

1000 MPa 级超高强钢激光复合焊接头力学性能研究

马彦龙, 陈辉*, 赵旭, 张成竹, 朱志勇

西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031

摘要 针对 1000 MPa 级调质超高强钢的焊接接头性能恶化等问题, 选用等强匹配焊丝 MG90-G 和低强匹配焊丝 ER80YM, 对 BS960E 调质超高强钢实施激光-MAG 电弧复合焊接接头拉伸、低温冲击韧性测试, 并结合扫描等手段进行断口分析。结果表明, 当焊接速度为 1.32 m/min 和 0.72 m/min 时, 拉伸均断裂于母材, 当焊接速度为 0.72 m/min 时 MG90-G 焊丝和 ER80YM 焊丝焊接接头的拉伸强度分别为 1129 MPa 和 1145 MPa, 延伸率分别为 11.2% 和 12.5%。两种焊丝焊接接头的焊缝冲击断口均出现韧性断裂特征, 而热影响区冲击断口主要表现为脆性断裂, 0.72 m/min 焊速条件下的焊缝冲击性能优于 1.32 m/min 焊速条件。随着焊接速度的降低, MG90-G 焊丝焊接接头的热影响区脆性增加, 但由于线能量相差不大, 冲击性能的恶化不太明显。而 ER80YM 焊丝焊接接头的热影响区冲击韧性随着焊接速度的降低而增强。

关键词 激光技术; BS960E; 调质超高强钢; 激光-电弧复合焊; 冲击性能

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.0602113

1 引言

调质超高强钢由于强度高、韧性好的特点, 在工程机械、船舶、轨道交通等领域中得到广泛应用^[1-2], 已成为各领域轻量化战略的重点研发方向。在推广应用过程中, 高强钢的焊接已成为研究的重要内容。随着高强钢强度的不断提高, 脆性增加, 塑性降低, 这对接头的冲击性能有严重的影响^[3]。激光复合焊接是一种高效的焊接方法, 由于其具有热输入小、熔深大、焊接变形小等特点, 已成为高强钢焊接的重要研究方向。国内学者已经对高强钢的焊接进行了大量研究, 但是对激光复合单道焊接接头力学性能的研究不足。顾思远等^[4]进行了高强钢激光复合焊接形貌与机理的研究, 结果表明, 激光复合焊接能够有效改善焊接形貌, 提高焊接效率, 保持熔池稳定流动。杨臻等^[5]基于激光复合焊接 30CrNiMo 高强钢, 选用两种焊丝进行了力学性能研究, 激光复合焊接接头的强度达到 1197 MPa, 焊接变形非常小, 接头组织细小。滕彬等^[6]利用低合金高强钢进行了激

光复合焊接接头性能研究, 发现激光复合焊接接头有良好的抗软化和抗脆断能力, 与传统焊接方法相比, 粗晶区较窄。综合上述研究可知, 应用于高强钢的激光复合焊接可有效避免或改善传统 MAG (Metal Active Gas Arc Welding) 焊等焊接方式的缺陷。因此, 本文选用一种屈强比高、脆性大但综合性能良好的 1000 MPa 级调质超高强钢, 采用不同的填充材料进行了激光复合焊接接头的力学性能研究, 研究结果为 BS960E 高强钢在更广泛领域中的应用奠定了基础。

2 试验材料及方法

焊接设备由额定功率为 10 kW 的 TRUMPF LASER TruDisk 10002 光纤激光器、福尼斯焊机、ABB 机器人以及机器人控制柜构成。激光复合焊接采用激光引导方式, 激光头保护气体为 CO₂, 电弧保护气体为体积分数为 80% 的 Ar 和体积分数为 20% 的 CO₂。试验材料为 6.5 mm 厚的调质超高强钢 BS960E, 尺寸为 150 mm × 75 mm × 6.5 mm, 采

收稿日期: 2020-06-22; 修回日期: 2020-07-16; 录用日期: 2020-08-18

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFB1201303-04)

* E-mail: xnrpt@swjtu.edu.cn

用 I 型坡口, 对接间隙为 1 mm。填充材料是直径为 90 焊丝与 80 焊丝。母材及填充材料的化学成分如表 1 所示, 基本力学性能如表 2 所示。

表 1 母材及填充材料的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of base material and filling material(mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Al	Nb
BS960E	0.18	0.08	1.25	0.013	0.003	0.20	0.50	0.02	0.04	0.02	0.04	0.02
MG90-G	0.07	0.40	1.76	0.006	0.006	0.64	0.63	2.60	-	-	-	-
ER80YM	0.06	0.37	1.49	0.008	0.005	0.34	0.35	2.84	-	0.10	-	-

表 2 母材及填充材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of base material and filling material

Element	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Impact fracture absorbed energy at $-40\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{J}$
BS960E	978	1050	12.0	76
MG90-G	1076	1125	12.2	67
ER80YM	764	845	20	135

表 3 所示为两种焊丝的焊接工艺参数, 其中 V_1 为焊接速度, V_2 为送丝速度, P 为激光功率, I 为焊接电流, U 为焊接电压。以下两种焊丝接头的力学性能均是在同一种工艺条件下获取的。

表 3 激光电弧复合焊焊接工艺参数

Table 3 Process parameters for laser-arc hybrid welding

$V_1/$ ($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	$V_2/$ ($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	P/kW	I/A	U/V
1.32	12	4.6	300	30
0.72	7.5	4.6	198	20

焊接前首先对板材焊接面进行打磨, 然后用酒精清洗。焊接完成后按照国标 GB T2651-2008《焊接接头拉伸试验方法》及 GB/T 2650-2008《焊接接头冲击试验方法》要求加工拉伸试样及冲击试样, 取样位置如图 1(a)、(b) 所示。冲击试样尺寸为 $55\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 5\text{ mm}$, 按以上尺寸在焊缝中心处及偏焊缝根部 3 mm 热影响区内取样。力学性能测试设备分别为 DNS-300 型电子万能拉伸试验机和 JBN-300 型摆锤冲击试验机, 采用 Zeiss Stemi 2000 型体式显微镜观察宏观断口, 微观断口用 SEM QUANTA FEG250 型扫描电子显微镜拍摄。

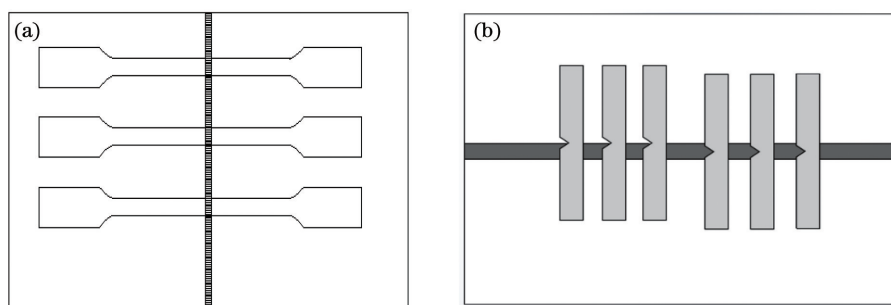


图 1 拉伸试样和冲击试样的取样位置。(a)拉伸试样;(b)冲击试样

Fig. 1 Sampling positions of tensile and impact samples. (a) Tensile sample; (b) impact sample

3 试验结果与分析

3.1 焊缝宏观形貌

在不同工艺条件下, 采用激光-MAG 复合焊接实现单道焊双面成型, 焊缝成型美观, 焊接过程稳定, 说明激光-MAG 复合焊接能够有效改善传统焊接的咬边缺陷, 且熔深增加, 这是由于在激光的预热

