



激光冲击强化对 AZ31 和 AZ80-T6 镁合金 显微组织及力学性能的影响

张青来¹, 邵 伟¹, 张冰昕², 吴铁丹¹, 王 荣¹

(1. 江苏大学 材料科学与工程学院, 镇江 212013;

2. 上海交通大学, 密西根学院, 上海 200240)

摘 要: 为了研究激光冲击强化(LSP)对镁合金力学性能的影响, 采用电子万能拉伸机和显微硬度测试仪研究 AZ31 和 AZ80D-T6 镁合金拉伸应力-应变曲线和显微组织。结果表明: 经 LSP 处理后, AZ80-T6 和 AZ31 合金的抗拉强度分别增加 4.6%和 15.7%, 其表层硬度分别增加 22.7%和 31.8%; AZ31 合金激光冲击强化效果比 AZ80D-T6 合金的更加显著, 激光冲击产生高幅残余压应力和高密度孪晶以及细小片层状、短棒状或动态析出 β 相, 晶粒细化形成超细晶, 并讨论时效 β 析出相对镁合金激光冲击强化的影响和拉伸断口特征。

关键词: 镁合金; 激光冲击强化; 应力-应变曲线; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TN249; TG146.2⁺

文献标志码: A

Effect of laser shock processing on microstructures and mechanical properties of AZ31 and AZ80D-T6 magnesium alloys

ZHANG Qing-lai¹, SHAO Wei¹, ZHANG Bing-xin², WU Tie-dan¹, WANG Rong¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China;

2. Joint institute, University of Michigan- Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: In order to study the effect of laser shock processing (LSP) on mechanical properties of magnesium alloys, the tensile stress-strain curves and microstructures of AZ31 and AZ80D-T6 magnesium alloys were investigated by electronic universal tensile machine and microhardness test. The results show that after LSP, the tensile strengths of AZ80-T6 and AZ31 alloys increase by 4.6% and 15.7%, the surface hardnesses increase by 22.7% and 31.8%, respectively. The strengthening effect of LSP on AZ31 is more significant than that on AZ80D-T6. The LSP generates high value residual compressive stress and high-density twins as well as the fine lamellar or short columnar or dynamic precipitation β phases. The grains are refined and the ultrafine grains are formed. The effect of pre-aged β precipitates on LSP strengthening effect and tensile fracture characteristics were discussed.

Key words: magnesium alloy; laser shock processing; stress-strain curve; mechanical property; microstructure

激光冲击强化(Laser shock processing, LSP)作为表面改性技术, 是利用激光在纳秒时间内产生的超高压, 使材料表层产生剧烈的塑性形变、残余压应力和晶粒细化, 从而提高了材料的耐疲劳性^[1-2]、耐腐蚀

性^[3-5]和力学性能^[6]。关于镁合金激光冲击强化及其力学性能的研究, 目前主要集中在 AZ31 变形镁合金, 由于 Al 和 Zn 合金元素含量较少, 通过塑性变形强化基体来提高其力学性能。葛茂忠等^[7]采用脉冲宽度

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51175231)

收稿日期: 2015-01-06; **修订日期:** 2015-05-18

通信作者: 张青来, 教授, 博士; 电话: 13641843740; E-mail: zhangql196210@163.com

15 ns、脉冲能量 10 J 和光斑直径 3 mm 的激光冲击处理 AZ31 试样,其抗拉强度、屈服强度和表面硬度分别提高了 16.9%、16.3%和 91.8%。迄今为止,尚未见关于时效型镁合金激光冲击强化方面的研究报道,这涉及到时效析出大量的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相^[8-9], β 相体积分数的增加将使镁合金激光冲击形变强化变得更加复杂。AZ80 镁合金是典型的时效强化合金,时效时沿晶界和晶内析出大量连续或非连续的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相,这样可以通过时效和激光冲击复合强化方式来提高 AZ80 镁合金强度。高密度析出相有利于提高 ZK60 镁合金强度和伸长率^[10-11]。罗新民等^[12]指出, Ti-6Al-4V 钛合金中 α 和 β 相的激光冲击形变强化效表现出明显的择优倾向。因此,研究预时效对镁合金激光冲击强化及其微结构响应的影响具有理论意义和应用价值。

本文作者以 AZ31 和 AZ80 镁合金为研究对象,对比研究 LSP 对镁合金的拉伸应力-应变曲线和力学性能的影响,探讨预时效析出的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相对镁合金激光冲击强化效应及其力学行为的影响。

1 实验

本研究选用 AZ31 和 AZ80D 镁合金轧制板材,用线切割加工成拉伸试样,其尺寸示意图如图 1(a)所示。AZ31 板材的退火制度(T4)如下: 300 °C、30 min、AC; AZ80D 板材时效制度(T6)如下: 首先进行固溶处理, 410 °C、3 h、AC; 然后再进行时效处理, 170 °C、16 h、AC。

在激光冲击过程中,用流动的去离子水作为约束层,黑色胶带作为吸收层,光斑搭接率为 50%,冲击区域尺寸为 25.4 mm×6.35 mm, LSP 后拉伸试样如图 1(b)所示。激光器参数: 激光脉冲能量为 5 J, 光斑直径为 3 mm, 脉宽 20 ns, 波长为 1064 nm, 功率密度为 3.53 GW/cm²。激光功率密度 I 计算公式为 $I=4E/(\pi\tau D^2)$, 其中, E 为激光脉冲能量, τ 为脉宽, D 为光斑直径。拉伸试验在 WDW-E200 型微机控制电子万能拉伸机上进行, 拉伸速率为 $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 。

