

# 不同工艺状态下 AZ31B 镁合金热压缩变形行为

周 洁<sup>1,2</sup>, 吴任东<sup>1,2</sup>, 袁朝龙<sup>1,2</sup>, 焦 玮<sup>1,2</sup>, 李 滔<sup>1,2</sup>

(1. 清华大学, 北京 100084)

(2. 先进成形制造技术教育部重点实验室, 北京 100084)

**摘 要:** 镁合金在热加工过程中的变形机制复杂, 且容易受到材料初始工艺状态和变形条件影响, 因此呈现出不同的应力应变关系。采用铸态和变形态的 AZ31B 作为研究对象, 通过 Gleeble-1500 获取坯料的应力应变曲线随温度和应变率的变化关系, 基于 Arrhenius 双曲正弦型函数构建 2 种不同工艺状态下镁合金的本构模型, 分析初始加工状态对镁合金应力应变关系及变形机制的影响。结果表明: 当应变速率大于  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , 变形态镁合金在低温下由于变形织构及大量孪生产生而出现  $45^\circ$  剪切断裂; 在高温和低应变速率下 2 种工艺状态的镁合金变形机制相同, 应力应变曲线基本相似; 变形态镁合金的硬化指数  $n$  及变形激活能  $Q$  相比铸态镁合金更低。

**关键词:** 应力应变曲线; 镁合金 AZ31B; 初始工艺状态; 本构方程

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1793-06

镁合金作为 21 世纪的绿色结构化材料具有密度小、比强度高、耐冲撞、可回收以及散热性能佳等优点, 在汽车、航天、医疗以及交通等许多行业都有广泛的应用价值<sup>[1]</sup>。目前应用最多的镁合金为铸造镁合金, 具有塑性差、强度低和耐热性差等性能缺点, 一般需要经过热加工来消除组织缺陷和细化晶粒, 从而提高镁合金的力学性能。然而大多数镁合金为密排六方结构, 非基面滑移系为热激活形式, 熔点低, 热加工温度范围窄, 层错能低, 热加工时容易发生动态回复和动态再结晶等行为, 变形机制复杂且影响因素多, 因此研究变形镁合金的热变形过程以改善性能成为相关行业研究者的重要目标<sup>[2-4]</sup>。Yu Kun<sup>[5]</sup>通过 Gleeble 热力学模拟实验机研究了轧制态 AZ31 镁合金在不同的温度和应变率下的应力应变曲线, 发现变形激活能随着温度的升高而增大, 当应变速率不高于  $1 \text{ s}^{-1}$  时, 随之增大而增大, 当应变速率大于  $1 \text{ s}^{-1}$  时反而开始降低, 并建立了反映 AZ31 热加工过程中应力应变关系的本构模型; 郭强<sup>[6]</sup>研究 AZ31 镁合金的热压缩流变应力行为时发现流变应力行为强烈地受到变形温度的影响, 当变形温度低于  $350^\circ\text{C}$  时, 流变应力呈现幂指数关系, 当变形温度高于  $350^\circ\text{C}$  时, 流变应力呈现指数关系。刘杰<sup>[7]</sup>则考虑了高应变速率下变形热引起的试样温升, 修正了试样温升引起的流变应力误差, 提高了合金压缩变形应力-应变本构方程的准确性。除此以外, 镁合金热变形过程中伴随的动

态再结晶现象也被学者们广泛研究<sup>[8-12]</sup>。申利权<sup>[13]</sup>对 AZ31B 镁合金厚板进行热压缩变形试验, 通过研究变形后的微观组织和应力应变曲线发现动态再结晶体积分数随应变速率的增加而增大, 在较低的变形温度和高应变速率下, 更容易获得细小均匀的晶粒分布。张蓉<sup>[14]</sup>则发现随着温度的升高, 由于非基面滑移系的临界剪切应力降低, 使得镁合金的变形抗力降低, 同时位错移动更易进行, 促进动态再结晶发生, 从而使得动态再结晶软化和应变硬化达到平衡的应变量减小。然而以上报道主要集中在研究同种状态的镁合金在不同的加工条件下应力应变随温度和应变速率的变化关系, 关于镁合金的初始加工状态对流变应力的影响却鲜有报道, 同一种合金在不同的加工状态下所形成的应力应变关系也会有所差异。

