

拉-拉载荷下 2195-T8 铝锂合金在 N_2O_4 中的预腐蚀疲劳研究

郭 一¹, 常新龙¹, 田 干¹, 刘德俊¹, 庞 闯¹, 吴 畏²

(1. 火箭军工程大学, 陕西 西安 710025)

(2. 军委后勤保障部工程质量监督中心, 北京 100142)

摘 要: 液体导弹在长期加注贮存的状态下, 弹体与贮箱结构常因腐蚀损伤从而导致疲劳裂纹的产生乃至断裂等问题。采用疲劳寿命测试、扫描电镜以及能谱分析等方法, 研究了 2195-T8 铝锂合金在 N_2O_4 中预腐蚀 180 d 后的疲劳裂纹萌生、扩展和断裂机制, 并与未腐蚀试样进行对比。结果表明: 2 种环境下试样的疲劳极限为 145、118 MPa, 循环应力降低比值约为 18.62%; 试样在预腐蚀的过程中, 由于形成“闭塞区”, 同时与富铜相粒子形成原电池, 进一步加速腐蚀历程, 形成多源裂纹萌生的特征, 且更易从非金属夹杂区域起裂; 受到晶粒间的位错、堆积等因素的影响, 发现了垂直于疲劳辉纹、穿越大晶粒及途经小角度晶界的二次裂纹; 2 种环境中的疲劳瞬断区的断口形貌呈现出典型的沿晶初窝和韧性断裂的特征。

关键词: 2195-T8 铝锂合金; 预腐蚀损伤; 疲劳寿命; 断口分析; 二次裂纹

中图分类号: V19; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3459-07

为了缩短液体导弹发射前的准备周期, 提高其机动性和快速应对战争的能力, 长期加注推进剂条件下的贮存模式已经成为液体导弹的发展趋势。 N_2O_4 作为我国液体导弹氧化剂的主要成分, 由于其具有强氧化性且极易吸收水分加速对金属的腐蚀^[1], 从而导致导弹贮箱发生泄漏造成安全事故。2195 铝锂合金在空气动力学领域被广泛认为是一种理想的轻质高强度结构材料^[2,3], 具有优异的疲劳和抗应力腐蚀开裂性能以及良好的减重效果^[4], 并且被 NASA 制成航天飞机的低温推进剂罐。针对液体导弹“长期贮存, 一次使用”的特点, 研究 2195 铝锂合金在 N_2O_4 中的预腐蚀疲劳性能对于延长武器装备的服役年限具有重大意义。

铝锂合金作为未来航空航天领域重要的结构减重材料, 近年来国内外学者对其疲劳特性开展了广泛研究^[5-9]。Alexopoulos 等^[5]对比研究了 2198-T351 铝锂合金与 2024-T3 传统铝合金的疲劳性能, 两者在力学和疲劳寿命测试方面差距较小; Goma 等^[6]研究了温度与应力比对 2099-T83 铝锂合金的裂纹扩展速率以及疲劳性能的影响; 国内中南大学分别对 2197-T851^[7]、2050-T84^[8]、2397-T87^[9]等多种牌号铝锂合金的疲劳裂纹萌生与扩展进行了研究。

目前, 关于 2195 铝锂合金的研究主要集中在其制造成型工艺及力学、腐蚀相关的领域, 鲜有对 2195

铝锂合金高周疲劳性能的研究报道。而金属材料往往会在远小于其屈服强度 (σ_s) 的情况下出现疲劳裂纹, 甚至断裂。因此, 本工作主要开展 2195-T8 铝锂合金在空气和 N_2O_4 环境下预腐蚀后的高周疲劳研究, 对于武器装备的结构设计以及保障长期贮存安全等方面均有重要的现实意义。

1 实 验

实验材料为国产 2195-T8 铝锂合金板材, 其化学成分见表 1, 材料的成分满足国家标准要求。其室温下的基本力学性能见表 2。参照 GBT37306.1-2019 和 GBT6398-2017, 试样形状为狗骨状, 厚度为 6 mm, 试件形状及尺寸如图 1 所示。试验前对试件预处理, 基本步骤为: 除油、砂纸打磨、抛光、试样编号、去离子水冲洗、乙醇冲洗、置于烘箱中干燥 (60 °C)、在通风状态下自然冷却、称重, 然后将试件置入干燥皿中保存, 试验时取出。

使用 HITACHI SU8010 扫描电子显微镜 (SEM) 观察铝锂合金的显微组织以及 Talos 200S 扫描透射电子显微镜 (TEM) 观察铝锂合金的析出相分布。

