

doi: 10.3969/j.issn.1001-3849.2026.03.010

液相环境下 6061-T6 铝合金原位腐蚀疲劳寿命变化

余海坤¹, 尤晓风¹, 吕品¹, 王玉树², 陈卓², 宋肖肖²

(1. 国家石油天然气管网集团有限公司 西北分公司银川输油气分公司, 宁夏 银川 750001;
2. 中国民航大学 中欧航空工程师学院, 天津 300300)

摘要: 结构件在服役过程中受到交变载荷和腐蚀因素的共同影响, 会大幅缩短其服役寿命。针对 6061-T6 铝合金, 通过液相环境下最大载荷为 230 MPa, 应力比为 0.1 的原位腐蚀-疲劳试验, 结合电化学测试、钝化膜厚度测量方法, 研究腐蚀介质浓度与温度对腐蚀疲劳性能的影响, 分析其失效行为。结果表明: 在 2 wt.%~5 wt.% 腐蚀介质浓度区间, 材料的疲劳寿命下降了 44.12%~61.70%。在低浓度区间, 钝化膜电阻由 6 977 Ω/cm^2 上升至 12 130 Ω/cm^2 , 腐蚀进程受阻, 导致腐蚀疲劳寿命增加。浓度进一步升高至 5 wt.%, 钝化膜电阻下降至 4 661 Ω/cm^2 , 腐蚀性离子在浓度梯度作用下穿透钝化膜进一步腐蚀材料基体部分, 裂纹成核速率加快, 导致腐蚀疲劳寿命呈下降趋势。随着腐蚀介质温度升高, 钝化膜电阻由 1 557 Ω/cm^2 上升至 4 024 Ω/cm^2 , 基体腐蚀反应速率减慢, 导致材料腐蚀疲劳寿命随腐蚀介质温度上升而升高。

关键词: 6061-T6 铝合金; 液相原位; 腐蚀疲劳; 疲劳寿命变化

中图分类号: TB31; TQ153.2 **文献标志码:** A

In-situ corrosion fatigue life variation of 6061-T6 aluminum alloy in liquid phase environment

YU Haikun¹, YOU Xiaofeng¹, LYU Pin¹, WANG Yushu², CHEN Zhuo², SONG Xiaoxiao²

(1. Northwest Company, Yinchuan Oil & Gas Transmission Sub-Company, China Oil & Gas Pipeline Network Corporation (PipeChina), Yinchuan 750001, China; 2. Sino-European Institute of Aviation Engineering, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China)

Abstract: Structural components are significantly impacted by alternating loads and corrosion factors during their service life, which greatly shortens their durability. The study focuses on the 6061-T6 aluminum alloy, with in-situ corrosion-fatigue tests conducted in a liquid-phase environment under a maximum load of 230 MPa and a stress ratio of 0.1. By combining electrochemical testing with methods for measuring the thickness of the passive film, the effects of corrosion medium concentration and temperature on corrosion fatigue performance are investigated, and failure behavior is analyzed. The data and analysis results from the in-situ corrosion fatigue tests indicate that within the corrosion medium concentration range of 2 wt.% to 5 wt.%, the fatigue life of the material is reduced by 44.12% to 61.70%. In the lower concentration range, the resistance of the passive film is increased from 6 977 Ω/cm^2 to 12 130 Ω/cm^2 , hindering the corrosion process and leading to an increase in corrosion fatigue life. However, as the concentration is further increased to 5 wt.%, the resistance of the passive film is decreased to 4 661 Ω/cm^2 , allowing corrosive ions to penetrate the passive film due to the concentration gradient, which further corrodes the

收稿日期: 2025-05-09 修回日期: 2025-06-26

作者简介: 余海坤(1988—), 男, 本科, 工程师, 研究方向为智能管道建设及相关技术, e-mail: email:yuhk@pipechina.com.cn

通信作者: 宋肖肖(1990—), 男, 硕士, 实验师, 研究方向为飞机结构材料失效分析和腐蚀行为, e-mail: xxsong@cauc.edu.cn

引用信息: 余海坤, 尤晓风, 吕品, 等. 液相环境下 6061-T6 铝合金原位腐蚀疲劳寿命变化[J]. 电镀与精饰, 2026, 48(3): 77-84.
YU Haikun, YOU Xiaofeng, LYU Pin, et al. In-situ corrosion fatigue life variation of 6061-T6 aluminum alloy in liquid phase environment[J]. Plating and Finishing, 2026, 48(3): 77-84.

material's substrate and accelerates the crack nucleation rate, resulting in a decline in corrosion fatigue life. As the temperature of the corrosion medium is increased, the resistance of the passive film is raised from $1\ 557\ \Omega/\text{cm}^2$ to $4\ 024\ \Omega/\text{cm}^2$, slowing the substrate corrosion reaction rate, which causes the corrosion fatigue life of the material to be extended with the rise in corrosion medium temperature.

