

微量 TiC 粉末合金化改善电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金的组织 and 性能

姚兴中, 李会军, 杨振文, 王颖

(天津大学, 天津市现代连接技术重点实验室, 天津, 300072)

摘要: 原位合金化是调控增材制造钛合金微观组织和力学性能的有效方法, 文中研究了添加微量 TiC 粉末对电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金微观组织和力学性能的影响. 结果表明, 添加微量 TiC 粉末后, Ti-6Al-4V 合金中的柱状 β 晶粒尺寸减小, α -Ti 相细化, 微观组织为精细的网篮组织, 抗拉强度和断后伸长率达到了 1029 MPa 和 14.8%, 分别提高了 12.8% 和 26.5%, 实现了电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金强度和塑性的协同改善. 同时, 沉积合金的显微硬度提高至 362.9HV, 相比 Ti-6Al-4V 合金提高了 11.4%. 通过电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD) 分析得出, TiC 粉末的添加降低了沉积合金的织构强度, 增加 α -Ti 相的取向. 添加微量 TiC 粉末后, Ti-6Al-4V 合金力学性能的提高主要归因于细晶强化和固溶强化效应, 其中细晶强化是主要的强化机制. 对比分析两种沉积合金的拉伸试样断口得出, Ti-6Al-4V 合金的断口形貌呈现出塑性-脆性混合断裂, 添加质量分数 0.5% TiC 粉末后, 断口形貌呈现出塑性断裂. 证实了 TiC 粉末作为电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金晶粒细化剂的潜力.

创新点: (1) TiC 粉末的添加显著细化了增材制造 Ti-6Al-4V 合金的晶粒尺寸.

(2) 添加质量分数 0.5% TiC 粉末可实现增材制造 Ti-6Al-4V 合金强度和塑性的协同提升.

(3) 证实了 TiC 粉末可作为增材制造 Ti-6Al-4V 合金的晶粒细化剂.

关键词: 原位合金化; 电弧增材制造; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG 455 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20230422001

Tailoring the microstructure and mechanical properties of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy by trace TiC powder addition

YAO Xingzhong, LI Huijun, YANG Zhenwen, WANG Ying

(Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin, 300072, China)

Abstract: In-situ alloying has been demonstrated to be an effective method for modifying the microstructure of additively manufactured titanium alloys. In this paper, the influence of trace TiC powder addition on the microstructure and mechanical properties of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy was investigated. The result showed that the trace TiC powder addition reduced the size of columnar β grains and refined the α -Ti phase in the Ti-6Al-4V alloy, and the microstructure was the fine basketweave structure, and the ultimate tensile strength and elongation reached 1029 MPa and 14.8%, which increased by 12.8% and 26.5%, respectively, synergistically improving the strength and ductility of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy. Meanwhile, the microhardness of the deposited alloy was increased to 362.9HV, which was an increase of 11.4%. As analyzed by EBSD, the addition of TiC powder decreased the texture intensity and increased the orientation of the α -Ti phase. The improvement in mechanical properties of the Ti-6Al-4V alloy after adding trace TiC powder was mainly attributed to fine-grain strengthening and solid solution strengthening, where fine-grain strengthening was the main strengthening mechanism. Comparative analysis of the fracture of the tensile specimens of the two deposited alloys showed that the fracture morphology of Ti-6Al-4V alloy exhibited the

mixed plastic-brittle fracture, while the fracture morphology exhibited a typical plastic fracture with a mass fraction of 0.5% TiC powder. The potential of TiC powder as a grain refiner for the wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloys was demonstrated.

Highlights: (1) TiC powder additive significantly refined the grain size of additive manufactured Ti-6Al-4V alloy.

(2) Balanced strength and elongation of additive manufactured Ti-6Al-4V alloy were achieved by the mass fraction of 0.5% TiC powder addition.

(3) TiC powder was identified as grain refiner for additively manufactured Ti-6Al-4V alloys.

Key words: In-situ alloying; wire arc additive manufacturing; microstructure; mechanical properties

0 序言

钛合金具有高比强度、耐腐蚀性和优异的抗氧化性能等特点, 广泛应用于航空航天、生物医学等领域^[1-2]. Ti-6Al-4V (Ti64) 合金是 $\alpha + \beta$ 型钛合金, 是目前应用最广泛的商业钛合金之一, 其生产主要依赖于传统制造和机械加工的方法, 例如铸造、锻造和粉末冶金等, 但是存在着周期长和材料利用率低等问题^[3]. 例如, 在波音 787 飞机的钛合金机身制造过程中, 钛合金原材料的利用率仅为 17%, 其余原材料以加工废料的形式被丢弃^[4].

