

挤压态 AM30 镁合金的动态力学行为及变形机制

王长义^{1,2}, 刘 正¹, 毛萍莉¹

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870;

2. 辽宁装备制造职业技术学院 实习实训中心, 沈阳 110161)

摘 要: 采用分离式 Hopkinson 压杆和反射式拉杆装置在室温对挤压态 AM30 镁合金进行动态压缩和拉伸试验, 分析 AM30 镁合金在沿挤压方向(ED)和横向(TD)压缩和拉伸时的变形机制, 计算 AM30 镁合金在 ED 和 TD 方向压缩和拉伸时的应变速率敏感系数, 并通过 SEM 观察断口形貌。结果表明: 沿 ED 方向压缩时, 拉伸孪晶 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 是主要变形机制, 屈服强度对应变速率不敏感; 沿 ED 方向拉伸以及 TD 方向压缩和拉伸时, 拉伸孪晶不能启动, 位错滑移参与变形, 应变速率敏感系数提高; AM30 镁合金在 ED 方向表现出很强的拉压不对称性, 压缩/拉伸屈服比约为 0.38, 在 TD 方向则无明显的拉压不对称性; AM30 镁合金在动态压缩和拉伸时断口形貌呈韧脆混合的断裂特征。

关键词: 镁合金; 孪生; 应变速率敏感性; 变形机制; 织构

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Dynamic mechanical behavior and deformation mechanism of extruded AM30 magnesium alloy

WANG Chang-yi^{1,2}, LIU Zheng¹, MAO Ping-li¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;

2. Center of Practising and Training, Liaoning Equipment Manufacture Vocational College of Technology, Shenyang 110161, China)

Abstract: The dynamic compressive and tensile tests on the extruded AM30 magnesium alloy were carried out at room temperature using a split Hopkinson pressure bar and a reflected Hopkinson tension bar apparatus. The deformation mechanisms of the AM30 magnesium alloy under the dynamic compression and tension loading along the extruding direction (ED) and the transverse direction (TD) were analyzed. The strain rate sensitivity coefficients of the alloy under different conditions were calculated and the dynamic fractograph of the alloy was analyzed. The results show that, when the alloy is compressed along the ED, tension twining $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ is the main deformation mechanism, and the yield stress of the alloy is insensitive to the strain rate. When the alloy is tested under tension along the ED and under tension and compression along TD, tension twining $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ is not initiated, while the dislocation slip is responsible for the plastic deformation, resulting in the fact that the strain rate sensitivity becomes higher. The asymmetry of the tension-compression of AM30 magnesium alloy is much pronounced along the ED and the yield stress ratio of compression to tension is about 0.38. The fractograph of the alloy is mix-fractured morphology under dynamic compressive and tensile conditions.

Key words: magnesium alloy; twining; strain rate sensitivity; deformation mechanism; texture

镁合金是目前实际应用中密度最低的金属结构材料, 具有比强度和比刚度高、阻尼性和切削加工性好

等优点, 因而被广泛应用于汽车领域^[1-3]。目前, 镁合金汽车零部件超过 60 种, 包括汽车仪表板、汽车

座架、转向操纵系统部件、发动机罩盖、变速器、轮毂等^[2-3]。由于在汽车碰撞等过程中镁合金零部件要承受高速载荷, 因此, 人们开始关注它在应变速率为 $10^2 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$ 范围内的力学行为。

本文作者采用 Hopkinson 装置研究挤压态 AM30 镁合金的动态压缩和拉伸力学行为, 分析其动态变形机制和应变速率敏感性, 并用 SEM 观察其断口形貌。

1 实验

测试材料为 AM30 镁合金挤压型材, 由美国 Timminco 公司生产。合金的名义化学成分(质量分数)为 3%Al、0.5%Mn、0.16%Zn, 其余为 Mg。挤压温度为 $360 \sim 382^\circ\text{C}$, 挤压比约为 6, 挤压后空气冷却。材料的原始组织形貌如图 1 所示。由图 1 可知, 合金的等轴晶大小不均, 平均晶粒度在 $32 \mu\text{m}$ 左右。

