

Mg-Zn-Zr-Y 合金高温塑性变形 本构模型及流变行为预测

陈宝东¹, 郭 锋¹, 温 静^{1,2}, 马 文¹, 蔡会生¹, 刘 亮¹

(1. 内蒙古工业大学, 内蒙古 呼和浩特 010051)

(2. 内蒙古化工职业学院, 内蒙古 呼和浩特 010070)

摘 要: 采用 Gleeble 热力模拟试验机对 Mg-Zn-Zr-Y 合金进行了高温压缩变形实验, 分析了合金在变形温度为 573~723 K、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 范围内的流变行为。结果表明, 热变形条件对流变特征和流变应力影响显著, 流变曲线呈现“饱和非线性”和“正偏态分布”2 种特征, 应力水平随着变形温度的降低和应变速率的增大而提高。基于 Arrhenius 和 Zener-Holloman 方程, 线性拟合确定了合金的表观变形激活能 ($Q=152.307 \text{ kJ mol}^{-1}$) 和应力指数 ($n=5.521$) 等参数, 建立了描述塑性流变行为的本构方程。结果显示, 该本构模型数值计算出的流变应力理论值与实验结果的吻合程度依赖于热变形条件的取值范围, 与“饱和非线性”稳态流变特征的塑性变形行为基本吻合; 而与加工硬化突出的“正偏态分布”流变行为存在一定偏差, 引起理论峰值应变前移, 但峰值应力水平仍基本符合。表明该本构模型在 Mg-Zn-Zr-Y 合金中表现出较好的实用性, 尤其适用描述高变形温度 (>623 K) 和低应变速率 (<0.01 s⁻¹) 下稳态塑性变形行为。

关键词: Mg-Zn-Zr-Y 合金; 本构模型; 流变行为; 塑性变形

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3305-06

镁合金具有密度低、比强度和比刚度高、导热和导电性良好、阻尼减振和电磁屏蔽效果好以及易回收等优点, 在汽车工业、电子通信、航空航天和国防军事等领域有着广阔的应用前景^[1-5]。Mg-Zn-Zr (ZK) 系列镁合金是新型高强度变形镁合金的典型代表^[6-9], 已然受到国内外材料研究者的高度关注。然而, 目前 ZK 系高强度镁合金仍面临着塑性变形能力差及对热变形条件过度敏感的基础性问题, 逐渐成为阻碍其产业化和广泛应用的瓶颈。为开发兼具良好塑性和较高强度的镁合金, 最近几年国际上对 ZK 系镁合金进行了大量的基础研究, 其中如何提高镁合金的变形能力是当前国内外研究的热点之一^[10]。大量理论和实验的研究结果显示, 可通过控制合金内部因素和外部因素来改善其塑性变形能力, 并已取得了一定的成果^[11,12]。镁合金热变形过程中的流变行为是微观组织演变的宏观反映, 可采用本构关系方程以量化的形式来具体描述。本构方程作为描述材料变形过程中各热力学参数之间变化关系的模型^[13], 是一种常被用来研究材料塑性变形的理论方法, 可在简化实验流程、预测流变行为和优化工艺参数中得到应用, 为镁合金塑性变形研究提供

依据和参考。镁合金热变形时的流变应力受变形温度、应变速率、变形程度以及化学成分的影响显著。因此, 建立精确本构方程对镁合金塑性变形理论的研究和实践具有重要的价值。目前, 双曲正弦形式的 Arrhenius 本构方程是由 Sellars 和 Tegart 提出的^[14,15], 该模型综合考虑了热力学参数对材料成形过程的影响, 最初是在一篇关于电解质离解的文献中提出, 目前被广泛应用于描述金属材料热变形过程中变形温度、应变速率及变形程度对流变应力的动态影响。1995 年 M. Glowacki 等人^[16]对轧制成型过程中合金的热传导模型、塑性流变行为和微观组织演变进行了系统研究; 2002 年 H. J. McQueen 等人^[17]系统研究了材料热加工过程中的本构关系。近些年, 相关研究主要集中在 ZK60 和 AZ91 系合金及热力参数对合金微观结构、机械性能和塑性流变行为的影响等热点方向^[18-20], 而对锌含量较低的 Mg-Zn-Zr-Y 镁合金及高温压缩过程中本构模型建立、流变行为预测的报道较少, 尤其是 Arrhenius 双曲正弦本构模型在该系列合金中的适用范围及吻合程度的研究报道尚不多见。

