

引用格式: 狄兴隆, 周雨菁, 彭司弋, 等. 多丝电弧增材制造 $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ 难熔高熵合金工艺优化[J]. 航空材料学报, 2025, 45(6): 89-100.

DI Xinglong, ZHOU Yujing, PENG Siyi, et al. Process optimization of $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ refractory high-entropy alloys via multi-wire arc additive manufacturing [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(6): 89-100.

多丝电弧增材制造 $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ 难熔高熵合金工艺优化

狄兴隆¹, 周雨菁^{1,2}, 彭司弋^{1,3}, 郭跃岭^{1*}, 刘长猛^{1*}

(1. 北京理工大学机械与车辆学院, 北京 100081; 2. 中国电子科技集团公司第二十一研究所, 上海 200233; 3. 蓝箭航天空间科技股份有限公司, 北京 100176)

摘要: 难熔高熵合金以其优异的高温性能在航空航天领域有着广泛应用。本工作采用多丝电弧增材制造工艺制备 $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ 难熔高熵合金, 基于金相显微镜(OM)和高速相机等设备, 探究基值电流、峰值电流和占空比对成形质量的影响规律, 得到制备 $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ 合金的最佳工艺参数(基值电流 100 A, 峰值电流 300 A 和占空比 35%)。金相表征显示, 制备零件具有良好的成形质量, 其未熔面积占比低于 10%, 孔隙率小于 0.5%。为了解决不同丝材之间的熔点差异, 采用热丝技术辅助高熔点 Ta/Mo 丝材的熔化。基于四丝同步非连续性液桥过渡形成共同熔滴的热力学机制, 建立“单液滴预合金熔滴”的过渡模式。在该熔滴过渡模式下所沉积的零件宏观形貌良好, 且具有较少的内部缺陷。通过熔滴受力分析, 提出考虑重力、电磁力、等离子流力等关键因素的力学模型。本研究可为多丝电弧增材制造难熔高熵合金的制备提供工艺理论基础。

关键词: 多丝电弧增材制造; 难熔高熵合金; 工艺参数; 熔滴过渡; 力学模型

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000117

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000117

中图分类号: V252; TG146.4⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)06-0089-12

Process optimization of $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ refractory high-entropy alloys via multi-wire arc additive manufacturing

DI Xinglong¹, ZHOU Yujing^{1,2}, PENG Siyi^{1,3}, GUO Yueling^{1*}, LIU Changmeng^{1*}

(1. School of Mechanical Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China; 2. No. 21 Institute of China Electronics Technology Group Corporation, Shanghai 200233, China; 3. Land Space Technology Co., Ltd., Beijing 100176, China)

Abstract: Refractory high-entropy alloys (RHEAs) are widely used in the aerospace field due to their excellent high-temperature performance. This study employs multi-wire arc additive manufacturing (M-WAAM) technology to fabricate $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ refractory high-entropy alloy. Using equipment such as optical microscopy (OM) and high-speed cameras, the influence rules of base current, peak current, and peak time ratio on forming quality are investigated. The optimal process parameters for preparing the $Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr_2Ti$ alloy are determined (base current 100 A, peak current 300 A, and peak time ratio 35%). Metallographic characterization demonstrates that the fabricated components exhibit excellent forming quality, with unmelted area ratio below 10% and porosity less than 0.5%. To address the melting point differences among various wires, hot-wire technology is employed to facilitate the melting of high-melting-point Ta/Mo wires. For the first time, we propose a “single droplet pre-alloyed transfer” mechanism, elucidating the thermodynamic process of discontinuous liquid bridge transition and subsequent formation of a unified molten droplet from four simultaneously fed wires. Based on the thermodynamic mechanism of synchronous four-wire discontinuous liquid bridge transition forming a unified molten droplet, a “single droplet pre-alloyed transfer” mode is established. Parts deposited under this droplet transfer mode demonstrate good macroscopic morphology and fewer internal defects. Through force analysis of

molten droplets, we establish a mechanical model incorporating key factors including gravity, electromagnetic force, and plasma flow force, demonstrating that synchronous non-continuous liquid bridge transition of four wires constitutes a sufficient condition for the formation of a unified molten droplet. Additionally, the developed bead width prediction model provides quantitative guidance for process optimization. This work establishes an important theoretical foundation for M-WAAM of RHEAs.

Key words: multi-wire arc additive manufacturing; refractory high-entropy alloys; process parameter; droplet transfer; mechanical model

高熵合金是近些年发展起来的一种新型合金体系,一般由五种或五种以上以等原子或接近等原子比的主要元素混合,且每个主元的原子分数一般在5%~35%,但随着研究的不断深入,三元和四元的近等摩尔比材料也被定义为高熵合金^[1-2]。在高熵合金体系中,以Ta、Mo、Nb、Zr、Ti、W、V和Hf等难熔元素构成的难熔高熵合金(RHEAs),因其优异的热稳定性和抗软化性,在高温条件下表现出良好的性能,有些难熔高熵合金的高温性能甚至已经超过目前使用的个别传统高温合金^[3-5]。由于难熔高熵金属元素的熔点高且彼此之间熔点差异较大,RHEAs在制备时面临着相当大的挑战^[6-8]。

电弧增材制造(wire arc additive manufacturing, WAAM)技术以金属丝材为原材料,电弧或等离子弧为热源,通过层层沉积方式构建三维零件^[9-10]。多丝电弧增材制造(M-WAAM)技术作为WAAM的一种,通过将不同或同种金属丝材同时送入熔池,调节热输入和各个金属丝材的送丝速度,充分利用丝材各自的性能优势,制造具有良好性能的结构件^[11-13]。M-WAAM因其高效的熔覆速率和灵活的成分设计性,突破了零件材料限制,广泛应用于航空航天、海洋船舶及核电工程等领域^[14-15]。但是由于M-WAAM工艺复杂性,零件的表面质量受到多方制约,因此亟须对M-WAAM的成形机理和工艺参数进行系统研究。

与单丝电弧增材制造技术相比,M-WAAM技术的零件质量对工艺参数更为敏感。在M-WAAM过程中,多根丝材同时熔化会互相影响,发生耦合作用,增加零件表面粗糙度,同时丝材之间的相对位置、熔滴过渡模式和熔池形态会影响M-WAAM的工艺过程^[16-17]。Huang等^[18]采用多丝电弧增材制造技术,通过送入额外的Al丝与CoFeNi绞股焊丝原位合金化,制备出高抗拉强度的AlCoFeNi共晶HEAs,并通过多电极WAAM系统的引入,在一定程度上解决了凹坑的问题。Cai等^[19]使用双丝TIG焊完成TiAl合金的电弧增材制造,通过调控峰值电流,实现高抗压强度TiAl合金的制造。Yu等^[20]通过三丝电弧增材制

造技术制造Ti-Ni-Cu合金,调控热输入实现Ti-Ni-Cu合金的原位制备。目前单丝和双丝电弧增材制造技术已有良好的理论和实验基础,但是对三丝及以上的M-WAAM技术研究报道不多。

本工作聚焦于多丝原位电弧增材制造工艺过程,以Ta丝、Mo丝、Zr丝、Ti₂Nb丝为材料,在合金成分设计、工艺参数探究和熔滴过渡模式等多方面深入研究Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr₂Ti难熔高熵合金的制备工艺,以期获得成形质量良好的成形件。

