文章编号:1004-0609(2010)09-1671-09

## 用热加工图研究均匀化处理对 AZ80 热变形行为的影响

王海珍,张 奎,李兴刚,李永军,马鸣龙,马志新

(北京有色金属研究总院 有色金属材料制备加工国家重点实验室,北京 100088)

摘 要:在变形温度为 250~400 ,应变速率为 0.002~1 s<sup>-1</sup>时,在 Gleeble-1500D 热模拟试验机上对不同状态(铸态、(410 ,4h)、(410 ,16h))的 AZ80 镁合金进行热压缩变形行为研究;根据实验结果建立热加工图,并利用热加工图分析均匀化程度对合金再结晶能力的影响。结果表明:随着均匀化程度的提高,相同条件下的峰值应力随之提高,发生动态再结晶的温度和应变速率逐渐提高;410 、16h 处理合金的再结晶能力明显强于其他 2种状态合金的,在(400 、0.01 s<sup>-1</sup>)时动态再结晶晶粒更加均匀、细小,晶间无条带状共晶组织;对 AZ80 镁合金在大变形之前进行完全均匀化处理有利于动态再结晶组织的控制,其最佳变形温度范围为 380~400 ,变形速率范围为 0.002~0.1 s<sup>-1</sup>。

关键词:AZ80 镁合金;均匀化处理;热压缩;热加工图;显微组织 中图分类号:TG 146.2 文献标志码:A

# Effects of homogenization on hot deformation behaviors of AZ80 magnesium alloys with processing map

WANG Hai-zhen, ZHANG Kui, LI Xing-gang, LI Yong-jun, MA Ming-long, MA Zhi-xin

(State Key Laboratory for Fabrication and Processing of Nonferrous Metals, Beijing General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

**Abstract**: The hot deformation behaviors of AZ80 magnesium alloys at different states (as-cast, (410 , 4 h) (410 , 16 h)) in the temperature range of 250–400 and strain rate range of 0.002-1 s<sup>-1</sup> were investigated by hot compression test on a Gleeble–1500D simulator. Based on these data, three processing maps were developed to assist in the analysis of the influence of homogenization on the deformation properties of AZ80 alloys. The results show that, with increasing the degree of uniformity, the peak stresses are enhanced at the same temperature and strain rate, the strain rate and temperature of the dynamic recrystallization are gradually raised, and the recrystallization ability of the alloy after homogenization at 410 for 16 h is the best among three alloys; the grains of alloys are more even and more finer after deformation under the condition of 400 and 0.01 s<sup>-1</sup>, without visible branded eutectic structure in the intergranular. Therefore, complete homogenization, and the optimum ranges of deformation temperatures and rates are 380–400 and 0.002-0.1 s<sup>-1</sup>, respectively.

Key words: AZ80 magnesium alloy; homogenization; hot compression; processing map; microstructures

镁的密度仅为铝的 2/3、钢的 1/4,具有较高的比强度、比刚度,良好的热传导性、震动吸收性以及易铸造、切削加工和回收等优点<sup>[1-2]</sup>,可以成为高速机车

等交通运输车体非主承力结构件的重要材料,如行李架、座椅、车窗等,以减轻车体的自身质量。研究<sup>[3]</sup>结果表明,Mg-Al-Zn-Mn系变形镁合金具有优异的

基金项目:国家高技术研究发展计划资助项目(2006AA03Z503)

收稿日期:2009-11-15;修订日期:2010-01-30

通信作者:李兴刚,副教授,博士;电话:010-82241163; E-mail: lxg1218@grinm.com

室温力学性能和焊接性能。但车用大截面挤压型材的 挤压比和变形程度通常较大,往往会因挤压条件的差 异而造成开裂,其关键技术在于动态再结晶组织的控 制。变形过程中动态再结晶控制着变形后的组织,均 匀、细小的再结晶组织是挤压型材强度和韧性的重要 保证。

