



AZ80 镁合金激光冲击表面改性

张青来¹, 左子楷¹, 邵伟¹, 张冰昕², 李兴成³, 刘惠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;
3. 江苏理工学院 机械工程学院, 常州 213000)

摘要: 采用预固溶或预时效+LSP 形变+后时效处理方法, 研究预固溶或预时效以及后时效处理对激光冲击 AZ80 镁合金组织参数(孪晶和析出相)的影响。结果表明: 预固溶+激光冲击强化(LSP)形变处理使 LSP 强化层内产生高密度孪晶的形变带, 离冲击表面越近, 孪晶密度越高; 经(170 °C, 16 h)时效处理后, 由于残余压应力热稳定性, 预固溶+LSP 形变强化层仍产生具有高密度孪晶的形变带; 同时, 弥散析出大量的颗粒状 β -Mg₁₇Al₁₂ 相, 优先在应力集中的形变带、孪晶界面和孪晶片层内析出; 预时效析出的高密度 β 相极大地降低冲击强化层孪晶产生率, 孪晶体积分数明显降低, 这是由于 LSP 诱导的高密度位错和析出相引起的。

关键词: AZ80 镁合金; 激光冲击强化; 固溶; 时效; 孪晶; 析出相

中图分类号: TN249; TG146.2+

文献标志码: A

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能。目前, 国内外主要集中在 LSP 诱导的材料表层残余压应力、高密度位错、微结构及其热稳定性的研究, 包括热处理和激光冲击温强化^[1]。

众所周知, 滑移和孪生是镁合金两种重要室温变形机制, 通过影响滑移和孪生两种竞争机制来最终影响材料的组织及性能。目前, 镁合金激光冲击改性研究^[2-4]主要表现在表层植入残余压应力、高密度位错和超细晶, 以达到改善材料的耐疲劳性和耐腐蚀性。LSP 延迟了 AZ91-T6、AZ31B 和 ZK60 镁合金裂纹萌生时间, 分别提高了小孔疲劳寿命 33.7%^[2]、52.2%^[3]和 61%^[5]。大多研究主要讨论残余应力、高密度位错和晶粒细化以及表面形貌对镁合金的耐疲劳性和耐腐蚀性的影响。经检索, 关于 LSP 强化层内孪生机制以及孪晶形状、大小和分布等未见系统研究, 特别是对时效镁合金来说, 仍没有弄清楚析出相与滑移和孪生的相互作用以及残余压应力对其影响。

本文作者将以典型的时效型 AZ80 镁合金为研究

对象, 对镁合金进行预固溶或预时效处理, 通过高应变速率激光冲击研究 LSP 强化层残余压应力与组织参数(孪晶及析出相)的内在联系, 研究和分析后时效对强化层组织参数的影响, 为 LSP 和时效复合强化提供技术支持。

1 实验

本试验选用 AZ80D 镁合金轧制板材。LSP 用靶材固溶处理(T4)制度: (410 °C, 3 h, WQ); 预时效或后时效处理(T6)制度: (170 °C, 16 h, AC)。

在激光冲击过程, 用流动的去离子水作为约束层, 选用厚度为 100 μm 的铝箔作为吸收层, 光斑搭接率为 50%。LSP 实验用 SGR-60-II 型 Nd: YAG 激光器的主要参数: 波长为 1064 nm, 频率 1~10 Hz, 脉宽 τ 为 20 ns, 激光能量 E 为 1~6 J。根据前期实验结果, 镁合金 LSP 用合适的激光脉冲能量应选 5 J 和 6 J 两种, 其对应功率密度分别为 3.53 GW/cm² 和 4.24 GW/cm²。激光功率密度 I 计算公式为

$$I=4E/(\pi\tau D^2) \quad (1)$$

式中: E 为激光脉冲能量; τ 为脉宽, D 为光斑直径。

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表面显微硬度。利用 LEICA DM2500M 型正置透反射光学显微镜和 JEOL JEM-2100 型高分辨透射电子显微镜对镁合金显微组织进行观察和分析。

2 结果与分析

2.1 固溶和时效显微组织

图 1 所示为固溶后 AZ80 镁合金轧制板材的显微组织。AZ80 合金板材热轧和随后冷却过程中, 沿晶界不连续析出少量的 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相, 而且伴随着孪晶和形变带的产生。轧制板材形变带的出现是滑移和孪生共同作用的结果^[6]。为了使 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相溶解和固溶体 Al 原子溶入 Mg 基体, 避免晶粒长大, 对热轧板进行了固溶处理。由于固溶时间较短, 仍残有部分形变带(见图 1(a))。在高倍显微镜下清楚地观察到, 形变带内部产生具有细长的孪晶, 其贯穿整个晶粒, 且同一晶粒内部的孪晶大都相互平行(见图 1(b))。这种孪晶属于拉伸孪晶^[7], 拉伸孪晶片层可以有效切割晶粒, 使得组织产生类似细晶强化的效果。还观察到再结晶晶粒(图 1(b)中箭头所指), 主要出现在孪晶片层较集中的形变带区域及晶界(Grain boundaries, GBs)附近, 而这些区域应力集中显著, 有足够的应变储能, 为静态再结晶提供了驱动力, 而部分孪晶仍保持其层片状结构。

