

# 回火时间对双金属复合管内层 N08825 合金组织及耐点蚀性能的影响

杨 勇<sup>1,2,3</sup>, 刘艺哲<sup>4,5</sup>, 王泽娟<sup>4</sup>, 赵雷杰<sup>4</sup>, 王艳辉<sup>4</sup>, 曾洪涛<sup>4</sup>

- (1. 广东美的厨卫电器制造有限公司, 广东 佛山 528300; 2. 芜湖美的厨卫电器制造有限公司, 安徽 芜湖 241100; 3. 佛山市顺德区美的洗涤电器制造有限公司, 广东 佛山 528311; 4. 河北工程大学 机械与装备工程学院, 河北 邯郸 056038; 5. 上海大学 材料基因组工程研究院, 上海 200444)

**摘要:**将双金属复合管内层 N08825 合金在 920 °C 固溶 30 min 后在 660 °C 回火不同时间,使用扫描电镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD) 进行微观组织观察,通过电化学阻抗谱 (EIS)、循环极化曲线等电化学方法研究了 N08825 合金的耐点蚀性能。结果表明,在 660 °C 回火后,N08825 合金奥氏体晶界处产生  $M_{23}C_6$  析出相。随着回火时间延长至 48 h, $M_{23}C_6$  析出相先增加后减少,N08825 合金的耐点蚀性能先降低后升高。回火时间为 8 h 时, $M_{23}C_6$  相析出最多,N08825 合金的耐点蚀性能最低。N08825 合金的耐点蚀性能明显受  $M_{23}C_6$  析出相的影响, $M_{23}C_6$  相析出后,晶界附近会产生贫 Cr 区,降低了合金表面钝化膜质量,促进了点蚀反应的发生。

**关键词:** N08825 合金; 回火时间; 微观组织; 电化学方法; 耐点蚀性能

中图分类号: TG142.1 文献标志码: A 文章编号: 0254-6051(2026)05-0288-07

DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2026.05.039

## Effect of tempering time on microstructure and pitting corrosion resistance of N08825 alloy in inner layer of bimetallic composite pipe

Yang Yong<sup>1,2,3</sup>, Liu Yizhe<sup>4,5</sup>, Wang Zejuan<sup>4</sup>, Zhao Leijie<sup>4</sup>, Wang Yanhui<sup>4</sup>, Zeng Hongtao<sup>4</sup>

- (1. Guangdong Midea Kitchen & Bath Appliances Manufacturing Co., Ltd., Foshan Guangdong 528300, China; 2. Wuhu Midea Kitchen & Bath Appliances Manufacturing Co., Ltd., Wuhu Anhui 241100, China; 3. Foshan Shunde Midea Laundry Appliances Manufacturing Co., Ltd., Foshan Guangdong 528311, China; 4. School of Mechanical and Equipment Engineering, Hebei University of Engineering, Handan Hebei 056038, China; 5. Materials Genome Institute, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

**Abstract:** Inner layer of N08825 alloy in bimetallic composite pipe was solution treated at 920 °C for 30 min and tempered at 660 °C for different time. Microstructure observation was conducted using scanning electron microscope (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The pitting corrosion resistance of the N08825 alloy was investigated through electrochemical measurement such as electrochemical impedance spectroscopy (EIS) and cyclic polarization curves. The results indicate that  $M_{23}C_6$  precipitates are formed at austenite grain boundaries of the N08825 alloy after tempering at 660 °C. As the tempering time increases up to 48 h, the  $M_{23}C_6$  precipitates initially increase and then decrease, while the pitting corrosion resistance of the N08825 alloy first declines and then improves. At a tempering time of 8 h, the  $M_{23}C_6$  phase precipitates the most, resulting in the lowest pitting corrosion resistance of the N08825 alloy. The pitting corrosion resistance of the N08825 alloy is significantly influenced by the  $M_{23}C_6$  precipitates. After the precipitation of  $M_{23}C_6$ , a Cr-depleted zone forms near the grain boundaries, reducing the quality of the alloy passive film and promoting the occurrence of pitting corrosion.

**Keywords:** N08825 alloy; tempering time; microstructure; electrochemical measurement; pitting corrosion resistance

收稿日期: 2025-12-28

修订日期: 2026-04-07

基金项目: 河北省自然科学基金面上项目 (E2025402093)

作者简介: 杨 勇 (1992—), 男, 工程师, 博士, 主要从事金属材料腐蚀与防护研究, E-mail: yangongy@163.com. 通信作者: 曾洪涛, 副教授, 博士, E-mail: zenghongtao@hebeu.edu.cn

引文格式: 杨 勇, 刘艺哲, 王泽娟, 等. 回火时间对双金属复合管内层 N08825 合金组织及耐点蚀性能的影响[J]. 金属热处理, 2026, 51(5): 288-294.

Yang Yong, Liu Yizhe, Wang Zejuan, et al. Effect of tempering time on microstructure and pitting corrosion resistance of N08825 alloy in inner layer of bimetallic composite pipe[J]. Heat Treatment of Metals, 2026, 51(5): 288-294.

