



热输入对脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V 钛合金微观组织与力学性能的影响

高震, 王颖, 杨蔚然, 杨振文, 李会军

(天津大学 材料科学与工程学院 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350)

摘要: 电弧增材制造固有的高热输入导致钛合金构件中易产生粗大组织, 造成为力学性能的下降。为细化钛合金组织, 通过在电弧增材制造Ti6Al4V钛合金过程中施加脉冲电流, 研究了基值电流和占空比对增材制造Ti6Al4V钛合金凝固过程微观组织和力学性能的影响, 探究热输入对电弧增材制造Ti6Al4V钛合金凝固过程、微观组织和力学性能的影响。结果表明, 随着基值电流和占空比的降低, 沉积Ti6Al4V合金的热输入由988 J/mm下降到414 J/mm, 凝固熔池温度梯度 G 逐渐降低, 生长速度 R 逐渐增大, 使得粗大 β 柱状晶向等轴晶转变。随着热输入逐渐降低, 冷却速率由7.27 °C/s提高到44.08 °C/s; 高冷却速率促进 α 板条细化, α 板条宽度从1.07 μm 减小到0.49 μm 。 β 等轴晶的形成和 α 板条的细化提高了沉积Ti6Al4V钛合金力学性能, 试样的抗拉强度由914 MPa增加到1049 MPa, 塑性保持在8%。

关键词: 脉冲电弧增材制造; 钛合金; 热输入; 温度梯度; 组织细化

文章编号: 1004-0609(2024)-10-3366-16

中图分类号: TG146.4

引文格式: 高震, 王颖, 杨蔚然, 等. 热输入对脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V钛合金微观组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2024, 34(10): 3366–3381. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2024-44873

GAO Zhen, WANG Ying, YANG Weiran, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of pulsed TIG-based wire arc additive manufactured Ti6Al4V alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2024, 34(10): 3366–3381. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2024-44873

Ti6Al4V钛合金具有较好的耐腐蚀性, 超塑性和热稳定性等优点, 广泛应用于航空发动机风扇、压气机叶片等关键部件的制造^[1-3]。但通过切削、铸造和锻造等传统加工方法制造Ti6Al4V钛合金构件具有材料利用率低、生产周期长、制造成本高^[4-5]等缺点。增材制造技术是实现复杂Ti6Al4V钛合金构件高效低成本制造的新技术, 特别是以电弧为热源、丝材为原材料的电弧增材制造技术(Wire arc additive manufacturing, WAAM)具有材料利用率高(近100%)、沉积效率高(可达1.8 kg/h)、设备造价低^[6-7]等优点, 是实现大尺寸钛合金构件

快速低成本制造的有力手段, 受到广泛研究。然而, 在电弧增材制造过程中, 由于热输入较大, 存在连续重熔和多次热循环, 会形成贯穿多沉积层的粗大初生 β 柱状晶^[8-10], 这严重损害了钛合金的力学性能^[11]。因此, 如何促进电弧增材制造钛合金中粗大初生 β 柱状晶发生由柱状晶向等轴晶的转变(Columnar to equiaxed transition, CET), 提升打印钛合金力学性能, 消除钛合金各向异性是目前研究热点。通过原位合金化改变合金成分, 进而影响熔池凝固行为, 促进等轴晶的形成是常用的技术手段。例如加入生长限制溶质B、Cu、Si等^[12-15], 通过产

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52174369, 52222511)

收稿日期: 2024-03-27; **修订日期:** 2024-07-31

通信作者: 杨振文, 教授, 博士; 电话: 18722554581; E-mail: yangzw@tju.edu.cn

生较大的成分过冷,降低固/液界面处柱状晶的生长速率,或者加入高熔点粒子 La_2O_3 、 Y_2O_3 ^[16-19],通过提供额外的形核质点促进形核,都可以显著减小柱状晶尺寸。此外,引入层间塑性变形,打破外延生长条件也是行之有效的手段,文献[20-23]中利用激光冲击、超声冲击、锤击等方式破碎外延生长的柱状晶基底,都在一定程度上细化了晶粒。此外,HUNT^[24]和GÄUMANN等^[25]提出的凝固特征图表明,影响熔池凝固组织形态的两个主要热力学因素是熔池温度梯度 G 和固液界面前沿生长速度 R ,而通过调整增材制造工艺,获得合适的 G 和 R 组合,以期在增材过程中获得等轴晶,这一研究思路也受到了学者的广泛关注。BONTHA等^[26]通过改变激光选区熔化(Selective laser melting, SLM)激光功率和扫描速率降低了温度梯度 G ,实现了TC4钛合金由柱状晶向柱状/等轴的混合晶粒形态的转变。QIU等^[27]在激光增材制造中通过降低激光功率和增加铺粉厚度降低了温度梯度 G ,有效地促进了柱状晶向等轴晶的转变,降低了织构强度。AKRAM等^[28]通过元胞自动机模拟了直接能量沉积(Directed energy deposition, DED)中扫描策略对TC4凝固晶粒形貌的影响,通过协调温度梯度 G 与生长速度 R 的关系,生成了较大的等轴晶粒。WU等^[29]研究了不同熔池尺寸对TC4钛合金凝固的影响,发现调整熔池尺寸与送丝速率,控制温度梯度 G 和生长速度 R ,可以获得等轴晶粒形貌。WANG等^[30]在电弧增材制造TC4钛合金中,通过提高送丝速度,使得熔池形成负的温度梯度以阻断柱状晶外延生长,从而得到了80%的等轴晶。以上研究都是通过增材制造过程中改变工艺参数来调控温度梯度 G 和固液界面前沿生长速度 R ,从而实现了晶粒的细化。

在电弧增材制造过程中,通过施加脉冲电流来改变热输入,进而影响温度梯度 G 和固液界面前沿生长速度 R ,是实现CET转变最简单直接的途径。BABU等^[31]采用施加6 Hz脉冲电流的钨极氩弧焊焊接Ti6Al4V钛合金,结果表明脉冲辅助焊接的焊缝晶粒得到了细化,提高了焊件的硬度与抗拉强度。SUNDARESAN等^[32]采用钨极氩弧焊技术焊接Ti6Al4V钛合金,通过对比施加2~8 Hz直流脉冲电流与交流脉冲电流的焊缝晶粒尺寸,发现交流脉冲对熔池搅拌作用更强烈,晶粒细化作用更显著。近

年来,学者将脉冲钨极氩弧焊技术应用于钛合金增材制造过程中,WU等^[33]研究了使用0.5 Hz的低频脉冲电弧对增材制造Ti6Al4V钛合金的影响,结果表明施加低频脉冲电弧并未降低熔池的温度梯度 G , β 柱状晶依旧外延生长。WANG等^[30]研究发现脉冲电弧频率、峰基值电流比、焊接速度的改变并不能导致柱状 β 晶粒的细化。由于增材制造过程具有复杂的热循环,因此,单纯调节脉冲频率等因素而不降低增材过程中的热输入难以改变TC4粗大 β 柱状晶的形貌。本文作者采用脉冲TIG增材制造技术(Pulsed TIG WAAM, P-TIG WAAM)进行钛合金增材制造,协同改变脉冲电流的基值电流以及峰值电流占空比,调节增材制造过程中的热输入,研究不同脉冲参数下的温度梯度 G 和固液界面前沿生长速度 R 对TIG电弧增材制造Ti6Al4V组织与性能的影响。

1 实验与模拟

1.1 实验材料与方法

实验所用原材料为直径1.2 mm的Ti6Al4V丝材,丝材化学成分如表1所示。基板为6 mm厚的锻造态Ti6Al4V钛合金板。实验前,将基板表面打磨光滑,去除表面氧化膜,并使用酒精清洗干净。

表1 Ti6Al4V丝材化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti6Al4V wire (mass fraction, %)

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

图1所示为基于TIG工艺的电弧增材制造钛合金试验平台示意图,其中,TIG焊机(Trans-TIG 5000)作为热源;六轴焊接机器人(IRB-2600)用于增材制造过程中的焊枪承载与路径控制。沉积时设置焊接速度 $v_f=120$ mm/min,送丝速度 $v_w=1.5$ m/min,脉冲频率 $f=10$ Hz,其余试验设置参数如表2所示,采用的一元调节模式会根据电流 I 自动匹配电压 U 。热输入 E 的计算公式为:

$$E = \frac{I_p U_p t_p + I_b U_b t_b}{t v_i} \quad (1)$$

式中: I_p 、 U_p 、 t_p 分别代表了脉冲TIG电弧增材Ti6Al4V过程中使用的峰值电流、峰值电压以及峰

值电流持续时间; I_b 、 U_b 、 t_b 分别代表了脉冲 TIG 电弧增材 Ti6Al4V 过程中使用的基值电流、基值电压以及基值电流持续时间; t 代表了一个脉冲周期的持续时间; v_t 代表了焊接速度。

以上工艺参数组合对应的热输入分别为 988 J/mm、800 J/mm、618 J/mm、414 J/mm, 沉积结构件的长度为 130 mm。沉积过程中采用充满氩气 (99.999% 纯度, 流速为 20 L/min) 的拖尾式保护罩以防止合金被氧化和污染。沉积时, 将 K 型热电偶

