

# Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的本构关系和微观组织演变

庄大勇, 任大为, 李 洋, 潘宏伟, 冯 翔, 周莉莉

(中船重工龙江广瀚燃气轮机有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150070)

**摘要:** 为解决高强度铝合金在工业化大生产过程中出现的挤压、冲压和锻造不合格现象, 以 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金为研究对象, 利用热模拟实验机开展了合金的等温压缩变形测试, 完成了合金高温热力学行为特征分析和微观组织演变分析, 构建了 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的考虑应变补偿和未考虑应变补偿的两种本构关系, 并进行了流变应力预测。研究表明: 流变应力对应变速率和温度非常敏感, 在低应变速率条件下, 发生连续动态再结晶现象; 考虑应变补偿的本构关系具有更高的预测精度; 390 °C/5 s<sup>-1</sup> 变形条件下的再结晶分数最大, 约为 17%, 再结晶临界应力值最大, 为 65.28 MPa。

**关键词:** Al-Zn-Mg-Cu 合金; 热压缩; 本构关系; 微观组织; 再结晶

**DOI:** 10.13330/j.issn.1000-3940.2024.06.030

**中图分类号:** TG301 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3940 (2024) 06-0239-10

## Constitutive relationship and microstructure evolution of Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr alloy

Zhuang Dayong, Ren Dawei, Li Yang, Pan Hongwei, Feng Xiang, Zhou Lili

(CSIC Guanghan Gas Turbine Co., Ltd., Harbin 150070, China)

**Abstract:** In order to solve the unqualified phenomenon of extrusion, stamping and forging of high-strength aluminum alloys in the process of industrial mass production, for Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr alloy, its isothermal compression deformation test was carried out by thermal simulation machine, and the thermodynamic behavior characteristic and microstructure evolution of alloy at high temperature were analyzed. Then, two constitutive relationships of Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr alloy with and without considering strain compensation were established, and the rheological stress prediction was conducted. The research results show that the rheological stress is very sensitive to strain rate and temperature, and continuous dynamic recrystallization occurs under low strain rate conditions. The constitutive relationship considering strain compensation has a higher prediction accuracy, the fraction of recrystallization under the deformation condition of 390 °C/5 s<sup>-1</sup> is the largest, which is about 17%, and the critical stress value of recrystallization is the largest, which is 65.28 MPa.

**Key words:** Al-Zn-Mg-Cu alloy; thermal compression; constitutive relationship; microstructure; recrystallization

Al-Zn-Mg-Cu 合金因其优异的高强度比、耐腐蚀性和优异的合金性能被广泛地应用于航空、航天和军事等领域, 特别是近些年轨道客车的飞速发展, 轻量化和节能减排引起了人们极大的兴趣, 高强度铝合金的应用是解决客车速度和轻量化的重要途径, 然而高强度铝合金在提高强度的同时, 必然导致加工塑性变差, 特别是在工业化大生产过程中, 容易出现挤压、冲压和锻造不合格的现象, 导致大量材

料、人力和资源的浪费, 为了解决这一问题, 急需找到一种可靠的本构关系能够预测材料的流变应力和塑性变形过程中的微观组织演变。Lin Y C 等<sup>[1]</sup>、Liang R Q 等<sup>[2]</sup>指出现有的本构关系模型大致有 3 种: 现象学本构关系、物理基本构关系和基于人工神经网络的本构关系, 其中现象学本构关系应用最为广泛, 主要用于金属或者合金在高应变速率和温度下的成形过程。目前, 已经发展出了很多种现象学本构关系, 主要包括 Johnson-Cook 本构关系<sup>[3]</sup>、Khan-Huang 本构关系<sup>[4]</sup>、Khan-Huang-Liang 本构关系<sup>[5-7]</sup>、Khan-Liang-Farrokh 本构关系<sup>[8]</sup>、Fields-Backofen 本构关系<sup>[9]</sup>、Molinari-Ravichandran 本构关

收稿日期: 2023-11-16; 修订日期: 2024-02-15

基金项目: 重点基础材料技术与产业化项目 (2016YFB0300900)

作者简介: 庄大勇 (1985-), 男, 硕士, 工程师

E-mail: zhuangdayongyong@163.com

系<sup>[10]</sup>、Vocekoeks 本构关系<sup>[11-12]</sup>、Arrhenius 本构关系<sup>[13]</sup>和一些其他的现象学本构关系<sup>[14]</sup>。这些本构关系模型多是与有限元模拟软件相结合来模拟材料的塑性变形行为,国内外已经有很多学者开展了材料类型、变形方式等因素对材料本构关系和变形行为影响的研究,积累了大量的研究成果。杨东等<sup>[15]</sup>研究了 Ti6Al4V 合金的本构关系,指出该本构关系能够准确表征材料的塑性流变行为。Song C N 等<sup>[16]</sup>研究了无取向电工钢的本构关系,指出基于神经网络方法得到的本构关系能够更好地预测材料性能和流变应力。张东等<sup>[17]</sup>研究了高钢级管道焊缝材料的本构关系,指出基于 Abaqus 和神经网络相结合的本构关系能够准确预测焊缝区材料的真实流变行为。谭毅等<sup>[18]</sup>研究了 ZL114A 铝合金的本构关系,指出构建的材料本构关系可以精准地描述 ZL114A 铝合金在大应变和高应变速率下的流变行为。白杰等<sup>[19]</sup>研究了 EA4T 合金的高温本构关系,指出采用 Arrhenius 本构模型和遗传算法相结合的方式能够更好地预测 EA4T 合金的高温变形行为。Rokni M R 等<sup>[20]</sup>研究了 Al-Zn-Mg-Cu 合金的本构关系,指出基于应变补偿的 Al-Zn-Mg-Cu 合金本构关系具有较精准的预测效果。曹建国等<sup>[21]</sup>基于 Arrhenius 本构模型研究了无取向电工钢的本构关系,指出基于 Arrhenius 本构模型框架改进的本构关系能够精准地预测材料的加工属性。其中,双曲正弦 Arrhenius 本构关系模型被认为是最行之有效的模型,已经被许多学者进行了评估,可用于各种材料的本构关系的建立,例如 7085 铝合金<sup>[22]</sup>、AA2030 铝合金<sup>[23]</sup>、LZ91 镁合金<sup>[24]</sup>、Al-Li 合金<sup>[25]</sup>、AA1070 铝合金<sup>[26]</sup>等。然而,一些报道<sup>[27-30]</sup>还显示在低 Zener-Hollomon 参数( $Z$  参数)情况下有动态再结晶发生。Quan G Z 等<sup>[31]</sup>和 Dong Y Y 等<sup>[32]</sup>已经证实了这一点,变形过程中有动态再结晶发生,因此,研究材料的本构关系和变形行为是研究加工材料最为基础的工作。

在本文中,研究了 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的塑性变形行为,建立了考虑应变补偿和未考虑应变补偿的 Arrhenius 本构关系,深入研究了变形参数对流变应力和微观结构以及再结晶分数的影响。

