超薄 GH738 板材激光微焊接接头的组织 性能

吕志军¹,陈玉华^{2,*},李树寒²,黄永德²

1. 天津航空机电有限公司, 天津 300308

2. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063

摘 要:采用脉冲微激光对厚度为 0.2mm 的 GH738 高温合金进行对接焊。工艺参数适当时,焊缝成形良好,试验最优工艺 参数为:功率 14.4W、脉冲宽度 4.0ms、脉冲频率 6.0Hz,接头抗拉强度 983MPa,达到母材抗拉强度的 94.7%。利用光学显 微镜、扫描电镜、电子精密拉伸机等分析测试手段,对接头的金相组织和性能进行了测试分析。结果表明,焊缝组织显著 细化,焊缝中心和熔合线附近上端、下端区域为等轴晶,熔合线中端区域为胞状向柱状生长转变,细晶区分布在焊缝表层。 焊缝中心显微硬度与母材相比变化不大,熔合区前沿微观偏析导致熔合区硬度升高。

关键词:GH738 高温合金;激光微焊接;工艺参数;组织

中图分类号: TG456.7 文献标识码: A DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2018.07.073

GH738 是 y' 相沉淀强化高温合金,该合金在高温下具 有高的拉伸和持久强度以及良好的抗氧化能力,在航空发动 机涡轮叶片和涡轮盘中已得到广泛应用^[1],以 GH738 为材 料的薄片金属封严圈是航空发动机涨圈式封严结构的典型 零件^[2]。由于焊接过程复杂多变,材料在航空航天等领域的 应用受到材料焊接性的影响。GH738 具有较窄的热加工温 度区间,含有高含量的合金元素,如 Al、Ti、Cr、Mo 等^[3],铝 钛含量是判断高温合金焊接性的重要依据,高的铝钛含量容 易在焊接时在热影响区产生裂纹^[4]。对于高温合金的焊接, 国内外主要采用气体保护焊和电子束焊等熔焊方法^[5]。激 光焊是一种高能束焊接方法,具有高能量密度、深穿透、高精 度、热影响区小等优点^[6,7],但与电子束焊相比,激光焊不需 要真空装置,不产生 X 射线^[8],与等离子弧焊相比,激光焊的 焊缝深宽比大,焊后变形小,适合于高温合金的焊接。

本试验采用脉冲微激光对厚度为 0.2mm 的 GH738 薄 片进行了对接,观察焊缝横截面形貌,分析了焊接参数对接 头横截面形貌和抗拉强度的影响,研究了接头的微观组织。

1 试验条件及方法

试验材料为厚 0.2mm 的 GH738 高温合金,经固溶、稳定化、时效处理,化学成分见表 1。焊前用砂纸将对接面打磨齐平,去除毛刺,使用丙酮溶液清除母材表面油脂,用稀硝酸清洗对接面及距对接处 5mm 距离的区域,再用酒精清洗,最后吹干试件。

表 1 GH738 名义化学成分 (质量分数,%) Table 1 Nominal chemical composition of GH738 (wt.%)

| C | Cr | Ni | Co | Ti | Мо | Al | В | Si | Mn | S | Р | Fe | Cu | Zr |
|-----------|-------|-----|-------|-----------|-------|----------|--------|--------|-------|---------|---------|-----|-------|-----------|
| 0.02~0.10 | 18~21 | Bal | 12~15 | 2.75~3.25 | 3.5~5 | 1.2~ 1.6 | ≤ 0.01 | ≤ 0.15 | ≤ 0.1 | ≤ 0.015 | ≤ 0.015 | ≤ 2 | ≤ 0.1 | 0.02~0.08 |

收稿日期:2018-05-09; 退修日期:2018-05-23; 录用日期:2018-06-25

基金项目: 航空科学基金 (2017ZE56010)

