

S^{2-} 对高强 Cu-7Ni-3Al 合金在 NaCl 溶液中耐蚀性能的影响

张思瑶,张卓栋,常延丽

(西安工程大学 材料工程学院,陕西 西安 710048)

摘 要:实验以铜镍系耐蚀铜合金为基础,利用真空熔炼法制备得到 Cu-7Ni-3Al 合金,通过静态浸泡法对 Cu-7Ni-3Al 在不同 S^{2-} 浓度的 3.5% (w) NaCl 溶液中的腐蚀速率及腐蚀形态进行了研究。结果表明,通过真空熔炼法能制备出综合力学性能良好的 Cu-7Ni-3Al 合金。 S^{2-} 的存在促进了 Cu-7Ni-3Al 合金的腐蚀,Cu-7Ni-3Al 合金的腐蚀速率随 S^{2-} 浓度的增大而增大,原因在于 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 环境中会形成 Cu_2S , Cu_2S 会使表面钝化膜变脆,并且阻止氧化膜的生成从而使腐蚀加速,因此 Cu-7Ni-3Al 合金在 3.5% NaCl 溶液中随 S^{2-} 含量的增加,耐蚀性下降。

关键词: Cu-7Ni-3Al; 腐蚀行为; 极化曲线; EIS

中图分类号: TG146.1

文献标识码: A

Effect of S^{2-} on Corrosion Resistance of Cu-7Ni-3Al Alloy in NaCl Solutions

ZHANG Siyao, ZHANG Zhuodong, CHANG Yanli

(School of Materials Engineering, Xi'an Polytechnic University, Xi'an 710048, China)

Abstract: Cu-7Ni-3Al copper alloy is prepared by vacuum smelting based on the copper-nickel corrosion-resistant copper alloys. The corrosion rate and corrosion pattern of Cu-7Ni-3Al alloy in 3.5% (w) NaCl solutions with different concentrations of S^{2-} are analyzed by the static total impregnation corrosion experiment. The results show that Cu-7Ni-3Al alloy with good comprehensive performance is prepared by vacuum smelting. The existence of S^{2-} promotes the corrosion of Cu-7Ni-3Al alloy. The corrosion rate of Cu-7Ni-3Al alloy increases with the increase of S^{2-} concentration, because in the environment of S^{2-} , Cu-7Ni-3Al alloys will form Cu_2S , and Cu_2S will make the passivated film brittle and prevent the formation of oxide film, thus accelerating corrosion. Therefore, the corrosion resistance of Cu-7Ni-3Al alloy decreases with the increase of S^{2-} content in 3.5% NaCl solution.

Keywords: Cu-7Ni-3Al; corrosion behavior; polarization curve; EIS

近年来,由于全球人口持续增加,陆地资源日趋匮乏,海洋资源对各国生存与发展的意义日渐突出。人们对海洋资源研究的规模与深度不断增大^[1-3]。为了进一步研究和利用海洋资源,

发展海洋经济,急需解决金属板材的腐蚀和保护等问题。因此研制和开发耐海洋环境腐蚀的金属材料成了深海开发的重要环节^[4-5]。海洋工程中重要的零部件,均需要具有优异的耐海水腐

收稿日期:2023-03-16

基金项目:陕西省西安市碑林区科技局自然科学计划基金(GX2144)

作者简介:张思瑶,女,2002年生,本科,研究方向:耐蚀铜合金。E-mail: 670885987@qq.com

通讯作者:常延丽,女,1987年生,博士,讲师,主要研究方向:金属基复合材料。E-mail:20180605@xpu.edu.cn

引用格式:张思瑶,张卓栋,常延丽. S^{2-} 对高强 Cu-7Ni-3Al 合金在 NaCl 溶液中耐蚀性能的影响[J]. 材料开发与应用, 2023, 38(6): 15-21.

ZHANG S Y, ZHANG Z D, CHANG Y L. Effect of S^{2-} on corrosion resistance of Cu-7Ni-3Al alloy in NaCl solutions[J]. Development and Application of Materials, 2023, 38(6): 15-21.

