

# 挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金的抗蠕变性能

李淑波, 李瑞静, 王朝辉, 刘 轲, 杜文博

(北京工业大学, 北京 100124)

**摘要:** 研究了挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同温度(150~200 °C)和应力(50~70 MPa)条件下 100 h 的蠕变行为。利用 OM、TEM 等手段观察了蠕变过程中的组织演变规律, 并对蠕变机理进行了分析。结果表明, 在本实验条件下, 合金表现出优异的抗蠕变性能, 所有的蠕变曲线均呈现出减速蠕变和稳态蠕变两个阶段; 在 150 °C/50 MPa 时稳态蠕变速率仅为  $6.48 \times 10^{-11} \text{ s}^{-1}$ , 蠕变量为 0.007%; 在 200 °C/50 MPa 时稳态蠕变速率为  $4.26 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$ , 蠕变量为 0.226%; 温度较低时(150 °C)主要为扩散蠕变控制机制, 温度较高时(175, 200 °C)蠕变机制以位错蠕变为主。蠕变过程中晶内析出的  $\beta'$  相与镁基体具有一定的位相关系:  $(020)_{\beta'}/[10\bar{1}0]_{\text{Mg}}$ ,  $[001]_{\beta'}/[0001]_{\text{Mg}}$ , 阻碍位错运动, 而晶界析出的  $\beta$  相可以钉扎晶界。二者协同作用, 促进合金高温抗蠕变性能的提高。

**关键词:** Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金; 挤压; 抗蠕变性能; 蠕变机制; 析出相

**中图分类号:** TG146.22

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)02-0545-07

镁合金由于密度低、比强度和比刚度高、导热性好等优点, 在汽车轻量化、降低排放等方面具有巨大的应用潜力, 加之其机械加工性能好, 减震性能、电磁屏蔽性能远优于铝合金, 被誉为“21 世纪的绿色工程材料”<sup>[1]</sup>。汽车动力传动机械零部件在使用中都要承受一定的载荷, 并且使用温度在 120 °C 以上<sup>[2]</sup>。普通商用镁合金如 AZ91D 等, 当温度超过 120 °C 时, 其抗蠕变性能随着温度的升高而降低, 应用受到了限制<sup>[3]</sup>。因此, 开发新型耐热镁合金是各国学者关注的热点之一。

Mg-RE 系合金由于具有优异的时效硬化特性与耐高温性能而被广泛关注, Mg-Gd<sup>[4,5]</sup>、Mg-Y<sup>[6]</sup>、Mg-Gd-Y-Zr<sup>[7]</sup>、Mg-Gd-Y-Zn-Zr<sup>[8]</sup>、Mg-Nd-Gd-Zn-Zr<sup>[9]</sup>、Mg-Gd-Y-Nd-Zr<sup>[10]</sup> 等都具有良好的高温抗蠕变性能。张胜利<sup>[11]</sup>对比研究了 Mg-5Zn-0.6Zr 和 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 合金在相同条件下的抗蠕变性能及蠕变机制, 发现后者的稳态蠕变速率较前者降低了 1 个数量级, 合金的蠕变机制由晶界滑移机制转变为位错攀移机制, 加入 Gd 后合金中生成的  $\text{Mg}_3\text{Gd}_2\text{Zn}_3$  相可以有效阻碍位错运动, 提高合金的高温蠕变抗力。Anyanwu 等<sup>[12]</sup>对 Mg-Gd-Y-Zr 合金在 50~100 MPa/250~300 °C 条件下进行拉伸蠕变, 发现该合金具有比 WE54 和 WE43 更优异的力学性能和耐高温性能。徐闻繁<sup>[13]</sup>研究了合金

元素 Gd, Y, Zn 对 Mg-Gd 合金的抗蠕变性能的影响, 分析了蠕变过程中  $\beta'$  相成串排列的机理, 提出了镁合金高温蠕变晶界无析出带的位错对流模型。时效析出的  $\beta'$  相在高温蠕变过程中可以有效地阻碍位错运动, 提高合金的抗蠕变性能<sup>[8,10,14,15]</sup>。目前关于 Mg-RE 系合金蠕变行为的研究主要集中在 T6 态, 而对于挤压态镁合金蠕变行为的研究还不够充分。

作者前期开发了一种新型 Mg-Gd-Er-(Zr) 系合金, 该合金的铸态组织由  $\alpha$ -Mg、 $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Er})$  相及富稀土方块相组成<sup>[16]</sup>, 经塑性变形后, 合金具有优良的室温力学性能。本实验以挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金为对象, 研究不同温度和应力条件下该合金 100 h 的蠕变行为, 测试合金的抗蠕变性能, 分析蠕变过程中的组织演变, 探讨合金的蠕变机理, 为发展一种新型耐热镁合金提供理论依据。

