

激光功率对激光熔化沉积 Ti-6Al-4V-0.25C 合金组织和性能的影响

时国浩¹, 王晓鹏^{1,2}, 陈玉勇^{1,2}, 杜之明¹

(1. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 哈尔滨工业大学 金属精密加工国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 采用含 0.25% C (质量分数) 的 Ti-6Al-4V 预合金粉末进行激光熔化沉积试验, 研究了激光功率对 Ti-6Al-4V-0.25C 合金组织和性能的影响。结果表明, Ti-6Al-4V-0.25C 合金微观结构为等轴 β 晶粒, 晶粒内部形成了层状 $\alpha+\beta$ 结构, 并且平均晶粒尺寸和 α 板条尺寸均随着激光功率的增加而逐渐增加。此外, 随着激光功率的增加, 合金拉伸性能得到明显提升, 特别是在激光功率为 1500 W 时制备的合金样品, 抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为 1191 MPa、1129 MPa 和 8.3%。一方面, 这是由于激光功率增加使得合金孔隙率显著降低; 另一方面, Ti-6Al-4V 合金中含有微量的 C 元素, 在冷却/凝固过程中, 大多数的 C 原子固溶 in Ti 基体中, 造成固溶强化。

关键词: 激光熔化沉积; 钛合金; 微观结构; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4570-09

激光熔化沉积 (LMD) 是在激光熔覆 (LC) 和快速原型制造 (RP) 的基础上发展起来的一项先进制造技术, 是一种“自下而上”逐层累加的制造方法^[1-3]。其工作原理是聚焦的激光束照射在基板或部分预沉积层上产生一个熔池, 粉末材料通过氩气被输送到熔池中, 并被局部注入以快速熔化, 当激光热源离开时, 熔池通过热传导、对流和辐射散热并迅速凝固成珠。建造完一层后, 将激光和粉末熔覆头沿 Z 方向升高到预设高度, 然后开始建造下一层, 重复相同的步骤, 直至生成最终的零件形状。LMD 工艺通常在充满氩气的惰性环境中进行, 此外, 沉积后未使用的吹散粉末可以回收循环使用^[4]。与铸造、锻造和机械加工等传统制造方法完全不同, 激光熔化沉积是一种近净成形制造工艺, 可以显著提高设计自由度并缩短生产周期^[5]。

近年来, 激光熔化沉积技术因其复杂部件的三维近净成形能力而得到迅速发展。因此, 钛合金中的 LMD 技术越来越受到关注。张凤英等^[6]分别使用混合元素法与预合金法制备的粉末进行了 LMD 试验。研究发现, 在较小的激光功率下, 采用混合元素法获得的沉积态合金的微观结构为等轴晶形貌, 当提高激光功率时, 等轴晶会转变为柱状晶; 而采用预合金法获

得的沉积态合金的微观结构为粗大的柱状晶, 并且通过提高激光功率, 可以将柱状晶转变为等轴晶。Wang 等^[7]研究了 LMD 成形 Ti-6Al-3.5Mo-1.8Zr 合金的晶粒形貌演变行为。研究发现, 熔池的凝固机制主要有 2 种, 分别为柱状晶的熔池底部基底外延生长和部分未熔化粉末的等轴晶异质形核, 沉积态晶粒的最终形貌取决于二者凝固机制之间的竞争主导关系。在逐层堆积过程中, 每一层都经历了大量的热循环, 对沉积态的微观结构会造成较大的影响^[8]。此外, LMD 钛合金中形成的缺陷也将显著恶化其机械性能^[9]。因此, 寻求较优的工艺参数, 提高 LMD 产品的质量, 对 LMD 钛合金的工业化应用具有重要意义。

Ti-6Al-4V 合金是一种具有优异的耐腐蚀性、比强度和良好的生物相容性的 $\alpha+\beta$ 钛合金^[10], 其使用量约占所有钛合金的 50%^[11]。在 Ti-6Al-4V 合金基体中添加 C 元素还可以进一步提高其室温和高温性能^[12-14]。但是较多的 C 元素添加到 Ti-6Al-4V 合金的基体中, 会与 Ti 发生原位反应形成 TiC, 析出的 TiC 显著提高 Ti-6Al-4V 合金强度的同时严重损害其塑性。鉴于此, 本研究采用了含 0.25% C (质量分数) 的 Ti-6Al-4V 预合金粉末进行 LMD 试验, 并研究了激光功率对 Ti-6Al-4V-0.25C 合金组织和性能的影响。为制备高强

收稿日期: 2021-12-05

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFE0123500)

作者简介: 时国浩, 男, 1996 年生, 博士, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86418802, E-mail: 15953779002@163.com

度与塑性的钛合金提供了一条新途径，有助于优化和提高 LMD 钛合金的性能。

1 实验

实验所用的基板材料为退火态 Ti-6Al-4V 合金，其具体尺寸为 220 mm×220 mm×8 mm。使用前需进行表面去除氧化膜、无水乙醇清洗和干燥处理。用于 LMD 的 Ti-6Al-4V-0.25C 预合金粉末是采用气雾化法制备，粒径分布在 45~100 μm 范围内的球形粉末，如图 1 所示。预合金粉末大多呈球形，均表现出良好的球形度和流动性。未发现破碎和空心粉，但粉末颗粒上存在少量卫星颗粒（图 1b）。由激光粒度分析仪测量得到的粉末粒径分布情况如图 2 所示。表 1 为 Ti-6Al-4V-0.25C 合金粉末的基本性能。

在激光熔化沉积（LMD）平台上，采用单道多层沉积方式制备了尺寸为 120 mm(L)×25 mm(H)的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金单墙体样件。该平台包括锐科 RFL-C6000X 多模组连续光纤激光器、数控平台、三孔同轴粉末喷嘴、双筒给料机和气体保护系统。激光光斑直径为 3 mm，熔覆头与基板的初始距离为 12.5 mm。将预合金粉末置于温度为 (120±1) °C 的密闭烘干箱内 150 min，用于除去预合金粉末中的水蒸气

