

搅拌摩擦热力耦合条件下 Q&P980 钢焊核区组织演变规律

武晓燕¹, 蔺宏涛², 王怡嵩^{1,3}, 江海涛¹

(1. 北京科技大学 高效轧制与智能制造国家工程研究中心, 北京, 100083; 2. 湖南华菱涟源钢铁有限公司, 娄底, 417000; 3. 北京赛福斯特技术有限公司, 北京, 101107)

摘要: 采用搅拌摩擦焊接技术焊接 Q&P980 钢, 研究搅拌摩擦高温和塑性变形综合作用对 Q&P980 钢焊核区组织演变的影响规律。结果表明, 焊核区的组织演化受峰值温度、剧烈塑性变形和焊后冷却速率多因素协同调控。焊核区的峰值温度主要由搅拌头的旋转速度控制, 旋转速度越大, 焊接峰值温度越高; 焊后冷却速率主要由搅拌头的焊接速度控制, 焊接速度越大, 焊后冷却速度越大, 材料受到高温塑性变形的影响越小。当旋转速度控制在 400 r/min 时, 随着焊接速度从 50 mm/min 增加到 400 mm/min, 焊核区组织演变规律为马氏体/铁素体/残余奥氏体 → 马氏体, 晶粒尺寸逐渐粗化。当焊接速度控制在 100 mm/min 时, 随着旋转速度从 200 r/min 增加到 600 r/min, 焊核区组织演变规律为马氏体/铁素体/残余奥氏体 → 马氏体 → 马氏体/贝氏体, 晶粒尺寸逐渐细化。

创新点: (1) 采用搅拌摩擦焊接技术实现了超高强 Q&P980 钢的有效连接。
(2) 明确了不同搅拌摩擦焊接工艺条件下 Q&P980 钢焊核区组织的演变规律。
(3) 揭示了在搅拌摩擦热力耦合条件下 Q&P980 钢组织演变机制。

关键词: Q&P980 钢; 焊核区; 焊接工艺参数; 显微组织

中图分类号: TG 457 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20220713001

0 序言

汽车轻量化的快速发展, 促进了先进高强度钢在汽车中的应用。高强度钢配以合适的加工工艺与结构, 才能实现有意义的轻量化。以焊接代替常规的机械连接工艺, 可以消除机械连接引起的连接部位结构被动性, 实现结构件的整体化制造, 提高整体性能^[1]。

Q&P(quenching and partitioning) 钢是一种新型的高强度、高塑性的马氏体钢, Q&P 钢因其优异的综合性能(抗拉强度 800 ~ 1 500 MPa, 断后伸长率 15% ~ 40%) 推动了该合金体系在汽车上的应用^[2]。高强度的 Q&P980 钢是 Q&P 钢的典型代表, Q&P980 钢的微观组织由高密度位错的马氏体(M)、铁素体(F) 及亚稳残余奥氏体(RA) 组成。

Q&P980 钢的组织特点决定其在焊接热循环下极易发生组织转变, 给焊接带来困难^[3]。而采用搅拌摩擦焊技术焊接钢铁材料在焊接性能、焊接稳定性以及成本上都具有一定的优势^[4]。

搅拌摩擦焊(FSW) 作为一种新型的固相连接技术, 与常规熔化焊相比, 其焊接温度低, 可通过控制焊接热输入量改变接头的组织和性能^[5-7]。随着钨铼合金、多晶立方氮化硼等搅拌头工具的开发, 搅拌摩擦焊技术在钢铁焊接结构件上的应用也越来越多^[8]。

Meshram 等人^[9] 对比了搅拌摩擦焊和熔焊马氏体钢的组织和性能, 发现 FSW 能有效抑制熔焊合金元素的偏析问题, FSW 接头表现出较高的抗应力腐蚀开裂能力。Miles 等人^[10] 对比研究了焊接工艺参数对 DP590 钢和 TRIP590 钢接头组织和性能的影响, FSW 焊接件均从母材处断裂。Sato 等人^[11] 发现高碳钢焊接接头焊核区组织由铁素体/渗碳体转变为马氏体, 焊核区的硬度也上升到 800 HV。

Cui 等人^[12]焊接高碳钢发现焊接峰值温度可控制在 A_{c1} 线以下, 焊后通过控制冷却速率还可以避免焊核区发生马氏体相变, 促使焊核区生成铁素体组织, 提高接头的韧性. Khodir 等人^[13]调节焊接参数使 SK4 高碳钢的焊核区峰值温度低于 A_{c1} 点, 获得与母材相同的组织. Nelson 等人^[14]研究发现, HSLA-65 钢 FSW 接头组织演变主要由冷却速率控制, 当冷却速率小于 20°C/s 时, 可以限制细小的板条状铁素体的产生, 改善接头韧性. 由此可见, 控制搅拌摩擦焊接温度和冷却速率可以制备性能优异的焊接接头, 其调控接头组织和性能的能力明显优于传统熔化焊技术.

优化焊核区组织和性能是制备高强度焊接接头的重要一环. 目前关于高强度薄规格 Q&P980 钢板的搅拌摩擦焊的研究较少, 缺乏 Q&P980 钢焊接接头工艺参数和微观组织间相互关系及组织演化规律的系统研究, 而且搅拌摩擦焊作为一种复杂的

热力耦合焊接过程^[15], 在变形和温度耦合作用下组织演变的规律并不清晰. 因此, 为解决 Q&P980 钢所面临的焊接问题, 文中采用搅拌摩擦焊接技术开展 Q&P980 钢焊接试验, 研究在搅拌摩擦热力耦合复杂作用下焊接接头组织演变规律.

