DOI: 10.3901/JME.2020.08.046

中高强度铝合金熔化焊接接头的 缺陷容限评价方法*

吴圣川^{1,2} 谢 成¹ 胡雅楠¹ 吴正凯¹ 康国政¹

(1. 西南交通大学牵引动力国家重点实验室 成都 610031;

2. 曼彻斯特大学材料学院 曼彻斯特 M13 9PL 英国)

摘要: 应用电子背散射衍射及高精度同步辐射 X 射线三维原位成像技术, 结合高周疲劳试验与裂纹扩展速率试验, 揭示了激光复合焊接的中高强度铝合金的微结构特征(如组织、缺陷等)对疲劳性能的影响。结果发现, 激光复合焊接过程显著改变了铝合金接头各区的组织特征; 焊缝中存在着大量气孔缺陷; 接头的拉伸和疲劳性能均低于母材, 软化严重; 根据缺陷的极值统计与修正的 Murakami 公式, 获得了接头的理论疲劳极限。绘制出熔焊接头 Kitagawa-Takahashi 图, 通过高周疲劳极限值推证得到铝合金 7020 和 7050 激光复合焊接头的缺陷容限值分别为 185 μm 和 311 μm 。

关键词: 同步辐射 X 射线; 缺陷容限评价; 疲劳极限; 疲劳裂纹扩展; Kitagawa-Takahashi 图

中图分类号: TG405

Defect Tolerance Assessment Method of Fusion Welded Medium and High Strength Al Alloy Joints

WU Shengchuan^{1,2} XIE Cheng¹ HU Yanan¹ WU Zhengkai¹ KANG Guozheng¹

(1 State Key Laboratory of Traction Power, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031;

2. School of Materials, The University of Manchester, Manchester M13 9PL, UK)

Abstract: The effects of microstructural features on fatigue behaviours of medium and high strength Al alloys jointed by hybrid laser welding are revealed by using electron backscatter diffraction, high-cycle fatigue, crack growth rate and high-resolution synchrotron radiation in situ X-ray 3D micro tomography. The results show that the grain morphology and size are obviously modified after the hybrid welding. A large number of pores are found in the softened joints in hardness. Compared with base material, the tensile and fatigue properties of weld joint present a significant reduction. Based on extreme value statistics of defects and modified Murakami equation, the predicted fatigue limit is compared with that from the experiments. By using the Kitagawa-Takahashi diagram, the corresponding defect tolerance of 7020 and 7050 Al alloy hybrid joints are 185 μm and 311 μm , respectively.

Key words: synchrotron radiation X-ray tomography; defects tolerance assessment; fatigue limit; fatigue crack growth; Kitagawa-Takahashi diagram

0 前言

由于具有比强度高、抗疲劳性能佳等诸多优点, 中高强度的铝合金(例如 7000 系)被广泛应用于航空航天、高速铁路等领域^[1-3]。然而, 传统的弧焊方法会形成气孔、热裂纹等缺陷, 主要强化元素蒸发烧损和热变形严重, 接头力学性能明显恶化。激光-电弧复合焊接充分利用激光和电弧两种热源的优

势, 具有熔化效率高、焊缝成形佳等优点, 在现代载运装备制造领域具有广阔的发展潜力和应用前景。一般地, 铝合金结构在实际服役中多经受疲劳载荷的作用^[4], 然而熔化焊接接头的疲劳极限远低于非焊接部件^[5-7]。因此, 深入揭示高能束流焊接铝合金微结构特征及其与服役行为的关系, 是更高速度载运装备研发与制造的前沿课题之一。

铝合金熔焊接头出现的软化现象, 主要是非平衡结晶过程中合金元素烧损和欠时效所致^[8]。为此, 铝合金激光焊接中可选择合适的填充金属, 焊后再经固溶处理、自然或人工时效, 可获得接近母材强

* 国家自然科学基金资助项目(11572267)。20190902 收到初稿, 20191025 收到修改稿

度 70%左右的接头^[9]; 晶粒细化虽能提升材料的强度, 但不是熔化焊接铝合金的主要强化机制^[10-11]。例如, 在一些含锆元素铝合金的熔焊接头中, 近母材的热影响区会出现一个宽为 50~100 μm 的细小等轴晶区, 这种与工艺过程有关的细晶区通常被认为与接头的宏观失效行为有关^[12-13]。

为了考察微观组织的影响, 可以借由硬度与抗拉强度的经验关系, 来间接标定疲劳性能。例如, 一些金属(如钢和铝等)的疲劳极限与抗拉强度之间存在近似线性关系^[14-17]。MURAKAMI 等^[18]发现, 材料的疲劳极限、硬度可由夹杂物尺寸来关联。论文试图通过关联硬度和拉伸强度, 来建立接头微结构演化与疲劳性能的跨尺度关系。

缺陷是控制铝合金材料及结构疲劳性能的另一个重要因素。MU 等^[19]指出当缺陷尺寸大于平均晶粒尺寸时, 疲劳强度取决于缺陷。BUFFIÈRE 等^[20]发现, 孔隙率达到 1%会使疲劳寿命和耐久极限分别降低约 50%和 20%, 其离散性与萌生裂纹的气孔直接相关。而 ZHANG 等^[21]发现, 当表面或亚表面的气孔尺寸大于 80 μm 时, 疲劳裂纹优先从气孔处萌生。MURAKAMI 等^[18]研究了缺陷尺寸对疲劳性能的影响, 以缺陷在垂直于加载轴平面上的投影面积平方根作为关键决定因素, 即 Murakami 面积参数 $\sqrt{\text{area}}$ 。随后, SERRANOMUNOZ^[22]研究了缺陷参数对疲劳性能的影响, 指出较大缺陷($\sqrt{\text{area}} \geq 400 \sim 600 \mu\text{m}$)可降低裂纹萌生及扩展寿命。相关研究还指出, 与内部气孔相比, 表面及近表面气孔更易萌生裂纹^[23-25]。但这些研究专注于缺陷尺寸的影响, 有关其位置和形貌的定量评价尚需要深入。

