

# 三维连续网络 $Ti_2AlC/TiAl$ 复合材料高温摩擦磨损行为研究

冯进宇, 肖华强, 赵思皓, 肖 易, 游川川, 赵欣鑫

(贵州大学 机械工程学院, 贵州 贵阳 550025)

**摘 要:** 采用真空热压制备了三维连续网络  $Ti_2AlC/TiAl$  复合材料, 在明晰其高温氧化行为的基础上, 利用摩擦磨损试验机对复合材料的高温氧化磨损行为及其机理进行了研究。结果表明, 高温氧化条件下, 复合材料表面在 600 °C 以下生成  $Al_2O_3$  鲕状氧化物, 在 800 °C 时生成  $TiO_2$  聚集团以及  $TiO_2$  和  $Al_2O_3$  的氧化物混合层; 随着温度的升高, 氧化膜的润滑作用使得摩擦系数降至 0.3237, 基材的软化与  $TiO_2$  聚集团的突出生长使得磨损速率逐渐升至  $4.5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ , 磨损机理由磨粒磨损转变为磨粒磨损与氧化磨损的混合磨损。

**关键词:** 粉末冶金; 金属陶瓷复合材料; 摩擦磨损性能; 高温; 自润滑

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)11-4066-07

$TiAl$  合金因具有低密度、高比强度以及良好的耐高温性和耐蚀性等优良特性而广泛应用于海洋工程、航空航天等领域, 但其耐磨性、高温抗蠕变性等不足限制了  $TiAl$  合金的进一步发展<sup>[1-3]</sup>。目前国内外对  $TiAl$  合金性能的改善主要有 2 种方法, 一种是对其进行合金化以提高其高温性能<sup>[4-6]</sup>。Qiu<sup>[7]</sup>等研究表明, Mo 可较好地稳定  $TiAl$  合金中的  $\beta$  相, 使得晶粒细化并提升合金在高温下的强度和抗氧化性。Duan<sup>[8]</sup>等通过向  $\gamma-TiAl$  中添加 C, 使得复合材料中生成了碳化物 WC 以及 TiC, 提高了其磨损性能。刘洪喜<sup>[9]</sup>等研究了 Si 对 Ti-Al-Si 涂层氧化性的影响, 发现 Ti-Al-Si 复合涂层表面的氧化层比 TC4 合金的氧化层更加致密均匀, 生成了  $TiO_2$ 、 $Al_2O_3$  和  $SiO_2$ , 使得抗氧化性提升。另一种方法是添加增强相到  $TiAl$  合金基体中进行复合强韧化<sup>[10,11]</sup>。Weng<sup>[12]</sup>等在 TC4 合金表面制备了 TiN、TiC、 $Cr_7C_3$  为增强相的复合材料, 由于弥散强化与固溶强化的作用提升涂层硬度, 并且  $Y_2O_3$  可以通过细化组织, 使得耐磨性增强。Ma<sup>[13]</sup>等通过采用激光熔覆技术制备了 TiC 增强  $TiAl$  基复合材料, 在激光束作用下, 复合材料表面生成了  $TiO_2$ 、 $Al_2O_3$ 、含有少量  $Al_2O_3$  的  $TiO_2$ 、含有少量  $TiO_2$  的  $Al_2O_3$  的四层氧化膜结构, 具有优异高温抗氧化性。

相较于传统陶瓷材料, 三元金属陶瓷 MAX 相(过渡金属碳化物和氮化物)的结构为  $M_6X$  八面体层和 A

原子层交替排列组成, 其中 M-X 之间为较强共价键和离子键构成, M-A 之间为较弱的共价键和金属键构成, A 原子层易于脱离  $M_6X$  片层移动, 特殊的键合结构使得三元金属陶瓷 MAX 相具有高硬度、优良高温性能以及良好润滑性能<sup>[14,15]</sup>。费岩晗<sup>[16]</sup>等采用 SPS 制备了  $Ti_2AlC$  协同增强  $TiAl$  基叠层复合材料, 发现强韧层有效阻碍了裂纹的拓展, 并且碳化物及  $Ti_2AlC$  的生成可细化晶粒, 使得复合材料具有良好的力学性能。Zhang<sup>[17]</sup>等使用无压烧结方式制备了  $Ti_3AlC_2/TiAl$  复合材料, 研究了其在 700 °C 以上的摩擦性能, 结果发现在高速摩擦的条件下生成了由  $Al_2O_3$ 、 $TiO_2$  等组成的层状氧化膜, 有效提升了复合材料的耐磨性。Xu<sup>[18]</sup>通过 SPS 技术在  $TiAl$  基体上添加  $MoS_2$ 、BN 和  $Ti_3SiC_2$  制备出了自润滑复合材料, 发现润滑相  $Ti_3SiC_2$  在摩擦后生成了  $TiO_2$  和  $SiO_2$ , 隔离了材料表面与对磨件的直接接触, 改善了摩擦性能。

