

# AZ31B 镁合金交流氩弧焊接件激光冲击强化实验

项建云<sup>1,2</sup> 葛茂忠<sup>1,2</sup> 张永康<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013  
<sup>2</sup>常州轻工职业技术学院机械系, 江苏 常州 213164)

**摘要** 为了研究激光冲击处理对镁合金焊接件力学性能的影响,采用激光波长 1064 nm,脉冲宽度 15 ns,脉冲能量 4 J,光斑直径 3 mm 的钕玻璃脉冲激光器,对 AZ31B 镁合金交流氩弧焊接件进行冲击处理。采用光学显微镜(OM)观测激光冲击前焊接接头微观结构,采用透射电子显微镜(TEM)和 X 射线衍射仪(XRD)观测激光冲击后焊接接头表层微观结构,采用扫描电子显微镜(SEM)观测试样断口,并分析了力学性能提高的机理。实验结果表明:根据优化的激光参数,能在焊接接头表层制得纳米晶,晶粒大小为 35 nm 左右;激光冲击处理改变了焊接件热影响区的应力状态,由残余拉应力 60 MPa 转变为残余压应力 -125 MPa;激光冲击处理后,试样的抗拉强度提高了 15.2%,屈服强度提高了 15.7%,表面硬度提高了 78.2%,平均冲击功提高了 60%。AZ31B 镁合金焊接件力学性能的提高是表面纳米化、应变硬化和残余压应力共同作用的结果。

**关键词** 激光技术;激光冲击处理;AZ31B 镁合金;交流氩弧焊;表面纳米化;力学性能

**中图分类号** TN249; TG156.99 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/AOS201333.s114015

## Experiment Laser Shock Strengthening Tungsten Inert-Gas Welded AZ31B Magnesium Alloy

Xiang Jianyun<sup>1,2</sup> Ge Maozhong<sup>1,2</sup> Zhang Yongkang<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China  
<sup>2</sup>Mechanical Department, Changzhou Institute of Light Industry Technology, Changzhou, Jiangsu 213164, China)

**Abstract** In order to study the effect of laser shock processing (LSP) on mechanical properties of welded magnesium alloy, tungsten inert-gas (TIG) welded AZ31B magnesium alloy sheets are processed using Nd:YAG laser with wavelength of 1064 nm, pulse width of 15 ns, pulse energy of 4 J and spot diameter of 3 mm. The microstructures of welded joint are examined through optical microscope (OM) before LSP. The microstructures of welded joint surface layer of sample are characterized by transmission electron microscope (TEM) and X-ray diffractometer (XRD) after LSP, and fracture surfaces are analyzed by scanning electron microscope (SEM). The mechanism which causes the mechanical properties improvement is discussed. The results show that nanocrystalline can be produced on the surface layer of TIG welded joint by using optimized laser parameters, and nano grain size is about 35 nm. The surface residual stress of heat affected zone is converted from tensile stress (60 MPa) to compressive stress (-125 MPa) by LSP. Tensile strength and yield strength are improved by 15.2% and 15.7%, respectively, and surface micro-hardness is enhanced by 78.2%. Furthermore, the mean impact energy of samples is increased by 58.8% after LSP. The mechanical properties improvement is attributed to a combination effect of surface nanocrystallization, strain hardness and residual compressive stress.

**Key words** laser technique; laser shock processing; AZ31B magnesium alloy; tungsten inert-gas welding; surface nanocrystallization; mechanical property

**OCIS codes** 140.3390; 140.3540; 160.3900; 350.3390; 350.3850

收稿日期: 2012-11-19; 收到修改稿日期: 2012-12-10

基金项目: 国家自然科学基金(50735001, 50675089, 50975127)资助课题。

作者简介: 项建云(1970-), 女, 硕士研究生, 副教授, 主要从事激光表面改性方面的研究。E-mail: gmzxjy@163.com

导师简介: 张永康(1963-), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事激光先进制造与检测技术方面的研究。

E-mail: ykzhang@ujs.edu.cn

# 1 引 言

镁合金作为“21世纪绿色工程材料”越来越引起人们的关注,特别是在追求结构轻量化的航空航天和汽车等领域,研究人员正在想方设法扩大镁合金的应用范围。但镁合金力学性能较差,如强度低、耐磨性差、冲击韧性差,从而制约了镁合金的推广和使用。而焊接作为材料连接方式之一,被广泛应用于镁合金零件的生产中。目前,镁合金已采用的焊接方法有交流氩弧焊(TIG)、激光焊及摩擦焊等,但生产上最常用的还是交流氩弧焊<sup>[1]</sup>。由于熔接焊工艺本身固有的特点,导致焊接热影响区晶粒粗大,并存在较大的残余拉应力,进一步削弱了镁合金的力学性能<sup>[1]</sup>。

