

高速冲击载荷下 LZ91 镁合金的动态变形行为及力学本构

刘 筱^{1,2}, 易宏翔², 朱必武^{1,2}, 刘文辉^{1,2}, 刘 锦², 唐昌平^{1,2}

(1. 湖南科技大学 高温耐磨材料及制备技术湖南省国防科技重点实验室, 湖南 湘潭 411201)

(2. 湖南科技大学 材料科学与工程学院, 湖南 湘潭 411201)

摘 要: 采用金相显微镜、X 射线衍射结合斯密特因子研究高速冲击载荷下 LZ91 镁合金的动态变形行为和力学本构。结果表明: 流变应力对应变速率不敏感, 发生了 Portevin-LeChatelier 效应; 当应变速率为 3600 s^{-1} 时才出现绝热剪切带, 这是由于 β -Li 相间细小均匀分布的 α -Mg 相增大了位错运动阻力, 导致绝热剪切敏感性减弱; α -Mg 相形成了偏离基面织构 $20^\circ\sim 30^\circ$ 的特殊织构, 不需要孪生来协调均匀塑性变形, 这是因为 α/β 相界面取向接近 Burgers 取向关系; 修正了 Johnson-Cook 力学本构, 拟合结果与实验结果吻合。

关键词: LZ91 镁合金; 绝热剪切; 织构; Burgers 取向关系; Johnson-Cook 本构方程

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)07-2171-08

Mg-Li 合金因室温下良好的成形能力和机械性能, 在航空、航天和轨道交通上具有广泛的应用前景^[1-3]。在实际服役过程中要承受高速冲击载荷, 因此研究镁合金室温高速冲击载荷下的动态变形行为和力学响应具有重要意义。徐伟芳^[4]利用旋转盘试验研究了 AZ31 镁合金冲击载荷作用下的力学响应特性, 发现其动态拉伸和压缩屈服强度与应变速率无关, 但失稳时的应力和应变与应变速率有关。李保成等^[5]采用分离式霍普金森压杆(SHPB)研究了 MB15 镁合金的变形行为, 发现其动态屈服强度和变形量大幅提高。Wen 等^[6]采用自制冲击装置对 AZ91C 进行动态拉伸测试, 发现在动态条件下的应变硬化效应比较明显。郭鹏程等^[7,8]对铸态 AM80 镁合金在室温下进行高速冲击, 发现应力呈正的应变速率敏感性, 并用 J-C 力学本构预测了其动态应力-应变曲线。

目前, 对 Mg-Li 合金室温高速冲击载荷下的动态变形行为和力学响应的研究较少。基于此, 本研究采用分离式霍普金森压杆(SHPB)研究了铸态 LZ91 镁合金在室温高速冲击载荷下($1000\sim 3600\text{ s}^{-1}$)的动态变形行为和力学响应特性, 并对其力学本构进行修正。

1 实 验

本试验所用材料为铸态 LZ91 镁合金, 其化学成

分为 9.12%Li、1.03%Zn 其余为 Mg(质量分数)。将铸锭加工成 $\Phi 8\text{ mm}\times 4\text{ mm}$ 的圆柱体试样, 在分离式霍普金森压杆(SHPB)上进行应变速率为 $1000\sim 3600\text{ s}^{-1}$ 的室温冲击试验, 所有试样在试验过程中均没发生断裂。将冲击后的样品沿冲击方向取纵截面, 通过金相显微镜(OM)观察其金相组织; 将冲击后的样品垂直于冲击方向取横截面, 利用 X 射线衍射(XRD)仪进行宏观织构检测。

2 结果与讨论

2.1 应力-应变曲线

图 1 为 LZ91 镁合金不同应变速率下的应力-应变曲线。由图 1 可知, 随应变速率的增加, 试样的应变显著增加, 但材料承载的应力没有明显变化, 未表现出应变强化效应和正应变速率效应, LZ91 镁合金在高速冲击载荷下的流变应力对应变速率不敏感。由图 1 还可以观察到, 应力-应变曲线出现明显的拉伸屈服点, 未呈现出连续屈服的变形特征, 但不同应变速率下的应力-应变曲线均出现明显的波浪型抖动曲线。研究表明, 这种波浪型抖动曲线是锯齿屈服现象, 也称 Portevin-LeChatelier 效应^[9-11], 这种效应是由金属中移动的溶质原子和运动中的位错发生交互作用引起。

2.2 金相组织

图 2 为 LZ91 镁合金在不同应变速率下的金相组

收稿日期: 2018-07-10

基金项目: 国家自然科学基金(51601062, 51605059); 湖南省自然科学基金(2018JJ3180)

作者简介: 刘 筱, 女, 1988 年生, 博士, 副教授, 湖南科技大学材料科学与工程学院, 湖南 湘潭 411201, 电话: 0731-58290847, E-mail: liuxiao0105@163.com

