



高速冲击载荷下 AM80 镁合金的力学本构及仿真模拟

郭鹏程^{1,2}, 曹淑芬¹, 叶拓^{1,2}, 刘志文^{1,2}, 李世康^{1,2}, 李落星^{1,2}

(1. 湖南大学 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 长沙 410082;

2. 湖南大学 机械与运载工程学院, 长沙 410082)

摘 要: 采用霍普金森压杆技术对固溶态 AM80 镁合金进行大应变率范围下的高速冲击实验, 应变速率分别为 700、1100、2150、2750 和 3650 s^{-1} 。结果表明: 实验用 AM80 镁合金的流变应力随应变速率的增加而增加, 表现出明显的正应变率敏感性; 当载荷由准静态转为动态时, 合金的流变应力显著增加。基于不同应变率下的应力—应变曲线确定实验用镁合金的 Johnson-Cook(J-C)本构方程。采用 ABAQUS 有限元软件对合金的 SHPB 实验进行了数值模拟, 根据模拟得到的入射波、反射波和透射波形计算得到各应变速率下的应力—应变曲线, 并与实验及 J-C 本构拟合的应力—应变响应进行对比。结果表明: 即使在本构拟合所选应变速率范围外, 仿真分析结果也与实验及本构拟合结果基本吻合; 但在较高应变时, 由于本构未考虑温升效应, 使得拟合结果与实验结果的差异较低应变时明显要大。

关键词: AM80 镁合金; 应变率敏感性; Johnson-Cook 本构方程; 数值模拟

文章编号: 1004-0609(2017)-06-1075-08

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

镁合金作为目前工业应用最轻的金属结构材料, 具有高比强度和比弹性模量、良好的阻尼减震特性以及优异的高应变率吸能特性和抗冲击性等特点, 是军用武器, 航空航天及交通运输等领域实现节能减排最理想的轻量化结构材料。众所周知, 金属结构特别是航空航天及汽车前端部件, 在服役过程中除了承受准静态载荷外, 还不可避免的要承受高速冲击载荷^[1]。这种高速冲击载荷导致构件在极短的时间内失效, 具有不可预见性, 且后果极其严重^[2]。然而, 截止目前国内外对镁及其合金的研究主要集中在成分设计、加工工艺以及静态载荷下的变形行为及组织演变上^[3-5], 对其在高速冲击载荷下变形行为的研究还相对较少。近年来, 随着环保意识的不断提高对轻量化提出了更高的要求, 使得镁合金在航空航天以及汽车领域的应用水平逐年增加, 镁合金在冲击载荷作用下的力学响应以及失效形式越来越受到研究人员的关注。为了更好地分析和设计这些镁合金结构, 有必要对镁合金在动态冲击载荷下的变形行为及力学本构进行研究。

分离式霍普金森压杆(Split Hopkinson pressure bar, SHPB)广泛用于测试各类工程材料在 $1 \times 10^2 \sim 1 \times$

10^4 s^{-1} 应变率范围内的力学性能^[2,6], 是研究高应变率下材料变形行为的主要手段。目前, 国内外研究学者已通过该装置对镁合金在高速冲击载荷下的变形行为进行了相关研究, 表明镁合金在高速冲击载荷下的强度、塑性及变形吸能均随应变速率的增加而增加^[7-10], 表现出明显的应变率效应。WU 等^[11-12]的研究还发现, 当载荷由准静态转为动态时, AZ31 镁合金的断裂机制由原来的准解理转变为韧性断裂。冲击载荷沿法向加载时, AZ31 镁合金的屈服强度、应变硬化率和伸长率均表现出明显的正应变率敏感性; 沿横向和轧制方向加载时, 其屈服强度对应变速率不敏感^[12]。毛萍莉等^[13-14]研究镁合金的室温动态变形行为, 结果表明: AZ31 镁合金的流变应力响应对应变速率不敏感, 但其显微组织却表现出明显的应变率效应。当应变速率相对较低时, 变形主要以孪生的方式进行; 而当应变速率相对较高时, 除孪生外, 柱面滑移与锥面滑移也开始启动以协调变形^[13]。AM30 镁合金在挤压方向表现出很强的拉压不对称性, 在横向则无明显的拉压不对称性; 动态压缩和拉伸时断面形貌呈脆脆混合的断裂特征^[14]。随应变速率的增加, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶

显著增加,而压缩孪晶和双孪晶则对应变速率不敏感^[15]。WAN等^[16]的研究表明AZ31镁合金沿法向动态压缩时表现为正的应变率敏感性,而沿横向压缩时则表现为负的应变率敏感性。高应变率载荷下,即使是室温AZ31镁合金中也会产生明显的动态再结晶^[17]。

