第 23 卷第 2 期 中国有色金属学报 2013 年 2 月
Vol.23 No.2 The Chinese Journal of Nonferrous Metals Feb. 2013
文章编号：1004-0609(2013)02-0303-08

# Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 镁合金热变形行为与加工图

肖宏超[1,2]，刘楚明[1,2]，徐 璐[1,2]，王 霄[1,2]，万迎春[1,2]

(1. 中南大学 材料科学与工程学院，长沙 410083；
2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室，长沙 410083)

**摘 要**：在 Gleeble−1500 热/力模拟机上，对 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 镁合金进行高温压缩试验，压缩时设定应变速率范围为 0.001~1 $s^{-1}$，温度范围为 623~773 K，最大真应变为 1.3；研究该合金高温变形时流变应力与应变速率、变形温度之间的关系及变形过程中的微观组织演化；计算塑性变形表观激活能及相应的应力指数；建立该合金的加工图。结果表明：在该合金的加工图中，功率耗散系数 $\eta$ 随应变速率的降低及温度的升高而不断增加，失稳区域随应变量的增加而扩大；综合得出该合金的最佳实际变形工艺为温度 723~773 K、应变速率 0.1~1 $s^{-1}$。

**关键词**：Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr；高温压缩；加工图；变形工艺参数
**中图分类号**：TG146.2 **文献标志码**：A

# Deformation behavior and processing map of Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr magnesium alloy

XIAO Hong-chao[1,2], LIU Chu-ming[1,2], XU Lu[1,2], WANG Xiao[1,2], WAN Ying-chun[1,2]

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The processing parameters of Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr magnesium alloy were investigated. The tests were carried out in the strain rate range of 0.001−1 $s^{-1}$ and temperature range of 623−773 K, and with the maximum true strain of 1.3 on hot-simulation machine Gleeble−1500. The relationships among the flow stress, the strain rate and the temperature as well as microstructure evolution were investigated. The apparent activation energy during plastic deformation and corresponding stress index were calculated, the processing maps were drawn. The test reveals that the efficiency of power dissipation increases with the increase of temperature and the decline of strain rate, and the instability region expands due to the rise of the temperature in processing maps. Optimal processing parameters were the temperature range of 723−773 K and the strain rate range of 0.1−1 $s^{-1}$.

**Key words:** Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr; hot compression; processing maps; processing parameters

镁合金具有比强度高、比刚度高、阻尼性能好等优点，是最具潜力的轻金属材料。在镁合金中添加稀土元素，能够显著提高镁合金的强度和耐热性能[1−2]。研究者已经研制出许多有前途的稀土镁合金，如 WE43、WE54、Mg-Gd-Y-Zr 和 Mg-Gd-Nd-Zr 等。其中，ANYANWU 等[3]于 2001 年试制出具有优异力学性能的 Mg-Gd-Y-Zr 系合金。Mg-Gd-Y-Zr 系合金因其具有较高的室温强度与高温强度吸引了广泛的关注。有报道[4]称耐热镁合金经过变形加工，可获得比铸造镁合金性能更加优异的产品。目前，针对 Mg-Gd-Y-Zr

**基金项目**：国家自然科学基金资助项目(51074186)
**收稿日期**：2012-04-30；**修订日期**：2012-12-30
**通信作者**：刘楚明，教授，博士；电话：0731-88877502；E-mail: cmliu@mail.csu.edu.cn

系耐热镁合金的热变形行为及其变形工艺研究较少，尚未给出明确的适用于实际变形加工的工艺参数。

动态材料模型加工图是金属变形工艺设计和优化的有力工具，不仅能描绘加工过程中应避免的不稳定流变区域，而且可获得适宜塑性加工的温度区间和应变速率区间。Gleeble−1500 热/力模拟机作为一种研究金属及其合金变形行为的工具，被广泛用于镁合金的高温变形研究[5−6]。常温下镁合金可开动的滑移系少，塑性较差，所以镁合金变形加工都是在高温下进行的。本文作者采用 Gleeble−1500 热/力模拟机对 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr(质量分数，%)合金高温变形过程进行模拟；研究该合金压缩过程中的真应力—真应变曲线随变形温度与应变速率变化的规律；计算塑性变形的表观激活能及应力指数，结合变形过程中的微观组织与热加工图得出最佳的变形工艺。

## 1 实验

试验选用 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr(质量分数，%) 合金，经(723 K、5 h)+(813 K、15 h)双级均匀化处理。利用 Gleeble−l500 热/力模拟机对试样进行高温单轴压缩试验，试样尺寸为 $d$ 10 mm×15 mm。压缩过程中设定温度范围为 623~773 K，应变速率范围为 0.001~1 $s^{-1}$，最大真应变 $\varepsilon$=1.3。压缩前升温速度为 2 K/s，达到试验温度后保温 5 min，使试样各部分温度均匀。为了减少压缩过程中的摩擦影响，在压头与试样接触面上均匀涂抹机油石墨粉混合物。压缩过程中由计算机自动采集相关数据，压缩后立即进行水淬。压缩后试样沿轴线方向切开，经金相砂纸打磨后，用 3%(体积分数)的硝酸酒精溶液侵蚀，制备金相试样；金相组织在 LEICA 光学显微镜下观察；用线性截距法测量平均晶粒尺寸。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金的真应力—真应变曲线

