

# 熔铸-原位合成 TiC/7075 复合材料的拉伸和磨损性能

孙 淼<sup>1</sup>, 许存官<sup>1</sup>, 何建平<sup>1</sup>, 王 锋<sup>2</sup>, 周香林<sup>1</sup>, 杨 滨<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

(2. 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

**摘 要:** 采用熔铸-原位合成法制备 TiC/7075 复合材料。结果显示, TiC 颗粒以近球形为主, 平均尺寸小于 1.0  $\mu\text{m}$ 。拉伸性能测试发现, 复合材料的延伸率虽略有降低, 但其拉伸强度和屈服强度较基体 7075 铝合金分别提高 35.8%和 42.2%, 表明原位形成的 TiC 颗粒有效地强化了基体。摩擦磨损结果显示, 在 9.1 N 载荷下质量分数为 6%TiC/7075 复合材料的耐磨性高于 7075 铝合金, 而在 35.8 N 载荷下复合材料的耐磨性却低于 7075 铝合金。并分析了外加载荷对材料耐磨性的影响。

**关键词:** 7075 铝合金; 原位合成; 磨损

中图法分类号: TB 331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)02-0308-05

金属基复合材料是20世纪60年代根据航空航天技术的需要发展起来的一类重要的新型工程材料。由于金属基复合材料具有高的比刚度和比强度、优良的高温性能、低的热膨胀系数以及良好的耐磨和减磨性, 使其在宇航、航空、能源及民用机电工业等领域中得到广泛应用。在金属基复合材料中铝基复合材料的研究和应用最为广泛<sup>[1]</sup>, 但以往研究的大多是常规的力学性能, 对其耐磨性的研究较少<sup>[2]</sup>。本实验主要研究熔铸-原位合成TiC/7075复合材料的拉伸性能和耐磨性, 以期揭示原位合成TiC颗粒增强的效果以及外加载荷对材料耐磨性的影响。

## 1 材料及方法

### 1.1 实验材料

采用工业钛粉, 碳粉, 铝粉。纯度均 $\geq 99.5\%$ , 粒度分别 $< 45 \mu\text{m}$ ,  $< 45 \mu\text{m}$ 和 $< 75 \mu\text{m}$ 。基体为7075铝合金, 主要成分为: Al-5.59%Zn-2.44%Mg-1.62%Cu (质量分数)。

### 1.2 实验方法

按Ti:C:Al=16:4:1的比例(质量比)称取Ti、C、Al粉末, 在自制的倾斜式混料机中混合至均匀。室温下单向压制直径20 mm, 高为30 mm的预制块, 压制压力约50 MPa。压块随后放入101-2型电热鼓风干燥箱内200  $^{\circ}\text{C}$ 烘干除气1 h。

在中频感应电炉内熔化5 kg的7075铝合金, 过热度约为200  $^{\circ}\text{C}$ 。用石墨钟罩将一定量备好的预制块压入基

体熔体中, 使其反应生成6% (质量分数, 下同)的TiC。复合材料熔体经充分搅拌并降温至730  $^{\circ}\text{C}$ 时用六氯乙烷( $\text{C}_2\text{Cl}_6$ )精炼除气, 最后用金属模浇铸成铸锭。

铸锭经机加工后进行热挤压, 挤压温度为410  $^{\circ}\text{C}$ , 挤压速度为5 m/min, 挤压比为25:1, 最终挤压成 $\phi 20$  mm棒材。热处理工艺: 固溶温度为475  $^{\circ}\text{C}$ 保温1.5 h, 水淬冷却后采用120  $^{\circ}\text{C}$ 保温24 h的时效处理制度。

试样经常规磨制抛光后用三酸水溶液( $\text{HNO}_3$ : 2.5%;  $\text{HCl}$ : 1.5%;  $\text{HF}$ : 1%;  $\text{H}_2\text{O}$ : 95%)进行侵蚀。采用Cambridge S250MK2型扫描电子显微镜(SEM)观察复合材料的微观组织、断口、磨面和磨屑形貌。用PHILIPS APD-10型X射线衍射仪( $\text{Cu K}\alpha$ 辐射)分析材料的相结构。对时效前后的试样进行拉伸性能测试, 拉伸试验在MTS-810力学性能试验机上进行。

