

# Monel K-500 合金在人造海水中的 点蚀特征的研究

秦明花<sup>1</sup>, 郑文杰<sup>1</sup>, 王娟<sup>2</sup>, 朱玉亮<sup>1</sup>

(1.钢铁研究总院 特殊钢研究所, 北京 100081; 2.武汉第二船舶设计研究所, 武汉 430064)

**摘要:** 目的 研究 Monel K-500 合金在海水环境中的点蚀特征。方法 采用扫描振动电极技术 (SVET) 中的恒电流模式, 研究 Monel K-500 合金点蚀的萌生及生长过程, 通过扫描电镜 (SEM) 表征点蚀区域的形貌特征。结果 SVET 结果显示, 负电位会从点蚀中心位置向其边界区域转移, 且更负的大阳极区能够吞并电位高的小阳极区。SEM 结果显示, 点蚀附近会发生 TiC 表面腐蚀产物的堆积、TiC 周围基体的溶解及 TiC 的脱落。结论 钝化膜具有优异的自我修复能力, 这是点蚀扩展缓慢的主要原因, 且 Monel K-500 合金能够通过相互吞并、贯通的方式生长。Monel K-500 合金点蚀的萌生主要与 TiC 的析出有关, 可通过成分及工艺的优化来控制 TiC 的数量及分布, 进一步提高合金的耐点蚀性能。

**关键词:** Monel K-500 合金; 点蚀; SVET; SKP; 自修复; TiC

中图分类号: TG172.5

文献标识码: A

文章编号: 1672-9242(2022)06-0106-07

DOI: 10.7643/issn.1672-9242.2022.06.000

## Pitting Corrosion Characteristics of Monel K-500 Alloy in the Artificial Seawater

QIN Ming-hua<sup>1</sup>, ZHENG Wen-jie<sup>1</sup>, WANG Juan<sup>2</sup>, ZHU Yu-liang<sup>1</sup>

(1. Institute for Special Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

2. Wuhan Second Ship Design and Research Institute, Wuhan 430064, China)

**ABSTRACT:** Research on pitting corrosion characteristics of marine materials have been conducted widely, however, Monel K-500 alloy, as one of the most important marine corrosion resistant alloys, there is a little research on its pitting characteristics. In order to research the pitting characteristics of Monel K-500 alloy in the seawater, the initiation and growth process of pitting corrosion was studied by scanning vibrating electrode technique (SVET) under constant current mode, and morphology of pitting area was characterized by scanning electron microscopy (SEM). SVET results showed that the anodic potential was transferred from the pitting center to the boundary area, and the smaller anode area with more positive potential could be absorbed by larger negative anode area. The SEM results showed that the accumulation of corrosion product on TiC surface, the dissolution

收稿日期: 2021-05-06; 修订日期: 2021-07-01

Received: 2021-05-06; Revised: 2021-07-01

作者简介: 秦明花 (1996—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为镍基耐蚀合金性能。

**Biography:** QIN Ming-hua (1996-), Female, Postgraduate, Research focus: properties of nickel-based corrosion resistant.

通讯作者: 郑文杰 (1964—), 男, 硕士, 高级工程师, 主要研究方向为不锈钢及耐蚀合金的加工工艺及热处理工艺。

**Corresponding author:** ZHENG Wen-jie (1964-), Male, Master, Senior engineer, Research focus: processing technology and heat treatment technology of stainless steel and corrosion resistant.

引文格式: 秦明花, 郑文杰, 王娟, 等. Monel K-500 合金在人造海水中的点蚀特征的研究[J]. 装备环境工程, 2022, 19(6): 106-112.

QIN Ming-hua, ZHENG Wen-jie, WANG Juan, et al. Pitting Corrosion Characteristics of Monel K-500 Alloy in the Artificial Seawater[J]. Equipment Environmental Engineering, 2022, 19(6): 106-112.

of matrix around TiC and the shedding of TiC will appear near the pitting corrosion area. SVET results indicated that passive film of Monel K-500 alloy was with good ability to self-repair, leading to slow expansion of pitting depth. Besides, the growth of Monel K-500 alloy could be in the way to annex and penetrate each other. The SEM results suggested that the pitting corrosion of Monel K-500 alloy was mainly induced by the precipitation of TiC, so the performance of pitting corrosion resistance of Monel K-500 alloy could be optimized by controlling the amount and distribution of TiC on the aspect of composition and process.

