

中厚钛合金双脉冲TIG深熔焊接机制研究

杨清福¹, 罗志伟², 曾才有¹, 姜自昊¹, 从保强¹, 齐铂金¹

(1. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191)

(2. 首都航天机械有限公司, 北京 100076)

摘要: 针对中厚度钛合金电弧焊存在的TIG电弧熔深浅和焊接效率低等问题, 以6 mm厚TC4钛合金为焊接材料开展TIG焊接试验, 研究了不同电弧模式(直流、低频脉冲、低频+超音频双脉冲)对熔池和焊缝成形的影响。基于有限元仿真研究了双脉冲焊接熔池的温度场和流场动态行为, 探究了双脉冲TIG焊接深熔机制。结果表明, 与恒流和低频脉冲模式相比, 双脉冲电流模式增加了熔池熔体流动速度, 能有效激发熔池中心深熔匙孔, 促进热源下移, 进而增大熔深。双脉冲TIG接头抗拉强度达到964 MPa, 接头强度系数为98%, 断后延伸率3.7%, 可实现近等强接头强度匹配。

关键词: 中厚钛合金; TIG焊接; 脉冲调制; 深熔匙孔; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0688-09

1 引言

双相钛合金TC4(Ti6Al4V)具有优异的综合力学性能和良好的抗腐蚀性, 是重要的海洋工程结构材料之一, 已广泛应用于舰艇船舶、深潜器、海上平台等海洋装备中^[1]。中厚度钛合金(3~12 mm)在大型海工装备制造领域的应用, 对提升装备的安全性和可靠性有着重要的作用。中厚钛合金焊接接头的质量决定了整体结构的服役性能, 实现中厚钛合金高效优质焊接是海洋工程装备制造的关键。钨极氩弧焊(TIG)由于电弧稳定、焊缝成形良好和能实现全位置焊接等优点, 是中厚钛合金焊接的常用方法。然而, 常规TIG焊存在电弧热量发散、熔深小等局限性, 焊接中厚钛合金时往往需要预开坡口, 通过多层多道填充, 焊接热输入大、效率低^[2]。

为突破TIG焊接的局限性, 学者们开展了大量的研究。通过对焊接电流进行脉冲调制可有效改变电弧热行为, 进而实现深熔焊接。研究结果表明, 通过对TIG电弧进行脉冲调制(脉冲频率50~5000 Hz), 可以改变电弧形态和压力, 有效提高电弧压力, 增强电弧对母材的穿透力, 从而获得更大的熔深^[3]。相较于恒流焊接, 脉冲TIG电弧可增大熔池内部流速, 对熔池有更强的搅拌作用^[4]。高频脉冲调制可进一步提升TIG电弧收缩效应显著, 熔池中心形成孔状熔深, 熔透能力增强^[5]。在针对2 mm TA15钛合金TIG焊接研究中发现, 超高频脉冲(60 kHz)TIG电弧相比常规TIG, 可显著减小焊缝晶粒尺寸, 且焊缝组织分布更均匀。接头延伸率和疲劳性能均高于常规TIG接头^[6]。

尽管现有的脉冲TIG焊接技术已经取得了一定的成果, 但仍然无法完全满足不同材料和厚度的焊接需求, 且对电弧热力行为的调控仍有提升空间。近年来, 研究人员将超音频方波脉冲(ultrasonic-frequency pulse, UFP, 20~100 kHz)与低频脉冲(low-frequency pulse, LP, 0~10 Hz)进行复合调制, 形成了双频复合脉冲(double-frequency pulse, DP)变极性TIG焊接技术并应用于中厚板铝合金焊接, 可实现单面焊、双面成形, 并有效细化接头组织和提升接头性能^[7]。超音频方波脉冲的引入增强了电弧力和挺度, 电磁搅拌力的增加使得熔池内部的对流换热更加充分。低频脉冲可实现“一闭一合”的深熔匙孔, 进一步提升熔透能力^[8]。

相比铝合金, 钛合金的导热性差、熔点高、液相粘度大。钛合金焊接熔池流动性和热量分布与铝合金焊接差异显著^[9]。目前, 双脉冲TIG焊接技术在中厚钛合金焊接尚未得到验证, 其熔池行为和深熔机制有待进一步探究。针对此, 本研究采用双频复合脉冲调制TIG焊接技术针对6 mm厚TC4钛合金进行不开坡口焊接试验, 对比研究不同电弧模式(恒流、LP、DP)对接头微观组织和力学行为的影响, 探究双脉冲深熔机制, 为中厚钛合金高效智能焊接提供理论指导和技术支撑。

2 实验

试验材料采用6 mm厚的TC4钛合金, 其化学成分如表1所示。基板尺寸规格为300 mm×100 mm×6 mm。填充材料为TC4同质丝材, 直径为1.2 mm。

收稿日期: 2024-10-18

基金项目: 国家自然科学基金(U20B2031, 52075024)

作者简介: 杨清福, 男, 1995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: yqf9506@buaa.edu.cn

表1 TC4钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy (wt/%)							
Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.06	3.92	0.3	0.013	0.014	0.014	0.15	Bal.

