

# 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金的热压缩变形行为

付学丹, 王忠军, 贾维平

(辽宁科技大学 辽宁省材料成型与组织性能控制重点实验室, 辽宁 鞍山 114051)

**摘要:** 采用 Gleeble 1500D 热模拟试验机对 ZK60-1.0Er 镁合金的热压缩变形行为进行了研究。热压缩参数应变速率  $\dot{\epsilon}$  为 0.0001, 0.001, 0.01 和 1.0  $s^{-1}$ ; 变形温度  $T$  为 160, 260, 320 和 420  $^{\circ}C$ 。结果表明: ZK60-1.0Er 镁合金的热压缩变形过程主要为动态回复 DR 和动态再结晶 DRX。通过 Zener-Hollomon 参数建立了 ZK60-1.0Er 镁合金热压缩本构方程, 根据本构方程计算的理论应力值与实际应力值吻合; 同时还根据材料动态模型建立了该种合金的热加工图, 并且通过对微观组织的观察和分析可知: 该种镁合金的热加工图包含低温高应变速率和高温低应变速率 2 个失稳区域。该种镁合金适宜的热加工区间为: 225~420  $^{\circ}C$ , 0.01~1.0  $s^{-1}$ , 在该区域内存在 1 个功率耗散效率的峰值,  $\eta_{max} = 45\%$ 。稀土相的存在促进了 ZK60-1.0Er 镁合金的动态再结晶形核, 平均变形激活能  $\bar{Q} = 152.5$  kJ/mol, 该合金的微观变形机制为晶界滑移和晶格自扩散导致的动态回复和动态再结晶。

**关键词:** ZK60-1.0Er; 镁合金; 本构方程; 热加工图; 变形; 机制

**中图分类号:** TG146.2<sup>+2</sup>

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)10-2936-07

ZK60 是高强度变形镁合金, 具有低密度、高比强度等特点<sup>[1]</sup>。但由于元素 Mg 和 Zn 的密度差较大, ZK60 镁合金铸造后内部易产生显微偏析和疏松缩孔, 并且焊接性能不理想<sup>[2]</sup>。而据有关文献报道可知<sup>[3,4]</sup>: 在 ZK60 镁合金中加入少量的稀土元素可以改善该种镁合金的这些缺点, 甚至可以提高该种合金的耐蚀性能, 是近年来 Mg-Zn 稀土系合金的研究热点。近年来本课题组开发了 ZK60-1.0Er 镁合金<sup>[5,6]</sup>, 该合金内部存在容易破碎的含有稀土 Er 的第二相, 这种第二相能够促进合金在热变形过程中的再结晶, 细化晶粒。然而, 对于 ZK60-1.0Er 铸态镁合金的热加工性能尚需要进行系统研究, 获得最佳的热加工区间, 从而能最大限度地开发该种合金的应用潜力。本研究对经过均匀化热处理的铸态 ZK60-1.0Er 镁合金进行了热压缩应力-应变曲线的测定, 建立了本构方程, 绘制了热加工图, 并且结合微观组织的观察和分析探讨了合金的微观变形机制。

## 1 实验

实验材料 ZK60-1.0Er 合金的名义化学成分(质量分数, %)为: 6.0Zn, 0.5Zr, 1.0Er, 余量为 Mg。在坩埚电阻炉中熔炼后铸造成锭坯, 在 480  $^{\circ}C$  下对铸锭进行了 6.0 h 的均匀化热处理, 热处理后的金相组织如图 1 所示。从图中可以看出, 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金晶粒较为粗大,

除基体  $\alpha$ -Mg 相之外, 在晶界附近还分布有网状的尚未熔解的含有稀土的第二相。图 2 为该种镁合金的扫描电镜照片。图中可见的白色相是含有稀土元素的第二相, 分布在晶界附近。该镁合金的能谱分析如图 3 所示。能谱中出现的不同谱峰代表了含有稀土相中的化学成分, 结合扫描电镜照片和能谱分析可知, 晶界附近分布的稀土第二相为含有稀土 Er 的 Mg-Zn-Er 三元相。晶界附近未溶解的稀土第二相一方面会提高这种镁合金的高温持久性能, 但另一方面也会影响镁合金高温下的塑性流变。

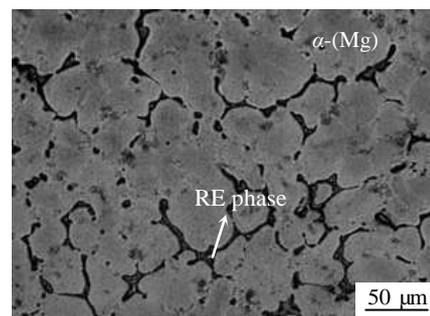


图 1 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金均匀化后的显微组织

Fig.1 Microstructure of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy after homogenization at 380  $^{\circ}C$  for 6.0 h