1 试验方法

试验所用材料为宝山钢铁股份有限公司生产的汽车用先进高强度钢 Q&P980, 其力学性能为抗拉强度 1084 MPa , 屈服强度 710 MPa , 断后伸长率 22% , 主要化学成分见表 1. 搅拌摩擦焊接试样尺寸规格为 $150\text{ mm} \times 100\text{ mm} \times 1.2\text{ mm}$, 焊接试验在 FSW-LM2-1020 型搅拌摩擦焊接设备上进行, 焊接过程示意图见图 1. 焊接搅拌头采用钨铼合金 (WRe25) 制造, 轴肩形状为内凹型, 搅拌针为圆锥形, 具体如图 1b 所示.

表 1 Q&P980 钢的主要化学成分 (质量分数, %)
Table 1 The composition of Q&P980 steel

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Fe |
|------|------|------|-------|--------|-------|-------|----|
| 0.23 | 1.43 | 2.05 | 0.016 | 0.0045 | 0.045 | 0.017 | 余量 |

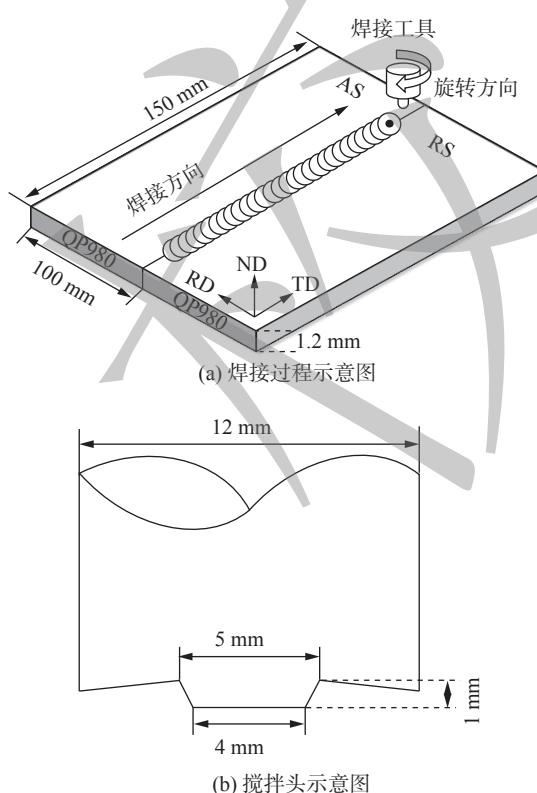


图 1 焊接过程示意图和搅拌头示意图

Fig. 1 The schematic presentation of welding process and stir tool. (a) welding process; (b) stir tool

焊接试验完成后, 首先采用 Olympus OLS4100 激光共聚焦显微镜分析接头焊缝的弧纹特征. 为了深入分析焊接接头微观组织特征, 焊缝位置取样示意图见图 2.

利用 Olympus OLS4100 激光共聚焦显微镜分析金相组织, 金相试样经镶嵌、机械研磨、抛光后采用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀. 机械抛光试样经 4% 硝酸酒精溶液深腐蚀后, 利用 Quanta 450FEG 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察微观组织. EBSD 测试用试样需进行电解抛光, 抛光液为体积分数 10% 的高氯酸 + 酒精溶液, 电压为 15 V, 时间约 $20\sim30\text{ s}$, 最后在丙酮中超声振动清洗 5 min. 采用 Quanta 450FEG SEM 上配备的 EBSD 组件开展电子背散射衍射测试. 采用 Bruker D8 X 射线衍射仪检测物相, XRD 检测靶材为 Cu 靶, 电压 40 kV , 电流 40 mA , 步长为 0.02° , 扫描速度 $1^{\circ}/\text{min}$, 扫描范围 $47^{\circ}\sim94^{\circ}$, 并通过 Jade6.0 软件分析物相变化.