采用 X350A 型 X 射线应力测定仪测试激光冲击靶材的残余应力。运用 HVS-1000Z 型显微硬度仪测量冲击横断面的显微硬度。利用 LEICA DM2500M 型正置透反射光学显微镜、JEOL JSEM-7001F 型热场发射高分辨率电镜和 JEOL JEM-2100 型高分辨透射电子显微镜分别对镁合金显微组织、拉伸断口和 TEM 结构进行观察和分析。

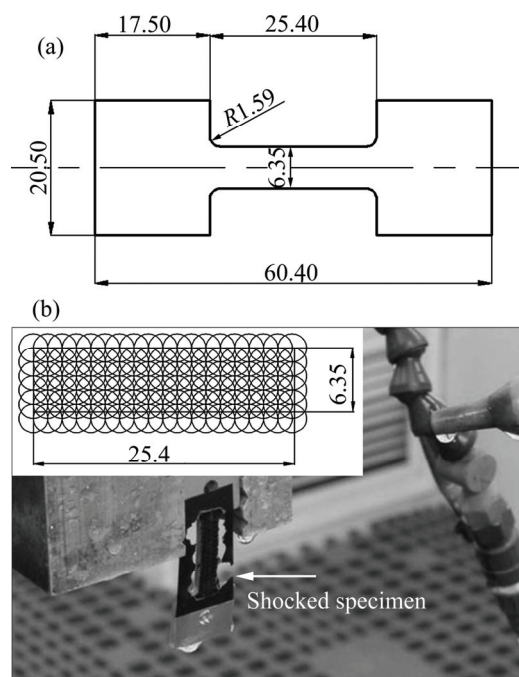


图1 镁合金拉伸试样尺寸示意图和 LSP 试样照片

Fig. 1 Schematic diagram of tensile specimen size(a) and LSP specimen photo(b) of magnesium alloy (Unit: mm)

2 结果与分析

2.1 LSP 对镁合金微观结构的影响

图 2 所示为激光冲击前后 AZ31 镁合金的金相组织和 TEM 像。经热轧和消除应力退火后, AZ31 镁合金薄板由均匀分布的细小等轴晶组成, 晶界和晶内存有少量颗粒状的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相(见图 2(a)中箭头所指黑色颗粒)、孪晶和位错, 如图 2 所示。高应变速率激光冲击处理后, 镁合金表层形成大量的孪晶(见图 2(a'))和高密度平行位错(见图 2(b')), 晶粒被细化形成超细晶, 根据 Jade 分析软件和电子衍射图可以确定组织内部存在的 Mg_2Al_3 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相(黑色颗粒), 如图 2(c')所示。

图 3 所示为 AZ80D-T6 镁合金的金相组织和 TEM 像。AZ80D 镁合金在热轧过程中发生动态再结晶, 晶粒被细化而形成均匀分布的细小等轴晶, 其平均晶粒尺寸为 25 μm 。固溶后的时效处理导致 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相重新从基体中分解析出, $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相分布于晶界和晶内, 如图 3(a)所示。在高倍透射电镜下观察到两种类型 β 析出相: 细小片层状非连续析出相(DP)和细小颗粒状连续析出相(CP)^[8, 13], 如图 3(b)和(c)所示。

