

Effect of Surface Treatment on the Fatigue Crack Growth Rate of A7N01 Aluminum Alloy MIG Welding Joints

Qiangjun Guo¹, Chuanping Ma², Shengbo Cen²

¹CRRC Qingdao Sifang Co., Ltd., Qingdao Shandong

²College of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu Sichuan

Email: guoqiangjun@cqsf.com, swjtumcp2010@163.com, 471967814@qq.com

Received: Mar. 10th, 2017; accepted: Mar. 27th, 2017; published: Mar. 31st, 2017

Abstract

The fatigue crack growth rates (da/dN) of the weld zone, heat affected zone and base metal zone of A7N01 aluminum alloy MIG (Metal Inert-gas) welded joints subjected to different surface treatments were studied by CT specimen. And the hardness of the welded joints was tested by the vickers hardness tester. The results show that: The surface hardness of welded joint is improved by shot peening and sand blasting, and the hardness value of welded joint strengthened by shot peening is the highest. Shot peening and sand blasting can improve the fatigue life of welding structures by introducing residual compressive stress on the surface of welded joints and reducing the effective tensile stress, thus prolonging the initiation period of fatigue crack and reducing the rate of fatigue crack growth.

Keywords

Surface Treatment, A7N01 Aluminum Alloy, Welding Joints, Fatigue Crack Growth Rate

表面处理对A7N01铝合金MIG焊接接头疲劳裂纹扩展速率的影响

郭强军¹, 马传平², 岑升波²

¹中车青岛四方机车车辆股份有限公司, 山东 青岛

²西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都

Email: guoqiangjun@cqsf.com, swjtumcp2010@163.com, 471967814@qq.com

收稿日期: 2017年3月10日; 录用日期: 2017年3月27日; 发布日期: 2017年3月31日

摘要

采用CT (紧凑拉伸)试样,对经过不同表面处理的A7N01铝合金MIG焊(熔化极惰性气体保护焊)接头的焊缝区、热影响区和母材区的疲劳裂纹扩展速率(da/dN)进行了试验研究。同时采用维氏硬度计对经表面处理的焊接接头进行了硬度性能检测。结果表明:喷丸、喷砂表面强化处理会提高焊接接头表面的硬度,其中经钢丸强化处理的接头表面硬度值最高。喷丸、喷砂表面强化处理可以在焊接接头表面引入残余压应力,降低“有效拉应力”,从而延长疲劳裂纹的萌生期和降低疲劳裂纹的扩展速率,提高焊接结构的疲劳寿命。

关键词

表面处理, A7N01铝合金, 焊接接头, 疲劳裂纹扩展速率

Copyright © 2017 by authors and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

近年来随着我国高速铁路的快速发展,列车在高速行驶时的安全可靠越来越被各方引起重视[1]。因为列车在高速运行时,车体一直处于随时间变化而重复的载荷中,即承受着交变动载,尤其是车体材料的焊接接头在交变动载中会产生微观和宏观的塑性变形,这种塑性变形会降低材料继续承载的能力并引起裂纹[2],随着裂纹的逐步扩展会最终导致断裂。这种断裂现象远远没有达到材料及接头的抗拉强度及屈服强度,是疲劳断裂,这种低于设计载荷的疲劳断裂一旦发生往往是灾难性的。因为所有的疲劳断裂均在低应力水平瞬间失效,在此之前并不能被检测和发现,因此是工程应用中必须重视和研究的技术指标。

根据大量的资料统计,疲劳失效约占失效金属结构的90% [2] [3]。在高速列车车体中,存在数量众多的铝合金焊接接头,因此接头的疲劳可靠性决定着高速列车运行的安全性。大量研究表明,金属材料的疲劳性能与其表面完整性(主要包括表面硬度、残余应力场、位错密度、组织结构、表面粗糙度等)密切相关[4]。喷砂或者喷丸强化技术能在材料表层引入残余压应力,降低疲劳有效拉应力,阻碍裂纹从表面萌生、扩展,提高疲劳裂纹的萌生寿命;此外,较大的残余压应力具有裂纹闭合效应,能有效阻碍裂纹的扩展,提高裂纹扩展寿命。但过大的喷砂或喷丸强度,会使得材料表面的粗糙度增大[5],造成局部区域应力集中,甚至产生微裂纹,成为疲劳源,从而引起材料的过早断裂。因此研究不同表面强化处理对车体铝合金焊接接头的疲劳裂纹扩展速率的影响,对预测车体铝合金焊接接头的使用寿命,保证列车安全可靠运行具有重要意义。本文以高速列车车体用 A7N01 铝合金 MIG 焊接头为研究对象,通过比较不同表面处理工艺对其疲劳裂纹扩展速率的影响,为表面强化处理工艺在车体上的应用提供数据支撑。