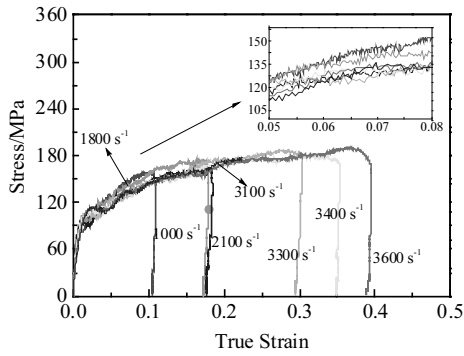


图 1 LZ91 镁合金不同应变速率下的应力-应变曲线
Fig.1 Stress-strain curves of LZ91 magnesium alloy at different strain rates

织形貌，其中白色部分为 α -Mg 相，其余部分为 β -Li 相， α -Mg 相与 β -Li 相沿垂直冲击方向被拉长。由图 2g 可知，当应变速率为 3600 s^{-1} 时，观察到有接近 45° 的绝热剪切带。毛萍莉等^[12]指出细晶 AZ31 镁合金较多的晶界对位错运动的阻碍作用越大，导致其绝热剪切敏感性减弱。由图 2 可知，细小 α -Mg 相均匀弥散分布在 β -Li 相间且 α -Mg 相间的间距较小，所以相界面较多，相界面与晶界一样会阻碍位错运动且相界面越多对位错运动阻碍越大，导致 LZ91 镁合金绝热剪切的敏感性减弱。因此，LZ91 镁合金在应变速率达到 3600 s^{-1} 时才出现绝热剪切现象。

材料产生绝热剪切带的临界应变可通过应力-应变曲线中最大应力获得^[13, 14]。根据图 1 中的应力-应变曲线，当应变速率为 3600 s^{-1} 时，应力随着应变增加到最大应力值 181 MPa 后开始随着应变增加而降低，说明绝热剪切现象产生并引起软化。可见，其绝热剪切产生的临界应变为 0.36 左右。

2.3 组织演变

图 3 为 LZ91 镁合金中 α -Mg 相与 β -Li 相在应变速率为 3300 s^{-1} 、不同应变变量下的 ODF 图。对于密排六方晶系的镁合金，只需考虑常用取向空间 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 的截面图。由 α -Mg 相的 $\varphi_2=0^\circ$ 截面图和 $\varphi_2=30^\circ$ 截面图可知(图 3a、3c 和 3e)，当应变量为 0.22 时，密度最强点为 (0, 23, 30)；当应变变量增加到 0.26 时，密度最强点由 (0, 23, 30) 变到 (90, 28, 30) 附近；当应变变量增加到 0.28 时，密度最强点为 (90, 90, 0) 和 (8, 24, 30)。根据文献[15]中立方晶系常见取向空间截面图，可分析 β -Li 相在不同应变变量下的组织演变规律。由 β -Li 相的 $\varphi_2=0^\circ$ 截面图和 $\varphi_2=45^\circ$ 截面图 (见图 3b、3d 和 3f) 可知，随应变变量增加，其主要组织类型由 $\{112\}\langle 111\rangle$ 、 $\{001\}\langle 110\rangle$ 变为 $\{001\}\langle 100\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 组织类型，当应变量为 0.28 时形成 $\{112\}\langle 111\rangle$ 组织。

2.4 斯密特因子

在多晶体中，微观屈服应力与临界剪切应力和斯密特因子的比值有关，滑移系和孪生开启的顺序受微观屈服应力的影响。可通过计算斯密特因子，结合临界剪切应力分析滑移系和孪生开启的先后顺序。根据文献[16]， α -Mg 相的斯密特因子由式(1)获得。

$$m = \frac{\frac{h_1 \sin \varphi_2 \sin \Phi + k_1 \cos \varphi_2 \sin \Phi + l_1 \cos \Phi}{\sqrt{(\sin \varphi_2 \sin \Phi)^2 + (\cos \varphi_2 \sin \Phi)^2 + \cos^2 \Phi} \sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2}}}{\frac{u_1 \sin \varphi_2 \sin \Phi + v_1 \cos \varphi_2 \sin \Phi + w_1 \cos \Phi}{\sqrt{(\sin \varphi_2 \sin \Phi)^2 + (\cos \varphi_2 \sin \Phi)^2 + \cos^2 \Phi} \sqrt{u_1^2 + v_1^2 + w_1^2}}} \quad (1)$$

