

# 2024-T4 铝合金 FSW 接头疲劳裂纹扩展行为及寿命预测

王磊<sup>1,2</sup>, 李东侠<sup>2</sup>, 回丽<sup>3</sup>, 沈振鑫<sup>2</sup>, 周松<sup>2,3</sup>

(1. 苏州科技大学, 苏州, 215009; 2. 沈阳航空航天大学, 沈阳, 110136; 3. 沈阳航空航天大学, 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 沈阳, 110136)

**摘要:** 基于 ABAQUS 与 FRANC 3D 联合仿真的方法, 对 2024-T4 铝合金搅拌摩擦焊接头预制裂纹于不同部位的紧凑拉伸试样进行裂纹扩展分析以及寿命预测, 并深入分析不同部位裂纹扩展行为存在差异性的原因。结果表明, 随着裂纹长度的不断延长, 裂纹尖端应力强度因子随之增大, 且裂纹向前扩展路径基本沿直线扩展, ABAQUS 与 FRANC 3D 联合仿真方法分析不同部位的裂纹尖端应力强度因子和裂纹扩展路径的理论计算和试验结果基本吻合, 验证了分区域进行联合仿真的模型精度满足要求。不同部位裂纹扩展试样寿命预测结果与试验结果的相对误差均在 5% 左右, 对焊接接头分区域联合仿真进行寿命预测是准确可行的。裂纹位于不同部位的扩展试样断口处的疲劳辉纹间距不同导致预制裂纹于 3 个部位的疲劳寿命由低到高为: 热影响区、垂直于焊缝方向、焊核区。

**创新点:** (1) 对比基于 ABAQUS 与 FRANC 3D 联合仿真的结果和试验结果研究不同部位的裂纹扩展行为, 进而说明联合仿真的准确性、合理性。

(2) 对不同部位裂纹扩展建立寿命预测模型, 提高搅拌摩擦焊接头寿命预测精度, 并深入分析产生差异的原因。

**关键词:** 2024-T4 铝合金; 搅拌摩擦焊; FRANC 3D; 裂纹扩展; 寿命预测

中图分类号: TG 405

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20220507002

## 0 序言

2024-T4 铝合金是一种高强度硬铝合金被广泛用于航空、航天等领域<sup>[1-2]</sup>。传统焊接方法焊缝区域容易出现气孔、裂纹等焊接缺陷, 而搅拌摩擦焊 (friction stir welding, FSW) 可以很大程度避免这些缺陷的产生, 对于铝合金具有很好的适用性<sup>[3-5]</sup>。而双轴肩搅拌摩擦焊是近些年的热门焊接技术, 可以实现焊接工件接头受热、受力均匀, 热变形小等<sup>[6-7]</sup>。

FSW 焊接过程中, 焊接区域不可避免的会受到摩擦热、机械搅拌作用以及轴肩挤压的作用, 导致 FSW 焊接接头形成异常复杂的非均匀组织分布, 从而使焊缝与母材之间产生失配效应。因此, 众多学者对 FSW 接头的裂纹扩展行为进行了研究。Tra 等人<sup>[8]</sup> 研究了 AA6063-T5 铝合金 FSW 接头的疲劳

裂纹扩展行为, 发现非均匀的微观结构造成不同的疲劳裂纹扩展速率, 扩展位置、测试温度对裂纹扩展行为影响显著。Lezcano 等人<sup>[9]</sup> 分析了力学失配对焊接接头韧性的影响, 从而得到了焊接接头的韧脆过渡曲线。Rao 等人<sup>[10]</sup> 对镁铝异种合金 FSW 焊接接头的裂纹扩展和损伤机理进行了研究, 结果表明, 当疲劳裂纹扩展到镁板或铝板发生断裂时, 裂纹的萌生由微动碎屑引起; 当裂纹在焊缝处发生断裂, 其断口表明疲劳裂纹起源于焊缝缺陷。Sarikka 等人<sup>[11]</sup> 研究了 SA508 合金与其它金属焊缝失配的力学性能, 发现裂纹在焊缝区域和焊缝附近的扩展受到强度失配的很大影响。Dai 等人<sup>[12]</sup> 研究了 AA6N01 铝合金 FSW 接头不同位置的疲劳裂纹扩展, 发现疲劳裂纹扩展速率最高的区域在焊核区。王磊等人<sup>[13]</sup> 分析了失配接头的裂纹扩展路径, 发现 2A12-O 高配接头拉伸试验断裂于母材, 2A12-T4 低配接头断裂于近热影响区。综上, 大多数学者还是把整个焊接区域考虑为一个整体进行研究, 这

使得无法深入了解搅拌摩擦焊接接头的疲劳失效机理,也难以准确评估搅拌摩擦焊接结构的寿命.为了对搅拌摩擦焊接结构进行准确的寿命评估,有必要对非均质焊接接头的多区域疲劳失效行为进行深入分析和研究,对于深入理解搅拌摩擦焊接接头的疲劳断裂行为机制和疲劳寿命评估具有重要意义,对航空装备的安全可靠性评估具有重要的工程应用价值.

