



T6 态 ZM51 变形镁合金的高周疲劳行为

穆 桐^{1,2,3}, 石国梁^{1,2,3}, 张 奎^{1,2,3}, 李兴刚^{1,2,3}, 李永军^{1,2,3}, 马鸣龙^{1,2,3}, 袁家伟^{1,2,3}

- (1. 有研科技集团有限公司 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088;
2. 有研工程技术研究院有限公司, 北京 100088;
3. 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘 要: 以工业化挤压生产大截面尺寸的 ZM51 镁合金为研究对象, 测试挤压态和 T6 态合金沿挤压方向(ED)的静态力学性能, 并在应力比 $R=-1$ 的条件下, 研究 T6 态 ED 试样的高周疲劳行为。结果表明: T6 处理后, ED 试样的拉伸和压缩强度均得到提升, 但伸长率大幅降低, 压缩屈服强度的提高幅度远低于拉伸屈服强度的, 合金拉压屈服不对称性增加。T6 态 ZM51 镁合金循环周次为 1×10^7 时的疲劳极限为 103 MPa, 约为其抗拉强度的 30%。发生在裂纹尖端塑性区内的“拉伸孪生-退孪生”是主要的疲劳损伤机制。合金疲劳裂纹的萌生位置以试样表面附近的孪晶界为主, 疲劳裂纹穿晶路径扩展。疲劳断口两侧存在覆盖整个断口的针状孪晶层, 应力越大, 孪晶层厚度越小, 而单个晶粒内的针状孪晶的数量越多, 且间距越小。

关键词: 变形镁合金; 拉压屈服不对称性; 高周疲劳; 孪生; 退孪生

文章编号: 1004-0609(2020)-08-1770-11

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

镁合金是目前实际工程应用中最轻的金属结构材料, 具有密度小、比强度和比刚度高、阻尼减振性能好、导热率高等一系列优势, 被誉为“21 世纪绿色工程材料”, 在航空航天、交通运输、3C 产品等领域得到了广泛的应用^[1-2]。在车辆应用方面, 镁合金在减重节能和性能提升中的作用愈发受到重视, 采用镁合金零件将是未来车辆制造业的重要发展方向^[3]。然而, 当镁合金构件应用于车辆和飞机时, 在长期服役过程中会承受动态载荷, 往往在低应力条件下发生失效破坏, 常规静态力学性能并不能准确衡量其服役的安全性和可靠性。因此, 研究镁合金的高周疲劳行为对于评价和提升其服役性能具有重要意义。

目前, 关于镁合金的高周疲劳研究多集中于 Mg-Al 合金系中的 AZ、AM 系列合金(AZ31、AZ61、AM60)和 Mg-Zn 合金系中的 ZK 系列合金(ZK60)^[4-6]。通常情况下, 变形镁合金的抗疲劳性能优于铸造镁合金的^[7]。目前, 对变形镁合金疲劳裂纹萌生行为的研究表明, 其疲劳裂纹通常萌生于材料表面的滑移带、孪晶界面、大尺寸析出相、夹杂物附近^[8-9]。UEMATSU 等^[10]在全反向对称拉压载荷条件下研究了轧制态

AZ31 镁合金板材的疲劳裂纹萌生过程, 发现在一次孪晶内形成的二次孪晶将引起应力集中并导致疲劳裂纹的萌生。MORITA 等^[11]在研究 AZ31B 镁合金轧制板材试样的疲劳裂纹扩展行为时发现, 合金中第二相与基体界面处结合力较小, 大尺寸析出相或夹杂物造成的局部应力集中可能形成疲劳微裂纹, 导致裂纹沿着最大剪切力方向扩展。吴落义等^[12]在研究 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的疲劳行为时发现, 疲劳微裂纹优先在长周期有序相和基体的界面处形核, 并沿基面扩展; 分布于晶界处的块状长周期有序相能够抑制裂纹的穿晶扩展。熊瑛等^[13]研究表明, 在疲劳加载过程中, 挤压态 AZ31B 镁合金中存在大小不一的混晶组织对疲劳裂纹扩展的抵抗能力高于均匀的等轴晶粒, 这是因为孪晶更容易在粗大的长条状晶粒中生成。镁合金的疲劳性能受到晶粒尺寸、合金元素、夹杂物、热处理方式、表面处理等众多因素的影响^[14-17]。

Zn 元素作为镁合金中广泛使用的合金化元素, 可以细化晶粒, 提高合金的耐腐蚀性能和力学性能^[18]。其次, 在 Mg-Zn 合金系中添加 Mn 元素后, Mn 能很好地净化熔体中的 Fe, 从而提升合金耐蚀性, 另外,

基金项目: 江苏省成果转化项目(BA2017044); 高端装备用高性能镁合金变形加工产品研发及产业化

收稿日期: 2019-08-01; **修订日期:** 2019-12-17

通信作者: 石国梁, 高级工程师, 博士; 电话: 010-82241163; E-mail: shigil@grnm.com

Mn 元素以单质形式弥散分布,起到阻碍晶粒长大的作用^[19]。由此开发的 Mg-5%Zn-1%Mn(ZM51)新型低成本、高强度、高导热变形镁合金,经过 T6 处理后合金强度可以达到 ZK60 的水平,加之不含铅以及稀土元素,价格低廉,应用前景十分广阔^[20]。然而,目前关于 Mg-Zn-Mn 系镁合金的疲劳性能研究报道较少,其疲劳过程中的变形机制尚不明确,因此,本文以工业化制备的大截面 T6 态 ZM51 镁合金为研究对象,通过高周疲劳试验并结合断口形貌和微观组织分析,揭示合金高周疲劳机制,为提升其抗疲劳性能提供可靠的理论基础,从而扩大 ZM51 镁合金在航空和汽车结构件上的应用。

