

# Ca 对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金热变形行为及热加工性能的影响

王玉娇<sup>1</sup>, 江海涛<sup>1</sup>, 柳超敏<sup>1</sup>, 张 韵<sup>1</sup>, 郭文启<sup>1</sup>, 康 强<sup>1</sup>, 徐 哲<sup>2</sup>, 王盼盼<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学, 北京 100083)

(2. 中国船舶工业综合技术经济研究院, 北京 100081)

**摘 要:** 利用 Gleeble3500 热模拟试验机研究了 Ca 对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金在变形温度 573~723 K, 应变速率  $0.001\sim 1\text{ s}^{-1}$  的热变形行为及热加工性能的影响。结果表明: Ca 增大了合金的流变应力及变形激活能, 拓宽了加工安全区及最佳加工区范围, 但降低了最大功率耗散因子及动态再结晶程度。结合激光共聚焦显微镜分析了合金热压缩后组织, 验证了热加工图的准确性, 并制定了合理的热加工工艺, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的最佳加工区域为: 应变速率  $0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ , 温度 623~723 K。根据最佳加工工艺参数获得了表面质量良好, 无变形缺陷的等温锻造合金。

**关键词:** Mg-Gd-Y-Zn-Zr; Ca 添加; 热变形行为; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1650-07

镁合金作为“21 世纪的轻质结构材料”, 在汽车工业、铁路运输业及航空航天工业中具有巨大的应用价值<sup>[1]</sup>。其中, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系稀土镁合金以其高强度及优异的抗蠕变性能极富吸引力<sup>[2]</sup>。然而镁自身密排六方的晶体结构导致室温成形困难, 而高温可激活非基面滑移, 如柱面滑移和锥面滑移, 进而改善镁合金的可加工性<sup>[3,4]</sup>。然而, 加工温度过高不可避免的会带来诸如高温氧化, 晶粒过分长大等问题, 导致材料性能变差<sup>[5]</sup>。因此, 制定合理的热加工工艺至关重要。热加工图可预测不同变形条件下的变形机制, 是优化热加工工艺参数的有效工具<sup>[6]</sup>。近年来, 许多学者对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系稀土镁合金热加工性能进行了研究。Li 等<sup>[2]</sup>对 Mg-10Gd-4.8Y-2Zn-0.6Zr 合金进行了热压缩实验, 表明温度 500 °C, 应变速率  $0.01\text{ s}^{-1}$  时为最佳加工工艺参数。Zhou 等人<sup>[7]</sup>研究了挤压态 Mg-9.8Gd-2.7Y-0.4Zr 的热加工性能, 认为最佳加工工艺为温度 420~450 °C, 应变速率  $0.01\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 。

Ca 可增大镁合金强硬度, 弱化织构, 增强合金耐腐蚀性能及阻燃性能<sup>[8]</sup>, 且价格低廉, 用于 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 稀土镁合金的合金化可改善物理及机械性能, He 等<sup>[9]</sup>就有研究表明, 0.4%~0.6%Ca(质量分数)轻微地增大了 Mg-(9~10)Gd-3Y-0.4Zr 合金的抗蠕变性能, 显著提高了耐腐蚀性能及强度。但 Ca 的加入势必会对合金的热加工性能造成影响, Monika<sup>[10]</sup>

等人的研究表明, 0.4%Ca 增大了 Mg-3.6Zn 合金热变形过程中流变应力的平均值, 且 Ca 的添加更有利于合金在热变形过程中的动态再结晶。Kwak<sup>[11]</sup>发现在 Mg-5Y-2.5Zn 合金中加入 1.2%Ca 后, 相同变形条件下合金的峰值应力及变形激活能降低了, 功率耗散效率增大了, Ca 促进了合金的动态再结晶; 但温度低于 573 K 及高于 773 K 时, 加 Ca 合金的加工性能极差, 无法获得完整的应力应变曲线。Kwak<sup>[12]</sup>的另一项研究表明, Ca 没有改变 AZ31 镁合金的变形激活能, 但拓宽了合金的热加工安全区范围, 且增大了安全区最大功率耗散系数, 促进了高温状态下的动态再结晶; 但温度低于 523 K 时, Ca 降低了功率耗散效率, 抑制了动态再结晶。Suresh<sup>[13]</sup>的研究表明, 添加 1%Ca 后, 合金在高温低应变速率下的流动应力降低了, 且 Ca 降低了合金最大功率耗散效率, 抑制了动态再结晶。综上所述, Ca 对镁合金热加工性能的影响非常复杂, 对成分不同的镁合金, 不同温度及不同变形速率下 Ca 起到的作用并不相同, 且目前还未发现有关 Ca 对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 稀土镁合金热加工性能影响的报道, 因此, 有必要对其进行研究。而 Ca 在 Mg 中极限固溶度为 1.35%<sup>[14]</sup>, Wu 通过密度泛函理论的预测表明低含量的 Ca 如 0.5%时可有效细化晶粒, 提高镁合金的延展性<sup>[15]</sup>, 但 Ca 含量过高会导致合金凝固过程中热裂敏感性增大, 且热裂敏感性随溶质含量的增加先增

收稿日期: 2019-05-20

基金项目: 中央高校基本科研业务费 (2302016FRF-IC-16-003, 2302017FRF-IC-17-001, 2302018FRF-IC-18-004)

