

6005A-T6铝合金腐蚀疲劳裂纹扩展行为研究

陈佳¹, 周攀¹, 王瑜超¹, 李勃伸¹, 赵康林¹, 靳军军²

¹成都工贸职业技术学院机械工程学院, 四川 成都

²西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都

收稿日期: 2026年2月18日; 录用日期: 2026年3月11日; 发布日期: 2026年3月26日

摘要

本研究聚焦于铝合金的腐蚀疲劳裂纹扩展行为, 选用6005A-T6材料制备试件。试件在XOY平面内(X轴为轧制方向)分别沿X轴和Y轴方向切制改进型单边缺口拉伸(SENT)样品, 并在室温空气及pH值为5的3.5 wt.% NaCl溶液中进行腐蚀疲劳测试。结果显示, 材料经轧制后形成明显的轧制织构, X向(平行轧制)试样的晶粒呈长条状扁平晶, 沿轧制方向定向排列。6005A-T6铝合金晶内分布着大量细小的 β'' -Mg₂Si强化相, 晶界存在不连续的粗大析出相(主要为 β -Mg₂Si), 晶界两侧存在明显的无沉淀析出带(PFZ)。与惰性气氛相比, NaCl介质显著提升了裂纹的扩展速率并降低了扩展阈值, 表明腐蚀环境对疲劳裂纹有明显的加速作用。显微组织分析进一步表明, 腐蚀介质使裂纹路径更为曲折, 伴随显著的偏转、闭合及分叉现象; 断口观察到泥纹状腐蚀产物、沿晶二次裂纹及腐蚀坑, 呈现沿晶与穿晶混合的断裂模式。基于电化学-力学耦合机制, 本文阐释了Cl⁻引发的点蚀在循环载荷作用下如何促进裂纹萌生与扩展, 从而揭示了“腐蚀-疲劳”协同损伤的本质机制。

关键词

6005A-T6铝合金, 腐蚀疲劳, 裂纹扩展, Paris公式, 断口形貌

Study on Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior and Mechanism of 6005A-T6 Aluminum Alloy

Jia Chen¹, Pan Zhou¹, Yuchao Wang¹, Boshen Li¹, Kanglin Zhao¹, Junjun Jin²

¹School of Mechanical Engineering, Chengdu Industry and Trade College, Chengdu Sichuan

²School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu Sichuan

Received: February 18, 2026; accepted: March 11, 2026; published: March 26, 2026

Abstract

In order to study the corrosion fatigue crack propagation performance of aluminum alloy, 6005A-T6 aluminum alloy was selected as the research object. The improved single-edge notch tensile (SENT) specimens parallel to the X-axis and parallel to the Y-axis were cut in the XOY plane (the X-axis direction is the rolling direction), and the corrosion fatigue crack propagation experiment was carried out in the laboratory air and 3.5 wt.% NaCl (pH = 5) solution environment. The results show that the material exhibits a distinct rolling texture with elongated and flattened grains in the X-direction (parallel to rolling) aligned along the rolling direction after rolling. The 6005A-T6 aluminum alloy contains numerous fine β'' -Mg₂Si strengthening phases within the grains, while discontinuous coarse precipitates (primarily β -Mg₂Si) are present at the grain boundaries. The pronounced precipitate-free zone (PFZ) are observed on both sides of the grain boundaries. Compared with the inert air condition, the crack growth rate of the sample in the NaCl solution environment increases significantly, the crack growth threshold decreases, and the corrosive medium significantly accelerates the fatigue crack growth, showing obvious environmental acceleration effect. Further analysis of the fracture morphology shows that the crack propagation path in the corrosive environment is more tortuous, accompanied by complex behaviors such as crack deflection, closure and bifurcation. Mud-like corrosion products, intergranular secondary cracks and corrosion pits can be observed on the fracture surface, and the fracture mode shows the mixed characteristics of intergranular and transgranular. Based on the perspective of electrochemical-mechanical coupling, the process of pitting corrosion caused by Cl corrosion promoting the initiation and propagation of fatigue cracks under cyclic loading was expounded, and the internal physical mechanism of "corrosion-fatigue" synergistic damage was revealed.

Keywords

6005A-T6 Aluminum Alloy, Corrosion Fatigue, Crack Growth, Paris Law, Fractography

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 前言

铝合金凭借其高比强度、良好成形性和耐腐蚀性的综合优势，在航空航天、汽车、船舶和军工等关键领域被广泛用作结构材料[1][2]。然而，在实际服役环境中，若长期暴露于含有Cl⁻离子的腐蚀介质(如海洋大气、潮湿沿海环境或融冰盐)中，材料表面的防护层容易受到侵蚀，导致基体腐蚀显著加速，力学性能随之退化[3][4]。在长期受循环载荷作用的构件中，疲劳失效成为主要的破坏模式，极大地影响了结构的安全性和耐久性[5][6]。与单纯在空气中承受交变载荷的机械疲劳不同，腐蚀环境与循环应力协同作用所引发的腐蚀疲劳行为，往往使材料在更低的应力水平下、经历更少的循环周次即发生断裂，其裂纹萌生机制与扩展规律也更为复杂[7]。在腐蚀介质与交变应力耦合作用下，材料表面易发生点蚀、晶间腐蚀等局部损伤，这些缺陷将成为疲劳裂纹的优先萌生源；同时，腐蚀产物及介质吸附作用也会影响裂纹尖端的力学状态与材料局部断裂抗力，从而加速裂纹扩展。因此，腐蚀疲劳是一个涉及电化学、力学与材料微观结构演变的跨尺度交互过程，其损伤累积机制远较单一因素作用更为严峻。针对上述工程实际，本文深入探讨了铝合金在腐蚀介质中的疲劳裂纹扩展特性，并构建了相应的寿命预测及安全评估体系。这对于确保装备结构的完整性与服役安全性具有深远意义。该研究不仅为铝合金结构在腐蚀环境下的可

靠性设计与安全保障提供了理论支撑，也为提升重大装备的完整性与长期运行安全性提供了重要的工程参考。

李玲[8]针对 7050 铝合金，采用控制变量法系统研究了温度、氯化钠浓度及应力比对疲劳裂纹扩展的影响规律。研究表明：温度的升高显著促进了裂纹的扩展；当氯化钠浓度从 2% 上升至 4% 时，裂纹扩展速率加快，但进一步升至 6% 时，扩展速率出现明显减缓；与此同时，应力比的增大导致裂纹扩展活性下降。CHEOK 等人[9]通过将传统最大能量释放率准则引入裂纹扩展影响机制，研究了复合型裂纹在极端工况下的扩展规律，并试验验证了该改进准则的有效性。徐连勇等人[10]对两类典型铝合金焊接接头开展单次拉伸过载疲劳试验，获取了裂纹扩展速率曲线与 $a-N$ 曲线，同时借助数字图像相关(DIC)技术对过载前后裂尖塑性区尺寸的演变进行了定量表征。研究指出，不同强度铝合金及其焊接接头在拉伸过载后均表现出显著的裂纹扩展迟滞，且迟滞程度随过载比增大而增强，材料强度与疲劳寿命提升效果之间存在明显关联。王飞等学者[11]针对 6061-T6 铝合金在盐雾环境中的腐蚀疲劳性能展开实验，重点探讨了盐雾浓度与加载频率对材料疲劳行为的影响。研究发现，在腐蚀初期，盐雾浓度增加会抑制裂纹扩展，这主要归因于表面生成的腐蚀产物及 NaCl 结晶颗粒在一定程度上起到了阻裂作用，从而延长了疲劳寿命。然而，随着盐雾浓度进一步升高，腐蚀反应加速，试样表面腐蚀损伤加剧，导致应力集中效应显著，促使裂纹源更易形成与扩展，材料的疲劳寿命随之下降。