图 2 所示为 AZ80-T6 镁合金显微组织。经固溶时效处理后, 不连续析出 β 相主要以片状形式沿 GB 析出, 还有少量颗粒状 β 相, 如图 2(b)和(c)所示; 同时, 在晶粒内部观察到一定数量的孪晶, 这类孪晶具有竹叶状孪晶界的特征, 一端在 GB 上, 另一端在晶内,

如图 2(d)所示。热处理过程中孪晶的形成与合金组织中的亚结构密切相关^[8]。这是因为在固溶处理时 β 相开始溶解, 大量的固溶体 Al 原子溶入 Mg 基体, 合金内应力会重新分布, 并形成亚结构, 然后在时效过程中, 随着晶界的迁移和亚结构的消失及能量的释放, 由于形成孪晶所需能量不多, 则释放的晶界能促使孪晶的形成。

2.2 预固溶+LSP 形变时显微组织

图 3 和 4 所示为不同功率密度激光冲击后预固溶 AZ80 镁合金的显微组织。由图 3 可知, 激光冲击强化层产生了具有高密度孪晶特征的多边形形变带(深色区域), 并构成网状形变带结构, 而且孪晶密度分布极其不均匀, 其中形变带内部的孪晶密度高于其他区域的。这与激光冲击参数密切相关, 如功率密度、光斑形状、光斑搭接率和冲击路径等。对比功率密度 4.24 GW/cm^2 LSP 时, 功率密度为 3.53 GW/cm^2 LSP 时形变带具有更高的孪晶密度, 且离冲击表面越近, 孪晶密度越高, 如图 3(a)和(b)所示。镁合金具有典型的密排六方(HCP)结构和较低的层错能, 基面和棱柱面滑移系均为 a 位错滑移, 滑移方向平行于基面而垂直于 c 轴, 无法协调 c 轴方向在变形过程中产生的应变, 孪生萌生于滑移受阻而引起应力集中, 应力集中将导致大量的孪晶形核和长大^[9-10]。在孪晶的生长过程中, 由于 50%光斑搭接率, 表层受到高达 4 次连续的高能高速激光冲击作用, 相邻或相间的孪晶面相继开动, 从而产生孪晶交割, 而已有的孪晶(见图 1)容易发生二次或多次孪生, 协调晶体取向并在一定程度上释放应力集中, 激发进一步滑移, 使滑移和孪生交替进行, 从而形成高密度孪晶变形带。根据形变带腐蚀颜色可见, LSP 强化层厚度约为 1.0 mm 。

在高倍显微镜下可清楚地观察到, 形变带内部含有大量的形变孪晶, 而且晶粒内产生高密度孪晶, 孪

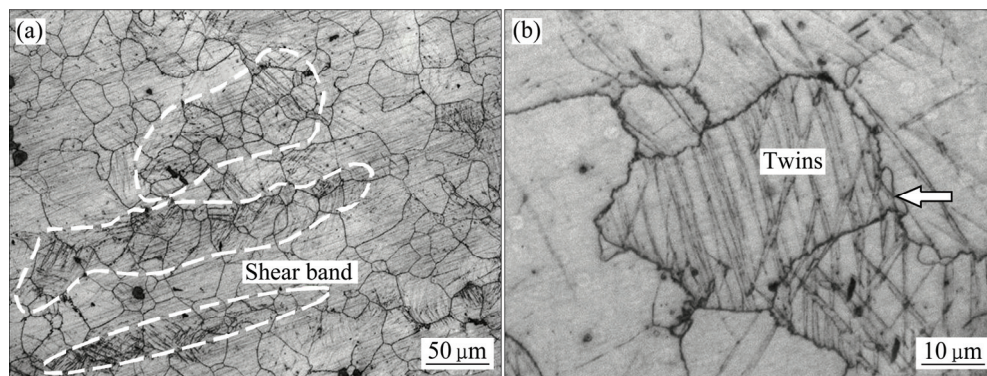


图 1 AZ80-T4 镁合金板材的显微组织

Fig. 1 Microstructures of AZ80-T4 magnesium alloy sheet: (a) Low magnification; (b) High magnification