## 1 实验材料和方法

首先, Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金采用水冷铜模连续铸造方式加工而成,铸造温度为

725 ℃、铸造速度为  $1 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、水温控制在 15 ℃ 左右。随后,铸造完成的铝合金铸锭经历了 420 ℃/12 h+470 ℃/72 h 的均匀化处理,然后,在铸锭上截取圆形试片,压缩测试所用的试样来自于圆形试片。压缩试样为规格为  $\Phi 6 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$  的圆柱试样,整个压缩实验过程在 Gleeble-1500 万能实验机上进行,变形温度为 310~350 ℃、应变速率为  $0.005 \sim 5 \text{ s}^{-1}$ ,在整个变形过程中,压下量为 60%,变形完成的力学试样被快速淬入至室温水,以确保高温形貌。在 350 ℃/ $0.005 \text{ s}^{-1}$ 、350 ℃/ $5 \text{ s}^{-1}$  和 390 ℃/ $5 \text{ s}^{-1}$  条件下压缩变形的试样被从中间剖开,取方形试件,用于电子背散射衍射 (Electron Back Scatter Diffraction, EBSD) 分析,方形试件经历 200#、500#、1000#和 2000#砂纸打磨和机械抛光以及电解抛光,电解液成份为 40 mL  $\text{HClO}_4$  和 160 mL  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 。

## 2 实验结果

### 2.1 真应力-真应变曲线

图 1 为不同变形条件下实验材料的真应力-真应变曲线。从图 1 中可以看出,变形温度和应变速率对流变应力水平有极大的影响,一般随着应变速率的增加和变形温度的减小,流变应力值增加。在变形的开始阶段,流变应力值急速增加,然后达到峰值,最后趋于平稳或者减小。在低温和低应变速率的情况下,动态硬化作用明显,容易出现锯齿状的台阶,这一现象可能与动态再结晶有关。

### 2.2 关系曲线

结合文献 [33]~文献 [38] 研究的铝合金 Arrhenius 方程以及本文的实验数据,得到 Arrhenius 方程材料常数的计算过程。

图 2 为实验材料的流变应力  $\sigma$ 、应变速率  $\dot{\epsilon}$  和变形温度  $T$  之间的关系图。材料常数  $n_1$  和  $\beta$  由  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  和  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  拟合曲线的平均斜率值得出,如图 2a 和图 2b 所示,经计算,  $n_1 = 8.79657$ 、 $\beta = 0.100454 \text{ MPa}^{-1}$ ,因此,材料常数  $\alpha = \beta/n_1 = 1.142 \times 10^{-2} \text{ MPa}^{-1}$ 。图 2c 为  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$  关系图,材料常数  $n$  值可以通过线性插值拟合的斜率获得,  $n = 6.561344$ 。

为了计算热变形过程中的热变形激活能  $Q$  值,计算  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1000/T$  拟合曲线的平均斜率值,如图 2d 所示。因此,当前实验的热变形激活能  $Q = 117.816 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ,材料常数  $A = 4.3662 \times 10^{18} \text{ s}^{-1}$ ,从而得出 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的高温本构关系为:

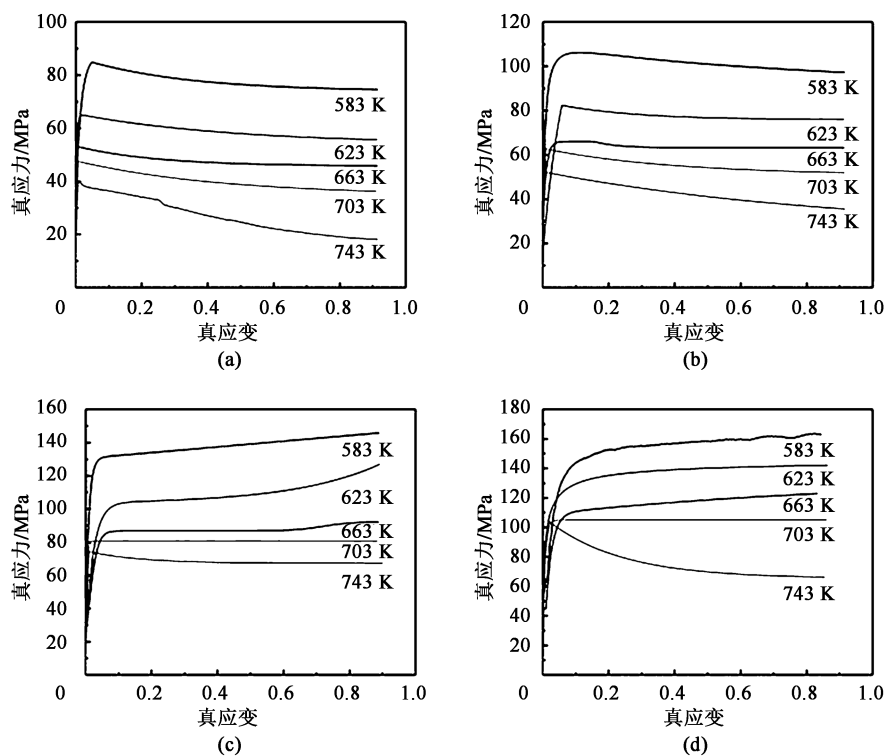
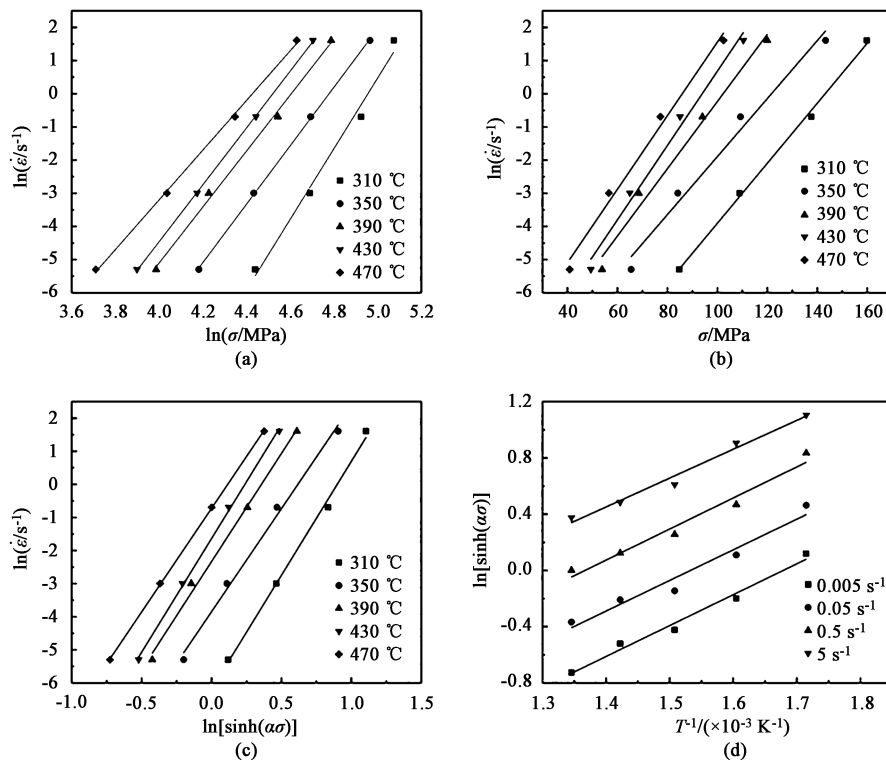