采用全浸试验, 将制备好的试样放入以 304L 不锈钢为外壳, 聚四氟乙烯为内衬的自制容器, 如图 2 所示。向其中加入 N_2O_4 , 其技术指标符合 GJB1673-93。

收稿日期: 2021-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (52075541); 陕西省自然科学基金 (2020JM-354); 院校基金 (2019QNJJ002)

作者简介: 郭 一, 男, 1997 年生, 博士生, 火箭军工程大学导弹工程学院, 陕西 西安 710025, E-mail: gone0818@163.com

介质容量与试样表面积的比例控制在大于 20 mL/cm²。然后将容器压紧、密封，浸入水浴恒温槽中，温度设定为 20 °C。180 d 后取出、清洗、干燥。

疲劳试验在 INSTRON8801 疲劳试验机上进行，试验加载频率为 25 Hz，采用轴向拉-拉加载方式，应力比 $R=0.1$ ，正弦波加载，在室温下开展。疲劳试验完成后，选取典型的试样，使用 TESCAN 公司 VEGAII XMUINCN 型 SEM 并配有 EDAX 公司的 GenesisXM2 能谱仪对试样的断口形貌及腐蚀产物进行表征分析。

2 实验结果

2.1 显微组织

表 1 2195-T8 铝锂合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 2195-T8 AL-Li alloy (wt%)

| Li | Cu | Mg | Ag | Zr | Fe | Si | Ti | Na | H | Al |
|------|------|------|------|------|------|------|-------|--------|-----------------------------|------|
| 1.00 | 4.02 | 0.40 | 0.41 | 0.11 | 0.16 | 0.03 | 0.068 | 0.0003 | 0.17 cm ³ /100 g | Bal. |

表 2 2195-T8 铝锂合金的基本力学性能

Table 2 Basic mechanical properties of 2195-T8 AL-Li alloy

| Mechanical property | Value |
|-----------------------------------|--------|
| Tensile strength, σ_b /MPa | 609.90 |
| Yield strength, σ_s /MPa | 583.33 |
| Elongation, δ /% | 11.4 |
| Elastic modulus, E /GPa | 72.29 |

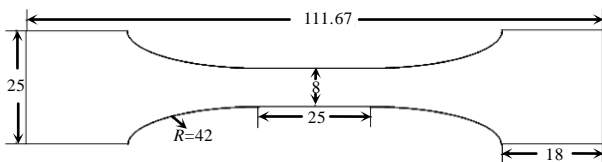


图 1 浸泡试样尺寸

Fig.1 Size of immersion sample (mm)



图 2 浸泡腐蚀容器

Fig.2 Immersion corrosion container: (a) shell and (b) lining

图 3 为 2195-T8 铝锂合金的背散射电子(BSE)照片。可见，反应合金的微观结构和各种析出相。图 3a 显示了沿轧制方向拉长的再结晶晶粒，通过与颗粒取向相关的通道对比，细长颗粒中的小颗粒属于亚颗粒。虚线框内组成的明亮粒子主要沿轧制方向分布，这归因于合金成型过程中的轧制和装载方向。在图 3b 中，晶粒内或晶界上的一些组成颗粒呈现出大小不同的形状，如黑色圆圈内的较小晶粒，被视为 θ' 相 (Al_2Cu)；而较大的金属间化合物颗粒(如黑色方框所示)，穿过 2 个或多个晶粒边界，可视为 S' 相 (Al_2CuMg)^[10]。这些颗粒的分布和成分会影响合金的选择性腐蚀特征并导致不同的腐蚀缺陷，进一步降低 2195-T8 铝锂合金的机械性能。

图 4 为合金基体的透射电镜 (TEM) 照片，显示了其中典型的三重晶界连接，可以研究单个晶粒内和晶界内的沉淀物分布。针状的 T_1 相 (Al_2CuLi)分布在晶粒内和晶界上。可以明显观察到，在晶界上 T_1 相分布稀疏；在晶界 B 和 C 上观察到一些板条状的 θ' 相，而沿晶界 A 的析出物数量较多。 T_1 相倾向于聚集在缺陷

