2021 年 5 月 May 2021

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-39691

细晶高强度 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金热变形 本构方程及组织演变模型



骆俊廷^{1,2},赵静启¹,李 建³,王 强¹,李洪波¹,李英梅²,郗晨阳¹

(1. 燕山大学 机械工程学院 先进锻压成形技术与科学教育部重点实验室,秦皇岛 066004;

2. 燕山大学 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 秦皇岛 066004;

3.秦皇岛燕大现代集成制造技术开发有限公司,秦皇岛 066004)

摘 要:利用 Thermeemastor-Z 热模拟试验机,在变形温度为 350~450 ℃、应变速率为 0.001~1 s⁻¹条件下, 对一种平均晶粒尺寸为 4.1 μm、室温抗拉强度达到 324 MPa 的细晶高强度 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金进行了热压 缩变形试验。利用 Arrenhenius 模型描述该合金的热流变行为,并构建了热变形本构方程。结果表明:基于 试验数据绘制的真应力-应变曲线显示出较为明显的动态再结晶行为特征。通过数据拟合得出再结晶临界应 力约为峰值应力的 0.851,临界应变约为峰值应变的 0.309;建立了动态再结晶临界应变模型和变形温度为 350、400 和 450 ℃,应变速率为 0.01、0.1 和 1 s⁻¹条件下的动态再结晶体积分数预测模型。所建立的方程 和模型可为细晶高强度 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金热变形过程力学行为及组织演变行为的预测提供依据。 关键词:细晶高强度; Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金;热压缩变形;本构方程;动态再结晶模型 文章编号: 1004-0609(2021)-05-1214-13 中图分类号: TG146.2 文献标志码: A

引文格式: 骆俊廷, 赵静启, 李 建, 等. 细晶高强度 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金热变形本构方程及组织演变模型[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(5): 1214-1226. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-39691 LUO Jun-ting, ZHAO Jing-qi, WANG Qiang, et al. Constitutive equation and microstructure evolution model of fine-grained and high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(5): 1214-1226. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-39691

镁合金作为目前最轻的金属结构材料,密度仅 相当于铝的 2/3,钢的 1/4,同时镁合金还具有阻尼 减震性好、比强度和比刚度高、易于机加工成形等 特点,在航空航天及汽车工业领域受到了广泛研究 与关注。但镁合金是密排六方结构,室温下的塑性 较差,而且弹性模量和绝对强度也相对较低,同时 又受到加工技术、抗腐蚀性能以及价格等因素的影 响,因此镁合金的广泛应用受到了极大的限制^[1-3]。

科研工作者通过多种手段对镁合金进行强化 和改进,稀土元素作为重要的合金化元素,能够使 镁合金的晶粒显著细化,提高其塑性加工性能。其 中,Mg-Gd系合金在具有优良耐热性能的同时还具 有极佳的高温力学性能和抗蠕变性能,属于高强重稀土镁合金,而在此基础上通过添加 Y 元素以及 Zn 元素开发成的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金在性能上得 到了进一步提升,是目前为止综合力学性能最优越 的镁合金之一^[4-6]。

镁合金制品的生产通常以热加工形式在再结 晶温度以上进行^[7],该过程存在温度、应变速率、 变形量等因素的综合影响,且涉及到再结晶过程, 较为复杂,因此镁合金的热变形行为得到了科研工 作者的广泛研究与关注。WATANABE 等^[8]通过热 压缩试验研究了 AZ31 和 AZ91 镁合金在 1×10⁻³~ 1×10³ s⁻¹应变速率范围内的高温变形行为,发现应

基金项目:河北省自然科学基金资助项目(E2019203005)

收稿日期: 2020-05-15; 修订日期: 2021-04-01

通信作者: 骆俊廷, 教授, 博士; 电话: 0335-8074723; E-mail: luojunting@ ysu.edu.cn

变速率低于 0.1 s⁻¹ 时,主要变形机制是攀爬控制的 位错蠕变,而高应变速率下(0.1~1×10³ s⁻¹)的变形 是以包括位错滑移及孪生在内的常规塑性流动形 式进行。KUMAR 等^[9]的研究表明,在 AZ91 合金 (Mg-9Al-1Zn,质量分数,%)的高温挤压和扭转过 程中,动态再结晶的发生使得材料微观组织显著细 化,并且发现完全再结晶行为与材料在峰值应力后 发生软化所产生的应力平台存在关联。LIU 等^[10]基 于 AZ31B 镁合金的 Gleeble-1500 热模拟试验,提 出了一种表征该镁合金动态再结晶行为流变应力 的新模型。CHEN 等^[11]研究了初始晶粒尺寸较大的 AZ31B 镁合金的动态再结晶行为,发现合金在热变 形过程中发生了动态再结晶,平均晶粒尺寸显著降 低,强烈的细晶强化作用导致流动应力增加,从而 进一步影响到了动态再结晶体积分数模型的构建。 AHN 等^[12]进行了 Mg-8Al-0.5Zn 合金的变温单轴热 压缩试验,基于镁合金在高温成形过程中的热力流 动曲线构建了相关材料模型,进而有效地在有限元 分析过程中考虑了流动曲线的软化行为。

