

基于动态再结晶的铸态 AZ31B 镁合金本构方程

楚志兵, 张 铎, 马立峰, 江连运, 李玉贵, 黄庆学

(太原科技大学 重型机械教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

摘 要: 通过 GLEEBLE 压缩试验获得铸态 AZ31B 镁合金真应力应变曲线, 本试验从真应力应变曲线出发, 通过数值分析获得临界应力应变模型、饱和应力模型和稳态应力模型等多种应力模型。同时, 结合位错理论和动态再结晶动力学, 根据镁合金在变形过程中发生动态再结晶的临界点, 将应力应变曲线分为两段, 分别对以动态回复为主的曲线和以动态再结晶为主的曲线建立本构模型, 分析并得出了动态再结晶分数与基于动态再结晶下的流变应力之间的变化规律。

关键词: 铸态 AZ31B; 位错理论; 本构模型; 动态再结晶百分数

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0124-07

镁及镁合金在汽车行业、航空航天行业潜力巨大, 但在温度低于 225 °C 下塑性较差, 这是由于低温下滑移系受到很多限制, 然而在高于 225 °C 时, 塑性能力会显著提升, 同时随着温度和应变的增加, 镁合金容易发生动态再结晶^[1]。镁合金的加工硬化和动态再结晶都和峰值应变有着重要的联系, 一般认为, 镁合金在达到峰值应变之前就已经开始发生动态再结晶^[2]。

由于镁合金在变形过程中易发生动态再结晶, 所以有很多学者对动态再结晶进行了深入研究, Soheil Solhjo^[3]采用双曲正切函数确定了材料发生动态再结晶时的临界应变, T. C. Xu^[4]等人建立了 Mg-Li-Al-Nd 合金动态再结晶分数模型。有关于镁合金本构模型的研究也有很多, Gan^[5]等人将 6030 铝合金的材料常数写成关于应变的 4 次多项式, 能够很好的预测材料的高温流变应力, M. El Mehtedi^[6]等人对比了 AA6060 和 AA6063 铝合金在 450~550 °C 之间本构方程的区别, Ziping Guan^[7]等人将 Al-Zn-Mg-Zr 合金的应力应变曲线一分为二, 分别建立了应变速率在 1×10^{-4} 到 $8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 之间的高精度本构方程, 用来预测材料的流变应力。

因此, 镁合金本构方程和动态再结晶之间的关系对镁合金成形研究有着重要影响。以铸态 AZ31B 镁合金为例, 通过 GLEEBLE 压缩试验获得真应力应变曲线, 推导出临界应力应变模型、峰值应力应变模型、饱和应力模型和稳态应力模型, 根据动态再结晶的临界点, 建立基于动态回复下的本构模型和基于动态再

结晶下的本构模型, 同时, 建立了镁合金动态再结晶分数模型, 并分析它与本构模型之间的关系, 得出镁合金流变应力与动态再结晶分数的规律。为进一步研究镁合金微观变形行为奠定基础。

1 实 验

采用银光镁业提供的铸态 AZ31B 镁合金作为坯料, 其化学元素见表 1。

将坯料加工成 $\Phi 8 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的圆柱试样, 在 Gleeble-3500 热模拟试验机上, 对试样分别在 250, 300, 350, 400, 450 °C 下, 应变速率为 0.005, 0.05, 0.5, 5 s^{-1} 下进行压缩, 压缩量分别为 20%, 40%, 60%, 80%, 压缩前试样的上下两个端面涂抹机油粘上石墨片, 以降低试样与压头之间摩擦力对实验造成的影响, 实验中加热区域为中段 10 mm, 升温速率为 5 °C/s , 保温 90 s 后连续压缩变形, 变形后用水激冷, 以保持高温时试样的再结晶组织。然后将试样沿平行于压缩方向的横截面切开, 对试样进行研磨与抛光, 再经过腐蚀液腐蚀, 得到试样的金相组织。

表 1 铸态 AZ31B 镁合金化学元素含量

Table 1 Chemical composition of as-cast AZ31B magnesium alloy ($\omega/\%$)

Al	Mn	Zn	Ca	Ni	Fe	Si	Mg
2.5~3.5	0.15~0.5	0.6~1.4	0.05	0.005	0.005	0.1	Bal.