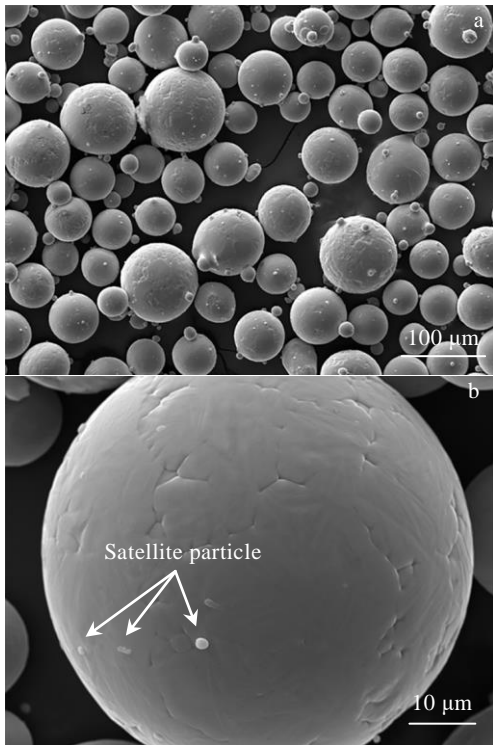


图 1 Ti-6Al-4V-0.25C 合金粉末的 SEM 形貌

Fig.1 SEM morphologies of the raw Ti-6Al-4V-0.25C alloy powders: (a) overall morphology and (b) satellite powder

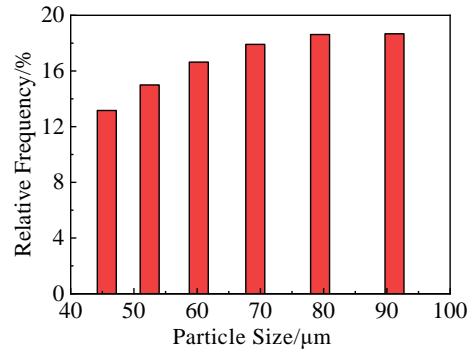


图 2 Ti-6Al-4V-0.25C 合金粉末粒径分布

Fig.2 Particle size distribution of the raw Ti-6Al-4V-0.25C alloy powder

表 1 Ti-6Al-4V-0.25C 合金粉末的基本性能

Table 1 Basic properties of Ti-6Al-4V-0.25C alloy powder

Impurity composition, ω/%		Flowability/ s (50 g) ⁻¹	Apparent density/ g cm ⁻³
O	N		
0.1480	0.0109	24.7	2.74

和杂质气体。本研究所采用的工艺参数见表 2。图 3a 显示了 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的示意图，包括长度方向 (X)、宽度方向 (Y)、高度方向 (Z)，单向扫描方式和组织观察与拉伸测试的取样位置。

LMD 样品的相对密度由传统的阿基米德法测量。具体的计算公式如下所示：

$$\rho_s = \frac{m_1}{m_1 - m_2} \times \rho_w \tag{1}$$

$$\theta = \frac{\rho_s}{\rho_{mth}} \tag{2}$$

式中， ρ_s 为合金的实际密度， m_1 为合金在空气中的质量， m_2 为合金浸在蒸馏水中的质量， ρ_w 为室温蒸馏水的密度， ρ_{mth} 为合金试样的标准密度， θ 为合金试样的相对密度。

XRD 测试在室温/高温多功能 X 射线衍射仪（荷兰 Panalytical 公司，X'PERT，Cu Kα 靶，2.2 kW）上进行，步长 0.02°。对 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合

表 2 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的工艺参数

Table 2 Process parameters of LMD Ti-6Al-4V-0.25C alloy

Parameter	Sample 1	Sample 2	Sample 3
Power/W	900	1200	1500
Scan speed/mm s ⁻¹	5	5	5
Powder feed rate/g s ⁻¹	0.2	0.2	0.2
Increment of Z axis/mm	0.8	0.8	0.8
Energy density/J mm ⁻²	60	80	100

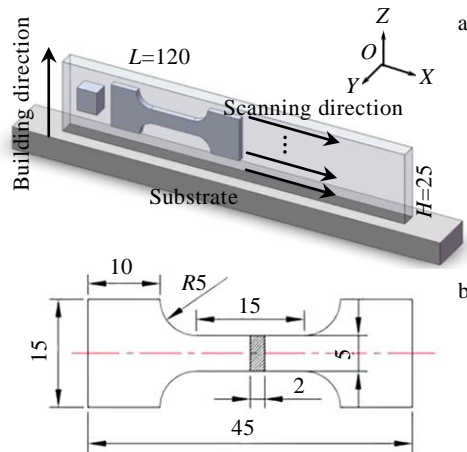


图 3 LMD 工艺示意图和拉伸试样

Fig.3 Schematic diagrams of LMD process (a) and tensile specimen (b) (mm)

金样品进行机械研磨和抛光，然后使用腐蚀剂进行腐蚀，并在 Olympus 超景深光学显微镜 (OM) 和 FEI Quanta 200FEG 扫描电子显微镜 (SEM) 上观察微观结构。如图 3b 所示，标距长度为 15 mm、厚度为 2 mm 的扁平狗骨样品平行于 XOZ 平面切割，并在沿 X 轴拉伸之前进行机械抛光。在 Instron 5569R 万能试验机上以 0.5 mm/min 的拉伸速率测试了室温力学性能。利用 Zwick 显微硬度试验机，在 200 g 的载荷下对 LMD Ti-6Al-4V-0.25C 合金样品的 YOZ 平面进行维氏显微硬度测量。用于显微硬度测量的表面经过抛光和腐蚀，以显示微观结构，以便更准确地调整焦点。