本工作采用镁合金的 2 种加工形态, 铸态和变形态, 对其进行相同温度和应变速率范围的热压缩试验, 研究初始加工状态对镁合金应力应变关系和变形机制的影响, 得出相关结论从而对镁合金的高温变形行为有更全面的理解。

## 1 实 验

实验所用材料为 AZ31B 镁合金, 其化学成分如表 1 所示。从铸态和变形态镁板中截取尺寸为  $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$  的圆柱试样。在 Gleeble-1500 热模拟机上进行

收稿日期: 2019-05-10

作者简介: 周 洁, 女, 1994 年生, 硕士, 清华大学机械工程系, 北京 100084, 电话: 010-62789959, E-mail: zhoujie16@mails.tsinghua.edu.cn

热压缩实验，压缩时在试样两端与压头的接触面上放上石墨片进行润滑。变形温度设置为 473~673 K，应变速率为 0.01~10 s<sup>-1</sup>。试样加热速度为 5 K/s，压缩前保温 2 min，最大变形量为 60%。

用线切割从 2 种状态的镁板上切取 10 mm×10 mm×2 mm 的金属薄块作为金相试样并对其进行冷镶嵌，然后选用不同型号的砂纸依次对试样进行打磨，打磨完成后用金刚石抛光膏对试样进行抛光，最后腐蚀试样并在显微镜下进行组织观察，腐蚀剂的成分为 5 g 苦味酸+10 mL 去离子水+100 mL 乙醇+10 mL 乙酸。

## 2 实验结果

### 2.1 应力应变曲线

图 1 为铸态 AZ31B 镁合金在温度为 473~673 K，应变速率为 0.01~10 s<sup>-1</sup> 条件下的应力应变曲线。可以看出，应力增长曲线表现出典型的动态再结晶特征。在压缩初始阶段，流变应力均随着应变的增长而快速增长，此时加工硬化占据主导，随着变形加剧，当达到发生动态再结晶的临界应变以后，在再结晶软化的作用下曲线增速降低，直至加工软化与加工硬化作用相等时应力达到峰值，随后再结晶软化占主导，直至再次与加工硬化平衡，曲线缓慢下降至稳定状态。

图 2 为变形态镁合金的应力应变曲线，其基本增长特征与铸态镁合金相似。不同之处为当应变速率 ≥ 0.1 s<sup>-1</sup> 时，在 473 K 时镁合金均出现了 45° 的剪切断裂，如图 3 所示，主要原因是变形态镁合金的基面平行于板面，即与圆柱试样的轴向平行，平行于圆柱轴向进行压缩，晶粒 c 轴与压缩方向平行，Schmid 因子为 0，基面滑移系不易启动，因此晶粒在 473 K 时的变形机制主要为机械孪生或柱面滑移，而在较低温度下孪晶被证明是空洞形成的主要原因<sup>[15,16]</sup>，在较高的应变速率下，再结晶晶粒长大缓慢，显微空洞迅速长大而造成镁合金的低温变形剪切失效。

### 2.2 显微组织

图 4 分别为铸态和变形态镁合金的原始晶粒，铸态晶粒大小为 117 μm，变形态为 90 μm，可以看出铸态显微组织晶粒粗大，沿晶界分布有很多枝晶状的二次相，变形态镁合金由于经过一次热变形，二次相固溶，原始粗晶之间开始有动态再结晶的细晶粒形成。

表 1 镁合金 AZ31B 化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31B magnesium alloys (ω/%)