1 实验

实验材料选用工业化生产的 ZM51 镁合金大截面挤压材,铸锭由纯 Mg、纯 Zn 和 Mg-3%Mn(质量分数)中间合金熔炼而成,尺寸为 $d\ 650\ \text{mm} \times 800\ \text{mm}$,测定其实际成分为 Mg-5.29%Zn-0.96%Mn(质量分数)。为改善铸态组织的不均匀性,提高合金塑性变形能力,对铸锭进行双级均匀化处理($340\ ^\circ\text{C}$, 24 h)+(370 $^\circ\text{C}$, 4 h),随后在 $350\ ^\circ\text{C}$ 下以 $0.5\ \text{mm/s}$ 的挤压速度挤压成截面为 $450\ \text{mm} \times 90\ \text{mm}$ 的矩形方棒,挤压比为 8:1。为保证合金元素的过饱和度,挤压过程采用在线喷淋淬火。对挤压态合金静态力学性能试样和高周疲劳试样进行 T6 处理,T6 处理具体工艺参数为:先进行双级固溶处理($320\ ^\circ\text{C}$, 1 h)+(380 $^\circ\text{C}$, 3 h),后进行双级时效处理($90\ ^\circ\text{C}$, 32 h)+(175 $^\circ\text{C}$, 10 h)。固溶处理和时效处理后的冷却方式均为出炉迅速水淬。

利用 MTS-810 万能试验机对合金静态力学性能进行测试,本文用于测试室温拉伸和压缩性能的试样长轴均平行于 ED 方向。合金高周疲劳试验在 QBG-100 高频疲劳试验机上完成,采用应力控制,应力比 $R=-1$,加载波形为正弦波,加载频率 73 Hz。疲劳试样长轴平行于 ED 方向,工作部分无平行段,采用过渡弧,最大应力处直径 $d=4\ \text{mm}$,夹持部分直径 $D=11\ \text{mm}$ 。测定不同应力幅下试样发生断裂时的循环周次,绘制 $S-N$ 曲线,并采用升降法计算合金在循环周次为 1×10^7 时的疲劳强度。

采用 CarlZeissEVO18 扫描电子显微镜对疲劳试样进行断口分析,采用 Carl Zeiss Axiovert 2000MAT 型光学显微镜对挤压态和 T6 态试样以及疲劳断口附近金相组织进行观察。金相样品腐蚀使用苦味酸乙醇溶液,所使用的溶液为乙醇与醋酸配体积比为 8:1 的

混合溶液,苦味酸过饱和。

2 实验结果

2.1 微观组织结构

图 1 所示为挤压态和 T6 态 ZM51 镁合金平行于挤压方向的光学显微组织。图 1(a)显示挤压态合金由混晶组织构成,包括粗大的未再结晶原始晶粒和细小的再结晶晶粒,说明在挤压过程中动态再结晶不完全。利用晶粒尺寸统计软件 ImageJ 计算得到挤压态合金的晶粒尺寸为 $7\sim 35\ \mu\text{m}$ 。此外,可以观察到挤压态合金中存在着均匀化处理未回溶的第二相粒子在挤压过程中被破碎而形成的挤压流线。T6 态合金组织由图 1(b)所示,由于固溶处理,T6 态合金晶粒长大明显,平均晶粒尺寸约 $80\ \mu\text{m}$,合金中第二相粒子基本回溶。

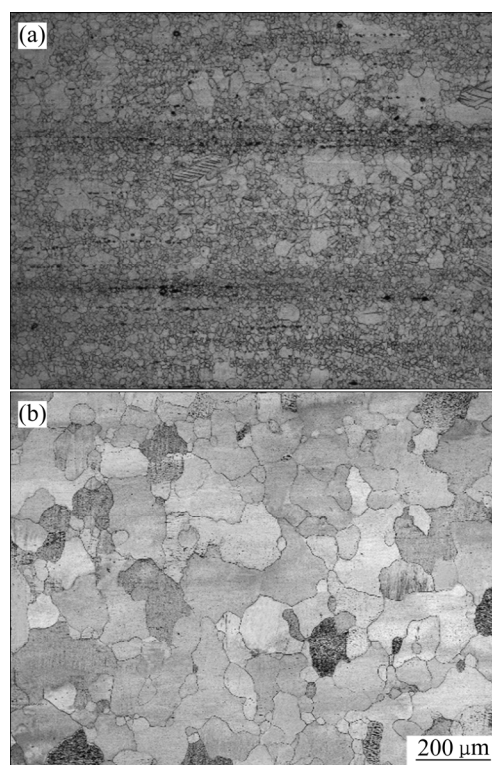


图 1 ZM51 镁合金平行挤压方向光学显微组织

Fig. 1 Optical microstructure of cross section parallel to extrusion direction of ZM51 alloys: (a) As-extruded alloy; (b) T6 treated alloy

2.2 静态力学性能

挤压态和 T6 态 ZM51 镁合金沿 ED 方向的静态拉伸和压缩力学性能如表 1 所列。T6 处理后,ED 试样的拉伸和压缩强度均得到提升,但伸长率大幅降低,

表 1 挤压态和 T6 态 ZM51 镁合金的拉伸和压缩性能

Table 1 Tensile and compressive properties of as-extruded and T6 treated ZM51 alloys

Condition	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	η /%	$R_{pc0.2}$ /MPa	R_{mc} /MPa	$R_{p0.2}/R_{pc0.2}$
As-extruded	192	260	15.5	109	370	1.76
T6	321	340	5.0	150	410	2.14

同时, 压缩屈服强度的提高幅度远低于拉伸屈服强度 ($R_{p0.2}$ 提高 67%, $R_{pc0.2}$ 提高 37%), 导致拉压屈服不对称性(即 $R_{p0.2}/R_{pc0.2}$)由 1.76 增加到 2.14, 比值越大, 说明拉压不对称性越大。

2.3 高周疲劳性能

T6 态 ZM51 镁合金的疲劳强度 σ_N 采用升降法进行计算。图 2 所示为合金高周疲劳试验载荷升降示意图, 计算得合金在应力比 $R=-1$, 循环周次为 1×10^7 次条件下疲劳强度的精确值 $\sigma_N=103$ MPa。

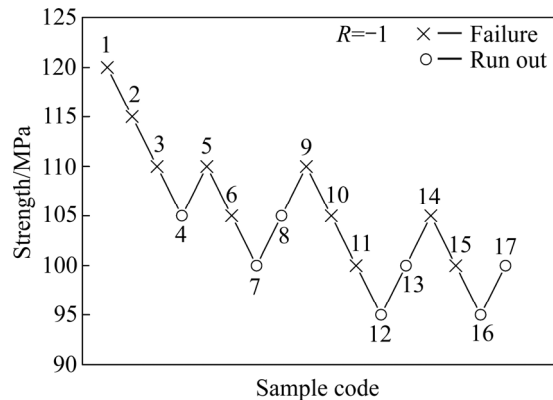


图 2 T6 态 ZM51 镁合金疲劳试验载荷升降图
Fig. 2 Sketch of fatigue load up-and-down for T6 treated ZM61 alloys

