

Ni-Fe-W-B 非晶合金的晶化行为及其电化学腐蚀特性研究

刘文胜, 刘书华, 马运柱, 张佳佳, 叶晓珊

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用单辊急冷法制备了 57.5Ni-24.5Fe-14.5W-3.5B (质量分数, %) 非晶薄带, 并在不同温度下进行退火。用 DSC 和 XRD 分析了非晶薄带的晶化行为及析出相的演变过程; 用电化学极化曲线及电化学阻抗法研究了试样在 3.5%NaCl 溶液中的电化学腐蚀行为; 用 SEM 和 EDS 分析了试样腐蚀后的表面显微形貌及成分。结果表明: 该非晶薄带的晶化过程分为 3 步, 其晶化温度约为 430, 470 和 700 °C; 退火试样的耐腐蚀性整体优于非晶合金样, 部分晶化试样的抗电化学腐蚀性能优于完全晶化试样; 500 °C 退火试样表面形成致密钝化膜, 抗腐蚀性能优异, 而非晶薄带和 720 °C 退火试样形成的钝化膜不稳定, 易被点蚀和局部腐蚀。

关键词: 镍基非晶合金; 晶化行为; 电化学腐蚀

中图分类号: TG139+.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)10-2459-06

非晶态合金材料因其独特的制备工艺 (如单辊急冷法), 能获得均一成分的结构和组织, 避免晶体材料中常见的晶界、孪晶、位错及成分偏析等结构缺陷和成分缺陷, 从而得到相应晶体材料所无法比拟的优异的物理、化学和力学性能^[1-3]。自 20 世纪 60 年代 Duwei^[4] 小组采用快速冷却法成功制备 Au75Si25 非晶以来, 至今已制备出 Pd、Pt、Au、Ln、Ce、Nd、Pr、Er、Ho、Mg、Ca、Cu、Ti、Fe、Co、Ni、Zr 基等几十种非晶合金体系^[5]。其中 Ni 基非晶因其低廉的成本和优异的机械性能及物理性能受到广泛的关注^[6, 7]。但非晶态合金在热力学上是亚稳态结构, 当温度超过晶化温度时, 非晶会发生结构弛豫和晶化转变, 失去非晶结构所特有的优异性能。一般情况下, 非晶态合金中的高熔点元素越多, 其晶化温度就越高^[8, 9]。钨元素因其高强度、高熔点、低热膨胀等一系列优点而成为首选元素, 研究表明 Ni 基中适量钨的加入能够有效提高合金的热稳定性、强度及耐腐蚀性能^[10, 11]。

材料在诸多环境中应用, 必然会遇到材料腐蚀问题。腐蚀会直接影响到材料的使用寿命和应用领域。但非晶合金的耐腐蚀能力受到非晶的化学成分、结构组成、制备方法、晶化过程中析出相的成分和尺寸及不同腐蚀液等因素的影响^[12]。Kawashima 等^[13]发现 Ni-Nb-P 非晶合金中适量 Ta 元素的添加能有效

降低其在浓盐酸腐蚀液中的腐蚀速率, 提高其耐点蚀能力。B. P. Zhang 等^[14]研究 Ni-Zr 非晶薄带在 0.5 mol/L H₂SO₄+0.1 mol/L NaCl 腐蚀液中的耐腐蚀性能时发现, 非晶薄带因其表面结构及成分不同, 其耐点蚀性能不同。近年, 大量工作致力于非晶晶化过程对合金耐腐蚀性影响的研究, 结果发现对于不同非晶体系, 其非晶态和晶化态的耐腐蚀性能的优越性不同。陈智慧等^[2]发现 FeSiBC 合金的部分非晶样具有比完全非晶样更优的耐腐蚀性能; 而 Mondal^[15]等在研究非晶及部分非晶 Zr 基合金的耐腐蚀性能时发现, 在 NaCl 腐蚀液中, 完全非晶样具有比部分非晶样更好的耐腐蚀性能。因此在探讨新型非晶态合金的晶化特性时, 须研究其耐腐蚀能力。然而有关镍基非晶的耐腐蚀性能, 尤其是部分晶化镍基非晶的耐腐蚀性能的研究却鲜有报道。本工作则对 Ni-Fe-W-B 非晶薄带的晶化行为及其电化学腐蚀性能进行研究, 探讨其影响因素和作用机制。

