

稀土 Y 对铸态 ZK30 镁合金高温塑性流变行为的影响

陈宝东¹, 郭 锋¹, 温 静^{1,2}, 马 文¹, 蔡会生¹, 刘 亮¹

(1. 内蒙古工业大学, 内蒙古 呼和浩特 010051)

(2. 内蒙古化工职业学院, 内蒙古 呼和浩特 010070)

摘 要: 为了研究稀土钇(Y)对铸态 ZK30 镁合金高温塑性变形行为的影响, 在变形温度为 573~723 K、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 条件下, 通过 Gleeble 热力模拟试验机对其进行了一系列恒温压缩实验, 结合组织观察, 研究了添加 Y 质量分数 1.5% 对合金组织结构、流变行为、本构参数及高温塑性变形行为的影响。研究显示, Y 细化了铸态合金晶粒, 三角晶界处共晶产物明显增多, 并演变为清晰的块状、网状结构; Y 未对合金流变应力曲线的特征产生显著影响, 但引起流变应力水平、峰值应力普遍增大。根据双曲正弦函数, 线性拟合确定了 Y 添加前后合金的本构参数, 建立了定量描述流变应力同变形温度和应变速率之间关系的本构方程, 其中 Y 使应力指数($n=5.778$)、表观变形激活能 ($Q=181.082$ kJ mol⁻¹) 的平均值增幅超过 14.2% 和 21.6%, 表明 Y 导致合金塑性变形抗力增大。另外, 高温压缩后的组织显示, Y 有利于促使合金发生动态再结晶, 晶界处再结晶晶粒增多、晶粒更细小, 表明含稀土 Y 第二相影响了晶界面迁移。

关键词: ZK30 镁合金; 稀土 Y; 塑性变形; 流变行为; 本构方程

中图分类号: TG146.2*2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)12-3811-07

Mg-Zn-Zr(ZK)是一种高强度镁合金系^[1-3], 在比重、比刚度、导热、电磁屏蔽等方面突出的优点, 已成为新型金属结构材料研究方向之一^[4,5]。但 ZK 系镁合金仍面临着塑性变形能力差的基础性问题, 严重制约着其型材的开发与应用。已有研究显示, 可以通过添加稀土等元素进行合金化或优化加工工艺进行改善。Zeng Xiaoqin^[6]等人对 Mg92-Zn6-Y1.5-Zr0.5 合金的相展开了系统研究, 铸态合金相主要包括 α -Mg、I 相(Mg₃Zn₆Y)和 W 相(Mg₃Zn₃Y₂), 而 I 相和 W 相主要分布在晶界。吴安如等人^[7]研究了稀土 Y、Ce 对 ZK60 镁合金微观组织和力学性能的影响, 合金相的组成依赖于稀土的含量, 发现枝晶间相的数量和热稳定性提高, 大幅度改善了合金的力学性能。李建平^[8]等人对 ZK60-xGd 合金研究发现, Gd 细化了合金铸态组织晶粒, 热挤压过程中形成的细小动态再结晶晶粒提高了合金的综合性能。Zhao、Luo 等人^[9,10]于 2007 年研究了 ZK60-RE 镁合金的半固态锻造时的微观组织、力学行为、流变行为和压缩态的组织演变规律等。与此同时, 塑性变形行为的理论和实验研究随即展开, 其中建立描述合金流变行为的本构方程就是一种有效的方法。2001 年 Watanabe 等人^[11]研究了 Mg-Zn-Zr 镁合

金在低温、高应变速率下的超塑性行为, 指出了变形条件与发生超塑性行为的关系。同年 Galiyev 等人^[12]采用指数形式的本构关系描述了 ZK60 镁合金的塑性变形行为及动态再结晶发生时应变速率和变形温度对流变应力的影响, 并计算了不同条件下的热变形激活能及其它本构参数。Barnett^[13]讨论了双曲正弦形的流变应力同变形温度和应变速率的幂函数关系, 并描述了流变应力的变化规律。随即展开的研究包括, 材料塑性变形时的流变应力与变形温度、应变速率之间的本构关系等。截至目前, 双曲正弦函数形式的本构模型已在 200 多种金属材料中得到应用, 在研究材料塑性变形、变形机制等方面研究发挥了重要作用^[14]。近些年, 利用该模型建立描述不同热变形条件下的本构方程已成为研究材料塑性流变行为的中心任务之一, 用来揭示动态应变速率与变形温度的相关性, 描绘应力水平与各热变形参数之间的定量关系, 用以掌握和控制材料的高温塑性变形行为。尽管如此, 由于材料自身的复杂性和多样性, 建立一个符合描述某一特定镁合金材料在各变形状态下的本构模型, 尚有很长的路要走。尤其是稀土 Y 添加对 ZK 系镁合金塑性变形过程中流变应力、变形温度和应变速率三者间本构关

