

新型 9Cr-1Mo 钢搅拌摩擦焊接头组织及性能

李胜利, 杨新岐, 唐文坤, 李会军
(天津大学 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350)

摘要: 采用钨铼合金搅拌工具对新型 9Cr-1Mo 钢进行搅拌摩擦焊工艺试验, 探讨焊缝成形、组织及性能变化规律。结果表明, 在 300 和 400 r/min 的转速, 50 mm/min 的焊接速度下可获得无缺陷接头; 焊缝主要由搅拌区和热影响区组成, 具有明显的马氏体淬硬组织特征; 高温热影响区为淬硬马氏体和回火马氏体混合组织, 低温热影响区为过回火马氏体组织。焊缝区具有晶粒细化特征, 其晶粒尺寸约为母材 69.2%。焊缝区产生明显硬化, 最高硬度约为母材硬度值的 2.0 倍。焊接接头抗拉强度达到母材 98% 以上, 搅拌区和热影响区冲击吸收能量分别达到母材的 77.8% 和 87.4%, 表明搅拌摩擦焊接头仍具有较好强韧匹配。

关键词: 铁素体耐热钢; 搅拌摩擦焊; 组织特征; 力学性能

中图分类号: TG 453.9 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.2019400095

0 序 言

新型 9Cr-1Mo 铁素体耐热钢是在传统 9Cr 铁素体耐热钢基础上添加 V, Nb 等元素后研制的一种新型高 Cr 铁素体耐热钢, 它具有低热胀系数、较高热导率及良好热强性和抗蠕变性^[1-3], 因而作为新一代核聚变反应容器的备选材料, 可用于核聚变堆试验包层模块制造^[2]。但传统熔焊高温热循环及焊缝区非平衡凝固过程, 将导致这种钢的焊接接头组织及性能劣化^[4-5], 而核聚变试验包层模块部件必须在高温、大剂量中子辐射及液态增殖剂腐蚀的恶劣环境下长期服役, 对焊接接头性能提出很高要求。因此对高 Cr 铁素体耐热钢开发先进焊接工艺、改善和提高焊接接头性能是工业领域不断探索和需要解决的重要问题。

搅拌摩擦焊 (FSW) 作为一种新型的固相连接技术, 由于焊接热输入较低, 焊缝区不经历熔化和凝固过程, 在获得优良焊缝组织及性能方面具有明显优势^[6], 因而各种合金钢搅拌摩擦焊工艺的研究在工业领域获得普遍关注。英国焊接研究所 (TWI) 很早就已证实 FSW 焊接铁素体不锈钢的可行性, 此后国外对低碳钢及合金钢等 FSW 工艺进行了许多研究。在国内对各种钢 FSW 工艺也进行了不少

试验探索。如文献 [7-8] 对 ODS 钢搅拌摩擦焊接头组织及高温抗拉性能进行了试验研究, 文献 [9-10] 对高氮奥氏体不锈钢进行 FSW 工艺试验, 文献 [11] 对高强管线钢搅拌摩擦焊接头搅拌区组织和冲击韧性进行试验评估等。对高 Cr 铁素体耐热钢 FSW 国外已有报道, 文献 [12] 研究了 11Cr 铁素体/马氏体钢 FSW 接头不同温度下抗拉性能; 文献 [13-14] 对低活化铁素体/马氏体钢不同转速下的组织和性能进行了评估等, 但对组织与性能的相互作用还缺乏深入探讨。由于合金钢具有多种相变机制, 钢 FSW 焊缝具有明显复杂组织演变及性能变化特征。不同合金制备搅拌工具的界面摩擦系数、热传导及耐磨损性与不同钢材有很大不同, 导致各种钢 FSW 工艺有明显差异, 很难归纳出具有较普遍适用的工艺范围。因此, 探讨不同合金搅拌工具的高 Cr 铁素体耐热钢 FSW 焊缝组织及性能变化十分必要。在国内对高 Cr 铁素体耐热钢 FSW 工艺试验还未见到报道。

采用钨铼合金搅拌工具对新型 9Cr-1Mo 铁素体耐热钢进行搅拌摩擦焊工艺试验, 对 FSW 工艺及焊缝组织演变及室温性能进行试验探讨, 为高 Cr 铁素体耐热钢 FSW 技术工业化应用提供依据。

1 试验方法

试验采用 3 mm 厚新型 9Cr-1Mo 钢板, 供应状

态为正火+回火态, 材料的化学成分如表 1 所示。

表 1 新型 9Cr-1Mo 钢化学成分(质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of novel 9Cr-1Mo ferritic heat resistant steel

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	N	Fe
0.12	0.38	0.49	8.8	0.96	0.23	0.065	0.076	余量

焊接试验在 FSW-RL31-010 搅拌摩擦焊机上进行, 搅拌工具为 W-25%Re 合金, 其轴肩直径 15 mm,

搅拌针为锥形, 大端直径 6 mm, 长度 2.85 mm。工具倾角 2.5°, 试验工艺参数如表 2 所示。焊后沿垂直焊接方向切取金相试样, 经打磨和抛光后使用 FeCl₃ 溶液(5 g FeCl₃, 20 mL HCl 和 100 mL 水) 腐蚀, 并在 OLYMPUS GX51 光学显微镜下进行宏观形貌及显微组织观察。同时在 SU1510 鸽灯丝扫描电子显微镜(SEM) 和 Tecnai G2F30 透射电子显微镜(TEM) 下进行显微组织观察。显微硬度测试使用 432SVD 显维硬度计, 载荷 4.9 N, 加载时间 15 s。