2. 试验材料及方法

2.1. 试验材料及焊接工艺

试验材料选用高速列车常用的铝合金材料 A7N01S-T5,其中 S 代表挤制型材,T5 代表高温成型过程

中快速冷却然后进行人工时效。将型材加工成尺寸为 350 mm × 150 mm × 8 mm 的铝板，试板焊接采用双脉冲 MIG 焊，对接接头，V 型坡口，单边角度为 35°，顿边为 1 mm。焊接填充材料为 ER5356 焊丝，焊丝直径为 1.2 mm。焊接保护气为纯度 99.999% 的高纯氩气，保护气体流量为 25 L/min。为了保证焊接质量，进行焊接时环境的相对湿度严格控制在 70% 以下。焊前对坡口打磨清洗，去除试板表面油污和氧化膜的干扰。A7N01S-T5 铝合金母材和 ER5356 焊丝的化学成分如表 1 所示，焊接工艺参数如表 2 所示。

焊接结束后，对焊接试板分别进行不同工艺表面强化处理，1 号试板不进行任何处理；2 号试板进行双面喷钢丸强化处理，钢弹丸直径为 0.6 mm，喷丸覆盖率为 100%；3 号试板采用 60 目棕刚玉进行双面喷砂处理。

2.2. 试验方法

采用 HVS-30 型维氏硬度计测量焊接接头表面各区域的硬度值，测试点从焊缝中心向母材区域依次分布，测试点之间的间隔距离为 2 mm，测试所用载荷为 3 kg，载荷持续时间为 15 s。采用 Zeiss-A1M 数码金相显微镜进行金相组织观察，所使用腐蚀液为混合酸溶液(体积比 HF:HCl:HNO₃:H₂O = 2:3:5:90)。

疲劳裂纹扩展速率实验根据 GB/T 6398-2000 《金属材料疲劳裂纹扩展速率试验方法》制取标准紧凑拉伸 CT 试样，试样尺寸如图 1 所示。预制疲劳裂纹和疲劳裂纹扩展均在疲劳裂纹扩展试验平台上进行。采用较大载荷预制疲劳裂纹，确保预制疲劳裂纹长度在 1.5 mm~2.5 mm。预制疲劳裂纹结束后，采用较小载荷进行疲劳裂纹扩展，同时采用引伸计对缺口张开位移 V 进行测量。试验完成后将试样打断，使用体视显微镜对断口进行检查并测定预制裂纹长度和终止裂纹长度。试样预制疲劳裂纹结束后，进行疲劳裂纹扩展试验。接头各区域设置不同的加载力，加载力通过前期试验探索确定，各区域加载力如表 3 所示。试验数据的处理根据标准 GB/T 6398-2000 进行。

3. 实验结果及分析

3.1. 金相组织分析

图 2 为 A7N01S-T5 铝合金 MIG 焊接头不同区域的金相组织。焊接接头各区域显微组织差异主要是由于焊接过程中热输入的不同以及焊丝成分与母材成分不同所致。焊缝是焊丝与母材熔化后急剧冷却而形成的结晶组织，焊接熔池的体积很小而且周边被母材金属包围，熔池内的温度梯度非常大，所以焊缝是在极大的过冷度条件下冷却结晶后的非平衡组织。焊缝组织如图 2(a)所示，焊缝组织主要为均匀的等轴晶和部分柱状晶，晶粒内为雪花状的树枝晶清晰可见。此外，焊缝存在有一定量的气孔，气孔直径在 10~40 μm 之间，气孔的存在会在一定程度上引发应力集中，对接头承载产生不利影响。热影响区的组织