条件下, 焊接的能量损耗减少, 更多的热量使得熔敷金属流动到两边及底部^[7], 焊缝宏观形貌如图 2 所示。与低速焊接相比, 高速焊接条件下出现较少的飞溅。这是由于激光复合焊接时, 在高速焊接条件下激光对电弧的吸引减弱, 并且熔滴是连续的小颗粒过渡, 如图 2(c) 所示, 而低速焊接条件下是大颗粒熔滴过渡, 在过渡过程中会产生爆炸, 如图 2(d)

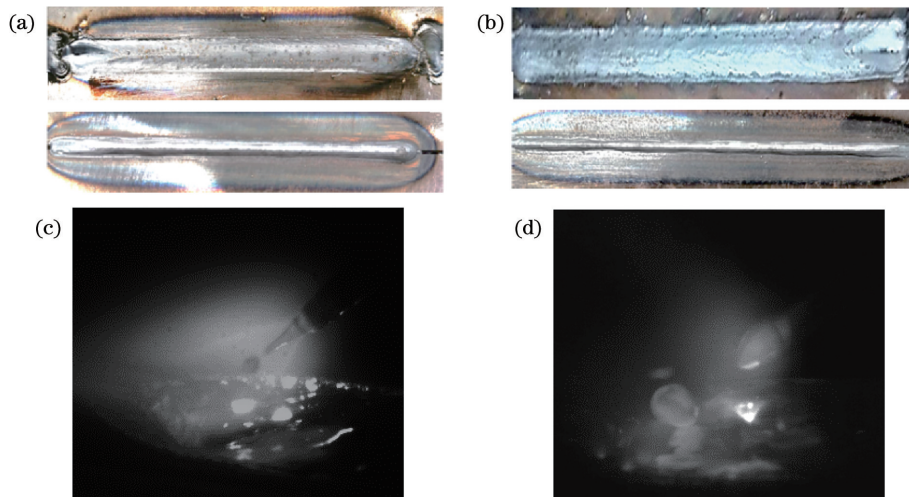


图 2 不同工艺条件下的焊缝宏观形貌。(a)高焊速条件下的焊缝表面和根部;(b)低焊速条件下的焊缝表面和根部;(c)高焊速条件下的熔滴过渡;(d)低焊速条件下的熔滴过渡

Fig. 2 Weld macro-morphologies under different process conditions. (a) Weld surface and root at high welding speed; (b) weld surface and root at low welding speed; (c) droplet transfer at high welding speed; (d) droplet transfer at low welding speed

所示,从而形成更多飞溅。图 3 是两种工艺条件下的焊缝探伤,可以看出,低速焊接条件下存在极个别的肉眼可见气孔,气孔产生率低,随着焊接速度的提

升,气孔产生率降低,表明高速焊接时匙孔的稳定性好,没有出现塌陷,汽包在熔敷金属凝固前已溢出^[8]。

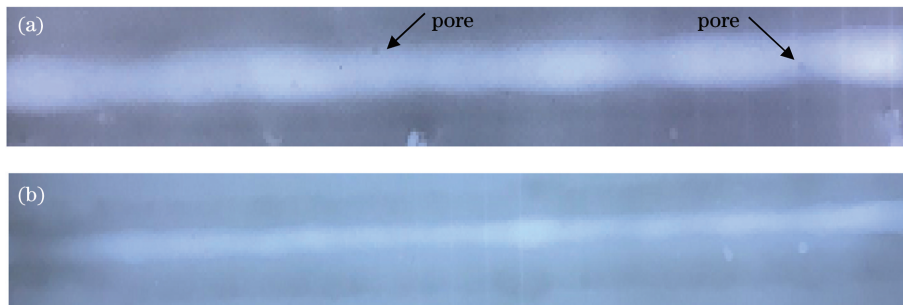


图 3 不同工艺条件下的焊缝探伤结果。(a)低焊速;(b)高焊速

Fig. 3 Weld flaw detection results under different process conditions. (a) Low welding speed; (b) high welding speed

3.2 熔合比

采用 Image pro 软件对不同焊速条件下的两种焊缝截面积及焊丝填充面积进行测量,三次测量后求平均值,结果如图 4 所示。图 4 所示是不同焊速条件下 90 焊丝及 80 焊丝焊接接头的焊缝截面积及焊丝熔敷金属在焊缝中的填充面积。在同种工艺下,焊缝截面积及焊丝填充量均相当。通过公式 $D = \frac{S_a}{S_a + S_b}$ 计算熔合比,其中 D 为熔合比, S_a 表示母材在焊缝截面中所占的面积, S_b 表示填充金属在焊缝截面积中所占的面积^[9-10]。计算结果表明,高速焊接时 80 焊丝焊接接头的熔合比为 55.1%, 90 焊丝焊接接头的熔合比为 54.5%, 熔合比均较高。低速焊接时 80 焊丝焊接接头的熔合比为 46.4%,

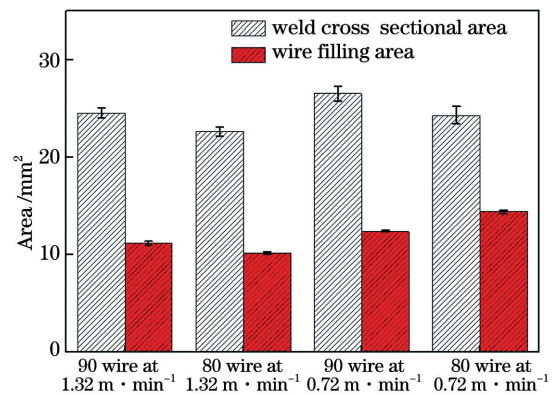


图 4 不同焊速下不同焊丝焊接接头的焊缝截面积及焊丝填充面积

Fig. 4 Weld cross sectional areas for different wire welded joints and wire filling areas at different welding speeds

90 焊丝焊接接头的熔合比为 52.3%，相对高速焊接接头，熔合比减小，说明较大的线能量能够改善接头的熔合比。焊接接头的熔合比对接头成分及其性能有较大影响^[11]。

3.3 热循环

在不同工艺条件下，采用热电偶进行对接焊热循环测试试验，热循环如图 5 所示。图 5(a)为热循环采集位置，两种工艺条件下热电偶距离焊缝中心为 4 mm，根据峰值温度的不同，可以认为采集点在热影响区的粗晶区和细晶区。图 5(b)为不同工艺条件下的热循环曲线，高速和低速焊接条件下的接头冷却时间($t_{8/5}$)分别为 4.4 s 和 11.6 s。说明随着焊接速度的提升，冷却速率增大，热影响区形成了淬硬的马氏体组织，同时热影响区的软化现象减少，而低速条件下冷却速率明显较小，热影响区的高温停留时间较长，热影响区组织的再回火时间较长，导致组织软化情况增加。但是相对于传统的焊接方式，激光复合焊接的软化情况已经得到了有效抑制。

