

文章编号: 1004 - 0609(2005) 12 - 1925 - 08

Mg-Gd-Y-Zr 耐热镁合金的压缩变形行为^①

张新明, 陈健美, 邓运来, 肖 阳, 蒋 浩

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用 GLEEBLE-1500 热模拟机对 Mg-8.75%Gd-3.82%Y-0.54%Zr (质量分数, %) 稀土镁合金在温度为 300~500 ℃、应变速率为 0.000 1~1.0 s⁻¹、最大变形程度为 50% 的条件下, 进行了恒应变速率高温压缩模拟实验研究, 分析了实验合金高温变形时流变应力与应变速率及变形温度之间的关系以及组织变化, 计算了塑性变形表观激活能及相应的应力指数, 为选择这种合金的热变形加工条件提供实验依据。结果表明: 合金的稳态流变应力随应变速率的增大而增大, 在恒应变速率条件下, 合金的真应力水平随温度的升高而降低; 在给定的变形条件下, 计算得出的塑性变形表观激活能和应力指数分别为 260 kJ/mol 和 5.6。根据实验分析, 合金的热加工宜在 400~500 ℃温度范围内进行。

关键词: 稀土镁合金; 热变形; 变形激活能; 力学性能

中图分类号: TG 146

文献标识码: A

Deformation behavior of Mg-Gd-Y-Zr heat resistant magnesium alloy during hot-compression

ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, DENG Yun-lai,

XIAO Yang, JIANG Hao

(School of Materials Science and Engineering,

Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The stress-strain relation of Mg-8.75%Gd-3.82%Y-0.54%Zr (mass fraction, %) alloy was investigated. The test was carried out in the strain rate range of 0.000 1~1.0 s⁻¹, in the temperature range of 300~500 ℃ and at maximum strain of 50% on hot-simulation machine GLEEBLE-1500. The relation between true stress, true strain and that between deformation temperature and microstructures of the tested alloy were studied during hot-compression. The apparent deformation activation energy and corresponding stress exponent under hot-compression evaluated quantitatively. The results may lay the foundation for selecting hot deformation conditions of the alloy. The relation between stress and strain is obviously affected by strain rate and deformation temperature. The steady flow stress becomes higher with increase of strain rate at constant temperature, and lowers with increase of deformation temperature at constant strain rate. The apparent deformation activation energy increases markedly in the range of 400~500 ℃, no more changes in the range of 300~400 ℃. The apparent activation energy 260 kJ/mol and the corresponding stress exponent 5.6 were determined respectively. The temperature range of 400~500 ℃ is suggested for hot deformation of this alloy.

Key words: rare earth magnesium alloy; hot deformation; deformation activation energy; mechanical properties

目前, 镁合金在中温范围有许多应用, 但在高温段(300 ℃左右)的应用受到限制。镁合金是工业

① 基金项目: 国防预研基金资助项目(51412020304QT7106); 国家高技术研究发展计划资助项目(2003AA741043); 国家重点基础研究发展规划资助项目(5133001E)

收稿日期: 2005-03-01; 修订日期: 2005-09-05

作者简介: 张新明(1946-), 男, 教授, 博士

通讯作者: 张新明, 教授; 电话: 0731-8830265; E-mail: xzmzhang@mail.cus.edu.cn

上可供选择的最轻的金属结构材料^[1], 且具有优良的力学性能, 如高比强度和高比刚度, 良好的导热性、阻尼减震性能、电磁屏蔽性能、容易切削加工以及易回收利用等优点, 被认为是一种有效减轻质量、节约能源、环境友好、有利于可持续发展的理想材料^[2~5]。航空航天领域和汽车工业都需要努力改善有效载荷和提高燃油效益, 它们的一些结构件都要求有较高的耐热性能, 如导弹外壳、汽车动力部件等。开发耐高温镁合金越来越受到人们的重视, 耐热镁合金的研究已经成为镁合金研究的热门课题。已有研究发现添加稀土元素钆和其他重稀土元素可极大地改善了镁合金的高温拉伸性能、蠕变抗力和腐蚀抗力, 特别是添加钆元素的作用明显^[1~3]。虽然高钆含量导致合金的密度和成本增加, 但研究人员通过协调添加合金化元素, 致力于保持含钆镁合金的力学性能优势, 尽量减少负面影响, 研制了一些有发展前途的多元含钆镁合金, 如 Mg-Gd-Y-Zr、Mg-Gd-Nd-Zr 和 Mg-Gd-Y-Mn 等^[4~6]。据报道, GY103K (Mg-10% Gd-3% Y-0.45% Zr) 合金热轧后 T5 状态具有极高的抗拉强度, 200 °C 温度下为 420 MPa, 而且由含钆镁合金锻造出了具有优异高温拉伸性能的合格活塞^[7]。

