DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20220854

一种新型 Cu-Sn-Fe-Ni 合金及其在 3.5%NaCl 溶液 中腐蚀行为

王 谢,雷 前,刘 咏

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘 要:利用熔铸和形变热处理工艺制备得到了一种 Cu-Sn-Fe-Ni 合金,并通过静置腐蚀和电化学测试研究了合金在 3.5%NaCl 溶液中的静态腐蚀行为,用扫描电子显微镜和 X 射线光电子能谱对合金腐蚀后微观组织和腐蚀产物进行了表征, 最后讨论分析了该合金腐蚀机理。结果表明:合金在质量分数 3.5%NaCl 溶液中静态腐蚀速率为 0.0473 mm/a, 耐腐蚀性 能较好;合金随着浸泡时间的增加,其耐腐蚀性先增加后减弱;合金在浸泡过程有明显的优先腐蚀倾向,首先发生脱 Fe 腐蚀,接着 Cu 氧化形成较致密的钝化膜,进而降低合金腐蚀速率,随后 Sn 和 Ni 开始溶解腐蚀,形成氧化膜,使钝化膜 更为致密,但此时钝化膜下层依然发生脱 Fe 腐蚀,促使致密的钝化膜发生局部破坏,导致合金的耐腐蚀性能下降。

关键词: Cu-Sn-Fe-Ni 合金; 腐蚀机理; 腐蚀速率; 耐腐蚀性

中图法分类号: TG146.1⁺1 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2023)11-3893-07

锡青铜具有较高的强度、耐蚀性和优良的铸造性 能,广泛用于蒸汽锅炉、舰船零件、阀门等^[1-3]。但随 着海洋工程的快速发展以及水域污染日趋严重,同时 电力公司对接地材料、高压开关等电工用材料^[4-6]的耐 腐蚀性能提出更高要求,因此,设计一种具有更高耐 蚀性的铜合金刻不容缓,国内外学者对铜合金的耐腐 蚀性也做了大量的研究[7-8]。冯在强等人[9]研究了 ZCuSn10Zn2FeCo 合金在质量分数 3.5%NaCl 溶液中 的腐蚀行为,发现该合金具有优良的耐蚀性能,其主 要发生脱铁腐蚀,表现为点蚀形态。管红艳等人^[10]研 究了高铝、铁青铜 Cu-15Al-xFe 在 3.5%NaCl 溶液中的 腐蚀行为, 合金主要发生脱 Al 和 Fe 选择性腐蚀; Zhu 等人^[11]研究了新型超高强 Cu-Ni-Al-Si 合金在 3.5%NaCl 溶液中的腐蚀行为,发现该合金具有较强的 耐腐蚀性, 平均腐蚀速率为 0.028 mm/a, Ni₂Si 能够抑 制晶界处粗大 NiAl 相的析出,并能抑制铜合金的脱 Ni 腐蚀。李思远等人^[12]研究了固溶态 Cu-4%Ti 合金在 模拟污染海水 (含 S^{2-} 的 3.5%NaCl 溶液)的腐蚀行为, 发现 S²⁻浓度越大,水解产生的 OH-越多,导致腐蚀产 物膜层的厚度与致密度增加,当 S²⁻浓度达到 100 µL/L 时使铜钛合金发生钝化,降低腐蚀速率。Yin 等人^[13] 研究了铜基形状记忆合金 Cu-Al-Mn-Zn-Zr 在 3.5%NaCl 溶液中的腐蚀行为, 合金随着浸泡时间的增 加,氧化层厚度的增加,进而合金的耐蚀性也提高, 其中腐蚀产物主要为 CuO、ZnO、Al₂O₃、MnO/Mn₂O₃、 MnO₂和 Al(OH)₃,腐蚀过程中腐蚀产物由 Cu₂O 转变 为 CuO,由 Al₂O₃转变为 Al(OH)₃。为了提高锡青铜 材料的腐蚀性能,可在合金中继续添加其他元素,来 改善腐蚀表面钝化膜的结构和状态,使其致密化且结 合牢固,从而使得合金的耐腐蚀性能得到提高。Fe 元 素在合金熔铸过程中呈颗粒状,可阻止相变再结晶显 著细化晶粒,使其强度提高,有利于提高抗海水冲击 腐蚀性能^[14],Ni 元素可以提高铜合金的腐蚀电位和 钝化能力,增强铜合金耐腐蚀性能。因此,设计了一种 新型的 Cu-Sn-Fe-Ni 合金,并重点研究其在 3.5%NaCl 溶液中的腐蚀行为,同时分析其腐蚀机理,为今后耐 蚀铜合金的发展提供理论和实验依据。

