

# 焊接速度对激光-电弧复合焊接焊缝成形和低温冲击韧性的影响

邹德敏<sup>1,2</sup>, 齐锦刚<sup>2\*\*</sup>, 赵琳<sup>1\*</sup>, 曹洋<sup>1</sup>

<sup>1</sup>钢铁研究总院焊接研究所, 北京 100081;

<sup>2</sup>辽宁工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 锦州 121001

**摘要** 开展了 440 MPa 级船用高强钢激光-电弧复合焊接试验, 研究了焊接速度对焊缝成形和低温冲击韧性的影响规律。结果表明, 焊接速度对焊缝成形具有较大影响: 焊接速度较小时, 焊接热输入较大, 熔池易塌陷; 焊接速度较大时, 由于激光能量密度不足, 激光小孔熔透不稳定, 焊缝底部易形成驼峰。随着焊接速度增大, 440 MPa 级船用高强钢激光-电弧复合焊接焊缝的低温冲击韧性呈先增加后降低的趋势: 当焊接速度低于 1.0 m/min 时, 焊缝的 -40 °C 冲击吸收功较低, 小孔型气孔是主要影响因素; 当焊接速度为 1.2 m/min 时, 气孔倾向小, 焊缝的冲击吸收功达到了 175 J; 当焊接速度增加到 1.5 m/min 以上时, 贝氏体含量较大, 焊缝的低温冲击吸收功下降。

**关键词** 激光技术; 激光-电弧复合焊接; 低合金高强钢; 焊缝成形; 底部驼峰; 冲击韧性

中图分类号 TG456.9

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202249.0802014

## 1 引言

焊接是船舶制造的基础技术之一。在船舶建造过程中, 焊接工时约占船舶建造总工时的 1/3 左右, 而焊接费用则占整个船体造价的 30%~50%, 焊接效率和焊接质量直接影响船舶的建造周期、建造成本以及船体质量等。因此, 提高焊接技术水平对于缩短船舶建造周期、降低船舶建造成本、提高船舶建造质量具有非常重要的意义<sup>[1]</sup>。目前, 船舶材料主要是屈服强度为 390 MPa 及以上的低合金高强钢, 其焊接方法以埋弧焊、熔化极气体保护焊和焊条手工焊为主, 这些焊接工艺存在焊接效率低、焊接变形大、接头强度低以及焊材消耗量大等不足。近几年, 为了实现高效率、低变形焊接, 激光-电弧复合焊接得到了广泛研究和应用<sup>[2-3]</sup>。激光-电弧复合焊接具有大熔深、高焊接速度等特点, 焊缝成形好、桥接能力强, 能够大幅降低焊接变形和焊材消耗量, 显著提升焊接效率和焊接过程的稳定性, 提高焊接接头的力学性能<sup>[4]</sup>。

国内外研究人员在激光-电弧复合焊接方面开展了大量研究, 其中的研究热点之一是焊接工艺参数和焊接材料对焊缝成形、接头力学性能等的影响。研究表明, 底部驼峰是激光-电弧复合焊接的主要缺陷之一<sup>[5-6]</sup>。底部驼峰不仅影响底部熔池的流动, 还容易导致焊缝上表面塌陷, 严重影响焊接质量<sup>[7]</sup>。底部驼峰的形成与焊接工艺密切相关, 但驼峰形成机制存在不同观点。有研究表明, 激光功率和焊接速度能够明显影响驼峰的形成, 激光热输入不足会导致驼峰产生, 提高激光功率或减小焊接速度均可减少驼峰和消除咬边现象<sup>[6]</sup>; 也有研究表明, 通过减小负离焦量或采用正离焦的方式可以降低底部驼峰的高度<sup>[8]</sup>。Haug 等<sup>[9]</sup>和 Ilar 等<sup>[10]</sup>借助高速相机对中厚板底部驼峰的形成进行了研究, 并指出底部驼峰与上表面驼峰在形成机理上存在本质区别。此外, 现有研究表明, 焊接工艺参数对激光-电弧复合焊接接头冲击韧性具有显著影响<sup>[11-14]</sup>。对 10CrNi3MoV 钢进行激光-熔化极活性气体保护电弧复合焊接后发现, 当焊接速度为 1.0 m/min 时, 焊缝中存在的大

收稿日期: 2021-09-02; 修回日期: 2021-09-28; 录用日期: 2021-10-15

基金项目: “十三五”装备预研共用技术项目(41422010105)、钢铁研究总院自主投入研发专项项目(事 21H62630B)

通信作者: \*hhnds@aliyun.com; \*\*qijingang@lnut.edu.cn

量粒状贝氏体是焊缝冲击性能较低的主要原因<sup>[13]</sup>。焊接速度和电弧电流对高强钢激光-电弧焊接接头冲击韧性有较大影响;随着电弧电流增大,焊接热影响区的冲击吸收功呈先增大后略降低的趋势;随着焊接速度增加,焊接热影响区的冲击吸收功增大<sup>[14]</sup>。目前,440 MPa 级船用高强钢激光-电弧复合焊接研究的数据较少,仍需深入研究。鉴于此,本文开展了 440 MPa 级船用高强钢激光-电弧复合焊接研究,分析了焊接速度对焊缝成形和底部驼峰

影响规律,并讨论了焊接速度对焊缝低温冲击韧性的影响机理。

## 2 试验材料与方法

本次激光-电弧复合焊接试验采用的母材为 440 MPa 级船用高强钢,其化学成分和力学性能分别如表 1、表 2 所示。焊接试板尺寸为 200 mm×100 mm×8 mm,坡口形式为无对接间隙的 I 型坡口。焊丝采用自行研制的气体保护焊丝,直径为 1.2 mm。

表 1 母材与焊丝的化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal and solder wire