磨损试验在FALEX-6型销-盘式磨损试验机上进行。销型试样由含有6%的TiC颗粒的和未加颗粒的7075铝合金制成。试样被加工成直径4.8 mm, 长12.7 mm的圆柱体。磨盘用调质工具钢制成, 其名义化学成分(质量分数)为: Fe-0.8% C-0.35%Mn-0.3%Si。磨件表面硬度为HRC 64, 表面粗糙度 $R_a=1 \mu\text{m}$ 。所加载荷为9~36 N。在摩擦磨损试验前用金相砂纸磨光销型试样。在感量为 $\pm 0.1 \text{ mg}$ 的光电天平上称量试样的磨损质量损失。磨损实验前后, 试样在超声清洗器内用丙酮洗净。

## 2 结果与讨论

收到初稿日期: 2008-01-28; 收到修改稿日期: 2008-04-11

作者简介: 孙 淼, 女, 1980年生, 博士, 北京科技大学 新金属国家重点实验室, 北京 100083, 电话: 010-62333351, E-mail: sm1104@163.com

## 2.1 7075 铝合金和 6%TiC/7075 复合材料的微观组织

采用熔铸-原位合成法获得的6% TiC/7075复合材料的SEM照片如图1所示。可见,组织由灰色的基体和白色的TiC颗粒状相组成。颗粒以近球形为主,平均尺寸小于1.0  $\mu\text{m}$ 。图中还显示,尽管复合材料熔体经充分搅拌,但仍有部分颗粒聚集在晶界上。作为对照,图1中列出了7075铝合金的微观组织照片(图1a)。对图1中两张图片进行统计,图1a中7075铝合金晶粒的平均尺寸为29.2  $\mu\text{m}$ ,图1b中6%TiC/7075复合材料的平均晶粒尺寸为13.2  $\mu\text{m}$ 。可见,6%TiC/7075复合材料的平均晶粒尺寸小于7075铝合金的平均晶粒尺寸(注意两者放大倍数的不同)。

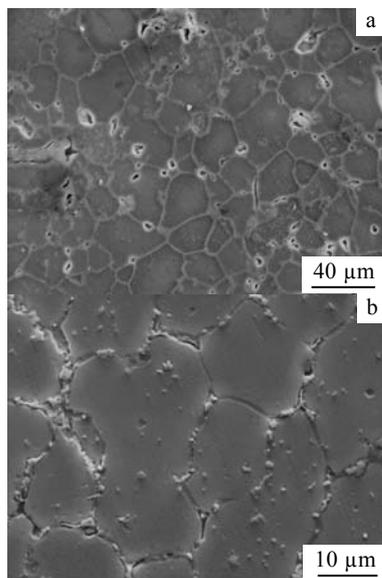


图1 7075 铝合金(a)和 6%TiC/7075 复合材料的微观组织  
Fig.1 Microstructures of (a) 7075 Al alloy and (b) 6%TiC/7075 composite

## 2.2 7075 铝合金和 6%TiC/7075 复合材料的拉伸性能

表1示出了7075铝合金和熔铸-原位反应6%TiC/7075复合材料的常温力学性能。可见,复合材料的延伸率较之基体略有降低,但拉伸强度和屈服强度较7075铝合金分别提高35.8%和42.2%。

显然,复合材料强度的提高与原位生成的TiC颗粒

表1 7075 铝合金及 6%TiC/7075 复合材料的常温力学性能

Table 1 Mechanical properties of 7075 alloy and 6% TiC/7075 composite after heat-treatment

| Material    | Tensile strength | Yield strength | Elongation |
|-------------|------------------|----------------|------------|
|             | /MPa             | /MPa           | /%         |
| 7075        | 550              | 450            | 6          |
| 6% TiC/7075 | 747              | 644            | 5.8        |

