

# 模拟海洋大气环境下 7B04 铝合金板— TC16 钛合金铆钉搭接件电偶腐蚀研究

杨翔宁<sup>1</sup>, 樊伟杰<sup>2</sup>, 张勇<sup>2</sup>, 宋宇航<sup>2</sup>,  
管宇<sup>1</sup>, 张泰峰<sup>2</sup>, 杨文飞<sup>2</sup>

(1.中国航空工业集团有限公司 沈阳飞机设计研究所, 沈阳 110031;

2.海军航空大学青岛校区, 山东 青岛 266041)

**摘要:** 目的 加强对 7B04 铝合金和 TC16 钛合金之间电偶腐蚀规律的认识, 为特定海洋大气环境下服役的飞机在腐蚀防护方面提供指导。方法 在模拟海洋大气环境下, 对用钛合金铆钉铆接的 7B04 铝—7B04 铝搭接件和极化试件进行 10 周期加速腐蚀试验, 通过 PARSTAT 4000 电化学工作站测量 2 种合金加速腐蚀 0、10 周期后的极化曲线, 并以测得的电化学参数为边界条件, 利用 COMSOL 对搭接件进行数值模拟仿真, 从而与试验结果进行对比分析; 通过疲劳试验得到搭接件加速腐蚀 4、6、8、10 周期后的疲劳寿命; 利用光学显微镜观察腐蚀微观形貌并进行疲劳断口附近的腐蚀坑深度测量; 借助 X 射线衍射仪分析铝合金的腐蚀产物成分。结果 在加速腐蚀 0 周期和 10 周期后, 铝合金的自腐蚀电位和自腐蚀电流密度分别为  $-802\text{ mV}$  和  $-872\text{ mV}$ ,  $2.357 \times 10^{-7}\text{ A/cm}^2$  和  $1.477 \times 10^{-6}\text{ A/cm}^2$ , 钛合金则分别为  $-313\text{ mV}$  和  $-274\text{ mV}$ ,  $1.638 \times 10^{-8}\text{ A/cm}^2$  和  $4.144 \times 10^{-8}\text{ A/cm}^2$ 。疲劳断口位置和腐蚀最严重区域与数值模拟仿真电位差最大位置一致, 随着腐蚀周期的延长, 腐蚀越来越严重, 腐蚀坑深度逐渐增大。结论 2 种合金之间发生电偶腐蚀, 7B04 铝合金作为阳极发生腐蚀, 并随着腐蚀周期的延长自腐蚀电位负移, 腐蚀速率增大; TC16 钛合金作为阴极, 随着腐蚀周期的延长自腐蚀电位正移; XRD 图谱显示铝合金腐蚀产物的成分主要为  $\text{Al}(\text{OH})_3$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; 数值模拟仿真的结果与试验结果一致; 飞机新结构设计和旧结构维护要重点关注铆钉周围, 避免疲劳失效。

**关键词:** 铝合金; 钛合金; 电偶腐蚀; 仿真; 极化曲线; XRD; 疲劳

**中图分类号:** V252; TG17 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2022)05-0223-11

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.05.023

收稿日期: 2021-11-09; 修订日期: 2021-12-27

Received: 2021-11-09; Revised: 2021-12-27

基金项目: 国家自然科学基金 (5210110643); 山东省自然科学基金 (ZR2020AAE130, ZR2020ME131); 山东省高等学校青创科技支持计划 (2020KJA014)

Fund: The Natural Science Foundation of China (5210110643); National Natural Science Foundation of Shandong (ZR2020AAE130, ZR2020ME131); Youth Entrepreneurship and Technology of Colleges and Universities in Shandong Province (2020KJA014)

作者简介: 杨翔宁 (1991—), 男, 硕士, 工程师, 主要研究方向为飞机结构疲劳设计。

Biography: YANG Xiang-ning (1991-), Male, Master, Engineer, Research focus: aircraft fatigue design.

引文格式: 杨翔宁, 樊伟杰, 张勇, 等. 模拟海洋大气环境下 7B04 铝合金板—TC16 钛合金铆钉搭接件电偶腐蚀研究[J]. 表面技术, 2022, 51(5): 223-233.

YANG Xiang-ning, FAN Wei-jie, ZHANG Yong, et al. Galvanic Corrosion of 7B04 Aluminium Alloy Plate-TC16 Titanium Alloy Rivet Lap Joint in Simulated Marine Atmospheric Environment[J]. Surface Technology, 2022, 51(5): 223-233.

## Galvanic Corrosion of 7B04 Aluminium Alloy Plate-TC16 Titanium Alloy Rivet Lap Joint in Simulated Marine Atmospheric Environment

YANG Xiang-ning<sup>1</sup>, FAN Wei-jie<sup>2</sup>, ZHANG Yong<sup>2</sup>, SONG Yu-hang<sup>2</sup>,  
GUAN Yu<sup>1</sup>, ZHANG Tai-feng<sup>2</sup>, YANG Wen-fei<sup>2</sup>

(1. Shenyang Aircraft Design Institute, China Aviation Industry Group Co., Ltd., Shenyang 110031, China;

2. Qingdao Campus, Naval Aviation University, Shandong Qingdao 266041, China)

**ABSTRACT:** This paper aims to strengthen the knowledge of galvanic corrosion between 7B04 aluminium alloy and TC16 titanium and provide guidance on corrosion protection for aircraft in service under specific marine atmospheric environment. The 10-cycle accelerated corrosion test of 7B04 Aluminium-7B04 aluminium lap joints riveted with titanium alloy rivets and polarization test pieces were carried out in simulated marine atmospheric environment. Polarization curves of two alloys after 0 cycle and 10 cycles were measured by PARSTAT 4000 electrochemical workstation. Its results were used as boundary conditions for COMSOL numerical simulation to contrast with test results. Fatigue life of lap joints after 4, 6, 8 and 10 cycles of accelerated corrosion test were obtained by fatigue test. Observation of corrosion morphology and measurement of corrosion pit depth near fatigue fracture were got by using optical microscope. Using XRD to analysis corrosion products of aluminium alloy so as to reveal whether the corrosion mechanism has changed. Through a variety of characterization test results, the galvanic corrosion between 7B04 aluminum alloy and TC16 Titanium alloy is explained from different angles. Coupled with the comparative analysis with the numerical simulation results, the reliability and accuracy of the test results are ensured. After 0 cycles and 10 cycles of the accelerated corrosion test, the self-corrosion potential and self-corrosion current density of aluminium alloy are  $-802\text{ mV}$  and  $-872\text{ mV}$ ,  $2.357\times 10^{-7}\text{ A/cm}^2$  and  $1.477\times 10^{-6}\text{ A/cm}^2$ , respectively, while those of titanium alloy are respectively  $-313\text{ mV}$  and  $-274\text{ mV}$ ,  $1.638\times 10^{-8}\text{ A/cm}^2$  and  $4.144\times 10^{-8}\text{ A/cm}^2$ . The location of the fatigue fracture is consistent with the most severely corroded area and the largest potential difference in numerical simulation. With the extension of the corrosion cycle, the corrosion becomes more and more serious, and the depth of the corrosion pit gradually increases. Galvanic corrosion occurs between the two alloys. 7B04 aluminium alloy corrodes as the anode, and with the extension of the corrosion cycle, the corrosion potential is negatively shifted, and the corrosion rate increases; TC16 titanium alloy is used as the cathode, and the corrosion potential is positively shifted with the extension of the corrosion cycle. XRD spectrums show that the main components of aluminium alloy corrosion products are  $\text{Al}(\text{OH})_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; XRD results show that the corrosion mechanism of 7B04 aluminum alloy in 0-10 cycle has not changed, and with the progress of corrosion, a large number of corrosion products wrap the aluminum alloy surface, resulting in the slow growth rate of corrosion pit depth, indicating that the uniform corrosion layer on the surface has a certain protective function, which will reduce the pitting corrosion sensitivity of the aluminum alloy surface. The numerical simulation results are consistent with the experimental results. Through the comprehensive analysis of corrosion morphology and numerical simulation results, the action range of galvanic corrosion is found out. In addition to the internal corrosion of the screw hole, the maximum range is about a circular area 2 mm larger than the radius of the screw hole. Aircraft new structure design and old structure maintenance should focus on rivets around to avoid fatigue failure.

