

doi:10.3969/j.issn.2095-1744.2020.09.003

超轻镁锂合金 LZ91 本构方程及热加工图探究

许晨阳, 兰昊天, 朱江坡, 张雨乐, 杨建童

(中国矿业大学(北京)机电与信息工程学院, 北京 100083)

摘要:在 Gleeble3500 热模拟实验机上对挤压态 Mg-9Li-1Zn 镁锂合金进行热压缩变形实验, 变形温度为 150~350 ℃, 应变速率为 0.001~10 s⁻¹。基于所采集实验数据绘制流变应力-应变曲线, 建立了双曲线正弦函数的本构方程及真应变为 0.916 时热加工图, 结合变形后微观组织观测分析了动态再结晶的产生情况, 表明了适宜加工的安全区域和在加工中应该避免的失稳区域, 预测温度范围为 250~300 ℃、应变速率 0.01 s⁻¹ 时为较理想的变形参数, 峰值耗散系数值大于 38.55%, 热变形激活能 $Q=112.066$ kJ/mol, 应力指数 $n=3.60273$ 。

关键词: 镁锂合金; 热变形; 本构模型; 热加工图

中图分类号: TG115.5⁺3

文献标志码: A

文章编号: 2095-1744(2020)09-0014-07

Research on the Constitutive Equation and Processing Map of Ultralight Magnesium-Lithium Alloy LZ91

XU Chenyang, LAN Haotian, ZHU Jiangpo, ZHANG Yule, YANG Jiantong

(School of Mechanical Electronic and Information Engineering, China University of Mining and Technology, Beijing 100083, China)

Abstract: The hot compression deformation tests were carried out on a Gleeble3500 thermal simulator using extruded Mg-9Li-1Zn magnesium-lithium alloy. The deformation temperature range was 150—350 ℃, and the strain rate ranged from 0.001 s⁻¹ to 10 s⁻¹. The rheological stress-strain curve and constitutive equation of the hyperbolic sine function were established based on experiment data. The processing maps was developed for the samples deformed to strain of 0.916. The dynamic recrystallization is analyzed by the microstructure observation after hot deformation. Indicate safe areas suitable for processing and areas of instability that should be avoided during processing. The optimal deformation condition parameters are predicted to be in the range of 250—300 ℃ and the strain rate is 0.01 s⁻¹, in which domain with a peak dissipation efficiency greater than 38.55%, and the activation energy for plastic deformation Q is equal to 112.066 kJ/mol and stress exponent equals 3.60273.

Key words: Mg-Li alloy; hot deformation; constitutive model; processing map

镁锂合金也被称为超轻合金, 其密度为 1.30~1.65 g/cm³, 具有很高的比强度、比刚度, 良好的焊接性能以及优异的抗震性能和抗能粒子穿透能力^[1]。镁锂合金由于锂元素的加入, 使得镁的密排

六方结构向体心立方结构转变, 相比传统的镁合金密度更小, 具有更好的可加工性, 目前在航空、航天、汽车、3C 以及医疗器械方面都有一定规模的应用, 而我国镁、锂资源十分丰富, 因而是具有发展潜能的

收稿日期: 2019-12-11

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金资助(2009QJ17); 大学生创新创业训练计划(C201904403)

Fund: Supported by the Fundamental Research Funds for the Central Universities(2009QJ17); College Students' Innovative Entrepreneurial Training Plan Program(C201904403)

作者简介: 许晨阳(1972—), 女, 博士, 副教授, 主要从事镁锂合金表面改性研究。

引用格式: 许晨阳, 兰昊天, 朱江坡, 等. 超轻镁锂合金 LZ91 本构方程及热加工图探究[J]. 有色金属工程, 2020, 10(9): 14-20.

XU Chenyang, LAN Haotian, ZHU Jiangpo, et al. Research on the Constitutive Equation and Processing Map of Ultralight Magnesium-Lithium Alloy LZ91[J]. Nonferrous Metals Engineering, 2020, 10(9): 14-20.