对于镁合金来说,初始晶粒尺寸越细小,则合 金组织中的晶界越多,越有利于动态再结晶的形 核,所对应的动态再结晶临界应变以及峰值应变也 越低,即材料越容易发生动态再结晶;同时,根据 相关研究,细晶镁合金再结晶后所获得的晶粒组织 也会更加细小,这将直接带来产品力学性能的提 升^[13-14]。因此,加强细晶镁合金热变形工艺的研究 具有十分重要的意义。但由于目前该方向的研究还 比较少,对于细晶且高强度的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金 的热变形本构方程及组织演变模型的相关研究还 未见报道,这就限制了细晶高强度 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的加工成形技术的广泛开展。本文基于细晶高 强度 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的热压缩试验构建了其流 变应力本构方程及组织演变模型,为该合金的热加 工变形提供理论依据。

1 实验

本实验选用的是一种 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金,其 主要化学成分如表1所示。该合金在实验前经过预 挤压及固溶处理,不同温度下的力学性能列于表2。 由表2可知,该合金室温抗拉强度较高,达到 324 MPa,屈服强度约为193 MPa;即使温度升高 到 250 ℃时,其抗拉强度依然可以达到 258 MPa 左 右。实验材料的光学显微组织如图 1 所示。由图 1 可知,晶粒基本上呈等轴状,平均尺寸约为 4.1 μm, 该合金为典型的细晶高强度镁合金。从原材料上切 割出 *d* 8 mm×12 mm 的圆柱形热压缩试样,采用 Thermecmastor-Z 热模拟试验机进行热压缩试验。

表1 实验材料的化学成分

Table 1Chemical composition of experimental material(mass fraction, %)

Y	Zr	Gd	Zn	Cu	Ni	Fe	Mg
3.85	0.49	8.59	1.14	0.001	0.0001	0.003	Bal.

表2 实验材料的力学性能

Fable 2	Mec	hanical	propert	ies of	experimental	material
---------	-----	---------	---------	--------	--------------	----------

Temperature/ °C	Tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa
25	324	193
250	258.77	171
300	158	124
350	62.85	51
400	25.66	25



图1 实验材料的光学显微组织

Fig. 1 Optical microstructures of experimental material: (a) Low magnification; (b) High magnification

对于具有密排六方结构的镁合金,只有当加工温度 达到 225 ℃以上时才会使得非基面滑移开动,这时 合金的塑性变形能力较高,但变形温度过高又会导 致合金组织产生氧化腐蚀以及晶粒长大^[15]。因此, 最终选定的热压缩变形温度为 350、400 和 450 ℃, 选定的4种应变速率分别为0.001、0.01、0.1 和1 s⁻¹, 选定的压缩率为 50%。变形结束后从试验机中取得 热压缩试验数据。

2 结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

图 2 所示为在不同变形条件下对试样进行热压 缩变形所获得的真应力-真应变曲线。由图 2 可以 发现,这些曲线呈现出大致相同的变化趋势:在变 形的初始阶段,应力急剧上升,随后略有放缓并达 到一个最高点,即峰值应力点,而之后则出现了明 显的应力下降的阶段;随着应变量的继续增大,流 变应力的下降趋势逐渐放缓,最终趋于一个稳定 值,即稳态应力。热压缩曲线的这种状态表现出了 较为明显的动态再结晶行为特征,这种曲线变化趋 势是在加工硬化作用以及动态再结晶软化作用的 共同影响之下产生的:在变形初始阶段,材料的内 部位错受到外部应力的作用,发生合并及重组,位 错密度随着应变量的增加而增大,导致位错运动阻 力随之增大而产生加工硬化,在加工硬化的影响下 流变应力迅速增大;而随着应变的继续增加,变形 储能的积聚促使再结晶发生,加工硬化作用以及再 结晶带来的软化作用共同影响变形,流变应力增大 的趋势开始放缓并逐渐达到峰值应力点;再结晶行 为的不断进行使得软化作用不断增强,并且开始在 变形过程中占主导地位,流变应力在到达峰值后即 开始缓慢下降;在变形后期,动态再结晶导致的晶 粒细化又使得加工硬化作用略有增强,随着应变量 的增加,最终硬化作用和软化作用达到平衡,流变 应力趋于一个稳定值。

通过对图 2 的进一步分析可以发现,实验材料 对变形温度和应变速率较为敏感。当变形温度恒定 时,随着应变速率从 0.001 s⁻¹增加到 1 s⁻¹,相应的 流变应力、峰值应力以及进入稳态时的应变也随之 升高;应变速率的增大使得位错运动加快,运动阻 力增大,软化作用相对较低,同时由于应变速率较



Fig. 2 True stress-strain curve of hot compression specimen under different deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

高,会导致发生相同应变的时间相应地减少,这些 因素的共同作用导致了这一趋势的产生。当应变速 率一定时,变形温度的升高促使材料内部原子的动 能增大,提高位错以及空位的活动性,减小运动阻 力;温度的升高又提高了再结晶的驱动力,继而使 得软化作用增强,因此可以看到,相应的流变应力、 峰值应力以及进入稳态时的应变随着温度的升高 而降低^[16-17]。

