

基于 CMT 的电弧增材制造 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 钛合金螺旋桨成形机理及组织性能

张帅锋^{1,2}, 魏正英¹, 廖志谦², 吕逸帆², 蒋鹏², 张文豪²

(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 471023)

摘要: 通过对基于冷金属过渡 (CMT) 的电弧增材制造成形过程中电弧形态、电流电压同步信号和熔池形貌的同步检测分析, 研究了电弧不同阶段的熔滴过渡形式和熔池金属的受力状态, 探明了悬垂结构成形过程中的熔池金属的受力机制, 实现了钛合金螺旋桨的成形, 并分析了成形后的组织性能。研究表明, 通过对 CMT 电弧热输入和电弧力的精细控制, 能够在无支撑条件下实现钛合金螺旋桨叶片的快速成形, 同时获得良好的力学性能。在本研究条件下, 钛合金 CMT 电弧增材制造过程中熔滴过渡主要以短路过渡的形式进行, 降低基值和短路阶段的焊接电流能够增加悬垂结构倾角, 且当 I_{base} 为 50 A 时, 钛合金螺旋桨最大倾角达到 53.26°。基于优化后的工艺制造的船用 Ti6321 钛合金内部组织致密且无贯穿式的粗大柱状晶, 力学性能达到同级别锻件标准, 水平方向和垂直方向的两向异性不明显。

关键词: CMT; 电弧形态; 熔池; 电弧力; 钛合金螺旋桨

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3876-08

增材制造 (Additive manufacturing) 作为一种近净成形技术, 在航空航天、船舶、医疗、化工等领域有着广泛的应用前景, 是先进制造的重要发展方向之一^[1-3]。其制造过程是将零件的模型分层切片, 使三维零件转变为一系列二维轮廓信息, 通过二维轮廓信息逐点、逐面堆积材料的方法制造实体零件^[4,5]。目前, 金属增材制造已发展成为制造技术领域新的研究热点, 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^[6-8]。

电弧熔丝增材制造 (wire arc additive manufacturing, WAAM) 技术以电弧作为热源, 成形的零件致密度高、成本低、效率高, 适合中等复杂程度大尺寸构件的快速制造^[9,10]。各国学者针对电弧增材制造开展了大量的研究工作。Colomo 等^[11]对常见的金属增材制造技术进行了对比, 认为电弧增材制造相较于其他增材技术制造成本低和材料利用率高, 具备工业化推广应用的潜力。Horgar 等^[12]利用传统熔化极气体保护焊技术, 实现了铝合金构件的 WAAM 成形。Haden 等^[13]对比了不锈钢 WAAM 构件与锻件的抗拉

性能与耐磨性能, 发现 WAAM 构件的性能接近于锻件。孙佳孝等^[14]采用钨极惰性气体保护焊 (TIG) 电弧增材制造工艺制备 5356 铝合金成形件, 发现薄壁件层间气孔聚集以及显微组织不均匀导致明显的各向异性。耿汝伟等^[15]分析了工艺参数对沉积层形貌的影响和残余应力分析方法, 并提出计算流体动力学和有限元方法相结合的方法模拟残余应力。罗怡等^[16]研究了熔化极气体保护电弧 (gas metal arc, GMA) 填丝增材制造过程中铝合金熔滴射滴过渡特征, 分析了沉积层的成形质量特征。

冷金属过渡 (cold metal transfer, CMT) 是一种低热输入的焊接技术, 在 CMT 焊接过程中通过焊接电源与焊丝回抽的配合能够周期性的熄弧、起弧, 从而实现冷热交替焊接减小热输入, 降低晶粒粗大的倾向^[17-19]。基于 CMT 的电弧熔丝增材制造技术 (CMT-WAAM) 相较于其他电弧增材制造技术具有热输入低、成形效率高等特点, 在金属增材制造领域中得到了广泛的研究^[20,21]。Zhang 等^[22]利用 CMT 工艺实现了 Al-6Mg 合金的增材制造, 获得细小的晶粒组织

收稿日期: 2022-02-24

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFC2800500); 郑洛新自创区专项 (201200211400)

作者简介: 张帅锋, 男, 1989 年生, 博士生, 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, 电话: 0379-64829313, E-mail: zhsf_9312@163.com

和较高的强度。田银宝等^[23]利用 CMT 工艺对钛/铝异种金属进行 WAAM, 研究了构件中反应层的微观组织及其对构件性能的影响。Almeida 等^[24]研究了 CMT 增材制造 Ti-6Al-4V 合金在不同工艺参数下的成形形貌和内部组织。杜子杰等^[25]采用冷金属过渡 (CMT) 的方式增材制造 TC4-DT 试块, 研究了组织和晶体取向差异对力学性能的影响。刘一博等^[26]基于冷金属过渡 (CMT) 焊接制造技术研究了焊接电流、焊接速度对铝合金沉积层形状特征的影响, 提出了合适的制造工艺参数。从保强等^[27]研究了基于 CMT 工艺的 WAAM 制造 Al-Cu 合金气孔演变规律, 提出了消除气孔的工艺措施。方学伟等^[28]通过研究提出单层多道斜顶搭接模型, 优化了铝合金 CMT 电弧增材制造工艺。

