

# 热处理对 CMT 电弧熔丝增材制造 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金 显微组织和力学性能的影响

张帅锋<sup>1,2</sup>, 吕逸帆<sup>2</sup>, 魏正英<sup>1</sup>, 廖志谦<sup>2</sup>, 张建欣<sup>2</sup>, 张文豪<sup>2</sup>

(1. 西安交通大学 机械制造系统工程国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

(2. 中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471039)

**摘要:** 采用基于冷金属过渡焊接的电弧熔丝增材制造技术(CMT-WAAM)制备了 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo (Ti6321) 合金, 研究了热处理对 Ti6321 合金显微组织、力学性能的影响。研究表明, 沉积态 Ti6321 合金组织由不规则的多边形原始  $\beta$  晶和晶界  $\alpha$  相( $\alpha_{GB}$ )组成, 晶内分布有厚度不均的  $\alpha$  片层和少量  $\beta$  相。经  $\alpha + \beta$  两相区退火后,  $\alpha$  片层内部的位错密度降低, 其中, 700 °C 退火后强度和冲击吸收功均有所降低, 800 °C 退火后冲击吸收功提高, 且强度达到 1050 MPa 以上。经双重热处理后析出次生  $\alpha$  相( $\alpha_s$ ), 晶界  $\alpha$  相( $\alpha_{GB}$ )弱化呈断续分布, Ti6321 合金冲击吸收功最高达到 34 J。不同热处理状态下的冲击断面均有大量韧窝, 为典型的韧性断裂。

**关键词:** Ti6321 合金; 冷金属过渡焊接; 电弧熔丝增材制造; 热处理

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2022)03-011-06

## Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of CMT-WAAM Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo Alloy

Zhang Shuai Feng<sup>1,2</sup>, Lv Yifan<sup>2</sup>, Wei Zhengying<sup>1</sup>, Liao Zhiqian<sup>2</sup>, Zhang Jianxin<sup>2</sup>, Zhang Wenhao<sup>2</sup>

(1. State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471039, China)

**Abstract:** The effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo (Ti6321) alloy was studied, which was fabricated by cold metal transfer-wire and arc additive manufacturing (CMT-WAAM). The as-built microstructure exhibits irregular polygons original  $\beta$  grain and grain boundary  $\alpha$  phase ( $\alpha_{GB}$ ), and the original  $\beta$  grain is mainly composed of  $\alpha$  lamellae and  $\beta$  phase. The dislocation density inside  $\alpha$  lamellae decreases after heat treatment in  $\alpha + \beta$  phase zone. After heat-treated at 700 °C, the tensile strength and impact toughness are decreased. When the heat treatment temperature increases to 800 °C, the impact toughness of the samples is increased and the tensile strength is up to 1050 MPa. After double heat treatment, the secondary  $\alpha$  phase is distributed in the transformed  $\beta$  phase, the grain boundary  $\alpha$  phase is broken. The maximum impact toughness of Ti6321 alloy reaches 34 J. The impact fractures under different heat treatment conditions have lots of dimples, which belong to typical ductile fracture.

**Key words:** Ti6321 alloy; cold metal transfer welding; wire and arc additive manufacturing; heat treatment

增材制造技术的快速发展为钛合金零部件的生产制造提供了新方法, 极大促进了钛合金的推广应用

用<sup>[1,2]</sup>。目前, 钛合金增材制造主要以高能束、电弧作为热源, 通过铺粉/送粉、送丝等形式进行构件的快速成形<sup>[3,4]</sup>。

收稿日期: 2022-03-02

基金项目: 国家重点研发计划项目(2021YFC2800500); 郑洛新自创区产业集群专项(201200211400)

通信作者: 魏正英(1967—), 女, 教授。

电弧熔丝增材制造技术(wire and arc additive manufacturing, WAAM)是利用电弧热熔化金属丝后逐层沉积, 最终实现零件的制造。与激光选区熔化

