



AZ91D镁合金热塑性行为及热辊轧制过程再结晶组织模拟

梅瑞斌^{1,2}, 史现利², 包立², 李长生¹, 刘相华¹

(1. 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819;
2. 东北大学 秦皇岛分校 资源与材料学院, 秦皇岛 066004)

摘要: 采用单道次压缩试验在温度200~450℃、应变率0.001~1 s⁻¹范围内对AZ91D镁合金的热变形行为进行研究。依据应力-应变曲线通过线性拟合和非线性回归建立了AZ91D镁合金热变形下动态再结晶体积分数模型, 并通过二次程序开发实现了热辊轧制过程的组织模拟。结果表明: 随着辊面温度的升高和压下率的增加, 动态再结晶体积分数显著增加, 单道次轧制过程动态再结晶发生不充分。多道次轧制过程有利于轧制过程动态再结晶充分发生, 辊面温度为300℃时, 三道次轧制后动态再结晶体积分数接近85%, 在五道次轧制后动态再结晶基本完成; 当辊面温度继续升高至350℃时, 三道次轧制后继续进行轧制会导致再结晶晶粒长大。实测金相组织分布与预测结果较为吻合, 建立的动态再结晶模型可用于动态再结晶演变规律的定量模拟和定性分析。

关键词: 动态再结晶; 热辊轧制; 镁合金带材; 数值模拟; 组织

文章编号: 1004-0609(2022)-05-1289-13

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 梅瑞斌, 史现利, 包立, 等. AZ91D镁合金热塑性行为及热辊轧制过程再结晶组织模拟[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(5): 1289-1301. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-41073

MEI Rui-bin, SHI Xian-li, BAO Li, et al. Plastic deformation of AZ91D magnesium alloy and recrystallization structure simulation in heated roll rolling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(5): 1289-1301. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-41073

镁合金是一种密度低、比强度高、导热系数高、阻尼能力强、电磁屏蔽性能好的结构材料^[1-2]。在已知的镁合金中, AZ91D镁合金作为先进轻质金属结构材料AZ系合金代表和镁合金研究热点, 具有较好的耐蚀性、可铸性及较高的比强度^[3]。镁合金的密排六方晶系导致室温塑性差, 而在高温下附加滑移系统的激活可显著提高镁合金的加工性能, 因此热变形工艺是处理镁合金产品的有效工艺^[4]。为了能够充分利用数值模拟技术优化热加工过程工艺参数, 准确描述应变、应变速率和温度对

流变行为和组织演变行为的影响非常重要^[5-6]。SELLARS等^[7]构建了一个双曲正弦本构关系方程, 用于描述铝、镍、铜和钢材料的热加工行为。MCQUEEN等^[8]基于Arrhenius方程研究了热加工峰值应力和应变的本构关系。LIN等^[9]为高强度合金建立了一个修正的Johnson-Cook模型, 结果表明Johnson-Cook模型能够准确预测流动应力^[10]。GUO等^[11]采用一种改进的Voce模型来描述大应变范围内的流动应力特征, 分析了峰值流动应力、上升系数和下降系数^[11]。在建立本构方程时, 考虑了变形

基金项目: 河北省自然科学基金资助项目(E2018501016)

收稿日期: 2021-06-09; 修订日期: 2021-10-20

通信作者: 梅瑞斌, 副教授, 博士; 电话: 15227295619; E-mail: meiruibin@neuq.edu.cn

模式和组织, 等效应变为0.5时的应力可用活化能和应变速率描述为幂指数形式^[12]。梅瑞斌等^[6, 13]基于热模拟曲线实际变化, 提出了分段函数法构建镁合金和铝合金本构方程, 用构建的应力预测模型预测峰值及峰值后的应力值与实测值吻合良好, 明显提高了本构方程模型预测精度。

随着市场对产品质量的更高追求和计算机技术的快速发展, 材料组织预测在优化工艺参数和改善产品性能方面已成为轧制领域研究热点之一^[14]。郭丽丽等^[15]基于ABAQUS软件和FORTRAN语言程序编译实现了AZ31镁合金热轧过程组织模拟, 初始温度为300 °C、应变达到0.8左右时, AZ31镁合金板材表面的动态再结晶体积分数可以达到80%。HWANG等^[16]通过压缩和水淬实验数据获得了ZK60镁合金流变应力和动态再结晶模型, 并利用DEFORM有限元软件对轧制过程进行多场耦合模拟, 当轧制温度为400 °C、压下率为50%时, 轧制工艺较好。EBRAHIMI等^[17]在温度325~400 °C和应变速率0.001~1 s⁻¹范围内, 对AZ91D镁合金进行了热压缩实验, 研究了热变形参数对流动应力和再结晶晶粒尺寸的影响。DING等^[18]在高温拉伸和压缩实验的基础上, 建立了变形过程的本构方程和动态再结晶模型, 然后采用有限元软件, 对AM50镁合金在不同轧制温度和速度条件下的再结晶组织进行预测, 累积应变沿厚度方向从板材中心向板材表面增加是导致轧制板材中再结晶晶粒和分数分布不均匀的主要原因, 当板料在较低的轧制温度或较高的轧制速度下轧制时, 可获得较细的再结晶晶粒。

可见, 国内外研究学者围绕镁合金的热轧过程组织模拟开展了大量研究工作, 而不同塑性加工过程变形和温度等工艺参数对组织演变具有至关重要的影响。热轧过程中轧件散热快, 特别是轧件与轧辊接触时的表面大量热损失导致带材温度迅速降低、加工硬化严重, 且轧件越薄, 降温越显著, 极大地影响了轧制过程中的组织性能调控以及后续轧制过程的顺利进行。而热轧过程中通常需要反复多次中间退火和后续退火工艺, 降低了生产效率, 提升了工业生产成本^[19]。为有效降低轧制过程热损失, 进而保证轧件的变形温度, FISHER等^[20]提出了预先加热轧辊来轧制超薄带材, 并以Cr₃C₂作为辊面材质开展了相关试验, 利用电阻将轧辊加热到了538 °C, 轧制过程中带材表面温降速率大大降低。

孙颖等^[21]将上下工作辊芯部分别安装8根电阻丝, 实现了电阻丝对轧辊的加热, 利用设计的内加热轧辊装置通过累积叠轧法制备了厚度为0.1 mm的AZ31镁合金薄带材, 晶粒得到显著细化, 平均晶粒尺寸约为5 μm。KIM等^[22]利用电阻加热方式对轧辊预热至200 °C, 然后对加热的AZ31镁合金进行连续异速轧制, 工作辊预热有效抑制了带材接触热损失, 动态再结晶充分, 获得了尺寸为2.3~2.5 μm的细化晶粒。李长生等^[23]基于电磁感应理论提出了一种金属薄带热辊轧制方法。YU等^[24]和SUN等^[25]利用数值模拟法分析了轧辊加热工艺中单道次温轧镁合金过程的温度分布规律, 基于数值模拟数据和非线性回归建立了带材出口温度预测模型, 验证了轧辊加热轧制的可行性。

为此, 本文作者针对AZ91D镁合金热压缩实验开展本构方程和动态再结晶模型构建, 并利用有限元软件分析了热辊轧制过程动态再结晶体积分数变化规律, 以期为AZ91D镁合金热辊轧制工艺研究和应用提供理论基础。

1 热压缩实验及模型构建

实验材料为商用AZ91D镁合金铸锭, 尺寸为615 mm(长)×115 mm(宽)×45 mm(厚), 其化学成分为: 8.87Al, 0.95Zn, 0.13Mn, 0.02Si, 余Mg(质量分数, %)。在马弗炉中经(400 °C, 12 h)退火。用线切割机对退火后的铸锭切割成直径为10 mm, 高度为15 mm的圆柱体试样。基于热模拟实验机Gleeble-3500开展单道次压缩实验, 应变量设定为0.6, 应变速率设定为0.001、0.01、0.1和1 s⁻¹, 压缩温度设定为200、250、300和350 °C。压缩前将试样以10 °C/s加热速率加热到变形温度设定值, 保温5 min, 然后开始压缩。压缩结束后将试样迅速放到水里进行淬火以保持变形后的组织形貌。