表 2 不同焊接工艺参数下焊接接头宏观形貌
Table 2 Cross section macrostructure of welded joints on different welding parameters

编号	主轴转速 $n/(r \cdot min^{-1})$	焊接速度 $v/(mm \cdot min^{-1})$	焊接压力 F/kN	转速平方与焊接速度之比 $X/((r/min)^2 \cdot (mm/min)^{-1})$	最高温度 $T_p/^\circ C$	焊缝宏观形貌后退侧(RS)前进侧(AS)
A-1	200	100	13	400	805	 AS 2 mm
A-2	250	100	12	625	827	 AS 2 mm
A-3	300	100	9	900	846	 AS 2 mm
B-1	300	50	9	1 800	881	 AS 2 mm
B-2	400	50	7	3 200	912	 AS 2 mm
B-3	500	50	6	5 000	937	 AS 2 mm

拉伸试验在 CSS-44100 万能试验机上进行, 加载速率 3 mm/min, 其试样尺寸如图 1a 所示。冲击试样采用亚尺寸 V 形缺口冲击试样, 焊接接头试样缺口分别位于搅拌区和热影响区, 试验温度为常温 20 °C, 试样尺寸如图 1b 所示。为确定新型 9Cr-1Mo 钢相转变温度及不同温度下的相组成, 采用 Thermal-Calc 热力学软件计算了各种临界相转变温度。

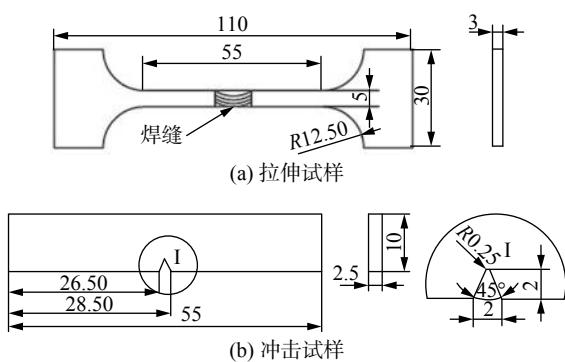


图 1 力学性能测试试样 (mm)
Fig. 1 Mechanical property testing specimens

2 试验结果

2.1 接头宏观形貌及缺陷

不同焊接工艺参数下焊接接头宏观形貌如表 2 所示。结果表明, 在焊接工艺 200, 250, 300, 400 及 500 r/min 转速, 焊接速度 100 mm/min 及 50 mm/min 范围内, 焊缝表面成形良好、均无表面沟槽等焊接缺陷, 但仅在 300 r/min, 50 mm/min 及 400 r/min, 50 mm/min 规范下获得内部无缺陷致密焊缝, 其余参数均在焊缝根部区域产生微小或间断分布的隧道焊接缺陷(图 2), 这说明较低或较高焊接热输入均不利于形成无缺陷致密焊缝。

由试验可知, 焊接接头可划分为明显的三个区域: 焊缝区(WZ)、热影响区(HAZ) 及母材(BM)。焊缝区主要由搅拌针直接作用的搅拌区(SZ) 和轴肩与搅拌针挤压影响的热力影响区(TMAZ) 组成, 与母材宏观组织有明显差异。由于热循环作用温度差异, 热影响区(HAZ) 又可划分为高温热影响区

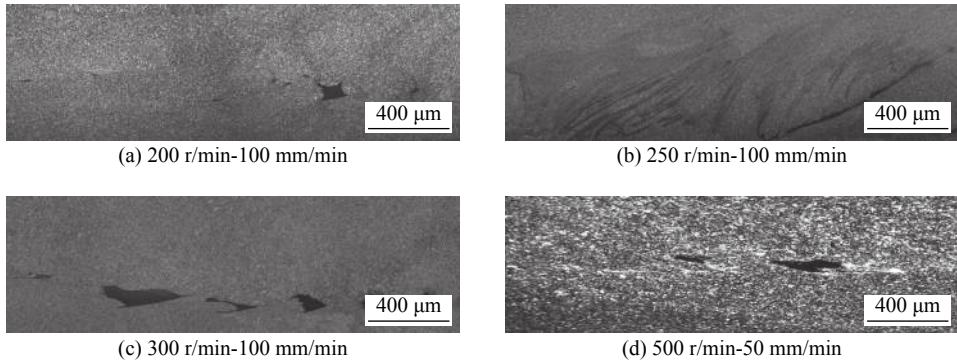


图 2 不同焊接工艺下产生的焊接缺陷

Fig. 2 Defects of welded joints at different welding process

(HHAZ) 及低温热影响区 (LHAZ), 表现出从母材逐渐过渡到焊缝区的组织特征 (图 3).

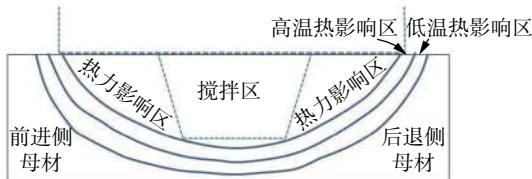


图 3 焊接接头分区示意图

Fig. 3 Schematic showing different microstructure regions of welded joints

焊接缺陷的产生与焊接热输入不足导致的材料流动填充不充分, 或热输入过高材料软化严重导致焊接压力不足从而导致填充材料不充分直接相关, 这是 FSW 焊接工艺参数不合适的具体表现. 采用参数 n^2/v 对焊接工艺的适用性进行评定, 当 $n^2/v = 1800 \sim 3200 (\text{r} \cdot \text{min}^{-1})^2 / (\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$ 时可获得无内部缺陷的 FSW 焊接接头, 其结果为铁素体耐热钢 FSW 工艺选择提供试验参考依据.