1 实验

将纯度为 99.9% 的还原 W 粉、99.5% 的羰基 Fe 粉和硼铁颗粒 (B 含量为 15.41%, 质量分数, 下同) 按名义组分 57.5Ni-24.5Fe-14.5W-3.5B 配好, 在非自耗真空电弧熔炼炉熔炼制备母合金锭合金, 为使其成分均匀, 将母合金在电弧炉中反复熔炼 3 次。

收稿日期: 2014-10-10

基金项目: 国家自然科学基金 (50774098)

作者简介: 刘文胜, 男, 1965 年生, 博士, 教授, 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88877825, E-mail: zhuzipm@mail.csu.edu.cn

随后将熔炼好的母合金放入 WK-1 型真空甩带机中, 采用单辊急冷法制成宽 2~4 mm, 厚 20~30 μm 的非晶薄带。

采用 TG/DTA 差热分析仪 (NETZSCH STA-449C) 对 Ni-Fe-W-B 非晶薄带的热力学及晶化行为进行研究, 其加热温度速率为 10 K/min。将非晶薄带样置于石英玻璃管中, 抽真空后通入高纯氩气, 封管。对封管试样分别在 440, 500 和 720 °C 等温退火 60 min, 随后随炉冷却。非晶薄带及退火样的 XRD 分析在 RIGAKU-3104 X 射线衍射仪上进行(扫描角度为 20°~80°, Cu-Kα 靶)。极化样的 SEM 测试在 SM-6360LV 型扫描电子显微镜上进行。

采用上海辰华 CHI660C 电化学测试系统测定室温下非晶薄带样及其退火样的 Tafel 曲线和电化学阻抗谱 (EIS)。该系统采用三电极法, 待测样品作为工作电极, 用 Pt 电极作辅助电极, 饱和甘汞电极 (SCE) 作参比电极。将清洗干净样品的非工作面用 704 胶密封。实验前, 需将样品放在 3.5% NaCl 溶液 (未经除氧处理) 中浸泡 120 min, 待开路电压稳定后, 再分别做电化学极化或电化学阻抗谱测试。极化测试的电压扫描速率为 5 mV/s, 阻抗谱测试频率为 100 000~0.01 Hz, 交流正弦幅值为 5 mV。用 ZSimpWin 3.20 软件对所得的电化学阻抗谱进行拟合并计算阻抗值。■

2 结果与讨论

2.1 非晶特性的表征

图 1 所示为 Ni-Fe-W-B 非晶薄带的 DSC 曲线。可以看出, 在以 10 K/min 加热速率进行升温的过程中, DSC 曲线有 3 个明显的放热峰。第 1 个小放热峰出现在 430 °C, 第 2 个放热峰约出现在 470 °C, 第 3 个放热峰出现在 700 °C。非晶薄带及其在不同温度下退火样的 XRD 谱如图 2 所示。从图 2 可知, Ni-Fe-W-B 非晶薄带只有 1 个漫散射峰, 表现出典型非晶的 XRD 谱, 表明该薄带具有良好的非晶结构, 为完全非晶。Ni-Fe-W-B 非晶薄带经过 440 °C 退火 60 min 后, 在 XRD 图谱上可以看出有部分 (Ni, Fe) 固溶体析出, 但整体仍为大的漫散射峰, 这说明 440 °C 退火试样大部分为非晶结构。Ni-Fe-W-B 非晶薄带经过 500 °C 退火 60 min 后, 在 XRD 图谱上能看到明显的晶化峰, 表明试样发生了部分晶化, 为部分非晶样。对这些晶化峰进行分析, 主要为 Fe_{0.5}Ni_{0.5} 和 WFe₂ 等晶化相。在 720 °C 保温 60 min, 大部分非晶合金明显晶化, 通过分析, 这些晶化相主要为 WFe₂ 和 W₂NiB₂ 及一些未知相, 由于退火温

