

# AZ31B 镁合金激光喷丸后的形变强化及疲劳断口分析

黄 舒 周建忠 蒋素琴 盛 杰 徐增闯 阮鸿雁

(江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013)

**摘要** 对 AZ31B 镁合金中心缺口试样进行激光喷丸强化(LSP)处理,并进行拉-拉疲劳试验。通过研究激光喷丸前后表面完整性的变化规律,发现喷丸后 AZ31B 试样以滑移和孪生两种方式产生塑性变形,表面及深度方向显微硬度较基体提高 50%左右,喷丸区表面残余压应力值达到  $-126.29$  MPa,晶粒内部出现大量滑移线和孪晶,晶粒明显细化。通过测量加载点轴向载荷和轴向位移分析了激光喷丸前后的疲劳性能,并比较激光喷丸前后疲劳断口形貌特征,发现喷丸后试样表面没有产生明显的疲劳裂纹源,残余压应力使裂纹尖端的实际应力强度因子降低,提高了疲劳裂纹萌生和扩展抗力,疲劳裂纹扩展路径较未处理试样更为曲折,最终断裂区韧窝尺寸比未喷丸件更大更深,表明激光喷丸后试样的塑性有所提升。

**关键词** 激光技术;激光喷丸强化;镁合金;塑性变形;残余压应力;疲劳断口

**中图分类号** TN249; TG 665 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201138.0803002

## Study on Strain Hardening and Fatigue Fracture of AZ31B Magnesium Alloy after Laser Shot Peening

Huang Shu Zhou Jianzhong Jiang Suqin Sheng Jie Xu Zengchuang Ruan Hongyan

(School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China)

**Abstract** Laser shot peening (LSP) and tensile fatigue test are carried out on AZ31B magnesium alloy samples with center hole. The surface integrity is compared before and after LSP, which indicates that plastic deformation is induced by slip and twinning after LSP, the micro-hardness along surface and depth direction increases by about 50%, while the surface residual compressive stress value reaches to  $-126.29$  MPa, and grain is refined since a large number of slip lines and twins appear. Fatigue performance is analyzed by testing axial force and axial displacement, meanwhile fatigue fracture is compared before and after LSP. No obvious source of fatigue crack is found on the surface after LSP, the actual stress intensity factor of crack tip is reduced by residual compressive stress, thereby fatigue crack initiation and propagation resistance is improved. Fatigue crack growth path is more tortuous than untreated pieces. Dimple size of final breaking zone is larger and deeper than untreated pieces, which indicates that the plastic has been improved after LSP.

**Key words** laser technique; laser shot peening; magnesium alloy; plastic deformation; residual stress; fatigue fracture

**OCIS codes** 140.3390; 240.6690; 350.3850

## 1 引 言

镁合金由于具有低密度、高比强度以及良好的减振性能,所以在汽车、航空航天、电子产品等领域有广阔的应用前景。随着承受低应力交变载荷的镁

合金构件日益广泛的应用,其疲劳性能逐步引起关注和重视。表面形变是提高金属材料疲劳强度的一种有效方法,而镁及常用镁合金是密排六方结构(HCP),具有塑性差和形变强化容量小的特点,因

**收稿日期**: 2011-03-02; **收到修改稿日期**: 2011-04-10

**基金项目**: 国家自然科学基金(50675090)、江苏省自然科学基金(BK2010351)、江苏省高校自然科学基金(10KJB460002)、江苏大学研究生创新基金(CX09B\_07XZ)、镇江市工业科技支撑项目(SGY20090026)、江苏省 2008 青蓝工程和江苏高校优势学科建设工程(2010)资助课题。

**作者简介**: 黄 舒(1983—),女,博士研究生,主要从事激光表面改性及疲劳特性等方面的研究。

E-mail: huangshu5188@163.com

**导师简介**: 周建忠(1964—),男,教授,博士生导师,主要从事激光先进制造技术和表面改性延寿等方面的研究。

E-mail: zhoubjz@ujs.edu.cn

此研究镁合金的表面形变强化及其机理具有重要的意义。常用的表面形变强化方法有机械喷丸强化、滚压强化和冷挤压强化等。Zhang 等<sup>[1]</sup>研究发现,机械喷丸产生的残余压应力可提高 AZ80 镁合金缺口试样疲劳强度,降低疲劳裂纹扩展速率;滚压强化可以提高 AZ80 镁合金在空气介质中的高周疲劳性能<sup>[2]</sup>;冯忠信等<sup>[3]</sup>研究表明表面滚压强化可显著降低 ZM1 镁合金的疲劳缺口敏感性。

