

Al-4.8Mg合金热变形后的静态软化行为研究

戴青松¹, 曹柳絮^{1,2}, 罗任¹, 苏新¹, 兰阳春¹

¹湖南湘投轻材科技股份有限公司, 湖南 湘西

²中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙

收稿日期: 2023年5月5日; 录用日期: 2023年6月23日; 发布日期: 2023年6月30日

摘要

本文采用Gleeble热压缩模拟试验与金相检测, 研究了Al-4.8Mg合金热变形后的静态软化行为。研究结果表明: Al-4.8Mg合金双道次热压缩过程中, 材料经过第一道次热压缩及道次间停留后, 第二道次流变应力相比第一道次呈现出阶梯状下降特征; 提高第一道次的变形温度、应变速率、应变量及延长道次间隔时间, 均可提升道次间静态再结晶程度, 促进道次间的静态软化。根据实验结果建立了Al-4.8Mg合金的静态再结晶动力学方程, 方程计算值与试验值的平均相对误差仅为3.8%。

关键词

Al-4.8Mg合金, 热变形, 静态软化, 静态再结晶动力学方程

Study on Static Softening Behavior of Al-4.8Mg Aluminum Alloy after Hot Deformation

Qingsong Dai¹, Liuxu Cao^{1,2}, Ren Luo¹, Xin Su¹, Yangchun Lan¹

¹Hunan Xiangtong Lightweight Material Technology Co., LTD., Xiangxi Hunan

²Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha Hunan

Received: May 5th, 2023; accepted: Jun. 23rd, 2023; published: Jun. 30th, 2023

Abstract

The static softening behavior of Al-4.8Mg alloy was examined after hot deformation using Gleeble thermal simulation experiment and metallography experiment in this work. Compared with the flow stress of Al-4.8Mg alloy in the first pass during the process of double pass hot compression, the flow stress of Al-4.8Mg alloy in the second pass was shown a step-like decline after the first pass hot

compression and stop in the second pass. The static recrystallization degree between passes can be improved by increasing the deformation temperature, strain rate and strain variable of the first pass and extending the interval time between passes, thus promoting the static softening between passes. According to the experimental results, the static recrystallization kinetics equation of Al-4.8Mg alloy was established, and the average relative error was only 3.8% between the calculated values and the experimental values.

Keywords

Al-4.8Mg Aluminum Alloy, Hot Deformation, Static Softening, Kinetics Equation of Static Recrystallization

Copyright © 2023 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

Al-4.8Mg 合金属于 Al-Mg 系合金, 具有轻质、易成形、抗腐蚀等特征, 且在生产与应用中具有独特优势, 与 Al-Cu、Al-Mg-Si、Al-Zn-Mg-Cu 等热处理可强化铝合金相比, 其生产过程不需进行固溶、淬火、时效等工序, 而与纯铝、Al-Mn、Al-Fe-Si 等热处理不可强化铝合金相比, 该类合金具有更高的强度, 因此, Al-Mg 合金已成为各工业领域轻量化发展的重要材料, 可广泛应用于交通运输、建筑装饰、食品包装、五金工装等领域[1] [2]。热连轧是制备材料的重要方式, Al-4.8Mg 合金热连轧过程中的动态软化通常难以完全消除加工硬化, 材料内部仍有部分组织处于高能不稳定状态, 热变形后极易发生静态再回复、静态再结晶等组织演变, 并形成静态软化[3] [4] [5] [6]。在热连轧生产中, 静态软化对材料组织与性能调控非常重要, 轧制道次间的静态软化可适当降低材料的加工硬化, 改善金属塑性加工性能, 而轧制完成后的静态软化更是直接影响到材料静态组织及性能调控。因此, 研究 Al-4.8Mg 合金在热变形后的静态软化行为, 并建立相关的材料指标预测模型, 对设计材料成形工艺、调控成品组织与性能具有指导作用。本章将通过单、双道次热压缩试验, 研究第一道次热变形参数及道次间隔时间对 Al-4.8Mg 合金热变形后静态软化行为的影响规律, 构建材料静态再结晶动力学模型, 为该合金热连轧后的静态组织及性能调控提供理论依据。

2. 实验方法

将已进行均匀化处理的 Al-4.8Mg 合金铸锭机加工成 $\Phi 10 \times 15$ mm 的圆柱体试样, 在 Gleeble-3800 热模拟机上采用单、双道次热压缩试验研究 Al-4.8Mg 合金热变形后的静态软化行为。压缩时试样两端添加石墨片并均匀涂上润滑剂(75%石墨 + 20%机油 + 5%硝酸三甲苯脂)以减小摩擦的影响, 加热速度为 10°C/s , 加热至目标温度后保温 3 min, 确保试样温度均匀。

双道次热压缩工艺参数如表 1 所示, 热压缩过程控制工艺如图 1(a)所示, 利用双道次热压缩的流变应力数据, 研究第一道次热压缩参数及道次间隔时间与静态软化程度的定量关系。单道次热压缩工艺参数如表 2 所示, 热压缩过程控制工艺如图 1(b)所示, 对“单道次热压缩 + 保温”处理的试样进行金相组织检测, 研究热压缩参数及保温(间隔)时间对材料热变形后微观组织的影响。结合应变应力曲线与微观组织构建 Al-4.8Mg 合金的静态再结晶动力学模型。

Table 1. Parameters of two-pass hot compression tests for static softening behavior
表 1. 基于静态软化行为研究的双道次热压缩工艺参数

变形温度(°C)	应变速率(s^{-1})	应变变量		道次间隔时间(s)
		第一道次	第二道次	
280、340、400、460、520	1	0.6	0.3	30、60、120、240
400	0.01、0.1、1、10	0.6	0.3	30、60、120、240
400	1	0.4	0.5	30、60、120、240
400	1	0.6	0.3	30、60、120、240
400	1	0.8	0.1	30、60、120、240

Table 2. Parameters of single-pass hot compression tests for static softening behavior
表 2. 基于静态软化行为研究的单道次热压缩工艺参数

变形温度(°C)	应变速率(s^{-1})	应变变量	保温时间(s)
400、520	1	0.6	0、240
400	0.01、10	0.6	0、240
400	1	0.4、0.8	0、240
400	1	0.6	120、600、3600、7200

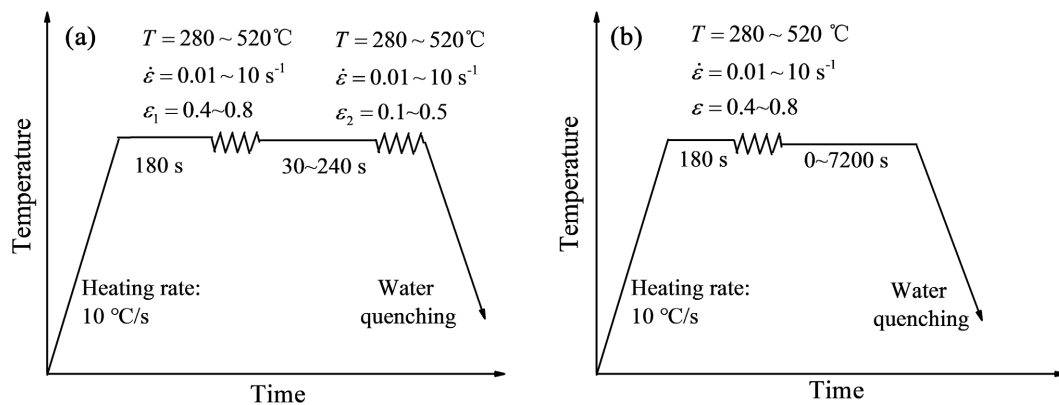


Figure 1. Process routes of hot compression tests for static softening behavior: (a) two-pass; (b) single-pass
图 1. 基于静态软化行为研究的热压缩试验工艺路线: (a)双道次; (b)单道次