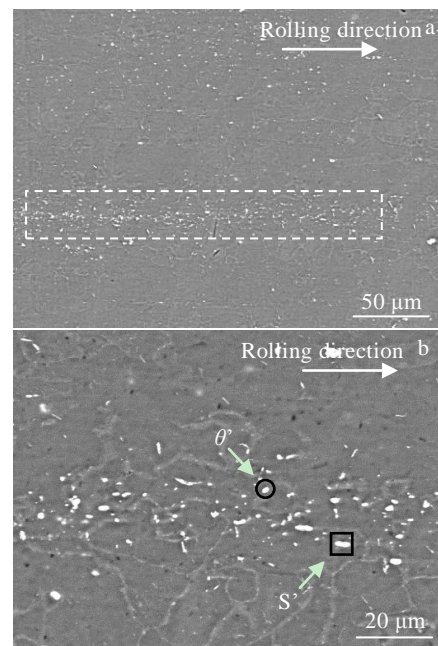


图 3 2195-T8 铝锂合金的背散射电子(BSE)照片

Fig.3 BSE images of 2195-T8 Al-Li alloy

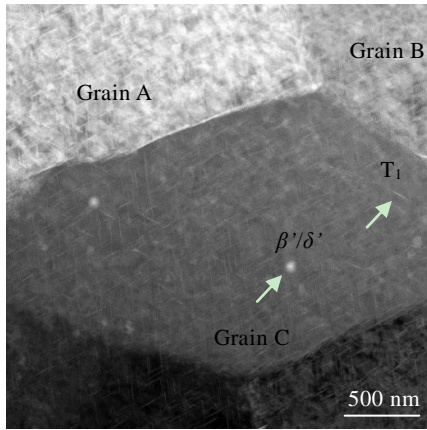


图4 2195-T8 铝锂合金的 TEM 像
Fig.4 TEM image of 2195-T8 Al-Li alloy

和位错密度高的地方，因此，合金处理工艺使得在晶界上引入了不均匀的位错，导致各种晶间能级。而晶界 A 和 B 由于各种对比度，亮度高于周围，所以推测一些重金属元素位于边界上，比如 Cu^[11]。

2.2 疲劳寿命曲线

参照前期浸泡腐蚀试验结果^[12]，试样在 N₂O₄ 中浸泡 180 d 后，其腐蚀失重、静力学性能退化较小，腐蚀形貌如图 5a 所示。试样表面打磨痕迹清晰，只有部分区域出现点蚀坑，且符合 GJB1673-93 的 N₂O₄ 中含水量小于 1.5%，所以试样的腐蚀程度较小。

对图 5a 中虚线框放大观察见图 5b，其蚀坑内发现大量的腐蚀残余物，经 EDS 测试分析，结果见表 3。试样蚀坑内的腐蚀残余物的主要成分为 Al、O、Cu，可以推测其为合金的含 Cu 的析出相和 Al 的氧化物^[13,14]。由于含 Cu 析出相比 Al 基体的电化学位更正，二者之间形成腐蚀微电池，使得试样在腐蚀介质中 Al 基体优先发生腐蚀，含铜析出相得以残留在基体上^[15,16]。

上述分析可知，试样在 N₂O₄ 中浸泡 180 d 的微观形貌和静力学参数变化较小，所以对浸泡后的试样开展疲劳试验，结果采用三参数公式：

$$(S - S_0)^m N = C \tag{1}$$

式中，S 为试验外加应力，N 为疲劳寿命，S₀ 为理论应力疲劳极限幅值，m 与 C 皆为材料常数。通过拟合，得到室温空气下和在 N₂O₄ 中腐蚀 180 d 后试样的 S-N 曲线，如图 6 所示。

在同等应力条件，试样在 N₂O₄ 环境下的疲劳寿命均低于室温空气环境，且循环应力越低，差距越明显。预腐蚀试样的疲劳断裂主要是循环载荷与蚀坑的应力

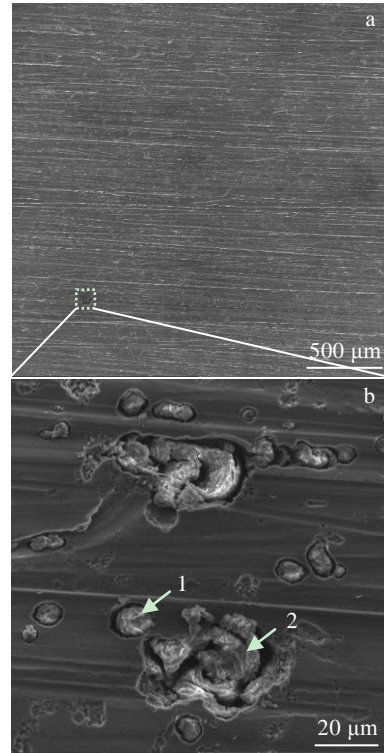


图5 试样在 N₂O₄ 中浸泡 180 d 后的腐蚀形貌
Fig.5 Corrosion morphologies of the sample after soaking in N₂O₄ for 180 d

