

激光复合焊接 7020 铝合金的疲劳性能及损伤行为

胡雅楠¹, 吴圣川¹, 宋哲¹, 付亚楠², 袁清习³

¹西南交通大学牵引动力国家重点实验室, 四川 成都 610031;

²中国科学院上海应用物理研究所上海同步辐射光源, 上海 201204;

³中国科学院高能物理研究所北京同步辐射装置, 北京 100049

摘要 通过激光-熔化极稀有气体保护电弧(MIG)复合焊得到了 7020 铝合金焊接接头, 基于电子背散射衍射技术和高精度同步辐射 X 射线成像等, 研究了该接头微观组织、力学性能、疲劳行为及断裂机制。结果表明, 在焊接热循环作用下, 冷却后复合焊接头各区域的晶粒形态、尺寸及组织成分发生了明显变化。接头静载抗拉强度和屈服强度分别为 265.34 MPa 和 218.85 MPa, 接头强度系数为 0.74。在 50% 存活率下, 当疲劳寿命为 2×10^6 循环周次时, 复合焊接头的疲劳强度为 96.13 MPa, 约为母材的 63.14%, 焊接过程降低了材料的疲劳性能。疲劳裂纹萌生于复合焊接头熔合区表面深约 103 μm 的缺口处, 呈典型 I 型四分之一椭圆裂纹扩展形貌。在稳定扩展阶段, 气孔对疲劳裂纹扩展速率的影响较小。

关键词 激光技术; 激光焊接; 疲劳裂纹扩展; 三维 X 射线成像; 有限元模拟; 气孔

中图分类号 TH142

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0302003

Fatigue Property and Fracture Behavior of 7020 Aluminum Alloys Welded by Laser-MIG Hybrid Welding

Hu Yanan¹, Wu Shengchuan¹, Song Zhe¹, Fu Yanan², Yuan Qingxi³

¹State-Key Laboratory of Traction Power, Southwest Jiaotong University, Chengdu, Sichuan 610031, China;

²Shanghai Synchrotron Radiation Facility, Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201204, China;

³Beijing Synchrotron Radiation Facility, Institute of High Energy Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

Abstract The 7020 aluminum alloy joints welded by laser-metal inert-gas arc (MIG) hybrid welding are obtained. The microstructure, mechanical properties, fatigue performance and fracture mechanism of these hybrid welded joints are investigated by the techniques of electron backscatter diffraction and high resolution synchrotron radiation X-ray micro-tomography. The results show that, under the influence of thermal circulation in welding, the grain morphology, size and chemical constituent in different zones of butt-welded joints after cooling show obvious changes. The static tensile strength, yield strength and welding coefficient of hybrid welded joints are 265.34 MPa, 218.85 MPa and 0.74, respectively. When the fatigue life is 2×10^6 cycles and the survival is 50%, the fatigue strength of hybrid welded joints is 96.13 MPa, and is about 63.14% of that of the base metal, which shows that the welding process significantly deteriorates the performance against fatigue. It is found that the fatigue cracks initiate from a notch with 103 μm depth at the surface in the fusion zone, and show a typical I mode quarter elliptical crack profile. The pores have little effect on the crack growth rate in the stable extension stage.

Key words laser technique; laser welding; fatigue crack propagation; X-ray three-dimensional tomography; finite

收稿日期: 2017-09-08; 收到修改稿日期: 2017-10-21

基金项目: 国家自然科学基金(11572267)、四川省科学技术研究发展应用项目(2017JY0216)、机械结构强度与振动国家重点实验室开放项目(SV2016-KF-21)

作者简介: 胡雅楠(1991—), 女, 博士研究生, 主要从事结构强度方面的研究。E-mail: huyan0121@sina.com

导师简介: 吴圣川(1979—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事高速列车焊接结构抗疲劳断裂设计及增材制造缺陷行为表征等方面的研究。E-mail: wusc@swjtu.edu.cn(通信联系人)

element simulation; pore

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 340.6720

1 引 言

7020 铝合金属于热处理强化 Al-Zn-Mg 系合金,具有比强度高和焊接性优良的特性,室温下拥有极强的时效强化能力,被广泛应用于高速列车的关键部件^[1-2]。激光-电弧复合焊接可以获得质量优异的铝合金焊接接头,焊接效率高,在车辆构件方面具有广阔的发展潜力和应用前景^[3-5]。车辆构件在服役中会承受交变载荷,疲劳断裂是威胁构件长期服役的主要问题之一^[6]。因此,研究焊接接头的疲劳性能和开裂机制至关重要。

目前,国内外学者主要从疲劳损伤机制和数值仿真两方面开展了铝合金焊接接头疲劳行为的研究^[6]。气孔是铝合金熔焊过程中最常见的体缺陷之一,气孔致疲劳损伤是铝合金焊接结构研究的热点之一。气孔的存在减小了构件的有效承载面积,造成材料局部应力集中,使材料的动载性能降低^[7]。Buffière 等^[8]指出,体积分数为 1% 的气孔会使材料的疲劳寿命降低 50%,疲劳极限下降 20%,疲劳强度及其离散性取决于萌生裂纹的气孔尺寸。McDowell 等^[9]发现,当诱发裂纹的气孔直径为 50 μm 时,裂纹萌生寿命为疲劳总寿命的 50%~70%;当气孔直径为 200 μm 或 400 μm 时,裂纹萌生寿命为疲劳总寿命的 20%~30%。韧性材料的疲劳损伤过程分为裂纹萌生、短裂纹扩展和长裂纹扩展三个阶段^[10],裂纹萌生阶段主要受微气孔影响^[11],表面或近表面处较大的气孔易诱导裂纹萌生^[12]。大部分铸造铝合金的疲劳断裂源于试样表面或近表面^[13]。当气孔刚好位于自由表面之下,萌生裂纹的可能性最大^[14]。Serrano 等^[15]发现,即使表面气孔尺寸仅为内部气孔的十分之一,同样会引起最终失效断裂,高周疲劳几乎不存在内部气孔致损伤断裂现象。Zhang 等^[16]认为,直径为 80 μm 的气孔是铸造铝合金诱导裂纹萌生的临界尺寸。Toda 等^[13]发现,距离自由表面 20~30 μm 处,平均尺寸为 4~5 μm 的聚集型小气孔是裂纹萌生的危险点。