收稿日期: 2017-01-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51375325); 山西省青年科技基金 (2015021111); 专利推广实施资助专项 (20161006); 山西省研究生教育创新项目 (2016SY055); 校博士科研启动项目 (20122017)

作者简介: 楚志兵, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 1914009646@qq.com

2 结果分析

2.1 流动应力应变曲线分析

图 1 所示为不同温度和应变速率时的应力-应变关系。由图中可以看出，真应力应变曲线可以分为 3 个阶段：加工硬化阶段、软化阶段和稳定阶段。在加工硬化阶段，应变比较低，外部应力会导致材料产生内部缺陷——位错。加工硬化是由于位错密度增加，导致位错塞积，在曲线上表现为流变应力随应变的增

加而急速增大，随着应变的不断增加，材料发生动态回复，通过位错运动和位错重排部分抵消了由于加工硬化导致的位错密度的增加，但此时加工硬化仍占主导，曲线上表现为随着应变的增加，应力继续缓慢变大，当应变到达临界应变时，材料发生动态再结晶，软化作用占据主导地位，此时应力随着应变的增大而下降，最后，材料的硬化作用和软化作用达到平衡，此时，真应力应变曲线应力进入稳定阶段。

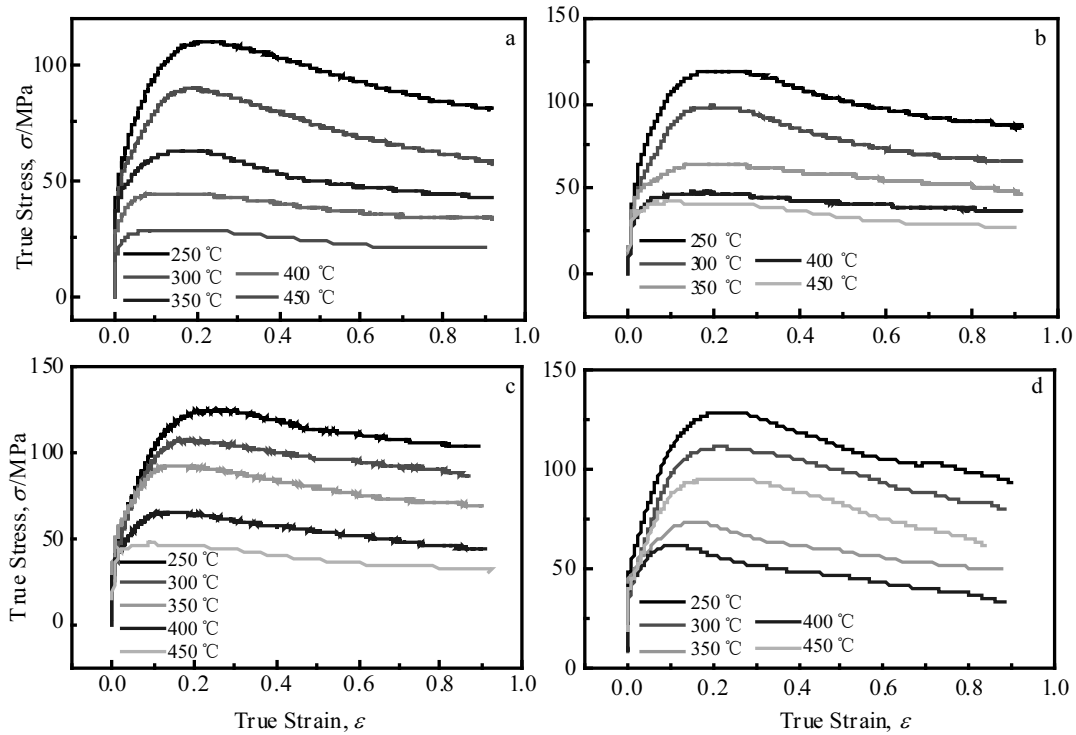


图 1 不同温度和应变速率下铸态 AZ31B 镁合金的真应力应变曲线

Fig.1 True stress-strain curves of as-cast AZ31B magnesium alloy under different temperature and strain rate: (a) 0.005 s^{-1} , (b) 0.05 s^{-1} , (c) 0.5 s^{-1} , and (d) 5 s^{-1}

2.2 应力模型

当应变达到一个临界值时，动态再结晶就开始了，所以临界应变的大小对动态再结晶有很大的影响，近几年来，很多判定临界应变的方法陆续出现。本研究根据应力应变曲线，对应力应变曲线进行多项式拟合，然后由应力对应变求导，得到铸态 AZ31B 镁合金的加工硬化曲线，即 $(d\sigma/d\varepsilon)-\sigma$ 曲线，分析加工硬化率曲线上的拐点或 $(d\theta/d\varepsilon)-\sigma$ 曲线上的最大值来得到临界应变^[8]，并建立起临界应变与变形条件之间的定量关系。因此，本研究引入加工硬化率 $\theta(\theta=d\sigma/d\varepsilon)$ 来确定铸态 AZ31B 镁合金的临界应变。

