

脉冲激光对 B950CF 高强钢复合焊接头组织及疲劳性能的影响

朱志勇, 陈辉*, 马彦龙, 黄举近, 赵旭

西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031

摘要 采用脉冲激光-MAG 复合焊和激光-MAG 复合焊两种方法,对 8 mm 厚、1000 MPa 级的 B950CF 高强钢进行对接焊,对比分析两种焊接接头的显微组织、硬度、拉伸性能以及疲劳性能。结果表明,两种焊接方法得到的焊缝组织均由板条马氏体、贝氏体和少量残余奥氏体组成,粗晶区组织为粗大的板条马氏体,细晶区组织由细小的马氏体和贝氏体组成,不完全相变区组织主要为贝氏体和少量马氏体。两种焊接方法所得焊接接头的硬度分布趋势相似,但硬度值相差较大,焊缝区的硬度均高于母材,热影响区存在软化现象。接头拉伸试样断裂均出现在母材。脉冲激光-MAG 复合焊接头的疲劳强度($N_f=10^7$)平均值为 311 MPa,相比激光-MAG 复合焊接头的 289 MPa 提高了 22 MPa,约 7.6%。与激光-MAG 复合焊相比,脉冲激光-MAG 复合焊接头疲劳试样的疲劳源气孔更小,且焊缝组织分布更加无序,均有利于提升焊接接头的疲劳寿命。

关键词 激光技术; B950CF 贝氏体钢; 脉冲激光-MAG 复合焊; 显微组织; 疲劳性能

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1402006

1 引言

随着国内外抽水蓄能电站建设的高速发展,水力发电机组正向着高水头、高转速、大容量的方向发展。为降低压力钢管和蜗壳的质量,减小壁厚,降低工程综合成本,水电站建设中不断采用高强度级别的钢材^[1-2]。而高强钢在焊接过程中容易出现焊接裂纹、热影响区软化及焊接气孔等问题^[3]。激光复合焊接由于具有热输入小、焊缝深宽比大、焊后变形和残余应力小等优点而被广泛应用于高强钢的焊接^[4]。顾思远等^[5]对激光-电弧复合焊接高强钢的焊缝形貌及成形机理进行了分析,结果表明,增大电弧电压和激光功率均能提高焊接过程的稳定性,有效改善焊缝形貌。史鹏飞等^[6]分析了 27SiMn 高强钢激光-MAG 复合焊接头的显微组织,发现钝边焊道焊缝区和粗晶区的组织主要为马氏体,填充焊道焊缝区组织为针状铁素体和上贝氏体,粗晶区组织为回火马氏体。蔡志海等^[7]采用两种焊接方法对

1000 MPa 级高强钢进行对接焊研究,结果表明,与 CO₂ 气体保护焊相比,激光-电弧复合焊的效率更高,焊缝硬度及拉伸强度也更高,两种焊缝组织均为奥氏体柱状晶,但后者晶粒更为细小。秦浩等^[8]对低合金高强钢进行了激光-MAG 复合焊接接头力学性能的研究,结果表明焊缝抗拉强度可达到 817 MPa,比母材高 13%,焊接接头在 -40 °C 左右会发生延-脆性转变。

综上所述,采用激光-电弧复合焊焊接高强钢,能够有效改善传统电弧焊接的缺陷。此外,目前国内对于高强钢复合焊接的研究主要集中在焊缝成形、显微组织及基本力学性能等方面,关于激光复合焊接接头疲劳性能的研究鲜有报道。因此,本文选用综合力学性能较好的 B950CF 高强钢,采用脉冲激光-MAG 复合焊和激光-MAG 复合焊两种焊接方法,对比分析了两种焊接接头的宏观形貌、组织演变规律、硬度以及拉伸性能,侧重研究了焊接接头的疲劳性能及断口形貌,以期优化 1000 MPa 级水电

收稿日期: 2020-12-18; 修回日期: 2021-01-09; 录用日期: 2021-01-27

基金项目: 省级重点研发计划(2020YFG0196)

通信作者: *xnrpt@swjtu.edu.cn

用高强钢的焊接工艺提供一定的理论参考。

2 试验材料及方法

2.1 试验材料

试验材料为 B950CF 高强钢,焊接试样尺寸为

150 mm×100 mm×8 mm,坡口形貌为 Y 型,坡口角度为单边 15°,钝边为 3 mm,对接间隙为 1.2 mm。填充材料为 XY-ER100 实芯气保焊丝,焊丝直径为 1.2 mm。母材和填充材料的主要化学成分及力学性能分别列于表 1 和表 2。

表 1 母材及填充材料各组分的质量分数

Table 1 Mass fraction of each component in base material and filling material

unit: %

Element	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Fe
B950CF	0.13	0.06	1.05	0.0009	0.005	0.52	1.80	0.52	Balance
XY-ER100	0.09	0.45	1.80	0.003	0.007	0.58	2.85	0.55	Balance

表 2 母材及填充材料的力学性能参数

Table 2 Mechanical properties of base material and filling material

Parameter	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%
B950CF	943	982	18.4
XY-ER100	1054	1108	16.5

2.2 试验方法

焊接设备由 TRUMPF LASER TruDisk 10002 光纤激光器、TransPuls Synergic 4000 福尼斯焊机、ABB 机器人以及机器人控制柜构成。激光与 MAG 焊枪的复合形式为:激光前置, MAG 焊枪后置。激光头侧吹保护气体为 CO₂, 电弧保护气体

为 Ar 和 CO₂, 体积分数分别为 80% 和 20%。通过单因素控制变量法得到两种焊接方法的最优工艺参数,如表 3 和表 4 所示,其中 A 表示焊层, A1 为打底层, A2 为盖面层, P 为激光功率, V_w 为焊接速度, V_f 为送丝速度, f 为脉冲频率, t_p 为脉冲宽度, I 为电流, U 为电压。

表 3 激光-电弧复合焊焊接工艺参数

Table 3 Process parameters of laser-arc hybrid welding

Welding layer	P /kW	V _w / (m · min ⁻¹)	V _f / (m · min ⁻¹)	I /A	U /V
A1	3.2	0.84	8	202	24.2
A2	1.2	0.78	7	193	24.5

表 4 脉冲激光-电弧复合焊焊接工艺参数

Table 4 Process parameters of pulsed laser-arc hybrid welding

Welding layer	P /kW	f /Hz	t _p /ms	V _w / (m · min ⁻¹)	V _f / (m · min ⁻¹)	I /A	U /V
A1	5.5	40	12.5	0.84	7	187	22.7
A2	3	20	8	0.78	8	190	22.8

