

# 超声冲击改善 MB8 镁合金焊接接头 超高周疲劳性能的机理

何柏林, 谢学涛, 丁江灏, 邓海鹏, 金 辉

(华东交通大学, 江西 南昌 330013)

**摘 要:** 通过超声疲劳试验探究超声冲击对 MB8 镁合金焊接接头超高周疲劳性能的影响。同时, 从应力集中、残余应力、晶粒细化等 3 个因素来探究超声冲击改善 MB8 镁合金焊接接头超高周疲劳性能的机理。结果表明: 在  $1.0 \times 10^8$  疲劳寿命下, 焊态试样疲劳强度为 31.62 MPa, 冲击态试样疲劳强度为 39.81 MPa, 冲击态试样疲劳强度相较于焊态提高了 26%。这说明超声冲击可以明显提高 MB8 镁合金焊接接头超高周疲劳性能。焊态试样焊趾处应力集中系数  $K_{t1}=1.95$ , 冲击态试样焊趾处应力集中系数  $K_{t2}=1.67$ , 应力集中系数降低了 14.4%, 所以超声冲击可以降低焊趾处的应力集中程度。超声冲击后试样焊趾处的应力由残余拉应力转变成残余压应力。超声冲击细化了焊趾表面晶粒从而改善了 MB8 镁合金焊接接头的超高周疲劳性能。

**关键词:** 超声冲击; 超高周疲劳; 应力集中; 残余应力; 晶粒细化

**中图分类号:** TG146.22; TG407

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)02-0650-06

镁合金在工业应用的金属结构材料中具有密度小、比强度高、加工性好、承受冲击载荷能力大等特点<sup>[1]</sup>。镁合金在航天、汽车、电子信息技术和国防重工业等支柱产业中都有广泛的运用。镁合金作为在实用金属中最轻的结构材料, 它的发展和研究还没有得到足够的重视, 这极大限制了镁合金的大规模应用, 而且镁合金每年的产量还不足铝合金的 1%<sup>[2,3]</sup>。随着汽车及铁路机车车辆高速化和高龄化时代的到来, 长期服役的部件需要了解其在超高循环周次 (大于  $10^7$  周次) 下的疲劳性能。然而, 传统的疲劳研究均是在疲劳循环周次小于  $10^7$  周次下进行, 属低周 (low cycle fatigue, LCF) 或高周疲劳 (high cycle fatigue, HCF) 范畴<sup>[4]</sup>。关于镁合金及其焊接接头疲劳的研究大都集中在低周疲劳和高周疲劳范畴, 涉及镁合金及其焊接接头超高周疲劳 (very high cycle fatigue, VHCF) 研究论文<sup>[5-10]</sup>寥寥无几。因此, 面对交通运输领域的新需求, 有必要对镁合金及其焊接接头超高周疲劳性能开展更深入细致的研究。

超声冲击处理 (ultrasonic impact treatment, UIT) 是将超声波转化为超声振动, 产生的高频冲击振动作用在材料表面, 使材料表面产生一定程度的塑性变形, 形成一层变形层<sup>[11]</sup>。超声冲击可以改变焊缝表面形

貌, 增大焊趾处圆弧过渡半径, 这将减小焊趾处的应力集中程度<sup>[12]</sup>。超声冲击改变焊趾处的应力场, 将残余拉应力转变成残余压应力。高频冲击使得材料表面晶粒细化, 排列更致密, 而且可以消除部分焊接缺陷。本实验将从应力集中、残余应力、晶粒细化这 3 个方面来探究超声冲击改善 MB8 镁合金焊接接头超高周疲劳性能的机理。

## 1 实 验

实验使用的材料是 MB8 变形镁合金热轧板材, 厚度为 8 mm。其化学成分如表 1 所示, 力学性能如表 2 所示。

实验所用的镁合金板材为焊后板材, 焊接方式为 MIG, 焊丝为 MB3 镁合金, 直径为 3 mm。焊接接头形式为对接接头, 开 X 型坡口, 焊接参数: 焊接电流为 140~160 A, 焊接电压为 20~24 V, 焊接速度为 1 mm/s。