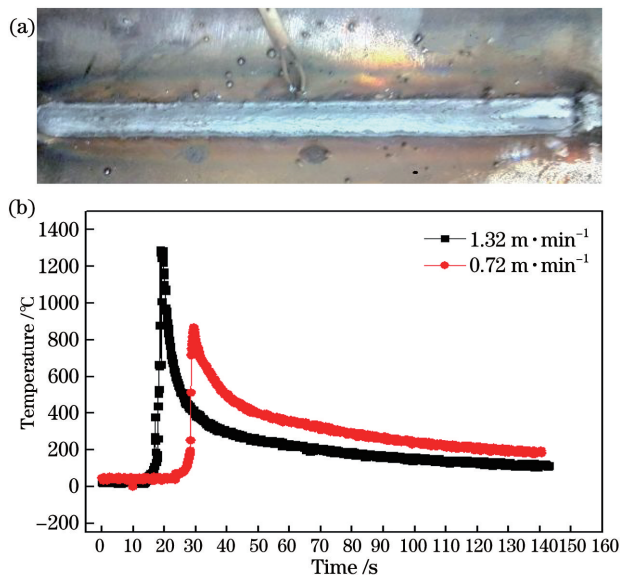


图 5 热循环。(a)热循环采集位置;(b)不同热输入下的热循环曲线

Fig. 5 Thermal cycles. (a) Acquisition position for thermal cycle; (b) thermal cycle curves under different heat inputs

3.4 硬度

图 6 为不同焊速条件下两种焊丝焊接接头的显微硬度分布。可以看出，热影响区的硬度在 430 HV 左右，说明在快速加热和快速冷却的条件下，热影响区均形成了板条马氏体。高焊速条件下两种焊缝区的硬度与母材相当，均在 340 HV 左右，这是因为焊缝组织中形成的 M-A 组元[富(孪晶)碳马氏体和残留奥氏体，有时也有碳化物]使得硬度上

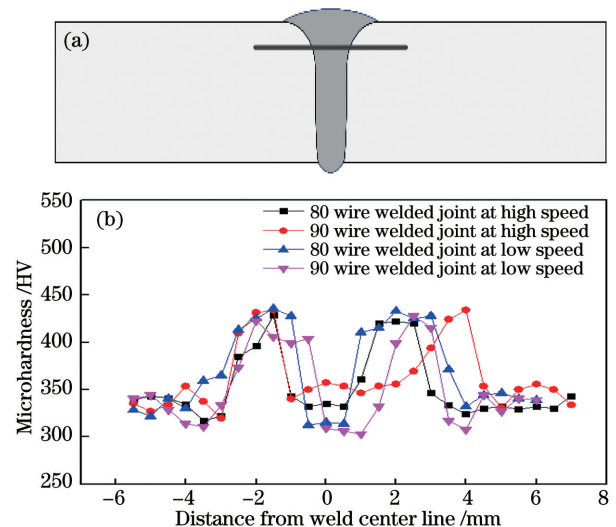


图 6 显微硬度。(a)硬度测量位置;(b)不同焊丝焊接接头的显微硬度分布

Fig. 6 Microhardness. (a) Microhardness measurement position; (b) microhardness distributions of different wire welded joints

升，软化区的硬度在 320 HV 左右，低焊速条件下两种焊缝区的硬度在 310 HV 左右，总体来看软化区的硬度大约为 310 HV，与母材硬度相比，下降了 8.8%。这就说明激光复合焊接能够改善接头软化现象，热影响区的淬硬性最大，母材淬硬性较大。从两种焊丝角度来看，高焊速条件下 80 焊丝焊接接头的焊缝硬度比 90 焊丝焊接接头的焊缝硬度低，这是由于在相同线能量条件下，90 焊丝含有更多的 Cr、Mo、Mn 元素，它们过渡到焊缝，增强了焊缝硬度。低焊速条件下 80 焊丝焊接接头与 90 焊丝焊接接头的焊缝硬度相当，从熔合比来看，低焊速下 80 焊丝的熔合比下降了 15.8%，而 90 焊丝的熔合比下降了 4.0%，这在一定程度上抵消了成分的差异。另一方面，在高速焊条件下，冷却时间较短，容易形成更多的淬硬组织，因此焊缝硬度高于低焊速条件下的焊缝硬度，热影响区内的软化区更窄。整体来看焊缝与母材的硬度差距不大，说明焊缝金属中的有益元素被稀释且成分不均匀分布，因此在相同工艺条件下焊丝成分对性能的影响较小。

3.5 组织

图 7 所示为高焊速条件下 90 焊丝焊接接头和 80 焊丝焊接接头的焊缝及热影响区组织。在相同工艺条件下，两种焊缝组织主要为贝氏体及少量 M-A 组元。两种焊接接头的热影响组织均为板条马氏体组织，说明热影响区组织与线能量有关，在激光复合焊接较大的冷却速度下形成了淬硬组织。这也是

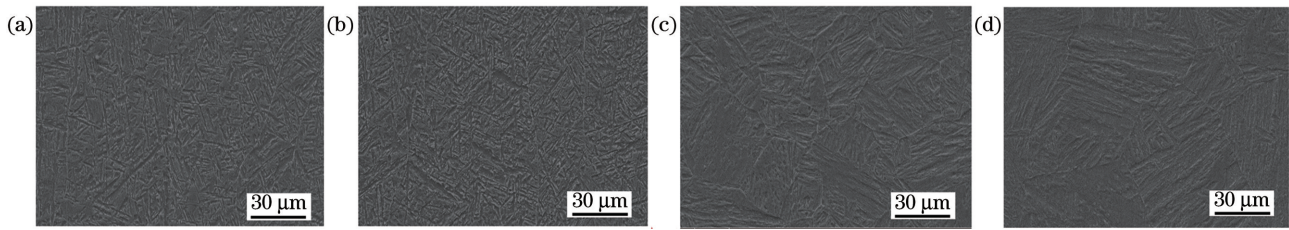


图 7 接头的焊缝和热影响区组织。(a)90 焊丝焊接接头的焊缝;(b)80 焊丝焊接接头的焊缝;(c)90 焊丝焊接接头的热影响区;(d)80 焊丝焊接接头的热影响区

Fig. 7 Weld seam and heat-affected zone microstructures of joint. (a) Weld seam of 90 wire welded joint; (b) weld seam of 80 wire welded joint; (c) heat-affected zone of 90 wire welded joint; (d) heat-affected zone of 80 wire welded joint

热影响区硬度高、冲击能量较低的原因^[12]。

3.6 拉伸性能

图 8 是拉伸试样的断裂位置及拉伸曲线。表 4 是焊速为 0.72 m/min 和 1.32 m/min 时激光电弧

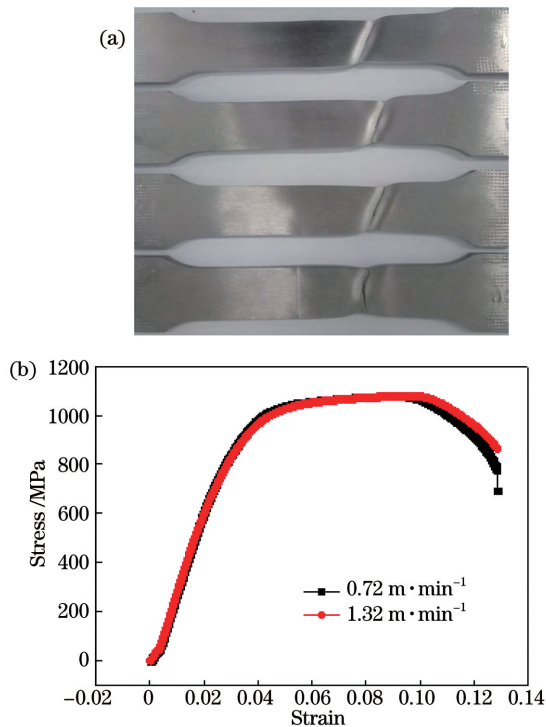


图 8 拉伸试样。(a)拉伸断裂位置;(b)拉伸曲线

Fig. 8 Tensile samples. (a) Tensile fracture positions; (b) tensile curves

表 4 激光电弧复合焊接接头的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of laser-arc hybrid welded joints

