

AZ80-T6 挤压镁合金激光冲击温强化和低周疲劳行为

张青来¹ 刘 惠¹ 张冰昕² 李兴成³ 王 荣¹ 邵 伟¹

¹江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 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, 江苏 常州 213000

摘要 为了研究激光冲击对 AZ80-T6 挤压镁合金低周疲劳性能的影响, 采用钕玻璃脉冲激光器对疲劳试样进行激光冲击强化(LSP)和激光冲击温强化(WLSP)处理, 并进行拉-拉疲劳实验。结果表明: LSP 和 300 °C 时 WLSP 处理后镁合金表面产生的残余压应力分别为 -125 MPa 和 -158 MPa, 而其疲劳寿命分别比原始试样提高 11.42% 和 75.74%。WLSP 明显地延迟裂纹萌生时间, 提高 AZ80-T6 镁合金的疲劳寿命。另外对激光冲击诱导的镁合金微观结构及其低周疲劳行为进行了分析和讨论。

关键词 激光技术; AZ80 镁合金; 激光冲击温强化; 残余压应力; 低周疲劳行为; 微观结构

中图分类号 TN249; TG146.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201542.1103004

Warm Laser Shock Peening and Low Cycle Fatigue Behavior of Extruded AZ80-T6 Magnesium Alloy

Zhang Qinglai¹ Liu Hui¹ Zhang Bingxin² Li Xingcheng³ Wang Rong¹ Shao Wei¹

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

²University of Michigan-Shanghai Jiao Tong University Joint Institute, Shanghai 200240, China

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

Abstract In order to study the effect of laser shock processing on low cycle fatigue behavior of extruded AZ80-T6 magnesium alloy, laser shock peening (LSP) and warm laser shock peening (WLSP) have been carried out on fatigue specimens using Nd: glass laser as well as tensile-tensile fatigue test. The results show that residual compressive stresses generated by LSP and WLSP at 300 °C are -125 MPa and -158 MPa, and their fatigue lives are improved by 11.42% and 75.74%, respectively. The crack initiation time is delayed obviously by WLSP so that fatigue life of AZ80-T6 alloy is improved. Laser shock induced microstructures of magnesium alloy and low cycle fatigue behavior are analyzed and discussed.

Key words laser technique; AZ80 magnesium alloy; warm laser shock peening; residual compressive stress; low cycle fatigue behavior; microstructure

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 180.5810

1 引 言

激光冲击温强化(WLSP)是一种热机械强化技术,结合了激光冲击强化(LSP)和动态应变时效(DSA)的各自优势。2009年以来,Chang等^[1-6]利用WLSP技术进行了铝合金和AISI4140结构钢温强化实验、疲劳性能及热稳定性研究。在WLSP过程中发生DSA现象,表层形成大量的纳米级析出相,同时产生高密度位错和更稳定的高幅值残余压应力,明显地提高了合金的疲劳寿命。

变形镁合金作为一种航空用结构材料,疲劳失效是其主要破坏形式之一。LSP不仅可以改善镁合金的

收稿日期: 2015-06-10; 收到修改稿日期: 2015-06-30

基金项目: 国家自然科学基金(51175231)

作者简介: 张青来(1962—),男,博士,教授,主要从事镁合金、钛合金及激光加工技术等方面的研究。

E-mail: zhangql196210@163.com

耐腐蚀性^[7-8],而且可以提高其耐疲劳性能。黄舒等^[9]研究了AZ31B镁合金中心缺口试样的激光喷丸形变强化及疲劳断口特征,拉-拉疲劳寿命提高了52.2%。经3次LSP处理后ZK60变形镁合金的疲劳寿命达61%^[10]。文献[11]研究了AZ91-T6铸造镁合金小孔试样激光冲击强化和疲劳寿命,LSP延迟了裂纹萌生时间,疲劳寿命提高了33.7%, β -Mg₁₇Al₁₂析出相改变了疲劳裂纹扩展路径。在此基础上,开展了AZ31和AZ80-T6镁合金的激光冲击温强化及其疲劳性能实验研究,经检索,国内外未见此方面报道。

本文对AZ80-T6镁合金进行了LSP和WLSP实验,利用拉-拉疲劳实验测试合金低周疲劳寿命,讨论了表面残余应力和微观结构对其疲劳行为的影响,实验结果对进一步研究激光冲击温强化及其强化机制提供技术资料。