铝合金熔焊中形成不同类型的缺陷, 气孔是最常见的体缺陷之一。铝合金焊缝凝固时, 氢溶解度急剧降低, 饱和氢来不及析出, 形成尺寸、形状和位置等各异的气孔缺陷。气孔的存在使得接头的有效承载面积减小, 同时形成严重的应力集中, 从而导致疲劳裂纹的萌生和扩展^[26]。

损伤容限设计已在含缺陷结构的剩余寿命评价中得到广泛运用, 但它不能处理小缺陷或者短裂级, 必须引入缺陷容限思想。临界缺陷是缺陷容限方法的一个重要参量, 当缺陷尺寸小于该临界值时, 认为萌生于缺陷的短裂纹不会扩展。试验发现, 当外加应力约为材料的疲劳极限时, 亚毫米尺度的微缺陷可以成为裂纹源, 不过在很短的距离后就会停止扩展, 这些非扩展裂纹对疲劳性能并无实质性影响^[27]。目前, 通过优化焊接工艺不能根除铝合金熔焊气孔, 这是铝合金结构高参数服役的重大隐患。

通过把名义应力法与断裂力学结合起来, 即考虑材料的疲劳极限 $\Delta\sigma_0$ 值和疲劳长裂纹扩展门槛值

ΔK_{th} , 得到疲劳极限与缺陷等效尺寸的函数关系^[28], 这就是著名的 Kitagawa-Takahashi 图(简称 KT 图)。随后, HADDAD 等^[29]引入弹塑性断裂行为对 KT 图进行了修正, 提出图 1 所示的应力范围到门槛值控制的光滑过渡模型。据此, 可由疲劳极限确定许可的最大缺陷。目前, KT 图已用于外物冲击部件、增材材料等的缺陷容限评价^[30-32]。

图 1 材料疲劳极限范围与缺陷尺寸的关系

然而, 传统的检测方法很难对微缺陷进行精确测量。商业同步辐射光源 X 射线显微断层扫描(Synchrotron radiation micro computed tomography, SR- μCT)一种高精度的原位定量表征技术^[33], 可对缺陷尺寸、形貌及位置进行准确辨识。TENKAMP 等^[34]提出了一种将工业 μCT 技术和 KT 图相结合的铸造铝合金缺陷相关的疲劳评估方法。

论文通过激光-MIG 复合焊技术得到两种铝合金 7020 和 7050 接头, 对整个接头的微观组织、缺陷特征、力学行为、疲劳性能和裂纹扩展行为进行全面分析。利用硬度及单调拉伸测试分别得到接头的硬度和抗拉强度, 据此估算出材料的 σ_0 和 ΔK_{th} , 并与试验结果进行比较。重点采用同步辐射 X 射线三维成像及原位拉伸和疲劳试验, 对复合焊接头中气孔类缺陷进行辨识、提取和统计, 试图通过气孔位置及特征尺寸建立气孔和疲劳极限之间的关系。在此基础上绘制了缺陷容限 KT 图, 最后给出铝合金复合焊接头缺陷容限评价的讨论。

1 试验方法

1.1 材料及试样

所用焊接材料为厚度为 2.0 mm 的中强度铝合金 7020-T651 轧制薄板和厚度为 2.0 mm 的高强度铝合金 7050-T7451 轧制薄板, 焊接填充金属均为直径 1.2 mm 的 ER5356 焊丝, 主要合金元素有 Zn、Mg、Cu 等(图 2^[35])。焊接方法为激光和 MIG 组成的自动化制造系统; 为避免反射损伤, 采用激光前置和 MIG 热源后置的旁轴复合形式。

2 结果与分析

2.1 微观组织特征

7020 激光焊接后, 两种铝合金 7020 和 7050 接头各区的组织特征分别如图 5^[36]和图 6^[35]所示。可见, 两种接头同一区域(如母材、热影响区、焊缝等)的微观组织特征相似。母材区(Base metal, BM)主要由较大的细长条形轧制态晶粒组成; 焊接后焊缝(Weld metal, WM)的组织转变为与母材明显不同的铸造状等轴枝晶形态; 在热影响区(Heat affected zone, HAZ)和焊缝之间能够清晰地观察到细小等轴

图 5 铝合金 7020 复合焊接头各区组织及晶粒尺寸

图 6 铝合金 7050 复合焊接头各区组织及晶粒尺寸

晶区, 晶粒取向随机分布且晶粒明显小于两侧。在铝合金 7020 接头中细小等轴晶区宽约 100 μm, 平均晶粒直径约为 9 μm; 铝合金 7050 接头中细小等轴晶区明显变窄(宽度约 40 μm), 且晶粒细化更加明显(平均晶粒直径约为 5 μm)。研究认为, 该区域易萌生裂纹且材料的断裂韧性降低^[37]。两种铝合金接头中细小等轴晶区尺寸上的差异主要是焊接参数、板材厚度及材料种类不同所致^[38]。此外, 所述细晶区宽度随焊缝深度不同略有差异, 且细晶区与接头抗疲劳行为关系仍需要深入探索。

2.2 气孔特征统计

铝合金焊接过程中会不可避免地产生气孔。水分子从空气和填料表面氧化分解成氢离子进入熔池, 随着凝固的进行, 氢的溶解度急剧下降, 从而汇聚形成微气孔。同时, 由于合金元素的熔点较低, 元素汽化也会产生一定的气孔。气孔对焊接接头疲劳性能的影响取决于其尺寸、数量、分布和形貌以及外加载荷条件^[39]。在循环载荷下, 近表面气孔引起明显的应力集中, 降低材料的裂纹萌生寿命, 有必要对气孔特征进行深入研究。

利用同步辐射 X 射线成像技术真实解析了原位拉伸及疲劳试样中气孔的空间分布特征。分别对 7020 及 7050 复合焊接头各 8 个样品进行原位成像。每种接头选取 3 个有效样本, 基于 Avizo 对接头进行三维重构以获取气孔的数量、尺寸、位置及形貌信息, 图 7 给出了基于 Avizo 的接头三维重构图。采用等效直径 Φ 、圆整度 Ψ 表征气孔的尺寸及形貌^[40], 使用 Origin 对成像结果进行统计。为保证缺陷统计结果的可靠性, 仅选取气孔体积不小于 100 μm³ 的数据点进行气孔圆整度的分析。