1.1 本构方程建立

图1所示为AZ91D镁合金真应力-应变曲线。由图1可以看出, 在温度一定的情况下, 曲线峰值应力随着应变速率的增大而增大, 这是由于变形速度增加时, 动态再结晶造成的软化机制发生作用的时间滞后, 软化速度需要更长的时间与硬化速度相平衡, 进而导致应力增大。在应变速率一定时, 流

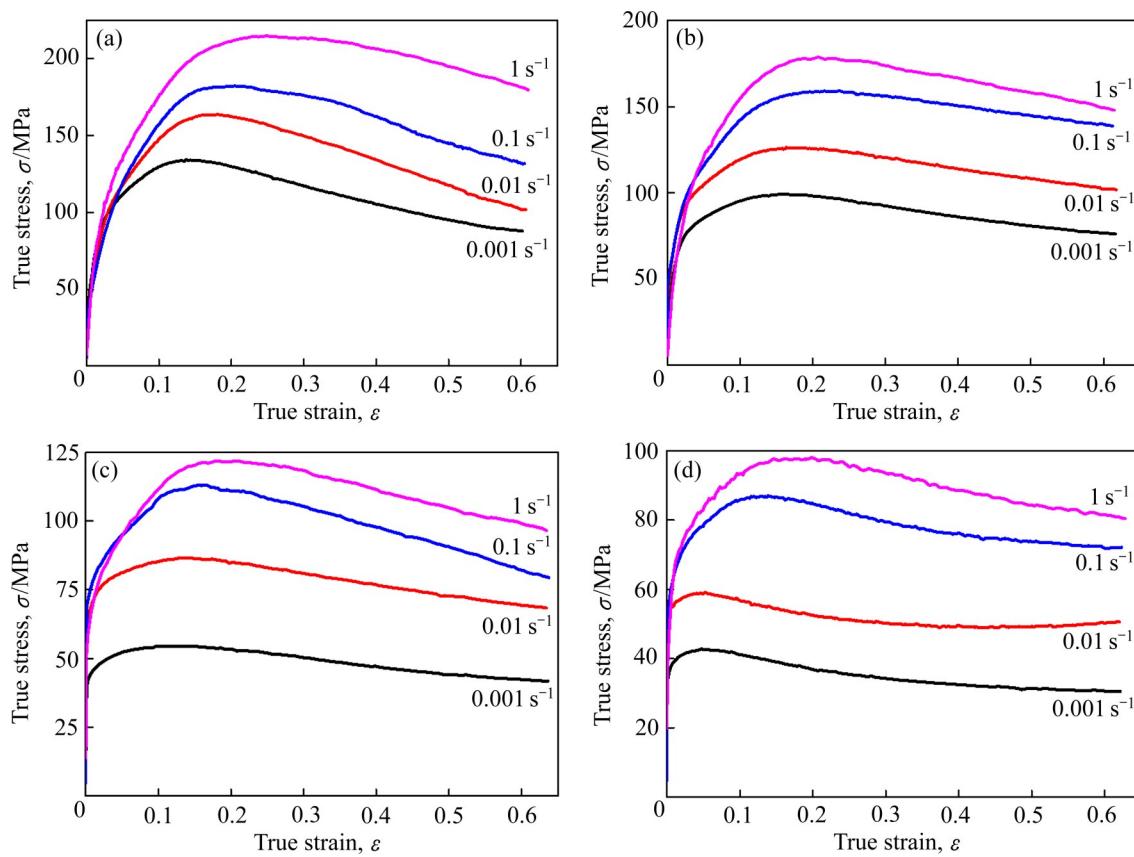


图1 AZ91D镁合金在不同应变速率和温度下的应力-应变曲线

Fig. 1 True stress-strain curves of AZ91D alloy at different strain rates and temperatures: (a) 200 °C; (b) 250 °C; (c) 300 °C; (d) 350 °C

动应力值随着温度的升高而降低。在金属变形的初级阶段中, 位错密度增加造成的加工硬化占主导作用, 应力值不断增大, 由于温度升高, 金属中原子的动能增加, 原子的结合力减小, 镁合金中潜在的滑移系得以启动, 造成合金流动应力值减小。此外, 由于镁合金层错能较低, 形核过程也受热激活控制, 温度的升高也会使得动态再结晶及晶粒长大造成的软化作用发生时间提前, 使得在温度较高的变形条件下, 硬化速度和软化速度能更早地达到平衡, 流动应力值降低。

在化学成分一定的条件下, 金属材料塑性变形特性受变形温度、应变速率和变形程度的影响。金属材料在高温塑性变形过程中存在热激活过程, 其热变形行为(物理方程)可用SELLARS等^[7]提出的包含变形激活能 Q 和变形温度 T 的双曲线正弦形式的Arrhenius关系来描述:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中: A 为结构因子; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; α 为应力水平参数, MPa^{-1} ; σ 为应力, MPa ; n 为应力指数; Q 为变形激活能, J/mol ; R 为摩尔气体常数, $R=8.314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$; T 为变形温度, K 。

温度和应变速率对峰值应力的影响用Zener-Holloman参数 Z 表述为:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\varepsilon} \exp[Q/(RT)] \quad (2)$$

基于峰值应力和应力应变曲线实际变化趋势, 利用分段函数法将应力变化过程分为两个阶段^[6], 通过非线性回归和线性拟合, 分段函数描述的AZ91D镁合金峰值应力方程为:

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_p = 127.36 \ln \left\{ \left[\left(\frac{Z}{9.66 \times 10^{12}} \right)^{1/7.6865} + \left(\frac{Z}{9.66 \times 10^{12}} \right)^{2/7.6865} + 1 \right]^{1/2} \right\} \\ Z = \dot{\varepsilon} \exp[150814/(RT)] \end{array} \right. \quad (3)$$

式中: σ_p 为峰值应力, MPa。

峰值应力之前的本构方程为:

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_p \left[\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right) \exp \left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right) \right]^{C_1} \\ C_1 = 1.059 - 2.345 \times 10^{-3} T + 30.36 \times 10^{-3} \ln \dot{\varepsilon} \end{cases} \quad (4)$$

式中: ε 为应变; ε_p 为峰值应变。

第二阶段本构方程描述为:

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_s + (\sigma_p - \sigma_s) \exp \left[C_2 \left(\varepsilon - \frac{\varepsilon_p}{2} - \frac{\varepsilon^2}{2\varepsilon_p} \right) \right] \\ \varepsilon_p = 1.01 \times 10^{-3} \sigma_p + 35.28 \times 10^{-3} \\ C_2 = 37.45 \exp(-7.2T/1000) \dot{\varepsilon}^{0.065} \end{cases} \quad (5)$$

式中: σ_s 为稳定状态下的应力, MPa。

1.2 动态再结晶模型构建

动态再结晶发生在应力达到峰值之前, 通常将动态再结晶起始应变值定义为临界应变点, 该临界点与塑性变形过程硬化及软化速度有关。材料加工硬化率 θ 为应力 σ 对应变 ε 的一阶导数, 加工硬化率曲线如图2所示。可以看出, 硬化过程大致可以分