蚀性能。Cu-Ni 合金具有优异的抗海水腐蚀、抗海洋生物粘附等特性,加之优异的综合力学性能,使它成为了海洋工程中不可或缺的重要金属材料^[6-7]。

孙婷婷等^[8]研究了环境因子如 Cl^- 浓度、pH 值、温度等对 B10 合金耐蚀性能的影响。研究表明,在强碱环境中氧的还原作用会被抑制,从而在一定程度上抑制了铜合金腐蚀反应的发生,使得铜合金的耐蚀性能得到显著提高。迟长云等^[9]对 B30 合金进行了电化学测试。结果表明,B30 合金的表面钝化膜可以提高其阻抗值,降低其极化电流和腐蚀速率。陈翔峰等^[10]深入研究了 B30 合金在实海海域中的腐蚀规律。研究表明,B30 合金在真实的海洋环境下腐蚀类型一般为均匀腐蚀,在全浸区腐蚀速率最快、潮差区居中、溅落区最慢,且随着时间的增长,合金腐蚀速率逐渐降低。林高用等^[11]研究了新型 Cu-Ni 系合金及其腐蚀行为。通过对添加不同稀土元素的 B10 合金腐蚀特性的研究,发现加入稀土后,合金耐蚀性均有所改善,在稀土含量为 0.04% 时,其耐蚀性最佳。

在 Cu-Ni 系合金中引入 Al 元素可显著提高合金耐蚀性能^[12-13],但针对 Cu-Ni-Al 合金在海洋环境中的抗腐蚀性能进行深入研究资料较少,对其耐腐蚀特点及其腐蚀规律的认识并不深刻,这在一定程度上限制了该合金的应用。因此,对 Cu-Ni-Al 合金在海洋介质中的抗腐蚀性能及其力学性能进行系统研究,使其在海洋环境中大规模应用具有重要意义^[14-16]。作者以传统铜镍系耐蚀铜合金为基础,引入一定量的 Al 元素,利用真空感应熔炼法制备 Cu-7Ni-3Al 耐蚀铜合金。采用静态浸泡腐蚀实验,研究在含有不同浓度 S^{2-} 的 3.5% (w ,下同) NaCl 溶液中,Cu-7Ni-3Al 的腐蚀速率和腐蚀形貌变化规律。利用电化学站,研究在含有不同浓度 S^{2-} 的 3.5% NaCl 溶液中,Cu-7Ni-3Al 合金电化学性能的变化规律。

1 实验材料与方法

1.1 材料制备

首先,将纯度为 99.9% 的铜板、铝板、镍板进

行去油、干燥处理,并按照一定的比例称量备用 (Ni、Al、Cu 质量比为 7 : 3 : 90),随后利用真空感应熔炼法熔炼浇铸成尺寸为 $\phi 55 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ 的 Cu-7Ni-3Al 合金铸锭。

1.2 力学性能测试

用型号为 CMT5105 的电子万能试验机对 Cu-7Ni-3Al 合金材料进行室温拉伸实验,拉伸速率为 1 mm/min 。

1.3 静态全浸腐蚀实验

将真空感应熔炼得到的合金铸锭加工成长和宽均为 10 mm ,厚度为 4 mm 的块体。试样表面经砂纸逐级打磨后抛光,随后放入超声波清洗仪中清洗干净, $60 \text{ }^\circ\text{C}$ 下烘干。腐蚀溶液选择含有不同浓度 S^{2-} 的 NaCl 溶液,且 NaCl 的含量统一为 3.5%。实验过程中,烧杯口用保鲜膜密封,为避免灰尘杂质等因素的影响。在静态浸泡腐蚀实验中,只研究 S^{2-} 浓度对 Cu-7Ni-3Al 合金腐蚀性能的影响,所以实验周期不作为变量,均设置成 240 h 。 S^{2-} 浓度依次设置为 0 mg/L 、 100 mg/L 、 500 mg/L 和 $1\,000 \text{ mg/L}$,通过添加不同含量的 Na_2S 来实现。

在浸泡实验前后,分别用分析天平称量 Cu-Ni-Al 合金试样的质量,利用失重法计算合金的平均腐蚀速率。其平均腐蚀速率由式(1)计算。

$$V = \frac{W_1 - W_2}{ST} \quad (1)$$

式中, V 表示金属腐蚀速率, $\text{g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$; S 表示被测试面面积, m^2 ; T 表示腐蚀试验周期, h ; W_1 表示材料腐蚀前的质量, g ; W_2 表示材料去除腐蚀产物后的质量, g 。