电弧增材制造 (wire and arc additive manufacturing, WAAM) 是一种以金属丝材为原材料, 通过逐层熔化/凝固堆积生产近净成型零件的方法. 与其它增材制造方法相比, 电弧增材制造具有沉积效率高, 设备成本低等优势, 能够快速生产大尺寸、高质量的结构件^[5]. 然而, 通过电弧增材制造方法沉积的 Ti-6Al-4V 合金容易出现粗大的柱状 β 晶粒和强烈的 $\langle 001 \rangle$ 织构, 影响沉积构件的综合力学性能^[6-7]. 原位合金化是目前调控电弧增材制造钛合金组织与性能的有效方法. 常用的合金化元素主要

有 Nb 元素、Cr 元素、Sn 元素和 Mo 元素等金属元素^[8-10], 以及 B 元素、C 元素和 Si 元素等非金属元素^[11-13], 根据合金元素种类和添加含量, 多采用预置箔片和涂刷粉末的方式进行合金化.

目前, 已经有大量研究表明 C 粉、B 粉和硼化物的添加对电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金有显著的晶粒细化作用. 然而, 目前还没有直接将碳化物粉末作为晶粒细化剂调控电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金微观组织和力学性能的报道. 文中以 TiC 粉末作为一种新型晶粒细化剂对电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金进行原位合金化, 探索 TiC 粉末的添加细化电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金晶粒的可能性, 研究添加微量 TiC 粉末对电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金微观组织和力学性能的影响.

1 试验方法

试验所用原材料为直径 1.2 mm 的 Ti-6Al-4V 丝材, 丝材化学成分如表 1 所示. TiC 粉末的平均粒径为 100 nm, 纯度 99.9%; 基板为 6 mm 厚的锻造态 Ti-6Al-4V 合金板. 试验前, 将基板表面打磨光滑, 去除表面氧化膜, 并使用酒精清洗.

表 1 Ti-6Al-4V 丝材化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V wire

Al	V	C	N	H	Fe	Ti
6.1	4.05	0.11	0.012	0.02	0.067	余量

试验制备了两种成分的 Ti-6Al-4V 合金进行对比分析, 分别是 Ti-6Al-4V 合金、添加质量分数 0.5% TiC 粉末的 Ti-6Al-4V 合金 (Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金). 每层熔覆层涂刷的 TiC 粉末质量的计算方法为

$$m_p = \frac{v_f \times \pi d^2 \times \rho_{Ti} \times l}{4 \times v_t} \times w_p \quad (1)$$

式中: m_p 为每层熔覆层中涂刷 TiC 粉末的质量 (g);

w_p 为设定沉积合金中添加 TiC 的质量分数, 取 0.5%; v_f 为送丝速度 (mm/min); v_t 为焊接速度 (mm/min); d 为丝材直径 (mm), 取 1.2 mm; ρ_{Ti} 为钛合金的密度 (g/mm^3), 取 $0.0045 \text{ g}/\text{mm}^3$; l 为沉积合金长度 (mm), 取 150 mm.

原位合金化过程示意图和取样位置示意图如图 1 所示. 电弧增材制造钛合金的原位合金化过程示意图如图 1(a) 所示, 将 TiC 粉末与粘结剂 (质量

分数 2% 的羟乙基纤维素溶液) 进行混合, 然后通过超声处理得到均匀分散的涂料. 利用前期试验探究的最佳工艺参数进行沉积, 沉积工艺参数如表 2 所示. 根据沉积工艺参数, 计算得出每层需要涂刷 TiC 粉末的质量为 0.048 g. 因此当完成一层时, 在熔覆层上均匀地涂刷确定质量的 TiC 粉末的涂料, 待其干燥后, 进行后续层的沉积过程, 共沉积 10 层. 相邻层之间的停留时间约 10 min, 目的是保证层间温度相同. 图 1(b) 是电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金的微观组织试样以及力学性能测试试样的取样位置示意图, 使用电火花线切割机按照对应位置切取微观组织试样, 然后依次使用砂纸将试样打磨至 7000 目, 随后进行机械抛光, 最后使用 Kroll 试剂 (其体积比为氢氟酸: 硝酸: 水=1: 6: 10) 进行腐蚀. 使用 Smartzoom5 光学显微镜、JSM-7800F 扫描电子显微镜和 JEM-2100F 透射电子显微镜观察沉积合金的宏观金相形貌和微观组织, 微观组织观察区域如图 1(b) 中白色虚线描绘区域. 使用 SVD-432TS 维氏显微硬度计测量沉积合金的显微硬度, 硬度试验载荷为 9.8 N, 停留时间为 15 s. 在试样不同位置测量 20 个点并求平均值

