

# 超音频脉冲电弧增材制造 TiC/Al-Cu 合金 组织性能优化调控机制

姜自昊<sup>1</sup>, 曾才有<sup>2</sup>, 蔡鑫祎<sup>1</sup>, 赵源<sup>1</sup>, 杨清福<sup>1</sup>, 从保强<sup>1</sup>

(1. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 102206)

(2. 北京石油化工学院 机械工程学院, 北京 102617)

**摘要:** 为解决电弧增材制造 TiC 颗粒增强 Al-Cu 合金增强体颗粒团聚与孔隙缺陷等问题, 本研究提出并验证了一种基于超音频脉冲 (ultrasonic frequency pulse, UFP) 电弧调控的熔丝增材制造工艺方法。通过调制电弧热力特性, 显著增强了熔池内的对流与紊流行为, 改变了传统 Marangoni 驱动的单环流模式, 形成更加均匀的双环流结构, 实现了对熔池温度场和流场的精准控制。基于构建的计算流体力学模型揭示了 TiC 颗粒在 UFP 电弧作用下的迁移及其与基体混合的机理, 直接实验观测与仿真结果具有很好的一致性。结果表明, 相较于常规工艺, UFP 电弧有助于显著细化晶粒, 提高组织均匀性, 改善 TiC 颗粒的分布状态, 降低孔洞与夹杂等典型缺陷的数量, 该研究可为高性能 Al-Cu 合金增材制造提供新路径。

**关键词:** 电弧增材制造; 颗粒增强; 铝合金; 微观组织; 数值模拟

中图分类号: TG146.2<sup>+</sup>2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)02-0389-08

## 1 引言

电弧增材制造 (wire arc additive manufacturing, WAAM) 基于电弧热源熔融金属丝材实现定向沉积, 在材料利用率、成形效率与设备成本方面较传统制造具有显著优势<sup>[1]</sup>。针对航空航天关键承载结构对高强度 Al-Cu 合金的迫切需求, WAAM 技术为兼具高强度重量比与复杂几何特征的构件提供了高效制造途径<sup>[2]</sup>。然而, Al-Cu 合金 WAAM 技术在实现工程化应用过程中仍面临微观组织调控与缺陷控制的双重挑战, 尤其异质层状晶界与气孔缺陷导致的力学性能各向异性问题尤为突出<sup>[3-4]</sup>。

在 WAAM 成形过程中, 熔池的动态凝固行为直接决定了材料的最终性能。由于熔池不同区域的冷却速率差异显著, 熔池底部在急冷条件下形成等轴晶区, 而中心区域则发育沿沉积方向生长的粗大柱状晶<sup>[5]</sup>。此外, Al-Cu 合金较宽的凝固区间与氢溶解度突变特性, 导致层间区域易产生氢气孔和凝固缩孔复合缺陷, 其沿沉积方向的链状分布会显著降低材料延展性<sup>[6]</sup>。方向性缺陷与柱状晶组织引发构件力学性能各向异性, 严重制约构件服役可靠性。

当前解决上述问题聚焦于引入辅助能场增强熔池流动以及表面强化技术。如在增材过程中引入超声场、交

变磁场等外场<sup>[7-8]</sup>, 以及对沉积层的轧制、锤击和激光冲击强化等<sup>[9-11]</sup>, 可细化晶粒并减少孔隙缺陷, 但复杂的设备与工艺限制了其工程应用。颗粒增强改性技术为突破现有瓶颈提供了新思路<sup>[12]</sup>。TiC 弥散强化可同步实现晶粒细化与缺陷抑制, 但传统 WAAM 工艺易导致 TiC 颗粒无法与熔融金属充分润湿和混合, 容易在熔池中发生团聚现象<sup>[13]</sup>。这种颗粒团聚不仅无法发挥预期的增强效果, 反而可能导致微观组织不均匀, 甚至引发新的孔洞缺陷, 从而对部件的整体性能产生不利影响。

针对高频脉冲的大量研究表明<sup>[14-16]</sup>, 超音频脉冲 (ultrasonic frequency pulse, UFP) 电流可有效改善熔池对流模式, 对元素偏析和晶粒细化具有显著促进作用。针对上述问题, 本研究创新性地提出超音频脉冲钨极惰性气体保护焊 (tungsten inert gas welding, TIG) 电弧 WAAM 工艺, 通过调制电弧热、力特性实现熔池动力学行为的精准调控, 解决 TiC 颗粒团聚问题。基于此, 本研究开展了常规变极性钨极氩弧焊 (variable polarity tungsten inert gas welding, VPTIG) 工艺与 UFP-VPTIG 工艺的 WAAM 对比实验, 并构建了单层沉积过程的计算流体动力学模型。重点探究超音频脉冲作用下的 Al-Cu 合金增材构件微观组织以及增材制造过程中的 TiC 颗粒的迁移规律与分布机制, 为获得高致密、细晶化的铝铜合金沉积层提供理论依据。

收稿日期: 2025-08-06

基金项目: 国家自然科学基金 (52305331, 52475317)

作者简介: 姜自昊, 男, 1994 年生, 博士生, 北京航空航天大学机械工程及自动化学院, 北京 100191, E-mail: jiangzihao@buaa.edu.cn

## 2 实验

WAAM 试验系统电弧热源采用自主研发的超音频脉冲 TIG 电弧电源,增材制造丝材为直径 1.2 mm TiC/Al-Cu 合金丝材,TiC 含量为 1.2wt%,选用 5A06 铝合金作为基板。采用热源单向移动、单道多层沉积策略进行单壁墙构件制备。电弧运动速度为 15 mm/min,送丝速度为 300 mm/min。如图 1 所示,增材制造过程中使用带有激光补光的工业相机(Meca M3-130U 型)记录拍摄过程中的熔池图像,相机置于增材方向的侧前上方,以分析增材成形过程中的熔池动态行为,其采样频率设置为 60 FPS(frames per second)。电弧热源移动方向和增材沉积方向分别标记为 TD 和 BD。