3. 实验结果与分析

3.1. Al-4.8Mg 合金双道次热压缩过程中的宏观流变应力特征

当热压缩应变速率 $\dot{\epsilon} = 1 s^{-1}$ 、第一道次应变变量 $\epsilon_1 = 0.6$ 、第二道次应变变量 $\epsilon_2 = 0.3$ 时, Al-4.8Mg 合金在不同变形温度及不同道次间隔时间下的双道次热压缩流变应力曲线如图 2 所示。从图可知, 材料经过热变形后的道次间停留后, 第二道次流变应力呈现出不同程度的阶梯状下降特征, 且间隔时间越长, 第二道次流变应力下降越大。这是因为材料热变形后在道次间隔期间会发生静态回复、静态再结晶等组织演变, 形成了软化效应, 流变应力下降, 道次间隔时间越长, 则静态软化越充分, 流变应力下降程度越大。对比图 2(a)~(e)可知, 在同等道次间隔时间下, 随着第一道次变形温度的提升, 第二道次应力下降程度增大。如图 2(a)所示, $T = 280^\circ C$ 时第一道次峰值应力为 194.6 MPa, 间隔 120 s 后第二道的峰值应力降

至 188.6 MPa, 峰值应力下降了 3.1%; 而当 $T = 520^{\circ}\text{C}$ 时, 如图 2(e) 所示, 间隔 120 s 后峰值应力从第一道次的 64.8 MPa 下降至第二道次的 45.9 MPa, 下降程度接近 30%。

图 3 为 $T = 400^{\circ}\text{C}$ 、 $\varepsilon_1 = 0.6$ 、 $\varepsilon_2 = 0.3$ 时, Al-4.8Mg 合金在不同应变速率及不同道次间隔时间下的双道次热压缩流变应力曲线。在同等道次间隔时间下, 随着应变速率的提升, 第二道次流变应力下降程度增大。以道次间间隔时间 240 s 为例, 由图 3(a) 可知, 当 $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ 时第一、二道次的峰值应力分别为 62.9 MPa、57.0 MPa, 峰值应力下降 9.4%; 当 $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ 时, 图 3(c) 中第一、二道次峰值应力分别为 148.4 MPa、117.3 MPa, 峰值应力下降超过 20%。

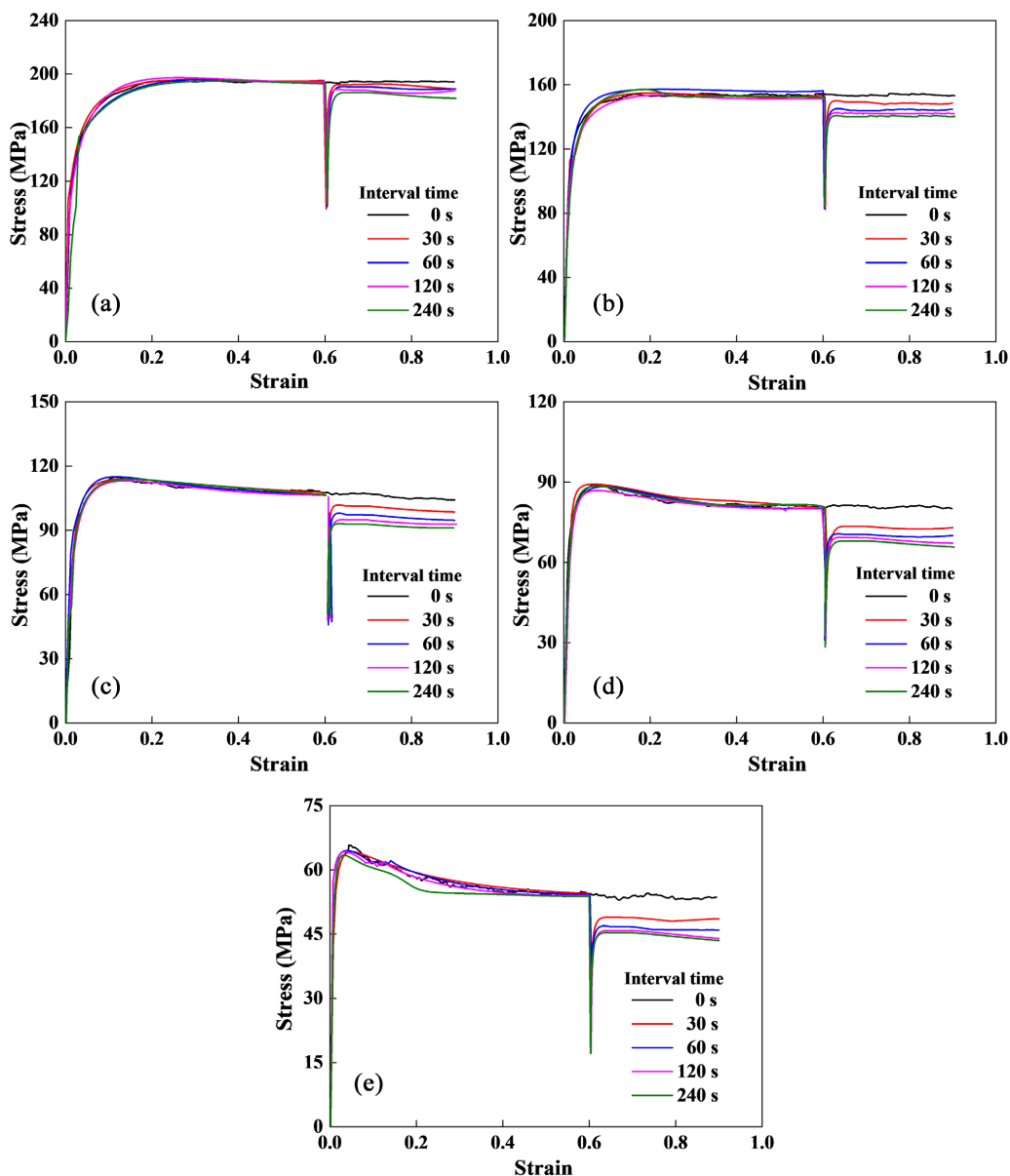


Figure 2. Flow stress curves of Al-4.8Mg alloy in two-pass hot compression under different temperatures ($\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$): (a) 280°C ; (b) 340°C ; (c) 400°C ; (d) 460°C ; (e) 520°C

图 2. Al-4.8Mg 合金在不同变形温度下的双道次热压缩流变应力曲线($\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$): (a) 280°C ; (b) 340°C ; (c) 400°C ; (d) 460°C ; (e) 520°C

当 $T = 400^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ 时, Al-4.8Mg 合金在不同应变量及不同间隔时间下的双道次热压缩流变应力曲线如图 4 所示。在同等道次间隔时间下, 第一道次应变量增大后, 第二道次流变应力下降程度提高。以间隔 240 s 为例, 当 $\varepsilon_1 = 0.4$ 时, 图 4(a) 中的峰值应力从第一道次 114.8 MPa 降至第二道次 97 MPa, 降幅 15.5%; 当 $\varepsilon_1 = 0.6$ 时, 图 4(b) 中第二道次峰值应力降至 90.2 MPa, 降幅达到 24.6%。

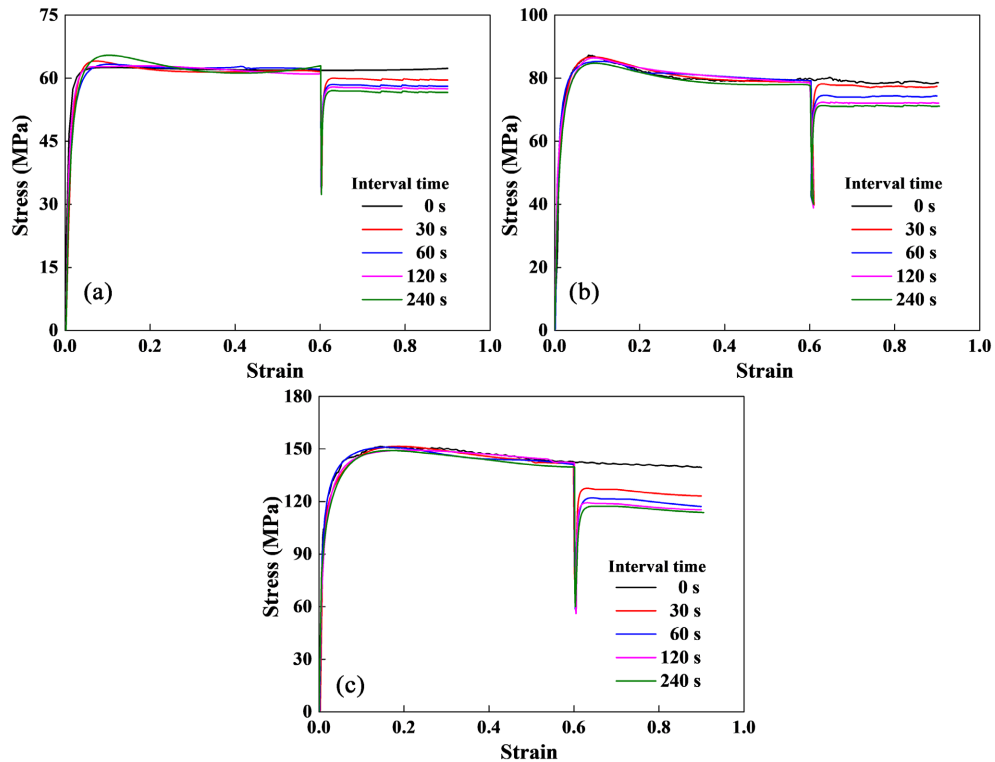


Figure 3. Flow stress curves of Al-4.8Mg alloy in two-pass hot compression under different strain rates ($T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$): (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 10 s^{-1}

