

## TiC-TiB<sub>2</sub>增强 MoSi<sub>2</sub>复合材料的力学性能及抗氧化行为

颜建辉<sup>1,2</sup>, 张厚安<sup>1</sup>, 李益民<sup>2</sup>

(1. 湖南科技大学 先进材料制备及应用技术研究所, 湘潭 411201;

2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

**摘要:** 以MoSi<sub>2</sub>、Ti和B<sub>4</sub>C粉为原料, 采用高温热压技术合成不同体积分数TiC-TiB<sub>2</sub>增强MoSi<sub>2</sub>复合材料, 研究TiC-TiB<sub>2</sub>颗粒对MoSi<sub>2</sub>基体材料显微组织、力学性能和高温氧化性能的影响。结果表明: 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>(体积分数)复合材料的抗弯强度和维氏硬度分别达到468.3 MPa和17.07 GPa, 比纯MoSi<sub>2</sub>的分别增加了63.2%和83.5%。随着TiC-TiB<sub>2</sub>体积分数的增加, 复合材料的断裂方式由以沿晶断裂为主向以穿晶断裂为主转变, 强化机制是细晶强化和弥散强化。在800~1 200 °C氧化192 h时, 30%TiC-TiB<sub>2</sub>复合材料的增质是10%TiC-TiB<sub>2</sub>复合材料的2.38~3.23倍。氧化层中没有发现低熔点的B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 而TiO<sub>2</sub>和SiO<sub>2</sub>的存在使材料具有较好的抗氧化性。

**关键词:** MoSi<sub>2</sub>; 复合材料; TiC; TB<sub>2</sub>; 力学性能; 氧化行为

中图分类号: TG 146.4

文献标识码: A

## Mechanical properties and oxidation resistance behavior of TiC-TiB<sub>2</sub> reinforced MoSi<sub>2</sub> composites

YAN Jian-hui<sup>1,2</sup>, ZHANG Hou-an<sup>1</sup>, LI Yi-min<sup>2</sup>

(1. Institute of Advanced Materials Synthesis and Application Technology, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201 China;

2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites with different volume fractions of TiC-TiB<sub>2</sub> particles were fabricated by hot press technology using MoSi<sub>2</sub>, Ti and B<sub>4</sub>C powders as raw materials. Effects of TiC-TiB<sub>2</sub> particles on microstructure, mechanical properties and oxidation resistance properties of MoSi<sub>2</sub> matrix were investigated. The results show that the flexure strength and hardness of 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composite are 468.3 MPa and 17.07 GPa, respectively. Compared with monolithic MoSi<sub>2</sub>, the flexure strength and hardness are enhanced by 63.2% and 83.5%, respectively. With the TiC-TiB<sub>2</sub> particles content increasing, the fracture mechanism of the composites changes from intergranular fracture to transgranular fracture. The strengthening mechanisms of the composites are grain refine and dispersion strengthening. Oxidizing at 800–1 200 °C, the mass gain of 30%TiC-TiB<sub>2</sub> composites is almost 2.38–3.23 times as much as that of 10%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites. Low melting glass phase of B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> can not be found in the oxidized layer, but TiO<sub>2</sub> and SiO<sub>2</sub> existing in the oxidation layer make TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites have good oxidation resistance.