Table 1. Chemical composition of base material and welding wire (wt%)

表 1. 焊接母材及焊丝主要化学成分(wt%)

元素	Si	Mg	Cu	Mn	Ti	Cr	Zn	Fe	Al
A7N01	≤0.30	1.00~2.00	≤0.20	0.20~0.70	<0.20	≤0.30	4.00~5.00	≤0.35	余量
ER5356	≤0.25	4.50~5.50	≤0.10	0.05~0.20	0.06~0.2	0.05~0.20	≤0.10	≤0.40	余量

Table 2. Welding process parameters

表 2. 焊接工艺参数

焊道	焊接方法	焊接电流/A	焊接电压/U	焊接速度/(cm/min)
打底焊	双脉冲 MIG 焊	195	21	32
盖面焊	双脉冲 MIG 焊	190	22	32

Table 3. Fatigue crack propagation test force
表 3. 疲劳裂纹扩展加载力

测试区域	载荷峰值(N)	载荷谷值(N)	应力比	加载频率(Hz)
焊缝	2000	400	0.2	2
热影响区	2350	470	0.2	2
母材	2250	450	0.2	2

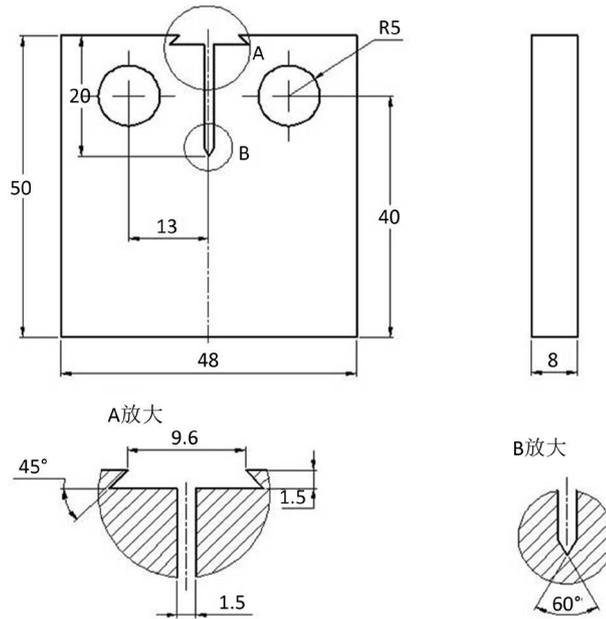


Figure 1. Sample size of fatigue crack propagation rate
图 1. 疲劳裂纹扩展速率试样尺寸

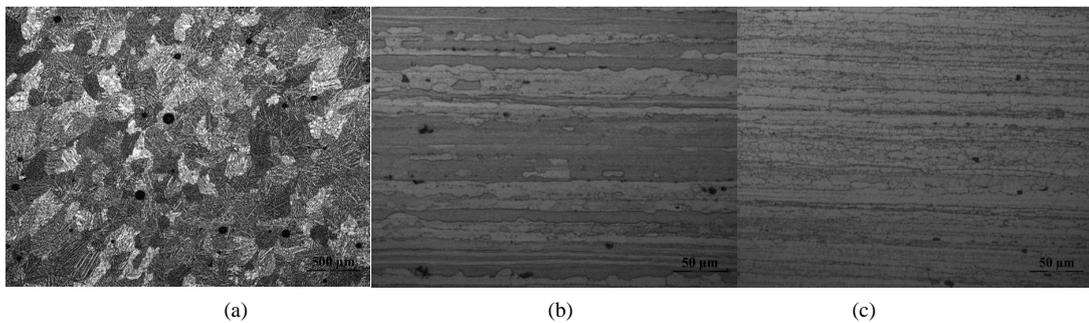


Figure 2. The microstructure of A7N01S-T5 aluminum alloy MIG welding joint. (a) Weld; (b) HAZ; (c) base metal
图 2. A7N01S-T5 铝合金 MIG 焊接接头金相组织。(a) 焊缝; (b) 热影响区; (c) 母材