为了明确超音频脉冲的作用,以电流波形为变量设置了 3 个对照组,一个采用常规变极性电流,另外两个采用超音频脉冲+变极性复合电流模式,但脉冲频率不同,如表 1 所示。也是为了进一步验证超音频脉冲对组织的增益能力。3 组实验的平均电流为 180 A,皆复合了频率为 100 Hz、正负时间比为 4:1 的变极性电流。

沉积态增材构件微观组织表征试样经机械磨抛和化学腐蚀(4wt%硝酸乙醇溶液)后,采用光学显微镜(OM, Zeiss Scope A1)观察合金金相组织。通过扫描电子显微镜(SEM, JEOL JSM-7900 F)观察合金的第二相和成分

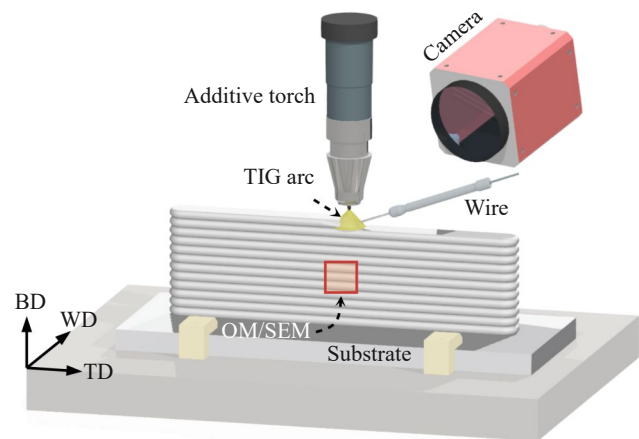


图 1 电弧增材制造过程及取样示意图

Fig.1 Schematic diagram of WAAM process and sampling

表 1 电弧增材制造电流参数

Table 1 Current parameters of WAAM experiment

No.	Current mode	Base current/A	Pulse amplitude/A	Pulse frequency/kHz
1	VPTIG	180	-	-
2	UFP-VPTIG	160	40	20
3	UFP-VPTIG	160	40	40

组成。通过电子背散射衍射技术(EBSD, Oxford Instruments NordlysMax2)对晶粒形态和尺寸进行表征。

## 3 数学模型

### 3.1 模型概述

本研究基于多相流模型构建颗粒增强 Al-Cu 合金电弧增材制造过程的三维瞬态(computational fluid dynamics, CFD)数值模型,计算域涵盖基板、送丝路径及周围气体环境,如图 2 所示。模型耦合流体流动、传热及熔池动力学,基于流体体积法(volume of fluid, VOF)追踪流体界面,重点追踪熔融丝材(液态金属)的输运行为,并基于此间接表征 TiC 颗粒的分布特征。模型采用对称边界条件以缩短计算时间。熔池区域网格尺寸为 0.25 mm×0.25 mm×0.25 mm,丝材中心网格最小尺寸为 0.05 mm×0.05 mm×0.25 mm,外围区域网格尺寸逐渐增大为 1 mm×1 mm×0.25 mm。利用 FLUENT 软件进行运算,时间步长设置为超高频电流脉宽的一半,即  $2.5 \times 10^{-5}$  s。

### 3.2 基本假设

由于电弧熔丝增材过程实际物理现象复杂,为简化计算提升效率,做出以下简化假设:

(1)未熔丝材视为虚拟管,液态金属初始流速等于送丝速度。

(2)忽略颗粒-熔体相对运动。颗粒尺寸远小于熔池特征尺度,且密度差异较小,其运动受熔体对流主导;熔池存在时间远小于 Stokes 沉降时间,颗粒位置由熔体流动锁定;TiC 颗粒在丝材中均匀分布,并随丝材熔化同步释放至熔池。

(3)液态金属为层流、不可压缩牛顿流体;金属物性随温度变化,其余参数恒定;Boussinesq 假设仅用于浮力项,忽略蒸发损失。

(4)假设凝固过程颗粒位置不变,最终分布由凝固前熔融相场决定。

### 3.3 控制方程

电弧熔覆过程 CFD 模型的连续性、动量、能量的控制方程如下<sup>[17]</sup>:

连续性方程:

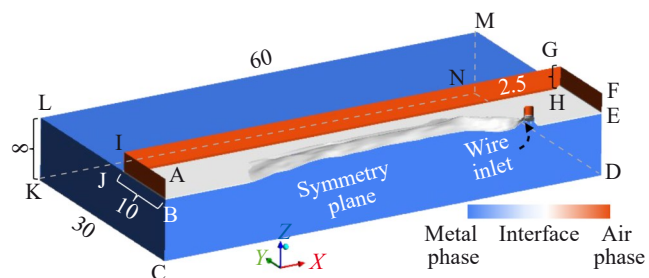


图 2 电弧增材制造过程仿真模拟初始计算域

Fig.2 Schematic diagram of initial computational domain of WAAM simulation

$$\nabla \cdot (\rho \vec{V}) = 0 \tag{1}$$

动量守恒方程：

$$\frac{\partial \rho \vec{V}}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \vec{V} \vec{V}) = \nabla \cdot (\mu \nabla \vec{V}) - \nabla p - \rho \vec{g} + \vec{F}_M \tag{2}$$

能量守恒方程：

$$\frac{\partial (\rho E)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \vec{V} E) = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q_M \tag{3}$$

式中： $\rho$ 是密度； $\vec{V}$ 是速度矢量； $\mu$ 是流体粘度； $p$ 是压强； $E$ 是能量； $k$ 是导热系数； $T$ 是温度。