1.4 腐蚀产物及形貌观察

利用 Quanta-450-FEG 型扫描电子显微镜观察 Cu-7Ni-3Al 合金腐蚀后的形貌。合金成分通过 Quanta-450-FEG 型扫描电子显微镜附带的能谱仪测量。

2 实验结果与讨论

2.1 力学性能

图 1 所示为 Cu-7Ni-3Al 合金应力-应变曲

线。由图可得出 Cu-7Ni-3Al 合金的屈服强度为 126.74 MPa,抗拉强度为 294.17 MPa。由此可知,采用真空熔炼法可制备出综合力学性能良好的 Cu-7Ni-3Al 合金。

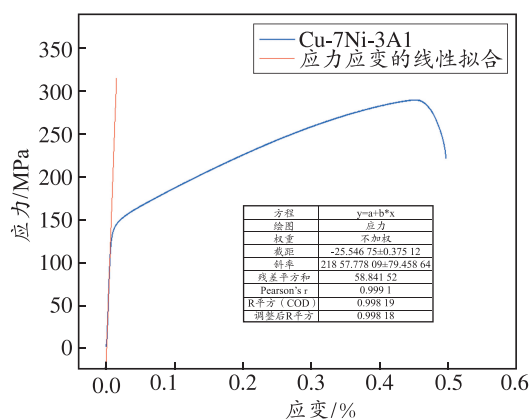
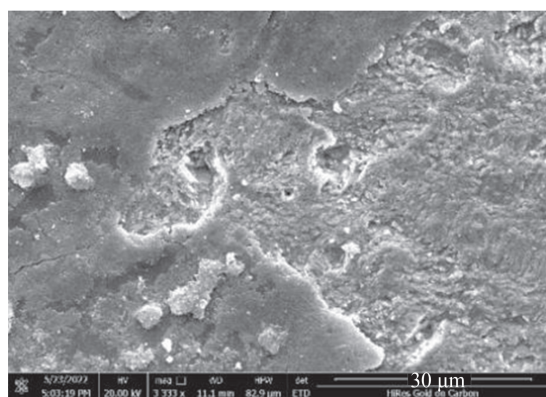
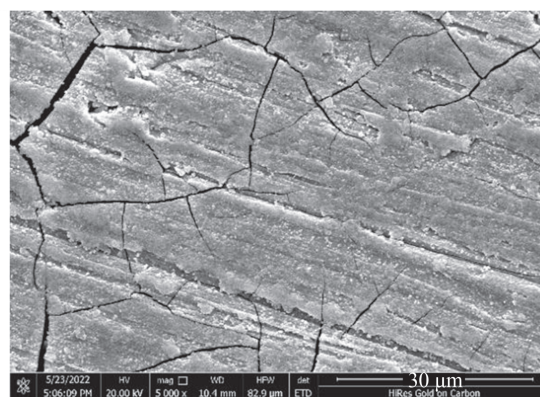


图 1 Cu-7Ni-3Al 合金应力-应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curve of Cu-7Ni-3Al alloy



(a) 3.5%NaCl溶液

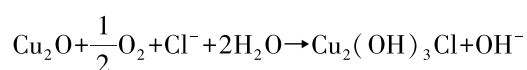
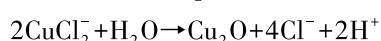
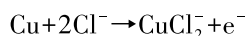


(b) S²⁻ 100 mg/L+3.5%NaCl溶液

图 2 Cu-7Ni-3Al 合金在 3.5%NaCl 溶液和 S²⁻ 100 mg/L+3.5%NaCl 溶液浸泡后的微观表面形貌

Fig. 2 Surface morphology of Cu-7Ni-3Al alloy soaked in 3.5%NaCl and S²⁻ 100 mg/L+ 3.5%NaCl solutions

