

Al-Zn-Mg-Cu 铝合金高温本构方程与热加工图

徐 瑾 昊, 龙 亚

(浙江交通职业技术学院 轨道交通学院, 浙江 杭州 311112)

摘要: 为了研究 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的高温本构方程及加工工艺窗口, 首先, 使用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金进行了等温热压缩实验, 研究了其在变形温度为 623~773 K、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 条件下的高温流变特性。其次, 利用高阶梯度信息建立了该合金的高精度新本构方程, 并基于该方程推导了热加工图的计算模型。最后, 通过典型区域的金相实验验证了热加工图的合理性。热压缩曲线表明, 在低应变速率条件下, 该铝合金的应力随着应变的增加先迅速上升后缓慢下降最终趋于稳定; 在高应变速率条件下, 应力先迅速上升后急剧下降而后缓慢上升最后再缓慢下降至稳定。偏导数分析表明, ln σ 与 ln $\dot{\epsilon}$ 之间采用 2 阶逼近、ln σ 与 T 之间采用 1 阶逼近, 可构建精度高、参数少的本构方程。热加工图及金相分析表明, 稳定的热加工窗口为: 应变速率为 0.001~0.035 s⁻¹、变形温度为 623~773 K。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 铝合金; 等温热压缩; 本构方程; 热加工图; 微观组织

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2025.06.032

中图分类号: TG146.2; TG316

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2025) 06-0259-09

High-temperature constitutive equation and hot processing map for Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy

Xu Jinhao, Long Ya

(School of Rail Transit, Zhejiang Institute of Communications, Hangzhou 311112, China)

Abstract: To investigate the high-temperature constitutive relationship and hot processing window of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy, firstly, the isothermal hot compression test of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy was conducted by thermal simulation machine Gleeble-3500, and its high-temperature rheological properties under the deformation temperature of 623–773 K and the strain rates of 0.001–1 s⁻¹ were studied. Secondly, a new high-precision constitutive equation of the alloy was established by high-order gradient information, and the calculation model of the hot processing map was derived based on this equation. Finally, the rationality of the hot processing map was verified by metallographic tests in typical regions. The hot compression curves indicate that under low strain rate conditions, the stress of the aluminum alloy first rises rapidly and then slowly decreases and finally stabilizes with the increasing of strain. Under high strain rate conditions, the stress first rises rapidly and then drops sharply, followed by a slow increase, and finally slowly decreases to stability. Partial derivative analysis reveals that the second-order approximation between ln σ and ln $\dot{\epsilon}$ and the first-order approximation between ln σ and T can construct a constitutive equation with high accurate and few parameters. Hot processing map and metallographic analysis demonstrate that the stable hot processing window is the strain rate of 0.001–0.035 s⁻¹ and the deformation temperature of 623–773 K.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy; isothermal hot compression; constitutive equation; hot processing map; microstructure

随着新能源汽车行业的发展, 汽车轻量化设计成为了汽车设计的核心之一, 其中铝合金材料的应用是汽车轻量化设计的重要方向^[1]。Al-Zn-Mg-Cu 铝合金由于具有高强度、低密度、高韧性及高抗应

力腐蚀等性能被应用于航空工业^[2-3], 近年来, 又逐渐被推广应用用于汽车的结构件中, 如轮毂、悬挂、制动卡钳等^[4-5]。这些铝合金零件通常采用热变形成形工艺进行制造^[6], 因此, 研究铝合金高温流变行为和热加工工艺窗口具有重要意义。目前, 许多学者已对 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的高温本构方程及热加工图展开了深入研究。例如, 金明等^[7]研究了 7050 铝合金的高温流变行为和热加工工艺窗口, 并提出了新的高精度本构模型, 得到了 7050 铝合金的

收稿日期: 2024-06-01; 修订日期: 2024-09-03

基金项目: 浙江省教育厅一般科研项目 (Y202352134)

作者简介: 徐瑾昊 (1989-), 女, 硕士, 讲师

E-mail: olivia8907@163.com

最佳热加工工艺窗口。杨成曦等^[8]建立了锻态 7050 铝合金的修正 Johnson-Cook (J-C) 模型并采用该模型对流变应力进行了预测,验证了该模型的高精确度和适用性。郑许等^[9]研究了 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的本构方程,并通过电子背散射衍射 (Electron Backscattered Diffraction, EBSD) 和透射电子显微镜 (Transmission Electron Microscope, TEM) 对微观组织进行了表征。结果显示,低应变速率下的变形机制为动态回复,高应变速率下为动态再结晶;主要变形机制为动态再结晶的最佳热加工窗口为 663~683 K 和 1.0~4.0 s⁻¹。王永红等^[10]基于 Arrhenius 双曲正弦本构模型、动态材料模型和 Prasad 理论,建立了 7175 铝合金的本构方程和热加工图。结果表明,危险加工区域主要在高应变速率条件下,最佳热加工区域在高温低应变速率条件下,参数范围为 723~753 K 和 0.01~0.17 s⁻¹。彭宇等^[11]基于 Arrhenius 本构方程建立了 0.3~0.6 应变下 7075-T6 铝合金的热加工图,并通过金相显微组织验证了其可靠性。结果表明,7075-T6 铝合金对变形温度、应变速率和应变高度敏感,修正后的 Arrhenius 本构方程拟合良好,能较好地预测其流变行为;最佳热加工窗口为 523~573 K 和 0.01~0.05 s⁻¹。综上所述,针对 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的本构方程研究,主要集中于对经典本构模型的改进,而新的高精度本构方程研究较少。此外,基于本构模型推导出的 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金热加工图解析计算公式尚未见研究报道。

本文主要研究了 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的高温流变特性,并基于梯度信息构建了高精度新本构模型,推导了热加工图解析计算公式。此外,基于热加工图讨论了该合金的稳定和不稳定加工区域,并通过金相实验验证了稳定热加工窗口的合理性,为该铝合金的塑性成形工艺研发提供了依据。

1 实验方案

Al-Zn-Mg-Cu 铝合金是一种可锻造铝合金,具有强度高、密度低、韧性高及抗应力腐蚀性能好等优势,被应用于汽车、航空等工业。表 1 为 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金主要化学元素含量,主要包含 5.63% Zn、2.45% Mg 和 1.37% Cu 等元素。

铸锭经过 450 °C/8 h+473 °C/24 h 均匀化热处理,然后开坯锻造为锻棒。沿锻棒轴向取样,并将其加工为尺寸为 $\Phi 15$ mm×10 mm 的圆柱形压缩试样,使用 1000# 砂纸打磨试样的端面,使其光滑。