由图 7、8 可知, 复合焊接头内存在大量气孔, 但大多数气孔尺寸小于 30 μm, 这些微气孔的应力集中程度远小于裂纹尖端。气孔大多为近球形, 圆整度在 0.6 以上。由于铝合金密度较小, 气孔在熔池中的浮动速率较慢, 并且强的导热性使熔池快速冷却结晶。若气体不能及时逸出, 就会形成气孔

图 7 激光复合焊接铝合金接头内气孔分布

类缺陷。表 2 给出了气孔的特征统计。可以看出, 铝合金 7020 及 7050 复合焊接头中气孔的最大等效直径分别为 $156\ \mu\text{m}$ 和 $147\ \mu\text{m}$, 其平均等效直径约为 $15\ \mu\text{m}$ 。然而, 在 7050 接头中气孔的数量及体积分数远低于前者, 这可能是由于材料及焊接现场环境的差异造成的。

表 2 复合焊接铝合金接头气孔特征参数统计

材料	气孔数量	体积分数(%)	最大等效直径/ μm	平均等效直径/ μm	平均圆整度
AA7020 复合焊接头	24 974	0.48	156.25	14.10	0.607
AA7050 复合焊接头	3 505	0.25	147.15	16.83	0.641

图 8 气孔几何特征频率分布直方图

图 9 对不同尺寸气孔的位置进行统计, 结合三

图 9 气孔大小与位置关系

维重构结果发现,较大尺寸气孔分布于焊缝中上部,焊缝下部气孔尺寸较小且密集,但不同样品中气孔大小与位置分布具有明显的随机性。

此外,在热影响区观察到更小尺寸的聚集形气孔。这是由于熔合线靠近母材,冷却速度快,首先发生结晶,导致小气孔密集分布在熔合线,并等待进入焊缝。与熔合线区相比,焊缝中心的凝固速度较慢,微孔经历聚集、上浮和长大过程,因而形成相对较大尺寸的气孔,并集中于焊缝中上部。

2.3 力学性能分析

使用 HVS-30 硬度仪对铝合金 7020 及 7050 复合焊接头的横截面中心线附近进行显微硬度试验,结果见图 10。分析发现接头硬度大致呈现出以焊缝平台为中心的左右对称分布,中心硬度最低。此外 7020 铝合金接头中母材、热影响区、焊缝中心三者硬度值存在明显的梯度,而 7050 铝合金母材和热影响区的硬度值无明显差别。焊缝截面硬度呈现 U 字形,焊缝中心硬度约为母材硬度的 65%,软化现象明显。研究认为,这种硬度的变化主要是由于强化元素的蒸发烧损、强化相变异、焊缝区域存在大量气孔以及晶粒较为粗大等^[41]。同时鉴于薄板铝合金焊缝较窄,目前并无有效方法准确获取接头各区的拉伸性能。

图 10 铝合金接头各区硬度分布及变化规律

小试样原位拉伸可得到 7050 复合焊接头断裂的三维图像(图 11)。由图 11 可知,试样沿熔合线断裂。金相分析表明,熔合区晶粒尺寸和形态存在很大差异,这种微结构的梯度变化应该对接头强度的变化有一定影响。必须指出,虽然图中所示试样断裂于熔合线,但尚无充分证据表明其初始裂纹起源于细晶区。

图 11 铝合金 7050 复合焊接头的原位拉伸成像

进一步对 7020 及 7050 铝合金母材和 3 个月自然时效下复合焊接头进行标准拉伸试验,图 12 给出其静态拉伸曲线。结果表明,7020 复合焊接头屈服强度和抗拉强度分别为母材的 62.4%和 72.2%;7050 接头屈服强度和抗拉强度分别为母材的 67.3%和 78.7%。表 3 给出两种铝合金复合焊接头的力学参数。尽管接头的硬度和抗拉强度都有较大程度下降,但根据标准 EN 485-2 及 EN 288-4,其仍符合现行工程设计要求。

(a) AA7020 复合焊接头

(b) AA7050 复合焊接头

图 12 室温拉伸应力-应变曲线

表 3 两种铝合金复合焊接头的拉伸力学参数

材料	维氏硬度 HV	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	弹性模量 E /GPa
AA7020 复合焊	母材	119.5	335	69
	接头	74.8	211	69
AA7050 复合焊	母材	160.8	463	68
	接头	102.5	312	69

2.4 疲劳性能分析

图 13 给出了两种铝合金复合焊接头最大应力 $\sigma_{\max}$ 与循环周次 N 在 50%存活率下疲劳 $S-N$ 曲线。分析发现, 铝合金 7020 和 7050 接头疲劳极限分别约为 102 MPa 和 95 MPa; 与母材相比, 复合焊接头的疲劳强度下降明显。众所周知, 在材料的高周和超高周疲劳寿命中, 裂纹萌生是主要的寿命组成。对于无缺陷或者均匀的金属材料, 裂纹萌生多是由于塑性应变在局部的集中和不可逆周期滑移, 此时位错沿着滑移面或在晶界处塞积, 导致应力集中; 而在位错运动中释放出的应变能足以形成新的裂纹面。必须指出的是, 对于含缺陷的焊接接头和增材材料, 裂纹多萌生于缺陷或者裂纹处, 因此可认为并不存在一般意义上的裂纹萌生阶段。

(a) AA7020, 母材 $\sigma_{\max}^{11.15} \cdot N = 1.32 \times 10^{31}$,
接头 $\sigma_{\max}^{6.85} \cdot N = 1.16 \times 10^{20}$

(b) AA7050, 母材 $\sigma_{\max}^{9.07} \cdot N = 1.32 \times 10^{28}$,
接头 $\sigma_{\max}^{8.43} \cdot N = 9.20 \times 10^{20}$

图 13 复合焊接头及母材的最大应力-寿命曲线

通过分析和统计常用合金材料的大量试验数

据, PANG 等^[16]提出了一种可以定量关联均匀材料微结构特征与拉伸性能的经验模型

$$\sigma_a = (0.53 - 5.66 \times 10^{-4} \times \sigma_b) \times \sigma_b \quad (1)$$