图 3 所示为合金室温高周疲劳试验后绘制的 $S-N$ 曲线。由图 3 可以看出合金疲劳寿命随加载应力的降低而增加, 循环应力较低时(105 MPa 附近), $S-N$ 曲线趋于水平, 说明合金在 1×10^7 循环周次时的疲劳强度约为 105 MPa, 与利用升降法计算得到的结果相近。根据现有研究, 变形镁合金的疲劳比(疲劳极限 σ_N /抗拉强度 R_m)在 0.25~0.5 范围内, 一般情况下, 疲劳比越小, 材料的抗疲劳性能越差^[21]。在本文中, T6 态 ZM51 镁合金的疲劳比约为 0.30, 目前常用变形镁合金 AZ80、ZK60 疲劳极限分别为 100 MPa 和 140 MPa, 其疲劳比分别为 0.28 和 0.44^[22], 说明 T6 态 ZM51 镁合金具有中等强度的疲劳性能。

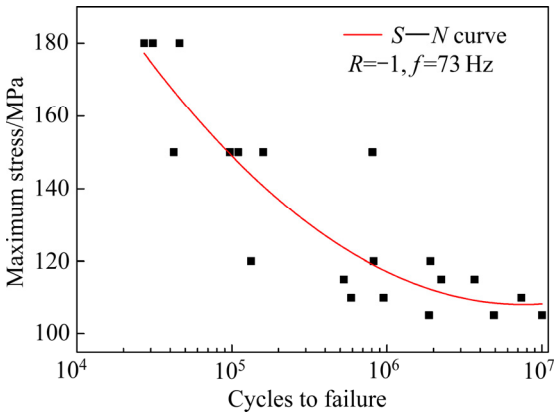


图 3 T6 态 ZM51 镁合金在拉压正弦载荷下的 $S-N$ 曲线
Fig. 3 Fatigue $S-N$ curves of T6 treated ZM61 alloys under sine-wave load type of TC condition

2.4 疲劳断口形貌

图 4 所示为 T6 态 ZM51 镁合金在不同循环应力和循环周次下的疲劳断口形貌。由图 4 可以看出, 合金疲劳断口分为 3 个区域: 裂纹萌生区(Region 1)、裂纹扩展区(Region 2)和断裂失稳区(Region 3)。其中裂纹萌生区面积最小, 通过对多个疲劳样品断口观察发现, 光滑试样往往只有一个疲劳裂纹萌生源, 并且都集中在样品的表面附近。裂纹在材料表面附近萌生后呈扇形逐渐向材料内部扩展。当疲劳裂纹扩展到外加载荷大于样品剩余面积所能承受的最大应力时, 试样发生断裂形成断裂失稳区。由图 4 可以发现, 由于循环应力幅值的不同, 试样疲劳断口形貌也有所区别。当应力较小时, 裂纹扩展速度较慢, 并且在达到最后一次拉伸断裂时, 剩余的未扩展区较小, 即断裂失稳区较小; 当循环应力较大时, 裂纹尖端应力场强度因子幅值 ΔK 增大, 裂纹扩展速度较快, 因此, 裂纹扩展区的面积较小, 而断裂失稳区的面积较大。

为了进一步揭示疲劳破坏机理, 本文作者选取了低应力和高应力下被破坏的样品, 分别观察样品不同区域的断口形貌。如图 5(a)和(b)所示, 在合金的裂纹萌生区可以观察到大量的片层状结构, 研究认为这种片层状结构与循环加载中镁合金的孪生-退孪生变形

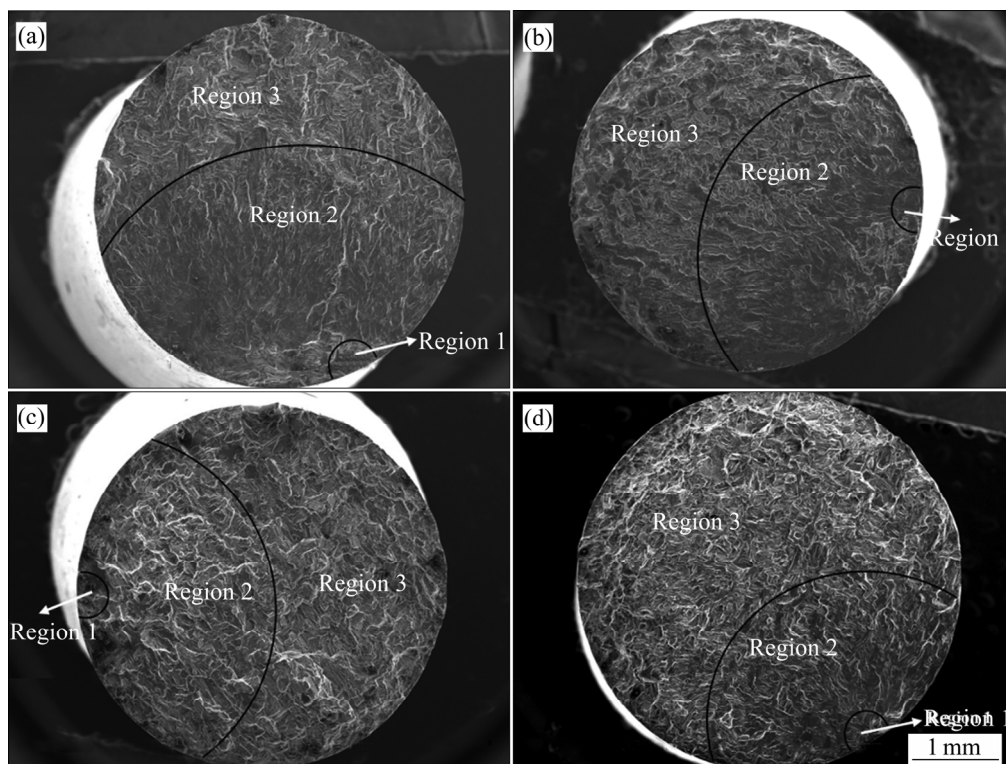


图4 T6 态 ZM51 镁合金在不同循环应力和循环周次下的疲劳断口全貌

Fig. 4 Overall fatigue fracture surface morphologies of T6 treated ZM51 alloys: (a) ± 100 MPa, 1.38×10^6 cycles; (b) ± 120 MPa, 1.91×10^6 cycles; (c) ± 150 MPa, 1.10×10^5 cycles; (d) ± 180 MPa, 3.09×10^4 cycles (Region 1, Region 2, and Region 3 correspond to crack initiation region, crack propagation region, and collapse fracture region)