收稿日期: 2016-10-16

基金项目: 国家自然科学基金 (51041005); 辽宁省重点实验室开放基金 (2008329)

作者简介: 付学丹, 女, 1991 年生, 硕士, 辽宁科技大学材料与冶金学院, 辽宁 鞍山 114051, 电话: 0412-5929535, E-mail: 2223007063@qq.com

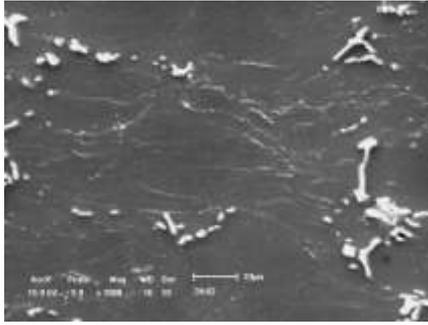


图 2 合金的扫描电镜照片

Fig.2 SEM image of the alloy

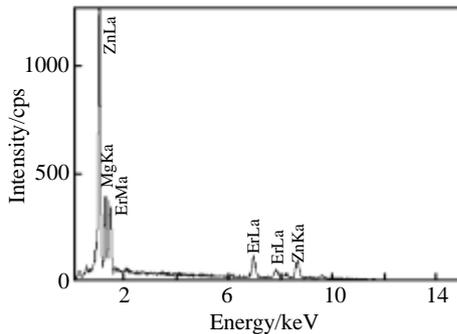


图 3 合金的能谱图

Fig.3 Energy dispersive spectrum of the alloy

将 ZK60-1.0Er 镁合金均匀化处理后的铸锭沿轴向 0.5 mm 半径处加工成  $\Phi 8.0 \text{ mm} \times 12.0 \text{ mm}$  的圆柱, 在 Gleeble-1500D 热模拟试验机上进行热压缩试验。压缩时在试样两端均匀涂抹润滑剂 (石墨+机油), 以减小试样与压头之间的摩擦。热压缩的温度  $T$  分别为 160, 260, 320 和 420  $^{\circ}\text{C}$ , 应变速率  $\dot{\epsilon}$  分别为 0.0001, 0.001, 0.01 和 1.0  $\text{s}^{-1}$ 。热压缩变形后立即在 25  $^{\circ}\text{C}$  的水中冷却, 以保留热变形后的组织特征, 待观察。

热压缩之后的试样沿压缩轴线方向切开, 将剖面打磨、抛光、腐蚀后得到金相试样。金相试样的腐蚀液配比为 10 mL 冰醋酸+100 mL 无水乙醇+4.2 g 苦味酸溶液。但由于无水乙醇易挥发, 为保持腐蚀液浓度且不影响实验结果, 腐蚀液要现用现配。用镊子蘸取适量腐蚀液, 在试样抛光面上沿一个方向轻轻涂抹, 腐蚀一定时间后, 用棉花擦净后用水冲洗, 然后再用乙醇冲洗确保腐蚀液无残留, 吹干后即可在显微镜下观察试样的显微组织。

## 2 结果及分析

### 2.1 应力-应变曲线

铸态 ZK60-1.0Er 镁合金试样在不同热压缩变形条件下的应力-应变曲线如图 4 所示。从图中可以看出: 在 ZK60-1.0Er 镁合金在热压缩变形过程中, 随着应变量的

增加, 流变应力变化趋势大致分为 3 个阶段: 第 1 阶段为动态回复, 当塑性变形较小时, 随着变形量的增加, 流变应力增加, 直至达到最大值。在此阶段, 位错密度会随变形量的增加而增大, 导致位错间交互作用增强, 致使位错运动受阻, 表现为加工硬化<sup>[7,8]</sup>; 第 2 阶段为动态再结晶, 随着变形量的增加, 金属内部畸变能不断升高, 达到一定程度后, 即发生动态再结晶。从动态再结晶开始, 流变应力开始下降, 直到一轮再结晶全部完成并与加工硬化相平衡, 此时流变应力不再下降; 第 3 阶段为稳态流变, 随变形量的增加, 流变应力基本不变, 发生连续动态再结晶, 晶粒细化<sup>[9,10]</sup>。

当 ZK60-1.0Er 镁合金在某一温度下变形时, 随着应变速率的减小, 流变应力的峰值逐渐减小, 并且可以较快地达到峰值应力。此外, 随着应变速率的减小, 达到峰值应力所需的应变量逐渐减小, 并且趋于稳态流变的速率较快。对比各个变形温度的应力-应变曲线, 应变速率一定时, 随着变形温度的升高, 该镁合金的流变应力峰值减小, 但随变形温度升高, 达到峰值应力所需的应变量减小, 即达到应力峰值速度加快, 而且变形温度越高, 应力达到峰值后趋于稳态流变的速度越快。而当应变速率较低时, 应力-应变曲线出现明显的锯齿状。这可能是由于在低应变速率下, 晶粒内部拥有充足的时间发生再结晶软化和加工硬化的竞争。因此铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在热压缩变形过程中的流变应力受到了变形温度和应变速率的影响, 具有应变速率的敏感性。