收稿日期: 2016-12-06

基金项目: 内蒙古自治区自然科学基金 (2013ZD10, 2015MS0510)

作者简介: 陈宝东, 男, 1981 年生, 博士, 讲师, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, E-mail: cbd@imut.edu.cn

系的影响尚不多见，不同热变形条件下塑性变形机制还不十分明确，同时还存在着塑性变形工艺的确定方法缺乏理论支撑等基础问题。

利用 Gleeble 热/力模拟试验机，对添加质量分数为 1.5%Y 的 ZK30 镁合金进行高温压缩模拟测试，研究高温塑性变形过程中的流变行为、本构关系及 Y 元素的作用机理，根据双曲正弦函数模型，对比 Y 添加前后本构方程的细微量变，结合流变曲线和微观形貌演变，定量分析 Y 对 ZK30 镁合金高温塑性变形行为的影响，为 ZK 系镁合金塑性变形研究和热加工工艺优化提供依据。

1 实验

实验镁合金设计名义成分(质量分数, %)为 Mg-3.0Zn-0.5Zr-1.5Y (ZK30-1.5Y)，由 ICP-OES 光谱仪测得的实际成分为 Mg-3.07Zn-0.43Zr-1.41Y。从铸锭上取小块合金，加工成规格为 $\Phi 10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的圆柱试样，在 Gleeble1500 热/力模拟机上进行恒定变形量(轴向 60%)、恒定变形温度和不同应变速率下的压缩测试。实验设定的变形温度为 573, 623, 673 和 723 K；应变速率为 0.001, 0.01, 0.1 和 1 s^{-1} ；以 10 K/s 升温至设定变形温度后保温 180 s，随即进行高温压缩模拟测试；测试结束后试样立即水淬以保留特定变形条件下的组织。

2 结果与分析

2.1 微观组织

图 1 为铸态镁合金热压缩前的 SEM 照片和 EDS 分析结果。图 1a 和 1b 显示，添加 1.5% 稀土 Y 后，铸态晶粒尺寸有所减小(平均约为 $72\text{ }\mu\text{m}$ ，减小约 15%)，晶界物质明显增多，三角晶界处组织由不清晰演变为清晰的块状和网状结构；图 1c 为 ZK30-1.5Y 镁合金 EDS 分析结果。合金组织中包含 Mg、Y 和 Zn 3 种元素。在 Mg-Zn-Zr-Y 四元体系中，有研究证实 Zr 元素

通常不与 Mg、Zn 和 Y 元素形成含有 Zr 的平衡合金相^[15]，因此可以简化为 Mg-Zn-Y 三元体系。根据 Mg-Zn-Y 三元相图可知^[16]，在实验成分范围内液相状态下未见 Mg-Zn-Y 类高温相存在，富 Mg 条件下凝固过程通常为简单的共晶反应，结合 EDS 分析结果，组织中黑色为 $\alpha\text{-Mg}$ 基体，白色相为发生离异共晶析出的化合物呈块状和网状结构连续分布在晶界上。对比发现，不含稀土 Y 的组织主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 基体构成，晶界处共晶体的量非常少且在晶界断续分布；添加稀土 Y 后，组织由 $\alpha\text{-Mg}$ 相和共晶体化合物组成，晶界处组织明显增多呈连续的网状分布，对该合金的微观结构产生了显著影响，可推断 Y 添加有利于促进合金凝固过程中的共晶反应。结合已有研究^[17]，含稀土第二相具有高熔点和较高的热稳定性，对合金的强度及高温塑性的提高均产生积极影响。

2.2 流变应力曲线

图 2 为 ZK30、ZK30-1.5Y 合金热压缩模拟实验的流变应力曲线。图中显示，两合金流变应力曲线特征可分为两类：一类为有显著峰值的“亚稳态”曲线，流变应力随应变增加表现出了先增大后减小并逐渐趋于稳态的流变特征，如图 2e 和 2f 中 $573\text{ K}/0.1\text{ s}^{-1}$ 条件下曲线，此类曲线发生的几率随着应变速率的增大而增大。另一类为有“稳态”特征的曲线，变形之初流变应力迅速达到某一定值附近后几乎不再发生变化，未见明显峰值出现，如图 2a 和 2b 中的 8 条曲线，此类曲线发生的几率随应变速率的增大而减小。图中还显示，两合金的流变应力水平、峰值应力随着变形温度升高和应变速率降低而减弱；但在同一变形条件下，ZK30-1.5Y 合金的稳态流变应力水平和峰值应力明显高于 ZK30 合金，如 $673\text{ K}/0.01\text{ s}^{-1}$ 和 $573\text{ K}/1\text{ s}^{-1}$ 条件下，二者增幅约为 31.43% 和 64.51%。对比发现，Y 添加后未对合金塑性流变曲线的特征产生明显影响，而合金的流变应力平和峰值应力均有显著提高，表明 Y 添加后提高了该合金热变形时的抗力。

