

热输入对船用 440 MPa 级低合金高强度钢 焊缝组织及性能的影响

曾道平^{1,2}, 安同邦¹, 郑韶先², 马成勇¹

(1. 钢铁研究总院, 焊接研究所, 北京, 100081; 2. 兰州交通大学, 兰州, 730070)

摘要: 研制了一种 Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝, 用于新型船用 440 MPa 级低合金高强度 (HSLA) 钢焊接, 采用热输入 11.5, 16.5 和 21.5 kJ/cm 对该钢材进行了熔化极活性气体保护电弧焊, 并使用光学显微镜、扫描电镜和透射电镜等设备重点研究了热输入对焊缝组织及性能的影响。结果表明, 随着热输入的增大, 焊缝组织先以粒状贝氏体和板条贝氏体为主转变为以针状铁素体为主, 再转变为以针状铁素体、侧板条铁素体和先共析铁素体为主, 而且焊缝中 M-A 组元含量、直径大于 1 μm 的夹杂物占比和夹杂物的平均直径均逐渐增大; 随着热输入的增大, 焊缝硬度不断减小, 焊缝、熔合线和熔合线 + 2 mm 处的冲击韧性均先增大后减小, 同时焊缝的耐腐蚀性能也先增大后减小; 3 种焊接接头的板拉伸弯曲试样均在母材处断裂, 弯曲试样均完好。

创新点: 成功研制了一种 Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝, 分别进行了不同焊接热输入的熔化极活性气体保护电弧焊, 确定出了合适的热输入。

关键词: 440 MPa 级 HSLA 钢; Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝; 热输入; 焊缝组织; 性能

中图分类号: TG 442 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20220911001

0 序言

低合金高强度 (HSLA) 钢因其具有良好的强韧性、焊接性、成形性等优点, 被广泛应用于压力容器、石油/天然气输送管道以及造船和海洋工程等领域^[1-2]。焊接作为一种连接 HSLA 钢的制造加工技术, 能极大地降低工程机械制造的复杂性、提高生产效率和降低生产成本, 因而工程机械制造产品存在着数量众多的焊接结构件, 相应的焊接结构件总质量约占工程机械制造产品总重量的 50% ~ 70%^[3-4]。焊缝作为焊接接头的重要组成部分, 其性能的优劣直接影响工程机械制造产品的性能、质量和使用可靠性。

HSLA 钢焊缝组织通常由针状铁素体、侧板条铁素体、先共析铁素体、粒状贝氏体和板条贝氏体等组成, 其中针状铁素体具有优异的冲击韧性。焊接热输入能反映焊接电流、电弧电压和焊接速度对

焊缝组织的影响, 是决定焊缝性能的关键因素之一^[5]。当焊接材料、焊接方法、预热温度、环境温度和母材一定时, 焊缝组织和性能主要取决于热输入^[6]。过大的热输入, 使得冷却速度过低, 易造成焊缝中形成粗大的魏氏体和先共析铁素体等有害组织; 过小的热输入, 使得冷却速度过快, 易造成焊缝中形成粒状贝氏体和针状马氏体等有害组织, 严重降低焊缝的冲击韧性。

焊缝作为化学成分、组织及残余应力分布不均匀的区域, 导致其耐腐蚀性能较差, 从而加快焊接接头的腐蚀速率^[7-8]。针状铁素体组织晶界的电极电位高于先共析铁素体等组织, 在腐蚀过程中针状铁素体能作为阴极, 降低焊缝的腐蚀速率^[9], 故增大针状铁素体含量有利于提高耐腐蚀性能。因此, 针状铁素体作为中温相变组织, 只有将热输入控制在合适的范围内, 才能有利于焊缝中形成足量的针状铁素体, 进而显著提高焊缝的整体性能。

针对国内某钢厂研制的新型船用 440 MPa 级 HSLA 钢, 自制了一种 Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝, 选用热输入为 11.5, 16.5 和 21.5 kJ/cm 对 440 MPa 级

HSLA 钢分别进行熔化极活性气体保护电弧焊, 重点研究 3 种热输入的焊缝组织及性能, 并确定合适的焊接热输入, 以期为自制的 Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝用于 HSLA 钢的焊接提供技术和理论支持.

1 试验方法

焊接试板为 440 MPa 级 HSLA 钢, 尺寸为 500 mm × 160 mm × 20 mm, 坡口尺寸如图 1 所示. MAG 焊保护气体为 80%Ar + 20%CO₂, 其流量为 20 L/min, 所用 Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝和母材的

化学成分见表 1, 层间温度为 100 ~ 120 °C, 焊前无预热和焊后无热处理, 焊接工艺参数见表 2, 焊接设备为 Pluse MIG 500 型焊机.

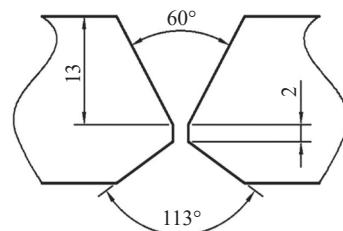


图 1 坡口尺寸示意图 (mm)
Fig. 1 Groove size diagram

表 1 焊丝和母材的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of welding wire and base metal

材料	C	Mn	Si	Ni	Cr	Ti	Fe
母材	0. 044	1. 23	0. 25	0. 21	0. 21	0. 018	余量
焊丝	0. 034	1. 79	0. 53	1. 31	0. 40	0. 020	余量

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Welding experiment paraments

热输入 $Q/(kJ \cdot cm^{-1})$	焊接电流 I/A	电弧电压 U/V	焊接速度 $v/(cm \cdot min^{-1})$
11.5	245	26	33
16.5	275	30	30
21.5	275	27	21

采用体积分数为 2% 的硝酸酒精溶液腐蚀金相试样后, 使用 Olympus GX51 型光学显微镜 (OM) 观察接头显微组织; 使用砂纸手工减薄透射试样后, 在磁力减薄器上完成电解双喷, 然后用 H-800 型透射电镜 (TEM) 观察焊缝精细组织; 采用 Lepera 腐蚀剂腐蚀金相试样后, 使用 OM 观察 M-A 组元, 并使用 ImageJ 软件统计焊缝中 M-A 组元含量; 使用 OM 对不同热输入的抛光试样进行观察, 并在焊缝中随机拍摄 10 张夹杂物照片, 之后使用 ImageJ 软件对夹杂物进行统计, 最后使用能谱仪 (EDS) 对夹杂物的化学成分进行分析.