Keywords: 6061-T6 aluminum alloy; liquid phase in situ; corrosion fatigue; fatigue life variation

6061-T6铝合金因其高强度、高韧性和优良的耐腐蚀性能而广泛应用于工程中,特别作为结构材料,可满足较为严苛的使用条件。然而,在海洋环境中,海水中存在的氯离子极易导致点蚀、剥蚀和晶间腐蚀现象的发生,因而材料往往承受循环机械载荷与腐蚀介质的协同侵蚀^[1-3],从而严重影响6061-T6结构件的疲劳性能。因此,研究铝合金在液体环境下的原位腐蚀疲劳行为显得尤为重要。

近年来,针对铝合金材料腐蚀疲劳行为的研究已取得一定进展。经典理论认为,Cl⁻通过破坏钝化膜诱发点蚀,加速裂纹萌生与扩展^[4]。CAO等^[5]研究了2A02铝合金在模拟海洋大气环境下的腐蚀行为。研究发现材料质量增量与暴露时长呈幂函数关系。结合电化学阻抗谱分析,阐明了产物层结构从多孔向致密转变的动态演变机制。CHEN等^[6]以2024-T6铝合金为材料,研究了交替腐蚀因素对材料多轴疲劳寿命的影响。研究发现,相关因素的影响顺序为:交替腐蚀时间>腐蚀温度>腐蚀溶液流速>溶液pH值。单际强^[7]等研究了6082铝合金在3.5%的NaCl溶液中的腐蚀行为,并且探讨了其腐蚀机理。研究发现,随着温度升高或时间延长,其腐蚀产物Al(OH)₃逐渐增多和增厚,腐蚀电流密度逐渐减小,合金的耐腐蚀性能增强。杨少华等^[8]研究了不同pH值下7075铝合金在NaCl溶液中的腐蚀行为,结果表明pH值在3~11时,腐蚀速度先降低后增大,且在pH值为11时达到最大腐蚀速度,此时铝合金腐蚀伴随着金属的自溶解行为。邵燕静^[9]研究发现6061-T6铝合金在3.5% NaCl溶液中的腐蚀过程分为点蚀诱导期、发展期和腐蚀产物膜生长期3个阶段。铝表面腐蚀损伤的发展被认为是由于钝化膜的分解而开始的^[10-11],ROMMEL等^[12]研究表明,铝合金腐蚀产生的钝化膜暴露于富含Cl⁻的环境时易被溶解,形成的凹坑可能成为更严重的腐蚀起始点。MISHRA等^[13]研究发现,8011铝合金在3.5% NaCl溶液腐蚀作用下降低了力学性能和疲劳寿命,铝合金表面形成的腐蚀坑会引发裂纹扩展。Ma等^[14]的研究发现在盐水腐蚀环境中,大量存在的氯离子破坏了7系铝

合金试样表面的钝化膜,从而加速了腐蚀的进行。MENAN等^[15]研究了2024铝合金机械、环境和微观结构等参数在腐蚀疲劳裂纹生长过程中的协同相互作用。结果发现,钝化与阳极溶解或氢脆之间的竞争是决定裂纹扩展的主要原因。LI等^[16]研究了5A06铝合金在海水环境中的应力腐蚀和力学性能变化,发现在应力和海水腐蚀作用下,铝合金及其钝化膜表面点蚀加剧,力学性能和耐腐蚀性下降。总之,但材料如果暴露在腐蚀环境下,即使应力幅值低于疲劳极限,裂纹也能够产生并引发断裂^[17],腐蚀环境的存在会导致疲劳极限的大幅降低^[18]。

目前,针对6061-T6铝合金液体腐蚀的研究,主要集中于铝合金预腐蚀以及对耐蚀性能、疲劳性能的单因素研究,针对铝合金受疲劳载荷-腐蚀环境多因素共同影响下的失效行为的研究相对较少。因此本文通过开展6061-T6铝合金原位液相腐蚀疲劳试验,对比空气环境下材料疲劳寿命的差异,进一步分析腐蚀液浓度、腐蚀液温度对6061-T6铝合金原位腐蚀疲劳寿命的影响,结合电化学分析与钝化膜厚度测量等方法,综合探究材料腐蚀疲劳失效原因。

1 试验

1.1 材料及试样

本文使用厚度为2 mm的6061-T6铝合金薄板作为试验材料,热处理状态为固溶热处理后进行人工时效,其主要化学成分(质量分数)为Cu 0.21%、Ti 0.07%、Si 0.56%、Fe 0.23%、Mn 0.07%、Mg 0.99%、Zn 0.12%、Cr 0.08%,余量为Al。参照ASTM-E8拉伸实验标准,测试了6061-T6铝合金板材常温下的应力应变曲线如图1所示,实验中采用应变控制,加载方向与材料轧制方向一致,材料沿轧制方向的各项力学性能参数^[19]如表1所示。

根据ASTM E466-15疲劳试验标准,设计了如图2所示的原位腐蚀疲劳试样。拉伸试验在Instron-5982电子万能材料试验机测试完成,疲劳试验使用Instron-8803型疲劳试验机测试完成。通过Princeton Applied Research Versa STAT 3电化学工作站完成相

