

● 设计·工艺

# Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金的热变形行为及热加工图

宋熙培<sup>1</sup> 苏雨露<sup>2</sup> 付敏敏<sup>3</sup> 司传亮<sup>1</sup> 刘浩<sup>3</sup> 张文学<sup>3</sup> 王文珂<sup>1,3\*</sup>

(1. 哈尔滨工业大学(威海)材料科学与工程学院, 威海 264209; 2. 江苏科技大学材料科学与工程学院, 镇江 210003; 3. 首都航天机械有限公司, 北京 100076)

**摘要:** 采用 Gleeble-3500 热压缩模拟试验机, 以铸态 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金为原材料, 在变形温度为 350~500 °C、应变速率为 0.001~1 s<sup>-1</sup> 的条件下对其进行热压缩实验, 结果表明, 合金的流变应力对变形温度、应变速率及应变均呈现出高度的敏感性。基于真应力-应变数据, 利用双曲正弦模型建立了含应变补偿的合金热本构方程。同时, 基于动态材料模型, 绘制了合金在不同真应变条件下的热加工图, 结合实物图与合金第二相演变分析, 确定了合金的最佳热加工工艺区域为: 变形温度为 450~500 °C、应变速率为 0.018~0.051 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金; 热压缩; 本构方程; 应变补偿; 热加工图

**中图分类号:** TG146 **文献标识码:** A

## Hot Deformation Behavior and Hot Processing Map of Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr Alloy

Song Xipei<sup>1</sup> Su Yulu<sup>2</sup> Fu Minmin<sup>3</sup> Si Chuanliang<sup>1</sup> Liu Hao<sup>3</sup> Zhang Wenxue<sup>3</sup> Wang Wenke<sup>1,3\*</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology (Weihai), Weihai 264209;  
2. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 210003;  
3. Capital Aerospace Machinery Co., Ltd., Beijing 100076)

**Abstract:** Hot compression experiments of the as-cast Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloy were carried out by using the Gleeble-3500 thermo-simulation test machine under deformation temperatures of 350~500 °C and strain rates of 0.001~1 s<sup>-1</sup>. The results indicate that the flow stress of the alloy is influenced by deformation temperature, strain rate, and strain. Based on the true stress-strain data, a thermo-constitutive equation of the alloy with strain compensation was established using the hyperbolic sine model. Meanwhile, based on the dynamic material mode, hot processing maps of the alloy were plotted under different true strain conditions. Combining with the actual object images and the analysis of alloy second phase evolution, the optimal thermal processing parameters for the alloy were determined to be a deformation temperature of 450~500 °C and a strain rate of 0.018~0.051 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy; hot compression; constitutive equation; strain compensation; hot processing map

### 1 引言

近年来, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系稀土镁合金因具有较

高的高温力学性能和抗蠕变性能而在汽车制造、轨道交通以及航空航天等领域受到青睐, 是较为理想的优质结构材料<sup>[1-2]</sup>。Gd、Y 等稀土原子与镁原子存在尺

寸错配效应,而且在镁基体中的固溶度随温度下降明显降低,展现出较好的时效强化效果<sup>[3-4]</sup>;在镁基体中引入 Zn 能够进一步降低 Gd、Y 在基体中的固溶度,利于提高合金时效强化潜力,更为重要的是,Gd、Y、Zn 匹配可以在基体中形成多种长程有序结构相(14H、18R、24R 等 LPSO 相),其独特的扭折带变形机制和强化机制能够改善稀土镁合金的强韧性能<sup>[5-6]</sup>。然而,镁合金具有密排六方结构,独立滑移系较少,同时其铸态组织存在缩孔、缩松等微观缺陷,导致铸态稀土镁合金的室温强塑性能差,这也成为限制其规模化应用的瓶颈问题之一<sup>[7]</sup>。因此,改善稀土镁合金的强韧性能是目前较为重要的研究方向之一。

塑性变形基于动态再结晶可以显著细化晶粒,破碎粗大第二相(如共晶 W 相、块状 LPSO 相),优化织构组分,同时产生高密度空位、位错、层错等缺陷,协同热处理调控,β'、γ' 等强化相容易高效弥散析出,合金强韧性可以获得大幅改善<sup>[8-10]</sup>。然而,稀土镁合金塑性成形能力差,且合金化程度高,在塑性变形过程中非常容易开裂失稳,热变形工艺区间较窄。通过建立合金的热变形本构方程,绘制合金的热加工图,可直接观察到合金的稳定区与失稳区,明确适宜材料变形的热加工区域,指导合金的塑性加工工艺<sup>[11-13]</sup>。刘崇亮等<sup>[14]</sup>研究了 Mg-8Y-6Gd-1Nd-0.17Zn 合金的热变形行为,绘制了合金在真应变为 0.2、0.4、0.5、0.6 的热加工图,确立了合金的最佳热加工参数为:加热温度为 400~450 °C、应变速率为 0.000 1~0.001 s<sup>-1</sup>。李慧中等<sup>[15]</sup>研究了 Mg-10Gd-4.8Y-2Zn-0.6Zr 合金的热变形行为,绘制了合金在真应变为 0.2 时的热加工图,确立了合金的最佳热加工参数为:加热温度为 475~500 °C、应变速率为 0.001~0.01 s<sup>-1</sup>。包成利等<sup>[16]</sup>研究了 Mg-10Gd-6Y-1.5Zn-0.5Zr 合金的热变形行为,绘制了合金在真应变为 0.7 时的热加工图,确立了 2 个最佳加工区域:变形温度为 400~450 °C、应变速率为 0.001~0.027 s<sup>-1</sup>和变形温度为 450~487 °C、应变速率为 0.12~1 s<sup>-1</sup>。目前对于 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的热变形本构以及热加工图的研究较少,且其本构方程也都基于变形温度、流变应力和应变速率之间的关系而建立。然而,合金内部的空位迁移、位错增殖/湮灭、动态回复、动态再结晶等微观组织演变与塑性应变息息相关,致使合金力学行为表现出随塑性应变增加的硬化或软化,基于