重稀土是镁合金重要的合金化元素, 添加它们可以大幅提高镁合金的致密性、铸造性能、三温 (低温、室温和高温) 性能、抗蠕变性能以及抗腐蚀性能^[8~9]。目前已投入工业应用的稀土镁合金都是铸造镁合金, 如 ZM6、WE54 等。耐热镁合金经过变形加工, 可获得比铸造镁合金力学性能更加优异的产品, 以满足工业上多样化结构件的需要^[10]。镁合金一般要求热变形加工, 稀土含量高的镁合金更需要严格控制变形温度和变形速率以及变形量。本文作者以实验合金 Mg-Gd-Y-Zr (Mg-8.7% Gd-3.8% Y-0.64% Zr, 质量分数) 为热模拟对象 (以下简称 GY94K), 研究了其高温压缩变形过程中的真应力—真应变关系曲线, 以及流变应力与应变速率及变形温度之间的关系, 通过数值处理计算了塑性变形条件下的表观激活能及应力指数, 为优化变形加工条件提供依据。

1 实验

二元中间合金 Mg-Gd (Mg-25.5% Gd)、Mg-Y (Mg-12.5% Y) 以及三元中间合金 Mg-Gd-Y 都是由纯度为 99.9% 的 Mg、Gd 和 Y 预先熔铸水淬成直径 d 60 mm 的锭子。熔炼是在自制的带有抽真

空、氩气保护和水冷装置的不锈钢坩锅中进行, 通过电阻炉加热和插搅使中间合金均匀化。用于晶粒细化的钎是采用市购的 Mg-Zr (Mg-30% Zr) 中间合金。实验合金在自制的溶剂保护下由中间合金经电阻炉加热重熔, 熔炼温度保持在 850 °C 左右, 充分熔化后加 Mg-Zr 中间合金, 加精炼溶剂搅拌后, 保温 15 min, 分别在金属模和薄壁不锈钢管中浇注成 200 mm × 300 mm × 30 mm 板和直径为 d 60 mm 的棒。试样从经过 500 °C, 6 h 均匀化处理的板锭中沿凝固方向截取。

模拟压缩试样加工成如图 1 所示的尺寸。其中两端开 0.2 mm 的凹槽填充含石墨的固体润滑剂以减少压缩时试样两端的摩擦力。实验在 GLEEBLE-1500 热模拟机上进行, 设定的变形温度范围为 300~500 °C, 应变速率分别 1.0, 0.01, 0.001, 0.0001 s⁻¹, 最大变形程度为 50%。实验过程中, 发现在温度为 300 °C、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 超过 1.0 s⁻¹ 的变形条件下, 样品稍加载就被压裂。样品在恒应变速率压缩完后即刻水淬, 沿被压缩样品纵截面用电火花线切割剖开, 选取中间区域进行显微分析。采用 NEOPHOT-21 金相显微镜和 JSM-5600LV 扫描电镜观察合金显微组织。

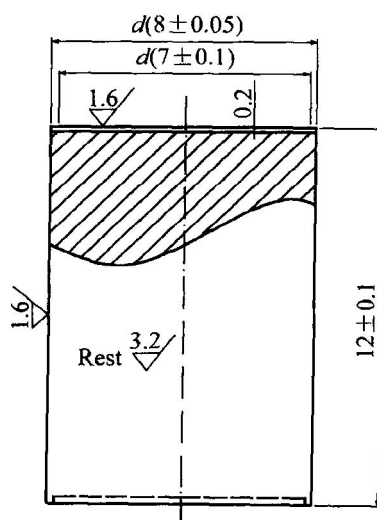


图 1 压缩试样尺寸

Fig. 1 Dimension of compressive specimen (mm)

2 结果与分析

2.1 合金铸态和均匀化后显微组织观察与分析

表 1 列出了实验合金铸态和均匀化后的化学成分、密度 (ρ)、硬度 (HV)、比硬度 (HV/ ρ) 和熔点

温度。

由图 2(a) 可看出, 合金的铸态组织呈等轴晶状, 均晶粒尺寸 70 μm , 合金化稀土元素没有明显的枝晶偏析, 晶界上分布有网状不连续共晶组织, 基体内零星分布有初生化合物。合金经 500 $^{\circ}\text{C}$, 6 h 的均匀化处理后, 晶界上的 Mg-RE 伪共晶组织基本消除, 晶界变得更明细(见图 2(b))。