有关。通常,第二相颗粒进入晶粒内部有2种途径<sup>[3]</sup>:

(1) 第二相颗粒被正在推进的固/液界面所捕获;(2) 作为基体晶粒结晶的异质核心。前者与颗粒在固-液界面前沿的行为有关,而后者则与颗粒在结晶过程中的行为有关。TiC和基体Al均属面心立方结构,原子之间错配度较小的状态有3种情形<sup>[4]</sup>,分别为(100)TiC//(100)Al、(110)TiC//(110)Al和(111)TiC//(111)Al,这3种情形的错配度都小于9%,所以原位合成的TiC可以作为基体铝的异质核心而细化基体。这也是6% TiC/7075复合材料的晶粒尺寸小于7075合金晶粒尺寸的原因(图1)。图1b显示部分TiC颗粒凝固时被固-液界面推移而聚集在晶界。王自东等人<sup>[5]</sup>在研究熔铸-原位合成TiC/7075复合材料时认为,晶界上的TiC颗粒尺寸通常在100 nm以上,而晶粒内部TiC颗粒的尺寸一般在100 nm以内。高分辨电镜研究结果显示,随着TiC颗粒尺寸的增加,其表面结构由光滑的表面→锯齿状→平面状。TiC颗粒尺寸大于100 nm时,TiC颗粒的表面是一个平面,Al原子要想在其表面形核长大必须是二维形核,而这需要较大的过冷度,因此在凝固过程中TiC颗粒作为Al原子的形核衬底的可能性较小,而被推移到晶界上。笔者在研究中发现,熔铸-原位合成TiC/Al复合材料中,常常能在晶内见到平均颗粒尺寸大于100 nm的TiC(图2)。由此可见,TiC颗粒增强铝基复合材料中颗粒的分布特征还有待深入研究。

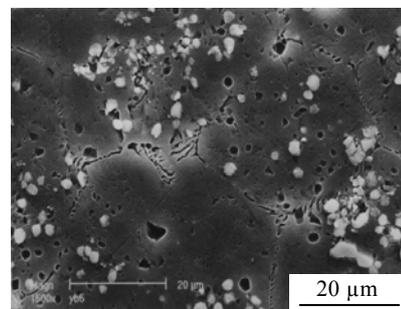


图2 TiC/Al 复合材料的微观组织  
Fig.2 Microstructures of TiC/Al composite

图3是熔铸-原位合成6% TiC/7075复合材料拉伸断口的SEM照片。图3a中明显可见TiC颗粒以及TiC颗粒被拔出后的凹坑。裂纹源主要产生于TiC颗粒/基体界面的脱粘。而凹坑附近的基体由于在变形过程中产生了一定程度的塑性流动,在断口上可见塑性变形的韧窝。热处理后,基体得到强化。裂纹萌生和扩展过程中遇到TiC颗粒时,或是改变方向沿颗粒/基体界面绕过颗粒后继续扩展(图3b),或是颗粒破裂,裂纹穿过颗粒继续扩展(图3c)。

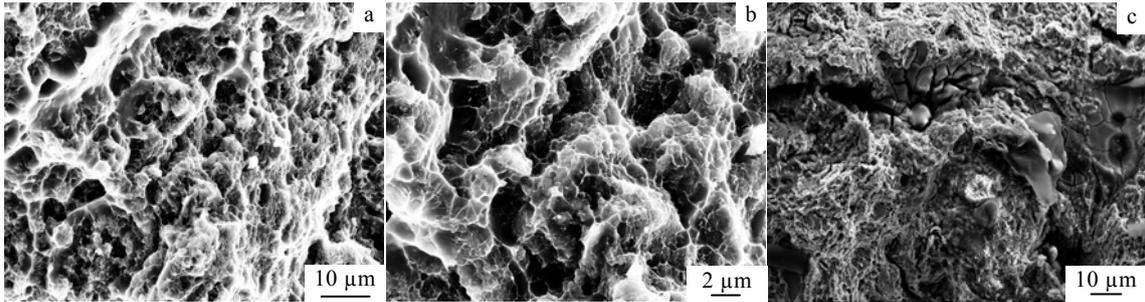


图 3 6%TiC/7075 复合材料拉伸端口的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of tensile fractures of 6% TiC/7075 composite: (a) before heat treatment and (b) (c) after heat treatment

