

# 高应变率下铸造镁合金 AZ91 的动态压缩性能及破坏机理

赵 峰<sup>1</sup>, 李玉龙<sup>1</sup>, 索 涛<sup>1</sup>, 黄卫东<sup>2</sup>, 刘建睿<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学 航空学院, 西安 710072;

2. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

**摘 要:** 利用 INSTRON 准静态试验机和分离式 Hopkinson 压杆系统对铸造镁合金 AZ91 在不同应变率下进行压缩试验, 研究 AZ91 镁合金在高应变率范围内(应变率  $6 \times 10^2 \sim 1 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ )的动态力学行为, 并利用扫描电镜观察试样在不同应变率下破坏断口微观形貌的变化, 探索应变率对破坏机理的影响。结果表明: 室温下铸造镁合金 AZ91 具有明显的应变硬化性质; 在准静态压缩过程中材料对应变率负敏感, 当应变率达到  $7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, AZ91 镁合金表现出明显的应变率敏感性; 在准静态破坏和动态破坏下, 材料断口的微观形貌具有很大不同。

**关键词:** AZ91 镁合金; 应变硬化; 动态压缩; 断口分析

中图分类号: O 346

文献标识码: A

## Dynamic compressive behavior and damage mechanism of cast magnesium alloy AZ91

ZHAO Feng<sup>1</sup>, LI Yu-long<sup>1</sup>, SUO Tao<sup>1</sup>, HUANG Wei-dong<sup>2</sup>, LIU Jian-rui<sup>2</sup>

(1. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**Abstract:** The mechanical behavior of cast AZ91 under a wide range of strain rates ( $10^{-3} \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$ ) was described by using INSTRON testing system and Split Hopkinson Pressure Bar. The dynamic behavior (strain rate  $6 \times 10^2 \sim 1 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ ) of AZ91 was studied. The fracture surface of samples at different strain rates was examined by scanning electron microscope (SEM). The results show that the cast AZ91 has obvious strain hardening character at room temperature. The mechanical behavior of cast AZ91 declines as the strain rate increases under a low strain rate range ( $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ). When the strain rate exceeds  $7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ , the cast AZ91 shows strong strain rate sensitivity. And the microstructure of the sample's fracture surface exits great difference under different strain rates.

**Key words:** magnesium alloy AZ91; strain hardening; dynamic compression; fracture analysis

镁合金被誉为“21 世纪的金属”, 作为一种新兴材料, 镁合金具有较小的密度、较高的比强度和比刚度、抗震减震能力强、易于机加工和易于回收等优点, 被认为是航空、航天、汽车等行业未来重要的结构材料<sup>[1-2]</sup>。由于大多数镁合金具有良好的铸造性能, 使得目前镁合金产品以铸件居多<sup>[3]</sup>, 其中 AZ91 是目前应

用最广泛的 Mg-Al-Zn 系铸造镁合金之一。

由于镁合金在航空、航天、汽车等行业良好的应用前景, 因此人们对镁合金的力学性能和塑性变形机制等方面进行了大量的实验研究<sup>[4-7]</sup>。大多数镁合金晶体是密排六方(HCP)结构, 其塑性变形能力比面心和体心立方金属都低, 一般认为镁合金是一种塑性性能

基金项目: 中国航空工业第一集团公司航空科学基金资助项目(2008ZF53050)

收稿日期: 2008-09-13; 修订日期: 2009-04-09

通讯作者: 李玉龙, 教授, 博士; 电话: 029-88494859; E-mail: liyulong@nwpu.edu.cn

较差的金属。以往的研究多集中在如何提高镁合金塑性变形能力上<sup>[5-6]</sup>,但随着镁合金在汽车、航空、航天行业的大量使用,材料的工作环境要求越来越高,很多情况下结构材料需要面临冲击载荷的作用,大量研究表明,材料在不同应变速率下其力学性能往往是不同的<sup>[8]</sup>,因此我们需要了解在高应变速率下镁合金的力学性能。以往大多数对镁合金力学性能的研究多集中在低应变速率( $10^{-4}\sim 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ )范围内<sup>[7]</sup>,对镁合金在高应变速率下力学性能和变形机理的研究还很缺乏,所以对镁合金高应变速率下力学性能的研究可以拓宽我们对镁合金力学性能及变形机理的研究范围。