**KEY WORDS:** Monel K-500 alloy; pitting corrosion; SVET; SKP; self-repair; TiC

Monel K-500 合金是在 Monel 400 合金基础上加入一定量的 Al、Ti 元素, 通过  $\gamma$  时效强化得到的一类镍基耐蚀合金。该合金具有优异的强韧性及耐蚀性能<sup>[1-2]</sup>, 主要应用于泵轴、螺旋桨、油井工具、刮刀、阀内件、紧固件(螺栓)、弹簧等部件, 在海洋环境中应用广泛。目前关于该合金的研究, 主要集中于该合金热加工性能的研究, 而合金的耐蚀性能尤其是在海水介质环境下的腐蚀机理却少见报道。

由于镍铜合金不含 Cr 及 Mo 元素, 其抗腐蚀机理与不锈钢耐蚀机理则是完全不同, 腐蚀发展的过程也具有特殊性。Monel K-500 合金在流动的海水中不会产生明显的腐蚀, 在静止的海水中, 会发生点蚀, 但其点蚀发展很慢<sup>[3]</sup>, 与不锈钢中点蚀速度加速发展不同<sup>[4-7]</sup>。人们普遍认为镍铜合金在海水中具有优良的耐蚀性能, 但对其腐蚀的产生及腐蚀过程发展的研究还未见报道。

点蚀是在侵蚀性的溶液中, 经过一段时间后, 钝态的金属表面大部分区域不发生腐蚀或轻微腐蚀, 但在局部微小区域出现麻点或蚀孔, 并且向基体纵向发展的一种局部腐蚀<sup>[1-2]</sup>。大量研究表明, 不锈钢点蚀的萌生位置主要为氧化物夹杂、 $\sigma$  相、 $\text{Cr}_2\text{N}$ 、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 、 $\text{MnS}$  等缺陷处<sup>[7-11]</sup>。研究点蚀的发展机理, 传统上采用物理失重法与电化学方法, 只能表征其测试表面平均特性, 而微区电化学技术能够原位表征金属材料表面电信号的变化, 对点蚀机理及行为特征的研究具有重要的意义。目前, Tedim 等<sup>[8]</sup>通过 SVET 研究了 2024-T3 铝合金的腐蚀过程。Jin 等<sup>[9]</sup>通过 SKP 技术研究了 316L 不锈钢在酸性氯化钠溶液中表面电位随时间的变化。Mouanga 等<sup>[10]</sup>通过 LEIS 技术研究了

Zn-Ni 涂层在 NaCl 介质中对低碳钢的防护性能。这 3 种技术通过采集不同特征的电信号间接表征材料的耐蚀性能, 各有优劣。

为了对 Monel K-500 合金在海水环境中的点蚀独特发展过程进行研究, 结合以上 3 种微区电化学技术观察分析在模拟海水中该合金点蚀过程中局部电化学性能特征, 并结合其宏观腐蚀形貌, 综合表征 Monel K-500 合金的点蚀特性。

## 1 试验

### 1.1 材料

试验材料为国产 Monel K-500 合金, 电渣重熔后锻造加工, 然后经  $600\text{ }^\circ\text{C}\times 24\text{ h}$  时效处理, 材料的成分见表 1, 试样尺寸为  $30\text{ mm}\times 20\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 。

### 1.2 微区电化学测试

微区电化学测试工作站为普林斯顿 V3F, 测试模块为 SKP 和 LEIS、SVET。其中, SKP 探针尺寸为  $250\text{ }\mu\text{m}$ , LEIS 及 SVET 探针尺寸为原子尺寸级别。测试溶液为人造海水溶液, 配方见表 2。扫描步长为  $50\text{ }\mu\text{m}\times 50\text{ }\mu\text{m}$ , 其中 LEIS 的测试频率为  $1\text{ }000\text{ Hz}$ 。SVET 测试中, 采用恒电流模式, 扫描面积为  $2\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ , 扫描步长为  $50\text{ }\mu\text{m}\times 50\text{ }\mu\text{m}$ , 同一试样每隔 2 h 测试 1 次, 测试温度为室温。

### 1.3 SEM 测试

利用 Quanta650 扫描电镜(SEM)对 Monel K-500 合金试样的局部微观腐蚀形貌进行观察。

表 1 Monel K-500 合金的化学成分  
Tab.1 Chemical composition of Monel K-500 alloy

										wt.%
C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Ti	Fe	N	Ni
0.11	0.011	0.90	0.012	0.000 32	31.17	2.83	0.49	1.34	0.000 047	余量

表 2 人造海水配方  
Tab.2 Chemical composition of artificial seawater

										g/L
NaCl	MgCl <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	CaCl <sub>2</sub>	KCl	NaHCO <sub>3</sub>	KBr	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub>	SrCl <sub>2</sub>	NaF	
24.53	5.20	4.09	1.16	0.695	0.201	0.101	0.027	0.025	0.003	