### 2.2 本构关系模型

依据 ZK60-1.0Er 镁合金的热压缩试验应力-应变曲线特征可知: 变形温度、应变速率和应变率均对流变应力的大小有影响。镁合金的热压缩变形是一个热激活的过程, 通过变形激活能  $Q$  和变形温度  $T$  之间的关系, 同时引入 Zener-Hollomon 参数可以构建 ZK60-1.0Er 镁合金的流变应力本构关系模型, 不同应力状态下的关系模型见式(1)~(3)<sup>[11,12]</sup>:

$$\text{低应力: } \dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \quad (1)$$

$$\text{高应力: } \dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \quad (2)$$

整个应力情况可采用双曲正弦函数:

$$\dot{\epsilon} = A_3 (\sinh(\alpha\sigma))^{n_1} \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \quad (3)$$

式(1)~(3)中:  $\sigma$  为流变应力,  $\dot{\epsilon}$  为应变速率,  $T$  为绝对温度,  $A_1$ 、 $A_2$ 、 $A_3$  和  $\beta$ 、 $n_1$ 、 $\alpha$  ( $\alpha = \beta/n_1$ ) 是材料常数;  $Q$  是变形激活能;  $R$  是气体常数,  $R = 8.314 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ 。将式(1)~(3)取对数得式(4)~(6):

$$\ln \dot{\epsilon} = n_1 \cdot \ln \sigma + \ln A_1 - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

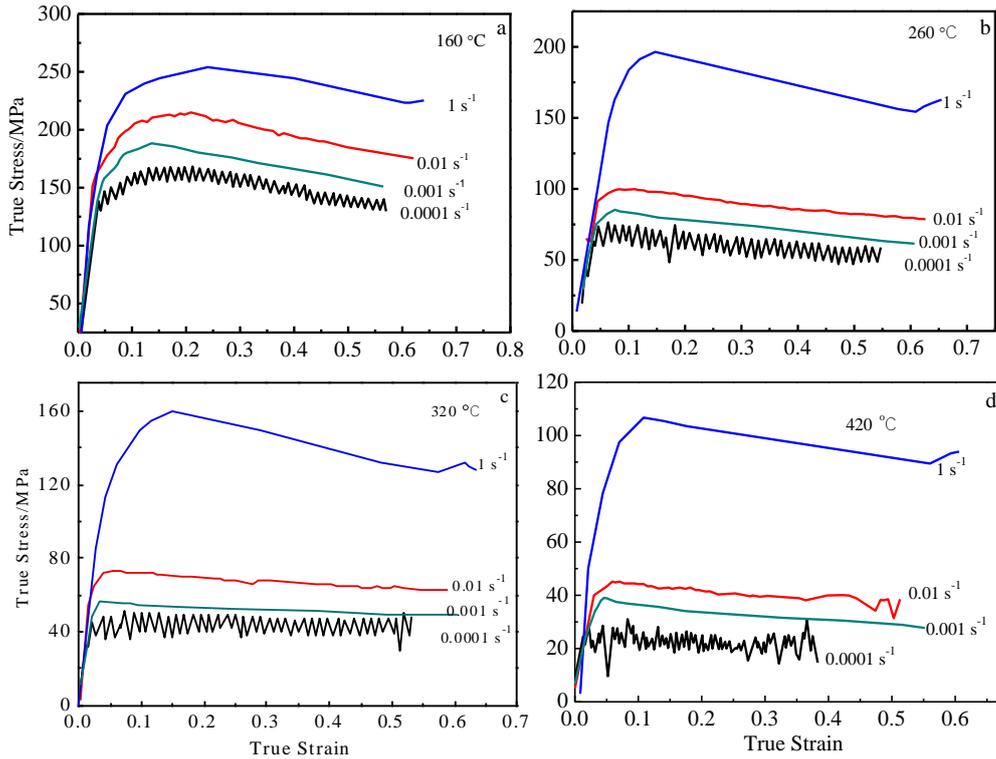


图4 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金高温应力-应变曲线

Fig.4 Stress-strain curves of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy at elevated temperature: (a) 160 °C, (b) 260 °C, (c) 320 °C, and (d) 420 °C

$$\ln \dot{\epsilon} = \beta \sigma + \ln A_2 - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln[\sinh(\alpha \sigma)] + \ln A_3 - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

