# 基于 Fields-Backofen 方程的镁合金热变形本构模型

贾伟涛，乐启炽

（东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室，沈阳 110819）

**摘要：目的** 研究镁合金热变形行为，建立真实应力与应变、温度及应变速率间的构效关系，以表征多类镁合金的热变形过程。**方法** 基于 Gleeble-1500 热模拟实验，定性、定量化分析镁合金热变形的温度敏感性，结合变形曲线的唯象特征，优化并重构 Fields-Backofen 本构方程以表征镁合金的热变形行为。**结果** 镁合金热变形过程中，应力关于温度的软化作用可被描述为以 e 为底的指数函数形式；采用 F-B 方程表征镁合金热变形行为时，需考虑温度软化作用对该方程进行特定优化；优化后的 F-B 模型，其形式上为分段式函数，该函数所预测的变形曲线在峰值处存在尖点现象且预测误差较大；利用“离散变形微阶段求解——全阶段整合”的方法，将应变变量植入到应变速率及温度敏感系数，对 F-B 模型进行重构，可有效解决尖点问题，提高对变形曲线的预测精度。**结论** 重构后的 F-B 模型可准确表征 AZ31B 镁合金的塑性流变行为，并适用于 AZ91, AZ80 及 ZK60 等具有与研究合金相似变形特性的镁合金。

**关键词：**构效关系；温度敏感性；热变形行为；本构方程

**DOI：**10.3969/j.issn.1674-6457.2017.04.003

**中图分类号：**TG146.22 **文献标识码：**A **文章编号：**1674-6457(2017)04-0017-08

## Constitutive Model for Thermal Deformation of Magnesium Alloy Based on Fields-Backofen Equation

*JIA Wei-tao*, *LE Qi-chi*

(Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**ABSTRACT:** The paper aims to study thermal deformation behaviors of magnesium alloy and establish the structure-activity relationship of different magnesium alloys between true stress, strain, temperature and strain rate. Based on thermal simulation experiments on a Gleeble 1500 simulator, qualitative and quantitative analysis of the temperature sensitivity on thermal deformation behaviors of AZ31B Mg alloys was carried out, and the Fields-Backofen (F-B) constitutive equation used to characterize the thermal deformation of magnesium alloy was optimized and reconstructed by analyzing the phenomenological features of true stress-strain curves. The softening effect of temperature on deformation behaviors during thermal deformation of magnesium alloy could be described as an exponential function for a base of e; when the F-B equation was used to characterize the thermal deformation behaviors of magnesium alloy, the temperature softening effect should be considered to optimize equation; after optimization of the F-B model, the function with the piecewise form resulted in a peak point on the deformation curve and a lager prediction error; with the method of “dividing the whole deformation stage into some micro stages to solve and then achieving full integration", the strain variable was taken into the strain rate and temperature sensitive coefficients to reconstruct the F-B model, which could effectively solve the cusp-point problem, and improve the prediction accuracy of the deformation curves. The reconstructed F-B model can characterize plastic rheological behaviors of the AZ31B magnesium alloy accurately.

**收稿日期：**2017-05-11

**基金项目：**国家重点研发计划（2016YFB0301104）

**作者简介：**贾伟涛（1986—），男，东北大学博士研究生，主要研究方向为变形镁合金及其轧制成形工艺。

**通讯作者：**乐启炽（1968—），男，东北大学教授，主要研究方向为镁合金熔炼、铸造及其塑性变形。

It was suitable for the AZ91, AZ80 and ZK60 magnesium alloys with similar deformation characteristics.

**KEY WORDS:** structure-activity relationship; temperature sensitivity; thermal deformation behavior; constitutive equation

有限元方法(FEM)已成为仿真材料变形过程最直接的可视化工具，有助于确定金属材料最佳的变形工艺条件，从而为成形工艺的在线优化提供理论依据。工艺模拟结果的可靠性直接取决于材料本构关系数学模型的准确性。针对镁合金热变形，国内外学者相继提出了 Arrhenius[1]，Johnson-Cook(JC)[2]，Sellars-Tegart(ST)[3]和 Zerilli-Armstrong(ZA)[4]流变应力本构模型。现如今，用于描述 Mg-Al-Zn 镁合金的变形行为、温度软化效应和应变率硬化效应的变形本构方程多集中于 Arrhenius 关系，见式(1—3)，以及优化后的双曲正弦关系，见式(4)，Mg-Al-Zn 合金常用本构方程见表 1。

$$\dot{\varepsilon}=A'\sigma^{n'}\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{1}$$

$$\dot{\varepsilon}=A''\exp(\beta\sigma)\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon}=A(\sinh\alpha\sigma)^{n}\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{3}$$

通过等价转换，式(3)转化为：

$$\sigma=\frac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\frac{\dot{\varepsilon}\exp(\frac{Q}{RT})}{A}\right)^{1/n}+\left[\left(\frac{\dot{\varepsilon}\exp(\frac{Q}{RT})}{A}\right)^{2/n}+1\right]^{0.5}\right\} \tag{4}$$

