

热源顺序对 HG785D 高强钢激光-电弧 复合焊耦合机理与接头性能的影响

李昊岳^{1,4}, 檀财旺^{1,2,4}, 张强³, 陈波^{2,4}, 宋晓国^{2,4}, 李俐群¹, 冯吉才¹

¹哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001;

²哈尔滨工业大学山东省特种焊接技术重点实验室, 山东 威海 264209;

³中国北方车辆研究所车辆传动重点实验室, 北京 100072;

⁴山东船舶技术研究院, 山东 威海 264209

摘要 采用激光-电弧复合焊的方法焊接了 HG785D 高强钢, 研究了不同热源顺序下激光功率和送丝速度对焊接过程的影响。观察了复合焊过程中等离子体的动态变化, 并获取了不同热源顺序下等离子体的电子温度和电子密度, 揭示了焊接过程热源耦合机理。结果表明, 随着激光功率的增大, 焊缝熔深先减小后增大; 随着送丝速度的增大, 焊缝熔深逐渐减小。相较于电弧先导, 激光先导等离子体的体积较大且电子温度较高, 焊缝熔深较大, 同时接头的抗拉强度较大, 但塑性较弱, 且接头各区域的显微硬度较大。

关键词 激光技术; 复合焊接; 等离子体; 电子温度; 电子密度; 耦合机理

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0502006

Effect of Heat Source Order on Coupling Mechanism and Mechanical Properties of Joints in Laser-Arc Hybrid Welding of HG785D High-Strength Steels

Li Haoyue^{1,4}, Tan Caiwang^{1,2,4}, Zhang Qiang³, Chen Bo^{2,4},
Song Xiaoguo^{2,4}, Li Liqun¹, Feng Jicai¹

¹State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology,
Harbin, Heilongjiang 150001, China;

²Shandong Provincial Key Laboratory of Special Welding Technology, Harbin Institute of Technology,
Weihai, Shandong 264209, China;

³Science and Technology on Vehicle Transmission Laboratory, China North Vehicle Research Institute,
Beijing, 100072, China;

⁴Shandong Institute of Shipbuilding Technology, Weihai, Shandong 264209, China

Abstract The laser-arc hybrid welding of HG785D high-strength steels is performed and the effects of laser power and wire feeding speed on the hybrid welding process under different heat source orders are investigated. The dynamic behavior of plasma in the hybrid welding process is investigated. The electron temperature and electron density in plasma under different heat source orders are obtained and the coupling mechanism of heat sources in the welding process is disclosed. The results show that, the weld penetration decreases first and then increases with the increase of laser power, and it decreases gradually with the increase of wire feeding speed. Under the laser-leading condition, the plasma possesses a large volume and a high electron temperature, and the weld penetration is large, simultaneously, the tensile strength of joints is high but the plasticity is weak, and the micro-hardness at each area of joints is high, if compared with those under the arc-leading condition.

收稿日期: 2017-11-15; 收到修改稿日期: 2017-12-28

基金项目: 山东省重大科技创新工程项目(2017CXGC0811)

作者简介: 李昊岳(1995—), 男, 硕士研究生, 主要从事激光焊接方面的研究。E-mail: 664095473@qq.com

导师简介: 檀财旺(1986—), 男, 博士, 副教授, 硕士生导师, 主要从事异种材料、特种材料激光焊接方面的研究。

E-mail: tancaiwang@163.com(通信联系人)

Key words laser technique; hybrid welding; plasma; electron temperature; electron density; coupling mechanism

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850

1 引 言

激光-电弧复合焊通过有效利用电弧能量,并辅以较低激光功率,就可以获得较大的焊缝熔深;同时提高了激光焊接对焊缝间隙的适应性,从而实现高效、高质的焊接过程。该方法有效减少了电弧-激光焊接高强钢中存在的问题,适用于中、厚板的焊接^[1]。

激光-电弧复合焊在工业上的应用处于发展阶段,有激光先导和电弧先导两种方式。国内外有关激光-电弧复合焊的研究主要集中在工艺参数对接头截面形貌、接头表面成形及组织性能等的影响,而关于热源先导位置对耦合机理影响的研究却鲜有报道^[2-3]。高志国等^[4]研究发现,电弧先导焊缝的熔宽和熔深大于激光先导的,且易形成深熔小孔焊。Kah等^[5]研究发现,激光先导过程对电弧的稳定作用更加明显,电弧先导焊缝的熔深更大。Liu等^[6]研究发现,电弧先导接头的表面成形和微观组织更好,激光先导接头的热影响区晶粒尺寸大于电弧先导的。高明等^[7]研究发现,电弧先导的方式能够获得更大的熔深和更小的熔宽,并有利于发挥复合焊接的优势。崔丽等^[8]研究发现,激光先导过程能够获得更好的焊缝成形,但熔深相对较小。邵奇深等^[9-10]研究发现,激光先导接头的冲击韧性更大,电弧先导接头的抗拉强度和硬度更大。Casalino等^[11]研究发现,激光先导方式具有更高的焊接效

率,并能有效地减少缺陷的生成,可获得更大的熔深和更好的成形。Liu等^[12]研究发现,等离子体行为差异是不同热源顺序产生熔深差异的主要原因。李敏等^[13]指出,激光先导电压的波动性强于电弧先导的。然而,胡连海等^[14]通过对双弧复合焊接的研究发现,在焊接过程中,跟随电弧的电流电压值比引导电弧的稳定。因此,对于不同材料激光先导和电弧先导方式的研究结果较多,为了探究两者的差异,需要进一步研究分析。