作者简介: 王玉娇, 女, 1993 年生, 博士生, 北京科技大学工程技术研究院, 北京 100083, E-mail: wangyujiao\_2018@126.com

大后减小, Ca 含量超过 0.5% 时, 镁合金抗热裂性能明显降低<sup>[16]</sup>。因此, 本实验选用含量为 0.5% 的 Ca, 利用热压缩模拟试验机研究 Ca 对 Mg-7Gd-2Y-1Zn-0.4Zr 镁合金的热变形行为及热加工性能的影响, 制定最佳加工工艺, 对于 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金具有重要的工程应用意义。

## 1 实 验

实验用镁合金化学成分如表 1 所示。Mg-7Gd-2Y-Zn-0.4Zr 简称为 VWZK, Mg-7Gd-2Y-Zn-0.4Zr-0.5Ca 简称为 VWZKG。合金熔炼浇铸成  $\Phi 130\text{ mm} \times 200\text{ mm}$  的铸锭, 在  $510\text{ }^{\circ}\text{C}$  下进行 16 h 均匀化热处理, 随后空冷。均匀化后的铸锭机加工成  $\Phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$  的圆柱试样, 表面分别经 800#~2000# 砂纸打磨。等温热压缩试验在 Gleeble-3500B 型热/力学测试试验机上进行, 试样变形温度为 573, 623, 673, 723 K, 应变速率为 0.001, 0.01, 0.1,  $1\text{ s}^{-1}$ , 变形量为 20%, 40%, 60%。压缩前试样的上下两个端面涂抹机油粘上石墨片, 以降低试样与压头之间摩擦力对试验造成的影响。升温速率为  $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , 达到规定温度后保温 3 min, 确保内部温度均匀。压缩完成后空冷, 以保留热变形微观组织。将热压缩后试样沿纵向切开, 经砂纸打磨后, 抛光侵蚀。使用 OLYMPUS OLS4100 激光共聚焦显微镜观察热变形后的组织。图 1 所示为 2 种合金均匀化后的组织, 原始组织均由粗大等轴晶组成, 且加 Ca 后晶粒得到明显细化, 平均晶粒尺寸由  $70\text{ }\mu\text{m}$  降至  $57\text{ }\mu\text{m}$ 。

## 2 结果及讨论

### 2.1 流变行为分析

图 2 为 VWZK 及 VWZKG 合金的真应力应变曲线, 实线部分为热压缩获得的实验曲线。由曲线可知, 变形温度及变形速率对流变行为均表现出重要影响, 且 Ca 添加前后峰值应力均随温度的升高而降低, 随变形速率的增大而增大。从图 2 可以看出, 温度高于 573 K 时, 真应力应变曲线包括 3 个阶段: (1) 变形初始, 应力随应变的增大急剧增加, 此阶段为加工硬化阶段, 外部应力导致位错密度增大, 造成位错塞积; (2) 随着应变不断增加, 位错运动和位错重排抵消了部分由于加工硬化导致的位错密度的增加, 即发生了

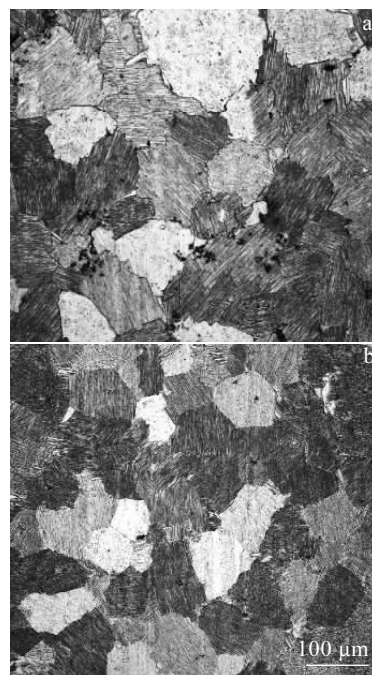


图 1 均匀化后组织

Fig.1 Homogenized microstructures of VWZK (a) and VWZKG (b)

动态软化, 动态软化可抵消部分加工硬化导致的应力增大, 应力继续缓慢增大, 达到峰值应力, 此后流变应力随应变增大而缓慢降低, 材料发生动态回复(DRV)及动态再结晶(DRX); (3) 随着应变继续增大, 动态软化和加工硬化相平衡, 真应力应变曲线达到稳定状态<sup>[17]</sup>。573 K 时, 如图 2 黑色实线所示, 流变应力应变曲线却有所不同, 第 1 阶段应力随应变的增大而急剧增大, 发生动态软化后应力增加速率虽大幅降低, 但应力仍处于增加状态, 显然, 这不是典型的完全 DRX 特点, 这是由于 573 K 时, 原子能量低, DRV 或 DRX 等软化机制不能完全进行, 导致动态软化程度低于加工硬化, 不能完全抵消加工硬化所致。

### 2.2 本构方程构建

通过等温热压缩试验获得的数据, 确定实验合金的本构方程。流变应力  $\sigma$ 、应变速率  $\dot{\epsilon}$  和变形温度  $T$  之间的关系可用下式表示<sup>[6]</sup>:

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

式中  $Q$  (kJ/mol) 为变形激活能, 反映了材料变形的难易程度。  $R$  ( $8.314\text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$ ) 为理想气体常数。

引入 Zener-Hollomon 参数表述温度和应变速率对流变行为的影响<sup>[6]</sup>:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] \quad (2)$$

同时考虑应变对材料常数的影响, 计算出不同应变

表 1 实验用镁合金化学成分

Table 1 Chemical composition of lab magnesium alloy (wt%)

Alloy	Gd	Y	Zn	Zr	Ca	Mg
VWZK	6.44	1.64	1.05	0.28	/	Bal.
VWZKG	8.33	1.69	0.99	0.40	0.47	Bal.

