

硼含量对激光熔覆沉积 TC4 钛合金显微组织与力学性能影响

姜沐池^{1,2}, 任德春¹, 蔡雨升¹, 赵晓彧¹, 吉海宾¹, 雷家峰^{1,2}, 杨锐^{1,2}

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 基于航空航天领域对高比强度、耐高温以及耐磨损钛合金材料的迫切需求, 采用激光熔覆沉积 (laser cladding deposition, LCD) 技术制备出含硼 (B) 的 TC4 钛合金复合材料, 并研究了 B 元素含量对其显微组织和力学性能的影响。结果表明, 随着 B 元素含量增加, 可以显著降低 LCD 成形 TC4 钛合金的晶粒尺寸, 其晶粒尺寸从 1294 μm 降低至 28.6 μm , 在硼元素作用下也逐渐弱化了 LCD 技术导致的柱状晶现象; 当 B 含量较低时, TC4 钛合金 LCD 成形过程中生成的 TiB 主要在原始 β 晶界处富集, 随着 B 元素含量增加, 针状 TiB 逐渐在晶粒内部析出。在 LCD 成形 TC4 钛合金复合材料性能方面, 随着 B 含量增加, 合金的硬度与强度也逐渐增大, 显微硬度 (HV) 从 3067.4 MPa 增大至 3512.8 MPa, 抗拉强度由 848 MPa 增加至 1119.5 MPa, 提升了 32.02%。

关键词: 激光熔覆沉积; TC4 钛合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3777-08

钛合金具有密度小、耐腐蚀、比强度高特点, 是继钢铁和铝之后的又一种重要合金, 被称为“第三金属”、“太空金属”^[1]。目前应用最广泛的钛合金牌号是 TC4 (Ti-6Al-4V), 该合金是典型的两相钛合金。通过不同的制造工艺及热处理制度可以改变 TC4 钛合金中 α 相和 β 相的体积分数、晶粒大小和形态分布, 满足不同设计与使用要求, 在多个领域获得广泛应用^[2-7]。

随着航空航天技术的蓬勃发展, 高能化装备对钛合金性能的要求越来越高, 尤其是对高强度、耐高温、耐磨等特性需求愈加迫切, 而 TC4 钛合金已经无法满足航空航天领域对钛合金材料高性能的要求, 为此有学者提出通过添加陶瓷颗粒提升其性能。目前已有研究表明, 添加陶瓷颗粒可以细化钛合金显微组织, 常见的陶瓷颗粒有 SiC、TiC、TiB、 Y_2O_3 等^[8-14]。吴介等人^[15]通过电弧熔炼的方法制备了含 Y 和 B 的高温钛合金, 发现添加 Y 和 B 后合金的晶粒明显细化, 力学性能得到提升。郑博文等人^[16]通过原位自生熔炼法制备了 TiC 颗粒增强钛基复合材料, 研究了其组织与耐磨性, 结果表明随着 TiC 含量增加, 其制备的钛基复合材料磨损量减少。包淑娟等人^[17]通过铸造工艺制备

了含 B 的 TC4 钛合金, 其研究表明随着 B 含量增加 TC4 钛合金的晶粒明显细化, 抗拉强度得到显著提升。通过颗粒增强虽然可以提升钛合金力学性能, 但是强化后的钛合金复合材料硬度和强度的较大提升增加了后续常规机加工的难度, 也无法实现复杂结构和形状零部件的一体化成形。

激光熔覆沉积 (laser cladding deposition, LCD) 技术以金属粉末作为原材料, 采用高能激光束作为热源, 依据零件的 CAD 模型结构特征, 实现金属零件的直接成形。采用 LCD 成形技术可以实现大尺寸结构钛基复合材料构件的一体化近净成形^[18,19]。

本工作采用 LCD 技术制备了不同 B 含量的 TC4 钛合金, 研究了 B 含量对 TC4 钛合金显微组织和力学性能的影响, 为增材制造复杂结构高性能 TC4 钛合金构件在航空航天领域的应用提供技术支撑。

1 实验

本工作采用气体雾化法制备 TC4 钛合金预合金粉末以及 B 含量分别为 0.05%、0.5%、1% (质量分数) 的 TC4 钛合金预合金粉末, 粉末粒度范围为 50~270 μm , 其形貌如图 1 所示。

收稿日期: 2021-10-07

基金项目: 装备预研领域基金 (61409230311); 中国航发集团产学研合作项目 (HFZL2019CXY019)

作者简介: 姜沐池, 男, 1995 年生, 博士生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83970131, E-mail: mcjiang21b@imr.ac.cn