2 结果与讨论

2.1 孔隙率

孔隙率的体积比 $(1-\theta)$ 可以定量地与阿基米德法测量的相对密度相关 (图 4)。孔隙率在决定 LMD 产品的力学性能方面起着重要作用，由于传统制造工艺 (如铸造) 仍然存在孔隙，因此实现完全致密的产品一直是激光熔化沉积的一个具有挑战性的目标。孔隙率和相对密度很大程度上受粉末特性 (如粉末尺寸和材料成分) 以及加工参数的影响^[15]。本研究使用相同的原材料粉末，因此，LMD 工艺参数可以被认为是影响合金孔隙率的主要因素。在低激光功率 900 W 时，LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的孔隙率最大 (4.84%)，当激光功率增加到 1200 和 1500 W 时，孔隙率分别下降至 1.45% 和 0.33%。从图 4 中可以看到，提高激光功率可以增加能量输入，进而导致熔池中的温度升高，溶体过热，因此更多的液体可以流动以填充孔隙，提高相对密度，降低孔隙率。

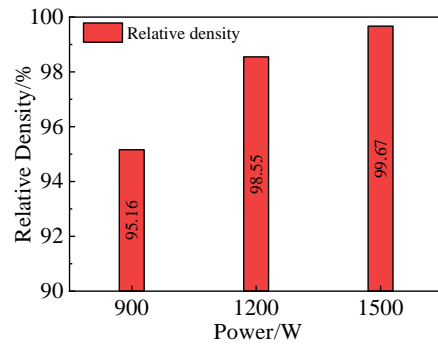


图 4 激光功率对 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金相对密度的影响

Fig.4 Effects of laser power on relative density of LMD Ti-6Al-4V-0.25C alloy

在 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金过程中，主要存在 2 种熔化模式：热传导和“锁孔”^[16]。在后一种模式下，激光束的功率密度非常高，以至于形成等离子体相并且金属材料蒸发^[17]。原料的蒸发导致形成蒸气腔，从而增强激光吸收，使激光束“钻”入材料的距离远大于热传导模式下的距离。“锁孔”模型中形成的深孔会导致成品零件的密度较低^[18]。因此，采用的激光功率不能过高，需要确保 LMD 始终在热传导模式下工作。

对于最低激光功率 (900 W) 成形的 S1 试样内部的冶金缺陷形貌特征进行研究，结果如图 5 所示。从图中可以看到，试样内部 YOZ 截面和 XOY 截面均存在孔隙缺陷。其中，在 YOZ 截面上，图 5a 显示孔隙缺陷主要分布在层与层之间。这表明低激光功率可能导致 LMD 样品中的分层和水平裂纹。从图 5b 和 5c 中可以看出，在 XOY 截面上，较大尺寸的孔隙缺陷主要分布在沉积试样的两侧，而中心区域存在一些尺寸较小的孔隙缺陷。这些孔隙缺陷的存在显著降低了 S1 试样的致密度，并且会严重恶化合金的力学性能。

LMD Ti-6Al-4V-0.25C 合金中存在 2 种类型的孔隙缺陷：气孔和未熔合孔 (图 6)。在熔化和凝固过程中，当气泡无法及时从熔池中逸出时，就会形成气孔。图 6a 显示，气孔具有规则的光滑形状 (如球形)，内壁光滑，直径 1~100 μm ，它们随机分布在制造的零件中。此类气孔缺陷很难彻底消除，只能通过优化工艺参数来减少气孔的形成。而由于熔池温度低或粉末进料速率过高，则会形成未熔合孔。与气孔不同，未熔合孔往往较大，呈两端尖锐的不规则楔形或带状 (图 6b)，这类孔隙一般分布在相邻 2 层的边界区，致使层间结合薄弱。在荷载作用下，特别是在平行于构建方向的单向拉伸荷载作用下，这些缺陷的尖端容易产生局部应

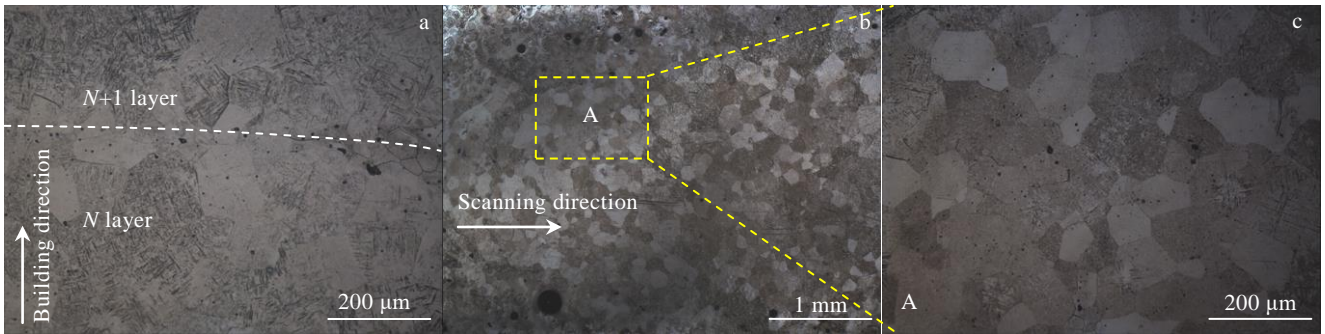


图 5 S1 (900 W) 样品的孔隙缺陷

Fig.5 Porosity defects of S1 (900 W) sample: (a) YOZ section, (b) XOY section, and (c) high magnification of marked region A in Fig.5b