模型中的动量源项 $\vec{F}_M$ 包括电弧压力 $F_{arc}$ 、连续表面力 $F_{ma}$ 、表面张力 $F_s$ 、电磁力 $F_{em}$ 、重力 $F_g$ 与浮力 $F_{by}$ 。能量源项 $Q_M$ 包括了电弧热 $Q_{arc}$ 以及热辐射与对流换热 $Q_{loss}$ 。

超音频脉冲电流引入后，会对电弧改性，使电弧的热力特性发生改变。这使得传统电弧的热流密度 $Q_{arc}$ 和压力 $F_{arc}$ 模型与传统电弧的存在差异。已有的研究<sup>[18]</sup>提出了适用于超音频脉冲电弧的热流与压力模型，并验证了其适用性。其中，热流模型 $Q_{arc}$ 为：

$$Q_{arc}(x,y) = \frac{6K_q \eta UI(t)}{\pi(a_{q1} + a_{q2})b_q} \exp\left(-\frac{3(x-vt)^2}{a_q^2} - \frac{3y^2}{b_q^2}\right) \tag{4}$$

$$Q(K_q) = \iint_{\Omega} q(x,y) dS - \eta UI = 0 \tag{5}$$

电弧压力模型 $P$ 为：

$$F_{arc}(x,y) = \frac{6\eta_p K_p P_m}{\pi(a_{p1} + a_{p2})b_p} \exp\left(-\frac{3(x-vt)^2}{a_p^2} - \frac{3y^2}{b_p^2}\right) \tag{6}$$

$$F(K_p) = \iint_{\Omega} p(x,y) dS - F_{arc} = 0 \tag{7}$$

式中，热流全局调节系数 $K_q$ 与压力全局调节系数 $K_p$ 分别用于平衡模型能量输入与有效电弧功率<sup>[19]</sup>；热流模型形状参数 $a_q$ 、 $a_{q1}$ 、 $a_{q2}$ 、 $b_q$ 和压力模型形状参数 $a_p$ 、 $a_{p1}$ 、 $a_{p2}$ 、 $b$ 取值参见文献<sup>[19]</sup>；电弧热效率 $\eta$ 在正极性超音频模式下取0.846，负极性时取0.5<sup>[16]</sup>；压力系数 $\eta_p$ 正极性时为1，负极性时 $\eta_p = -1.879 \times 10^{-3} I + 1.136$ <sup>[18]</sup>；时变电流 $I(t)$ 依据表1中的电流参数设定； $U$ 为电弧电压， $v$ 是焊接速度；总电弧压力 $P_m$ 根据文献<sup>[20]</sup>测量的高频脉冲电弧压力数据计算。

其余热、力模型与环境 and 材料物理参数有关，而与焊接工艺无关，本文基于现有普适性方法引入热流损失模型、表面张力模型以及浮力与重力模型<sup>[17]</sup>。

3.4 电弧熔丝与TiC颗粒分布表征方法

使用VOF模型追踪熔池自由液面、沉积层表面以及包含着TiC颗粒的丝材熔液，用以描述熔池表面形貌、沉积层成形情况，并间接获得TiC颗粒的分布。VOF模型中涉及三相，分别是：气体相、基板金属相与丝材相，VOF模型通过求解体积分数方程来追踪各相的分布。对于三相流，需要求解两个独立的体积分数方程。第 $i$ 相的体积分数 $F_i$ 满足公式(8)，单元内各相体积分数相加为1。

$$\frac{\partial F_i}{\partial t} + \nabla \cdot (\vec{V} F_i) = 0 \tag{8}$$

式中： $F$ 为体积分数。

3.5 初始边界条件

所建立的数值模型的初始边界条件如表2所示，表中边界面与图2中的计算域对应。需要注意的是，基板材料入口(EDNM)和送丝入口均在仿真开始3 s后开启，即在熔池形成稳定状态后才加载。

4 实验与仿真结果

4.1 微观组织结构

电弧增材制造 TiC 颗粒增强 Al-Cu 合金构件合金单壁墙的典型截面微观组织形貌的光学显微镜图像如图 3a~3f 所示。其中图 3a 与图 3b 显示了采用常规 VPTIG 电流波形电弧熔丝增材制造工艺获得的 TiC 颗粒增强 Al-Cu 合金构建的显微组织。图像中晶粒尺寸较大，呈粗大等轴晶形貌，晶界不规则且明显，组织整体偏粗且不均匀。同时可观察到多个微孔洞和夹杂物，部分区域存在严重的组织偏析与熔合不良，TiC 颗粒呈团聚状态分布于晶界附近，强化相弥散性较差。这些缺陷的存在不仅削弱了合金构建的组织完整性，也降低了其致密性和力学性能，反映出常规工艺下熔池扰动不足、凝固过程控制不理想的局限性。

图 3c~3d 与图 3e~3f 分别对应在电弧电流中叠加 20 与 40 kHz 脉冲条件下构建的微观组织。与常规工艺相比，脉冲辅助下的组织表现出更明显的晶粒细化效应，晶粒分布更加均匀，晶界清晰规则，尤其在 40 kHz 条件下晶粒最为细小且呈高度等轴形貌。同时，缺陷数量显著减少，孔洞和夹杂物显著降低，TiC 颗粒呈现较为均匀的弥散分布，团聚现象大幅减弱。这表明，高频脉冲的引入显著增强了熔池内部的扰动与传质过程，改善了合金元素与颗粒的分布均匀性，并有效抑制了缺陷的形成。脉冲电流技术显著优化了组织结构和致密性，为提升构建件的综合性能提供了显著优势。

为量化分析不同电弧模式对晶粒尺寸的影响，通过EBSD对电弧增材制造 TiC 颗粒增强 Al-Cu 合金构件铝基体晶粒形态和尺寸进行表征，结果如图4所示。从反极图结果可以看出，所有增材制造 TiC/Al-Cu 合金均获

