

激光冲击处理对 AZ31B 镁合金冲击韧性的影响

葛茂忠^{1,2} 项建云^{1,2} 张永康¹ 徐人平³

¹江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013
²常州轻工职业技术学院模具系, 江苏 常州 213164
³昆明理工大学机电学院, 云南 昆明 650093

摘要 为了研究激光冲击处理对 AZ31B 镁合金冲击韧性的影响, 采用波长为 1064 nm, 脉冲宽度为 15 ns, 脉冲能量为 10 J, 光斑直径为 3 mm 的钕玻璃脉冲激光对变形镁合金 AZ31B 试样表面进行冲击处理。利用透射电子显微镜(TEM)观测激光冲击试样的微观结构, 利用 X-350A 型 X 射线应力仪测定试样表面残余应力, 利用 JB-300B 型冲击试验机测定试样冲击功的大小, 利用扫描电子显微镜(SEM)观测夏比冲击试样断口。实验结果表明: 根据优化的工艺参数, 激光冲击处理能在 AZ31B 镁合金上制备出纳米结构表层, 表面晶粒尺寸大约为 20 nm; 激光冲击处理改变了试样表面的应力状态, 由残余拉应力 17 MPa 转变为残余压应力 -125 MPa; 激光冲击之后 AZ31B 镁合金试样的平均冲击功由 5.4 J 增大到 9.2 J, 提高了 70.4%。AZ31B 镁合金激光冲击试样冲击韧性提高的机理是表面纳米化及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; 表面纳米化; 残余压应力; 冲击功

中图分类号 TN249; TG113.2 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201340.0303002

Effect of Laser Shock Processing on Impact Toughness of AZ31B Magnesium Alloy

Ge Maozhong^{1,2} Xiang Jianyun^{1,2} Zhang Yongkang¹ Xu Renping³

¹School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China

²Mould Department, Changzhou Institute of Light Industry Technology, Changzhou, Jiangsu 213164, China

³Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Kunming University of Science and Technology,

Kunming, Yunnan 650093, China

Abstract In order to investigate the effect of laser shock processing (LSP) on impact toughness of AZ31B magnesium alloy, AZ31B magnesium alloy samples are treated by using Nd:YAG laser with a wavelength of 1064 nm, a pulse width of 15 ns, a pulse energy of 10 J and a spot diameter of 3 mm. The surface layer structures of laser treated samples are analyzed by using transmission electron microscopy (TEM). Surface residual stress is assessed by using X-ray diffraction technology, the value of impact energy of samples are examined by an impact tester (Model JB-300B), and the fracture surface morphologies of charpy impacting samples are characterized by scanning electron microscopy (SEM). Test results show that a nanostructured surface layer can be fabricated on AZ31B magnesium alloy by using optimized laser parameters, and surface grain size is about 20 nm. The surface residual stress is converted from tensile stress (17 MPa) to compressive stress (-125 MPa) by LSP. The mean impact energy of samples is changed from 5.3833 J to 9.2333 J and increases by 71.5% after LSP. The impact toughness improvement of samples by LSP is attributed to a combination of surface nanocrystallization and residual compressive stress.

Key words laser technique; laser shock processing; AZ31B magnesium alloy; surface nanocrystallization; residual compressive stress; impact energy

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 140.3540; 160.3900; 350.3850

收稿日期: 2012-10-12; **收到修改稿日期**: 2012-11-12

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

作者简介: 葛茂忠(1970—), 男, 博士研究生, 副教授, 主要从事激光表面改性方面的研究。E-mail: gmzxjy@126.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等方面的研究。