## 2 结果与讨论

### 2.1 发生点蚀的过程

由于电流密度  $J$  和电位差  $\Delta E$  之间满足<sup>[11]</sup>:

$$J = -\sigma \frac{\Delta E}{A} \quad (1)$$

式中:  $\sigma$  为溶液的电导率;  $A$  为振幅。由式(1)可知, 电位越负, 越容易发生腐蚀。

在人造海水中浸泡不同时间后, Monel K-500 合金的 SVET 电位分布如图 1 所示。浸泡 2 h 后, Monel

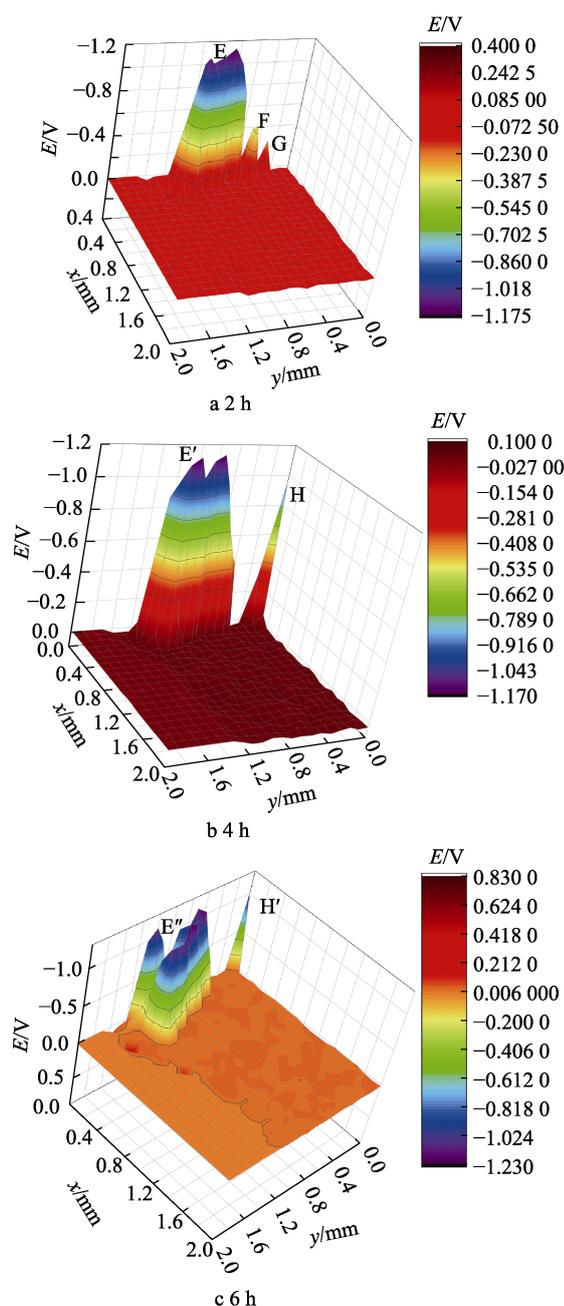


图 1 Monel K-500 合金在人造海水溶液中浸泡不同时间后的 SVET 电位分布

Fig.1 SVET potential 3D distribution diagram of Monel K-500 alloy after immersion in artificial seawater for different time

K-500 合金的 SVET 电位分布如图 1a 所示。在图 1a 中, 出现明显的阴极区和阳极区, 阳极区和阴极区的最大电位差约为 1 000 mV。阳极区 E、F、G 可能出现在位错露头、第二相、气孔、晶界、相界等缺陷附近<sup>[12-13]</sup>, 说明 Monel K-500 合金发生点蚀的驱动力为缺陷区域及其附近区域之间形成的电偶腐蚀。

浸泡 4 h 后, Monel K-500 合金的 SVET 电位分布图(图 1b)中也存在明显的阴极区和阳极区, 且与图 1a 中最大电位差基本相似, 最小电位值基本没有变化, 但是其数量和位置发生了变化。由图 1b 可见, 图 1a 中的较低活性区 F 及 G 区被高活性 E 区吞噬合并, 形成了 E' 区。这说明不同位置处的点蚀能够通过相互吞并、贯通的方式不断生长扩大<sup>[14]</sup>。在新的位置处还出现了活性区 H, 说明 Monel K-500 合金点蚀生长的过程中会在其附近出现新的活性区。这 2 种点蚀特征与不锈钢的点蚀特征一致, 证明利用这种测试方法来表征合金的点蚀特征具有可行性。

浸泡 6 h 后, Monel K-500 合金的 SVET 电位分布如图 1c 所示。由图 1c 可见, E'' 区的最低电位值的基本没有变化, 但是位置发生了转移, 由 E 区的中心位置转移至其邻近区域。这说明 Monel K-500 合金发生点蚀后, 会由点蚀区域向其邻近区域转移扩散, 意味着该合金不会形成深而浅的点蚀。同时, 这也可以说明 Monel K-500 合金的钝化膜具有很强的自修复能力, 这是该合金点蚀萌生后, 点蚀纵向扩展速度缓慢的主要原因。和 H 区相比, 在图 1c 中, H' 区的最低值电位略微正移, 并且 H' 区的面积略微缩小, 这也可以说明 Monel K-500 合金的钝化膜具有自我修复的能力。