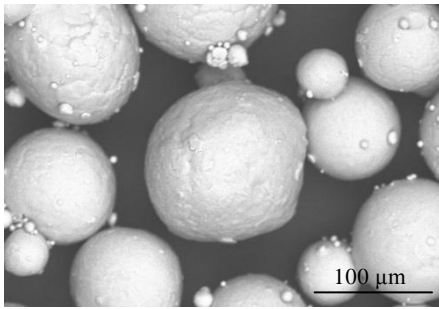


图 1 预合金粉末的 SEM 形貌

Fig.1 SEM morphology of the pre-alloyed powder

采用 LDM800 同轴送粉式 LCD 设备, 该设备的光纤激光器额定功率为 6000 W。选用 TC4 基板成形不同 B 含量的 TC4 钛合金, 成形合金样品编号和化学成分分析结果如表 1 所示, 成形样品的尺寸为 150 mm×150 mm×35 mm。样品的成形参数为激光功率 1800 W, 扫描速度 10 mm/s, 光斑直径 3 mm, 搭接率 50%, 激光扫描成形方式如图 2 所示。

将成形合金样品线切割后进行机械磨抛, 采用体积比为 HNO₃:HF:H₂O=1:2:7 的腐蚀液对样品进行腐蚀后观察显微组织。垂直于成形方向取拉伸试样。采用型号为 Zeiss Axiovert 200MAT 的金相显微镜

(OM) 进行金相组织的观察与晶粒尺寸的测量。采用型号为 Hitachisu-70 的场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察高倍组织、硼化物形貌以及拉伸试样断口形貌。试样电解抛光后在带有 Oxford EBSD 探头的 Hitachisu-70 的场发射扫描电子显微镜 (SEM) 上进行电子背散射衍射 (EBSD) 分析。采用型号为 D8 Discover 的 X 射线衍射仪 (XRD) 对成形合金进行物相检测分析。采用型号为 Instron 5582 的电子万能试验机进行室温拉伸检测。采用型号为 FM-700e 的数显维氏硬度计检测合金的显微硬度, 载荷为 500 g, 加载时间为 15 s。

2 结果

2.1 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金相组成

图 3 为 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛基复合材料的 XRD 图谱。由图可得, 采用未添加 B 元素的 TC4 预合金粉末制备的合金中有 α 相及少量 β 相衍射峰, 而在 B 含量为 0.05%、0.5% 和 1% 的合金中都出现了 TiB 的衍射峰, 且随着 B 含量增加 TiB 衍射峰强度逐步增强, TiB 与 α 相、β 相的衍射峰有部分重叠。图 3 中未发现其它亚稳硼化物衍射峰, 表明在 LCD 快速熔化和再凝固过程中 B 元素和 Ti 元素完全反应生成了 TiB 相。

表 1 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金样品化学成分

Table 1 Chemical composition of B containing TC4 titanium alloy samples fabricated by LCD

Sample	Al	V	B	N	H	O	Ti
TC4-0%B	6.26	4.02	0	0.0074	0.0043	0.110	Bal.
TC4-0.05%B	6.21	4.30	0.05	0.0900	0.0010	0.061	Bal.
TC4-0.5%B	6.12	4.25	0.50	0.0450	0.0012	0.063	Bal.
TC4-1%B	6.17	4.19	0.88	0.0061	0.0012	0.073	Bal.

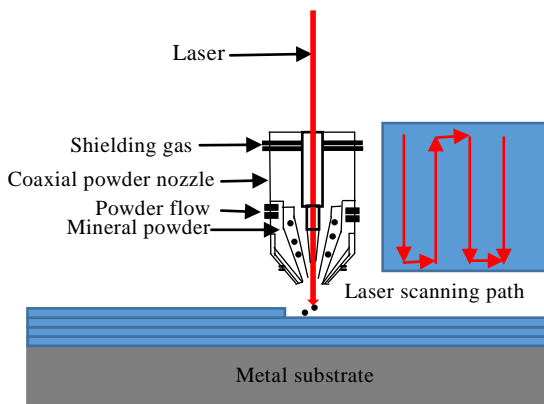


图 2 LCD 成形件及扫描方式

Fig.2 Sample fabricated by laser cladding deposition (LCD) and the scanning strategy

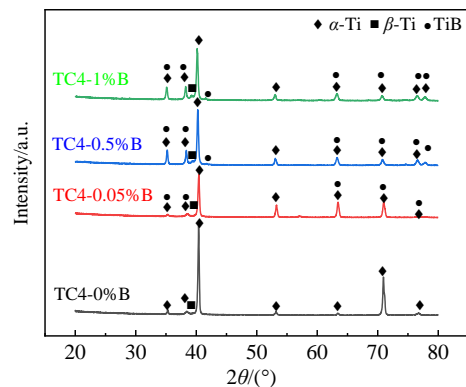


图 3 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD

2.2 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金显微组织

图 4 为 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的纵向显微组织。未添加 B 元素的 TC4-0%B 样品的显微组织如图 4a, 该组织由尺寸较大的初始 β 晶粒构成, β 晶粒内部为 α 板条构成的片层状组织。由 B 含量为 0.05% 的 TC4-0.05%B 样品的组织 (图 4b) 可以看出, 随着硼元素的加入, α 片层的长度变短, 原始 β 晶粒的平均尺寸减小; 当硼含量增加到 0.5% 时, 其组织 (图 4c) 中 α 片层的长度与 β 晶粒尺寸显著减小。当 B 含量进一步增加至 1% 时 (图 4d), α 片层与 β 晶粒更加细小。此外可以发现随着 B 含量的增加, 明显弱化 LCD 技术导致 TC4 钛合金形成的柱状晶现象, 纵向显微组织由柱状晶向等轴晶转变。