本实验在采用真空热压法制备出三维网络增强  $Ti_2AlC/TiAl$  基复合材料的基础上, 研究了不同温度下复合材料的循环氧化行为, 结合氧化特征分析了复合材料的高温氧化磨损行为及机理, 为拓展 MAX 相增强  $TiAl$  合金高温动载零部件的开发提供支持。

## 1 实 验

采用雾化法制备的 4822 钛合金粉末, 其化学成分(质量分数, %)为 33.13Al、4.75Nb、2.65Cr、0.09O、

收稿日期: 2021-01-26

基金项目: 国家自然科学基金(52065009); 贵州省联合基金(20167437)

作者简介: 冯进宇, 男, 1996 年生, 硕士生, 贵州大学机械工程学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: 578381194@qq.com

0.04N, 其余为 Ti。利用行星磨将纯度均大于 99% 的 TiAl 合金粉末 (17.4~52.9 μm) 与 Ti<sub>2</sub>AlC 粉末 (约 74 μm) 混合均匀后, 放入 ZT-40-20 型真空热压炉中进行烧结, 烧结温度为 1150 °C, 烧结压力为 30 MPa。图 1 为经烧结后获得的 Ti<sub>2</sub>AlC 体积分数为 20% 的复合材料的显微组织, 可以看出试样均匀致密, Ti<sub>2</sub>AlC 增强相以均匀的三维网络状结构分布于基体之中, 最终获得的复合材料形成了两相三维互贯通的三维网络连续增强结构。

采用 S-4800 型扫描电镜和自带的能谱仪对材料的组织结构、氧化形貌及摩擦磨损形貌进行观察和分析; 利用 Bruker-D8 Advance 型 X 射线衍射仪对材料进行物相分析, 所用 Cu 靶的 K $\alpha$  射线的波长为  $\lambda=0.154\ 056\ \text{nm}$ , 管电压为 40 kV、管电流为 40 mA, 扫描速度为 0.02 %s, 扫描范围为 10°~80°。

将试样切制为 15 mm×15 mm×1 mm 的块体并进行磨抛, 利用 SX-6-12 型箱式电阻炉进行抗循环氧化实验, 分别在 400、600、800 °C 条件下循环氧化 50 h 考察材料的氧化行为。为了更加准确测定材料的氧化曲线, 分别在保温 0.5、1、3、5 和 10 h 后取出试样, 测量其氧化增重, 之后每 10 h 称量质量。

利用 UMT-2 型摩擦磨损试验机对尺寸为 15 mm×15 mm×5 mm 的试样进行高温摩擦磨损实验, 摩擦配副方式为球-块式, 对磨材料为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 球, 其直径为 10 mm, 表 1 为所制备的 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 复合材料及 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

表 1 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 复合材料及 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷配副的基本性能

Table 1 Properties of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl composite and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic

Material	Hardness, HRC	Flexural strength/MPa	Compressive strength/MPa
Ti <sub>2</sub> AlC/TiAl	46.8	900.9	1555.2
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	95	310	2200

配副的相关性能参数。

采用圆周运动, 施加载荷 10 N, 转速 100 r/min, 磨损半径 4 mm, 测试时间 20 min。试验气氛为大气气氛, 试验温度为 25、400、600、800 °C, 试样随炉升温。试验机系统自动给出材料的摩擦系数-时间曲线, 摩擦系数为稳定摩擦系数的平均值。磨损痕迹的轮廓由 JB-4C 型表面轮廓仪测得, 磨损速率  $W_R(\text{mm}^3\ \text{N}^{-1}\ \text{m}^{-1})$  通过与单位载荷和滑动距离相对应的磨损量来测量, 其计算式如下:

$$W_R = \frac{\Delta V}{2\pi PrRt} \quad (1)$$

式中:  $\Delta V$  为磨损量 ( $\text{mm}^3$ );  $P$  为载荷 (N);  $r$  为磨损半径 (mm);  $R$  为转速 (r/min);  $t$  为磨损时间 (s)。