裂纹萌生后,材料进入短裂纹扩展阶段,短裂纹

扩展在微结构与裂纹耦合作用下存在局部加速或减速现象。应力集中系数较高的气孔会促进裂纹连通前沿气孔而加速扩展;当裂纹穿越前沿气孔后,会出现缺口钝化效应,同时,裂纹扩展方向发生偏折致裂纹闭合,使得扩展速率减小^[10]。Buffière 等^[8]指出,当主裂纹长度达 400 μm 以上时,裂纹扩展行为对微观缺陷的敏感程度显著降低。何超等^[17]发现,当裂纹长度大于气孔半径的 3.5 倍时,气孔对裂尖应力强度因子的影响可以忽略。有关气孔致疲劳损伤行为的研究主要集中于铸造铝合金,而焊接气孔的大小、形态和位置分布均不同于铸造孔洞的,因此,有必要开展焊接接头内部气孔与裂纹萌生寿命和扩展行为的研究。

随着对材料疲劳损伤机制的深入研究,表征手段得到不断改进。2006 年, Buffière 等^[18]利用集成于同步辐射光源的微型疲劳试验机对材料疲劳损伤行为开展了实时原位可视化研究。通过计算机断层切片图(CT)的三维重构仅能捕捉到试样裂纹萌生和扩展阶段的状态信息,而基于裂纹和焊接缺陷真实形貌、大小和分布的有限元模拟可以获取材料连续变形过程及相应的应力应变场信息,这是目前材料疲劳损伤机制研究的热点之一^[19]。

本文通过激光-熔化极稀有气体保护电弧(MIG)复合焊得到了 7020 铝合金接头,分析了焊接接头的微观组织、力学性能、疲劳性能和裂纹扩展行为。该研究为激光复合焊接技术在高铁车辆构件中的应用提供了试验依据。

2 试验材料与方法

试验材料为 2 mm 厚的 7020-T651 铝合金板材,填充材料采用直径为 1.2 mm 的 ER5356 焊丝,铝合金板材和焊丝的化学组成见表 1。焊接试板经化学清洗和机械打磨后,在由光纤激光器(YLR-4000, IPG 公司,美国)与 MIG 焊机(TPS4000, 福尼斯公司,奥地利)组成的复合焊接平台上,以垂直于板材轧制方向进行无间隙对接焊,采用激光头前置, MIG 电弧后置的旁轴复合形式,焊接参数见表 2。

表 1 7020-T651 铝合金和 ER5356 焊丝的化学组成(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 7020-T651 aluminum alloy and ER5356 filler (mass fraction, %)

Material	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Zr
7020-T651 aluminum alloy	4.22	1.21	0.10	0.20	0.06	0.14	0.16	0.05	0.13
ER5356 wire	0.10	4.80	0.10	0.40	0.25	0.15	0.10	0.12	-

表 2 激光-MIG 复合焊接工艺参数

Table 2 Process parameters for hybrid laser-MIG hybrid welding

Parameter	Laser power /kW	Welding current /A	Welding speed / (m·min ⁻¹)	Filler feeding speed / (m·min ⁻¹)	Argon gas flow / (m ³ ·h ⁻¹)	Laser-filler distance /mm	Defocusing / mm
Value	3.0	100	6.0	5.9	1.5	3	0

取焊缝形貌光滑连续的焊接试板沿焊缝横截面制备电子背散射衍射(EBSD)样品。采用金刚石抛光液和硅溶胶对样品表面进行精细抛光和离子刻蚀。采用双束聚焦离子束扫描电镜(SEM, LYRA 3, 泰思肯公司, 捷克)进行焊接接头的织构检测和 Mg 元素线分布测定。Zn 元素的面分布在上海同步辐射光源(SSRF)BL15U1 线站测试获得, X 射线光子能量为 18 keV, 步长为 0.05 mm, 扫描时间为 2.7 s。

试验前需去除焊缝上下表面余高和其他几何不连续处, 试样的厚度为 1.9 mm。采用材料试验机(MTS809, MTS 公司, 美国)进行拉伸试验, 加载速率为 1 mm·min⁻¹。采用疲劳试验机(Amsler HFP 5000, Amsler 公司, 德国)进行高周疲劳试验, 选用轴向拉-拉加载方式, 载荷波形为恒幅正弦波, 加载频率为 50 Hz, 应力比为 0.1。室温疲劳裂纹扩展速率试验在疲劳试验机(MTS809, MTS 公司, 美国)上进行, 加载方式为循环正弦波, 最大工作载荷为 25 kN, 试验频率为 10 Hz, 应力比为 0.1; 利用线切割制备标准紧凑拉伸试样, 缺口尖端位于焊缝区域。

结合三维 X 射线成像技术, 利用微型疲劳试验机, 对复合焊接头进行疲劳加载并实时观测裂纹萌生和扩展行为。试验参数是试验机频率为 8 Hz, 应

力比为 0.2, 最大力为 230 N; X 射线光子能量为 26 keV, 试样距探测器 18 cm, 像素尺寸为 3.25 μm, 曝光时间为 500 ms。试样尺寸和试验原理如图 1 所示。试样断口经丙酮擦拭和超声波清洗后, 利用扫描电镜(QUANTA FEG 250, FEI 公司, 美国)进行疲劳断口分析。