## 1 实验

本研究所用合金的名义成分为 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr (GE81K)。实验合金由 99.9% 纯镁、Mg-30%Gd 中间合金、Mg-30%Er 中间合金和 Mg-25%Zr 中间合金在高频电磁感应炉中熔炼制备。熔炼过程中为防止合金氧化, 采用  $\text{N}_2$  和  $\text{SF}_6$  混合气体进行保护。待合金全部熔化并搅拌均匀后, 静置 10 min 浇铸到提前预热的低碳

收稿日期: 2018-02-26

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFB0301101-1); 国家自然科学基金 (51401005); 北京市自然科学基金 (2162003)

作者简介: 李淑波, 女, 1975 年生, 博士, 讲师, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, 电话: 010-67392423, E-mail: lishubo@bjut.edu.cn

钢模具中，所得铸锭尺寸为 350 mm×200 mm×32 mm。使用 Philips X 射线荧光光谱仪对合金进行成分测定，结果如表 1 所示，表明合金的实际成分与名义成分基本一致。

挤压前对合金进行固溶处理(450 °C/10 h)，挤压工艺为：温度 350 °C，挤压比 10:1，挤压速率 3 mm/s。按照 GB6397-86 的标准加工蠕变试样，标距为 25 mm，直径为 5 mm。高温拉伸蠕变试验在 CSS-3902 系列电子蠕变试验机上进行，蠕变温度为 150~200 °C，蠕变应力为 50~70 MPa，蠕变试验时间为 100 h。

采用 D/MAX-3C 型旋转阳极 X 射线衍射仪(XRD)分析合金的相组成；利用德国蔡司 Axio imager A2m 光学显微镜(OM)和配备 OXFORD 能谱系统的 JEM-2010 型透射电镜 (TEM) 以及扫描电镜 (SEM) 进行试样显微组织观察和能谱分析。透射电镜样品首先经手工机械研磨至厚约 30 μm，并将所得薄片冲成直径为 3 mm 的圆片，用 Gatan 691 型离子减薄仪在 3×10<sup>-5</sup> Pa 真空度的环境下进行离子减薄，离子束的入射角小于 10°。

## 2 实验结果

### 2.1 合金的相结构

铸态、固溶态以及挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金的 XRD 图谱如图 1 所示。可以看出，铸态合金由 α-Mg 和 Mg<sub>5</sub>(Gd, Er)相组成；而固溶态与挤压态合金主要由

α-Mg 组成，说明经固溶处理后，铸态合金中的第二相已基本固溶到基体中，且在挤压过程中没有新的第二相产生。

### 2.2 合金的显微组织观察

图 2 为实验合金铸态、固溶态和挤压态的显微组织形貌，采用截线法统计晶粒尺寸。由图 2a 可看出，铸态合金平均晶粒尺寸约为 66 μm，沿晶界处有大量

表 1 实验合金的化学成分  
**Table 1 Chemical composition of the studied alloy (ω/%)**

Gd	Er	Zr	Mg
7.83	0.97	0.55	Bal.

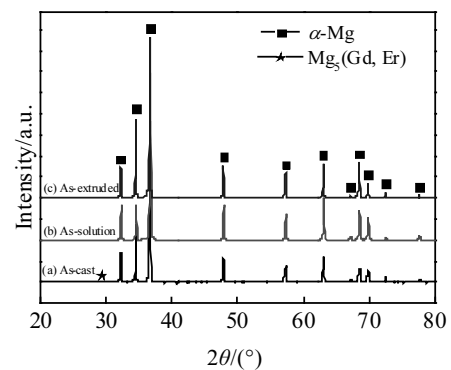


图 1 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金 XRD 图谱  
 Fig.1 XRD patterns of Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy

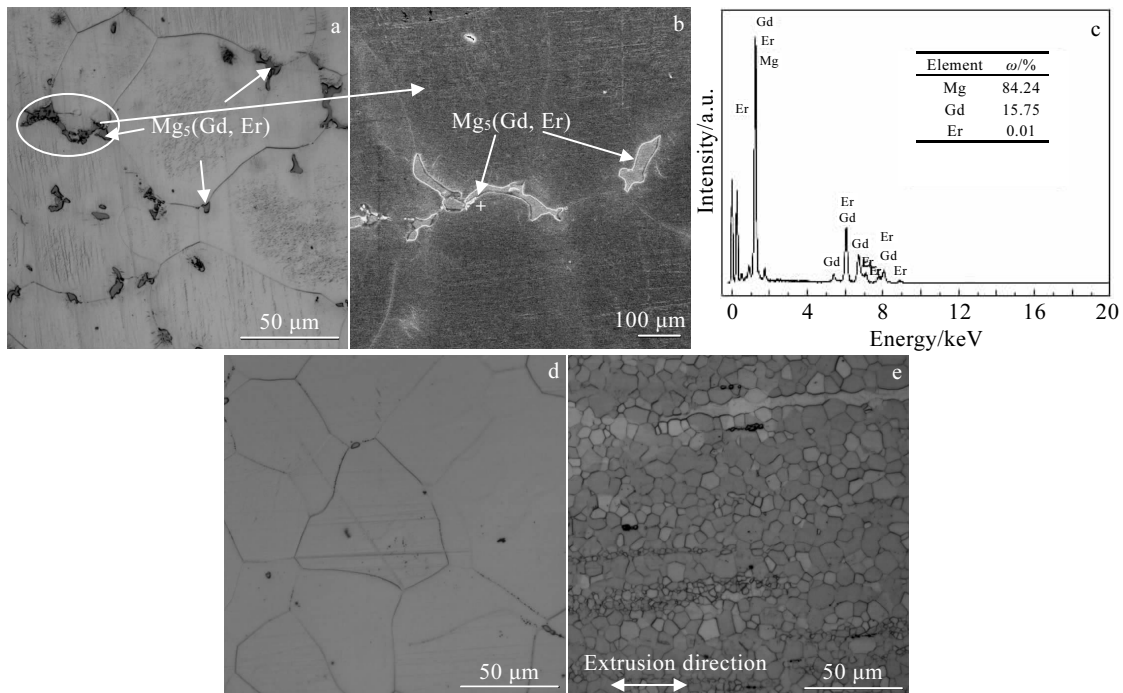


图 2 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金的显微组织形貌

Fig.2 Microstructures of Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy: (a) optical micrograph of the as-cast, (b) local magnification of Fig.2a (SEM) and (c) EDS results, (d) optical micrograph of the as-solution treated, and (e) optical micrograph of the as-extruded

的第二相分布, 对其进行高倍 SEM 观察以及能谱分析 (图 2b, 2c), 可知铸态合金晶界处的析出相为  $Mg_5(Gd, Er)$  相, 这与 XRD 结果一致。图 2d 为合金固溶处理后的显微组织。可见铸态合金中晶界处析出的  $Mg_5(Gd, Er)$  相, 经过  $450\text{ }^\circ\text{C}/10\text{ h}$  固溶处理后几乎全部消失, 晶界变得清晰, 并且固溶后合金的组织均匀, 晶粒并没有明显长大, 平均晶粒尺寸约为  $69\text{ }\mu\text{m}$ , 主要是由于晶界处的稀土原子对晶粒的长大具有抑制作用<sup>[17]</sup>。挤压后 (图 2e) 合金发生了明显的动态再结晶, 产生了大量的等轴晶, 平均晶粒尺寸约为  $8\text{ }\mu\text{m}$ , 但是动态再结晶发生得并不完全, 存在少数沿挤压方向被拉长的晶粒。

### 2.3 挤压态合金的蠕变曲线

图 3 为挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同应力 ( $50$ 、 $60$  和  $70\text{ MPa}$ )、不同温度 ( $150$ 、 $175$  和  $200\text{ }^\circ\text{C}$ ) 条件下蠕变  $100\text{ h}$  后的蠕变曲线 (图 3a、3c、3e 所示), 对蠕变曲线作一级求导, 得出相应的蠕变速率曲线,

分别如图 3b、3d、3f 所示; 根据图 3 中的曲线, 得到挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同条件下蠕变  $100\text{ h}$  的蠕变量及稳态蠕变速率, 如表 2 所示。从图 3 及表 2 可以看出, 合金的蠕变量和稳态蠕变速率均随温度的升高或应力的增加而增大, 其中  $150\text{ }^\circ\text{C}/50\text{ MPa}$  时对应的稳态蠕变速率为  $6.48\times 10^{-11}\text{ s}^{-1}$ , 蠕变量为  $0.007\%$ ;  $200\text{ }^\circ\text{C}/50\text{ MPa}$  时对应的稳态蠕变速率为  $4.26\times 10^{-9}\text{ s}^{-1}$ , 蠕变量为  $0.226\%$ , 显示该合金具有优异的高温抗蠕变性能。挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金蠕变曲线呈现出两个阶段: 即减速蠕变阶段和稳态蠕变阶段, 且减速蠕变阶段持续时间较短, 合金很快进入稳态蠕变阶段, 达到动态平衡状态 (如图 3b、3d、3f 所示)。

### 2.4 蠕变后显微组织观察

图 4 为挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同条件下蠕变  $100\text{ h}$  后晶内析出相的 TEM 形貌及沿基体  $[0001]$  方向的选区电子衍射花样。从图 4a 中可以看出, 合金