通过图4的应力-应变关系曲线, 统一取某个稳态流变 ( $\epsilon=0.4$ ) 时的应力值, 建立  $\dot{\epsilon}$  和  $\sigma$  两个参数的双对数关系, 对所获得的一系列流变应力对数值进行线性拟合, 结果如图5所示。

根据拟合结果发现, 图5a和5b的双对数曲线基本符合线性规律, 结合公式(4)和(5)可知:

$$n_1=10.04, \beta=0.09064, \alpha=\beta/n_1=0.009028$$

变形温度  $T$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  均对合金的热变形激活能  $Q$  有影响, 对式(6)求偏微分, 可以得到不同变形温度  $T$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  条件下的热变形激活能  $Q$ , 见式(7):

$$Q = R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]} \Big|_T \cdot \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \Big|_{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

根据式(7)和图4, 经过线性拟合可以求得不同变形温度  $T$  和不同应变速率  $\dot{\epsilon}$  区间的  $\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]}$  和

$\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)}$  两项的数值, 从而获得不同区域的变形

激活能  $Q$ , 见表1。

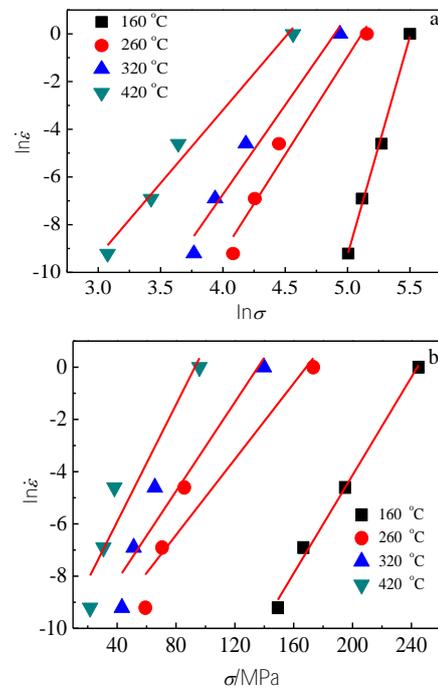


图5 流变应力与应变速率之间的关系

Fig.5 Relationships between flow stress and strain rate: (a)  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  and (b)  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$

表 1 ZK60-1.0Er 镁合金不同变形温度和不同应变速率参数区间下的平均变形激活能  $Q$  值

Table 1 Values of average activation energy  $Q$  in different ranges of temperatures  $T$  and strain rates  $\dot{\epsilon}$  parameters for ZK60-1.0Er magnesium alloy (kJ mol<sup>-1</sup>)

$T=160\sim 190\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\dot{\epsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$	$T=160\sim 190\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\dot{\epsilon}=0.01\sim 1.0\text{ s}^{-1}$	$T=225\sim 420\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\dot{\epsilon}=0.0001\sim 0.001\text{ s}^{-1}$	$T=225\sim 420\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\dot{\epsilon}=0.01\sim 1.0\text{ s}^{-1}$
220.4	142.1	175.0	67.82

热变形条件通常引用温度补偿 Zener-Hollomon 参数, 即变形速率因子  $Z$  参数<sup>[13]</sup>, 其能够将变形温度和应变速率对流变应力的影响用函数关系式的形式阐述, 见式(8):

$$z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \dot{\epsilon} \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right] \quad (8)$$

对式(8)左右两侧同时取对数得式(9):

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

根据式(9)对  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  数据进行线性回归, 如图 6 所示, 可以求得:  $n=8.132$ ,  $\ln A=28.53$ ,  $A=2.457 \times 10^{12}$ . 利用式(8)可求得式(10):

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \operatorname{arcsinh} \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \quad (10)$$

根据反双曲正弦函数定义得式(11):

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (11)$$

取本实验整个变形温度和应变速率条件下变形激活能的平均值 ( $\bar{Q}=152.5\text{ kJ/mol}$ ), 并且将所得到的  $\alpha$ 、 $Q$ 、 $n$ 、 $A$  值代入式(11)中, 便可得到用  $Z$  参数表示的流变应力  $\sigma$ , 应变速率  $\dot{\epsilon}$  和变形温度  $T$  三者关系的本构方程:

$$\sigma = \frac{1}{0.009028} \ln \left\{ \left( \frac{z}{2.457 \times 10^{12}} \right)^{\frac{1}{8.132}} + \left[ \left( \frac{z}{2.457 \times 10^{12}} \right)^{\frac{2}{8.132}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (12)$$

其中,  $Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{152.5 \times 10^3}{RT}\right)$

