

MgAlLiZnTi轻质高熵合金的热变形行为与热加工图研究

侯成浩^{1,2},周楠²,黎小辉^{1*},马春雨²,张静²,郑开宏²

(1. 佛山科学技术学院机电工程与自动化学院/电子信息,广东佛山528200; 2. 广东省科学院新材料研究所/广东省金属强韧化技术与应用重点实验室,广东广州510650)

摘要:采用Gleeble-3500热/力模拟试验机,在变形温度为250—350℃、应变速率分别为0.001、0.01、0.1和1 s⁻¹、真应变量为0.3、0.45、0.6的条件下,对Mg₅₄Al₂₂Li₁₁Zn₁₁Ti₂轻质高熵合金进行热压缩实验。基于Arrhenius模型对热压缩实验数据进行拟合,建立合金的本构方程,并绘制该合金在不同真应变下的热加工图。结果表明:在实验条件下,合金的热变形过程为加工硬化和动态再结晶为主的动态软化,且合金的流变应力值与应变速率呈正相关,与变形温度呈负相关;该合金的热加工图表明,最佳的热加工工艺参数为变形温度335—350℃、应变速率1×10⁻³—1 s⁻¹。

关键词: MgAlLiZnTi高熵合金;热变形;本构方程;热加工图

中图分类号: TG139

文献标志码: A

文章编号: 1673-9981(2023)04-0612-07

引文格式: 侯成浩,周楠,黎小辉,等. MgAlLiZnTi轻质高熵合金的热变形行为与热加工图研究[J]. 材料研究与应用,2023,17(4):612-618.

HOU Chenghao, ZHOU Nan, LI Xiaohui, et al. Thermal Deformation Behavior and Thermal Processing Diagram Study of MgAlLiZnTi Lightweight High-Entropy Alloy[J]. Materials Research and Application, 2023, 17(4): 612-618.

传统的合金材料在现代社会中具有广泛的应用场景,但是其很多性能尚无法满足实际应用的要求,如高温强度、高硬度、耐磨性等^[1-3]。高熵合金的概念自从被提出以来,就因其良好的性能而受到广泛关注,该合金往往由五种及以上的等或近等物质量比的元素组成,更易获得热稳定性高的固溶体相,从而具有优异的耐磨、耐腐蚀性能^[4]。目前,高熵合金大都采用熔炼-凝固的制备方法,与挤压、轧制、锻造等塑性加工方法相比,合金的组织较为粗大,合金性能无法充分发挥^[5]。同时,高熵合金往往塑性不足,变形加工窗口较窄,因此需要通过绘制热加工图以指导合金热加工工艺参数的制定,从而实现合金性能的提升。

Dong等^[6]通过对MoNbHfZrTi高熵合金的热变形行为研究发现,合金动态再结晶的晶粒尺寸受变形温度的影响较大,并通过绘制合金的热加工图确定了该合金的最佳热加工工艺参数。宋繁策等^[7]通过动态材料模型(DMM模型)建立了

AlFeCoNiMo_{0.2}高熵合金的热加工图,发现该合金在热变形过程中动态软化机制起主导作用。刘庆琦等^[8]对铸态Al_{19.3}Co₁₅Cr₁₅Ni_{50.7}高熵合金的热变形行为进行了研究,建立了该合金的热加工图,研究发现该合金在1273 K时动态回复机制起主导作用,其他温度下时动态再结晶机制起主导作用。所以,热加工图对高熵合金组织性能的调控,热变形工艺的优化具有较好的指导意义。

近年来,含Mg轻质高熵合金由于其良好的性能而逐渐成为了研究热点^[9]。此类高熵合金由于添加了镁元素,在降低合金密度的情况下可获得优异的性能,但是较差的合金塑性导致其变形与热加工工艺鲜有报道。本研究基于目前常见的高熵合金组元成分的选取与设计判断依据,如熵焓比(Ω)、原子半径差(δ)、电负性差($\Delta\chi$)和价电子浓度(VEC)等,设计了一种可变形的密度仅有2.05 g·cm⁻³的Mg₅₄Al₂₂Li₁₁Zn₁₁Ti₂轻质高熵合金,然后对真空感应熔炼得到的铸态合金在250—350℃/1×10⁻³—1 s⁻¹条