本研究利用 Gleeble1500 热/力模拟试验机, 对 Zn

收稿日期: 2016-11-18

基金项目: 内蒙古自治区自然科学基金 (2013ZD10, 2015MS0510)

作者简介: 陈宝东, 男, 1981 年生, 博士, 讲师, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, E-mail: cbd@imut.edu.cn

质量分数为 3.0% 的 Mg-Zn-Zr-Y 镁合金进行了高温压缩变形实验, 采用温度校正后的流变应力数据经数值拟合得到了实验合金的表现激活能、应力指数和结构因子等参数, 建立了基于 Arrhenius 双曲正弦模型的高温本构方程, 并对流变特征进行了数值模拟, 给出了该本构模型的适用范围及对吻合情况进行了分析, 为 Mg-Zn-Zr-Y 系列镁合金塑性变形研究和热加工工艺制定提供了依据。

1 实验

实验合金名义成分为 Mg-3.0Zn-0.5Zr-0.5Y (质量分数, $\omega/\%$), 经 ICP-OES 光谱仪测得合金中主要元素实际含量为 2.93Zn-0.46Zr-0.43Y, Mg 余量 (基本满足设计成分要求), 合金铸锭加工成 $\Phi 10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的圆柱试样, 在隔绝空气下进行 673 K、10 h 均匀化退火处理。随后在 Gleeble-1500 热/力模拟试验机上进行恒定变形温度 (573、623、673 和 723 K) 不同应变速率 (0.001、0.01、0.1 和 1 s^{-1}) 的单轴热压缩测试, 升温速率 10 K/s, 保温时间 300 s, 轴向压缩总变形量 60%。

2 结果与分析

2.1 流变应力行为

图 1 为不同热压缩变形条件下实验合金的真应力-真应变曲线。在各变形条件下, 流变曲线变化规律呈

现出 2 类特征: 第 1 类曲线表现出了“饱和非线性”稳态流变特征, 热压缩变形之初 ($\epsilon < 0.02$) 流变应力迅速达到最大值位置, 随即进入稳态流变阶段, 流变应力水平几乎不再发生变化, 流变应力受真应变影响较小, 如图 1a 中 4 条曲线。该现象意味着实验合金塑性变形过程中加工硬化与动态软化作用迅速达到平衡, 未出现孰强孰弱的交替变化过程。第 2 类曲线表现出了“正偏态分布”的亚稳态流变特征, 流变应力随着真应变增大发生了先迅速增大后缓慢减小并逐渐趋于稳态的变化过程, 且存在显著峰值, 流变应力受真应变影响较大, 见图 1d 中变形温度为 573、623 和 673 K 3 条曲线。该现象表明, 实验合金在高温塑性变形过程中, 加工硬化作用曾率先占据主导地位, 随着真应变增加不断被动态软化作用所抵消直至主导地位逐渐被取代, 流变特征最终趋于平衡, 表现出一次强弱竞争的交替变化过程。

由图 1 可知, 实验镁合金塑性变形的流变特征受热变形条件影响较大。在较高变形温度和较低应变速率下塑性变形时, “饱和非线性”稳态流变特征主要归咎于高温下合金的变形激活能与扩散能比较接近, 促使了大量位错攀移和亚晶的形成, 促进了动态软化机制的形成; 同时温度升高增加了原子的活动能力, 部分滑移系被激活, 合金的变形抗力降低, 有利于动态软化机制的发生。因而, 导致合金的峰值应力随着变形温度