实验试样是将焊后板状镁合金用线切割机按设计要求制成, 如图 1 所示。切割后的试样分别用 240#、600#、800#、1000# 的砂纸将其打磨光滑, 使其表面没有明显的加工痕迹。

超声冲击方法: 在焊接镁板的焊根处进行超声冲

收稿日期: 2018-02-04

基金项目: 国家自然科学基金 (51265013); 江西省工业支撑重点项目 (20161BBE50072); 江西省自然科学基金 (20151BAB206007)

作者简介: 何柏林, 男, 1962 年生, 博士, 教授, 华东交通大学机电与车辆工程学院, 江西 南昌 330013, 电话: 0791-87046559, E-mail: hebolin@163.com

表 1 MB8 镁合金化学成分

**Table 1 Chemical composition of MB8 magnesium alloy (ω%)**

Mn	Ce	Zn	Al	Si	Fe	Cu	Ni	Be	Mg
1.3~2.2	0.15~0.35	≤0.30	≤0.20	≤0.10	≤0.05	≤0.05	≤0.007	≤0.01	Bal.

表 2 MB8 镁合金力学性能

**Table 2 Mechanical properties of MB8 magnesium alloy**

Modulus of elasticity, $E/\text{MPa}$	Yield strength, $\sigma_s/\text{MPa}$	Tensile strength, $\sigma_b/\text{MPa}$	Elongation, $\delta/\%$	Poisson's ratio, $\mu$
$4.5 \times 10^4$	196	264	11	0.33

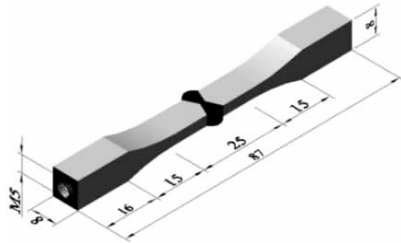


图 1 试样形状尺寸

Fig.1 Shape size of specimens

表 4 MB8 镁合金冲击态试样超声疲劳试验结果

**Table 4 Ultrasonic fatigue test results of MB8 magnesium alloy specimens treated by ultrasonic impact**

Number	Stress range/MPa	Fatigue life/cycle	Fracture location
1	80	1.00E+06	Weld toe
2	70	1.82E+06	Weld toe
3	65	3.22E+06	Weld toe
4	60	2.83E+06	Weld toe
5	50	3.95E+07	Weld toe
6	40	1.06E+08	Weld toe
7	35	1.41E+08	Weld toe
8	35	1.94E+08	Weld toe
9	30	>1E+09	Run-out

击处理，冲击电流为 1.0 A，冲击时间为 10 min，振幅为 20  $\mu\text{m}$ 。超声疲劳试验：试验试样分为超声冲击态和原始焊态对接接头两组。试验使用的设备是天津大学研制的 TJU-HJ-I 型超声疲劳试验机，施加的是轴向拉-压对称循环载荷，应力循环比  $R=-1$ ，共振频率为 20 kHz，采用水作为冷却介质。

## 2 结果与分析

### 2.1 超声疲劳试样结果

MB8 镁合金焊态试样和冲击态试样超声试验结果分别如表 3 与表 4 所示。

将以上的数据用 Origin 软件分析处理，拟合出 MB8 镁合金焊态和冲击态试样超高周疲劳  $S-N$  曲线，如图 2 所示，图中带箭头试样表示未断试样。

从图 2 中可以发现，冲击态和焊态  $S-N$  曲线都是连续下降，而且试样在超过  $1.0 \times 10^7$  的寿命区间里还会

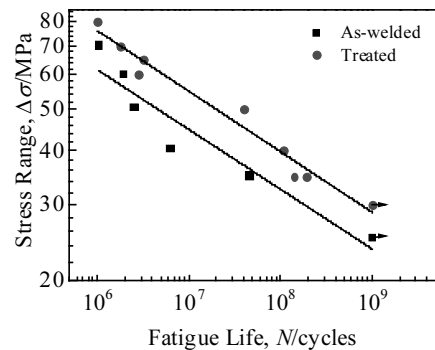


图 2 焊态和超声冲击态接头的  $S-N$  曲线

Fig.2  $S-N$  curves of as-welded and treated joints

发生疲劳失效断裂，这说明不存在传统意义上的疲劳极限。在  $1.0 \times 10^6 \sim 1.0 \times 10^9$  寿命区间里，冲击态的疲劳性能要比焊态的高。从表 3 和表 4 可以看出，试样都是从焊趾处断裂。