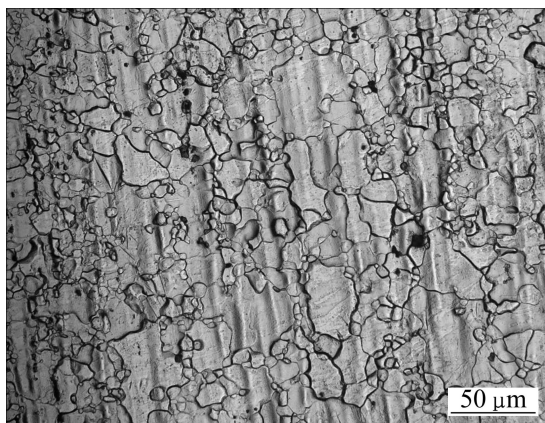


图1 挤压态 AM30 镁合金的原始组织

Fig.1 Original microstructure of as-extruded AM30 magnesium alloy

采用 Hopkinson 压杆和反射式 Hopkinson 拉杆装置进行动态压缩和拉伸实验, 实验装置及原理见文献[4-6]。试样切取的位置和方向如图 2 所示。在图 2 箭头所示的肋筋上, 分别沿挤压方向(ED 方向)和横向(TD 方向)用线切割机床取下 $d12 \text{ mm}$ 的圆棒, 然后将圆棒分别加工成如图 3 所示的压缩和拉伸试样, 即 ED 方向有压缩和拉伸试样各 1 种, TD 方向有压缩和拉伸试样各 1 种。动态测试的应变速率范围为 $600 \sim 2800 \text{ s}^{-1}$ 。在 MTS 实验机上对 ED 压缩试样进行应变速率为 0.001 s^{-1} 的准静态压缩实验, 用以与动态数据比较。采用 SEM 观察试样断口形貌。

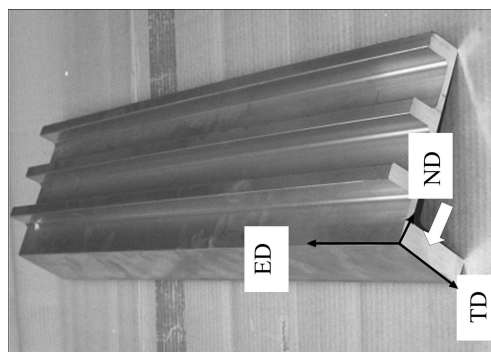


图2 型材上试样切取的位置和方向

Fig.2 Location and direction of samples on extrusion sample

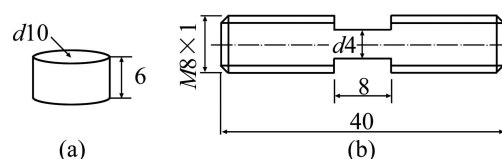


图3 压缩和拉伸试样尺寸

Fig.3 Dimensions of compressive (a) and tensile (b) samples (mm)

2 结果

2.1 动态压缩

图 4(a)所示为 AM30 镁合金在应变速率 $\dot{\epsilon}$ 分别为 680、1 915 和 $2\,611 \text{ s}^{-1}$ 沿 ED 方向动态压缩的真应力—真应变曲线。从图 4(a)可以看出, 沿 ED 方向压缩时, AM30 镁合金的屈服强度较低, 且随着应变速率的增加, 屈服强度几乎没有变化, 平均为 100 MPa; 当 $\dot{\epsilon} = 2\,611 \text{ s}^{-1}$ 时, 试样发生断裂, 断裂强度为 528 MPa, 断裂应变为 15%。动态压缩时, AM30 合金沿 ED 方向压缩试样的应变速率硬化较为显著, 曲线上扬, 使其断裂强度(528 MPa)比准静态 $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$ 时的断裂强度(340 MPa)高 188 MPa。

图 4(b)所示为 AM30 镁合金沿 TD 方向动态压缩时的真应力—真应变曲线, 应变速率分别为 660、1 130 和 $1\,860 \text{ s}^{-1}$ 。可见, 沿 TD 方向压缩时, 随着应变速率的增加, AM30 合金的屈服强度小幅增长, 应力—应变曲线略微上移, 表现出轻微的正应变速率效应, 平均屈服强度为 110 MPa; 当 $\dot{\epsilon} = 1\,860 \text{ s}^{-1}$ 时, 试样发生断裂, 断裂强度为 372 MPa, 断裂应变为 15%。沿 TD 方向压缩时, 应变速率硬化效应不如 ED 方向压缩时的显著, 使其断裂强度(372 MPa)比 ED 方向压缩时的(528 MPa)低 156 MPa, 但断裂应变与 ED 方向压缩时的相同。

