

# 合金元素对铝合金在泰国曼谷地区 初期腐蚀行为的影响

王力<sup>1</sup> 董超芳<sup>1</sup> 张达威<sup>1</sup> 孙晓光<sup>2</sup> Thee Chowwanonthapunya<sup>3</sup>  
满成<sup>4</sup> 肖葵<sup>1</sup> 李晓刚<sup>1</sup>

1 北京科技大学腐蚀与防护中心 北京 100083

2 中车青岛四方机车车辆股份有限公司 青岛 266111

3 Faculty of International Maritime Studies, Kasetsart University, Chonburi 20230, Thailand

4 中国海洋大学材料科学与工程学院 青岛 266100

**摘要** 在泰国曼谷地区对5083、6063和7020 3种铝合金进行为期1 a的暴晒实验,采用SEM、电化学实验、XPS和扫描Kelvin探针显微镜(SKPFM)对3种铝合金初期腐蚀形貌及腐蚀机理进行研究。结果表明:6063铝合金中Mg、Si、Fe等合金元素含量较少,腐蚀电位相对较高,约为-0.66 V (vs SCE),腐蚀产物膜较为致密,耐蚀性较好,在泰国曼谷地区的腐蚀速率约为0.7 g/(m<sup>2</sup>·a)。7020铝合金含有较多Mg、Zn等合金元素,腐蚀电位约为-0.78 V (vs SCE),腐蚀最为严重,腐蚀速率约为3.26 g/(m<sup>2</sup>·a)。3种铝合金均含有Mn、Si、Fe等合金元素,从而形成Fe-Si-Al或Fe-Si(Mn)-Al第二相,第二相表面电位高于基体225~280 mV,在大气环境中第二相作为阴极相,周围的基体Al优先溶解脱落,成为点蚀坑。

**关键词** 铝合金,泰国曼谷,大气腐蚀,点蚀

中图分类号 TG146.2

文章编号 0412-1961(2020)01-0119-10

## Effect of Alloying Elements on Initial Corrosion Behavior of Aluminum Alloy in Bangkok, Thailand

WANG Li<sup>1</sup>, DONG Chaofang<sup>1</sup>, ZHANG Dawei<sup>1</sup>, SUN Xiaoguang<sup>2</sup>, Thee Chowwanonthapunya<sup>3</sup>,  
MAN Cheng<sup>4</sup>, XIAO Kui<sup>1</sup>, LI Xiaogang<sup>1</sup>

1 Corrosion and Protection Center, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2 CRRC Qingdao Sifang Co., Ltd., Qingdao 266111, China

3 Faculty of International Maritime Studies, Kasetsart University, Chonburi 20230, Thailand

4 School of Materials Science and Engineering, Ocean University of China, Qingdao 266100, China

Correspondent: DONG Chaofang, professor, Tel: (010)62333931, E-mail: cfdong@ustb.edu.cn

LI Xiaogang, professor, Tel: (010)62333931, E-mail: lixiaogang99@263.net

Supported by National Key Research and Development Program of China (No.2017YFB0702300), National Natural Science Foundation of China (No.51871028) and National Material Environmental Corrosion Platform Project (No.2005DKA10400)

Manuscript received 2019-07-03, in revised form 2019-09-20

**资助项目** 国家重点研发计划项目 No.2017YFB0702300, 国家自然科学基金项目 No.51871028, 国家材料环境腐蚀平台项目 No.2005DKA10400

**收稿日期** 2019-07-03 **定稿日期** 2019-09-20

**作者简介** 王力,男,1992年生,博士生

**通讯作者** 董超芳, cfdong@ustb.edu.cn, 主要从事腐蚀与防护研究

李晓刚, lixiaogang99@263.net, 主要从事腐蚀与防护研究

**DOI** 10.11900/0412.1961.2019.00217

**ABSTRACT** With the rapid development of rail transit, high-speed trains are gradually exported to Southeast Asian countries. Aluminum alloy is widely used as a structural material such as train body and rail beam in high-speed trains, so that it is important to study the corrosion behavior of different aluminum alloy in Southeast Asia. The exposure test was conducted on 5083, 6063 and 7020 aluminum alloys in Bangkok, Thailand for 1 a. SEM, XPS, electrochemical experiment and scanning Kelvin probe force microscopy (SKPFM) were used to study the corrosion morphology and corrosion mechanism of different aluminum alloys. The results showed that the corrosion potential of 6063 aluminum alloys were relatively high, about  $-0.66$  V (vs SCE), and the corrosion morphologies were relatively mild, which was due to less alloy elements such as Mg, Si and Fe in the 6063 aluminum alloys. The corrosion rate of 6063 aluminum alloys in Bangkok, Thailand was about  $0.7$  g/(m<sup>2</sup>·a). 7020 aluminum alloy contains more Zn elements, and the corrosion potential was about  $-0.78$  V (vs SCE). The corrosion rate was the highest, about  $3.26$  g/(m<sup>2</sup>·a). The second phase of Fe-Si-Al or Fe-Si(Mn)-Al formed in the microstructure of the three aluminum alloys. The surface potential of the second phase was higher than that of the matrix, about 225~280 mV. In the atmospheric environment, the second phase acted as the cathode phase, and the surrounding matrix Al dissolved preferentially. The second phase fell off and formed a pit.

**KEY WORDS** aluminum alloy, Bangkok Thailand, atmospheric corrosion, pitting

铝合金因其质轻、力学性能优良以及较好的耐腐蚀性等特点,在高速列车、船舶行业呈现良好的发展势头<sup>[1-3]</sup>。随着轨道交通迅猛发展,高铁列车逐渐出口至东南亚国家,然而东南亚地区面临着严重的腐蚀问题,目前铝合金在东南亚地区的腐蚀数据和研究相对缺乏,因此铝合金腐蚀问题可能成为制约轨道交通出口的重要技术瓶颈之一。所以,研究在东南亚地区常用铝合金腐蚀行为和数据积累,进而指导港口建设、海洋工程和高速铁路等重大工程应用具有重要意义<sup>[4,5]</sup>。