机制有关^[23]。图 5(c)和(d)所示为合金疲劳裂纹扩展区形貌,发现裂纹扩展区呈现穿晶断裂特征,形成众多解理面,多数解理面存在层片状结构。断裂失稳区形貌如图 5(e)和(f)所示,可以看出,该区域比裂纹萌生区和扩展区粗糙,在高应力条件下更为明显,其形貌与静态拉伸断口形貌非常类似,以解理断裂面和少量韧窝形貌为特征,说明该区域中裂纹扩展迅速,像静态拉伸断裂一样是在短时间内的瞬间断裂,因此断裂失稳阶段在整个疲劳周期中所占的比例较小。

2.5 断口附近光学显微组织

图 6 所示为不同循环应力下疲劳断口附近的横截面光学显微组织全貌和局部放大图,组织观察面距断口约 $100 \mu\text{m}$ 。由图 6 可以看出,合金晶粒尺寸与疲劳前晶粒尺寸基本一致,疲劳断口一侧在整个断面上均存在大量平行排布的针状孪晶,孪晶大多分布在较大的晶粒内。图 6(a)、(b)和图 6(c)、(d)相比,在高应力

条件下,可观察到的针状孪晶数量更多且排布更加密集。图 7 所示为疲劳后试样纵向光学显微组织,可以发现,断口附近一定距离范围内存在平行排布的针状孪晶。随着距断口表面的距离增加,孪晶数量逐渐减少。如图 7(a)和(b)所示,在 100 MPa 下,孪晶层的厚度约 3 mm ,而 180 MPa 下,孪晶层分布范围仅 $300 \mu\text{m}$,两者孪晶层厚度相差约 10 倍。分析认为试样疲劳后断口附近的孪晶数量与循环周次有关。在高应力条件下,循环周次较短,同时去孪生作用更强烈,试样在较短时间内发生疲劳断裂,因此,孪晶层厚度较薄;对于低应力条件下的试样,循环周次较长,去孪生作用弱,因此,在断口附近范围内累积的残余孪晶数量更多,表现为孪晶层更厚。图 7(c)所示为在加载应力为 100 MPa 、循环 1×10^7 周次条件下,未萌生裂纹的疲劳试样最大应力附近纵向金相组织,此时,在组织中几乎观察不到针状孪晶的存在,从而证明导致疲劳裂纹萌生扩展的“孪生-退孪生”主要发生在疲劳裂纹尖端的塑性区内。