为了提高镁合金的力学性能,研究人员采用多种表面改性技术来改变镁合金表面的微观结构。近年来,随着表面自纳米化<sup>[2]</sup>技术的研究和发展,许多学者已采用机械表面研磨技术<sup>[3,4]</sup>和低温高速氧燃气喷涂微粒撞击(HVOF-SMB)<sup>[5]</sup>在镁合金表面制得纳米晶。这不仅克服了块体纳米晶的制造困难,而且充分利用了纳米材料优异的化学、物理及力学性能(如高强度、高硬度等)<sup>[6]</sup>。此外,采用表面自纳米化技术制得的纳米表层具有显著的优点:一方面,由于表面自纳米化晶粒的化学成分与基体相同,故不存在界面污染、孔隙等缺陷;另一方面,由于表面纳米晶组织沿厚度方向呈梯度变化,因此在使用过程中不会产生剥落和分离<sup>[5]</sup>。激光冲击处理作为一

表1 AZ31B镁合金的化学成分(质量分数)和机械性能<sup>[1]</sup>

Table 1 Chemical compositions (mass fraction) and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy<sup>[1]</sup>

Composition / %							Mechanical Property			
Al	Mn	Zn	Fe	Si	Be	Cu	Mg	$\sigma_b$ / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	$\delta$ / %
3.19	0.334	0.81	0.005	0.02	0.01	0.005	Bal	300	220	18

根据 GB/T 228-2002《金属材料室温拉伸试验方法》标准,采用线切割机床,加工如图 1 所示的拉伸试样,每组制备 3 个试样,试样的长度方向须与轧制方向一致。根据 GB/T 229-2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》制备夏比冲击试样,每组制备 6 个试样。采用线切割机床将 AZ31B 变形镁合金焊接件加工成 55 mm×10 mm×2.2 mm 形状,尽管厚度不满足标准的规定,但并不影响定性分析激光冲击对 AZ31B 镁合金焊接件冲击韧性的影响,而且符合镁合金实际工况。由于镁合金冲击韧性对缺口非常敏感,故不开缺口。试样的长度方向也需与轧制方向一致。试样表面先用平锉刀去除焊缝余高,再用金相砂纸逐级打磨,保证试样最终厚度为 2 mm,接着用酒精清洗,再用冷风吹干<sup>[8]</sup>。

项新的材料表面改性技术,利用激光在纳秒时间内产生的超高压作用力作用于材料表面,诱导材料表面发生剧烈的塑性变形,从而改变材料表层的微观结构,并在材料表层残留压应力,进而提高材料的综合力学性能(强度、硬度、寿命、耐磨性和耐腐蚀性能等)<sup>[7]</sup>。目前,人们已经开展了激光冲击处理镁合金的研究,但利用激光冲击处理诱导镁合金焊接接头表面自纳米化的研究还未见报道。为此,本文根据优化的焊接工艺参数,采用交流氩弧焊焊接商用的 AZ31B 变形镁合金,采用法国 Thales 公司生产的钎玻璃脉冲激光器对 AZ31B 镁合金焊接件进行冲击处理,制备出纳米表层,并对其纳米化后的微观组织、力学性能及强化机理进行分析研究,以期对镁合金焊接件表面自纳米化提供一种新的方法。

## 2 实验材料及方法

### 2.1 试样制备

实验采用轧制态 AZ31B 镁合金薄板,厚度为 2.2 mm,其具体化学成分和机械性能见表 1,表中  $\sigma_b$  为焊接件抗拉强度, $\sigma_s$  为屈服强度, $\delta$  为延伸率。AZ31B 镁合金焊接采用交流氩弧对接焊,单面焊接双面成型,不开坡口,优化后的焊接参数为:焊接电流 45~50 A,钨极直径为 2 mm,自制焊丝(取自母材),直径为 2 mm,氩气流量为 8~10 L/min,焊接速度以获得理想的焊接接头为准。