通过对 2024-T4 铝合金 FSW 焊接接头预制裂纹于焊核区、热影响区以及垂直于焊缝方向,分析疲劳裂纹的扩展行为,同时通过 ABAQUS 和 FRANC 3D 联合仿真对多个区域紧凑拉伸试样进

表 1 2024-T4 合金的化学成分 (质量分数, %)  
Table 1 2024-T4 alloy chemical composition

Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ti	Mn	Ni	Fe+Ni	Al
0.5	0.5	3.8~4.9	1.2~1.8	0.3	0.15	0.3~0.9	0.1	0.5	余量

根据 ASTM-E467-15 标准《疲劳裂纹扩展速率测量的标准试验方法》,该疲劳裂纹扩展试验采用紧凑拉伸 (compact tension, CT) 试样,选取 CT 试样尺寸为  $88 \text{ mm} \times 84 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ ,在焊核区 (nugget

行疲劳裂纹扩展行为模拟分析及寿命预测,并深入讨论了各个区域裂纹扩展行为差异性的原因,为其它材料焊接结构裂纹扩展行为的研究提供一种分析手段.

## 1 试验方法与有限元仿真

### 1.1 试验材料

试验材料为 4 mm 厚的 2024-T4 航空用轧制铝合金板,其化学成分如表 1 所示.搅拌摩擦焊设备为 FSW-3LM-003 小型双轴肩 FSW 系统.搅拌头轴肩直径为 14 mm,采用直径为 5 mm 的螺纹式搅拌针.

zone, NZ)、热影响区 (heat affected zone, HAZ) 和垂直焊缝方向 (perpendicular to the weld, PW) 预制裂纹分别以 NZ 试样、HAZ 试样和 PW 试样表示,试样的具体尺寸如图 1 所示.

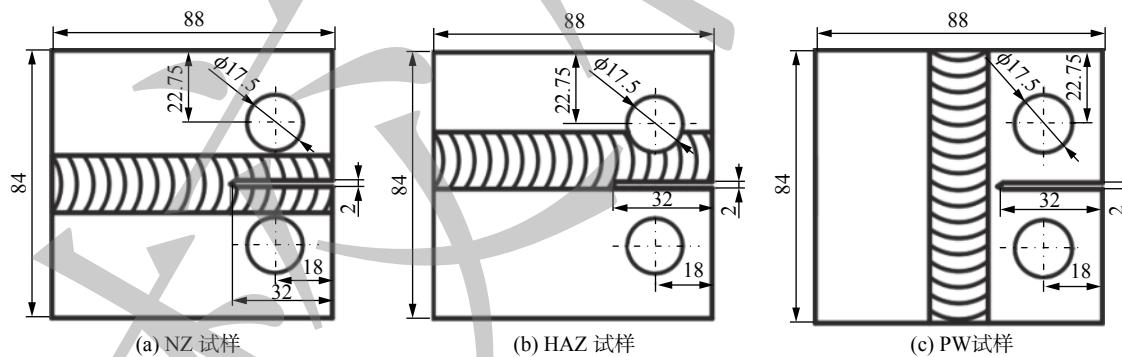


图 1 不同部位的裂纹扩展试样 (mm)

Fig. 1 Crack propagation samples in different regions. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

### 1.2 试验内容

采用 MTS810 型疲劳试验机进行疲劳裂纹扩展试验,试验环境为室温空气.施加的载荷采用正弦波控制,加载频率为 8 Hz,应力比  $R = 0.1$ .在进行疲劳裂纹扩展试验之前,所有试样均采用 400~3000 号砂纸打磨表面.试验过程中通过 JXD-B 型长焦距光学显微镜实时读取裂纹扩展长度.

### 1.3 有限元仿真

基于 ABAQUS 与 FRANC 3D 联合仿真的方法对疲劳裂纹扩展过程进行分析.由于接头材料的

力学性能不均匀,接头各区域材料的屈服强度各不相同,因此对有限元模型进行分区处理.前期测试获得 2024-T4 铝合金搅拌摩擦焊接头各区域的弹性模量、泊松比和材料屈服强度的具体情况如表 2 所示.

图 2 为 CT 模型在 ABAQUS 中进行各个区域的划分并赋予不同分区相应材料属性.定义相关载荷和边界条件,上、下加载孔中心分别与上、下加载圆柱面定义耦合约束关系,上加载孔加载  $y$  方向的循环载荷,下加载孔完全固定.