1 实 验

将纯度为 99.95%的铜、锡、铁和镍,按照 Cu-2Sn-1.25Fe-0.3Ni的成分配比称量,熔炼过程以木 炭为覆盖剂来保证合金不被氧化,在大气熔炼炉中控 制温度进行熔炼并浇铸成型,得到铸锭。

将铸锭先放入KSL-1700X型箱式炉中进行700 ℃ 均匀化退火,接着先后将试样在 Φ-100 (Φ170 mm)型 的四辊冷轧机进行 50%冷轧变形,然后在相同的温度

作者简介: 王 谢, 男, 1999 年生, 硕士, 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083, E-mail: 2974519579@qq.com

收稿日期: 2023-04-11

基金项目:国家自然科学基金(51901250)

分别进行 0.5 和 1 h 时效,最终得到 3~4 mm 厚的冷 轧板。经 ICAP7600 型的电感耦合等离子体发射光谱 仪 (ICP)成分分析后,实际得到的合金成分为 Cu-1.82Sn-0.98Fe-0.35Ni。

将冷轧板进行线切割取样,尺寸为10 mm×10 mm× 3 mm,表面经400#、1000#、1500#、2000#水磨砂纸 逐级打磨后,用丙酮超声清洗 5 min,充分干燥后, 用感量为0.1 mg的分析天平称重并测量经磨抛后每 个试样的表面积,然后在室温下采用静态浸泡方法 将试样全浸入体积为150 mL的3.5%NaCl腐蚀液 中,浸泡时间依次为24、48、72、96 h,每组设置 3 个平行试样。

采用 V(HCl):V(H₂O)=1:1 的溶液去除腐蚀产物, 经无水乙醇超声清洗后干燥并称量,计算与 HCl 溶液 反应引起的质量损失,腐蚀速率计算如下:

 $R=8.76(W_0-W_1)/STD$ (1) 式中, R 为腐蚀的线速率, mm/a; W_0 为试样腐蚀前的 质量, g; W_1 为试样清除腐蚀产物后的质量, g; S 为 被测试面面积, m²; T 为腐蚀试验周期, h; D 为金属 的密度, g/cm³。

电化学测试采用德国产 IM6ex 型电化学工作站, 采用的是三电极体系,以铂电极为辅助电极、饱和甘汞 电极为标准电极、所检测的合金作为工作电极,工作面 积为1 cm²。本实验的腐蚀液为 3.5%NaCl 溶液,测试 试样为浸泡不同时间后的合金,每组设置 3 个平行试 样,测试温度为 25 ℃。极化曲线的扫描电压范围为 -0.2~0.8 V,扫描速度为 2 mV/s,通过 Tafel 外推法求 得自腐蚀电位和电流密度;交流阻抗测试的正弦电位的 幅值为 10 mV,频率的扫描范围为 100 kHz~10 MHz, 并采用 Zview 软件对阻抗数据进行了拟合分析。

采用捷克 PEI 公司的 Quanta250FEG 型扫描电子 显微镜(SEM)对浸泡后的试样进行表面形貌观察, 获得材料的微观结构信息;采用带有半球形电子分析 仪的单色 Al 靶 Kαl 辐射 ESCALAB250Xi型 X 射线光 电子能谱仪对腐蚀钝化膜进行检测,再利用 Avantage 软件对 XPS 记录的 Cl 2p、Cu 2p、Ni 2p、O 1s、Sn 3d 和 Fe 2p 高分辨光谱进行分峰和拟合。