颗粒增强金属基复合材料的断裂通常分为2种：一是基体破坏引起的断裂，如孔洞形成和基体裂纹；二是增强体引起的断裂，如增强体破碎和团聚裂纹，界面脱粘等。基体屈服强度较低时（图3a），颗粒承受的拉应力达到断裂极限前，基体已经断裂。此时，复合材料的抗拉强度由基体的断裂机制所控制。热处理后，基体屈服强度提高，界面和增强颗粒承受的应力增大，它们在基体尚未充分塑性变形之前便被破坏。此时，复合材料的断裂由增强体的破坏所控制(图3c)。

### 2.3 6%TiC/7075 复合材料的摩擦磨损性能

图4为6% TiC/7075复合材料的磨损率与载荷之间的关系曲线。由图4可以看出，在9.1 N的低载荷下，TiC/7075复合材料的耐磨性高于7075铝合金，而在35.8 N的高载荷下，TiC/7075复合材料的耐磨性却低于7075铝合金。分析认为，原位生成的TiC颗粒在低载荷下可以承载大部分的载荷。这是因为TiC颗粒在基体中的弥散分布可钉扎位错的运动，而且TiC本身是一种高硬度的颗粒，在较低载荷下不易破碎，能够承受基体

转移的应力<sup>[6]</sup>。随着载荷的增加，试样和对磨件真实接触面积及接触的微凸体数增加，使得粘着磨损增加。同时TiC颗粒在较高的载荷下可能破碎。这些破碎的TiC颗粒失去支撑载荷的能力，增强磨损粒子的磨损作用。由于材料的表层和亚表层的塑性变形增大，表面损伤增加，最终导致材料磨损率的增加。与此同时，在铝基体近磨面的区域产生很大的应力，导致表面下裂纹源的产生。在滑动磨损过程中，这些裂纹扩展并连接在一起形成裂纹。破碎的TiC颗粒的存在加速这种表面下的破坏过程。此过程可以在随后磨面的SEM观察中得到进一步的解释。

图5为9.1和35.8 N载荷下7075铝合金及6% TiC/7075复合材料磨面的SEM照片。可见，在9.1 N的低载荷下，7075铝合金的磨面存在一些较大的凹坑(图5a)，而TiC/7075复合材料的磨面较为平滑，如图5b所示。S.C.Tjing等<sup>[7]</sup>认为，在颗粒增强金属基复合材料摩擦磨损的初期，软的基体材料首先从摩擦表面被切削，形成碎屑。随着摩擦过程的进行，强化颗粒显露在磨损表面位置，承担摩擦过程中的剪切应力。本研究中，由于TiC颗粒硬度较高，并且和基体具有较强的结合力，因此不易破碎和从基体中剥落下来，从而可以减少复合材料的磨损程度。用EDX分析销试样磨损表面的化学成分，结果显示，磨损表面含有一定量的Fe和O，可以推测塑性变形过程加速氧向基体金属内部的扩展，从而形成氧化膜。由于形成的氧化膜强度低，在摩擦过程中氧化膜易剥落，裸露出新的表面，又发生新的氧化，如此反复导致材料表面逐渐被磨损，这是典型的氧化磨损的过程。在9.1 N载荷下TiC/7075复合材料的耐磨性高于7075铝合金，表明TiC颗粒具有良好的减摩作用。在35.8 N的高载荷下，7075铝合金的磨面相对于TiC/7075复合材料更为平滑，如图5c所示，这表明磨损的过程主要是以塑性变形的方式进行的。图6为在9.1和35.8 N的载荷下产生磨屑的SEM照