图1 不同变形条件下 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的真应力-真应变曲线

(a)  $0.005 \text{ s}^{-1}$  (b)  $0.05 \text{ s}^{-1}$  (c)  $0.5 \text{ s}^{-1}$  (d)  $5 \text{ s}^{-1}$ 

Fig. 1 True stress-true strain curves of Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr alloy under different deformation conditions

图2 流变应力  $\sigma$ 、应变速率  $\dot{\epsilon}$  和变形温度  $T$  之间的拟合曲线(a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  (b)  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  (c)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$  (d)  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1000/T$ Fig. 2 Fitting curves among flow stress  $\sigma$ , strain rate  $\dot{\epsilon}$  and deformation temperature  $T$

$$\dot{\varepsilon} = 4.3662 \times 10^{18} [\sinh(0.01142\sigma)]^{6.561344} \cdot \exp\left(\frac{-1.17816 \times 10^5}{RT}\right) \quad (1)$$

式中:  $R$  为气体常数, 为  $8.3145 \text{ J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$ 。

### 2.3 应变补偿

从图 1 所示的真应力-真应变曲线可以看出, 流变应力随着应变的增加和温度的降低而变化, 而根据式 (1) 可知, 建立的本构方程仅考虑了温度对流变应力的影响, 而未考虑应变对流变应力的影响, 因此, 为了实现更准确的流变应力预测, 需要考虑应变的影响, 这些影响可以通过多项式进行表达。为了建立考虑应变补偿的本构方程, 在  $0.05 \sim 0.65$  应变范围

内计算不同应变下的材料常数 ( $\alpha$ 、 $n$ 、 $Q$  和  $A$ ), 他们能够被 5 次多项式拟合, 具体见式 (2)~式 (5), 不同应变下的各种材料常数的数值以及拟合曲线结果见图 3, 多项式函数的系数见表 1。因此, 可以通过计算该应变下的材料常数来预测该应变下的流变应力。

$$\alpha = B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 + B_3\varepsilon^3 + B_4\varepsilon^4 + B_5\varepsilon^5 \quad (2)$$

$$n = C_0 + C_1\varepsilon + C_2\varepsilon^2 + C_3\varepsilon^3 + C_4\varepsilon^4 + C_5\varepsilon^5 \quad (3)$$

$$Q = D_0 + D_1\varepsilon + D_2\varepsilon^2 + D_3\varepsilon^3 + D_4\varepsilon^4 + D_5\varepsilon^5 \quad (4)$$

$$\ln A = E_0 + E_1\varepsilon + E_2\varepsilon^2 + E_3\varepsilon^3 + E_4\varepsilon^4 + E_5\varepsilon^5 \quad (5)$$

式中:  $B_0 \sim B_5$ 、 $C_0 \sim C_5$ 、 $D_0 \sim D_5$ 、 $E_0 \sim E_5$  分别为各多项式函数的系数。

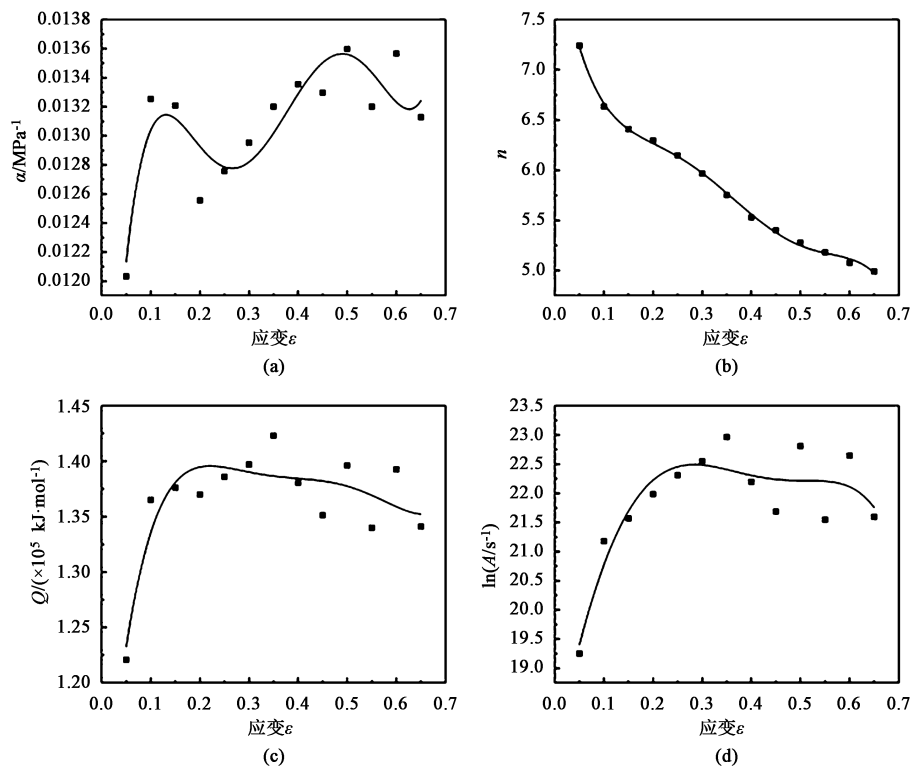


图 3 各材料常数与应变之间的拟合关系曲线

(a)  $\alpha$  (b)  $n$  (c)  $Q$  (d)  $\ln A$

Fig. 3 Fitting relationship curves between various material constants and strain

表 1 各材料常数的多项式函数系数值

Table 1 Coefficient values of polynomial function for various material constants

系数 $B_0$	$B_1$	$B_2$	$B_3$	$B_4$	$B_5$
数值 0.009	0.076	-0.575	1.871	-2.706	1.431
系数 $C_0$	$C_1$	$C_2$	$C_3$	$C_4$	$C_5$
数值 8.375	-31.230	194.002	-608.991	873.057	-462.538
系数 $D_0$	$D_1$	$D_2$	$D_3$	$D_4$	$D_5$
数值 1.035	5.197	-28.399	73.616	-91.558	43.651
系数 $E_0$	$E_1$	$E_2$	$E_3$	$E_4$	$E_5$
数值 17.531	42.355	-97.683	-47.011	380.661	-319.540