825 合金具有优异的综合性能,被广泛用作油气运输管道<sup>[1-2]</sup>。相较于碳钢管道,825 合金管道的制造成本更高。为了降低成本、提高效益,近年来开发出 SA210A/N08825 双金属复合管,其内层采用 825 合金,外层采用碳钢,通过机械或冶金复合<sup>[3]</sup>后,能够在满足管道耐蚀性能及支撑强度的前提下,降低生产成本。

在实际加工中,通常要对双金属复合管进行固溶、回火的热处理工艺<sup>[4]</sup>,以此来提高管道的力学性能。热处理后合金内部组织特征会发生改变,这可能会对材料性能产生一定影响。刘晨希等<sup>[5]</sup>发现,随着回火时间的延长,690 MPa 级低焊接裂纹敏感性压力容器用钢晶界产生更多的  $M_{23}C_6$  析出相,导致试验钢硬度和冲击性能下降。Wang 等<sup>[6]</sup>发现,C-276/Q235-B 复合板热处理后,显微组织中出现较多的点状析出物,影响了合金的耐蚀性能。Pan 等<sup>[7]</sup>发现,当 825 合金在 600 ~ 800 ℃ 热处理时,晶界处有明显的碳化物析出相和贫 Cr 区,使合金的晶间敏感性增加。上述研究表明,热处理后合金会产生析出相,导致其力学性能及耐蚀性能发生变化,然而有关回火时间对 825 合金组织特征及耐蚀性能的影响研究较少。

本文以双金属复合管 SA210-A/N08825 内层 N08825 合金为研究对象,采用电化学测试方法和表面分析技术,探究不同回火时间下 N08825 合金组织特征及耐蚀性能的演变规律,深入分析析出相与耐蚀性能间的关系,为双金属复合管的生产制造和安全运行提供理论基础和科学依据。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

研究所用 N08825 合金的化学成分如表 1 所示。通过线切割切取尺寸 10 mm × 10 mm × 3 mm 试样,按照图 1 所示的热处理制度对试样进行热处理。依次利用 180 ~ 1000 号的 SiC 砂纸打磨电化学试样,并在试样背面焊接铜导线,使用环氧树脂将其封装,暴露出 1 cm<sup>2</sup> 的工作表面。

表 1 N08825 合金的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of the N08825 alloy (mass fraction, %)

| C    | Si   | Mn   | P      | S     | Ni | Cr | Mo | Al   | Ti  | Cu  | Fe |
|------|------|------|--------|-------|----|----|----|------|-----|-----|----|
| 0.03 | 0.32 | 0.65 | 0.0024 | 0.002 | 40 | 21 | 3  | 0.12 | 0.8 | 2.1 | 31 |

1.2 试验方法

电化学测试在 5% 的  $NH_4Cl$  溶液中进行,用来模

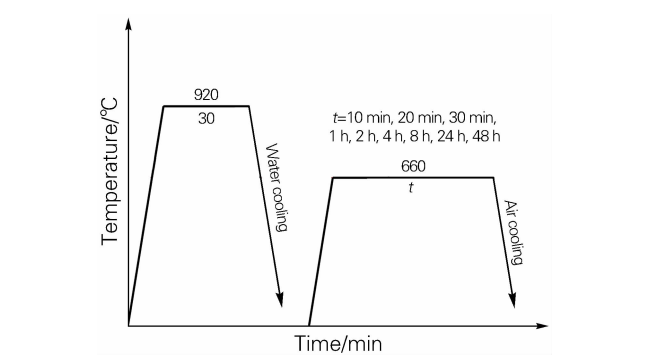


图 1 N08825 合金的热处理工艺  
Fig. 1 Heat treatment process of the N08825 alloy

拟油气管道垢下腐蚀环境,溶液由分析级试剂和去离子水配制,测试过程中使用恒温水浴锅将  $NH_4Cl$  溶液温度维持在 60 ℃。

将热处理后的试样机械抛光后,使用王水腐蚀试样表面,并采用 Merlin compact 型扫描电镜 (SEM) 观察试样的组织结构。此外,通过 D8 Advance 型 X 射线衍射仪 (XRD) 进行析出相分析。

利用 IVIUM (Vertex. One. EIS) 电化学测试系统进行电化学测试,采用常规三电极体系,参比电极为饱和甘汞电极 (SCE)。将具有新鲜表面的试样置于溶液中测试自腐蚀电位 ( $E_{corr}$ ),时间为 2 h。 $E_{corr}$  测试完成后进行电化学阻抗谱 (EIS) 测试,测试频率范围为 99 kHz ~ 10 mHz,交流信号为 10 mV。最后进行循环极化测试,起始扫描电位为 -0.8 V,扫描速率设置为 20 mV/min,当电流密度达到 1 mA/cm<sup>2</sup> 时回扫,直至再钝化电位 ( $E_p$ ) 时,测试结束。

使用去离子水清洁电化学测试后的试样表面,通过工业相机对蚀坑数量进行观察。

2 试验结果

2.1 显微组织

图 2 为不同回火时间下试样的显微组织。由图 2 可以看出,回火后 N08825 合金组织为奥氏体,晶界处产生了析出相。当回火时间为 20 min 时,晶界处析出相较少,且颗粒较小,分布零散,如图 2(a) 所示。回火时间为 2 h 时,析出相的数量明显增加,连续性更好,如图 2(b) 所示。回火时间为 8 h 时,晶界处出现大量析出相,分布更加广泛,如图 2(c) 所示。但当回火时长为 48 h 时,析出相的数量减少,颗粒有所细化,如图 2(d) 所示。图 2(e) 的 EDS 线扫描分析结果表明,析出相为富 Cr、Mo + 贫 Ni、Fe 的碳化物,结合相关研究<sup>[8]</sup>可推断析出相为  $M_{23}C_6$  相。