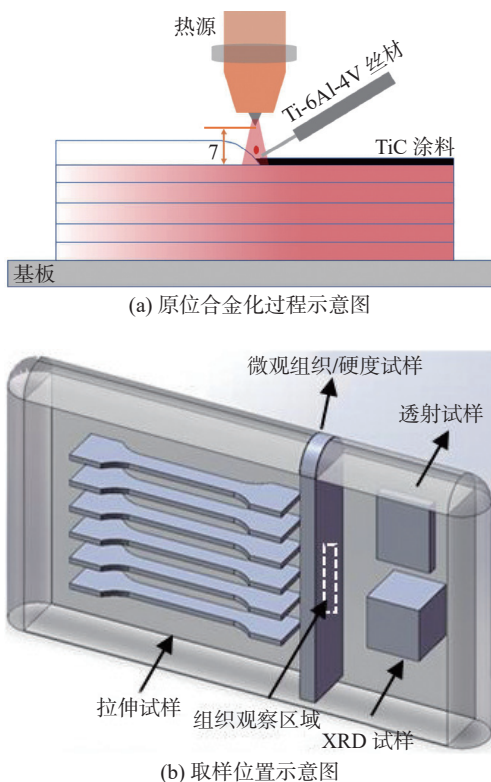


图 1 原位合金化过程示意图和取样位置示意图 (mm)
Fig. 1 Schematic diagram of in-situ alloying process and sampling location. (a) deposition process with TiC addition; (b) location of test samples

作为合金的显微硬度值. 在沉积合金中部位置取 3 个拉伸试样, 采用 MTS-E45.105 电子万能试验机进行拉伸性能测试, 其中拉伸试样的长度为 60 mm、宽度为 2.5 mm、厚度为 2 mm, 拉伸速率恒定为 0.25 mm/min. 使用 SEM 观察拉伸后试样的断口形貌.

表 2 电弧增材制造工艺参数

Table 2 Deposition parameters of WAAM

焊接电流 I/A	送丝速度 $v_f/(mm \cdot min^{-1})$	焊接速度 $v_t/(mm \cdot min^{-1})$	电弧长度 L_d/mm
130	1.5	120	7

2 试验结果与讨论

两种沉积合金的宏观组织特征如图 2 所示. 图 2(a) 是两种合金纵向截面的宏观组织, 其中 β 晶粒的晶界用橙色虚线描绘. 研究表明, Ti-6Al-4V 合金的组织结构是由粗大 β 柱状晶组成, 这是由于在垂直于基板方向上存在着较大的温度梯度, 导致 β 晶粒贯穿沉积层外延生长, 容易产生粗大的柱状晶. 相比 Ti-6Al-4V 合金, 添加质量分数 0.5%TiC 粉末的沉积合金中 β 晶粒仍旧保持着外延生长, 但晶粒的宽度尺寸变小. 为了更加准确地判断 TiC 粉末的添加对 Ti-6Al-4V 合金中 β 晶粒尺

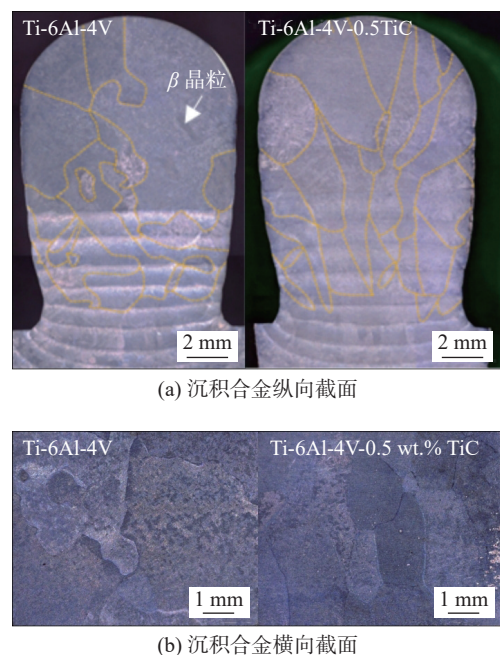


图 2 两种沉积合金的宏观组织
Fig. 2 Macrostructure of the two alloys. (a) in longitudinal direction; (b) in horizontal direction

寸的影响,观察了两种合金中垂直于沉积方向的横向截面,如图 2(b)所示.使用 Image-Pro 软件测量了 β 晶粒的直径, Ti-6Al-4V 合金中 β 晶粒的平均直径为 3.9 μm . Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中 β 晶粒的平均直径减小至 1.6 μm , β 晶粒的细化程度达到了 58%. 综上说明 TiC 粉末的添加能够有效细化 Ti-6Al-4V 合金中的 β 晶粒.