激光喷丸强化(LSP)作为一种革新的表面改性方法,是利用高功率密度、短脉冲的强激光在金属靶材表面诱导的高幅冲击波压力使板料发生塑性变形,同时在处理区域呈现理想的残余压应力分布,从而有效地提高金属零件的强度、耐磨性、耐腐蚀性和疲劳寿命,该方法已成功用于铝合金、镍基合金、不锈钢等金属材料<sup>[4~9]</sup>。目前将激光喷丸技术用于镁合金强化的研究报道较少,国内张永康等<sup>[10,11]</sup>开展了激光喷丸镁合金以提高其耐腐蚀性的研究工作,但对于超高应变率下的疲劳裂纹萌生和扩展特性并未涉及。本文分析了激光喷丸镁合金形变强化的机理并对其疲劳试样的断口进行研究,以期为提高镁合金疲劳服役性能提供新的方法。

## 2 试验材料和方法

选取退火态 AZ31B 变形镁合金板料为研究对象,其化学成分及主要性能参数见表 1。

表 1 AZ31B 镁合金化学成分及主要性能参数

Table 1 Chemical composition and main performance parameters of AZ31B magnesium alloy

Element	Mass fraction /%	Parameter	Value
Al	3.19	$\sigma_b$ /MPa	300
Mn	0.334	$\sigma_{0.2}$ /MPa	220
Zn	0.81	$\delta$ /%	18
Fe	0.005	$E$ /GPa	42
Si	0.02	$P$ /( $\text{kg}/\text{m}^3$ )	1780
Be	0.01	$\nu$	0.35
Cu	0.05		
Mg	Bal.		

激光喷丸强化试验选用波长 1064 nm,脉冲宽度 23 ns,重复频率 0.5 Hz 的钕玻璃脉冲激光器。所用激光脉冲能量 20 J,光斑直径 6 mm,激光能量吸收层和约束层分别采用厚度为 0.1 mm 的美国 3M 公司专用铝箔和厚度为 1~2 mm 的流水。疲劳拉伸试样如图 1 所示,试样最小断面尺寸为 46 mm×15 mm×2 mm,中心孔直径为 1 mm,其加工和试验工艺流程为:线切割成外形尺寸→试样表

面 400~1200# 金相砂纸打磨抛光→钻中心孔→精镗中心孔至  $\phi 1$  mm→自然时效处理→中心孔位置激光单次双面喷丸处理。疲劳试验在 MTS-809 电液伺服疲劳试验机上进行,采用拉-拉正弦波载荷谱轴向加载,应力比  $R=0.1$ ,试验频率  $f=20$  Hz,最大载荷  $F_{\max}=2.8$  kN,试验环境为空气、室温。疲劳试验分激光喷丸前后 2 组进行,每组试验采用 6 根试样。

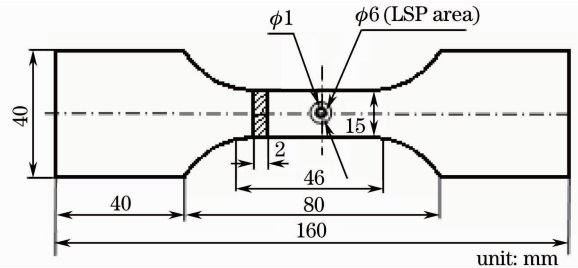


图 1 疲劳拉伸试样

Fig. 1 Fatigue tensile specimen

采用 VEECO WYKO NT1100 型光学轮廓仪测量激光喷丸区表面凹坑轮廓;HXD-1000TMC 显微硬度仪测量试样表面及深度方向的显微硬度;X-350A 型 X 射线应力仪测试试样表面残余应力分布;日本 LEICADM-2500M 型金相显微镜进行试样显微组织分析;日本 JSM-7001F 型热场发射扫描电镜进行试样疲劳断口分析。

## 3 试验结果及分析

镁合金表面强化技术通过材料的滑移和孪生两种方式产生塑性变形,伴随着位错密度的显著增加,表面硬度大幅度提高,并在表面层获得较高残余压应力,激光喷丸的强化效应表现在表面质量(包括表面形貌和显微硬度)、残余应力和显微组织等几方面。