目前, 鲜有采用 CMT-WAAM 进行钛合金螺旋桨的直接成形的相关报道。从材料角度来说, 以上的 CMT-WAAM 研究主要集中在铝合金方面, 包括成形、组织和性能表征等方面。而钛合金与铝合金的熔点、熔融金属表面张力等物理性能差异较大, 铝合金 CMT-WAAM 的相关研究成果无法直接用于钛合金; 从复杂结构的成形方面来说, 以上研究主要集中在单道和搭接成形工艺方面, 尚无螺旋桨等悬臂无支撑结构的整体快速成形的相关报道。

CMT-WAAM 在螺旋桨等船用大型复杂钛合金构件的快速制造方面有着重要的应用前景, 但船用钛合金增材制造的应用研究尚处于起步阶段^[29,30]。Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo (Ti6321) 合金是中国针对深潜器及船舶结构创新研制的近 α 型钛合金, 具有高强、高韧、可焊、耐蚀等综合性能^[31]。因此, 本工作拟通过研究 CMT 电弧增材制造船用 Ti6321 钛合金过程中熔滴过渡特征和熔池金属受力状态对钛合金螺旋桨等悬垂结构成形的影响规律, 并分析其组织和性能特征, 为船用钛合金螺旋桨等悬垂结构的增材制造提供理论支撑。

1 实验

实验采用的基于 CMT 的大型电弧增材制造系统, 惰性气氛室尺寸为 3 m×2.5 m×2.5 m, 水氧含量 $\leq 50 \mu\text{L/L}$, 内部为以 KUKA 六自由度机器人作为运动执行机构, 可进行离线编程, 如图 1a、1b 所示。采用高速摄像同步信号采集系统对电流、电压等电信号和电弧、熔池形态等图像信息进行同步采集, 最大采样帧率为 10 000 帧/s, 分辨率为 720×480, 如图 1c 所示。

试验以自主开发的 $\Phi 1.2 \text{ mm}$ 船用 Ti6321 合金专用丝材为成形材料, 以 24 mm 厚轧制船用 Ti6321 合金板材为成形基板, 焊丝和基板的化学成分如表 1 所示。焊

接电源选择福尼斯 CMT Advanced 4000, 保护气体为纯度 99.99% 的氩气。

成形工艺参数如表 2 所示, 其中送丝速度 (v_f) 为 5~9 m/min, 焊接速度为 0.30~0.60 m/min, 送丝速度与焊接速度相匹配。本工作的研究重点是热输入对成形的影响, 因此在前期研究的基础上选取干伸长 (contact tube to work distance, CTWD) 为 18 mm 和保护气体流量为 20 L/min。

成形后的钛合金金相试样经机加工后粗磨、精磨和抛光, 采用 75 mL H₂O+10 mL HF+15 mL HNO₃ 的腐蚀剂进行腐蚀, 并在 Leica DMI5000M 型莱卡倒置金相

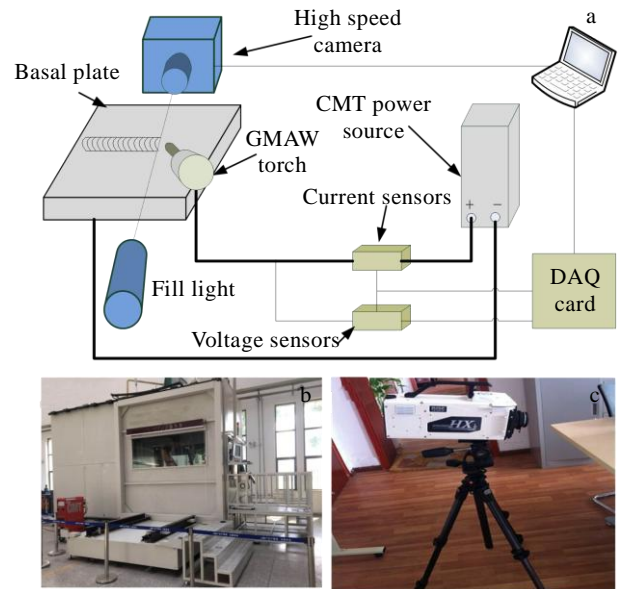


图 1 电弧信号同步采集系统组成示意图及试验设备

Fig.1 Schematic diagram of arc signal synchronous acquisition system (a) and test equipments (b, c)

表 1 CMT-WAAM 用焊丝和基板的材料成分

Table 1 Chemical composition of wire and substrate used for CMT-WAAM ($\omega/\%$)

Element	Al	Nb	Zr	Mo	H	O	N	Ti
Wire	6.2	2.9	2.2	0.6	0.0014	0.060	0.010	Bal.
Substrate	6.0	3.0	2.0	0.7	0.0010	0.050	0.010	Bal.