**表 1 Mg–Al–Zn 合金常用本构方程**

**Tab.1 Constitutive equation of Mg-Al-Zn alloys**

| 材料 | 实验方法 | 变形温度/℃ | 应变速率/$s^{-1}$ | 拟合数据 | 本构方程 | 参考文献 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| AZ31 | 单轴压缩 | 250~450 | 0.001~1 | 0.5 | 式(1) | [1] |
| AZ31 | 单轴压缩 | 150~450 | 0.01~10 | 峰值应力 | 式(4) | [5] |
| AZ31 | 单轴拉伸 | 25~404 | $1\times10^{-4}$~$1\times10^{-2}$ | 峰值应力 | 式(1), (4) | [6] |
| AZ31 | 单轴压缩 | 260~420 | 0.03~3 | 峰值应力 | 式(4) | [7] |
| AZ91 | 单轴压缩 | 250~450 | 0.001~1 | 峰值应力 | 式(4) | [8] |
| AZ31 | 等温扭转 | 302~455 | 0.71~8.73 | 全部 | 式(4) | [9] |
| AZ80 | 单轴压缩 | 250~400 | 0.01~10 | 峰值应力 | 式(4) | [10] |
| AZ31, AZ61, AZ80, AZ91 | 单轴压缩 | 200~500 | $0.16\times10^{-4}$~100 | 峰值应力 | 式(4) | [11] |

式(4)能较好表征镁合金对温度及应变速率的敏感性，由于式(4)形式比较复杂，且只能预测稳态阶段某一应变值（通常是峰值应变）所对应的变形行为。当材料发生小变形时，稳态变形阶段不易达到，导致式(4)不适用。近年来有学者将式(4)中的 $\alpha$, $n$, $Q$, $A$ 考虑成关于应变的函数，改进后的 Arrhenius 模型能有效提高可预测的应变范围，但针对预测误差未提出有效的解决方案，并且改进后的 Arrhenius 公式形式更复杂，进一步影响导入 FEM 工具计算变形行为所需的响应时间。

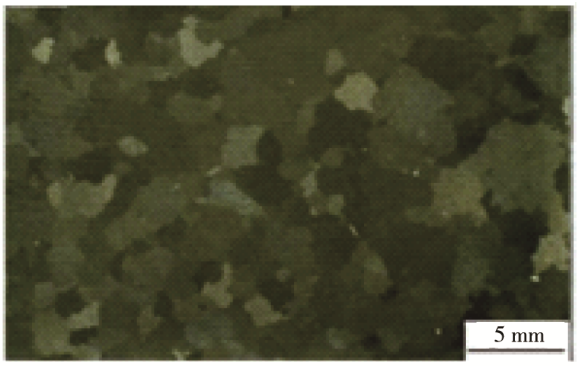
大多数工程金属材料在变形时都存在加工硬化，对此，HOLLOMON[12]构建了材料流动应力 $\sigma$ 和应变 $\varepsilon$ 之间的函数关系，$\sigma=k\varepsilon^{n}$，其中 $k$ 是强度系数，$n$ 是硬化指数。在此基础上，FIELDS 和 BACKOFEN[13]进一步考虑应变速率敏感性，提出了 $\sigma=k\varepsilon^{n}\dot{\varepsilon}^{m}$，其中 $m$ 是应变速率敏感指数。由于忽略了变形温度对流变应力的直接影响，F-B 方程只能预测特定温度下的金属塑性流变行为。由于镁具有密排六方晶体的结构特点，镁合金滑移系少，室温塑性差，其塑性变形往往必须在加热条件下进行，即只能通过适当提高变形温度以增加滑移系来提高塑性能力，同时也增强了晶界迁移能力并促进了动态再结晶的发生[14—15]，而变形镁合金也容易因温度过高而发生过热过烧等问题，最终导致晶粒粗大、流变失稳和破裂等[16]，因此，镁合金变形的温度敏感性较高，分析热变形行为时，温度因素不能忽略。

文中在热压缩实验的基础上，定性、定量化分析了镁合金热变形过程中所表现的温度软化作用，并提出了合理的温度软化表征公式；针对镁合金材料修正了 F-B 变形本构方程，并确定了该方程的适用范围；为进一步提高方程的预测精度，利用“离散变形微阶段求解—全阶段整合”的方法，对 F-B 方程进行优化重构，更准确地表征了研究材料以及其他类镁合金热

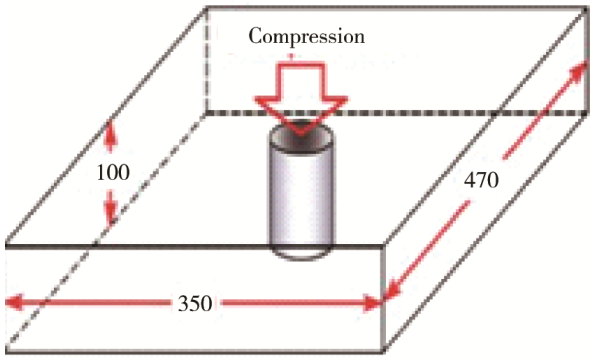
变形过程中的塑性流变行为。

## 1　实验

实验所用材料为铸态 AZ31B 镁合金扁锭，该合金主要含有质量分数为 3.37%的 Al，0.86%的 Zn，0.29%的 Mn，余量为 Mg。该铸锭是采用东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室自主研发的镁合金低频电磁半连续铸造技术制备而成，铸锭的均匀化制度为 400 ℃，并保温 16 h。均匀化后的平均晶粒尺寸为 600 μm，试样初始组织状态见图 1a。为提高实验数据间的可比性，在板坯内部相同部位处沿相同方向切取圆柱试样，圆柱试样的取样方式见图 1b。