式(1)中： m 为斯密特因子， $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ 为晶体取向的欧拉角， $\langle h_1 k_1 l_1 \rangle$ 、 $\langle u_1 v_1 w_1 \rangle$ 为密排六方结构中滑移系和孪生的三指数表达式。表 1 为 LZ91 镁合金 α -Mg 相在应变速率为 3300 s^{-1} 、不同应变变量下不同滑移系和孪生的斯密特因子。由文献[16]可知，室温下基面滑移、棱柱面滑移、二阶锥面滑移和孪生的临界剪切应力分别为 0.45、45、42 和 3 MPa。根据微观屈服应力和临界剪切应力与斯密特因子(Schmid)的关系 $\sigma_s = \tau_k/m$ ，求出不同滑移系和孪生开启所需微观屈服应力如表 2 所示。由表 2 可知，激活孪生所需的微观屈服应力最低，孪生应先开启来协调塑性变形。图 4 为应变速率 3300 s^{-1} 不同应变变量下的微观组织。在 α -Mg 相中并未观察到孪生，这与表 2 中计算结果不符，其原因将在 2.5 部分进行讨论。

表 1 α -Mg 相在应变速率为 3300 s^{-1} ，不同应变变量下不同滑移系和孪生的斯密特因子(m)

Table 1 Schmid factors (m) of different slip systems and twinning for α -Mg phase under a strain rate of 3300 s^{-1} with different strains

ϵ	Basal slip	Prismatic slip	2 nd -order pyramidal slip	Twinning
0.22	0.018	0.084	0.233	0.282
0.26	0.040	0.127	0.158	0.292
0.28	0.020	0.021	0.168	0.292

表 2 α -Mg 相在应变速率为 3300 s^{-1} ，不同应变变量下不同滑移系和孪生开启所需的微观屈服应力

Table 2 Microcosmic yield stresses for different slip systems and twinning for α -Mg phase under a strain rate of 3300 s^{-1} with different strains (MPa)

ϵ	Basal slip	Prismatic slip	2 nd -order pyramidal slip	Twinning
0.22	25.0	535.7	180.3	10.6
0.26	11.3	354.3	265.8	10.3
0.28	22.5	2142.9	250.0	10.3