**KEY WORDS:** aluminium alloy; titanium alloy; galvanic corrosion; simulation; polarization curve; XRD; fatigue

铝合金和钛合金因其具有高强度、低密度的特性,在飞机结构设计选材时得到广泛应用,其中 7B04 铝合金属于 Al-Zn-Mg-Cu 系的高纯高强铝合金,具有很高的硬度和抗拉强度,主要应用于飞机的关键承力结构,如飞机的蒙皮、大梁、桁条等<sup>[1]</sup>。TC16 钛合金由于其自身独特的优势,也受到航空界的青睐,主要用于关键结构连接件的选材设计,发展前景较好<sup>[2]</sup>。飞机在沿海服役时会面临“高盐雾、高温、高湿度”等严苛腐蚀环境的挑战,采用上述 2 种材料

设计的飞机典型关键连接结构极易发生电偶腐蚀,同时 7B04 铝合金和 TC16 钛合金间较大的电位差将导致电偶腐蚀发生得更为剧烈,从而快速引发铝合金结构的腐蚀疲劳失效<sup>[3-5]</sup>。因此,为了更好地指导飞机结构选材设计并预防事故发生,对 2 种合金之间的电偶腐蚀规律需具有更深刻的认识。

Zhang 等<sup>[6]</sup>研究了 7B04 铝合金在海洋大气环境中的腐蚀问题,研究发现,随着试验周期的延长,铝合金由点蚀发展为全面腐蚀,表现出应力腐蚀开裂。

王晨光等<sup>[7-9]</sup>发现在模拟海洋大气环境下, 铝合金发生腐蚀的本质是薄液膜条件下的电化学腐蚀现象。当结构表面涂层发生破损时, 7B04 铝合金首先出现点蚀, 并受  $\text{Cl}^-$  浓度和 pH 值的影响, 电偶腐蚀问题进一步加重。尹作升等<sup>[10]</sup>研究发现, 将 2024 铝合金与电位较正的另一种金属钛连接会加速腐蚀, 需为铝合金提供可行的腐蚀防护措施, 通过对铝合金材料采用阳极极化处理, 可明显改善电偶腐蚀敏感性, 降低电偶腐蚀电流, 减少平均腐蚀失重。陈跃良等<sup>[11-12]</sup>、刘治国等<sup>[13-14]</sup>对航空用高强度铝合金进行了深入研究, 揭示了铝合金的腐蚀规律。

上述研究均是以试片级材料为试验对象开展的, 而针对实际典型搭接结构的试验研究却鲜有报道。因此, 文中以 7B04 铝合金板-TC16 钛合金铆钉搭接件为研究对象, 分别对 2 种材料和搭接件开展腐蚀试验, 同时在极化曲线拟合出的电化学参数基础上进行数值模拟仿真并与腐蚀试验结果进行对比, 实现仿真与试验的相互验证。利用腐蚀形貌、腐蚀成分、腐蚀坑深度、疲劳断口位置、电化学参数和仿真预测等多种手段, 表征 7B04 铝合金和 TC16 钛合金在模拟海洋大气环境下的电偶腐蚀规律。通过观察搭接件宏观形貌和疲劳断口位置, 初步了解铝合金发生腐蚀的本质, 同时借助 XRD 图谱分析得到腐蚀产物的主要成分, 进一步加深对铝合金腐蚀本质的认识, 为后续飞机结构选材设计和腐蚀防护提供指导。

# 1 试验

## 1.1 试件制备

试验前需对每个试件依次用丙酮、蒸馏水、无水乙醇去油去水, 然后采用环氧树脂将处理好的试件固封在 PVC 管中, 预留一个  $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$  的工作面和一根与金属试件相导通的导线。采用极化曲线测量试验所需铝合金、钛合金试件时, 均需将 3 mm 厚的板材切割成  $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 3\text{ mm}$  的小块。

在典型搭接件的周浸腐蚀试验和疲劳试验中, 需制备如图 1 和图 2 所示的搭接结构来准确模拟飞机实

际结构。搭接件的 4 块薄板材料为 7B04 铝合金, 如图 2a 所示, 其化学成分见表 1。铆钉的材料是 TC16 钛合金, 尺寸为  $\text{M5 mm}\times 16\text{ mm}$ , 其化学成分见表 2。

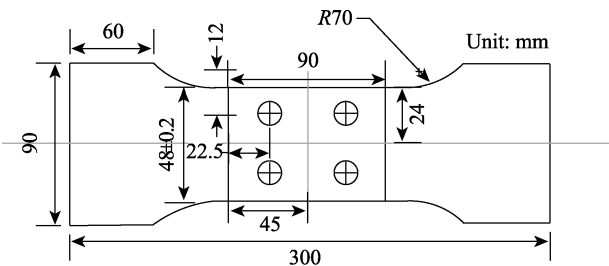
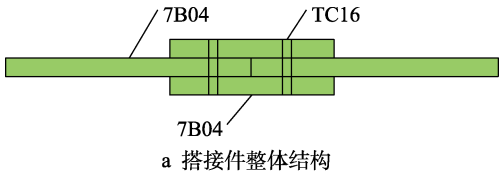


图 1 加速腐蚀试验搭接件  
Fig.1 Accelerated corrosion lap joint



a 搭接件整体结构



b 铆钉组成

图 2 搭接件组成

Fig.2 Lap joint composition: a) overall structure of lap joint; b) rivet composition

## 1.2 加速腐蚀试验

在模拟海洋大气环境下借助 ZQFS-1600 循环湿润试验箱进行腐蚀试验, 一个加速周期包括浸泡试验和干燥试验。首先模拟盐雾和酸性气体, 将搭接件和极化试件放在 pH 值为 4.0~4.5、质量分数为 5% 的 NaCl 溶液中浸泡, 浸泡时间为 7.5 min, 然后模拟潮湿空气及凝露的作用过程, 在  $(43\pm 2)^\circ\text{C}$ 、相对湿度为 95% 的温湿环境下用远红外灯照射进行表面溶液的烘干, 干燥时间为 22.5 min。

表 1 7B04 铝合金成分  
Tab.1 7B04 aluminium alloy composition content table

								wt. %
Cu	Mg	Mn	Zn	Si	Fe	Ti	Ca	Al
3.8-4.3	1.7-2.3	0.4-0.9	<0.1	<0.2	<0.3	<0.1	<0.1	Bal.

表 2 TC16 钛合金成分  
Tab.2 TC16 titanium alloy composition content table

							wt. %
Al	V	Fe	O	C	N	H	Ti
5.5-6.8	3.5-4.5	<0.3	<0.2	<0.1	<0.05	<0.015	Bal.

单个腐蚀周期为 190 h, 所有试件均需进行 10 个周期的加速腐蚀试验。在 0、10 周期结束后测量极化试件的极化曲线; 在 4、6、8、10 周期结束后, 对搭接件进行疲劳试验; 在 0、5、10 周期结束后, 观察搭接件的宏观形貌和铆接处的微观形貌。

### 1.3 极化曲线测量试验

采用如图 3 所示的微距参比电极倒置的方法进行薄液膜状态下的极化曲线测量试验, 目的是降低液膜中欧姆降较大对测量结果的影响。借助 PARSTAT 4000 电化学工作站, 采用经典的三电极体系在室温下对试件的极化曲线进行测量, 其中辅助电极材料为铂, 参比电极为饱和 KCl 溶液, 液膜厚度为 100  $\mu\text{m}$ , 电解质溶液为质量分数 5% 的 NaCl 溶液。采用扫描范围为 -500~500 mV (vs. OCP)、扫描速率为 1 mV/s 的动电位扫描。

