

# SiC 对 Ni-W 镀层耐蚀耐磨性能的强化作用

李保松, 张 文, 环宇星, 张薇薇

(河海大学, 江苏 南京 211100)

**摘 要:** 为提高严苛海洋环境下金属机件的服役性能, 通过电沉积方法制备了 Ni-W 和 Ni-W/SiC 复合镀层。利用扫描电子显微镜 (SEM)、能谱分析 (EDS) 和 X 射线衍射 (XRD) 等技术研究了 SiC 对 Ni-W 镀层微观结构和性能的影响, 采用电化学方法研究了复合镀层在 3.5% NaCl 溶液中的耐蚀性能, 以探讨其海水综合防护性能。研究表明, 经表面处理的 SiC 可诱导形核促进晶体生长, 使 Ni-W 合金晶粒变细, 镀层完整致密。SiC 纳米颗粒均匀分布在 Ni-W/SiC 中, 可有效提高镀层硬度及耐磨性, 同时 Ni-W/SiC 也具有比 Ni-W 镀层更好的耐蚀性能。在多因素交互作用的海洋环境中将具有更长的防护寿命。

**关键词:** 电沉积; SiC; Ni-W/SiC; 耐蚀性; 纳米复合镀层

**中图分类号:** O646.5; TQ153.2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)10-3129-06

随着国家对海洋工程安全性和服役寿命提出更高的要求, 开发防护性能更好的长效防护材料的需要更加迫切。Ni-W 合金电沉积层具有高熔点、高硬度、优良的耐蚀性和耐磨性, 已成为海工金属机件在多因素交互作用的严苛海洋环境中应用的重要防护涂层, 可用于海水环境中轴承、活塞、轮机、叶片等重要机械零件的防护<sup>[1-4]</sup>。20 世纪 90 年代, Lee 等<sup>[5-7]</sup>采用电沉积方法制备了 Ni-W 合金并研究了作为镀层的物理和化学性能。随后 Kumer<sup>[8]</sup>研究了水杨醛对电沉积 Ni-W 合金结构形貌及耐腐蚀性能的影响。龚睿<sup>[9]</sup>通过在 Cu 基体上电沉积制备 Ni-W 合金, 发现随 W 含量增加, Ni-W 合金耐蚀性明显提高。Elias<sup>[10]</sup>通过 SEM 和电化学方法研究了甘油和柠檬酸三钠对镀层结构及耐蚀性能的影响。至今 Ni-W 镀层的研究已经很多, 但 Ni-W 合金镀层在恶劣环境下长效防护性能依然不足<sup>[11-13]</sup>, 迫切需要研究其在多因素耦合环境下的耐磨、耐蚀综合性能。纳米 SiC 具有高强度、耐高温、耐磨等优点可强化镀层硬度及耐磨性, 提高服役寿命<sup>[14-16]</sup>, Ni-W/SiC 纳米复合镀层研究已受到广泛关注, 极具研究价值。本实验采用纳米 SiC 对 Ni-W 合金进行改性, 制备 Ni-W/SiC 纳米复合镀层, 探讨纳米 SiC 对镀层结构及性能的影响, 研究复合镀层的耐蚀耐磨性能, 为 Ni-W/SiC 在海洋长效防护领域的应用提供科学基础。

## 1 实 验

Ni-W 合金电解液组成为: NiSO<sub>4</sub>·6H<sub>2</sub>O 100 g/L, Na<sub>2</sub>WO<sub>4</sub>·2H<sub>2</sub>O 20~50 g/L, Na<sub>3</sub>C<sub>6</sub>H<sub>5</sub>O<sub>7</sub>·2H<sub>2</sub>O 80 g/L, NH<sub>4</sub>Cl 25 g/L, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> 10 g/L, 十二烷基硫酸钠 0~3 g/L。所有试剂均为分析纯, 镀液采用去离子水配制。在搅拌下向上述电解液中加入 0.3~10 g/L、粒径 120 nm 的 SiC, 充分搅拌分散, 即为 Ni-W/SiC 电解液。基材采用铜片, 经打磨-抛光-清洗-除油-干燥等步骤得到表面平整、光亮的待镀基体并干燥保存。电沉积时仅工作面接电解液, 非工作部位用绝缘胶密封绝缘。采用 CHI660E 电化学工作站和 DKKII 试验电源为电沉积直流电源, 以镍板为阳极, 经前处理的铜板为阴极, 两极距离为 35 mm, 于自制的 250 mL 电解槽中, 在机械和超声分散下进行电沉积。电流密度 1.0~4.0 A/dm<sup>2</sup>, 水浴控温 35 ℃, 用氢氧化钠或稀硫酸调节 pH 至 8.5。沉积时间 2~60 min, 所制备涂层为 Ni-W, Ni-W/SiC 镀层。