的正负极一端点焊在一起, 并插入熔池中, 未点焊一端的正极与负极插入工业数据采集卡, 通过配套软件测量焊道的温度信号, 进而得到热循环曲线。采用高速摄像机 (Optronis CL600×2) 观察增材制造过程中电弧的等离子体行为。高速摄像机的采样速率设置为 500 fps, 曝光时间为 1 μ s, 分辨率为 1280×1024 像素。

使用线切割 (DK7735 锥度) 从 Ti6Al4V 合金墙体中取出用于组织分析和力学测试所需试样, 取样

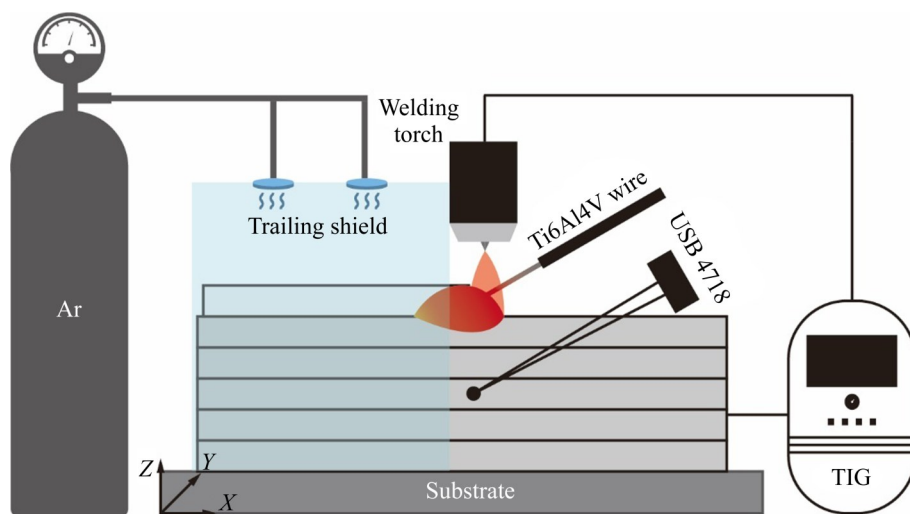


图1 脉冲TIG电弧增材制造示意图

Fig. 1 Schematic diagram of P-TIG WAAM

表2 电弧增材制造工艺参数

Table 2 Deposition parameters of WAAM

Sample	Peak current/A	Base current/A	Duty rate/%	Peak voltage/V	Base voltage/V	Heat input/ (J·mm ⁻¹)
A	130	0	100	15.2	15.2	988
B	130	90	50	15.2	13.6	800
C	130	60	40	15.2	12.4	618
D	130	30	30	15.2	11.2	414

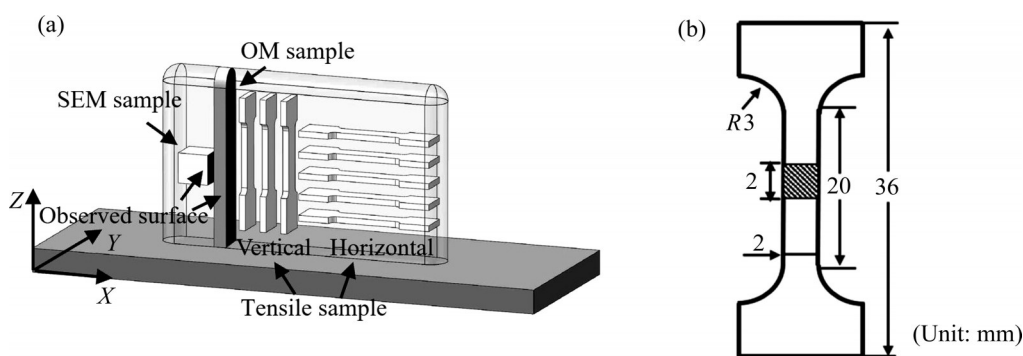


图2 电弧增材制造试样截取示意图

Fig. 2 Schematic diagram of location of additive manufactured samples: (a) Sampling location; (b) Sample size

位置如图2所示。金相试样使用Kroll试剂(氢氟酸、硝酸、水体积比为1:3:10)进行腐蚀,使用光学显微镜(Optical microscope, OM, Smartzoom5)和扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM, JSM-7800F)表征合金的宏观与微观组织。电子背散射衍射(Electron backscattered diffraction, EBSD)样品在25℃下用10%高氯酸+90%冰醋酸溶液电解抛光,电压为50 V,持续10 s,将EBSD拍摄步长设置为0.2 μm 。使MH-100E电子密度计测试件密度,并计算致密度。拉伸试验样品的尺寸如图2(b)所示。使用万能电子拉伸试验机(MTS-E45.105)以0.25 mm/min的恒定加载速率进行拉伸试验,拉伸试验中使用标距为10 mm的引伸计测量应变,应变速率为 $4\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$,拉伸试验结束后使用SEM观察断口形貌。

1.2 焊接热输入的有限元计算

为得到熔池的温度梯度 G 与固液界面生长速度 R ,采用有限元软件ABAQUS(Palo Alto, CA, USA)对TIG电弧增材制造过程中的温度场进行了模拟。模拟过程中使用高斯热源,并采用生死单元模型模拟增材过程。图3所示为使用的有限元几何模型,其中包含33600个六面体单元和38532个节点。模拟中使用的Ti6Al4V的热物理性质选自文献[29]。辐射换热系数为0.7,对流换热系数为 $10\text{ W}/(\text{m}^2\cdot^\circ\text{C})$,环境温度为25℃。当达到熔点时,考虑熔池内部对流流动,热导率从 $7\text{ W}/(\text{m}\cdot^\circ\text{C})$ 上升到 $83.5\text{ W}/(\text{m}\cdot^\circ\text{C})$ [34]。

2 结果与讨论

2.1 脉冲TIG电弧形貌

图4所示为不同热输入下脉冲TIG电弧在一个0.1 s循环周期内的典型等离子体形态。图4(a)所示为直流热输入为988 J/mm时的电弧形貌(其中 t_f 为增材制造总时间, t_N 为 N 个完整循环周期的时间)。电弧保持稳定的钟罩形,沉积过程中直流电弧的作用为熔化填充焊丝与已沉积层,形成熔池以实现层间的稳定冶金结合。图4(b)~(d)所示为施加脉冲后的电弧形貌,其中峰值电流电弧形貌与直流电弧形貌相同,主要用于形成稳定冶金连接;基值电流电弧主要维持电弧稳定性。随着基值电流的减小,基值电弧外观轮廓也逐渐减小;热输入为414 J/mm时,基值电流电弧所起到的作用由直接熔化沉积层与焊丝形成熔池转变为预热焊丝,该转变降低了熔池热输入。

2.2 脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金组织表征

2.2.1 宏观组织

图5所示为不同热输入下脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的宏观形貌图。由图5可知,随着热输入的减小,沉积层宽度由10.11 mm逐渐降低至5.89 mm,而成形高度却由14.82 mm升高至22.17 mm。这主要是因为增材制造过程中热输入的降低导致熔池宽度减小,在送丝速度与行进速度不