虽然霍普金森技术能够获得材料在高应变率下的力学行为,但要实现镁合金在航空航天、武器装备和汽车领域的大规模应用,需采用有效的力学本构模型来描述其力学响应行为,并应用于仿真分析中。Johnson-Cook模型简称J-C模型,形式简单且包含了应变率和温度效应的影响,可以对金属材料的应力响应给出比较理想的预测,是现有动态塑性变形仿真商业软件最常用的本构形式。廖慧敏等^[18]研究了应变速率对压铸AZ91D镁合金力学行为的影响,并确定了其J-C本构关系。周霞等^[19]采用拟合的J-C本构参数,通过LS-DYNA有限元分析软件对挤压态AZ91D镁合金在较低应变率($\leq 1200 \text{ s}^{-1}$)下的SHPB实验进行了数值模拟,仿真结果与实验及本构拟合结果基本吻合。表明采用数值模拟的方法可以较好地再现实验现象、减少实验量,并验证实验获得的相关材料参数^[20],最重要的是可以检验拟合本构方程的准确性,提高镁合金零部件在大型复杂结构和工况中的仿真精度。

目前,虽然国内外对镁及其合金在动态载荷下的力学行为及本构已进行相关研究,但仍然很匮乏,且不系统,主要集中在Mg-Al-Zn系合金上^[11-17],有关于镁合金在高速冲击载荷下力学本构及仿真分析鲜见报道。本文作者通过对AM80镁合金进行室温不同应变速率下的单向压缩,研究合金在静态与动态($700 \text{ s}^{-1} \leq 5200 \text{ s}^{-1}$)冲击载荷下的应力响应及应变速率相关性,通过对SHPB实验进行仿真模拟,探讨采用J-C本构模型描述一维应力状态下镁合金力学行为的可行性。

1 实验与结果分析

1.1 实验方法

实验用AM80镁合金采用电阻炉熔炼得到,其主要化学成分(质量分数,%)为Al 8.0, Mn 0.1, Mg 余量。将铸锭在450℃下均匀化处理16 h后空冷,得到铸造固溶态AM80镁合金,然后采用火花放电切割将其切割成 $d 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的准静态压缩和 $d 8 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 的动态压缩试样,试样和晶粒尺寸如图1和2所示,合金晶粒尺寸约为200 μm 。

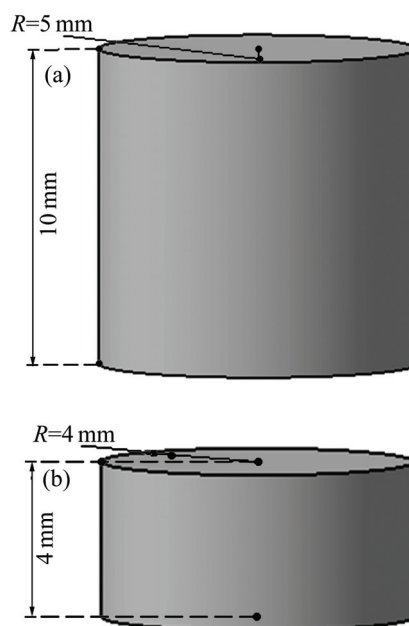


图1 实验试样尺寸示意图

Fig. 1 Schematic diagram of experimental sample dimensions: (a) Quasi-static specimen; (b) SHPB specimen

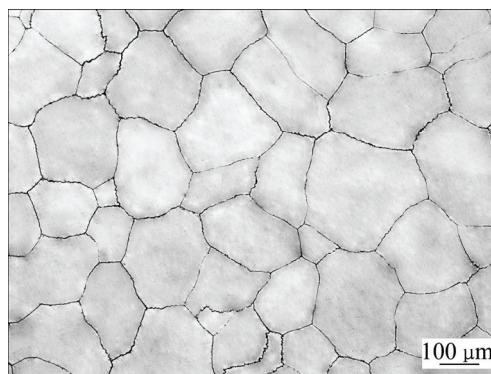


图2 AM80镁合金的原始金相组织

Fig. 2 Initial optical microstructure of studied AM80 alloy

室温准静态压缩实验采用INSTRON-4206电液伺服实验机完成,应变速率为 0.001 s^{-1} ;室温动态压缩实验采用分离式Hopkinson压杆(SHPB),应变速率分别约为700、1100、2150、2750、3650和5200 s^{-1} ,SHPB装置如图3所示。试验前将试样压缩端面打磨光滑,并在其表面涂润滑剂,以减小试样和压头间的摩擦。为确保实验数据的一致性,每个应变速率下的应力—应变曲线取3个有效试样的平均值。