E-mail: ykzhang@ujs.edu.cn

1 引 言

由于镁合金具有密度小、比强度和比刚度高、阻尼性能好、导热性好、屏蔽性好、易回收以及无毒等优点,被誉为 21 世纪绿色工程材料,在航空、航天、汽车和电子等行业有着广泛的应用^[1]。特别是近年来,随着更加严格的节能减排法规的相继出台,进一步促进了航空航天和汽车等制造领域对镁合金的关注和研究。作为航空航天领域和汽车上的结构零件,不但要求拥有足够的静强度,而且应当具有良好的动态力学性能,因为零件在使用过程中发生的失效,往往是由于外加的动载荷引起的。然而,镁合金的动态力学性能相对较差,从而阻碍了镁合金在汽车及航空航天领域的推广使用,因此,提高镁合金的冲击性能意义重大。

近年来,为了进一步扩大镁合金在航空航天和汽车等领域的应用范围,人们开始采用激光冲击处理技术来改善镁合金的综合性能^[2~4]。而激光冲击处理作为一项新的材料表面改性技术,是利用激光在纳秒时间内产生的超高压压力作用于材料表面,诱导材料表面发生剧烈的塑性变形,从而改变材料表面的微观结构,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)^[5]。但利用激光冲击处理诱导镁合金表面自纳米化的研究还未见报道。众所周知,纳米材料由于晶粒尺寸小,晶界面积大,因而具有独特的物理、化学性能及力学性能,如高强度、高硬度和高耐磨性等。而采用表面自

纳米化技术制得的纳米表层,一方面克服了块体纳米材料制造的困难,节约了生产成本;另一方面,由于表层化学成分与母体相同,因此不会出现界面污染、孔隙等缺陷;此外由于表层纳米材料的微观组织由表及里呈梯度变化,故在使用过程中不会产生分层剥落现象^[6]。目前,国内外学者就镁合金冲击韧性已经开展了如下的研究工作:不同合金元素的添加^[7]、不同热处理条件^[8]、不同轧制工艺^[9]及温度^[10]对镁合金冲击韧性的影响。但对激光冲击前后镁合金动态力学性能的研究较少,特别是激光冲击诱导镁合金表面纳米化后动态力学性能的研究未见报道。为此,本文采用法国 Thales 公司研制的钕玻璃脉冲激光器,根据优化的激光工艺参数,对 AZ31B 镁合金薄板进行激光冲击处理,制备出纳米表层,并对其纳米化后的微观组织、冲击韧性及强化机理进行研究与探讨,以为镁合金冲击韧性的提高提供一种新的方法。

2 实验过程

2.1 试样制备

试样采用生产上广泛使用的厚度为 2.2 mm 的 AZ31B 变形镁合金,具体化学成分和机械性能见表 1,表中 σ_b 为抗拉强度, σ_s 为屈服强度, δ 为延伸率。原始试样的微观结构如图 1 所示,试样的基体组织由基相 α -Mg 和沿晶界析出的少量 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成,晶粒大小为 20 μm 左右^[2]。

表 1 AZ31B 镁合金的化学成分(质量分数)和机械性能^[2]

Table 1 Chemical compositions (mass fraction) and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy

Al / %	Mn / %	Zn / %	Fe / %	Si / %	Be / %	Cu / %	Mg / %	σ_b / MPa	σ_s / MPa	δ / %
3.19	0.334	0.81	0.005	0.02	0.01	0.005	Bal	300	220	18

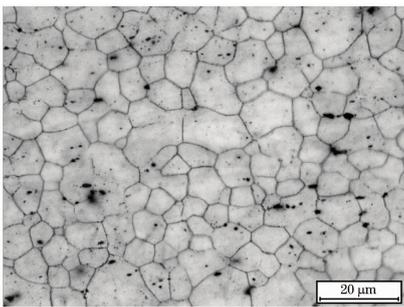


图 1 原始试样的微观结构

Fig. 1 Microstructure of as-received AZ31B Mg alloy

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。将厚度为 2.2 mm 的 AZ31B 变形镁合金薄板用线