1 实验材料与方法

多丝电弧增材制造Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr₂Ti难熔高熵合金所使用的金属丝材为Ti、Nb纯度>99.95%的Ti₂Nb合金丝材,纯度>99.95%的Ta丝材,纯度>99.99%的Zr丝材以及纯度>99.995%的Mo丝材(质量分数),这四种丝材的直径分别为1.6、1.6、1.2 mm和1.6 mm。基板为钛合金。M-WAAM设备由三轴计算机数控机床、四个送丝系统、焊机、热丝电源、TIG焊枪和工作台等组成。实验在流动的氩气保护气氛中进行,气体流速为20 L/min。在焊枪中放置钨极产生电弧,四根丝材对称地成对分布在焊枪周围。钨极尖端与基板的垂直距离在所有的实验中均采用6~8 mm,丝材末端与钨极尖端在夹具的固定下始终保持相等的距离,丝材末端与基板的垂直距离在所有的实验中均为0.3~0.5 mm,实验前用测量工具进行调整以确保在其工作距离范围之内。送丝角度(丝材与钨极之间的角度)保持在40°~45°范围内,且各个丝材的末端均位于钨极正下方位置。增材制备前,先使用砂轮机对基板表面进行机械抛光,去除基板表面的氧化层。显微组织试样均采用线切割切取。难熔高熵合金金相试样经过500~7000号金相砂纸打磨,再使用W0.5的金相研磨膏在抛光机上抛光,最后使用光学显微镜(OM)观察金相显微组织样品。

选择难熔高熵合金单道薄壁零件为制造目标开展研究。通过正交实验探讨基值电流、峰值

电流和占空比对零件成形的影响。以 Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr₂Ti 难熔高熵合金作为目标成分,采用 Ta 丝、Mo 丝、Zr 丝和 Ti₂Nb 丝作为原材料,结合丝材密度 ρ 、直径 d 和各个元素的相对原子质量 A_r , 计算理论送丝速度。特殊之处在于已知 Ti₂Nb 合金丝材质量分数 $M_{Ti} = 50.74\%$, $M_{Nb} = 49.26\%$, 其密度可通过式(1)得到

$$\frac{1}{\rho_{Ti_2Nb}} = \frac{50.74\%}{\rho_{Ti}} + \frac{49.26\%}{\rho_{Nb}} \quad (1)$$

式中: ρ_{Ti_2Nb} 为 Ti₂Nb 合金丝材的密度; ρ_{Ti} 为 Ti₂Nb 合金丝材中 Ti 的密度; ρ_{Nb} 为 Ti₂Nb 合金丝材中 Nb 的密度。

假设丝材的送丝速度为 v , 在 t 时间内进入熔池中各元素物质的量 n 可通过式(2)得到:

$$n = \frac{\pi d^2 t}{4} \times \frac{\rho v}{A_r} \quad (2)$$

因此在 t 时间内进入熔池总物质的量可用式(3)表示:

$$n_{total} = n_{Ta} + n_{Mo} + n_{Nb} + n_{Zr} + n_{Ti} \quad (3)$$

按照上述式(1)~(3)并代入 Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr₂Ti 难熔高熵合金各个元素的原子比, 可计算出各个丝材的理论送丝速度比值, 取整之后为 $v_{Ta} : v_{Mo} : v_{Ti_2Nb} : v_{Zr} = 3 : 5 : 3 : 5$ 。具体工艺参数如表 1 所示。

表 1 Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr₂Ti 难熔高熵合金制备工艺参数
Table 1 Process parameters for Ta_{1.5}Mo_{1.5}Nb_{0.5}Zr₂Ti RHEAs

Scanning speed/ (mm · min ⁻¹)	Pulse frequency/ Hz	Feeding speed / (m · min ⁻¹)				Hot wire current/A			
		Ta	Mo	Ti ₂ Nb	Zr	Ta	Mo	Ti ₂ Nb	Zr
100	1.0	0.3	0.5	0.3	0.5	400	400	0	200

在元素组元中, Ta(3017 ℃)、Mo(2623 ℃)等组元熔点较高, 设置高峰值电流可以突破难熔金属液固相变能垒。同时占空比通过间歇低热输入限制熔池过热造成的凝固速度慢的问题。结合已有增材制造工艺参数与元素物理特性, 设置梯度工艺参数: 基值电流为 60~140 A(间隔 20 A); 峰值电流为 260~340 A(间隔 20 A); 占空比为 20%~40%(间隔 5%)。实验采用控制变量法, 每组参数组合打印五层, 重点观测第五层的稳定沉积过程, 图 1

给出四丝空间排布示意图。

2 结果与分析

2.1 基于热输入参数的制备工艺研究

2.1.1 基值电流对零件成形的影响

在峰值电流 300 A, 占空比 30%, 不同基值电流下, 合金沉积过程及相应成形件的俯视图如图 2 所示。由图 2(a-1)可以看出, 四根丝材末端在基值电流下形成共熔滴, 在电弧力与表面张力作用下向熔池汇聚, 在峰值电流下(图 2(a-2)), 共熔滴进入熔池。当峰值电流 300 A, 占空比 30% 时, 基值电流的变化显著影响熔滴形成过程和零件表面质量。在 60~80 A 较低基值电流下, 仅 Ta、Mo、Zr 三丝能形成共同熔滴, Ti₂Nb 丝需待峰值电流阶段才能熔化, 导致零件表面出现大量未熔丝材和分布不均的金属颗粒^[21]。当基值电流升至 100 A 时, 如图 2(c-1), 四丝完全熔化并在钨极正下方形成理想共同熔滴, 此时表面质量明显改善, 仅残留少量金属颗粒。继续提高基值电流至 120~140 A(图 2(d)、(e))虽能进一步消除未熔丝材, 但会出现双共同熔滴偏离交汇点的现象。分析表明, 金属颗粒主要源于熔池外形成的熔滴未能充分铺展, 而单道沉积样品偏右区域因热量累积导致的弧长增加会加剧颗粒集中分布。综合来看, 100 A 基值电流在确保四丝同步熔化的同时, 能获得最优的表面质量

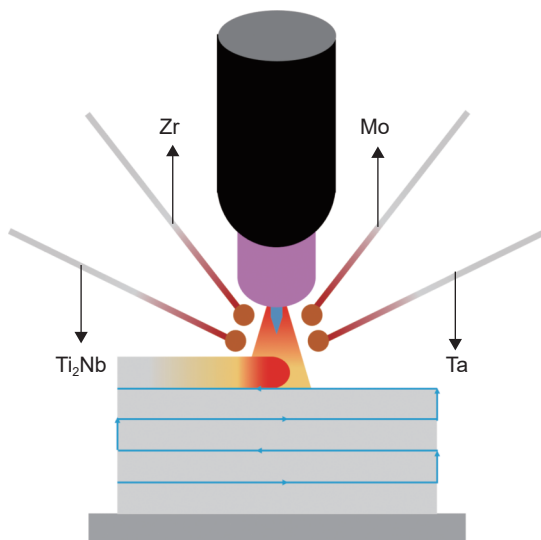


图 1 正交实验丝材相对位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of wire relative positions in orthogonal experiments