焊态和冲击态疲劳试验数据经过线性拟合，可以用以下方程式表达：

$$\text{焊态: } \lg N + 7.14 \lg \Delta \sigma = 18.71 \quad (1)$$

$$(1.0 \times 10^6 \leq N \leq 1.0 \times 10^9)$$

$$\text{冲击态: } \lg N + 7.14 \lg \Delta \sigma = 19.43 \quad (2)$$

$$(1.0 \times 10^6 \leq N \leq 1.0 \times 10^9)$$

从图 2 中的 2 条  $S-N$  曲线中取  $N=5.0 \times 10^6$  和  $1.0 \times 10^8$  2 组疲劳寿命，对其相对应的疲劳强度进行对比，结果如表 5 所示。

表 3 MB8 镁合金焊态试样超声疲劳试验结果

**Table 3 Ultrasonic fatigue test results of as-welded MB8 magnesium alloy specimens**

Number	Stress range/MPa	Fatigue life/cycle	Fracture location
1	70	1.05E+06	Weld toe
2	60	1.91E+06	Weld toe
3	50	2.47E+06	Weld toe
4	40	6.19E+06	Weld toe
5	35	4.54E+07	Weld toe
6	25	>1E+09	Run-out

表 5 焊态与冲击态试样疲劳强度比较

Table 5 Fatigue strength comparison of as-welded and ultrasonic impact treated specimens

Specimen	Fatigue strength/MPa		Reduction rate/%
	$N=5.0 \times 10^6$	$N=1.0 \times 10^8$	
As-welded	47.86	31.62	34
Ultrasonic impact treated	60.26	39.81	34

由表 5 可知, 在同一寿命情况下, 冲击态的疲劳强度都要大于焊态, 这说明超声冲击可以明显提高 MB8 镁合金焊接接头超高周疲劳性能。在  $1.0 \times 10^8$  寿命下, 焊态试样疲劳强度为 31.62 MPa, 冲击态试样疲劳强度为 39.81 MPa, 冲击态试样疲劳强度相较于焊态提高了 26%。

## 2.2 超声冲击改善 MB8 镁合金超高周疲劳性能机理

### 2.2.1 超声冲击降低焊趾处应力集中

焊接接头由于存在余高, 这会导致焊缝与母材的熔合区不连续, 而且在此区域存在许多的焊接缺陷。经过超声冲击处理可以使得熔合区更平滑, 同时可以消除一些焊接缺陷。由于焊态试样都是断裂于焊趾, 于是在焊根区域进行超声冲击处理。可以明显发现焊缝与母材之间过渡得更加平缓, 增大了圆弧过渡半径。

应力集中系数可以衡量材料应力集中程度, 应力系数越大, 则应力集中程度越大。所以根据试样的形状尺寸, 可利用 Ansys 建模计算冲击前后试样焊趾处的应力集中系数。应力分析参数: MB8 镁合金弹性模量  $E_d=45\ 000\ \text{MPa}$ , 密度  $\rho=1.8\ \text{g/cm}^3$ , 泊松比  $\mu=0.33$ ; 采用六面体网格划分; 试样一端固定, 另一端施加 50 MPa 的拉伸载荷。冲击前后试样的应力云图如图 3 所示。从冲击前后应力云图可以发现, 焊趾处的应力最大, 所以裂纹都萌生于焊趾处。根据应力云图计算冲击前后焊趾处的应力集中系数, 焊态试样焊趾处应力集中系数  $K_{t1}=1.95$ , 冲击态试样焊趾处应力集中系数  $K_{t2}=1.67$ , 应力集中系数降低了 14.4%, 所以超声冲击可以明显降低焊趾处的应力集中程度。