焊接系统如图1所示,主要包括焊接电源、焊枪及保护托罩、焊接运动平台、熔池监测、冷却水箱和保护气。焊接电源为自主研发的超音频TIG电源,可输出恒流(DC)、低频脉冲(0~10 Hz)、高频脉冲(20~100 kHz)以及任意组合的调制电流波形。试验分别采用恒流、低频脉冲、低频-高频双脉冲3种电流模式进行了TC4钛合金对板焊接试验,双脉冲电流波形如图1所示,试验详细焊接参数如表2所示。此外,固定参数有:低频脉冲占空比 D_b 为50%,高频脉冲电流 I_p 为80 A,频率 f_p 为40 kHz,占空

比 D_p 为50%,其中,平均电流 $I=(I_{b1}+I_{b2})D_b+I_pD_p$;焊接速度150 mm/min,送丝速度为1.8 m/min,焊接长度为150 mm,焊枪、托罩、背面保护气流量分别为15、20、5 L/min。

采用专用焊接相机(Xiris Automation Inc)拍摄不同脉冲模式下焊接过程中熔池的动态行为,使用与焊接相机相匹配的应用软件Weld Studio对图像数据进行采集与处理,研究了不同脉冲模式的熔池动态行为,并采用FLUNT软件对DP模式熔池温度场和流场进行仿真,分析双脉冲模式的深熔机制。

焊接完成待工件冷却至室温后,使用线切割设备对不同脉冲模式焊接接头进行了试样选取与制备,试样选取位置与尺寸如图1所示。图1a中为金相和力学性能测试试样选取位置。金相试样经过机械磨抛腐蚀后,使用

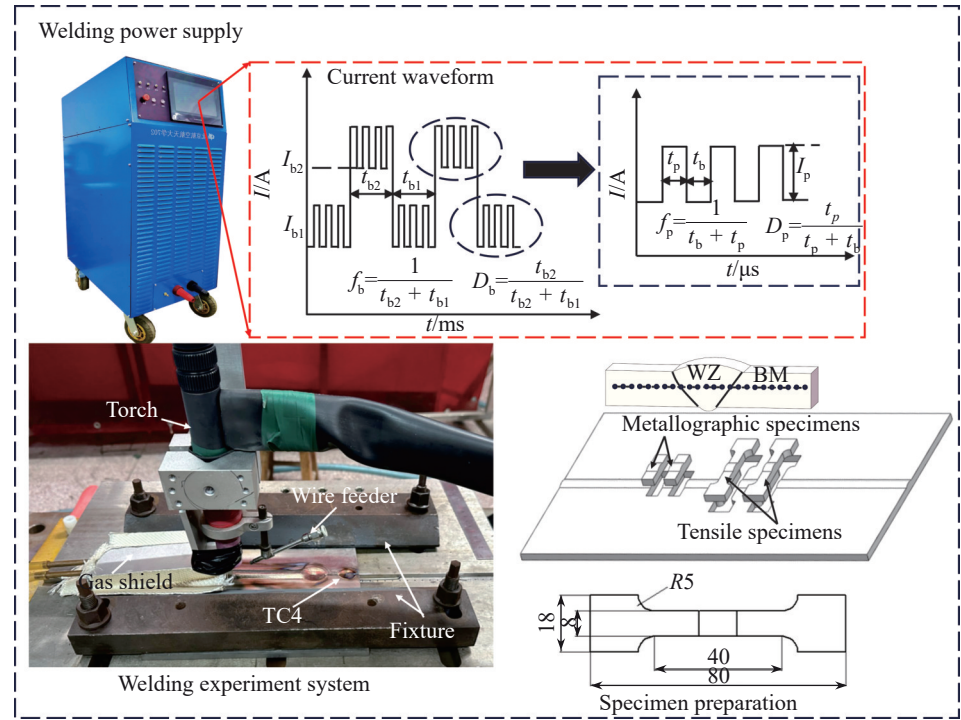


图1 钛合金深熔焊接系统及试样制备

Fig.1 Diagram of titanium alloy deep penetration welding system and specimen preparation

表2 6 mm厚 TC4钛合金对接焊工艺参数

Table 2 Welding parameters of TC4 titanium alloy with 6 mm in thickness

Pulse mode	I_{b1}/A	I_{b2}/A	I/A	f_b/Hz	I_p/A	f_p/kHz
DC	300	300	300	-	-	-
LP	180	310	245	2	-	-
LP-1	200	350	275	2	-	-
DP	150	320	275	2	80	40

Note: DC stands for direct current mode; LP and LP-1 are low frequency pulse modes with different parameters for each; DP stands for high frequency-low frequency composite pulse mode

金相显微镜对不同脉冲模式下的焊缝截面进行表征,测量了各种脉冲模式焊接接头的焊缝成形尺寸,分析了脉冲模式对焊缝成形的影响。

为确定DP模式焊接接头的微观组织特征,采用扫描电子显微镜(SEM, JEOL JSM-7900F)对接头的焊缝、熔合线和热影响区进行表征。采用FALCON 500维氏显微硬度计沿焊缝宽度方向对金相试样进行硬度测试,采样点的分布如图1所示。加载为200 gf,保持时间15 s,四方角锥体压头形成的压痕为轮廓清晰的正方形,量取压痕对角线长度后取平均值,计算维氏硬度值。

焊接接头板条狗骨头状拉伸试样按照标准

GBT228.1-2010 进行取样设计,具体尺寸如图 1 所示。使用电子万能试验机(Zwick BT2-FR250SN.A4K)进行测定,拉伸速率为 0.5 mm/min。通过数字图像关联技术(digital image correlation, DIC)记录拉伸过程中试样表面应变分布,所使用的 DIC 设备型号为新拓三维 XTOM-MATRIX-M。

利用 FLUNT 软件对熔池温度场和流场进行仿真计算,分析深熔匙孔产生的驱动力,探究其形成机制。计算域为 100 mm×50 mm×6 mm。计算域初始温度 300 K,气体区域厚度 2 mm,TC4 钛合金基板厚度 6 mm。采用对称边界条件以缩短计算时间。模型分为焊接区域和母材区域,焊缝区域采用正方形网格,尺寸为 0.2 mm,母材区域采用网格分级,最小尺寸 0.2 mm。计算时间步长为 2×10^{-4} s。仿真所使用的 TC4 钛合金材料热物理参数参考文献[10]。使用 C 语言编辑用户自定义函数模拟焊接过程中的力学作用、界面演变等物理现象。本研究采用