和电子束增材制造技术相比, WAAM 的热源效率、沉积率、材料利用率和致密性均较高, 层间结合能力好, 不易产生气孔和分层<sup>[5]</sup>, 且生产成本和设备成本相对较低等, 因而被广泛用于多种金属材料制造中, 并成为当前材料制造领域的研究热点<sup>[6-8]</sup>。冷金属过渡焊接技术(cold metal transfer, CMT)是奥地利 Fronius 公司在短路过渡焊接基础上开发的一种焊接工艺<sup>[9]</sup>, 能够在焊接过程中对热输入、电弧力和熔滴过渡进行精细控制, 有利于降低零部件变形和晶粒粗大的倾向<sup>[10,11]</sup>。基于 CMT 的电弧熔丝增材制造技术(CMT-WAAM)在大尺寸金属零部件制造方面表现出巨大的潜力, 并且具有成本低、效率高等优点<sup>[12]</sup>。

随着 CMT 技术的发展, 研究人员开展了基于 CMT 的电弧熔丝增材制造技术研究<sup>[13,14]</sup>。Zhang 等<sup>[15]</sup>利用 CMT 工艺实现了 Al-6Mg 合金的增材制造, 获得了细小的晶粒组织和较高的强度。Sun 等<sup>[16]</sup>研究了 Ti-6Al-4V 合金 CMT 焊接过程中, 工艺参数对电弧波形和熔滴过渡的影响。Wang 等<sup>[17]</sup>利用 CMT-WAAM 技术制备了钛合金试样, 研究了控制合金显微组织和内部应力的方法。张帅锋等<sup>[18]</sup>采用 CMT-WAAM 技术制备了 Ti6321 合金(名义成分 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo), 研究了合金的显微组织、力学性能及其各向异性。结果表明, 采用 CMT-WAAM 技术制备的 Ti6321 合金显微组织由不规则的多边形原始  $\beta$  晶和晶界  $\alpha$  相( $\alpha_{CB}$ )组成, 内部无明显的织构, 拉伸强度的各向异性也不明显。杜子杰等<sup>[19]</sup>采用 CMT 技术制造了 TC4-DT 钛合金试块, 研究了组织和晶体取向差异对力学性能的影响, 发现晶界  $\alpha$  相对力学性能的影响大于晶内  $\alpha$  片层对力学性能的影响。

增材制造钛合金构件组织以初生  $\beta$  晶(柱状晶)为主, 晶内分布着不规则的  $\alpha$  相、非平衡的马氏体  $\alpha'$  相和  $\alpha$  集束等, 这与传统的铸造和锻造成形钛合金构件有着明显不同。这些组织特征导致增材制造钛合金构件的强度高于传统铸件和锻件, 且  $\alpha$  相的尺寸及分布对钛合金的力学性能和各向异性有着显著影响<sup>[20,21]</sup>。为了获得强韧性匹配良好的增材制造材料, 研究人员对增材制造钛合金热处理后的组织和性能进行了大量研究。Liu 等<sup>[22,23]</sup>研究发现, 激光选区成形 TC18 钛合金构件晶界上连续的  $\alpha$  相( $\alpha_{CB}$ )是导致合金韧性较低的主要原因, 通过相变点

以下热处理可以切断连续晶界  $\alpha$  相, 从而达到提高韧性的目的。Sercombe 等<sup>[24]</sup>对激光选区成形 Ti-6Al-7Nb 合金热处理后的组织和性能进行了研究, 发现激光选区成形的近  $\beta$  型钛合金在  $\beta$  单相区热处理 0.5 h 后, 晶粒没有明显长大, 出现这种现象可能是由于该合金良好的高温稳定性和粗大的原始  $\beta$  晶粒<sup>[23,25]</sup>。Zhu 等<sup>[26]</sup>研究发现, 经  $\alpha + \beta$  两相区 840 °C 预处理和单相区 910 °C 预处理之后再标准固溶时效热处理, 均可明显提高激光增材制造 TC17 钛合金的综合力学性能。