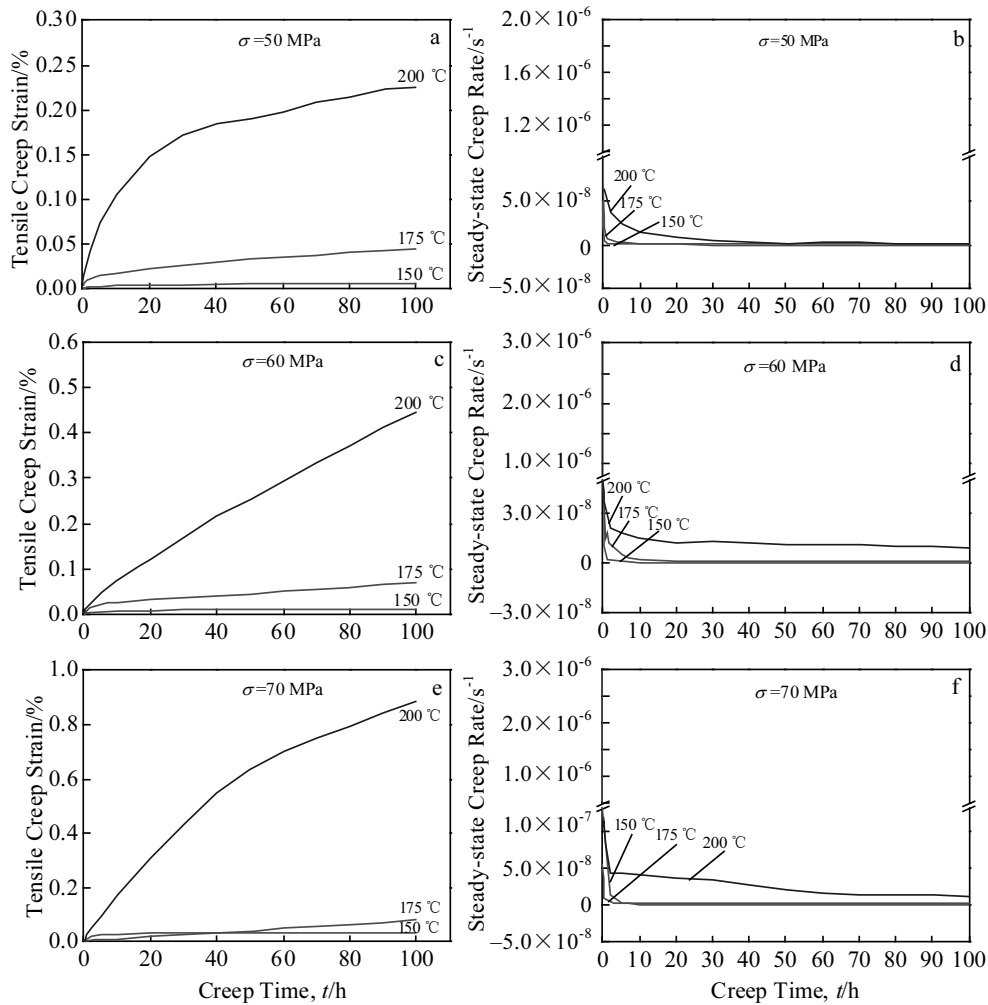


图 3 挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同温度和应力条件下的蠕变曲线及相应的蠕变速率曲线

Fig.3 Creep strain curves (a, c, e) and corresponding creep rates (b, d, f) of the as-extruded Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy at various temperatures and stresses: (a, b)  $50\text{ MPa}$ ; (c, d)  $60\text{ MPa}$ ; (e, f)  $70\text{ MPa}$

表 2 挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金的抗蠕变性能  
Table 2 Creep resistance properties of the as-extruded Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy

Creep condition		Creep property	
Temperature/ °C	Stress/ MPa	Steady-state creep rate/s <sup>-1</sup>	Creep strain/ %
150	50	6.48×10 <sup>-11</sup>	0.007
	60	8.33×10 <sup>-11</sup>	0.012
	70	9.45×10 <sup>-11</sup>	0.033
175	50	7.32×10 <sup>-10</sup>	0.045
	60	1.38×10 <sup>-9</sup>	0.069
	70	2.02×10 <sup>-9</sup>	0.078
200	50	4.26×10 <sup>-9</sup>	0.226
	60	1.09×10 <sup>-8</sup>	0.445
	70	1.71×10 <sup>-8</sup>	0.885