在大气环境中,铝合金表面会形成一层致密的氧化膜,从而将大气环境与铝合金基体隔离,使得铝合金具有极好的耐蚀性<sup>[6,7]</sup>。高蒙等<sup>[8]</sup>研究表明,NaCl与SO<sub>2</sub>共存对7B04铝合金的大气腐蚀具有一定协同效应,同时存在时,引起的腐蚀大于二者单独存在时引起的腐蚀之和。周和荣等<sup>[9]</sup>研究表明,气候环境和大气中的污染杂质是Al及其合金大气腐蚀的主要影响因素,其中气候因素主要包括大气的相对湿度、温度、降雨、日照时间、风速和降尘等,大气腐蚀性污染物成分主要有SO<sub>2</sub>、Cl<sup>-</sup>、SO<sub>3</sub>、NO<sub>x</sub>、CO<sub>2</sub>、有机物及烟尘固体颗粒等。Fratila-Apachitei

等<sup>[10]</sup>已经报道铝合金中的Al-Fe和Al-Fe-Si颗粒是相对惰性的并且被掺入或封闭在阳极氧化物中,而Al<sub>2</sub>Cu颗粒优先被氧化,并且第二相的存在可以影响阳极氧化响应(电压或电流密度)并促进阳极氧化膜的厚度不均匀性。以上研究局限于环境因素及微观结构对铝合金腐蚀的影响<sup>[11,12]</sup>,然而由于合金元素的添加,不同铝合金耐蚀性出现较为明显的差异。因此研究不同铝合金在东南亚地区的腐蚀初期行为对轨道交通建设具有重要意义。

本工作研究了5083、6063和7020 3种铝合金在泰国曼谷热带季风气候环境下暴晒1 a的腐蚀初期行为,对其微观腐蚀形貌及腐蚀机理进行研究,以期对铝合金在东南亚地区服役提供腐蚀数据参考。

## 1 实验方法

实验材料为5083、6063和7020 3种铝合金,主要成分见表1。将材料制成150 mm×75 mm×3 mm的大气投放试样,经过车铣、打孔标记、打磨、除污清洗及干燥,使用精度为0.0001 g分析天平称量原始重量并记录,之后在泰国曼谷进行为期1 a的暴晒实验。

将暴晒1 a后的3种铝合金试样回收,采用

表1 实验材料的化学成分

Table 1 Chemical compositions of experimental materials

Al alloy	(mass fraction / %)								
	Si	Mn	Cr	Cu	Ti	Fe	Mg	Zn	Al
5083	0.044	0.60	0.077	0.030	0.015	0.22	4.22	0.0086	Bal.
6063	0.60	0.18	0.12	0.014	0.038	0.15	0.65	0.01	Bal.
7020	<0.10	0.45	0.16	0.10	0.047	0.096	1.14	4.58	Bal.

Nikon D70s 数码相机和KEYENCE 激光共聚焦显微镜对试样表面腐蚀形貌进行拍照观察,借助EDAX公司的电子背散射衍射(EBSD)对3种铝合金微观组织进行表征,利用Quanta-250环境扫描电镜(SEM)对3种铝合金表面及截面微观形貌进行观察及能谱(EDS)分析;按照GB/T16545-1996使用硝酸溶液对试样表面腐蚀产物进行清除,酒精清洗干燥后称重,计算在泰国曼谷暴晒1a后的腐蚀速率。

使用Solartron电化学工作站对暴晒后3种铝合金电化学性能进行测试,测试面积为1 cm<sup>2</sup>,测试溶液为0.1 mol/L NaCl溶液,采用传统三电极体系,3种铝合金试样为工作电极,饱和甘汞电极(SCE)为参比电极,Pt片为阴极,开路30 min体系稳定后,测试电化学阻抗谱(EIS),测试频率范围为0.01 Hz~100 kHz,信号幅值为10 mV正弦波,用ZSimpwin软件进行等效电路拟合,极化曲线测量扫描速率为0.1667 mV/s。

采用ESCALAB 250型X射线光电子能谱仪(XPS)分析试样表面形成的钝化膜的表面元素及其价态组成。所有元素峰值采用标准峰(C1s,285.0 eV)进行校准,之后采用XPS PEAK软件进行拟合。

为了研究第二相对基体耐蚀性的影响机理,切取3种铝合金10 mm×10 mm×2 mm试样,依次采用400、1200和2000号砂纸进行打磨,机械抛光后,采用HVS1000显微硬度计对抛光后的5083和7020铝合金表面进行打点标记,借助SEM对第二相区域进行EDS分析及标记位置确认,最后通过MutiMode 8原子力显微镜的扫描Kelvin探针(SK-PFM)对第二相附近区域进行表面电位测量,测量方法参见文献[13,14]。

## 2 实验结果及分析

### 2.1 显微组织

3种铝合金微观组织EBSD实验结果见图1。由图1可知,3种铝合金均为等轴晶组织,无明显晶粒

取向,晶粒尺寸约为50 μm。

### 2.2 腐蚀形貌

3种铝合金在泰国曼谷暴晒1a后的腐蚀形貌如图2所示。由宏观形貌可知,3种试样表面附着较多尘埃颗粒物,均未出现明显的锈蚀,具有明显的金属光泽(图2a~c)。由微观腐蚀形貌可知,5083和6063铝合金Zn、Si、Fe等合金元素含量较少,铝合金表面氧化膜可快速形成且较为致密<sup>[5]</sup>,仅在局部发生点蚀,点蚀坑径向大小为5~30 μm(图2d和e);7020铝合金由于合金元素相对较多,腐蚀相对严重(图2f)。

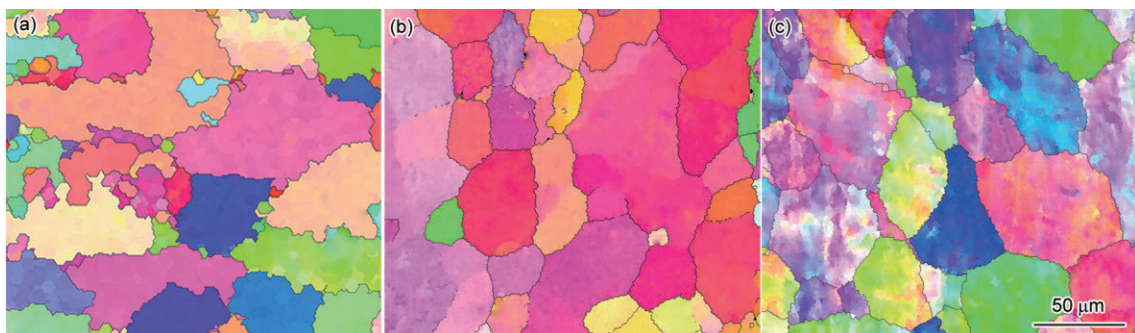
3种铝合金微观腐蚀形貌及截面形貌如图3所示。由图3可知,3种铝合金表面均出现明显的圆状点蚀坑,5083铝合金表面分布直径约50 μm的点蚀坑,腐蚀产物层厚为2~3 μm,腐蚀产物较为致密(图3a和d);6063铝合金含有少量Zn、Si、Fe等合金元素,表面点蚀坑数量相对较少,腐蚀产物层相对较厚,约为10 μm,且较为致密(图3b和e);7020铝合金Mg、Zn等合金元素含量较高,表面腐蚀最为严重,腐蚀产物层较疏松,无致密层,耐蚀性相对较差(图3c和f)。综上所述,耐蚀性顺序依次为6063>5083>7020。