图 3. Al-4.8Mg 合金在不同应变速率下的双道次热压缩流变应力曲线($T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$): (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 10 s^{-1}

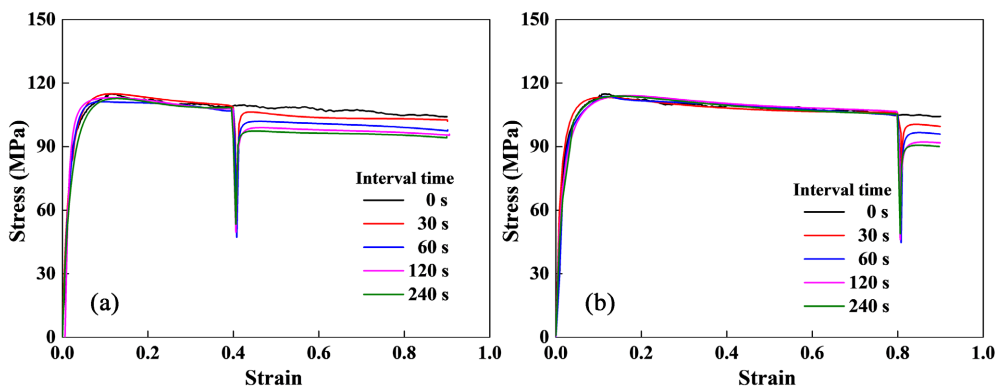


Figure 4. Flow stress curves of Al-4.8Mg alloy in two-pass hot compression under different strains ($T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$): (a) $\varepsilon_1 = 0.4$, $\varepsilon_2 = 0.5$; (b) $\varepsilon_1 = 0.8$, $\varepsilon_2 = 0.1$

图 4. Al-4.8Mg 合金在不同应变量下的双道次热压缩流变应力曲线($T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$): (a) $\varepsilon_1 = 0.4$, $\varepsilon_2 = 0.5$; (b) $\varepsilon_1 = 0.8$, $\varepsilon_2 = 0.1$

可见, Al-4.8Mg 合金双道次热压缩过程中, 提高第一道次的变形温度、应变速率、应变量及延长道次间隔时间, 均可促进道次间的静态软化, 并导致第二道次流变应力的下降程度增大。

3.2. Al-4.8Mg 合金双道次热压缩道次间的微观组织演变规律

当 $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ 、 $\varepsilon_1 = 0.6$ 时, Al-4.8Mg 合金经不同温度热压缩及热压缩后保温时间 $t = 240 \text{ s}$ 的金相照片如图 5 所示。在 $T = 280^\circ\text{C}$ 下, 难以观察到试样的动态再结晶现象(图 5(a)), 热压缩试样间隔 240 后, 在

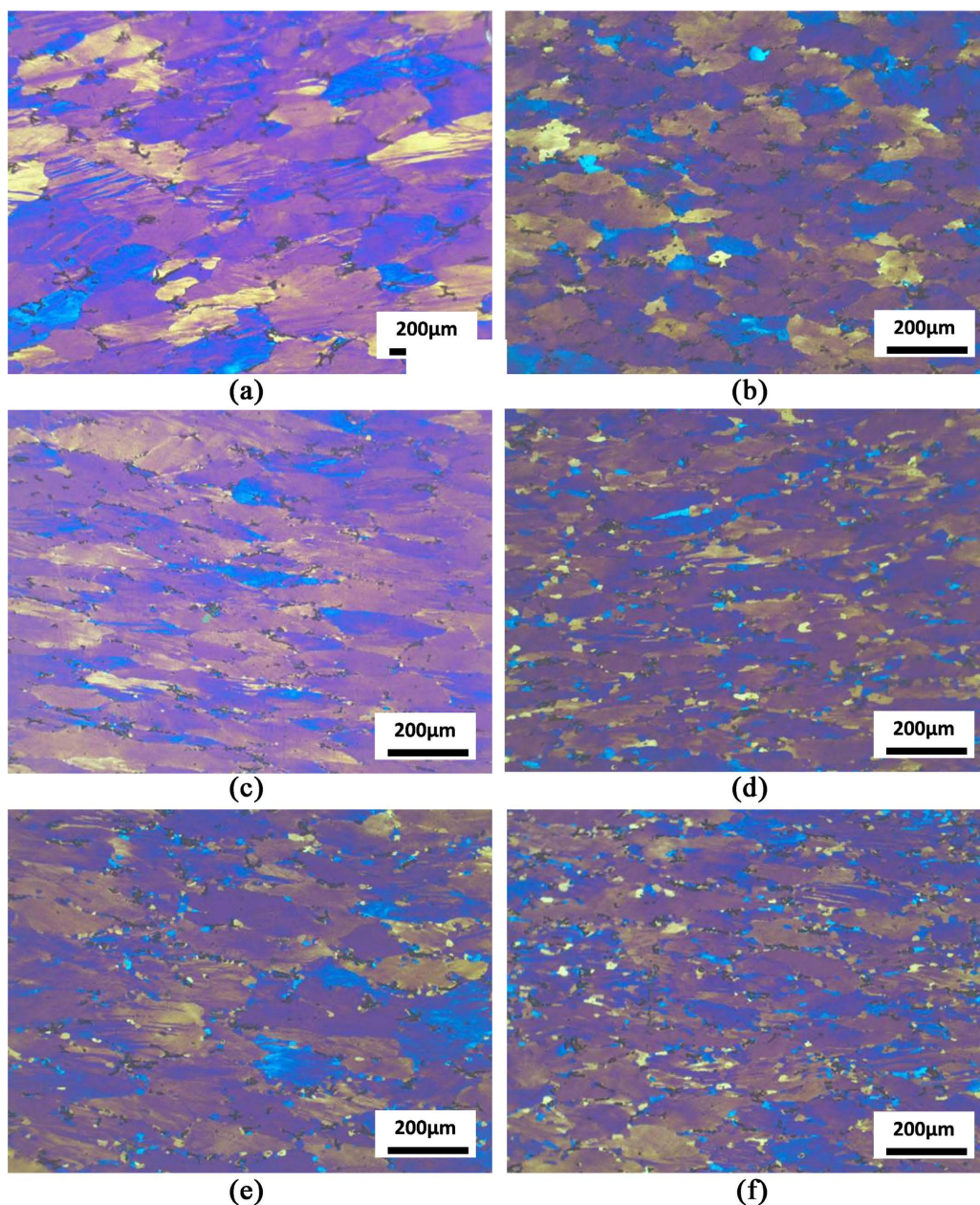


Figure 5. Effects of compression temperatures on microstructures of Al-4.8Mg alloy ($\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$): (a) $T = 280^\circ\text{C}$, $t = 0$; (b) $T = 280^\circ\text{C}$, $t = 240 \text{ s}$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $t = 0$; (d) $T = 400^\circ\text{C}$, $t = 240 \text{ s}$; (e) $T = 520^\circ\text{C}$, $t = 0$; (f) $T = 520^\circ\text{C}$, $t = 240 \text{ s}$