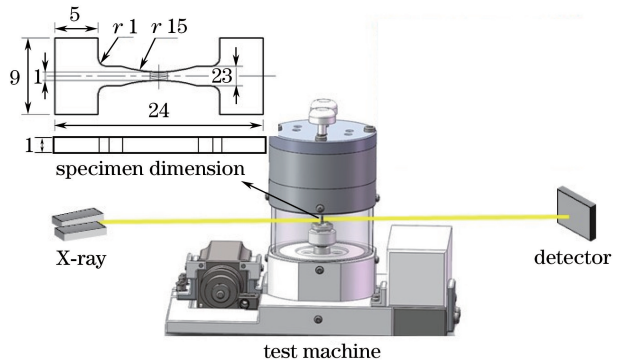


图 1 试样尺寸与试验原理图

Fig. 1 Specimen dimension and test schematic

3 试验结果与分析

3.1 织构特征与元素分布

复合焊接头各区域的微观织构和晶粒尺寸如图 2 所示。由图可知, 焊缝区(WM)为较粗大的类

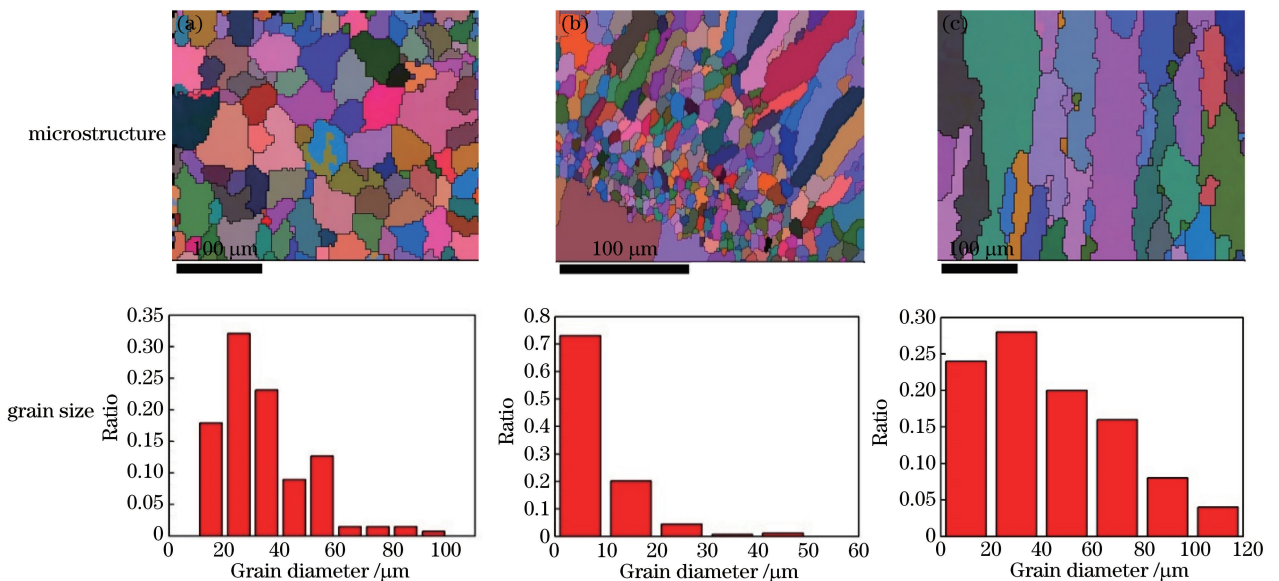


图 2 复合焊接头各区域微观织构与晶粒尺寸分布。(a)焊缝;(b)细晶区;(c)母材

Fig. 2 Microstructure and grain diameter distribution in different zones of hybrid welded joints.

(a) Weld zone; (b) fine grain zone; (c) as-received base metal

铸造态等轴树枝晶,晶粒取向具有随机性,晶粒直径为 10~100 μm,平均晶粒直径约为 33 μm。热影响区靠近焊缝一侧表现为沿焊缝中心生长的粗大柱状晶;熔合线附近存在宽约 100 μm 的等轴细晶区,晶粒取向随机分布,晶粒直径小于 50 μm,平均晶粒直径约为 9 μm,研究表明,该区域易萌生裂纹且材料断裂韧性降低^[5]。母材(BM)晶粒仍保持细长的纤维状轧制态组织,平均晶粒宽度约为 28 μm。

在高能量密度的复合焊热源作用下,接头组织的成分变化情况如图 3 所示。由图可知,焊接接头中 Zn 元素发生了严重的蒸发损失,而焊丝中的 Mg 元素有效弥补了焊接过程蒸发烧损的 Mg 元素。主要强化元素 Zn 的蒸发烧损导致强化相 MgZn₂ 和 Al₂Mg₃Zn₃ 的减少,进而导致接头强化效果下降^[20]。强化元素的蒸发损失对于沉淀强化型铝合金焊接接头的组织和性能具有重要影响。

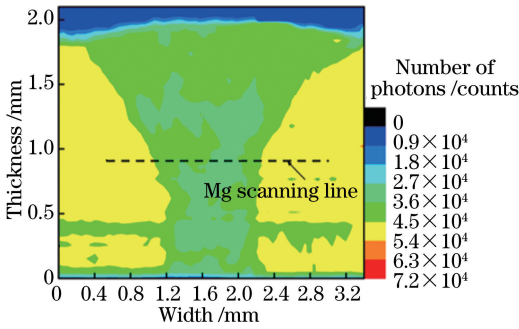


图 3 复合焊接头 Zn 面分布和 Mg 线分布

Fig. 3 Zn plane-distribution and Mg line-distribution of hybrid welded joint

3.2 拉伸性能

7020 铝合金母材和 3 个月自然时效下复合焊接头室温拉伸曲线如图 4 所示。结果表明,复合焊接头屈服强度为 218.85 MPa,抗拉强度为 265.34 MPa,分别为母材的 68.67% 和 74.21%,复合焊接头强度系数为 0.74。结合图 2、3 可知,强度降低与焊后微观结构的变化密切相关,焊缝中心的急冷组织与熔合区晶粒尺寸、形态的较大差异均对接头强度产生弱化作用。此外,在高能量密度复合焊接热源作用下,主要强化元素 Zn 的蒸发烧损导致强化相 MgZn₂ 和 Al₂Mg₃Zn₃ 减少,强化效果下降;接头内部气孔和残余应力对材料的拉伸性能影响较小^[11]。焊接试样的抗拉强度 R_w ^[1] 满足

$$R_w = R_{pw} \times T, \quad (1)$$

式中 R_{pw} 为母材的最小抗拉强度,板厚 1.5~3 mm 的 7020 铝合金抗拉强度最小值为 350 MPa; T 为接

头有效系数,T6 态 Al-Zn-Mg 合金焊后自然时效强化的 T 为 0.75。因此,7020 铝合金焊接接头的抗拉强度最小值为 263 MPa,复合焊接头的力学性能满足现行的设计标准和工程要求。