峰值流动应力-应变曲线建立的本构方程中的材料参数也随应变变化而变化<sup>[17]</sup>。因此,为保证所建立的本构方程的准确性,有必要建立含应变补偿的合金本构模型。

综上所述,本文以铸态 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金作为研究对象,通过热压缩实验得出真应力-应变数据,采用 Z 参数修正的 Arrhenius 方程,构建应变补偿的稀土镁合金热变形本构方程,绘制合金的热加工图,结合实物图与合金相的演变分析,得出最佳热加工参数。

## 2 实验材料及方法

所用初始材料为 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 铸态合金,尺寸为直径 8 mm、高度 12 mm 的圆柱形试样。采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对试样进行了恒变速率的等温热压缩实验,实验流程以及参数如图 1 所示。实验进行前将等温压缩试样以 15 °C/s 的速率迅速加热至预设的目标温度(350 °C、400 °C、450 °C 和 500 °C),加热过程中的真空度设置为 1×10<sup>3</sup> Pa 并在该温度下保温 5 min,随后以特定的应变速率(0.001 s<sup>-1</sup>、0.01 s<sup>-1</sup>、0.1 s<sup>-1</sup>、1 s<sup>-1</sup>)对试样进行热压缩试验。所有试样均压缩到真应变为 0.8 时停止,随后立即淬火,淬火方式为水淬,以便保留高温组织。对热压缩后的试样进行线切割以制备类长方形组织测试试样,随后使用金相砂纸逐级打磨后进行机械抛光,直至观察面无划痕,用扫描电子显微镜(SEM)观察合金热压缩后的微观组织。

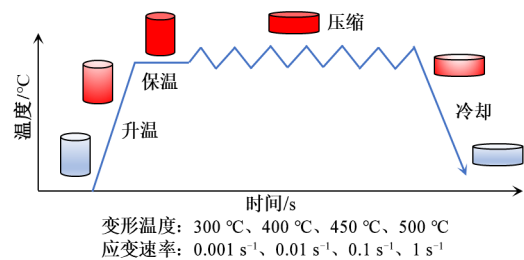


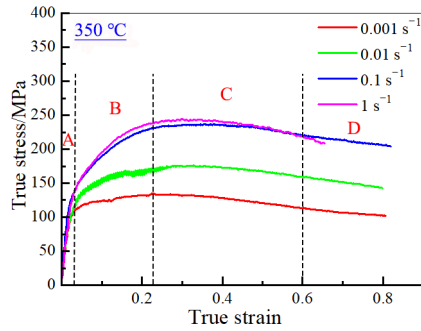
图 1 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金等温压缩实验过程及参数

## 3 结果与分析

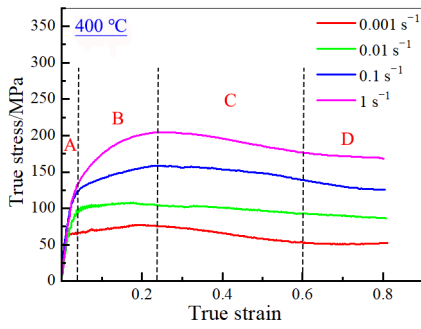
### 3.1 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金热流变行为分析

在不同变形条件下铸态 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金的真应力-应变曲线如图 2 所示。图中可以看出,

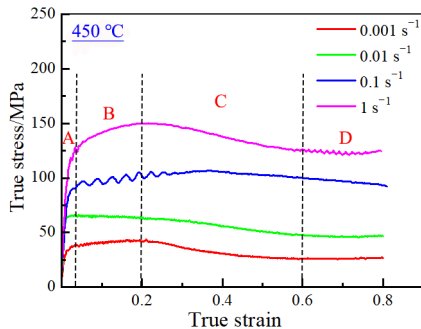
真应力-应变曲线整体上展现出类似的趋势, 可以分为4个具有典型特征的阶段: 微应变阶段、加工硬化阶段、动态软化阶段以及动态平衡阶段, 分别对应图2中A、B、C、D4个区域<sup>[18]</sup>。在初始的微应变阶段, 真应力急剧上升, 主要归因于位错交割缠结导致的加工硬化。随着应变的增大, 合金变形储存能增大, 合金内部出现了动态回复和动态再结晶的软化行为, 流变应力增长速率减慢, 合金进入加工硬化阶段<sup>[19]</sup>。当应变增大到一定范围时, 软化行为与加工硬化达到平衡, 合金的流变应力保持相对稳定, 这一状态被称为动态平衡阶段<sup>[20]</sup>; 相比之下, 动态软化阶段通常在低应变速率和高变形温度条件下出现, 表现为合金的流变应力有所下降, 但随着真应变增大, 合金流变应力在动态软化后最终会进入动态平衡阶段。