### 2.3 腐蚀速率

对暴晒1a后的试样回收并去除表面腐蚀产物,按照公式(1)计算腐蚀失重速率( $\omega$ ):

$$\omega = \frac{G_0 - G_1}{[2t(ab + ac + bc)]} \quad (1)$$

其中, $G_0$ 为试样原始重量,g; $G_1$ 为去除腐蚀产物后的重量,g; $t$ 为暴晒时间(年),a; $a$ 、 $b$ 、 $c$ 分别为试样长度、宽度、厚度,m。5083和6063铝合金中Zn、Si、Fe等合金元素含量较少,腐蚀速率相对较小,为0.7~0.9 g/(m<sup>2</sup>·a),7020铝合金腐蚀速率明显较高,约为3.26 g/(m<sup>2</sup>·a),该结果与腐蚀形貌结果一致,即6063和5083铝合金耐蚀性好于7020铝合金。



Color online

图1 5083、6063和7020铝合金的EBSD像

Fig.1 EBSD images of 5083 (a), 6063 (b) and 7020 (c) Al alloys



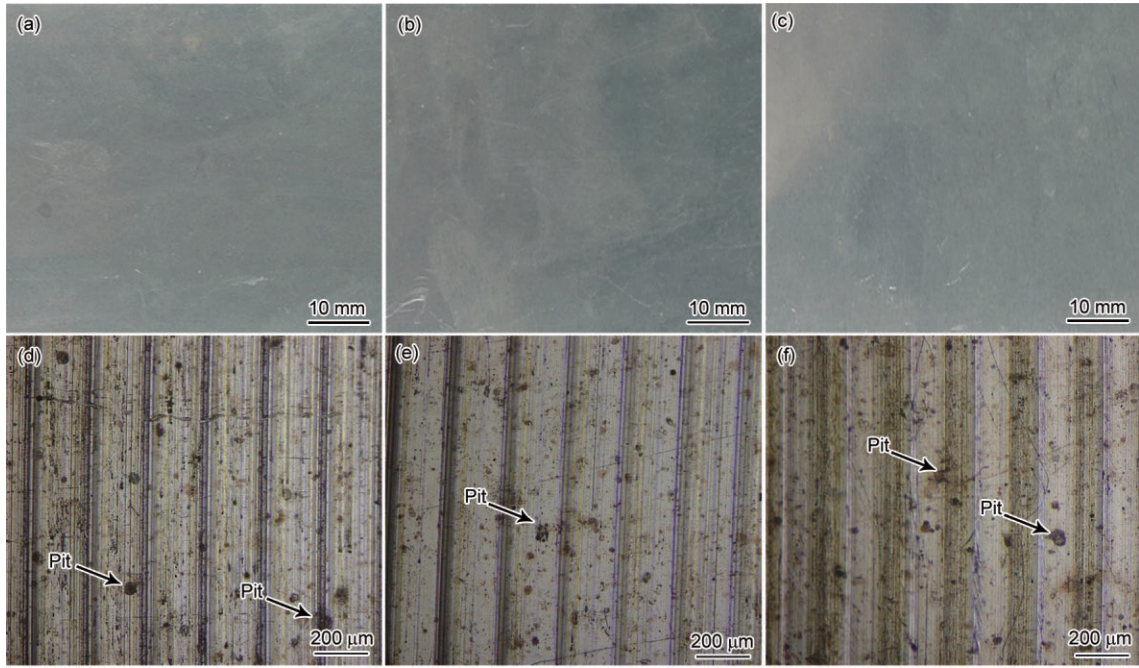


图2 5083、6063 和 7020 3种铝合金在曼谷暴晒 1 a 后的宏观和微观腐蚀形貌

Fig.2 The macro morphologies (a~c) and OM images (d~f) of 5083 (a, d)、6063 (b, e) and 7020 (c, f) Al alloys exposed in atmospheric environment in Bangkok area for 1 a

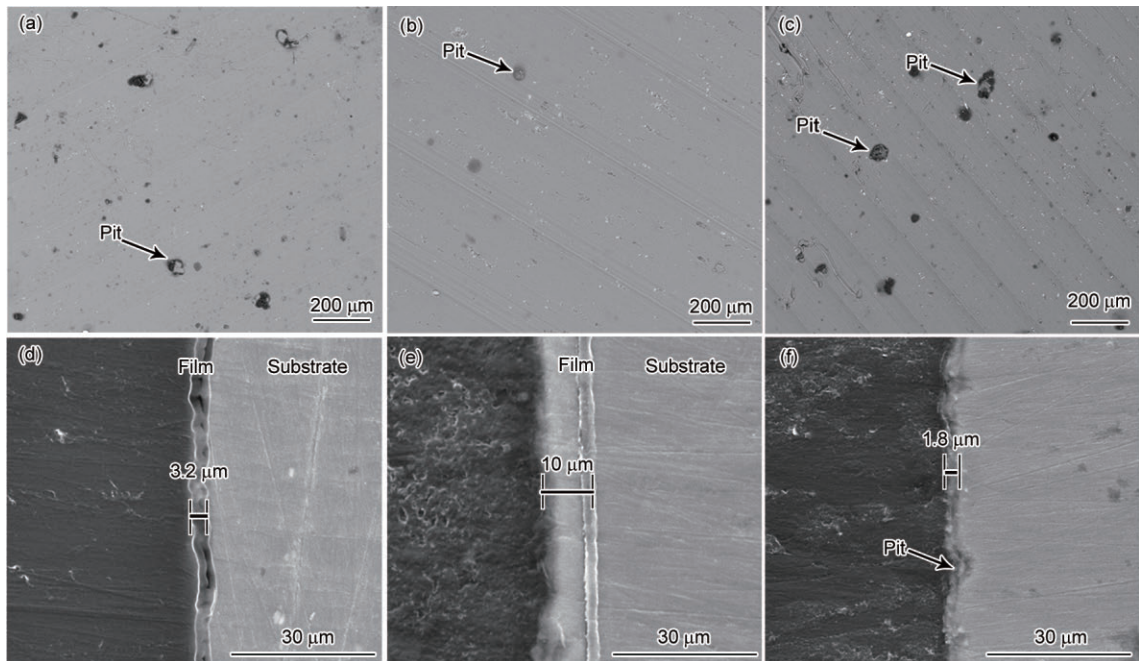


图3 5083、6063 和 7020 3种铝合金曼谷暴晒 1 a 后的微观表面和截面SEM像

Fig.3 The micro surface (a~c) and cross-sectional (d~f) SEM images of 5083 (a, d)、6063 (b, e) and 7020 (c, f) Al alloys exposed in atmospheric environment in Bangkok area for 1 a