Mg	Al	Si	Zn	Mn	Other
Bal.	2.5~3.5	0.08	0.6~1.4	0.2~1.0	0.054

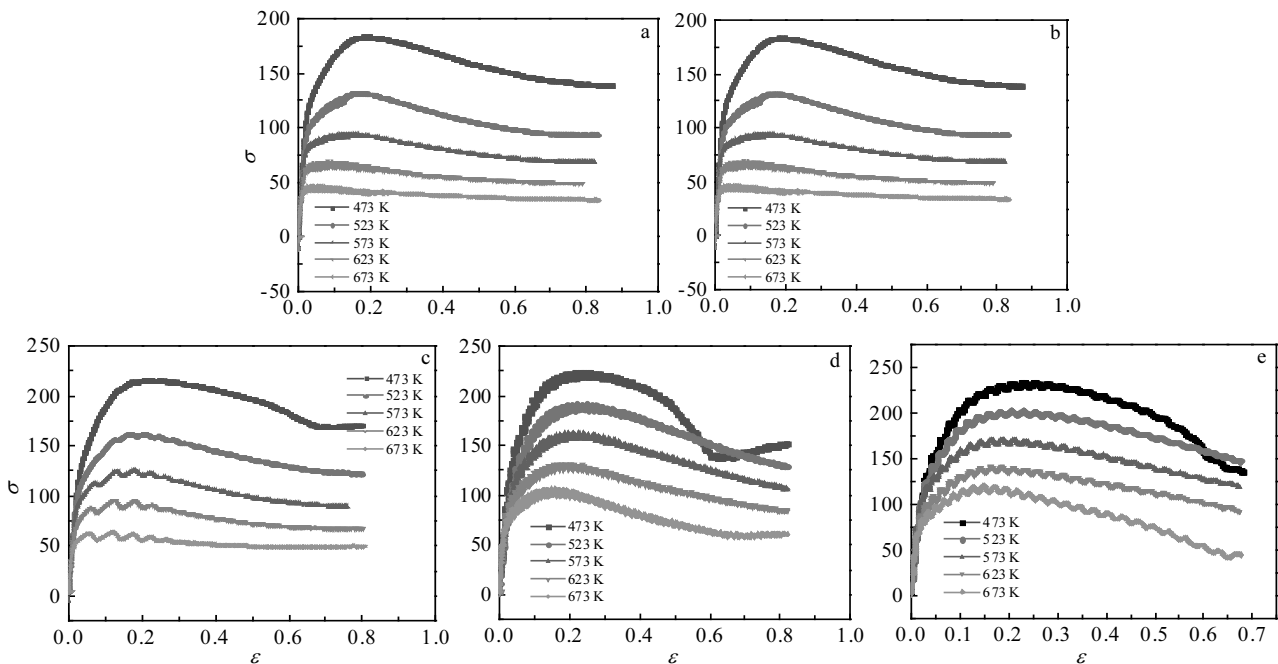


图 1 铸态 AZ31B 在不同温度和不同应变速率下的应力应变曲线

Fig.1 Stress-strain curves of cast AZ31B magnesium alloys at different temperatures and strain rates: (a) 0.01 s<sup>-1</sup>, (b) 0.1 s<sup>-1</sup>, (c) 1 s<sup>-1</sup>, (d) 5 s<sup>-1</sup>, and (e) 10 s<sup>-1</sup>