**Key words:** MoSi<sub>2</sub> composites; TiC; TB<sub>2</sub>; mechanical properties; oxidation behavior

金属间化合物 MoSi<sub>2</sub> 兼具金属和陶瓷双重特性, 从而成为最具有开发潜力的高温结构材料之一<sup>[1]</sup>, 同

时也可以作为高温抗氧化涂层材料<sup>[2]</sup>, 但由于其室温脆性和高温下低的抗蠕变能力阻碍了其实用化的进

程<sup>[3]</sup>。目前的改善措施主要有合金化(如 Al、W、Re、Co 等)<sup>[4]</sup>、复合化(如 SiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>、ZrO<sub>2</sub>、Mo<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> 等)<sup>[5]</sup>、稀土与第二相协同作用<sup>[6]</sup>以及掺杂改性<sup>[7]</sup>等方面。由于 TiC 和 TiB<sub>2</sub> 具有许多优良性能, 如熔点高、硬度高、化学稳定性好、抗腐蚀性能好, 可广泛应用于耐高温件、耐磨件、耐腐蚀件以及其它特殊要求零件上, 同时也可以作为许多材料的强化相, 如 TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷颗粒能够大大提高 Al 基或 Al-Cu 复合材料的力学性能<sup>[8-9]</sup>。此外, 由于 TiC 的脆韧转变温度在 600 °C 以上, 其热膨胀系数与 MoSi<sub>2</sub> 的热膨胀系数相近, 因此在热力学上, TiC 与 MoSi<sub>2</sub> 能稳定共存, 可能成为 MoSi<sub>2</sub> 材料的增强剂<sup>[10]</sup>。孙岚和潘金生<sup>[11-12]</sup>的研究结果表明, TiC<sub>(p)</sub>或 TiC<sub>(w)</sub>对 MoSi<sub>2</sub> 材料的室温强度和韧性以及高温强度均有较大的提高。孟军虎等<sup>[13]</sup>认为 TiC 可以明显地改善 MoSi<sub>2</sub> 材料的抗摩擦磨损性能。而热压 MoSi<sub>2</sub>-20%TiC-1%C(质量分数)复合材料在 800~1 400 °C 具有很好的抗氧化性, 这归因于形成了致密的方英石 SiO<sub>2</sub> 和板条状 TiO<sub>2</sub> 氧化膜<sup>[14]</sup>。MURTHY 等<sup>[15]</sup>研究了在 MoSi<sub>2</sub> 中加入 TiB<sub>2</sub> 颗粒的复合材料, 所有材料的高温强度和韧性都得到提高, 在 500 h 的氧化实验中并没有 PEST 现象发生; 在低温氧化条件下, MoSi<sub>2</sub>-TiB<sub>2</sub> 复合材料可形成 B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 保护层, 表现出比 MoSi<sub>2</sub>-SiC 更好的抗氧化性。另外, TiC 协同 TiB<sub>2</sub> 能够有效地改善 MoSi<sub>2</sub> 的组织结构和力学性能<sup>[16]</sup>。

以上研究表明, TiC 和 TiB<sub>2</sub> 是 MoSi<sub>2</sub> 很好的增强剂。由于制备 TiC-TiB<sub>2</sub> 复相陶瓷所用的原材料 B 粉或 TiB<sub>2</sub> 的成本昂贵, 从而导致制备该系列材料的成本高昂, 限制了此类复合材料的广泛应用。本文作者采用高温热压法原位合成技术, 选用廉价的 B<sub>4</sub>C 粉末替代昂贵的 B 粉, 以 MoSi<sub>2</sub>、Ti 和 B<sub>4</sub>C 粉末为原料, 成功地制备出了不同体积分数的 TiC+TiB<sub>2</sub> 增强 MoSi<sub>2</sub> 复合材料, 探讨其强化机制, 并研究该复合材料在 800~1 200 °C 的高温氧化行为和氧化机理。

## 1 实验

以 MoSi<sub>2</sub>(平均粒径 12 μm)、Ti(纯度为 99.3%, 平均粒径 38 μm)、B<sub>4</sub>C(纯度为 94.0%, 平均粒径 12 μm) 为原料, 按不同配比将上述粉末均匀混料 24 h, 在石墨模具中真空热压(30 MPa, 1 700 °C, 60 min)制备出 TiC-TiB<sub>2</sub> 体积分数分别为 10%、20% 和 30% 的 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料。用排水法测得所有材料的

相对致密度均在 95.5%~96.0%之间。为了进行比较, 同样制备出致密度为 96.2%的纯 MoSi<sub>2</sub> 氧化试样。用三点弯曲法测量试样的抗弯强度, 用维氏硬度计(HV<sub>294N</sub>)测量材料的硬度。

利用线切割从热压产物上切割尺寸为 10 mm×5 mm×2 mm 的氧化试样, 表面经研磨抛光后, 用超声波清洗并烘干备用。将箱式电炉升至实验温度后放入样品, 在空气环境中进行静态氧化实验。在不同温度下保温一定时间后, 从炉中取出用纯氧化铝坩埚装的试样, 自然冷却后采用分析天平(感应量 10<sup>-4</sup> g)称其质量, 在电炉中氧化的累计时间为 192 h。用单位时间、单位面积的质量变化来评价材料的氧化特性。

利用 D8-Advance 型全自动 X 射线衍射仪分析材料的相组成, 采用 KYKY-2800 型扫描电镜来分析材料的组织结构、断口形貌以及氧化表面与截面形貌。