目前, 关于钛合金增材制造热处理的研究主要是针对激光增材制造钛合金构件, 鲜见对电弧熔丝增材制造的船舶、海洋用近  $\alpha$  型钛合金的热处理研究。本研究通过对采用 CMT-WAAM 成形的船用 Ti6321 合金试样进行不同工艺的热处理, 分析其显微组织及力学性能, 以期 CMT-WAAM 成形大型钛合金构件的工程应用提供理论基础。

## 1 实验

采用自主开发的  $\phi 1.2$  mm Ti6321 合金丝材作为电弧熔丝增材制造的沉积材料, 其化学成分如表 1 所示。以 24 mm 厚 Ti6321 合金轧板为成形基板, 采用基于 CMT 的电弧熔丝增材制造系统进行钛合金成形。焊接电流为 110 A, 移动速度为 6 mm/s, 焊丝干伸长为 18 mm, 弧长修正为 -5, 脉冲修正为 -2.5。采用金相法测得 Ti6321 合金的  $\beta$  相转变点为  $(940 \pm 5)$  °C。

表 1 CMT-WAAM 用 Ti6321 合金丝材的化学成分 (w/%)

Table 1 Chemical composition of Ti6321 alloy wire used for CMT-WAAM

Al	Mo	Nb	Zr	H	O	N	Ti
6.2	0.6	2.9	1.2	0.0014	0.060	0.010	Bal.

为研究热处理对 Ti6321 合金组织与力学性能的影响规律, 实验设计了 5 组不同的热处理制度, 如表 2 所示。

采用 75 mL H<sub>2</sub>O + 10 mL HF + 15 mL HNO<sub>3</sub> 的腐蚀剂对金相试样浸蚀。透射电镜试样通过机械减薄和电解双喷获得。采用 Leica DMI5000M 型莱卡倒置金相显微镜(OM)观察不同热处理制度下试样的显微组织, 并采用 JEM-2100 透射电镜(TEM)观察片层微

表2 Ti6321 合金的热处理工艺

Table 2 Heat treatment processes of Ti6321 alloy

No.	Heat treatment process
HT1	700 °C/2 h/AC
HT2	800 °C/2 h/AC
HT3	920 °C/2 h/AC + 600 °C/4 h/AC
HT4	920 °C/2 h/AC + 700 °C/4 h/AC
HT5	920 °C/2 h/WC + 600 °C/4 h/AC

观形貌。按图1所示沿不同方向切取拉伸试样和冲击试样。采用 SINTECH20/G 型试验机, 按照 GB/T 228—2010《金属材料室温拉伸试验方法》进行拉伸试验, 按照 GB/T 229—2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》进行冲击试验。利用 Quanta 650 扫描电子显微镜(SEM)观察冲击试样断口形貌。

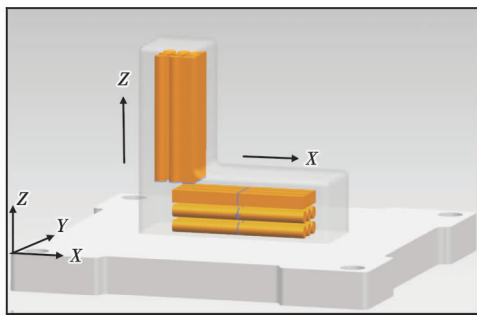


图1 拉伸试样和冲击试样取样位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sampling location of tensile and impact samples

## 2 结果与分析

### 2.1 显微组织

图2为Ti6321合金经不同热处理后的显微组织。由图2a可见, 沉积态Ti6321合金组织中有粗大的 $\beta$ 晶粒和连续的晶界 $\alpha$ 相( $\alpha_{GB}$ ), 晶内由 $\alpha$ 片层、初生 $\alpha$ 相( $\alpha_p$ )和少量 $\beta$ 相转变组织组成。