2.2 合金高温恒应变速率压缩模拟实验

为了选择热加工条件, 采用恒应变速率热/ 力压缩模拟实验研究了 GY94K 合金在多种变形条件下的高温塑性变形行为。试样在不同应变速率及不同温度下实测的真应力—真应变曲线如图 3 所示。可以看出, 在一定温度和应变速率下, 当真应变 ϵ 超过一定值后, 高温压缩变形时出现稳态流变特征; 随应变速率的增大和温度的降低, 合金进入稳态变形所对应的真应变值增大, 即过渡阶段增加, 加工硬化现象越明显。图中体现无明显硬化变形条件的临界温度和应变速率分别是 350 $^{\circ}\text{C}$ 与 0.000 1 s^{-1} 、400 $^{\circ}\text{C}$ 与 0.001 s^{-1} 以及 450 $^{\circ}\text{C}$ 与 0.01 s^{-1} 和 1.0 s^{-1} , 图中显示 500 $^{\circ}\text{C}$ 以及所设定的应变速率条件下, 无明显硬化, 流变应力低且有波动变化。因为 0.001 s^{-1} 的应变速率接近挤压的热变形条件,

这个条件下的变形组织金相照片如图 4 所示。可知, 300 $^{\circ}\text{C}$ 条件下变形很不均匀, 只有那些取向合适的晶粒显示出层状的变形带, 有许多晶粒通过孪生协调变形, 似乎非基面滑移没有启动。350 $^{\circ}\text{C}$ 条件下, 变形还是局部的, 不过同一晶粒的变形出现了多个方向的的滑移带, 而且变形带内有另一方向的平行带或是再结晶的晶粒, 这些迹象对照图 3(b), 能够说明曲线反映的轻度硬化和较高的流变应力值。400 $^{\circ}\text{C}$ 条件下, 变形是均匀的, 从图中看出几乎所有晶粒都参与了协调变形, 晶内有许多针状析出物, 宏观的变形带虽消失了, 但许多晶界上有再结晶晶粒。可以推测, 这时位错发生了攀移和交滑移, 晶界滑移的证据也由晶界区域变形严重容易形核再结晶的现象反映出来。450 $^{\circ}\text{C}$ 条件下, 晶粒都被拉长, 晶内出现变形带和析出物, 晶界区域普遍出现再结晶, 并且有向晶内扩张的趋势。这些现象反映了加工硬化与动态回复和动态再结晶软化的矛盾运动, 更深层的机理是在外力和热激活的作用下位错的运动及其相互作用。从寻求热加工条件的角度出发, 图 4 表明了在 0.001 s^{-1} 的应变速率条件下选择热加工温度至少应超过 400 $^{\circ}\text{C}$ 。

应变速率是影响金属塑性变形流变应力的重要因素。由图3可见, 在相同的温度下, 随应变速率

表 1 实验合金的化学成分和物理性能

Table 1 Chemical composition, physical propterties of investigated alloy

Alloy state	Mass fraction/ %				Density/ ($\text{g} \cdot \text{m}^{-3}$)	Peak hardness, HV(98 N)	Specific hardness, HV/ ρ	Melting point/ $^{\circ}\text{C}$
	Gd	Y	Zr	Mg				
As cast	8.75	3.82	0.64	Bal.	1.94	112	57	610
Homogenized	8.75	3.82	0.64	Bal.	1.94	88	45	610

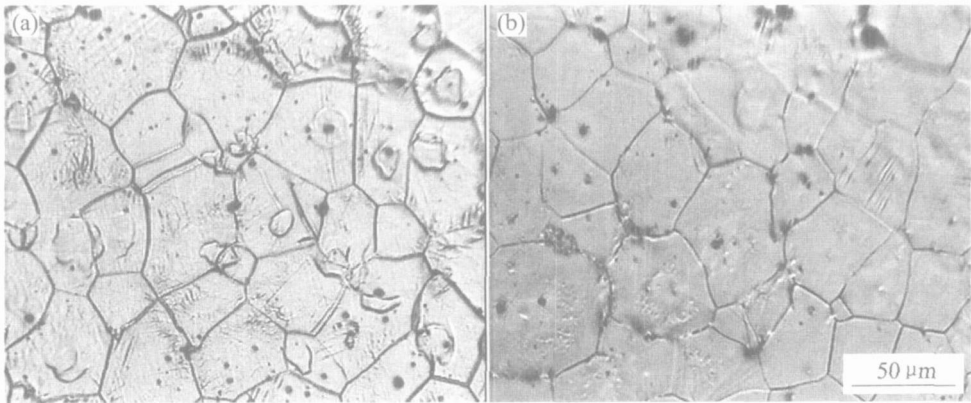


图 2 实验合金铸态和均匀化后的显微组织

Fig. 2 Microstructures of cast and homogenized ingots
(a) —Cast ingot; (b) —Homogenized ingot