### 2.4 电化学实验

为了研究 3 种铝合金在大气环境中的腐蚀机理,测试了泰国曼谷大气环境中暴晒 1 a 后 3 种铝合金在 0.1 mol/L NaCl 溶液中的极化曲线和 EIS,结果分别如图 4 和 5 所示。由图 4 可知,由于含有较少 Zn、Si、Fe 等合金元素,6063 铝合金表面快速氧化并

最终形成致密氧化膜<sup>[16]</sup>,其极化曲线具有明显的钝化区间,即 6063 铝合金在 NaCl 溶液中表面可以自发形成钝化膜,从而阻碍基体的进一步腐蚀,腐蚀电位最高,约为-0.66 V (vs SCE);5083 铝合金合金元素含量较少,腐蚀电位约为-0.68 V (vs SCE);7020 铝合金含有较多 Zn 元素,耐蚀性相对较差,腐蚀电位最

低,约为-0.78 V (vs SCE)。综上所述,6063 铝合金极化曲线具有明显的钝化区间,腐蚀电位最高,耐蚀性最好;7020 铝合金腐蚀电位明显较低,腐蚀电流密度最大,耐蚀性最差。

由图 5 可知,6063 铝合金在大气环境中表面容易形成钝化膜,阻抗值相对较大,3 种铝合金的阻抗

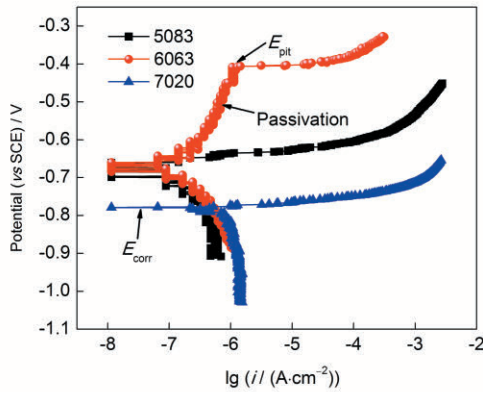


图 4 在曼谷暴晒 1 a 后 3 种铝合金在 0.1 mol/L NaCl 中的极化曲线

Fig.4 Polarization curves (in 0.1 mol/L NaCl solution at room temperature) of different Al alloys exposed in Bangkok area for 1 a ( $E_{pit}$ —pitting potential,  $E_{corr}$ —corrosion potential)

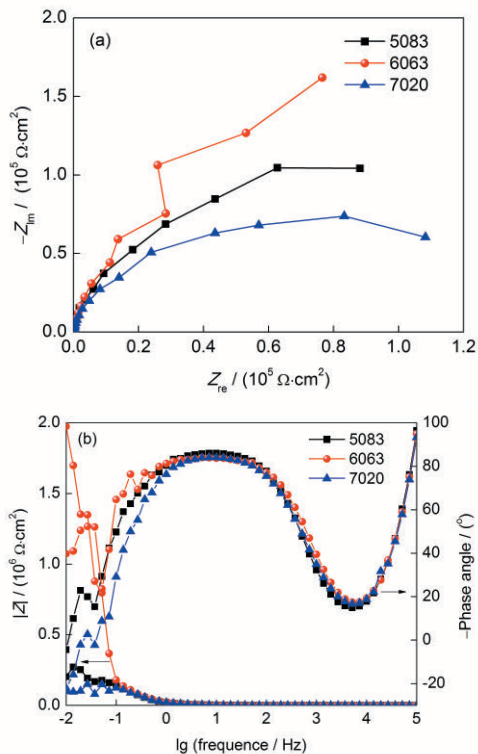


图 5 曼谷暴晒 1 a 后 5083、6063 和 7020 铝合金在 0.1 mol/L NaCl 中的电化学阻抗谱(EIS)

Fig.5 Electrochemical impedance spectroscopy (EIS, in 0.1 mol/L NaCl solution at room temperature) of 5083, 6063 和 7020 Al alloys exposed in Bangkok area for 1 a  
(a) Nyquist plot (b) Bode plot

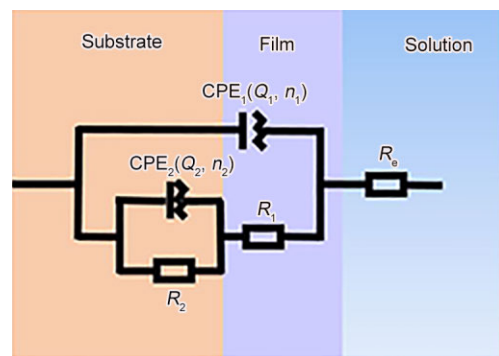
值由大到小依次为:6063>5083>7020。通过 ZSimpwin 软件拟合等效电路如图 6 所示,其中  $R_c$  为溶液电阻,  $CPE_1$  为腐蚀产物层或钝化膜电容,  $R_1$  为电极表面腐蚀产物层或钝化膜电阻,  $CPE_2$  为工作电极表面的双电层电容,  $R_2$  为工作电极表面反应的电荷转移电阻<sup>[17-19]</sup>,各元件参数值见表 2。6063 铝合金钝化膜电阻最大,约为  $4.077 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}^2$ , 7020 铝合金钝化膜电阻最小,约为  $8.233 \times 10^5 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。综上所述,6063 铝合金的合金元素含量较少,基体表面形成致密钝化膜,将服役环境与铝合金基体隔绝,阻碍了离子与基体进一步反应,耐蚀性较高<sup>[20,21]</sup>。