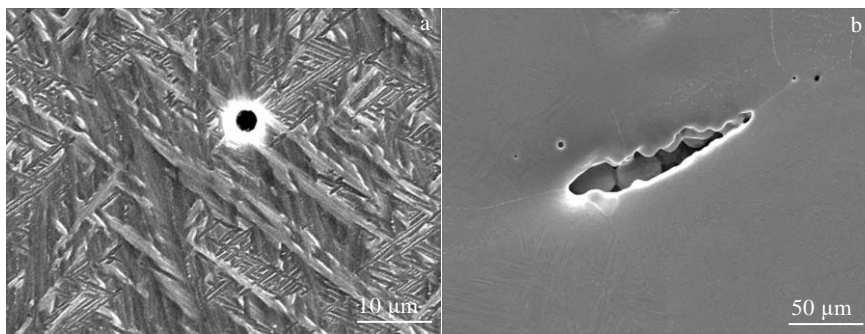


图 6 LMD Ti-6Al-4V-0.25C 合金中的气孔和未熔合孔

Fig.6 Gas pore (a) and lack of fusion pore (b) of LMD Ti-6Al-4V-0.25C alloy

力集中,导致过早破坏。与气孔相比,未熔合孔对 LMD 产品性能的影响更大。理论上,未熔合孔是可以避免产生的,例如,增加输入能量密度便可有效地减少未熔合孔。

2.2 微观结构

对采用不同激光功率下制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金进行 XRD 测试分析。图 7a 显示激光功率对 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的相组成没有明显影响,在所有用不同激光功率制备的合金样品中都观察到 α -Ti 和 β -Ti 相。从图中可以看出,随着激光功率的增加, α -Ti 衍射峰的强度逐渐减弱,而 β -Ti 衍射峰的强度逐渐增强。此外,仔细比较表明,检测到的最强 α -Ti 衍射峰向小角度转移(图 7b)。通常,过高的激光能量会导致 LMD 加工过程中产生的拉应力和热应力增加,从而导致 α -Ti 峰向较小的 2θ 值移动^[19,20]。因此,不能无限地增加激光功率,以避免有害拉应力和热应力引起 Ti-6Al-4V 基体晶格的严重畸变。此外,溶解在 Ti-6Al-4V 基体中的间隙原子 C 也会使 α -Ti 的晶面间距发生变化。

图 8a 显示了在激光功率为 900 W 下制备的 S1 样

品的光学显微照片。从图中可以看出,由于微量 C 元素的添加,Ti-6Al-4V 合金基体的宏观组织发生了明显的变化,外延生长受到限制,由等轴 β 晶粒取代了粗大的柱状 β 晶粒。图 8b 显示,对于 S2 (1200 W) 样品,其宏观形貌与 S1 (900 W) 样品一致,为等轴 β 晶粒。图 8c 显示了在激光功率为 1500 W 下制备的 S3 样品的光学显微照片,该功率是本研究中使用的最高激光功率。即使在最高激光功率下制备的样品也未观察到有柱状 β 晶粒的存在,其宏观组织仍为等轴 β 晶粒。从图 8 中可以看出,无论激光功率如何,所有样品的宏观组织均为等轴 β 晶粒特征。

在钛合金激光熔化沉积过程中,形核和长大条件决定了合金的微观结构,而形核与长大条件取决于熔池的热力学和动力学行为。研究表明^[17,21],移动熔池凝固存在 2 种方式,即池底外延生长和熔池表面异质形核。采用抑制池底外延生长和促进熔池表面异质形核的方式,可以获得等轴晶凝固组织。一方面,熔池中部分熔融或未熔化的合金粉末可以充当异质形核的质点,大大提高形核率,促进等轴晶的形成。另一方面,本研究添加 C 的质量分数为 0.25%,考虑到

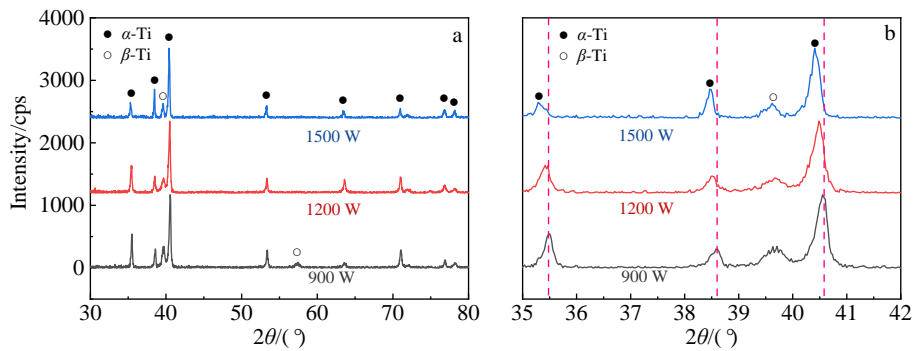


图 7 不同激光功率制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of Ti-6Al-4V-0.25C alloys fabricated under different laser powers: (a) a wide range of 30 °~80 ° and (b) diffraction peak of α -Ti shifts to a smaller value of 2θ in the narrow range of 35 °~42 °

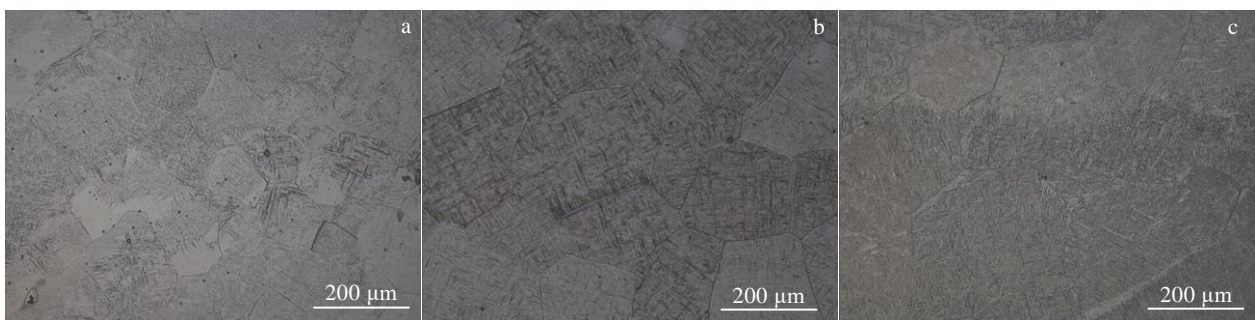


图 8 LMD Ti-6Al-4V-0.25C 合金的宏观组织

Fig.8 Microstructures of LMD Ti-6Al-4V-0.25C alloys fabricated under different laser powers: (a) S1 (900 W), (b) S2 (1200 W), and (c) S3 (1500 W)