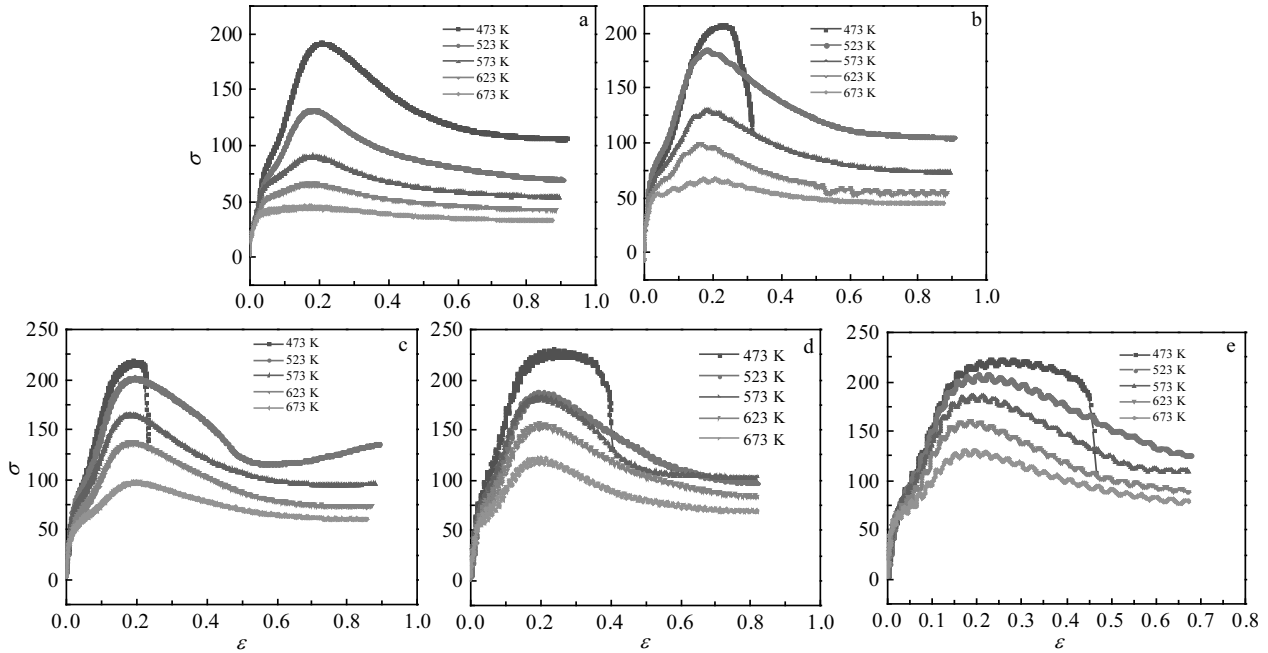


图 2 变形态 AZ31B 镁合金在不同温度和不同应变速率下的应力应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of wrought AZ31B magnesium alloys at different temperatures and strain rates: (a)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $1 \text{ s}^{-1}$ , (d)  $5 \text{ s}^{-1}$ , and (e)  $10 \text{ s}^{-1}$



图 3 变形态镁合金在 473 K 下热压缩出现剪切断裂

Fig.3 Shear failure of wrought magnesium alloys under thermal compression at 473 K

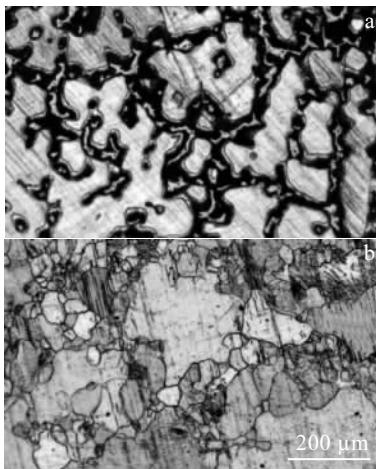


图 4 铸态和变形态镁合金初始晶粒大小

Fig.4 Initial grain size of cast (a) and wrought magnesium alloys (b)

### 3 本构方程

单应变下应力与应变速率及变形温度的关系常用 Arrhenius<sup>[17]</sup>方程进行描述, 在低应力区 ( $\alpha\sigma < 0.8$ ) 时  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\ln \sigma$  线性相关, 比值为  $n_1$ 。在高应力区 ( $\alpha\sigma > 1.2$ ) 时  $\ln \dot{\epsilon}$  与  $\sigma$  线性相关, 比值为  $\beta$ , 在整个应力区常用式 (1) 的双曲正弦型函数表示:

$$\dot{\epsilon} = A[(\sinh(\alpha\sigma))^n \exp(-\frac{Q}{RT})] \quad (1)$$

$$\alpha = \beta/n_1 \quad (2)$$

式中,  $A$  和  $\alpha$  为常数,  $n$  为加工硬化指数,  $Q$  为变形激活能,  $R$  为气体常数。

通过做出  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$  与  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$  曲线(图 5), 可以求出  $n_1=11.134$ ,  $\beta=0.1036$ , 进而得出  $\alpha=0.0093$ 。