Material	Mass fraction / %								
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu
Base metal	0.082	0.38	0.98	0.0017	0.0095	1.28	0.58	0.11	
Solder wire	0.050	0.60	1.52	0.0029	<0.005	1.10	0.42	<0.01	<0.01

表 2 母材的力学性能

Table 2 Mechanical properties of base metal

Mechanical property	Value
Yield strength /MPa	455
Ultimate tensile strength /MPa	582
Elongation /%	28
Impact absorbed energy at -40 °C/J	96

复合焊接试验设备由 IPG YLS-6000 光纤激光器、克鲁斯 QINEO CHAMP 450 焊机、KUKA KR60HA 高精度机械臂、Precitec YW52 焊接头以及其他相关配套设备组成。图 1 所示为激光-电弧复合焊接试验装置。激光垂直工件入射,与电弧焊炬轴线之间的夹角为 35°,激光波长为 1070 nm,焦点位置处的光斑直径为 0.4 mm,激光功率为 6 kW,离焦量为-3 mm,电弧电压为 22 V,电弧电流

为 185 A,送丝速度为 6 m/min,光丝间距为 5 mm,电弧保护气体为 98% 氩气+2% 氧气(体积分数),气体流量为 20 L/min,采用激光在前的焊接方式。

焊接结束后,在焊接接头横截面上截取用于金相分析的样品,然后用 4% 硝酸酒精溶液进行腐蚀,采用 Leica MEF4M 光学显微镜(OM)进行微观组织分析。按照国标 GB/T 2650—2008《焊接接头冲击试验方法》进行夏比冲击试验,试样尺寸为 7.5 mm×10 mm×55 mm,试验温度为-40 °C。冲击试验结束后,采用 Quanta650 型扫描电镜(SEM)分析试样的断口形貌。

## 3 试验结果与分析

### 3.1 焊接速度对焊道成形的影响

表 3 所示为不同焊接速度下焊缝表面及横截面的宏观形貌。在激光功率为 6 kW、电弧电压为 22 V、电弧电流为 185 A 的条件下,随着焊接速度增大,焊缝的上表面熔宽、下表面熔宽和余高均减小,如图 2 所示。在焊接过程中,熔池主要受电弧压力、电磁力、金属蒸气反冲压力、表面张力和熔池重力等的影响<sup>[15]</sup>。当焊接速度为 0.8 m/min 时,焊接速度较慢,熔池体积较大且所受重力较大,承受的电弧压力较大,熔池易塌陷。此外,在较低速度下焊接时,焊接热输入较大,熔池黏度低,流动性好,易发生熔池液态金属沿着激光小孔由上方流下的现象<sup>[16]</sup>,导致熔池塌陷,大量液态金属汇聚在熔池底部,凝固后在焊缝下表面形成较大的熔宽和余高。当焊接速度为 0.8 m/min 时,焊缝后半部分的这种塌陷得到

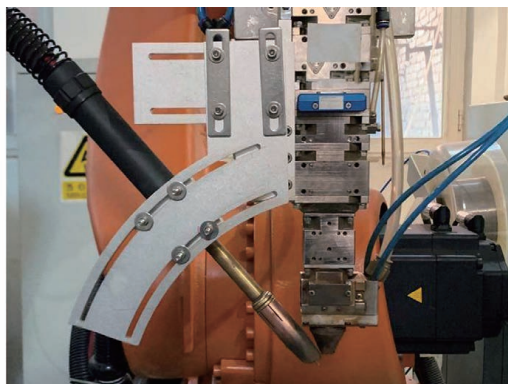

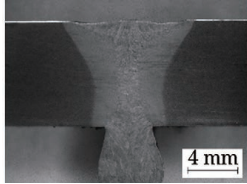

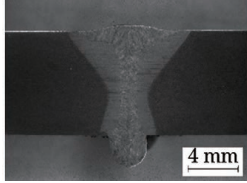

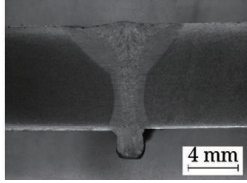

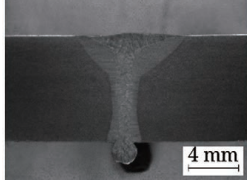

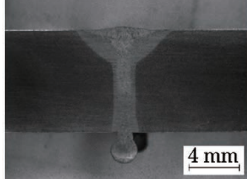


图 1 激光-MIG 复合焊接系统

Fig. 1 Laser-MIG hybrid welding system

表 3 不同焊接速度下焊缝的表面及横截面

Table 3 Surface appearances and cross-sections of weld at different welding speeds

No.	Welding speed / (m·min <sup>-1</sup> )	Weld appearance	Weld cross-section
1	0.8		
2	1.0		
3	1.2		
4	1.5		
5	1.8		

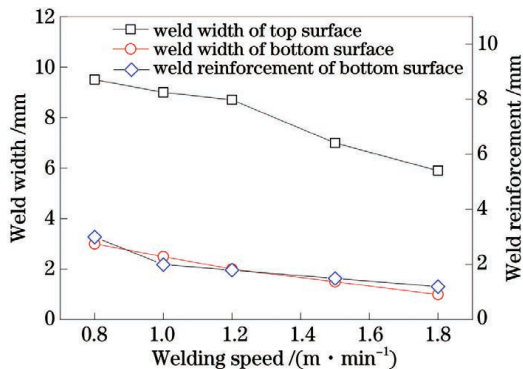


图 2 焊接速度对焊缝熔宽和余高的影响

Fig. 2 Effect of welding speed on weld width and reinforcement

了改善,其原因可能是:初始阶段,焊接过程不稳定,激光小孔处于过度熔透状态;随着焊接的进行,激光

小孔和焊接等离子体(羽辉)达到较为稳定的状态,小孔处于适度熔透状态,焊接过程稳定,熔池受力状态达到平衡,塌陷得到改善。当焊接速度增大至 1.0 m/min 以上时,激光热输入减少,熔池体积较小,熔池重力、电弧压力与其他作用力形成平衡状态,熔池坍塌现象不再发生。