表 2 ABAQUS 输入焊接接头不同分区材料参数  
Table 2 ABAQUS input material parameters for different regions of welded joints

区域	弹性模量 $E/\text{GPa}$	泊松比 $\mu$	屈服强度 $R_{\text{eL}}/\text{MPa}$
母材	73	0.33	353
热力影响区	73	0.33	264
热影响区	73	0.33	266
焊核区	73	0.33	285

将在 ABAQUS 中建立的 CT 试样有限元模型导入到 FRANC 3D 中, 在预制裂纹尖端插入 2 mm 的初始裂纹, 选取裂纹尖端单元几何半径为 0.2 mm, 输入预制初始裂纹参数后, FRANC 3D 自动完成网格划分。

在线弹性断裂力学中, 经典 Paris 公式在工程应用中最为广泛。2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹扩展中, 不同部位试样的裂纹扩展基本参数  $C$ ,  $m$  和门槛值  $\Delta K_{\text{th}}$  具体如表 3 所示。

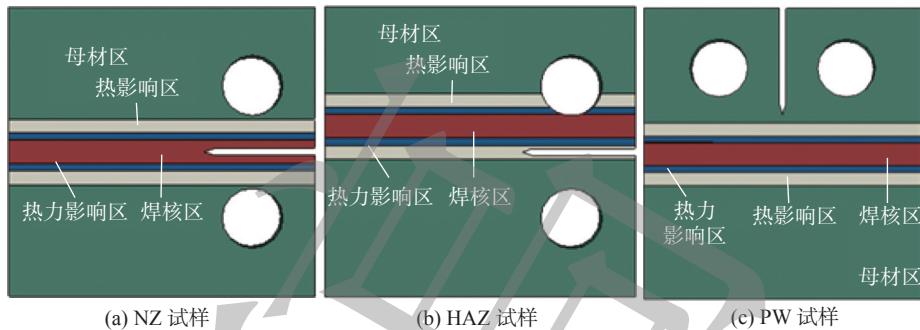


图 2 模型分区的 CT 试样

Fig. 2 CT sample diagram of model partition. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

表 3 疲劳裂纹扩展 Paris 基本参数  
Table 3 Fatigue crack propagation Paris basic parameters

试样类型	$m$	$C/10^{-12}$	门槛值 $\Delta K_{\text{th}}/(\text{MPa} \cdot \text{m}^{\frac{1}{2}})$
NZ	2.97	10.1	42.1
HAZ	3.05	9.22	35.4
PW	3.5	2.07	38.9

## 2 试验结果与分析

### 2.1 裂纹尖端应力强度因子

裂纹按照力学特性分为 I 型(张开型)裂纹、II 型(滑开型)裂纹和 III 型(撕开型)裂纹, 试验使用的 CT 试样裂纹属于 I 型裂纹, 因此只需要考虑 I 型裂纹尖端应力强度因子  $K_I$ 。

在 FRANC 3D 中, 插入的初始裂纹为 2 mm 的

$$K_I = \frac{P \left[ 29.6 \sqrt{\frac{\alpha}{W}} - 185.5 \left( \frac{\alpha}{W} \right)^{\frac{3}{2}} + 655.7 \left( \frac{\alpha}{W} \right)^{\frac{5}{2}} - 1017 \left( \frac{\alpha}{W} \right)^{\frac{7}{2}} + 638 \left( \frac{\alpha}{W} \right)^{\frac{9}{2}} \right]}{B \sqrt{W}} \quad (3)$$

式中: 定义  $\alpha = 16 + a$ ,  $a$  为裂纹长度;  $P$  为试验施加载荷,  $P = 1 \text{ kN}$ ;  $W$  为有效试样宽度,  $W = 70 \text{ mm}$ ;  $B$  为试样厚度,  $B = 4 \text{ mm}$ 。

椭圆形裂纹, FRANC 3D 计算应力强度因子一般采用  $M$ -积分, 即

$$M^{1,2} = \int_{\Gamma} \left( \sigma_{ij}^1 \frac{\partial u_i^2}{\partial x_j} + \sigma_{ij}^2 \frac{\partial u_i^1}{\partial x_j} \right) \frac{\partial q}{\partial x_j} \text{d}s - \int_{\Gamma} (W^{1,2} \delta_{ij}) \frac{\partial q}{\partial x_j} \text{d}s \quad (1)$$

式中:  $\Gamma$  为裂纹尖端积分路径;  $W$  为应变能密度因子;  $q$  为中间变量;  $\sigma_{ij}$  为应力张量;  $u_{ij}$  为位移矢量;  $\delta_{ij}$  为应变张量; 1, 2 表示  $x, y$  方向。