对式 (1) 进行变形可得变形激活能的表达式:

$$Q = \left( \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \{\ln[\sinh(\alpha\sigma)]\}} \right)_T R \left( \frac{\partial \{\ln[\sinh(\alpha\sigma)]\}}{\partial (1/T)} \right)_{\dot{\epsilon}} \quad (3)$$

其中:

$$n = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \{\ln[\sinh(\alpha\sigma)]\}} \quad (4)$$

通过做出  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  以及  $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  的关系曲线(图 6, 7), 求其斜率即可得出  $n = 9.07$ ,  $Q = 173.79 \text{ kJ/mol}$ 。将以上系数代入式 (1) 通过  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  曲线求出常数  $A$  为  $6.307 \times 10^{13}$ 。因此, 可以得到铸态镁合金的本构方程为:

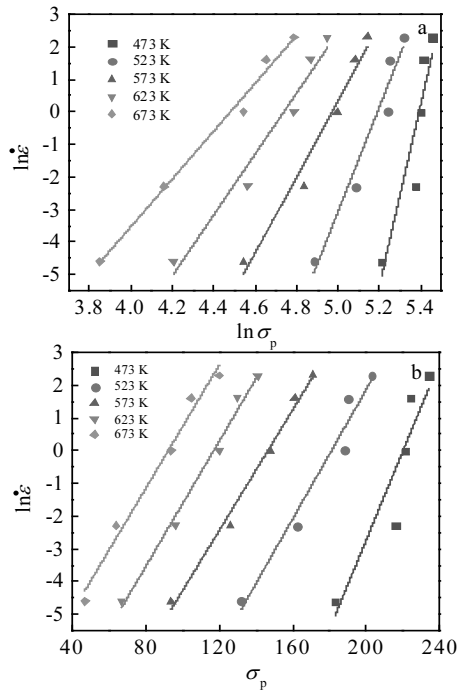


图 5 铸态 AZ31B 镁合金应变速率与峰值应力变化关系  
Fig.5 Relationship between strain rates and peak stress of cast magnesium alloy AZ31B: (a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$  and (b)  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$

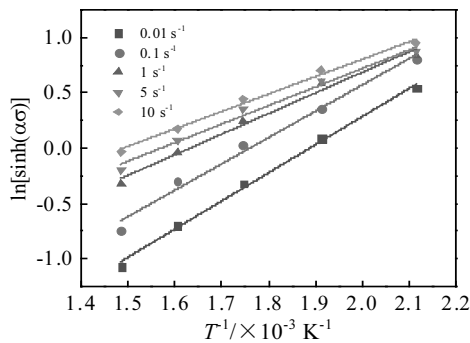


图 6 铸态 AZ31B 镁合金  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  变化曲线  
Fig.6 Curves of  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  for casting magnesium alloy AZ31B

$$\dot{\epsilon} = 6.307 \times 10^{13} (\sinh 0.0093\sigma)^{9.07} \exp\left(-\frac{173793}{RT}\right)$$

同理，可得变形态镁合金的本构方程为：

$$\dot{\epsilon} = 1.23 \times 10^8 (\sinh 0.0105\sigma)^{5.89} \exp\left(-\frac{113033}{RT}\right)$$

两种工艺状态下本构方程的相关参数如表 2。可以看出，相比铸态镁合金，变形态镁合金的加工硬化指数  $n$  降低，变形激活能  $Q$  降低，主要是由于变形态晶粒内部的第二相粒子发生固溶，且晶粒部分细化，因此位错运动更易进行，所需能量更低。而且由于变形镁合金晶界增多，因此更有利于动态再结晶发生。

