

Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 镁合金热变形行为及动态再结晶模型

沈佳宝, 臧千昊, 陈子涵, 朱治愿
(江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003)

摘要: 为了研究 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 合金的热变形行为及其动态再结晶相关模型, 通过 Gleeble-3500 热模拟试验机在 350~500 °C、0.001~1 s⁻¹ 变形条件下对合金进行热压缩试验, 并借助金相显微镜和透射电子显微镜研究其动态再结晶行为。基于真应力-真应变曲线, 构建了动态再结晶临界应变模型与动力学模型。结果表明: Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 合金的动态再结晶行为受变形温度和应变速率的共同影响, 随着变形温度升高和应变速率降低, 合金的动态再结晶更加充分。合金在变形后, 组织呈现典型的双峰结构。块状长周期堆叠有序 (LPSO) 相可通过粒子激发形核 (PSN) 机制促进再结晶形核, 而片层状 LPSO 相则发生了扭折现象。结合变形后的显微组织分析结果, 证明所建立的动态再结晶模型与试验结果高度一致, 表明该模型可有效预测合金的动态再结晶情况。

关键词: Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 镁合金; 热变形行为; 动态再结晶模型; LPSO 相

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)06-1543-07

1 引言

作为最轻的结构材料, 镁合金具有突出的优点, 包括高比强度和比刚度, 良好的生物相容性和易回收性^[1-5]。然而, 传统镁合金的强度不足限制了其推广应用。为了拓宽镁合金的应用领域, 发展高强度镁合金已成为必然趋势^[6-7]。

大量研究表明, 添加 RE (稀土) 元素 (Gd、Y 和 Nd) 将增加镁合金在室温和高温下的强度及抗蠕变性, 从而拓宽镁合金的应用领域^[8-10]。Mg-RE-Zn 合金中可以生成一种长周期堆叠有序 (long-period stacking ordered, LPSO) 相, LPSO 相可有效阻碍位错运动和抑制晶粒生长, 从而显著提高镁合金的强度^[11-13]。同时 LPSO 相通过其特有的扭折变形方式, 协调了合金变形, 合金具有良好的可加工性, 使得高强度可变形的镁合金的研制更加可行^[14-16]。

由于镁合金在常温下可以开动的滑移系较少, 通常进行热变形以减少变形抗力^[17]。热变形过程中, 合金一方面产生加工硬化同时还发生着回复、动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX) 等组织演变, 其中 DRX 起关键作用^[18]。LPSO 相对 DRX 的影响与其形貌相关, 块状 LPSO 相可以通过粒子激发形核 (PSN) 机制促进 DRX, 使合金组织均匀; 片层状 LPSO 相可以阻碍 DRX

晶粒长大并在变形中通过扭折变形减轻合金的应力集中。依据合金在热模拟试验获得的数据建立出其相关的动态再结晶模型, 能够预测 DRX 体积分数和 DRX 晶粒尺寸^[19-20]。因此, 充分研究 DRX 动力学对于预测微观结构演变和优化热加工参数至关重要。当前, 针对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系镁合金的动态再结晶模型的研究较少, 因此有必要深入研究 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系镁合金的动态再结晶模型。在本研究中, 对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金进行了热压缩试验, 并基于真应力-真应变曲线, 建立了动态再结晶相关模型, 并分析了变形参数对组织演变的影响。

2 实验

试验合金为 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr (wt%) 合金。试验原材料选用纯镁 (>99.95%)、纯锌 (>99.95%) 以及 Mg-30Y、Mg-30Zr 和 Mg-30Gd 中间合金。采用 SG2-3-12 型井式电阻炉进行熔炼, 利用铸造合金加工出 $\Phi 10$ mm × 15 mm 的热压缩试样。在变形前, 试样在 460 °C 固溶 2 h, 以减轻铸态缺陷对变形过程的影响。热压缩试验采用 Gleeble-3500 型热模拟试验机, 真应变为 0.7, 变形温度为 350~500 °C, 应变速率为 0.001~1 s⁻¹。压缩完毕后将试样立即取出进行水冷处理, 以保留变形组织。将变形后的试样沿轴线切开, 对切开面进行打磨、抛光, 采用 5 g 苦味

收稿日期: 2024-06-17

基金项目: 江苏省高校自然科学基金面上项目 (22KJB0003); 广东省基础与应用基础研究基金 (2020A1515110394)

作者简介: 沈佳宝, 男, 2000 年生, 硕士生, 江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003, 电话: 0511-84401184, E-mail: jbs991213@stu.just.edu.cn

酸+5 mL 乙酸+100 mL 乙醇+10 mL 蒸馏水配制的腐蚀剂进行金相腐蚀。采用 Axio Observer.3m 倒置金相显微镜对制备好的金相试样进行组织观察。采用 JEOL JEM-2100HR 透射电子显微镜进行微观组织观察。