切割机床加工成 55 mm × 10 mm × 2.2 mm 形状,尽管厚度不满足标准的规定,但并不影响定性地分析激光冲击对 AZ31B 镁合金冲击韧性的影响,而且贴近镁合金实际工况。由于镁合金冲击韧性对缺口非常敏感,故不开缺口。试样的长度方向须与轧制方向一致,试样表面用金相砂纸逐级打磨,保证最终厚度尺寸 2 mm,然后用乙醇清洗,再用冷风吹干^[2]。

2.2 实验仪器

激光冲击处理在江苏大学强激光冲击实验室完成。实验采用由法国 Thales 公司研制的 GAIAR 型 Nd:YAG 强激光实验装置,采用优化后的激光工艺参数:激光脉冲波长为 1.064 μm ,激光脉冲宽度

≤ 15 ns, 脉冲能量为 10 J, 光斑直径为 3 mm。选用美国 3M 公司生产的 0.1 mm 厚的铝箔作为涂层, 选用 3 mm 厚循环流动的水层作为约束层^[2]。

利用 X-350A 型 X 射线应力测定仪测试激光冲击前后试样表面的残余应力, 采用侧倾固定 ψ 法测量, 采用交相关法定峰, 特征辐射为钴靶 $K\alpha$ 射线, X 光管电压为 20 kV, X 光管电流为 5 mA, 准直管直径 $\phi=2$ mm, 计数时间为 2 s, 2θ 扫描步距为 0.1° , 应力常数 $K=-78$ MPa/ $^\circ$, 应力测试晶面为 (104), 侧倾角 Ψ 分别取 0° 、 25° 、 35° 和 45° , 扫描起始角为 157° , 扫描终止角为 149° ^[2]。采用 D/max2500 型衍射仪测量激光冲击试样表层结构, 管电压为 40 kV, 管电流为 200 mA, 特征辐射为铜 $K\alpha$ 射线, 扫描范围为 $20^\circ\sim 80^\circ$, 扫描速度为 $2^\circ/\text{min}$ 。采用 JEM-2100 型高分辨透射电子显微镜 (TEM) 观察样品表层的微观组织, 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, 再用金相砂纸逐级打磨减薄, 最后采用离子减薄^[2]; 采用 JB-300B 型摆锤冲击试验机进行夏比冲击实验; 采用 JSM-7001F 热场发射扫描电镜扫描夏比冲击断口。

2.3 激光冲击实验

根据优化的激光工艺参数进行冲击实验, 采用五轴联动数控工作台带动试样做往复直线运动, 通过给定工作台的进给量来保证激光光斑搭接率为 50%, 激光冲击面为 $55\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的表面, 为了避免单面冲击导致试样弯曲变形, 影响夏比冲击实

验测量结果, 试样采用双面冲击。激光冲击处理结束后, 先去除铝箔, 再用乙醇清洗, 紧接着用冷风吹干^[2]。

2.4 夏比冲击实验

室温下, 采用 JB-300B 型摆锤冲击实验机进行夏比冲击实验, 夏比冲击面为 $55\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 的侧面, 由于试样厚度为 2 mm, 而标准试样的厚度为 10 mm, 为了减小实验误差, 在冲击之前, 加工厚度为 4 mm 的两垫块, 用来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共面。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, 然后用扫描电子显微镜 (SEM) 观察断口形貌。

3 实验结果与分析

3.1 X 射线衍射 (XRD) 分析

激光冲击前后 AZ31B 镁合金试样的 X 射线图谱如图 2(a) 所示, 图 2(b) 为 $34^\circ\sim 35^\circ$ 范围内局部放大的 X 射线图谱。从图 2(a) 可以看出, 激光冲击前后, AZ31B 镁合金微观组织主要由 α -Mg 相和 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成, 激光冲击并没有在试样中诱导新的物相产生; 从图 2(b) 可以看出, 同原始试样相比, 激光冲击之后, (002) 及 (004) 晶面上 α -Mg 相衍射峰的强度有所降低, 衍射峰的位置有所偏移, 布拉格衍射峰半峰全宽明显加大, 这是由于晶粒细化和微观应变共同作用的结果。