I 型裂纹裂纹尖端应力强度因子为

$$M^{1,2} = \frac{1 - \mu^2}{E} K_I^1 K_I^2 \quad (2)$$

式中:  $\mu$  为泊松比;  $E$  为弹性模量。

为了验证仿真模拟的准确性, 将仿真结果与理论计算进行对比, 根据标准 ASTM E399-74《金属材料平面应变断裂韧性的标准试验方法》可知, 紧凑拉伸试件裂纹尖端应力强度因子  $K_I$  为

将 FRANC 3D 计算得到的裂纹尖端应力强度因子和裂纹长度关系, 与理论计算结果进行对比, 如图 3 所示。理论计算与 FRANC 3D 仿真结果的

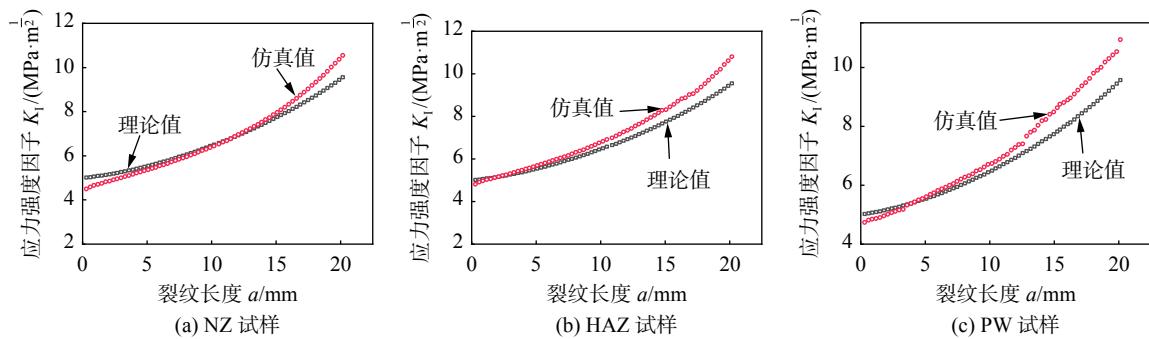


图 3 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹扩展裂纹尖端应力强度因子

Fig. 3 Crack tip stress intensity factor for multi-region crack propagation in 2024-T4 aluminum alloy FSW. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

相对误差在合理的范围内,产生误差的原因主要为通过联合仿真的方法不能完全还原焊接接头的内部缺陷以及组织的非均质分布;其次,FRANC 3D 在每一步扩展重新划分网格时,裂纹尖端网格的精度不够,使得裂纹尖端的单元出现较大变形;而且理论计算与仿真模拟使用的计算公式不同,这也导致两者的结果会产生一定的误差.但是由于理论与仿真结果的相对误差较小,因此,可以利用 FRANC 3D 分析 FSW 接头裂纹扩展过程.

## 2.2 疲劳裂纹扩展路径

图 4 为 2024-T4 铝合金 FSW 焊接接头预制裂纹于 NZ, HAZ 和 PW 3 种试样的裂纹扩展路径.NZ 和 HAZ 试样裂纹在萌生、扩展及瞬断的过程均在焊缝区内,主要原因为 2024-T4 铝合金 FSW 母材区的强度高于焊缝区,对裂纹的扩展有较强的阻碍作用.而 PW 试样裂纹垂直于焊缝基本也沿直线扩展,仅在穿过焊缝时出现微小的偏转.

FRANC 3D 仿真得到的 HAZ, NZ 和 PW 3 种试样的裂纹扩展路径如图 5 所示.3 种试样的裂纹扩展路径均为直线扩展,与试验结果相比,仿真路径没有出现小角度偏转,因为仿真模型无法真实模

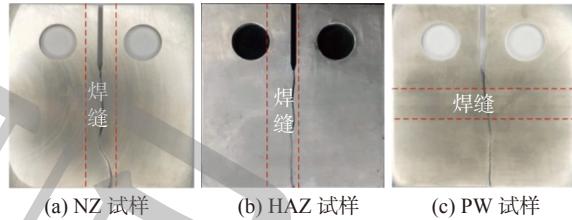


图 4 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹扩展路径

Fig. 4 Multi-region crack propagation path of 2024-T4 aluminum alloy FSW. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

拟试件内部的组织非均匀分布.利用 FRANC 3D 模拟裂纹扩展路径与试验结果基本吻合.