表 1 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金主要化学成分 (% , 质量分数)

Table 1 Main chemical compositions of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy (% , mass fraction)

Zn	Mg	Cu	Mn	Si	Ti	Cr	Fe	Al
5.63	2.45	1.37	0.05	0.05	0.02	0.20	0.18	余量

然后,在 Gleeble-3500 热模拟试验机上以 10 K·s⁻¹ 的加热速度加热至指定压缩温度,并保持 3 min 后进行等温热压缩。热压缩完成后,试样被迅速放入水中冷却。等温热压缩实验分别在 623、673、723 和 773 K 温度下进行,使用的应变速率分别为 0.001、0.01、0.1 和 1 s⁻¹,压缩变形量为 45%。图 1 为通过等温热压缩实验获取的真实应力-真实应变曲线,其中 $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。

如图 1a~图 1c 所示,在应变速率 ≤ 0.1 s⁻¹、温度为 623~773 K 的条件下,真实应力随着真实应变的增大先迅速增大后缓慢下降;在应变速率为 1 s⁻¹、温度为 623~773 K 的条件下,真实应力随着真实应变的增加先迅速增大后快速下降、而后缓慢上升、最后缓慢下降。当应变速率为 1 s⁻¹ 时,真实应力-真实应变曲线呈现出双峰形态;当应变速率小于 1 s⁻¹ 时,真实应力-真实应变曲线呈现出单峰形态。这是因为应变速率越低、温度越高,该铝合金的动态回复和再结晶软化效应越显著,从而使应变硬化效应能够被及时消除,使真实应力-真实应变曲线呈现平滑的单峰形态。此外,温度越高,其稳定抵消机制越显著,真实应力-真实应变曲线的单峰趋势越明显。相反,当应变速率较高时,应变硬化效应不能及时通过动态回复和再结晶消除,导致真实应力-真实应变曲线表现为阶段性软化和硬化,从而呈现双峰或多峰形态。

2 本构方程

2.1 Arrhenius 模型

Arrhenius 方程最初由 Sellars C M 等^[12]提出,其表达式如式 (1) 所示,描述了应变速率、温度和应力之间的关系。

$$\dot{\epsilon} = \begin{cases} A\sigma^{\alpha} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), & \alpha\sigma \leq 0.8 \\ A_1 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), & \alpha\sigma > 0.8 \\ A_2 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), & \text{所有 } \sigma \end{cases} \quad (1)$$

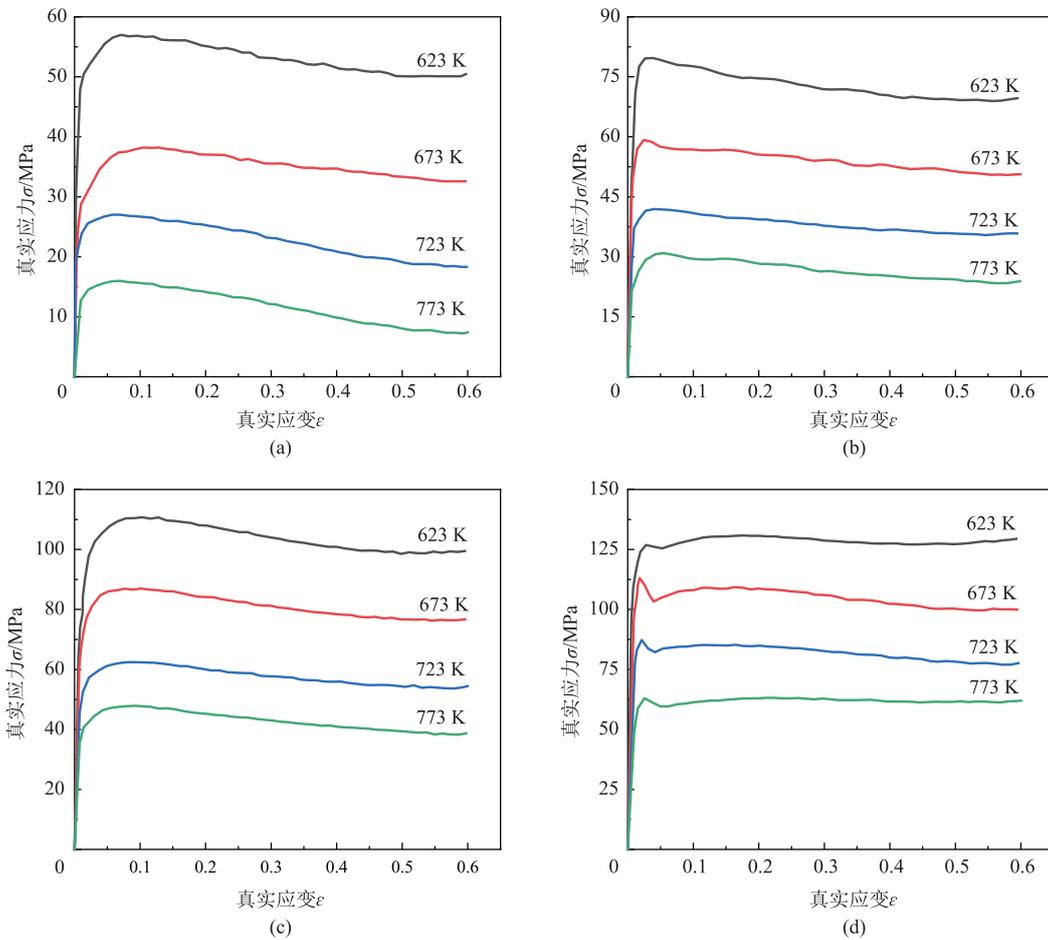


图 1 不同压缩条件下的 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的真实应力-真实应变曲线

(a) $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ (c) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ (d) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 1 True stress-true strain curves of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy under different compression conditions

式中: σ 为真实应力, MPa; Q 为激活能, $(\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$; R 为气体常数, 取 $8.314 \text{ J} \cdot (\text{K} \cdot \text{mol})^{-1}$; T 为变形温度, K; A_1 、 A_2 、 A 、 α 、 n 和 β 为与材料特性相关的参数。