图 5. 热压缩温度对 Al-4.8Mg 合金微观组织的影响 ($\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$): (a) $T = 280^\circ\text{C}$, $t = 0$; (b) $T = 280^\circ\text{C}$, $t = 240 \text{ s}$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $t = 0$; (d) $T = 400^\circ\text{C}$, $t = 240 \text{ s}$; (e) $T = 520^\circ\text{C}$, $t = 0$; (f) $T = 520^\circ\text{C}$, $t = 240 \text{ s}$

图 5(b)中依旧难以观察到明显再结晶现象。当 $T=400^{\circ}\text{C}$ 时, 图 4~图 5(c)中晶界处可观察到细小动态再结晶晶粒, 间隔 240 s 后再结晶晶粒明显增多(图 5(d))。当温度达到 520°C 时, 如图 5(e)与图 5(f)所示, 试样变形过程中及间隔 240 s 后的再结晶程度都明显提高。金相照片说明提高热变形温度不仅可促进材料热变形过程中的动态再结晶, 同时也会提升热变形后的再结晶程度。在热变形过程中, 提高变形温度可使材料内部形成更多高能不稳定组织, 热变形后尚未长大的动态再结晶晶核能继续吸收能量并迅速发生亚动态再结晶。同时, 材料在道次间隔期间吸收能量后, 新的晶核在晶界、亚晶界处形成, 并长大成静态再结晶晶粒。

图 6 为 $T=400^{\circ}\text{C}$ 、 $\varepsilon_1=0.6$ 条件下 Al-4.8Mg 合金经不同速率热压缩及热压缩后间隔 240 s 的金相照片。由图 6(a)可知, 当 $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$ 时, 材料热压缩过程中未发生动态再结晶, 在 400°C 下间隔 240 s 后金相照片中已可观察到细小再结晶晶粒(图 6(b))。当 $\dot{\varepsilon}=10\text{ s}^{-1}$ 时, 图 6(c)中的动态再结晶晶粒清晰可见, 间隔 240 s 后再结晶晶粒明显增多(图 6(d))。通过对比可知, 较高的应变速率不仅容易引发动态再结晶, 同时也可促进静态再结晶的发生。热变形过程中, 应变速率越高, 变形时间越短, 热变形积累的能量来不及释放, 当能量达到一定程度时将诱发动态再结晶, 由于热变形不均匀, 亚晶能量分布不均, 虽然部分亚晶通过动态再结晶释放了能量, 但依旧有大量亚晶处于高能不稳定状态, 在道次间隔期间能够迅速吸收能量引发静态再结晶。因此提高应变速率不仅有利于材料发生动态再结晶, 同时也促进了材料在热变形后的静态再结晶。

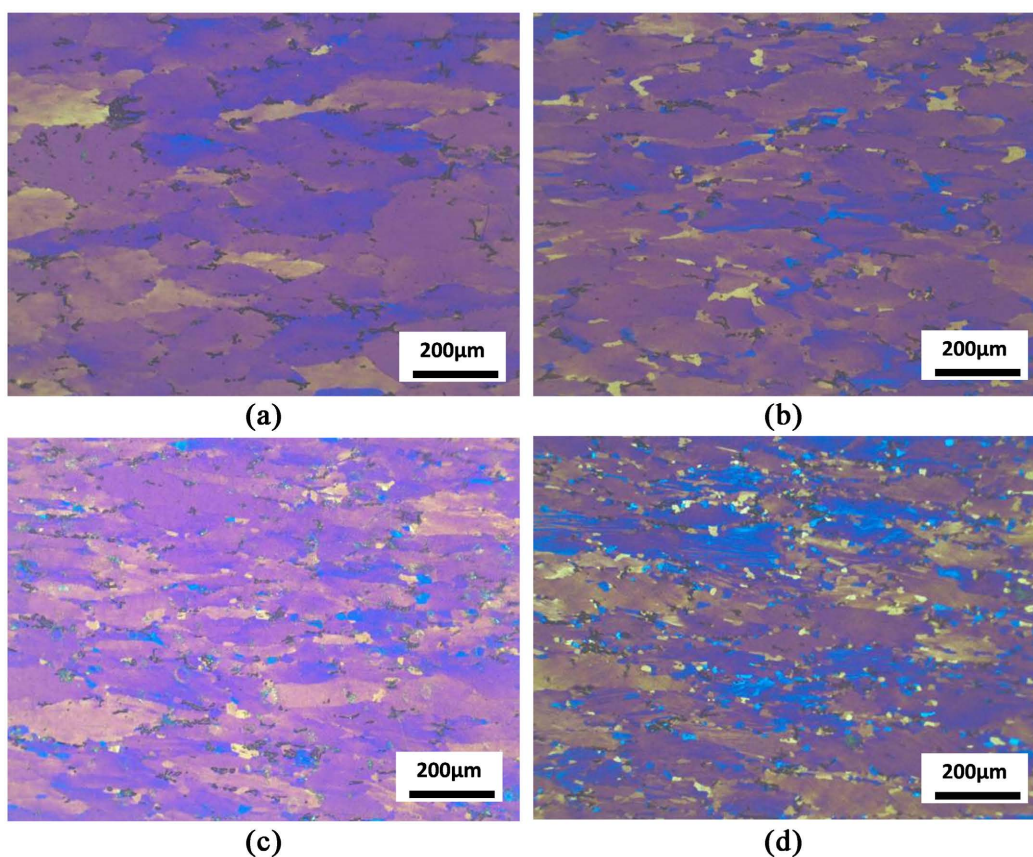


Figure 6. Effects of compression strain rates on microstructures of Al-4.8Mg alloy ($T=400^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon_1=0.6$): (a) $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $t=0$; (b) $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $t=240\text{ s}$; (c) $\dot{\varepsilon}=10\text{ s}^{-1}$, $t=0$; (d) $\dot{\varepsilon}=10\text{ s}^{-1}$, $t=240\text{ s}$

图 6. 热压缩速率对 Al-4.8Mg 合金微观组织的影响($T=400^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon_1=0.6$): (a) $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $t=0$; (b) $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $t=240\text{ s}$; (c) $\dot{\varepsilon}=10\text{ s}^{-1}$, $t=0$; (d) $\dot{\varepsilon}=10\text{ s}^{-1}$, $t=240\text{ s}$

图 7(a)是 Al-4.8Mg 合金在 $T = 400^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ 条件下热压缩应变达到 0.4 时的金相照片, 可见原始晶界处已形成了动态再结晶晶粒。当热压缩后间隔 240 s, 图 7(b)中静态再结晶晶粒清晰可见。当应变提高到 0.8 时, 图 7(c)中原始铸态晶粒被压扁, 变形程度明显提升, 且晶界处的动态再结晶晶粒数量增加, 间隔 240 s 后晶界处分布了大量再结晶晶粒(图 7(d))。材料变形程度增大有利于变形能积累, 并优先发生动态再结晶, 因此试样在应变量为 0.8 时其内部积累的能量更高, 变形过程中达到动态再结晶临界能量的区域将发生动态再结晶, 而能量接近临界值的区域在热变形完成后可快速吸收能量, 并引发再结晶, 因此, 应变量为 0.8 的试样保温后再结晶程度更高。由此可见, 当增大材料热变形量时, 材料无论是热变形过程中的动态再结晶还是热变形后的静态再结晶程度均得到提升, 再结晶组织势必带来更加明显的材料力学软化效果, 因此, 图 4 中在同等道次间隔时间下, 第一道次应变增大后, 第二道次流变应力下降程度提高。