### 2.5 XPS 分析

为了研究不同合金元素对铝合金表面腐蚀产物膜耐蚀性的影响,借助 XPS 对 3 种铝合金表面腐蚀产物膜进行成分测试,实验结果如图 7 所示。由图可知,3 种铝合金在曼谷地区暴晒 1 a 后表面主要腐蚀产物为  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}(\text{OH})_3$  和  $\text{AlOOH}$ 。6063 铝合金合金元素含量相对较少,所以腐蚀产物膜中合金元素(Fe、Mg 和 Zn)氧化物相对较少,主要为 Al 的氧化物,腐蚀产物膜较为致密,耐蚀性相对较好。7020 铝合金腐蚀产物中 Zn 含量相对较高,腐蚀产物膜中 Zn 元素较多,致密度较低,耐蚀性相对较差。

### 2.6 铝合金点蚀起源

为了研究不同合金元素对铝合金初期腐蚀行为的影响,针对 3 种铝合金表面腐蚀坑进行微观形貌观察及 EDS 面扫描分析,实验结果如图 8 所示。5083 铝合金含有 Fe、Si 和 Mn 等合金元素,基体中形成 Fe-Si(Mn)-Al 第二相,该第二相作为阴



Color online

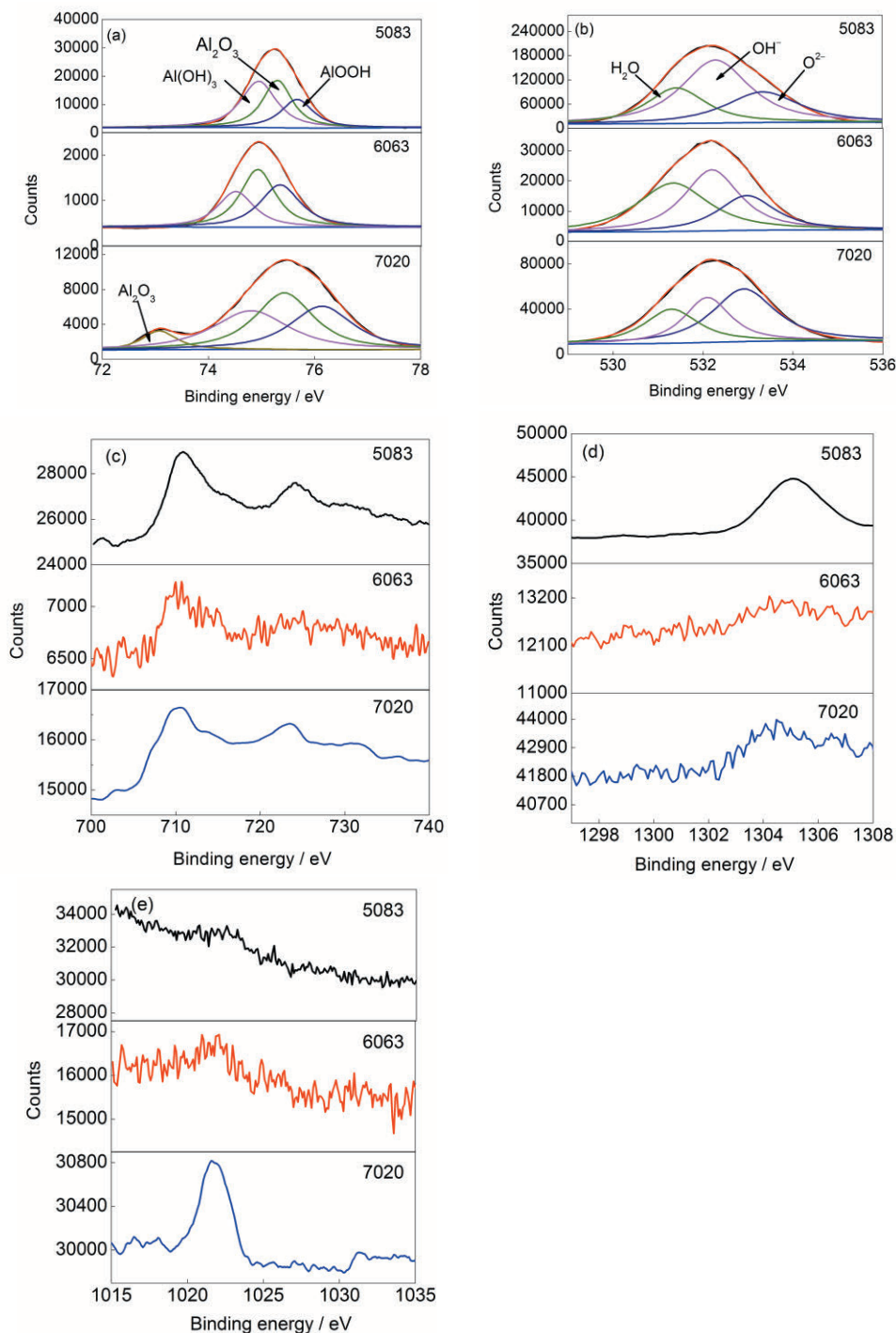
图 6 EIS 结果拟合电路图

Fig.6 Electrochemical equivalent circuit of EIS ( $R_c$ —solution resistance,  $CPE_1$ —electrochemical response of the passivation film,  $R_1$ —hindrance of passivation film to ion migration,  $CPE_2$ —electrochemical potential of the electric double layer,  $R_2$ —corresponding charge transfer resistance,  $Q$  and  $n$  are the admittance value and fitted exponential of CPE, respectively)



表2 EIS拟合电路各元件参数  
Table 2 Values of parameters observed from the EIS diagrams

Al alloy	$R_e$ $\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_1$ $\Omega \cdot \text{cm}^2$	$Q_1$ $\Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_1}$	$R_2$ $\Omega \cdot \text{cm}^2$	$Q_2$ $\Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{n_2}$
5083	25.31	$2.249 \times 10^6$	$7.041 \times 10^{-6}$	65.60	$2.633 \times 10^{-6}$
6063	66.08	$4.077 \times 10^6$	$6.094 \times 10^{-7}$	13.69	$7.406 \times 10^{-6}$
7020	65.96	$8.233 \times 10^5$	$6.094 \times 10^{-6}$	54.69	$7.573 \times 10^{-6}$



Color online

图7 5083、6063和7020 铝合金腐蚀产物XPS分析  
Fig.7 XPS results of 5083, 6063 and 7020 Al alloys  
(a) Al2p (b) O1s (c) Fe2p (d) Mg1s (e) Zn2p