表 3 图 5b 中不同位置的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of different positions in Fig.5b

| Position | Element | Content, ω/% |
|----------|---------|--------------|
| 1 | O | 8.36 |
| | Al | 85.05 |
| | Cu | 6.59 |
| 2 | O | 9.68 |
| | Al | 84.70 |
| | Cu | 5.62 |

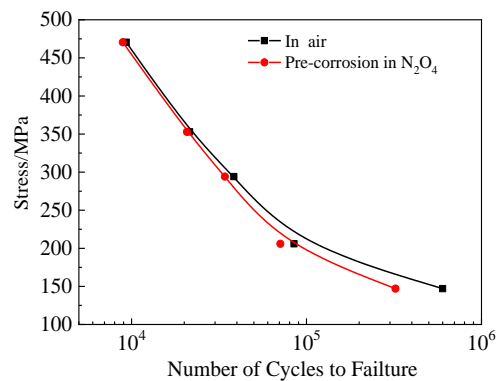


图6 空气及 N₂O₄ 中预腐蚀试样的 S-N 曲线
Fig.6 S-N curves of samples in air and pre-corroded in N₂O₄

集中，两者的协同作用下产生，使得材料的疲劳性能下降。由于蚀坑数量少，且面积小而浅，当循环载荷较大时，对蚀坑作用时间较短，此时，蚀坑所产生的应力集中相对于材料整体而言，影响较小，所以 2 种环境下试样的疲劳寿命相差也较小；而当外加载荷较小时，由于循环载荷对蚀坑作用时间较长，蚀坑周围产生较大的塑性形变，最终导致预腐蚀试样相比于光滑试样的疲劳寿命明显下降。当铝合金的疲劳周次超过 1×10^6 时，其应力幅值会趋于水平^[17,18]。由图 6 可知，试样在 2 种环境下的疲劳极限分别为 145、118 MPa，其循环应力降低比 (RRCS) 值约为 18.62%。根据试样的疲劳极限^[19-21]，定义疲劳寿命下的预腐蚀损伤程度 K_{pc} ：

$$K_{pc} = \frac{S_a}{S_p} \quad (2)$$

式中， S_a 为试样在空气中的疲劳强度， S_p 为试样在 N_2O_4 中预腐蚀的疲劳强度。试样在 N_2O_4 中浸泡 180 d 后，其预腐蚀损伤程度约为 1.23，表明长期浸泡 N_2O_4 后的铝锂合金性能会有一定程度的退化。

2.3 断口形貌

利用扫描电镜 (SEM) 对试样的疲劳断口进一步观察分析，2 种环境下试样的断口形貌见图 7。图 7a 为典型光滑试样断口的疲劳源区形貌，呈现出高低不平的小平

面，其裂纹扩展主要沿断口的两端进行扩展。而在图 7b 中，预腐蚀后的试样出现多源裂纹萌生的特征，邻近的腐蚀坑产生裂纹扩展后，会发生相互交错，形成大的裂纹萌生带。选取图 7b 中腐蚀坑 (圆圈标识处) 进一步放大观察如图 7c 所示，EDS 结果如图 7d 所示，可以看出，裂纹源头的腐蚀坑区域存在析出的夹杂物和第二相粒子等，但其主要成分仍以合金的基体元素为主，其中非金属元素 Si 的含量远超初始的平均含量。由图 7e、7f 中可以观察到一些较大的晶粒撕裂后出现的大小不一的平面，呈现出以穿晶断裂为主的特征。同时，在图 7e 中发现了由试样自身缺陷引起的裂纹扩展纹理。对于多数铝合金而言，材料在经受循环应力加载时，材料的外在因素 (表面缺陷、形状等) 与内在因素 (内部缺陷、晶界强度等) 皆会引起裂纹的萌生，两者相互竞争，相遇时会使裂纹扩展方向发生改变，加速裂纹的扩展速率。

图 7g、7h 分别为合金典型的裂纹扩展区的断口形貌，两者形貌基本相似，且均可观察到明显的疲劳辉纹。在不同的晶粒内，疲劳辉纹的间隔距离也略有不同，表明晶粒的大小、取向以及晶界强度等因素都会对疲劳裂纹的扩展起到延缓作用。在图 7g 中发现了平行 (1 处) 和垂直 (2 处) 于疲劳辉纹的二次裂纹。而在图 7h 中，预腐蚀后的试样只发现了平行于疲劳辉纹的二次裂纹。同时，在图 7i、7j 中，2 种环境下的断