根据国家标准 GB/T 2654—2008《焊接接头硬度试验方法》对焊接接头进行硬度测试, 根据 GB/T 2651—2008《焊接接头拉伸试验方法》和 GB/T 2653—2008《焊接接头弯曲试验方法》对焊接接头进行板拉伸和弯曲试验, 弯曲压头直径为 $D = 3t_s$, 弯曲角度为 120°/180°, 根据 GB/T 2650—

2008《焊接接头冲击试验方法》对焊接接头进行 -40 °C 冲击试验, 并利用 Quanta 650 FEG 型扫描显微镜 (SEM) 观察冲击断口形貌.

根据 GB/T 24196—2009《金属和合金的腐蚀电化学试验方法 恒电位和动电位极化测量导则》, 在美国普林斯顿 273A 型电化学工作站上测试焊缝的极化曲线, 电化学试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 3 mm, 其测试工作面为 10 mm × 10 mm, 铂 (Pt) 电极、饱和甘汞电极 (SCE) 和工作电极分别为辅助电极、参比电极和测试试样, 腐蚀液为 3.5%NaCl(质量分数) 溶液, 测试电位扫描范围为 -0.25 ~ 1.6 V, 扫描速率为 0.166 mV/s, 电化学阻抗 (EIS) 试验采用振幅为 10 mV 的交流正弦波, 扫描频率范围为 100 kHz ~ 100 mHz.

2 试验结果与分析

2.1 焊接接头组织

2.1.1 焊缝组织

图 2 为不同热输入的焊缝组织形貌. 热输入 11.5 kJ/cm 的焊缝组织以粗大的块状粒状贝氏体 (GB) 和长条状板条贝氏体 (LB) 为主 (图 2a); 热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝组织以细小的交织状针状铁素体 (AF) 为主 (图 2b); 热输入 21.5 kJ/cm 的焊缝组织以 AF、侧板条铁素体 (FSP) 和先共析铁素体

(PF) 为主 (图 2c). 热输入的增大, 冷却速度降低, 冷却曲线右移, 冷却曲线从低温转变区间向高温转变区间移动, 导致奥氏体相变在高温度区间开始, 利于高温相变组织的形成. 不同热输入的焊缝组织转变可用图 3 加以解释, 当热输入从 11.5 kJ/cm 增

至 16.5 kJ/cm 时, 冷却曲线将从 “GB + LB” 转变区间右移进入 AF 转变区, 从而形成单一的 AF 组织; 当热输入继续增至 21.5 kJ/cm 时, 冷却曲线将进一步右移, 进入 PF 和 FSP 转变区间, 从而形成 AF, FSP 和 PF 的混合组织.

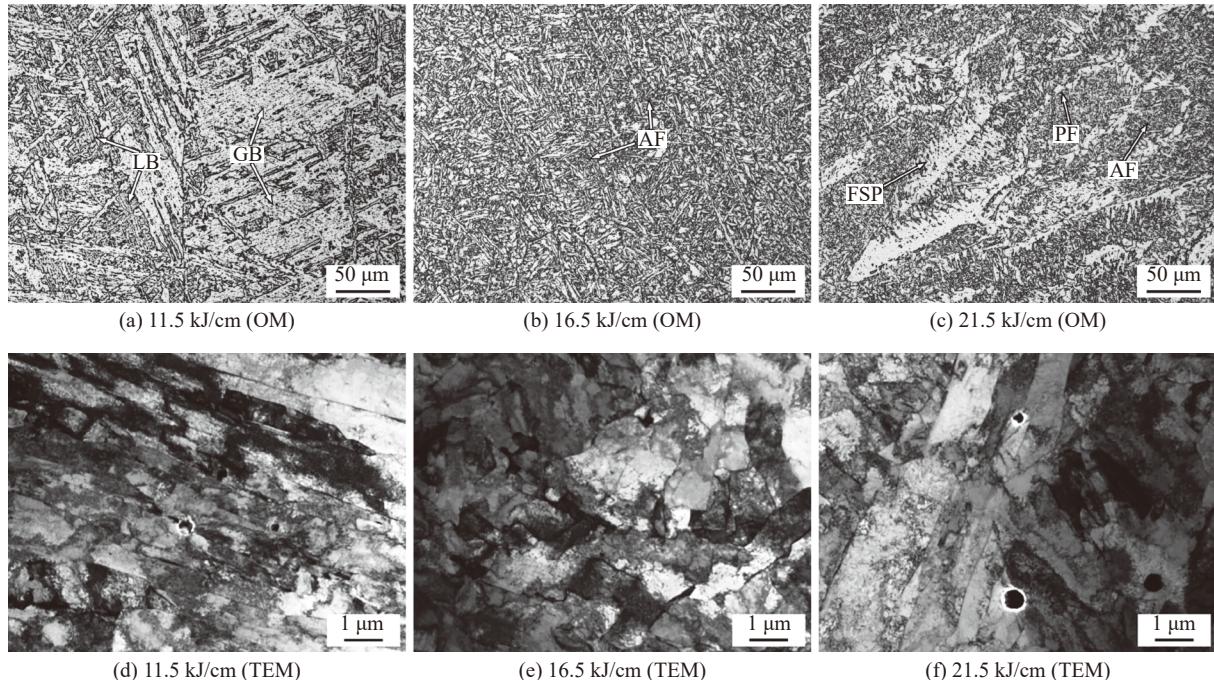


图 2 不同热输入的焊缝组织

Fig. 2 Microstructure of weld seam with different heat inputs. (a) 11.5 kJ/cm (OM); (b) 16.5 kJ/cm (OM); (c) 21.5 kJ/cm (OM); (d) 11.5 kJ/cm (TEM); (e) 16.5 kJ/cm (TEM); (f) 21.5 kJ/cm (TEM)

