

核电汽轮机转子堆焊焊接接头的电偶 腐蚀行为及有限元仿真

黄毓晖, 张建辉, 胡语林, 孙雯暄, 徐宇斌, 汪毅豪

(华东理工大学, 承压系统与安全教育部重点实验室, 上海, 200237)

摘要: 采用宏观电化学试验和浸泡试验研究 25Cr2Ni2MoV 汽轮机转子堆焊焊接接头在 80 °C, 3.5% Cl⁻ 环境下的电偶腐蚀行为. 电化学试验结果表明, 焊缝为腐蚀薄弱区, 腐蚀电位从高到低依次为热影响区、母材、焊缝. 浸泡试验结果表明, 随着母材面积的增大, 焊缝平均腐蚀厚度逐渐加深. 进一步利用宏观电化学测试所获的电化学参量建立焊接接头电偶腐蚀有限元模型对比浸泡试验结果. 结果表明, 有限元仿真结果能有效模拟堆焊焊接接头的电偶腐蚀行为, 为实际生产提供电偶腐蚀速率预测.

创新点: (1) 堆焊焊接接头的化学成分及微观结构差异导致了材料的电化学性能差异.

(2) 随着阴阳面积比的增大, 阴极和阳极的腐蚀深度均加深, 但阳极的增大程度远大于阴极.

(3) 利用宏观电化学测试所获的电化学参量建立焊接接头电偶腐蚀有限元模型, 能有效预测堆焊焊接接头的电偶腐蚀行为.

关键词: 焊接接头; 电偶腐蚀; 有限元仿真; 浸泡试验

中图分类号: TG 407 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20210222003

0 序言

转子是核电汽轮机的核心部件, 其工作环境严苛, 长期在高温、高压、湿度大的运行工况下服役, 可能存在磨损、腐蚀、断裂等失效问题^[1-2]. 核电汽轮机转子尺寸巨大, 制造难度大, 生产周期长, 若直接将受损的失效转子报废必然造成巨大的资源浪费. 堆焊修复技术借助一定的热源手段将合金材料熔覆于母体材料表面, 能够恢复受损转子的几何形状, 延长汽轮机的使用寿命, 是解决这一关键问题的有效方法^[3-4]. 但是, 堆焊修复过程中的局部受热和冷却过程导致材料的显微组织发生变化, 使焊接接头部位的力学性能及电化学性能发生改变^[5], 因此, 汽轮机转子中堆焊修复产生的焊接接头能否在复杂的服役环境中保持优异的可靠性有待进一步验证.

焊接接头母材、焊缝和热影响区之间微观组

织、成分、硬度等差异会导致熔合线附近存在电偶腐蚀效应^[6-7]. Wang 等人^[8] 对异种焊接金属进行电化学性能测试, 发现具有较高腐蚀电位的 A508 作为阳极优先发生腐蚀, 52M 的腐蚀电位较低作为阴极被保护. Dhanapal 等人^[9] 研究了 pH、Cl⁻ 溶度和浸泡时间对焊接接头电偶腐蚀腐蚀速率的影响, 发现低 pH 值、高 Cl⁻ 浓度会加快腐蚀的速率, 且腐蚀速率与浸泡时间呈正相关. 对于汽轮机焊接转子接头而言, NiCrMoV 钢焊接接头的母材、热影响区以及焊缝之间存在电势差, 使得材料在熔合线附近发生电偶腐蚀效应^[10-12]. 随着温度的升高、阴阳面积比的增大, 电偶腐蚀效应逐渐增强, 但当阴阳面积比达到一定程度后, 腐蚀效应又会减弱^[13-14]. 上述研究均为基于试验结果获得的结论, 但是在实验室环境下研究某一特定因素对电偶腐蚀的影响程度较为费时费力, 而准确有效的数值仿真计算可以高效地解决这一问题. Deshpande^[15] 引入能斯特普朗特方程建立电偶腐蚀二维模型并对异种金属焊接接头进行浸泡试验, 验证了模型的有效性. Snihirova 等人^[16] 设计了 Ti6Al4V/AA2024 焊接接头的电偶腐蚀试验并采用有限元模拟其腐蚀深度, 计算获得

的腐蚀深度与试验结果一致. 因此, 有限元模型的准确建立有利于减少腐蚀试验数量并应用于实际构件中的电偶腐蚀行为预测.

选用核电汽轮机转子钢堆焊焊接接头作为研究对象, 模拟其严苛的工作环境, 对不同阴阳面积比的焊接接头进行浸泡试验. 建立焊接接头电偶腐蚀有限元模型, 模拟表面的电位及腐蚀深度. 进一步将计算结果与浸泡试验进行对比, 验证有限元模

型的准确性.

1 试验材料

试验采用堆焊修复 25Cr2Ni2MoV 焊接接头, 母材为 25Cr2Ni2MoV, 焊材为 3NiCrMo-2.5UP, 材料的化学成分如表 1 所示. 焊接采用埋弧焊堆焊工艺, 焊后热处理工艺为 550 °C, 保温 20 h.