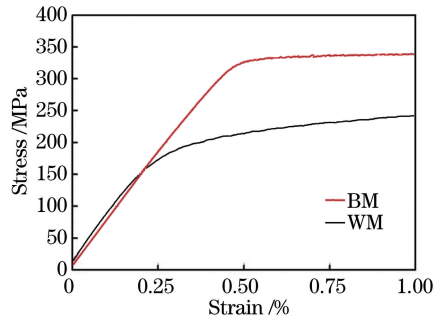


图 4 室温拉伸应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves at room temperature

3.3 应力-寿命(S-N)曲线

焊接接头的疲劳性能由疲劳 S-N 曲线表征,疲劳 S-N 曲线是表征材料不同应力水平与相应疲劳寿命关系的数学方法^[6]。

疲劳载荷名义应力范围 $\Delta\sigma$ 与疲劳寿命 N 可由 S-N 曲线^[21] 表达

$$C = N(\Delta\sigma)^m, \quad (2)$$

(2)式两边取对数为

$$\lg N = \lg C - m \lg S, \quad (3)$$

式中 C 为由试验确定的材料常数, $S = \Delta\sigma$, m 为 S-N 曲线斜率。

将各组疲劳结果 $\Delta\sigma$ 、 N 和 m 代入(2)式确定 C ,得到材料常数 C 的均值 C_m 与其标准偏差 S_c 的估计值。

C_m 为对应 50% 存活率下的特征值,相应 95% 存活率且位于 75% 置信区间的特征值 C_k 为

$$\lg C_k = \lg C_m - k_t \lg S_c, \quad (4)$$

式中 k_t 为特征参量,具体数值可参考文献[7]。

当 N 为 2×10^6 循环周次时, C_m 和 C_k 对应的疲劳强度值 $\Delta\sigma_m$ 和 $\Delta\sigma_k$ 分别为

$$\Delta\sigma_m = \sqrt[m]{\frac{C_m}{2 \times 10^6}}, \Delta\sigma_k = \sqrt[m]{\frac{C_k}{2 \times 10^6}}. \quad (5)$$

对铝合金母材和复合焊接头的疲劳数据进行整理,得到名义应力中值 S-N 曲线,结果如图 5 所示,相应的疲劳性能参数见表 3。

由图 5 和表 3 可知,随着应力幅的增加,材料的疲劳寿命降低;在同一应力幅下,疲劳寿命数据存在分散性且接头寿命离散性更大。50% 存活率下复合焊接头 N 为 2×10^6 循环周次时,对应的疲劳强度为 96.13 MPa,仅为其抗拉强度的 36.97%。由此可

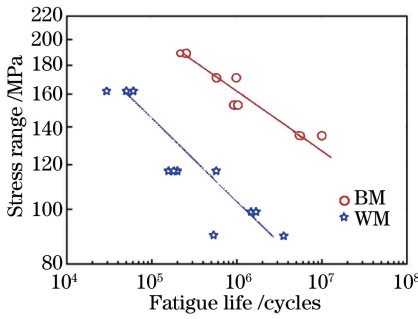


图 5 S-N 曲线

Fig. 5 S-N curves

见, 铝合金焊接接头易在远小于抗拉强度的动载作用下失效, 在铝合金焊接结构设计时, 必须充分考虑其疲劳性能。在国际焊接学会 (IIW) 关于铝合金焊接结构抗疲劳设计规范中, 将 N 为 2×10^6 循环周次下的特定疲劳强度定为疲劳等级 FAT^[22-23]。激光-MIG 复合焊接头的疲劳强度远高于 IIW 推荐的常

规弧焊对接接头的疲劳强度, 复合焊接头的疲劳性能满足现行的设计标准, 可应用于实际工程。此外, 对应于 2×10^6 循环周次下的复合焊接头的疲劳强度约为母材的 63.14%, 焊接过程降低了材料的疲劳性能。焊接是一个快速加热与冷却的过程, 焊后接头成为一个成分复杂的不均匀体, 接头局部区域的抗疲劳性能决定了焊接结构的安全性和可靠性。接头各区域的焊接热循环差异较大, 且母材和填充金属成分不完全相同, 这会导致接头的成分、组织分布不均匀, 存在变化梯度较大的薄弱环节^[24]; 焊后伴随着强化元素的蒸发烧损以及强化相大量溶解、分解与长大的现象, 接头焊缝区域软化严重, 裂纹扩展阻力降低, 不均匀性对焊接结构的抗疲劳断裂行为具有重要影响^[20]。此外, 熔焊过程会产生气孔和夹杂等焊接缺陷, 导致接头几何形状不连续和有效承载面积减小, 材料的疲劳强度降低。

表 3 疲劳性能参数

Table 3 Fatigue parameters

Material	m	50% survival rate		95% survival rate	
		C_m	$\Delta\sigma_m$ /MPa	C_k	$\Delta\sigma_k$ /MPa
7020 aluminum alloy	11.38	1.39×10^{31}	152.25	3.18×10^{30}	133.78
Welded joint	9.26	4.63×10^{24}	96.13	3.28×10^{23}	72.23