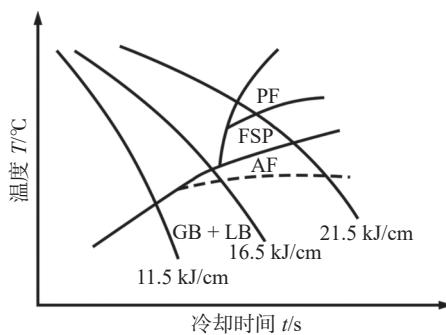


图 3 焊缝组织转变示意图

Fig. 3 Transformation schematic diagram of micro-structure of weld seam

从图 2d ~ 2f 可见, 当热输入为 11.5 kJ/cm 时, 贝氏体板条基本为长条状, 板条之间具有很好的方向性, 大致呈平行状分布, 板条宽度约为 0.28 ~ 1.22 μm (图 2d). 当热输入增至 16.5 kJ/cm 时, 铁素体板条基本为短条状, 板条之间方向性明显减弱, 大致呈交织状分布, 板条宽度约为 0.30 ~ 1.25 μm, 板条未粗化 (图 2e), 这是因为交织状分布能把板条长大粗化所需的区域分割成许多细小的

区域, 使得板条只能在这些细小的区域内长大, 从而抑制了板条长大粗化, 文献 [10] 认为交织状分布形貌能细化组织. 当热输入继续增至 21.5 kJ/cm 时, 多数铁素体板条呈平行状分布, 板条交织状分布趋势明显减弱, 板条宽度约为 0.52 ~ 2.54 μm, 板条显著粗化 (图 2f), 这是因为热输入的增大, 使得焊缝的冷却速度减小、过冷度减小、相变驱动力减小, 从而使得临界晶核尺寸增大, 相应的临界形核功会增大, 形核率却减小, 最终导致板条显著粗化^[6].

图 4 为不同热输入的焊缝中 M-A 组元. 3 种热输入的焊缝中 M-A 组元均呈颗粒状、块状和条状, 且 11.5, 16.5 和 21.5 kJ/cm 的焊缝中 M-A 组元含量 (面积分数) 分别为 1.392%, 1.642% 和 2.583%, 即随着热输入的增大, M-A 组元含量逐渐增大. 热输入的增大, 焊缝的冷却速度减小、高温停留时间延长、碳扩散速率增大, 使得碳从铁素体向未转变的过冷奥氏体内部更远处扩散, 导致未转变的过冷奥氏体中碳含量增大, 从而增大了富碳过冷奥氏体

的含量^[11], 同时碳含量增大将导致马氏体转变开始点 (M_s) 和马氏体转变终了点 (M_f) 均降低, 但 M_f 的降低程度大于 M_s , 从而能扩大了 M 的转变温度区

间^[12], 增大了 M 的转变量, 导致随后的冷却过程中富碳过冷奥氏体部分转变为 M 的数量增大, 最终造成 M-A 组元含量增大.

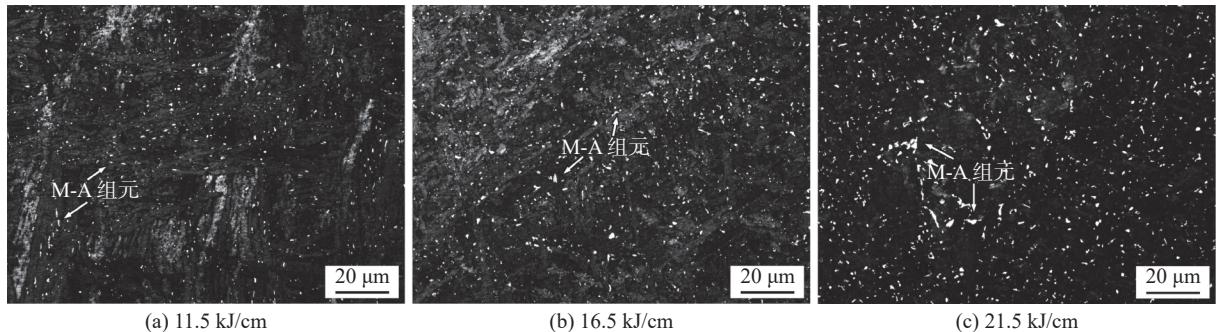


图 4 不同热输入的焊缝中 M-A 组元

Fig. 4 M-A constituent in weld seam with different heat inputs. (a) 11.5 kJ/cm; (b) 16.5 kJ/cm; (c) 21.5 kJ/cm

2.1.2 热影响区组织

图 5 为不同热输入的热影响区组织形貌. 从图 5a~5c 可见, 3 种粗晶区 (CGHAZ) 组织均主要由 GB 和 LB 组成, 但是随着热输入的增大, CGHAZ 受到的热循环峰值温度升高, 高温停留时间变长,

导致原奥氏体晶粒尺寸逐渐增大, 晶内组织逐渐粗化, 同时 LB 含量逐渐减小, GB 含量逐渐增大. 从图 5d~5f 可见, 3 种细晶区 (FGHAZ) 组织均主要由细小的贝氏体和铁素体组成, 且组织分布比较均匀.