1.2 应力响应行为及分析

SHPB的实验原理是建立在一维假设和均匀性假设的基础上。根据一维假设,可直接利用一维应力波

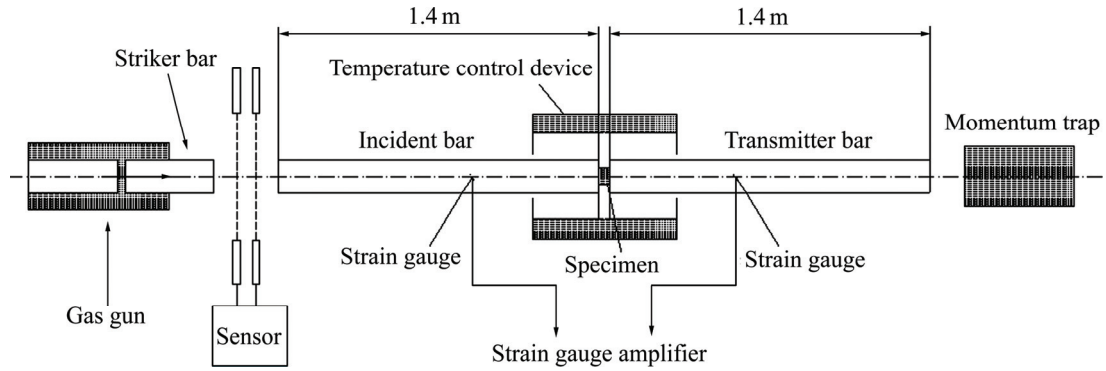


图 3 Hopkinson 压杆实验装置示意图

Fig. 3 Schematic diagram of Hopkinson pressure bar apparatus

理论确定实验应变速率、应变和应力:

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{C_0}{l_0} (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) \quad (1)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{C_0}{l_0} \int_0^t (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) dt \quad (2)$$

$$\sigma(t) = \frac{A}{2A_0} E(\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (3)$$

式中: ε_i 为入射杆上应变片的应变值; ε_r 和 ε_t 分别为透射杆上应变片入射波和透射波的应变值; C_0 为弹性波波速; A_0 为试样截面积, l_0 为试样长度; E 和 A 分别是压杆的弹性模量和横截面积。

实验用 AM80 镁合金室温准静态与动态压缩应力—应变曲线如图 4 所示。由图 4 可见, 采用波形整形器后实验获得的应力—应变曲线比较光滑。在试验所选的应变速率下, 合金的流变应力随应变速率的增加而增加, 表现出明显的正应变速率敏感性。与准静态相比, 动态载荷下的流变应力明显要高, 这主要是由于孪生的正应变速率效应以及高应变速率载荷下非基面滑移的启动导致两种载荷下实验用镁合金的变形机制不同所致^[15]。准静态载荷下实验用镁合金的变形主要以基面滑移和孪生的方式进行; 而在高应变速率载荷下变形除基面滑移和孪生外, 柱面滑移与锥面滑移也开始启动以协调变形。此外, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶具有明显的正应变速率敏感性, 使得 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶密度随应变速率的增加而显著增加^[13, 15]。两者的共同作用导致流变应力表现出明显的正应变速率敏感性。此外, 值得注意的是当真应变增加至约为 0.03 时, 流变应力的增加速率明显增加, 即合金的应变硬化率增加, 这主要是由于形变孪晶在此应变开始产生的缘故。

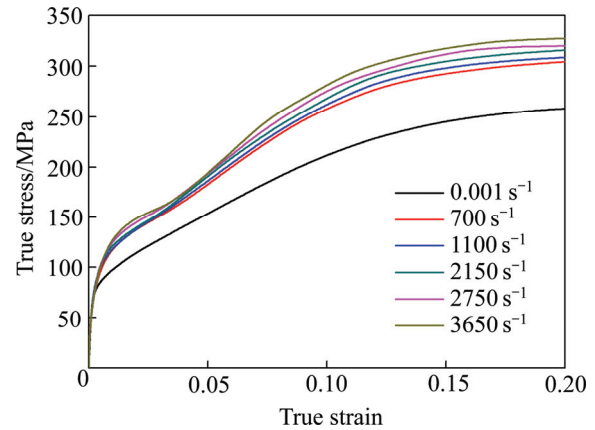


图 4 AM80 镁合金的真应力—真应变曲线

Fig. 4 Compressive true stress—true strain curves of studied AM80 magnesium alloy

2 J-C 本构拟合

材料在冲击载荷下的宏观力学特性不仅表现为应变速率相关性, 而且还伴随绝热剪切效应, 是一个非常复杂的力与热的耦合过程。随着汽车及航天工业的迅速发展, 人们对镁合金的动态应变速率效应与绝热温升效应越来越重视。J-C 本构模型由于形式简单, 且包含了应变率和温度效应的影响, 可以对金属材料的应力响应给出比较理想的预测, 是现有动态塑性变形仿真商业软件最常用的本构形式。J-C 本构方程可以表述为应变函数、应变速率函数和温度函数的乘积, 即

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)[1 + C \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (4)$$

式中: σ 为 J-C 模型流变应力; ε 、 $\dot{\varepsilon}$ 和 $\dot{\varepsilon}_0$ 分别为塑性

应变、当前应变速率和准静态参考应变速率; T 、 T_r 和 T_m 分别为当前温度、参考温度和熔化温度; A 、 B 、 C 、 n 和 m 分别为参考温度下的初始屈服应力、应变硬化系数、应变率系数、应变硬化指数和热软化指数。

本文作者采用 J-C 模型来描述实验用镁合金的动态力学响应行为,并忽略温度对应力响应行为的影响。结合准静态和动态压缩实验下材料的应力—应变曲线特征,拟合出实验用镁合金的 J-C 本构关系。各参数如表 1 所列, J-C 本构方程可表示为

$$\sigma = (80.6 + 364.1\varepsilon^{0.443})[1 + 0.025\ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)] \quad (5)$$