a 试样初始组织状态

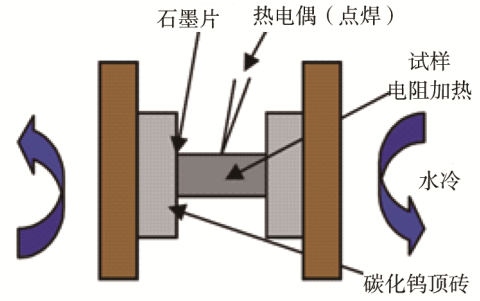



b 圆柱试样的取样方式

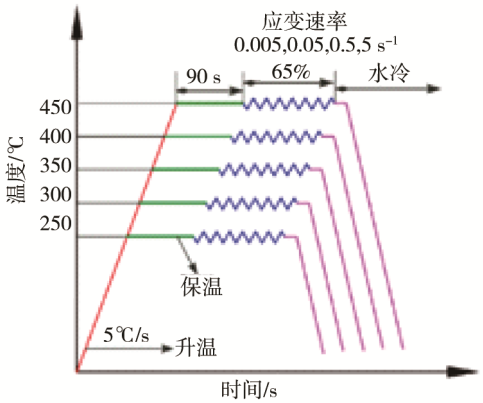
图 1　实验材料以及压缩试样的取样方式

Fig.1Experimental materials and sampling method ofcylindr-icalspecimens

采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机对试样分别在温度为 250~450 ℃，应变速率为 0.005~5 $s^{-1}$ 条件下进行等温恒应变速率压缩实验，最大变压下量为 65%，压缩前圆柱试样的上下 2 个端面涂抹机油并粘上石墨片，以降低试样与压头间摩擦力对实验造成的不利影响，具体实验装置及过程见图 2。变形后的试样用水激冷，以保持其高温时的再结晶组织，随后采用电火花线切割机沿圆柱试样轴线方向切开，制备金相试样，在型号为 DMIS000M 的倒置金相显微镜上观察其变形微观组织。