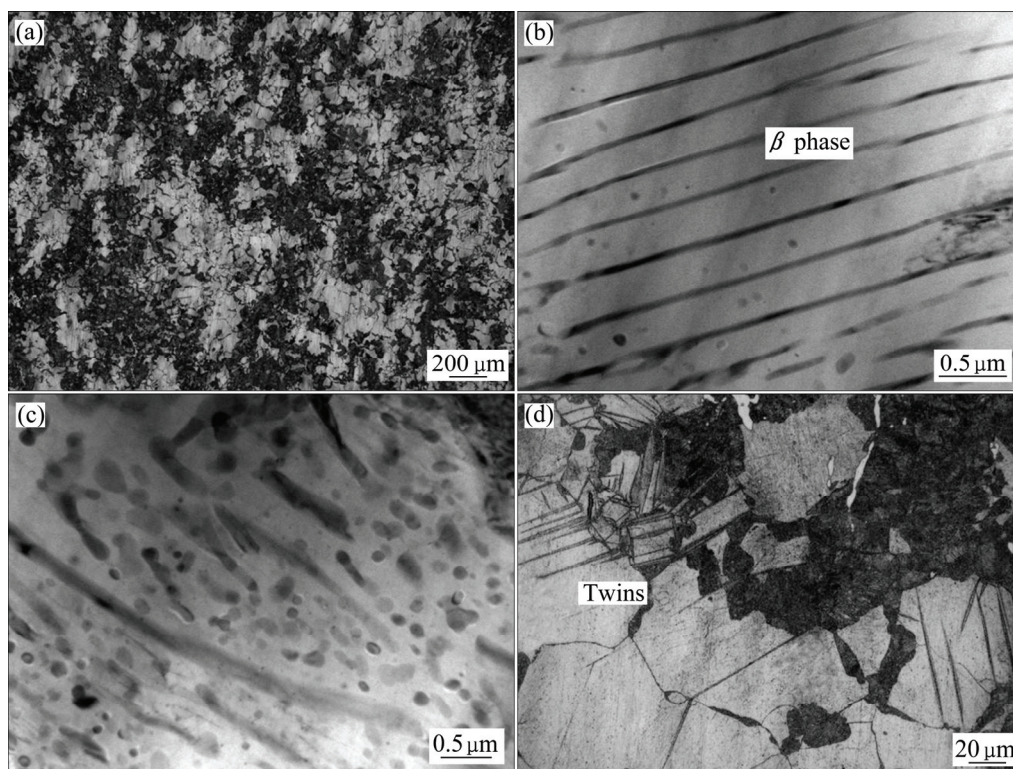


图 2 AZ80-T6 镁合金显微组织

Fig. 2 Microstructures of AZ80-T6 alloy (a) OM; (b), (c) TEM; (d) OM

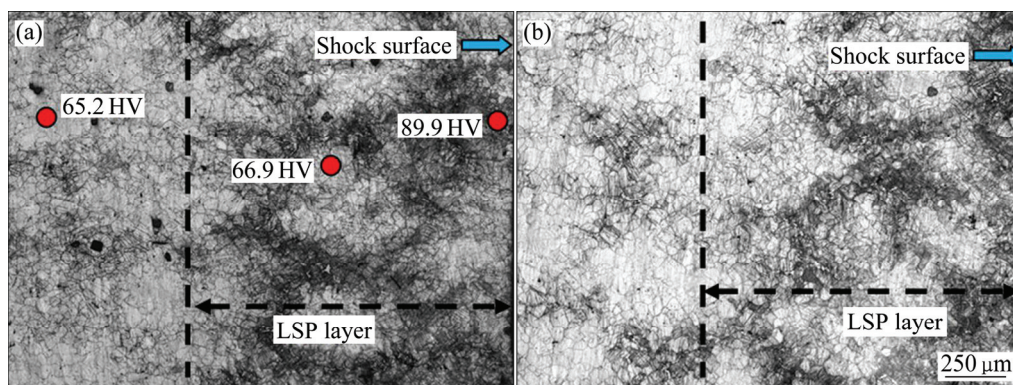


图 3 不同功率密度 LSP 处理后预固溶 AZ80 镁合金显微组织

Fig. 3 Microstructures of AZ80 alloy treated by pre-solution and LSP with different powder densities: (a) 3.53 GW/cm²; (b) 4.24 GW/cm²

晶取向各不相同, 多个变体同时存在, 如平行孪晶和交叉孪晶等, 如图 4(a)和(b)所示; 低密度孪晶区域与形变带内的孪晶区别在于分布、大小及形状, 如一些晶粒内部存在大量的细小针状平行孪晶, 互相垂直的孪晶, 甚至在个别小晶粒中存在高密度微小孪晶, 如图 4(c)和(d)所示。