表 1 25Cr2Ni2Mo 转子钢母材和焊缝材料的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of 25Cr2Ni2MoV welded joint base metal and weld

材料	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
母材	0.22	0.06	0.19	0.004	0.002	2.49	2.12	0.92	0.15
焊缝	0.12	0.15	1.25	0.005	1.20	1.20	2.51	0.74	0.1

1.1 微观组织及显微硬度测试

从堆焊焊接接头试样上切取包含母材、焊缝和热影响区的微观观察试样, 试样尺寸为 13 mm × 10 mm × 2 mm, 使用 200 目 ~ 2 000 目的砂纸依次进行打磨, 打磨完成后对试样进行抛光, 随后用 4% 硝酸酒精腐蚀其表面, 通过光镜观察得到焊接接头各个区域的金相组织. 显微硬度的测量采用显微维氏硬度仪, 测量参数为载荷 1.96 N, 保载 15 s.

1.2 宏观电化学试验

将焊接接头母材、热影响区、远离熔合线的焊缝区以及靠近熔合线的焊缝区放置在 80 °C, 3.5% (质量分数) NaCl 溶液中进行电化学试验. 电化学工作站为辰华 chi660e, 试验采用三电极体系, 铂电极为辅助电极, 固态氯化银电极为参比电极, 试样为工作电极. 将各个区域制作为 10 mm × 10 mm × 2 mm 试样, 暴露于电解质溶液中的面积为 1 cm². 试验时, 将试样浸泡于电解质溶液中 10 min 后开始进行开路电位的测试, 随后进行极化曲线的测试, 极化曲线的扫描范围为开路电位的 ± 0.4 V_{SCE}, 测试速率为 0.001 V_{SCE}/s.

1.3 浸泡试验

对不同阴阳极面积的 25Cr2Ni2MoV 焊接接头进行浸泡试验, 试样的尺寸如表 2 所示. 为了分析不同阴阳极面积比对腐蚀程度的影响, 各试样横截面的面积均为 10 mm × 5 mm, 试验前用环氧树脂将试样进行冷镶密封, 仅暴露接头区域, 为了对比不同区域的腐蚀深度用胶带贴住部分暴露表面, 如图 1 所示. 试验环境为 80 °C, 3.5% (质量分数) NaCl

溶液, 试样浸泡 960 h 后取出, 去除表面腐蚀产物后用三维形貌仪 (IMF) 扫描其腐蚀深度.

表 2 浸泡试样尺寸及取样位置
Table 2 Size and location of immersion test sample

编号	取样位置	长度 δ /mm
1	熔合线一侧 WM 长 3 mm, 另一侧 BM + HAZ 长 6 mm	9
2	熔合线一侧 WM 长 3 mm, 另一侧 BM + HAZ 长 12 mm	15
3	熔合线一侧 WM 长 3 mm, 另一侧 BM + HAZ 长 18 mm	21
4	熔合线一侧 WM 长 3 mm, 另一侧 BM + HAZ 长 24 mm	27
5	熔合线一侧 WM 长 3 mm, 另一侧 BM + HAZ 长 30 mm	33

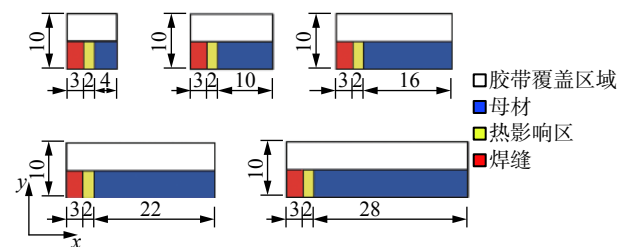


图 1 浸泡试样示意图 (mm)

Fig. 1 Schematic diagram of immersion test

2 试验结果与分析

2.1 焊接接头各区域的显微组织及显微硬度分布

堆焊接头各区域的显微组织如图 2 所示, 从图中可以看到母材主要由板条马氏体构成. 热影响区

主要是由回火马氏体和回火贝氏体构成, 由于堆焊过程引入大量热量使得回火马氏体的尺寸增大, 由粒状增大到块状, 从而导致热影响区晶粒尺寸从母材到熔合线依次增大, 其宽度大约为 2 mm. 焊缝由

多道堆焊构成, 其微观组织均为回火马氏体和回火贝氏体. 由于焊缝金属熔覆于母材表面时晶粒形核困难, 形成柱状晶, 随着温度的逐渐降低, 形成等轴晶, 故每层堆焊缝由柱状晶区和等轴晶区构成.