*通信作者.Tel.: 13330067995 E-mail: 769199358@qq.com

引用格式: Lv Zhijun, Chen Yuhua, Li Shuhan, et al. Microstructure and properties of ultrathin GH738 sheet by micro-laser welding[J]. Aeronautical Science & Technology, 2018, 29 (07): 73-78. 吕志军,陈玉华,李树寒,等. 超薄 GH738 板材激光微焊接 接头的组织性能 [J]. 航空科学技术, 2018, 29 (07): 73-78. 试验设备为意大利 SISMA 公司生产 SL-80 型 Nd: YAG 脉冲激光焊机,平均功率 80W,可调节参数有功率 P、 脉冲宽度 T、脉冲频率 F 和光斑直径 Φ。根据材料板厚, 所有试验均在光斑直径 0.2mm 条件下施焊。采用自制专 用夹具将被焊试样两端固定在激光焊接工作台上进行焊 接,装配对接间隙不大于 0.05mm,同时,保证错边量不大于 0.02mm,施焊过程中使用小铁棒手动下压翘起边。采用氩 气对施焊面进行保护,流量为 5L/min。

焊接完成后按图1所示截取接头拉伸试样,每组参数 截取4个试样,试样的尺寸为50mm×3mm×0.2mm,在 Instron5543 拉伸试验机上进行静态拉伸试验,拉伸速度为 1mm/min。沿焊缝横截面截取金相试样,对金相试样打磨抛 光后用75%HCl和25%HNO3 混合溶液浸蚀10s,利用Leica 图像分析仪和S3400 扫描电镜观察接头组织形貌。结合焊 缝成形、金相组织、接头力学性能分析得到0.2mm 厚GH738 脉冲微激光焊的工艺及性能。



Fig.1 Illustration of tensile sampling

2 结果与分析

2.1 工艺参数对焊缝形貌影响

通过预试验初步确定了工艺参数范围,在此基础上,小 梯度改变工艺参数,对试片进行对接试验,拉伸后得出各参 数下接头抗拉强度,结合金相组织、接头硬度,分析了工艺参 数的变化对焊缝的影响。通过试验优化得到了焊缝表面成 形良好的焊接接头,如图2所示,焊缝表层鱼鳞纹均匀致密, 未产生裂纹。试验发现,热输入充足时,焊缝表面未发现裂 纹,但当热输入较小时,接头根部出现未焊透缺陷并沿根部 缺口产生裂纹。



图 2 焊缝表面成形 (P=14.4W, T=4ms, F=6Hz) Fig.2 Weld appearance (P=14.4W, T=4ms, F=6Hz)

图 3 表示了不同功率下焊缝横截面成形情况。当功率 较小时,焊接热输入不足以完全融化下方金属以形成完整焊 缝,增大功率可以熔透下方金属并获得成形接近"碗"形的 焊缝,继续增大功率,底部熔宽明显增大,而焊缝表层熔宽增 长幅度较小。

脉冲宽度变化对焊缝横截面成形的影响如图 4 所示。 与功率类似,脉冲宽度的变化都反应了焊接时热输入的变化, 因此,焊缝的成形变化也与图 3 相似,即热输入较低时无法焊 透,继续增加热输入可以改善焊缝金属熔透程度。值得注意 的是,当焊缝呈碗形时,如图 3 (b) 和图 4 (b) 所示,均存在一 定程度的根部裂纹。因此,微激光焊接超薄板时,在未出现缺 陷的情况下,碗形焊缝是较理想的焊缝形状^[9],继续增大热量 可能会弱化热影响区性能。







图 4 功率 12.8W、频率 2Hz 时不同脉宽焊缝横截面 Fig.4 Cross-sections at different pulse widths with the power of 12.8W and the frequency of 2Hz

频率对焊缝成形的影响如图 5 所示,可以看出,三个 参数下焊缝都存在未焊透的情况,与功率和脉宽的变化 有所区别,频率的增加在熔宽的变化上虽然也体现了热 输入的增加,但熔深的增加程度相较于其他参数的变化 较低。