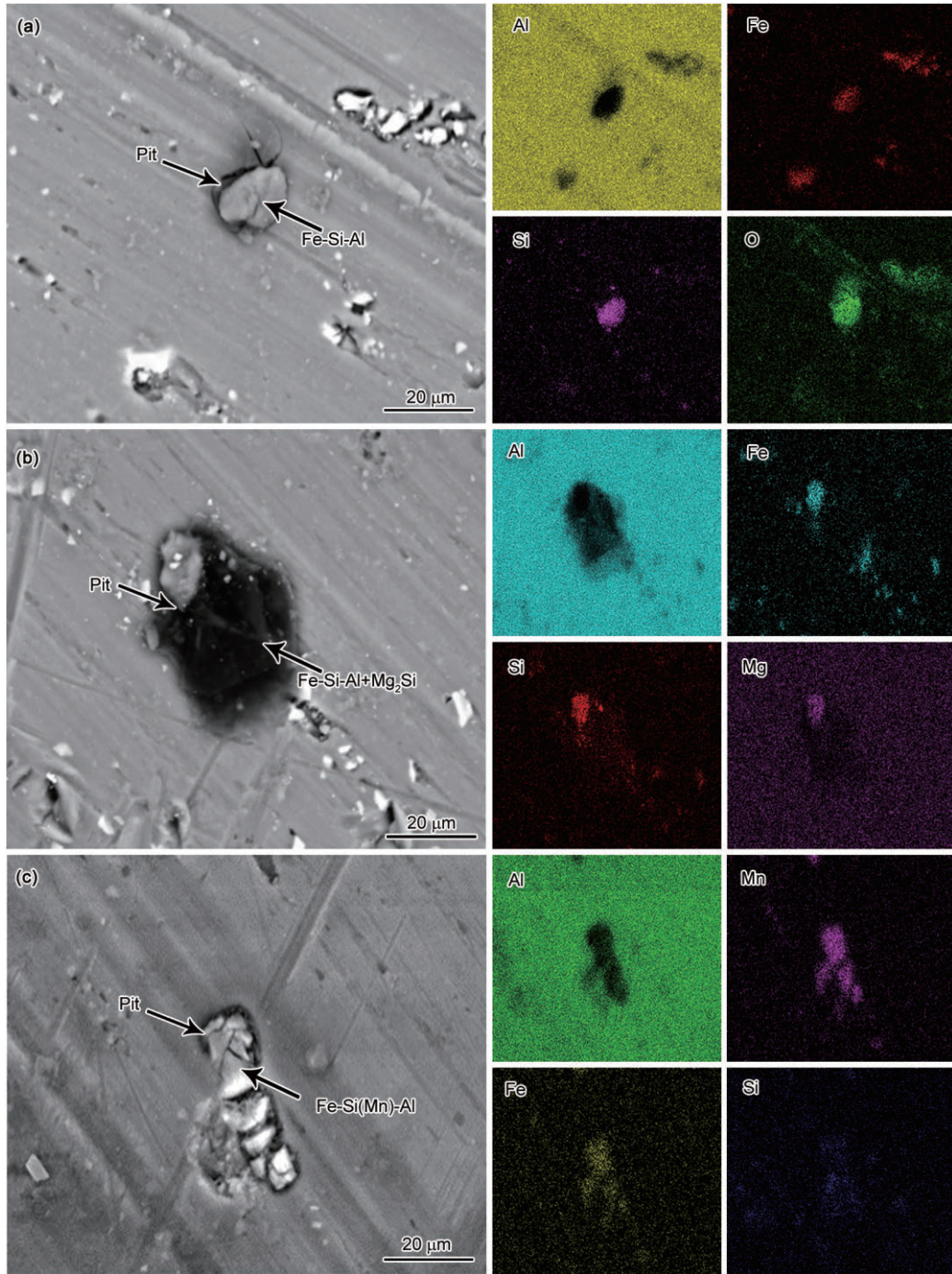


图8 5083、6063 和 7020 铝合金点蚀形貌及面扫描结果  
**Fig.8** Pitting morphologies and surface scan results of 5083 (a), 6063 (b) and 7020 (c) Al alloys

极相,点蚀起源于 Fe-Si(Mn)-Al 第二相周围,随着腐蚀的进一步发生,Fe-Si(Mn)-Al 第二相脱落形成点蚀坑(图 8a)。6063 铝合金 Fe、Si 和 Mn 等合金元素含量较少,基体中局部区域存在少量 Fe-Si-Al 第二相和 Mg<sub>2</sub>Si 强化相二者复合相,点蚀优先发生于该复合相周围,从而导致复合相脱落,形成点蚀坑。因此合金元素加入导致第二相形成,降低了铝合金耐蚀性(图 8b)<sup>[22]</sup>。7020 铝合金含有较多 Zn 元素,从而形成纳米级的强化相 MgZn<sub>2</sub>,Huang 等<sup>[23]</sup>研究表

明,MgZn<sub>2</sub> 强化相的存在降低了 7 系铝合金的耐蚀性,由于尺寸相对较小,所以 SEM 并未观察到点蚀起源于 MgZn<sub>2</sub> 强化相附近,由微观形貌观察可知,7020 铝合金点蚀主要发生于 Fe-Si(Mn)-Al 第二相周围(图 8c)。综上所述,3 种铝合金点蚀主要起源于 Fe-Si(Mn)-Al 或 Fe-Si-Al 第二相周围。