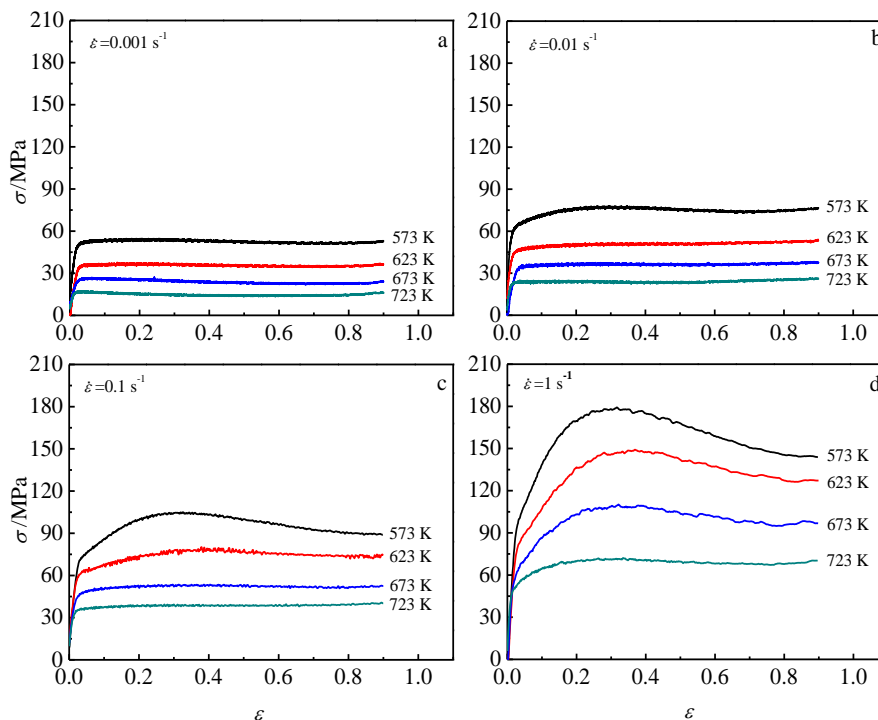


图 1 实验合金不同热压缩变形条件下的真应力-真应变曲线

Fig.1 True stress-true strain curves for the studied alloy under various compression deformation conditions: (a) 0.001 s^{-1} , (b) 0.01 s^{-1} , (c) 0.1 s^{-1} , and (d) 1 s^{-1}

的升高而前移。随着应变速率增大,上述现象趋于明显,同时“饱和非线性”流变特征仅倾向发生在高温区域,而低温附近的流变特征缓慢演变成“正偏态分布”,并逐渐向高温附近扩展。在恒定应变速率下,塑性变形温度降低时峰值现象更加突出,且峰值应力更高。

图 1 中还显示,在实验条件范围内,合金流变应力水平随着变形温度降低或应变速率增大而显著增强,根据式(1) Zener-Hollomon 参数方程可知, Z 参数也随之增大,且引起的加工硬化效应明显增强。当预定变形温度较低时,热激活作用不明显,原子热运动激活能量受温度影响不大,从而导致低温区流变应力水平整体较高;当应变速率增大时,合金单位时间内形成的位错密度显著增大,位错攀移和滑移阻力增大,临界切应力随之升高,导致合金流变应力水平增强。由此可见, Mg-Zn-Zr-Y 镁合金在塑性过程中表现出了显著的温度和应变速率敏感特性。尽管如此,合金所展现的流变应力行为显示,塑性变形引起的加工硬化作用并未始终占据主导地位而引起合金早期断裂失效,最终都被动态软化作用抵消或取代。在高温或低应变速率条件下,镁合金材料通常为非基面滑移下的大塑性变形特征,而该实验合金在较低临界剪切应力下表现出了“饱和非线性”的稳态流变特征。因而,高温塑性变形时流变应力水平显著降低,合金的延展性却得到显著提高。

2.2 高温本构模型

金属材料高温塑性变形时是一个热激活过程,其热变形行为可由流变应力 (σ)、应变速率 ($\dot{\epsilon}$) 和变形温度 (T) 三者间的变化关系来描述,而 $\dot{\epsilon}$ 和 T 对流变行为的影响可通过 Zener-Hollomon 指数方程来揭示^[21,22],结合 Sellars 和 Tegart 提出的 Arrhenius 本构关系方程^[23],材料稳态形变时 Z 参数与 $\dot{\epsilon}$ 之间有如下表达式:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, R 为摩尔气体常数,取值 $8.315 \text{ J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$, T 为绝对温度 (K), Q 为热变形表观激活能 ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$)。在低应变速率条件下, Z 参数与 σ 之间满足式(2)幂函数变化关系;在高应变速率条件下, Z 参数与 σ 之间通常满足式(3)指数函数变化关系;在所有应变速率条件下, Z 参数与 σ 之间可由统一的双曲正弦关系来描述,即式(4)所示方程:

$$Z = A_1 \sigma^{n'} \quad (2)$$

$$Z = A_2 \exp(\beta \sigma) \quad (3)$$

$$Z = A_3 [\sinh(\alpha \sigma)]^n \quad (4)$$

上述 3 种模型中的 A_1 、 A_2 、 A_3 、 n' 、 β 、 α 和 n 均为与

材料状态有关的无量纲常数。其中 α 为应力水平参数, n 为不同应力水平下的应力指数,而 A_1 、 A_2 和 A_3 为材料结构因子。

为了便于确定方程各参数间的变化关系,对式(2)、(3)和(4)两边同时取自然对数,可得到如下方程:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n' \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