表2 数值模型边界条件

Table 2 Boundary conditions of the numerical model			
Boundary	Temperature/K	Pressure/Pa	Velocity/mm·s <sup>-1</sup>
Symmetry (ACDF)	0	0	0
Metal inlet (EDNM)	300	0	$v_z=5$
Metal outlet (BCKL)	300	0	-
Gas outlet (AIGF, EHJB)	300	0	-
Wire inlet	1300	0	$v_z=240$
Gas inlet (AFGI)	300	0	$v_z=420$



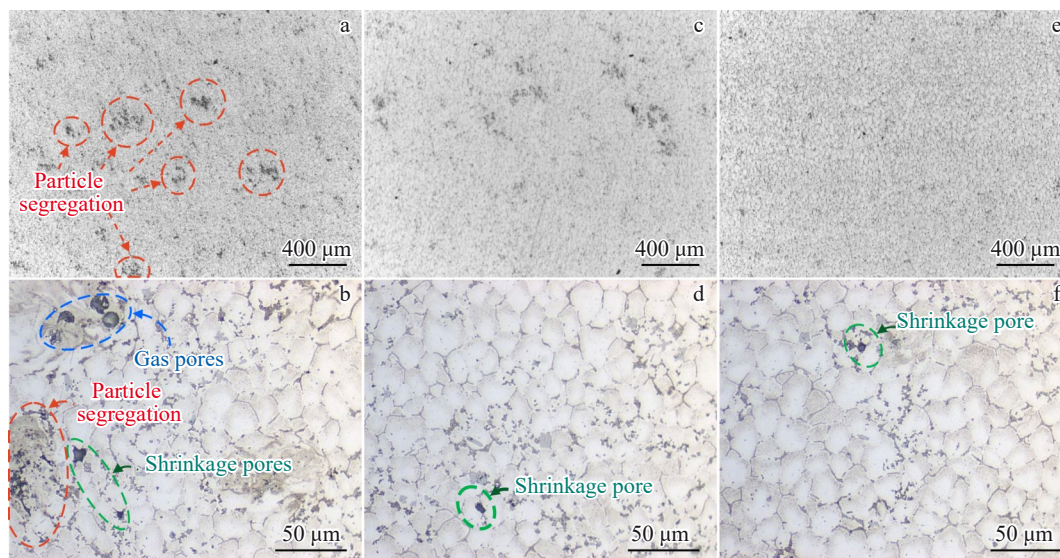


图3 电弧增材制造 TiC/Al-Cu 合金的金相组织

Fig.3 OM images of WAAM TiC/Al-Cu alloy: (a–b) VPTIG; (c–d) UFP-VPTIG with 20 kHz pulse frequency; (e–f) UFP-VPTIG with 40 kHz pulse frequency

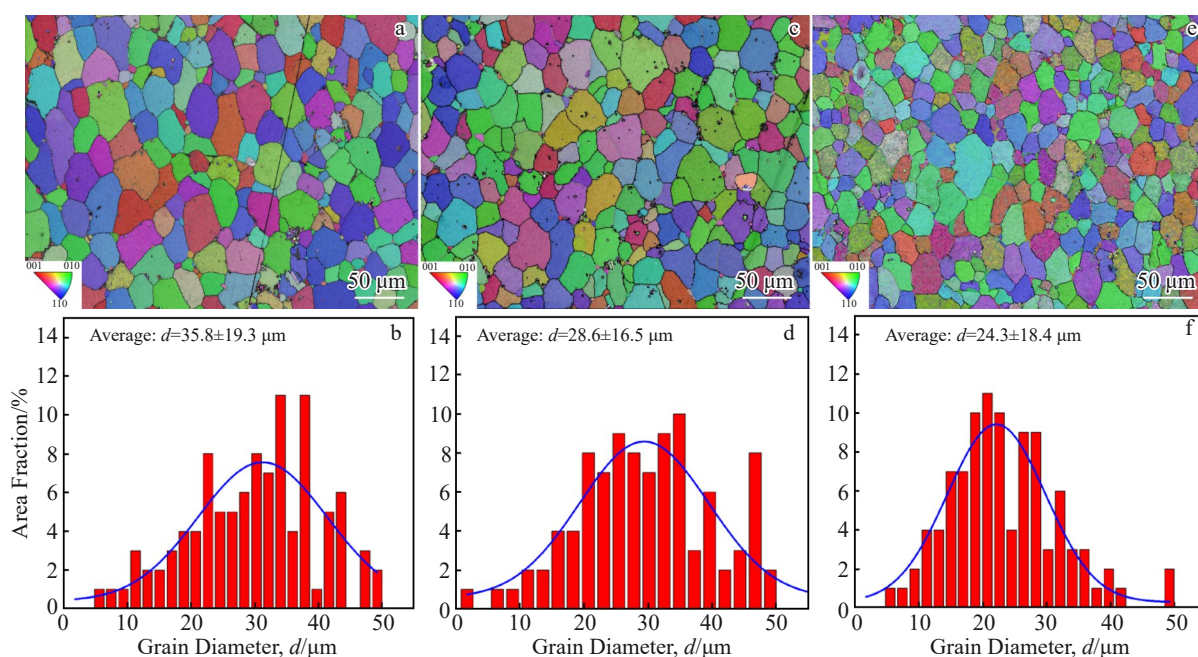


图4 电弧增材制造 TiC/Al-Cu 合金的晶粒形态和尺寸统计

Fig.4 Inverse pole figures (a, c, e) and statistical results of grain size (b, d, f) of WAAM TiC/Al-Cu alloy: (a–b) VPTIG, (c–d) UFP-VPTIG with 20 kHz pulse frequency, and (e–f) UFP-VPTIG with 40 kHz pulse frequency

