

原位复合 TiC_P/LD7 复合材料的组织与力学性能

Microstructure and Mechanical Properties of

in-situ TiC_P/LD7 Composites

马明臻¹, 于金库¹, 赵玉成¹, 曾松岩²

(1 燕山大学材料科学与工程学院, 秦皇岛 066004;

2 哈尔滨工业大学材料学院, 哈尔滨 150001,)

MA Ming-zhen¹, YU Jin-ku¹, ZHAO Yu-cheng¹, ZENG Song-yan²

(1 School of Materials Science and Engineering, Yanshan University,

Qinhuangdao 066004, China; 2 School of Materials Science and Engineering,

Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

摘要: 采用原位复合工艺制备了自生 TiC_P/LD7 复合材料坯料, 经热挤压成 $\phi 2$ 的棒材, 并进行了 T6 热处理。通过 SEM 观察和分析了热挤压 TiC_P/LD7 复合材料的显微组织和断口形貌。测试了材料的 σ_b , σ_s , E 和 δ 。结果表明: TiC 颗粒含量为 20wt% 的复合材料的 σ_b , σ_s , E 分别为 417MPa, 373MPa, 92GPa, δ 为 4.5%, 断裂形式为韧性断裂。

关键词: 热挤压; TiC_P/LD7 复合材料; 组织; 力学性能

中图分类号: TG249 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381 (2001) 03-0028-03

Abstract: The in-situ TiC_P/LD7 composites were prepared by reaction synthesize technique, and it was the stick of $\phi 2$ mm by thermal extrusion. The ultimate tensile strength (σ_b , σ_s), elastic modules (E) and elongation (δ) of the in-situ TiC_P/LD7 composites was tested at the heat treatment condition of T6. The microstructure of the in-situ extruded TiC_P/LD7 composites was observed by the use of SEM, and the fracture morphology was also observed. The results show that the ultimate tensile strength and the elastic modules of the in-situ TiC_P/LD7 composite with 20wt% TiC_P are 417MPa, 373MPa and 92GPa respectively, and the elongation is up to 4.5%, the fracture is ductile.

Key words: thermal extrusion; TiC_P/LD7 composites; microstructure; mechanical property

金属基复合材料综合了陶瓷增强相高硬度、高模量、良好的热稳定性和化学稳定性, 具有耐热、耐磨、耐疲劳性能以及金属基体的良好塑性、韧性和优良的导电和导热等特性, 已成为航空航天领域、汽车工业和电子封装工业中极具吸引力的材料之一^[1~5]。经过 30 余年的研究和探索, 已先后开发了粉末冶金法、搅拌铸造法、半固态铸造法、压力浸渗法、喷射沉积法等多种工艺。但上述工艺存在材料制备过程复杂、成本高以及增强颗粒与基体润湿性差、易发生界面反应等难以克服的缺点, 限制了金属基复合材料的发展和应用。因此, 在最近几年里, 人们将研究的热点集中在低成本的原位复合制备技术上^[6]。因原位复合制备技术工艺简单, 合成的反应产物质量高, 并可有效地避免外加颗粒与界面的反应和随之带来的污染等优点, 而倍受材料科学工作者的重视^[6]。

本研究采用原位复合工艺制备了自生 TiC_P/LD7 复合材料坯, 并通过热挤压有效地减少或消除复合材

料中的缺陷, 使组织和性能得到了明显的改善。

1 实验方法

将钛粉 (99.7%, < 50 μ m)、碳粉 (99.9% 雾化石墨粉, < 5 μ m) 和铝粉 (99.5%, < 29 μ m) 三种粉末按一定比例混合, 用滚筒混粉机混制 24h 后压制成 $\phi 40$ mm \times 20mm 的预制块, 在真空反应炉进行反应合成, 制备出 TiC 颗粒含量大于 60% 的复合材料母合金, 熔入到 LD7 铝合金中, 经真空搅拌 30min 后浇注成 $\phi 40$ mm \times 100mm 的铸锭。以 12.5 : 1 的挤压比在 1000kN 四柱万能液压机挤压出 $\phi 2$ mm 的圆棒。通过 SEM 进行显微组织观察, 用 Instron 万能材料试验机测试了经 T6 热处理的 TiC_P/LD7 复合材料的力学性能, 拉伸速度为 0.008mm/s。