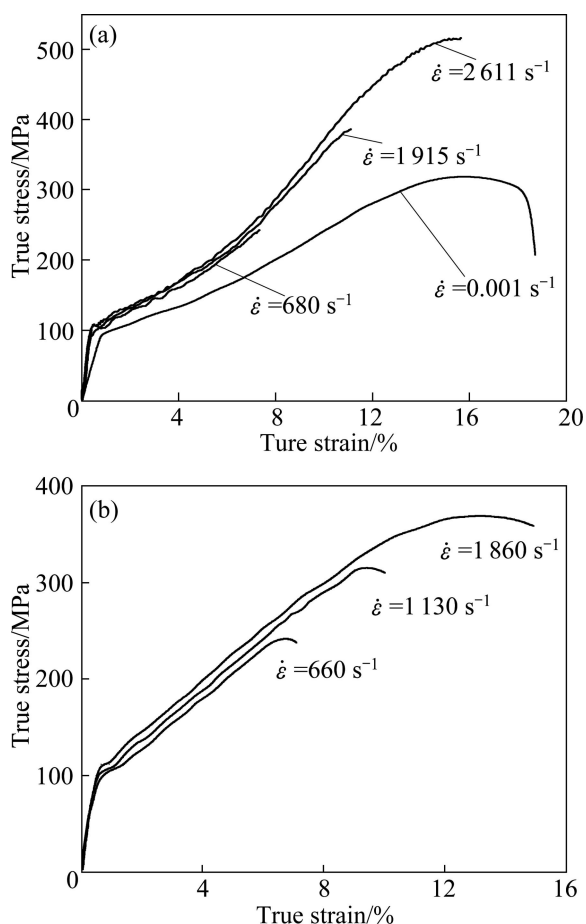


图4 AM30 镁合金动态压缩真应力—真应变曲线

Fig.4 Dynamic compressive true stress—true strain curves of AM30 magnesium alloy: (a) ED; (b) TD

2.2 动态拉伸

图 5(a)所示为 AM30 镁合金在应变速率分别为 680、1 780 和 2 500 s^{-1} 时沿 ED 方向动态拉伸的真应力—真应变曲线。可见，沿 ED 方向拉伸时，合金的屈服强度较高，平均屈服强度达 260 MPa，并随应变速率的增加小幅提高，使应力—真应变曲线上移，表现出与 TD 方向压缩相似的正应变速率效应。当 $\dot{\epsilon}=2\,500\text{ s}^{-1}$ 时，试样发生断裂，断裂强度为 390 MPa，断裂应变为 16%。断裂应变与同方向压缩时的相当，断裂强度比同方向压缩时的低 138 MPa。

图 5(b)所示为 AM30 镁合金在应变速率分别为 820、1 730 和 2 800 s^{-1} 时沿 TD 方向动态拉伸的真应力—真应变曲线。AM30 镁合金沿 TD 方向拉伸时，其屈服强度随应变速率的提高有小幅增长，表现出轻微的正应变速率效应，平均屈服强度为 110 MPa，与 TD 压缩时的相当；当 $\dot{\epsilon}=2\,800\text{ s}^{-1}$ 时，试样发生断裂，断裂强度为 386 MPa，比 TD 压缩时的略高，断裂应变为 15%，与 TD 方向压缩时的相同。

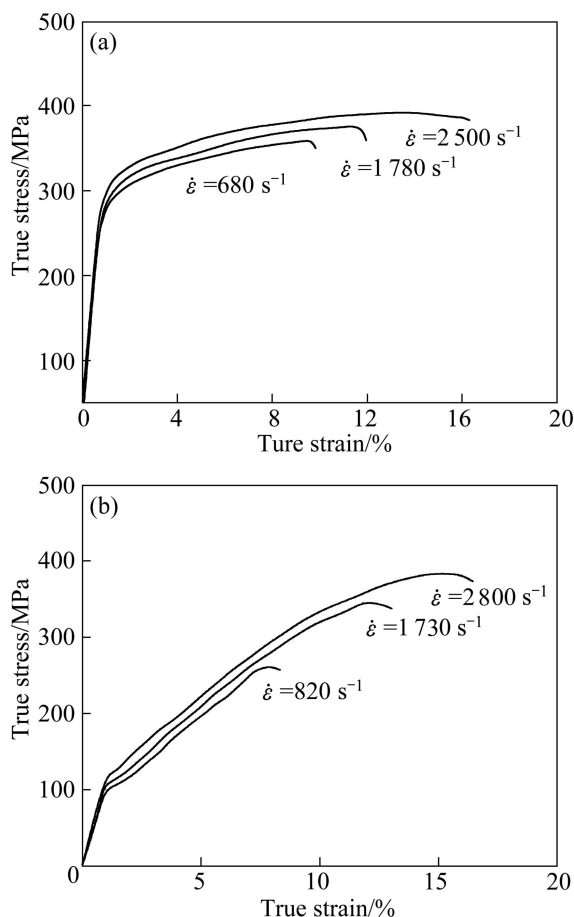


图5 AM30 镁合金动态拉伸真应力—真应变曲线

Fig.5 Dynamic tensile true stress—true strain curves of AM30 magnesium alloy: (a) ED; (b) TD