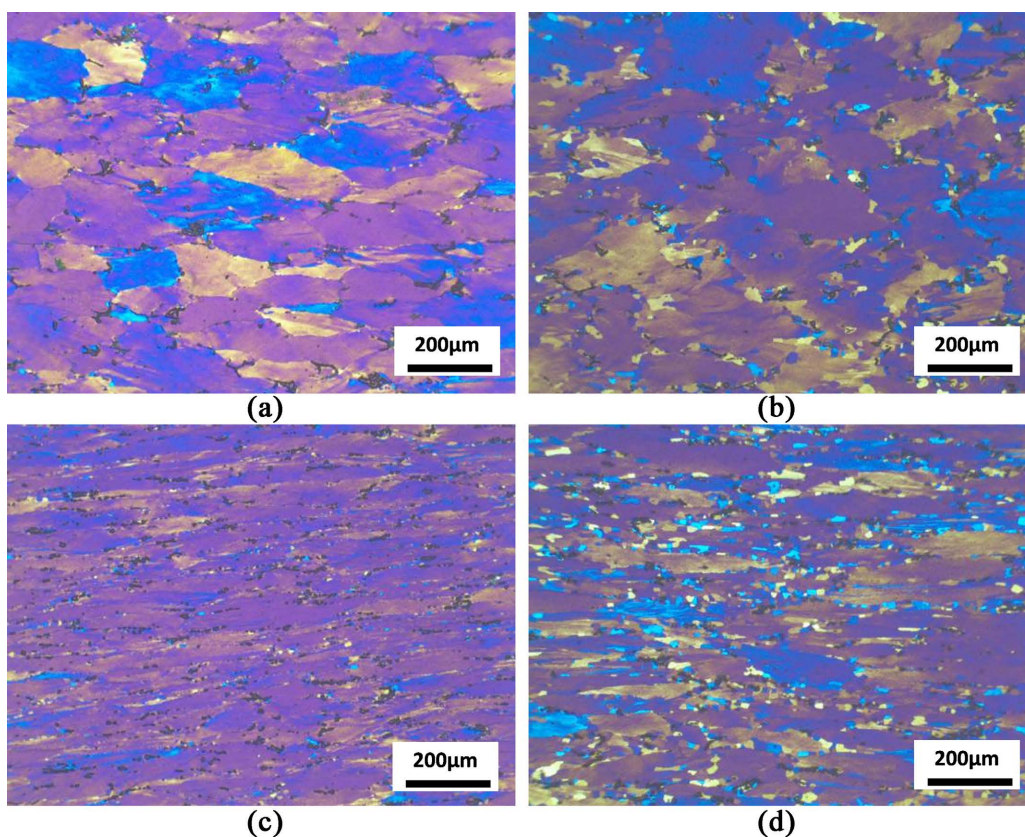


Figure 7. Effects of compression strains on microstructures of Al-4.8Mg alloy ($T = 400^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$): (a) $\varepsilon_1 = 0.4$, $t = 0$; (b) $\varepsilon_1 = 0.4$, $t = 240\text{ s}$; (c) $\varepsilon_1 = 0.8$, $t = 0$; (d) $\varepsilon_1 = 0.8$, $t = 240\text{ s}$

图 7. 热压缩应变对 Al-4.8Mg 合金微观组织的影响($T = 400^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$): (a) $\varepsilon_1 = 0.4$, $t = 0$; (b) $\varepsilon_1 = 0.4$, $t = 240\text{ s}$; (c) $\varepsilon_1 = 0.8$, $t = 0$; (d) $\varepsilon_1 = 0.8$, $t = 240\text{ s}$

图 8 为 $T = 400^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ 、 $\varepsilon_1 = 0.6$ 条件下, Al-4.8Mg 合金热压缩后保温不同时间后的金相照片。从图 5(c)可知, 试样热压缩过程中已发生动态再结晶, 间隔 120 s 再结晶程度增大(图 8(a)), 随着间隔时间的延长, 再结晶程度不断提高。对比图 8(b)与图 8(c)可知, 当间隔时间达到 600 s 时再结晶基本完成, 继续延长对再结晶程度影响较小。将间隔时间延长至 7200 s 时, 如图 8(d)所示, 再结晶晶粒尺寸稍有变大, 但不存在数量级差别。材料热变形后其内部存在大量高能不稳定的组织, 道次间隔期间能够吸收能量并引发再结晶, 保温时间越长则能量吸收越多, 组织演变越充分。但随着再结晶过程中位错密度

的降低及变形能的逐步消耗，微观组织演变的驱动力逐步下降，再结晶趋于稳定。材料长期处于保温状态时，晶界能可能发生变化并引起晶粒长大。

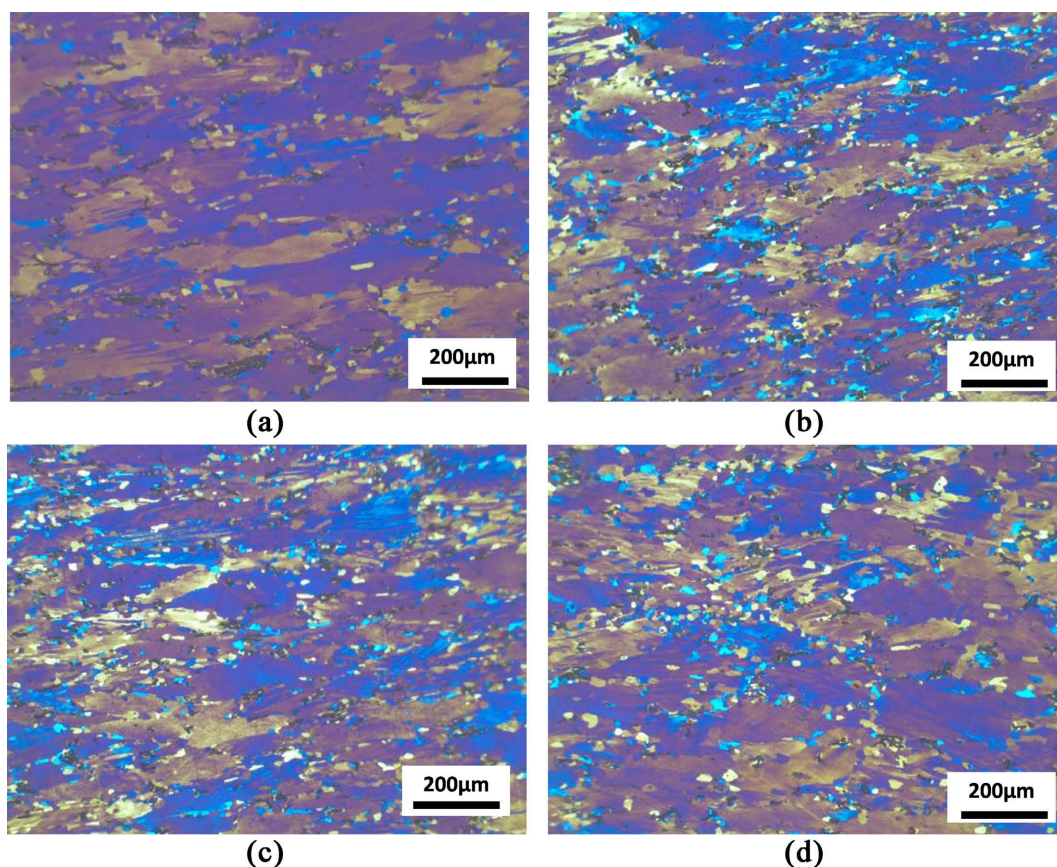


Figure 8. Effects of interval time on microstructures of Al-4.8Mg alloy ($T = 400^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$): (a) $t = 120$; (b) $t = 600$ s; (c) $t = 3600$ s; (d) $t = 7200$ s

图 8. 道次间隔时间对 Al-4.8Mg 合金微观组织的影响($T = 400^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$): (a) $t = 120$; (b) $t = 600$ s; (c) $t = 3600$ s; (d) $t = 7200$ s

3.3. Al-4.8Mg 合金静态再结晶动力学模型

3.3.1. Al-4.8Mg 合金静态软化率

根据 Al-4.8Mg 合金的双道次热压缩流变应力曲线可知，材料道次间发生的静态软化对第二道次流变应力影响显著。通常采用式(1)所示的力学软化法对材料静态软化程度进行定量分析[7]。

$$F_s = \frac{\sigma_{1s} - \sigma_{20}}{\sigma_{1s} - \sigma_{10}} \quad (1)$$

式中： F_s 为静态软化率， σ_{1s} 为第一道次热压缩卸载时的应力， σ_{10} 为第一道次热压缩变形中的屈服应力， σ_{20} 为第二道次热压缩变形中的屈服应力。当 $F_s = 0\%$ 时，说明材料在道次间没有任何软化现象发生；当 $F_s = 100\%$ 时，说明材料在道次间发生了完全再结晶，加工硬化被完全消除；当 F_s 处于 0~100% 时，加工硬化得到部分消除。