合金在变形前,因加热条件和坯料尺寸的限制, 往往存在均匀化不充分的现象,均匀化程度的高低对 合金的塑性变形和再结晶能力的影响已成为目前研究 的热点。 PRASAD 和 RAO<sup>[4]</sup>用热加工图研究了均匀 化对铸态 AZ31 镁合金热变形行为的影响,结果表明 均匀化处理扩大了材料的可加工区域,减少了晶间断 裂。减小了流变失稳区域,提高了合金的热加工性能。 YANG 等<sup>[5]</sup>研究了均匀化处理对 Mg-9Gd-3Y-0.5Zr 合 金热变形能力和动态再结晶的影响。与铸态合金相比, T4 态合金具有较高的流动应力和应变硬化速率,更复 杂的变形组织和较低的动态再结晶 Avrami 指数 ,但铸 态合金中共晶质点提供了除晶界之外的更多形核位 置。邓子玉等<sup>[6]</sup>结合热加工图研究了变形镁合金 AZ80 的高温流动行为,确定了高温变形时的最佳工艺参数, 建立了 AZ80 的流动应力模型,提出了影响变形参数 的因素。本文作者则对 3 种均匀化程度不同的 AZ80 镁合金进行热压缩试验,根据试验结果建立了基于动 态材料模型的热加工图,对材料的可加工区域进行分 析,并观察相应区域的显微组织随均匀化程度的变化 趋势。

## 1 实验

本试验材料为半连铸 d200 mm的 AZ80 商业镁合 金,名义成分如表1所列。在 R/2处切取等尺寸的棒 材数根,一部分棒材在410 下分别保温4h(H<sub>1</sub>态)、 16h(H<sub>2</sub>态),然后与其余的铸态(F态)合金一起机加工 成  $d10 \text{ mm}\times15 \text{ mm}$ 的热压缩圆柱试样,在 Gleeble-1500D热模拟试验机上进行等温等应变速率 单向热压缩试验,试验温度为250、300、350、400 , 变形速率为0.002、0.01、0.1、1 s<sup>-1</sup>,变形量为60%。 试样两端添加石墨片作为润滑剂,以减少试样与压头 之间的摩擦,以5 /s的速度加热至变形温度,保温 2 min。变形结束后立即对样品进行水淬,以保留高温 变形组织。选取热加工图峰区热压缩试样沿轴向剖开, 机械抛光后用10 mL 乙酸+4 g 苦味酸+70 mL 乙醇+ 10 mL 水进行腐蚀,在 Carl Zeiss Axiovet 2000MAT 光 学显微镜下观察其显微组织形貌。

#### 表1 AZ80 镁合金的成分

Table 1Chemical composition of AZ80 Mg alloy (massfraction, %)

Al	Zn	Mn	Cu	Ni
8.40	0.48	0.020	0.002 6	0.000 6
Fe	Si	Be	Mg	
0.001 4	0.026 0	0.000 7	Bal.	

## 2 结果与讨论

#### 2.1 不同状态下合金的显微组织分析

图 1 所示为 F、H<sub>1</sub>、H<sub>2</sub> 态合金的光学显微组织, 可见合金晶粒粗大。从图 1(a)可以看出,F 态合金组 织存在大量的枝晶偏析,主要由白色α-Mg 基体相和第 二相组成,其中呈网状连续分布在基体和晶界上的黑 色相是β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相。经过 410 、4 h 的均匀化处理 后,β相数量大大减少,只在晶界上还有少量呈断续分 布,该状态与实际生产中变形前的热处理状态接近(见 图 1(b));经过 410 、16 h 均匀化处理之后,共晶组 织几乎消失,只有少部分残留在三角晶界处,大部分 已经溶入到基体中(见图 1(c))。

#### 2.2 AZ80 镁合金的真应力—真应变曲线

F、 $H_1$ 、 $H_2$ 态的合金真应力—真应变曲线如图 2 所示。由图 2 可知曲线均呈现明显的再结晶特征和一 致的变化趋势:流变应力先随真应变的增加而急剧上 升,随后上升速率逐渐减慢,达到峰值后逐渐下降, 当变形至一定真应变后,应力值大小基本保持不变。 热变形过程实质上是形变硬化和动态软化交替进行的 过程,层错能较低的镁合金其动态软化的主要方式是 动态再结 晶门。在变形初始阶段,因塑性变形位错产 生塞积并繁殖,加工硬化明显,此时并没有发生动态 再结晶;随着真应变的增大,位错密度升高,原子贮 能提高,再结晶的驱动力增大,有利于动态再结晶的 进行,软化机制开始起作用,致使硬化速率减慢,曲 线上表现出流变应力上升速率减慢;加工硬化和动态 软化协调进行,当二者速率趋于平衡时曲线出现峰值; 曲线越过峰值之后,动态再结晶速度加快,以软化作 用为主,曲线开始下降;随着变形量的增大,变形引 起的硬化和再结晶引起的软化逐渐趋于平衡,应力曲 线出现稳态流变特征。当变形温度一定时,流变应力 随着应变速率的增大而增大,这是因为应变速率越大, 位错繁殖越快, 位错密度增大, 加工硬化增强, 再加 上时间较短动态再结晶得不到充分进行,导致流变应