表 2 成形工艺参数

Table 2 Forming process parameters

Number	$v_f/\text{m min}^{-1}$	Weld speed/ m min^{-1}	CTWD/mm	Shield gas/ L min^{-1}
1	5	0.30		
2	7	0.40		
3	7	0.50	18	20
4	9	0.50		
5	9	0.60		

显微镜 (OM) 上进行观察。按照GB/T 228-2010《金属材料室温拉伸试验方法》在SINTECH20/G型试验机上进行拉伸试验,按照GB/T229-2010《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》进行冲击试验。利用Quanta650扫描电子显微镜 (SEM) 对拉伸和冲击断口进行观察。

2 结果与分析

2.1 波形与电弧特征分析

采用CMT工艺进行金属增材制造能够显著降低成形过程中的热输入,但钛合金熔点高、化学反应性强、液态金属表面张力大等特性导致熔池金属在固液界面的润湿铺展性差,焊缝内部易出现气孔、未熔合等缺陷^[32,33]。Pulsed-CMT工艺是CMT模式和脉冲模式的结合,本实验通过分析钛合金Pulsed-CMT工艺过程中电流电压波形和电弧特征,对成形过程中的热输入和熔滴过渡进行精细调控,从而实现悬垂结构的良好成形。

在送丝速度为5 m/min,移动速度为0.30 m/min的钛合金电弧增材制造过程中截取一个周期的电信号,绘制出电流-电压波形图,如图2所示。一个完整Pulsed-CMT周期即为在一个CMT阶段之前加上若干个脉冲电流,所以可以把Pulsed-CMT分为脉冲周期和CMT周期 2个部分。如图2所示,脉冲周期分为基值阶段和峰值阶段,电流由基值40 A左右迅速增加至峰值240 A左右。峰值阶段的热输入为焊丝的熔化和熔滴的形成提供了热量,基值阶段电流主要是维持电弧稳定燃烧。CMT周期的基值阶段以较低的电流维持电弧的稳定,在短路阶段电流进一步降低并实现熄弧、短路过渡。此外,CMT周期中低电流可以减小电弧力,避免焊丝端部大熔滴在过渡过程中产生飞溅。铝合金、镁合金Pulsed-CMT工艺则在CMT周期中存在较大的电流,易导致大颗粒的熔滴过渡和飞溅产生^[17,34]。

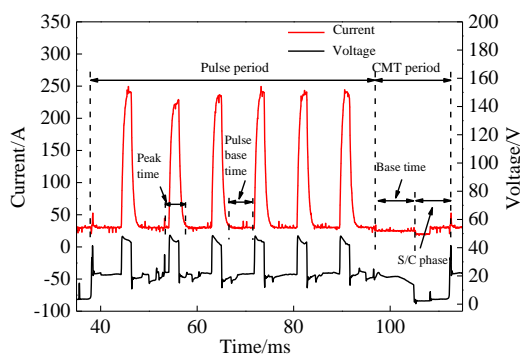


图 2 Pulsed-CMT 电流和电压波形图

Fig.2 Current and voltage waveforms of Pulsed-CMT process

试验对电弧形貌、熔滴过渡和电流电压信号进行同步采集,分析了钛合金在一个完整的Pulsed-CMT过程的高速摄影电弧图像与同步电信号,如图3所示。铝合金、镁合金Pulsed-CMT工艺过程中,脉冲周期峰值阶段电弧弧根处于与熔滴和焊丝的颈缩部位,该阶段以滴状过渡为主^[17,34]。如图3所示,钛合金脉冲周期峰值阶段的电弧始终停留在熔滴下方,熔滴在电弧热的作用下持续长大,这是由于钛合金的熔点高于铝合金和镁合金的熔点,熔滴在峰值阶段始终无法达到跳弧所需要的过热状态。在CMT周期的基值阶段,电弧利用了脉冲阶段的热惯性以较小的电流实现平稳过渡,避免了峰值阶段形成的大熔滴在电弧力的作用下产生大颗粒飞溅。当焊丝末端接触到熔池短路时,电流接近于零,焊丝端部的熔滴在焊丝机械回抽力和熔池表面张力的共同作用下脱离焊丝进入熔池,避免了由于短路电流过大导致液桥爆断而产生飞溅。