3 分析与讨论

3.1 ED 方向拉/压不对称性与变形机制

镁为密排六方晶体结构，在常温下变形时只有 3 种滑移系^[7-8]，即基面滑移系 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ，柱面滑移系 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 、 $\{11\bar{2}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 和锥面滑移系 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 或 $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ 。基面滑移系的临界分切应力较小，能否启动主要取决于晶粒取向；锥面滑移系和柱面滑移系在室温下的临界分切应力远大于基面滑移系的，因此，在一般情况下不易启动，但在温度升高或基面滑移和孪生受抑制而使应力水平提高时能被激活。

除滑移外，镁单晶体还有两种孪晶系^[7-8]，即拉伸孪晶系 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 和压缩孪晶系 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 。孪晶的启动与其 c 轴方向所受应力状态密切相关。拉伸孪晶 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 系只有在平行于 c 轴的方向存在拉力时才能启动；压缩孪晶只有在平行于 c 轴方向存在压力时才能形成，且压缩孪晶的启动应力要比拉

伸孪晶的大得多。对于镁多晶体而言, 塑性变形时孪晶将会有选择地出现在有利取向的晶粒中。

图 6 所示为 AM30 镁合金的组织极图。分析试样取自图 2 箭头所示肋筋的中部。可见, AM30 镁合金在挤压过程中形成了强烈的 $\{0001\}$ 基面织构, 织构使大部分晶粒的 c 轴垂直于挤压方向(ED 方向), 在 TD 与 ND 构成的平面内, c 轴分布在沿 TD 方向向 ND 方向偏散 23° 的区域内。

图 7(a)所示为 AM30 镁合金沿 ED 方向动态压缩与动态拉伸时真应力—真应变曲线的比较。可见, 沿

ED 方向压缩时, 真应力—真应变曲线的屈服点较低, 以 S 点为界, 第一阶段大约 7% 的塑性变形, 曲线向下凸起, 形变硬化趋势随着应变量的增加而增大; 第二阶段约 8% 的塑性变形, 曲线是向上凸起, 形变硬化较第一阶段的显著, 但应变超过 10% 以后, 硬化趋势下降。沿 ED 方向拉伸时, 曲线屈服点很高, 形变硬化效应不显著, 曲线较平。沿 ED 方向压缩与拉伸的屈服强度比约为 0.38, 拉/压不对称性明显。