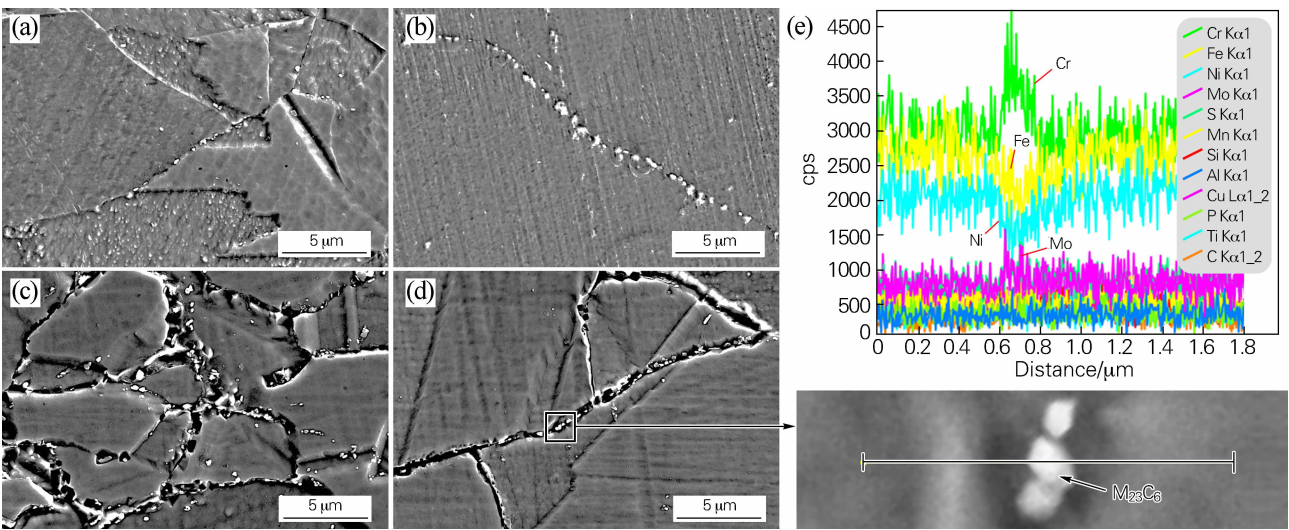


图 2 660 °C 回火不同时间后 N08825 合金的 SEM 形貌(a~d)及 EDS 分析(e)  
Fig. 2 SEM images(a-d) and EDS analysis(e) of the N08825 alloy tempered at 660 °C for different time  
(a) 20 min; (b) 2 h; (c) 8 h; (d,e) 48 h

图 3 为 N08825 合金的 XRD 图谱。在回火 8 h 内,随着回火时间的延长, $M_{23}C_6$  析出相衍射峰的强度不断增加,说明  $M_{23}C_6$  析出相的含量升高。回火时间大于 8 h 时, $M_{23}C_6$  析出相衍射峰的强度有所下降,说明  $M_{23}C_6$  析出相的含量有所减少。当回火时长为 8 h 时, $M_{23}C_6$  析出相衍射峰的强度最高,含量最多,与 SEM 分析结果一致。

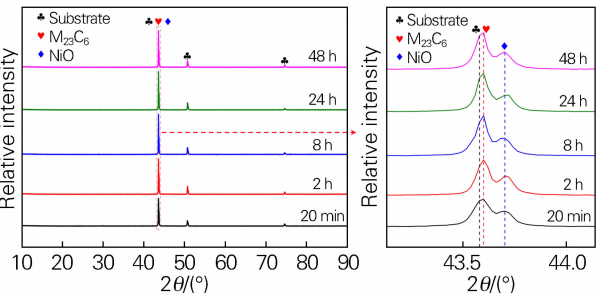


图 3 660 °C 回火不同时间后 N08825 合金的 XRD 图谱  
Fig. 3 XRD patterns of the N08825 alloy tempered at 660 °C for different time

2.2 电化学特性

2.2.1 自腐蚀电位

图 4 为不同回火时间下 N08825 合金试样的  $E_{corr}$  变化曲线。可以看出,初始时试样的  $E_{corr}$  迅速增加,随着时间的延长, $E_{corr}$  增长速度减缓,在约 1 h 后达到稳定状态,表明形成稳定的钝化膜。通常  $E_{corr}$  越高,钝化膜的稳定性越好<sup>[9]</sup>。当回火时间由 10 min 增加至 8 h 时,N08825 合金的  $E_{corr}$  从约 -53 mV 移至 -154 mV,说明钝化膜稳定性降低。当回火时间继续增加至 48 h 时, $E_{corr}$  值从约 -154 mV 移至 -136 mV,说明钝化膜的稳定性升高。

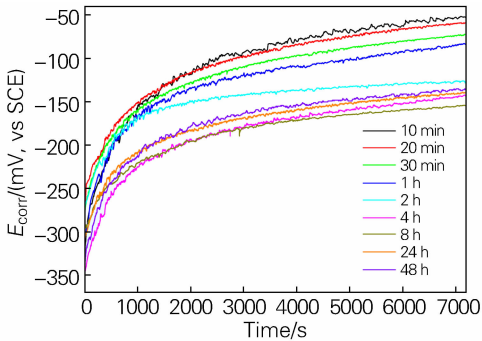


图 4 660 °C 回火不同时间后 N08825 合金的  $E_{corr}$  随时间变化曲线  
Fig. 4 Variation of  $E_{corr}$  with time of the N08825 alloy tempered at 660 °C for different time