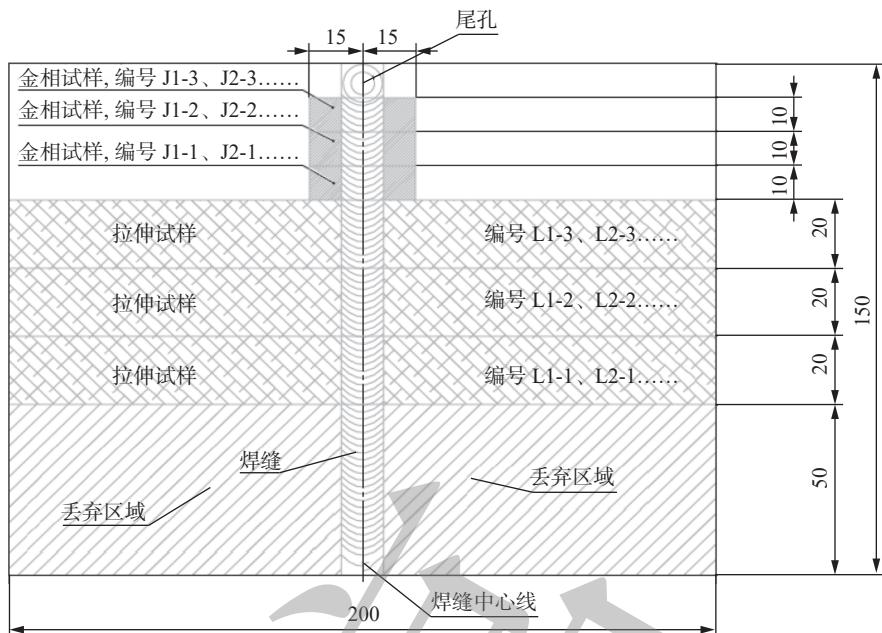


图 2 取样示意图 (mm)
Fig. 2 The schematic presentation of samples

2 试验结果分析

2.1 Q&P980 钢搅拌摩擦焊接接头宏观形貌分析

图 3 为采用搅拌摩擦焊接设备焊接 Q&P980 钢的宏观形貌。在研究条件所选择的焊接工艺参数范围内 (旋转速度 200~600 r/min, 焊接速度 50~400 mm/min, 下压量 0.2 mm), 焊接板材可以完全

焊透, 且 Q&P980 钢搅拌摩擦焊接接头表面形貌质量良好。由接头纵截面的金相组织可知, Q&P980 钢搅拌摩擦焊接接头横截面宏观形貌呈现典型的“碗状”。弧纹是搅拌摩擦焊接接头重要的特征形貌, 由图 4 中弧纹宽度和凹凸度测量结果可以看出, 弧纹呈等腰三角形状, 弧纹间距基本一致, 也说明研究中选择的焊接工艺稳定, 焊接接头的焊合状态较好。



图 3 Q&P980 钢搅拌摩擦焊接接头宏观形貌
Fig. 3 The macro morphology of FSWed Q&P980 steel joints

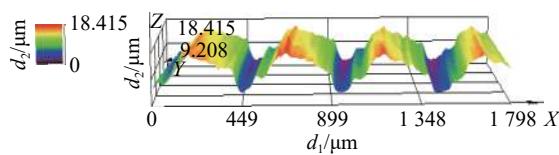


图 4 焊接接头弧纹特征

Fig. 4 Arc pattern characteristics of welded joints

2.2 旋转速度对焊核区微观组织的影响

当搅拌摩擦焊焊接速度为 100 mm/min 时, 不

同旋转速度下 Q&P980 钢接头焊核区微观组织特征如图 5 和图 6 所示。其中图 5 为 FSW 接头焊核区相组成扫描形貌图。当旋转速度为 200 r/min 时, 焊核区组织以马氏体与铁素体组织为主 (图 5b), 但是与母材 (图 5a) 相比, 铁素体含量减少。当旋转速度为 300 r/min 时, 焊核区铁素体含量进一步减少 (图 5c)。当旋转速度提高到 400 r/min 时, 焊核区的微观组织全部为马氏体 (图 5d)。当旋转速度为

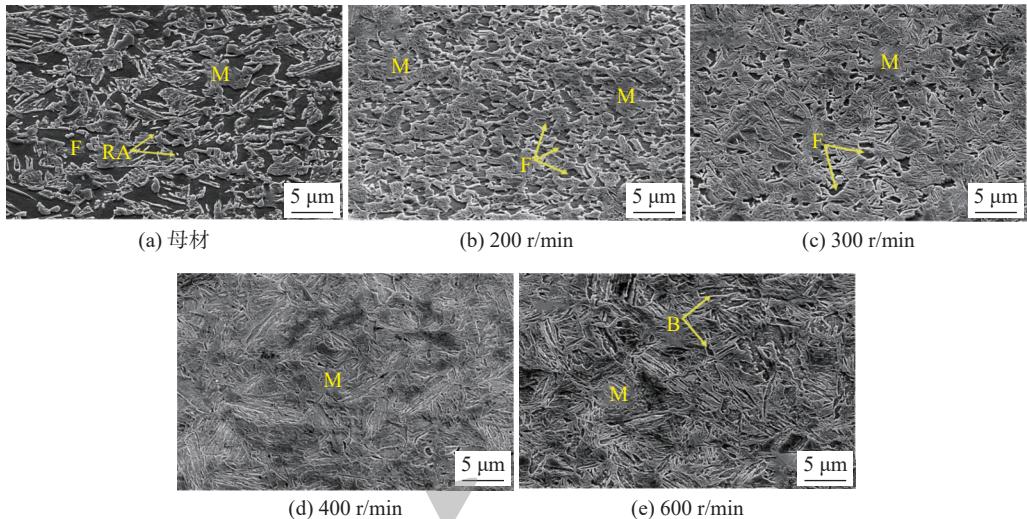


图 5 不同旋转速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区中心的微观组织

Fig. 5 The microstructures of Q&P980 steel and weld nugget under different rotation speed. (a) BM; (b) 200 r/min; (c) 300 r/min; (d) 400 r/min; (e) 600 r/min

