

# 6005 铝合金激光-MIG 复合焊接接头裂纹扩展行为

吕可, 杨冰, 王栓程, 肖守讷, 阳光武, 朱涛

(西南交通大学, 轨道交通运载系统国家重点实验室, 成都, 610031)

**摘要:** 开展了 6005A-T6 铝合金激光-MIG 复合焊接接头裂纹的疲劳裂纹扩展行为研究, 并结合数字图像相关技术 (digital image correlation, DIC) 获取试验过程中的裂纹尖端局部位移场, 进而研究接头和母材裂纹闭合效应的差异。结果表明, 激光-MIG 复合焊接焊缝试样与母材试样的疲劳裂纹扩展速率相近, 但后期扩展更快, 而热影响区试样的扩展速率明显偏低。基于 4% 柔度偏移值确定裂纹展开力, 所有试样均符合裂纹闭合因子  $U$  随裂纹扩展而逐渐增大的整体规律, 但焊缝裂纹闭合程度先降低后逐渐升高到母材水平, 而热影响区裂纹闭合程度则前期略低于母材, 后期超过母材, 且未出现明显收敛趋势。根据 Elber 公式对裂纹扩展数据进行修正以消除裂纹闭合对扩展速率的影响, 修正前后裂纹扩展数据分散性并未得到明显改善, 表明仅考虑裂纹闭合效应仍不能对接头疲劳裂纹扩展行为进行准确描述。

**创新点:** (1) 利用 DIC 技术分析了接头拉伸过程中的局部变形趋势。

(2) 通过直接测量裂纹尖端位移计算了不同裂纹长度下的裂纹闭合程度。

**关键词:** 6005A-T6 铝合金; 激光-MIG 复合焊接; 数字图像相关; 裂纹扩展速率; 闭合效应

中图分类号: TG 405 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20240125004

## Crack propagation behavior of laser-MIG hybrid welded joints in 6005 aluminum alloy

LYU Ke, YANG Bing, WANG Shuancheng, XIAO Shoune, YANG Guangwu, ZHU Tao

(State Key Laboratory of Rail Transit Vehicle System, Southwest Jiaotong University, Chengdu, 610031, China)

**Abstract:** The fatigue crack propagation behavior of laser-MIG hybrid welded joints in 6005A-T6 aluminum alloy is studied. Digital image correlation (DIC) technology is employed to capture the local displacement field near the crack tip during testing, enabling a comparative analysis of crack closure effects between welded joints and base material. The results show that the fatigue crack propagation rates in the laser-MIG hybrid weld specimens are initially comparable to those in the base material specimens but accelerate significantly in later stages. In contrast, the heat-affected zone specimens exhibit notably lower crack propagation rates. A 4% compliance offset value is selected to determine the crack opening force. All specimens follow the general trend of increasing crack closure factor  $U$  with crack propagation. Specifically, the crack closure level in the laser-MIG hybrid weld specimens first decreases and then gradually rises to that in the base material specimens, whereas the crack closure level in the heat-affected zone specimens is initially slightly lower than that in the base material specimens but exceeds that in the base material specimens in later stages without convergence. The Elber equation is applied to correct crack propagation data to eliminate the influence of crack closure on the propagation rate. However, the dispersion of crack propagation data remains largely unchanged before and after correction, indicating that crack closure effects alone cannot fully explain the fatigue crack propagation behavior of joints.

**Highlights:** (1) The local deformation trend of the joint during the tensile process is analyzed by DIC technology.

(2) The degree of crack closure under different crack lengths is calculated by directly measuring the displacement near the crack tip.

**Key words:** 6005A-T6 aluminum alloy; laser-MIG hybrid welding; digital image correlation technology; crack propagation rate; closure effect

## 0 序言

在轨道列车车体制造过程中, 不同部件通常采用焊接的方式连接在一起, 焊接相比起铆接和螺栓连接等传统连接方式保证了结构截面完整的同时又显著减轻部件最终装配重量<sup>[1]</sup>。铝合金常用的焊接形式有 TIG, MIG, 电弧焊、等离子焊和激光焊等<sup>[2]</sup>。然而, 无论哪种焊接工艺, 焊接过程中都不可避免会在接头处引入缺陷<sup>[3]</sup>。使焊缝区、热影响区和母材在基本力学性能、疲劳失效形式和疲劳强度等方面可能存在差异<sup>[4-5]</sup>。轨道交通车辆在运行过程中承受循环载荷, 疲劳断裂失效是其零部件失效的主要形式, 而疲劳裂纹中有近 70% 萌生于焊接接头处<sup>[6]</sup>。

KUMAR 等人<sup>[7]</sup>发现接头疲劳条带上分布有孔隙, 孔隙的存在改变了裂纹扩展路径降低了裂纹扩展速率。周书蔚等人<sup>[8]</sup>比较了 4 种机器学习方法预测 6005A-T6 铝合金疲劳裂纹扩展速率的能力, 发现而 BPNN 算法则具有更好的扩展率外推预测性能表现。ZHOU 等人<sup>[9]</sup>基于弹塑性有限元仿真分析方法, 研究了 6005A-T6 铝合金不同应力比和试样厚度对裂纹扩展行为的影响。李文瀚等人<sup>[10]</sup>研究了不同试验速率对 6005A-T6 铝合金力学性能的影响, 结果表明, 应力速率对强度性能指标没有实质性的影响。WANG 等人<sup>[11]</sup>利用有限元分析-试验相结合的方法, 建立了一个与微观组织演化物理

机制相关联的损伤交互作用模型, 提供了一种有效的铝合金无损检测方法。

激光-MIG 复合焊接结合了两种工艺的优点, 两种热源协同作用于熔池时, 电弧焊接能够抑制氧化膜生, 成提高接头化学成分稳定性, 激光焊接能提高厚板焊接的成功率和焊后表面质量, 而且两种工艺叠加的复合焊接形式比传统 MIG 和激光焊接更稳定, 热输入更低, 热影响区宽度更小, 软化区更小, 晶粒更细小, 残余应力更低, 合金元素更不容易气化和激光反射率更低<sup>[12-14]</sup>。

虽然铝合金激光-MIG 复合焊接存在众多优势, 但是仍有必要考虑区域差异影响, 为准确评价接头疲劳寿命提供支撑。文中以轨道交通车辆车体常用的 6005A-T6 铝合金为对象, 结合 DIC 技术, 开展激光-MIG 复合焊接接头的裂纹扩展行为展开研究。

## 1 试验方法

母材采用 300 mm × 150 mm × 8 mm 的 6005A-T6 铝合金轧制板材, 选用直径为 1.2 mm 的 ER5356 焊丝, 焊接保护气体为纯氩气, 铝合金母材和焊丝的合金化学成分, 如表 1 所示。焊接工艺参数, 如表 2 所示。为确保焊接质量, 焊接后采用 JSM 7800F 场发射扫描电镜对试样进行背散射电子衍射(electron back scatter diffraction, EBSD) 测试。

表 1 铝合金和焊丝的化学成分(质量分数, %)  
Table 1 Chemical compositions of aluminum alloy and filler wire

材料	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
6005	0.75	0.35	0.30	0.50	0.60	0.30	0.15	0.10
ER5356	0.10	0.40	0.10	0.15	4.80	0.10	0.10	0.13

表 2 焊接工艺参数  
Table 2 Welding process parameters

焊接速度 $v_1$ /(mm·s <sup>-1</sup> )	送丝速度 $v_2$ /(m·min <sup>-1</sup> )	激光功率 $P$ /kw	气流量 $L$ /(L·min <sup>-1</sup> )	电流 $I$ /A	电压 $U$ /V
8	13	3 500	40	220	23

单轴拉伸试验和疲劳裂纹扩展试验分别依照国家标准 GB/T 228.1-2021《金属材料 拉伸试验

第 1 部分: 室温试验方法》和国家标准 GB/T 6398-2017《金属材料 疲劳试验 疲劳裂纹扩展方法》开

展. 试样的尺寸和取样位置示意图, 如图 1 所示.

