

二氧化硫复合盐雾环境下 2024-T351 铝合金应力腐蚀开裂

满 成, 张 欢, 董超芳[✉], 余 强, 肖 葵, 李晓刚

北京科技大学腐蚀与防护中心, 北京 100083

[✉]通信作者, E-mail: cfdong@ustb.edu.cn

摘要 通过 SO_2 复合盐雾试验模拟工业污染海洋大气环境, 结合有限元模拟分析、扫描电镜/能谱仪、光电子能谱分析等技术研究 2024-T351 铝合金在弹性应力区间的应力腐蚀开裂行为。结果表明: 应力腐蚀开裂行为优先发生在 2024-T351 铝合金 C 型环的顶部应力集中区域; 疏松的腐蚀产物层的形貌经历了由细棒状、团絮状到板块状的变化; 试验 6 h 就可以监测到裂纹, 进行到 480 h 的时候有贯穿裂纹形成, 720 h 的时候试样完全断裂; 裂纹为穿晶和沿晶混合机制, 主裂纹以穿晶机制沿 C 型环法线扩展, 二次裂纹沿晶界扩展。

关键词 铝合金; 大气腐蚀; 二氧化硫; 应力腐蚀开裂

分类号 TG172.3

Stress corrosion cracking of 2024-T351 aluminum alloy in SO_2 mixed salt spray environment

MAN Cheng, ZHANG Huan, DONG Chao-fang[✉], YU Qiang, XIAO Kui, LI Xiao-gang

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

[✉] Corresponding author, E-mail: cfdong@ustb.edu.cn

ABSTRACT The stress corrosion cracking of 2024-T351 aluminum alloy was investigated by finite element simulation analysis, scanning electron microscopy/energy dispersive spectrometry, and X-ray photoelectron spectroscopy through SO_2 mixed salt spray test. Results indicate that stress corrosion cracking initiates preferentially at the region of stress concentration of the C-ring top for 2024-T351 aluminum alloy. The morphologies of loose corrosion products change from fine rod-like and flocculent to plate-like. Secondary cracks form in the internal corrosion crack after 6 h, when the corrosion time increases to 480 h, and the fractures and cracks in the surface of the C-ring side penetrate the whole sample. The C-ring sample completely breaks after 720 h. The opening crack propagation is a mixed mode of transgranular and intergranular, while the main cracks extend along the normal of the C-ring and the secondary cracks extend mainly along the grain boundaries.

KEY WORDS aluminum alloy; atmospheric corrosion; sulfur dioxide; stress corrosion cracking

作为结构材料 2XXX 系列铝合金凭借其较高的力学性能以及较低密度在运输、建筑、电力和航空航天领域拥有广泛的应用空间^[1-2]。Al 对 O 有很好的亲和力, 在大气环境中很容易被氧化并且在表面形成一层保护性的氧化膜^[3]。因而, 在自然环境中铝合金能够

表现出良好的耐蚀性。但是在外力和环境中侵蚀性介质(Cl^- 和 SO_2)共同作用时, 铝合金的耐蚀性将会大大降低, 发生严重的应力腐蚀开裂(stress corrosion cracking, SCC)。特别是对于存在应力集中的铝合金结构件(如机翼、机身蒙皮、珩条等), 当这些区域存在部分积

水时,具有吸湿性的侵蚀性 Cl^- 和易溶性 SO_2 气体极易溶解在水溶液之中,造成表面涂层的老化和脱落,进而腐蚀铝合金基体。

近年来,学者通过室内加速、实地暴露等方法对铝合金在大气环境中的应力腐蚀行为进行了大量的研究^[4-8]。张晓云等^[9]研究了 7A04 和 2A12 两种铝合金在海洋大气环境中的应力腐蚀行为,结果表明高强铝合金 2A12 具有较高的应力腐蚀敏感性,并且裂纹沿晶扩展,伴有少量的二次裂纹。张晓云等^[6]还研究了 7B04、B95、2D70 和 2D12 四种铝合金在中国万宁的高温高湿的海洋大气环境中和中国青岛的工业海洋大气环境中的应力腐蚀行为,结果显示四种铝合金在高温高湿的海洋环境中的应力腐蚀敏感性较高,在这两种环境中的断裂方式也不一致。

大气环境因素对铝合金应力腐蚀行为的影响是比较复杂的,为了更好地了解环境因素的作用机制,国内学者做了一些工作。李涛等^[10]采用灰关联分析法与实际大气腐蚀试验相结合,研究了不同环境因数对 LY12 铝合金大气腐蚀的影响,结果显示 SO_2 和 Cl^- 对 LY12 铝合金应力腐蚀有着重要的影响^[11-13],但是,关于弹性应力对 2024-T351 铝合金在 SO_2 和 Cl^- 共同影

响因素下的应力腐蚀开裂行为研究相对较少。

本实验通过 SO_2 复合盐雾试验来模拟工业污染海洋环境,对弹性应力条件下的 2024-T351 铝合金在模拟工业海洋环境中的应力腐蚀开裂行为进行了研究,并对 2024-T351 铝合金在 SO_2 复合盐雾环境下不同时间后的应力腐蚀开裂扩展及行为特征进行了探讨。