两种合金的 XRD 衍射图如图 3 所示. 研究表明 Ti-6Al-4V 合金是由 α -Ti 相和 β -Ti 相组成,其中 β 相含量较少. 添加质量分数 0.5%TiC 粉末的沉积合金中依旧是由 α -Ti 相和 β -Ti 相组成,说明添加的 TiC 粉末在钛合金凝固过程中发生溶解,其中的 C 原子完全固溶进钛合金基体中. 同时,在 Ti-6Al-4V 合金中, $\alpha(101)$ 衍射峰的高强度说明了 Ti-6Al-4V 合金中 α -Ti 相存在着较强的织构取向,这是由于在电弧增材制造过程中,合金经历了多次高温热循环导致的. 添加 TiC 粉末后,沉积合金中 $\alpha(101)$ 衍射峰的强度降低,其它晶面指数的 α 相衍射峰的数量增多,例如 $\alpha(102)$ 和 $\alpha(110)$ 等. 综上说明了添加微量 TiC 粉末后,合金中 α -Ti 相的取向增加,织构强度减弱.

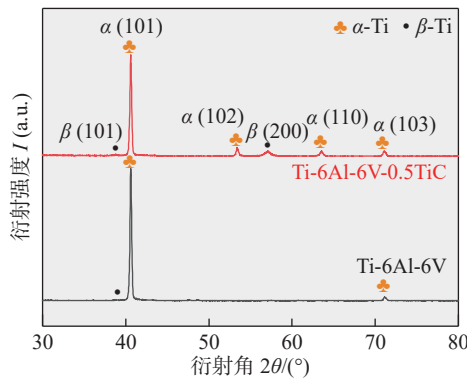
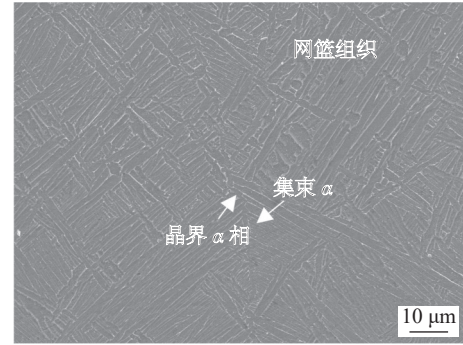


图 3 两种合金的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD pattern of the two alloys

Ti-6Al-4V 合金和 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中 β 晶粒内的微观组织如图 4 所示. Ti-6Al-4V 合金的微观组织主要是魏氏组织,由晶界 α 相、 α 集束和网篮组织组成. 其中晶界 α 相从 β 晶界析出,且晶界 α 相宽度较大,约 2 μm . 平行排列的 α -Ti 相从晶界 α 相处形核,具有一定角度向晶内生长,形成魏氏组织. 这是由于在增材制造过程中较大的冷却速率为 α 集束形核提供了更高的驱动力,并促进其从晶界 α 相向晶内发展.

在 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中,微观组织主要是由精细的网篮组织组成,观察到 α -Ti 相显著细化.



(a) Ti-6Al-4V 合金



(b) Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金

图 4 两种合金的微观组织

Fig. 4 Microstructure of α -Ti in two alloys. (a) Ti-6Al-4V; (b) Ti-6Al-4V-0.5TiC

因此对沉积合金中 α -Ti 相的尺寸进行了统计, α -Ti 相的尺寸分布图如图 5 所示. 在 Ti-6Al-4V 合金中, α -Ti 相的晶粒尺寸在 5 ~ 20 μm 范围内,平均晶粒尺寸为 9.06 μm . 而在 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中, α -Ti 相的晶粒尺寸主要在 1 ~ 10 μm 范围内,平均晶粒尺寸下降至 3.50 μm ,细化程度达到了 61%,证实了 TiC 粉末具有显著细化钛合金中 α -Ti 相的潜力.

添加质量分数 0.5%TiC 粉末后沉积合金的 TEM 分析如图 6 所示. Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金试样的 TEM 明场像如图 6(a) 所示,其对应的选区电子衍射 (selected area electron diffraction, SAED) 斑点如图 6(b) 和 6(c) 所示. 其中 α -Ti 相交错排列. TEM 明场像证实了 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中仅存在 α -Ti 相和 β -Ti 相,无任何碳化物析出. 图 6(b) 和图 6(c) 分别是 α -Ti 相和 β -Ti 相的选区电子衍射斑点,晶带轴分别为 $[21\bar{2}]$ 和 $[111]$.