图 2 展示了铸态 AZ31B 镁合金在温度为 250 °C，应变速率为 0.005 s^{-1} 的情况下的加工硬化率曲线，从

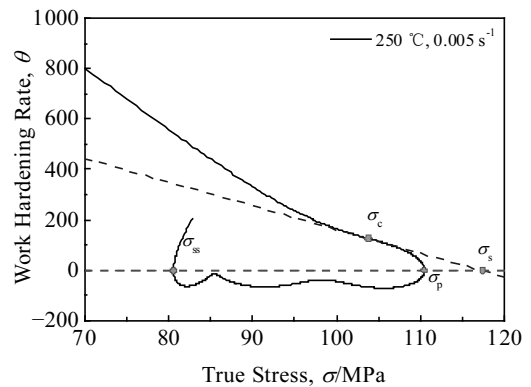


图 2 加工硬化率曲线

Fig.2 Work hardening rate curve

图中可以得到材料的临界应力 σ_c 、峰值应力 σ_p 、饱和应力 σ_s 以及稳定应力 σ_{ss} 等多种信息, 峰值应力 σ_p 为材料变形过程中达到的最大应力值, 可由加工硬化率曲线中的第 1 个零点求出, 饱和应力 σ_s 也称为动态回复应力, 指材料在只发生动态回复的情况下所能达到的应力值, 在加工硬化率曲线中, 过临界应力 σ_c 处做切线, 与 x 轴交点即为饱和应力 σ_s , 稳定应力 σ_{ss} 也称为动态再结晶应力, 是材料发生动态再结晶后达到的稳定应力, 可由加工硬化率曲线中的第 2 个零点求出。临界应力 σ_c 可由 $(d\theta/d\varepsilon)$ 与 σ 曲线上的最大值获得, 如图 3 所示。通过上述方法可以获得如表 2 所示不同温度下、应变速率为 0.005 s^{-1} 条件下铸态 AZ31B 镁合金各种应力的部分数据。

在一般情况下, 临界应力可以写成以下形式:

$$\sigma_c = \alpha_1 Z^{\alpha_2} \quad (1)$$

$$\sigma_p = \alpha_3 Z^{\alpha_4} \quad (2)$$

式 (1) 中, σ_c 为临界应力, σ_p 为峰值应力, α_1 、 α_2 、 α_3 、 α_4 为材料常数。 Z 为 Zener-Hollomon 参数, 铸态 AZ31B 镁合金的 Zener-Hollomon 可通过建立 Arrhenius 本构模型求出, 对式 (1) 和式 (2) 左右两边求导, 得到

$$\ln \sigma_c = \ln \alpha_1 + \alpha_2 \ln Z \quad (3)$$

$$\ln \sigma_p = \ln \alpha_3 + \alpha_4 \ln Z \quad (4)$$

通过对 $\ln \sigma_p - \ln Z$ 曲线和 $\ln \sigma_c - \ln Z$ 进行线性拟合, 如图 4 和图 5 所示, 得到铸态 AZ31B 镁合金临界

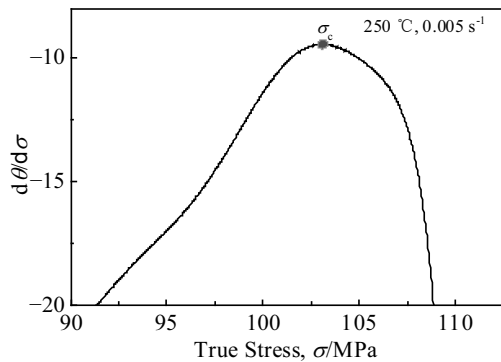


图 3 $(d\theta/d\sigma)$ 与 σ 曲线

Fig.3 Plot of $(d\theta/d\sigma)$ - σ

表 2 铸态 AZ31B 镁合金各种应力数据

Table 2 Various stress data of as-cast magnesium alloy AZ31B

$T/^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}/\text{s}^{-1}$	σ_c/MPa	σ_p/MPa	σ_s/MPa	σ_{ss}/MPa
250	0.005	104.3087	110.4779	117.1616	80.59398
300	0.005	85.26131	89.24558	93.53093	57.55575
350	0.005	61.91462	62.53827	63.25785	42.32798
400	0.005	43.302	44.67246	38.66723	33.25886
450	0.005	28.26222	28.46724	28.66331	20.6667