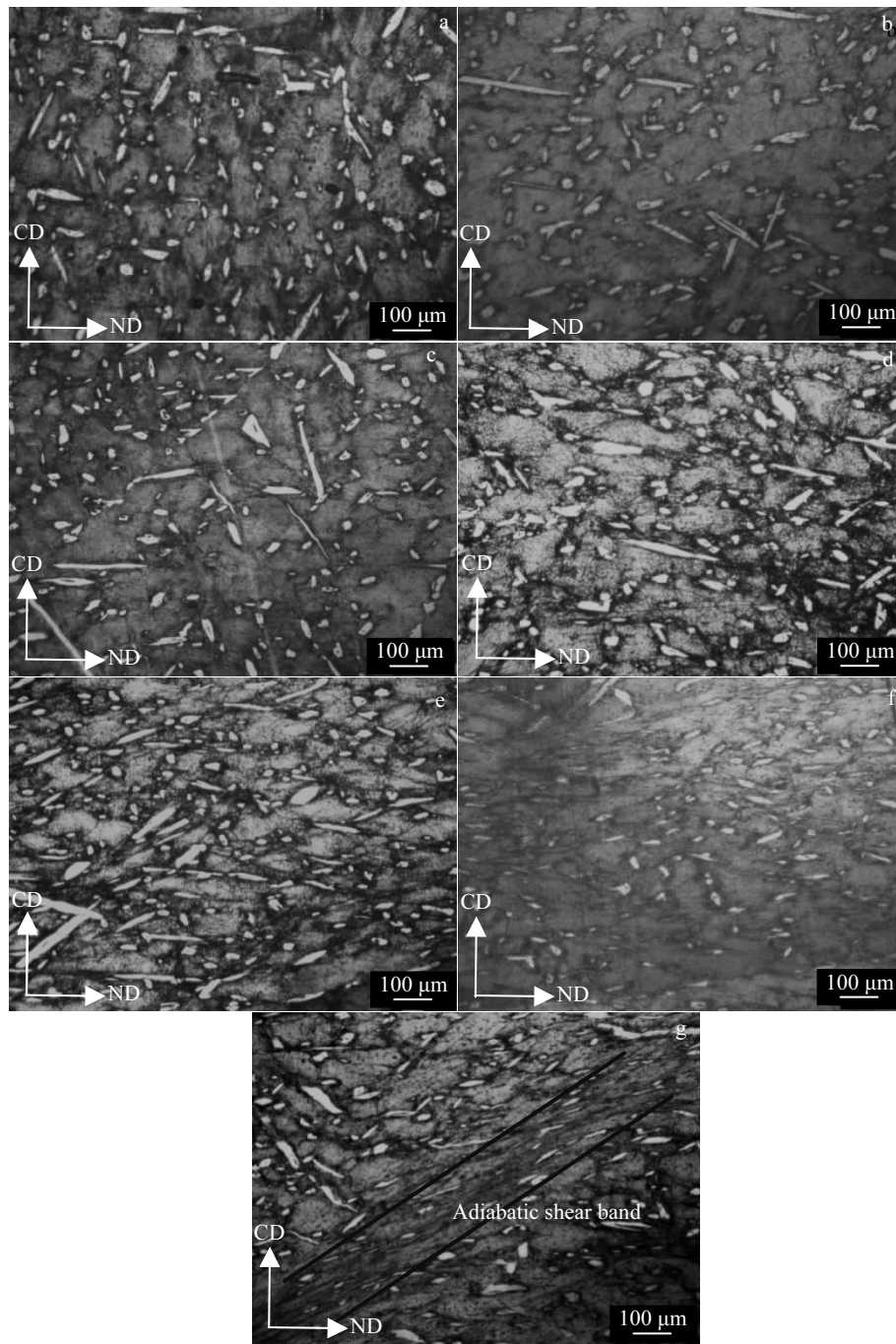


图 2 LZ91 镁合金在不同应变条件下的组织形貌

Fig.2 Microstructures of LZ91 magnesium alloy under different strain conditions: (a) $\dot{\epsilon}=1000 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.10$; (b) $\dot{\epsilon}=1800 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.17$; (c) $\dot{\epsilon}=2100 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.18$; (d) $\dot{\epsilon}=3100 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.22$; (e) $\dot{\epsilon}=3300 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.28$; (f) $\dot{\epsilon}=3400 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.35$; (g) $\dot{\epsilon}=3600 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.38$

2.5 α/β 界面取向关系

图 5 为 LZ91 镁合金在应变速率 3300 s^{-1} 、不同应变下的 α -Mg 相与 β -Li 相极图。镁合金通过单向压缩后, c 轴一般会朝压缩轴方向转动形成强烈的基面织构^[17-19]。由图 5 可知, α -Mg 相单向高应变速率压缩后并未形成基

面织构, 大部分晶体的 c 轴偏离压缩轴 $20^\circ\sim 30^\circ$, α -Mg 晶体的(0002)密排面几乎与 β -Li 晶体的(110)密排面平行。Kral 等^[20]指出 α/β 界面取向接近 Burgers 取向关系 ($[0001]\alpha/[0\bar{1}1]\beta$), 导致 α -Mg 相中大部分晶体的 c 轴偏离压缩轴 $20^\circ\sim 30^\circ$, 形成不同于其它镁合金的特殊织构。

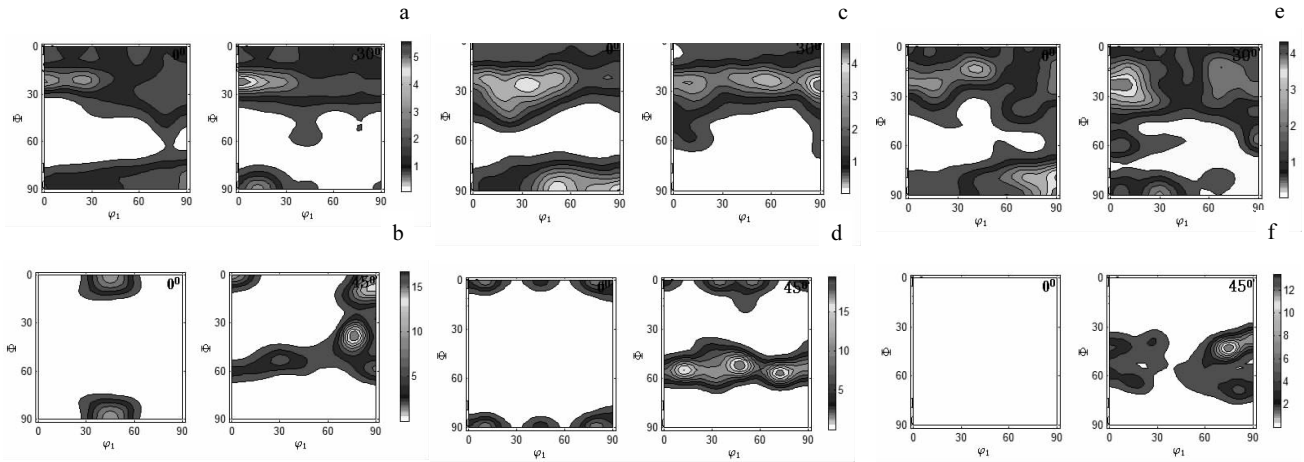


图 3 LZ91 镁合金中 α -Mg 相与 β -Li 相在不同应变率下应变速率为 3300 s^{-1} 时的 ODF 图

Fig.3 ODF figures for α -Mg phase (a, c, e) and phase β -Li (b, d, f) in LZ91 magnesium alloy under a strain rate of 3300 s^{-1} with different strains: (a, b) $\varepsilon=0.22$, (c, d) $\varepsilon=0.26$, and (e, f) $\varepsilon=0.28$