### 2.4 本构方程的验证

图 4 为流变应力的预测值和实验值的比较。从图 4 中可以看出, 拟合数据值和真实值之间有所偏差, 高应变条件下的实验值和预测值之间的拟合较好。为了进一步评估本构方程的准确性, 计算相关系数  $R$  与平均绝对相对误差  $AARE$ , 其具体表达式为:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (6)$$



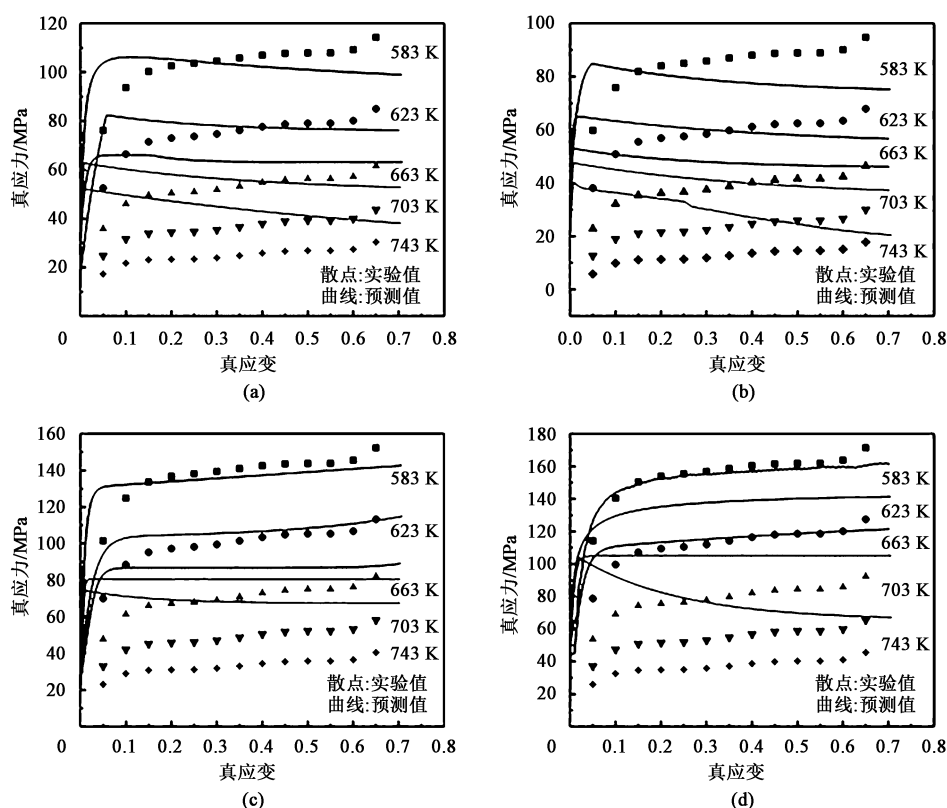


图4 不同变形条件下流变应力的预测值和实验值比较

(a)  $0.005 \text{ s}^{-1}$  (b)  $0.05 \text{ s}^{-1}$  (c)  $0.5 \text{ s}^{-1}$  (d)  $5 \text{ s}^{-1}$ 

Fig. 4 Comparison between calculated and experimental flow stress values under different deformation conditions

$$AARE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (7)$$

式中:  $E_i$  和  $P_i$  分别为流变应力的第  $i$  个实验数据和预测数据;  $\bar{E}$  和  $\bar{P}$  分别为  $E_i$  和  $P_i$  的平均值;  $N$  为本次实验数据的总数。

通过计算可得, 未考虑应变补偿的本构模型的  $R$  值和  $AARE$  值分别为 0.89% 和 7.61%, 考虑应变补偿的本构模型的  $R$  值和  $AARE$  值分别为 0.92% 和 6.42%, 因此, 考虑应变补偿的本构模型的预测更精确, 建立 Arrhenius 本构方程时应考虑应变的影响。

## 2.5 应变速率和温度对微观结构演变的影响

图 5 为不同温度和应变速率时试样的 EBSD 形貌和晶粒尺寸分布图, 不同变形条件下 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金展示了不同的微观形貌。图 5a 为  $350 \text{ }^{\circ}\text{C}/0.005 \text{ s}^{-1}$  变形条件下的 EBSD 形貌图和晶粒尺寸分布图, 可以看出, 晶粒组织较均匀, 晶粒尺寸主要集中在  $0 \sim 40 \text{ }\mu\text{m}$  和  $100 \sim 200 \text{ }\mu\text{m}$  范围内。图 5b 为  $350 \text{ }^{\circ}\text{C}/5 \text{ s}^{-1}$  变形条件下的 EBSD 形貌图和晶粒尺寸分布图, 可以看出, 晶粒组织较细小, 晶粒尺寸主要集中在  $0 \sim 20 \text{ }\mu\text{m}$  范围内。图 5c 为  $390 \text{ }^{\circ}\text{C}/5 \text{ s}^{-1}$  变形条件下的 EBSD 形貌

图和晶粒尺寸分布图, 可以看出, 晶粒组织分布不均匀, 大尺寸晶粒明显增多。从图 5a 和图 5b 的对比可知, 相同温度时, 在高应变速率作用下, 晶粒非常细小, 晶粒来不及长大, 随着应变速率的减少, 晶粒长大变得明显。这可能是因为: 低应变速率下, 材料在高温停留时间长, 有利于晶粒方向的调整。随着应变速率的增加, 亚晶粒尺寸明显增加, 平均晶粒尺寸和取向差均相对减少。从图 5b 和图 5c 的对比可知, 在相同的应变速率情况下, 随着温度的增加, 晶粒组织变得不均匀, 粗大组织出现, 这可能是再结晶作用的结果, 并且晶粒拉长方向不一致, 无明显方向性。随着温度的提高, 再结晶比例、晶粒尺寸和亚晶粒的减少趋势均增加, 同时晶粒的大小和方向变得无序, 织构现象减少。

图 6 为 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金随着应变速率的降低和温度的提升的织构演变图, 其中 PF 为极图, ODF 为取向分布函数图。图 6 中  $\varphi_1$ 、 $\varphi_2$  和  $\Phi$  均为欧拉角, 且  $\varphi_2 = 45^{\circ}$ ,  $RD$  为轧制方向,  $TD$  为与轧制方向垂直的方向。从图 6 中可以看出, 不同压缩变形条件下合金展现出不同的织构形式。由图 6a 和图 6b 可以看出, 高斯织构十分明显,