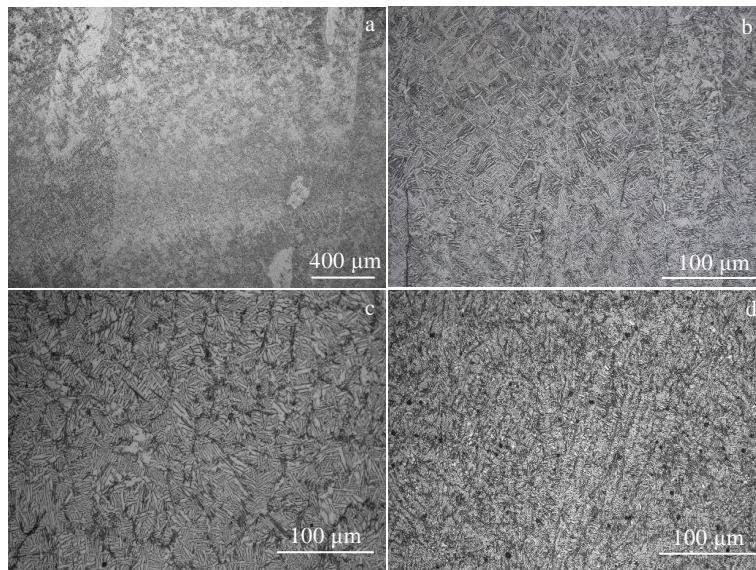


图 4 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金纵向显微组织

Fig.4 Longitudinal OM microstructures of TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD: (a) 0%B, (b) 0.05%B, (c) 0.5%B, and (d) 1%B

图 7a 为 LCD 制备含不同 B 含量 TC4 钛合金中 TiB 形貌, 从中可以清晰地看出 TiB 形貌为针状。图 7b, 7c 和 7d 分别为 B 含量为 0.05%, 0.5% 和 1% 的成形合金中 TiB 相的形貌及分布。从图 7b 可以看出当 B 含量低时, TiB 相主要分布在晶界处。当 B 含量增至 0.5% 时 (图 7c), TiB 相的含量明显增多, 除了在晶界处大量分布外, 在原始 β 晶粒内部弥散析出。当 B 含量进一步增加至 1% 时 (图 7d), 在晶粒内部生成大量的 TiB, 由于 TiB 的细化作用, 原始 β 晶粒尺寸显著减小 (图 5), 同时原始 β 晶界不明显, 柱状晶现象弱化。

2.3 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金力学性能

图 8 为 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的显微硬度变化曲线。随着 B 含量增加, 成形合金的显微硬度逐

图 5 为 LCD 成形 TC4 钛合金晶粒尺寸随 B 含量增加的变化曲线, 结合图 4 不同 B 含量 TC4 钛合金的显微组织, 随着 B 含量的增加 TC4 钛合金的晶粒明显细化, 晶粒尺寸明显减小, 平均晶粒尺寸由 B 含量为 0% 时的 1294 μm 减小至 B 含量为 1% 的 28.6 μm 。可见 B 元素添加可以显著减小 LCD 成形 TC4 基钛合金中 β 晶粒尺寸, 起到细化晶粒作用。

图 6 为 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金横向 IPF (inverse pole figure) 图, 从图中可以明显看出随着 B 含量的增加, LCD 成形 TC4 钛基合金横向显微组织中的 α 板条明显细化, 结合图 4 中 LCD 成形含 B 的 TC4 钛合金纵向显微组织, 充分说明 B 元素的添加对 LCD 成形 TC4 钛合金显微组织的细化作用明显。

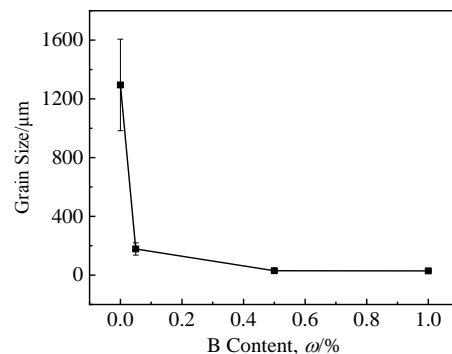


图 5 LCD 成形 TC4 钛合金晶粒尺寸随 B 含量增加的变化曲线
Fig.5 Variation curve of grain size of TC4 titanium alloy fabricated by LCD with the increase of B contents