6005A-T6 铝合金作为轨道交通车辆的关键结构材料，其在复杂腐蚀环境与不同取向向下疲劳损伤的形成与演变机制仍需深入探索。为此，本研究通过开展腐蚀疲劳裂纹扩展实验，结合宏观形貌观察与微观断口分析，系统揭示了 6005A-T6 铝合金在腐蚀环境中的疲劳裂纹扩展规律与最终失效机制。研究成果可为该铝合金在轨道交通等工程领域的抗疲劳结构设计、寿命预测及可靠性评估提供重要的实验支撑与理论参考。

2. 实验材料及方法

实验材料及实验方法

本研究选用 6005A-T6 铝合金轧制板材作为实验材料，其主要成分为 Al-Mg-Si 系，经固溶处理 + 人工时效后，析出相主要为 β'' -Mg₂Si (强化相)，同时晶界存在不连续的粗大析出相及无沉淀析出带(PFZ)。分别采用电子背散射衍射(EBSD)及透射电镜(TEM)对实验材料的微观组织进行分析。

为系统考察该铝合金在疲劳载荷下裂纹扩展行为的各向异性特征，分别沿板材的轧制方向(标记为 X 向)及其垂直方向(标记为 Y 向)制备标准疲劳试样。通过此设计，使疲劳裂纹在扩展过程中分别沿垂直于 X 向的 XZ 平面和垂直于 Y 向的 YZ 平面开展，从而对比研究不同晶体取向与轧制织构对裂纹萌生及扩展路径的影响机制。具体取向示意图见 图 1(a)。裂纹扩展实验采用改进型单边缺口拉伸(SENT)试样，试件尺寸设计为宽度 18 mm、厚度 4 mm，详细尺寸标注及缺口形貌见 图 1(b)。整个试验严格依据国家标准 GB/T 20120.2-2006《金属和合金的腐蚀疲劳试验第 2 部分：预裂纹试样裂纹扩展试验》[12]执行。为模拟腐蚀性服役环境，试验设置腐蚀介质条件为温度控制在 25℃ ± 2℃、pH 值为 5 的 3.5 wt.% NaCl 溶液，并以相同条件下的室温空气环境作为惰性对比环境，以明确介质本身对裂纹扩展行为的影响。疲劳加载应力比 R 设定为 0.3，加载频率 f 为 0.5 Hz。试验中，裂纹实时长度通过高精度引伸计结合柔度法进行测量。基于实验获取的数据，绘制了裂纹扩展速率(da/dN)与应力强度因子范围(ΔK)之间的关系曲线，并使用传统的 Paris 方程[13]进行拟合，以定量描述裂纹扩展行为。图 1(c)展示了整个腐蚀疲劳裂纹扩展实验装置的示意图。

试验结束后，首先利用扫描电镜(SEM)对试样断口上的疲劳裂纹宏观路径进行初步观察。随后，将试样置于液氮环境中进行低温脆断，以清晰暴露并保护疲劳裂纹扩展区的微观特征，并再次通过扫描电镜

对该区域的断口表面形貌进行系统分析，以揭示其微观失效机制。

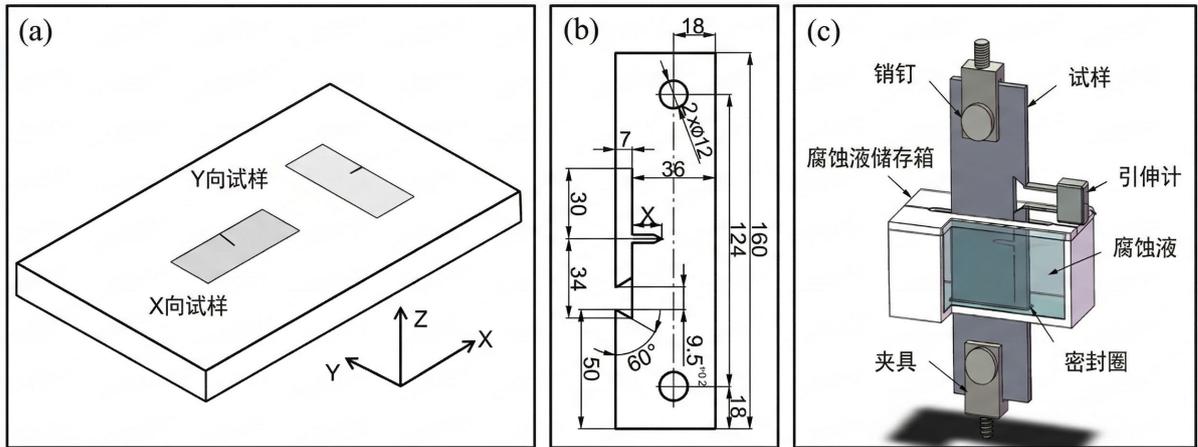


Figure 1. Experimental design: (a) Sampling location (b) Sample size (c) Corrosion fatigue crack propagation test device
图 1. 试验设计: (a) 取样位置 (b) 试样尺寸 (c) 腐蚀疲劳裂纹扩展试验装置

3. 实验结果及分析

3.1. 微观组织分析

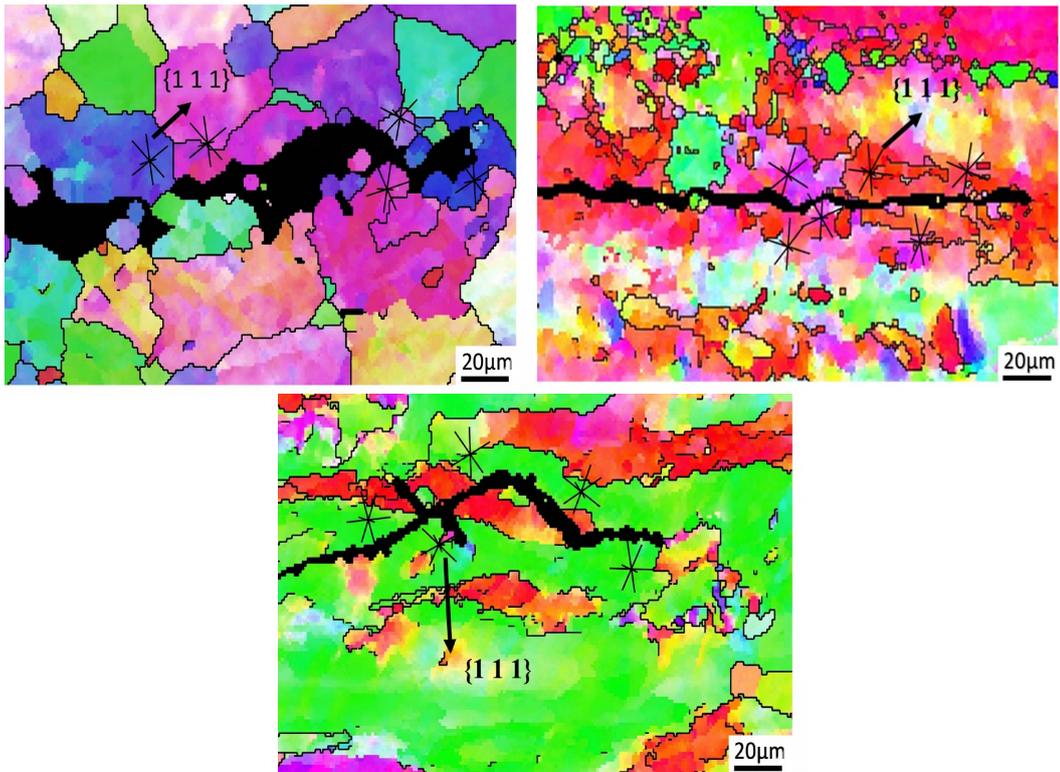


Figure 2. EBSD microstructure of 6005A-T6 Aluminum Alloy
图 2. 6005A-T6 铝合金 EBSD 微观组织