3.4 原位同步辐射 X 射线成像

由 Amira 三维图像重构软件获取的垂直于加

载方向上的裂纹萌生和部分扩展阶段的三维形貌如图 6 所示, 图像重构和量化过程可参考文献^[25]。

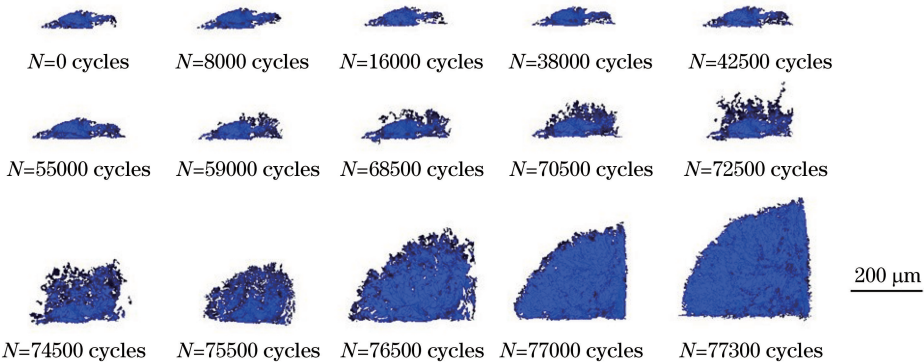


图 6 疲劳裂纹的演变过程

Fig. 6 Evolution of fatigue cracks

疲劳裂纹萌生于接头熔合区表面深约 $103 \mu\text{m}$ 的缺口处, 裂纹萌生寿命 N_i 约为 16000 循环周次, 占总寿命的 20.69%。裂纹扩展初期具有显著的微观结构特征, 受晶粒取向和晶界等微观组织的影响, 裂纹前沿各点扩展速率不断波动, 裂纹前沿呈高度非线性的随机生长模式, 大部分疲劳寿命消耗在短裂纹扩展阶段。70500 循环周次时裂纹扩展明显, 局部微观组织的影响降低, 裂纹呈现出典型的 I 型半椭圆形裂纹扩展模式; 77000 循环周次时, 裂纹扩展至试样边缘, 呈

现出四分之一椭圆形裂纹扩展形貌。

疲劳裂纹扩展路径的表征结果如图 7 所示。由图可见, 在轴向拉伸循环载荷 (F) 作用下, 疲劳裂纹沿着焊接接头薄弱环节即熔合区扩展, 晶粒尺寸和组织成分的突变、晶粒取向的混杂分布及力学性能的较大差异使其成为断裂的高危区, 裂纹易于在该区域萌生及扩展。此外, 裂纹附近的小气孔对裂纹扩展路径产生较小的影响, 裂纹扩展方向未因气孔的存在而发生明显的偏转。裂纹扩展初期, 裂纹扩展面上不存在

气孔,可能是周围气孔与裂纹面间的距离过大不足以使裂纹偏转连通气孔,微裂纹扩展行为主要受晶粒影响。裂纹稳定扩展阶段的裂纹长度远大于气孔直径,裂纹扩展行为的主要影响因素为裂纹长度^[26]。因此,裂纹稳定扩展阶段气孔对裂纹扩展速率的作用较小。

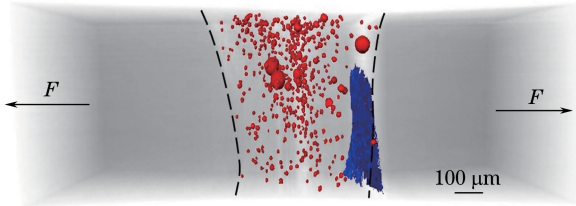


图 7 疲劳裂纹的扩展路径

Fig. 7 Extension paths of fatigue cracks

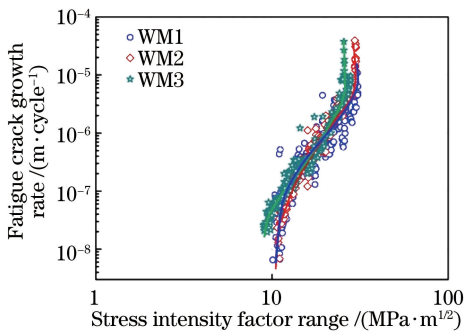


图 8 3组复合焊接头的疲劳裂纹扩展速率与应力强度因子幅间的关系

Fig. 8 Relationship between fatigue crack growth rate and stress intensity factor range for three groups of hybrid welded joints

为进一步说明气孔对稳定扩展阶段裂纹速率的影响,进行了室温下疲劳裂纹扩展速率试验,图 8 所示为 3 组复合焊接头的裂纹扩展速率与应力强度因子幅之间的关系曲线。由图 8 发现,在稳定扩展区,3 组接头裂纹扩展速率数据带相重合,说明气孔对长裂纹扩展阶段速率的影响较小。在裂纹萌生的初期,裂纹扩展速率有发散倾向,这是气孔和微结构综合作用所致。

基于同步辐射 X 射线成像得到了同一焊接接头 3 个不同取样位置的气孔分布图,如图 9 所示。利用 ImageJ 软件对复合焊接头内部气孔进行量化分析发现,接头内部气孔等效直径最大值约为 87.75 μm ,远小于标准值 600 μm ,缺欠质量等级判定为最高级别严格 B 级。复合焊接头内部气孔虽然大体服从焊缝下部气孔尺寸较小且密集,等效直径较大的气孔多分布于焊缝上表面的规律,但不同取样部位的气孔大小与位置分布具有明显的随机性。结合图 8 和图 9 可知,不同接头试样长裂纹附近气孔的分布存在差异性,但裂纹扩展寿命基本一致。研究发现,7020 铝合金复合焊接头内部气孔的平均圆整度约为 0.68,形态为近球形,气孔尺寸大多位于 40 μm 以下,微气孔附近的应力集中程度小于裂纹尖端的应力集中程度,因而气孔对长裂纹扩展行为的影响较小^[2]。对于整个疲劳损伤过程,气孔对裂纹萌生和短裂纹扩展阶段的影响更为显著。

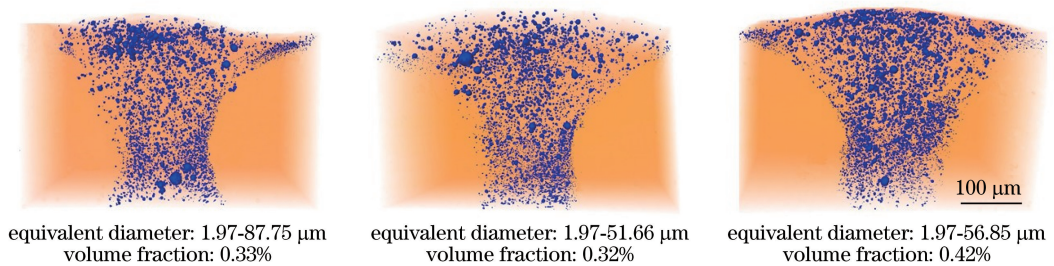


图 9 复合焊接头三维气孔分布

Fig. 9 Three-dimensional pore distribution of hybrid welded joints

结合同步辐射 X 射线三维成像和扫描电镜对疲劳损伤机理开展了研究,复合焊接头疲劳断口形貌的 SEM 图如图 10 所示。从图中可以清晰地分辨出疲劳断口的三个典型区域,裂纹源和稳定扩展区形貌与同步辐射得到的结果一致。稳定扩展区存在清晰的疲劳辉纹形貌,是疲劳断口区区别于拉伸断口的特有微观形貌。由图 10(c)可以发现,疲劳辉纹由一族相互平行的条纹组成,局部区域裂纹扩展方向与条纹的法