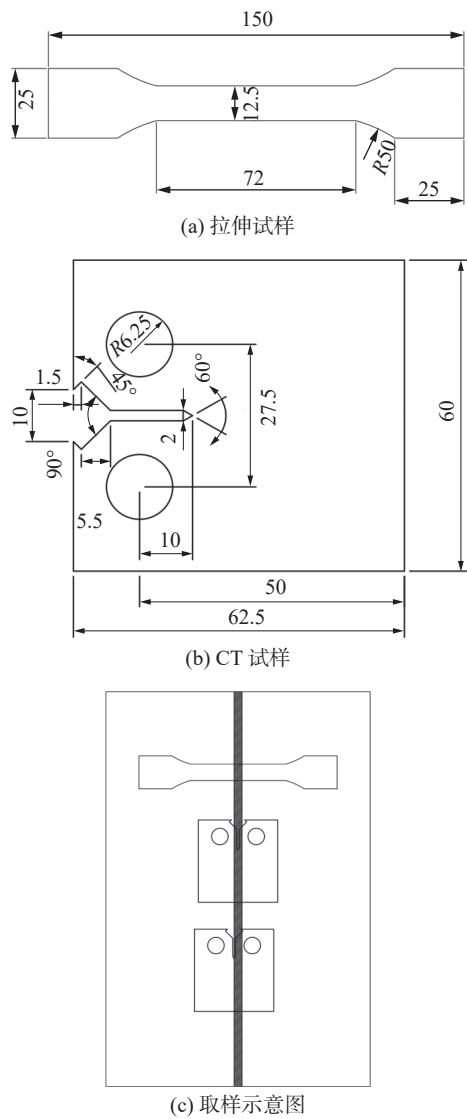


图 1 试样尺寸和取样位置示意图 (mm)

Fig. 1 Specimen size and sampling position. (a) tensile specimen; (b) CT specimen; (c) sampling diagram

确保焊接区域位于焊缝拉伸试样的中心区域, 焊缝 CT 试样裂纹尖端缺口位置位于焊缝中心, 热影响区 CT 试样裂纹尖端缺口位置在焊趾处. 使用 MTS 809 拉扭试验机进行单轴拉伸试验, 同时使用海赛姆高频视觉引伸计记录拉伸过程中试样局部变形趋势. 使用 INSTRON E10000 电子拉扭试验机开展常温条件下的疲劳裂纹扩展试验, 选用的最大载荷为 2.2 kN, 应力比为 0.1, 载荷频率为 30 Hz, 加载波形为正弦波. 每经过一定次数循环载荷作用后, 暂停试验, 并施加一个 38 N 的微小拉伸载荷, 保证试样不松动. 在此基础上, 从 0.22 kN 开始, 按每次增加 0.22 kN 直至达到最大载荷 2.2 kN. 中间加入幅值 0.99 kN, 均值 1.21 kN 两个载荷水平, 使用搭载 Nikon Z-105 mm-f/2.8 镜头的工业相机 MV-A7A20MU201 获取每个载荷水平下的裂纹尖端位移场. 试验结束后, 使用 SEM 5000 场发射扫描电子显微镜对断口进行测试分析.

## 2 试验结果与分析

### 2.1 组织组织性能分析

焊缝组织 EBSD 测试结果, 如表 3 所示. 可见焊缝处材料在高温下完全熔化, 晶粒重新形核长大, 但由于铝的高导热率和冷却速度, 焊缝区域再结晶过程还未完全开始, 就已经降低到再结晶温度之下, 变形组织成为焊缝区域主要组成部分. 通常称相邻晶粒取向差小于 15°的晶粒边界为小角度晶界 (low angle grain boundaries, LAGBs), 大于 15°的晶粒边界为大角度晶界 (high angle grain boundaries, HAGBs).

表 3 焊缝组织 EBSD 测试结果  
Table 3 Weld microstructure EBSD results

区域	组织比例 $\eta$ (%)			晶界角度比例 $\alpha$ (%)		晶粒尺寸 $d/\mu\text{m}$
	变形组织	回复组织	完全再结晶组织	HAGBs	LAGBs	
母材	2.10	22.10	75.80	69.40	30.60	26.38
热影响区	60.10	37.90	2.00	16.10	83.90	18.86
焊缝	88.90	6.46	4.64	2.10	97.90	5.06

位错在晶界处堆积, 焊后焊缝区域 LAGBs 比例上升, 有利于提高材料的塑形, 但 LAGBs 过多将导致微观短裂纹扩展阻力减小. 根据细晶强化理论, 焊接后焊缝晶粒出现明显细化, 材料塑形和韧

性同时得到提升, 对于缺陷也更加敏感. 接头不同区域平均取向差 (kernel average misorientation, KAM), 如图 2 所示. 接头不同区域组织取向波动, 如图 3 所示. 表示每个像素点与相邻点的 KAM.

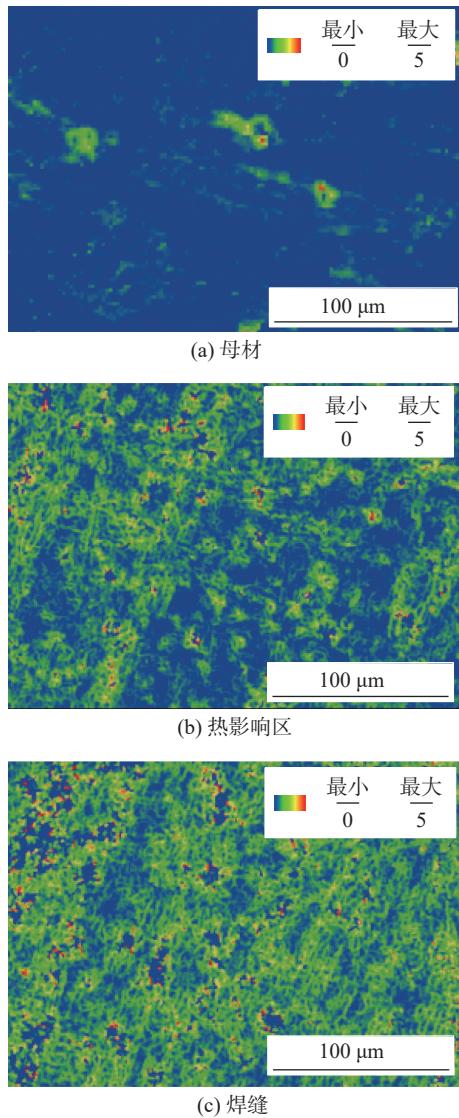


图2 接头组织不同区域KAM

Fig. 2 Different regions KAM of joint microstructure KAM.(a)basemetal;(b)heat-affectedzone;(c)weld

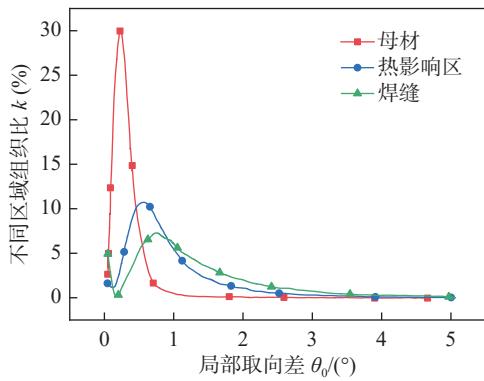


图3 接头组织不同区域取向波动

Fig. 3 Fluctuation of tissue orientation in different regions of the joint microstructure

相应的几何必要位错密度为

$$\rho_{GND} = \frac{2\theta}{b \times \mu} \quad (1)$$

式中:  $\theta$  为局部取向差平均值;  $b$  为 Burgers 矢量;  $\mu$  为 EBSD 测试步长.