### 2.2 点蚀萌生的特征

Monel K-500 合金在人造海水中的点蚀形貌特征如图 2 所示。其中图 2a 为腐蚀全貌, 可见 3 个明显的点蚀区域, 即 F、G、H 区, 尺寸约为  $400 \times 250 \mu\text{m}$ , 形状为椭圆形。图 2b 为 F 区域的局部放大, 可见腐蚀产物在 TiC 表面及其附近堆积; 图 2c 为 G 区域的局部放大, 可见 TiC 附近基体的溶解; 图 2d 为 H 区域的局部放大, 可见 TiC 的脱落。这说明 TiC 是 Monel K-500 合金发生点蚀的主要诱因。

采用 SKP 和 LEIS 技术对 F 区域的电化学特征进行表征, 如图 3 所示。由图 3a 可知, 平均开尔文电位为  $-89.2 \text{ mV}$ , 最大开尔文电位为  $27 \text{ mV}$ , 最小开尔文电位为  $-177 \text{ mV}$ , 其中最小功函数差值出现在点蚀区域。由于伏打电位和开尔文电位之间满足负线性相关关系<sup>[15]</sup>, 因此 TiC 附近形成的腐蚀产物的耐蚀性能弱于基体钝化膜, 但是二者的开尔文电位差较小, 约为  $100 \text{ mV}$ 。这说明虽然 TiC 附近形成的腐蚀产物的耐蚀性能弱于基体钝化膜, 但是二者的耐蚀性能差异较小。这是 Monel K-500 合金点蚀萌生后, 生长缓慢

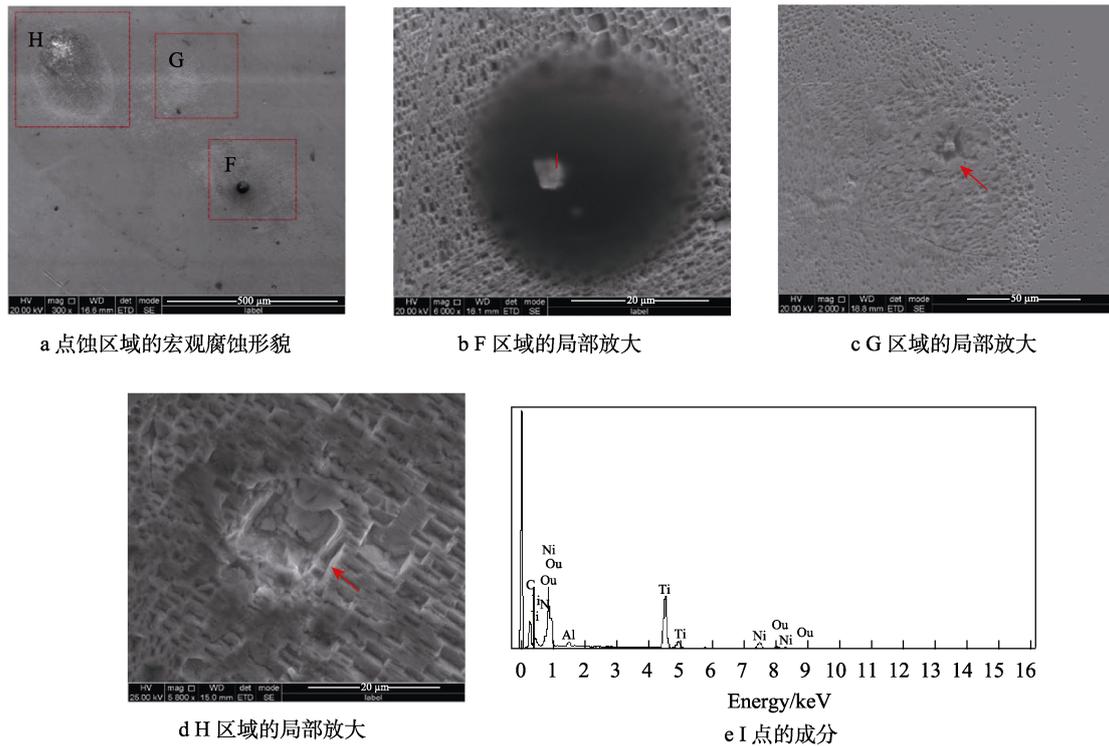


图 2 Monel K-500 合金在人造海水中的点蚀形貌特征

Fig.2 Pitting corrosion morphology of Monel K-500 alloy in artificial seawater: a) macro morphology of pitting area; b) partial enlargement of area F; c) partial enlargement of area G; d) partial enlargement of area H; e) the composition of point I