2.2 接头不同区域显微组织

图 4 为新型 9Cr-1Mo 钢母材 SEM 显微组织. 母材供应状态为正火 + 回火态, 显微组织为典型的回火马氏体组织, 在初始奥氏体晶界 (PAGBs) 及马氏体板条界上分布有较多的 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 而在晶粒内部弥散分布着细小的 MX 型析出相.

图 5 所示为焊接工艺 $400 \text{ r}/\text{min}, 50 \text{ mm}/\text{min}$ 下焊接接头不同区域的显微组织变化. 可以看出, 低温热影响区初始奥氏体晶界及马氏体板条界上的 $M_{23}C_6$ 析出相粗化, 局部发生溶解 (图 5a). 在高温热影响区, 局部区域已生成细小板条马氏体组织 (图 5b 中箭头所示), 而在热力影响区回火马氏体进一步分解, 为回火索氏体和新生马氏体的双相组织, 但局部还存在少量未溶 $M_{23}C_6$ 析出相 (图 5c).

在搅拌区上部 (图 5d)、中部 (图 5e) 和底部

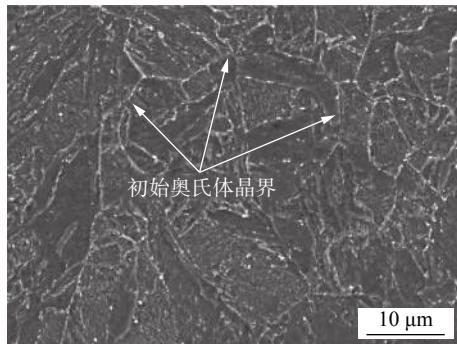


图 4 母材 SEM 显微组织

Fig. 4 SEM microstructure of base material

(图 5f) 的显微组织呈现出不均匀变化特征, 这应与板厚方向不均匀塑性应变速率和温度变化直接相关, 其上部和中部呈现完全的马氏体组织, 而在底部主要为细小的马氏体, 局部还存在未转变的铁素体.

2.3 晶粒尺寸变化

表 3 为焊接工艺 $400 \text{ r}/\text{min}, 50 \text{ mm}/\text{min}$ 下焊接接头不同位置处显微组织晶粒尺寸. 母材显微组织平均晶粒尺寸约为 $14.3 \mu\text{m}$, 低温热影响区显微组织晶粒尺寸和母材一致, 未出现显著变化, 而在高温热影响区由于局部生成的细小马氏体, 导致晶粒尺寸细化, 平均晶粒尺寸约为 $9.4 \mu\text{m}$. 热力影响区晶粒尺寸约为 $9.9 \mu\text{m}$, 与搅拌区中部 (SZ-中) 晶粒尺寸基本类似. 在搅拌区沿板厚方向上, 虽然晶粒尺寸呈现不均匀变化特征, 但均小于母材晶粒, 其中搅拌区上部 (SZ-上) 晶粒尺寸约为 $10.6 \mu\text{m}$, 底部 (SZ-下) 约为 $6.9 \mu\text{m}$, 中部 (SZ-中) 约为 $9.9 \mu\text{m}$. 这表明焊缝区具有一定程度晶粒细化特征, 有利于改善和提高 FSW 焊缝区的强度和韧性.

2.4 析出相变化

为了研究焊接接头不同区域的析出相变化, 对焊接工艺 $400 \text{ r}/\text{min}, 50 \text{ mm}/\text{min}$ 下焊接接头不同区域进行了 TEM 观察. 如图 6 所示, 其中热影响区为靠近高