## 2 结果与分析

### 2.1 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 复合材料不同温度下的氧化行为

图 2 为 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料与 TiAl 合金在不同温度下的循环氧化动力学曲线。由图 2 可以看出, 在 50 h 的循环氧化过程中, 试样在不同温度条件下的氧化动力学曲线都呈现出一个相似的趋势, 即在氧化初期都有一个快速上升的过程, 随后逐渐变慢至不再变化, 不同的是温度越高则氧化增重越多。400 和 600 °C 条件下复合材料在进行 5 h 左右的氧化后, 增重分别达到最大值 0.4 和 0.9 mg/cm<sup>2</sup>, 而 TiAl 合金则是在 40 h 左右才达到增重最大值 0.7 和 1.05 mg/cm<sup>2</sup>; 800 °C 条件下复合材料的增重在 20 h 左右达到最大值 0.95 mg/cm<sup>2</sup>, 而 TiAl 合金氧化增重在 50 h 左右达到 1.15 mg/cm<sup>2</sup>, 并且随着时间增长仍在继续增加。这是由于不同温度下试样表面的氧化膜形成速度不同, 当试样表面形成足够厚的氧化层后, 完整的氧化膜能够阻碍氧气向试样内部渗透以及试样内部的元素向氧化膜外部扩散, 从而有效地减缓了氧化膜的形成速度直至停止氧化<sup>[19]</sup>。由此可知, 复合材料在不同温度下的氧化增重都低于 TiAl 合金, 说明增强相 Ti<sub>2</sub>AlC 的引入提升了材料的抗循环氧化性能。

图 3 是 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料氧化后的物相 XRD 图谱。从图 3 可知, 当在 400、600 °C 条件下发生氧化后试样表面主要为 TiAl、Ti<sub>2</sub>AlC 以及少量的

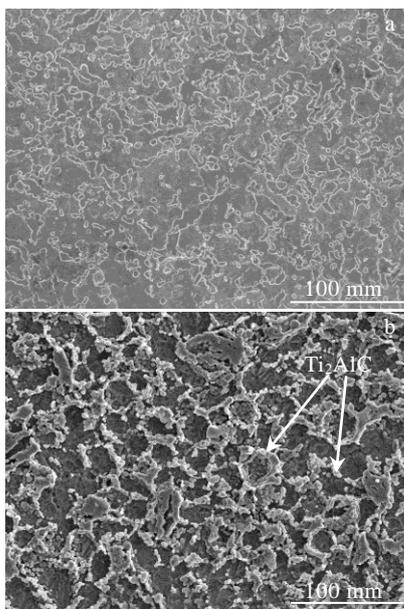


图 1 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料的显微组织

Fig.1 Microstructures of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl composites after shallow corrosion (a) and deep corrosion (b)

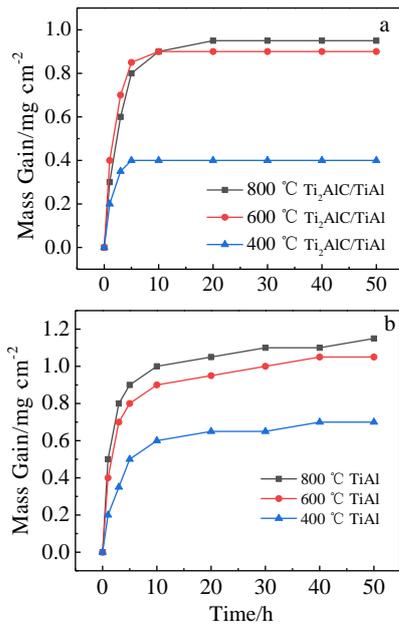


图 2 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料及 TiAl 基体的循环氧化动力学曲线

Fig.2 Oxidation kinetics curves of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl matrix composites (a) and TiAl alloy (b) at different temperatures

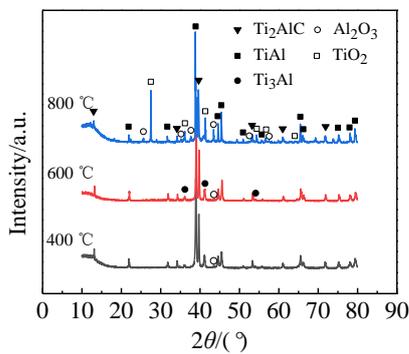


图 3 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料氧化后物相 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl matrix composites after oxidation at different temperatures

Ti<sub>3</sub>Al 相和微量的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>；在 800 °C 条件下氧化后试样表面出现了 TiO<sub>2</sub> 相。根据相关研究<sup>[20-22]</sup>表明，TiAl 合金的氧化产物主要为 TiO<sub>2</sub> 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>，由于温度较低时不易生成 TiO<sub>2</sub> 使得氧化产物主要为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>，当温度较高时将产生 TiO<sub>2</sub> 与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的混合氧化层；Ti<sub>2</sub>AlC 的氧化产物也为 TiO<sub>2</sub> 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 并且在 600 °C 及以下进行氧化时氧化不明显，其主要产物为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。从热力学角度看，在 400、600 °C 条件下由于温度较低而无法满足 TiO<sub>2</sub> 的形成能，使得试样表面生成的氧化薄膜主要为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>，结合图 2 可知生成的氧化物含量较低，