式中, σ_a 为 $R = -1$ 下的疲劳极限; σ_b 为抗拉极限, 根据 Walker 公式换算 $R=0.1$ 的疲劳极限^[42]

$$\sigma_{\max} = \sigma_{a, \text{eff}} \cdot [(1 - R) / 2]^\gamma \quad (2)$$

式中, $\sigma_{a, \text{eff}}$ 为应力比 $R = -1$ 下的等效应力幅; γ 为经验常数。对于铸造铝合金, $\gamma = 0.47$, 本文假设焊接中也经历了类似的热循环^[43]。

通过高周试验数据拟合得到的条件疲劳极限, 以及式(1)和式(2)估算得到的疲劳极限值, 列入表 4 中。可以看出, 该模型对铝合金母材疲劳极限的预测误差约 15%, 表明该方法对母材具有一定的预测能力^[15]。但是, 复合焊接头的预测结果与试验值存在明显偏差, 这可能是因为除拉伸强度参数外, 还存在其他因素控制着熔焊接头的疲劳性能。可见, 式(1)和式(2)仍不能直接用于焊接接头。

一些研究认为, 虽然较小尺寸的微气孔对接头的拉伸性能影响并不大, 却是控制接头疲劳性能和寿命的重要因素之一^[44]。分析发现, 式(1)只描述了微观组织对疲劳极限的影响, 且研究的合金材料多为无缺陷的金属材料。众所周知, 对于焊接接头和增材部件, 微缺陷是控制疲劳强度和服役寿命的重要因素。为此, 本文以激光复合焊接铝合金为例, 开展熔焊接头的缺陷容限评价。

表 4 试验及预测的疲劳极限值

材料		疲劳极限最大应力 $\sigma_{\max}$ /MPa	
		试验	预估
AA7020 复合焊	母材	146	168
	接头	102	141
AA7050 复合焊	母材	208	178
	接头	95	178

室温下铝合金 7020 和 7050 激光复合焊接头及母材的裂纹扩展速率与应力强度因子幅 ΔK 的关系见图 14。由图可知, 当 $\Delta K < 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 时, 两种复合焊接头均表现出比母材更高的疲劳开裂抗力。分析认为, 特定的轧制工艺形成材料在微观组织上的梯度分布现象, 而激光-电弧复合热源起到了重熔

作用,使得焊缝组织比母材更均匀^[45]。此外,疲劳加载下,一旦短裂纹稳定扩展至某一尺度,便不再受微观组织的影响和控制^[46],加之焊缝强度低于母材,且焊缝区存在气孔,接头的疲劳裂纹扩展抗力必然小于母材,扩展速率快于母材。

图 14 复合焊接头及母材的疲劳裂纹扩展速率与应力强度因子幅之间的关系

试验、理论和仿真研究均表明^[47],金属材料的疲劳长裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 对微观组织、服役环境、载荷形式、加载频率及温度等较为敏感。为此,LI 等^[46,48]提出了一种综合考虑晶粒特征长度、外部加载及材料高周疲劳极限和低周循环塑性行为的疲劳长裂纹扩展门槛值预测的经验公式

$$\Delta K_{th} = \left[\frac{2(1-R)}{1.633\sqrt{1+n'}} + \frac{1}{2\sqrt{2}} \right] \sigma_{max} \sqrt{\pi\rho} \quad (3)$$

式中, n' 为循环应变硬化指数,有 $n'=0.15$ ^[49]; ρ 为晶粒特征尺寸,此处为焊缝和母材的平均晶粒直径。

可见,同样应力比 $R=0.1$ 条件下,AA7020 接头和母材的 ΔK_{th} 分别约 $1.44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 $1.89 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$;同理,AA7050 接头和母材的 ΔK_{th} 分别为 $1.73 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 $2.83 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

2.5 缺陷极值统计

前文已经指出,缺陷对材料的疲劳性能有重要

影响,与微缺陷对比,大尺度的缺陷是造成疲劳失效的重要原因之一。因此,仅仅采用平均缺陷尺寸不能对疲劳性能进行准确分析,需要获得极大缺陷的特征参数。通常认为,采用无损检测方法获得一批材料所有的缺陷特征需要较高的成本及难度,因此本文采用极值统计的方法,对给定材料中的最大缺陷进行统计分析并预测,这也是含广布缺陷增材制件质量评价合理可行的研究方法之一。

在进行极值统计时,可以选择两种不同的采样策略:区间最大值(Block method, BM)模型和波高阈值(Peaks-over threshold, POT)模型。在 BM 方法中,将样本分割为若干互不干扰的等效子样,通过成像获取子样品中的最大缺陷,利用子样中极大缺陷尺寸的数据序列进行广义极值分布拟合,从而在样本缺陷特征尺寸总体分布函数 $F(x)$ 未知的情况下,对其进行推断假设,进而得到总体样本的分布特征。由于 BM 采样方法使用简单且被广泛应用于缺陷极值统计中,故本论文采用 BM 法对焊缝缺陷极大值进行估算。

一般地,极大值分布满足特定的 Gumbel 分布函数^[50],对于随机变量 x ,分布函数为

$$G(x) = \exp(-\exp(-(x-\lambda)/\alpha)) \quad (4)$$

式中, $G(x)$ 为小于随机变量 x 的概率; α 为尺寸参数; λ 为位置参数。

采用 SR- μ CT 技术扫描所有子样品,并把最大缺陷投影面积的平方根 $\sqrt{\text{area}}$ 作为 Gumbel 分布函数中的随机变量,重复 n 次试验。随后,将得到的 n 个数据点按照升序进行排列,并把其中第 i 个缺陷的尺寸参数记为 $\sqrt{\text{area}_i}$ ($i=1,2,\dots,n$),则能够得到 $\sqrt{\text{area}_1} \leq \sqrt{\text{area}_2} \leq \dots \leq \sqrt{\text{area}_i} \leq \dots \leq \sqrt{\text{area}_n}$ 。再将 $\sqrt{\text{area}}$ 设为 Gumbel 函数中的随机变量 x ,便可求得子样品中缺陷尺寸小于 $\sqrt{\text{area}_i}$ 的概率为

$$G(\sqrt{\text{area}_i}) = \exp\left\{-\exp\left[-(\sqrt{\text{area}_i}-\lambda)/\alpha\right]\right\} \quad (5)$$