2 实验结果与分析

2.1 TiC_P/LD7 复合材料的挤压组织

图 1 是 TiC_p/LD7 复合材料挤压棒料纵向截面和横向截面的 SEM 组织。在纵向截面 TiC 颗粒呈条状分布, 如图 1a 所示。这种分布状态随着 TiC 颗粒含量

的增加而消失, 如图 1b 所示。而横向截面中的 TiC 颗粒分布比较均匀, 如图 1b, d。在纵向截面上 TiC 颗粒呈条状分布的原因可能是在挤压过程中 TiC 颗粒

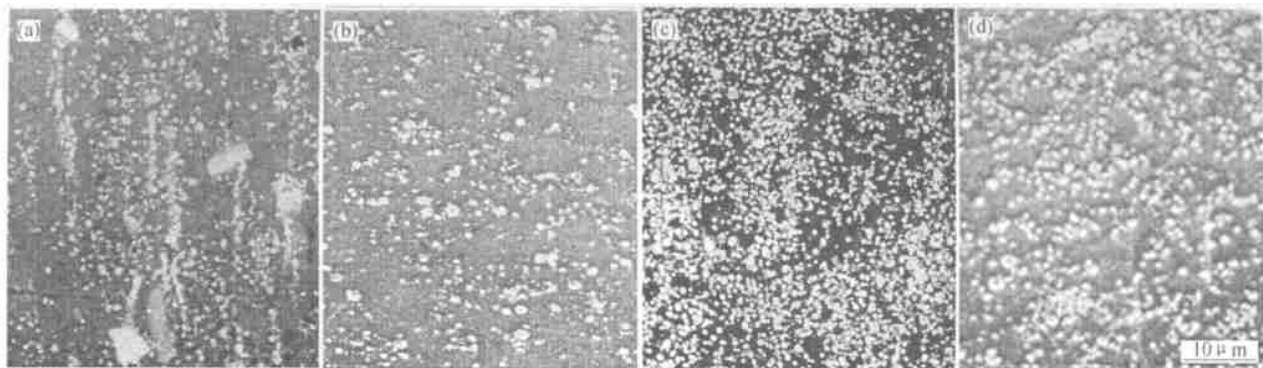


图 1 TiC_p/2024 复合材料的挤压组织 (a), (c) 纵向断面组织;
(b), (d) 横向断面组织; (a), (b) 10wt% TiC_p; (c), (d) 20wt% TiC_p

Fig. 1 Microstructure of extruded of TiC_p/2024 composites (a), (b) 10wt% TiC_p; (c), (d) 20wt% TiC_p;
(a), (c) showing microstructure of longitudinal direction; (b), (d) showing transverse microstructure

随基体的塑性变形而造成的。

2.2 TiC_p/LD7 复合材料的力学性能

2.2.1 热处理工艺

本实验固溶处理温度确定在 495 ± 5 , 保温时间为 1.5h, 采用 T6 热处理制度。图 2 是 TiC 颗粒含量不同时, 复合材料硬度值随时效时间的变化。从图中可以看, LD7 基体的峰时效时间为 9h, 当时效时间超过 9h 后, 基体合金出现明显的过时效行为, 硬度值开始下降。而 TiC_p/LD7 复合材料的峰时效时间集中在 5h 左右, 随 TiC 颗粒含量增加略有缩短, 时效峰过后材料的硬度值并没有明显的降低, 个别的还有所提高。由此可以认为, 复合材料的时效行为较基体提前。这种时效行为较基体提前的原因在于当增强颗粒加

入到基体铝合金后, 在固溶处理时, 由于硬质的陶瓷颗粒增强相与基体铝合金的热膨胀系数相差悬殊, 将在热应力作用下形成很大的热错配应力, 从而产生高密度的位错。由位错密度的变化引起析出相形核和长大动力学条件的改变所致^[8]。