2.2 本构方程的构建

流变应力本构方程的构建是实现对实际生产 过程的有限元模拟的必要条件之一。在热压缩变形 过程中,镁合金的高温流变应力 σ 受到变形温度 *T* 和应变速率 *ċ* 的共同影响,因此需要建立能够准确 表达三者关系的模型。目前,构建材料本构方程的 模型主要包括 Arrenhenius 模型、Johnson-Cook(J-C) 模型、Zerilli-Armstrong(Z-A)模型以及 ANN 模型。 其中,Z-A 模型主要适用于 FCC 及 BCC 结构的金 属材料; ANN 模型的构建过程较为复杂,通用性不 佳;J-C 模型属于高应变、高温及高应变速率类型 的本构模型,三者皆不适用于本文所述镁合金本构 方程的构建,本文选取适用范围较广的 Arrenhenius 模型^[18]。

Arrenhenius 模型表达为幂函数、指数函数和双曲正弦函数 3 种不同的形式,分别为^[19]:

低应力水平($\partial\sigma$ < 0.8),

 $\dot{\varepsilon} = A_{\rm l} \sigma^{n_{\rm l}} \exp[-Q/(RT)] \tag{1}$

高应力水平(∂σ>1.2),

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

所有应力水平下

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

式中: A_1 、 A_2 、A、 α 、 β 、 n_1 和n均是与变形温度 无关的材料常数; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; R 是摩尔气体常 数, R=8.314 J/(mol·K); Q为变形激活能(kJ/mol); T为变形温度(K); σ 为流变应力(MPa)。以上未知 量主要通过基于试验所得应力应变数值的各类线 性拟合来确定。其中, α 、n和 β 存在如下关系:

$$\alpha = \beta / n_1 \tag{4}$$

对式(1)和式(2)两边取对数,结果如下:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 - Q/(RT) + n_1 \ln \sigma \tag{5}$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 - Q/(RT) + \beta\sigma \tag{6}$$

取得不同热压缩条件下的峰值应力值 σ_p ,将这些峰值应力值代入到式(5)和式(6)中,分别以 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 为坐标轴作散点图并进行一元线性拟合,结果如图 3 所示。



图 3 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma_p \mathcal{D} \ln \dot{\varepsilon} - \sigma_p$ 拟合曲线 Fig. 3 Fitting curves of $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma_p$ (a) and $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma_p$ (b)

线性拟合的结果显示,图 3(a)中各温度下实验 数据拟合的决定系数均大于 0.86,图 3(b)中各温度 下实验数据拟合的决定系数均大于 0.89,线性关系 较好。根据式(5)和式(6)可知, $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p \pi \ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 的关系拟合曲线的斜率分别对应常数 $n_1 \pi \beta$ 。取图 3(a)中每条曲线的斜率平均值得 n_1 =4.64308,取图 3(b)中每条曲线的斜率平均值得 β =0.05172,则 $\alpha = \beta/n_1 = 0.01114$ 。

对式(3)两边取对数,结果如下式所示: $\ln \dot{\varepsilon} = \ln A - Q/(RT) + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

(7)

将不同热压缩条件下的峰值应力值及所求得 的 α 值代入上式,以 ln $\dot{\varepsilon}$ – ln[sinh($\alpha\sigma$)]为坐标轴作 散点图并进行一元线性拟合,结果如图4所示。



Fig. 4 Fit curve of $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha \sigma)]$

根据线性拟合的结果,图4中各温度下实验数 据拟合的决定系数均大于 0.88, 线性关系较好, 同 时说明了本实验所用镁合金在热压缩时应力与应 变速率的关系满足这种双曲正弦的形式。根据式(7) 可知, $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 的关系拟合曲线的斜率即 为常数 n, 故取图 4 中各条拟合曲线的斜率平均值 得 n=3.1732。同时又可以看到, ln A-Q/(RT) 对应 图 4 中各条关系拟合曲线的截距。

对式(7)求偏微分,得到变形激活能的表达式, 如下所示:

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

(8)

由于所进行的热压缩试验属于恒定应变速率 变形,所以假定在一定温度范围内激活能 Q 保持不 变。将相关参数代入到 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 中,以 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$ 为坐标轴作图,并进行线性拟合, 得到如图 5 所示的曲线。图中各应变速率实验数据 拟合的决定系数均大于 0.93, 说明 T⁻¹ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性关系较好,取得图中各条拟合曲 线的斜率,其平均值为 6.17315,设为 s。将相关参 数代入到式(8)中, 求得热变形激活能 Q=162.860 kJ/mol, 然后取得图 4 中各条拟合曲线 的截距,将求得的 Q 及其他相关参数代入到 $\ln A - Q/(RT)$ 中,求解出各条曲线所对应的 $\ln A$ 并 取平均值,最后得到 A=4.5234×10¹⁰。