## 2 结果与讨论

### 2.1 复合材料的制备

以 MoSi<sub>2</sub>、Ti 和 B<sub>4</sub>C 粉末为原料, 通过热压法合成 TiC-TiB<sub>2</sub> 体积分数分别为 10%、20% 和 30% (体积分数) 的 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料, 其 XRD 谱如图 1 所示。由图 1 可知, 合成产物主要由 MoSi<sub>2</sub>、TiC 和 TiB<sub>2</sub> 组成, 没有发现未反应的 Ti 和 B<sub>4</sub>C。另外, 随着 TiC-TiB<sub>2</sub> 体积分数的增加, MoSi<sub>2</sub> 相衍射峰的相对强度逐渐减弱, 而 TiC 和 TiB<sub>2</sub> 相衍射峰的相对强度逐渐增强。这说明以 MoSi<sub>2</sub>、Ti 和 B<sub>4</sub>C 粉末为原料, 通过热压法可以原位合成 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料。

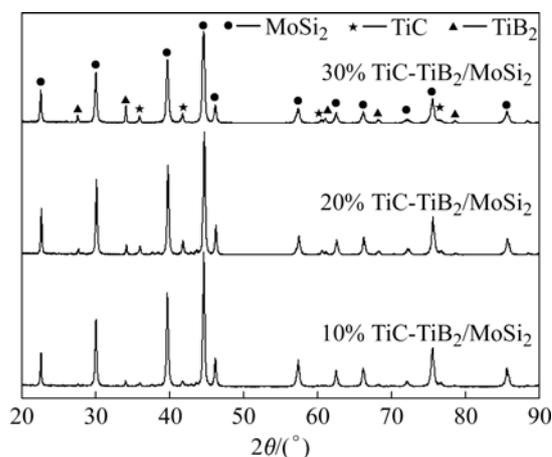


图 1 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料的 XRD 谱

Fig.1 XRD patterns of TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites

图 2 所示为 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>(体积分数)复合材料的低倍和高倍背散射电子像。由图 2(a)可见, 生成

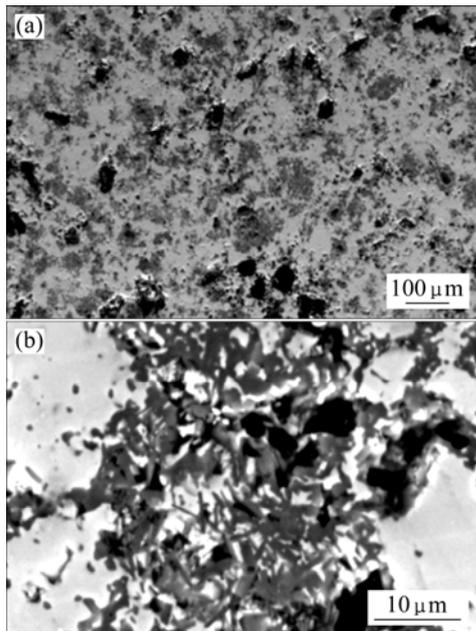


图2 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料的背散射电子像  
Fig.2 Backscattered electron images of 30% TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites: (a) Low magnification; (b) High magnification

的TiC-TiB<sub>2</sub>增强相均匀地分布在基体MoSi<sub>2</sub>中。在热压过程中,热压温度为1 700 ℃,已超过Ti的熔点1 670 ℃,因而Ti会被压散成为较小的液滴;由于金属Ti的还原作用,B<sub>4</sub>C在Ti表面分解出B和C原子并向Ti液滴内扩散,直到Ti液滴的中心部分。当B或C的含量达到B或C的溶解度时,TiC或TiB<sub>2</sub>即生成。图2(b)中浅白色和白亮色区域均为MoSi<sub>2</sub>基体,黑色区域为孔洞,深灰色是TiC-TiB<sub>2</sub>陶瓷混合物,其形态呈针状或不规则短杆状。

## 2.2 复合材料性能分析

表1 所列为 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料的力学性能。从表1可知,随着增强体 TiC-TiB<sub>2</sub> 体积分数的增多,TiC-TiB<sub>2</sub> 复合材料的抗弯强度和维氏硬度也逐渐增加。当 TiC-TiB<sub>2</sub> 体积分数为 30%时,复合材料的抗

表1 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料的力学性能

Sample	Flexure strength/MPa	Hardness/GPa
MoSi <sub>2</sub>	286.3	9.3
10%TiC-TiB <sub>2</sub> /MoSi <sub>2</sub>	412.6	10.33
20%TiC-TiB <sub>2</sub> /MoSi <sub>2</sub>	432.8	12.02
30%TiC-TiB <sub>2</sub> /MoSi <sub>2</sub>	468.3	17.7

弯强度和维氏硬度分别达到 468.3 MPa 和 17.07 GPa,与纯 MoSi<sub>2</sub> 的比较,分别增加了 63.2%和 83.5%。可见,TiC 协同 TiB<sub>2</sub> 对 MoSi<sub>2</sub> 的力学性能有较大的改善。