本文作者通过使用 INSTRON 准静态试验机和分离式 Hopkinson 压杆系统对铸造镁合金 AZ91 进行不同应变速率下的压缩实验,比较和分析镁合金在高应变速率下和准静态条件下的压缩力学性能的变化,并通过对不同应变速率下镁合金试样破坏断口的显微分析,探索镁合金的破坏机理。

## 1 实验

实验所用的材料是由西北工业大学凝固技术国家重点实验室提供的铸造镁合金 AZ91,材料制备采用浇铸凝固后随炉冷却。该合金的主要化学成分(质量分数)为:9%Al、0.6%~0.8%Zn、0.4%Mn,其余为 Mg。

静态压缩实验是在静态液压伺服系统 INSTRON 准静态试验机上完成,实验温度为室温,实验采用  $d5\text{ mm}\times 5\text{ mm}$  的圆柱体试样,实验过程中试样表面和压头间涂有润滑剂,以减小试样和压头间的摩擦。实验过程中选择速度控制加载,实验应变速率约为  $10^{-3}$ 、 $10^{-2}$  和  $10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 。

动态实验是使用分离式 Hopkinson 压杆对铸造镁合金 AZ91 进行压缩实验。分离式 Hopkinson 压杆目前已广泛地应用在测定材料动态力学行为的研究中,其原理如图 1 所示,由气炮产生压力驱动撞击杆(子弹)撞击入射杆的一端,在入射杆内产生一个弹性波并沿入射杆传向试样。当入射波传到试样时,应力波由于入射杆和试样之间波阻抗的差异一部分反射回入射杆形成反射波,一部分则加载在试样上使试样发生变形后进入透射杆形成透射波。利用入射杆和透射杆上的应变片可以精确地测出入射波  $\varepsilon_I$ 、反射波  $\varepsilon_R$  和透射波  $\varepsilon_T$  信号,这些信号经过超动态应变仪传给波形存储器,最后将数据存入计算机并进行处理。图 2 所示为采用

分离式 Hopkinson 压杆对铸造镁合金 AZ91 压缩实验时一组典型的入射波、反射波和透射波波形。

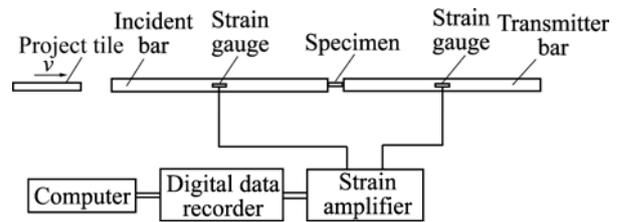


图 1 分离式 Hopkinson 压杆的原理

Fig.1 Principle of split Hopkinson bar

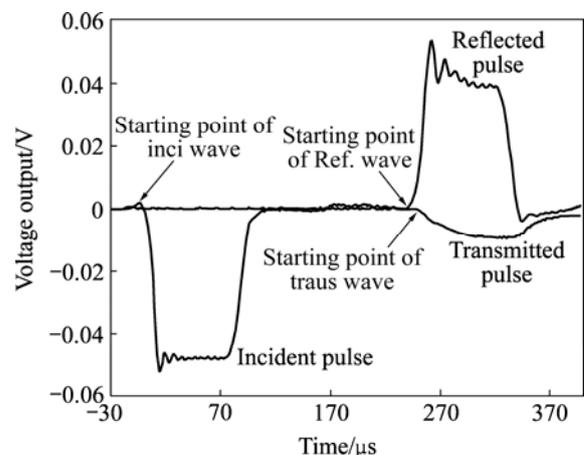


图 2 铸态镁合金 AZ91 的 SHPB 实验典型波形

Fig.2 Typical strain gage signals recorded in SHPB test for cast AZ91 sample

在获得入射波  $\varepsilon_I$ 、反射波  $\varepsilon_R$  和透射波  $\varepsilon_T$  数据后,根据一维应力波理论<sup>[8]</sup>,试样的应变速率  $\dot{\varepsilon}_S(t)$ 、应变  $\varepsilon_S(t)$ 、应力  $\sigma_S(t)$  历史可以分别用下列公式计算:

$$\dot{\varepsilon}_S(t) = \frac{2C_0}{L} \varepsilon_R(t) \quad (1)$$

$$\varepsilon_S(t) = \frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_R(t) dt \quad (2)$$

$$\sigma_S(t) = E \left( \frac{A}{A_S} \right) \varepsilon_T(t) \quad (3)$$

式中:  $L$  为试样的长度,  $E$  和  $C_0$  分别为压杆材料的弹性模量和弹性波波速,  $A$  和  $A_S$  分别为入射杆/透射杆和试样的横截面积。根据以上公式可以导出试样的真实应力—应变曲线。动态实验试样采用  $d5\text{ mm}\times 5\text{ mm}$  和  $d2\text{ mm}\times 2\text{ mm}$  两种圆柱形试样,其中  $d2\text{ mm}\times 2\text{ mm}$  试样使用直径为  $5\text{ mm}$  的微型分离式 Hopkinson 压杆系统进行实验。

实验结束后, 将破坏试样进行超声波清洗, 然后使用扫描电镜微观观察破坏断面。

## 2 结果和分析

### 2.1 AZ91 准静态及动态力学行为分析

铸造镁合金 AZ91 在准静态和动态压缩下的真实应力—应变曲线如图 3 所示。

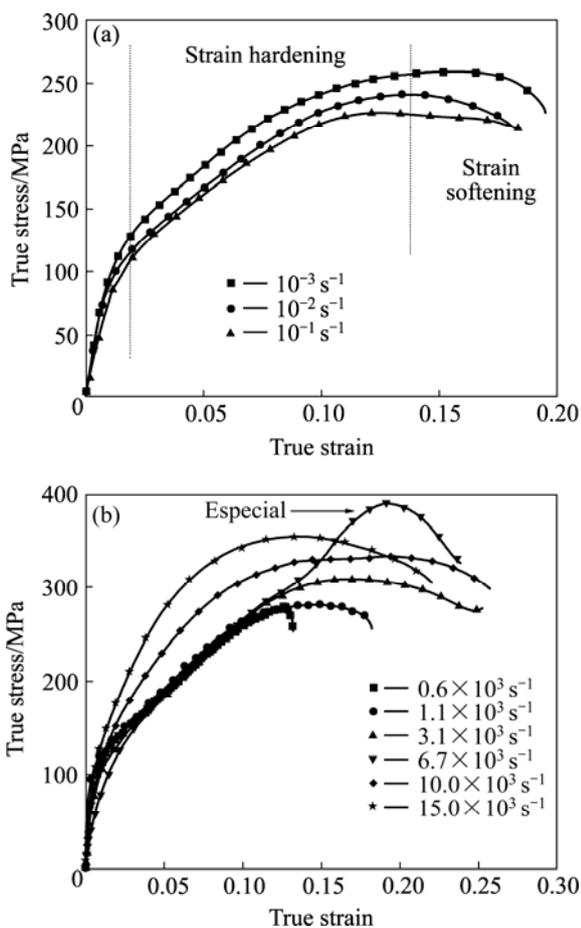


图 3 铸造 AZ91 的真实应力—应变曲线  
Fig.3 Curves of true stress—true strain of cast AZ91 at different strain rates: (a) Quasi-static; (b) Dynamic

从图 3(a)可以看出, 室温准静态压缩条件下, AZ91 的真实应力—应变曲线的总体变化规律为: 弹性阶段后 AZ91 的流动应力随着应变的增加不断增加, 具有很强的应变硬化性质, 当流动应力达到峰值后(应变 13%~15%), AZ91 进入应变软化的阶段, 随后材料发生剪切破坏。AZ91 流动应力的这种变化属于典型的低塑性材料压缩变形规律。当流动应力达到峰值后, 可以认为试样内部已经出现损伤, 随着应变