2.2.2 电化学阻抗谱

图 5 为不同回火时间试样在 60 °C 下 5%  $NH_4Cl$  溶液中的 EIS 图。从图 5(a) 的 Nyquist 曲线可以看出,试样呈现相似且单一的容抗弧特征,当回火时间由 10 min 延长至 8 h 时,容抗弧半径大幅降低,说明钝化膜耐蚀性能下降,当回火时间延长至 48 h 时,容抗弧半径又有所增加,说明钝化膜耐蚀性能提高。Bode 曲线如图 5(b) 所示,在中低频区域,相位角  $\theta$  值几乎不变,意味着试样表面形成相对稳定的钝化膜。当回火时间由 10 min 上升至 8 h 时,相位角  $\theta$  值由 82.1° 下降到 80.1°。当回火时间延长至 48 h 时,相位角  $\theta$  值略微上升,大约为 80.9°。

2.2.3 极化曲线

图 6 为不同回火时间 N08825 合金的极化曲线。随着电位的升高,N08825 合金表现出明显的钝化现

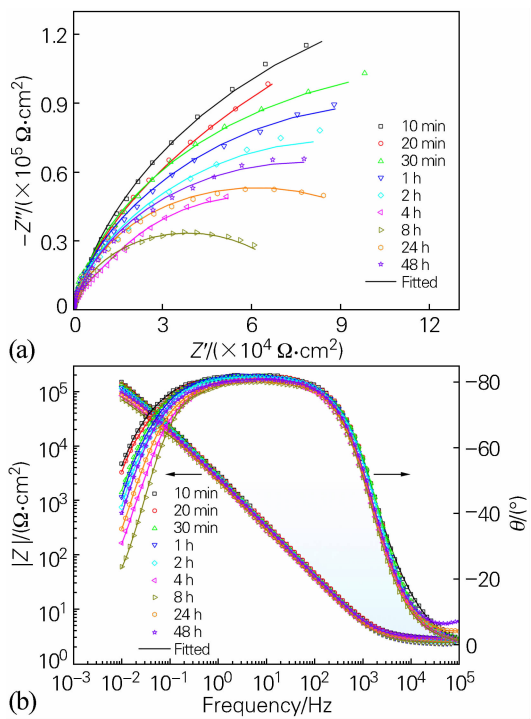


图 5 660 °C 回火不同时间后 N08825 合金的电化学阻抗谱  
Fig.5 EIS plots of the N08825 alloy tempered at 660 °C  
for different time  
(a) Nyquist; (b) Bode

象,且呈现相似的环状特征。点蚀电位( $E_p$ )是评价钝化膜性能的重要参数。当回火时间由 10 min 延长至 8 h 时, $E_p$  从约 502 mV 移至 242 mV,钝化膜保护作用下降,点蚀敏感性增加。当回火时间增加至 48 h 时,

$E_p$  从约 242 mV 移至 324 mV,钝化膜保护作用略有升高,点蚀敏感性降低。

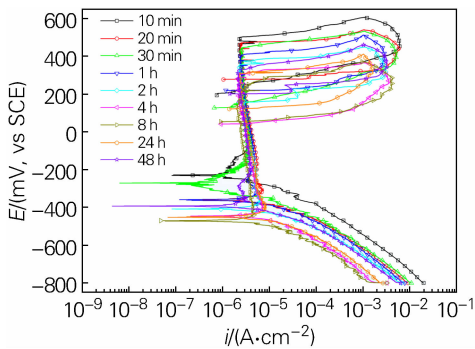


图 6 660 °C 回火不同时间后 N08825 合金的极化曲线  
Fig.6 Polarization curves of the N08825 alloy tempered  
at 660 °C for different time

2.2.4 蚀坑形貌

图 7 为循环极化测试后试样表面宏观形貌,图 7 中的 1,2,3 号样是平行试样,用于对比不同时间回火试样的平均蚀坑数量。由图 7 可以看出,当回火时间低于 8 h 时,平均蚀坑数量随回火时间延长显著增加;当回火时间高于 8 h 时,平均蚀坑数量有所减少;当回火时间为 8 h 时,平均蚀坑数量最多,这与极化曲线得到的点蚀敏感性规律一致。

