第 43 卷 第 5 期　　焊　接　学　报　　Vol. 43(5):90 − 97
2022 年 5 月　　TRANSACTIONS OF THE CHINA WELDING INSTITUTION　　May 2022

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

鲍亮亮[1]， 潘春宇[1]， 刘福建[1]， 张新明[1]， 韩涛[2]
(1. 中建安装集团有限公司, 南京, 210000; 2. 中国石油大学 (华东), 青岛, 266580)

摘要: 采用焊接热模拟技术制备了低合金高强钢激光电弧复合焊热影响区的均匀化组织试样, 并结合示波冲击试验和组织精细化表征技术分析了热模拟试样组织与韧性之间的关系. 结果表明, 热模拟粗晶区、细晶区组织为板条马氏体, 临界区组织为马氏体和晶界碳化物, 亚临界区组织为回火马氏体; 峰值温度对热模拟试样裂纹形成功影响不大, 对裂纹扩展功具有较大影响; 热模拟临界区和粗晶区试样抵抗裂纹扩展的能力较差; 当峰值温度相同时, 热模拟粗晶区试样的冲击吸收能量随冷却速度的变化不大. 峰值温度主要影响热模拟粗晶区试样裂纹稳定扩展功, 峰值温度越高, 裂纹稳定扩展功越低. 热模拟粗晶区试样断裂过程属于裂纹扩展控制, 马氏体板条块是控制其裂纹稳定扩展的微观组织单元.

创新点: (1) 采用焊接热模拟技术制备了激光电弧复合焊均匀化的热模拟热影响区试样.
(2) 峰值温度主要影响热模拟热影响区试样的裂纹扩展功, 对裂纹形成功影响不大.
(3) 多尺度亚结构表征发现马氏体板条块是控制热模拟热影响区裂纹稳定扩展的组织单元.

关键词: 低合金高强钢; 激光电弧复合焊; 热影响区; 组织; 韧性
中图分类号: TG 404　　**文献标识码:** A　　**doi:** 10.12073/j.hjxb.20210817001

0　序言

激光电弧复合焊是一种高效高精度焊接技术[1-3], 在海洋工程用钢的焊接方面具有良好的应用前景. 美国、芬兰、意大利等国家也先后实现了激光电弧复合焊的工程化应用[4-5]. 2019 年, 中集来福士集团联合哈尔滨焊接研究院有限公司等国内多家科研院所, 建立了国内首套船板激光电弧复合焊接系统, 用于 D36 和 E36 大幅板的焊接, 与原有焊接工艺相比, 焊接效率提升了 5 倍, 焊接变形大大减少.

对于超高强度低合金高强钢的激光电弧复合焊, 其焊接接头, 尤其是热影响区 (heataffected zone, HAZ) 往往出现韧性下降或者波动大的现象, 难以满足标准要求[6-7]. 文献 [8-9] 研究发现 EQ70 低合金高强钢的激光电弧复合焊接头热影响区发生了局部脆化. 文献 [10] 采用有限元数值模拟技术和热电偶测温法对 EQ70 钢激光电弧复合焊的焊接热循环进行了模拟与测量, 并分析了复合焊焊接热循环对热影响区组织演变的影响.

焊接接头的热影响区是连续变化的不均匀组织区域, 无法对其中某一特定微区进行性能表征, 通过焊接热模拟技术可以制备特定热循环参数下的均匀化试样, 用于研究特定微区的组织与性能. 基于激光电弧复合焊焊接热循环的研究结果, 采用焊接热模拟技术制备了 EQ70 钢激光电弧复合焊热影响区各微区的均匀化组织试样, 并采用示波冲击试验和微观组织表征技术, 分析了组织与韧性的关系, 为进一步阐明其热影响区脆化机理奠定了基础.

1　试验方法

选用调质态 EQ70 低合金高强钢, 化学成分见表 1. 采用热膨胀法测得的相变点 A_{c1} 为 720 ℃, A_{c3} 为 850 ℃. 之前的研究[9] 发现 EQ70 钢激光电弧复合焊热影响区加热速度可达 400 ℃/s, 高温停留时间仅为 0.79 ~ 1.33 s, $t_{8/5}$ 仅为 4 ~ 6 s. 根据激

收稿日期: 2021 − 08 − 17
基金项目: 山东省重点研发计划 (2017CXGC0812)

光电弧复合焊焊接热循环研究结果, 制定了焊接热模拟参数, 见表 2. 其中 660-5 和 690-5 试样峰值温度低于 A_{c1}, 代表亚临界区 (sub-critically HAZ, SCHAZ) 试样. 760-5 和 800-5 试样峰值温度介于 A_{c1} 与 A_{c3} 之间, 代表临界区 (inter-critically HAZ, ICHAZ) 试样. 900-5 试样峰值温度略高于 A_{c3}, 代表细晶区 (fine grained HAZ, FGHAZ) 试样. 1 100-5, 1 200-5 和 1 300-5 试样峰值温度较高, 代表粗晶区 (coarse grained HAZ, CGHAZ) 试样. 热模拟试样尺寸为 70 mm × 10.5 mm × 10.5 mm, 经表面处理后, 在 Gleeble-3 800 热模拟试验机上进行试验. 热模拟后将试样加工成 55 mm × 10 mm × 10 mm 的标准冲击试样, 采用 RKP-450 型试验机对热模拟试样进行示波冲击试验, 并通过扫描电子显微镜 (JSM-7200F) 观察试样冲击后的断口形貌. 对热模拟试样进行了光学显微镜 (DM2500M Leica)、扫描电子显微镜 (JSM-7200F) 和透射电子显微镜 (FEI-Talos-F200) 观察.