C 在 α -Ti 中的固溶度约为 0.15%(质量分数), 因此, 在冷却凝固过程中, 应有少量的 C 与 Ti 发生原位反应形成 TiC。Ma 等研究发现初生 TiC 与 α -Ti 相存在 $[11\bar{2}0]\alpha\text{-Ti}/[110]\text{TiC}$ 和 $(1\bar{1}00)\alpha\text{-Ti}/(1\bar{1}1)\text{TiC}$ 的取向关系, 两相具有半共格界面^[22]。析出的 TiC 可以作为 β -Ti 晶粒的非均相形核质点^[23], 外延晶粒生长受到抑制, 发生了柱状晶向等轴晶转变。因此, LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的宏观组织为等轴 β 晶粒。

图 9 显示了不同激光功率下制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的微观结构。其中 SEM 照片 9a 显示 S1(900 W) 样品的微观结构为魏氏体 $\alpha+\beta$ 结构, 原始 β 晶界清晰且完整, 晶界 α 非常明显 (由白色箭头表示), 晶内片状 α 相成片规则排列, 片状 α 相之间为 β 相。根据图 9b, 对于 S2 (1200 W) 样品, 其微观结构仍为 $\alpha+\beta$ 结构, 但原始 β 晶粒边界不同程度地被破坏, 晶界 α 已不完整, 晶内片状 α 相变短变粗, 片状 α 相之间的 β 相数量增加, 在原始 β 晶粒轮廓内呈类似网篮编织的片状结构。此外, 部分晶界 α 相发生了球化, 如图 9b 所示 (由白色虚线椭圆表示)。图 9c 显示在 1500 W 的激光功率下成形的 S3 样品中原始 β 晶粒边界断续不完整,

晶内片状 α 相进一步变短变粗, 片状 α 相之间的 β 相数量进一步增加, α 相球化更加明显, 另外, 在 α 板条内形成了少量白色 β 颗粒, 如图 9c 所示 (由红色箭头表示)。由图 9 表明, 无论激光功率如何, Ti-6Al-4V-0.25C 合金的微观结构均为 $\alpha+\beta$ 结构。

Ti-6Al-4V 合金中的相变很大程度上取决于 LMD 过程引起的热历史和冷却速度^[24]。 $\alpha+\beta$ 双相仅存在于缓慢凝固过程中, 当从 β 转变温度以上快速冷却时, β 将以非平衡马氏体转变分解, 而不是 $\alpha+\beta$ 相变。快速冷却下的非扩散型相变有利于针状 α' 马氏体的形成, 而 $\alpha+\beta$ 相变是一个扩散过程。研究表明^[25], 在 LMD 制造过程中, 高冷却速度总是导致在 Ti-6Al-4V 合金中原始 β 晶粒内形成针状 α' 马氏体, 而不是 $\alpha+\beta$ 片晶。由于微量 C 元素的添加显著改变了 Ti-6Al-4V 基体的微观结构, 形成了薄而短的 $\alpha+\beta$ 结构, 而不是针状的 α' 马氏体, 这表明添加微量 C 元素可以降低冷却速度。

为定量分析晶粒尺寸和 α 板条宽度随激光功率的变化, 进一步研究 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金过程中激光功率对晶粒尺寸和 α 板条宽度的影响, 结果如图 10 所示。当激光功率采用 900 W 时, S1 样品中

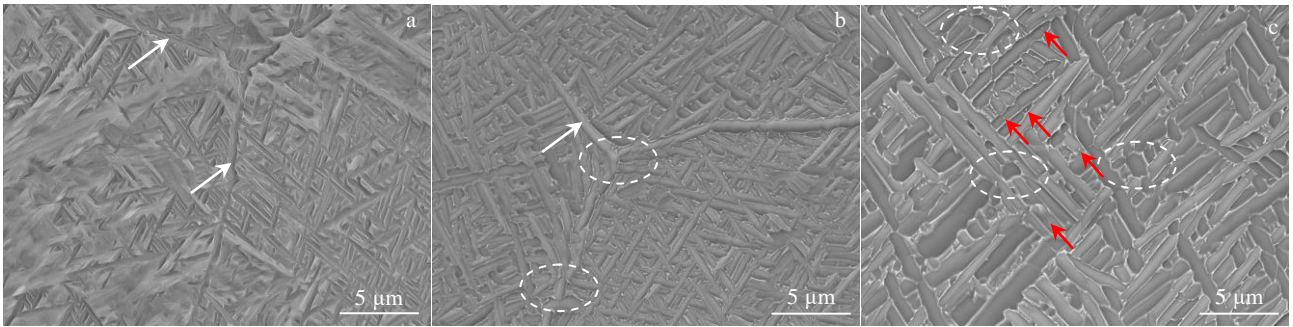


图 9 不同激光功率下制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的 SEM 组织

Fig.9 SEM microstructures of the Ti-6Al-4V-0.25C alloy fabricated under different laser powers: (a) 900 W, (b) 1200 W, and (c) 1500 W (grain boundary α is indicated by the white arrows, globular α is highlighted by the white dashed ellipse, and the white β particles inside α laths is indicated by the red arrows)

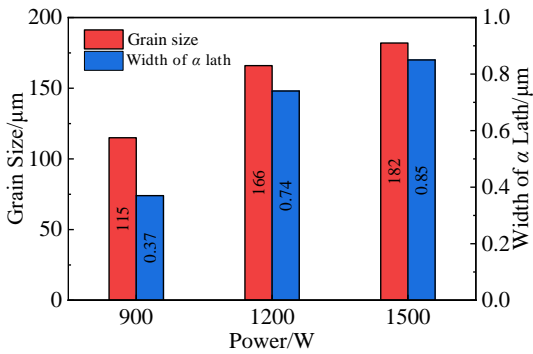


图 10 激光功率对 LMD 成形 Ti-6Al-4V-0.25C 合金平均晶粒尺寸和 α 板条宽度的影响

Fig.10 Effects of laser power on average grain size and width of α lath of LMD Ti-6Al-4V-0.25C alloy