两种沉积合金样品的 EBSD 分析如图 7 所示. 图 7(a) 和图 7(b) 是两种沉积合金的反极图 (inverse pole figure, IPF) 和成像质量图 (image quality, IQ). 从 IPF 观察到 Ti-6Al-4V 合金中是典型的魏氏组织,其中 α 集束具有相似的晶体取向,主要是沿着

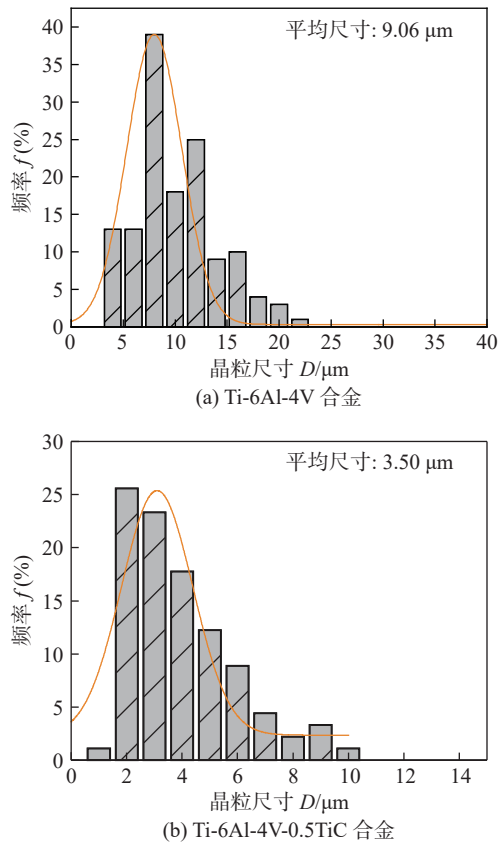
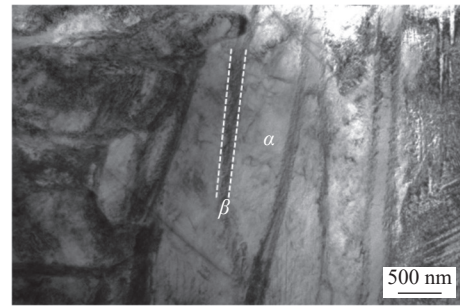


图5 两种合金 α -Ti 相的尺寸分布图

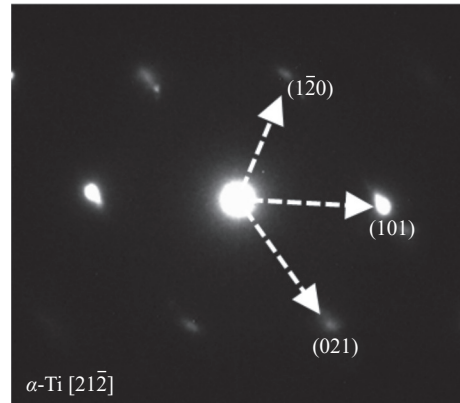
Fig. 5 The size distribution of α -Ti in two alloys. (a) Ti-6Al-4V; (b) Ti-6Al-4V-0.5TiC

<0001>方向. 而 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中的微观组织是网篮组织, 且颜色种类增加, 说明 α -Ti 相的取向增加, 与 XRD 结果相一致. 图 7(d) 和图 7(e) 分别是 Ti-6Al-4V 合金和 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金的极图 (pole figure, PF). 在 Ti-6Al-4V 合金中, α -Ti 相存在着明显的织构取向, 最大织构强度因子达到了 64.14. 而添加质量分数 0.5% TiC 粉末后, 最大织构强度因子下降至 22.42. 织构强度的下降是由于微量 TiC 粉末的添加后, 合金中的 β 晶粒和 α -Ti 相细化导致的. 综上所述, 通过对两种沉积合金的 EBSD 对比分析, 证实了微量 TiC 粉末的添加有助于降低合金中 α -Ti 相的织构强度, α -Ti 相的取向增加.

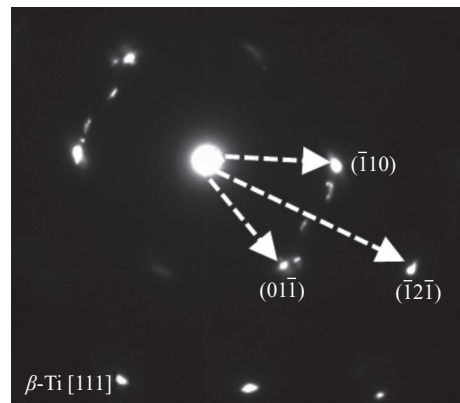
两种合金的力学性能如图 8 所示. 图 8(a) 是两种合金的显微硬度值. Ti-6Al-4V 合金显微硬度的平均值为 325.9 HV, 而 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金显微硬度的平均值提高至 362.9 HV. 相比 Ti-6Al-4V 合金, Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金显微硬度的平均值提高了 11.4%. 图 8(b) 是两种合金拉伸性能的统计结果. Ti-6Al-4V 合金的抗拉强度为 912 MPa, 断后伸长率为 11.7%. 而 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金的抗拉