得了均匀的等轴晶组织,并且晶粒取向呈现随机分布特征,表明弱织构强度。晶粒尺寸统计结果表明,VPTIG 模式获得的晶粒尺寸最粗大,平均晶粒尺寸达到  $35.8\ \mu\text{m}$ , UFP 电弧的引入导致平均晶粒尺寸减小,当 UFP 频率为 40 kHz 时,晶粒最细小,平均晶粒尺寸降低至  $24.3\ \mu\text{m}$ 。需要特别指出的是,TiC 颗粒的引入导致凝固时发生异质形核,进而获得均匀等轴晶组织,晶粒尺寸主要受形核率的影响,形核率越高终态凝固组织越细小。形核率又

与 TiC 颗粒尺寸、分布特征等因素有关,在颗粒尺寸相同的条件下,颗粒分布越弥散,形核率越高,进而获得更加显著的组织细化效果。晶粒尺寸表征结果也间接说明了 UFP 电弧对颗粒均匀分布的有益作用。

图 5 展示了电弧增材制造 TiC 颗粒增强 Al-Cu 合金单壁的典型截面的 SEM 表征结果。其中图 5a~5c 展示了采用常规 VPTIG 工艺制备的 TiC 颗粒增强 Al-Cu 合金的内部微观组织 SEM 图像。基体中分布有大量亮色第

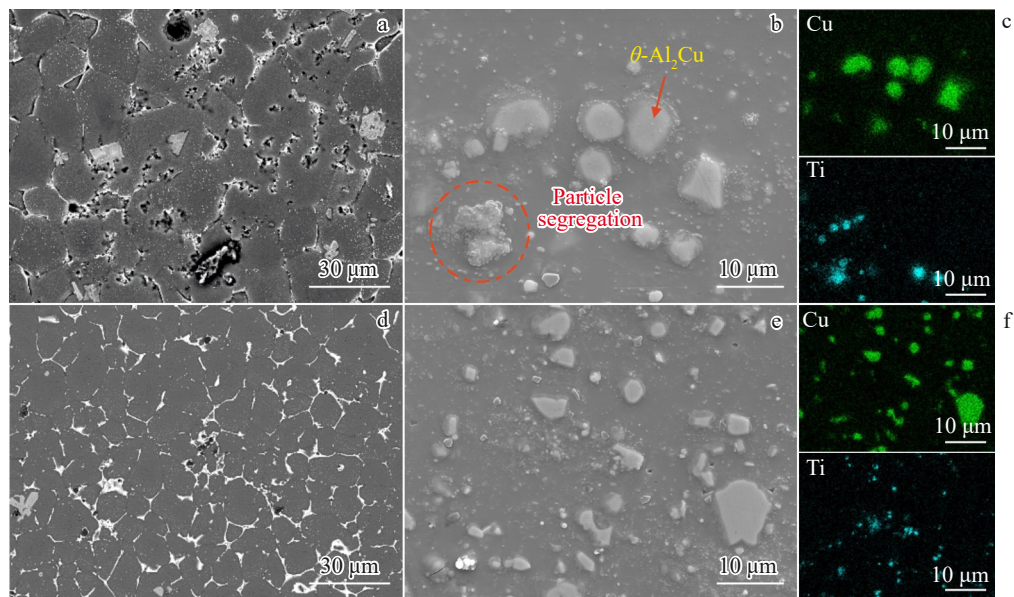


图5 电弧增材制造 TiC/Al-Cu 合金的截面 SEM 照片及 EDS 元素面分布

Fig.5 Cross-section SEM images (a–b, d–e) and EDS element mappings (c, f) of TiC/Al-Cu alloy fabricated by WAAM: (a–c) VPTIG and (d–f) UFP-VPTIG with 20 kHz pulse frequency

二相颗粒，形态多为不规则多边形、块状或箭头状，为未充分熔融的 TiC 颗粒或在凝固过程中析出的金属间化合物(如  $\text{Al}_2\text{Cu}$  或  $\text{TiAl}_3$ )。此外，在晶粒内部及晶界处存在大量微孔洞和收缩裂纹，这些缺陷源于熔池流动性不足导致的气体夹杂或凝固应力积累。通过图 5c 元素分布结果可以确认，VPTIG 模式下，合金内部存在大量的富 Ti 颗粒在局部区域聚集，即形成了严重的颗粒聚集缺陷。尽管 TiC 颗粒有助于晶粒细化，但其分布不均及与基体结合不良的现象可能成为裂纹萌生源，从而对材料的整体力学性能产生不利影响。图 5d~5f 所示为使用 UFP-VPTIG (20 kHz) 获得的样品微观组织 SEM 图像。与常规工艺相比，该图像中晶粒更加细小且分布均匀，晶界趋于规则化，反映出凝固过程得到有效控制。通过图 5f 成分分析结果可以清楚看到，合金内部富 Ti 颗粒分布更加弥散，且第二相颗粒尺寸明显减小。表明在脉冲电流扰动作用下，TiC 颗粒得以充分分散，团聚现象明显减弱。同时，孔洞与裂纹等缺陷数量显著减少，说明熔池内部流动性与气体逸散能力得到改善，有助于获得更致密的组织结构。超音频脉冲通过增强电弧稳定性与热输入调制，促进了熔池对流与热传导，从而改善了组织均匀性和形貌完整性。且本研究结果取自单道多层沉积的单壁墙构件，从微观表征结果可见其层间热累积效应并未削弱 UFP 工艺的调控作用。该结果表明，通过超音频脉冲调控电弧行为是一种有效提升增材构件内部组织质量与结构完整性的技术路径。

4.2 熔池多物理场分布

图 6 展示了 TiC 颗粒增强 Al-Cu 合金增材制造单道

熔覆的数值模拟结果。图 6a 展示了两个变极性周期内，熔池中心垂直于增材方向(TD)横截面的流场。结果表明，尽管存在细微差异，不同周期内的整体流动模式一致。正极性阶段(基板接正极)始终呈现以熔池中心为对称轴的稳定环流：表面熔体由外向内流动，至底部后沿边界向两侧折返并返回表面。负极性阶段(基板接负极)则因电弧能量骤减、压力消失，导致中底部原有环流结构破坏：熔池横向中心区域出现自下而上的上涌流，受阻后向两侧分流。鉴于负极性阶段行为的特殊性，后续分析聚焦正极性阶段。