3 结果与讨论

3.1 初始微观组织

图 1 为铸态合金和固溶态合金的金相组织。如图 1a 所示,铸态合金的晶界处分布着共晶化合物和块状 LPSO 相,其晶粒平均直径为 $(68\pm 0.5)\ \mu\text{m}$ 。固溶处理后,如图 1b 所示,合金的组织与铸态基本相同,但在其晶界附近形成了大量短且精细的片层状相,这些片层相是由铸态中偏聚的 RE、Zn 原子扩散形成,它们在同一晶粒内部的析出方向相同^[21]。固溶态合金的平均晶粒尺寸为 $(70\pm 0.6)\ \mu\text{m}$,与铸态合金相比未见明显长大。

3.2 真应力-真应变曲线

图 2 展示了 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 镁合金在不同变形温度和应变速率下的真应力-真应变曲线。在热变形过程中,流变应力随着温度的升高而降低,随应变速率增大而升高,这说明合金的热变形行为对变形温度和应变速率非常敏感。合金在变形初期存在明显的加工硬化阶段,合金受到的应力随着应变的增加而迅速增加。当达到应力峰值后,此时动态回复与动态再结晶等软化作用开始大于加工硬化效果,合金的流变应力开始下降,出现软化现象,最终合金的加工硬化与软化达到平衡,曲线

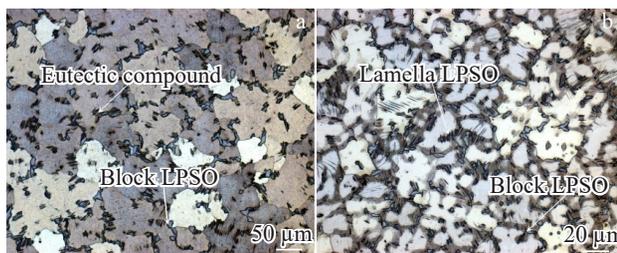


图 1 铸态和固溶态合金的金相照片

Fig.1 Optical micrographs of as-cast (a) and solution-treated (b) alloy

呈现接近水平,曲线整体具有明显的动态再结晶特点。

3.3 动态再结晶临界方程

根据 Sellars 模型建立的峰值应变 (ε_p) 方程为^[22]:

$$\varepsilon_p = Ad_0^m \dot{\varepsilon}^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

其中: Q 为热变形激活能; R 为气体常数; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; T 为变形温度; d_0 为初始晶粒尺寸; A 、 m 和 n 均为材料相关常数。

由于热模拟试验中初始晶粒尺寸 d_0 为定值,故可以忽略 d_0 对求解过程的影响。进而可以将式(1)简化为:

$$\varepsilon_p = A\dot{\varepsilon}^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式(2)等式两边同时取自然对数得:

$$\ln\varepsilon_p = \ln A + n\ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} \quad (3)$$

绘制 $\ln\varepsilon_p - 1000T^{-1}$ 的散点图,如图 3a 所示。应变速

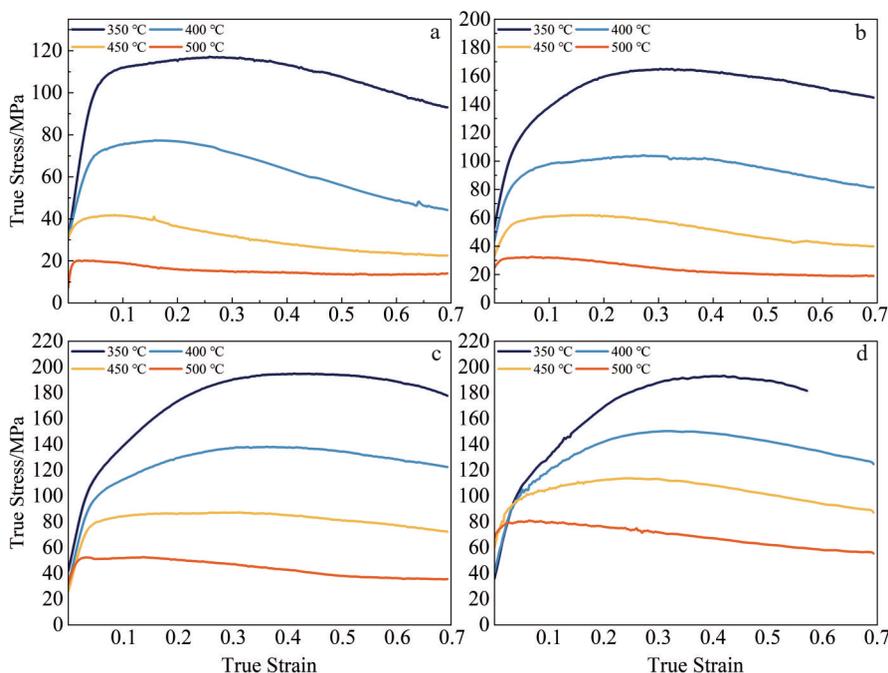


图 2 不同变形条件下 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 合金真应力-真应变曲线

Fig.2 True Stress-strain curves of Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr alloy under different deformation conditions: (a) $0.001\ \text{s}^{-1}$, (b) $0.01\ \text{s}^{-1}$, (c) $0.1\ \text{s}^{-1}$, and (d) $1\ \text{s}^{-1}$