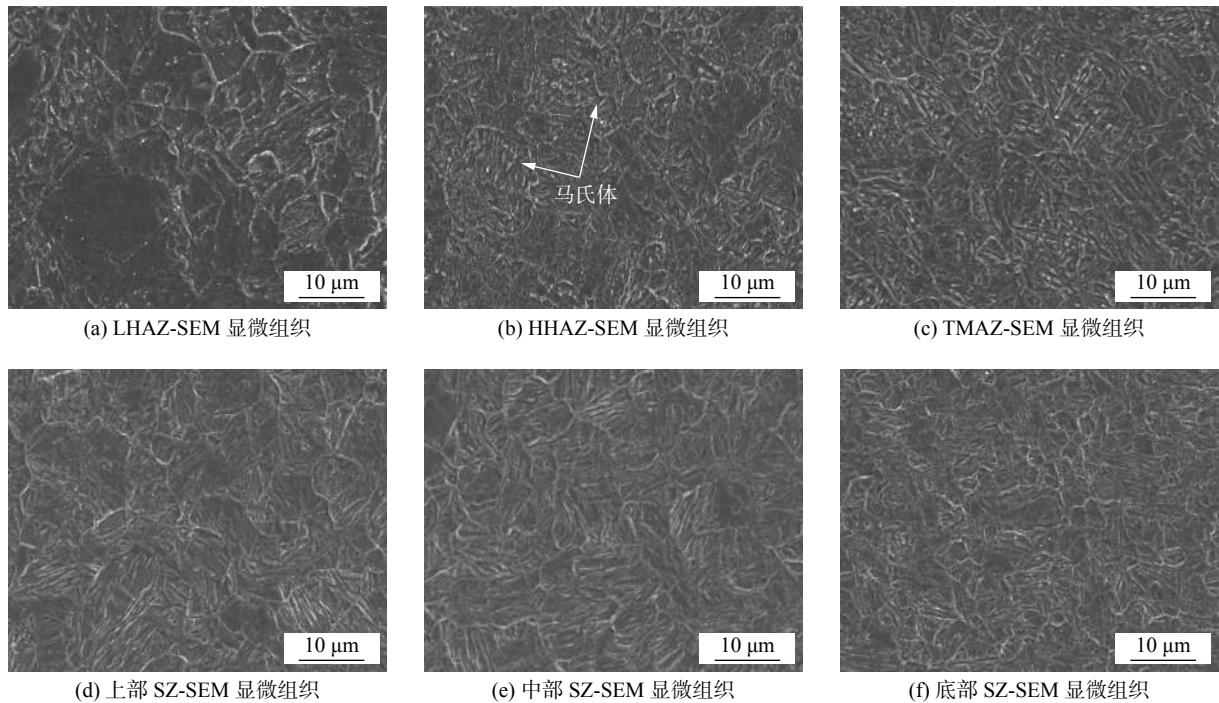


图 5 焊接接头不同区域 SEM 显微组织

Fig. 5 SEM microstructure in different zones of the welded joint

表 3 不同位置处显微组织晶粒尺寸

Table 3 Grain sizes of microstructure in different zones

位置	BM	LHAZ	HHAZ	TMAZ	SZ-上	SZ-中	SZ-下
晶粒尺寸 $d/\mu\text{m}$	14.3	14.3	9.4	9.9	10.6	9.9	6.9
与母材比值 $\eta/(\%)$	—	100	65.7	69.2	74.1	69.2	48.3

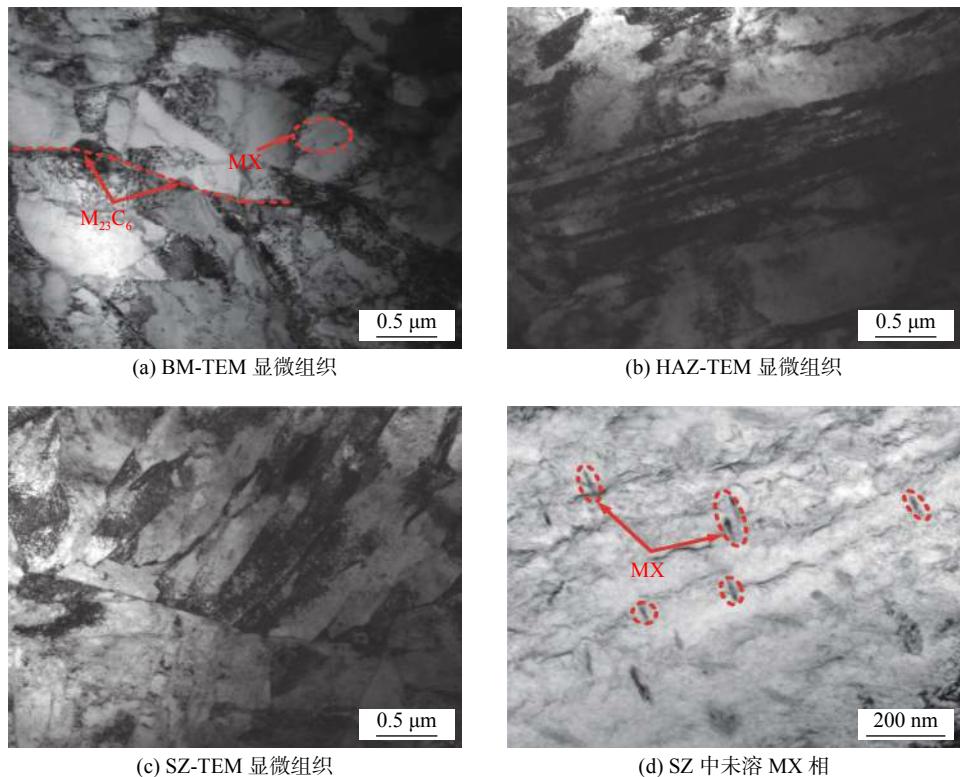


图 6 焊接接头不同区域 TEM 显微组织

Fig. 6 TEM microstructure in different zones of the welded joint

温热影响区的显微组织, 因焊缝区具有类似组织特征, 仅对搅拌区中部进行 TEM 观察。可以看出, 在母材初始奥氏体晶界上分布的主要为较大尺寸的 $M_{23}C_6$ 碳化物, 而分布在晶粒内部的为纳米级的 MX 析出相(图 6a);而在热影响区初始奥氏体晶粒边界上已生成板条马氏体, 局部区域还存在未溶的 $M_{23}C_6$ 和 MX 相, 搅拌区基本为完全的板条马氏体组织(图 6c), 马氏体板条宽度约为 460 nm, $M_{23}C_6$ 已完全溶解, 但仍观察到短杆状的未溶的 MX 相, 其平均长度约为 70 nm。表 4 为未溶析出相采用 EDS 能谱测得的化学成分组成, 可看出 MX 相主要元素组成为 V, Nb 和 C, 说明 MX 相为 (V, Nb)C 化合物。

表 4 搅拌区未溶析出相化学成分(质量分数, %)