表 1 AM80 镁合金的 J-C 本构参数

Table 1 J-C constitutive model parameters for AM80 magnesium alloy

A/MPa	B/MPa	n	C
80.6	364.1	0.443	0.025

3 SHPB 实验的仿真模拟

3.1 仿真建模

SHPB 仿真实元模型参照其实验装置,将子弹、压杆、试样均简化为共轴的圆柱体。仿真模型严格按照实际设备、试件的尺寸进行建模,子弹长度为 200 mm,入射杆与透射杆长度均为 1400 mm,子弹和压杆直径均为 14 mm,试样尺寸为 $d\ 8\ \text{mm} \times 4\ \text{mm}$ 。采用 ABAQUS 程序中的 Solid164 单元来模拟子弹、压杆、试样,该单元可用于三维显式结构实体,节点在 X 、 Y 、 Z 方向有平移、速度和加速度的自由度。子弹、霍普金森杆及试件均为圆柱体,故截面采用外圆内方的方式进行网格划分。虽然细化网格可提高仿真精度,但当网格细化到达一定程度时,再继续细化对数值计算结果影响不大,为兼顾仿真精度与效率,子弹、压杆和试样的单元尺寸分别为 1.5 mm、1.5 mm 和 0.1 mm。图 5 所示为计算几何模型和有限元网格模型。有限元模型单元与节点数如表 2 所列。

子弹和霍普金森杆为高强钢,采用线弹性材料模型进行模拟,其密度为 $7.85\ \text{mg/mm}^3$,弹性模量为 210 GPa,泊松比为 0.3。实验用 AM80 镁合金的动态力学响应行为采用 J-C 材料本构模型来描述,其密度为 $1.82\ \text{mg/mm}^3$,弹性模量为 45 GPa,泊松比为 0.35, J-C 本构参数如表 1 所列。接触类型选择面面自动接触,忽略各接触面之间的摩擦。为减少沙漏效应,接触算法采用罚函数法。依据 SHPB 试验,采用直接将实验所

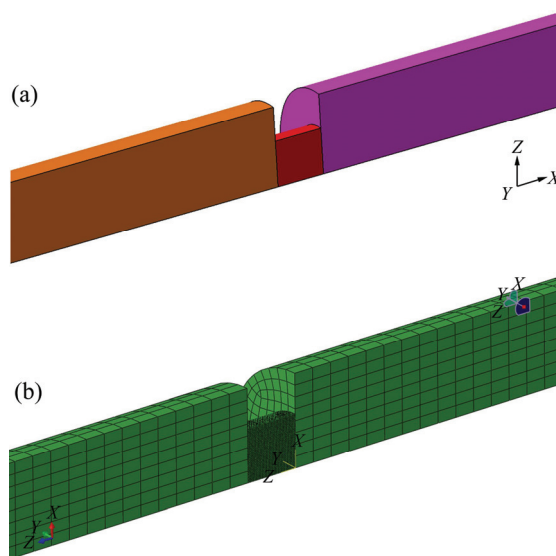


图 5 SHPB 几何与有限元模型

Fig. 5 Geometric(a) and finite element mesh models(b) of SHPB

表 2 SHPB 有限元模型单元与节点数

Table 2 Unit and node numbers of element mesh models for SHPB

Unit	Unit number	Node number
Striker	7714	9648
Compressive bar	108228	134496
Specimen	53647	57700

测得的速度加载给子弹的方式进行冲击试验的仿真模拟。

3.2 数值模拟结果分析

SHPB 实验必须满足入射杆应力波的输入端不能出现入射波和反射波的重叠,也就是在输入应力脉冲的时间内,应力波的传播距离不能超过两倍入射杆的长度,经计算应力波的传播时间 $t \leq 560\ \mu\text{s}$,故仿真时间取 $560\ \mu\text{s}$ 即可得到完整的波形图。采集实验数据的应变片位于入射与透射杆中间,为保持一致性,仿真分析时选取入射杆和透射杆中点的两单元(1685 单元和 14867 单元)作为输出,得到入射波和透射波的应变—时间曲线,然后基于两波法重构得到实验用镁合金的应力—应变曲线。

图 6 和 7 分别是应变速率为 1100 和 $3650\ \text{s}^{-1}$ 时入射波和透射波的仿真与实验结果对比。由图 6 和 7 可见,数值模拟所得到的应变时间曲线与试验结果吻合

较好, 可用数值模拟 SHPB 试验的方法进行镁合金动态力学特性研究。子弹入射速度为 16.5 m/s 时, 根据二波法重构计算得到的应变速率为 1100 s^{-1} 。图 8 所示为应变速率为 1100 s^{-1} 时 SHPB 仿真应力波的传递过程示意图。 $t=200 \mu\text{s}$ 时, 应力波传递至入射杆, 但还未到达试样, 试样上的 Mises 应力基本为零, 如图 8(a)所示; $t=320 \mu\text{s}$ 时, 应力波传递到试件与入射杆界面, 产生反射波和透射波, 反射波和入射波叠加, 透射杆基本无应力, 如图 8(b)所示; $t=350 \mu\text{s}$ 时, 经过应力波的反射和透射, 试样到达均匀变形阶段, 其单元上的应力如图 8(c)所示; 随着应变波在杆中的扩散, 试样进入卸载阶段, 入射杆和透射杆的应力基本恢复至零, 如图 8(d)所示。