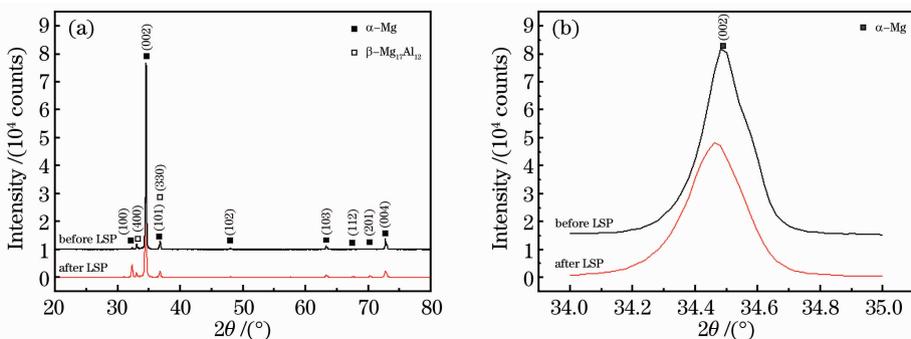


图 2 AZ31B 镁合金激光冲击前后的 (a) X 射线图谱及 (b) $34^\circ\sim 35^\circ$ 范围内局部放大的 X 射线图谱

Fig. 2 (a) XRD patterns and (b) zoomed figure in the range of $34^\circ\sim 35^\circ$ of AZ31B Mg alloy before and after LSP

根据 X 射线衍射理论, 在晶粒尺寸小于 100 nm 时, 随晶粒尺寸的变小衍射峰宽化变得显著, 考虑试样的吸收效应及结构对衍射线型的影响, 试样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); λ 为衍射光线波长

(0.15046 nm); β 为半峰全宽 (rad); θ 为衍射角的一半; k 为常数 (0.89)。由 Jade 5 分析软件, 确定 AZ31B 镁合金激光冲击之后的半峰全宽及 θ 角, 进而可求出 AZ31B 镁合金激光冲击之后的晶粒大小为 38.8 nm。

3.2 激光冲击诱导表层纳米化

图 3 是距离 AZ31B 镁合金激光冲击处理表面大约 10 μm 处的 TEM 像及相应选区的电子衍射 (SAED) 谱。从 TEM 像可以看出,该变形层组织为晶界清晰、呈等轴状的纳米晶粒,晶粒平均尺寸在 50 nm 左右。由对应的 SAED 谱可以看出,衍射环比较连续和完整,表明该变形层晶粒已明显细化,纳米晶粒取向随机。

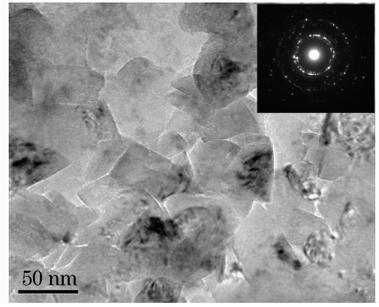


图 3 距离 AZ31B 镁合金激光冲击处理表面约 10 μm 深度的 TEM 像和 SAED 图

Fig. 3 TEM image and corresponding SAED pattern taken from about 10 μm in depth from the surface of AZ31B Mg alloy by LSP

图 4(a)是激光冲击后 AZ31B 镁合金表层的 TEM 像、SAED 谱,图 4(b)为相应选区高分辨率 TEM 像(HRTEM)。从 TEM 像可以看出,样品表面组织为大小均匀、呈等轴状、平均晶粒尺寸大约为 20 nm 的纳米晶。而根据 Debye-Scherrer 公式计算出的晶粒大小为 38.8 nm,两者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 μm 范围内特定晶面上晶粒尺寸的平均值。从 SAED 谱可以看出:衍射环更加连续和完整,表明表层的晶粒