母材、热影响区和焊缝 KAM 分别为 0.34, 0.96 和 1.30, 焊缝和热影响区内部存在较大的初始塑性变形, 而且具有比母材更高的位错密度, 若仅考虑位错密度焊缝和热影响区应具有更高的强度. 焊缝处 LAGBs 的增加和极高的位错密度与该区域变形组织的大量出现有关. 变形晶粒内部储存大量位错, 位错互相缠结进而形成小角度的变形晶界. 母材中 HAGBs 远多于 LAGBs, 起到降低位错密度的作用.

## 2.2 单轴拉伸力学性能分析

母材与接头全局应力应变曲线, 如图 4 所示. 母材的抗拉强度为 294 MPa, 屈服强度为 240 MPa. 接头抗拉强度为 226 MPa, 屈服强度为 128 MPa. 母材与接头弹性段曲线近乎重合, 弹性模量相近分别为 80 GPa 和 79 GPa, 但接头的屈服强度和抗拉强度均明显低于母材, 完全断裂时的接头应变相比母材更是大幅降低. 母材屈强比为 0.82, 而接头屈强比仅为 0.56, 过早结束弹性阶段开始累积塑性变形, 说明接头抵抗变形能力低. 高应变的疲劳试验中塑形应变占据主导地位, 而在低应变疲劳试验中弹性应变占据主导地位. 接头和母材不同的弹塑性行为会导致其疲劳寿命出现差异.

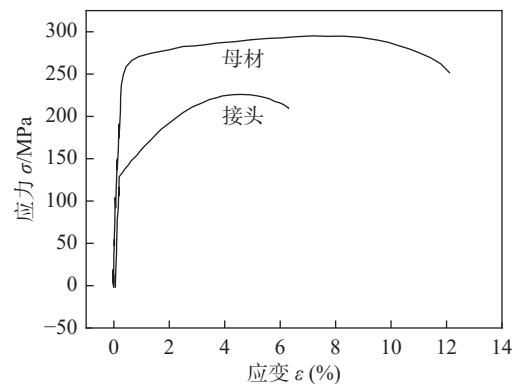


图4 母材与接头应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves of base metal and joints

在利用 DIC 技术获取表面位移场基础上, 得到母材试样和接头试样在单轴拉伸试验过程中的应变云图, 如图 5 所示. 母材试样在单轴拉伸过程初期应变均匀分布, 随着拉伸试验的进行, 应变逐渐向中心部位聚集, 直至发生颈缩断裂, 整个过程主要变形始终由试样中心部位承担. 接头试样的应变在单轴拉伸过程初期仍均匀分布, 主要的大应变区

域在试样中心和两侧热影响区,由试样中段区域承担主要变形,随着拉伸试验的进行,应变逐渐聚集到热影响区发生硬度骤降的区域,并最终由热影响区承担主要塑性变形,直至发生颈缩断裂。激光-MIG 复合焊接导致局部力学性能不均匀,局部组织和基本性能决定了接头整体性能,导致疲劳裂纹扩展机制与母材不同<sup>[15]</sup>。

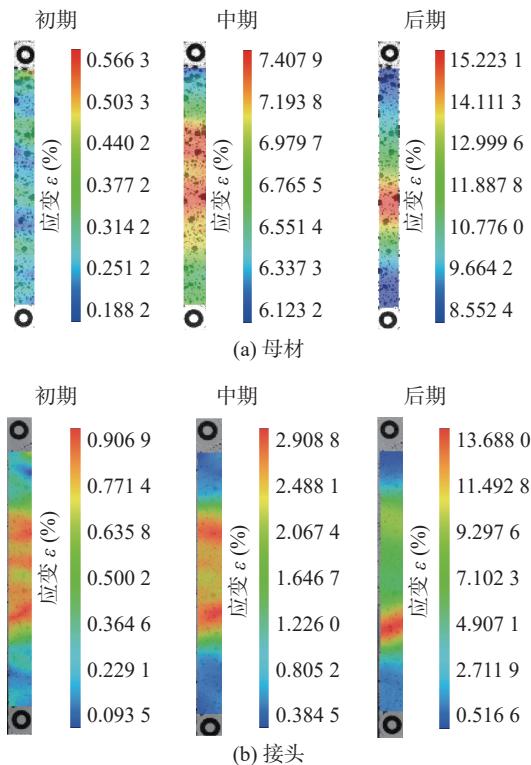


图 5 单轴拉伸应变云图

Fig. 5 Uniaxial tensile strain maps. (a) base metal; (b) joints

### 2.3 长裂纹扩展试验结果对比分析

接头疲劳裂纹扩展速率,如图 6 所示。图 6 为母材、热影响区以和焊缝的裂纹扩展速率  $da/dN$  与应力强度因子范围  $\Delta K$  的双对数曲线。根据 Paris 公式对裂纹稳定扩展阶段进行拟合,即

$$da/dN = C \cdot (\Delta K)^m \quad (2)$$

式中:  $C$  和  $m$  为材料参数。

接头各区域裂纹扩展数据重复性较好,拟合结果中,母材的参数  $C$  为  $2.04 \times 10^{-7}$ ,参数  $m$  为 2.86820。H 热影响区的参数  $C$  为  $6.22 \times 10^{-11}$ ,参数  $m$  为 6.06967。焊缝的参数  $C$  为  $3.63 \times 10^{-8}$ ,参数  $m$  为 3.60684。对比分析 3 个区域的裂纹扩展行为发现,焊缝试样和母材试样裂纹扩展速率曲线相互交叉。表明在裂纹初始扩展阶段,焊缝抵抗疲劳裂纹扩展能力优于母材,初期裂纹扩展行为受到材

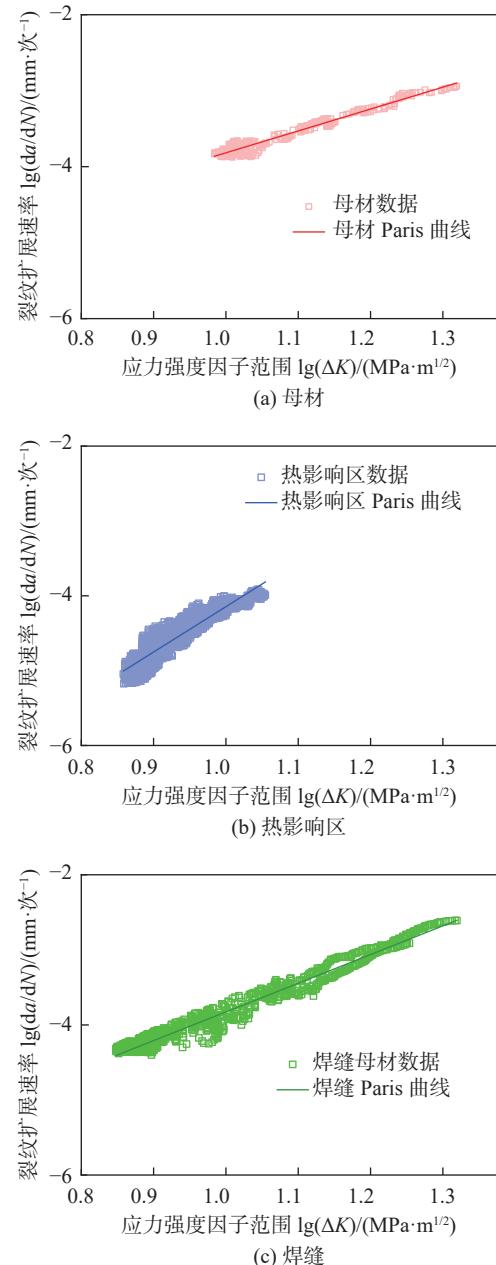


图 6 接头疲劳裂纹扩展速率

Fig. 6 Fatigue crack growth rate of joint. (a) base metal; (b) heat-affected zone; (c) weld

料微观组织的影响,母材区域再结晶晶粒所占面积较大,裂纹倾向于沿再结晶晶界面扩展。由于晶间扩展形式所需能量低,而焊缝区域和热影响区再结晶晶粒占比相比母材出现明显降低,更容易发生韧性穿晶断裂。并且由于再结晶晶粒和亚晶间晶粒取向差普遍较大,裂纹存在偏转倾向,将消耗更多能量,增强了焊缝和热影响区的抗裂纹扩展能力,而当裂纹扩展到一定长度后,焊缝区域再次成为结构疲劳薄弱位置,尤其是当焊缝承受载荷使裂纹尖端应力强度因子范围  $\Delta K > 8.00 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  时,接头面临失稳断裂的风险。