## 2.3 裂纹扩展寿命预测

FRANC 3D 中,在获得裂纹尖端应力强度因子后,利用 Paris 公式进行寿命预测.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m = \int_{a_0}^{a_p} \frac{da}{C(\Delta K)^m} \quad (4)$$

式中:  $\Delta K$  为应力强度因子幅度值;  $C, m$  为 Paris 公式基本参数;  $a$  为裂纹长度;  $a_0$  为初始裂纹长度;  $a_p$  为裂纹最终长度;  $N$  为裂纹扩展寿命.

图 6 为试验与仿真结果绘制的  $a$ - $N$  曲线图.

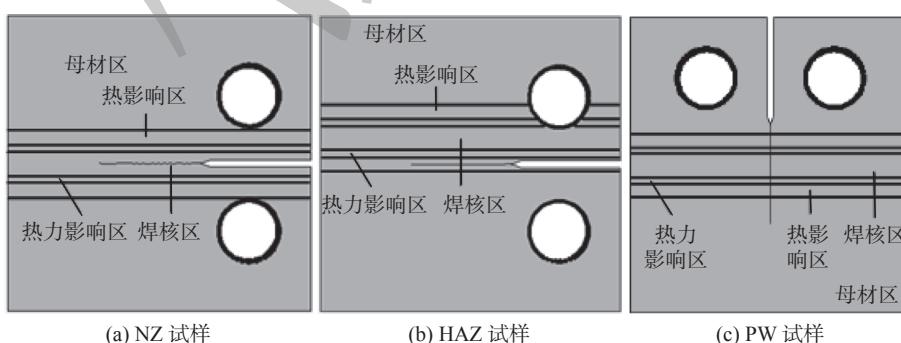


图 5 FRANC 3D 仿真 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹扩展路径

Fig. 5 FRANC 3D simulation of 2024-T4 aluminum alloy FSW multi-region crack propagation path. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

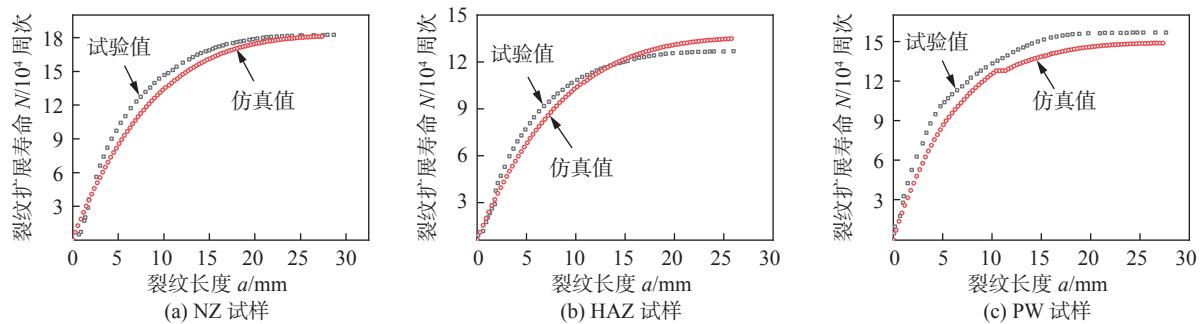


图 6 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹扩展寿命

Fig. 6 Multi-region crack propagation life of 2024-T4 aluminum alloy FSW. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

从图 6a 和图 6b 可知, 随着加载周期的增加, NZ 试样和 HAZ 试样裂纹长度差距增大, HAZ 试样的裂纹扩展速率加快, 当疲劳周期达到试样裂纹扩展寿命约 4/5 时, NZ 试样的疲劳周期为试样裂纹扩展寿命的 3/5。随着循环周次的增加, 当 HAZ 试样发生断裂时, NZ 试样进入中高速扩展阶段。这主要是因为 HAZ 的性能存在较大的梯度变化, 从而导致裂纹易向 HAZ 较弱的区域扩展, 而 NZ 由于细晶强化的作用, 形成性能相对稳定的区域, 对裂纹的扩展起到阻碍效应<sup>[14-15]</sup>。由图 6c 可知, PW 试样裂纹首先在母材区扩展相对缓慢。当裂纹进入焊缝扩展时, 由于裂纹扩展方向与板材的轧制方向平行, 裂纹在未穿过焊缝中心时, 裂纹扩展相对缓慢, 此时焊缝对裂纹有一定的阻碍作用。当裂纹扩展至 NZ 中心时, 裂纹扩展出现明显加速, 图 6c 中通过联合仿真所得曲线在裂纹长度为 10.5 mm 左右时裂纹出现快速扩展, 此时裂纹处于 NZ 中心位置, 强度最弱。裂纹穿过焊缝后裂纹扩展速率加快, 这主要是由于焊缝各区域的强度弱于母材, 裂纹在穿过焊缝较弱的区域, 易于向前扩展。因此 2024-T4 铝合金 FSW 接头预制裂纹于 3 个不同部位试样的疲劳寿命由高到低的顺序为: NZ 试样、PW 试样、HAZ 试样。由图 6 可以看出, NZ、HAZ 和 PW 3 种试样疲劳裂纹扩展仿真寿命与试验寿命基本相近。