2.2.2 力学性能

图 3 是 TiC_p/LD7 复合材料的力学性能, 由图可见, TiC_p/LD7 复合材料材料的 σ_b , σ_s , E 随 TiC 颗粒含量的增加而提高, δ 则随 TiC 颗粒含量的增加而降低。当 TiC_p 含量为 20wt% 时, σ_b , σ_s 和 E 达到最大值, 分别为 416MPa, 339MPa 和 92GPa, 均高于基体合金。而延伸率则随 TiC 颗粒含量增加明显下降, δ 最低为 4.5%, 仍显示了良好的塑性。表明该复合材料具有较好的综合力学性能。

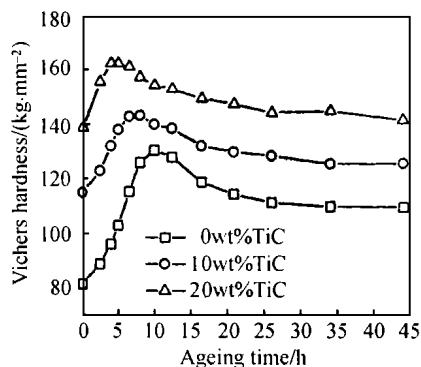


图 2 TiC_p/LD7 复合材料硬度值
随时效时间的变化 (T6)

Fig. 2 The change of micro hardness of TiC_p/LD7
composites with artificial aging time (T6)

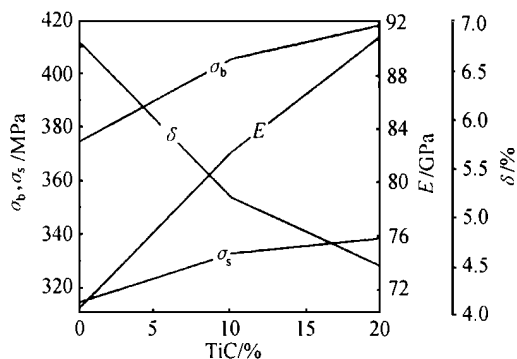


图 3 TiC_p/LD7 复合材料的力学性能
Fig. 3 The mechanical properties of
TiC_p/LD7 composites

2.3 TiCp/LD7 复合材料的断口

图4为SEM下观察到的TiCp/LD7复合材料断口形貌,由图可见,断口上存在大量的韧窝,表明呈韧性断裂。在韧窝外侧边缘上有明显撕裂滑移痕,并可以清晰地看到在韧窝底部有许多细小的颗粒,通过能谱对无颗粒的韧窝进行成分分析,没有发现Ti元素的存在,另外在整个断口上没有发现具有小平面特征的断裂区域,即不存在颗粒的断裂,说明此处为“拔出”型断裂。其原因是由基体滑移产生的塑性变形和颗粒与基体结合界面处的脱粘造成的。