接头处的焊缝余高能够促进裂纹扩展过程中的应力重分布, 改善接头抗疲劳性能<sup>[16]</sup>。但焊趾处几何不连续造成的应力集中会大幅降低接头的疲劳寿命, 使焊趾区成为接头最薄弱部位, 而在打磨掉焊缝余高后几乎在整个稳定扩展阶段, 热影响区试样裂纹扩展速率均低于母材。当接近高速扩展失稳时, 热影响区试样才表现出弱于母材的抗疲劳断裂能力, 表明在去掉焊缝余高后的接头焊趾部位不再是接头疲劳最薄弱处, 去除焊缝余高后试样的受力条件和断裂形式发生改变, 有利于提高接头的疲劳强度<sup>[17]</sup>。在 KUMAR 等人<sup>[7]</sup>的研究中也发现接头疲劳寿命高于母材。

#### 2.4 裂纹闭合试验结果对比分析

DIC 技术直接测量裂纹尖端位移, 兼顾了便利

性和精确度, 获得广泛应用。在裂纹扩展中, 考虑残余应力影响的方法主要有直接将残余应力与外界载荷叠加直接改变有效应力比  $R_{\text{eff}}$  和通过测量裂纹尖端张开力  $F_{\text{OP}}$  两种。测量裂纹尖端张开力  $F_{\text{OP}}$  的方法为在裂纹扩展速率评估时, 用实际应力强度因子  $K_{\text{eff}}$  代替应力强度因子  $K$ , 以裂纹闭合的形式间接引入残余应力对裂纹扩展的影响。而由于接头残余应力分布不均, 残余应力随裂纹扩展不断消散和重分布, 有效应力比  $R_{\text{eff}}$  随裂纹长度变化并不恒定, 故通过测量不同裂纹长度的裂纹闭合程度的形式, 间接讨论接头残余应力对裂纹扩展影响。裂纹尖端  $y$  向应变-载荷曲线, 如图 7 所示。以外部载荷为横轴, 裂纹尖端  $y$  方向应变为纵轴的裂纹尖端位移曲线。

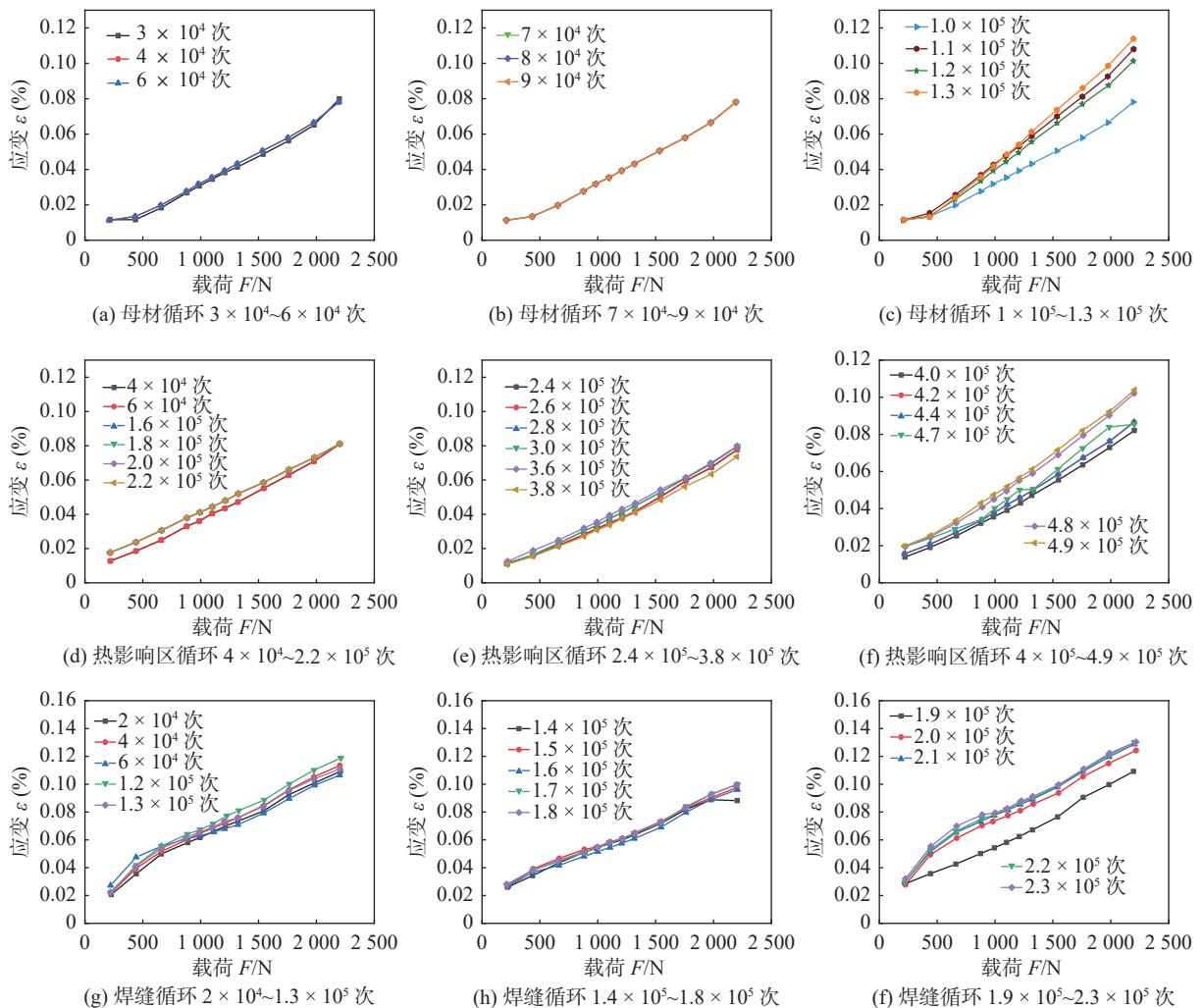


图 7 裂纹尖端  $y$  向应变-载荷曲线

Fig. 7 Strain-load curves of crack tip at  $y$ -direction. (a)  $3 \times 10^4 \sim 6 \times 10^4$  cycles of base metal; (b)  $7 \times 10^4 \sim 9 \times 10^4$  cycles of base metal; (c)  $1 \times 10^5 \sim 1.3 \times 10^5$  cycles of base metal; (d)  $4 \times 10^4 \sim 2.2 \times 10^5$  cycles of heat-affected zone; (e)  $2.4 \times 10^5 \sim 3.8 \times 10^5$  cycles of heat-affected zone; (f)  $4 \times 10^5 \sim 4.9 \times 10^5$  cycles of heat-affected zone; (g)  $2 \times 10^4 \sim 1.3 \times 10^5$  cycles of weld; (h)  $1.4 \times 10^5 \sim 1.8 \times 10^5$  cycles of weld; (i)  $1.9 \times 10^5 \sim 2.3 \times 10^5$  cycles of weld

由于裂纹尖端应变-力曲线没有出现明显拐点,参考国家标准 GBT 6398-2017《金属材料疲劳试验 疲劳裂纹扩展方法》中裂纹张开力测定方法,线性拟合出 2.2 kN 降至 1.76 kN 的卸力阶段裂纹尖端力-位移曲线斜率作为张开裂纹柔度,线性拟合加载阶段每个载荷水平力-位移曲线对应斜率作为该阶段的柔度,柔度偏移曲线,如图 8 所示。文中柔度偏离值选取 4% 确定裂纹张开力,采用有效应