表 1 所列为热处理和 LSP 对 AZ80 镁合金表面残

余应力的影响。残余应力测试结果表明: 激光冲击后表面应力状态发生了改变, 由残余拉应力((76.9±34) MPa)转变为残余压应力((-67.8±23) MPa)。因此, 高密度形变孪晶主要可归于激光强化和高幅残余压应力的贡献^[2], 而不同位向孪晶还与激光重复冲击有关。由于 LSP 诱导镁合金产生的高密度位错^[3], 孪晶很难穿过它, 必须考虑孪晶与位错之间的相互作用, 即位

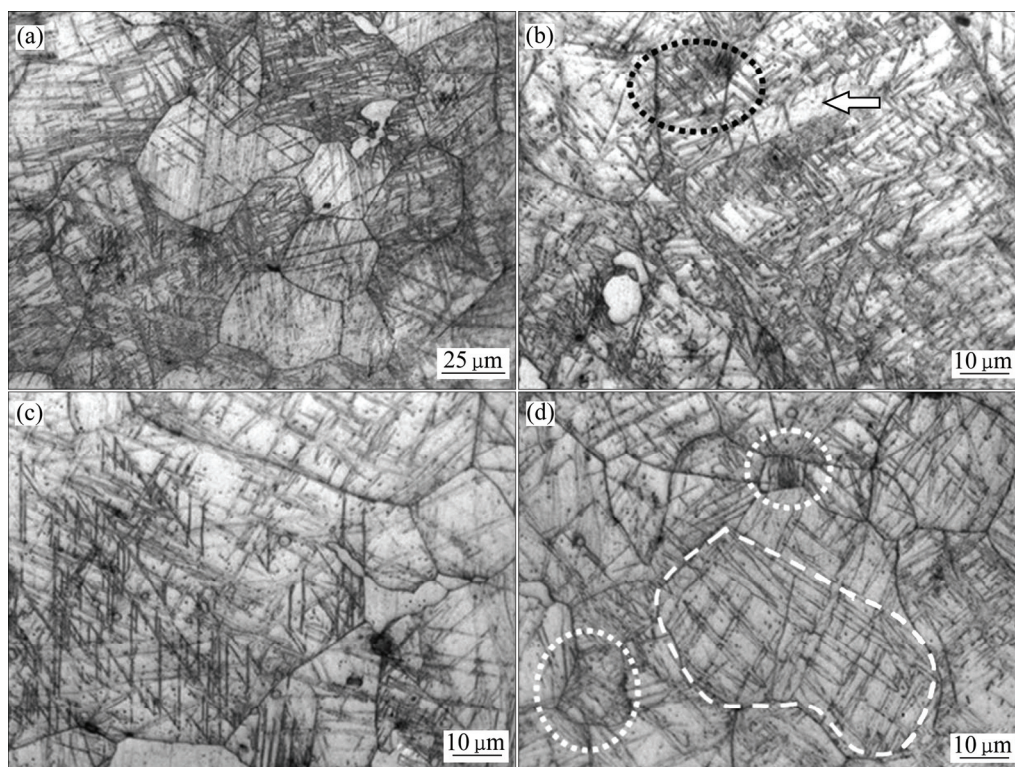


图 4 功率密度为 3.53 GW/cm^2 时 LSP 后预固溶 AZ80 镁合金的显微组织

Fig. 4 Microstructures of pre-soluted AZ80 alloy by LSP with powder density of 3.53 GW/cm^2 : (a) Low magnification; (b)–(d) High magnification

表 1 热处理和 LSP 对 AZ80 镁合金表面残余应力的影响

Table 1 Influence of heat treatment and LSP on surface residual stresses of AZ80 Mg alloy

State	Residual stress, σ/MPa	Error, $\Delta\sigma/\text{MPa}$
Pre-solution	76.9	± 34
Pre-solution+LSP	-67.8	± 23
Pre-solution+post-aging	46.9	± 9.0
Pre-solution+LSP+post-aging	-20.0	± 18

错阻碍孪晶的生长。LSP 处理的镁合金表面塑性变形是一个近似压缩过程，产生的孪晶属于压缩孪晶 $\{1011\}^{[9]}$ 。

2.3 预固溶+LSP 形变+后时效显微组织

图 5 和 6 所示为后时效处理后 AZ80 镁合金 LSP 强化层的显微组织。由表 1 和图 5 可清楚地观察到，后时效处理导致加工表层残余应力降低，如 LSP 表层保持一定幅度的残余压应力(如 $-20 \pm 18 \text{ MPa}$)，且强化层主要由高密度孪晶和颗粒状 β 相组成，保留着大量的形变带，这应归结于残余压应力及其热稳定性。

在高倍金相显微镜下同样可清楚地观察到，形变带内部产生高密度孪晶，如图 6(a)所示。图 6(b)所示为图 6(a)中虚线区域放大图，在形变带内及其附近出现高密度的孪晶和颗粒析出相，且孪晶片层位向混乱的，既有平行孪晶又存在交叉孪晶。在形变带内和非形变带区域均观察到大量的平行孪晶(白色箭头 A、B 和 C 所指)，其一端源于 GB(黑色箭头所指)，与 GB 保持一定的位向关系，而且一次孪晶之间存在不同位向的二次孪晶，如图 6(c)和(d)所示。