3 分析与讨论

3.1 回火时间对析出相的影响

N08825 合金中的 Cr、Mo 等成分具有抗氧化、抗氯

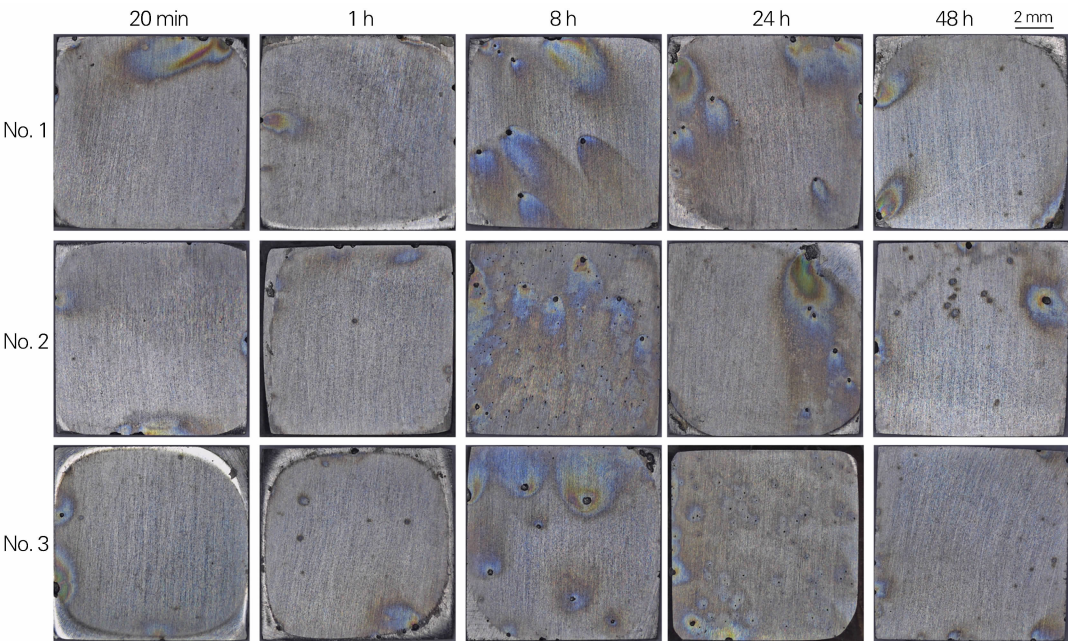


图 7 循环极化测试后 660 °C 回火不同时间 N08825 合金试样的表面光学照片  
Fig.7 Optical photos of the N08825 alloy specimens tempered at 660 °C for different time after cyclic polarization

化物腐蚀和抗点蚀能力。在热处理过程中,Cr 的扩散速率远小于 C,当晶界处析出富 Cr 碳化物时,Cr 元素得不到及时补充,因此晶界附近易出现贫 Cr 区,导致合金的晶间敏感性增加,耐蚀性能降低<sup>[10]</sup>。

当回火时间低于 8 h 时,随着回火时间的延长,M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 析出相数量逐渐增多,导致晶界附近 Cr 含量迅速降低,贫 Cr 区增加。当回火时间超过 8 h 时,M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 析出相数量有所减少,这是由于回火时间过长时,析出相发生了重新溶解<sup>[11]</sup>,使晶界附近的贫 Cr 区发生“再愈合”而减少。另一方面,回火时间过长时,N08825 合金中各组元充分扩散,Cr、Mo 等元素分布更加均匀,同样会增强合金的耐蚀性能。

3.2 回火时间对钝化膜的影响

图 8 为等效电路图,其中,R<sub>s</sub> 为电解质的电阻,R<sub>f</sub> 是钝化膜的电阻,C<sub>f</sub> 是钝化膜的电容,R<sub>t</sub> 是电荷转移电阻,C<sub>dl</sub> 是双电层电容。通过常相位元件(CPE)替换 C<sub>dl</sub> 与 C<sub>f</sub><sup>[12]</sup>。CPE 阻抗能够转化为:

$$Z_{CPE} = \frac{1}{Y_0(j\omega)^\alpha} \tag{1}$$

式中:Y<sub>0</sub> 为 CPE 的导纳值;α 为指数项;j 为虚数单位;ω 为角频率。

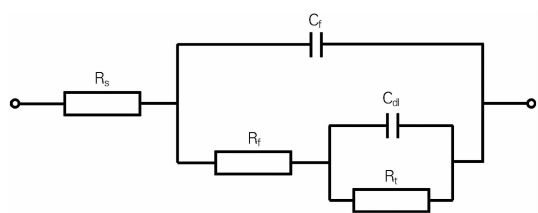


图 8 N08825 合金/NH<sub>4</sub>Cl 溶液电极体系的等效电路图  
Fig. 8 Equivalent circuit for electrode system of the N08825 alloy/NH<sub>4</sub>Cl solution

表 2 为 EIS 谱拟合结果。其中卡方(χ<sup>2</sup>)的数量级为 10<sup>-3</sup>,表明拟合效果很好;Y<sub>0-f</sub>和 Y<sub>0-dl</sub>分别为钝化膜和双电层导纳,α<sub>f</sub> 和 α<sub>dl</sub> 为对应的指数。可以看出,R<sub>s</sub> 的值很小,这是因为 NH<sub>4</sub>Cl 溶液为强电解质,导电性强。极化电阻 R<sub>p</sub>(R<sub>f</sub> 和 R<sub>t</sub> 之和)可用来评价不锈钢的耐蚀性能<sup>[13]</sup>。测试结果中 R<sub>p</sub> 都具有很高的数值,达到 10<sup>5</sup> Ω·cm<sup>2</sup>。当回火时间由 10 min 增加至 8 h 时,R<sub>p</sub> 随回火时间延长而减小,同时 Y<sub>0-f</sub>和 Y<sub>0-dl</sub> 的值增大,说明钝化膜的耐腐蚀性能下降。当回火时间由 8 h 增加至 48 h 时,R<sub>p</sub> 的值随回火时间延长而略有提高,同时 Y<sub>0-f</sub>和 Y<sub>0-dl</sub> 的值减小,说明钝化膜的耐腐蚀性能增加。

表 2 660 ℃回火不同时间后 N08825 合金的 EIS 拟合结果  
Table 2 Fitted results of EIS spectra of the N08825 alloy tempered at 660 ℃ for different time