的继续增加, 材料内部损伤也不断累积, 应变抗力逐渐减小, 最后整体发生剪切破坏。

在整个应变率变化范围内, AZ91 表现出应变率的负敏感性, 流动应力随着应变率的升高而降低。产生这种现象主要有两个方面的原因: 1) 对于一些铸造合金, 在低应变率范围内会出现对应变率的负敏感性, 这主要与同铸造金属内存在一些缺陷及第二相杂质有关, 在不同的应变率下这些缺陷和杂质会对材料性质起到一定影响; 2) 以往的镁合金塑性变形研究<sup>[9-12]</sup>认为, 室温下镁合金塑性变形受到滑移系的限制(室温下镁合金只有基面 {0001}, <11 $\bar{2}$ 0>方向两个独立滑移系), 晶内滑移量少。镁合金的塑性变形主要有晶界滑动和孪生两种方式, 刘腾等<sup>[13]</sup>对镁铝合金严重塑性变形过程的研究和 KOIKE 等<sup>[14]</sup>对镁合金变形机理的研究也提出孪生是镁合金塑性变形的重要机制之一。在变形过程中, 孪生的作用主要是改变晶粒取向, 提高材料整体塑性能力, 释放局部应力等<sup>[15]</sup>。孪生对应变速率十分敏感, 随着应变速率的增加, 孪生的倾向增大, 在镁合金塑性变形过程中可以更多地释放应力集中, 降低塑性变形抗力。

从图 3(b)中可以看出, 在动态压缩过程中, AZ91 的真实应力—应变曲线与准静态时的变化规律相似, 也分为弹性、应变硬化、应变软化 3 个阶段。不同的是, 随着应变率的增高尤其是当应变率达到  $7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 材料的应变硬化能力大大提高。其中, AZ91 在应变率为  $6.7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时的真实应力—应变曲线表现尤为特殊。图 4 所示为在此应变率范围内的 4 条真应力—真应变曲线。由图 4 可以看到, 在应变硬化阶段

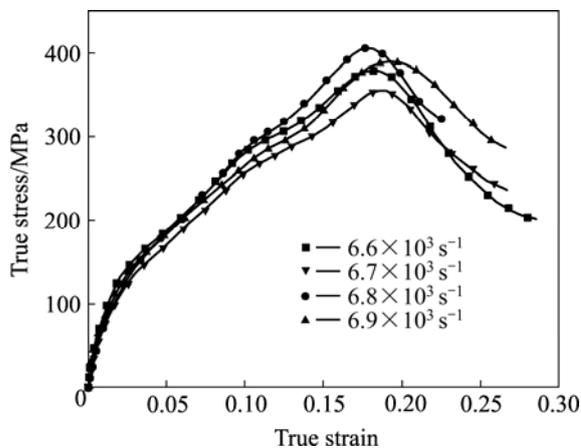


图 4 铸造 AZ91 在应变率为  $6.6 \times 10^3 \sim 6.9 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时真实应力—应变曲线  
Fig.4 Curves of true stress—true strain at  $6.6 \times 10^3 \sim 6.9 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$

中, AZ91 的流动应力呈现一个明显的山峰状变化, 流动应力在峰值附近变化很剧烈, 这种现象是在镁合金和其它合金高应变率下力学性能研究中没有发现过。

整个应变率范围内, 镁合金 AZ91 存在明显的应变率敏感性, 流动应力和流动应变均随着应变率的升高而提高。对于大多数金属, 在高应变率下, 金属的塑性变形不能充分扩展和完成, 这样材料的变形更多地表现为弹性, 增加应变率会使材料的流动应力提高。在高应变率下, 由于材料变形时间短, 整个变形过程近似为绝热过程, 动态实验的数据中包含了塑性变形引起的温度升高对材料的热效应, 材料的绝热温升由下式给出:

$$\Delta T = \frac{\eta}{\rho c_V} \int \sigma d\varepsilon \tag{4}$$

式中:  $\sigma$  为真实应力,  $\varepsilon$  为真实应变,  $\rho$  为材料的密度,  $c_V$  为材料的比定容热容,  $\Delta T$  为温度的改变量。这里热功转换系数  $\eta$  取 0.8~0.9, 即表示塑性功 80%~90% 转化成热量, 这与一般的情况比较相符。通过式(4)计算得到 AZ91 在应变率  $10 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时塑性功引起的绝热温升为 60 K, 而镁合金塑性变形能力对温度十分敏感, 变形热会有效增加试样的流动应变。这就使 AZ91 的流动应变随应变率的增加也相应增加。

图 5 所示为应变率对 AZ91 破坏应力(应变)的影响, 其中每一个数据点代表一次实验结果。从镁合金 AZ91 的应力—应变曲线可以看出, 材料变形过程分为弹性、应变硬化、应变软化 3 个阶段。当应力达到峰值后, 可以认为材料已经开始损伤破坏, 峰值应力为材料的破坏应力, 对应的应变值为破坏应变。由图 5 可以看出, 动态数据相对于准静态条件下数据的分散性较大。动态破坏应力(应变)比准静态条件下破坏应力(应变)明显增大。在应变率  $1 \times 10^3 \sim 7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  范围内, 破坏应力(应变)随着应变率的增加有增加; 当应变率达到  $7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 破坏应力达到峰值; 当应变率达到  $10 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 破坏应变达到峰值。

目前对镁合金在高应变率条件下塑性变形机理的研究还比较缺乏, 高应变率产生的热效应、高应变率下的滑移、孪生等因素对镁合金塑性变形的综合影响还不明确, 对镁合金动态载荷作用下的力学行为还需要更深入地探索。

### 2.2 AZ91 破坏断口分析

铸造镁合金 AZ91 在不同应变率下破坏的宏观表

现均是剪切破坏。如图 6 所示, AZ91 的破坏路径是一条折线, 这是因为 AZ91 变形达到破坏应变时, 试样在剪切作用下开始出现损伤, 发生剪切破坏, 其剪

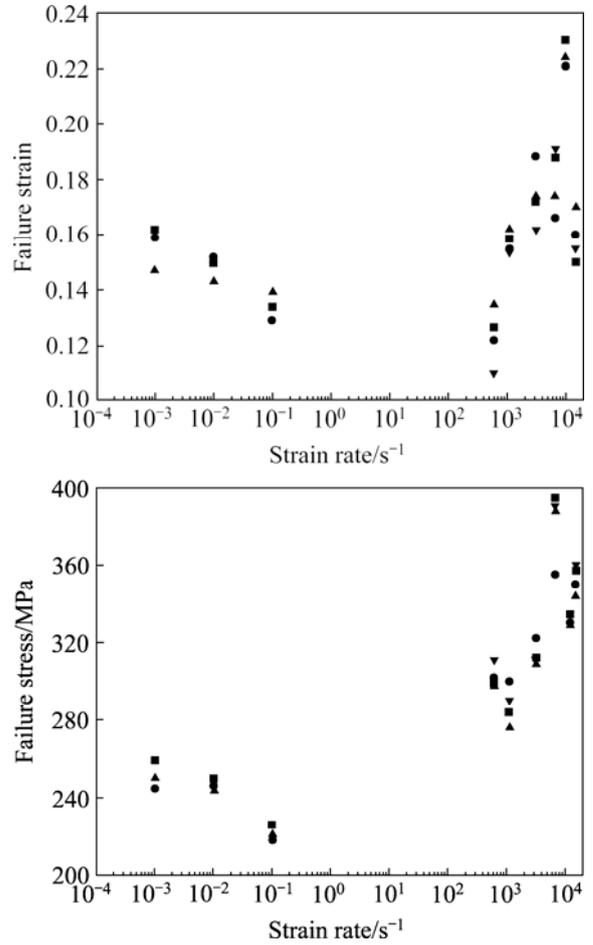


图 5 破坏应力(a)和破坏应变(b)与应变率的关系  
**Fig.5** Relationships between failure strain(a) and failure stress(b) and strain rate of cast AZ91