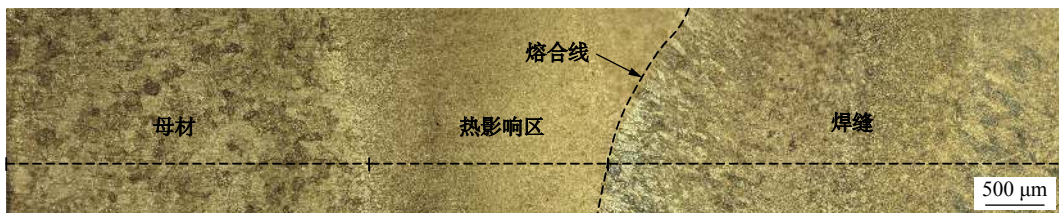


图 2 25Cr2Ni2MoV 堆焊焊接接头显微组织
Fig. 2 Microstructure of 25Cr2Ni2MoV overlaying welded joint

堆焊焊接接头各区域的显微硬度结果如图 3 所示, 母材区的硬度较为均衡, 平均硬度为 279 HV, 热影响区的硬度最高, 其最高硬度达到 396.17 HV, 且硬度随着热影响区晶粒尺寸的增大而增大, 而焊缝区域中, 远离熔合线的焊缝的平均硬度小于靠近熔合线的平均硬度, 到达第四层焊缝时硬度趋于稳定, 且发现每层焊缝柱状晶区的硬度均高于等轴晶区.

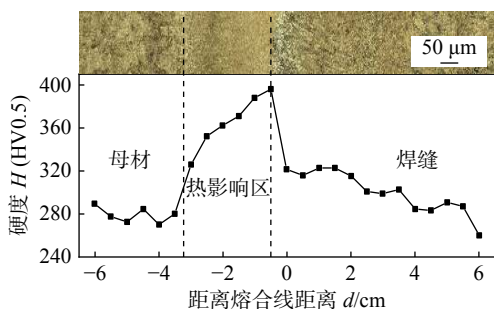


图 3 25Cr2Ni2MoV 堆焊焊接接头硬度分布
Fig. 3 Hardness of 25Cr2Ni2MoV overlaying welded joint

2.2 宏观电化学测试

在 80 °C, 3.5% (质量分数) NaCl 溶液中测试母材、热影响区、远离熔合线焊缝和靠近熔合线焊缝的极化曲线的结果如图 4 所示. 焊接接头各区域的腐蚀电位和自腐蚀电流如表 3 所示. 从腐蚀电位和腐蚀电流看来, 耐蚀性能从大到小依次为: 热影响区, 母材, 靠近熔合线焊缝, 远离熔合线焊缝. 运用 Tafel 外推法对母材和远离熔合线焊缝的腐蚀电位以及电流密度进行拟合, 得到的腐蚀电位和腐蚀电流密度如表 3 所示. 电化学的结果表明, 堆焊焊接接头中不同部位有明显的电位差, 且远离熔合线的焊缝区域腐蚀电流密度最高, 存在电偶腐蚀的风险, 远离熔合线焊缝电位低, 作为阳极优先发生电偶腐蚀.

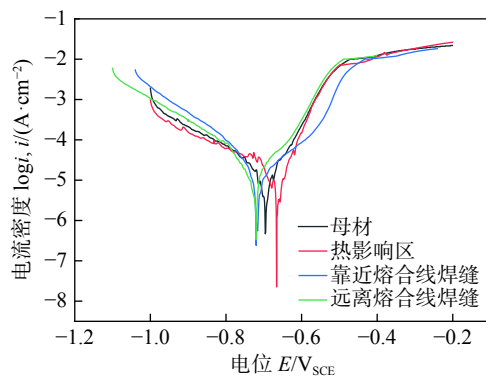


图 4 各区域极化曲线
Fig. 4 Polarization of the WM, HAZ, BM

表 3 焊接接头各区域腐蚀电位及自腐蚀电流
Table 3 Electrochemical parameter of WM (far from FL), WM(close to FL), HAZ, BM

区域	腐蚀电位 E/V _{SCE}	腐蚀电流密度 i/(mA·cm ⁻²)
母材	-0.741	0.011 87
热影响区	-0.711	0.012 19
靠近熔合线焊缝	-0.770	0.021 40
远离熔合线焊缝	-0.770	0.025 39

2.3 阴阳面积比对焊接接头电偶腐蚀深度的影响

为了验证堆焊焊接接头附近的电偶腐蚀效应, 试样浸泡 960 h 后用三位形貌仪观察焊接接头各个区域的厚度变化. 沿图 1 中 x 轴方向线扫描观察了 5 种尺寸的母材、焊缝和热影响区的厚度变化. 从图 5a 中可以看到不同阴阳极面积比下的焊缝都发生明显腐蚀, 而焊缝和母材的厚度几乎没有发生变化, 故熔合线附近发生了厚度突变. 焊缝的平均腐蚀深度与阴阳面积比的关系如图 5b 所示, 可以明显看到, 随着阴阳极面积比的增大, 焊缝区域的腐