力增大。当应变速率一定时,流变应力随着变形温度的升高而明显降低,峰值应变也随之逐渐减小,这主要是因为温度升高,热激活作用增强,原子活性增大,

促进了动态再结晶的形核能力,提高了合金的塑性变 形能力<sup>[8]</sup>;提高温度有利于合金内部位错的交滑移和 攀移的发生,室温下难以开动的柱面和锥面滑移系得





图 1 AZ80 镁合金铸态及均匀化组织

**Fig.1** Optical microstructures of AZ80 Mg alloys: (a) F state; (b) H<sub>1</sub> state; (c) H<sub>2</sub> state



图 2 AZ80 镁合金不同状态下的真应力——真应变曲线

**Fig.2** Curves of true stress — true strain for AZ80 Mg alloys under different conditions: (a)  $\dot{\varepsilon} = 0.002 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ 

以开动,从而降低了合金的流变应力。

对比发现:3种状态下的真应力—真应变曲线呈 现明显的动态再结晶特征,达到峰值之后,出现明显 的软化特征,当真应变为0.6~0.8时达到稳态;但与F 态合金相比,H1、H2态合金峰值应力较高(约高 3%~25%),软化趋势更明显。这主要是因为经过均匀 化处理合金元素溶入基体中起到了很好的固溶强化作 用,变形过程中溶质原子形成气团起到钉扎位错的作 用,导致位错密度增加,变形抗力增大,曲线表现为 峰值应力较大;而动态再结晶的驱动力一般是由变形 金属的储存能提供<sup>[6]</sup>,在变形过程中,H<sub>1</sub>、H<sub>2</sub>态合金 位错增殖速率要大于 F 态合金的, 再结晶的驱动力增 大明显,动态再结晶能力增强,从而表现出均匀化后 软化趋势更明显。而 F 态合金中 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相在变形 温度超过 120 时开始软化,界面软化相可以有效消 除应力集中,当晶界滑移不能被扩散和位错充分协调 时,软化相可起到辅助协调作用,因此,F态合金的 加工硬化较低,其峰值应力明显低于均匀化合金的。

#### 2.3 AZ80 合金不同状态下的热加工图

材料的可加工性是指材料在塑性变形过程中不发 生破坏所能达到的变形能力<sup>[9-11]</sup>。动态材料模型是 PRASADY 等<sup>[12]</sup>于 1938 年根据大塑性变形连续介质 力学、物理系统模拟和不可逆热力学理论而建立的。 材料在热加工过程中单位体积内所吸收的功率由材料 发生塑性变形所消耗的能量(*G*)和变形过程中组织变 化所消耗的能量(*J*)两部分组成,描述材料功率耗散特 征的参数(*η*)被称为功率耗散效率因子(Efficiency of power dissipations),由耗散协量(*J*)和材料处于理想线 性耗散状态的*J*max 比值来决定,即:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \tag{1}$$

式中:m为应变速率敏感性指数, $m = \frac{\partial(\lg \sigma)}{\partial(\lg \dot{\epsilon})}$ 。

PRASAD 等<sup>[8,13]</sup>根据不可逆热力学极值原理,认 为若耗散函数 *Δ*ε)同应变速率 έ 满足不等式:

$$\frac{\mathrm{d}D}{\mathrm{d}\dot{\varepsilon}} \le \frac{D}{\dot{\varepsilon}} \tag{2}$$

则系统不稳定,得到大塑性流变时的材料流变连 续失稳判据:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \lg(\frac{m}{m+1})}{\partial \lg \dot{\varepsilon}} + m \le 0$$
(3)