图 3(a) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 3.5% NaCl 溶液浸泡后的表面能谱分析。通过 EDS 分析发现,在 3.5%NaCl 溶液中浸泡腐蚀的 Cu-7Ni-3Al 合金表面腐蚀层的氧含量(原子分数)较高,说明在此浸泡条件下,表面腐蚀层含有较多的氧化物,如 Cu₂O、Al₂O₃ 等。另外,在含氯环境中,铜会发生一系列化学反应,形成氧化亚铜和碱性氯化铜,具体反应过程如下:



2.2 腐蚀产物分析

图 2(a) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 3.5% NaCl 溶液浸泡后的微观表面形貌图。从图 2 可以看出,铜合金表面已经形成氧化膜。由此可以看出铜合金在没有其他耐蚀处理的情况下,合金本身在 3.5% NaCl 溶液中已经具有较强的耐腐蚀性能。

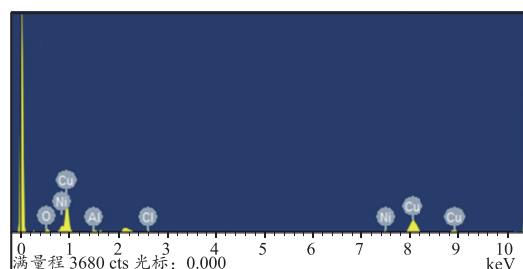
图 2(b) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 S²⁻ 100 mg/L+ 3.5%NaCl 溶液浸泡腐蚀后的微观形貌图。从图 2(b) 可以看到,Cu-7Ni-3Al 合金表面还能看到些微的裂痕,腐蚀层出现了裂纹。这说明 Cu-7Ni-3Al 合金在 S²⁻ 浓度为 100 mg/L 以及 3.5% NaCl 的浸泡环境下,表面氧化层结构是不稳定的,随着腐蚀加深出现里破裂的情况。进一步观察发现,腐蚀层表面有细小颗粒状物质析出,说明很有可能是析出物的出现使得不稳定的钝化层发生涨破。这也表明,在加入了 S²⁻ 后 Cu-7Ni-3Al 合金的耐腐蚀性能有所下降。

由此可知,Cu-7Ni-3Al 合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡腐蚀的过程中,样品表面发生了一系列复杂的化学反应。在合金表面形成了含有 Cu₂O、Al₂O₃ 和 Cu₂(OH)₃Cl 的钝化层。铜合金优异的耐蚀性是因为表面钝化层主要由薄而附着力强的 Cu₂O 组成,通过生成 Al₂O₃ 腐蚀产物,使 Cu₂O 多孔层致密化形成钝化层,可以有效地减缓在含氯环境下的腐蚀速率。随着浸泡时间的延长,腐蚀产物膜出现增厚的状态,耐腐蚀性能逐步提高。上述分析表明,在腐蚀过程中能够形成 Cu、Al、Ni 的氯化物、氧化物和二氧化物。所以,此腐蚀产物可能含有 Cu₂O、CuO、CuCl₂、

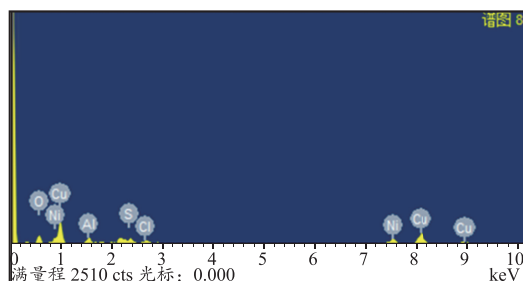
$\text{CuCl}_2/\text{Cu}(\text{OH})_2$ 和 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}(\text{OH})_3$ 等成分。

图 3(b) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 100 mg/L+3.5%NaCl 溶液浸泡后的表面能谱分析。由图 3(b) 可知, 表面存在 Cu、Ni、Al、Cl、S 和 O 元素。其中氧含量(原子分数)为 40.34%, 与没有添加 S^{2-} 腐蚀后的产物(氧含量 22.51%) 对比有大幅

增加。这说明在 S^{2-} 浓度为 100 mg/L 时 Cu-7Ni-3Al 合金腐蚀过程中氧化腐蚀增强。其中 Cl 元素的含量也有所上升, 说明在此 S^{2-} 浓度下, 化学反应都有所增强。表面腐蚀产物中 $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$ 、 Al_2O_3 等氧化物居多。