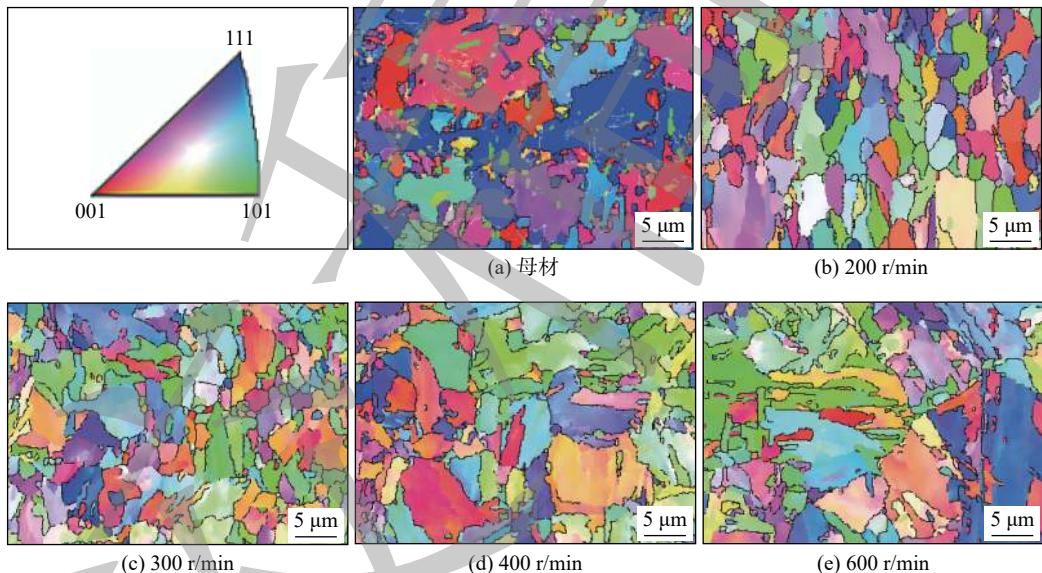


图 6 不同旋转速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织的 IPF 图

Fig. 6 The IPF images of nugget zone of FSWed Q&P980 steel joints under different rotation speed. (a) BM; (b) 200 r/min; (c) 300 r/min; (d) 400 r/min; (e) 600 r/min

600 r/min 时, 焊核区为马氏体和少量贝氏体的混合组织 (图 5d)。

图 6 和图 7 为不同旋转速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织的 IPF 图及 KAM 图。由 IPF 图可知, 与母材相比焊核区的晶粒明显细化。旋转速度为 200 r/min 时, 焊核区晶粒最细小 (约为 4 μm), 旋转速度的增加导致焊核区的晶粒尺寸增大至约 20 μm 。由 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区的 KAM 图可以看出, 旋转速度为 200 r/min 时, 焊核区 KAM 值最小, 表明该条件下位错密度较低。随着旋转速度的提高, 高 KAM 值的比例逐渐增加, 且高 KAM 值不仅在晶界处存在, 在马氏体晶

内也呈均匀分布。由此可见, 旋转速度会影响接头组织演变, 这与 Barnes 等人^[16]在高旋转速度下的研究结果相似。

Q&P980 钢的基体组织为马氏体、铁素体和残余奥氏体。由于母材中残余奥氏体含量较少 (体积分数约为 8.4%), SEM 和 EBSD 很难对其进行精准测量。图 8 为不同旋转速度下焊核区的 X 射线衍射图谱。相比于母材, 焊核区一直存在少量残余奥氏体。随着旋转速度的增大, 代表 FCC 相的 (220) 和 (311) 面衍射峰逐渐消失, 说明焊核区残余奥氏体的含量随着旋转速度的提高呈减少趋势的。

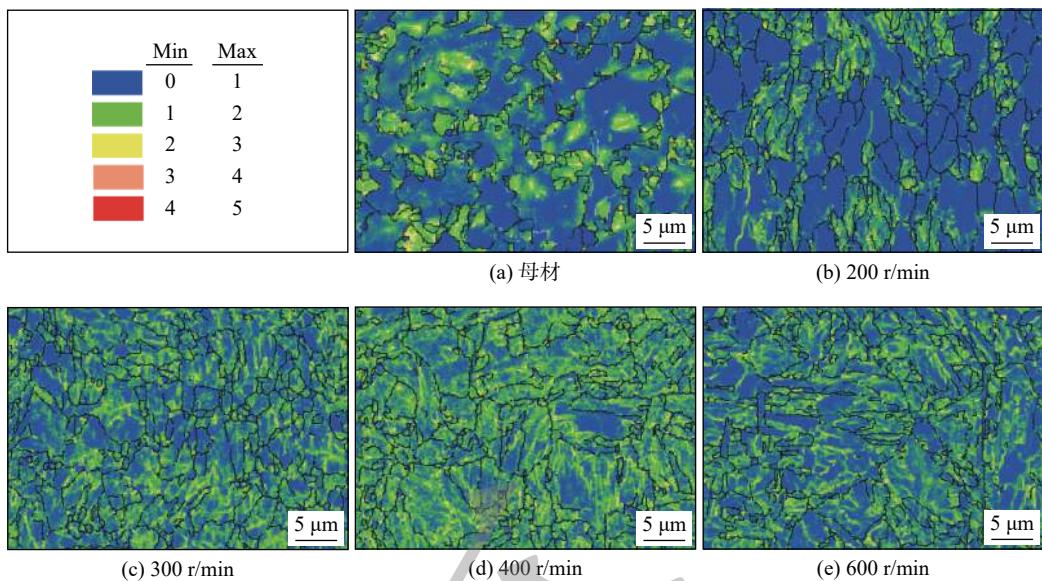


图 7 不同旋转速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织的 KAM 图

Fig. 7 The KAM images of nugget zone of FSWed Q&P980 steel joints under different rotation speed. (a) BM; (b) 200 r/min; (c) 300 r/min; (d) 400 r/min; (e) 600 r/min