该失稳判据应用广泛,在流变失稳图上 $\xi(\dot{\varepsilon})$ 值为 负的区域即为流变失稳区域。 功率耗散图是在一定的应变下,在 lg έ — T 平面 上绘制的功率耗散效率η的等值图。可借助金相观察, 用功率耗散效率图来分析不同区域的变形机理<sup>[14]</sup>。

采集 F、H<sub>1</sub>、H<sub>2</sub>态合金在 4 种温度和 4 种应变速 率下,变形量为 60%时的应力值。用三次样条函数插 值法对 lg  $\sigma$ 和 lg  $\dot{\varepsilon}$  进行函数拟合,计算 m 值,再将对 应的 m 值带入公式(1)计算功率耗散效率( $\eta$ )。同样, 采用三次样条插值法对 lg[m/(m+1)]和 lg  $\dot{\varepsilon}$  进行函数拟 合,根据公式(3)求得 $\xi(\dot{\varepsilon})$ ,然后将 $\eta$ 和 $\xi(\dot{\varepsilon})$  < 0 的值 在应变速率对数和温度组成的二维坐标平面内绘制功 率耗散效率图和流变失稳图,将二图层叠印得到该合 金的热加工图中(Processing map),结果如图 3 所示, 图中阴影部分代表流变失稳区域。

对于低层错能材料发生动态再结晶的功率耗散效 率为 30%~40%<sup>[14]</sup>,发生动态回复的耗散效率为 20%~30%<sup>[8]</sup>。因为动态再结晶是由形核率控制的,而 低层错能材料形核率低,则耗散能也相对较低[14]。图 3表明,3种状态的热加工图各有一个动态回复区() 和一个动态再结晶区(), 区功率耗散效率分别为 22%、29%、26%,与区(36%、35%、33%)相比较 低,这主要是因为在低温(<300)条件下,变形机制 以基面滑移为主,柱面滑移和锥面滑移只有少部分在 有利的取向上开动[15],变形时易因滑移系少而在晶界 附近产生大的应力集中,这种大的应力集中可加大回 复动力促进孪晶形核,形成更多的亚晶,亚晶在后续 的变形中协调塑性变形,但是亚晶的长大不一致,可 能导致出现"项链"状的再结晶组织<sup>[4]</sup>。当变形温度升 高时, 交滑移和非基面滑移的临界应力减小, 应力集 中程度减小,不再利于孪晶形核,但原子热激活能力 增强,此时各滑移系尤其是非基面滑移系成为了释放 应力集中、协调塑性变形的主导机制,而且功率耗散 效率越来越大,该材料在高温低应变速率范围内发生 了连续动态再结晶现象。

从图 3 还可以看出,功率耗散效率图的整体趋势 相似,但是随着均匀化程度的增强峰区逐渐向高温高 应变速率方向移动;且阴影部分的流变失稳区随着均 匀化程度的增高,逐渐由矩形区域演化成 S 形区域, 即高温可加工区域应变速率范围扩大,低温可加工区 域应变速率范围缩小。这主要是因为经过均匀化处理 之后,合金元素以溶质原子的形式溶入到基体中,使 基体产生点阵畸变,溶质原子的形式溶入到基体中,使 基体产生点阵畸变,溶质原子的浓度越大,变形时位 错运动越容易受到阻碍。低温条件下变形速率较大时 往往会因位错密度的增大而产生应力集中,产生微区 裂纹而导致失效;高温条件下变形速率较大时因原子 活性增强和贮能的提高,再结晶能力增强。



图 3 变形量为 60%时 AZ80 镍合金的加工图(等值线值为 功率耗散效率的百分数, 阴影区代表流变失稳区域)

**Fig.3** Processing maps of AZ80 Mg alloys with deformation of 60% (The efficiency of power dissipation in percent is marked against each contour; the flow instability regimes are delineated by hatching): (a) F state; (b)  $H_1$  state; (c)  $H_2$  state

3 种状态的加工图失稳区域较大,可加工区域较 窄,在该应变条件( $\varepsilon$ =0.8)下可加工应变速率 $\dot{\varepsilon}$  < 0.1 s<sup>-1</sup>,说明对该合金进行大应变塑性变形难度较大,宜 在较低应变速率下进行。