2.2 熔池金属的热力分析及力学模型建立

在电弧熔丝成形过程中,电弧对熔池金属形态的影响不仅体现在热效应方面,也体现在力学方面。电弧拥有着力源和热源的双重身份,热力相互耦合共同作用于熔池^[35]。依据焊接电弧熔滴过渡的相关理论,熔池所受的力主要有电弧力 (F_{arc})、表面张力 (F_{δ})、熔滴冲击力、重力 (G) 和支持力 (F_N) 等。在增材制造过程中,熔池金属的受力状态决定了焊道的形貌及悬臂结构的成形稳定性。通过以上对 CMT 电弧信号及电弧形态的观察分析发现,熔融金属的过渡以短路过渡为主,因此不考虑熔滴对熔池的冲击力。熔池所受的力可以进一步简化为电弧力、表面张力、重力和支持力。为实现熔融金属悬臂结构的稳定成形,需要满足熔池所受的力达到平衡,如图 4 所示。结合以上熔池的受力情况,初步建立力学模型即:

$$F_N + F_{\delta} \sin\alpha = G + F_{arc} \quad (1)$$

其中, α 为悬臂倾角, $\tan\alpha = d/h$, h 为焊道成形高度, d 为焊枪偏移量。

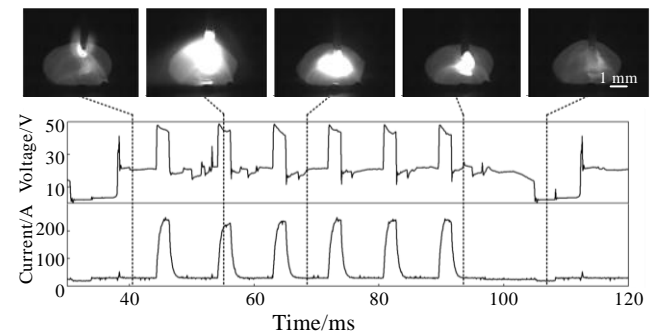


图 3 电弧特征图像与同步电信号

Fig.3 Arc characteristic image and synchronous electrical signal

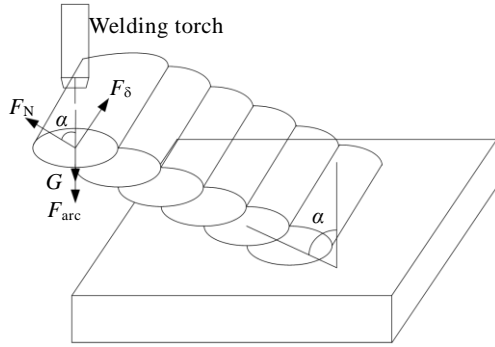


图 4 悬臂结构熔池受力状态

Fig.4 Stress state of molten pool in cantilever structure

根据以上模型，针对 Pulsed-CMT 电弧的不同阶段的电弧特征，对其电弧力、表面张力、重力进行研究分析。有研究表明^[36]，电弧熔丝成形过程中的电弧力与电流 I^2 成正比。如图 2 所示，Pulsed-CMT 不同阶段的电流瞬时数值波动较大，因此不同阶段的电弧力差异也比较大。峰值阶段的电弧力最大，且主要作用在熔池金属，而基值和短路阶段的电弧力很小可以忽略。

熔池金属的表面张力 (F_δ) 的合力始终指向熔池内部的曲率中心，且与材料表面温度负相关，即

$$F_\delta = \gamma_0(1 - aT) \quad (2)$$

其中， γ_0 为绝对零度下的表面张力， a 为常数， T 为熔池表面温度。

金属熔池表面温度与热输入成正比，即：

$$T = tRI^2 \quad (3)$$

其中， t 为时间， R 为电弧等效电阻， I 为焊接电流。将其代入(2)式得到表面张力与焊接电流的关系如下：

$$F_\delta = \gamma_0(1 - atRI^2) \quad (4)$$

由式 (4) 可知，熔池的表面张力与 I^2 成反比关系，Pulsed-CMT 周期中的热输入主要集中在峰值阶段，熔池温度也随着热输入的增加而升高，如图 5 所示。因此，峰值阶段的表面张力最小，在基值阶段的表面张力最大。

如前所述，峰值阶段的电弧力达到峰值阶段，熔池表面最高温度达到 3000 K 左右，表面张力处于最低值可以忽略。而该阶段熔池是由前一道焊道表层熔化形成的，熔池下部固态金属为熔池提供了稳定的支撑力，且峰值时间占比很小，总热输入量较小，不会出现熔池的塌陷或流淌。

当电弧进入基值和短路阶段，此阶段的电弧力是整个周期中最小的，尤其是短路阶段电弧力为零。熔池表面温度迅速降低，导致表面张力快速升高。因此，可将受力模型式 (1) 进一步优化为：