收稿日期: 2023-03-02

基金项目: 广东省科学院打造综合产业技术创新中心行动资金项目(2022GDASZH-2022010109); 广东省科学院建设国内一流研究机构行动专项资金项目(2020GDASYL-20200102030)

作者简介: 侯成浩,硕士研究生,研究方向为含镁轻质高熵合金的设计研发, E-mail: 1811852468@qq.com。

通信作者: 黎小辉,博士,教授,研究方向为电塑性加工新技术及其工程应用、表面强化加工新技术及其装备、机器学习与数据挖掘、增材制造, E-mail: lixiaohui@fosu.edu.cn。

件下进行了一系列热压缩试验,并根据实验数据研究该合金的热变形行为。通过绘制该合金在应变0.3—0.6下的热加工图,确定该合金的最佳热加工工艺参数,为下一步的变形加工提供依据。

1 实验部分

1.1 原材料

熔炼原材料为纯度99.9%的Mg、Al、Zn,以及Al-30Ti和Mg-20Li中间合金,按照设计的合金成分进行配比,具体成分含量列于表1。

表1 MgAlLiZnTi高熵合金成分

Table 1 Composition of MgAlLiZnTi high entropy alloy

成分	Mg	Al	Li	Zn	Ti
含量w/%	54	22	11	11	2

1.2 实验方法

采用真空感应熔炼法,在氩气保护的环境中制备 $Mg_{54}Al_{22}Li_{11}Zn_{11}Ti_2$ 高熵合金,之后使用铜模浇注,最终获得实验所用的直径102 mm的圆柱体的铸锭。用线切割机从铸锭上切取直径10 mm×15 mm的圆柱体试样,分别使用800#、1000#和1200#的砂纸去除试样表面的线切割痕迹。

采用Gleeble-3500热/力模拟试验机,在温度为250—350℃、应变速率为0.001—1 s⁻¹及真实应变为0.3—0.6的条件下,对 $Mg_{54}Al_{22}Li_{11}Zn_{11}Ti_2$ 高熵合金进行热压缩实验,其中升温速率为15℃·min⁻¹、保温时间为3 min,同时收集变形过程中的载荷-位移数据。在热压缩实验结束后,将试样进行淬火处理。热压缩后的试样宏观形貌如图1所示。

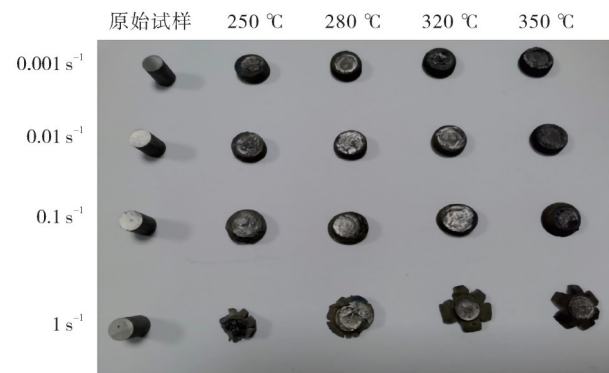


图1 MgAlLiZnTi高熵合金热压缩试样宏观形貌

Figure 1 Macroscopic morphology of hot compression specimens of MgAlLiZnTi high-entropy alloy