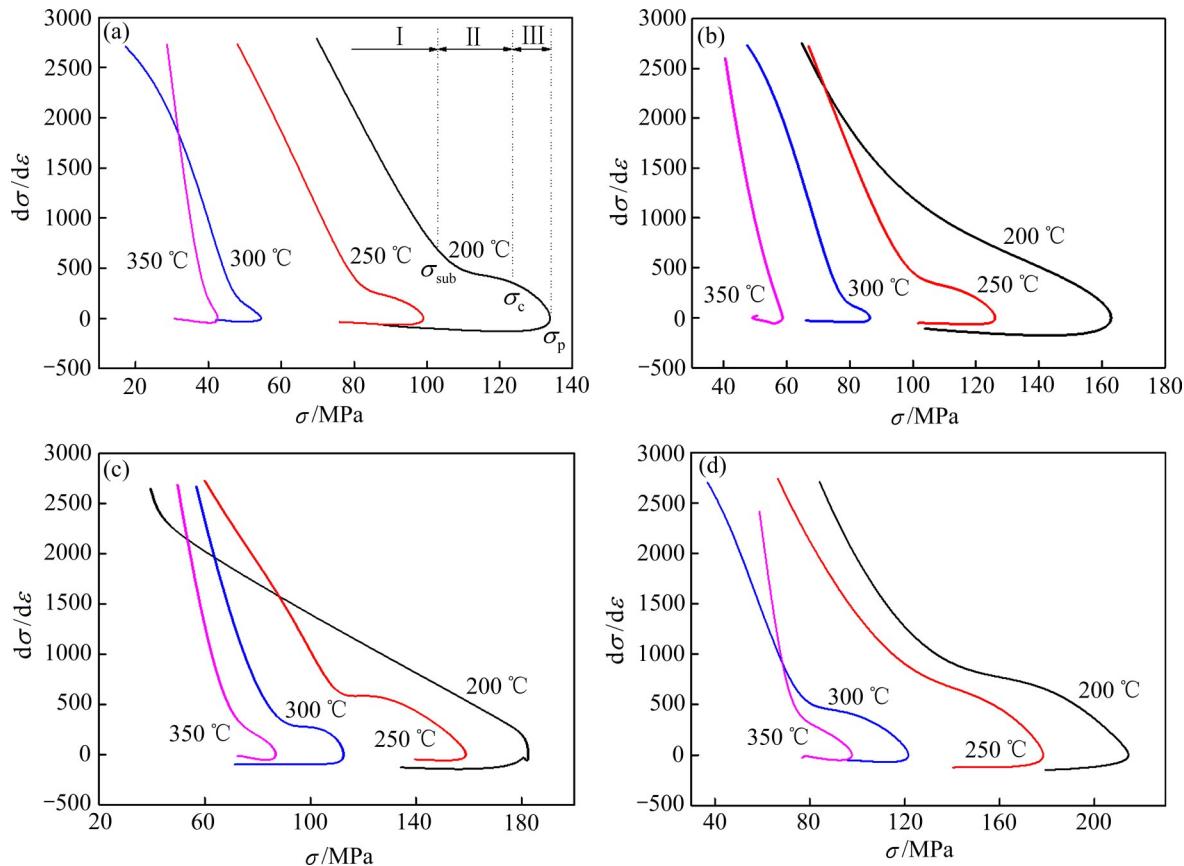


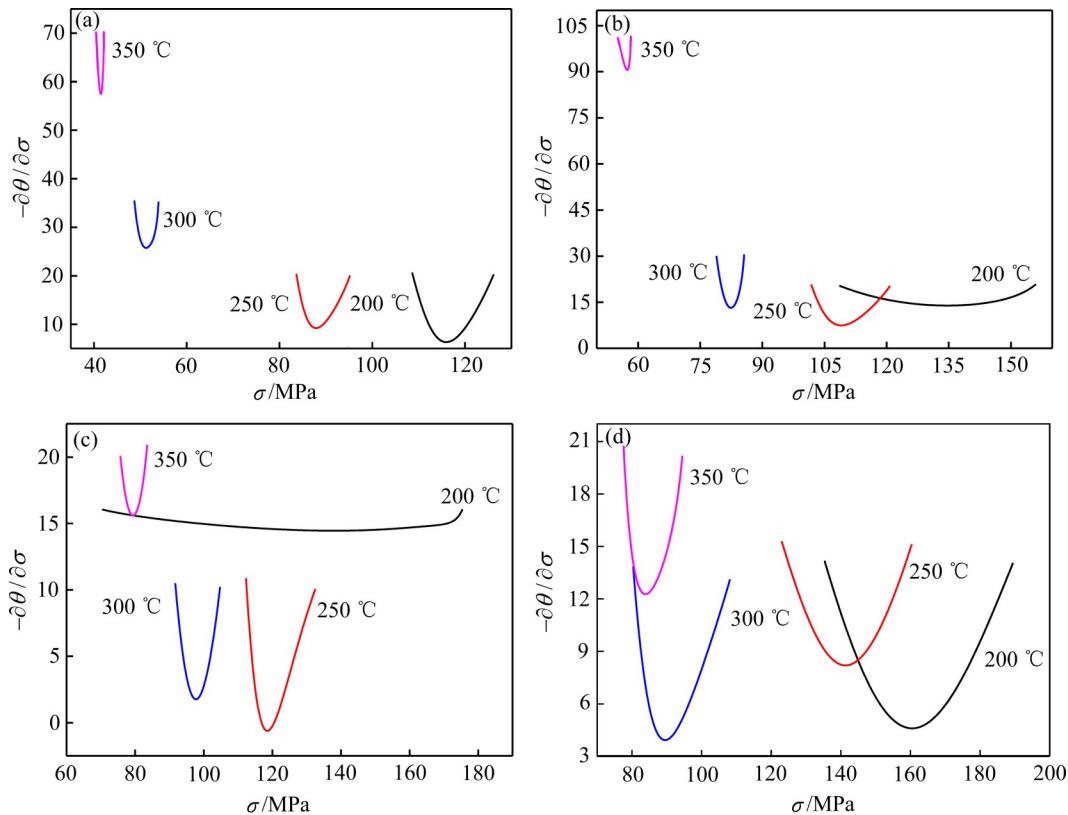
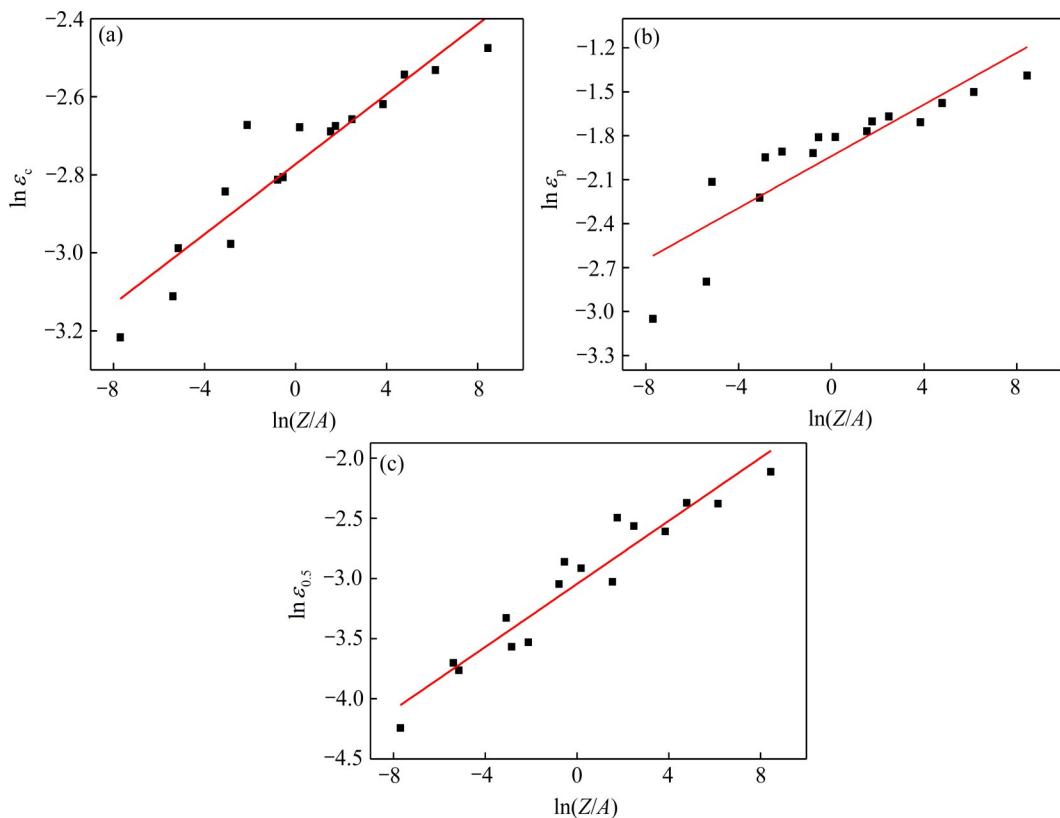
图2 不同应变速率条件下加工硬化率曲线

Fig. 2 Working hardening rate curves under strain rates: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1}