图 6b 展示了熔池稳定后较长时间内，表面及过电弧中心厚度截面的流场与温度场。流场方面：不同时刻表面流动模式一致，熔体由后部及两侧向前部中心汇聚；内部截面显示汇聚的高温熔体在中心向下输送，至底部后随熔池前移向后流动。温度场方面：不同时刻分布高度相似，仅因瞬时表面形貌差异存在微小波动。这证实了熔池流动模式在稳态阶段具有高度时空一致性，任一代表性时刻的分析均适用。因此，本研究选取了 8.696 s 时刻作为分析实例(图 6c~6d)。

图 6c~6d 分别对比了引入超音频脉冲(UFP-VPTIG)与未引入脉冲(常规 VPTIG)条件下仿真获得的沉积层形貌、熔池尺寸、熔池形貌、温度场分布及流场分布。对比结果显示：常规 VPTIG 模式下，熔池流动遵循经典模式<sup>[21]</sup>，即在 Marangoni 力驱动下，表面熔体由中心向四周流动，抵达熔池边界后沿壁面向底部流动，最终在熔池底部中心交汇并向上返回表面，形成 Marangoni 环流。此模式下，电弧输入热量主要沿熔池表面扩散并聚集于上



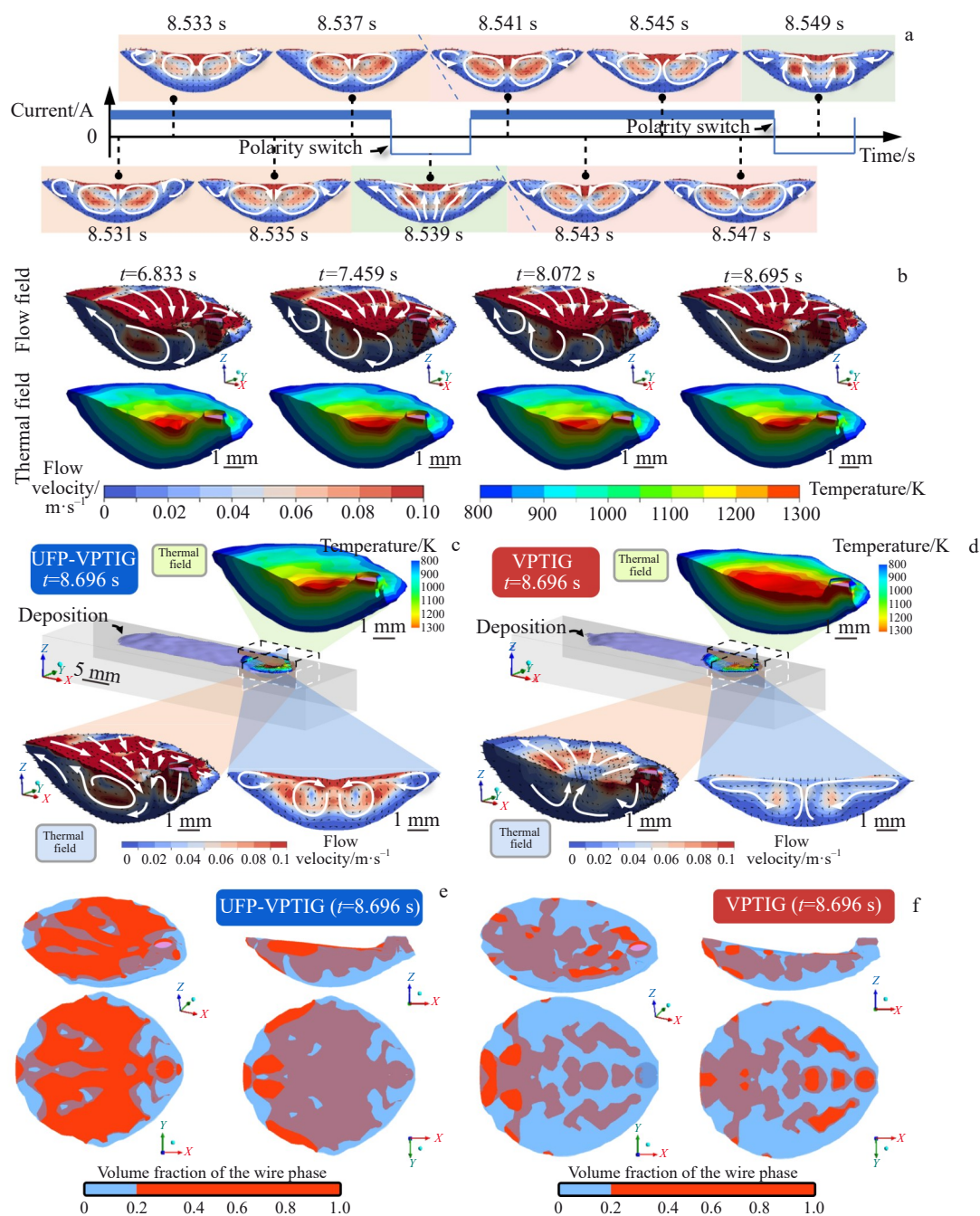


图6 TiC/Al-Cu合金电弧增材制造过程数值模拟计算结果

Fig.6 Numerical simulation results of WAAM process for TiC/Al-Cu alloy: (a) transient molten pool fluid flow during a periodic variable-polarity cycle, (b) UFP-VPTIG molten pool thermal-fluid fields at multiple time points, (c) thermal-fluid field in UFP-VPTIG molten pool, (d) thermal-fluid field in VPTIG molten pool, (e) phase-field distribution within UFP-VPTIG molten pool, and (f) phase-field distribution within VPTIG molten pool