同时,根据统计结果可得

$$G(\sqrt{\text{area}_i}) = i/(n+1) \quad (6)$$

最后,再取式(5)的反函数可得

$$\sqrt{\text{area}_i} = \alpha \left\{ -\ln \left\{ -\ln \left[G(\sqrt{\text{area}_i}) \right] \right\} \right\} + \lambda \quad (7)$$

选择铝合金 7020 及 7050 复合焊接头样本中各 8 个子样品($n=8$)进行高精度 SR- μ CT 扫描,对气孔缺陷在加载方向上的缺陷最大投影面积进行统计,结果见表 5。分别以 $-\ln\{-\ln[G(\sqrt{\text{area}})]\}$ 和 $\sqrt{\text{area}_i}$ 为横轴和纵轴建立坐标系,插入表 5 中数据点进行最小二乘拟合,得到斜率为 α 、截距为 λ 的直线,

表 5 同步辐射 X 射线显微断层扫描气孔在加载方向上缺陷最大投影面积计算参数

试样种类	编号 i	$G(\sqrt{\text{area}}_i)$	$\ln(\ln(G(\sqrt{\text{area}}_i)))$	$\sqrt{\text{area}} / \mu\text{m}$
AA7020 复合焊接头	1	0.111 111	-0.787 2	85.45
	2	0.222 222	-0.408 2	96.28
	3	0.333 333	-0.094 1	101.06
	4	0.444 444	0.209 6	109.77
	5	0.555 556	0.531 4	121.80
	6	0.666 667	0.902 7	142.28
	7	0.777 778	1.381 1	169.01
	8	0.888 889	2.138 9	186.38
AA7050 复合焊接头	1	0.111 111	-0.787 2	43.59
	2	0.222 222	-0.408 2	56.10
	3	0.333 333	-0.094 1	65.32
	4	0.444 444	0.209 6	81.83
	5	0.555 556	0.531 4	99.30
	6	0.666 667	0.902 7	107.05
	7	0.777 778	1.381 1	112.11
	8	0.888 889	2.138 9	140.01

拟合结果见图 15。可见,数据点符合良好的线性关系,将拟合参数代入式(7)得到

$$\sqrt{\text{area}}_{7020} = 37.0 \left\{ -\ln \left\{ -\ln \left[G(\sqrt{\text{area}}) \right] \right\} \right\} + 108.6 \quad (8)$$

$$\sqrt{\text{area}}_{7050} = 39.4 \left\{ -\ln \left\{ -\ln \left[G(\sqrt{\text{area}}) \right] \right\} \right\} + 72.8 \quad (9)$$

图 15 接头内缺陷极大值估计拟合曲线

取 $G(\sqrt{\text{area}}) = 99.9\%$, 即认为被检测试样中 99.9% 的缺陷投影面积 $\sqrt{\text{area}}$ 不大于估计值。代入式(8)和式(9)得 $\sqrt{\text{area}}_{7020} = 364 \mu\text{m}$, $\sqrt{\text{area}}_{7050} = 345 \mu\text{m}$ 。结合极大值方法,认为在所用铝合金 7020 复合焊接头中,缺陷的最大投影面积约为 $364 \mu\text{m}$; 7050 接头中缺陷的最大投影面积约为 $345 \mu\text{m}$ 。

2.6 基于缺陷的疲劳极限预测

基于第 2.5 节的最大缺陷,使用修正 Murakami 公式对疲劳极限进行预测,并对预测结果进行讨论。Murakami 定量研究了缺陷尺寸和位置对材料疲劳性能的影响,提出了一种基于材料硬度、缺陷位置

与尺寸的基本疲劳极限预测模型^[18]

$$\sigma_w = \beta(HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (10)$$

式中, HV 表示材料的维氏硬度; σ_w 代表预测的材料疲劳极限; β 表示位置系数(一般地,对于内部缺陷取值为 1.56,表面缺陷则为 1.43)。

必须指出的是,上述模型是建立在高强钢的研究数据基础上,在应用于铝合金等有色金属时,预测误差偏大。特对 Murakami 公式进行如下修正^[51]

$$\sigma_w = \beta(HV + 120 \cdot E_{Al} / E_{St}) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (11)$$

式中, E_{Al} 和 E_{St} 分别为铝合金及钢的弹性模量。本文中取 E_{St} 为 EA4T 钢的弹性模量 220 GPa ^[52]。此外,通过 Walker 公式可将 $R=1$ 下的修正模型转化为所需任意应力比下的疲劳极限

$$\sigma_{\max} = \frac{\beta(HV + 120 \cdot E_{Al} / E_{St})}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \left(\frac{1-R}{2} \right)^{-0.47} \quad (12)$$

表 6 给出了 $R=0.1$ 下,基于修正 Murakami 公式的铝合金激光复合焊接头的预测结果。一般认为,疲劳裂纹多萌生于表面或近表面较大缺陷处^[25-33],而此处仅对表面缺陷行为进行了预测。比较发现,修正的 Murakami 公式的预测结果与两种铝合金接头的疲劳极限试验值有约 14% 的偏差。

预测结果与实测疲劳极限偏差较大的原因应是接头中存在着较大的相邻气孔,在裂纹扩展中这类气孔汇聚为更大尺寸的缺陷,并最终形成裂纹。在图 7 所示铝合金 7050 接头的缺陷三维图中可以清晰地看到大尺寸的相邻气孔,而式(12)也仅考虑了试

样在初始阶段的极大缺陷。此外,在裂纹扩展过程中,若裂纹前沿附近存在有足够大尺寸的气孔,则

会对扩展起到局部加速的作用。因此,忽视气孔对裂纹扩展的影响可能导致预测结果偏大。

表 6 基于修正 Murakami 模型的疲劳极限最大应力 $\sigma_{\max}$ 预测值

材料	应力比 R	极大值估计 $\sqrt{\text{area}}/\mu\text{m}$	基于内部缺陷预测/MPa	基于表面缺陷预测/MPa	高周疲劳试验/MPa
AA7020 复合焊接头	0.1	364.2	95.7	87.7	102.2
AA7050 复合焊接头	0.1	345.2	118.0	108.2	94.6