率为定值时,通过对 $\ln \varepsilon_p - 1000T^{-1}$ 线性拟合,再取斜率的平均值可以得到 Q/R ,进而得到 $Q=47.990 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 。绘制 $\ln \varepsilon_p - \ln \dot{\varepsilon}$ 的散点图,如图 3b 所示。温度为定值时,通过对 $\ln \varepsilon_p - \ln \dot{\varepsilon}$ 线性拟合,再取斜率的平均值可以得到 n 为 0.127。拟合直线的截距为 $\ln A + Q/R$,将温度与 Q 值代入可以求出 A 值。将每条直线求得的 A 值取平均值,得 A 为 0.000071。

将所求参数 Q 、 n 和 A 代入式(2)中,可以得到 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 镁合金的峰值应变关于应变速率和变形温度的方程模型,如式(4)所示:

$$\varepsilon_p = 0.000071 \dot{\varepsilon}^{0.127} \exp\left(\frac{47990}{RT}\right) \quad (4)$$

材料的动态再结晶(DRX)在热加工中发挥了关键作用,当位错累计到一定密度时,会发生动态再结晶现象,此时的应变对应为 ε_c (临界应变)。建立动态再结晶动力学模型的关键是确定 ε_c 和 ε_p 之间的线性关系。这些值可以通过加工硬化率曲线和真应力应变曲线获得,加工硬化率(θ)可以通过 $\sigma - \varepsilon$ 曲线求得,其表达式如式(5)所示:

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (5)$$

研究表明, $\theta - \sigma$ 曲线拐点对应的应变为 ε_c , ε_p 为第一次等于 0 时对应的应变值。图 4 为不同温度与应变速率下的 $\theta - \sigma$ 曲线。从 $\theta - \sigma$ 曲线中无法直接获得临界应变的具体数值。为了更容易地观察临界应变的变化趋势,通常将加工硬化率取对数,并绘制出 $\ln \theta - \varepsilon$ 的曲线,如图 5a 所示。通过对 $\ln \theta - \varepsilon$ 的曲线进行多项式拟合,然后对拟合函数进行微分处理,得到 $\partial \ln \theta / \partial \varepsilon - \varepsilon$ 曲线,如图 5b 所示。在图 5b 中,找到峰值所对应的横坐标,该横坐标即为临界应变 ε_c 的值。

将所有变形条件下的临界应变 ε_c 与峰值应变 ε_p 的数据进行 $\varepsilon_c - \varepsilon_p$ 散点图绘制,如图 6 所示。通过对散点图进行线性拟合,可以得到 ε_c 与 ε_p 的关系式:

$$\varepsilon_c = 0.389 \varepsilon_p \quad (6)$$

3.4 动态再结晶动力学模型

依据修正后的 Avrami 方程^[23],可以得到 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 合金的动态再结晶体积分数模型,如式(7):

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left[-k \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right)^n\right] \quad (7)$$

其中: X_{DRX} 表示动态再结晶体积分数; ε_c 和 ε_p 分别代表临界应变与峰值应变;而 k 、 n 是材料常数。动态再结晶体积分数 X_{DRX} ,可以通过式(8)求出^[24]:

$$X_{\text{DRX}} = \frac{\sigma_p - \sigma}{\sigma_p - \sigma_{ss}} \quad (8)$$

其中: σ 为真应力; σ_p 和 σ_{ss} 分别为峰值应力与应力-应变曲线末端达到水平时所对应的稳态应力。使用式(8)计算得到的 X_{DRX} 值代入式(7),并取对数得到式(9)。

$$\ln[-\ln(1 - X_{\text{DRX}})] = \ln k + n \ln\left[\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right] \quad (9)$$

从式(9)中得到的关系可以用来确定 $\ln[-\ln(1 - X_{\text{DRX}})] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 之间的线性方程,通过线性拟合得到图 7。

所得线性方程的斜率即为 n ,截距为 $\ln k$ 。得到 $n=1.842$, $k=1.365$,所以动态再结晶动力学模型如式(10)所示:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left[-1.365 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right)^{1.842}\right] \quad (10)$$