细化更加明显,纳米晶取向更加随机;衍射环由多组同心圆组成,表明大角度晶界已经形成。从 HRTEM 可以看出:有些晶界和晶向不清晰,是由于剧烈的塑性变形导致晶界处大量的位错塞积和晶格紊乱造成的。

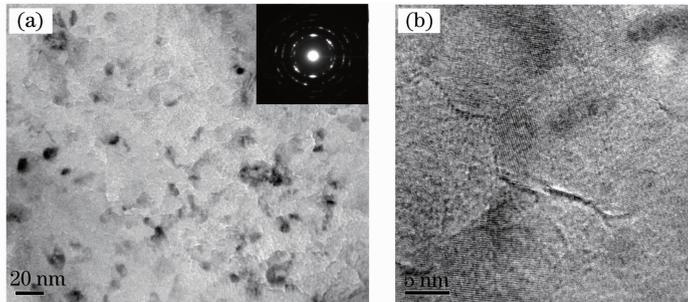


图 4 AZ31B 镁合金激光冲击处理表面的(a) TEM 像、SAED 图和(b) HRTEM 像

Fig. 4 (a) TEM image and corresponding SAED pattern and (b) corresponding HRTEM image taken from the surface of AZ31B Mg alloy by LSP

3.3 激光冲击诱导残余压应力

采用 X-350A 型 X 射线应力仪测定激光冲击前后试样表面的残余应力,激光冲击前试样表面的残余应力为 17 MPa,而激光冲击后试样表面的残余应力为 -125 MPa。残余压应力产生的机理为:在激光和靶材相互作用时,激光诱导的强冲击波使靶材表层材料产生塑性变形,次表层发生弹性变形;当激光冲击结束后,表层材料被压扁,离开平衡位置的质点无法

回到原先位置,同时塑性层阻挡了已发生弹性变形层的回复,从而在材料表层产生了残余压应力^[2]。

3.4 夏比冲击实验结果

夏比冲击实验结果如表 2 所示,表中 A_K 为冲击功。激光冲击处理后试样的平均冲击功由原来的 5.4 J 增大到 9.2 J,提高了 70.4%,这表明激光冲击处理提高了 AZ31B 镁合金冲击韧性。

表 2 激光冲击前后 AZ31B 镁合金试样的夏比冲击功

Table 2 Charpy impact energies of AZ31B Mg alloy specimens before and after LSP

Type of specimens	Impact energy A_K /J					
After LSP	10.4	7.3	9.8	8.9	8.5	10.5
Before LSP	5.4	4.5	5.8	5.3	4.8	6.5

3.5 冲击功数理统计分析

假定 AZ31B 镁合金试样激光冲击前后的冲击功分布分别为 ξ, η , 又 $\xi \sim N(u_1, \sigma_1^2), \eta \sim (u_2, \sigma_2^2)$ 且

两样本相互独立。令 $\zeta = \xi - \eta$, 则 $\zeta \sim N(\mu_1 - \mu_2, \sigma_1^2 + \sigma_2^2) \triangleq N(\mu, \sigma^2)$ 。 $z_i = x_i - y_i (i = 1, 2, 3, 4, 5, 6)$ 为 ζ 的一组样本观测值, 则 z_i 计算结果如表 3 所示。

在显著性水平 $\alpha = 0.05$ 下, 检验假设 $H_0: u = u_0 = 0; H_1: u \neq u_0 = 0 (\sigma^2 \text{ 未知})$ 计算得: $\bar{z} = 3.85$, $S^{*2} = 0.511$, 则 $\frac{\bar{z} - u_0}{S^* / \sqrt{n}} \approx 13.1925$ 。