轻型结构材料^[2]。

SAMMAN^[3]研究了 Mg-4Li 合金的热压缩变形,合金中添加 Li 在室温下激活了非基面的滑移,减弱了塑性各向异性,在 400 ℃时棱柱滑移系的开动对变形影响很大,高温下动态再结晶的晶粒有明显长大的现象。BACH 等^[4]研究了 Mg-4%Li-xAl 和 Mg-4%Li-xZn 系合金的变形性能,结果表明挤压后合金的屈服各向异性减弱,而延伸率显著提高。

本文中镁锂合金的锂含量为 8.9%,是典型的具有 α 、 β 双相结构的合金。镁锂合金为低层错能合金,在热变形的作用下更容易发生动态再结晶(DRX)^[5]。以往的研究集中在对镁锂合金变形性能的探究,而热机械加工参数对镁合金的组织演变和力学性能有显著影响,本文通过对流变应力曲线进行分析,结合变形后实验材料组织结构,建立本构方程以及热加工图,直接体现了相应加工参数在热变形中的影响,为优化热变形加工工艺提供了基础。

1 实验

实验所用材料为挤压态 $\Phi 60\text{ mm} \times 300\text{ mm}$ 镁锂合金 LZ91 棒料,成分如表 1 所示。一般选取高径比不大于 1.5 的试样,这样才会对实际单向抗压强度产生最小的影响,故将实验合金试样加工为尺寸 $\Phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的圆柱体。本次热压缩实验采用 Gleeble 3500 热模拟实验机,温控精确度为 $\pm 1\text{ }^\circ\text{C}$ 。实验压缩量真应变 0.916,温度为 150~350 ℃,间隔温度 50 ℃,升温速度为 5 ℃/s,应变速率分别为 0.001、0.01、0.1、1、10 s^{-1} 。将试样中间嵌入电偶丝并与实验机器连接,以采集实验数据,并在试样两端放置钼片作为润滑,压缩前对压缩箱进行抽真空,并充入氩气作为保护气,防止合金氧化。实验后立即对试样进行水淬,以保持合金高温形变后的变形组织。将变形的样品在平行于压缩轴的中心切片,对试样进行打磨、抛光、侵蚀并且通过光学显微镜观察组织形貌。所用侵蚀剂为 1 mL 硝酸+1 mL 乙酸+1 g 草酸+100 mL 蒸馏水。

表 1 LZ91 镁锂合金成分

Table 1 Composition of LZ91Mg-Li alloy /%			
Composition	Mg	Li	Zn
Content	Bal.	8.9	0.98

2 结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

在不同温度和应变速率下测得的真应力-真应

变曲线如图 1 所示。在压缩的开始,试样内部迅速发生位错累积造成加工硬化,导致了真应力的上升,在到达峰值应力之前,加工硬化是热变形过程中的主导机制^[6]。随后由于动态回复和动态再结晶产生的软化作用开始占主导机制,真应力开始有下降趋势,最终软化作用与加工硬化作用相抵消达到平衡,真应力开始变得平稳,且应力水平随应变速率的升高和温度的降低而增加。而在真应变约 0.6 之后,真应力随真应变增大逐渐开始上升,因为在压缩的后半程,随着变形量的增大,试样与压头接触面积增大,原有未润滑表面与压头接触,使摩擦力增大,致使合金的承载力有所提高。

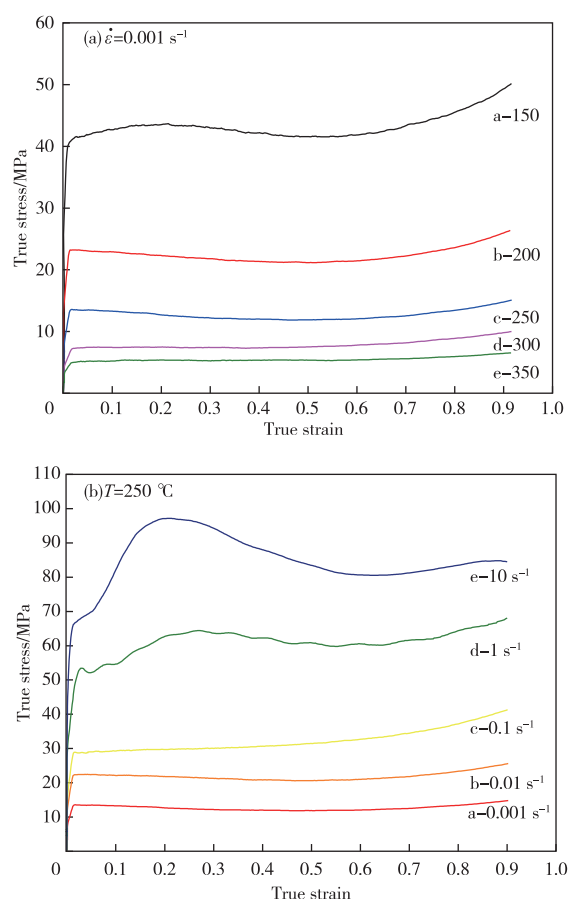


图 1 真应力-真应变曲线(a) $\dot{\epsilon} = 0.001\text{ s}^{-1}$,所有温度
(b) $T = 250\text{ }^\circ\text{C}$ 时所有应变速率

