

文章编号: 1004 - 0609(2004) 07 - 1068 - 05

## 镁合金 AZ31B 的高温塑性变形及加工图<sup>①</sup>

汪凌云, 范永革, 黄光杰, 黄光胜  
(重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

**摘 要:** 采用加工图理论系统分析了 AZ31B 镁合金在高温变形过程中的变形行为。结果表明: 采用加工图理论分析材料的高温变形行为能准确直观地反映出材料在不同变形条件下的组织演变规律。分析加工图发现, AZ31B 镁合金在 300 °C 以上具有很好的塑性, 但是在变形温度为 300~ 350 °C 时则需要采用较高的应变率, 反之则会出现流变失稳现象, 合金的塑性显著降低。

**关键词:** AZ31B; 加工图; 流变失稳; 高温塑性变形

中图分类号: TG 306

文献标识码: A

## Plastic deformation at elevated temperature and processing maps of magnesium alloy

WANG Ling-yun, FAN Yong-ge, HUANG Guang-jie, HUANG Guang-sheng  
(College of Materials Science and Engineering,  
Chongqing University, Chongqing 400044, China)

**Abstract:** Deformation behavior at elevated temperature of AZ31B magnesium alloy was studied systematically by processing map theory. As a result, deformation behavior at elevated temperature analyzed by processing map theory can indicate exactly the evolving law of structures of materials under different deformation condition. By analyzing processing map analyzing, AZ31B magnesium alloy is showed to have excellent plasticity over 300 °C, but it would better to adopt higher strain rate at temperature of 300 to 350 °C, or the plasticity would decline obviously due to flow instabilities.

**Key words:** magnesium alloy; processing map; flow instability; hot deformation

镁的密度小, 是最轻的金属结构材料, 具有许多优点。与铸造镁合金相比, 变形镁合金在汽车、航空航天、电子通讯等许多领域有更广阔的应用前景<sup>[1-3]</sup>。但是由于其塑性较低, 因此, 镁合金的塑性加工存在很大的困难, 合理准确地确定镁合金的加工工艺是镁合金塑性加工领域内的难点, 本文作者采用加工图来研究镁合金高温变形特点及其组织演变规律, 为确定镁合金的热加工工艺制度提供理论依据以及更便捷的途径。

### 1 加工图理论基础

材料在加工过程中的力学行为可以采用包含流

变应力  $\sigma$ 、应变  $\varepsilon$ 、应变率  $\dot{\varepsilon}$  和变形温度  $t$  的本构方程来描述<sup>[4-8]</sup>。按照动态材料模型的观点, 材料在热加工过程中单位体积内所吸收的功率  $P$  可以分为两部分, 即<sup>[4, 5]</sup>

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J \\ = \int \sigma d\varepsilon + \int \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (1)$$

总的功率  $P$  可以表示为两个互补函数  $G$  (耗散量) 和  $J$  (耗散协量)。在式(1) 中的两个积分式分别代表  $G$  和  $J$ 。 $G$  值代表由于塑性变形引起的功率消耗, 其大多数转化成粘塑性热。耗散协变量  $J$  是与材料变形过程中组织变化有关的功率消耗。

① 基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2001AA351050)  
作者简介: 汪凌云(1934-), 男, 教授。

收稿日期: 2003-10-27; 修订日期: 2004-02-10  
通讯作者: 汪凌云, 教授; 电话: 023-65103711; E-mail: cqulywang@yahoo.com.cn

将  $G$  和  $J$  的微分形式写为:  $dG = \sigma d\dot{\epsilon}$  和  $dJ = \dot{\epsilon} d\sigma$ 。在给定应变和温度条件下,  $J$  与  $G$  的变化率就构成了应变率敏感指数的定义式, 即<sup>[6]</sup>:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \left. \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \right|_{\epsilon, t} \quad (2)$$

由上述分析可知, 冶金学过程变化是由于耗散协变量  $J$  的变化所引起的。当材料处于理想线性耗散状态时 ( $m = 1$ ),  $J$  达到了最大值  $J_{\max}$ , 这就意味着<sup>[6]</sup>:

$$J = J_{\max} = \sigma \dot{\epsilon} / 2 \quad (3)$$

通过引入 1 个与尺寸无关的功率耗散效率参变量  $\eta$ , 与  $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$  和  $t$  一起构成了加工图。  $\eta$  的定义为