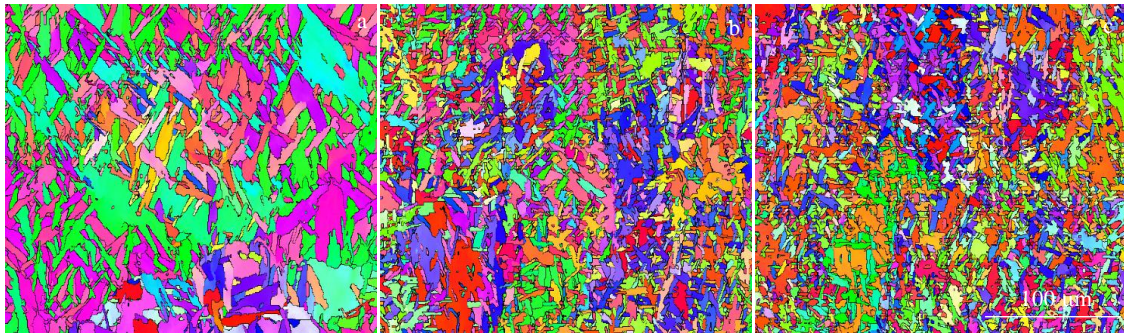


图 6 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金横向 IPF 图

Fig.6 Horizontal inverse pole figure (IPF) of TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD: (a) 0.05%B, (b) 0.5%B, and (c) 1%B

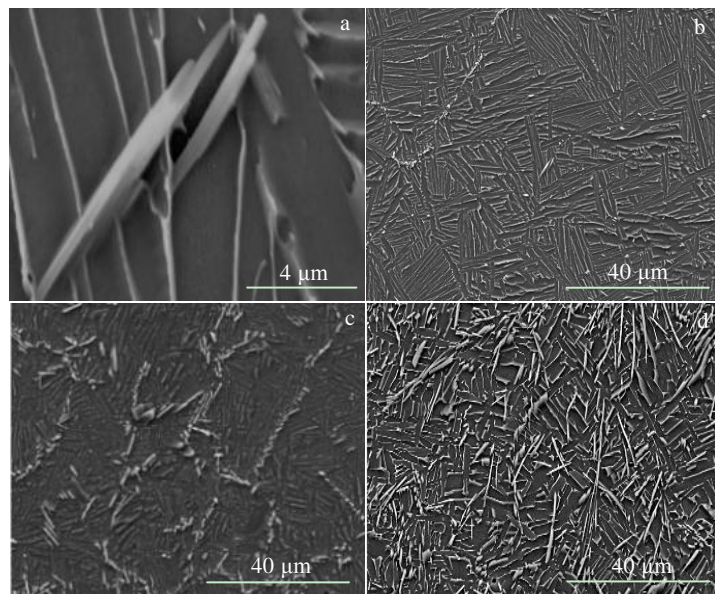


图 7 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金中 TiB 的形貌及分布

Fig.7 Morphologies and distribution of TiB in TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD: (a) micro morphology of TiB, (b) 0.05%B, (c) 0.5%B, and (d) 1%B

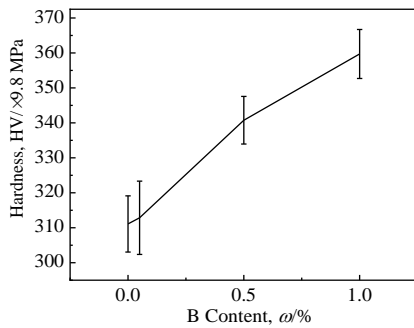


图 8 LCD 成形不同 B 含量的 TC4 钛合金显微硬度

Fig.8 Microhardness of TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD

渐升高, 当 B 含量由 0% 增加到 1% 时, 显微硬度 (HV) 由 3067.4 MPa 提升到 3512.8 MPa, 增加 B 元素可以提高显微硬度, 提高材料耐磨性能。

图 9 是 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的室温拉伸应力-应变曲线, 随着 B 元素含量增加, TC4 钛合金的强度显著提高, 但是塑性呈下降趋势。

表 2 为 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的室温拉伸性能数据。LCD 成形的不含 B 元素 TC4 钛合金的抗拉强度仅为 848 MPa, 随着 B 含量增加到 1%, TC4 钛合金的抗拉强度达到 1119.5 MPa, 强度提高了 32.02%, 但延伸率由 10.75% 下降至 3.5%, 虽然强度得到明显提升, 但塑性呈现降低趋势。

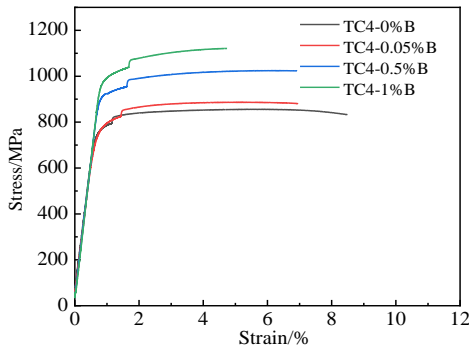


图 9 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的应力-应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves of TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD

表 2 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的室温拉伸力学性能

Table 2 Room temperature tensile mechanical properties of TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD

Sample	Tensile strength/MPa	Elongation/%
TC4-0%B	848.00±8.00	10.75±0.25
TC4-0.05%B	891.50±4.50	6.00±0.50
TC4-0.5%B	1024.00±1.00	8.25±0.25
TC4-1%B	1119.50±1.50	3.5±0.50

3 讨论

3.1 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金细化机理

铸造 TC4 钛合金基体组织平均晶粒尺寸在 4500 $\mu\text{m}^{[17]}$, 本工作采用 LCD 制备 TC4 钛合金的平均晶粒尺寸为 1294 μm (图 5)。B 元素添加量为 0.06% 的铸造 TC4 钛合金平均晶粒尺寸为 360 $\mu\text{m}^{[17]}$, 本工作 LCD 成形 B 元素含量为 0.05% 的 TC4 钛合金平均晶粒尺寸为 178 μm

(图 4), 采用 LCD 技术成形含 B 的 TC4 钛合金组织更细小。通过对 LCD 成形含 B 的 TC4 钛合金显微组织分析可以发现, 由于 LCD 成形过程合金发生超快速凝固, 较高的过冷度提高了形核率, 因此 LCD 成形合金的晶粒尺寸较铸造合金显著减小。同时随着 B 含量增加, 原位生成的 TiB 相成为新的形核质点, 分布更加均匀且在晶界与晶内均有析出 (图 7), 随着 B 含量增加其细化效果更加明显。

LCD 成形含 B 钛合金的凝固规律如图 10 所示。预合金粉末在激光束作用下发生熔化形成熔池, 随着温度的降低, 合金逐渐开始凝固, 当温度降低到 β 相凝固温度时 (图 10a), 发生液固相变, β 相首先形核析出并长大 (图 10b)。由于 B 元素在 TC4 钛合金基体中的溶解度仅为 0.02%^[15], 因此在凝固过程中过饱和的 B 元素会从原始 β 相晶粒向固液界面迁移扩散, 在熔体中产生成分过冷, 在固液界面前沿出现 B 元素溶质富集, 导致出现严重的成分过冷现象, 造成固液界面前沿液相趋于不稳定态, 这增大了固液界面前沿 β 相形核驱动力, 促进了 β 晶粒形核 (图 10b)。当熔体温度低于共晶温度时, 液相中原始 β 相和 TiB 相同时析出 (图 10c), 固液界面前沿的不稳定性也会导致大量 TiB 相形核析出, TiB 相富集产生钉扎作用使原始 β 晶粒生长受到限制, 对初生 β 晶粒产生细化作用 (图 4)。当继续冷却至相变温度时, α 相开始在原始的 β 相晶界和晶内析出 (图 10d), 细化后 β 晶粒的界面为 α 相提供了更多的形核质点, 而析出的 TiB 相也成为 α 相的形核质点, 因此 α 相也转变成细小的片层组织 (图 4), 最终得到如图 10e 所示 TiB 相在 TC4 合金内部分布的显微组织^[15, 20-23]。

3.2 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金强化机理

由图 7、图 8 和表 2 数据可知, 随着 B 元素含量增高, LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的硬度和强度明显提升。LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的强化主要通过奥罗万强化、载荷传递强化和细晶强化 3 种机制实

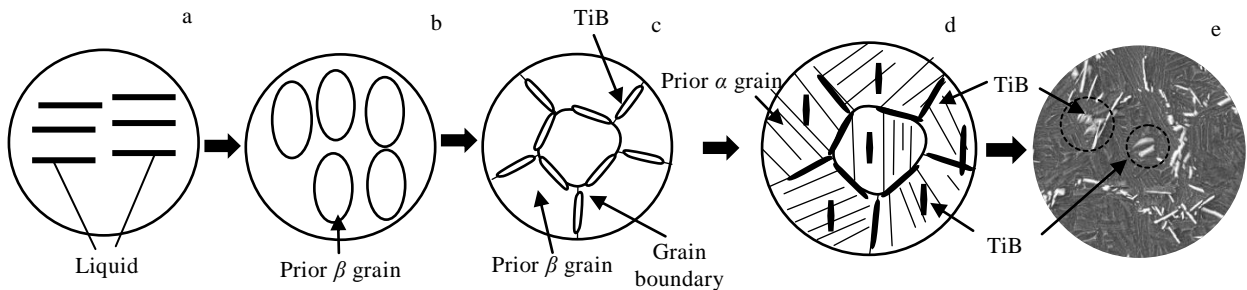


图 10 LCD 成形不同 B 含量的 TC4 钛合金凝固示意图

Fig.10 Schematic diagrams of solidification of TC4 titanium alloys with different B contents fabricated by LCD: (a) liquid state, (b) precipitation of β phase, (c) precipitation of TiB, (d) transformation of β phase to α phase, and (e) final solidified structure