2 实 验

2.1 实验材料与实验方法

选用AZ80镁合金挤压棒材,首先进行固溶时效处理,即固溶处理:410℃/3 h/AC;时效处理(T6):170℃/16 h/AC。固溶时效后AZ80-T6镁合金显微组织由均匀分布的细小等轴晶和板条状 β -Mg₁₇Al₁₂析出相组成,如图1所示。按图2尺寸线切割加工成疲劳试样,用乙醇清洗并冷风吹干,最后将制备试样进行真空去应力退火,待WLSP处理用。

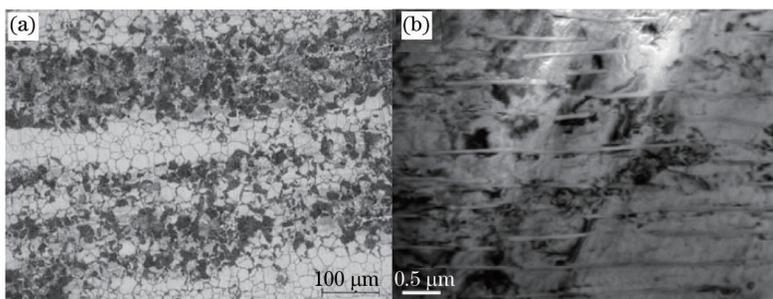


图1 AZ80-T6合金微观组织。(a)金相;(b)透射组织

Fig.1 Microstructures of AZ80-T6 alloy. (a) Optical microscope (OM); (b) transmission electron microscope (TEM)

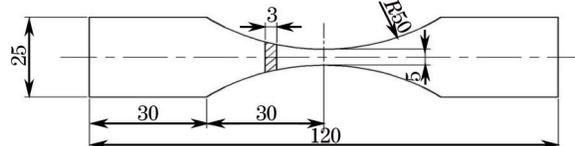


图2 疲劳试样尺寸(单位: mm)

Fig.2 Size of fatigue specimen (unit: mm)

在WLSP实验中采用K9光学玻璃和耐500℃高温黑漆分别作为约束层和吸收层。首先将WLSP用靶材(疲劳试样)固定在专用加热模具上,然后把靶材和模具一起加热到预设温度,保温一定时间使模具受热均匀,将黑漆-吸收层均匀喷在靶材表面,涂层厚度约100 μm,然后把K9玻璃-约束层固定在靶材上。为了保证靶材温度均匀性,视靶材厚度控制保温2~5 min,待靶材温度均匀后进行WLSP实验。WLSP用SGR-60-II

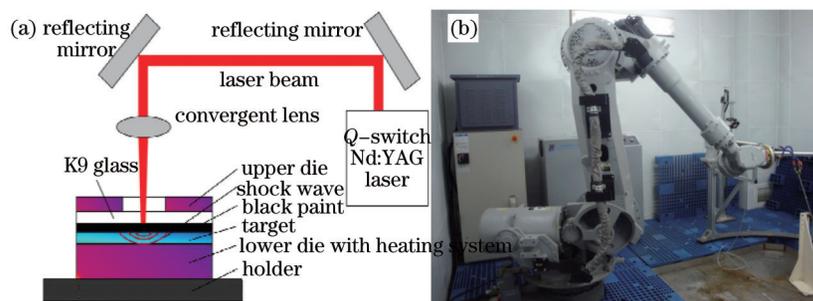


图3 WLSP系统(a)示意图及(b)实验设备

Fig.3 (a) Schematic diagram and (b) experimental equipment for WLSP

型 Nd:YAG 激光器,其主要参数:波长为 1064 nm,频率为 1~10 Hz,脉宽 τ 为 20 ns,激光能量 E 为 1~6 J。本实验激光能量 E 选择 6 J,光斑直径 D 为 5 mm,由 $I = 4E/\pi\tau D^2$ 可得激光功率密度 I 为 1.54 GW/cm²。WLSP 过程示意图和实验设备如图 3 所示。