(a) 3.5%NaCl 溶液



(b) S^{2-} 100 mg/L+3.5%NaCl 溶液

元素	质量分数/%	原子分数/%
O K	7.12	22.51
Al K	2.48	4.66
Cl K	0.73	1.04
Ni K	5.82	5.01
Cu K	83.85	66.78
总量	100.00	100.00

元素	质量分数/%	原子分数/%
O K	16.79	40.34
Al K	6.06	8.63
S K	3.72	4.46
Cl K	2.56	2.77
Ni K	18.77	12.29
Cu K	52.10	31.51
总量	100.00	100.00

图 3 Cu-7Ni-3Al 合金 3.5%NaCl 溶液和 S^{2-} 100 mg/L+3.5%NaCl 溶液浸泡后的表面能谱分析

Fig. 3 Surface energy spectrum analysis of Cu-7Ni-3Al alloy soaked in 3.5%NaCl and S^{2-} 100 mg/L+ 3.5%NaCl solutions

图 4(a) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 500 mg/L+3.5%NaCl 溶液浸泡腐蚀后的微观形貌。由图可以看出, S^{2-} 浓度增加, 合金表面并未出现大量裂纹, 腐蚀表面能看到完整的钝化膜。但是表面出现了更多细小颗粒状的析出物, 且表面氧化层有剥落的趋势。这说明在 S^{2-} 浓度增高的情况下, 铜合金的腐蚀产物凝聚成膜的能力下降, 更倾向于凝聚成颗粒状析出, 这使得合金表面腐蚀层致密度下降, 从而导致 Cu-7Ni-3Al 合金的耐蚀性能降低。

图 4(b) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 1 000 mg/L+3.5% NaCl 溶液浸泡腐蚀后的微观形貌。从图中可以看出, Cu-7Ni-3Al 合金表面腐蚀层已经完全颗粒化, 并且已经出现很多由细小颗粒状析出物堆积而成的块体。从图中可以看出, 块体的排列并不紧密, 这说明 Cu-7Ni-3Al 合金表面腐蚀层阻碍腐蚀的作用已经变小, 铜合金的耐蚀性能进一步下降。

上述分析表明, S^{2-} 浓度的增加使得 Cu-7Ni-3Al 合金的腐蚀产物凝聚能力下降, 钝化层逐渐改变聚集的形式, 颗粒状析出物逐渐增多。当 S^{2-} 浓度达到 1 000 mg/L 时, Cu-7Ni-3Al 合金的耐蚀性较差。

图 5(a) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 500 mg/L+3.5% NaCl 溶液浸泡腐蚀后表面能谱分析。可以看出在腐蚀产物的元素组成中 S 元素含量大幅上升, 而 O 元素和 Cl 元素的含量下降, 说明在此浓度下更多 S 元素参与反应, 生成了 Cu_2S 等腐蚀产物。

图 5(b) 为 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 1 000 mg/L+3.5% NaCl 溶液浸泡腐蚀后表面能谱分析。由图可知, 产物中只发现了 Cu、Ni、S 和 O 元素。说明在高浓度 S^{2-} 溶液中, Cu-7Ni-3Al 合金的氧化过程被一定程度地抑制。由此可以判断此腐蚀层产物中 Cu_2S 等硫化物居多。

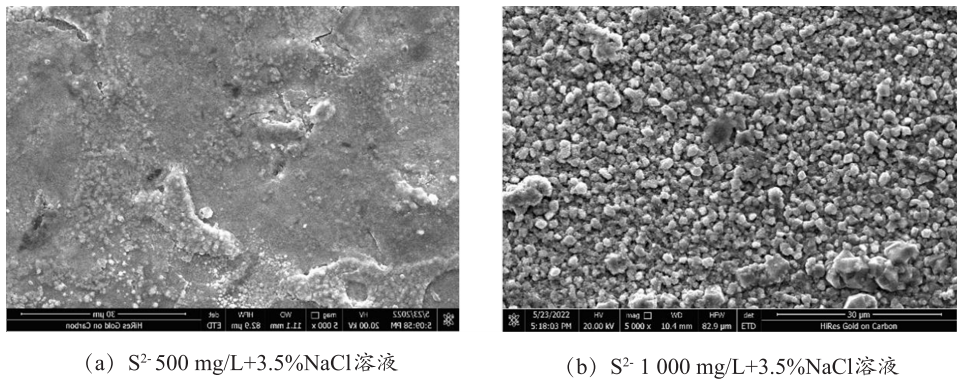
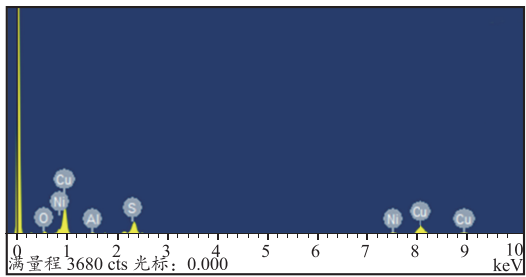