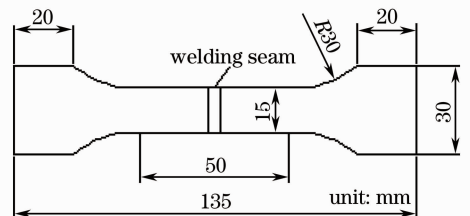


图1 拉伸试样

Fig. 1 Tensile sample

### 2.2 实验仪器

激光冲击强化实验设备为法国 Thales 公司研制的钎玻璃脉冲激光器;焊接设备为 WSE315 型钨极氩弧焊机;采用 XJL-02 型立式金相显微镜观察、拍摄金相组织;利用 X-350A 型 X 射线应力仪测量焊接件热影响区表面残余应力;采用 JEM-2100

(HR)型高分辨透射电子显微镜(TEM)观察试样表层的微观组织。TEM 观察样品的制备过程:先用线切割在激光冲击区域加工出  $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 2\text{ mm}$  样品,再手工逐级研磨至厚度为  $40\text{ }\mu\text{m}$  左右,最后采用离子减薄。采用 D/max2500 型衍射仪测定激光冲击试样表层结构,扫描速度为  $2^\circ/\text{min}$ ;采用 WDW-200G 型微机控制高温电子万能试验机进行室温拉伸实验;采用 JB-50 型冲击试验机进行夏比冲击实验;采用 JSM-7001F 型热场发射扫描电子显微镜(SEM)扫描断口;采用 HVS-1000 型数显显微硬度计测量激光冲击前后试样横截面的显微硬度,测量点间隔  $100\text{ }\mu\text{m}$ ,每个位置测量 3 次,取其算术平均值,加载时间为  $10\text{ s}$ ,载荷为  $200\text{ g}$ 。

### 2.3 激光冲击实验

采用优化的激光冲击工艺参数:脉冲能量为  $4\text{ J}$ ,光斑直径为  $3\text{ mm}$ ,平均激光功率密度为  $3.86\text{ GW}/\text{cm}^2$ , $3\text{ mm}$  厚水约束层和美国 3M 公司生产的  $0.1\text{ mm}$  厚的铝箔作为涂层<sup>[1]</sup>。采用专门设计的五轴联动的工作台,通过设定工作台的进给量,保证光斑搭接率为  $50\%$ 。对于夏比冲击试样,激光冲击面为  $55\text{ mm}\times 10\text{ mm}$  的表面;对于拉伸试样,激光冲击面为图 1 标定距离  $50\text{ mm}$  长度范围内  $50\text{ mm}\times 15\text{ mm}$  的表面。试样须双面冲击,以免发生弯曲变形。激光冲击处理后,去除铝箔,并用酒精清洗,接着用冷风吹干。

### 2.4 拉伸实验

在室温下进行拉伸实验,拉伸之前,给试样标定距离,便于测定延伸率,拉伸速度定为  $0.5\text{ mm}/\text{min}$ ,利用试验机自带的专用软件实时记录试样所加载荷的大小和伸长量,拉伸实验结果取 6 个试样的平均值作为测定值,然后用 SEM 观察断口形貌。

### 2.5 夏比冲击实验

在室温下进行夏比冲击实验,冲击之前,加工厚度为  $4\text{ mm}$  的两垫块,用于提高被冲击试样的高度,使试样的重心与摆锤的中心在二者接触瞬间处于同一水平面,试样冲击面为  $55\text{ mm}\times 2.2\text{ mm}$  的侧面。冲击之后,记录试样冲击功的大小,夏比冲击实验结果取 6 个试样的平均值作为测定值,然后用 SEM 观察断口形貌。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 焊接件微观组织

图 2 为激光冲击前 AZ31B 镁合金焊接接头横截面上的微观组织。图 2(a)表明焊接接头由熔池(FZ)、热影响区(HAZ)和基体三部分组成。热影响区与熔池之间是粗大的柱状晶,并且柱状晶由热影响区朝着熔池中心生长<sup>[1]</sup>。图 2(b)为熔池中心组织,为细小的等轴晶粒,具有典型的快速凝固组织特点。图 2(c)表明热影响区晶粒粗大,晶粒尺寸在  $50\text{ }\mu\text{m}$  左右,且大小不均匀。图 2(d)为基体组织,主要由