HG785D 高强钢具有高强度、低膨胀系数和稳定的弹性模量,是制造船舶、超强钢壳体、压力容器等高强度产品的理想材料之一。目前的生产方式以弧焊为主,激光复合焊接的生产工艺鲜有报道。本文通过激光-电弧复合焊焊接了 10 mm 厚的 HG785D 高强钢,研究了热源顺序对复合焊耦合机理的影响,以及接头组织和力学性能的差异,为激光-电弧复合焊在 HG785D 高强钢上的应用提供了试验依据。

2 试验材料及方法

选用 HG785D 高强钢作为试验材料,尺寸为 150 mm×85 mm×10 mm。焊接时采用 Y 型坡口方式,坡口角度为 45°,坡口钝边厚度为 8 mm,坡口间隙为 0.8 mm。选用直径为 1.2 mm 的 ER100S-G 焊丝作为填充材料。母材和焊丝的化学成分见表 1。

表 1 HG785D 高强钢和 ER100S-G 焊丝的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of HG785D high strength steel and ER100S-G filler (mass fraction, %)

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Cu
HG785D	≤0.12	≤0.4	≤1.8	≤0.025	≤0.015	≤0.75	≤0.7	≤0.5	≤0.06	-
ER100S-G	0.088	0.51	1.75	0.009	0.007	2.21	0.28	-	-	0.25

激光-电弧复合焊系统由阿帕奇 IPG(北京)光纤激光技术有限公司生产的 YLS-6000 型光纤激光器和美国林肯电气公司生产的 Power Wave[®] R350 电弧焊机组成。激光器的最大输出功率为 6 kW,输出方式为连续输出,波长为 1070 nm,光束质量为 8 mm·mrad。采用日本奥林巴斯公司生产的 i-SPEED 3 高速摄像机对焊接过程中的等离子体进行拍摄。利用荷兰 Avantes 公司生产的 Ava Spec 多通道型光纤光谱仪采集焊接过程中的等离子体光谱。

试验使用了激光先导和电弧先导两种方式,如

图 1 所示,其中 D_{la} 为光丝间距。熔化极活性气体保护焊(MAG)的保护气采用体积分数为 80% 的 Ar 和 20% 的 CO₂ 的混合气体,气体流量为 15 L·min⁻¹,MAG 焊炬与竖直方向的夹角为 45°,光丝间距为 2 mm。两种热源顺序的焊接参数见表 2。

调整送丝速度与焊接电流进行一元匹配,以送丝速度作为表征复合焊中电弧参数的物理量,试验中焊接电流与送丝速度近似呈线性关系,如图 2 所示。

金相试样经过切取、磨制抛光后,在体积分数为 4% 的硝酸乙醇溶液中进行腐蚀,利用日本奥林巴斯

公司生产的 DSX510 金相显微镜观察其显微组织。在日本岛津公司生产的 SHIMADZU EHF-UV200K2 型液压伺服试验机上进行试样的拉伸试验,测量三组数据后取平均值作为测试结果,通过德

国蔡司公司生产的 MERLIN Compact 扫描电子显微镜(SEM)观察试样的断口形貌。采用上海三诺公司生产的 HV-1000 型数显硬度计进行试样的硬度测试,载荷为 100 g,加载时间为 10 s。

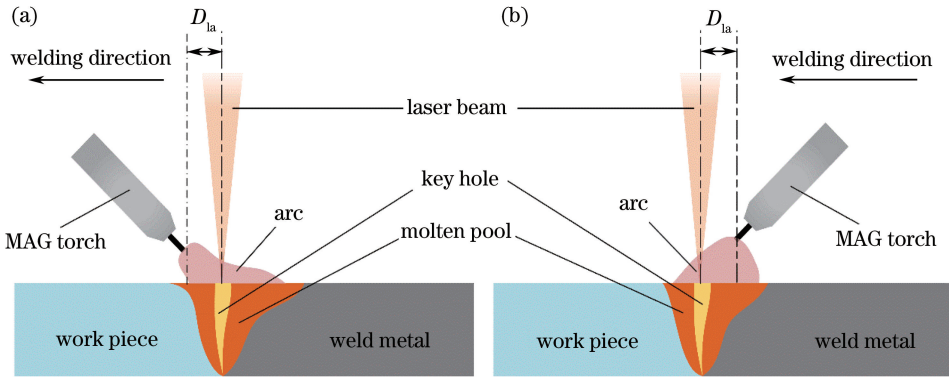


图 1 激光-电弧复合焊示意图。(a)电弧先导;(b)激光先导

Fig. 1 Schematics of laser-arc hybrid welding. (a) Arc-leading; (b) laser-leading

表 2 激光-电弧复合焊试验参数

Table 2 Test parameters for laser-arc hybrid welding

Experiment No.	Welding type	Laser power /W	Wire feeding speed /($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	Arc voltage /V	Welding speed / ($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)
1	Arc-leading	5000	8.5	28	0.8
2		4500	8.5	28	0.8
3		4000	8.5	28	0.8
4		5000	8.0	28	0.8
5		5000	7.5	28	0.8
6	Laser-leading	5000	8.5	28	0.8
7		4500	8.5	28	0.8
8		4000	8.5	28	0.8
9		5000	8.0	28	0.8
10		5000	7.5	28	0.8