在室温空气介质条件下,用 INSTRON 8800 疲劳实验机测定 WLSP 对 AZ80-T6 镁合金疲劳寿命的影响。疲劳实验采用应力控制的正弦波载荷,循环载荷频率选取 10 Hz,根据 AZ80-T6 合金的屈服强度选定实验载荷峰值为 3 kN,载荷谷值为 0.3 kN,则应力比选取为 $R=0.1$,总应变幅为 1%。所有拉-拉疲劳实验一直持续到试样疲劳断裂为止,断裂后拉拉疲劳试样如图 4 所示。



图 4 实验后疲劳试样

Fig.4 Fatigue specimen after test

运用 LEICA DM2500M 型正置透反射光学显微镜和 JEOL JEM-2100HR 型高分辨透射电子显微镜观察显微组织。利用 JEOL JSEM-7001F 热场发射高分辨率电镜下对镁合金疲劳断口进行分析。

3 结果与分析

3.1 疲劳寿命

表 1 所示为 AZ80-T6 合金试样低周拉-拉疲劳实验结果。由表 1 可见,功率密度为 1.54 GW/cm² 的 LSP 处理前后 AZ80-T6 试样疲劳寿命分别为 6101 和 6798 周次, LSP 处理使镁合金的疲劳寿命增加了 11.42%。在其他实验条件不变下,经 300 °C 时, WLSP 试样疲劳寿命达到 10722 周次,对比 LSP 试样, WLSP 试样疲劳寿命提高了 57.72%。由此得出, WLSP 比 LSP 处理更加明显地提高了 AZ80-T6 镁合金的疲劳寿命。

表 1 AZ80-T6 镁合金拉-拉疲劳测试结果

Table 1 Results of the tensile-tensile fatigue of AZ80-T6 alloy

Test number	Temperature of target /°C	Specimen state	Power density /(GW·cm ⁻²)	Fatigue life /cycle	Increment of fatigue life /%
00	Room	Aging (T6)	0	6101	—
01	Room	LSP	1.54	6798	11.42
02	300	WLSP	1.54	10722	75.74

3.2 疲劳行为

众所周知,疲劳试样断口一般可分为 3 个区域:疲劳裂纹萌生区(A 区)、稳态扩展区(B 区)和失稳断裂区(C 区)。

3.2.1 时效态疲劳断口特征

图 5 是未经 LSP 处理的原始试样疲劳断口扫描电子显微镜(SEM)形貌。由图 5(a)可观察到,光滑疲劳裂纹(A 区放大图)萌生于试样尖角处,这是因为镁合金缺口敏感性高,表面的伤痕和转角大小等因素都会造成局部应力集中,成为疲劳裂纹萌生源^[9]。由图 5(b) (虚线箭头)同样可以看到光滑的疲劳裂纹萌生区,这是因为疲劳裂纹萌生区为疲劳破坏过程中最初产生的断口,此时裂纹扩展较为缓慢,裂纹反复张开闭合引起匹配断口表面的摩擦,从而形成光滑的裂纹萌生区。由图 5(c) [图 5(b)中虚线圆圈放大图]可清楚地观察到与断裂面扩展方向一致的扩展型二次裂纹,这是滑移与孪生参与下断口表面摩擦形成的。由图 5(d)中疲劳扩展区可以看到带有裂纹的二次相颗粒(圆形虚线所指),这些颗粒往往会加速局部的裂纹扩展速度,同时该扩展区分布着大量的解理台阶,具有明显的准解理特征。因此, AZ80-T6 镁合金疲劳扩展主要表现为沿解理面的条纹状特征,属于脆性断裂。