### 2.2.2 超声冲击改变焊趾处应力场

利用 X-350A 型射线应力测试仪对焊态大板、冲击态大板、焊态试样、冲击态试样的焊趾处残余应力进行测试, 结果如表 6 所示( $\sigma_x$  为沿焊缝方向的应力,  $\sigma_y$  为垂直焊缝方向的应力)。

由表 6 可知, 冲击前焊态大板焊趾处存在较大的残余拉应力, 在 X 方向的残余拉应力达到 191 MPa。经过线切割后, 将减小焊根处的变形约束, 从而释放出大量的残余拉应力。焊态试样的 X 方向残余拉应力为 56 MPa, Y 方向残余拉应力为 44 MPa, 分别降低

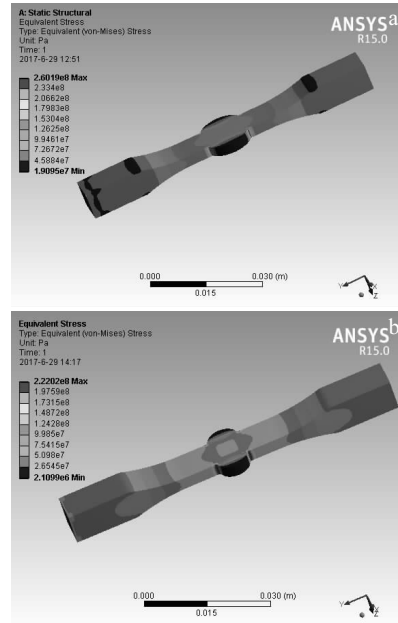


图 3 冲击前后试样主应力云图

Fig.3 Principal stress contours of as-welded (a) and ultrasonic impact treated (b) specimens

表 6 冲击前后试样焊趾处的残余应力  
Table 6 Residual stress at the weld toe of specimens before and after UIT

Specimen	$\sigma_x/\text{MPa}$	Error/%	$\sigma_y/\text{MPa}$	Error/%
Welded plate	191	54	56	23
Impact plate	-100	41	-72	30
Welded	56	38	44	20
Impact	-16	11	-8	10

了 71% 和 21%。冲击后试样焊趾处的应力由残余拉应力转变成残余压应力。冲击后大板的 X 方向残余压应力为 -100 MPa, Y 方向残余压应力为 -72 MPa, 残余拉应力消除率分别达到 152% 和 228%。同样, 经过线切割制成冲击态试样, 释放了大量的残余压应力, X 方向残余压应力达到 -16 MPa, Y 方向残余压应力则为 -8 MPa, 分别释放了 84% 和 88%。

材料的临界应力强度因子  $\Delta K_{th}$  值与其自身的组织、所受外部的平均应力的大小有关系。在平均应力的作用下, 材料的临界应力强度因子  $\Delta K_{th}$  值表达式<sup>[13]</sup> 如式 (3) 所示:

$$\Delta K_{th} = \frac{1.2(\Delta K_{th})_0}{1 + 0.2 \cdot \frac{1+R}{1-R}} \quad (3)$$

式中, R 为平均应力, 试验过程中试样承受循环交变载荷, 焊趾处经过超声冲击之后, 残余压应力会与施

加的拉应力相互抵消，这使得平均应力  $R$  会减小。由式 1 可知，当  $R$  减小时，裂纹尖端的临界应力因子  $\Delta K_{th}$  值将会增大，这将延长试样的疲劳寿命。

2.2.3 超声冲击细化焊趾表面晶粒

超声冲击处理是依靠高频率、高效率和产生高能量使得金属表面产生严重的塑性变形，在此期间，能量大量的聚集使得金属表面的温度急剧升高后又急剧下降，这将使得焊趾区域表面的微观组织变得更加细致，而且焊趾表面的一些焊接缺陷经过超声冲击后会被消除，使得裂纹不会从试样表面缺陷产生。高频冲击使得材料表面晶粒细化，排列更致密，逐步形成一层纳米晶粒结构的变形层。利用透射电镜(TEM)，观察在不同的冲击参数下变形层晶粒组织大小的变化，探究超声冲击纳米化改善 MB8 镁合金焊接接头疲劳性能的机理。