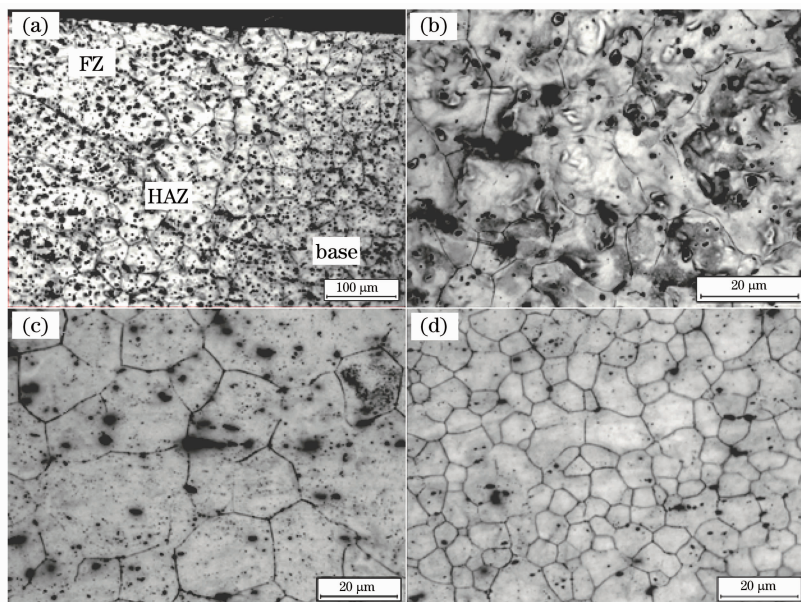


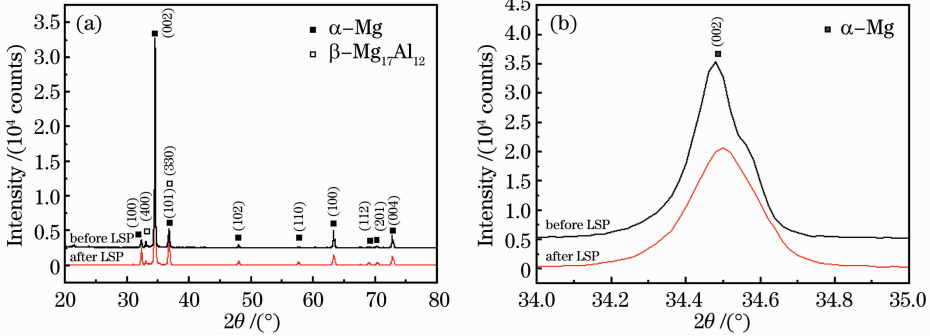
图 2 激光冲击前 AZ31BTIG 焊接接头横截面上的微观组织。(a) 整体视图;(b) 熔化区;(c) 热影响区和;(d) 基体  
Fig. 2 Cross-section microstructure of TIG welded joint of AZ31B before LSP. (a) Global view; (b) fusion zone;  
(c) heat affected zone; (d) base material



$\alpha$ -Mg 相、少量沿晶界析出的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相和少量分布于晶内的析出相组成,晶粒平均直径为 20  $\mu$ m 左右,晶粒比较粗大,而且晶粒大小分布不均匀<sup>[1]</sup>。比较图 2(b)~(d)可以看出:焊缝中的析出相明显高于基体,这是由于焊接过程中长时间的过热造成的。

### 3.2 X 射线衍射仪观测结果分析

图 3(a)为激光冲击前后 AZ31B 镁合金焊接接



头 X 射线衍射图谱,图 3(b)为局部放大衍射图谱。由图 3 可知,激光冲击之后,在 AZ31B 镁合金焊接接头中并没有新的物相产生,仍然由  $\alpha$ -Mg 相和  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相组成,但衍射峰的强度降低,半峰全宽明显增宽,而衍射峰半峰全宽的展宽是由于晶粒细化和微观应变的增加造成的。

图 3 AZ31B 镁合金 TIG 焊接接头激光冲击前后的(a)X 射线图谱;(b)及 34°~35°范围内局部放大的 X 射线图谱

Fig. 3 (a) XRD patterns and (b) zoomed figure in the range of 34°~35° of XRD patterns of the TIG welded joint of AZ31B magnesium alloy before and after LSP