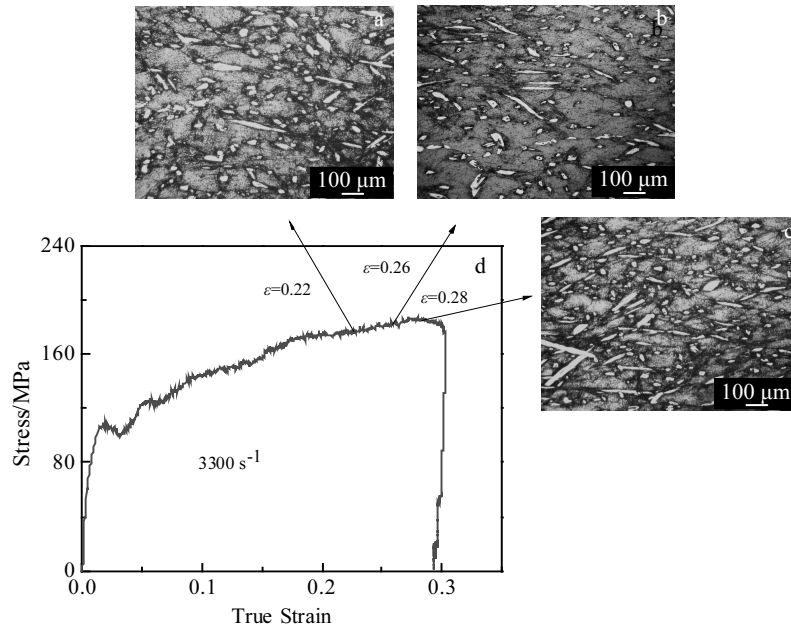


图 4 LZ91 镁合金在应变速率为 3300 s^{-1} 不同应变率下的组织形貌及应力-应变曲线

Fig.4 Microstructures (a, b, c) and stress-strain curve (d) of LZ91 magnesium alloy at a strain rate of 3300 s^{-1} with different strains: (a) $\varepsilon=0.22$, (b) $\varepsilon=0.26$, and (c) $\varepsilon=0.28$

Liu 等^[21]根据 α/β 界面取向接近 Burgers 取向关系 ($[0001]\alpha/[0\bar{1}1]\beta$) 绘出了 LZ91 镁合金中 α -Mg 和 β -Li 相界面关系图, α -Mg 和 β -Li 的相界面正好是 bcc 和 hcp 结构中的密排面, β -Li 相对 α -Mg 相起到滑板效应, 有利于 β -Li 相协助 α -Mg 相的塑性变形。因此, α -Mg 相中不需要孪生来协调均匀的塑性变形。

2.6 Johnson-Cook 本构模型

J-C 本构模型能描述金属从低应变速率到高应变速率下的动态力学行为, 对金属材料的应力响应给出比较

理想的预测经验模型。本研究通过修正 J-C 力学本构应变率函数中应变速率系数, 考虑当前应变速率对应变速率系数的影响, 预测 LZ91 镁合金在动态载荷下的应力响应行为, 修正后的 J-C 力学本构可表示为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)[1 + f(\dot{\varepsilon})\ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (2)$$