随着热处理温度的升高, 晶内 $\alpha$ 片层厚度增大, 初生 $\alpha$ 相在两相高温区长时间保温且快速冷却过程中转变为片层组织, 表现为晶内初生 $\alpha$ 相含量降低, 但内部片层的厚度变化不大, 如图2b、2c所示。双重热处理后, 晶粒内部的 $\alpha$ 片层组织明显粗化, 长宽比减小。当第一重退火工艺为920 °C/2 h/AC时, 第二重退火温度越高, 内部片层组织越均匀, 出现近网篮组织, 如图2d、2e所示。通过对比图2d、2f, 发现920 °C保温后水冷处理会促进 $\beta$ 晶粒内 $\alpha$ 相

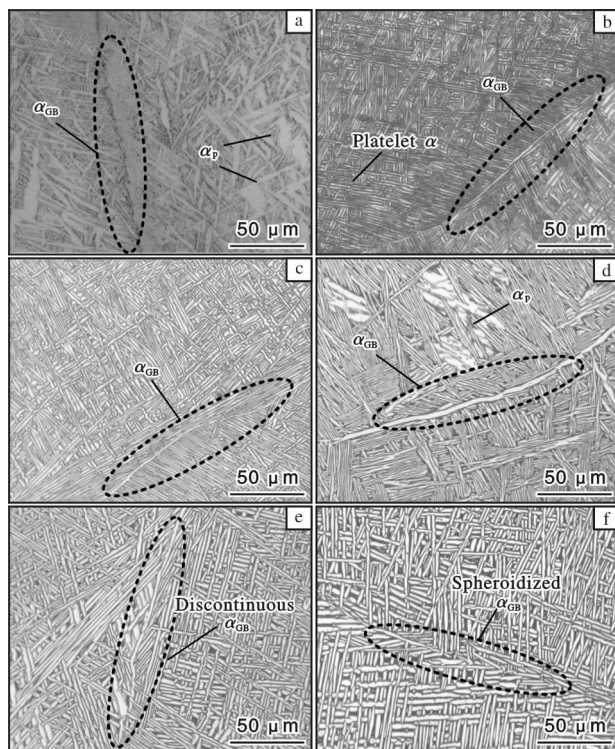


图2 经不同热处理后Ti6321合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of Ti6321 alloy after different heat treatments: (a) deposition state; (b) HT1; (c) HT2; (d) HT3; (e) HT4; (f) HT5

的非均匀形核, 经过600 °C保温后 $\alpha$ 片层明显粗化、均匀化, 呈现出网篮组织特征。

从图2e、2f可以看出, 第一重退火温度为920 °C(低于相变点)时, Ti6321合金晶界 $\alpha$ 相( $\alpha_{GB}$ )弱化并出现断续、球化现象。近 $\alpha$ 型Ti6321合金含有较多的 $\alpha$ 相稳定元素, 需要在两相区的高温区(920 °C)保温才能使 $\alpha$ 相转变为 $\beta$ 相, 而在冷却过程中晶界处元素扩散快更容易出现成分起伏, 为晶界附近的 $\alpha$ 相形核长大提供了有利条件, 因而形成了断续的晶界 $\alpha$ 相( $\alpha_{GB}$ )。

图3为Ti6321合金经不同热处理后的TEM照片。从图3可以看出, 随着退火温度的升高,  $\alpha$ 相的形貌和含量发生了明显变化。沉积态Ti6321合金组织为典型的长片层组织, 片层厚度约为0.5  $\mu\text{m}$ ,  $\alpha$ 相长宽比较大, 如图3a所示。另外, 沉积态组织中 $\alpha$ 片层存在少量位错, 这是由成形过程中所产生的内应力造成的<sup>[20,21]</sup>。当退火温度为700 °C时,  $\alpha$ 片层内的位错消失,  $\alpha$ 相尺寸也发生了明显变化, 长度减小, 宽度增大, 由原来的细长片状逐渐变为近短棒状, 如图3b所示。这是因为在700 °C退火保