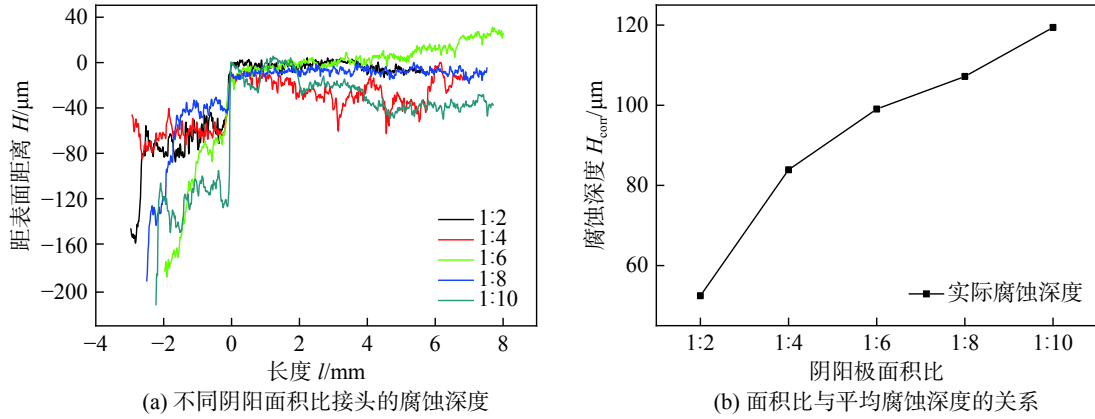


图 5 不同阴阳面积比对腐蚀深度的影响

Fig. 5 The relationships between thickness, corrosion depth and area ratio of anode and cathode. (a) corrosion depth; (b) average corrosion depth

蚀深度越深, 且靠近热影响区焊缝的腐蚀深度小于远离热影响区的焊缝, 这一结论与电化学试验结果一致.

图 6 为不同暴露面积接头中焊缝、热影响区、母材沿着图 1 中 y 轴方向线扫描的结果, 与未发生腐蚀的区域相比, 5 种不同暴露面积的母材未发生

明显腐蚀. 不同尺寸的焊缝区域的腐蚀厚度分别为 52.47, 83.9, 99.05, 107.18 和 119.41 μm, 明显大于纯焊缝材料, 而母材区域的腐蚀深度则小于纯母材的腐蚀深度. 可见其作为阴极被保护; 而焊缝材料则作为阳极加速溶解. 而不同暴露面积下的热影响区也均未发生明显的腐蚀.

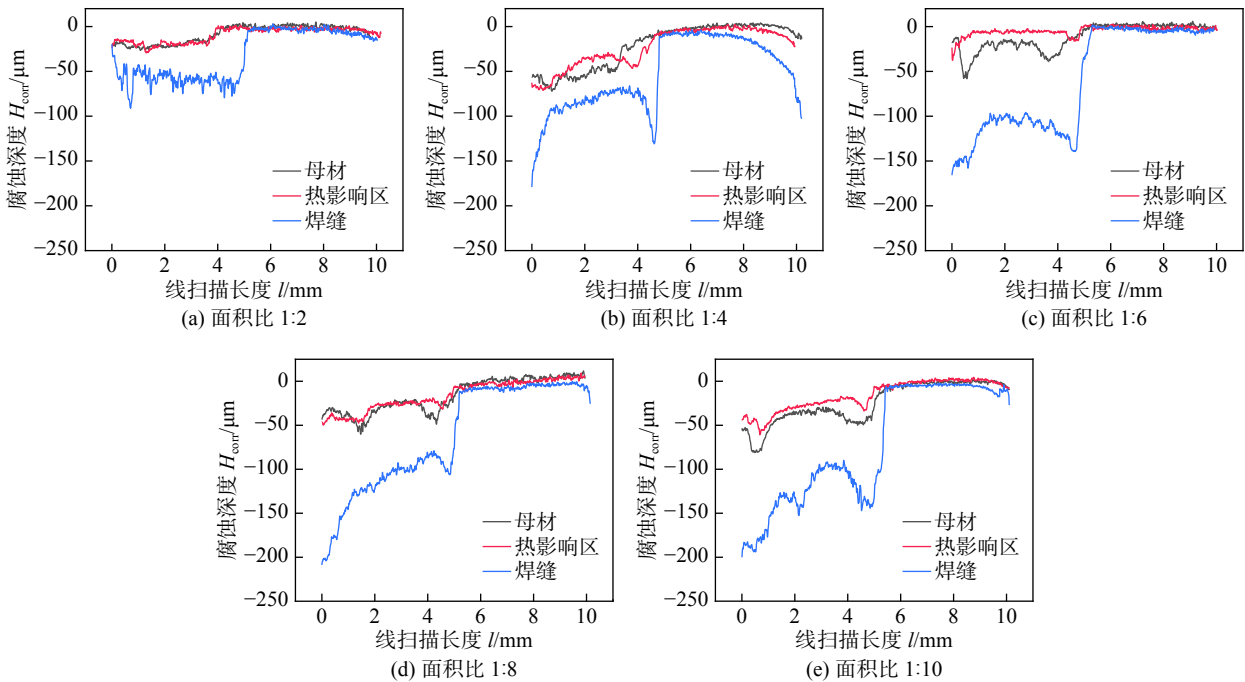


图 6 不同面积比下母材、焊缝以及热影响区厚度变化

Fig. 6 The thickness variation of BM, WM, HAZ with different area ratio of anode and cathode. (a) area ratio of 1:2; (b) area ratio of 1:4; (c) area ratio of 1:6; (d) area ratio of 1:8; (e) area ratio of 1:10

3 有限元模型的建立及计算结果

3.1 几何模型

为了分析面积比对电偶腐蚀的影响规律及有

限元模型的准确性, 取与浸泡试验一致的面积比, 如表 2 所示. 用于仿真的 $S_{WM}:S_{BM} = 1:2$ 二维几何模型和网格划分情况如图 7 所示, 图中所示网格一共 12 408 个域单元和 432 个边界元. 电极上方为电解质溶液, 其厚度为 10 mm.