表 1　EQ70 钢的化学成分 (质量分数, %)

Table 1　Chemical compositions of EQ70 steel

C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr	Mo	V	N	B	Al	Ni	Fe
0.12	0.25	1.09	0	0.004	0.28	0.58	0.53	0.04	0.003 9	0.000 9	0.074	2.46	余量

表 2　焊接热模拟参数

Table 2　Welding simulation parameters

试样编号	HAZ微区	加热速度v_H/(℃·s^{-1})	峰值温度T_M/℃	峰值温度停留时间t_H/s	800 ~ 500 ℃冷却时间$t_{8/5}$/s
1 300-4	CGHAZ	400	1 300	1	4
1 300-5	CGHAZ	400	1 300	1	5
1 300-6	CGHAZ	400	1 300	1	6
1 200-5	CGHAZ	400	1 200	1	5
1 100-5	CGHAZ	400	1 100	1	5
900-5	FGHAZ	400	900	1	5
800-5	ICHAZ	400	800	1	5
760-5	ICHAZ	400	760	1	5
690-5	SCHAZ	400	690	1	5
660-5	SCHAZ	400	660	1	5

2　试验结果与分析

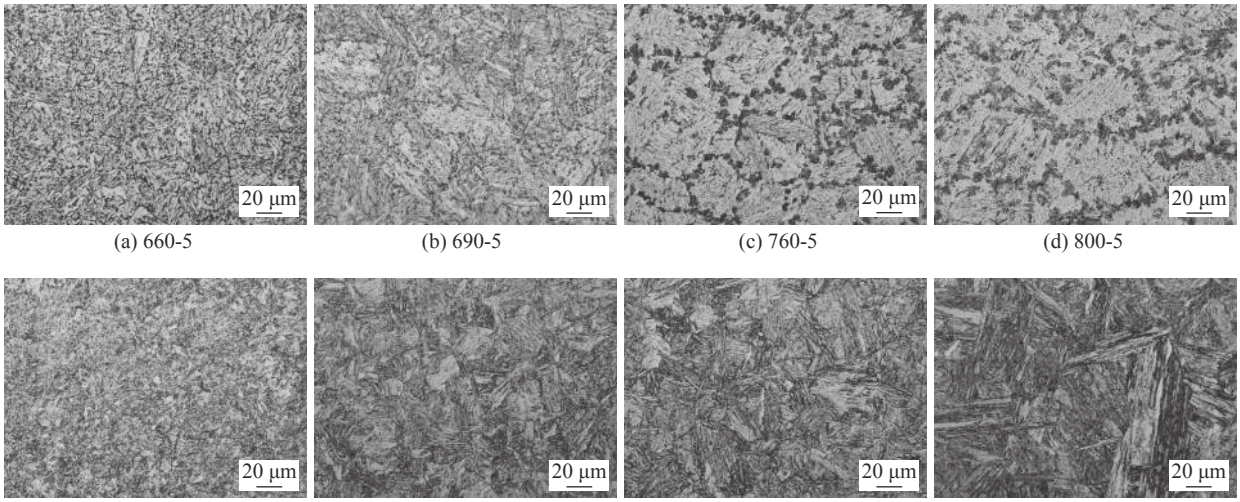
2.1　热模拟热影响区试样的微观组织

图 1a 和图 1b 为 SCHAZ 试样的微观组织. 由于峰值温度低于 A_{c1}, 组织未发生奥氏体化转变, 相当于进行一次高温回火. 随着温度升高, C 原子活性增大, 马氏体板条内部 C 原子向晶界扩散, 导致组织中的碳化物减少, 晶界和亚晶界上碳化物析出并聚集, 温度越高碳化物聚集程度越高, 原马氏体板条界越不明显 (图 1a, 660-5 试样), 甚至消失 (图 1b, 690-5 试样). 碳化物的析出与聚集导致组织硬度下降, 所以 SCHAZ 又称回火软化区.

图 1c 和图 1d 为 ICHAZ 试样的微观组织. 该区域峰值温度介于 A_{c1} 和 A_{c3} 之间, 部分组织发生奥氏体相变. 由于激光电弧复合焊接冷却速度极快, $t_{8/5}$ 仅为 5 s, 冷却后的组织为马氏体. 未发生奥氏体相变的组织, 碳化物进一步在晶界聚集.

图 1e 是 FGHAZ 的显微组织. FGHAZ 组织完全奥氏体化, 且峰值温度 (900 ℃) 相对较低, 奥氏体化晶粒来不及长大, 冷却后转变为细小板条马氏体. 图 2a 为 900-5 试样扫描电子显微组织, 可以看出板条马氏体内部有细小的碳化物颗粒.