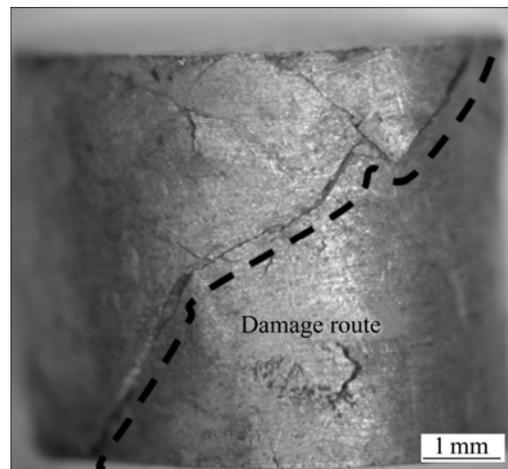


图 6 AZ91 的宏观破坏照片  
**Fig.6** Macrostructure morphology of cast AZ91

切破坏前沿总是向抗力最小的方向发展, 剪切面在空间上是凹凸不平的。这种剪切破坏形式与其它一些高强度金属是不同的。图 7 所示为 AZ91 典型的压缩破坏断口 SEM 像。由图 7 可以清晰地看到剪切形成的破坏轮廓。这些轮廓是由解理产生的, 解理裂纹在不同平面形核进行扩展; 在相邻的平面上, 解理裂纹前沿移动最终相遇, 形成台阶, 台阶的直线轮廓方向就是剪切破坏发展方向。由图 7 还可以看到很多类似于

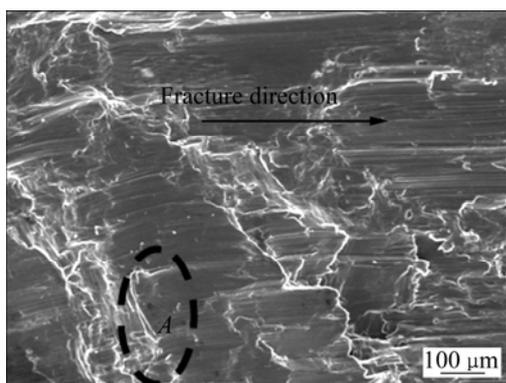


图 7 AZ91 断口 SEM 像

Fig.7 SEM image of fracture of cast AZ91

A 区域的微观形貌, 这些区域就是破坏前沿向抗力最小方向发展时破坏路径发生微小转折的区域, 在这里聚集了大量的台阶形轮廓。

图 8 所示为 AZ91 在  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  和  $10 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  应变率下断口高倍 SEM 像。由图 8 可以发现, 虽然 AZ91 在不同应变率下均是剪切破坏, 但其微观形貌还是有很大不同。从图 8(a)中可以看到, 在准静态条件下, 剪切平面的微观形貌很不平坦, 形成很多台阶形轮廓的“凹坑”, 这些“凹坑”是在破坏路径发生转折时形成的, 图 8(b)显示了这些台阶轮廓呈海岸形。从图 8(c)和(d)可以看出, AZ91 在  $10 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  应变率下, 剪切平面的微观形貌十分平坦, 没有明显的“凹坑”形貌, 其台阶轮廓呈直线和锐三角形。出现这种差别的原因是在准静态条件下, AZ91 发生剪切破坏时, 破坏前沿有充分时间沿破坏抗力最小的方向发展, 破坏路径可以发生多次转折, 所以其剪切破坏面的微观形貌是“凹凸”的; 而在高应变速率下, 整个破坏过程发生在几十微秒的时间内, 破坏前沿只能沿最近的裂纹方向发展, 所以其剪切面平坦, 破坏的台阶轮廓呈直线和锐三角形。