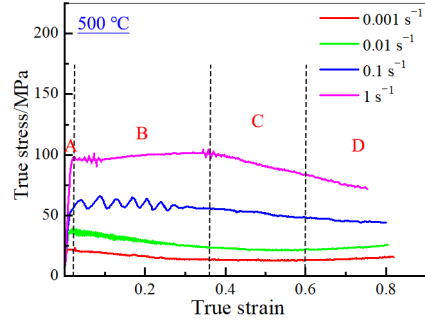
a 350 °C



b 400 °C



c 450 °C



d 500 °C

图2 不同变形温度与应变速率的Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金的真应力-应变曲线

图3展示了不同变形条件下合金的峰值应力, 可以看出, 当应变速率一定时, 合金的峰值应力随变形温度升高而降低, 其主要原因是温度升高导致合金组织内部原子动能增强, 原子间结合能力减弱, 使得合金变形抗力降低; 同时, 温度升高有利于组织内部更多的滑移系开动, 显著增强了动态软化的效果, 最终导致流变应力下降。另一方面, 同一变形温度下, 应变速率越低, 峰值应力越低, 应变速率其主要原因为低应变速率下位错缠结现象减弱; 同时较低的应变速率使得变形更加均匀, 应力集中现象减弱, 使得流变应力下降<sup>[21]</sup>。

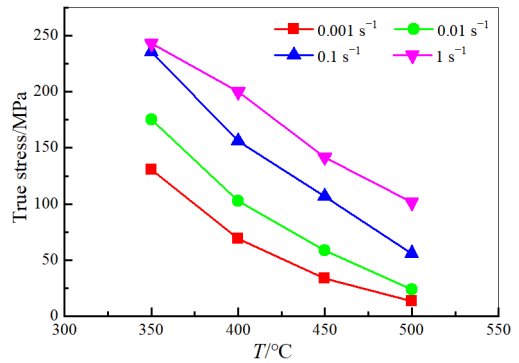


图3 合金在不同变形条件下的峰值应力

### 3.2 应变耦合影响的本构方程建立

Sellars 和 Tegart 提出了一种包含双曲正弦的 Arrhenius 方程, 该方程建立了合金变形温度 ( $T$ )、流变应力 ( $\sigma$ )、应变速率 ( $\dot{\epsilon}$ ) 之间的相互关系。Arrhenius 方程在不同条件下具有不同的表达形式, 具体如下<sup>[22-23]</sup>:

在低应力 ( $\alpha\sigma < 0.8$ ) 下:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \tag{1}$$

在高应力 ( $\alpha\sigma > 1.2$ ) 下:

$$\dot{\epsilon} = A_2 [\exp(\beta\sigma)] \exp(-Q/RT) \tag{2}$$

在全应力水平下:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \tag{3}$$

式中,  $\dot{\epsilon}$  是应变速率 ( $s^{-1}$ );  $A$ 、 $A_1$ 、 $A_2$  为材料常数;  $\sigma$  为流变应力 (MPa);  $Q$  为形变激活能 (kJ/mol);  $R$  是理想气体常数 ( $8.31J/(mol \cdot K)$ );  $T$  为绝对温度 (K);  $n_1$ 、 $\beta$ 、 $\alpha$  ( $\alpha = \frac{\beta}{n_1}$ ) 为材料常数,  $n$  为应力常数。将式 (1)、(3) 两边取对数变形可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - Q/RT \tag{4}$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - Q/RT \tag{5}$$

现以真应变 0.4 为例具体说明合金本构方程中材料常数的求解过程。根据热压缩试验获得的真应力-应变曲线, 提取真应变为 0.4 下流变应力值如表 1 所示。

表 1 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金在真应变为 0.4 时的流变应力值 MPa

Strain rate/ $s^{-1}$	350 °C	400 °C	450 °C	500 °C
0.001	127.9	66.0	30.9	13.7
0.010	173.4	100.7	56.0	23.0
0.100	235.6	153.4	105.5	54.7
1.000	240.7	195.9	138.1	98.9

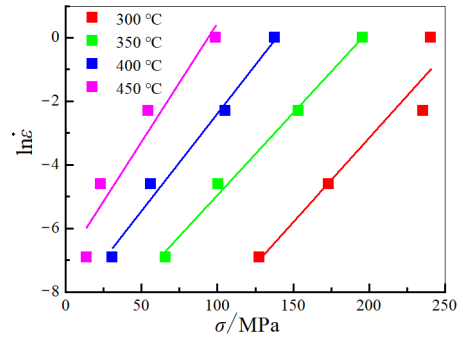
由式 (4)、(5) 可知,  $n_1$  和  $\beta$  分别为拟合直线  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  和  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  的斜率。因此通过拟合  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  (图 4b) 与  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  (图 4a) 可求得  $n_1 = 5.835 314$  和  $\beta = 0.060 05$ , 进而求得  $\alpha = 0.010 298$ 。

合金的变形激活能表达式可以通过对式 (5) 偏微分获得:

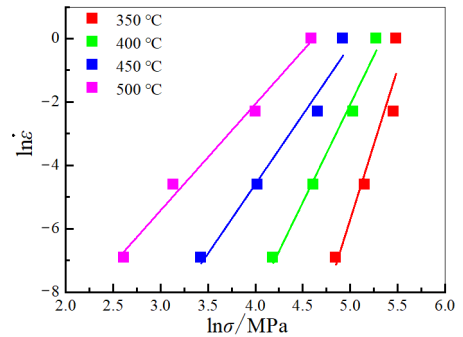
$$Q = nRb \tag{6}$$

其中,  $n$  为  $\left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)} \right]_{\dot{\epsilon}}$ ,  $b$  为  $\left[ \frac{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)}{\partial (1/T)} \right]_T$ ,

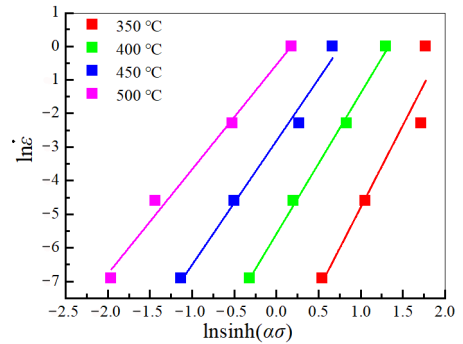
且  $n$  和  $b$  可以通过对关系式  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$  和关系式  $\ln \sinh(\alpha\sigma) - 1/T$  进行线性拟合得到的直线的斜率获得。可得  $n = 3.951 703$  和  $b = 7.032 233$ , 于是计算得到激活能  $Q = 231.040 209$  kJ/mol。



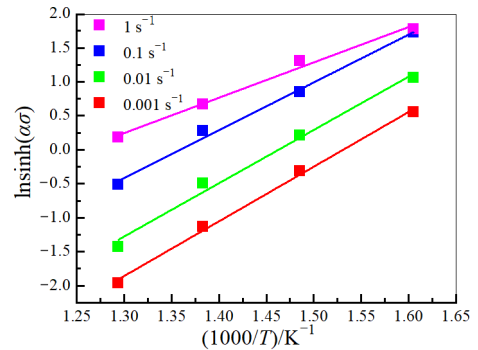
a  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$



b  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$



c  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$



d  $\ln \sinh(\alpha\sigma) - 1/T$

图 4 真应变为 0.4 时应变速率与流变应力的关系曲线

为进一步描述变形温度、流变应力与应变之间的关系,在此引入 Zener-Hollomon 参数 ( $Z$  参数),其表达式为:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (7)$$

对式 (7) 进行转换后可用  $Z$  参数来表示流变应力,如下:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln\left\{(Z/A)^{1/n} + [(Z/A)^{2/n} + 1]^{1/2}\right\} \quad (8)$$

取对数,可得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

其中,  $\ln A$  可以通过对直线  $\ln Z - \ln \sinh(\alpha\sigma)$  进行拟合求得,  $\ln A = 35.9585$ , 如图 5 所示。

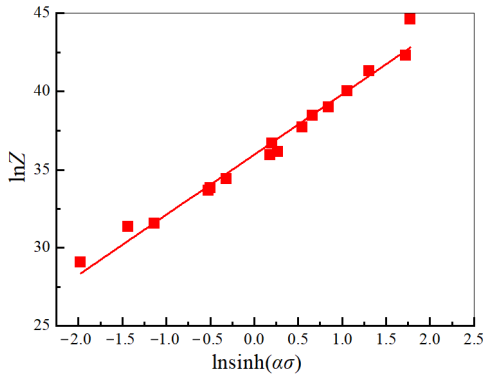


图 5  $\ln Z - \ln \sinh(\alpha\sigma)$  关系图

由图 2 可知,真应变对 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金的流变应力具有显著影响。因此,应当建立含应变因子影响的应变耦合热变形本构方程,需要建立材料常数与应变的函数关系,具体采用六次多项式进行表达:

$$\alpha = B_0 + B_1\varepsilon^1 + B_2\varepsilon^2 + B_3\varepsilon^3 + B_4\varepsilon^4 + B_5\varepsilon^5 + B_6\varepsilon^6 \quad (10)$$

$$n = C_0 + C_1\varepsilon^1 + C_2\varepsilon^2 + C_3\varepsilon^3 + C_4\varepsilon^4 + C_5\varepsilon^5 + C_6\varepsilon^6 \quad (11)$$

$$Q = D_0 + D_1\varepsilon^1 + D_2\varepsilon^2 + D_3\varepsilon^3 + D_4\varepsilon^4 + D_5\varepsilon^5 + D_6\varepsilon^6 \quad (12)$$

$$\ln A = E_0 + E_1\varepsilon^1 + E_2\varepsilon^2 + E_3\varepsilon^3 + E_4\varepsilon^4 + E_5\varepsilon^5 + E_6\varepsilon^6 \quad (13)$$