a 热压缩实验装置




b 热压缩实验过程

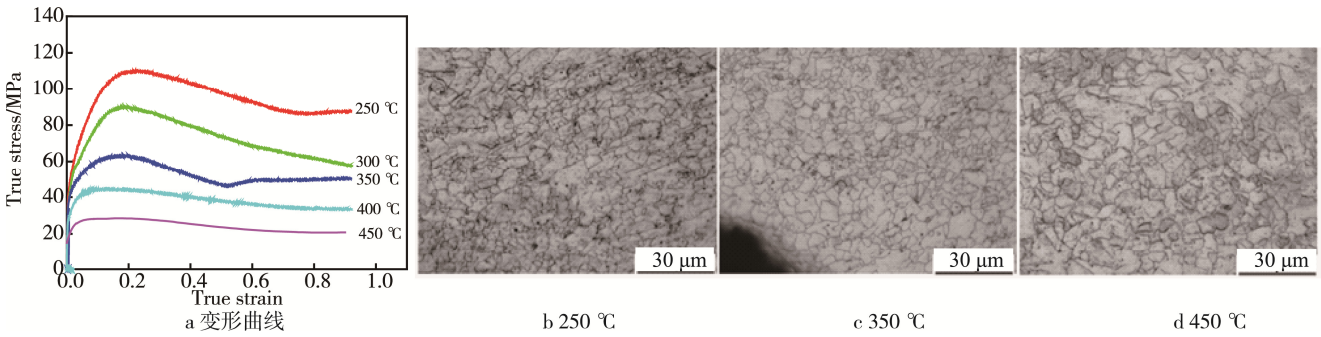
图 2　实验装置以及相关实验过程

Fig.2 Experimental equipment and related process

## 2　结果与讨论

### 2.1　镁合金变形的特性分析

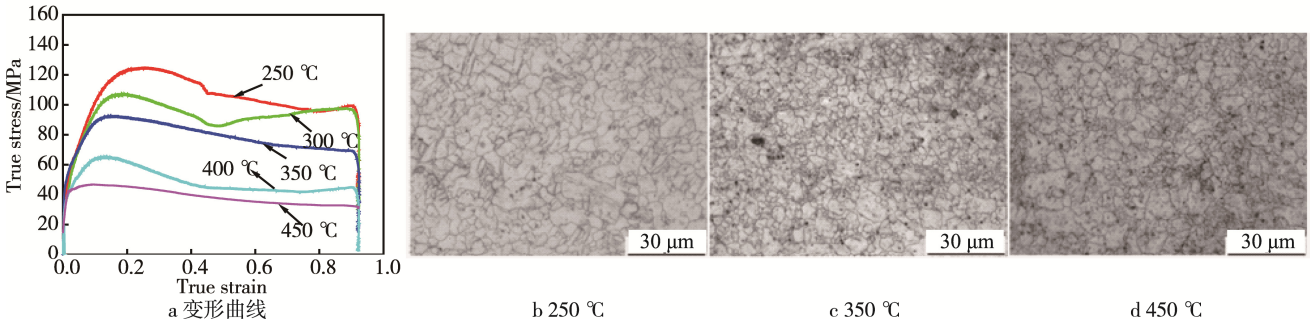
应变速率为 0.005 和 0.5 $s^{-1}$ 时，压缩变形结果分别见图 3 和图 4。对比图 3a 和图 4a，可得 AZ31B 镁合金热压缩变形中存在一个临界变形量，当变形量小于临界变形量时，随着变形程度的增加，变形抗力增加；当变形量大于临界变形量时，随着变形程度的增加，变形抗力降低。随着变形温度的增加，应力随变形程度增大而增大的趋势变缓。这表明 AZ31B 镁合金在变形过程中具有典型的动态再结晶特征，在不同变形温度、变形速率下都存在一个临界变形量，当变形量超过临界变形量时，动态再结晶发生，应力明显降低；随着变形温度的升高，发生动态再结晶的临界应变值降低。分别对比图 3b—d 以及图 4b—d，可知，随着温度的升高，非基滑移系充分启动，促使再结晶沿晶界顺利进行，动态再结晶成为主要变形方式，并且温度越高，再结晶发生越早，越充分。因此随着温度的升高，到达变形抗力峰值所对应的变形量也会降低，见图 3a 和图 4a。随着温度的进一步升高，在高温低应变速率条件下，再结晶细化后的细小晶粒更容易长大。相比较高应变速率条件，在较低的应变速率下，动态再结晶的过程得以延长，使晶粒得以充分再结晶。由此可以看出，镁合金热变形行为具有较强的温度和应变速率敏感性。




a 变形曲线　b 250 ℃　c 350 ℃　d 450 ℃

图 3　应变速率为 0.005 $s^{-1}$ 时的压缩变形结果

Fig.3 Results of compression deformation under 0.005 $s^{-1}$




a 变形曲线　b 250 ℃　c 350 ℃　d 450 ℃

图 4　应变速率为 0.5 $s^{-1}$ 时的压缩变形结果

Fig.4 Results of compression deformation under 0.5 $s^{-1}$

## 2.2　Fields–Backofen 本构方程的优化与重构

AZ31 镁合金在不同温度、不同应变速率下的峰值应力见表 2。计算相同温度、不同应变速率及相同应变速率、不同温度条件下，相邻变形参数间的峰值应力差值可得，当应变速率扩大 10 倍后，峰值应力升高范围为 6.5~13 MPa，而当变形温度升高 50 ℃后，峰值应力降低范围为 14~22.2 MPa，由此得知，流变应力对温度的敏感性极为显著。

**表 2　AZ31 镁合金不同温度不同应变速率条件下的峰值应力**

**Tab.2 Peak stress valuesofAZ31 under different temperature and deformation conditions**　MPa

| 温度/℃ | 0.005 $s^{-1}$ | 0.05 $s^{-1}$ | 0.5 $s^{-1}$ | 5 $s^{-1}$ | 平均值 |
|---|---|---|---|---|---|
| 250 | 110.4 | 119.2 | 125.2 | 129.2 | 121 |
| 300 | 89.9 | 98.3 | 107.7 | 109 | 101.2 |
| 350 | 63.3 | 64.1 | 92.9 | 95.9 | 79.1 |
| 400 | 44.8 | 48.2 | 65.3 | 75 | 58.3 |
| 450 | 27.5 | 42.5 | 46.4 | 60.9 | 44.3 |
| 平均值 | 67.2 | 74.5 | 87.5 | 94 | |

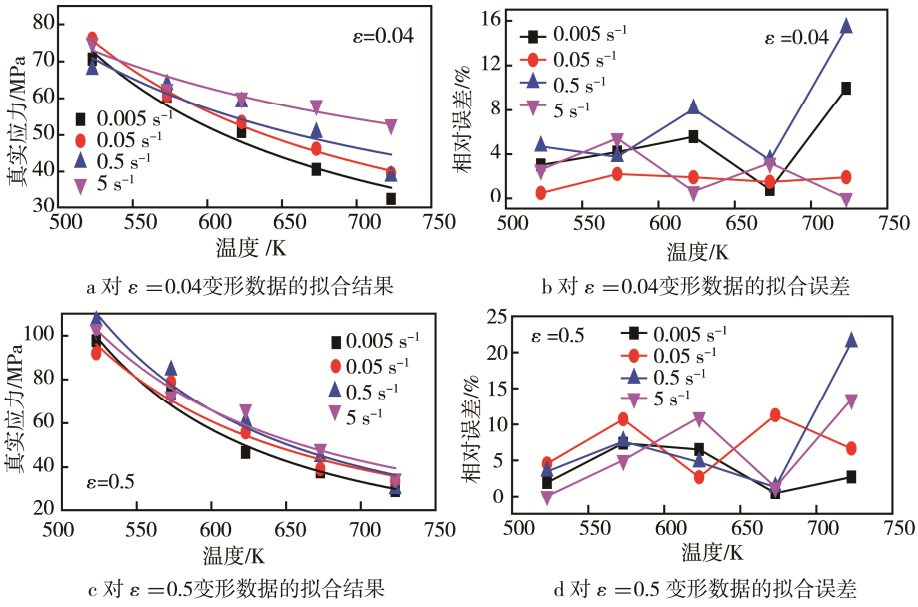
经统计，250~350 ℃时，不同应变速率条件下，峰值应变 $\varepsilon_p$=0.2±0.04；400~450 ℃时，$\varepsilon_p$=0.1±0.04。观察变形曲线可得，峰值应变前，应力随应变的增大呈硬化趋势，越过峰值应变后，随应变呈现一定的软化现象。考虑到峰值应变前后 2 阶段变形机制上的差异性，分别选取 $\varepsilon$=0.04 和 $\varepsilon$=0.5 对应的变形数据，来分析镁合金变形对温度的敏感性，统计后数据见表 3。