线方向一致,在稳定扩展区未见明显的气孔分布。在瞬断区,裂纹扩展方向发生明显偏转,由最初沿熔合区扩展转至连通左上角直径约为 100 μm 的气孔,在瞬断区还存在大量尺寸较小的微气孔。结合图 7 和图 10 分析可知,缺陷与裂纹尖端的相对位置和尺寸是两者能否发生相互作用的关键因素,气孔引起的应变集中是一个复杂的函数,与气孔的尺寸、聚集程度、形貌以及距裂纹的空间距离有关^[27]。

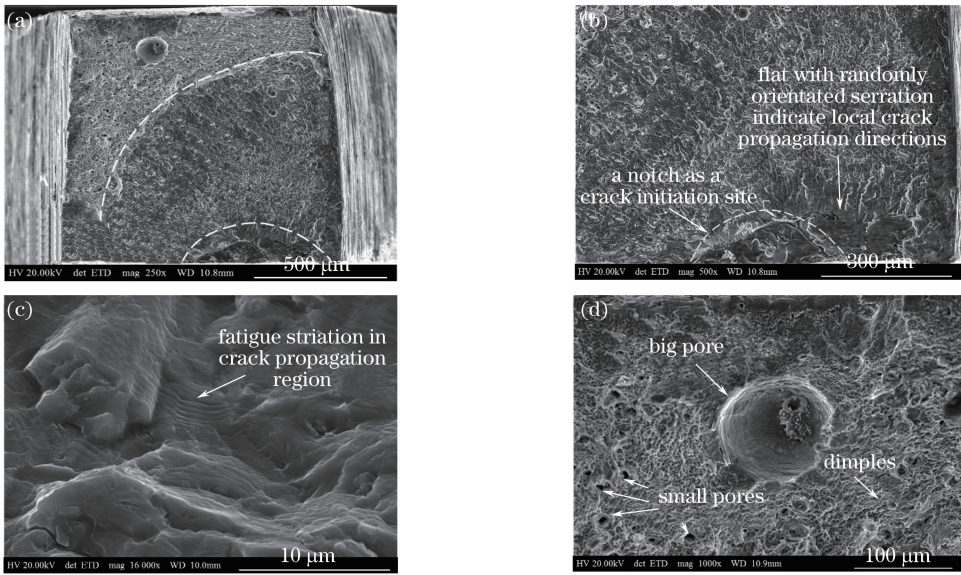


图 10 复合焊接接头疲劳断口形貌。(a)宏观形貌;(b)疲劳源区;(c)稳定扩展区的疲劳辉纹;(d)瞬断区
Fig. 10 Fracture morphology of hybrid welded joints. (a) Overall morphology; (b) fracture origin; (c) fatigue striation in crack extension region; (d) rupture region

为探究裂纹尖端塑性区分布及气孔对疲劳强度的影响,结合同步辐射 X 射线得到的真实缺陷,利用有限元对裂纹扩展最后一阶段即 N 为 77300 循环周次时进行应力分析,发现该阶段裂纹几何形貌比较规则,且裂纹长度较大,裂尖塑性区更为明显,有利于有限元模拟。

将 Mimics 软件得到的真实气孔和裂纹形貌导入 SolidWorks 软件中,建立含缺陷的实体模型,如图 11 所示。其中,气孔与裂纹的面网格在 Mimics 软件中获取,利用 HyperMesh 软件进行体网格划分,网格类型选用 C3D8 三维实体线性单元;利用 Abaqus 软件对网格模型进行应力分析,本构模型为各向同性弹塑性模型,材料参数取自 7020 铝合金拉伸应力-应变曲线,弹性模量为 68.68 GPa,泊松比为

0.3,塑性部分输入真实应力-塑性应变关系。载荷施加和边界约束参考文献[28]。

当 N 为 77300 循环周次时,含真实气孔和裂纹的复合焊接接头应力分布如图 12 所示。图 12(a)所示为裂纹尖端理论应力分布,其中 K_{eff} 为考虑裂纹闭合效应的有效应力强度因子。由图 12(b)发现,裂纹前沿发生了显著的应力集中,蝴蝶型区域内应力值远大于屈服应力,属于典型裂尖塑性区,仿真结果与理论塑性区基本一致。对比图 12(c)、(d)发现,含气孔模型的裂纹尖端应力明显大于无气孔模型的,图 12(c)所示裂尖塑性区最大应力值已达到材料真实应力的极值,说明试样面临断裂的危险,而实际试验中该试样再经历 40 循环周次后发生断裂,该模拟情况与试验结果相吻合,而图 12(d)所示裂纹尖端塑性区最大应力小于断裂极限,说明无气孔试样在该条件下仍可继续服役。

对于即将失稳断裂的接头试样,裂纹长度达 0.85 mm,占试样厚度的 77.98%,裂纹所在截面材料厚度显著减小,在裂纹扩展最后阶段,裂纹附近 100 μm 的大气孔和密集分布的小气孔会显著减小裂纹尖端区域的有效承载面积,裂尖产生更为明显的应力集中,导致裂纹更易向薄弱部位扩展直至试样破坏。基于真实缺陷裂尖力学的有限元模拟更清晰地反映出 7020 铝合金复合焊接接头在疲劳加载过程中的力学响应。