仍然呈现纤维状，但其形态与母材差别较大，纤维化组织明显变粗，纤维化组织内部的细小晶粒几乎消失。固溶区的纤维化组织颜色较母材明显变深，深灰色的杂质相条带难见踪迹，见图 2(b)。母材显微组织如图 2(c)所示，母材组织呈纤维状，组织沿挤压方向被明显拉长，在纤维化组织内部存在大量细小晶粒。在母材组织中，深灰色的杂质相条带彼此平行，清晰可见。细小的点状相为 η' (MgZn₂)相， η' (MgZn₂)相在晶粒内弥散析出。

3.2. 不同表面处理对接头表层硬度影响

经过不同表面处理的焊接接头的表层硬度曲线如图 3 所示。从图中可以发现，三种处理状态的硬度曲线分布趋势基本一致，母材硬度值最高，热影响区硬度值次之，焊缝硬度值最低。焊缝因为使用的是 Al-Mg 系焊丝，本身强度较低，所以硬度值低。在距离焊缝中心 25 mm 左右的热影响区域，焊缝峰值温度较高，固溶温度以上停留时间较短，第二相部分溶解于基体，主要发生 η' (MgZn₂)相的聚集与长大，导致过时效现象的发生，硬度下降明显，出现软化区，硬度值降低。经过不同表面强化处理后，焊接接头各区域的表层硬度都有一定程度的提高。经过表面强化处理后，铝合金表层发生塑性变形，致使表层晶粒产生滑移，增加了亚晶粒内位错密度[6]，从而提高了表面硬度。其中喷钢丸处理后，接头表层硬度提高程度显著大于喷砂处理后的硬度，最大硬度值达到 132 HV，这是由于喷钢丸的强度比喷砂大，试样表面变形强化程度比喷砂的大，加工硬化效果比喷砂的更强，并且在试样表面形成的残余压应力也更大，所以喷钢丸处理后的硬度比喷砂处理后的硬度高。

3.3. 不同表面处理对焊接接头疲劳裂纹扩展速率的影响

根据疲劳裂纹扩展速率试验的数据，利用 origin 作图软件作出 A7N01 铝合金焊接接头各区域经过不同表面处理后的 a-N 对比曲线和裂纹扩展 da/dN- ΔK 曲线。图 4 所示为不同表面处理母材疲劳裂纹扩展速率对比曲线。通过各区 a-N 曲线的斜率可以发现裂纹扩展速率是随着循环次数的增加越来越大，见图 4(a)。

A7N01 铝合金经不同表面处理母材的 da/dN 和 ΔK 之间的关系置于同一双对数坐标中进行比较，如图 4(b)所示。通过对比可以发现，其规律与 a-N 曲线分析结果一致。总体表现为疲劳裂纹扩展速率随着应力强度因子 ΔK 的增加而不断增加， ΔK 为控制疲劳裂纹扩展宏观规律的主要因素。在低应力强度因子范围内，喷钢丸、喷砂、未经处理母材的初始疲劳裂纹扩展速率差值较大，未经处理的母材的疲劳裂纹扩展速率总是大于喷砂、喷钢丸处理的母材，其中喷钢丸处理后母材的疲劳裂纹扩展速率最小；但是随着应力强度因子 ΔK 的增大，这种差值逐渐缩小，喷钢丸处理的母材疲劳裂纹扩展速率逐渐增大，并首先超过喷砂处理，而后超过未经处理；同样，喷砂处理后母材的疲劳裂纹扩展速率也随着应力强度因子 ΔK 增大而增大，并最后超过未经处理的母材。根据 Paris 提出的疲劳裂纹扩展速率公式，通过线性拟合计算得到疲劳裂纹扩展速率材料常数 C 和 m，母材喷钢丸处理后 $C = 6.03 \times 10^{-7}$, $m = 3.38$,

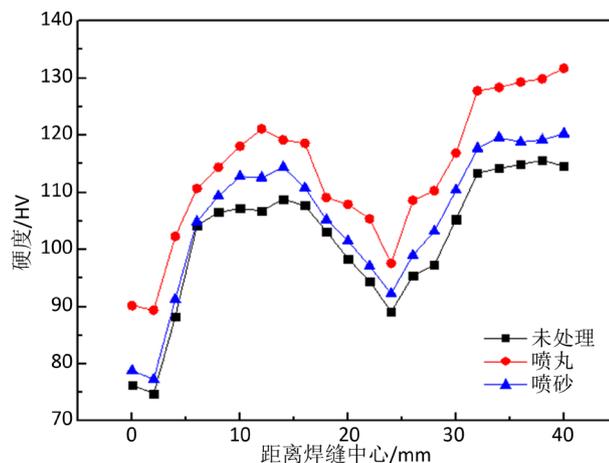


Figure 3. Comparison of hardness of welded joints after different surface treatment

