

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.08.07

FB780双相钢激光-电弧复合焊焊缝成形与背部驼峰抑制机理研究

张海龙¹, 方乃文², 赵梓森¹, 信国松³, 王新洪¹, 牛董山钰², 常朝祥²,
邹勇¹

1. 山东大学 材料科学与工程学院, 山东 济南 250399
2. 中焊科技发展(哈尔滨)有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150500
3. 聚力新材料科技(日照)有限公司, 山东 日照 276826

摘要: 针对4 mm厚FB780铁素体-贝氏体双相钢激光-电弧复合焊过程中易出现背部驼峰、塌陷和气孔等成形失稳问题, 采用光纤激光-电弧复合焊方法, 研究热源引导方式、激光功率、焊接电流和焊接速度对焊缝成形的影响, 并结合高速摄像分析电弧形态、熔滴过渡及背面成形过程。结果表明: 与激光引导相比, 电弧引导可通过预热母材、提高激光吸收率和稳定电弧-匙孔耦合获得更连续的正反面成形。在电弧引导、焊接电流120 A、焊接速度1.8 m/min条件下, 激光功率由4.0 kW增至5.0 kW时, 匙孔由临界贯通转变为稳定贯通, 背部驼峰消失; 继续增至5.5~6.0 kW时, 根部下坠和塌陷加剧。焊接电流主要影响熔敷金属供给和熔池铺展, 120 A时熔滴过渡和焊缝成形较稳定; 焊接速度1.8 m/min时, 单位长度热输入、匙孔稳定和熔池凝固节奏达到较好匹配。背部驼峰的形成与匙孔在部分熔透和完全熔透之间周期性切换有关, 其本质是根部液桥受力平衡被破坏。与实心焊丝相比, 药芯焊丝在成形评价范围内表现出更宽的工艺窗口和更好的背面成形稳定性。研究结果揭示了稳定全熔透与背部驼峰抑制之间的内在关联, 为FB780高强度钢复合焊接工艺窗口设计提供了实验依据。

关键词: FB780双相钢; 激光-电弧复合焊; 背部驼峰; 焊缝成形; 高速摄像

中图分类号: TG456.7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-2303(2026)08-0068-12

Weld Formation and Backside Humping Suppression Mechanism in Laser-Arc Hybrid Welding of FB780 Ferrite-Bainite Dual-Phase Steel

ZHANG Hailong¹, FANG Naiwen², ZHAO Zisen¹, XIN Guosong³, WANG Xinhong¹, NIU Dongshanyu²,
CHANG Zhaoxiang², ZOU Yong¹

1. School of Materials Science and Engineering, Shandong University, Jinan 250399, China
2. China Welding Technology Development (Harbin) Co., Ltd., Harbin 150500, China
3. Juli New Material Technology (Rizhao) Co., Ltd., Rizhao 276826, China

Abstract: Formation instabilities, including backside humping, collapse and porosity, often occur during laser-arc hybrid welding of 4 mm thick FB780 ferrite-bainite dual-phase steel. In this study, a fiber laser-arc hybrid welding process was used to investigate the effects of heat-source leading mode, laser power, welding current and welding speed on weld formation, with high-speed imaging used to analyze arc morphology, droplet transfer and backside formation. The results show that the arc-leading mode produces more stable front and backside weld formation than the laser-leading mode by preheating the base metal, improving laser absorption and stabilizing arc-keyhole coupling. Under arc-leading conditions, a laser power of 5.0 kW, welding current of 120 A and welding speed of 1.8 m/min provide the best balance among heat input, keyhole stability and solidification. Increasing laser power from 4.0 kW to 5.0 kW eliminates backside humping by changing the key-

收稿日期: 2026-07-01 修回日期: 2026-08-03

基金项目: 泰山产业领军人才工程(2024001)

作者简介: 张海龙(2001—), 男, 硕士研究生, 主要从事高强度钢激光-电弧复合焊接工艺开发工作。



hole from critical to stable penetration, whereas excessive power causes root sagging and collapse. Backside humping is mainly caused by periodic switching between partial and full penetration, which breaks the force balance of the root liquid bridge. Compared with solid wire, flux-cored wire shows a wider process window and better backside formation stability. The findings reveal the intrinsic link between sustained keyhole penetration and humping suppression, offering a practical basis for process window design in hybrid welding of FB780 high-strength steel.

引用格式:张海龙,方乃文,赵梓森,等. FB780双相钢激光-电弧复合焊缝成形与背部驼峰抑制机理研究[J]. 电焊机,2026,56(8): 68-79.

Citation:ZHANG Hailong, FANG Naiwen, ZHAO Zisen, et al. Weld Formation and Backside Humping Suppression Mechanism in Laser-Arc Hybrid Welding of FB780 Ferrite-Bainite Dual-Phase Steel[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(8): 68-79.

0 引言

先进高强钢因兼具高强度与良好成形性,已成为汽车轻量化结构件的重要候选材料。与传统铁素体-马氏体双相钢(DP钢)相比,FB780铁素体-贝氏体双相钢在保证强度水平的同时,具有更好的扩孔性能、边缘延展性及疲劳性能,在轮毂、悬挂及承载构件中展现出良好的应用前景^[1-3]。然而,此类钢种在焊接过程中对热循环较为敏感,若工艺控制不当,容易出现热影响区组织粗化、局部软化及焊缝成形失稳等问题,从而削弱接头服役可靠性^[4-5]。

传统MAG焊设备成熟、成本较低,但热输入偏大,难以兼顾高强钢接头的高效与高质量制造。单一激光焊虽能量密度高、焊接速度快,但对装配精度敏感,且易产生气孔、塌陷和咬边等缺陷^[6-8]。激光-电弧复合焊将高能束热源与电弧热源耦合,在提高熔深和焊接效率的同时改善桥接能力及熔池调控能力,已成为高强钢连接的重要发展方向^[9-11]。

已有研究表明,双相钢激光及复合焊接面临的核心问题不仅在于热影响区软化,更在于高速焊接条件下焊缝成形稳定性不足,尤其是根部周期性驼峰缺陷会显著降低焊缝连续性和承载可靠性^[12-14]。相较于正面驼峰,背部驼峰与全熔透条件下匙孔穿透状态、底部液桥受力平衡及熔池流动行为密切相关,其形成机制更复杂,对工艺窗口也更敏感^[15-16]。在熔滴过渡行为方面,复合焊中激光的存在显著影响电弧特性与熔滴过渡模式^[17-18],电弧在复合热源场中的形态与放电位置受匙孔蒸汽羽辉及等离子体分布的制约^[19-20]。此外,匙孔的瞬态行为及其与熔池的相互作用已被证实是决定熔透状态和成形质量的关键因素^[21-22]。目前,关于DP钢的相关研究

较多,而针对FB780铁素体-贝氏体钢激光-电弧复合焊接过程中焊缝成形规律及背部驼峰抑制机制的系统研究仍较少,尤其缺乏结合高速摄像的原位过程行为分析与不同焊丝类型的适用性对比。