根据式(10)绘制出 $X_{\text{DRX}} - \varepsilon$ 之间的关系曲线,结果展示在图 8 中。

根据图 8,当合金达到一定的变形量时才会产生再结晶。在相同的温度条件下,动态再结晶临界应变随着应变速率减小而减小;而在相同的应变速率条件下,动态再结晶临界应变随着温度升高而减小。这说明在高温且低应变速率下,Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 合金更易发生再结晶。在变形温度为 350 和 400 °C 时,合金再结晶不充分。在 400 °C - 0.001 s⁻¹ 变形条件下,合金再结晶体积分数为 21.6%;而在

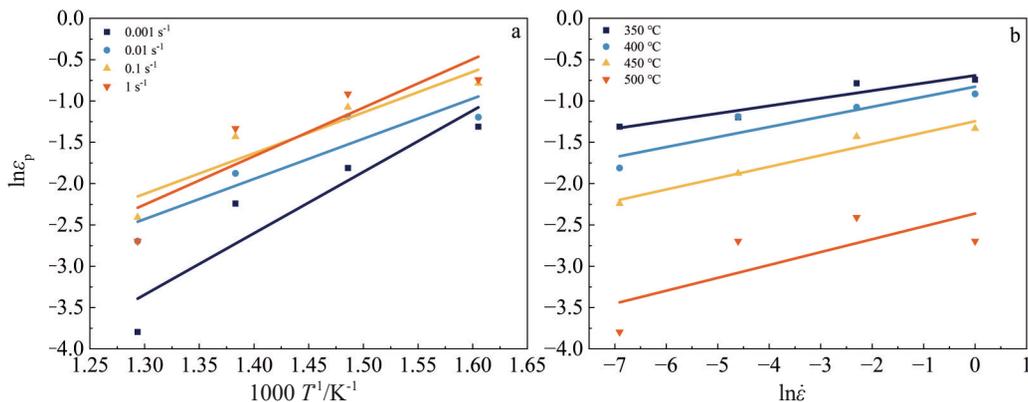


图 3 $\ln \varepsilon_p - 1000T^{-1}$ 与 $\ln \varepsilon_p - \ln \dot{\varepsilon}$ 曲线
Fig.3 Curves of $\ln \varepsilon_p - 1000T^{-1}$ (a) and $\ln \varepsilon_p - \ln \dot{\varepsilon}$ (b)

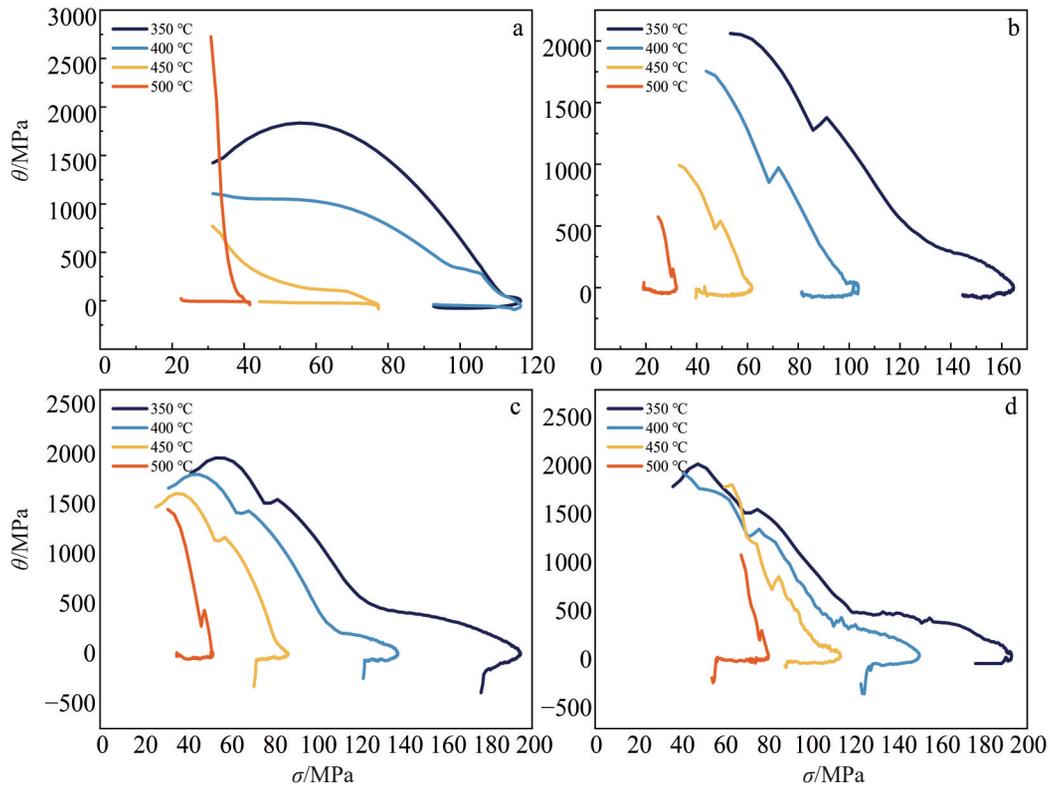


图4 不同变形参数下的加工硬化率曲线

Fig.4 Work hardening rate curves under different deformation parameters: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 0.1 s⁻¹, and (d) 1 s⁻¹