**表 3　AZ31 镁合金不同温度不同应变速率条件下( $\varepsilon$ = 0.04, 0.5 ) 的真实应力**

**Tab.3 True stress when $\varepsilon$=0.04, 0.5 at different strain rates and temperatures**　MPa

| 真实应变 | 应变速率/$s^{-1}$ | 250 ℃ | 300 ℃ | 350 ℃ | 400 ℃ | 450 ℃ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.04 | 0.005 | 70.6 | 60.6 | 50.9 | 40.6 | 32.4 |
| 0.04 | 0.05 | 76.1 | 60.7 | 53.5 | 46.2 | 39.5 |
| 0.04 | 0.5 | 67.8 | 63.7 | 59 | 50.6 | 38.7 |
| 0.04 | 5 | 75 | 62.6 | 60.2 | 58.2 | 52.9 |
| 0.5 | 0.005 | 97.7 | 73.7 | 46.7 | 37.8 | 29.3 |
| 0.5 | 0.05 | 91.9 | 78.9 | 55.8 | 39.1 | 33.7 |
| 0.5 | 0.5 | 106.6 | 84.2 | 60.9 | 44.6 | 30 |
| 0.5 | 5 | 102.9 | 72.4 | 66.3 | 48.2 | 34.8 |

观察表 3 可得，相同应变及应变速率条件下，镁合金变形应力随温度的升高而降低，归因于显著的温度软化效应，研究发现 $\sigma=K_1\exp(K_2/T)$ 能很好拟合 AZ31B 镁合金变形中的此效应，拟合结果及相对误差见图 5。




a 对 ε =0.04变形数据的拟合结果　　b 对 ε =0.04变形数据的拟合误差

c 对 ε =0.5变形数据的拟合结果　　d 对 ε =0.5 变形数据的拟合误差

图 5　指数函数形式对 ε=0.04, 0.5 变形数据的拟合结果及拟合误差

Fig.5 Fitting results and fitting error of deformation data under ε=0.04,0.5 in the form of exponential function

由此，考虑镁合金变形随温度升高的软化特性，Fields-Backofen 公式修正为：

$$\sigma=K_1\varepsilon^n\dot{\varepsilon}^m\exp\left(K_2/T\right) \tag{5}$$

采用 Sellars 模型拟合峰值应变 $\varepsilon_p$ 与初始铸态 AZ31B 镁合金晶粒尺寸 $d_0$ 和 $Z$ 参数之间的数学关系：

$$\begin{cases}\varepsilon_p=A_1d_o^{m_1}Z^{n_1}\\ Z=\dot{\varepsilon}\exp\left(Q/RT\right)\end{cases} \tag{6}$$

式中：$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率($s^{-1}$)；$Q$ 为变形激活能(J/mol)，与材料有关；$T$ 为温度(K)；$R$ 为摩尔气体常数，$R$=8.314 J/(mol·K)；$A_1$，$m_1$ 和 $n_1$ 为与材料有关的常数。

经均匀化退火后且保证所有试样取样方式及取样方向一致的条件下，研究的合金具有均匀的初始组织分布状态，因此，对 Sellars 峰值应变模型进行合理地简化，见式(7)。

$$\varepsilon_p=a\dot{\varepsilon}^b\exp\left(c/T\right) \tag{7}$$

式中：$a$, $b$, $c$ 为与材料有关待求解系数；拟合结果见式(8)。

$$\varepsilon_p=0.0182\dot{\varepsilon}^{-0.0039}\exp\left(1330.55/T\right) \tag{8}$$