为三个阶段(见图2(a)): 第一个阶段硬化率呈近似线性急剧下降, 材料内部发生动态回复使硬化速度明显降低^[26], 直到亚结构开始形成, 此时 $\sigma = \sigma_{\text{sub}}$, σ_{sub} 为亚结构开始形成的应力; 第二阶段硬化速度下降趋势变缓, 位错在晶界处堆积形成大量位错亚结构, 直到动态再结晶晶粒开始形核, $\sigma = \sigma_c$, σ_c 为临界应力; 第三阶段硬化速度下降趋势开始增大, 材料开始发生动态再结晶, 软化速度大大增加造成整体硬化速度下降, 直至降为0, 此时流动应力为峰值应力 σ_p , 动态再结晶起始点为第二阶段过渡到第三阶段的拐点。

为更准确地确定拐点, 绘制 $\partial\theta/\partial\sigma$ 与 σ 的关系曲线, 如图3所示。曲线的极小值点即为动态再结晶发生的临界点, 由图中横坐标临界应力变化, 可以看出, 临界应力和对应的临界应变随温度升高而减小, 随应变速率增加而增加。

临界应变 ε_c 、50%再结晶的应变 $\varepsilon_{0.5}$ 和峰值应变 ε_p 可以描述为 Zener Holloman 参数与结构因子 A 的函数关系式^[27], 如图4所示。根据图中关系曲线线

图3 不同条件下 $\partial\theta/\partial\sigma$ 与 σ 的关系曲线Fig. 3 Relationship between $\partial\theta/\partial\sigma$ and σ under different conditions: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1} 图4 典型应变与 $\ln(Z/A)$ 之间关系Fig. 4 Relationships between typical strains and $\ln(Z/A)$: (a) $\ln\epsilon_c-\ln(Z/A)$; (b) $\ln\epsilon_p-\ln(Z/A)$; (c) $\ln\epsilon_{0.5}-\ln(Z/A)$

性拟合结果, 可以得到不同应变表达式为:

$$\begin{cases} \varepsilon_c = 0.0661(Z/A)^{0.0448} \\ \varepsilon_p = 0.1126(Z/A)^{0.0883} \\ \varepsilon_{0.5} = 0.0453(Z/A)^{0.131} \end{cases} \quad (6)$$

式中: Z 为 Zener-Hollomon 参数; A 为结构因子; ε_c 为临界应变; $\varepsilon_{0.5}$ 为 50% 再结晶的应变。

塑性变形过程中, 当位错的密度增加到一定程度, 且大于临界应变时, 动态再结晶会在变形区和原始晶粒晶界处形核和长大。根据求解的临界应变值可知, 临界应变与峰值应变满足线性比值关系, 表达式为 $\varepsilon_c = 0.395\varepsilon_p$ 。动态再结晶体积分数可以表示为:

$$X_d = 1 - \exp \left\{ -k[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5}]^m \right\} \quad (7)$$

式中: X_d 为动态再结晶体积分数; k 、 m 为材料常数。

当组织发生动态再结晶后, 流动应力下降, 所以可以用流动应力表达式(8)来预测动态再结晶体积分数:

$$X_d = (\sigma_p - \sigma)/(\sigma_p - \sigma_s) \quad (8)$$

对式(7)进行移项处理并对两边同时取自然对数可得:

$$\ln[-\ln(1 - X_d)] = \ln k + m \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5}] \quad (9)$$

由式(9)可知, $\ln[-\ln(1 - X_d)]$ 和 $\ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5}]$ 线性关系斜率为 m 值, 截距是 $\ln k$ 。图 5 所示为 $\ln[-\ln(1 - X_d)]$ 和 $\ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5}]$ 的关系, 根据曲线的斜率和截距可以得到 AZ91D 镁合金动态再结晶体积分数表达式为:

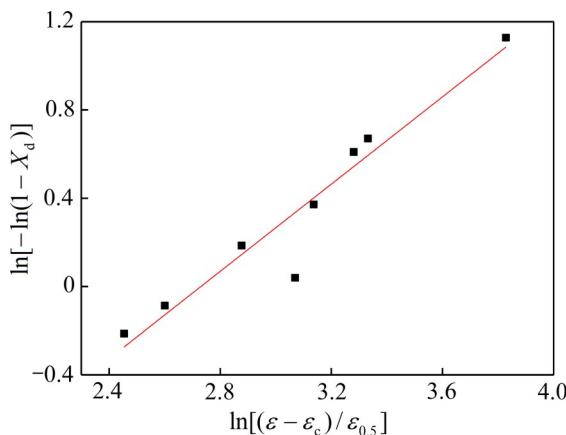


图 5 $\ln[-\ln(1 - X_d)]$ 和 $\ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5}]$ 关系曲线

Fig. 5 Relationship between $\ln[-\ln(1 - X_d)]$ and $\ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5}]$

$$X_d = 1 - \exp \left\{ -0.06726 \left[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5} \right]^{0.98869} \right\} \quad (10)$$

2 热辊轧制过程数值模拟

基于 DEFORM10.0 的二次程序开发平台, 将动态再结晶模型和本构方程通过 FORTRAN 程序语言编程开展 AZ91D 镁合金轧制过程微观组织模拟, 研究了轧制参数对 AZ91D 镁合金板材轧制过程中变形区内的动态再结晶体积分数的影响规律。镁合金具有拉压不对称性, 拉伸和压缩过程的塑性变形行为及性能有较大差别^[28], 构建的本构方程较适合基本应力状态为压缩应力状态的工艺过程分析, 轧制过程大部分塑性变形区域为三向压应力状态并和镦粗过程相近, 可采用热压缩行为下构建的本构方程。热轧变形过程是塑性变形与温度相互耦合作用过程, 热塑性变形过程中将塑性变形功和摩擦生热考虑为内热源:

$$\begin{cases} \dot{q}_{\text{plastic}} = \eta \bar{\sigma} \dot{\varepsilon} \\ \dot{q}_{\text{fric}} = \tau |\Delta v| \end{cases} \quad (11)$$

式中: $\bar{\sigma}$ 为材料瞬时流动应力, Pa; $\dot{\varepsilon}$ 为瞬时应变速率, s^{-1} ; η 为变形能转化系数(0.85~0.95); τ 为摩擦剪应力, Pa; Δv 为接触面上相对滑动速度, m/s。

热辊轧制过程温度场求解过程中, 轧件边界条件主要考虑辐射、自然对流换热和轧辊与轧件之间的热接触换热。计算用热辐射率为 0.07, 自然对流换热系数为 $11 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ ^[29]。轧辊与轧件之间传热机制复杂, 接触换热系数受温度、表面粗糙度、轧制压力、材料属性等众多因素影响, 在实际生产中, 其值主要随轧制压力的增大而增大, 热阻换热系数 $H_{\text{TC}}(\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}))$ 与轧辊压力 $p_m(\text{MPa})$ 的关系^[30]为:

$$H_{\text{TC}} = 0.1133p_m + 28.92476 \quad (12)$$

计算用 AZ91D 镁合金热物性参数为如下: 密度为 $1820 \text{ kg}/\text{m}^3$, 泊松比为 0.35, 热膨胀系数为 $2.6 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, 导热系数为 $72 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$, 比热容为 $1.9 \text{ kJ}/(\text{kg} \cdot \text{K})$, 塑性做功热转化因子取 0.9, 摩擦类别设定为剪切摩擦, 摩擦因子取 0.3。轧辊直径为 300 mm, 辊面长度 350 mm。