的电弧热流模型和电弧压力模型见文献[11–13]。

3 结果与分析

3.1 焊缝成形

不同脉冲电流模式下焊缝截面形貌如图 2 所示。与 DC 模式相比,LP 模式与 DP 模式的焊道都具有明显的“鱼鳞纹”特征(图 2d、2f、2h)。这由于周期性脉冲电弧使得电弧压力周期性变化,从而让熔池中心的匙孔相应地动态变化,且鱼鳞纹间距与低频脉冲的频率有一定的关系。由图可知,DC 模式下焊缝区域呈现扁而平的形貌,熔深较小;LP 模式下焊缝区域形貌由扁平转为窄而深;DC 与 LP 模式下,均未实现 6 mm 板的全熔透。DP 模式下焊缝区域形貌为漏斗状,与 DC 模式相比,DP 模式的平均电流更小,但其熔深增加;与 LP 模式相比,平均电流相等的条件下,实现了全熔透。引起这一现象的原因是低频脉冲基值与峰值周期性变换改变了原有的电弧形态,对熔池作用增强。在此基础上叠加高频脉冲可以更

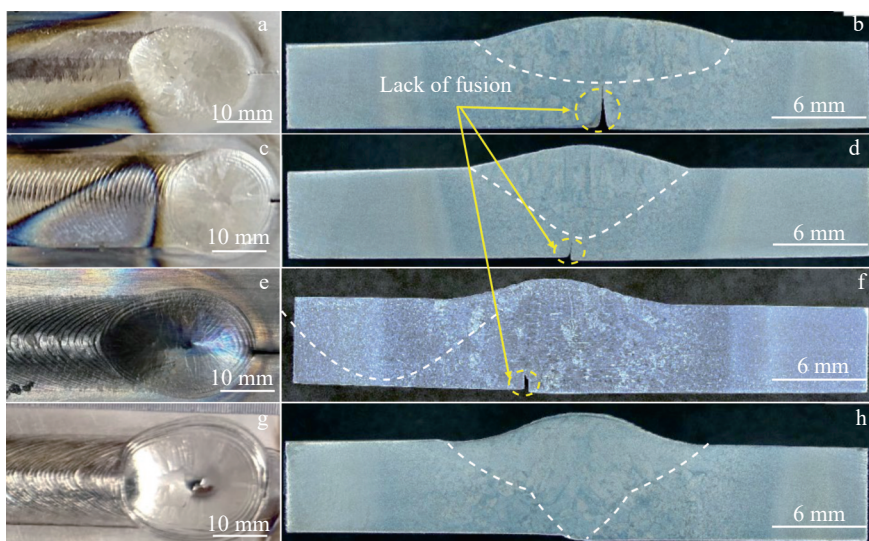


图2 不同脉冲模式焊缝的外观与截面形貌

Fig.2 Appearances (a, c, e, g) and cross-section morphologies (b, d, f, h) of WZ under different arc modes: (a–b) DC; (c–d) LP; (e–f) LP-1; (g–h) DP

为精确的控制电弧能量分布,同时电弧中心区域的电弧压力进一步增加,从而产生了深熔匙孔。

进一步研究了不同脉冲模式对焊缝成形尺寸的影响,测量了焊缝熔宽与熔深,结果如图 3 所示。DC 模式焊缝熔宽 17.5 mm,熔深 2.5 mm。LP 模式焊缝熔宽 15.0 mm,熔深 4.0 mm;LP-1 模式焊缝熔宽 16.0 mm,熔深 5.5 mm。与 DC 模式相比,LP 模式下焊缝熔宽减小了 2.5 mm,熔深增加了 1.5 mm。这是由于 LP 模式周期性变化的电流使得电弧中心下方的熔池出现小孔,电弧被小孔吸引,从而增加了电弧对深度方向的热作用。DP 模式下焊缝熔宽 16.5 mm,熔深 6.0 mm。与 DC 模式相比,平均电流降低,其熔透能力显著增大;与 LP 模式相比,平均

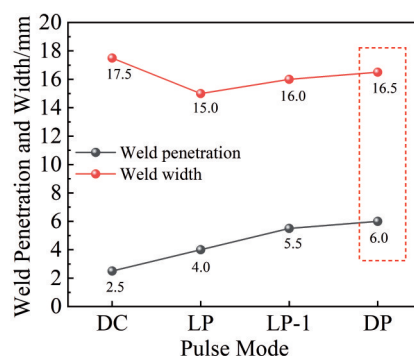


图3 不同电弧模式的焊缝成形尺寸

Fig.3 Dimensions of WZ under different pulse modes

电流相同,熔透能力更大。这都得益于深熔匙孔的存在。

3.2 微观组织

焊接接头显微组织的形貌和相成份直接影响其力学性能。对DP模式下焊接接头不同区域的微观组织进行

表征,分析其组织演化行为。TC4钛合金母材、焊缝区域和热影响区的微观组织如图4所示。由图4可知,TC4钛合金母材微观组织为典型的热塑性成形+退火态双相($\alpha+\beta$)组织,由大量均匀等轴 α 相和少量 β 相组成, β 相分