焊前先对板材进行打磨并用酒精溶液清洗;焊后截取金相试样,经磨样、抛光、腐蚀后,采用蔡司金相显微镜观察接头各区组织形貌。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 型扫描电子显微镜观察。依据 GB/T 6394—2002《金属平均晶粒度测定方法》,借助 Zeiss A1M 型光学显微镜和 Image Pro Plus 分析软件对晶粒度进行测量。根据 GB/T 4340.1—2009《金属材料 维氏硬度试验 第 1 部分:试验方法》,采用 HVS-30 型维氏硬度计进行焊接接

头横截面的硬度测试,加载载荷为 29.4 N,保载时间为 10 s。拉伸试验按 GB/T 2651—2008《焊接接头拉伸试验方法》要求,在 DNS-300 型电子万能拉伸试验机上完成,拉伸速度为 5 mm/min,拉伸试样的尺寸如图 1 所示。按 GB/T 3075—2008《金属材料疲劳试验轴向力控制方法》加工焊接接头的疲劳试样,疲劳试样尺寸如图 2 所示。疲劳试验在 QGB-100 微机控制高频疲劳试验机上完成,应力比 R(σ_{min}/σ_{max}) 为 0.1,加载频率约为 130 Hz,循环基数设置为 10⁷。同一应力级下进行 3 组平行试验。

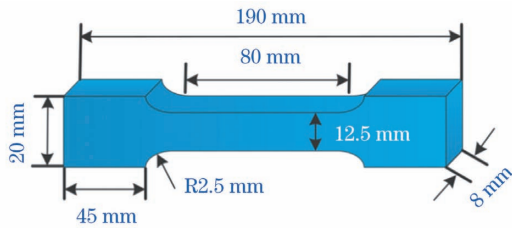


图 1 拉伸试样的尺寸

Fig. 1 Size of tensile sample

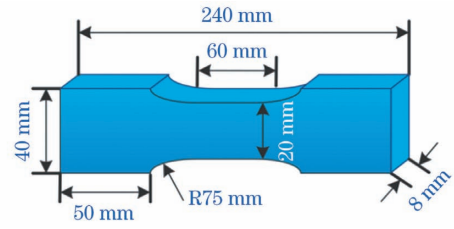


图 2 疲劳试样的尺寸

Fig. 2 Size of fatigue sample

3 试验结果与分析

3.1 焊接接头的宏观形貌

激光-MAG 复合焊和脉冲激光-MAG 复合焊焊缝宏观形貌如图 3 所示。从图 3 可以看到,两种焊接方法下焊缝表面和背面均成形美观,鱼鳞纹明显。与连续激光相比,脉冲激光作用下的焊缝更为光滑连续,飞溅也有所减少。由于光纤激光光束的功率密度可达到 10^6 W/cm^2 以上,因此在焊接过程中试

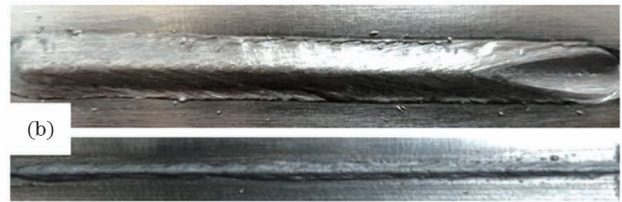
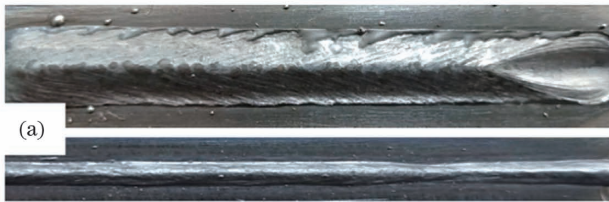


图 3 焊缝宏观形貌。(a)激光-MAG 复合焊焊缝正面和背面;(b)脉冲激光-MAG 复合焊焊缝正面和背面

Fig. 3 Weld macro-morphology. (a) Weld front and back of laser-MAG hybrid welding; (b) weld front and back of pulsed laser-MAG hybrid welding

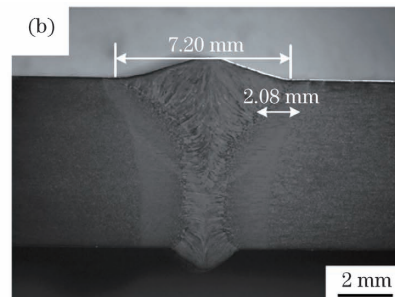
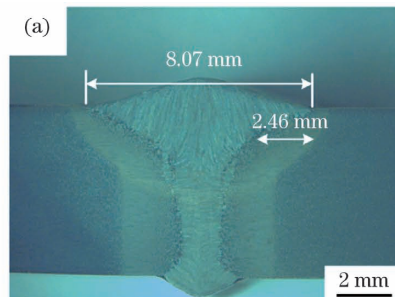


图 4 焊接接头横截面形貌。(a)激光-MAG 复合焊接;(b)脉冲激光-MAG 复合焊接

Fig. 4 Morphology of cross section of welded joints. (a) Laser-MAG hybrid welding; (b) pulsed laser-MAG hybrid welding



图 5 焊接接头的区域划分

Fig. 5 Regionalism partition of welded joint

样表面材料被迅速加热到沸点以上,熔融金属液瞬间汽化形成的反冲力、蒸气压力等将克服熔融金属液的表面张力和重力作用形成小孔^[9],在匙孔的作用下最终形成“高脚杯”状的焊接接头,如图 4 所示,可以看到,脉冲激光的加入使得焊缝和热影响区的宽度都有所减小。焊接接头经腐蚀后其宏观形貌表现出明显的分区特征,可细分为焊缝区(WZ)、粗晶区(CGHAZ)、细晶区(FGHAZ)和不完全相变区(NFTZ),如图 5 所示。

3.2 焊接接头的显微组织

图 6 和图 7 所示分别为激光-MAG 复合焊和脉冲激光-MAG 复合焊接头各区域的显微组织。由于焊缝的冷却速度极快,可达 $10^4 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 以上^[10],因此在凝固过程中高温奥氏体发生切变型相变后,转变为板条马氏体和贝氏体,且由熔池边界向焊缝中心快速生长。两种焊接方法的焊缝组织具有相似性,均由马氏体/贝氏体板条混合组织以及少量分布于板条间的残余奥氏体构成,如图 6(a)、(b)