$$F_\delta \cos\alpha = G \quad (5)$$

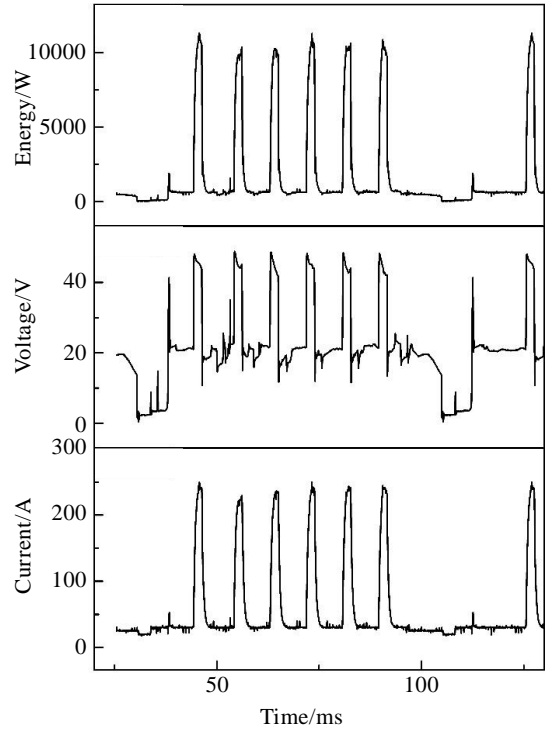


图 5 电弧瞬时能量特征

Fig.5 Arc instantaneous energy characteristics

由于基值和短路阶段焊丝回抽，即送丝速度 (v_f) 为负，此时的熔池金属质量不会增加，则基值阶段的熔池的重力 G 及焊缝高度 h 为定值。将式 (2) 代入式 (5) 进一步简化为：

$$\cos\alpha = \frac{G}{F_\delta} = \frac{G}{\gamma_0(1 - atRI_{base}^2)} \quad (6)$$

如式 (6) 所示，为增加悬臂结构的倾角 α 的大小，则需要降低基值阶段的电流 I_{base} 。

当送丝速度为 5 m/min，峰值电流 I_{peak} 为 250 A 时，分析不同基值电流 I_{base} 所达到的最大倾角 α 。如图 6 所示，当 I_{base} 小于 50 A 时 (即 I_{base}/I_{peak} 小于 0.2)， I_{base} 的增加对倾角 α 的大小影响不大，且倾角 α 在 70° 以上；当 I_{base} 为 50~80 A 时 (即 I_{base}/I_{peak} 为 0.2~0.3)， I_{base} 的增加导致 α 快速降至 30° 左右；当 I_{base} 大于 80 A 时 (即 I_{base}/I_{peak} 达到 0.3 以上)， α 的下降速度明显降低。通过以上分析可知，悬臂倾角 α 的大小不仅与 I_{base} 有关，同时与 I_{base}/I_{peak} 相关。

为进一步探明 I_{base}/I_{peak} 对悬臂结构成形的影响机理，将一个完整周期内 CMT 阶段的热输入与总热输入之比定义为能量比。试验对 I_{base}/I_{peak} 分别为 0.16, 0.20, 0.32 时的能量比进行分析，结果如图 7 所示。在 I_{peak} 不变的情况下，当 I_{base}/I_{peak} 为 0.16 时，能量比处于较低水平，即整体热输入较低利于大倾角悬臂结

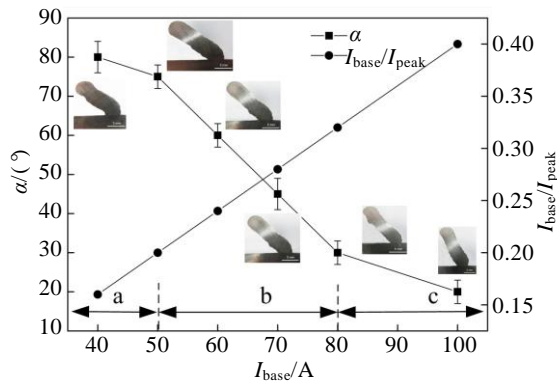


图 6 不同 I_{base} 下的悬臂倾角 α 和 I_{base}/I_{peak}

Fig.6 Different inclination α and I_{base}/I_{peak} under different I_{base}

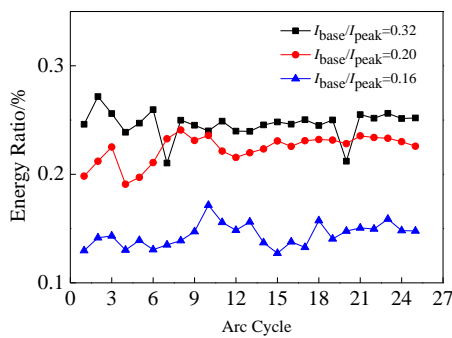


图 7 不同工艺条件下的热输入能量比

Fig.7 Heat input energy ratio under different parameters

构的成形；当 I_{base}/I_{peak} 达到 0.20 以上时，能量比有显著的提升，即整体热输入出现大幅的增加，此时冷金属过渡工艺的低热输入的特征被明显削弱，即冷金属过渡“不冷”了，这与图 6 所示悬臂倾角快速减小的区间一致。综上所述，当 I_{base}/I_{peak} 小于 0.20 时，能够获得大倾角的悬臂结构。