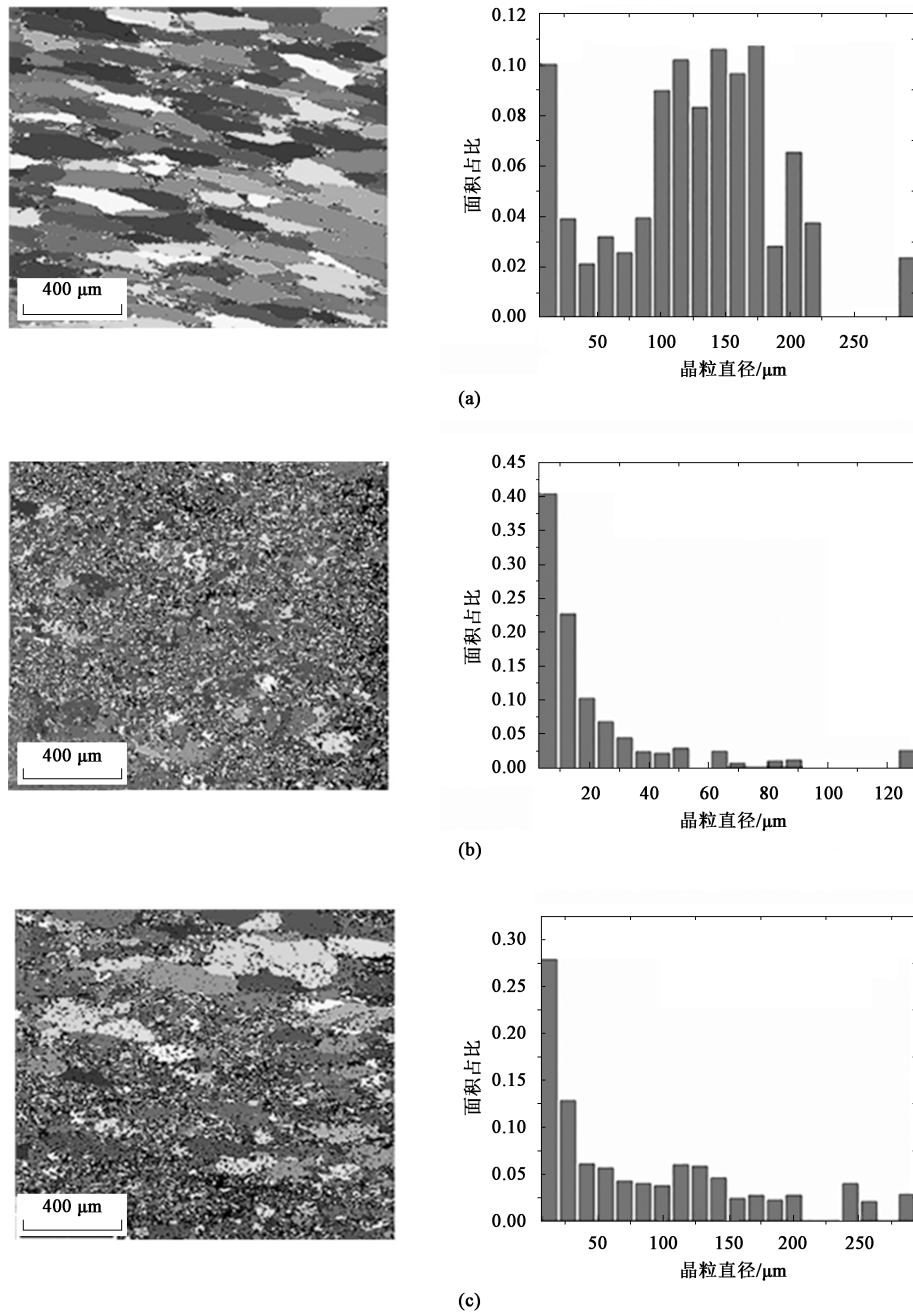


图 5 不同变形条件下试样的微观形貌和晶粒尺寸分布图

(a) 350 °C/0.005 s<sup>-1</sup> (b) 350 °C/5 s<sup>-1</sup> (c) 390 °C/5 s<sup>-1</sup>

Fig. 5 Microstructure and grain size distribution diagrams of specimens under different deformation conditions

其他组织相对较弱。由图 6c 和图 6d 可以看出, 高斯组织和黄铜组织均比较明显, 其他组织相对较弱, 所以, 应变速率的增加导致黄铜组织减少, 高斯组织得到加强。由图 6e 和图 6f 可以看出, 随着温度的提升, 再结晶比例增加, 无明显特定组织, 组织已经变得杂乱无章, 这也可能是高温过程中材料的力学性能变差的一个重要原因, 特别是对于一些要求组织强化的锻件, 例如叶片和涡轮盘均需要特定方向的组织来强化特定方向的力学特性, 如果组织