为了验证数值模拟的有效性, 将子弹冲击速度为 16.5 和 27.5 m/s 的仿真真应力—应变曲线与实验及 J-C 本构拟合结果进行对比, 如图 9 所示。由图 9 可知, 仿真与实验及本构拟合的屈服应力基本相同, 实

验屈服应力比仿真屈服应力约低 5% 。此外, 仿真流变应力的演变趋势也与实验基本一致。低应变时, 三者的吻合度较高, 高应变时由于本构未考虑温升效应使得拟合结果与实验结果的差异较低应变时明显要大。以上结果表明本有限元模型可以较准确地模拟实验用镁合金在室温、应变率为 $700\sim 3650 \text{ s}^{-1}$ 条件下的动力学响应行为。

为研究 J-C 本构及仿真分析模型的适应性, 选取本构拟合应变率范围外的特定应变速率(5200 s^{-1})进行实验验证。图 10 所示为基于 SHPB 实验仿真所得到的真应力—应变曲线与实验及 J-C 本构拟合结果的对比。由图 10 可知, 在 J-C 本构拟合应变速率范围外的数值模拟结果与实验及本构拟合结果吻合较好, 模型仿真精度较高, 表明采用 J-C 本构模型来表征实验用 AM80 镁合金在动态载荷下的力学响应行为是合理的, 具有拟合精度高, 适应范围广的特点, 能够准确预测材料在动态载荷下的变形行为及载荷变化。

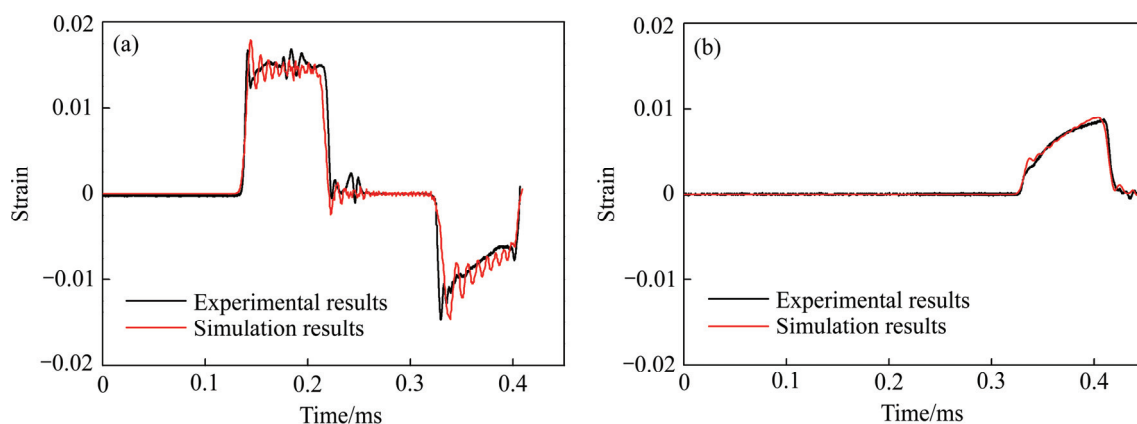


图 6 应变速率为 1100 s^{-1} 时入射杆与透射杆上的入射与透射波形

Fig. 6 Incident(a) and transmitted(b) strain waves of input and output bars at strain rate of 1100 s^{-1}

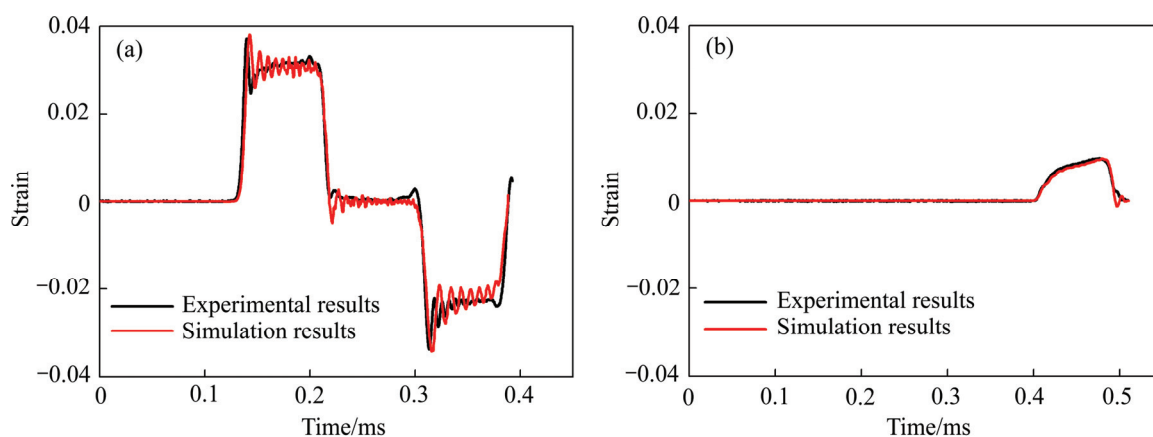


图 7 应变速率为 3650 s^{-1} 时入射杆与透射杆上的入射与透射波形

Fig. 7 Incident(a) and transmitted(b) strain waves of input and output bars at strain rate of 3650 s^{-1}