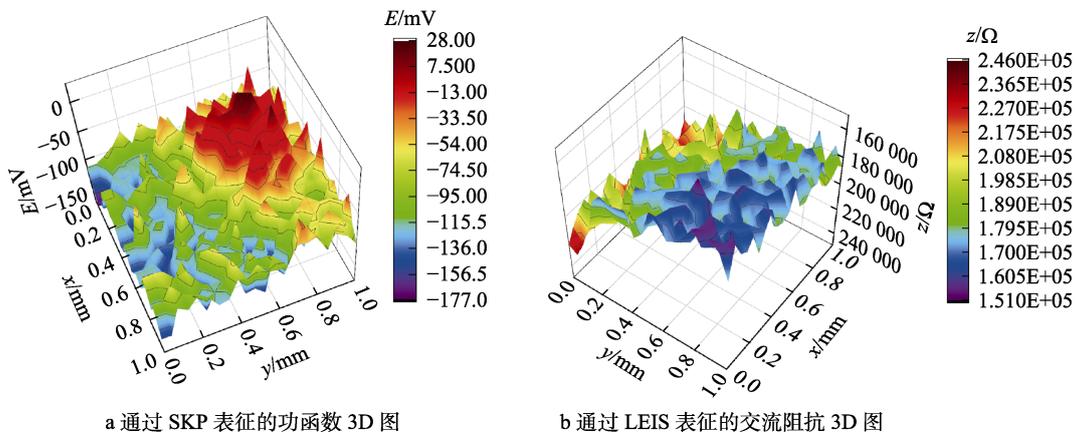


图 3 Monel K-500 合金点蚀区域的电化学特征

Fig.3 Electrochemical characteristics of the pitting area of Monel K-500 alloy: a) 3D diagram of the work function characterized by SKP; b) 3D diagram of the AC impedance characterized by LEIS

的重要原因之一。图 3b 中, 点蚀区域的阻抗值略低于基体区域, 但二者的阻抗为同一个量级, 与 SKP 的结果一致。

综上所述, TiC 与基体相之间无共格关系<sup>[16]</sup>, 其接触界面为相界, 即大角度界面, 容易产生应力集中, 能够形成腐蚀微电池<sup>[4,17-18]</sup>, 从而诱导点蚀的萌生。由于 TiC 的电位更正, 因此 TiC 附近基体优先发生溶解, 最终导致 TiC 的脱落。

### 2.3 点蚀的生长

通过动电位极化将尺寸为 30 mm×20 mm×3 mm 的腐蚀片上产生一个点蚀, 蚀孔直径约为 30 μm, 将

其放入 pH=3 的人造海水中浸泡 280 d 后, 观察腐蚀片的表面形貌, 如图 4 所示。由图 4a 可见, 在酸性海水中, 在数码相机拍摄下, Monel K-500 合金表面呈深色和浅色交替分布的状态在扫描电镜下, 呈黑色和白色交替分布的状态。这是因为 Monel K-500 合金在酸性条件下, 铜元素相对稳定, 镍原子优先发生溶解<sup>[19-22]</sup>。黑色区域为富铜的氧化物, 白色区域为富镍的氧化物, 进一步说明在酸性条件下 Monel K-500 合金会发生选择性溶解。去除合金表面的腐蚀产物后, 发现 J 区域处无点蚀的发生, 黑色区域处存在许多微小的非闭口型点蚀。这是因为在强酸条件下, 镍原子不能够稳定存在, 增加了合金的点蚀敏感性, 所以