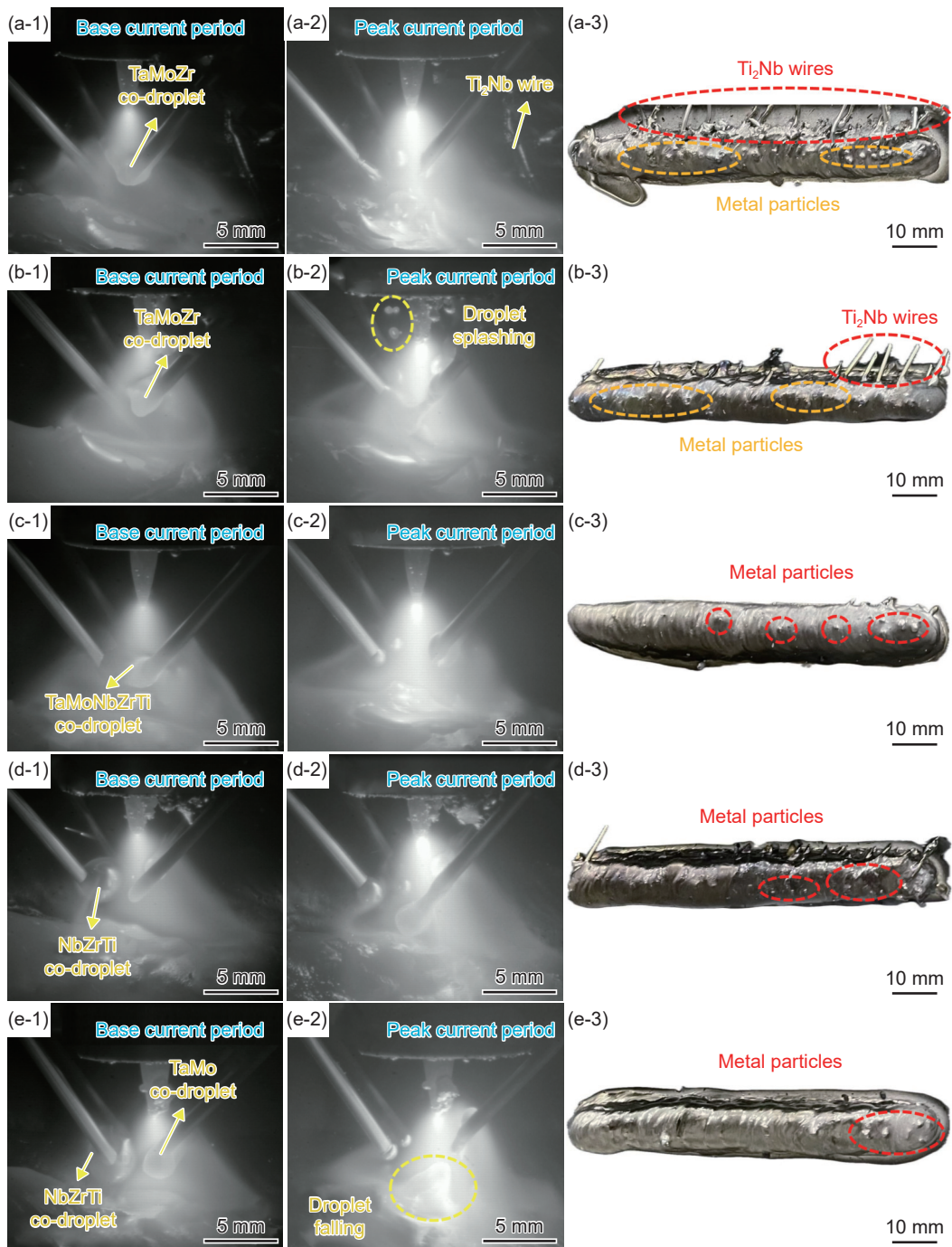


图 2 不同基值电流下的零件成形 (a)60 A; (b)80 A; (c)100 A; (d)120 A; (e)140 A; (1)基值电流期间的熔池形貌; (2)峰值电流期间的熔池形貌; (3)零件的宏观形貌

Fig. 2 Part formation under different base currents (a) 60 A; (b) 80 A; (c) 100 A; (d) 120 A; (e) 140 A; (1) melt pool morphology during base current period; (2) melt pool morphology during peak current period; (3) macroscopic morphology of the part

和成分均匀性。

选取 100、120、140 A 基值电流下的样品进行显微组织分析(图 3),发现未熔 Ta(深衬度)和 Mo(浅衬度)是主要缺陷。随着基值电流升高,未熔 Ta 从 10.76% 降至 0.61%,但未熔 Mo 和孔隙率却反常增加。不同基值电流下的零件缺陷统计见表 2。热力学分析表明, Ta/Mo 的高熔点和多组元扩散困难是未熔的主要原因,而 Mo 的氧化(生成

MoO₃)是气孔形成的主要因素^[22-23]。特别是在 140 A 时,熔池紊流和马兰戈尼效应使未熔 Mo 富集在表层(图 3(c))。较高的热输入使得熔池内对流强度大,有效地将 Zr/Ti 元素快速分散到整个熔池,在宏观甚至微观尺度上实现了均匀分布。Zr/Ti 自身的低扩散系数在理论上对微区均匀化造成限制,但熔池中的马兰戈尼效应混合速率远高于其扩散速率,在此特定条件下足以让强对流完成宏

观均匀化,避免最终凝固组织中出现 Zr/Ti 偏析现象。120 A 样品出现面积占比 67% 的树枝状热裂纹(图 3(b)),主要原因是在凝固结束时存在较大的残余应力^[24]。同时,热输入增加使熔宽和熔深增

大,140 A 时甚至熔透基板。这些现象揭示了热输入与缺陷演变的复杂关系:适当提高电流可改善 Ta 的熔化程度,但当基值电流过高时,则会引发 Mo 元素偏析和基板过烧。

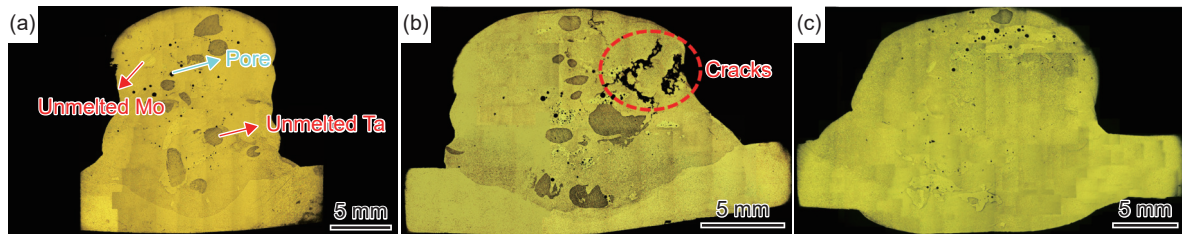


图 3 不同基值电流下的微观组织 (a)100 A; (b)120 A; (c)140 A

Fig. 3 Microstructure under different base currents (a)100 A; (b)120 A; (c)140 A

表 2 不同基值电流下的零件缺陷

Table 2 Component defect under different base currents

Base current/A	Unmelted area fraction of Ta/%	Unmelted area fraction of Mo/%	Unmelted area fraction/%	Porosity/%
100	10.76	60.00	14.36	0.33
120	7.24	5.65	12.89	0.46
140	0.61	11.24	11.85	0.49