综合考虑实验合金热压缩试验流变应力特征,当真应变 $\epsilon \approx 0.3$ 时各变形条件下的流变应力均已趋于稳定,且达到最大值,故取真应变 $\epsilon = 0.3$ 的流变应力为峰值应力。图 2 给出了不同变形温度下峰值应力与应变速率的变化关系。图 2a 给出了 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 关系曲线,线性回归后可得到 n' 的值。根据本构模型边界条件, n' 应取低应力水平下的平均值,即为 5.893。图 2b 给出了 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 关系曲线,边界条件要求 β 应取高应力水平下的平均值,线性回归得到 β 为 0.098。图 2c 给出了 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系曲线,线性回归后得到 n 的平均值为 5.521。其中 $\alpha = \beta / n'$, 即 $\alpha = 0.017$ 。

式(4)综合反映了流变应力与 Z 参数之间的变化关系,可对金属材料热变形过程中的流变行为进行预测。将式(1)和(4)合并后得到:

$$A_3 [\sinh(\alpha \sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

对上式两边同时取自然对数,整理后得到:

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] + \ln A_3 - \frac{Q}{RT} \quad (9)$$

在恒定应变速率下, Q 可表示为:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (10)$$

而 Q 可由第 1 项 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 和第 2 项 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - (1/T)$ 线性回归的斜率乘积得到。其中,图 3 给出了不同应变速率下 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - (1/T)$ 的变化关系,线性回归后得到的平均值可用于定量描述表观变形激活能。由图 2c 和图 3 耦合得到 Q 的平均值为 $152.307 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。同时对式(4)两边取自然对数,整理后可得到:

$$\ln Z = n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] + \ln A_3 \quad (11)$$

结合双曲正弦形式的 Arrhenius 方程,包含流变应力、 Z 参数和材料常数之间变化关系的数学表达式如下:

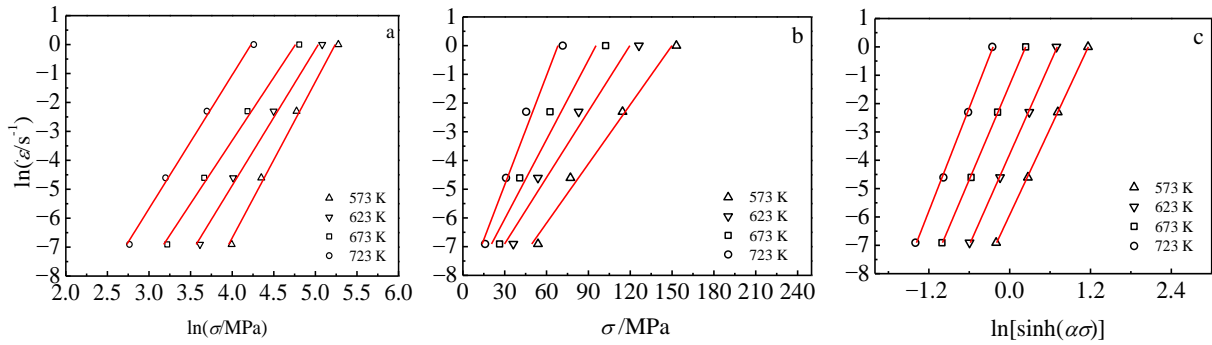


图 2 基于 3 种模型各变形温度下峰值应力与应变速率的变化关系

Fig.2 Peak stress versus strain rate at different deforming temperatures based on three models: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$, (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$, and (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

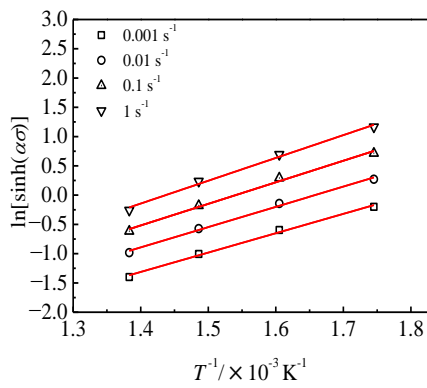


图 3 不同应变速率下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - (1/T)$ 的变化关系

Fig.3 Variation of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - (1/T)$ at different strain rates

