

FeCo 基大块非晶合金的电化学与盐雾腐蚀研究

陈庆军¹, 蒋 薇¹, 张法碧², 董应虎¹, 周贤良¹

(1. 南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

(2. 佐贺大学, 日本 佐贺 840-8502)

摘 要: 通过电化学测试与中性盐雾腐蚀研究了 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 块体非晶合金的耐蚀性。合金在 1 mol/L HCl 中出现了宽的钝化区, 其 EIS 图谱均由单一容抗弧组成, 显示出良好耐蚀性; 结合极化曲线与交流阻抗结果分析表明, 合金耐蚀性随着 Co 含量的增加先增大后减小, 当 Co 含量为 20at% 时 ($x=4$) 合金耐蚀性最好。利用能谱分析(EDS)与原子力显微镜(AFM)对合金的中性盐雾腐蚀结果进行分析表明, 它们的腐蚀产物主要由铁和钴的氧化物以及它们的氯化物组成。同时 FeCo 基大块非晶合金腐蚀程度随着 Co 含量的变化而变化, 其盐雾腐蚀耐蚀性规律与电化学腐蚀耐蚀性规律一致。

关键词: FeCo 基大块非晶合金; 耐蚀性; 电化学腐蚀; 盐雾腐蚀

中图分类号: TG139.78

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)09-2322-05

在所有的非晶体系中, 铁基非晶合金在力学性能, 耐蚀性能以及磁性能等方面显示出了较大的优势^[1-3], 再加上基体元素的成本较低, 所以将其开发成各种精密型应用器械指日可待。然而, 铁基非晶合金临界尺寸的限制和较差的室温塑性在很大程度上限制了它们的应用。为了使材料在实际应用中更好地发挥作用, 对其耐蚀性的研究必不可少。

早在 1974 年, Fe-Cr-P-C 型非晶合金就被证明了具有良好的耐蚀性, 而 Mo 和 W 的加入可以通过抑制 Cr 的活性溶解从而提高其耐蚀性能^[4]。由于合金的玻璃形成能力(GFA)的限制, 使得它们只能做成很薄的样品。然而少量稀土元素(Y, Er 和 Dy)的加入可以将 Fe-Cr-Mo-C-B 型非晶合金从毫米级变成厘米尺度的大块金属玻璃^[5]。其中, 具有高玻璃形成能力的 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ 非晶合金在 H_2SO_4 溶液, NaCl 溶液和 HCl 溶液中都显示出了极好的耐蚀性, 其腐蚀速率均小于不锈钢^[6-8]。元素的添加可以影响非晶合金的 GFA, 同时对其耐蚀性也会产生一定程度的影响。一定量的 Nb 与 Ta 的添加对提高 Fe-Cr-Mo-C-B 型非晶合金的耐蚀性起到了很好的作用^[9]。 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ 型非晶合金在 Co 含量达到 20% 时, 其 GFA 得到显著提高^[10]。而 Co 元素添加量的改变对具有不同 GFA 的 FeCo 基非晶合金的耐蚀性的影响仍需

进一步的研究。

本实验针对高钴含量的 FeCo 基非晶合金的耐蚀性展开研究, 通过化学腐蚀及电化学腐蚀来分析 Co 元素对其耐蚀性的影响。

1 实 验

采用电弧熔炼铜模吸铸法制备了 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 块体非晶样品。其制备过程是在高纯氩气保护下进行的, 并利用 Ti 除氧后反复熔炼母合金锭获得厚度为 2 mm 的板状非晶样品。通过 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪 (Cu 靶 $K\alpha$ 辐射, $\lambda=0.15406$ nm, 扫描步长: $0.01\sim 0.03^\circ$) 来表征合金的微观结构特征。

通过电化学测试和中性盐雾腐蚀来研究合金的耐蚀性, 并结合原子力显微镜(AFM, MMAFM/SCM NT), 能谱分析(EDS, FEI QUANTA2000)来表征合金腐蚀后的微观形貌及腐蚀特征。实验前所有试样的表面都经过由粗到细的砂纸逐级磨制, 然后用 $2.5\ \mu\text{m}$ 的金刚石抛光膏进行抛光处理, 直至样品表面如镜面般平整光滑。之后将处理好的样品放入乙醇和丙酮中超声清洗并烘干。中性盐雾实验的实验介质为 5% 的 NaCl 溶液并严格按照 GB/T10125 来执行, 实验时间为 480 h。