轧制过程工艺参数设定的应变速率、变形温度在热模拟实验参数范围内, 压下率选取主要依据镁合金变形能力并根据现场实验情况提升压下率, 以

确保相近条件下数值模拟迭代收敛。单道次轧制过程组织数值模拟中, 辊面温度分别设定为 200、250、300、350 °C, 轧件温度设定为 20 °C, 压下率设定为 10%、20%、30%、40%, 轧制速度为 0.01、0.05、0.1、0.5 m/s, 初始轧件厚度分别为 4、8、12、16 mm。多道次模拟中轧制速度为 0.01 m/s, 总压下率约为 67%, 辊面温度分别设定为 250、300 和 350 °C, 第一道次轧前将轧件温度值设定为与辊面相同温度。热辊轧制过程组织模拟和工艺实验验证用铸轧 AZ91D 镁合金板材初始厚度约为 8 mm。轧制实验中, 利用线切割机将板材切割成 100 mm×60 mm 轧制试样, 轧制速度设定为 0.01 m/s, 辊面温度为 350 °C, 轧前将试样加热到 350 °C, 后续轧制道次间不回炉退火, 通过三道次轧制, 总压下率约为 67%, 轧制后将试样置于室温冷却。使用 DMI5000M 徕卡全自动倒置金相显微镜分析微观组织, 腐蚀液为 5 g 苦味酸+80 mL 乙醇+10 mL 冰乙酸+10 mL 蒸馏水配制而成的混合溶液。

2.1 单道次轧制数值模拟

不同辊面温度下带材动态再结晶体积分数变化如图 6 所示。其中轧制速度为 0.01 m/s, 压下率为 40%, 初始板厚为 4 mm。在辊面温度为 200 °C 的条件下, 由于带材温度较低, 位错迁移困难, 导致板材临界应变升高, 未发生明显动态再结晶。当辊面温度升高至 250 °C 时, 组织发生动态再结晶, 动态再结晶最大体积分数约为 60.4%。随着辊面温度

继续升高, 动态再结晶体积分数增加, 但增加趋势减弱, 受制于应变积累, 即使辊面温度为 350 °C 时, 动态再结晶仍不充分, 最大动态再结晶体积分数约为 81.8%。沿轧制方向上, 从入口端到出口端, 等效应变逐渐增加, 热量传递也使带材温度逐渐升高, 故动态再结晶体积分数逐渐增大。厚度方向上, 后滑区带材表面动态再结晶体积分数略高于心部, 而前滑区相反。

不同轧制速度下带材动态再结晶体积分数变化如图 7 所示。其中辊面温度为 350 °C, 压下率为 40%, 初始板厚为 4 mm。由图 7 可以看出, 随着轧制速度的增加, 动态再结晶体积分数略有增加, 最大动态再结晶体积分数变化范围为 81.8%~85.3%。轧制速度增加对动态再结晶体积分数大小影响较弱, 原因包括两个方面: 一方面, 随着轧制速度增加, 轧辊向带材的热量传递效率有所降低; 另一方面, 随着轧制速度增加, 应变速率增加, 热效应有所增加, 且材料内部位错增殖越严重, 动态再结晶驱动力增大, 形核位置增多。应变和温度升高容易发生再结晶形核, 使得动态再结晶体积分数沿轧制方向从入口端到出口端逐渐增加, 而速度增加引起的温度分布不均导致厚度方向上的动态再结晶体积分数分布更为不均。

不同压下率下带材动态再结晶体积分数变化如图 8 所示。其中辊面温度为 350 °C, 轧制速度为 0.1 m/s, 初始板厚为 4 mm。由图 8 可知, 随着压下率的增加, 热量更易传递到心部使得带材出口端动

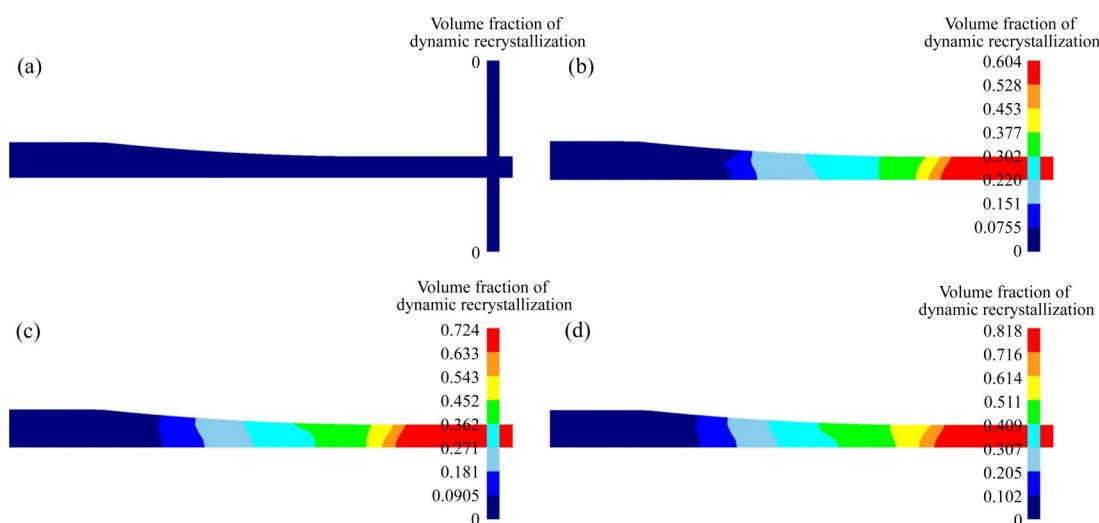


图 6 不同辊面温度下带材动态再结晶体积分数

Fig. 6 Volume fraction of dynamic recrystallization of strips at different roll temperatures: (a) 200 °C; (b) 250 °C; (c) 300 °C; (d) 350 °C

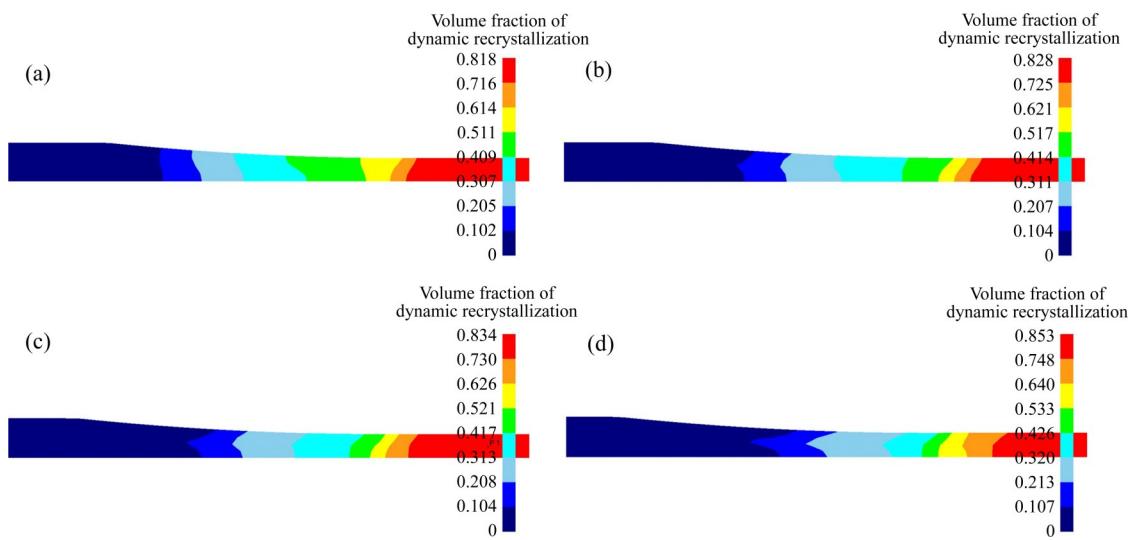


图7 不同轧制速度下带材动态再结晶体积分数

Fig. 7 Volume fraction of dynamic recrystallization of strips at different rolling speeds: (a) 0.01 m/s; (b) 0.05 m/s; (c) 0.1 m/s; (d) 0.5 m/s