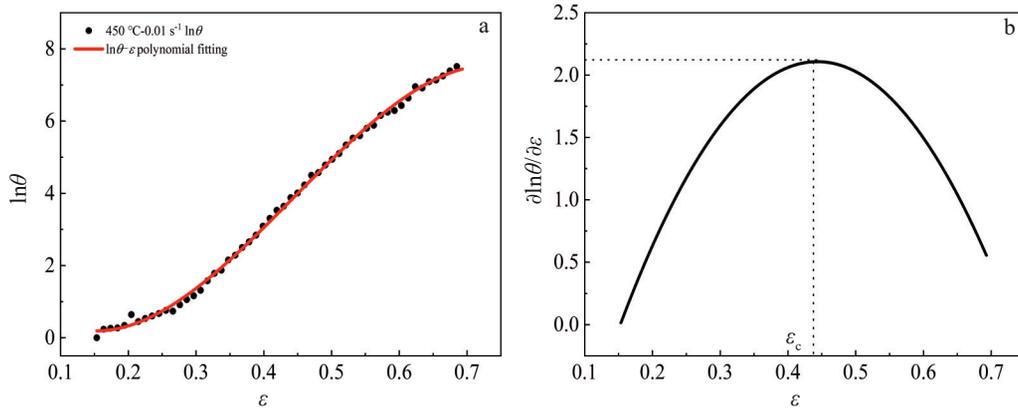


图5 $\ln\theta - \epsilon$ 与 $\partial\ln\theta/\partial\epsilon - \epsilon$ 曲线

Fig.5 Curves of $\ln\theta - \epsilon$ (450 °C-0.01 s⁻¹) (a) and $\partial\ln\theta/\partial\epsilon - \epsilon$ (b)

450 °C时0.001、0.01、0.1和1 s⁻¹变形条件下,合金再结晶体积分数分别为100%、83.7%、70.7%、65.3%;在500 °C下,合金的再结晶体积分数均达到100%,说明500 °C下合金可以充分再结晶。根据 $X_{DRX} - \epsilon$ 之间的关系曲线,将不同变形参数下的再结晶体积分数进行统计并作图,得到真应变为0.7时,不同变形温度与应变速率下的动态再结晶体积分数分布图(如图9所示)。

从图9中可以清晰地观察到,再结晶体积分数受到

温度与应变速率的共同影响,在低应变速率和高变形温度的条件下再结晶进行更加充分。

3.5 组织演变

为了分析变形组织并验证所建立动态再结晶模型的可靠性,选取了以下4种典型的变形组织,如图10。从下列4种变形条件下的金相组织中,可以观察到DRX主要发生在初始晶界与块状LPSO相附近,除了在500 °C-0.1 s⁻¹变形条件下的金相组织中(图10d)只观察到DRX

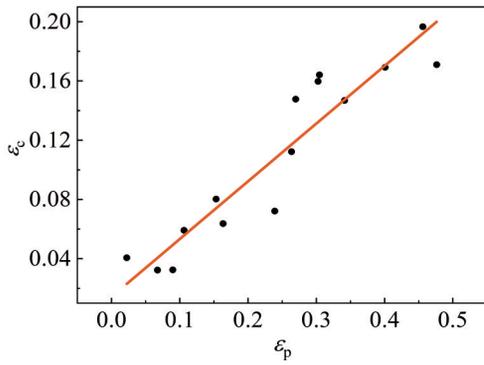


图6 ϵ_c - ϵ_p 关系曲线
Fig.6 ϵ_c - ϵ_p curve

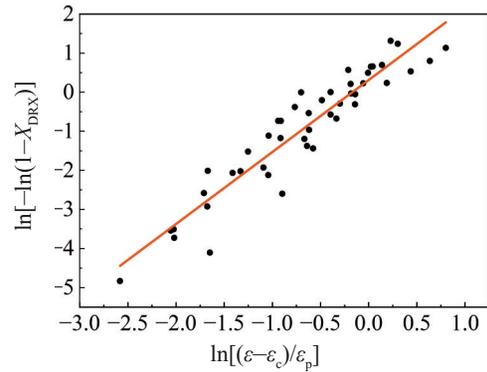


图7 $\ln[-\ln(1-X_{DRX})]$ - $\ln[(\epsilon-\epsilon_c)/\epsilon_p]$ 关系曲线
Fig.7 $\ln[-\ln(1-X_{DRX})]$ - $\ln[(\epsilon-\epsilon_c)/\epsilon_p]$ curve