基于此,本文以4 mm厚FB780双相钢为研究对象,采用光纤激光-MIG复合焊,围绕热源引导方式、激光功率、焊接电流和焊接速度等关键参数开展系统试验,重点分析焊缝宏观成形、背部驼峰演化规律及其形成机理;同时借助高速摄像原位捕捉电弧形态、熔滴过渡及焊缝背部形成过程,揭示工艺参数—热源耦合—熔池稳定性—成形缺陷之间的内在联系,并对比评价实心焊丝与药芯焊丝的工艺适用性,以期FB780高强钢复合焊接工艺优化提供实验依据与理论参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验母材为4 mm厚FB780铁素体-贝氏体双相钢,采用不开坡口对接方式。选用 $\varnothing 1.2$ mm实心焊丝ER50-6和药芯焊丝E81T1-K2C,母材及焊丝熔敷金属主要化学成分如表1、表2所示。焊前打磨并清洁待焊区,保护气体为纯Ar,流量20 L/min。

表1 FB780双相钢主要化学成分(质量分数,%)

Table 1 Main chemical composition of FB780 dual-phase steel (wt. %)

材料	C	Si	Mn	Nb	Al	Ti
FB780	0.04	0.8	1.5	0.045	0.04	0.14

1.2 焊接系统与工艺布置

复合焊接系统由IPG YLS-10000型光纤激光器(最大功率10 kW,波长1.07 μm)和Fronius TPS 5000 CMT焊接电源组成。激光头与工件法线倾斜



表2 焊丝熔敷金属主要化学成分(质量分数,%)

Tab. 2 Main chemical composition of the deposited metal of ER50-6 and E81T1-K2C welding wires (wt. %)

材料	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
ER50-6	0.14	1.64	0.41	0.13	0.07	0.05
E81T1-K2C	0.13	1.22	0.52	1.47	0.12	0.21

5°,焊枪与水平方向夹角55°,采用旁轴布置。主要工艺参数:光丝间距2 mm,离焦量0 mm,焊丝干伸长15 mm。优先选用电弧引导模式。

1.3 高速摄像系统与过程观察方法

采用高速摄像系统观察电弧形态、熔滴过渡及背部焊道形成过程。摄像机配合窄带滤光片和辅助照明使用,以降低强弧光干扰。

1.4 试验方案

以实心焊丝ER50-6为主,采用控制变量法考察热源引导方式、激光功率、焊接电流和焊接速度对焊缝成形的影响。基础参数范围见表3。焊后观察焊缝宏观形貌,测量熔宽、熔深和余高,并对背部驼峰间距进行统计。在此基础上,将相同或相近参数拓展应用于药芯焊丝E81T1-K2C,对比两种焊丝的工艺适用性。

表3 复合焊接主要工艺参数及范围

Table 3 Process parameters and their ranges for laser-arc hybrid welding

工艺参数	变化范围	不讨论时的固定值
热源引导方式	激光引导	电弧引导
焊接电流/A	80~160	120
焊接速度/(m·min ⁻¹)	1.2~2.7	1.8
激光功率/kW	4.0~6.0	5.0
光丝间距D _{LA} /mm	—	2
激光离焦量Δf/mm	—	0
焊丝干伸长量L/mm	—	15

1.5 宏观表征与评价方法

焊后沿焊缝横截面取样,经磨抛和4%硝酸酒精腐蚀后,采用超景深显微系统观察焊缝截面宏观形貌。熔宽 B 、熔深 D 及余高 H 的定义与测量位置均以焊缝截面几何特征为准。

对于背部驼峰缺陷,以焊缝背面连续区段为统计对象,测量首末两个驼峰中心间距 l 和驼峰总数 n ,并按式(1)计算平均驼峰间距 d :

$$d=l/(n-1) \quad (1)$$

式中 d 为平均驼峰间距(单位:mm); l 为统计区段

内首末驼峰中心间距离(单位:mm); n 为驼峰总数。 d 越小,表明单位长度内驼峰数量越多,背部成形越不稳定。

2 结果与讨论

2.1 热源引导方式对焊缝成形与电弧稳定性的影响

图1表明,在激光功率5.0 kW、焊接电流120 A、焊接速度1.8 m/min条件下,不同热源引导方式对4 mm厚FB780钢焊缝成形影响显著。激光引导时,焊缝表面可见明显气孔,背面成形不连续,焊道平整性较差;电弧引导时,焊缝表面连续,背面成形明显改善。

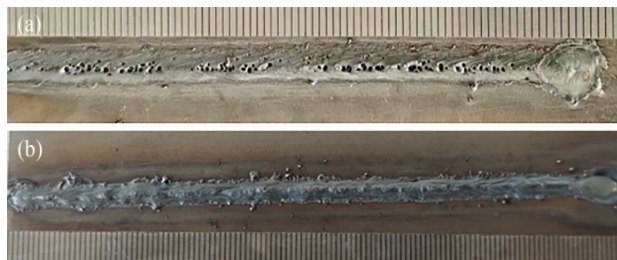


图1 不同热源引导模式下复合焊焊缝形貌;(a)电弧引导, (b)激光引导

Fig. 1 Weld morphologies under different heat source leading modes: (a) arc-leading, (b) laser-leading

激光引导模式下,激光首先作用于固态母材表面形成深窄匙孔。由于前方材料预热不足且表面反射率较高,匙孔的建立与维持对功率波动、表面状态及气氛扰动更为敏感。后置电弧虽能补充热量和熔敷金属,但对前方匙孔稳定性的改善有限。当匙孔波动加剧时,内部金属蒸汽和保护气体排出受阻,易诱发气孔;同时,深窄熔池横向展宽不足,熔融金属回填能力偏弱,焊缝表面更易出现局部隆起或不规则波动。

电弧引导则具有明显预热作用。前置电弧先在母材表面形成较宽浅的熔池,降低后续激光作用区的表面反射率,提高激光吸收率;激光更多作用于液态或半液态金属区,有利于匙孔稳定形成并持续贯通。更宽的熔池平台使流动路径与表面张力分布更平缓,因此焊缝正反面均更易获得连续成形。

图2的高速摄像结果进一步表明,电弧引导时



电弧根部明显偏向匙孔区域,弧柱挺度较好且收缩稳定。这是因为匙孔及其上方富Fe蒸汽区电离电势低于Ar气氛,更易形成低电压导电通道,电弧趋向锁定在匙孔附近放电,符合最小电压原理^[19-20]。相反,在激光引导条件下,后方高温熔池与前方匙孔同时构成低阻通道,电弧受双重竞争作用被拉宽、拉扁,阴极斑点在不同区域间跳动,导致熔滴过

渡波动和过程失稳。

综合以上分析,激光引导模式下的成形问题并非单纯热输入不足,而是热源时空次序改变后电弧—匙孔耦合恶化所致。对4 mm厚FB780钢复合焊而言,电弧引导能够更好地兼顾预热、激光吸收、匙孔稳定和熔池回填,是获得稳定成形的优选方式。后续参数优化均以电弧引导模式为基础。