(a) TEM 明场像



(b) α -Ti 相的 SAED 图案



(c) β -Ti 相的 SAED 图案

图6 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金的 TEM 明场像和 SAED 图案

Fig. 6 TEM bright field image and SAED patterns of the Ti-6Al-4V-0.5TiC alloy. (a) TEM bright field image; (b) SAED pattern of the α -Ti phase; (c) SAED pattern of the β -Ti phase

强度和断后伸长率分别达到了 1029 MPa 和 14.8%, 强度和塑性均明显改善. 相比 Ti-6Al-4V 合金, Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金的抗拉强度提高了 12.8%, 断后伸长率提高了 26.5%, 实现电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金强度和塑性的协同提高. 因此, 微量 TiC 粉末的添加显著改善了电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金的力学性能, 为调控增材制造钛合金微观组织和力学性能提供了一种新的途径, 具有潜在的应用前景.

综上所述, Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金力学性能的

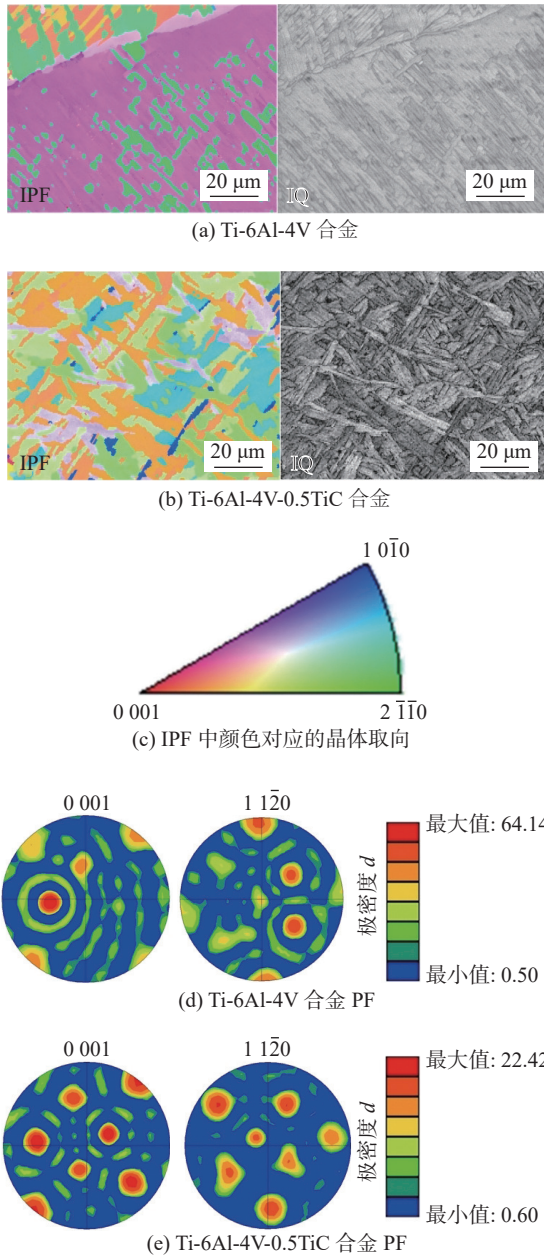


图 7 两种沉积合金的 EBSD 结果

Fig. 7 EBSD results of two deposited alloys. (a) IPF and IQ plots of Ti-6Al-4V alloy; (b) IPF and IQ plots of Ti-6Al-4V-0.5TiC alloy; (c) crystal orientation triangle; (d) PF of Ti-6Al-4V alloy; (e) PF of Ti-6Al-4V-0.5TiC alloy

提高主要归因于细晶强化和固溶强化的综合作用。图 2、图 4 和图 5 已经证实了 TiC 粉末的添加显著细化合金中的柱状 β 晶粒和 α -Ti 相的晶粒尺寸, 尤其是 α -Ti 相的细化程度高。Ti-6Al-4V 合金是 $\alpha + \beta$ 型钛合金, 力学性能很大程度上取决于 α -Ti 相。Hall-Petch 公式可以量化 α -Ti 相细化对合金强度的贡献^[14]。Hall-Petch 公式为