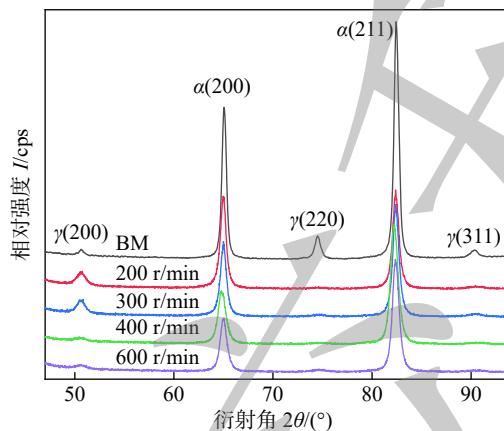


图 8 不同旋转速度下焊核区的 X 射线衍射图谱

Fig. 8 XRD of weld nugget at different rotation speed

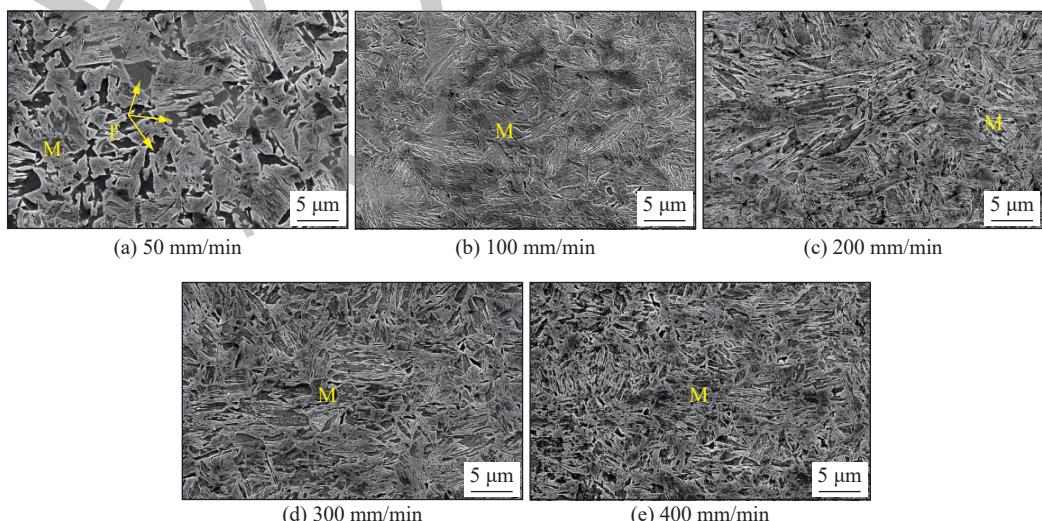


图 9 不同焊接速度下接头焊核区中心的微观组织

Fig. 9 The microstructures of weld nugget of Q&P980 steel under different welding speed. (a) 50 mm/min; (b) 100 mm/min; (c) 200 mm/min; (d) 300 mm/min; (e) 400 mm/min

2.3 焊接速度对焊核区微观组织的影响

不同焊接速度下(旋转速度为 400 r/min) Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织见图 9。焊接速度为 50 mm/min 时, 焊核区为马氏体和铁素体的混合组织(图 9a), 焊接速度 100 mm/min 时焊核区组织全部转变为马氏体(图 9b)。焊接速度为 200 mm/min ~ 400 mm/min 时(图 9c ~ 9e), 焊核区组织为马氏体组织。

图 10 和图 11 为不同焊接速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织的 IPF 图和 KAM 图。结合 SEM 组织, 焊接速度 50 mm/min 时的晶粒组织

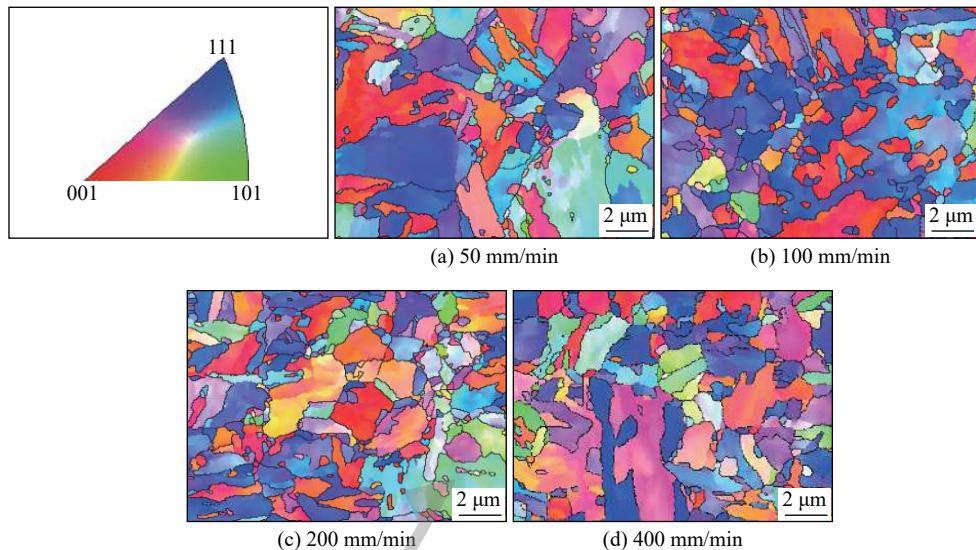


图 10 不同焊接速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织的 IPF 图

Fig. 10 The IPF of weld nugget of Q&P980 steel under different rotation speed. (a) 50 mm/min; (b) 100 mm/min; (c) 200 mm/min; (d) 400 mm/min