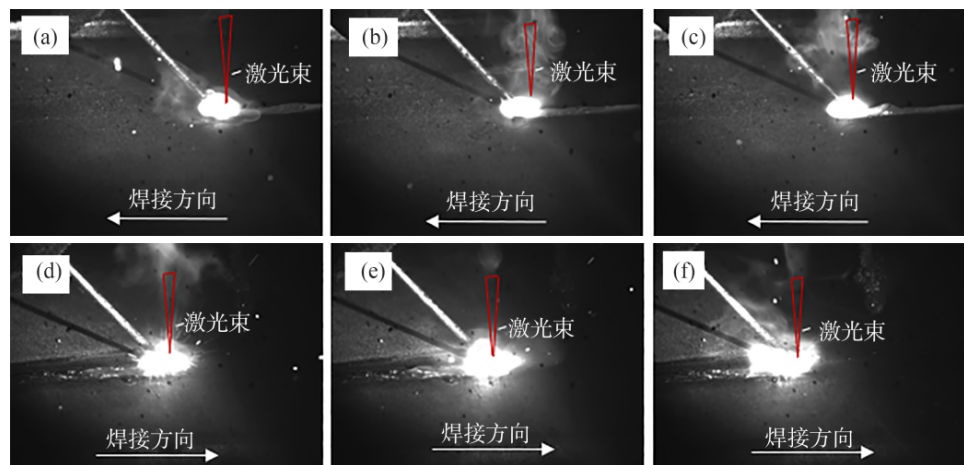


图2 不同引导方式的电弧形态:(a)~(c)电弧引导激光,(d)~(f)激光引导电弧

Fig. 2 Arc morphologies under different leading modes: (a)~(c) arc-leading laser, (d)~(f) laser-leading arc

2.2 激光功率对焊缝成形及背部驼峰的影响

在电弧引导、焊接电流120 A、焊接速度1.8 m/min的条件下,激光功率由4.0 kW增至6.0 kW时,焊缝成形呈现“背部驼峰—最佳成形—塌陷失稳”的阶段性变化,如图3、图4所示。

当激光功率为4.0 kW时,焊缝虽基本熔透,但背面出现大量密集且周期性排列的驼峰,表明热输入仅处于临界熔透附近,匙孔不能持续稳定贯通板厚。此时根部处于“部分熔透—完全熔透”交替状态:匙孔短时打开时,上部高温金属液在重力和流动惯性作用下向下泄放并局部堆积;匙孔重新闭合或减弱后,下坠通道受限,已下移金属迅速凝固并保留为驼峰。因此,低功率区的核心问题并非简单的未焊透,而是熔透状态的不连续。

激光功率提高到4.5 kW后,驼峰数量减少、间距增大,表明匙孔贯通频率提高,但仍未跨过稳定全熔透阈值。当功率达到5.0 kW时,背部驼峰消失,焊缝背面转变为连续平整焊道,说明匙孔已能持续稳定贯通,底部液态金属获得均匀支撑与回填条件,实现稳定单面焊双面成形。

当功率继续增至5.5~6.0 kW时,背面虽不再出现离散驼峰,但整体塌陷加剧,上表面余高降低甚至局部下凹。这是因为功率过高使匙孔内蒸汽反冲压力显著增强,熔池体积和流动强度同步增大,底部金属液持续承受更大的向下作用力,系统由“周期性失稳”转变为“持续性过熔透下坠”。由此可见,5.0 kW附近对应由不稳定贯通向稳定贯通转变的关键窗口,继续提高功率则使系统越过另一稳定边界,进入过度熔透区。

从几何尺寸看,熔深随功率增大总体上升,符合激光主导熔深的规律。熔宽在4.0~5.5 kW间逐渐增大,但6.0 kW时略有回落,这可能与高功率下蒸汽羽辉和等离子体效应增强,增强的等离子体对入射激光产生吸收和散射,并压缩电弧有效作用区,限制熔宽进一步扩展。余高在5.0 kW时达到最优,表明熔深、熔宽与熔敷金属分配达到较好平衡。

综上,激光功率对背部成形具有明显“阈值控制”特征,而非简单的线性关系。对4 mm厚FB780钢而言,5.0 kW是维持稳定全熔透、抑制背部驼峰的重要临界值。实际工艺设计中,判断标准不应仅



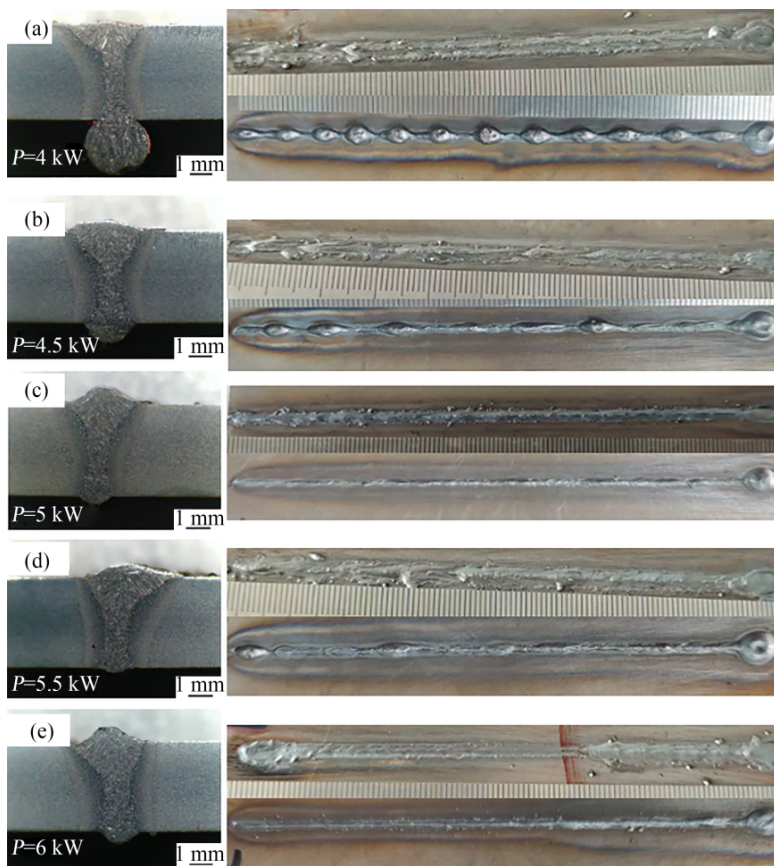


图3 不同激光功率下复合焊接头宏观形貌及焊缝正面与背面成形

Fig. 3 Macro-morphologies and weld formation of the hybrid welded joints under different laser powers

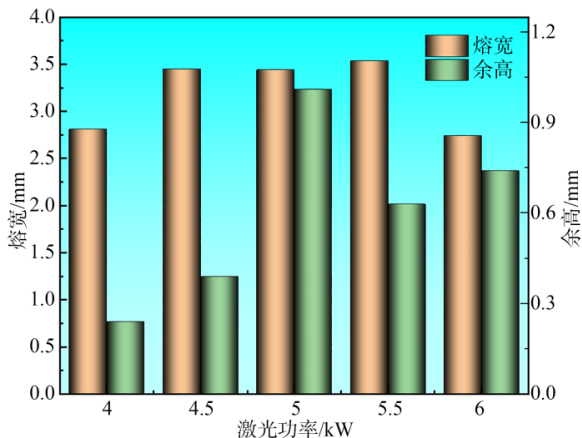


图4 激光功率对余高和熔宽的影响

Fig. 4 Effect of laser power on reinforcement and weld width

是“是否熔透”,更应关注“是否稳定全熔透”。

2.3 焊接电流对焊缝成形与熔滴过渡的影响

如图5、图6所示,在激光功率5.0 kW、焊接速度1.8 m/min条件下,焊接电流由80 A增至160 A时,焊缝熔宽和余高整体增加,且熔宽增幅更明显。这表明在复合焊中,电弧热源主要承担横向铺展与填