对式(8)的拟合误差进行分析，结果见图 6。

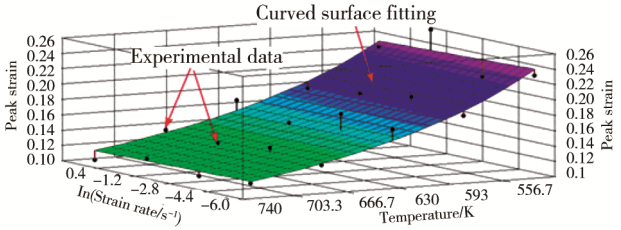



图 6　关于峰值应变的拟合

Fig.6 Fit pattern of peak strain

针对研究的镁合金热变形，合理植入温度的软化作用项，优化后的 Fields-Backofen 流变应力本构方程拟合结果见式(9)。

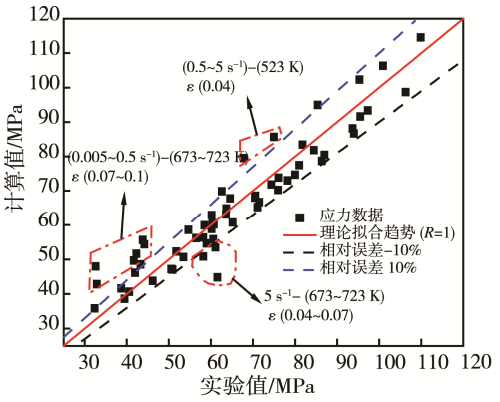
$$\begin{cases}\sigma=21.6976\cdot\varepsilon^{0.3168}\dot{\varepsilon}^{0.0323}\exp\left(1224.3619/T\right) & \varepsilon\le0.0182\dot{\varepsilon}^{-0.0039}\exp\left(1330.55/T\right)\\ \sigma=2.1448\cdot\varepsilon^{-0.2503}\dot{\varepsilon}^{0.0249}\exp\left(1968.5427/T\right) & \varepsilon>0.0182\dot{\varepsilon}^{-0.0039}\exp\left(1330.55/T\right)\end{cases} \tag{9}$$

实验值与公式计算值之间的拟合结果见图 7，分析拟合误差后发现，一方面，式(9)对峰值应变前阶段的拟合误差主要分布在 3 个区域：① 高温低应变速率区域，误差表现为计算值大于实验值，说明在该公式所表征的高温和低应变速率条件下，软化作用明显不足；② 低温高应变速率区域，误差表现为计算值大于实验值，说明在该公式所表征的低温和高应变速率条件下，硬化作用明显过量；③ 高温高应变速率区域，误差表现为计算值小于实验值，说明在该公式所表征的高应变速率条件下，硬化作用不足且表征的高温条件下的软化作用过量。另一方面，在温度为 300 ℃，应变速率为 0.005 $s^{-1}$ 条件下，发现采用分段式方程（式(9)）预测的变形曲线，在峰值应变处出现明显的尖点（分界点），因此，对适用于镁合金变形的 F-B 本构方程的优化需要考虑整体化建模。

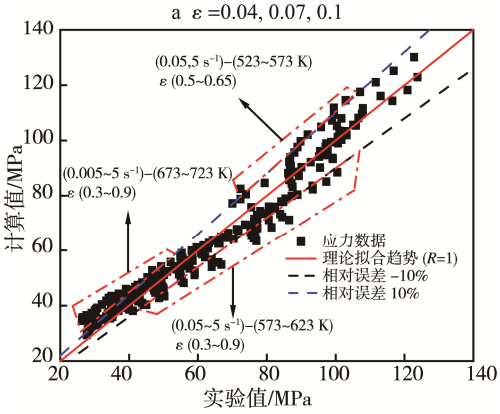
利用“离散变形微阶段求解-全阶段整合”的方法，将应变变量植入到应变速率及温度敏感系数，对 F-B 模型进行重构，则再修正后的 Fields-Backofen 本构方程见式(10)。

$$\sigma=A(\varepsilon)\dot{\varepsilon}^{B(\varepsilon)}\exp\left[C(\varepsilon)/T\right]+D(\varepsilon) \tag{10}$$

式中：$A(\varepsilon)$, $B(\varepsilon)$, $C(\varepsilon)$, $D(\varepsilon)$是关于应变的函数，




a ε =0.04, 0.07, 0.1




b ε =0.3, 0.35……0.9

图 7 实验值与公式计算值之间的拟合结果

Fig.7 Correlation between experimental data and calculated data

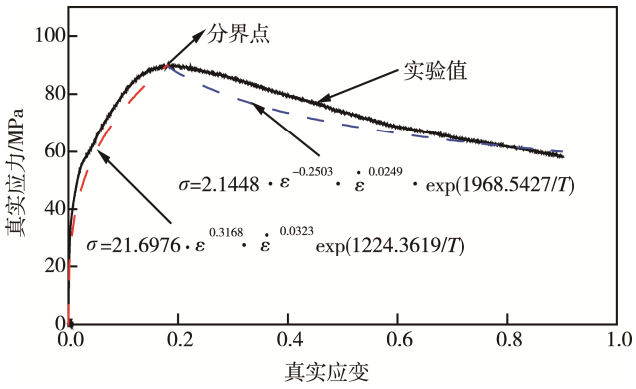



图 8 温度为 300 ℃，应变速率为 0.005 $s^{-1}$ 条件下实验曲线与式(9)预测曲线间的对比

Fig.8 Comparison between experimental curve and fitting curves (9) at 300 ℃ and 0.005 $s^{-1}$

分别采用六次多项式形式来拟合($A(\varepsilon)=E_0+E_1\varepsilon+E_2\varepsilon^2+E_3\varepsilon^3+E_4\varepsilon^4+E_5\varepsilon^5+E_6\varepsilon^6$)，针对研究材料的计算结果见表 4，实验曲线及式(10)的预测曲线见图 9。

## 2.3 优化重构后 F–B 本构方程的应用

现如今，已开发的镁合金种类有很多，随合金成分、热处理工艺和成形工艺等的不同，镁合金轴向压缩变形所表现出的力学性能也有较大差异，然而，大多具有相似的塑性成形机理，即加工硬化、动态回复