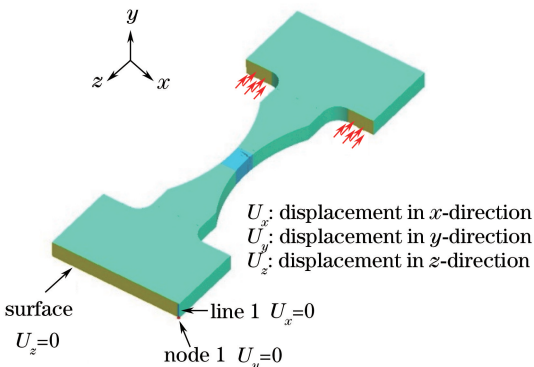


图 11 施加载荷和边界条件示意图

Fig. 11 Schematic of loading and boundary conditions

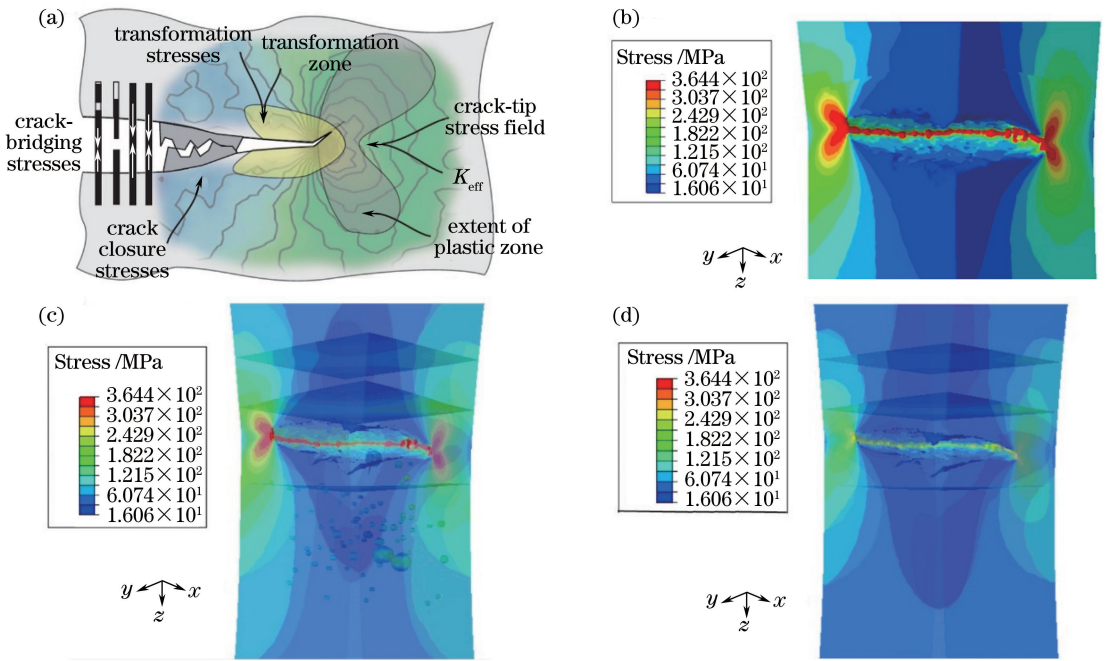


图 12 $N=77300$ 循环周次时的应力分布。(a) 裂纹尖端的理论应力分布^[29]；(b) 裂纹尖端应力分布；(c) 裂纹与气孔周围应力分布；(d) 裂纹周围应力分布

Fig. 12 Stress distributions when N is 77300 cycles. (a) Theoretical stress distribution of crack tip^[29] ;

(b) stress distribution around crack tip; (c) stress distribution around crack and pores; (d) stress distribution around crack

4 结 论

通过试验对激光-MIG 复合焊接 7020 铝合金的微结构特性、力学性能、疲劳性能和断裂行为进行了研究分析,得到以下结论。

1) 焊缝区由平均晶粒直径约为 $33\ \mu\text{m}$ 的铸态等轴枝晶组成,母材为纤维状轧制态组织,平均晶粒宽度约为 $28\ \mu\text{m}$ 。焊缝区强化元素 Zn 发生了严重的蒸发烧损。

2) 复合焊接头的静载抗拉强度和屈服强度分别为 $265.34\ \text{MPa}$ 和 $218.85\ \text{MPa}$,接头强度系数为 0.74。

3) 在 50% 存活率下,当疲劳寿命为 2×10^6 循环周次时,对应的接头疲劳强度为 $96.13\ \text{MPa}$,约为母材的 63.14%。复合焊接头拉伸和疲劳性能均满足工程设计要求。

4) 疲劳裂纹萌生于复合焊接头熔合区,呈现典型的 I 型四分之一椭圆裂纹扩展形貌,气孔对疲劳裂纹稳定扩展阶段的速率影响较小。

参 考 文 献

[1] Peng X Y, Cao X W, Duan Y L, *et al.* Microstructures and properties of MIG welded joint of 7020 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of

Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 912-918.

彭小燕, 曹晓武, 段雨露, 等. 7020 铝合金 MIG 焊接接头的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 912-918.

[2] Hu Y N, Wu S C, Zhang S Q, *et al.* Three-dimensional X-ray micro-tomography based microstructure and mechanical performance of hybrid laser welded AA7020[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(1): 0103007.

胡雅楠, 吴圣川, 张思齐, 等. 基于三维 X 射线成像的激光复合焊接 7020 铝合金的组织与力学特性演变[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103007.

[3] Zhao L, Tsukamoto S, Arakane G, *et al.* Distribution of wire feeding elements in laser-arc hybrid welds[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(4): 0406006.

赵琳, 塚本进, 荒金吾郎, 等. 激光-电弧复合焊接合金元素分布的研究[J]. 中国激光, 2015, 42(4): 0406006.

[4] Qiao J N, Wang Q M, Zou J L, *et al.* Microstructure and mechanical property of A7N01 aluminum alloy joints by fiber laser-variable polarity TIG hybrid welding with filler wire[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(9): 0902001.

乔俊楠, 王启明, 邹江林, 等. 光纤激光-变极性 TIG 复合填丝焊接 A7N01 铝合金接头的组织与力学性能[J]. 中国激光, 2016, 43(9): 0902001.