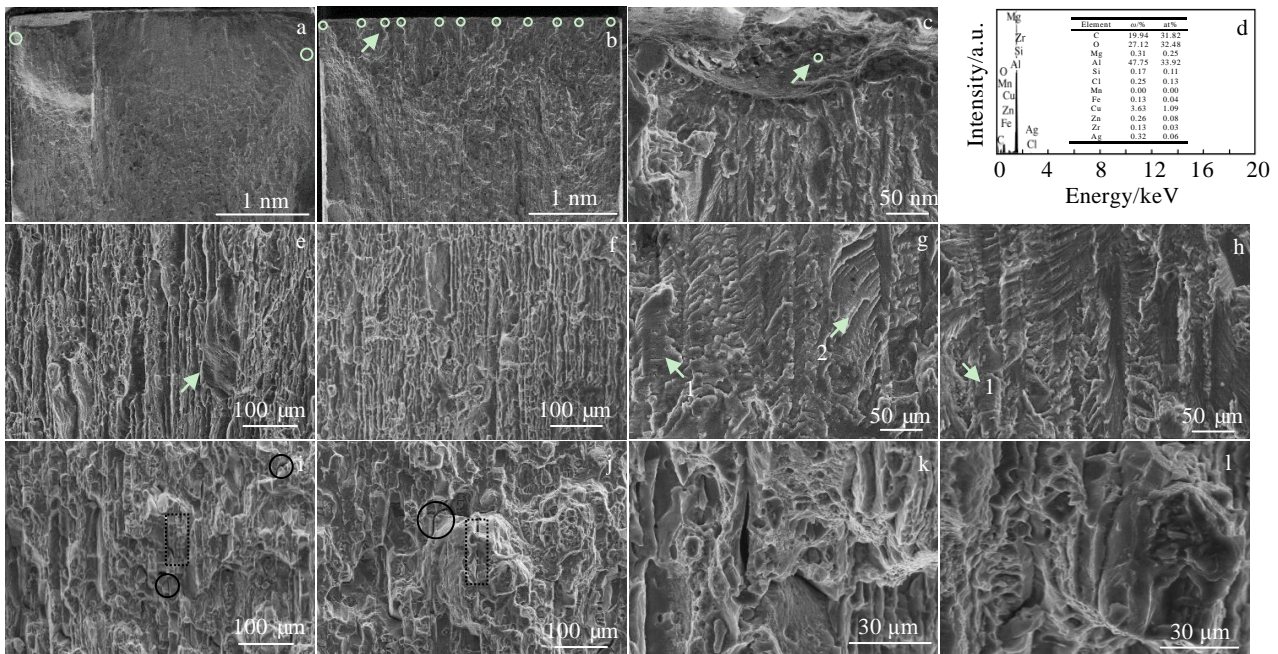


图 7 试样在 2 种环境下的断口形貌及 EDS 分析结果

Fig.7 Fracture morphologies of the samples in two environments: (a, e, g, i, k) in air; (b, c, f, h, j, l) in N_2O_4 ; (d) EDS analysis result of the circle marked in Fig.7c

口形貌凹凸不平, 呈现出明显的剪切撕裂状, 其中均出现了穿越大晶粒 (黑色虚线方框) 及途经小角度晶界的 (黑色圆圈) 的二次裂纹, 在不同大小的晶粒之间发生扩展与偏折。

试样在 2 种环境中的疲劳瞬断区的断口形貌见图 7k、7l。从图中可以观察到瞬断区存在大量的韧窝、空洞以及一些第二相粒子, 相邻的韧窝由撕裂棱连接。在疲劳断裂的过程中, 试样沿晶界发生了塑性变形, 呈现出典型的沿晶韧窝和韧性断裂的特征^[22]。

3 分析与讨论

3.1 预腐蚀疲劳源的萌生

合金的疲劳源区通常出现在材料在加工过程中以及自身的缺陷、损伤部位。试验所用的试样是由铝锂合金板材加工而成, 所以未腐蚀试样裂纹主要萌生于局部应力最大处, 即位于断口的两端处, 疲劳裂纹以“河流”形状且主要为单裂纹源机制发生扩展, 这也符合裂纹扩展能量理论^[23]。研究表明^[18,21], 面心立方金属疲劳裂纹是由于位错、滑移引起的增殖、塞积等原因形成, 沿 {111} 面进行扩展, 呈现出剪切锯齿状, 与试验所采用的“拉-拉”应力成 45° 方向。而在 N₂O₄ 环境中, 其溶液体系内含有少量的 H₂O, 形成局部的 N₂O₄-HNO₃ 体系,