充作用,对熔宽和表面成形的贡献大于对熔深的影响。

当焊接电流为80 A时,电弧能量较低,焊丝熔化速率慢,熔敷金属供给不足,导致焊缝成形偏瘦、余高较低、熔池铺展能力有限。此时激光虽可保证一定熔透,但电弧对熔池稳定和宽度塑造的作用不足,焊缝易呈深而窄的形态。电流为120 A时,焊缝表面平整、熔宽适中、余高合理,电弧热输入与激光深熔作用实现了较好匹配。电流继续升至160 A后,熔宽和余高进一步增大,但表面开始出现气孔和局部成形不稳定,表明过高的电弧能量会干扰匙孔与熔池的动态平衡。

图7的高速摄像结果揭示了不同电流下熔滴过渡行为的差异。80 A下熔滴较大、过渡节奏较慢,主要表现为低频大滴短路过渡,虽飞溅不严重,但供滴节奏偏慢,不利于连续均匀填充。120 A时,短路频率提高,熔滴尺寸和过渡节奏更为协调,表现为稳定的大滴短路过渡,焊丝熔化、熔滴脱落与熔



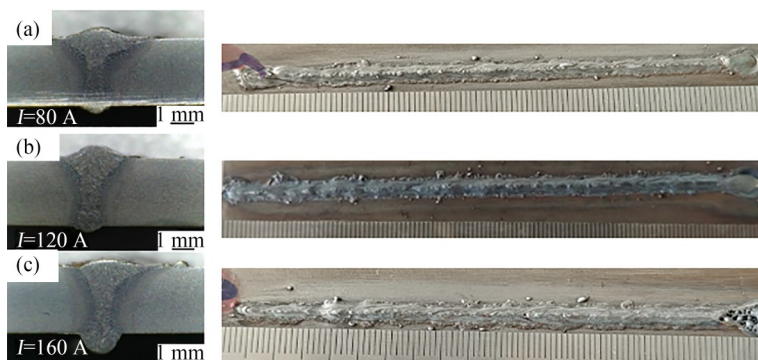


图 5 不同焊接电流下复合焊接头宏观形貌及焊缝成形

Fig. 5 Macro-morphologies and weld formation of the hybrid welded joints under different welding currents

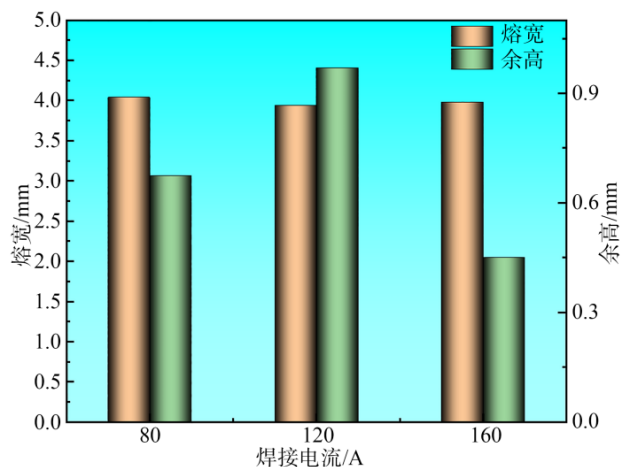


图 6 焊接电流对余高和熔宽的影响

Fig. 6 Effect of welding current on reinforcement and weld width

池吸收之间形成较好的时序匹配,有利于均匀受热的稳定和成形。160 A 时,熔滴过渡由短路过渡逐步向大滴自由过渡转变,增强的电弧吹力和电磁力虽提高了熔化效率,却也使熔滴轨迹波动加大;同时,电弧压力增强加剧了熔池表面扰动和匙孔前后壁振荡。若电弧等离子体密度过高,还可能吸收或散射部分激光能量,削弱热源协同效率。

上述结果表明,焊接电流并非越高越好,其合理范围取决于“熔滴稳定供给—电弧铺展—匙孔稳定”三者的匹配。电流过低导致填充不足、熔池薄弱;电流过高则带来强扰动、气孔和成形失稳风险。120 A 表现最佳,说明其能够使电弧填充功能与激光深熔功能相互协调而非相互干扰。这也进一步

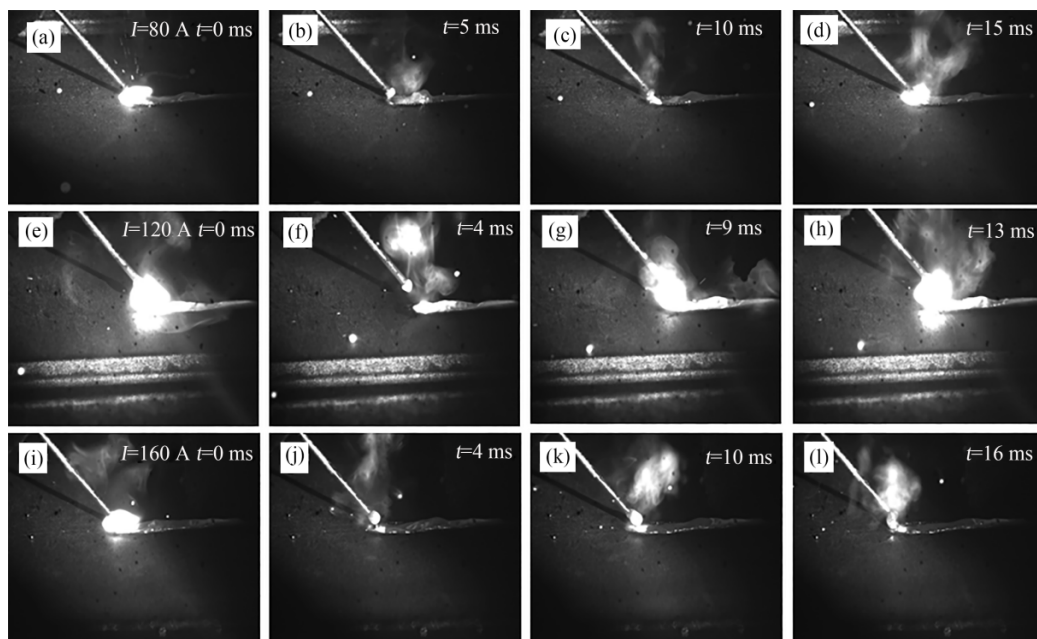


图 7 不同焊接电流下复合焊的熔滴过渡序列

Fig. 7 Metal transfer sequences of hybrid welding under different welding currents