2.2 新本构模型

根据文献 [13] 可知, 可以通过应力与应变速率、温度之间的高阶关系来构建高精度本构模型。 $\ln\sigma$ 与 $\ln\dot{\epsilon}$ 、 T 之间的高阶偏导数关系定义如式 (2) 所示。

$$\begin{cases} \frac{\partial^w \ln\sigma}{\partial \ln\dot{\epsilon}^w} \Big|_{i,j} = \frac{\frac{\partial^{w-1} \ln\sigma}{\partial \ln\dot{\epsilon}^{w-1}} \Big|_{i+1,j} - \frac{\partial^{w-1} \ln\sigma}{\partial \ln\dot{\epsilon}^{w-1}} \Big|_{i-1,j}}{2(\ln\dot{\epsilon}_{i+1,j} - \ln\dot{\epsilon}_{i-1,j})} \\ \frac{\partial^w \ln\sigma}{\partial T^w} \Big|_{i,j} = \frac{\frac{\partial^{w-1} \ln\sigma}{\partial T^{w-1}} \Big|_{i,j+1} - \frac{\partial^{w-1} \ln\sigma}{\partial T^{w-1}} \Big|_{i,j-1}}{2(T_{i,j+1} - T_{i,j-1})} \end{cases} \quad (2)$$

式中: i 和 j 分别为第 i 个应变速率和第 j 个变形温度; w 为偏导数的阶数。

在 Matlab 中使用 Gradient 函数能够比较容易地

计算式 (2) 表述的高阶偏导数。图 2 为应变为 0.5 时 $\ln\sigma$ 对 $\ln\dot{\epsilon}$ 的 1、2、3 和 4 阶偏导数。由图 2 可知, 当偏导数阶数增加 1 阶时, 其偏导数值降低一个数量级; 此外, 第 3 阶偏导数的数量级为 10^{-3} 。

同样地, 通过计算得到的应变为 0.5 时 $\ln\sigma$ 对 T 的高阶偏导数如图 3 所示。由图 3 可知, 当偏导数阶数增加 1 阶时, $\ln\sigma$ 对 T 的偏导数值降低 2~3 个数量级; 此外, 第 2 阶偏导数的数量级为 10^{-5} 。当应变为其他值时, 图 2 和图 3 的高阶偏导数规律仍然存在。根据高阶偏导数分析结果, 综合考虑精度和材料参数数目不宜过多, 因此, 假设 $\ln\sigma$ 和 $\ln\dot{\epsilon}$ 之间为 2 阶近似, $\ln\sigma$ 和 T 之间为 1 阶近似, 即其本构模型假设为:

$$\ln\sigma = (a_0 + a_1 T)(b_0 + b_1 \ln\dot{\epsilon} + b_2 \ln\dot{\epsilon}^2) \quad (3)$$

式中: a_0 、 a_1 为变形温度贡献参数; b_0 、 b_1 、 b_2 为应变速率贡献参数。

将式 (3) 展开为一般形式为:

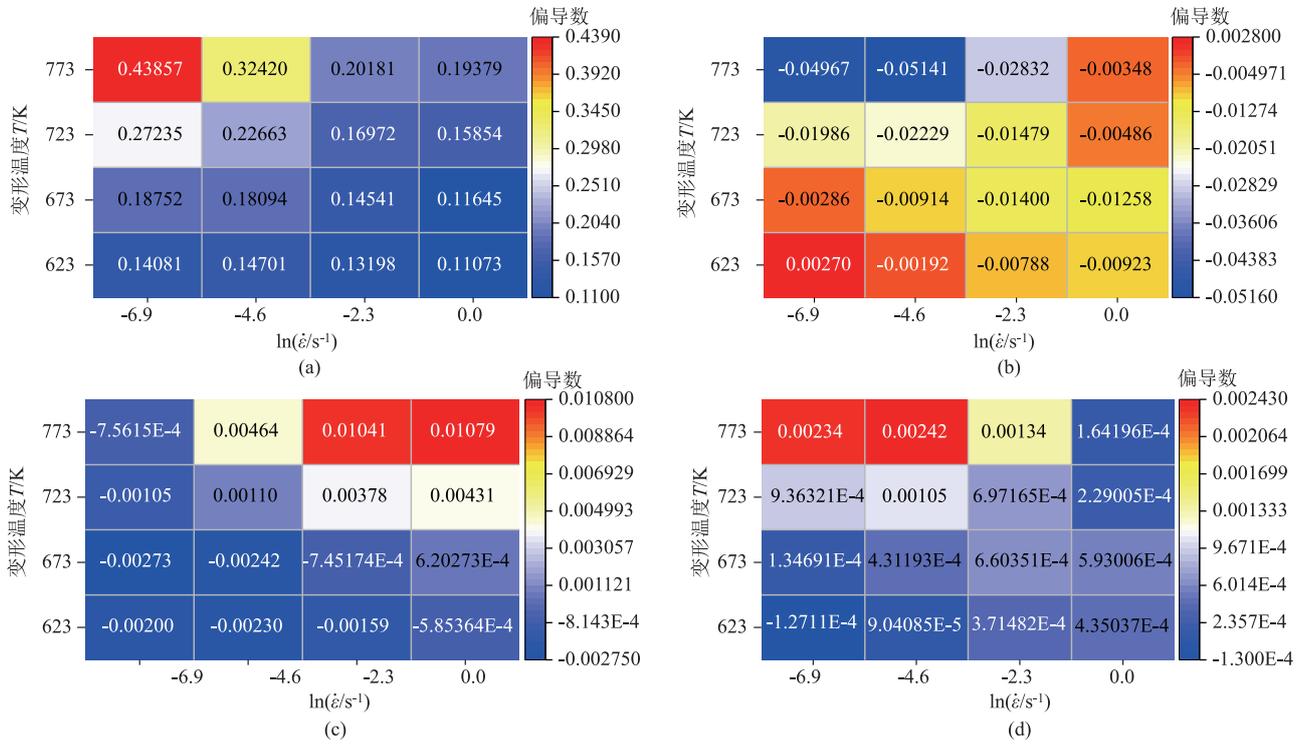


图 2 应变为 0.5 时 $\ln\sigma$ 对 $\ln\dot{\epsilon}$ 的高阶偏导数

(a) 1 阶 (b) 2 阶 (c) 3 阶 (d) 4 阶

Fig. 2 High-order partial derivative of $\ln\sigma$ with respect to $\ln\dot{\epsilon}$ at strain of 0.5

(a) The first order (b) The second order (c) The third order (d) The fourth order