图 4 所示为激光冲击后 AZ80D-T6 镁合金的金相组织和 TEM 像。经 LSP 处理后, AZ80-T6 合金中

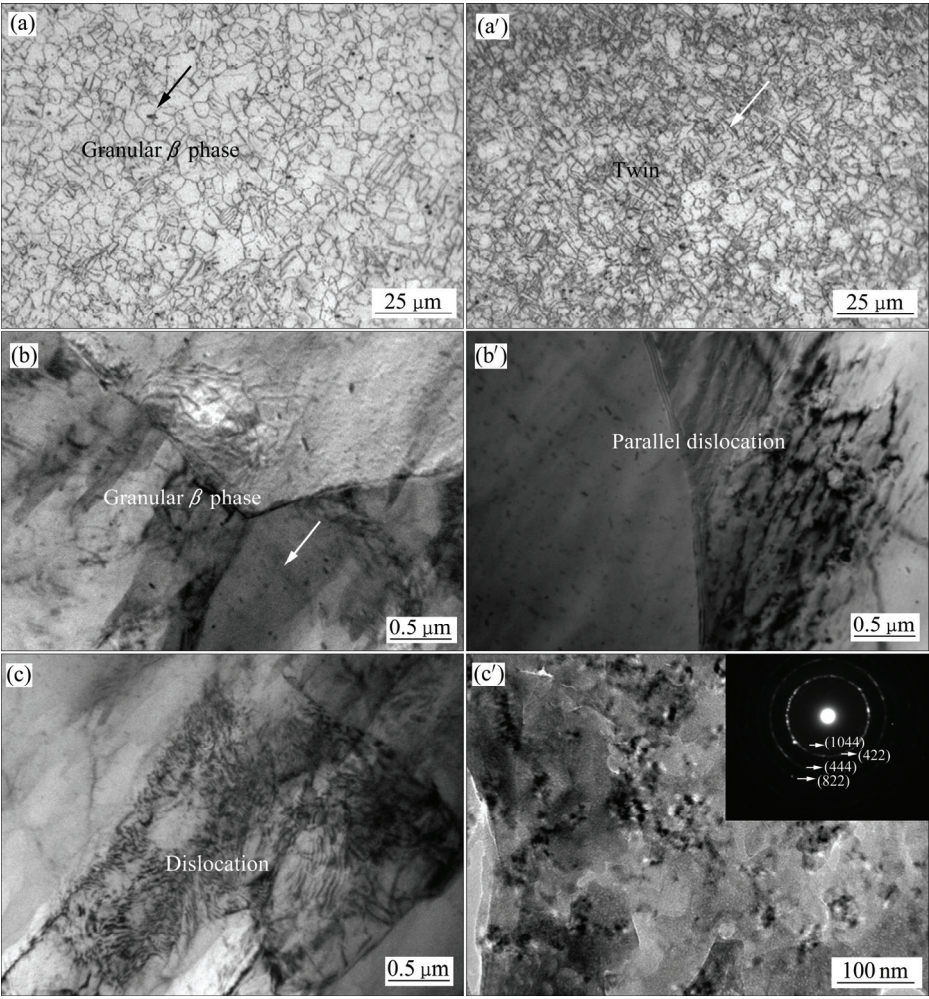


图 2 LSP 前后 AZ31 镁合金显微组织和 TEM 像

Fig. 2 Microstructures and TEM images of AZ31 alloy before((a), (b), (c)) and after((a'), (b'), (c)): (a), (a') LSP; (b), (b') OM; (c), (c') TEM