基于合金的真应力-应变曲线(图 2),以真应变 0.05 为间隔,提出曲线中从真应变 0.1 到 0.7 所对应的流变应力值,根据上述公式计算不同真应变下的材料常数  $\alpha$ 、 $n$ 、 $Q$ 、 $\ln A$ 。然后分别将一系列参数与真应变进行多项式拟合,建立材料常数  $\alpha$ 、 $n$ 、 $Q$ 、 $\ln A$  与真应变的函数关系式,如图 6 所示。将带有真应变的材料常数方程耦合到式 (8) 中,可得到铸态 Mg-

Gd-Y-Zn-Zr 合金在变形温度为 350~500 °C、应变速率为 0.001~1 s<sup>-1</sup> 条件下耦合的双曲正弦 Arrhenius 高温本构方程:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln\left\{(Z/A)^{1/n} + [(Z/A)^{2/n} + 1]^{1/2}\right\} \quad (14)$$

式中,

$$\alpha = 0.01045 - 0.00019\varepsilon^1 - 0.09504\varepsilon^2 + 0.55957\varepsilon^3 -$$

$$1.21360\varepsilon^4 + 1.20577\varepsilon^5 - 0.46038\varepsilon^6$$

$$n = 9.54 - 76.31\varepsilon^1 + 492.79\varepsilon^2 - 1709.23\varepsilon^3 +$$

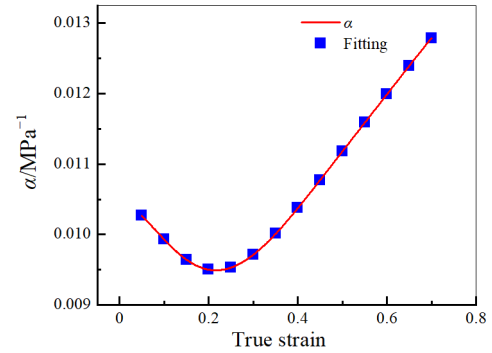
$$3203.91\varepsilon^4 - 3064.58\varepsilon^5 + 1174.99\varepsilon^6$$

$$Q = 290.75 - 1122.90\varepsilon^1 + 8624.04\varepsilon^2 - 32056.52\varepsilon^3 +$$

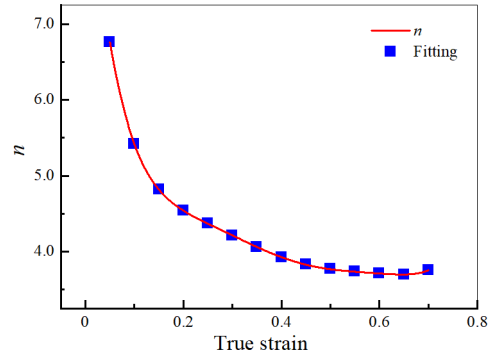
$$61699.47\varepsilon^4 - 59768.40\varepsilon^5 + 23108.98\varepsilon^6$$

$$\ln A = 47.61 - 219.60\varepsilon^1 + 1694.97\varepsilon^2 - 6324.92\varepsilon^3 +$$

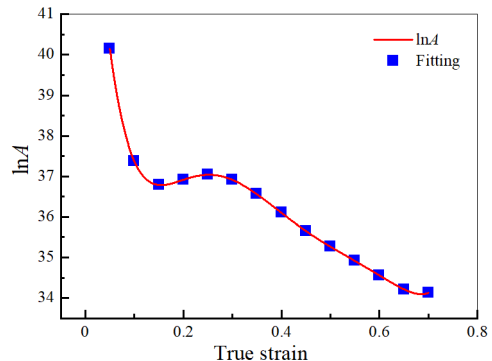
$$12198.76\varepsilon^4 - 11821.33\varepsilon^5 + 4564.73\varepsilon^6$$



a  $\alpha - \varepsilon$



b  $n - \varepsilon$



c  $\ln A - \varepsilon$

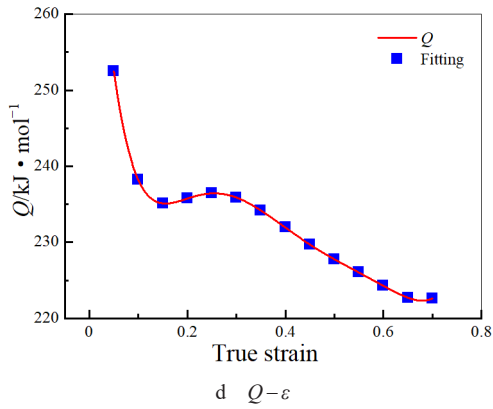


图 6 材料常数与真应变的关系

当变形温度、应变速率已知时，不同真应变下的材料参数  $\alpha$ 、 $n$ 、 $Q$ 、 $\ln A$  可由式 (14) 中材料参数的表达式求出。据此，可以预测出合金在不同的变形温度、应变速率以及真应变下的流变应力值。

为验证 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金的本构方程的精确度，计算不同变形温度和应变速率下的流变应力预测值，并将预测值与实验得出的真应力-应变曲线进行了对比，结果如图 7 所示，图中散点部分代表不同条件下流变应力的预测值。可以看出，本构方程的预测值与实测值的整体一致性较高，这表明所建立的真应变耦合双曲正弦型 Arrhenius 高温本构方程在描述合金的流变行为上具有良好的适用性。