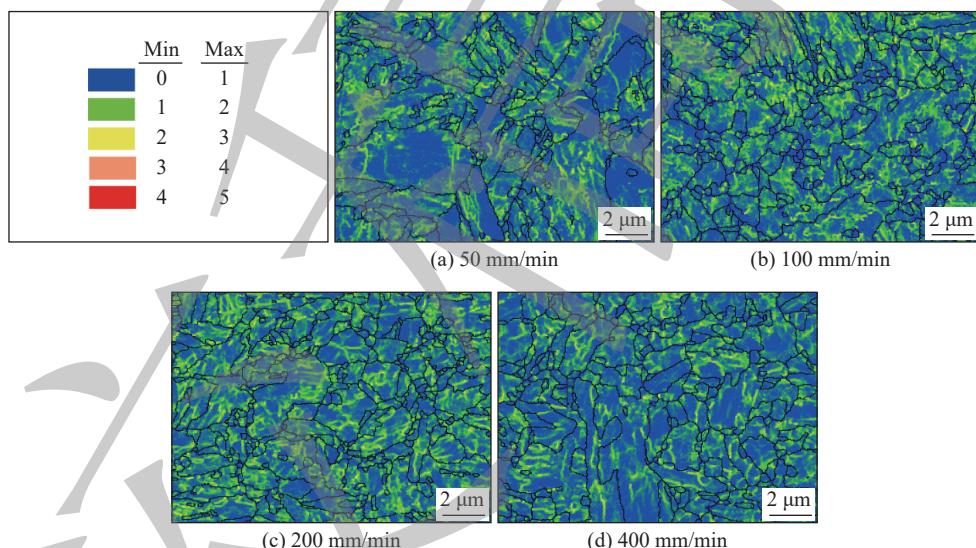


图 11 不同焊接速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织的 KAM 图

Fig. 11 The KAM of weld nugget of Q&P980 steel under different rotation speed. (a) 50 mm/min; (b) 100 mm/min; (c) 200 mm/min; (d) 400 mm/min

较粗大, 平均晶粒尺寸约为 $10 \mu\text{m}$ 。随着焊接速度的提高, 晶粒尺寸逐渐减小, 平均晶粒尺寸保持在 $2 \sim 5 \mu\text{m}$ 范围内。由不同焊接速度下 Q&P980 钢 FSW 接头焊核区微观组织的 KAM 图可以看出, 焊接速度 50 mm/min 时, 焊核区的 KAM 值低于其他参数的 KAM 值。相对于晶粒内部, 晶界处具有较高的 KAM 值。而 100 mm/min 、 200 mm/min 和 400 mm/min 的焊接速度下, 焊核区的 KAM 分布较均匀, 说明这些参数下焊核区马氏体晶内的位错密度趋于均匀稳定。

图 12 为不同焊接速度下焊核区的 X 射线衍射

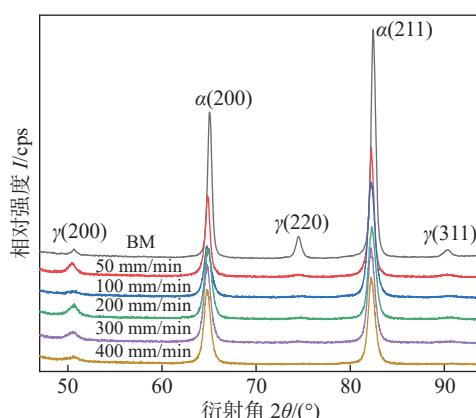


图 12 不同焊接速度下焊核区的 X 射线衍射图谱

Fig. 12 The XRD of weld nugget at different rotation speed

图谱,可以看出不同焊接速度下焊核区仍存在少量残余奥氏体。随着焊接速度的增快,XRD 图谱中代表 FCC 相的 (200)、(220) 和 (311) 面的衍射峰呈减小的趋势,说明残余奥氏体含量随着焊接速度的增快而减小。

3 讨论分析

搅拌摩擦焊属于剧烈塑性变形热力耦合过程,焊核区组织除了受热循环影响外,也受到的剧烈塑性变形作用^[17-18]。因此,焊接过程中峰值温度、冷却速率和变形共同决定了焊核区的微观组织。焊核区的峰值温度由搅拌头的旋转速度控制,加热速率和冷却速率主要由搅拌头的焊接速度控制^[19]。当 Q&P980 钢搅拌摩擦焊接接头焊核区材料被加热到 A_{c3} 以上,焊核区组织会发生奥氏体转变。焊核区在高温停留时间越长,奥氏体转化越充分。当以大于临界冷却速率冷却到 Ms 点以下时,焊核区的组织会在冷却过程中转化为马氏体组织。当奥氏体在 A_{c3} 温度以上发生剧烈塑性变形时,由于奥氏体基体内及边界处的形核点急剧增加,会升高奥氏体向铁素体转化的温度^[20],发生形变诱导铁素体相变(DIFT)效应。而当塑性变形温度明显高于 A_{c3} 时,由于奥氏体晶粒明显粗化,铁素体的形核温度迅速降低,DIFT 现象也会消失。