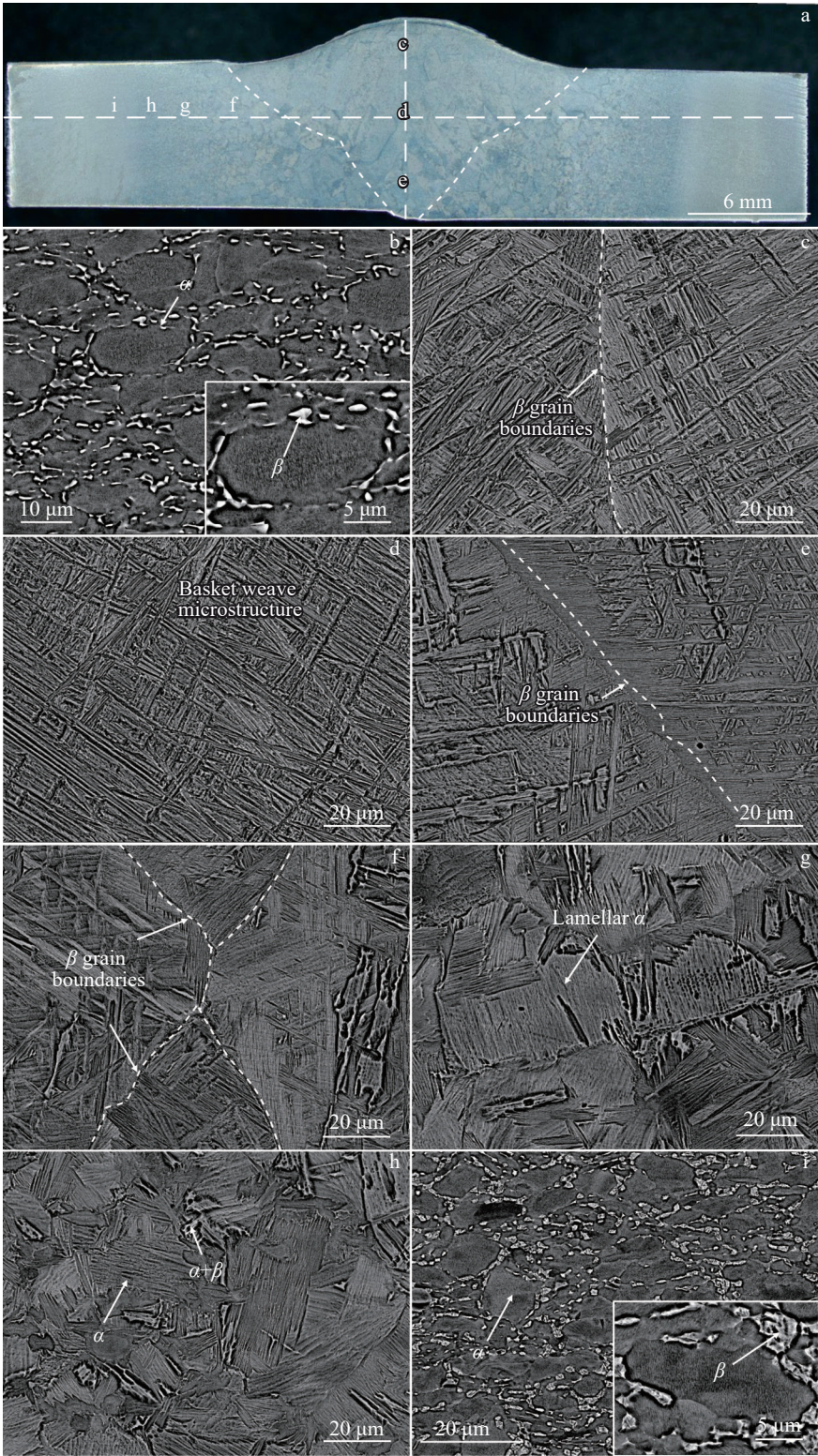


图4 TC4钛合金母材、焊缝区域和热影响区的微观组织

Fig.4 Microstructures of BM, WZ, and HAZ of TC4 titanium alloy: (a) joint cross-section; (b) base metal; (c) upper part of WZ; (d) middle part of the WZ; (e) bottom of WZ; (f) HAZ near to WZ; (g-h) middle part of the HAZ; (i) HAZ near to BM

布在晶界处。图 4c~4e 为焊缝区域的微观组织,主要分布针状 α 相;晶粒之间存在原始 β 晶界,晶内则为针状 α 交错而成的网篮组织, α 相间存在残余 β 相。这是由于焊缝熔池中的液态金属冷却凝固, β 相最先析出,温度下降至 $\alpha+\beta$ 相相区时, α 相优先在 β 晶界处形核并生长长大。不同取向的 α 相将抑制其生长,形成集束 α ,随着冷却凝固过程的继续,不同生长方向的集束 α 在 β 晶界内部存在择优取向,形成片状的、取向不一的 α 相。

焊接过程中,熔池与基板金属之间存在温度梯度,靠近焊缝位置的温度最高,越靠近基板,温度越低^[14]。因此,热影响区不同位置经历的焊接热循环特征存在着显著差异,进而导致热影响区组织构成复杂。图 4f~4i 为热影响区的微观组织。图 4f 为近焊缝区的微观组织,由于焊缝熔池温度高于 β 转变温度,初生 α 相转变为 β 相,进一步冷却凝固形成细小针状 α 相和 β 相转变组织。热影响区中部位置(图 4g~4h)温度降低,高温 β 相在一定冷却速度下形成了这种片层状 α 。近母材区域温度最低,冷却速度最大,该区域并未发生相变, β 相经历一定程度生长长大。

3.3 力学性能

不同脉冲模式的焊接接头显微硬度如图 5 所示。由图可知,DC 模式的接头母材(BM)、热影响区(HAZ)和焊缝(WZ)3 个区域的平均显微硬度分别为 291、311 和 313 HV_{0.2}。LP 模式分别为 309、323 和 333 HV_{0.2};LP-1 模式分别为 307、322、336 HV_{0.2}。DP 分别为 307、321 和 336 HV_{0.2}。不同脉冲模式下接头焊缝和热影响区的硬度略高于母材,热影响区显微硬度高于母材,母材区为 α 相和 β 相,而热影响区存在交错的 α 片层,晶粒尺寸远小于初生 α ,细化的晶粒导致其硬度的提升,母材中 β 相的含量也高于热影响区中的 β 相含量, β 相组织相较于 α 相组织的硬度低。