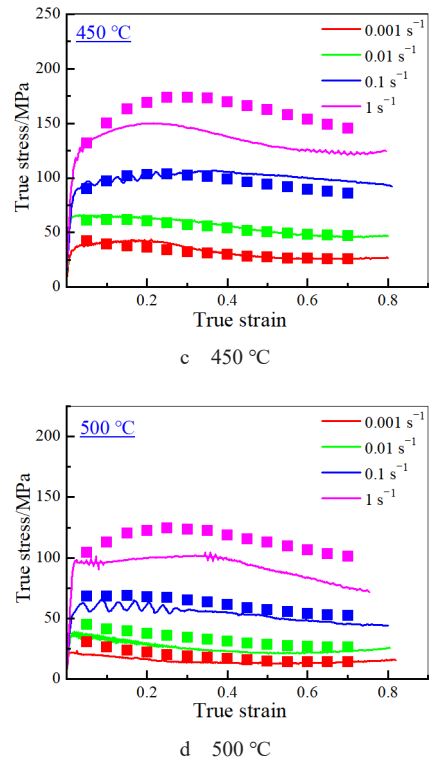
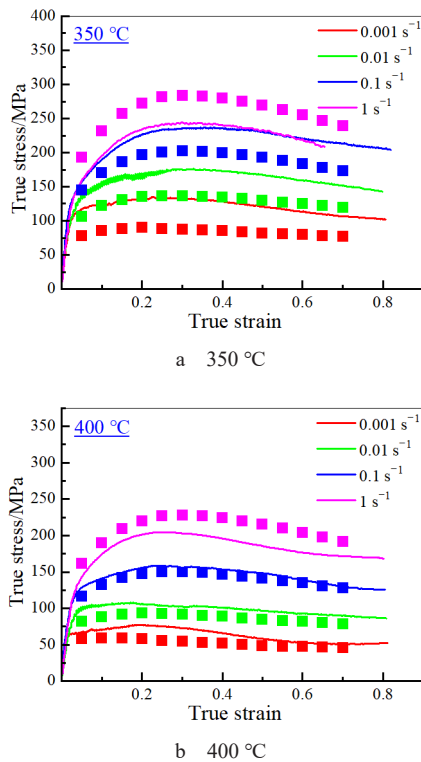


图 7 应变耦合的 Arrhenius 本构方程计算值与实验值比较

### 3.3 热加工图

热加工图基于动态材料模型 (DMM) 而建立，其组成部分为功率耗散图和失稳图的叠加。在动态材料模型中，工件被视为一个耗散单元，总输入能量  $P$  包括耗散量  $G$  和耗散协量  $J$ ，其关系可被表示为<sup>[24]</sup>：

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (15)$$

对于给定的变形温度和应变，流动应力可以表示成：

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (16)$$

其中， $K$  为材料常数， $\sigma$  为流变应力， $\dot{\epsilon}$  为应变速率。 $m$  为材料的应变速率敏感指数，等同于耗散协量  $J$  和耗散量  $G$  的比值，表达式如下：

$$m = dJ/dG = \partial(\ln \sigma) / \partial(\ln \dot{\epsilon}) \quad (17)$$

耗散协量  $J$  可以表示为：

$$J = \sigma \dot{\epsilon} m / (m + 1) \quad (18)$$

对于理想的线性耗散单元  $m = 1$ ，耗散协量  $J$  此时达到最大值： $J_{\max} = \sigma \dot{\epsilon} / 2$ 。非线性耗散单元能量耗散系数可以定义为<sup>[25]</sup>：

$$\eta = J / J_{\max} = 2m / (m + 1) \quad (19)$$

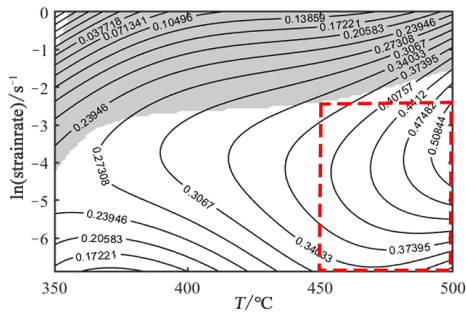
基于不可逆热动力学应用于大塑性变形体，可以

推导出失稳准则如下<sup>[26]</sup>:

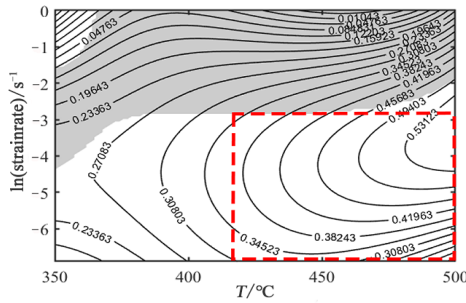
$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \partial \ln(m/(m+1)) / \partial (\ln \dot{\epsilon}) + m < 0 \quad (20)$$

当  $\zeta(\dot{\epsilon})$  小于 0 时, 材料在热加工过程中出现失稳现象, 如开裂、孔洞、绝热剪切带, 一般用阴影表示;  $\zeta(\dot{\epsilon})$  大于 0 的区域代表材料塑性变形过程中的稳态区, 如动态再结晶发生区。