Table 4 Chemical composition of undissolved precipitated phase in SZ

Fe	Cr	V	Nb	C
24.92	12.92	36.67	12.41	13.08

2.5 焊接接头力学性能

图 7 所示为焊接工艺 400 r/min, 50 mm/min 参数下沿焊缝截面不同厚度位置显微硬度分布。可以看出, 在焊接接头上部和中部区域, 硬度值基本呈现类似的变化趋势。母材平均显微硬度值为 230 HV0.5, 靠近母材的低温热影响区, 硬度值略有下降, 而进入高温热影响区后, 硬度值急剧升高, 在热力影响区和搅拌区达到最高为 468 ~ 495 HV0.5, 硬度值约为母材硬度值的 2.0 倍。图 8 为母材和焊接接头的抗拉强度和断后伸长率。所有焊接接头拉伸试样均断裂于母材处, 焊接接头系数(焊缝强度与母材强度之比)达到 98% 以上, 焊接接头为高匹配形式。表 5 为母材及焊接接头试样不同位置处冲击吸收功。母材冲击吸收能量为 29.3 ± 1.7 J, 当 V 形缺口位于热影响区时, 冲击吸收能量为 25.6 ± 0.2 J,

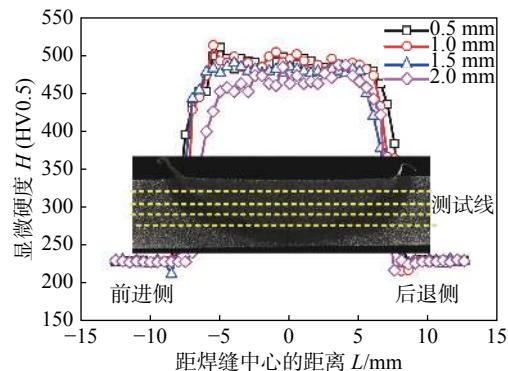


图 7 焊接接头硬度分布

Fig. 7 Hardness distribution of welded joint

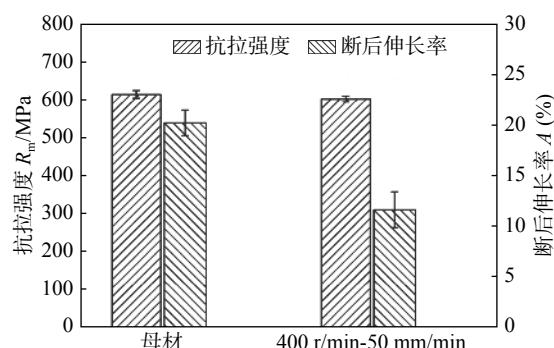


图 8 母材和焊接接头抗拉强度和断后伸长率

Fig. 8 Ultimate tensile strength and elongation of base material and welded joint

表 5 母材及焊接接头不同位置处冲击吸收能量

Table 5 V-notched impact absorbed energy of base material and different zones of welded joint

位置	冲击吸收能量 A_K/J	与母材比值 $\xi(\%)$
母材	29.3 ± 1.7	—
V形缺口位于 HAZ	25.6 ± 0.2	87.4%
V形缺口位于 SZ	22.8 ± 0.6	77.8%

达到了母材的 87.4%;当 V 形缺口位于搅拌区时冲击吸收能量为 22.8 ± 0.6 J, 达到了母材的 77.8%。

图 9 为冲击试样断口 SEM 形貌。可以看出, 母材和 HAZ 试样均呈现韧性断裂模式, 母材断口韧

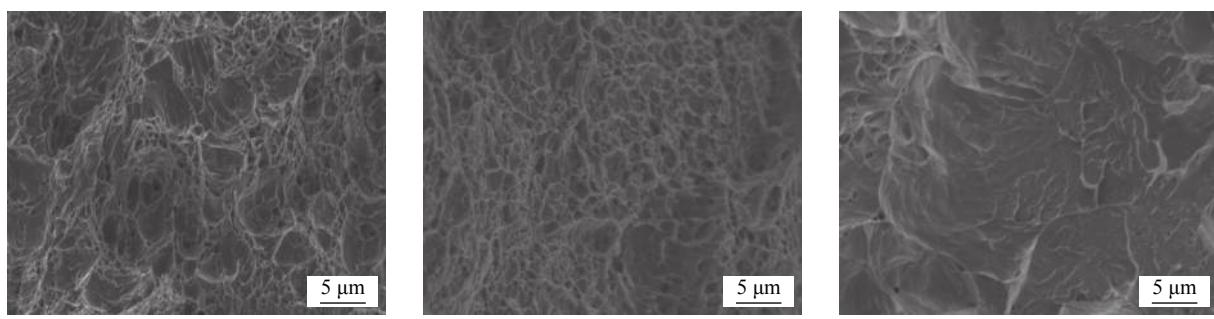


图 9 冲击断口 SEM 形貌

Fig. 9 SEM morphology of impact fracture surface

窝尺寸不均匀分布, 在较大韧窝周围存在一些细小的等轴状韧窝; 热影响区断口韧窝形貌与母材类似但塑性变形特征相对不明显; 而搅拌区断口形貌比较平整其塑性变形特征明显减少, 局部区域具有连续撕裂棱和韧窝变形特征, 但仍属于韧性断裂模式。

3 讨 论

新型 9Cr-1Mo 钢中含有较高的 Cr, Mo 元素, 此外还含有少量的 V, Nb, N 等元素, 为高淬硬性钢, 在空冷条件下即可获得完全的马氏体组织。母材经正火 + 回火处理后, 在初始奥氏体晶界和马氏体板条群界及马氏体板条束界上分布有较多的 M₂₃C₆ 相 (M 主要为 Cr, Mo), 在马氏体板条内部弥散分布着 MX 相 (M 主要为 V, Nb, X 为 C, N), 且 MX 相高温稳定性高于 M₂₃C₆ 相, 在加热过程中, M₂₃C₆ 相优先溶解。表 6 为采用 Thermal-Calc 热力学软件计算的新型 9Cr-1Mo 钢中的临界相转变温度, 其 A_{c1} 和 A_{c3} 温度分别为 840 和 885 °C, MX 相开始溶解温度为 895 °C, 在 1 310 °C 时完全溶解, M₂₃C₆ 相开始溶解温度为 570 °C, 在 880 °C 时完全溶解。