由表 3 所示的焊缝横截面形状可知,随着焊接速度增大,激光热输入减少,焊缝形状发生明显变化,由 X 形逐渐转变为 Y 形。当焊接速度为 0.8 m/min 时,熔池的塌陷倾向大,底部熔池较大,在 Marangoni 对流的作用下,下表面熔宽较大,焊缝形状呈 X 形;当焊接速度为 1.0 m/min 和 1.2 m/min 时,焊接热输入减少,底部熔池表面的 Marangoni 对流作用减弱,焊缝形状呈 Y 形。



### 3.2 焊接速度对底部驼峰形成的影响

考虑到焊接效率以及在焊接试板背面添加垫板可能带来的裂纹、夹杂等问题,在一些工程应用中不希望添加强制成形垫板,从而对船用高强钢激光-电弧复合焊接焊缝下表面成形质量提出了更高要求,因此本课题组研究了焊接速度对焊缝底部驼峰的影响。由表 3 可知:当焊接速度为 1.5 m/min 时,焊缝下表面存在轻微的驼峰倾向,同时,焊缝上表面出现了塌陷和咬边等缺陷。这一结果说明焊缝上表面成形不良与底部驼峰的产生有一定关系。因此,解决底部驼峰问题不仅能够改善焊缝下表面的成形质量,而且对焊缝上表面成形质量的提高具有积极作用。

在焊接过程中,熔池中的液态金属承受重力、表面张力、电弧压力、金属蒸气反冲压力等多种力的共同作用。当焊接速度较低时,热输入较大,激光小孔处于熔透状态;当焊接速度较高时,小孔处于未熔透状态。另外,在焊接过程中,熔池表面会产生一种“后向液体流”,使得液态金属在熔池后部聚集<sup>[17]</sup>,且这种聚集现象会随着焊接速度的增加而变得强烈,如果此时激光小孔膨胀导致小孔由未熔透状态变为熔透状态,则液态金属会在重力、电弧压力、金属蒸气反冲压力以及“后向液体流”的共同作用下沿

着小孔向下流动,在熔池下表面出现液态金属“隆起”,极易产生驼峰。当激光功率为 6 kW、焊接速度为 1.5 m/min 时,焊接速度已达到激光小孔穿透 8 mm 试板的临界速度,小孔基本上处于熔透状态,熔池底部液态金属的“隆起”倾向较小,仅有轻微的驼峰形成;当焊接速度为 1.8 m/min 时,焊缝下表面形成了明显的驼峰。图 3 所示的是底部驼峰的形成过程。由于焊接速度较高,激光小孔主要处于未熔透状态。当激光小孔稳定时,熔池下表面的液态金属沿熔池向后部流动,凝固前沿不断向前推移,底部成形良好,如图 3(a)所示;当小孔突然膨胀时,液态金属沿小孔向下流动,熔池底部体积增大,如图 3(b)所示;随后,液态金属向后部流动,形成“隆起”,如图 3(c)所示;“隆起”的液态金属不能及时回填,随着液态金属堆积,“隆起”不断长大,凝固后形成了底部驼峰,如图 3(d)所示。文献[7]也得到了类似的试验结果。由以上内容可知,在较高焊接速度的激光-电弧复合焊接过程中,激光小孔主要处于未熔透状态,由于小孔不稳定,液态金属沿小孔向下流动,熔池下表面的液态金属向后部流动,形成“隆起”,凝固后形成了底部驼峰。因此,提高激光功率或降低焊接速度能够抑制底部驼峰。

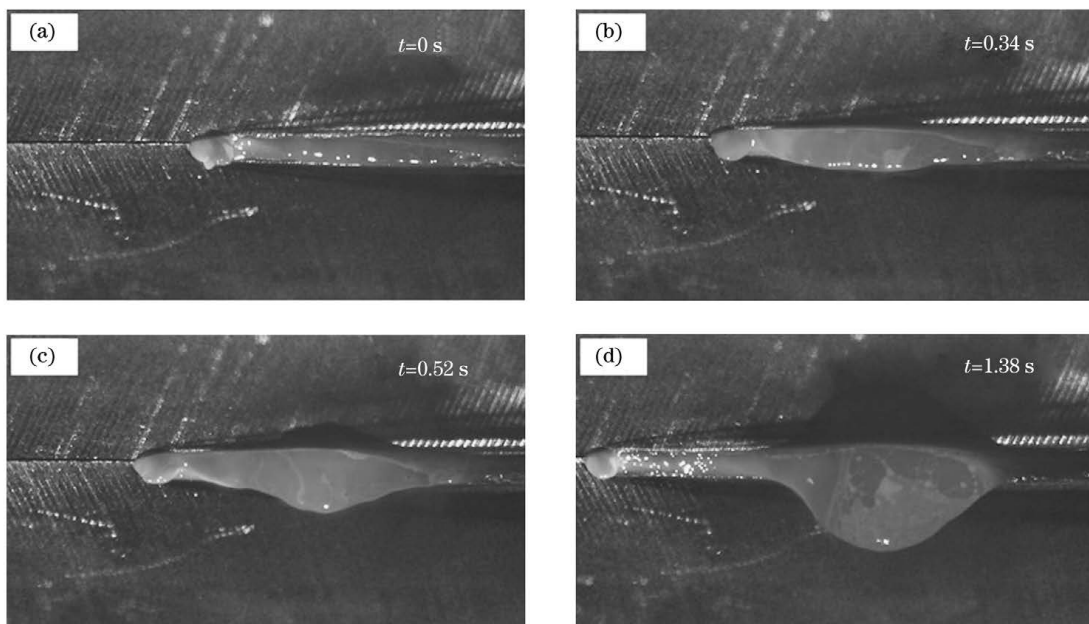


图 3 激光-电弧复合焊接过程中底部驼峰的形成

Fig. 3 Formation of root humping during laser-arc hybrid welding

### 3.3 焊接速度对焊缝冲击性能的影响

图 4 所示的是焊接速度对激光-电弧复合焊接焊缝低温冲击吸收功的影响。由图可见,随着焊接速度增加,焊缝冲击韧性呈现先增加后降低的变化

规律。焊接速度为 0.8 m/min 时,焊缝-40 °C 冲击吸收功仅为 12 J;随着焊接速度提高,焊缝冲击吸收功大幅度增加,焊接速度为 1.2 m/min 时,焊缝冲击吸收功达到 175 J;然后,随着焊接速度的增加,焊