#### 2.4 峰区显微组织分析

图 3(a)、(b)、(c)分别是 F、H<sub>1</sub>、H<sub>2</sub>态合金在应变 量为 60%时的热加工图,均有 3 个峰值区域(见表 2), 对应的显微组织如图 4、5 和 6 所示。

峰区 所对应3种状态下的显微组织如图4(a)、(b) 和(c)所示,变形温度(<300)较低,试样内原始晶粒 均被进一步压缩、拉长,在畸变较严重的晶界周围均 出现了非常细小的动态再结晶新晶粒,形成了"项链" 状组织结构。但随着均匀化程度的提高,动态再结晶 晶粒占据的面积逐渐增大,更加细小、均匀,并且逐 渐向原始粗大晶粒内部扩展。在F态和H<sub>1</sub>态合金条带 状共晶组织附近均出现了明显的细小再结晶晶粒,进 一步验证了文献[4]中共晶质点为再结晶形核提供了 必要的核心。H<sub>2</sub>态合金再结晶晶界处有少量点状析 出,主要原因是温度较低利于β相弥散析出。

热加工图中所对应的峰区 的功率耗散效率均呈 现逐渐降低的趋势,该峰区所对应的3种状态下的显 微组织如图 5(a)、(b)、(c)所示,组织之间存在明显的 差异。对于 F 态合金,只在滑移带和原始晶界附近出 现了明显细小的再结晶晶粒,而且出现了少量的晶间 裂纹(见图 5(a))。这可能是因为在该温度下变形时共晶 组织出现了回溶,部分溶入到基体中,铝原子在晶界 附近富集,位错运动受到阻碍,使得晶界处出现能量 的起伏,能量较高区域出现了少量动态再结晶晶粒, 而能量较低区域因变形量的增大而出现了晶间裂纹。 H1态合金在该区域再结晶明显,显微组织中主要以细 小的等轴晶为主,少量被严重拉长的原始大晶粒夹在 小晶粒之中,材料的不均匀性可能是造成该区域n值急 剧降低的主要原因(见图 5(b))。H2态合金显微组织以 细小等轴晶为主,但在再结晶晶界处析出严重,图 5(c) 中不连续分布的点状黑色相即为β-Mg17Al12相。以上 分析说明无论在那种状态下,该区域不适宜对 AZ80 镁合金进行热加工。

图 6 所示为峰区 峰值对应的显微组织,均呈现 均匀的等轴晶组织,但在 F 态和 H<sub>1</sub> 态合金的组织内存 在明显的连续和半连续分布的共晶组织,且在 F 态合 金中仍有部分原始晶粒没有发生再结晶(见图 6(a)),而 完全均匀化合金(H<sub>2</sub>态)晶粒细小、均匀,第二相析出 不明显,这是因为变形速率和温度提高,保温时间缩 短,随着均匀化程度的提高,AZ80 合金可发生动态 再结晶的变形速率也逐渐提高。

通过对 3 种不同热处理状态热加工图峰区显微组 织的对比发现,经过均匀化处理的合金再结晶能力强 于未均匀化的,且均匀化程度越高组织越均匀,等轴 晶晶粒越细小,第二相析出越少。所以,本研究所用

#### 表 2 AZ80 合金 F 和 H1 以及 H2 态热加工图峰值区域分析

Table 2	Analyses of	peak e	efficiency of	domains on	processing map	for A	AZ8(	) all	oys at	F, H	1 and	H <sub>2</sub> st	tates
---------	-------------	--------	---------------	------------	----------------	-------	------	-------	--------	------	-------	-------------------	-------

		Peak efficiency condition							
Domain	State	Temperature	Strain rate range/s <sup>-1</sup>	Deak afficiency/%	Peak efficiency condition				
		range/	Strain Tate Tange/S	Teak enherency/76					
	F	250-265	0.002-0.01	22	250 , 0.002 $\rm s^{-1}$				
	$H_1$	250-275	0.002-0.006	29	250 , 0.002 $\rm s^{-1}$				
	$H_2$	280-320	0.002-0.01	26	300 , 0.002 $\rm s^{-1}$				
	F	265-310	0.002-0.006	19	300 , 0.002 s <sup>-1</sup>				
	$H_1$	275-320	0.002-0.006	12	300 , 0.002 $\rm s^{-1}$				
	$H_2$	320-380	0.002-0.006	22	350 , 0.002 s <sup>-1</sup>				
	F	330-400	0.002-0.04	36	400 , 0.002 $\rm s^{-1}$				
	$H_1$	350-400	0.002-0.04	35	400 , 0.01 $s^{\!-\!1}$				
	H <sub>2</sub>	380-400	0.002-0.1	33	400 , 0.01 s <sup>-1</sup>				