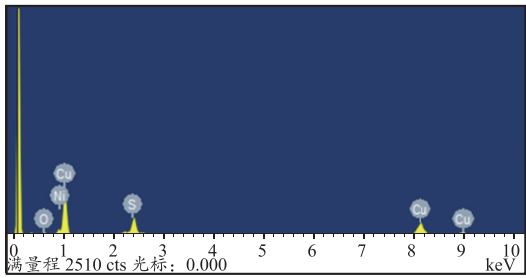
图 4 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 500 mg/L 和 1 000 mg/L+3.5%NaCl 溶液浸泡腐蚀后的微观形貌

Fig. 4 Microstructure of Cu-7Ni-3Al alloy after corrosion in S^{2-} 500 mg/L and 1 000 mg/L+3.5%NaCl solutions



(a) S^{2-} 500 mg/L+3.5%NaCl 溶液

元素	质量分数/%	原子分数/%
O K	9.10	24.74
Al K	2.11	3.40
S K	15.23	20.67
Cl K	0.60	0.74
Ni K	8.74	6.48
Cu K	64.22	43.97
总量	100.00	100.00



(b) S^{2-} 1 000 mg/L+3.5%NaCl 溶液

元素	质量分数/%	原子分数/%
O K	3.95	12.16
S K	17.66	27.10
Ni K	0.78	0.65
Cu K	77.61	60.09
总量	100.00	100.00

图 5 Cu-7Ni-3Al 合金在 S^{2-} 500 mg/L 和 1 000 mg/L+3.5%NaCl 溶液浸泡腐蚀后表面能谱分析

Fig. 5 Surface energy spectrum analysis of Cu-7Ni-3Al alloy after immersion in S^{2-} 500 mg/L and 1 000 mg/L+3.5%NaCl solutions

由上述可知,Cu-7Ni-3Al 合金在不同浓度 S^{2-} 盐溶液中进行 10 d 的浸泡腐蚀后,Cu-7Ni-3Al 合金表面腐蚀层随着 S^{2-} 浓度的增加出现明显的裂痕和腐蚀加深的情况,这说明 Cu-7Ni-3Al 合金在 3.5%NaCl 溶液里, S^{2-} 对合金的腐蚀具有促进作用。

将在不同 S^{2-} 浓度的盐溶液中浸泡后的样品进行 EDS 分析,各元素含量绘制成折线图(如图 6 所示),可以更加清晰地看出,随着 S^{2-} 浓度的

不同,Cu-7Ni-3Al 合金的腐蚀产物中元素含量的变化过程。由图可以看出,在腐蚀溶液 S^{2-} 浓度从 0 mg/L 增加到 100 mg/L 时,Cu-7Ni-3Al 合金的腐蚀产物中元素含量除铜元素外,均呈现上升趋势,说明在此浓度范围内,Cu-7Ni-3Al 合金的各种腐蚀反应均有所增强。但 S^{2-} 浓度在从 100 mg/L 上升到 1 000 mg/L 的过程中,仅 Cu 元素和 S 元素的含量在上升,说明腐蚀产物中 Cu_2S 含量增多。