### 3.1 激光喷丸区表面凹坑形貌

单次激光喷丸 AZ31B 镁合金试样获得的凹坑三维形貌和凹坑 X,Y 向的截面形貌如图 2 所示, X,Y 方向上的最大变形深度分别是 30.73  $\mu\text{m}$  和 29.53  $\mu\text{m}$ 。材料表层无塑变层时,内部运动的位错一旦到达表面,则形成尖锐的台阶(即滑移带),产生应力集中源;若表面存在喷丸塑变层,在相同应力水平下塑变层的位错较基体中更难开动,而基体内运动着的位错将出现两种情况:一部分位错到达界面因受阻而终止运动;另一部分进入塑变层并使层内位错开动直至运动到表面,但只能使表面形成缓慢过渡的台阶。因此塑变层的存在改变了表面滑移带的形貌特征,延缓疲劳裂纹在表面的萌生<sup>[12]</sup>。

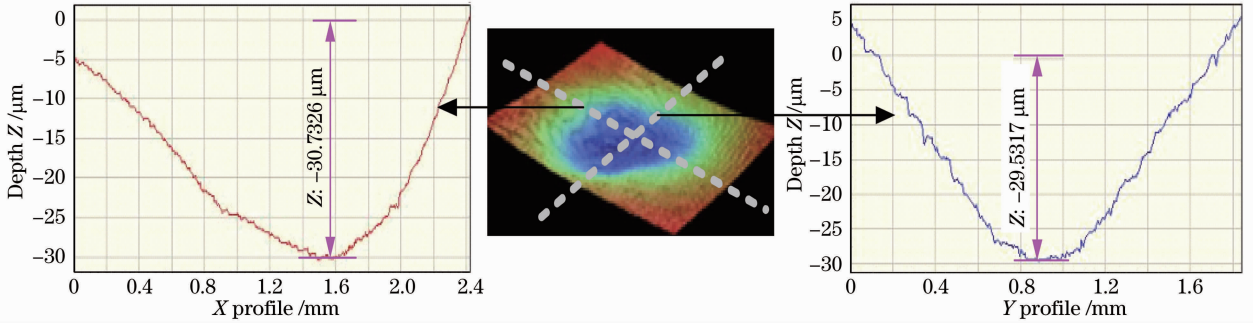


图2 单次激光喷丸 AZ31B 试样后的凹坑三维形貌及 X,Y 向的截面形貌

Fig. 2 Cross-section morphology of AZ31B specimen along X, Y directions after single LSP

### 3.2 表面硬度

AZ31B 试样激光喷丸后表面及深度方向的显微硬度如图 3 所示,所用载荷 50 g 力,保压时间 10 s,喷丸区表面测量点间隔 100  $\mu\text{m}$ ,深度方向间隔 25  $\mu\text{m}$ ,每个位置测量 2 次,取其算术平均值。图 3(a)表明喷丸区表面的显微硬度变化范围为 74.21 ~ 109.75 HV,平均值为 92.42 HV,较基体的 73.2 HV 提高了 26% 左右,喷丸区域凹坑底部硬度明显高于其他区域。图 3(b)表明喷丸区深度方向显微硬度

从试样表面到心部逐渐呈下降趋势,在离表面 50 ~ 75  $\mu\text{m}$  处硬度达到最大值 109.86 HV,高出心部硬度值 50% 左右,硬化层深度约为 350  $\mu\text{m}$ 。显微硬度的增加表明在激光喷丸区域表面及一定深度范围产生了较好的形变硬化效应和细晶强化效应,这主要是由于激光冲击波压力能够细化金属塑性变形层的晶粒,同时在晶粒内部产生高密度的位错结构,两者共同作用可促使后续滑移的变形抗力增加,从而提高金属的疲劳性能。

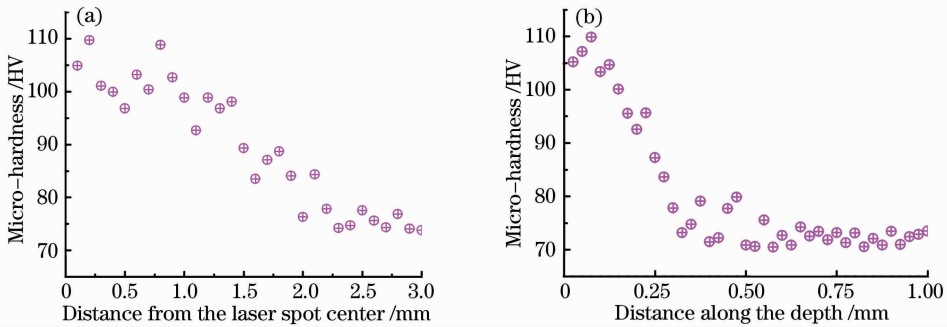


图3 AZ31B 试样激光喷丸区显微硬度分布。(a)表面;(b)深度方向

Fig. 3 Micro-hardness of AZ31B sample after LSP. (a) Surface; (b) the depth direction