如图 2 所示，铝合金经轧制后形成明显的轧制组织，X 向(平行轧制)试样的晶粒呈长条状扁平晶，沿

轧制方向定向排列, 晶粒长径比约为 8:1~10:1, 晶界以小角度晶界(取向差 $< 15^\circ$)为主, 占比约 65%; Y 向(垂直轧制)试样的晶粒为等轴晶与短柱状晶混合, 长径比约为 2:1~3:1, 大角度晶界(取向差 $> 15^\circ$)占比约 70%, 且晶界分布更杂乱(图 1)。EBSD 织构分析显示, X 向试样主要为 $\{110\} \langle 112 \rangle$ 轧制织构, 取向集中度高; Y 向试样织构分散, 无明显主取向。

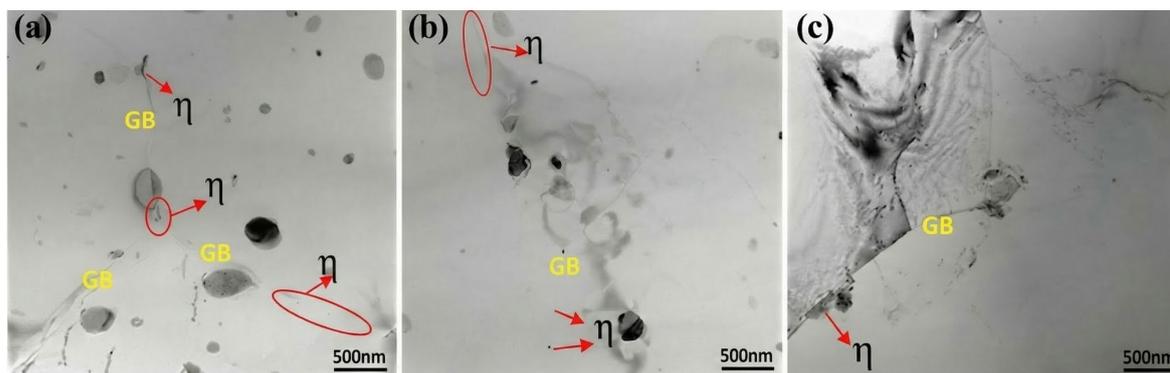


Figure 3. TEM microstructure of 6005A-T6 Aluminum Alloy

图 3. 6005A-T6 铝合金 TEM 微观组织

如图 3 所示, 铝合金晶内分布着大量细小的 β'' - Mg_2Si 强化相, 尺寸约 5~10 nm, 呈针状均匀分布; 晶界存在不连续的粗大析出相(主要为 β - Mg_2Si), 尺寸约 50~100 nm, 晶界两侧存在明显的无沉淀析出带(PFZ), 宽度约 20~30 nm (图 2)。能谱分析(EDS)表明, PFZ 区域几乎无 Mg、Si 元素富集, 仅为纯 Al 基体, 与晶内及晶界析出相存在显著的电化学电位差: PFZ (纯 Al)为阳极, 晶界粗大析出相为阴极, 晶内 β'' 相为准阴极, 形成晶界微电池。

3.2. 平行轧制方向

3.2.1. 裂纹扩展速率

平行轧制方向(X 向)试样分别在惰性空气及 3.5 wt.% NaCl 溶液环境下测得的裂纹扩展速率(da/dN)与应力强度因子范围(ΔK)关系曲线如图 4 所示。

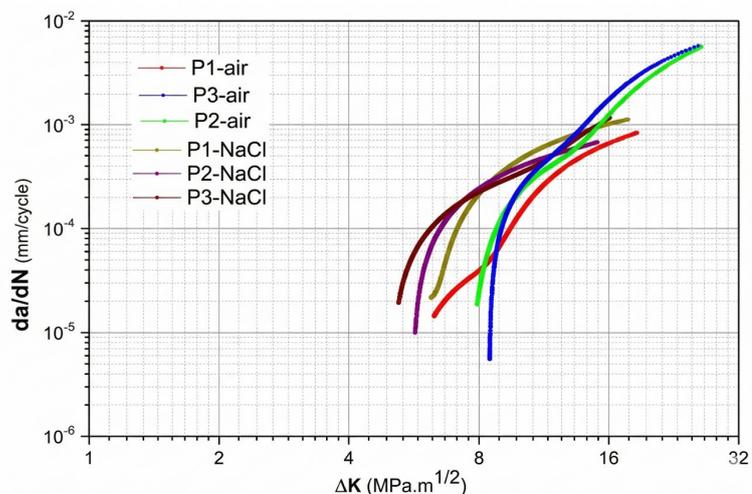


Figure 4. Expansion rate of parallel rolling direction specimens in air and NaCl environment

图 4. 平行轧制方向试样空气和 NaCl 环境下扩展速率

需要指出的是, 经典 Paris 公式在描述 $da/dN-\Delta K$ 关系时, 通常仅适用于 ΔK 值中等范围的裂纹稳定扩展阶段(即 Paris 区), 而在 ΔK 较低(近门槛区)和较高(快速扩展区)的范围内则存在明显偏离。因此, 本研究通过提取各试验曲线中线性特征明显的区段进行线性回归拟合, 获取了对应条件下的 Paris 常数 C 、指数 m 以及相应的 Paris 方程, 具体拟合参数及方程表达式汇总于表 1。