和图 7(a)、(b) 所示。与激光-MAG 复合焊相比, 脉冲激光-MAG 复合焊的焊缝组织中贝氏体板条数量更多且分布更加无序, 这种“交织”分布的板条有利于分割细化柱状晶组织, 使组织更为精细^[11]。粗晶区在焊接热循环过程中的峰值温度远远超过 AC_3 温度, 该区域组织在加热过程中被完全奥氏体化且发生粗化, 在随后的快冷过程中形成粗大的板条马氏体, 如图 6(c) 和图 7(c) (晶粒平均直径 \bar{d} 分别约为 $45.2 \mu\text{m}$ 和 $32.3 \mu\text{m}$) 所示。图 6(d) 和图 7(d) 所示均为细晶区的显微组织 (\bar{d}

分别约为 $8.1 \mu\text{m}$ 和 $6.7 \mu\text{m}$), 该区域组织在加热和冷却过程中经历了两次相变重结晶, 原始组织完全奥氏体化但没有发生粗化, 形成均匀细小的马氏体和贝氏体组织。不完全相变区的峰值温度介于 AC_1 和 AC_3 之间, 受焊接热循环的影响较小, 主要由贝氏体和少量的马氏体构成, 如图 6(e) 和图 7(e) 所示。与图 6 所示的组织相比, 图 7 所示的组织更加细小, 这是因为在脉冲激光的作用下, 焊缝的冷却速度更快, 在高温相变点以上停留的时间更短, 晶粒来不及长大。

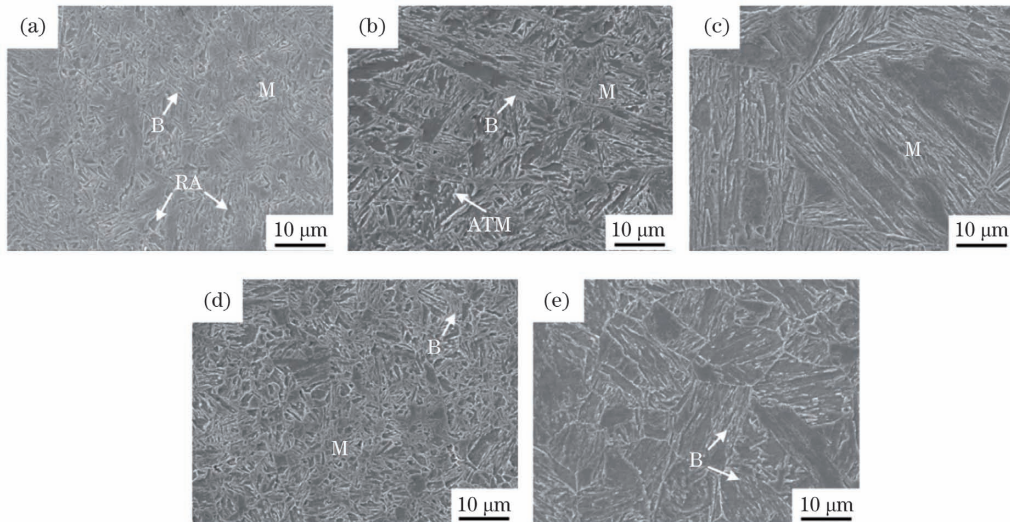


图 6 激光-MAG 复合焊接头各区域的显微组织。(a) 焊缝区上部; (b) 焊缝区下部; (c) 粗晶区; (d) 细晶区; (e) 不完全相变区

Fig. 6 Microstructures of laser-MAG hybrid welded joints in different regions. (a) Upper of weld zone; (b) under of weld zone; (c) CGHAZ; (d) FGHAZ; (e) NFTZ

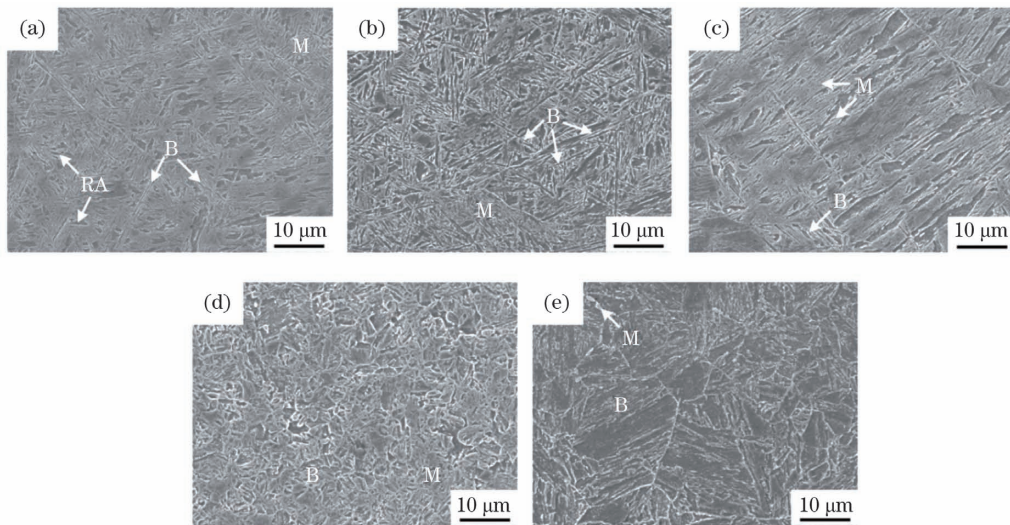


图 7 脉冲激光-MAG 复合焊接头各区域的显微组织。(a) 焊缝区上部; (b) 焊缝区下部; (c) 粗晶区; (d) 细晶区; (e) 不完全相变区

Fig. 7 Microstructures of pulsed laser-MAG hybrid welded joints. (a) Upper of weld zone; (b) under of weld zone; (c) CGHAZ; (d) FGHAZ; (e) NFTZ

3.3 焊接接头的力学性能

激光-MAG 复合焊和脉冲激光-MAG 复合焊接头的硬度分布如图 8 所示。图 8(a) 中, L1、L2 为测试路径, 分别在距离试样上、下表面 1.5 mm 处, 测试步长为 0.25 mm。从图 8(b) 可以看到, 两种焊接方法的焊接接头微区硬度分布趋势相似, 但硬度值相差较大, 最大硬度均出现在细晶区 (宽度约为 0.8 mm), 这是因为相较于焊缝和粗晶区, 细晶区的晶粒明显细化, 产生细晶强化效果, 故其硬度有所上升。L1 路径上, 激光-MAG 复合焊焊缝区的平均硬度约为 379 MPa, 脉冲激光-MAG 复