导致 XRD 衍射峰强度较为微弱。

图 4 为复合材料在不同温度下氧化后的微观形貌。由图 4a 和 4b 可以看出，在 400 °C 条件下试样表面仅形成了一层较薄的鳞片状氧化物；从图 4c 和 4d 可以看出，在 600 °C 条件下，TiAl 基体氧化较为均匀，形成了致密的颗粒状氧化物，而黑块状的 Ti<sub>2</sub>AlC 相则氧化不明显（图 4c）；在图 4e 与 4f 中可以观察到，在 800 °C 条件下试样表面形成了 2 种形态不同的氧化物，一种为粗大聚集团，另一种为混合状组织。

研究<sup>[19,23]</sup>表明，在 Ti<sub>2</sub>AlC 的氧化初期 TiO<sub>2</sub> 生长动力学大于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>，所以 TiO<sub>2</sub> 的生长速率大于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>，使得所形成的晶粒尺寸较大，由于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的形成能小于 TiO<sub>2</sub>，Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 形成所需要的氧气少于 TiO<sub>2</sub>，故随着氧化的进行，试样表面的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层逐渐变厚，此外 Ti 在 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 中的渗透率较小，在形成连续的氧化铝层后，Ti 向外扩散受阻，导致 TiO<sub>2</sub> 的生长速率会逐渐降低，最后 TiO<sub>2</sub> 生长会停止而只在氧化表面的小区域出现聚集。在 TiAl 合金的氧化过程中，由于 TiO<sub>2</sub> 的形成能大于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>，所以当温度较低时 TiAl 合金氧化不易形成 TiO<sub>2</sub>，当温度较高时将产生 TiO<sub>2</sub> 与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的混合氧化层，因此在 400 和 600 °C 条件下复合材料试样表面的鳞片状氧化物以 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为主，在 800 °C 条件下试样表面为 TiO<sub>2</sub> 粗大聚集团以及下方的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 与 TiO<sub>2</sub> 混合氧化层。

## 2.2 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 复合材料在不同温度下的磨损行为

### 2.2.1 摩擦曲线

图 5 为 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料分别在 25、400、600、800 °C 条件下的摩擦曲线。由图 5 可以看出，当试样在各个温度条件下进行摩擦试验时，相对应的摩擦系数曲线在经过短暂的波动后趋于平稳，这是因为试样与配副进行接触摩擦时的实际接触面积为 2 个物体表面上的微凸体，在压力的作用下表面微凸体首先发生逐渐压溃、粉碎，使得摩擦副接触面积趋于稳定，故经过短暂磨合阶段后摩擦系数趋于平稳。此外，由于复合材料中基体与增强相为两相互锁的网络结构，难以产生大量的增强相脱落颗粒对材料的摩擦系数造成影响，当 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料在 25 °C 条件下进行摩擦磨损时，少量增强颗粒遭到疲劳破坏并脱落至摩擦副之间形成磨粒，使得摩擦系数波动相对剧烈，随着复合材料表面氧化膜的形成，增强相不易剥落，摩擦系数逐渐趋于平稳，但是在 800 °C 条件下摩擦系数在经过磨合阶段后波动较为剧烈，由图 4e 可知这是由于试样表面存在粗大的 TiO<sub>2</sub> 聚集团氧化物，当其在试样表面凸出生长时会与配副直接接触，进行摩擦将造成氧化膜破裂并产生大块的氧化物磨屑，使得