图 4 不同状态下峰区 峰值对应的显微组织 Fig.4 Microstructures of domain at different states: (a) F state; (b) H<sub>1</sub> state; (c) H<sub>2</sub> state





25 um (c) 25 µm

#### 图 6 不同状态下峰区 峰值对应的显微组织

**Fig.6** Microstructures of domain at different states: (a) F state; (b)  $H_1$  state; (c)  $H_2$  state

AZ80 变形镁合金在进行塑性变形之前进行完全均匀 化处理(410 ,16 h)有利于动态再结晶组织的控制, 最佳变形温度范围是 380~400 ,最佳变形速率范围 是 0.002~0.1 s<sup>-1</sup>。

#### 2.5 失稳区分析

一般认为,材料失稳是由于合金发生了绝热剪切 带或局部流变失稳<sup>[16]</sup>。绝热剪切是指材料在高应变速 率下,局部产生的大量热瞬间难以被释放,使温度升 高而导致材料软化失效。往往基体合金沿剪切方向(即



#### 图 7 AZ80 合金在不同条件下的金相显微组织

Fig.7 Microstructures of AZ80 alloys under different conditions: (a) F state, 250  $, 1 \text{ s}^{-1}$ ; (b) H<sub>2</sub> state, 400  $, 1 \text{ s}^{-1}$ 

与主应力方向约成 45°)发生局部大变形形成绝热剪切带(见图 7), F态合金沿绝热剪切带剪切方向紧密排列着团聚颗粒。

在低温高应变速率下,材料的失稳通常是显微裂 纹、楔形裂纹和晶间裂纹引起的断裂。因为材料在较 高应变速率变形时,在溶质原子周围易形成高密度位 错区,近界面处的晶格发生畸变,产生应力集中,而 且在界面和溶质原子周围塞积的位错没有足够的时间 通过螺型位错的交滑移、刃型位错的攀移等方式进行 相互抵消,致使界面处晶格发生畸变,当应力值超过 合金强度时,产生晶间裂纹,造成断裂;而且在短时 间内,动态回复和动态再结晶发生的时间不够充分, 软化效应远远小于加工硬化的作用。H<sub>2</sub>态合金在 250

,1 s<sup>-1</sup>变形条件下的宏观和微观形貌如图 8 所示。
由图 8 可知:金相显微组织中存在大量的滑移带和少量 孪 晶,这是由于该温度下镁合金以基面滑移 {0001} ⟨1120⟩ 为主,非基面滑移要在 300 以上才能 被充分激活,处于有利于取向的部分晶粒开始滑移变形,位错则通过滑移向晶界移动;而大晶粒所需要的 临界切分应力要比晶界滑移所需的应力大很多,不容



图 8 H<sub>2</sub> 态合金在 250 , 1 s<sup>-1</sup> 条件下的宏观裂纹和金相显 微组织

**Fig.8** Macro and micro-structures of  $H_2$  state alloy at 250 1 s<sup>-1</sup>: (a) Exterior crack; (b) Optical microstructure

易产生变形,而在小晶粒滑动时产生刚性转动,随着 变形量的增大,在变形难以协调时产生裂纹。

## 3 结论

1) AZ80 镁合金不同状态下的真应力—真应变曲 线表明,经过均匀化处理的合金热变形后,峰值应力 较高(高 3%~25%),其软化趋势更明显;但随着均匀 化程度的提高,曲线的整体趋势变化不是很明显。

2) 结合铸态、(410 ,4h)、(410 ,16h)合金在 真应变为 0.8 时的热加工图,将相应峰区显微组织进 行对比发现,(410 ,16h)合金动态再结晶能力明显 强于其他状态合金的,应变速率范围扩大,峰值应变 速率提高,动态再结晶晶粒更加均匀、细小。