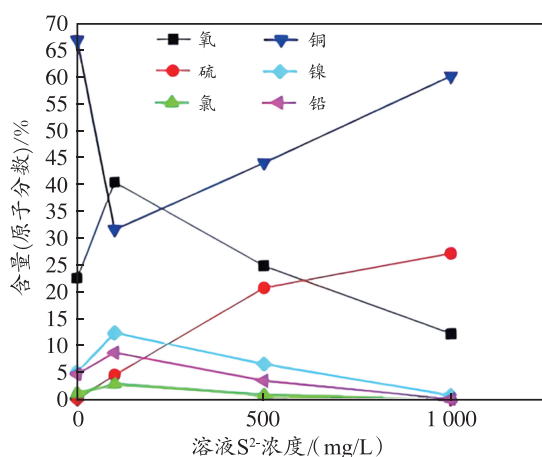


图6 Cu-7Ni-3Al 在不同硫离子浓度的盐溶液腐蚀下产物的元素含量变化

Fig. 6 Changes in atomic content of Cu-7Ni-3Al products corroded by salt solution with different concentration of sulfur ions

综上所述,SEM 显微组织观察发现, S^{2-} 对 3.5% NaCl 溶液中 Cu-7Ni-3Al 合金的腐蚀有明显地促进作用,从而使其耐腐蚀性下降。并且随着 S^{2-} 浓度的增加,这种促进效果不断增强。结合 EDS 分析可知,随着 S^{2-} 浓度的增加,Cu-7Ni-3Al 合金表层的氧化膜会逐渐变脆并容易脱落,原因可能是铜合金在含 S^{2-} 的溶液中易形成 Cu_2S 膜,这种膜疏松且粘附性较差。因此,加入 S^{2-} 后,Cu-7Ni-3Al 合金的抗腐蚀性能有了明显地下降,且 Cu-7Ni-3Al 合金的耐腐蚀性能随着 S^{2-} 的浓度的增加而下降。

2.3 腐蚀速率的计算和分析

在静态浸泡腐蚀 10 d 后取出样品,用棉签蘸取稀盐酸对腐蚀样品表面进行擦拭,以去除 Cu-7Ni-3Al 合金表层的腐蚀产物。露出光亮的合金表面即停止擦拭,用去离子水冲洗样品,待表面水分蒸发后进行称重。样品腐蚀前后质量如表 1 所示。

利用公式(1)分别计算 4 个样品的平均腐蚀速率。通过计算得到样品 1、2、3、4 的平均腐蚀速率分别为 $0.054\ 1\ g/(m^2 \cdot h)$ 、 $0.108\ 3\ g/(m^2 \cdot h)$ 、 $0.125\ 0\ g/(m^2 \cdot h)$ 和 $0.162\ 5\ g/(m^2 \cdot h)$ 。图 7 所示为 Cu-7Ni-3Al 在不同硫离子浓度下的平均腐蚀速率变化。可以看出,在 S^{2-} 浓度从 0 mg/L 增加到 100 mg/L 的过程中,Cu-7Ni-3Al 合金的平均腐蚀速率增加较快; S^{2-} 浓度

继续增加,Cu-7Ni-3Al 合金的平均腐蚀速率增加较缓。

表 1 Cu-7Ni-3Al 在不同硫离子浓度下腐蚀前后质量

Table 1 Quality of Cu-7Ni-3Al before and after corrosion

样品	under different sulfur ion concentrations			g
	腐蚀前	腐蚀后	损失量	
1	3.364 2	3.362 9	0.001 3	
2	3.389 6	3.387 0	0.002 6	
3	3.358 6	3.355 6	0.003 0	
4	3.390 8	3.386 9	0.003 9	

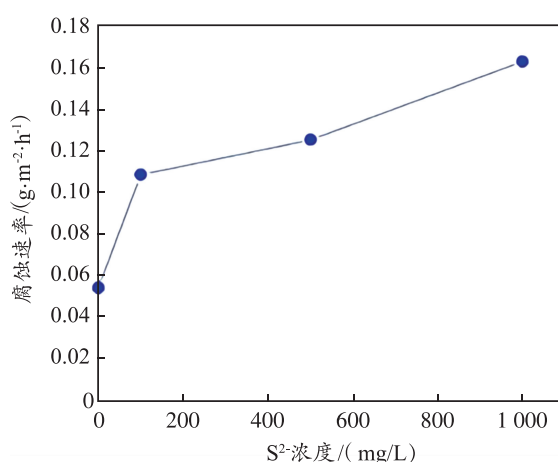


图7 Cu-7Ni-3Al 在不同硫离子浓度下腐蚀后的平均腐蚀速率变化

Fig. 7 Average corrosion rate of Cu-7Ni-3Al under different sulfur ion concentrations