现象消失或减弱, 均失去了采用此种加工方法的意义。所以, 无论是挤压件或是锻件均应严格控制挤压和锻造温度。

### 3 讨论

#### 3.1 再结晶分数

图 7 为不同变形条件下的几何必要位错密度的相对频率图, 从图 7 中可以看出, 在低应变速率情

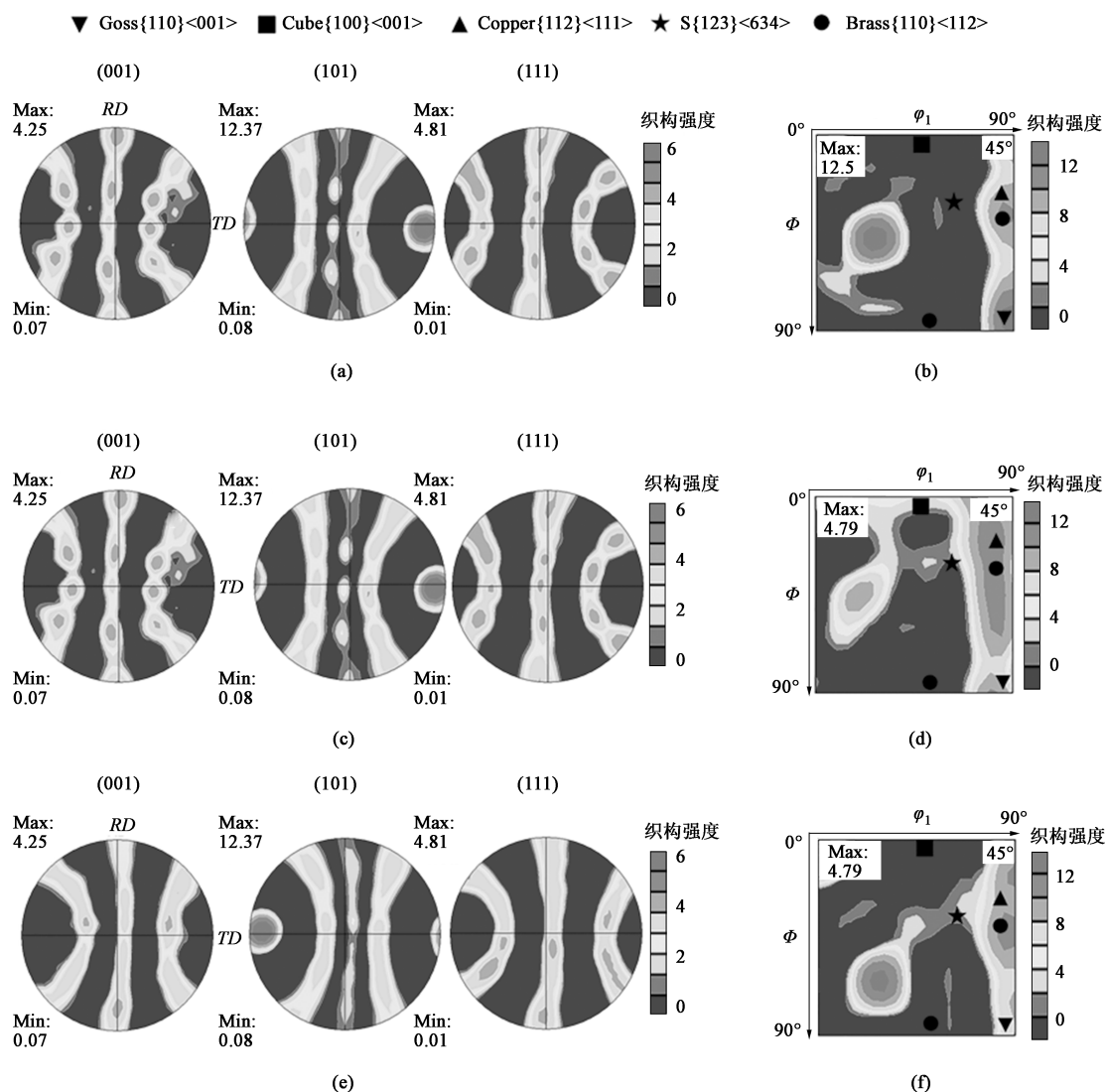


图6 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金不同变形条件下的组织演变图

(a) 350 °C/5 s<sup>-1</sup>, PF (b) 350 °C/5 s<sup>-1</sup>, ODF (c) 350 °C/0.005 s<sup>-1</sup>, PF  
(d) 350 °C/0.005 s<sup>-1</sup>, ODF (e) 390 °C/5 s<sup>-1</sup>, PF (f) 390 °C/5 s<sup>-1</sup>, ODF

Fig. 6 Texture evolution diagrams of Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr alloy under different deformation conditions

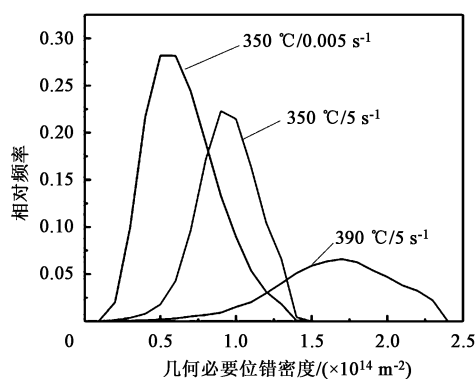


图7 不同变形条件下几何必要位错密度的相对频率图

Fig. 7 Relative frequency diagram of geometrically necessary dislocation density under different deformation conditions

况下,材料中低值位错密度的位错含量较多,随着应变速率和温度的提高,低值位错密度的含量相对减小,位错密度的增加导致材料的强度减少,韧性和塑性增加。

图8为不同变形条件下合金的再结晶形貌和再结晶体积分数分布图。从图8a~图8c中可以看出,随着应变速率和温度的提升,再结晶程度增加。图8d为不同变形条件下再结晶体积分数统计图,可以看出,低应变速率和低温情况下,再结晶体积分数较少。

### 3.2 动态再结晶初始临界应力

以350 °C/0.005 s<sup>-1</sup>变形条件下的压缩试样为例,结合实验得到的非平滑曲线,通过Origin软件进行差值处理,最后通过9次多项式拟合真正

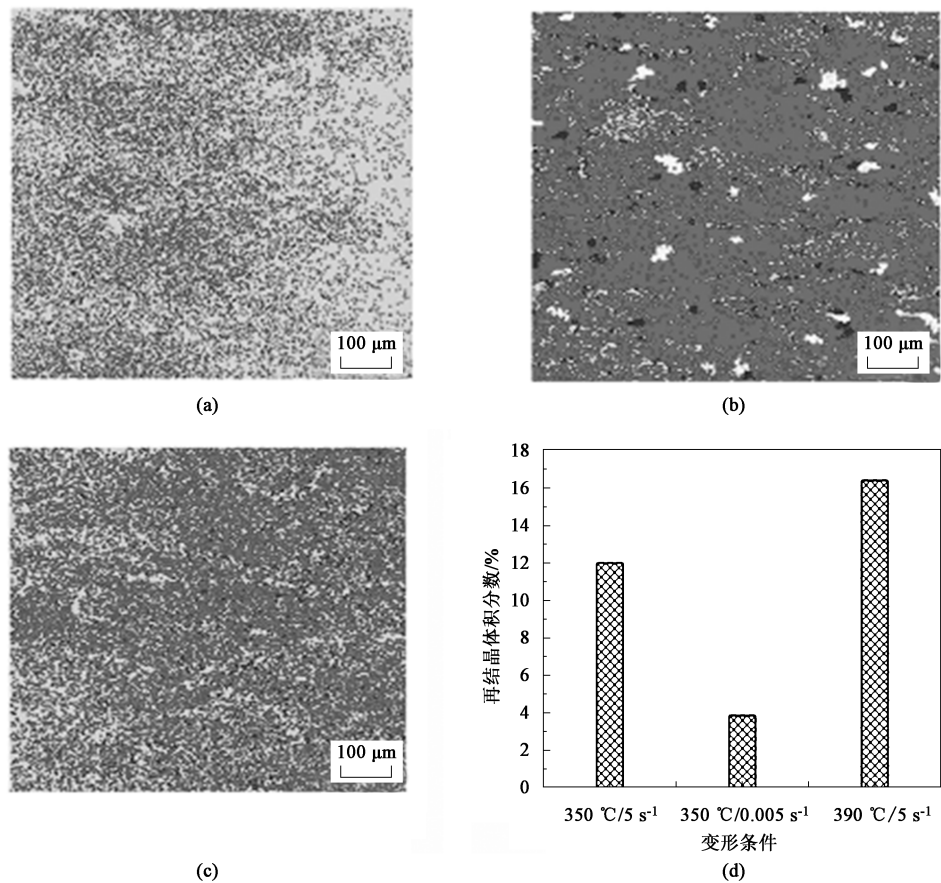


图 8 不同变形条件下合金的再结晶形貌和再结晶体积分数分布图

(a) 350 °C/5 s<sup>-1</sup>，再结晶形貌 (b) 350 °C/0.005 s<sup>-1</sup>，再结晶形貌 (c) 390 °C/5 s<sup>-1</sup>，再结晶形貌 (d) 再结晶体积分数分布图

Fig. 8 Recrystallization morphologies and recrystallization volume fraction distribution diagrams of alloy under different deformation conditions

(a) 350 °C/5 s<sup>-1</sup>，recrystallization morphology (b) 350 °C/0.005 s<sup>-1</sup>，recrystallization morphology  
(c) 390 °C/5 s<sup>-1</sup>，recrystallization morphology (d) Recrystallization volume fraction distribution diagram

