文章编号: 1004-0609(2009)07-1169-07

# AE42 合金的抗压入蠕变性能

张尧成<sup>1</sup>,曾明<sup>1,2</sup>,郭萍<sup>1</sup>,廖春丽<sup>1</sup>,沈保罗<sup>2</sup>

西华大学 材料科学与工程学院,成都 610039;
 四川大学 材料科学与工程学院,成都 610065)

摘 要:采用自制实验装置对 Mg-Al-2RE(AE42)合金进行压入蠕变实验,利用带能谱(EDS)的扫描电镜(SEM)和 X 射线衍射(XRD)分析合金蠕变前后的组织和成分的演化。结果表明:随温度或应力的增加,AE42 合金的压入蠕变 速率和第一阶段的蠕变量逐渐增加;合金在压入状态下的蠕变应力指数和蠕变激活能的均值分别为 3.06 和 72.4 kJ/mol;压入条件下 AE42 合金的稳态蠕变速率由晶界扩散主导的位错粘滞性滑移控制;铸态 AE42 合金由 α-Mg 基体、针状 Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub> 和少量颗粒状 Al<sub>2</sub>La 组成;固溶处理 8 h 后,合金中的β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相溶入 α-Mg 基体,合金的 硬度上升;固溶 24 h 后,晶粒得到粗化,合金的硬度和抗蠕变性能均下降;固溶处理后再人工时效 24 h,晶粒略 有细化,但大量β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相沿晶界不连续析出,合金的硬度和抗蠕变性能进一步下降。 关键词:AE42 合金;压入蠕变;显微组织;抗蠕变性能;热处理

中图分类号: TG 146.2 文献标识码: A

### **Indentation creep resistance of AE42 alloy**

ZHANG Yao-cheng<sup>1</sup>, ZENG Ming<sup>1, 2</sup>, GUO Ping<sup>1</sup>, LIAO Chun-li<sup>1</sup>, SHEN Bao-luo<sup>2</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Xihua University, Chengdu 610039, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

**Abstract:** The indentation creep property of Mg-4Al-2RE (AE42) alloy was analyzed with a special apparatus. The microstructure and compositions of precipitated phases were performed by scanning electron microscope (SEM) with energy dispersive spectrometer (EDS) and X-ray diffractometry (XRD). The results reveal that the steady creep rates and primary indentation deformation of AE42 alloy increase with increasing temperature and stress. The average stress exponent and creep activity energy are 3.06 and 72.4 kJ/mol, respectively. The indentation steady creep rate is controlled by dislocation viscosity slipping led by the grain boundary diffusion. The as-cast AE42 alloy consists of  $\alpha$ -Mg matrix, acicular Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub> and granular Al<sub>2</sub>La. The microhardness of AE42 alloy is increased after solution for 8 h as the result of  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase dissolving into  $\alpha$ -Mg matrix. But the microhardness and creep resistance decrease further after 24 h ageing treatment for large number of  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase precipitated discontinuously at the grain boundaries notwithstanding the grains are fined a little.

Key words: AE42 alloy; indentation creep; microstructure; creep resistance; heat treatment

因减轻汽车车身质量可减少汽车尾气排放,作为 目前最轻的结构金属材料,镁合金越来越受到关注。 镁合金有低密度、高比强度和比刚度、优异的铸造性 能和机加工性能,所以 AZ91D 等合金在交通、航空 航天等领域得到广泛的使用,但其高温抗蠕变性能不佳 限制了其被进一步使用<sup>[1-2]</sup>。有研究表明<sup>[3-4]</sup>: Mg-Al

收稿日期: 2008-10-20; 修订日期: 2009-03-20

通讯作者: 曾 明, 教授; 电话: 028-87721550; E-mail: zmcgyxh@163.com

基合金中有β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相的不连续析出,且β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相在温度高于 150 ℃后易软化,降低了合金的抗蠕变 性能。为了改善镁合金的高温抗蠕变性能,人们在 Mg-Al 合金的基础上添加稀土元素,继而开发了 Mg-Al-RE 合金系,如 AE41、AE42 和 AE44 等。已 有研究者<sup>[3-8]</sup>对 AE42 合金的性能做了很多的研究,但 大多数都是在拉伸和压缩的应力条件下进行的,而在 压入条件下及合金在热处理后的蠕变行为鲜有报道。 本文作者采用压入的方法对铸态和热处理后的 AE42 合金的抗蠕变性能进行研究,分析合金在蠕变前后组 织及成分的演变。