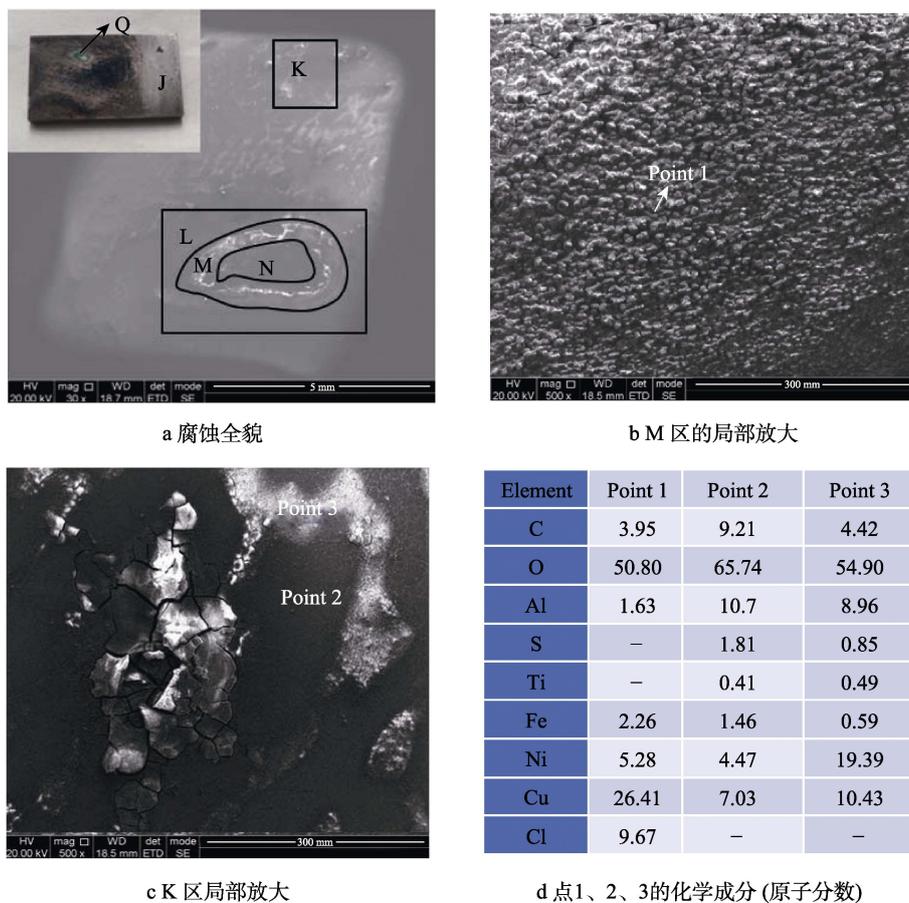


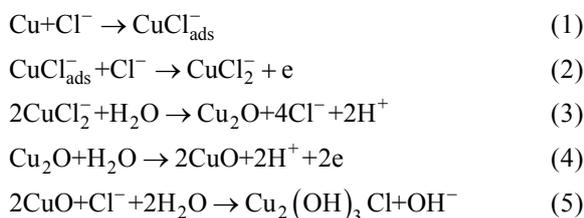
图4 Monel K-500合金在 pH=3 的人造海水中浸泡腐蚀 280 d 后的 SEM 形貌及化学成分

Fig.4 SEM images of Monel K-500 alloy immersed in artificial seawater at pH=3 for 280 days: a) complete picture of corrosion; b) Partial enlargement of area M; c) partial enlargement of area K; d) chemical composition (at.%) of point 1, 2 and 3

酸性条件下更容易产生点蚀。由于在酸性条件下，会形成较厚的 CuO 腐蚀产物层，和基体的结合力比较弱<sup>[23]</sup>，容易发生局部破裂（见图 4c），因此点蚀主要发生在黑色区域处。

由图 4a、b 可见，点蚀的尺寸，形状及颜色发生了改变，直径为 30 μm 的圆形小点蚀发展成为 3 mm × 2 mm 左右的椭圆环形腐蚀坑，且该蚀坑中间部分的腐蚀比较微弱，而四周的腐蚀较为严重。这说明 Monel K-500 合金不会形成小而深的蚀坑，而是形成大而浅的蚀坑。这验证了 SVET 结果，即 Monel K-500 合金发生点蚀后，低电位值不会集中在同一区域并迅速下降，而是会由点蚀区域向其邻近区域转移扩散，从而导致点蚀在深度方向的扩展速度缓慢。

EDS 结果（见图 4d，点 3 的原子分数）显示，该腐蚀产物的成分为 Cu<sub>2</sub>(OH)<sub>3</sub>Cl，是 CuO 的水解产物，其形成具体过程为<sup>[24-25]</sup>：



为了进一步确定点蚀坑 Q 的腐蚀特征，采用 SKP 技术表征该区域 Monel K-500 合金的电位特征，如图 5 所示。由图 5 可知，点蚀坑 I 中心部位的开尔文电位小于其边界区域的开尔文电位，即中心部位的腐蚀变轻，边界区域的腐蚀更为严重，证明 Monel K-500 合金点蚀发生后，能够从形核位置向其邻近区域转移。

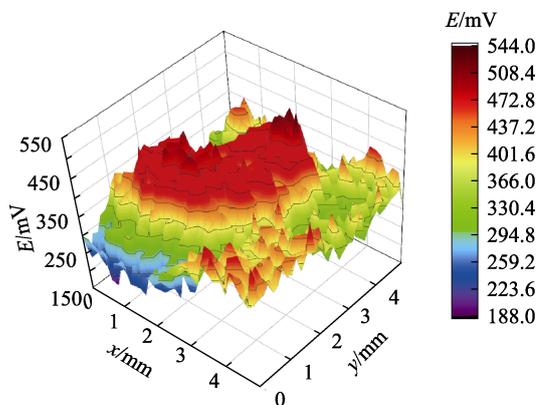


图5 Monel K-500合金在 pH=3 的人造海水溶液中浸泡腐蚀 280 d 后的 SKP 电位分布

Fig.5 SKP potential distribution diagram of Monel K-500 alloy after 280 days immersed in artificial seawater of pH=3