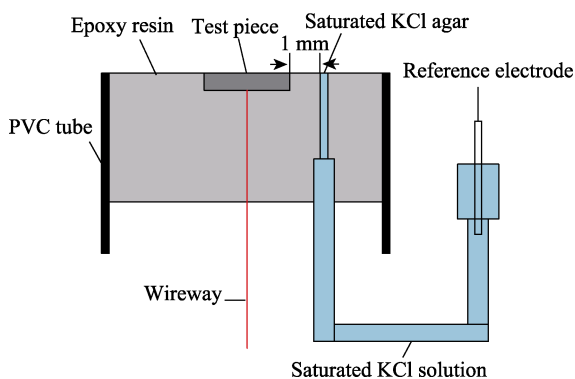


图3 微距参比电极倒置  
Fig.3 Macro reference electrode inverted

### 1.4 搭接件疲劳试验

飞机搭接结构通常是不进行拆解的, 然而在不拆解结构时, 结构的内部腐蚀损伤是不可检的, 也就无法为计算结构腐蚀疲劳寿命提供所需的腐蚀损伤量和结构细节参数<sup>[15]</sup>。因此, 需对加速腐蚀 4、6、8、10 周期后的搭接件进行疲劳试验, 以确定疲劳寿命、疲劳源的位置及其附近腐蚀坑的平均深度。疲劳试验采用的疲劳载荷谱如图 4 所示, 应力比  $R=0.06$ 。

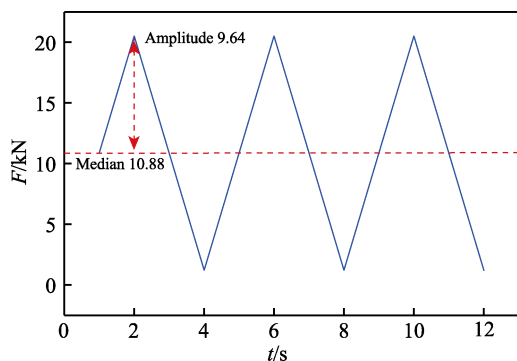


图4 疲劳载荷谱  
Fig.4 Fatigue load spectrum

### 1.5 数值模拟计算

通过有限元法, 利用稳态腐蚀场模型进行数值模拟仿真。在腐蚀电解质溶液中取一正方体微小单元, 假设带电粒子  $i$  从  $x$ 、 $y$ 、 $z$  这 3 个方向通过微元, 其总传输通量  $N_i$  ( $\text{mol}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$ ) 满足 Nernst-Planck 方程, 如式 (1) 所示。

$$N_i = -D_i \nabla c_i - z_i F u_i c_i \nabla \phi + c_i u \quad (1)$$

式中:  $D_i$  为第  $i$  种带电粒子的扩散系数 (下标  $i$  代表第  $i$  种粒子, 下同),  $\text{m}^2/\text{s}$ ;  $c_i$  为粒子浓度,  $\text{mol}/\text{m}^3$ ;  $z_i$  为电荷数;  $F$  为法拉第常数,  $F=96\,485\text{ C/mol}$ ;  $u_i$  为迁移率,  $\text{mol}\cdot\text{s}/\text{kg}$ ;  $\phi$  为电解质溶液电势, V;  $\nabla \phi$  为电势差;  $u$  为溶液流动速度,  $\text{m/s}$ 。

借助法拉第定律和欧姆定律得到式 (2), 其中  $I_1$  ( $\text{A}/\text{m}^2$ ) 为腐蚀介质中电流密度。

$$I_1 = -\left(F^2 \sum z_i^2 u_i c_i\right) \nabla \phi \quad (2)$$

通过微小单元其中一面左右两侧电势、电量的关系, 再结合式 (1) — (2), 整理得到典型的 Laplace 方程, 对腐蚀电场中的电势分布规律进行描述, 如式 (3) 所示。

$$\nabla^2 \phi = \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial z^2} = 0 \quad (3)$$

式中:  $\nabla^2$  为 Laplace 算子。基于以上理论和极化曲线测量得到的边界条件进行数值模拟仿真。

### 1.6 研究表征手段及相应设备

在 ZQFS-1600 循环浸润试验箱中进行加速腐蚀试验, 其中试验工作室尺寸为 1 400 mm×1 000 mm×900 mm, 温度为室温~80  $^{\circ}\text{C}$ , 误差为  $\pm 0.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 烘烤区试验件表面温度为 40~85  $^{\circ}\text{C}$ , 相对湿度为 40%~97%, 相对湿度波动度为  $\pm 5\%$ 。表征手段包括极化曲线的测量、宏微观形貌的观察及腐蚀坑深度测量、XRD 物相分析、疲劳试验。极化曲线采用 PARSTAT 4000 型号电化学工作站, 它的电压测试范围为  $\pm 10\text{ V}$ , 分辨率为 1.5  $\mu\text{V}$ , 电流测试范围为 40 pA~4 A, 分辨率为 1.2 fA。采用 KH-7700 和 OLYMPUS 体视显微镜进行微观形貌观察, 放大倍数最小为 20, 最大为 3 500, 可直接测量腐蚀坑深度, 精度为 0.01  $\mu\text{m}$ 。XRD 采用 Malvern Panalytical EMPYREAN SERIES 3 进行分析,  $2\theta$  角扫描范围为  $10^{\circ}$ ~ $90^{\circ}$ , 疲劳试验在 MTS810 材料综合试验机上进行。

## 2 结果与分析

### 2.1 极化曲线结果分析

试验测得了铝合金和钛合金在加速腐蚀 0、10 周期后的极化曲线, 如图 5 所示。

在搭接件试验中, 7B04 铝合金一方面会发生自腐蚀, 另一方面还会因与高电位的 TC16 钛合金接触



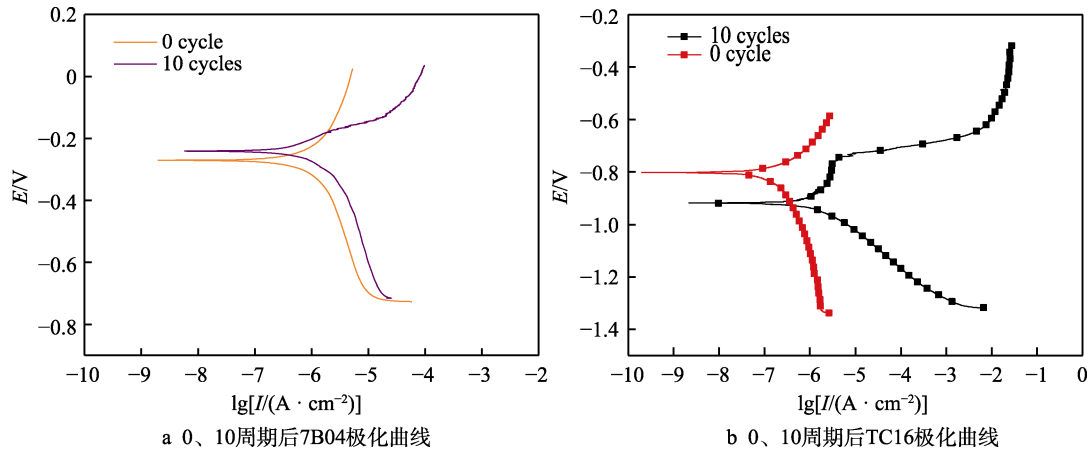


图 5 2 种合金 0、10 周期后极化曲线  
Fig.5 Polarization curves of two alloys after 0 cycle and 10 cycles: a) 7B04 polarization curve after 0 and 10 cycles; b) TC16 polarization curve after 0 and 10 cycles

而发生电偶腐蚀。铝合金的点蚀和其电位密切相关,当超过点蚀电位时,点蚀就会稳定进行,图 5a 中 10 周期阳极极化曲线显示,7B04 铝合金的点蚀电位大约为 $-700\text{ mV}$ ,在点蚀电位之前随着电位升高,电流密度基本保持不变,说明此时处于钝化状态;在电位达到大约 $-700\text{ mV}$ 之后电位基本不变,而此时的电流密度却是急剧增大,这就是进入点蚀的表征,最终导致铝合金表面出现腐蚀坑。7B04 铝合金的阳极极化曲线和 TC16 钛合金的阴极极化曲线都有明显的塔菲尔强极化区,即随着极化电位的上升和下降,电流密度基本保持不变。图 5b 中 10 周期的极化曲线显示,随着阴极极化电位的下降,阴极电流密度基本保持不变,说明此时阴极反应速率受到氧气扩散过程的控制<sup>[16]</sup>,氧气扩散受到抑制,铝合金的阳极反应也随着腐蚀产物的堆积而受到抑制,腐蚀减缓。