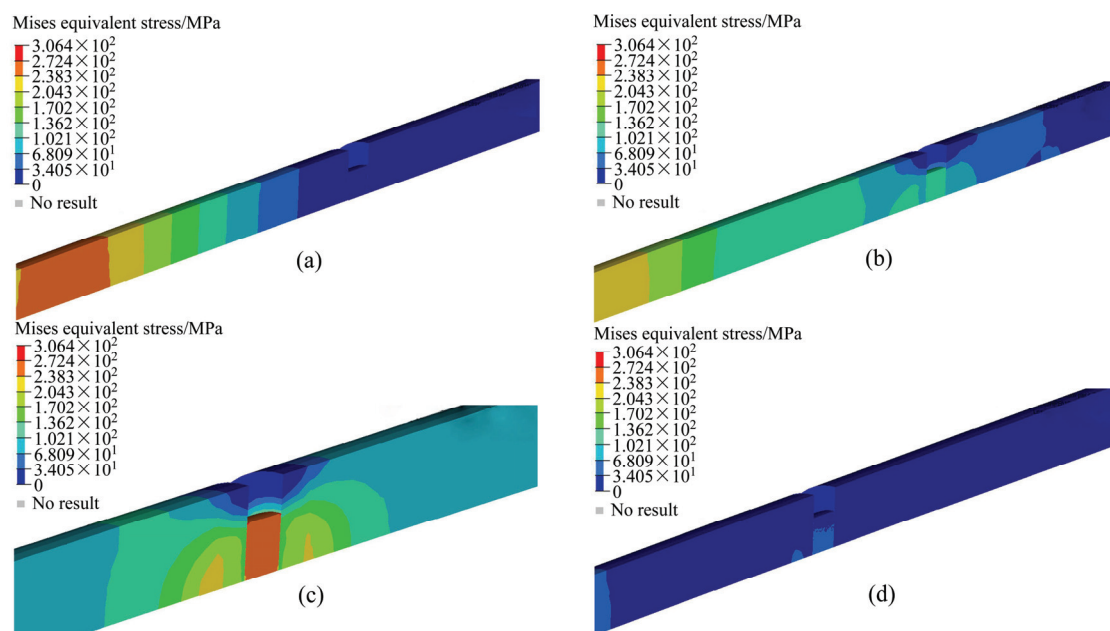


图8 应力波在传递过程中 AM80 镁合金 Mises 等效应力的分布

Fig. 8 Mises equivalent stress distribution of stress wave during transmission of AM80 Mg alloy: (a) 200 μs ; (b) 320 μs ; (c) 350 μs ; (d) 450 μs

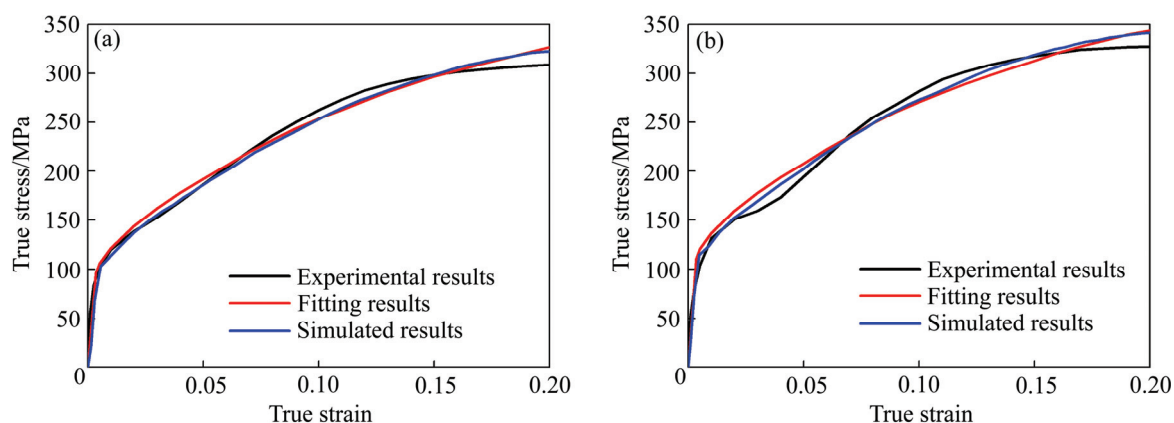


图9 应变速率为 1100 s^{-1} 和 3650 s^{-1} 时 AM80 镁合金数值模拟结果与实验及拟合结果的比较

Fig. 9 Comparison among numerical simulation, experimental and fitting results of AM80 Mg alloy at strain rate of 1100 s^{-1} (a) and 3650 s^{-1} (b)