式中, σ 为 J-C 本构模型的应力; 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 、

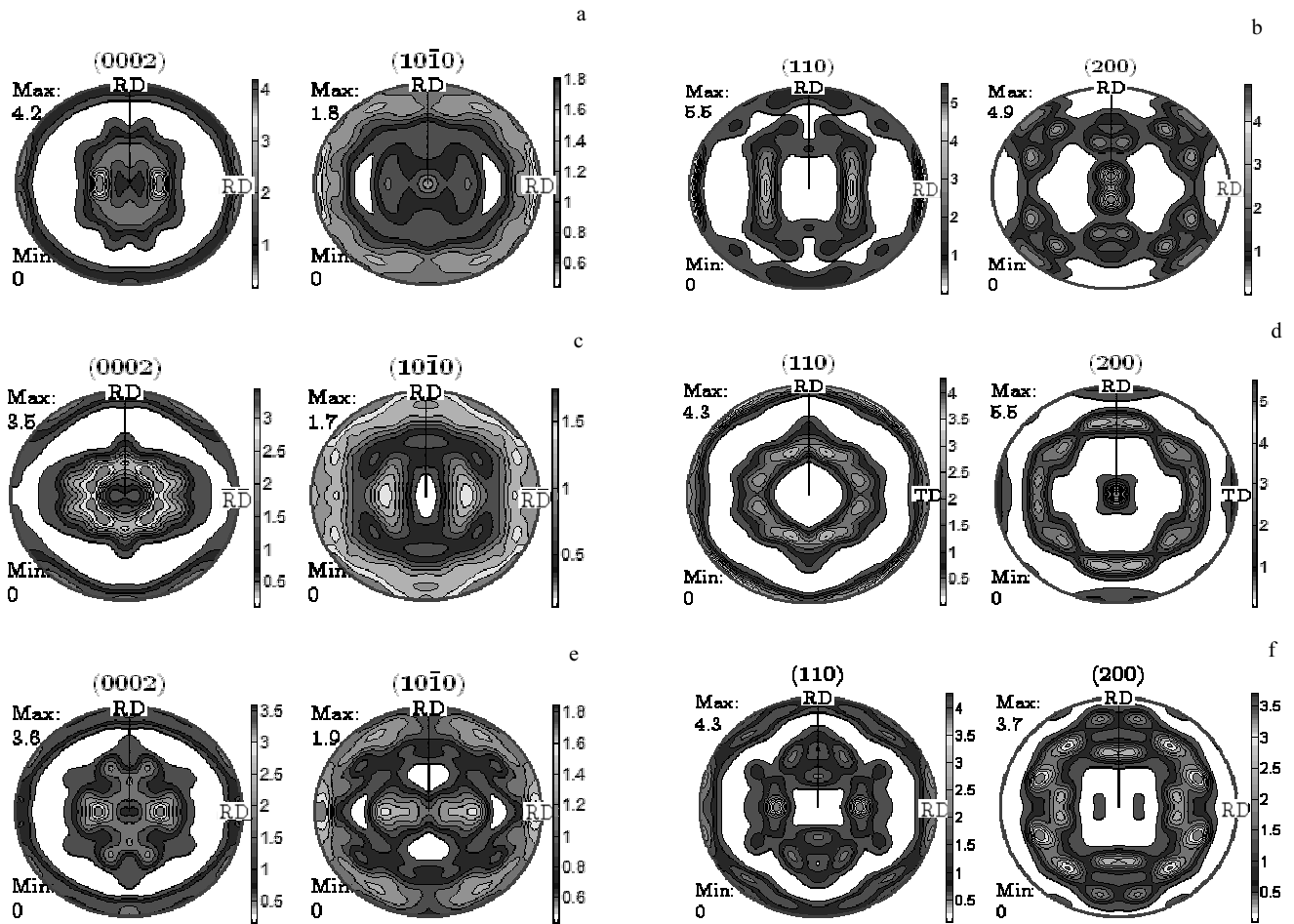


图 5 LZ91 镁合金在应变速率 3300 s^{-1} 不同应变条件下 $\alpha\text{-Mg}$ 与 $\beta\text{-Li}$ 的极图

Fig.5 Pole figures of $\alpha\text{-Mg}$ phase and $\beta\text{-Li}$ phase in LZ91 magnesium alloy at a strain rate of 3300 s^{-1} with different strains: (a, b) $\epsilon=0.22$, (c, d) $\epsilon=0.26$, and (e, f) $\epsilon=0.28$

T_r 和 T_m 分别为当前温度、参考温度和熔化温度; A 、 B 、 $f(\dot{\epsilon})$ 、 n 和 m 分别为参考温度下的初始屈服应力、应变硬化系数、应变速率系数、应变硬化指数和热软化指数。采用文献[22]中铸态 LZ91 镁合金室温拉伸应力-应变曲线, 求得 J-C 本构模型参数 A 、 B 和 n 分别为 50 MPa、260 MPa 和 0.47。结合应变速率为 $1000\sim 3600\text{ s}^{-1}$ 的应力-应变数据, 求得修正的 J-C 力学本构中的 $f(\dot{\epsilon})$ 和 m , 其中 m 为 0.98, 如表 3 所示。

图 6 为不同应变速率下实验与拟合的应力-应变曲线。由图 6 可知, 在应变速率为 $1000\sim 3300\text{ s}^{-1}$ 的条件下, 实验与修正的 J-C 力学本构拟合的应力-应变曲线变化趋势基本相同, 拟合结果与实验结果吻合较好, 修正的 J-C 力学本构能比较准确的表征 LZ91 镁合金合金在高速冲击载荷下的动态应力响应行为。

随着应变速率升高, 尤其是当应变速率达到 3600

s^{-1} 时, 应变大于绝热剪切带的临界应变(0.36)后, J-C 力学本构拟合的曲线与试验曲线误差增加。这是由于当绝热剪切带形成时, 计算得到的温升远小于实际变形所产生的温升[5]。付应乾等[23]计算的绝热剪切带起始温度为 $86\text{ }^\circ\text{C}$, 通过高速红外测温装置测的绝热剪切带的温度达到 $350\text{ }^\circ\text{C}$ 左右。目前的 J-C 本构并未考虑绝热剪切带形成造成的应变高度集中发展导致的极高温升, 因此造成其在预测存在绝热剪切带现象时的动态响应存在局限性。

表 3 修正的 J-C 力学本构相关参数

Table 3 Relevant parameters of the modified J-C mechanical constitutive

A/MPa	B/MPa	n	$f(\dot{\epsilon})$	m
50	260	0.47	$0.017-4.93\dot{\epsilon}+6.57\dot{\epsilon}^2$	0.95