产生 H⁺、NO₂⁻、NO₃⁻ 等离子, 引起电化学腐蚀。H⁺ 具有很强的活性, 会破坏试样表面的氧化膜, 加速腐蚀的进行, 形成腐蚀坑, 从而造成应力集中, 形成独特的“闭塞电池腐蚀”, 称为闭塞区; 同时, 在腐蚀坑内会形成“凹槽”状, 如图 5 中所示, 其内部主要为富铜相的粒子, 可以作为合金基体或附近活性沉淀物阳极溶解的有效阴极, 进一步加速闭塞区的腐蚀反应, 其发展历程如图 8 所示。当闭塞区 (蚀孔或裂纹尖端) 形成后 (如 8a), 此时, 内部金属阳离子 (Al³⁺) 浓度会变大 (如图 8b)。随着腐蚀的进行, 为了维持溶液的电中性, 外部溶液中的 NO₂⁻ 与 NO₃⁻ 会随之迁移至闭塞区内部 (如图 8c), Al³⁺ 发生水解反应形成产物附着在金属上, H⁺ 在尖端析出, pH 会迅速下降 (如图 8d), 至一定值后趋势变缓, 保持平衡, 这些“特性离子”与 H⁺ 生成 HNO₃、HNO₂^[24]; 同时合金基体与闭塞区内裸露出的富铜相进一步形成腐蚀原电池, 导致试样多处出现表面损伤, 致使预腐蚀后的试样呈现多源裂纹萌生的特征, 疲劳寿命也随之下降。在疲劳源区的腐蚀坑内, Si 元素的含量达到初始板材的 5 倍, 由此可以推断, 非金属元素的夹杂可能会导致试样在腐蚀介质中更容易发生电化学腐蚀, 从而降低材料的塑性, 使得裂纹更容易在非金属夹杂区域萌生^[7,25]。

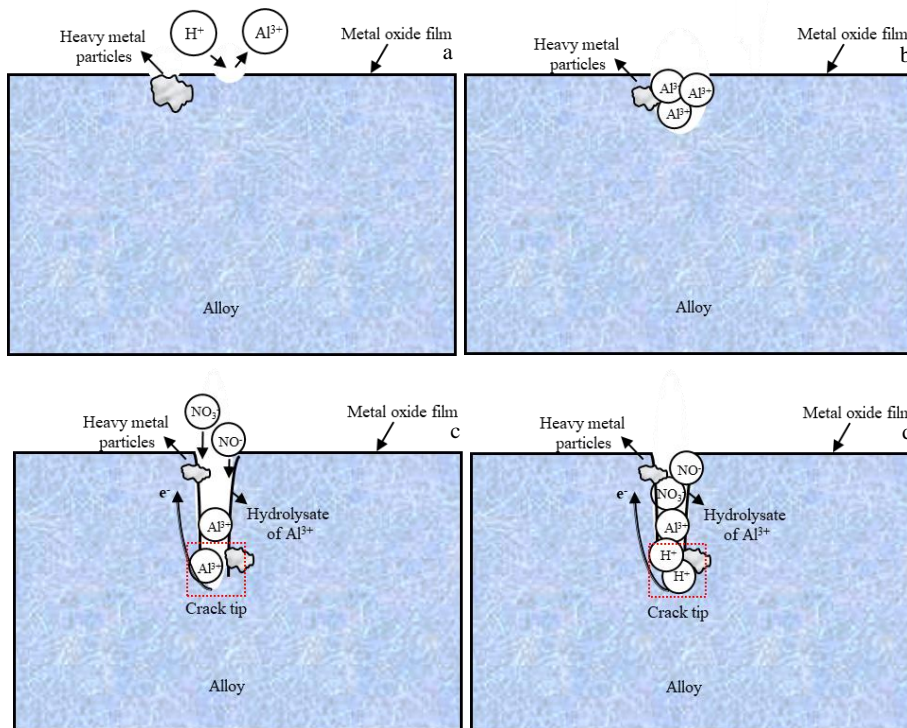


图 8 闭塞区的发展历程示意图

Fig.8 Schematic diagrams of the development process of the blocked area: (a) oxidation film ruptures to form corrosion holes; (b) the concentration of metal cations in the occlusion zone increases; (c) anions enter, and the metal cations are hydrolyzed, and the pH drops sharply; (d) H⁺ precipitates to accelerate corrosion