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} \quad (4)$$

$\eta$  是  $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$  和  $t$  的函数, 通常是在由  $\dot{\epsilon}$  和  $t$  所构成的二维平面上绘出由等功率耗散效率因子的轮廓曲线构成。它反映了材料在热加工过程中的功率耗散特征。因此, 可以得到由应变率敏感指数  $m$  所表示的功率耗散效率因子  $\eta$  的计算公式:

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (5)$$

式(5)中的变量与材料在热加工过程中的显微组织变化有关, 并且可以用来控制材料在热加工后的显微组织。动态材料模型是基于材料在热加工过程中的不可逆热力学的最大值定理在大应变塑性变形方面的应用。

按照大应变塑性变形时的极大值原理<sup>[7, 8]</sup>, 当  $dD/d\dot{\epsilon} < D/\dot{\epsilon}$  时, 会出现变形失稳, 式中  $D$  是在给定温度下的耗散函数。按照动态材料模型原理,  $D$  等于协变量  $J$ , 由上述分析可以得到流变失稳的判据为<sup>[7, 8]</sup>

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\delta \ln \left| \frac{m}{m+1} \right|}{\delta \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (6)$$

参数  $\xi(\dot{\epsilon})$  作为变形温度和应变率的函数, 在能耗图上标出该值为负的区域称为流变失稳区域, 该图称为流变失稳图。上述流变失稳判据具有特定的物理意义, 如果系统不能以施加在系统上的应变率以上的速率产生熵, 那么系统就会产生局部流变或者形成流变失稳。

## 2 AZ31B 镁合金加工图及其分析

采用 AZ31B 镁合金高温压缩实验数据进行分析, 根据合金在不同应变、应变率和变形温度下的

流变应力绘出不同温度下 AZ31B 镁合金流变应力  $\sigma$  同  $\ln \dot{\epsilon}$  之间的关系(见图 1)。从图 1 可见, 在温度不变的条件流变应力  $\sigma$  与  $\ln \dot{\epsilon}$  之间满足线性关系, 其线性回归分析的相关系数在 0.96~0.99 之间, 因此, 在本研究范围内, 可以采用动态材料模型中的计算方法计算加工图, 并且准确地确定加工图中的流变失稳区域。

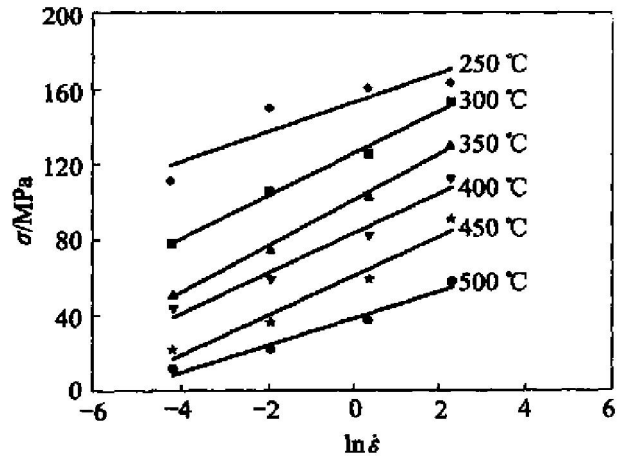


图 1 不同温度时 AZ31B 镁合金流变应力与  $\ln \dot{\epsilon}$  之间的关系 ( $\epsilon = 0.4$ )

Fig. 1 Relationships between stress and  $\ln \dot{\epsilon}$  for AZ31B alloy at different temperature

在给定应变和变形温度的情况下, 为了保证  $m$  值的精度, 一般采用 3 次样条函数拟合流变应力  $\ln \sigma$  与  $\ln \dot{\epsilon}$  的函数关系, 并计算出应变率敏感指数  $m$  与应变率之间的函数关系。再根据式(5)计算出功率耗散效率因子  $\eta$  值, 在由  $t$  和  $\ln \dot{\epsilon}$  所构成的平面内绘制出等功率耗散效率因子  $\eta$  的轮廓曲线(图 2)。

按照式(6)给出的在加工图中流变失稳的判据标准, 同样按照 3 次样条函数拟合的方法, 可以得出在不同变形温度下  $\xi(\dot{\epsilon})$  的具体函数表达形式, 根据该失稳判据标准, 在由对数应变率与变形温度构成的平面内绘出  $\xi(\dot{\epsilon})$  的区域, 该区域内变形将出现流变失稳。