根据 X 射线衍射理论,晶粒尺寸的计算可以采用 Debye-Scherrer 公式:

$$D = k\lambda / \beta \cos\theta, \quad (1)$$

式中  $D$  为晶粒尺寸 (nm),  $\lambda$  为衍射光线波长 (0.15406 nm),  $\beta$  为半峰全宽 (rad),  $\theta$  为衍射角的一半,  $k$  为常数 (0.89)。根据 Jade 5 分析软件,可以确定 AZ31B 镁合金焊接接头激光冲击之后的半峰全宽及  $\theta$  角,从而求出 AZ31B 镁合金焊接接头激光冲击之后的晶粒大小为 47.5 nm。

### 3.3 激光冲击诱导表面纳米化

图 4 为激光冲击后焊接件热影响区表层的 TEM 像、相应电子衍射 (SAED) 谱和高分辨率 TEM 像 (HRTEM)。由图 4(a)可以看出,样品表

层组织为大小均匀、呈等轴状、平均晶粒尺寸在 35 nm 左右的纳米晶<sup>[1]</sup>,这与 Debye-Scherrer 公式计算出的晶粒大小存在明显差异,主要是由于 X 射线衍射测量结果是样品表层 10  $\mu$ m 范围内特定晶面上晶粒大小的平均值。由相应的 SAED 谱可以看出,衍射环比较完整和连续,表明该层的晶粒细化更加明显,纳米晶晶体学取向随机;衍射环由多组同心圆组成,表明大角度晶界已经形成<sup>[1]</sup>。由图 4(b)可以看出,部分晶界和晶向不清晰,这是由于剧烈的塑性变形导致晶格紊乱造成的;各晶粒间取向差很大,属于大角度晶界;图中黑色区域是由于剧烈的塑性变形导致位错缠结造成的<sup>[1]</sup>。

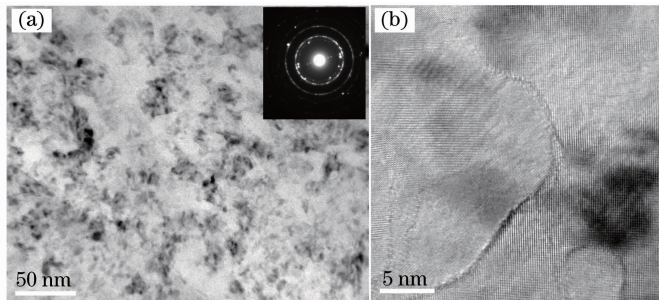


图 4 AZ31B 镁合金 TIG 焊接件热影响区激光冲击处理表层的(a)TEM 像、SAED 图和(b)HRTEM 像

Fig. 4 (a) TEM image, SAED pattern and (b) HRTEM image from the HAZ surface layer of TIG welded AZ31B magnesium alloy with LSP

### 3.4 激光冲击诱导残余压应力

激光冲击前后,采用 X-350A 型 X 射线应力仪测量焊接件热影响区表层残余应力。焊接件热影响区表层的残余应力值为 60 MPa 左右,产生残余拉应力最根本的原因是焊件受热不均匀。激光冲击后,焊接件热影响区表层的残余应力值为 -125 MPa。由此可见,激光冲击处理改变了焊接件热影响区表层的应力状态,由残余拉应力转变为残余压应力<sup>[1]</sup>。

### 3.5 拉伸实验结果

表 2 为拉伸实验结果。同母材相比,焊接件的抗拉强度由原来的 300 MPa 减小到 209 MPa,减小了 30.3%,屈服强度由原来的 220 MPa 减小到 140 MPa,减小了 36.4%。激光冲击后,焊接件的抗拉强度由原来的 209 MPa 增大到 241MPa,增大了 15.2%,屈服强度由原来的 140 MPa 增大到 162 MPa,增大了 15.7%,但延伸率下降了 2%左右,这表明焊接后,试样的强度和塑性下降,但激光冲击处理后,镁合金焊接件的强度增大,塑性略有下降。

表 2 激光冲击前后 AZ31B 镁合金 TIG 焊接件试样拉伸性能

Table 2 Tensile properties of TIG welded AZ31B specimens before and after LSP

Type of specimen	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s$ /MPa	$\delta$ /%
Before LSP	209	140	8
After LSP	241	162	6

### 3.6 夏比冲击实验结果

焊接件热影响区夏比冲击实验结果如表 3 所示。激光冲击处理后试样的平均冲击功由原来的 3 J 增大到 4J,提高了 60%,这表明激光冲击处

理提高了 AZ31B 镁合金焊接件热影响区冲击韧性。

表 3 激光冲击前后 AZ31B 镁合金 TIG 焊接件热影响区的夏比冲击功

Table 3 Charpy impact energies of HAZ of TIG welded AZ31B specimens before and after LSP