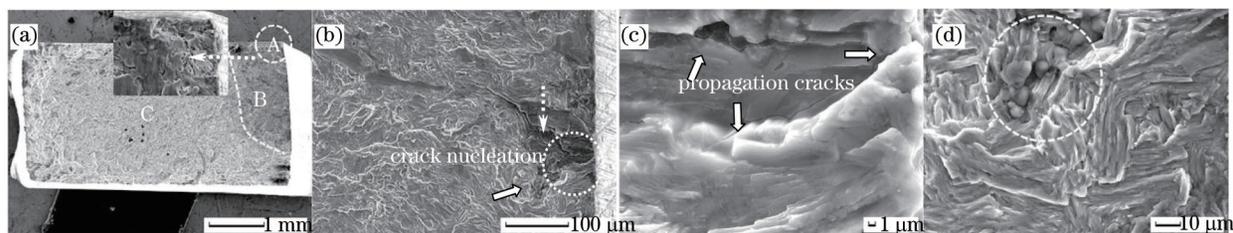


图5 AZ80-T6 镁合金疲劳断口 SEM 形貌
Fig.5 SEM fatigue fractographs of AZ80D-T6 alloy

3.2.2 LSP 的影响

图 6 为 LSP 处理的 AZ80-T6 镁合金疲劳断口 SEM 形貌。与图 5 中疲劳断口相比, LSP 试样疲劳裂纹萌生区没有发生在表面尖角处, 而是出现在次表层, 这是因为表面塑性变形形成的残余压应力能有效降低尖角部分的拉应力, 使得表面的总应力降低, 以致表面不易于产生疲劳裂纹萌生区, 如图 6(b) 所示。次表层裂纹呈 Z 字型扩展, 属于扩展型二次裂纹, 沿晶界扩展, 这是由于裂纹与裂纹尖端塑性区局限于几个晶粒直径范围内时, 裂纹主要以纯剪切的方式沿主滑移系方向扩展, 如图 6(c) 所示。由图 6(d) 中稳态扩展区可以观察到一些非扩展型二次裂纹, 这种二次裂纹的形成机理暂无公认模型来解释, 而且 LSP 使扩展方向变化频率高于原始试样。在高倍扫描电镜下可观察到, 失稳断裂区断口主要由韧窝和棱撕裂组成。所以, LSP 延长了疲劳裂纹萌生时间, 提高了合金的疲劳寿命。

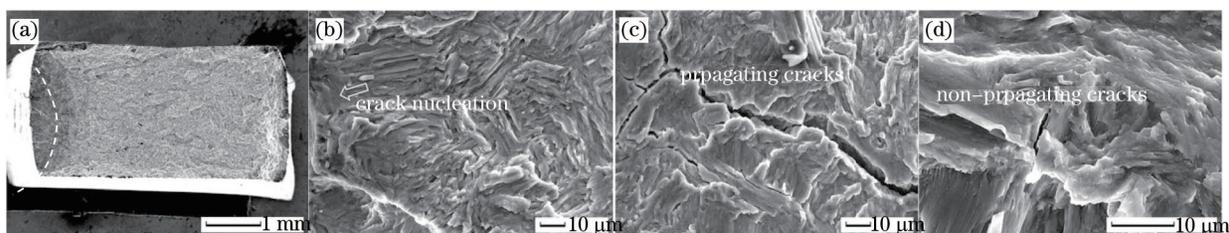


图 6 经 LSP 处理的 AZ80-T6 镁合金疲劳断口 SEM 形貌
Fig.6 SEM fatigue fractographs of AZ80D-T6 alloy treated by LSP

3.2.3 WLSP 的影响

图 7 为 300 °C 时 WLSP 处理的 AZ80-T6 合金疲劳试样断口 SEM 形貌。由断口全貌可以看到, 300 °C 时 WLSP 使试样疲劳源萌生位置明显增多, 而且疲劳源位置多产生于试样表面, 如图 7(a) 所示。由图 7(b) 可观察到疲劳裂纹源和间隔很窄的疲劳条带。在高倍扫描电镜下可以观察到, 裂纹源处疲劳裂纹萌生扩展非常平滑, 扩展条纹间距非常小, 即该区域裂纹扩展缓慢, 如图 7(c) 所示。在图 7(d) 中同样观察到疲劳条带(白色