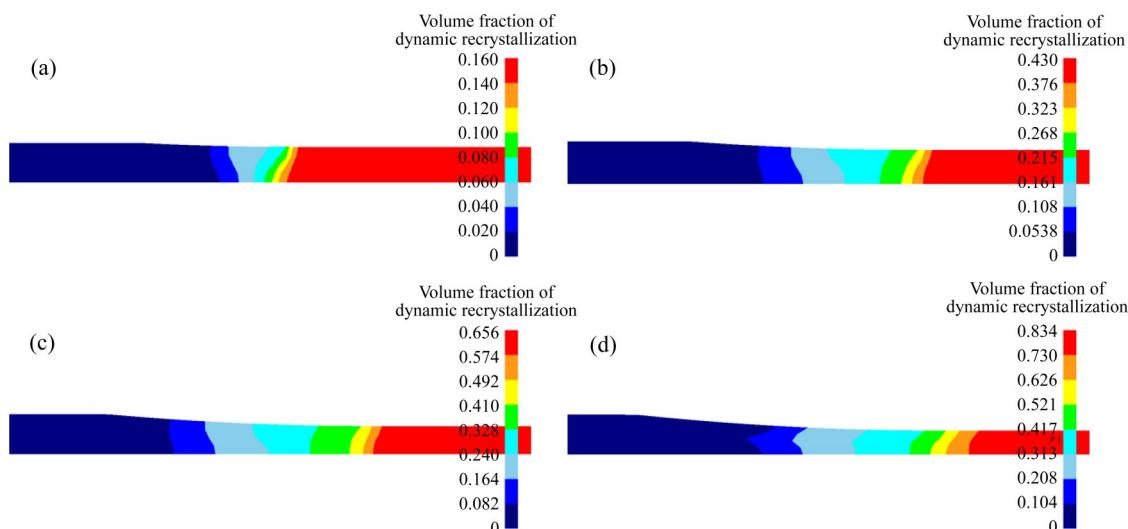


图8 不同压下率下带材动态再结晶体积分数

Fig. 8 Volume fraction of dynamic recrystallization of strips at different reduction rates: (a) 10%; (b) 20%; (c) 30%; (d) 40%

态再结晶体积分数增加,且变形区内发生动态再结晶比率显著增加。当压下率为10%时,动态再结晶体积分数仅为16%;当压下率增加到40%时,动态再结晶体积分数升高至83.4%。沿轧制方向从入口端到出口端动态再结晶体积分数逐渐增加,沿厚度方向上,后滑区表面动态再结晶体积分数高于心部,而在前滑区正好相反。

不同原始厚度下带材动态再结晶体积分数变化如图9所示。其中辊面温度为350 °C, 轧制速度为0.1 m/s, 压下率为40%。由图9可知,随着初始厚度增加,热量传递不能及时传递到心部,因而动态

再结晶体积分数略有减少,且厚度方向的动态再结晶体积分数分布更为不均匀。当厚度达到8 mm以上时,在后滑区动态再结晶体积分数最大点既不在表面也不在心部,而是在距离表面比较近的表层,原因是该区域热量能瞬时传递过来,且累积等效应变值也相对较大,因而更容易发生动态再结晶。在前滑区由于随着轧制过程进行,等效应变梯度减弱,热量有一定的传递,但心部变形量更大,故动态再结晶体积分数分布趋于均匀,但在出口端表面的动态再结晶体积分数仍小于中心部位。

总之,单道次轧制过程中无论如何调控轧制工

艺参数, 动态再结晶最大体积分数基本维持在80%~85%之间, 动态再结晶并不充分, 导致组织细化效率有限。若继续增加压下率或辊面温度, 则可能造成板材轧裂或再结晶晶粒的异常长大。因此, 多道次轧制对改善组织均匀性和获得细小晶粒

尺寸带材具有重要意义。

2.2 多道次轧制数值模拟

不同辊面温度和轧制道次下带材动态再结晶体积分数变化规律如图10所示。由图10可看出, 在

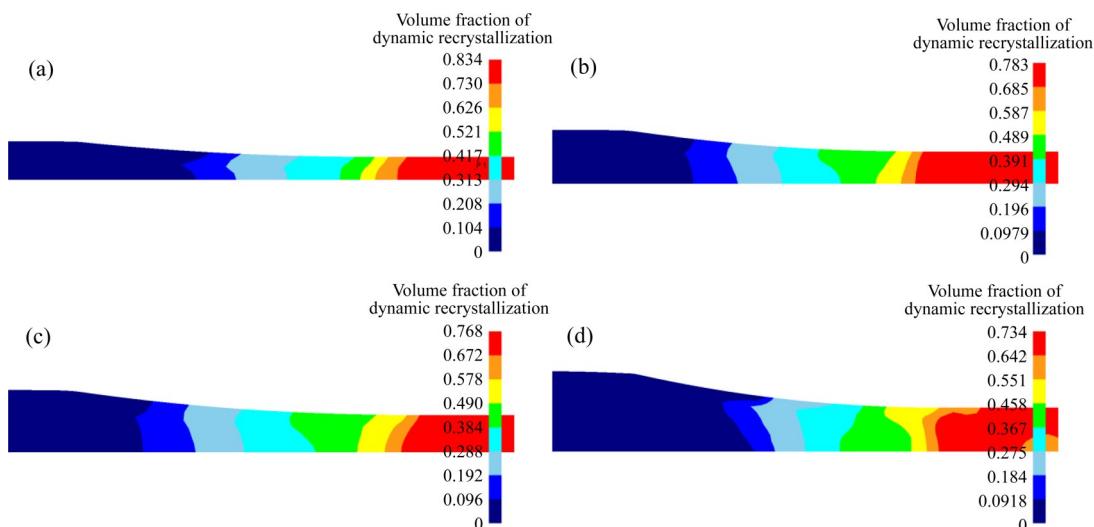


图9 不同初始厚度下带材动态再结晶体积分数

Fig. 9 Volume fraction of dynamic recrystallization of strips at different initial thickness: (a) 4 mm; (b) 8 mm; (c) 12 mm; (d) 16 mm

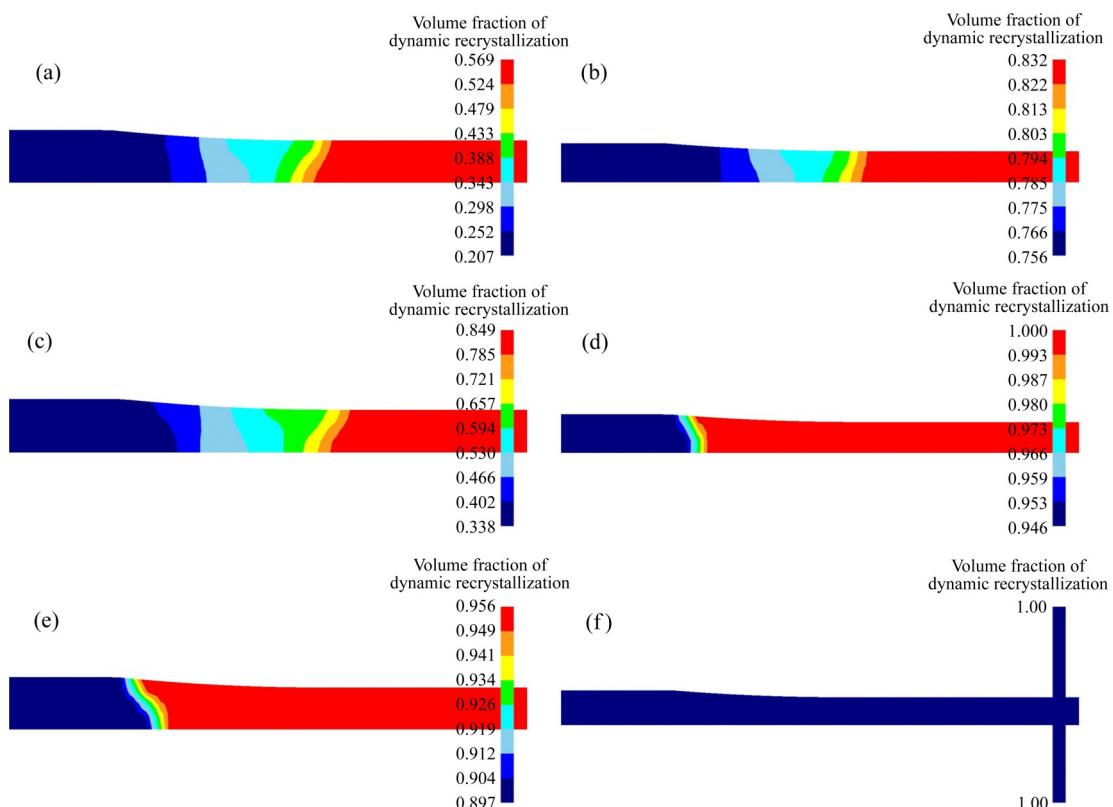


图10 不同辊面温度下轧制第三和第五道次后带材的动态再结晶体积分数

Fig. 10 Volume fraction of dynamic recrystallization of strips after third-pass and fifth-pass rolling at different roll temperatures: (a) 250 °C, third-pass; (b) 250 °C, fifth-pass; (c) 300 °C, third-pass; (d) 300 °C, fifth-pass; (e) 350 °C, third-pass; (f) 350 °C, fifth-pass