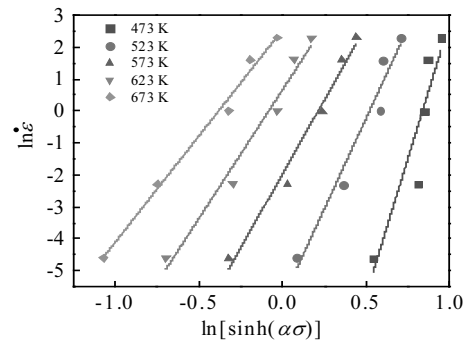


图 7 铸态 AZ31B 镁合金  $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  变化曲线  
Fig.7 Curves of  $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  for casting magnesium alloy AZ31B

表 2 铸态和变形态镁合金本构方程参数取值

Table 2 Parameter values for constitutive equations of cast and wrought magnesium alloys

Alloy state	$A$	$n$	$\alpha$	$Q/kJ \cdot mol^{-1}$
Cast	$2.49 \times 10^{15}$	10.48	0.0093	173193
Wrought	$1.23 \times 10^8$	5.89	0.0105	113033

## 4 讨论

由 2.1 节实验结果可知，2 种工艺状态下镁合金的应力应变曲线在低温时，由于变形态镁合金基面滑移系不易启动，当应变速率较高时，孪生大量发生，从而造成试样的 45° 剪切断裂。而在高温情况下，变形态镁合金的非基面滑移系得以启动，这时两者的应力应变曲线变化基本相似。

由图 1 和图 2 可知当应变速率保持不变时，在较低温度下 2 种状态镁合金的峰值应力都比较高，达到峰值应力所需应变较大，这是由于低温时铸态镁合金的变形机制以基面滑移和孪生为主，变形态镁合金则以机械孪生和柱面滑移为主，低温状态下位错的移动以及亚晶合并进行的都更加缓慢，导致动态再结晶难以彻底进行，因此需要更大的应变下与加工硬化达到平衡，位错塞积造成的峰值应力也更大。高温时 2 种状态镁合金的非基面滑移系得以开启，晶粒的变形协调能力增强，同时位错移动速度加快，更多的亚晶得以合并形核，促进了动态再结晶发展，软化作用加强，晶体在较低的应变下即可达到峰值应力，并快速过渡到稳定阶段。温度保持不变时，低速率下孪晶不易产生，因此 2 种状态镁合金主要以滑移变形为主，因此应力应变曲线相同。此时位错增殖速度减慢，加工硬化作用减弱，

而动态再结晶形核时间延长, 占比增大, 能释放更多的应力集中, 因此峰值应力降低, 所对应的应变变小。高速率时, 位错快速增殖缠结, 加工硬化作用显著, 再结晶时间缩短, 因此 2 种状态镁合金所对应峰值应力和峰值应变增大, 其中变态态镁合金由于孪生大量产生, 容易造成局部应变集中而萌生裂纹。

对以上变形条件进行组合, 可以得到镁合金进行热变形时的几种类型: 低温低速率、低温高速率、高温低速率以及高温高速率, 其对应峰值应力大小为  $\sigma_{\text{高-低}} < \sigma_{\text{低-低}} < \sigma_{\text{高-高}} < \sigma_{\text{低-高}}$  (前一个字母代表温度, 后一个字母代表应变速率)。分析可知高温低应变速率下镁合金动态再结晶进行的最充分, 而低温高应变速率状态下变形时, 动态再结晶晶粒来不及长大, 会有很多细小的晶粒产生, 形成混晶组织, 同时容易产生大量孪生, 阻碍位错运动, 形成局部高密度位错缠结, 造成的局部应变集中容易萌生裂纹。高温高应变速率时, 热量增加迅速而难以散发, 则容易在晶粒内形成绝热剪切带。

## 5 结 论

1) 变态态镁合金与铸态镁合金在低温压缩时, 当应变速率大于  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , 变态态镁合金由于变形织构及大量孪生产生容易造成  $45^\circ$  剪切断裂, 而在较高温度及较低应变速率下 2 种工艺状态的镁合金变形机制相同, 应力应变曲线相似。