采用 HITACHI-S3400N 型扫描电子显微镜观察镀层表面形貌, 扫描电压为 15.0 kV, 并通过 Oxford INCA EDS 电子能谱仪分析镀层组成。采用德国布鲁克 D8 Advance 型 X 射线衍射仪分析样品物相结构, 辐射源 Cu K $\alpha$  ( $\lambda=0.15405$  nm), 工作电压 40 kV, 镍滤波, 电流 300 mA, 扫描速率 5 %/min, 扫描范围 ( $2\theta$ ) 20°~100°。采用划痕试验判断结合力, 采用维氏硬度计 (0.49 N) 和磨损试验机评定硬度和磨损失重。电化学实验采用三电极体系, 研究电极面积为 10 mm×10

收稿日期: 2016-09-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51301061, 51679076); 中央高校基本业务费 (2013B32614)

作者简介: 李保松, 男, 1979 年生, 博士, 副教授, 河海大学力学与材料学院, 江苏 南京 211100, 电话: 025-83786751, E-mail: bsli@hhu.edu.cn

mm, 铂片为辅助电极, 饱和甘汞电极 (SCE) 为参比电极。实验前电极用金相砂纸抛光, 用乙醇、丙酮溶液清洗, 再用 3.0% 稀盐酸浸泡 30 s, 蒸馏水洗涤。实验前通氮气除氧 20 min, 利用动电位极化和 EIS 法测试样品在 3.5% NaCl 水溶液中的极化曲线,  $E_{ocp}-t$  曲线及 EIS 图谱, 以判断合金的耐蚀性能。EIS 测试频率为 0.01 Hz~100 kHz, 扰动电位为 10 mV。TAFEL 扫描速率为 0.5 mV/s, 均在室温下进行。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Ni-W, Ni-W/SiC 镀层结构与形貌

图 1 为仅改变  $\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  含量, 在  $1.31 \text{ A}/\text{dm}^2$  电流密度下沉积 3 min 所得 Ni-W 镀层的表面形貌。因为沉积前期数据更便于研究镀层的初期成膜过程, 推导其生长机理, 所以沉积了 3 min。由图 1 可知, 沉积 3 min 所得 Ni-W 合金表面成膜不完整, 孔隙较多, 晶胞仍在生长过程中的初期。 $\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  含量为 20 g/L 时, 镀层表面不均匀, 不完整, 晶粒生长还未覆盖整个基底, 存在大量凹陷。这些凹陷是由于 Ni-W 沉积速度较慢, 晶粒生长和晶格排列还没来得及充分铺展, 膜层还比较薄, 许多区域膜层还没填充凹陷形成平整的膜。当  $\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  含量为 30 g/L 时膜层逐渐完整, 凹陷区域减小, 但仍有凹陷, 平整度欠缺, 这表明合金晶粒生长速度加快。当其含量在 40 g/L, 镀层表面成膜完整, 基本呈现均匀、平整的晶粒分布。 $\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  含量为 50 g/L 时, 在相同的电流

密度和时间下, 镀层已经均匀平整, 完整致密, 晶粒尺寸变小, 平整度增加。以上是除 W 组分含量不同外, 其他组分和沉积参数都相同的情况下得到的。可见,  $\text{W}^{6+}$  可促进 Ni-W 合金的沉积, 细化晶粒尺寸, 改进膜层平整性。一方面, 适量的  $\text{W}^{6+}$  可加快合金的沉积生长速度, 另一方面, 可细化晶粒, 提高镀层平整度, 从而减少孔隙等缺陷, 进一步提高镀层的耐蚀性能。 $\text{W}^{6+}$  可以诱发沉积过程, 加快沉积速度, 细化晶粒, 对 Ni 晶粒具有细化和促进沉积的作用。