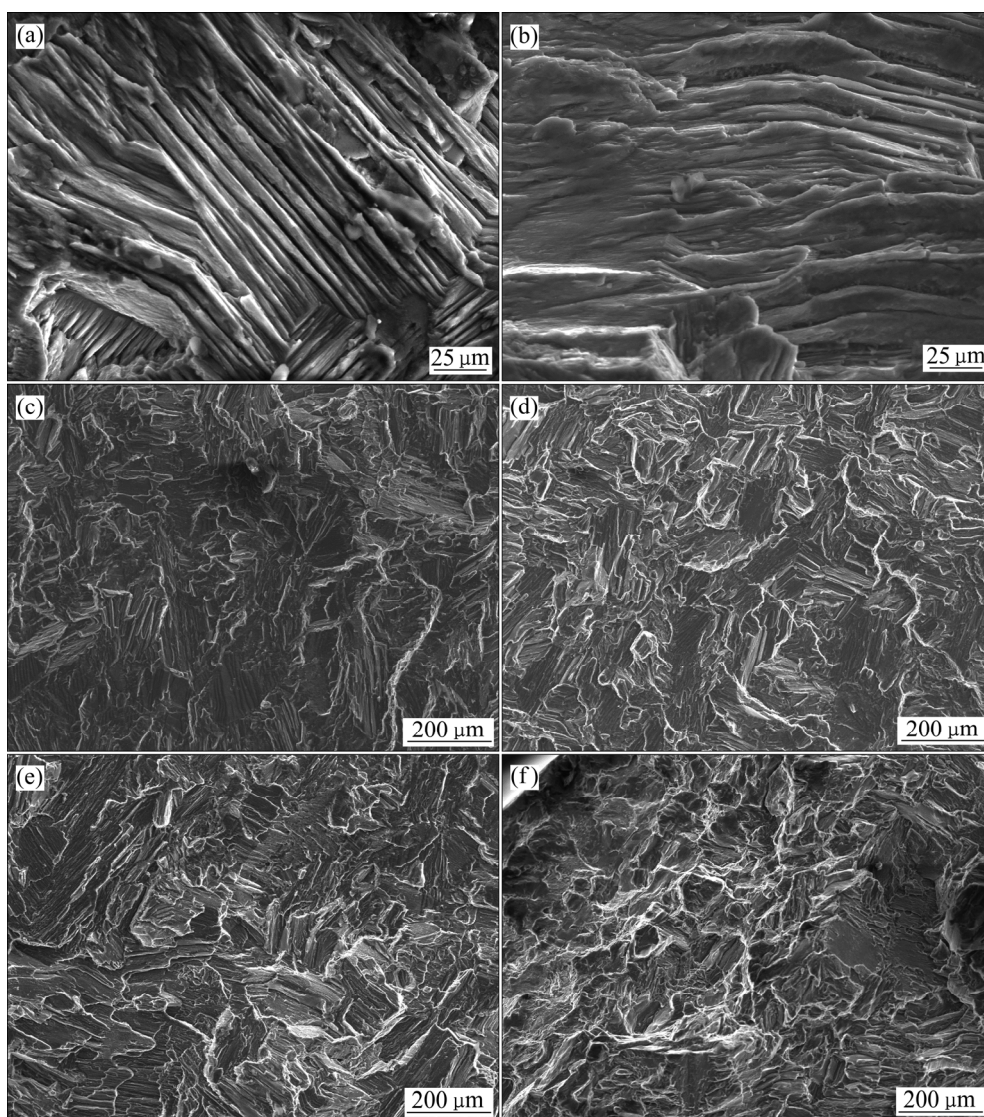


图 5 T6 态 ZM51 镁合金在低应力和高应力条件下疲劳断口的 SEM 像

Fig. 5 Overall fatigue fracture surface morphologies of T6 treated ZM51 alloys: (a) Crack initiation region, ± 100 MPa, 1.38×10^6 cycles; (b) Crack initiation region, ± 180 MPa, 3.09×10^4 cycles; (c) Crack propagation region, ± 100 MPa, 1.38×10^6 cycles; (d) Crack propagation region, ± 180 MPa, 3.09×10^4 cycles; (e) Collapse fracture region, ± 100 MPa, 1.38×10^6 cycles; (f) Collapse fracture region, ± 180 MPa, 3.09×10^4 cycles

3 分析与讨论

3.1 T6 处理后 ED 方向拉压不对称性增加的原因

镁合金拉压屈服不对称性是由于在拉伸和压缩过程中合金变形机制不同引起的^[24]。在镁合金中, 滑移系的激活取决于其临界剪切应力(Critical resolved shear stress, CRSS)和取向因子的大小, 室温下激活基面滑移所需的临界剪切应力最小, 仅为 0.5~0.7 MPa^[25]; 其次, 镁合金中常见的孪生机制是 $\{10\bar{1}2\}$ 拉

伸孪生和 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪生, 其 CRSS 分别为 2 MPa 和 76~153 MPa^[26], 当晶粒受到沿 c 轴方向的拉应力或垂直于 c 轴方向的压应力时容易激活拉伸孪生, 因此, 镁合金在室温下的变形主要以基面滑移和拉伸孪生为主。由于镁合金经过挤压变形后会形成很强的丝织构, 沿挤压方向拉伸时, 启动的滑移系主要为柱面滑移^[27], 其 CRSS 为 39 MPa, 合金表现出较高的拉伸屈服强度。而沿挤压方向压缩时, 压应力垂直于晶粒 c 轴, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶很容易被激活, 由于其 CRSS 远低于柱面滑移, 导致合金压缩屈服强度远低于拉伸屈服强度, 表现出明显的拉压不对称性^[28]。

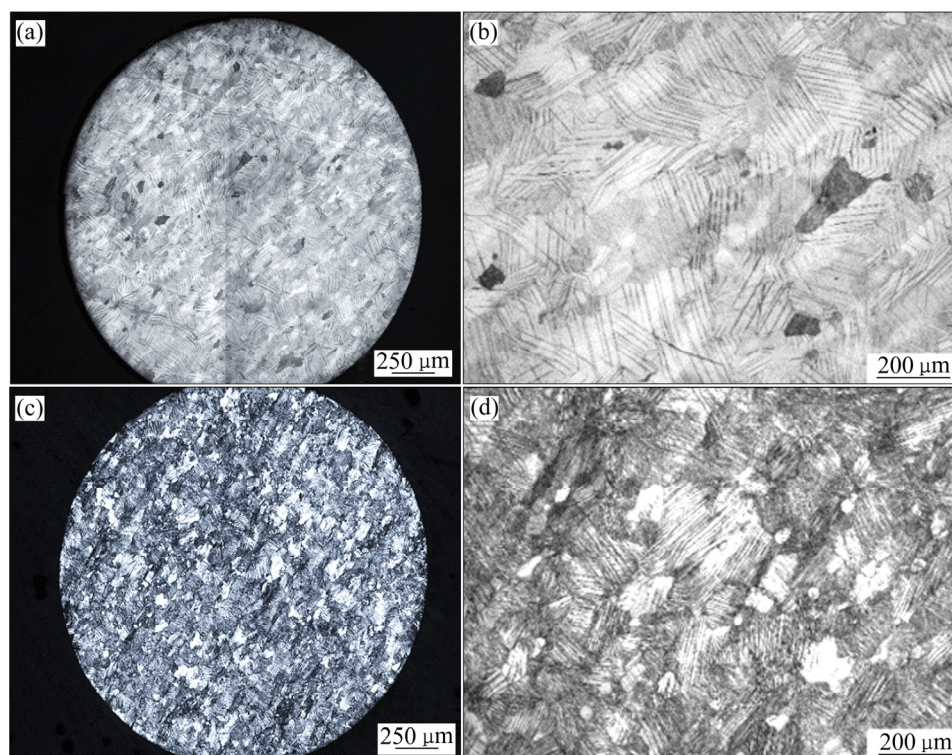


图6 T6 态 ZM51 镁合金疲劳后横向光学显微组织

Fig. 6 Optical microstructures of post-fatigued T6 treated ZM51 alloys in transverse direction: (a), (b) ± 100 MPa, 1.38×10^6 cycles; (c), (d) ± 180 MPa, 3.09×10^4 cycles

研究表明, ZM51 镁合金经过 T6 处理后, 晶粒粗化显著, 平均晶粒尺寸由 $7 \sim 35 \mu\text{m}$ 急剧增加到 $80 \mu\text{m}$, 晶粒粗化一般会显著降低合金的强度和塑性。然而, 时效处理后, 会析出细小弥散的杆状相 β'_1 相和盘状相 β'_2 相, 对于拉伸性能, 这些析出相能够有效阻碍位错的柱面滑移, 析出相的强化作用远超晶粒长大对强度的弱化作用, 与挤压态相比, 拉伸屈服强度由 192 MPa 增加到 321 MPa , 增幅达 129 MPa ^[20]。对于压缩性能, 时效析出的高密度 Mg-Zn 相不仅阻碍位错滑移, 也可以阻碍孪生的产生, 在一定程度上提高合金的压缩强度。但 T6 处理后, 粗化的晶粒更有利于发生拉伸孪生。大量实验证明, 在细晶镁合金的变形过程中, 形成孪晶界面的能量更高^[29]。T6 态合金在时效强化和拉伸孪生的共同作用下, 合金压缩屈服强度增加幅度不显著, 增幅只有 41 MPa , 提高幅度远低于拉伸屈服强度, 从而导致合金的拉压屈服不对称性($R_{p0.2}/R_{pc0.2}$)增加。