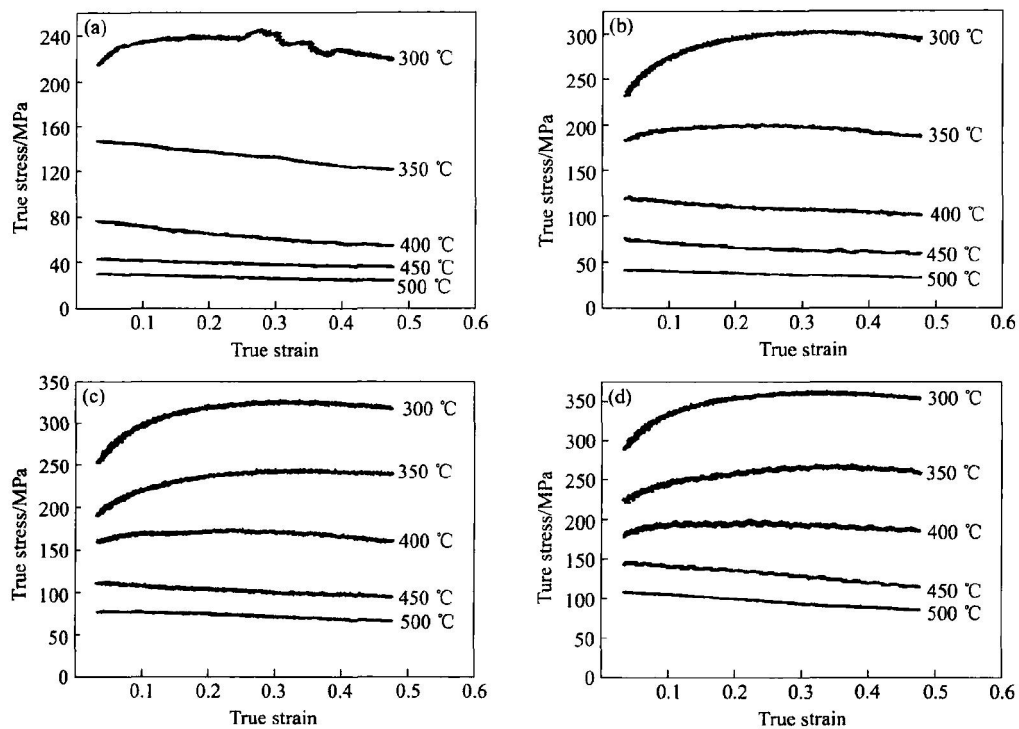


图 3 实验合金在不同应变速率和变形温度时的真应力—真应变曲线

Fig. 3 True stress—strain curves of investigated alloy at various strain rates and at different deformation temperatures

(a) $\dot{\varepsilon} = 0.0001 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\varepsilon} = 1.0 \text{ s}^{-1}$