根据热输入 Q 计算公式^[21] 和峰值温度计算公式^[22],即

$$Q = \frac{4\pi^2 \eta \mu P \omega R^3}{3v} \quad (1)$$

$$\frac{T_p}{T_m} = K \left(\frac{\omega^2}{v \cdot 10^4} \right)^\alpha \quad (2)$$

式中: Q 为单位长度的热输入, J/mm; η 为热输入功率, μ 为摩擦系数; P 为轴向力, N; R 为轴肩半径, mm; ω 为旋转速度, v 为焊接速度; K 、 α 为材料固有常数; T_p 为焊接峰值温度, °C; T_m 为材料的熔点, °C。

由式(1)和式(2)可知,加快旋转速度,焊接过程热输入量越多,焊缝的峰值温度越高。增大焊接速度,单位体积材料的热输入量降低,且轴肩的快速移动提高热扩散速率,因此冷却速度增大^[23]。

当焊接速度为 100 mm/min 时,随着旋转速度增大(200~600 r/min),焊核区组织呈马氏体/铁素

体/残余奥氏体→马氏体→马氏体/贝氏体的演变规律,晶粒尺寸不断长大,位错密度逐渐升高。当旋转速度为 200~300 r/min 时,焊接热输入相对较小,发生部分铁素体向马氏体的转变,此时焊核区由细小的马氏体和铁素体组成;铁素体位错密度低,该条件下焊核区组织以低密度位错的细小晶粒为主。当旋转速度增大至 400 r/min 时,摩擦产生的热量使得焊核区峰值温度达到了 A_{c3} 以上,接头组织发生了完全奥氏体化,焊后温度快速冷却至 Ms 点以下,促使焊核区的组织全部转变为马氏体。当旋转速度增大至 600 r/min 时,焊接高温区停留时间变长,焊后冷却速率降低,焊核区组织在冷却过程中在较高温度下生成少量贝氏体组织,因此组织为马氏体和贝氏体。由于马氏体的亚结构主要是由高密度缠结的位错组成^[24],因此旋转速度增大,位错密度增加,且马氏体内存在大量的板条,板条边界处高密度的位错造成高 KAM 值,因此焊核区晶界处和晶粒内部均存较多的位错。晶粒尺寸随着旋转速度增加,焊后高温停留时间增长,导致晶粒尺寸发生长大、粗化的现象。

当旋转速度控制在 400 r/min,焊接速度从 50 mm/min 增大到 600 mm/min 时,焊核区组织演变规律为马氏体/铁素体/残余奥氏体→马氏体。焊接速度从 100 mm/min 增大到 600 mm/min 时,焊核区微观组织全部为马氏体组织。这说明 400 r/min 的旋转速度下,摩擦产生的热量使焊接接头的温度达到 A_{c3} 以上,焊核区组织发生完全奥氏体化,在较快的冷却速度较快(大于临界冷却速度),此时组织全部转变为马氏体。与此不同的是,当焊接速度为 50 mm/min 时,焊后组织为马氏体和铁素体。由式(1)和式(2)可知,与其他焊接参数相比,焊接速度 50 mm/min 条件下峰值温度最高,在高温下组织发生完全奥氏体化。在 50 mm/min 较慢的焊接速度下,焊接峰值温度高且经历了剧烈的塑性变形,在较高的应变速率下焊核区发生了 DIFT 现象^[25]。焊接速度越慢,焊后冷却速率越低,高温停留时间长,各种因素共同导致焊核区不仅有尺寸较大的马氏体,还有铁素体生成。同时,焊核区长时间停留在高温下,原奥氏体晶粒粗化明显,加之较低的冷却速率,导致焊后组织粗大。焊接速度增大到 100~600 mm/min 时,焊核区 DIFT 现象消失,同时峰值温度降低,奥氏体晶粒长大倾向减小;冷却速率提

高,过冷度增大,增加了马氏体的形核率,进一步促进了马氏体的转变,形核率的提高也促进了马氏体板条的细化,因而焊核区的晶粒尺寸随焊接速度的提高而减小。

4 结论

(1) 当焊接速度一定,焊接接头旋转速度为200 r/min时,焊核区组织仍为马氏体和铁素体,但晶粒尺寸相比母材明显细化,而且铁素体含量减少;旋转速度300 r/min时,焊核区铁素体含量进一步减少;当旋转速度为400 r/min时,焊核区组织已全部转变为马氏体,旋转速度600 r/min时,焊核区组织为马氏体和少量贝氏体的混合组织。

(2) 当焊接接头旋转速度一定,焊接速度为50 mm/min时,焊核区组织为马氏体和铁素体的混合组织,晶粒组织较为粗大;当焊接速度为100 mm/min时,焊核区组织已全部转变为马氏体,且随着焊接速度的提高,焊核区的组织变化不明显,全部为马氏体组织,且马氏体组织得到细化,晶粒尺寸减小。

(3) 在FSW过程中工艺参数对焊核区的微观组织转变有着复杂的作用。其中,峰值温度很大程度上取决于旋转速度,而焊接速度的增加会显著提高焊后的冷却速率,焊核区组织在剧烈塑性变形和高温的共同作用,因此焊核区的组织演化受其经历的塑性变形、峰值温度和焊后冷却速率的共同控制。

参考文献

[1] Wu Xiaoyan, Lin Hongtao, Wang Yisong, *et al.* Hydrogen embrittlement and fracture mechanism of friction stir welded quenching and partitioning 980 steel[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2021(802): 140683.