图 3. 不同表面处理焊接接头硬度对比

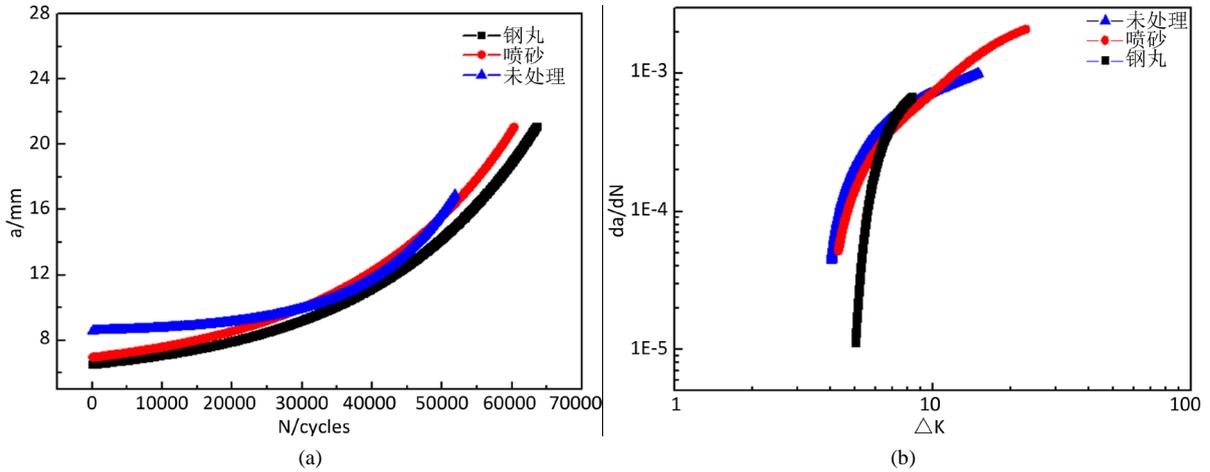


Figure 4. Comparison of fatigue crack growth rate of base metal after different surface treatment. (a) The base metal fatigue crack spreads a-N curve; (b) Base material crack growth da/dN-ΔK curve

图 4. 不同表面处理后母材疲劳裂纹扩展速率对比。(a) 母材疲劳裂纹扩展 a-N 曲线；(b) 母材裂纹扩展 da/dN-ΔK 曲线

求得 $da/dN = 6.03 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.38}$ ；母材喷砂处理后 $C = 4.17 \times 10^{-7}$ ， $m = 3.41$ ，求得 $da/dN = 4.17 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.41}$ ；母材未经处理 $C = 1.74 \times 10^{-7}$ ， $m = 3.52$ ，求得 $da/dN = 1.74 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.52}$ 。

图 5 是不同表面处理后热影响区疲劳裂纹扩展速率的对比曲线。其中图 5(a) 是不同表面处理后热影响区疲劳裂纹扩展 a-N 曲线的对比图，从图中可以看到，热影响区的疲劳裂纹开始萌生并扩展时，未经处理的热影响区裂纹扩展速率最大，启裂时初始裂纹长度也最大，同时寿命最短；而喷钢丸处理的热影响区的疲劳裂纹扩展速率要小于未经处理的，同时寿命最长；喷砂处理后，启裂的初始裂纹长度最短，但是疲劳寿命处于喷钢丸和未处理之间。