表 6 9Cr-1Mo 钢中临界相转变温度 (°C)
Table 6 Critical phase transformation temperature in 9Cr-1Mo steel

A _{c1}	A _{c3}	M ₂₃ C ₆ 开始溶解	M ₂₃ C ₆ 完全溶解	MX开始溶解	MX完全溶解
840	885	570	880	895	1 310

为了更好地分析搅拌摩擦焊接头中不同区域的组织演变特征, 采用 Arbegast 经验公式^[15]估算搅拌区达到的最高温度, 即

$$\frac{T_p}{T_m} = K \left(\frac{n^2}{10^4 \nu} \right)^\alpha$$

式中: T_p 为搅拌区最高温度; T_m 为合金熔点 (新型 9Cr-1Mo 钢熔点为 1 503 °C); n 为搅拌工具转速 r/min; ν 为焊接速度 (mm/min); K 和 α 为依赖于被焊材料及搅拌工具的常数, 对钢材可取 α = 0.06, K = 0.65。估算结果如表 2 所示。可以看出, 焊接工艺参数为 400 r/min, 50 mm/min 下焊接接头搅拌区最高温度 T_p 已达到 912 °C, 超过该钢的 A_{c3} 温度。由此对新型 9Cr-1Mo 钢搅拌摩擦焊接头不同区域组织演变特征归纳出以下 4 点。

(1) 在搅拌摩擦焊接过程中, 由于搅拌区峰值

温度超过了 A_{c3} 温度, 将发生奥氏体化转变并在搅拌针剧烈摩擦搅拌作用下, 奥氏体产生剧烈剪切塑性变形, 发生动态再结晶, 形成了细小等轴晶 (如图 10a 中加热 + 变形段中显微组织示意图)。随着在高温区域停留时间的增加, 再结晶晶粒发生长大, 冷却过程中转变为马氏体组织, 如图 5d, 5e 获得的搅拌区上部和中部 SEM 显微组织。此外, 由于搅拌区 T_p 超过 M₂₃C₆ 相完全溶解温度 (880 °C), 且由于搅拌针的剧烈搅拌作用, 造成晶体缺陷数目如空位等增多, 加速原子扩散, 搅拌区 M₂₃C₆ 相完全消失, 但由于 MX 相较高的溶解温度 (完全溶解温度 1 310 °C), 搅拌区还存在少数未溶解的 MX 相 (图 6d)。

(2) 由于热力影响区紧靠搅拌区, 其 T_p 应达到 A_{c3} 温度, 但因未受到搅拌针的剧烈搅拌作用, 其塑性变形程度低于搅拌区。由于动态再结晶过程受 T_p 和塑性变形程度同时控制, 热力影响区初始奥氏体再结晶程度低于搅拌区, 如图 10b 加热+变形段所示, 但因 T_p 低于搅拌区, 导致再结晶后的晶粒在高温段停留时间短, 长大程度低于搅拌区, 最终冷却后显微组织与搅拌区相差不大 (图 5c, 5e)。此外, 由于热力影响区 T_p 位于 M₂₃C₆ 相完全溶解温度附近, 且变形程度较低并未显著加速原子扩散, 导致局部区域还存在一些粗大的未溶解的 M₂₃C₆ 相。

(3) 高温热影响区靠近热力影响区边缘, 其焊接过程中未发生塑性变形, 但其 T_p 超过 A_{c1} 温度位于 A_{c1} ~ A_{c3} 之间, 在高温区域母材晶界上将优先发生 α → γ 转变, 如图 10c 中高温区域显微组织所示, 在随后冷却过程中发生 γ → α 转变, 由于新型 9Cr-1Mo 钢较高的淬硬性, 最终转变为马氏体组织。因此高温热影响区室温组织为淬硬马氏体和回火马氏体混合组织 (图 5b)。且因 T_p 低于 M₂₃C₆ 相最终溶解温度, 显微组织中还残留有 M₂₃C₆ 相, MX 仅发生少量溶解, 如图 10c 中最终冷却段显微组织示意图所示。

(4) 低温热影响区靠近母材部分, 其 T_p 低于 A_{c1} 温度, 但高于母材回火温度 760 °C, 在 760 °C ~ A_{c1} 温度之间, 焊接过程中主要发生 M₂₃C₆ 相的溶解, 其显微组织演变示意图如图 10d 所示。