力强度因子范围  $\Delta K_{\text{eff}}$  和裂纹闭合因子  $U$  对 Paris 公式进行修正,考虑裂纹闭合的修正公式为

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta K_{\text{eff}} = U \cdot \Delta K \\ U = \frac{K_{\max} - K_{\min}}{K_{\max} - K_{\min}} = \frac{F_{\max} - F_{\text{cl}}}{F_{\max} - F_{\min}} \end{array} \right. \quad (3)$$

式中:  $K_{\max}$  为最大应力强度因子;  $K_{\min}$  为最小应力强度因子;  $F_{\max}$  为最大施加载荷;  $F_{\min}$  为最小施加载荷。

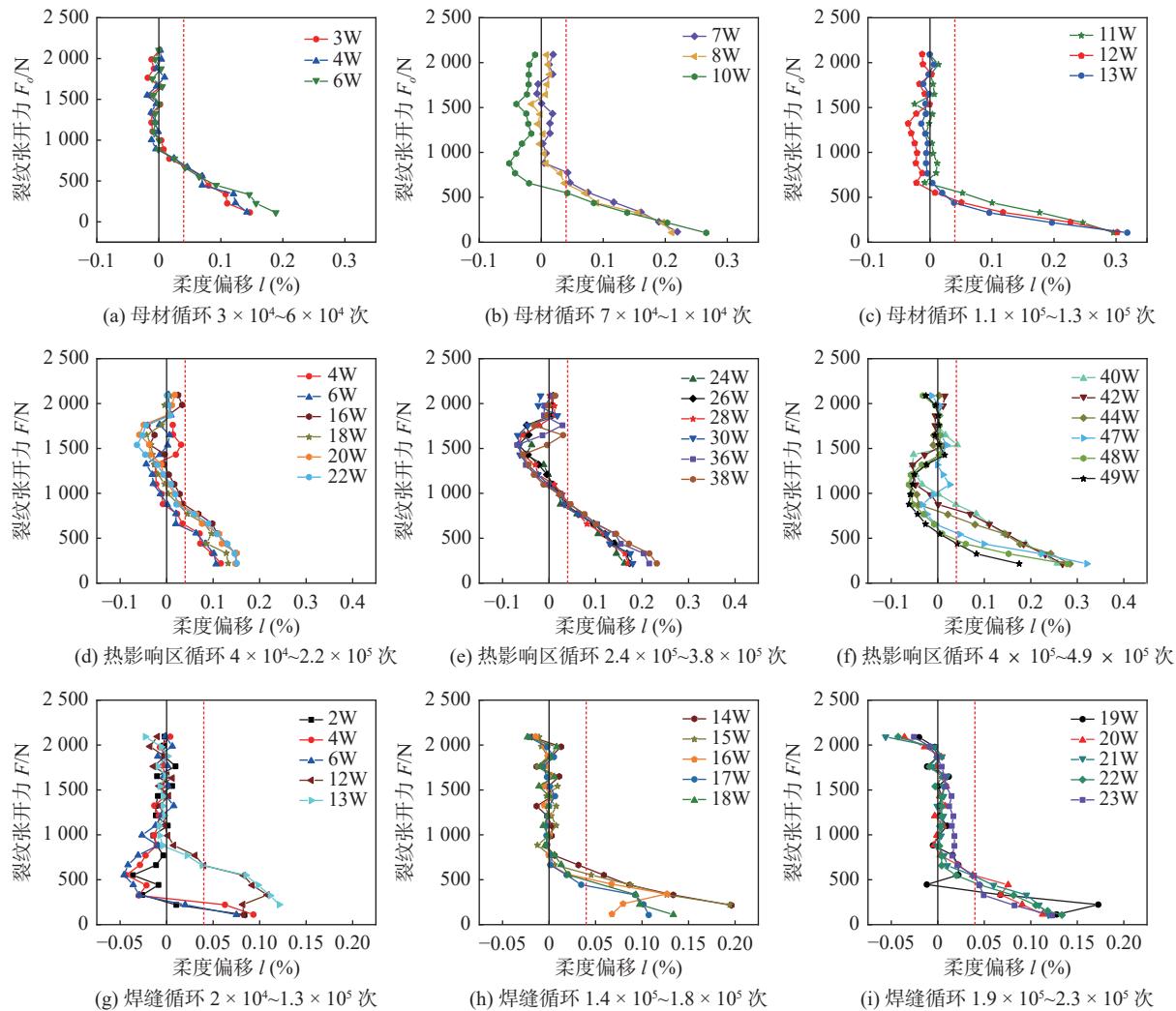


图 8 柔度偏移曲线

Fig. 8 Flexibility offset curves. (a)  $3 \times 10^4 \sim 6 \times 10^4$  cycles of base metal; (b)  $7 \times 10^4 \sim 1 \times 10^5$  cycles of base metal; (c)  $1.1 \times 10^5 \sim 1.3 \times 10^5$  cycles of base metal; (d)  $4 \times 10^4 \sim 2.2 \times 10^5$  cycles of heat-affected zone; (e)  $2.4 \times 10^5 \sim 3.8 \times 10^5$  cycles of heat-affected zone; (f)  $4 \times 10^5 \sim 4.9 \times 10^5$  cycles of heat-affected zone; (g)  $2 \times 10^4 \sim 1.3 \times 10^5$  cycles of weld; (h)  $1.4 \times 10^5 \sim 1.8 \times 10^5$  cycles of weld; (i)  $1.9 \times 10^5 \sim 2.3 \times 10^5$  cycles of weld

裂纹闭合因子随应力强度因子的变化,如图 9 所示。所有试样都遵循裂纹闭合因子  $U$  和应力强度因子  $K$  呈正相关的总体趋势,即在相同外界载荷下,裂纹闭合效应随裂纹的扩展而逐渐减弱。母材裂纹闭合因子  $U$  随应力强度因子  $K$  变化较为平缓,在裂纹扩展末期裂纹闭合因子  $U$  逐渐逼近

0.85 达到稳定值。热影响区试样裂纹扩展前中期裂纹张开力较大,裂纹闭合因子  $U$  保持在较低水平,裂纹尖端张开困难,裂纹在循环中提前闭合,这也是热影响区试样裂纹扩展速率前低明显低于母材和焊缝的原因之一,而在裂纹扩展后期,热影响区裂纹闭合因子  $U$  逐渐增大超过母材,且并未趋于稳

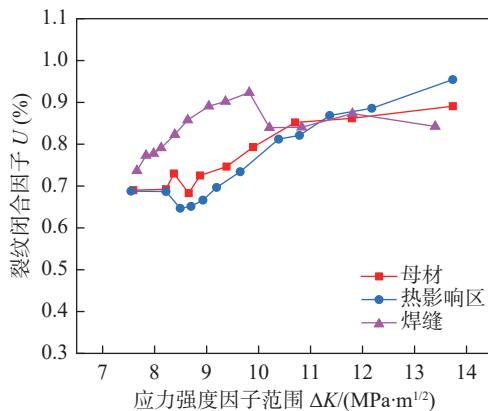


图9 裂纹闭合因子随应力强度因子变化

Fig. 9 Variation of crack closure factor with stress intensity factors

定,所以在裂纹扩展后期母材与热影响区裂纹扩展曲线发生交叉,热影响区裂纹扩展速率高过母材。由于焊缝内部组织复杂,缺陷丛生,残余应力分布不均匀,在裂纹扩展初期裂纹闭合因子  $U$  与母材相当,但随着裂纹扩展,急剧增加达到 0.9 以上,裂纹闭合效应几乎消失,在扩展中期又下降至与母材同一水平并趋于稳定直至试验结束。裂纹扩展初期虽然闭合程度弱于母材但仍表现出更低的裂纹扩展速率,焊缝裂纹闭合因子  $U$  变化与裂纹扩展速率并不完全对应,接头裂纹扩展行为有待进一步研究。