3) 对 AZ80 镁合金在塑性变形之前进行完全均匀 化处理(410 ,16 h)有利于动态再结晶组织的控制 , 最佳变形温度范围为 380~400 ,最佳变形速率范围 为 0.002~0.1 s<sup>-1</sup>。 3 种状态下的合金均不适宜在  $\dot{\varepsilon}$  > 0.1 s<sup>-1</sup>的变形条件下进行塑性变形。

#### REFERENCES

- AVEDESIAN M M, HUGH B. Magnesium and magnesium alloys[M]. USA: ASM International, 1999.
- [2] ZHANG P, LINDEMAN J. Influence of shot peening on high cycle fatigue properties of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80 [J]. Scripta Materialia, 2005, 52(6): 485–490.
- [3] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 5.
   CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 5.
- PRASAD Y V R K, RAO K P. Effect of homogenization on the hot deformation behavior of cast AZ31 magnesium alloy[J]. Materials and Design, 2009, 30(9): 3723–3730.
- [5] YANG Z, LI J P, ZHANG J X, GUO Y C, WANG B W, XIA F, LIANG M X. Effect of homogenization on the hot-deformation ability and dynamic recrystallization of Mg-9Gd-3Y-0.5Zr alloy[J]. Material Science and Engineering A, 2009, 515(1/2): 102–107.
- [6] 邓子玉,高丹,杨玲玲.AZ80 镁合金高温塑性研究[J]. 特种 铸造及有色合金, 2008, 28(2): 109-111.
   DENG Zi-yu, GAO Dan, YANG Ling-ling. Plastic deformation of AZ80 magnesium alloy at elevated temperature[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2008, 28(2): 109-111.
- [7] 潘金生, 全健民, 田民波. 材料科学基础[M]. 北京:清华大 学出版社, 1998: 6.

PAN Jin-sheng, TONG Jian-min, TIAN Min-bo. Basics of materials science[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1998: 6.

- [8] SRINIVASAN N, PRASAD Y V R K, RAO P R. Hot deformation behaviour of Mg-3Al alloy — A study using processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 476(1/2): 146–156.
- [9] 周 军,曾卫东,舒 滢,周义刚.应用热加工图研究 TC17 合 金片状组织球化规律[J].稀有金属材料与工程,2006,35(2): 265-269.

ZHOU Jun, ZENG Wei-dong, SHU Ying, ZHOU Yi-gang. Study on globularization of lamellar  $\alpha$  structure in TC17 titanium alloy during hot deformation using processing map[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(2): 265–269.

[10] 曾卫东,周义刚,周军,俞汉清,张学敏,徐斌.加工图理论研究与进展[J].稀有金属材料与工程,2006,35(5):673-677.

ZENG Wei-dong, ZHOU Yi-gang, ZHOU Jun, YU Han-qing, ZHANG Xue-min, XU Bin. Recent development of processing map theory[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(5): 673–677.

[11] 俞汉清,陈金德.金属塑性成形原理[M].北京:机械工业出版社,1999:8.

YU Han-qing, CHEN Jin-de. Principles of metal plastic

deformation[M]. Beijing: China Machine Press, 1999: 8.

- [12] PRASADY V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, MALAS J C, MORGAN J T, LARK K A, BARKER D R. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forming of Ti-6242[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1984, 15(10): 1883–1892.
- [13] PRASAD Y V R K, SASIDHARA S. Hot working guide: A compendium of processing maps[M]. ASM International, Metals Park, OH, 1997.
- [14] BASINSKI Z S. Thermally activated glide in face centered cubic metals and its application to the theory of strain hardening[J].

Philosophical Magazine, 1959, 40(4): 393-432.

- [15] PRASAD Y V R K, RAO K P, HORT N, KAINER K U. Hot working parameters and mechanisms in as-cast Mg-3Sn-1Ca alloy[J]. Materials Letters, 2008, 62(26): 4207–4209.
- [16] 刘 娟,崔振山,李从心. 镁合金 ZK60 的三维加工图及失稳 分析[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(6): 1020-1026.
  LIU Juan, CUI Zhen-shan, LI Cong-xin. Three-dimensional processing maps and instability of magnesium alloys ZK60[J].
  The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 1020-1026.

(编辑 杨 华)