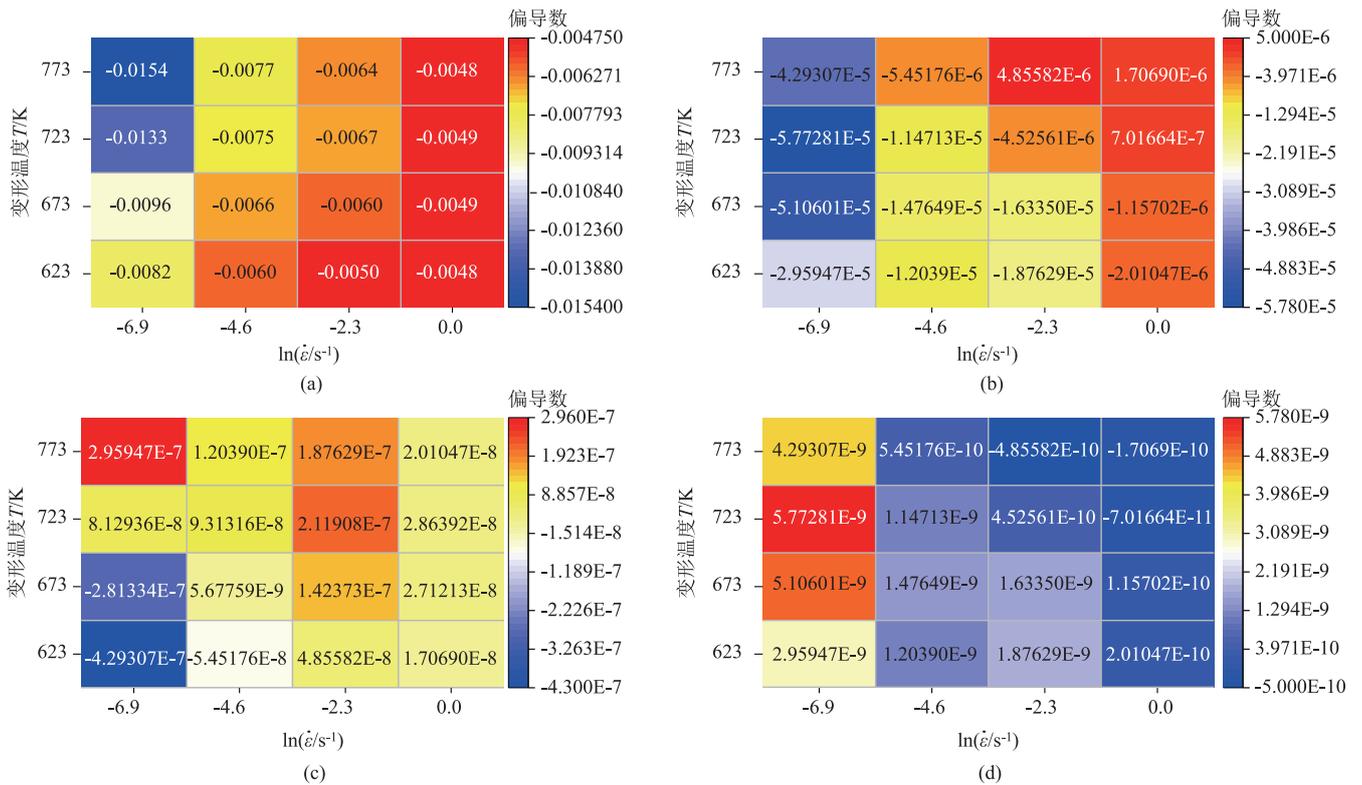


图 3 应变为 0.5 时 $\ln\sigma$ 对 T 的高阶偏导数

(a) 1 阶 (b) 2 阶 (c) 3 阶 (d) 4 阶

Fig. 3 High-order partial derivative of $\ln\sigma$ with respect to T at strain of 0.5

(a) The first order (b) The second order (c) The third order (d) The fourth order

$$\ln\sigma = c_0 + c_1 \ln\dot{\epsilon} + c_2 \ln\dot{\epsilon}^2 + c_3 T + c_4 T \ln\dot{\epsilon} + c_5 T \ln\dot{\epsilon}^2 \quad (4)$$

式中: $c_0 \sim c_5$ 为与应变相关的材料参数。

将实验得到的不同变形温度和应变速率下的真实应力-真实应变曲线等分为 10 个点, 并进行插值

$$\begin{bmatrix} \ln\sigma_1 \\ \ln\sigma_2 \\ \vdots \\ \ln\sigma_{m'} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & \ln\dot{\epsilon}_1 & \ln\dot{\epsilon}_1^2 & T_1 & T_1 \ln\dot{\epsilon}_1 & T_1 \ln\dot{\epsilon}_1^2 \\ 1 & \ln\dot{\epsilon}_2 & \ln\dot{\epsilon}_2^2 & T_2 & T_2 \ln\dot{\epsilon}_2 & T_2 \ln\dot{\epsilon}_2^2 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 1 & \ln\dot{\epsilon}_{m'} & \ln\dot{\epsilon}_{m'}^2 & T_{m'} & T_{m'} \ln\dot{\epsilon}_{m'} & T_{m'} \ln\dot{\epsilon}_{m'}^2 \end{bmatrix} [c_0 c_1 c_2 c_3 c_4 c_5]'$$

式中: m' 为某个应变水平下的变形温度和应变速率组合数目, 本文中有 4 个变形温度和 4 个应变速率,

得到不同应变水平下, 变形温度、应变速率、应力之间的一一对应关系, 并对不同应变水平下的 $c_0 \sim c_5$ 进行多元线性回归, 可以得到不同应变水平下的 $c_0 \sim c_5$ 材料参数, 多元线性回归模型如式 (5) 所示。

因此, $m' = 16$ 。不同应变水平下的 $c_0 \sim c_5$ 材料参数值如表 2 所示。

表 2 不同应变水平的材料参数值

Table 2 Material parameter values at different strain levels

应变	c_0	c_1	c_2	c_3	c_4	c_5
0.04	7.893712	-0.05173	0.016523	-0.00487	0.00018	-4.15×10 ⁻⁵
0.10	8.030000	0.029976	0.030504	-0.00501	8.99×10 ⁻⁵	-5.79×10 ⁻⁵
0.16	8.050000	0.081675	0.040554	-0.00503	3.27×10 ⁻⁵	-7.09×10 ⁻⁵
0.22	8.000000	0.045072	0.040447	-0.00496	9.57×10 ⁻⁵	-7.02×10 ⁻⁵
0.28	7.990000	0.045822	0.045488	-0.00496	0.00010	-7.77×10 ⁻⁵
0.35	7.974275	0.088973	0.060974	-0.00497	3.48×10 ⁻⁵	-0.0001014
0.41	8.016356	0.186614	0.084132	-0.00505	-0.00011	-0.0001371
0.47	8.027742	0.234565	0.100023	-0.00508	-0.00019	-0.0001617
0.53	8.063438	0.276541	0.112772	-0.00514	-0.00025	-0.0001815
0.59	8.120613	0.306008	0.121053	-0.00522	-0.00030	-0.0001946