将图 6 中 3 种试样在裂纹稳定扩展的低速、中速、高速 3 个阶段分别选取 3 个裂纹长度, 将其试验寿命与仿真寿命进行对比, 结果如表 4 所示。在裂纹扩展的 3 个阶段, 3 种试样的试验寿命与 FRANC 3D 仿真预测寿命相对误差在 5% 左右, 说明了基于 ABAQUS 与 FRANC 3D 的联合仿真在疲劳裂纹扩展寿命预测方面是可行的。

表 4 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹扩展寿命对比  
Table 4 Comparison of multi-region crack propagation life of 2024-T4 aluminum alloy FSW

试样 类型	裂纹长度 $a/\text{mm}$	寿命 $N/\text{周次}$		相对误差 $\epsilon(\%)$
		试验值	仿真值	
NZ	9	135 500	128 552	5.1
	15	168 500	161 203	4.3
	25	181 700	179 804	1.0
HAZ	8.7	100 500	93 680	6.7
	13.0	115 500	114 510	0.85
	23.2	125 900	133 334	-5.9
PW	7.5	119 000	110 739	6.9
	15.3	151 500	138 913	8.3
	26.6	156 680	148 762	5.0

## 2.4 分析与讨论

在相同应力水平下, 选取 3 种试样在裂纹低速扩展期、裂纹中速扩展期和裂纹高速扩展期的微观断口进行对比分析, 如图 7~图 9 所示。微观断口形貌主要表现为疲劳辉纹以及二次裂纹。在循环载荷加载下, 裂纹尖端不断张开钝化、扩展锐化, 从而在断口处留下痕迹, 即为疲劳辉纹, 并且疲劳辉纹的方向与裂纹扩展的方向垂直。在疲劳裂纹扩展过程中, 由图 7a、图 8a 和图 9a 可知, NZ 试样在中、低、高速 3 个扩展区均未观察到明显的疲劳辉纹, 主要原因是 NZ 晶粒细小, 并且裂纹一直在 NZ 扩展, 裂纹扩展主要以沿晶扩展为主, 晶粒尺寸小, 导致晶界的密度加大, 从而阻碍了裂纹的萌生以及扩展<sup>[16]</sup>。由图 7b、图 7c、图 8b、图 8c、图 9b 和图 9c 可以观察到, HAZ 和 PW 试样均有明显疲劳辉纹存

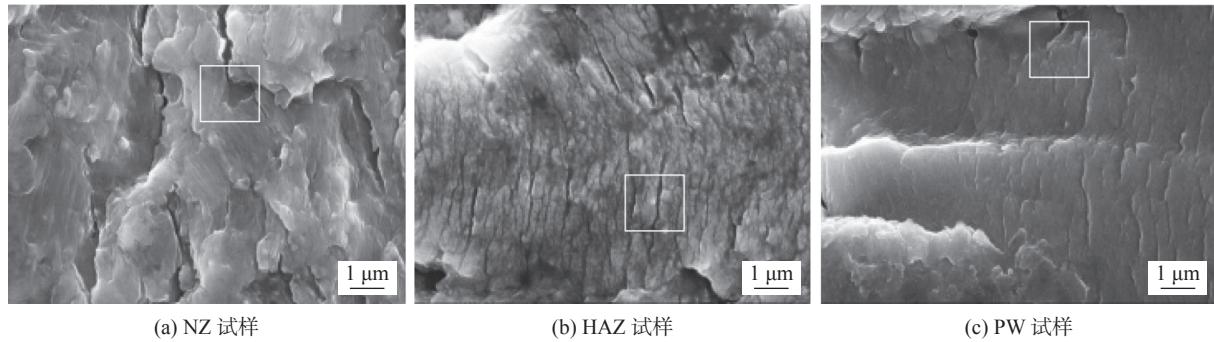


图 7 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹低速扩展断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of 2024-T4 aluminum alloy FSW multi-regional crack propagation at low speed. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