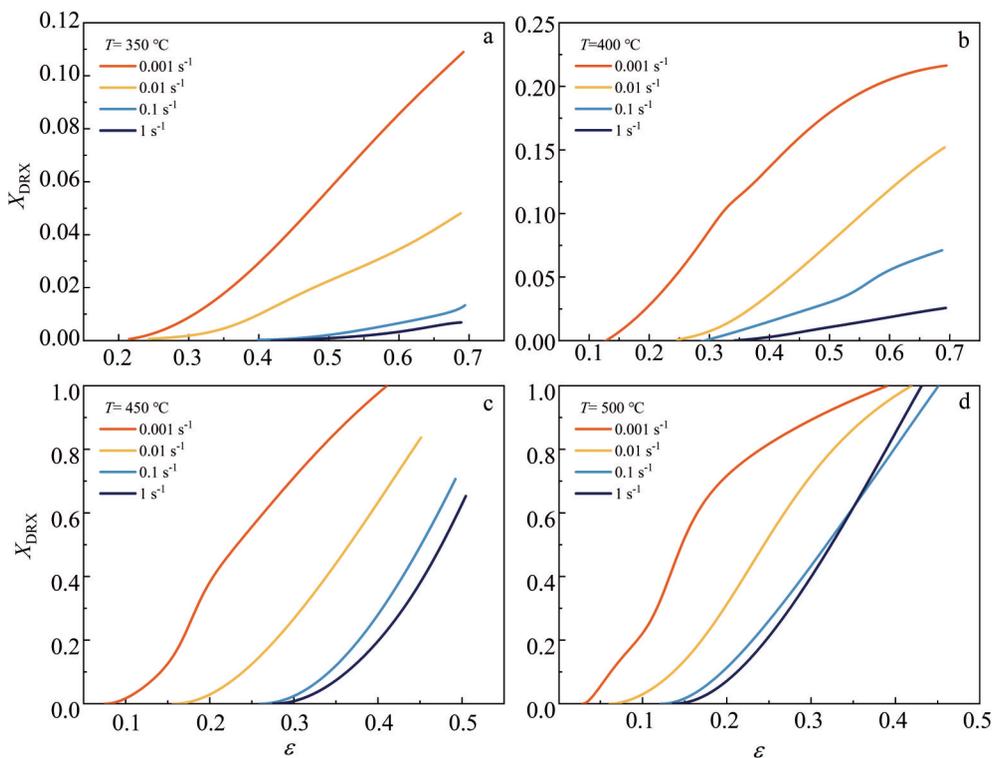


图8 X_{DRX} - ϵ 关系曲线
Fig.8 X_{DRX} - ϵ relationship curves

晶粒以外,其余变形温度低于 500 °C 的微观结构中均出现了典型的双峰晶粒结构,即粗大的变形晶粒和大量细小的 DRX 晶粒。经过压缩变形后,破碎的 LPSO 相沿着晶界分散分布,并沿着垂直于压缩的方向被拉长,LPSO 相易于在剪切应力作用下断裂或扭折。图 10a 的扭折程度明显高于其他变形情况,这是因为在低温变形时,基底滑移难以激活而扭折变形作为塑性变形的的主要方式。此外,破碎的 LPSO 相为 DRX 提供了形核质点,且动态析出相易于在破碎的 LPSO 相附近析出,这些第二相颗粒阻碍位错滑移,从而晶粒长大受到抑制,有效地细化了晶粒。结合图 9 所得的不同变形参数下的 DRX 体积分数

统计图和图 10 试验测得的动态再结晶体积分数,发现模型预测与试验结果基本吻合,证明了所建立的动态再结晶动力学模型有较高精度。

图 11 展示了在不同变形条件下, Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 合金的 TEM 照片。图 11a~11b 为 350 °C-0.1 s⁻¹ 变形条件下的 TEM 图像。在图 11a 中,大量位错堆积在片层状 LPSO 相之间,说明片层状 LPSO 相可以有效阻碍位错运动;在图 11b 中,片层状 LPSO 相发生了扭折现象,片层状 LPSO 相通过扭折可以协调合金的变形。图 11c~11d 为 450 °C-0.1 s⁻¹ 变形条件下的 TEM 图像。从图 11c 中可以观察到,合金中的片层状 LPSO 相也发生了扭折现象,