图 5 功率为 12.8W、脉宽 4ms 时不同频率焊缝横截面 Fig.5 Cross-sections at different frequencies with the power of 12.8W and the pulse width of 4ms

2.2 接头组织

图 6 为典型参数 (功率 14.4W、脉冲宽度 4ms、脉冲频 率 6Hz) 下焊接接头的显微组织。在热输入良好的条件下, 焊缝横截面呈上宽下窄的碗形结构,中上部区域有厚度约 40μm 的表层细晶区,焊缝内部分为细晶区、等轴晶区、胞晶 区和柱状晶区,晶粒尺寸与母材相比均匀细小,热影响区组 织变化不明显,与母材无明显界线。

采用扫描电镜对图 6 中 B, C, D, E 各区域进行观测,焊 缝各区域微观组织分布如图 6 所示。在熔合区上部生长着细 小的等轴晶,中部区域则生长着胞状晶,胞状晶区域右侧为等 轴晶粒区,该区域晶粒尺寸与熔合线右上侧等轴晶相比更大 一些,在熔合区底部主要生长着等轴晶,与 B 区相比,该区域 内晶粒分布杂乱且晶粒尺寸较大一些。在焊缝中心区域,以 图 6 (c)中白色虚线为分界,虚线上方为表层细晶区,虚线下 方分布着整齐均匀的柱状晶 (区域 G) 和等轴晶 (区域 H)。

熔合线 F 区域内出现了外延生长现象,胞晶形核生长 方向沿原始晶粒取向,这是因为在熔合边界处存在母材晶 粒,液态金属原子排列在原有基体晶粒上,并与基体晶粒接 触和润湿,沿着原始晶体取向继续生长。胞晶晶界上分布着 大量孔洞,分析认为是晶界析出物被腐蚀后留下的蚀孔。G 区域内柱状晶生长方向垂直于焊缝,由焊缝表层细晶区开始,沿散热方向向焊缝底部生长。H区域内为等轴晶,尺寸 细小均匀,这是因为此区域形核生长时液态金属已处于成分 过冷状态。

焊缝区的晶粒组织在各区分布都有不同的特点,整体 上具有规律性。根据凝固理论解释,脉冲激光高热输入瞬时 融化了焊缝区金属,在熔合线处的液态金属与母材相接触, 形核由平面生长开始,发展为胞晶生长。熔池上部受激光的 瞬时热输入,保护气体的冷却作用使表层熔化区产生表面 过冷,在上部形成了表层细晶区。与此同时,熔池内部散热 速度开始变慢,外延生长区前沿液态金属过冷度下降,熔合 线上端和下端因散热面积比中部的大,所以过冷度相对大一 些,形成了等轴晶区,依靠着表层细晶区前沿长大速度较快 且生长方向与液态金属散热方向相同晶粒的继续长大,焊缝 中心柱状晶开始生长。表层细晶区结晶完成,柱状晶继续生 长,中心区域液 - 固界面前沿产生成分过冷,直至焊缝中心 区域内液态金属全部处于成分过冷状态,液态金属自由生 长,形成等轴晶区¹⁰。



(a) 焊缝整体形貌



(b)图(a)中B区放大



(c) 图 (a) 中 C 区放大





(e)图(a)中E区放大



(f)图(d)中F区放大



(g)图(c)中G区放大



(h)图(c)中H区放大
 图 6 焊缝微观组织结构
 Fig.6 Microstructures of weld zone

对 0.2mm 厚的 GH738 高温合金微激光焊焊接接头进 行元素线扫描分析,结果如图 7 所示。由图 7 可知,GH738 高温合金焊接后熔池元素分布类似母材和热影响区,但熔合 线生长前沿附近偏析较严重,Co、Ti、Mo 等元素偏析明显, 熔合线生长前沿 40µm 微观偏析减少。分析认为,激光焊快 速的高热输入,熔合线附近熔池凝固迅速完成,凝固前沿处 即产生了较明显的微观偏析,凝固之后的固相扩散使得凝固 前沿后方微观偏析减少。