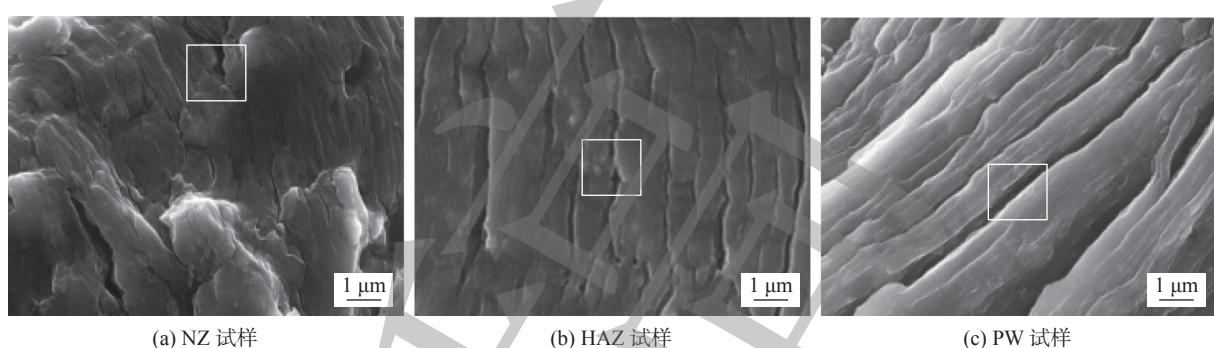


图 8 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹中速扩展断口形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of 2024-T4 aluminum alloy FSW multi-region crack propagation at medium speed. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

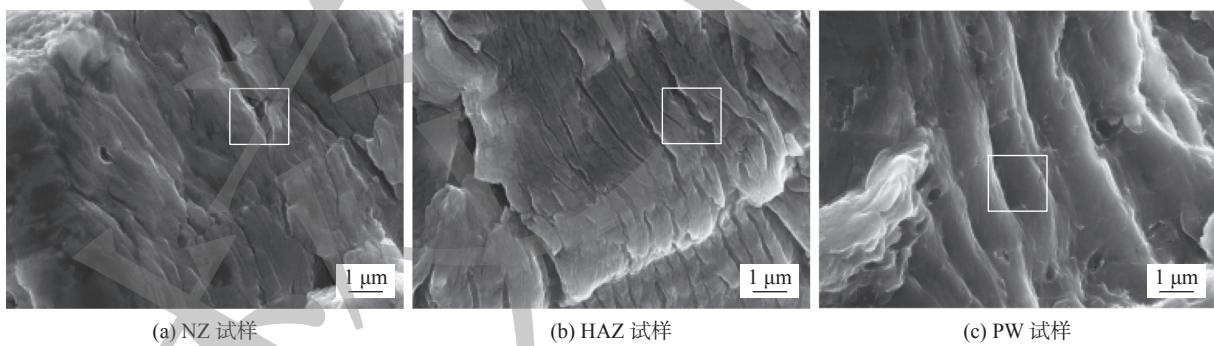


图 9 2024-T4 铝合金 FSW 多区域裂纹高速扩展断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of 2024-T4 aluminum alloy FSW multi-region crack propagation at high speed. (a) NZ sample; (b) HAZ sample; (c) PW sample

在低速扩展期, HAZ 试样断口处的疲劳辉纹更加密集, 并且存在大量的微裂纹。在交变载荷作用下, 这些微裂纹由于应力集中易形成大裂纹, 从而有效提高裂纹扩展速率。而 PW 试样的疲劳辉纹间距较大, 并且母材区的晶粒较大, 降低了裂纹的扩展速率, 因此 HAZ 试样在低速扩展期的裂纹扩展速率较 PW 试样高; 在中速扩展期, HAZ 试样断口处的疲劳辉纹间距不断加大, 明显大于 PW 试样的疲劳辉纹间距, 因此在中速扩展期 HAZ 试样的裂

纹扩展速率更高; 高速扩展阶段, HAZ 试样和 PW 试样断口的疲劳辉纹间距进一步增加, 其中 HAZ 试样的疲劳辉纹间距更大, 具有更高的疲劳裂纹扩展速率。HAZ 和 PW 试样由于扩展区晶粒较大, 裂纹扩展主要为穿晶扩展。此外, 裂纹在扩展时 3 个区域均观察到了二次裂纹, 二次裂纹的扩展方向与裂纹扩展方向垂直, 会消耗裂纹扩展过程中的一部分能量, 对于裂纹的扩展起到阻碍作用。通过疲劳裂纹扩展试验发现, 预制裂纹于 HAZ 试样的疲劳

寿命最低, PW 试样次之, NZ 试样疲劳寿命最高。

### 3 结论

(1) 通过 ABAQUS 和 FRANC 3D 联合仿真 2024-T4 铝合金 FSW 多区域疲劳裂纹扩展行为, 裂纹尖端应力强度因子、裂纹扩展路径相对误差均在合理范围内, 证明了分区域进行 ABAQUS 和 FRANC 3D 联合仿真的可行性。