下的材料常数如表 2 所示。将材料常数与应变进行多项式拟合, 表征为应变的多项式函数, 从而反映材料常数与应变之间的关系。结合双曲正弦函数, VWZK 和 VWZKG 合金的 Arrhenius 型本构方程分别表述为:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_{\text{VWZK}} &= \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \frac{1}{\alpha} Z/A^{1/n} + [Z/A^{2/n} + 1]^{1/2} \right\} \\ Z &= \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \\ \alpha &= 0.01789 - 0.08016\epsilon + 0.30017\epsilon^2 - 0.53345\epsilon^3 + \\ &\quad 0.45894\epsilon^4 - 0.15326\epsilon^5 \\ Q &= 389.56579 - 660.29162\epsilon + 671.44667\epsilon^2 + 1585.64434\epsilon^3 - \\ &\quad 3424.41639\epsilon^4 + 1707.39122\epsilon^5 \\ N &= 13.75017 - 58.18786\epsilon + 176.96719\epsilon^2 - 279.1228\epsilon^3 + \\ &\quad 219.11834\epsilon^4 - 67.84904\epsilon^5 \\ \ln A &= 52.28583 - 15.63265\epsilon - 247.10518\epsilon^2 + 935.00118\epsilon^3 - \\ &\quad 1175.70795\epsilon^4 + 494.4859\epsilon^5 \end{aligned} \right.$$

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_{\text{VWZKG}} &= \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \frac{1}{\alpha} Z/A^{1/n} + [Z/A^{2/n} + 1]^{1/2} \right\} \\ Z &= \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \\ \alpha &= 0.02602 - 0.18032\epsilon + 0.73871\epsilon^2 - 1.4018\epsilon^3 + \\ &\quad 1.25805\epsilon^4 - 0.43177\epsilon^5 \\ Q &= 588.35744 - 2941.7531\epsilon + 10321.73438\epsilon^2 - 16487.30821\epsilon^3 + \\ &\quad 12063.9678\epsilon^4 - 3264.89025\epsilon^5 \\ N &= 10.73519 - 35.76598\epsilon + 88.41434\epsilon^2 - 100.49723\epsilon^3 + \\ &\quad 44.79669\epsilon^4 - 2.45417\epsilon^5 \\ \ln A &= 82.59232 - 340.38361\epsilon + 1092.52323\epsilon^2 - 1496.52132\epsilon^3 + \\ &\quad 831.63319\epsilon^4 - 121.66538\epsilon^5 \end{aligned} \right.$$

将试验数据与本构模型绘制在同一张图内, 验证模型, 如图 2 中散点图所示, 同时采用相关系数和平均相对误差来表示实验值与理论值之间的相关性。

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (\sigma_i - \bar{\sigma})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (\sigma_i - \bar{\sigma})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (3)$$

$$\text{AARE} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_i - P_i}{\sigma_i} \right| \times 100\% \quad (4)$$

式中,  $R$  为相关系数,  $\sigma_i$  为实验值,  $P_i$  为理论值,  $\bar{\sigma}$  和  $\bar{P}$  分别为实验值和理论值的平均数,  $N$  为数据点数, AARE 为平均相对误差; 通过计算,  $R_{\text{VWZK}}=0.984$ ,  $\text{AARE}_{\text{VWZK}}=7.6\%$ 。  $R_{\text{VWZKG}}=0.994$ ,  $\text{AARE}_{\text{VWZKG}}=6.4\%$ 。表明模型精确度较高, 与实验结果可以很好地吻合。结合流变应力应变曲线及本构方程, 发现相同变形条件下, VWZKG 合金的流变应力较 VWZK 增大了, Monika<sup>[10]</sup>等认为这种差异与不同合金原始微观组织在压缩过程中发生的微观结构变化有关, 且这些变化表明所研究的合金发生了动态再结晶。与 VWZK 相比, VWZKG 合金的变形激活能升高了, 激活能的升高导致材料发生动态再结晶所需的能量增多, 因此, 相同条件下, VWZKG 合金发生再结晶的难度增大, 不利于材料的塑形变形。

### 2.3 热加工性能研究

基于动态材料模型 (DMM), 叠加功率耗散图和塑性失稳图构建热加工图。图 3 为 VWZK 和 VWZKG 合金在变形量为 20%、40%及 60%的热加工图。图中红色区域及橙色区域表示流变失稳区, 其他区域为热加工安全区, 且黄色区域为最佳加工区。曲线上的数字表示功率耗散因子  $\eta$ ,  $\eta$  反映了变形过程中组织演变消耗的能量所占比, 但并非耗散因子的值越大, 材料的可加工性就越好, 只有满足功率耗散因子大于 0.3 且位于非失稳区的加工条件才利于热加工<sup>[1]</sup>, 即图 3 中黄色区域(最佳加工工艺区)。