将表 2 中的每列材料参数与第 1 列应变进行 5 次多项式拟合, 得到 6 个参数的多项式方程及拟合结果如图 4 所示, 其中 r^2 为拟合优度, 其值越接近于 1 表示拟合精度越高, $B_0 \sim B_5$ 分别为多项式方程中 0~5 次项的系数。

2.3 精度对比

将图 4 中的多项式全部带入式 (4) 可以得到新本构模型的显示表达式。为了对比新本构模型的精度, 将新本构模型、Arrhenius 模型的预测值和实验曲线绘制于相同图中, 可以得到如图 5 所示的对比图。

由图 5 可知, Arrhenius 模型的预测值总体误差较大, 并且整体上偏离了实验曲线。例如, 在变形温度为 773 K、应变速率为 0.001 s⁻¹ 的情况下, 这种偏离尤为显著。相较之下, 新本构模型在所有变形温度和应变速率下的预测值均更接近实验曲线, 其预测精度显著高于 Arrhenius 模型。实际上, 可以

通过增加新本构模型的阶数来提高预测精度, 但是这会增加材料的参数数量, 因此, 可根据需要进行设计新本构模型的阶数。

3 热加工图及微观演化

3.1 热加工图

在金属塑性变形过程中, 单位时间内塑性变形消耗能和组织演变消耗能的总和应当与系统的输入能相等^[14], 其平衡方程如下:

$$E = \sigma \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (6)$$

式中: E 为塑性变形转化为系统的能量。

此外, 可用应变速率敏感因子 $m = d \ln \sigma / d \ln \dot{\epsilon}$ 来表征塑性变形消耗能与组织演变消耗能的比值。能量耗散率 η 的最大值定义为 $\eta_{\max} = 2m / (1+m)$ 。根据

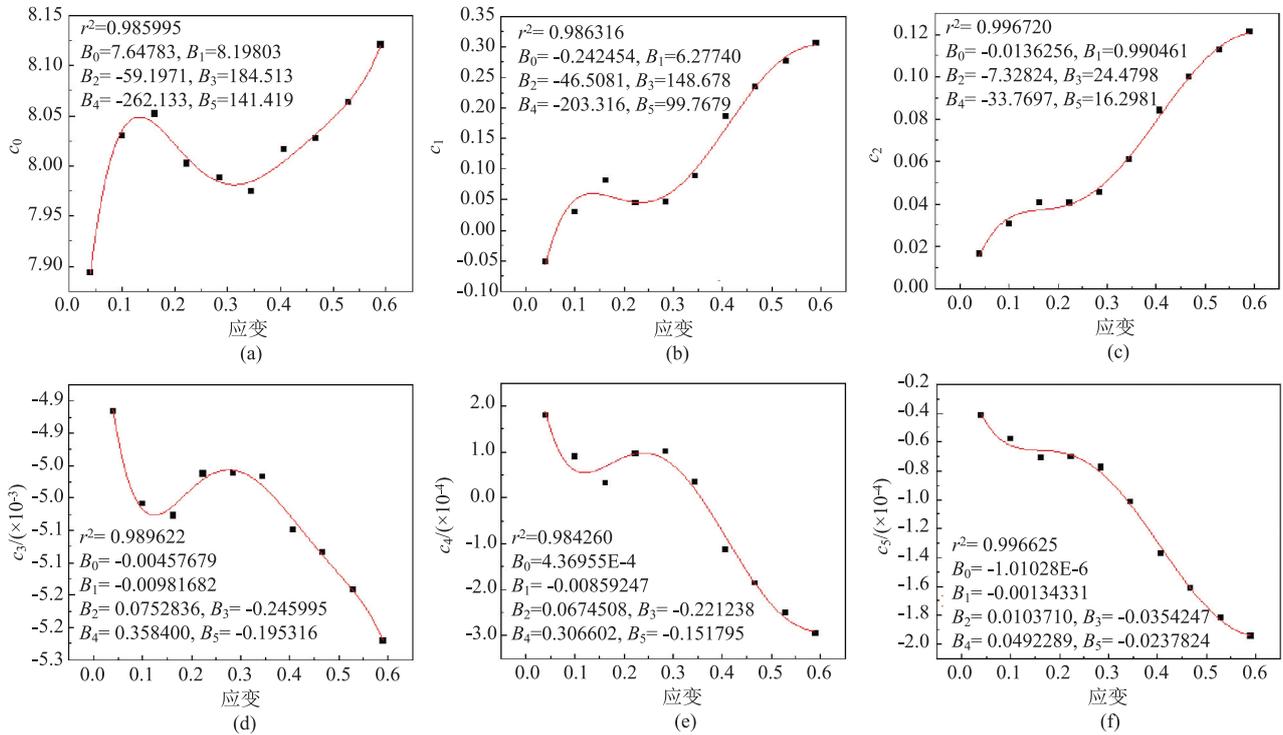


图 4 不同应变下的材料参数及其 5 次多项式拟合结果

(a) c_0 (b) c_1 (c) c_2 (d) c_3 (e) c_4 (f) c_5

Fig. 4 Material parameters and their quintic polynomial fitting results at different strains

Narayan Murty S V S 等^[15]的研究理论, 金属塑性变形失稳与否可用失稳判据因子 ξ 来描述, 其定义如式 (7) 所示。

$$\xi = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \quad (7)$$

当 $\xi < 0$ 时, 金属发生失稳; 当 $\xi > 0$ 时, 金属稳定变形。将新本构模型按照上述计算规则计算, 可以得到式 (8):

$$\begin{cases} m = c_1 + 2c_2 \ln \dot{\epsilon} + c_4 T + 2c_5 T \ln \dot{\epsilon} \\ \eta = \frac{2c_1 + 4c_2 \ln \dot{\epsilon} + 2c_4 T + 4c_5 T \ln \dot{\epsilon}}{1 + c_1 + 2c_2 \ln \dot{\epsilon} + c_4 T + 2c_5 T \ln \dot{\epsilon}} \\ \xi = m + \frac{2(c_2 + c_5)}{m + 1} - \frac{2m(c_2 + c_5)}{(m + 1)^2} \end{cases} \quad (8)$$