综上所述, 搅拌区最终显微组织为淬硬马氏体 + MX 相, 热力影响区最终显微组织为淬硬马氏体 + MX + M₂₃C₆ 相, 高温热影响区最终显微组织为淬

硬马氏体+回火马氏体混合组织, 而低温热影响区

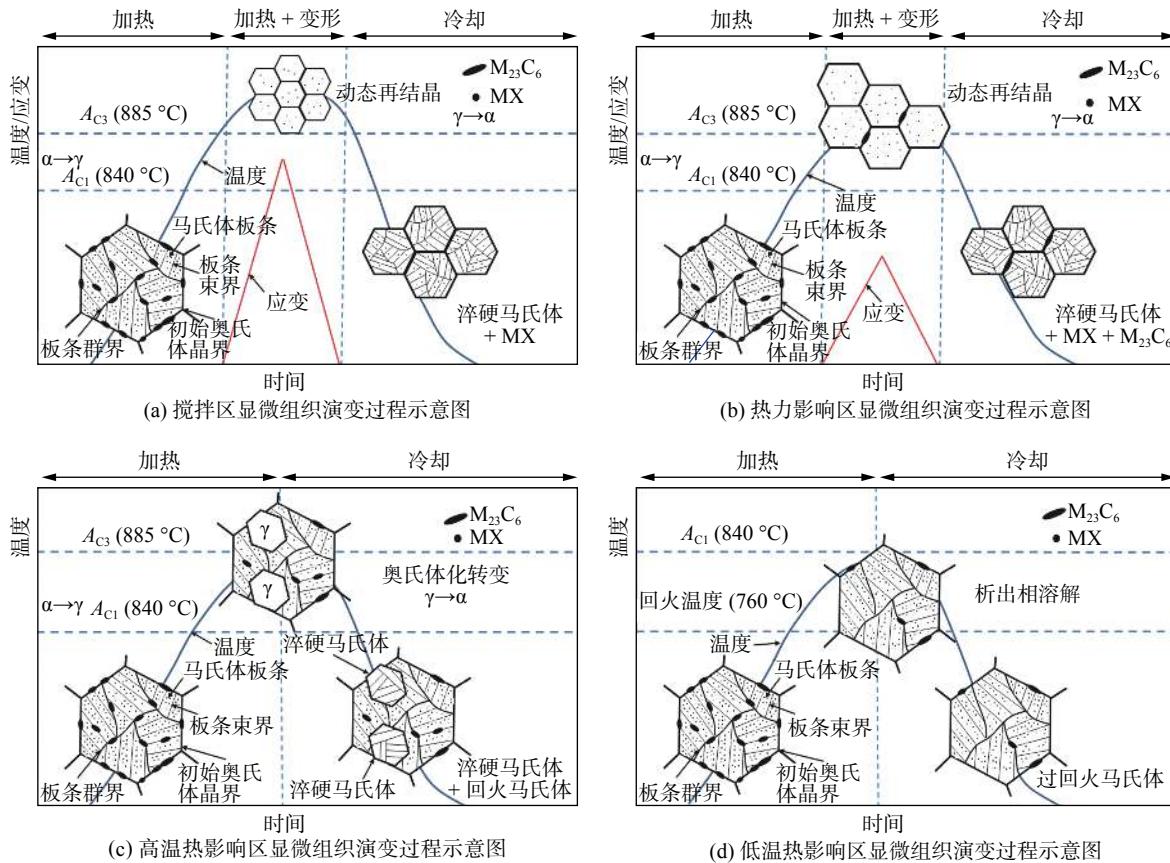


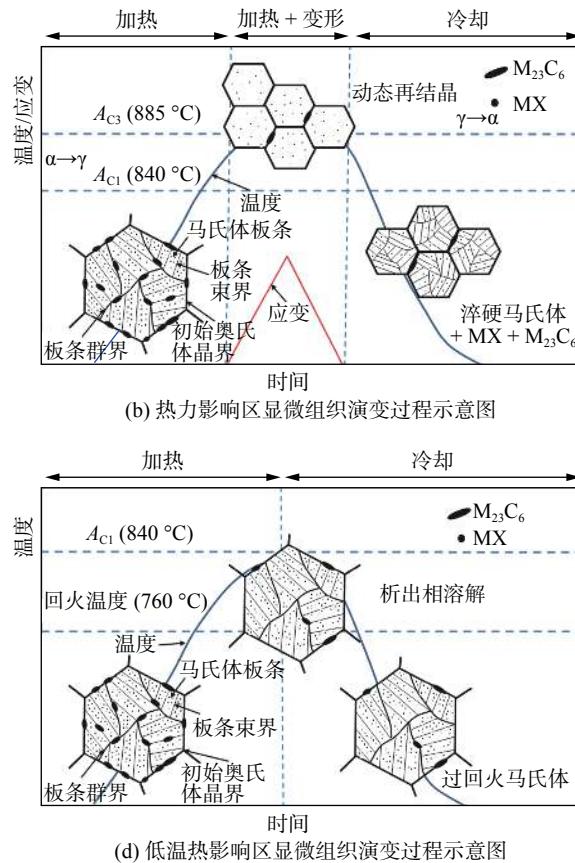
图 10 焊接接头不同区域显微组织演变过程示意图

Fig. 10 Schematic showing microstructure evolution in different zones of welded joint

焊后接头的显微组织决定了焊接接头的力学性能。因焊后搅拌区及热力影响区均生成了完全的淬硬马氏体组织, 如图 7 所示, 该区域发生显著硬化, 其最高硬度约为母材硬度值的 2.0 倍。而且因搅拌区与热力影响区显微组织相差不大(图 5c, 5e 和图 10a, 10b), 该区域硬度值基本呈现水平变化特征。而高温影响区显微组织呈现梯度变化特点, 从母材向搅拌区移动, 新生成的淬硬马氏体含量逐渐升高, 因此显微硬度值从母材向搅拌区移动, 也呈现逐渐增大趋势, 在搅拌区处硬度值达到最高。而低温热影响区由于过回火软化, 造成显微硬度值略微下降, 但该区域较窄。焊接接头呈现高匹配特征, 焊接接头拉伸试样均断于母材处。

搅拌区冲击吸收能量的变化与搅拌区显微组织的变化是一致的。因搅拌区生成了完全的淬硬马氏体组织, 其 V 形缺口冲击吸收能量降低。但由于细晶韧化作用, 其冲击韧性并未显著恶化, 冲击吸收能量达到了母材的 77.8%。而由于热影响区显微组织为母材回火马氏体和新淬硬马氏体混合组织,