现。其中奥罗万是位错绕过机制，其机理如图 11 所示，当位错运动遇到 TiB 时，TiB 会施加给位错一个反向作用力，迫使位错产生变形。随着外加载荷逐渐增大，位错变形更加严重，最终导致围绕在增强颗粒周围的位错包围增强颗粒形成位错环被留下，位错继续向前运动，这个过程会消耗较多的能量，因此需要施加更大的载荷才能使复合材料变形^[24]。

结合奥罗万强化公式^[25]：

$$\Delta\sigma_{\text{Orwan}} = \frac{0.13G_m b}{\lambda} \ln \frac{r}{b} \quad (1)$$

$$\lambda = d_p \left[\left(\frac{1}{2V_p} \right)^{\frac{1}{3}} - 1 \right] \quad (2)$$

式中， $\Delta\sigma_{\text{Orwan}}$ 为奥罗万强化基体强度增量， G_m 为基体剪切模量， γ 为增强颗粒半径， b 为基体的柏氏矢量， d_p 为增强颗粒的平均尺寸， λ 为增强颗粒之间的间距， V_p 为增强颗粒的体积分数。由式(1)和(2)可以看出随着 B 含量的增加，TiB 体积分数增大，强化效果也更加显著。本工作中 TiB 相起到奥罗万强化作用机理具体如图 12 所示，在拉伸过程中位错运动至 TiB 处产生塞积，消耗位错能量阻止裂纹扩散，直至达到 TiB 的强度极限发生断裂失效。

LCD 成形过程中 TiB 为原位生成，因此其与基体材料可以实现良好冶金结合，从图 4 可发现 TiB 相主要分布在晶界处，而晶界本身具有传递载荷的作用，因此处于晶界处 TiB 会受到周围传递来的载荷，结合

颗粒强化公式^[26]：

$$\Delta\sigma_{\text{load}} = 0.5V_p \sigma_m \quad (3)$$

式中， $\Delta\sigma_{\text{load}}$ 为载荷传递强化基体强度增量， σ_m 为基体的屈服强度， V_p 为增强颗粒的体积分数。可以看出复合材料强度增量与增强相体积分数呈线性关系。当 TiB 生长方向与受力方向平行时发挥载荷传递强化作用具体如图 13 所示，基体合金在载荷作用下局部发生塑性变形，由于 TiB 本身具有较高强度，因此在变形区域的 TiB 通过承受周围传递的载荷来提高合金的强度，当 TiB 承受的载荷达到其强度极限时，发生断裂失效。

从图 4 和图 5 中可以发现随着 TiB 含量的增多，TC4 钛合金的晶粒明显变细，根据霍尔-佩奇公式^[15]：

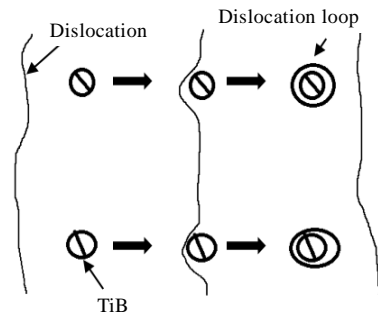


图 11 奥罗万强化机制示意图

Fig.11 Schematic diagram of Orowan strengthening mechanism

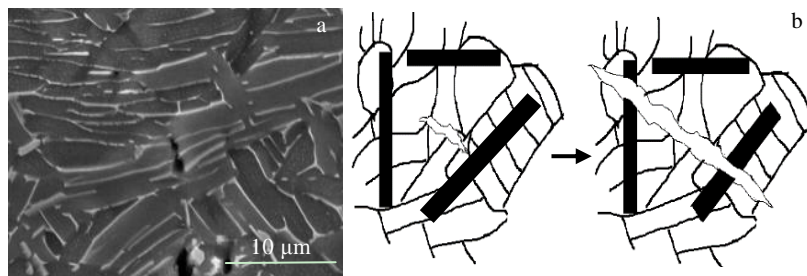


图 12 基体开裂 TiB 失效示意图

Fig.12 Schematic diagram of TiB failure due to matrix cracking: (a) in-situ tensile test phenomenon and (b) simulation

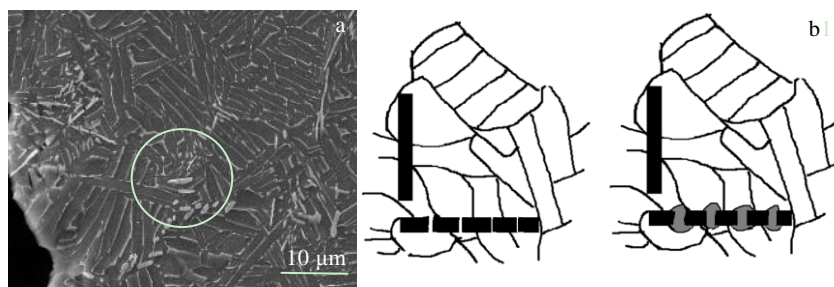


图 13 TiB 载荷传递强化示意图

Fig.13 Schematic diagram of TiB strengthening parallel to the growth direction: (a) in-situ tensile test phenomenon and (b) simulation