合焊缝区的平均硬度 (398 MPa) 比激光-MAG 复合焊提高了 5%。由图 8(c) 可知, L2 路径上出现了明显的软化区 (宽度约为 0.4 mm), 硬度约为 296 HV, 相比母材硬度下降了 6.9%, 这是因为靠近母材一侧热影响区中的马氏体发生了回火, 形成了回火马氏体, 使得焊接接头出现了软化。通过对比图 8(b) 和图 8(c) 可以看出, L2 路径上组织的硬度普遍低于 L1 路径, 可见, 在施焊第二道焊缝时, 焊接热输入对第一道焊缝产生了一次退火作用, 从而改善了该区域的残余应力状态, 使硬度值降低^[12]。

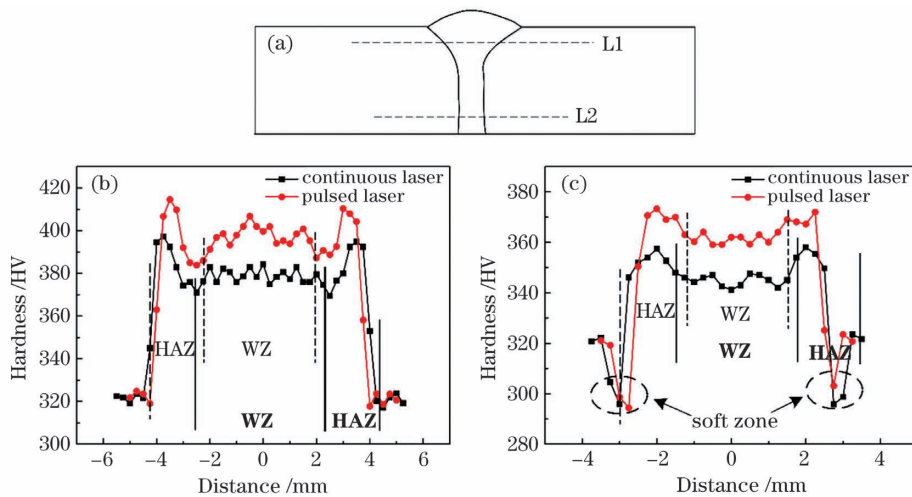


图 8 焊接接头的硬度分布。(a) 硬度测量路径; (b) L1 路径的硬度分布; (c) L2 路径的硬度分布

Fig. 8 Hardness distributions of welded joints. (a) Hardness measurement paths; (b) hardness distribution along L1; (c) hardness distribution along L2

图 9 所示为拉伸试样断裂位置及拉伸断口的 SEM 形貌 (A、B、C 分别代表母材、脉冲激光-MAG 复合焊和激光-MAG 复合焊接头拉伸试样)。由图 9(a) 可知: 拉伸试样断裂均出现在母材中, 两种焊接接头的抗拉强度均与母材相当。沈保罗等^[13]的研究表明, 抗拉强度与硬度呈正比关系, 即接头硬度低的位置在拉伸过程中优先发生塑性变形并最终

断裂。但本试验中拉伸试样并未断裂在软化区, 这是因为软化区的宽度仅为 0.4 mm 且硬度下降幅度不是很大, 拉伸过程中软化区受到母材和细晶区较大马氏体拘束应力的作用, 并未在该区域发生变形而断裂。拉伸断口的 SEM 形貌如图 9(b) 所示, 可以看到, 断口中存在大量大小不一的韧窝且可观察到部分准解离形貌, 断裂方式为典型的韧性断裂。

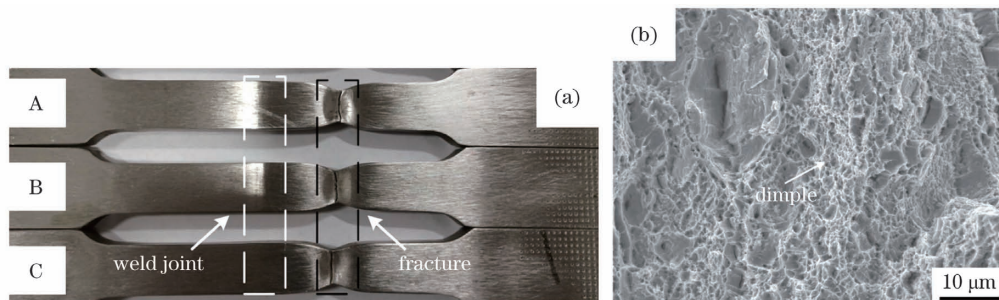


图 9 拉伸试样及断口形貌。(a) 拉伸试样断裂位置; (b) 拉伸断口 SEM 形貌

Fig. 9 Tensile sample and fracture morphology. (a) Fracture position of tensile sample; (b) SEM image of tensile fracture

3.4 焊接接头的疲劳性能

3.4.1 疲劳 S-N 曲线

图 10 所示为脉冲激光-MAG 复合焊和激光-MAG 复合焊平滑接头的均值疲劳 S-N 曲线(S 为应力, N 为循环次数),由 $\sigma_a = A + B \lg N$ 线性回归计算得到脉冲激光-MAG 复合焊接头和激光-MAG 复合焊接头的应力幅值 σ_a 和循环次数 N 的关系分别为: $\sigma_a = 765.9 - 65.3 \lg N$ 和 $\sigma_a = 744.1 - 65.5 \lg N$ 。由图 10 可知,脉冲激光-MAG 复合焊接头的均值疲劳 S-N 曲线高于激光-MAG 复合焊接头,各个应力水平下脉冲激光-MAG 复合焊接头的疲劳寿命均优于激光-MAG 复合焊接头。脉冲激光-MAG 复合焊接