基体衬度均一，衍射花样主要为镁基体的花样，说明在挤压过程中没有明显的析出相生成。从图 4b~4f 可以看出，经蠕变变形后晶内存在大量弥散分布的析出相。对比图 4b、4c 和 4d 可以发现，当蠕变应力一定 (70 MPa) 时，随着蠕变温度的升高，析出相的形貌和尺寸发生了明显的改变。由析出相选区衍射花样及 TEM 形貌可知，晶内析出相由 150 °C 时的 β'' 相转变为 175 °C 时 β' 相，且随着蠕变温度由 175 °C 升高至 200 °C，β' 相从层片状转变为椭球状，尺寸从 ~4×5 nm 增加

至 ~20×10 nm。对比图 4d、4e 和 4f 可以发现，在 200 °C 蠕变时，晶内析出相均为弥散分布的 β' 相，不同应力条件下蠕变时析出相的尺寸相差不大，约为 20×10 nm。根据选区衍射花样，确定晶内析出的 β' 相与镁基体具有一定的位相关系：(020)<sub>β'</sub>//[10 $\bar{1}0$ ]<sub>Mg</sub>，[001]<sub>β'</sub>//[0001]<sub>Mg</sub>。

图 5 为挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同条件下蠕变 100 h 后晶界析出相的 TEM 形貌。对比图 5a、5b 和 5e 可以看出，当蠕变应力一定 (70 MPa) 时，随着蠕变温度的升高，晶界变宽，晶界上析出相的数量增多，尺寸增大。对图 5e 中的析出相进行了电子衍射花样标定及能谱分析，结果如图 5f 所示。可见该析出相的衍射花样与 Mg<sub>5</sub>Gd 相在 [111] 带轴所得衍射花样的结果一致<sup>[16]</sup>，该相的原子比 Mg:(Gd, Er)≈5，因此确定晶界析出相为 Mg<sub>5</sub>(Gd, Er) 相。另外，从图 5c、5d 和 5e 中可以看出，在 200 °C 不同应力条件下蠕变 100 h 后，随着蠕变应力的增加，晶界上析出相数量增加，分布更加连续，且晶界无析出带也更加明显。蠕变后晶界析出相变化的现象在许多镁合金中都有过报道<sup>[8,13,15,18-21]</sup>，说明其形成规律与本质对研究抗蠕变合金具有重要意义，在后续的实验中将对其进行进一步的研究。

### 3 分析与讨论

前人研究表明<sup>[22,23]</sup>，在金属和合金的蠕变过程中，

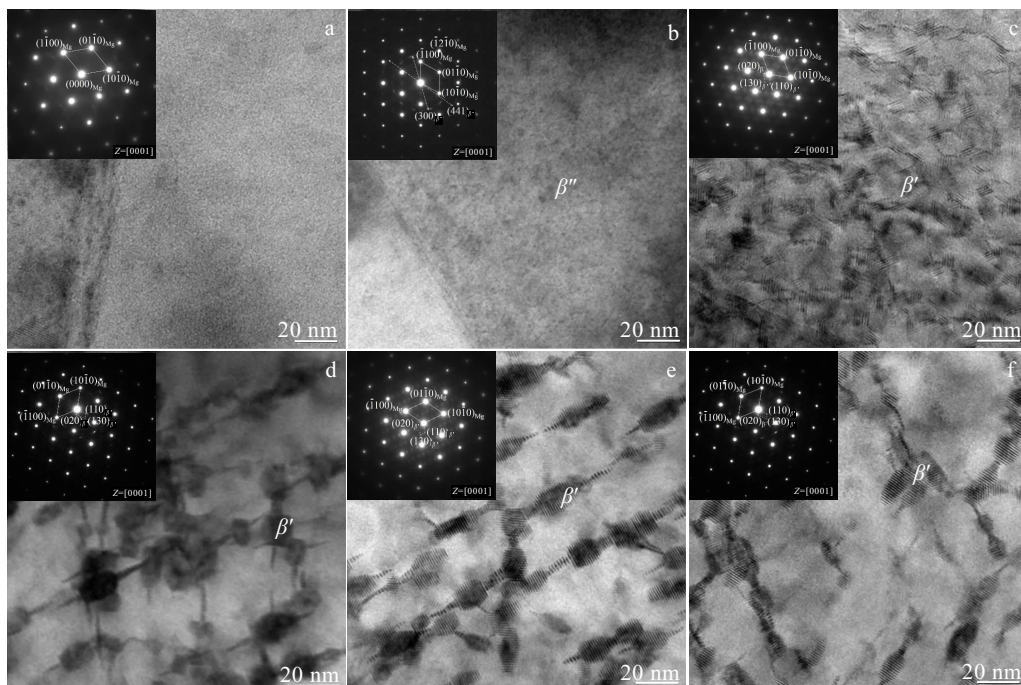


图 4 挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同蠕变条件下蠕变 100 h 后析出相 TEM 形貌及其选区电子衍射花样