图 2 所示为 AZ31B 镁合金高温压缩时应变为 0.4 时的加工图。图中 A 区域为流变失稳区域, B 区域为变形安全区域。

在变形温度较低的情况下 ( $\leq 300$  °C), 随着应变率的提高, 功率耗散效率逐渐降低, 在应变率为  $0.015 \text{ s}^{-1}$ , 变形温度为 250 °C 时, 出现功率耗散效率的峰值为 35%。镁具有较低的层错能 ( $60 \sim 78 \text{ J/m}^2$ )<sup>[9]</sup>, 对低层错能材料, 由于动态回复过程不容易发生, 当  $\eta$  大于 30% 时会发生动态再结晶, 但

是在该区域中为负值，反映出流变失稳特征。

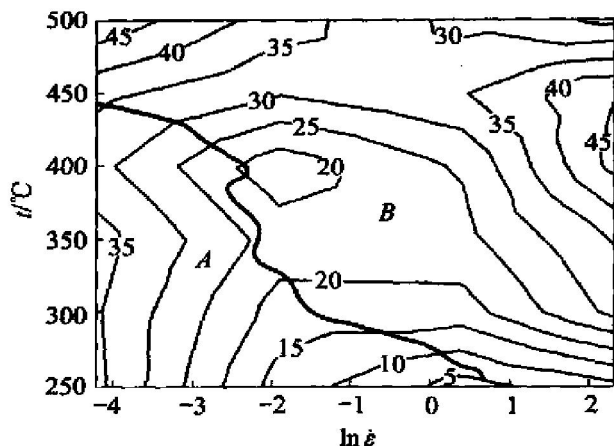


图 2 合金在应变为 0.4 时的加工图

Fig. 2 Processing map obtained at strain of 0.4 for AZ31B alloy

A —Flow instability region;  
B —Deformation safety region

发生这种流变失稳的原因主要是出现了不均匀的晶界变形。AZ31B 镁合金在该变形条件下的变形组织，其变形组织极不均匀(见图 3(a))，呈现出显著的“项链”状组织特征<sup>[10, 11]</sup>，同时变形试样也出现宏观裂纹。形成这种变形组织的原因可以从两方面进行分析：一方面是因为金属在高温条件下变形时，由于晶界的强度较低，变形首先从晶界部分开始，而使晶界产生较大的位错密度，从而促使晶界及其附近区域首先发生动态再结晶<sup>[12, 13]</sup>；另一方面是由于在低温(小于 300 °C)和较低的应变率(小于 0.15 s<sup>-1</sup>)下变形时，由于镁的滑移系少，棱柱滑移面没有充分激活，变形时处于有利位向的部分晶粒首先开始滑移变形，刃型位错通过滑移向晶界移动过程中，由于 AZ31B 镁合金基体中的第二相数量很少，对位错运动的阻碍作用很小，绝大部分位错都通过滑移向晶界区域聚集，使晶界及其附近的位错密度上升而触发了局部区域动态再结晶的发生<sup>[14, 15]</sup>。随着应变率的提高，从而诱发了孪生变形，在孪晶界上形成了动态再结晶的形核位置，从而使变形后的组织趋于均匀(见图 3(b))。

在中温区段(300~450 °C)变形时，在应变率小于 1 s<sup>-1</sup>时，随着应变率的增大，功率耗散效率由 30% 逐渐降低到 15%；当应变率大于 1 s<sup>-1</sup>时，随着应变率增大，功率耗散效率又逐渐增大，在应变率为 10 s<sup>-1</sup>变形温度为 400 °C 时达到最大值 46%。说明在该区域变形会发生动态再结晶。图 4 所示为