实验设置 3 组超声冲击参数，电流都是 1.0 A，冲击时间分别为 5, 10, 15 min。图 4 为在 3 组超声冲击参数下焊趾表面的透射电镜明场像、暗场像及暗场选取的电子衍射花样。图 4a 是参数为 1.0 A/5 min 的 TEM

形貌，其晶粒平均大小为 700 nm 左右；图 4b 是参数为 1.0 A/10 min 的 TEM 形貌，其晶粒平均大小为 600 nm 左右；图 4c 是参数为 1.0 A/15 min 的 TEM 形貌，其晶粒平均大小为 500 nm 左右。随着冲击时间的增加，晶粒有进一步细化的趋势。

图 5 为原始焊态接头的表面晶粒的金相图。可以发现，原始焊态晶粒尺寸大于 60  $\mu\text{m}$ 。相较于原始焊态试样，超声冲击试样的晶粒尺寸细化了很多。在超声冲击的作用下，焊接接头表面产生塑性变形，晶粒内部产生位错(如图 6a 箭头所示)。随着冲击时间的增加，位错会逐渐地积累。伴随着变形的增加，位错会互相地纠缠(如图 6b 圆圈所示)，形成位错墙(如图 6b 箭头所示)。位错墙上的位错会发生湮灭、重新排列，从而形成亚晶(如图 6c)。而亚晶中的位错会再次发生湮灭、重新排列，这样使得亚晶转变成纳米晶。如此反复循环以上过程，焊接接头表面最终形成纳米层，故晶粒细化是在超声冲击作用下晶粒变形产生的。