2.3 模型成形及内部质量分析

基于以上分析结果，采用 Pulsed-CMT 模式，在送丝速度为 5 m/min，移动速度为 0.30 m/min， I_{base} 为 50 A 的条件下，进行钛合金悬垂结构-螺旋桨的制备，如图 8a 所示。通过模型计算获得螺旋桨不同位置悬出长度 d 以及对应的悬臂倾角 α ，该条件下最大悬出角 $\alpha = \arctan(6.7/5) \approx 53.26^\circ$ ，如图 8b 所示。

图 9 为 CMT 增材制造船用 Ti6321 钛合金成形态的组织，宏观上表现为平行于堆积层面的层带状纹理，如图 9a 所示。不规则的多边形原始 β 晶粒 (prior- β) 和晶界 α (α_{GB}) 组织，且原始 β 晶分布在 2 到 3 个层厚之间，如图 9b 和 9c 所示。

如前所述，本研究采用的 Pulsed-CMT 工艺的一个周期包含脉冲周期和 CMT 周期 2 个部分。在整个周期内，瞬时电流从短路阶段的 0 A 升至基值电流 40 A，后

继续快速升高至峰值电流 240 A，电流在短路和峰值之间快速变化，进一步导致瞬时电弧力随着电流周期性剧烈变化，并对熔池产生震荡作用^[37]。快速流动熔池能够破碎细小树枝晶，并打断枝晶的取向生长，为新晶粒提供异质形核点^[38]。此外，熔池金属的流动加剧会导致温度梯度降低，有利于形核率的提高^[39]。以上因素共同作用，促进了新生晶粒数量明显增加，同时也抑制了柱状晶的外延生长，避免了贯穿式柱状晶的形成，如图 9c 所示。

CMT 电弧增材制造的船用 Ti6321 钛合金沿水平方向和垂直方向的抗拉强度 (R_m)、屈服强度 ($R_{p0.2}$) 和冲击韧性 (K_{v2}) 如表 3 所示，达到同级别锻件标准要求，沿水平方向和垂直方向的抗拉强度差异不大，没有明显的各向异性。研究表明，增材制造钛合金的力学性能存在明显各向异性，并指出贯穿成形组织的柱状晶是导致力学性能的各向异性的主要原因之一^[40]。采用优化后的 CMT 电弧增材制造工艺能够有效避免组织内部出现贯穿式的柱状晶，因此材料的各向异性不明显，这也有利于螺旋桨浆叶在流体中保持良好的使用性能。

钛合金的片层组织的冲击韧性与片层的厚度相关^[41]，试验对不同方向上试样的冲击断口进行了观察，如图 10 所示。图 10a、10b 为 X 向的冲击断口，图 10c、10d 为 Z 向的冲击断口。裂纹在穿过片层组织时产生大量的韧窝，为典型的韧性断裂。如上所述，CMT 增材制造 Ti6321 组织以粗细交织 α 片层为主，晶粒形貌为多

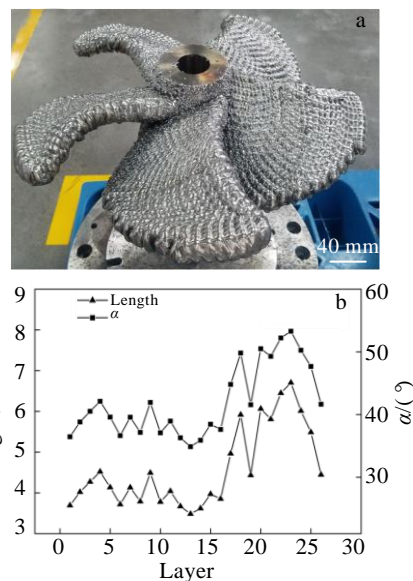


图 8 CMT 增材制造钛合金螺旋桨及不同位置倾角和悬出长度
Fig.8 CMT-WAAM titanium alloy propeller (a); inclination α and length d of different positions (b)

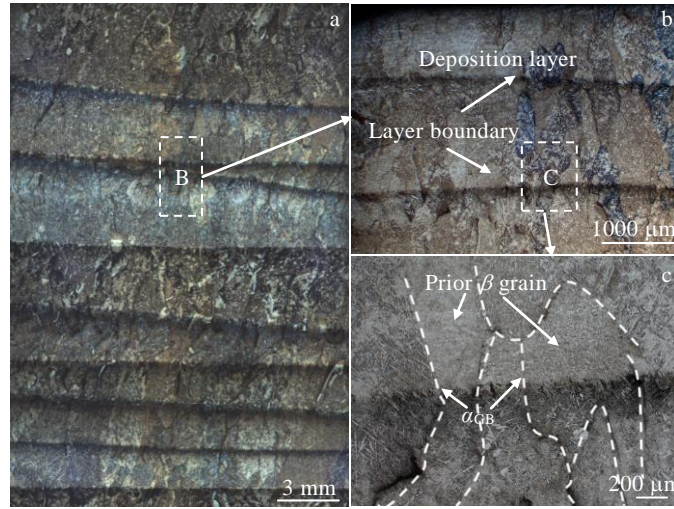


图 9 Pulsed-CMT 工艺增材制造船用 Ti6321 钛合金金相组织

Fig.9 Metallographic microstructures of Ti6321 titanium alloy for marine additive manufactured by Pulsed-CMT process