收稿日期: 2015-09-18

基金项目: 国家自然科学基金(51261021, 51264033); 江西省科技落地计划项目(KJLD13056)

作者简介: 陈庆军, 男, 1974 年生, 博士, 副教授, 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83953322, E-mail: qjchen@nchu.edu.cn

电化学测试采用标准三电极体系: 饱和甘汞电极作为参比电极, 铂电极作为辅助电极, 工作电极为不同 Co 含量的大块非晶合金。实验仪器为 PARSTAT 2273 电化学工作站, 实验介质为分析纯级 HCl 和蒸馏水配制而成的 1 mol/L 的 HCl 溶液, 实验温度保持在 $25 \pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$ 。为获得稳定的开路电位, 先将试样浸泡在实验介质中 30 min, 之后进行交流阻抗测试, 其测试的频率范围为 $10^{-2} \sim 10^5 \text{ Hz}$, 交流电压信号的振幅为 5 mV; 极化曲线的扫描速度为 0.5 mV/s, 其初始电位至终止电位为 $-0.8 \sim 1 \text{ V}$ 。

2 结果与讨论

根据 XRD 检测结果可知, $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 非晶合金的谱线上只有一个特征漫散射峰, 并无尖锐峰的存在, 可以确定这些样品的内部结构为完全非晶态 (如图 1 所示)。

图 2a 是 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 非晶合金在 1 mol/L HCl 中的极化曲线图。所有的合金都显示出了一个较宽范围的钝化区间, 展示出了它们在 HCl 中的良好的耐蚀性。从阳极极化曲线分析, 它们的电流密度随着电位的增加而不断增加, 在阳极区发生了轻微的腐蚀反应; 当电位进一步增加时, 其电流密度开始趋于缓慢增加甚至保持不变, 即这些样品在较长的电位区间发生了自发钝化, 这与大多数 Fe 基非晶具有相似的性质^[11,12]。在阳极极化条件下, 非晶合金中具有钝化能力的元素在合金表面形成了 3 层结构的钝化膜^[6], 阻止阳极溶解; 当电位继续增加, 超过 0.9 V 时, 其电流值开始急剧增大, 到达过钝化区, 致使合金发生活性溶解。根据图 2a 可以看出, 当 $x=4$ 时, 其维钝电流密度最小, 且在这 5 种合金中有

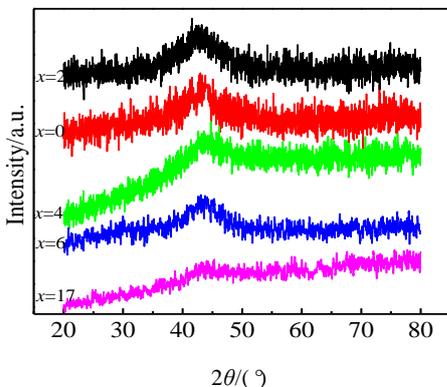


图 1 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 非晶合金的 XRD 图谱

Fig.1 X-ray diffraction patterns of the as-cast metallic glass $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$)

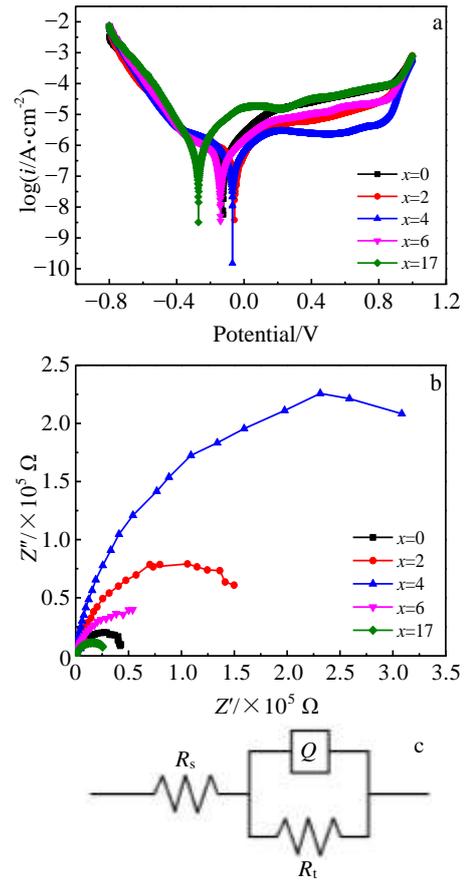


图 2 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 非晶合金在 1 mol/L HCl 中的动电位极化曲线、Nyquist 谱图和阻抗的拟合电路图