### 3.3 残余压应力

由于 AZ31B 试样在激光喷丸前进行了自然时效处理,基体残余应力值很小,为 1.5 MPa;激光喷丸后,喷丸区表面光斑中心的残余压应力值达到 -126.29 MPa,用剥离电解抛光方法测得喷丸区深度方向的残余应力,发现单次喷丸后残余压应力影响层深度达到 0.7 mm。激光喷丸强化在靶材表面产生高密度、均匀稳定的位错,高密度位错等晶体缺陷引起原子点阵受压产生畸变,宏观上表现为较高的残余应力,表面层残余压应力是引起缺口疲劳极限大幅度提高和疲劳缺口敏感度显著下降的主要因素,由于表层引入了较高的残余压应力,使外加拉应力或裂纹尖端的实际应力强度因子得到降低,提高了疲劳裂纹萌生和扩展抗力<sup>[13]</sup>。

### 3.4 晶粒细化

组织强化是激光喷丸处理的另一个效应。切取纵向截面样品,抛光后用乙醇 20 mL+蒸馏水 2 mL+冰醋酸 1 mL+苦味酸 0.5 g 溶液浸蚀。图 4 为 AZ31B 试样激光喷丸前后的显微组织照片。比较图 4(a)和(b)发现,AZ31B 基体的截面由大小不均的等轴晶组织  $\alpha\text{-Mg}$  基相组成,晶粒平均尺寸约为 7  $\mu\text{m}$ ,在晶界和晶内有少量  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  杂质相随机分布;激光喷丸后表层材料组织的原始晶界清晰完整,喷丸强化区域晶粒明显细化,晶粒平均尺寸约为 4  $\mu\text{m}$ ,晶粒内部出现大量滑移线和孪晶,伴有大量杂质相析出。究其成因,金属表层承受激光诱导的强冲击波作用时产生了激烈的塑性变形,由于镁合金属于密排六方晶体结构,对称性低,滑移系少,塑性变形能力较

差,因此主要依赖于位错滑移和孪生的协调作用。激光喷丸镁合金时,喷丸的上表面应变率高达  $10^7 \text{ s}^{-1}$ ,在超高应变率的外载荷作用下,位错密度提高,导致更多晶界形成,晶粒得以细化。

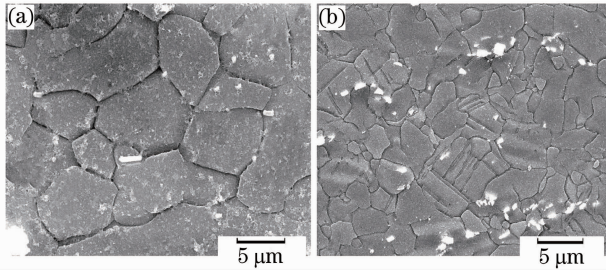


图4 AZ31B镁合金的显微组织。(a)未喷丸;  
(b)激光喷丸后

Fig. 4 Micro-structure of AZ31B specimen.  
(a) Untreated; (b) after LSP

材料的屈服强度与晶粒大小存在着函数关系,也就是 Hall-Petch 公式<sup>[14]</sup>

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}, \quad (1)$$

式中  $\sigma_s$  为材料的屈服强度,  $\sigma_0$  为单晶屈服强度,  $d$  为平均晶粒尺寸,  $K$  为常数。

由(1)式可知,合金的强度随晶粒尺寸的减小而增加。一般而言,常数  $K \propto M^2$ ,  $M$  为 Taylor 因子,其大小与滑移系的数量有关。镁合金滑移系有限, Taylor 因子大,因此  $K$  值也大,常规镁合金的 Hall-Petch 常数  $K$  为  $280 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ ,是一般体心和面心立方晶体结构金属的数倍,因此镁合金的晶粒细

化产生的强化效果更为显著。研究表明,晶粒细化不仅可以提高材料的强度,而且可改善其塑性<sup>[15]</sup>。晶粒尺寸越小,单位体积内晶粒数目越多,可使变形分散在更多晶粒内进行,同时细化晶粒可使位错滑移程及位错塞积群长度缩短,减小晶界附近的应力集中,从而使材料的塑性得到提高。