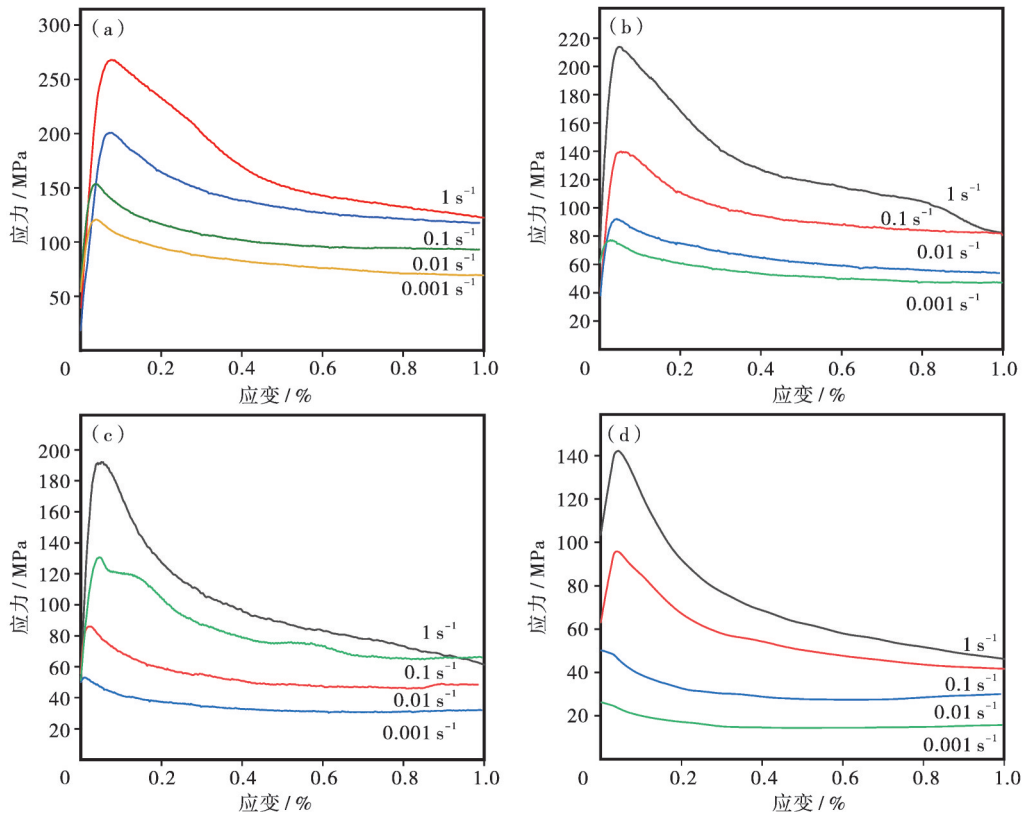
从图1可见:在应变速率为0.001—0.1 s⁻¹时,变形后试样均呈现单鼓型、无裂纹;应变速率为1 s⁻¹时,试样均被压裂。

2 结果及分析

2.1 真应力-真应变曲线

$Mg_{54}Al_{22}Li_{11}Zn_{11}Ti_2$ 高熵合金在室温条件下的塑性较差,主要是因为合金中包含Al₃Ti等脆性相。金属材料在热变形过程中主要存在3种变形机制:第一种情况,随着应变的增大应力也逐渐增大,此过程是加工硬化机制起主导作用;第二种情况,随着应变的增大应力也逐渐增加,且在达到峰值应力后,应力值不再继续增大并趋于稳定,此过程为加工硬化与动态回复两种机制的动态平衡过程;第三种情况,随着应变的增大应力也逐渐增大,且在达到峰值应力后逐渐减小并在某一应力水平趋于稳定,此过程为加工硬化机制与动态回复机制,动态再结晶机制的动态平衡过程。总的来说,热变形过程中主要存在有加工硬化、动态回复与动态再结晶3种显著的流变行为特征^[10-11]。

图2为 $Mg_{54}Al_{22}Li_{11}Zn_{11}Ti_2$ 高熵合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线。从图2可以发现,在不同温度下合金的真应力-真应变曲线的变化趋势类似。在变形初始阶段,随着应变的增加应力迅速增大到峰值,此阶段主要是加工硬化机制起主导作用。由于热加工的温度尚未达到合金的相变温度,该过程的加工硬化主要是由位错活动导致的,这主要是较快的应变速率导致短时间内晶粒滑移产生的位错无法快速消除,同时大量位错之间会发生纠缠,晶粒被拉长、破裂,加工硬化随之产生,流变应力快速增加^[12]。当应力达到峰值后,不同温度下的应力应变曲线均开始逐渐减小,此阶段主要是动态回复与动态再结晶为主的动态软化起主导作用,应力值会在加工硬化与动态软化达到动态平衡后趋于稳定。同时,从图2还可以看出, $Mg_{54}Al_{22}Li_{11}Zn_{11}Ti_2$ 高熵合金,在250℃/1 s⁻¹条件下峰值应力达到了最大值258 MPa,在350℃/0.001 s⁻¹条件下峰值应力最小仅有28 MPa。当应变速率一定时,该合金的流变应力值随着温度的增大而减小,原因是温度较高时原子运动加剧导致位错数量减小^[13]。