温过程中,  $\alpha$  相长大并发生互相截断, 导致  $\alpha$  相的长宽比减小。当退火温度升高到 800 °C 时,  $\alpha$  片层进一步均匀化, 其相邻片层间的亚稳  $\beta$  相进一步转变分解,  $\alpha$  相界弱化甚至消失, 如图 3c 所示。沉积态组织经过 920 °C 保温空冷后, 基体组织保留了一定数量的块状和条状亚稳  $\beta$  相, 再经过 600 °C 退火后亚稳  $\beta$  相转变为次生  $\alpha$  ( $\alpha_s$ ) 相和稳定  $\beta$  相, 如图 3d 所示。当第二重退火温度较高时 (即 700 °C),  $\alpha$  相片层间的亚稳  $\beta$  相进一步转变分解, 而次生  $\alpha$  相含量进一步减少, 如图 3e 所示。沉积态组织经过 920 °C 保温水冷后, 基体组织中保留了大量的块状和条状亚稳  $\beta$  相, 再经过 600 °C 退火后块状和条状亚稳  $\beta$  相转变为次生  $\alpha$  相和稳定  $\beta$  相, 如图 3f 所示。对比图 3d 与图 3f 可知, 沉积态组织经过淬火后, 基体在  $\alpha$  片层间保留了大量的亚稳  $\beta$  相, 这些亚稳  $\beta$  相在第二重退火保温过程中, 发生分解, 析出次生  $\alpha$  相和稳定  $\beta$  相。次生  $\alpha$  相和稳定  $\beta$  相的含量对材料的强度、塑性等都会产生重要的影响。以上结果能够为 CMT-WAAM 船用钛合金大型构件的性能调控提供理论基础。

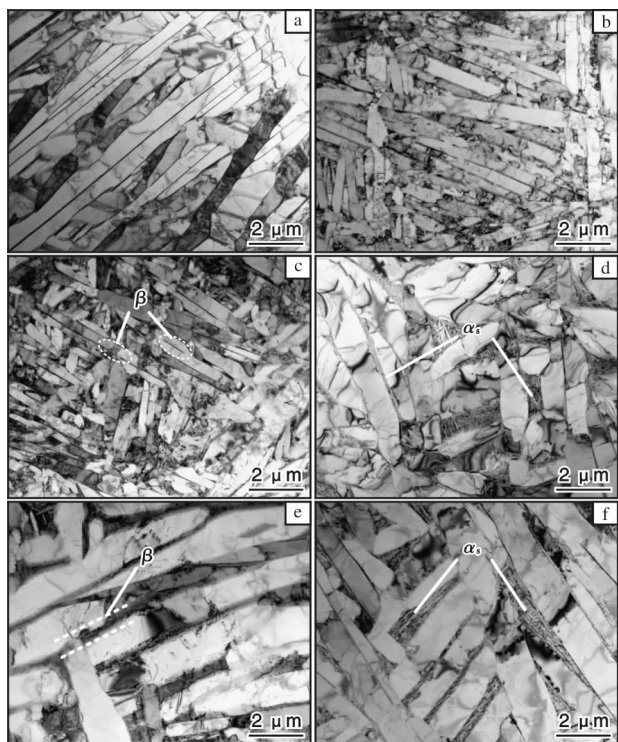


图 3 经不同热处理后 Ti6321 合金的 TEM 照片  
Fig. 3 TEM images of Ti6321 alloy after different heat treatments: (a) deposition state; (b) HT1; (c) HT2; (d) HT3; (e) HT4; (f) HT5

## 2.2 拉伸性能

Kok 等<sup>[27]</sup>研究表明, 增材制造钛合金的力学性能存在明显各向异性, 并提出采用以下公式对材料性能的各向异性进行描述:

$$\frac{\sigma_X - \sigma_Z}{\sigma_X} \times 100 \quad (1)$$

式中:  $\sigma_X$  为  $X$  向抗拉强度,  $\sigma_Z$  为  $Z$  向抗拉强度。

本研究测试了不同热处理制度下 Ti6321 合金试样的拉伸性能, 并采用公式(1)计算各向异性系数, 结果如图 4 所示。

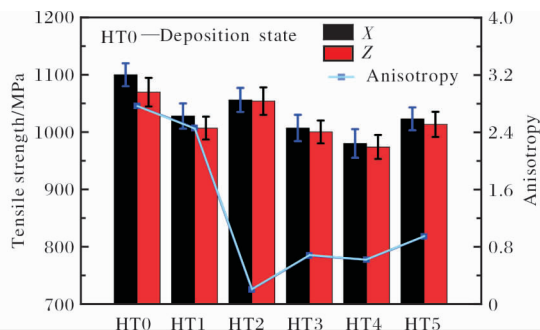


图 4 经不同热处理后 Ti6321 合金的抗拉强度  
Fig. 4 Tensile strength of Ti6321 alloy after different heat treatments

由图 4 可知, 经 700 °C 退火后, 抗拉强度下降 70 MPa 左右, 这是由于热处理导致位错密度降低, 减少了对滑移的阻碍作用, 使得抗拉强度降低。由于退火温度不高, 晶界  $\alpha$  相未发生明显变化 (图 3b), 水平和垂直方向各向异性亦没有明显变化。当退火温度升高至 800 °C 时, Ti6321 合金的亚稳态相转变为短棒状的  $\alpha$  相, 导致  $\beta/\alpha$  相界面增加, 具有一定的阻碍滑移作用, 使得强度升高。同时, 沉积态组织均匀化也使得各向异性减小。通过对比分析 HT2、HT3 可知, 双重热处理过程中晶界  $\alpha$  相的弱化会使抗拉强度进一步下降。与此同时, 晶界  $\alpha$  相的弱化和内部非平衡组织 (亚稳态  $\alpha$  相) 向平衡组织转变使得材料各向异性保持在较低水平。通过分析 HT3、HT4 可知, 在第一重热处理温度相同的条件下, 第二重退火温度对拉伸强度和各向异性的影响很小。这是由于第一重热处理制度相同, 第二重退火温度均低于相变点, 不能改变组织形态。对比 HT3 和 HT5 可知, 淬火后的抗拉强度相较于空冷后的抗拉强度有所升高, 这是由于淬火后在  $\alpha$  片层间保留了大量的亚稳相, 在第二重退火后析出的次生  $\alpha$  相和  $\beta$  相使得强度提升, 但各向异性变化不大。

### 2.3 冲击韧性

图5为经不同热处理后 Ti6321 合金的冲击韧性。从图5可以看出, 700 °C 热处理后 (HT1), Ti6321 合金的冲击韧性明显降低。钛合金的冲击韧性与其片层组织的厚度及分布相关<sup>[18]</sup>, 裂纹在扩展过程中如果发生偏转, 需要消耗额外的能量, 可以提高抗冲击性能<sup>[23,26]</sup>。如前所述, 700 °C 退火后晶内  $\alpha$  片层出现较明显的  $\alpha$  集束, 裂纹扩展阻力减小, 导致冲击韧性降低。800 °C 退火后  $\alpha$  片层厚度增加, 片层组织更加均匀, 冲击韧性提高。经双重热处理后, Ti6321 合金  $\beta$  相片层内析出大量次生  $\alpha$  相, 使裂纹扩展方向在粗细片层和  $\alpha/\beta$  界面易发生偏转, 导致扩展路径曲折, 冲击吸收功提高至 34 J (HT4)。经过 920 °C/2 h/WC + 600 °C/4 h/AC 热处理后 (HT5), Ti6321 合金呈现出近网篮组织的特征, 冲击韧性较低。