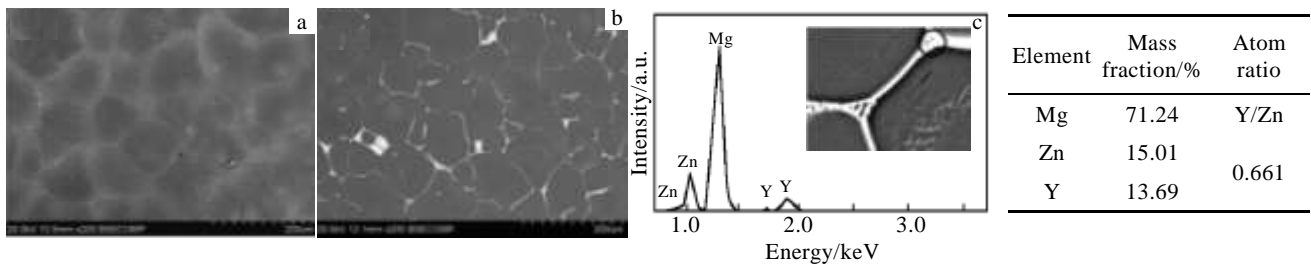


图 1 ZK30 和 ZK30-1.5Y 镁合金的 SEM 照片和 EDS 分析结果

Fig.1 SEM images of alloys and EDS result for the second phase: (a) as-cast ZK30 alloy, (b) as-cast ZK30-1.5Y alloy, and (c) EDS result of as-cast ZK30-1.5Y alloy