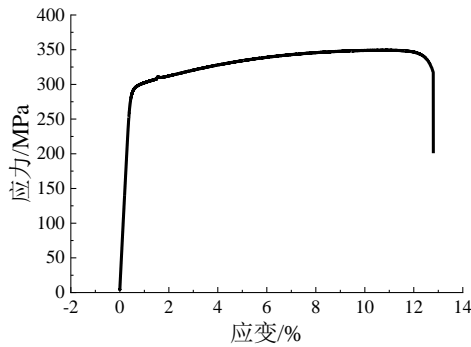


图1 6061-T6 应力应变曲线^[19]

Fig.1 6061-T6 stress-strain curve^[19]

表1 6061-T6 铝合金基础力学性能参数^[19]

Tab.1 Basic mechanical properties of 6061-T6 aluminum alloy

弹性模量/ GPa	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	延伸率/ %
68.4	294.8	349.4	10.1

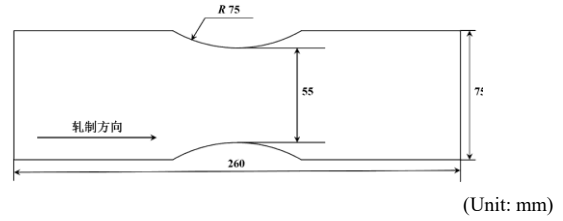


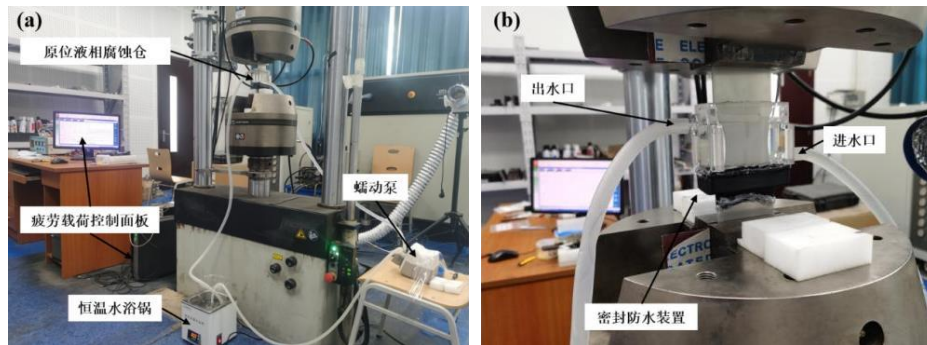
图2 原位腐蚀疲劳试样

Fig.2 In-situ corrosion fatigue specimen

关电化学试验,表面钝化膜厚度测量使用德国菲希尔公司生产的DUALSCOPE MPO涂层测厚仪。

1.2 液相原位腐蚀疲劳平台的设计开发

液相原位腐蚀疲劳平台主要由原位液相腐蚀舱、恒温水浴箱、腐蚀介质循环模块构成,该平台可以实现对腐蚀介质温度、浓度调控,平台整体如图3所示。恒温水浴锅将特定浓度腐蚀液加热到指定温度后通过循环泵注入液相腐蚀舱。



(a) 液相原位腐蚀疲劳平台操作台 (b) 液相原位腐蚀舱

图3 液相原位腐蚀疲劳平台

Fig.3 Liquid-phase in situ corrosion fatigue platform

1.3 试验方法及方案

为测量材料局部应力-寿命曲线,制定了如图4所示的原位腐蚀疲劳试验载荷谱,最大载荷为230 MPa,应力比为0.1,加载频率10 Hz,波形为正弦波。液相腐蚀疲劳试验的试验变量为腐蚀液(NaCl溶液)温度及浓度,具体如表2所示。其中1~5组试验用以研究腐蚀液温度对材料疲劳寿命的影响,1、

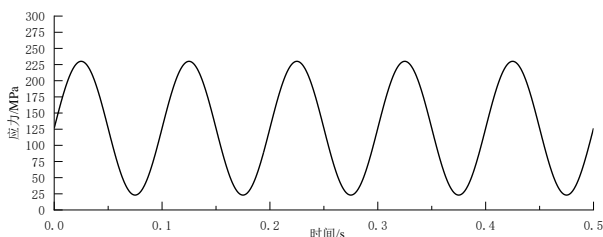


图4 原位腐蚀疲劳试验载荷谱

Fig.4 In-situ corrosion fatigue test load spectrum

6~9组用于研究浓度对材料疲劳寿命的影响,每种参数进行5次重复实验。

表2 原位液相腐蚀疲劳实验参数

Tab.2 In-situ liquid-phase corrosion fatigue test parameters

组别	$\sigma_{max}/$	频率/ Hz	温度/ °C	浓度/ g/L	应力比
1	230	10	20	3.50	0.1
2	230	10	30	3.50	0.1
3	230	10	40	3.50	0.1
4	230	10	50	3.50	0.1
5	230	10	60	3.50	0.1
6	230	10	20	2.00	0.1
7	230	10	20	2.75	0.1
8	230	10	20	4.25	0.1
9	230	10	20	5.00	0.1

2 结果及讨论

2.1 腐蚀介质浓度对材料腐蚀疲劳寿命影响

2.1.1 不同浓度下材料腐蚀疲劳寿命

在空气环境中,6061-T6在230 MPa和10 Hz加载条件下,疲劳寿命为98 000次,在NaCl质量分数为2%、2.75%、3.5%、4.25%和5%时,材料的腐蚀疲劳寿命均出现不同幅度下降。