[2] Nanda T, Singh V, Singh V, *et al.* Third generation of advanced high strength steels: Processing routes and properties[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L-Journal of Materials S-Design and Applic*, 2019, 233(2): 209 – 238.

[3] 蔺宏涛, 孟强, 王怡嵩, 等. 旋转速度对高强度钢Q&P980搅拌摩擦焊接头组织与性能的影响 [J]. *材料导报*, 2020, 34(3): 6126 – 6130.

[4] 蔺宏涛, 江海涛, 王怡嵩, 等. 6016-T4铝合金与镀锌IF钢搅拌摩擦焊接头的组织与性能 [J]. *材料导报*, 2019, 33(5): 1443 – 1447.

[5] Ghosh M, Kumar K, Mishra R S. Analysis of microstructural evolution during friction stir welding of ultrahigh strength steel[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(8): 851 – 854.

[6] Kim Y G, Kim J S, Kim I J. Effect of process parameters on optimum welding condition of DP590 steel by friction stir welding[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2014, 28(12): 5143 – 5148.

[7] Da C P H C P, Braga L G V, Luciano B, *et al.* Effect of welding speed on friction stir welds of GL E36 shipbuilding steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(1): 1041 – 1051.

[8] 薛鹏, 张星星, 吴利辉, 等. 搅拌摩擦焊接与加工研究进展 [J]. *金属学报*, 2016, 52(10): 1222 – 1238.

[9] Meshram S D, Paradkar A G, Reddy G M, *et al.* Friction stir welding: An alternative to fusion welding for better stress corrosion cracking resistance of maraging steel[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 25(1): 94 – 103.

[10] Miles M P, Nelson T W, Steel R, *et al.* Effect of friction stir welding conditions on properties and microstructures of high strength automotive steel[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2013, 14(3): 228 – 232.

[11] Sato Y S, Yamanoi H, Kokawa H, *et al.* Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 57(6): 557 – 560.

[12] Cui L, Fujii H, Tsuji N, *et al.* Friction stir welding of a high carbon steel[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(7): 637 – 640.

[13] Khodir S A, Morisada Y, Ueji R, *et al.* Microstructures and mechanical properties evolution during friction stir welding of SK4 high carbon steel alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*,

2012, 558: 572 – 578.

[14] Nelson T W, Rose S A. Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel[J]. *Journal of Materials Process and Technology*, 2016, 231(3): 66 – 7.

[15] 武晓燕, 罗巍, 王怡嵩, 等. 基于 CEL 模型的搅拌摩擦焊接 7055 铝合金仿真模拟 [J]. *焊接学报*, 2021, 42(7): 44 – 101.
Wu Xiaoyan, Luo Wei, Wang Yisong, *et al.* Simulation on friction stir welding 7055 aluminum alloy based on CEL model[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(7): 44 – 101.

[16] Barnes S J, Bhatti A R, Steuwer A, *et al.* Friction stir welding in HSLA-65 steel: Part I. Influence of weld speed and tool material on microstructural development[J]. *Materials Science and Engineering A*, 43(7): 2342-2355.

[17] Hodgson P D, Hickson M R, Gibbs R K. Ultrafine ferrite in low carbon steel[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(10): 1179 – 1184.

[18] Hong S C, Lee K S. Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2002, 323(1): 148 – 159.

[19] Arbegast W J. A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(5): 372 – 376.

[20] Farrar R A, Zhang Z, Bannister S R, *et al.* The effect of prior austenite grain size on the transformation behaviour of C-Mn-Ni weld metal[J]. *Journal of Materials Science*, 1993, 28(5): 1385 – 1390.

[21] Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing II[J]. *Materials Science and Engineering R*, 2005, 50(1): 1 – 78.

[22] Xie G M, Cui H B, Luo Z A, *et al.* Effect of rotation rate on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded DP780 steel[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32(4): 326 – 332.

[23] Imam M, Ueji R, Fujii H. Microstructural control and mechanical properties in friction stir welding of medium carbon low alloy S45C steel[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 636: 24 – 34.

[24] Xie G M, Cui H B, Luo Z A, *et al.* Effect of rotation rate on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded DP780 steel[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2016, 32(4): 326 – 332.

[25] Hong S C, Lee K S. Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 323(1): 148 – 159.

第一作者:武晓燕, 博士; 主要从事金属材料的焊接及数值模拟; Email: wuxiaoyan@ustb.edu.cn.

通信作者:江海涛, 研究员, 博士生导师; Email: jianght@ustb.edu.cn.

(编辑: 张基隆)