上述工艺试验中,DC 与 LP 模式均未实现 6 mm 厚

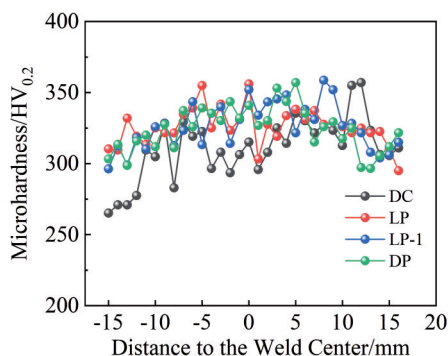


图 5 不同脉冲模式下接头的显微硬度分布

Fig.5 Microhardness distribution of joints under different pulse modes

TC4 板的全熔透,存在未焊透缺陷,无法准确表征其力学性能。因此,选取 6 mm 厚母材与 DP-TIG 接头进行室温拉伸试验,获得焊接接头的拉伸性能,其结果如表 3 所示。从表 3 中结果可知,母材的抗拉强度为 986 MPa,延伸率为 12.8%,这说明经过热锻和退火具有较好的塑性。DP 模式接头的平均抗拉强度 964 MPa,断后延伸率 3.7%,接头强度系数为 98%,DP 模式下的焊接接头的抗拉强度与母材几乎等强。

通过应变分布结果进一步说明接头的拉伸变形行为,母材与 DP 模式的接头拉伸应变演化如图 6 所示。由图 6 可知,当母材应变达到材料屈服阶段,出现了局部应力集中的区域,断裂时在断口位置呈现明显的缩颈。当 DP 模式下,当接头应变达到材料屈服阶段,热影响区与母材交界处出现了局部高应变,这说明已发生有局部塑性变形。随着载荷的增大,塑性变形只局限于热影响区与母材交界处附近区域,接头其他区域保持较低的塑性应变水平,拉伸试样整体塑性变形来源于局部区域有限的塑性应变。随着力的加载,最终断裂位置出现在热影响区。

3.4 双脉冲 TIG 深熔焊机制

本试验通过熔池监测和模拟仿真结合的方式,研究熔池动态行为,探究双脉冲深熔焊接机制。

3.4.1 熔池行为

采用焊接熔池监测相机,采集了 DC、LP 和 DP 模式的熔池图像,分析了不同脉冲模式周期内的熔池行为,其中,低频脉冲周期 0.5 s,基值阶段时间和峰值阶段时间均为 0.25 s,高频脉冲周期 25 μ s,图中 t_0 、 t_1 、 t_2 分别为 DC、LP 和 DP 模式下的基值阶段某一时刻,不同时刻所对应的熔池图像如图 7 所示。DC 模式下,熔池中心无小孔存在,更大热量集中在熔池表面,无法向熔池底部传导,导致焊接熔深较小。LP 模式下,基值电流期间,电流主要起到维持电弧的效果。当电流从基值向峰值切换时,电弧弧柱区正下方的熔池出现了 1 个小孔,小孔尺寸随着电流的增加而向下扩张。电流达到峰值时,小孔尺寸趋于稳定。小孔向下扩张使得熔池底部热量得到增加,熔深随之增加,但增加的程度有限。在平均电流相同的条件下,DP 模式下峰值电流期间电弧弧柱区正下方的熔池出现了匙孔,其尺寸明显大于 LP 模式下的小孔,这是由于高频电流的引入改变了电弧形态,使得电弧对熔池的作用

表 3 母材与双脉冲 TIG 焊接接头拉伸性能

Table 3 Tensile properties of BM and DP-TIG weld joint

Parameter	UTS/MPa	Elongation/%	Joint strength factor/%
BM	986	12.8	-
DP-1	954	3.3	97
DP-2	974	4.0	99

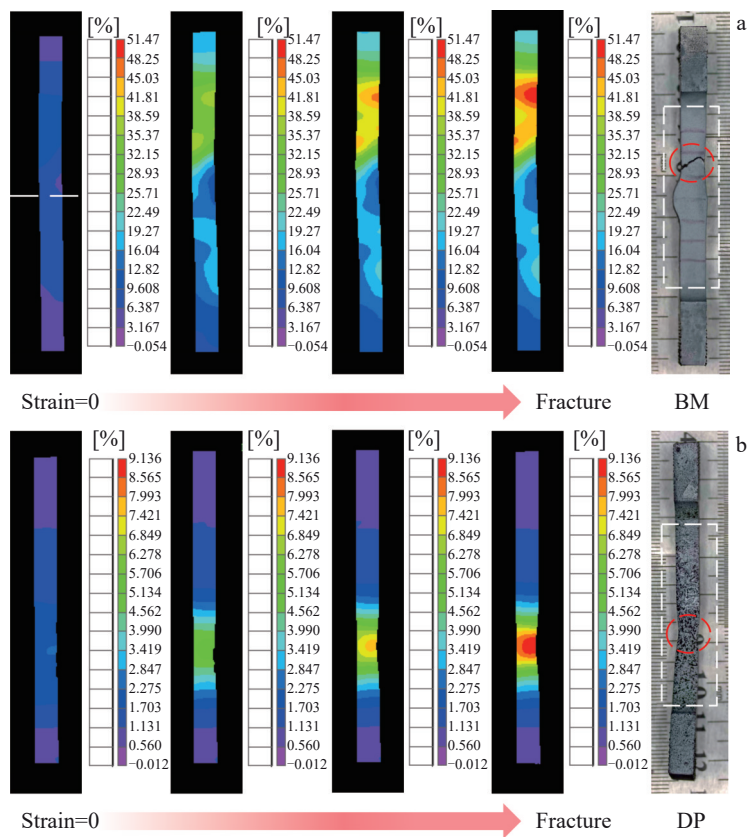


图6 不同TC4钛合金接头拉伸应变演化

Fig.6 Evolutions of tensile strains of different joints of TC4 titanium alloy: (a) BM and (b) welding joint (white dashed box indicates the DIC testing area and the red color marks the fracture location)