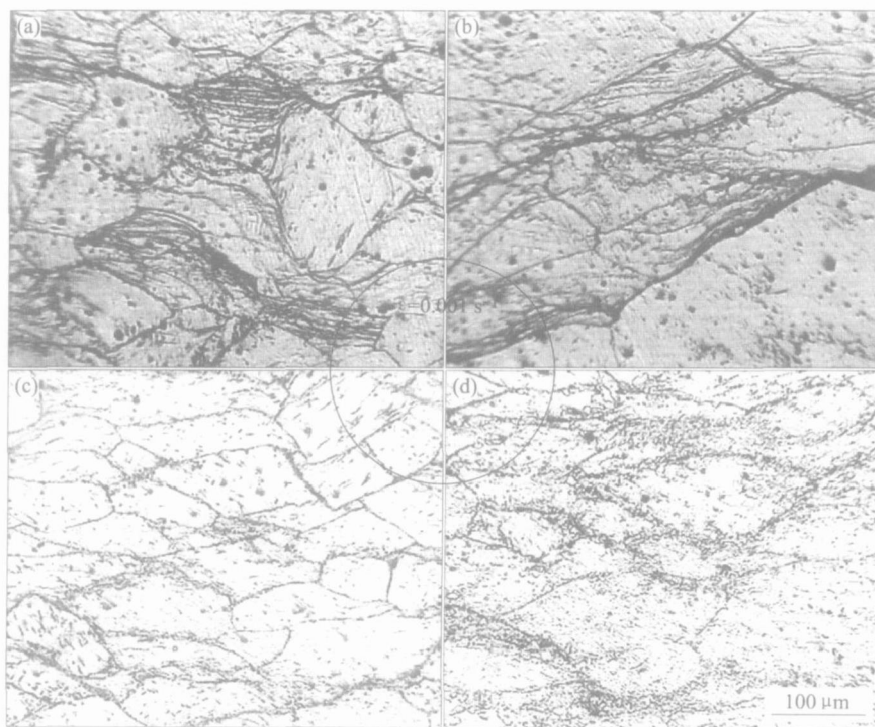


图 4 Mg-Gd-Y-Zr 合金高温压缩热模拟的变形组织

Fig. 4 Deformation microstructures of experimental Mg-Gd-Y-Zr alloy after hot-compression at strain rate of 0.001 s^{-1}

(a) $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$

的增加, 材料的真应力水平升高。应变速率和位错的关系可表示为^[11]

$$\begin{aligned}\dot{\varepsilon} &= \frac{d\varepsilon}{dt} = b \frac{d}{dt}(\rho_m \Delta L) \\ &= b \Delta L \frac{d\rho_m}{dt} + b\rho_m \frac{d\Delta L}{dt}\end{aligned}\quad (1)$$

式中 ρ_m 为可动位错密度, ΔL 为单个位错的平均移动距离。第一项是可动位错的产生速度, 第二项是著名的 Orowan 方程 ($\dot{\varepsilon} = \rho_m b \bar{v}$)。一般情况下, 变形速度由位错的产生和移动共同控制。在变形速度由位错移动控制的情况下, Orowan 方程对位错的滑移、攀移和交滑移等均有效, $\bar{v}$ 为各种位错运动的平均速度。高温变形最显著的特点之一便是变形速率受热激活过程控制。在温度一定、材料的组织结构不变的情况下, 应变速率增大, 位错结构形成的速度越快, 晶体内部由于原子间和位错之间的相互作用迅速形成内应力场和能量势垒。然而, 变形是由位错运动引起的, 因此受控制位错运动的过程控制。而这些过程总是可以用位错运动受外应力、热起伏或者同时作用下克服内应力以及穿过能量栅越过障碍来分析。应变速率与位错越过障碍的频率 v 成正比^[11]。 v 在低应力的情况下, 符合以下双曲函数规律:

$$v = v_0 \exp[-Q_0/(kT)] \sinh[A b \sigma/(kT)] \quad (2)$$

式中 A 为位错在应力作用下移到障碍鞍点位置时扫过的面积; Q_0 为激活能。符合这种规律比较典型的例子是由扩散控制的位错攀移引起的变形或者由割阶攀移控制的螺形位错开动引起的变形。位错运动需要外应力和热激活的驱动来克服由内应力构成的障碍和能量势垒, 在温度一定的情况下, 热起伏的作用是有限的, 要保持较大的激活频率乃至应变速率就需要较大的有效应力 $\sigma_{\text{effect}} = \sigma_{\text{ex}} - \sigma_{\text{in}}$, 有效应力是通过降低势垒能量使位错越过障碍, 因此流变应力随应变速率而增大。

变形温度是影响金属塑性变形流变应力的又一重要因素。从图 3 可见, 在相同的应变速率下, 真应力随变形温度增加而下降。一般情况下, 随着变形温度的提高, 金属和合金的各种强度指标均会有所下降。这是因为随着变形温度的升高, 原子活动的动能增加, 依赖于原子间相互作用的临界剪切应力减弱, 各种点缺陷的扩散加快, 依赖于扩散的位错开动(如位错的攀移)易于进行, 热激活能的作用增强, 位错运动依靠的有效应力减小致使流变应力降低; 另一方面, 高温下变形将发生动态回复和动态再结晶, 这种软化作用也随温度的提高而加强,

可减轻或消除由于塑性变形而产生的加工硬化。高温塑性变形的稳态流变过程其实是一种硬化和软化的动态平衡。在高温某种变形条件下出现的真应力—真应变曲线的波动现象, 也可以用硬化与软化的矛盾运动来解释。

根据对实测的真应力—真应变曲线的分析可知, 合金在给定的变形条件下, 稳态流变应力、应变速率、变形温度之间存在一定的关系。在金属高温变形理论中, 重要的是要根据实验参数总结出变形体材料的半经验规律, 通过适当的变量选择, 确定其动力学状态方程。