图 9 为双道次热压缩道次间静态软化率 F_s 与第一道次变形参数间的关系。如图 9(a) 所示，当第一道次应变速率 $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ 、应变变量 $\varepsilon_1 = 0.6$ 时，静态软化率 F_s 随着热变形温度的提升而增大。如在第一道次热

压缩变形温度为 280℃ 的条件下, 变形后间隔时间 $t = 240$ s 时, 静态软化率 $F_s = 28.8\%$; 同等间隔时间下, 当温度提高至 400℃ 时, F_s 达到 66.2%; 而在变形温度为 520℃ 的条件下, F_s 已升至 95.4%。对比图 9(b) 中的数据可知, 当第一道次变形温度 $T = 400^\circ\text{C}$ 、应变变量 $\varepsilon_1 = 0.6$ 时, 在同等间隔时间下, 静态软化率 F_s 随着第一道次应变速率的提高而增大。图 9(c) 为 $T = 400^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ 条件下, 第一道次应变变量分别为 0.4、0.6 及 0.8 时, 材料在热变形后不同间隔时间下的静态软化率, 显然, 增大第一道次应变变量可提高道次间的静态软化率。当 $\varepsilon_1 = 0.4$ 时, 间隔 120 s 后 $F_s = 36.8\%$, 同等条件下 $\varepsilon_1 = 0.8$ 时 F_s 已升至 56.9%。此外, 通过图 9 可发现, 随着热变形后间隔时间的延长, 材料静态软化率 F_s 在快速上升后有逐渐趋于平稳的变化趋势, 即静态软化率的增大速度逐步降低。以 $T = 400^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ 、 $\varepsilon_1 = 0.6$ 的变形条件为例, 如图 9(b) 所示, 间隔时间为 60 s 时 F_s 为 33.7%, 间隔时间为 240 s 时 F_s 为 47.1%, 材料的静态软化在前 60 s 内就已完成了一半以上, 说明静态软化率增大速率逐步降低。可见, 提高第一道次变形温度、应变速率、应变变量及延长道次间隔时间, 均可提升材料在道次间的静态软化率, 但随着道次间隔时间的延长, 静态软化率的增大速度逐步变缓。

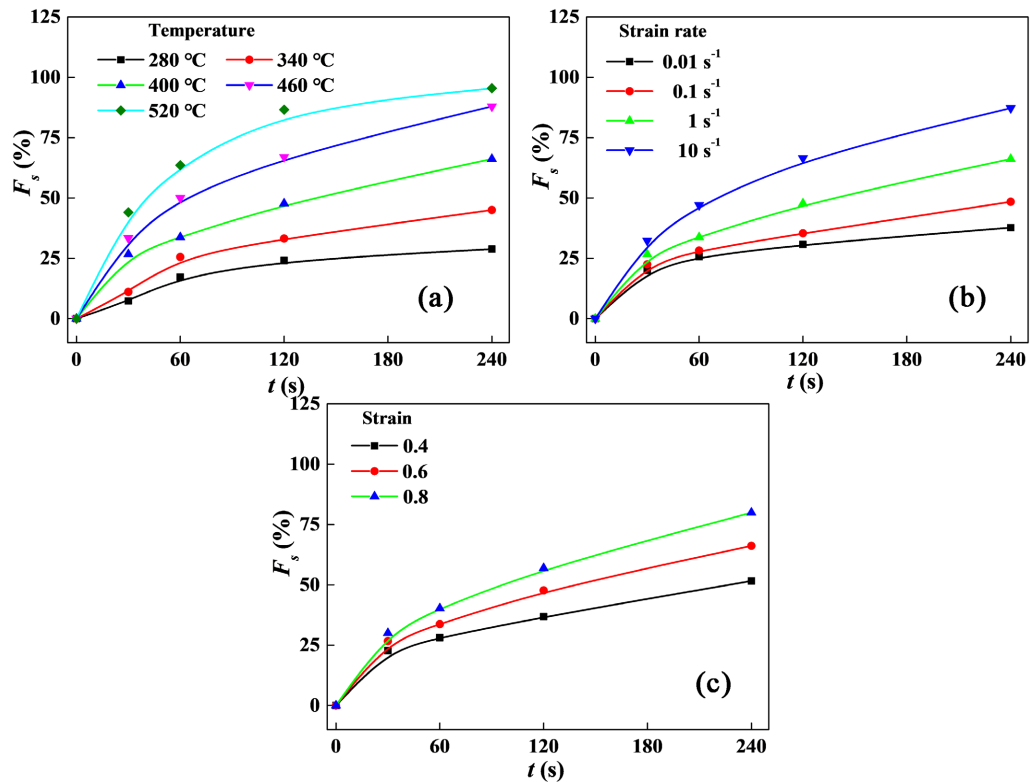


Figure 9. Static softening ratios of Al-4.8Mg alloy under different deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$

图 9. Al-4.8Mg 合金在不同变形条件下的静态软化率(a) $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$

3.3.2. 静态再结晶动力学模型构建

道次间静态再结晶分数 X_s 可基于力学软化法(即静态软化率 F_s)进行研究。由于铝合金热变形过程中易发生动态回复, 这将极大削弱静态回复, 通常可忽略静态回复对静态软化的影响, 并将静态再结晶看成是静态软化的主要原因, 且静态再结晶分数与静态软化率之存在式(2)所示的函数关系[7]。

$$X_s = \frac{F_s - 0.2}{1 - 0.2} = \frac{F_s - 0.2}{0.8} \quad (2)$$

根据式(2)可求出不同变形条件下的静态再结晶分数,如图10所示,随着第一道次变形温度、应变速率、应变量的增大及道次间隔时间的延长,静态再结晶分数逐渐提升,这与第3.2节中微观组织变化特征相匹配。

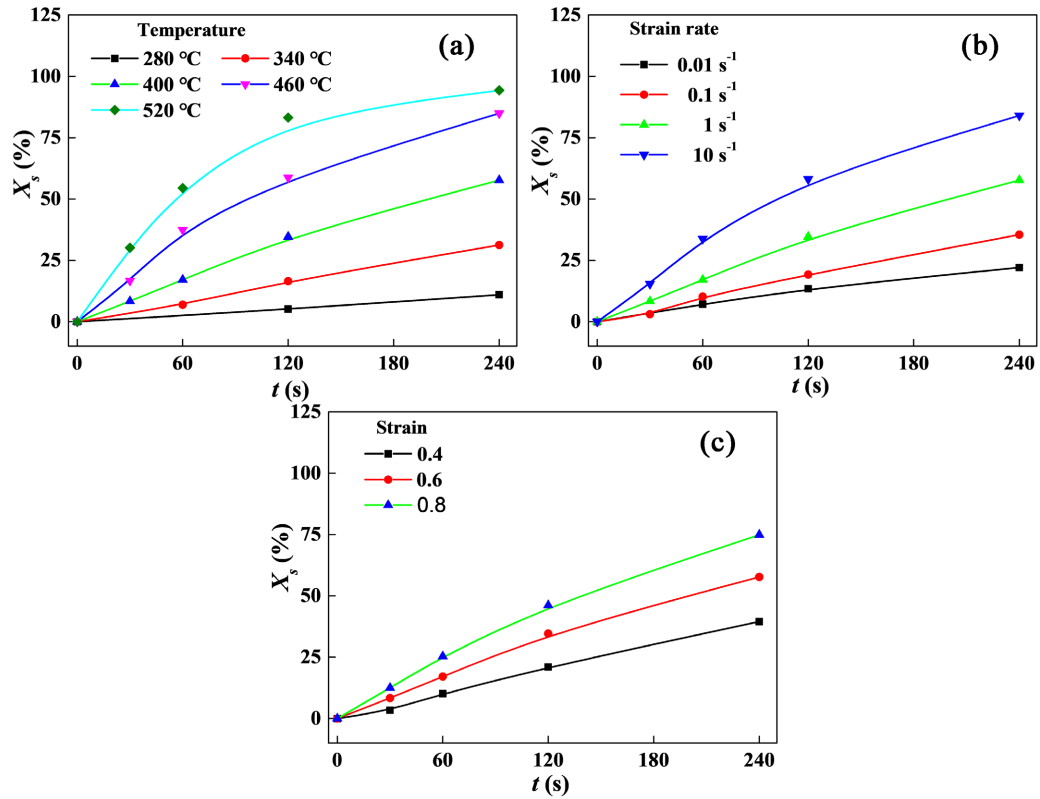


Figure 10. Static recrystallization fractions under different deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