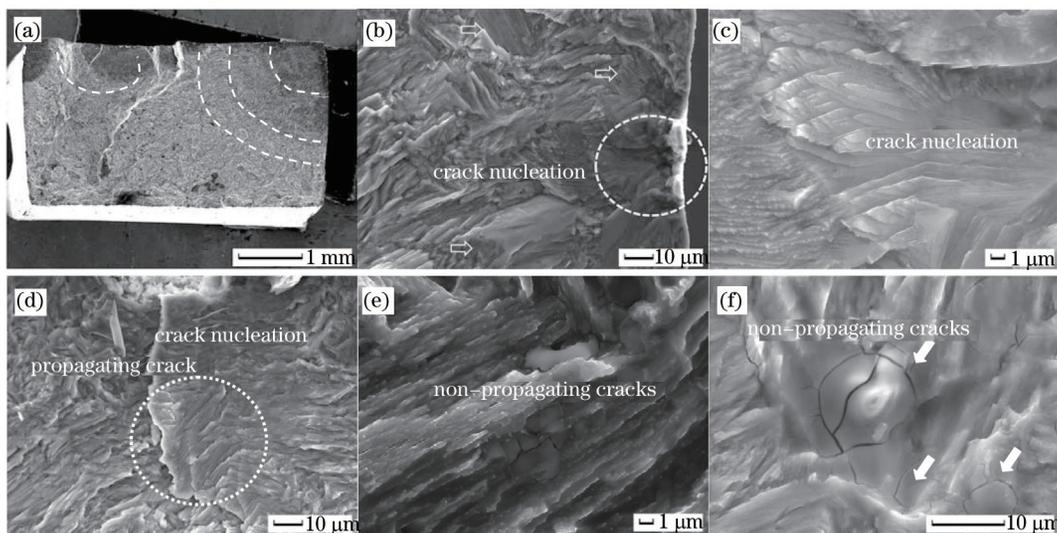


图 7 300 °C 时 WLSP 处理 AZ80-T6 镁合金疲劳断口 SEM 形貌
Fig.7 SEM fatigue fractographs of AZ80D-T6 alloy treated by WLSP at 300 °C

虚线圆圈内),这是一种脆性疲劳条带,一般是当裂纹扩展速度非常慢、环境与扩展中的裂纹尖端交互作用时才产生,脆性疲劳条带的出现表明试样疲劳寿命的显著增加。在疲劳扩展区还观察到与疲劳条带垂直的扩展型裂纹以及准解理面[见图 7(d)],以及许多的非扩展型裂纹和少量空洞[见图 7(e)]。由图 7(f)中可观察到许多非扩展型微裂纹,这些微裂纹沿微米晶界或沿晶扩展,这是因为在 300℃条件下 AZ80-T6 合金在高应变速率激光冲击波作用下发生动态再结晶现象而形成再结晶晶粒。因此,WLSP 明显地提高了合金的疲劳寿命,比 LSP 试样增加了 57.72%。

3.3 讨 论

为了研究 LSP 和 WLSP 对 AZ80-T6 镁合金低周疲劳行为的影响,下面从残余压应力和微观结构角度进行分析 and 讨论。

3.3.1 表面残余应力

表 2 为 AZ80-T6 镁合金疲劳试样强化区表面残余应力测试值。由表 2 可知,未经 LSP 处理的疲劳试样表面为残余拉应力(+40 MPa),而 LSP 处理后的表面产生残余压应力(-125 MPa),但是在 300℃时 WLSP 后冲击表面产生高幅残余压应力值(-158 MPa)。WLSP 处理之所以能明显提高镁合金的疲劳寿命,一方面是由于表面产生稳定高幅残余压应力;另一方面微观结构,如高密度位错和纳米晶。

表 2 AZ80-T6 镁合金疲劳试样表面残余应力

Table 2 Residual stress of AZ80-T6 alloy fatigue specimens

Test number	Temperature of target /°C	Power density /($\text{GW} \cdot \text{cm}^{-2}$)	Residual stress /MPa
00	Room	0	+40
01	Room	1.54	-125
02	300	1.54	-158

3.3.2 激光冲击对微观组织的影响

图 8 和 9 分别为 LSP 后 AZ80-T6 镁合金强化层的微观组织和 TEM 结构。对比图 1(a)和图 8 可以看出,在光学显微镜下未观察到冲击表层晶粒尺寸的明显变化,但是晶内产生了大量的孪晶[图 8(b)中箭头所指],而且 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相分布更加弥散。由于密排六方结构的镁合金对称性低、滑移系少,且常温塑性变形能力差,塑性变形主要依赖孪生和滑移的协调作用,激光冲击使表层发生剧烈塑性变形,以致形成大量孪晶和高密度位错^[9]。还观察到,晶内孪晶方向与冲击波压力加载方向近似成 45°,这表明在激光冲击作用下塑性变形主要沿最大切应力方向进行,而晶界附近的孪晶分布较为密集,这是因为晶界阻碍塑性变形,位错滑移到晶界处受到阻碍而堆积,造成晶界附近的孪晶密度增加^[12]。