根据此本构方程可以计算不同变形温度  $T$  和不同应变速率  $\dot{\epsilon}$  条件下的理论应力值  $\sigma_{\epsilon=0.4}$ . 图 7 为通过本构方程计算的理论应力值与实测应力值的比较结果。图中的方块点代表采用本构方程所求得理论应力值, 圆形点代表通过热模拟试验机进行热压缩试验实际测量的应力值。从图 7 可以看出, 本构方程计算的理论应力结果能够较好地反映实测数值。另外, 应力指数  $n=8.132$  表明, 该合金在热压缩变形过程中的主要变形机制为晶界滑移和晶格自扩散导致的动态回复和动态再结晶<sup>[14,15]</sup>。

2.3 热加工图

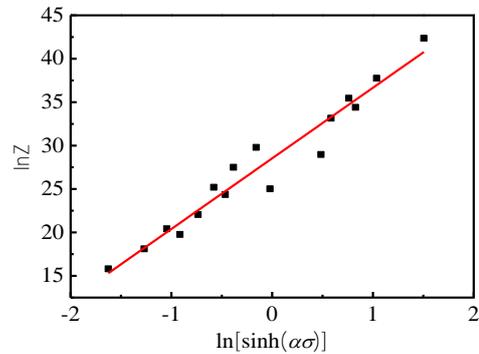


图 6  $\ln Z$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  的关系  
Fig.6 Relationships between  $\ln Z$  and  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

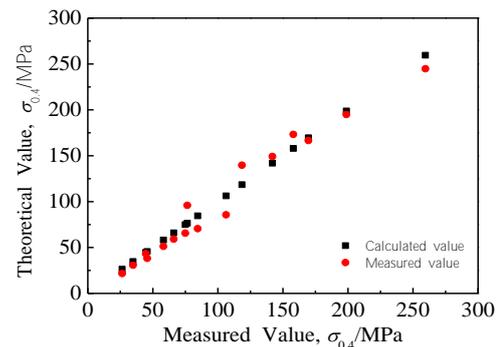


图 7 应力理论值与实测值比较  
Fig.7 Comparisons of measured and calculated stresses

金属材料在塑性变形过程中无破损所能达到变形的能力称为材料的可加工性能<sup>[16-18]</sup>。Prasad 等人<sup>[19]</sup>在 1938 年根据金属材料塑性变形的连续介质力学, 物理系统模拟和不可逆热力学理论建立了动态材料模型。金属材料热变形后会发生能量耗散, 而瞬间所耗散的总能量可以由式(13)给出<sup>[19]</sup>:

$$P = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (13)$$

式中,  $\sigma$  为流变应力,  $\dot{\epsilon}$  为应变速率。第 1 个积分用  $G$  表示, 代表材料发生塑性变形所消耗的能量, 其中大部分转化成了热能, 小部分以晶体缺陷能的形式存储。第 2 个积分用  $J$  表示, 代表材料塑性变形过程中组织演化所消耗的能量。这两种能量占的比例由材料在一定应力

下的应变速率敏感因子  $m$  决定, 见式(14):

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} \quad (14)$$

材料成形过程中显微组织演变所消耗的能量与线性耗散能量的关系可以用功率耗散因子  $\eta$  表达, 式(15)为  $\eta$  的数学表达式:

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (15)$$

在  $\ln \dot{\epsilon} - T$  二维坐标图中, 可计算出  $\eta$  值的等高线, 这些等高线构成了功率耗散图。功率耗散图能客观表达变形温度  $T$  与应变速率  $\dot{\epsilon}$  在二维空间中的变化规律。根据不可逆热力学极值原理, 塑性变形机制可以通过不稳定参数  $\zeta$  的数值作为流变失稳的判据<sup>[20]</sup>, 如式(16)所示:

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \leq 0 \quad (16)$$

金属材料在热变形过程中, 如果不稳定参数  $\zeta(\dot{\epsilon}) \leq 0$  就会发生流变失稳。在  $\ln \dot{\epsilon} - T$  二维坐标图中的  $\zeta(\dot{\epsilon})$  等高线构成失稳图, 阴影区为  $\zeta(\dot{\epsilon}) \leq 0$  的区域, 即失稳区。将失稳图与功率耗散图相叠加即为热加工图。

图 8 为铸态 ZK60-1.0Er 镁合金的热加工图。可以看出, 该合金的热加工图包含了 4 个区域: 分别包含有 2 个失稳区: 用 Domain 3 和 Domain 4 表示, 1 个适宜热加工的安全区域: Domain 1 以及 1 个热加工的危险区 Domain 2。ZK60-1.0Er 镁合金加工图中热加工参数范围如表 2 所示。