A7N01 铝合金经不同表面处理后热影响区的 da/dN 和 ΔK 之间的关系置于同一双对数坐标中进行比较，如图 5(b) 所示。从图中可以看出，三条曲线差别都不是特别大，未经处理的热影响区的曲线最靠左边，喷砂处理的曲线处于中间，而喷钢丸处理的曲线处于最右边，这说明在低应力轻度因子范围内，未经处理的热影响区的疲劳裂纹扩展速率总是大于喷砂、喷钢丸处理的影响区，其中喷钢丸处理后热影响区的疲劳裂纹扩展速率最小；但是随着应力强度因子 ΔK 的增大，喷钢丸处理的热影响区疲劳裂纹扩展速率逐渐增大，并超过未经处理的；同样，喷砂处理后热影响区的疲劳裂纹扩展速率也随着应力强度因子 ΔK 增大而增大，并最终超过未经处理的热影响区。根据 Paris 提出的疲劳裂纹扩展速率公式，通过线性拟合计算得到疲劳裂纹扩展速率材料常数 C 和 m，热影响区喷钢丸处理后 $C = 2.63 \times 10^{-7}$ ， $m = 3.55$ ，可以求得 $da/dN = 2.63 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.55}$ ；热影响区喷砂处理后 $C = 2.28 \times 10^{-7}$ ， $m = 3.58$ ，可以求得 $da/dN = 2.28 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.58}$ ；热影响区未经处理 $C = 1.93 \times 10^{-7}$ ， $m = 3.62$ ，求得 $da/dN = 1.93 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.62}$ 。

图 6 是不同表面处理后焊缝中心疲劳裂纹扩展速率的对比，其中图 6(a) 是不同表面处理后焊缝中心疲劳裂纹扩展 a-N 曲线的对比图，从图中可以看出，当疲劳裂纹开始扩展时，未经处理的焊缝中心的裂纹长度最大，喷钢丸的最小。

A7N01 铝合金经不同表面处理后焊缝的 da/dN 和 ΔK 之间的关系置于同一双对数坐标中进行比较，如图 6(b) 所示。从图中可以看出，这说明在低应力轻度因子范围内，未经处理的焊缝的疲劳裂纹扩展速率总是大于喷钢丸处理的影响区，其中喷钢丸处理后焊缝的疲劳裂纹扩展速率最小；但是随着应力强度因子 ΔK 的增大，喷钢丸处理的焊缝疲劳裂纹扩展速率逐渐增大，并超过未经处理。而喷砂处理后焊缝的疲劳裂纹扩展速率刚开始时大于未经处理，但是随后被未经处理的焊缝的扩展速率超过，随着应力强度因子 ΔK 增大，最后又超过未经处理的焊缝。根据 Paris 提出的疲劳裂纹扩展速率公式，通过线性拟合计

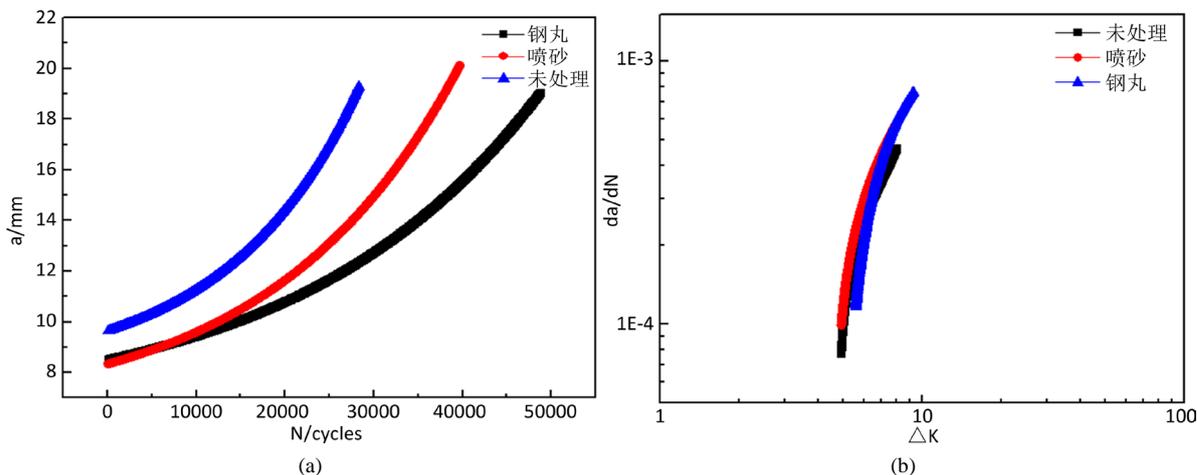


Figure 5. Comparison of fatigue crack growth rate of HAZ after different surface treatment. (a) The HAZ fatigue crack spreads a-N curve; (b) HAZ crack growth $da/dN-\Delta K$ curve