将新本构模型的材料参数 $c_0 \sim c_5$ 的多项式带入式 (8), 可以计算任意应变下的应变速率敏感系数 m 、能量耗散率 η 及失稳判据因子 ξ 。0.1、0.3、

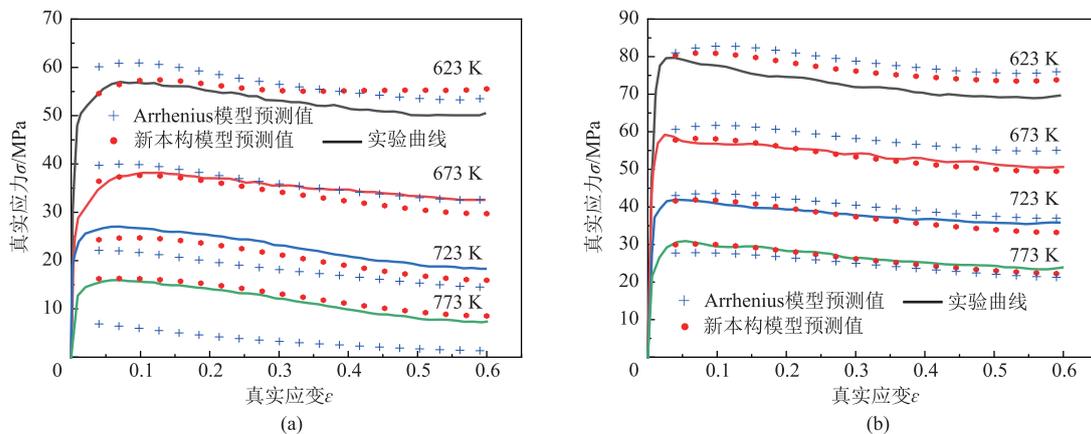


图 5 不同变形条件下的新本构模型和 Arrhenius 模型精度对比

(a) $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ (c) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ (d) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 5 Comparison of accuracy between new constitutive model and Arrhenius model under different deformation conditions

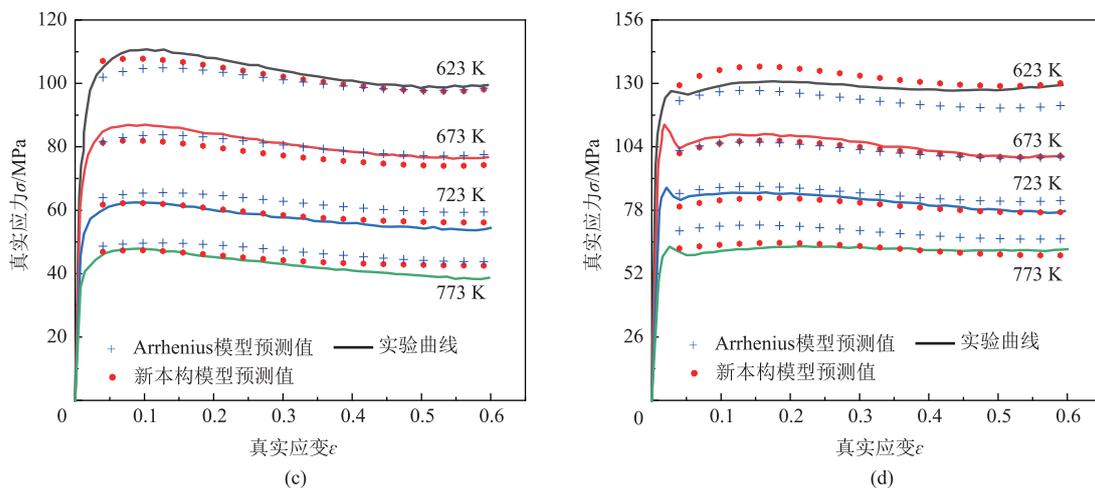


图 5 (续)

Fig. 5 (Continued)