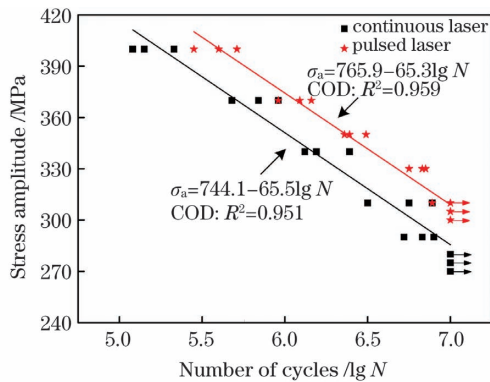


图 10 焊接接头疲劳 S-N 曲线对比

Fig. 10 Comparison of S-N curves of welded joints

头疲劳强度 ($N_f = 10^7$) 平均值为 311 MPa, 相比激光-MAG 复合焊接头的 289 MPa 提高了 22 MPa, 约 7.6%。

3.4.2 疲劳断口分析

图 11 所示为加载应力为 370 MPa 时激光-MAG 复合焊接头疲劳断口形貌。由图 11(a)可知, 疲劳断口一般包括裂纹萌生区、裂纹扩展区和最终瞬断区三部分。图 11(b)所示为疲劳源区形貌, 该区域的断面比较粗糙, 为解离形貌。可以明显看出疲劳源为一个较大的气孔, 直径约为 922 μm , 在此气孔周围会产生较大的应力, 在连续的拉压循环应力作用下, 当材料晶粒中平面取向与最大作用剪力方向一致时, 晶粒之间产生大量的位错, 形成滑移带, 相互挤出和挤入, 最终导致疲劳裂纹在该区域萌生并扩展^[14]。当不同晶粒易扩展的晶体学平面取向存在差异时, 裂纹局部扩展方向不断发生变化, 从一个平面转移到另一个平面, 断面上形成明显的撕裂脊和台阶, 如图 11(c)所示。由于热影响区的粗晶区硬度稍低于焊缝, 裂纹在快速扩展区由焊缝向热影响区偏转, 最终在焊缝发生断裂, 形成大量韧窝, 如图 11(d)所示。在韧窝中还发现一些较小的第二相粒子, 在交变载荷的作用下, 第二相粒子周围会形成位错塞积, 当位错塞积的积累足以克服其与基体的黏附力时, 就会形成微腔, 导致断裂^[15]。

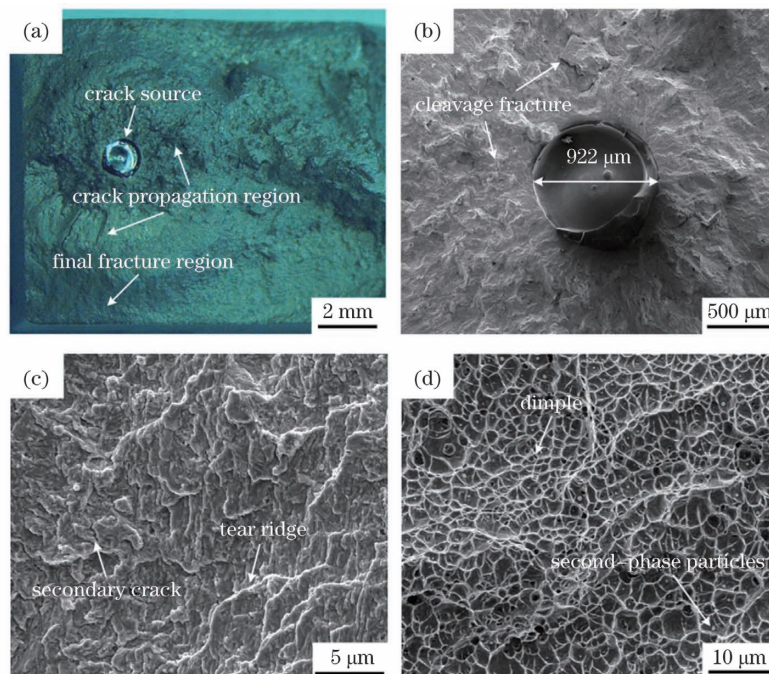


图 11 加载应力为 370 MPa 时激光-MAG 复合焊接头疲劳断口形貌。(a) 宏观断口; (b) 疲劳源区; (c) 裂纹扩展区; (d) 最终瞬断区

Fig. 11 Fatigue fracture morphology of laser-MAG hybrid welded joints at a cyclic stress amplitude of 370 MPa.

(a) Macro-fracture; (b) fatigue source region; (c) crack propagation region; (d) final fracture region

图 12 所示为加载应力为 370 MPa 时脉冲激光-MAG 复合焊接头的疲劳断口形貌。从图 12(a) 和图 12(b) 可以看出, 疲劳裂纹从试样内部一直径为 400 μm 的气孔处起裂, 呈河流状向四周放射性扩展。裂纹源区高低不平, 在距疲劳源 1.1 mm 内属于解离形貌, 随着裂纹的扩展, 断口逐渐平坦, 变为准解离形貌。图 12(c) 所示为疲劳裂纹扩展区形貌, 可以看到, 稳定扩展区的主要特征是伴随二次裂纹分布的疲劳条带, 其方向与二次裂纹方向一致, 与裂纹扩展方向 (FCG) 垂直。疲劳条带主要是在循环应力作用下由位错滑移引起的疲劳裂纹尖端反复塑性钝化-锐化形成的^[16-17]。二次裂纹的存在一定程度上减缓了主裂纹的扩展, 这是因为在机械载荷作用下产生的应变能作为裂纹扩展驱动力储存在材料内部的晶格中, 在二次裂纹的形成和扩展过程中, 系统储存的能量不仅需要作为二次裂纹形成新自由表面所需的表面能, 还需要提供裂纹尖端产生塑性区所需的塑性形变能^[18], 使得有效裂纹扩展驱动力降低, 局部扩展速率变慢, 有利于疲劳扩展寿命的延长。随着疲劳裂纹的扩展, 当裂纹尺寸达到临界尺寸时, 试样瞬间断裂, 其断口形貌与静态拉伸试样的