图 5. 不同表面处理 HAZ 疲劳裂纹扩展速率对比。(a) HAZ 疲劳裂纹扩展 a-N 曲线; (b) HAZ 裂纹扩展 $da/dN-\Delta K$ 曲线

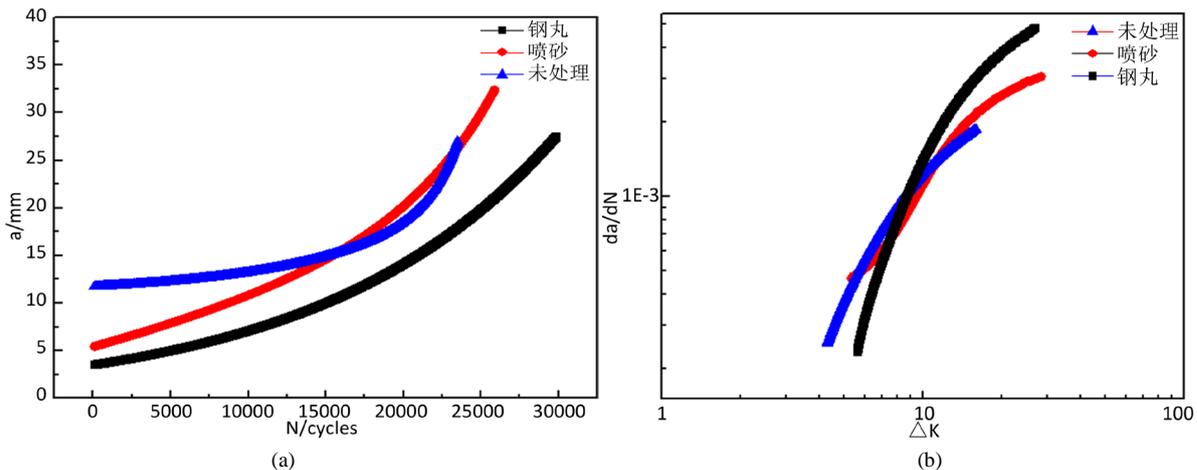


Figure 6. Comparison of fatigue crack growth rate of weld after different surface treatment. (a) The weld fatigue crack spreads a-N curve; (b) Weld crack growth $da/dN-\Delta K$ curve

图 6. 不同表面处理焊缝疲劳裂纹扩展速率对比。(a) 不同表面处理焊缝疲劳裂纹扩展 a-N 曲线; (b) 不同表面处理焊缝裂纹扩展 $da/dN-\Delta K$ 曲线

算得到疲劳裂纹扩展速率材料常数 C 和 m , 焊缝喷钢丸处理后 $C = 1.88 \times 10^{-7}$, $m = 3.83$, 求得 $da/dN = 1.88 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.88}$; 焊缝喷砂处理后 $C = 1.61 \times 10^{-7}$, $m = 3.89$, 求得 $da/dN = 1.61 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.89}$; 焊缝未经处理 $C = 1.13 \times 10^{-7}$, $m = 3.95$, 求得 $da/dN = 1.13 \times 10^{-7} \cdot (\Delta K)^{3.95}$ 。

3.4. 分析讨论

对 A7N01 铝合金焊接接头各区域的疲劳裂纹扩展速率进行对比可以发现, 各区域喷钢丸处理后, 在疲劳裂纹刚开始扩展时, 各区域的裂纹扩展速率是最低的, 但是当应力强度因子 ΔK 增大到一定程度后, 喷钢丸处理的裂纹扩展速率又将超过喷砂处理和未处理; 而喷砂处理后, 在疲劳裂纹刚开始扩展时, 各区域的疲劳裂纹扩展速率大于喷钢丸处理、小于未处理, 同样当应力强度因子 ΔK 增大到一定程度后, 喷砂处理的裂纹扩展速率将小于喷钢丸处理、大于未处理。