焊趾表面经过超声冲击之后，晶粒得到明显的细化。在疲劳裂纹萌生阶段，由于焊趾表面经过超声冲

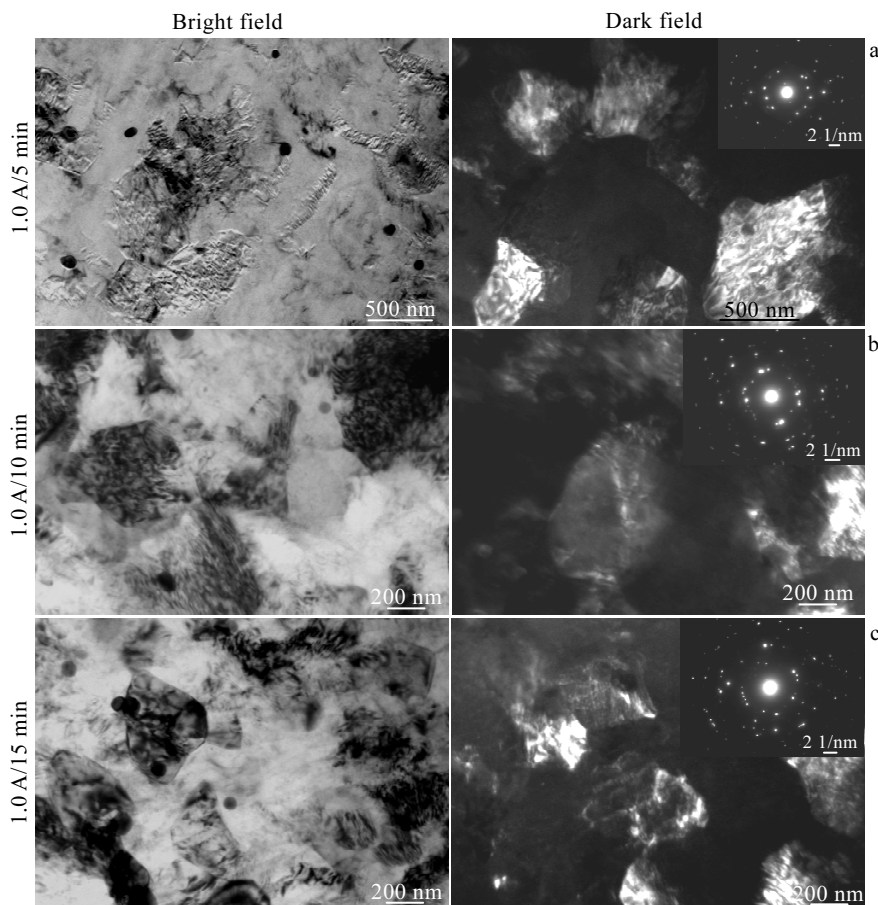


图 4 不同冲击参数下的焊趾表面的 TEM 形貌和 SAED 花样

Fig.4 SEM images and SAED patterns of weld toe surface under different impact parameters

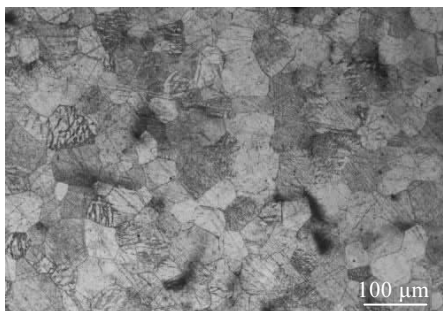


图 5 原始焊态接头表面的金相照片

Fig.5 Metallograph of as-welded joint surface

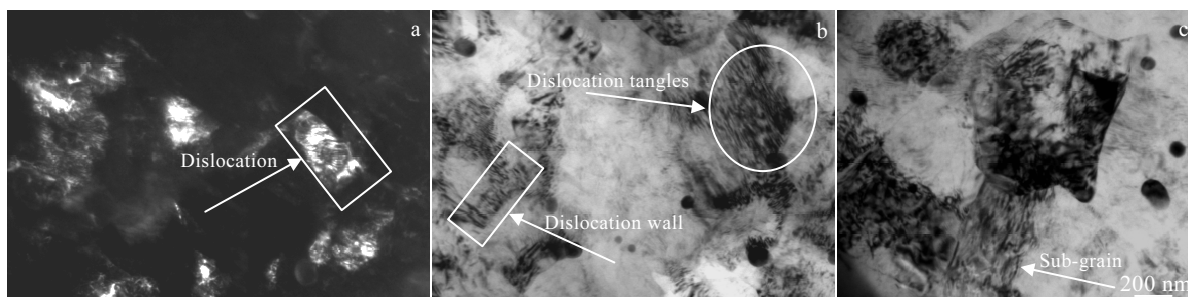


图 6 超声冲击态焊趾表面 TEM 形貌

Fig.6 TEM morphologies of weld toe surface under UIT: (a) dislocation, (b) dislocation tangle and dislocation wall, and (c) sub-grain

### 3 结 论

1) 在  $1.0 \times 10^8$  疲劳寿命下, 焊态试样疲劳强度为 31.62 MPa, 冲击态试样疲劳强度为 39.81 MPa, 冲击态试样疲劳强度相较焊态提高了 26%。这说明超声冲击可以明显提高 MB8 镁合金焊接接头超高周疲劳性能。

2) 焊态试样焊趾处应力集中系数  $K_{t1}=1.95$ , 冲击态试样焊趾处应力集中系数  $K_{t2}=1.67$ , 应力集中系数降低了 14.4%, 所以超声冲击可以降低焊趾处的应力集中程度。

3) 超声冲击后试样焊趾处的应力由残余拉应力转变成残余压应力。残余压应力会与施加的拉应力相互抵消, 这使得平均应力  $R$  会减小。

4) 超声冲击细化了焊趾表面晶粒从而改善了 MB8 镁合金焊接接头的超高周疲劳性能。

#### 参考文献 References

[1] He Bolin, Yu Yingxia, Xia Songsong *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(1): 17  
 [2] Huang Xiaoyan(黄晓艳), Zhou Hong(周 宏). *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2003, 2(4): 300