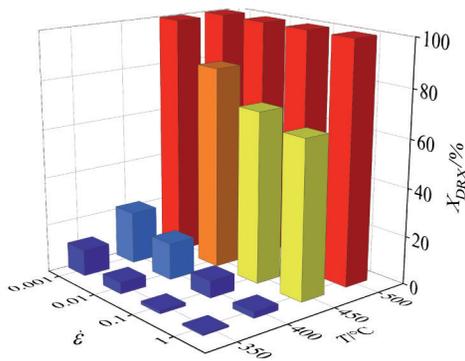


图9 不同变形参数下的 X_{DRX} 统计图

Fig.9 Statistical results of X_{DRX} under different deformation parameters

但扭折带附近的位错堆积处有 DRX 晶核产生。值得注意的是,此时片层相较于 350 °C-0.1 s⁻¹ 变形条件下更加稀疏,说明 DRX 形核与长大能否进一步发生,还要取决于片层状 LPSO 相之间的片层间距。因为片层状 LPSO 相间距过小时,此时 DRX 形核与长大缺乏足够的空间^[25]。而更高的温度变形,有利于片层相的溶解,为 DRX 形核与长大提供更充足的空间。从图 11d 观察到,在块状 LPSO 相周围存在许多 DRX 晶粒。有研究表明,尺寸大于 1 μm 的块状 LPSO 相可以通过 PSN 机制促进动态再结晶的发生^[26]。这是由于位错聚集在块状 LPSO 相与 Mg 基体的界面处,因此亚晶粒在块状 LPSO 相附近形成并逐渐演变成 DRX 晶粒。综上,在 350 °C-0.1 s⁻¹ 变形条件下,未发现明显的 DRX 晶粒;而在 450 °C-0.1 s⁻¹ 变形条件下,在块状 LPSO 相与片层状 LPSO 相周

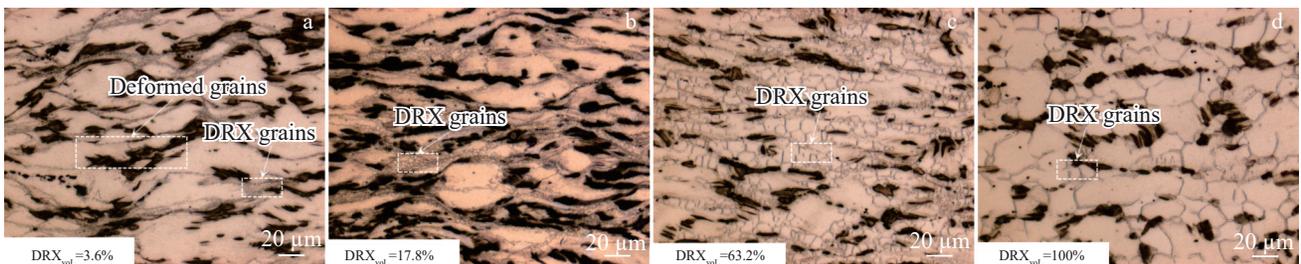


图 10 不同变形条件下的合金金相照片

Fig.10 OM images of alloy under different deformation conditions: (a) 350 °C-0.1 s⁻¹, (b) 400 °C-0.1 s⁻¹, (c) 450 °C-0.1 s⁻¹, and (d) 500 °C-0.1 s⁻¹

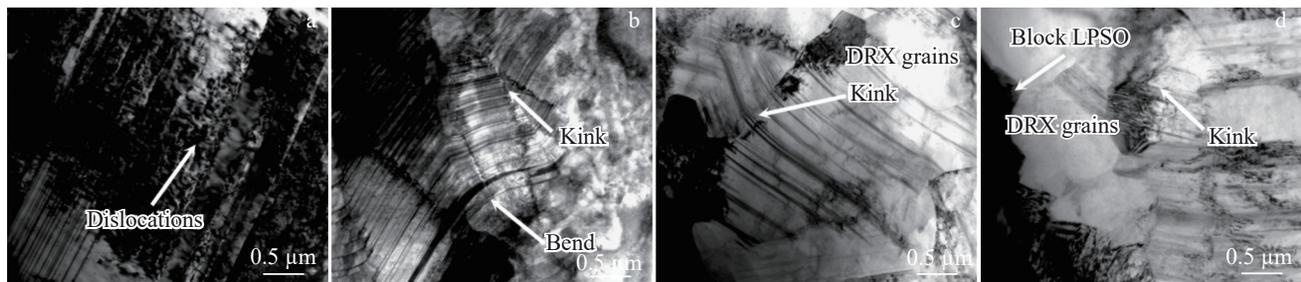


图 11 不同变形条件下的合金 TEM 照片

Fig.11 TEM images of alloy under different deformation conditions: (a-b) 350 °C-0.1 s⁻¹ and (c-d) 450 °C-0.1 s⁻¹

围均发现了 DRX 晶粒,说明变形温度提高有效促进 DRX 发生。

4 结论

1) Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 镁合金在热变形过程中对于温度与应变速率敏感,其真应力-应变曲线具有典型的动态再结晶特征,合金的流变应力先上升后下降最后逐渐趋于稳定。