不同浓度下材料的腐蚀疲劳寿命如图5所示,相较于无腐蚀情况下材料的疲劳寿命呈下降趋势,下降范围为44.12%~61.70%。其中,腐蚀介质浓度在2%~3.5%区间疲劳寿命呈逐渐上升趋势,3.5%~5%区间呈逐渐下降趋势。腐蚀介质浓度在5%时对材料疲劳寿命影响最大,下降61.70%;腐蚀液浓度在3.5%时,对材料疲劳寿命影响最小,下降44.12%。该现象在其他学者的研究中也有所体现^[20]。

盐浓度对金属的腐蚀进程具有双重作用,一方面,溶液电导率会随着盐浓度的增加而上升,某些活性阴离子,如Cl⁻的存在会加速金属的阳极溶解。另一方面,随着盐浓度的增加,氧在溶液中的溶解度会降低。盐浓度的双重作用会导致金属腐蚀速率在某个盐浓度下达到最值。在盐浓度为2 wt.%时,随着盐浓度的上升,溶液电导率增加,腐蚀速率会有所上升;当盐浓度进一步增加时,氧溶解度降低,从而吸氧腐蚀速率随之下降。

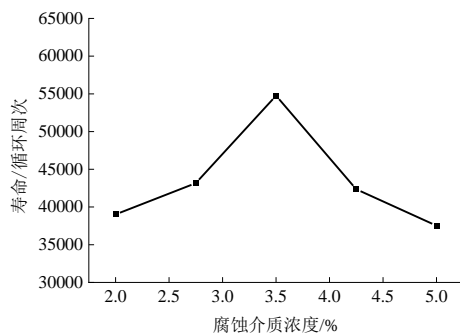


图5 不同腐蚀介质浓度下材料疲劳寿命

Fig.5 Fatigue life of materials with different corrosive medium concentrations

2.1.2 不同温度下材料腐蚀疲劳寿命

设定温度下(20、30、40、50和60 °C),6061-T6腐蚀疲劳寿命如图6所示。随着腐蚀溶液温度升高,材料疲劳寿命呈逐渐上升趋势。根据后续钝化膜厚度测量,温度升高促进铝合金表面钝化膜厚度的增加。此外,随着温度升高,钝化膜结构相较于低温度

时更均匀且致密,导致Cl⁻更难与基体接触,抑制了腐蚀的进行,从而使得疲劳寿命提高。

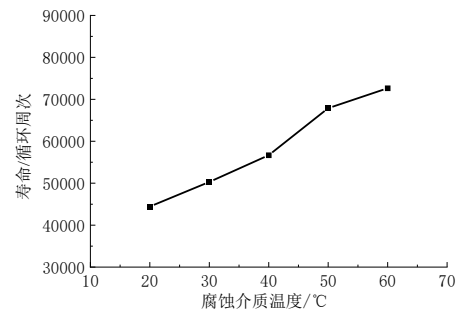


图6 不同腐蚀液温度下材料腐蚀疲劳寿命

Fig.6 Corrosion fatigue life of materials at different corrosive medium temperatures

2.1.3 钝化膜厚度测量

不同腐蚀液浓度及温度下6061-T6铝合金表面的钝化膜厚度的测量结果如图7所示。钝化膜厚度随着腐蚀介质浓度上升呈先上升后下降的趋势,在腐蚀介质浓度为3.5 wt.%条件下其厚度最高,均值为0.54 μm,如图7(a);不同腐蚀溶液温度下表面的钝化膜厚度,结果如图7(b)所示,随着腐蚀液温度上升钝化膜厚度从0.54 μm上升至2.22 μm。结合图5和图6,钝化膜厚度发展趋势与材料腐蚀疲劳寿命的发展趋势相同。

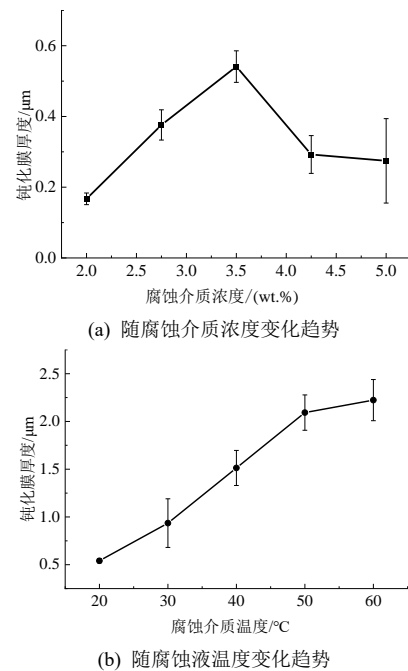


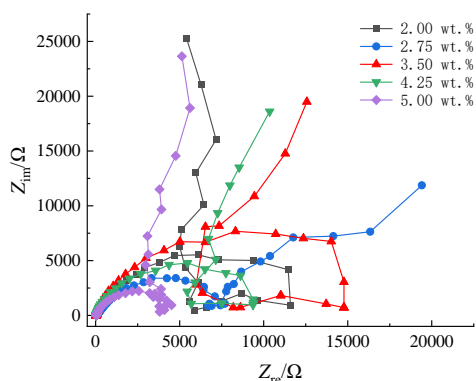
图7 钝化膜厚度随腐蚀介质浓度/腐蚀液温度变化趋势

Fig.7 Variation trend of passivation film thickness with corrosive medium concentration/temperature of corrosive solution