Fig.2 Potentiodynamic polarization curves (a), experimental Nyquist plots (b), and the equivalent circuit (c) of $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) amorphous alloys in 1 mol/L HCl

着较高的自腐蚀电位和较低的腐蚀电流密度, 显示出了最佳的耐蚀性。

5 种成分的合金的腐蚀电流密度都处在同一数量级上, 即它们的耐蚀性相差不大。而且在盐酸中都显示出了较好的耐蚀性 (见表 1)。对于不同的腐蚀电位与腐蚀电流密度, Mo 的氧化膜会使得合金在酸溶液中的临界电流密度降低; 在低电位下, Mo 和 Co 的自由溶解又会提高这种多组分合金的临界电流密度和钝化电位^[3]。

非晶合金在 1 mol/L HCl 中的交流阻抗谱由 Nyquist 图表示, 如图 2b。各合金的 EIS 均由单一的容抗弧组成, 具有一个时间常数, 即各合金在电化学腐蚀作用下发生了均匀腐蚀。单一的容抗弧半径可以反映出合金的耐蚀能力, 这种能力还可以通过拟合电路的电化学反应电荷转移电阻来表示。本实验采用

表 1 Fe_{24+x}Co_{24-x}Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ (x=0, 2, 4, 6, 17) 块体非晶合金在 1 mol/L HCl 中的极化曲线拟合结果

Table 1 Corrosion data from potentiodynamic polarization curves of Fe_{24+x}Co_{24-x}Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ (x=0, 2, 4, 6, 17) bulk amorphous alloys in 1 mol/L HCl

x	E _{corr} /V	I _{corr} /×10 ⁻⁷ A cm ⁻²
0	-0.1201	5.379
2	-0.0477	5.316
4	-0.0658	4.104
6	-0.1318	2.777
17	-0.2799	4.978

R(QR)型等效电路(如图 2c)对电化学阻抗谱进行拟合,其拟合结果见表 2。其中 R_s为参比电极与被测电极间的溶液电阻;常相位角元件 Q 为非理想的金属/溶液双层电容,由常相系数 Y₀和弥散系数 n 决定;R_t为电化学反应电荷转移电阻^[13]。

从以上结果分析可知:Fe_{24+x}Co_{24-x}Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ (x=0, 2, 4, 6, 17)非晶合金在 1 mol/L 的 HCl 中耐蚀性由强至弱顺序为 x=4, x=2, x=0, x=6, x=17。即合金的耐蚀性随着 Co 元素的添加先增大后减小。Co、Cr、Mo 作为稳定性好的元素,有利于形成均匀稳定的钝化膜,从而降低合金的腐蚀速率,电化学反应中表现为自腐蚀电流的降低、腐蚀电位的提高以及电荷转移

表 2 Fe_{24+x}Co_{24-x}Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ (x=0, 2, 4, 6, 17) 块体非晶合金在 1 mol/L HCl 中的 EIS 拟合结果

Table 2 EIS fitting result of Fe_{24+x}Co_{24-x}Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ (x=0, 2, 4, 6, 17) bulk amorphous alloys in 1 mol/L HCl

x	R _t /×10 ⁵ Ω·cm ²	Q/×10 ⁻⁵ F cm ⁻²	n
0	0.5346	3.117	0.7762
2	1.892	1.631	0.8580
4	5.706	1.587	0.8678
6	0.9392	2.027	0.8268
17	0.3289	5.569	0.7603

电阻 R_t 的增大。Cr 作为强自钝化元素,在非晶合金表面富集形成富 Cr 的氧化物或含水的氢氧化物钝化膜,使得 Cr 元素成为提高合金耐蚀性最有效的元素^[14,15]。在 Cr 存在的前提下,由于 Mo 元素聚集于活化区所形成的腐蚀产物膜,进一步促进了铬离子在膜内的富集,并阻止钝化过程中 Cr 的分解,促进了表面钝化膜的形成和稳定性,所以添加适量的 Mo 可以提高铁基非晶合金的抗点蚀能力^[16]。而 Co 的添加对铁基非晶的粘度值起着至关重要的作用^[10],一定含量的 Co 也可以提高合金耐蚀性,但它的含量存在一个临界值。在本研究所测试的含量范围内可以判定 Co 元素含量为 20% 时其耐蚀性最强。主要有以下三方面原因:其一,在这 5 种成分的合金中,当 Co 含量为 20at % 时合金的粘度值最大,合金的玻璃形成能力最强^[10],其原子之间的相互牵制作用较大,更有利于阻挡外来腐蚀侵袭;其二,受自由体积数目的影响,Co 含量为 20at % 的合金自由体积最少,结构最为密实,腐蚀扩散通道相应最少,最有利于抵抗腐蚀液的离子侵蚀;其三,Co 的电极电位较高,可以提高合金的整体电极电位,使得合金耐蚀性提高,但过多的 Co 元素添加容易与合金基体产生电位差,形成腐蚀原电池,从而加速腐蚀,降低合金耐蚀性。