Fig. 1 True stress-strain curves (a) compression at the strain rate of $\dot{\epsilon} = 0.001\text{ s}^{-1}$ and various temperatures
(b) compression at the temperature of $T = 250\text{ }^\circ\text{C}$ and various strain rates

2.2 本构方程

通过真应力-真应变曲线的分析可以得出,应力、应变、温度、应变速率之间存在着一定关系,在描述材料变形行为中有着重要作用。金属材料的热变

形过程是一个受热激活控制的过程,基于 Arrhenius 方程建立的本构模型是常用的描述金属材料的本构模型,金属材料在低应力、高应力和所有应力下的流变应力与应变速率关系可以分别用幂函数、指数函数和双曲正弦函数描述。峰值应力与稳态应力具有类似行为,应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和流变应力 σ 以及变形温度 T 之间的关系通常有以下 3 种形式^[7]:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n'} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (3)$$

(1)~(3)式中, A_1 、 A_2 、 n 、 n' 、 α 、 β ($\alpha = \beta/n'$) 都为材料常数, Q 为金属材料塑性变形热激活能, R 为摩

尔气体常数,其值为 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$, T 为热力学温度,单位为 K。

Zener-Holloman 参数是描述温度和应变速率对材料流动行为同时影响的有效因素,材料的流动应力可以通过将 Zener-Holloman 与流动应力相关联来建模,其形式如下:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

在 423、473、523、573、623 K 的温度下,做出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$, $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 的关系图 2(a)、(b),通过线性回归的分析方法,求出 $n' = 5.019 342$ 和 $\beta = 0.139 882$,故 $\alpha = \beta/n' = 0.021 370 876$ 。

$$n' = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \right]_T \quad (5)$$

$$\beta = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right]_T \quad (6)$$

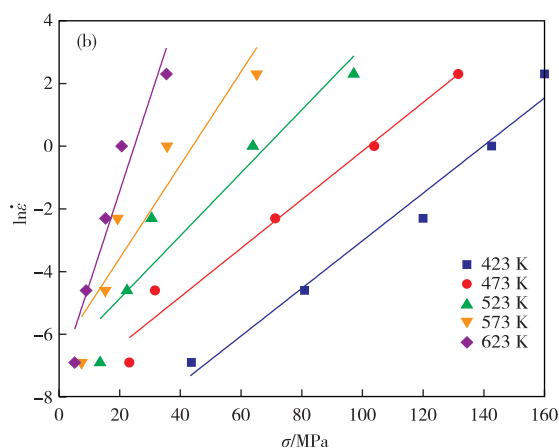
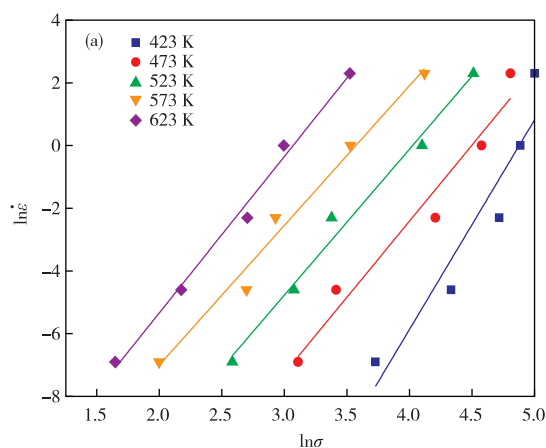


图 2 (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 不同温度下关系图 (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 不同温度下关系图

Fig. 2 The plotting of (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ at different temperatures, (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ at different temperatures

可以基于激活能来评估速率控制机制,根据双曲函数模型材料的热变形激活能可以表示为

$$Q = RNS \quad (7)$$

其中:

$$N = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \quad (8)$$

$$S = \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (9)$$

将求出的 α 的值带入(8)、(9)式,作出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 的关系图 3 (a)、(b),通过线性回归的分析方法得出斜率, $N = 3.668 068$, $S = 3.674 74$ 。将得出的 N , S 值带入(7)式中,可以得材料的平均变形 $Q = 112.066 \text{ kJ/mol}$ 。