3 结论

(1)采用真空熔炼法可制备出综合力学性能良好的 Cu-7Ni-3Al 合金。

(2) S^{2-} 的存在加速了铜合金的腐蚀,并且随着 S^{2-} 浓度的增加 Cu-7Ni-3Al 合金的平均腐蚀速率也在不断上升。这是因为在含有硫离子的腐蚀环境下,Cu-7Ni-3Al 合金表面易生成 Cu_2S , 会使得表面钝化膜变脆,并且阻止氧化膜的生成从而使得腐蚀加速。

致谢:

感谢西安工程大学材料工程学院“材子论坛”系列活动所提供的平台支持。

参考文献:

- [1] 邢少华, 杨光付, 隋永强, 等. 90/10 铜镍合金海水管路直流杂散电流腐蚀及控制研究[J]. 材料开发与应用, 2022, 37(4): 41-48.
- [2] 杨勇, 王斌斌, 李妍洁, 等. 微量 Cu 掺杂对 TA10 合金组织、力学性能与腐蚀行为的影响[J]. 材料开发与应用, 2022, 37(3): 5-12.
- [3] 孙建军, 王鹏云, 谢述锋, 等. Al-Cu-Mg-Ag 合金与 ZL205A 合金性能与微观组织对比[J]. 材料开发与应用, 2022, 37(3): 13-20.
- [4] 韩茂盛, 罗皓, 刘乐乐, 等. 铜合金截止阀密封失效原因分析[J]. 材料开发与应用, 2021, 36(2): 49-54.
- [5] 李婷, 张耀武, 吕岩, 等. 船体材料腐蚀与防护措施的研究进展[J]. 广州化工, 2015, 43(6): 33-35.
- [6] EKERENAM O O, MA A L, ZHENG Y G, et al. Evolution of the corrosion product film and its effect on the erosion-corrosion behavior of two commercial 90Cu-10Ni tubes in seawater[J]. 金属学报(英文版), 2018, 31(11): 1148-1170.
- [7] MELCHERS R E. Temperature effect on seawater immersion corrosion of 90: 10 copper-nickel alloy[J]. Corrosion, 2001, 57(5): 440-451.
- [8] 孙婷婷, 李宁, 薛建军, 等. 环境因素对 B10 铜镍合金耐蚀性的影响[J]. 装备环境工程, 2010, 7(4): 25-28.
- [9] 迟长云, 李宁, 薛建军, 等. B30 铜镍合金在海水中的电化学行为[J]. 材料保护, 2009, 42(8): 19-22.
- [10] 陈翔峰, 穆振军, 许春生, 等. 铜及铜合金在厦门海域实海暴露腐蚀规律研究[J]. 装备环境工程, 2013, 10(2): 1-3.
- [11] 林高用, 万迎春, 杨伟, 等. 稀土含量对 BFe10-1-1 铁白铜在流动人工海水中的腐蚀行为影响[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2010, 22(6): 514-517.
- [12] 陈树东. 微合金化铸态镍铝青铜的组织与性能研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2014: 15-20.
- [13] 毛向阳, 方峰, 谈荣生, 等. 稀土对铜及铜合金组织和性能影响的研究进展[J]. 稀土, 2008, 29(3): 75-80.
- [14] HODGKIESS T, VASSILIOU G. Complexities in the erosion corrosion of copper-nickel alloys in saline water[J]. Desalination, 2005, 183(1-3): 235-247.
- [15] 李进, 许兆义, 周卫青, 等. 循环冷却水系统中铜镍合金点腐蚀影响因素分析[J]. 北京交通大学学报, 2005, 29(4): 13-18.
- [16] YUAN S J, PEHKONEN S O. Surface characterization and corrosion behavior of 70/30 Cu-Ni alloy in pristine and sulfide-containing simulated seawater[J]. Corrosion Science, 2007, 49(3): 1276-1304.