3.2 T6 态 ZM51 合金 ED 方向高周疲劳机制

如前所述, 本文 T6 态 ZM51 镁合金挤压材的高

周疲劳试验采用应力控制, 以全反向对称拉压方式加载($R=-1$), 加载力平行于挤压方向, 试样工作部分无平行段, 采用过渡弧, 所有试样的疲劳断裂均发生于最小直径处, 由于该处应力最大。受到挤压织构的影响, 加载方向垂直于大多数晶粒的 c 轴。在疲劳失效过程中, 裂纹的扩展基本在疲劳裂纹尖端塑性区中进行, 因此, 塑性区的性质对裂纹的萌生和扩展行为起着重要作用。WU 等^[30]利用原位中子衍射技术, 发现 AZ31 镁合金在应力比 $R=0.1$ 疲劳过程中, 在最大应力处疲劳裂纹尖端存在拉伸塑性区, 而在最小应力处裂纹尖端存在压缩塑性区。因此, 在本文中, 对于压缩半周期, 在裂纹尖端塑性区内容易激活拉伸孪生, 这些孪晶在反向拉伸加载时大多数发生退孪生而消失, 只有极少数残留, 但经过长时间反复加载后, 会在塑性区扫过的晶粒内累积形成平行排列的多个针状拉伸孪晶, 上述“拉伸孪生-退孪生”机制即为本文所述高周疲劳机制。

在疲劳裂纹萌生阶段, 裂纹萌生位置以试样表面附近的孪晶界为主。尽管所施加的应力低于压缩屈服强度(约为 150 MPa), 但在试样表面存在局部应力集



图 7 T6 态 ZM51 镁合金疲劳后纵向光学显微组织

Fig. 7 Optical microstructures of post-fatigued T6 treated ZM51 alloys in longitudinal direction: (a) ± 100 MPa, 1.38×10^6 cycles; (b) ± 180 MPa, 3.09×10^4 cycles; (c) ± 100 MPa, 1.0×10^7 cycles

中区域,该区域内的真实应力要高于合金的屈服强度,从而发生局部塑性变形,主要是反复的“拉伸孪生-退孪生”。在循环加载过程中,残余孪晶界附近的位错塞积程度不断增加,孪晶界附近的应力集中程度持续增加,最终导致孪晶界开裂,形成微裂纹。余江平等^[31]在研究 AZ31 镁合金高周疲劳过程中发现了同样的结果,经拉压循环变形后,产生了大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,孪晶片层容易产生于裂纹萌生区。在疲劳裂纹扩展阶段,疲劳主裂纹以穿晶方式向内部扩展,裂纹尖端塑性区内发生反复的“拉伸孪生-退孪生”,塑性区扫过的晶粒内累积形成平行排列的多个针状拉伸孪晶,图 5 断口的 SEM 像以及图 6、图 7 断口附近金

相均显示了这一特征。随着疲劳裂纹的不断扩展,剩余面积承受的拉应力不断增加,当拉应力达到抗拉强度(静态拉伸为 340 MPa)时材料断裂,形成断裂失稳区,在图 5 断口 SEM 中断裂失稳区呈现静态拉伸断口特征。在断裂前,断裂失稳区也经历了“拉伸孪生-退孪生”过程,晶粒内也可见平行排布的针状拉伸孪晶。

综上所述,T6 态 ZM51 镁合金在沿挤压方向循环拉压加载过程中,裂纹尖端塑性区内的变形机制为“拉伸孪生-退孪生”机制。图 8 直观地展示了稳定扩展阶段的“拉伸孪生-退孪生”机制。如图 8(a)所示,已萌生裂纹的光滑试样在某个压缩周期内,裂纹