由图 9 中可观察到,除板条状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相和孪晶外,LSP 冲击区晶粒内部产生大量的高密度位错和超细晶粒。LSP 诱导晶内形成的位错分布极其不均匀,部分区域位错密度极高,以杂乱缠绕交织形成高密度位错缠结,且其排列分布没有方向性,如图 9(a)所示。在图 9(b)中相应选区的电子衍射(SAED)花样可以看出明显的衍射环,此区域的晶粒被细化为亚微米级^[13],还观察到纳米级的析出相(箭头所指)。因此,LSP 诱导的高密度位错和超细晶粒也是材料疲劳寿命提高的主要因素之一。

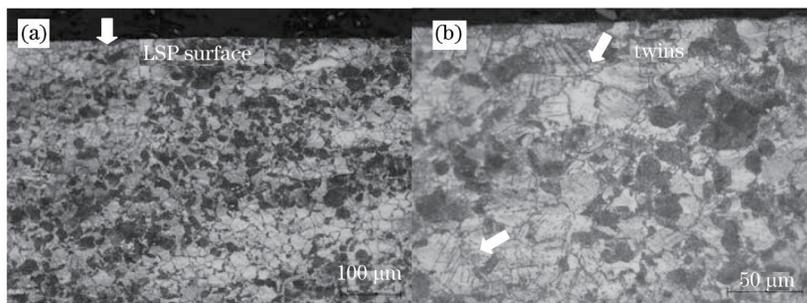


图 8 LSP 后 AZ80-T6 镁合金微观组织

Fig.8 Microstructures of AZ80D-T6 alloy treated by LSP

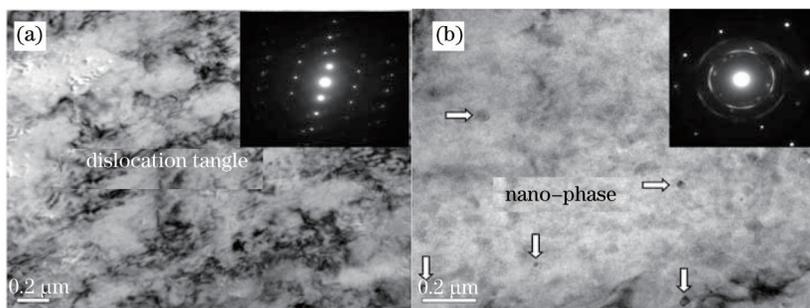


图9 LSP处理AZ80-T6镁合金TEM结构

Fig.9 TEM images of AZ80D-T6 alloy treated by LSP

图10和11分别为WLS(300℃)冲击区合金的微观组织和TEM结构。由图1、8、10可以看出,WLS强化层晶粒明显细化,平均晶粒尺寸从原始晶粒25 μm细化至17 μm,比LSP强化层晶粒更加细小和弥散,且孪晶和滑移线密度明显降低。究其成因,在加热至300℃和保温过程中AZ80-T6镁合金发生静态再结晶,而在高应变率激光冲击作用下会发生动态再结晶,而动态回复引起的热松弛使孪晶消散,致使晶粒内部孪晶和滑移线密度降低。在高温条件下溶质原子更易于扩散,同时在高峰值压力的应力波作用下有利于晶粒细化,使得析出相更加弥散。

除孪晶、位错和板条状析出相外,在AZ80-T6镁合金WLS冲击区可观察到不同类型的析出相。由图11可以看到,强化层晶内存在与合金基面平行、垂直或呈一定角度的条状或柱状的大量细小析出相,这可能与WLS过程中DSA有关^[2]。根据文献[14]中对SAED花样的分析可知,不连续析出相可以显著提高AZ80镁合金强度,这是因为不连续析出相和基体之间存在着不同的位向关系,例如不连续板条状析出相和镁合金基面平行或者垂直时分别对应着 $[1\bar{1}2]_p // [01\bar{1}0]_m$, $(110)_p // (0001)_m$ 和 $[1\bar{1}3]_p // [01\bar{1}0]_m$, $(110)_p // (0001)_m$ 的位向关系。在晶内和晶界处还观察到位错增殖和亚晶(箭头所指),同时DSA使溶质原子移动钉扎位错,形成“柯氏气团”现象,“柯氏气团”的形成使得位错的移动需要更大的应力,从而导致缠结的位错结构更加稳定,更有效地提高了材料的疲劳寿命。