### 3.5 疲劳试验结果

激光喷丸强化前后的疲劳性能可通过测量加载点的轴向载荷和轴向位移来分析,载荷信号和位移信号由计算机自动采集,从而获得同一试样在不同循环周次下的疲劳性能。采集激光喷丸前后正弦波载荷谱轴向加载曲线中同一加载点数据进行分析,其轴向载荷及轴向位移与疲劳寿命的关系曲线如图5所示。图5(a)表明在同样的加载条件下,未喷丸试样的轴向载荷在 2.2 kN 附近波动,而激光喷丸强化后试样的轴向载荷则波动于 2 kN 左右,这主要是由于喷丸后表层引入了较高的残余压应力,使外加拉应力和裂纹尖端的实际应力强度因子得到降低,提高了疲劳裂纹萌生和扩展抗力;图5(b)表明,未喷丸和激光喷丸后试样的初始轴向位移分别为 0.269 mm 和 0.259 mm,当加载点轴向位移增加至 0.285 mm 时,未喷丸试样被拉断,最终疲劳寿命为 68424 次;而激光喷丸后试样在轴向位移增至 0.285 mm 时仍未断裂,疲劳寿命为 102037 次,随后轴向位移继续扩展至 0.405 mm,最终疲劳寿命达到 104129 次,激光喷丸强化使得试样疲劳寿命提高了 52.2%。

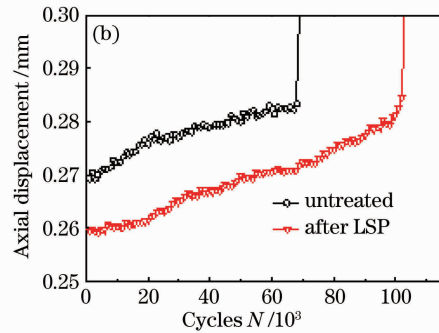
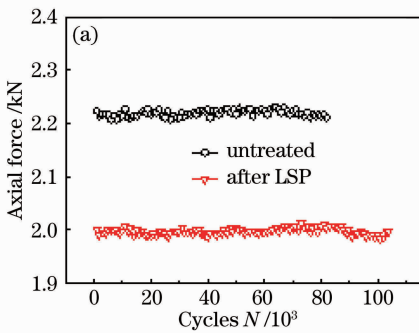


图5 疲劳实验结果。(a)轴向载荷-疲劳寿命曲线;(b)轴向位移-疲劳寿命曲线

Fig. 5 Test results of fatigue experiment. (a) Axial force- $N$  curve; (b) axial displacement- $N$  curve

### 3.6 疲劳断口分析

疲劳试验结束后,将取下的断口置于丙酮溶液中进行超声波清洗,吹干,分析激光喷丸前后试样的疲劳断口特征,疲劳断口宏观上看由疲劳裂纹萌生区、扩展区和最后断裂区组成。图6为 AZ31B 镁合金试样疲劳裂纹萌生区,由于 AZ31B 镁合金的缺口敏感性较高,材料表面的伤痕、转角半径大小等因素

将造成局部区域应力集中,成为疲劳裂纹萌生的根源。比较图6(a)和(b)发现,激光喷丸强化后的疲劳源特征与未处理试样有明显不同,同时激光喷丸后试样具有比未喷丸试件更光亮细致的晶粒状断口形貌,说明其裂纹扩展速度更慢。

由图6(a)可以看出,未喷丸试样疲劳裂纹源于孔壁上下表面的尖角,如 A, C 两处所示,从表面裂

纹源 A 处局部放大图中可发现疲劳源位于扇柄处的裂纹萌生和微观裂纹扩展处,箭头所指为裂纹扩展方向,图 6(a)中弧线范围以内为疲劳裂纹扩展区,自疲劳源起,疲劳裂纹以扇形放射状扩展,并呈现解理脆性状疲劳断口形貌。孔中间位置 B 处台

阶的局部放大图表明,在 A,C 两处扇形放射状的裂纹扩展路径交界 B 区观察到一条较深裂纹,呈直线状扩展,纹路清晰,扩展路径基本与断裂面扩展方向一致,同时二次裂纹在滑移与孪晶参与下产生。