图 1 所示为 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金热压缩变形过程中实测的真应力—真应变曲线，真应变 $\varepsilon=\ln(h_0/h_1)$，$h_1$ 为试样压缩后高度，$h_0$ 为试样原始高度。真应力—真应变曲线呈明显的动态再结晶特征，即明显的峰值和稳态流变现象[7]。镁合金层错能较低，滑移面上的全位错容易扩展并彼此缠结形成密度较高的位错网组态结构，不全位错则难以通过交滑移和攀移而束集[8−9]，所以动态回复速度慢，利于再结晶发生。因此，在镁合金的热变形过程中，动态再结晶起主要的软化作用。在压缩过程中，应变硬化作用与动态再结晶软化作用相抵抗。在变形开始阶段，由于变形量小，尚未达到动态再结晶所需应变，变形过程中主要表现为应变硬化，曲线呈线性上升趋势。随着应变量的增加，达到发生动态再结晶所需的临界应变 $\varepsilon_c$，动态再结晶的软化过程起作用，曲线上升变缓最终达到峰值。随着应变量的继续增加，动态再结晶程度不断深入，软化作用大于硬化作用，曲线达到峰值后下降，最终呈稳态流变趋势。

图 1 中，相同应变速率不同温度下真应力—真应变曲线呈现两种形态。低温时曲线有明显的峰值，并随应变增加曲线缓慢达到峰值。高温时的曲线没有明显的峰值，并且在很小的应变下就出现稳态流变现象。相同温度不同应变速率下的真应力—真应变曲线形态基本相似。所以这种曲线的形态差异受温度控制。

真应力—真应变曲线与变形温度和应变速率密切相关。图 1 中，相同应变速率下流变应力和峰值应力 $\sigma_p$ 随温度升高而降低；达到峰值应力时所对应的应变 $\varepsilon_p$ 也降低。这是由于温度升高，合金中原子热振动及扩散速率增加，位错的滑移、攀移、交滑移及位错节点容易脱锚，动态再结晶形核率增加，同时晶界迁移能力增强，动态再结晶容易发生。温度一定时，流变应力与峰值应力 $\sigma_p$ 随应变速率的降低呈下降趋势，达到峰值应力时所对应的应变 $\varepsilon_p$ 也降低。这可能由于应变速率降低，单位应变的变形时间长，位错增值慢，应变硬化速率减小，从而应变硬化作用减小。同时单位应变的变形时间长，位错可以充分的通过运动实现重组，因而动态再结晶发生程度增加，从而软化效果明显。

在图 1(c)与图 1(d)中，温度 623 K、应变速率 0.1 $s^{-1}$ 与 1 $s^{-1}$ 时真应力—真应变曲线出现明显的失稳现象，即流变应力急剧下降(图中箭头标示)，对应的失稳应变分别为 0.9 与 0.3 左右。这时试样出现明显的断裂。裂纹的形核与扩展是失稳现象的主要原因。裂纹的形核与扩展导致原本塞积的位错迅速在裂纹处释放，从而流变应力急剧下降。同时位错在裂纹处释放又加速了裂纹的扩展，最终导致断裂。这一失稳现象表明该合金在温度 623 K 下变形时，应选择较慢的变形速率甚至蠕变变形。