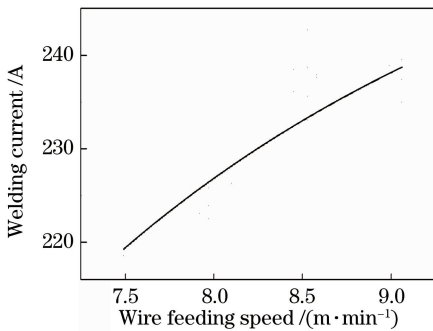


图 2 焊接电流与送丝速度的关系

Fig. 2 Relationship between welding current and wire feeding speed

选择玻尔兹曼作图法进行等离子体电子温度的计算,所选谱线参数见表 3,其中 E_m 为高能级的能级值, A_{mn} 为由低能级向高能级的自发跃迁概

率。利用 Plusus Specline 软件标定谱线,根据谱线选取原则,筛选出分析所用的 Fe I 的特征谱线,如图 3 所示。等离子体电子温度^[15]的计算表达式为

$$\ln\left(\frac{I\lambda}{Ag}\right) = -\frac{E_m}{kT} + D, \quad (1)$$

式中 A 为跃迁概率, E_m 为激发态能量, g 为统计权重, I 为测量得到的谱线强度, λ 为波长, T 为等离子体的电子温度, D 为常数。选取同种原子的多条谱线,查询对应的光谱参数,以 $\ln(I\lambda/Ag)$ 为纵坐标, E_m 为横坐标画出玻尔兹曼点阵。然后,采用最小二乘法拟合得到直线的斜率为 $-1/(kT)$,由此可以求得等离子体的电子温度。

利用 Stark 展宽法进行等离子体电子密度的计算。图 4 所示为选定的 Ar II 482.4 nm 谱线^[16],利用其可求得对应谱线的 Stark 展宽,从而得到激光-

表 3 玻尔兹曼作图法所选谱线参数

Table 3 Spectral line parameters used in Boltzmann plot method

Parameter	Value				
λ /nm	423.455	424.932	428.292	430.851	432.495
$A_{mn}/(10^5 \text{ s}^{-1})$	4.31	2.68	1.02	1.42	1.08
E_n/eV	3.55	2.42	3.63	2.45	2.20
E_m/eV	6.47	5.34	6.53	5.33	5.06
g	3	1	7	5	3

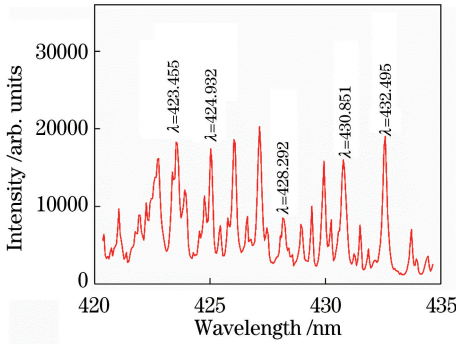


图 3 Fe I 谱线分布

Fig. 3 Spectral line distribution of Fe I

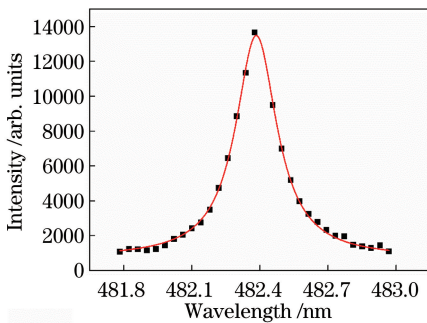


图 4 Ar II 482.4 nm 的谱线轮廓图

Fig. 4 Spectral line profile of Ar II at 482.4 nm

电弧复合焊中等离子体的电子密度^[15],其表达式为

$$W_{1/2} = 2\omega \left(\frac{N_e}{10^{16}} \right), \quad (2)$$

式中 $W_{1/2}$ 为谱线半峰全宽;电子影响展宽参数 $\omega = 5.26 \times 10^{-3}$,可以从文献[17]中查出; N_e 为电子密度。

3 结果及分析

3.1 热源顺序对激光-电弧复合焊等离子体的影响

3.1.1 激光功率变化条件下

两种热源顺序在不同激光功率下的等离子体形貌如图 5 所示。可以看到,等离子体的体积随着激光功率的减小而减小。虽然激光对电弧的吸引作用减小,但激光先导热源产生的等离子体更饱满、更发散。这是因为以电弧作为先导热源时,电弧的能量密度较小,产生的电子较少,维持等离子体的电子主要由激

光匙孔提供。以激光作为先导热源时,激光先在焊缝下方形成熔池,高的激光能量密度使得整个熔池产生大量的电子,为等离子体的产生提供了条件。因此,激光先导等离子体的形貌更加发散。不同激光功率下等离子体电子温度的计算结果如图 6(a)所示,可以发现,在电弧先导的情况下,4000,4500,5000 W 激光功率对应的等离子体电子温度分别为 11733,12077,13969 K,电子温度随激光功率的减小而减小;在激光先导的情况下,4000,4500,5000 W 激光功率对应的等离子体电子温度依次为 13082,14492,15255 K。两种方式的等离子体电子温度均随着激光功率的减小而减小,但在相同功率条件下,激光先导等离子体的电子温度更高。不同激光功率下等离子体电子密度的测量结果如图 6(b)所示,可以发现,当送丝速度为 $8.5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时,随着激光功率的增大,两种热源顺序复合焊产生的等离子体电子密度呈单调递增的趋势,并呈近似线性关系。