图 1f、图 1g、图 1h 为 CGHAZ 试样微观组织. 该区域组织完全奥氏体化, 主要为板条马氏体. 由于复合焊加热速度快, 高温停留时间短, 奥氏体均质化及碳化物溶解不充分, 所以也有少量碳化物. 峰值温度主要影响晶粒大小, 晶粒尺寸随峰值温度

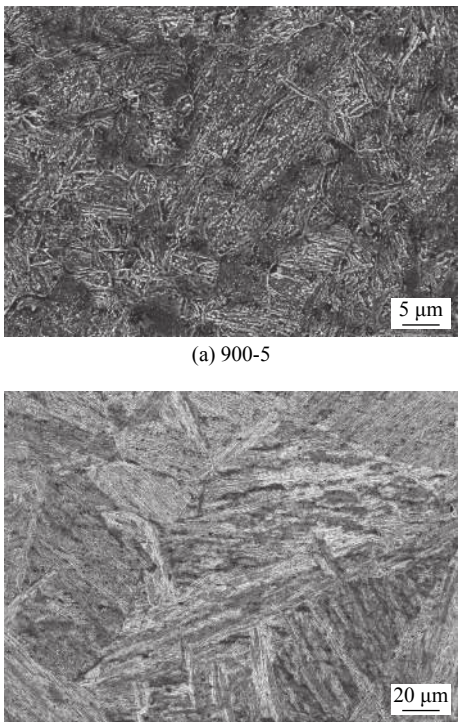


(a) 660-5 (b) 690-5 (c) 760-5 (d) 800-5

(e) 900-5 (f) 1 100-5 (g) 1 200-5 (h) 1 300-5

图 1 热模拟试样的光学显微组织

Fig. 1 Optical microstructure of simulated specimens .(a) 660-5; (b) 690-5; (c) 760-5; (d) 800-5; (e) 900-5; (f) 1100-5; (g) 1200-5; (h) 1300-5



(a) 900-5

(b) 1 300-5

图 2 热模拟试样的扫描电子显微组织

Fig. 2 Scanning electron microstructure of simulated specimens. (a) 900-5; (b) 1300-5

升高而增大. 图 2b 是 1300-5 试样的扫描电子显微组织, 由于峰值温度较高, 组织发生明显粗化.

与文献 [8, 10] 中研究结果对比发现, 复合焊热模拟热影响区各微区组织与实际焊接接头热影响区各微区组织类型一致, 差异主要体现在晶粒尺寸方面. 这是由于热模拟试样峰值温度设定相对均匀, 主要集中在设定温度附近, 而实际焊接接头微观组织的峰值温度是一个连续变化的温度区间.

2.2 热模拟热影响区试样的冲击韧性

2.2.1 峰值温度对热模拟试样冲击韧性的影响

示波冲击试验可以记录冲击过程中的载荷-位移曲线. 根据载荷-位移曲线, 试样的总冲击吸收能量 E_t 可分为裂纹形成功 E_i 和裂纹扩展功 E_p. 裂纹形成功反映了裂纹形成的难易程度. 裂纹扩展功表示材料阻碍裂纹扩展的能力.

一般来说, 裂纹扩展功 E_p 越大, 说明材料的抗裂能力越高, 韧性越好. E_p 又可分为稳定扩展功 E_a、失稳扩展功 E_b 和裂纹撕裂功 E_c. 稳定扩展功 E_a 代表了材料持续稳定抵抗裂纹扩展的能力. 材料冲击韧性的大小, 主要取决于裂纹扩展功, 尤其是稳定扩展功.

关于示波冲击试验的载荷-位移曲线及各特征冲击吸收能量计算公式的详细描述可参考文献 [9]. 为研究热模拟试样在冲击载荷下的断裂行为, 对试样进行了示波冲击试验, 表 3 是示波冲击试验数据.

图 3 是不同峰值温度热模拟试样的示波冲击吸收能量特征值. 随着峰值温度的变化, 热模拟试样的裂纹形成功 E_i 的波动范围相对较小, 而总冲击吸收能量 E_t 和裂纹扩展功 E_p 波动较大, 且变化趋势相近. 说明峰值温度对热模拟试样抵抗裂纹形成的能力影响不大, 对其抵抗裂纹扩展的能力具有较大影响. 母材和 SCHAZ 试样 (660-5 试样、690-5 试样) 的总冲击吸收能量 E_t 最高, FGHAZ 试样 (900-5 试样) 次之, ICHAZ 试样 (760-5 试样、800-5 试样) 和 CGHAZ 试样 (1 100-5 试样、1 200-5 试样、