对比图 4 和 6 中孪晶特征，时效后孪晶片层变宽，此时孪晶包括相变孪晶和压缩孪晶两种，即激光冲击合金表层产生的残余压应力使得压缩孪晶具有良好的热稳定性，得以在时效过程保留下来，而相变孪晶是由于 β 相析出引起的。实验结果^[11]表明：经 $(200^\circ\text{C}, 10 \text{ h})$ 时效处理后，AZ80 镁合金压缩变形后的变形带消失，这是由于压缩变形时产生的残余应力在时效保温过程中逐渐消失。这也进一步证明了，激光冲击产生的压缩孪晶具有良好的热稳定性。

由图 6 还可观察到，LSP 剧烈塑性形变后经 T6 处理，合金弥散析出大量的颗粒状 β 相，析出相优先在应力集中的形变带、孪晶界和孪晶片层内析出，且

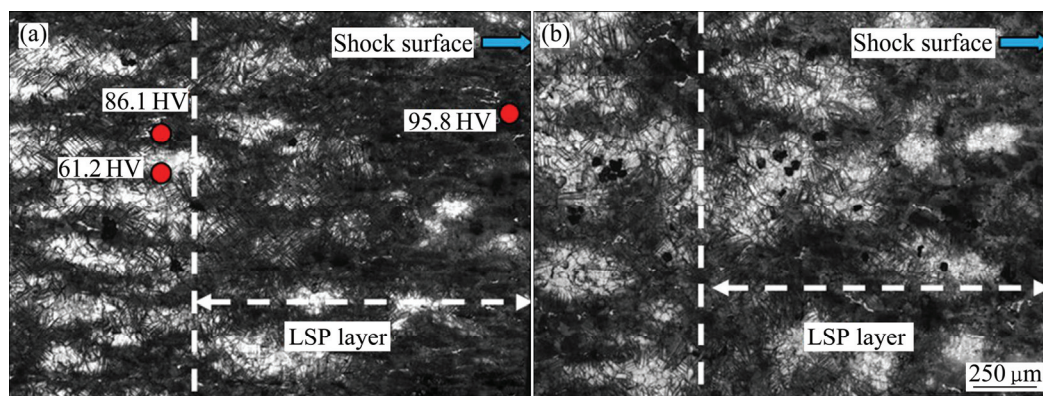


图 5 时效对不同功率密度 LSP 处理后预固溶 AZ80 镁合金显微组织的影响

Fig. 5 Effect of post-aging on microstructures of pre-soluted AZ80 alloy by LSP with different powder densities: (a) 3.53 GW/cm²; (b) 4.24 GW/cm²