$$\sigma_{H-P} = K_{H-P} (d_2^{-1/2} - d_1^{-1/2}) \quad (2)$$

式中: K_{H-P} 为钛合金的 Hall-Petch 系数; d_1 为 Ti-

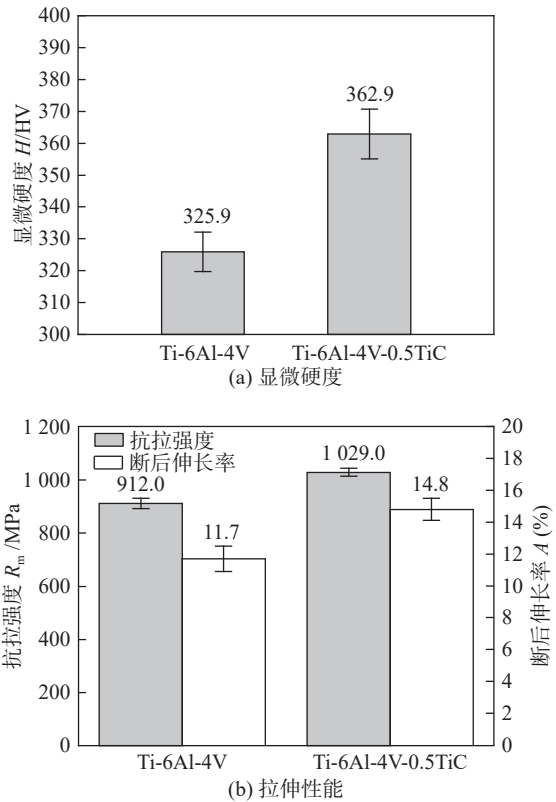


图 8 两种合金的力学性能

Fig. 8 Mechanical properties of the two alloys. (a) hardness; (b) tensile properties

6Al-4V 合金中 α -Ti 相的尺寸; d_2 为 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中 α -Ti 相的尺寸。

根据图 4(b) 的统计结果, Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中 α -Ti 相的细化程度达到了 61%, 起到了显著的细晶强化作用。与此同时, 晶粒细化不仅可以提高合金的强度, 还可以改善合金的塑性。根据文献 [15] 报道, 钛合金中 α -Ti 相的晶粒尺寸越小, 可以刺激更多的滑移系统协调变形, 因此有助于改善沉积合金的塑性变形能力。根据图 3 和图 6 分析, 添加质量分数 0.5% TiC 粉末后, 未见任何碳化物的析出, 说明 C 原子完全固溶于基体中。因此, 在一定程度上起到了固溶强化作用。两种合金的拉伸试样断口形貌如图 9 所示。Ti-6Al-4V 合金的宏观拉伸断口形貌如图 9(a) 所示, 为塑性-脆性混合断裂形式。图 9(b) 中箭头标记处发生了晶间断裂, 这种晶间断裂产生的原因主要是由于 Ti-6Al-4V 合金中粗大的柱状 β 晶界引起的。根据文献 [3, 16] 报道连续粗大的晶界 α 相有利于裂纹扩展, 容易发生晶间断裂。在塑性断裂区域, 出现了许多小而浅的等轴状韧窝。图 9(d) 是 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中的宏观拉伸断口形貌, 可以观察到明显的颈部收缩现象, 呈现出典型的塑性断口形貌。试样的断口形貌

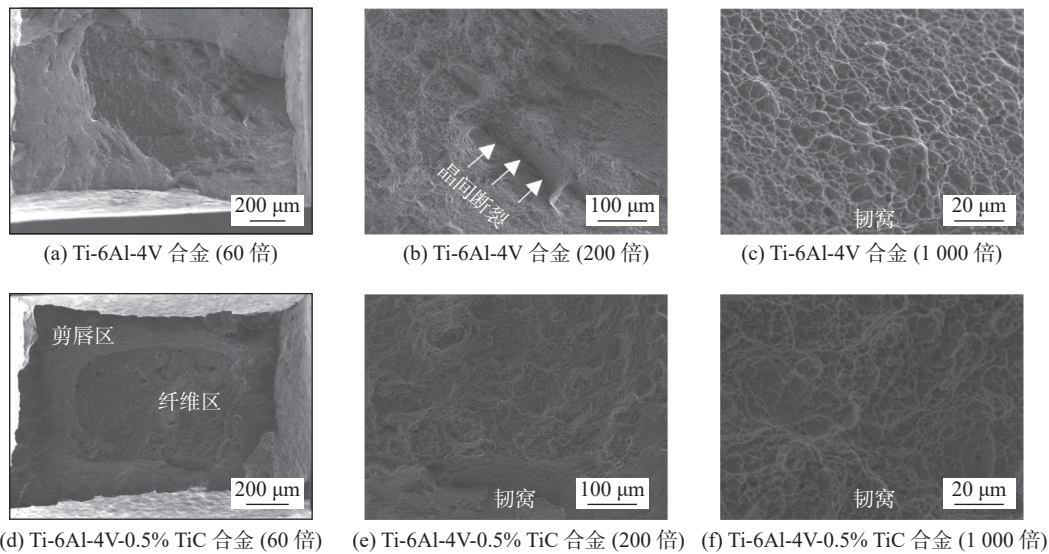


图 9 两种合金的拉伸断口形貌

Fig. 9 Tensile fracture morphology of the two alloys. (a) Ti-6Al-4V(60 ×); (b) Ti-6Al-4V(200 ×); (c) Ti-6Al-4V(1000 ×); (d) Ti-6Al-4V-0.5TiC(60 ×); (e) Ti-6Al-4V-0.5TiC(200 ×); (f) Ti-6Al-4V-0.5TiC(1000 ×)