表 3 为借助 Cview 软件对 2 种合金的极化曲线进行拟合后的结果,其中  $B_A$  和  $B_C$  分别为阳极和阴极塔

菲尔 (Tafel) 斜率,  $I_0$  为自腐蚀交换电流密度,  $E_0$  为自腐蚀电位。这些参数可直接反映 2 种合金在第 0、10 周期的电化学性能,可作为数值模拟仿真阶段的边界条件。

拟合数据结果表明,7B04 的自腐蚀电位低于 TC16 的自腐蚀电位,因此 7B04 作为阳极发生腐蚀。自腐蚀电位可以表明腐蚀倾向,铝合金自腐蚀电位负移说明腐蚀倾向增大,钛合金自腐蚀电位正移说明腐蚀倾向减小,这与实际铝合金作阳极、钛合金作阴极是相符合的。随着腐蚀周期的增长,铝合金自腐蚀电位负移致使腐蚀驱动力增大,腐蚀电流密度增大,腐蚀越来越严重。

## 2.2 搭接件宏观形貌分析

完成不同周期腐蚀试验后将搭接件取出,用毛刷在去离子水中冲洗,待晾干后对试验件的宏观腐蚀形貌进行观察记录,图 6 为 3 个不同腐蚀周期后的宏观形貌。这能直观地反映出搭接件表面腐蚀形貌的变化规律,可以对试件表面状态有初步的认识并对腐蚀速率进行初步判断。由图 6 可知,腐蚀主要发生在铝合金表面上,钛合金受到阴极保护,随着腐蚀周期的延长,腐蚀越来越严重,铝合金表面由光亮逐渐变暗,光亮区域逐渐减少,表面越发粗糙,特别是铆接部位附近,越靠近 TC16 钛合金铆钉的位置腐蚀越严重,其他地方腐蚀较轻。

表 3 2 种合金电化学参数  
Tab.3 Electrochemical parameters of two alloys

Material	Cycle	$B_A/\text{mV}$	$B_C/\text{mV}$	$I_0/(A \cdot cm^{-2})$	$E_0/V$
7B04	0	155.25	-359.87	$2.356\ 8 \times 10^{-7}$	-0.802 04
	10	624.74	-124.61	$1.477\ 1 \times 10^{-6}$	-0.872 35
TC16	0	106.36	-111.95	$1.637\ 5 \times 10^{-8}$	-0.313 22
	10	148.07	-138.84	$4.143\ 7 \times 10^{-8}$	-0.274 62

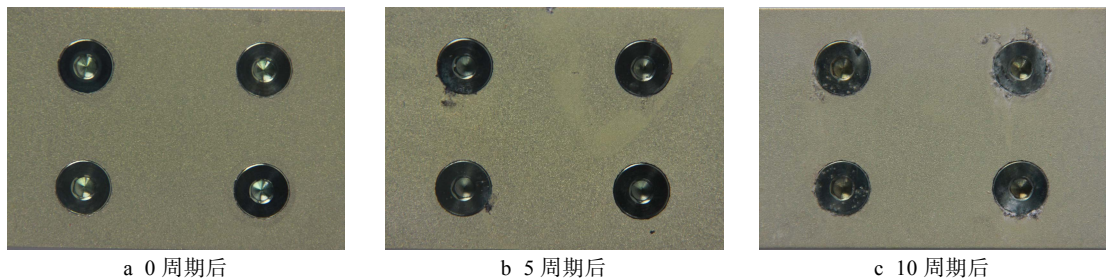


图 6 搭接件腐蚀宏观形貌  
Fig.6 Corrosion macro morphology of lap joint: a) 0 cycle; b) 5 cycles; c) 10 cycles



### 2.3 搭接件微观形貌分析

为了更加清晰地分析试件腐蚀机理, 采用 OLYMPUS 体视显微镜在室温下对试件不同腐蚀周期后的微观腐蚀形貌做了进一步观察, 如图 7 所示, 左侧为铆钉周围的整体微观腐蚀形貌, 中间为清洗腐蚀产物前的局部腐蚀微观形貌, 右侧为清洗后的局部微观形貌。

由图 7 可以更加清楚地看到铆接处表面状态的变化情况, 初始状态时铆接处铝合金表面完好无损, 5 个腐蚀周期结束后, 图 7d—f 显示铆接处表面出现

少量蚀坑, 密度和面积均较小, 并且有少量的白色物体附着。由于钛合金未发生腐蚀, 初步推测白色物体是  $\text{Al}(\text{OH})_3$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  的混合物<sup>[17]</sup>。10 个腐蚀周期后蚀坑的数量、密度和单个蚀坑的面积均明显增大, 表面观察到的因腐蚀而变暗的现象随着加速腐蚀周期延长更加明显, 且有大量的白色难溶性产物附着。铆钉开孔位置周围相对其他位置出现较多腐蚀产物和点蚀坑<sup>[18]</sup>, 这是因为实际搭接件铆接处存在缝隙, 空气中的氧向铆钉处缝隙内部扩散困难, 缝隙内部氧浓度低, 而外部氧浓度高即富氧区, 内外氧浓度形成浓差电池, 导致此处铝合金被腐蚀。