## 2.3 复合材料断口形貌

图3 所示为不同体积分数的 TiC-TiB<sub>2</sub> 增强 MoSi<sub>2</sub> 复合材料的断口形貌。由图3 可以看出,细小的 TiC-TiB<sub>2</sub> 颗粒分布在 MoSi<sub>2</sub> 晶粒交界处,存在一定的团聚。随着 TiC-TiB<sub>2</sub> 体积分数的增加,MoSi<sub>2</sub> 基体材料的平均晶粒尺寸逐渐减小。在热压烧结过程中,原位生成的 TiC-TiB<sub>2</sub> 颗粒在晶界上分布,有效地阻止了 MoSi<sub>2</sub> 基体的晶粒长大,复合材料的组织得以细化。根据霍尔-配奇理论,晶粒细化有利于提高材料的强度。从图3(c)中还可看出,30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料断裂时,可明显地看到断裂面上几乎所有晶粒都破

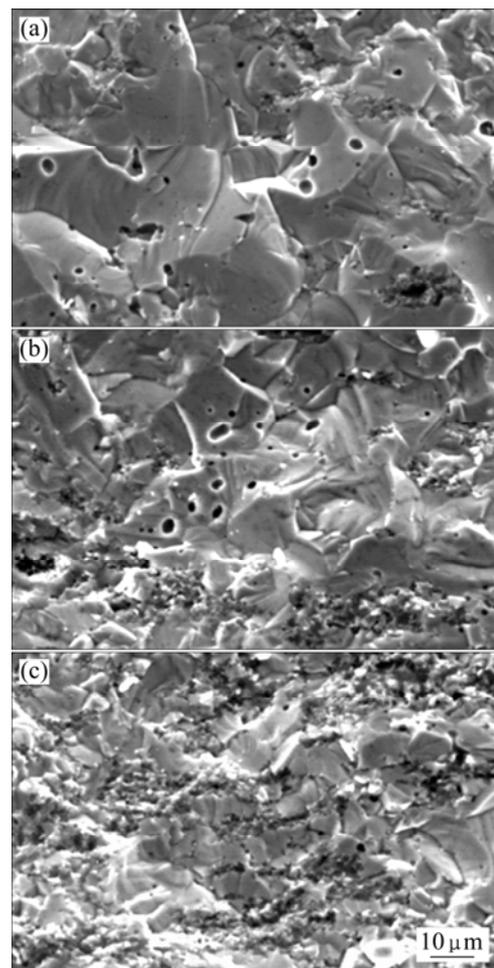


图3 不同体积分数的 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料的断口形貌  
Fig.3 Fractural morphologies of TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites with different volume fractions: (a) 10%TiC-TiB<sub>2</sub>; (b) 20%TiC-TiB<sub>2</sub>; (c) 30%TiC-TiB<sub>2</sub>

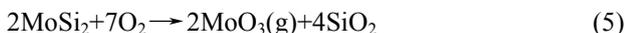
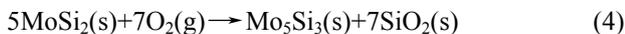
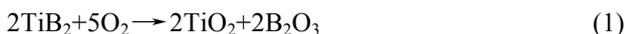
碎了, 且有些晶粒断面平整, 出现了解理台阶。这表明 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合陶瓷的断裂是以穿晶断裂为主, 且穿晶断裂能高于沿晶断裂能。因此, 断裂方式从沿晶断裂改变为穿晶断裂, 提高了复合材料的强度和硬度。

### 2.4 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料氧化行为

图4所示为不同体积分数TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料在800、1 000和1 200 °C氧化时质量随时间的变化曲线。由图4可以看出, 所有试样均表现为氧化增质。在各温度下, 随着TiC-TiB<sub>2</sub>体积分数的增加, TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料的氧化增质也在增加, 曲线形状近似于抛物线。另外, 在不同温度下材料氧化增质的幅度不一样。800 °C时, 材料氧化增质幅度较小, 而1 200 °C时, 增质幅度最大。由图4可知, 在800~1 200 °C氧化 192 h时, 30%TiC-TiB<sub>2</sub>复合材料的增质是10%TiC-TiB<sub>2</sub>复合材料的2.38~3.23倍。由于复合材料的高温自愈合抗氧化性, 随着氧化时间的延长, 复合材料的氧化速率明显降低, 逐渐进入钝氧化阶段。此外, 从氧化试样的外观也可知道, 在800~1 200 °C之间氧化时, 随着氧化时间的延长, 氧化试样表面外观变化按灰黑色→浅黄色→黄色→深黄色规律逐渐演变。