印证了复合焊中“激光主控熔深,电弧主控熔宽与填充”的基本分工。

2.4 焊接速度对焊缝成形稳定性的影响

焊接速度决定单位长度热输入,是影响复合焊稳定性的核心变量之一。图8、图9表明,在激光功率5.0 kW、焊接电流120 A的条件下,焊接速度由1.2 m/min增至2.7 m/min时,焊缝成形经历了由“塌陷主导”到“稳定成形”再到“驼峰主导”的转变。

当焊接速度较低,如1.2 m/min、1.5 m/min时,单位长度热输入较大,熔池体积增大且高温停留时间长,液态金属黏度降低、流动性增强,在重力作用下易向底部过量下坠,造成背部鼓出和上表面塌陷。这类失稳的本质不是热输入不足,而是热量过度集中导致熔池长期处于低约束液态状态,根部液桥失去足够的形状约束。

当焊接速度提高至1.8 m/min后,焊缝正反面成形均较好,表明单位长度热输入、匙孔稳定、熔池回填与凝固节奏之间达到平衡,为本试验条件下的最佳焊接速度。

继续增速至2.1 m/min、2.4 m/min和2.7 m/min时,背部开始出现周期性驼峰,且速度越高,驼峰数量越多、平均间距越小。其根本原因在于热源作用时间缩短,匙孔贯通稳定性下降,根部熔透状态更易在“开/闭”之间波动;同时熔池凝固加快,液态金属尚未充分铺展即被冻结,更容易保留周期性起伏。高焊速还会压缩气体逸出时间窗口,提高气孔倾向。

值得注意的是,焊接速度对余高和熔宽的影响并非简单单调下降,而是先增后减。低速区虽热输入高,但熔池过度下坠反而削弱表面余高;当速度增至1.8 m/min时,金属填充和表面保形达到较优状

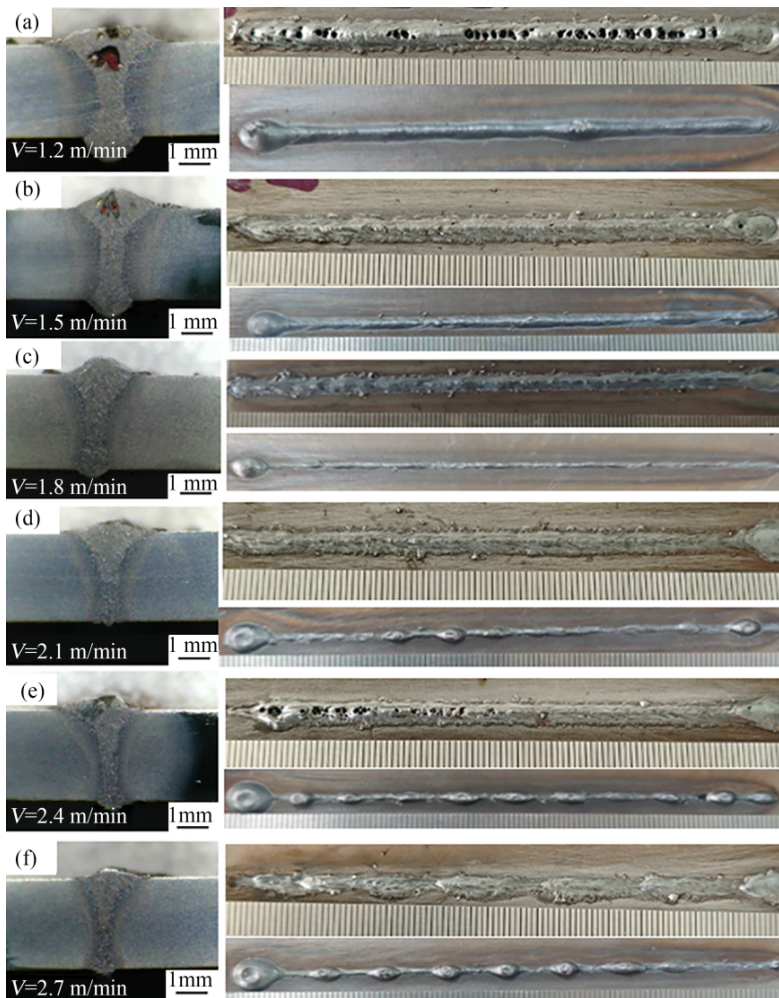


图8 不同焊接速度下复合焊接头宏观形貌及焊缝正面与背面成形

Fig. 8 Macro-morphologies and weld formation of the hybrid welded joints under different welding speeds

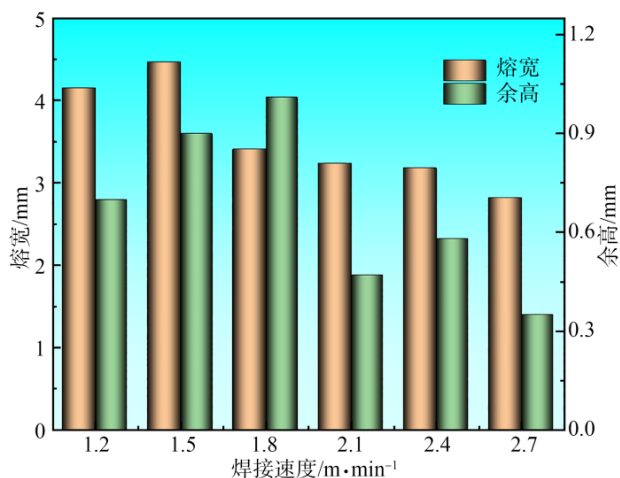


图9 焊接速度对余高和熔宽的影响

Fig. 9 Effect of welding speed on reinforcement and weld width

态,余高出现峰值;继续增速则因热输入下降、铺展能力减弱,熔宽和余高同步降低。可见,焊缝几何尺寸不仅受热输入大小控制,还与熔池稳定性和金属分配状态密切相关。

从工艺本质看,焊接速度控制的是复合热源作用时间尺度。速度过低会使根部液桥失去足够形状约束,转向“塌陷型失稳”;速度过高则使匙孔和根部液桥难以维持持续贯通,转向“脉动型驼峰失稳”。

1.8 m/min 正位于两类失稳机制之间的稳定窗口。

2.5 背部驼峰缺陷形成机理及抑制机制

背部驼峰是本文关注的核心缺陷。不同于表面驼峰主要由尾部壁面流引起,FB780 钢 4 mm 全熔透复合焊中的背部驼峰更直接受匙孔底部贯通状态和根部液桥力学平衡控制。图 10、图 11、图 12 表明,驼峰数量和平均间距对激光功率与焊接速度高度敏感:提高激光功率可减少驼峰数量、增大间距直至完全消除;提高焊接速度则会增加驼峰密度并缩小间距。这说明背部驼峰不是随机缺陷,而是具有周期特征的动力学失稳现象,其周期性来源于匙孔贯通状态的反复切换,即焊接过程在“部分熔透”和“完全熔透”之间脉动。