表面区域,导致温度场呈现表面高温特征。热量更倾向于驱动熔池水平方向扩展,因此模拟获得的熔池尺寸相对更大,对比亦证实此点。

相反,UFP-VPTIG模式下图6c),熔池表面熔体由四周向中心汇聚,随后由中心向下输送并向后部流动。根据图6c中II截面视图,中心下行的熔体到达底部后沿熔池边界向两侧分流,最终返回表面,形成左右对称的双环流结构。在此流动模式下,电弧输入的热量不再局限于

熔池表面,而是向整个熔池深度方向扩散,使得温度场分布更为均匀。这种均匀的温度分布有利于促进增材构件内部形成更细小的晶粒组织。同时,相较于常规VPTIG,UFP-VPTIG熔池流速显著提升,流场中出现更大范围的高速流动区域(尤其在熔池表面及内部主环流区)。高速流动促进了丝材熔融元素与基体熔体之间的充分混合,从而有效抑制TiC颗粒团聚并促进第二相弥散分布。

图6e、6f展示了常规VPTIG与UFP-VPTIG两种电

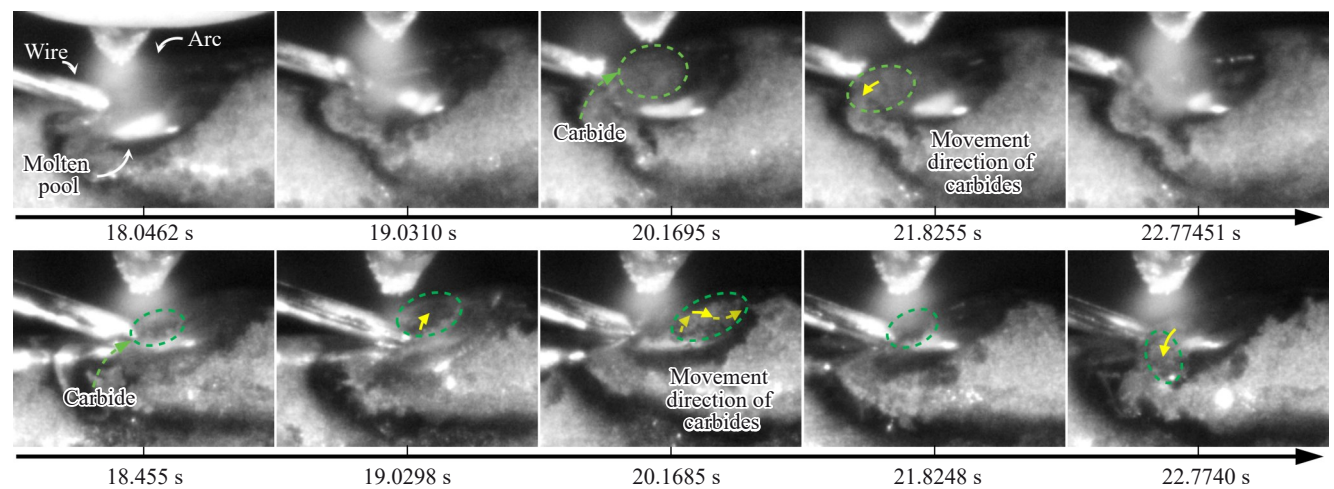


图7 TiC/Al-Cu合金电弧增材制造过程中的熔池图像

Fig.7 Images of melt pool in WAAM process for TiC/Al-Cu alloy: (a) UFP-VPTIG with 20 kHz pulse frequency and (b) VPTIG

流模式下,丝材熔体进入熔池后的分布状态。该分析基于VOF方法,其中丝材被定义为独立相。在此框架下,体积分数为1的区域代表纯丝材相,体积分数为0的区域代表纯基体金属相,而体积分数介于0和1之间的区域则代表丝材相与基体相的混合熔体。通过设定体积分数0.2作为相区分阈值进行观察。UFP-VPTIG模式下,熔池含有丝材相的混合熔体区域显著更大。这表明丝材及其携带的TiC颗粒与基体熔体实现了充分混合,与前述流场分析结论一致。而在常规VPTIG模式下,含丝材相的混合熔体区域范围较小,预示着该模式下TiC颗粒更易发生问题。

综上所述,TiC颗粒增强Al-Cu合金增材制造单道熔覆的数值模拟结果表明:超音频脉冲的引入改变了熔池的流动模式,显著增强了熔池流动性,并使熔池温度场分布趋于均匀。这些熔池特性的改善有效促进了丝材熔体与基体熔体的充分混合,进而抑制TiC颗粒偏聚、细化微观组织并促进第二相弥散。

4.3 动态熔池形貌

对增材制造成形过程的监测结果如图7所示,展示了两种模式增材成形过程中近似相同位置的连续的5帧图像。相比较而言,尽管两种模式采用相同的送丝速度,UFP模式下熔池的平面尺寸更小,这与数值模拟结果一致,该现象源于UFP电弧因物理特性更集中而具有更小的电弧半径。对于追求高精度成形的增材制造而言,在保证沉积效率的前提下,更小的熔池平面尺寸意味着能量输入更为集中,这对于控制构件的最终尺寸精度和减少热变形至关重要。两种模式下,熔池表面均存在TiC颗粒形成的富集团聚物。通过直观对比可见,传统VPTIG模式中熔池表面的团聚物数量更多、分布面积更大。根据图6的数值模拟,这是由熔池内部的Marangoni对流驱动所致。在增材制造的逐层累积过程中,这一现