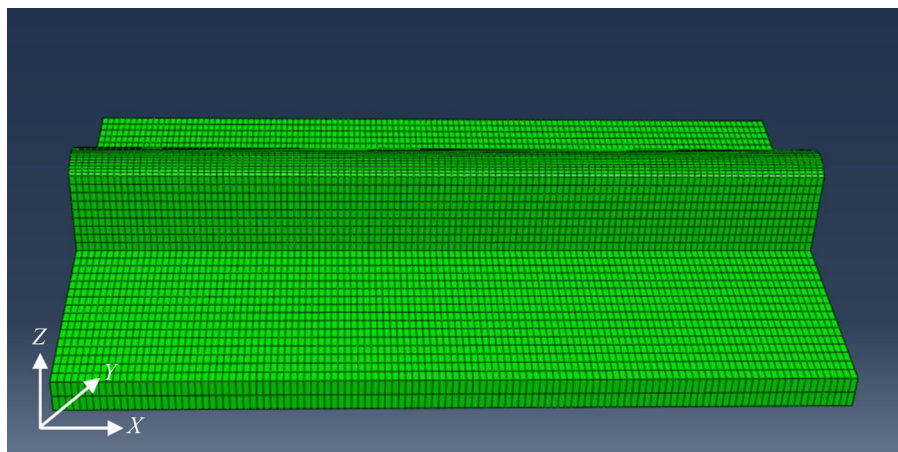


图3 三维热模型和有限元网格图

Fig. 3 Three-dimensional thermal model and element mesh diagram

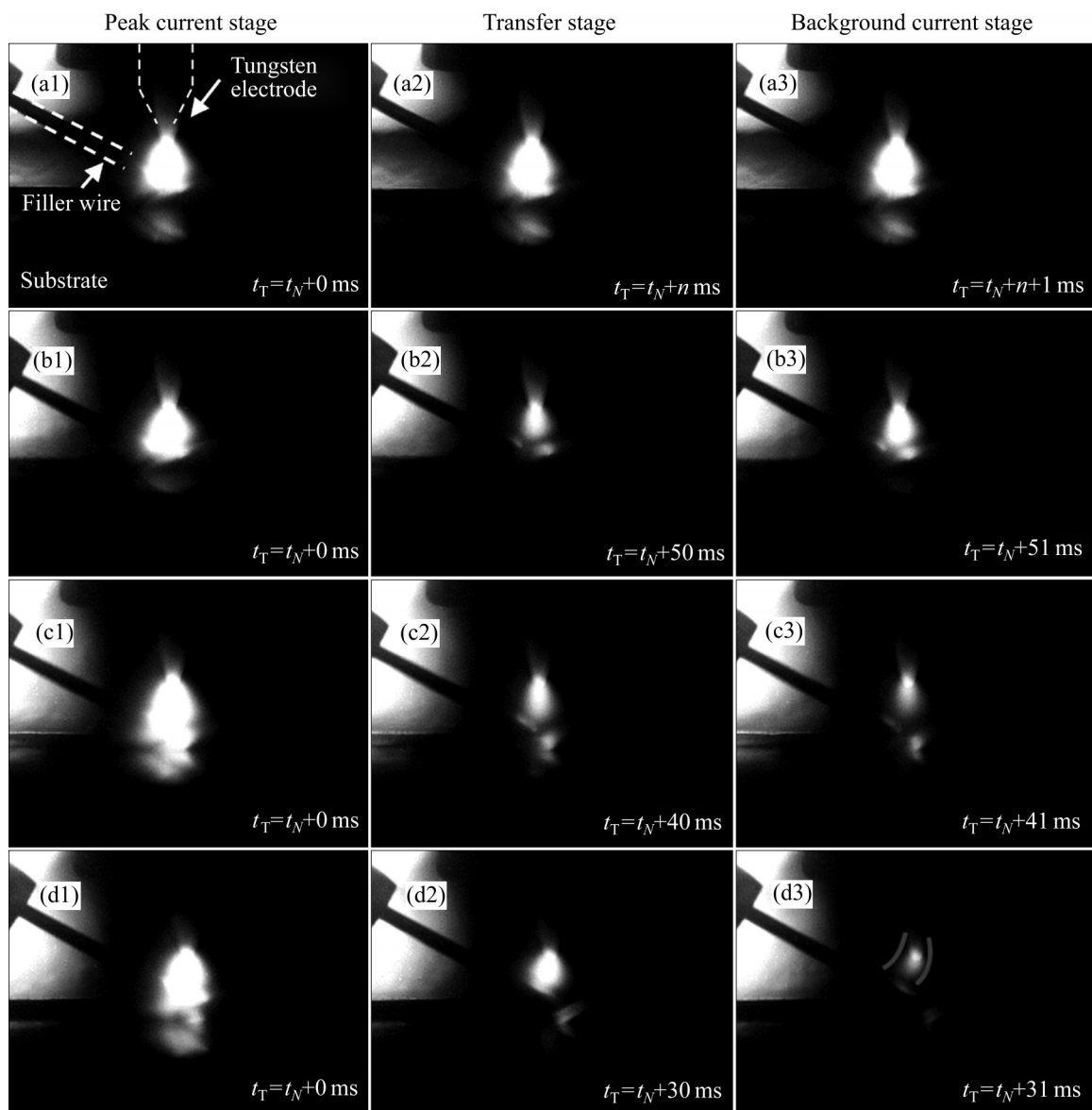


图4 不同热输入下的电弧等离子体形貌

Fig. 4 Plasma morphologies under different heat inputs: (a1), (a2), (a3) 988 J/mm; (b1), (b2), (b3) 800 J/mm; (c1), (c2), (c3) 618 J/mm; (d1), (d2), (d3) 414 J/mm

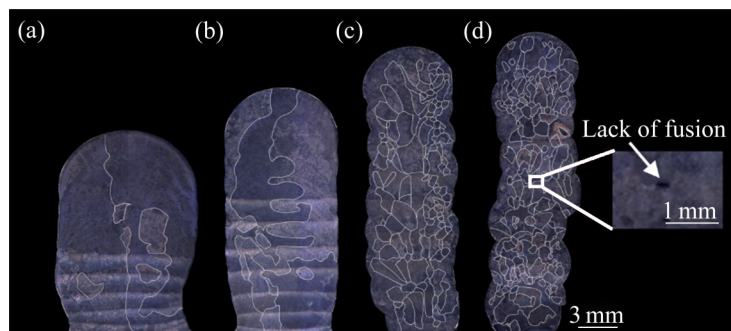


图5 不同热输入脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的宏观形貌

Fig. 5 Macrostructures of P-TIG WAAM Ti6Al4V alloys under different heat inputs: (a) 988 J/mm; (b) 800 J/mm; (c) 618 J/mm; (d) 414 J/mm

变的前提下,单位时间内熔丝量不变,沉积构件的宽度减小会导致其高度增加。同时,用白色实线描绘出钛合金 β 晶界,可见热输入为988 J/mm条件下获得的钛合金试件由粗大 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。随着热输入的减小,沉积构件中 β 晶粒的尺寸减小,在热输入为618 J/mm条件下获得的钛合金试件中形成了近等轴晶;在热输入为414 J/mm条件下获得的钛合金试件中实现了柱状晶向等轴晶的转变。为了更加准确地判断热输入的降低对Ti6Al4V合金中 β 晶粒尺寸的影响,使用Image-Pro-Plus软件测量了 β 晶粒的尺寸。随着热输入的降低,四组工艺参数沉积试件中 β 晶粒的平均面积为52.43 mm²、38.49 mm²、4.28 mm²、2.76 mm², β 晶粒的平均面积减小了96%。综上所述可知,随着热输入的降低, β 晶粒的尺寸也明显减小,且有利于促进 β 晶粒的CET转变。采用阿基米德法测试了试件的致密度。当热输入为988 J/mm、800 J/mm、618 J/mm时,试件的致密度分别为99.7%、99.6%、99.7%。然而,当热输入为414 J/mm时,基值电流阶段热输入较低,层间存在未熔合缺陷。

2.2.2 微观组织

图6所示为不同热输入下脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的 α - β 双相组织的微观组织及晶粒尺寸分布。由图6中微观组织可见,电弧增材制造钛合金腐蚀后亮区为 β 相,暗区为 α 相。在热输入为988 J/mm条件下,获得的钛合金试件的微观组织主要是粗大的网篮组织,同时还存在少量的集束 α ,而在热输入为800 J/mm条件下,获得的钛合金试件的集束 α 消失,得到了全网篮组织;在热输入为618 J/mm和414 J/mm条件下,获得的钛合金试件主要是由精细的网篮组织组成。研究结果表明^[35-37], α 板条的宽度对钛合金的抗拉强度有显著影响,使用Image-Pro-Plus软件测量了 α 板条的宽度。如图6(b)、(d)、(f)、(h)所示,随着热输入的降低, α 板条宽度由1.07 μ m降低至0.49 μ m,并且尺寸分布更加均匀。这是由于低热输入提供了充足的过冷,并且 β 柱状晶细化产生了大量晶界,二者共同为 α 相的形核提供有利条件,同时,低热输入也

会抑制 α 板条长大,导致了细小的 α 板条的形成。

2.2.3 EBSD 织构

图7所示为不同热输入下脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的EBSD图。其中图7(a)、(d)、(g)、(j)所示为不同热输入下的Ti6Al4V合金在YOZ平面的反极图。反极图中颜色代表了 α 相的晶体取向,在固态相变过程中 β 相可以转化为12种 α 变体。随着热输入的降低,反极图中的颜色种类增加,说明在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中析出更多 α 变体。图7(b)、(e)、(h)、(k)所示为不同热输入下的Ti6Al4V合金在YOZ平面的极图与织构强度。在钛合金增材制造的凝固过程中会产生织构^[38-39]。在热输入为988 J/mm条件下,获得的 α 板条的织构强度为34.045,而随着热输入降低为414 J/mm, α 板条的织构强度降低至20.852。表明低热输入削弱了 α 板条的择优取向,组织分布更加均匀,织构现象逐渐减弱。并且随着热输入的降低,四种热输入下获得的试件 α 板条的平均晶粒尺寸面积也逐渐降低,分别为486.52 μ m²、133.04 μ m²、83.64 μ m²和17.51 μ m²,如图7(c)、(f)、(i)、(l)所示,表明在脉冲导致的低热输入下获得的试样具有更细、更均匀的晶粒尺寸分布。这种织构的晶粒尺寸分布可以归因于在脉冲电弧增材制造熔池中的电弧等离子体变化引起的高冷却速率。