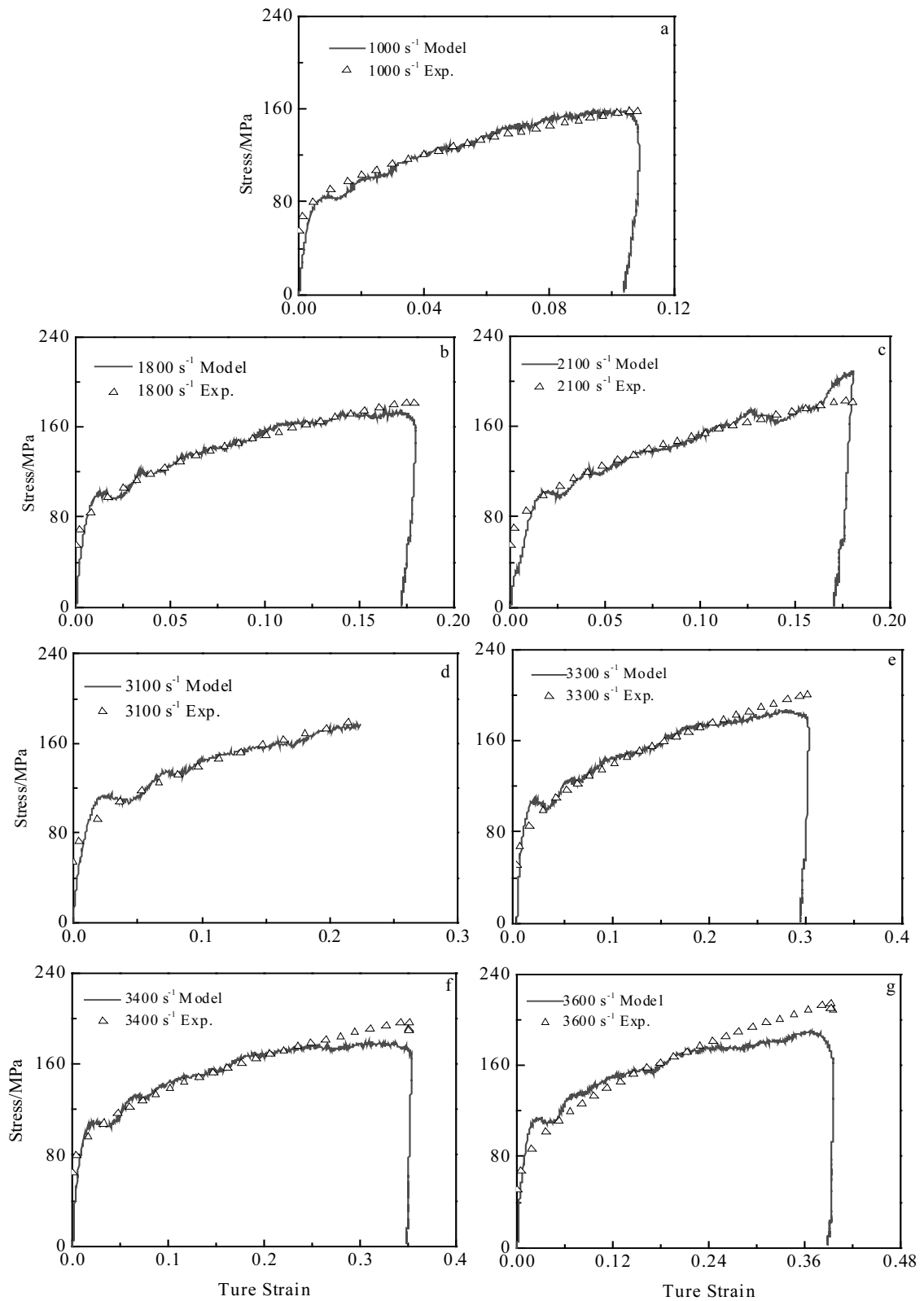


图 6 不同应变速率下 LZ91 镁合金实验与拟合得到的应力-应变曲线

Fig.6 Experimental and fitting stress-strain curves for LZ91 magnesium alloy at different strain rates: (a) 1000 s^{-1} , (b) 1800 s^{-1} , (c) 2100 s^{-1} , (d) 3100 s^{-1} , (e) 3300 s^{-1} , (f) 3400 s^{-1} , and (g) 3600 s^{-1}

3 结 论

1) 高速冲击载荷下, LZ91 镁合金的应力对应变速率不敏感, 发生 Portevin-LeChatelier 效应。

2) 当应变速率为 3600 s^{-1} 时才出现绝热剪切带, 这是由于 β -Li 相间细小均匀分布的 α -Mg 相阻碍了位错运动, 导致 LZ91 镁合金绝热剪切敏感性减弱。

3) α/β 相界面取向接近 Burgers 取向关系 ($[0001]_{\alpha}/[0\bar{1}1]_{\beta}$), α -Mg 相形成了偏离基面织构 $20\sim 30^\circ$ 的特殊织构, 这种相界面取向关系有利于 β -Li 相协调 α -Mg 相的均匀塑性变形, 不需激活具有高斯密特因子的孪生。