表 2 不同应变变量下的镁合金常数

Table 2 Magnesium alloy constants under different strains

$\epsilon$	VWZK				VWZKG			
	$\alpha$	$Q$	$n$	$\ln A$	$\alpha$	$Q$	$n$	$\ln A$
0.1	0.012393	331.1896	9.44189	49.01338	0.014123	382.2776499	7.94269	58.06821
0.2	0.010280	293.6172	7.29302	45.31001	0.010034	298.4586447	6.40462	47.53214
0.3	0.009799	268.7046	6.28567	41.84485	0.009874	280.2510517	5.57331	44.79757
0.4	0.009933	265.2770	5.84267	41.46694	0.010141	283.9054734	5.28390	45.63773
0.5	0.010033	265.7915	5.58981	41.75126	0.010293	287.4153979	5.12437	46.50279
0.6	0.010194	265.8003	5.37033	41.85310	0.010484	287.8815354	5.00261	46.76994
0.7	0.010363	264.4473	5.20022	41.65300	0.010554	280.4548650	4.89039	45.63840
0.8	0.010491	260.4435	5.06823	40.96517	0.010521	270.0813301	4.80446	44.00449
0.9	0.010625	256.3595	4.94271	40.24505	0.010646	269.6239377	4.83893	44.02988

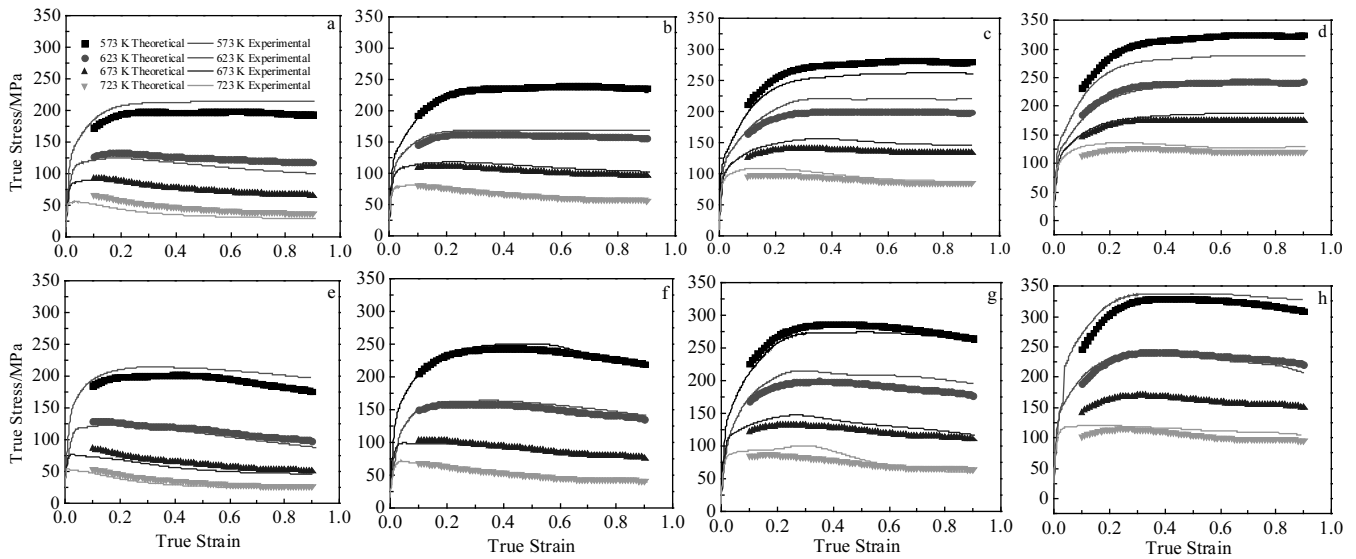


图2 不同变形条件下镁合金流变应力应变曲线理论值与实验值的对比

Fig.2 Comparison between theoretical and experimental flow stress-strain curves of VWZK and VWZKG under different deformation conditions: (a) VWZK  $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$ , (b) VWZK  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c) VWZK  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (d) VWZK  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ , (e) VWZKG  $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$ , (f) VWZKG  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , (g) VWZKG  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (h) VWZKG  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

图 3a~3c 为 VWZK 合金的热加工图, 从图中可以看出, 不同变形量下功率耗散图的形状及流变失稳区范围不同, 反映出变形程度对热加工图的重要影响。不同变形量下,  $\eta$  较低的区域均位于低温高应变速率区,  $\eta$  较高 ( $>0.3$ ) 的区域位于高温低应变速率

区, 随着变形量从 20% 增大到 60%,  $\eta$  高的区域向低温高应变速率区扩展。图 3a 为变形量 20% 时的热加工图, 最佳加工区域出现在  $T=723 \text{ K}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.001\sim0.01 \text{ s}^{-1}$  范围, 此区域最大耗散因子为 0.39; 而当  $\dot{\epsilon}=0.01\sim1 \text{ s}^{-1}$  或  $T=573\sim623 \text{ K}$  时属于流变失稳区, 且耗散因子