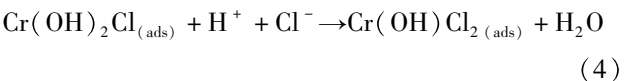
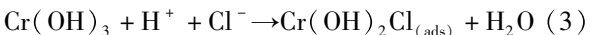
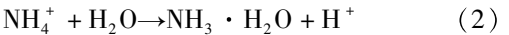
| Time   | R <sub>s</sub> /(Ω·cm <sup>2</sup> ) | Y <sub>0-f</sub> /(×10 <sup>-5</sup> s <sup>α</sup> ·Ω <sup>-1</sup> ·cm <sup>-2</sup> ) | α <sub>f</sub> | Y <sub>0-dl</sub> /(×10 <sup>-5</sup> s <sup>α</sup> ·Ω <sup>-1</sup> ·cm <sup>-2</sup> ) | α <sub>dl</sub> | R <sub>p</sub> /(kΩ·cm <sup>2</sup> ) | χ <sup>2</sup> /(×10 <sup>-3</sup> ) |
|--------|--------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------|----------------|-------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|---------------------------------------|--------------------------------------|
| 10 min | 2.7±0.4                              | 1.55±0.96                                                                                | 0.84±0.06      | 4.82±0.74                                                                                 | 0.84±0.04       | 346.7±29.5                            | 2.1±0.8                              |
| 20 min | 2.4±0.4                              | 1.74±0.91                                                                                | 0.91±0.03      | 5.05±0.55                                                                                 | 0.81±0.06       | 283.3±43.6                            | 3.2±1.1                              |
| 30 min | 2.7±0.2                              | 1.97±0.77                                                                                | 0.87±0.05      | 5.30±0.68                                                                                 | 0.89±0.02       | 230.4±17.9                            | 1.4±0.4                              |
| 1 h    | 2.7±0.1                              | 2.13±0.69                                                                                | 0.80±0.02      | 4.54±0.73                                                                                 | 0.80±0.01       | 201.3±23.2                            | 0.6±0.2                              |
| 2 h    | 2.7±0.2                              | 3.62±0.85                                                                                | 0.86±0.03      | 4.76±0.82                                                                                 | 0.83±0.06       | 176.2±44.2                            | 3.6±0.8                              |
| 4 h    | 2.4±0.3                              | 8.42±0.73                                                                                | 0.90±0.03      | 5.89±0.57                                                                                 | 0.88±0.03       | 118.5±37.1                            | 3.7±0.5                              |
| 8 h    | 2.9±0.5                              | 8.71±0.94                                                                                | 0.92±0.05      | 6.04±0.49                                                                                 | 0.90±0.05       | 105.9±42.7                            | 6.8±1.3                              |
| 24 h   | 2.4±0.3                              | 7.67±0.57                                                                                | 0.93±0.02      | 5.79±0.94                                                                                 | 0.85±0.04       | 123.6±33.9                            | 2.5±0.9                              |
| 48 h   | 2.8±0.4                              | 6.28±0.86                                                                                | 0.95±0.01      | 5.06±0.78                                                                                 | 0.87±0.07       | 150.3±54.3                            | 3.8±1.1                              |

3.3 析出相对耐蚀性能的影响

不锈钢在 NH<sub>4</sub>Cl 溶液中的点蚀分为 3 个阶段<sup>[14]</sup>,分别是点蚀萌生、亚稳态生长和稳定生长阶段。在 NH<sub>4</sub>Cl 溶液中,NH<sub>4</sub><sup>+</sup> 会促进试样表面形成钝化膜<sup>[15]</sup>,如图 9(a,b) 所示。钝化膜薄弱区域会成为点蚀的成核起始点<sup>[16-17]</sup>,M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 相析出后产生贫 Cr 区,贫 Cr 区钝化膜薄弱且致密性差,易成为成核起始点,如图 9(b) 所示。点蚀萌生伴随着钝化膜的破裂与溶解。由于 Cl<sup>-</sup> 半径较小,能穿过微小缺陷,并在溶液中 NH<sub>4</sub><sup>+</sup> 水

解产生的 H<sup>+</sup> (见公式(2)) 共同作用下,破坏钝化膜中的 Cr(OH)<sub>3</sub> 生成可溶性 Cr<sup>3+</sup> (见公式(3)~(5)),导致钝化膜破裂,形成点蚀核<sup>[18]</sup>,如图 9(c) 所示。回火时间为 8 h 时,钝化膜表面缺陷最多,形成点蚀核的概率最大,这就是回火 8 h 时蚀坑数量最多的原因。

钝化膜溶解时的电化学反应如下:



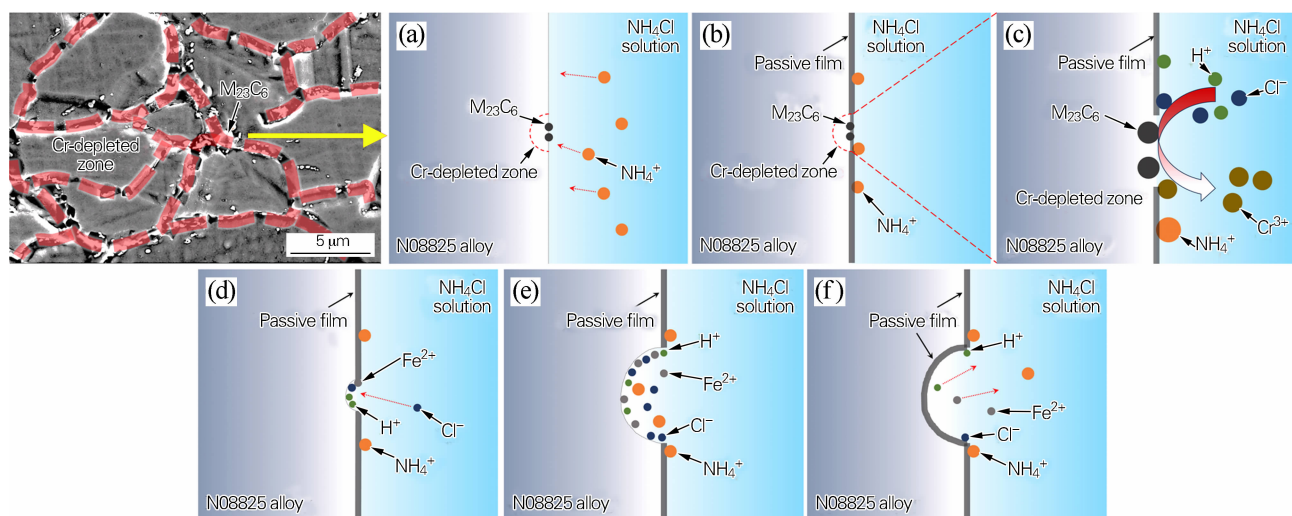
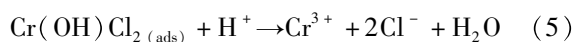