图 7 熔合线 EDS 线扫描分析 Fig.7 EDS line scanning of fusion line

2.3 接头力学性能

为了分析比较三种焊接参数对焊接接头抗拉强度的影响程度,以因素等级为横坐标,接头平均抗拉强度为纵坐标, 绘制了因素等级与接头平均抗拉强度的坐标图,如图8所示。



图 8 接头抗拉强度与因素等级的关系 Fig.8 Tensile strength versus level of factor

由图 8 可以看出,功率参数的增大,接头抗拉强度先减 小后增大。脉冲宽度的增加,接头抗拉强度先增大后减小, 分析认为,脉冲宽度的增大,热输入显著提高,接头由未焊透 转变为焊透,强度提升明显,继续增大脉冲宽度,热输入过 大会烧损焊缝金属,使接头强度降低;脉冲频率的增加,焊 缝抗拉强度也稳步增加,但强度增加量不明显。因此,脉冲 宽度对接头抗拉强度的影响最大,脉冲频率对其影响较小。 试验最优工艺参数为功率 14.4W、脉冲宽度 4ms、脉冲频率 6Hz,焊接接头抗拉强度为 983MPa,达到母材抗拉强度的 94.7%,拉伸结果如图 9 所示。



图 9 按关征中田线及图表位直示息 Fig.9 Tensile curve and failure position of weld

图 10 为接头的显微硬度分布曲线。由图 10 可见,接 头硬度分布极不均匀,焊缝经激光加热重结晶后硬度未下 降,焊缝中心区域硬度与母材相比变化较小,两侧熔合区硬 度较母材相比升高明显,热影响区硬度变化不大。分析认 为,熔合区生长前沿硬度升高明显,可能是由于微观偏析产 生了金属间化合物。焊缝硬度的局部区域升高说明重结晶 后接头抗拉强度有所提高,但 GH738 接头抗拉强度接近但 未超过母材。分析认为,激光对接焊过程中,接头均出现不 同程度的厚度减薄,接头底部并不平整,缺口效应导致焊缝 底部应力集中,降低了接头抗拉强度。



3 结论

通过分析,可以得出以下结论:

(1) 采用脉冲激光对 0.2mm 厚 GH738 高温合金薄片进行对接焊时,最优工艺参数:功率为 14.4W、脉冲宽度为 4ms,脉冲频率为 6Hz,此时焊接接头强度为 983MPa,拉伸试样断裂在焊缝熔合区,达到母材抗拉强度的 94.7%。

(2)焊接接头的组织分布规律明显,晶粒显著细化,等 轴晶分布在熔合区上端、下端和焊缝中心区域,从熔合线中 端向着焊缝中心胞晶生长逐渐转变为柱状晶生长,细晶区分 布在焊缝表层区域。

参考文献

- [1] 姚志浩,董建新,陈旭,等.GH738 高温合金长期时效过程中 y'相演变规律[J].材料热处理学报,2013,34(1):31-37. Yao Zhihao, Dong Jianxin, Chen Xu, et al. Gamma prime phase evolution during long-time exposure for GH738 superalloy[J]. Journal of Material Heat Treatment, 2013, 34(1):31-37. (in Chinese)
- [2] 宋文清,曲伸,石竖鲲,等.GH738 金属封严圈的微束等离子 焊接 [J]. 电焊机, 2015, 45 (8): 97-101.
 Song Wenqing, Qu Shen, Shi Shukun, et al. Micro-beam plasma welding of GH738 superalloy for a sealing ring[J].
 Electric Welding Machine, 2015, 45 (8): 97-101. (in Chinese)
- [3] Li Wang, Gang Yang, Ting Lei, et al. Hot deformation behavior of GH738 for A-USC turbine blades[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2015, 22 (11): 1043–1048.
- [4] 席明哲,高士友.激光快速成形 Rene 80 高温合金组织及裂纹形成机理 [J]. 中国激光, 2012, 39 (8): 91-96.
 Xi Mingzhe, Gao Shiyou. Microstructures and mechanism of cracks forming of Rene 80 high temperature alloy fabricated by laser rapid forming process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39 (8): 91-96. (in Chinese)
- [5] 陈彦宾.现代激光焊接技术 [M].北京:科学出版社, 2005.
 Chen Yanbin. Modern laser welding technology[M]. Beijing: Science Press, 2005. (in Chinese)
- [6] 母晓红,牛旭,惠文.激光焊的原理及其应用研究[J].科技创新导报,2009(8):5.