表现出明显的纤维区和剪唇区, 韧窝尺寸大而深, 说明在拉伸过程中发生了严重的塑性变形, 塑性性能优异。

3 结论

(1) 电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金的微观组织主要是魏氏组织, 添加 TiC 粉末后, 合金中的微观组织主要是网篮组织。TiC 粉末的添加显著细化 Ti-6Al-4V 合金中的柱状 β 晶粒和 α -Ti 相。

(2) Ti-6Al-4V 合金显微硬度的平均值为 325.9 HV, Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金显微硬度的平均值提高至 362.9HV, 提高了 11.4%。

(3) Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金的抗拉强度和断后伸长率分别为 1029 MPa 和 14.8%。相较于 Ti-6Al-4V 合金, 合金的抗拉强度提高了 12.8%, 断后伸长率提高了 26.5%, 实现电弧增材制造 Ti-6Al-4V 合金强度和塑性的协同提高。拉伸性能改善的主要原因归因于细晶强化和固溶强化的综合作用, 其中细晶强化是主要的强化机制。

(4) Ti-6Al-4V 合金的拉伸试样断口形貌表现出塑性-脆性混合断裂。而在 Ti-6Al-4V-0.5TiC 合金中, 断口形貌转变为塑性断裂。

参考文献

[1] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and

technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844 – 879.

- [2] Barriobero-Vila P, Gussone J, Stark A, *et al.* Peritectic titanium alloys for 3D printing[J]. Nature Communications, 2018, 9: 3426.
- [3] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2015, 87: 309 – 320.
- [4] Kim Y, Song Y B, Lee S H. Microstructure and intermediate-temperature mechanical properties of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloy prepared by the prealloyed approach[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 637: 234 – 241.
- [5] Wang F D, Williams S, Colegrove P, *et al.* Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44: 968 – 977.
- [6] Zhuo Y M, Yang C L, Fan C L, *et al.* Grain refinement of wire arc additive manufactured titanium alloy by the combined method of boron addition and low frequency pulse arc[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 805: 140557.
- [7] Wang J, Lin X, Wang J T, *et al.* Grain morphology evolution and texture characterization of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 768: 97 – 113.
- [8] Lin X, Yue T M, Yang H O, *et al.* Solidification behavior and the evolution of phase in laser rapid forming of graded Ti6Al4V-Rene88DT alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38: 127 – 137.

- [9] Zhuo Y M, Yang C L, Fan C L, *et al.* Effects of trace Sn and Cr addition on microstructure and mechanical properties of TC17 titanium alloy repaired by wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 888: 161473.
- [10] Zhang F Y, Yang M, Clare A T, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Ti-2Al alloyed with Mo formed in laser additive manufacture[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 727: 821 – 831.
- [11] Bermingham M J, Kent D, Zhan H, *et al.* Controlling the microstructure and properties of wire arc additive manufactured Ti-06Al-4V with trace boron additions[J]. Acta Materialia, 2015, 91: 289 – 303.
- [12] Mereddy S, Bermingham M J, Kent D, *et al.* Trace carbon addition to refine microstructure and enhance properties of additive-manufactured Ti-6Al-4V[J]. Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 2018, 70: 1670 – 1676.
- [13] Mereddy S, Bermingham M J, Stjohn D H, *et al.* Grain refinement of wire arc additively manufactured titanium by the addition of silicon[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 2097 – 2103.
- [14] Li S P, Wang X Y, Wei Z C, *et al.* Simultaneously improving the strength and ductility of the as-sintered (TiB + La₂O₃)/Ti composites by in-situ planting ultra-fine networks into the composite powder[J]. Scripta Materialia, 2022, 218: 114835.
- [15] Zhang W J, Song X Y, Hui S X, *et al.* Tensile behavior at 700 °C in Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si alloy with a bi-modal microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 595: 159 – 164.
- [16] Kok Y, Pan X P, Wang P, *et al.* Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review[J]. Materials & Design, 2018, 139: 565 – 586.

第一作者:姚兴中, 硕士; 主要从事电弧增材制造钛合金相关研究; Email: yao_xz@tju.edu.cn

通信作者:王颖, 博士, 教授; Email: wangycl@tju.edu.cn

(编辑: 汤明日)