图9 点蚀机理模型

(a,b) 钝化膜形成阶段; (c) 点蚀成核阶段; (d) 亚稳态点蚀阶段; (e) 稳定点蚀阶段; (f) 再钝化阶段

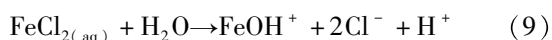
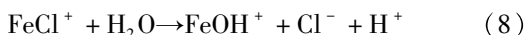
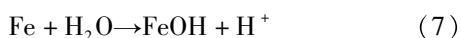
Fig. 9 Schematic diagrams of pitting mechanism

(a,b) passive film formation stage; (c) nucleation stage of pitting corrosion; (d) metastable pits stage; (e) stable pits stage; (f) repassivation stage



亚稳态点蚀生长初始阶段沿点蚀核破裂扩展<sup>[19]</sup>,如图9(d)所示。在亚稳态点蚀过程中,蚀坑中的金属阳离子不断增加(见公式(6)),金属阳离子水解产生过量的 $\text{H}^+$ ,导致蚀坑内的pH值降低(见公式(7)~(9))。随着蚀坑内酸性不断加强,蚀坑生长逐渐发展为自催化过程<sup>[18]</sup>。点蚀过程中,当点蚀深度和点蚀电流密度乘积(点蚀稳定性乘积)超过临界值 $3 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-1}$ 时,点蚀转变为稳定生长阶段<sup>[20]</sup>,如图9(e)所示。当蚀坑持续生长至足够大,导致坑内离子产生后迅速扩散和转移,坑内局部酸性环境快速消失,此时的蚀坑将重新钝化,产生新的钝化膜,如图9(f)所示。

产生蚀坑时发生的反应如下:



上述分析表明,N08825合金中 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 析出相增多会使晶界附近的Cr含量减少,贫Cr区增加,导致合金的耐蚀性能降低。一方面,Cr元素会影响合金的晶间敏感性,Cr含量减少造成N08825合金晶间敏感性增加,降低了合金的耐蚀性能。另一方面,Cr含量下降导致钝化膜的致密性和连续性下降<sup>[21]</sup>,使钝化膜的缺陷浓度增加,抗腐蚀能力降低。因此,在双金属复合管实际生产中选择合适的热处理工艺,可有效改善N08825合金的组织特征,提高合金的耐蚀性能。

## 4 结论

1) 固溶态N08825合金在660℃下回火不同时间后,晶界处会产生富Cr的 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 碳化物析出相。随着回火时间增加至8h,晶界处的析出相逐渐增多,当回火时间超过8h后,析出相的数量随回火时间的延长有所减少,这是由于回火时间过长导致析出相重新溶解。

2) 回火时间在8h内,N08825合金的耐点蚀性能随回火时间的延长逐渐下降,回火超过8h时,N08825合金的耐点蚀性能随回火时间延长有所提升。回火时间为8h时,N08825合金的耐点蚀性能最差,点蚀敏感性最高,表面蚀坑数量最多。

3) N08825合金的耐点蚀性能明显受 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 析出相的影响。随着析出相的增多,N08825合金表面钝化膜缺陷增加,致密性降低,导致合金点蚀敏感性增加,耐点蚀性能降低。

## 参考文献:

- [1] 孙 敏, 马天军. 组织演变对UNS N08825合金耐晶间腐蚀性能影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(6): 155-161.  
Sun Min, Ma Tianjun. Effect of microstructure evolution on intergranular corrosion resistance of UNS N08825 alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2019, 40(6): 155-161.
- [2] 张 钧, 袁 和. 镍基合金825在模拟油气井含 $\text{CO}_2$ 环境中的耐蚀性研究[J]. 材料保护, 2020, 53(1): 32-36.  
Zhang Jun, Yuan He. Corrosion resistance of nickel-based alloy 825 in simulated oil and gas wells containing  $\text{CO}_2$  [J]. Materials Protection, 2020, 53(1): 32-36.
- [3] 聂海亮, 马卫锋, 赵新伟, 等. 双金属复合管在油气管道的应用现

状及分析[J]. 金属热处理, 2019, 44(增刊1): 515-518.

Nie Hailiang, Ma Weifeng, Zhao Xinwei, et al. Application status and analysis of bimetallic composite pipe in oil and gas pipelines[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(S1): 515-518.

[4] Liu Yizhe, Liu Fuqiang, Huang Chaowen, et al. Pitting corrosion resistance of tempered N08825 alloy in the inner layer of bimetallic composite pipe [J]. Materials Today Communications, 2024, 41: 110867.