Type of specimen	Impact energy $A_K$ /J					
Before LSP	3	3.3	2.8	3.2	3	2.9
After LSP	5.4	4.5	4.8	5.3	4.8	4.1

### 3.7 断口分析

拉伸实验后的试样如图 5 所示,图 5(a)为未进行激光冲击试样,图 5(b)为激光冲击试样。从宏观上看,两者的断裂均出现在热影响区,断口表面粗糙不平,断面收缩不明显。



图 5 拉伸实验后的试样。(a)未经激光冲击; (b)激光冲击

Fig. 5 Samples after tensile test. (a) Without LSP and (b) with LSP

图 6(a)和(b)分别为未激光冲击试样和激光冲击试样拉伸断口 SEM 形貌,两者的断口表面上既分布有韧窝,又分布有解理台阶,因此,两者的断裂均属于韧脆混合断裂。

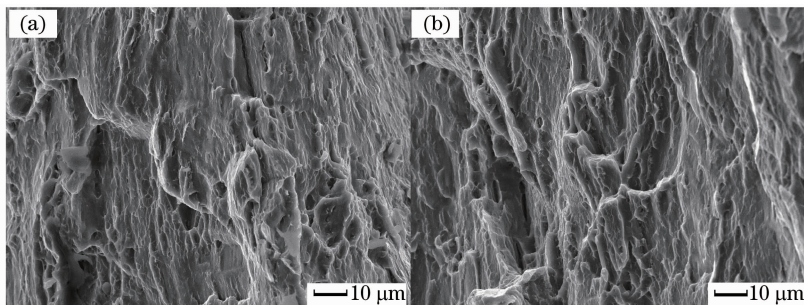


图 6 拉伸实验后 TIG 焊接件断口 SEM 形貌。(a)未经激光冲击处理;(b)激光冲击处理

Fig. 6 SEM fractography of TIG welded samples after tensile test. (a) Without LSP and (b) with LSP

图 7(a)和(b)分别为激光冲击前后焊接件热影响区夏比冲击实验断口 SEM 形貌。从图 7(a)可以看出:断口表面存在大量撕裂韧窝,在韧窝的底部存在夹杂物颗粒(如图中箭头所示),表明微孔是通过

夹杂物本身破碎,或夹杂物与基体界面脱离而成核的,它是由于位错运动导致的应力集中或高应变条件下材料整体变形不协调而产生的<sup>[9]</sup>。从图 7(b)也可以看到大量撕裂韧窝。韧窝的大小取决于第二

相质点的大小和密度、基体材料的塑性变形能力和应变硬化指数,以及外加应力的的大小和状态<sup>[9]</sup>。与图 7(a)相比,激光冲击之后,韧窝小而浅,这是由于激光冲击导致镁合金塑性变形,塑性变形引起应变

硬化,加上镁合金层错能较低,故应变硬化程度加大,而应变硬化程度越大,越难产生内缩颈,故微孔尺寸变小,表现为韧窝小而浅<sup>[9]</sup>。

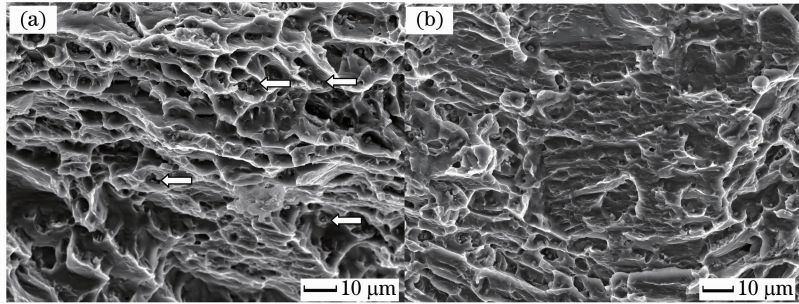


图 7 夏比冲击实验后焊接件热影区断面 SEM 形貌。(a)未经激光冲击处理;(b)激光冲击处理

Fig. 7 SEM fractography of HAZ of TIG welded samples after Charpy impact test. (a) Without LSP and (b) with LSP