表 3　热模拟试样的示波冲击试验结果

Table 3　Instrumented impact test results of simulated specimens

试样编号	裂纹形成功 E_i/J	裂纹稳定扩展功 E_a/J	裂纹失稳扩展功 E_b/J	撕裂功 E_c/J	裂纹扩展功 E_p/J	总冲击吸收能量 E_t/J
1 300-4	28.6	3.4	2.0	8.0	13.4	42.0
1 300-5	27.9	0.9	2.5	6.7	10.1	38.0
1 300-6	28.4	2.4	1.9	8.6	12.9	41.3
1 200-5	25.2	6.8	2.0	10.2	19.0	44.2
1 100-5	25.0	9.0	2.3	10.5	21.8	46.8
900-5	29.0	18.4	7.5	12.3	38.2	67.2
800-5	25.7	5.8	0.6	14.3	20.7	46.4
760-5	24.8	6.6	0.4	12.2	19.1	43.9
690-5	37.4	42.8	3.2	25.6	71.6	109.0
660-5	34.8	47.6	1.1	31.5	80.2	115.0
母材	35.9	51.0	4.7	21.6	77.3	113.2

1 300-5 试样) 的总冲击吸收能量差距不大. 从裂纹扩展功 E_p 看，母材和 SCHAZ 试样（660-5 试样、690-5 试样）的裂纹扩展功 E_p 最高，FGHAZ 试样（900-5 试样）次之，CGHAZ 试样（1 100-5 试样、1 200-5 试样）与 ICHAZ 试样（760-5 试样、800-5 试样）的裂纹扩展功 E_p 较为接近，且相对较低，而 CGHAZ 1 300-5 试样的裂纹扩展功 E_p 最低. ICHAZ 和 CGHAZ 试样抵抗裂纹扩展的能力较差.

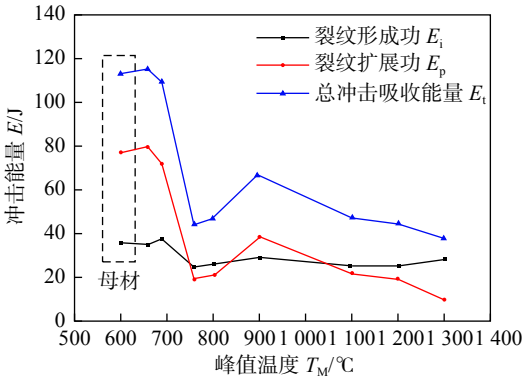


图 3　不同峰值温度热模拟试样的示波冲击吸收能量特征值

Fig. 3　Instrumented impact energy parameters of simulated specimens under different peak temperature T_M

2. 2. 2　冷却速度对热模拟 CGHAZ 冲击韧性影响

图 4 是不同 $t_{8/5}$ 热模拟 CGHAZ 的示波冲击吸收能量. 从图中可以看出，当峰值温度相同时，热模拟 CGHAZ 试样的总冲击吸收能量、裂纹扩展功、裂纹形成功随冷却速度的变化不大，3 个试样的韧性水平相近. 这主要是由于激光电弧复合焊冷却速度极快，热模拟 CGHAZ 试样 $t_{8/5}$(4 , 5 , 6 s) 均远低于 EQ70 钢的临界马氏体转变 $t_{8/5}$(17 s)，导致热模拟 CGHAZ 试样组织均为板条马氏体组织，如图 5 所示. 由于具有相同的峰值温度，热模拟 CGHAZ 试样晶粒尺寸相差不大，所以表现出来的冲击韧性相近.

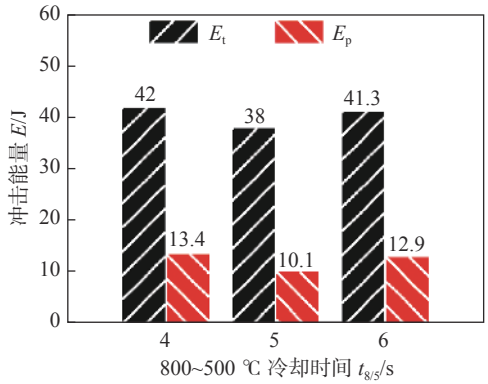
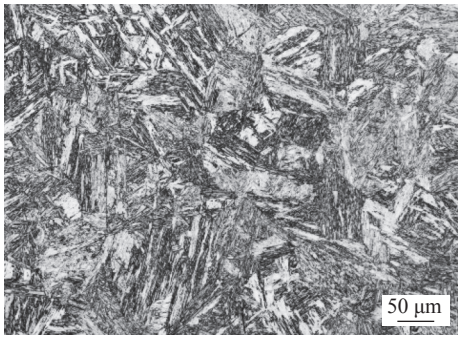


图 4　不同 $t_{8/5}$ 热模拟 CGHAZ 试样的示波冲击吸收能量特征值

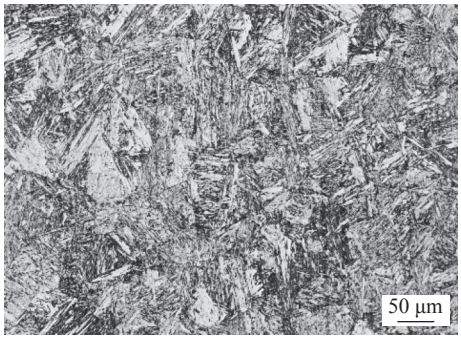
Fig. 4　Instrumented impact energy parameters of simulated CGHAZ specimens under different $t_{8/5}$