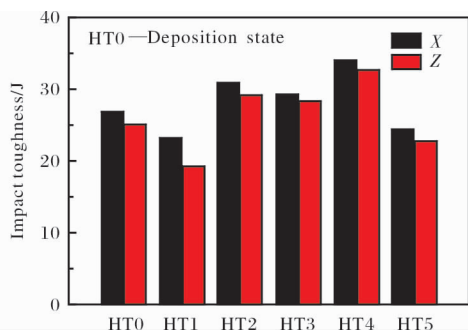


图5 经不同热处理后 Ti6321 合金的冲击韧性

Fig. 5 Impact toughness of Ti6321 alloy after different heat treatments

经不同热处理后 Ti6321 合金的冲击断口形貌如图6所示。沉积态试样的冲击断口呈现出大量的韧窝, 为韧性断裂, 如图6a所示。经过700 °C退火后, 片层组织长度减小, 宽度增大, 冲击过程中裂纹易沿片层扩展, 导致冲击韧性下降, 断口韧窝较浅, 如图6b所示。经过HT2、HT3、HT4热处理后, 均匀的细片层组织在冲击断裂过程中产生了大量的韧窝, 且韧窝较深, 冲击韧性较好, 如图6c~6e所示。沉积态试样经过HT5热处理后, 微观组织呈现出网篮组织的特征, 抗冲击能力较差, 断口韧窝较浅, 如图6f所示。

## 3 结论

(1) 采用基于 CMT 的电弧熔丝增材制造技术制备出 Ti6321 合金, 其沉积态组织为典型的片层组织,

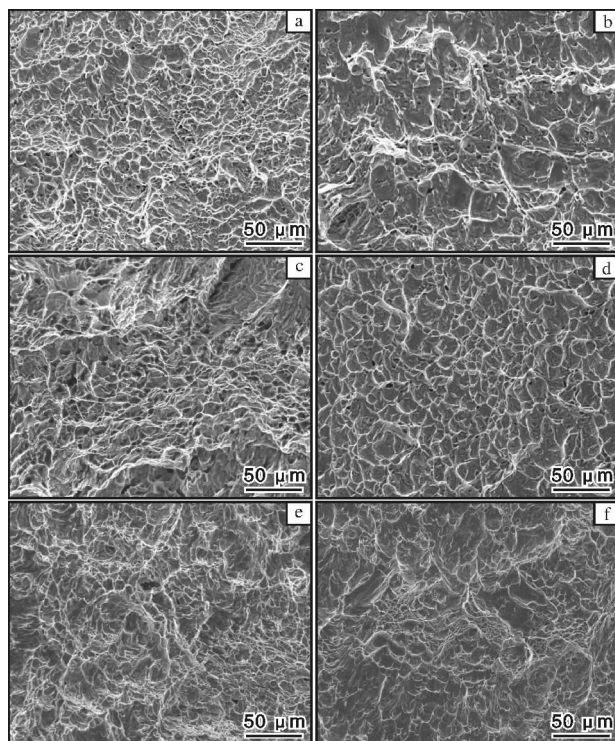


图6 经不同热处理后 Ti6321 合金冲击试样断口的 SEM 照片

Fig. 6 SEM morphologies of impact specimens fracture of Ti6321 alloy after different heat treatments: (a) deposition state; (b) HT1; (c) HT2; (d) HT3; (e) HT4; (f) HT5

经700、800 °C单重热处理后,  $\alpha$  片层内部位错密度降低; 经双重退火后, 析出次生  $\alpha$  相, 晶界  $\alpha$  相 ( $\alpha_{CB}$ ) 弱化呈断续分布。

(2) Ti6321 合金经700 °C热处理后, 拉伸强度降低, 当温度升至800 °C后, 各向异性显著下降, 且强度达到1050 MPa以上。双重热处理中第二重退火温度对强度及各项异性的影响较小, 沉积态 Ti6321 合金经淬火后, 能够在不明显增加各向异性的条件下提高强度。

(3) 经不同热处理后, Ti6321 合金的冲击试样断口均有大量韧窝, 为典型的韧性断裂。单重退火温度升高, 冲击韧性提高。双重退火后, Ti6321 合金的冲击吸收功最大, 达到34 J。

### 参考文献 References

- [1] 张飞奇, 陈文革, 田美娇. Ti-6Al-4V 丝材电弧增材制造钛合金的组织与性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(6): 1890-1895.
- [2] 李红莉, 张宇. 不同制备工艺对金属钛粉微观性质及应用的影响研究[J]. 钛工业进展, 2020, 37(6): 29-33.