### 3.8 显微硬度的测量

图 8 为激光冲击后焊接件热影响区截面显微硬度测量结果。由图 8 可见,激光冲击处理后试样冲击表面硬度最大,达到 109.4 HV。随着远离激光冲击表面,硬度逐渐减小,呈梯度变化特征。与基体硬度(61.4 HV)相比,表面硬度提高了 78.2%,硬化层深度大约为 800  $\mu\text{m}$ ,这表明激光冲击效果显著。而压入法测定的硬度值主要表征材料的塑性变形抗力及应变硬化能力,塑性变形抗力越大,则材料的硬度越高<sup>[9]</sup>。而激光冲击处理诱导的晶粒细化及应变硬化(形变强化)均提高了 AZ31B 镁合金焊接件的塑性变形抗力,从而提高了表层的硬度,这与实际硬度测量结果相一致。材料硬度的计算式为 Hall-Petch 公式<sup>[10]</sup>:

$$H_V = H_0 + K_H d^{-1/2}, \quad (2)$$

式中  $H_0$  和  $K_H$  为常数,由材料的种类所决定; $d$  为晶粒大小; $H_V$  代表材料的硬度。由此可以看出,材料的硬度与晶粒大小有关,晶粒越小,则硬度越大。

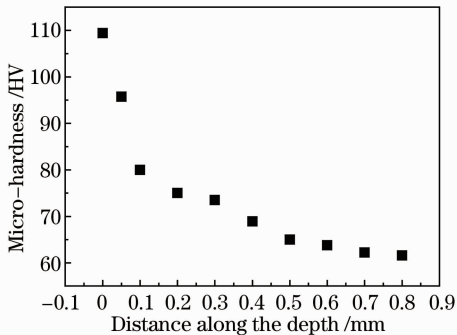


图 8 激光冲击处理后 TIG 焊接件热影响区的显微硬度随深度的变化

Fig. 8 Micro-hardness variation with the depth from the surface of HAZ of TIG welded sample after LSP

激光冲击诱导塑性变形,塑性变形越剧烈、晶粒细化越显著的区域硬度越高,随着远离试样激光冲击表面,变形程度的逐渐减小,晶粒尺寸不断增大,故硬度不断减小,这与 Hall-Petch 公式相一致。

### 3.9 力学性能提高的机理

激光冲击处理诱导 AZ31B 镁合金焊接接头表面纳米化后,首先会导致纳米晶粒中可动位错数量减少,位错增殖困难,当试样受到外加载荷作用时,难以在晶界处塞积足够数量的位错,形成较大的应力集中,促使相邻晶粒中的位错产生滑移;其次,纳米表层导致晶界百分数增大,晶界对位错运动的阻碍作用增大;最后,纳米晶粒内位错塞积的长度将缩短,其应力集中程度不足以推动相邻晶粒内的位错滑移<sup>[1]</sup>。因此,纳米表层不但能对来自基体内的位错起到阻碍作用,而且纳米表层内的位错又难以滑移,从而抑制试样表面滑移台阶的形成,延缓裂纹的产生,提高 AZ31B 镁合金焊接件的力学性能。

应变硬化有助于材料的强化,从而提高镁合金焊接件的力学性能。试样在一定应力作用下产生塑性变形,位错滑移到试样表面形成滑移台阶,滑移台阶导致应力集中,成为裂纹源,从而诱发裂纹的产生。根据激光冲击试样热影响区显微硬度的测量结果可知,激光冲击处理能在试样表层制得 800  $\mu\text{m}$  左右的塑性变形层。一方面,在相同的应力水平作用下,塑性变形层内的位错比基体内的位错更难开动,由于激光冲击导致镁合金塑性变形,塑性变形引起应变硬化,加上镁合金层错能较低,不易滑移,故应变硬化程度加大,而应变硬化程度越大,位错密度就越大,位错间的交互作用大大增强,位错的可动性就降低,从而提高镁合金试样承载能力;另一方面,



对于来自基体内的位错,由于塑性变形层的阻碍而停止滑移,即使部分位错通过晶界处位错塞结产生应力集中而导致相邻晶粒内位错滑移,从而使塑性变形层内位错开始滑移,但由于激光冲击处理诱导的纳米表层的阻碍作用,从而延缓了裂纹的产生<sup>[11]</sup>。

激光冲击处理诱导的残余压应力,可以平衡 AZ31B 镁合金焊接件在拉伸实验和夏比冲击实验过程中所承受的部分拉应力,从而使试样实际承受的工作载荷减小,降低裂纹扩展的驱动力,从而抑制裂纹的产生。