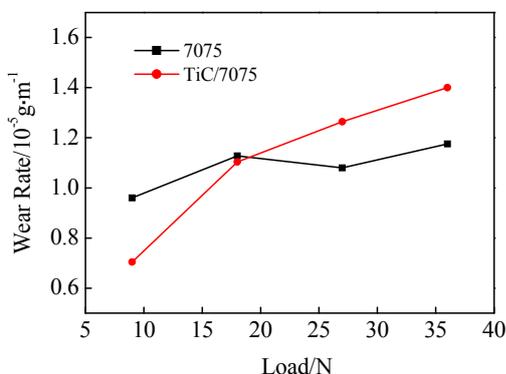


图 4 7075 铝合金和6% TiC/7075复合材料磨损率随载荷的变化曲线

Fig.4 Variations in the wear rates of 7075 aluminum alloy and 6% TiC/7075 Al composites with loading

片。总体而言, 磨屑呈大块的不规则片状, 许多片状磨屑表面还可见一些塑性变形产生的流线, 这是塑性变形的结果(图6a, b)。在35.8 N高载荷下, 7075铝合金磨屑塑性变形的程度较6%TiC/7075复合材料塑性变形的程度更轻(图6c, d)。这是因为高应力磨损较之低应力磨损, 复合材料中圆整的TiC颗粒遭到严重的破坏和变形, 一部分破碎的TiC颗粒尖锐的棱角加剧

对铝基体的切削。另一部分尖锐的TiC颗粒在相对大的载荷下, 甚至会在磨面上犁出沟槽, 使两侧基体金属发生塑性变形并堆积起来。在随后的摩擦过程中, 这些被堆积的部分又被压平, 如此反复的塑性变形导致裂纹的形成并引起材料的最终剥落, 这大大降低复合材料的耐磨性。

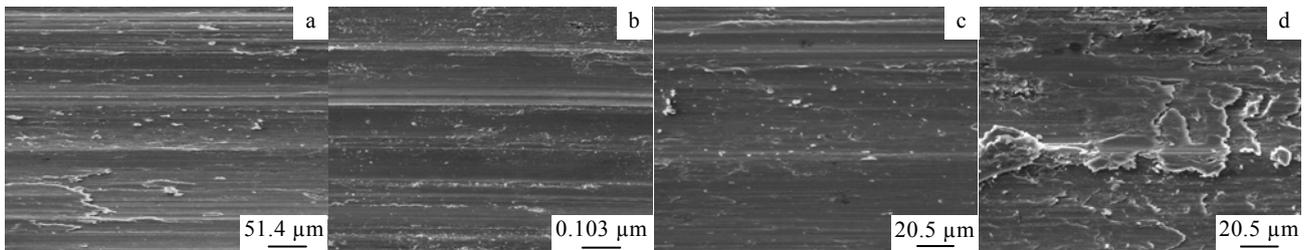


图5 (a) 7075 铝合金(b) 6% TiC/ 7075 复合材料在 9.1 N 载荷下磨损面的 SEM 照片和 (c) 7075 铝合金 (d) 6% TiC/ 7075 复合材料在 35.8 N 载荷下磨损面的 SEM 照片

Fig.5 SEM morphologies of worn surfaces at 9.1 N for 7075 Al alloy (a) and 6 % TiC/7075 Composite (b) and at 35.8 N for 7075 Al alloy (c) and 6 % TiC/7075 composite (d)