在实验和数据处理过程中, 发现实验合金在温度 300 °C, 应变速率超过 1 s^{-1} 后, 材料呈脆性, 实验中的所有数据跟其他变形条件下的数据不能协调地拟合, 可能这个应变率值属于其他变形条件的符合另一规律的拟合值范围(中温高应力情况)。

对实验数据进行了数值分析, 分别做出了应变速率与稳态流变应力数据的线性、指数和双曲函数拟合的图例。图 5 中的(a)和(b)分别给出了 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 与 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$ 的关系图。数据分析表明, 在温度一定的条件下, 双曲函数拟合具有最好的相关系数。因此, 实验合金在本实验的变形条件下, 两者的关系符合由 Sellars 和 Tegart 提出的半经验规律^[11]:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (3)$$

式中 A , α , n 是与温度无关的常数; R 为摩尔气体常数, $8.31 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; T 为绝对温度, K; Q 为变形激活能, J/mol 。从上述对位错机制的讨论可知, 这个规律相应于低应力的情况, 反映了在给定的变形温度范围内, 应变速率受热激活过程控制。

常数 α 为根据 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 的线性拟合分别得到的斜率 n' 和 β , 通过 $\alpha' = \beta/n'$, 再通过 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 与 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$ 的斜率 n 和 λ 的多次回归迭代而得到的。数值处理的结果都体现在相应的图中。从图 5 可以看出, 相关量之间保持很好的线性关系, 计算得到的相关系数都超过 0.99。由此计算得到的塑性变形表观激活能 Q_0 为 $(260 \pm 10) \text{ J}/\text{mol}$, 这与文献[1]报道的蠕变实验结果非常接近(在 300 °C 左右的情况下)。

不同应变速率下的变形激活能与温度的关系如图 6 所示。可见, 合金的变形激活能在 300~400 °C 内变化不大, 而且, 应变速率在 $0.001 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ 之间的激活能曲线几乎重合, 400~500 °C 之间的激活能急剧上升。激活能的这些表现符合文献[11]提到

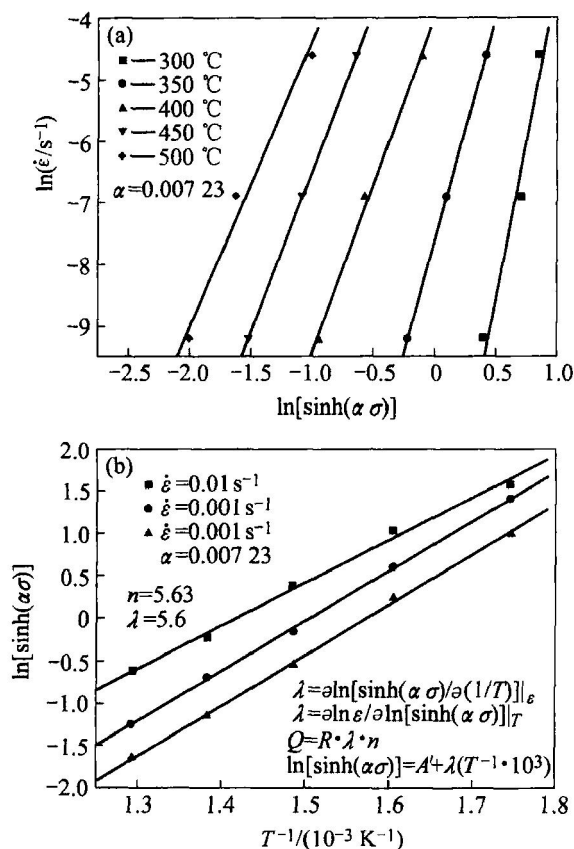


图 5 实验合金高温塑性变形过程中真应力、应变速率和温度的关系

Fig. 5 Relationships among true stress, true strain rate and temperature during plastic deformation

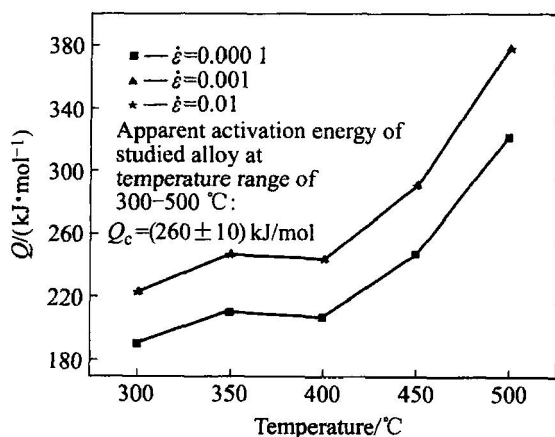


图 6 不同应变速率下变形激活能与温度的关系

Fig. 6 Relationships between deformation activation energy and temperature at different strain rates