### 2.5 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料氧化机理

对于 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料来说, 氧化过程中 TiC、TiB<sub>2</sub> 和 MoSi<sub>2</sub> 相主要发生下列化学反应:



根据热力学数据计算上述各式化学反应的吉布斯自由能, 结果如表 2 所列。

由表 2 可知, 各个温度范围内的吉布斯自由能均为负, 说明在热力学上, 这些反应都能够进行。在各温度下, 反应(1)自由能最低, 该反应优先发生。

图 5 所示为 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料在不同温度下氧化 192 h 后的 XRD 谱。由图 5 可见, 在各温度下, 氧化层是由 MoSi<sub>2</sub>、TiO<sub>2</sub> 和 SiO<sub>2</sub> 组成, 但 800 和 1 000 °C 氧化时还存在 Mo<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> 和 MoO<sub>3</sub>。在各温度下, 试样表面氧化层中的 TiC 和 TiB<sub>2</sub> 相都消失, 说明

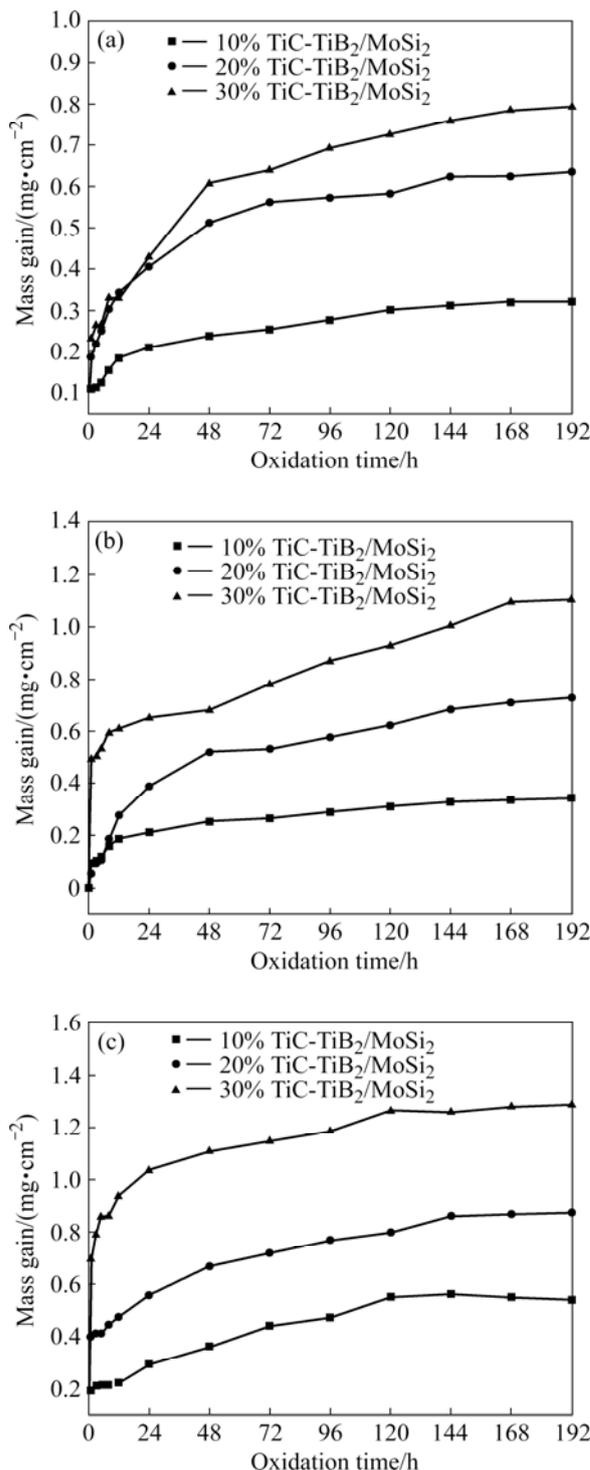


图 4 TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料在不同温度下氧化的质量变化曲线

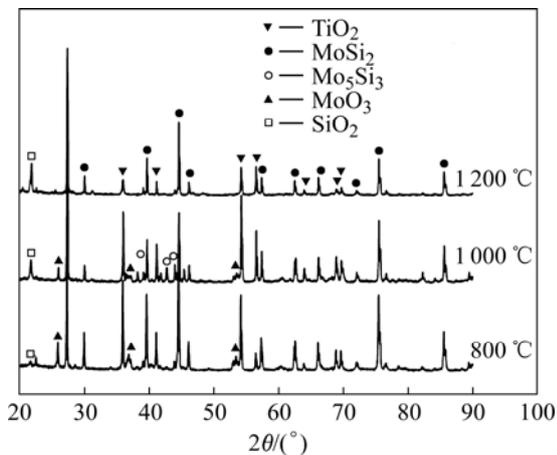
Fig.4 Mass variety curves of various composites oxidized at different temperatures: (a) 800 °C; (b) 1 000 °C; (c) 1 200 °C