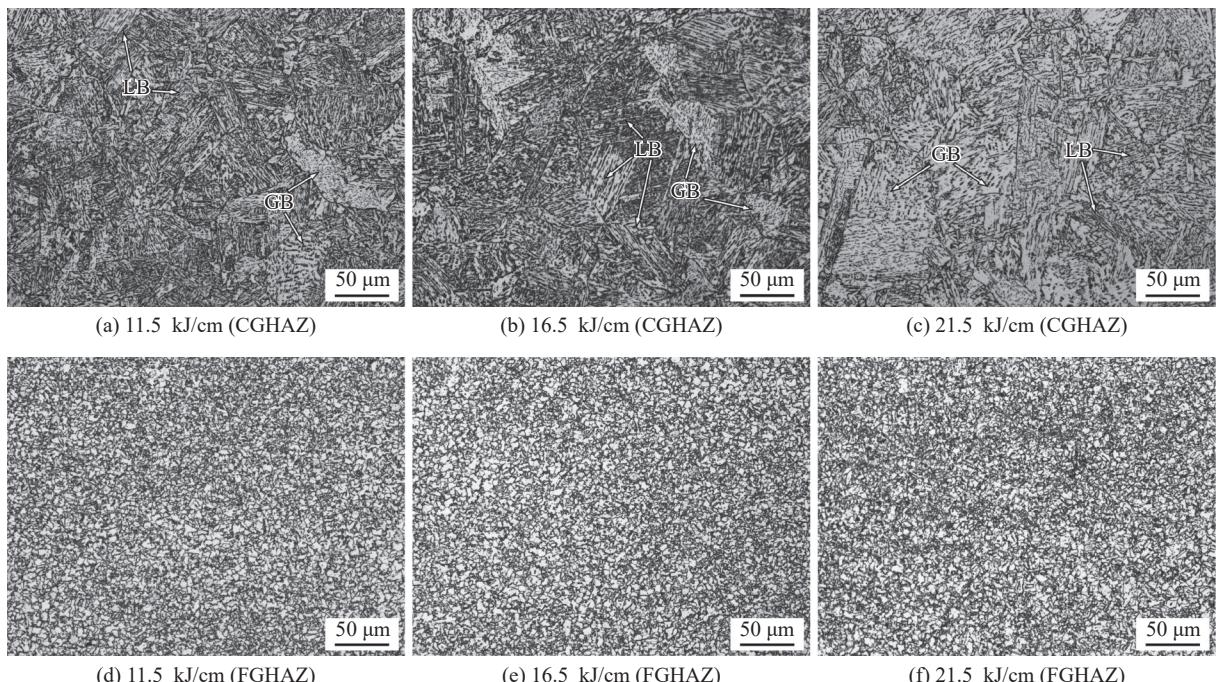


图 5 不同热输入的热影响区组织形貌

Fig. 5 Microstructure of heat-affected zone with different heat inputs. (a) 11.5 kJ/cm (CGHAZ); (b) 16.5 kJ/cm (CGHAZ); (c) 21.5 kJ/cm (CGHAZ); (d) 11.5 kJ/cm (FGHAZ); (e) 16.5 kJ/cm (FGHAZ); (f) 21.5 kJ/cm (FGHAZ)

2.2 焊缝中夹杂物

图 6 为不同热输入的焊缝中夹杂物粒径分布. 随着热输入的增大, 直径大于 1 μm 的夹杂物占比逐渐增大, 分别为 40.0%, 51.7% 和 69.1%, 使得夹杂物的平均直径也逐渐增大, 分别为 0.871, 1.077

和 1.503 μm, 这是因为热输入的增大有利于低熔点的 Si 和 Mn 的氧/硫化物向高熔点的 Al 和 Ti 的氧化物不断扩散聚集, 同时能增大较大尺寸夹杂物碰撞吞并较小尺寸夹杂物的几率, 从而形成更大尺寸夹杂物, 导致夹杂物尺寸增大.

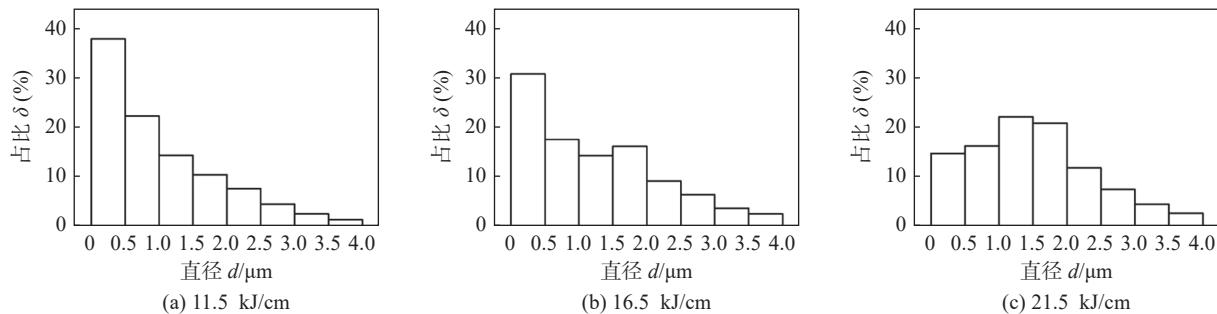


图 6 不同热输入的焊缝夹杂物粒径分布

Fig. 6 Particle size distribution of inclusion in weld metals with different heat inputs. (a) 11.5 kJ/cm; (b) 16.5 kJ/cm; (c) 21.5 kJ/cm

每种焊缝冲击断口中随机选取 10 个夹杂物进行 EDS 分析, 分析结果见表 3. 3 种焊缝中夹杂物主要由 Al_2O_3 , TiO_2 , SiO_2 , MnO 和 MnS 等组成. 随着热输入的增大, 夹杂物中氧化物含量增大, 但

Al_2O_3 和 TiO_2 含量先增大后减小, 而 MnO , MnS 和 SiO_2 含量则先减小后增大. 富 Al 和富 Ti 的夹杂物能显著促进 AF 形核, 更有利于 16.5 kJ/cm 的焊缝中 AF 形核, 从而提高 AF 含量.

表 3 夹杂物的主要化学成分 (质量分数, %)
Table 3 Main chemical compositions of inclusions

热输入 $Q/(kJ\cdot\text{cm}^{-1})$	O	Al	Si	S	Ti	Mn	Fe
11.5	10.5	0.46	2.21	0.25	2.11	5.99	余量
16.5	13.7	3.62	0.77	0.11	5.02	2.24	余量
21.5	17.9	1.02	3.36	0.31	2.54	7.31	余量

2.3 焊接接头力学性能

2.3.1 硬度

不同热输入的接头硬度测试点位置选择在后焊面表层下 2 mm 处, 测试结果如图 7 所示. 随着热输入的增大, 焊缝硬度值不断减小, 硬度平均值分别为 238.9, 218.2 和 207.2 HV5, 热输入的增大, 焊缝的冷却速度降低, 导致焊缝中低硬度组织逐渐增多, 而且加剧了焊缝中合金元素的烧损, 固溶强化效应减弱, 是导致焊缝硬度不断降低的主要

原因. 另外, 3 种焊缝硬度值均大于母材, 这是因为 Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝与母材为高强匹配, 能确保焊缝具有足够的强度. 随着热输入的增大, 粗晶区硬度也逐渐减小, 这是由于 GB 含量逐渐增大, 同时原奥氏体晶内组织逐渐粗化, 细晶强化效应减弱.