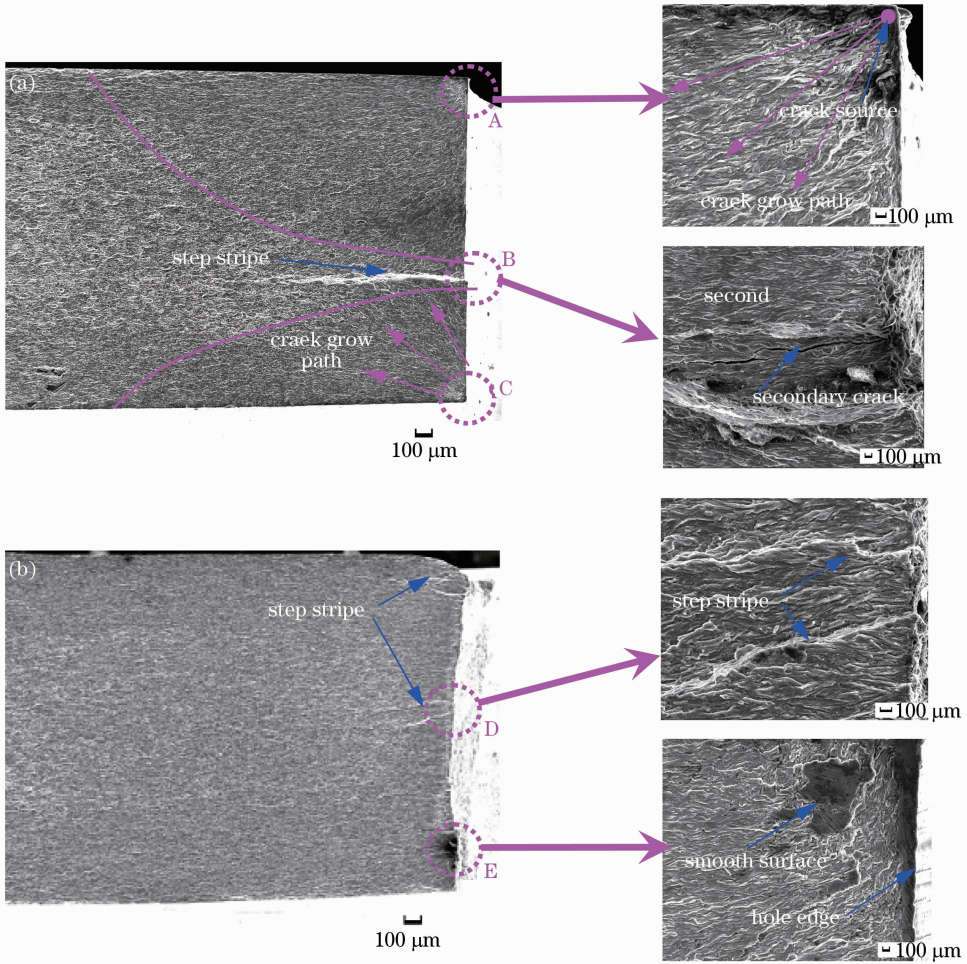


图 6 AZ31B 镁合金试样疲劳裂纹源区形貌。(a)未喷丸；(b)激光喷丸后

Fig. 6 Morphology of fatigue crack source of AZ31B samples. (a) Untreated; (b) after LSP

图 6 (b)表明激光喷丸强化后,孔壁上下表面尖角处由于激光冲击波的力效应产生了塑性变形,试样表面硬度提高,而且由于表层残余压应力能有效降低尖角等应力集中部位的拉应力,表面没有产生明显的疲劳裂纹源;同时,表面残余压应力与外加应力叠加后使表面总应力降低,致使表层的总应力大大低于强化层的疲劳极限,因此裂纹源移向强化层以内。D 处局部放大图表明在试样断口的喷丸影响区产生了若干台阶条纹,这是由于该区域处于残余应力由压缩到拉伸的急骤过渡区,当残余拉应力过大时,在该位置容易产生疲劳源,形成裂纹;图中 E 处局部放大图表明在孔边裂纹萌生边缘的断裂面上呈现很小的平滑面,其成因是在裂纹扩展早

期,由于残余压应力的作用,裂纹在张开闭合时,两侧的疲劳表面之间产生了反复的磨合,使得喷丸后的试样疲劳裂纹扩展速率降低。

图 7 为试样疲劳裂纹扩展区微观形貌,从中可以发现裂纹的扩展伴随着十分强烈的塑性变形,扩展区以解理断裂为主,伴有解理台阶,支流解理阶的汇合方向代表断裂的扩展方向。

图 7(a)为疲劳裂纹在未喷丸试样中的扩展路径,裂纹平行于片层扩展,整个路径比较平坦,没有太大的起伏,裂纹扩展速率较快;图 7(b)显示了疲劳裂纹在激光喷丸试样中的扩展路径,在残余压应力的作用下,裂纹沿着硬化相组织的界面向前扩展,而界面的结合一般较弱,由于变形能力的不协调易