Sample No.	Tensile strength /MPa	Elongation /%
1	1129	11.2
2	1145	12.5
3	1117	11.8
4	1084	12.2

复合焊接接头的拉伸性能。1 号和 2 号分别对应 0.72 m/min 焊速条件下 90 焊丝和 80 焊丝焊接接头, 3 号和 4 号分别对应 1.32 m/min 焊速条件下 90 焊丝和 80 焊丝焊接接头, 四种接头的抗拉强度比母材略高, 这是由于激光复合焊接的冷却速度较大, 焊缝晶粒细小, 形成了淬硬组织, 同时焊丝合金成分 Mn、Mo、Cr 元素的强化作用增强了接头强度。在两种工艺条件下, 90 焊丝焊接接头属于等强匹配, 延伸率分别达到母材的 93.2% 和 98.3%, 80 焊丝焊接接头属于低强匹配, 延伸率分别为母材的 104.3% 和 101.7%, 较 90 焊丝焊接接头的延伸率分别高出 11% 及 3.4%, 说明低强匹配焊材的良好塑性有利于提高该类钢的接头延展性。四种接头均断于母材, 如图 8(a) 所示, 尽管焊接接头的热影响区存在不同程度的软化现象, 但在热影响区的板条马氏体和焊缝中, M-A 组元的共同强化作用使得较窄的软化区无法发生形变^[13-14]。

3.7 拉伸断口分析

对 1 号和 2 号拉伸试样断口取样, 图 9(a)、(b) 所示分别为 90 焊丝焊接接头和 80 焊丝焊接接头的拉伸宏观断口, 拉伸断裂位置均在母材, 断口形貌表明接头均发生了一定的塑性变形, 且 80 焊丝焊接接头的变形比 90 焊丝焊接接头的变形大, 断口中心都呈现出分层。这表明激光复合焊接改善了接头软化现象, 低强匹配焊材有着更好的塑性, 在接头淬硬组

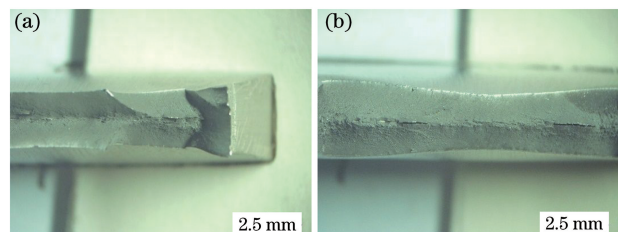


图 9 拉伸断口的宏观形貌。(a)1 号试样;(b)2 号试样

Fig. 9 Macro-morphologies of tensile fractures.

(a) Sample 1; (b) sample 2

织的拘束下,接头变形较小,因此断裂于母材。图 10(a)和 10(b)分别为对应 9(a)和 9(b)的断口微观形貌,拉伸断口主要为细小且较浅的韧窝,韧窝底部含有第二相粒子,同时在 2 号拉伸试样断口中发现有夹杂物,如图 10(b)所示。由于夹杂物与基体塑性变形差异大,因此可以认为夹杂物周围的应力集中,形成了较大的塑性变形,接头的延展性得到增强,而 1 号拉伸试样断口中的微裂纹促使局部断裂,导致延展性低,如图 10(a)所示。

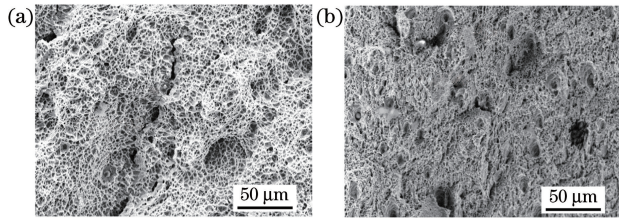


图 10 拉伸断口的微观形貌。(a)1 号试样;(b)2 号试样

Fig. 10 Micro-morphologies of tensile fractures.

(a) Sample 1; (b) sample 2

接头拉伸断口的微区能量弥散 X 射线谱(EDS)分析结果如图 11 和表 5 所示,可以看出,夹杂物是由多种合金元素组成,主要有 Ca、O、Al、Si、S 等,其中 Ca 和 O 的质量分数分别为 31.18% 及 34.96%,容易形成氧化物及夹杂物,引起应力集中,进而在拉伸外力的作用下形成裂纹源,因此在拉伸过程中容易在夹杂物聚集的位置处断裂。

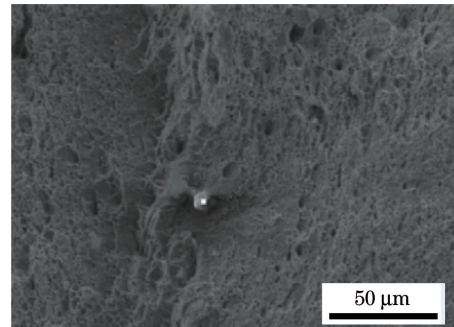


图 11 接头拉伸断口微区

Fig. 11 Micro-zone of joint tensile fracture

表 5 拉伸断口的化学成分

Table 5 Chemical compositions of tensile fracture

Element	O	Na	Mg	Al	Si	S	Cl	K	Ca	Mn	Fe	Cu
Mass fraction %	34.96	2.18	0.88	1.53	0.92	5.83	2.59	5.42	31.18	1.03	12.34	1.15

3.8 冲击性能测试

90 焊丝与 80 焊丝在 1.32 m/min 及 0.72 m/min 焊速条件下, -40 °C 接头焊缝与热影响区(HAZ)的冲击性能如图 12 所示。在 1.32 m/min 的速度(high speed)下,90 焊丝和 80 焊丝的焊缝冲击能量均值分别为 22.8 J 和 23.6 J,热影响区的平均冲击能量分别为 13.7 J 和 11.6 J;相比 90 焊丝,80 焊丝焊接接头的热影响区冲击性能下降了

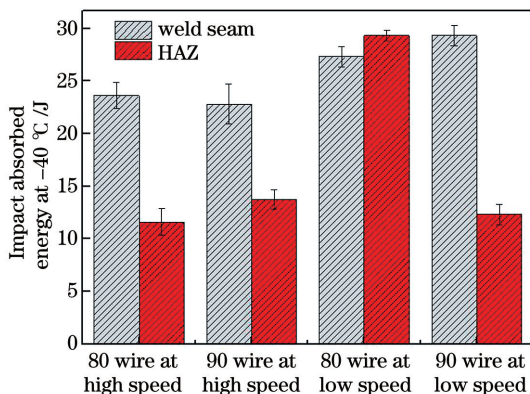


图 12 不同焊速和不同焊丝下 -40 °C 冲击吸收能量

Fig. 12 Impact absorbed energy at -40 °C for different

welding wires at different welding speeds

15%。说明在熔合比相当的情况下,90 焊丝中的 Ni、Mo 等元素强化了熔合区的韧性,改善了热影响区的回火脆性,使得断裂路径发生弯曲,如图 7(d)所示,晶粒杂乱,断裂需要的能量增多,热影响区的韧性增加。在 0.72 m/min 的速度(low speed)下,90 焊丝和 80 焊丝的焊缝平均冲击能量分别为 29.3 J 和 27.3 J,热影响区的冲击能量均值分别为 12.3 J 和 29.3 J,热影响区的冲击能量相差较大。与高焊速条件相比,低焊速下两种焊缝的冲击性能分别增加了 28.5% 和 15.7%,说明低焊速条件下过渡到焊缝中的有益元素 Ni、Mo 增加,成分均匀性得到改善,焊缝的冲击性能得到提升。从线能量角度来看,90 焊丝焊接接头热影响区的冲击性能随着线能量的增加而下降,这是由于断裂位置均在粗晶区与重结晶区之间,为脆性断裂,并随着线能量的增加,断裂路径逐渐笔直,如图 13(a)、(b)所示。然而,80 焊丝焊接接头热影响区的冲击韧性增加,由图 13(c)看出,断裂路径偏离粗晶区,裂纹从重结晶区开始,向母材方向扩展,因此热影响区的韧性增加。