2.3 脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金细化机制

2.3.1 温度梯度 G 与生长速度 R 对 β 晶粒形貌的影响

β 晶粒的形貌受熔池凝固过程中的温度梯度 G 与生长速度 R 的影响,但 G 和 R 难以通过实验测量,因此,本研究通过热场模拟的方式获得不同热输入下的温度梯度 G 与生长速度 R 。图8所示为模型的热历史曲线与热电偶实测温度变化的对比。图8中,黑线为模拟提取的热循环曲线,红线为实际测得的热循环曲线。通过比较,发现热模型能较准确地预测实际增材过程中热历史,可以进一步提取温度梯度 G 与固液界面前沿的生长速度 R 。

对于给定的合金成分,沉积产生的凝固形态主要取决于固液界面前沿的生长速度 R 和温度梯

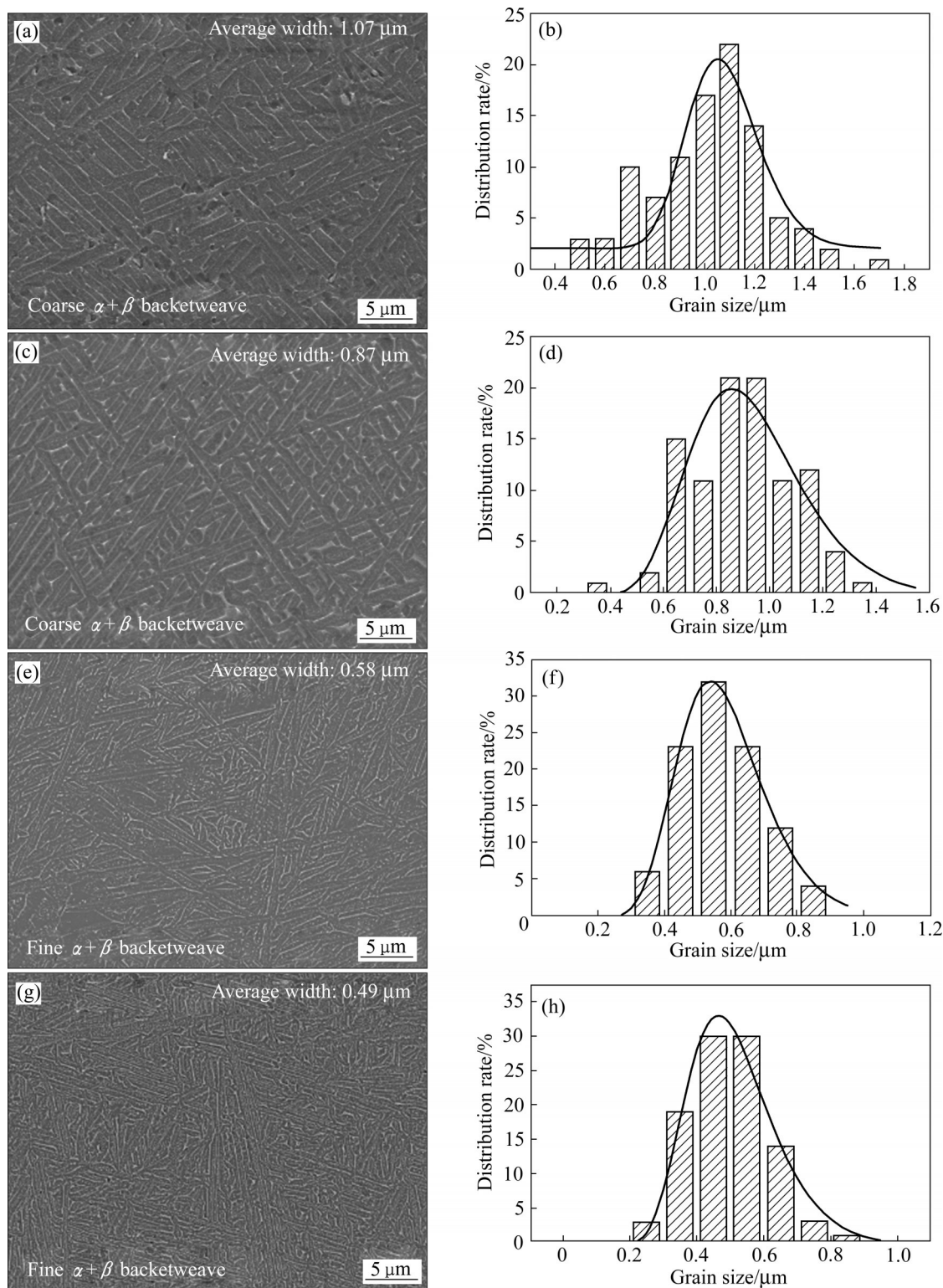


图6 不同热输入下脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的微观组织与晶粒尺寸分布

Fig. 6 Microstructures and grain size distribution charts of P-TIG WAAM Ti6Al4V alloys under different heat inputs: (a), (b) 988 J/mm; (c), (d) 800 J/mm; (e), (f) 618 J/mm; (g), (h) 414 J/mm

度 $G^{[40]}$ 。在 Hunt 模型^[24]中, 一次枝晶间距 λ_1 与 G 和 R 的关系式为 $\lambda_1 = KG^{-0.5}R^{-0.25}$, 其中, K 为材料物性参数。可以看出, 随着 G 或者 R 的增加, λ_1 减

小, 可获得更为细小的凝固组织。熔池凝固的冷却速率和温度梯度可以从热模型单元节点的结果中计算出来。在每个节点位置, 凝固冷却速率的

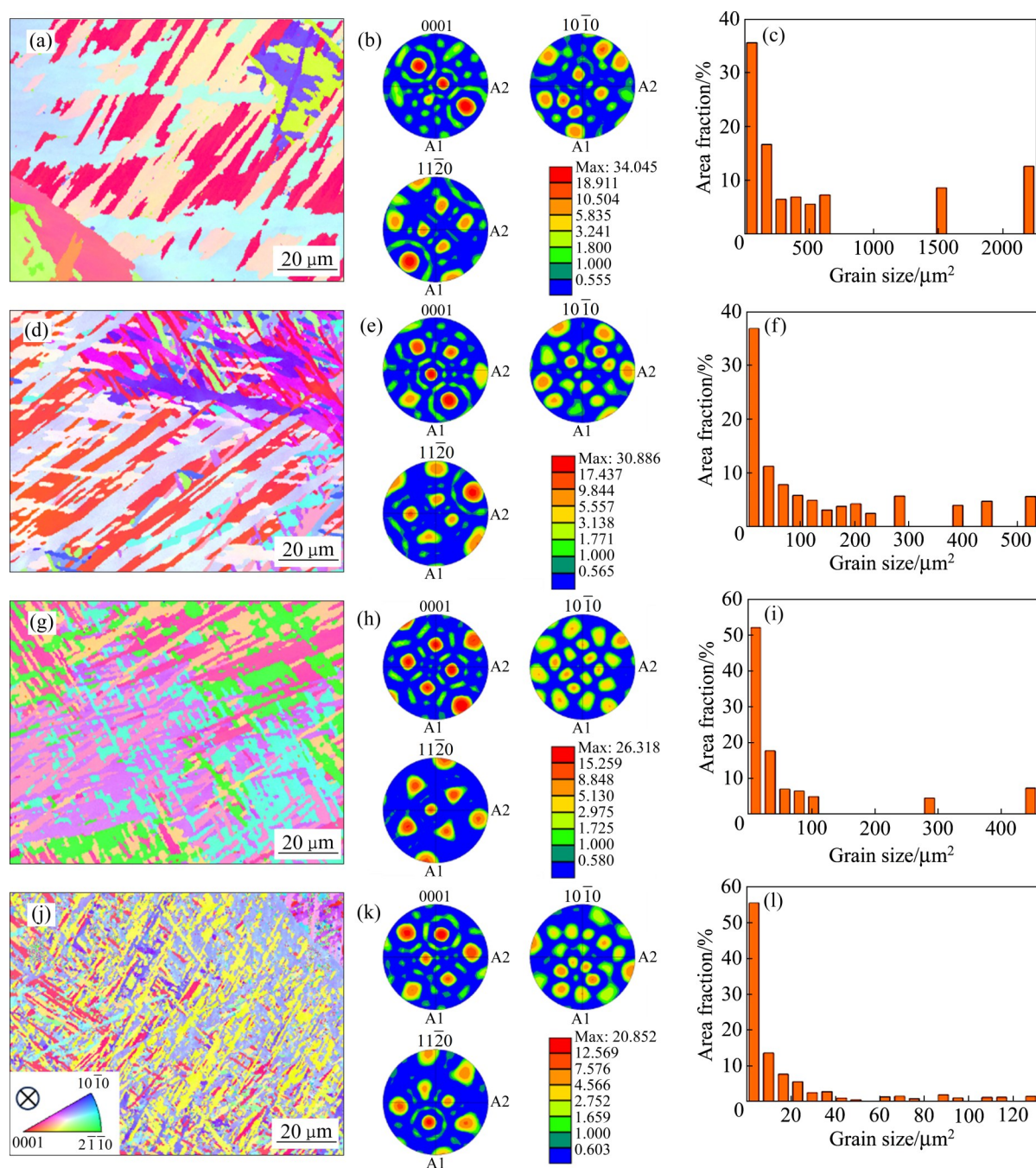


图7 不同热输入脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金EBSD图

Fig. 7 EBSD diagrams of P-TIG WAAM Ti6Al4V alloys under different heat inputs: (a)–(c) 988 J/mm; (d)–(f) 800 J/mm; (g)–(i) 618 J/mm; (j)–(l) 414 J/mm; (a), (d), (g), (j) Inverse pole figures; (b), (e), (h), (k) Pole figures and texture strength; (c), (f), (i), (j) Texture grain size distribution