2.7 接头的缺陷容限估算

采用标准 KT 图及 El-Haddad 模型对铝合金复合焊接头进行缺陷容限评估,将缺陷尺寸参数 $\sqrt{\text{area}}$ 代入 KT 图的模型方程,即有^[52]

$$\Delta K = F_w \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad (13)$$

$$\sqrt{\text{area}_0} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{\text{th}}}{F_w \cdot \Delta \sigma_{w0}} \right)^2 \quad (14)$$

$$\Delta \sigma = \Delta \sigma_{w0} \sqrt{\frac{\sqrt{\text{area}_0}}{\sqrt{\text{area}_0} + \sqrt{\text{area}}}} \quad (15)$$

式中, $\sqrt{\text{area}_0}$ 为引起材料疲劳性能变化的最小缺陷,式(13)为标准 KT 图的理论方程,式(14)和式(15)是结合 El-Haddad 模型的转化方程。

在 KT 图中,当缺陷尺寸大于 $\sqrt{\text{area}_0}$ 时,表示含缺陷材料的疲劳行为受弹性断裂力学控制,随着缺陷尺寸增大,引起可扩展裂纹的应力范围将沿着斜线降低。 $\Delta \sigma_0$ 为施加在材料上的疲劳极限, F_w 为位置参数(表面缺陷时 $F_w=0.65$, 内部缺陷时 $F_w=0.50$), $\Delta \sigma_{w0}$ 为无缺陷材料的疲劳极限。

然而,铝合金熔焊接头含有气孔,无法实测得到无缺陷焊缝的疲劳极限。有研究指出,铸造铝合金中小于 $50 \mu\text{m}$ 的气孔不会成为裂纹源^[52]。从图 7 也可以看出,母材区内存在极少量小尺寸气孔(等效直径小于 $50 \mu\text{m}$),一般认为这种小尺寸气孔不会对疲劳极限产生影响,则假设轧制铝合金板材中气孔远小于 $50 \mu\text{m}$,或者可以认为论文试验用铝合金材料即为无缺陷材料。利用式(1)和式(2)预测了激光复合焊接铝合金 7020 和 7050 的“无缺陷母材”的疲劳极限,与高周疲劳试验结果进行对比得到了较为精确且偏于保守的结果。同时结合前述 2.4 节的讨论,认为上述方法可用于无缺陷接头疲劳极限的估算。据此,利用式(1)及式(2),根据接头的拉伸性能参数预测得到激光复合焊接铝合金 7020 和 7050 的“无缺陷接头”的疲劳极限。当应力比 $R=0.1$ 时,计算得到激光复合焊接铝合金 7020 和 7050 接头的 $\Delta \sigma_{w0}$ 分别为 127 MPa 和 160 MPa。参考 2.4 节得到的两种铝合金 7020 和 7050 接头的 ΔK_{th} 分别为 $1.44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 $1.73 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,通过式(13)~(15)

绘制出复合焊接头的 KT 图。如图 16 所示,对于铝合金 7020 复合焊接头,当缺陷为表面缺陷时,引起疲劳性能改变的最小临界缺陷尺寸约为 $97 \mu\text{m}$,而内部缺陷的最小临界缺陷尺寸则为 $164 \mu\text{m}$ 。对于铝合金 7050 复合焊接头,基于表面缺陷的最小临界缺陷尺寸为 $88 \mu\text{m}$,基于内部缺陷的最小临界缺陷尺寸为 $149 \mu\text{m}$ 。

图 16 Kitagawa-Takahashi 图及 El-Haddad 模型

可见,相同加载条件下内部最小临界缺陷尺寸一般约为表面最小临界缺陷尺寸的 1.69 倍。为获取更为保守的评估结果,对基于表面缺陷的 KT 图进行讨论。

可通过试验所得的材料疲劳极限确定出允许的最大缺陷尺寸,称其为缺陷容限。当外加载荷小于材料疲劳极限时,若构件中缺陷小于所确定的缺陷

容限, 则认为构件可以安全服役。

基于 KT 图推测出 7020 铝合金复合焊接头对应的缺陷容限约为 185 μm , 7050 接头对应的缺陷容限为 311 μm , 结果见表 7。将获得的缺陷容限代入式 (8) 和式 (9) 得出, 铝合金 7020 接头样品中小于缺陷容限的缺陷约占总缺陷的 88.0%, 铝合金 7050 接头样品中约有 99.8% 的缺陷尺寸小于缺陷容限。图 16 同时给出了借助 El-Haddad 模型的预测结果, 可见相对于标准 KT 图, 偏于保守。

此外, 根据 KT 图的物理意义, 可用 KT 图对已知缺陷尺寸下的疲劳极限进行预测。表 8 给出了在只考虑表面缺陷的情况下, 基于标准 KT 图的预

测结果, 与第 2.6 节中基于修正 Murakami 模型的预测值相似: 对于铝合金 7020 接头, 预测结果与试验值相比更加保守; 对于铝合金 7050 接头, 预测值偏大。据此推测, 在铝合金 7050 复合焊接头中多个气孔存在耦合作用, 对疲劳裂纹的萌生及扩展过程起到了加速作用。同时, 目前 KT 图忽略了缺陷形貌对疲劳性能的影响, 下一步工作需要结合缺陷形貌对材料的疲劳性能进行修正。

此外, 标准 KT 图的两个参数 $\Delta\sigma_w$ 和 ΔK_{th} 与材料的屈服强度及硬度存在一定关联, 而微观组织决定材料性能。因此, 接头的微结构特征与疲劳性能之间的关系还有待进一步研究。

表 7 基于 KT 图的激光复合焊接铝合金接头的缺陷容限值

材料	应力比 R	试验疲劳极限应力幅 $\Delta\sigma_0/\text{MPa}$	缺陷容限/ μm	
			基于标准 KT 图	基于 El-Haddad 模型
AA7020 复合焊接头	0.1	92.0	185	88
AA7050 复合焊接头	0.1	85.1	311	223

表 8 基于缺陷极值统计的疲劳极限最大应力 $\sigma_{\max}$ 预测值

材料	高周疲劳试验结果/ MPa	基于内部缺陷预测结果/MPa		基于表面缺陷预测结果/MPa	
		标准 KT 图	El-Haddad 模型	标准 KT 图	El-Haddad 模型
AA7020 复合焊接头	102.2	123.9	102.9	95.3	84.7
AA7050 复合焊接头	94.6	152.9	104.9	117.6	105.0