沿 ED 方向压缩时, c 轴受到拉应力, 在这种应力状态下, $\{10\bar{1}2\}\{11\bar{2}0\}$ 拉伸孪晶处于有利取向, 大量

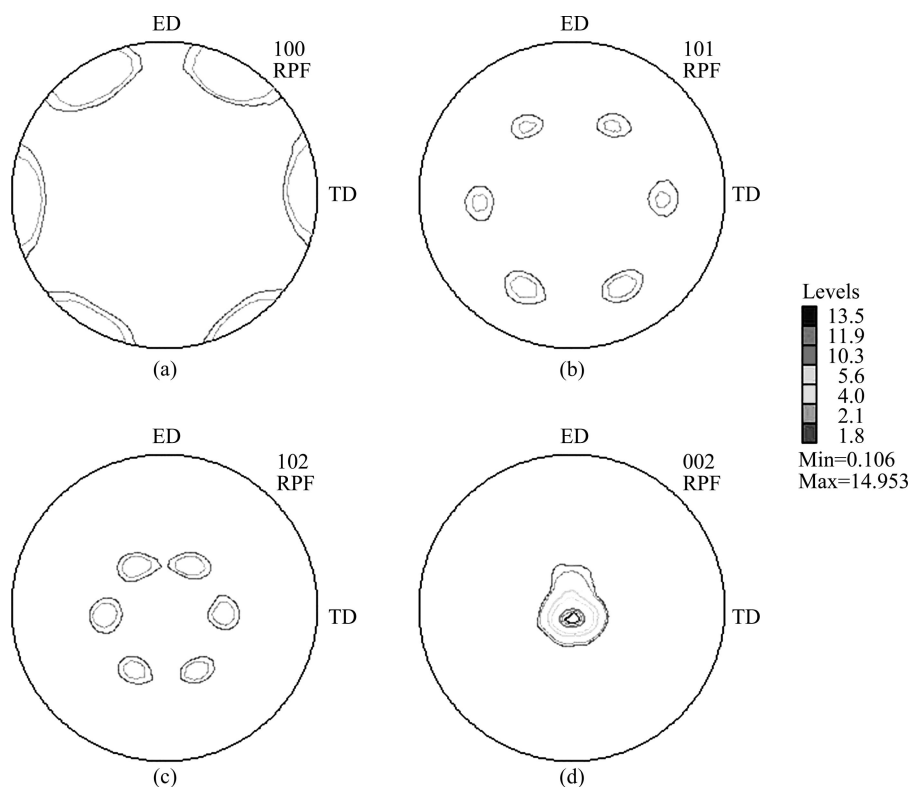


图 6 AM30 镁合金的组织极图

Fig.6 Pole figures of texture in AM30 magnesium alloy

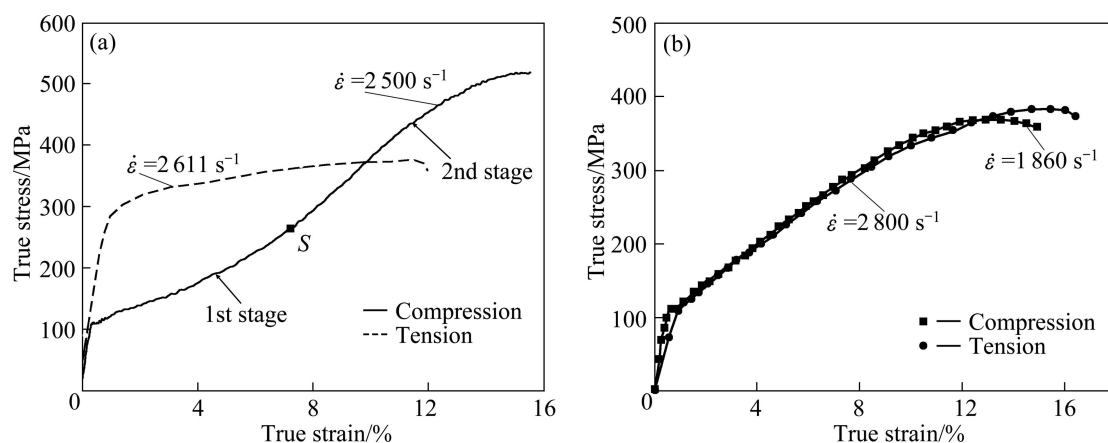


图 7 AM30 镁合金动态压缩与拉伸真应力—真应变曲线

Fig.7 Dynamic true stress—true strain curves of AM30 magnesium alloy between compression and tension: (a) ED; (b) TD

启动,使材料在较低应力下屈服;而基面与受力方向成 0° 角,基面滑移系处于硬取向,不能启动。所以,在压缩变形第一阶段,拉伸孪晶为塑性变形作出贡献^[9-11]。李萧等^[12]通过EBSD取向成像分析发现,拉伸孪晶与基体取向的关系为 $86^\circ\langle 11\bar{2}0\rangle$,转角偏差在 3° 以内。因此,拉伸孪晶形成后虽然改变了晶粒取向,但基面滑移仍处于硬取向,此时的滑移面与受力方向夹角约为 90° 。随着变形的增大,有利于形成拉伸孪晶的晶粒被消耗,应力水平不断提高,使得一些晶粒中的非基面滑移达到临界分切应力,非基面滑移开始启动,非基面滑移为压缩塑性变形的第二阶段作出贡献。由于非基面滑移启动,位错在孪晶界上堆积,使得第二阶段前半段形变硬化和应变速率硬化效应显著,曲线上扬。在第二阶段变形的后半段,应力水平较高,变形速率很快,晶粒发生转动,使硬化趋势下降。

沿ED方向拉伸时, c 轴处于压应力状态,拉伸孪晶不能启动,基面滑移处于硬取向,同样不能启动。在此应力状态下, $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 压缩孪晶处于有利取向,但由于压缩孪晶的启动应力较高,所以,动态拉伸时合金的屈服强度较高。压缩孪晶与基体的理论取向关系为 $56^\circ\langle 11\bar{2}0\rangle$,因此,压缩孪晶内容易发生基面滑移或发生双孪晶,使合金在随后的变形中形变硬化减弱,曲线较平。因此,虽然拉伸时合金的屈服强度很高,但断裂强度却比压缩时的低得多。此外,由于屈服应力很高,一些取向占优的晶粒可能启动非基面滑移,压缩孪晶和非基面滑移是拉伸时主要变形机制^[13]。