2.3.2 板拉伸和弯曲性能

表 4 为不同热输入的接头板拉伸和弯曲性能. 接头的抗拉强度为 578 ~ 585 MPa, 断裂位置均为母材, 表明热输入对接头的板拉伸性能影响较小; 3 种接头的正反弯曲试样在 120° 和 180° 下均完好, 表明接头具有良好的塑性.

表 4 焊接接头的板拉伸和弯曲性能

Table 4 Plate tensile and Bending properties of welded joints

热输入 $Q/(kJ\cdot\text{cm}^{-1})$	板拉伸		弯曲	
	抗拉强度 R_m/MPa	断裂位置	120°	180°
11.5	585	母材	完好	完好
16.5	584	母材	完好	完好
21.5	578	母材	完好	完好

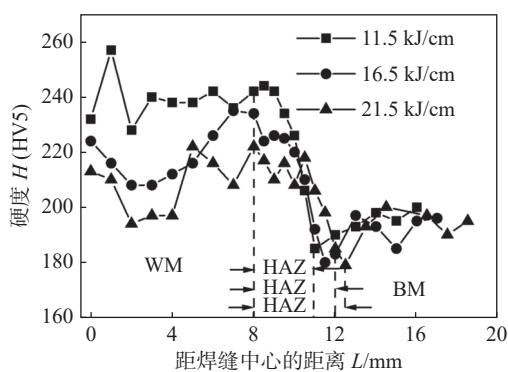


图 7 不同热输入的接头硬度分布

Fig. 7 Joints hardness distribution with different heat inputs

2.3.3 低温冲击韧性

表 5 为 -40 °C 接头不同位置的冲击吸收能量.

随着热输入的增大, 焊缝、熔合线和熔合线 + 2 mm 处的冲击吸收能量均呈先增大后减小的变化趋势, 且满足所研焊丝焊接接头的技术要求 (-40°C , $A_{\text{KV2}} > 50 \text{ J}$), 故 Mn-Si-Ni-Cr 系实心焊丝与母材的强韧性匹配良好。

表 5 焊接接头的冲击吸收能量 (J)

Table 5 Impact absorption energy of welded joints

热输入 $Q/(\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1})$	焊缝	熔合线	熔合线 + 2 mm
11.5	107, 60, 83 83.3	224, 198, 222 214.7	258, 251, 240 249.7
16.5	145, 148, 170 154.3	210, 312, 270 264	265, 314, 320 299.7
21.5	76, 78, 79 77.6	172, 117, 180 156.3	247, 265, 181 231

热输入为 16.5 kJ/cm 的焊缝冲击吸收能量最高的主要原因, 一方面是由于焊缝组织主要由细小交织状 AF 组成, 而 AF 与 AF 之间通常为大角度晶界, 使得裂纹扩展路径比较弯曲, 增大冲击吸收能量; 另一方面是由于焊缝中铁素体板条呈交织状分布, 而交织状板条能细化板条束尺寸, 增加大角度晶界数量, 使得裂纹扩展受到的阻碍增大^[13], 从而进一步增大焊缝断裂过程中所吸收的冲击能量。热输入 11.5 kJ/cm 的焊缝组织主要由粗大的块状 GB 和长条状 LB 组成, 粗大 GB 的大角度晶界数量较少, 且 GB 内含有易成为裂纹源的 M-A 组元, 利于裂纹产生和扩展, 粗大长条状 LB 也对焊缝冲击韧性不利, 加之焊缝中贝氏体板条呈平行状, 利于裂纹在贝氏体板条内扩展, 使得裂纹能在贝氏体板条内快速贯穿连续扩展, 减小裂纹扩展过程中所吸收的冲击能量, 从而导致其焊缝冲击吸收能量显著低于 16.5 kJ/cm 的焊缝。热输入 21.5 kJ/cm 的焊缝中形成了大量的 PF 和 FSP, 而 PF 和 FSP 阻碍裂纹扩展的能力较弱, 断裂过程中吸收的冲击能量较少, 加之焊缝中铁素体板条显著粗化, 板条的交织状分布趋势减弱, 从而导致其焊缝冲击吸收能量显著低于 16.5 kJ/cm 的焊缝。

图 8 为 M-A 组元和铁素体基体显微硬度压痕, 由于 M-A 组元中碳含量较高, 使得其硬度明显高于铁素体基体, 因而 M-A 组元通常是焊缝中高脆硬相。在冲击载荷作用下, M-A 组元与周围基体由于存在硬度差, 使得两者之间变形不协调, 将造成应力集中, 进而导致微裂纹易产生并扩展到基体中, 故增大 M-A 组元含量, 将降低焊缝冲击吸收能量。

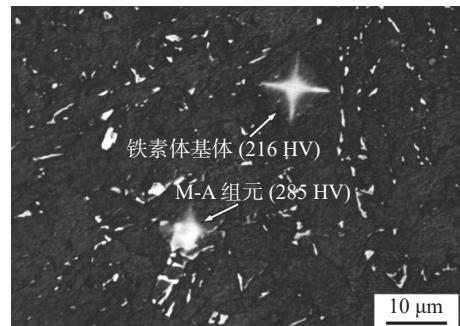


图 8 M-A 组元与铁素体基体的显微硬度压痕

Fig. 8 Microhardness indentation diagram of M-A constituent and ferrite matrix

当热输入从 11.5 kJ/cm 增至 16.5 kJ/cm 时, 焊缝中 M-A 组元含量则从 1.392% 增至 1.642%, 增大幅度较小, 但热输入 11.5 kJ/cm 的焊缝冲击吸收能量却显著小于热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝冲击吸收能量, 这表明焊缝组织主要为 AF 所导致的焊缝冲击吸收能量的增大值, 显著大于因 M-A 组元含量小幅度增大所导致的焊缝冲击吸收能量的减小值。当热输入从 16.5 kJ/cm 增至 21.5 kJ/cm 时, 焊缝中 M-A 组元含量从 1.642% 增大到 2.583%, 增大幅度较大, 导致焊缝冲击吸收能量有一定的减小。