度高, 保温时间长, 可认为该退火样是完全晶化样。

2.2 极化曲线测试

图 3 所示为 Ni-Fe-W-B 非晶薄带及其退火样 (因 440 °C 未出现明显的晶化现象, 故未考虑) 在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线。从图 3 可以看出, Ni-Fe-W-B 非晶薄带与其退火样的耐腐蚀性能差异较大。Ni-Fe-W-B 非晶薄带在极化电位 (-0.492 V) 附近表现为活性溶解, 腐蚀过程受电化学腐蚀步骤的控制, 且随着阳极极化电位的增加, 阳极电流急剧增加。阳极极化曲线上的凸起表明 Ni-Fe-W-B 非晶薄带在 NaCl 溶液中仍存在一定的钝化趋势, 但钝化膜并不稳定, 在溶液中存在破坏形成的动态过程。但对于 500 和 720 °C 退火样, 在电位增加的初期并没有明显的活性溶解阶段, 表明在极化电位下就已形成钝化膜, 并迅速进入到稳定的钝化状态。具体腐蚀参数如表 1 所列, 可以看出, 经 500 °C 退火试样具有最高的腐蚀电位 (-0.384 V) 和最小的腐蚀电流 (2.694 × 10⁻³ μA/cm²), 720 °C 退火样的腐蚀电位 (-0.476 V) 和腐蚀电流 (2.056 μA/cm²) 次之, 非晶薄带具有最低的腐蚀电位 (-0.492 V) 和最高的腐蚀电流 (4.196 μA/cm²)。腐蚀电位越高,

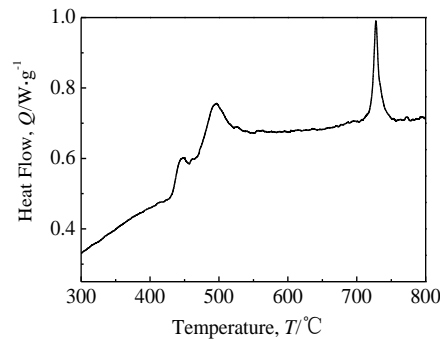


图 1 Ni-Fe-W-B 薄带的 DSC 曲线
Fig.1 DSC curve of the Ni-Fe-W-B ribbon

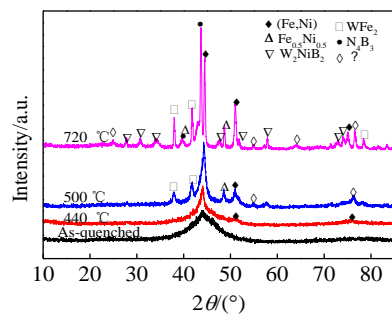


图 2 Ni-Fe-W-B 薄带及其退火样的 XRD 图谱
Fig.2 XRD patterns of Ni-Fe-W-B ribbon in as-quenched and annealed states

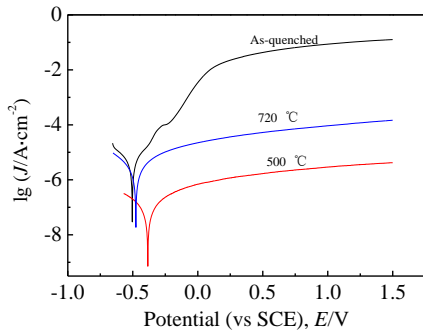


图 3 Ni-Fe-W-B 薄带经不同温度退火后在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线

Fig.3 Polarization curves of Ni-Fe-W-B ribbon annealed at different temperatures in 3.5% NaCl solution

表 1 Ni-Fe-W-B 薄带经不同温度退火后样品的电化学腐蚀数据

Table 1 Corrosion data of Ni-Fe-W-B ribbon annealed at different temperatures

Sample	E_{corr}/V	$I_{corr}/\mu A \cdot cm^{-2}$
As-quenched	-0.492	4.196
500 °C annealed	-0.384	2.694×10^{-3}
720 °C annealed	-0.476	2.056

越耐腐蚀，腐蚀电流越小，腐蚀速率越低。因此，500 °C 退火样的耐腐蚀性最优，720 °C 退火样次之，Ni-Fe-W-B 非晶样最差。

500 °C 退火样之所以具有良好的耐腐蚀性能，是因为 Ni-Fe-W-B 非晶经低温退火后，部分非晶晶化形核长大，在非晶基体上形成均匀分布的纳米尺度晶化相，这些相的存在降低了合金钝化元素原子在纳米晶相与非晶基体界面的运动阻力，增强了原子的扩散，便于合金表面均匀钝化膜的形成，从而阻止腐蚀的进一步进行；另一方面，非晶是热力学上的亚稳态，非晶中的原子偏离平衡位置，因此相对于晶体来说，非晶中原子之间的结合力较弱，所以当非晶部分晶化后，原子发生结构弛豫，结合能增大，使得非晶中原子与溶液的反应速度减慢。但随着退火温度的进一步提高，非晶合金中的晶化相进一步析出且长大，非晶中多相及大量晶界和相界的存在造成非晶合金组织和成分的不均匀性，不利于形成均匀的钝化膜，因而其更容易受到局部腐蚀因素的影响，从而导致合金的耐腐蚀性能下降^[16]。