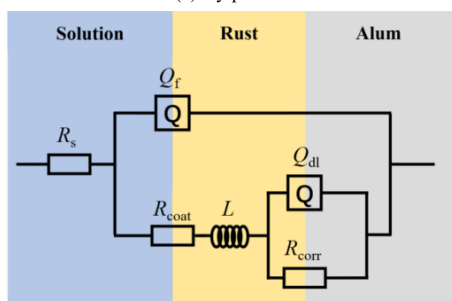
2.2 电化学测试

2.2.1 不同浓度环境下电化行为

为了研究在不同腐蚀液浓度下材料的电化行为,分别采用NaCl质量分数为2%、2.75%、3.5%、4.25%和5 wt.% 的溶液为电解质溶液,进行电化学阻抗谱测试,测试结果如图8(a)所示。在腐蚀液浓度增加的过程中,高频区内的容抗弧直径先增大后减小,这表明电荷传递电阻先增大后减小。中频区呈现感抗特性,出现在中频区的感抗通常来自于表面物质发生的化学反应,代表电化学系统中的电荷传递过程。针对Nyquist图特性,采用如图8(b)所示的等效电路进行拟合。



(a) Nyquist 图



(b) 电化学阻抗谱拟合电路

图 8 不同腐蚀介质浓度下电化学阻抗谱及等效电路图

Fig.8 Electrochemical impedance spectra and equivalent circuits for different corrosive medium concentrations

等效电路图中 Q_f 、 Q_{dl} 为常相位角元件,表示系统中的双电层模型, Q_f 为钝化膜的恒相位元件, Q_{dl} 为钝化膜与基体界面的恒相位元件, R_s 代表腐蚀溶液电阻, R_{coat} 为钝化膜的电阻, R_{corr} 代表电荷转移电阻。

表3为等效电路图各电路元件的拟合结果,可以看出,电解质浓度从2 wt.%升高至3.5 wt.%,钝化膜电阻由6 977 Ω/cm^2 上升至12 130 Ω/cm^2 ,表明钝化膜的阻碍作用逐渐上升,浓度进一步升高至

5 wt.%,钝化膜电阻下降到4 661 Ω/cm^2 这一现象表明,随着浓度升高铝合金表面钝化膜逐渐致密化,其高电阻特性显著抑制了Cl⁻等腐蚀性离子的扩散,延缓了阳极溶解过程。

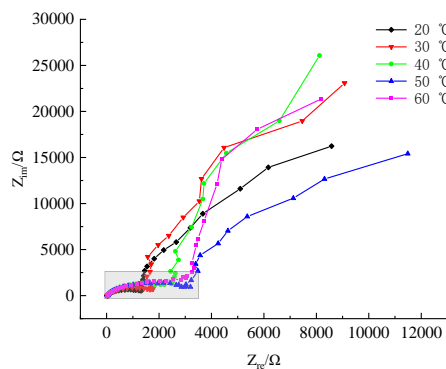
表 3 不同腐蚀介质浓度下钝化膜电阻拟合结果

Tab.3 Fitting results of passivation films thickness resistance for different corrosive medium concentrations

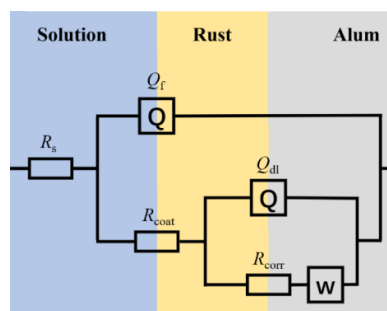
NaCl 浓度 / (wt.%)	2.00	2.75	3.50	4.25	5.00
$R_{coat}/(\Omega \cdot cm^2)$	6 977	8 328	12 130	8 354	4 661

2.2.2 不同温度环境下电化行为

以3.5 wt.%的NaCl溶液为电解质溶液,在不同电解质溶液温度(20、30、40、50和60 $^{\circ}C$)下进行电化学测试。电化学阻抗谱测试结果如图9(a)所示,随温度升高高频区内容抗弧直径增大,表明钝化膜电阻随温度增大而增大,这印证了前述的温度升高导致了钝化膜厚度增加的观点。低频区斜线与横坐标夹角接近45 $^{\circ}$ 呈现Warburg扩散特性,反映了扩散过程对电化学反应的控制作用。采用图9(b)所示等效电路对电化学阻抗谱数据进行拟合。



(a) Nyquist 图



(b) 电化学阻抗谱拟合电路

图 9 不同腐蚀介质温度下电化学阻抗谱及等效电路图
Fig.9 Electrochemical impedance spectra and equivalent circuits at different corrosive medium temperatures

等效电路图中W表示Warburg扩散等效元器件，其余符号含义与图9(b)一致。表4为等效电路图各电路元件的拟合结果，从表中结果可以看出，电解质温度从20℃上升至60℃，钝化膜电阻由1 557 Ω/cm²上升至4 024 Ω/cm²，表明整个体系的电化学进程受到阻碍逐渐增大，材料表面腐蚀速率降低，裂纹成核速率减缓，导致腐蚀疲劳寿命随着温度升高呈逐渐上升趋势。