平均晶粒尺寸仅为 115 μm ， α 板条平均宽度为 0.37 μm ；而当激光功率增加至 1200 W 时，S2 样品中平均晶粒尺寸增加至 166 μm ， α 板条平均宽度增加至 0.74 μm ，当采用更高的激光功率（1500 W）时，平均晶粒尺寸进一步增加到 182 μm ，而 α 板条平均宽度增加至 0.85 μm 。可以看出平均晶粒尺寸和 α 板条平均宽度均随着激光功率的增加而明显增加，但由于较小的熔池和较快的冷却速度，LMD 工艺制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金晶粒尺寸明显小于采用铸造方法制备的 Ti-6Al-4V 合金晶粒尺寸（1.33 mm^[26]）。

当采用较小的激光功率（本实验使用的最小激光功率为 900 W）时，能量输入较少，熔池温度较低。一方面，导致合金粉末不能完全熔化，熔池中部分熔融或未熔化的合金粉末数量增加，原始 β 相形核率增加，并且熔池凝固/冷却过程较短，冷却速度较大，抑制了晶粒长大；另一方面，热影响区较小，更多细小的微观结构得以保留，因此原始 β 晶粒尺寸相对较为

细小。随着激光功率从 900 W 增加至 1500 W 时，能量输入增加，熔池温度提高。一方面，导致熔体过热，熔池中部分熔融或未熔化的合金粉末颗粒数量减少，形核率降低，并且熔池凝固/冷却过程延长，晶粒充分长大；另一方面，沉积后续层时，对前一层顶部重熔严重，热影响区扩大，多次热循环将导致重叠区域中的晶粒粗化，因此，原始 β 晶粒尺寸逐渐增加。

2.3 力学性能

图 11 显示了不同激光功率制备合金试样的拉伸应力-应变曲线。图 12 显示了激光功率对 LMD Ti-6Al-4V-0.25C 合金机械性能的影响。可以看出，所有激光功率处理下的合金样品的抗拉强度和屈服强度均超过了 1100 MPa，其中在激光功率为 1200 W 下制备的 S2 样品的极限抗拉强度甚至达到了 1215 MPa，屈服强度为 1159 MPa，在激光功率为 1500 W 下制备的 S3 样品的抗拉强度为 1191 MPa，屈服强度为 1129 MPa，远高于铸态 Ti-6Al-4V^[27]、锻态 Ti-6Al-4V^[27] 和 LMD Ti-6Al-4V^[28] 合金的抗拉强度和屈服强度。在延展性方面，采用激光功率为 900 W 时制备的 S1 样品的

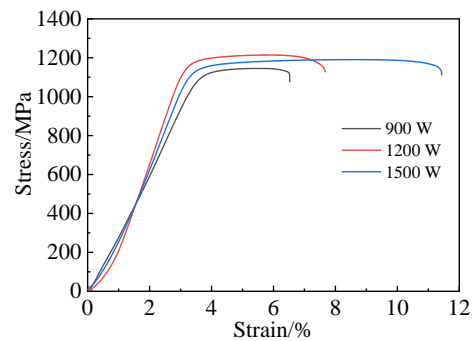


图 11 不同激光功率制备样品的应力-应变曲线

Fig.11 Stress-strain curves of samples fabricated under different laser powers

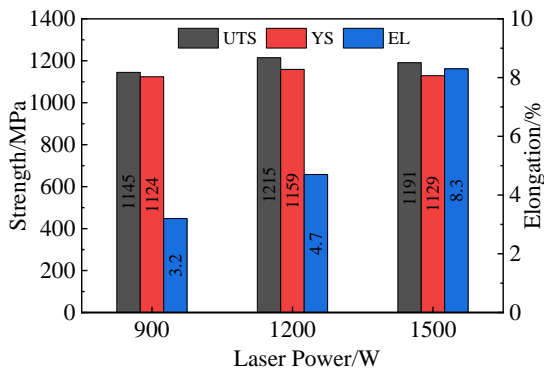


图 12 激光功率对 Ti-6Al-4V-0.25C 合金机械性能的影响

Fig.12 Effects of laser power on UTS, YS and EL

伸长率仅为 3.2%，而 S3 (1500 W) 样品的伸长率达到了 8.3%，超过了铸态 Ti-6Al-4V 合金的塑性标准 (6%)，但未达到锻件退火状态下的塑形标准 (10%)^[29]。

在强度方面，与传统方法(如铸造和锻造)相比，由 LMD 制造的钛合金产品通常表现出优异的抗拉强度，但塑性较低，这是因为其冷却速度快，形成了精细的微观结构。本研究采用的原材料是含 0.25%C(质量分数)的 Ti-6Al-4V 预合金粉末。在 LMD 过程中，熔池内的合金粉末完全熔化，使得 C 元素溶解于 Ti 基体中。在熔池冷却/凝固时，会有较多的 C 原子固溶于 Ti-6Al-4V 基体中，引起固溶强化。而少量的 C 原子会与 Ti 发生反应形成 TiC 沉淀相，析出的 TiC 为高刚度、高硬度的陶瓷颗粒，其尺寸较小，且通过原位反

应合成，与 Ti 基体之间的界面结合强度高。在 Ti 基体中弥散分布的第二相粒子 TiC 会阻碍位错滑移运动，使 Ti 基体得到强化。在延展性方面，由于所有激光功率下制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的微观结构均为层状 $\alpha+\beta$ 结构，而不是针状的 α' 马氏体。形成的层状 $\alpha+\beta$ 结构有利于提高延性^[30]。因此，采用 LMD 制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的强度和塑性会远高于 LMD 成形 Ti-6Al-4V 合金的强度和塑性。