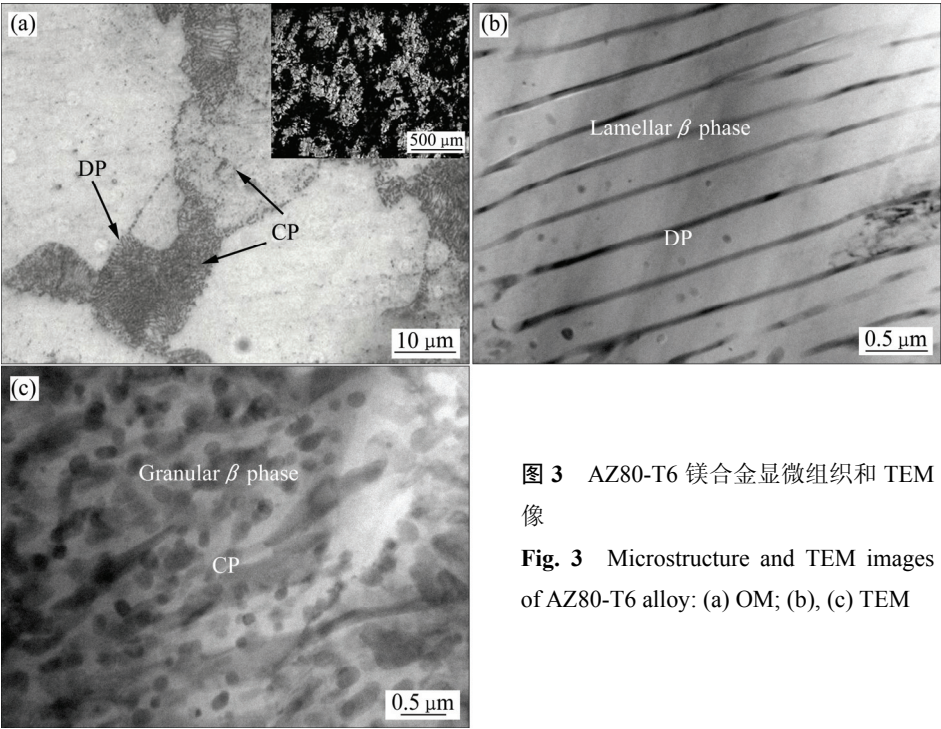


图 3 AZ80-T6 镁合金显微组织和 TEM 像

Fig. 3 Microstructure and TEM images of AZ80-T6 alloy: (a) OM; (b), (c) TEM

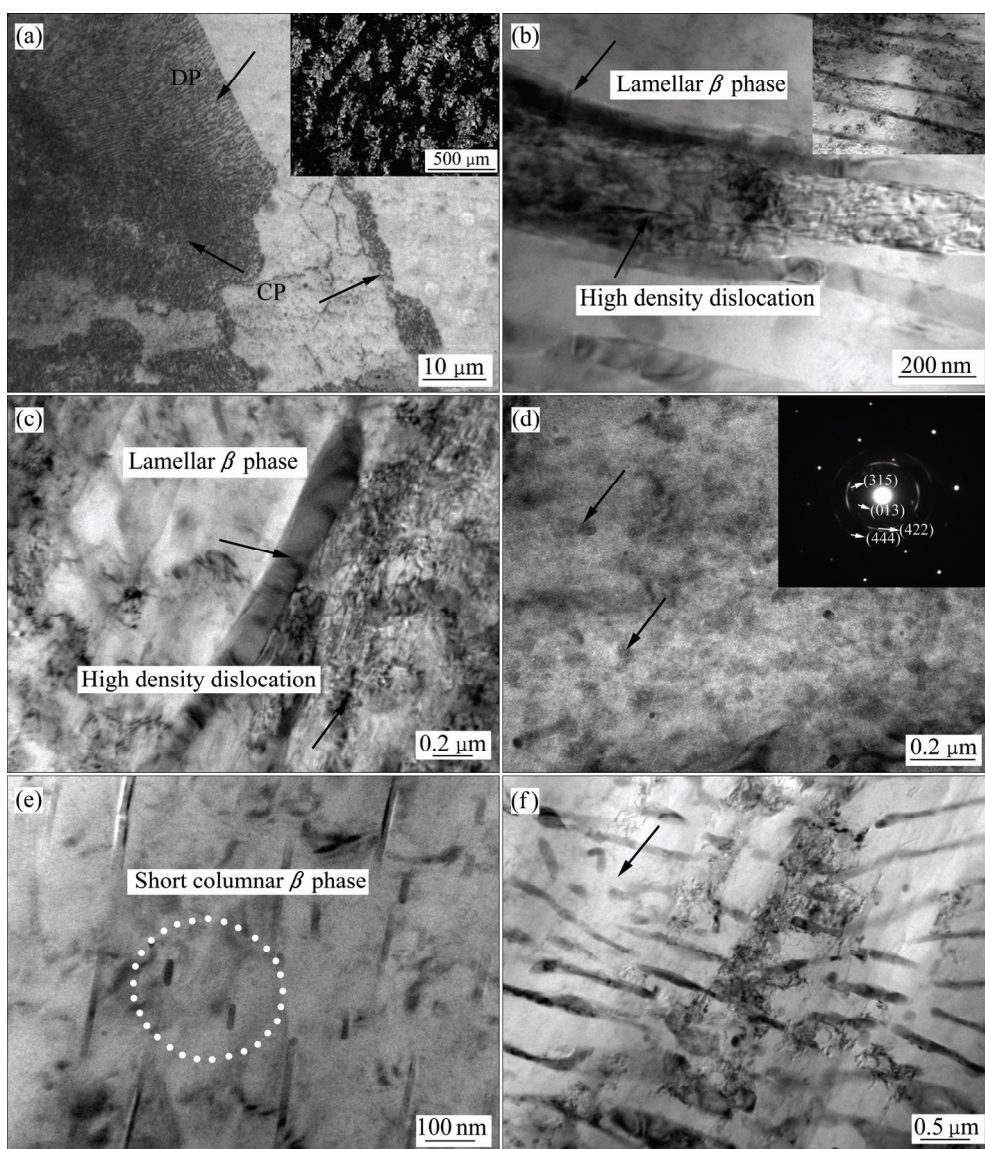


图 4 激光冲击后 AZ80D-T6 合金的显微组织

Fig. 4 Microstructures of AZ80D-T6 alloy after LSP: (a) OM image; (b)~(f) TEM images

β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相仍由 DP 和 CP 组成, 析出相在冲击波作用下被破碎, 且分布(见图 4(a))比未强化试样中的析出相(见图 3(a))变得更加均匀, 但 LSP 未改变镁合金的物相组成。从微结构形态来看, α 基体和 β 析出相的强化效应具有择优倾向, 即 α 基体的形变强化明显, 在 β 析出相片层间形成大量高密度位错(见图 4(b)), 而在片状析出 β 相内部可见低密度位错(见图 4(c)), 故脉冲能量在 α 基体和析出 β 相内部诱发了不同位错组态。在表层产生明显的组织细化层, 观察到形成的超细 Mg_2Al_3 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相(见图 4(d)中箭头所指的黑色颗粒)和非连续的细小短棒状 β 析出相(见图 4(e)), 这些细小的 β 析出相可能与激光冲击波和动态应变时效(DSA)相关, 这涉及到 LSP 是否会诱导 AZ80 镁合金产生 DSA 现象^[14]。尚未见有关 AZ80 镁

合金 DSA 温度方面的研究报道, 但 AZ91D 和 AZ81 镁合金 DSA 温度区间为 $-25\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[15-16]。根据文献[17], 高密度位错可降低析出相的热扩散激活能, 促进析出相形核, 同时为原子的管道扩散提供通道, 加速溶质原子扩散和析出相长大, 促使峰时效提前。因此, 超高应变速率激光冲击产生的高密度位错(见图 4(b)和(c))会促使 AZ80-T6 合金发生 DSA, 形成细小动态析出 β 相(见图 4(e)), 在表层还可观察到互成一定角度的不连续片状 β 析出相(见图 4(f))。根据文献[18], 与基体的主滑移面垂直或成一定角度的不连续片状 β 析出相对合金具有一定的强化效果。

2.2 残余应力与显微硬度

激光冲击靶材的表面残余应力和强化层厚度不仅

取决于激光冲击参数,而且与合金组织结构密切相关。

表1所列LSP处理前后镁合金表面层残余应力测试值。残余应力测试结果表明:激光冲击后镁合金表面应力状态发生了改变,由残余拉应力转变为残余压应力,如AZ31和AZ80D-T6合金表面最大残余压应力值分别为 (-123 ± 21) MPa和 (-71 ± 8) MPa, AZ31合金的表面残余压应力值高于AZ80-T6合金的。由此可得出,合金中 β 析出相体积分数对残余压应力值具有较大的影响,即 β 析出相体积分数越大,激光冲击波诱导的残余压应力值越小,反之亦然。