4) 修正了 LZ91 镁合金 Johnson-Cook 力学本构, 其参数 A 、 B 、 n 和 m 分别为 50 MPa、260 MPa、0.47 和 0.98, 应变速率系数 $f(\dot{\epsilon}) = 0.017 - 4.93\dot{\epsilon} + 6.57\dot{\epsilon}^2$, 拟合结果与实验结果基本吻合。

参考文献 References

- [1] Xu D K, Zu T T, Yin M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 582: 161
- [2] Zhang J, Zhang Y, Wu G H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 621: 198
- [3] Dong H W, Pan F S, Jiang B *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 65(65): 42
- [4] Xu Weifang(徐伟芳). *Impact Tensile Testing Technique and Its Application on Magnesium Alloy*(冲击拉伸试验技术及其在镁铝合金上的应用)[D]. Beijing: Graduate School of China Academy of Engineering Physics, 2002
- [5] Li Baocheng(李保成), Zhang Xing(张 星), Ma Dan(马 丹). *New Technology and New Process*(新技术新工艺)[J], 2005(7): 54
- [6] Wen H, Yang W, Xia Y M. *Journal of Materials Science Letters*[J], 2002, 21(14): 1113
- [7] Guo P C, Li L X, Liu X *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2017, 109: 112
- [8] Guo Pengcheng(郭鹏程), Cao Shufen(曹淑芬), Ye Tuo(叶 拓) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(6): 1075
- [9] Gao Zhiguo(高志国), Zhang Xingming(张新明), Chen Ming'an(陈明安) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(5): 881
- [10] Ziegenbein A, Hähner P, Neuhäuser H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 309: 336
- [11] Kovács Z S, Chinh N Q, Lendvai J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 325(1): 255
- [12] Mao Pingli(毛萍莉), Liu Zunxin(刘遵鑫), Liu Zheng(刘 正) *et al.* *Journal of Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学学报)[J], 2015, 37(5): 494
- [13] Tan Chengwen(谭成文), Liu Xinqin(刘新芹), Chen Zhiyong(陈志永) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(8): 1400
- [14] Wang Xuebin(王学滨). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(6): 1049
- [15] Mao Weimin(毛卫民), Yang Ping(杨 平), Chen Leng(陈 冷). *Principle of Analysis and Testing Technique for Material Texture*(材料织构分析原理与检测技术)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008
- [16] Liu X, Jonas J J, Li L X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 583: 242
- [17] Song Guangsheng(宋广胜), Chen Qiangqiang(陈强强), Xu Yong(徐 勇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3186
- [18] Al-Samman T. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2229
- [19] Foley D C, Al-Maharbi M, Hartwig K T *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(2): 193
- [20] Kral M V, Muddle B C, Nie J F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 460: 227
- [21] Liu W H, Liu X, Tang C P *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6(1): 77
- [22] Yao Wei(姚 玮). *The Influence of Cold-rolling on Microstructure and Mechanical Properties with LZ91Mg-Li Alloy*(冷轧工艺对 LZ91 镁锂合金显微组织与力学性能的影响)[D]. Xiangtan: Hunan University of Science and Technology, 2016
- [23] Fu Yingqian(付应乾), Dong Xinlong(董新龙). *Chinese Journal of Solid Mechanics*(固体力学学报)[J], 2015, 36(5): 392

Dynamic Deformation Behavior and Mechanical Constitutive of LZ91 Magnesium Alloy under High Speed Impacting

Liu Xiao^{1,2}, Yi Hongxiang², Zhu Biwu^{1,2}, Liu Wenhui^{1,2}, Liu Jin², Tang Changping^{1,2}

(1. Key Laboratory of High Temperature Wear Resistant Materials Preparation Technology of Hunan Province, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

Abstract: The dynamic deformation behavior and mechanical constitutive of LZ91 magnesium alloy were investigated under high speed impacting by optical microscopy and X-ray diffraction combined with Schmid factor. The results show that the flow stresses are not sensitive to strain rate and the Portevin-LeChatelier effect occurs. The fine α -Mg phase is uniformly distributed in β -Li phase, hindering the dislocation motions. This finally induces that the adiabatic shear sensitivity decreases and the adiabatic shear band only occurs above 3600 s^{-1} . The special texture, which deviates from the basal texture by $20^\circ\sim 30^\circ$, forms in α -Mg phase, due to the Burgers orientation relationship between α/β phase interface. Twinning is not required to accommodate the uniform plastic deformation in α -Mg phase because of this orientation relationship. The Johnson-Cook (J-C) mechanical constitutive was modified and the fitting results well match with the experimental results.

Key words: LZ91 magnesium alloy; adiabatic shear; texture; Burgers orientation relationship; Johnson-Cook constitutive equation

Corresponding author: Zhu Biwu, Ph. D., College of Mechanical and Electrical Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, P. R. China, Tel: 0086-731-58290847, E-mail: zmbh4538@163.com