0.5 应变水平下的应变速率敏感系数 m 、能量耗散率 η 及失稳判据因子 ξ 如图 6 所示。

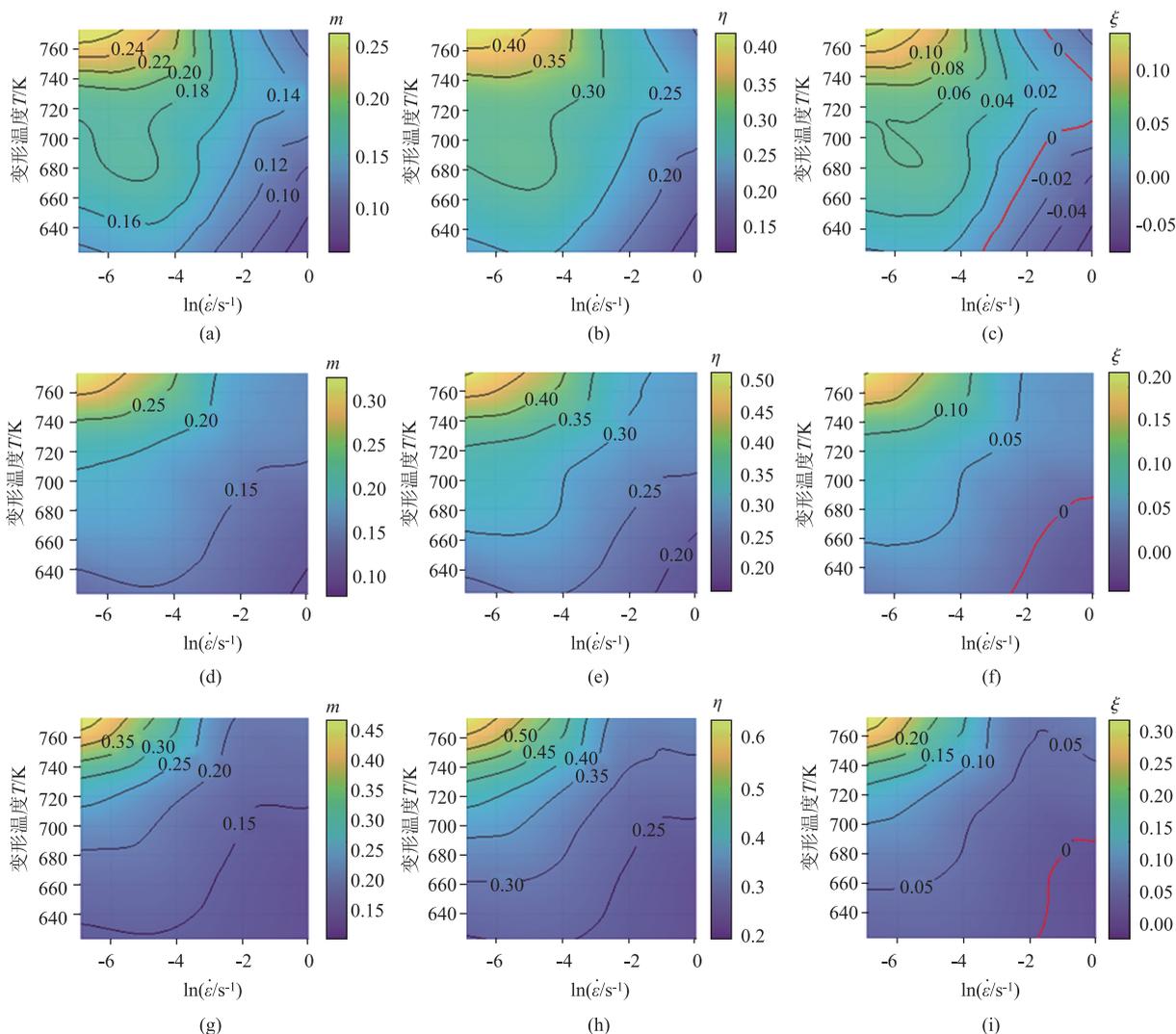


图 6 不同应变下的 m 、 η 和 ξ

(a) $\epsilon=0.1, m$ (b) $\epsilon=0.1, \eta$ (c) $\epsilon=0.1, \xi$ (d) $\epsilon=0.3, m$ (e) $\epsilon=0.3, \eta$
(f) $\epsilon=0.3, \xi$ (g) $\epsilon=0.5, m$ (h) $\epsilon=0.5, \eta$ (i) $\epsilon=0.5, \xi$

Fig. 6 m, η and ξ under different strains

对比图 6a、图 6d 和图 6g 可知, 应变速率敏感因子的分布趋势受到应变的影响较小, 其值随着应变的增加而增加; 对比图 6b、图 6e 和图 6h 可知, 能量耗散率的分布趋势受到应变的影响较小, 其值随着应变的增加而增加; 对比图 6c、图 6f 和图 6i 可知, 失稳判据因子的分布趋势受到应变的影响较小, 其值随着应变的增加而增加。总体而言, 应变速率敏感因子、能量耗散率和失稳判据因子的分布规律相近。为保障 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的稳定热加工, 应考虑所有应变水平下的共同稳定加工区域, 因此, 从图 6 中选取共同稳定加工窗口为: 应变速率小于 0.035 s^{-1} 、变形温度为 $623 \sim 773 \text{ K}$ 。

3.2 微观组织

为验证热加工图的合理性, 对位于高能量耗散率热加工区的压缩试样和低能量耗散率热加工区的热压缩试样进行金相分析, 得到图 7。图 7a 和图 7b 位于高能量耗散率热加工区, 图 7c 和图 7d 位于低能量耗散率的热加工区。图 7a 和图 7b 区域的微观组织呈现出等轴结构, 且组织比较均匀; 而图 7c 和图 7d 区域的组织呈现出长条纤维状结构。其原因在于高能量耗散率区域的金属发生完全动态再结晶, 被压扁的晶粒能够被再结晶及时消除, 而低能量耗散率区域的金属仅发生回复或少量再结晶, 被压扁的晶粒不能发生完全再结晶, 长条状晶粒被保留, 进而形成各向异性。

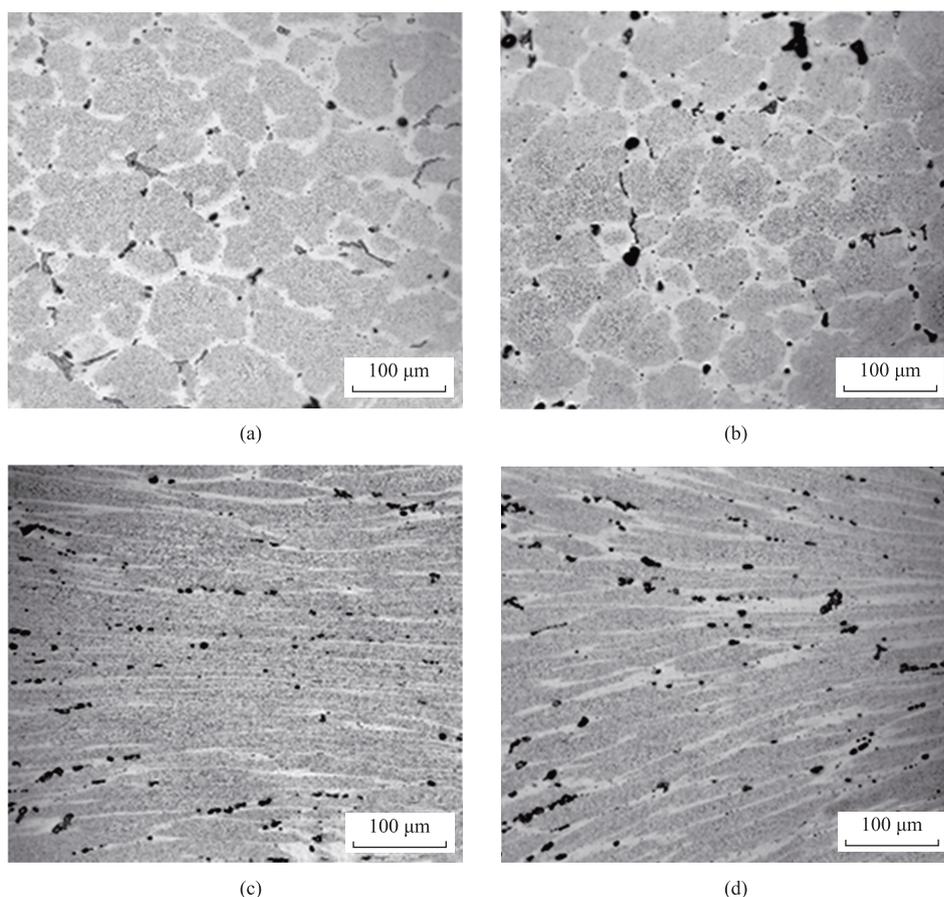


图 7 不同热压缩条件下 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的微观组织

(a) 773 K 、 0.001 s^{-1} (b) 723 K 、 0.01 s^{-1} (c) 623 K 、 1 s^{-1} (d) 623 K 、 0.1 s^{-1}