断裂形态一致^[19], 具有典型的韧窝组织, 如图 12(d) 所示。

综上所述, 两种焊接接头疲劳试样的疲劳源均为气孔, 且脉冲激光-MAG 复合焊接头疲劳试样相较于激光-MAG 复合焊疲劳源气孔更小, 这是因为脉冲激光的加入, 一定程度上起到搅拌熔池、增强熔池流动性, 促使气泡减小上浮的作用。焊缝区组织分布形态和疲劳源气孔尺寸对疲劳寿命有很大的影响。从气孔角度出发, 一方面, 疲劳源气孔越大, 气孔周围应力集中系数越大, 裂纹萌生寿命越短; 另一方面, 气孔越大, 裂纹扩展的初始裂纹尺寸越大, 裂纹扩展寿命越短^[20]。从组织角度考虑, 由 3.2 节的分析可知, 脉冲激光-MAG 复合焊焊缝区存在更多呈“交织”分布的板条贝氏体, 这种板条使裂纹扩展路径变长, 有利于抑制裂纹的扩展^[11], 且有研究表明, 当组织为板条贝氏体并含有少量粒状贝氏体时, 对裂纹扩展也有明显的阻碍作用^[21], 这两点都会降低局部疲劳裂纹扩展速率, 从而延长疲劳裂纹扩展寿命。分析表明, 与激光-MAG 复合焊相比, 脉冲激光-MAG 复合焊接头疲劳寿命有所提升, 这与疲劳 S-N 曲线结果一致。

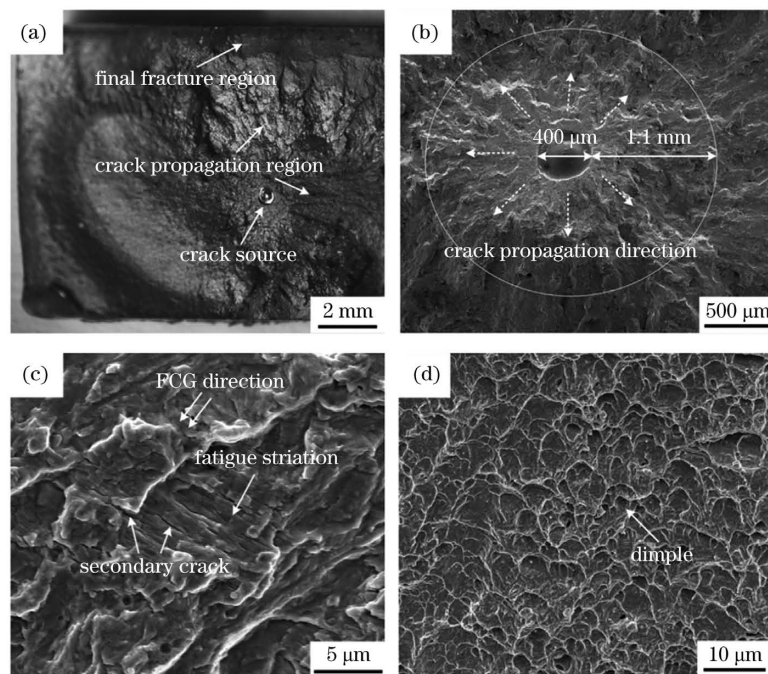


图 12 加载应力为 370 MPa 时脉冲激光-MAG 复合焊接头疲劳断口形貌。(a) 宏观断口; (b) 疲劳源区; (c) 裂纹扩展区; (d) 最终瞬断区

Fig. 12 Fatigue fracture morphology of pulsed laser-MAG hybrid welded joints at a cyclic stress amplitude of 370 MPa.

(a) Macro-fracture; (b) fatigue source region; (c) crack propagation region; (d) final fracture region

统计各焊接接头疲劳试样在各应力级下疲劳源为气孔和杂质的试样数, 结果表明, 脉冲激光-MAG

复合焊和激光-MAG 复合焊试样疲劳源为气孔的试样数分别占试样总数的 94.1% 和 88.9%, 说明气孔

是 8 mm 厚 B950CF 高强度两种复合焊试样的主要疲劳源。

4 分析与讨论

上述试验及分析结果表明,两种焊接方法均获得了具有良好成形性能的焊接接头,脉冲激光的加入,导致焊缝和热影响区的宽度减小。两种焊接接头均由焊缝区、粗晶区、细晶区和不完全相变区组成。焊缝区保留了原始柱状晶的生长形态,主要由板条马氏体、贝氏体和少量残余奥氏体组成。粗晶区经历的温度高,导致晶粒过热而快速长大,主要为粗大的板条马氏体。细晶区的峰值温度虽然在 AC_3 以上,但未达到奥氏体粗化的温度,由比较细小的马氏体和贝氏体组织构成。不完全相变区组织主要为贝氏体和少量的马氏体。根据表 3 和表 4,在同等假设条件下,计算出激光-MAG 复合焊接过程的线能量约为 1033.7 J/mm,高于脉冲激光-MAG 复合焊的 869.1 J/mm,其中线能量 E_1 由(1)式计算。

$$E_1 = P/V_w \quad (1)$$

式中: P 表示焊接输出的总功率。基于 Rosenthal 三维方程^[22],只考虑沿焊缝 x 轴方向时,可得到冷却速度的表达式为

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_x = -2\pi kV \frac{(T - T_0)^2}{Q}, \quad (2)$$

式中: k 为热导率; V 为焊接速度; T 为稳态温度; T_0 为预热温度; Q 为热量。(2)式表明,冷却速度随着线能量 Q/V 的增加而降低。在脉冲激光的作用下,线能量小,冷却速度快,焊缝和热影响区在高温区的停留时间短,晶粒来不及长大。而且脉冲激光对熔池有搅拌作用,加快了熔池中熔融金属的散热,使熔池温度均匀化,从而抑制了晶粒的长大^[23],因此脉冲激光作用下得到的晶粒较连续激光更为细小,从而改善了焊接接头的性能。

两种焊接方法所得焊接接头的微区硬度分布趋势相似,但硬度值相差较大,最高硬度出现在细晶区,这是因为细晶区的组织最为细小,起到细晶强化的效果。由于靠近母材一侧热影响区中形成回火马氏体,因此在 L2 路径上形成了明显的软化区。但软化区的宽度较窄,仅有 0.4 mm,且硬度较母材仅下降了 6.9%,因此在拉伸过程中并未受到软化区的影响,而是断裂在母材,且两种焊接接头的抗拉强度均与母材相当。脉冲激光-MAG 复合焊接接头的均值疲劳 S-N 曲线高于激光-MAG 复合焊接头,各个

应力水平下的疲劳寿命均优于激光-MAG 复合焊接头,这是因为当焊接方法为脉冲激光-MAG 复合焊时,疲劳源气孔小,气孔周围的应力集中较少,裂纹萌生寿命有所延长,且焊缝区存在更多呈“交织”分布的贝氏体板条,它们阻碍了裂纹的扩展,延长了裂纹扩展寿命。综合上述分析可知,针对 B950CF 此类高强度钢,采用脉冲激光-MAG 复合焊可以提升焊接接头的疲劳寿命。