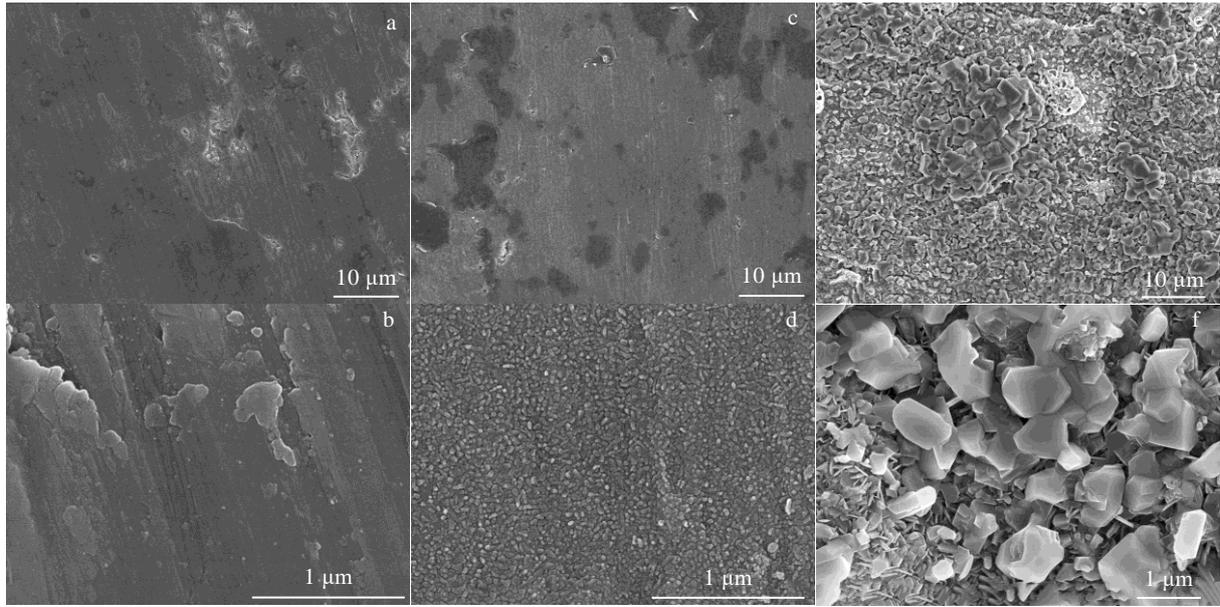


图 4 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料氧化后 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphologies of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl matrix composites after oxidation testing at 400 °C (a, b), 600 °C (c, d), and 800 °C (e, f)

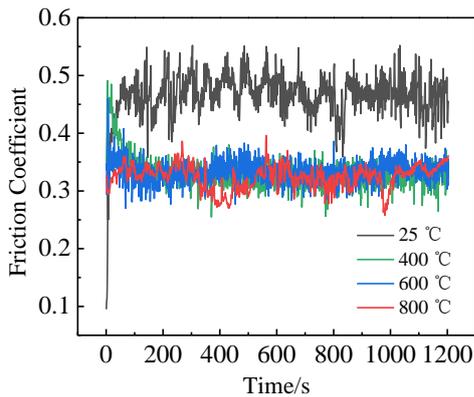


图 5 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料在不同温度下的摩擦系数

Fig.5 Friction coefficient of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl matrix composites at different temperatures

摩擦系数波动加剧。

在 25、400、600、800 °C 条件下的摩擦系数为 0.466、0.3327、0.3352、0.3237，可知随着温度的升高，摩擦系数逐渐降低，说明随着温度的升高，试样表面氧化层的润滑作用随着氧化层厚度增加与致密而逐渐增强。

### 2.2.2 磨损表面形貌

图 6 为 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料在不同温度下的磨损形貌。由图 6 可以看出，各个温度下的磨损表面都比较平整，既没有大块氧化膜脱落后暴露的粗糙不平的氧化物，也没有明显的大块磨屑等局部破坏特征，表明 Ti<sub>2</sub>AlC 增强相和 TiAl 基体形成的具有互锁

效应的网络结构使得脱落的磨屑较少，磨粒磨损效果较弱。此外从图 6b、6d、6f、6h 可以观察到，试样表面均存在未脱落的白色氧化物磨屑并且随温度的升高而逐渐变少，可知随着温度的升高，氧化层逐渐变厚，产生的氧化物具有一定的润滑作用，从而提高材料表面的摩擦磨损性能。

从图 6b 可知，在 25 °C 条件下进行摩擦时，试样产生氧化物较少，这时硬度较高的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 配副直接与试样表面接触，配副表面的微凸体可轻易压入试样表面进行磨削，使得试样表面的材料被切下成为切屑，部分切屑进入摩擦副之间成为磨粒产生磨粒磨损；从图 6d 可以看出，磨损表面存在大块的未脱落磨屑，表明在 400 °C 条件下，随着温度的提高，试样表面的氧化物含量开始增加，氧化层可阻碍试样与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 配副之间的直接接触，使得摩擦磨损作用有所减轻，故磨损表面相对较为平整；从图 6f 可以看出表面的磨屑减少，由图 4f 可知 600 °C 条件下复合材料表面生成氧化物较为致密，进一步阻碍了摩擦副之间的对磨作用。从图 6g、6h 可看出，在 800 °C 条件下的材料表面的磨损形貌与 600 °C 以下的磨损形貌具有明显差异，其表面存在较深的犁沟和大块压入基体的氧化物。这主要是由于在此温度下 TiAl 基体发生软化，Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 配副更易压入试样表面造成磨屑脱落，并且由前述可知试样表面不仅产生了 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 与 TiO<sub>2</sub> 混合氧化层，还有凸出表面生长的 TiO<sub>2</sub> 聚集团，大块氧化物磨屑的脱落造成磨损加剧。