由上述不同零件的显微组织可知,虽然 100 A 基值电流下的零件未熔面积占比最高,但是其孔隙率最低,并且也没有出现如裂纹等其他缺陷,同时基板的变形程度也更小。结合零件的沉积过程,100 A 的基值电流既能够保证四丝共同熔滴的形成和稳定熔滴过渡的实现,也能保证缺陷在合理范围内且残余热应力最小,因此可以认为 100 A 是本次实验最佳的基值电流参数。

2.1.2 峰值电流对零件成形的影响

通过固定基值电流 100 A 和占空比 30%,系统研究峰值电流(260~340 A)对成形过程的影响(图 4)。结果表明:在 260~280 A 较低峰值电流下, Ti_2Nb 丝无法完全熔化,导致零件表面出现未熔丝材和不平整现象(图 4(a-3)、(b-3));300 A 时形成理想的四丝共同熔滴,获得最佳成形质量(图 2(c-3));但当电流升至 320 A 以上时,过高的热输入会导致基板熔穿(图 4(c-2)、(d-2))。特别值得注意的是,280 A 时出现明显的熔滴飞溅现象,而 340 A 时首层即发生基板熔穿。随着峰值电流增加,熔宽显著增大,鱼鳞纹分布趋于均匀,但热输入过高会严重影响成形稳定性。综合分析表明,300 A 峰值电流能够获得良好的零件成形质量。

选取 260、280、300 A 峰值电流下的成形件进行显微组织分析(320 A 和 340 A 电流的成形件因基板熔穿失效,不进行显微组织观察),如图 5 所

示,其中 300 A 峰值电流下的显微组织见图 3(a)。显微组织观察显示:随着峰值电流增加,未熔 Ta 持续减少,而未熔 Mo 和孔隙率先升后降趋势(表 3)。分析表明,当电流超过 280 A 临界值后,熔池温度升高促进 Mo 充分熔化,气体逸出能力增强,孔隙率随之降低。300 A 时形成的四丝共同熔滴显著改善合金均匀性(图 3(a)),这与其最优的成形质量相符。

随着电流从 260 A 增至 340 A,成形过程呈现规律性变化:以 280 A 为临界值,此时缺陷密度最大;超过该值后,虽元素偏析得到改善,但热输入过大会导致基板熔穿。综合分析表明,峰值电流为 300 A 可在保证成形稳定性的同时,获得最优的显微组织和最少的缺陷,因此确定峰值电流 300 A 为最佳工艺参数。

2.1.3 占空比对零件成形的影响

设置基值电流为 100 A,峰值电流为 300 A,其他参数均根据表 1 设置,系统研究占空比对成形过程的影响(图 6)。结果表明:在 20%~25% 低占空比下, Ti_2Nb 丝未完全熔化,导致表面出现未熔丝材和金属颗粒(图 6(a-3)、(b-3));占空比升至 30%~35% 时,四丝共同熔滴形成位置从熔池上方(30%)逐渐移至熔池中心(35%),后者可获得最佳表面质量(图 6(c-3));但当占空比达 40% 时,过长的峰值电流作用时间导致基板熔穿(图 6(d-3))。占空比

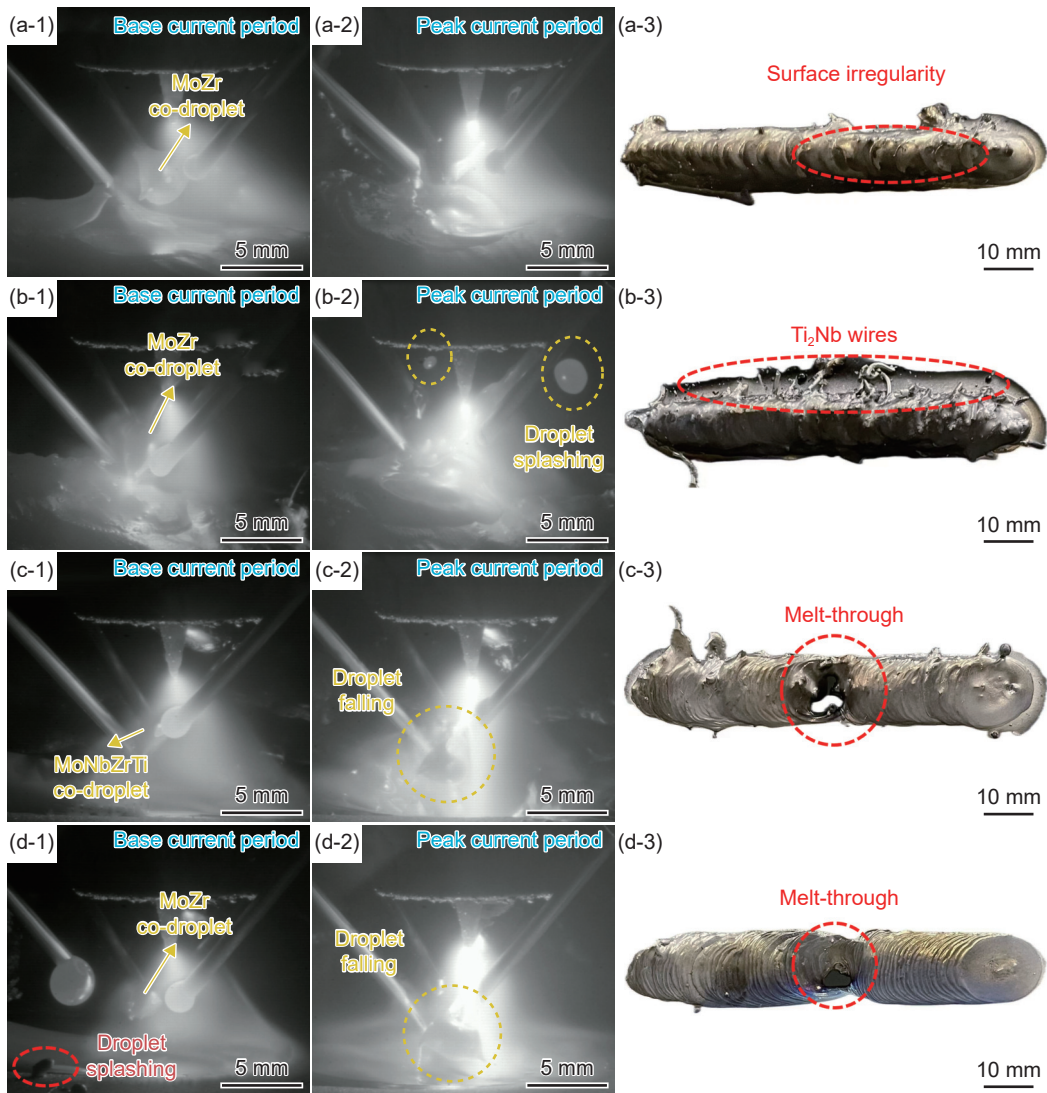


图 4 不同峰值电流下的零件成形 (a)260 A; (b)280 A; (c)320 A; (d)340 A; (1)基值电流期间的熔池形貌; (2)峰值电流期间的熔池形貌; (3)零件的宏观形貌

Fig. 4 Part formation under different peak currents (a)260 A; (b)280 A; (c)320 A; (d)340 A; (1)melt pool morphology during base current period; (2)melt pool morphology during peak current period; (3)macroscopic morphology of the part