造成应力集中,使裂纹沿界面扩展,造成曲折的扩展路径,松弛和消耗了更多的应变能,降低了裂纹扩展速率。镁合金激光喷丸时通过滑移和孪生两种方式进行塑性变形,而在循环应力的作用下,孪晶和疲劳变形与现存孪晶的结合是疲劳变形的主要形式,位错环是镁合金典型的疲劳位错结构,伴随着位错密度的显著增高,材料硬度和强度提高,从而阻碍金属材料的滑移和疲劳裂纹的扩展<sup>[16]</sup>。

图 8 为试样疲劳最终断裂区形貌,从中可以发现,两者断口皆具有静拉伸状态下的断裂特征,断口产生大量的等轴韧窝,呈现韧性材料的断裂特点。

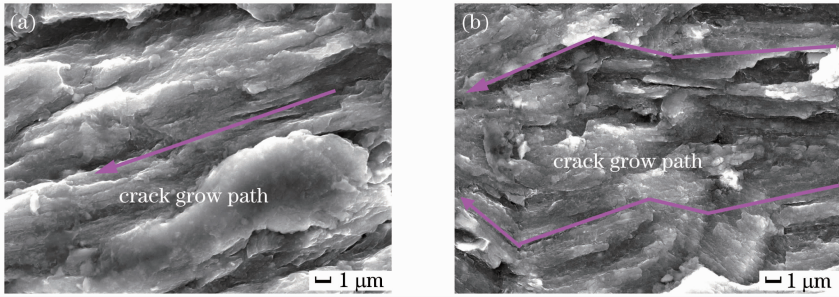


图 7 AZ31B 镁合金试样疲劳裂纹扩展区形貌。(a)未喷丸;(b)激光喷丸后

Fig. 7 Fatigue crack extension appearance of AZ31B specimens. (a) Untreated; (b) after LSP

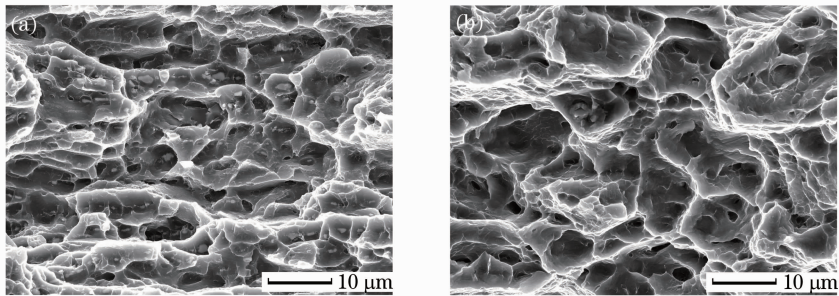


图 8 AZ31B 镁合金试样疲劳最终破断区形貌。(a)未喷丸;(b)激光喷丸后

Fig. 8 Final rupture morphology of AZ31B fatigue specimens. (a) Untreated; (b) after LSP

## 4 结 论

激光喷丸 AZ31B 镁合金的塑性变形通过滑移和孪生两种方式产生,强冲击波能够使金属表面产生微凹坑,使喷丸区域产生高密度的位错结构,晶粒内部出现大量滑移线和孪晶,晶粒明显细化,从而强化处理区域,提高表层的微观硬度和残余压应力。

通过分析激光喷丸前后加载点轴向载荷和轴向位移与疲劳寿命关系曲线发现,在相同的断裂条件下,由于喷丸后表层产生了较高的残余压应力,使外加拉应力和裂纹尖端的实际应力强度因子得到降低,提高了疲劳裂纹萌生和扩展抗力,喷丸后 AZ31B 中心缺口试样疲劳寿命提高了 52.2%。比

等轴韧窝是材料在夹杂物、第二相粒子与基体的界面处形成微裂纹,因相邻微裂纹聚合产生微孔洞,随后孔洞长大、增殖,最后连接形成断裂,进而在断口表面上留下痕迹。在韧窝中发现了明显的夹杂颗粒,说明夹杂颗粒是裂纹形核和扩展的有效途径。比较图 8 (a)和(b),发现激光喷丸后断口韧窝尺寸比未喷丸件更大更深,可以看到一些明显的撕裂棱,由于影响韧窝尺寸的主要因素为第二相的大小、密度、基体的塑性变形能力等,在断裂条件相同时,韧窝尺寸越大越深,表示材料的塑性越好,这说明激光喷丸后试样的塑性有所提升。

较激光喷丸前后疲劳断口形貌,发现喷丸后试样表面没有产生明显的疲劳裂纹源,由于残余压应力的作用,裂纹在张开闭合时,两侧的疲劳表面之间产生了反复的磨合,在孔边裂纹萌生边缘的断裂面上呈现很小的平滑面,这使得试样疲劳裂纹扩展速率降低;疲劳裂纹扩展路径较未处理试件更为曲折;最终断裂区的韧窝尺寸比未喷丸件更大更深,这说明激光喷丸后试样的塑性有所提升。