- [3] 任永明, 林鑫, 黄卫东. 增材制造 Ti-6Al-4V 合金组织及疲劳性能研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(10): 3160-3168.
- [4] Zhao X L, Li S J, Zhang M, et al. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting[J]. Materials & Design, 2016, 95: 21-31.
- [5] Karunakaran K P, Suryakumar S, Pushpa V, et al. Low cost integration of additive and subtractive processes for hybrid layered manufacturing[J]. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 2010, 26(5): 490-499.
- [6] Martina F, Mehnert J, Williams S W, et al. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(6): 1377-1386.
- [7] Zhang Y M, Chen Y W, Li P J, et al. Weld deposition-based rapid prototyping: a preliminary study[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 135(2/3): 347-357.
- [8] 王琪, 刘小娜, 黄晟, 等. 不规则多孔结构钛合金人体植入物的制备和性能研究[J]. 钛工业进展, 2021, 38(4): 28-33.
- [9] Pickin C G, Young K. Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy[J]. Science and Technology of Welding & Joining, 2006, 11(5): 583-585.
- [10] 王鹏. 基于 CMT 焊接能量输入过程控制的镁/铝异种金属焊接研究[D]. 天津: 天津大学, 2017.
- [11] 张洪涛, 冯吉才, 胡乐亮. CMT 能量输入特点与熔滴过渡行为[J]. 材料科学与工艺, 2012, 20(2): 128-132.
- [12] Xie C J, Yang S L, Liu H B, et al. Microstructure and mechanical properties of robot cold metal transfer Al5.5Zn2.5Mg2.2Cu aluminium alloy joints[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 507-515.
- [13] Gu J L, Ding J L, Williams S W, et al. The effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on porosity in additively manufactured aluminum alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 230: 26-34.
- [14] Gu J L, Ding J L, Williams S W, et al. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al-6.3Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651: 18-26.
- [15] Zhang C, Li Y F, Gao M, et al. Wire arc additive manufacturing of Al-6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 711: 415-423.
- [16] Sun Z, Lv Y H, Xu B S, et al. Investigation of droplet transfer behaviours in cold metal transfer (CMT) process on welding Ti-6Al-4V alloy[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 80: 2007-2014.
- [17] 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.
- [18] 张帅锋, 吕逸帆, 魏正英, 等. 基于 CMT 的电弧熔丝增材 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金的组织与性能[J]. 焊接学报, 2021, 42(2): 56-62.
- [19] 杜子杰, 李文渊, 刘建荣, 等. CMT 增材制造 TC4-DT 合金组织均匀性与力学性能一致性研究[J]. 金属学报, 2020, 56(12): 1667-1680.
- [20] Wei K W, Wang Z M, Zeng X Y. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of the selective laser melting processed Ti-5Al-2.5Sn  $\alpha$  titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 709: 301-311.
- [21] Qiu C L, Ravi G A, Attallah M M. Microstructural control during direct laser deposition of a  $\beta$ -titanium alloy[J]. Materials & Design, 2015, 81: 21-30.
- [22] Liu C M, Wang H M, Tian X J, et al. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near  $\beta$  titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 586: 323-329.
- [23] Liu C M, Wang H M, Tian X J, et al. Subtransus triplex-heat treatment of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near  $\beta$  titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 590: 30-36.
- [24] Sercombe T, Jones N, Day R, et al. Heat treatment of Ti-6Al-7Nb components produced by selective laser melting[J]. Rapid Prototyping Journal, 2008, 14(5): 300-304.
- [25] Zhu Y Y, Tian X J, Li J, et al. The anisotropy of laser melting deposition additive manufacturing Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy[J]. Materials & Design, 2015, 67: 538-542.
- [26] Zhu Y Y, Chen B, Tang H B, et al. Influence of heat treatments on microstructure and mechanical properties of laser additive manufacturing Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(1): 36-46.
- [27] Kok Y, Tan 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.