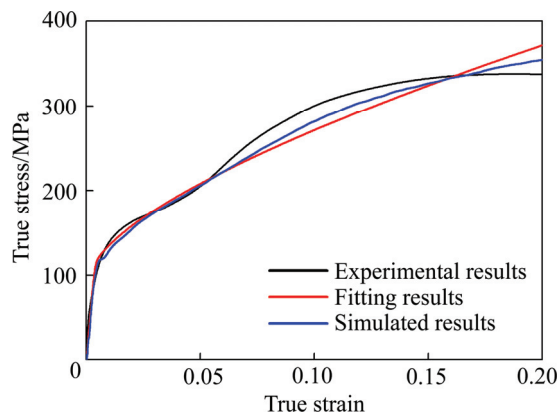


图10 应变速率为 5200 s^{-1} 时 AM80 镁合金数值模拟结果、实验结果及拟合结果的比较

Fig. 10 Comparison among numerical simulation, experimental and fitting results under load strain of 5200 s^{-1}

4 结论

1) 实验用 AM80 镁合金的流变应力随应变速率的增加而增加, 表现出明显的正应变率敏感性。特别是当载荷由准静态转为动态时, 合金的流变应力显著增加。

2) 基于不同应变率下的压缩实验, 拟合出了实验用镁合金的 J-C 本构方程, 其参数 A 、 B 、 n 和 C 分别为 80.6 MPa、364.1 MPa、0.443 和 0.025。

3) 建立实验用镁合金试样的 SHPB 实验有限元模型, 在本构拟合所用应变速率范围内的仿真结果

与实验及本构拟合结果均基本吻合,但在高应变时由于本构未考虑温升效应使得拟合结果与实验结果的差异较低应变时明显要大。

REFERENCES

- [1] YE T, LI L X, GUO P C, XIAO G, CHEN Z M. Effect of aging treatment on the microstructure and flow behavior of 6063 aluminum alloy compressed over a wide range of strain rate[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2016, 90: 72–80.
- [2] YANG Su-yuan. The microstructure features and the deformation mechanism of a fine grained magnesium alloy under dynamic loading[J]. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2010, 25: 122–127.
- [3] 吴文祥, 靳 丽, 董 杰, 章楨彦, 丁文江. Mg-Gd-Y-Zr 高强度耐热镁合金的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(11): 4–13.
WU Wen-xiang, JIN Li, DONG Jie, ZHANG Zhen-yan, DING Wen-jiang. Research progress of high strength and heat resistant Mg-Gd-Y-Zr alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(11): 4–13.
- [4] LIU J, CHEN Z, CHEN D, LI G. Deformation mechanism and softening effect of extruded AZ31 magnesium alloy sheet at moderate temperatures[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(6): 1329–1335.
- [5] 任国成, 赵国群. 变形温度对 AZ31 镁合金等通道转角挤压变形行为的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(7): 1789–1795.
REN Guo-cheng, ZHAO Guo-qun. Effects of deformation temperature on deformation behavior of AZ31 magnesium alloy during equal channel angular pressing[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(7): 1789–1795.
- [6] 江德斐, 林国彪, 舒大禹, 陈强. T2 铜的动态力学性能及本构关系[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(7): 1437–1442.
JIANG De-fei, LIN Guo-biao, SHU Da-yu, CHEN Qiang. Dynamic mechanical property and constitutive relation of T2 copper[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(7): 1437–1442.
- [7] MUKAI T, YAMANOI M, WATANABE H, ISHIKAWA K., HIGASHI K. Effect of grain refinement on tensile ductility in ZK60 magnesium alloy under dynamic loading[J]. *Materials Transactions-JIM*, 2001, 42(7): 1177–1181.
- [8] WATANABE H, MUKAI T, ISHIKAWA K, MABUCHI M, HIGASHI K. Realization of high-strain-rate superplasticity at low temperatures in a Mg–Zn–Zr alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 307(1): 119–128.
- [9] MUKAI T, YAMANOI M, HIGASHI K. Recycling and high performance waste processing. processing of ductile magnesium alloy under dynamic tensile loading[J]. *Materials Transactions*, 2001, 42(12): 2652–2654.
- [10] 毛萍莉, 于金程, 刘 正, 董 阳, 席 通. 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金动态压缩力学性能与失效行为[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(4): 889–897.
MAO Ping-li, YU Jin-cheng, LIU Zheng, DONG Yang, XI Tong. Dynamic mechanical property and failure behavior of extruded Mg-Gd-Y alloy under high strain rate compression [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(4): 889–897.
- [11] WU B L, ZHANG Y D, WAN G, HUMBERT M, WAGNER F, ESLING C. Primary twinning selection with respect to orientation of deformed grains in ultra-rapidly compressed AZ31 alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 541: 120–127.
- [12] WAN G, WU B L, ZHANG Y D, SHA G Y, ESLING C. Anisotropy of dynamic behavior of extruded AZ31 magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527: 2915–2924.
- [13] 毛萍莉, 刘 正, 王长义, 金 鑫, 王 峰, 郭全英, 孙 晶. 高应变速率下 AZ31B 镁合金的压缩变形组织[J]. *中国有色金属学报*, 2009, 19(5): 816–820.
MAO Ping-li, LIU Zheng, WANG Chang-yi, JING 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.
- [14] 王长义, 刘 正, 毛萍莉. 挤压态 AM30 镁合金的动态力学行为及变形机制[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(11): 27–33.
WANG Chang-yi, LIU Zheng, MAO Ping-li. Dynamic mechanical behavior and deformation mechanism of extruded AM30 magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21 (11): 27–33.
- [15] ULACIA I, DUDAMELL N V, GALVEZ F, YI S, PEREZ-PRADO M T, HURTADO I. Mechanical behavior and microstructural evolution of a Mg AZ31 sheet at dynamic strain rates [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(8): 2988–2998.
- [16] WAN G, WU B L, ZHAO Y H, ZHANG Y D, ESLING C. Strain-rate sensitivity of textured Mg-3.0Al-1.0Zn alloy (AZ31) under impact deformation[J]. *Scripta Mater*, 2011, 65(6): 461–464.
- [17] DUDAMELL N V, ULACIA I, GALVEZ F, YI S, BOHLEN J, LETZIG D, HURTADO I, PEREZ-PRADO M T. Influence of texture on the recrystallization mechanisms in an AZ31 Mg sheet alloy at dynamic rates[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 532: 528–535.
- [18] 廖慧敏, 龙思远, 蔡 军. 应变速率对 AZ91D 镁合金力学行为的影响[J]. *材料科学与工艺*, 2010, 18(1): 120–123.
LIAO Hui-min, LONG Si-yuan, CAI Jun. Influence of high strain-rate on the mechanical behavior of Mg-alloy AZ91D[J]. *Materials Science & Technology*, 2010, 18(1): 120–123.
- [19] 周 霞, 赵昌美, 李 利, 黄宏军. 基于 SHPB 实验的挤压