2) 使用双曲正弦型函数表征 2 种工艺状态下镁合金的本构方程, 相同变形条件下得出的变态态镁合金的硬化指数和变形激活能更小。

### 参考文献 References

- [1] Chen Xianhua(陈先华). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2269
- [2] Fadi Abouhilou, Abdelkader Hanna, Hiba Azzeddine et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2019, 7(1): 124
- [3] Hu Zongju(胡忠举), Liu Yanfeng(刘雁峰), Lu Liwei(卢立伟) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(5): 923
- [4] Dang Jingtao(党景涛), Jiang Zhuzhong(江柱中), Ren Lingbao(任凌宝) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(4): 1293
- [5] Yu Kun, Cai Zhiyong, Wang Xiaoyan et al. *Journal of Central South University of Technology* [J], 2010, 17(1): 7
- [6] Guo Qiang(郭强), Yan Hongge(严红革), Chen Zhenghua(陈振华). *Journal of Hunan University, Natural Sciences*(湖南大学学报, 自科版)[J], 2006, 33(3): 75
- [7] Liu Jie(刘杰), Li Luoxing(李落星), Li Guangyao(李光耀) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2007, 36(17): 1
- [8] Chu Zhibing(楚志兵), Zhang Duo(张铎), Ma Lifeng(马立峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 124
- [9] Huang Shiyao(黄诗尧). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010
- [10] Chen Fuxiao(陈拂晓), Guo Junqing(郭俊卿), Sun Futao(孙付涛) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2012, 19(1): 87
- [11] Sun Shuli(孙述利), Zhang Mingang(张敏刚), Zhou Junqi(周俊琪). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2010, 34(8): 88
- [12] Zhang Di(张迪), Liu Yunteng(刘运腾), Lin Tao(林涛) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2018, 43(1): 33
- [13] Shen Liqian(申利权), Yang Qi(杨旗), Jin Li(靳丽) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(9): 2195
- [14] Zhang Rong(张蓉), Luo Pei(罗裴). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2014, 38(8): 11
- [15] Al-Samman T, Gottstein G. *Materials Science & Engineering A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing)*[J], 2008, 488(1-2): 406
- [16] Song Meiguan(宋美娟), Wang Zhixiang(王智祥), Wang Lingyun(汪凌云) et al. *Nonferrous Metals*(有色金属工程)[J], 2006, 58(4): 1
- [17] Zhu Yanchun(朱艳春), Shi Xiaohui(石晓辉), Zeng Weidong(曾卫东) et al. *Light Metals*(轻金属)[J], 2017(05): 50

## Deformation Behavior of AZ31B Magnesium Alloys with Different Process States under Thermal Compression

Zhou Jie<sup>1,2</sup>, Wu Rendong<sup>1,2</sup>, Yuan Chaolong<sup>1,2</sup>, Jiao Wei<sup>1,2</sup>, Li Tao<sup>1,2</sup>

(1. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(2. Key Laboratory for Advanced Material Processing Technology, Ministry of Education, Beijing 100084, China)

**Abstract:** Deformation mechanism of magnesium alloys is complex and prone to be affected by initial process states and deformation conditions of materials during the thermal process; thus it exhibits different stress-strain relationships. Stress-strain curves of cast and wrought magnesium alloys AZ31B were obtained by Gleeble-1500, and the constitutive models of magnesium alloys under two different initial process states were constructed based on the Arrhenius hyperbolic sine function. The effect of initial process states on stress-strain curves and deformation mechanism of magnesium alloy were analyzed. Results show that shear fracture appears in wrought magnesium alloy along 45° direction due to deformation texture and a large amount of twins at low temperature when the strain rate is greater than 0.1 s<sup>-1</sup>. However, the deformation mechanisms of cast and wrought magnesium alloys AZ31B keep the same at high temperatures and low strain rates. Therefore, the stress-strain curves of them are basically similar. The hardening index  $n$  and activation energy  $Q$  of wrought magnesium alloys are smaller than those of cast magnesium alloys.

**Key words:** stress-strain curves; AZ31B magnesium alloy; initial process states; constitutive equations

---

Corresponding author: Wu Rendong, Ph. D., Associate Professor, Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, Tel: 0086-10-62789959, E-mail: wurd@tsinghua.edu.cn