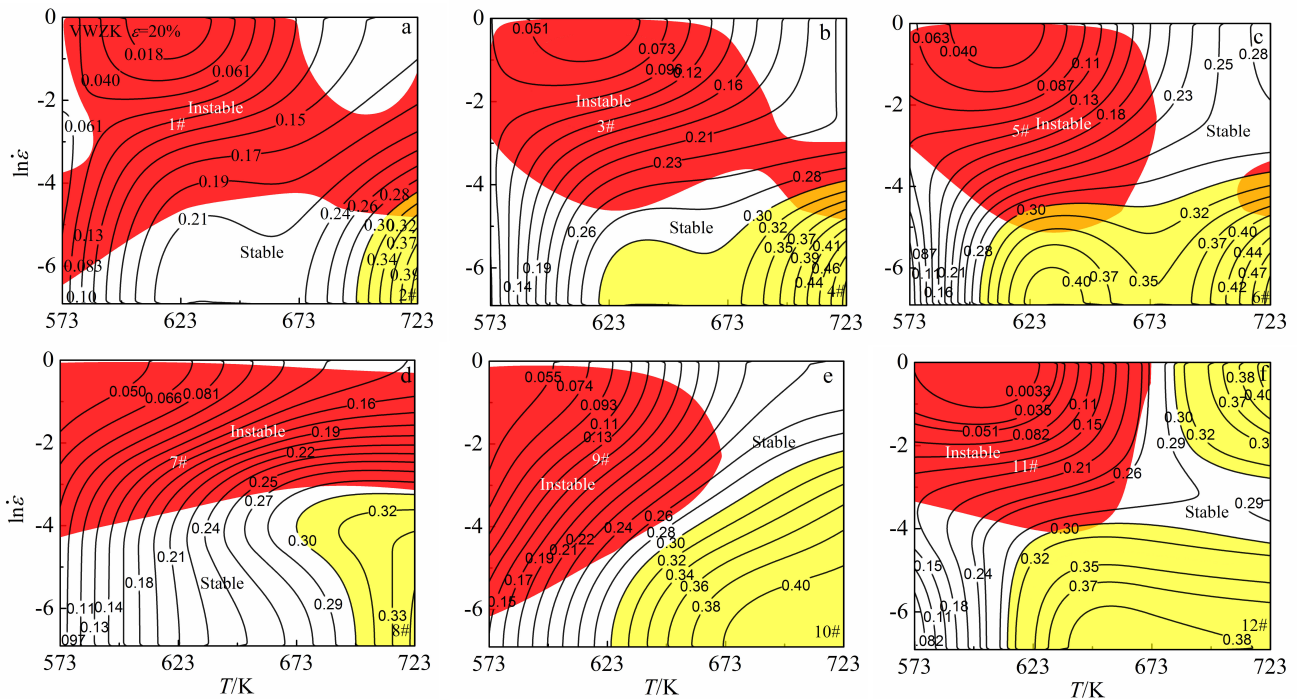


图3 不同变形下的镁合金热加工图

Fig.3 Processing maps of different deformations of VWZK (a-c) and VWZKG (d-f): (a, d)  $\epsilon=0.2$ , (b, e)  $\epsilon=0.4$ , and (c, f)  $\epsilon=0.6$

很低。变形 40% 时(图 3b), 最佳加工区域较 20% 拓宽了, 位于  $T=623\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$  区间, 最大耗散因子为 0.46, 较变形 20% 时增大了 18%;  $\dot{\varepsilon}=0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$  的区域基本为失稳区, 较变形 20% 时窄。当变形量增大到 60%(图 3c), 失稳区进一步缩小, 位于  $T=573\sim 673\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$  区域; 耗散因子最大达到 0.47, 且最佳加工区域为  $T=623\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$  区。

图 3d~3f 为 VWZKG 的热加工图, 可以很明显的看出, 添加 Ca 后, 各个变形量下的塑性失稳区(红色区域)变窄了。变形 20% 时, 失稳区位于  $\dot{\varepsilon}=0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$  区域, 最佳加工区位于  $T=673\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$  区域, 最大耗散因子为 0.33, 较不加 Ca 时降低了 15%。变形 40% 时, 失稳区位于  $T=573\sim 623\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 1\text{ s}^{-1}$  及  $T=623\sim 673\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$  区域; 最佳加工区为  $T=623\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$  以及  $T=673\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$  区域, 最大耗散因子为 0.4, 较 VWZK 降低了 13%。变形 60% 时, 失稳区位于  $T=573\sim 673\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$  之间; 最佳加工区域较 VWZK 多出一个区域, 分别位于  $T=623\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$  以及  $T=673\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.1\sim 1\text{ s}^{-1}$  区域, 最大耗散因子为 0.4。随着变形量增大, 2 种合金均表现出热加工失稳区减小的趋势。添加 0.5%Ca 后, 相同变形量下(图 3a 与 3d, 3b 与 3e, 3c 与 3f), 合金热加工失稳区减小, 安全区域增大, 但最大功率耗散因子有所降低。耗散因子反映了合金发生动态再结晶的程度, 位于加工安全区的耗散因子值越大, 合金发生动态再结晶的程度越高<sup>[18]</sup>, 下文将结合热压缩后组织分析热加工参数与动态再结晶的关系。