1 试验部分

1.1 试验材料

试验材料为 2024-T351,其化学成分如表 1 所示。其中 2024-T351 铝合金 C 型环应力腐蚀试样按照 GB/T 15970.5—1998 “金属和合金的腐蚀应力腐蚀试验第 5 部分: C 型环试样的制备和应用”进行加工,如图 1 所示。将加工后的 C 型环试样使用丙酮除油,去离子水清洗,吹干,然后使用 240 至 2000 号水磨砂纸逐级打磨至光亮,再使用乙醇和去离子水清洗,吹干备用。按照 GB/T 15970.5—1998 附录 A 中给出的 C 型环试样应力计算公式,计算出施加 90% 屈服强度的 C 型环沿与通过最大应力点的中心垂直方向施加的水平位移。C 型环的取材方向为 S-L 方向,S 为施加应力的方向,L 为裂纹扩展的方向。

表 1 2024-T351 铝合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Composition of 2024-T351 aluminum alloy

%

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Cr	Al	
3.8~4.9	1.2~1.8	0.3~0.9	≤0.5	≤0.5	≤0.25	≤0.15	≤0.1	余量	

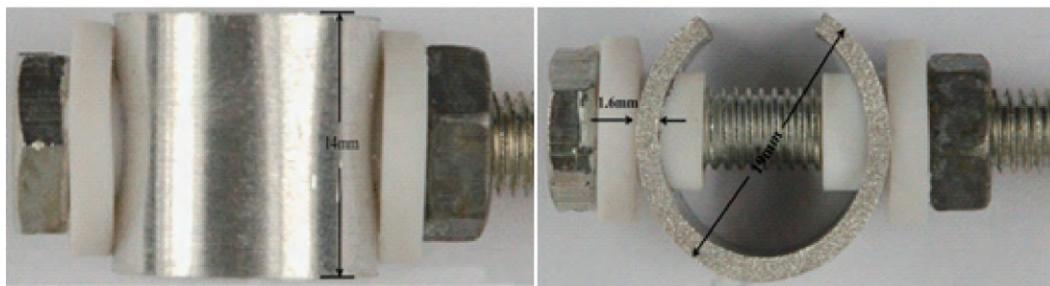


图 1 2024-T351 铝合金 C 型环试样

Fig. 1 2024-T351 C-ring aluminum alloy specimens

1.2 盐雾试验

采用 SO_2 复合盐雾试验模拟工业污染海洋大气环境,试验在 ATLAS CCX2000 循环盐雾腐蚀试验箱中进行。试验过程按照 GB/T 14292—1998 标准进行,试验条件如下:质量分数为 $5\% \pm 0.5\%$ NaCl 溶液连续盐雾,箱体内温度和相对湿度分别控制于 $35 \pm 1^\circ\text{C}$ 和 100%, SO_2 的体积分数为 2.25×10^{-4} 。试样取样时间设定为 6、12、24、96、240、480 和 720 h,使用去离子水冲洗试样的表面,吹风机吹干并储存在干燥密闭容器中。使用相机拍摄腐蚀前后及

去除腐蚀产物后的宏观形貌,采用体式显微镜和扫描电镜分别对试样表面进行观察,记录试样表面初次出现裂纹时的时间以及不同时间后裂纹的扩展形貌,再采用能谱分析和 X 射线光电子能谱技术分析腐蚀产物的组成及含量。其中,除锈液为 50 mL 磷酸 + 20 g 三氧化铬加蒸馏水配制成 1000 mL 的溶液。为了得到裂纹的扩展情况,将试样侧面抛光并用 Keller 试剂侵蚀(1 mL 氢氟酸 + 1.5 mL 盐酸 + 2.5 mL 硝酸 + 95 mL 去离子水),之后在三维体式显微镜和扫描电镜下观察。

2 试验结果与分析

2.1 C型环试样应力分布模拟

由于应力集中将会促进服役构件的应力腐蚀开裂行为,大大降低构件的使用寿命^[14]。因此,在研究弹性应力对铝合金的应力腐蚀开裂行为之前,有必要对施加弹性应力之后的铝合金C型环试样的应力分布情况进行模拟。图2为采用有限单元法对C型环试样施加90%屈服强度后应力应变场的数值分布模拟图,使用的有限元分析软件为ABAQUS 6.10,各项力学参数如表2所示。从图中可看出,C型环试样顶部存在一个较大的von-Mises应力均匀分布区域(Mises应力是当某一点应力应变状态的等效应力应变达到某一与应力应变状态无关的定值时,材料就屈服)。因此,本试验也将着重对试样顶部均匀受力的区域进行详细地研究,以研究弹性应力对2024-T351铝合金应力腐蚀开裂的影响。

表2 数值分析中2024-T351铝合金各项力学参数^[15]

Table 2 Mechanical parameters of 2024-T351 aluminum^[15]