将求得的A、 α 、n和Q等常数代入到式(3)中, 得到适用于本实验所用高强 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金在 不同应力状态下进行热变形的流变应力本构方程:

$$\dot{\varepsilon} = 4.5234 \times 10^{10} [\sinh(0.01114\sigma)]^{3.1732} \cdot \exp[-162860/(RT)]$$
(9)

在镁合金热变形过程中,变形温度和应变速率 对塑性变形的影响通常通过引入 Zener-Hollomon 参数(即温度补偿应变速率因子 Z)来表示:

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp[Q/(RT)] \tag{10}$$

通过 Z 参数的引入,可以将式(3)转换为

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \{ (Z/A)^{1/n} + [(Z/A)^{2/n} + 1]^{1/2} \}$$
(11)

由此可以得到流变应力本构方程的另一种表 达形式:

$$\sigma = 89.77 \ln \{ (2.21 \times 10^{-11} \cdot Z)^{0.315} + [(2.21 \times 10^{-11} \cdot Z)^{0.63} + 1]^{1/2} \}$$
(12)

图6所示为不同试验条件下的实验值与计算值 的对比图。在低应变速率下,本文所建立的流变应 力本构方程的计算结果与实验结果基本吻合,相对 误差保持在15%以内;但高应变速率下的吻合性略 差,其中应变速率为0.1 s⁻¹时计算值偏低,而应变 速率为1时计算值偏高,但除了变形温度为400和



图 6 不同变形条件下方程计算结果与实验结果的比较

Fig. 6 Comparison between calculation results of equation and experimental results under different deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

450 ℃,应变速率为1s⁻¹时的误差分别达到18%和 16%外,其他条件下的误差仍然保持在15%以下。 而随着温度和应变速率的变化,计算值的变化趋势 和实验值的变化趋势基本相符,整体来看该本构方 程的精度较好,可以作为实际生产过程的参考。

2.3 组织演变模型

通过分析热压缩试验所得的真应力-真应变曲 线,可以发现本实验所用的镁合金在热变形过程中 产生了明显的动态再结晶行为。借助试验数据建立 该合金在热变形过程中的动态再结晶演变模型是 实现对实际生产过程的有限元模拟的必要条件。

2.3.1 动态再结晶临界应变模型

如上所述,金属在热变形过程中,只有当应变 量积累到一定程度才能产生动态再结晶,通常将材 料开始发生再结晶时所对应的应变设定为临界应 变 ε_p 。临界应变模型是动态再结晶模型的重要组成 部分。SELLARS 等^[20]提出了求取材料临界条件的 经验公式: $\varepsilon_c = K\varepsilon_p$ 。其中, ε_c 为临界应变, ε_p 为 峰值应变, K为一常数,通常取值范围为 0.6~0.85。 通过该经验公式可以便捷地求出材料动态再结晶 的临界应变,但是求取的精度容易受到 K 取值大小 的影响,因此,本文采用加工硬化率方法来确定动 态再结晶的临界条件。根据 POLIAK 等^[21]的研究, 加工硬化速率($\theta = d\sigma/d\varepsilon$)反映流变应力的变化速 率与应力之间的关系,可以通过建立加工硬化速率 θ 与流变应力 σ 之间的关系曲线来表示材料热变形 过程中的微观组织演变,并进一步分析得出材料组 织演变的一系列参数。本文根据热压缩试验数据, 建立了不同条件下的加工硬化率与真应力的关系 曲线,图 7 展示了其中变形温度为 450 ℃、应变速 率为 0.01 s⁻¹时的加工硬化率曲线,认为 d θ /d σ = 0 时,即图 7 曲线中的拐点位置为该镁合金材料发生 动态再结晶的临界应力点 σ_e 。该点在真应力-真应 变曲线中所对应的应变即为临界应变 ε_e ,同时如图 7 所示,临界应力点切线与 θ =0的交点为假定的动 态回复稳态应力 σ_{sat} ;当曲线与 θ =0相交时(即如前 文所述加工硬化作用与再结晶软化作用达到平衡) 又可以分别得到该材料的峰值应力点 σ_p 和稳态应 力 σ_s 。



图 7 变形温度 450 ℃应变速率为 0.01 s⁻¹ 条件下的加工 硬化率与真应力关系曲线

Fig. 7 Relationship curve between work hardening rate and true stress at deformation temperature of 450 °C and strain rate of 0.01 s⁻¹

通过以上方式求出不同变形条件下的临界应 力 σ_c 和临界应变 ε_c ,并进行如图 8 所示的线性拟 合。根据拟合的结果,临界应力 σ_c 和峰值应力 σ_p 的 关系可以表示为 $\sigma_c=0.851\sigma_p$,临界应变与峰值应 变的关系可以表示为 $\varepsilon_c=0.309\varepsilon_p$ 。由于临界应力 σ_c 是通过分析硬化率曲线间接得出,而峰值应力 σ_p 可 由实验结果直接获得,相对来说更为准确,同时为 了建模方便,所以在之后的模型构造中采用关系式 $\sigma_c=0.851\sigma_p$ 求得的临界应力值进行。