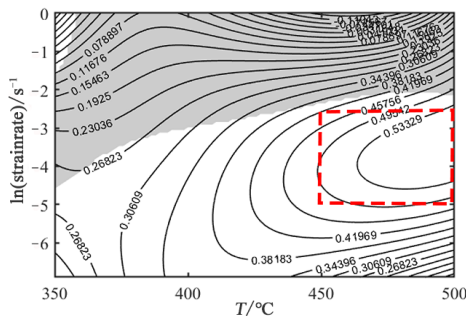
根据式 (19)、(20), 将合金的热变形数据代入, 绘制出了合金在应变分别为 0.3、0.4、0.5 和 0.8 时的热加工图, 如图 8 所示。图中等高线所标注的数值代表功率耗散效率, 阴影区域和白色区域则分别代表合金的失稳区和稳定区。在确定最佳加工窗口时, 需要综合考虑功率耗散效率和流动失稳区的分布。由于镁合金属于低层错能金属, 当  $\eta$  在 0.2~0.3 之间时, 合金主要发生动态回复过程; 而当  $\eta > 0.3$  时, 则更倾向于发生动态再结晶<sup>[27]</sup>。



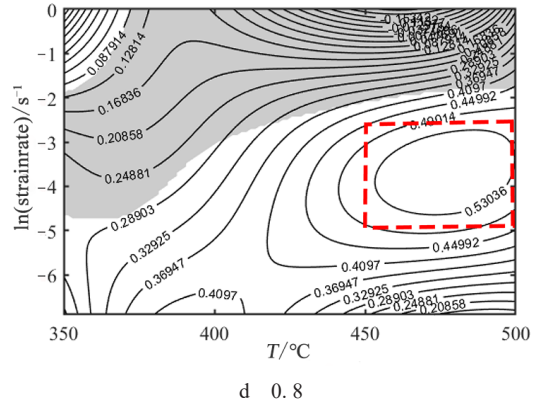
a 0.3



b 0.4



c 0.5



为分析合金在不同变形条件下的第二相演变，对真应变为 0.8 时不同变形条件的试样进行观察，如图 9 所示，其对应变形条件可参考图 10。可以看出，合金组织中分布着大量第二相。王舟<sup>[29]</sup>对铸态 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金中的第二相进行了表征，结果表明合金中灰色第二相为晶间连续分布的块状 LPSO 相，并存在少量沿晶界边缘向晶内生长的平行针状相，其为层片状 LPSO 相。同时，块状 LPSO 上弥散分布着点状的(Mg、Zn)<sub>3</sub>RE 相和 Mg<sub>5</sub>RE 相。根据上述文献可知，本文中灰色块状相即为块状 LPSO 相，其周围平行针状相即为层片状 LPSO 相。在变形温度为 350 °C 下，如图 9a、图 9e、图 9i、图 9m 所示，随着应变速率的进一步增大，LPSO 相发生了明显的扭折变形。扭折是 LPSO 相的主要变形机制，可以在晶体中产生均匀应变和抑制微裂纹的萌生和扩展，从而有效地协调合金变形，增强合金的塑性<sup>[30]</sup>。在低温低应变速率状态下，合金塑性变形的主导机制是位错滑移，由于应变速率较低，晶内不同类型的位错有充足的时间进行对消和重新排列，协调了大部分的压缩应变，故无需再通过 LPSO 相的扭折变形进行协调；随着应变速率增大，由滑移主导的塑性变形机制来不及协调压缩应变，此时 LPSO 相被迫通过扭折变形来协调压缩应变。此外，在应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 时，随着变形温度提高，LPSO 相扭折变形的程度降低，重新呈现出线性分布的趋势，其原因是在高温下动态再结晶带来的软化效果，与热加工图所呈现的结果一致。

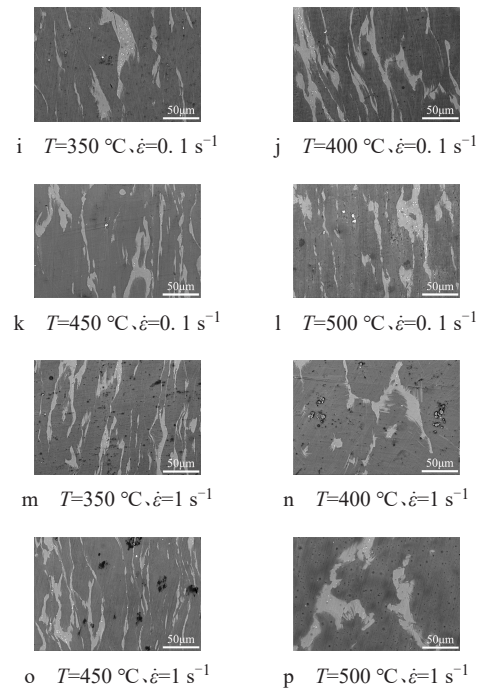
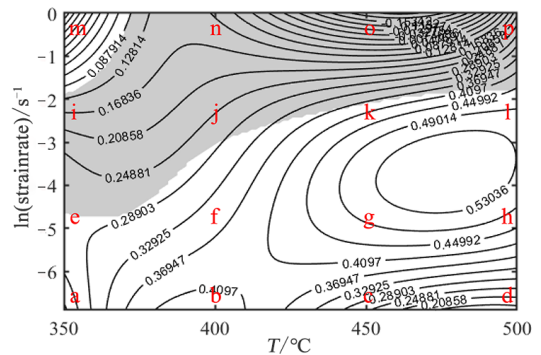