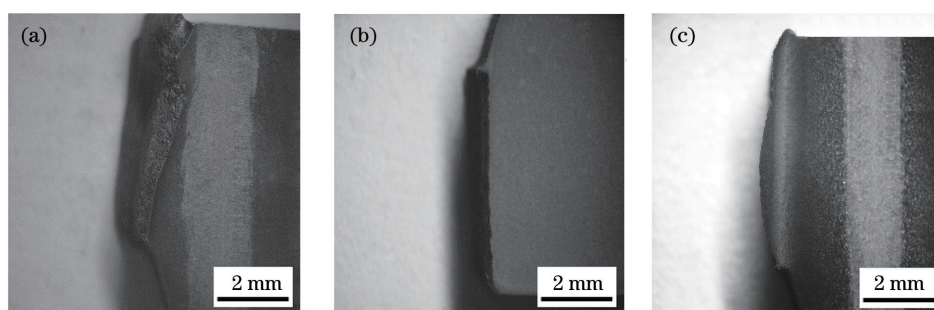


图 13 热影响区的冲击断裂路径。(a)90 焊丝焊接接头的高速焊热影响区;(b)90 焊丝焊接接头的低速焊热影响区;
(c)80 焊丝焊接接头的低速焊热影响区

Fig. 13 Impact fracture paths in heat-affected zones. (a) Heat-affected zone of 90 wire welded joint at high welding speed;
(b) heat-affected zone of 90 wire welded joint at low welding speed; (c) heat-affected zone of 80 wire welded joint
at low welding speed

3.9 冲击断口分析

图 14 为不同焊速下焊接接头焊缝及热影响区的冲击断口宏观形貌。由图 14(a)和 14(b)可以看出,断口中剪切唇区与纤维区形成了 45° 左右的夹角,在外力作用下材料发生了一定的塑性变形,呈现出韧性断裂的特征。由图 14(c)可以看出,断口平齐,剪切唇区较窄。由图 14(d)可以看出,塑性变形小,并有裂纹扩展现象,断口均为明显的脆性断裂形貌。这说明在低焊速条件下,随

着线能量的增加,热影响区的粗晶区晶粒粗化,裂纹通过粗晶区扩展并迅速断裂,韧性较低。图 14(a)断口中的气孔比图 14(b)小且少,说明高速焊接能够有效抑制气孔的产生,然而气孔较大的断口相比气孔较小的断口冲击性能高,说明速度较低时焊缝金属的熔入量较多,能够有效抑制母材对焊缝的稀释,从而提高冲击性能。同时表明,一定数量的气孔对焊接接头低温冲击性能的影响不大。

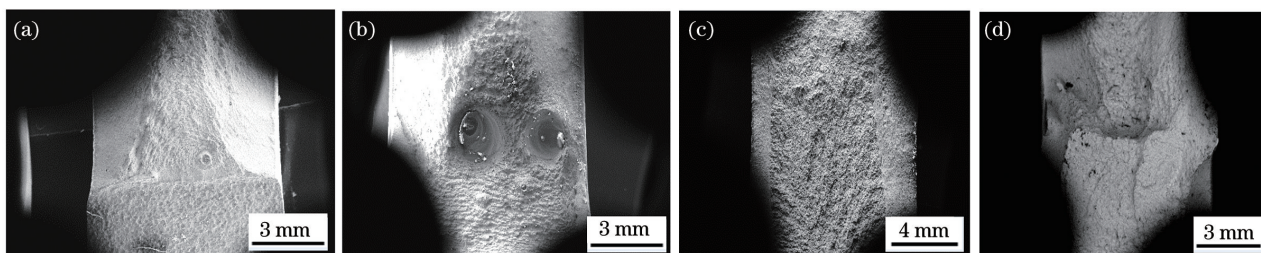


图 14 -40°C 冲击断口的宏观形貌。(a)高速焊缝断口;(b)低速焊缝断口;(c)高速热影响区断口;(d)低速热影响区断口
Fig. 14 Macro-morphologies of impact fractures at -40°C . (a) High-speed weld fracture; (b) low-speed weld fracture;
(c) high-speed heat-affected zone fracture; (d) low-speed heat-affected zone fracture

图 15 为 80 焊丝焊接接头和 90 焊丝焊接接头在不同焊速下的焊缝及热影响区冲击断口微观形貌。如图 15(a)所示,断口中的韧窝细小且交织呈网状,河流花样上有较深的微孔洞聚集并有一个较大的显微孔洞,较大显微孔洞为撕裂韧窝,撕裂韧窝的抛物线方向为裂纹源,说明该裂纹源加速了局部韧性断裂。如图 15(c)所示,韧窝相对较多且韧窝大小不一致,有一定的解理小平面,因此属于韧性混合断裂。这是由于显微空穴或孔隙的聚集在外力的作用下发生了滑移,形成的韧窝具有韧性断裂的特点,而在高速条件下,形成了细小的贝氏体组织及 M-A 组元,在高淬硬性 M-A 组元的作用下凸显出脆性断裂特征,因此两种焊丝接头的焊缝冲击韧

性均较低。如图 15(b)所示,微观形貌由准解理小平面及河流状花样组成。如图 15(d)所示,一定数量大小不一的韧窝交错分布,且有第二相粒子分布在韧窝中,因此韧性较图 15(b)高,但微观形貌均为脆性断裂。在高焊速下,冷却时间缩短,激光复合热源降低了对母材的伤害,有效改善了软化现象,但在热影响区形成了淬硬性高的板条马氏体组织,如图 7 所示,因此热影响区的韧性较低。

如图 15(e)和 15(g)所示,断口呈现出韧性断裂的特点,出现了大量小而深、密集度高的韧窝。图 15(e)断口中还有解理小平面分布,图 15(g)断口韧窝周围有河流状花样分布,说明局部发生了韧性断裂加速,两种情况下断口韧窝都呈向右的方向性,