3.2 二次裂纹的产生

二次裂纹通常与疲劳辉纹平行，与裂纹扩展方向垂直，由断口表面向内部扩展的一些微裂纹^[22]，主要是金属的晶体界面受到与疲劳辉纹平行的剪切应力所形成。而在上述实验结果（图 7g）中，在未腐蚀的试样断口发现了垂直于疲劳辉纹的二次裂纹，其示意图见图 9 中晶粒 A。目前有关铝合金疲劳裂纹的文献中，尚无发现对此类二次裂纹进行描述的现象。推测是由于主裂纹在扩展的过程中途经大晶粒时，其裂纹尖端受到了较大的阻力，为了消耗应变能，减小裂纹尖端的塑性变形，主裂纹会产生分支，逐步扩展形成了垂直于疲劳辉纹的二次裂纹，从而一定程度上降低了裂纹的扩展速率，延长了合金的疲劳寿命^[26]。而在预腐蚀后的试样并无发现相似形貌，也证明了预腐蚀使试样产生了一定的损伤后，降低了合金的机械性能，对二次裂纹的萌生以及走向造成了一定的影响。

在循环载荷的作用下，合金内部的位错密度会不断增加、相互作用，致使晶界处，尤其是大晶界处的堵塞、堆积更加严重，形成凹凸不平的缺陷，延缓裂纹的扩展，最终形成驻留滑移带（PSB），造成一些二次裂纹的萌生^[27]。由于试验中所选取的最大循环载荷小于 2195-T8 铝锂合金的屈服强度，合金是在弹性变形的范围内，只有局部区域的晶粒会发生塑性变形，导致 PSB 的产生，如示意图 9 中的晶粒 B、C 所示。不同晶粒的晶界强度大小会阻碍 PSB 的形成路径，最终导致图 7i、7j 中出现的穿越大晶粒及途经小角度晶界的二次裂纹，并且在晶粒表面形成凹坑或凸起，而这些二次裂纹在扩展一定的距离便会中断、停止。

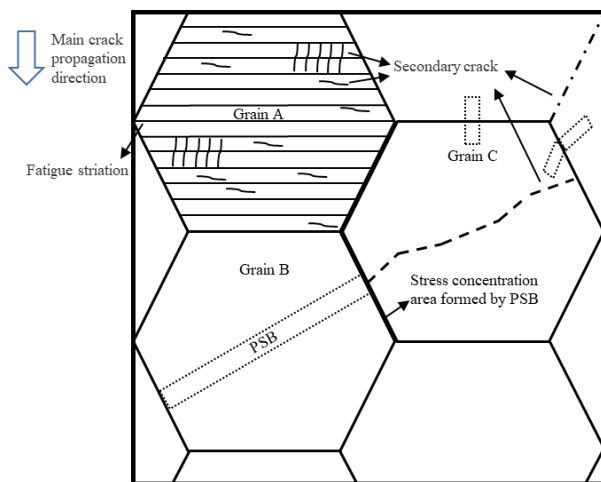


图 9 二次裂纹扩展示意图

Fig.9 Schematic diagram of secondary crack growth

4 结 论

1) 在 N_2O_4 中预腐蚀 180 d 后的 2198-T8 铝锂合金材料疲劳寿命与未腐蚀试样相比下降明显，试样在 2 种环境下的疲劳极限分别为 145、118 MPa，其循环应力降低比值约为 18.62%。

2) 预腐蚀损伤对材料疲劳性能的影响主要是疲劳裂纹萌生数量和位置发生改变。在腐蚀过程中，由于形成“闭塞区”，且与富铜相粒子形成原电池，会进一步加剧腐蚀程度，造成材料表面出现多处损伤，形成多源裂纹萌生的特征，降低材料的疲劳寿命。预腐蚀后试样裂纹萌生处的 Si 含量远超未腐蚀试样，疲劳裂纹均从腐蚀坑处萌生。

3) 未腐蚀试样由于其主裂纹尖端遇到大的阻力，产生了与疲劳辉纹相垂直的二次裂纹；同时，在 2 种环境下，相邻晶粒的晶界连接处在循环载荷的作用下形成 PSB，导致一些穿越大晶粒及途经小角度晶界的二次裂纹萌生。

4) 试样在 2 种不同环境中的疲劳瞬断区的断口形貌相似，试样沿晶界发生了塑性变形，呈现出典型的沿晶韧窝和韧性断裂的特征。

参考文献 References

- [1] Li Zhonglin(李忠林), Luo Binghe(罗秉和). *Journal of Propulsion Technology*(推进技术)[J], 1993, 14(1): 78
- [2] Dursun T, Soutis C. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
- [3] Kaushik Y. *Journal of Materials Science*[J], 2015, 3(3): 33
- [4] Wang X H, Wang J H, Yue X et al. *Materials & Design*[J], 2015, 67: 596
- [5] Alexopoulos N D, Migklis E, Stylianos A et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 56(11): 95
- [6] Goma F, Larouche D, Bois-Brochu A et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2014, 59(2): 244
- [7] Chen Yuanyuan(陈圆圆), Zheng Ziqiao(郑子樵), Cai Biao(蔡彪) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(11): 1926
- [8] Zhong Jing(钟 警), Jia Min(贾 敏), Fan Chunping(范春平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1944
- [9] Fan Xuesong(范雪松), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhang Long(张龙) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1327
- [10] Li Jinfeng(李劲风), Ning Hong(宁 红), Liu Danyang(刘丹阳) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(2): 258