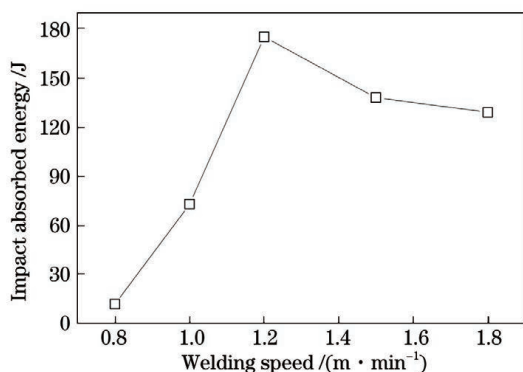


图 4 焊接速度对焊缝 -40 °C 冲击吸收功的影响

Fig. 4 Effect of welding speed on impact absorbed energy of weld metal at -40 °C

缝冲击吸收功小幅度减小,当焊接速度为 1.8 m/min 时,焊缝冲击吸收功为 123 J。

图 5 所示为不同焊接速度下焊缝的 X 射线图像。图 6 所示为焊接速度对焊缝中气孔的影响。当

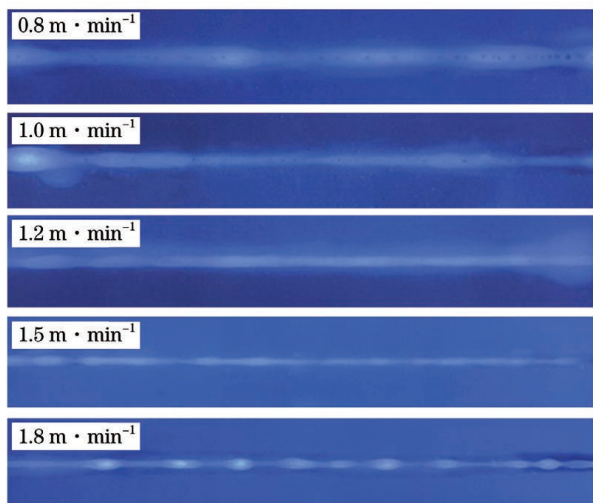


图 5 不同焊接速度下焊缝的 X 射线图像

Fig. 5 X-ray radiographs of welds at different welding speeds

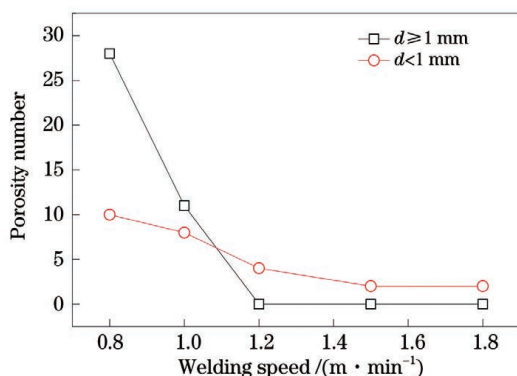


图 6 不同焊接速度下焊缝气孔的 X 射线探伤情况统计

Fig. 6 Statistics of X-ray inspection of pores in welds at different welding speeds

焊接速度为 0.8 m/min 和 1.0 m/min 时,焊缝气孔倾向大;随着焊接速度增大,直径  $d \geq 1$  mm 的气孔的数量明显下降,直径  $d < 1$  mm 的气孔的数量也呈逐渐减少的趋势;当焊接速度达到 1.2 m/min 以上时,焊缝的 X 射线探伤等级均为 I 级。在激光深熔焊接和激光-电弧复合焊接过程中,小孔呈收缩和膨胀交替的状态,小孔不稳定是气孔形成的主要原因<sup>[18-19]</sup>。当焊接速度较低时,激光小孔膨胀与收缩的震荡程度较高,小孔不稳定,小孔内靠近底部附近的侧壁处较易形成局部剧烈的缩颈和坍塌,小孔侧壁液态金属发生缩颈和坍塌后包裹住小孔内的气体而与小孔分离形成气泡,最终这些未及时排出的气泡随着熔池凝固被固化在焊缝中形成小孔型气孔<sup>[20]</sup>;当焊接速度较大时,小孔稳定性提高,缩颈和坍塌现象大幅减少,不易产生气泡。文献<sup>[21]</sup>也得到了类似的试验结果。焊接气孔数量除了受气泡产生数量的影响外,还受气泡逸出难易程度的影响。气泡逸出的难易程度在很大程度上取决于熔池的流动状态,而影响熔池流动状态的主要因素是焊接速度和能量密度。提高焊接速度和焊接能量可以显著改善熔池的流动状态,进而影响焊接过程中气孔的数量<sup>[22]</sup>。焊接速度之所以会改善熔池的流动状态是因为不同焊接速度下深熔焊产生的金属蒸气量不同。当焊接速度较小时,激光能量密度较高,在激光小孔内产生了大量金属蒸气,金属蒸气吸收激光能量后体积迅速变大,金属蒸气排出不畅,导致熔池内部压力不平衡,小孔底部产生回旋涡流。该涡流不仅会阻碍气泡逸出,还会将原本正常上浮和将要排出熔池的气泡卷入熔池。当焊接速度较大时,匙孔产生的金属蒸气较少,金属蒸气沿匙孔垂直向上快速喷出,金属蒸气和匙孔均处于相对稳定的状态。金属蒸气的顺利排出使得其不会对小孔底部熔池的流动造成干扰,此时熔池内部压力平衡,底部不产生回旋涡流,即使熔池底部产生少量气泡也会迅速浮出熔池,因此焊缝中产生气孔的倾向小。