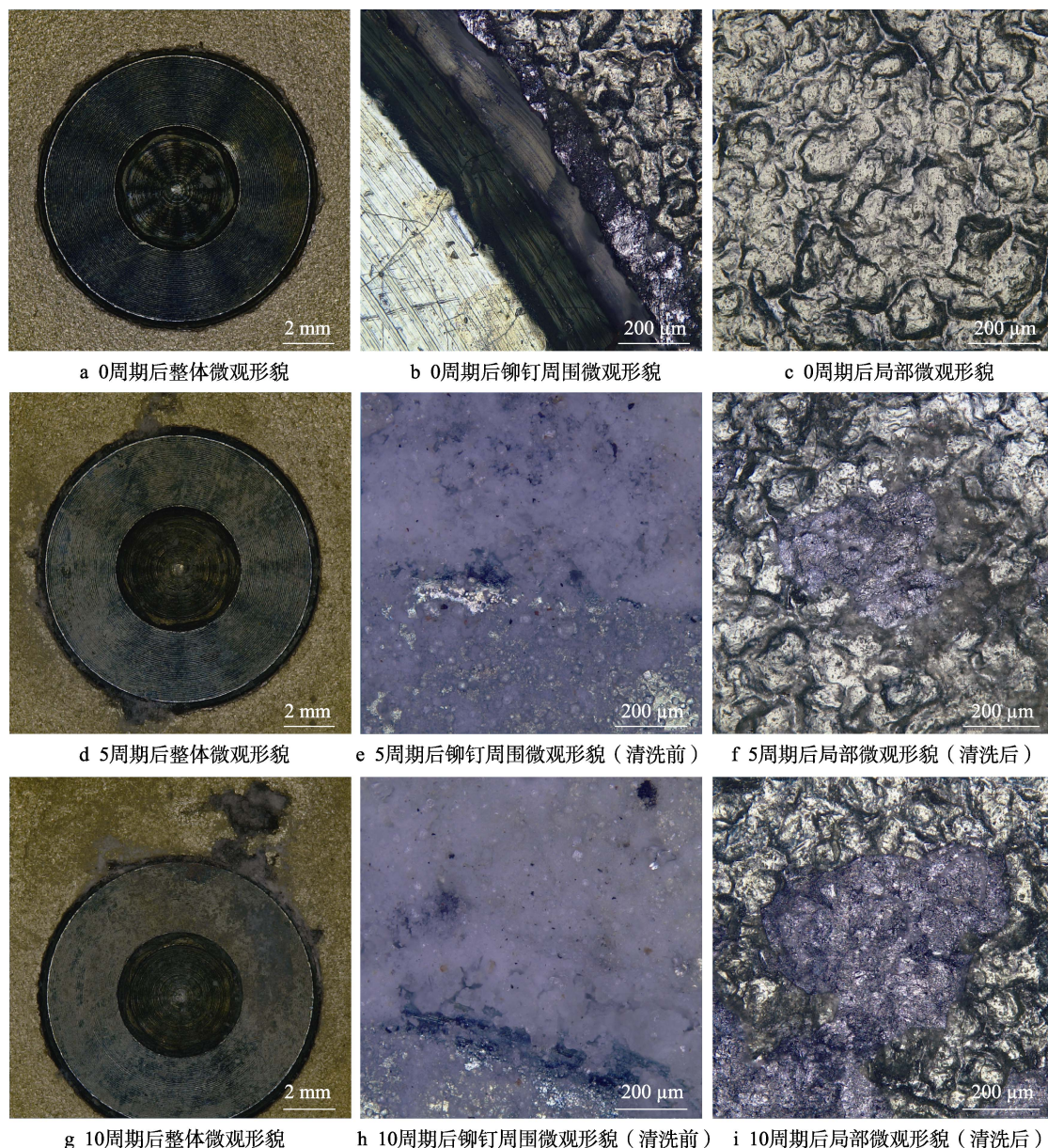


图 7 铆接处腐蚀微观形貌

Fig.7 Corrosion microscopic morphology of riveting joint: a) overall microscopic morphology of 0 cycle; b) microscopic morphology of riveting joint of 0 cycle; c) local microscopic morphology of 0 cycle; d) overall microscopic morphology of 5 cycles; e) microscopic morphology of riveting joint of 5 cycles (before cleaning); f) local microscopic morphology of 5 cycles (after cleaning); g) overall microscopic morphology of 10 cycles; h) microscopic morphology of riveting joint of 10 cycles (before cleaning); i) local microscopic morphology of 10 cycles (after cleaning)

2.4 腐蚀坑深度测量与疲劳试验

从预测和试验结果来看, 搭接件的腐蚀严重区主要位于铆钉部位附近, 该处最先发生失效, 故主要研究该区域的腐蚀坑。在疲劳试验结束后, 选取 4、6、8、10 周期具有代表性的搭接件, 对搭接件的断口周围进行腐蚀产物去除后, 选取 3 个具有代表性的腐蚀

坑位置, 利用 KH-7700 光学显微镜进行三维蚀坑深度测量, 误差范围为 $\pm 2\text{ }\mu\text{m}$ 。图 8 为 7B04 铝合金表面腐蚀严重区的腐蚀坑三维合成图, 可以看到材料表面遍布有大小不一的腐蚀坑。

对 3 个位点的腐蚀坑深度取平均值, 然后对平均腐蚀坑深度随周期变化规律进行作图分析, 如图 9 所示。

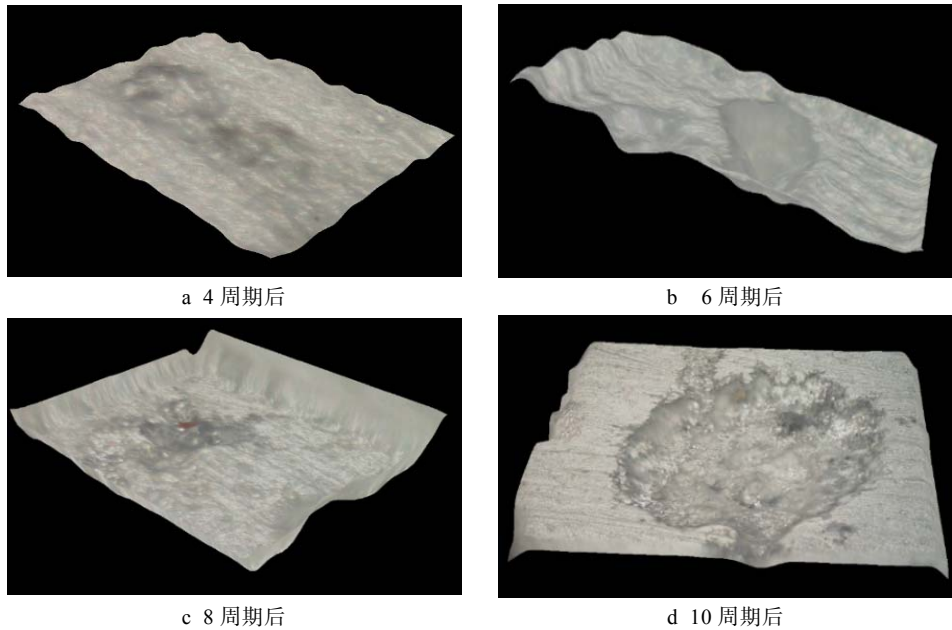


图 8 不同腐蚀周期的腐蚀坑形貌  
Fig.8 Morphology of corrosion pits after different corrosion cycles:  
a) 4 cycles; b) 6 cycles; c) 8 cycles; d) 10 cycles

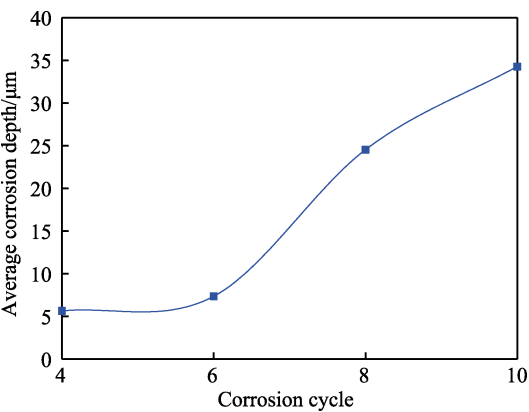


图 9 平均腐蚀坑深度  
Fig.9 Average corrosion pit depth

图 9 中一定程度上能够显示不同周期试件的腐蚀程度, 结果表明, 随着腐蚀周期的延长, 腐蚀坑深度逐渐增大, 试验初期腐蚀坑深度增长速率较小, 随着试验的进行, 增长速率增大, 试验后期增速又有所下降。腐蚀深度随时间变化的曲线大致为 S 型, 呈缓慢增长—快速增长—保持稳定的过程。在第 8 周期之后, 铝合金的点蚀敏感性下降, 表面的腐蚀产物对铝合金起到一定的保护作用<sup>[19]</sup>, 腐蚀坑深度增长放缓。

对 4、6、8、10 周期后的搭接件进行疲劳试验, 每个周期选取 8 个搭接件, 由试验数据求得的在给定应力水平下具有 95%置信度、95%可靠度的中值疲劳寿命  $N_{95/95}$  结果如表 4 所示, 1—8 为同一周期条件下选取搭接件的编号。

表 4 搭接件疲劳寿命  
Tab.4 Median fatigue life of lap joints

Cycle	Number of lap joints								$N_{95/95}$
	1	2	3	4	5	6	7	8	
4	2 781 683	2 928 491	339 008	798 278	734 151	867 693	376 933	512 405	699 532
6	998 553	1 556 121	450 681	1 260 048	1 184 095	394 660	807 544	679 034	444 542
8	1 390 682	625 345	1 066 487	1 280 301	408 847	1 206 894	948 447	1 442 728	344 958
10	1 393 416	378 427	1 849 004	469 466	1 470 465	1 698 704	467 566	575 343	242 903



表 4 中的数据显示随着腐蚀周期的延长, 中值疲劳寿命逐渐缩短, 表 4 中相邻周期之间中值疲劳寿命的差值也由大变小。在 4~6 周期内, 中值疲劳寿命下降得相对较快, 这与该阶段腐蚀速率较快有着密切的关系, 因为铆接处铝合金发生腐蚀后疲劳强度下降, 更容易成为疲劳源, 导致此处发生断裂。

## 2.5 XRD 图谱分析

利用 X 射线衍射仪对加速腐蚀 0、5、10 周期的腐蚀产物的成分进行 XRD 图谱分析, 结果如图 10 所示。

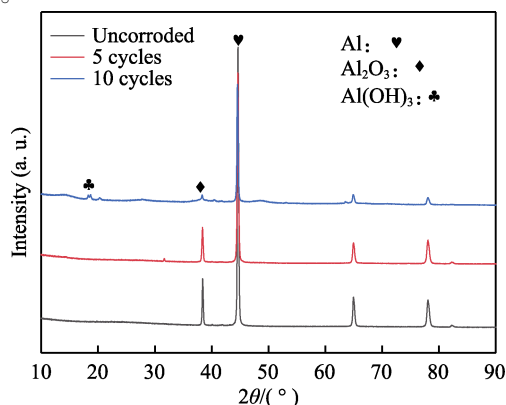


图 10 不同腐蚀周期的腐蚀产物 XRD 图谱  
Fig.10 XRD patterns of corrosion products in different corrosion cycles