由公式(4)求出 Z 值,作出 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图 4(a),应力指数即斜率平均值 $n = 3.602 73$,截距 $\ln A = 23.675 1$, Pearson's r (皮尔逊积矩相关系数) = 0.990 49, Adj. R-Square (校正决定系数) = 0.980 26。求得双曲函数模型的热变形本构方程:

$$\dot{\epsilon} = e^{23.675 1} [\sinh(0.048 449\sigma)]^{3.602 73} \exp\left(\frac{-112 066}{RT}\right) \quad (10)$$

由式(10)计算合金峰值流变应力,作峰值流变应力计算值-实测值图,如图 4(b)所示,可以看到峰值应力计算值与实测值之间误差较小,从而证明了双曲正弦函数可以较准确描述实验合金的热变形行为。

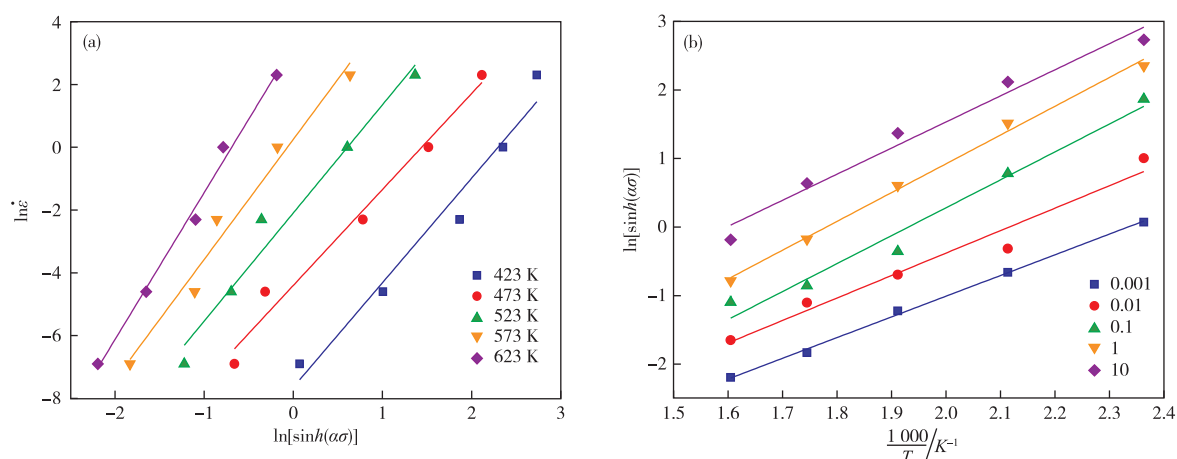


图3 (a)不同温度下 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图; (b)不同温度下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 关系图

Fig. 3 The plotting of (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ at different temperatures, (b) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ different strain rates

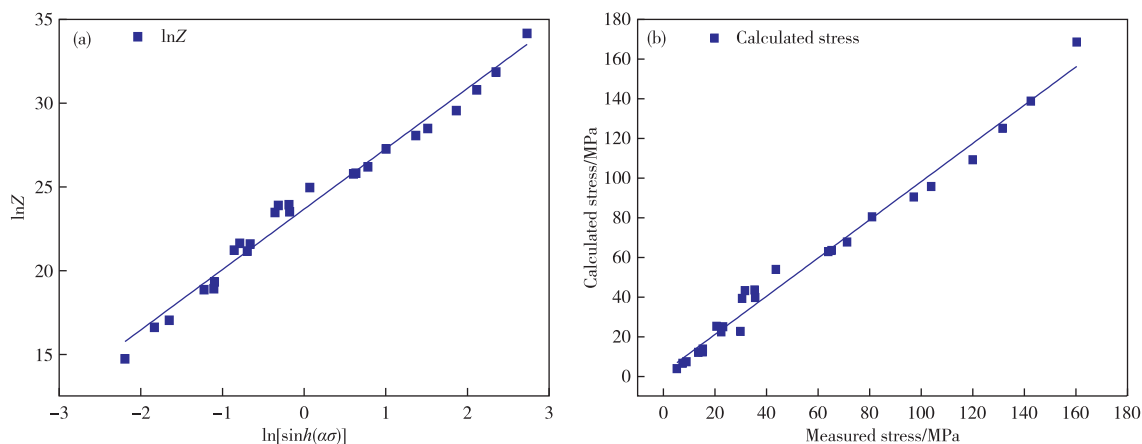


图4 (a) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图; (b) 计算应力-实测应力关系图

Fig. 4 The plotting of (a) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (b) calculated stress-measured stress