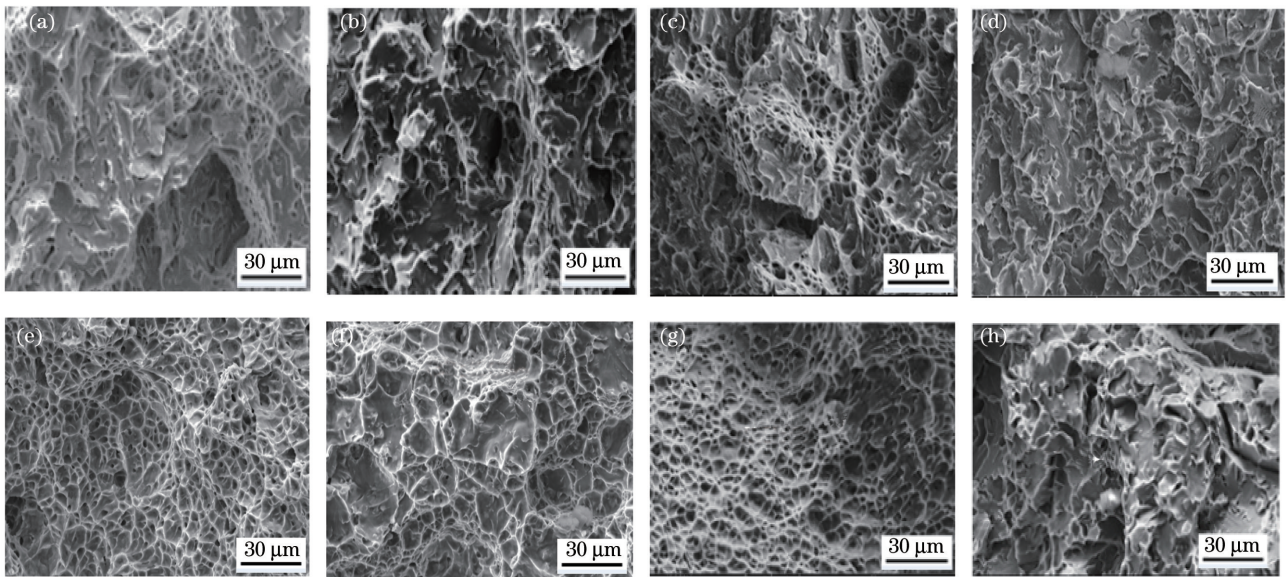


图 15 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击断口的微观形貌。(a)80 焊丝焊接接头的高速焊缝;(b)80 焊丝焊接接头的高速热影响区;(c)90 焊丝焊接接头的高速焊缝;(d)90 焊丝焊接接头的高速热影响区;(e)80 焊丝焊接接头的低速焊缝;(f)80 焊丝焊接接头的低速热影响区;(g)90 焊丝焊接接头的低速焊缝;(h)90 焊丝焊接接头的低速热影响区

Fig. 15 Micro-morphologies of impact fractures at $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. (a) High speed weld seam of 80 wire welded joint; (b) high speed heat-affected zone of 80 wire welded joint; (c) high speed weld seam of 90 wire welded joint; (d) high speed heat-affected zone of 90 wire welded joint; (e) low speed weld seam of 80 wire welded joint; (f) low speed heat-affected zone of 80 wire welded joint; (g) low speed weld seam of 90 wire welded joint; (h) low speed heat-affected zone of 90 wire welded joint

这是在向右切应力的作用下,显微孔洞被拉长,发生了较大的塑性变形,因此韧性增加。图 15(f)主要是由大小不一的等轴韧窝组成,显示了较好的塑性,并有一小部分的河流状花样,大量的韧窝与少量的河流状花样交错分布,微观形貌为韧性断裂,因此韧性较好。图 15(h)呈现出解理小平面以及撕裂棱,撕裂棱的棱峰较为尖锐,解理小平面的台阶间还夹杂着一定数量的浅韧窝,且韧窝尺寸较小,微观形貌为脆性断裂,从而韧性较差^[15-18]。

通过 EDS 对接头冲击断口热影响区进行分析,结果如图 16、17 及表 6、7 所示。图 16 所示位置在

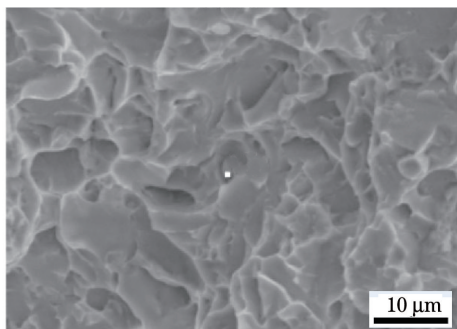


图 16 高速焊接接头的热影响区冲击断口
Fig. 16 Heat-affected zone impact fracture of high speed welding joint

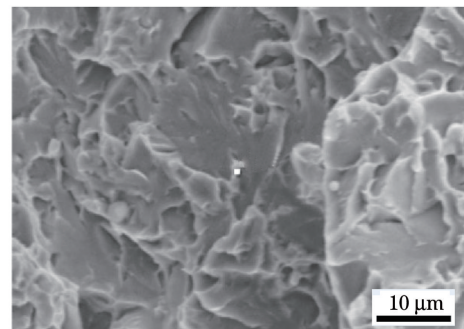


图 17 低速焊接接头的热影响区冲击断口
Fig. 17 Heat-affected zone impact fracture of low speed welding joint

表 6 高速焊接接头的热影响区冲击断口的化学成分
Table 6 Chemical compositions of heat-affected zone impact fracture of high speed welding joint

Element	C	O	Si	Cl	Fe	Co
Mass fraction /%	13.67	29.71	0.25	0.17	55.69	0.51

表 7 低速焊接接头的热影响区冲击断口的化学成分
Table 7 Chemical compositions of heat-affected zone impact fracture of low speed welding joint

Element	C	Fe
Mass fraction /%	2.33	96.77

第二相粒子上,合金成分较为复杂,且 C 元素含量较高,能够形成强化相而阻止裂纹扩展,在一定程度上增加了热影响区的冲击性能。图 17 所示位置在断开撕裂棱上,成分主要是 C 和 Fe,与图 11 相比,元素发生了偏析,C 元素聚集,在热循环条件下,合金元素经历熔解而达到新的平衡,造成热影响区成分不均匀分布,因此冲击韧性总体下降。

4 分析与讨论

以上试验结果表明,两种工艺下焊缝成型均良好,X 射线探伤结果说明提高焊接速度可以减少气孔^[19-20],激光热源可以抑制咬边、增加熔深、提高焊接效率并抑制接头软化^[7],从而提升接头强度,且两种焊丝焊接接头的抗拉强度及延伸率均与母材相当,拉伸断裂位置均位于母材。从热循环角度来看,随着焊接速度的增加,冷却时间缩短,在焊缝及热影响区形成了淬硬组织 M-A 组元及板条马氏体,接头拉伸性能得到增强,硬度增大,但是冲击性能恶化,说明选择合适的线能量与熔敷金属极其重要。两种焊材接头熔合比结果表明,熔合比的减小使得更多的焊材熔入,增加了 Cr、Ni、Mo 等元素的过渡,使得接头成分均匀化,晶粒细化,接头焊缝冲击性能得到改善,如图 12 所示。进一步分析微观断口发现,图 15(e)、(g)比图 15(a)、(c)有更多的韧窝,焊缝发生更大的塑性变形,同时焊接电流的减小使得填充金属有益元素的烧损减少,更多的细化晶粒元素如 Ni 过渡到焊缝,改善了冲击韧性。而图 15(h)的冲击性能比图 15(d)的冲击性能低,其原因是由于线能量的增加导致热影响区组织的粗化程度增加、淬硬区增大。在较高的线能量下,会形成的大量脆硬相板条马氏体,在外力的作用下马氏体晶粒内的夹杂物等容易萌生裂纹,裂纹沿着热影响区粗大的脆硬相扩展,形成解理小平面,呈现出脆性断裂^[21]。然而,与母材冲击性能相比,两种焊丝的焊缝冲击性能恶化,这是由于填充材料在焊缝金属中的填充量(忽略焊缝金属飞溅及密度不同)较小,在母材的稀释作用下过渡到焊缝金属的成分不均匀,并形成淬硬组织,焊缝冲击性能下降。热影响区的韧性较低,说明在两种线能量下,热影响区的晶粒变得粗大,且硬度均达到 430 HV 左右,组织由均匀的回火索氏体变为以板条马氏体为主的不均匀组织,从而韧性降低,-40 °C 冲击性能断口以脆性断裂为主。针对这种高强钢,采用低强匹配焊丝能够满足性能要求,并且焊接接头表现出良好的延展性。因此,通过采