表1 LSP处理前后镁合金表面残余应力测试值

Table 1 Tested value of surface residual stresses of Mg alloys before and after LSP

Alloy	State	Residual stress, σ /MPa	Error of σ /MPa
AZ31	Before LSP	49	± 16
AZ31	LSP	-123	± 21
AZ80-T6	Before LSP	38	± 8
AZ80-T6	LSP	-71	± 8

图5所示为LSP处理镁合金表面层厚向硬度分布。由图5可知,LSP处理后AZ31和AZ80D-T6镁合金表层硬度分别由原始的 $66\text{HV}_{0.1}$ 和 $87.7\text{HV}_{0.1}$ 提高到 $86.9\text{HV}_{0.1}$ 和 $108.3\text{HV}_{0.1}$,增幅分别为31.8%和22.7%,即LSP处理使AZ31合金表层产生较好的形变硬化效应,其表层的强化效果高于AZ80-T6合金的。同样说明,合金中 β 析出相体积分数越小或 α 基体体积分数越大,LSP引起的表层硬化效果就越大。

2.3 LSP对镁合金力学性能的影响

图6和表2所示分别为LSP前后AZ31和AZ80D-T6镁合金的拉伸应力-应变曲线和力学性能。由图6中的应力-应变曲线可观察到,所有状态镁合金试样拉伸应力-应变曲线均具有相同特征,即在拉应力作用下没有明显的屈服平台(没有屈服点),经过弹性应变后直接进入塑性变形。由表2可知,经LSP处理后,AZ31合金抗拉强度由原始的261 MPa增至302 MPa,增幅为15.7%,而AZ80D-T6合金的抗拉强度则由原始的326 MPa提高到341 MPa,增加了4.6%。因此,AZ31合金的激光冲击强化效应比AZ80D-T6合金的更明显,这归结于激光冲击产生的高幅值残余压应力(见表1)和表面硬化层(见图5)的贡献。

众所周知,激光冲击波诱导的表面残余压应力不

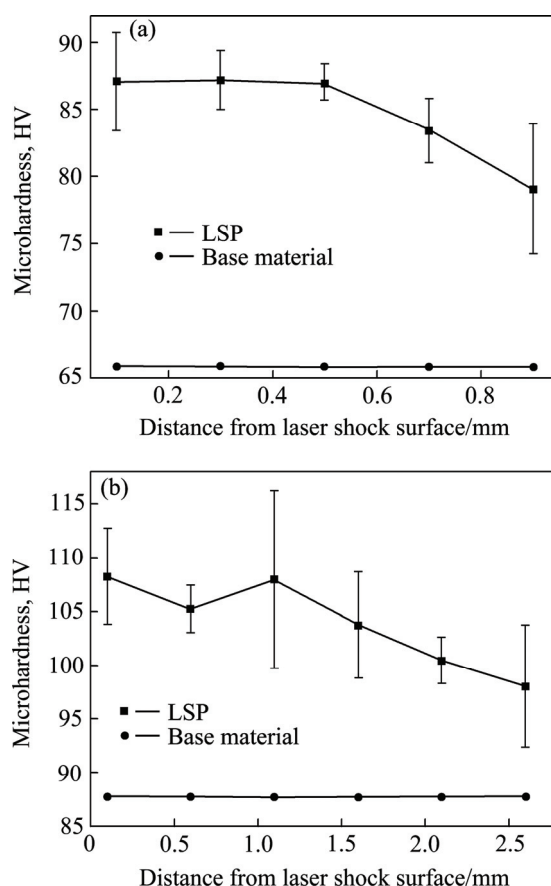


图5 激光冲击前后AZ31和AZ80D-T6合金厚向显微硬度
Fig. 5 Micro-hardness along thickness of AZ31 (a) and AZ80D-T6 (b) alloys before and after LSP

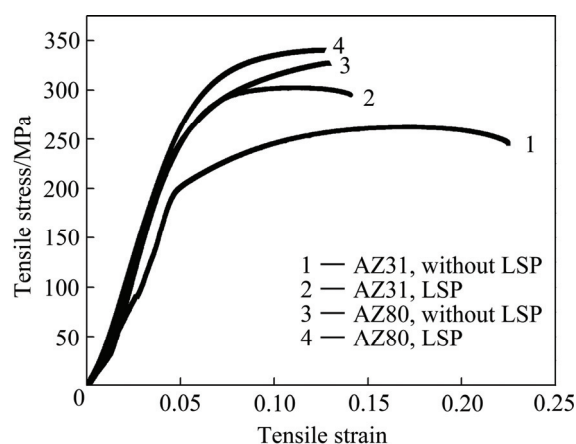


图6 镁合金拉伸应力-应变曲线

Fig. 6 Tensile stress-strain curves of Mg alloys

仅可平衡所承受的部分拉应力,抑制裂纹的产生,而且对裂纹尖端起到闭合作用,阻止微裂纹的扩展,降低裂纹扩展速率,可有效提高合金的断裂强度^[1-2],说明残余压应力值越大,对提高合金强度的贡献也越大。