(2) 通过 ABAQUS 和 FRANC 3D 联合仿真多区域裂纹扩展寿命预测的结果与试验结果误差均在 5% 左右, 证明对焊接接头分区域进行联合仿真在寿命预测方面是准确可行的。

(3) NZ 试样裂纹扩展断口无疲劳辉纹, HAZ 和 PW 试样均观察到疲劳辉纹, 但低速扩展时 PW 试样疲劳辉纹间距大于 HAZ 试样, 中、高速扩展时 HAZ 试样疲劳辉纹间距大于 PW 试样, 因此疲劳寿命由高到低的顺序为: NZ 试样、PW 试样、HAZ 试样。

### 参考文献

- [1] 杨炳鑫, 马运五, 山河, 等. 2A12-T4 铝合金自冲摩擦铆焊接头力学行为研究 [J]. 航空学报, 2022, 43(2): 625111.  
Yang Bingxin, Ma Yunwu, Shan He, *et al.* Mechanical performance of friction self-piercing riveted joint for 2A12-T4 aluminum alloy[J]. *Acta Aeronautica ET Astronautica Sinica*, 2022, 43(2): 625111.
- [2] 韩丽娟, 李小欣, 李继承. 焊丝对 2A12 铝合金焊接接头组织和力学性能的影响 [J]. 机械工程材料, 2015, 39(3): 32–35.  
Han Lijuan, Li Xiaoxin, Li Jicheng. Effects of welding wires on microstructure and mechanical properties of 2A12 aluminum alloy welded joints[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2015, 39(3): 32–35.
- [3] Xiao K, Liu P, Sun L S Y, *et al.* Study on fatigue crack propagation and fracture characterization of 7050-T7451 friction stir welded joints[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(8): 5625–5632.
- [4] Zhang L, Zhong H L, Li S C, *et al.* Microstructure mechanical properties and fatigue crack growth behavior of friction stir welded joint of 6061-T6 aluminum alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 135: 105556.
- [5] Wang L, Hui L, Zhou S, *et al.* Effect of corrosive environment on fatigue property and crack propagation behavior of Al 2024 friction stir weld[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(11): 2830–2837.
- [6] Barrallier D. Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy rolled sheets: Influence of processing parameters[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(2): 326–334.
- [7] Wu D, Li W Y, Liu X C, *et al.* Effect of material configuration and welding parameter on weld formability and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded Al-Cu and Al-Mg aluminum alloys[J]. *Materials Characterization*, 2021, 182: 111518.
- [8] Tra T H, Okazaki M, Suzuki K. Fatigue crack propagation behavior in friction stir welding of AA6063-T5: Roles of residual stress and microstructure[J]. *International Journal of Fatigue*, 2012, 43: 23–29.
- [9] Lezcano R, Rodríguez C, Peñuelas I, *et al.* Effect of mechanical mismatching on the ductile-to-brittle transition curve of welded joints[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2009, 16(8): 2576–2585.
- [10] Rao H M, Jordon J B, Ghaffari B, *et al.* Fatigue and fracture of friction stir linear welded dissimilar aluminum-to-magnesium alloys[J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 82(3): 737–747.
- [11] Sarikka T, Ahonen M, Mouginot R, *et al.* Microstructural, mechanical, and fracture mechanical characterization of SA 508-Alloy 182 dissimilar metal weld in view of mismatch state[J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2016, 145: 13–22.
- [12] Dai Q L, Liang Z F, Chen G Q, *et al.* Explore the mechanism of high fatigue crack propagation rate in fine microstructure of friction stir welded aluminum alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 580: 184–190.
- [13] 王磊, 赵新华, 张璐, 等. 力学失配 FSW 接头拉伸变形的光学原位分析 [J]. 焊接学报, 2020, 41(1): 23–28.  
Wang Lei, Zhao Xinhua, Zhang Lu, *et al.* Optical in situ analysis of tensile deformation of mechanically mismatched FSW joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(1): 23–28.
- [14] Zhou J, Sun Y, Shu H, *et al.* Effect of laser peening on friction and wear behavior of medical Ti6Al4V alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 109: 263–269.
- [15] Liu H J, Sun J J, Jiang T, *et al.* Research on rolling contact fatigue of an ultra-high carbon steel[J]. *Acta Metall Sinica*, 2014, 50(12): 1446–1452.
- [16] Achinthia M, Nowell D, Fufari D, *et al.* Fatigue behaviour of geometric features subjected to laser shock peening: Experiments and modelling [J]. *International Journal of Fatigue*, 2014, 62: 171–179.

**第一作者:** 王磊, 博士, 教授, 博士研究生导师; 主要从事金属材料及焊接结构强度评定、损伤修复与寿命分析的研究工作; Email: leiwang@sau.edu.cn.