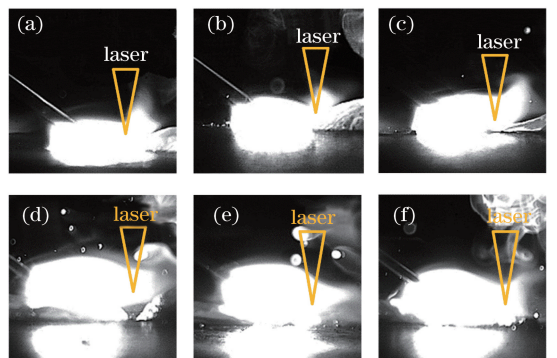


图 5 不同激光功率和焊接模式下的等离子体形貌。

- (a) 电弧先导,4000 W;(b)电弧先导,4500 W;
- (c)电弧先导,5000 W;(d)激光先导,4000 W;
- (e)激光先导,4500 W;(f)激光先导,5000 W

Fig. 5 Plasma morphologies under different laser powers and welding modes. (a) Arc-leading, 4000 W; (b) arc-leading, 4500 W; (c) arc-leading, 5000 W; (d) laser-leading, 4000 W; (e) laser-leading, 4500 W; (f) laser-leading, 5000 W

在不同激光功率条件下,两种热源顺序复合焊得到的焊缝横截面形貌如图7所示。随着激光功率

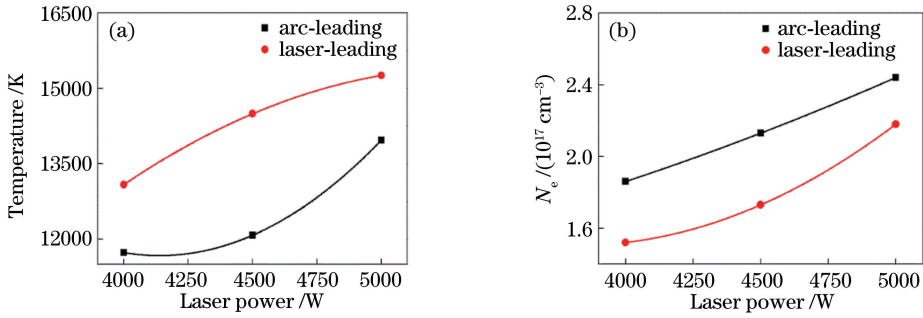


图 6 等离子体随激光功率的变化。(a)电子温度;(b)电子密度

Fig. 6 Variance of plasma with laser power. (a) Electron temperature; (b) electron density

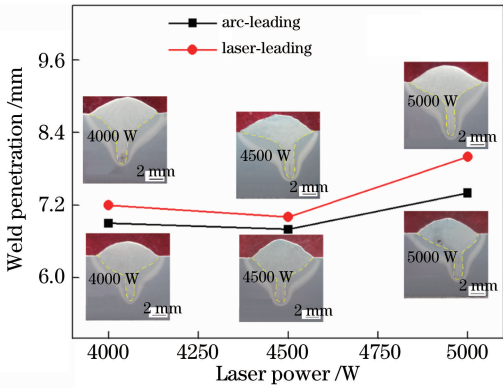


图 7 焊缝熔深与激光功率的关系

Fig. 7 Relationship between weld penetration and laser power
 的增大,电弧先导和激光先导焊缝的熔深均呈先减小后增大的趋势,且激光功率的变化对激光先导焊缝熔深的影响更大。

结合等离子体形貌、电子温度和电子密度的变化,不同激光功率下两种热源顺序的激光-电弧耦合机理如图 8 所示。由图 8(a)、(b)可知,当电弧作为先导热源时,由于激光能量密度小,因此焊接过程中产

由激光匙孔提供。由图 8(f)可知,当激光作为先导热源时,由于激光的能量密度大且先于电弧形成熔池,因此产生了大量的弥散电子,使得等离子体的形态更发散。随着激光功率的逐渐增大,母材表面熔池金属的蒸发作用增强,金属粒子的电离作用增强,等离子体的体积发生膨胀,电子温度升高,电子密度增大。在激光先导复合焊的过程中,由于缺少电弧的预热作用,其对应的光致等离子体吸收了更多的能量,产生了更高的电子温度,等离子体的形貌更发散。发散的等离子体电子密度较小,因此产生的熔深比电弧先导的大,如图 8(f)~(h)所示。由图 8(c)、(f)可知,当激光功率较小时,耦合过程以电弧为主导,随着激光功率的增大,等离子体电子密度增大,电子温度升高,激光的匙孔效应被抑制,焊缝熔深减小。由图 8(d)、(h)可知,当激光功率继续增大时,耦合过程转为以激光为主导,等离子体电子温度继续升高;随着光致等离子体的增多,电子密度增大,电弧等离子体对光致等离子体有明显的稀释作用,激光的匙孔效应显著,焊缝熔深增大。

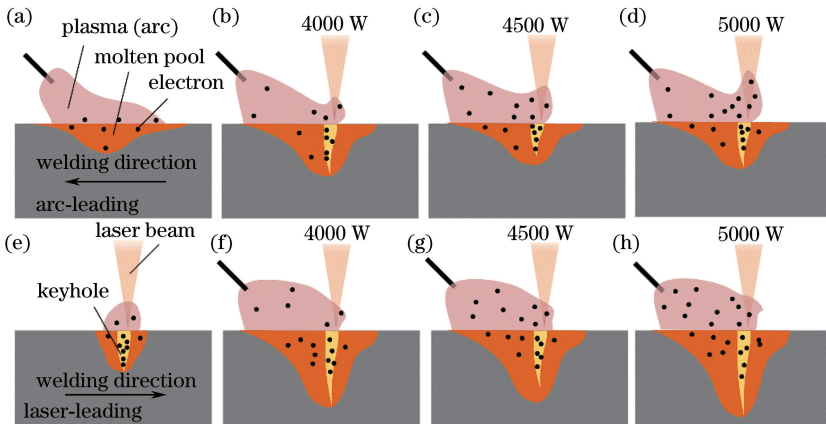


图 8 (a)电弧先导,示意图;(b)(c)(d)电弧先导,耦合机理;(e)激光先导,示意图;(f)(g)(h)激光先导,耦合机理

Fig. 8 (a) Arc-leading, schematic; (b)(c)(d) arc-leading, coupling mechanism;
 (e) laser-leading, schematic; (f)(g)(h) laser-leading, coupling mechanism