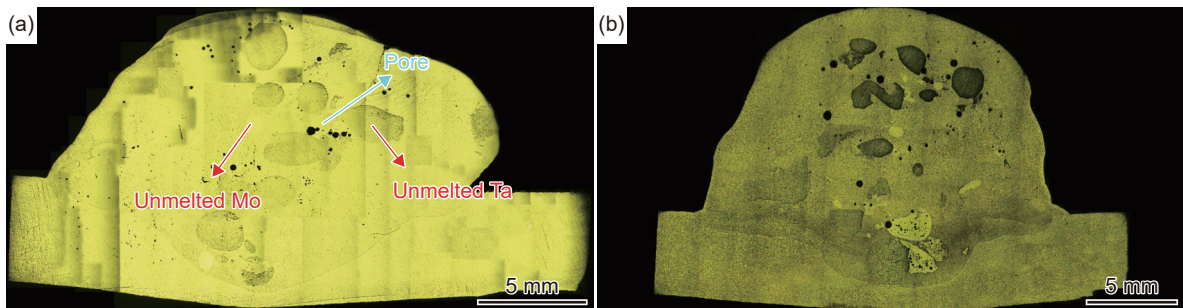


图 5 不同峰值电流下的微观组织 (a)260 A; (b)280 A

Fig. 5 Microstructure under different peak currents (a)260 A; (b)280 A

每增加 5% 就会显著改变熔滴形成位置和过渡行为, 其中 35% 占空比能够实现熔滴在熔池中心的稳定过渡, 获得最优成形质量。

实验选取 20%、30% 和 35% 占空比下的成形

件进行显微组织分析(占空比 25% 和 40% 等缺陷样品不进行显微组织分析), 如图 7 所示, 其中 30% 占空比下的显微组织分析见图 3(a)。显微组织显示: 随着占空比提高, 未熔 Ta 和 Mo 逐渐减

表 3 不同峰值电流下的零件缺陷
Table 3 Component defect under different peak currents

Peak current/A	Unmelted area fraction of Ta/%	Unmelted area fraction of Mo/%	Unmelted area fraction/%	Porosity/%
260	14.48	1.26	15.74	0.42
280	12.90	4.20	17.49	0.59
300	10.76	3.60	14.36	0.33

少, 孔隙率同步降低, 缺陷统计如表 4 所示。35% 占空比时, 未熔 Ta 沿沉积方向呈规律分布, 且面积逐层减小, 表明此工艺稳定性良好。现有热输入未能完全消除 Ta 未熔, 根本原因在于 Ta 的极高熔点 (3017 °C) 与热力学特性, Ta 熔化焓 (36 kJ/mol) 为 Zr 的 3.2 倍, 同等热输入下 Ta 熔速滞后于其他组元。当热输入过低时, Ta 无法熔化, 形成未

熔; 当热输入过高时, 会促进 Zr 的挥发和 MoO₃ 的形成, 无法后续实验。在高熵元素组元中, Mo 元素的氧亲和力显著高于 Ti/Zr, 较高的热输入导致 MoO₃ 挥发, Mo 氧化挥发是气孔形核主导因素。

实验表明, 占空比在 30%~40% 范围内可形成稳定的四丝共同熔滴, 其中 35% 时熔滴过渡最稳定、成形质量最优。占空比过低会导致丝材无法熔

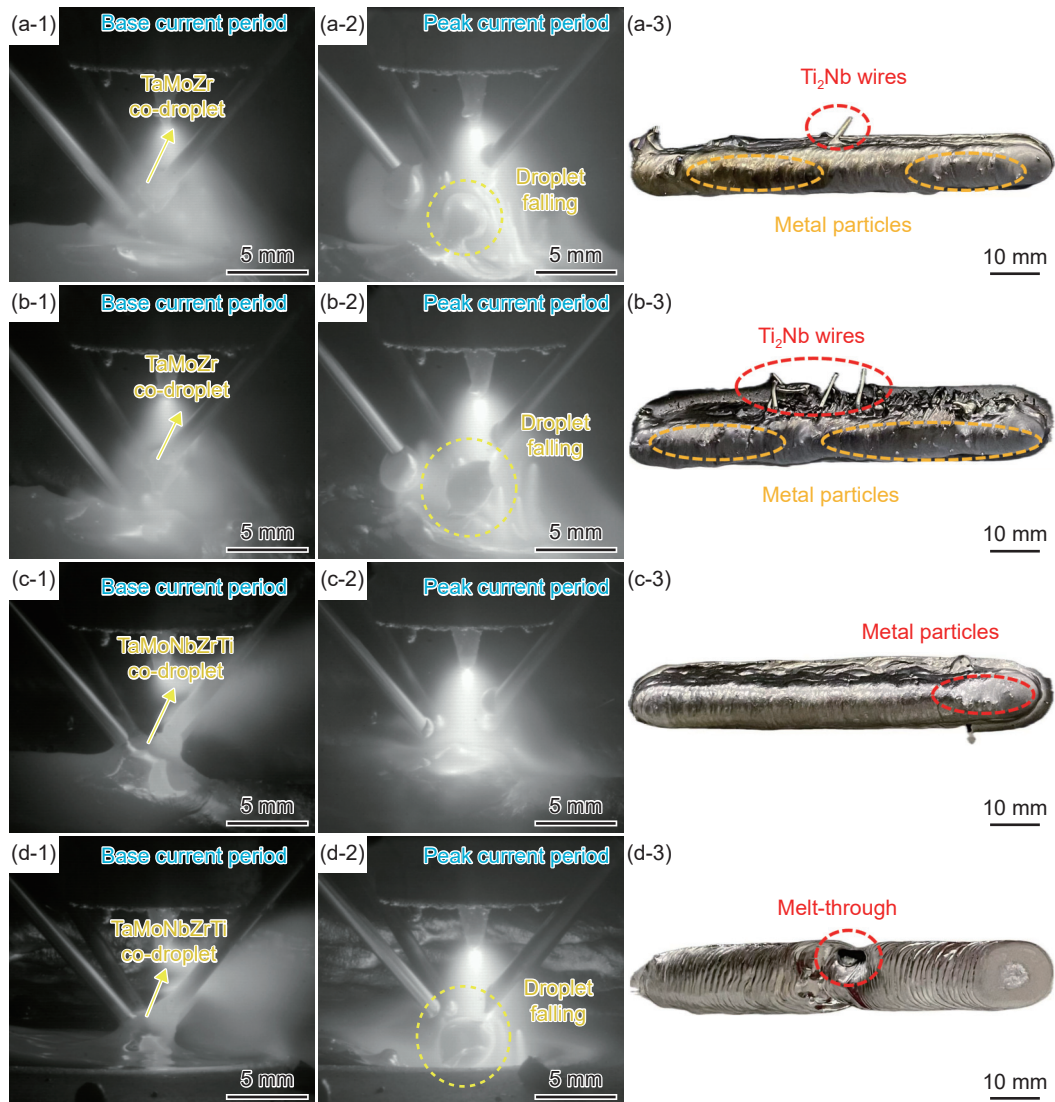


图 6 不同占空比下的零件成形 (a)20%; (b)25%; (c)35%; (d)40%; (1)基值电流期间的熔池形貌; (2)峰值电流期间的熔池形貌; (3)零件的宏观形貌

Fig. 6 Part formation under different peak time ratios (a)20%; (b)25%; (c)35%; (d)40%; (1)melt pool morphology during base current period; (2)melt pool morphology during peak current period; (3)macroscopic morphology of the part