计算式可表达为:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \left| \frac{\theta_s - \theta_L}{t_s - t_L} \right| \quad (2)$$

式中: θ_L 和 θ_s 分别表示在 t_L 和 t_s 时刻达到的液相温度和固相温度。对于当前工作中使用的Ti6Al4V合金, θ_L 和 θ_s 值分别为 1660 °C 和 1604 °C^[17, 19]。 $t=t_L$

时的温度梯度 G 由傅里叶定律得到:

$$G = \frac{|q|}{k} \quad (3)$$

式中: $|q|$ 表示热通量的大小, 可以从模拟结果中提取; k 是Ti6Al4V在液相温度 θ_L 下的导热系数, $k=34 \text{ W}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$ 。

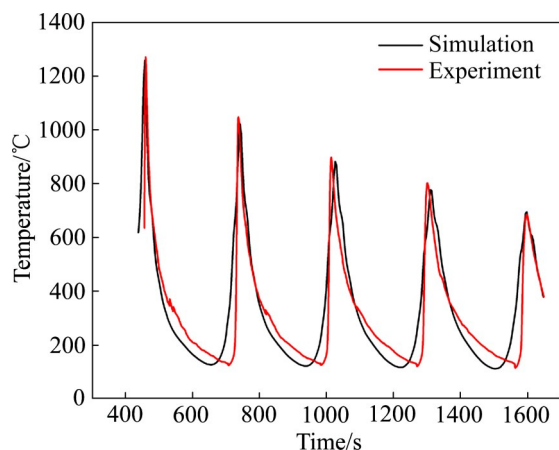


图8 熔池模拟温度与实测温度对比

Fig. 8 Comparison of simulated and experimental temperature of melt pool

同时, 固液界面前沿的生长速度 R 可以通过凝固冷却速率和热梯度计算:

$$R = \frac{1}{G} \frac{\partial \theta}{\partial t} \quad (4)$$

文献[40]表明, 通过计算温度梯度 G 和生长速度 R 可以绘制凝固图, 以此预测晶粒形态为等轴、柱状或混合的等轴-柱状晶。图9所示为基于本文工艺参数计算得到的熔池温度场有限元模型模拟结果, 图9中不同热输入下的温度梯度 G 和生长速度 R 如表3所示。由表3可以看出, 随着热输入的降低, 温度梯度 G 逐渐降低, 生长速度 R 逐渐升高。图10所示为不同热输入下的 G 和 R 的凝固图。由图10可见, 随着热输入降低, 熔池凝固组织由柱状晶区向等轴晶区转移, 这与图5展示出的 β 晶粒等轴

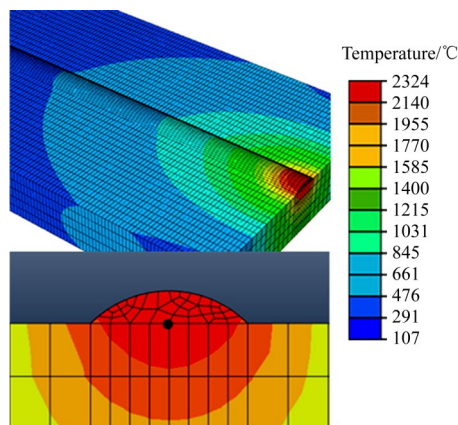


图9 计算得到熔池温度场的有限元模拟结果

Fig. 9 Finite simulation results of calculated melt pool temperature field

化的趋势一致, 证明通过施加脉冲电流的方式实现了增材制造钛合金柱状晶向等轴晶转变。如图10~12所示, 柱状晶向等轴晶转变受以下两方面因素的影响: 一方面, 由于施加脉冲电流后, 热输入的脉冲变化产生熔池振荡和液面波动, 打破了重熔区初生 β 晶粒的外延生长趋势, 同时, 破碎的晶粒作为

表3 熔池的温度梯度与生长速度

Table 3 Temperature gradient and solidification rate of melt pool

Heat input, $E/(\text{J} \cdot \text{mm}^{-1})$	Temperature gradient, $G/(\text{K} \cdot \text{cm}^{-1})$	Solidification velocity, $R/(\text{cm} \cdot \text{s}^{-1})$
988	2866.86	0.056225
800	2318.32	0.074332
618	1832.75	0.125613
414	1476.42	0.164971

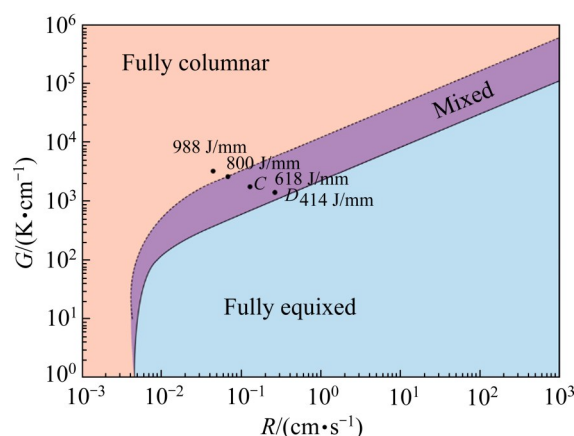


图10 不同热输入下温度梯度和生长速度的关系

Fig. 10 Relationship between temperature gradient(G) and solidification rate(R)

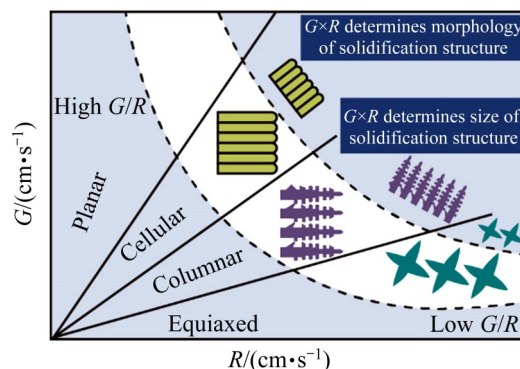


图11 温度梯度 G 与生长速率 R 对凝固组织形貌的影响

Fig. 11 Effects of temperature gradient(G) and solidification rate(R) on microstructure

异质形核位置,有利于熔池底部快速冷却条件下的晶粒细化;另一方面,随着温度梯度 G 的降低和固液界面生长速度 R 的升高,界面前沿溶质扩散程度降低,溶质富集程度增大,成分过冷的程度也随着增大,相应的晶体形核率也随之增加,促进了凝固

过程中等轴晶的形成。

2.3.2 冷却速率对 α 板条尺寸的影响

图13所示为不同热输入下脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的实测热循环曲线,由图13可知,随着热输入的降低,沉积层经历的峰值温度逐

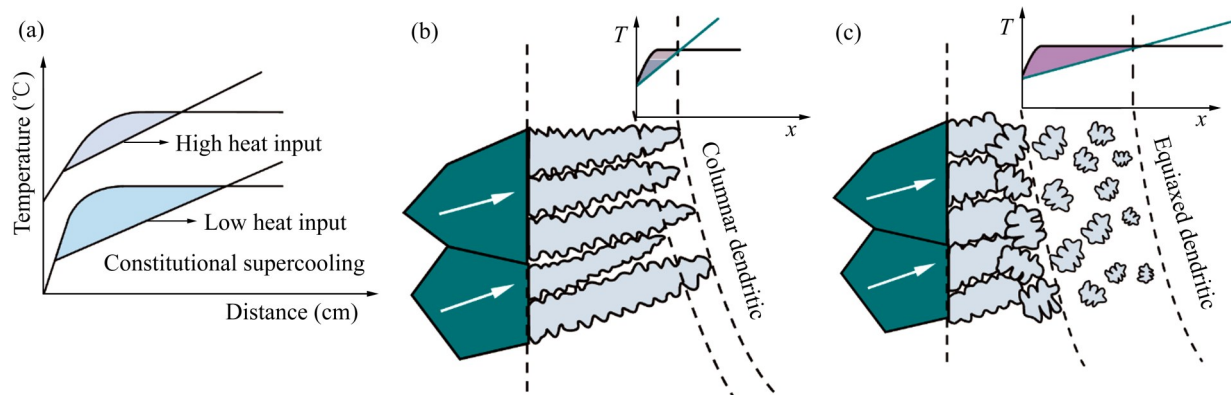


图12 热输入对成分过冷的影响以及柱状晶和等轴晶形成示意图

Fig. 12 Effect of heat input on constitutional supercooling(a) and schematic diagrams of columnar grains formation(b) and equiaxed grains formation(c)