图 9a~9c 为铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在安全区域的金相组织。由图 8 热加工图可知, Domain 1 为安全区: 变形温度  $T=225\sim 420$  °C, 应变速率  $\dot{\epsilon}=0.01\sim 1.0$  s<sup>-1</sup>。在此区域功率耗散因子  $\eta$  的值均大于 30%, 且失稳判据  $\zeta$  的值均大于 0, 是适宜的热加工区域。在高应变速率变形温度较低条件下, 图 9a 所示, 在  $T=260$  °C,  $\dot{\epsilon}=1.0$  s<sup>-1</sup> 时, 热压缩后的晶粒沿压缩轴向被压缩变成饼状, 同时还观察到合金内部存在空洞和少许再结晶晶粒夹杂在原始大晶粒的晶界之间; 随着变形温度的升高, 在 320 °C 时,

表 2 ZK60-1.0Er 镁合金加工图各区域参数

Table 2 Analyses of efficiency domains on processing map for ZK60-1.0Er magnesium alloy

Domain	Temperature/°C	Strain rate/s <sup>-1</sup>	Peak efficiency, $\eta$ /%	$\zeta$
1. safe	225~420	0.01~1.0	45	>0
2. danger	160~420	0.001~0.01	27	>0
3. instability	225~420	0.0001~0.001	24	<0
4. instability	160~190	0.01~1.0	12	<0

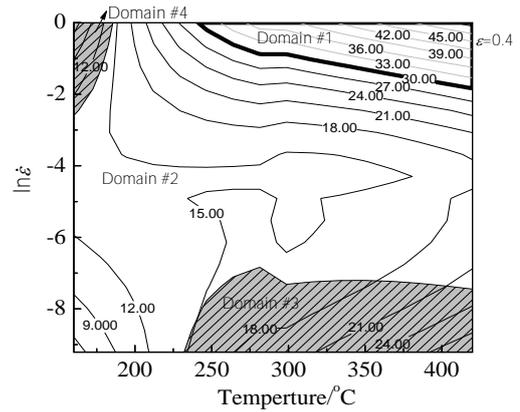


图 8 铸态 ZK60-1.0Er 的热加工图

Fig.8 Hot processing map of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy

图 9b 所示, 空洞基本消失, 合金内部组织整体表现为变形晶粒和再结晶晶粒共存, 原有被压缩的晶粒断裂破碎为小晶粒并且流动趋势减缓, 同时在晶界附近不断发生明显动态再结晶, 形核长大生成诸多细小的再结晶晶粒; 当变形温度达到 420 °C 时, 如图 9c 所示, 合金内部的再结晶进行得比较充分, 再结晶晶粒尺寸较大, 说明变形温度的升高有利于被压缩合金晶粒的长大。

图 10a~10b 为铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在危险区域的金相组织。由图 8 热加工图可知, Domain 2 为危险区: 变形温度  $T=160\sim 420$  °C, 应变速率  $\dot{\epsilon}=0.001\sim 0.01$  s<sup>-1</sup>。虽然在此区域失稳判据  $\zeta$  的值均大于 0, 但功率耗散因子  $\eta$

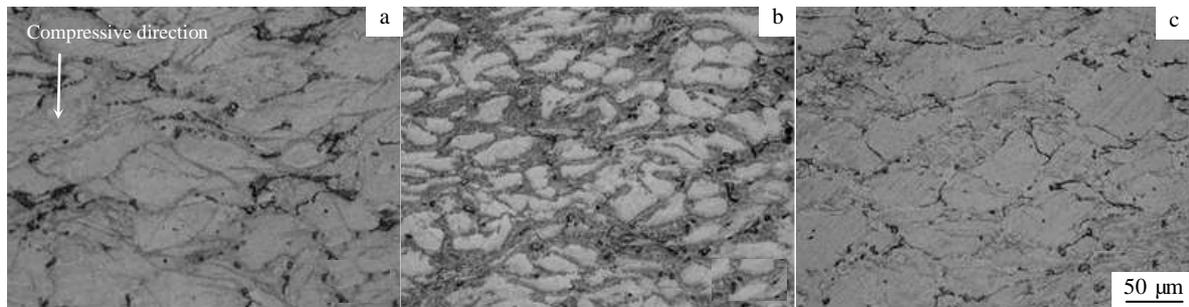


图 9 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在安全区域的金相组织

Fig.9 Microstructures of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy in safe working zone: (a)  $T=260$  °C,  $\dot{\epsilon}=1.0$  s<sup>-1</sup>; (b)  $T=320$  °C,  $\dot{\epsilon}=1.0$  s<sup>-1</sup>; (c)  $T=420$  °C,  $\dot{\epsilon}=1.0$  s<sup>-1</sup>