表 3 CMT 电弧增材制造 Ti6321 合金力学性能

Table 3 Mechanical properties of CMT-WAAM Ti6321 alloy

Mechanical property	Standard	Horizontal direction	Vertical direction	Anisotropy/%
R_m /MPa	840	855	875	-2.3
$R_{p0.2}$ /MPa	740	763	773	-1.3
K_{V2} /J	47	56	51	8.9

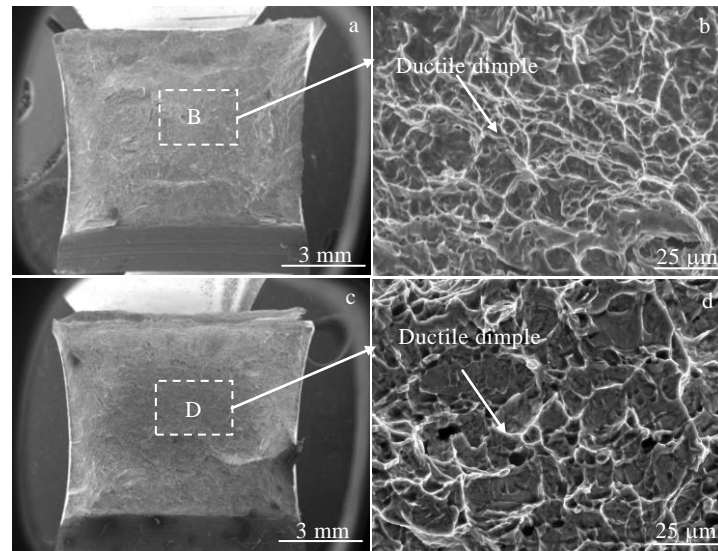


图 10 不同方向上的冲击断口 SEM 形貌

Fig.10 SEM morphologies of impact fracture in horizontal (X) (a, b) and vertical (Z) (c, d) directions

边形的原始 β 晶粒。试样冲击断裂过程中没有明显的沿原始晶界断裂的特征，并且裂纹扩展方向在粗细片层界面发生偏转，体现在冲击韧性方面即不明显的各向异性和良好的冲击韧性。因此，CMT 增材制造 Ti6321 合金的冲击韧性能够满足螺旋桨在使用过程中

对抗冲击性能的要求。

3 结 论

1) 钛合金在 CMT 增材制造过程的熔滴过渡主要在基值阶段以短路过渡的形式进行，峰值阶段电弧始

终在熔滴下部, 熔滴的短路过渡靠机械回抽和表面张力共同作用实现。

2) 基值阶段的电流能够显著影响悬臂结构的倾角, 为增加悬臂结构的倾角, 不仅需要降低基值阶段的电流, 同时基值电流与峰值电流的比值应小于 0.2。

3) CMT 增材制造船用 Ti6321 螺旋桨最大倾角达到 53.26°, 且材料内部组织致密且无贯穿式的粗大柱状晶, 拉伸性能、冲击韧性达到同级别锻件标准。冲击断口微观形貌为大量的韧窝, 为典型的韧性断裂。