在单个循环中,随着载荷逐步从  $F_{\min}$  增加到  $F_{\max}$ ,线弹性区域和单调塑性变形逐步将裂纹尖端包围,线弹性区处于包围最外层,且在整个变形区域中弹性变形处于主导地位。而在卸载阶段,线弹性区域逐渐减小并压缩单调塑性区,进入下一循环后,随着载荷增大,线弹性区和单调塑性区再次扩张,此时残余塑性区在裂纹尖端产生并不断向单调塑性区转化最终被单调塑性区覆盖。裂纹尖端累计塑性应变主要影响当前裂纹长度下的闭合效应以及下一裂纹尾迹区域的残余应力场。裂纹尖端循环塑性变形区面积为

$$r_p = \frac{\Delta K}{12\pi R_{el}^2} \quad (4)$$

式中:  $\Delta K$  为应力因子范围,  $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ;  $R_{el}$  为材料屈服强度,  $\text{MPa}$ 。

塑性区内残余应力场能增强裂纹闭合效应抑制裂纹扩展,塑性区越大对裂纹张开的抑制越明显,塑性区越小在疲劳过程中吸收的能力越少。根据单轴拉伸试验的结果,焊接接头的屈服强度远低于母材。母材较高的屈服强度会削弱材料中塑性流

动减小裂纹尖端塑性区面积。

当裂纹长度相同时,母材裂纹尖端塑性区尺寸小于接头试样,由塑性诱导发生的闭合效应弱于接头试样。一般情况下,焊接后接头处出现拉伸残余应力,焊接残余应力和裂纹尾迹塑性区共同影响着裂纹闭合程度。焊缝虽然因为低的屈服强度具有更大的裂纹尖端塑性区,但在较高的焊接拉伸残余应力的作用下,裂纹闭合程度仍低于母材。而对于热影响区试样裂纹尖端塑性区的作用,则强于残余应力,导致热影响区和母材在初期呈现较为相近的裂纹闭合水平。选取母材、热影响区和焊缝长裂纹部分扩展数据,采用 Elber 公式进行修正,修正前后  $\Delta K$ - $da/dN$  双对数关系,如图 10 所示。拟合的  $R^2$  仅从 0.72 上升至 0.73, 扩展速率数据线性相关性并无明显改善,说明接头裂纹扩展是多因素共同作用的结果,仅考虑裂纹闭合并不能准确描述接头疲劳裂纹扩展行为进而预测其疲劳寿命。

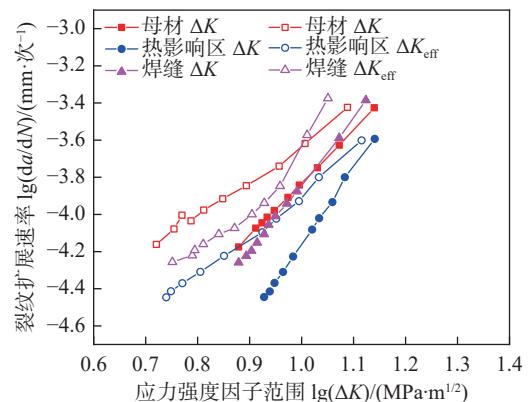
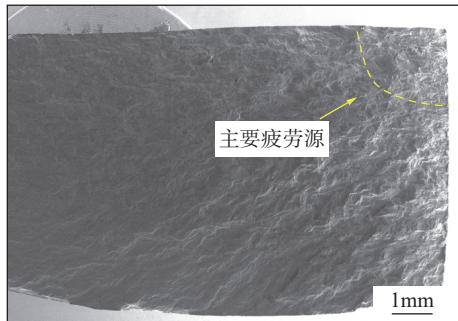


图10 闭合效应修正前后裂纹扩展速率

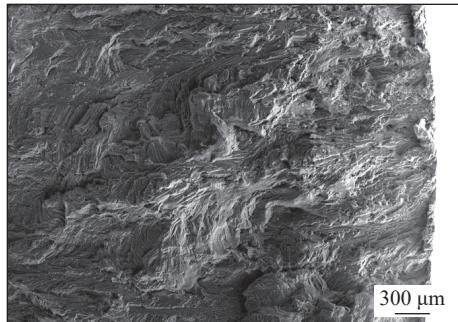
Fig. 10 Crack growth rate before and after closure effect correction

## 2.5 疲劳断口分析

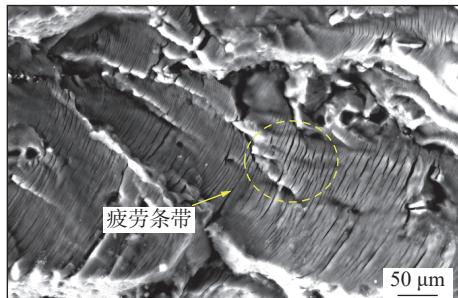
母材长裂纹扩展试验疲劳断口形貌,如图 11 所示。母材存在多处疲劳裂纹源,但根据放射花纹可以判定主要裂纹源位于缺口表面处,如图 11(a) 和图 11(b) 所示。从图 11(c) 中可以看到在母材稳定扩展区存在明显疲劳条带,疲劳条带间相互平行,条带法向与局部裂纹扩展方向形同,条带较为光滑分布均匀属于塑形疲劳条带,但由于裂纹闭合效应的存在,疲劳条带的每一道间隔并不总对应着一次循环载荷,也可能对应着多次循环载荷。图 11(d) 为母材瞬断区疲劳断口,瞬断区出现空洞聚集,空洞易在第二相颗粒处形成,汇聚成半椭圆形韧窝,是韧性断裂的典型标志,同时在部分韧窝底部能够



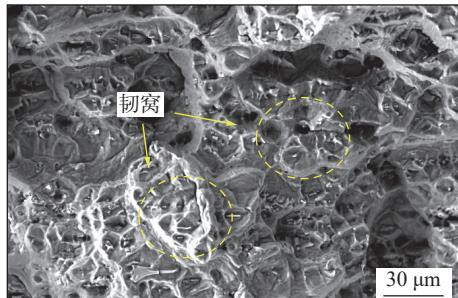
(a) 宏观形态



(b) 疲劳源区



(c) 稳定延伸区



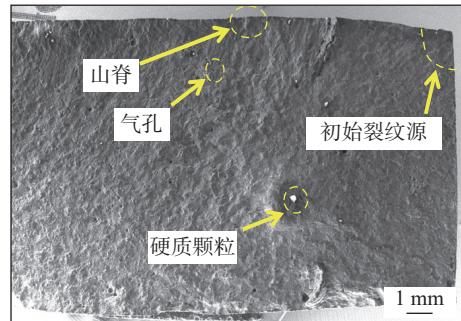
(d) 瞬时断裂区

图 11 母材疲劳断口

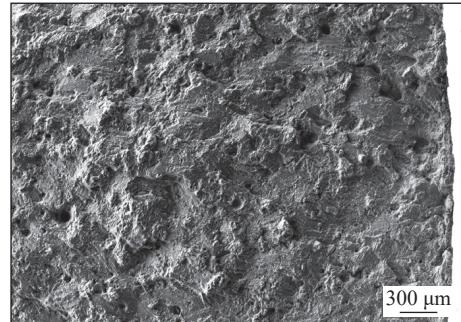
Fig. 11 Base metal fatigue fracture. (a) macroscopic morphology of BM; (b) fatigue source region; (c) stable extension region; (d) instantaneous break zone

观测到第二相颗粒。

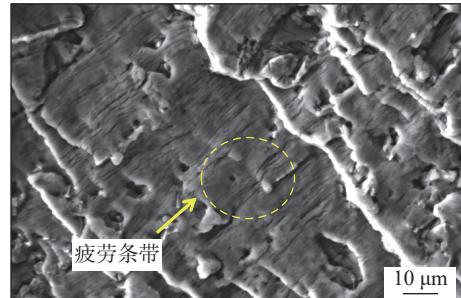
焊缝长裂纹扩展试验疲劳断口形貌, 如图 12 所示。从图 12(a)可以看出, 焊缝试样与母材试样疲劳源均位于试样表面, 但由于焊缝缺陷的存在, 裂纹源比母材更多, 并未出现明显的放射状花纹。图 12(b)的焊缝试样疲劳源区中不仅有多裂纹源扩