**2.7 SKPFM 分析**

借助 SKPFM 对 3 种铝合金第二相表面电位进行测量,实验结果如图 9 和 10 所示。当铝合金中



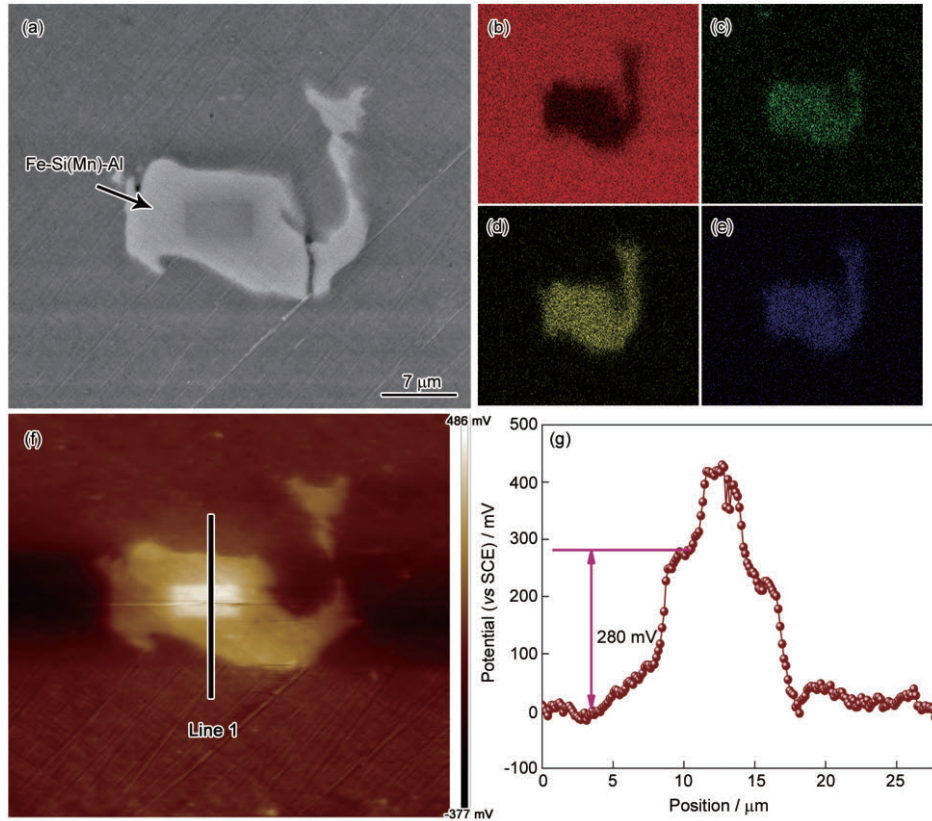


图9 Fe-Si(Mn)-Al第二相的SEM像、表面EDS面扫描及SKPFM结果

Fig.9 SEM image of Fe-Si(Mn)-Al (a) and EDS surface scan results of Al (b), Si (c), Fe (d) and Mn (e), and scanning Kelvin probe force microscopy (SKPFM) results (surface potential (f), surface potential of Line 1 in Fig.9f (g))

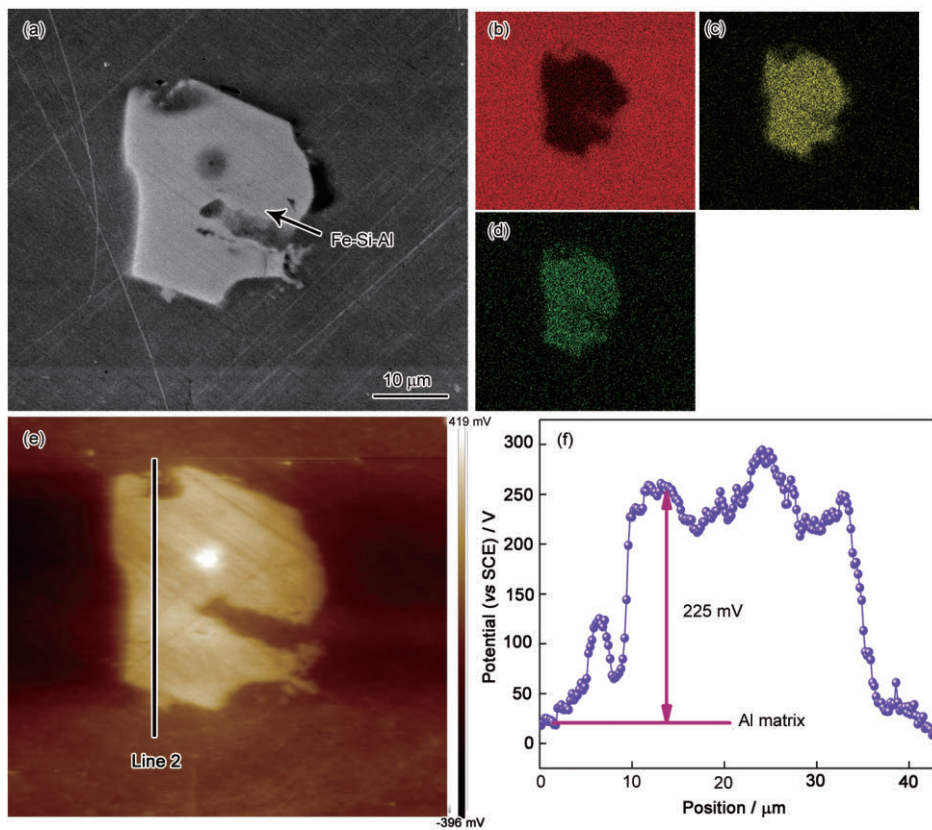


图10 Fe-Si-Al第二相的SEM像、表面EDS面扫描及SKPFM结果

Fig.10 SEM image of Fe-Si-Al (a), and EDS surface scan results of Al (b), Si (c) and Fe (d), and SKPFM result (surface potential (e), surface potential of Line 2 in Fig.10e (f))



加入合金元素后,会形成第二相或强化相,从而导致表面活性不均匀,Fe-Si(Mn)-Al或Fe-Si-Al第二相表面电位为250~280 mV,Al基体表面电位为0~25 mV,第二相电位高于基体225~280 mV,在大气环境中Fe-Si(Mn)-Al或Fe-Si-Al第二相作为阴极相,第二相周围的基体Al优先溶解,随着腐蚀的进一步发生,第二相周围基体完全溶解后导致第二相脱落,形成腐蚀坑<sup>[24,25]</sup>。综上所述,Fe-Si(Mn)-Al或Fe-Si-Al第二相的存在是点蚀发生的起源,会降低铝合金在大气环境中的耐蚀性。

### 3 结论

(1) 6063铝合金中Zn、Si、Fe等合金元素含量较少,表面氧化膜致密性较高,腐蚀电位相对较高,约为-0.66 V (vs SCE),在泰国曼谷地区的腐蚀速率约为0.7 g/(m<sup>2</sup>·a)。7020铝合金含有较多Zn元素,表面氧化膜致密性较低,腐蚀电位约为-0.78 V (vs SCE),在泰国曼谷地区腐蚀最为严重,腐蚀速率约为3.26 g/(m<sup>2</sup>·a)。

(2) 3种铝合金显微组织中形成Fe-Si-Al或Fe-Si(Mn)-Al第二相,第二相表面电位高于基体225~280 mV,在大气环境中第二相周围基体发生溶解后导致第二相脱落,成为点蚀坑。因此合金元素的添加导致铝合金耐蚀性降低。