2.3 交流阻抗测试

为了进一步了解电化学腐蚀的实质，得到更多的动力学信息及电极界面结构的信息，在开路电压下对 Ni-Fe-W-B 非晶薄带及其退火晶化样进行电化

学阻抗的测试。

图 4 所示为 W-Ni-Fe-B 非晶薄带及其退火晶化样浸入 3.5%NaCl 溶液稳定后，于开路电位下测定的电化学阻抗谱 (EIS)。图 4 中，Ni-Fe-W-B 非晶薄带的 EIS 有 2 个时间常数，由高频容抗和低频容抗构成。为简化电极系统的电化学阻抗，以一个等效电路来解释电极过程的变化，其等效电路及拟合结果如图 5 和表 2 所示，其中 R_s 为处于点蚀状态的电极与参比电极之间的溶液电阻； R_a 和 C_a 分别为钝化膜表面的极化电阻和电容； R_t 和 C_0 分别为点蚀部位的电阻和电容； W 表示金属表面的腐蚀过程由扩散控制，可能是氧原子的扩散或金属离子在膜内的扩散^[5]。与高频容抗弧对应的时间常数来自于钝化膜表面的电容及极化电阻的贡献，与低频对应的时间常数则来自于界面点蚀部位的双电层电容及基体金属腐蚀反应的极化电阻的贡献。

W-Ni-Fe-B 非晶薄带经 500 °C 退火 60 min 试样在 3.5% NaCl 溶液中稳定后的 Nyquist 谱图如图 6 所示。由图 6 可知，部分非晶样的 EIS 谱为 1 个阻值很大的单容抗弧构成，即合金表面形成了均匀完整的钝化膜^[17,18]。其等效电路及拟合结果如图 7 和表 3 所示。其中 R_s 表示溶液电阻；(CPE)为常相位角元件，由 2 个参数 (常相系数 Y_0 和弥散系数 n)

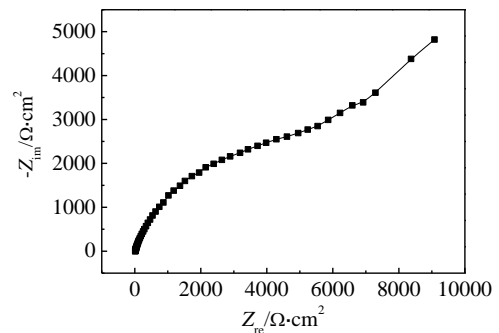


图 4 开路电位下 W-Ni-Fe-B 非晶薄带的电化学阻抗谱
Fig.4 EIS of W-Ni-Fe-B amorphous ribbon at open circle potential

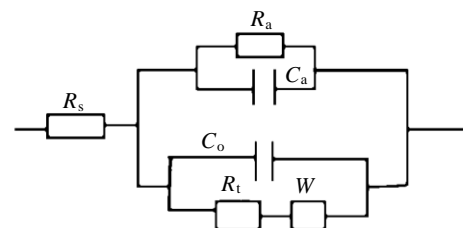


图 5 开路电位下 W-Ni-Fe-B 非晶的等效电路
Fig.5 Equivalent circuit of W-Ni-Fe-B amorphous ribbon at open circle potential

决定； R_t 表示电化学反应电荷转移电阻； C_a 和 R_a 是与工作电极表面氧化层有关的电容和电阻。

图 8 所示为完全晶化样在 3.5%NaCl 溶液中稳定后的 Nyquist 谱图。由图 8 可知，完全晶化样的 EIS 谱具有 2 个连续的容抗弧，这是由于完全晶化样在 NaCl 溶液中虽能形成钝化膜但钝化膜不够完整、致密，导致材料表面同时存在着基体材料的活化溶解和表面钝化膜的形成及溶解过程。其中高频容抗弧对应着基体材料的活性溶解过程，低频容抗弧对应着钝化膜的形成和溶解过程^[18]。退火晶化样具有一样的等效电路(如图 7 所示)，参数含义相同，但拟合数据如表 4 所示。