5 结 论

通过对脉冲激光-MAG 复合焊和激光-MAG 复合焊两种焊接方法所得焊接接头的组织和性能进行对比分析,得出以下结论:

1) 脉冲激光-MAG 复合焊焊缝组织由板条马氏体、贝氏体和少量残余奥氏体组成;粗晶区组织主要为粗大的板条马氏体;细晶区组织为较细小的马氏体和贝氏体;不完全相变区组织由贝氏体和少量的马氏体组成。相比之下,激光-MAG 复合焊组织无明显差异,但晶粒更为粗大。

2) L1 路径上,脉冲激光-MAG 复合焊和激光-MAG 复合焊焊缝区的平均硬度分别为母材硬度(320 HV)的 1.24 倍和 1.18 倍,最高硬度均出现在细晶区,打底层(L2 路径)热影响区中存在软化现象(硬度约为 296 HV,较母材硬度下降了 6.9%)。两种接头拉伸试样断裂位置均在母材,抗拉强度均与母材相当,拉伸性能良好。

3) 应力比为 0.1 时,脉冲激光-MAG 复合焊接头的均值疲劳 S-N 曲线高于激光-MAG 复合焊接头,疲劳强度平均值提高了 7.6%,各个应力水平下的疲劳寿命均优于激光-MAG 复合焊接头。

4) 疲劳源气孔尺寸小,焊缝区组织分布无序,分别延长了疲劳裂纹萌生寿命和裂纹扩展寿命,这两个因素是 B950CF 高强度钢脉冲激光-MAG 复合焊平滑接头疲劳寿命高于激光-MAG 复合焊接头疲劳寿命的主要原因。

参 考 文 献

- [1] Kang D D, Wan T M, Wang G J, et al. Research progress of 1000 MPa ultra-high strength steel for hydropower[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(15): 11-13, 17.
康丹丹, 万天明, 王高见, 等. 水电用 1000 MPa 级超高强度钢焊接的研究进展[J]. 热加工工艺, 2018, 47(15): 11-13, 17.
- [2] Zhang J Z, Chen A G, Li L L, et al. Application

- research on weldability technology of 1000 MPa grade high strength steel used in hydropower station [J]. *Welding Technology*, 2015, 44(9): 41-47.
- 张建中, 陈爱国, 李丽丽, 等. 水电站用 1000 MPa 级高强钢焊接性技术应用研究 [J]. *焊接技术*, 2015, 44(9): 41-47.
- [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 及以上级高强钢焊接性研究现状 [J]. *机械制造文摘(焊接分册)*, 2015(3): 30-34.
- [4] Quintino L, Costa A, Miranda R, et al. Welding with high power fiber lasers: a preliminary study [J]. *Materials & Design*, 2007, 28(4): 1231-1237.
- [5] 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钢焊缝的形貌及成形机理 [J]. *中国激光*, 2018, 45(12): 1202007.
- [6] 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.
- [7] Cai Z H, Qin H, He J W, et al. Microstructure and mechanical properties of laser-arc hybrid [J]. *Journal of Academy of Armored Force Engineering*, 2017, 31(5): 91-96.
- 蔡志海, 秦航, 何嘉武, 等. 激光-电弧复合焊接高强钢显微组织与力学性能 [J]. *装甲兵工程学院学报*, 2017, 31(5): 91-96.
- [8] Qin H, Lei Z L, Chen Y B, et al. Mechanical properties of laser-MAG hybrid welding on low alloy high strength steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2011, 38(10): 1003005.
- 秦浩, 雷正龙, 陈彦宾, 等. 低合金高强钢激光-MAG 复合多层焊接接头力学性能 [J]. *中国激光*, 2011, 38(10): 1003005.
- [9] Huan P C, Wang X N, Zhu T C, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded joint of 800 MPa grade hot-rolled high strength steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(1): 0102002.
- 环鹏程, 王晓南, 朱天才, 等. 800 MPa 级热轧高强钢激光焊接接头的组织和力学性能 [J]. *中国激光*, 2019, 46(1): 0102002.
- [10] Yan Q. Research on laser welding microstructure and properties of 1000 MPa grade ultra-high strength composite [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010.
- 阎启. 1000 MPa 级别超高强复相钢激光焊接组织及性能的研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2010.
- [11] An T B, Tian Z L, Shan J G, et al. Effect of shielding gas on microstructure and performance of 1000 MPa grade deposited metals [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(12): 1489-1499.
- 安同邦, 田志凌, 单际国, 等. 保护气对 1000 MPa 级熔敷金属组织及力学性能的影响 [J]. *金属学报*, 2015, 51(12): 1489-1499.
- [12] Li R D. Study on microstructure and properties of laser-arc hybrid welding joint of a high-strength bainitic steel [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2019.
- 李仁东. 高强度贝氏体钢激光-电弧复合焊接接头组织性能研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2019.
- [13] Shen B L, Li L, Yue C L. Summarization of relationship between tensile strength and hardness of iron-steel materials [J]. *Modern Cast Iron*, 2012, 32(1): 93-96.
- 沈保罗, 李莉, 岳昌林. 钢铁材料抗拉强度与硬度关系综述 [J]. *现代铸铁*, 2012, 32(1): 93-96.
- [14] Wang X N, Zheng Z, Zeng P L, et al. Effect of microstructure on hardness and fatigue properties of 800 MPa high strength steel fiber laser weld joints [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(12): 1202010.
- 王晓南, 郑知, 曾盼林, 等. 800 MPa 级高强钢光纤激光焊接接头微观结构对硬度及疲劳性能的影响 [J]. *中国激光*, 2016, 43(12): 1202010.
- [15] Xie C J, Yang S L, Liu H B, et al. Microstructure and fatigue properties of laser welded DP590 dual-phase steel joints [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(8): 3794-3801.
- [16] Laird C. The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation [M] // *Fatigue Crack Propagation*. West Conshohocken: ASTM International, 2009: 131-180.
- [17] Farabi N, Chen D L, Li J, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(4/5): 1215-1222.
- [18] Wang X L. Study on damage degree of surface crack fatigue propagation in metal structures [D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2017.
- 王兴路. 金属结构表面裂纹疲劳扩展损伤程度研究