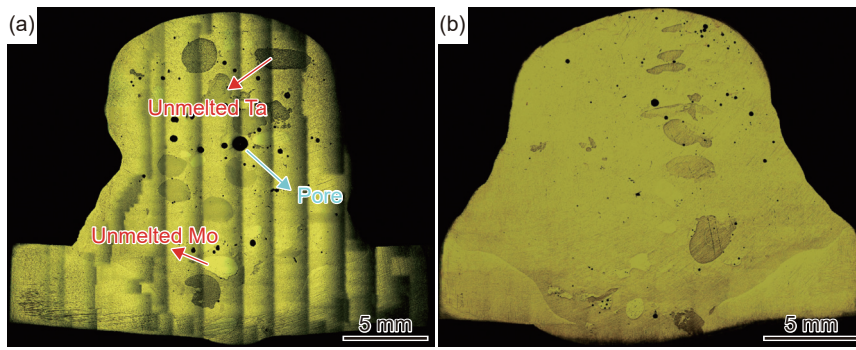


图 7 不同占空比下的微观组织 (a)20%; (b)35%

Fig. 7 Microstructure under different peak time ratios (a)20%; (b)35%

表 4 不同占空比下的零件缺陷

Table 4 Component defect under different peak time ratios

Peak time ratio/%	Unmelted area fraction of Ta/%	Unmelted area fraction of Mo/%	Unmelted area fraction/%	Porosity/%
20	11.24	4.36	15.60	0.64
30	10.76	60.00	14.36	0.33
35	6.35	25.00	9.60	0.32

化, 占空比过高会引发基板熔穿, 因此确定 35% 为零件成形的最佳占空比参数。

2.1.4 正交实验总结

在电弧增材制造中熔道宽度通常受电流影响最大^[25]。为了进一步验证工艺参数对零件成形尺寸的影响, 按照实验参数计算出有效电流值, 并根据合金的 OM 图精确地统计熔宽, 如表 5 所示。正交实验的结果表明, 随着热输入的不断增大, 零件的熔宽也呈现不断增长的趋势。

表 5 不同工艺参数下的零件熔宽

Table 5 Deposition width under different process parameters

Base current/A	Peak current/A	Peak time ratio/%	Effective current/A	Deposition width/mm
100	300	20	140	17.69
100	260	30	148	18.19
100	280	30	154	18.69
100	300	30	160	19.63
100	300	35	170	21.22
120	300	30	174	21.67
140	300	30	188	24.61

在 TIG 焊接中电流与熔宽之间通常呈二次函数关系^[26], 于是对正交实验中有效电流和熔宽进行二次函数拟合(图 8), 其中包括拟合曲线及其 95% 置信区间与 95% 预测区间, 拟合优度 R^2 为 0.99726, 非常接近 1, 说明模型对实际数据的拟合

度较好。熔宽 w (单位 mm)与有效电流 I (单位 A)之间的拟合关系如式(4)所示:

$$w = 0.00175I^2 - 0.42683I + 43.15544 \quad (4)$$

在其他实验参数与本正交实验条件相同的情况下, 根据多丝电弧增材制造过程的有效电流大小, 利用式(4)可对难熔高熵合金零件熔宽进行合理预测。

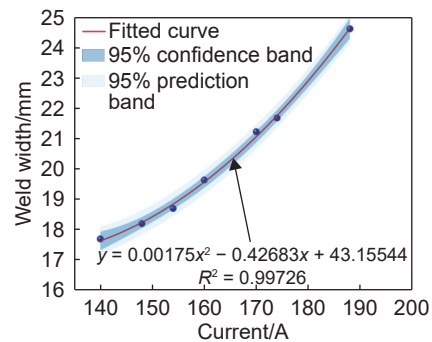


图 8 有效电流对零件熔宽的影响

Fig. 8 Influence of effective current on deposition width

2.2 多丝电弧增材制造熔滴过渡行为

2.2.1 单液滴预合金熔滴过渡模式

TIG 电弧增材制造主要存在四种熔滴过渡模式: 连续性液桥过渡(图 9(a))表现为丝材形成的首个熔滴接触到熔池时便立即熔入, 此后丝材便一直与熔池相接触, 观察看到的是丝材与熔池之间一直有液态的金属相连^[27]; 非连续性液桥过渡(图 9(b))呈现周期性熔滴形成-脱离过程, 在基值下丝

材与熔池接触,峰值状态下,熔滴与熔池接触后脱离原丝材,随后丝材末端又重新形成新熔滴;间歇性熔化(图9(c))的特征是熔滴在进入熔池前即与丝材分离;自由过渡(图9(d))则因熔滴轨迹不规则易产生飞溅缺陷^[27-28]。研究表明,前三种模式能保证稳定沉积,其中连续性液桥过渡可获得最优表面质量。

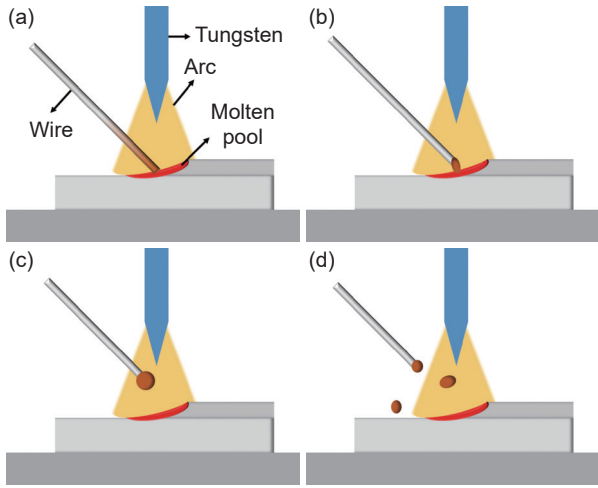


图9 电弧增材制造熔滴过渡模式示意图 (a)连续性液桥过渡;(b)非连续性液桥过渡;(c)间歇性熔化;(d)自由过渡

Fig. 9 Schematic diagram of droplet transfer modes in WAAM (a)continuous liquid bridge transition; (b)discontinuous liquid bridge transition; (c)intermittent melting; (d)free transition

多丝电弧增材制造中,理想的连续性液桥过渡难以实现。研究发现,当四丝同步采用非连续性液桥过渡模式时,可在熔池中心形成稳定的共同熔滴(图2(c-1))。这种特有的“单液滴预合金熔滴过渡”模式能确保各金属元素充分扩散和冶金反应,显著改善成形质量^[29]。相比其他过渡模式,该方式既能避免自由过渡的飞溅缺陷,又能克服间歇性熔化导致的成分不均匀问题。

2.2.2 预合金共同熔滴的形成机理

在TIG电弧增材制造中,丝材熔化形成的熔滴往往会受到多种力的作用。促进熔滴脱离丝材的力主要包含重力 F_g 、等离子流力 F_d 、电磁力 F_e 和保护气体产生的吹力 F_f ,阻碍熔滴脱离丝材的力主要有表面张力 F_σ 、热浮力 F_b 和斑点压力 F_v 等^[30-31]。由于斑点压力和保护气体产生的吹力对熔滴过渡的影响极小且不易测量,将它们简化为定常数 K 。在使用热丝辅助加热时,根据毕奥-萨伐尔定律,丝材作为通电导体能够激发磁场,从而对熔滴产生电磁力作用。因此,不同熔滴之间的相互作用力主要有两种,分别是电磁相互作用力和熔滴间