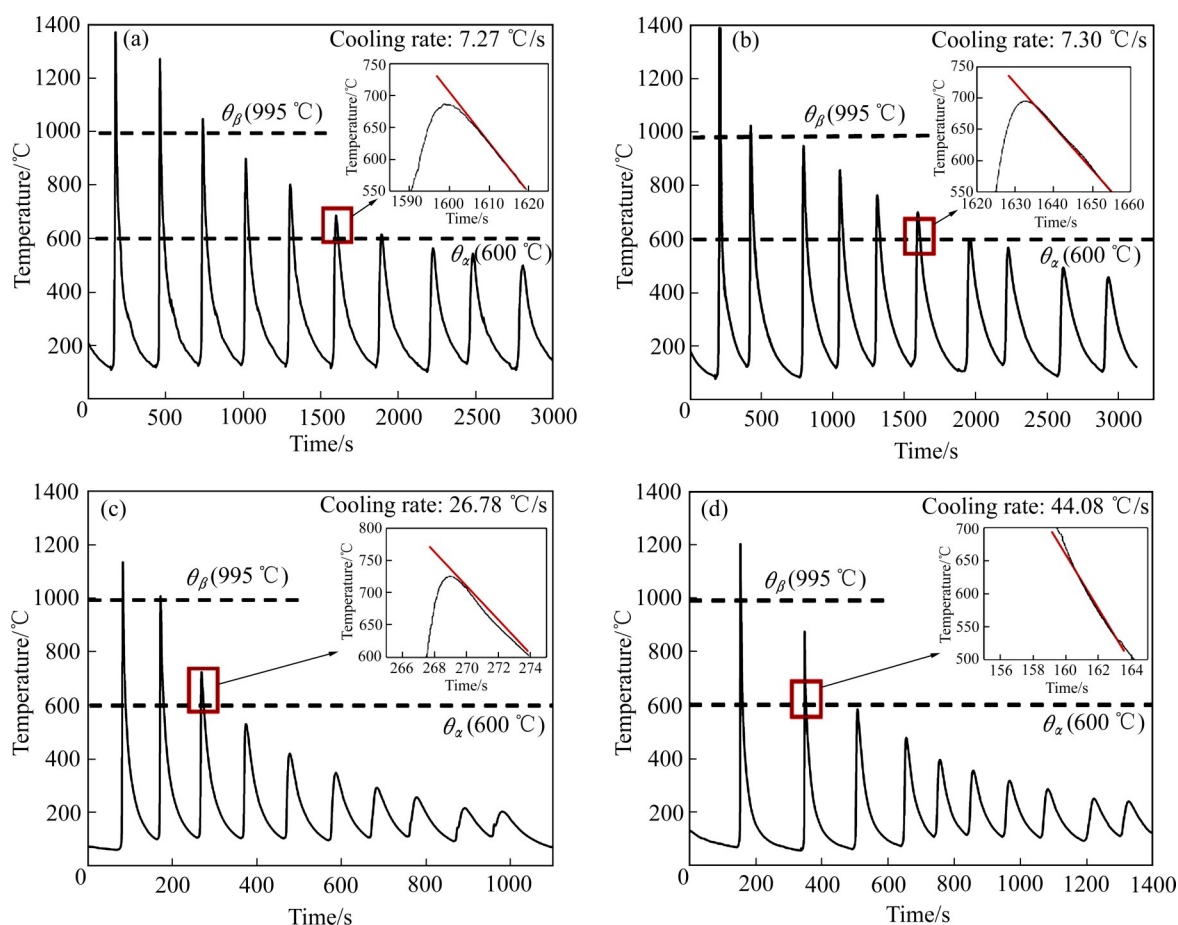


图13 不同热输入下脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的热循环曲线

Fig. 13 Thermal cycle curves of P-TIG WAAM Ti6Al4V alloys under different heat inputs: (a) 988 J/mm; (b) 800 J/mm; (c) 618 J/mm; (d) 414 J/mm

渐降低,进一步验证了降低基值电流与占空比后熔池的温度梯度 G 下降,促使凝固组织形貌由柱状晶向等轴晶转变。 α 板条的形貌由 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变温度区间内的冷却速率决定^[41-42]。通过计算局部放大图中沉积试件在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变温度区间经历最后一次热循环的冷却速率可知,在热输入为988 J/mm条件下获得的钛合金试件的冷却速率为7.27 °C/s,而在热输入为414 J/mm条件下获得的钛合金试件的冷却速率高达44.08 °C/s; α 转变温度以上的冷却速率提升了6倍,同时沉积层经历的热循环达到 α 转变温度(600 °C)的次数减少,有效地降低了 α 相形核与生长。因此, α 板条的形貌也得到了显著细化。

2.4 脉冲 TIG 电弧增材制造 Ti6Al4V 合金力学性能分析

2.4.1 拉伸性能

图 14(a)所示为不同热输入下脉冲 TIG 电弧增材制造 Ti6Al4V 合金的水平方向上的应力-应变曲

线。其中,在热输入为988 J/mm条件下获得的钛合金试件的抗拉强度为914 MPa,伸长率为9.6%;在热输入为414 J/mm条件下获得的钛合金试件的抗拉强度为1049 MPa,伸长率降低至8.0%。随着热输入从988 J/mm降低至414 J/mm,增材制造合金的拉伸强度增加了14.7%。图 14(b)所示为不同热输入下脉冲 TIG 电弧增材制造 Ti6Al4V 合金的竖直方向上的应力-应变曲线。随着热输入的降低,钛合金试件竖直方向上的抗拉强度从热输入为988 J/mm时的866 MPa提升至热输入为618 J/mm时的982 MPa,相应的伸长率从11.1%降低至9.2%。此时,分别计算抗拉强度与伸长率的各向异性发现,热输入由988 J/mm降低至618 J/mm时,抗拉强度和伸长率的各向异性分别降低至3.7%和6.7%,这主要归因于 β 晶粒的细化以及 α 板条的均匀化。当热输入进一步降低至414 J/mm时,竖直方向上拉伸试件需要穿越多个沉积层,这些沉积层不可避免地含有未熔合缺陷(见图 5),导致该热输

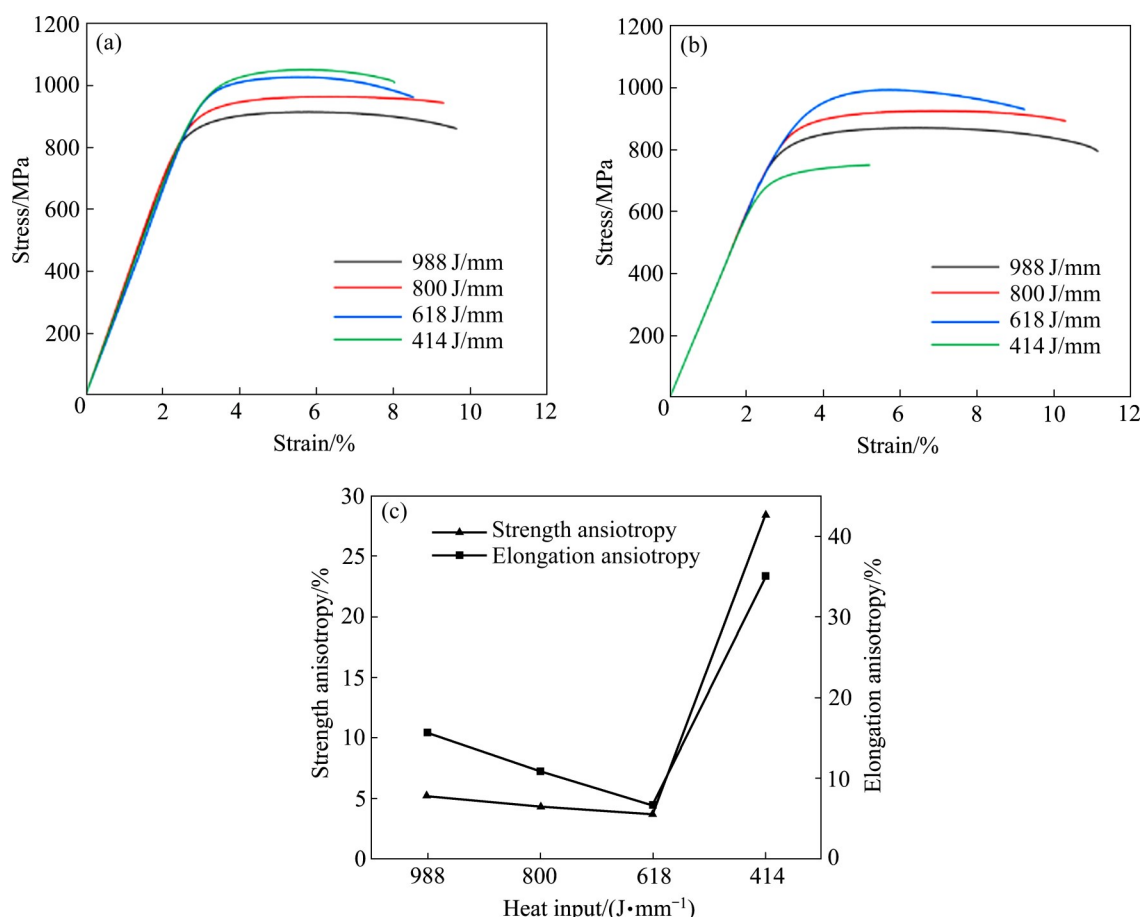


图 14 不同热输入脉冲 TIG 电弧增材制造 Ti6Al4V 合金拉伸性能

Fig. 14 Tensile properties of P-TIG WAAM Ti6Al4V alloys under different heat inputs: (a) Stress-strain curves of Ti6Al4V alloy in horizontal direction; (b) Stress-strain curves of Ti6Al4V alloy in vertical direction, (c) Anisotropy of tensile strength