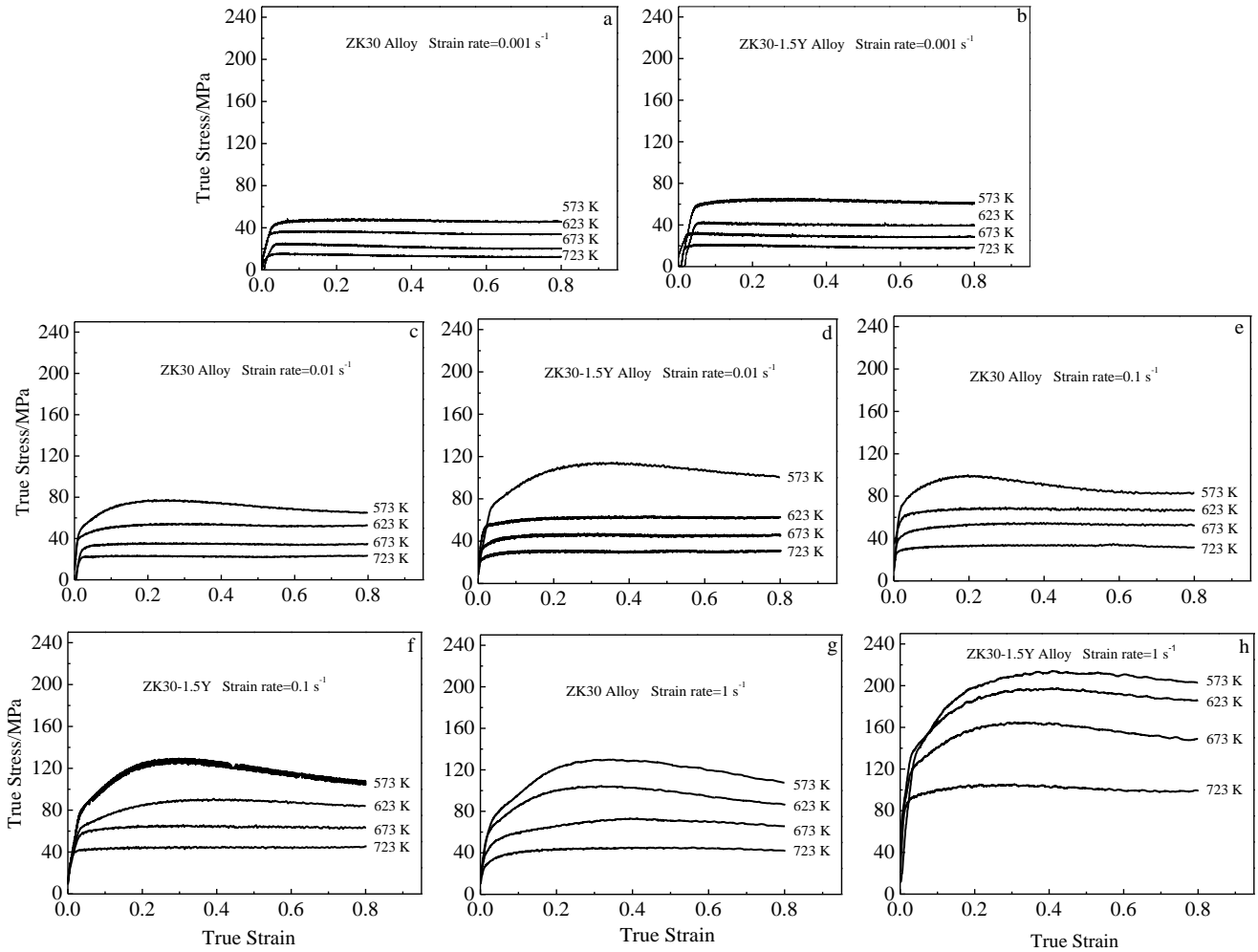


图 2 ZK30 和 ZK30-1.5Y 镁合金的流变应力曲线

Fig. 2 Flow stress curves of ZK30 and ZK30-1.5Y magnesium alloys: (a, b) 0.001 s^{-1} , (c, d) 0.01 s^{-1} , (e, f) 0.1 s^{-1} , and (g, h) 1 s^{-1}

塑性变形温度较高时, 原子动能随之增大, 热激活作用加剧, 位错滑移的临界切应力相应减小; 与此同时动态软化作用随温度的升高而逐渐显现, 从而导致流变应力水平较低。当应变速率增大时, 单位时间内产生的位错密度增大, 位错攀移和滑移阻力增强, 临界切应力随之升高, 致使合金的流变应力水平提高。由此可见, ZK30、ZKY301 合金在高温变形过程中, 均表现出了显著的温度和应变速率敏感特性。在同一变形条件下, Y 掺杂后合金的流变应力水平增大, 且峰值应力增幅显著。以上结果归咎于高熔点 Y 元素形成的高温稳定第二相, 势必对合金的组织结构产生影响, 因此 Y 的掺杂从本质上影响了合金高温塑性变形过程中的流变行为。

2.3 本构模型

镁合金具有较高的温度和应变速率敏感性, 因而塑性变形机制极为复杂。一般可通过建立本构方程的方法, 来定量描述一定变形温度、应变速率范围内的塑性

流变行为。本构关系是联系热加工过程中合金的动态响应与热变形参数的媒介, 不同塑性变形状态的流变应力与热变形参数之间的本构关系可分别采用幂函数(低应力状态)、指数函数(高应力状态)和双曲正弦函数(所有应力状态)来描述^[18], 相关数学表达式如下:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n'} \tag{1}$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \tag{2}$$

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

上述模型中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率(s^{-1}), T 为塑性变形时的绝对温度(K), σ 为给定应变量下的流变应力(MPa), R 为摩尔气体常数($8.315 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$), Q 为表观变形激活能(J mol^{-1}), A_1 、 A_2 、 A_3 、 n' 、 β 、 α 和 n 均为与材料状态有关的无量纲常数, 其中 $\alpha = \beta/n'$ 。而 $\dot{\epsilon}$ 和 T 对 σ 的影响可通过 Zener-Hollomon 方程中的 Z 参数^[19] 来揭示,

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

在给定的应变速率下, Q 可表示为:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (5)$$

结合式(3)和式(4)可得:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A_3} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A_3} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (6)$$

式(6)即为实验镁合金的流变应力与变形温度、应变速率和应变的本构方程。根据高温压缩模拟的实验结果,当应变(ϵ)处于 0.4 附近时,流变行为均已进入稳态流变阶段,故下文统一采用应变为 $\epsilon=0.4$ 时流变应力经温度校正^[20]后进行数值计算。接下来分别做 $\ln\sigma-\ln\dot{\epsilon}$ 、 $\sigma-\ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\epsilon}$ 的关系曲线,如图 3 所示,采用最小二乘法线性拟合求解出参数 n' 、 β 和 n ,进而确定出参数 a ,详见表 1 和表 2 所示。

由式(5)可知, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-(T^{-1})$ 及 $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