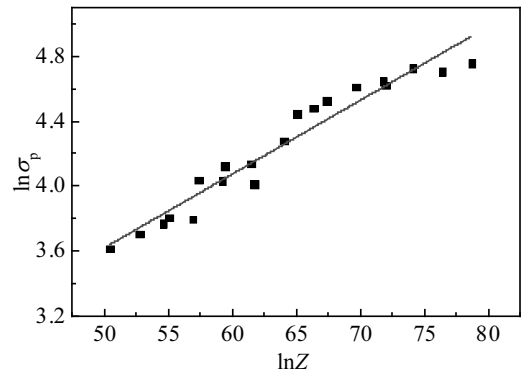


图 4 $\ln \sigma_p - \ln Z$ 曲线

Fig.4 Plot of $\ln \sigma_p - \ln Z$

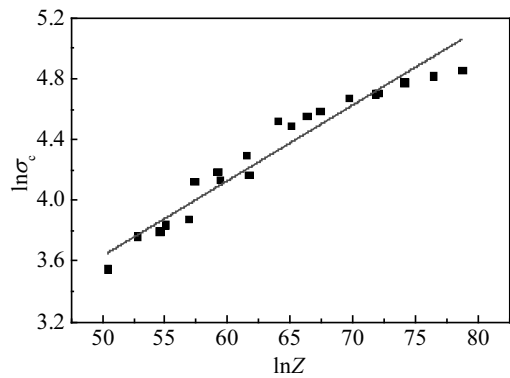


图 5 $\ln \sigma_c - \ln Z$ 曲线

Fig.5 Plot of $\ln \sigma_c - \ln Z$

应力模型和峰值应力模型为:

$$\sigma_c = 3.82169Z^{0.04556} \quad (5)$$

$$\sigma_p = 3.13503Z^{0.04979} \quad (6)$$

峰值应力所对应的应变为峰值应变, 临界应力所对应的应变为临界应变, 因此, 可建立临界应变和峰值应变模型:

$$\varepsilon_c = 0.00785Z^{0.0381} \quad (7)$$

$$\varepsilon_p = 0.02968Z^{0.02736} \quad (8)$$

饱和应力 σ_s 和稳定应力 σ_{ss} 可以表达为以下形式^[9]:

$$\sinh(\alpha\sigma_s) = \alpha_5 Z^{\alpha_6} \quad (9)$$

$$\sinh(\alpha\sigma_{ss}) = \alpha_7 Z^{\alpha_8} \quad (10)$$

式中, σ_s 为饱和应力, σ_{ss} 为稳态应力, α_5 、 α_6 、 α_7 、 α_8 和 α 均为材料参数, α 亦可由 Arrhenius 本构模型求出, 对式 (9) 和式 (10) 两边去取对数, 得:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma_s)] = \ln \alpha_5 + \alpha_6 \ln Z \quad (11)$$

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma_{ss})] = \ln \alpha_7 + \alpha_8 \ln Z \quad (12)$$

分别绘制 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_s)] - \ln Z$ 曲线和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{ss})] - \ln Z$ 曲线, 如图 6 和图 7 所示。

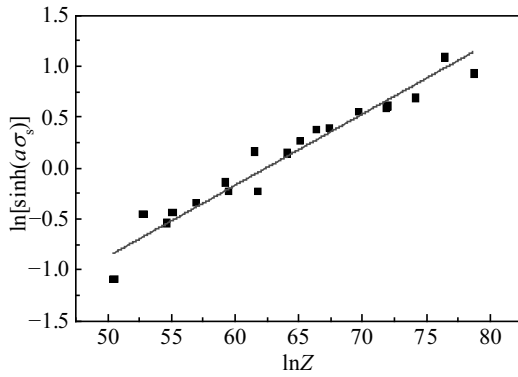


图 6 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_s)] - \ln Z$ 曲线

Fig.6 Plot of $\ln[\sinh(\alpha\sigma_s)] - \ln Z$

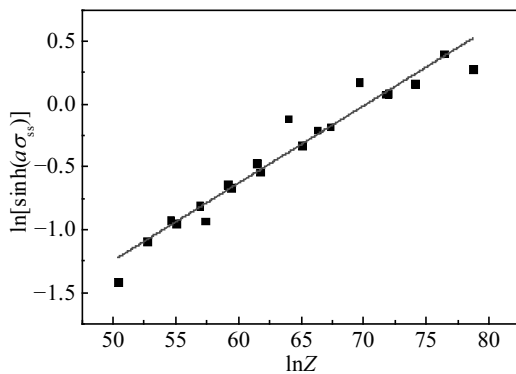


图 7 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{ss})] - \ln Z$ 曲线

Fig.7 Plot of $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{ss})] - \ln Z$