在阻抗谱的分析过程中有个重要的参数 R_t ， R_t 为电化学反应电荷转移电阻，是一个与腐蚀速率密切相关的参数， R_t 越大，相对应的合金腐蚀速率就越小。由表 2 至表 4 可知，完全非晶样与退火晶化

表 2 开路电位下 W-Ni-Fe-B 非晶的 EIS 拟合结果

Table 2 Fitted results for EIS of W-Ni-Fe-B ribbon amorphous at open circle potential

$R_s/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_a/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$C_a/\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2}$
4.543	4.842	24.16
$C_0/\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2}$	$R_t/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$Y_0/\times 10^{-4}$
1.556	6109	3.26

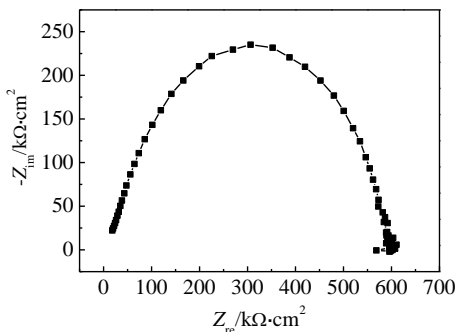


图 6 开路电压下 500 °C 退火样的电化学阻抗谱

Fig.6 EIS of amorphous ribbon annealed at 500 °C at open circle potential

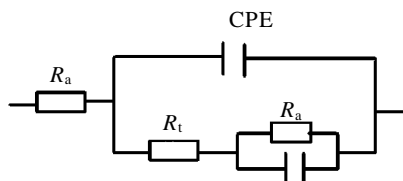


图 7 开路电压下 500 °C 退火样的等效电路

Fig.7 Equivalent circuit of amorphous ribbon annealed at 500 °C at open circle potential

表 3 开路电位下 500 °C 退火样的 EIS 拟合结果

Table 3 Fitted results for EIS of amorphous ribbon annealed at 500 °C at open circle potential

$R_s/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$Y_0/\times 10^{-9}$	n	$R_t/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_a/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$C_a/\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2}$
2862	2.086	0.8064	5.515×10^4	1.792×10^5	1.707×10^{-4}

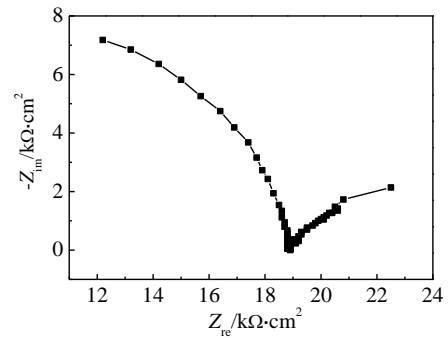


图 8 720 °C 退火样的电化学阻抗谱

Fig.8 EIS of amorphous ribbon annealed at 720 °C at open circle potential

表 4 开路电位下 720 °C 退火样的 EIS 拟合结果

Table 4 Fitted results for EIS of amorphous ribbon annealed at 720 °C at open circle potential

$R_s/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$Y_0/\times 10^{-9}$	n
667.8	0.4076	0.8737
$R_t/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_a/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$C_a/\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2}$
1.604×10^4	2067	10.56×10^{-4}

样的 R_t 分别为 6109 , 5.515×10^4 和 $1.604 \times 10^4 \Omega \text{cm}^2$ ，因此可知其耐腐蚀性最优的为部分非晶样，完全晶化样次之，完全非晶样最弱，这与之前的极化曲线测试结果一致。

对于完全非晶试样，由于极化过程中并没有出现明显的钝化现象，因此在空气中形成的氧化膜 $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{NiO}$ 即为主要的表面保护层。因此在较低的电位下(腐蚀电位或略高于腐蚀电位)，就开始形成点蚀孔^[19]；另在 NaCl 溶液中，非晶合金中 Ni、Fe 有选择性的溶解，出现富 W 区，使得表面粗糙度增高，导致表面电催化活性显著增加，加速腐蚀的进行。对于部分非晶样，由于均匀分布晶化相的存在能够在合金表面形成均匀致密的钝化膜，不易于腐蚀的进行。而对于完全晶化样，由于合金中大量相界与晶界的存在，形成的钝化膜不够完整致密，在材料的表面同时存在着材料的活性溶解、钝化膜的形成及化学溶解过程，因此相对于部分非晶样，其耐腐蚀性能有所降低。