## 2.4 热压缩后组织分析

取图 3 中不同变形条件下的热压缩后组织于激光共聚焦显微镜下观察, 合金具体变形条件示于表 3, 组织照片示于图 4、图 5。图 4 为 VWZK 合金组织, 与原始组织相比,  $T=623\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$  变形条件下不同变形量后晶粒均沿垂直压缩方向伸长, 无明显细小等轴晶粒出现, 这主要是因为低温时, 驱动力较小, DRX 形核困难;  $T=723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$  时, 沿晶界出现了明显的细小等轴的再结晶晶粒, 平均晶粒尺寸  $5\text{ }\mu\text{m}$ , 且随着变形量由 20% 增大到 60%, 再结晶晶粒数量不断增大, 这是由于剧烈变形时, 变形区储能增大, 再结晶形核增多所致。

图 5 为 VWZKG 合金热压缩后组织, 同未加 Ca 的合金组织相似,  $T=623\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$  时无再结晶晶粒出现, 且变形量较大时, 组织中出现明显裂纹, 裂纹与压缩方向成  $45^\circ$  角, 这是由于该区域变形温度低, 变形过程中位错不断塞积, 动态软化进行不充分, 应

力集中严重, 导致变形不协调, 局部塑性变形剧烈, 从而产生绝热剪切带, 绝热剪切带处变形非常剧烈, 在变形后期萌生裂纹, 出现显著的失稳<sup>[19]</sup>;

$T=723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$  加工条件下, 沿原始粗大晶粒晶界处发生了明显动态再结晶, 再结晶晶粒为平均晶粒尺寸  $5\text{ }\mu\text{m}$  的细小等轴晶, 且再结晶程度随应变增大而增大。从图 5c 与 5f 发现, 大变形量下, VWZKG 的再结晶程度与 VWZK 相比较低, 这与本构方程中变形激活能及热加工图中功率耗散因子数值表现一致, 添加 Ca 元素后合金变形激活能增大, 最大功率耗散因子降低, 发生动态再结晶所需能量增大, 组织演变所消耗的能量所占比例较 VWZK 低<sup>[20,21]</sup>, 故再结晶分数较低。

## 2.5 热加工工艺参数验证

根据热加工图获得的最佳加工工艺, 结合实际情况, 在温度  $723\text{ K}$ , 应变速率  $0.01\text{ s}^{-1}$  下对 2 种合金进行等温锻造, 将  $\Phi 120\text{ mm}\times 90\text{ mm}$  的圆锭一次锻造成  $\Phi 290\text{ mm}\times 15\text{ mm}$  的“圆饼”, 如图 6 所示。取锻造后合金剖面中心处组织于光镜下观察, 示于图 7。锻造后合金表面质量良好, 组织中没有变形缺陷, 且有大量细小等轴的再结晶晶粒, 表明本研究中获得的热加工变形参数是合理的。

表 3 镁合金不同热变形条件

Table3 Hot deformation conditions for magnesium alloy

No.	Alloy	Deformation /%	Temperature/ K	Strain rate/ $\text{s}^{-1}$	Processing area
1#	VWZK	20	623	0.1	Instability area
2#	VWZK	20	723	0.001	Safety area
3#	VWZK	40	623	0.1	Instability area
4#	VWZK	40	723	0.001	Safety area
5#	VWZK	60	623	0.1	Instability area
6#	VWZK	60	723	0.001	Safety area
7#	VWZKG	20	623	0.1	Instability area
8#	VWZKG	20	723	0.001	Safety area
9#	VWZKG	40	623	0.1	Instability area
10#	VWZKG	40	723	0.001	Safety area
11#	VWZKG	60	623	0.1	Instability area
12#	VWZKG	60	723	0.001	Safety area