在热加工过程中,人们力求在最小能量消耗前提下,采用最经济的应变速率 $\dot{\epsilon}$ 尽可能降低 σ ,或者对于可提供的应力 σ 尽可能提高应变速率 $\dot{\epsilon}$ 。从上述各种图表及分析可知,实验合金的热加工温度应大于 400 °C,考虑到工程实际中的最小加工速率都在 0.5 s⁻¹ 左右,另外镁合金的热容小,应适当提高变形温度或者采取严格的保温措施。

2.4 合金的力学性能及拉伸断口分析

合金在 450 °C 和 500 °C 条件下挤出了棒材,时效后测得了合金在室温和高温下的力学性能列于表 2。

表 2 实验合金在不同温度下的力学性能

Table 2 Mechanical properties of investigated alloy at different temperatures

Sample No. (Temper)	Sectional size/mm	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Remarks
1-1 (T5)	6.02	315.310	256.1	1.2	Room temperature, stretching rate 0.5 mm/min
1-2 (T5)	5.90	341.210	263.9	0.69	
1-3 (T5)	5.95	371.800	275.4	1.15	
3-1 (T5)	8.00	220	200	20	High temperature (300 °C) stretching rate 1 mm/min
3-2 (T5)	8.00	214	201	24	
3-3 (T5)	8.00	218	183	19	

合金挤压态的显微组织如图 7 所示。由图可见,挤压后合金发生了完全再结晶,晶粒很细,平均尺寸大约为 20 μm 。室温拉伸强度为 320 MPa,延伸率为 5.4%。表 2 中数据为经峰值时效处理的性能。可见,室温下拉伸时,平均强度虽然提高了,但样品拉伸的塑性降低了,从图 8(a) 所示的拉伸断口形貌可看出,材料呈脆性断裂,图中有大量的解理平台和冰刀口形貌,室温韧性应通过优化热处理制度来调整。实验合金有很高的室温短时强度,而且从表 2 可看出,屈服强度与极限强度非常接近,这说明合金化元素的固溶强化及耐热性作用是十分有效的。另一方面,合金表现出良好的高温韧性,在 300 °C 条件下,延伸率达到 20% 左右(见图 8(b))。总之,实验合金除了应改善室温延性以外,表现出比现有应用镁合金更好的高温性能,是一种很有开发前景的耐热镁合金。