(a)— $T=250\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b)— $T=280\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c)— $T=320\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d)— $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

图2 $\text{Mg}_{54}\text{Al}_{22}\text{Li}_{11}\text{Zn}_{11}\text{Ti}_2$ 高熵合金在不同变形条件下的真应力-应变曲线

Figure 2 True stress-strain curves of $\text{Mg}_{54}\text{Al}_{22}\text{Li}_{11}\text{Zn}_{11}\text{Ti}_2$ high entropy alloy under different deformation conditions

2.2 本构方程

流变应力本构方程能很好的反应变形温度、应变速率等因素之间的关系,因此在研究材料热变形过程中具有重要的意义。为了描述应变 $\dot{\epsilon}$ 与应力 σ 、变形温度 T 之间的关系,Bruni等^[14]根据Arrhenius关系提出公式(1)和公式(2),其中公式(1)适用于应力较低的情况,公式(2)适用于应力较高的情况。后来,Sellars和McTegart^[15]通过双曲正弦函数模型3对Arrhenius关系式进行了修正,修正后的式(3)在应力大小上具有通用性。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

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

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

式(1)–(3)中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; Q 为变形激活能, $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$; R 为气体常数,其值为 $8.314\text{ J}\cdot(\text{mol}\cdot\text{K})^{-1}$; T 为变形温度, K ; α 为应力水平参数($\alpha = \beta/n_1$), MPa^{-1} ; σ 为流变应力, MPa ; A 为结构因子, n 为应

力指数, β 是与材料相关的参数。

为了描述 MgAlLiZnTi 高熵合金的热变形行为,ZENER等^[16-17]提出用Zener-Hollomon参数 Z 来表示热变形过程中的流变应力本构方程如下所示。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

只要求解出式中的 α 、 n 、 Q 、 A 等值后,即可得到该合金的流变应力本构方程。对式(1)–(3)两边同时取对数得到下式。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

根据式(5)和式(6),绘制出 MgAlLiZnTi 高熵合金的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 关系曲线,结果如图3所示。其中 n_1 和 β 分别为 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 曲线斜率的平均值。经计算求得, $n_1=6.51$ 、 $\beta=0.02$,而 $\alpha = \beta/n_1 = 0.003$ 。

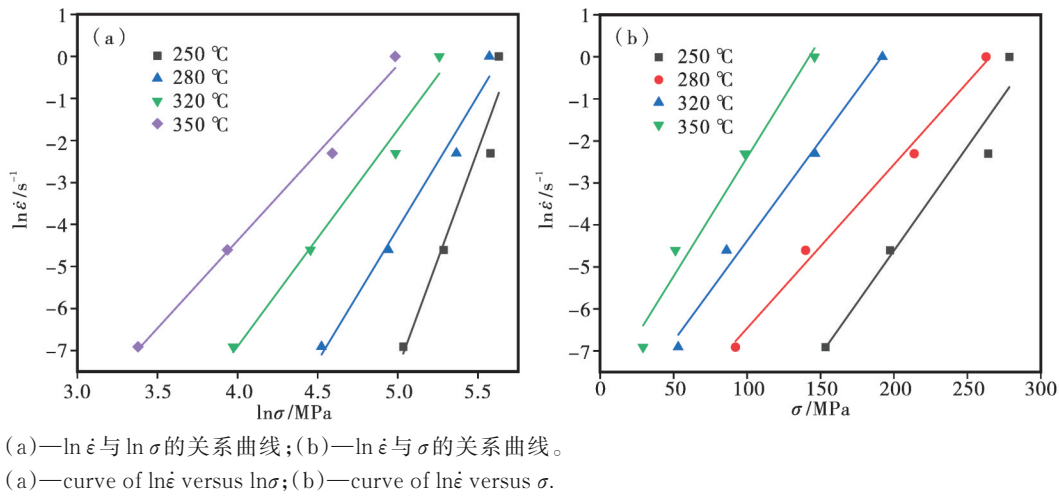


图3 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 及 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 的关系曲线图
 Figure 3 Curve of $\ln \dot{\epsilon}$ versus $\ln \sigma$ and curve of $\ln \dot{\epsilon}$ versus σ