图 10. 不同变形条件下的静态再结晶分数(a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

材料热变形后的再结晶行为可用静态再结晶动力学方程描述[7]:

$$X_s = 1 - \exp\left(-\ln(1-s)\left(\frac{t}{t_s}\right)^{n_s}\right) \quad (3)$$

式中: t 为道次间隔时间, t_s 为静态再结晶分数达到 s 所需要的时间, n_s 为材料参数。通常按照 $t_{0.5}$ 来构建模型, 即 F_s 为 70%, 由于本文静态软化率 F_s 在大部分试验条件下不足 70% (图 9), 因此, 取 $t_s = t_{0.3}$ 对静态再结晶模型求解。可将式(3)改写成式(4), 其中 $t_{0.3}$ 采用式(5)所示的模型进行描述[7]。

$$X_s = 1 - \exp\left(-0.357\left(\frac{t}{t_{0.3}}\right)^{n_s}\right) \quad (4)$$

$$t_{0.3} = P\dot{\varepsilon}^{p_1}\varepsilon^{p_2}\exp\left(\frac{Q_s}{R_c T}\right) \quad (5)$$

为求解材料参数 n_s ，对式(4)两边取两次自然对数可得：

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-X_s}\right)\right) = \ln 0.357 + n_s \ln t - \ln t_{0.3} \quad (6)$$

可见 n_s 为 $\ln\{\ln[1/(1-X_s)]\} - \ln t$ 的线性斜率。由图 10 中的数据绘制出 $\ln\{\ln[1/(1-X_s)]\} - \ln t$ 的关系图并进行线性拟合，可得图 11 (实心点为试验数据，直线为拟合线)。求出第一道次不同变形温度(图 11(a))、应变速率(图 11(b))及应变(图 11(c))下各拟合线的斜率，计算其平均值可得： $n_s = 1.151$ 。

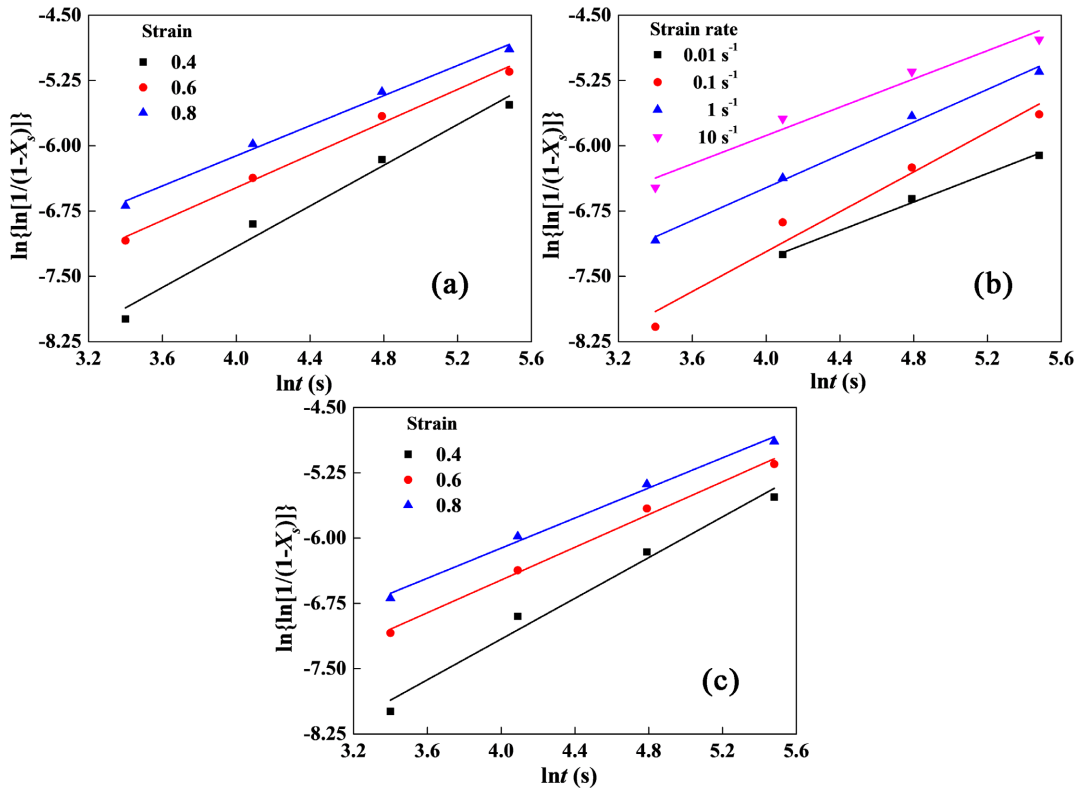


Figure 11. Relations between static recrystallization fractions and deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

图 11. 静态再结晶分数与变形条件的关系(a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

为求解 P 、 p_1 、 p_2 和 Q_s 的值，将式(5)两边取自然对数可得：

$$\ln t_{0.3} = \ln P + p_1 \ln \dot{\varepsilon} + p_2 \ln \varepsilon + \frac{Q_s}{R_c T} \quad (7)$$

由式(7)可知， Q_c/R_c 、 p_1 、 p_2 分别为 $\ln t_{0.3} - 1/T$ 、 $\ln t_{0.3} - \ln \dot{\varepsilon}$ 、 $\ln t_{0.3} - \ln \varepsilon$ 的线性斜率。将 n_s 与图 10 中的 X_s 值代入式(4)中，可求得材料在第一道次不同热压缩条件下的 $t_{0.3}$ 值，绘制 $\ln t_{0.3}$ 与 $1000/T$ 、 $\ln \dot{\varepsilon}$ 及 $\ln \varepsilon$ 间的关系图并进行线性拟合，可得图 12 (图中实心点为试验数据，直线为拟合线)。根据图 12(a)中 $\ln t_{0.3} - 1000/T$ 拟合线的平均斜率可计算出 $Q_s = 48306 \text{ J/mol}$ ，求解图 12(b)中 $\ln t_{0.3} - \ln \dot{\varepsilon}$ 拟合线斜率的平均值可知 $p_1 = -0.299$ ，由图 12(c)中拟合线斜率的平均值可计算出 $p_2 = -1.380$ 。将 Q_s 、 p_1 、 p_2 代入式(5)中，再进行平均值计算，即可求出 $P = 0.009$ 。