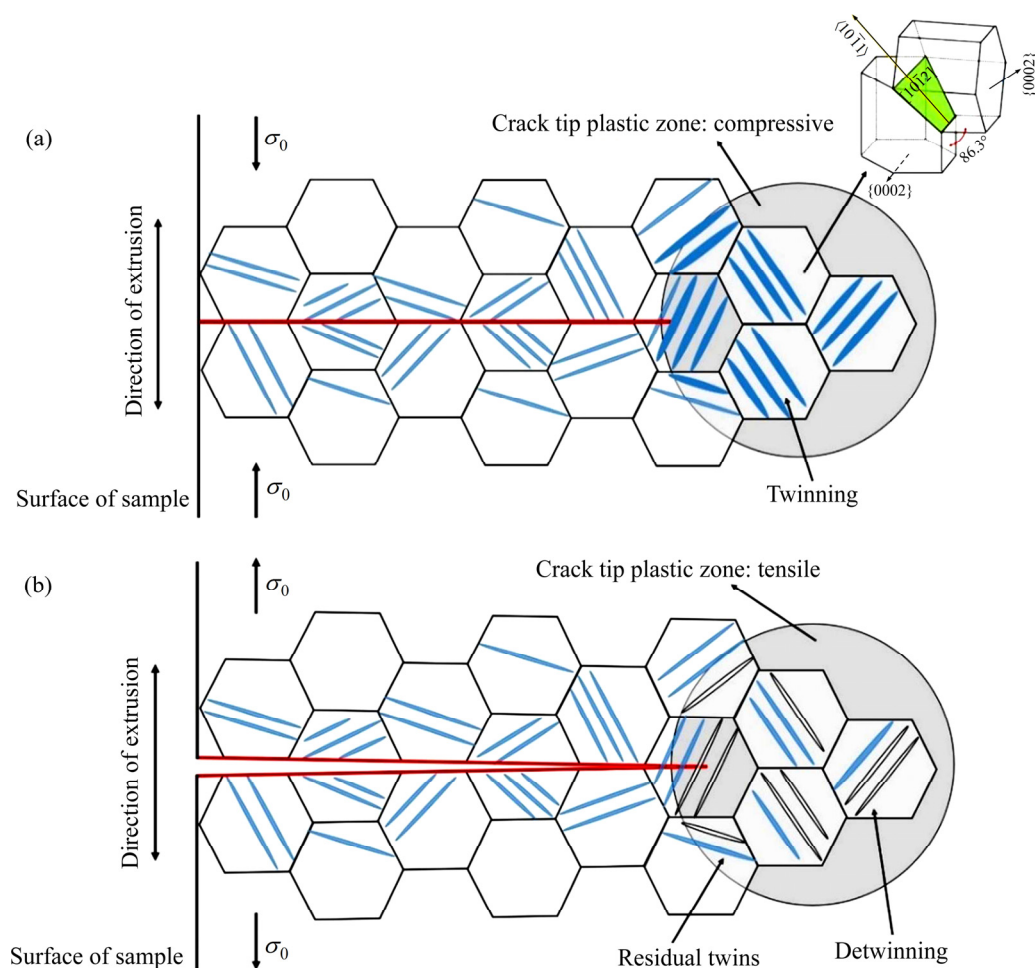


图8 T6 态 ZM51 镁合金疲劳断裂过程示意图

Fig. 8 Schematic diagram of process of fatigue fracture of T6 treated ZM51 alloys: (a) Compression stage; (b) Tensile stage

尖端存在压应力塑性区, 此时 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶被激活, 并使孪生区域与基体形成 86.3° 的取向差。如图 8(b) 所示, 在相邻的拉伸加载周期, 裂纹尖端塑性区为拉应力状态, 塑性区内的晶粒中发生退孪生, 大部分透镜状拉伸孪晶消失, 只有少数拉伸孪晶变细变薄而残留, 但经过反复变形累积后, 塑性区扫过的晶粒内呈多个针状拉伸孪晶平行排列的特征。

4 结论

1) T6 态 ZM51 镁合金沿挤压方向静态拉伸和压缩时, 其变形机制分别为柱面滑移和拉伸孪生。T6 处理在提高合金拉伸性能和压缩性能的同时, 降低了合金的伸长率, 合金的拉压屈服不对称性也随之增加。

2) 采用升降法测得 T6 态 ZM51 镁合金在应力比 $R=-1$, 循环周次为 1×10^7 下的疲劳极限为 103 MPa, 约为其抗拉强度的 30%, 表现出中等强度的疲劳性能。合金疲劳裂纹萌生位置以试样表面附近的孪晶界为主; 疲劳裂纹扩展路径以穿晶为主, 形成众多解理面, 多数解理面存在层片状结构; 断裂失稳区断口以解理断裂面和少量韧窝形貌为特征; 整个疲劳断口附近均存在大量平行排布的针状孪晶, 应力越大, 孪晶层内单个晶粒内的针状孪晶的数量更多且间距更小。断口附近孪晶层的厚度随应力的增加而减小。

3) T6 态 ZM51 镁合金在沿挤压方向循环拉压加载过程中, 裂纹尖端塑性区内的变形机制为“拉伸孪生-退孪生”。对于压缩半周期, 裂纹尖端塑性区内激活拉伸孪生, 在反向拉伸加载时发生退孪生, 经过长时间反复加载后, 在塑性区扫过的晶粒内累积形成平行排列的多个针状拉伸孪晶。

REFERENCES

- [1] 刘正, 张奎, 曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2002: 8–69.
- LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiao-qin. Fundamentals and applications of magnesium based light alloys[M]. Beijing: China Machine Press, 2002: 8–69.
- [2] 余琨, 黎文献, 王日初, 马正青. 变形镁合金的研究、开发及应用[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 277–288.
- YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu, MA Zheng-qing. Research, development and application of wrought magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(2): 277–288.
- [3] LUO A A. Materials comparison and potential applications of magnesium in automobiles[J]. Essential Readings in Magnesium Technology, 2016: 25–34.
- [4] SHU Yang, ZHANG Xi-yan, YU Jiang-ping, TAN Li, YIN Rui-sen, LIU Qing. Tensile behaviors of fatigued AZ31 magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(5): 896–901.
- [5] ISHIHARA S, KITAGAWA S, QI M R, SHIBATA H, GOSHIMA T. Evaluation of distribution of fatigue lives of the extruded magnesium alloy AZ61[J]. Acta Mechanica, 2013, 224(6): 1251–1260.
- [6] KARPARVARFARD S M H, SHAHA S K, BEHRAVESH S B, JAHED H, WILLIAMS B W. Fatigue characteristics and modeling of cast and cast-forged ZK60 magnesium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 118: 282–297. (In Japan)
- [7] POTZIES C, KAINER K U. Fatigue of magnesium alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 281–289.
- [8] BEGUM S, CHEN D L, XU S, LUO Alan-A. Effect of strain ratio and strain rate on low cycle fatigue behavior of AZ31 wrought magnesium alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2009, 517(1/2): 334–343.
- [9] 宋晓村, 赵东清, 周吉学, 杨院生. 变形镁合金疲劳行为的研究现状[J]. 机械工程材料, 2017, 41(12): 1–6, 84.
- SONG Xiao-cun, ZHAO Dong-qing, ZHOU Ji-xue, YANG Yuan-sheng. Research progress on fatigue behavior of wrought magnesium alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2017, 41(12) 1–6, 84.
- [10] UEMATSU Y, KAKIUCHI T, TAMADA K, KAMIYA Y. EBSD analysis of fatigue crack initiation behavior in coarse-grained AZ31 magnesium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 84: 1–8.
- [11] MORITA S, FUJIWARA S, HORI T, HATTORI N. Microstructure dependence of fatigue crack propagation behavior in wrought magnesium alloy[J]. Frattura E Integrità Strutturale, 2016, 10(35): 82–87.
- [12] WU Luo-yi, LI Hao-tian, YANG Zhong. Microstructure evolution during heat treatment of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy and its low-cycle fatigue behavior at 573 K[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(5): 1026–1035.
- [13] XIONG Y, YU Q, JIANG Y Y. Cyclic deformation and fatigue of extruded AZ31B magnesium alloy under different strain ratios[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 649: 93–103.
- [14] PENG L, FU P, LI Z, WANG Y, JINAG H. High cycle fatigue properties of cast Mg-xNd-0.2Zn-Zr alloys[J]. Journal of Materials Science, 2014, 49(20): 7105–7115.
- [15] MOKHTARISHIRAZABAD M, BOUTORABI S M A, AZADI M, NIKRAVAN M. Effect of rare earth elements on high cycle fatigue behavior of AZ91 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 587(1): 179–184.
- [16] ADAMS J F, ALLISON J E, JONES J W. The effects of heat treatment on very high cycle fatigue behavior in hot-rolled WE43 magnesium[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 93: 372–386.
- [17] 刘文才, 董杰, 张平, 翟春泉, 丁文江. 喷丸强化对ZK60镁合金高周疲劳性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(10): 1733–1740.
- LIU Wen-cai, DONG Jie, ZHANG Ping, ZHAI Chun-quan, DING Wen-jiang. Influence of shot peening on high cycle fatigue properties of ZK60 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(10): 1733–1740.
- [18] ZHANG D F, ZHAO X B, SHI G L, QI F G. Effects of Zn content and heat treatment on microstructures and mechanical properties of Mg-Zn-Mn wrought magnesium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(3): 418–423.
- [19] ZHANG D F, QI F G, SHI G L, DAI Q W. Effects of Mn content on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Mn wrought alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(12): 2205–2210.