用低强匹配焊丝,控制线能量,增加熔敷量,结合激光复合焊接,可以有效改善 BS960E 接头的低温冲击性能。

5 结 论

调质超高强钢 BS960E 激光电弧复合焊接接头的拉伸试样均断于母材,90 焊丝和 80 焊丝焊接接头的拉伸强度与母材相当,而与等强匹配焊丝相比,低强匹配焊丝焊接接头的延伸率较好。表明激光复合焊接能够改善高强钢接头的强度,低强匹配焊接接头具有较好的拉伸强度和延伸率。在不同的焊速条件下,提高焊速能够有效抑制气孔。观察冲击断口发现,-40 °C 冲击焊缝断口均表现为韧性断裂,热影响区断口以脆性断裂为主。在不同焊丝匹配下,低焊速条件下的焊缝冲击性能相当,但与高焊速下的焊缝冲击性能相比,整体性能有所提升,热影响区冲击性能差异较大。不同焊丝匹配下的焊缝冲击性能差异性较小,主要是由于焊丝的有益元素过渡到焊缝不足、焊缝成分不均匀以及熔合比的综合作用。而热影响区的韧性主要由线能量及母材本身决定。这些研究结论说明,激光电弧复合焊在 I 型坡口下实现了单道焊的良好成型,能够降低生产成本,提高生产效率,在激光热源的作用下,改善了传统焊接的咬边等缺陷。但是该类低合金调质高强钢接头的低温冲击性能仍然是薄弱环节,有待进一步深入研究。针对 BS960E 超高强钢,为了提高焊缝低温冲击韧性,还需要开发相匹配的焊丝,结合激光复合热源的优势进行工艺优化。激光复合焊接技术的应用也将有良好的发展前景。

参 考 文 献

- [1] Lei Z L, Chen Y B, Song G X, et al. Weld appearance of CO₂ laser-gas metal arc hybrid welding for ultra-low carbon bainitic steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(11): 3068-3073.
雷正龙, 陈彦宾, 宋国祥, 等. 超低碳贝氏体钢 CO₂ 激光-气体金属弧焊复合焊接成形特性[J]. 中国激光, 2009, 36(11): 3068-3073.
- [2] Wang Y. Research status and developments on weld procedure of low-alloy Q+A high strength steel[J]. Applied Energy Technology, 2009(8): 11-13.
王勇. 低合金调质高强钢焊接工艺研究进展[J]. 应用能源技术, 2009(8): 11-13.
- [3] Guan Y P, Li Y J, Wang J. Present situation of the study on the weldability of 1000 MPa and above high strength low alloy steel [J]. Welding Digest of

- Machinery Manufacturing, 2015(3): 30-34.
管彦朋, 李亚江, 王娟. 1000 MPa 及以上级高强度钢焊接性研究现状[J]. 机械制造文摘(焊接分册), 2015(3): 30-34.
- [4] Gu S Y, Liu Z J, Zhang P L, et al. Appearances and formation mechanism of welds in high-strength steels by high speed laser-arc hybrid welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(12): 1202007.
顾思远, 刘政君, 张培磊, 等. 高速激光电弧复合焊接高强度焊缝的形貌及成形机理[J]. 中国激光, 2018, 45(12): 1202007.
- [5] Yang Z, Zhang P, Cai Z H, et al. Research on mechanical properties of high-strength steel laser-arc hybrid welded joints[J]. Acta Armamentarii, 2017, 38(3): 549-554.
杨臻, 张平, 蔡志海, 等. 高强度钢激光-电弧复合焊接接头力学性能研究[J]. 兵工学报, 2017, 38(3): 549-554.
- [6] Teng B, Lei Z, Wang X Y, et al. Mechanical properties of JFE980S high strength steel joint welded by laser + MAG arc hybrid welding[J]. Welding & Joining, 2010(4): 42-46, 71.
滕彬, 雷振, 王旭友, 等. JFE980S 高强度钢激光-电弧复合热源焊接接头性能研究[J]. 焊接, 2010(4): 42-46, 71.
- [7] Gao M, Zeng X Y, Hu Q W, et al. Mechanism and remedy of undercut formation during laser-arc hybrid welding [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(6): 85-88, 117.
高明, 曾晓雁, 胡乾午, 等. 激光-电弧复合焊接咬边缺陷分析及抑制方法[J]. 焊接学报, 2008, 29(6): 85-88, 117.
- [8] Wang Z M, Wang J, Tang B, et al. Effect of welding processing parameters on porosity formation and prevention mechanism analysis of zircaloy sheet by YAG laser welding [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(11): 2782-2786.
王泽明, 王军, 唐彬, 等. 焊接工艺参数对锆合金薄板 YAG 激光焊接气孔形成的影响及控制机理分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(11): 2782-2786.
- [9] Sun Z. Effect of fusion ratio on welding microstructure and properties of 0Cr18Ni9 and Q345D dissimilar steels [J]. Tianjin Science & Technology, 2012, 39(5): 140-142.
孙壮. 熔合比对 0Cr18Ni9 和 Q345D 异种钢焊接组织性能的影响[J]. 天津科技, 2012, 39(5): 140-142.
- [10] Zheng Y W, Cai Z P, He Y C, et al. Study on the influence of fusion ratio on carbon migration phenomenon in the narrow gap welding of dissimilar steels[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(12): 74-80.
郑云蔚, 蔡志鹏, 何雨晨, 等. 异种钢窄间隙焊母材熔合比对碳迁移现象影响研究[J]. 机械工程学报, 2016, 52(12): 74-80.
- [11] Zheng S Q, Wen P, Shan J G. Experimental analysis on fusion ratio and composition uniformity of laser hot wire welds [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(12): 45-48, 72, 115.
郑世卿, 温鹏, 单际国. 激光热丝焊焊缝熔合比和焊缝深度方向的微观成分均匀性[J]. 焊接学报, 2012, 33(12): 45-48, 72, 115.
- [12] Li B, Zhu Y H, Deng L, et al. Research on the microstructure and properties of high-speed laser-arc hybrid welding of BS960E high strength alloy steel [J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(5): 72-76, 136-137.
李斌, 朱勇辉, 邓林, 等. BS960E 高强度钢激光-电弧复合高速焊接接头组织及性能研究[J]. 电焊机, 2020, 50(5): 72-76, 136-137.
- [13] Li X J, Huang J, Pan H, et al. Microstructure and formability of laser welding joint of QP1180 high-strength steel sheet [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(3): 0302006.
李学军, 黄坚, 潘华, 等. QP1180 高强度钢薄板激光焊接接头的组织与成形性能[J]. 中国激光, 2019, 46(3): 0302006.
- [14] Jing Z C, Zhang G Y, Wang Z J, et al. Properties of marine high-strength steel by high-efficiency laser-MAG hybrid welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(8): 0802005.
井志成, 张国瑜, 王子健, 等. 高效激光-MAG 复合焊接船用高强度钢的性能[J]. 中国激光, 2019, 46(8): 0802005.
- [15] Ma S H, Zou Y M, Li Z Q, et al. Effects of root gap on microstructure and properties for welded joints of high strength steel [J]. Welding Technology, 2018, 47(9): 123-125.
马世辉, 邹艳明, 李志强, 等. 根部间隙对高强度钢焊接接头组织和性能的影响[J]. 焊接技术, 2018, 47(9): 123-125.
- [16] Yang Z H, Yang S L, Tuo W H, et al. Effects of welding speed on microstructure and mechanical properties of laser welded joint of TRIP590 high strength steel [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2017, 41(4): 94-97, 102.
杨智华, 杨尚磊, 唐文海, 等. 焊接速度对 TRIP590 高强度钢激光焊接接头组织与力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2017, 41(4): 94-97, 102.
- [17] Wu C Z, Chen H N, Fan M N, et al. Microstructure and toughness of HAZ in 1000 MPa grade high