直径大于 1 μm 的大尺寸夹杂物, 也有可能诱发微裂纹并扩展到基体中, 引发解理断裂, 降低焊缝冲击吸收能量^[14]。与热输入 11.5 kJ/cm 的焊缝相比, 热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝中直径大于 1 μm 的夹杂物占比和夹杂物的平均直径均有所增大, 导致夹杂物诱发微裂纹的几率也有所增大, 但其焊缝中足量的 AF 组织且铁素体板条呈交织状, 能显著增大微裂纹扩展的阻力, 即便有夹杂物诱发微裂纹, 也难以进入到基体并引发解理断裂, 且采用 SEM 观察其焊缝冲击断口也未发现夹杂物引发解理断裂, 故热输入从 11.5 kJ/cm 增至 16.5 kJ/cm 所导致的夹杂物变化对焊缝冲击吸收能量的不利影响很小。然而, 当热输入增至 21.5 kJ/cm 时, 焊缝中直径大于 1 μm 的夹杂物占比高达 69.1%, 夹杂物平均直径达到 1.503 μm, 夹杂物诱发微裂纹的几率显著增大, 加之其焊缝中存在大量阻碍裂纹扩展能力较弱的 PF 和 FSP 组织, 且粗大的铁素体板条多呈平行状分布, 利于夹杂物诱发的微裂纹扩展进入到基体并引发解理断裂, 这将导致其焊缝冲击吸收能量进一步减小。图 9 为热输入 21.5 kJ/cm 的焊缝冲击断口中夹杂物引发解理断裂的 SEM 形貌, 解理裂

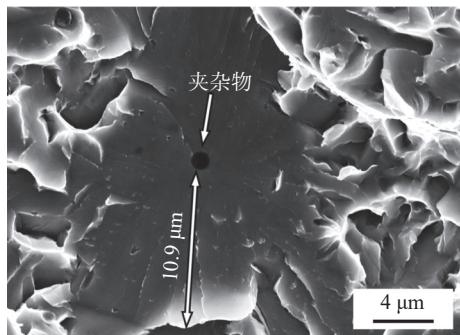


图 9 夹杂物引发解理断裂的 SEM 形貌 (21.5 kJ/cm)

Fig. 9 SEM photo of cleavage fracture morphology caused by inclusion (21.5 kJ/cm)

纹从夹杂物向四周扩展, 形成的解理面尺寸约为 $10.9 \mu\text{m}$, 且该夹杂物直径约为 $1.2 \mu\text{m}$.

图 10 为不同热输入的焊缝冲击断口形貌, 图 10a~10c 为焊缝冲击断口宏观形貌, 3 种热输入的焊缝冲击断口均由剪切唇、放射区和纤维区组成, 但热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝冲击断口中放射区面积分数显著低于其它两种热输入的焊缝. 测得热输入 11.5 , 16.5 和 21.5 kJ/cm 的焊缝冲击断口中放射区面积分数分别为 45.3% , 16.9% 和 48.7% , 放射区面积分数越大则表明裂纹快速失稳扩展区越大, 相应的冲击吸收能量越小^[15].

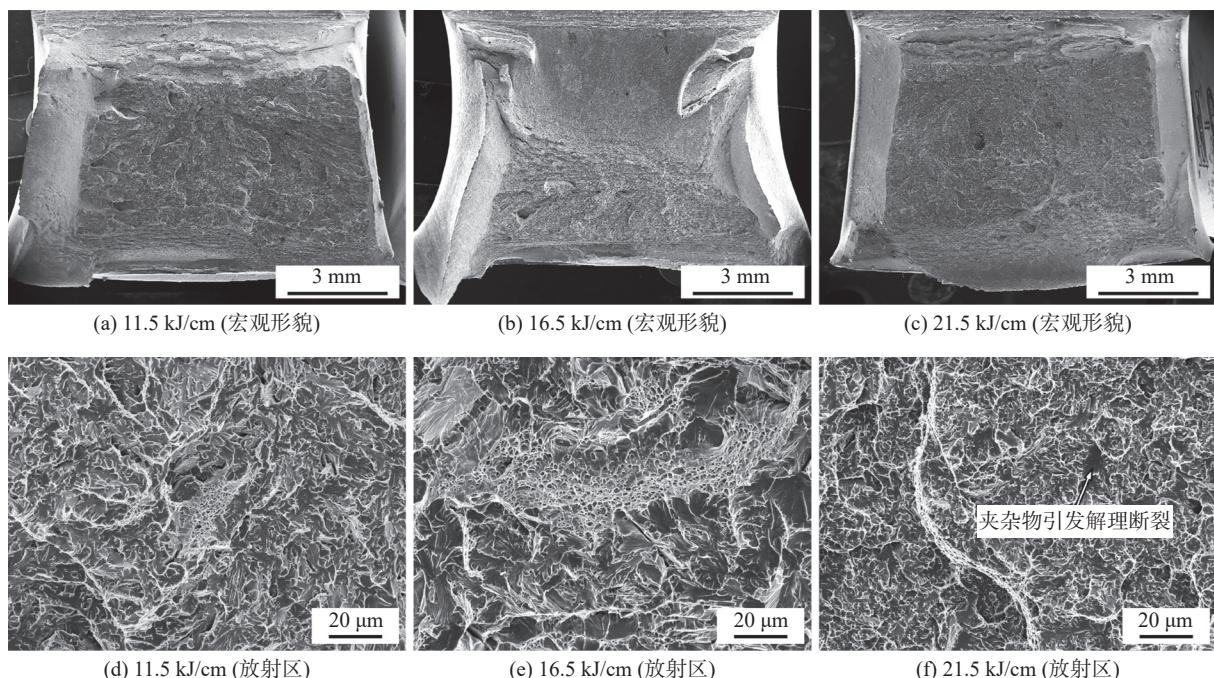


图 10 不同热输入的焊缝冲击断口形貌

Fig. 10 Impact fracture morphology of weld metals with different heat inputs. (a) 11.5 kJ/cm (macroscopic morphology); (b) 16.5 kJ/cm (macroscopic morphology); (c) 21.5 kJ/cm (macroscopic morphology); (d) 11.5 kJ/cm (radiation area); (e) 16.5 kJ/cm (radiation area); (f) 21.5 kJ/cm (radiation area)

图 10d~10f 为焊缝冲击断口放射区微观形貌. 3 种热输入的焊缝冲击断口放射区均主要由大小不等的韧窝、河流花样、解理台阶、准解理刻面和撕裂棱组成, 为韧窝 + 准解理的混合断裂形貌, 但热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝冲击断口放射区中韧窝数量和尺寸均比其它两种热输入的大.