此外,由图 5 可知,中间 L 区域的开尔文电位为 364.4 eV, M 与 N 区域之间的平均开尔文电位为 435.8 mV, N 区域的平均开尔文电位为 270.6 mV。已知图 3a 中 Monel K-500 合金点蚀区域的平均开尔文电位为 -89.2 mV, 远小于 L 区域的平均开尔文电位,因此在酸性海水溶液中长期浸泡后,该合金表面的整体耐腐蚀性能会下降,从而增大了合金的点蚀敏感性,这是酸性 NaCl 溶液中合金表面会产生更多点蚀坑的重要原因。M 与 N 之间区域的主要成分为  $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$ , N 区域的主要成分为  $\text{CuO}$ ,  $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$  的腐蚀电位明显低于  $\text{CuO}$  的电位,这可能是  $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$  出现区域常伴随着大尺寸点蚀的重要原因。

### 3 结论

1) Monel K-500 合金点蚀萌生后,负电位会从点蚀中心位置向其邻近区域转移,钝化膜具有一定的自修复能力,这是该合金点蚀生长缓慢的主要原因。

2) SVET 结果表明, Monel K-500 合金能够通过点蚀之间相互吞并、贯通的方式生长。

3) Monel K-500 合金点蚀的萌生主要与 TiC 的析出有关,可通过成分及工艺的优化来控制 TiC 的数量及分布,进一步提高合金的耐点蚀性能。

4)  $\text{CuO}$  的耐蚀性能高于  $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$ , 它能够进一步转变为疏松的  $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$ 。 $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$  的颜色为绿色,形状为粉末状。

#### 参考文献:

- [1] CHEN Jun, YAN Feng-yuan. Tribocorrosion Behaviors of Ti-6Al-4V and Monel K500 Alloys Sliding Against 316 Stainless Steel in Artificial Seawater[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(6): 1356-1365.
- [2] 朱玉亮, 王哲, 郑文杰, 等. Monel K-500 合金高温流变特性及其本构方程[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(11): 933-938.  
ZHU Yu-liang, WANG Zhe, ZHENG Wen-jie, et al. Characteristics of High Temperature Flow Behavior and Constitutive Equation of Monel K-500 Alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2017, 29(11): 933-938.
- [3] AVCI R, DAVIS B H, WOLFENDEN M L, et al. Mechanism of MNS-Mediated Pit Initiation and Propagation in Carbon Steel in an Anaerobic Sulfidogenic Media[J]. Corrosion Science, 2013, 76: 267-274.
- [4] 陆世英. 镍基及铁镍基耐蚀合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 1989.  
LU Shi-ying. Iron and Nickel Base Corrosion Resistant Alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1989.
- [5] WANG Zhu, ZHANG Lei, ZHANG Zi-ru, et al. Combined Effect of pH and  $\text{H}_2\text{S}$  on the Structure of Passive Film Formed on Type 316L Stainless Steel[J]. Applied Surface Science, 2018, 458: 686-699.
- [6] PAHLAVAN S, MOAYED M H, MIRJALILI M. The Contrast between the Pitting Corrosion of 316 SS in NaCl and NaBr Solutions: Part I. Evolution of Metastable Pitting and Stable Pitting[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2019, 166(2): C65-C75.
- [7] 全源. 304 不锈钢板的钝化处理及耐蚀性[J]. 电镀与环保, 2020, 40(2): 37-39.  
TONG Yuan. Passivation Treatment and Corrosion Resistance of 304 Stainless Steel Plate[J]. Electroplating & Pollution Control, 2020, 40(2): 37-39.
- [8] TEDIM J, BASTOS A C, KALLIP S, et al. Corrosion Protection of AA2024-T3 by LDH Conversion Films. Analysis of SVET Results[J]. Electrochimica Acta, 2016, 210: 215-224.
- [9] JIN Z H, GE H H, LIN W W, et al. Corrosion Behaviour of 316L Stainless Steel and Anti-Corrosion Materials in a High Acidified Chloride Solution[J]. Applied Surface Science, 2014, 322: 47-56.
- [10] MOUANGA M, PUIGGALI M, DEVOS O. EIS and LEIS Investigation of Aging Low Carbon Steel with Zn-Ni Coating[J]. Electrochimica Acta, 2013, 106: 82-90.
- [11] DESHPANDE K B. Experimental Investigation of Galvanic Corrosion: Comparison between SVET and Immersion Techniques[J]. Corrosion Science, 2010, 52(9): 2819-2826.
- [12] WANG Li-wei, XIN Jun-cheng, CHENG Lian-jun, et al. Influence of Inclusions on Initiation of Pitting Corrosion and Stress Corrosion Cracking of X70 Steel in Near-Neutral pH Environment[J]. Corrosion Science, 2019, 147: 108-127.
- [13] ZHENG Shu-qi, LI Chun-yu, QI Ya-meng, et al. Mechanism of (Mg, Al, Ca)-Oxide Inclusion-Induced Pitting Corrosion in 316L Stainless Steel Exposed to Sulphur Environments Containing Chloride Ion[J]. Corrosion Science, 2013, 67: 20-31.
- [14] 叶超, 杜楠, 赵晴, 等. 不锈钢点蚀行为及研究方法的进展[J]. 腐蚀与防护, 2014, 35(3): 271-276.  
YE Chao, DU Nan, ZHAO Qing, et al. Progress in Research of Pitting Corrosion Behavior and Research Methods of Stainless Steels[J]. Corrosion & Protection, 2014, 35(3): 271-276.
- [15] 王力伟, 杜翠薇, 刘智勇, 等. 扫描 Kelvin 探针的电化学原理分析[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2013, 25(4): 327-330.  
WANG Li-wei, DU Cui-wei, LIU Zhi-yong, et al. Electrochemical Principle Analysis of Scanning Kelvin Probe[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2013, 25(4): 327-330.
- [16] 王力, 董超芳, 张达威, 等. 合金元素对铝合金在泰国曼谷地区初期腐蚀行为的影响[J]. 金属学报, 2020, 56(1): 119-128.