图 2 为  $\text{Na}_2\text{WO}_4$  含量 47 g/L 时, 加入 2.5 g/L 纳米 SiC 后在  $1.31 \text{ A}/\text{dm}^2$  沉积 3 min 所得的镀层形貌。SiC 颗粒尺寸为 120 nm, 沉积前对 SiC 的电解液机械搅拌 2 h, 超声波分散 30 min, 以便溶液中的柠檬酸钠与其充分润湿分散, 使 SiC 均匀地悬浮于溶液中。由图 2a 可知, 镀层致密平整, 无裂纹, 镶嵌有大量 SiC 微粒。SiC 纳米颗粒在基体及表面均匀分散, 加速晶胞的生长, 减少表面孔隙, 形成更加均匀致密的镀层。图 2b~2d 为不同放大倍数下 Ni-W/SiC 复合镀层的微观形貌。可以看出, 镀层表面 SiC 的分布基本均匀, 在局部区域有晶胞聚集, 呈晶胞层叠状。结合 EDS 分析可知, 晶胞中含有 SiC 纳米颗粒, 晶胞聚集区 SiC 分布较多且优先受到外界磨损作用, 对耐蚀性的提高具有强化作用。

图 3 是电流密度为  $2 \text{ A}/\text{dm}^2$  时, 不同沉积时间 Ni-W/SiC 复合镀层的表面形貌。由图 3a 可知, 沉积 5 min 所得镀层表面平整致密, 无裂纹, 晶胞细小均匀,

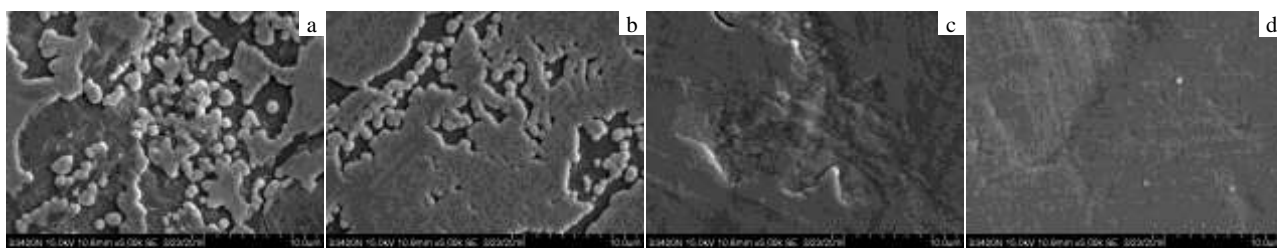


图 1 不同  $\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  含量的 Ni-W 镀层表面形貌

Fig.1 SEM images of Ni-W coatings at  $t=3 \text{ min}$ ,  $i=1.31 \text{ A}/\text{dm}^2$ , with different contents of  $\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ : (a) 20 g/L, (b) 30 g/L, (c) 40 g/L, and (d) 50 g/L

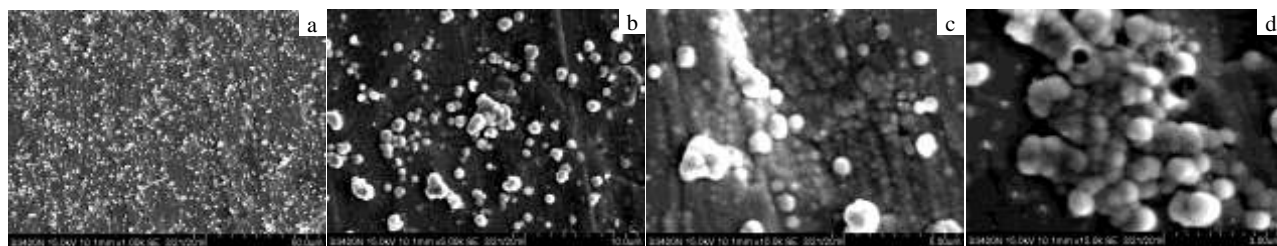


图 2 不同放大倍数的 Ni-W/SiC 复合镀层形貌

Fig.2 SEM images of Ni-W/SiC coatings with different magnifications ( $t=3 \text{ min}$ ,  $i=1.31 \text{ A}/\text{dm}^2$ )