弹性模量/GPa	泊松比	屈服强度/MPa	硬化系数	硬化指数
73.1	0.33	325	0.45	15

2.2 2024-T351铝合金C型环试样宏观形貌实验材料

图3为SO₂复合盐雾环境中施加0.9σ_s(屈服强

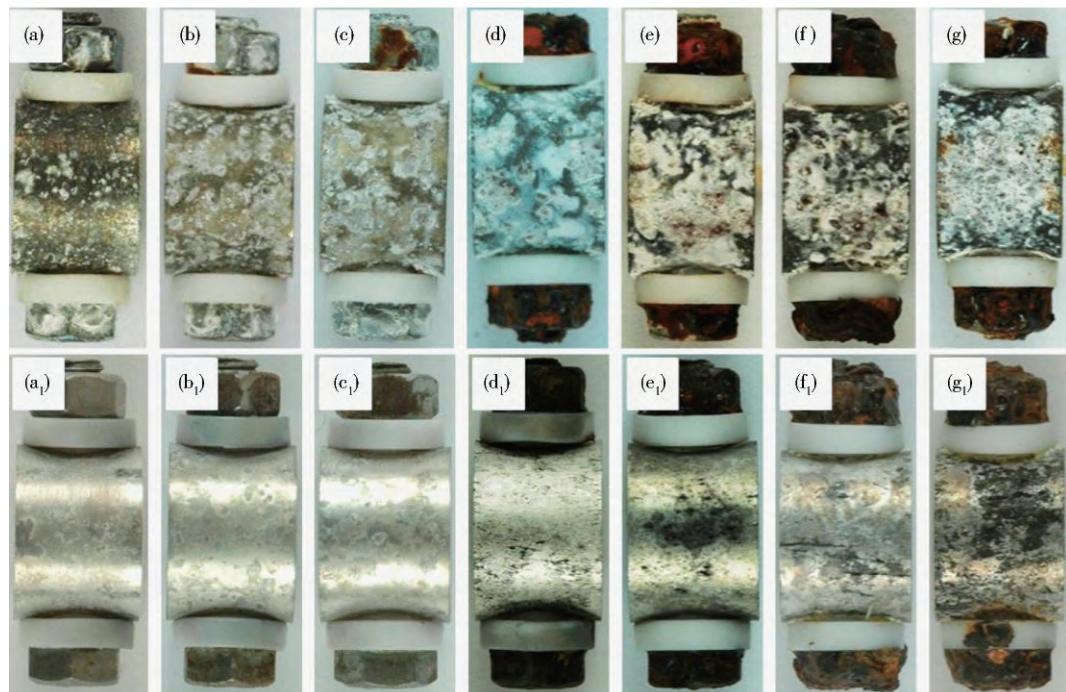


图3 在SO₂复合盐雾环境中经历不同周期试验之后的C型环试样宏观形貌。(a)~(g)分别为6、12、24、96、240、480和720 h试验之后的原始形貌;(a₁)~(g₁)分别为6、12、24、96、240、480和720 h除锈之后的形貌

Fig. 3 Macroscopic morphologies of C-ring specimens after testing for different periods in SO₂ mixed salt spray environment: (a)~(g) original morphologies after 6, 12, 24, 96, 240, 480, and 720 h tests; (a₁)~(g₁) de-rusting morphologies after 6, 12, 24, 96, 240, 480, and 720 h tests

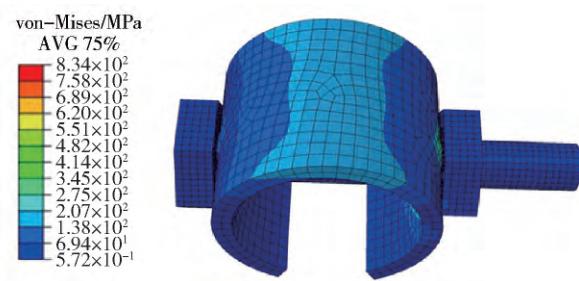


图2 2024-T351铝合金von-Mises应力分布模拟形貌

Fig. 2 Distribution of von-Mises stress on 2024-T351 aluminum alloy

度)的C型环试样不同时间后的宏观形貌。从图中可以看出,C型环试样表面有白色腐蚀产物出现,并且白色腐蚀产物覆盖的区域面积也是随着盐雾时间地增加而逐渐增多的。此外,在240 h的时候,C型环试样露出面积的整个区域基本已经被腐蚀产物覆盖。从图中可以看出覆盖在试样表面的腐蚀产物层呈疏松破裂状,这样的产物层对基体的保护作用是十分有限的,环境中的侵蚀性离子(Cl⁻和SO₂)可以通过产物层中的空隙到达并腐蚀基体。

图3(a₁)~(g₁)分别是在SO₂复合盐雾环境下暴露相等时间并去除腐蚀产物的宏观形貌。SO₂复合盐雾环境下连续暴露6 h后(图3(a₁)),C型环试样顶部应力集中区域出现部分的点蚀,在其他区域的腐蚀并不明显。当连续暴露延长至12 h时(图3(b₁)),在试

样顶部可肉眼观察到细微的裂纹。随连续暴露时间的延长,试样顶部由点蚀引发的裂纹逐渐增多,并且裂纹的长度和深度都有所增加(图3(c₁)~(e₁))。在盐雾时间达到480 h的时候(图3(f₁)),C型环顶部出现了贯穿裂纹,在试样的表面还观察到了脱落现象。在盐雾试验达到720 h的时候(图3(g₁))除了在试样顶部应力集中区域能够观察到大量的裂纹和严重的溃败现象外,在与顶部相邻的区域也出现了明显的裂纹和脱落现象。通过以上对不同周期试样腐蚀情况的观察,可以得出结论:在SO₂复合盐雾环境中腐蚀优先发生在2024-T351铝合金C型环试样的应力集中区域,并且随着盐雾试验时间的延长向其他区域扩展。