热量传递作用下, 辊面温度越高, 带材温度越高, 越有利于动态再结晶发生。当辊面温度为250 °C时, 不同轧制道次后带材动态再结晶体积分数分布规律相近, 第三和第五道次轧后, 带材出口端动态再结晶体积分数分别约为56.9%和83.2%, 道次和应变积累增加有利于动态再结晶产生(见图10(a)和(b)); 辊面温度升高至300 °C时, 动态再结晶体积分数约为84.9%, 进一步轧制五道次后带材动态再结晶基本完成, 体积分数为1(见图10(c)和(d)); 当辊面温度继续升高至350 °C时, 轧制三道次后带材动态再结晶体积分数已经基本完成, 不考虑再结晶晶粒长大条件下, 继续增加轧制道次至五道次后, 带材动态再结晶体积分数为1, 再结晶充分完成(见图10(e)和(f)), 而实际中继续增加道次和升温会使再结晶晶粒长大。

不同辊面温度下AZ91D镁合金带材轧制三道次后金相组织及与数值模拟结果比较, 如图11所示。辊面温度为250 °C时, 轧后带材组织出现了一

定比例的细小再结晶晶粒(见图11(a)), 组织主要由孪晶组织、细小的再结晶晶粒以及被拉长、破碎的粗大晶粒组成。这是因为: 一方面, 温度和应变达到了一定程度, 导致带材组织产生动态再结晶的激活能; 另一方面, 孪晶的产生造成的晶格畸变引起局部应力分布及变形不均匀, 为再结晶晶粒的形核提供了有利的条件, 新晶粒在再结晶晶粒边界周围长大, 又会导致晶粒进一步细化^[31]。当辊面温度为300 °C时, 带材组织发生了较为充分的动态再结晶, 晶粒细化明显, 孪晶基本消失(见图11(b))。辊辊温度继续升高至350 °C时, 轧后带材组织大部分晶粒通过动态再结晶进一步细化, 而另一部分晶粒有一定长大, 故平均晶粒尺寸与辊面温度300 °C时的相近, 细化效果不明显(见图11(c))。由金相组织晶粒的统计分析和结果对比可知, 数值模拟预测的动态再结晶体积分数与实测结果基本吻合。虽然由于取样区域不同和初始晶粒大小设定导致实测体积分数略高于模拟结果, 但模拟结果还是较好地反映

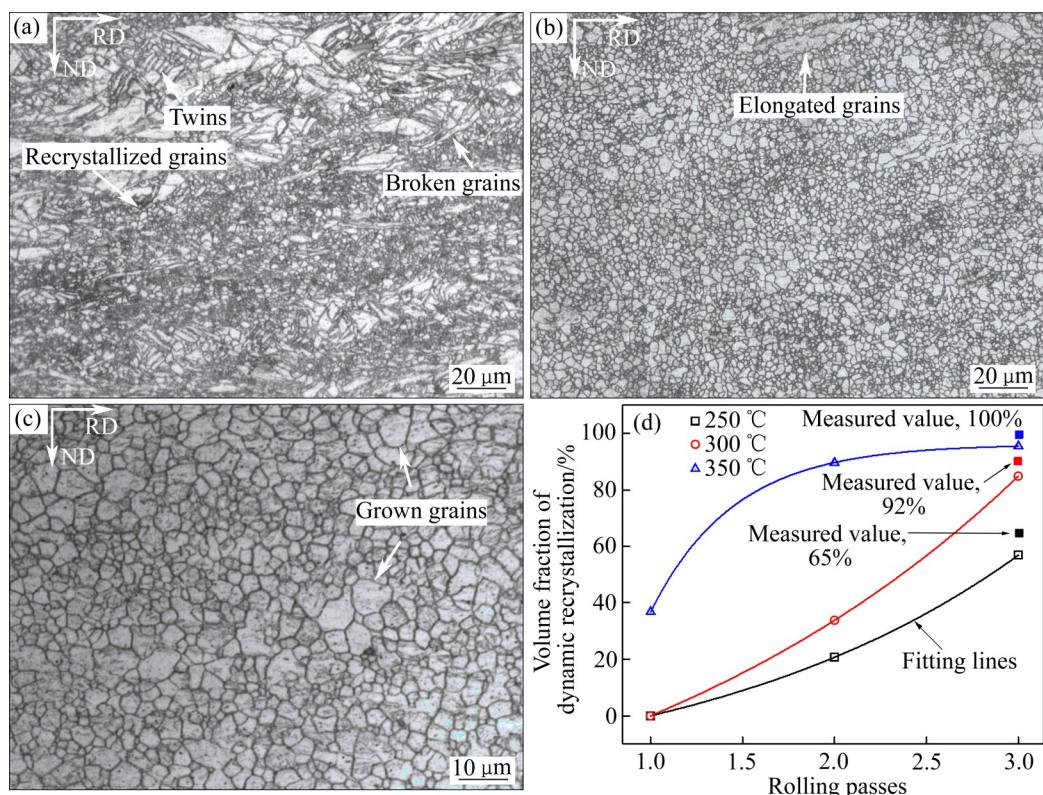


图11 不同辊面温度下轧制三道次后AZ91D镁合金带材的显微组织以及动态再结晶预测结果和实测值的比较

Fig. 11 Microstructures of AZ91D alloy strips after three passes rolling at different roll surface temperatures((a)–(c)) and comparison of predicted results and measured value of dynamic recrystallization(d): (a) 250 °C; (b) 300 °C; (c) 350 °C; (d) Comparison of predicted results and measured value

了实际轧制过程的动态再结晶演变规律, 所构建的热塑性本构方程和动态再结晶模型是可靠的(见图11(d))。

3 结论

1) 基于临界应变、峰值应变及50%动态再结晶应变, 通过非线性回归和线性拟合构建了AZ91D镁合金带材动态再结晶体积分数模型, 动态再结晶分布金相组织预测值与实测结果较为吻合, 预测误差基本满足要求, 建立的动态再结晶模型可靠, 可用于动态再结晶演变规律的定性和定量模拟。AZ91D镁合金流动应力随加工硬化增加到峰值, 然后在动态软化过程中缓慢减小。

2) 辊面温度及压下率对AZ91D镁合金带材热辊轧制过程动态再结晶影响较大, 随着辊面温度升高和压下率增加, 动态再结晶体积分数显著增加。轧制速度和初始板厚对动态再结晶影响相对较小, 随着轧制速度增加和初始板厚减小, 动态再结晶体积分数略有增加, 单道次轧制过程动态再结晶发生不充分。

3) 多道次轧制过程有利于轧制过程带材动态再结晶充分发生。辊面温度为300 °C时, 在三道次轧制后动态再结晶体积分数接近85%; 在五道次轧制后动态再结晶基本完成。实测中由于统计的初始晶粒尺寸不尽相同, 再结晶体积分数更高, 约92%。当辊面温度继续升高至350 °C时, 三道次轧制后继续进行轧制会导致再结晶晶粒长大。

REFERENCES

[1] AGARWAL S, CURTIN J, DUFFY B, et al. Biodegradable magnesium alloys for orthopaedic applications: A review on corrosion, biocompatibility and surface modifications[J]. *Materials Science and Engineering C*, 2016, 68: 948–963.

[2] ZHANG Q, LI Q A, CHEN X Y. Research progress of ultrafine grained magnesium alloy prepared by equal channel angular pressing[J]. *Mater Res Express*, 2021, 8(2): 022001.

[3] ISHIKAWA K, WATANABE H, MUKAI T. High strain rate deformation behavior of an AZ91 magnesium alloy at elevated temperatures[J]. *Mater Lett*, 2005, 59(12): 1511–1515.