力-真应变曲线（0~峰值应力），然后进行微分运算，计算动态再结晶初始临界应力。

$$\sigma = 22.05 + 3.41 \times 10^4 \varepsilon - 1.49 \times 10^7 \varepsilon^2 + 4.06 \times 10^9 \varepsilon^3 - 7.08 \times 10^{11} \varepsilon^4 + 7.93 \times 10^{13} \varepsilon^5 - 5.64 \times 10^{15} \varepsilon^6 + 2.46 \times 10^{17} \varepsilon^7 - 5.99 \times 10^{18} \varepsilon^8 + 6.21 \times 10^{19} \varepsilon^9 \quad (8)$$

$$\theta = 1.15 \times 10^3 - 7.33 \times 10\sigma + 1.75\sigma^2 - 1.4 \times 10^{-2}\sigma^3 \quad (9)$$

式中： $\sigma$  为流变应力； $\theta$  为应变硬化率。

当  $d^2\theta/d\sigma^2 = 0$  时，Al-8.7Zn-2.1Mg-2.1Cu-0.12Zr 合金的再结晶初始临界应力  $\sigma_c$  通过计算得到，为 49.33 MPa。表 2 为不同变形条件下  $\theta$ - $\sigma$  的关系式和再结晶初始临界应力值。

3.3 热加工图

图 9a 为 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的热加工图，从图 9a 中可以看出，存在两个阴影区域，这是功率耗散图显示的区域，代表这些区域容

表 2 不同变形条件下  $\theta$ - $\sigma$  关系式和再结晶初始临界应力值

Table 2  $\theta$ - $\sigma$  relational expression and initial critical stress values for recrystallization under different deformation conditions

温度/℃	应变速率/s <sup>-1</sup>	$\theta$ - $\sigma$ 关系式	$\sigma_c$ /MPa
350	0.005	$\theta = 1.15 \times 10^3 - 7.33 \times 10\sigma + 1.75\sigma^2 - 1.4 \times 10^{-2}\sigma^3$	49.33
350	5	$\theta = 2.92 \times 10^3 - 2.09 \times 10\sigma - 8.90 \times 10^{-1}\sigma^2 + 4.28 \times 10^{-3}\sigma^3$	69.30
390	5	$\theta = 2.29 \times 10^3 + 4.72 \times 10\sigma - 1.41\sigma^2 + 7.2 \times 10^{-3}\sigma^3$	65.28

易失稳。图 9b 为 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的三维功率耗散效果图，图 9b 中显示了不同工艺参数下 3 个峰区功率耗散效果的变化趋势。在高温下的两个峰值区，铝合金的功率耗散效率发生了显著变化，说明这些区域的热加工性不稳定，可能发生了局部流动不稳定。



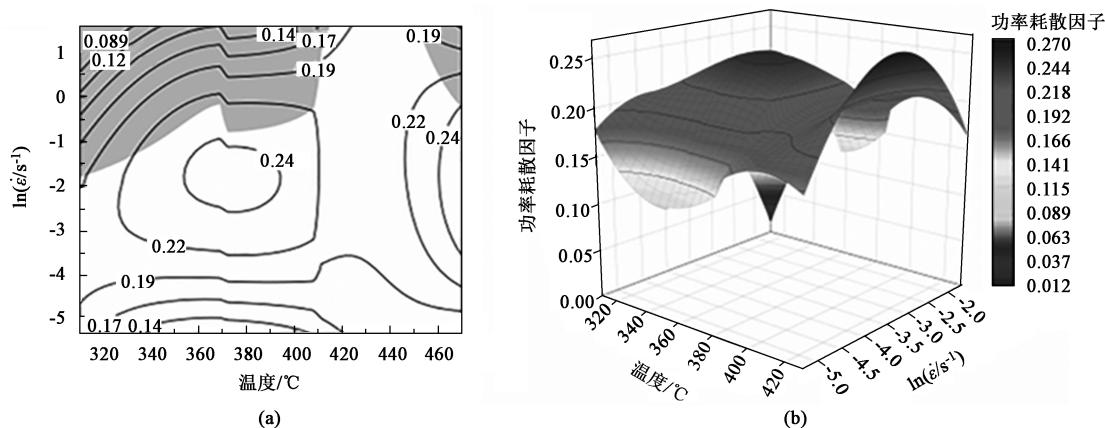


图9 Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金的热加工图 (a) 和三维功率耗散效果图 (b)

Fig. 9 Thermal processing map (a) and 3D power dissipation effect diagram (b) of Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr alloy

## 4 结论

(1) 随着变形温度的降低和变形速率的增加, Al-8.79Zn-2.16Mg-2.11Cu-0.12Zr 合金材料的流变应力逐渐增加, 在低应变速率的锯齿平台有不连续动态再结晶发生。

(2) 建立了考虑应变补偿和未考虑应变补偿的两种本构关系, 考虑应变补偿的本构关系方程预测的流变应力更加准确。

(3) 在低应变速率下, 晶粒有更多的时间发生转动, 碎化现象减少, 但随着温度的提高, 晶粒尺寸和再结晶程度均有所增加。

(4) 在变形过程中, 随着应变速率的增加, 导致黄铜织构减少, 高斯织构加强, 几何必要位错密度的低值位错密度数量相对减少。

(5) 不同的变形程度显示出不同的再结晶分数, 同时也展现出不同的再结晶初始临界应力。

### 参考文献:

- [1] Lin Y C, Chen X M. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working [J]. Materials and Design, 2011, 32 (4): 1733-1759.
- [2] Liang R Q, Khan A S. A critical review of experimental results and constitutive models for BCC and FCC metals over a wide range of strain rates and temperatures [J]. International Journal of Plasticity, 1999, 15 (9): 963-980.
- [3] Johnson G R, Cook W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1983, 21: 541-548.
- [4] Khan A S, Huang S J. Experimental and theoretical study of mechanical behavior of 1100 aluminum in the strain rate range  $10^{-5}$  -  $10^4$  s $^{-1}$  [J]. International Journal of Plasticity, 1992, 8 (4): 397-424.
- [5] Khan A S, Zhang H Y, Takacs L. Mechanical response and modeling of fully compacted nanocrystalline iron and copper [J]. International Journal of Plasticity, 2000, 16 (12): 1459-1476.
- [6] Khan A S, Suh Y S, Chen X, et al. Nanocrystalline aluminum and iron: Mechanical behavior at quasi-static and high strain rates, and constitutive modeling [J]. International Journal of Plasticity, 2006, 22 (2): 195-209.
- [7] Farrokh B, Khan A S. Grain size, strain rate, and temperature dependence of flow stress in ultra-fine grained and nanocrystalline Cu and Al: Synthesis, experiment, and constitutive modeling [J]. International Journal of Plasticity, 2009, 25 (5): 715-732.
- [8] Fields D S, Backofen W A. Determination of strain hardening characteristics by torsion testing [J]. Proceeding of American Society for Testing and Materials, 1957, 57: 1259-1272.
- [9] Molinari A, Ravichandran G. Constitutive modeling of high-strain-rate deformation in metals based on the evolution of an effective microstructural length [J]. Mechanics of Materials, 2005, 37 (7): 737-752.
- [10] Voce E. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation [J]. Journal of the Institute of Metals, 1948, 74: 537-562.
- [11] Kocks U F. Laws for work-hardening and low-temperature creep [J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1976, 98 (1): 76-85.
- [12] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel [J]. Journal of Applied Physics, 1994, 15 (1): 22-32.
- [13] Shi H, McLaren A J, Sellars C M, et al. Constitutive equations for high temperature flow stress of aluminium alloys [J]. Material Science and Technology, 1997, 13 (3): 210-216.
- [14] Lin Y C, Liu G. A new mathematical model for predicting flow stress of typical high-strength alloy steel at elevated high temperature [J]. Computational Materials Science, 2000, 48 (1): 54-58.
- [15] 杨东, 姜紫薇, 邓志军. 高温高应变速率下钛合金 Ti6Al4V 动态