出现上述现象的原因是由于表面处理可以使接头各区域产生加工强化和残余压应力[5]。喷钢丸处理

对试样的冲击强度要大于喷砂处理的,对试样的加工硬化效果也是大于喷砂处理,从处理后试样的次表面硬度变化可以看出,喷钢丸处理后试样的次表面硬度比未处理的硬度总体上都提高了 20 HV,喷砂处理后整体提高了大约 10 HV。外表面强化处理引入的残余压应力使得外加拉应力与残余压应力叠加合成的最大“有效拉应力”降低,即间接提高了材料本身疲劳裂纹萌生的临界应力强度幅值。当拉应力幅值小于残余压应力时(即叠加后为负值),试样表面处于压应力状态;当拉应力水平低于材料的疲劳强度极限时,试样所处的这种应力状态将阻碍表面疲劳裂纹源的萌生,延长疲劳裂纹源的萌生期,从而提高结构的疲劳寿命[6]。但是,当随着应力强度因子 ΔK 增大,裂纹尖端的应力集中增大,造成的局部拉应力远远大于裂纹未扩展的时候,则残余压应力带来的优势逐渐消失;此外,表面强化处理将会造成试样表面粗糙度增加,试样表面粗糙度对疲劳裂纹有很大的影响,所以会有在疲劳裂纹刚开始扩展时,喷钢丸各区域的裂纹扩展速率是最低的,但是当应力强度因子 ΔK 增大到一定程度后,喷钢丸和喷砂处理的裂纹扩展速率又超过未处理的。

4. 结论

(1) A7N01S-T5 铝合金 MIG 焊接头焊缝组织主要为均匀的等轴晶和部分柱状晶,晶内位树枝晶,焊缝的显微组织与其他区域有明显差别。热影响区的组织仍然呈现纤维状,但其形态与母材差别较大,纤维化组织明显变粗,纤维化组织内部的细小晶粒几乎消失。母材组织呈纤维状,其纤维化组织内部存在大量细小晶粒, $\eta'(MgZn_2)$ 相在晶粒内弥散析出。

(2) A7N01S-T5 铝合金 MIG 焊接头经过表面强化处理后各区域的硬度均有一定程度的提高,其中经钢丸强化处理的接头表面硬度值最高,喷砂处理的次之,未处理的最低。

(3) 当应力强度因子 ΔK 范围较小时,喷丸处理的接头各区域的疲劳裂纹扩展速率最低,喷砂处理的次之,未处理的最高;当应力强度因子 ΔK 增大到一定程度后,喷丸处理的接头各区域的疲劳裂纹扩展速率增长至三者中最大,喷砂处理的次之,未处理的最低。

参考文献 (References)

- [1] 陶富文, 崔云龙. 6082 铝合金三次焊接修补后的疲劳性能研究[J]. 电焊机, 2014, 44(7): 104-106.
- [2] 方洪渊. 焊接结构学[M]. 北京: 机械工业出版社: 217.
- [3] 万里, 刘建, 杨晓益, 王秋影. 6005A 铝合金焊接接头预腐蚀对其疲劳性能的影响[J]. 电焊机, 2016, 46(3): 127-131.
- [4] 赵远兴, 刘道新, 关艳英, 等. 陶瓷丸喷丸对 2024HDT 铝合金疲劳性能的影响[J]. 兵器材料科学与工程, 2014(4): 15-20.
- [5] 程永明, 刘建, 付正鸿, 马传平, 王家平. 表面处理对 7 系铝合金 MIG 焊对接接头力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2016, 45(9): 63-66.
- [6] 周松, 谢里阳, 回丽, 等. 喷丸强化对 2XXX 铝合金疲劳寿命的影响[J]. 材料工程, 2014(12): 86-91.

期刊投稿者将享受如下服务：

1. 投稿前咨询服务 (QQ、微信、邮箱皆可)
2. 为您匹配最合适的期刊
3. 24 小时以内解答您的所有疑问
4. 友好的在线投稿界面
5. 专业的同行评审
6. 知网检索
7. 全网络覆盖式推广您的研究

投稿请点击：<http://www.hanspub.org/Submission.aspx>

期刊邮箱：met@hanspub.org