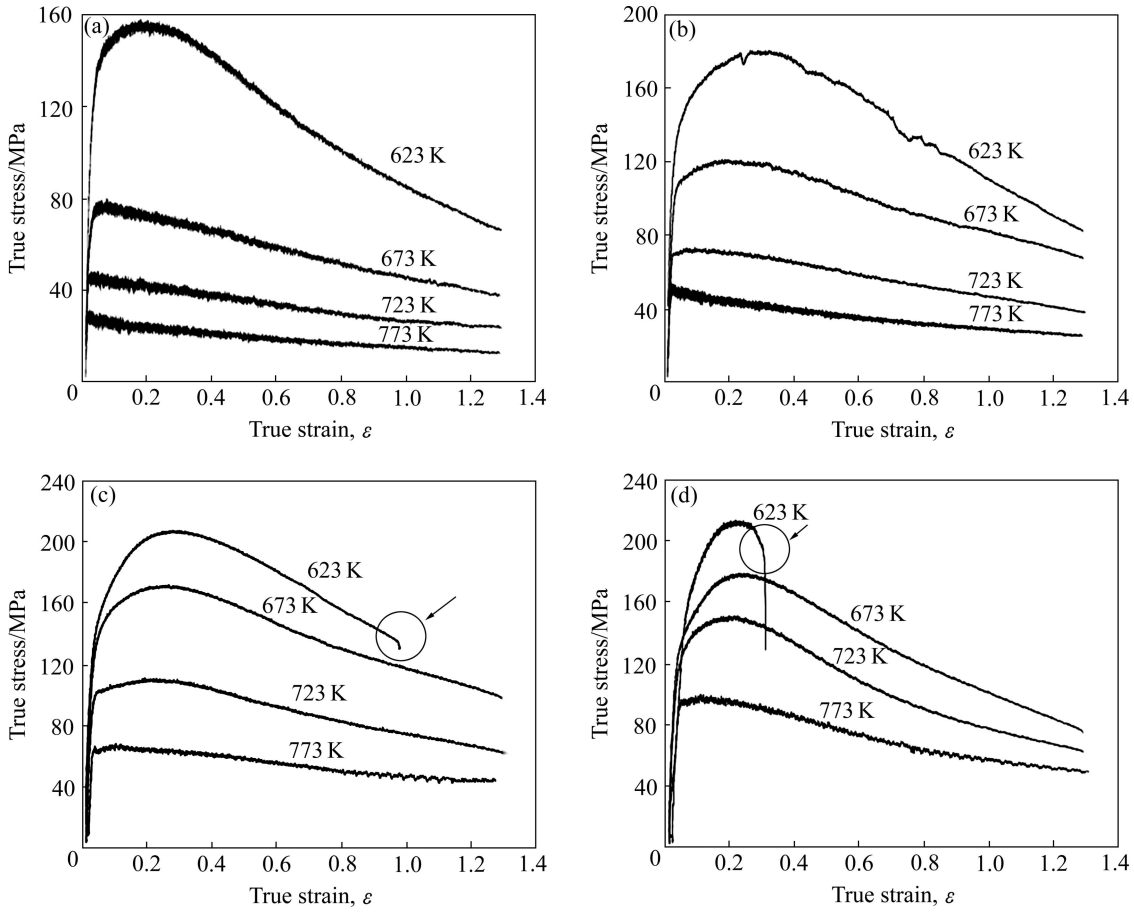


**图 1**　Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金在不同应变速率和变形温度下的真应力—真应变曲线

**Fig. 1**　True stress—strain curves of Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr alloy at various strain rates and deformation temperatures: (a) $\dot{\varepsilon}$=0.001 $s^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon}$=0.01 $s^{-1}$; (c) $\dot{\varepsilon}$=0.1 $s^{-1}$; (d) $\dot{\varepsilon}$=1 $s^{-1}$

### 2.2　Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金的变形激活能与应力指数

高温下金属和合金的热变形与高温蠕变过程一样，存在热激活过程，应变速率受热激活过程控制，即遵从 Arrhenius 公式[10]

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{1}$$

式中：$Q$ 为变形激活能；$R$ 为摩尔气体常数，$R$=8.314 J/(mol·K)；$T$ 为热力学温度。对于低应力状态下稳态流变应力 $\sigma$ 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间满足指数关系(式(2))；在高流动应力状态下稳态流变应力 $\sigma$ 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间满足幂指数关系(式(3))[10]。SELLARS 和 TEGART 提出了一个双曲正弦半经验公式(式(4))来修正 Arrhenius 关系来描述这种热激活稳态变形过程[11]，式(4)可适用于整个应力范围。

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^k \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \tag{3}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_3[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{4}$$

式中：$A_1$、$k$、$A_2$、$\beta$、$A$、$\alpha$、$n$ 均为与材料有关的常数，其中 $\alpha=\beta/k$。

将式(2)~(4)两边取对数得到：

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_1 + k\ln\sigma \tag{5}$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma \tag{6}$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_3 - \frac{Q}{RT} + n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{7}$$

图 2(a)所示为根据式(5)对各温度下 $\ln\dot{\varepsilon}-\ln\sigma$ 进行线性拟合所得到的线性曲线，从而得到不同温度下直线的斜率 $k$ 及线性相关系数(Linearly dependent coefficients，$L(k)$)，并将其列于表 1。温度 723 和 773 K 时 $L(k)$>0.99，表明此时稳态流变应力 $\sigma$ 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间满足指数关系(式(2))，求出 $k$ 的平均值为 5.778 2。图 2(b)所示为根据式(6)对各温度下 $\ln\dot{\varepsilon}-\sigma$ 进行线性拟合得到的线性曲线，从而得到不同温度下直线的斜率 $\beta$ 以及 $L(\beta)$，并将其列于表 2 中，温度 623 K 时 $L(\beta)$>0.99, 表明此时稳态流变应力 $\sigma$ 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间满足指数关系(式(3))，所以 $\beta$=0.725 07。将 $k$、$\beta$ 值代入 $\alpha=\beta/k$ 求得 $\alpha$ =0.012 5 $MPa^{-1}$。

变行激活能 $Q$ 可以根据式(8)求得

$$Q = R(\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]})_T(\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)})_{\dot{\varepsilon}} \quad (8)$$

式中：$(\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]})_T$ 为 $\ln\dot{\varepsilon}$—$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的斜率 $n$；$(\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)})_{\dot{\varepsilon}}$ 为 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$—$1/T$ 的斜率。根据式 (7)对各温度下 $\ln\dot{\varepsilon}$—$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 进行一元线性回归得到图 2(c)，从而得到应力指数 $n$。在温度 623、673、723 和 773 K 下合金的应力指数分别为 4.02、4.18、4.23 和 4.57。应力指数 $n$ 随温度的升高而增大。对各应变速率下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$—$1/T$ 进行线性拟合得到图 2(d)，从而得到 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$—$1/T$ 在应变速率为 0.001、0.01、0.1 和 1 $s^{-1}$ 时的斜率，斜率分别为 5.966 4、6.095 68、6.495 3 和 6.894 15。计算得出不同变形条件下的变形激活能 $Q$ 列于表 3。

**表 1** 不同温度下 $k$ 及对应的线性相关系数 $L(k)$

**Table 1** Values of $k$ and $L(k)$ at different temperatures

| Temperature/K | $k$ | $L(k)$ |
|---|---|---|
| 623 | 6.053 00 | 0.958 05 |
| 673 | 6.283 28 | 0.968 88 |
| 723 | 5.982 80 | 0.997 58 |
| 773 | 5.573 60 | 0.993 96 |

**表 2** 不同温度下 $\beta$ 值及对应的线性相关系数 $L(\beta)$

**Table 2** Values of $\beta$ and $L(\beta)$ at different temperatures

| Temperature/K | $\beta$ | $L(\beta)$ |
|---|---|---|
| 623 | 0.072 507 | 0.997 56 |
| 673 | 0.061 870 | 0.966 15 |
| 723 | 0.065 680 | 0.954 98 |
| 773 | 0.085 990 | 0.963 94 |