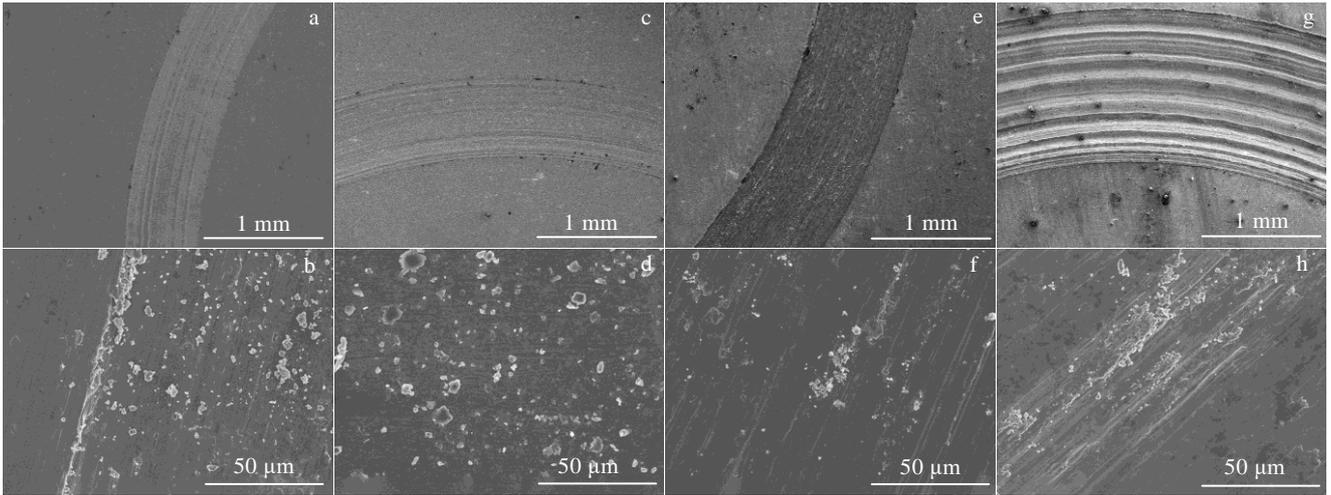


图 6 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料在不同温度下的磨损形貌

Fig.6 Wear tracks morphologies of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl matrix composites after testing at different temperatures: (a, b) 25 °C, (c, d) 400 °C, (e, f) 600 °C, and (g, h) 800 °C

### 2.3 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料的高温摩擦磨损机制

图 7 为复合材料在不同温度下的摩擦系数及磨损速率，图 8 是 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料在不同温度下磨损后的磨损体积。由图 7 可知随着温度的升高其摩擦系数逐渐下降，结合图 4 可知复合材料在氧化后会在试样表面形成氧化膜，并且温度越高使得其表面氧化膜越厚且致密，摩擦系数的下降说明氧化膜的形成可有效降低摩擦系数，其中 400 与 600 °C 条件下由于氧化膜厚度相近导致其摩擦系数差别较小，分别为 0.3327、0.3352，当温度继续提升超过 800 °C 时，氧化膜厚度继续增加，故摩擦系数随之下降至 0.3237。

从图 7 可以看出，试样表面的磨损速率整体为上升趋势。在 25 °C 条件下磨损速率为  $2.69 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ，400 °C 时其缓慢增加至  $3.13 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ，当温度超过 400 °C 后迅速增加，在 600 与 800 °C 条件下分别为  $3.98 \times 10^{-4}$ 、 $4.5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。由图 8a 可知，25 °C 条件下的磨损表面较为粗糙，磨痕截面面积为  $5.407 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$ ，在此温度条件下虽然磨损速率最低，但由于此时复合材料表面的氧化产物较少，使得配副直接与试样表面接触进行干摩擦，硬度较高的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 配副的微凸体可压入试样表面进行磨削，导致试样表面有少量材料被切下并进入摩擦副之间成为磨粒，此时磨损机制为磨粒磨损。从图 8b、8c 可以看出，在 400、600 °C 条件下，磨损表面较为平整光滑，磨痕截面面积分别为  $6.193 \times 10^{-3}$ 、 $7.959 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$ ，结合图 4b 与 4d 可知表面产生了硬度较高的氧化膜，并且氧化层