- [D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2017.
- [19] Guo H C, Wan J H, Liu Y H, et al. Experimental study on fatigue performance of high strength steel welded joints [J]. *Thin-Walled Structures*, 2018, 131: 45-54.
- [20] Yi J Z, Lee P D, Lindley T C, et al. Statistical modeling of microstructure and defect population effects on the fatigue performance of cast A356-T6 automotive components [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 432(1/2): 59-68.
- [21] Hu X F, Jiang H C, Zhao M J, et al. Microstructure and mechanical properties of welded joint of a Fe-Cr-Ni-Mo steel with high-strength and high-toughness [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(1): 1-10.
- 胡小锋, 姜海昌, 赵明久, 等. 一种 Fe-Cr-Ni-Mo 高强高韧合金钢焊接接头的组织和力学性能 [J]. *金属学报*, 2018, 54(1): 1-10.
- [22] Kou S. *Welding metallurgy* [M]. Yan J C, Yang J G, Zhang G J, Transl. Beijing: Higher Education Press, 2012.
- Kou S. *焊接冶金学* [M]. 闫久春, 杨建国, 张广军, 译. 北京: 高等教育出版社, 2012.
- [23] Reddy G M, Mohandas T. Explorative studies on grain refinement of ferritic stainless steel welds [J]. *Journal of Materials Science Letters*, 2001, 20(8): 721-723.

Effects of Pulsed Laser on the Microstructure and Fatigue Properties of B950CF High-Strength Steel Hybrid Welding Joint

Zhu Zhiyong, Chen Hui*, Ma Yanlong, Huang Jujin, Zhao Xu

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

Abstract

Objective As renewable, low-cost, and pollution-free energy, hydroelectric power has become crucial in the world energy structure due to increasing tensions with traditional nonrenewable energy. Hydropower stations in China have been rapidly developing in recent years. To meet the needs of hydropower stations, hydropower steel has gradually developed from 600 MPa and 800 MPa to 1000 MPa for a further reduction of the weight and wall thickness of pressure steel tubes, improvement in the welding performance of welded joints, and a reduction of the comprehensive cost of the project. Even with continuous improvements in high-strength steel, problems such as welding cracks, heat-affected zone softening, and welding pores are still prone to occur during the welding process, which impedes the popularization and application of high-strength steel. Traditional welding methods have a high welding heat input that result in a wider welding heat-affected zone and large residual stress after welding, which significantly diminishes the mechanical properties of the joints. However, the laser-MAG hybrid method is appropriate for high-strength steel welding due to low heat input, large weld depth-to-width ratio, minimal post-weld deformation, and low residual stress. Therefore, it is important to study the properties of laser-MAG hybrid welding joint of B950CF high-strength steel for its application in the field of hydropower.

Methods In this study, pulsed laser-MAG hybrid and laser-MAG hybrid welding are used for the butt welding of B950CF high-strength steel for better comprehensive mechanical properties. The welding equipment consisted of a TRUMPF LASER TruDisk 10002 fiber laser and a Fronius welding machine. The laser-guided hybrid welding method was implemented in this study. In addition, a Y-shaped groove was utilized, and the butt gap was 1.2 mm. The optimal process parameters for the welding methods were obtained through a single factor control variable method. The microstructure and fatigue fracture morphology of the welded joints was observed through a SEM QUANTA FEG250 scanning electron microscope. The hardness and tensile of the joints were tested by a Vickers hardness tester and a electronic universal tensile testing machine. The fatigue test was completed on a QGB-100 microcomputer controlled high-frequency fatigue testing machine. The stress ratio $R(\sigma_{\min}/\sigma_{\max})$ was 0.1, and the number of cycles was set to 10^7 .

Results and Discussions This study indicates that both welding methods obtain joints with good forming performance. However, the addition of a pulsed laser results in the decrease of the width of weld seam and heat-affected zone (Fig. 4). Both welded joints consist of a weld zone, coarse-grain heat-affected zone, fine-grain heat-affected zone, and non-full transformation zone. The weld microstructure of the methods comprises lath martensite,

bainite, and small quantities of residual austenite. Specifically, the coarse-grain zone microstructure is lath martensite, the fine-grain zone microstructure consists of fine martensite and bainite, and the microstructure of non-full transformation zone consists of bainite with small quantities of martensite. Using a pulsed laser, the line energy is minimal, the cooling speed is fast, the residence time of the weld and the heat-affected zone at high temperatures is short, and the growth of crystal grains is inhibited. Furthermore, the pulsed laser has a stirring effect on the molten pool, which increases the rate of heat dissipation of the metal in the molten pool. This creates a uniform molten pool temperature and further inhibits the growth of crystal grains, causing a finer crystal grain than that of the continuous laser, thereby improving the performance of the welded joint (Figs. 6 and 7). Additionally, the average fatigue $S-N$ curve of pulsed laser-MAG hybrid welded joints is higher than that of laser-MAG hybrid welded joints, with a better fatigue life under all stress levels (Fig. 10). These advantages when utilizing the pulsed laser-MAG hybrid welding method occur because the fatigue source pores and the stress concentration around the pores are small, so the crack initiation life is increased. Further, there are more interlaced bainite laths in the weld zone, which hinders crack propagation and improves crack propagation life.

Conclusions In this study, the comparison of the microstructure and properties of the welded joints obtained by two welding methods provided the following interpretations. Compared with laser-MAG hybrid welding, pulsed laser-MAG hybrid welding has no clear difference in microstructure except for smaller crystal grains. The average hardness of the weld zone is 1.24 and 1.18 times higher than the base metal hardness (320 HV), with the highest value appearing in the fine-grain HAZ. The fracture positions of the tensile specimens for the two joints are in the base material. The average fatigue strength ($N_f = 10^7$) of the pulsed laser-MAG hybrid welding joints is 311 MPa that is 22 MPa or approximately 7.6% higher than the laser-MAG hybrid welding joints (289 MPa). The small fatigue source pores and disorderly distribution of the weld zone's microstructure increase the fatigue crack initiation life and crack propagation life, respectively. These factors are the primary reason that the fatigue life of the smooth joint from pulsed laser-MAG hybrid welding of B950CF high-strength steel is higher than that of laser-MAG hybrid welding. In conclusion, it is observed that pulsed laser-MAG hybrid welding can improve the performance of the welded joint for B950CF high-strength steel.

Key words laser technique; B950CF bainite steel; pulsed laser-MAG hybrid welding; microstructure; fatigue property

OCIS codes 160.3900; 1400.3390; 110.2960