采用 Sellers 模型建立该镁合金材料的峰值应 变模型, 求解公式表示为

$$\varepsilon_{\rm p} = a_1 Z^{m_1} \tag{13}$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_1}{RT}\right) \tag{14}$$



图 8 $\sigma_{c} - \sigma_{p} \mathcal{D} \varepsilon_{c} - \varepsilon_{p}$ 拟合曲线 **Fig. 8** Fitting curves of $\sigma_{c} - \sigma_{p}$ (a) and $\varepsilon_{c} - \varepsilon_{p}$ (b)

联立式(13)和式(14)可得: $\varepsilon_{p} = a_{1} \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{1}}{RT}\right) \right]^{m_{1}} = a_{1} \dot{\varepsilon}^{m_{1}} \left[\exp\left(\frac{Q_{1}}{RT}\right) \right]^{m_{1}}$ (15)

式中: $a_1 \ m_1$ 为材料自身参数; ε_p 为峰值应变; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; Z为热力学参数; Q_1 对应动态再结晶的热激活能。

对式(15)两边取对数,得到:

$$\ln\varepsilon_{\rm p} = \ln a_{\rm l} + m_{\rm l} \ln\dot{\varepsilon} + \frac{m_{\rm l} Q_{\rm l}}{RT} \cdot \frac{1}{T}$$
(16)

从真应力-真应变曲线可看出,在 350、400 和 450 ℃ 3 个温度条件下以及 0.01、0.1 和 1 s⁻¹ 3 个应 变速率条件所对应曲线的动态再结晶行为特征更 加明显,本文选取这些条件下的数据进行模型的构 建。将各变形条件下的峰值应变 ε_p 代入到式(16)中, 分别以 ln ε_p - ln $\dot{\varepsilon}$ 和 ln ε_p - T^{-1} 为横纵坐标建立散点 图,并对其进行线性拟合,如图9所示。



图 9 $\ln \varepsilon_p - \ln \dot{\varepsilon} \partial \Omega \ln \varepsilon_p - T^{-1}$ 拟合曲线 Fig. 9 Fittings curves of $\ln \varepsilon_p - \ln \dot{\varepsilon}$ (a) and $\ln \varepsilon_p - T^{-1}$ (b)

其中, $\ln \varepsilon_p - \ln \dot{\varepsilon}$ 曲线拟合后的曲线斜率平均值 为 0.31124, 由式(16)可知该值对应 m_1 ; $\ln \varepsilon_p - T^{-1}$ 曲 线拟合后的曲线斜率平均值为 4.515, 该值对应着 $\frac{m_1 Q_1}{1000 RT}$, 则求得 Q_1 的值为 120.609 kJ/mol。

将求得的热激活能 Q_1 值以及不同的变形条件 参数 $T \, \pi \dot{\epsilon}$ 代入到式(14)中,求出不同条件下的 Z值,根据式(13)建立关于 $\varepsilon_p - Z^{m_1}$ 的散点图,并对其 进行线性拟合,结果如图 10 所示。

根据拟合的结果,曲线的斜率为 0.000125,该 值即对应式(13)中的参数 *a*₁。

综上所述,本实验所用镁合金材料的峰值应变 模型可表示为

 $\varepsilon_{\rm p} = 0.000125 Z^{0.31124} \tag{17}$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{120609}{RT}\right) \tag{18}$$



图 10 $\varepsilon_p - Z^{m_1}$ 拟合曲线 Fig. 10 Fitting curve of $\varepsilon_p - Z^{m_1}$

$$\varepsilon_{\rm p} = 0.000125 \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{120609}{RT}\right) \right]^{0.31124}$$
(19)

为了验证式(19)所得峰值应变模型的准确性, 绘制了图 11 所示的峰值应变实验值与预测值对比 图。由图 11 可以看到,决定系数为 0.91,说明在 所选定的试验条件下,该模型能够较好地预测实验 所用镁合金材料的峰值应变。







上文已经求得临界应变与峰值应变的关系为 ε_c=0.309ε_p,故本实验所用镁合金材料的动态再结晶 临界应变模型如下:

$$\varepsilon_{\rm c} = 0.000038625 \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{120609}{RT}\right) \right]^{0.31124}$$
 (20)

2.3.2 动态再结晶体积分数模型

动态再结晶体积分数 X_{DRX} 表示合金材料在一定的热变形条件下所产生的动态再结晶的程度,建 立关于这一体积分数的数学模型对于材料加工的 有限元模拟具有重要意义,该模型也是材料热变形 组织演变模型的主要内容。

需要强调的是,常见的确定合金热变形过程动态再结晶体积分数的方法包括能量法、金相法和应力-应变曲线法,前两者操作较为困难,且存在主观误差影响,因此,本文所采用的方法为应力-应变曲线法:通过建立动态回复和动态再结晶的联立曲线,以数学模型求解合金在热压缩变形中动态再结晶的体积分数。同样,由于在350、400和450℃3个温度以及0.01、0.1和1s⁻¹3个应变速率条件下热压缩曲线的动态再结晶特征更为明显,本文基于这些条件下的数据进行再结晶模型的构建。