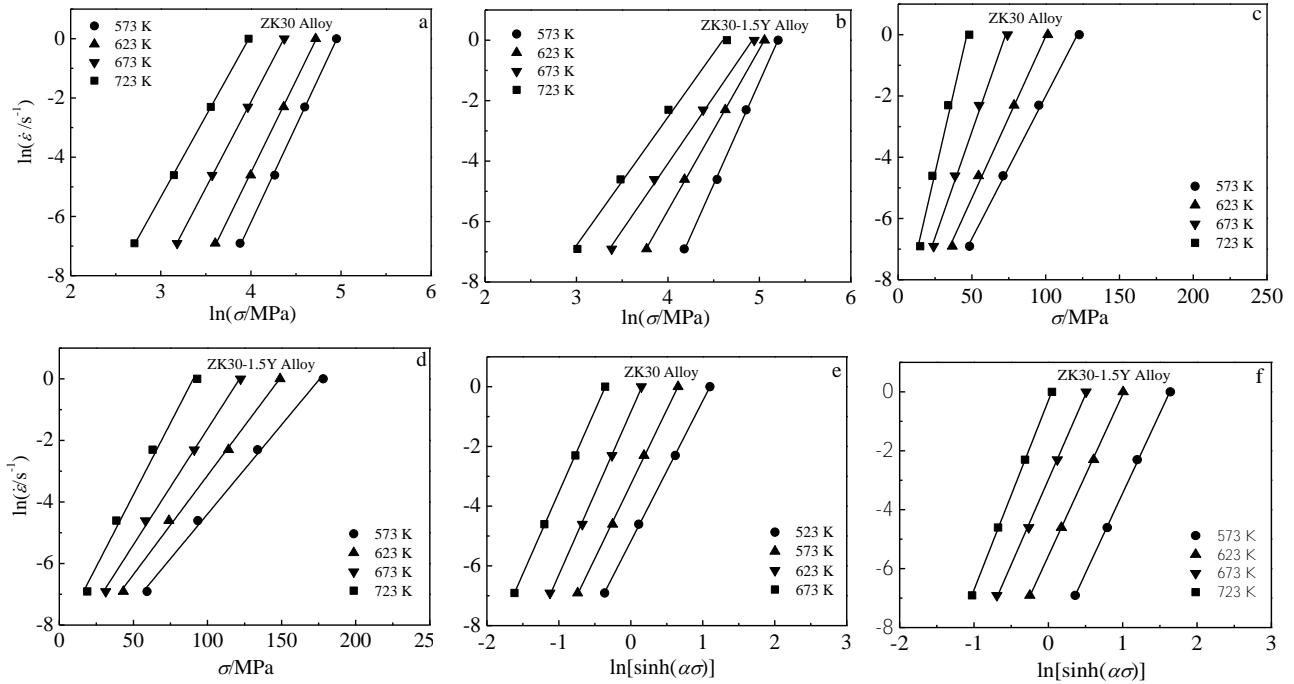


图 3 3种函数各变形温度下流变应力与应变速率的变化关系

Fig. 3 Flow stress versus strain rate at different deforming temperatures based on three equations: (a,b) power function, (c,d) exponential function, and (e,f) hyperbolic function

表 1 实验镁合金的材料参数

Table 1 Fitting material constants of the alloys

Alloys	Constants	Temperature/K			
		573	623	673	723
ZK30	n'	5.925	6.117	5.788	5.820
	β	0.082	0.111	0.154	0.249
	n	4.703	4.980	5.092	5.467
ZK30-1.5Y	n'	6.205	6.155	6.108	6.056
	β	0.102	0.119	0.139	0.198
	n	5.428	5.485	5.775	6.423

表 2 实验镁合金参数

Table 2 Fitting material constants of the alloys

Alloys	Low stress level, n'	High stress level, β	a
ZK30	5.804	0.097	0.017
ZK30-1.5Y	6.082	0.110	0.018

之间存在线性变化关系,绘制相应的关系曲线如图 4 所示,线性回归后可得到参数 m 和结构因子 A ,如表 3 所示。结合 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln\dot{\epsilon}$ 关系确定出应力指数 n (详见表 1),进而可以求出实验镁合金不同塑性变形条件下的表观变形激活能 Q ,如表 4 所示。

以上结果显示,实验合金的化学成分确定时,材料本构参数 n' 、 β 、 a 、 n 及表观变形激活能 Q 与外在的热变形条件存在一定相关性,均随着变形温度的升高或应变速率的增大呈现明显的线性变化趋势。例如,在同一应变速率 0.01 s^{-1} 下,变形温度由 573K 增大到 723 K 时,ZK30 和 ZK30-1.5Y 镁合金的表观激活能 Q 分别增大 16.2% 和 18.3%;在恒定变形温度 623 K 下,应变速率由 0.001 s^{-1} 增大到 1 s^{-1} 时,ZK30 和 ZK30-1.5Y 镁合金的表观激活能 Q 则分别增大 19.8%