- AZ91D 镁合金动态力学行为数值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(8): 1968–1975.
- ZHOU Xia, ZHAO Chang-mei, LI Li, HUANG Hong-jun. Numerical simulation of dynamic behavior of extruded AZ91D magnesium alloy based on SHPB experiment[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(8): 1968–1975.
- [20] 张长清, 谢兰生, 陈明和, 商国强. 高应变率下 TC4-DT 钛合金的动态力学性能及塑性本构关系[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(2): 323–329.
- ZHANG Chang-qing, XIE Lan-sheng, CHEN Ming-he, SHANG Guo-qiang. Dynamic mechanical property and plastic constitutive relation of TC4-DT Ti alloy under high strain rate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(2): 323–329.

Mechanical constitutive equation and simulation of AM80 magnesium alloy under high speed impact load

GUO Peng-cheng^{1,2}, CAO Shu-fen¹, YE Tuo^{1,2}, LIU Zhi-wen^{1,2}, LI Shi-kang^{1,2}, LI Luo-xing^{1,2}

- (1. State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body, Hunan University, Changsha 410082, China;
2. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: High speed impact experiments of a solution treated AM80 magnesium alloy were carried out with a large strain rate range based on split Hopkinson pressure bar (SHPB) technique, the applied strain rates were 700, 1100, 2150, 2750 and 3650 s⁻¹, respectively. The results show that the flow stress of the studied AM80 magnesium alloy increase with increasing strain rate, demonstrating visible positive strain rate sensitivity. In addition, the flow stress increases significantly when the applied load transfers from quasi-static to dynamic. A Johnson-Cook dynamic constitutive equation is obtained by fitting the experimental stress-strain curves under various strain rates. The SHPB dynamic compressions of the material were simulated by using ABAQUS software with the fitted Johnson-Cook constitutive parameters. Calculated incident, reflected and transmitted waves were correlated with the stress-strain response of the solution treated AM80 samples using two-wave analytical method. The stress-strain curves at different strain rates obtained in the simulations were compared with the experimental and fitting stress-strain responses. The results show that the numerical simulation results and fitting results based on the Johnson-Cook strain-rate dependent constitutive model for the studied Mg alloy are basically in agreement with the experimental results, even the strain rate without in the range for constitutive fitting. Furthermore, an obviously large difference is detected at high strains as compared with that at low strains due to the neglect of local temperature rise under high strain rate loading.

Key words: AM80 magnesium alloy; strain rate sensitivity; Johnson-Cook constitutive equation; numerical simulation

Foundation item: Project(51475156) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2014ZX04002071) supported by the National Science and Technology Special Grant

Received date: 2016-05-26; **Accepted date:** 2016-10-21

Corresponding author: LI Luo-xing; Tel: +86-731-88821571; E-mail: llxly2000@163.com

(编辑 李艳红)