2.3 热加工图

PRASAD 等^[8]依据大塑性变形连续介质力学、物理系统模拟、不可逆热力学等理论建立了动态材料模型(Dynamic materials model, DMM),热加工图是基于该连续体模型建立的,通过动态材料模型(DMM)讨论了塑性变形产生的热量及能量耗散率与微观结构演变的关系。该模型将实验系统看成一个封闭体系,进行形变的合金看作非线性能量耗散单元,理论认为,材料在热变形过程中总能量 P ,可以将它分成两个不同的量,即耗散量 G (合金在实验过程中产生塑性变形时会消耗的能量,大部分的能量都转化成了热能,小部分以晶体缺陷能存在)和耗散协量 J (合金在实验过程中因为变形产生组织演变所消耗的能量)。

$$P = G + J = \sigma \cdot \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (11)$$

(11)式表明了是输入能量与耗散量、耗散协量

之间的关系。 G 与 J 之间的比例关系是受某变形温度下一定应力时候的应变速率敏感指数 m 的影响。具体的关系式如式(12):

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\epsilon} \partial \sigma}{\sigma \partial \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (12)$$

应变速率敏感指数 m 的常数值意味着固定的耗散机制,而改变 m 值意味着改变机制。当 m 为1的时候,合金状态为理想的线性耗散状态,此时耗散协量 J 为极大值 $J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}$ 。而把耗散协量与理想线性耗散协量的比值定义为一个无量纲值 η ,称作功率耗散效率因子^[8]。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = 2 \left(1 - \frac{1}{\bar{\sigma} \cdot \dot{\bar{\epsilon}}_0} \int_0^{\dot{\bar{\epsilon}}} \bar{\sigma} \cdot d\dot{\bar{\epsilon}} \right) = \frac{2m}{m+2} \quad (13)$$

其中 $\bar{\sigma}$ 是有效应力, $\dot{\bar{\epsilon}}$ 是有效应变速率。通过在加工图中绘制温度-应变速率等值线,可以指定加

工的失稳区和安全区域。 η 值的高低与边界运动所消耗的功率相关。位错累积和位错湮灭提供了动态再结晶晶粒形核和生长的驱动力,动态再结晶可以重构晶界并造成能量积累,在更长的时间段内发生位错湮灭。因此,具有最大 η 值的区域被标记为安全区域。 η 值越大,组织演变耗散能量所占比例越大, η 值为负值则组织转变处于失稳区。正如预期的那样,在这些加工参数领域中会发生动态回复和动态再结晶的机制。与功率耗散失稳判据不同,PRASAD 基于 Ziegler 大型塑性流体的不可逆热力学原理对流变失稳区做出了判定依据^[9]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (14)$$

其中 ξ 定义为无量纲参数,当其值小于 0 时,与合金在某一温度区间以及应变速率区间的变化关系则形成了合金的流变失稳图。流变失稳区表示在该工艺参数下会产生不稳定流动区域,可能产生如绝热剪切带、局部流变、扭结带、空洞、裂纹等缺陷,它们对材料性能会造成负面影响,甚至有可能导致最终的破裂,所以在加工过程中应该避开相应的区域,而这些区域在加工图中有可能具有较高的耗散效率,所以应该用流变失稳区标出。将功率耗散图和流变失稳图叠加得到热加工图,如图 5 所示。

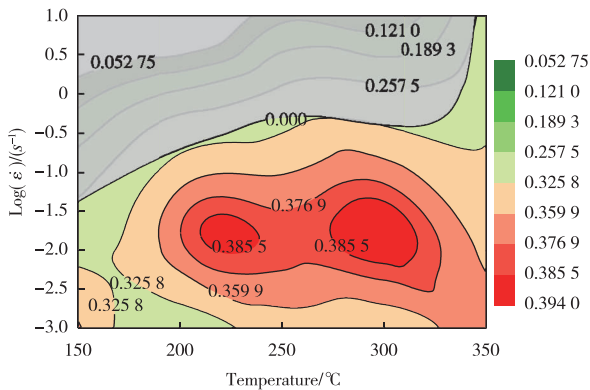


图 5 LZ91 镁锂合金在 $\epsilon=0.916$ 时热加工图

Fig. 5 Processing map for LZ91 magnesium-lithium alloy generated at $\epsilon=0.916$