通过线性拟合,得到铸态 AZ31B 镁合金饱和应力模型为:

$$\sigma_s = 85.91065 \sinh^{-1}(0.01261Z^{0.07009}) \quad (13)$$

铸态 AZ31B 镁合金稳态应力模型为:

$$\sigma_{ss} = 85.91065 \sinh^{-1}(0.01311Z^{0.06171}) \quad (14)$$

由以上模型可知,镁合金的峰值应力应变、临界应力应变、饱和应力和稳态应力都会随 Zener-Hollomon 参数 Z 的增大而增大,而 Z 又是温度和应变率的函数,且随着温度的升高而降低,随着应变率的变大而增大,所以,峰值应力应变、临界应力应变、饱和应力和稳态应力都会随着温度的升高而降低,随着应变率的变大而增大。

2.3 分段本构模型

2.3.1 基于动态回复的本构模型

引入位错密度来描述材料的加工硬化和动态回复,在加工硬化阶段,位错不断产生并积聚,变形抗力急剧上升;在动态回复阶段,位错不断减少,导致应力上升变缓慢。位错密度函数主要与应变有关,以下为位错密度函数^[10]:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h - r\rho \quad (15)$$

式(15)中, ρ 为位错密度函数, h 为加工硬化参数,表示由于加工硬化导致位错密度上升, r 为软化系数,表示由于软化作用导致位错密度下降。

对式(15)两边求积分,得到:

$$\rho = \frac{h}{r} - \left(\frac{h}{r} - \rho_0\right) \exp(-r\varepsilon) \quad (16)$$

式(16)中, ρ_0 为初始位错密度。材料变形时流变应力的变化是位错密度演变的宏观表现,流变应力与位错密度之间的关系可表示为:

$$\sigma = \alpha\mu b\sqrt{\rho} \quad (17)$$

式(17)中, α 为材料常数, μ 为剪切模量, b 为伯氏矢量,联合(15)和(16)得到:

$$\sigma = \sqrt{\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) \exp(-r\varepsilon)} \quad (18)$$

式(18)中, σ 为只考虑动态回复下的流变应力, σ_0 为屈服应力 ($\sigma_0 = \alpha\mu b\sqrt{\rho_0}$), σ_s 为稳态应力 ($\sigma_s = \alpha\mu b\sqrt{h/r}$)。要想求出流变应力 σ , 则必须得到屈服应力 σ_0 和软化系数 r 。

为得到软化系数 r , 本研究采用 Jonas^[11] 等人提出的方法,对式(18)两边进行微分,并在两边乘以 σ 得到:

$$\sigma \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0.5[r(\sigma_s^2 - \sigma_0^2) \exp(-r\varepsilon)] \quad (19)$$

将式(18)改写为:

$$(\sigma_s^2 - \sigma_0^2) \exp(-r\varepsilon) = \sigma_s^2 - \sigma_0^2 \quad (20)$$

将式(20)带入式(19)中,得到:

$$\sigma \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0.5r\sigma_s^2 - 0.5r\sigma^2 \quad (21)$$

由式(21)可知, $d\sigma/d\varepsilon$ 即为加工硬化率 θ , 则软化系数 r 可由 $\sigma\theta - \sigma^2$ 曲线斜率求出,屈服应力 σ_0 可由应力应变曲线求出,绘制 $\ln r - \ln Z$ 曲线和 $\sigma_0 - \ln Z$ 曲线,拟合后,得到铸态 AZ31B 镁合金在加工硬化和动态回复阶段的本构模型为

$$\begin{cases} \sigma = \sqrt{\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) \exp(-r\varepsilon)} \\ \sigma_s = 85.91065 \sinh^{-1}(0.01261Z^{0.07009}) \\ \sigma_{ss} = 85.91065 \sinh^{-1}(0.01311Z^{0.06171}) \\ Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) \end{cases} \quad (22)$$

2.3.2 基于动态再结晶的本构模型

在变形过程中,随着应变的上升,材料的内部组织不断发生变化,当应变到达临界值时,动态再结晶开始了,动态再结晶在温度较高,应变率较低的情况下,很容易发生。动态再结晶分数可以表示为^[12]:

$$X_d = \frac{\sigma_s - \sigma}{\sigma_s - \sigma_{ss}} \quad (23)$$

式 (23) 中, X_d 为动态再结晶分数, σ_s 为饱和应力, σ_{ss} 为动态再结晶下的稳态应力。

根据动态再结晶动力学, 动态再结晶分数还可以表示为^[13]:

$$X_d = 1 - \exp[-k_1(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p})^{k_2}] \quad (24)$$