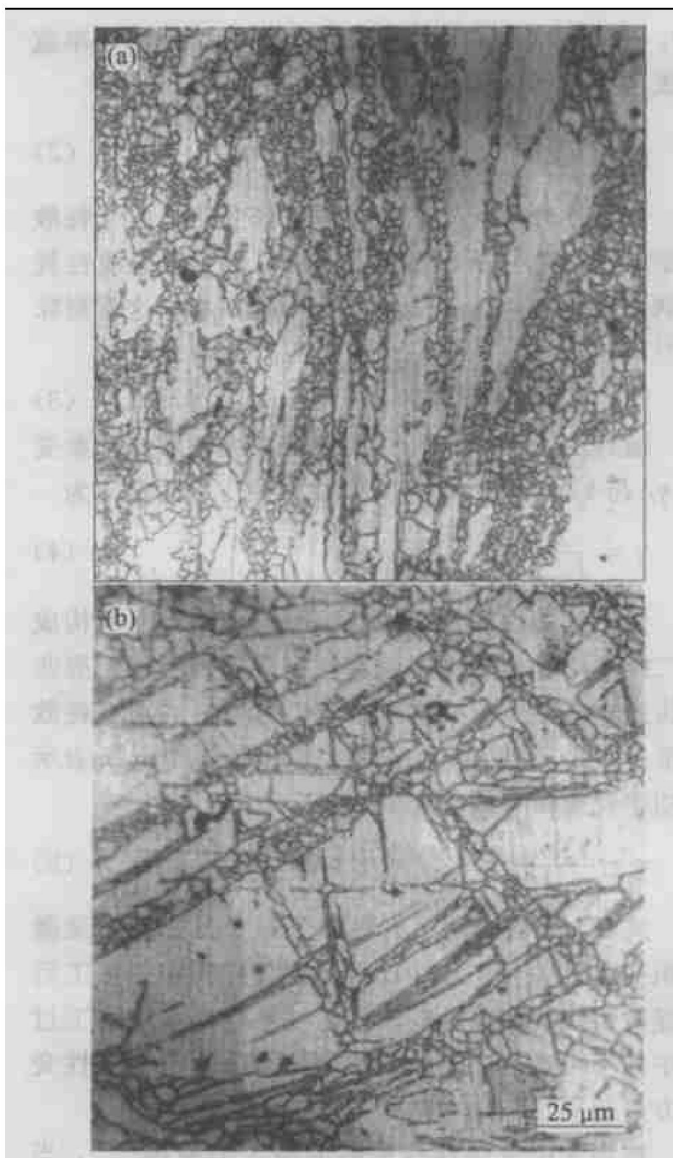


图 3 AZ31B 镁合金在 250 °C 压缩变形后的组织

Fig. 3 Microstructures of specimen compressed at 250 °C  
(a) —ε̇= 0.15 s<sup>-1</sup>; (b) —ε̇= 10 s<sup>-1</sup>

变形温度为 350 °C 时的典型变形组织。可以看出，当应变率为 0.15 s<sup>-1</sup> 时，变形组织中还存在一定数量的不均匀变形组织，当应变率提高到 0.15 s<sup>-1</sup> 时，变形晶粒的分布比较均匀，而且晶界弯曲不规则，说明材料在该变形条件下发生了动态再结晶，这种组织属于典型的动态再结晶组织。从加工图上可以看出，在该温度区间内，当应变率小于 0.15 s<sup>-1</sup> 时，出现了流变失稳现象，在变形后的组织中还存在一定比例的“项链”状组织，但是比较相同应变率下低温变形组织可以看出，随着变形温度的升高，细晶带组织内的晶粒尺寸与大晶粒之间的差距逐渐减小。