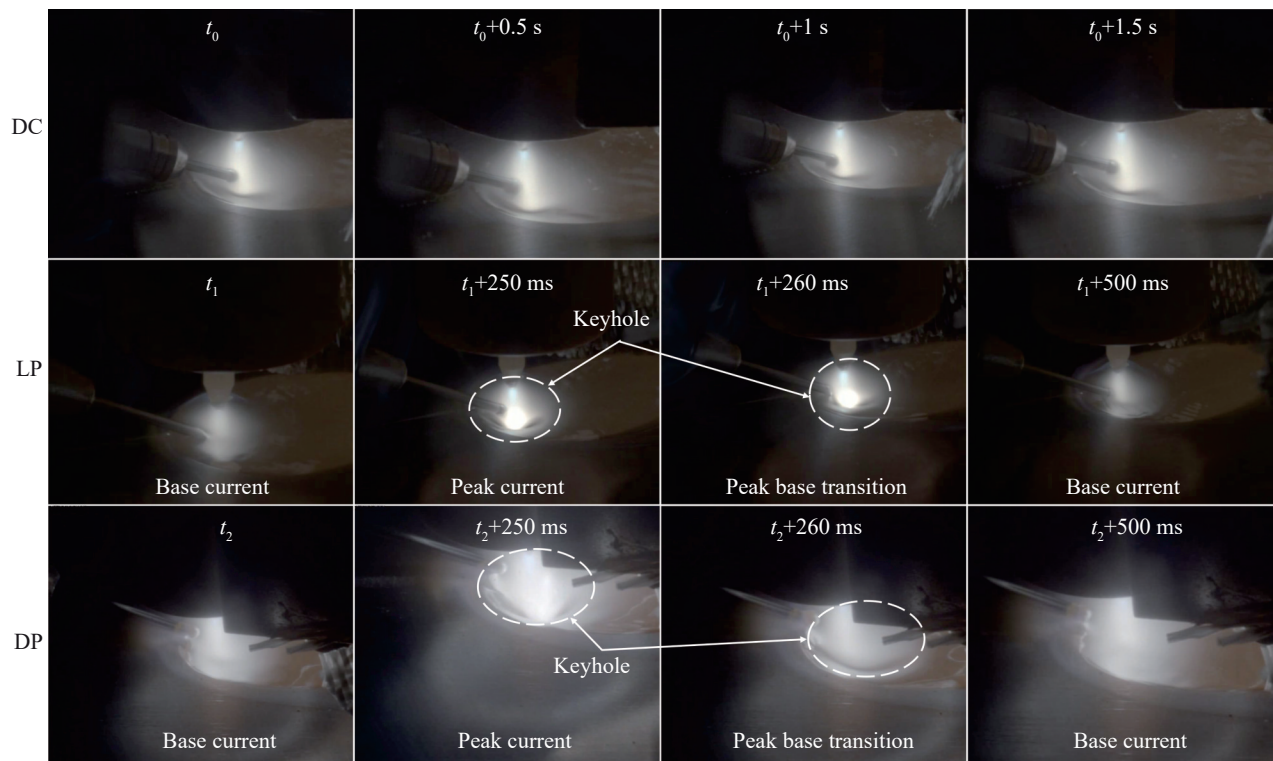


图7 不同脉冲电流模式下脉冲周期内的熔池行为

Fig.7 Molten pool behavior in a single cycle under different pulsed current modes

增强,从而增加了匙孔深度,进而形成更大的熔深,实现了6 mm厚TC4钛合金单面焊双面成形全熔透焊接。

3.4.2 熔池温度场和流场仿真

为更精确的模拟实际的传热传质过程,将双脉冲热源分解为基值叠加高频(DC150 A+80 A, 40 kHz, 50%)和峰值叠加高频(DC320 A+80 A, 40 kHz, 50%),构建了2个独立热源模型,并分别对热源模型采用定点烧蚀5 s,对比其焊缝形貌,以验证热源模型的准确性,保证后续结果准确可靠,验证结果如图8所示。由图8可知,试验与仿真吻合,表明仿真模型能够较为准确地反映焊接过程中电弧的热力行为。

上述的熔池行为表明深熔匙孔是DP模式熔深增加

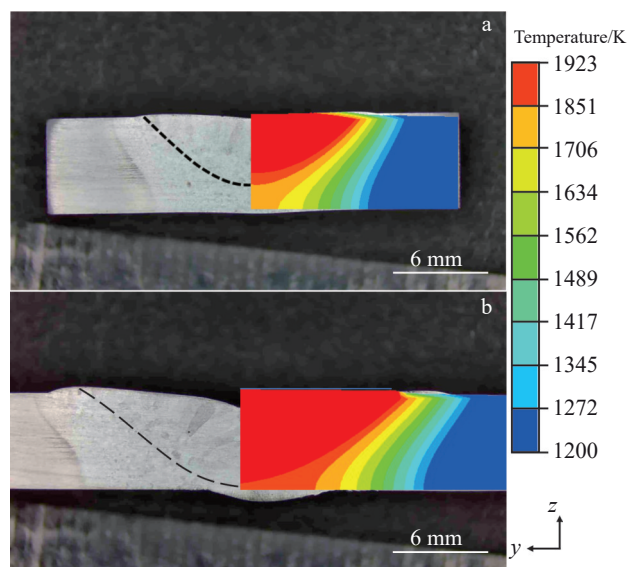


图8 仿真模型验证

Fig.8 Verification of simulation model with high frequency: (a) base value and (b) peak value