2. 2. 3　热模拟热影响区试样的冲击断口分析

根据断口形貌特征，冲击试样的宏观断口可分为纤维区、放射区、剪切唇. 这些区域代表不同的断裂过程和冲击吸收能量. V 形缺口试样受到冲击载荷后，首先发生弹性变形，当达到屈服载荷后，进入塑性变形和形变强化阶段，当载荷进一步增大至屈服载荷 F_m 时，塑性变形已贯穿整个缺口截面，此时缺口根部处于三向应力状态，裂纹在距缺口一定



(a) 1 300-4



(b) 1 300-5

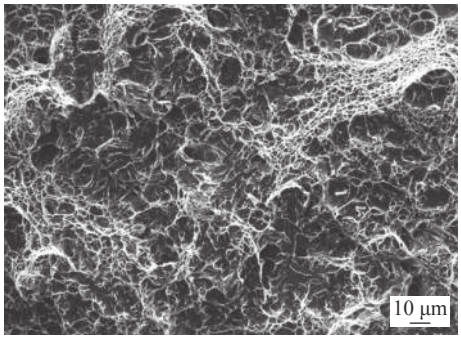
(c) 1 300-6

图 5 不同 $t_{8/5}$ 热模拟 CGHAZ 试样的光学显微组织

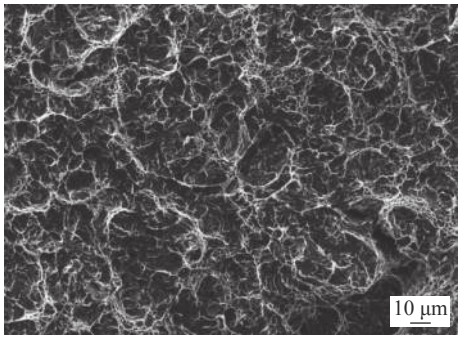
Fig. 5 Optical microstructure of simulated CGHAZ specimens under different $t_{8/5}$. (a) 1 300-4; (b) 1 300-5; (c) 1 300-6

距离的试样内部形成，这个过程对应裂纹形成功 E_i. 裂纹形成后，向两侧宽度和厚度方向扩展，载荷开始降低，当降至裂纹失稳扩展载荷 F_{iu} 时，裂纹已扩展到整个宽度，形成中间深、两侧窄的“脚跟形”纤维区，这个过程对应裂纹稳定扩展功 E_a. 当纤维区裂纹尺寸增大至临界尺寸时，裂纹在失稳扩展载荷 F_{iu} 点开始快速失稳扩展，形成放射区，对应失稳扩展功 E_b. 载荷进一步下降至失稳扩展终止载荷 F_a 时，裂纹前沿进入试样压应力区，处于平面应力状态，形成剪切唇，载荷也不断降低直至为零，此过程对应的冲击吸收能量为裂纹撕裂功 E_c.

前面研究发现，热模拟 ICHAZ 和 CGHAZ 试样冲击吸收能量相对较低，这里重点分析热模拟 ICHAZ 和 CGHAZ 试样的断口形貌. ICHAZ 试样 (760-5 和 800-5 试样) 冲击吸收能量相近，总冲击吸收能量 E_t 分别为 43.9 和 46.4 J，裂纹形成功 E_i 分别为 24.8 和 25.7 J，裂纹扩展功 E_p 分别为 19.1 和 20.7 J. 760-5 和 800-5 试样的失稳扩展功 E_b 很低，分别为 0.4 和 0.6 J，说明试样在裂纹形成并稳定扩展至临界尺寸后，发生了快速断裂. ICHAZ 试样宏观断口主要由纤维区和剪切唇组成，几乎没有放射区存在. 图 6 是 760-5 和 800-5 试样的纤维区的微观断口形貌，纤维区微观断口均为典型的韧窝型断口，韧窝小而密集，表明 ICHAZ 试样具有较好的韧性.



(a) 760-5

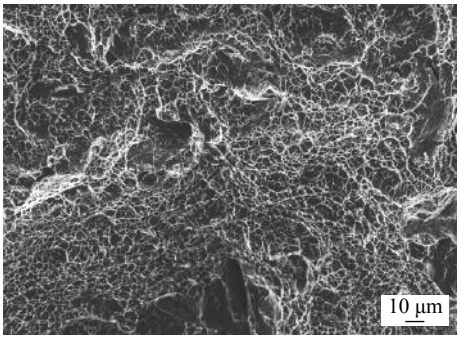


(b) 800-5

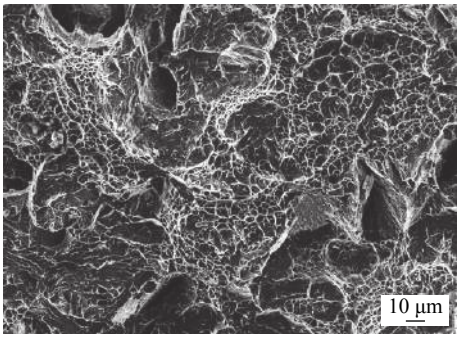
图 6 热模拟 ICHAZ 试样的微观断口形貌

Fig. 6 Micro-fracture morphologies of simulated ICHAZ specimens. (a) 760-5; (b) 800-5