Fig.4 TEM images and SAED patterns of the precipitate phase of as-extruded Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy after creeping for 100 h under different creep conditions: (a) before creep, (b) 150 °C/70 MPa, (c) 175 °C/70 MPa, (d) 200 °C/50 MPa, (e) 200 °C/60 MPa, and (f) 200 °C/70 MPa

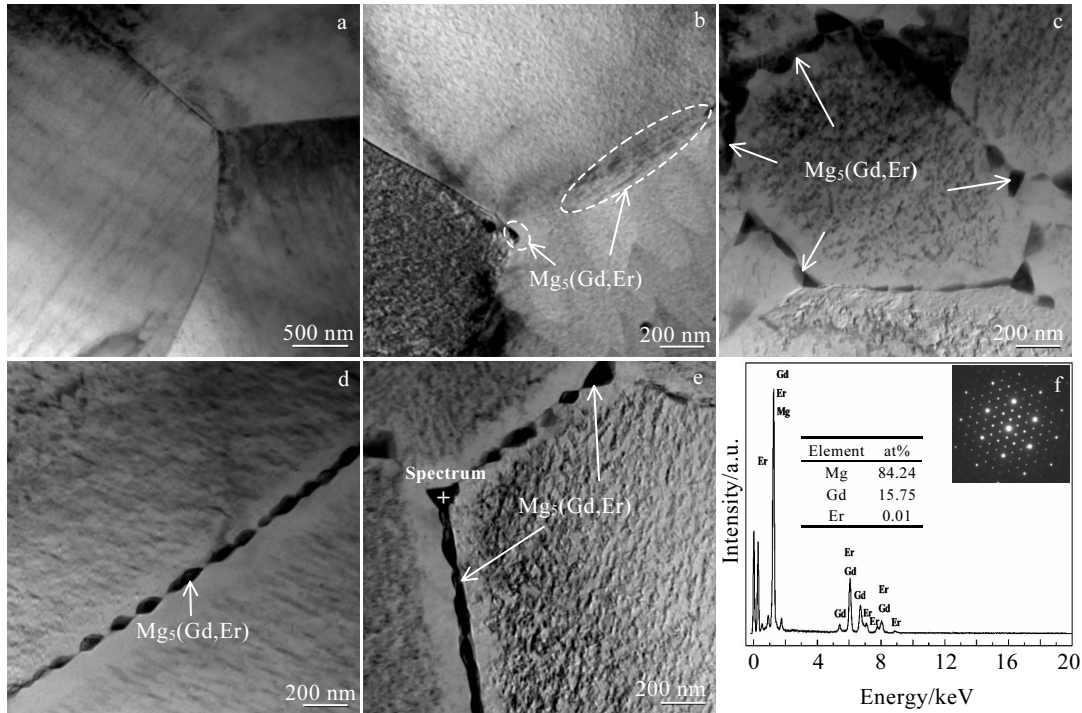


图 5 挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金在不同蠕变条件下蠕变 100 h 后的晶界 TEM 形貌

Fig.5 TEM images of grain boundary of the as-extruded Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy after creeping for 100 h under different creep conditions: (a) 150 °C/70 MPa, (b) 175 °C/70 MPa, (c) 200 °C/50 MPa, (d) 200 °C/60 MPa, (e) 200 °C/70 MPa, and (f) EDS result and SAED pattern of the grain boundary precipitate in Fig.5e

大部分变形发生在稳态蠕变阶段，并且稳态蠕变阶段的蠕变速率最小，其变形机制较简单，稳态蠕变速率一般为温度和应力的函数，可以用下式表示<sup>[24]</sup>：

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp[-Q/RT] \quad (1)$$

式中： $\dot{\epsilon}$  为稳态蠕变速率， $A$  为与材料相关的常数， $\sigma$  为施加的应力， $n$  为应力指数， $Q$  为蠕变激活能， $R$  为摩尔气体常数， $T$  为热力学温度。

在温度  $T$  恒定的条件下，应力指数  $n$  可用下式计算得到：

$$n = \frac{\partial(\ln \dot{\epsilon})}{\partial(\ln \sigma)} \quad (2)$$

由式(2)可知，应力指数  $n$  即为曲线  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  的斜率。根据表 2 中的数据并结合式(2)得到  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  曲线，如图 6 所示。根据图 6 曲线，计算出合金在 150、175 和 200 °C 条件下蠕变的应力指数  $n$  分别为 1.1、3.0 和 4.2。表明 150 °C 条件下合金在稳态蠕变过程中扩散机制是蠕变变形的的主要方式；175 和 200 °C 时合金在稳态蠕变阶段的蠕变机制以位错蠕变为主<sup>[25-27]</sup>。

当金属发生变形后，一系列的位错就会在晶界、亚晶界或第二相粒子处堆积起来，位错的运动受到阻碍，从而提高合金的力学性能<sup>[28]</sup>。从图 4 可以看出，蠕变