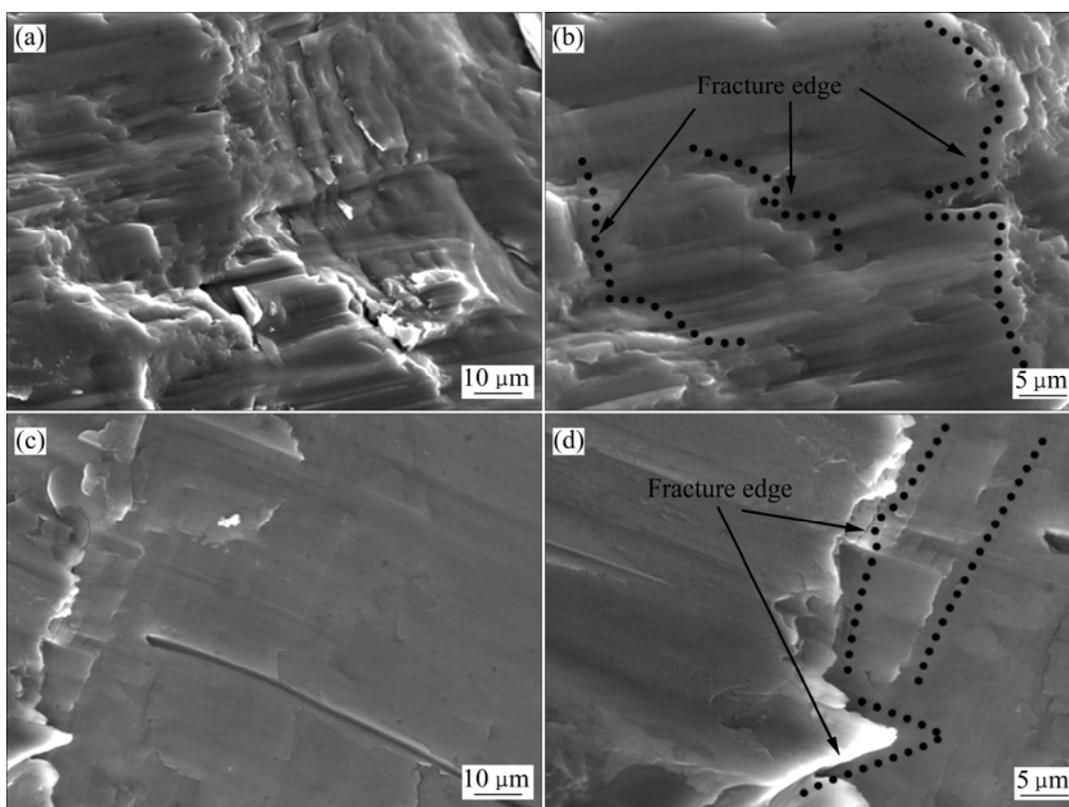


图 8 不同应变率下 AZ91 断口形貌

Fig.8 Fracture micrographs of cast AZ91 at different strain rates: (a), (b)  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; (c), (d)  $10 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$

### 3 结论

1) 室温条件下, 在准静态压缩范围内, 铸造镁合金 AZ91 的真实应力—应变曲线分为: 弹性、应变硬化、应变软化 3 个阶段。对应变率表现出负敏感。在动态压缩过程中, 有明显的应变率敏感性, 在  $6.7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  应变率下, 其真实应力—应变曲线表现尤为特殊。

2) 动态破坏应力(应变)比准静态条件下破坏应力(应变)明显增大。在室温准静态条件下, 破坏应力(应变)随着应变率的升高而减小, 在动态载荷作用下, 破坏应力(应变)随着应变率的增加而增加。当应变率达到  $7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时破坏应力达到峰值, 当应变率达到  $10 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时破坏应变达到峰值。