2.4 焊缝耐腐蚀性能

图 11 为不同热输入焊缝和母材在 3.5% NaCl 溶液中所测极化曲线, 测试结果见表 6. 当热输入为 16.5 kJ/cm 时, 焊缝自腐蚀电位比其它两种热输入大, 自腐蚀电流密度却比其它两种热输入小, 同时与母材自腐蚀电位和自腐蚀电流密度基本相当.

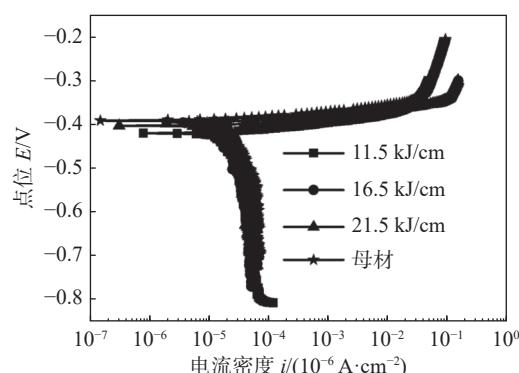
图 11 焊缝和母材在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线

Fig. 11 Polarization curve of weld metal and base metal in 3.5% NaCl solution

表 6 电化学测试结果
Table 6 Results of electrochemical test

热输入 $Q/(kJ\cdot cm^{-1})$	自腐蚀电位 E/V	自腐蚀电流密度 $i/(10^{-6} A\cdot cm^{-2})$
11.5	-0.420	16.6
16.5	-0.399	6.93
21.5	-0.406	17.4
母材	-0.391	5.26

图 12 为不同热输入的焊缝和母材在 3.5%NaCl 溶液中 Nyquist 图和等效电路图, EIS 拟合参数见表 7。热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝的容抗弧半径比其它两种热输入的大, 相应的电荷转移电阻 R_{ct} 比其它两种热输入的大, 另外母材的容抗弧半径和 R_{ct} 均略大于热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝。综上可知, 当热输入为 16.5 kJ/cm 时, 焊缝的耐腐蚀性能最好, 且与母材的耐腐蚀性能差异较小, 焊接接头具有良好的耐腐蚀性能。

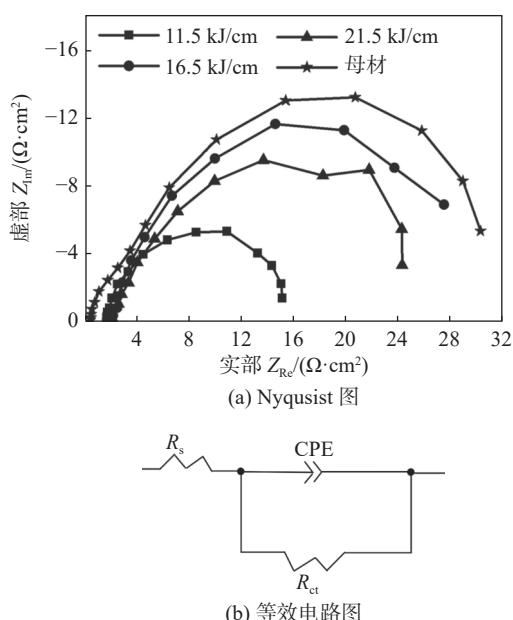


图 12 焊缝在 3.5% NaCl 溶液中的 Nyquist 图和等效电路
Fig. 12 Nyquist plots and equivalent circuit plots of weld in 3.5% NaCl solution. (a) Nyquist diagram; (b) equivalent circuit diagram

热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝耐腐蚀性能最好的主要原因, 一方面是由于焊缝组织组成单一, 主要由 AF 组成, 组织分布较均匀, 能减小腐蚀过程中阴阳极的电位差, 从而降低腐蚀速率, 提高焊缝的耐腐蚀性能; 另一方面是由于 AF 晶粒的晶界为富碳层, 而富碳层在腐蚀过程中难以被腐蚀, 这使得大部分 AF 晶界能得以保留下来, 因而 AF 晶界的电

表 7 焊缝和母材在 3.5% NaCl 溶液中 EIS 拟合参数
Table 7 EIS fitting parameters of weld metal and base metal in 3.5% NaCl solution

热输入 $Q/(kJ\cdot cm^{-1})$	电荷转移电阻 $R_{ct}/(\Omega\cdot cm^2)$	溶液电阻 $R_s/(\Omega\cdot cm^2)$
11.5	14.37	1.623
16.5	29.46	2.106
21.5	26.76	2.025
母材	35.18	4.069

极电位高于其它组织晶界, 易成为阴极, 在极小区域(如单个奥氏体晶粒)内将形成阴极保护区, 足量的 AF 使得焊缝中形成数量众多且面积很小的阴极保护区, 进而形成大面积的阴极保护区, 从而降低腐蚀速率^[9], 提高焊缝的耐腐蚀性能。热输入 11.5 kJ/cm 的焊缝中形成了大量 GB, 而 GB 的耐腐蚀性能低于 AF^[16], 从而导致其焊缝耐腐蚀性能比热输入 16.5 kJ/cm 焊缝的差。热输入 21.5 kJ/cm 的焊缝中原奥氏体晶界处形成了 PF, 与 AF 相比原子排列更疏松, 晶粒内部更活泼, 能与 AF 形成微小的原电池, 从而加快腐蚀速率^[8], 导致其焊缝耐腐蚀性能比热输入 16.5 kJ/cm 的焊缝的差。