3 结论

对激光-MIG 复合焊接铝合金 7020 和 7050 接头的微结构特征、缺陷空间分布及疲劳性能等进行了研究, 结论如下。

(1) 焊缝区由铸态等轴枝晶组成, 母材为较大的细长条形轧制态晶粒, 在热影响区及焊缝之间存在一个狭窄的细小等轴晶区。

(2) 复合焊接头内部存在大量气孔类缺陷, 其形貌大多为近球形, 有超过 90% 的气孔等效直径小于 30 μm , 熔合线附近存在微气孔聚集现象, 大尺寸气孔一般分布于焊缝中上部。

(3) 铝合金 7020 接头疲劳极限为 109 MPa, 约为母材的 63.1%; 铝合金 7050 接头疲劳极限最大应力值为 90 MPa, 约为母材的 43.5%。

(4) 极值法预测铝合金 7020 和 7050 接头中最大缺陷尺寸分别为 364 μm 和 345 μm 。基于修正的 Murkami 公式较好地预测接头的疲劳极限最大应力值; 基于三维 X 射线成像和极值法预测接头最大缺陷具有精度高和偏保守特点。

(5) 建立标准 KT 图评价接头疲劳性能, 得到铝合金 7020 和 7050 接头在试验疲劳极限下的缺陷容

限分别为 185 μm 和 311 μm 。通过引入标准 KT 图来评价接头服役性能, 简单且可行。

本论文以激光-电弧复合焊接中高强度的铝合金 7020 和 7050 为例, 系统阐述了基于同步辐射 X 射线三维成像的缺陷表征方法, 详细分析了两种熔焊接头的微结构与拉伸性能和疲劳性能的关系, 较早把缺陷容限概念引入至焊接接头的疲劳行为评价中, 并成功建立了基于 Kitagawa-Takahashi 图的熔焊接头的缺陷与基本服役性能的定量关系。

这一方法也是增材制件损伤行为的全新研究思路, 对于探索焊接接头和增材制件等的质量控制及服役评价具有重要意义。必须指出, 在缺陷容限方法的应用中, 仍有较多科学问题需要深入系统探索, 例如临界缺陷的定义, 缺陷位置、形貌和尺寸与疲劳裂纹萌生的关系, 多个较大尺寸缺陷的耦合效应及其对裂纹萌生的影响, 以及缺陷空间分布特性与接头强度和疲劳寿命的关系等。

必须指出, 论文研究结论并不存在尺度效应问题, 而且获取的最大气孔尺寸也明显小于高能束流焊接铝合金中的临界缺陷值。因此, 缺陷容限方法能够有效对熔焊接头中的微缺陷进行安全性评价, 具有重要的理论与应用推广价值。

参 考 文 献

- [1] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. *Materials and Design*, 2014, 56: 862-871.
- [2] XU L, WANG Q, ZHOU M. Micro-crack initiation and propagation in a high strength aluminum alloy during very high cycle fatigue[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 715: 404-413.
- [3] CAO B, SHAEFFER M, CADEL D, et al. An analysis of strengthening mechanisms and rate-dependence in a high strength aluminum alloy[J]. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 2017, 4: 6-17.
- [4] GONZALO M, DOMINGUEZ A, JORGE L, et al. Fatigue endurance and crack propagation under rotating bending fatigue tests on aluminum alloy AISI 6063-T5 with controlled corrosion attack[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2012, 93: 119-131.
- [5] ZHANG H X, WU G H, YAN Z F, et al. An experimental analysis of fatigue behavior of AZ31B magnesium alloy welded joint based on infrared thermography[J]. *Materials and Design*, 2014, 55: 785-791.
- [6] WANG X, SHI Q, WANG X, et al. The influences of precrack orientations in welded joint of Ti-6Al-4V on fatigue crack growth[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2010, 527: 1008-1015.
- [7] 张红霞, 吴广贺, 闫志峰, 等. 5A06 铝合金及其焊接接头的疲劳断裂行为[J]. *中国有色金属学报*, 2013(2): 327-335.
ZHANG Hongxia, WU Guanghe, YAN Zhifeng, et al. Fatigue fracture behavior of 5A06 aluminum alloy and its welded joint[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013(2): 327-335.
- [8] 吴圣川, 张卫华, 焦汇胜, 等. 激光-电弧复合焊接 7075-T6 铝合金接头软化行为[J]. *中国科学: 技术科学*, 2013(7): 785-792.
WU Shengchuan, ZHANG Weihua, JIAO Huisheng, et al. Soften behavior of 7075-T6 aluminum alloy joint by laser-arc composite welding[J]. *Scientia Sinica Technologica*, 2013(7): 785-792.
- [9] CHEN L, HU Y N, HE E G, et al. Microstructural and failure mechanism of laser welded 2A97 Al-Li alloys via synchrotron tomography[J]. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2018, 1: 169-178.
- [10] FU B, QIN G, MENG X, et al. Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 617: 1-11.
- [11] DEV S, MURTY B S, RAO K P. Effects of base and filler chemistry and weld techniques on equiaxed zone formation in Al-Zn-Mg alloy welds[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2008, 13(7): 598-606.
- [12] GUTIERREZ A, LIPPOLD JC. A proposed mechanism for equiaxed grain formation along the fusion boundary in aluminum-copper-lithium alloys[J]. *Welding Journal*, 1998, 77(3): 123-132.
- [13] LIN D C, WANG G X, SRIVATSAN T S. A mechanism for the formation of equiaxed grains in welds of aluminum-lithium alloy 2090[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2003, 351(1-2): 304-309.
- [14] TÓTH L, YAREMA S Y. Formation of the science of fatigue of metals. Part 1. 1825-1870[J]. *Materials Science*, 2006, 42(5): 673-680.
- [15] LL Z M, WANG Q G, LUO A A, et al. Fatigue strength dependence on the ultimate tensile strength and hardness in magnesium alloys[J]. *International Journal of Fatigue*, 2015, 80: 468-476.
- [16] PANG J C, LI S X, WANG Z G, et al. General relation between tensile strength and fatigue strength of metallic materials[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 564: 331-341.
- [17] CASAGRANDE A, CAMMAROTA G P, MICELE L. Relationship between fatigue limit and Vickers hardness in steels[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2011, 528(9): 3468-3473.
- [18] MURAKAMI, YUKITAKA. Effects of small defects and nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals[J]. *Key Engineering Materials*, 1991, 51-52: 37-42.
- [19] MU P, NADOT Y, NADOT-MARTIN C, et al. Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum AS7G06-T6[J]. *International Journal of Fatigue*, 2014, 63(4): 97-109.
- [20] 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 & Engineering A*, 2001, 316(1-2): 115-126.
- [21] 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 & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2010, 23(5): 417-423.
- [22] SERRANO MUNOZ I. Influence of casting defects on the fatigue behaviour of an A357-T6 aerospace alloy[D]. Lyon: l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2014.
- [23] YADOLLAHI A, SHAMSAEI N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: challenges and opportunities[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 98: 14-31.