3.2 TD方向的拉/压对称性

图7(b)所示为AM30镁合金沿TD方向动态压缩与拉伸真应力—真应变曲线的比较。从图7(b)可见,沿TD方向的压缩和拉伸是对称的。宏观力学响应的一致性必然与微观变形机制有关。

通过织构分析发现, $\{0001\}$ 基面织构虽然平行于挤压方向,使大部分晶粒的 c 轴与ED方向垂直,但在TD方向与ND方向组成的平面内, c 轴不完全平行于TD方向,而是与ND方向有 23° 的偏散角。

沿TD方向压缩时,少部分与TD方向呈一定偏散角的晶粒可以发生基面滑移,使AM30镁合金屈服。但由于可以发生基面滑移的晶粒较少,且基面滑移本身不能协调各个方向的变形,所以,非基面滑移参与变形。基面滑移和非基面滑移是TD方向压缩时的主要变形机制。由于位错滑移是双向的,沿TD方向拉伸时,变形机制与压缩时的相同。可见,TD方向拉/

压的对称性是孪晶在TD方向不能启动、主要由位错滑移来实现塑性变形引起的。

3.3 应变速率敏感性

材料在动态下的应变速率敏感性可用应变速率敏感系数来衡量^[14]。引入应变速率敏感系数 λ ,则有

$$\lambda = \partial \sigma / \ln(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}) \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}_0$ 是参考应变速率,一般取准静态的值,本研究中取 0.001 s^{-1} 。在应力—应变曲线上选取一个固定的应变变量,绘制不同应变速率下 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系曲线,在 $\dot{\epsilon} < 10^4 \text{ s}^{-1}$ 的条件下, $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 呈线性关系,直线的斜率就是应变速率敏感系数 λ 。

图8所示为AM30镁合金沿ED压缩(ED-C)、TD压缩(TD-C)、ED拉伸(ED-T)、TD拉伸(TD-T)时的 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线,应变变量取 $\epsilon=5\%$ 。从图8可以看出, σ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 基本呈直线关系。沿ED方向拉伸时直线的斜率最大,压缩时斜率最小;沿TD压缩和TD拉伸时直线的斜率相近。通过计算发现,沿ED方向压缩时, $\lambda \approx 0.012$;拉伸时, $\lambda \approx 0.18$;沿TD方向压缩与拉伸时, $\lambda \approx 0.15$ 。

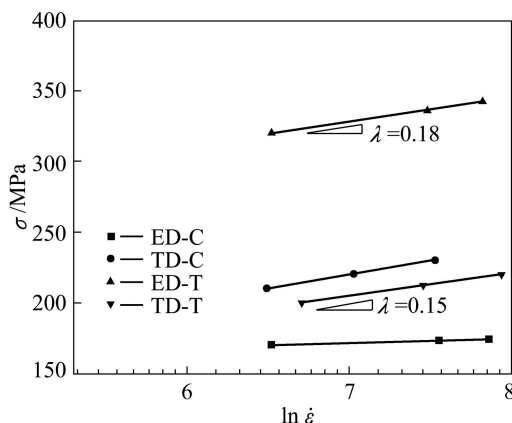


图8 AM30镁合金动态压缩与拉伸时的 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 关系

Fig.8 Relationship between σ and $\ln \dot{\epsilon}$ of AM30 magnisium alloy under dynamic compression and tension loading

拉伸孪晶和基面滑移的临界分切应力对应变速率不敏感^[15],所以,沿ED方向压缩时,应变速率敏感系数很低。沿TD方向压缩和拉伸以及沿ED方向拉伸时,非基面滑移作为主要变形机制参与变形,使得应变速率敏感系数增大。