根据式(7)发现:以 T 为常数,则 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 为线性关系;以 $\dot{\epsilon}$ 为常数,则 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 T^{-1} 也是线性关系。分别绘制出 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ 关系曲线(见图4),然后分别计算平均斜率,可以得到应力指数 $n=6.03$ 、变形激活能 $Q=207.05 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 。根据式(4)发现, $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 也是线性关系(见图5),则 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线的截距为 $\ln A$ 。根据数据求得 $\ln A=28.25$ 、 $A=1.86 \times 10^{12}$ 。将上面所求各值代入式(4)中,即可得到 MgAlLiZnTi 高熵合金的热变形本构方程如下所示。

$$\dot{\epsilon} = 1.86 \times 10^{12} [\sinh(0.003\sigma)]^{6.03} \exp\left(-\frac{207.05}{RT}\right) \quad (8)$$

将式(1)与式(4)联立并结合 $\sinh(\alpha\sigma)$ 函数的反函数,可以得到常数 Z 与应力的关系如下所示。

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (9)$$

将 α 、 n 、 A 和 Q 代入式(9),可得到 Z 参数的流变应力本构方程如下所示。

$$\begin{cases} \sigma = \frac{1}{0.003} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{1.86 \times 10^{12}} \right)^{\frac{1}{6.03}} + \left[\left(\frac{Z}{1.86 \times 10^{12}} \right)^{\frac{2}{6.03}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \\ Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{207050}{RT}\right) \end{cases} \quad (10)$$

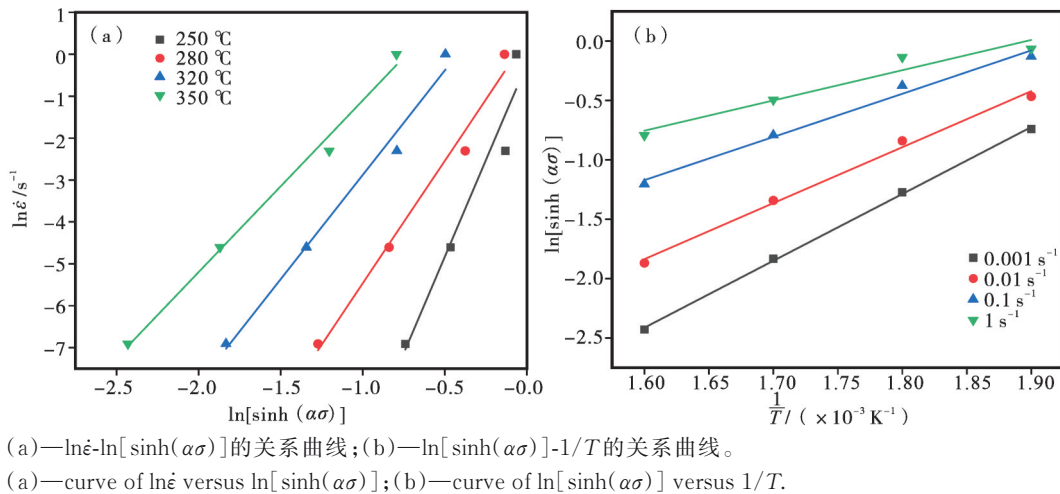
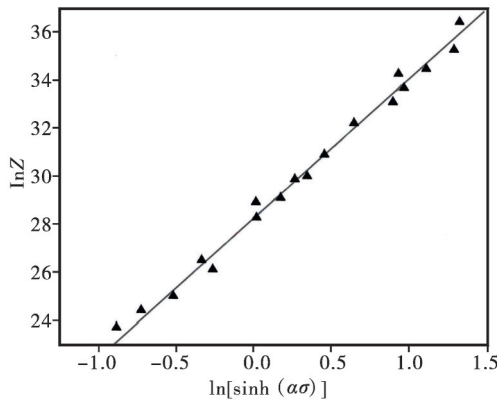


图4 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1/T$ 的关系曲线图
 Figure 4 Curve of $\ln \dot{\epsilon}$ versus $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ versus $1/T$