3.1.2 送丝速度变化条件下

不同送丝速度下焊接过程中的等离子体形貌如图 9 所示。可以发现,电弧先导等离子体的体积随着送丝速度的减小而减小,但是水平方向的等离子体尺寸的变化不大。激光先导等离子体的体积同样随着送丝速度的减小而减小,水平方向的等离子体尺寸明显减小。这是因为电流的流向总是选择能量最小的通道以减少电弧的能量消耗。激光先导会产生大量的金属电离蒸气,因此,其电流的变化对整个等离子体的体积影响更大。不同送丝速度下等离子体电子温度的计算结果如图 10(a)所示。在电弧先导的情况下,7.5,8.0,8.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ 送丝速度下等离子体的电子温度分别为 13027,13175,13969 K;在激光先导的情况下,7.5,8.0,8.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ 送丝速度下等离子体的电子温度分别为 13326,13481,15255 K。不同送丝速度下等离子体电子密度的计算结果如图 10(b)所示。在两种热源顺序的复合焊接过程中,当激光功率为 5000 W 时,随着送丝速度的增大,等离子体的电子密度呈单调递增趋势。当送丝速度较小时,电弧先导等离子体的电子密度小于激光先导的;随送丝速度的增大,激光先导等离子体

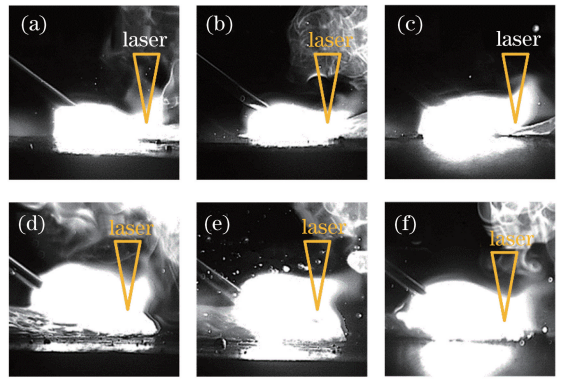


图 9 不同送丝速度和焊接模式下的等离子体形貌。
(a) 电弧先导,7.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) 电弧先导,8.0 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$;
(c) 电弧先导,8.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$; (d) 激光先导,7.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$;
(e) 激光先导,8.0 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$; (f) 激光先导,8.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$
Fig. 9 Plasma morphologies under different wire feeding speeds and welding modes. (a) Arc-leading, 7.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$;
(b) arc-leading, 8.0 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) arc-leading, 8.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$;
(d) laser-leading, 7.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$; (e) laser-leading, 8.0 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$; (f) laser-leading, 8.5 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$

的电子密度变化较小,电弧先导等离子体的电子密度则明显增大;当送丝速度较大时,电弧先导等离子体的电子密度甚至大于激光先导的。

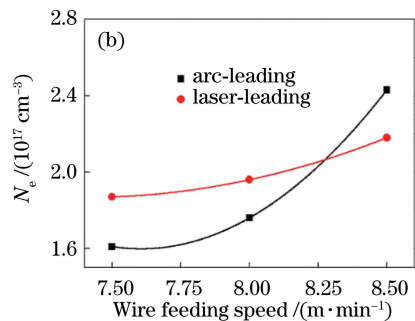
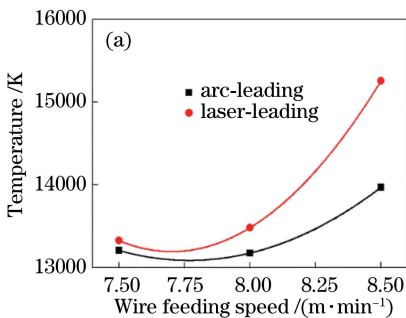


图 10 等离子体随送丝速度的变化。(a) 电子温度; (b) 电子密度

Fig. 10 Variance of plasma with wire feeding speed. (a) Electron temperature; (b) electron density

在不同送丝速度条件下,两种热源顺序复合焊得到的焊缝横截面形貌如图 11 所示。电弧先导和激光先导焊缝的熔深均随送丝速度的增大呈逐渐减小的趋势。

结合等离子体形貌、电子温度和电子密度的变化,不同送丝速度下两种热源顺序的激光-电弧耦合机理如图 12 所示。由图 12(b)、(c)、(f)、(g)可知,当送丝速度较小时,激光能量输入高于电弧能量,耦合作用由激光主导;随着送丝速度的增大,热输入的增大使得等离子体的电子温度升高,电弧等离子体中的粒子浓度增大,电弧对激光等离子体的稀释作用减小,等离子体对激光的屏蔽作用增大,焊缝的熔