图 5 所示为真应变 $\epsilon=0.916$ 时实验合金的热加工图,图中 II 区域为流变失稳区,应变速率 $\dot{\epsilon}$ 处于 $1 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 时温度略低于 $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的全部区域,以及应

变速率 $\dot{\epsilon}$ 为 0.1 s^{-1} 时略低于 $200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度区域,集中在应变速率较高和温度较低的区域,除 II 区域外为加工安全区。其中 I 区域处于加工安全区中,为峰值耗散效率区, η 值普遍大于 36% ,而在应变速率 $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$,温度范围约为 $210 \sim 240 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $270 \sim 320 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 两处,有最高的耗散效率 η 值大于 38.55% 。一般认为,功率耗散越大,用于动态再结晶的能量越多,材料的热加工性能越好^[10]。

2.4 组织演变

图 6(a)为温度 $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 应变速率 10 s^{-1} 变形区的金相图,可以观察到较亮部分 $\alpha\text{-Mg}$ 相被明显压缩成为长条状,较暗部分 $\beta\text{-Li}$ 相并未发生明显的动态再结晶。图 6(b)为温度 $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 应变速率 10 s^{-1} 图,在 $\beta\text{-Li}$ 相中可以观察到靠近 $\alpha\text{-Mg}$ 相和相界处产生了动态再结晶晶粒,而远离相界处则未产生明显的动态再结晶晶粒,这是因为在压缩变形过程中,变形首先发生在较软的 $\beta\text{-Li}$ 相中,当加工硬化作用使 α 、 β 两相硬度相近时,开始产生协调变形^[11]。此时由于位错的缠结和相界的阻碍作用,使得沿 $\alpha\text{-Mg}$ 相界分布的 $\beta\text{-Li}$ 相迅速获得较高的储存能,在 $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度下发生动态再结晶,而较快的应变速率 10 s^{-1} 和极短的变形时间使得实验合金在该变形过程中远离 $\alpha\text{-Mg}$ 相界处的 $\beta\text{-Li}$ 相部分和后发生变形 $\alpha\text{-Mg}$ 相来不及积聚起足够的变形储存能,故未观察到相应部分发生动态再结晶现象。

图 7 中分别为对应 I 区域温度 $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 0.01 s^{-1} 和温度 $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 0.01 s^{-1} 金相组织图,图 7(a)中观察到在几乎所有 $\beta\text{-Li}$ 相中都发生了动态再结晶现象,但较低的变形温度并未使其形成均匀等轴的动态再结晶晶粒。图 7(b)中全部 β 相均发生了动态再结晶现象,且晶粒较图 7(a)有明显长大,并且在局部变形区观察到了 $\alpha\text{-Mg}$ 相发生了动态再结晶现象如图 7(c)所示。同样的 $\alpha\text{-Mg}$ 相动态再结晶现象在温度 $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 0.001 s^{-1} 的变形组织中也有观察到(图 7(d))。说明相比温度 $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 0.01 s^{-1} 的变形条件,提升温度或者降低应变速率都会使材料更容易产生动态再结晶,而结合热加工图中耗散效率 η 较高区域,可以确定温度范围为 $250 \sim 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率为 0.01 s^{-1} 的变形参数为较理想的热变形条件。