查 t 分布表^[11], 得 $t_{1-\alpha/2}(n-1) = t_{1-0.025}(5) = 2.5706$ 。

因为 $\frac{\bar{z} - u_0}{S^* / \sqrt{n}} \approx 13.1925 > 2.5706 = t_{1-\alpha/2}(n-1)$, 根据 σ^2 为未知的双侧检验法则, 拒绝 H_0 , 即认为 AZ31B 镁合金试样激光冲击前后的冲击功存在显著差异, 说明激光冲击处理对 AZ31B 镁合金的夏比冲击功有着显著的影响。

表 3 z_i 计算结果Table 3 Calculating results of z_i

x_i	y_i	z_i
10.4	5.4	5.0
7.3	4.5	2.8
9.8	5.8	4.0
8.9	5.3	3.6
8.5	4.8	3.7
10.5	6.5	4.0

3.6 断口分析

图 5(a)及(b)分别为激光冲击前后试样夏比冲击实验断口 SEM 形貌, 图 5(c), (d)分别为激光冲击前后试样断口纤维区 SEM 形貌, 图 5(e), (f)分别为激光冲击前后试样断口放射区 SEM 形貌。从

图 5(a)可以看出, 由于 AZ31B 镁合金母材冲击韧性较差, 因此, 只在试样的右侧面上观测到冲击锤的压痕, 而且压痕非常浅。断口表面没有明显的纤维区。从图 5(b)可以看出, 由于激光冲击明显提高了 AZ31B 镁合金的冲击韧性, 因此, 在断口表面观测到明显的冲击锤的压痕, 而且压痕较深。断口表面纤维区和放射区的分界十分明显。由图 5(c)可以看出, AZ31B 镁合金母材断口纤维区没有明显的撕裂棱。而在图 5(d)中可以明显观测到撕裂棱, 而且撕裂棱从左向右越来越窄。这是由于试样在摆锤冲击下, 远离摆锤端一侧受拉应力, 与摆锤接触一侧受压应力, 即整个断面上受力方向不同, 当裂纹从受拉应力的放射区进入受压应力区时, 对于激光冲击试样, 由于受到摆锤施加的压应力和激光冲击诱导的残余压应力的共同作用, 压缩变形对裂纹扩展起到阻碍作用, 使裂纹扩展速度显著降低, 从而在断口上出现明显的纤维区; 而对于 AZ31B 镁合金母材, 尽管也受到摆锤施加的压应力作用, 但由于试样厚度较薄, 受压侧的塑性变形区很小, 因此, 没有出现明显的纤维区, 应当将其看作新的放射区。从图 5(e)可以看到大量撕裂韧窝, 在韧窝的底部存在夹杂物颗粒, 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。韧窝的大小取决于第二相质点的大小和密