表面张力,然而由于四个熔滴两两对称且间距相同,在水平面内的合力相互抵消,近似为零,在进行熔滴受力分析时不再考虑。

假设熔滴为质量均匀的球体,电弧形状不发生任何变化,内部磁场恒定,在理想模型中简化单个熔滴的受力情况如图10所示。重力 F_g 可用式(5)表示。

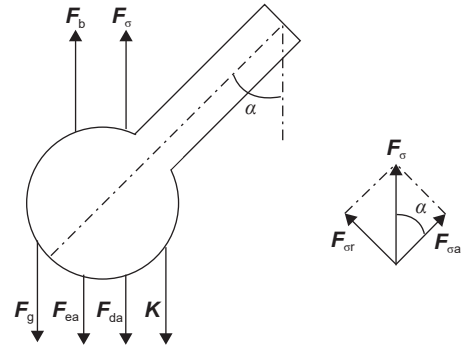


图10 单个熔滴受力情况示意图

Fig. 10 Force analysis of an individual molten droplet

$$F_g = \frac{4}{3}\pi R^3 \rho_d \quad (5)$$

式中: R 为熔滴的直径; ρ_d 为熔融金属的密度。电弧力主要包含电磁力 F_e 和等离子流力 F_d ,而 F_{ea} 和 F_{da} 则分别表示二者的垂直分量,它们可各自用式(6)和式(7)表示:

$$F_{ea} = \frac{\mu_m I^2}{4\pi^2 r L} \left[1 - \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma_j^2}\right) \right]^2 \left(1 - \frac{a}{L}\right) \quad (6)$$

式中: μ_m 为自由空间的磁导率; I 为电流; r 和 a 分别表示熔滴中心与钨极之间的水平距离和垂直距离; σ_j 为电弧的有效半径; L 为基板厚度。可以看出, F_{ea} 与电流的平方呈正相关,这就意味着基值电流作用期间的电磁力要远远小于峰值电流作用期间的电磁力。因此对于整个脉冲周期来说,基值电流作用期间的电磁力通常可以忽略不计。

$$F_{da} = C_d A_p \cdot \frac{\rho_f v_f^2}{2} \quad (7)$$

式中: C_d 为等离子流系数; A_p 为等离子流作用面积; ρ_f 和 v_f 分别代表等离子流的密度与速度,并且这两项通常与氩气的性质、流速和脉冲电流的大小相关。在保持氩气流速不变的条件下, F_{da} 通常随电流升高而增大。与电磁力相类似,一般不考虑基值电流作用期间的等离子流力。热浮力 F_b 由温度变化引起,利用Boussinesq近似可将其用式(8)表示^[32]:

$$F_b = -\rho_0 \beta (T - T_{ref}) g \quad (8)$$

式中： ρ_0 为该浮力项的密度； β 为热膨胀率； T_{ref} 为熔池的参考温度； g 为重力加速度。表面张力 F_σ 可用式(9)表示，它的轴向分力 $F_{\sigma a}$ 对熔滴脱离丝材起到阻碍作用，径向分力 $F_{\sigma r}$ 则促进熔滴的颈缩， α 为丝材与竖直方向的夹角。

$$F_\sigma = 2\pi R_d \gamma \quad (9)$$

式中： R_d 为丝材的半径； γ 为表面张力系数。

用于解释熔滴过渡行为的主要理论是静力平衡理论和不稳定收缩理论^[30, 33]。当促进熔滴下落的合力大于阻碍熔滴下落的合力时，熔滴会脱离丝材并落入熔池。根据上述分析，基值电流作用期间熔滴只受到重力、热浮力、表面张力和其他影响极小的作用力，所以如果熔滴在此期间落入熔池主要是受到重力的作用，因为熔滴生长会使其体积增大。根据静力平衡理论，在前文的单液滴预合金熔滴过渡模式下，四个熔滴均满足不等式(10)，所以熔滴不与丝材分离。

$$F_g + K \leq F_b + F_\sigma \quad (10)$$

当熔滴进入熔池之后，由于此时四根丝材同步进行非连续性液桥过渡(图9(b))，重力 F_g 可用式(11)表示：

$$F_g = \frac{\rho \pi R_d v}{f} \quad (11)$$

式中： ρ 为金属丝材熔化时的密度； v 为送丝速度； f 为熔滴过渡的频率。峰值电流作用期间，熔滴受力满足不等式(12)，此时熔滴脱离丝材端部。

$$F_g + F_{ea} + F_{da} + K > F_b + F_\sigma \quad (12)$$

四根丝材同步进行非连续性液桥过渡是共同熔滴形成的充分条件，当四根丝材同步完成间歇性丝材熔化时也能够形成如图2(c-1)所示的共同熔滴，熔滴的受力情况可通过式(10)进行解释，但式(11)不适用于此情况。受到丝材熔化效率、钨极状态和弧长等因素的影响，随着熔滴不断生长其间距也在减小，可增大熔滴间表面张力，使得熔滴之间互相吸引，在到达熔池之前形成共同熔滴。

3 结论

(1) $\text{Ta}_{1.5}\text{Mo}_{1.5}\text{Nb}_{0.5}\text{Zr}_2\text{Ti}$ 难熔高熵合金单道薄壁零件的最佳制备热输入参数为基值电流 100 A，峰值电流 300 A 和占空比 35%，在该最优参数下，未熔面积低于 10%，孔隙率低于 0.5%。

(2) 多丝电弧增材制造难熔高熵合金单道薄壁

零件的熔宽与热输入呈正相关。建立有效电流与熔宽的定量关系模型(二次函数, R^2 为 0.99726)，可为工艺参数优化提供预测依据。

(3) 多丝电弧增材制造中最佳的熔滴过渡模式为单液滴预合金熔滴过渡模式，可通过四根丝材同步进行非连续性液桥过渡方式实现。在该熔滴过渡模式下沉积的零件宏观形貌良好，且具有较少的内部缺陷。

参考文献:

- [1] SINHA A K, SONI V K, CHANDRAKAR R, et al. Influence of refractory elements on mechanical properties of high entropy alloys[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, 74(12): 2953-2966.
- [2] LIU C M, WANG H M, ZHANG S Q, et al. Microstructure and oxidation behavior of new refractory high entropy alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 583: 162-169.
- [3] 龙雁, 张李敬, 杨继荣, 等. TiVNbTa 难熔高熵合金的吸放氢动力学[J]. *材料工程*, 2024, 52(1): 101-107.
LONG Y, ZHANG L J, YANG J R, et al. Hydrogen absorption-desorption kinetics of TiVNbTa refractory high-entropy alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2024, 52(1): 101-107.
- [4] 丁一, 程延海, 张平, 等. 1000~1400 °C 下 NbMoTaWV 难熔高熵合金的氧化行为[J]. *材料工程*, 2023, 51(5): 94-103.
DING Y, CHENG Y H, ZHANG P, et al. Oxidation behavior of NbMoTaWV refractory high entropy alloy at 1000-1400 °C[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2023, 51(5): 94-103.
- [5] 吴昊, 于佳石, 贾志强, 等. 难熔高熵合金研究进展[J]. *航空材料学报*, 2024, 44(2): 45-59.
WU H, YU J S, JIA Z Q, et al. Progress of refractory high entropy alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2024, 44(2): 45-59.
- [6] 邵旭, 庞景宇, 纪宇, 等. 热加工工艺对 $\text{Nb}_{37}\text{Ti}_{20}\text{Al}_{15}\text{Zr}_{15}\text{Hf}_5\text{Ta}_5\text{Mo}_2\text{W}_1$ 难熔高熵合金组织与性能影响[J]. *金属热处理*, 2023, 48(9): 42-47.
SHAO X, PANG J Y, Ji Y, et al. Effect of hot working process on microstructure and properties of $\text{Nb}_{37}\text{Ti}_{20}\text{Al}_{15}\text{Zr}_{15}\text{Hf}_5\text{Ta}_5\text{Mo}_2\text{W}_1$ refractory high-entropy alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2023, 48(9): 42-47.
- [7] 刘畅, 陈佳男, 丁旺旺, 等. 近球形 WMoTaTi 难熔高熵合金粉末的制备及性能[J]. *粉末冶金技术*, 2021, 39(5): 403-409.
LIU C, CHEN J N, DING W W, et al. Preparation and properties of quasi-spherical WMoTaTi refractory high entropy alloy powders[J]. *Powder Metallurgy Technol-*