参考文献 References

- [1] Lu Bingheng(卢秉恒). *China Mechanical Engineering*(中国机械工程)[J], 2020, 31(1): 19
- [2] Li Dichen(李涤尘), He Jiankang(贺健康), Tian Xiaoyong(田小永) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(6): 129
- [3] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2014, 35(10): 2690
- [4] Kok Y, Tan X P, Wang P *et al. Materials & Design*[J], 2018, 139: 565
- [5] Qiu C L, Liu Q. *Additive Manufacturing*[J], 2019, 30: 100 893
- [6] Murr L E, Gaytan S M, Ramirez D A *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2012, 28(1): 1
- [7] Zhao Xiaoli, Li Shujun, Zhang Man *et al. Materials & Design*[J], 2016, 95: 21
- [8] Brandl E, Michailov V, Viehweger B *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2011, 206(6): 1120
- [9] Lu Zhenyang(卢振洋), Tian Hongyu(田宏宇), Chen Shujun(陈树君) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(1): 83
- [10] Donoghue J, Antonysamy A, Martina F *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 114: 103
- [11] Colomo A, Wood D, Martina F *et al. International Journal of Rapid Manufacturing*[J], 2020, 9(3): 194
- [12] Horgar A, Fostervoll H, Nyhus B *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 259: 68
- [13] Haden C V, Zeng G, Carter F M *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 16: 115
- [14] Sun Jiaxiao(孙佳孝), Yang Ke(杨可), Wang Qiuyu(王秋雨) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(5): 665
- [15] Geng Ruwei(耿汝伟), Du Jun(杜军), Wei Zhengying(魏正英). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2020, 44(12): 11
- [16] Luo Yi(罗怡), Zhu Liang(朱亮), Han Jingtao(韩静韬) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2019, 55(3): 219
- [17] Zhang Hongtao(张洪涛), Feng Jicai(冯吉才), Hu Leliang(胡乐亮) *et al. Materials Science and Technology*(材料科学与工程)[J], 2012, 20(2): 128
- [18] Zhang H, Hu S S, Wang Z J *et al. Materials & Design*[J], 2015, 86: 894
- [19] Xie C J, Yang S L, Liu H B *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 255: 507
- [20] Cong B Q, Ouyang R J, Qi B J *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(3): 606
- [21] Gu J L, Ding J L, Williams S W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 18
- [22] Zhang C, Li Y F, Gao M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 711: 415
- [23] Tian Yinbao(田银宝), Shen Junqi(申俊琦), Hu Shengsun(胡绳荪) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(11): 1407
- [24] Almeida P M S, Williams S. *21st annual international Solid Freeform Fabrication Symposium*[C]. Austin: University of Texas at Austin, 2010: 25
- [25] Du Zijie(杜子杰), Li Wenyuan(李文渊), Liu Jianrong(刘建荣) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(12): 1667
- [26] Liu Yibo(刘一搏), Sun Qingjie(孙清洁), Jiang Yunlu(姜云禄) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2014, 35(7): 1
- [27] Cong Baoqiang(从保强), Ding Jialuo(丁佳洛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3149
- [28] Fang Xuwei(方学伟), Bai Hao(白浩), Yao Yunfei(姚云飞) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2020, 56(1): 141
- [29] Zhou Changping(周长平), Lin Feng(林枫), Yang Hao(杨浩) *et al. Ship Engineering*(船舶工程)[J], 2017, 39(2): 80
- [30] Zhang Shuai(张帅), Lv Yifan(吕逸帆), Wei Zhengying(魏正英) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2013, 42(4): 845
- [31] Zhao Yongqing(赵永庆). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2014, 33(7): 398
- [32] Sui Yanwei(隋艳伟), Li Bangsheng(李邦盛), Liu Aihui(刘爱辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 594
- [33] Chen Li(陈俐), Gong Shuilu(巩水利), Yao Wei(姚伟). *Welding*(焊接)[J], 2008(11): 32

- [34] Pang J, Hu S S, Shen J Q *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 238: 212
- [35] Liu Hui(刘 辉). *Dissertation for Master(硕士学位论文)*[D]. Tianjin: Tianjin University, 2007
- [36] Han Changle(韩常乐). *Dissertation for Master(硕士学位论文)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020
- [37] Ma Zhenshu(马振书), Chen Guangsen(陈广森), Wu Qianru(吴倩茹) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(7): 2144
- [38] Cong Baoqiang(从保强), Qi Bojin(齐铂金), Li Wei(李 伟) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2010, 31(9): 37
- [39] Babu N K, Raman S, Mythili R *et al.* *Materials Characterization*[J], 2007, 58(7): 581
- [40] Kok Y, Tan X P, Wang P *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 139: 565
- [41] Shao Hui(邵 晖), Zhao Yongqing(赵永庆), Ge Peng(葛 鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(4): 845

Forming Mechanism, Microstructure and Properties of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo Titanium Propeller Deposited by CMT Additive Manufacturing

Zhang Shuaifeng^{1,2}, Wei Zhengying¹, Liao Zhiqian², Lv Yifan², Jiang Peng², Zhang Wenhao²

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

(2. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

Abstract: The forming process of wire and arc additive manufacturing (WAAM) based on the cold metal transfer (CMT) was studied. Through the monitoring of arc shape, current signal and molten pool shape, the characteristics of droplets in different stages of arc and the stress of molten pool metal were studied. Based on the study of the force on the molten pool metal during the formation of suspension structure, the propeller was made, and its microstructure and properties were investigated. The results indicate that the rapid prototyping of suspension structure and good mechanical properties can be obtained by the precise control of I_{base} and $I_{\text{base}}/I_{\text{peak}}$ during the CMT process. Under the conditions of this study, the short-circuit transfer is the main metal transfer form during CMT-WAAM of Ti6321 titanium alloy. When $I_{\text{base}}/I_{\text{peak}}$ is less than 0.2, the cantilever structure with large inclination can be obtained by reducing I_{base} , and the maximum inclination angle of Ti6321 titanium propeller is 53.26°. The microstructure of Ti6321 alloy fabricated by the optimized process is dense, and no coarse columnar crystals penetrating multiple layers are found. The mechanical properties of AM are equivalent to the standard of forgings, and the anisotropy between horizontal and vertical is not obvious.

Key words: CMT; arc morphology; molten pool; arc force; titanium propeller

Corresponding author: Wei Zhengying, Ph. D., Professor, State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, E-mail: zywei@mail.xjtu.edu.cn