形成机理的力平衡分析:当热输入偏低或贯通稳定性不足时,匙孔底部不能持续打开,根部区域间歇性失去蒸汽反冲压力支撑。此时,上部和中部熔融金属在重力、流动惯性及电弧压力作用下向下聚集,形成局部鼓包;当短时贯通再次建立后,金属液又瞬间向下泄放,使鼓包进一步增强。随着热源前移,局部金属冻结,最终保留为周期性排列的驼峰。

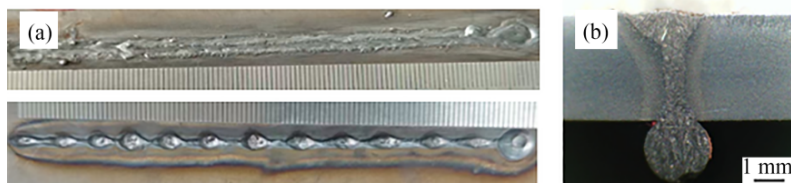


图10 (a)驼峰焊道表面形貌;(b)驼峰焊道截面形貌

Fig. 10 Morphologies of humping bead: (a) surface morphology, (b) cross-sectional morphology

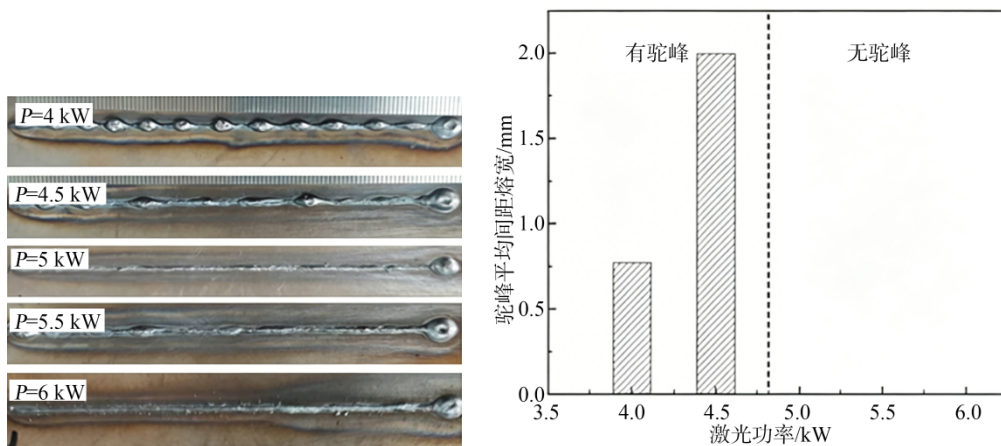


图11 (a)不同激光功率下焊缝背部形貌;(b)背部驼峰间距

Fig. 11 (a)Weld backside morphology at different laser powers; (b)backside humping pitch

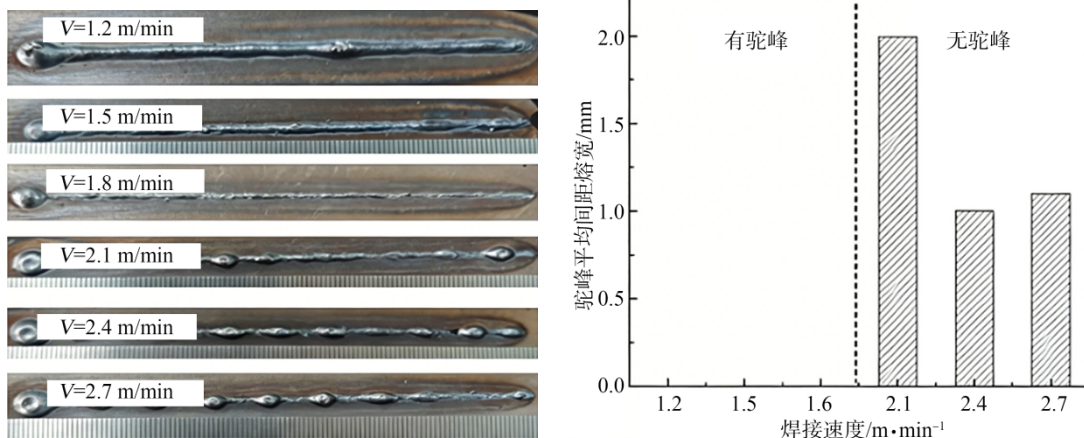


图 12 (a)不同焊接速度下焊缝背部形貌;(b)背部驼峰间距

Fig. 12 (a)Weld backside morphology at different welding speeds;(b)backside humping pitch

从受力角度分析,根部液桥稳定性取决于向下驱动力与约束力的竞争。向下驱动力包括金属自重、激光蒸汽反冲压力脉动、电弧压力及熔池内部向下流动产生的动态压力;向上约束力主要来自根部自由表面张力、液桥颈部电磁约束、熔池黏滞阻力及马兰戈尼剪切作用。当匙孔稳定贯通时,尽管存在蒸汽反冲和重力,根部液桥仍能维持动态平衡,液态金属以较均匀膜状铺展于背面并逐步凝固,形成平直连续的焊道;当贯通不稳定时,上述力

平衡被周期性打破,液桥局部颈缩甚至断裂,金属液便以“下坠—堆积”方式固化为驼峰。

图 13、图 14 的高速摄像对比直观证实了上述分析:存在驼峰时(见图 13),背部熔透区存在明显的间歇性开孔和金属液脉冲下坠;无驼峰时(见图 14),匙孔始终保持连续贯通,背面液态金属稳定、连续铺展,未见明显周期性脉动。由此可以确认,背部驼峰的关键不在于“是否全熔透”,而在于“是否持续稳定全熔透”。

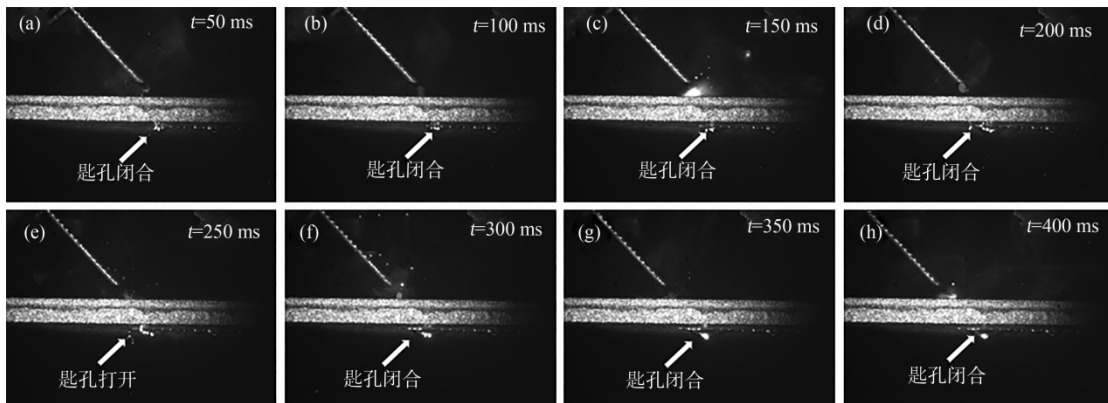


图 13 有驼峰时焊缝背部成形过程

Fig. 13 Back formation process of the weld with humping defect

基于上述机理,驼峰抑制应从稳定匙孔贯通入手,而非单纯增加热输入。具体措施包括:(1)适当提高激光功率,使匙孔由临界贯通进入稳定贯通;(2)合理降低焊接速度,增加单位长度热输入和匙孔维持时间;(3)控制电弧能量与熔滴过渡稳定性,减少对匙孔前后壁的附加扰动;(4)优先采用电弧引导,改善预热和热源耦合稳定性。其物理本质在