2 结果和讨论

2.1 合金显微组织

图 1 为经过冷加工与热处理协同控制的组合形变 热处理技术后得到的 Cu-Sn-Fe-Ni 合金的微观组织。 其基体为富 Sn 、Fe 和 Ni 固溶原子的铜合金固溶体, 主要为 10 µm 左右的等轴晶以及 50 µm 左右的退火孪 晶,同时分布着细小颗粒状的 Fe 相,为材料提供了良 好的塑性以及强度。因此,该合金有较佳的综合性能。 2.2 静态浸泡试验结果

表1是 Cu-Sn-Fe-Ni 合金在 3.5%NaCl 溶液中的腐 蚀失重和腐蚀速率随浸泡时间变化情况,可以看出随着 浸泡时间的增加,合金的腐蚀速率减慢,主要原因是由 于合金随着浸泡时间的增加,表面会逐渐形成一层较致 密的保护膜,减少了 Cl 对基体的侵蚀,对基体起到了 保护的作用。同时,该合金的腐蚀速率为 0.0473 mm/a, 表明其浸泡在 3.5%NaCl 溶液中表现较好的耐蚀性。

2.3 耐蚀性能

极化曲线和交流阻抗可以很好地反映出合金的耐腐蚀性能。在极化曲线中,腐蚀电位(*E*_{corr})表示材料在开路情况下的腐蚀电位。通过在腐蚀电位附近 50~100 mV 的范围内分别对阴极极化曲线(*E*<*E*_{corr})和阳极极化曲线(*E*>*E*_{corr})进行线性外推,由外推的 2





Fig.1 Microstructures of Cu-Sn-Fe-Ni alloy

表 1 Cu-Sn-Fe-Ni 合金浸泡后的腐蚀情况 Table 1 Corrosion of Cu-Sn-Fe-Ni alloys after immersion

Immersion time/h	Mass loss/mg	Corrosion rate/mm·a ⁻¹		
24	0.77	0.1018		
48	1.40	0.0937		
72	1.57	0.0665		
96	1.85	0.0473		

条切线的交点可以确定腐蚀电流密度(*I*_{corr})。*I*_{corr}可 以用来预计金属的腐蚀速率,*I*_{corr} 越大,则金属表面 的溶解速度越快^[15]。而在交流阻抗谱中,可以获得阻 抗弧大小,再通过等效电路拟合获得等效电路各元件 值^[16-17],早期的研究将电容性电弧的半径与金属的溶 解联系起来,阻抗弧直径越大,耐腐蚀性能越好。通 过把极化曲线和交流阻抗两者综合分析比较,进而来 准确判断合金耐腐蚀性能的强弱^[18-19]。

图 2 为 Cu-Sn-Fe-Ni 合金在 3.5%NaCl 溶液中的极 化曲线,可知当浸泡时间小于 48 h 的样品的阳极曲线 中观察到钝化过渡,随后出现一个短的钝化区;但是当 合金浸泡时间超过 48 h 后,不再出现钝化区。表 2 为 极化曲线通过塔菲尔外推法拟合的各参数结果,腐蚀电 位和腐蚀电流密度首先随着浸泡时间的增加而增大,表 明腐蚀产物凝结形成钝化膜,合金的耐蚀性提高。但是 当合金的浸泡时间超过 48 h 后,腐蚀电位和腐蚀电流 密度开始减小,表明合金表面的钝化膜开始受到破坏。

图 3 为 Cu-Sn-Fe-Ni 合金在 3.5%NaCl 溶液中的交流阻抗谱。由图 3a 可以看出,浸泡不同时间后的阻抗谱 均是高频阻抗谱呈线性,低频阻抗谱呈半圆结构。通常 电容性电弧的半径是与金属的溶解联系起来,阻抗弧直



图 2 Cu-Sn-Fe-Ni 合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡不同时间的极 化曲线

Fig.2 Polarization curves of Cu-Sn-Fe-Ni alloys after immersion in 3.5%NaCl solution for different time

Table 2 Fitting result of the polarization curve							
Immersion time/h	$E_{\rm corr}/{ m V}$	$I_{\rm corr}/\mu{\rm A}\cdot{\rm cm}^{-2}$					
0	-0.227	51.10					
24	-0.202	9.94					
48	-0.143	6.62					
72	-0.201	23.04					
96	-0.240	28.73					