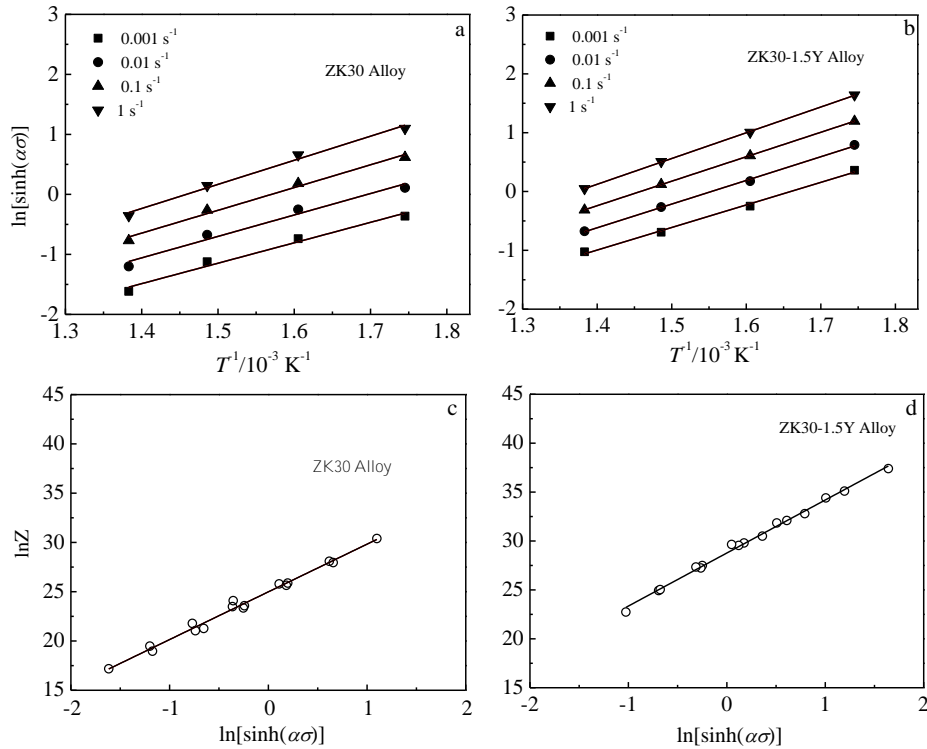


图 4 实验镁合金 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 (T^{-1}) 及 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系

Fig. 4 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and (T^{-1}) with different strain rates (a, b); relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ (c, d)

表 3 实验镁合金不同变形条件下的 m 和 A 值

Table 3 Values of the m and A for the alloys under different deformation conditions

Alloy	Constant	Strain rates/ s^{-1}			
		0.001	0.001	0.001	0.001
ZK30	m	3.218	3.393	3.695	3.856
	A/s^{-1}	7.095×10^{10}			
ZK30-1.5Y	m	3.583	3.701	3.823	3.970
	A/s^{-1}	3.128×10^{12}			

表 4 实验镁合金不同变形条件下的表观变形激活能

Table 4 Values of the deformation activation energy for the alloys under different deformation conditions ($Q/\text{kJ mol}^{-1}$)

Alloys	T/K	Strain rates/ s^{-1}			
		0.01	0.1	1	
ZK30	573	125.841	132.685	144.495	150.791
	623	133.253	140.500	153.005	159.672
	673	136.250	143.660	156.446	163.263
	723	146.284	154.239	167.968	175.287
	573	161.715	167.040	172.547	179.181
ZK30-1.5Y	623	163.413	168.794	174.359	181.063
	673	172.053	177.719	183.577	190.636
	723	191.358	197.660	204.176	212.027

和 10.8%。结果还显示, 本构方程各材料参数因稀土 Y 的添加均发生了较明显变化, 虽受热变形条件影响, 但最终由内在的化学成分所决定。例如, 添加稀土 Y 后, 各变形状态下表观变形激活能 Q 的平均值为 $181.082 \text{ kJ mol}^{-1}$, 较 ZK30 合金 ($148.977 \text{ kJ mol}^{-1}$) 增大 21.6%, 增幅非常显著。将材料参数代入本构模型, 两合金的本构方程如下:

(1) ZK30 镁合金的本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 7.095 \times 10^{10} [\sinh(0.017\sigma)]^{5.061} \exp\left(-\frac{148.977 \times 10^3}{RT}\right) \quad (7)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{148.977 \times 10^3}{RT}\right)$$

$$\sigma = \frac{1}{0.017} \left\{ \left(\frac{Z}{7.095 \times 10^{10}} \right)^{1/5.061} + \left[\left(\frac{Z}{7.095 \times 10^{10}} \right)^{2/5.061} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$