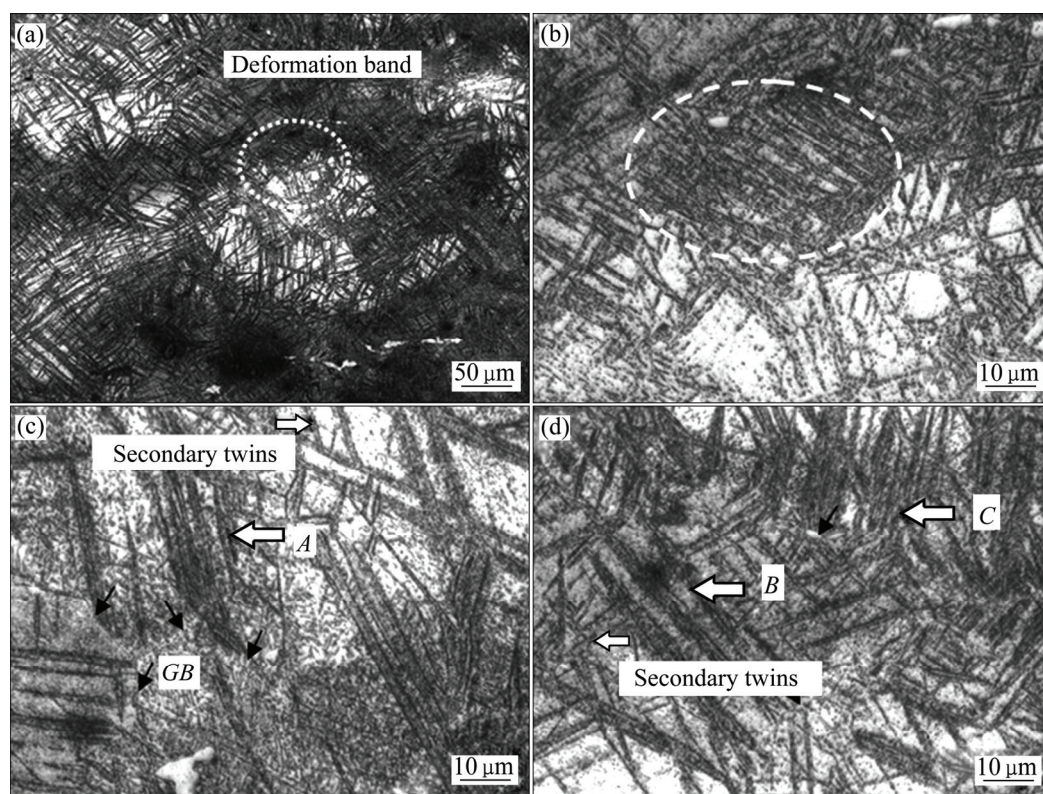


图 6 时效对功率密度 3.53 GW/cm² 的 LSP 处理后预固溶 AZ80 镁合金显微组织的影响

Fig. 6 Effect of post-aging on microstructures of pre-soluted AZ80 alloy by LSP with powder density of 3.53 GW/cm²: (a) Low magnification; (b)–(d) High magnification

产生高密度的颗粒析出相(见图 6(c)和(d))。孪晶界作为一种特殊晶界, 相对基体能量较高, 可为析出相形核提供能量, 使得孪晶界面析出高密度的 β 相。根据文献[12]可知, AZ80 合金高温(310 °C)时效时, 颗粒状连续析出 β 相在晶界及孪晶界面等能量较高处形核和生长, 形核初期生长较快, 当形核长大至 1~2 μm 时, 已基本达到平衡即停止生长, 而且该 β 相与基体

没有确定的位向关系, 与基体的界面为非共格界面, 而界面能较高。由此可得出, LSP 诱导的高密度孪晶界可为 β 相析出提供更高的界面能, 则在(170 °C, 16 h)时效时析出高密度颗粒状 β 相。

综上所述, 预固溶+LSP 变形试样在时效处理前后, LSP 强化层具有不同取向高密度的孪晶变体。根据文献[13]可知, 沿特定方向拉伸或压缩时, $\{10\bar{1}2\}$ 孪

生会成为主导的变形模式,而在 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶面上产生 6 个等价的孪晶变体。孪晶变体间存在约 60° 的取向差,那么多种孪晶变体的激活会增加孪晶片层的交互作用而限制孪晶的长大;如果一个晶内有一种孪晶变体(0° 取向差)或一个孪晶变体对(7.4° 取向差),那么孪晶片层几乎是平行的,可避免孪晶片层的交互作用而有利于孪晶的长大。

LSP 和后时效复合处理可使合金达到激光冲击和时效双重强化。由图 3(a)和 5(a)可见, LSP 使冲击表层形变带显微硬度由基体 65.2 HV 增至 89.9 HV, 提高了 37.9%; 而后时效后表层形变带显微硬度由时效前 89.9 HV 提高到 95.8 HV, 增加了 6.6%。强化效果与 LSP 表层形变带和析出相的体积分数相关,其受到功率密度大小的影响,如功率密度为 3.53 GW/cm^2 的 LSP 强化层形变带(黑色区域)体积分数明显高于功率密度为 4.24 GW/cm^2 的,即功率密度为 3.53 GW/cm^2 时, LSP 的强化效果更明显。

2.4 预时效析出相的影响

析出相对镁合金的滑移和孪生均有影响。JAIN 等^[14]和 ROBSON 等^[15]在 AZ80 镁合金中发现,高密

度 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相极大地降低了孪生产生的比率。STANFORD 等^[16]的研究证实了,大量片层状析出相未改变压缩过程中的孪生比率,却极大地抑制了孪晶的长大。析出相是否增加孪生形核的应力或者促进孪生的长大,还存在一些争议^[15]。为了阐明预时效析出相与激光冲击诱导的孪晶相互作用,本文作者首先对 AZ80 镁合金进行固溶和时效处理,预先在 AZ80 镁合金中预置 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相,然后通过高应变速率激光冲击使表层发生剧烈的塑性形变。预时效+LSP 形变后 AZ80 合金显微组织如图 7 所示。

对比图 2(a)和图 7(a)中低倍金相组织可知, LSP 前后 AZ80-T6 镁合金强化层内预时效产生的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相形状、大小及分布无明显变化,但是高密度析出相极大地降低了激光冲击表层孪生产生的比率,即 α 基体产生的孪晶体积分数大大降低,隐约可见孪晶痕迹,平行孪晶横跨整个晶粒,孪晶片层之间距离明显变宽,如图 7(b)所示。CHRISTIAN 等^[17]认为,第二相可以延缓或抑制孪晶的形成,这是由于孪晶不能穿过第二相或第二相引起了复杂的位错结构抑制了孪晶的形成,如 LSP 诱导镁合金基体和析出相的片层间产生高密度位错,如图 7(c)和(d)所示。孪生形核常见