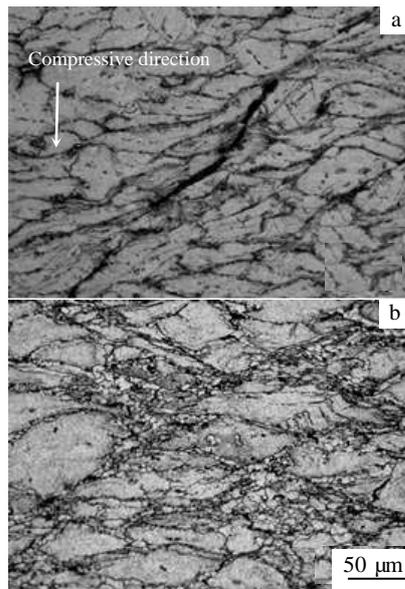


图 10 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在危险区域的金相组织

Fig.10 Microstructures of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy in danger zone: (a)  $T=160\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $T=320\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$

的值小于 30%，是热加工危险区域。在低温低应变速率时，晶粒沿压缩轴向被压缩，由于变形温度和变形速率

较低，容易出现温度或应力集中，从而产生绝热剪切带，致使晶体内部出现空洞和裂纹，同时低温低应变速率不利于晶粒之间的协调转动，晶体内部可以发生动态回复，但不易于发生动态再结晶，如图 10a 所示。然而，随着变形温度的升高，功率耗散因子  $\eta$  随之增加，直至接近 30%。此时，晶体内部的空洞及裂纹基本消失，被压缩晶粒长大，在其晶界附近发生了大量的动态再结晶，但再结晶晶粒的分布和尺寸均不均匀，该区域可能是危险区到加工安全区的过渡区域，如图 10b 所示。由图 10 还可以看出，细小再结晶晶粒的形成会促进再结晶晶粒对热压缩变形的协调，有利于合金的稳态流变。

图 11a~11c 为铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在失稳区域的金相组织。由图 8 热加工图可知，该镁合金有两个失稳区，分别为 Domain 3（变形温度为 225~420 °C，应变速率为 0.0001~0.001  $\text{s}^{-1}$ ）和 Domain 4（变形温度为 160~190 °C，应变速率为 0.01~1.0  $\text{s}^{-1}$ ），可知两个失稳区域失稳判据  $\zeta$  均小于 0，且功率耗散因子  $\eta$  均小于 30%。同时从金相组织可以看出：图 11a 所示，在 160 °C/1.0  $\text{s}^{-1}$  时，晶粒沿压缩轴向被压缩成饼状，但晶粒尺寸不均匀，同

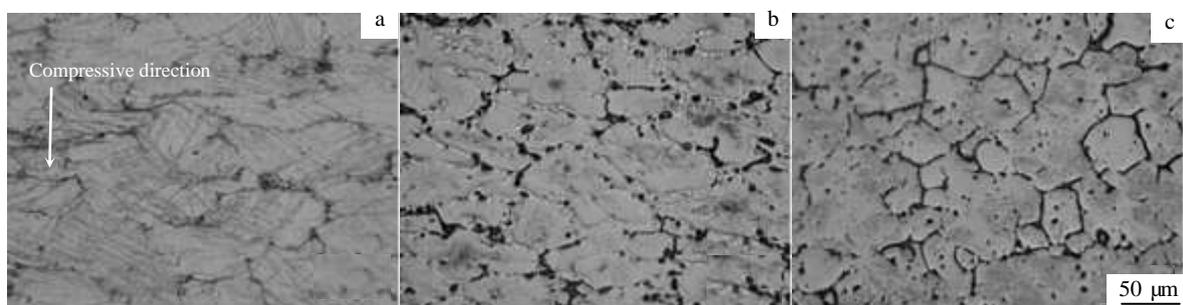


图 11 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在失稳区域的金相组织

Fig.11 Microstructures of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy in instability zone: (a)  $T=160\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon}=1.0\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $T=320\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.0001\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $T=420\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.0001\text{ s}^{-1}$

时晶体内部存在空洞与微裂纹；随变形温度升高，应变速率降低，在 320 °C/0.0001  $\text{s}^{-1}$  时，如图 11b 所示，被压缩的晶粒破碎但尺寸不均匀，同时晶界附近存在未溶解的稀土第二相，无再结晶发生；当变形温度升高到 420 °C 时，如图 11c 所示，破碎晶粒长大成多边形，但尺寸不均匀，同时晶界附近的稀土第二相部分溶解于晶粒内部且成多边形分布，但由于变形温度过高，合金内部产生了过烧现象，这使合金在热变形过程中易产生失稳，不利于热加工。

### 3 结论

1) 均匀化处理后的 ZK60-1.0Er 镁合金的应力-应变曲线主要以动态回复和动态再结晶软化作为特征，随变形速率升高或变形温度降低，峰值应力增加，该镁合金是应变速率和变形温度敏感性材料。