在高温区段(≥450 °C)变形时，随着应变率的提高，功率耗散效率逐渐降低，在接近下限温度范

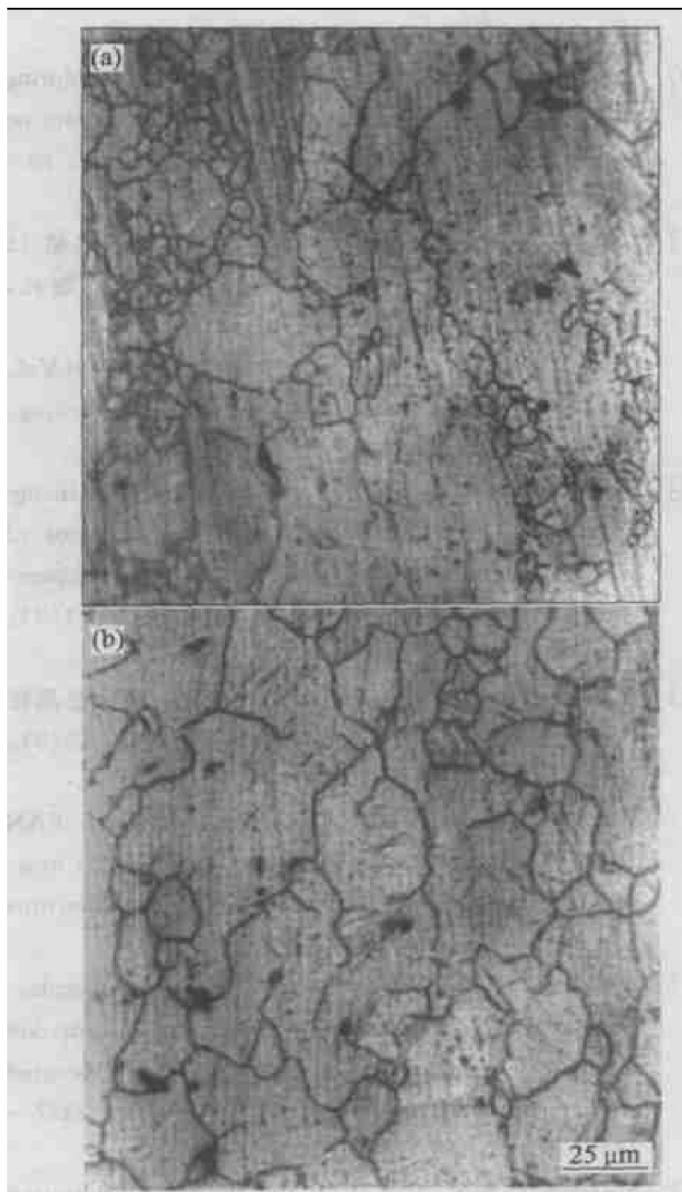


图 4 不同应变率时 AZ31B 镁合金在 350 °C 变形后的显微组织

**Fig. 4** Microstructures of AZ31B alloy compressing at 350 °C and different strain rates (a)  $\dot{\epsilon} = 0.15 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

围时功率耗散效率有逐渐增大的趋势, 在该温度范围内, 最大功率耗散效率出现在 500 °C, 应变率为  $0.015 \text{ s}^{-1}$  时, 最大值达到了 47%, 其对应的显微组织见图 5。可以看出, 晶粒的分布比较均匀, 而且晶界弯曲不规则, 说明 AZ31B 镁合金在该变形条件下发生了动态再结晶, 但是其晶粒尺寸明显增大。在变形温度大于 450 °C 时, 功率耗散效率都大于 30%, 说明在这种变形条件下都会发生动态再结晶, 不均匀变形组织已经完全消失, 变形组织分布均匀, 而且晶界弯曲, 这是动态再结晶的有力证据。