表 4 $A(\varepsilon)$, $B(\varepsilon)$, $C(\varepsilon)$, $D(\varepsilon)$多项式中对应的系数

**Tab.4 Coefficients of $A(\varepsilon)$, $B(\varepsilon)$, $C(\varepsilon)$ and $D(\varepsilon)$**

| | $E_0$ | $E_1$ | $E_2$ | $E_3$ | $E_4$ | $E_5$ | $E_6$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $A(\varepsilon)$ | 41.8223 | 2410.9717 | −17884.2054 | 54817.0431 | −86489.0038 | 69592.9087 | −22526.9562 |
| $B(\varepsilon)$ | 0.0065 | 0.0770 | −0.4931 | 1.5487 | −2.9010 | 2.9644 | −1.2079 |
| $C(\varepsilon)$ | 226.6086 | 1883.1480 | −2584.7987 | 1377.4040 | 11362.3266 | −27993.9886 | 16728.4087 |
| $D(\varepsilon)$ | −3.5987 | −3828.3778 | 23281.1859 | −62844.5908 | 90868.4244 | −69485.2922 | 22006.1779 |

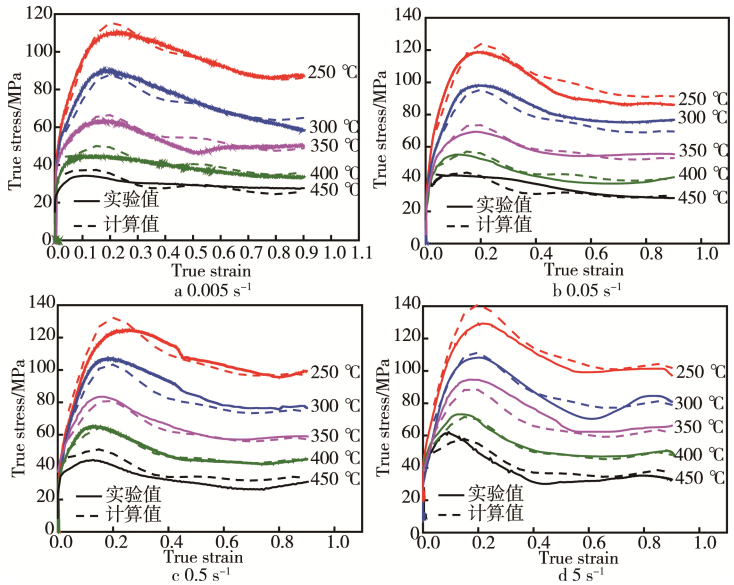



图 9 不同应变速率下实验曲线与预测曲线间的对比

Fig.9 Comparison between experimental and calculated flow stress at a strain rate

及动态再结晶间的交互作用。根据镁合金变形特性建立的 F-B 变形本构方程（见式(10)）能够很好地表征具有相似特性材料的塑性变形行为。为证明上述观点，列举了式(10)对已报道几种镁合金塑性流变行为的预测结果，见图 10，易观察式(10)能够很好地预测 AZ31B, AZ91[8], AZ80[10]以及 ZK60[17]的热变形行为，相关系数 $R$ 取值范围值是 0.9816~0.9906，其中对 ZK60 材料的预测精度最高($R$=0.9906)，对 AZ80 最低($R$=0.9816)。

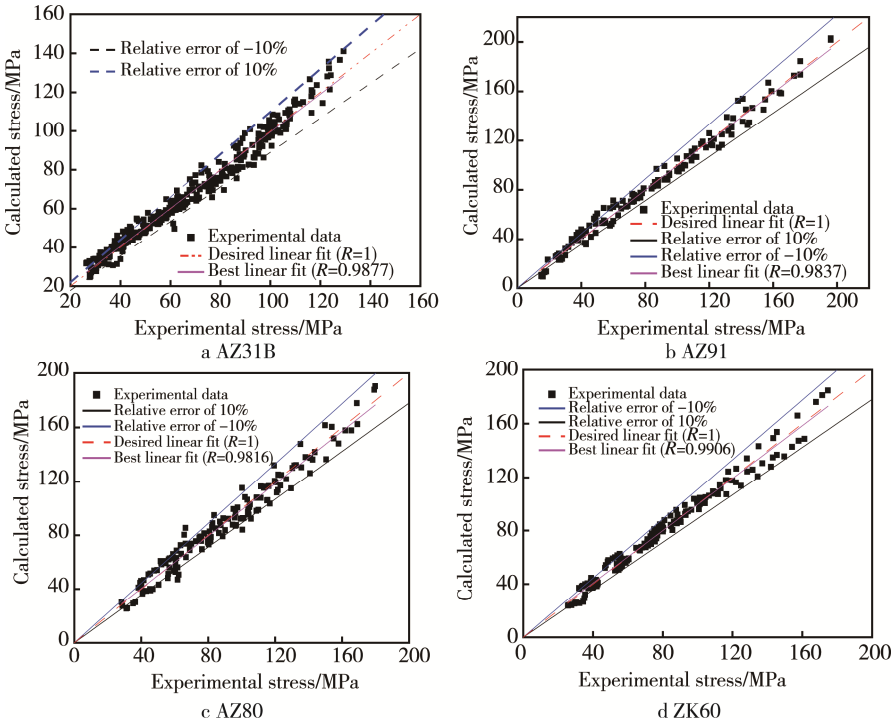



图 10　实验结果与式(10)预测结果的关系

Fig.10 Correlation between the experimental and calculated valuesby Eq. (10)