在盐雾腐蚀实验过程中,不同的合金表现出了不同的腐蚀程度,但所有合金的腐蚀机理是一致的。如图 3 所示为 Fe₂₄Co₂₄Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ 非晶合金经盐雾腐蚀实验去除腐蚀产物后的形貌及能谱分析结果(EDS)。图 3b(坑内元素组成)和 3c(坑外元素组成)反映了合金的腐蚀过程。Fe 和 Co 的含量(原子分数)分别从 28.22% 和 28.71% (坑外即基体)降低到了 19.75% 和 18.89% (坑内);氧的含量从 7.37% 增加到了 30.89%;由于 Cl 与 O 加入了反应,使得其它元素(如 Cr, Y, Mo)的含量也相应地减少,但减少的幅度不大。以此可以判定,腐蚀产物主要由铁和钴

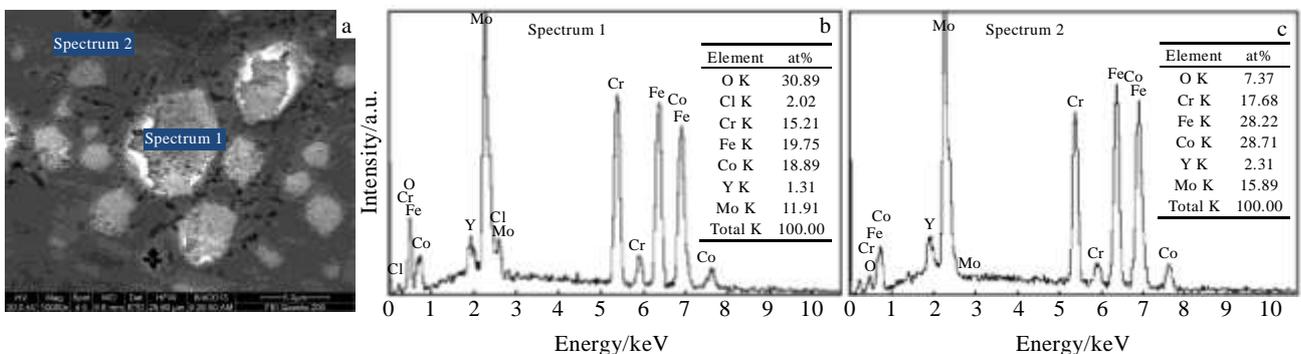


图 3 Fe₂₄Co₂₄Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ 合金盐雾腐蚀后的形貌及能谱分析结果

Fig.3 Morphology (a) and EDS result of Fe₂₄Co₂₄Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂ alloy after salt spray corrosion: (b) spectrum 1 and (c) spectrum 2