合金材料在热变形过程中会产生加工硬化现 象,而动态再结晶进行的程度直接反映着软化作用 的效果,从之前对于热压缩真应力-应变曲线的分 析可以得知,本实验所用镁合金材料在热压缩变形 过程中发生了明显的动态再结晶行为。镁合金层错 能较低,在热变形过程中以动态再结晶为主,虽然 未通过实验直接获得动态回复曲线,但可以借助相 关数学模型构建出只进行了动态回复的真应力-应 变曲线,该曲线可以表示假设未发生再结晶区域的 加工硬化行为^[22]。构建动态回复曲线所借助的数学 模型如下:

$$\sigma = [\sigma_{\text{sat}}^2 - (\sigma_{\text{sat}}^2 - \sigma_0^2) \exp(-r\varepsilon)]^{\frac{1}{2}}$$
(21)

式中: σ_{sat} 为动态回复曲线的稳态应力。通过所构 建的加工硬化率曲线得出; σ_0 为材料的屈服应力, 也称初始应力,一般取发生 0.2 塑性变形时的应力 作为初始应力;参数 r 反映了给定温度和应变速率 下的动态回复速率:对加工硬化率曲线上临界应力 以前的部分求导,可以得到斜率值 m,之后按照关 系式 m = -0.5r得出 r 值。

将相关值代入到式(21)中,构建出各变形条件 下的动态回复曲线,将其与再结晶曲线联立于相同 坐标系中,图 12 展示了其中变形温度为 450 ℃、 应变速率为 0.01 s⁻¹ 条件下的联立曲线,两条曲线 之间自临界应力点开始产生的应力差异即表示再 结晶的净软化作用。 通过式(22)求解出本实验所用镁合金材料在不同热压缩变形条件下的动态再结晶体积分数:

$$X_{\rm DRX} = \frac{\sigma_{\rm recov} - \sigma_{\rm DRX}}{\sigma_{\rm sat} - \sigma_{\rm s}}$$
(22)

式中: X_{DRX} 为动态再结晶体积分数; σ_{recov} 为临界 应力点之后的动态回复流变应力; σ_{DRX} 为临界应力 点之后的动态再结晶流变应力; σ_{sat} 为动态回复稳 态应力; σ_s 为动态再结晶稳态应力。



图 12 变形温度 450 ℃、应变速率 0.01 s⁻¹条件下的动态 回复和动态再结晶联立曲线

Fig. 12 Simultaneous curves of dynamic recovery and dynamic recrystallization at deformation temperature of 450 °C and strain rate of 0.01 s⁻¹

动态再结晶体积分数预测模型的构建基于 Avrami动态再结晶理论进行,所采用的数学模型如 式(23)所示:

$$\begin{cases} X_{\text{DRX}} = 0 \quad (0 \le \varepsilon \le \varepsilon_{\text{c}}) \\ X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left[-\beta_{\text{d}} \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{\text{c}}}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{k_{\text{d}}}\right] \quad (\varepsilon \ge \varepsilon_{\text{c}}) \end{cases}$$
(23)
$$\varepsilon_{0.5} = a_2 \dot{\varepsilon}^{m_2} \exp[Q_2 / (RT)]$$

式中: β_d 、 k_d 、 a_2 、 m_2 为材料常数; $\varepsilon_{0.5}$ 是发生 50% 动态再结晶时的应变,通过模型(22)获得; Q_2 为发 生 50%动态再结晶时的热力学激活能。

对上述模型中 $\varepsilon_{0.5}$ 的表达式两边取对数,得到 $\ln \varepsilon_{0.5} = \ln a_2 + m_2 \ln \dot{\varepsilon} + Q_2 / (RT)$ (24)

将各变形条件下的 $\varepsilon_{0.5}$ 及其他相关参数代入式 (24),分别以 $\ln \varepsilon_{0.5} - \ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\ln \varepsilon_{0.5} - T^{-1}$ 为横纵坐标绘 制散点图并进行线性拟合,结果如图 13 所示。

其中,图 13(a)中拟合曲线的斜率平均值为



图 13 $\ln \varepsilon_{0.5} - \ln \dot{\varepsilon}$ 及 $\ln \varepsilon_{0.5} - T^{-1}$ 拟合曲线 Fig. 13 Fitting curves of $\ln \varepsilon_{0.5} - \ln \dot{\varepsilon}$ (a) and $\ln \varepsilon_{0.5} - T^{-1}$ (b)

0.15422,该值对应为 m₂;图 13(b)中拟合曲线的斜率平均值对应着 Q₂/1000R,则求得 Q₂=12.144 kJ/mol。将求得的 m₂和 Q₂值代入到式(24)中,即可求得 a₂=0.0332。至此,可以获得本实验所用镁合金 材料 50%动态再结晶应变的完整预测模型,如式(25) 所示:

$$\varepsilon_{0.5} = 0.0332 \dot{\varepsilon}^{0.15422} \exp[12144/(RT)]$$
 (25)