表 4 不同腐蚀介质温度下各电路元件的拟合结果

Tab.4 Fitting results for each circuit element at different corrosive medium temperatures

温度/℃	20	30	40	50	60
$R_{coat}/(\Omega \cdot \text{cm}^{-2})$	1 557	2 032	3 074	3 457	4 024

2.3 不同腐蚀液浓度对表面形貌的影响

如图10所示为腐蚀液浓度2 wt.%的试件表面钝化膜EDS测试，腐蚀表面均形成了层片状且有开裂现象的腐蚀产物，并可观察到部分区域有相对致密的钝化膜。根据EDS检测得到腐蚀产物元素组成为

O、Na、Al、Mg和Cl，其中Na和Cl来自于腐蚀介质，Al和O为钝化膜的主要成分，推测为铝的氧化物。此外，试样表面腐蚀产物除Al和O外还存在少量的Mg元素，可能是钝化膜中原有的Mg元素。

2%~5%浓度下试样清洗腐蚀产物后的微观形貌如图11~15所示。对比发现，在腐蚀液浓度为2 wt.%或4.25 wt.%时，试样表面存在大量成片腐蚀坑，蚀坑呈不规则形状生长。当试样受应力作用时，蚀坑处往往成为疲劳损伤的疲劳源或更易造成应力腐蚀开裂，从而导致疲劳寿命的降低。2.75 wt.%以及5 wt.%浓度下仍存在较多的腐蚀坑，但腐蚀坑数量较2 wt.%时明显降低。而在3.5 wt.%浓度下的试样表面，仅存在少量腐蚀坑，在疲劳加载试验过程中，点蚀缺陷造成的局部力学薄弱点是疲劳裂纹萌生的首选位置，裂纹在此优先成核和扩展，成为应力的集中承载区域，通过分担循环载荷降低了其他区域的应力水平，客观上阻碍了其他区域的裂纹扩展行为，从而最终表现为单一疲劳源主导的失效模式。

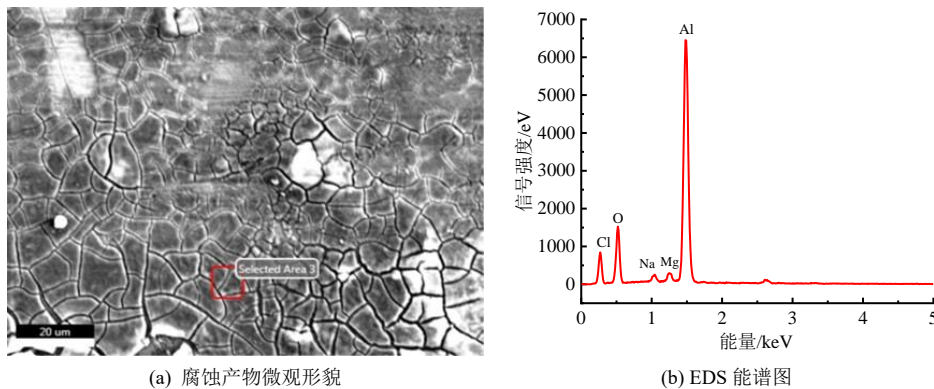
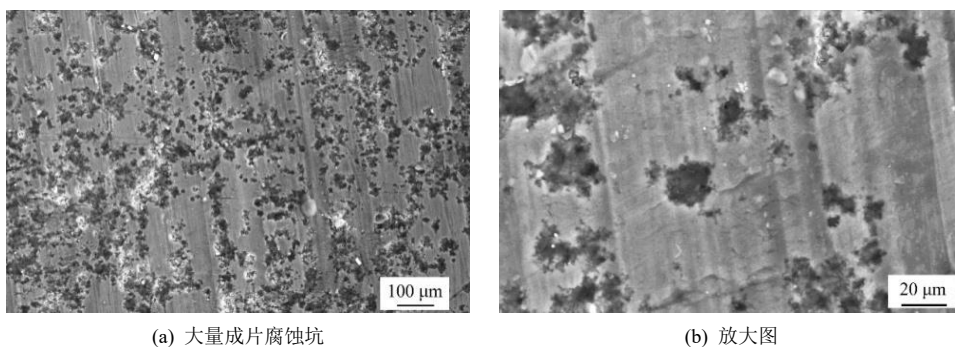


图 10 腐蚀液浓度 2 wt.%下试样腐蚀产物的扫描电镜和能谱图

Fig.10 Scanning electron microscopy and energy spectra of corrosion products of specimens at a corrosive solution concentration of 2 wt.%



(a) 大量成片腐蚀坑 (b) 放大图

图 11 腐蚀液浓度 2 wt.%下试样腐蚀坑形貌

Fig.11 Morphology of corrosion pits in specimens with corrosive solution concentrations of 2 wt.%