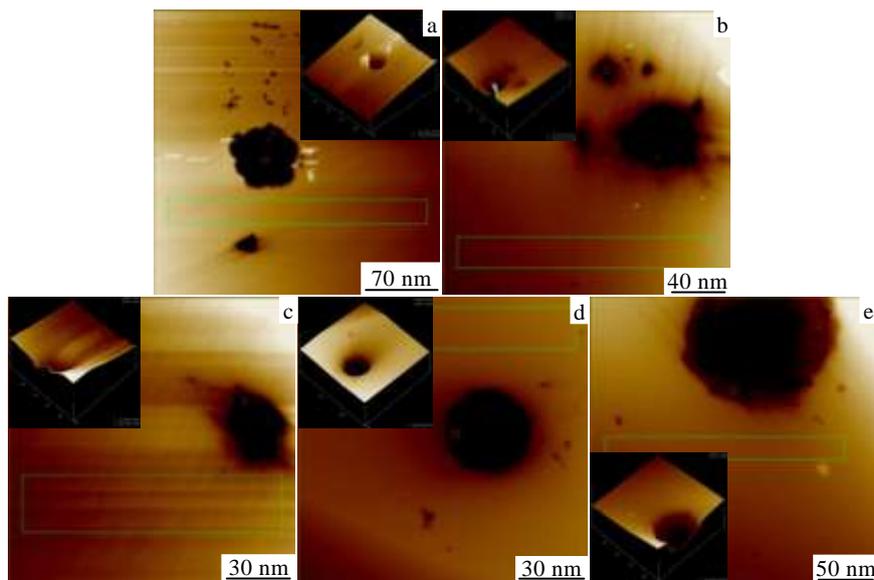


图 4 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 非晶合金经盐雾腐蚀 480 h 后的 AFM 形貌
 Fig.4 AFM images of $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ amorphous alloy after salt spray corrosion test for 480 h:
 (a) $x=0$, (b) $x=2$, (c) $x=4$, (d) $x=6$, and (e) $x=17$

的氧化物以及它们的氯化物组成。在腐蚀过程中很容易在合金的表面形成一层金属氧化膜, 这些氧化物如 MoO_2 , Cr_2O_3 , CoO 和 FeO 可以形成保护膜, 阻止合金中的 Fe、Cr、Co 在溶液当中溶解^[6]。在这层保护膜中, 金属离子以较低价态存在, 而氢氧化物以较高价态存在^[17,18]。在 HCl 溶液中, 氯离子会加速钝化膜的击穿^[19], 在腐蚀过程中, 离子交换会导致腐蚀坑的出现。相较于晶态合金, 非晶合金的无缺陷结构使得其腐蚀程度较轻, 合金的表面还是呈现相对比较光滑的状态。

在钝化膜形成的过程中, 氧原子与金属最外层的原子通过化学吸附结合, 并使金属表面的化学结合力达到饱和, 从而改变了金属与溶液的界面结构。而 CoO 是在最顶层形成的 p 型阳离子缺失的氧化物, 该阳离子可以向外扩散到样品表面与气体的界面处并与氧反应, 得到新的界面结构^[20]。对于 Cr 的含量少于传统不锈钢的非晶合金, 由于它的成分与结构均匀性, 稳定的钝化膜仍然会在非晶合金的表面生成^[21]。

众所周知, 在盐雾条件下, 研究大块非晶合金的耐腐蚀性能具有较好的实际应用意义, 所以利用 AFM 对 $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 合金的盐雾腐蚀微观形貌进行检测。图 4 是合金经过 480 h 盐雾腐蚀实验并去除腐蚀产物后的点蚀坑二维与三维形貌。点蚀现象往往发生在富含氯离子的侵蚀溶液中, 使得合金的钝化膜被破坏。腐蚀坑在合金的表面或集中或分散地分布, 而各合金的腐蚀特征可以通过 AFM 像获得。由于在水平和竖直方向上的腐蚀速度的不同,

从而导致了不同形状的腐蚀坑的出现。 $x=0$ 时的腐蚀坑呈现的是不规则的棉花状浅坑(图 4a)。其中较大的腐蚀坑面积有数十平方微米, 中心深度为 2.561 nm; 较小的腐蚀坑面积只有几平方微米, 中心深度为几百纳米。其腐蚀特征可以总结为大坑腐蚀得稍浅, 小坑腐蚀得较深。 $x=2$ 时, 其腐蚀坑也有数十平方微米, 且它们的分布如众星拱月一般, 而中心处的腐蚀坑并不像周围的小坑那么深(图 4b)。对于 $x=4$ 的腐蚀坑, 其面积和深度较其他的成分都更小, 中心深度为 1.671 nm (如图 4c)。而 $x=6$ 和 $x=17$ 的腐蚀坑形状和其他成分的合金不同, 它们呈现的是规则的圆形, 它们的腐蚀坑大小也是在微米尺度上, 其中心的深度与边缘的深度一致, 而 $x=17$ 的腐蚀坑面积较大(图 4d 和 4e)。

从 AFM 结果分析, 各个合金经过盐雾腐蚀以后呈现出不一样的腐蚀形貌特征, 且 $x=4$ 时合金的腐蚀坑最浅, 面积最小, 其腐蚀程度最轻。从实验结果可知, 不同 Co 含量的大块非晶合金的盐雾腐蚀耐蚀性规律在一定程度上与电化学腐蚀耐蚀性规律相一致。