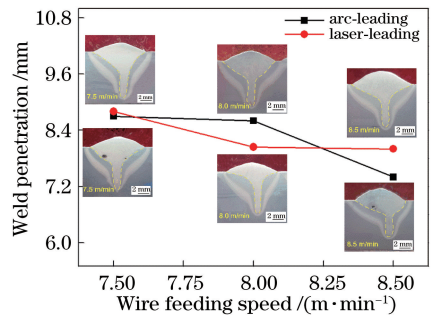


图 11 焊缝熔深与送丝速度的关系

Fig. 11 Relationship between weld penetration and wire feeding speed

深减小。当送丝速度继续增大后,电弧先导的电子

密度大于激光先导的,且屏蔽作用强于激光先导,因此,产生的熔深更小,如图 12(d)所示。

在基态粒子数目相近的情况下,由于激光先导等离子体的体积更大,因此,其电子密度较大。随着送丝速度继续增大,电弧能量输入的增大促进了金属粒子的蒸发和电离,基态粒子数增加,等离子体的电子温度

升高。由图 12(f)可知,当激光作为先导热源时,激光具有更高的能量密度,可以产生大量的电子,因此,激光先导等离子体的体积更发散。激光先导时的激光优先形成熔池后产生发散的等离子体,然后,当电弧输入增大后,等离子体的体积变化更明显,如图 12(h)所示,因此整个等离子体电子密度的增长缓慢。

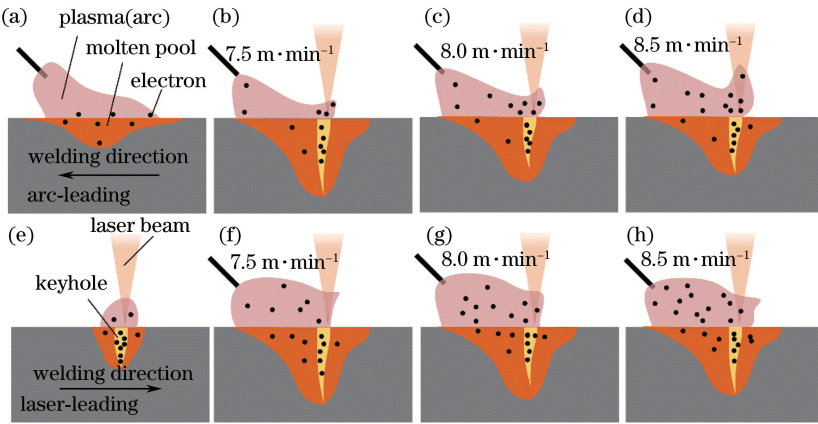


图 12 (a)电弧先导,示意图;(b)(c)(d)电弧先导,耦合机理;(e)激光先导,示意图;(f)(g)(h)激光先导,耦合机理

Fig. 12 (a) Arc-leading, schematic; (b)(c)(d) arc-leading, coupling mechanism;

(e) laser-leading, schematic; (f)(g)(h) laser-leading, coupling mechanism

3.2 不同热源顺序下的组织特征和力学性能分析

不同热源顺序下复合焊接头的截面形貌如图 13所示。从图中可以看到,接头截面的形状均为高脚杯状,这是激光与电弧不同的能量分布导致的。接头上部由激光和电弧共同作用,其熔深小,熔宽大,形貌类似于传统电弧接头,该部分为电弧区;接头下部主要由激光作用,其熔深大,熔宽小,该部分为激光区。两种焊接方式的接头宏观形貌存在较大差异,当激光功率为 4500 W,电弧电压为 28 V,送丝速度为 $8.5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$,焊接速度为 $0.8 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$,保护气流量为 $15 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$ 时,从焊缝上表面看,电弧先导接头的电弧区的水平宽度小于激光先导的。电弧先导接头的熔宽更小,电弧区底部的深度更大。电弧先导接头的激光区熔宽与激光先导的接头熔宽差异不大,但激光先导接头的激光区部分熔深占复合焊整体熔深的比重更大,激光的匙孔效应更显著。这是由于激光先导过程中等离子体吸收了更多的电弧能量,等离子体的体积更大,电子温度更高,因此,激光电弧耦合能量的穿透能力减小,电弧区熔深减小。当激光到达熔池底部时,电弧的耦合作用减弱,由于匙孔效应的存在,焊件熔透,产生了更大的激光区熔深。由图 13(c)、(d)可知,两种热源顺序下复合焊接头形貌的差异主要体现在焊缝区和过热区。焊缝区中上层电弧区呈细小的树枝晶,下层激光区呈粗大的柱状晶;过热区中上下层均为粗大的板条马氏体。

可以发现,无论焊缝区还是过热区,电弧先导电弧区的组织更为粗大。这是因为先导电弧吸引激光作用位置稳定于匙孔处后,产生了更大的线能量。焊缝区和过热区中激光区的组织没有明显的差异,这与两者在激光区散热条件的相近有关。

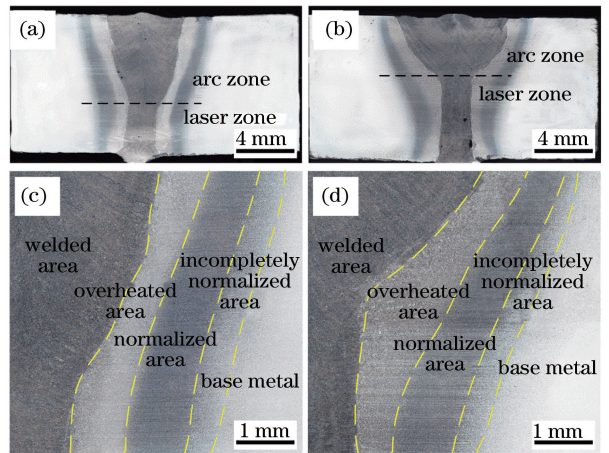


图 13 焊接接头横截面形貌。(a)电弧先导,宏观形貌;

(b)激光先导,宏观形貌;

(c)电弧先导,微观形貌;(d)激光先导,微观形貌

Fig. 13 Cross-sectional morphologies of welded joints.