- strength steel joint [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(5): 97-100, 118.
- 吴昌忠, 陈怀宁, 范闽宁, 等. 1000MPa 级高强钢焊接热影响区组织和韧性 [J]. 焊接学报, 2011, 32(5): 97-100, 118.
- [18] 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.
- [19] Li X B, Lu F G, Cui H C, et al. Numerical modeling on the formation process of keyhole-induced porosity for laser welding steel with T-joint [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 72(1/2/3/4): 241-254.
- [20] He S, Chen H, Chen Y, et al. Effects of laser power on droplet transfer behaviour in laser-MAG hybrid welding [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(2): 021408.
- 何双, 陈辉, 陈勇, 等. 激光功率对激光-MAG 复合焊熔滴过渡行为的影响 [J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(2): 021408.
- [21] Shi P F, Huang J, Tantai F L, et al. Microstructures and properties of 27SiMn high-strength steel joints by laser-MAG hybrid welding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(10): 1002001.
- 史鹏飞, 黄坚, 澹台凡亮, 等. 27SiMn 高强钢激光-MAG 复合焊接接头组织和性能 [J]. 中国激光, 2017, 44(10): 1002001.

Mechanical Properties of Laser Hybrid Welded Joint of 1000 MPa Ultrahigh-Strength Steel

Ma Yanlong, Chen Hui*, Zhao Xu, Zhang Chengzhu, Zhu Zhiyong

Institute of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu, Sichuan 610031, China

Abstract

Objective Currently, the development of lightweight materials has become the primary objective of manufacturing, and the application of high-strength steel has emerged. Compared with traditional lightweight materials such as aluminum and magnesium alloys, 1000 MPa ultrahigh-strength steel exhibits good strength and toughness, high safety performance, and low application costs. It also exhibits good economic benefits. However, the application of high-strength steel requires reliable welding joints. Recently, the welding joints obtained via traditional welding methods are softened, the heat-affected zone is embrittled, the impact toughness of welding joints is low, the joint strength is lower than that of the base metal, the welding deformation is large, and the welding efficiency is low. As a new type of heat source welding method, laser-arc hybrid welding can effectively restrain the softening of the heat-affected zone, reduce damage to the base material, and exhibits a high welding efficiency and small deformation, etc. Furthermore, the performance of welding joints of 1000-MPa-grade tempered ultrahigh-strength steel increasingly deteriorates with the increase of strength, limiting the popularization and application of this type of high-strength steel. Therefore, it is considerably important to select appropriate filling materials and adopt laser-arc hybrid welding for studying the performance of welding joints of this type of high-strength steel.

Methods Equal-strength matching welding wire MG90-G and low-strength matching welding wire ER80YM were selected to perform laser-arc hybrid single-pass welding on the 1000-MPa-grade quenched and tempered ultrahigh-strength steel BS960E to well solve the deterioration of the welded joint performance of this type of high-strength steel. The welding equipment is manufactured using a 10 kW fiber laser (TRUMPF LASER TruDisk 10002) and a welding machine. The laser-guided hybrid welding method is adopted. In addition, the groove form is type I, and the butt gap is 1 mm. The welding process is optimized through the single factor variable method, and the welding quality is evaluated via non-destructive flaw detection. The heat input changes are collected based on the thermal cycle. The tensile strength, hardness, and low-temperature impact toughness of the welding joints for two types of welding materials were tested, and the fracture was analyzed via microscope and scanning.

Results and Discussions The mechanical properties of the BS960E laser-arc hybrid welded joints were analyzed when using different welding speeds and welding materials, and the following results were obtained. 1) Welding quality: The weld formation was good when the welding speeds were 1.32 m/min and 0.72 m/min. With the

increase of welding speed, the porosity of welding seam decreased significantly. Thus, a stable molten pool at high welding speed can inhibit the generation of porosity. At a high speed, the fusion ratio of welding joints increases, the beneficial elements of welding wire transition to welding seam are reduced, and the impact property of welding seam deteriorates. 2) Hardness and microstructure: Under the condition of high-speed welding, the hardness of welds increases by 9.7% compared with that observed under low welding speeds. Laser-arc hybrid welding can effectively improve and restrain the softening of welding joints, and the hardness of the softening zone is reduced by 8.8% compared with that of the base material. The microstructure of the weld with a welding speed of 1.32 m/min includes bainite and M-A component, and the microstructure in the heat-affected zone is lath martensite. 3) Tensile properties: The tensile strengths of 90 wire and 80 wire welded joints are 1129, 1117, 1145, and 1084 MPa, respectively. The tensile strength is equivalent to that of the base metal, and the elongations observed in the aforementioned cases are 93%, 98%, 104%, and 102% of the base metal, respectively. Thus, low-strength matching has better ductility. 4) Impact performance and fracture: The impact performances of the two welds at low welding speeds increased by 28.5% and 15.7%, respectively, compared with those observed at high welding speeds. The impact fracture of the welding seam of the two types of welding wires exhibits the characteristics of ductile fracture, and the impact fracture of the heat-affected zone is mainly manifested as a brittle fracture. With the decrease of welding speed, the brittleness of the MG90-G welding joint in the heat-affected zone increases, but the impact performance deteriorates less obviously because of the small difference in the welding input energy. However, the impact toughness of the ER80YM wire welded joint in the heat-affected zone increases with the decrease of welding speed.

Conclusions Research results show that laser-arc hybrid welding can effectively improve the softening of joints and reduce the width of heat-affected zone of joints; therefore, the tensile fracture can be observed in the base metal. Under the action of the laser heat source, laser-arc hybrid welding can effectively improve defects such as undercuts caused by traditional welding. Further, under the conditions of fast cooling and heating, the weld porosity can be effectively reduced by increasing the welding speed. From the matching analysis of welding materials, the laser-arc hybrid welded joint with low-strength matching wires exhibits better ductility than that obtained in case of equal-strength matching wires. Further, the tensile strength is equivalent to that of the base metal. Under the same welding process parameters, the impact performance of different welding wire welded joints is small, which can be attributed to the unevenness of the weld metal composition and the influence of fusion ratio. Currently, the impact performance of the welded joints of this type of high-strength steel is a weak link, which must be further improved. Therefore, under the condition of laser-arc hybrid welding, the selection of appropriate heat input and low-strength matching welding wires can effectively improve the low-temperature impact performance of welding joints.

Key words laser technique; BS960E; quenched and tempered ultra-high strength steel; laser-arc hybrid welding; impact properties

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 110.2960