的主要原因。对DP模式下脉冲基值和峰值阶段进行模拟计算,得到熔池的温度场和流场的仿真结果,如图9所示。由图9可知,基值阶段时,熔池高温区域集中在电弧中心下方区域,峰值阶段熔池高温区域更大,熔体温度更高,能量也越高。与此同时,峰值阶段,电弧中心下方的熔体呈现逆时针运动的涡流,熔池中上部出现匙孔,具有更高温的熔融金属将热量传递至熔池底部,而在熔池后端的熔融金属有顺时针运动的环流。基值阶段,熔池底部和熔池后方的熔融金属受电弧热量和电弧压力的影响较小,熔融金属向熔池中上部回流。结果表明^[15-16],电弧压力随电流变化而变化,峰值阶段电流大且存在高频变化的电流,熔池中上部受到的电弧压力增加,因而改变了熔池中上部的熔融金属的流向。DP模式不仅改变了熔池中熔融金属的流动方向,对其流动的速度同样存在一定的影响,其仿真结果如图9所示。由图9可知,峰值阶段流速最大的区域为电弧中心下方区域,最大速度为0.27 m/s,而基值阶段为熔滴进入的位置,速度为0.17 m/s。因此,峰值阶段熔池流动更为剧烈,而基值阶段主要起到匙孔回填的效果。

作用在熔池表面的力是匙孔产生的关键因素^[17]。以匙孔底部作为研究对象,其受力分析如图11所示。匙孔底部同时受到电弧压力轴向分量 P_{a-z} 、熔池液态金属静压力 P_h 和表面张力 P_s 的作用,具体表现为 P_{a-z} 方向向下, P_h 和 P_s 方向向上。欲使匙孔达到平衡状态,需满足 $P_{a-z}=P_h+P_s$ 。焊接过程中峰值阶段电流幅值较大,向下的电弧压力轴向分量 P_{a-z} 超过熔池所受的表面张力 P_h 和静压力 P_s 的合力,熔池自由表面液面下移,熔池向下凹陷,产生深熔匙孔。三者力的作用达到准平衡状态时,匙孔也相应的达到平衡。相反,基值阶段电流幅值较小,表面张力 P_h 和静压力 P_s 的合力起主导作用,深熔小孔逐渐回填。

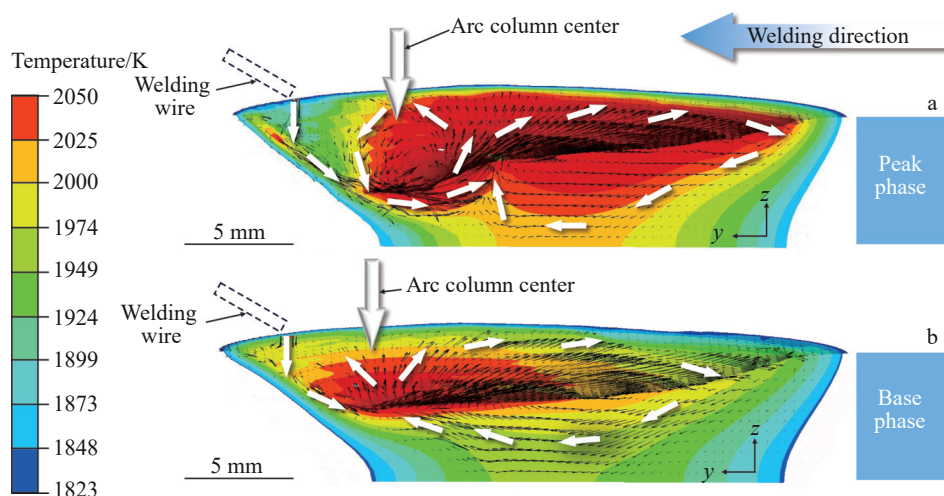


图9 DP模式下熔池温度场和流场

Fig.9 Temperature field and flow field in the DP molten pool: (a) peak current phase and (b) base current phase

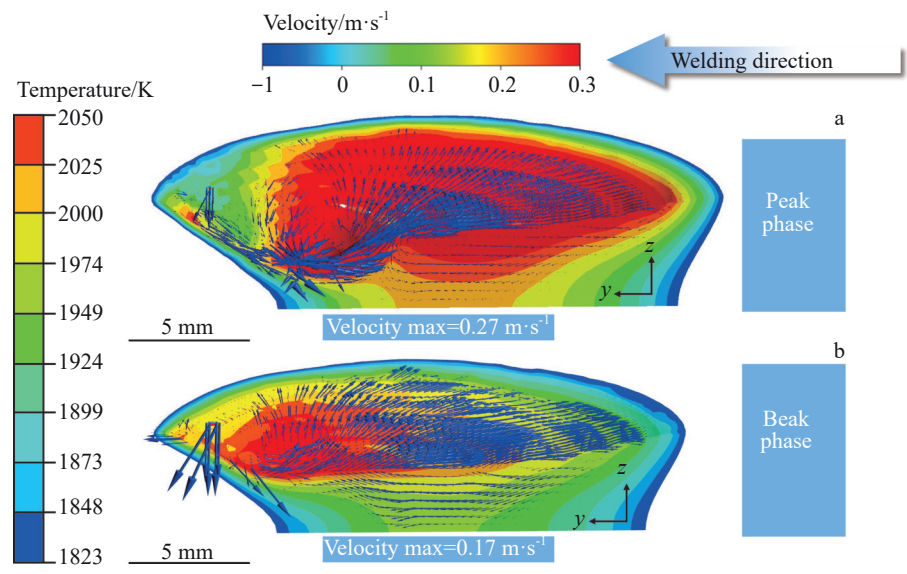


图10 DP模式下熔池流速
Fig.10 Molten pool velocities under in DP mode: (a) peak current phase and (b) base current phase