(a) Arc-leading, macro-morphology; (b) laser-leading, macro-morphology;

(c) arc-leading, micro-morphology; (d) laser-leading, micro-morphology

不同热源顺序下复合焊接头显微硬度的测试位置和结果如图 14、15 所示,其中上层 1~23 为电弧区测点分布,下层 1~13 为激光区测点分布。在上层电弧区中,激光先导焊缝中心的硬度达到 350~370 HV,而电弧先导的仅为 250~270 HV。在靠近熔合线附近处,激光先导和电弧先导焊缝的硬度相近,为 370~390 HV。随着远离熔合线,焊缝的硬度逐渐减小,直到正火区时激光先导和电弧先导晶粒的尺寸均较小,硬度稍有增大,达到

350~360 HV。靠近母材时,硬度趋于平稳,母材的硬度为 230~240 HV。在下层激光区中,由于熔池尺寸较小,散热条件基本相同,因此,两种热源顺序下复合焊接头的组织差异较小,硬度变化曲线相似。电弧先导焊缝中心的硬度为 310 HV,而激光先导的为 350 HV。两者熔合线处的硬度均为 380 HV 左右,随着测点接近母材,硬度均逐渐减小,正火区的硬度约为 300 HV,直至母材处的硬度趋于稳定。

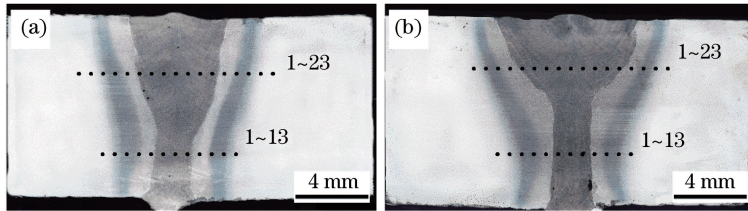


图 14 显微硬度测点分布示意图。(a)电弧先导;(b)激光先导

Fig. 14 Schematics of micro-hardness measurement points. (a) Arc-leading, (b) laser-leading

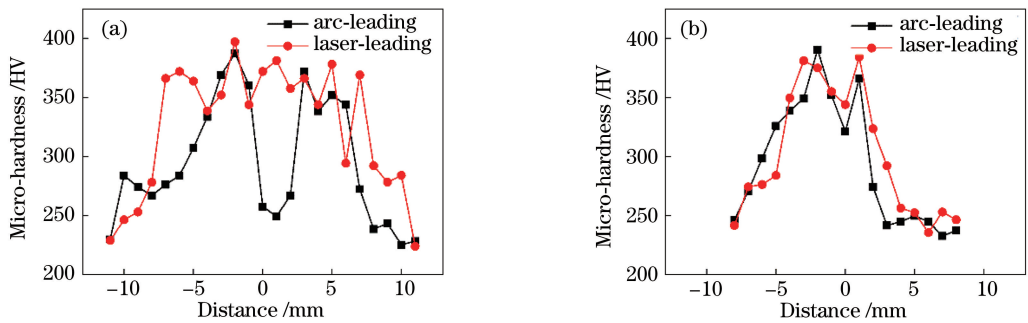


图 15 焊接接头显微硬度分布。(a)上层电弧区;(b)下层激光区

Fig. 15 Micro-hardness distributions of welded joints. (a) Upper arc zone; (b) lower laser zone

不同热源顺序下复合焊接头的拉伸曲线如图 16 所示。结果表明,两种热源顺序下的拉伸试样均断裂于母材,且远离焊缝和热影响区。电弧先导接头的屈服强度为 831 MPa,抗拉强度为 865 MPa,延伸率为 14.3%;激光先导接头的屈服强度为 884 MPa,抗拉强度为 913 MPa,延伸率为 13.4%,

屈服强度和抗拉强度均大于电弧先导的,延伸率小于电弧先导的。因此,在相同工艺参数下,相较于电弧先导复合焊,激光先导复合焊可获得较大强度的接头,但接头的塑性略小。

4 结 论

采用激光-电弧复合焊对 10 mm 厚 HG785D 高强钢进行了试验,研究了不同工艺参数对焊接过程中等离子体和接头性能的影响,并从耦合机理上对试验结果进行了分析,得出以下结论。

1) 激光先导等离子体的形貌比电弧先导的分散。两种热源顺序下等离子体的体积都随着激光功率的减小而减小,同样随着送丝速度的减小而减小。

2) 两种热源方式下焊接的等离子体的电子温度均随激光功率和送丝速度的增大而增大,且激光先导等离子体的电子温度更高。等离子体的电子密

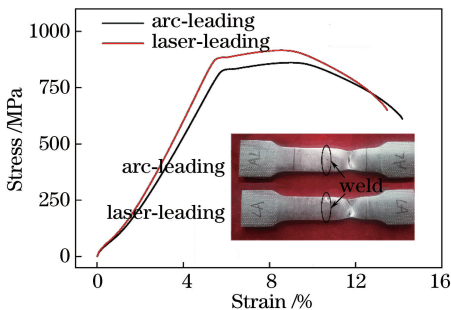


图 16 应力-应变拉伸曲线

Fig. 16 Stress-strain tensile curves

度随着激光功率的增大呈单调递增的趋势,送丝速度较低时,激光先导等离子体密度更大,送丝速度较高时,电弧先导等离子体的电子密度更大。

3) 激光先导焊缝易于得到更大的熔深。随激光功率的增加,熔深先减小后增大,随送丝速度的增加,熔深逐渐减小。激光先导接头电弧区的熔宽较大,熔深较小,匙孔效应更为明显。