全部发生了氧化; 而表面氧化层还存在少量 MoSi<sub>2</sub>, 说明 TiC 和 TiB<sub>2</sub> 较 MoSi<sub>2</sub> 优先氧化, 这与热力学相吻合。

表2 不同温度下不同化学反应的吉布斯自由能

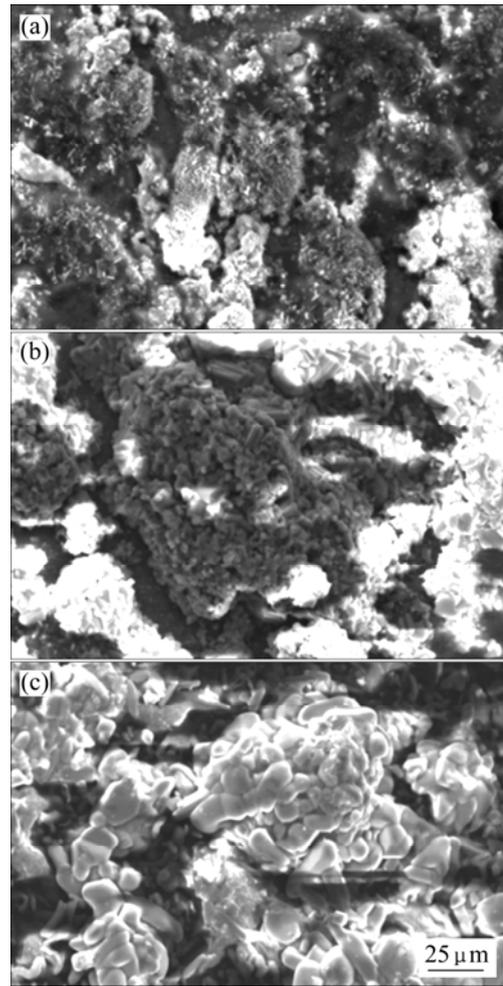
Table 2 Gibbs free energy of various reactions at different temperatures

Reaction No.	Gibbs free energy/(kJ·mol <sup>-1</sup> )		
	800 °C	1 000 °C	1 200 °C
(1)	-1422	-1318	-1264
(2)	-802	-783	-756
(3)	-592	-532	-486
(4)	-240	-230	-220
(5)	-425	-400	-380

图5 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料不同温度氧化192 h后的XRD谱Fig.5 XRD patterns of 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites oxidized for 192 h at different temperatures

以上热力学计算及XRD分析结果表明, TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复相陶瓷的高温氧化机理为: 首先是TiB<sub>2</sub>优先与氧发生反应生成TiO<sub>2</sub>和B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 然后是TiC与氧反应生成TiO<sub>2</sub>、CO或CO<sub>2</sub>, 最后是MoSi<sub>2</sub>氧化生成Mo<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>、SiO<sub>2</sub>和MoO<sub>3</sub>。生成的3种固体氧化物TiO<sub>2</sub>、B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和SiO<sub>2</sub>均可在材料表面形成保护膜, 有助于阻止材料的进一步被氧化。但在所有氧化试样的XRD谱中都没有发现B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>晶相的存在, 只有TiO<sub>2</sub>晶相, 这可能是由于低熔点的B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(熔点为550 °C)高温挥发或者是以非晶态存在的缘故。

30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料在不同温度氧化192 h后的表面形貌如图6所示。由图6可看出, 经800和1 000 °C氧化192 h后, 表层的TiB<sub>2</sub>和TiC全部发生了氧化, 此时, 材料表面被氧化层覆盖。从图6(a)和(b)中还发现, 氧化层表面有类似孔洞的痕迹, 这可能是B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CO或CO<sub>2</sub>从界面经氧化层向表面扩散, 在高

图6 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料经不同温度氧化192 h后的表面形貌Fig.6 Morphologies of surface of 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites oxidized for 192 h at different temperatures: (a) 800 °C; (b) 1 000 °C; (c) 1 200 °C

