

混杂增强钛基复合材料的微观组织及力学性能

郭相龙, 王立强, 覃继宁, 吕维洁

(上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘 要: 采用原位自生的方法制备短纤维和颗粒增强体混杂增强的钛基复合材料, 研究钛基复合材料的微观组织及力学性能的变化规律。结果表明: 增强体的引入极大地细化钛基复合材料基体的微观组织, 这主要是因为增强体在材料凝固以及冷却的过程中可以作为形核质点, 提高材料的形核率; 相比基体合金, 钛基复合材料的室温拉伸强度大大提高, 这主要归结于短纤维的承载强化以及颗粒增强体的承载和位错强化作用。

关键词: 钛基复合材料; TiB; TiC; 稀土氧化物; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Microstructure and mechanical properties of hybrid reinforced titanium matrix composites

GUO Xiang-long, WANG Li-qiang, QIN Ji-ning, LÜ Wei-jie

(State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Hybrid reinforced titanium matrix composites were synthesized by in situ method, and the microstructure and mechanical properties were researched. The results reveal that with the addition of reinforcements, the matrix microstructure is greatly refined. This is because that TiB and TiC reinforcements can act as nucleation sites during the cooling process of the composites. Compared with the matrix alloy, the tensile strength of titanium matrix composites is enhanced, which is attributed to the strengthening effects of the reinforcements.

Key words: titanium matrix composites; TiB; TiC; rare earth oxide; microstructure; mechanical properties

钛合金是 20 世纪 50 年代兴起的一种重要的结构金属, 具有高的比强度以及优良的耐腐蚀性能。但是随着航空航天等行业的发展, 工业界对高比强、耐磨以及耐高温材料的需求不断提升, 钛合金的许多性能已经不能满足这些需求^[1-3]。因此, 许多学者将兴趣转移到钛基复合材料上, 以开发出具有比钛合金更优良性能的材料。常用的钛基复合材料制备技术主要有以下几种: 粉末冶金法、真空压力浸渍法、机械合金法以及原位自生法等^[4-7]。其中, 采用原位自生方法制备的钛基复合材料具有优良的界面性能, 并且制备方法简单高效, 成为当前的研究热点。钛基复合材料中常用的增强体主要有 TiB、TiC 以及稀土氧化物等。TiB、

TiC 和钛合金在热力学上相似, 密度与钛合金的相近, 泊松比相近, 热膨胀系数和钛合金的相差 50% 以下, 因此很多学者都将其作为钛基复合材料的增强体。将稀土元素添加到钛合金中具有以下作用: 1) 与钛合金中的氧反应, 降低钛合金中的氧含量; 2) 生成稀土氧化物, 可以承载应力, 阻碍基体中的位错运动, 从而起到强化作用^[8-10]。但是, 当前的许多研究都集中于单一增强体对材料的微观组织以及力学性能的影响, 对混杂增强钛基复合材料的研究还不充分。因此, 在本研究中, 制备不同增强体强化的钛基复合材料, 研究增强体对钛基复合材料的微观组织以及力学性能的影响。

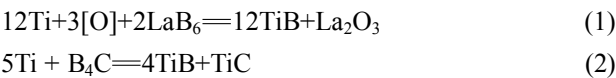
基金项目: 国家重点基础研究计划资助项目(2012CB619600); 国家自然科学基金项目(51371114); 上海市优秀学术带头人项目(12XD1402800)

收稿日期: 2013-07-28; **修订日期:** 2013-10-10

通信作者: 吕维洁, 研究员, 博士; 电话: 021-34202641; E-mail: luweijie@sjtu.edu.cn

1 实验

钛基复合材料的熔炼在真空自耗电弧炉中进行, 实验采用的主要原料如下: 一级海绵钛(纯度 > 99.5%)、分析纯 LaB₆ 粉末、B₄C 粉末、合金元素以及中间合金: AlMo (50%(质量分数)Mo)、TiSn (65% Sn)、AlNb (50% Nb)、Zr 以及 Si。按照比例计算出熔炼用钛基复合材料的配料, 混合均匀后用压机压制成电极棒, 将其在真空自耗电弧炉中熔炼三次, 以保证化学成分均匀性。基体合金的成分与 IMI834 钛合金相近。在钛基复合材料的熔炼过程中, 发生以下两个原位自生反应:



从而制备得到 TiB、TiC 以及 La₂O₃ 强化的钛基复合材料。钛基复合材料的中增强体的种类以及体积分数如表 1 所示:

表 1 钛基复合材料中增强体的体积分数
Table 1 Volume fraction of reinforcements in titanium matrix composites

Sample	$\varphi/\%$		
	TiB	TiC	La ₂ O ₃
TMC1 (5%)	3.79	—	1.21
TMC2 (5%)	3.93	0.49	0.58

将熔炼获得的钛基复合材料在 β 相区开坯锻造, 随后在 α+β 相区先后进行等温锻造和轧制, 最终获得厚度为 6 mm 的板材。采用 β 热处理的方法处理钛基复合材料, 具体的热处理方式如表 2 所示。

表 2 钛合金以及钛基复合材料的相变点以及热处理方式
Table 2 β transus temperature and heat treatment methods for titanium alloy and titanium matrix composites

Sample	B phase transition point	Heat treatment condition
Matrix alloy	1 045 °C	(1 050 °C, 0.5 h)+(650 °C, 1 h)
TMC1 (5%)	1 075 °C	(1 080 °C, 0.5 h)+(650 °C, 1 h)
TMC2 (5%)	1 105 °C	(1 110 °C, 0.5 h)+(650 °C, 1 h)

利用 LEICA (MEF4A/M)金相显微镜观察热处理后材料的微观组织, 复合材料的室温拉伸测试在 Zwick T1-FR020TN 万能测试机上进行, 变形速率为 1×10⁻³s⁻¹, 拉伸测试的方向和加工方向一致。

2 结果与讨论

热处理后钛合金以及钛基复合材料的微观组织如图 1 所示。从图中可以发现, 经 β 热处理后钛合金及钛基复合材料的微观组织为全片层组织, 之前的研究显示, 全片层组织的钛合金或者钛基复合材料具有较高的断裂韧性、抗疲劳裂纹扩展、高温强度、蠕变性能以及抗氧化性能^[11-12]。从图 1 还可以发现, 基体合金中原始 β 晶粒的尺寸约为 500 μm, 但是在增强体体积分数为 5%的 TMC1 中, 原始 β 晶粒的尺寸大大降低, 约为 50 μm。这表明: TiB 短纤维、TiC 颗粒以及稀土氧化物 La₂O₃ 的引入会极大地细化钛基复合材料