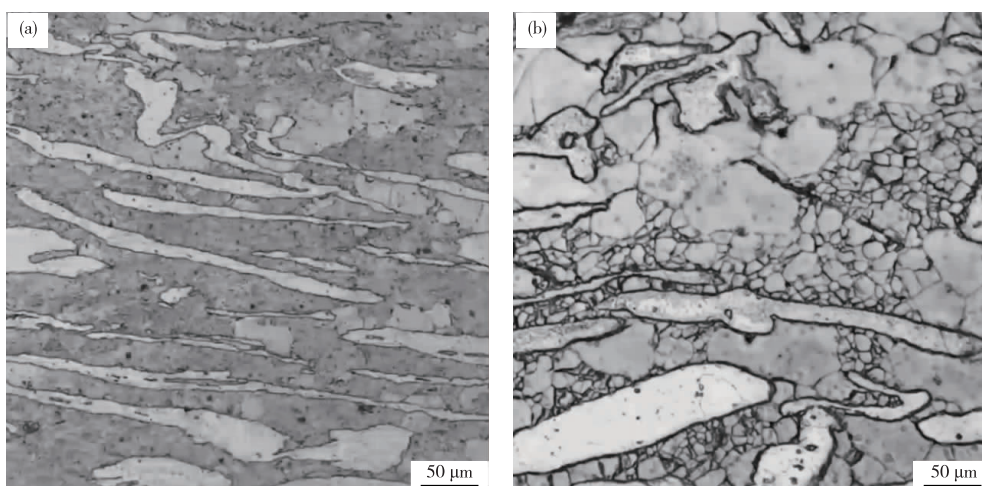


图 6 不同条件下变形后试样金相图(a)变形温度 250 °C、应变速率 10 s^{-1} (失稳区);(b)变形温度 300 °C、应变速率 10 s^{-1} (失稳区)

Fig. 6 Optical micrographs of deformed specimens under different conditions (a) deformation at 250 °C and strain rate of 10 s^{-1} (instability region), (b) deformation at 300 °C and strain rate of 10 s^{-1} (instability region)

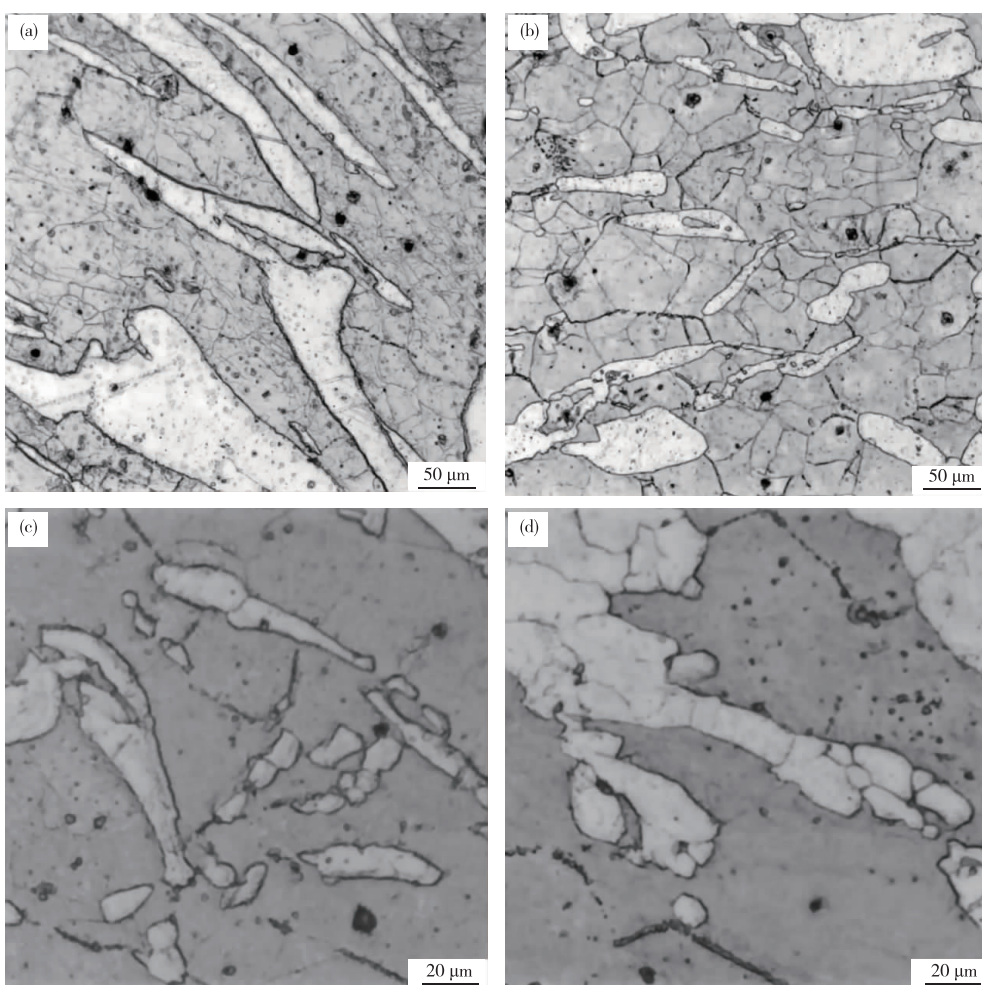


图 7 不同条件下变形后试样金相图(a)变形温度 250 °C、应变速率 0.01 s^{-1} (安全区);(b)变形温度 300 °C、应变速率 0.01 s^{-1} (安全区);(c)变形温度 300 °C、应变速率 0.01 s^{-1} (安全区);(d)变形温度 250 °C、应变速率 0.001 s^{-1} (安全区)