同样,对式(23)中的第二个式子两边取对数处 理,得到式(26):

$$\ln[-\ln(1-\ln X_{\rm DRX})] = \ln\beta_{\rm d} + k_{\rm d} \ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{\rm c}}{\varepsilon_{0.5}}\right)$$
(26)

之前已经利用式(22)求出了各变形条件下的 X_{DRX}试验值,按照不同变形温度,将这些试验值及 其他相关参数代入式(26),以ln[-ln(1-X_{DRX})]- ln[(ε-ε_c)/ε_{0.5}]为坐标轴建立散点图,并对其进行 线性拟合,图 14 所示为 450 ℃下的拟合结果。





根据式(26), 拟合曲线的斜率即对应为 k_d , 截 距对应为 $\ln \beta_d$ 。取得各个变形条件下回归曲线的斜 率及截距,取平均值,得到参数 k_d =1.305417778, β_d =1.011746229,将这两个参数代入到式(23)中,得 到:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left[-1.011746229 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{1.305417778}\right]$$
$$(\varepsilon \ge \varepsilon_c) \tag{27}$$

为了验证所得动态再结晶体积分数预测公式 的准确性,在同一坐标系下建立了本实验镁合金材 料动态再结晶体积分数模型预测值与实验值的对 比图。图 15 所示为应变速率 0.01 s⁻¹下不同变形温 度的对比结果。可以看到,预测值与实验值的吻合 性较好。

综上所述,得到适用于本文所用的细晶高强度 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金在变形温度为 350、400 和 450℃以及应变速率为 0.01、0.1 和 1 s⁻¹条件下的 动态再结晶体积分数预测模型,表述为

$$\begin{cases} X_{\text{DRX}} = 0 \quad (0 \le \varepsilon \le \varepsilon_{\text{c}}) \\ X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left[-1.011746229\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{\text{c}}}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{1.305417778}\right] \\ (\varepsilon \ge \varepsilon_{\text{c}}) \\ \varepsilon_{0.5} = 0.0332\dot{\varepsilon}^{0.15422} \exp[12144/(RT)] \end{cases}$$



图 15 动态再结晶体积分数预测值与试验值对比图

Fig. 15 Comparison between predicted values of dynamic recrystallization volume fraction and experiment values: (a) 350 °C, 0.01 s⁻¹; (b) 400 °C, 0.01 s⁻¹; (c) 450 °C, 0.01 s⁻¹

3 结论

1) Mg-8.59Gd-3.85Y-1.14Zn-0.49Zr 细晶高强度 稀土镁合金在热压缩变形过程中对变形温度和应 变速率较为敏感,流变应力随变形温度的升高而降 低,随应变速率的增大而升高;变形过程中加工硬 化与动态软化协同作用,热压缩曲线表现出明显的 动态再结晶特征。

2) 通过线性拟合的方法得出该高强度稀土镁 合金热压缩变形时的一系列材料常数,进而获得其 在不同应力状态下进行热变形的流变应力本构方 程。

3)本文研究的细晶高强度镁合金的动态再结晶临界应力大约为峰值应力的 0.851,临界应变大约为峰值应变的 0.309,建立了动态再结晶临界应变模型。基于利用应力-应变曲线法求得的动态再结晶体积分数,构建出了本文所研究的镁合金在变形温度为 350、400 和 450 ℃以及应变速率为 0.01、0.1和1 s⁻¹条件下的动态再结晶体积分数预测模型。

REFERENCES

- 刘婷婷,潘复生. 镁合金"固溶强化增塑"理论的发展和应用[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2050-2063.
 LIU Ting-ting, PAN Fu-sheng. Development and application of "solid solution strengthening and ductilizing" for magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2050-2063.
- [2] 李彦生, 渠 成, 王金辉, 等. 多道次温轧对 AZ31 镁合金
 组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(1):
 60-68.

LI Yan-sheng, QU Cheng, WANG Jin-hui, et al. Effect of multi-pass warm rolling process on microstructure and properties of AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(1): 60–68.

- [3] PAN F S, YANG M B, CHEN X H. A review on casting magnesium alloys: modification of commercial alloys and development of new alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016(12): 3–13.
- [4] ZHOU X J, LIU C M, GAO Y H, et al. Evolution of LPSO phases and their effect on dynamic recrystallization in a Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48(6): 1–13.
- [5] 朱嘉楠,李志清,陈洪美,等. Mg-Gd-Y-Zn-Zr稀土镁合金的组织性能[J]. 特种铸造及有色合金,2018,38(5): 571-574.

ZHU Jia-nan, LI Zhi-qing, CHEN Hong-mei, et al. Microstructure and properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr rare earth magnesium alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2018, 38(5): 571-574.