- [11] Liu D Y, Li J F, Lin Y C *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 33(9): 1201
- [12] Guo Yi(郭 一), Huang Zhiyong(黄智勇), Jin Guofeng(金国锋) *et al.* *Applied Chemical Industry*(应用化工)[J], 2021, 50(1): 56
- [13] Lv K, Zhu C, Zheng J *et al.* *Journal of Materials Research*[J], 2019, 34(20): 3535
- [14] Li J F, Liu D Y, Ning H *et al.* *Materials Characterization*[J], 2018, 137: 180
- [15] Zhang X X, Zhou X R, Hashimoto T *et al.* *Corrosion Science*[J], 2018, 132: 1
- [16] Huang J L, Li J F, Liu D Y *et al.* *Corrosion Science*[J], 2018, 45(2): 215
- [17] Yao Weixing(姚卫星). *Fatigue Life Estimation of Structures* (结构疲劳寿命分析)[M]. Beijing: Science Press, 2019: 44
- [18] Xu Luopeng(许罗鹏), Cao Xiaojian(曹小建), Li Jiukai(李久楷) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 83
- [19] Wang Chiquan(王池权), Xiong Junjiang(熊峻江). *Engineering Mechanics*(工程力学)[J], 2017, 34(11): 225
- [20] Zhang C, Yao W X, Yu J H. *Transactions of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics*[J], 2011, 28(4): 331
- [21] Zhou Song(周 松), Xie Liyang(谢里阳), Hui Li(回 丽) *et al.* *Journal of Northeastern University, Natural Science*(东北大学学报, 自然科学版)[J], 2016, 37(7): 969
- [22] Cui Yuexian(崔约贤), Wang Changli(王长利). *Metal Fracture Analysis*(金属断口分析)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998: 40
- [23] Zhong Qunpeng(钟群鹏), Zhao Zihua(赵子华). *Fractures*(断口学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 270
- [24] Zuo Jingyi(左景伊). *Stress Corrosion Cracking*(应力腐蚀破裂)[M]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 1985: 31
- [25] She Lingjuan(佘玲娟), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Shen(钟 申) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1201
- [26] Hui Li(回 丽), Zhao Yongsheng(赵永生), Zhou Song(周 松) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2706
- [27] Zhong Shen(钟 申), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Liping(钟俐萍) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(10): 2734

Pre-corrosion Fatigue Performance of 2195-T8 Al-Li Alloy in N₂O₄ under Tension-Tension Load

Guo Yi¹, Chang Xinlong¹, Tian Gan¹, Liu Dejun¹, Pang Chuang¹, Wu Wei²

(1. Rocket Force University of Engineering, Xi'an 710025, China)

(2. Engineering Quality Supervision Center of the Logistics Support Department of the Military Commission, Beijing 100142, China)

Abstract: In the state of long-term filling and storage of liquid missiles, the body and tank structure are often damaged by corrosion, which leads to fatigue cracks and even fractures. The fatigue crack initiation, propagation and fracture mechanism of 2195-T8 aluminum-lithium alloy pre-corroded in N₂O₄ for 180 d were studied by fatigue life testing, scanning electron microscopy and energy spectrum analysis, and compared with uncorroded samples. The results show that the fatigue limits of the specimens tested in the two environments are 145 and 118 MPa, and the cyclic stress reduction ratio is about 18.62%. During the pre-corrosion process, the sample forms an "occlusion zone" and forms a galvanic cell with the copper-rich phase particles at the same time, which further accelerates the corrosion process and forms the characteristics of multi-source crack initiation, and it is easier to crack from the non-metallic inclusion area. Affected by factors such as dislocation and accumulation between grains, it is found that it is perpendicular to the fatigue striations, passing through large grains, and passing through small-angle grain boundaries. The fracture morphology of the fatigue transient fracture zone in the two environments shows the characteristics of typical along-crystalline dimples and ductile fracture.

Key words: 2195-T8 aluminum-lithium alloy; pre-corrosion damage; fatigue life; fracture analysis; secondary crack

Corresponding author: Tian Gan, Ph. D., Associate Professor, Institute of Missile Engineering, Rocket Force University of Engineering, Xi'an 710025, P. R. China, Tel: 0086-29-84741927, E-mail: tiangan_2012@163.com