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A_3} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A_3} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (12)$$

Z 参数被称为温度补偿的应变速率因子，可以用来综合分析应变速率和变形温度同时对材料流变行为的影响。将得到的 Q 平均值代入式 (1)， Z 参数与 $\dot{\epsilon}$ 和 T 的变化关系如图 4 所示，为保证单位量值便于观察，特取 $\ln Z$ 为纵坐标。图中显示， $\ln Z$ 值随变形温度升高或应变速率减小而减小，且表现出了显著的递进变化关系，可充分证明公式 (1) 能够用来描述 ZK 系镁合金高温塑性变形过程中的流变应力行为。根据式 (4) 作 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线，线性回归后得到的实验合金结构因子平均值为 $A_3 = 9.221 \times 10^{10}$ (如图 5 所示)。因此，在变形温度为 573~723 K、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 范围内，实验合金塑性变形的高温本构模型表达式如下，

$$\dot{\epsilon} = 9.221 \times 10^{10} [\sinh(0.017\sigma)]^{5.521} \exp\left(-\frac{152.307 \times 10^3}{RT}\right) \quad (13)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{152.307 \times 10^3}{RT}\right) \quad (14)$$

$$\sigma = \frac{1}{0.017} \left\{ \left(\frac{Z}{9.221 \times 10^{10}} \right)^{1/5.521} + \left[\left(\frac{Z}{9.221 \times 10^{10}} \right)^{2/5.521} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (15)$$

2.3 流变行为预测及分析

通过上述计算获得了该实验镁合金关于 $\dot{\epsilon}$ 、 σ 和 T 之间的高温本构方程。为了验证该模型的准确性及适用范围，采用上述真应变 $\epsilon = 0.3$ 时流变应力的计算方

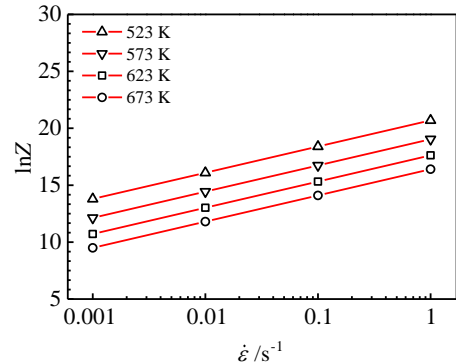


图 4 实验合金不同变形温度下 $\ln Z$ 同应变速率的关系

Fig.4 $\ln Z$ versus strain rates of the alloy at various temperatures

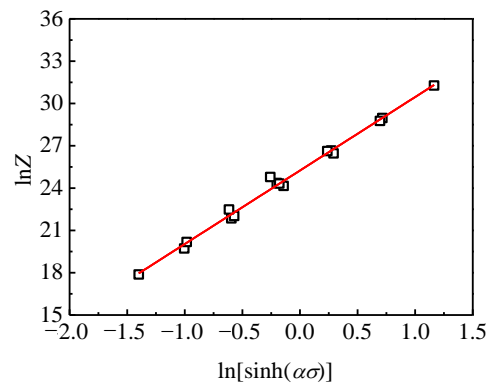


图 5 实验合金 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性变化关系

Fig.5 Linearization of $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ data of the alloy

法, 在变形温度 573~723 K、应变速率 0.001~1 s⁻¹ 范围内, 真应变选取步长为 0.05, 分别求解出其它应变 ($\epsilon=0.02\sim 0.9$) 对应的各本构参数 (如 a 、 n 、 Q 和 A 等), 通过数值计算和多项式拟合方法^[24-26], 将引入了真应变的本构参数依次代入本构模型中的式(14)和式(15), 即可求得本构模型各真应变下的流变应力理论值, 并与 Gleeble 热/力模拟压缩实验值进行对比, 验证结果如图 6 所示。图中由空心圆构成的曲线为本构模型数值计算得到的流变应力理论值, 实线为 Gleeble 热/力模拟得到的真应力-真应变曲线实验值。

图 6 清晰描绘了流变应力数值计算结果与实验结果的吻合程度。对比发现, 第 1 类“饱和非线性”稳态流变特征的曲线基本吻合, 本构模型给出的流变特征及应力水平理论值与实验值基本符合; 而第 2 类“正偏态分布”的亚稳态流变特征曲线存在一定偏差, 其