- WANG Li, DONG Chao-fang, ZHANG Da-wei, et al. Effect of Alloying Elements on Initial Corrosion Behavior of Aluminum Alloy in Bangkok, Thailand[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(1): 119-128.
- [17] LIU Chao, REVILLA R I, ZHANG Da-wei, et al. Role of  $Al_2O_3$  Inclusions on the Localized Corrosion of Q460NH Weathering Steel in Marine Environment[J]. *Corrosion Science*, 2018, 138: 96-104.
- [18] PARK I J, LEE Sang-min, KANG M, et al. Pitting Corrosion Behavior in Advanced High Strength Steels[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 619: 205-210.
- [19] 徐群杰, 黄诗俊. 铜镍合金耐蚀性影响的研究进展[J]. *上海电力学院学报*, 2007, 23(2): 157-162.
- XU Qun-jie, HUANG Shi-jun. Progress in Research on Corrosion Inhibition of Cupronickel Alloy[J]. *Journal of Shanghai University of Electric Power*, 2007, 23(2): 157-162.
- [20] BELLANGER G, RAMEAU J J. Effect of Slightly Acid pH with or without Chloride in Radioactive Water on the Corrosion of Maraging Steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1996, 228(1): 24-37.
- [21] NORTH R F, PRYOR M J. The Influence of Corrosion Product Structure on the Corrosion Rate of Cu-Ni Alloys[J]. *Corrosion Science*, 1970, 10(5): 297-311.
- [22] 迟长云, 许立坤, 蔺存国, 等. pH 值变化对 B30 铜镍合金腐蚀电化学行为的影响[J]. *装备环境工程*, 2009, 6(3): 38-41.
- CHI Chang-yun, XU Li-kun, LIN Cun-guo, et al. Influence of pH on Electrochemical Behavior of 70/30 Cu-Ni Alloy[J]. *Equipment Environmental Engineering*, 2009, 6(3): 38-41.
- [23] 吕雪飞, 吕颖. Ni-Cu 多元合金在 NaCl 溶液中的腐蚀机理研究[J]. *材料保护*, 2019, 52(8): 108-111.
- LYU Xue-fei, LYU Ying. Corrosion Mechanism of Ni-Cu Multicomponent Alloy in NaCl Solution[J]. *Materials Protection*, 2019, 52(8): 108-111.
- [24] 魏木孟, 杨博均, 刘洋洋, 等. Cu-Ni 合金管海水冲刷腐蚀研究现状及展望[J]. *中国腐蚀与防护学报*, 2016, 36(6): 513-521.
- WEI Mu-meng, YANG Bo-jun, LIU Yang-yang, et al. Research Progress and Prospect on Erosion-Corrosion of Cu-Ni Alloy Pipe in Seawater[J]. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 2016, 36(6): 513-521.
- [25] 李多. 紫铜在人工海水中的冲刷腐蚀行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2013.
- LI Duo. Erosion-Corrosion Behavior of of Copper in Artificial Seawater[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2013.

责任编辑: 刘世忠