图 3 所示为不同应变速率下该合金变形激活能 $Q$ 与温度的关系曲线。总体规律为变形激活能 $Q$ 随变形温度的升高而增大。温度低于 723 K 时 $Q$ 随温度的升高上升平缓，高于 723 K 时 $Q$ 随温度的升高而显著增加，这可能因为当温度低于 723 K 时变形受自扩散控制，当温度高于 723 K 时，控制变形的激活能高于自扩散激活能，因此不再受自扩散控制。高温时基面的

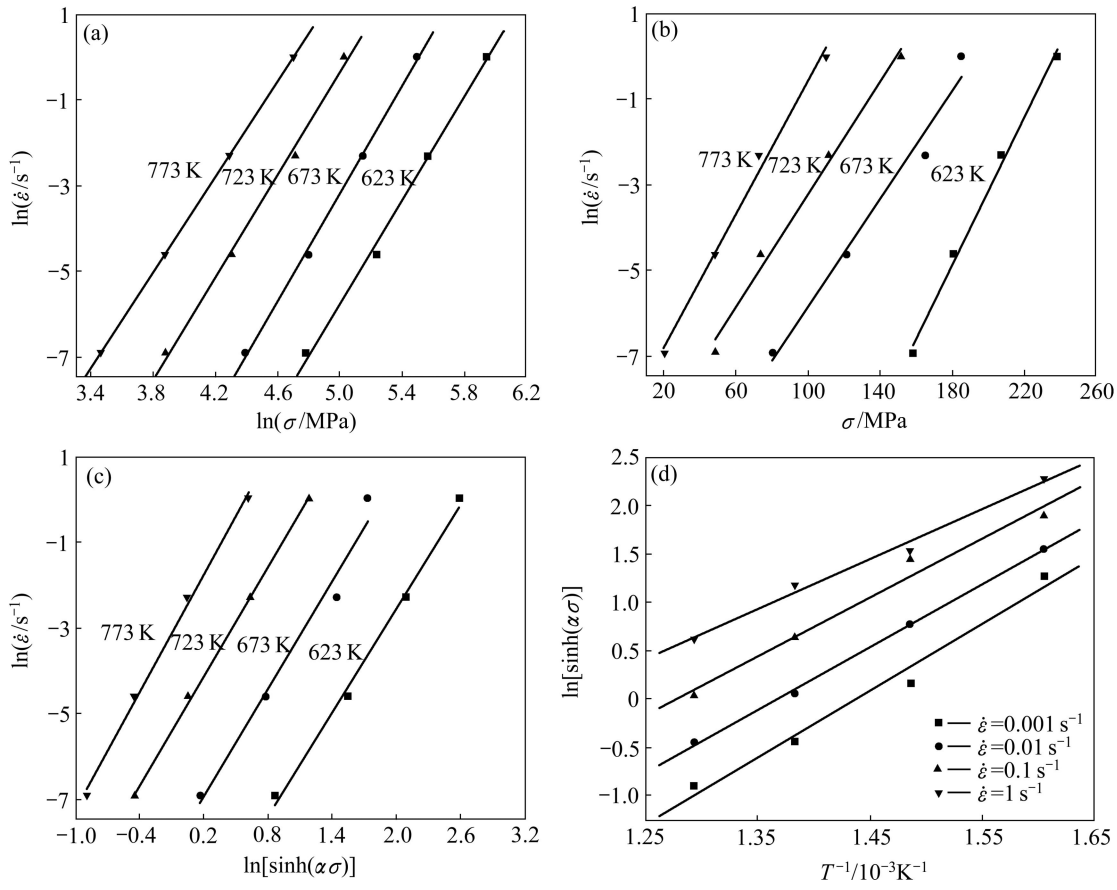


**图 2** Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金峰值应力与应变速率及变形温度的关系

**Fig. 2** Relationships between peak stress ($\sigma$) and strain rate ($\dot{\varepsilon}$) and temperatures: (a) $\ln\dot{\varepsilon}$—$\ln\sigma$; (b) $\ln\dot{\varepsilon}$—$\sigma$; (c) $\ln\dot{\varepsilon}$—$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$—$1/T$

**表 3**　不同应变速率和变形温度下的变形激活能

**Table 3**　Deformation activation energy of alloy at various strain rates and deformation temperatures

| $\dot{\varepsilon}$ /s$^{-1}$ | $Q$/(kJ·mol$^{-1}$) | | | |
|---|---|---|---|---|
| | 623 K | 673 K | 723 K | 773 K |
| 0.001 | 199.5 | 207.5 | 209.9 | 226.7 |
| 0.01 | 203.8 | 212 | 214.5 | 231.7 |
| 0.1 | 217.2 | 225.8 | 228.5 | 246.8 |
| 1 | 230.5 | 239.7 | 242.6 | 262 |