中理论结果未出现类似实验结果中加工硬化与动态软化强弱竞争的变化过程, 即未见明显峰值现象, 同时数值计算得到的峰值应变小于实验结果, 从而导致最大变形抗力提前产生, 但峰值应力水平仍基本吻合。

结果显示, 在低应变速率或较高变形温度下, 本构模型给出的流变应力理论值和实验值基本吻合, 峰值应力和峰值应变等重要技术指标基本符合; 随着变形温度的降低或应变速率的增大, 变形之初的硬化阶段二者出现一定偏差, 理论峰值应力值略大于实验值, 理论峰值应变提前于实验值, 但塑性变形过程中的峰值应力水平仍基本符合。研究表明, 比较适用于“饱和非线性”稳态流变特征的塑性变形过程。在实验合金塑性变形过程中, 该本构模型适用的热变形条件范围为: 变形温度应高于 623 K, 应变速率应低于 0.1 s⁻¹。

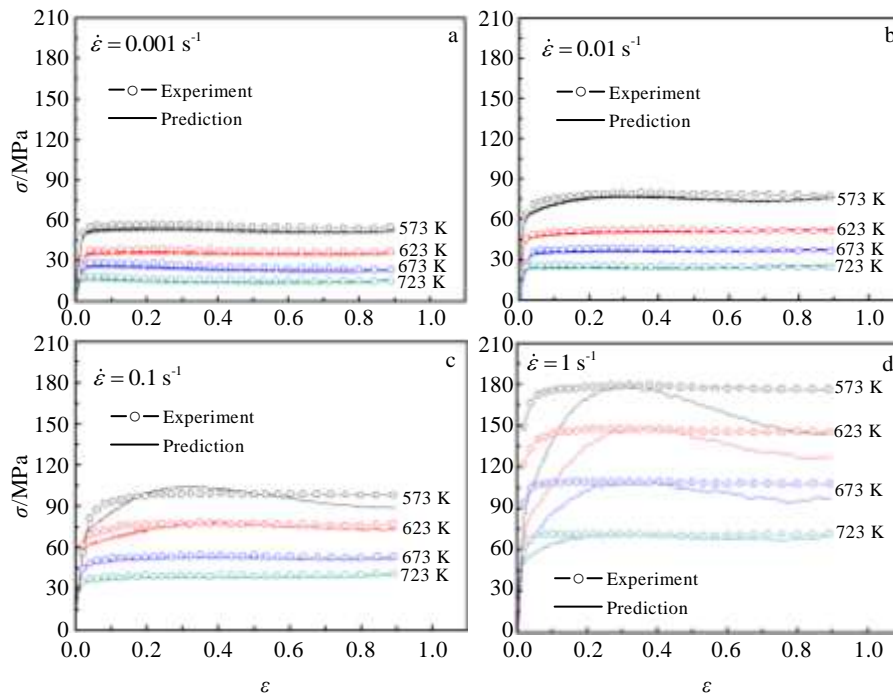


图 6 实验合金流变应力理论值和实验值对比结果

Fig.6 Comparison between the experimental and predicted flow stress from the constitutive equation of the alloy at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 0.1 s⁻¹, and (d) 1 s⁻¹

3 结 论

1) 实验 Mg-Zn-Zr-Y 镁合金在高温压缩变形过程中, 实验条件范围内, 流变应力曲线包含了“饱和非线性”和“正偏态分布”2 种特征, 流变应力水平随变形温度升高和应变速率减小而降低。

2) 基于双曲正弦 Arrhenius 方程和 Zener-Holloman 参数方程, 采用温度校正后的流变应力数

据, 线性拟合求解了模型中 a 、 n 、 Q 和 A 等参数, 建立了描述该合金高温塑性变形行为的本构方程。

3) 本构方程给出的流变应力理论值与“饱和非线性”稳态流变特征的实验曲线基本吻合, 而与“正偏态分布”的亚稳态流变特征主导的实验曲线存在一定偏差。该本构模型在描述实验合金热压缩变形过程中的流变行为表现出了较好的实用性, 理论值与实验结果的吻合程度依赖热变形条件的取值范围, 更加适用于