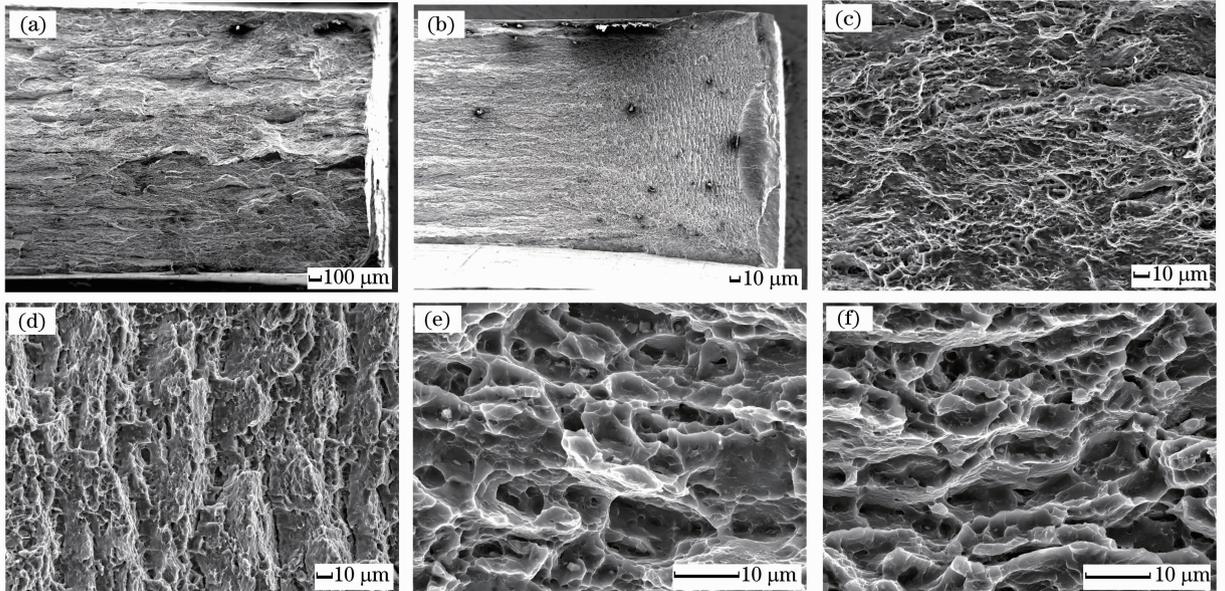


图 5 (a)激光冲击前和(b)冲击后试样断口 SEM 形貌; (c)激光冲击前和(d)冲击后纤维区 SEM 形貌; (e)激光冲击前和(f)冲击后放射区 SEM 形貌

Fig. 5 Fracture morphologies (a) before and (b) after LSP; fibre area morphologies (c) before and (d) after LSP; radiation area morphologies (e) before and (f) after LSP

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^[12]。从图 5(f)也可以看到大量撕裂韧窝,与图 5(e)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。

3.7 AZ31B 镁合金冲击韧性提高的机理

镁合金属于密排六方晶体结构,对称性差,滑移系少,从而导致冲击韧性低。室温下,位错主要沿{0001}基面产生滑移,位错运动到晶界处必然产生塞积,导致局部应力集中,当应力集中达到孪生变形所需要的临界切应力时,再加上镁合金层错能低,从而导致孪生变形,通过孪生变形来缓解依靠基面滑移难以释放的应力。对于粗晶镁合金而言,由于晶内位错滑移距离大,晶界附近应力集中严重,更利于发生孪生变形,而细晶镁合金可以通过非基面滑移及晶界滑移等来释放局部应力集中,应力集中难以满足孪晶形核的要求从而抑制孪生。由于局部的孪生变形往往是非均匀分布的,从而导致缩颈和失效,降低镁合金的冲击韧性^[9]。所以,通过晶粒细化可以抑制孪生变形,从而提高镁合金的冲击韧性。

在裂纹扩展过程中,当微裂纹穿越相邻晶粒的晶界时,必将受到晶界的阻碍作用,由于晶粒细化导致晶界百分数增大,从而使微裂纹扩展阻力增大,加大能量消耗;即使微裂纹能够穿越晶界,由于晶界两侧晶粒取向不同,微裂纹扩展方向必然发生改变,从而消耗更多的能量,而晶粒细化将导致单位体积内晶粒数目增多,加大微裂纹扩展方向改变的频次,进一步加大能量的消耗,从而阻止微裂纹的扩展,进而呈现出较高的强度以及较好的韧性^[12]。此外,晶粒细化导致晶界总面积增加,使在局部晶界上偏聚的杂质元素浓度减少,从而避免产生沿晶脆性断裂。这是因为杂质元素偏聚于晶界将降低晶界表面能,同时降低脆断应力^[11]。

激光冲击处理诱导 AZ31B 镁合金表层纳米化后,一方面,由于纳米晶粒中可动位错数量进一步减少,加上位错增殖困难,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,推动相邻晶粒内的位错滑移,因此欲使更多的相邻晶粒内位错开动,就必须施加更大的外加应力。另一方面,纳米表层中晶界百分数进一步增大,不但加大对纳米晶粒内位错运动的阻碍作用,而且会对来自纳米表层下基体内的位错滑移起到阻碍