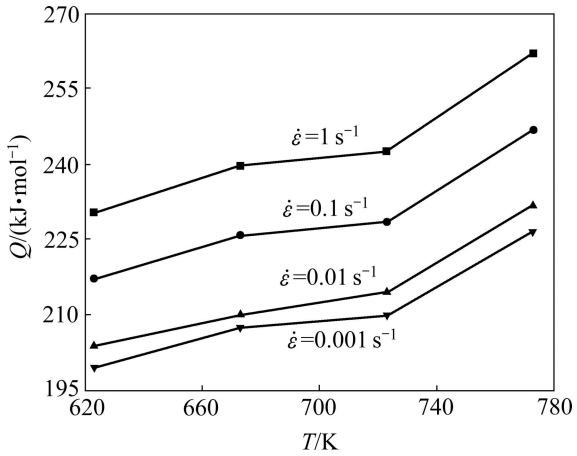


**图 3**　不同应变速率下合金变形激活能与温度的关系

**Fig. 3**　Relationships between deformation activation energy and temperature at different strain rates

螺位错通过热激活脱离基面而在棱柱面上滑移[11]这一过程可能是变形的控制过程。$Q$ 的显著增加可能还与动态再结晶有关，温度升高可以提高动态再结晶的程度。动态再结晶的形核与晶粒长大的过程是一个位错减少的过程，要使变形继续，就要产生新的位错源，这就导致了变形激活能的增加。在 723~773 K 时动态再结晶程度最高，所以温度高于 723 K 时变形激活能骤增。变形激活能曲线在应变速率为 0.001 和 0.01 s$^{-1}$ 时相差很小，几乎重合；当应变速率提高到 0.1 s$^{-1}$ 时，变形激活能增加幅度提高。这表明当变形速率较慢时变形机制相同，而变形速率较高时变形机制不同。

### 2.3　Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金热加工图

加工图技术很早就用于镁合金的热变形研究中[12−14]。加工图是应变速率和温度空间中的功率耗散图与失稳图的叠加图。功率耗散图由功率耗散系数 $\eta$ 的等值线组成，代表材料显微组织改变时功率的耗散，描述合金在施加温度和应变范围内的微观变形机制。功率耗散系数 $\eta$ 可以由式(9)计算：

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \tag{9}$$

式中：$m$ 为应变速率敏感性指数，$m = \partial(\ln\sigma)/\partial(\ln\dot{\varepsilon})$。动态材料模型的连续判据是基于 ZIEGLER[15]提出的塑性流变行为不稳定条件，根据不可逆热力学极值原理，用无量纲参数 $\xi$ 来表示塑性大变形时的连续失稳判据，由式(10)给出：

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln(\frac{m}{m+1})}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \tag{10}$$

计算得出 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金不同变形条件下，应变分别为 0.3、0.5、0.7、1.0 的功率耗散系数 $\eta$ 与失稳判据 $\xi(\dot{\varepsilon})$。绘出功率耗散图与失稳图，叠加后得到该合金的热加工图(见图 4)。图 4 中曲线为功率耗散系数 $\eta$ 的等值线，阴影部分代表失稳判据 $\xi(\dot{\varepsilon})<0$ 的区域。

在功率耗散图中，不同应变条件下功率耗散系数 $\eta$ 的分布情况基本相同。这与 SIVAKESAVAM 和 PRASAD[14]指出的应变量对热加工图的影响不大的观点一致。图 4 中标记Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ这 3 个区域，Ⅰ区温度为 623~673 K、应变速率为 0.1~1 s$^{-1}$，$\eta$ 值范围为 0~0.25；Ⅱ区温度为 673~723 K、应变速率为 0.01~0.1 s$^{-1}$，$\eta$ 值范围为 0.26~0.36；Ⅲ区温度为 723~773 K、应变速率为 0.001~0.01 s$^{-1}$，$\eta$ 值范围为 0.37~0.6。在相同应变量下，功率耗散系数 $\eta$ 的分布随着应变速率的降低和温度的升高而不断增加，这表明不同温度与不同应变速率下合金的微观变形机制不同。在材料的安全加工区，$\eta$ 值越大表明材料的可加工性越好[16]。

在失稳图中，失稳区域随着应变量的增加而不断扩大。Ⅰ区在所给应变下是恒失稳区域，在图 1(c)和(d)中温度 623 K 时真应力—真应变曲线发生流变失稳，在选择变形工艺的时，要避免在失稳区进行加工。综上所述，该合金安全加工区为：温度 673~723 K、应变速率 0.001~0.01 s$^{-1}$，以及温度 723~773 K、应变速率 0.001~1 s$^{-1}$ 都为安全加工区。

Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金变形工艺应选在功率耗散系数 $\eta$ 较大的区域，且要避免失稳区域。在加工图中得到该合金的安全加工区为：温度 673~773 K、应变速率 0.001~0.01 s$^{-1}$；以及温度为 773 K 时应变速率 0.001~1 s$^{-1}$。考虑到实际加工的变形速率，Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金变形工艺选择 773 K 应变速率 0.1~1 s$^{-1}$。LI 等[6]对 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金的热变形行为与热加工参数的研究表明该合金的加工参数为温度区间 703~723 K，应变速率 0.006~0.03 s$^{-1}$。可以看出随着稀土含量的增加，安全加工的变形温度升高，变形速率增加。