2.3 2024-T351铝合金C型环试样微观形貌

图4为连续暴露于SO₂复合盐雾环境中不同时间后加载0.9σ_s的2024-T351铝合金表面微观腐蚀产物形貌。在初期的盐雾试验中C型环试样的表面散落着白色稀疏的团絮状和细棒状的腐蚀产物(图4(a))。

随后细棒状的腐蚀产物逐渐消失(图4(b))。当盐雾试验进行到24 h的时候,C型环试样表面的团絮状腐蚀产物凝结成块,并产生裂缝(图4(c))。当盐雾试验时间达到96 h,团絮状的腐蚀产物逐渐减少,并且腐蚀产物层裂缝的密度是逐渐增加的(图4(d))。从720 h盐雾试验之后的腐蚀产物层的形貌可以看出,产物层的裂纹宽度和深度都在变大。综上所述,随着盐雾试验的进行,腐蚀产物经历了由细棒状、团絮状到板块状的转变过程。2024-T351铝合金C型环试样在SO₂复合盐雾环境中生成的腐蚀产物层对基体的保护作用是有限的,环境中的Cl⁻、SO₂等侵蚀性离子可以通过板块间的裂缝到达并腐蚀铝合金基体。

为了分析2024-T351铝合金的应力腐蚀开裂行为特征,对同等腐蚀时间后的C型环试样进行了除锈处理,其微观形貌如图5所示。C型环顶部区域可以观察到点蚀坑和应力腐蚀开裂裂纹,且裂纹沿与水平加载应力垂直方向萌生和扩展,如图5(a)所示。另外,

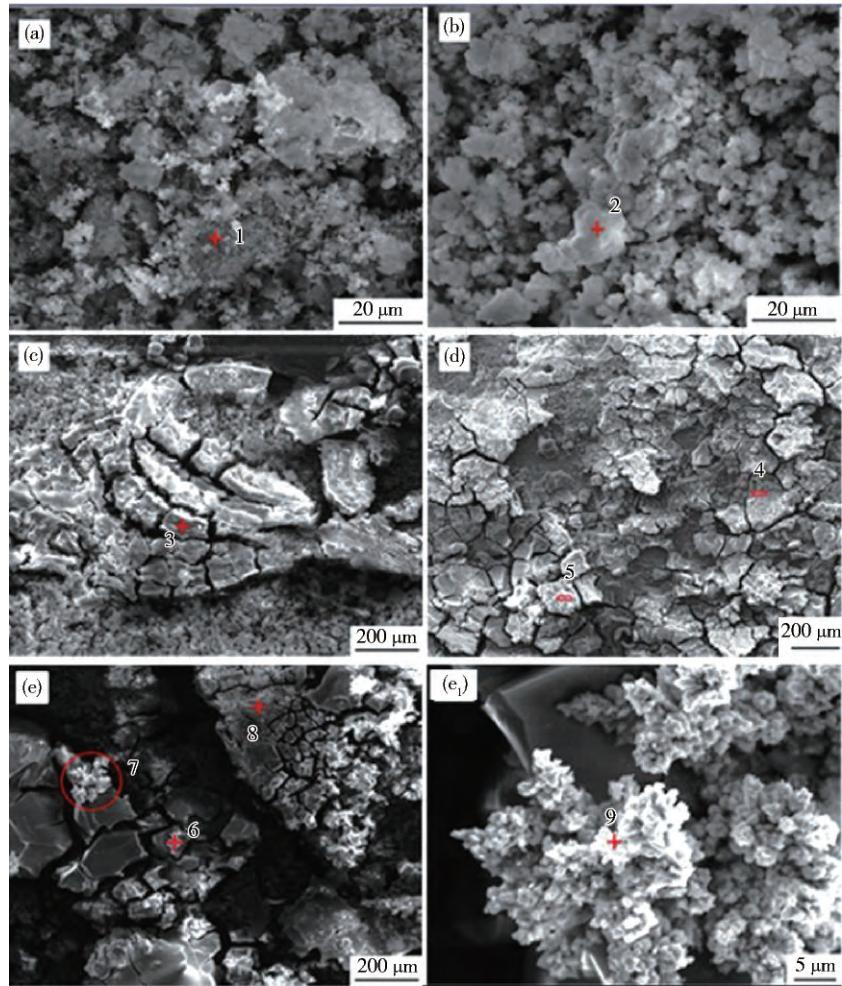


图4 在SO₂复合盐雾环境中经历不同周期试验之后的C型环试样腐蚀产物微观形貌。(a)~(e)分别是试验周期为6、12、24、96和720 h的产物形貌;(e₁)为图(e)的局部放大

Fig. 4 Microscopic morphologies of C-ring specimens after testing for different periods in SO₂ mixed salt spray environment: (a)~(e) obtained at the test periods of 6, 12, 24, 96, and 720 h; (e₁) high-magnification of the area marked in Fig. (e)