### 参考文献

- [1] Huang B Y, Li C G, Shi L K, et al. Non-Ferrous Metal Materials Manual (I) [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009: 109 (黄伯云,李成功,石开力等.有色金属材料手册(上)[M].北京:化学工业出版社,2009:109)
- [2] Yasakau K A, Zheludkevich M L, Ferreira M G S. Intermetallic Matrix Composites: Properties and Applications [M]. Sawston, Cambridge: Woodhead Publishing, 2018: 425
- [3] Liu Y J, Wang Z Y, Ke W. Corrosion behavior of 2024-T3 aluminum alloy in simulated marine atmospheric environment [J]. Chin. J. Nonferrous Met., 2013, 23: 1208 (刘艳洁,王振尧,柯伟.2024-T3铝合金在模拟海洋大气环境中的腐蚀行为[J].中国有色金属学报,2013,23:1208)
- [4] Xiao Y D, Wang G Y, Li X G. Corrosion behavior of atmospheric environment and corrosion feature of materials in our western area [J]. J. Chin. Soc. Corros. Prot., 2003, 23: 248 (萧以德,王光雍,李晓刚.我国西部地区大气环境腐蚀性及其材料腐蚀特征[J].中国腐蚀与防护学报,2003,23:248)
- [5] Wang L, Guo C Y, Xiao K, et al. Corrosion behavior of carbon steels Q235 and Q450 in dry hot atmosphere at Turpan district for four years [J]. J. Chin. Soc. Corros. Prot., 2018, 38: 431 (王力,郭春云,肖葵等.Q235和Q450钢在吐鲁番干热大气环境中长周期暴晒时的腐蚀行为研究[J].中国腐蚀与防护学报,2018,38:431)
- [6] Grimm M, Lohmüller A, Singer R F, et al. Influence of the micro-

- structure on the corrosion behaviour of cast Mg-Al alloys [J]. Corros. Sci., 2019, 155: 195
- [7] van Beek H J, Mittemeijer E J. Amorphous and crystalline oxides on aluminium [J]. Thin Solid Films, 1984, 122: 131
- [8] Gao M, Sun Z H, Liu M, et al. Atmospheric corrosion behavior of 7B04 aluminum alloy in the presence of NaCl and SO<sub>2</sub> [J]. Environ. Technol., 2016, 34(5): 9 (高蒙,孙志华,刘明等.7B04铝合金在NaCl沉积与SO<sub>2</sub>环境下的大气腐蚀行为[J].环境技术,2016,34(5):9)
- [9] Zhou H R, Li X G, Dong C F. Review of atmospheric corrosion behavior and mechanism of aluminum alloys and its anodic film [J]. Equip. Environ. Eng., 2006, 3(1): 1 (周和荣,李晓刚,董超芳.铝合金及其氧化膜大气腐蚀行为与机理研究进展[J].装备环境工程,2006,3(1):1)
- [10] Fratila-Apachitei L E, Terryn H, Skeldon P, et al. Influence of substrate microstructure on the growth of anodic oxide layers [J]. Electrochim. Acta, 2004, 49: 1127
- [11] Wang B B, Wang Z Y, Cao G W, et al. Localized corrosion of aluminum alloy 2024 exposed to salt lake atmospheric environment in western China [J]. Acta Metall. Sin., 2014, 50: 49 (王彬彬,王振尧,曹公望等.2024铝合金在中国西部盐湖大气环境中的局部腐蚀行为[J].金属学报,2014,50:49)
- [12] Wei X, Dong C F, Chen Z H, et al. A DFT study of the adsorption of O<sub>2</sub> and H<sub>2</sub>O on Al(111) surfaces [J]. RSC Adv., 2016, 6: 56303
- [13] Man C, Dong C F, Xiao K, et al. The combined effect of chemical and structural factors on pitting corrosion induced by MnS-(Cr, Mn, Al)O duplex inclusions [J]. Corrosion, 2018, 74: 312
- [14] Tanem B S, Svenningsen G, Mårdalen J. Relations between sample preparation and SKPFM Volta potential maps on an EN AW-6005 aluminium alloy [J]. Corros. Sci., 2005, 47: 1506
- [15] Zheng C B, Li C L, Yi G, et al. Corrosion behavior of high-strength aluminum alloys 6061 and 7075 in simulated marine atmosphere [J]. Mater. Prot., 2014, 47(6): 38 (郑传波,李春岭,益帼等.高强铝合金6061和7075在模拟海洋大气环境中的腐蚀行为[J].材料保护,2014,47(6):38)
- [16] Suo X N, Guo C, Kong D C, et al. Corrosion behaviour of TiN and CrN coatings produced by magnetron sputtering process on aluminium alloy [J]. Int. J. Electrochem. Sci., 2019, 14: 826
- [17] Chen M A, Ou Y C, Fu Y H, et al. Effect of friction stirred Al-Fe-Si particles in 6061 aluminum alloy on structure and corrosion performance of MAO coating [J]. Surf. Coat. Technol., 2016, 304: 85
- [18] Man C, Dong C F, Cui Z Y, et al. A comparative study of primary and secondary passive films formed on AM355 stainless steel in 0.1 M NaOH [J]. Appl. Surf. Sci., 2018, 427: 763
- [19] Luo H, Yu Q, Dong C F, et al. Influence of the aging time on the microstructure and electrochemical behaviour of a 15-5PH ultra-high strength stainless steel [J]. Corros. Sci., 2018, 139: 185
- [20] Chung I C, Chung C K, Su Y K. Effect of current density and concentration on microstructure and corrosion behavior of 6061 Al alloy in sulfuric acid [J]. Surf. Coat. Technol., 2017, 313: 299
- [21] Nejadseyfi O, Shokuhfar A, Dabiri A, et al. Combining equal-channel angular pressing and heat treatment to obtain enhanced corrosion resistance in 6061 aluminum alloy [J]. J. Alloys Compd., 2015, 648: 912
- [22] de Miera M S, Curioni M, Skeldon P, et al. The behaviour of sec-

- ond phase particles during anodizing of aluminium alloys [J]. Corros. Sci., 2010, 52: 2489
- [23] Huang L P, Chen K H, Li S. Influence of grain-boundary pre-precipitation and corrosion characteristics of inter-granular phases on corrosion behaviors of an Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Mater. Sci. Eng., 2012, B177: 862
- [24] Esfahani Z, Rahimi E, Sarvghad M, et al. Correlation between the histogram and power spectral density analysis of AFM and SKPFM images in an AA7023/AA5083 FSW joint [J]. J. Alloys Compd., 2018, 744: 174
- [25] Ornek C, Engelberg D L. SKPFM measured Volta potential correlated with strain localisation in microstructure to understand corrosion susceptibility of cold-rolled grade 2205 duplex stainless steel [J]. Corros. Sci., 2015, 99: 164

(责任编辑:毕淑娟)