3 结 论

1) $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) 非晶合金在 1 mol/L 的 HCl 中有着较宽范围的钝化区间, 显示出了良好的耐蚀性; 其交流阻抗谱显示出单一容抗弧, 具有一个时间常数。合金的耐蚀性随着 Co 元素的增加先增大后减小。

2) 经 480 h 盐雾腐蚀, $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$

($x=0, 2, 4, 6, 17$)非晶合金的腐蚀产物主要由铁和钴的氧化物以及它们的氯化物组成。盐雾腐蚀耐蚀性规律与电化学腐蚀耐蚀性规律相一致。

参考文献 References

- [1] Inoue A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 304-306(1-2):1
- [2] Pang S J, Zhang T, Asami K *et al. Corrosion Science*[J], 2002, 44(8): 1847
- [3] Gostin P F, Gebert A, Schultz L. *Corrosion Science*[J], 2010, 52(1): 273
- [4] Habazaki H, Kawashima A, Asami K *et al. Corrosion Science*[J], 1992, 33(2): 225
- [5] Ponnambalam V, Poon S J, Shiflet G J. *Journal of Materials Research*[J], 2004, 19(5): 1320
- [6] Fan H B, Zheng W, Wang G Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(13): 1524
- [7] Li W, Yue S C. *Materials Letters*[J], 2012, 76(6): 76
- [8] Wang Li(王莉), Fan Hongbo(范洪波), Li Jing(李敬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(11): 1992
- [9] Pang S J, Zhang T, Asami K *et al. Materials Transactions*[J], 2001, 42(2): 376
- [10] Chen Q J, Liu J L, Zhou X L *et al. Advanced Materials Research*[J], 2013, 652-654(8): 1054
- [11] Wang Y B, Li H F, Zheng Y F *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2012, 32(2): 599
- [12] Jayaraj J, Kim Y C, Kim K B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 434-435(1-2): 237
- [13] Cao Chunnan (曹楚南). *Corrosion Electrochemistry* (腐蚀电化学)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1985: 215
- [14] Long Z L, Shao Y, Deng X H *et al. Intermetallics*[J], 2007, 15(11): 1453
- [15] Otsubo F, Era H, Kishitake K. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2000, 9(4): 494
- [16] Veys D, Rapin C, Li X *et al. Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2004, 347(1): 1
- [17] Mora N, Cano E, Polo J L *et al. Corrosion Science*[J], 2004, 46(3): 563
- [18] Chieh T C, Chu J, Liu C T *et al. Materials Letters*[J], 2003, 57(20): 3022
- [19] Hemmati Pourgashti M, Marzbanrad E, Ahmadi E. *Materials and Design*[J], 2010, 31(5): 2676
- [20] Cao W H, Zhang J L, Shek C H. *Corrosion Science*[J], 2012, 65(12): 528
- [21] Wang S L, Yi S. *Intermetallics*[J], 2010, 18(10): 1950

Electrochemical and Salt Spray Corrosion of FeCo-Based Bulk Amorphous Alloys

Chen Qingjun¹, Jiang Wei¹, Zhang Fabi², Dong Yinghu¹, Zhou Xianliang¹

(1. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Saga University, Saga 840-8502, Japan)

Abstract: The corrosion resistance of $\text{Fe}_{24+x}\text{Co}_{24-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ ($x=0, 2, 4, 6, 17$) bulk amorphous alloy was investigated by electrochemical tests and neutral salt spray corrosion. The alloy forms a wide passivation zone in 1 mol/L HCl, and its EIS spectra are composed of a single capacitive loop, showing a good corrosion resistance. Combined with the results of polarization curves and AC impedance analysis, it suggests that the corrosion resistance of the alloy increases first and then decreases with the increasing of Co content. It gets the best corrosion resistance when the Co content is 20 at%. EDS and atomic force microscopy (AFM) were used to analyze the salt spray corrosion result. It indicates that the corrosion products are mainly composed of iron and cobalt oxides and their chlorides. Meanwhile, the corrosion degree of FeCo-based bulk amorphous alloys changes with the variation of Co content, and its salt spray corrosion resistance rule is consistent with the electrochemical corrosion resistance rule.

Key words: FeCo-based bulk amorphous alloy; corrosion resistance; electrochemical corrosion; salt spray corrosion

Corresponding author: Chen Qingjun, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83953322, E-mail: qjchen@nchu.edu.cn