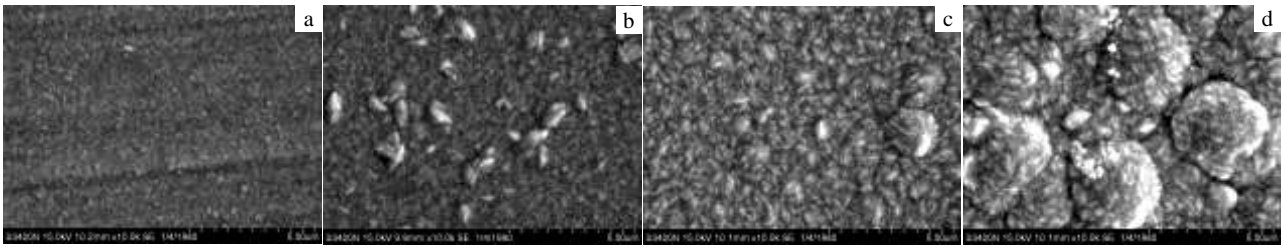


图 3 不同沉积时间 Ni-W/SiC 复合镀层形貌

Fig.3 SEM images of Ni-W/SiC coatings at  $i = 2 \text{ A/dm}^2$  for different deposition time: (a) 5 min, (b) 15 min, (c, d) 30 min

尺寸小于  $0.15 \mu\text{m}$ , 表面具有良好的金属光泽; 当沉积 15 min 后晶胞明显增大(图 3b), 局部出现大于  $1 \mu\text{m}$  的晶胞, 晶胞中均匀分散有 SiC 微粒, 表面无明显裂纹, 具有一定的金属光泽; 当沉积 30 min 后(图 3c), 镀层明显发暗, 晶胞尺寸进一步增大, 部分晶胞超过  $5 \mu\text{m}$ , 镀层表面呈现明显的层叠结构, 可见镀层已明显增厚。图 3d 也为沉积 30 min 所得照片, 晶胞尺寸明显大于图 3c, 这可能是由于阴极电流分布不均匀, 使不同区域具有不同的沉积速度, 导致局部晶胞尺寸不同。

以上图中所示晶胞颗粒中 SiC 含量高, 但晶胞并非 SiC 颗粒, 是 SiC 作为晶核粒子, 引发和促进 Ni-W 合金晶粒的形成和长大, 生成了 Ni-W/SiC 晶粒, SiC 加入显著改变了涂层表面的组织结构。从图 3 可以看到, 镀层中 SiC 分布均匀, 这种均匀分布有利于镀层耐蚀性、结合力及耐磨性的提高。对比图 1 和图 2、图 3 可知, SiC 加入后相同条件下成膜更完整, 表明沉积速度更快, SiC 具有引发形核, 促进生长的作用, 在相同时间及沉积电流下, 后者的膜层更完整, 致密。

### 2.2 复合镀层组成与结构

图 4 为镀层 EDS 能谱图。其中 4a 为  $\text{Na}_2\text{WO}_4$  含量  $47 \text{ g/L}$  时, 阴极电流密度  $1.31 \text{ A/dm}^2$  沉积 3 min 所得的 Ni-W 镀层 EDS 图谱。由图 4a 可知, 镀层中 Ni 原子分数 70.38%, 质量分数 75.19%, W 原子分数 5.96%, 质量分数 19.94%。可见, 涂层含有 Ni, W 元素, 为 Ni-W 合金。部分少量的 C 可能是在电沉积过程中含碳络合物在镀层中的沉积夹杂形成的, Cu 是由于铜基材导致的。图 4b 为在上述 Ni-W 电解液中加入  $2.5 \text{ g/L}$  SiC 纳米陶瓷颗粒, 在相同条件下沉积获得的 Ni-W/SiC 纳米复合镀层。由图可知, 涂层含有 Ni, W, C, Si, Cu 元素, 表明涂层为 Ni-W/SiC 复合涂层。SiC 纳米颗粒的加入对镀层中 W 元素的含量有一定影响。结合 SEM 分析可知, SiC 纳米颗粒在涂层内部和表面的分布并不是十分均匀, 存在均匀分布区和聚集区。在晶粒聚集区, 由于 SiC 颗粒的异质形核作用, 可加