(2) ZK30-1.5Y 镁合金的本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 3.128 \times 10^{12} [\sinh(0.018\sigma)]^{5.778} \exp\left(-\frac{181.082 \times 10^3}{RT}\right) \quad (8)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{181.082 \times 10^3}{RT}\right)$$

$$\sigma = \frac{1}{0.018} \left\{ \left(\frac{Z}{3.128 \times 10^{12}} \right)^{1/5.778} + \left[\left(\frac{Z}{3.128 \times 10^{12}} \right)^{2/5.778} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$

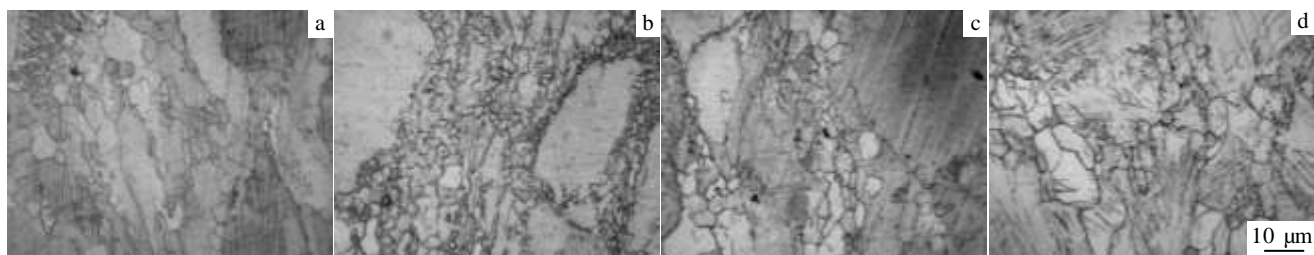


图 5 实验镁合金不同变形条件下的微观组织

Fig.5 OM microstructures of ZK30 alloy deformed at 573 K/0.1s⁻¹ (a), ZK30-1.5Y alloy deformed at 573 K/0.1s⁻¹ (b), 673 K/0.1 s⁻¹(c) and 673 K/0.001 s⁻¹(d)

通过求解参数及建立本构方程,并以量化的形式具体描绘了 Y 对铸态 ZK30 镁合金高温塑性变形行为的影响。认识到本构参数受热变形条件影响较小,而受稀土 Y 添加的影响较大,结合图 1 组织结构观察结果表明,稀土 Y 引起的微观组织结构变化,改变了第二相的组成和分布,最终导致稳态流变应力水平、峰值应力、应力指数(n)和表观变形激活能(Q)等强度指标增大,从而提高了合金高温塑性变形时的抗力。高温压缩后的微观组织形貌表明,在实验条件范围内,ZK30 和 ZK30-1.5Y 合金变形后试样组织均存在明显的动态再结晶特征,典型组织形貌如图 5 所示。结果显示,在同一塑性变形条件下,添加 Y 后合金的动态再结晶晶粒数量增多、晶粒尺寸更细小,且主要分布在三角晶界处(如图 5a 和 5b 所示)。同时发现,塑性变形温度越高、应变速率越低越有利于动态再结晶的发生,但细小的等轴再结晶晶粒平均尺寸随之相应增大。对比观察不同变形条件下的组织形貌发现,ZK30-1.5Y 镁合金较合理的塑性变形条件为 573~623 K、0.1~0.01 s⁻¹ 范围内,即在满足动态再结晶温度需求下,应在低变形温度、较高应变速率下进行,能够有效避免动态再结晶晶粒的长大与不均匀性。上述现象主要归咎于 Y 与 Mg 基体形成较高热稳定性的第二相钉扎作用^[21]及稀土原子发挥的溶质拖拽效应^[22],受界面迁移控制更易于促使动态再结晶的形核^[23],且有效阻止了再结晶晶粒的长大,稀土 Y 在 ZK30 镁合金高温塑性变形过程中发挥了积极作用。

3 结 论

1) 稀土 Y 影响了 ZK30 镁合金第二相的组成和分布,使铸态合金的晶粒得到细化,晶界物质增多,三角晶界演变为清晰的块状、网状结构,多为离异共晶反应产物。

2) 添加稀土 Y 后,相同变形条件下的流变应力水

平和峰值应力显著提高,应力指数(n)和表观变形激活能(Q)等强度指标增幅显著,表明稀土 Y 提高了合金高温塑性变形时的抗力。

3) 基于双曲正弦函数模型,建立了定量描述 ZK30 和 ZK30-1.5Y 镁合金高温塑性流变行为的本构方程。在实验条件范围内,两合金塑性变形后均存在明显的动态再结晶特征;添加稀土 Y 后,动态再结晶晶粒增多、晶粒更细小,多集中在三角晶界处,表明含稀土 Y 第二相对形成动态再结晶的界面迁移机制产生了影响。