图5 $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线Figure 5 Curve of $\ln Z$ versus $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

2.3 热加工图

热加工图理论是从能量转化的角度来揭示热变形过程中合金的组织演变,对热加工工艺参数的设计具有有效的指导作用。目前,对高熵合金的热加工图通常是根据动态材料模型(DMM)^[18]建立的,主要由功率耗散图和变形失稳图两部分组成。动态材料模型(DMM)可用公式(11)表示,式中 P 表示在热变形过程中材料从外界吸收的总能量。当应变与温度不变时,应变速率与应力可以用式(12)表示,其中 K 为材料常数、 m 为应变速率敏感因子见式(13)。

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

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (12)$$

$$m = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{d \lg \sigma}{d \lg \dot{\epsilon}} \quad (13)$$

当应变一定时,功率耗散图是由温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 与功率耗散因子 η 的变化构成等值线图,通常用来表示不同应变下的微观变化中的能量消散。功率耗散因子 η 值可由式(14)表示。通常热加工图中

η 值较高的区域容易发生动态再结晶,具有良好的热加工性,被称为热加工安全区。

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (14)$$

在热变形过程中,同时存在一个流变失稳区。当系统不能提供变形所需的熵时就会发生局部流变,导致流变失稳。Prasad等^[19]根据不可逆热力学极值原理,定义了一个参数 $\xi(\dot{\epsilon})$ 来表示流变失稳发生的条件,即流变失稳判据。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (15)$$

以应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为纵坐标、变形温度 T 为横坐标绘制等高线图,其中 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 的区域就是合金的变形失稳图。通过计算功率耗散因子可以绘制合金的功率耗散图,然后将功率耗散图与变形失稳图叠加到一起就能得到MgAlLiZnTi高熵合金在不同应变下的热加工图(见图6)。从图6可见:深色区域为流变失稳区,实际加工过程中应尽量避免此区域,以免缩孔等变形机制的产生^[20];白色区域为安全区,此区域以动态再结晶、动态回复及超塑性变形机制为主^[21],在安全区内,功率耗散率 η 值越高合金的加工性能越优异,当应变量为0.3时, η 值在315 °C/ $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下达到了0.32,随着应变增加量增加到0.45时, η 值在340 °C/ $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 增加到了0.40;随着应变的增加,流变失稳区逐渐从低温区向高温区转变,失稳区的应变速率没有较大的波动,在低温区,失稳区的应变速率在 $1 \times 10^{-3} \text{—} 1 \text{ s}^{-1}$ 范围内,当温度高于300 °C时,失稳区的应变速率在0.03— 1 s^{-1} 范围内;当真应变 $\dot{\epsilon} = 0.3$ 时,MgAlLiZnTi高熵合金适合热加工的区域为330—350 °C/ $1 \times 10^{-3} \text{—} 0.1 \text{ s}^{-1}$,此时功率耗散率可以达到0.21以上;在真应变 $\dot{\epsilon} = 0.45$ 和 $\dot{\epsilon} = 0.6$ 时,MgAlLiZnTi高熵合金适合热加工的区域为335—350 °C/ $1 \times 10^{-3} \text{—} 1 \text{ s}^{-1}$,此时功率耗散率较高达到0.26以上。

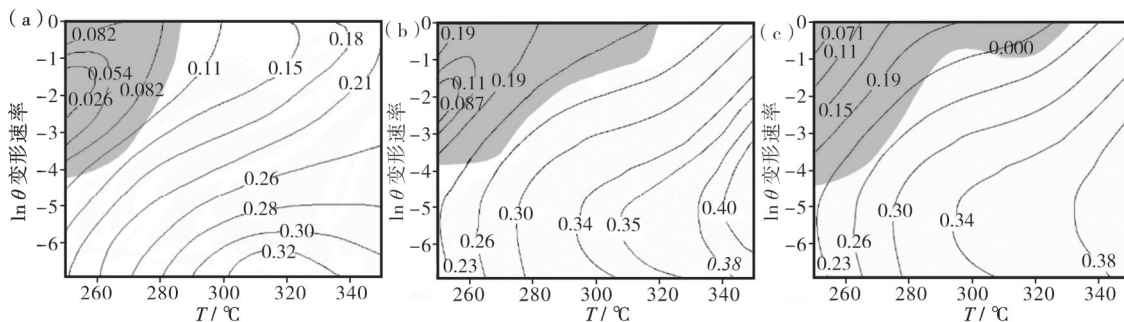
(a)— $\dot{\epsilon}=0.3$; (b)— $\dot{\epsilon}=0.45$; (c)— $\dot{\epsilon}=0.6$ 。