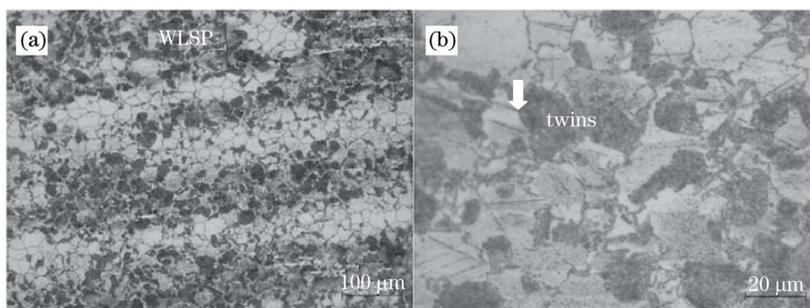


图10 经WLS处理的AZ80镁合金微观组织

Fig.10 Microstructures of AZ80D-T6 alloy treated by WLS

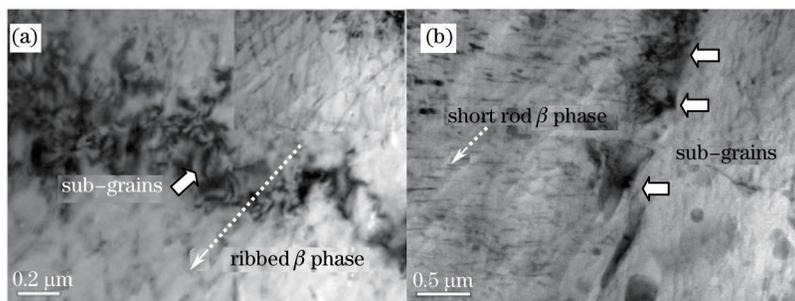


图11 经WLS处理的AZ80-T6镁合金TEM结构

Fig.11 TEM images of AZ80D-T6 alloy treated by WLS

图12为AZ80镁合金疲劳断口纵剖面金相组织。由图12可见,疲劳断口附近分布着拉伸孪晶和压缩孪

晶,这是由于在室温条件下材料受交变载荷时,滑移不足以协调塑性变形,孪生机制将起到至关重要的作用。孪生使得部分 c 轴转动到有利于塑性变形的方向,即与拉伸或压缩方向平行,形成拉伸孪生或压缩孪生。部分孪晶发生了交割现象,这种交割会破坏晶粒的初始边界,使得其抗变形能力下降,将加速疲劳失效^[15]。因此,孪晶的形成将在疲劳失效过程中起到重要影响。

同时还可观察到,裂纹产生于在断口附近晶内或晶界,以沿晶界的晶间裂纹为主,沿晶裂纹的尖端扩展到 α -Mg基体晶界处而不会穿过晶内,穿晶裂纹则发生在析出相 β -Mg₁₇Al₁₂的片层之间,这是因为时效析出相对基体形成强化作用,增强了晶粒间的结合力,从而裂纹只能发生在结合力较弱的晶间或 β -Mg₁₇Al₁₂析出相的片层间^[16]。

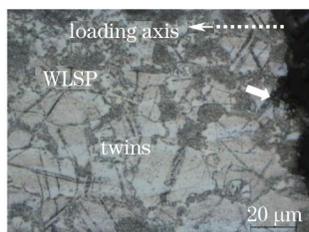


图 12 经 WLSP 处理的 AZ80-T6 镁合金疲劳断口纵剖面金相组织

Fig.12 Microstructures of fatigue fracture longitudinal profile of AZ80D-T6 alloy treated by WLSP

4 结 论

采用功率密度为 1.53 GW/cm² 的 LSP 和 WLSP 方法对 AZ80-T6 镁合金进行表层强化,运用拉-拉疲劳实验研究其低周疲劳行为,得出如下结论:

- 1) LSP 和 WLSP 均使 AZ80-T6 镁合金表面产生高幅值残余压应力、高密度位错和超细晶粒,特别是 300 °C 时 WLSP 表面残余压应力值高达 -158 MPa;
- 2) LSP 和 WLSP 处理的 AZ80-T6 镁合金疲劳寿命分别比原始试样提高 11.42% 和 75.74%, WLSP 更有效地提高材料的疲劳寿命;
- 3) LSP 和 WLSP 疲劳裂纹萌生区多出现在次表层,疲劳稳态扩展区呈脆性解理台阶,且 WLSP 疲劳断口出现脆性疲劳条带;
- 4) 疲劳断口附近出现大量孪晶,孪生机制在疲劳变形中起重要作用,裂纹以沿晶裂纹为主,主要出现在结合力较弱的晶粒之间或析出相的片层之间。

参 考 文 献

- 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 Ye C, Suslov S, Kim B J, *et al.*. Fatigue performance improvement in AISI 4140 steel by dynamic strain aging and dynamic precipitation during warm laser shock peening[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(3): 1014-1025.
- 3 Ye C, Liao Y L, Suslov S, *et al.*. Ultrahigh dense and gradient nano-precipitates generated by warm laser shock peening for combination of high strength and ductility[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 609: 195-203.
- 4 Liao Y L, Ye C, Gao H, *et al.*. Dislocation pinning effects induced by nano-precipitates during warm laser shock peening: Dislocation dynamic simulation and experiments[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 110(2): 023518.
- 5 Liao Y L, Suslov S, Ye C, *et al.*. The mechanisms of thermal engineered laser shock peening for enhanced fatigue performance[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(13): 4997-5009.
- 6 Tani G, Orazi L, Fortunato A, *et al.*. Warm laser shock peening: New developments and process optimization[J]. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 2011, 60(1): 219-222.
- 7 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.
- 8 Zhang Qinglai, Qian Yang, An Zhibin, *et al.*. Study on electrochemical corrosion of magnesium alloys by LSP in NaCl solution[J].

- Chinese J Laser, 2014, 41(9): 0903002.
 张青来, 钱 阳, 安志斌, 等. 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.
- 9 Huang Shu, Zhou Jianzhong, 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.
- 10 Jiang Suqin, Zhou Jianzhong, Wu Jianhua, *et al.*. Research on fatigue properties of ZK60 wrought magnesium alloy treated by laser shot peening[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2012, 49(8): 081403.
 蒋素琴, 周建忠, 吴建华, 等. 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.
- 11 Zhang Qinglai, Wu Tiedan, Qian Yang, *et al.*. Study on high cycle fatigue properties and laser shock processing of AZ91D-T6 cast magnesium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(10): 1003008.
 张青来, 吴铁丹, 钱 阳, 等. 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.
- 12 Chen Jufang, Ye Xia, Shen Laidi, *et al.*. Influence of laser shock processing on friction and wear properties of magnesium alloy[J]. Laser Technology, 2011, 35(5): 582-585.
 陈菊方, 叶 霞, 申来娣, 等. 激光冲击强化对镁合金摩擦磨损性能的影响[J]. 激光技术, 2011, 35(5): 582-585.
- 13 Ge Maozhong, Xiang Jianyun, Zhang Yongkang. Surface nanocrystallization of AZ31B magnesium alloy induced by laser shock processing[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4): 856-861.
 葛茂忠, 项建云, 张永康. 激光冲击处理诱导 AZ31B 镁合金表面纳米化[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4): 856-861.
- 14 Tang Wei, Han Enhou, Xu Yongbo, *et al.*. Effect of heat treatment on microstructure and properties of AZ80 magnesium alloy [J]. ACTA Metallurgica Sinica, 2005, 41(11): 1199-1206.
 唐 伟, 韩恩厚, 徐永波, 等. 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.
- 15 Che Xin, Liang Xingkui, Chen Lili, *et al.*. Microstructures and low-cycle fatigue behavior of Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(9): 1046-1054.
 车 欣, 梁兴奎, 陈丽丽, 等. Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的显微组织及其低周疲劳行为[J]. 金属学报, 2014, 50(9): 1046-1054.
- 16 Zhang Jumei, Jiang Bailing, Wang Zhihu, *et al.*. Effects of solid solution and ageing on fracture behavior of AZ80 magnesium alloy [J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2007, 27(9): 663-666.
 张菊梅, 蒋百灵, 王志虎, 等. 固溶和时效对 AZ80 镁合金断裂行为的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2007, 27(9): 663-666.

栏目编辑: 张浩佳