激光冲击强化引起的晶粒细化也是改善合金强度

的重要原因之一。对多相合金来说, 除晶粒细化外, 不同析出相受激光冲击强化所致的内部应力状态是非常复杂的, 其形变强化效果也不同, 如两相 Ti-6Al-4V 钛合金和时效 AZ80-T6 镁合金。根据罗新民等^[12]在 α/β 两相 Ti-6Al-4V 钛合金激光冲击强化基础上提出的“应变屏蔽效应”, 表面形变强化是一种依赖于晶体内部位错演变的应变强化过程, LSP 造成的高密度位错会在 α/β 两相结构合金内部诱发强度的内应力场, α 和 β 相表现出不同的形变强化效果和明显的择优倾向, 由于激光冲击加载时间极短, 无充裕时间和温度使材料发生回复或再结晶, 结果形变强化效应得以保留。本研究中 AZ31 和 AZ80 镁合金金相组织和 TEM 结构表明, LSP 表层产生大量孪晶和高密度位错, 且 α 基体比 β 相内部产生更高的密度位错(见图 2(b)和 4(b)、(c)), 以致 α 基体和 β 相表现出了不同的激光冲击形变强化倾向。因此, LSP 诱导的 AZ80D-T6 合金的表层形变强化效果小于 AZ31 合金的, 预时效的 β 析出相体积分数对镁合金激光冲击强化效应有较大的影响, 而晶体内部位错的应变强化是 LSP 导致镁合金高强度和高残余压应力的重要内因之一。

2.4 断口特征

图 7 所示为经 LSP 处理前后 AZ31 镁合金的拉伸

断口形貌。未冲击试样拉伸断口呈韧性断裂, 均匀分布着大量等轴韧窝, 韧窝小而浅, 如图 7(a)所示; 由图 7(b)~(d)可见, 冲击强化层断口呈表面光滑的典型河流状特征, 属于脆性断裂, 微裂纹“层裂”产生于次表层, 这种裂纹沿拉应力与压应力区间弱界面产生, 这是由激光冲击导致靶材表面或厚向残余拉—压应力分布^[1]和应变硬化程度不同所致。

图 8 所示为 LSP 前后 AZ80D-T6 镁合金拉伸断口形貌。由图 8 可见, 未冲击拉伸断口呈冰糖葫芦状和河流台阶状, 具有明显的解理面, 属于解理断裂, 如图 8(a)所示; LSP 处理试样断口也属于解理断裂, 特征是细小等轴韧窝和小解理面(见图 8(b)); 在冲击区弱界面(即拉—压应力界面)观察到“Z”字型裂纹“层裂”(见图 8(c)中箭头所指), 该裂纹沿晶界扩展, 其

表 2 镁合金力学性能

Table 2 Mechanical property of Mg alloys

Alloy	State	Tensile strength, σ_b /MPa	Elongation, δ /%
AZ31	Before LSP	261	16.1
AZ31	After LSP	302	10.2
AZ80-T6	Before LSP	326.7	8.4
AZ80-T6	After LSP	341.4	6.3

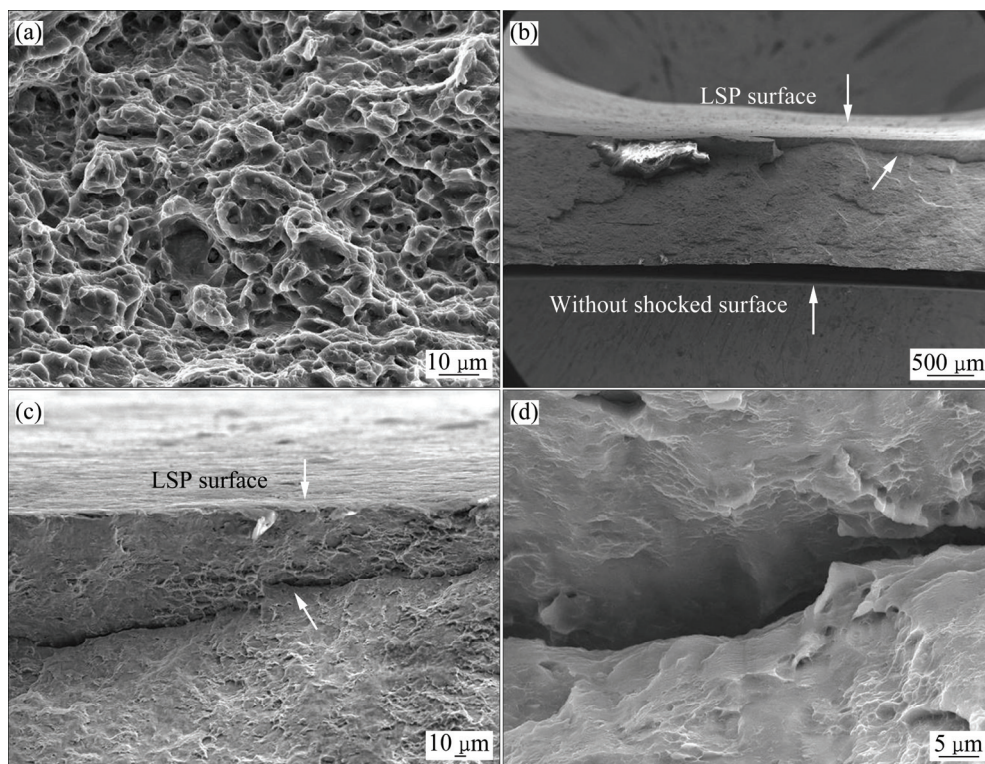


图 7 AZ31 镁合金拉伸试样断口的 SEM 像

Fig. 7 SEM images of AZ31 alloy tensile fracture: (a) Before LSP; (b)–(d) After LSP