[4] CAI Y, SUN C Y, LI Y L, et al. Phase field modeling of discontinuous dynamic recrystallization in hot deformation of magnesium alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 133: 102773.

[5] SUNG J H, KIM J H, WAGONER R H. A plastic constitutive equation incorporating strain, strain-rate, and temperature[J]. *International Journal of Plasticity*, 2010, 26(12): 1746–1771.

[6] MEI R B, BAO L, HUANG F, et al. Simulation of the flow behavior of AZ91 magnesium alloys at high deformation temperatures using a piecewise function of constitutive equations[J]. *Mechanics of Materials*, 2018, 125: 110–120.

[7] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgia*, 1966, 14(9): 1136–1138.

[8] MCQUEEN H J, RYAN N D. Constitutive analysis in hot working[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 322(1/2): 43–63.

[9] LIN Y C, CHEN X M, LIU G. A modified Johnson-Cook model for tensile behaviors of typical high-strength alloy steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(26): 6980–6986.

[10] LI H Y, LI Y H, WANG X F, et al. A comparative study on modified Johnson Cook, modified Zerilli-Armstrong and Arrhenius-type constitutive models to predict the hot deformation behavior in 28CrMnMoV steel[J]. *Materials & Design*, 2013, 49: 493–501.

[11] GUO J H, ZHAO S D, MURAKAMI R I, et al. Modeling the hot deformation behavior of Al alloy 3003[J]. *J Alloy Compd*, 2013, 566: 62–67.

[12] BARNETT M R. Influence of deformation conditions and texture on the high temperature flow stress of magnesium AZ31[J]. *J Light Met*, 2001, 1(3): 167–177.

[13] MEI R B, BAO L, CAI B, et al. Piecewise modeling of flow stress of 7075-T6 aluminum alloy in hot deformation[J]. *Mater Trans*, 2016, 57(7): 1147–1155.

[14] 刘相华. 塑性有限元在金属轧制过程中应用的进展[J]. 金属学报, 2010, 46(9): 1025–1033.

LIU Xiang-hua. Progress and application of plastic finite element method in metals rolling process[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(9): 1025–1033.

[15] 郭丽丽, 王长峰, 詹鉴. 基于二次开发的AZ31镁合金热轧有限元模拟和实验研究[J]. 塑性工程学报, 2017, 24(6): 48–54.

GUO Li-li, WANG Chang-feng, ZHAN Jian. Experimental studies and finite element simulation on AZ31 magnesium alloy during hot rolling based on secondary development[J].

Journal of Plasticity Engineering, 2017, 24(6): 48–54.

[16] HWANG Y M, YEH T L. Microstructure prediction by finite element analysis during hot rolling of magnesium alloy sheets[J]. Key Engineering Materials, 2015, 661: 105–112.

[17] EBRAHIMI G R, MALDAR A R, EBRAHIMI R, et al. Effect of thermomechanical parameters on dynamically recrystallized grain size of AZ91 magnesium alloy[J]. J Alloys Compd, 2011, 509: 2703–2708.

[18] DING H L, HIRAI K, HOMMA T, et al. Numerical simulation for microstructure evolution in AM50 Mg alloy during hot rolling[J]. Comp Mater Sci, 2010, 47(4): 919–925.

[19] 曾斌. 镁合金薄板在线加热轧制工艺与组织性能研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2017.
ZENG Bin. Investigation on process, microstructure and properties of magnesium alloy sheet prepared by on-line heating rolling[D]. Chongqing: Chongqing University, 2017.

[20] FISHER R B, 易种淦. 带加热轧辊装置的轧机[J]. 重型机械, 1964(13): 30–32.
FISHER R B, YI Zhong-gan. Rolling mill with heating roll device[J]. Heavy Machinery, 1964(13): 30–32.

[21] 孙颖, 韩晶. 内加热轧辊对镁合金叠轧板材轧制实验的改进研究[J]. 山西冶金, 2018, 41(1): 1–2.
SUN Ying, HAN Jing. Study on the improvement of experiment of pack rolling on magnesium alloy by internal heating rollers[J]. Shanxi Metallurgy, 2018, 41(1): 1–2.

[22] KIM W Y, KIM W J. Fabrication of ultrafine-grained Mg-3Al-1Zn magnesium alloy sheets using a continuous high-ratio differential speed rolling technique[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 594: 189–192.

[23] 李长生, 李苗. 一种热辊温轧金属薄带和极薄带的装置及方法: 中国, CN102430570A[P]. 2012-05-02.
LI Chang-sheng, LI Miao. A device and method for warm rolling metal thin strip and ultra-thin strip by hot roller: China, CN102430570A[P]. 2012-05-02.

[24] YU H L, YU Q B, KANG J W, et al. Investigation on temperature change of cold magnesium alloy strips rolling process with heated roll[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, 21(9): 1841–1848.

[25] SUN T, LI J P. Method for outlet temperature control during warm rolling of AZ31 sheets with heated rolls[J]. ISIJ International, 2017, 57(9): 1577–1585.

[26] LIU Y G, LI M Q, LUO J. The modelling of dynamic recrystallization in the isothermal compression of 300M steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 574: 1–8.

[27] XU Yan, HU Lian-xi, SUN Yu. Dynamic recrystallization kinetics of as-cast AZ91D alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(6): 1683–1689.

[28] CHINO Y, KIMURA K, HAKAMADA M, et al. Mechanical anisotropy due to twinning in an extruded AZ31 Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485(1/2): 311–317.

[29] Scientific Forming Technologies Corporation. DEFORMTM Integrated 2D-3D Version 10.2 and DEFORMTM v11.0 (Beta) User's Manual[M]. Ohio: Scientific Forming Technologies Corporation, 2011: 329–331.

[30] DING Y P, ZHU Q, LE Q C, et al. Analysis of temperature distribution in the hot plate rolling of Mg alloy by experiment and finite element method[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 225: 286–294.

[31] 张青来, 卢晨, 朱燕萍, 等. 轧制方式对AZ31镁合金薄板组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(3): 391–397.
ZHANG Qing-lai, LU Chen, ZHU Yan-ping, et al. Effect of rolling method on microstructure and properties of AZ31 magnesium alloy thin sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(3): 391–397.

Plastic deformation of AZ91D magnesium alloy and recrystallization structure simulation in heated roll rolling

MEI Rui-bin^{1,2}, SHI Xian-li², BAO Li², LI Chang-sheng¹, LIU Xiang-hua¹

(1. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

2. School of Resources and Materials, Northeastern University at Qinhuangdao, Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: The hot deformation behavior of AZ91D magnesium alloy was studied using single-pass compression experiments at temperature of 200–450 °C and strain rate of 0.001–1 s⁻¹. An exponential function model was proposed to describe the dynamic recrystallization volume fraction equations of AZ91D magnesium alloy based on stress–strain curves. The numerical simulation of microstructure in heated roll rolling of magnesium alloy was realized through embedding the developed program into the finite element software platform. The results show that, with the increase of roll surface temperature and reduction, the dynamic recrystallization volume fraction increases obviously, and the dynamic recrystallization is incomplete during single pass rolling. The multi-pass rolling process is conducive to the full occurrence of dynamic recrystallization. When the roll surface temperature is 300 °C, the dynamic recrystallization fraction is close to 85% after three passes of heated roll rolling, and the dynamic recrystallization is completed after five passes. Furthermore, the dynamic recrystallization grain sizes will grow up with more rolling passes than three passes or higher roll surface temperature than 350 °C. The measured results are in agreement with the values predicted by the model, and the dynamic recrystallization model is significant to microstructure simulation and parameter optimization of AZ91D alloy in hot plastic deformation.

Key words: dynamic recrystallization; heated rolling; magnesium alloy strips; numerical simulation; microstructure

Foundation item: Project(E2018501016) supported by the Natural Science Foundation of Hebei Province, China

Received date: 2021-06-09; **Accepted date:** 2021-10-20

Corresponding author: MEI Rui-bin; Tel: +86-15227295619; E-mail: meiruabin@neuq.edu.cn

(编辑 李艳红)