2) 基于 Sellars 模型,通过求偏导的方法建立了 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 镁合金的临界应变方程,其模型为:

$$\begin{cases} \varepsilon_p = 0.000071\varepsilon^{0.127} \exp\left(\frac{47990}{RT}\right) \\ \varepsilon_c = 0.389\varepsilon_p \end{cases}$$

3) 根据修正的 Avrami 方程构建了 Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 合金的动态再结晶动力学模型,结合变形组织验证了其可靠性。

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-1.365\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right)^{1.842}\right]$$

4) Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr 镁合金的热压缩变形组织呈现典型的双峰结构。变形温度升高,显著促进 DRX 发生,DRX 晶粒主要位于初始晶界和块状 LPSO 相附近,

其中块状 LPSO 相通过 PSN 机制促进再结晶形核。同时,片层状 LPSO 相发生扭折变形,扭折带顶端存在位错堆积,这为 DRX 晶粒的形核提供了有利位置。

参考文献 References

- [1] Wang Sishu, Zang Qianhao, Chen Hongmei *et al. Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2023, 30(8): 1633
- [2] Zhang Yuan, Liu Wei, Liu Yun *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(9): 3065
- [3] Shi Fengjian, Piao Nanying, Wang Hao *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 25: 799
- [4] Gong Yuan, He Junguang, Wen Jiuba *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(2): 508
- [5] Guo Yuhang, He Xuancheng, Dai Yibo *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 860: 144329
- [6] You Sihang, Huang Yuanding, Kainer K U *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5(3): 239
- [7] Jin Siyuan, Liu Hongyu, Wu Ruizhi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 788: 139611
- [8] Zhang Jinghuai, Liu Shujuan, Wu Ruizhi *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6(3): 277
- [9] Jung I H, Sanjari M, Kim J *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 102: 1
- [10] Kawamura Y, Hayashi K, Inoue A *et al. Materials Transactions*[J], 2001, 42(7): 1172
- [11] Ding Ning, Du Wenbo, Zhu Xunming *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 864: 144590
- [12] Hagihara K, Kinoshita A, Sugino Y *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(19): 6282
- [13] Li Kai, Chen Zhiyong, Chen Tao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 894
- [14] Wu Jing, Ikeda K I, Shi Q *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 148: 233
- [15] Li Juncai, He Zongling, Fu Penghuai *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 745
- [16] Pan Fusheng(潘复生), Jiang Bin(蒋斌). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2021, 57(11): 1362
- [17] Sakai T, Jonas J J. *Acta Metallurgica*[J], 1984, 32(2): 189
- [18] Hadadzadeh A, Mokdad F, Wells M A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 720: 180
- [19] Liu Yingying(刘莹莹), Li Jiayi(李嘉懿), Guo Wenhui(郭文虎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(11): 4137
- [20] Cai Jun, Chen Lin, Han Peng *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 21: 1724
- [21] Nie J F, Zhu Y M, Morton A J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(8): 3338
- [22] Sellars C M, Whiteman J A. *Metal Science*[J], 1979, 13(3-4): 187
- [23] Quan Guozheng, Zhang Kaikai, An Chao *et al. Computational Materials Science*[J], 2018, 149: 73
- [24] Xu Yan, Hu Lianxi, Sun Yu. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(6): 1683
- [25] Kang Wei, Lu Liwei, Feng Longbiao *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(1): 317
- [26] Zheng Ce, Chen Shuaifeng, Cheng Ming *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(11): 4218

Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization Model of Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr Magnesium Alloy

Shen Jiabao, Zang Qianhao, Chen Zihan, Zhu Zhiyuan

(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: To study the hot deformation behavior and related dynamic recrystallization models of Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr alloy, single-pass hot compression experiments were conducted on the alloy using a Gleeble-3500 thermal simulation testing machine under deformation conditions of 350–500 °C and 0.001–1 s⁻¹. The dynamic recrystallization behavior was investigated by OM and TEM. Based on the true stress-strain curve, a critical strain model and a kinetics model for dynamic recrystallization were established. The results show that the dynamic recrystallization behavior of Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr alloy is influenced by both deformation temperature and strain rate. With the increase in deformation temperature and the decrease in strain rate, the dynamic recrystallization of the alloy becomes more complete. After deformation, the microstructure of the alloy exhibits a typical bimodal structure. The blocky LPSO phase can promote nucleation of recrystallization through the particle stimulation nucleation (PSN) mechanism, while the lamellar LPSO phase undergoes a kink phenomenon. The analysis results of the microstructure after deformation prove that the established dynamic recrystallization model is highly consistent with the experimental results, indicating that this model can effectively predict the dynamic recrystallization behavior of the alloy.

Key words: Mg-6Gd-3Y-1.5Zn-0.6Zr magnesium alloy; thermal deformation behavior; dynamic recrystallization model; LPSO phases

Corresponding author: Zang Qianhao, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China, Tel: 0086-511-84401184, E-mail: qhzang@just.edu.cn