[5] 刘晨希, 胡昕明, 欧阳鑫, 等. 回火时间对低焊接裂纹敏感性压力容器用钢组织性能的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(8): 143-146.

Liu Chenxi, Hu Xinming, Ouyang Xin, et al. Effect of tempering time on microstructure and properties of low welding crack sensitivity pressure vessel steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(8): 143-146.

[6] Wang Bin, Xue Xiaojun, Lei Bobo, et al. Study on heat treatment of the C-276/Q235-B bimetallic composite plate[J]. Materials Science Forum, 2016, 850: 846-850.

[7] Pan Y M, Dunn D S, Cragolino G A, et al. Grain-boundary chemistry and intergranular corrosion in alloy 825[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(4): 1163-1173.

[8] 邵羽, 王宝顺, 张杰, 等. 825 合金热挤压管中碳化物的析出及回溶行为[J]. 热加工工艺, 2013, 42(4): 202-205, 208.

Shao Yu, Wang Baoshun, Zhang Jie, et al. Precipitation and dissolution of carbide in hot extruded pipe of 825 alloy [J]. Hot Working Technology, 2013, 42(4): 202-205, 208.

[9] 范世超, 廖振龙, 李柔珊, 等. Mo 元素对  $Al_{0.3}CrFeCoNiMo_x$  高熵合金组织结构、力学性能和腐蚀行为的影响[J]. 材料工程, 2024, 52(1): 118-127.

Fan Shichao, Liao Zhenlong, Li Roushan, et al. Effects of Mo element on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of  $Al_{0.3}CrFeCoNiMo_x$  high-entropy alloys [J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(1): 118-127.

[10] Aydoğdu G H, Aydinol M K. Determination of susceptibility to intergranular corrosion and electrochemical reactivation behavior of AISI 316L type stainless steel [J]. Corrosion Science, 2006, 48(11): 3565-3583.

[11] Hong Jufeng, Han Dong, Tan Hua, et al. Evaluation of aged duplex stainless steel UNS S32750 susceptibility to intergranular corrosion by optimized double loop electrochemical potentiokinetic reactivation method[J]. Corrosion Science, 2013, 68: 249-255.

[12] Xin Sensen, Li Moucheng. Electrochemical corrosion characteristics of type 316L stainless steel in hot concentrated seawater[J]. Corrosion Science, 2014, 81: 96-101.

[13] Yin Zhong, Liu Yizhe, Zeng Hongtao, et al. Pitting corrosion resistance of a new type of stainless steel in hot tap water[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 5431-5439.

[14] Tian Huiyun, Fan Lin, Li Yizhou, et al. Effect of  $NH_4^+$  on the pitting corrosion behavior of 316 stainless steel in the chloride environment [J]. Journal of Electroanalytical Chemistry, 2021, 894: 115368.

[15] Yang Jianqiao, Wang Shuzhong, Xu Donghai, et al. Effect of ammonium chloride on corrosion behavior of Ni-based alloys and stainless steel in supercritical water gasification process [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2017, 42(31): 19788-19797.

[16] Duan Zhiwei, Man Cheng, Dong Chaofang, et al. Pitting behavior of SLM 316L stainless steel exposed to chloride environments with different aggressiveness: Pitting mechanism induced by gas pores[J]. Corrosion Science, 2020, 167: 108520.

[17] Dou Yunpeng, Han Sike, Wang Liwei, et al. Characterization of the passive properties of 254SMO stainless steel in simulated desulfurized flue gas condensates by electrochemical analysis, XPS and ToF-SIMS [J]. Corrosion Science, 2020, 165: 108405.

[18] Wang Z B, Hu H X, Zheng Y G. Synergistic effects of fluoride and chloride on general corrosion behavior of AISI 316 stainless steel and pure titanium in  $H_2SO_4$  solutions[J]. Corrosion Science, 2018, 130: 203-217.

[19] Wang Liwei, Dou Yunpeng, Han Sike, et al. Influence of sulfide on the passivation behavior and surface chemistry of 2507 super duplex stainless steel in acidified artificial seawater [J]. Applied Surface Science, 2020, 504: 144340.

[20] Williams David E, Stewart John, Balkwill Peter H. The nucleation, growth and stability of micropits in stainless steel [J]. Corrosion Science, 1994, 36(7): 1213-1235.

[21] Du Huayun, Hu Qunkun, Yue Xiwen, et al. Effect of Mo on intergranular corrosion behavior in super-austenitic stainless steel[J]. Corrosion Science, 2024, 231: 111986.

友情提示

近期有人冒用《金属热处理》杂志的名义,向我刊客户和作者催要广告费、审稿费等。如收到可疑邮件,请务必与编辑部电话核实(010-62935465,010-82415083,010-62923863)。另外,网上还出现了网址为“[www.jsrclzz.cn](http://www.jsrclzz.cn)”和“[www.jsrclqikann.com](http://www.jsrclqikann.com)”等名为《金属热处理》杂志的山寨投稿网站,谨防上当!请汇款前务必核对信息,感谢您的合作以及对我们的工作的大力支持!

**特此声明:**①本刊不另收审稿费;②本刊唯一的投稿网址为 [www.jsrcl.net](http://www.jsrcl.net);③本刊唯一的银行汇款方式为

户名:中国机械总院集团北京机电研究所有限公司

开户行:中国工商银行股份有限公司北京东升路支行

账号:020 000 620 908 912 0791