径越大,耐腐蚀性能越好。在浸泡时间为 0~96 h 的过程 中,容抗弧的半径随着时间增加先增大,说明合金的表 面形成了钝化膜,使得阻抗值减小,但是超过 48 h 后, 容抗弧开始减小,表面合金表面的钝化膜开始被破坏, 导致阻抗值开始增大。从图 3b 同样可以看出,在低频 区的 log|Z|随着浸泡时间的增加也表现先增大后减小的 趋势,48 h 同样是转变点。并且 0 h 处的阻抗谱由高频 电容电抗弧和斜率为 1 的倾斜线组成,表明样品表面光 滑,没有氧化产物。

此外,在 Bode 图还可以知道,浸泡 0、72 和 96 h 的合金只能看到 1 个单相角峰,即只有 1 个弛豫时间常 数,说明用于拟合 EIS 数据的等效电路只包含一对串并 联电路,因此,拟合的等效电路图见图 4a;浸泡 24 和 48 h 后的合金可以明显看到 2 个单相角峰,即有 2 个弛 豫时间常数,说明用于拟合 EIS 数据的等效电路包含 2 对串并联电路,因此,拟合的等效电路图见图 4b。在 图 4 的交流阻抗拟合的等效电路图中,交流阻抗谱的拟 合参数 R_s 、 R_f 、 R_c 分别代表溶液电阻、钝化膜电阻、电 荷转移电阻,单位为 Ω ·cm², CPE 为恒相位元件。

表 3 为不同浸泡时间合金的交流阻抗拟合后各参数 的数值,从表可知,在浸泡时间为 0~96 h 过程中,钝化



- 图 3 Cu-Sn-Fe-Ni 合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡不同时间的 Nyquist 曲线和 Bode 曲线
- Fig.3 EIS curves of the Cu-Sn-Fe-Ni alloys after immersion for different time in 3.5%NaCl solution: (a) Nyquist plots and (b) Bode plots

膜电阻 R_f 随着浸泡时间的增加先增大,从 257.2 $\Omega \cdot cm^2$ 增至 1136.0 $\Omega \cdot cm^2$,说明合金表面在不断形成钝化膜, 对基体起到了保护的作用,提高了合金在 3.5%NaCl 溶液 中的耐腐蚀性,降低了腐蚀速率;但是浸泡时间超过 48 h 后,钝化膜电阻 R_f 开始减小,从 1136.0 $\Omega \cdot cm^2$ 逐渐减小 至 445.2 $\Omega \cdot cm^2$,表明合金表面的钝化膜开始被破坏,与 前文合金的极化曲线结果相同。

2.4 腐蚀形貌

图 5 为在 3.5%NaCl 溶液浸泡不同时间后合金表面的腐蚀形貌,由图 5a 和 5b 可以发现合金表面有白色的岛状腐蚀产物生成,但是其分布不均匀;对岛状腐蚀物放大观察,从图 5c~5f 可知,腐蚀产物呈现颗粒状,紧紧包覆在合金表面,同时发现浸泡时间为 24 和 48 h后合金表面的腐蚀钝化膜较致密,而浸泡超过 48 h 后合金表面钝化膜并不致密,呈现疏松多孔状,这说明浸泡时间超过 48 h 后,合金表面的钝化膜开始被破坏,与浸泡48 h 前的合金相比,其耐腐蚀性能较差。



图 4 交流阻抗拟合的等效电路

Fig.4 Electrochemical equivalent circuit of fitting impedance data: (a) 0, 72, 96 h; (b) 24, 48 h

表 3 不同浸泡时间样品的奈奎斯特图拟合参数 Table 3 Calculated parameters of Nyquist plots of the samples exposed for different time

t/h	$R_{\rm s}/\Omega \cdot {\rm cm}^2$	CPE1-T	CPE1-P	$R_{\rm c}/\Omega \cdot {\rm cm}^2$	CPE2-T	CPE2-P	$R_{\rm f}/\Omega \cdot {\rm cm}^2$
0	14.4	0.00030	0.6899	-	-	-	257.2
24	21.86	0.00012	0.6058	1534	0.0016	0.6503	969.0
48	20.61	0.00003	0.6746	2312	0.0003	0.4735	1136.0
72	19.00	0.00017	0.6656	-	-	-	671.2
96	17.19	0.00024	0.6577	-	-	-	445.2