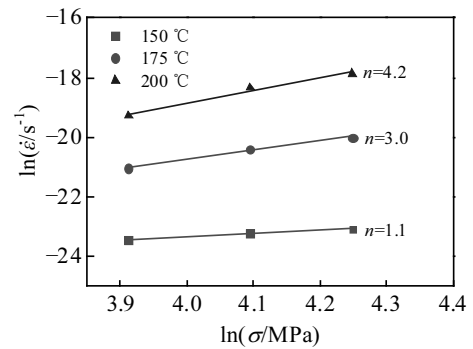


图 6 挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金的  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  曲线

Fig.6  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  curves of the as-extruded Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy

温度较低时(150 °C)，晶内析出相为  $\beta''$  相，为  $D0_{19}$  结构，主要体现为稀土原子在镁基体中缓慢扩散，由于局部富集而在镁基体中形成一种局部有序的过渡结构，这也证实了 150 °C 时稳态蠕变阶段的蠕变机制以扩散机制为主。温度较高时(175、200 °C)晶内析出的  $\beta'$  相目前被认为是在时效析出序列里强化效果最好的析出相，它是一种亚稳相，为底心正交结构(bco)，其晶格常数为  $a=0.640$  nm， $b=2.223$  nm， $c=0.521$  nm，和基体成完

全共格关系。蠕变过程中晶内弥散分布的  $\beta'$  相有效阻碍位错运动, 从而提高合金的抗蠕变性能<sup>[8,10,16,29]</sup>。

晶界析出相  $\beta$  相, 即  $Mg_5(Gd, Er)$  相, 是一种稳定相, 它与铸态 Mg-RE 中生成的  $Mg_5RE$  相一样具有相同的面心立方晶体结构, 其晶格参数为  $a=2.23\text{ nm}$ <sup>[16]</sup>。塑性变形过程中形成的这种  $\beta$  相, 可以有效改善合金性能, 使合金强度提高到了 500 MPa<sup>[16]</sup>。关于蠕变过程中晶界处析出的  $Mg_5RE$  相的报道较少, Lin、徐、李等人<sup>[8,13,15]</sup>都认为晶界处的  $\beta$  相( $Mg_5RE$ )可以有效地阻碍晶界滑移, 提高合金的抗蠕变性能。在本研究中, 该合金即使在 200 °C/70 MPa 条件下蠕变 100 h 也未发生断裂, 除了晶内的  $\beta'$  阻碍位错运动起到提高抗蠕变性能的作用外, 晶界处析出的  $Mg_5(Gd, Er)$  相也能起到钉扎晶界、阻碍晶界滑移的作用, 从而提高了镁合金的高温抗蠕变性能。

## 4 结 论

1) 挤压态 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金具有优异的抗蠕变性能, 150 °C/50 MPa 变形时的稳态蠕变速率仅为  $6.48 \times 10^{-11}\text{ s}^{-1}$ , 100 h 的蠕变量为 0.007%; 200 °C/50 MPa 变形时对应的稳态蠕变速率为  $4.26 \times 10^{-9}\text{ s}^{-1}$ , 蠕变量为 0.226%。

2) 蠕变 100 h 的蠕变曲线均呈现出减速蠕变和稳态蠕变两个阶段, 温度较低时(150 °C)主要为扩散蠕变控制机制, 温度较高时(175、200 °C)蠕变机制以位错蠕变机制为主。

3) 合金在蠕变过程中主要有两类动态析出相, 晶内析出的  $\beta'$  相及晶界析出的  $\beta$  相,  $\beta'$  相与镁基体具有一定的位相关系:  $(020)_{\beta'} // [10\bar{1}0]_{Mg}$ ,  $[001]_{\beta'} // [0001]_{Mg}$ , 可以阻碍位错运动, 而晶界析出的  $\beta$  相可以钉扎晶界, 二者对提高合金的高温抗蠕变性能具有重要作用。