- 力学行为及本构关系 [J]. 高压物理学报, 2024, (1): 74-84.
- Yang D, Jiang Z W, Deng Z J. Dynamic behavior and constitutive relationship of titanium alloy Ti6Al4V under high temperature and high strain rate [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2024, (1): 74-84.
- [16] Song C N, Cao J G, Xiao J, et al. High-temperature constitutive relationship involving phase transformation for non-oriented electrical steel based on PSO-DNN approach [J]. Materials Today: Communications, 2023, 34: 105210.
- [17] 张东, 刘啸奔, 孔天威, 等. 高钢级管道焊缝材料应力应变本构关系确定方法 [J]. 中国机械工程, 2023, 17 (34): 2106-2114.
- Zhang D, Liu X B, Kong T W, et al. Determination method of stress-strain constitutive relationship of weld materials for high-grade steel pipelines [J]. China Mechanical Engineering, 2023, 17 (34): 2106-2114.
- [18] 谭毅, 杨书仪, 孙要兵, 等. ZL114A 铝合金本构关系与失效准则参数的确定 [J]. 爆炸与冲击, 2024, (1): 86-105.
- Tan Y, Yang S Y, Sun Y B, et al. Determination of constitutive relation and fracture criterion parameters for ZL114A aluminum alloy [J]. Explosion and Shock Waves, 2024, (1): 86-105.
- [19] 白杰, 霍元明, 何涛, 等. 基于 GA-Arrhenius 本构模型的 EA4T 钢高温变形行为 [J]. 锻压技术, 2022, 47 (11): 246-253.
- Bai J, Huo Y M, He T, et al. High-temperature deformation behavior for EA4T steel based on GA-Arrhenius constitutive model [J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47 (11): 246-253.
- [20] Rokni M R, Hanzaki A Z, Widener C, et al. The strain-compensated constitutive equation for high temperature flow behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23: 4002-4009.
- [21] 曹建国, 王天聪, 李洪波, 等. 基于 Arrhenius 改进模型的无取向电工钢高温变形本构关系 [J]. 机械工程学报, 2016, 52 (4): 90-96, 102.
- Cao J G, Wang T C, Li H B, et al. High-temperature constitutive relationship of non-oriented electrical steel based on modified Arrhenius model [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52 (4): 90-96, 102.
- [22] Bhattacharyya J J, Agnew S R, Lee M M, et al. Measuring and modeling the anisotropic, high strain rate deformation of Al alloy, 7085, plate in T711 temper [J]. International Journal of Plasticity, 2017, 93: 46-63.
- [23] Ashtiani H R R, Shahsavari P. Strain-dependent constitutive equations to predict high temperature flow behavior of AA2030 aluminum alloy [J]. Mechanics of Materials, 2016, 100: 209-218.
- [24] Liu J W, Zhao Z G, Lu S Q. Microstructure evolution and constitutive equation for the hot deformation of LZ91 Mg alloy [J]. Catalysis Today, 2018, 318 (15): 119-125.
- [25] Gao H X, Li N, Ho H L, et al. Determination of a set of constitutive equations for an Al-Li alloy at SPF conditions [J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2 (S2): 408-413.
- [26] Ashtiani H R R, Shayanpoor A A. New constitutive equation utilizing grain size for modeling of hot deformation behavior of AA1070 aluminum [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31 (2): 345-357.
- [27] He J L, Zhang D T, Zhang W W, et al. Constitutive equation and hot compression deformation behavior of homogenized Al-7.5Zn-1.5Mg-0.2Cu-0.2Zr alloy [J]. Materials, 2017, 10 (10): 1-12.
- [28] Feng D, Zhang X M, Liu S D, et al. Constitutive equation and hot deformation behavior of homogenized Al-7.68Zn-2.12Mg-1.98Cu-0.12Zr alloy during Compression at elevated temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 608: 63-72.
- [29] Zhang F, Sun J L, Shen J, et al. Flow behavior and processing maps of 2099 alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 613: 141-147.
- [30] Huang H F, Jiang F, Zhou J, et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of as homogenized Al-6Mg-0.4Mn-0.25Sc-0.1Zr alloy during compression at elevated temperature [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 644 (25): 862-872.
- [31] Quan G Z, Li G S, Chen T, et al. Dynamic recrystallization kinetics of 42CrMo steel during compression at different temperatures and strain rates [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (13-14): 4643-4651.
- [32] Dong Y Y, Zhang C S, Zhao G Q, et al. Constitutive equation and processing maps of an Al-Mg-Si aluminum alloy: Determination and application in simulating extrusion process of complex profiles [J]. Materials & Design, 2016, 92: 983-997.
- [33] Chen L, Zhao G Q, Yu J Q, et al. Constitutive analysis of homogenized 7005 aluminum alloy at evaluated temperature for extrusion process [J]. Materials & Design, 2015, 66 (5): 129-136.
- [34] Xu G F, Peng X Y, Liang X P, et al. Constitutive relationship for high temperature deformation of Al-3Cu-0.5Sc alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23 (6): 1549-1555.
- [35] Hu D C, Wang L, Wang H J, et al. Dynamic recrystallization behavior and processing map of the 6082 aluminum alloy [J]. Materials, 2020, 13 (5): 1042.
- [36] Deng Y, Yin Z M, Huang J W. Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (3): 1780-1786.
- [37] Zhou M, Lin Y C, Deng J, et al. Hot tensile deformation behaviors and constitutive model of an Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Materials & Design, 2014, 59: 141-150.
- [38] Tang J, Jiang F L, Luo C H, et al. Integrated physically based modeling for the multiple static softening mechanisms following multi-stage hot deformation in Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. International Journal of Plasticity, 2020, 134: 102809.