对不同焊接速度下焊缝的冲击断口形貌进行分析,结果表明:当焊接速度为 0.8 m/min 和 1.0 m/min 时,焊缝的冲击断口呈脆性断裂特征;当焊接速度达到 1.2 m/min 及以上时,冲击断口呈韧性断裂特征。图 7 所示的是焊接速度为 0.8 m/min 时的焊缝冲击断口形貌,冲击断口平齐且无宏观变形,表现为解理断裂,断裂性质为脆性断裂,并且断口上存在较多气孔,气孔主要分布在焊缝横截面的中下部。



有研究表明,激光与电弧的能量比(功率比)会影响激光深熔焊接过程中小孔的稳定性,进而对气孔的分布产生影响<sup>[23]</sup>。由图 7(b)可知,气孔呈不规则状,小孔内壁粗糙,有明显的液体冲刷的痕迹,为典型的小孔型气孔。小孔型气孔是激光焊接和激光-电弧复合焊接等高能束焊接特有的一类气孔<sup>[24]</sup>。断口微观形貌如图 7(c)所示,在微观断口上展现出包含解理台阶和撕裂脊的扇形河流状花样,此为典型的解理断裂特征。由以上内容可知,当焊接速度为 0.8 m/min 时,焊缝冲击吸收功较低的主要原因是焊缝中存在大量气孔,在冲击过程中气孔作为裂

纹源形成裂纹并迅速扩展,最终导致解理断裂。图 8 所示的是焊接速度为 1.2 m/min 时的焊缝冲击断口形貌,断口上存在剪切唇,发生了明显的塑性变形,断裂方式为韧性断裂。在焊缝冲击断口的中心部位,韧窝较深且尺寸较大,如图 8(b)所示;在断口边缘的剪切唇部位,韧窝尺寸较小且深度较浅,如图 8(c)所示。由此可知,随着焊接速度增大,小孔的稳定性提高,熔池内部流动达到良好状态,抑制了气孔的形成,断裂形式由脆性断裂转变为韧性断裂,冲击韧性大幅提高。

图 9 所示的是不同焊接速度下激光-电弧复合

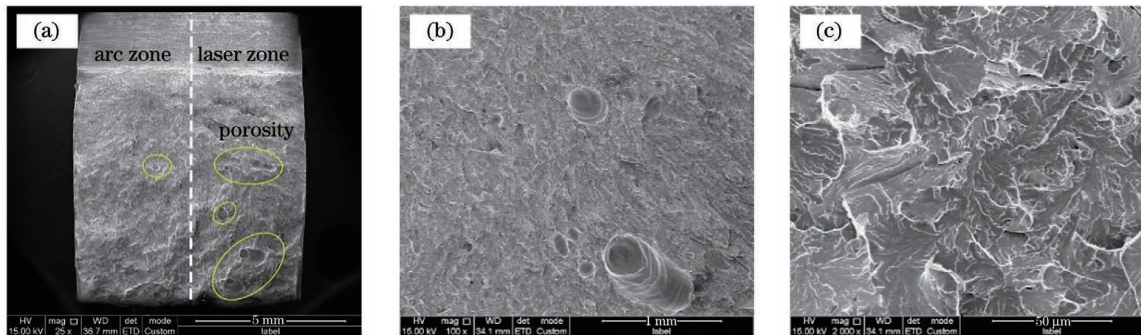


图 7 焊接速度为 0.8 m/min 时焊缝的冲击断口形貌。(a)宏观断口形貌;(b)小孔型气孔;(c)解理断裂

Fig. 7 Fracture morphologies of weld metal at welding speed of 0.8 m/min. (a) Macroscopic fracture morphology; (b) porosity; (c) cleavage fracture

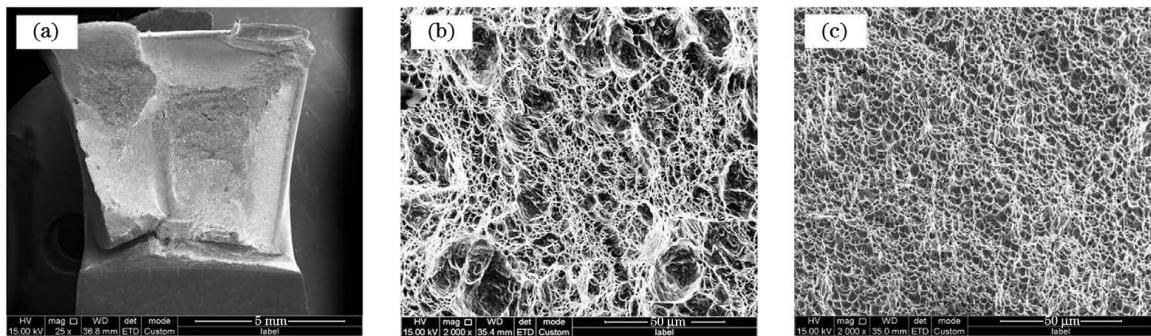


图 8 焊接速度为 1.2 m/min 时焊缝的冲击断口形貌。(a)宏观断口;(b)(c)韧窝

Fig. 8 Fracture morphologies of weld metal at welding speed of 1.2 m/min. (a) Macroscopic fracture morphology; (b)(c) dimples