Table 1. Paris formula fits relevant data

表 1. Paris 公式拟合相关数据

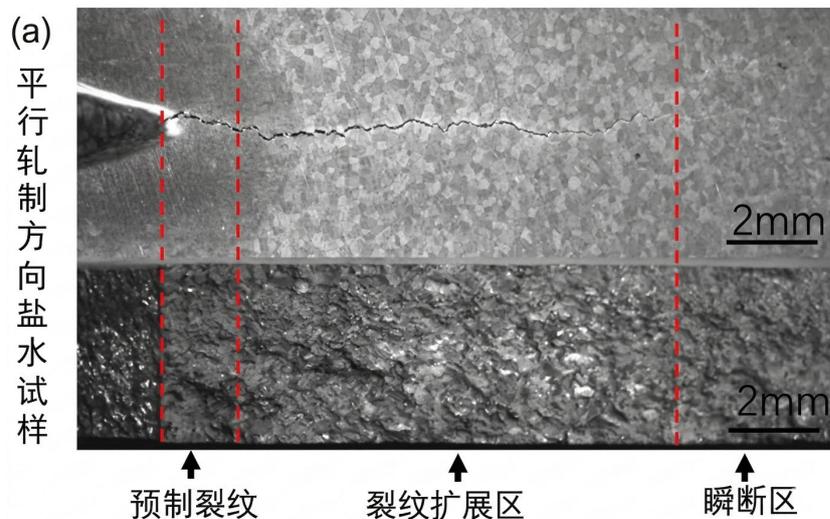
试样	Paris 常数 C	Paris 常数 m	Paris 曲线方程
P1-NaCl	4.13×10^{-7}	3.06	$da/dN = 4.13 \times 10^{-7} (\Delta K)^{3.06}$
P2-NaCl	2.56×10^{-5}	1.21	$da/dN = 2.56 \times 10^{-5} (\Delta K)^{1.21}$
P3-NaCl	1.74×10^{-5}	1.54	$da/dN = 1.74 \times 10^{-5} (\Delta K)^{1.54}$
P1-air	1.00×10^{-9}	5.00	$da/dN = 1.00 \times 10^{-9} (\Delta K)^{5.00}$
P2-air	7.97×10^{-6}	1.45	$da/dN = 7.97 \times 10^{-6} (\Delta K)^{1.45}$
P3-air	1.8×10^{-8}	4.14	$da/dN = 1.8 \times 10^{-8} (\Delta K)^{4.14}$

在 NaCl 溶液环境中, X 向试样 Paris 常数 C 显著增大、指数 m 降低, $\Delta K = 10\sim 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 区间的平均裂纹扩展速率为 $1.25 \times 10^{-4} \text{ mm/次}$, 是空气环境($1.52 \times 10^{-5} \text{ mm/次}$)的 8.2 倍; 裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 从空气环境的 $3.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 降至 NaCl 溶液的 $2.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 降幅约 44.7%。

3.2.2. 断口形貌特征

利用体视显微镜对疲劳断口进行宏观观察(如图 5 所示), 可见铝合金腐蚀疲劳断口总体上可划分为三个典型区域: 预制裂纹区、疲劳裂纹扩展区以及瞬断区, 疲劳扩展区占比约 65%。断口表面覆盖薄且均匀的泥纹状腐蚀产物(主要为 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 与 AlCl_3 水合物), 腐蚀坑密度约 8 个/ mm^2 , 二次裂纹数量约 5 条/ mm , 且二次裂纹多沿 PFZ 短距离延伸后终止; 沿晶断裂比例约 35%, 穿晶断裂区域可见模糊的疲劳辉纹, 辉纹间距约 $0.8\sim 1.2 \mu\text{m}$ (图 5), 断口整体粗糙度较低。

与在惰性气氛中实验的试样相比, 盐水环境中的试样表现出更高的裂纹曲折度, 这反映了腐蚀介质对裂纹扩展行为的显著影响。



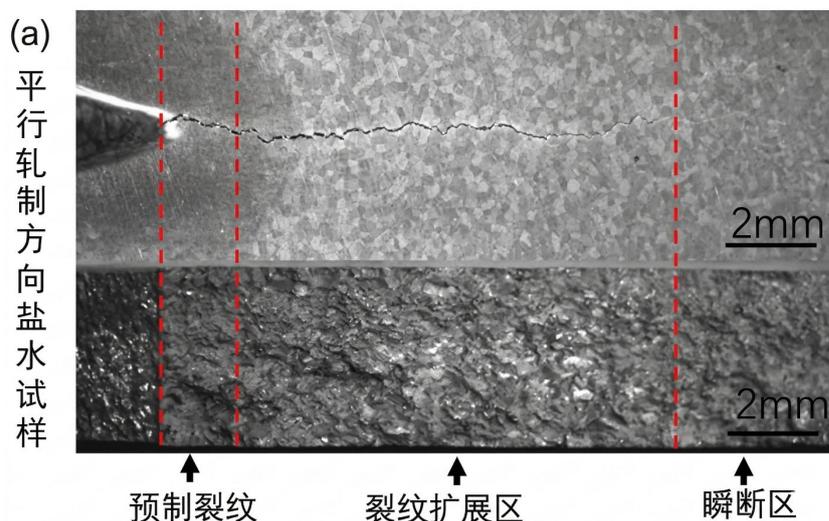


Figure 5. Macroscopic morphology of corrosion fatigue crack propagation in parallel rolling direction specimens
图 5. 平行轧制方向试样腐蚀疲劳裂纹扩展宏观形貌

采用 Zeiss-A1M 型光学显微镜, 对 X 向(平行于轧制方向)的试样在 3.5 wt.% NaCl 溶液中的疲劳裂纹扩展路径进行了显微观察(见图 6)。在宏观尺度上, 裂纹主要沿垂直于加载轴的方向扩展; 在微观尺度上, 局部区域表现出明显的裂纹偏折与闭合行为, 且在裂纹尖端可见分叉特征。裂纹闭合现象主要受三个因素的耦合作用影响: 裂尖前方循环塑性区的演变、裂纹面自身的几何粗糙度以及腐蚀产物沉积导致的“氧化物楔入”效应。此外, 裂纹路径的频繁偏折改变了局部应力场的分布, 增加了裂纹扩展的阻力, 从而提升了裂纹扩展的临界应力水平。在恒定最大载荷条件下, 这种由偏折诱发的“曲折路径效应” [14]能显著降低表观裂纹扩展速率, 从而对疲劳寿命产生延长作用。此外, 腐蚀介质与循环载荷的协同作用加剧了裂尖区域的局部溶解与氢脆等损伤过程, 使其扩展机制相较于惰性环境下的纯机械疲劳更为复杂。

X 向试样在 NaCl 溶液中, 裂纹宏观沿垂直加载轴方向扩展, 微观路径平均偏折角度为 12.5° , 裂纹偏转以小角度($<15^\circ$)为主, 占比约 75%, 且裂纹分叉现象较少, 仅在晶界处出现轻微分叉。

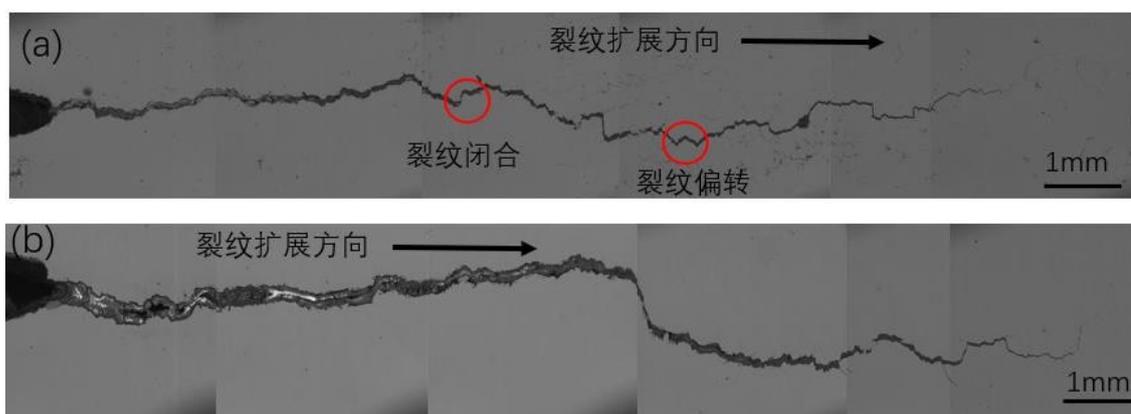


Figure 6. Corrosion fatigue crack propagation path: (a) NaCl solution condition (b) air condition
图 6. 腐蚀疲劳裂纹扩展路径: (a) 平行轧制方向 NaCl 环境试样 (b) 平行轧制方向空气环境试样