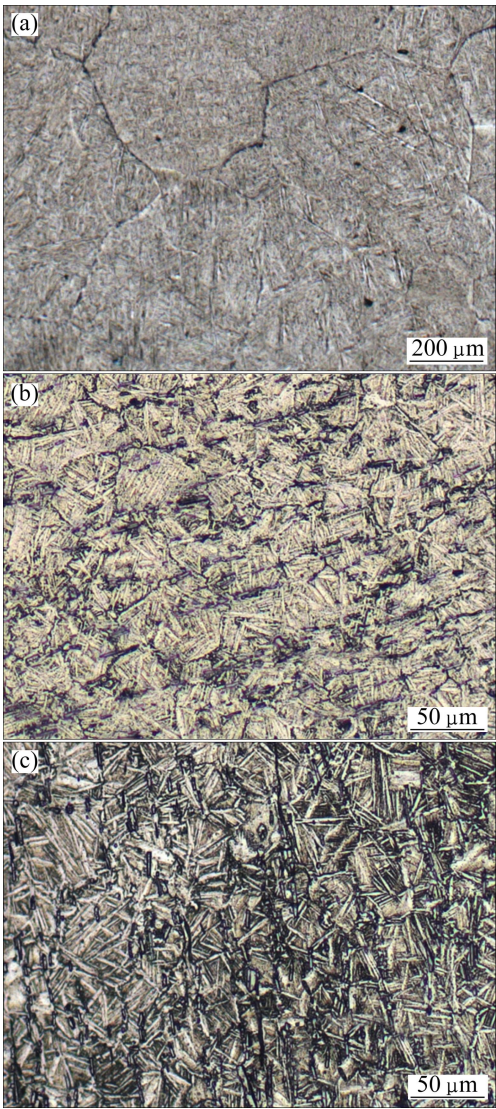


图 1 钛合金以及钛基复合材料的微观组织
Fig.1 Microstructures of titanium alloys and titanium matrix composites: (a) Matrix alloys; (b) TMC1; (c) TMC2

基体的微观组织。这是因为在钛基复合材料的冷却过程中, TiB 短纤维或 TiC 颗粒可以作为基体材料的形核质点, 从而提高其形核率, 所以钛基复合材料基体的微观组织被大幅细化。

基体合金以及钛基复合材料的室温拉伸力学性能如图 2 所示。从图中可以发现, β 热处理后, 钛基复合材料的室温拉伸强度均远远高于基体合金的拉伸强度。可以从增强体的强化以及基体微观组织细化的角度来解释这一现象。在本研究的钛基复合材料中, TiB 短纤维可以承载基体中传递的载荷, 从而提高钛基复合材料的强度。根据 COX^[13] 的研究成果, 增强体的引入造成钛基复合材料强度的提高可以采用以下公式计算:

$$\Delta\sigma = \sigma_m 0.5Vl/d \quad (3)$$

其中: σ_m 为基体的强度; l/d 为短纤维的长径比; V 为增强体的体积分数。从公式中可以发现, 钛基复合材料中短纤维增强体的体积分数对其强化效果具有决定性的影响, 随着短纤维增强体体积分数的提高, 其强化效果提高。除 TiB 短纤维增强体, 钛基复合材料中的颗粒增强体, 如 TiC 和 La_2O_3 , 也可以起到强化的作用, 具体而言, 颗粒增强体的强化效果主要分为两类。1) 承载强化, 这与短纤维增强体的强化作用相似, 承载基体传递的载荷; 2) 位错强化, 颗粒增强体可以阻碍基体中位错的移动, 从而提高复合材料的强度。针对以上的两种效果, RAMAKRISHNAN^[14] 推导了一个分析模型, 来计算颗粒增强体的强化效果:

$$\Delta\sigma = \sigma_{ym} [(1 + f_1)(1 + f_d) - 1] \quad (4)$$

其中: f_1 和 f_d 均为应力提高因子, 分别与应力承载效应和位错强化效应对应。所以, 在本研究中, 复合

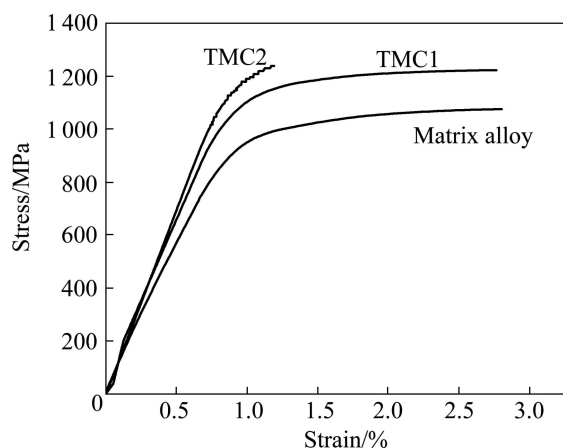


图 2 钛合金以及钛基复合材料的室温拉伸性能

Fig.2 Room temperature tensile properties of titanium alloys and titanium matrix composites

材料的拉伸强度远远高于基体合金的拉伸强度。除此之外, 如图(1)所示, 与基体合金相比, 钛基复合材料基体的微观组织发生细化, 根据 Hall-petch 公式, 可以推断这也会提高钛基复合材料的拉伸强度。在图 2 中, TMC2 的拉伸强度比 TMC1 的拉伸强度要高, 这主要是因为 TMC2 中 TiB 短纤维的体积分数比较高, 所以其强化效果更好, 导致 TMC2 具有较高的室温拉伸强度。