式 (24) 中, k_1 、 k_2 为材料常数, ε_p 为峰值应变, ε_c 为临界应变。为了确定材料常数 k_1 、 k_2 , 对式 (24) 两边求对数, 得:

$$\ln[-\ln(1 - X_d)] = \ln k_1 + k_2 \ln(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}) \quad (25)$$

k_1 、 k_2 的值可由拟合曲线 $\ln[-\ln(1 - X_d)] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 得到。图 8 为温度 250 °C, 应变率为 0.005 s⁻¹ 下的 $\ln[-\ln(1 - X_d)] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 曲线。

综上所述, 铸态 AZ31B 镁合金动态再结晶分数模型为:

$$X_d = 1 - \exp[-0.15936(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p})^{2.11485}] \quad (26)$$

将式 (7) 和 (8) 带入式 (26) 中, 得到:

$$X_d = 1 - \exp[-0.16(\frac{\varepsilon}{0.03Z^{0.3}} - 0.26Z^{0.1})^{2.11}] \quad (27)$$

从式 (26) 可以分析出, 由于 Zener-Hollomon 参数 Z 是应变率和温度的方程, 所以动态再结晶分数与应变、温度和应变率之间有着重要的联系, 在同一温度和应变率下, 如果应变超过临界应变, 则动态再结晶分数会随着应变的增加而增加, 最终, 会达到 100%, 即镁合金发生完全动态再结晶, 同时, 由式 (27) 还可以得出, 当镁合金处于开始动态再结晶到完全动态再结晶的这段时期内, 此时, 应变大于临界应变但应力还没有达到稳态应力, 则动态再结晶分数随 Z 的增

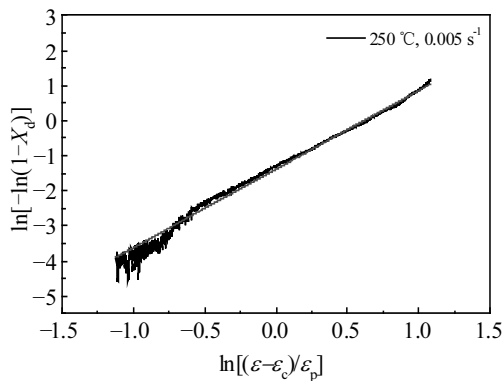


图 8 $\ln[-\ln(1 - X_d)] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 曲线

Fig.8 Plot of $\ln[-\ln(1 - X_d)] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$

加而减小, 由于 Z 既会随应变率的增加而变大, 也会随温度的升高而减小, 所以, 动态再结晶分数会随温度增大而增加, 随应变率减小而增加。

将式 (27) 带入式 (23), 得到基于动态再结晶下的铸态 AZ31B 镁合金本构方程:

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_{ss})X_d \\ \sigma_s = 85.91065 \sinh^{-1}(0.01261Z^{0.07009}) \\ \sigma_{ss} = 85.91065 \sinh^{-1}(0.01311Z^{0.06171}) \\ \varepsilon_p = 0.02968Z^{0.02736} \\ \varepsilon_c = 0.00785Z^{0.0381} \end{cases} \quad (28)$$

由式 (28) 所示, 动态再结晶分数与流变应力之间有着重要的关系, 当处于同一温度和应变率时, 饱和应力 σ_s 和稳态应力 σ_{ss} 均为常数, 镁合金的流变应力随着动态再结晶分数的增加而变大。然而当处于变温状态时, 随着 Z 值的增加, σ_s 和 σ_{ss} 均在增加, 所以为了判断流变应力的变化, 将式 (27) 带入式 (28), 得到流变应力 σ 与应变 ε 、 Z 之间的关系:

$$\sigma = Z^{0.07} - [\exp(-\frac{(\frac{33\varepsilon}{Z^{0.3}} - 0.26\varepsilon^{0.1})^{2.11}}{6.25}) - 1](1.1Z^{0.06} - Z^{0.07}) \quad (29)$$

从公式(29)中分析得出从镁合金开始动态再结晶到完全动态再结晶的这段时期内, 流变应力随 Z 值的增加而变大, 随应变的增大而减小, 结合以上对动态再结晶分数的分析可知, 动态再结晶分数随 Z 的增加而减小, 随应变的增大而增大, 所以得出从开始动态在结晶到完全动态再结晶的这段时期内, 随着应力逐渐减小并趋于稳态, 动态再结晶分数会逐渐增大并趋于稳态, 再结晶晶粒数目也会逐渐增多并达到稳定。

2.3.3 验证模型

为了验证本构模型的准确性, 将实验数据、基于动态回复下的本构模型和基于动态再结晶下的本构模型绘制在同一图内, 如图 9 所示, 表示在不同温度和应变率下, 实验值与计算值的接近程度。实验值与计算值存在一些误差, 产生误差的主要原因分为两个方面, 其一是数据在拟合过程中出现误差, 其二是铸态 AZ31B 镁合金在压缩试验中, 部分变形条件下没有出现明显的屈服现象, 导致屈服应力数据较少。