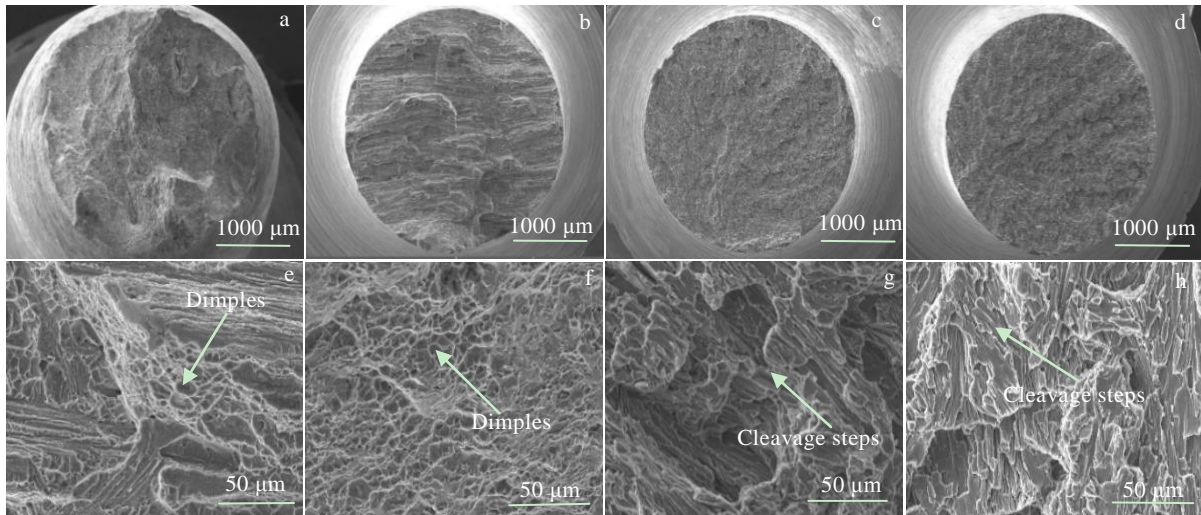


图 14 LCD 成形不同 B 含量的 TC4 钛基复合材料拉伸断口形貌

Fig.14 Morphologies for tensile fracture of TC4 titanium alloy composite materials with different B contents fabricated by LCD: (a, e) TC4-0%B, (b, f) TC4-0.05%B, (c, g) TC4-0.5%B, and (d, h) TC4-1%B

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}} \quad (4)$$

式中, σ 为基体屈服强度, σ_0 为晶内对变形的阻力, K 为晶界对变形的影响系数, d 为晶粒的平均直径。可以看出合金的强度与晶粒尺寸有关, 这是因为晶粒数量增多对位错的阻碍作用增强, 随着硼元素含量的增加, 成形合金晶粒尺寸从 $1294 \mu\text{m}$ 减小到 $28.6 \mu\text{m}$, 可以显著地细化合金晶粒, 因此如图 8 和图 9 所示 LCD 成形的 TC4 钛合金的硬度和强度均增加。此外由于 B 化物对柱状晶弱化作用, 导致纵向的柱状晶现象明显被弱化, 随着 B 元素含量增大, 逐步向等轴晶转变 (图 4, 晶粒细化的一种表现方式), 柱状晶现象的弱化对 LCD 成形含 B 的 TC4 钛合金抗拉强度提升具有促进作用。硬度增加除了 TiB 以细小的颗粒均匀分布在基体中, 产生奥罗万弥散强化效果之外, 还因为 TiB 本身具有较高的硬度, 因此添加 TiB 对合金硬度有明显提升, 所以随着 B 元素含量的增加 TC4 钛合金的显微硬度逐渐升高^[27]。

3.3 LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金拉伸断口

图 14 为 LCD 成形不同 B 元素含量的 TC4 钛合金拉伸断口形貌。TC4-0%B 试样断口表面由大量韧窝构成 (图 14e), 有明显缩颈现象的存在 (图 14a)。随着硼元素的增加, 韧窝数量降低, 而脆性断裂产生的台阶数量增多 (图 14b~14d, 14f~14h), 当硼含量达到 1% 时, 合金拉伸断口 (图 14d) 表面平整, 主要为脆性断裂留下的台阶形貌 (图 14h), 无明显韧窝形貌存在。

4 结 论

1) LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金由 α 相、 β

相以及 TiB 相组成, 随着 B 含量的增加 TiB 的衍射峰强度逐渐增强, 由主要在晶界析出转变为整个晶粒内部弥散析出。

2) LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金的显微组织随着 B 含量的增加显著细化。B 含量由 0% 增至 1% 时, TC4 钛合金的平均晶粒尺寸由 $1294 \mu\text{m}$ 减小到 $28.6 \mu\text{m}$ 。