为了进一步了解拉伸性能的差异，对不同激光功率制备的合金试样断口形貌进行观察，如图 13 所示。从图 13a 和 13b 中可以看出激光功率为 900 W 成形的样品拉伸断口形貌中有小解理刻面与撕裂棱存在，这说明该断口具有准解理断口形貌特征，属于脆性断裂。此外，还发现有气孔、未熔合和裂纹等缺陷存在(图 13a 和 13b)。在激光功率为 1200 W 成形的样品拉伸断口中仍存在小解理刻面与撕裂棱，但韧窝数量增加，且气孔和未熔合缺陷数量明显减少，未观察到有裂纹存在(图 13c 和 13d)。而从图 13e 和 13f 的拉伸断口中存在大量韧窝，这说明此断口为韧性断裂，且未观察到有气孔、未熔合和裂纹等缺陷。可以看出，采用激光功率为 1500 W 处理的样品拉伸性能明显优于采用激光功率为 900 W 和 1200 W 处理的样品的拉伸性能。

钛合金的拉伸性能与致密度和微观组织密切相关。一般情况下，细晶强化可以提高材料强度的同时，提高材料的塑性或韧性，从而达到强韧化效果。虽然采用激光功率为 900 W 制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金

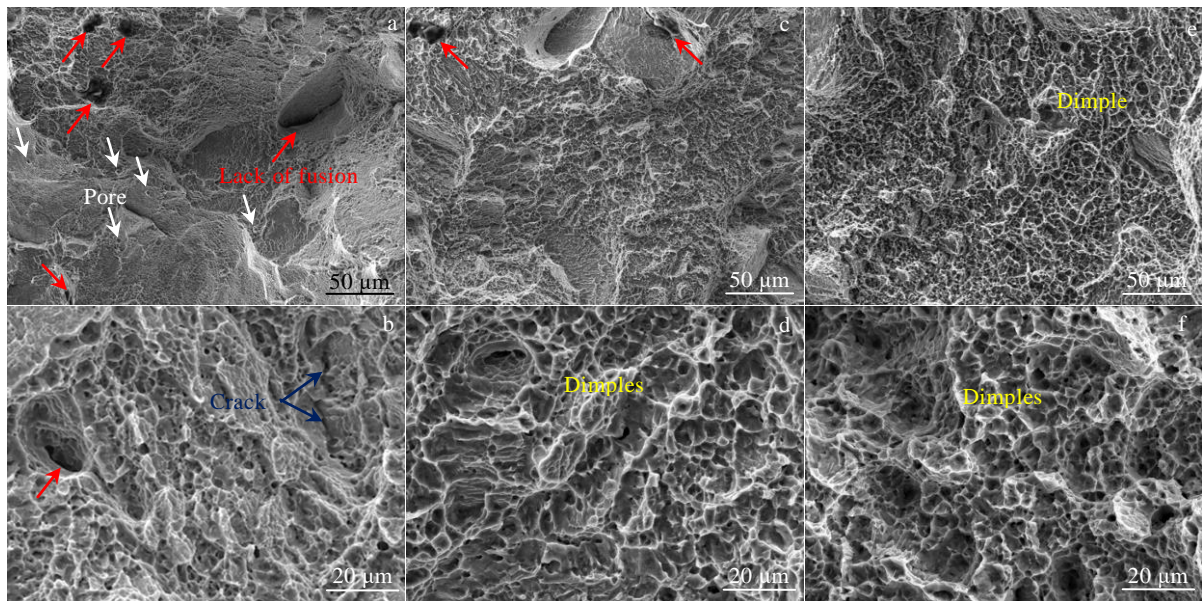


图 13 激光功率对拉伸断口形貌的影响

Fig.13 SEM tensile fracture morphologies of samples fabricated by LMD under different laser powers: (a, b) 900 W, (c, d) 1200 W and (e, f) 1500 W (pore, lack of fusion and crack are indicated by white, red and blue arrows, respectively)

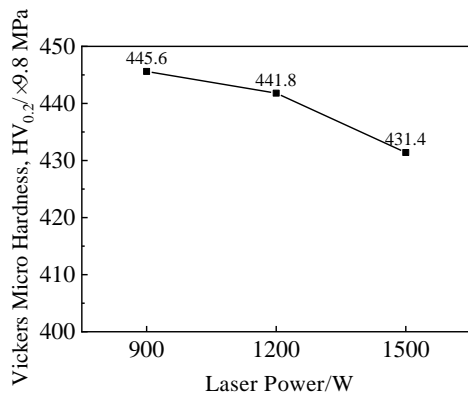


图 14 激光功率对维氏显微硬度的影响

Fig.14 Effect of laser power on Vickers microhardness

样品具有更加细小的晶粒尺寸,但其拉伸性能仍不理想。这是因为该激光功率参数下,能量输入较少,熔池中存在大量未熔化的合金粉末,在冷却凝固过程中形成不规则形状的孔隙缺陷。在拉伸试验时,孔隙缺陷处易成为裂纹源,孔隙两侧尖端处容易造成应力集中,使得材料过早断裂,因此,拉伸性能较差。相比之下,激光功率为 1200 和 1500 W 时,合金样品的相对密度大大提高,孔隙率降低,气孔和未熔合缺陷显著降低,因此,抗拉强度会得到明显改善。

2.4 显微硬度

图 14 显示了 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的显微硬度与激光功率的影响规律。可以看出,随着激光功率从 900 W 增加至 1500 W,合金的显微硬度(HV)从 4366.88 MPa 降低至 4227.72 MPa。显微硬度的变化与显微组织密切相关。显微硬度降低的主要原因是随着激光功率的增加,熔池的温度梯度增加,冷却速度降低,导致了晶粒粗化。在本研究中,所有激光功率下制备的 Ti-6Al-4V-0.25C 合金的维氏显微硬度值均超过了 3920 MPa,明显高于 LMD 成形的 Ti-6Al-4V 合金的显微硬度值(3234~3351.6 MPa^[31])。这表明添加微量 C 元素可以提高 Ti-6Al-4V 合金的显微硬度。