2) 本构方程的建立较好地体现了 ZK60-1.0Er 镁合金流变特性，采用本构方程可以对理论应力值与实际应力值进行比较，通过两者的拟合曲线可得理论应力值与

实际应力值基本吻合。应力指数  $n=8.132$ , 该合金在热压缩变形过程中的主要机制为晶界滑移和晶格自扩散导致的动态回复和动态再结晶。

3) 铸态 ZK60-1.0Er 镁合金在变形温度  $T=225\sim 420\text{ }^{\circ}\text{C}$  和应变速率  $\dot{\epsilon}=0.01\sim 1.0\text{ s}^{-1}$  参数范围内热压缩变形时处于稳态流变, 适宜热压缩成形, 其功率耗散因子  $\eta\geq 30\%$ ,  $\eta_{\max}=45\%$ 。

#### 参考文献 References

- [1] Wu Yuanzhi(吴远志), Yan Hongge(严红革), Chen Jihua(陈吉华) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2012, 22(11): 3000
- [2] Orlov D, Ralston K D, Birbilis N *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(15): 6176
- [3] Agnew S R, Mulay R P, Polesak III F J. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(10): 3769
- [4] Orlov D, Pelliccia D, Fang X *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 72(3): 110
- [5] Wang Zhongjun(王忠军), Xu Yang(徐阳), Wang Zhaojing(王沼静) *et al. Journal of Rare Earths*(稀土)[J], 2011, 29(6): 558
- [6] Wang Zhongjun, Yang Qingxiang, Qiao Jun. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20: 567
- [7] Zhu S Q, Yan H G, Liao X Z *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 82: 344
- [8] Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(7): 1199
- [9] Liu Juan(刘娟), Cui Zhenshan(崔振山), Li Congxin(李从心). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(6): 1020
- [10] Chen Baodong(陈宝东), Guo Feng(郭峰), Wen Jing(温静). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(3): 615
- [11] Yu Hui(余晖), Yu Huashun(于化顺), Min Guanghui(闵光辉). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(9): 1123
- [12] Ma Minglong(马鸣龙), He Lanqiang(何兰强), Li Xinggang(李兴刚) *et al. Journal of Rare Earths*(稀土)[J], 2011, 29(5): 460
- [13] Sivakesavam O, Prasad Y V R K. *Materials Science and Engineering*[J], 2003, 362: 118
- [14] Chen Zhenhua(陈振华), Liu Junwei(刘俊伟), Chen Ding(陈鼎) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2008, 18(2): 193
- [15] Spigarelli S, Ruano O A, Elmehtedi M *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 570: 135
- [16] Zhou Jun(周军), Zeng Weidong(曾卫东), Shu Ying(舒滢) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(2): 265
- [17] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Zhou Jun(周军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 673
- [18] Carpenter A J, Antoniswamy A R, Carter J T. *Acta Materialia*[J], 2014, 68: 254
- [19] Prasad Y V R K, Rao K P. *Materials and Design*[J], 2009, 30: 3723
- [20] Babu N S, Tiwari S B, Nageswara B. *Materials Science and Technology*[J], 2005, 21(8): 976

## Hot Compression Deformation Behavior of As-cast ZK60-1.0 Er Magnesium Alloy

Fu Xuedan, Wang Zhongjun, Jia Weiping

(The Key Laboratory of Materials Processing and Microstructure Control in Liaoning Province, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China)

**Abstract:** Hot compressive deformation behavior of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy with homogenization was studied by Gleeble-1500D thermal simulator at the strain rate of 0.0001, 0.001, 0.01 and  $1.0\text{ s}^{-1}$ , the temperature of 160, 260, 320 and  $420\text{ }^{\circ}\text{C}$ . The results show that dynamic recovery and dynamic recrystallization are important processes of hot compression deformation of as-cast ZK60-1.0Er magnesium alloy. Constitutive equation of thermal compression of ZK60-1.0Er magnesium alloy was developed by the Zener-Hollomon parameter. Theoretical stress value which was calculated according to the constitutive equation is in accordance with the actual stress value. Meanwhile according to the material dynamic model, the processing map of this magnesium alloy was obtained. In addition, metallographic microstructure analysis shows that the processing map contains two instability areas: low temperature high strain rate and high temperature low strain rate. The optimal hot working range for this kind of alloy is  $225\sim 420\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $0.01\sim 1.0\text{ s}^{-1}$ , and there is one peak efficiency  $\eta_{\max}=45\%$ . The existence of rare earth promotes dynamic recrystallization nucleation (DRX) of ZK60-1.0Er magnesium alloy, the average deformation activation energy  $\bar{Q}$  is  $152.5\text{ kJ/mol}$ , and the main mechanisms are dynamic recovery and dynamic recrystallization caused by the grain boundary sliding and lattice self-diffusion.

**Key words:** ZK60-1.0Er; magnesium alloy; constitutive equation; processing map; deformation; mechanism

Corresponding author: Wang Zhongjun, Ph. D., Professor, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, P. R. China, Tel: 0086-412-5929535, E-mail: zhongjunwang@126.com