图 9 不同变形条件下的合金的微观组织



## 参考文献

- [1] 张春香, 王利国, 吴立鸿, 等. 主要耐热镁合金系的研究进展[J]. 材料科学与工程学报, 2008(4): 657-660.
- [2] 张新明, 周楠, 李理, 等. Mg-8Gd-3Y-0.6Zr 合金热压缩过程的动态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(12): 2067-2073.
- [3] Deng Daiyi, Cheng Renju, Jiang Bin, et al. The main strengthening phases transformation and their strengthening mechanisms in as-cast Mg-Gd-(Y)-Zn alloys: A review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 968: 171782.
- [4] Zhang Deping, Li Boqiong, Zhang Dongdong, et al. Enhanced heat resistance of a sand-cast Mg-Sm-Zn-Zr alloy due to the co-precipitation of basal and prismatic phases by minor Nd addition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 870: 144849.
- [5] Wei Xiaoxiao, Li Jin, Dong Shuai, et al. Effect of Zn/(Gd+Y) ratio on the microstructure evolution and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy[J]. Materials Characterization, 2020, 169: 110670.
- [6] Xu Chao, Nakata T, Qiao Xiaoguang, et al. Effect of LPSO and SFs on microstructure evolution and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy[J]. Scientific Reports, 2017, 7(1): 40846.
- [7] 计鸿鑫. 电脉冲辅助 Mg-13Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金板材弯曲成形研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2024.
- [8] 李丙. Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金轧制板材力学行为及成形性能[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2022.
- [9] Huang Yingjie, Wan Yingchun, Liu Chuming, et al. Effect of forging temperature on the microstructure, subsequent aging precipitation behavior, and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr-Ag alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 181: 41-57.
- [10] Tong Libo, Chu Jinghui, Sun Wanting, et al. Achieving an Ultra-high strength and moderate ductility in Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy via a decreased-temperature multi-directional forging[J]. Materials Characterization, 2021, 171: 110804.
- [11] Li Jiyu, Dong Shuai, Zhao Chaoyu, et al. Multi-directional forging of large-scale Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr alloy guided by 3D processing maps and finite element analysis[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 120(9): 5985-5996.
- [12] Zhang Qian, Peng Hao, Li Quanan, et al. {10-12} Twinning relationship in Mg-Gd-Y-(Sn)-Zr alloys under uniaxial compression at room temperature[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 835: 142679.
- [13] 毛训聪, 陈乐平, 彭聪. 铸态 Mg-Zn-Zr-Gd 合金的热压缩变形行为[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(12): 19-27.
- [14] 刘崇亮, 权高峰, 周明扬, 等. 铸态 Mg-8Y-6Gd-1Nd-0.17Zn 稀土镁合金高温压缩本构行为及加工图(英文)[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(8): 2591-2598.
- [15] 李慧中, 王海军, 刘楚明, 等. Mg-10Gd-4.8Y-2Zn-0.6Zr 合金本构方程模型及加工图[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(7): 88-93.
- [16] 包成利, 李豪, 胡励, 等. 固溶态 Mg-10Gd-6Y-1.5Zn-0.5Zr 合金热加工图构建及微观组织演变[J]. 金属学报, 2025, 61(4): 632-642.
- [17] 蒋何苗, 李红英, 黄电源, 等. 油气井用 26CrMo7S 钢的热变形应变补偿型本构方程[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2023, 54(10): 3865-3874.
- [18] 杨建雷. 粉末冶金 Ti-22Al-25Nb 合金塑性变形机理及电流辅助变形行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.
- [19] 沈佳宝. Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 稀土镁合金热变形行为研究[D]. 镇江: 江苏科技大学, 2025.
- [20] 牛关梅, 李伟, 吕丹, 等. 7136 铝合金型材挤压过程动态再结晶演变模拟和实验研究[J]. 塑性工程学报, 2021, 28(9): 86-93.
- [21] 邓亦夫. 多向锻造 Mg-Gd-Y-Zr 合金显微组织、力学性能及热变形行为研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2025.
- [22] 褚楚, 徐严谨, 侯红亮, 等. Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金热加工性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(5): 1481-1487.
- [23] 梁海成, 于仁杰, 崔海涛. 挤压态 Mg-Gd-Y 镁合金的热变形行为[J]. 机械工程学报, 2023, 59(22): 332-342.
- [24] Dong Yuanyuan, Zhang Cunsheng, Zhao Guoqun, 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.
- [25] 靳学泽. Mg-Gd-Y 稀土镁合金热塑性加工组织演化及强化机制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2022.
- [26] Prasad Y V R K, Rao K P. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range 300~950 °C [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 391(1): 141-150.
- [27] 刘欢, 王琪, 易丹青, 等. Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金高温变形行为及热加工图[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2013, 44(1): 67-74.
- [28] 葛茂忠, 项建云, 张永康. 激光冲击处理诱导 AZ31B 镁合金表面纳米化[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4): 856-861.
- [29] 王舟. Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金中均匀化调控 LPSO 相及其对热轧板材组织性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2024.
- [30] 郭睿. 基于晶内 LPSO 相调控的稀土镁合金变形及强化机制研究[D]. 太原: 中北大学, 2024.