2.4 极化测试后试样的表面形貌

图 9 所示为室温下非晶合金及其晶化退火样在

3.5%NaCl 溶液中极化测试后试样表面 SEM 形貌。由图 9 可以看出, 3 种合金表面均发生了不同程度的腐蚀。图 9a 中腐蚀区域较大, 出现大量的点蚀坑, 只有局部的面积有表面氧化膜的保护。图 9b 为其局部放大图, 可以看到非晶薄带在腐蚀的过程中出现了开裂现象。对 9b 中 A、B 区域进行 EDS 分析, 结果如表 5 所示, 发现相较于 B 区, 位于上层的 A 区 Fe、Ni 含量较少, 而 O、W 含量较高。这可能是由于非晶局部腐蚀层开裂和脱落露出了基体, 继续腐蚀, 从而形成了不同的 A、B 区。图 9c 为 500 °C 退火(部分非晶)样品表面的腐蚀形貌图, 其表面有一层氧化膜, 几乎没有点蚀孔。而对于图 9d 的 720 °C 退火(完全晶化)样, 虽表面有一层氧化膜, 但局部有较严重腐蚀。因此可知, 其耐腐蚀性

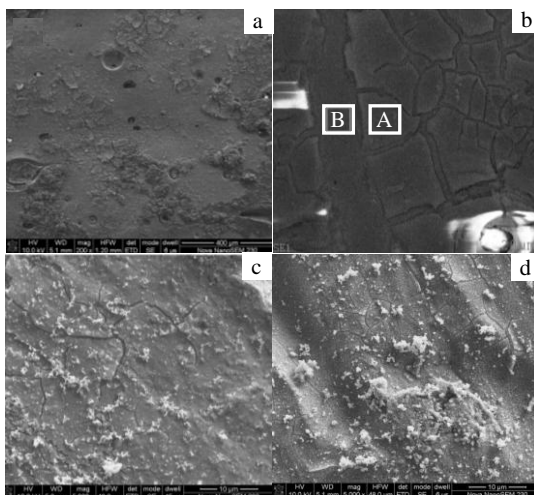


图 9 非晶样及其退火样在 3.5%NaCl 溶液中极化后的表面形貌

Fig.9 SEM images of the samples after potentiodynamic polarization in 3.5%NaCl solution: (a) amorphous sample, (b) partial enlarged image of Fig.9a, (c) part-crystallized sample, and (d) completed crystallized sample

表 5 图 9b 中非晶合金在 3.5%的 NaCl 溶液中极化后, 样品腐蚀表面不同区域成分分析

Table 5 Composition analysis in different zones of the amorphous alloys after potentiodynamic polarization in 3.5%NaCl solution in Fig.9b (ω%)

Zone	B	C	O	Na	Fe	Ni	W
A	9.11	5.77	16.83	2.7	4.14	11.75	49.71
B	22.89	2.42	4.07	0.85	16.02	36.42	17.34

最优的为部分非晶样, 完全晶化样次之, 完全非晶样最弱, 这与之前的极化曲线测试结果和阻抗分析结果一致。

3 结 论

1) W-Ni-Fe-B 非晶在晶化过程中有 3 个放热峰, 其起始温度分别为 430, 470 和 700 °C。

2) 室温下, W-Ni-Fe-B 非晶薄带在 3.5%的 NaCl 溶液中表现出较好的抗电化学腐蚀性能; 晶化过程对非晶薄带的电化学腐蚀有较大的影响, 晶化退火样的抗腐蚀性能要优于完全非晶态试样, 其中部分晶化样的耐蚀性要高于完全晶化样。

3) 完全非晶合金的 EIS 具有 2 个时间常数, 在 3.5%的 NaCl 溶液中不易形成稳定的钝化膜, 易被点腐蚀; 部分非晶样的 EIS 是由 1 个阻值很大的单容抗弧构成, 在腐蚀液中形成均匀完整的钝化膜, 具有较好的耐腐蚀性; 完全晶化样的 EIS 具有 2 个时间常数, 在腐蚀液中虽能形成钝化膜, 但表面形成的钝化膜不完整、不致密, 易被局部腐蚀。