从图 2 中还可以发现, 基体合金以及钛基复合材料的室温拉延长伸率均较低, 这主要是因为经过 β 热处理之后, 材料基体的微观组织均为全层片状组织, 该组织塑性较差。同时, TMC1 和基体合金的断裂伸长率差别不大, 这是因为 TMC1 中基体的微观组织得到细化, 提高材料的断裂伸长率。但是 TMC2 的相变点较高, 其 β 热处理的温度非常高, 这导致其室温塑性较差。

3 结论

1) 与基体合金相比, 钛基复合材料的微观组织得到细化, 原始 β 晶粒的尺寸大幅下降。

2) 钛基复合材料具有较高的室温拉伸强度, 这主要是因为 TiB 短纤维的承载强化, TiC 以及 La_2O_3 颗粒的承载以及位错强化和基体微观组织细化强化。

REFERENCES

- [1] 高 敬, 张 震. 高温钛合金的应用现状[J]. 世界有色金属, 1998, 4: 40-43.
GAO Jing, ZHANG Zhen. Application status of high temperature titanium alloy [J]. International Non-ferrous Metals, 1998, 4: 40-43.
- [2] 张文毓. 钛基复合材料的制备工艺与应用进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2005(34): 637-640.
ZHANG Wen-yu. Fabrication and application progress of titanium matrix composites [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005(34): 637-640.
- [3] ABKOWITZ S, ABKOWITZ S M, FISHER H, SCHWARTZ P J. Cermet[®] discontinuously reinforced Ti-matrix composites: manufacturing, properties and applications[J]. JOM 2004, 56(5): 37-41.
- [4] KOCZAK M J, PREMKUMAR M K. Emerging technologies for the in-situ production of MMCs[J]. JOM, 1993, 45(1): 44-48.
- [5] KOBAYASHI M, FUNAMI M, SUZUKI S, OUCHI C. Manufacturing process and mechanical properties of fine TiB dispersed Ti-6Al-4V alloy composites obtained by reaction

- sintering[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 279–284.
- [6] GORSSE S, CHAMINADE J P, PETITCORPS Y L. In situ preparation of titanium base composites reinforced by TiB single crystals using a powder metallurgy technique[J]. *Composites A*, 1998, 29(9/10): 1229–234.
- [7] KOBAYASHI M, FUNAMI M, SUZUKI S, OUCHI C. Manufacturing process and mechanical properties of fine TiB dispersed Ti–6Al–4V alloy composites obtained by reaction sintering[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 279–284.
- [8] LU W J, XIAO L, GENG K, QIN J N, ZHANG D. Growth mechanism of in situ synthesized TiBw in titanium matrix composites prepared by common casting technique[J]. *Materials Characteriza*, 2008, 59: 912–919.
- [9] GORSSE S, CHAMINADE J P, LE PETITCORPS Y. In situ preparation of titanium base composites reinforced by TiB single crystals using a powder metallurgy technique[J]. *Composites Part A*, 1998(29): 1229–1234.
- [10] XIAO Lü, LU Wei-jie, QIN Ji-ning, CHEN Yi-fei, ZHANG Di, WANG Min-min, ZHU Feng, JI Bo. Steady state creep of in situ TiB plus La_2O_3 reinforced high temperature titanium matrix composite[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 499: 500–506.
- [11] LUTJERING G, WILLIAMS J C. *Titanium*, Heidelberg: Springer, 2003.
- [12] SRINADH K V S, SINGH V. Oxidation behaviour of the near α -titanium alloy IMI 834[J]. *Bulletin of Materials Science*, 2004, 27(4): 347–354.
- [13] COX H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials[J]. *J Appl Phys*, 1952, 3: 72–79.
- [14] RAMAKRISHNAN N. An analytical study on strengthening of particulate reinforced metal matrix composites[J]. *Acta Mater*, 1996: 44–69.

(编辑 王 超)