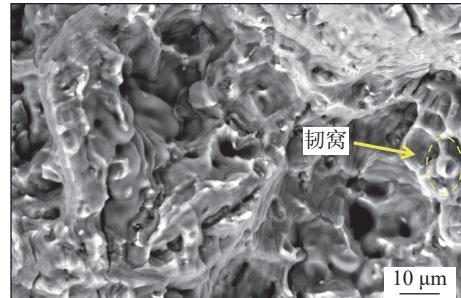
(a) 宏观形貌



(b) 裂缝源区



(c) 稳定延伸区



(d) 瞬时断层区

图 12 焊缝疲劳断口

Fig. 12 Weld fatigue fracture. (a) macroscopic appearance; (b) crack source region; (c) stable extension region; (d) instantaneous fault zone

展连接形成的台阶, 还出现了许多孔洞, 这些孔洞可能是焊接过程中引入的气孔, 焊缝的硬质颗粒与基体脱粘而残留的孔洞。焊缝中存在的气孔、硬质颗粒、粗糙杂质以及杂质从基体脱落留下的孔洞等潜在裂纹源, 这些潜在裂纹源倾向于引起疲劳微裂纹的扩展, 这些微裂纹在疲劳循环过程中相互竞

争, 其中大多数仅扩展较短, 长度就停止生长, 最终无法形成长裂纹, 但也有部分会造成主裂纹的偏转或汇入主裂纹扩展路径以二次裂纹形式出现。焊缝试样稳定扩展区和瞬断区同母材试样相似, 稳定扩展区都具有明显均匀光滑的塑性疲劳条带, 如图12(c)所示。从图12(d)中可以看出, 焊缝样瞬断区同样有大量的等轴韧窝, 但焊缝试样的韧窝尺寸更小, 深度更浅。韧窝尺寸与材料的硬化指数、塑性变形能力和温度等因素有关, 韧窝尺寸越小, 塑性越差, 焊缝韧性弱于母材。

热影响区长裂纹扩展试验疲劳断口形貌, 如图13所示。图13(a)的热影响区整体断口形貌中源区花纹并非发散状, 说明热影响区长裂纹并非起源于单个裂纹源, 而是多个疲劳裂纹源同时扩展, 且裂纹源并非集中于试样表面或某个单独部位。在源区存在多个高度台阶, 由于高度台阶的存在不同高度面上断口呈现不同特征, 图13(b)为某个高度台阶图, 疲劳条带经高度跃迁后消失。裂纹在不同尺寸和曲线的晶粒间扩展时, 易出现扩展平面的跃迁并降低裂纹扩展速率。图13(c)为热影响区稳定扩展阶段, 在热影响区裂纹稳定扩展阶段同样能观察到明显的疲劳条带, 其疲劳条带与河流花纹相互垂直属于典型脆性疲劳条带。金属材料的断裂形式与其所受的应力状态有关, 由于热影响区屈服强度和抗拉强度均发生了明显的降低, 在同种应力水平条件下, 更容易发生脆性断裂。另外, 热影响区在焊接过程中组织构成和化学成分发生变化, 也可能会导致其出现脆性断裂特征。热影响区瞬断区观察到大小与母材区相近的韧窝, 且在韧窝底部出现有破碎的第二相粒子, 如图13(d)所示, 热影响区韧性与母材相近, 且强于焊缝区域。

由于激光-MIG复合焊接是一种熔融焊, 焊接过程中接头部分金属熔化, 接头内部发生再结晶、材料流动和元素蒸发等变化, 大量热输入也会导致周边未熔化部分晶粒受热生长, 形成热影响区, 因此对焊缝和热影响区长裂纹试样断口进行进一步对比观察。焊缝微观缺陷, 如图14所示。焊接过程中, 焊接接头不可避免会出现类似气孔的微观孔洞, 其边缘不规则, 存在应力集中, 导致该处承受的应力高于其他位置, 而孔洞的尺寸、数量和聚集程度都会影响接头的疲劳性能, 如图14(a)所示, 在循环载荷作用下孔洞边缘承受高倍应力导致裂纹萌生, 裂纹长度扩展至0.15 mm停止生长。图14(b)

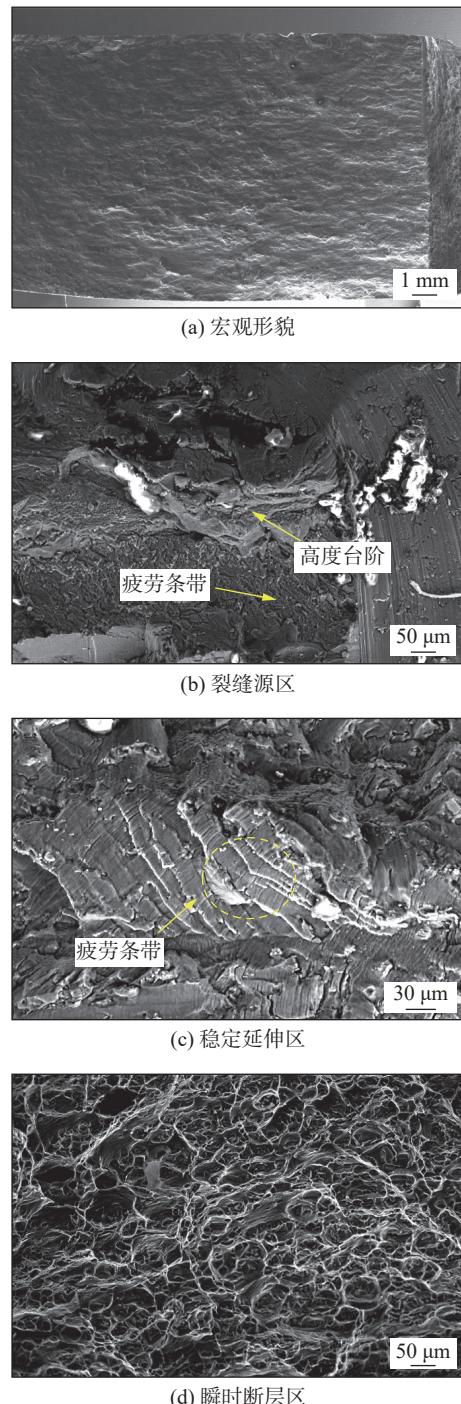


图13 热影响区疲劳断口

Fig. 13 HAZ fatigue fracture. (a) macroscopic appearance of HAZ; (b) crack source region of HAZ; (c) stable extension region of HAZ; (d) instantaneous fault zone of HAZ

为裂纹扩展过程中硬质颗粒与基体脱黏留下的空腔孔洞, 空腔没有向外萌生裂纹, 但在空腔底部发现微小裂纹, 但裂纹尺寸较短并未贯穿整个空腔。焊缝经熔融焊接后, 重新凝固成形, 晶粒失去明显取向, 分布更加复杂, 当两个相邻晶粒出现明显高度差时, 就会出现图14(c)中的高度台阶, 当裂纹扩展平面发生变化时, 在台阶处观察到微小裂纹。同

时在图 14(c) 中还出现了平行与疲劳条带的二次裂纹。图 14(d) 为近表面的山脊状缺陷, 而文中认为山脊旁的裂纹是接头次表面存在的硬质颗粒初始缺陷, 硬质颗粒与基体相容性较差, 在循环载荷作用下颗粒周围开始萌生裂纹并相互贯通, 该裂纹沿深度方向扩展, 一端扩展至表面, 另一端则扩展一

定长度后停止。在焊缝断口还存在微孔隙, 在图 14(e) 中虚线处, 微孔隙阻碍疲劳条带均匀分布, 改变裂纹扩展路径, 降低裂纹扩展速率。虽然焊缝试样在裂纹扩展初期裂纹闭合效应最弱, 但是在多种复杂微观结构共同作用下, 裂纹扩展速率仍略低于母材。