- ogy, 2021, 39(5): 403-409.
- [8] LIU X L, ZHONG L M, CHEN Y X, et al. Corrosion and oxidation behaviors of CoAlTiWTa RHEA coating on Inconel 718 superalloy prepared by laser cladding[J]. *Corrosion Science*, 2024, 236: 112273.
- [9] FU R, TANG S Y, LU J P, et al. Hot-wire arc additive manufacturing of aluminum alloy with reduced porosity and high deposition rate[J]. *Materials & Design*, 2021, 199: 109370.
- [10] HAN Q F, LIU B, GUO Y L, et al. Temperature-dependence of strengthening and wear mechanisms for GW42K alloy fabricated by wire-arc directed energy deposition [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2025, 175: 109590.
- [11] ZHOU Y J, PENG S Y, GUO Y L, et al. Dynamic mechanical response of TaMoNbZrTi refractory high entropy alloy *via* multi-wire arc additive manufacturing[J]. *Philosophical Magazine*, 2025, 105(11/12): 577-592.
- [12] JIANG P F, NIE M H, TENG J Z, et al. Mechanical and tribological characterization of wire and multi-wire arc additive manufactured thin-walled TC11 component[J]. *Tribology International*, 2025, 204: 110425.
- [13] LI Z X, CUI Y N, WANG L, et al. An investigation into Ti-22Al-25Nb *in-situ* fabricated by electron beam freeform fabrication with an innovative twin-wire parallel feeding method[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 50: 102552.
- [14] TANWAR R SJHAVAR S. Multi-wire additive manufacturing: a comprehensive review on materials, microstructure, methodological advances, and applications[J]. *Results in Engineering*, 2025, 26: 104814.
- [15] GAIN SVEEMAN D. A review on advances and challenges in wire arc additive manufacturing: process parameters, microstructural evolution and material performance across alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1029: 180735.
- [16] YU Z Y, LI Z X, GUO Y L, et al. Homogenizing the composition of *in-situ* fabricated Ti_2AlNb -based alloy *via* manipulating the droplet transfer mode of twin-wire arc additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 923: 165992.
- [17] HUANG Y F, CHEN X Z, WU W M, et al. Effect of laser remelting on the microstructure and properties of an AlCoFeNi eutectic high-entropy alloy fabricated through double-wire arc additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1010: 177509.
- [18] HUANG Y F, SU C C, LU H J, et al. CoFeNi twisted wire + Al wire arc additive manufacturing of AlCoFeNi eutectic and near-eutectic high entropy alloys[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 30: 9237-9247.
- [19] CAI X Y, DONG B L, YIN X L, et al. Wire arc additive manufacturing of titanium aluminide alloys using two-wire TOP-TIG welding: processing, microstructures, and mechanical properties[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 35: 101344.
- [20] YU P, TAO L Z, YA C X, et al. Microstructure and properties of Ni-Ti-Cu alloy fabricated *in situ* by treble-wire arc additive manufacturing[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2025, 20(1): e2438880.
- [21] CUI D C, GUO B J, YANG Z S, et al. Unraveling microstructure and mechanical response of an additively manufactured refractory TiVHfNbMo high-entropy alloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 84: 104126.
- [22] ISLAM S, SEO G-J, AHSAN M R U, et al. Investigation of microstructures, defects, and mechanical properties of titanium-zirconium-molybdenum alloy manufactured by wire arc additive manufacturing[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2023, 110: 106042.
- [23] HIGASHI MOZAKI T. Selective laser melting of pure molybdenum: evolution of defect and crystallographic texture with process parameters[J]. *Materials & Design*, 2020, 191: 108588.
- [24] KOU S. Solidification and liquation cracking issues in welding[J]. *JOM*, 2003, 55(6): 37-42.
- [25] DINOVTZER M, CHEN X H, LALIBERTE J, et al. Effect of wire and arc additive manufacturing(WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 26: 138-146.
- [26] SUNNY K T, KORRA N N, VASUDEVAN M, et al. Parameter optimization and experimental validation of a-TIG welding of super austenitic stainless steel AISI 904L using response surface methodology[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E*, 2022, 236: 2608-2617.
- [27] GENG H B, LI J L, XIONG J T, et al. Optimization of wire feed for GTAW based additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 243: 40-47.
- [28] DUAN X, ZHUANG JYANG X. Effects of pulse interval on forming process in wire arc metal additive manufacturing using pulsed arc plasma[J]. *3D Print Addit Manuf*, 2024, 11(3): e1141-e1150.
- [29] FU R, YU Z Y, WU Q R, et al. Microstructure evolution and property strengthening of Ti_2AlNb alloys prepared by multi-wire arc-directed energy deposition[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, 329: 118460.
- [30] YANG L J, HE T X, LIU Y, et al. Droplet transfer behav-

- ior of flux cored wire TIG welding[J]. *Transactions of Tianjin University*, 2018, 24(1): 82-90.
- [31] HUANG J K, LI Z X, YU S R, et al. Real-time observation and numerical simulation of the molten pool flow and mass transfer behavior during wire arc additive manufacturing[J]. *Welding in the World*, 2022, 66(3): 481-494.
- [32] DU J, WU Y X, JIANG M B, et al. Molten pool dynamics and particle migration behavior during TIG-assisted droplet deposition manufacturing of SiC particle-reinforced aluminum matrix composites[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2023, 59(3): 318-327.
- [33] 王玉冬. GTAW 工艺参数对 TC4 钛合金成形精度影响研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2018.
- WANG Y D. Research on the influence of GTAW pro-

cess parameters on TC4 titanium alloy forming precision[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2018.

收稿日期: 2025-06-27; 录用日期: 2025-08-15

基金项目: 国防基础科研(JCKY2022602C007)

通讯作者: 郭跃岭(1990—), 男, 博士, 研究员, 研究方向为金属熔丝增材制造技术与智能装备, 联系地址: 北京市海淀区紫竹院街道北京理工大学机械与车辆学院(100081), E-mail: y.guo@bit.edu.cn; 刘长猛(1988—), 男, 博士, 教授, 研究方向为多弧并行增材制造控形控性机理与方法、控制系统与智能装备, 联系地址: 北京市海淀区紫竹院街道北京理工大学机械与车辆学院(100081), E-mail: liuchangmeng@bit.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)