## 参 考 文 献

- 1 P. Zhang, J. Lindemann, C. Leyens. Influence of shot peening on notched fatigue strength of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80[J]. *J. Alloys and Compounds*, 2010, **497**(1-2): 380~385

- 2 P. Zhang, J. Lindemann. Effect of roller burnishing on the high cycle fatigue performance of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80[J]. *Scripta Materialia*, 2005, **52**(10): 1011~1015
- 3 Feng Zhongxin, He Jiawen. Strain hardening and mechanism of rolled ZM1 magnesium alloy [J]. *Chinese J. Mechanical Engineering*, 1996, **32**(1): 103~109  
冯忠信, 何家文. ZM1 镁合金的滚轧形变强化及机理[J]. *机械工程学报*, 1996, **32**(1): 103~109
- 4 J. Z. Lu, K. Y. Luo, Y. K. Zhang *et al.*. Grain refinement of LY2 aluminum alloy induced by ultra-high plastic strain during multiple laser shock processing impacts[J]. *Acta Materialia*, 2010, **58**(11): 3984~3994
- 5 J. Z. Lu, K. Y. Luo, Y. K. Zhang *et al.*. Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2010, **58**(16): 5354~5362
- 6 X. D. Ren, D. W. Jiang, Y. K. Zhang. Effects of laser shock processing on 00Cr12 mechanical properties in the temperature range from 25 °C to 600 °C[J]. *Appl. Surf. Sci.*, 2010, **257**(5): 1712~1715
- 7 L. Zhang, J. Z. Lu, Y. K. Zhang. Effects of different shocked paths on fatigue property of 7050-T7451 aluminum alloy during two-sided laser shock processing [J]. *Materials and Design*, 2011, **32**(2): 480~486
- 8 Zhou Jianzhong, Huang Shu, Zhao Jianfei *et al.*. Numerical analysis on fatigue properties of aluminum alloy induced by laser shock peening[J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(11): 1735~1740  
周建忠, 黄 舒, 赵建飞等. 激光喷丸强化铝合金疲劳特性的数字化分析[J]. *中国激光*, 2008, **35**(11): 1735~1740
- 9 Luo Xinmin, Zhang Jingwen, Zhao Guangzhi *et al.*. Effect of laser shock strengthening on fatigue behaviors of 2A02 aluminum alloy[J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3323~3328  
罗新民, 张静文, 赵广志等. 激光冲击强化对 2A02 铝合金疲劳行为的影响[J]. *中国激光*, 2009, **36**(12): 3323~3328
- 10 Zhang Yongkang, Chen Jufang, Xu Renjun. Experimental research of laser shock strengthening AM50 magnesium alloy[J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(7): 1068~1072  
张永康, 陈菊芳, 许仁军. AM50 镁合金激光冲击强化实验研究[J]. *中国激光*, 2008, **35**(7): 1068~1072
- 11 Y. K. Zhang, J. You, J. Z. Lu *et al.*. Effects of laser shock processing on stress corrosion cracking susceptibility of AZ31B magnesium alloy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, **204**(24): 3947~3953
- 12 General Editorial Board of Aviation Manufacturing Engineering Handbook. Aeronautical Manufacturing Engineering Handbook: Surface Treatment[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1993  
航空制造工程手册总编委会. 航空制造工程手册: 表面处理[M]. 北京: 航空工业出版社, 1993
- 13 Gao Yukui. Influence of shot peening on tension-tension fatigue properties in Ti-10V-2Fe-3Al titanium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, **14**(1): 60~63  
高玉魁. 喷丸对 Ti-10V-2Fe-3Al 钛合金拉-拉疲劳性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2004, **14**(1): 60~63
- 14 T. Shanmugasundarama, M. Heilmaiera, B. S. Murty. On the Hall-Petch relationship in a nanostructured Al-Cu alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, **527**(29-30): 7821~7825
- 15 Wang Lingyun, Huang Guangsheng, Fan Yongge *et al.*. Grain refinement of wrought AZ31 magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, **13**(3): 594~597  
汪凌云, 黄光胜, 范永革等. 变形 AZ31 镁合金的晶粒细化[J]. *中国有色金属学报*, 2003, **13**(3): 594~597
- 16 Stanislaw Kocanda. Fatigue and Fracture of the Metal [M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1990  
S. 戈康达. 金属的疲劳与断裂[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1990