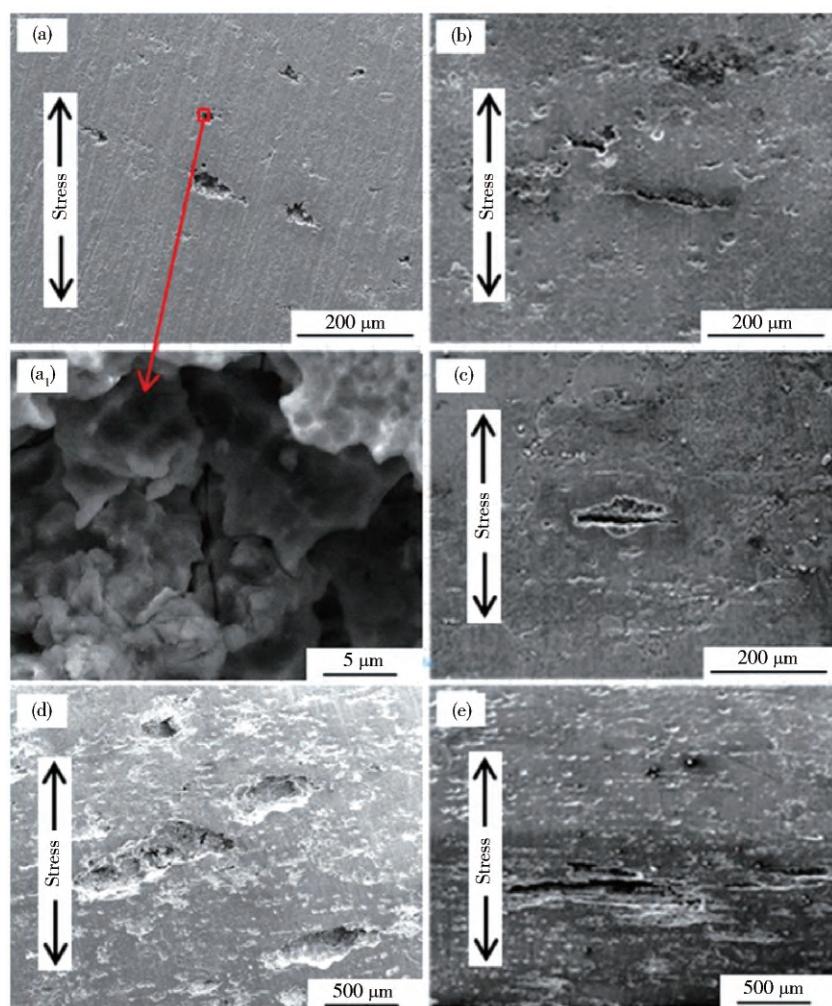


图5 在 SO_2 复合盐雾环境中经历不同周期试验之后的C型环试样除锈后的微观形貌. (a)~(e) 分别是试验周期为6、12、24、96和720 h的形貌; (a₁) 为图(a)的局部放大

Fig. 5 Microscopic morphologies of de-rusting C-ring specimens after testing for different periods in SO_2 mixed salt spray environment: (a)~(e) obtained at the test periods of 6, 12, 24, 96, and 720 h; (a₁) high-magnification of the area marked in Fig. (a)

从点蚀坑的局部放大图中(图5(a₁))可以看到大量的小裂纹. 这主要是因为侵蚀性离子在点蚀坑内聚集, 致使局部应力腐蚀敏感性降低, 在外加应力的作用下形成由点蚀诱发二次裂纹的萌生及发展. Pidaparti 和 Patel^[16]结合有限元技术研究了2024-T3铝合金的应力腐蚀行为, 也得到在应力集中区点蚀诱发裂纹产生的结论. 此外, 对比经过不同时间盐雾试验试样的表面状况能够发现随着时间的延长, 基体表面的点蚀坑和应力腐蚀开裂裂纹的数量逐渐增多, 并且应力腐蚀开裂裂纹长度和深度也在逐渐变大.

2.4 腐蚀产物分析

为了更好地了解2024-T351铝合金C型环试样在 SO_2 复合环境下腐蚀产物的组成, 对图4中标出的各点进行能谱分析, 分析结果如表3所示. 从表中可以看出, 腐蚀产物的主要成分是Al、O和Cl元素, 局部还有Mg和Cu元素. Cl元素在腐蚀产物层的出现表

表3 不同周期盐雾试验之后C型试样表面各点(图4)成分的能谱分析结果

Table 3 EDS results of points shown in Fig. 4 after different salt spray test periods

点	化学组成(质量分数/%)				
	O	Al	Mg	Cl	Cu
1	45.00	45.58	—	9.42	—
2	37.00	59.76	1.15	2.09	—
3	40.21	59.79	—	—	—
4	37.91	46.22	—	—	—
5	44.50	41.15	—	5.91	—
6	44.32	55.68	—	—	—
7	46.88	53.12	—	—	—
8	40.84	46.24	—	9.53	3.39
9	14.50	21.30	—	7.71	62.49

明了 Cl^- 参与了铝合金的腐蚀过程, 也再次证明了在 SO_2 复合环境下铝合金表面形成的腐蚀产物层的保护作用是有限的。Mg 和 Cu 主要是由于 2024-T351 铝合金中 S 相(Al_2CuMg) 和 θ 相(CuAl_2) 的溶解造成的。由图 4(e₁) 可看出, 存在富 Cu 的珊瑚状腐蚀产物, 这是由于铝合金中弥散分布的 S 相(Al_2CuMg) 发生选择性溶解后形成残余物的结果。