3) LCD 成形不同 B 含量 TC4 钛合金, 在细晶强化、载荷传递强化和奥罗万强化 3 种强化机制作用下, 抗拉强度由 848 MPa 提升到 1119.5 MPa , 硬度 (HV) 由 3067.4 MPa 提升到 3512.8 MPa , 但拉伸塑性降低。

参考文献 References

- [1] Wang Wenyan(王文焱), Huang Wenjun(黄文君), Shao Chang (邵 昌) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy(粉末冶金材料科学与工程)*[J], 2016, 21(5): 760
- [2] Liu Y J, Ren D C, Li S J *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 32: 101 060
- [3] He Bo(何 波), Liu Jie(刘 杰), Yang Guang(杨 光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(1): 293
- [4] Ahmed T, Rack H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 206
- [5] Liu Wenjie(刘文杰), Zong Xuewen(宗学文), Chen Zhen(陈 楨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(8): 2880
- [6] Ren Dechun, Li Shujun, Wang Hao *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 285
- [7] Sun Yangyang(孙洋洋), Chang Hui(常 辉), Fang Zhigang(方

- 志刚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1623
- [8] Feng Guanghai(冯广海), Yang Yanqing(杨延青), Luo Xian(罗贤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 215
- [9] Qi J Q, Wang H W, Zou C M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 553: 59
- [10] Huang L J, Geng L, Peng H X. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 71: 93
- [11] Xiang Juan(项娟), Han Yuanfei(韩远飞), Yue Jianwen(乐建温) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 901
- [12] Zhang C J, Zhang S Z, Liu Z G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 624(15): 108
- [13] Li X W, Liang J S, Shi T *et al. Ceramics International*[J], 2020, 46(9): 12 911
- [14] Li X W, Yu Q Y, Chen X *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 71(12): 1989
- [15] Wu Jie(吴介), Guo Chongxiao(郭冲霄), Zhang Changjiang(张长江) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3487
- [16] Zheng Bowen(郑博文), Dong Fuyu(董福宇), Zhang Yue(张悦) *et al. Special-Cast and Non-Ferrous Alloy*(特种铸造及有色合金)[J], 2018, 38(7): 705
- [17] Bao Shujuan(包淑娟). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012, 29(4): 20
- [18] Wei Juanjuan(魏娟娟), Mi Guofa(米国发), Xu Lei(许磊) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2019, 48(8): 27
- [19] Huo Hao(霍浩), Liang Chaoyang(梁朝阳), Zhang Anfeng(张安峰) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2019, 46(12): 117
- [20] Helth A, Siegel U, Kühn U *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(9): 3324
- [21] Qi Yunlian(戚运莲), Zeng Liying(曾立英), Hou Zhimin(侯智敏) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012, 29(6): 15
- [22] Tamirisakandala S, Bhat R B, Tiley J S *et al. Scripta Materialia*[J], 2005, 53(12): 1421
- [23] Bermingham M J, McDonald S D, Nogita K *et al. Scripta Materialia*[J], 2008, 59(5): 538
- [24] Ren Dechun(任德春), Zhang Huibo(张慧博), Zhao Xiaodong(赵晓东) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(8): 1103
- [25] Li Chuanpeng(李传鹏). *Guangdong Sericulture*(广东蚕业)[J], 2018, 52(6): 30
- [26] Qin Jiayu(覃嘉宇), Li Xiaoqiang(李小强), Jin Peipeng(金培鹏) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(12): 1537
- [27] Lin Xuejian(林雪健), Dong Fuyu(董福宇), Zhang Shixin(张世鑫) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2019, 48(6): 5

Effect of Boron Content on Microstructure and Mechanical Property of TC4 Titanium Alloy Fabricated by Laser Cladding Deposition

Jiang Muchi^{1,2}, Ren Dechun¹, Cai Yusheng¹, Zhao Xiaoyu¹, Ji Haibin¹, Lei Jiafeng^{1,2}, Yang Rui^{1,2}

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

Abstract: There is an urgent demand in aerospace applications to develop titanium alloy materials with high specific strength, high-temperature resistance, and wear resistance. Hence, the TC4 titanium alloy composite material was fabricated by laser cladding deposition (LCD) technology, and the effect of boron (B) content on the microstructure and mechanical properties was studied. The results show that the B element can significantly reduce the grain size of the TC4 titanium alloy as fabricated by LCD. The increment of B content exhibits grain size reduction from 1294 μm to 28.6 μm , which gradually weakens the columnar grain caused by LCD. When B content is low, the TiB formed during LCD forming process of TC4 titanium alloy mainly enriches at original grain boundary. And with the increase of B content, acicular TiB gradually precipitates inside the grain. Consequently, the hardness (HV) of TC4 composite material increases from 3067.4 MPa to 3512.8 MPa and tensile strength increases from 848 MPa to 1119.5 MPa with an increase of 32.02%.

Key words: laser cladding deposition; TC4 titanium alloy; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Ji Haibin, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83970131, E-mail: hbji@imr.ac.cn