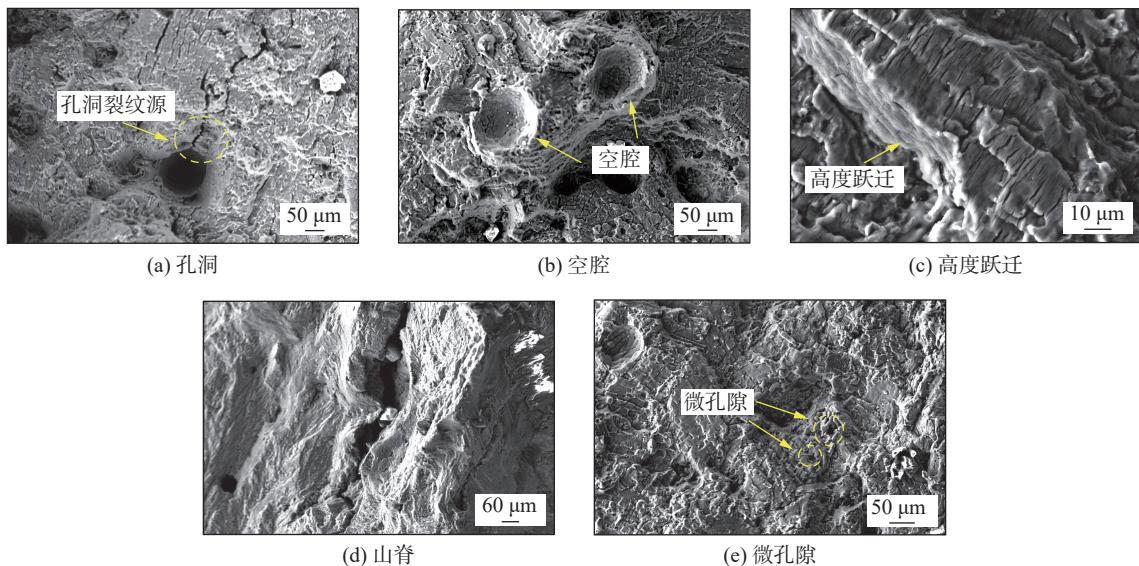


图 14 焊缝微观缺陷

Fig. 14 Weld microscopic defects. (a) hole; (b) cavity; (c) height transition; (d) ridge; (e) micro-pores

### 3 结论

(1) 激光-MIG 复合焊接显著削弱了接头力学性能, 抗拉强度和屈服强度分别下降至 226 MPa 和 128 MPa, DIC 结果显示热影响区成为主要应变集中区域, 反映出焊接造成的局部性能不均。

(2) 裂纹扩展行为受多因素共同影响。热影响区扩展速率最低, 焊缝在  $\Delta K > 8.00 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  后加速扩展。裂纹闭合因子  $U$  整体随裂纹增长而增大, 但 Elber 修正效果有限, 表明闭合效应不足以单独解释裂纹扩展机制。

(3) 疲劳断口显示母材和焊缝主要为韧性断裂, 热影响区则表现出多源、台阶和脆性特征, 是接头中疲劳敏感性最强的区域, 应在结构设计中重点关注。

### 参考文献

- [1] ZHANG Z, HUANG M, YANG L, *et al*. Investigation of fatigue crack growth behavior and crack tip plastic zone characteristics in

welded structures based on local displacement fields[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2024, 308: 110375.

- [2] VERMA R P, LILA M K. A short review on aluminium alloys and welding in structural applications[J]. *Materials Today*, 2021, 46(20): 10687 – 10691.
- [3] 周希孺, 吴圣川, 郭峰. 现代铁道车辆结构损伤形式与再制造修复技术 [J]. 电焊机, 2020, 50(9): 147 – 160.
- ZHOU Xiru, WU Shengchuan, GUO Feng. Typical defects and remanufacturing & repairing technologies of modern railway vehicle components[J]. *Electric Welding Machine*, 2020, 50(9): 147 – 160.
- [4] YAN S H, NIE Y, ZHU Z T, *et al*. Characteristics of microstructure and fatigue resistance of hybrid fiber laser-MIG welded Al-Mg alloy joints[J]. *Applied Surface Science*, 2014, 298: 12 – 18.
- [5] NIRALA A, REMES H, LEHTO P. Local weld geometry-based characterization of fatigue strength in laser-MAG hybrid welded joints[J]. *Welding in The World*, 2023, 67(6): 1527 – 1544.
- [6] HUANG G, LI Z H, SUN L M, *et al*. Fatigue crack growth behavior of 2624-T39 aluminum alloy with different grain sizes[J]. *Rare Metals*, 2021, 40(9): 2523 – 2529.
- [7] KUMAR P, SINGH A. Experimental and numerical investigations of fatigue and fracture performance of metal inert gas-welded Al-3.4 Mg aluminium alloy[J]. *Journal of The Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2021, 43(9): 1 – 20.

- [8] 周书蔚, 杨冰, 王超, 等. 机器学习法预测不同应力比 6005A-T6 铝合金疲劳裂纹扩展速率 [J]. *中国有色金属学报*, 2023, 33(8): 2416 – 2427.
- ZHOU Shuwei, YANG Bing, WANG Chao, *et al.* Prediction of fatigue crack extension rate of 6005A-T6 aluminum alloy with different stress ratios by machine learning method[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2023, 33(8): 2416 – 2427.
- [9] ZHOU S, YANG B, LYU K, *et al.* Elastic-plastic simulation study on 6005a aluminum alloy crack propagation based on XFEM[J]. *International Journal of Applied Mechanics*, 2025, 17(1): 2450126.
- LI Wenhan, SUN Yao, ZHANG Hao, *et al.* Effect of test rate on mechanical properties of 6005A-T6 aluminum alloy[J]. *Nonferrous Metals Processing*, 2022, 51(3): 21 – 24.
- [10] 李文瀚, 孙尧, 张浩, 等. 试验速率对 6005A-T6 铝合金力学性能的影响 [J]. *有色金属加工*, 2022, 51(3): 21 – 24.
- [11] WANG X, ZHU T, LU L, *et al.* Rate-dependent damage sequence interaction model for predicting the mechanical property of in-service aluminum alloy 6005A-T6[J]. *Mechanics of Materials*, 2024, 191: 104959.
- [12] AQEEL M, GAUTAM J P, SHARIFF S M. Comparative study on autogenous diode laser, CO<sub>2</sub> laser-MIG hybrid and multi-pass TIG welding of 10-mm thick Inconel 617 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 856: 143967.
- [13] 罗子艺, 韩善果, 陈永城, 等. 工艺参数对激光-电弧复合焊缝成形及拉伸性能的影响 [J]. *材料导报*, 2019, 33(13): 2146 – 2150.
- LUO Ziyi, HAN Shanguo, CHEN Yongcheng, *et al.* Effects of process parameters on weld formation and tensile properties of hybrid laser-arc welding[J]. *Materials Reports*, 2019, 33(13): 2146 – 2150.
- [14] MENG X, YANG S L, HUANG Y B, *et al.* Microstructure characterization and mechanism of fatigue crack propagation of 6082 aluminum alloy joints[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2021, 257: 123734.
- [15] JIAN H, WANG Y D, YANG X M, *et al.* Microstructure and fatigue crack growth behavior in welding joint of Al-Mg alloy[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2021, 120: 105034.
- [16] ZHANG Z, YANG B, JAMES M N, *et al.* Evolution of residual stress at a fatigue crack tip and its influence on crack tip shielding and plasticity[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 32: 1749 – 1760.
- [17] MA M, LAI R L, QIN J, *et al.* Effect of weld reinforcement on tensile and fatigue properties of 5083 aluminum metal inert gas (MIG) welded joint: experiments and numerical simulations[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 144: 106046.

**第一作者:** 吕可, 硕士研究生; 主要研究方向为机车车辆结构设计及可靠性. Email: [2665938187@qq.com](mailto:2665938187@qq.com).

**通信作者:** 杨冰, 博士, 研究员, 博士研究生导师; Email: [yb@swjtu.edu.cn](mailto:yb@swjtu.edu.cn).

(编辑: 汤明日)