于协调金属液向下输运、根部支撑、自由表面重构与凝固推进等多个时间尺度,重建并维持根部液桥的稳定动力学平衡。

2.6 药芯焊丝与实心焊丝的工艺适用性对比

在实心焊丝工艺窗口探索基础上,将相同或相近参数拓展应用于药芯焊丝 E81T1-K2C。结果表明,药芯焊丝同样能够实现良好的单面焊双面成

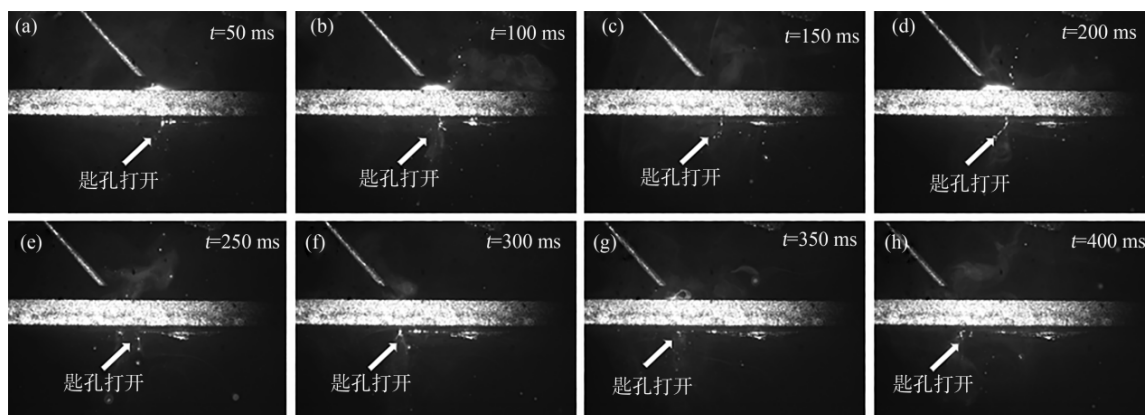


图14 无驼峰时焊缝背部成形过程

Fig. 14 Back formation process of the weld without humping defect

形,且在高速焊接下稳定性更好。表4、表5分别给出了实心焊丝与药芯焊丝在低、中、高三种焊接速度下的适用参数。

表4 不同焊接速度下实心焊丝适用参数

Table 4 Applicable parameters of solid wire at different welding speeds

焊接速度/($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	激光功率/kW	电流/A
1.2	4.0	120
1.8	5.0	120
2.7	7.5	160

表5 不同焊接速度下药芯焊丝适用参数

Table 5 Applicable parameters of flux-cored wire at different welding speeds

焊接速度/($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	激光功率/kW	电流/A
1.2	4.0	120
1.8	5.0	160
2.7	7.5	200

两种焊丝在1.2 m/min和1.8 m/min时的激光功率相同,差异主要体现在焊接电流:1.8 m/min时药芯焊丝允许采用160 A(实心焊丝为120 A)而仍保持良好成形。在2.7 m/min高速条件下,药芯焊丝允许采用200 A电流(实心焊丝为160 A),工艺窗口明显更宽。

药芯焊丝在相同能量输入下背部焊道更为平滑,这与其熔化过程中形成的薄层熔渣密切相关。背面铺展时,熔渣对根部液桥具有一定缓冲和支撑作用,可在一定程度上抑制下坠失稳。此外,药芯焊丝中的稳弧组元有利于提高电弧重燃能力和放电稳定性,使其在较高电流下仍能维持较平稳的熔滴过渡。

图15的高速摄像表明,120 A时药芯焊丝主要表现为高频短路过渡;160 A时逐步转向渣壁主导的大滴自由过渡;200 A时呈现细颗粒渣壁过渡,过渡频率高且飞溅少。与实心焊丝相比,药芯焊丝在高电流下并未显著恶化成形,反而借助熔渣包覆和渣壁导流作用维持了较好的滴落轴向性。尤其在2.7 m/min高速焊接时,其允许采用更高电流而不明显增加飞溅和背部失稳,表明其对过程波动的容忍度更高。

综合对比,药芯焊丝的优势不仅在于焊缝成形更优,更在于工艺鲁棒性更强。对于实际生产中不可避免的参数波动、装配误差和表面状态变化,药芯焊丝凭借更强稳弧性和熔池调节能力,更适合FB780钢高速激光-电弧复合焊的工程应用。

3 结论

(1)在4 mm厚FB780钢激光-电弧复合焊中,电弧引导模式较激光引导模式能更有效地预热母材,稳定匙孔,是获得连续均匀正反面成形的优选热源配置方式。激光引导模式下成形恶化的根源在于电弧受前方匙孔与后方熔池的双重低阻通道竞争作用,导致阴极斑点跳动和熔滴过渡失稳。