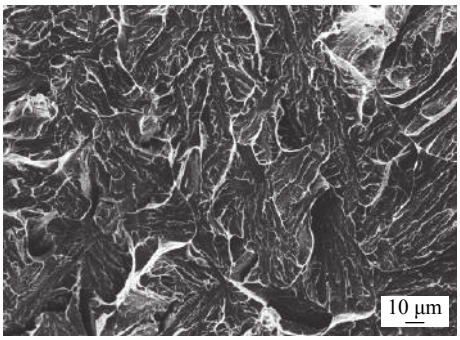
图 7 是 1 100-5,1 200-5 和 1 300-5 试样裂纹启裂区的微观断口形貌. 1 100-5 和 1 200-5 试样裂纹启裂区微观断口以小而密集的韧窝断口为主，局部有少量准解理特征. 1 300-5 试样裂纹启裂区断口为准解理脆性断口特征，对应其较低的裂纹稳定扩展功 (0.9 J). 从断口分析可知，当峰值温度较低 (1 100 , 1 200 ℃) 时，裂纹形成后，经历了一定时间的稳定扩展后，开始失稳扩展并断裂. 当峰值温度较高 (1 300 ℃) 时，裂纹形成后，几乎没有稳定扩展阶段，裂纹快速失稳扩展并发生断裂. 图 8 是不同峰值温度热模拟 CGHAZ 试样的示波冲击吸收能



(a) 1 100-5



(b) 1 200-5



(c) 1 300-5

图 7　热模拟 CGHAZ 试样的微观断口形貌

Fig. 7　Micro-fracture morphologies of simulated CGHAZ specimens. (a) 1 100-5; (b) 1 200-5; (c) 1 300-5

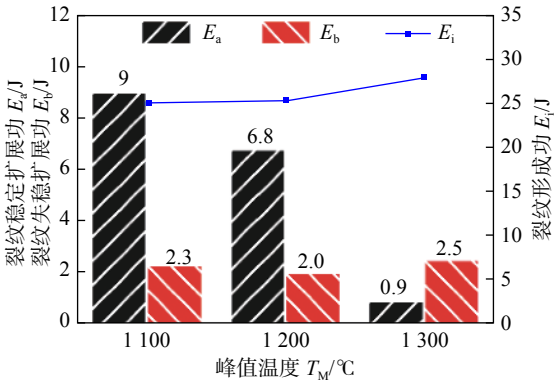


图 8　不同峰值温度热模拟 CGHAZ 试样示波冲击吸收能量特征值

Fig. 8　Instrumented impact energy parameters of simulated CGHAZ specimens under different T_M

量特征值, 从图中可看出, 随峰值温度升高, CGHAZ 试样裂纹稳定扩展功 E_a 不断降低, 而裂纹形成功 E_i、裂纹失稳扩展功 E_b 变化不大.

2.3　热模拟 CGHAZ 试样冲击韧性的组织控制单元

示波冲击试验和断口形貌分析可知, 热模拟 CGHAZ 试样韧性较低, 断口呈脆性断裂特征, 发生了明显的脆化现象. 为研究控制热模拟 CGHAZ 韧性的微观组织因素, 对 CGHAZ 的显微组织进行了精细化表征与分析. FGHAZ, CGHAZ 同属完全淬火区, 组织类型一致, 均为板条马氏体, 所以 FGHAZ 试样作为参考试样也进行了组织分析.

对于碳含量低于 0.4% 的低碳钢, 板条马氏体组织由多种亚结构组成, 一个原奥氏体晶粒 (prior austenite grain, PAG) 可分为多个具有相同惯析面, 但不同晶体取向的马氏体板条束 (packet), 每个马氏体板条束又进一步分为多个具有相同或相近取向的马氏体板条块 (block), 马氏体板条块由内部马氏体板条 (lath) 组成, 如图 9 所示. 控制板条马氏体韧性的有效组织单元至今仍存在争议. 有些学者[11] 研究发现板条马氏体的韧性由马氏体板条束控制, 也有学者[12-13] 认为马氏体板条块才是控制板条马氏体韧性的微观组织单元.