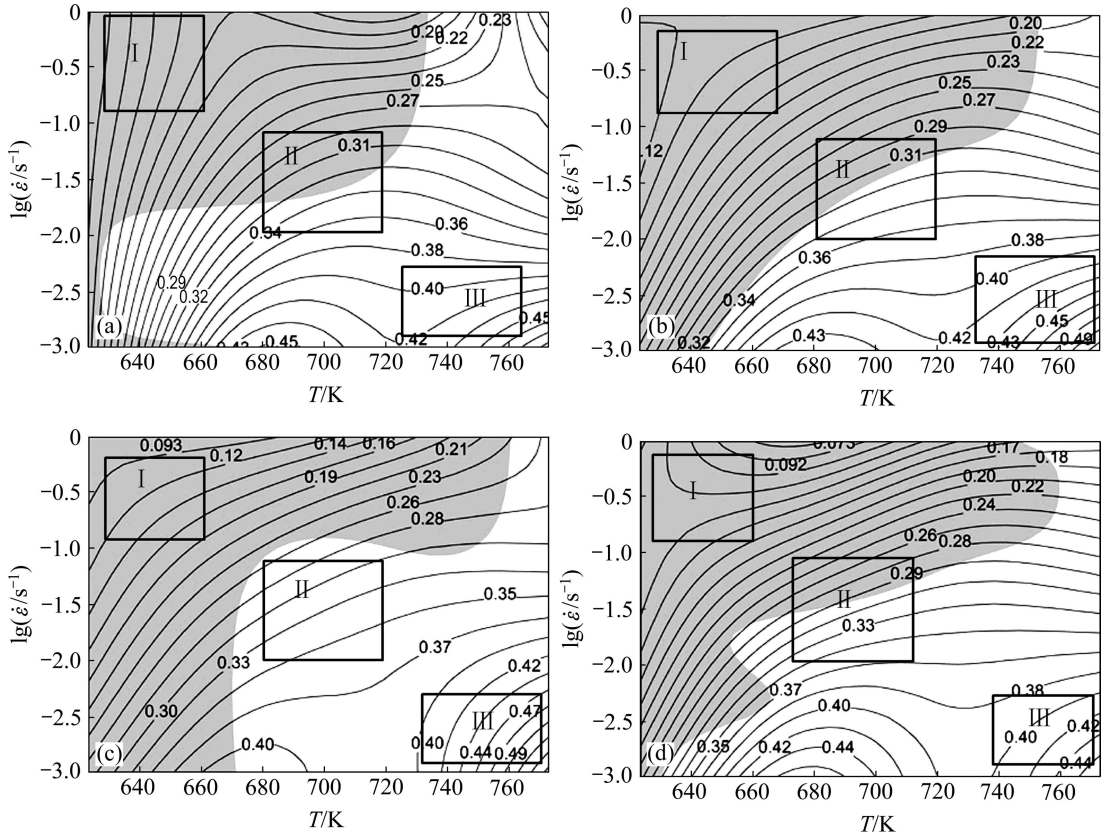


**图 4** 真应变 $\varepsilon$ 分别为 0.3、0.5、0.7 和 1.0 时合金的加工图

**Fig. 4** Processing maps of alloy at true strains of 0.3(a), 0.5(b), 0.7(c) and 1.0(d)

### 2.4 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金高温压缩后的微观组织

高温变形时镁合金发生动态再结晶，动态再结晶不仅起到软化作用，而且有细化晶粒的效果。根据 Hall-Petch 公式[17]晶粒细化可以提高材料的强度。动态再结晶的晶粒尺寸与变形温度和应变速率有关。

图 5 所示为 Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金在不同变形条件下压缩后的显微组织。温度 673 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=0.001 $s^{-1}$ 压缩后晶粒组织如图 5(a)所示，基体晶粒被严重压扁拉长，在变形较大的晶粒晶界处出现由动态再结晶而形成的细小等轴晶，这些变形的大晶粒周围被小晶粒包围，呈现出显著的链状组织。动态再结晶并没有扩展到基体晶粒内，而是分布在晶界处。在温度 723 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=0.001 $s^{-1}$ 压缩后晶粒组织如图 5(b)所示，原始变形晶粒已经完全消失，被动态再结晶而产生的细小的等轴晶所取代，晶粒尺寸在 20 μm 左右。在温度 773 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=0.001 $s^{-1}$ 压缩后晶粒组织如图 5(c)所示，再结晶的晶粒显著长大，尺寸达到 50 μm 左右。综合得出应变速率一定时，随变形温度的升高，动态再结晶的程度不断深入，晶粒尺寸显著增加。这是由于温度升高，位错的滑移、攀移、交滑移及位错节点脱锚比低温时更容易，因而动态再结晶的形核率增加，同时晶界迁移能力增强，所以温度升高可以促进动态再结晶的发生。同时温度升高合金中原子热振动及扩散速率增加，晶界迁移能力增强会导致新生晶粒的长大。

温度 723 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=0.01 $s^{-1}$ 压缩后晶粒组织如图 5(d)所示，新生晶粒尺寸较小，再结晶不深入，基体内大部分为未发生再结晶的原始变形组织。对比图 5(b) 和(d)，即温度 723 K、应变速率分别为 0.001 和 0.01 $s^{-1}$ 时可以看出，温度相同时随应变速率的降低，动态再结晶程度增加，新生晶粒尺寸增大。这是由于应变速率减小，变形速度慢，位错增值的速度变慢，同时变形过程中产生的位错有充足的时间抵消，再结晶的形核率降低，而晶界也有充足的时间迁移所以随着应变速率的降低再结晶程度增加，晶粒尺寸增大。

图 6 所示为试样压缩后内部出现裂纹的微观组织。温度 623 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=1 $s^{-1}$ 压缩后裂纹的微观组织如图 6(a)所示；温度 623 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=0.1 $s^{-1}$ 压缩后裂纹的微观组织如图 6(b)所示。图 6(a)和(b)中裂纹较大已经扩展成宏观裂纹，宏观表现为断裂。这与真应力—真应变曲线(见图 1(c)和(d))中流变失稳现象相对应。温度 673 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=1 $s^{-1}$ 压缩后裂 纹的微观组织如图 6(c)所示，温度 673 K、应变速率 $\dot{\varepsilon}$=