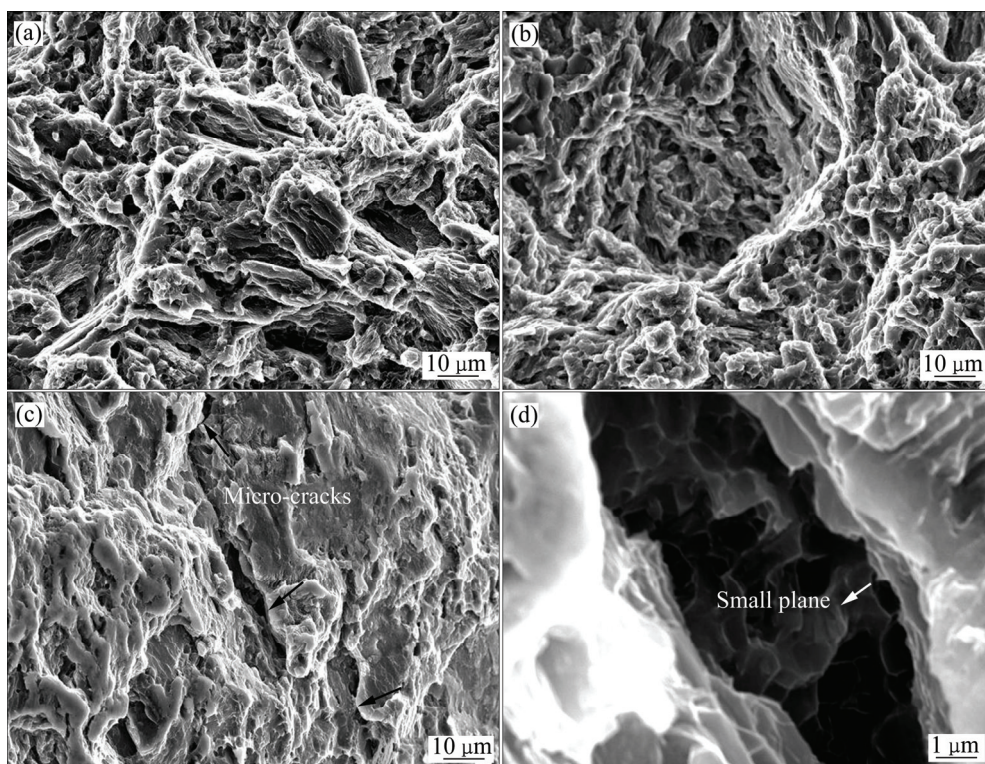


图 8 AZ80D-T6 镁合金拉伸断口的 SEM 像

Fig. 8 SEM images of tensile fracture of AZ80D-T6 alloy: (a) Before LSP; (b)–(d) After LSP

周围存在一些河流状台阶，在裂纹深处存在大量细小的等轴韧窝和小解理面(见图 8(d))。

综上所述可知，LSP 处理的 AZ31 和 AZ80D-T6 镁合金试样拉伸断口特征均为脆性型断裂，断面呈河流状，裂纹产生于激光冲击区拉—压应力弱界面。

3 结论

1) 激光冲击使镁合金表面层产生高幅残余压应力和高密度孪晶及位错，晶粒细化而形成超细晶，并形成不同位向的 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相：与基体基面形成平行或垂直或成一定角度的片层状 β 相，还有细小短棒状以及动态析出 β 相。

2) 拉伸试验结果表明，LSP 处理提高了镁合金抗拉强度和表面硬度，但伸长率出现下降现象，即 AZ80-T6 和 AZ31 镁合金的抗拉强度分别增加 4.6% 和 15.7%，其表层显微硬度分别增加 22.7% 和 31.8%，说明 AZ31 比 AZ80D-T6 镁合金激光冲击强化效果更加明显。AZ31 和 AZ80D-T6 合金拉伸断口特征均为脆性断裂，微裂纹产生于拉应力与压应力间弱界面。

REFERENCES

- [1] 张青来, 吴铁丹, 钱 阳, 王 荣, 洪妍鑫, 陈 骏. AZ91D-T6 铸造镁合金激光冲击强化和高周疲劳性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(10): 1003008.
ZHANG Qing-lai, WU Tie-dan, QIAN Yang, WANG Rong, HONG Yan-xin, CHEN Jun. Study on high cycle fatigue properties and laser shock processing of AZ91D-T6 cast magnesium alloy[J]. Chinese Journal of Laser, 2014, 41(10): 1003008.
- [2] 黄 舒, 周建忠, 蒋素琴, 盛 杰, 徐增闻, 阮鸿雁. AZ31B 镁合金激光喷丸后的应变强化及疲劳断口分析[J]. 中国激光, 2010, 38(8): 1–7.
HUANG Shu, ZHOU Jian-zhong, JIANG Su-qin, SHENG Jie, XU Zen-chuang, YUAN Hong-yan. Study on strain hardening and fatigue fracture of AZ31B magnesium alloy after laser shot peening[J]. Chinese Journal of Laser, 2010, 38(8): 1–7.
- [3] LI X C, ZHANG Y K, CHEN J F, LU Y L. Effect of laser shock processing on stress corrosion cracking behavior of AZ31 magnesium alloy at slow strain rate[J]. Materials Science and Technology, 2013, 29(5): 626–630.
- [4] 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.