为了进一步了解铝合金 C 型环试样在 SO_2 复合盐雾环境中的腐蚀产物的成分, 对进行了 30 d 盐雾试验的铝合金试样进行了光电子能谱分析(X-ray photoelectron spectroscopy, XPS)。采用 Shirley 方式去除基底之后, 光电子能谱分析谱线上主要位置的峰可以用多个子峰进行拟合, 这些子峰分别代表了不同的物质组成。图 6 展示了 Al 2p、O 1s 和 Cu 2p 的高分辨谱线, 表 4 列出了采用 Avantage 软件进行拟合分析的结果。从图 6(a) 可看出, Al 2p 图谱由位于 74.04、74.59 和 74.89 eV 三个子峰构成, 分别对应的物质为 $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$ 、 Al_2O_3 和 $\text{Al}(\text{OH})_3$, 所对应的三个峰的面积比例分别是 10.8%、70% 和 19.2%。O 1s 图谱由位于 530.24、531.6、532.4 和 532.79 eV 四个子峰构成, 分别对应的物质为 H_2O 、 O^{2-} 、 SO_4^{2-} 和 OH^- , 它们所对应的面积比分别 7.6%、40%、13.4% 和 30%。从谱线特征可以看出在腐蚀产物中含有一定量的 Cu, 对 Cu 2p

图谱进行分析可以发现用位于 932.15 eV 和 932.93 eV 进行拟合, 这两个峰位分别对应的物质为 CuCl 和 Cu_2O 。综上所述, 2024-T351 铝合金 C 型环试样在 SO_2 复合环境下腐蚀产物层主要是由 $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$ 、 Al_2O_3 和 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 组成, 环境中的 SO_2 与试样表面发生作用, 最终以 SO_4^{2-} 的状态参与腐蚀产物层组成, 在腐蚀产物层中可以检测少量以 +1 价存在的 Cu, 这些 +1 价的 Cu 是由基体中的合金元素 Cu 的氧化而得。

2.5 应力腐蚀行为特征

图 7 展示了加载 $0.9\sigma_s$ 的 2024-T351 铝合金 C 型环试样在 SO_2 复合盐雾环境下侧面典型裂纹扩展模式。图 7(a) 是经过 240 h 盐雾 2024-T351 铝合金 C 型环试样典型的主裂纹; 图 7(b) 是经过 480 h 试样上出现的典型的主裂纹。图 7(a) 和图 7(b) 显示了试样经过这两个周期所产生的主裂纹沿着 C 型环的法线方向穿晶扩展, 并且经过 480 h 盐雾试验的试样上产生的主裂纹已经贯穿试样的整个横截面。图 7(c) 和图 7(d) 展示了经过 240 h 和 480 h 盐雾试验在 2024-T351 铝合金 C 型环试样上产生的二次裂纹, 从图中可以看出在 SO_2 复合盐雾环境下产生的二次裂纹属于沿晶扩展模式。综上所述, 在 SO_2 复合盐雾环境下 2024-T351 铝合金在弹性应力作用下的应力腐蚀开裂主裂纹穿晶扩展, 二次裂纹沿晶扩展。