图 7 呈现了铝合金试样在腐蚀疲劳裂纹扩展亚稳定阶段(第二阶段)具有代表性的断裂表面形貌。在 3.5 wt.% NaCl 溶液中受循环载荷作用的试样, 其断口上沉积了一层形如“干涸泥浆”的腐蚀产物层, 该

覆盖物在一定程度上遮蔽了断面细节。由于腐蚀介质在疲劳过程中的持续侵入与反应，微观疲劳辉纹的清晰度显著下降，轮廓趋于模糊。此外，断口表面可见沿晶界延伸的二次裂纹，同时疲劳辉纹间距较空气中明显增大。相较于在空气环境下获得的断口，腐蚀溶液作用后的断面整体粗糙度更高，二次裂纹数量增多，并在若干区域出现因局部腐蚀形成的蚀坑。从断裂机制来看，该腐蚀疲劳过程主要表现为沿晶开裂与穿晶断裂相互交织的混合模式，反映了环境与循环应力共同作用下的损伤特征。从断裂力学角度看，腐蚀坑会引发局部应力集中，影响裂纹形核位置并干扰扩展路径，这导致盐溶液环境下的疲劳裂纹扩展路径相较于空气中更为曲折。

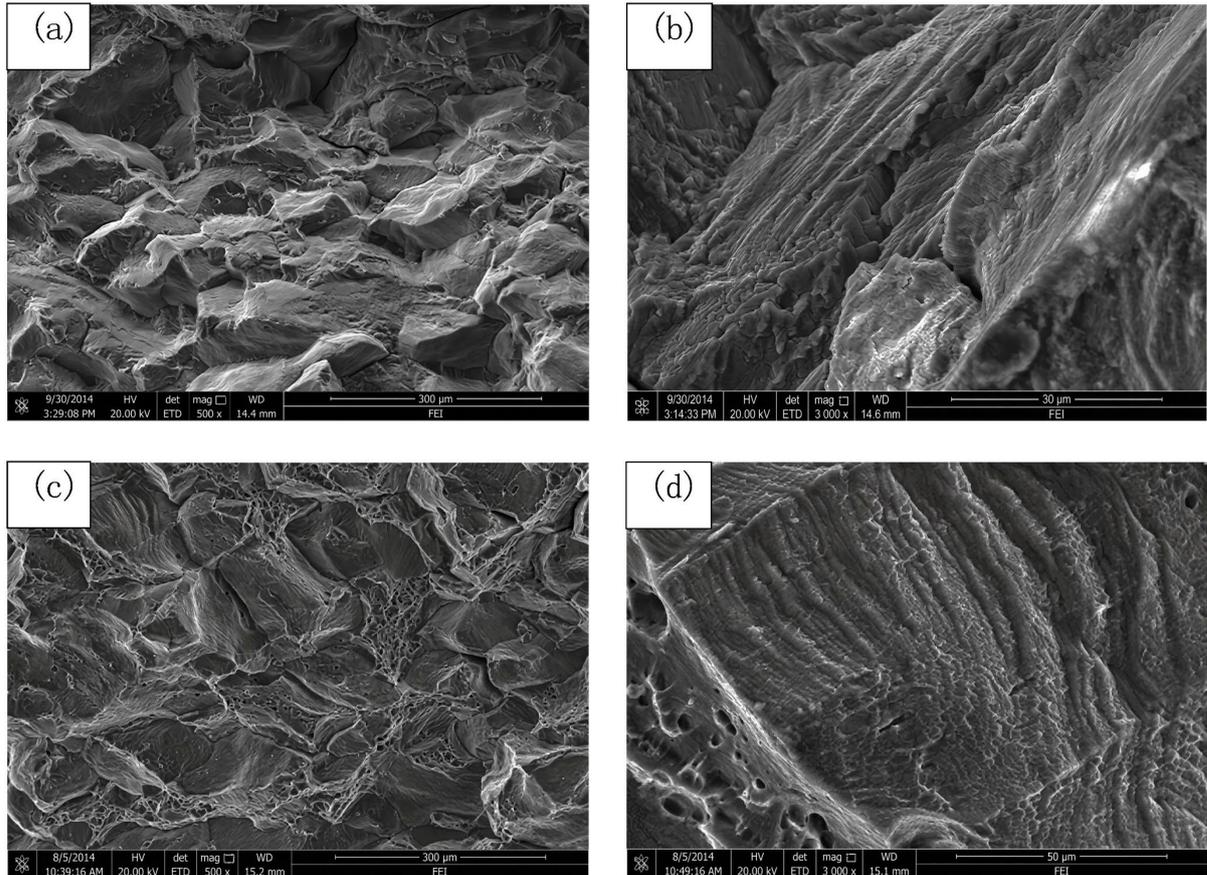


Figure 7. Corrosion fatigue crack propagation fracture morphology: (a), (b) NaCl solution condition (c), (d) air condition
图 7. 腐蚀疲劳裂纹扩展断口形貌: (a)、(b) 平行轧制方向 NaCl 环境试样 (c)、(d) 平行轧制方向空气环境试样

3.3. 垂直轧制方向

3.3.1. 裂纹扩展速率

针对垂直于轧制方向(即 Y 向)的铝合金试样，分别在空气和 3.5 wt.% NaCl 溶液环境中进行疲劳裂纹扩展实验。依据实验数据，利用 Paris 公式进行拟合，并绘制了裂纹扩展速率(da/dN)随应力强度因子范围(ΔK)变化的曲线(见图 8)。实验表明：与惰性空气环境相比，NaCl 溶液环境显著加快了试样的裂纹扩展速率。由于 Paris 公式的理论适用性通常局限于中等 ΔK 范围的稳态扩展阶段，而对近门槛区与快速扩展区的行为描述存在局限，因此本研究对 da/dN - ΔK 曲线上呈现线性特征的区段进行线性回归分析，从而获取对应条件下的材料常数 C、指数 m 及具体的 Paris 方程，详细拟合结果汇总于表 2。

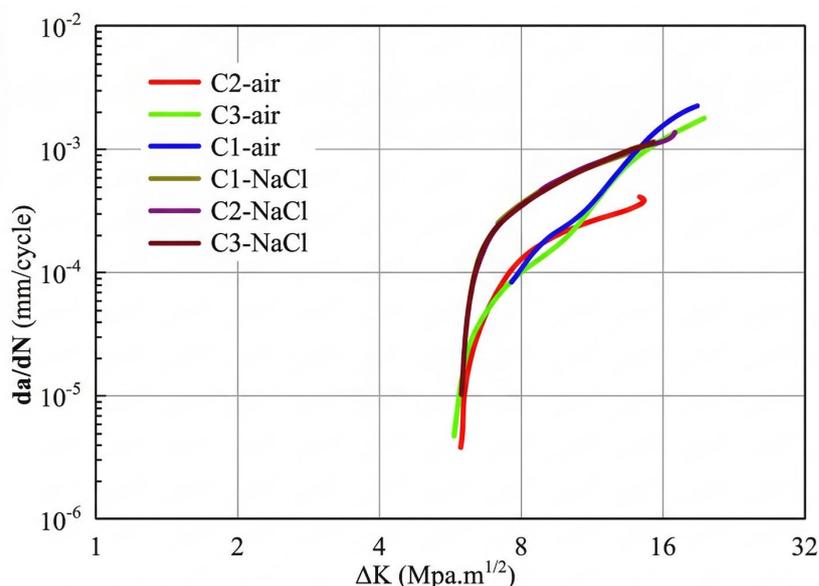


Figure 8. Expansion rate of vertical rolling direction specimens in air and NaCl environment
图 8. 垂直轧制方向空气和盐水环境下扩展速率