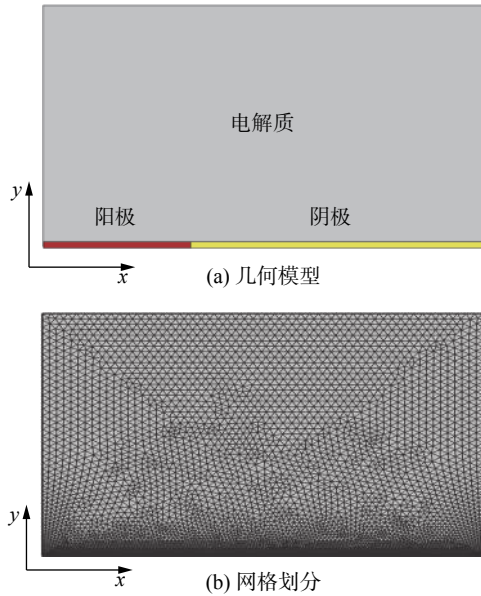


图 7 有限元模型

Fig. 7 Finite element model. (a) geometric model; (b) meshing

3.2 控制方程

假定溶液中没有浓度梯度且呈电中性, 且溶液没有流动, 因此可以将控制方程简化为^[15, 17-18]

$$\nabla^2 \phi = 0 \quad (1)$$

式中: ϕ 为电解质电位 (V).

模拟的电偶腐蚀的阴极反应的电流密度可用阴极塔菲尔方程^[19]进行计算

$$i_{cat} = -i_{0,cat} \cdot 10^{\frac{\eta}{A_{cat}}} \quad (2)$$

式中: $i_{0,cat}$ 为阴极交换电流密度 (A/m^2); A_{cat} 为阴极塔菲尔斜率; η 为过电位.

在阳极表面主要发生金属的溶解反应, 故忽略其表面的还原反应, 阳极反应的电流密度可以用阳极塔菲尔方程进行计算, 即

$$i_{tafel} = i_{0,an} \cdot 10^{\frac{\eta}{A_{an}}} \quad (3)$$

$$i_{an} = \frac{i_{lim}}{1 + \frac{i_{lim}}{i_{tafel}}} \quad (4)$$

式中: i_{lim} 为极限电流密度; A_{an} 为阳极塔菲尔斜率; $i_{0,an}$ 为阳极交换电流密度.

电解质上部和左右边界边界条件为 $\nabla n\phi = 0$. 阳极金属表面主要发生溶解反应, 其溶解速率^[17]可以表示为

$$C_R = \frac{M}{zF\rho} i_{an} \quad (5)$$

式中: M 为 Fe 的相对分子质量; F 为法拉第常数; ρ 为 Fe 的密度; z 为阳极的电荷数.

3.3 计算结果

为验证电偶腐蚀有限元模型是否能准确描述堆焊焊接接头在腐蚀环境中的腐蚀趋势, 建立了与浸泡试验相同条件的几何模型, 模拟环境为质量浓度为 3.5%NaCl 溶液, 模拟温度为 80 °C, 所取的相关参数如表 4 和表 5 所示. 为确定模拟的极限电流密度大小, 在保持其它模拟参数不变的情况下, 取不同的极限电流密度值进行模拟, 不同阴阳面积比模拟浸泡 960 h 的腐蚀深度结果如图 8 所示. 腐蚀深度随着极限电流密度的增大呈对数增长. 极限电流密度小于交换电流密度时, 阳极表面的电化学反应受化学反应控制, 故局部电流密度受阴阳面积比影响较小; 当极限电流密度远大于交换电流密度时, 极限电流密度对腐蚀深度的影响可以忽略不计, 由公式 (3) 可知, 此时阳极局部电流密度大小等于阳极交换电流密度. 综合考虑温度、溶氧量等腐蚀环境, 最终确定极限电流密度为 $2 A/m^2$.