- [6] XIAO J X, CHEN Z Y, SHAO J B, et al. Evolution of long-period stacking ordered phases and their effect on recrystallization in extruded Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy during annealing[J]. Materials Characterization, 2020, 167: 110515.
- [7] ION S E, HUMPHREYS F J, WHITE S H. Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(10): 1909–1919.
- [8] WATANABE H, ISHIKAWA K, Mukai T. High strain rate deformation behavior of Mg-Al-Zn alloys at elevated temperatures[J]. Key Engineering Materials, 2007, 340/341: 107–112.
- [9] KUMAR N V R, BLANDIN J J, DESRAYAUD C, et al. Grain refinement in AZ91 magnesium alloy during thermomechanical processing[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 359: 150–157.
- [10] LIU J, CUI Z S, LI C X. Modelling of flow stress characterizing dynamic recrystallization for magnesium alloy AZ31B[J]. Computational Materials Science, 2008, 41(3): 375–382.
- [11] CHEN M S, YUAN W Q, LI H B, et al. New insights on the relationship between flow stress softening and dynamic recrystallization behavior of magnesium alloy AZ31B[J]. Materials Characterization, 2019, 147: 173–183.
- [12] AHN K, LEE H J, YOON J H. Material model for dynamic recrystallization of Mg-8Al-0.5Zn alloy under uni-axial compressive deformation with variation of forming temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651: 1010–1017.
- [13] BARNETT M R, ATWELL D, BEER A G. Effect of grain size on the deformation and dynamic recrystallization of Mg-3Al-1Zn[J]. Materials Science Forum, 2004, 467/470: 435–440.
- [14] SUN Y, LI W, SHI X, et al. A uniformly fine-grained Mg-Y-Nd-Zr magnesium alloy with simultaneously

optimized strength and ductility processed by forging and ECAP[J]. Materials Research Express, 2020, 7(11): 116520.

[15] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 120-123.

CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 120–123.

- [16] 刘二亮,邢宏伟,王明明,等. Inconel625 高温合金 J-C本 构建模[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(4): 732-741.
 LIU Er-liang, XING Hong-wei, WANG Ming-ming, et al. J-C constitutive modeling of high temperature alloys Inconel625[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(4): 732-741.
- [17] 尹振入,卢立伟,刘晓烨,等. 预孪晶 AQ80 镁合金热压 缩本构方程及热加工图[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(8): 1523-1531.
 YIN Zhen-ru, LU Li-wei, LIU Xiao-ye, et al. Constitutive equation and processing map of hot deformation for pre-twin
- Nonferrous Metals, 2018, 28(8): 1523–1531.
 [18] MIRZA F A, CHEN D L, LI D J, et al. A modified Johnson-Cook constitutive relationship for a rare-earth containing magnesium alloy[J]. Journal of Rare Earths, 2013, 31(12): 1202–1207.

AQ80 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of

- [19] SHI H, MCLAREN A J, SELLARS C M, et al. Constitutive equations for high temperature flow stress of aluminium alloys[J]. Materials Science & Technology, 1997, 13(3): 210–216.
- [20] SELLARS C M, WHITEMAN J A. Recrystallization and grain growth in hot rolling[J]. Metal Science, 1979, 13(3/4): 187–194.
- [21] JONAS J J, POLIAK E I. The critical strain for dynamic recrystallization in rolling mills[J]. Materials Science Forum, 2003, 426/432(1): 57–66.
- [22] JONAS J J, QUELENNEC X, JIANG L, et al. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization[J]. Acta Materialia, 2009, 57(9): 2748–2756.

Constitutive equation and microstructure evolution model of fine-grained and high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy during hot deformation

LUO Jun-ting^{1, 2}, ZHAO Jing-qi¹, LI Jian³, WANG Qiang¹, LI Hong-bo¹, LI Ying-mei², XI Chen-yang¹

(1. Key Laboratory of Advanced Forging & Stamping Technology and Science, Education Ministry, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China;

2. State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology,

Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China;

3. Qinhuangdao Yanda Contemporary Integrated Manufacturing Technology Development Co., Ltd.,

Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: Under the conditions of a deformation temperature range from 350 °C to 450 °C and a strain rate range from 0.001 s⁻¹ to 1 s⁻¹, the Thermocomstor-Z thermal simulation testing machine was used to conduct a hot compression deformation test on a fine-grained and high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy, with average grain size of 4.1 µm and room temperature tensile strength of 324 MPa. Based on the test data, the true stress-strain curve which shows obvious characteristics of dynamic recrystallization behavior was established. The results show that, based on the test data, the true stress-strain curve which shows obvious characteristics of dynamic recrystallization behavior is drawn. Through data fitting, it is concluded that the critical stress of recrystallization critical strain model and a dynamic recrystallization volume fraction prediction model are established. The applicable conditions of the volume fraction prediction model are deformation temperature of 350 °C, 400 °C and 450 °C, and strain rate of 0.01 s⁻¹, 0.1 s⁻¹ and 1 s⁻¹. The established equations and models can provide a basis for predicting the mechanical behavior and microstructure evolution behavior of the fine-grained and high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy during hot deformation.

Key words: fine-grained and high-strength; Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy; hot compression deformation; constitutive equation; dynamic recrystallization model

Corresponding author: LUO Jun-ting; Tel: +86-335-8074723; E-mail: luojunting@ ysu.edu.cn

(编辑 龙怀中)

Foundation item: Project(E2019203005) supported by the Natural Science Foundation of Hebei Province, China Received date: 2020-05-15; Accepted date: 2021-04-01