为了更精确的说明本构模型的准确性, 采用相关系数和平均相对误差来表示实验值与预测值的接近性, 相关系数和平均相对误差分别由下式表达。

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (30)$$

$$AARE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (31)$$

式 (30) 中, R 为相关系数, E_i 为实验值, P_i 为预测值, \bar{E} 和 \bar{P} 分别为 E_i 和 P_i 的平均值, N 为数据点数; 式 (31) 中, $AARE$ 为平均相对误差; 通过计算, 得出相关系数 R 为 0.998, 平均相对误差 $AARE$ 为 4.12%, 表示出本研究提出的本构模型可以很好的预测镁合金

在变形的流变应力值。

为了验证动态再结晶分数与本构模型之间的关系, 对比镁合金在不同变形量下的微观组织, 下面以 $450\text{ }^\circ\text{C}$, 0.005 s^{-1} 为例, 对比压缩量在 20%, 40%, 60% 和 80% 的微观组织, 如图 10 所示。

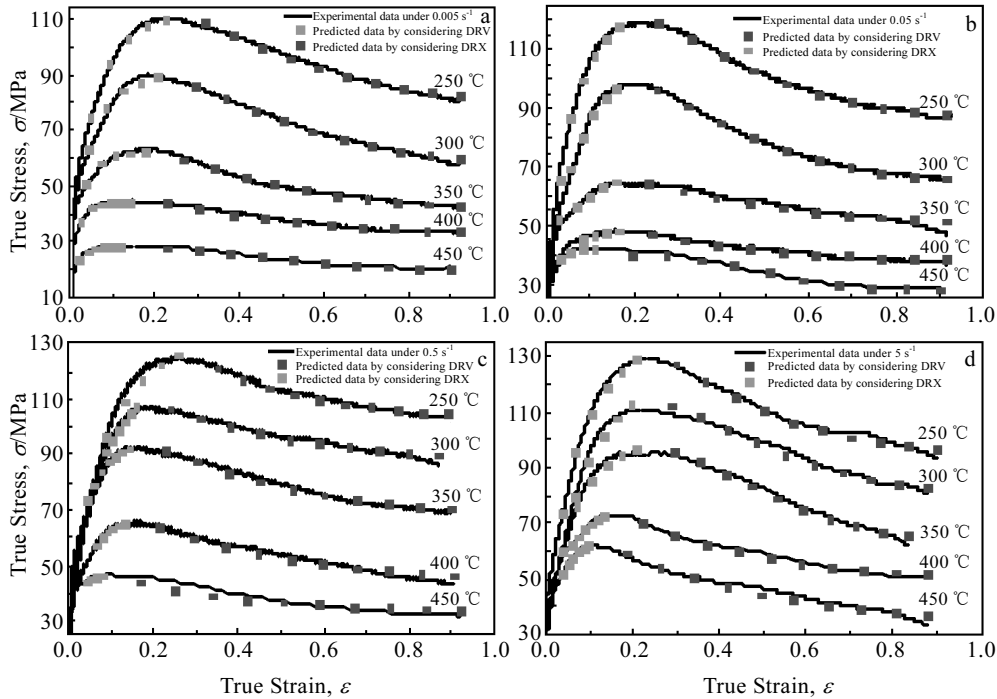


图 9 不同变形条件下实验值和预测值的比较

Fig.9 Comparison between the predicted and experimental flow stress curves under different deformation conditions: (a) 0.005 s^{-1} , (b) 0.05 s^{-1} , (c) 0.5 s^{-1} , and (d) 5 s^{-1}