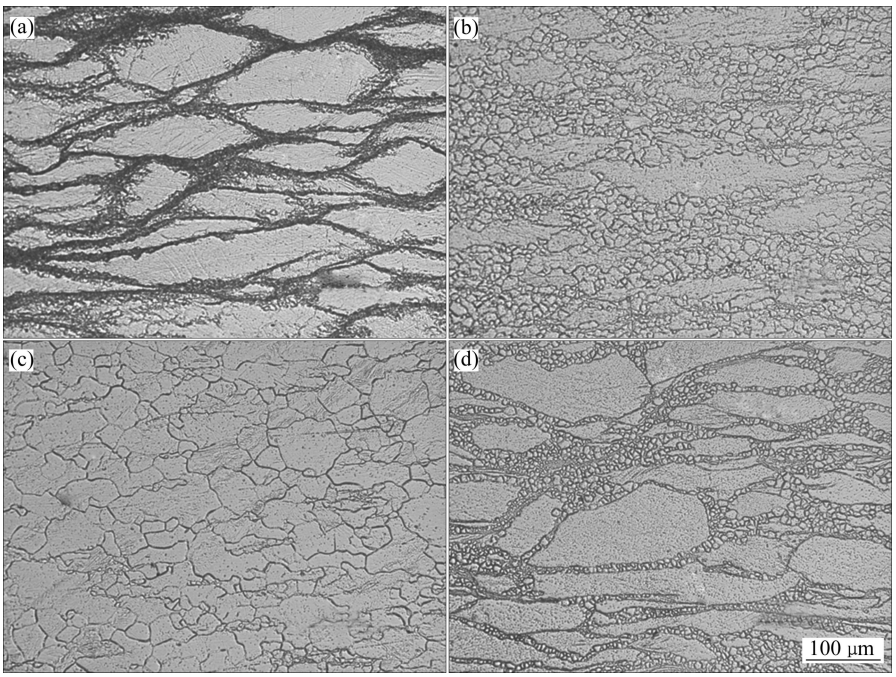


**图 5**　试样在不同变形条件下压缩后的显微组织

**Fig. 5**　Microstructures of alloy after hot compression under different deformation conditions: (a) $T$=673 K, $\dot{\varepsilon}$=0.001 $s^{-1}$; (b) $T$=723 K, $\dot{\varepsilon}$=0.001 $s^{-1}$; (c) $T$=773 K, $\dot{\varepsilon}$=0.001 $s^{-1}$; (d) $T$=723 K, $\dot{\varepsilon}$=0.01 $s^{-1}$

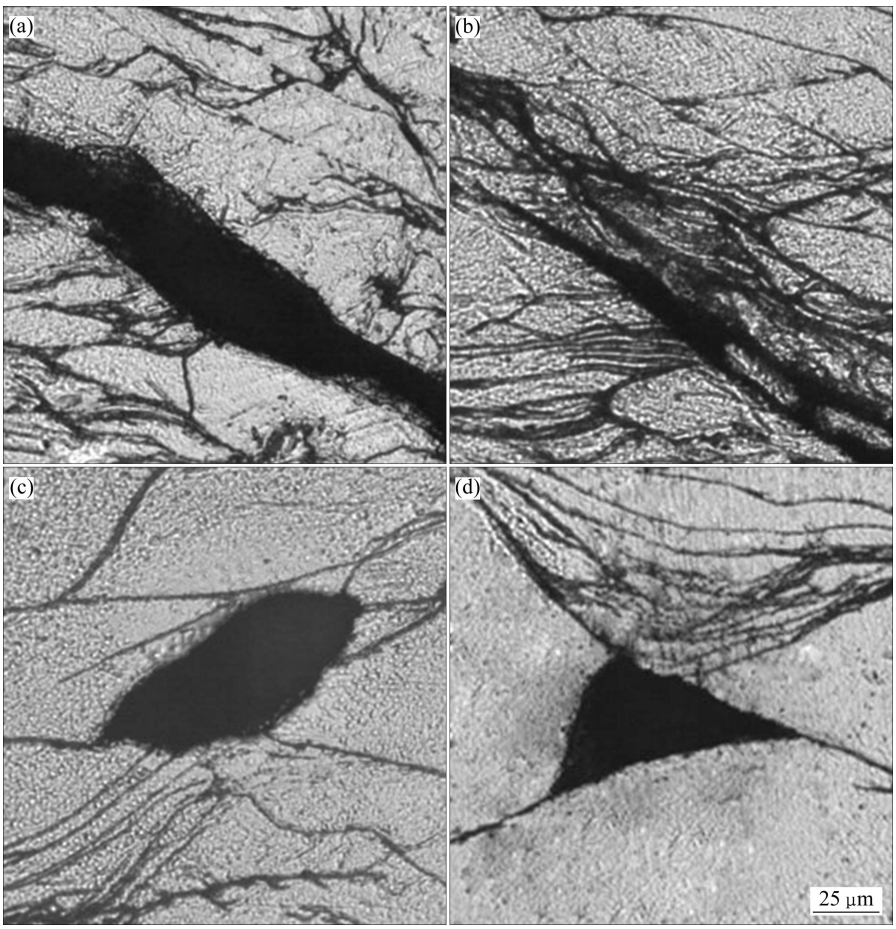


**图 6**　试样在不同变形条件下压缩后出现裂纹的形貌

**Fig. 6**　Morphologies of cracks appeared in alloy after hot compression under different deformation conditions: (a) $T$=623 K, $\dot{\varepsilon}$=1 $s^{-1}$; (b) $T$=623 K, $\dot{\varepsilon}$=0.1$s^{-1}$; (c) $T$=673 K, $\dot{\varepsilon}$=1 $s^{-1}$; (d) $T$=673 K, $\dot{\varepsilon}$=0.1 $s^{-1}$