3.4 动态断口分析

图9所示为AM30镁合金动态压缩和拉伸时的断

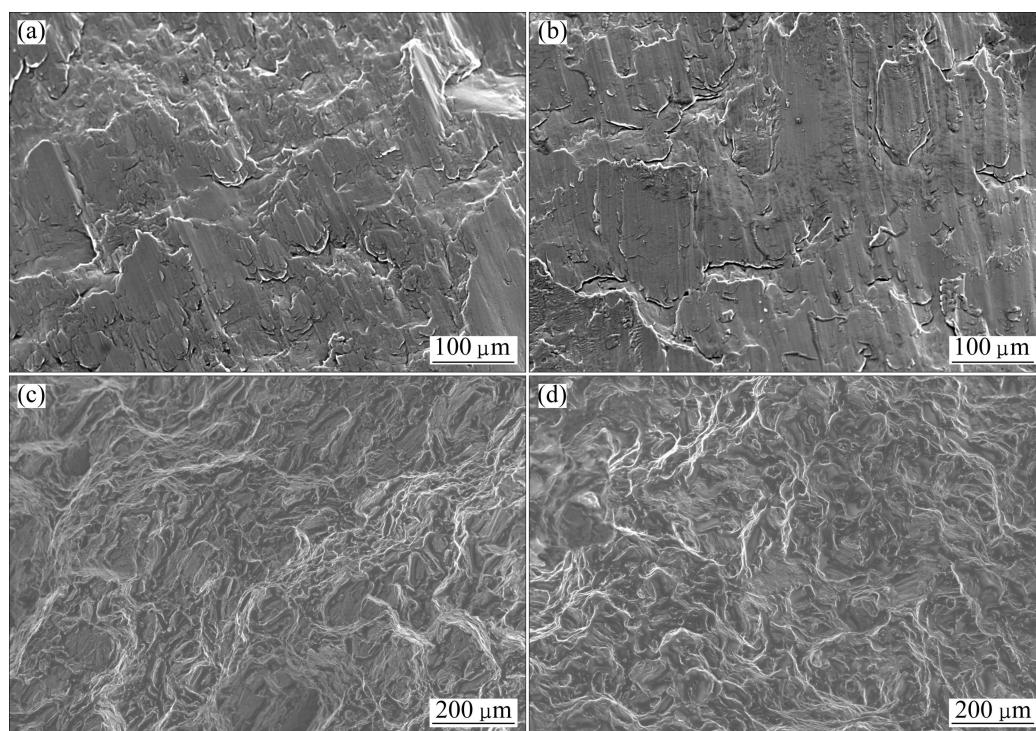


图 9 AM30 镁合金动态压缩和拉伸的断口形貌

Fig.9 Fractographs of AM30 magnesium under dynamic compression and tension alloy: (a) ED compression, $\dot{\varepsilon}=2\,611\,\text{s}^{-1}$; (b) TD compression, $\dot{\varepsilon}=1\,860\,\text{s}^{-1}$; (c) ED tension, $\dot{\varepsilon}=2\,500\,\text{s}^{-1}$; (d) TD tension, $\dot{\varepsilon}=2\,800\,\text{s}^{-1}$

口形貌。图 9(a)和(b)分别为 AM30 镁合金沿 ED 和 TD 方向动态压缩时的断口形貌。从图 9(a)和(b)可以看出, AM30 镁合金的动态压缩断口呈韧脆混合的断裂特征, 断口起伏较平缓, 韧窝在剪切应力作用下被撕裂成扁平台阶, 台阶比较光滑, 压缩时两断裂面的摩擦特征明显, 断口总体呈岩石状。

图 9(c)和(d)所示分别为 AM30 镁合金沿 ED 和 TD 方向动态拉伸时的断口形貌。可见, 断口微观形态呈河流状花样, 断裂面上存在一些较小的解理平面分布在一条条撕裂棱之间, 韧窝较浅, 断口形貌介于韧窝断口与准解理断口之间, 兼具韧性断裂和脆性断裂的双重特征。

4 结论

1) 挤压态 AM30 镁合金的应变速率敏感性与变形机制有关。沿 ED 方向压缩时, 由于大量拉伸孪晶参与变形, 应变速率敏感系数较小; 沿 ED 方向拉伸以及 TD 方向压缩和拉伸时, 位错滑移是主要的变形机制, 应变速率敏感系数增大。