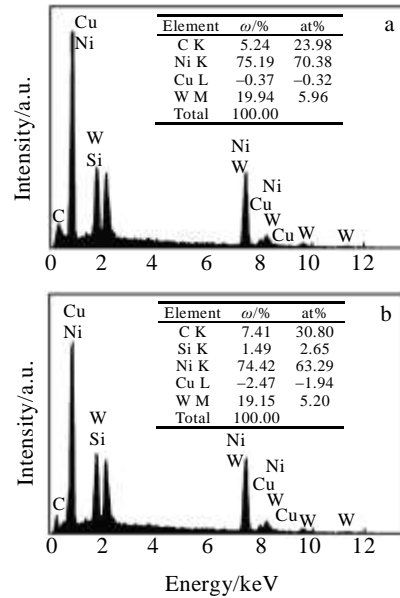


图 4 Ni-W 和 Ni-W/SiC 镀层 EDS 能谱图

Fig.4 EDS spectra of the Ni-W (a) and Ni-W/SiC (b) coatings

速 Ni-W 合金的沉积生长, 形成较大的层叠聚集状 Ni-W/SiC 合金晶胞, 该晶胞最凸出表面, 在摩擦磨损过程中, 该晶胞最先受到摩擦作用。

图 5 为 Ni-W、Ni-W/SiC 复合镀层的 XRD 图谱。Ni-W 和 Ni-W/SiC 复合镀层都表现出典型的面心立方 (fcc) 晶体结构, 且均以镍的面心立方 (fcc) 结构为主<sup>[17,18]</sup>。Ni-W 合金的形成是 W 置换了部分镍原子, 进入镍的原子晶格形成合金固溶体。结合图 4, 图 5 可知, Ni 合金中 W、SiC 含量的增加将使涂层组成多元化, 使部分结构非晶化, 从而利于耐蚀性的提高。Ni-W/SiC 复合镀层主要由 Ni-W 合金固溶体和 SiC 组成。SiC 纳米颗粒具有促进晶体生长的作用, 可使晶态结构增多, 表面结晶更均匀, 甚至形成非晶镶嵌纳米晶相、纳米陶瓷 SiC 相的多相多尺度多界面结构。伴随电沉积的进行, SiC 作为异质晶核, 可增加形核数目, 促进结晶生长, 提高了涂层的硬度, 使其具有更好的抗磨损性能。

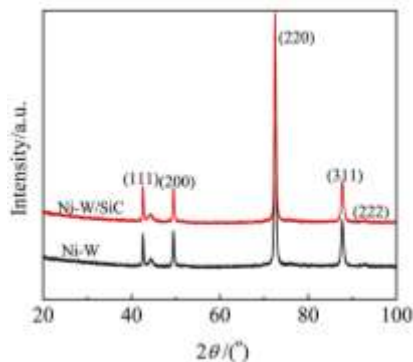


图 5 合金镀层的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of Ni-W and Ni-W/SiC coatings

### 2.3 复合镀层硬度、耐磨性和耐蚀性

图 6 为上述条件下制备的 Ni, Ni-W, Ni-W/SiC 涂层的硬度和磨损失重。由图 6a 可知, Ni 镀层硬度 2.82 GPa, 形成 Ni-W 合金后硬度大幅提升至 7.29 GPa, 镀层中引入 SiC 纳米颗粒后 Ni-W 合金的硬度进一步提升至 8.23 GPa, 但幅度小于 Ni-W 合金形成时的硬化作用。可见, Ni-W/SiC 硬度的提升有两方面的作用, 一方面为 W 元素对 Ni 晶格的重构和强化作用, 另一方面为硬质颗粒 SiC 对涂层硬度的提升和强化。图 6b 为涂层的磨损失重, 可见 Ni-W/SiC 的失重最小, 该结果与硬度的测试结果一致。由于 SiC 较高的硬度及 W 元素对合金的强化作用, 提升了涂层的耐磨损性能, 因此其耐磨寿命也将会提升。当晶胞聚集区磨损后, 含有 SiC 的本体作为直接接触面承受摩擦载荷, 将提供更持久的耐磨性能, 提升涂层耐磨性, 从而延长涂层使用寿命。

镀层结合力是镀层与基体金属表面的粘附力, 服役期内涂层界面结合力对其耐蚀耐磨性能具有重要影响<sup>[19-21]</sup>。结合力差伴随内应力大, 存在裂纹或孔隙, 对纳米 SiC 作用的发挥也有负面作用。镀层与基体结合力强, 镀层和镶嵌的 SiC 就不易因为脱落而导致防护性能失效, 因此结合力是影响镀层防护性能的关键因素之一, 能影响层下界面的电化学腐蚀过程。表 1 为结合力测试数据。可见 Ni-W 合金脱落率在 5%~15%, 结合力等级为 3B。Ni-W/SiC 复合镀层的脱落率在 5% 以下, 结合力等级为 4B, 脱落率明显小于 Ni-W 合金镀层的 15%。SiC 纳米颗粒没有降低 Ni-W 合金的结合力, 说明 SiC 能改变镀层晶粒结构, 改善镀层与金属基底之间的作用力, 对镀层与金属基底的结合力有明显的改进作用。由于 SiC 硬度高, 起到了联接骨架的作用。SiC 为纳米尺寸, 合金的晶胞尺寸为微米级, 远大于 SiC 颗粒, 纳米 SiC 粒子可填充 Ni-W