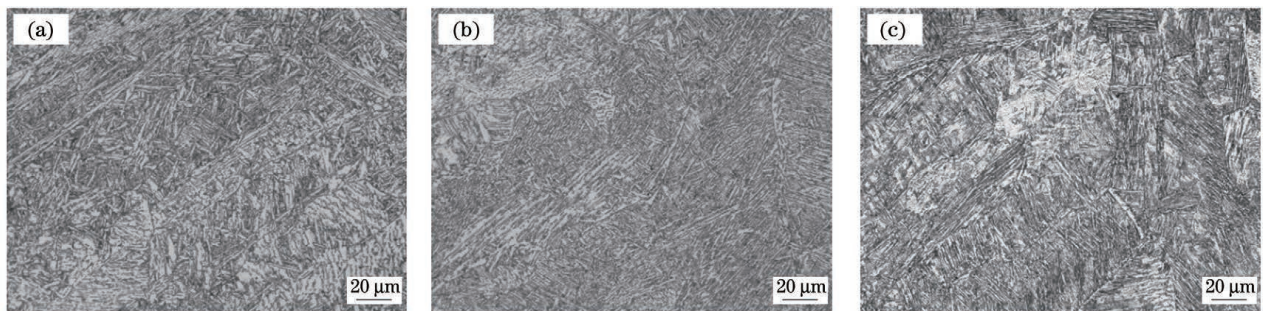


图 9 焊缝微观组织(OM)。(a)焊接速度为 1.2 m/min;(b)焊接速度为 1.5 m/min;(c)焊接速度为 1.8 m/min

Fig. 9 Microstructures of weld metals (OM). (a) Welding speed of 1.2 m/min; (b) welding speed of 1.5 m/min; (c) welding speed of 1.8 m/min

焊接焊缝的显微组织,可见,焊缝组织主要由针状铁素体、板条贝氏体和少量先共析铁素体组成。随着焊接速度增大,焊缝中的针状铁素体含量减少,板条贝氏体含量有所增大。分析认为,焊接热输入和熔池峰值温度降低,熔池冷却速度增大,这是导致焊缝中贝氏体和针状铁素体含量发生变化的主要原因。焊缝中针状铁素体比例减小,冲击韧性下降。图 10 所示的是不同焊接速度下激光-电弧复合焊接接头的显微硬度分布。从图中明显可以看出,随着焊接速度增大,焊缝中贝氏体所占比例提高,焊缝区的显微硬度逐渐增加。由此可见,当焊接速度大于 1.2 m/min 时,焊缝中的气孔得到抑制。不同焊接速度下焊缝的微观组织是决定焊缝低温冲击性能的主要因素。

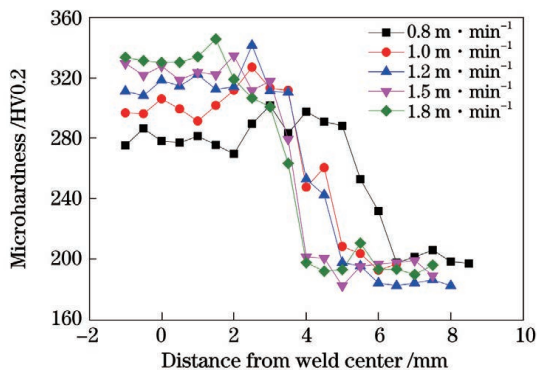


图 10 焊接接头的显微硬度分布

Fig. 10 Microhardness distribution of welded joints

## 4 结 论

当焊接速度达到 1.5 m/min 时,激光-电弧复合焊接焊缝底部的驼峰倾向增大;当焊接速度为 1.8 m/min 时,焊缝底部形成了明显的驼峰。

随着焊接速度增加,激光-电弧复合焊接焊缝中的气孔倾向减小;当焊接速度为 0.8 m/min 时,焊缝中存在较多气孔;当焊接速度提高到 1.2 m/min 以上时,焊缝中气孔出现的倾向较小,焊接缺陷探伤等级均达到了 I 级。

随着焊接速度增大,440 MPa 级船用高强钢激光-电弧复合焊接焊缝的低温冲击吸收功呈先增加后降低的趋势:当焊接速度为 0.8 m/min 时,由于焊缝中存在较多气孔,焊缝在  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  下的冲击吸收功仅为 12 J;当焊接速度为 1.2 m/min 时,焊缝冲击吸收功可达到 175 J;当焊接速度为 1.8 m/min 时,因焊缝中的贝氏体含量较大,焊缝的低温冲击吸收功下降至 123 J。