入下试件竖直方向上的力学性能下降,抗拉强度和伸长率的两向异性异常。

Hall-Petch 公式^[43]可以量化 α/β 组织细化对合金强度的贡献:

$$\sigma_{H-P} = K_{H-P} (d_2^{-1/2} - d_1^{-1/2}) \quad (5)$$

式中: K_{H-P} 指的是钛合金的Hall-Petch系数; d_1 和 d_2 分别指的是在热输入为988 J/mm和414 J/mm条件下获得的钛合金试件中 α/β 组织的尺寸。根据图5

和6的统计结果,在热输入为414 J/mm条件下获得的钛合金试件中, β 晶粒的细化程度达到了96%, α 板条的细化程度达到了54%,组织的细化促进了Ti6Al4V合金的强化。

2.4.2 断口形貌

图15(a)所示为直流热输入为988 J/mm条件下Ti6Al4V合金水平方向上拉伸试件的断口形貌,断口表现为大而深的韧窝。图15(b)所示为热输入为

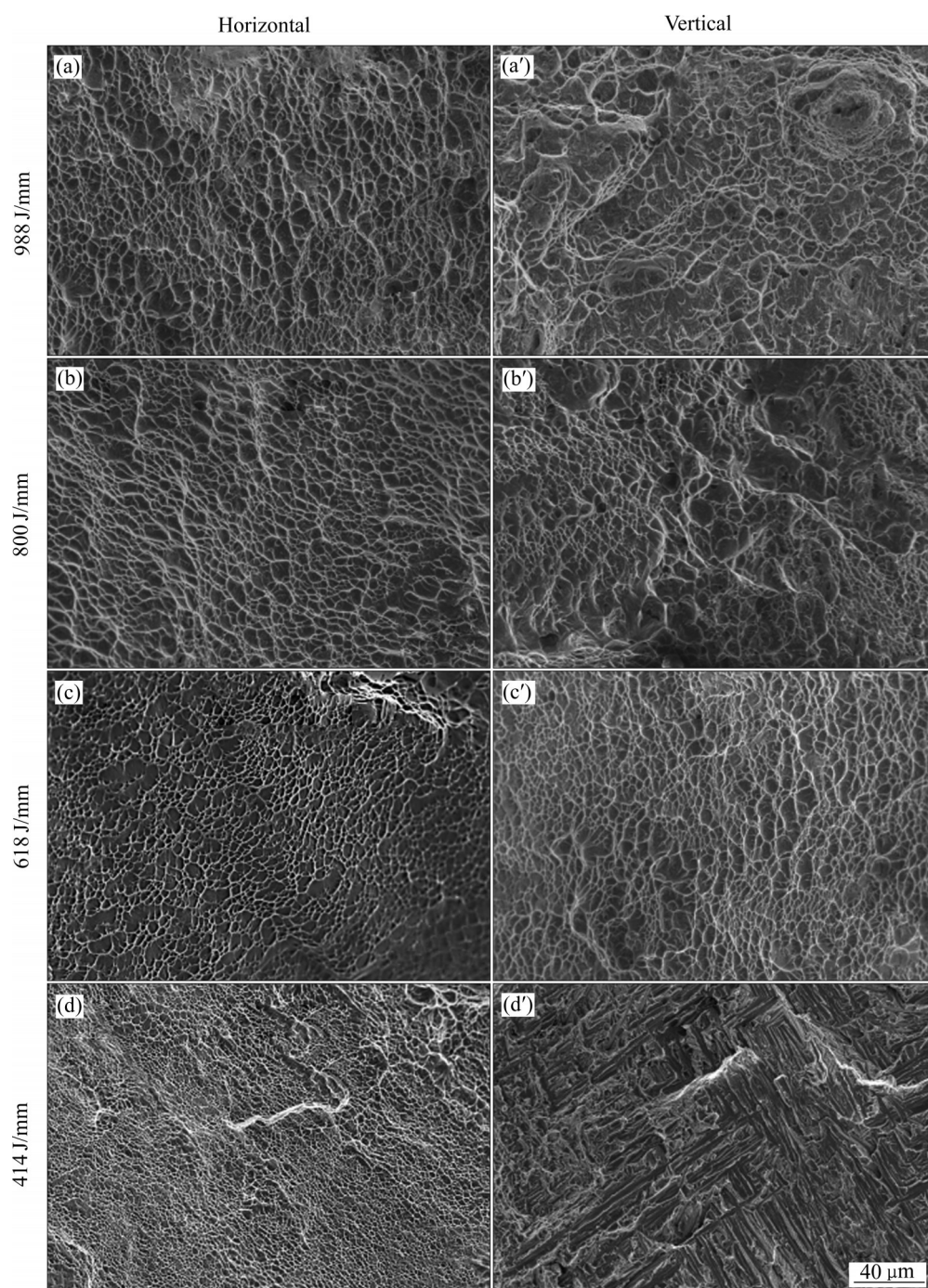


图15 不同热输入下脉冲TIG电弧增材制造Ti6Al4V合金的断口形貌

Fig. 15 Fracture morphologies of P-TIG WAAM Ti6Al4V alloys under different heat inputs

800 J/mm 条件下 Ti6Al4V 合金水平方向上拉伸试件的断口形貌,断口也以韧窝为主,但韧窝尺寸小于图 15(a)中的韧窝尺寸,也与降低热输入后试件的塑性下降相对应。图 15(c)~(d)所示为热输入为 618 J/mm 和 414 J/mm 条件下 Ti6Al4V 合金水平方向上拉伸试件的断口形貌,断口中韧窝的尺寸进一步下降,显示为小而浅的形貌。研究表明,韧窝尺寸越大,试件的伸长率就越高^[44-45]。韧窝变化的规律表明了随着热输入的降低, Ti6Al4V 合金水平方向上拉伸试件的塑性略有下降,但仍表现为塑性较好的韧窝。图 15(d')所示为热输入为 414 J/mm 下 Ti6Al4V 合金垂直方向上拉伸试件的断口形貌,由于存在未熔合缺陷,导致试件塑性较低,断口形貌最终表现为解理断裂。

3 结论

1) 当脉冲电流的基值电流从 90 A 降低至 30 A, 占空比从 50% 降低至 30% 时, 脉冲峰值电弧仍可维持熔池的形成, 而基值电弧则由直接熔化沉积层与焊丝形成熔池转变为预热焊丝, 实现了熔池热输入从 988 J/mm 下降到 414 J/mm 的变化。

2) 热输入的降低使得熔池凝固温度梯度 G 下降, 生长速度 R 升高, 促进脉冲 TIG 电弧增材制造 Ti6Al4V 合金由柱状晶转变为等轴晶, β 晶粒的平均面积由 52.43 mm² 降低至 2.76 mm², 减小了 96%, 同时, α 板条宽度从 1.07 μm 降低至 0.49 μm 。

3) 脉冲 TIG 电弧增材制造 Ti6Al4V 合金的水平抗拉强度由热输入为 988 J/mm 时的 914 MPa 提升至热输入为 414 J/mm 时的 1049 MPa, 提升了 14.7%, 同时塑性保持在 8%, 没有明显降低。通过调控脉冲电流的基值电流和占空比, 在保持增材制造 Ti6Al4V 合金良好塑性的基础上实现了强度的提升。

REFERENCES

- [1] 徐全斌, 刘诗园. 国外航空航天领域钛及钛合金牌号及应用[J]. 世界有色金属, 2022(16): 96-99.
- [2] BOYER R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1996, 213(1): 103-114.
- [3] RAUT L P, TAIWADE R V. Wire arc additive manufacturing: A comprehensive review and research directions[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(7): 4768-4791.
- [4] BAMBACH M, SIZOVA I, SYDOW B, et al. Hybrid manufacturing of components from Ti-6Al-4V by metal forming and wire-arc additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 282(4): 116689.
- [5] SONG YA, PARK S, CHOI D, et al. Welding and milling: Part I —A direct approach for freeform fabrication of metallic prototypes[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, 45(9): 1057-1062.
- [6] TOMAR B, SHIVA S, NATH T. A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances[J]. *Materials Today Communications*, 2022, 31: 103739.
- [7] TREUTLER K, WESLING V. The current state of research of wire arc additive manufacturing (WAAM): A review[J]. *Applied Sciences*, 2021, 11(19): 8619.
- [8] SHAO Z, WU B, LI P. Mechanism of corrosion protection in reinforced Ti-6Al-4V alloy by wire arc additive manufacturing using magnetic arc oscillation[J]. *Materials Characterization*, 2023, 199: 112844.
- [9] 翁涵博, 黄森森, 杨杰, 等. β 锻造 Ti-6Al-4V 合金力学性能各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(11): 3348-3363.
- [10] DAVIS A E, WAINWRIGHT J, SAHU V K, et al. Achieving a columnar-to-equiaxed transition through dendrite twinning in high deposition rate additively manufactured titanium alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2024, 55(6): 1765-1787.
- [11] MALAKIZADI A, MALLIPEDDI D, DADBAKHS S, et al. Post-processing of additively manufactured metallic alloys: A review[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, 179: 103908.
- [12] 李少龙, 李树丰, 张鑫, 等. 粉末冶金 TC4-B₄C 原位反应制