高温和低应变速率下的塑性变形。

参考文献 References

- [1] Polmear I. *Materials Science & Technology*[J], 1994(1): 1
- [2] Kaneko T, Suzuki M. *Materials Science Forum*[J], 2003, 419-422: 67
- [3] Bae D H, Kim Y, Kim I J. *Materials Letters*[J], 2006, 60: 2190
- [4] Peng Jian(彭建), Lv Binjiang(吕滨江), Hu Yaobo(胡耀波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(4): 672
- [5] Mao Pingli(毛萍莉), Liu Chao(刘超), Liu Zheng(刘正) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1181
- [6] Yu W B, Liu Z Y, He H H. *Materials Science and Engineering* [J], 2008, 478(1-2): 101
- [7] Singh A, Tsai A P. *Scripta Materialia*[J], 2003, 49(5): 417
- [8] Mizer D, Peters B C. *Metallurgical Trans*[J], 1972, 3(12): 3262
- [9] Watanabe H, Mukai T. *Scripta Materialia*[J], 1999, 41(2): 209
- [10] Bussia A, Artzy A B, Shtechman A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, A302(1): 56
- [11] Watanabe H, Mukai T. *Scripta Materialia*[J], 1999, 40(4): 477
- [12] Watanabe H, Mukai T, Ishikawa K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 307(1-2): 119
- [13] Johnson Gordon R, Cook William H. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2003, 20(23): 602
- [14] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metall*[J], 1966, 14(9): 1136
- [15] Zener C, Hollomon J H. *Appl Phys*[J], 1944, 15(1): 22
- [16] Glowacki M, Kuziak P, Pietrzyk M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1995, 53(122): 159
- [17] McQueen H J, Ryan N D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 322(1-2): 43
- [18] Xu D K, Liu L, Xu Y B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 420(1): 322
- [19] Cheng Suling(程素玲), Yang Gencang(杨根仓), Fan Jianfeng(樊建锋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(9): 1400
- [20] Prasad Y V R K, Rao K P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 391: 141
- [21] Zener C, Hollomon J H. *Appl Phys*[J], 1944, 15: 22
- [22] Glowacki M, Kuziak P, Pietrzyk M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1995, 53(122): 159
- [23] Ryan N D, McQueen H J. *Can Metall Q*[J], 1990, 29(2): 14
- [24] Mandal Sumantra, Rakesh V, Sivaprasad P V *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 500: 114
- [25] Li H Y, Li Y H, Wei D D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 530: 367
- [26] Cai J, Li F G, Liu T Y *et al. Materials and Design*[J], 2011, 32: 1144

Constitutive Model of Hot Plastic Deformation and Flow Behavior Prediction of Mg-Zn-Zr-Y Alloy

Chen Baodong¹, Guo Feng¹, Wen Jing^{1,2}, Ma Wen¹, Cai Huisheng¹, Liu Liang¹

(1. Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

(2. Inner Mongolia Vocational College of Chemical Engineering, Hohhot 010070, China)

Abstract: The flow behavior of the Mg-Zn-Zr-Y alloy was investigated by hot compressive test using Gleeble thermal simulator in the temperature range of 573~723 K and strain rate range of 0.001~1 s⁻¹. The results show that the flow stress is significantly affected by both deformation temperature and strain rate. The flow behavior is characterized by the saturation nonlinearity and positive skewness simultaneously, and the flow stress increases with either decreasing deformation temperature or increasing strain rate. The average activation energy ($Q=152.307$ kJ mol⁻¹), and stress exponent ($n=5.521$) for the hot deformation have been determined by the Arrhenius-type and Zener-Holloman equations. A nonlinear flow model and its constitutive equation have been established and employed for studying the deformation behavior. Meanwhile, calculation results of constitutive equations were compared with experimental results; the level of data match depends on temperature and strain rate. The saturation nonlinearity of flow behavior in the alloy can be satisfactorily described; the theoretical calculated values match well with the experimental values. Furthermore, the calculated values of flow stress will be bigger than its experimental values with the positive skewness of flow behavior. Research show this constitutive equations effectively depict the flow behaviors of hot compression deformation; it is more specifically suited to high deformation temperature (>623 K) and low strain rate (<0.01 s⁻¹).

Key words: Mg-Zn-Zr-Y alloy; constitutive model; flow behavior; plastic deformation

Corresponding author: Guo Feng, Professor, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, Tel: 0086-471-6575752, E-mail: guofengnmg@sina.com