温作用下产生挥发, 在表面形成气泡并逸出所致。经比较还发现, 随着氧化温度的升高, 表面层氧化物TiO<sub>2</sub>, 呈逐渐长大的趋势。1 200 °C氧化时, TiO<sub>2</sub>晶粒明显长大, 多数晶粒棱角分明, 它们包裹在材料基体表面, 使材料表现出良好的抗氧化性。

图7所示为30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料在不同温度氧化192 h后的截面形貌。由图7可知, 氧化层较致密, 对基体起着较好的保护作用。随着温度的升高, 氧化层的厚度逐渐增加。另外, 随着温度的升高, 在氧化层附近基体中的TiC-TiB<sub>2</sub>体积分数相对较少, 说明温度越高, 基体中更多的TiC-TiB<sub>2</sub>扩散到氧化层处发生了氧化反应。

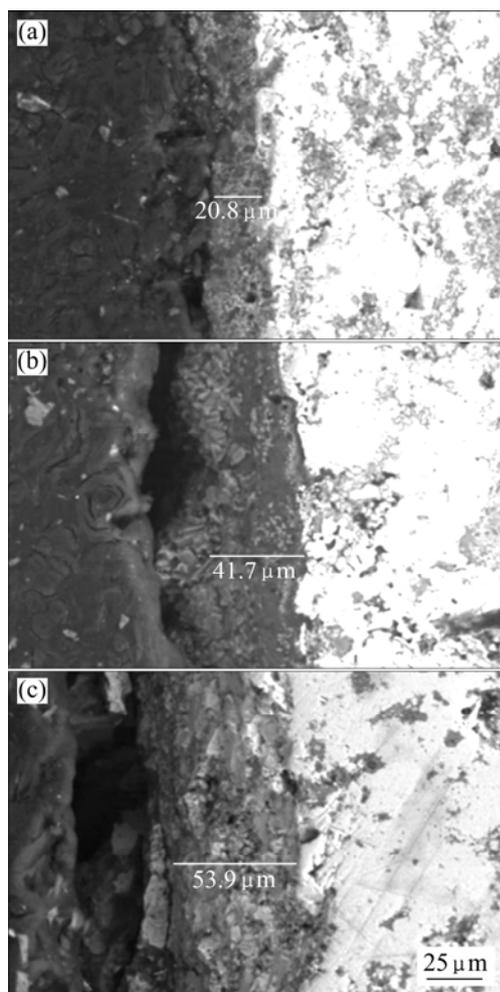


图7 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> 复合材料经不同温度氧化 192 h 后的截面形貌

**Fig.7** Morphologies of cross section of 30%TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> oxidized for 192 h at different temperatures: (a) 800 °C; (b) 1000 °C; (c) 1200 °C

### 3 结论

1) 以MoSi<sub>2</sub>、Ti和B<sub>4</sub>C粉末为原料,通过高温热压法合成了TiC-TiB<sub>2</sub>增强MoSi<sub>2</sub>复合材料。TiC-TiB<sub>2</sub>体积分数为30%时,抗弯强度和维氏硬度分别达到468.3 MPa和17.07 GPa,比纯MoSi<sub>2</sub>的分别增加了63.2%和83.5%。

2) 随着TiC-TiB<sub>2</sub>体积分数的增加,TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料的晶粒大小明显细化,断裂方式由沿晶断裂为主向穿晶断裂为主转变,强化机制是细晶强化和弥散强化。

3) TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料在800~1200 °C空气

中的氧化增质符合抛物线规律,随着TiC-TiB<sub>2</sub>体积分数的增加,材料的氧化增质呈现增加的趋势,但随着氧化时间的延长,氧化速率明显降低,逐渐进入钝氧化阶段。

4) TiC-TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料在800~1200 °C氧化时,氧化产物组成相中没有发现低熔点的B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,氧化层中的TiO<sub>2</sub>和SiO<sub>2</sub>的存在使材料具有较好的抗氧化性。