- [24] 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.
- [25] 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.
- [26] 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.
- WU Shengchuan, ZHU Zongtao, LI Xiangwei. Laser welding of aluminum alloys and the performance evaluation[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2014.
- [27] GIGLIO M, BERETTA S, MARIANI U, et al. Defect tolerance assessment of a helicopter component subjected to multiaxial load[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2010, 77(13): 2479-2490.
- [28] GARBA C, LEITNER M, STAUDER B, et al. Application of modified Kitagawa-Takahashi diagram for fatigue strength assessment of cast Al-Si-Cu alloys[J]. *International Journal of Fatigue*, 2018, 111: 256-268.
- [29] HADDAD M H E, SMITH K N, TOPPER T H. Fatigue crack propagation of short cracks[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1979, 110(1): 42-46.
- [30] MURAKAMI, ENDO. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength[J]. *International Journal of Fatigue*, 1994, 16(3): 163-182.
- [31] BERETTA S, ROMANO S. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes[J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 94: 178-191.
- [32] PETERS J O, BOYCE B L, CHEN X, et al. On the application of the Kitagawa-Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2002, 69(13): 1425-1446.
- [33] 吴圣川, 胡雅楠, 康国政. 材料疲劳损伤行为的先进光源表征技术[M]. 北京: 科学出版社, 2018.
- WU Shengchuan, HU Yanan, KANG Guozheng. Characterization of material fatigue damage via advanced light source tomography[M]. Beijing: Science Press, 2018.
- [34] TENKAMP J, KOCH A, KNORRE S, et al. Defect-correlated fatigue assessment of A356-T6 aluminum cast alloy using computed tomography based Kitagawa-Takahashi diagrams[J]. *International Journal of Fatigue*, 2018, 108: 25-34.
- [35] WU S C, SONG Z, KANG G Z, et al. The Kitagawa-Takahashi fatigue diagram to hybrid welded AA7050 joints via synchrotron X-ray tomography[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 125: 210-221.
- [36] 胡雅楠, 吴圣川, 宋哲, 等. 激光复合焊接 7020 铝合金的疲劳性能及损伤行为[J]. *中国激光*, 2018, 45(3): 198-207.
- HU Yanan, WU Shengchuan, SONG Zhe, et al. Fatigue property and fracture behavior of 7020 aluminum alloys welded by laser-mig hybrid welding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(3): 198-207.
- [37] 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.
- YANG Xiaoyi, CHEN Hui, WANG Qiuying, 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.
- [38] HU Y N, WU S C, CHEN L. Review on failure behaviors of fusion welded Al alloys due to fine equiaxed zone[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2019, 208: 45-71.
- [39] WU S C, YU C, YU P S, et al. Corner fatigue cracking behavior of hybrid laser AA7020 welds by synchrotron X-ray computed microtomography[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 651: 604-614.
- [40] 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.
- YU Cheng, WU Shengchuan, HU Yanan, 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.
- [41] 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.
- [42] WALKER K. The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum [C]//American Society for Testing and Materials. Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life, 29 September-4 October, 1968, West Conshohocken. PA: ASTM, 1970, 462: 1.
- [43] DOWLING N E, CALHOUN C A, ARCARI A. Mean stress effects in stress-life fatigue and the Walker equation[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2010, 32(3): 163-179.
- [44] WU S C, YU X, ZUO R Z, et al. Porosity, element loss and strength model on softening behavior of hybrid laser arc welded Al-Zn-Mg-Cu alloy with synchrotron radiation analysis[J]. *Welding Journal*, 2013, 92(3): 64-71.

- [45] 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): 1-9.
- HU Yanna, WU Shengchuan, ZHANG Siqi, 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): 1-9.
- [46] LI X D, EDWARDS L. Theoretical modelling of fatigue threshold for aluminium alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1996, 54(1): 35-48.
- [47] WILKINSON A J, ROBERTS S G, HIRSCH P B. Modelling the threshold conditions for propagation of stage I fatigue cracks[J]. Acta Materialia, 1998, 46(2): 379-390.
- [48] LI X D. Dislocation pile-up model of fatigue thresholds for 2024- and 7075-alike aluminium alloys[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 1996, 24(2): 165-179.
- [49] HU Y N, WU S C, SONG Z, et al. Effect of microstructural features on the failure behavior of hybrid laser welded AA7020[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2018, 41(9): 1-14.
- [50] ROMANO S, BRANDÃO A, GUMPINGER J, et al. Qualification of AM parts: Extreme value statistics applied to tomographic measurements[J]. Materials & Design, 2017, 131: 32-48.
- [51] TEBALDINI M, PETROGALLI C, DONZELLA G, et al. A356-T6 wheels Influence of casting defects on fatigue design[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2018, 41(8): 1784-1793.
- [52] WU S C, XU Z W, KANG G Z, et al. Probabilistic fatigue assessment for high-speed railway axles due to foreign object damage[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 117: 90-100.

作者简介: 吴圣川, 男, 1979 年出生, 博士后, 研究员, 博士研究生导师。主要研究方向为车辆结构损伤容限设计与寿命评价、材料疲劳损伤的同步辐射成像表征及三维疲劳断裂仿真软件开发。
E-mail: wusc@swjtu.edu.cn