表 4 电偶腐蚀阴、阳极模拟参数

Table 4 Cathode and anode simulation parameters of galvanic corrosion

极性	交换电流密度 $i_0/(A \cdot m^{-2})$	极化曲线斜率 A/V_{SCE}	平衡电位 E_{eq}/V_{SCE}
阴极	0.144 8	-0.149	-0.741
阳极	0.333 0	0.079	-0.770

图 9a 为堆焊电偶模型焊缝与母材面积比为 1:2 的焊接接头在 80 °C 电解质电位以及电流方向, 图 9b 为焊接接头的电极电位, 可以看到焊接接头的阴极表面 (母材表面) 附近电解质电位小于阳

表 5 其余模拟参数

Table 5 Other simulation parameters

密度 $\rho/(kg \cdot m^{-3})$	分子质量 $M/(kg \cdot mol^{-1})$	电解质电导率 $S/(S \cdot m^{-1})$	Pn极电荷数 z	法拉第常数 $F/(C \cdot mol^{-1})$	气体常数 $R/(J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1})$	温度 T/K
7874	0.056	3.78	2	96500	8.314	353.15

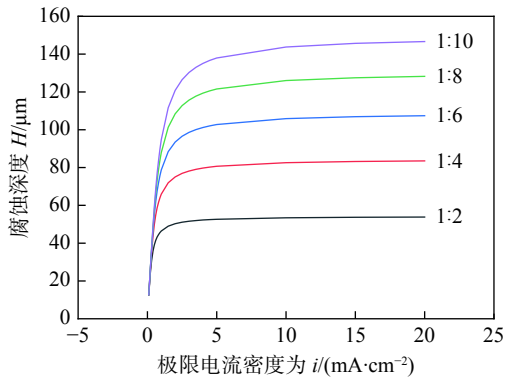
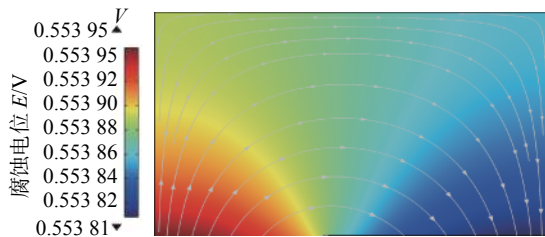
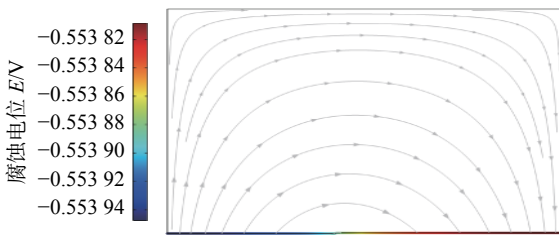


图 8 不同极限电流密度下的腐蚀深度

Fig. 8 Corrosion depth with different limiting different current density



(a) 电解质电位及电流方向



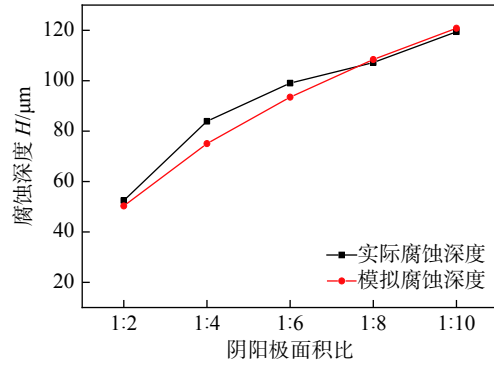
(b) 电极表面电位

图 9 960 h 后电解质溶液及电极表面腐蚀电位

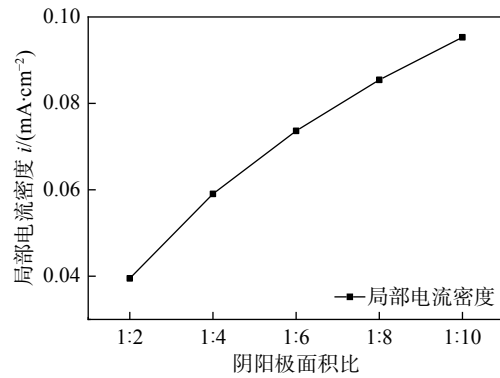
Fig. 9 Electrolyte solution and electrode surface corrosion potential after 960 h. (a) electrolyte potential and current direction; (b) electrode surface potential

极表面 (远离熔合线的焊缝表面) 附近电解质电位, 且阳极表面的电极电位低于阴极表面的电极电位, 从而导致阴极与阳极之间形成电位差, 从而发生电偶腐蚀效应.

模拟不同阴阳面积比下堆焊接头阳极的平均腐蚀深度, 计算结果如图 10a 所示, 从图中可以看出, 随着阴阳面积比的逐渐增大, 平均腐蚀深度增大. 模拟的腐蚀深度结果与实际腐蚀图 10b 为模拟浸泡 960 h 后是阳极的局部电流密度, 对比发现, 随着阴阳面积比的增大, 阳极表面的局部电流密度增大, 增大了电偶腐蚀效应, 使材料的腐蚀深度增大.