3 结论

1) 在激光功率为 900~1500 W 范围内采用 LMD 工艺制备了 Ti-6Al-4V-0.25C 合金。随着激光功率的增加,合金的孔隙率显著降低。

2) 激光功率对钛合金基体的相组成没有明显影响。Ti-6Al-4V-0.25C 合金的微观结构为等轴 β 晶粒,并且在晶粒内部形成了层状 $\alpha+\beta$ 结构。此外,随着激光功率的增加,平均晶粒尺寸和 α 板条尺寸均逐渐增加。

3) 所有激光功率下制备的合金抗拉强度均超过了 1100 MPa,这是由于微量 C 元素的添加,导致固溶强化的结果。随着激光功率的增加,合金拉伸性能得到明显提升,特别是在激光功率为 1500 W 时制备的合金样品,抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 1191 MPa、1129 MPa 和 8.3%。

参考文献 References

- [1] Herzog D, Seyda V, Wycisk E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 117: 371
- [2] Lu Bingheng(卢秉恒), Li Dichen(李涤尘). *Machine Building & Automation*(机械制造与自动化)[J], 2013, 42(4): 1
- [3] Huang Weidong(黄卫东), Li Yanmin(李延民), Feng Liping(冯莉萍) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2002(3): 40
- [4] Galarraga H, Warren R J, Lados D A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 685: 417
- [5] Liu Z Y, Zhao D D, Wang P *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 100: 224
- [6] Zhang Fengying(张凤英), Tan Hua(谭华), Chen Jing(陈静) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(2): 159
- [7] Wang T, Zhu Y Y, Zhang S Q *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 632: 505
- [8] Liu Z Y, He B, Lyu T Y *et al.* *JOM*[J], 2021, 73(6): 1804
- [9] Beretta S, Romano S. *International Journal of Fatigue*[J], 2017, 94: 178
- [10] Cui C X, Hu B M, Zhao L C *et al.* *Materials & Design*[J], 2011, 32(3): 1684
- [11] Liu S Y, Shin Y C. *Materials & Design*[J], 2019, 164: 107 552
- [12] Huang L J, Geng L, Xu H Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2859
- [13] Zhang Changjiang(张长江), Lin Sibob(林思波), Zhang Shuzhi(张树志) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 185
- [14] Lv Weijie(吕维洁), Zhang Xiaonong(张小农), Zhang Di(张获) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(3): 153
- [15] Do D K, Li P. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2016, 11(1): 41
- [16] Azarniya A, Colera X G, Mirzaali M J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 804: 163
- [17] King W E, Barth H D, Castillo V M *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(12): 2915
- [18] Scipioni B U, Wolfer A J, Matthews M J *et al.* *Materials &*

- Design*[J], 2017, 113: 331
- [19] Almangour B, Grzesiak D, Jenn M Y. *Materials & Design*[J], 2016, 104: 141
- [20] Yu C, Liu X, Li Y *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2021, 205: 106 595
- [21] Wang Huaming(王华明), Zhang Shuquan(张述泉), Wang Tao(王 韬) *et al. Journal of Xihua University, Natural Science Edition*(西华大学学报, 自然科学版)[J], 2018, 37(4): 9
- [22] Ma G Y, Yu C, Tang B *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101 323
- [23] Nartu M S K K, Mantri S A, Pantawane M V *et al. Scripta Materialia*[J], 2020,183: 28
- [24] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [25] Yu J, Rombouts M, Maes G *et al. Physics Procedia*[J], 2012, 39: 416
- [26] Huang Ligu(黄立国). *Hot Deformation Behavior and Microstructure and Mechanical Properties of Boron Containing Titanium Alloy*(含硼钛合金高温变形及组织性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014
- [27] Hu Jing(胡 婧), Tao Meiping(陶梅平), Tang Jinying(唐金颖). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(16): 220
- [28] Zhai Y, Galarraga H, Lados D A. *Procedia Engineering*[J], 2015, 114: 658
- [29] Heigel J C, Michaleris P, Reutzel E W. *Additive Manufacturing*[J], 2015, 5: 9
- [30] Vrancken B, Thijs L, Kruth J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 541: 177
- [31] Åkerfeldt P, Antti M, Pederson R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 674: 428

Effect of Laser Powder on the Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V-0.25C Alloys by Laser Melting Deposition

Shi Guohao¹, Wang Xiaopeng^{1,2}, Chen Yuyong^{1,2}, Du Zhiming¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(2. National Key Laboratory for Precision Hot Forming of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The effect of laser power on microstructure and properties of Ti-6Al-4V-0.25C alloy was studied by laser melting deposition of Ti-6Al-4V-0.25C prealloy powder containing 0.25wt% C. The results show that the microstructure of Ti-6Al-4V-0.25C alloy is equiaxed grain morphology, and layered $\alpha+\beta$ structure is formed inside the grains. The average grain size and α lath size increase gradually with the increase of laser power. In addition, with the increase of laser power, the tensile properties of the alloy are obviously improved, especially the ultimate tensile strength, yield strength and elongation of the alloy prepared at the laser power of 1500 W are 1191 MPa, 1129 MPa and 8.3%, respectively. On the one hand, the porosity of the alloy decreases with the increase of laser power. On the other hand, Ti-6Al-4V alloy contains trace element C. During the cooling/solidification process, C atoms are solidly dissolved in Ti matrix, resulting in solid solution strengthening.

Key words: laser melting deposition; titanium alloy; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Chen Yuyong, Ph. D., Professor, National Key Laboratory for Precision Hot Forming of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86418802, E-mail: yychen@hit.edu.cn