Fig. 7 Microstructures of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy under different hot compression conditions

综合热加工图和微观组织分析结果, 最佳热加工工艺窗口为: 应变速率为 $0.001 \sim 0.035 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 $623 \sim 773 \text{ K}$ 。

4 结论

(1) 在应变速率小于 1 s^{-1} 的低应变速率条件

下, Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的应力随着应变的增加, 先迅速增加后缓慢下降, 真实应力-真实应变曲线呈现出单峰形态; 在应变速率为 1 s^{-1} 的高应变速率条件下, Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的应力随着应变的增加, 先迅速增加、随后快速下降、然后缓慢上升、最后缓慢下降, 真实应力-真实应变曲线呈现出双

峰形态。

(2) 偏导数增加 1 阶时, $\ln\sigma$ 对 $\ln\dot{\epsilon}$ 的偏导数值降低 1 个数量级, $\ln\sigma$ 对 T 的偏导数值降低 2~3 个数量级; 考虑到新本构模型的参数数量和预测精度, 新本构模型将考虑 $\ln\sigma$ 为 $\ln\dot{\epsilon}$ 的 2 阶近似, $\ln\sigma$ 为 T 的 1 阶近似。

(3) 热加工图和微观组织分析表明: 稳定变形区具有均匀等轴组织, 失稳区具有长条纤维状组织。最佳热加工工艺窗口为: 应变速率为 $0.001 \sim 0.035 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 $623 \sim 773 \text{ K}$ 。

参考文献:

- [1] 陈天宇, 章宇豪, 王芝秀, 等. Zn 含量对 Al-Mg-Si-Cu 合金拉伸性能及晶间腐蚀敏感性的影响 [J]. 稀有金属, 2023, 47 (4): 484-492.
Chen T Y, Zhang Y H, Wang Z X, et al. Tensile properties and intergranular corrosion sensitivity of Al-Mg-Si-Cu alloy with different Zn contents [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2023, 47 (4): 484-492.
- [2] 李荣旭, 李婷, 刘越鹏, 等. 7X75 系列铝合金的发展与展望 [J]. 轻合金加工技术, 2023, 51 (10): 1-7.
Li T X, Li T, Liu Y P, et al. Review on research progress of 7X75 series aluminum alloys [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2023, 51 (10): 1-7.
- [3] 师晓宁, 刘一笑. 热处理工艺对挤压 7175 铝合金组织性能的影响 [J]. 锻压技术, 2024, 49 (2): 234-240.
Shi X N, Liu Y X. Influence of heat treatment process on microstructure and properties extruded 7175 aluminum alloy [J]. Forging & Stamping Technology, 2024, 49 (2): 234-240.
- [4] 文超, 朱正锋, 王群, 等. 7×××系超高强铝合金在我国轨道交通车辆的研究应用现状与展望 [J]. 金属热处理, 2024, 49 (3): 302-312.
Wen C, Zhu Z F, Wang Q, et al. Research application status and prospect of 7××× series ultra-high strength aluminum alloy in rail transit vehicles in China [J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49 (3): 302-312.
- [5] 袁松阳. 7075 铝合金常规挤压铸造与流变挤压铸造微观组织和力学性能研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2019.
Yuan S Y. Study on Microstructure and Mechanical Properties of Conventional Squeeze Casting and Rheo-squeeze Casting 7075 Aluminum Alloy [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2019.
- [6] 张王军, 李云, 吴玉娜, 等. 超高强 7XXX 系铝合金的研究现状及发展趋势 [J]. 现代交通与冶金材料, 2023, 3 (3): 52-60, 84.
Zhang W J, Li Y, Wu Y N, et al. A critical review of the state-of-the-art of ultra-high strength 7XXX aluminum alloys [J]. Modern Transportation and Metallurgical Materials, 2023, 3 (3): 52-60, 84.
- [7] 金明, 张晋源. 7050 铝合金流变模型及稳态热加工工艺研究 [J]. 锻压技术, 2024, 49 (2): 255-264.
Jin M, Zhang J Y. Study on rheological model and steady hot working process of 7050 aluminum alloy [J]. Forging & Stamping Technology, 2024, 49 (2): 255-264.
- [8] 杨成曦, 王姝俨, 吴道祥. 锻态 7050 铝合金修正 JC 本构模型建立与模拟应用 [J]. 铝加工, 2022 (4): 47-51.
Yang C X, Wang S Y, Wu D X. Construction and simulation application of modified Johnson-Cook constitutive model for forged 7050 aluminum alloy [J]. Aluminium Fabrication, 2022 (4): 47-51.
- [9] 郑许, 彭斐, 朱玉涛, 等. 一种 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的热压缩变形行为及微观组织演变 [J]. 轻金属, 2022 (2): 40-46.
Zheng X, Peng F, Zhu Y T, et al. Hot compression deformation behavior and microstructure evolution of an Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy [J]. Light Metals, 2022 (2): 40-46.
- [10] 王永红, 陈彦龙, 朱鑫, 等. 7175 铝合金热变形行为与热加工图 [J]. 塑性工程学报, 2024, 31 (1): 216-222.
Wang Y H, Chen Y L, Zhu X, et al. Hot deformation behaviors and hot processing maps of 7175 aluminum alloy [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2024, 31 (1): 216-222.
- [11] 彭宇, 杨程, 彭迎娇, 等. 7075-T6 高强铝合金温热处理本构方程及热加工图 [J]. 锻压技术, 2023, 48 (9): 230-238.
Peng Y, Yang C, Peng Y J, et al. Warm deformation constitutive equation and thermal processing map of 7075-T6 high strength aluminum alloy [J]. Forging & Stamping Technology, 2023, 48 (9): 230-238.
- [12] Richardson G J, Sellars C M, Tegart W J M. Recrystallization during creep of nickel [J]. Acta Metallurgica, 1966, 14 (10): 1225-1236.
- [13] Wang J, Xiao G Q, Zhang J S. A new constitutive model and hot processing map of 5A06 aluminum alloy based on high-temperature rheological behavior and higher-order gradients [J]. Materials Today Communications, 2023, 36: 106502.
- [14] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242 [J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15 (10): 1883-1892.
- [15] Narayana Murty S V S, Nageswara Rao B, Kashyap B P. Identification of flow instabilities in the processing maps of AISI 304 stainless steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 166 (2): 268-278.