(a) 阴阳极面积比与腐蚀深度关系



(b) 阴阳极面积比与局部电流密度关系

图 10 模拟浸泡 960 h 后阳极腐蚀深度及阳极表面局部电流密度

Fig. 10 Simulated anodic corrosion depth and local current density on the anode surface after 960 h immersion. (a) corrosion depth; (b) local current density

4 结论

(1) 25Cr2Ni2MoV 堆焊焊接接头中母材的金相组织主要是板条马氏体, 热影响区则为回火贝氏体和不同尺寸的回火马氏体, 每一道焊缝由马氏体和贝氏体构成, 可以依据贝氏体的形貌将焊缝分为柱状区和等轴区. 堆焊焊接接头的化学成分及微观结构差异导致了材料的电化学性能差异.

(2) 25Cr2Ni2MoV 堆焊焊接接头的腐蚀电位从高到低依次热影响区、母材、焊缝, 具有较低腐蚀电位的焊缝作为阳极优先发生腐蚀, 而母材则作为阴极被保护. 随着阴阳面积比的增大, 阴极和阳极的腐蚀深度均加深, 但阳极的增大程度远大于阴极.

(3) 建立了堆焊焊接接头电偶腐蚀有限元模型并计算了阴阳面积比对腐蚀深度的影响. 计算发现腐蚀深度随着阴阳面积比的增大逐渐增大, 与浸泡试验结果的趋势一致, 说明所建立的电偶腐蚀模型可以用于模拟该材料在实际腐蚀环境下的电偶腐蚀效应.

参考文献

- [1] Mazur Z, Hernandez-Rossette A. Steam turbine rotor discs failure evaluation and repair process implementation[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2015, 56: 545 – 554.
- [2] 温建锋, 轩福贞, 涂善东. 高温构件蠕变损伤与裂纹扩展预测研究新进展 [J]. *压力容器*, 2019, 36(2): 38 – 50.
Wen Jianfeng, Xuan Fuzhen, Tu Shantung. Advances in predictions of creep damage and crack growth in components under high temperatures[J]. *Pressure Vessel Technology*, 2019, 36(2): 38 – 50.
- [3] Mitchell K C. Weld repair of steam turbine rotors[D]. Swansea: Swansea University, 1999.
- [4] Mazur-Czerwiec Z, Kubiak J, Hernández A. Welding repair of steam and gas turbine rotors made of Cr-Mo-V steel[J]. *Welding International*, 2000, 14: 203 – 210.
- [5] Li S, Dong H, Wang X, *et al.* Effect of repair welding on microstructure and mechanical properties of 7N01 aluminum alloy MIG welded joint[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 54: 80 – 88.
- [6] Dak G, Pandey C. A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 58(4): 377 – 406.
- [7] Lin Y J, Lin C S. Galvanic corrosion behavior of friction stir welded AZ31B magnesium alloy and 6N01 aluminum alloy dissimilar joints[J]. *Corrosion Science*, 2021, 180: 1 – 5.
- [8] Wang S, Ding J, Ming H, *et al.* Characterization of low alloy ferritic steel–Ni base alloy dissimilar metal weld interface by SPM techniques, SEM/EDS, TEM/EDS and SVET[J]. *Materials Characterization*, 2015, 100: 50 – 60.
- [9] Dhanapal A, Rajendra Boopathy S, Balasubramanian V. Corrosion behaviour of friction stir welded AZ61A magnesium alloy welds immersed in NaCl solutions[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(4): 793 – 802.
- [10] Zhu J, Xu L, Feng Z, *et al.* Galvanic corrosion of a welded joint in 3Cr low alloy pipeline steel[J]. *Corrosion Science*, 2016, 111: 391 – 403.
- [11] Weng S, Huang Y, Xuan F Z, *et al.* Correlation between microstructure, hardness and corrosion of welded joints of disc rotors[J]. *Procedia Engineering*, 2015, 130: 1761 – 1769.
- [12] 周鲁军, 董毅, 杨善武. E550 钢埋弧焊接接头在模拟海洋大气环境中的腐蚀行为 [J]. *材料热处理学报*, 2020, 41(4): 173 – 180.
Zhou Lujun, Dong yi, Yang Shanwu. Corrosion behavior of submerged arc welded joint of E550 steel in simulated marine atmospheric environment[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2020, 41(4): 173 – 180.
- [13] 欧阳玉清, 黄毓晖, 翁硕, 等. 核电汽轮机焊接转子接头在氯离子环境中的电偶腐蚀行为 [J]. *焊接学报*, 2019, 40(6): 153 – 160.
Ouyang Yuqing, Huang Yuhui, Weng Shuo, *et al.* Galvanic corrosion behavior of nuclear steam turbine welded joint in chloride environment[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(6): 153 – 160.
- [14] Oh S, Kim Y, Jung K, *et al.* Effects of temperature and operation parameters on the galvanic corrosion of Cu coupled to Au in organic solderability preservatives process[J]. *Metals and Materials International*, 2017, 23(2): 290 – 297.
- [15] Deshpande K B. Validated numerical modelling of galvanic corrosion for couples: Magnesium alloy (AE44) – mild steel and AE44 – aluminium alloy (AA6063) in brine solution[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(10): 3514 – 3522.
- [16] Snihirova D, Höche D, Lamaka S, *et al.* Galvanic corrosion of Ti6Al4V – AA2024 joints in aircraft environment: Modelling and experimental validation[J]. *Corrosion Science*, 2019, 157: 70 – 78.
- [17] Yin L, Jin Y, Leygraf C, *et al.* A FEM model for investigation of micro-galvanic corrosion of Al alloys and effects of deposition of corrosion products[J]. *Electrochimica Acta*, 2016, 192: 310 – 318.
- [18] Shi L, Song Y, Zhao P, *et al.* Variations of galvanic currents and corrosion forms of 2024/Q235/304 tri-metallic couple with multivariable cathode/anode area ratios: Experiments and modeling[J]. *Electrochimica Acta*, 2020, 359: 1 – 10.
- [19] 曹楚南. 腐蚀电化学原理 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2008.
Cao Chunan. Principles of electrochemistry of corrosion[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2008.