图 5 在 3.5%NaCl 溶液中浸泡不同时间后的 Cu-Sn-Fe-Ni 合金表面的腐蚀形貌

Fig.5 Corrosion morphologies of the alloy surface after immersion in 3.5%NaCl solution for different time: (a-c) 48 h, (d) 24 h, (e) 72 h, and (f) 96 h

2.5 腐蚀行为和机理

图 6 为实验合金浸泡 48 和 96 h 后的 XPS 全谱,在 2 个合金表面检测到有 Cu、O、Cl 和 Fe 元素的主峰,表明 合金的主要腐蚀产物为 Cu 的氧化物,还有少量 Fe 的氧 化物。此外,随着浸泡时间的增加,浸泡 96 h 后合金的 O 峰强度明显增强,同时还有 Ni 和 Sn 峰的出现,说明 有 Ni 和 Sn 的氧化物生成,同时 Fe 峰的强度也较 48 h 得 到增强,表明仍发生脱 Fe 腐蚀。但是,Cu 峰的强度有小 幅度增加,表明 Cu 不再发生氧化反应,甚至可能有少部 分脱落,与前文所述合金的钝化膜发生破坏相呼应。

图 7a 和 7b 显示了腐蚀物的 Cu 2p 光谱,可以看出 Cu 的腐蚀产物有 CuCl、CuCl₂、Cu₂O、Cu(OH)₂和 CuO, 其中在腐蚀过程中,首先形成是从 Cu₂O,接着 Cu₂O 向 CuO 和 Cu(OH)₂转变。图 7e 和 7f 显示了腐蚀物的 Fe 2p 光谱,其腐蚀产物有 FeO、FeCl₂、Fe₃O₄和 Fe(OH)₃,并 且随着浸泡时间的增加,Fe₃O₄和 Fe(OH)₃含量增加,表 明 FeO 和 FeCl₂ 向着 Fe₃O₄和 Fe(OH)₃转化。图 7g 和 7h 分别显示了腐蚀物的 Sn 3d 和 Ni 2p 光谱,同样腐蚀产 物都包含各元素的氧化物、氯化物和氢氧化物。这些结 果表明,腐蚀初期形成氧化物,并且随着浸泡时间的增 加,这些氧化物进一步氧化、氢氧化和氯化。



图 6 合金浸泡 48 和 96 h 后的合金 XPS 全谱

Fig.6 XPS full spectra of alloys after soaking for 48 and 96 h



图 7 在 3.5%NaCl 溶液中浸泡不同时间的合金 XPS 精细谱

Fig.7 XPS fine spectra of the alloys after immersion in 3.5%NaCl solution for different time: (a) 48 h, Cu; (b) 96 h, Cu; (c) 48 h, O; (d) 96 h, O; (e) 48 h, Fe; (f) 96 h, Fe; (g) 96 h, Sn; (h) 96 h, Ni

合金在 3.5%NaCl 溶液中腐蚀行为主要是发生氧化 还原过程, Cu、Sn、Fe、Ni 应作为阳极, 阳极反应过程 可以表达为^[20-22]:

 $Cu+Cl^{-}\rightarrow CuCl+e^{-}, CuCl+Cl^{-}\rightarrow CuCl^{2-};$

 $Fe \rightarrow Fe^{2+}+2e^{-}, Fe^{2+} \rightarrow Fe^{3+}+e^{-};$

 $3Sn+4OH^{+}+2Cl^{-}=Sn_{3}O(OH)_{2}Cl_{2}+H_{2}O+6e^{-};$

Ni→Ni²⁺+2e⁻

阴极反应过程为:

 $O_2+2H_2O+4e^- \rightarrow 4OH^-$

金属腐蚀后的氧化物或者是氢氧化物,可以发生如 下水解反应^[23-24]:

 $2CuCl^{2}+2OH^{-}\rightarrow Cu_2O+H_2O+4Cl^{-}$,

 $CuCl^{2-}+2H_2O \rightarrow Cu(OH)_2+2HCl+e^{-}$,

 $Cu_2O+O_2+H_2O \rightarrow 2CuO+H_2O_2;$

 $3Fe^{2+}+4H_2O \rightarrow Fe_3O_4+8H^++2e^-$,

 $Fe^{3+}+3H_2O \rightarrow Fe(OH)_3+3H^+; Ni+H_2O \rightarrow NiO+2H^++2e^-$

在上述氧化还原反应分析表明,在腐蚀过程中可 以形成 Cu、Fe、Sn、Ni 的氯化物、氧化物和氢氧化 物。但是,在浸泡 48 h 前,所设计的 Cu-Sn-Fe-Ni 合金中只存在 Cu₂O、CuO、CuCl、CuCl₂/Cu(OH)₂、 FeO、FeCl₂、Fe₃O₄和 Fe(OH)₃, 合金只发生 Cu 和 Fe 的溶解腐蚀,由于 Fe 的标准电极电位比 Cu 更负, 在 NaCl 溶液中, Fe 相比 Cu 基体要优先发生溶解腐 蚀反应,在合金表面会形成一些小的侵蚀坑,并会发 展成为点蚀核,但是由于 Fe 含量较低,接着 Cu 很 快也开始腐蚀,迅速在合金表面生成氧化膜,并且钝 化膜随着浸泡时间的增加而凝结增厚,促使合金耐腐 蚀性能的提高。随着浸泡时间的增加, Fe 和 Cu 氧化 物发生水解,会使溶液发生局部的 pH 值下降,促使 所设计的 Cu-Sn-Fe-Ni 合金中在浸泡 48 h 之后,发生 Sn 和 Ni 的溶解腐蚀,因此合金表面存有 NiO、 Ni(OH)₂、Sn₃O(OH)₂Cl₂和SnO₂,与氧化还原反应分 析的结果相同,在钝化膜 Cu₂O 点阵结构中,Ni²⁺可 以进入 Cu⁺空缺位置,增加 Cu₂O 膜的离子阻力,使 得其结合强度更高,同时形成的 Ni 和 Sn 的氧化膜也 可以起到一定的保护基体的作用,所以合金的耐腐蚀 性能应当提高,然而在少量侵蚀坑以及钝化膜下层的 Fe仍发生腐蚀,由于脱 Fe腐蚀的出现,致密的钝化 膜发生局部破坏,促使合金表面出现局部氧化膜的脱 落,从而使得合金的耐腐蚀性能减弱。

3 结 论

1)采用熔铸和形变热处理方法制备 Cu-Sn-Fe-Ni 合金在 3.5%NaCl 溶液中静态腐蚀率为 0.0473 mm/a, 具有较好的耐腐蚀性能,随着浸泡时间的增加,合金 的极化电阻和阻抗表现先增大后减小的趋势,进而其 耐腐蚀性能先增强后减弱。

2) Cu-Sn-Fe-Ni 合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡腐 蚀有明显的优先腐蚀倾向,钝化膜主要由 Cu₂O、CuO、 CuCl、CuCl₂/Cu(OH)₂、NiO 和 SnO₂组成,在浸泡 48 h 前,Fe 优先发生腐蚀,接着 Cu 开始溶解腐蚀,并且 随着浸泡时间的增加,钝化膜变厚,进而合金的耐蚀 性增强;在浸泡 48 h之后,合金发生 Sn 和 Ni 腐蚀, 形成 Ni 和 Sn 氧化膜,继续增加钝化膜的厚度,但是 此时合金依然发生脱 Fe 腐蚀,钝化膜发生局部脱落, 促使致密钝化膜疏松,导致合金的耐腐蚀性能减弱。