从上面的分析可知, AZ31B 镁合金在 250 °C 变形时, 在低应变率条件下出现流变失稳现象, 试样

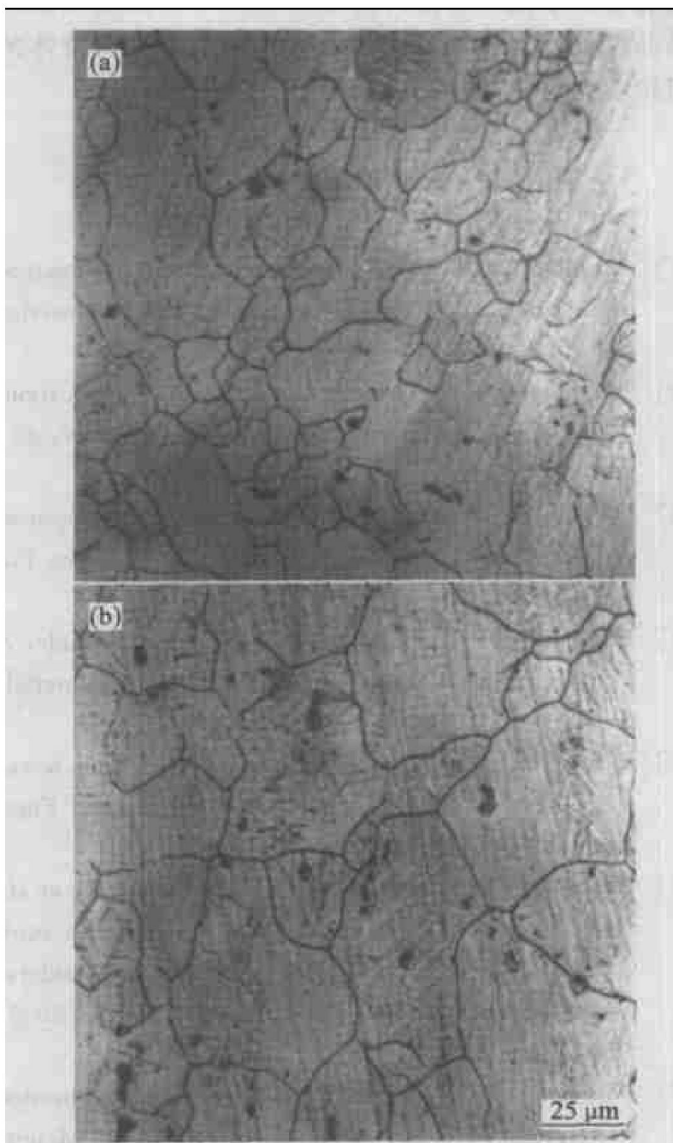


图 5 不同条件时 AZ31B 镁合金高温变形后的显微组织

**Fig. 5** Microstructures of AZ31B alloy compressing at elevated temperature under different conditions

(a)  $t = 450 \text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $t = 500 \text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1.5 \text{ s}^{-1}$

出现了宏观裂纹。在 300 °C 以上具有很好的塑性, 但是在变形温度为 300~ 350 °C 时则需要采用较高的应变率。

### 3 结论

1) 采用加工图理论分析材料的高温变形行为时, 能准确直观地反映出材料在不同变形条件下的组织演变规律, 为研究材料的热变形工艺提供了更便捷有效的工具。

2) 合金在 450 °C 以上进行变形时, 在本实验应变率范围内都会发生动态再结晶; 在 300~ 450 °C 温度范围内变形时, 提高应变率也可以促使材料

发生动态再结晶;而在其他变形条件下,发生动态再结晶仅仅发生在局部区域,从而导致了材料整体的组织不均匀。

## REFERENCES

- [1] Mordike B L, Ebert T. Magnesium properties-applications-potential[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 302: 37 - 45.
- [2] Vanfleteren R. Magnesium for automotive applications [J]. *Advanced Materials and Processes*, 1996, 5: 33 - 35.
- [3] Aghion E, Bronfin B. Magnesium alloys development towards the 21st century[J]. *Materials Science Forum*, 2000, 350 - 351: 19 - 28.
- [4] Prasad Y V R K, Sasidhara S. *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*[M]. Materials Park, OH: ASM International, 1997. 23 - 29.
- [5] Bozzini B, Cerri E. Numerical reliability of hot working processing maps[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 328: 344 - 347.
- [6] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G, et al. Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed  $\alpha/\beta$  microstructure: materials modeling considerations [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 284: 184 - 194.
- [7] Murty S V S N, Rao B N. On the flow localization concepts in the processing maps of IN718[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 267: 159 - 161.
- [8] Murty S V S N, Rao B N. On the development of instability criteria during hotworking with reference to IN718 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 254: 76 - 82.
- [9] Avedesian M M, Baker H. *ASM Speciality Handbook-Magnesium and Magnesium Alloys*[M]. Materials Park, OH, ASM International, 1999. 59 - 78.
- [10] Ponge D, Gottstein G. Necklace formation during dynamic recrystallization: mechanisms and impact on flow behavior[J]. *Acta Mater*, 1998, 46(1): 69 - 80.
- [11] Cahn R W, 雷廷权. 材料科学与技术丛书(第15卷): 金属与合金工艺[M]. 北京: 科学出版社, 1999. 408 - 415.
- Cahn R W. *Materials Science and Technology (Vol. 15): Processing of Metals and Alloys*[M]. Beijing: Science Press, 1999. 408 - 415.
- [12] WANG Ling-yun, FAN Yong-ge, HUANG Guang-jie, et al. Flow stress and softening behavior of wrought magnesium alloy AZ31B at elevated temperature[J]. *Trans Nonferrous Met Soc*, 2003, 13(2): 335 - 338.
- [13] 汪凌云, 黄光胜, 范永革. 变形态 AZ31 镁合金晶粒微细化研究[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(3): 594 - 598.
- WANG Ling-yun, HUANG Guang-sheng, FAN Yong-ge. Grain refinement of wrought of AZ31 magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(3): 594 - 598.
- [14] Kim W J, Chung S W, Chung C S, et al. Superplasticity in thin magnesium alloy sheets and deformation mechanism maps for magnesium alloys at elevated temperatures[J]. *Acta Mater*, 2001, 49: 3337 - 3345.
- [15] Murty S V S N, Rao B N. On the flow localization concepts in the processing maps of IN718 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 267: 159 - 161.

(编辑 陈爱华)