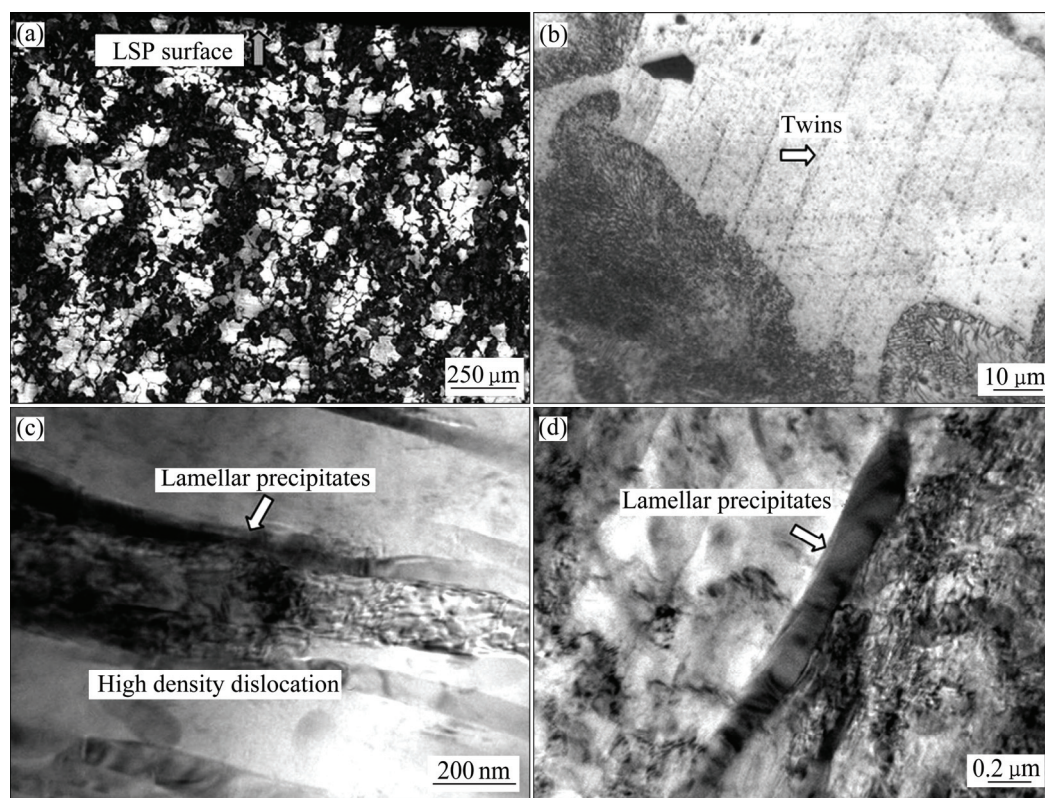


图 7 LSP 处理的 AZ80-T6 镁合金显微组织

Fig. 7 Microstructures of AZ80-T6 alloy by LSP: (a), (b) OM; (c), (d) TEM

在晶界, 而晶界附近的析出相导致晶界结构及化学组成的改变, 从而影响孪生的形核率, 而且沉淀相对界面具有钉扎作用, 并限制孪晶的长大^[10]。

3 结论

1) 预固溶+LSP 形变处理使强化层内产生具有高密度孪晶的形变带, 离冲击表面越近, 孪晶密度越高, 而且受激光功率密度的影响, 如功率密度为 3.53 GW/cm^2 时, LSP 形变带具有更高的孪晶密度。

2) 后时效处理表明, 预固溶+LSP 形变试样经 (170°C , 16 h) 时效后, 发生激光冲击和时效双重强化。强化层内保留高密度孪晶, 归结于残余压应力的热稳定性; 同时, 弥散析出大量的颗粒状 β 相, 析出相优先在应力集中的形变带、孪晶界面和孪晶片层内析出。

3) 预时效+LSP 形变试验表明: 预时效析出的高密度 β 相极大地降低了冲击表层孪生产生的比率, 孪晶体积分数大大降低, 孪晶片层间距明显变宽, 这是基体和析出相片层间的高密度位错以及析出相引起的。