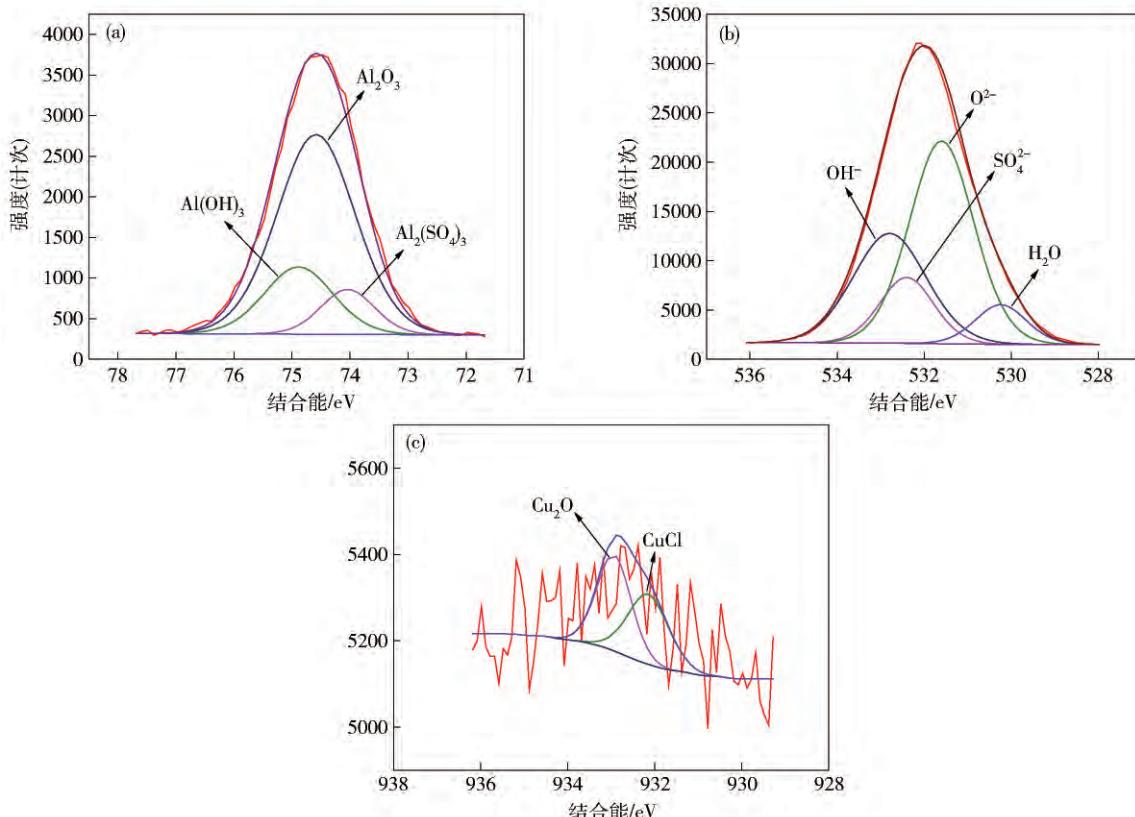


图 6 经过 720 h 盐雾试验后在铝合金表面形成腐蚀产物的 Al 2p(a)、O 1s(b) 和 Cu 2p(c) 的 X 射线光电子能谱

Fig. 6 XPS spectra of Al 2p (a), O 1s (b), and Cu 2p (c) of corrosion products formed on the aluminum alloy after salt spray test for 720 h

表4 光电子能谱分析拟合峰的位置及其所对应的物质以及所占的比例

Table 4 Position and relevant composition of XPS fitting peaks

Al 2p			O 1s			Cu 2p		
子峰位置/eV	面积比例/%	成分	子峰位置/eV	面积比例/%	成分	子峰位置/eV	面积比例/%	成分
74.04	10.8	$\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$	530.24	7.6	H_2O	932.15	46.3	CuCl
74.59	70.0	Al_2O_3	531.60	49.0	O^{2-}	932.93	53.7	Cu_2O
74.89	19.2	$\text{Al}(\text{OH})_3$	532.40	13.4	SO_4^{2-}			
			532.79	30.0	OH^-			

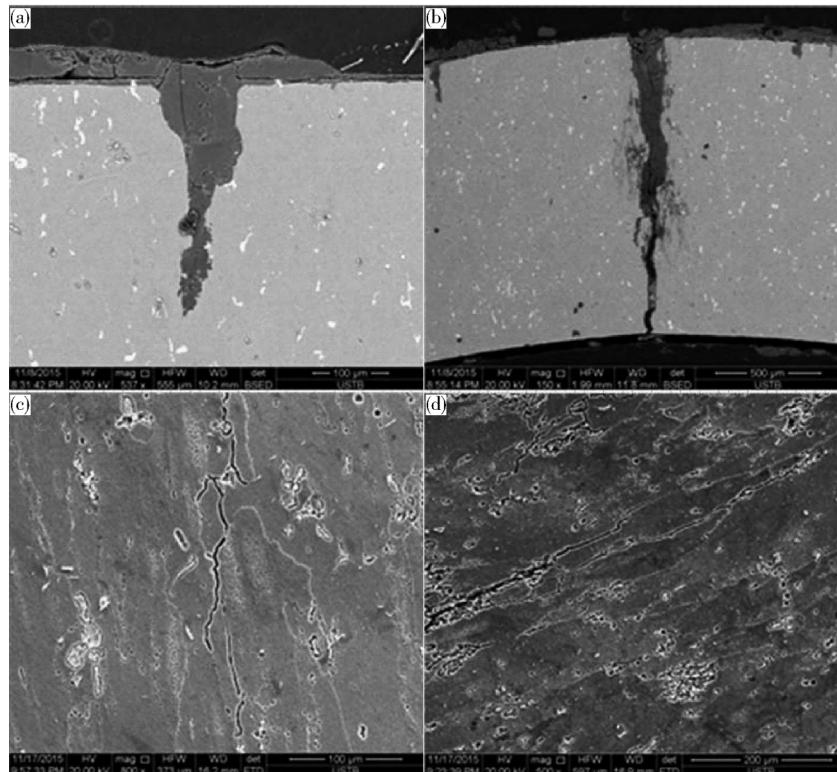


图7 2024-T351 铝合金C型环盐雾试验之后的侧面裂纹扩展. (a) 试验周期 240 h; (b) 试验周期 480 h; (c) 用 Keller 试剂侵蚀之后侧面图像(240 h) ; (d) 用 Keller 试剂侵蚀之后侧面图像(480 h)

Fig. 7 Side of the C-ring crack formed in environment with SO_2 for different periods: (a) 240 h; (b) 480 h; (c) morphology after erosion with Keller reagent (240 h) ; (d) morphology after erosion with Keller reagent (480 h)

3 结论

(1) 2024-T351 铝合金C型环在 SO_2 复合盐雾试验中形成的腐蚀产物层对基体的保护性能是有限的, 环境中的 Cl^- 、 SO_4^{2-} 等侵蚀性介质可以通过其中的空隙到达基体表面, 并且产物的形貌经历了由细棒状、团絮状到板块状的变化, 并且板块间的缝隙逐渐增多和加深. 通过能谱分析可以确定腐蚀产物的主要组成元素是 Al、O 和 Cl, 在局部还有由于夹杂相溶解残留的 Mg、Cu 等元素.