## 4 结 论

采用激光冲击处理技术能在 AZ31B 镁合金焊接接头表面制得纳米晶,表层纳米晶粒的大小为 35 nm 左右;激光冲击处理不但消除了焊缝热影响区表面有害的残余拉应力,而且在焊缝热影响区诱导的残余压应力高达 -125 MPa;与基体硬度(61.4 HV)相比,表面硬度提高了 78.2%,硬化层深度大约为 800  $\mu\text{m}$ ,这表明激光冲击效果显著。

激光冲击处理后 AZ31B 镁合金焊接件的抗拉强度提高了 15.2%左右,屈服强度提高了 15.7%,但延伸率下降了 2%左右,这表明激光冲击强化在提高镁合金焊接件强度的同时,塑性略有下降。

激光冲击处理后 AZ31B 镁合金焊接件的平均冲击功由原来的 3 J 增大到 4.8 J,提高了 60%,这表明激光冲击处理提高了 AZ31B 镁合金焊接件冲击韧性。AZ31B 镁合金焊接件力学性能的提高归因于激光冲击处理诱导的表面纳米化和残余压应力。

## 参 考 文 献

1 Ge Maozhong, Xiang Jianyun, Zhang Yongkang. Effect of laser shock processing on resistance to stress corrosion cracking of tungsten inert-gas welded AZ31B magnesium alloy [J]. *Chinese*

- J. Lasers*, 2012, **39**(12): 1203007
- 葛茂忠,项建云,张永康. 激光冲击处理对 AZ31B 镁合金焊接件抗应力腐蚀的影响 [J]. *中国激光*, 2012, **39**(12): 1203007
- 2 Ke Lu, Jian Lu. Surface nano-crystallization of metallic materials presentation of the concept behind a new approach[J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 1999, **15**(3): 193~197
- 3 Hou Lifeng, Wei Yinghui, Liu Baosheng *et al.*. Investigation on the microstructure of AZ91D magnesium alloy after surface mechanical attrition treatment [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2008, **37**(3): 530~533
- 侯利锋,卫英慧,刘宝胜等. AZ91D 镁合金表面机械研磨处理后显微结构研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2008, **37**(3): 530~533
- 4 Hou Lifeng, Wei Yinghui, Liu Baosheng *et al.*. Microstructure and characterization of surface nanocrystallization of AZ31B magnesium alloy [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2007, **28**(S): 214~217
- 侯利锋,卫英慧,刘宝胜等. AZ31B 镁合金表面纳米化处理后的显微结构特征 [J]. *金属热处理学报*, 2007, **28**(S): 214~217
- 5 Xu Kaidong, Wang Aihua, Wang Yang *et al.*. Research on a new technology of surface nanocrystallization in Mg alloy induced by HVOF microparticles impact [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, **40**(7): 1271~1276
- 徐开东,王爱华,王洋等. HVOF 微粒撞击诱导镁合金表面纳米化工艺研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, **40**(7): 1271~1276
- 6 N. R. Tao, Z. B. Wang, W. P. Tong *et al.*. An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment [J]. *Acta Materialia*, 2002, **50**(18): 4603~4616
- 7 U. Sanchez-Santana, C. Rubio-Gonzalez, G. Gomez-Rosas *et al.*. Wear and friction of 6061-T6 aluminum alloy treated by laser shock processing [J]. *Wear*, 2006, **260**(7-8): 847~854
- 8 Ge Maozhong, Zhang Yongkang, Xiang Jianyun. Research on laser shock strengthening and stress corrosion cracking resistance of AZ31B magnesium alloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(11): 2925~2930
- 葛茂忠,张永康,项建云. AZ31B 镁合金激光冲击强化及抗应力腐蚀研究 [J]. *中国激光*, 2010, **37**(11): 2925~2930
- 9 Shu Delin. *Metal Mechanical Properties* [M]. Beijing: Machine Industry Press, 1999
- 束德林. *金属力学性能* [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999
- 10 H. K. Kim, W. J. Kim. Microstructure instability and strength of AZ31 Mg alloy after severe plastic deformation [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2004, **385**(1-2): 300~308
- 11 I. Nikitin, I. Altenberger, H. J. Maier *et al.*. Mechanical and thermal stability of mechanically induced near-surface nanostructures [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2005, **403**(1-2): 318~327