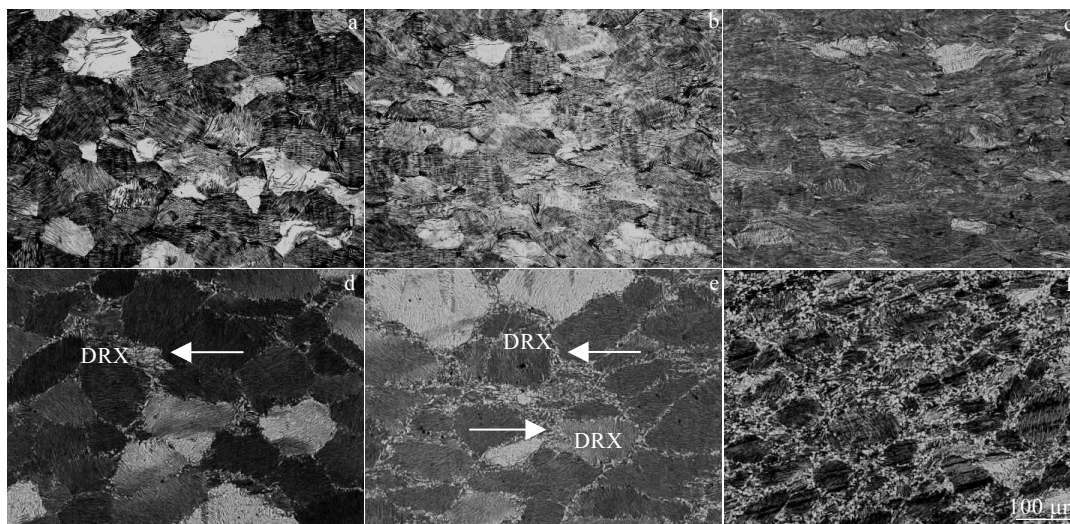


图 4 VWZK 合金热压缩后组织

Fig.4 Microstructures of VWZK alloys after hot compressions in Table 3: (a) 1#,  $e=0.2$ ,  $T=623$  K,  $\dot{\epsilon}=0.1$  s $^{-1}$ ; (b) 2#,  $e=0.4$ ,  $T=623$  K,  $\dot{\epsilon}=0.1$  s $^{-1}$ ; (c) 3#,  $e=0.6$ ,  $T=623$  K,  $\dot{\epsilon}=0.1$  s $^{-1}$ ; (d) 4#,  $e=0.2$ ,  $T=723$  K,  $\dot{\epsilon}=0.001$  s $^{-1}$ ; (e) 5#,  $e=0.4$ ,  $T=723$  K,  $\dot{\epsilon}=0.001$  s $^{-1}$ ; (f) 6#,  $e=0.6$ ,  $T=723$  K,  $\dot{\epsilon}=0.001$  s $^{-1}$

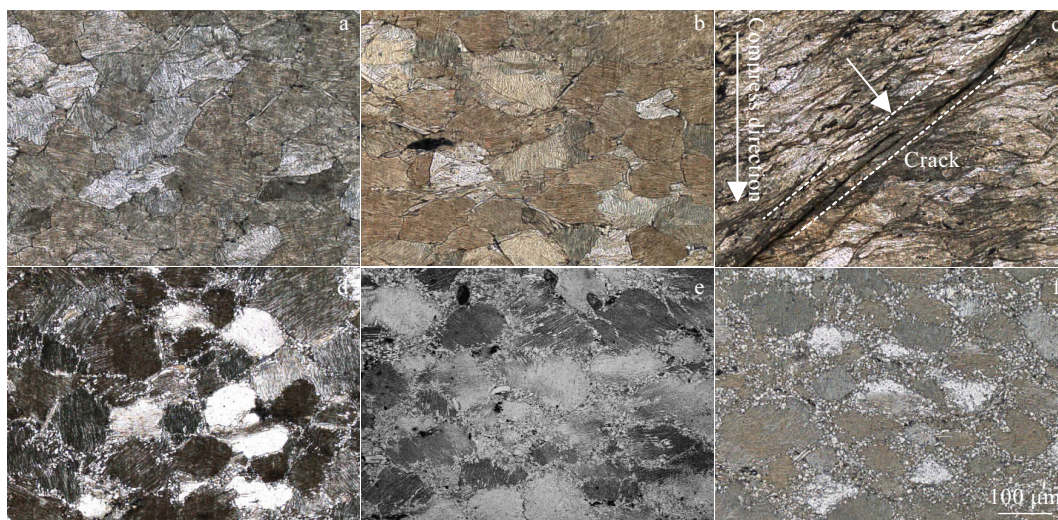


图 5 VWZKG 合金热压缩后组织

Fig.5 Microstructure of VWZKG alloys after hot compression in Table 3: (a) 7#,  $e=0.2$ ,  $T=623$  K,  $\dot{\epsilon}=0.1$  s $^{-1}$ ; (b) 8#,  $e=0.4$ ,  $T=623$  K,  $\dot{\epsilon}=0.1$  s $^{-1}$ ; (c) 9#,  $e=0.6$ ,  $T=623$  K,  $\dot{\epsilon}=0.1$  s $^{-1}$ ; (d) 10#,  $e=0.2$ ,  $T=723$  K,  $\dot{\epsilon}=0.001$  s $^{-1}$ ; (e) 11#,  $e=0.4$ ,  $T=723$  K,  $\dot{\epsilon}=0.001$  s $^{-1}$ ; (f) 12#,  $e=0.6$ ,  $T=723$  K,  $\dot{\epsilon}=0.001$  s $^{-1}$



图 6 等温锻造后合金

Fig.6 Alloys after isothermal forging

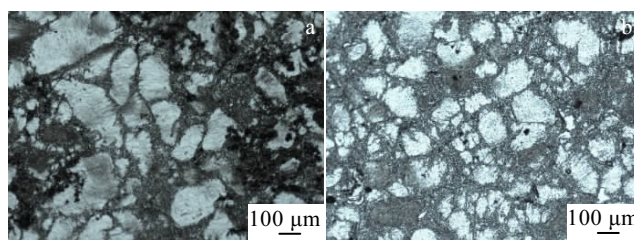


图 7 等温锻造后合金组织

Fig.7 Microstructures of alloys after isothermal forging:

(a) VWZK and (b) VWZKG

### 3 结 论

1) 由热压缩实验获得了合金的流变应力应变曲线, 两种合金的流变应力均随变形温度增大而降低, 随变形速率增大而增大, 且 Ca 增大了合金的平均流变应力。

2) 建立了 2 种合金基于变形程度、变形温度、应变速率的本构方程, 模型精确度分别为 0.984 及 0.994。Ca 元素增大了合金的变形激活能, 不利于合金的塑性变形。