Table 2. Paris formula fits relevant data

表 2. 垂直轧制方向试样 Paris 公式拟合相关数据

试样	Paris 常数 C	Paris 常数 m	Paris 曲线方程
C1-NaCl	1.61×10^{-5}	1.57	$da/dN = 1.61 \times 10^{-5} (\Delta K)^{1.57}$
C2-NaCl	1.91×10^{-5}	1.52	$da/dN = 1.91 \times 10^{-5} (\Delta K)^{1.52}$
C3-NaCl	2.03×10^{-6}	2.26	$da/dN = 2.03 \times 10^{-6} (\Delta K)^{2.26}$
C1-air	5.1×10^{-8}	3.63	$da/dN = 5.1 \times 10^{-8} (\Delta K)^{3.63}$
C2-air	2×10^{-9}	4.87	$da/dN = 2 \times 10^{-9} (\Delta K)^{4.87}$
C3-air	4×10^{-9}	4.71	$da/dN = 4 \times 10^{-9} (\Delta K)^{4.71}$

Y 向试样在空气与 NaCl 溶液环境下的 da/dN - ΔK 关系曲线见图 8, Paris 公式拟合参数见表 2。NaCl 溶液中, Y 向试样平均裂纹扩展速率为 3.86×10^{-4} mm/次, 是空气环境(2.15×10^{-5} mm/次)的 17.9 倍, 为 X 向 NaCl 试样的 3.1 倍; 裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 从空气环境的 $3.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 降至 NaCl 溶液的 $1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 降幅约 53.1%, 低于 X 向试样。

3.3.2. 断口形貌特征

通过体视显微镜对疲劳断口进行宏观形貌分析(图 9), Y 向试样在 NaCl 溶液中, 裂纹路径平均偏折角度为 28.3° , 大角度偏折($>20^\circ$)占比约 60%, 裂纹分叉现象显著, 在大角度晶界处易形成多分支裂纹(图 9), 部分裂纹分叉后沿不同晶界扩展, 形成“网状”裂纹路径。裂纹扩展路径同样优先沿晶界 PFZ 延伸, 但因大角度晶界分布杂乱, 裂纹频繁改变扩展方向, 且在晶界交汇处易形成应力集中, 诱发新的二次裂纹。

进一步利用 Zeiss-A1M 型光学显微镜, 对铝合金试样在 3.5% NaCl 溶液环境中疲劳裂纹的微观扩展行为进行观察, 结果如图 10 所示。观测发现, 疲劳裂纹整体沿垂直于外加载荷的方向延伸, 但在部分区域出现了明显的路径偏折与裂纹面闭合现象。此外, 在裂纹尖端附近可观察到裂纹分叉特征。Y 向试样

腐蚀疲劳断口的疲劳扩展区占比约 45%，瞬断区占比显著增大。断口表面覆盖厚且不均匀的泥纹状腐蚀产物，腐蚀坑密度约 18 个/mm²，二次裂纹数量约 12 条/mm，二次裂纹沿大角度晶界延伸距离长，部分与主裂纹连通；沿晶断裂比例约 65%，穿晶断裂区域的疲劳辉纹几乎完全被腐蚀产物覆盖，辉纹间距难以测量，断口整体粗糙度显著高于 X 向试样(图 10)。

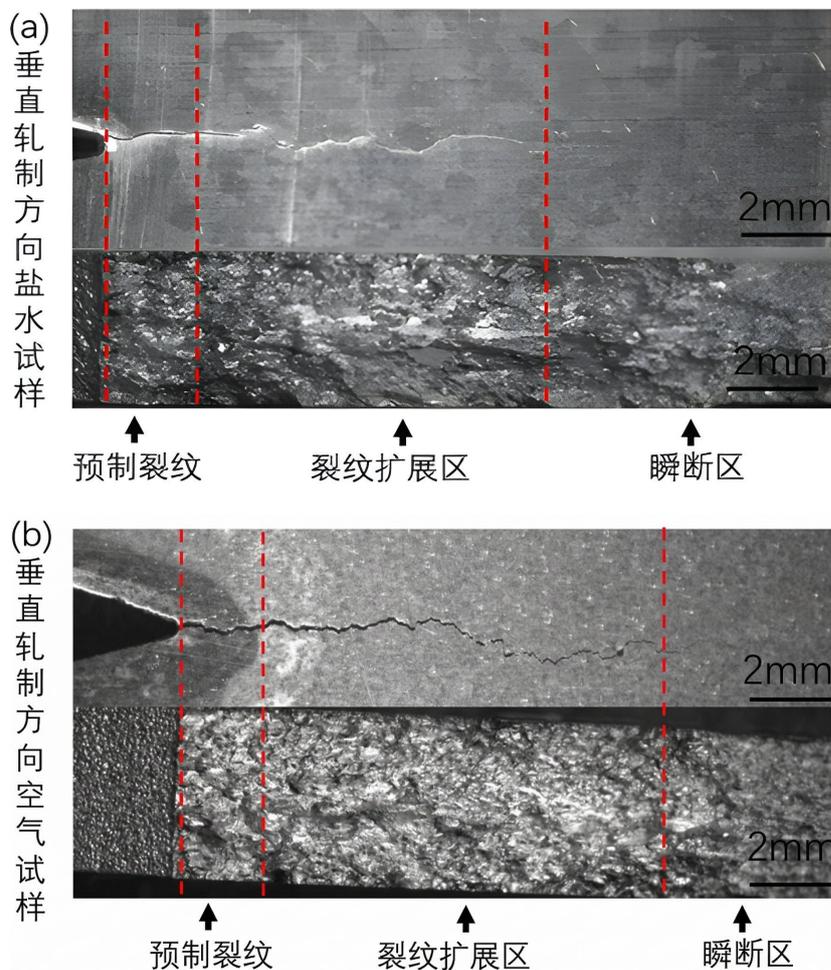


Figure 9. Macroscopic morphology of corrosion fatigue crack propagation in parallel rolling direction specimens: (a) Air condition (b) 3.5 wt.% NaCl solution

图 9. 腐蚀疲劳裂纹扩展宏观形貌：(a) 空气环境中 (b) 3.5 wt.% NaCl 溶液中

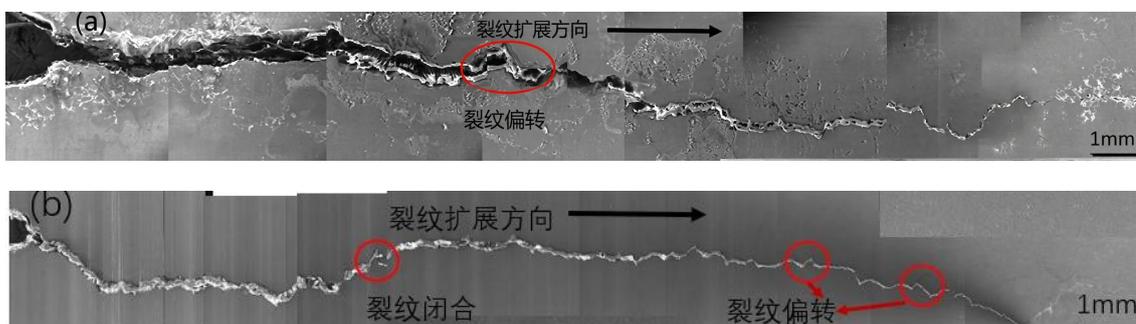


Figure 10. Corrosion fatigue crack propagation path: (a) NaCl solution condition (b) air condition