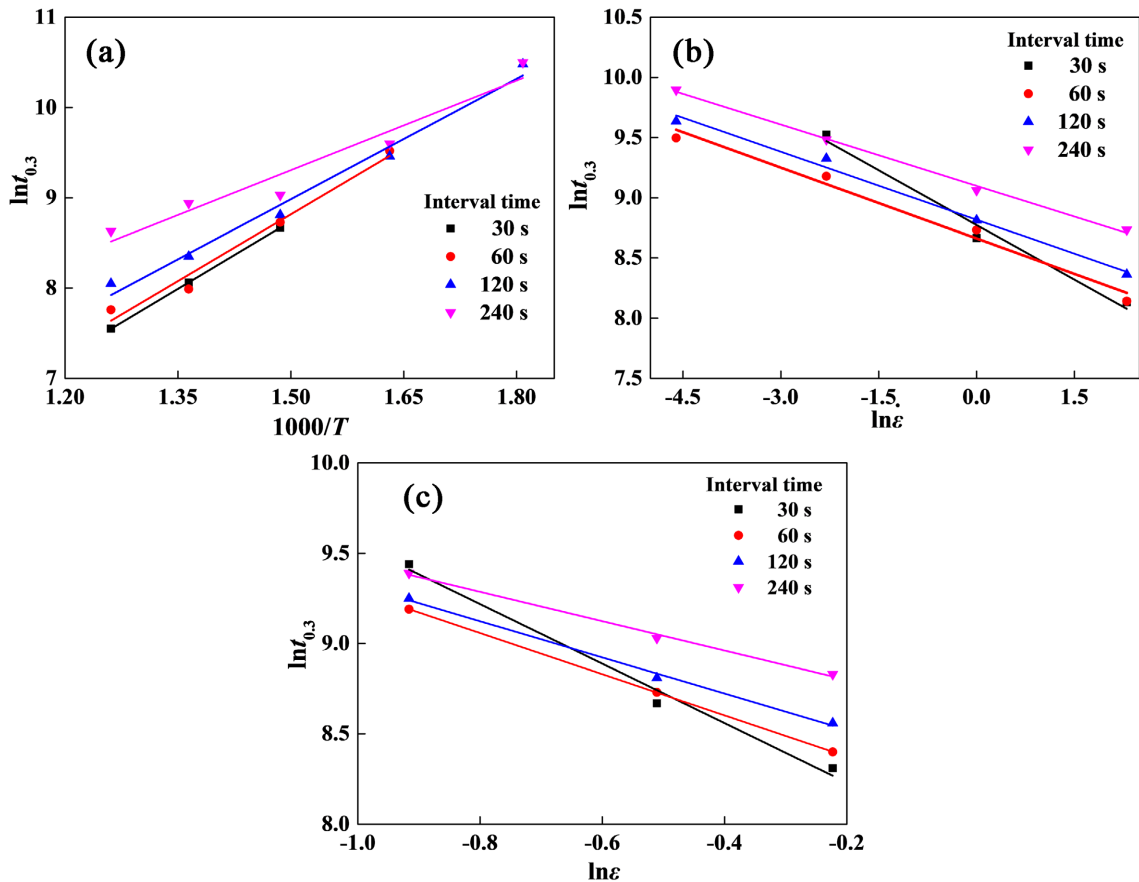


Figure 12. Relations between $t_{0.3}$ and deformation parameters: (a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

图 12. $t_{0.3}$ 与变形参数的关系(a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

将 n_s 、 Q_s 、 p_1 、 p_2 值代入式(4)与(5)中, Al-4.8Mg 合金热变形后的静态再结晶动力学模型可表示为:

$$\begin{cases} X_s = 1 - \exp\left(-0.357\left(\frac{t}{t_{0.3}}\right)^{1.151}\right) \\ t_{0.3} = 0.009\dot{\varepsilon}^{-0.299}\varepsilon^{-1.380}\exp\left(\frac{48306}{R_c T}\right) \end{cases} \quad (8)$$

3.3.3. 静态再结晶动力学模型的可靠性验证

通过式(8)计算出 Al-4.8Mg 合金在不同热变形条件及不同道次间隔时间下的静态再结晶分数, 并将计算值与试验值进行对比。如图 13 所示, 模型计算值与试验数据吻合良好。通过式(9)计算发现, 再结晶分数计算值与试验值的平均相对误差仅为 3.8%, 说明式(8)所示的静态再结晶动力学模型可对 Al-4.8Mg 合金热变形后的再结晶分数进行预测。

$$AARE(\%) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{X_{sE}^i - X_{sC}^i}{X_{sC}^i} \right| \times 100\% \quad (9)$$

式中 X_{sE}^i 为流变应力试验值, X_{sC}^i 为流变应力计算值, N 为计算样本数。

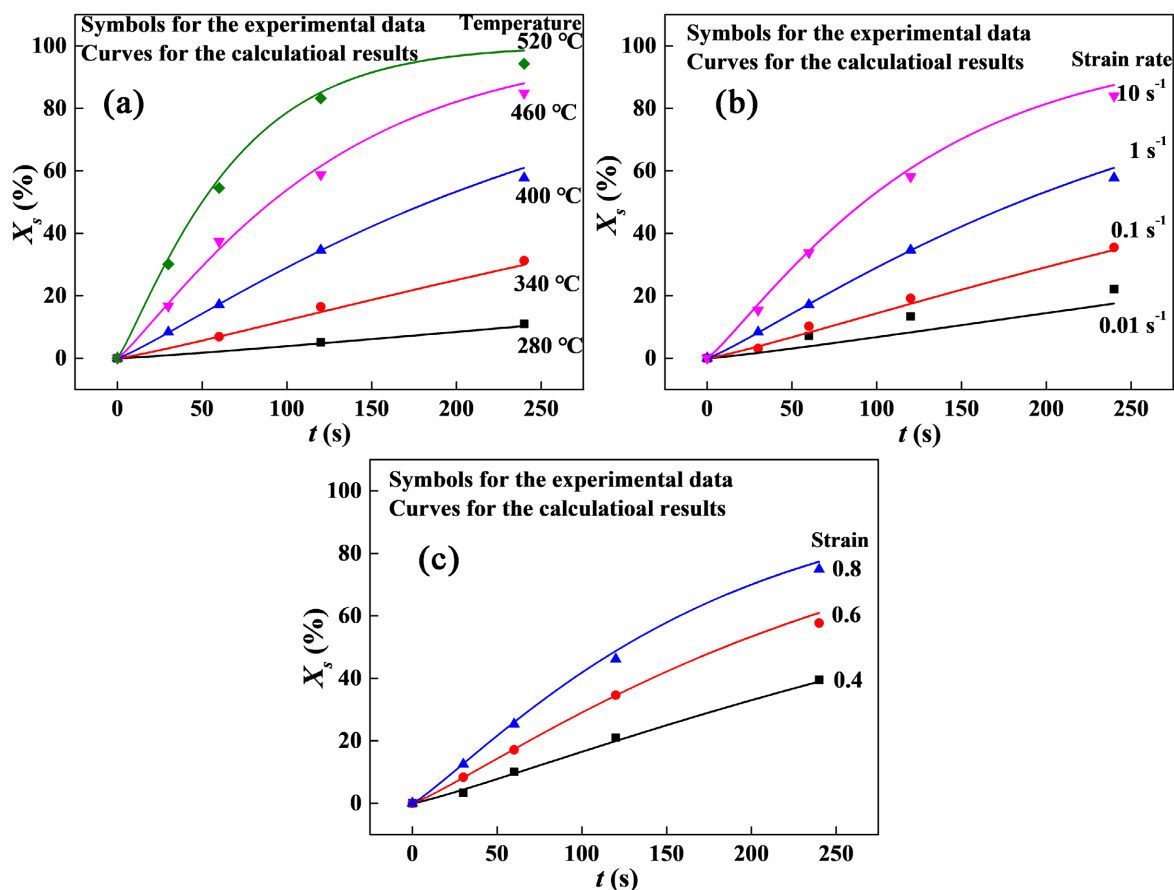


Figure 13. Comparisons between calculational and experimental values of static recrystallization fraction: (a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

图 13. 静态再结晶分数计算值与试验值的对比(a) $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (b) $T = 400^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 0.6$, $\varepsilon_2 = 0.3$; (c) $T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

4. 结论

1) Al-4.8Mg 合金双道次热压缩过程中, 经过第一道次热变形及道次间停留后, 第二道次流变应力相比第一道次呈现出阶梯状下降特征。

2) 提高第一道次的变形温度、应变速率、应变量及延长道次间隔时间, 均可提升道次间静态再结晶程度, 促进道次间的静态软化。

3) 基于道次间静态软化率构建了 Al-4.8Mg 合金静态再结晶动力学模型, 模型计算值与试验值的平均相对误差仅为 3.8%。

基金项目

湖南省科技人才托举工程项目(2022TJ-N19), 湖南省重点研发计划项目(2022GK2041)。

参考文献

- [1] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115-2141.
- [2] 张新明, 邓运来. 新型合金材料——铝合金[M]. 北京: 中国铁道出版社, 2018.

-
- [3] 胥福顺, 陈德斌, 岳有成. 铝及铝合金轧制技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2019.
 - [4] 张新明. 铝热连轧原理与技术[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2010.
 - [5] 雷秀川. 5xxx 系铝合金再结晶动力学及其形核机制的研究[D]: [博士学位论文]. 重庆: 重庆大学, 2021.
 - [6] 刘文义. 7085 铝合金热加工力学行为及微观组织演变规律研究[D]: [博士学位论文]. 重庆: 重庆大学, 2014.
 - [7] 肖罡. 6013 铝合金多道次变形及本构建模研究[D]: [博士学位论文]. 长沙: 湖南大学, 2016.