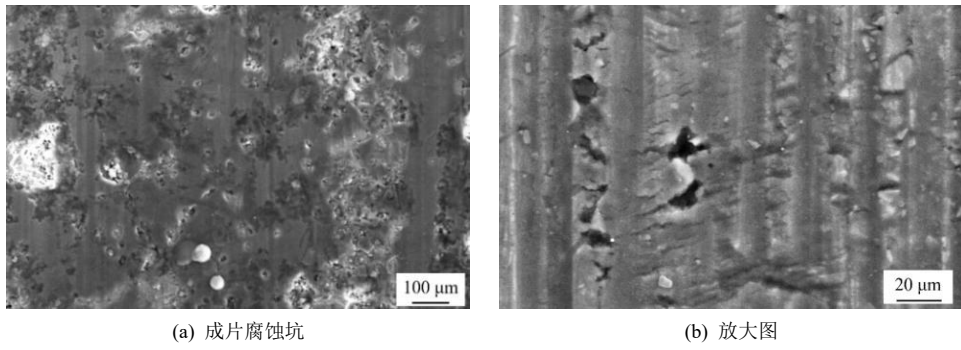


图 12 腐蚀液浓度 2.75 wt.% 下试样腐蚀坑形貌

Fig.12 Morphology of corrosion pits in specimens with corrosive solution concentrations of 2.75 wt.%

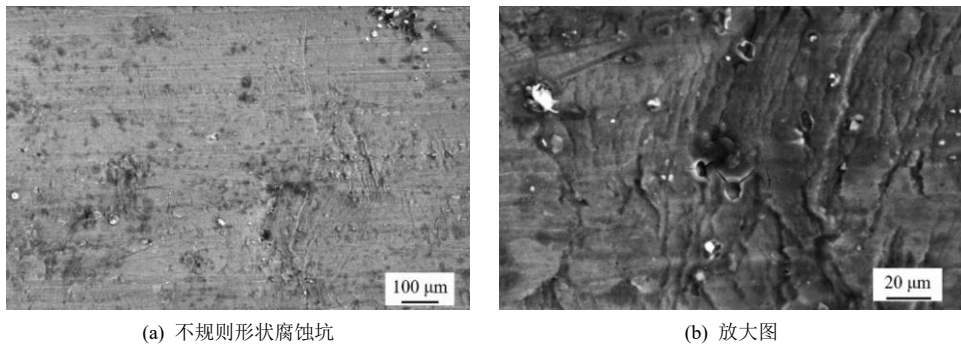


图 13 腐蚀液浓度 3.5 wt.% 下试样腐蚀坑形貌

Fig.13 Morphology of corrosion pits in specimens with corrosive solution concentrations of 3.5 wt.%

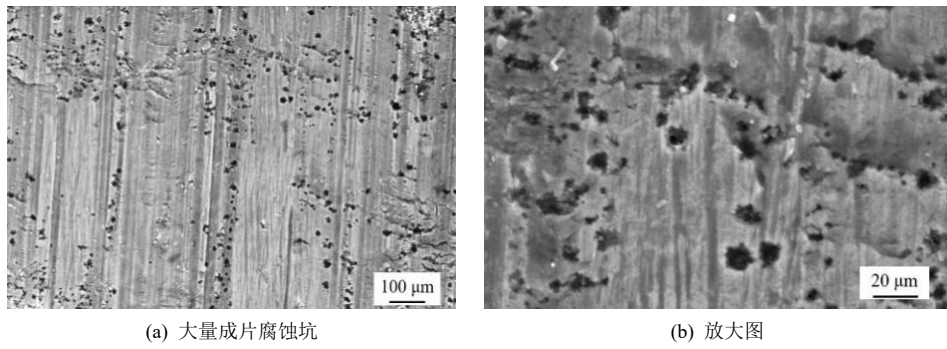


图 14 腐蚀液浓度 4.25 wt.% 下试样腐蚀坑形貌

Fig.14 Morphology of corrosion pits in specimens with corrosive solution concentrations of 4.25 wt.%

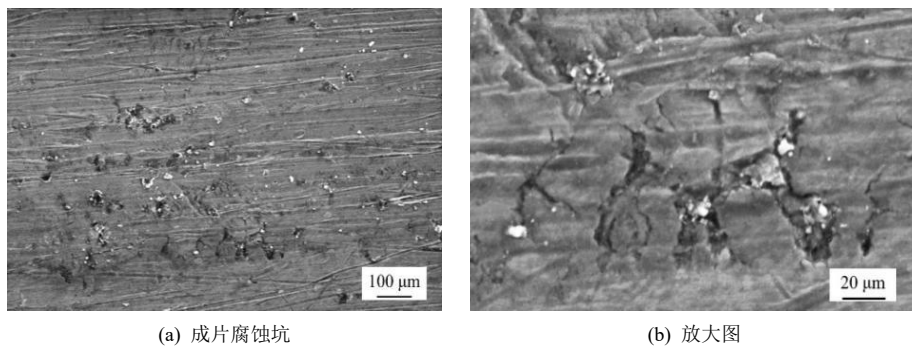


图 15 腐蚀液浓度 5 wt.% 下试样腐蚀坑形貌

Fig.15 Morphology of corrosion pits in specimens with corrosive solution concentrations of 5 wt.%

3 结论

基于开发的原位液相腐蚀疲劳平台, 获取了不同腐蚀液浓度和温度下材料疲劳寿命的变化规律, 具体结论如下:

(1) 腐蚀液浓度上升导致材料的腐蚀疲劳寿命呈先上升后下降趋势, 材料表面钝化膜厚度呈现相同趋势。溶液浓度从2 wt.%升高至3.5 wt.%, 钝化膜电阻由6 977 Ω/cm^2 上升至12 130 Ω/cm^2 , 腐蚀进程受阻, 裂纹成核速率减缓, 导致腐蚀疲劳寿命增加。浓度进一步升高至5 wt.%, 钝化膜电阻下降至4 661 Ω/cm^2 , 腐蚀性离子穿透钝化膜进一步腐蚀材料基体, 裂纹成核速率加快, 腐蚀疲劳寿命呈下降趋势。

(2) 材料的腐蚀疲劳寿命随腐蚀液温度上升呈上升趋势, 但相对于无腐蚀条件下, 材料的腐蚀疲劳寿命都有不同程度下降。主要因为随着温度升高, 表面钝化膜厚度从0.54 μm 上升至2.22 μm , 钝化膜逐渐致密, 钝化膜电阻也逐渐增大, 由1 557 Ω/cm^2 上升至4 024 Ω/cm^2 , 腐蚀反应速率减慢, 阻碍裂纹成核。

参考文献

- [1] 侯悦, 田原, 赵志鹏. 海洋工程用铝合金的腐蚀与防护研究进展, 表面技术[J], 2022, 51(5): 1001-3660.
- [2] HOFFMAN M E, HOFFMAN P C. Corrosion and fatigue research e structure issues and relevance to naval aviation [J]. International Journal of Fatigue, 2001, 23: 1-10.
- [3] 孙飞龙, 李晓刚 卢琳, 等. 5052 和 6061 铝合金在中国南海深海环境下的腐蚀行为研究[J]. 金属学报, 2013, 49(10): 1219-1226.
- [4] HYUN K, KIM S J. Optimum corrosion protection potential for water cavitation peening-processed Al-Mg alloy in seawater[J]. Surface Review and Letters, 2017, 24(6): 1850030.
- [5] CAO M, LIU L, YU Z, et al. Electrochemical corrosion behavior of 2A02 Al alloy under an accelerated simulation marine atmospheric environment[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(4): 651-659.
- [6] CHEN Y J, LIU C C, ZHOU J, et al. Effect of alternate corrosion factors on multiaxial low-cycle fatigue life of 2024-T4 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 772: 1-14.
- [7] 单际强, 侯丹丹, 张今捷, 等. 6082 铝合金电化学腐蚀行为及晶间腐蚀机理研究[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2018, 30(4): 353-361.
- [8] 杨少华, 刘增威, 林明, 等. 7075 铝合金在不同 pH 值 NaCl 溶液中的腐蚀行为[J]. 有色金属科学与工程, 2017, 8(4): 7-11.
- [9] 邵燕静. 6061-T6 铝合金焊接接头在 3.5%NaCl 溶液中的腐蚀行为[J]. 物理测试, 2024, 42(3): 12-18.
- [10] NOELLE E C C, BURNS J T. Effects of macro-scale corrosion damage feature on fatigue crack initiation and fatigue behavior[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 103: 234-247.
- [11] 王力, 张锦华, 闫春江. 湿热海洋环境下 6005A 铝合金车体的腐蚀行为研究[J]. 材料保护, 2025, 58(2): 108-116.
- [12] ROMMEL S, LEONARD HR, LI, M X et al. The role of corrosion product layers in the pitting resistance of powder-processed Al-Cr-Co-Mn-Zr alloys containing icosahedral quasicrystalline dispersoids[J]. Journal of Materials Science, 2022, 57: 20850-20866.
- [13] MISHRA R K. Study the effect of pre-corrosion on mechanical properties and fatigue life of aluminum alloy 8011[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 25(4): 602-609.
- [14] MA S H, HUI L, ZHOU S. Influence of corrosion environments on corrosion fatigue property of pre-corroded aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(6): 98-103.
- [15] MENAN F, HENAFF G. Synergistic action of fatigue and corrosion during crack growth in the 2024 aluminum alloy[J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 1441-1450.
- [16] LI R C, DUAN T G, MA L et al. Effects of anodization and micro-arc oxidation coatings on corrosion resistance and mechanical properties of 5A06 aluminum alloy[J]. Electroplating & Finishing, 2024, 43(8): 58-69.
- [17] SCHEERDER C. The danger of single corrosion pits with respect to fatigue[D]. Delft: Faculty of Aerospace Engineering, Delft University of Technology, 1992.
- [18] ENDO, K. MIYAO, Y. Effects of cycle frequency on the corrosion fatigue strength[J]. Bulletin of JSME, 1958(1): 374-380.
- [19] 王飞, 宋奕, 何佰毅. 盐雾环境下 6061-T6 铝合金腐蚀疲劳失效机理研究[J]. 电镀与精饰, 2025, 47(4): 33-41, 57.
- [20] CHEN Y J, KONG F Q, YANG J C, et al. Damage behavior of 2198-T8 Al-Li alloy with different corrosion fatigue modes[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 1556: 142-151.