- GE Mao-zhong, XIANG Jian-yun, ZHANG Yong-kang. Effect of laser shock processing on resistance to stress corrosion cracking of tungsten inert-gas welded AZ31B magnesium alloy[J]. Chinese Journal of Laser, 2012, 39(12): 1203007.
- [5] 张青来, 钱 阳, 安志斌, 李兴成, 张永康, 王思顺. 基于激光冲击的镁合金在NaCl溶液中电化学腐蚀的研究[J]. 中国激光, 2014, 41(9): 0903002.
- ZHANG Qing-lai, QIAN Yang, AN Zhi-bin, LI Xing-cheng, ZHANG Yong-kang, WANG Si-shun. Study on electrochemical corrosion of magnesium alloys by LSP in NaCl solution[J]. Chinese Journal of Laser, 2014, 41(9): 0903002.
- [6] GENCALP I S, SAKLAKOGLU N, AKMAN E, DEMIR A. Pulsed Nd:YAG laser shock processing effects on mechanical properties of 6061-T6 alloy[J]. Optics and Laser Technology, 2014, 56(3): 273–277.
- [7] 葛茂忠, 项建云, 张永康. 激光冲击处理对 AZ31B 镁合金力学性能的影响[J]. 材料工程, 2013(9): 54–59.
- GE Mao-zhong, XIANG Jian-yun, ZHANG Yong-kang. Effect of laser shock processing on mechanical properties of AZ31B magnesium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2013(9): 54–59.
- [8] ZHAO D G, WANG Z Q, ZUO M, GENG H R. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of extruded AZ80 magnesium alloy[J]. Materials and Design, 2014, 56(4): 589–593.
- [9] WANG Z T, YANG Y Q, LI B C, ZHANG Y H, ZHANG Z M. Effect of hot-deformation on microstructure and mechanical properties of AZ80 magnesium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 582(10): 36–40.
- [10] CHEN X H, HUANG X W, PAN F S, TANG A T, WANG J F, ZHANG D F. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of ZK60 Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(4): 754–760.
- [11] 宋 波, 辛仁龙, 刘 庆. 析出相对镁合金变形机理影响的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2719–2731.
- SONG Bo, XIN Ren-long, LIU Qing. Research progress on effect of precipitation on deformation mechanism of magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2719–2731.
- [12] 罗新民, 赵广志, 张永康, 陈康敏, 罗开玉, 任旭东. Ti-6Al-4V 激光冲击强化及其微结构响应分析[J]. 金属学报, 2012, 48(9): 1116–1122.
- LUO Xin-min, ZHAO Guang-zhi, ZHANG Yong-kang, CHEN Kang-min, LUO Kai-yu, REN Xu-dong. Laser shock processing of Ti-6Al-4V and analysis of its microstructure response[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(9): 1116–1122.
- [13] LÜ C L, LIU T M, LIU D J, JIANG S, ZENG W. Effect of heat treatment on tension-compression yield asymmetry of AZ80 magnesium alloy[J]. Materials and Design, 2012, 33(1): 529–533.
- [14] 钱匡武, 李效琦, 萧林钢, 陈文哲, 张好国, 彭开萍. 金属和合金中的动态应变时效现象[J]. 福州大学学报, 2001, 29(6): 8–23.
- QIAN Kuang-wu, LI Xiao-qi, XIAO Lin-gang, CHEN Wen-zhe, ZHANG Hao-guo, PENG Kai-ping. Dynamic strain aging phenomenon in metals and alloys[J]. Journal of Fuzhou University, 2001, 29(6): 8–23.
- [15] 林 娜, 曾绍峰, 彭开萍, 陈文哲. AZ91D 变形镁合金的动态应变时效现象[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(8): 1455–1460.
- LIN Na, ZENG Shao-feng, PENG Kai-ping, CHEN Wen-zhe. Dynamic strain aging phenomenon of AZ91D wrought magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(8): 1455–1460.
- [16] 陈立佳, 茆 亮, 张思倩, 马春艳, 李 锋. 热挤压 AZ81 镁合金的拉伸变形行为[J]. 沈阳工业大学学报, 2008, 30(4): 419–428.
- CHEN Li-jia, MAO Liang, ZHANG Si-qian, MA Chun-yan, LI Feng. Tensile deformation behavior of hot-extruded AZ81 magnesium alloy [J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2008, 30(4): 419–428.
- [17] 王秀芳, 武高辉, 姜龙涛, 孙东立. 位错对高体积分数 SiC_p/2024Al 时效行为的影响[J]. 复合材料学报, 2004, 21(1): 61–67.
- WANG Xiu-fang, WU Gao-hui, JIANG Long-tao, SUN Dong-li. Effect of dislocations on the aging behavior of high volume fraction SiC_p/2024Al composite[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2004, 21(1): 61–67.
- [18] 唐 伟, 韩恩厚, 徐永波, 刘 路. 热处理对 AZ80 镁合金结构及性能的影响[J]. 金属学报, 2005, 41(11): 1199–1206.
- TANG Wei, HAN En-hou, XU Yong-bo, LIU Lu. Effect of heat treatment on microstructure and properties of AZ80 magnesium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(11): 1199–1206.

(编辑 李艳红)