- [20] YUAN J W, ZHANG K, LI T, LI X G, LI Y J, MA M L. Anisotropy of thermal conductivity and mechanical properties in Mg-5Zn-1Mn alloy[J]. *Materials & Design*, 2012, 40: 257–261.
- [21] OGAREVIC V V, STEPHENS R I. Fatigue of magnesium alloys[J]. *Annual Review of Materials Science*, 1999, 20(1): 141–177.
- [22] LIU W C, DONG J, ZHANG P, YAO Z Y, ZHAI C Q, DING W J. High cycle fatigue behavior of as-extruded ZK60 magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(11): 2916–2924.
- [23] YIN S M, YANG F, YANG X M, WU S D, LI S X, LI G Y. The role of twinning-detwinning on fatigue fracture morphology of Mg-3%Al-1%Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 494(1/2): 397–400.
- [24] 宋 波, 辛仁龙, 孙立云, 陈 刚, 刘 庆. 镁合金拉伸压缩不对称性的影响因素及控制方法[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(8): 1941–1952.
- SONG Bo, XIN Ren-long, SUN Li-yun, CHEN Gang, LIU Qing. Influencing factors and controlling methods of tension-compression asymmetry in magnesium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(8): 1941–1952.
- [25] HUTCHINSON W B, BARNETT M R. Effective values of critical resolved shear stress for slip in polycrystalline magnesium and other hcp metals[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(7): 737–740.
- [26] 刘 庆. 镁合金塑性变形机理研究进展[J]. *金属学报*, 2010, 46(11): 1458–1472.
- LIU Qing. Research progress on plastic deformation mechanism of Mg alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(11): 1458–1472.
- [27] AL-SAMMAN T, LI X, CHOWDHURY S G. Orientation dependent slip and twinning during compression and tension of strongly textured magnesium AZ31 alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2010, 527(15): 3450–3463.
- [28] 丁文江, 靳 丽, 吴文祥, 董 杰. 变形镁合金中的织构及其优化设计[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(10): 2371–2381.
- DING Wen-Jiang, JIN Li, WU Wen-xiang, DONG Jie. Texture and texture optimization of wrought Mg alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(10): 2371–2381.
- [29] BARNETT M R, KESHAVERZ Z, BEER A G, ATWELL D. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(17): 5093–5103.
- [30] WU W, LEE S Y, PARADOWSKA A M, GAO Y, LIAW P K. Twinning-detwinning behavior during fatigue-crack propagation in a wrought magnesium alloy AZ31B[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2012, 556(6): 278–286.
- [31] YU Jiang-ping, ZHANG Xi-yan, SHU Yang, TAN Li, YIN Rui-sen. Evolution characteristics of microstructure and properties in AZ31 alloy during high cycle fatigue processes[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, 27(7): 1530–1536.

High cycle fatigue behavior of T6-treated ZM51 alloy extrusion

MU Tong^{1,2,3}, SHI Guo-liang^{1,2,3}, ZHANG Kui^{1,2,3}, LI Xing-gang^{1,2,3}, LI Yong-jun^{1,2,3},
MA Ming-long^{1,2,3}, YUAN Jia-wei^{1,2,3}

(1. State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes, GRINM Group Co., Ltd., Beijing 100088, China;

2. GRIMAT Engineering Institute Co., Ltd., Beijing 100088, China;

3. General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The industrially extruded ZM51 magnesium alloy was studied in the present work. The static mechanical properties of as-extruded and T6 treated samples along extrusion direction (ED) were tested, and the high cycle fatigue behavior of T6 ED samples were studied under stress ratio $R=-1$. The results show that the tensile and compressive strength of the ED sample are improved by T6 heat treatment, but the elongation is greatly reduced, and the increment of the compressive yield strength is much lower than that of the tensile yield strength, resulting in the rise in the yield-strength asymmetry. The fatigue strength of T6 treated ZM51 alloy is 103 MPa under 1×10^7 cycle conditions, which is about 30% of its tensile strength. The tensile twinning and detwinning mechanism play a dominate role in fatigue deformation process, which is occurred in the plastic zone of the crack tip. The fatigue crack mainly initiates at the twin boundaries near the specimen surface, and propagates in a trans-granular mode. There are a large number of needle twins on both sides of the fatigue fracture which cover the whole fracture. The larger the stress, the larger the number of needle twins, and the smaller the spacing. The thickness of twin layer near the fracture decreases with the increase of the stress.

Key words: wrought magnesium alloy; tension-compression yield asymmetry; high cycle fatigue; twinning; detwinning

Foundation item: Project(BA2017044) supported by Jiangsu Province Achievement Transformation, China; Project supported by Development and Industrialization of High-performance Magnesium Alloy Deformation Processing Products for High-end Equipment, China

Received date: 2019-08-01; **Accepted date:** 2019-12-17

Corresponding author: SHI Guo-liang; Tel: +86-10-82241163; E-mail: shigl@grinm.com

(编辑 李艳红)