4) 当激光功率为 5000 W、送丝速度为 $8.5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ 时,电弧先导接头的抗拉强度为 865 MPa,激光先导接头的抗拉强度为 913 MPa,但激光先导接头的塑性低于电弧先导的。激光先导接头的各区域的显微硬度整体上高于电弧先导的。

参 考 文 献

- [1] Xiao R S, Wu S K. Progress on laser-arc hybrid welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2008, 35(11): 1680-1685.
肖荣诗, 吴世凯. 激光-电弧复合焊接的研究进展 [J]. 中国激光, 2008, 35(11): 1680-1685.
- [2] Hu L H, Huang J, Ni H F, *et al.* CO₂ laser hybrid welding processes and microstructures of 10Ni3CrMoV steel in T Joint form [J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(3): 0303003.
胡连海, 黄坚, 倪慧峰, 等. 10Ni3CrMoV 钢 T 型接头 CO₂ 激光复合焊工艺与组织 [J]. 中国激光, 2011, 38(3): 0303003.
- [3] Liu S Y, Zhang H, Shi Y, *et al.* Effects of process parameters on droplet transfer and bead shape in CO₂-MAG hybrid welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(12): 3172-3179.
刘双宇, 张宏, 石岩, 等. CO₂ 激光-MAG 电弧复合焊接工艺参数对熔滴过渡特征和焊缝形貌的影响 [J]. 中国激光, 2010, 37(12): 3172-3179.
- [4] Gao Z G, Huang J, Li Y L, *et al.* Effect of relative position of laser beam and arc on formation of weld in laser-MIG hybrid welding [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(12): 69-73.
高志国, 黄坚, 李亚玲, 等. 激光-MIG 复合焊中激光与电弧前后位置对焊缝成形的影响 [J]. 焊接学报, 2008, 29(12): 69-73.
- [5] Kah P, Salminen A, Martikainen J. The effect of the relative location of laser beam with arc in different hybrid welding processes [J]. Mechanika, 2010(3): 68-74.
- [6] Liu S Y, Li Y Q, Liu F D, *et al.* Effects of relative positioning of energy sources on weld integrity for hybrid laser arc welding [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2016, 81: 87-96.
- [7] Gao M, Zeng X Y, Hu Q W, *et al.* Effects of heat sources arrangement on weld shape of laser-arc hybrid welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2007, 34(s1): 279-283.
高明, 曾晓雁, 胡乾午, 等. 热源空间位置对激光电弧复合焊接焊缝成形的影响 [J]. 中国激光, 2007, 34(s1): 279-283.
- [8] Cui L, He D Y, Li X Y, *et al.* Effects of welding direction on weld Shape of fiber laser-MIG hybrid welded titanium alloys [J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(1): 0103002.
崔丽, 贺定勇, 李晓延, 等. 焊接方向对光纤激光-MIG 复合焊接钛合金焊缝成形的影响 [J]. 中国激光, 2011, 38(1): 62-69.
- [9] Shao Q S, Zhang H, Liu F D, *et al.* Effect of heat source arrangement on microstructure and property of welded joint for laser-MAG arc hybrid welded [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(8): 66-72.
邵奇深, 张宏, 刘凤德, 等. 激光-电弧复合焊接热源布置方式对焊缝组织和性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2015, 36(8): 66-72.
- [10] Shao Q S, Zhang H, Liu F D, *et al.* Effects of heat source relative location on microstructure and properties of welding seam of high-strength steel [J]. Hot Working Technology, 2015, 44(15): 181-184.
邵奇深, 张宏, 刘凤德, 等. 热源前后位置对高强度钢焊缝组织和性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2015, 44(15): 181-184.
- [11] Casalino G, Campanelli S L, Dal Maso U, *et al.* Arc leading versus laser leading in the hybrid welding of aluminium alloy using a fiber laser [M]. Procedia CIRP, 2013, 12: 151-156.
- [12] Liu L M, Yuan S T, Li C B. Effect of relative location of laser beam and TIG arc in different hybrid welding modes [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2012, 17(6): 441-446.
- [13] Li M, Zhang W, Hua X M, *et al.* Investigation of plasma and metal transfer dynamic behavior during fiber laser GMAW-P hybrid welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(4): 0402008.
李敏, 张旺, 华学明, 等. 光纤激光与 GMAW-P 复合焊接等离子体及熔滴过渡动态特征研究 [J]. 中国激光, 2017, 44(4): 0402008.
- [14] Hu L H, Huang J, Wu Y X, *et al.* Study on coupling mechanism and metal transfer in laser double-wire MIG arc hybrid welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(6): 0602005.
胡连海, 黄坚, 吴毅雄, 等. 激光双 MIG 电弧复合焊耦合机制及熔滴过渡研究 [J]. 中国激光, 2016, 43(6): 0602005.
- [15] Griem H R, Scott F R. Plasma spectroscopy [J]. American Journal of Physics, 1964, 1(10): 864-865.
- [16] Liu L M, Huang R S, Cao Y M. Behavior analysis of low power YAG laser-gas metal arc welding hybrid

welding arc plasma[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(12): 3167-3173.

刘黎明, 黄瑞生, 曹运明. 低功率 YAG 激光-熔化极气体弧焊复合焊接电弧等离子体行为研究[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3167-3173.

[17] Cowpe J S, Pilkington R D, Astin J S, *et al.* The effect of ambient pressure on laser-induced silicon plasma temperature, density and morphology [J]. Journal of Physics D, 2009, 42(16): 165202.