由图 10 可知, 3 条曲线中均有基体 Al 的衍射峰, 腐蚀产物中 Al 的衍射峰是由 X 射线穿透腐蚀产物层在基体上发生衍射所致<sup>[20]</sup>。7B04 发生腐蚀后的产物

以  $\text{Al}(\text{OH})_3$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  为主, 腐蚀 5 周期后的产物中未检测到  $\text{Al}(\text{OH})_3$  的存在, 是由于  $\text{Al}(\text{OH})_3$  含量相对较少且易于发生脱水反应生成  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 。腐蚀产物中未检测到  $\text{AlCl}_3$ , 是因为当铝合金表面有  $\text{Cl}^-$  存在时, 它可以通过竞争吸附取代  $\text{Al}(\text{OH})_3$  中的  $\text{OH}^-$  生成  $\text{AlCl}_3$ , 而  $\text{AlCl}_3$  具有可溶性, 因此在腐蚀产物中没有大量存在。就算只有少量的  $\text{Cl}^-$  进入腐蚀产物层中, 也因为含量较少而不容易被检测到<sup>[21]</sup>。

## 2.6 搭接件腐蚀预测与试验结果对比

借助 COMSOL 5.4 软件, 在薄膜厚度为  $100\ \mu\text{m}$  条件下, 利用稳态腐蚀模型<sup>[22-24]</sup>对浸润腐蚀 10 周期后的搭接件进行腐蚀电位和腐蚀电流密度预测。建立搭接件三维仿真模型, 在电化学模块中选择二次电流分布进行稳态研究, 设置的参数包括溶液的电导率、阴阳极的平衡电位、交换电流密度、Tafel 斜率等, 结果如图 11 和图 12 所示, 其中图 11b 和图 12b 为局部放大图。

图 11a 的搭接件表面电位分布结果显示, 搭接件耦合电位为  $-727\sim-723\ \text{mV}$ , 由中间铆接处向两侧电位递减。7B04 铝合金作为阳极被腐蚀, 发生阳极极化, 电位由  $-872\ \text{mV}$  正移至  $-725\ \text{mV}$ , 变化量为  $147\ \text{mV}$ ; TC16 钛合金发生阴极极化受到保护, 电位由  $-275\ \text{mV}$  负移至  $-723\ \text{mV}$ , 变化量为  $448\ \text{mV}$ , 其中铆钉和铝合金的交界处电位差最大, 表明这是电偶效应最显著的位置。另外, 图 11b 显示了电偶腐蚀作用范围, 是比螺孔半径大约  $2\ \text{mm}$  的圆形区域。

搭接件表面电位的不同导致电流密度分布(腐蚀

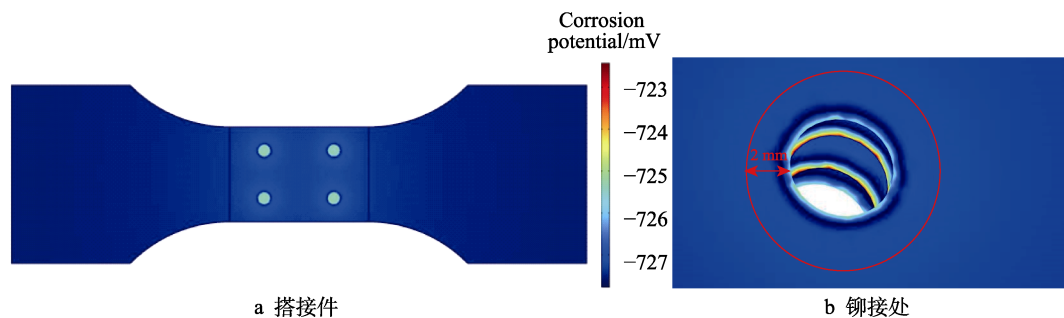


图 11 腐蚀电位预测  
Fig.11 Corrosion potential prediction: a) lap joint; b) riveting joint

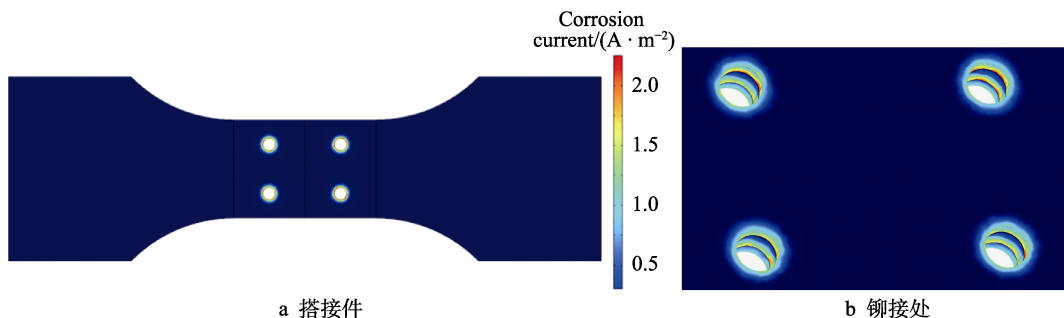


图 12 腐蚀电流密度预测  
Fig.12 Corrosion current density prediction: a) lap joint; b) riveting joint



速率)也不相同,电流密度分布结果表明,铝合金搭接面与钛合金铆钉接触位置电流密度最大,腐蚀速率最高,且腐蚀严重区主要集中在铆钉周围,其他区域的电流密度相对较小,腐蚀较轻。电流密度也是呈现出向两侧递减的趋势,铝合金板两侧电流密度最小为  $0.5 \text{ A/m}^2$ , 靠近搭接区的电流密度最大为  $2 \text{ A/m}^2$ 。7B04 铝合金与 TC16 钛合金发生电偶腐蚀,导致其电流密度从  $1.4771 \times 10^{-2} \text{ A/m}^2$  提高到  $2 \text{ A/m}^2$ , 提高了约 135 倍,这就是搭接处腐蚀破坏强烈的原因。

偶合金属的电极电位差愈大,电偶电流愈大,电偶腐蚀的驱动力愈大,腐蚀速率也就愈大。搭接件的腐蚀电位和电流密度的预测刚好也印证了这一点,因此,易腐蚀部位主要出现在铆钉与铝合金基体接触的钉孔处。此处腐蚀发生的程度较大,在疲劳试验过程中也最易成为疲劳源。疲劳断口位置(见图 13)结果可以对此进行充分证明,同样也验证了数值模拟仿

真结果与试验结果的一致性。对断口截面进行微观形貌的观察,如图 14 所示,左侧为腐蚀区域,右侧为未腐蚀的铝合金基体截面, A、D 表示裂纹扩展的疲劳源, B、C 表示搭接件的断裂走向, 裂纹扩展是从腐蚀坑开始的,而且整个断口的发展路径是沿着腐蚀坑的分布进行的,这充分说明了腐蚀坑易成为疲劳源。