REFERENCES

- [1] YE C, LIAO Y L, CHENG G J. Warm laser shock peening driven nanostructures and their effects on fatigue performance in aluminum alloy 6160[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2010, 12(4): 290–297.
- [2] 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(10): 87–93.
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(10): 87–93.
- [3] 黄 舒, 周建忠, 蒋素琴, 盛 杰, 徐增闯, 阮鸿雁. 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*, 2010, 38(8): 1–7.
HUANG Shu, ZHOU Jian-zhong, JIANG Su-qin, SHENG Jie, XU Zeng-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.
- [4] 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.
- [5] 蒋素琴, 周建忠, 吴建华, 裴 旭. 激光喷丸强化 ZK60 变形镁合金的疲劳性能研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2012, 49(8): 081403.
JIANG Su-qin, ZHOU Jian-zhong, WU Jian-hua, PEI Xu. Research on fatigue properties of ZK60 wrought magnesium alloy treated by laser shot peening[J]. *Laser and Optoelectronics Progress*, 2012, 49(8): 081403.
- [6] 杨亚琴, 李保成, 张治民. 高速冲击载荷作用下 AZ80 镁合金抗弹性能研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2011, 34(3): 24–26.
YANG Ya-qin, LI Bao-cheng, ZHANG Zhi-min. Anti-bullet property of AZ80 magnesium alloy under high-speed impact[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2011, 34(3): 24–26.
- [7] SONG B, XIN R L, CHEN G, ZHANG X Y, LIU Q. Improving tensile and compressive properties of magnesium alloy plates by pre-cold rolling[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(12): 1061–1064.
- [8] 时惠英, 陈梓山, 张菊梅, 蒋百灵. 时效处理 AZ61 铸造镁合金中孪晶的形成机理[J]. *特种铸造及有色合金*, 2009, 29(9): 867–869.
SHI Hui-ying, CHEN Zi-shan, ZHANG Ju-mei, JIANG Bai-ling. Formation mechanism of twins in AZ61 magnesium alloy during aging[J]. *Special Casting and Nonferrous alloys*, 2009, 29(9): 867–869.
- [9] YANG Ping, MAO Wei-min, REN Xue-ping, TANG Quan-bo. Shear bands in magnesium alloy AZ31[J]. *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2004, 14(5): 851–857.
- [10] 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.
- [11] 蔡刚毅, 邓鹏辉, 吴海宏. 预时效对 AZ80 镁合金形变热处理组织及性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2011, 32(S1): 75–78.
CAI Gang-yi, DENG Peng-hui, WU Hai-hong. Effect of preageing process on microstructure and property of AZ80 magnesium alloy followed by thermomechanical treatment[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2011, 32(S1): 75–78.
- [12] 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.
- [13] HONG S G, PARK S H, LEE C S. Role of {1012} twinning characteristics in the deformation behavior of a polycrystalline

- magnesium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(18): 5873–5885.
- [14] JAIN J, POOLE W J, SINCLAIR C W, GHARGHOURI M A. Reducing the tension-compression yield asymmetry in a Mg-8Al-0.5Zn alloy via precipitation[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 62(5): 301–304.
- [15] ROBSON J D, STANFORD N, BARNETT M R. Effect of precipitate shape on slip and twinning in magnesium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(5): 1945–1956.
- [16] STANFORD N, TAYLOR A S, CIZEK P, SISK A F, RAMAJAYAM M, BARNETT M R. {1012} twinning in magnesium-based lamellar microstructures[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(7/8): 704–707.
- [17] CHRISTIAN J W, MAHAJAN S. Deformation twinning[J]. *Progress in Materials Science*, 1995, 39(1/2): 1–157.

Surface modification for AZ80 magnesium alloy by laser shock processing

ZHANG Qing-lai¹, ZUO Zi-kai¹, SHAO Wei¹, ZHANG Bing-xin², LI Xing-cheng³, LIU Hui¹

(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;

3. School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213000, China)

Abstract: The effect of pre-solution, pre-aging and post-aging on microstructure parameters (twins and precipitates) of laser shocked AZ80 magnesium alloy was investigated by pre-solution or pre-aging+LSP deformation+post-aging. The results show that the deformation band with high density twins in the strengthened layer is produced by the treatment of pre-solution+laser shock processing(LSP) deformation, and the twins density increases with decrease of the distance to the impacted surface. The deformation band with high density twins is still produced by treatment of aging treatment for 16 h under the temperature of 170 °C due to the stability of the residual compressive stresses. At the same time, a large number of granular β -Mg₁₇Al₁₂ phases are dispersively and preferentially precipitated in the deformation band, the twin interface and the twin lamellae where the stress concentration exists. The ratio of twinning in the strengthened layer is greatly reduced by the high density β phase precipitated from the pre-solution, and the volume fraction of the twins is decreased significantly, because of the high density dislocation and precipitates induced by LSP.

Key words: AZ80 magnesium alloy; laser shock processing; solution; aging; twins; precipitate

Foundation item: Project(51175231) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2015-06-29; **Accepted date:** 2015-10-26

Corresponding author: ZANG Qing-lai; Tel: +86-18019289156; E-mail: zhangql196210@163.com

(编辑 王 超)