第一作者: 黄毓晖, 博士, 副教授; 主要从事核电材料在极端环境下的力学-化学行为研究. Email: yhhuang@ecust.edu.cn.

(编辑: 张基隆)

(2) At the cooling rate of 0.077 5 K/ps, the alloy can nucleate and grow spontaneously, and equiaxed crystals appear, with the crystallization temperature of 940 K.

(3) When the cooling rate decreases and the solidification conditions reach the formation conditions of equiaxed crystals, the evolution characteristics of nucleation and growth process of equiaxed crystals in NiCr alloy can be obtained.

Key words: plasma additive manufacturing; molecular dynamics; numerical simulation; NiCr alloy

Galvanic corrosion behavior and finite element simulation of overlaying welded nuclear steam turbine rotor

HUANG Yuhui, ZHANG Jianhui, HU Yulin, SUN Wenxuan, XU Yubin, WANG Yihao (Key Laboratory of Pressure Systems and Safety, Ministry of Education, East China University of Science and Technology, Shanghai 200030, China). pp 33-39

Abstract: The galvanic corrosion behavior of 25Cr2Ni2MoV overlaying welded nuclear steam turbine rotor was investigated by macro-electrochemical tests and immersion tests in chloride solution at 80 °C. The results of electrochemical experiments show that the weld metal is the weak corrosion zone, and the corrosion potential from low to high is the heat-affected zone, the base metal, and the weld metal. The results of the immersion tests show that as the area of the BM increases, the average corrosion thickness of the WM gradually increases. Furthermore, the galvanic corrosion finite element model of welded joint was established by using the electrochemical parameters obtained from macro electrochemical test. The results show that the finite element simulation results can effectively simulate the galvanic corrosion behavior of overlaying welding joint and provide galvanic corrosion rate prediction for actual production.

Highlights: (1) The difference of chemical composition and microstructure of overlaying welded joint leads to the difference of electrochemical performance of materials.

(2) With the increasing of the area ratio of cathode to anode, the corrosion depth of both cathode and anode are increased, but the increasing of anode is more deeper than that of cathode.

(3) The galvanic corrosion finite element model based on the electrochemical parameters which obtain from macro electrochemical tests can effectively predict the galvanic corrosion behavior of overlaying welded joint.

Key words: welded joint; galvanic corrosion; finite element

simulation; immersion test

Study on laser welding characteristics of thick wall TC4 titanium alloy in vacuum environment MENG

Shenghao, SI Changjian, REN Yiqun, GONG Jianfeng, LI Liqun, TAO Wang (State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin, 150001, China). pp 40-47,74

Abstract: Use fiber laser to weld TC4 titanium alloy under vacuum and atmospheric environment, observe the shape and structure of the weld seam obtained by welding with different laser power in atmospheric and vacuum environment, and test the performance. The results show that laser welding of the vacuum environment is more favorable. The vacuum environment can significantly improve the weld penetration, increase the depth-to-width ratio of the weld, suppress the spatter during welding, and greatly reduce the porosity in the weld. There is little difference in the weld structure between the atmospheric environment and the vacuum environment, and the width of the heat affected zone of the vacuum environment is significantly reduced. In both environments, the microhardness of the weld is saddle-shaped and the weld has the highest hardness. The average hardness of the weld in the atmospheric environment is about 390 HV, which is higher than the average hardness of the weld in the vacuum environment of 360 HV. The tensile strength of the weld was tested. The tensile test piece was completely fractured at the base material. The tensile strength of the test piece was about 960 ~ 980 MPa.

Highlights: (1) The reasons for the difference in welding characteristics between titanium alloy under vacuum environment and atmospheric environment were compared.

(2) The microstructure characteristics and its correlation with the properties of titanium alloy thick plate by laser welding under vacuum environment were analyzed.

Key words: vacuum environment; laser welding; TC4 titanium alloy; microstructure; mechanical properties

Effect of helium ion irradiation on microstructure and properties of 316L steel weld LEI Yucheng, ZHANG

Weiwei, LIU Dan, LI Xin (Jiangsu University, Zhenjiang, 212013, China). pp 48-53

Abstract: 316L stainless steel is a candidate structural material for pressurized water reactors and needs to withstand the effects of radiation during service. In order to explore the