厚度随温度的升高而逐渐增加，在磨损过程中氧化物颗粒可以隔离摩擦副之间的直接接触并承受一部分的载荷，降低磨损效果。然而，由图 8d 可观察到，随着温度的继续升高，当温度到达 800 °C 后，由于 TiAl 基体发生软化，此外结合图 4f 可知，氧化层的增厚使得 TiO<sub>2</sub> 聚集团逐渐凸出试样表面生长，氧化膜更容易破裂，产生较大的氧化物颗粒，并且氧化膜破裂后露出的新鲜表面将促进氧化的进行，加剧了复合材料的磨损，产生了相对于 400、600 °C 条件下更为粗糙的磨损形貌，磨痕截面面积达到  $4.894 \times 10^{-2} \text{ mm}^2$ ，此时的磨损机制为磨粒磨损与氧化磨损的混合磨损。

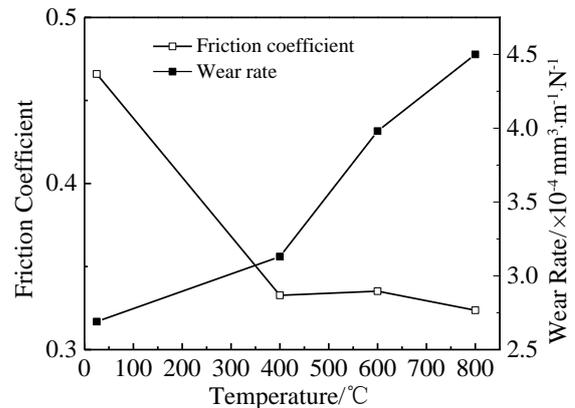


图 7 Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl 基复合材料在不同温度下的摩擦系数及磨损速率

Fig.7 Friction coefficient and wear rate of Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl matrix composites at different temperatures

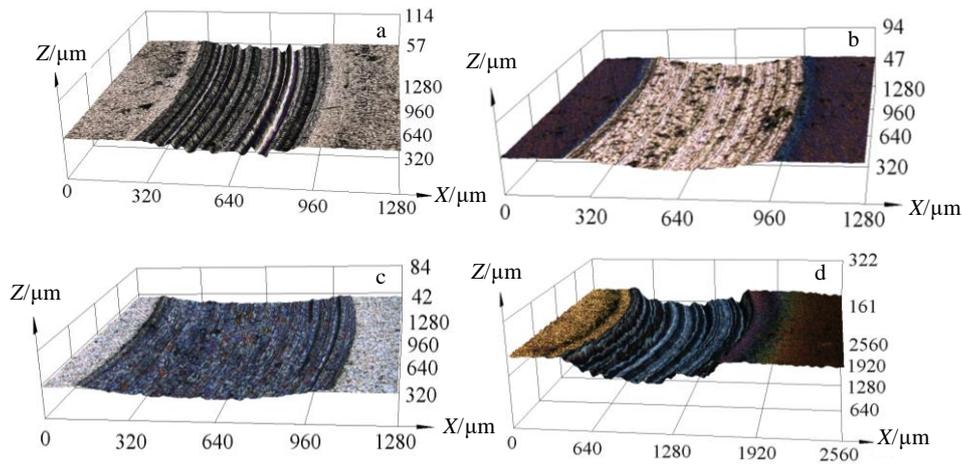


图 8  $Ti_2AlC/TiAl$  基复合材料在不同温度下的三维磨痕形貌

Fig.8 3D morphologies of worn surfaces of the  $Ti_2AlC/TiAl$  matrix composites after testing at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 400 °C, (c) 600 °C, and (d) 800 °C

### 3 结 论

1) 复合材料在 400 °C 条件下试样表面仅形成了较薄的  $Al_2O_3$  瓣状氧化物; 在 600 °C 条件下氧化层转变为较为致密的  $Al_2O_3$  粒状氧化物; 在 800 °C 条件下氧化层主要是  $TiO_2$  聚集团以及  $TiO_2$  和  $Al_2O_3$  混合氧化层。

2)  $Ti_2AlC/TiAl$  基复合材料表面氧化膜随着温度升高而增厚, 氧化层的润滑作用的增强使得材料表面摩擦系数逐渐降至 0.3237。800 °C 条件下试样表面由于存在粗大的  $TiO_2$  聚集团氧化物凸出生长与配副直接接触, 造成波动较为剧烈。