## 参考文献 References

- [1] Chen Zhenhua(陈振华). *Heat-resistant Magnesium Alloy*(耐热镁合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 1
- [2] Li Wenxian(黎文献). *Magnesium and Magnesium Alloys*(镁及镁合金)[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 575
- [3] Luo A A. *International Materials Reviews*[J], 2004, 49(1):13
- [4] Nie Jianfeng, Gao X, Zhu S M. *Scripta Materialia*[J], 2005, 53: 1049
- [5] Xu Wenfan, Zhang Yu, Peng Liming *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45: 4103
- [6] Bhatia M A, Mathaudhu S N, Solanki K N. *Acta Materialia*[J], 2015, 99: 382
- [7] Wang Huan, Wang Qudong, Yin Dongdi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 578: 150
- [8] Lin Yuan, Shi Wenchao, Zhong Yiquan *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2015, 639: 274
- [9] Han Wenya, Yang Guangyu, Xiao Lei *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2017, 684: 90
- [10] Kang Y H, Wang X X, Zhang N *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2017, 689: 419
- [11] Zhang Shengli(张胜利), Yang Guangyu(杨光昱), Liu Shaojun(刘少军) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(2): 331
- [12] Anyanwu I A, Kamado S, Kojima Y. *Materials Transactions* [J], 2001, 42(7): 1212
- [13] Xu Wenfan(徐闻繁). *The Creep Properties and Microstructures of Mg-Gd(-Y-Zn)-Zr Alloys* (Mg-Gd(-Y-Zn)-Zr 系合金的蠕变性能与微观组织研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2014
- [14] Barucca G, Ferragut R, Fiori F *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59: 4151
- [15] Li Huihui(李会会), Wang Bin(王斌), Yi Danqing(易丹青) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2014, 19(4): 576
- [16] Wang Xudong(王旭东). *Study on the Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Mg-Gd-Er-Zr Magnesium Alloys*(Mg-Gd-Er-Zr 合金显微组织演变及力学性能研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2012
- [17] Hadorn J P, Sasaki T T, Nakata T *et al. Scripta Materialia*[J], 2014, 93: 28
- [18] Squires R L, Weiner R T, Phillips M. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1963, 8(1): 77
- [19] Vickers W, Greenfield P. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1967, 24(3): 249
- [20] Xie Zhongzhu(谢中柱), Sun Wei(孙威), Fu Jianqiang(付建强) *et al. Journal of Chinese Electron Microscopy Society*(电子显微学报)[J], 2007, 26(6): 536
- [21] Xu Wenfan, Zhang Yu, Peng Liming *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 84: 317
- [22] Evans R W, Wilshire B. *Creep of Metals and Alloys*[M]. London: Institute of Metals, 1985
- [23] Vagarali S S, Langdon T G. *Acta Metallurgica*[J], 1981, 29(12): 1969
- [24] Yosuke Tamura, Sanao Kawamoto, Hiroshi Soda *et al. Materials Transactions*[J], 2011, 52(9): 1777
- [25] Ping Xiuer(平修二). *High Temperature Strength of Metal Materials*(金属材料的高温强度)[M]. Shanghai: Shanghai

- Scientific and Technical Press, 1986: 189
- [26] Chung S W, Watanabe H, Kim W J *et al.* *Materials Transactions*[J], 2004, 45(4): 1266
- [27] Pekguleryuz M O, Kaya A A. *Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5(12): 866
- [28] Chen Zhigang(陈志刚). *Study on the Creep Behavior of SnAgCuRE Solder Joints*(SnAgCuRE 钎焊接头蠕变行为的研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2003
- [29] Honma T, Ohkubo T, Hono K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 395: 301

## Creep Resistance of As-extruded Mg-8Gd-1Er-0.5Zr Alloy

Li Shubo, Li Ruijing, Wang Zhaohui, Liu Ke, Du Wenbo  
(Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

**Abstract:** The creep behavior of the as-extruded Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy at various temperatures (150~200 °C) and stresses (50~70 MPa) for 100 h was studied. The microstructure evolution during creep was investigated by optical microscopy (OM) and transmission electron microscopy (TEM), and the creep mechanism was analyzed. The results show that the alloy exhibits good creep resistance under the experimental conditions. The creep curves can be divided into two stages: a deceleration creep stage and a steady creep stage. The steady-state creep rate is  $6.48 \times 10^{-11} \text{ s}^{-1}$  and the creep strain is 0.007% at the temperature of 150 °C and the stress of 50 MPa, while the steady-state creep rate is  $4.26 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$  and the creep strain is 0.226% at the temperature of 200 °C and the stress of 50 MPa. In the case of lower temperature (150 °C), diffusion mechanism acts as the main control mechanism, whereas dislocation mechanism dominates at higher temperatures (175, 200 °C). Furthermore, the precipitates of  $\beta'$  phase in grains and the  $\beta$  phase at grain boundaries form during the creep process. The orientation relationship between the  $\beta'$  phase and the  $\alpha$ -Mg matrix is  $(020)_{\beta'} // [10\bar{1}0]_{\text{Mg}}$ ,  $[001]_{\beta'} // [0001]_{\text{Mg}}$ . The  $\beta'$  phase can effectively inhibit the dislocation gliding, and the  $\beta$  phase can pin grain boundaries, both of which play an important role synergistically in improving the high temperature creep resistance of the alloy.

**Key words:** Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy; extrusion; creep resistance; creep mechanism; precipitates

---

Corresponding author: Du Wenbo, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392917, E-mail: duwb@bjut.edu.cn