3) 铸造镁合金 AZ91 在不同应变率下破坏机理都是由于剪切导致的解理破坏, 但在不同应变率下由于其破坏扩展时间的较大差异造成其微观形貌的巨大不同。

### REFERENCES

- [1] 刘 正, 张 奎, 曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2002: 31–35.  
LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiao-qin. Academic basis and application of magnesium based alloy[M]. Beijing: China Machine Press, 2002: 31–35.
- [2] DECKER R F. The renaissance in magnesium[J]. Adv Mater Process, 1998, 154(3): 31–33.
- [3] 阎峰云, 强旭东, 张玉海, 黄晓锋, 范松岩. AZ91D 镁合金半固态触变成形压铸工艺[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(4): 595–600.  
YAN Feng-yun, QIANG Xu-dong, ZHANG Yu-hai, HUANG Xiao-feng, FAN Song-yan. Die-casting process of semi-solid thixo-forming of AZ91D Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal, 2008, 18(4): 595–600.
- [4] KINJI H, HIDETOSHI S, YORINOBU T, KENJI H. Effects of Ca and Sr addition on mechanical properties of a cast AZ91 magnesium alloy at room and elevated temperature[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 403: 276–280.
- [5] YANG Q, GHOSH A K. Production of ultrafine-grain microstructure in Mg alloy by alternate biaxial reverse corrugation[J]. Acta Materialia, 2006, 54: 5147–5158.
- [6] MIYAHARA Y, HORITA Z, LANDON T G. Exceptional superplasticity in an AZ61 magnesium alloy processed by extrusion and ECAP[J]. Mater Sci Eng A, 2006, 420: 240–244.
- [7] BARBAGALLO S, CAVALIERE P, CERRI E. Compressive plastic deformation of an AS21X magnesium alloy produced by high pressure die casting at elevated temperatures[J]. Mater Sci Eng A, 2004, 367: 9–16.
- [8] 郭伟国, 李玉龙, 索 涛. 应力波基础简明教程[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007: 128–132.  
GUO Wei-guo, LI Yu-long, SUO Tao. Stress wave foundation conciseness tutorial[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 128–132.
- [9] 李淑波, 邹志文, 吴 昆, 郑明毅, 熊守美. AZ91D 镁合金高温压缩过程中的微观组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(7): 1041–1046.  
LI Shu-bo, ZOU Zhi-wen, WU Kun, ZHENG Ming-yi, XIONG Shou-mei. Microstructure evolution of AZ91D magnesium alloy during high temperature compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal, 2007, 17(7): 1041–1046.
- [10] 张青来, 李 强, 卢 晨, 丁文江. AZ31B 变形镁合金压力成形[J]. 轻合金加工技术, 2004, 32(1): 32–34  
ZHANG Qing-lai, LI Qiang, LU Chen, DING Wen-jiang. Press forming in AZ31B wrought magnesium alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2004, 32(1): 32–34.
- [11] 陈吉华, 傅定发, 严红革, 夏伟军, 陈振华. 镁合金材料的塑性变形理论及其技术[J]. 化工进展, 2004, 23(2): 127–135.  
CHEN Ji-hua, FU Ding-hua, YAN Hong-ge, XIA Wei-jun, CHEN Zhen-hua. Principles and technologies of plastic deformation for magnesium alloys[J]. Chemical Industry and Engineering Progress, 2004, 23(2): 127–135.
- [12] 余 琨, 黎文献, 王日出, 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 Metal, 2003, 13(2): 277–288.
- [13] 刘 腾, 张 伟, 吴世丁, 姜传斌, 李守新, 徐永波. 双相合金 Mg-8Li-1Al 的等通道转角挤压[J]. 金属学报, 2003, 39(8): 790–794.  
LIU Teng, ZHANG Wei, WU Shi-ding, JIANG Chuan-bin, LI Shou-xin, XU Yong-bo. Equal channel angular pressing of a two-phase alloy Mg-8Li-1Al[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(8): 790–794.
- [14] KOIKE J, OHYAMA R, KOBAYASHI T, SUZUKI M, MARUYAMA K. Grain-boundary sliding in AZ31 magnesium alloys at room temperature to 523 K[J]. Materials Transactions, 2003, 44(4): 445–451.
- [15] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 88–91.  
CHEN Zhen-hua. Deform magnesium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 88–91.

(编辑 李向群)