图6 MgAlLiZnTi高熵合金不同应变下热加工图

Figure 6 Thermal processing diagram of MgAlLiZnTi high entropy alloy at different strains

综上所述, MgAlLiZnTi 高熵合金的热加工图的流变失稳区范围为 $250\text{—}300\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}1\text{ s}^{-1}$ 和 $300\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/0.03\text{—}1\text{ s}^{-1}$, 在热加工时应尽量避开此区域。热加工安全区范围为 $330\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}0.1\text{ s}^{-1}$ 和 $335\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}1\text{ s}^{-1}$, 此区域为合金的可加工区域, 最佳的热加工工艺参数为 $335\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}1\text{ s}^{-1}$ 。

3 结论

(1) 在变形温度为 $250\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 $0.001\text{—}1\text{ s}^{-1}$ 时, MgAlLiZnTi 高熵合金的热变形过程为加工硬化和动态再结晶为主的动态软化。当变形速率较大时, 加工硬化机制起主导作用, 此时变形温度一定, MgAlLiZnTi 高熵合金的流变应力值随着应变速率的减小而减小。当应变速率一定, MgAlLiZnTi 高熵合金的流变应力值随着温度的增大而减小。原因是高温加速了原子运动使位错数量逐渐减小, 动态软化机制开始起主导作用。

(2) 基于双曲正弦函数模型构建的 MgAlLiZnTi 高熵合金热变形本构方程为 $\dot{\epsilon} = 1.86\times 10^{12} [\sinh(0.003\sigma)]^{6.03} \exp\left(-\frac{207.05}{RT}\right)$, 用参数 Z 表示的流变应力本构方程为

$$\begin{cases} \sigma = \frac{1}{0.003} \ln \left[\left(\frac{Z}{1.86\times 10^{12}} \right)^{\frac{1}{6.03}} + \left[\left(\frac{Z}{1.86\times 10^{12}} \right)^{\frac{2}{6.03}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right] \\ Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{207050}{RT}\right) \end{cases}$$

(3) MgAlLiZnTi 高熵合金的热加工图的流变失稳区范围为 $250\text{—}300\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}1\text{ s}^{-1}$ 和 $300\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/0.03\text{—}1\text{ s}^{-1}$, 在热加工时应尽量避开此区域; 热加工安全区范围为 $330\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}0.1\text{ s}^{-1}$ 和 $335\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}1\text{ s}^{-1}$, 最佳的热加工工艺参数为 $335\text{—}350\text{ }^{\circ}\text{C}/1\times 10^{-3}\text{—}1\text{ s}^{-1}$ 。

参考文献:

[1] DIAO H, FENG R, DAHMEN K A, et al. Fundamental deformation behavior in high-entropy alloys: An overview [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2017, 21(5): 252-266.

[2] LI C, LI J, ZHAO M, et al. Effect of alloying elements on microstructure and properties of multiprincipal elements high-entropy alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 475(1-2): 752-757.

[3] TONG C J, CHEN M R, YEH J W, et al. Mechanical

performance of the $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(5): 1263-1271.