参考文献 References

- [1] Decker R F. *Advanced Mater & Proc*[J], 1998, 18(9): 31
- [2] Bae D H, Kim Y, Kim I J. *Materials Letters*[J], 2006, 60: 2190
- [3] Hu Guangshan(胡光山), Zhang Dingfei(张丁非), Zhao Dingzang(赵丁藏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(8): 2015
- [4] Wang Bin(王 斌), Yi Danqing(易丹青), Fang Xiya(方西亚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 106
- [5] Mendis C L, Oh-Ishi K, Hono K *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 57(6): 485
- [6] Zeng Xiaoqin, Zhang Ya, Lu Chen. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2005, 395: 213
- [7] Wu Anru(吴安如), Xia Changqing(夏长清), Dong Lijun(董丽君). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(11): 1956
- [8] Wang Ping(王 萍), Li Jianping(李建平), Ma Qun(马 群). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(6): 1056
- [9] Zhao Z D, Shan W W, Luo S J. *Materials Science and Technology*[J], 2007, 15: 59
- [10] Shan W W, Luo S J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 465: 247

- [11] Watanabe H, Mukai T, Ishikawa K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 307: 119
- [12] Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 2001, 49: 1199
- [13] Barnett M R. *Journal of Light Metals*[J], 2001(1): 167
- [14] Zhang Y, Zeng X Q, Liu L F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 373: 320
- [15] Luo Z P, Zhang S Q. *Journal of Materials Science Letters*[J], 2000, 19(9): 813
- [16] Xu D K, Tang W N, Liu L, *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2007, 432(1-2): 129
- [17] Wang Lingyun(汪凌云), Fan Yongge(范永革), Huang Guangjie(黄光杰) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(7): 1068
- [18] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metall*[J], 1966, 14: 1136
- [19] Zener C, Hollomon J H. *Appl Phys*[J], 1944, 15: 22
- [20] Chen Baodong(陈宝东), Guo Feng(郭锋), Wen Jing(温静). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(3): 615
- [21] Zhang Jinghuai(张景怀), Tang Dingxiang(唐定骧), Zhang Hongjie(张洪杰) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*[J], 2008, 32(5): 659
- [22] Wang Y, Zhang Y, Zeng X *et al. Mater Sci*[J], 2006, 41: 3603
- [23] Yu Hui(余晖), Kim Youngmin, Yu Huashun(于化顺). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(9): 1123

Effects of Rare-earth Y Doping on the High-temperature Plastic Flow Behavior of As-cast ZK30 Magnesium Alloy

Chen Baodong¹, Guo Feng¹, Wen Jing^{1,2}, Ma Wen¹, Cai Huisheng¹, Liu Liang¹

(1. Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

(2. Inner Mongolia Vocational College of Chemical Engineering, Hohhot 010070, China)

Abstract: In order to improve the understanding of the effect mechanism of rare earth yttrium (Y) element on the plastic deformation of as-cast ZK30 magnesium alloy, and to use it more effectively, we carried out a series of isothermal compressive tests of specimens in the deformation temperature range of 573~723 K, and the strain rate range of 0.001~1 s⁻¹ on thermo-mechanical simulator. Combined with the microstructure observation, the effects of Y (1.5 wt%) on the microstructure, flow behavior, constitutive parameters and high temperature plastic properties of the ZK30 magnesium alloy were investigated. According to the hyperbolic function, constitutive parameters of the alloy were obtained by linear fitting, a nonlinear flow model and its constitutive equation have been established and employed for studying the plastic deformation behavior and the relationship between temperature, strain rate and flow stress. The results show that Y could refine the as-cast grain and increase the amount of eutectic intermetallic compound in grain boundaries. The Y doping could also effectively enhance the flow stress level and peak stress, but the change trend of true stress-strain curves are less affected. The average activation energy ($Q=181.082$ kJ mol⁻¹) and stress exponent ($n = 5.778$) for the plastic deformation have been determined, enlarged by 21.6% and 14.2%, respectively. The plastic deformation resistance of the alloy is enhanced. Combined with metallurgy microstructure of these samples after deformation, Y could refine the grains and increase the amount of the dynamic recrystallization in triangle boundaries. Y facilitates the dynamic recrystallization, and it influences the mechanism of interface migration.

Key words: ZK30 magnesium alloy; rare-earth yttrium; plastic deformation; flow behavior; constitutive equation

Corresponding author: Guo Feng, Professor, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, Tel: 0086-471-6575752, E-mail: guofengnmg@sina.com