3 结论

1) Mg-8.7% Gd-3.8% Y-0.64% Zr 合金的稳态

的关于密堆六方金属的结果(如变形激活能在温度较高时大于自扩散激活能)^[12, 13]。

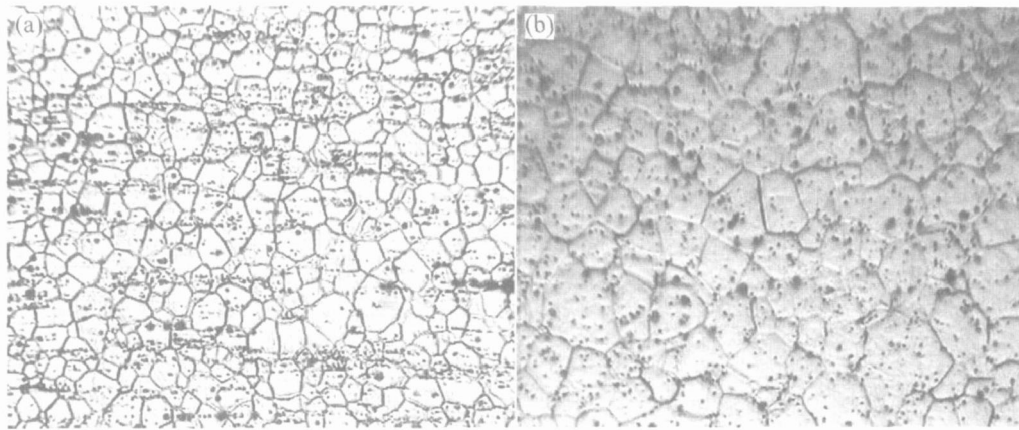


图 7 合金挤压态(F 态)的显微组织

Fig. 7 Microstructures of extruded alloys at F temper

(a) —Longitudinal section; (b) —Transverse section

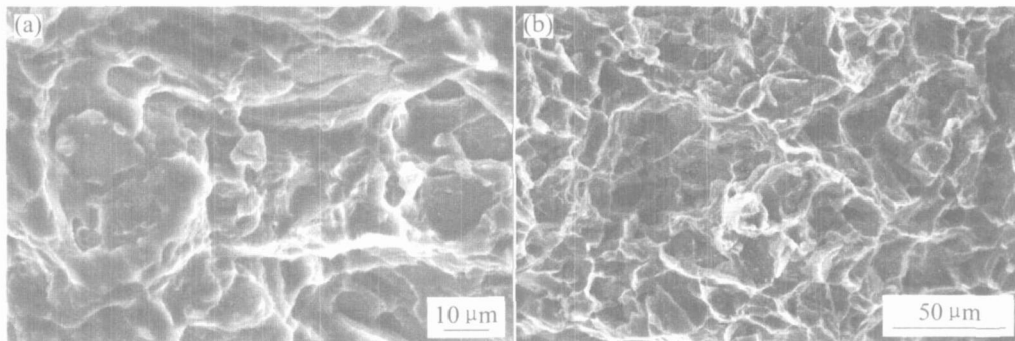


图 8 实验合金在不同温度下拉伸断口的 SEM 形貌

Fig. 8 SEM morphologies of tensile fracture of studied alloy at different temperatures

(a) —Room temperature; (b) —300 °C

流变应力随应变速率的增大而增大。

2) 在恒应变速率条件下, 合金的真应力水平随温度的升高而降低。

3) 在 300 ~ 500 °C、应变速率 0.000 1 ~ 0.1 s⁻¹ 的变形条件下, 合金的塑性变形表观激活能和应力指数分别为 260 kJ/mol 和 5.6。

4) 根据实验分析, 合金的热加工宜在 400 ~ 500 °C 温度范围内进行。

REFERENCES

- [1] Anyanwu I A, Kamado S, Kojima Y. Creep properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys [J]. Materials Transactions, 2001, 42(1): 1212 - 1218.
- [2] Luo Alan A. Recent magnesium alloy development for automotive powertrain application [J]. Material Science Forum, 2003, 419 - 422(1): 57 - 56.
- [3] Drits M E, Sviderkaya Z A, Rokhlin L L, et al. Effect of alloying on properties of Mg-Gd alloys [J]. Metall-ovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, 1979, 11: 62 - 64.
- [4] Shigeru I, Yuuji N, Shigeharu K, et al. Age hardening characteristics and high temperature tensile properties of Mg-Gd and Mg-Dy alloys [J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1994, 44(1): 3 - 8.
- [5] Nikitina N I. Recovery after ageing of Mg-Y and Mg-Gd alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1998, 279(2): 166 - 170.
- [6] Negishi Y, Nishimura T, Kiryuu M, et al. Phase diagrams of magnesium-rare earth portion, aging characteristics and tensile properties of Mg heavy rare earth metal

- (Gd, Dy)-Nd alloys[J]. Keikinzoku/ Journal of Japan Institute of Light Metals, 1995, 45(2): 57 - 63.
- [7] Taniike S, Kitaguchi Y, et al. Forgeability of Mg-heavy rare earth metal alloys and aging characteristics and tensile properties of their forged material[J]. Keikinzoku/ Journal of Japan Institute of Light Metals, 1997, 47(5): 261 - 266.
- [8] Kamado S, Kitaguchi Y, Harima Y, et al. High temperature deformation characteristic and forgeability of Mg-heavy rare earth element-Zr alloys [J]. Keikinzoku/ Journal of Japan Institute of Light Metals, 1998, 48(4): 168 - 173.
- [9] Kiryuu M, Okumura H, Kamado S, et al. Corrosion resistance of heat resistant magnesium alloys containing heavy rare earth elements[J]. Keikinzoku/ Journal of Japan Institute of Light Metals, 1996, 48(4): 174 - 178.
- [10] 夏长清, 武文华, 吴安如, 等. Mg-Nd-Zr-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, et al. Heat-compression deformation behavior of Mg-Nd-Zr-Zr magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(11): 1810 - 1816.
- [11] Poirier J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德林, 译. 大连: 大连理工大学出版社, 1989. 25 - 30.
- Poirier J P. The Plastic Deformation of Crystals at High Temperature [M]. GUAN De-lin, transl. Dalian: Dalian University of Science and Technology Press, 1989. 25 - 30.
- [12] Crossland I G, Jones R B. Dislocation creep in magnesium[J]. Met Sci J, 1972, 6: 162 - 168.
- [13] Mehrer H, Seeger A. Interpretation of self diffusion and vacancy properties in silver[J]. Phys Stat Sol, 1970, 39: 647 - 650.

(编辑 陈爱华)