- [4] SHI Y, YANG B, LIAW P K. Corrosion-resistant high-entropy alloys: A review [J]. *Metals*, 2017, 7(2): 43.
- [5] CAO T, MA L, WANG L, et al. High temperature deformation behavior of dual-phase $\text{Al}_{0.6}\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 836: 155305.
- [6] DONG F, YUAN Y, LI W, et al. Hot deformation behavior and processing maps of an equiatomic MoNbHfZrTi refractory high entropy alloy [J]. *Intermetallics*, 2020, 126: 106921.
- [7] 宋繁策, 李鉴霖, 韩金科, 等. $\text{AlFeCoNiMo}_{0.2}$ 高熵合金热变形行为及热加工图 [J]. *精密成形工程*, 2021, 13(6): 91-97.
- [8] 刘庆琦, 卢晔, 张翼飞, 等. $\text{Al}_{19.3}\text{Co}_{15}\text{Cr}_{15}\text{Ni}_{50.7}$ 高熵合金的热变形行为 [J]. *金属学报*, 57(10): 1299-1308.
- [9] 侯成浩, 周楠, 刘贞阳, 等. 含镁轻质高熵合金的研究进展 [J]. *材料研究与应用*, 2022, 16(6): 959-970.
- [10] 吴涛. 淬火碳钢温变形流变行为与微观组织演变研究 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2013.
- [11] YANAGIDA A, YANAGIMOTO J. A novel approach to determine the kinetics for dynamic recrystallization by using the flow curve [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 151(1-3): 33-38.
- [12] WANG Y, SHAO W, ZHEN L, et al. Microstructure evolution during dynamic recrystallization of hot deformed superalloy 718 [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 486(1-2): 321-332.
- [13] 孙挺, 闫永明, 何肖飞, 等. Cr-Mo-B 系机械工程用钢高温流变行为及热加工图 [J]. *材料工程*, 2019, 47(9): 55-60.
- [14] BRUNI C, FORCELLESE A, GABRIELLI F. Hot workability and models for flow stress of NiMoNiCr115 Ni-base superalloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 125: 242-247.
- [15] SELLARS C M, MCTEGART W. On the mechanism of hot deformation [J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [16] VO P, JAHAZI M, YUE S, et al. Flow stress prediction during hot working of near- α titanium alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 447(1-2): 99-110.
- [17] WANG Y, LIN D, LAW C. A correlation between tensile flow stress and Zener-Hollomon factor in TiAl

- alloys at high temperatures [J]. *Journal of materials science letters*, 2000, 19(13): 1185-1188.
- [18] PRASAD Y. Processing maps: A status report [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003, 12(6): 638-645.
- [19] PRASAD Y. Recent advances in the science of mechanical processing [J]. *Indian Journal of Technology*, 1990, 28(6-8): 435-451.
- [20] PATNAMSETTY M, SOMANI M C, GHOSH S, et al. Processing map for controlling microstructure and unraveling various deformation mechanisms during hot working of CoCrFeMnNi high entropy alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 793: 139840.
- [21] 曾卫东, 周义刚, 周军, 等. 加工图理论研究进展 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(5): 673-677.

Thermal Deformation Behavior and Thermal Processing Diagram Study of MgAlLiZnTi Lightweight High-Entropy Alloy

HOU Chenghao^{1,2}, ZHOU Nan², LI Xiaohui^{1*}, MA Chunyu², ZHANG Jing², ZHENG Kaihong²

(1. Foshan Institute of Science and Technology, School of Mechanical and Electrical Engineering and Automation/Electronic Information, Foshan 528200, China; 2. Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences/Guangdong Key Laboratory of Metal Toughening Technology and Application, Guangzhou 510650, China)

Abstract: The Gleeble-3500 thermal/force simulation tester was used to carry out thermal compression experiments on the $Mg_{54}Al_{22}Li_{11}Zn_{11}Ti_2$ lightweight high-entropy alloy at deformation temperatures of 250—350 °C, strain rates of 0.001, 0.01, 0.1 and 1 s⁻¹, and true strain rates of 0.3, 0.45 and 0.6. Based on the Arrhenius model, the thermal compression experimental data were fitted to establish the constitutive equations of the alloy and to plot the thermal processing map of the alloy under different true strains. The results show that under the experimental conditions, the thermal deformation process of the alloy is mainly dynamic softening through work-hardening and dynamic recrystallization, and the rheological stress values of the alloy are positively correlated with the strain rate and negatively correlated with the deformation temperature. The thermal processing diagram of the alloy indicates that the optimum thermal processing process parameters are deformation temperatures of 335—350 °C and a strain rate of 1×10^{-3} —1 s⁻¹.

Keywords: MgAlLiZnTi high-entropy alloy; thermal deformation; constitutive equations; thermal processing diagram

(学术编辑: 宋琛)