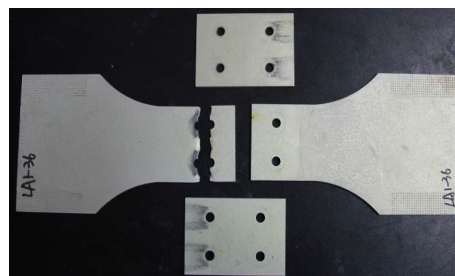


图 13 疲劳断口位置  
Fig.13 Fatigue fracture location

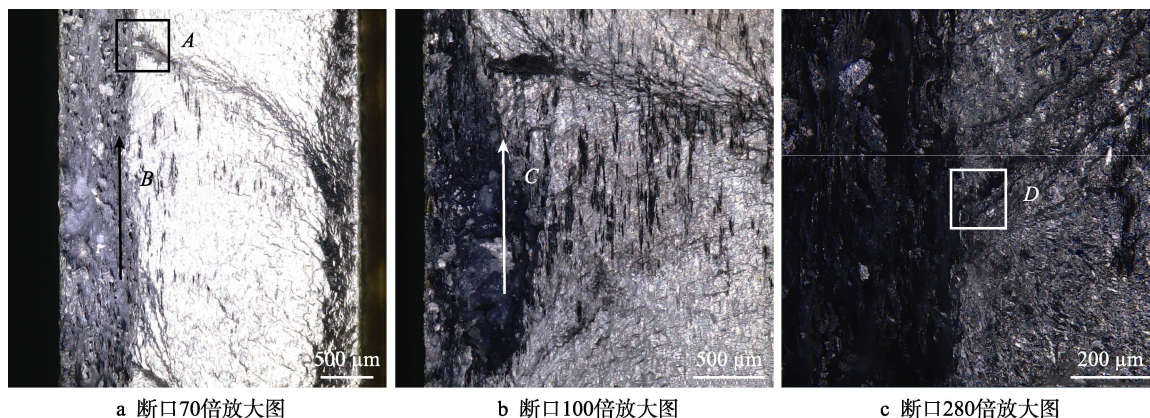


图 14 疲劳源及裂纹扩展  
Fig.14 Fatigue source and crack propagation: a)  $\times 70$  enlarged view of fracture;  
b)  $\times 100$  enlarged view of fracture; c)  $\times 280$  enlarged view of fracture

### 3 结论

通过极化曲线测量试验、宏微观形貌观察、疲劳试验、XRD 测腐蚀产物物相、COMSOL 仿真等,可以得出以下结论。

1) 7B04 铝合金作为阳极发生腐蚀,随着腐蚀周期的延长自腐蚀电位负移; TC16 钛合金作为阴极受到保护,随着腐蚀周期的延长自腐蚀电位正移。宏微观形貌结果表明,腐蚀发生在铝合金和钛合金搭接位置,随着腐蚀周期的延长,腐蚀越来越严重,腐蚀产生的位置清晰可见。

2) 随着阳极极化电位的升高,7B04 铝合金由钝化状态进入点蚀状态,在加速腐蚀 6~8 周期内腐蚀速率较快,平均腐蚀坑深度增长较快。XRD 检测结果表明,7B04 铝合金腐蚀产物的主要成分为  $\text{Al}(\text{OH})_3$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 铝合金受海洋大气薄液膜作用最初形成  $\text{Al}(\text{OH})_3$ , 随后发生脱水反应生成  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 表面由点蚀

最终发展成均匀腐蚀。

3) COMSOL 仿真结果表明,在 2 种合金的搭接处电位差和电流密度最大,这也是腐蚀发生最严重最剧烈的位置,同样也是疲劳试验的断口位置,通过微观分析找到疲劳源,证明了仿真结果与试验结果的一致性。

### 参考文献:

- [1] 张凯, 李迪凡, 文邦伟, 等. 基于岸基与远洋移动平台的 7B04 铝合金腐蚀行为比较研究[J]. 表面技术, 2021, 50(1): 405-412.  
ZHANG Kai, LI Di-fan, WEN Bang-wei, et al. Comparative Research on Corrosion Behaviors of 7B04 Aluminium Alloy on the Ocean-Going Ship Platform and Off-shore Platform[J]. Surface Technology, 2021, 50(1): 405-412.
- [2] 刘全明, 张朝晖, 刘世锋, 等. 航空紧固件用钛合金

- TC16 研究与发展[J]. 热加工工艺, 2014, 43(4): 17-19.
- LIU Quan-ming, ZHANG Zhao-hui, LIU Shi-feng, et al. Research and Development of Aerospace Fasteners Made with TC16 Alloy[J]. Hot Working Technology, 2014, 43(4): 17-19.
- [3] 李斌, 董丽虹, 王海斗, 等. 航空航天铝合金腐蚀疲劳研究进展[J]. 表面技术, 2021, 50(7): 106-118.
- LI Bin, DONG Li-hong, WANG Hai-dou, et al. Research Progress on Corrosion Fatigue of Aerospace Aluminum Alloy[J]. Surface Technology, 2021, 50(7): 106-118.
- [4] 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): 9-13.
- GAO Meng, SUN Zhi-hua, LIU Ming, et al. Atmospheric Corrosion Behavior of 7B04 Aluminum Alloy in the Presence of NaCl and SO<sub>2</sub>[J]. Environmental Technology, 2016, 34(5): 9-13.
- [5] 张泰峰, 王德, 李旭东, 等. 不同海域下 7B04 铝合金铆接结构的腐蚀行为对比研究[J]. 机械科学与技术, 2020, 39(8): 1283-1287.
- ZHANG Tai-feng, WANG De, LI Xu-dong, et al. Comparative Study on Corrosion Behavior of 7B04 Aluminum Alloy Riveted Structure under Different Sea Areas[J]. Mechanical Science and Technology for Aerospace Engineering, 2020, 39(8): 1283-1287.
- [6] ZHANG Xiao-yun, LIU Ming, LU Feng, et al. Atmospheric Corrosion of 7B04 Aluminium Alloy in Marine Environments[J]. Corrosion Science and Technology, 2018, 17(1): 6-11.
- [7] 王晨光, 陈跃良, 张勇, 等. 7B04 铝合金在模拟海洋大气环境下的腐蚀行为[J]. 航空材料学报, 2017, 37(1): 59-64.
- WANG Chen-guang, CHEN Yue-liang, ZHANG Yong, et al. Corrosion Behavior of 7B04 Al-Alloy in Simulated Marine Atmospheric Environment[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2017, 37(1): 59-64.
- [8] 王晨光, 陈跃良, 张勇, 等. 表面涂层破损对 7B04 铝合金点蚀的影响及仿真研究[J]. 航空材料学报, 2016, 36(6): 48-53.
- WANG Chen-guang, CHEN Yue-liang, ZHANG Yong, et al. Influence and Simulation Study of Surface Coating Damage on Pitting Corrosion of 7B04 Aluminum Alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2016, 36(6): 48-53.
- [9] 王晨光, 陈跃良, 张勇, 等. 飞机用 7B04 铝合金缝隙腐蚀试验及仿真研究[J]. 装备环境工程, 2017, 14(3): 39-46.
- WANG Chen-guang, CHEN Yue-liang, ZHANG Yong, et al. Crevice Corrosion Experiment and Simulation Study of 7B04 Aluminum Alloy for Aircraft[J]. Equipment Environmental Engineering, 2017, 14(3): 39-46.
- [10] 尹作升, 裴和中, 张国亮, 等. 阳极极化处理对 2024 铝合金电偶腐蚀行为的影响[J]. 表面技术, 2011, 40(2): 36-37.
- YIN Zuo-sheng, PEI He-zhong, ZHANG Guo-liang, et al. Effect of Anodic Treatment on Galvanic Corrosion of 2024 Al Alloy[J]. Surface Technology, 2011, 40(2): 36-37.
- [11] 陈跃良, 赵红君, 王晨光, 等. 7B04 铝合金和 30CrMnSiA 钢短期腐蚀的电化学行为研究[J]. 装备环境工程, 2018, 15(1): 34-39.
- CHEN Yue-liang, ZHAO Hong-jun, WANG Chen-guang, et al. Short-Term Electrochemical Corrosion Behavior of 7B04 Aluminum Alloy and 30CrMnSiA Steel[J]. Equipment Environmental Engineering, 2018, 15(1): 34-39.
- [12] 陈跃良, 赵红君, 卞贵学, 等. 电偶效应对与 30CrMnSiA 钢耦合的 7B04 铝合金当量折算系数的影响[J]. 航空学报, 2017, 38(12): 421358.
- CHEN Yue-liang, ZHAO Hong-jun, BIAN Gui-xue, et al. Influence of Galvanic Action on Equivalent Conversion Coefficient of 7B04 Aluminum Alloy Coupled with 30CrMnSiA Steel[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2017, 38(12): 421358.
- [13] 刘治国, 颜光耀, 吕航. 7B04 铝合金服役环境下点蚀表面损伤特征研究[J]. 环境技术, 2017, 35(5): 46-49.
- LIU Zhi-guo, YAN Guang-yao, LYU Hang. Research on Pitting Corrosion Damage Characteristics of 7B04 Aluminum Alloys in Service Environment[J]. Environmental Technology, 2017, 35(5): 46-49.
- [14] 刘治国, 韩玉, 朱武峰, 等. 基于点蚀试验的 7B04 铝合金材料点蚀密度研究[J]. 环境技术, 2017, 35(4): 8-11.
- LIU Zhi-guo, HAN Yu, ZHU Wu-feng, et al. Research of 7B04 Aluminum Alloys Pitting Corrosion Density Based on Pitting Corrosion Test[J]. Environmental Technology, 2017, 35(4): 8-11.
- [15] 刘海燕, 王红斌, 张亚娟. 搭接结构件腐蚀疲劳试验技术[J]. 装备环境工程, 2012, 9(6): 13-16.
- LIU Hai-yan, WANG Hong-bin, ZHANG Ya-juan. Corrosion Fatigue Test Technique of Lap Jointed Structure[J]. Equipment Environmental Engineering, 2012, 9(6): 13-16.
- [16] 孙强. 模拟海洋环境下 7B04 铝合金电偶腐蚀预测及验证[J]. 失效分析与预防, 2018, 13(4): 203-208.
- SUN Qiang. Prediction and Verification of Galvanic Corrosion of 7B04 Aluminum Alloy under Simulated Marine Environment[J]. Failure Analysis and Prevention, 2018, 13(4): 203-208.
- [17] 尹学涛, 李文翰, 李丽, 等. 铝合金在我国不同气候条件下的腐蚀行为及防腐措施的研究现状[J]. 材料保护, 2019, 52(3): 111-116.
- YIN Xue-tao, LI Wen-han, LI Li, et al. Research Status of Corrosion Behavior and Anticorrosion Measures of Aluminum Alloy under Different Climate in China[J]. Materials Protection, 2019, 52(3): 111-116.
- [18] 周松, 许良, 回丽, 等. 不同腐蚀环境下高强铝合金腐蚀行为[J]. 中国机械工程, 2017, 28(16): 2000-2007.
- ZHOU Song, XU Liang, HUI Li, et al. Corrosion Behavior of High Strength Aluminum Alloy under Different