3 结论

(1) 随着热输入的增大, 焊缝组织先从 GB 和 LB 为主转变为以 AF 为主, 再转变为以 AF, FSP 和 PF 为主, 而且焊缝中 M-A 组元含量、直径大于 1 μm 的夹杂物占比和夹杂物的平均直径均逐渐增大, 另外粗晶区组织逐渐粗化, 粗晶区中 GB 含量逐渐增大。

(2) 随着热输入的增大, 焊缝硬度不断减小, 焊缝、熔合线和熔合线 + 2 mm 处的冲击韧性均先增大后减小, 同时焊缝的耐腐蚀性能也先增大后减小。

(3) 3 种焊接接头的板拉伸试样均在母材处断裂, 弯曲试样均完好。

参考文献

[1] Zhang Xiong, Mi Gaoyang, Wang Chunming. Microstructure and performance of hybrid laser-arc welded high-strength low alloy steel and austenitic stainless steel dissimilar joint[J]. Optics and

Laser Technology, 2020, 122: 105878.

[2] Yin Fuxing, Li Xuchen, Chen Cuixin, *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.

[3] 鲍亮亮, 潘春宇, 刘福建, 等. 低合金高强钢激光电弧复合焊热模拟热影响区组织与冲击韧性 [J]. 焊接学报, 2022, 43(5): 90 – 97.

Bao Liangliang, Pan Chunyu, Liu Fujian, *et al.* Microstructure and impact toughness of laser-arc hybrid welding simulated heat affected zone of high strength low alloy steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2022, 43(5): 90 – 97.

[4] Zhu Zikun, Han Yang, Zhang Zhou, *et al.* Numerical simulation of residual stress and deformation for submerged arc welding of Q690D high strength low alloy steel thick plate[J]. China Welding, 2021, 30(3): 49 – 58.

[5] 栗宏伟, 赵志毅, 薛润东. 热输入对 SAF2507 超级双相不锈钢焊接接头显微组织及硬度的影响 [J]. 焊接学报, 2022, 43(2): 20 – 26.

Li Hongwei, Zhao Zhiyi, Xue Rundong. Effect of heat input on the microstructure and hardness of SAF2507 super duplex stainless steel welded joints[J]. Transactions of the China Welding, 2022, 43(2): 20 – 26.

[6] 魏金山, 齐彦昌, 彭云, 等. 热输入对 800 MPa 级超厚板窄间隙焊缝金属组织和性能的影响 [J]. 焊接学报, 2012, 33(6): 31 – 34.

Wei Jinshan, Qi Yanchang, Peng Yun, *et al.* Effect of heat input on microstructure and properties of weld metal in 800 MPa grade heavy steel plate with narrow gap groove[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(6): 31 – 34.

[7] 陈杰, 李红英, 周文浩, 等. 热输入对 Q1100 钢焊接接头低温韧性及耐蚀性能的影响 [J]. 材料研究学报, 2022, 36(8): 617 – 627.

Chen Jie, Li Hongying, Zhou Wenhao, *et al.* Effect of heat input on low temperature toughness and corrosion resistance of Q1100 steel welded joints[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2022, 36(8): 617 – 627.

[8] 于美, 王瑞阳, 刘建华, 等. 模拟海洋环境中两种结构钢焊接接头腐蚀特性 [J]. 北京航空航天大学学报, 2013, 39(8): 1020 – 1025.

Yu Mei, Wang Ruiyang, Liu Jianhua, *et al.* Corrosion properties of two kinds of hull steels welding joints in simulated marine environments[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2013, 39(8): 1020 – 1025.

[9] 黄安国, 李志远, 余圣甫, 等. 低合金钢焊缝金属的腐蚀行为 [J]. 焊接学报, 2005, 26(11): 30 – 34.

Huang Anguo, Li Zhiyuan, Yu Shengfu, *et al.* Corrosion behavior of weld metal of low alloy steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005, 26(11): 30 – 34.

[10] An Tongbang, Wei Jinshan, Zhao Lin, *et al.* Influence of carbon content on microstructure and mechanical properties of 1 000 MPa deposited metal by gas metal arc welding[J]. Journal of Iron and Steel Research(International), 2019, 26(5): 512 – 518.

[11] Yang Xiaocong, Di Xinjie, Liu Xiuguo, *et al.* Effects of heat input on microstructure and fracture toughness of simulated coarse-grained heat affected zone for HSLA steels[J]. Materials Characterization, 2019, 155: 109818 – 109828.

[12] 赵乃勤. 合金固态相变 [M]. 长沙: 中南大学出版社, 2008.

Zhao Naiqin. Solid state phase transformation of alloys[M]. Changsha: Central South University Press, 2008.

[13] Mao Gaojun, Cao Rui, Cayron Cyril, *et al.* Microstructural evolution and mechanical property development with nickel addition in low-carbon weld butt joints[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 262: 638 – 649.

[14] Abson D J. Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals-a review[J]. Welding in the Word, 1989, 27(3): 31 – 57.

[15] 张亚运. 海洋工程用药芯焊丝及接头组织与性能研究 [D]. 镇江: 江苏科技大学, 2018.

Zhang Yayun. Study on flux-cored wire for offshore engineering and welded joints[D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2018.

[16] 周贤良, 李晖榕, 华小珍, 等. X80 管线钢埋弧焊焊接接头的组织和腐蚀性能 [J]. 焊接学报, 2011, 32(1): 37 – 40,80.

Zhou Xianliang, Li Huirong, Hua Xiaozhen, *et al.* Microstructure and corrosion properties of submerged arc welded joints of X80 pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(1): 37 – 40,80.

第一作者:曾道平, 硕士; 主要研究方向为低合金高强度钢焊接材料研制与焊接工艺开发; Email: 3192269692@qq.com.

通信作者:安同邦, 博士, 高级工程师; Email: anran30002000@sina.com.