3) VWZK 合金最佳加工工艺参数所在区域随变形程度的增大而变宽, 变形 60% 时最佳加工区域为  $T=623\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ 。Ca 元素的添加缩小了 VWZK 合金流变失稳区范围, 拓宽了加工安全区及最佳加工区域范围, 变形 60% 时最佳加工区域为  $T=623\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$  以及  $T=673\sim 723\text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.1\sim 1\text{ s}^{-1}$ 。但 Ca 的添加降低了最大功率耗散因子, 抑制了动态再结晶的进行。

4) 根据最佳热加工工艺参数对 2 种实验合金进行等温锻造, 锻造后样品表面质量良好, 无变形缺陷, 且组织中存在大量细小等轴的再结晶晶粒。

#### 参考文献 References

- [1] Wang Jingfeng(王敬丰), Xie Feizhou(谢飞舟), Liu Shijie(刘世杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(6): 1700
- [2] Li H Z, Wang H J, Li Z *et al. Mater Sci Eng A* [J], 2010, 528: 154
- [3] Quan Guo-Zheng, Ku Tae-Wan, Song Woo-Jin *et al. Mater Des*[J], 2011, 32: 2462
- [4] Li X, Al-Samman T, Mu S *et al. Mater Sci Eng A* [J], 2011, 528(27): 7915
- [5] Li Li, Zhang Xinming. *Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528(3): 1396
- [6] Chen Qiang, Xia Xiangsheng, Yuan Baoguo *et al. Mater Sci*

- Eng A*[J], 2014, 593(21): 38
- [7] Zhou H, Wang Q D, Ye B *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2013, 576: 101
- [8] Zhang Daidong(张代东), Shi Xiaobao(时小宝). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 1055
- [9] He Shangming, Zeng Xiaoqin, Peng Liming *et al. Mater Sci Forum*[J], 2007, 546-549: 101
- [10] Monika Hradilová, Frank Montheillet, Anna Fraczkiewicz *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2013, 580(15): 217
- [11] Kwak T Y, Lim H K, Kim W J. *J Alloy Compd*[J], 2015, 632(25): 417
- [12] Kwak T Y, Lim H K, Kim W J. *J Alloy Compd*[J], 2016, 658(15): 157
- [13] Suresh K, Rao K P, Prasad Y V R K *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2013, 588: 272
- [14] Hidetoshi Somekawa, Tadanobu Inoue, Kaneaki Tsuzaki. *Philos Mag*[J], 2013, 93(36): 4582
- [15] Wu Zhaoxuan, Ahmad Rasool, Yin Binglun *et al. Science*[J], 2018, 359(6374): 447
- [16] Song Jiangfeng, Pan Fusheng, Jiang Bin *et al. J Magnes Alloy*[J], 2016, 4(3): 151
- [17] Chu Zhibing(楚志兵), Zhang Duo(张 铎), Ma Lifeng(马立峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 124
- [18] Li Kangning(李康宁), Zhang Yingbo(张英波), Wang Yufan(汪煜凡) *et al. Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2017, 25(2): 66
- [19] Jin Xueze(靳学泽). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015
- [20] Koike J, Kobayashi T, Mukai T *et al. Acta Mater*[J], 2003, 51(7): 2055
- [21] Mohri T, Mabuchi M, Nakamura M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2000, 290(1-2): 139

## Effect of Ca-addition on Hot Deformation Behavior and Workability of Mg-Gd-Y-Zn-Zr Alloy

Wang Yujiao<sup>1</sup>, Jiang Haitao<sup>1</sup>, Liu Chaomin<sup>1</sup>, Zhang Yun<sup>1</sup>, Guo Wenqi<sup>1</sup>, Kang Qiang<sup>1</sup>, Xu Zhe<sup>2</sup>, Wang Panpan<sup>1</sup>

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. China Institute of Marine Technology & Economy, Beijing 100081, China)

**Abstract:** Effect of Ca on hot deformation behavior and workability of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy were investigated by Gleeble 3500 thermal simulation tester conducted at a temperature ranging from 573 K to 723 K and strain rate varying from  $0.001\text{ s}^{-1}$  to  $1\text{ s}^{-1}$ . It is indicated that the addition of Ca increased the flow stress and hot deformation active energy, widened the range of processing stable zone and the optimal processing zone, but decreased the maximum power dissipation efficiency, and inhibited the dynamic recrystallization. Combined with the microstructure after thermal compression which was analyzed by laser confocal microscopy, the accuracy of the processing map was verified. The optimized hot processing parameters of Mg-Gd-Y-Zn-Zr were formulated, namely strain rate ranging from  $0.001\text{ s}^{-1}$  to  $0.01\text{ s}^{-1}$ , temperature ranging from 623 K to 723 K. Depending on the optimum processing parameters, an isothermal forged magnesium alloy with good quality and no deformation defects was fabricated.

**Key words:** Mg-Gd-Y-Zn-Zr; Ca addition; hot deformation behavior; constitutive equation; processing map

Corresponding author: Jiang Haitao, Ph. D., Professor, Institute of Engineering Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: nwpujht@163.com