击细晶强化作用, 使得晶界与晶内的应变维持在同一水平, 这样焊接接头的受力就比较均匀, 从而使得裂纹萌生就比较困难。在裂纹扩展阶段, 晶粒细化使得晶粒数量大量增加, 裂纹扩展就会受到阻碍, 扩展速度缓慢, 同时消耗大量的能量; 而当裂纹穿过晶界时, 裂纹的扩展方向可能会随取向随机的细小晶粒而发生改变, 从而消耗大量的能量。从裂纹的萌生到裂纹的扩展, 由超声冲击焊趾表面导致的晶粒细化能改善 MB8 镁合金焊接接头的超高周疲劳性能, 提高 MB8 镁合金焊接接头的疲劳寿命。

[3] Zhang Hongxia(张红霞), Wang Wenxian(王文先), Su Juan(苏娟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S3):187  
 [4] He Bolin(何柏林), Zhang Zhisen(张枝森), Xie Xuetao(谢学涛) *et al.* *Journal of East China Jiaotong University*(华东交通大学学报)[J], 2016, 33(5): 51  
 [5] Yang F, Yin S M, Li S X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 491: 131  
 [6] Kazuaki Shiozawaa, Tomoki Kashiwagi, Tutomu Muraic *et al.* *Procedia Engineering*[J], 2010(2): 183  
 [7] Yanga F, Lva F, Yanga X M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2231  
 [8] Xu Daokui(许道奎), Liu Lu(刘 路), Xu Yongbo(徐永波) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(2): 144  
 [9] Yin Shuming(尹树明), Wang Chunhui(王春晖), Zhao Shuzhe(赵述哲) *et al.* *Light Metals*(轻金属)[J], 2013(7): 54  
 [10] Song Jiatong(宋佳瞳). *A Study of Very High Cycles Fatigue Properties of Wrought Magnesium Alloy and Its Welded Joint* (变形镁合金及其焊接接头的超高周疲劳性能研究)[D]. Dalian: Dalian Jiaotong University, 2013  
 [11] Li Dong(李 东), Chen Huaining(陈怀宁), Liu Gang(刘 刚) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学

- 报)[J], 2002, 23(2): 18
- [12] Wang Dongpo(王东坡), Gong Baoming(龚宝明), Wu Shipin (吴世品) *et al.* *Journal of East China Jiaotong University*(华东交通大学学报)[J], 2016, 33(6): 1
- [13] Liu Suo(刘 锁). *Fatigue Properties and Shot Peening Process of Metal Materials*(金属材料的疲劳性能与喷丸强化工艺)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1977

## Mechanism of Improving Ultra-high Cycle Fatigue Properties of MB8 Magnesium Alloy Welded Joint by Ultrasonic Impact Treatment

He Bolin, Xie Xuetao, Ding Jianghao, Deng Haipeng, Jin Hui  
(East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

**Abstract:** The effect of ultrasonic impact treatment (UIT) on ultra-high cycle fatigue properties of MB8 magnesium alloy welded joint was investigated by ultrasonic fatigue test. At the same time, the mechanism of UIT improving the ultra-high cycle fatigue properties of MB8 magnesium alloy welded joints was investigated from three factors, including stress concentration, residual stress and grain refinement. The results show that under the fatigue life of  $1 \times 10^8$  cycles, the fatigue strength of the ultrasonic impact treated specimen is 39.81 MPa, which is 26% higher than 31.62 MPa of the as-welded. This indicates that UIT can obviously improve the ultra-high cycle fatigue properties of MB8 magnesium alloy welded joint. The weld toe stress concentration factor of as-welded specimen ( $K_{t1}$ ) is 1.95 and that of ultrasonic impact treated specimen ( $K_{t2}$ ) is 1.67, which is reduced by 14.4%. The UIT can reduce the stress concentration of the weld toe. After UIT, the stress at the toe of the specimen changes from residual tensile stress to residual compressive stress. UIT refines surface grain of the weld toe to improve ultra-high cycle fatigue properties of MB8 magnesium alloy welded joint.

**Key words:** ultrasonic impact treatment; ultra-high cycle fatigue; stress concentration; residual stress; grain refinement

---

Corresponding author: He Bolin, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Vehicular Engineering, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, P. R. China, Tel: 0086-791-87046559, E-mail: hebolin@163.com