参考文献 References

- [1] Wang Biwen (王碧文). Production, Nonferrous Metal Materials and Engineering(上海有色金属)[J], 2013, 34(2): 47
- [2] Li W S, Liu Y, Wang Z P et al. Trans Nonferrous Met Soc China [J], 2012, 22(9): 2139
- [3] Zhao J Y. Special Casting and Nonferrous Alloys[J], 2006, 26(6): 390
- [4] Che Lu(陈 路), Liu Qingfeng(刘庆丰), Deng Wei(邓 威) et al. Hunan Electric Power(湖南电力)[J], 2015, 35(1): 25
- [5] Peng Wu(彭 武), Zhou Jinxing(周金星), Liu Chang(刘 畅).
 Hunan Electric Power(湖南电力)[J], 2018, 38(4): 52
- [6] Liu Chun(刘 纯), Xie Yi(谢 亿), Hu Jiarui(胡加瑞) et al. Hunan Electric Power(湖南电力)[J], 2016, 36(3): 39
- [7] Nady H, Helal N H, El-Rabiee M M et al. Materials Chemistry and Physics[J], 2012, 134(2): 945
- [8] Ma A L, Jiang S L, Zheng Y G et al. Corrosion Science[J], 2015, 91: 245
- [9] Feng Zaiqiang(冯在强), Wang Zidong(王自东), Wang Qiangsong(王强松) et al. Corrosion Science and Protection Technology(腐蚀科学与防护技术)[J], 2011, 60(2): 180
- [10] Guan Honyan(管红艳), Lu Songtao(卢松涛). Corrosion Science and Protection Technology(腐蚀科学与防护技术)[J], 2016, 28(6): 565
- [11] Zhu J J, Li S H, Shen L N et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2017, 27(5): 1096
- [12] Li Siyuan(李思远), Song Jianlei(宋坚磊), Wei Huan(卫欢) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料 与工程)[J], 2022, 51(3): 895
- [13] Yin M Y, Li Z, Xiao Z et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2021, 31(4): 1012
- [14] Lin Gaoyong(林高用), Wan Yingchun(万迎春), Yang Wei(杨 伟) et al. Corrosion Science and Protection Technology(腐蚀)

科学与防护技术)[J], 2010, 22(6): 514

- [15] Li Wensheng(李文生), Xing jian(邢健), Zhang Jie(张杰) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料 与工程)[J], 2022, 51(12): 4714
- [16] Ashida Y, Nishizawa S. Journal of Testing and Evaluation[J], 2020, 48(2): 1769
- [17] Xiao Z, Li Z, Zhu A Y et al. Corrosion Science[J], 2013, 76:42
- [18] Luo H, Li Z, Mingers A M et al. Corrosion Science[J], 2018, 134: 131

- [19] Han Z, Ren W, Yang J et al. Corrosion Science[J], 2020, 816: 152 583
- [20] Awad N K, Ashour E A, Fouda A S et al. Applied Surface Science [J], 2014, 307: 621
- [21] Badawy W A, Ismail K M, Fathi A M. Electrochimica Acta[J], 2005, 50(18): 360
- [22] Kuo H H, Wang W H, Hsu Y F et al. Corrosion Science[J], 2006, 48(12): 4352
- [23] Syrett B C. Corrosion[J], 1976, 32(6): 242
- [24] Tsao L C, Chen C W. Corrosion Science[J], 2012, 63: 393

Corrosion Behavior of New Cu-Sn-Fe-Ni Alloy in 3.5wt% NaCl Solution

Wang Xie, Lei Qian, Liu Yong

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: A Cu-Sn-Fe-Ni alloy was prepared by melt casting and thermomechanical treatment. The static corrosion behavior in NaCl solution was characterized by scanning electron microscope and X-ray photoelectron spectroscopy. Finally, the corrosion mechanism of the alloy was analyzed. The results show that the static corrosion rate of the alloy in 3.5 wt% NaCl solution is 0.0473 mm/a, and the corrosion resistance is good. The corrosion resistance of the alloy increases first and then decreases with the increase in immersion time. The alloy has an obvious preferential corrosion tendency in the immersion process. At first, Fe removal corrosion occurs, and then Cu oxidizes to form a relatively dense passivation film, which reduces the corrosion rate of the alloy. Later, Sn and Ni begin to dissolve and corrode, to form an oxide film, which makes the passivation film denser. However, at the time, Fe removal corrosion still occurs in the lower layer of the passivation film, which promotes the local destruction of the dense passivation film, leading to the decline of the corrosion resistance of the alloy.

Key words: Cu-Sn-Fe-Ni alloy; corrosion mechanism; corrosion rate; corrosion resistance

Corresponding author: Liu Yong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88879422, E-mail: yonliu@csu.edu.cn