Fig. 7 Optical micrographs of deformed specimens under different conditions (a) deformation at 250 °C and strain rate of 0.01 s^{-1} (safe region); (b) deformation at 300 °C and strain rate of 0.01 s^{-1} (safe region); (c) deformation at 300 °C and strain rate of 0.01 s^{-1} (safe region); (d) deformation at 250 °C and strain rate of 0.001 s^{-1} (safe region)

3 结论

本文研究了 LZ91 镁锂合金在变形温度 150~350 ℃, 应变速率 0.001~10 s⁻¹ 范围内的热变形行为, 主要结论如下:

1) 结合 Zener-Holloman 参数建立了预测材料热变形峰值应力的本构方程:

$$\dot{\epsilon} = e^{23.6751} [\sinh(0.048449\sigma)]^{3.60273} \exp\left(\frac{-112.066}{RT}\right)$$

热变形激活能 $Q=112.066$ kJ/mol, 应力指数 $n=3.60273$, 峰值应力水平随应变速率的升高和温度的降低而增加。

2) 基于动态材料模型建立了真应变 0.916 时的热加工图, 表明了适合变形的安全区及不适合变形的失稳区, 优化了加工参数。

3) 金相微观组织图显示了热变形过程中不同加工参数下动态再结晶产生情况, 验证了热加工图的正确性, 并确定温度范围为 250~300 ℃, 应变速率 0.01 s⁻¹ 时为较理想的变形参数, 峰值耗散系数值大于 38.55%。

参考文献:

- [1] 张密林, ELKIN F M. 镁锂超轻合金[M]. 北京: 科学出版社, 2010.
ZHANG Milin, ELKIN F M. Magnesium-Lithium ultralight alloy[M]. Beijing: Science Press, 2010.
- [2] 许晨阳, 石艳松, 兰昊天, 等. 二次冷轧对超轻双相镁锂合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2019, 44(5): 144-147.
XU Chenyang, SHI Yansong, LAN Haotian, et al. Effect of double cold reduction on microstructure and properties of ultralight duplex Mg-Li alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(5): 144-147.
- [3] SAMMAN A T. Comparative study of the deformation behavior of hexagonal magnesium-lithium alloys and a conventional magnesium AZ31 alloy[J]. Acta Materialia, 2009, 57(7): 2229-2242.
- [4] BACH F W, SCHAPER M, JASCHIK C. Influence of Li on HCP Magnesium alloys[J]. Materials Science Forum, 2003, 419-422: 1037-1042.
- [5] 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: 1909-1919.
- [6] FATEMI S M, ALIYARI S, MIRESMAEILI S M. Dynamic precipitation and dynamic recrystallization during hot deformation of a solutionized WE43 magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 762: 1-11.
- [7] RAVIEHANDRAN N, PRASAD Y V. Influence of oxygen on dynamic recrystallization during hot working of polycrystalline copper[J]. Materials Science and Engineering A, 1992, 156(2): 195-204.
- [8] PRASAD Y V, RAO K P, SASIDHARA S. Hot working guide a compendium of processing maps[M]. Second Edition. Ohio: American Society for Metals International, 2015.
- [9] PRASAD Y V. Recent advances in the science of mechanical processing[J]. Indian Journal of Technology, 1990, 28(6/7/8): 435-451.
- [10] 张毅, 安俊超, 贾延琳. 铜基材料热变形与热加工工艺[M]. 北京: 化学工业出版社, 2018.
ZHANG Yi, AN Junchao, JIA Yanlin. Hot deformation and thermal processing of copper-based materials[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2018.
- [11] 陈昭运, 余春, 李志强, 等. 挤压 Mg-Li-Zn-Ce-Y-Zr 合金的热变形行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(1): 90-95.
CHEN Zhaoyun, YU Chun, LI Zhiqiang, et al. Hot deformation behaviors of an extruded Mg-Li-Zn-Ce-Y-Zr alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(1): 90-95.