象的后果尤为严重:冷却后,这些团聚颗粒会固化并附着在当前沉积层的表面,形成一层粗糙、黑灰色的污染层。当下一层材料熔覆于此时,这个不平整的表面将严重阻碍新旧层之间的有效冶金结合,极易在层间界面处引入未熔合、夹杂等致命缺陷,最终破坏整个增材构件的致密性和力学性能。通过观察这些团聚物的运动轨迹,也直观地证实了Marangoni对流的存在,与仿真结果相互印证。相比之下,UFP-VPTIG模式则展现出对增材过程更优的适应性。其熔池表面几乎没有颗粒团聚残留,丝材熔化形成的少量团聚物被稳定地推向熔池前沿并沿边缘运动,从而确保了每一个新形成的沉积层都拥有洁净、平滑的表面。这为后续层的熔覆提供了理想的基底,是实现高质量层间结合、保证构件整体性能均匀性的前提。结合Liu等<sup>[22]</sup>的研究,超音频脉冲电弧中心具有更高的热流密度。因此可以推断,超音频脉冲通过改变电弧的热-力耦合特性,增强了电弧对熔池的作用,进而提升了熔池的流动性并改变熔池的流动模式。正是这种对熔池行为的优化,从根本上改善了TiC增强Al-Cu合金增材制造构件在层层累积过程中的微观组织演变与物相分布,最终获得高质量的成形件。

5 结论

- 1)超音频脉冲电弧作用下,增材沉积组织晶粒显著细化,形貌规则且分布均匀,TiC颗粒呈现良好的弥散状态,团聚现象大幅减弱;同时,孔洞、夹杂等典型缺陷显著减少,组织致密性与完整性明显提升。
- 2)数值模拟结果表明,超音频脉冲调控改变了传统电弧熔池以Marangoni驱动为主的单环流模式,引导熔池形成更均匀、高速的双环流流场,显著增强了熔池的内部混合与热传导能力。
- 3)熔池图像分析表明,超音频脉冲VPTIG通过增强

电弧热-力耦合与熔池流动性,有效抑制 TiC 颗粒团聚,改善层间冶金结合与表面质量,从而实现高质量的 TiC/Al-Cu 合金电弧增材制造。

## 参考文献

## References

- [1] 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
- [2] Li Quan(李权), Wang Guoqing(王国庆), Luo Zhiwei(罗志伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(11): 3969
- [3] Cong Baoqiang(从保强), Sun Hongye(孙红叶), Peng Peng(彭鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1359
- [4] Tawfik M M, Nemat-Alla M M, Dewidar M M. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 13: 754
- [5] Zeng C Y, Sun X J, Qi B J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 842: 143078
- [6] Toda H, Inamori T, Horikawa K et al. *Materials Transactions*[J], 2013, 54(12): 2195
- [7] Ji F L, Qin X P, Hu Z Q et al. *International Communications in Heat and Mass Transfer*[J], 2022, 130: 105789
- [8] Tan Z J, Yu K, Zeng C K et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 329: 118458
- [9] Gu J L, Ding J L, Williams S W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 18
- [10] Fang X W, Zhang L J, Chen G P et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 800: 140168
- [11] Dai W, Guo W, Xiao J et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 203: 78
- [12] Gao Changqi(高昌琦), Ma Qin(马勤), Wei Yupeng(魏玉鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 643
- [13] Cai X Y, Zeng C Y, Yang Q F et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 940: 148572
- [14] Cong B Q, Cai X Y, Qi Z W et al. *Additive Manufacturing*[J], 2022, 51: 102617
- [15] Chang Zijin(常子金), Zhang Ruize(张睿泽), Zeng Caiyou(曾才有) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(3): 706
- [16] Ke W C, Oliveira J, Cong B Q et al. *Additive Manufacturing*[J], 2022, 50: 102513
- [17] Ke Wenchao(柯文超), Cong Baoqiang(从保强), Qi Zewu(祁泽武) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2022, 58(2): 176
- [18] Jiang Zihao(姜自昊), Xiao Hong(肖宏), Zeng Caiyou(曾才有) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2025, 61(6): 133
- [19] Meng Xiangmeng(孟祥萌). *Thesis for Doctorate*(博士学位论文)[D]. Jinan: Shandong University, 2017
- [20] Yang M X, Li L, Qi B J et al. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2017, 22(7): 580
- [21] Traidia A, Roger F. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2011, 54(9–10): 2163
- [22] Liu H, Qi B J, Qi Z W et al. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2023, 211: 124251

## Microstructure and Property Optimization Mechanisms of TiC/Al-Cu Alloys Prepared by Ultrasonic Frequency Pulsed Wire Arc Additive Manufacturing

Jiang Zihao<sup>1</sup>, Zeng Caiyou<sup>2</sup>, Cai Xinyi<sup>1</sup>, Zhao Yuan<sup>1</sup>, Yang Qingfu<sup>1</sup>, Cong Baoqiang<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 102206, China)

(2. School of Mechanical Engineering, Beijing Institute of Petrochemical Technology, Beijing 102617, China)

**Abstract:** To address the issues of TiC particle agglomeration and pore defects of TiC particle-reinforced Al-Cu alloys prepared by wire arc additive manufacturing (WAAM), this study proposed a novel ultrasonic-frequency pulse (UFP)-assisted WAAM process. By modulating arc thermal characteristics, this method enhanced convective and turbulent behaviors in the melt pool, transitioning from a conventional Marangoni-driven flow to a more uniform dual-vortex structure. A computational fluid dynamics model was developed to trace TiC particle motion and revealed their improved mixing mechanism with the matrix under UFP conditions. Simulation results were validated by real-time melt pool imaging. Results showed that compared to conventional VPTIG, the UFP-VPTIG technique can significantly refine grains and improve homogeneity. Dispersed TiC particles are more uniformly, and porosity and segregation defects are reduced. This study offers a promising route for manufacturing high-performance Al-Cu alloy components.

**Key words:** wire arc additive manufacturing; particle reinforcement; aluminum alloy; microstructure; numerical simulation

Corresponding author: Cong Baoqiang, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 102206, P. R. China, E-mail: cong bq@buaa.edu.cn