(2) SO_2 复合盐雾环境下, 应力腐蚀开裂行为优先在 C型环的顶部发生, 随后相邻区域开始发生. 随暴露时间的延长, 2024-T351 铝合金 C型环表面裂纹的

数量及裂纹的深度和长度不断增大, 在裂纹底部局部环境的酸化和 Cl^- 的富集促进二次裂纹生成.

(3) 加载 $0.9\sigma_s$ 弹性应力的 2024-T351 铝合金 C型环在 SO_2 复合盐雾试验中, 实验周期为 480 h 的试样上能够观察贯穿裂纹, 当试验周期达到 720 h 的时候试样已经完全断裂.

(4) 2024-T351 铝合金 C型环在 SO_2 复合盐雾试验中应力腐蚀开裂裂纹扩展机制是穿晶和沿晶混合机制, 其中主裂纹以穿晶机制沿 C型环的法线方向扩展, 二次裂纹沿晶扩展.

参 考 文 献

- [1] Dursun T, Soutis C. Recent developments in advanced aircraft

- aluminium alloys. *Mater Des*, 2014, 56: 862
- [2] Cui Z Y, Li X G, Xiao K, et al. Exfoliation corrosion behavior of 2Bo6 aluminum alloy in a tropical marine atmosphere. *J Mater Eng Perform*, 2015, 24(1): 296
- [3] De La Fuente D, Otero-Huerta E, Morcillo M. Studies of long-term weathering of aluminium in the atmosphere. *Corros Sci*, 2007, 49(7): 3134
- [4] Misak H E, Perel V Y, Sabelkin V, et al. Biaxial tension-tension fatigue crack growth behavior of 2024-T3 under ambient air and salt water environments. *Eng Fract Mech*, 2014, 118: 83
- [5] Zhang X Y, Huo Q M, Sun Z H, et al. The corrosion behavior of high strength aluminum alloys in different environments. *Chin Sci Bull*, 2008, 53(23): 2860
(张晓云, 霍乾明, 孙志华, 等. 高强铝合金在不同环境下的应力腐蚀行为. *科学通报*, 2008, 53(23): 2860)
- [6] Zheng L, Feng X H, Huang W G, et al. Research on the stress corrosion of LC52 aluminum alloy butt welding in marine atmosphere. *Equip Environ Eng*, 2005, 2(4): 61
(郑林, 封先河, 黄维刚, 等. 铝合金 LC52 对接焊海洋大气应力腐蚀研究. *装备环境工程*, 2005, 2(4): 61)
- [7] Tsai T C, Chuang T H. Atmospheric stress corrosion cracking of a superplastic 7475 aluminum alloy. *Metall Mater Trans A*, 1996, 27(9): 2617
- [8] Wang B B, Wang Z Y, Han W, et al. Atmospheric corrosion of aluminium alloy 2024-T3 exposed to salt lake environment in Western China. *Corros Sci*, 2012, 59: 63
- [9] Zhang X Y, Sun Z H, Liu M H, et al. Influence of different environments on stress corrosion cracking of high strength aluminum alloys. *J Chin Soc Corros Prot*, 2007, 27(6): 354
(张晓云, 孙志华, 刘明辉, 等. 环境对高强度铝合金应力腐蚀行为的影响. *中国腐蚀与防护学报*, 2009, 27(6): 354)
- [10] Li T, Dong C F, Li X G, et al. Influence of environmental factors on atmosphere corrosion of aluminum alloys and its dynamic time dependence. *Corros Prot*, 2009, 30(4): 215
(李涛, 董超芳, 李晓刚, 等. 环境因素对铝合金大气腐蚀的影响及其动态变化规律研究. *腐蚀与防护*, 2009, 30(4): 215)
- [11] Sun S Q, Zheng Q F, Li D F, et al. Exfoliation corrosion of extruded 2024-T4 in the coastal environments in China. *Corros Sci*, 2011, 53(8): 2527
- [12] Kermanidis A T, Petropiannis P V, Pantelakis S G. Fatigue and damage tolerance behaviour of corroded 2024 T351 aircraft aluminum alloy. *Theor Appl Fract Mech*, 2005, 43(1): 121
- [13] Lacroix L, Blanc C, Pebere N, et al. Simulating the galvanic coupling between S-Al₂CuMg phase particles and the matrix of 2024 aerospace aluminum alloy. *Corros Sci*, 2012, 64: 213
- [14] Burns J T, Larsen J M, Gangloff R P. Driving forces for localized corrosion-to-fatigue crack transition in Al-Zn-Mg-Cu. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2011, 34(10): 745
- [15] Sheng H, Dong C F, Xiao K, et al. Anodic dissolution of a crack tip at AA2024-T351 in 3.5 wt% NaCl solution. *Int J Miner Metall Mater*, 2012, 19(10): 939
- [16] Pidaparti R M, Patel R R. Correlation between corrosion pits and stresses in Al alloys. *Mater Lett*, 2008, 62(30): 4497