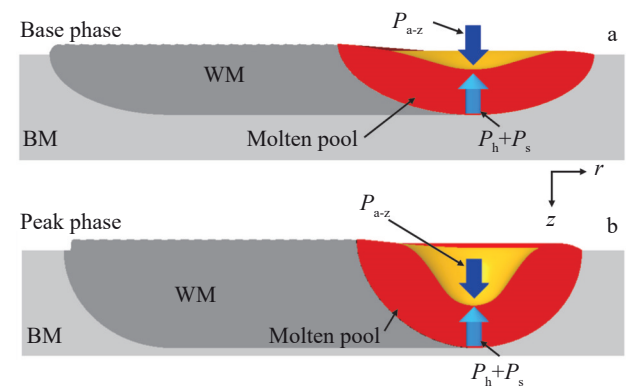


图11 熔池小孔底部受力分析
Fig.11 Force analysis of the bottom of the small hole inside the molten pool under the dual-pulse mode: (a) base current phase and (b) peak current phase

4 结论

1)针对6 mm厚TC4钛合金平板对接焊,在不开坡口的条件下,采用双脉冲焊能实现钛合金单面焊双面成形,焊道具有“鱼鳞纹”特征,焊缝形貌呈现漏斗状。

2)DP模式下,TC4钛合金焊接接头焊缝区域主要由针状 α 相构成的网篮组织,热影响区则表现出从近焊缝区的细小针状 α 相和 β 相转变组织到近母材区域的 β 相生长变化的复杂组织结构,这些变化由双脉冲焊接过程中的熔池动态变化所决定。

3)不同脉冲模式下的接头硬度均略高于母材,其中DP模式接头的硬度最高,且焊缝和热影响区的硬度均高于母材,表明细化的晶粒和微观组织对硬度有显著影响。DP模式接头的室温拉伸性能接近母材水平,显示出良好的强度。塑性变形主要集中在热影响区与母材交界

处,最终断裂也发生在此区域。

4)DP模式下,脉冲焊接过程中,基值阶段熔池的高温区域集中在电弧下方,而峰值阶段高温区域扩大,熔体温度和能量增加。峰值时,熔池中部出现涡流和匙孔,熔融金属流动增强。而基值阶段主要为匙孔回填。熔池流动受电弧压力和表面张力的影响,峰值阶段电弧压力增加,导致熔池中心熔体向底部和后端流动,促进深熔匙孔扩张。

参考文献 References

[1] Song Dejun(宋德军), Niu Long(牛 龙), Yang Shengli(杨胜利). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1100

[2] Li Yan(李 岩), Li Yanbiao(李艳彪), Liu Qi(刘 琪) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 692

[3] Wang Yuxiao(王宇霄), Jiang Yuxia(蒋玉霞), Xu Lei(徐 磊) *et al.* *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2023, 53(1): 106

[4] Guo Chaobo(郭朝博). *Numerical Simulation of Pulsed Current TIG Welding Arc and Pool*(脉冲TIG焊电弧及熔池的数值分析)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2011

[5] Wang Kaifei(王开飞). *Pulse TIG Root Welding Method and Process for Medium and Thick Plates*(中厚板脉冲TIG打底焊方法及工艺)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2019

[6] Wan Xiaohui(万晓慧), Zhao Haitao(赵海涛), Jin Junlong(金俊龙). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2017(7): 82

[7] Wang Y P, Qi B J, Cong B Q *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 34: 179

[8] Wang Y P, Cong B Q, Qi B J *et al.* *Journal of Materials*

- Processing Technology*[J], 2019(266): 253
- [9] Ma Xianglong(麻相龙), Cao Rui(曹睿), Dong Hao(董浩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1002
- [10] Xiao X, Dong S W, Hisaya K *et al. Additive Manufacturing*[J], 2024, 82: 104029
- [11] Jiang Zihao(姜自昊), Zeng Caiyou(曾才有), Yang Qingfu(杨清福) *et al. Aerospace Manufacturing Technology*(航天制造技术)[J], 2024(3): 34
- [12] Meng Xiangmeng(孟祥萌). *Formation Mechanism of Weld Appearance Defects in High-speed GTAW and Their Suppression Measures*(高速 GTAW 焊缝表面成形缺陷的形成机理及其抑制措施)[D]. Jinan: Shandong University, 2017
- [13] 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
- [14] Fang Naiwen(方乃文), Guo Erjun(郭二军), Xu Kai(徐锴) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(6): 1665
- [15] Bai X W, Paul C, Ding J L *et al. International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2018, 124: 504
- [16] Meng X M, Qin G L, Zou Z D *et al. Materials & Design*[J], 2016, 94: 69
- [17] Yin Yuhuan(尹玉环), Wang Yipeng(王义朋), Gao Han(高焱) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3596

Deep Penetration Mechanism of Dual Pulse TIG Welding for Medium-Thick Titanium Alloys

Yang Qingfu¹, Luo Zhiwei², Zeng Caiyou¹, Jiang Zihao¹, Cong Baoqiang¹, Qi Bojin¹

(1. School of Mechanical Engineering & Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Capital Aerospace Machinery Co., Ltd, Beijing 100076, China)

Abstract: In response to the issues of shallow TIG arc penetration and low welding efficiency in medium-thickness titanium alloy arc welding, TIG welding experiments were conducted on 6 mm-thick TC4 titanium alloy. The effects of different arc modes (direct current, low-frequency pulse, and low-frequency plus high-frequency dual-pulse) on the weld pool and weld bead formation were studied. Finite element simulation was employed to investigate the temperature field and flow field dynamics of the weld pool in dual-pulse welding, and the deep penetration mechanism of dual-pulse TIG welding was analyzed. The results show that compared to constant current and low-frequency pulse modes, the dual-pulse current mode increases the flow velocity of the weld pool, effectively excites the deep penetration keyhole at the center of the pool, promotes the downward movement of the heat source, and thus increases the penetration depth. The tensile strength of the dual-pulse TIG weld joint reaches 964 MPa, the joint strength coefficient is 98%, and the post-fracture elongation is 3.7%, achieving a near-equal strength match for the joint.

Key words: medium-thick titanium alloy; TIG welding; pulse modulation; deep penetration keyhole; microstructure

Corresponding author: Qi Bojin, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering & Automation, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, E-mail: qbj@buaa.edu.cn