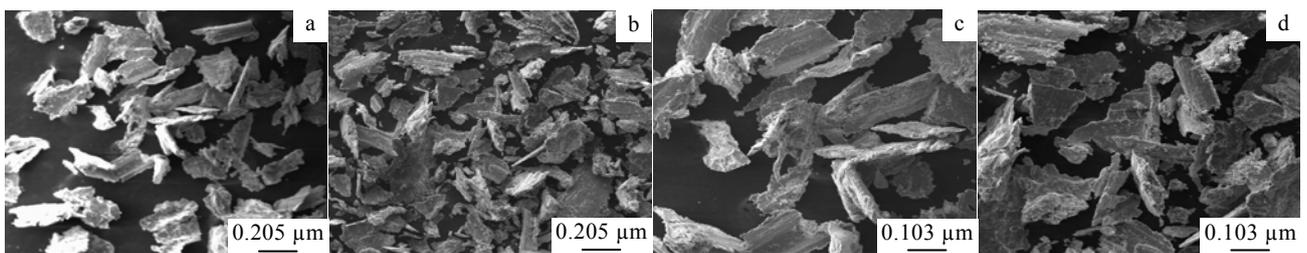


图6 (a) 7075 铝合金(b) 6% TiC/ 7075 复合材料在 9.1 N 载荷下磨屑的 SEM 照片和(c) 7075 铝合金(d) 6%TiC/ 7075 复合材料在 35.8 N 载荷下磨屑的 SEM 照片

Fig.6 SEM micrographs for wear debris generated at 9.1 N for 7075 Al alloy (a) 6% TiC/7075 composite (b) and at 35.8 N for 7075 Al alloy (c) and 6% TiC/7075 composite (d)

### 3 结 论

1) 熔铸-原位合成 TiC/7075 复合材料中的 TiC 颗粒以近球形为主, 平均尺寸小于 1.0  $\mu\text{m}$ 。

2) 熔铸-原位合成 6% TiC/7075 复合材料的延伸率较之基体略有降低, 但拉伸强度和屈服强度均有显著提高。其中, 拉伸强度较基体 7075 铝合金提高 35.8%, 屈服强度提高 42.2%。

3) 在 9.1 N 低载荷下, 6% TiC/7075 复合材料的耐磨性高于 7075 铝合金。而在 35.8 N 高载荷下, TiC/7075 复合材料的耐磨性却低于 7075 铝合金。表明外加载荷对颗粒增强金属基复合材料的耐磨性有很大的影响。

### 参考文献 References

- [1] Zhao Min(赵 敏), Jiang Longtao(姜龙涛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(3): 541
- [2] Zhang Song(张 松), Kang Yiping(康煜平) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2001, 30(6): 422
- [3] Asthana R, Tewari S N. *Journal of Materials Science*[J], 1993, 28: 5414
- [4] Liu Huimin(刘慧敏), Hao Bin(郝 斌) *et al.* *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J]. 2004, 28(4): 369
- [5] Wang Zidong(王自东). *The Reaction Thermodynamic and the*

- Nonlinear Solidification Mechanisms of in-Situ Composites* (原位自生复合材料的反应热力学及其非线性凝固机制)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 1996
- [6] Liu Huimin(刘慧敏), He Jiangping(何建平) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2006, 42(2): 158
- [7] Tjong S C, Lau K C. *Composites Science and Technology*[J], 1999, 59: 2005

## Tensile and Wear Properties of TiC/7075 Composite Prepared by Melt *in-Situ* Synthesis

Sun Miao<sup>1</sup>, Xu Cunguan<sup>1</sup>, He Jianping<sup>1</sup>, Wang Feng<sup>2</sup>, Zhou Xianglin<sup>1</sup>, Yang Bin<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Beijing General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

**Abstract:** TiC/7075 composite was synthesized by melt *in-situ* synthesis. The TiC particulates were observed from SEM to be nearly spherical shape with an average size of less than 1.0  $\mu\text{m}$ . The experimental results show that the tensile elongation of the composite is slightly decreased, but the tensile strength and yield strength are respectively improved about 35.8% and 42.2% than those of 7075 aluminum alloy, showing that the TiC particulates formed by *in-situ* reaction strengthen the matrix effectively. The results of wear experiment show that the wear resistance of 6wt%TiC/7075 composite is better than that of 7075 aluminum alloy under lower loading (9.1 N). The wear resistance of the same composite, however, is lower than that of 7075 aluminum alloy under higher loading (35.8 N). The effect of external load on the wear resistance of the materials was analyzed.

**Key words:** 7075 aluminum alloy; *in-situ* reaction; wear

---

Biography: Sun Miao, Ph. D., State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62333351, E-mail: sm1104@163.com