- Corrosion Environments[J]. China Mechanical Engineering, 2017, 28(16): 2000-2007.
- [19] 戴芸, 刘胜胆, 邓运来, 等. 7020 铝合金在 3.5%NaCl 溶液中的点蚀行为[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2017, 37(3): 279-286.
- DAI Yun, LIU Sheng-dan, DENG Yun-lai, et al. Pitting Corrosion of 7020 Aluminum Alloy in 3.5% NaCl Solution[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2017, 37(3): 279-286.
- [20] 李一, 李坤, 李立东, 等. 3A12、5052、6063 铝合金在沿海大气环境中的腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护, 2019, 40(7): 490-496.
- LI Yi, LI Kun, LI Li-dong, et al. Corrosion Behavior of 3A12, 5052, 6063 Aluminum Alloys in Coastal Atmosphere[J]. Corrosion & Protection, 2019, 40(7): 490-496.
- [21] 马腾, 王振尧, 韩薇. 铝和铝合金的大气腐蚀[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2004, 16(3): 155-161.
- MA Teng, WANG Zhen-yao, HAN Wei. A Review of Atmospheric Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys[J]. Corrosion Science and Technology Protection, 2004, 16(3): 155-161.
- [22] DESHPANDE K B. Effect of Aluminium Spacer on Galvanic Corrosion between Magnesium and Mild Steel Using Numerical Model and SVET Experiments[J]. Corrosion Science, 2012, 62: 184-191.
- [23] MANDEL M, KRÜGER L. Determination of Pitting Sensitivity of the Aluminium Alloy EN AW-6060-T6 in a Carbon-Fibre Reinforced Plastic/Aluminium Rivet Joint by Finite Element Simulation of the Galvanic Corrosion Process[J]. Corrosion Science, 2013, 73: 172-180.
- [24] CROSS S R, GOLLAPUDI S, SCHUH C A. Validated Numerical Modeling of Galvanic Corrosion of Zinc and Aluminium Coatings[J]. Corrosion Science, 2014, 88: 226-233.

责任编辑: 蒋红晨

(上接第 197 页)

- [20] KALE A, THACKER B H, SRIDHAR N, et al. A Probabilistic Model for Internal Corrosion of Gas Pipelines[C]// Proceedings of 2004 International Pipeline Conference. Calgary: [s. n.], 2008: 2437-2445.
- [21] CHAVES I A, MELCHERS R E. Extreme Value Analysis for Assessing Structural Reliability of Welded Offshore Steel Structures[J]. Structural Safety, 2014, 50: 9-15.
- [22] 骆正山, 王瑞, 毕傲睿. Frechet 分布的海底油气管道腐蚀预测[J]. 腐蚀与防护, 2017, 38(3): 214-218.
- LUO Zheng-shan, WANG Rui, BI Ao-rui. Corrosion Forecast of Offshore Oil and Gas Pipelines Based on Frechet Distribution[J]. Corrosion & Protection, 2017, 38(3): 214-218.
- [23] MELCHERS R E. Statistical Characterization of Pitting Corrosion-Part 1: Data Analysis[J]. Corrosion, 2005, 61(7): 655-664.
- [24] MELCHERS R E. Estimating Uncertainty in Maximum Pit Depth from Limited Observational Data[J]. Corrosion Engineering, Science and Technology, 2010, 45(3): 240-248.
- [25] DA CUNHA BISAGGIO H, NETTO T A. Predictive Analyses of the Integrity of Corroded Pipelines Based on Concepts of Structural Reliability and Bayesian Inference[J]. Marine Structures, 2015, 41: 180-199.
- [26] GUO Jin-ting, WANG Ge, IVANOV L, et al. Time-Varying Ultimate Strength of Aging Tanker Deck Plate Considering Corrosion Effect[J]. Marine Structures, 2008, 21(4): 402-419.
- [27] MOHD M H, KIM D K, KIM D W, et al. A Time-Variant Corrosion Wastage Model for Subsea Gas Pipelines[J]. Ships and Offshore Structures, 2014, 9(2): 161-176.

责任编辑: 万长清

(上接第 213 页)

- [75] 朱晨, 于建海, 郭亚飞, 等. 航空发动机热障涂层存在的问题及其发展方向[J]. 表面技术, 2016, 45(1): 13-19.
- ZHU Chen, YU Jian-hai, GUO Ya-fei, et al. Problems of Aircraft Engine Thermal Barrier Coating and Its Developing Direction[J]. Surface Technology, 2016, 45(1): 13-19.
- [76] 陈卓, 金国, 崔秀芳, 等. 耐海洋环境腐蚀燃机热障涂层材料研究进展[J]. 航空制造技术, 2021, 64(13): 45-58.
- CHEN Zhuo, JIN Guo, CUI Xiu-fang, et al. Research Progress on Marine Adaptability of Ceramic Based Materials for Thermal Barrier Coating of Marine Gas Turbine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(13): 45-58.
- [77] LI Fa-guo, XIE Ying, YANG Li, et al. Study on Cyclic Thermal Corrosion Behavior of APS-7YSZ Thermal Barrier Coating at Room- and High Temperature[J]. Ceramics International, 2021, 47(20): 29490-29498.
- [78] 贾涵, 高培虎, 郭永春, 等. 热喷涂热障涂层孔隙与涂层性能关系研究进展[J]. 表面技术, 2018, 47(6): 151-160.
- JIA Han, GAO Pei-hu, GUO Yong-chun, et al. Relationship between Pores on Thermal Sprayed Thermal Barrier Coatings and Coating Properties[J]. Surface Technology, 2018, 47(6): 151-160.
- [79] 宋闪光, 王伟, 谭世磊, 等. 稀土掺杂 Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 对 YSZ/(Ni, Al)热障涂层组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2016, 45(3): 109-114.
- SONG Shan-guang, WANG Wei, TAN Shi-lei, et al. Effect of Rare Earth Doped Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on Microstructure and Properties of YSZ/(Ni, Al) Composite Coatings[J]. Surface Technology, 2016, 45(3): 109-114.

责任编辑: 刘世忠