### REFERENCES

- [1] COURTRIGHT E L. A comparison of MoSi<sub>2</sub> matrix composites with other silicon-base composite systems[J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 261(1/2): 53-63.
- [2] 肖来荣, 蔡志刚, 易丹青, 向彩文, 许谅亮. MoSi<sub>2</sub>涂层的组织结构与高温抗氧化性能[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(6): 1028-1033.  
XIAO Lai-rong, CAI Zhi-gang, YI Dan-qing, XIANG Cai-wen, XU Liang-liang. Histology and high-temperature oxidation resistance of molybdenum disilicide coating[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(6): 1028-1033.
- [3] PETROVIC J J, VASUDEVAN A K. Key developments in high temperature structural silicides[J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 261(1/2): 1-5.
- [4] KRAKHMALOV P V, STROM E, LI C. Microstructure and properties stability of Al-alloyed MoSi<sub>2</sub> matrix composites[J]. *Intermetallics*, 2004, 12(2): 225-233.
- [5] MANOMASUPAT D, WILKINSON D S, PETRIC A. Combustion synthesis and mechanical properties of molybdenum disilicide composite reinforcement with SiC particulate[J]. *Journal of Materials Science*, 1998, 33(9): 2319-2330.
- [6] 颜建辉, 李益民, 张厚安, 唐思文. La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Mo<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>/MoSi<sub>2</sub>复合材料的力学性能和高温氧化行为[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(10): 1730-1735.  
YAN Jian-hui, LI Yi-min, ZHANG Hou-an, TANG Si-wen. Mechanical properties and high temperature oxidation behavior of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Mo<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>/MoSi<sub>2</sub> composite[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(10): 1730-1735.
- [7] 颜建辉, 张厚安, 李益民, 唐思文. 稀土对MoSi<sub>2</sub>力学性能和抗氧化性能的影响[J]. *中国稀土学报*, 2007, 25(4): 437-441.  
YAN Jian-hui, ZHANG Hou-an, LI Yi-min, TANG Si-wen. Effect of rare earths on mechanical properties and oxidation resistance of MoSi<sub>2</sub>[J]. *Journal of the Chinese Rare Earth Society*, 2007, 25(4): 437-441.
- [8] ZOU Bing-lin, SHEN Ping, JIANG Qi-chuan. Thermal

- explosion synthesis of aluminum matrix composites reinforced with TiC-TiB<sub>2</sub> ceramic particulates[J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2007, 17(s1): s314-s317.
- [9] 韩延峰, 刘相法, 李克, 王俊, 孙宝德. TiC+TiB<sub>2</sub>协同增强 Al-Cu原位复合材料[J]. *材料科学与工艺*, 2007, 15(4): 487-491.  
HAN Yan-feng, LIU Xiang-fa, LI Ke, WANG Jun, SUN Bao-de. In situ TiC and TiB<sub>2</sub> cooperatively reinforced Al-Cu composites[J]. *Materials Science and Technology*, 2007, 15(4): 487-491.
- [10] ZENG Y P, CHAO N X, WATANABE T. The effects of carbon addition on the mechanical properties of MoSi<sub>2</sub>-TiC composites[J]. *Ceramics International*, 2002, 28(4): 387-392.
- [11] SUN L, PAN J S. TiC whisker-reinforced MoSi<sub>2</sub> matrix composite[J]. *Materials Letters*, 2001, 51: 270-274.
- [12] 孙 岚, 潘金生. TiC颗粒增韧MoSi<sub>2</sub>基复合材料的力学性能[J]. *材料工程*, 2001(9): 31-34.  
SUN Lan, PAN Jin-sheng. Mechanical properties of TiC particles reinforced MoSi<sub>2</sub> composites[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2001(9): 31-34.
- [13] 孟军虎, 吕晋军, 王静波. MoSi<sub>2</sub>基复合材料的摩擦学行为[J]. *稀有金属材料与工程*, 2005, 34(z1): 326-328.  
MENG Jun-hu, LÜ Ji-jun, WANG Jing-bo. The tribological behaviors of MoSi<sub>2</sub>-based composites[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*. 2005, 34(z1): 326-328.
- [14] ZHU Q, SHOBU K, ZENG Y. Oxidation behavior of hot-pressed MoSi<sub>2</sub>-TiC composite[J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36(2): 313-319.
- [15] MURTHY T S R C, BALASUBRAMANIAM R, BASU B, SURI A K, MUNGOLE M N. Oxidation of monolithic TiB<sub>2</sub> and TiB<sub>2</sub>-20wt.%MoSi<sub>2</sub> composites at 850 °C[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2006, 26(1): 187-192.
- [16] 李建林, 江东亮, 谭寿洪. 一种新的MoSi<sub>2</sub>基复合材料显微结构及其对力学性能的影响[J]. *无机材料学报*, 2000, 15(1): 73-78.  
LI Jian-lin, JIANG Dong-liang, TAN Shou-hong. A novel microstructure and its effects on mechanical properties of TiC/TiB<sub>2</sub>/MoSi<sub>2</sub> composites[J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2000, 15(1): 73-78.

(编辑 何学锋)