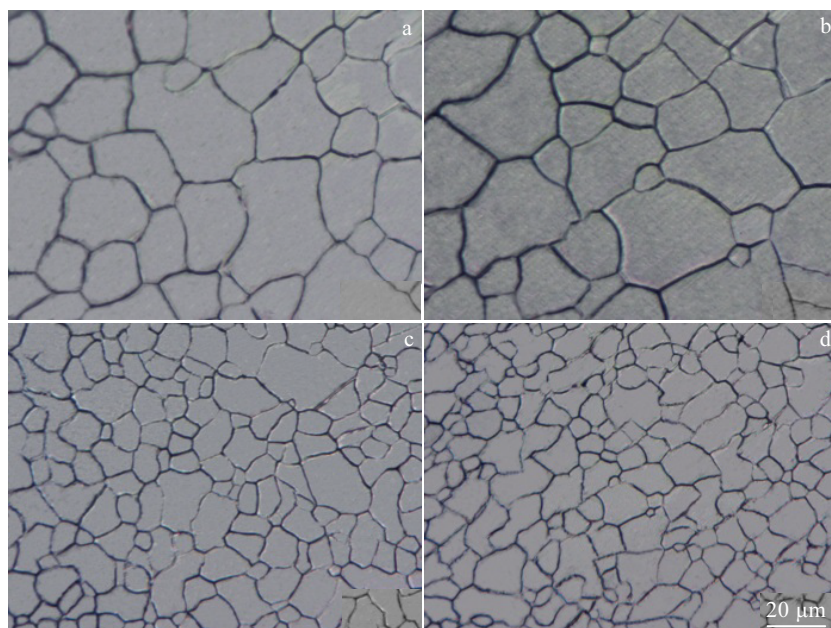


图 10 温度为 $450\text{ }^\circ\text{C}$, 应变率为 0.005 s^{-1} 下不同压缩量的微观组织

Fig.10 Microstructures under $450\text{ }^\circ\text{C}$ and 0.005 s^{-1} with different compression amount: (a) 20%, (b) 40%, (c) 60%, and (d) 80%

由图 10 可知,随着压缩量的增加,即应变逐渐增加而应力下降,动态动态再结晶分数逐渐增加,动态再结晶晶粒数目逐渐增多。

3 结 论

1) 通过对铸态 AZ31B 镁合金应力应变曲线进行数值分析,揭示了峰值应力、临界应力、饱和应力以及稳态应力与温度,应变率之间的关系,建立了完整的预测各项应力的数学模型,其中临界应力与临界应变尤为为重要,它是材料发生动态再结晶的临界点。

2) 将铸态 AZ31B 镁合金的本构方程分为两个部分,一是在变形前期,镁合金只发生加工硬化和动态回复,从位错理论出发,推导得出镁合金的本构模型;二是在变形后期,镁合金发生加工硬化、动态回复以及动态再结晶,本研究从动态再结晶出发,建立了与动态再结晶相关的本构方程。

3) 分析镁合金动态再结晶时期内本构方程与动态再结晶分数的关系,得出动态再结晶分数会随温度增大而增加,随应变率减小而增加,从动态再结晶开始到结束,应力逐渐较小并趋于稳态,动态再结晶分数逐渐增大并趋于稳态,再结晶晶粒数目逐渐增多并达到稳定。

参考文献 References

- [1] Bhattacharya R, Lan Y J, Wynne B P *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214: 1408
- [2] Solhjo Soheil. *Materials and Design*[J], 2010, 31: 1360
- [3] Solhjo Soheil. *Materials and Design*[J], 2014, 54: 390
- [4] Xu T C, Peng X D, Qin J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 639: 79
- [5] Gan Chunlei, Zheng Kaihong, Qi Wenjun *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24: 3486
- [6] Mehtedi M El, Spigarelli S, Gabrielli F *et al.* *Materials Today* [J], 2015(2): 4732
- [7] Guan Zhiping, Ren Mingwen, Zhao Po *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 54: 906
- [8] Chen Xiaomin, Lin Y C, Wen Donxu *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 57: 568
- [9] Zhang Peng. *Metals*[J], 2016, 6(7): 161
- [10] Beltran O, Huang K, Logé R E *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2015, 102: 293
- [11] Jonas John J, Quelecnec Xavier, Jiang Lan *et al.* *Acta Materialia*[J], 2009, 9(57): 2748
- [12] Sarkar A, Chakravartty J K, Samajdar I. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(10): 2466
- [13] Liu Yanxing, Lin Y C, Li Hongbin *et al.* *Materials Science & Engineering*[J], 2015, 626: 432

Constitutive Equation of As-cast AZ31B Magnesium Alloy Based on Dynamic Recrystallization

Chu Zhibing, Zhang Duo, Ma Lifeng, Jiang Lianyun, Li Yugui, Huang Qingxue
(Heavy Machinery Engineering Research Center of Ministry of Education,
Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The true stress-strain curves of as-cast AZ31B magnesium under different temperatures and strain rates were obtained from GLEEBLE compression experiment. Critical strain model, saturated stress model and static stress model were then gained by analyzing true stress-strain curves. Based on the classical dislocation density theory and the dynamic recrystallization (DRX) kinetics models, a two-stage constitutive model considering the effect of work hardening-dynamic recovery and DRX was developed for the as-cast AZ31B magnesium alloy. This constitutive model contacted DRX and true stress-strain curves of magnesium alloy.

Key words: as-cast AZ31B; critical stress model; constitutive model dynamic recrystallization

Corresponding author: Li Yugui, Ph. D., Professor, Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: 1914009646@qq.com