图 10. 腐蚀疲劳裂纹扩展路径：(a) 垂直轧制方向 NaCl 环境试样 (b) 垂直轧制方向空气环境试样

图 11 所示为铝合金在腐蚀疲劳裂纹稳定扩展阶段(第二阶段)的典型断口形貌。在 3.5 wt.% NaCl 溶液环境中, 由于腐蚀介质的持续作用, 断口表面形貌呈现以下特征: 疲劳辉纹轮廓清晰度明显下降, 形态趋于模糊; 同时可见沿晶界分布的二次裂纹, 且疲劳辉纹间距显著增大。与空气环境中的断口对比, 溶液环境下试样的断裂表面粗糙度更高, 二次裂纹数量显著增加, 并存在局部腐蚀坑。上述特征共同表明, 该腐蚀疲劳失效机制为沿晶断裂与穿晶断裂相互交织的混合模式。

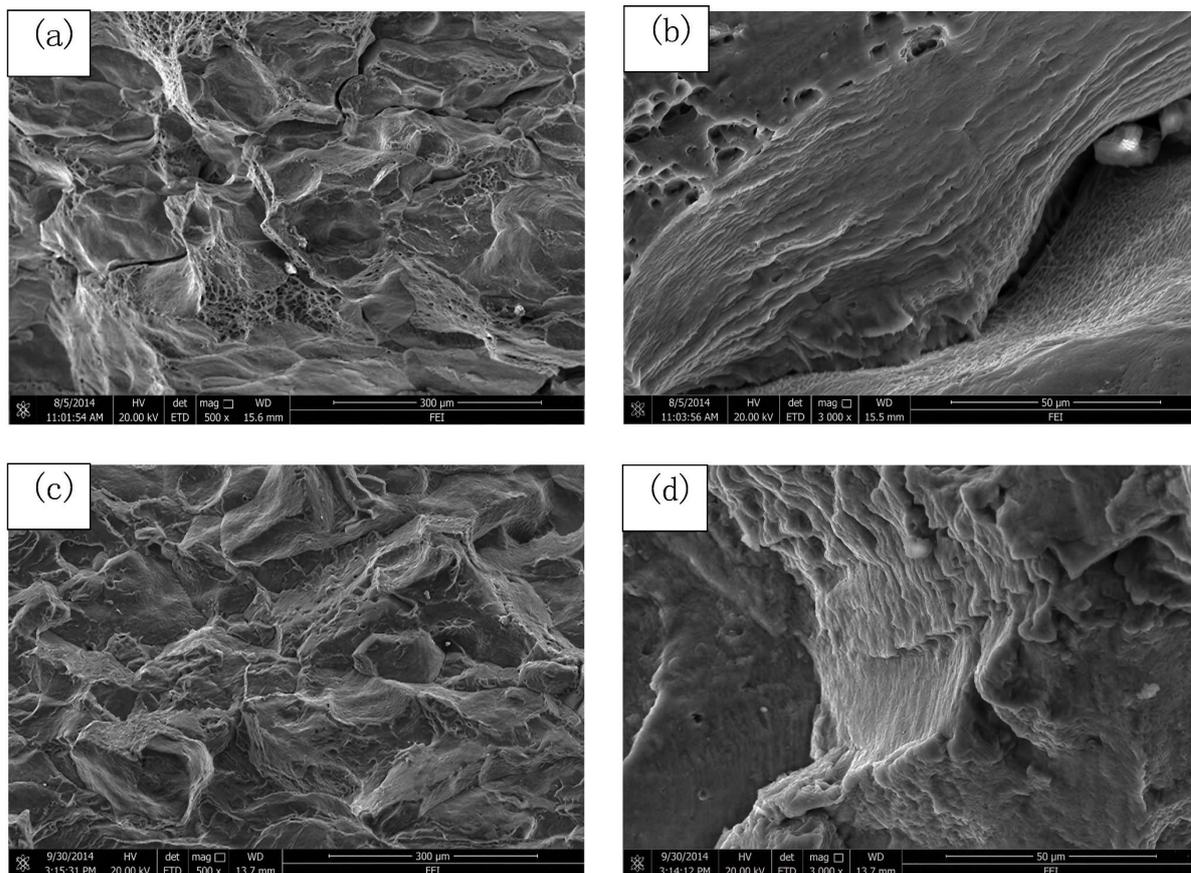


Figure 11. Corrosion fatigue crack propagation fracture morphology: (a), (b) NaCl solution condition (c), (d) air condition
图 11. 腐蚀疲劳裂纹扩展断口形貌: (a)、(b) 垂直轧制方向 NaCl 环境试样 (c)、(d) 垂直轧制方向空气环境试样

3.4. 讨论分析

6005A-T6 铝合金的腐蚀疲劳是电化学腐蚀(阳极溶解)与力学疲劳(循环载荷)耦合的结果, Cl⁻的引入加剧了阳极溶解与氢脆效应, 而微观组织(晶界析出相、PFZ)与轧制取向(晶粒形态、晶界类型)则决定了裂纹萌生与扩展的优先路径, 具体机制如下。

3.4.1. 晶界析出相与 PFZ 对阳极溶解的促进作用

6005A-T6 铝合金晶界 PFZ 为纯 Al 基体, 与晶界粗大析出相(β -Mg₂Si)、晶内 β'' 相形成晶界微电池, PFZ 作为阳极发生优先溶解。在含 Cl⁻的 NaCl 溶液中, Cl⁻易吸附于 PFZ 表面, 破坏 Al 的天然氧化膜, 形成可溶性 AlCl₃, 反应式为: $\text{Al} + 3\text{Cl}^- \rightarrow \text{AlCl}_3 + 3\text{e}^-$ 。AlCl₃ 水解产生 H⁺, 使裂纹尖端 PFZ 区域形成酸性微环境(pH < 3), 进一步加速阳极溶解, 形成沿 PFZ 的腐蚀沟槽。循环载荷下, 腐蚀沟槽作为应力集中源, 诱发疲劳裂纹萌生, 且裂纹优先沿 PFZ 扩展, 形成沿晶开裂的初始阶段。

相较于晶内, PFZ 区域无强化相, 强度与塑性更低, 在循环载荷下易产生塑性变形, 导致氧化膜反复破裂, 新鲜 Al 基体持续暴露, 形成“溶解 - 开裂 - 再溶解”的循环, 加速裂纹沿 PFZ 的扩展。X 向试样晶界以小角度晶界为主, PFZ 呈连续的定向分布, 裂纹沿 PFZ 扩展时路径相对平直, 偏转少; Y 向试样大角度晶界占比高, PFZ 分布杂乱, 裂纹沿 PFZ 扩展时频繁偏转, 且大角度晶界的电化学电位差更大, 阳极溶解速率更快, 加剧裂纹扩展。