0.1 $s^{-1}$压缩后裂纹的微观组织如图 6(d)所示。图 6(c)与和(d)中在 3 个晶粒交界处产生了楔形裂纹，裂纹处于产生阶段尚未扩展。以上变形条件对应于加工图中的失稳区域(见图 4)，裂纹的产生与扩展是造成失稳的主要原因，在选择变形工艺时，要避免这一区域。

## 3 结论

1) Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金在热压缩过程中，温度的升高及应变速率的下降均使流变应力 $\sigma$、峰值应力 $\sigma_p$ 与达到峰值应力时所对应的应变 $\varepsilon_p$ 下降。

2) Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金变形激活能 $Q$ 随变形温度的升高及应变速率的增加而升高；应力指数 $n$ 随变形温度的升高而增大。

3) Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金的功率耗散系数 $\eta$ 在不同应变量下分布情况基本相同；相同应变量下功率耗散系数 $\eta$ 随应变速率的降低及温度的升高而不断增加；失稳区域随应变量的增加而不断扩大。

4) Mg-10Gd-4.8Y-0.6Zr 合金的最佳变形工艺为温度 773 K、应变速率 0. 1~1 $s^{-1}$。

## REFERENCES


[1] MORDIKE B L. Creep-resistant magnesium alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 324: 103−112.

[2] MARUYAMA K, SUZUKI M, SATO H. Creep strength of magneium-based alloys[J]. Metall Mater Trans A, 2002, 33(3): 875−882.

[3] ANYANWU I A, KAMADO S, KOJIMA Y. Aging characteristics and high temperature tensile properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys[J]. Materials Transactions, 2001, 42(7): 1206−1211.

[4] 夏长清, 武文华, 吴安如, 王银娜. Mg-Nd-Zn-Zr 稀土镁合金的热变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(11): 1810−1816.
XIA Chang-qing, WU Wen-hua, WU An-ru, WANG Yin-na. Hot-compression deformation behavior of Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(11): 1810−1816.

[5] 郭 强, 严红革, 陈振华, 张 辉. AZ31 镁合金高温压缩变性特征[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(6): 900−906.
GUO Qiang, YAN Hong-ge, CHEN Zhen-hua, ZHANG Hui. Hot compression deformation behavior of AZ31 magnesium alloy at elevated temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(6): 900−906.

[6] LI Li, ZHANG Xin-ming. Hot compression deformation behavior and processing parameters of a cast Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(3): 1396−1401.

[7] 刘楚明, 刘子娟, 朱秀荣, 周海涛. 镁及镁合金动态再结晶研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(1): 1−12.
LIU Chu-ming, LIU Zi-juan, ZHU Xiu-rong, ZHOU Hai-tao. Research and development progress of dynamic recrystallization in pure magnesium and its alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(1): 1−12.

[8] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTSTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. Acta Mater, 2001, 49(7): 1199−1207.

[9] TAN J C, TAN M J. Dynamic continuous recrystallization characteristics in two stage deformation of Mg-3Al-1Zn alloy sheet[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 339(1/2): 124−132.

[10] POIRIER J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德村, 译. 大连: 大连理工出版社, 1989: 1.
POIRIER J P. Plastic deformation of crystal[M]. GUAN De-cun, transl. Dalian: Dalian Science and Technology University Press, 1989: 1.

[11] 余 琨, 黎文献, 王日初, 马正青, 赵 俊, 孟力平. Mg-5.6Zn-0.7Zr-0.8Nd 合金高温塑性变形的热/力模拟研究[J]. 金属学报, 2003, 39(5): 492−498.
YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu, MA Zheng-qing, ZHAO Jun, MENG Li-ping. Hot compressive deformation simulation of Mg-5.6Zn-0.7Zr-0.8Nd alloy at elevated temperatures[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(5): 492−498.

[12] PRASAD Y V R K, RAO K P, HORT N, KAINER K U. Optimum parameters and rate-controlling mechanisms for hot working of extruded Mg-3Sn-1Ca alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 502(1/2): 25−31.

[13] WANG C Y, WANG X J, CHANG H, WU K, ZHENG M Y. Processing maps for hot working of ZK60 magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 464(1/2): 52−58.

[14] SIVAKESAVAM O, PRASAD Y V R K. Hot deformation behaviour of as-cast Mg-2Zn-1Mn alloy in compression a study with processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 362(1/2): 118−124.

[15] ZIEGLER H. An introduction to thermomechanics[M]. Amsterdam, New York, Oxford: North-holland Publishing Company, 1983.

[16] 刘 娟, 崔振山, 李从心. 镁合金 ZK60 的三维加工图及失稳图[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(6): 1010−1027.
LIU Juan, CUI Zhen-shan, LI Cong-xin. Three dimensional processing maps and flow instability of magnesium alloys ZK60[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 1010−1027.

[17] KUBOTA K, MABUCHI M, HIGASHI K. Review processing and mechanical properties of fine-grained magnesium alloy[J]. Journal of Materials Science, 1999, 34(10): 4311−4320.


(编辑 龙怀中)