## 参 考 文 献

- [1] Zhao Y J, Mo C J, Wei Y, et al. Application technology of ship laser-arc hybrid welding [J]. Guangdong Shipbuilding, 2020, 39(6): 75-77.  
赵勇杰, 莫崇君, 韦勇, 等. 舰船激光-电弧复合焊的应用技术研究[J]. 广东造船, 2020, 39(6): 75-77.
- [2] Campana G, Ascari A, Fortunato A, et al. Hybrid laser-MIG welding of aluminum alloys: the influence of shielding gases [J]. Applied Surface Science, 2009, 255(10): 5588-5590.
- [3] Tani G, Campana G, Fortunato A, et al. The influence of shielding gas in hybrid LASER-MIG welding [J]. Applied Surface Science, 2007, 253(19): 8050-8053.
- [4] Tao Y H, Feng J W. The structure analysis and positive research of shipbuilding industry cluster in China Yangtze delta area [J]. Ship Building of China, 2006, 47(3): 116-124.  
陶永宏, 冯俊文. 长三角船舶产业集群结构分析与实证研究[J]. 中国造船, 2006, 47(3): 116-124.
- [5] Tan R, Luo Z Y, Xiao D M, et al. Influence of welding speed on the weld formation by hybrid laser-MIG welding [J]. Applied Laser, 2019, 39(6): 970-975.  
谈睿, 罗子艺, 肖冬明, 等. 焊接速度对激光-电弧复合焊接接头成型的影响研究[J]. 应用激光, 2019, 39(6): 970-975.
- [6] Luo Z Y, Han S G, Chen Y C, et al. Effects of process parameters on weld formation and tensile properties of hybrid laser-arc Welding [J]. Materials Reports, 2019, 33(13): 2146-2150.  
罗子艺, 韩善果, 陈永城, 等. 工艺参数对激光-电弧复合焊缝成形及拉伸性能的影响[J]. 材料导报, 2019, 33(13): 2146-2150.
- [7] Chen G Y, Xia H L, Zhou C, et al. Study on the mechanism of root humping of laser welding with high power fiber laser [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(2): 0203004.  
陈根余, 夏海龙, 周聪, 等. 高功率光纤激光焊接底部驼峰的机理研究[J]. 中国激光, 2015, 42(2): 0203004.
- [8] Zhang J, Lin S J, Su S X, et al. Effect of defocusing amount on weld shaping in fiber laser welding of aluminum alloy [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2016, 53(12): 121405.  
张健, 林仕君, 苏绍兴, 等. 光纤激光焊接铝合金离焦量对焊缝成形的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2016, 53(12): 121405.
- [9] Haug P, Rominger V, Speker N, et al. Influence of laser wavelength on melt bath dynamics and resulting



- seam quality at welding of thick plates [J]. *Physics Procedia*, 2013, 41: 49-58.
- [10] Ilar T, Eriksson I, Powell J, et al. Root humping in laser welding: an investigation based on high speed imaging [J]. *Physics Procedia*, 2012, 39: 27-32.
- [11] Zhang Z H, Wang C Q, Qi E Y, et al. Laser-arc hybrid welding process and joint microstructure and properties of nuclear grade high silicon titanium-containing stainless steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(14): 1402008.  
张正浩, 王传强, 齐恩语, 等. 核级高硅含钛不锈钢激光-电弧复合焊接工艺及接头组织性能 [J]. *中国激光*, 2021, 48(14): 1402008.
- [12] Ma Y L, Chen H, Zhao X, et al. Mechanical properties of laser hybrid welded joint of 1000 MPa ultrahigh-strength steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(6): 0602113.  
马彦龙, 陈辉, 赵旭, 等. 1000 MPa 级超高强钢激光复合焊接接头力学性能研究 [J]. *中国激光*, 2021, 48(6): 0602113.
- [13] Du Y, Wu Y M, Li J L. Microstructure and mechanical properties of 10CrNi3MoV steel butt joint by laser-MAG hybrid welding [J]. *Hot Working Technology*, 2013, 42(5): 169-171, 174.  
杜义, 吴艳明, 李京龙. 10CrNi3MoV 钢激光-MAG 复合焊接接头组织与力学性能 [J]. *热加工工艺*, 2013, 42(5): 169-171, 174.
- [14] Yao B, Li Y Q, Zhang H S, et al. Toughness of heat affected zone in high strength steels with laser-arc hybrid welding [J]. *Applied Laser*, 2016, 36(6): 683-689.  
姚博, 李彦清, 张宏生, 等. 高强钢激光-电弧复合焊接接头热影响区韧性研究 [J]. *应用激光*, 2016, 36(6): 683-689.
- [15] Zong S S, Liu S Y, Xue F, et al. Research on force state and transfer characteristics of droplets in CO<sub>2</sub>-MAG hybrid welding process [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2012, 49(9): 091401.  
宗士帅, 刘双宇, 薛菲, 等. CO<sub>2</sub> 激光-MAG 电弧复合焊接过程中熔滴受力及过渡特征研究 [J]. *激光与光电子学进展*, 2012, 49(9): 091401.
- [16] Yin F X, Li X C, Chen C X, et al. Microstructure and mechanical properties of weld metal in laser and gas metal arc hybrid welding of 440-MPa-grade high-strength steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2021, 28(7): 853-861.
- [17] Wu C S, Wang L, Chen J, et al. Occurrence mechanism and suppression technology of humping bead in high-speed GMAW [J]. *Welding & Joining*, 2016(7): 4-13, 69.  
武传松, 王林, 陈姬, 等. 高速 GMAW 驼峰焊道的产生机理与抑制技术 [J]. *焊接*, 2016(7): 4-13, 69.
- [18] Liu Y X. Study of laser-MIG hybrid welding of thick mild steel plates with a narrow gap [J]. *Applied Laser*, 2016, 36(3): 326-330.  
刘永翔. 厚板低碳钢窄间隙激光-MIG 复合焊接工艺研究 [J]. *应用激光*, 2016, 36(3): 326-330.
- [19] Zhao L, Tsukamoto S, Arakane G, et al. Formation of defects in 10 kW fiber laser welding [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2015, 36(7): 55-58, 116.  
赵琳, 塚本进, 荒金吾郎, 等. 10 kW 光纤激光焊接缺陷的形成 [J]. *焊接学报*, 2015, 36(7): 55-58, 116.
- [20] Matsunawa A, Mizutani M, Katayama S, et al. Porosity formation mechanism and its prevention in laser welding [J]. *Welding International*, 2003, 17(6): 431-437.
- [21] Zhao L, Tsukamoto S, Arakane G, et al. Influence of welding parameters on weld depth and porosity in high power fiber laser welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(11): 1103004.  
赵琳, 塚本进, 荒金吾郎, 等. 大功率光纤激光焊接过程中工艺参数对熔深和气孔的影响 [J]. *中国激光*, 2013, 40(11): 1103004.
- [22] Yin L M, Wang J Z, Li Y, et al. Defect formation mechanism and suppression method of laser-arc hybrid welding [J]. *Laser Journal*, 2018, 39(2): 90-96.  
尹立孟, 王金钊, 李勇, 等. 激光-电弧复合焊接缺陷形成机理及抑制方法 [J]. *激光杂志*, 2018, 39(2): 90-96.
- [23] Liu T, Zhao Y Q, Zhou X D, et al. Effect of energy ratio coefficient on pore during aluminum alloy laser-MIG hybrid welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(11): 1102004.  
刘婷, 赵艳秋, 周旭东, 等. 能量配比系数对铝合金激光-MIG 复合焊接气孔的影响 [J]. *中国激光*, 2020, 47(11): 1102004.
- [24] Mastunawa A. Observation of keyhole and molten pool behavior in high-power laser welding [J]. *Selective Transactions of the JWRI*, 2001, 30(1): 13-17.