3.4.2. 氢脆对裂纹扩展的加剧作用

阴极反应产生的氢原子($2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \rightarrow 2\text{H}$)在应力梯度驱动下, 向裂纹尖端塑性区扩散, 部分氢原子渗入金属晶格, 在晶界、PFZ 及位错塞积区富集。氢的富集会两个效应: (1) 降低金属原子间的结合能, 使晶界与晶内的键合强度下降, 诱发氢致脆化, 促进沿晶与穿晶开裂; (2) 产生氢致内应力, 与循环载荷的外应力叠加, 增大裂纹尖端的有效应力强度因子, 加速裂纹扩展[15]。

晶界 PFZ 为氢原子的优先富集区, 因 PFZ 无析出相, 晶格缺陷少, 氢原子扩散阻力小, 易在 PFZ 与晶内的界面处富集, 导致晶界结合力显著下降, 成为氢致沿晶开裂的优先通道。X 向试样小角度晶界的氢扩散阻力小于大角度晶界, 但因晶粒沿轧制方向定向排列, 氢原子沿轧制方向扩散, 不易在裂纹尖端大量富集; Y 向试样大角度晶界的氢扩散阻力大, 氢原子易在晶界交汇处与裂纹尖端富集, 形成高氢浓度区, 显著加剧氢脆效应, 使沿晶断裂比例大幅提升。

4. 结论

(1) 6005A-T6 铝合金经固溶 + 人工时效后, 晶内分布 5~10 nm 的 β'' -Mg₂Si 强化相, 晶界存在 50~100 nm 的粗大 β -Mg₂Si 析出相及 20~30 nm 的无沉淀析出带(PFZ), PFZ 与晶界/晶内析出相形成晶界微电池, 为阳极溶解提供优先通道, 是腐蚀疲劳裂纹萌生与沿晶扩展的核心微观诱因。

(2) 3.5 wt.% NaCl 腐蚀环境显著促进 6005A-T6 铝合金疲劳裂纹扩展, 与空气环境相比, 裂纹扩展速率提升 8~18 倍, 裂纹扩展阈值降幅达 44.7%~53.1%; 腐蚀疲劳裂纹呈沿晶与穿晶混合断裂模式, 断口可见泥纹状腐蚀产物、腐蚀坑及沿晶二次裂纹, 阳极溶解与氢脆的耦合作用是“腐蚀 - 疲劳”协同损伤的本质机制。

(3) 6005A-T6 铝合金的腐蚀疲劳行为存在显著的轧制取向各向异性, X 向(平行轧制)试样的抗腐蚀疲劳性能显著优于 Y 向(垂直轧制): X 向试样平均裂纹扩展速率为 Y 向的 1/3.1, 平均裂纹偏折角度为 Y 向的 44.2%, 腐蚀坑密度、二次裂纹数量及沿晶断裂比例均远低于 Y 向; X 向试样裂纹扩展阈值($2.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)高于 Y 向($1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), 抗裂纹萌生能力更强。

(4) 轧制取向通过调控晶粒形态、晶界类型及织构分布影响腐蚀疲劳性能: X 向的长条状扁平晶、小角度晶界为主的织构, 使裂纹扩展路径平直、偏转少, 晶界微电池反应弱, 氢原子富集程度低, 阳极溶解与氢脆效应被显著抑制; Y 向的等轴晶 + 短柱状晶、大角度晶界为主的结构, 导致裂纹路径曲折、分叉多, 晶界电化学电位差大, 氢原子易在裂纹尖端富集, 加剧阳极溶解与氢脆, 使腐蚀疲劳损伤显著加速。

(5) Cl⁻引发的点蚀是腐蚀疲劳的重要起源, 蚀孔在微观缺陷处形核并沿 PFZ 扩展, 在循环载荷下演变为疲劳裂纹; 裂纹尖端在“阳极溶解 - 氢脆 - 循环塑性变形”的耦合作用下, 持续扩展并最终导致材料早期失效。

基金项目

成都技能型社会与制造业高质量发展研究中心 2025 年度项目, 课题编号 JN2025C18。

参考文献

- [1] 林树春. 动车组高速列车用 6005A 铝合金车体型材挤压工艺[J]. 轻合金加工技术, 2012, 40(3): 45-47.
- [2] 张健, 雷振, 王旭友. 高速列车 6005A 铝合金型材焊接热裂纹分析[J]. 焊接学报, 2012, 33(8): 60-64.
- [3] 高树灵, 李宁, 岳亚男, 等. 基于超声扩散场的焊接节点疲劳损伤早期检测及剩余寿命评估[J]. 土木工程学报, 2024, 57(9): 22-33.
- [4] Han, L., He, X., Ning, Y., Zhang, Y. and Zhou, Y. (2025) An Aircraft Structural Risk Assessment Method Considering Fatigue Crack Propagation Based on Fatigue Damage Diagnosis and Prognosis. *International Journal of Fatigue*, **190**, Article 108650. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108650>
- [5] 李玲. 航空主承力结构用 7050 铝合金的疲劳裂纹扩展行为的研究[J]. 山西冶金, 2025, 48(11): 22-24.
- [6] Ma, Y., Li, B., Fang, H., Du, X., Wang, N., Di, D., *et al.* (2025) Fatigue Failure Behavior of Corrosion Water Supply Steel Pipes with Void around Pipes under Long-Term Service Load Coupling. *Engineering Failure Analysis*, **174**, Article 109485. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2025.109485>
- [7] 张宇昆, 杨翠芝, 梁壮, 等. 高速列车支撑槽用 6005A-T6 铝合金腐蚀疲劳裂纹扩展行为研究[J]. 铝加工, 2021(1): 44-47.
- [8] Wang, Z.Y., Xing, Z.Y., Lei, Y., *et al.* (2025) A Review on Cyclic Plasticity, Damage, and Fatigue Failure of Magnesium Alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, **234**, 246-283. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.02.038>
- [9] Cheok, E.W.W., Chen, C., Qian, X., Quek, S.T. and Si, M.B.I. (2025) A General Maximum Energy Release Rate Criterion for Mixed Mode I/II Fatigue Crack Growth under Large-Scale Yielding. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, **138**, Article 104899. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2025.104899>
- [10] 徐连勇, 赵雷, 黄金超, 等. 铝合金焊接接头在过载下疲劳裂纹扩展行为和机制研究[J]. 机械强度, 2025, 47(9): 62-71.
- [11] 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.
- [12] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. GB/T 20120. 2-2006 金属和合金的腐蚀疲劳试验 第 2 部分: 预裂纹试样裂纹扩展试验[S]. 北京: 中国标准出版社, 2006.
- [13] Paris, P. and Erdogan, F. (1963) A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Engineering*, **85**, 528-533. <https://doi.org/10.1115/1.3656900>
- [14] Wang, R. and Zheng, X. (2012) Corrosion Fatigue Crack Propagation of an Aluminum Alloy under Periodic Overloads. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **35**, 389-398. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2011.01630.x>
- [15] Jin, J., Zhang, Z., Chen, M., Chen, B., Qiu, F., Li, J., *et al.* (2025) Effect of Graphene Nanoflakes on the Hydrogen Embrittlement Behavior of Laser Powder Bed Fusion Formed Titanium Matrix Composites. *Optics & Laser Technology*, **186**, Article 112682. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2025.112682>