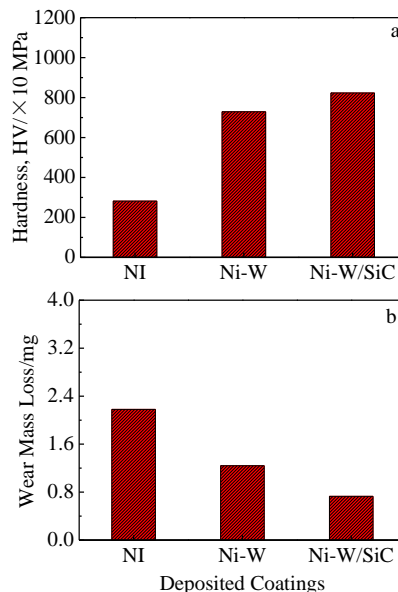


图 6 不同涂层的硬度及磨损失重

Fig.6 Hardness (a) and wear mass loss (b) of deposited Ni, Ni-W and Ni-W/SiC coatings

表 1 镀层结合力

Coating	Peeling rate/%	ASTM grade
Ni-W	5~15	3B
Ni-W/SiC	≤5	4B

晶粒间的孔隙, 使镀层更致密, 降低孔隙率, 提高密实性。

图 7 为镀层在 3.5%NaCl 溶液中浸泡不同时间的电化学阻抗图, 右侧镶嵌的图为腐蚀电位随时间的变化。Nyquist 图谱显示, 涂层的阻抗谱呈现一容抗弧。由于容抗弧半径与涂层耐腐蚀性能有关, 容抗弧半径越大, 涂层耐腐蚀性越高<sup>[22-24]</sup>。由图 7a 可知, 随着浸泡时间的延长, 涂层阻抗值逐渐减小, 涂层耐腐蚀性能逐渐降低。当浸泡时间相同时, Ni-W/SiC 复合镀层容抗弧直径均大于 Ni-W 合金, 可见 Ni-W/SiC 合金的耐蚀性优于 Ni-W。加入 SiC 后形成 Ni-W/SiC 复合涂层的耐蚀性得到提高, 阻抗随时间的降低趋势也有所减小, 表明涂层服役稳定性好。SiC 纳米颗粒的加入提高了涂层的耐腐蚀性能, Ni-W/SiC 复合镀层的微观结构致密度得到提升, 孔隙率降低, 根据文献<sup>[25-27]</sup>可知, 该镀层含有非晶纳米晶复合结构, 其耐蚀性明显增强, 具有更长的服役寿命。

图 8 为镀层在 3.5% NaCl 溶液中浸泡不同时间的 TAFEL 极化曲线。由图 8 可知, 在浸泡过程中, 镀层腐蚀电位是不稳定的, 这是由于镀层的不均一结构决

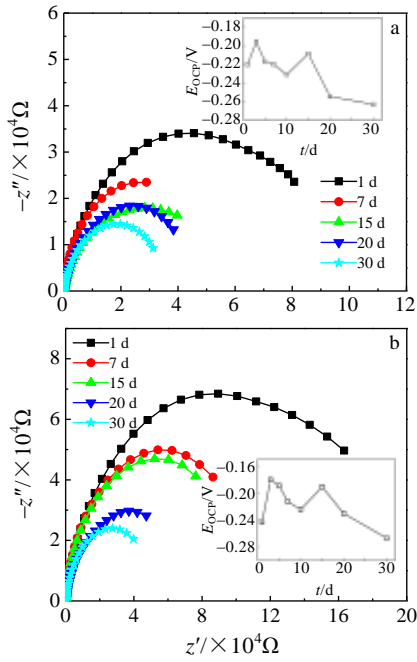


图 7 镀层在 3.5% NaCl 溶液浸泡不同时间的 EIS 图谱  
Fig.7 EIS plots of coatings after immersion in 3.5%NaCl solution for different time: (a) Ni-W and (b) Ni-W/SiC