# Effect of Welding Speed on Bead Appearance and Low-Temperature Impact Toughness in Laser-Arc Hybrid Welding

Zou Demin<sup>1,2</sup>, Qi Jingang<sup>2\*</sup>, Zhao Lin<sup>1\*</sup>, Cao Yang<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Welding Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

<sup>2</sup>College of Materials Science and Engineering, Liaoning University of Technology, Jinzhou, Liaoning 121001, China

## Abstract

**Objective** Welding technology is crucial for ship manufacture, accounting for between 30%–50% of shipbuilding costs. To further develop the shipbuilding industry, it is necessary to increase the efficiency and quality of ship welding. Gas shielded welding and submerged arc welding are both frequently employed in ship manufacturing currently. Welding at a slow pace and a high heat input leads to significant welding deformation and low efficiency. As a welding method that incorporates both a laser beam and an arc into one process, laser-arc hybrid welding offers many advantages, including rapid welding speed, low heat input and excellent weld microstructures when the filler wire is utilised. Due to these advantages, laser-arc hybrid welding is a viable choice for manufacturing sectional steel structures in the shipbuilding sector, as it may reduce welding deformation and improve welding efficiency. As a result, laser-arc hybrid welding of 440 MPa grade high-strength marine steel at various welding speeds was performed. The effect of welding speed on the bead appearance and root humping was examined, as well as its effect on the toughness of hybrid welds.

**Methods** Laser-arc hybrid welding of 8 mm thick 440 MPa-class marine high-strength steel was accomplished by employing a welding system comprised of a 6 kW fibre laser and a molten metal gas shielded welding machine (Fig. 1). The laser wavelength is 1070 nm and has a nominal focusing spot of approximately 0.4 mm. Between the laser beam and the electrode axis, the angle was 35°. The laser power and defocus distance were 6 kW and -3 mm, respectively, in the welding direction of the leading laser. A constant filler wire feed rate of 6 m/min was utilised. The arc current and voltage were 185 A and 22 V, respectively, with 98% Ar-2% O<sub>2</sub> shielding gas. To capture and study the formation of root humping, a high-speed camera was used. Following welding, the porosity in weld metal was determined utilising non-destructive X-ray testing equipment. The metallographic samples were then cut, ground, polished and finally etched with 4% nitric acid alcohol. The optical microscope was used to analyse the microstructure of weld and the Vickers was used to measure the microhardness of the weld joint. The low-temperature impact test was carried out according to GB/T 2650—2008, and the fracture morphology was investigated using a scanning electron microscope.

**Results and Discussions** Welding speed has a considerable effect on the bead appearance in laser-arc hybrid welding (Table 3). Both the weld width and bottom hump height decrease as welding speed increases from 0.8 to 1.8 m/min (Fig. 2). When the welding speed increases to 1.5 m/min, root humping begins. The process of root humping creation is examined (Fig. 3). It is discovered that when the welding speed is 1.8 m/min, the keyhole seldom penetrates an 8 mm thick steel plate. Once the keyhole widens, the liquid metal rushes down to the keyhole to the molten pool's bottom, causing significant root humping. Conversely, welding speed has a substantial effect on the weld's low-temperature impact toughness. When the welding speed increases, the impact toughness of the weld metal increases rapidly at first, then gradually decreases (Fig. 4). When the welding speed is limited to 1.0 m/min, the impact absorbed energy of the weld metal is low, owing to the weld metal's high porosity (Fig. 6). When the welding speed increases to 1.2 m/min, the porosity is reduced and the weld metal absorbs the maximum of 175 J of impact energy. The impact fracture morphology changes from a cleavage fracture (Fig. 7) to dimples (Fig. 8) as the welding speed increases from 0.8 to 1.2 m/min, which corresponds to the change in weld toughness. When the welding speed is increased from 1.2 to 1.8 m/min, the number of acicular ferrite decreases while the amount of lath bainite increases, which is the primary effect determining the impact toughness of the weld metal at high welding speeds. It results in a steady decrease in the impact toughness of the weld metal when the welding speed increases from 1.2 to 1.8 m/min (Fig. 9). Additionally, as the welding speed increases, the hardness of the weld increases.

**Conclusions** In the study, we examine the influence of welding speed on bead appearance and low-temperature

impact toughness of 440 MPa grade high-strength marine steel when laser-arc welding was used. Susceptibility to root humping increases with welding speed, and severe root humping occurs at welding speed of 1.8 m/min. At the scanning speed of 1.2 m/min, the weld metal exhibits exceptional low-temperature impact toughness. At the low welding speed of 0.8–1.0 m/min,  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  sharp impact absorbed energy of the weld metal is low, owing to a lot of porosity in the weld metal. When the welding speed increases from 1.2 to 1.8 m/min, the number of acicular ferrite decreases while the amount of lath bainite increases, resulting in a steady decrease in the impact toughness.

**Key words** laser technique; laser-arc hybrid welding; high-strength low-alloy steel; weld appearance; root humping; impact toughness