参考文献 References

[1] Gostin P F, Gebert A, Schult L. *Corrosion Science*[J], 2010, 52 (1): 273

[2] Chen Zhihui(陈智慧), Yan Biao(严彪), Li Xiang(李翔) et al. *Metallic Function Materials*(金属功能材料)[J], 2009, 16(6): 1

[3] Wang Y, Jiang S L, Zheng Y G et al. *Corrosion Science*[J], 2012, 63: 159

[4] Klement W, Willens R H, Duwez P. *Nature*[J], 1960, 187: 869

[5] Hui Xidong(惠希东), Chen Guoliang(陈国良). *Bulk Amorphous Alloys*(块体非晶合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 8

[6] Wei Hengdou(魏恒斗), Chen Xueding(陈学定), Chen Zijing(陈自江) et al. *Journal of the Chinese Rare Earth Society*(中国稀土学报)[J], 2005, 23(s): 158

[7] Tan Chaogui(檀朝桂), Jiang Wenjuan(蒋文娟), Wu Xueqing(吴学庆) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2007, 31(4): 462

[8] Yoshimoto R, Nogi Y, Tamura R et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 449-451: 260

[9] Suo Z Y, Song Y L, Yu B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2912

[10] Amnuaysak C, Gobboon L, Christopher A S et al. *Corrosion Science*[J], 2011, 53(3): 1066

- [11] Alimadadi H, Ahmadi M, Aliofkhazraei M *et al.* *Materials and Design*[J], 2009, 30 (4): 1356
- [12] Wu Xueqing(吴学庆), Ma Mo(马 募), Tan Chaogui(檀朝桂) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(9): 1668
- [13] Kawashima A, Habazaki H, Hashimoto K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 304-306: 753
- [14] Zhang B P, Kawashima A, Habazaki H *et al.* *Corrosion Science* [J], 1997, 39 (10-11): 2005
- [15] Mondal K, Murty B S, Chatterjee U K. *Corrosion Science*[J], 2005, 47(11): 2619
- [16] Wang Wenwu(王文武), Lin Jianguo(林建国), Ma Mo(马 募) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 251
- [17] An Ruijuan(安瑞娟), Pang Shujie(逢淑杰), Liu Fengjuan(刘凤娟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2008, 37(S4): 782
- [18] Meng Guozhe(孟国哲), Li Ying(李 瑛), Wang Fuhui(王福会). *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报) [J], 2007, 27(1): 35
- [19] Green B A, Meyer H M, Benson R S *et al.* *Corrosion Science*[J], 2008, 50(7): 1825

Crystallization Behavior and Electrochemical Corrosion Characteristics of Amorphous Ni-Fe-W-B Alloy

Liu Wensheng, Liu Shuhua, Ma Yunzhu, Zhang Jiajia, Ye Xiaoshan

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

Abstract: 57.5Ni-24.5Fe-14.5W-3.5B (wt%) amorphous ribbons were prepared by a melt spinning method, and then annealed at different temperatures. The crystallization process and evolution of phases were identified by differential scanning calorimeter and X-ray diffraction. A comparative study of the electrochemical corrosion behaviors of the samples was performed by the linear polarization method and electrochemical impedance spectroscopy in 3.5 wt% NaCl solution. The morphologies and components of the samples after potentiodynamic polarization were analyzed by SEM and EDS, respectively. The results show that the crystallization process of the amorphous ribbons could be divided into three steps, and their crystallization temperature are about 430 °C, 470 °C and 700 °C. Compared with the completely amorphous alloy, the corrosion properties of the annealed amorphous sample increase obviously. A stable passive film is formed on the surface of the amorphous ribbon annealed at 500 °C, which contributes to its excellent corrosion resistance. However, the passive films on the surfaces of completely amorphous and amorphous samples annealed at 720 °C are not stable, which are susceptible to be attacked by pitting corrosion and localized corrosion.

Key words: Ni-based amorphous alloy; crystallization behavior; electrochemical corrosions

Corresponding author: Ma Yunzhu, Ph. D, Professor, State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Center South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88877825, E-mail: zhuzipm@mail.csu.edu.cn