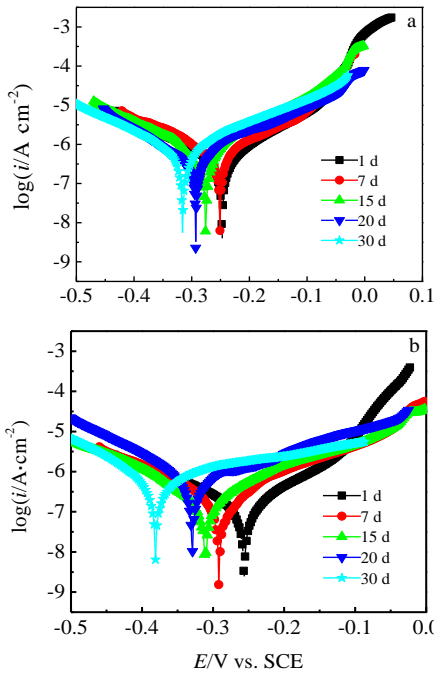


图 8 镀层在 3.5%NaCl 溶液中浸泡不同时间的 Tafel 曲线  
Fig.8 Tafel polarization curves of coatings after immersion in 3.5%NaCl solution for different time: (a) Ni-W and (b) Ni-W/SiC

定的。由外推法计算得到 Ni-W 和 Ni-W/SiC 涂层相应的腐蚀电位( $E_{corr}$ )、腐蚀电流密度( $I_{corr}$ )和极化电阻( $R_p$ )值分别如表 2 和表 3 所示。可以看出, 随着浸泡时间

表 2 Ni-W 镀层极化曲线拟合数据

**Table 2 Fitting data of TAFEL curves of Ni-W coating immersed in 3.5%NaCl solution for different time**

t/d	$E_{corr}/V$	$i_{corr}/\times 10^{-7} A cm^{-2}$	$R_p/k\Omega \cdot cm^2$
1	-0.2481	5.392	55.7
7	-0.2489	6.485	44.6
15	-0.2809	6.733	46.8
20	-0.3203	6.873	45.7
30	-0.3233	8.497	38.7

表 3 Ni-W/SiC 镀层极化曲线拟合数据

**Table 3 Fitting data of TAFEL curves of Ni-W/SiC coating immersed in 3.5%NaCl solution for different time**

t/d	$E_{corr}/V$	$i_{corr}/\times 10^{-7} A cm^{-2}$	$R_p/k\Omega \cdot cm^2$
1	-0.2523	1.616	166.9
7	-0.2913	2.339	126.6
15	-0.3086	2.154	118.0
20	-0.3226	6.667	46.89
30	-0.3527	8.41	39.2

的增加, 极化曲线向左上方移动, 腐蚀电位逐渐降低, 腐蚀电流密度逐渐升高。表明随着浸泡时间的增加, 2 种镀层在 3.5% NaCl 溶液中的耐腐蚀性逐渐降低。对比 Ni-W 和 Ni-W/SiC 在浸泡不同时间的 Tafel 曲线参数, 发现 Ni-W/SiC 复合镀层的腐蚀电流密度更低, 极化电阻更大。表明 SiC 纳米颗粒作为一种惰性物质均匀分布在镀层中, 减少 Ni-W 镀层的活性区域, 降低金属溶解的活性面积, 同时因为 SiC 的高硬度、提高了镀层的耐磨性, 使 Ni-W/SiC 复合镀层具有更优异的综合防护性能。

### 3 结 论

- 1) W 含量的增加可促进 Ni-W 沉积过程, 加快沉积速度, 使 Ni 沉积层晶粒变细, 致密度增加并提高其耐蚀性。
- 2) SiC 纳米颗粒的存在可增加形核点, 有利于镍晶的形核和生长。
- 3) SiC 进一步提升了 Ni-W 镀层的硬度和耐磨性, 有利于其综合防护性能的提高。
- 4) Ni-W/SiC 与基材的结合力良好, 无明显裂纹, 在 3.5% NaCl 溶液中的耐蚀性优于 Ni-W, 具有比 Ni-W 更优异的服役稳定性。

### 参考文献 References

[1] Hashemi M, Mirdamadi S, Rezaie H R. *Electrochimica Acta*[J], 2014, 138: 224  
 [2] Wang J, Xu R, Zhang Y. *Journal of Rare Earths*[J], 2012, 30(1): 43