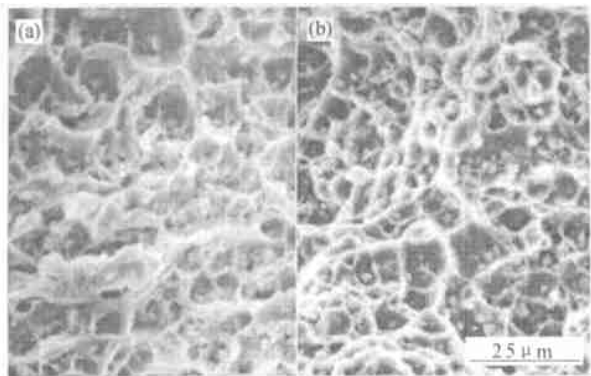


图4 TiCp/LD7复合材料的断口形貌

(a) 10wt% TiCp; (b) 20wt% TiCp

Fig. 2 The fracture morphology of TiCp/LD7 composites

(a) 10wt% TiCp; (b) 20wt% TiCp

当TiC颗粒含量较低(10wt%)时断口韧窝的尺寸大而数量少,其边缘明显呈拉长形式,如图4a所示;当TiC颗粒含量较高(20wt%)时的复合材料断口韧窝的尺寸小而数量多,呈等轴形式,如图4b所示。由此可见:随TiC颗粒含量的增加,复合材料断口由撕裂拉长的韧窝逐渐变为等轴韧窝形式,韧窝形状由大到小,数量由少到多,表明材料的塑性逐渐下降,并且韧窝多是由颗粒的“拔出”而形成,断裂的主要原因因为颗粒与基体结合界面的脱粘所致。其形成机制为:TiC颗粒或其他夹杂物在外力作用下,不能随基体进行连续变形,在此处发生位错塞积,产生应力集中,这些质点与基体结合界面脱离形成微孔,随着应力的增加,微孔不断长大,相互吞并,使微孔形成的裂纹进一步扩展导致材料发生缩颈和断裂。

3 结论

(1) 对TiCp/LD7复合材料组织进行观察,发现TiC颗粒含量较低的材料中,纵向截面的TiC颗粒有条状分布的趋势,随TiC颗粒含量的增加这种趋势逐渐消失,而在横向截面TiC颗粒的分布均匀。

(2) 力学性能与TiC颗粒含量有关。除 δ 随TiC

颗粒含量的增加而降低外, σ 和 E 则明显提高,TiC颗粒含量为20wt%的复合材料的力学性能有最大值。 σ_b , σ_s , E 分别达到416MPa, 339MPa和92GPa,与基体合金相比有较大的提高。

(3) TiCp/LD7复合材料断口特征显示断裂形式为韧性断裂,其原因主要是以TiC颗粒为核心形成微孔,继而扩展,使TiC颗粒与基体的界面脱粘造成的。

参考文献

- [1] 张国定. 金属基复合材料界面问题[J]. 材料研究学报, 1997, 11(6): 649-657.
- [2] Ma Mingzhen, Zhang Erlin, Zeng Songyan, et al. Damping capacity of in-situ TiCp/2024 composites[J]. Transactions of nonferrous metals, 2000, 10(3): 408-410.
- [3] A. Sato, et. al. Aluminum Matrix Composites, Fabrication and Properties[J]. Metal Trans. 1976, 7B: 443-451.
- [4] 张二林. Al/TiCp复合材料反应生成热力学和动力学过程的研究[D]. 哈尔滨工业大学工学博士学位论文, 1996.
- [5] 王自东. 接触反应法制备LD7/TiC复合材料的微观结构及力学性能[D]. 哈尔滨工业大学工学博士学位论文, 1994.
- [6] 廖恒成, 张春燕, 孙国雄. 铝原位合成复合材料的反应模式与机理[J]. 铸造, 1999, 1: 43-47.
- [7] 马明臻, 曾松岩, 张二林等. 自生TiCp/2024复合材料熔体挤压组织及力学性能[J]. 材料工程, 1999, 3(190): 15-18.
- [8] 马明臻. TiCp/2024复合材料的制备及组织和性能研究[D]. 哈尔滨工业大学博士学位论文, 1999, 12.

收稿日期: 2000-09-20; 修订日期: 2000-12-25

作者简介: 马明臻(1955-), 男, 博士, 副教授。主要从事金属基复合材料的制备工艺及组织性能方面的研究工作, 联系地址: 河北秦皇岛燕山大学材料科学与工程学院(066004)。

本文编辑: 孙常青

* * * * *

《中欧新千年材料战略研讨会》简讯

于2000年12月8~10日, 受国家科技部和863专家委员会的委托, 由北京航空材料研究院中欧新材料合作信息中心组织的《中欧新千年材料战略研讨会》在北京友谊宾馆举行。与会代表共计约100人次, 其中, 欧方到会代表共24人, 分别来自欧盟内8个国家的科技界和工业界; 中方代表主要来自国家863计划和973计划的承担单位。

会议分为创新性材料和汽车新材料两个分会场, 涉及纳米技术, 生物材料, 异质材料的连接, 环境友好性材料制造技术, 汽车工业可持续发展新材料, 新一代车用新能源材料, 材料及部件的小型化及材料重复利用问题等8个主题, 会议的专业报告已编入会议文集, 本次会议旨在促进中欧双方科学家的接触与交流, 会议获得圆满成功。

(杨素玲)