Mu Xiaohong, Niu Xu, Hui Wen. The principle and application of laser welding[J]. Science and Technology Innovation Herald, 2009 (8): 5. (in Chinese)

 [7] 王蔚,陈俐,赵兴科,等.激光焊接工艺参数对NiTi形状记 忆合金焊缝成形的影响[J].中国激光,2008,35(2):291-296.

Wang Wei, Chen Li, Zhao Xingke, et al. Effect of welding parameters on formation of welds during laser welding of NiTi shape memory alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2008, 35 (2): 291–296. (in Chinese)

- [8] 虞钢,赵树森,张永杰,等.异种金属激光焊接关键问题研究
 [J].中国激光, 2009, 36 (2): 261-268.
 Yu Gang, Zhao Shusen, Zhang Yongjie, et al. Research on key issues of laser welding of dissimilar metal[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36 (2): 261-268. (in Chinese)
- [9] 陈玉华,柯黎明,徐世龙,等.超薄不锈钢片微激光焊接的焊 缝成形 [J].金属热处理,2008 (10):95-98.
 Chen Yuhua, Ke Liming, Xu Shilong, et al. Weld appearance of micro-laser welded thin-sheet stainless steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2008 (10):95-98. (in Chinese)

[10] 陈玉华, 刘东亚, 陆巍巍, 等. 活性剂对 GH4169 高温合金

激光焊接头组织及性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2016 (21): 24-26.

Chen Yuhua, Liu Dongya, Lu Weiwei, et al. Effects of active flux on microstructure and properties of laser welding joint of superalloy GH4169[J]. Hot Working Technology, 2016 (21) : 24–26. (in Chinese)

作者简介

吕志军(1980-)男,学士,工程师。主要研究方向:材料成形及控制工程。
Tel:13330067995
E-mail:769199358@qq.com

Microstructure and Properties of Ultrathin GH738 Sheet by Micro-laser Welding

Lv Zhijun¹, Chen Yuhua^{2,*}, Li Shuhan², Huang Yongde²

1. Tianjin Aeronautical Mechanical and Electrical Co., Ltd., Tianjin 300308, China

2. National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China

Abstract: The GH738 superalloy with a thickness of 0.2mm was butt-welded using a pulsed micro laser. When the process parameters were appropriate, the weld was well-formed, and the optimal parameter was: power 14.4W, pulse width 4.0ms, pulse frequency 6.0Hz, with the tensile strength of the joint was 983MPa, which was 94.7% of the base metal. The microstructures and properties of the joints were analyzed using optical microscopy, scanning electron microscopy and electronic tensile machine. The results show that the grain of the weld is significantly refined, and the equiaxed grains are located at the upper and bottom ends of the weld center and the zone near the fusion line. The mid-range of the fusion line is cell-like to column-shaped. The fine grain zone is distributed on the surface of the weld. The microhardness at the center of the weld has little change from the base metal, and the microsegregation at the front of the fusion zone leads to an increase in the hardness of the fusion zone.

Key Words: GH738 superalloy; laser micro welding; process parameter; microstructure

Received:2018-05-09;Revised:2018-05-23;Accepted:2018-06-25Foundation item:Aeronautical Science Foundation of China (2017ZE56010)*Corresponding author.Tel.:13330067995E-mail:769199358@qq.com