2) 挤压态 AM30 镁合金在 ED 方向表现出的拉/压不对称性以及 TD 方向表现出的拉/压对称性与挤压时形成的织构和变形机制有关。

3) 挤压态 AM30 镁合金在动态下压缩和拉伸的断口形貌均呈韧脆混合断裂特征, 压缩断口呈岩石状, 拉伸断口呈河流状。

REFERENCES

- [1] 刘 正, 王 越, 王中光, 李 峰, 申志勇. 镁基轻质材料的研究与应用[J]. 材料研究学报, 2000, 14(5): 449-456.
LIU Zheng, WANG Yue, WANG Zhong-guang, LI Feng, SHEN Zhi-yong. Developing trends of research and application of magnesium alloys[J]. Chinese Journal Of Material Research, 2000, 14(5): 449-456.
- [2] 陈力禾, 赵慧杰, 刘 正, 申志勇, 聂义勇. 镁合金压铸及其在汽车工业中的应用[J]. 铸造, 1999(10): 45-50.
CHEN Li-he, ZHAO Hui-jie, LIU Zheng, SHEN Zhi-yong, NIE Yi-yong. Die casting of magnesium alloy and its application in automobile industry[J]. Foundry, 1999(10): 45-50.
- [3] 孙伯勤. 镁合金压铸件在汽车行业中的巨大应用潜力[J]. 特种铸造及有色合金, 1998(3): 40-41.
SUN Bo-qin. Great applied potentialities of magnesium alloy

- die-castings in automobile trade[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 1998(3): 40–41.
- [4] PARK S W, ZHOU M. Separation of elastic waves in split Hopkinson bars using one-point strain measurements[J]. *Experimental Mechanics*, 1999, 39(4): 287–294.
- [5] 宋 力, 胡时胜. SHPB 数据处理中的二波法与三波法[J]. *爆炸与冲击*, 2005, 25(4): 368–373.
- SONG Li, HU Shi-sheng. Two-wave and three-wave method in SHPB data processing[J]. *Explosion and Shock Waves*, 2005, 25(4): 368–373.
- [6] 宋 博, 宋 力, 胡时胜. SHPB 实验数据处理的解耦方法[J]. *爆炸与冲击*, 1998, 18(2): 167–171.
- SONG Bo, SONG Li, HU Shi-sheng. Coupling solved method of SHPB experimental data processing[J]. *Explosion and Shock Waves*, 1998, 18(2): 167–171.
- [7] 毛萍莉, 刘 正, 王长义, 金 鑫, 王 峰, 郭全英, 孙 晶. 高应变速率下 AZ31B 镁合金的压缩变性组织[J]. *中国有色金属学报*, 2009, 19(5): 816–820.
- MAO Ping-li, LIU Zheng, WANG Chang-yi, JIN Xin, WANG Feng, GUO Quan-ying, SUN Jing. Deformation microstructure of AZ31B magnesium alloy under high strain rate compression[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2009, 19(5): 816–820.
- [8] SEAN R A, ÖZGÜR D. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B[J]. *International Journal of Plasticity*, 2005, 21: 1161–1193.
- [9] LI B, JOSHI S, AZEVEDO K, MA E, RAMESH K T, FIGUEIREDO R B, LANGDON T G. Dynamic testing at high strain rate of an ultrafine-grained magnesium alloy processed by ECAP[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 517: 24–29.
- [10] WATANABE H, ISHIKAWA K. Effect of texture on high temperature deformation behavior at high strain rates in a Mg-3Al-1Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 523: 304–311.
- [11] JIANG L, JONAS J J, MISHRA R K, LUO A A, SACHDEV A K, GODET S. Twinning and texture development in two Mg alloys subjected to loading along three different strain paths[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 3899–3910.
- [12] 李 萧, 杨 平, 孟 利, 崔凤娥. AZ31 镁合金中拉伸孪晶静态再结晶的分析[J]. *金属学报*, 2010, 46(2): 147–154.
- LI Xiao, YANG Ping, MENG Li, CUI Feng-e. Analysis of the static recrystallization at tension twins in AZ31 magnesium alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(2): 147–154.
- [13] YANG Y B, WANG F C, TAN C W, WU Y Y, CAI H N. Plastic deformation mechanisms of AZ31 magnesium alloy under high strain rate compression [J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2008, 18: 1043–1046.
- [14] 刘旭红, 黄西成, 陈裕泽, 苏先樾, 朱建士. 强动载荷下金属材料塑性变形本构模型评述[J]. *力学进展*, 2007, 37(3): 361–374.
- LIU Xu-hong, HUANG Xi-cheng, CHEN Yu-ze, SU Xian-yue, ZHU Jian-shi. A review on constitutive models for plastic deformation of metal materials under dynamic loading[J]. *Advances in Mechanics*, 2007, 37(3): 361–374.
- [15] ULACIA I, DUDAMELL N V, GÁLVEZ F, YI S, PÉREZ-PRADO M T, HURTADO I. Mechanical behavior and microstructural evolution of a Mg AZ31 sheet at dynamic strain rates[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58: 2988–2998.

(编辑 陈卫萍)