作用,从而阻止试样表面滑移带的产生,进而防止裂纹源的产生^[12]。

激光冲击处理诱导的表面残余压应力一方面可以平衡试样在夏比冲击实验过程中所承受的部分拉应力,使得试样实际所承受的拉应力减少,从而抑制裂纹的产生;另一方面,残余压应力会对裂纹尖端起到闭合作用,使裂纹尖端的应力强度因子减小,从而阻止微裂纹的扩展,降低裂纹的扩展速率,有效提高镁合金的断裂强度。

4 结 论

1) 激光冲击处理技术能够实现 AZ31B 镁合金表面自纳米化,表层纳米晶粒大小为 20 nm 左右;激光冲击处理使 AZ31B 镁合金表面的应力状态由残余拉应力转变成残余压应力,而且残余压应力大小达到 -125 MPa,表明激光冲击强化效果明显。

2) 激光冲击处理后 AZ31B 镁合金的平均冲击功由原来的 5.4 J 增大到 9.2 J,提高了 70.4%,这表明激光冲击处理提高了 AZ31B 镁合金冲击韧性。数理统计分析表明:激光冲击处理对 AZ31B 镁合金的夏比冲击功影响显著。

3) 激光冲击处理诱导 AZ31B 镁合金冲击韧性提高的机理是表面纳米化和残余压应力共同作用的结果。

参 考 文 献

- 1 Chen Zhenhua. Wrought Magnesium Alloy [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005. 1~20
陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005. 1~20
- 2 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
- 3 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
- 4 Huang Shu, Zhou Jiangzhong, Jiang Suqin *et al.*. Study on strain hardening and fatigue fracture of AZ31B magnesium alloy after laser shot peening[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(8): 0803002
黄舒, 周建忠, 蒋素琴等. AZ31B 镁合金激光喷丸后的形变强化及疲劳断口分析[J]. *中国激光*, 2011, **38**(8): 0803002
- 5 Zhang Yongkang. Laser Processing Technology [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004. 259~293
张永康. 激光加工技术[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004. 259~293
- 6 Liu Gang, Yong Xingping, Lu Ke. Present situation of investigation about surface nanocrystalline metals [J]. *Chin. Surf. Eng.*, 2001, **14**(3): 1~5

- 刘刚, 雍兴平, 卢柯. 金属材料表面纳米化的研究现状[J]. 中国表面工程, 2001, **14**(3): 1~5
- 7 Wang Ligu. Effects of silicocalcium on microstructure and properties of Mg-6Al-0.5Mn alloy[J]. *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 2006, **16**(3): 551~555
- 8 M. Vedani. Microstructural and impact toughness properties of a magnesium AM60B die cast alloy [J]. *Key Engineering Materials*, 2000, **188**: 129~138
- 9 Jinsun Liao, Makoto Hotta, Kantaro Kaneko *et al.*. Enhanced impact toughness of magnesium alloy by grain refinement[J]. *Scrip. Mater.*, 2009, **61**(2): 208~211
- 10 Li Juan, Wang Wenxian, Zhang Lan *et al.*. Notch impact toughness and fracture mechanism of AZ31 Magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Science & Engineering*, 2011, **29**(2): 246~251
- 李娟, 王文先, 张兰等. AZ31 镁合金的缺口冲击韧性及其断裂机理[J]. 材料科学与工程学报, 2011, **29**(2): 246~251
- 11 Zhuang Chuqiang, Wu Yasen. Applied Mathematical Statistics [M]. Guangzhou: South China University of Technology Industry Press, 2002. 199~576
- 庄楚强, 吴亚森. 应用数理统计基础[M]. 广州: 华南理工大学出版社, 2002. 199~576
- 12 Shu Delin. Metal Mechanical Properties[M]. Beijing: Machine Industry Press, 1999. 1~169
- 束德林. 金属力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999. 1~169

栏目编辑: 宋梅梅