为过回火马氏体组织。



其冲击韧性值介于母材和搅拌区之间的, 冲击吸收能量达到了母材的 87.4%。

由此可见, 与传统熔焊接头比较, 由于 FSW 过程热输入低并伴随剧烈剪切塑性变形, 搅拌区形成细小再结晶晶粒, 虽具有淬硬马氏体组织特征, 其冲击韧性并未显著降低, 整个焊接接头仍具有较好强韧匹配特征, 优于熔焊接头的力学性能^[5]。但由于焊缝区 $M_{23}C_6$ 相的溶解势必影响新型 9Cr-1Mo 钢焊接接头的高温蠕变强度, 这是 FSW 接头需要解决的重要问题。

4 结 论

- (1) 在 300 r/min, 50 mm/min 及 400 r/min, 50 mm/min 焊接工艺参数下获得了无缺陷的 9Cr-1Mo 钢搅拌摩擦焊接头, 此时 $n^2/v = 1800 \sim 3200 (r/min)^2/(mm/min)$ 。

- (2) 新型 9Cr-1Mo 钢搅拌摩擦焊接头焊缝区主要由搅拌区 (SZ) 和热力影响区 (TMAZ) 组成, 而热

影响区 (HAZ) 可细分为高温和低温区。搅拌区和热力影响区具有明显淬硬马氏体组织特征, 高温热影响区为淬硬马氏体 + 回火马氏体混合组织, 而低温热影响区为过回火马氏体。焊缝区 $M_{23}C_6$ 基本溶解, 但仍存在未溶的 MX 相, 而高温热影响区及低温热影响区均含有 $M_{23}C_6$ 相和 MX 相。

(3) 新型 9Cr-1Mo 钢搅拌摩擦焊接头焊缝区具有晶粒细化特征, 其晶粒尺寸约为母材 69.2%, 而高温热影响具有最小晶粒尺寸约为母材 65.7%。晶粒细化是改善焊缝区性能的重要因素。

(4) 新型 9Cr-1Mo 钢搅拌摩擦焊接头焊缝区产生明显硬化现象, 最高硬度约为母材硬度值的 2.0 倍; 焊接接头呈现高匹配特征, 其接头系数达到 98% 以上; 搅拌区和热影响区冲击吸收能量分别达到母材的 77.8% 和 87.4%, 这表明搅拌摩擦焊接头仍具有较好强韧匹配。

参考文献:

- [1] Zhou X, Liu C, Yu L, et al. Phase transformation behavior and microstructural control of high-Cr martensitic/ferritic heat-resistant steels for power and nuclear plants: a review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2015, 31(3): 235 – 42.
- [2] Klueh R L. Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors[J]. *International Materials Reviews*, 2013, 50(5): 287 – 310.
- [3] Murty K L, Charit I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: challenges and opportunities[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2008, 383(1): 189 – 195.
- [4] Masuyama F. Creep degradation in welds of Mod. 9Cr-1Mo steel[J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2006, 83(11): 819 – 825.
- [5] 伍光凤, 刘洪, 马志飞. 提高 P91 耐热钢焊接接头冲击韧度的研究 [J]. *热加工工艺*, 2007, 36(11): 30 – 32.
Wu Guangfeng, Liu Hong, Ma Zhifei. Study on raising impact toughness of welded joint of P91 heat resistant steel[J]. *Hot Working Technology*, 2007, 36(11): 30 – 32.
- [6] Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing[J]. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, 50(1): 1 – 78.
- [7] Han W T, Wan F R, Leng B, et al. Grain characteristic and texture evolution in friction stir welds of nanostructured oxide dispersion strengthened ferritic steel[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2011, 16(8): 690 – 696.
- [8] 张静, 韩文妥, 常永勤, 等. ODS 钢搅拌摩擦焊接头的微观组织及其高温力学性能 [J]. *焊接学报*, 2015, 36(10): 9 – 11.
Zhang Jing, Han Wentuo, Chang Yongqin, et al. Microstructure and mechanical properties in friction stir welded nanostructured oxide dispersion strengthened steel joint[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2015, 36(10): 9 – 11.
- [9] Du D, Fu R, Li Y, et al. Gradient characteristics and strength matching in friction stir welded joints of Fe-18Cr-16Mn-2Mo-0.85N austenitic stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 616: 246 – 251.
- [10] Wang D, Ni D R, Xiao B L, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of friction stir welded joint of Fe-Cr-Mn-Mo-N austenite stainless steel[J]. *Materials & Design*, 2014, 64: 355 – 359.
- [11] Xie G M, Cui H B, Luo Z A, et al. Asymmetric distribution of microstructure and impact toughness in stir zone during friction stir processed a high strength pipeline steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 704: 401 – 411.
- [12] Yano Y, Sato Y S, Sekio Y, et al. Mechanical properties of friction stir welded 11Cr-ferritic/martensitic steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, 442(1): S524 – S528.
- [13] Manugula V L, Rajulapati K V, Reddy G M, et al. A critical assessment of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded reduced activation ferritic-martensitic steel[J]. *Materials & Design*, 2016, 92: 200 – 212.
- [14] Noh S, Ando M, Tanigawa H, et al. Friction stir welding of F82H steel for fusion applications[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 478: 1 – 6.
- [15] Arbegast W J. Modeling friction stir joining as a metal working process[C]//San Diego, USA: Hot Deformation of Aluminum Alloys III, 2003: 313–317.

第一作者简介: 李胜利, 男, 1991 年出生, 博士。主要从事耐热钢的搅拌摩擦焊工艺研究。Email: lishengli@tju.edu.cn

通信作者简介: 杨新岐, 男, 博士, 教授, 博士研究生导师。Email: xqyang@tju.edu.cn