- 备TiC+TiB增强TC4基复合材料的显微组织和力学性能[J].中国有色金属学报,2023,33(6):1769–1783.
- LI S L, LI S F ZHANG X, et al. Microstructure and mechanical properties of TiC+TiB reinforced TC4 matrix composites prepared by in-situ reaction of powder metallurgy TC4-B₄C[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(6): 1769–1783.
- [13] XU Y, LIU Z, ZHU X, et al. Effect of rare earth Ce addition on microstructure and mechanical properties of titanium alloy Ti-6Al-4V[J]. Materials Letters, 2023, 330(11): 133244.
- [14] CHEN Z, PENG Y, ZHANG X, et al. Influence of trace silicon addition on microstructure and properties of Ti₆Al₄V fabricated by wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 1347–1359.
- [15] PANG X T, XIONG Z, SUN J, et al. Enhanced strength-ductility synergy in laser additive manufactured TC4 titanium alloy by grain refinement[J]. Materials Letters, 2022, 326: 132949.
- [16] LI J, XIONG J, SUN Y, et al. Influence of tungsten addition on microstructure and tensile properties of Ti₆Al₄V fabricated by laser-directed energy deposition[J]. Metals, 2023, 13(6): 104.
- [17] CHEN Y, YANG C, FAN C, et al. Grain refinement of additive manufactured Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy by the addition of La₂O₃[J]. Materials Letters, 2020, 275(15): 128170.
- [18] WANG X, ZHANG LJ, NING J, et al. Effect of addition of micron-sized lanthanum oxide particles on morphologies, microstructures and properties of the wire laser additively manufactured Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 803: 140475.
- [19] SONG X, NIINOMI M, NAKAI M, et al. Improvement in fatigue strength while keeping low Young's modulus of a β -type titanium alloy through yttrium oxide dispersion[J]. Materials Science and Engineering C, 2012, 32(3): 542–549.
- [20] LU J, LU H, XU X, et al. High-performance integrated additive manufacturing with laser shock peening induced microstructural evolution and improvement in mechanical properties of Ti₆Al₄V alloy components[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2020, 148: 103475.
- [21] TODARO C J, EASTON M A, QIU D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound[J]. Nature Communication, 2020, 11(1): 142.
- [22] TIAN X, ZHU Y, LIM S, et al. Isotropic and improved tensile properties of Ti-6Al-4V achieved by in-situ rolling in direct energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102151.
- [23] 孙徕博, 黄陆军, 黄瑞生, 等. 超声冲击对增材制造组织改善及强化机理影响的研究进展[J]. 金属学报, 2024, 60(3): 273–286.
- SUN L B, HUANG L J, HUANG R S, et al. Progress in the effect of ultrasonic impact treatment on microstructure improvement and strengthening mechanism in additive manufacturing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60(3): 273–286.
- [24] HUNT J D. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic[J]. Materials Science and Engineering, 1984, 65(1): 75–83.
- [25] KURZ W, BEZENÇON C, GÄUMANN M. Columnar to equiaxed transition in solidification processing[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2001, 2(1): 185–191.
- [26] BONTA S, KLINGBEIL NW, KOBRYN PA, et al. Thermal process maps for predicting solidification microstructure in laser fabrication of thin-wall structures[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 178(1/2/3): 135–142.
- [27] QIU C, LIU Q. Multi-scale microstructural development and mechanical properties of a selectively laser melted beta titanium alloy[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100893.
- [28] AKRAM J, CHALAVADI P, PAL D, et al. Understanding grain evolution in additive manufacturing through modeling[J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 255–268.
- [29] WU Q, LU J, LIU C, et al. Effect of molten pool size on microstructure and tensile properties of wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials, 2017, 10(7): 749.
- [30] WANG F, WILLIAMSS, RUSH M. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti₆Al₄V alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011, 57(5/6/7/8): 597–603.
- [31] BABU N K, RAMAN S G S. Influence of current pulsing on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V TIG weldmelts[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2006, 11(4): 442–447.
- [32] SUNDARESAN S, JANAKIR G, MADHUSUDHAN R G. Microstructural refinement of weld fusion zones in α - β titanium alloys using pulsed current welding[J]. Materials

- Science and Engineering A, 1999, 262(1): 88–100.
- [33] WU Q R, MA Z S, CHEN G, et al. Obtaining fine microstructure and unsupported overhangs by low heat input pulse arc additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 27: 198–206.
- [34] LU X, ZHANG G, LI J, et al. Simulation-assisted investigation on the formation of layer bands and the microstructural evolution in directed energy deposition of Ti6Al4V blocks[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2021, 16(4): 387–403.
- [35] RAGHAVAN S, NAI MLS, WANG P, et al. Heat treatment of electron beam melted (EBM) Ti-6Al-4V: Microstructure to mechanical property correlations[J]. Rapid Prototyping Journal, 2018, 24(4): 774–783.
- [36] 崔书婉, 石永华, 张程士. TC4 钛合金 K-TIG 焊接接头的显微组织及力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(2): 416–425.
- CUI S H, SHI Y H, ZHANG C S. Microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy K-TIG welded joints[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(2): 416–425.
- [37] WU X, ZHANG B, ZHANG Y, et al. Manipulating the strength and tensile ductility of a PM near α titanium alloy by adjusting the morphologies and volume fractions of α and β_1 domains[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 859: 144184.
- [38] LI R, WANG H, HE B, et al. Effect of α texture on the anisotropy of yield strength in Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy fabricated by laser directed energy deposition technique[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 824: 141771.
- [39] ZHU W. The effect of crystallographic orientation on globularization and texture evolution during the annealing of a near α titanium alloy tube[J]. Materials Today Communications, 2024, 39: 109080.
- [40] ZHANG G H, LU X F, LI J Q, et al. In-situ grain structure control in directed energy deposition of Ti₆Al₄V[J]. Additive Manufacturing, 2022, 55: 102865.
- [41] CARROLL BE, PALMER TA, BEESE AM. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2015, 87: 309–320.
- [42] AHMED T, RACK HJ. Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 206–211.
- [43] HALL E O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results[J]. Proceedings of the Physical Society: Section B, 1951, 64(9): 747–753.
- [44] MURR L E, ESQUIVEL E V, QUINONES S A, et al. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V[J]. Materials Characterization, 2009, 60(2): 96–105.
- [45] ZHOU S, ZHANG J, WANG Y, et al. Microstructure amelioration and strength-ductility improvement of WAAM-LDM hybrid additive manufacturing Ti-6Al-4V alloy by solution treatment and aging[J]. Materials Characterization, 2024, 212: 113985.

Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of pulsed TIG-based wire arc additive manufactured Ti6Al4V alloy

GAO Zhen, WANG Ying, YANG Weiran, YANG Zhenwen, LI Huijun

(Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology,
School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China)

Abstract: Due to the high heat input of wire arc additive manufacturing, it is easy to produce coarse microstructure in the titanium alloy, resulting in lower mechanical properties. In this study, the effects of heat input and duty cycle on the process, microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V titanium alloy fabricated by wire arc additive manufacturing were investigated by applying pulsed currents during the wire arc additive manufacturing Ti6Al4V. The results indicate that, with the base current and peak time ratio decreasing, the heat input reduces from 988 J/mm to 414 J/mm. This reduction is accompanied by a decrease in the temperature gradient(G) and an increase in the solidification rate(R), which leads to the transformation of coarse β columnar grains into equiaxed grains. At the same time, with the decrease of the heat input, the cooling rate increases from 7.27 °C/s to 44.08 °C/s. The high cooling rate promotes the refinement of the α laths, the width of the α laths reduces from 1.07 μm to 0.49 μm . The formation of β equiaxed grains and the refinement of α laths improve the tensile strength from 914 MPa to 1049 MPa, and the strain remains at about 8%.

Key words: pulsed arc additive manufacturing; titanium alloy; heat input; temperature gradient; microstructure refinement

Foundation item: Projects(52174369, 52222511) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2024-03-27; **Accepted date:** 2024-07-31

Corresponding author: YANG Zhenwen; Tel: +86-18722554581; E-mail: yangzw@tju.edu.cn

(编辑 李艳红)