3) 在各个温度条件下, 增强相和基体两相互锁的网络结构以及氧化层的润滑作用, 有效地降低了材料的磨损。当温度达到 800 °C 后,  $TiAl$  合金基体发生软化, 此外与配副直接接触的氧化膜破裂并产生氧化物磨屑, 造成磨损速率逐渐升至  $4.5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ , 磨损机理由磨粒磨损转变为磨粒磨损与氧化磨损的混合磨损。

#### 参考文献 References

- [1] Maryam Akhlaghi, Seyed Ali Tayebifard, Esmail Salahi *et al.* *Ceramics International*[J], 2018, 44(17): 21 759
- [2] Cheng Jun, Li Fei, Zhu Shengyu *et al.* *Tribology International*[J], 2017, 115: 483
- [3] Lin Junhui(林俊辉), Dan Zhenhua(淡振华), Lu Jiafei(陆嘉飞) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1090
- [4] Ye L H, Wang H, Zhou G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 819: 153 291
- [5] Hu Hai, Wu Xiaozhi, Wang Rui *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 658: 689
- [6] Gong Shengkai(宫声凯), Shang Yong(尚勇), Zhang Ji(张继) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1067
- [7] Qiu Congzhang, Liu Yong, Huang Lan *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(3): 521
- [8] Duan B Z, Zhang P Z, Wei X F *et al.* *Surface Engineering*[J], 2014, 31(12): 942
- [9] Liu Hongxi(刘洪喜), Zhao Yanshuang(赵艳爽), Zhang Xiaowei(张晓伟) *et al.* *Optics and Precision Engineering*(光学精密工程)[J], 2019, 27(2): 316
- [10] Zhou Liyu(周立玉), Li Xiulan(李秀兰), Zhong Qiang(钟强) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2020, 49(18): 21
- [11] Chen Jun(程军), Zhu Shengyu(朱圣宇), Qiao Zhuhui(乔竹辉) *et al.* *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2015, 35(3): 342
- [12] Weng Fei, Yu Huijun, Chen Chuazhong *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 650: 178
- [13] Ma Chenglong, Gu Dongdong, Dai Donghua *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2019, 375: 534
- [14] Liu Yao(刘耀), Zhang Jianbo(张建波), Li Yong(李勇) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2015, 29(S2): 517
- [15] Barsoum M W. *Progress in Solid State Chemistry*[J], 2000, 28(1): 201
- [16] Fei Yanhan(费岩晗), Ai Taotao(艾桃桃), Yuan Xinqiang(袁新强) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2017, 42(11): 14

- [17] Zhang Zhili, Zhai Hongxiang, Zhou Yang *et al.* *Key Engineering Materials*[J], 2008, 101: 989
- [18] Xu Zengshi, Shi Xiaoliang, Zhang Qiaoxin *et al.* *Tribology Letters*[J], 2014, 55(3): 393
- [19] Mohammad Haftani, Mina Saeedi Heydari, Hamid Reza Baharvandi *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2016, 61: 51
- [20] Li Wentao, Wang Zhenyu, Shuai Jintao *et al.* *Ceramics International*[J], 2019, 45(11): 13 912
- [21] Zhang Z, Lai D M Y, Lim S H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 790: 536
- [22] Zeng Shangwu(曾尚武), Jiang Haitao(江海涛), Zhao Aimin(赵爱民). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(11): 2812
- [23] Cui Bai, Jayaseelan Daniel Doni, Lee William Edward. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 4116

## High-Temperature Friction and Wear Behavior of Three-Dimensional Continuous Network Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl Composites

Feng Jinyu, Xiao Huaqiang, Zhao Sihao, Xiao Yi, You Chuanchuan, Zhao Xinxin

(College of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

**Abstract:** Three dimensional continuous network Ti<sub>2</sub>AlC/TiAl composites were prepared by vacuum hot pressing. The high temperature oxidation behavior and mechanism of the composites were studied by friction and wear tester. The results show that under the high temperature oxidation condition, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mossy oxide forms on the surface of the composite below 600 °C, and the TiO<sub>2</sub> agglomerate and the mixed layer of TiO<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> form at 800 °C. With the increase of temperature, the friction coefficient decreases to 0.3237 due to the lubrication of the oxide film, and the softening of the substrate and the prominent growth of TiO<sub>2</sub> agglomerates make the wear rate increase to 4.5×10<sup>-4</sup> mm<sup>3</sup>/(N·m). The abrasive wear is transformed into the mixed wear of abrasive wear and oxidation wear.

**Key words:** powder metallurgy; cement composite; tribological property; high temperature; self-lubricating

---

Corresponding author: Xiao Huaqiang, Ph. D., Professor, College of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: xhq-314@163.com