- [5] Yang X Y, Chen H, Wang Q Y, *et al.* Micro-zone performance of laser-MIG hybrid welded A7N01P-T4 Al alloy joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(8): 114-118.
杨晓益, 陈辉, 王秋影, 等. A7N01P-T4 铝合金激光-MIG 复合焊接头微区性能[J]. 焊接学报, 2016, 37(8): 114-118.
- [6] Ji K, Zhang J, Xu Y S. Fatigue properties of welded joints of new 6005A alloy with high copper content [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2017, 38(1): 95-98.
季凯, 张静, 徐玉松. 新型高铜的 6005A 铝合金焊接接头疲劳性能[J]. 焊接学报, 2017, 38(1): 95-98.
- [7] Wu S C, Zhu Z T, Li X W. Laser welding of aluminum alloys and the performance evaluation[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2014.
吴圣川, 朱宗涛, 李向伟. 铝合金的激光焊接及性能评价[M]. 北京: 国防工业出版社, 2014.
- [8] Buffière J Y, Savelli S, Jouneau P H, *et al.* Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 316(1/2): 115-126.
- [9] McDowell D L, Gall K, Horstemeyer M F, *et al.* Micro structure-based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2003, 70(1): 49-80.
- [10] Zhang H, Toda H, Hara H, *et al.* Three-dimensional visualization of the interaction between fatigue crack and micropores in an aluminum alloy using synchrotron X-ray microtomography[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38A(8): 1774-1785.
- [11] Lenders S, Thöne M, Riemer A, *et al.* On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance[J]. International Journal of Fatigue, 2013, 48: 300-307.
- [12] Yadollahi A, Shamsaei N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities [J]. International Journal of Fatigue, 2017, 98: 14-31.
- [13] Toda H, Masuda S, Batres R, *et al.* Statistical assessment of fatigue crack initiation from sub-surface hydrogen micropores in high-quality die-cast aluminum[J]. Acta Materialia, 2011, 59(12): 4990-4998.
- [14] Xu Z Q, Wen W, Zhai T G. Effects of pore position in depth on stress/strain concentration and fatigue crack initiation[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(8): 2763-2770.
- [15] Serrano-Munoz I, Buffiere J Y, Mokso R, *et al.* Location, location & size: Defects close to surfaces dominate fatigue crack initiation[J]. Scientific Reports, 2017, 7: 45239.
- [16] Zhang B, Chen W, Poirier D R. Effect of solidification cooling rate on the fatigue life of A356.2-T6 cast aluminium alloy [J]. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2000, 23(5): 417-423.
- [17] He C, Cui S M, Liu Y J, *et al.* Effect of pore on super long fatigue life of aluminium alloy welded joint [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(11): 18-22.
何超, 崔仕明, 刘永杰, 等. 气孔对铝合金焊接接头超长疲劳寿命的影响[J]. 焊接学报, 2014, 35(11): 18-22.
- [18] Ferrié E, Buffière J Y, Ludwig W, *et al.* Fatigue crack propagation: *In situ* visualization using X-ray microtomography and 3D simulation using the extended finite element method[J]. Acta Materialia, 2006, 54(4): 1111-1122.
- [19] Youssef S, Maire E, Gaertner R. Finite element modelling of the actual structure of cellular materials determined by X-ray tomography[J]. Acta Materialia, 2005, 53(3): 719-730.
- [20] Wu S C, Hu Y N, Song X P, *et al.* On the microstructural and mechanical characterization of hybrid laser-welded Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Journal of Materials and Engineering and Performance, 2015, 24(4): 1540-1550.
- [21] Tong J H, Zhang K, Lin S, *et al.* Comparison of fatigue property of 6082 aluminum alloy joint by friction stir welding and metal inert-gas welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(7): 105-108.
佟建华, 张坤, 林松, 等. 搅拌摩擦焊和熔化极气体保护焊 6082 铝合金疲劳性能分析[J]. 焊接学报, 2015, 36(7): 105-108.
- [22] Li J Y, Wang W X, Mu W, *et al.* Research on fatigue behavior of AZ31 magnesium alloy transverse cross joint with TIG welding[J]. Journal of Taiyuan University of Technology, 2008, 39(S1): 8-10.
李晋永, 王文先, 慕伟, 等. AZ31 镁合金 TIG 焊横向十字接头疲劳性能研究[J]. 太原理工大学学报, 2008, 39(S1): 8-10.
- [23] Hobbacher A F. Recommendations for fatigue design of welded joints and components: XIII-1539-96/XV-845-96[S]. Paris: Internation Institute of Welding, 2002.
- [24] Zhang L, Fang H Y, Wang L S, *et al.* Inhomogeneity for A7N01 aluminum alloy welded

- joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 32(11): 97-100.
- 张亮, 方洪渊, 王林森, 等. A7N01 铝合金焊接接头的不均匀特性[J]. 焊接学报, 2012, 33(11): 97-100.
- [25] Yu C, Wu S C, Hu Y N, *et al.* Three-dimensional imaging of gas pores in fusion welded Al alloys by synchrotron radiation X-ray microtomography[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 159-168.
- 喻程, 吴圣川, 胡雅楠, 等. 铝合金熔焊微气孔的三维同步辐射 X 射线成像[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 159-168.
- [26] Wang B J, De Backer H, Chen A R. An XFEM based uncertainty study on crack growth in welded joints with defects[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2016, 86: 125-142.
- [27] Padilla E, Jakkali V, Jiang L, *et al.* Quantifying the effect of porosity on the evolution of deformation and damage in Sn-based solder joints by X-ray microtomography and microstructure-based finite element modeling[J]. Acta Materialia, 2012, 60(9): 4017-4026.
- [28] Dezecot S, Maurel V, Buffiere J Y, *et al.* 3D characterization and modeling of low cycle fatigue damage mechanisms at high temperature in a cast aluminum alloy [J]. Acta Materialia, 2017, 123: 24-34.
- [29] Withers P J. Fracture mechanics by three-dimensional crack-tip synchrotron X-ray microscopy [J]. Philosophical Transactions of the Royal Society A, 2015, 373(2036): 20130157.