- [3] Yao Y, Yao S, Zhang L *et al. Materials Letters*[J], 2007, 61(1): 67
- [4] Donten M, Cesiulis H, Stojek Z. *Electrochimica Acta*[J], 2000, 45(20): 3389
- [5] Lee S H, Joo S K. *Solar Energy Materials and Solar Cells*[J], 1995, 39(2-4): 155
- [6] Garcia I, Fransaer J, Celis J P. *Surface & Coatings Technology*[J], 2001, 148(2-3): 171
- [7] Guo Yueping(郭跃萍), Li Jianguo(李建功), Sun Xiaojun(孙晓军). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2009, 38(7): 1292
- [8] Kumar U P, Kennady C J, Zhou Q Y. *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 283: 148
- [9] Gong Rui(龚睿), Liu Lin(柳林). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2008, 37(1): 130
- [10] Elias L, Hegde A C. *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 283: 61
- [11] Lima-Neto P, Silva G P, Correia A N. *Electrochimica Acta*[J], 2006, 51(23): 4928
- [12] Ogihara H, Wang H, Saji T. *Applied Surface Science*[J], 2014, 296: 108
- [13] Xu R D, Guo Z C, Pan J Y. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2006, 16(3): 666
- [14] Wu Z, Shen B, Liu L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 206 (14): 3173
- [15] Beltowska-Lehman E, Indyka P, Bigos A *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 211: 62
- [16] He Xinkuai(何新快), Hou Bolong(侯柏龙), Wu Luye(吴璐烨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(7): 1742
- [17] Qin Liyuan(秦丽元), Lian Jianshe(连建设), Jiang Enchen(蒋恩臣) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2013, 23(10): 2846
- [18] Cai C, Zhu X B, Zheng G Q *et al. Surface & Coatings Technology* [J], 2011, 205(11): 3448
- [19] Sangeetha S, Kalaignan G P, Anthuvan J T. *Applied Surface Science* [J], 2015, 359: 412
- [20] Rudnik E, Burzynska L, Dolasinski L *et al. Applied Surface Science*[J], 2010, 256(24): 7414
- [21] Xia Fafeng(夏法锋), Jia Zhenyuan(贾振元), Wu Menghua(吴蒙华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2008, 37(8): 1479
- [22] Yang Y, Cheng Y F. *Electrochimica Acta*[J], 2013, 109: 638
- [23] Sassi W, Dhouibi L, Berçot P *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 206(19-20): 4235
- [24] Beltowska-Lehman E, Indyka P, Bigos A *et al. Materials & Design*[J], 2015, 80: 1
- [25] Yang Y, Cheng Y F. *Surface and Coatings Technology*[J], 2011, 205(10) : 3198
- [26] Bakht B, Akbari A. *Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 206(23): 4964
- [27] Xu Y, Zhu Y, Xiao G *et al. Ceramics International*[J], 2014, 40(4): 5425

## Effect of SiC on Corrosion and Wear Resistance of Ni-W Coatings

Li Baosong, Zhang Wen, Huan Yuxing, Zhang Weiwei  
(Hohai University, Nanjing 211100, China)

**Abstract:** To improve the service performance of metal parts in harsh marine environment, the effects of SiC on the corrosion and wear resistance of the Ni-W coatings were investigated by scanning electron microscopy (SEM), energy spectrum analysis (EDS) and X-ray diffraction (XRD). The influences of SiC nanoparticles on Ni-W composite electrodeposition process and the electrochemical corrosion properties of Ni-W/SiC composite coatings were studied by EIS and Tafel methods. The results show that SiC after pretreatment is uniformly dispersed in compact Ni-W/SiC coating which can effectively improve the hardness and wear resistance. SiC nano particles can promote the nucleation and growth of Ni-W alloy and refine the grain size of the Ni-W alloy. Compared with Ni-W coatings, Ni-W/SiC coatings have excellent abrasion and corrosion resistance, and can provide comprehensive service performance for marine parts under the influence of multifactor interaction in seawater environment.

**Key words:** electrodeposition; SiC; Ni-W/SiC alloys; corrosion resistance; nano composite coatings

Corresponding author: Li Baosong, Ph. D., Associate Professor, Institute of Materials Science and Engineering, Hohai University, Nanjing 211100, P. R. China, Tel: 0086-25-83786751, E-mail: bsli@hhu.edu.cn