(2)在电弧引导条件下,激光功率5.0 kW、焊接电流120 A、焊接速度1.8 m/min为本文试验范围内的最优工艺参数组合,可实现稳定的单面焊双面成形。

(3)FB780钢全熔透复合焊背部驼峰的形成本



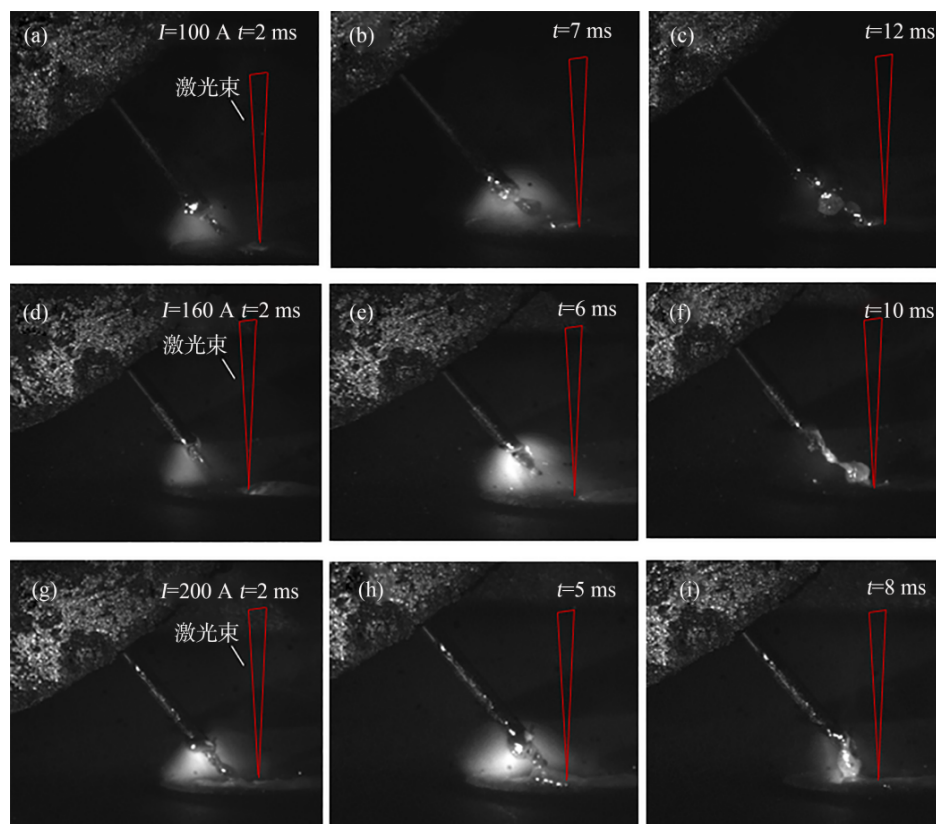


图 15 不同焊接电流下药芯焊丝复合焊的熔滴过渡序列

Fig. 15 Droplet transfer sequences of laser-arc hybrid welding with flux-cored wire at different welding currents

质是匙孔在“部分/完全熔透”之间周期性切换导致的根部液桥受力失衡。实现稳定持续的全熔透是抑制驼峰的关键。

(4)药芯焊丝E81T1-K2C相比实心焊丝ER50-6,具有更宽的工艺窗口和更好的背部成形稳定性,更适用于FB780钢的高效激光-电弧复合焊接。

参考文献:

- [1] SUDO M, IWAI T. Deformation behavior and mechanical properties of ferrite-bainite-martensite steel [J]. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1983, 23(4): 294-302.
- [2] SUDO M, HASHIMOTO S I, KAMBE S. Niobium bearing ferrite-bainite high strength hot-rolled sheet steel with improved formability [J]. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1983, 23(4): 303-311.
- [3] 洪巨峰, 刘俊亮, 庞厚君, 等. 夹杂物及组织对FB780高扩孔钢扩孔性能的影响 [J]. 冶金分析, 2016, 36(1): 29-35.
HONG J F, LIU J L, PANG H J, et al. Effect of Inclusions and Microstructure on Hole Expansion Property of FB780 High Hole Expansion Steel [J]. Metallurgical Analysis, 2016, 36(1): 29-35.
- [4] 朱浩, 张梅, 叶青亮. 不同焊接工艺下FB780钢焊接接头热影响区的显微组织和冲击韧性 [J]. 机械工程材料, 2019, 43(1): 54-57.
ZHU H, ZHANG M, YE Q L. Microstructure and Impact Toughness of Heat-Affected Zone of FB780 Steel Welded Joints Under Different Welding Processes [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2019, 43(1): 54-57.
- [5] MAJUMDAR S, ROY S, RAY K K. Fatigue performance of dual-phase steels for automotive wheel application [J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2017, 40(3): 315-332.
- [6] 高亚峰, 卢庆华. 高强钢激光焊接研究进展 [J]. 焊接技术, 2016(7): 1-4.
GAO Y F, LU Q H. Research Progress on Laser Welding of High Strength Steel [J]. Welding Technology, 2016(7): 1-4.
- [7] 王良, 王查理, 周培山, 等. 先进高强钢激光焊技术研究进展 [J]. 焊接技术, 2016(4): 1-4.
WANG L, WANG C L, ZHOU P S, et al. Research



- Progress of Laser Welding Technology for Advanced High Strength Steel[J]. Welding Technology, 2016(4): 1-4.
- [8] 陈俐,胡席远,胡伦骥. 高强度钢的激光焊接性研究[J]. 新技术新工艺, 2002(11): 26-28.
- CHEN L, HU X Y, HU L J. Research on Laser Weldability of High Strength Steel[J]. New Technology & New Process, 2002(11): 26-28.
- [9] ACHERJEE B. Hybrid laser arc welding: State-of-art review[J]. Optics and Laser Technology, 2018, 99: 60-71.
- [10] 赵耀邦,成群林,徐爱杰,等. 激光-电弧复合焊接技术的研究进展及应用现状[J]. 航天制造技术, 2014(4): 11-14.
- ZHAO Y B, CHENG Q L, XU A J, et al. Research Progress and Application Status of Laser-Arc Hybrid Welding Technology [J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2014(4): 11-14.
- [11] HE Y, SONG X Y, YANG Z D, et al. Research and development progress of laser-arc hybrid welding: A review[J]. Metals, 2025, 15(3): 326.
- [12] 王金凤. DP1000双相钢激光焊接HAZ软化及接头性能研究[D]. 天津:天津大学, 2016.
- WANG J F. Study on HAZ Softening and Joint Properties of Laser Welded DP1000 Dual Phase Steel [D]. Tianjin: Tianjin University, 2016.
- [13] WANG X N, SUN Q, ZHENG Z, et al. Microstructure and fracture behavior of laser welded joints of DP steels with different heat inputs [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 699: 18-25.
- [14] WANG J, YANG L, SUN M, et al. Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding[J]. Materials & Design, 2016, 90: 642-649.
- [15] JOHN POWELL, ILAR T, FROSTEVARG J, et al. Weld root instabilities in fiber laser welding [J]. Journal of Laser Applications, 2015, 27(S2): S29008.
- [16] Wojciech S, Supriyo G, Stewart W, et al. Root stability in hybrid laser welding [J]. Journal of Laser Applications, 2017, 29(2): 022410.
- [17] LIU S Y, LIU F D, ZHANG H, et al. Analysis of droplet transfer mode and forming process of weld bead in CO₂ laser-MAG hybrid welding process [J]. Optics and Laser Technology, 2012, 44(4): 1019-1025.
- [18] CAI C, FENG J C, LI L Q, et al. Influence of laser on the droplet behavior in short-circuiting, globular, and spray modes of hybrid fiber laser-MIG welding [J]. Optics and Laser Technology, 2016, 83: 108-118.
- [19] LIU L M, HUANG R S, SONG G, et al. Behavior and spectrum analysis of welding arc in low-power YAG-laser-MAG hybrid-welding process [J]. IEEE Transactions on Plasma Science, 2008, 36(4): 1937-1943.
- [20] HUANG R S, LIU L M, ZHANG F. Influences of laser in low power YAG laser-MAG hybrid welding process [J]. Chinese Optics Letters, 2008, 6(1): 47-50.
- [21] 庞盛永. 激光深熔焊接瞬态小孔和运动熔池行为及相关机理研究[D]. 武汉:华中科技大学, 2011.
- PANG S Y. Study on Transient Keyhole, Moving Molten Pool Behavior and Related Mechanisms in Laser Deep Penetration Welding [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2011.
- [22] 张旭东,陈武柱,刘春,等. CO₂激光焊接的同轴检测与熔透控制I. 熔透状态特性及其同轴检测[J]. 焊接学报, 2004, 25(4): 1-4.
- ZHANG X D, CHEN W Z, LIU C, et al. Coaxial Detection and Penetration Control of CO₂ Laser Welding Part I. Penetration State Characteristics and Its Coaxial Detection [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(4): 1-4.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>