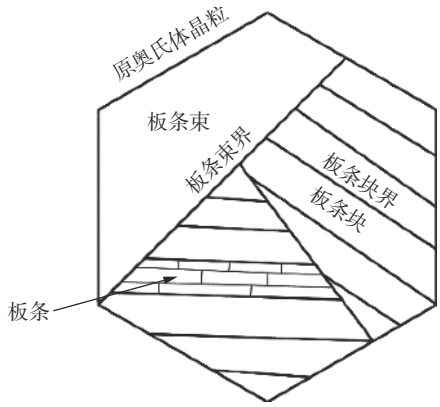
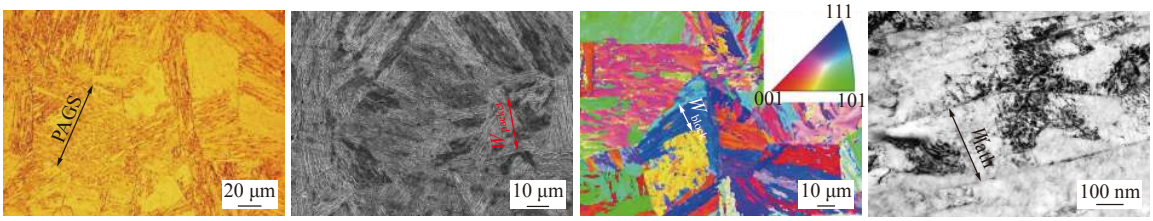


图 9　板条马氏体的多尺度亚结构

Fig. 9　Multi-scale substructures of lath martensite

为了明确控制热模拟 CGHAZ 板条马氏体韧性的微观组织单元, 通过光学显微镜 (饱和苦味酸腐蚀)、扫描电子显微镜、电子背散射衍射 (反极图)、透射电子显微镜等表征手段对 900-5, 1 100-5, 1 200-5 和 1 300-5 热模拟试样板条马氏体的多尺度亚结构进行了表征. 图 10 为 1 300-5 试样的多尺度亚结构表征. 采用 GB/T 6394—2017《金属平均晶粒度测定方法》中截距法对不同尺度的晶粒尺寸进行了计算, 见表 4. 其中每个热模拟试样的原



(a) 光学显微组织 (b) 扫描电子显微组织 (c) 电子背散射衍射 (d) 透射电子显微组织

图 10 1 300-5 试样的多尺度亚结构表征

Fig. 10 Multi-scale substructure characterization of 1 300-5 specimen. (a) optical microstructure; (b) scanning electron microstructure; (c) electron backscattered diffraction; (d) transmission electron microstructure

表 4 不同峰值温度热模拟试样的多尺度亚结构尺寸和刻面尺寸

Table 4 Multi-scale substructure grain sizes and facet size of simulated specimens under different T_M

试样编号	原奥氏体晶粒尺寸 P_{PAGS}/μm	马氏体板条束宽度 W_{packet}/μm	马氏体板条块宽度 W_{block}/μm	马氏体板条宽度 W_{lath}/μm	刻面尺寸 S_{facet}/μm
900-5	18.7	7.7	6.2	0.17	7.7
1 100-5	42.9	13.8	11.5	0.18	11.7
1 200-5	51.4	17.8	12.8	0.21	13.1
1 300-5	75.8	22.5	16.9	0.23	18.6

奥氏体晶粒尺寸 (prior austenite grain size, PAGS) 的测量不少于 200 个晶粒，马氏体板条束宽度 W_{packet}、马氏体板条块宽度 W_{block} 不少于 100 个马氏体板条束或马氏体板条块，板条宽度 W_{lath} 不少于 50 个马氏体板条.

图 11 是板条马氏体多尺度亚结构尺寸和示波冲击试验特征值裂纹稳定扩展功 E_a 随热模拟试样峰值温度的变化. 由图可知，各试样的 PAGS, W_{packet}, W_{block} 均随峰值温度的增加而不断升高，且趋势基本一致. W_{lath} 随峰值温度变化不明显，几乎保持不变. 在前面的研究中发现，热模拟 CGHAZ 试样的裂纹形成功 E_i、裂纹失稳扩展功 E_b 随峰值温度变化不大，裂纹稳定扩展功 E_a 随峰值温度升

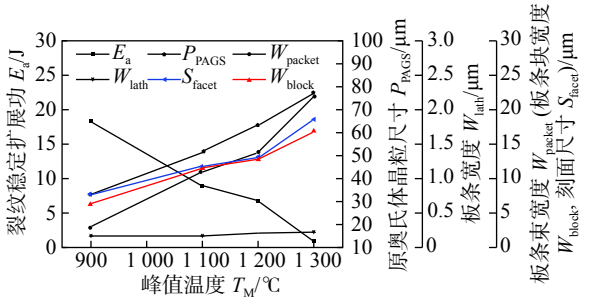


图 11 不同峰值温度热模拟试样的多尺度亚结构尺寸与裂纹稳定扩展功

Fig. 11 Multi-scale substructure grain sizes and crack stable propagation energy of simulated specimens under different T_M

高不断降低，且下降趋势与 E_t 一致. 说明 E_a 对峰值温度的变化较为敏感，而 E_i 和 E_b 对峰值温度变化不敏感. 热模拟 CGHAZ 试样冲击吸收能量 E_t 的下降主要是裂纹稳定扩展功 E_a 的下降引起的，热模拟 CGHAZ 试样断裂属于裂纹扩展控制.

表 4 和图 11 中采用截线法统计热模拟完全淬火区试样冲击断口放射区的准解理断裂刻面尺寸. 从图 11 可知，热模拟 CGHAZ 试样准解理刻面尺寸与 W_{block} 相近. 说明马氏体板条块 (block) 是控制热模拟 CGHAZ 试样裂纹稳定扩展的微观组织单元.