## 3　结论

1) 相比较应变速率，AZ31B 镁合金热变形流变应力对温度的敏感性更为显著，温度的软化作用可用下式来表征：

$$\sigma=K_1\exp\left(K_2/T\right)$$

2) 考虑到峰值点之前的加工硬化和之后的加工软化现象，适用于镁合金热变形的 F-B 流变应力本构方程被优化建立：

$$\begin{cases}\sigma=K_1'\cdot\varepsilon^{n_1}\dot{\varepsilon}^{m_1}\exp\left(K_2'/T\right) & \varepsilon\le\varepsilon_{\mathrm{p}}\\ \sigma=K_1''\cdot\varepsilon^{n_2}\dot{\varepsilon}^{m_2}\exp\left(K''/T\right) & \varepsilon>\varepsilon_{\mathrm{p}}\end{cases}$$

3) 针对镁合金的热变形特性，F-B 变形本构方程被重构为以下公式：

$$\sigma=A(\varepsilon)\cdot\dot{\varepsilon}^{B(\varepsilon)}\exp\left[C(\varepsilon)/T\right]+D(\varepsilon)$$

优化后，该方程对 AZ31B 镁合金热变形行为的表征精度有所提高，此外，经验证该方程也适用于 AZ91, AZ80 和 ZK60 等与 AZ31B 具有相似变形特性的其他种类镁合金。

**参考文献：**

[1] BARNETT M R. Influence of Deformation Conditions and Texture on the High Temperature Flow Stress of Magnesium AZ31[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(3): 167—177.

[2] ABBASI-BANI A, ZAREI-HANZAKI A, PISHBIN M H, et al. A Comparative Study on the Capability of Johnson-Cook and Arrhenius-type Constitutive Equations to Describe the Flow Behavior of Mg-6Al-1Zn Alloy[J]. Mechanics of Materials, 2014, 71: 52—61.

[3] ABU-FARHA F, VERMA R, HECTOR L G. High Temperature Composite Forming Limit Diagrams of Four Magnesium AZ31B Sheets Obtained by Pneumatic Stretching[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(6): 1414—1429.

[4] AMMOURI A H, HAMADE R F. On the Selection of Constitutive Equation for Modeling the Friction Stir Processes of Twin Roll Cast Wrought AZ31B[J]. Materials & Design, 2014, 57: 673—688.

[5] SHI T, YU K, LI W X, et al. Thermal-compression Con-

stitutive Relation of As-cast AZ31 Magnesium Alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(S1):336—341.

[6] MAKSOUD I A, AHMED H, RÖDEL J. Investigation of the Effect of Strain Rate and Temperature on the Deformability and Microstructure Evolution of AZ31 Magnesium Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 504(1): 40—48.

[7] POLETTI C, DIERINGA H, WARCHOMICKA F. Local Deformation and Processing Maps of As-cast AZ31 Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 516(1): 138—147.

[8] LIU L, DING H. Study of the Plastic Flow Behaviors of AZ91 Magnesium Alloy During Thermo Mechanical Processes[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 484(1): 949—956.

[9] RIEIRO I, GUTIÉRREZ V, CASTELLANOS J, et al. A New Constitutive Strain-dependent Garofalo Equation to Describe the High-temperature Processing of Materials-application to the AZ31 Magnesium Alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41(9): 2396—2407.

[10] QUAN G Z, SHI Y, WANG Y X, et al. Constitutive Modeling for the Dynamic Recrystallization Evolution of AZ80 Magnesium Alloy Based on Stress-strain Data[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(28): 8051—8059.

[11] JIANG M G, YAN H, GAO L, et al. Microstructural Evolution of Mg-7Al-2Sn Mg Alloy During Multi-directional Impact Forging[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2015, 3(3): 180—187.

[12] HOLLOMON J H. Tensile Deformation[J]. Metals Technology, 1945, 12(4): 268—290.

[13] FIELDS D S, BACKOFEN W A. Determination of Strain Hardening Characteristics by Torsion Testing[C]// Proceeding of ASTM, 1957, 57(0): 1259—1272.

[14] DENG J, LIN Y C, LI S S, et al. ThermalTensile Deformation and Fracture Behaviors of AZ31 Magnesium Alloy[J]. Materials & Design, 2013, 49: 209—219.

[15] ROODPOSHTI P S, SARKAR A, MURTY K L, et al. Grain Boundary Sliding Mechanism During High Temperature Deformation of AZ31 Magnesium Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 669: 171—177.

[16] WANG S, LEI G A O, LI D, et al. ThermalDeformation Behavior and Workability of Pre-extruded ZK60A Magnesium Alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(6): 1822—1830.

[17] QIN Y J, PAN Q L, HE Y B, et al. Modeling of Flow Stress for Magnesium Alloy During Hot Deformation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(10): 2790—2797.