3 结论

(1) EQ70 钢激光电弧复合焊热模拟 CGHAZ, FGHAZ 组织主要为板条马氏体，ICHAZ 组织为马氏体和晶界碳化物，SCHAZ 组织为回火马氏体.

(2) 示波冲击试验表明，峰值温度对热模拟试样抵抗裂纹形成的能力影响不大，对其抵抗裂纹扩展的能力具有较大影响；热模拟 ICHAZ 和 CGHAZ 试样抵抗裂纹扩展的能力较差；当峰值温度相同时，热模拟 CGHAZ 试样的总冲击吸收能量 E_t、裂纹扩展功 E_p、裂纹形成功 E_i 随冷却速度的变化不大. 热模拟 CGHAZ 的峰值温度主要影响裂纹稳定扩展功，峰值温度越高，裂纹稳定扩展功越低，峰值温度对完全淬火区试样裂纹形成功、裂纹失稳扩展

功影响不大.

(3) 热模拟 CGHAZ 试样断裂过程属于裂纹扩展控制, 马氏体板条块 (block) 是控制热模拟 CGHAZ 试样裂纹稳定扩展的微观组织单元.

参考文献

[1] Zeng Huilin, Xu Yuanbin, Wang Changjiang, *et al*. Research on laser-arc hybrid welding technology for long-distance pipeline construction[J]. China Welding, 2018, 27(3): 53 − 58.

[2] 严春妍, 易思, 张浩, 等. S355 钢激光-MIG 复合焊接头显微组织和残余应力 [J]. 焊接学报, 2020, 41(6): 12 − 18.
Yan Chunyan, Yi Si, Zhang Hao, *et al*. Investigation of microstructure and stress in laser-MIG hybrid welded S355 steel plates[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(6): 12 − 18.

[3] 滕彬, 李小宇, 雷振, 等. 低合金高强钢激光-电弧复合热源焊接冷裂纹敏感性分析 [J]. 焊接学报, 2010, 31(11): 61 − 64.
Teng Bin, Li Xiaoyu, Lei Zhen, *et al*. Analysis on cold crack sensitivity of low alloy high strength steel weld by laser-arc hybrid welding[J]. Transactions of the China welding institution, 2010, 31(11): 61 − 64.

[4] 王治, 王春明, 胡伦骥, 等. 激光-电弧复合焊接的应用 [J]. 电焊机, 2006, 36(2): 38 − 41.
Wang Zhi, Wang Chunming, Hu Lunji, *et al*. Application of laser-arc hybrid welding in industry[J]. Electric Welding Machine, 2006, 36(2): 38 − 41.

[5] Zhang Shenghai, Shen Yifu, Qiu Huijuan. The technology and welding joint properties of hybrid laser-TIG welding on thick plate[J]. Optics Laser Technology, 2013(48): 381 − 388.

[6] Hao Kangda, Zhang Chen, Zeng Xiaoyan, *et al*. Effect of heat input on weld microstructure and toughness of laser-arc hybrid welding of martensitic stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017(245): 7 − 14.

[7] Subashini L, Prabhakar K V P, Ghosh S, *et al*. Comparison of laser-MIG hybrid and autogenous laser welding of M250 maraging steel thick sections-understanding the role of filler wire addition[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 107(3): 1581 − 1594.

[8] Bao Liangliang, Wang Yong, Han Tao. Microstructure and mechanical characterization of high strength low alloy steel welded joint by hybrid laser arc welding[C]//International Conference on Mechanical Engineering, Materials Science and Civil Engineering 2019. IOP Conference Series Materials science and Engineering. 2020: 12045.

[9] Bao Liangliang, Wang Yong, Han Tao. Study on microstructure-toughness relationship in heat affected zone of EQ70 steel by laser-arc hybrid welding[J]. Materials Characterization, 2020, 171: 110788.

[10] 鲍亮亮, 王勇, 张洪杰, 等. EQ70 钢激光电弧复合焊焊接热循环及其对热影响区组织演变的影响 [J]. 焊接学报, 2021, 42(3): 26 − 33.
Bao Liangliang, Wang Yong, Zhang Hongjie, *et al*. Welding thermal cycle of the laser-arc hybrid welding of the EQ70 steel and its effects on the microstructure evolution of the heat affected zone[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2021, 42(3): 26 − 33.

[11] Swarr T, Kruss G. The effect of structure on the deformation of as-quenched and tempered martensite in an Fe-0.2 pct C alloy[J]. Metallurgical Transactions A, 1976(7): 41 − 48.

[12] Inoue T, Matsuda S, Okamra Y, *et al*. The fracture of a low carbon tempered martensite[J]. Transactions of the Japan Institute of Metals, 1970, 11(1): 36 − 43.

[13] Morris J W. On the ductile-brittle transition in lath martensitic steel[J]. Isij International, 2011, 51(10): 1569 − 1575.

第一作者: 鲍亮亮，博士；主要从事高效高质量焊接技术研究；Email：baoliangfighting@163.com.

通信作者: 韩涛，博士，副教授；Email：hantao@upc.edu.cn.

（编辑：　郑红）