# 1 实验

AE42 合金的熔炼在 SG2-5-12 井式坩埚电阻炉 中进行,熔炼过程用覆盖剂进行保护。待金属全部融 化后,将金属液加温至 750 ℃并保持 30 min,然后再 浇入金属模中,金属模先预热到 250 ℃。浇注温度控 制在 720 ℃左右。将金属锭块用电火花线切割机加工 成 10 mm×10 mm×20 mm 的块状试样。对试样进行 T4 和 T6 热处理。T4 热处理(415 ℃,0~24 h)后空冷, T6 热处理(415 ℃,24 h+175 ℃,4~24 h)后空冷。将 试样各面打磨光整后放入盛有二甲基硅油的油杯中进 行压入蠕变实验。实验温度范围为 125~200 ℃,有效 应力范围为 55~95 MPa。实验温度由温度控制器控 制,其精度达±1 ℃。实验装置示意图如图 1 所示。压 头作用在试样的位移量由位移传感器采集,并通过计算 机记录。传感器精度达±1 µm。压头尺寸为 d1 mm× 1.5 mm,材质为钨钢。



图1 压入蠕变实验装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of creep apparatus

用 Hitachi-S-3400 型扫描电镜(带 EDS)和 Philips X 射线衍射仪分析试样微观组织的演变。用 HVS-1000 型显微硬度计测定试样的显微硬度,载荷为 0.98 N, 保载时间为 20 s。

### 2 结果

### 2.1 AE42 合金的压入蠕变曲线

图 2(a), (b), (c)所示分别为铸态 AE42 合金在载荷 55~95 MPa 及温度 125~200 ℃条件下的压入蠕变曲 线,图 2(d)所示为铸态、(T4,24 h)和(T6,24 h)3种 AE42 合金在 150 ℃和 75 MPa 条件下的压入蠕变曲 线。从图 2 可发现,随着温度或载荷的增加,合金的 蠕变趋势越明显,相同蠕变时间内的压入量逐渐增加, 且均有较明显的减速蠕变阶段(蠕变第一阶段)和稳态 蠕变阶段(蠕变第二阶段),减速蠕变阶段约为 5 h。经 T4 和 T6 处理后的 AE42 合金的抗蠕变性能明显低于 铸态 AE42 合金。将蠕变曲线的线性部分外推到时间 为零处即可得到第一蠕变阶段的压入蠕变量,其拟合 误差均在 10%以内,如图 3 所示。由图 3 可看出,随 着温度或应力的增加,合金的第一阶段蠕变量逐渐增 加。

#### 2.2 稳态压入蠕变速率

由蠕变速率的定义可知,合金的压入稳态蠕变速 率可由曲线的斜率获得,即合金稳态阶段的压入量  $\varepsilon$ 与时间 t 的比值  $\dot{\varepsilon}_s = d\varepsilon/dt$ 。AE42 合金在不同条件下的 稳态蠕变速率如表 1 所列。

在作用应力不大时,可用式(1)表示稳态蠕变速率 与温度和应力的关系<sup>[7,9]</sup>:

$$\dot{\varepsilon}_{\rm s} = A\sigma^n \exp[-Q_{\rm c}/(RT)] \tag{1}$$

式中: A 为与合金成分及组织有关的材料结构常数;  $\sigma$  为作用应力, MPa; n 为应力指数; R 为气体摩尔常数, 8.314 5 J/(mol·K);  $Q_c$  为表观蠕变激活能, J/mol; T 为 绝对温度, K。

压入蠕变采用细小的压头对合金试样微区表面进 行蠕变实验。加载砝码对试样所产生的力 F 分为三部 分:对试样产生正应力的 F<sub>e</sub>, 压头对试样的剪切力 F<sub>s</sub>, 压头与试样间的摩擦力 F<sub>f</sub>。即有:

$$F = F_{\rm e} + F_{\rm s} + F_{\rm f} \tag{2}$$

本实验采用的压头为圆柱形,取Fe=1/3F<sup>[10]</sup>。

0.30

0.5



图 2 不同载荷下 AE42 合金的压入蠕变曲线

Fig.2 Indentation creep curves of AE42 alloy at different loads: (a) 55 MPa; (b) 75 MPa; (c) 95 MPa; (d) 75 MPa



图 3 AE42 合金第一阶段蠕变量



将式(1)两边取对数有

 $\ln \dot{\varepsilon}_{s} = \ln A + n \ln \sigma - Q_{c}/(RT)$ (3)

当温度不变时, 令  $C_1 = \ln A - Q_c/(RT)$ , 则:

表1 AE42 合金的稳态蠕变速率

 Table 1
 Steady indentation creep rate of AE42 alloy

	5		5
Alloy	Temperature/°C	σ/MPa	$\dot{\varepsilon}_{\rm s}/({\rm mm\cdot s}^{-1})$
		55	$4.27 \times 10^{-8}$
	125	75	$1.53 \times 10^{-7}$
		95	$2.35 \times 10^{-7}$
		55	$1.41 \times 10^{-7}$
	150	75	$3.17 \times 10^{-7}$
As-cast		95	$8.53 \times 10^{-7}$
AE42		55	$4.61 \times 10^{-7}$
	175	75	$1.12 \times 10^{-6}$
		95	$2.09 \times 10^{-6}$
		55	$1.69 \times 10^{-6}$
	200	75	$3.93 \times 10^{-6}$
		95	$7.84 \times 10^{-6}$
AE42-T4	150	75	$8.461 \times 10^{-7}$
AE42-T6	150	75	$1.475 \times 10^{-6}$

1	1	7	2

(4)

 $\ln \dot{\varepsilon}_{s} = C_{1} + n \ln \sigma$ 

当应力不变时,令 $C_2 = \ln A + n \ln \sigma$ ,则:  $\ln \dot{\varepsilon}_s = C_2 - Q_c / (RT)$ (5)

式(4)表示温度不变时, ln  $\dot{\varepsilon}_s$ 和 ln  $\sigma$  有线性关系, 其斜率为 n; 式(5)表示应力不变时, ln  $\dot{\varepsilon}_s$ 和(1/T)有线 性关系,其斜率为( $-Q_c/R$ )。从图 4 可知, AE42 合金 的稳态压蠕变速率 ln  $\dot{\varepsilon}_s$ 与应力 ln  $\sigma$ 和(1/T)均满足线 性关系,由此可得到应力指数 n为 3.17(125 ℃)、 3.23(150 ℃)、3.05(175 ℃)和 2.8(200 ℃),均值为 3.06; 蠕变激活能  $Q_c$ 为 76.214 kJ/mol (55 MPa)、68.595 kJ/mol (75 MPa)和 72.395 kJ/mol (95 MPa),均值为 72.4 kJ/mol。 2.3 显微组织

图 5 所示为铸态和热处理后的 AE42 合金的 SEM 组织。从图 5((a)~(c))可看出,在蠕变前,合金经热处 理后晶粒变得粗大,但分布在晶界处的相有细化的趋势。析出相仍主要为分布在晶界处的针状相和分布在 晶粒内的颗粒状相。从图 5((d)~(f))可看出,AE42 合金蠕变后,晶粒变得不规则,合金的析出相得到细化,析出相仍为针状和颗粒状。从图 5 可看出,在热处理 和蠕变前后,AE42 合金中析出相的量并没有明显的 改变,这说明合金中的析出相有很好的热稳定性。对 EDS(表 2)结果中的元素摩尔质量进行计算并结合 XRD 谱(图 6),可推测颗粒状相为 Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub><sup>[11-13]</sup>。按摩尔比进行计算可知,蠕变前后 Al<sub>2</sub>La 相的量并没有明显的变化,热处理后合金中针状相中



图 4  $\ln \dot{\epsilon}_{s}$ 与  $\ln \sigma 和 1/T$  的关系

**Fig.4** Relationship between  $\ln \dot{\varepsilon}_s$  and  $\ln \sigma(a)$  and 1/T(b)



图 5 AE42 合金的 SEM 像

**Fig.5** SEM images of AE42 alloy: (a) As-cast; (b) (T4, 24 h), before creep; (c) (T6, 24 h), before creep; (d) As-cast, after creep; (e) (T4, 24 h), after creep; (f) (T6, 24 h), after creep

<b>fable 2</b> EDS results of AE42 alloy (mass fraction, %)									
Allow	Morphology —	Before creep			After creep				
Alloy		Mg	Al	La	Mg	Al	La		
AE42	Aciculate	95.19	3.25	1.56	90.87	7.44	1.70		
	Granulated	97.46	1.04	1.5	96.88	3.69	1.43		
AE42-T4	Aciculate	96.62	2.05	1.33	87.24	4.20	8.56		
	Granulated	90.40	1.43	1.02	96.95	1.93	1.12		
AE42-T6	Aciculate	96.45	1.24	2.31	89.94	5.84	4.21		
	Granulated	97 86	1.02	1.12	96.21	2.43	1 36		





图 6 铸态 AE42 合金的 XRD 谱 Fig.6 XRD pattern of as-cast AE42 alloy

的 La 并不能与全部的 Al 反应生成 Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub>,这说明 Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub>相在 200 °C和 75 MPa 下并没有发生分解,而 在针状相处有  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出。

#### 2.4 显微硬度

图 7 所示为 T4 和 T6 处理对 AE42 合金硬度的影响。固溶处理 1 h 后,合金的硬度大幅度增加,因为







此时合金中的 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相快速地溶入到 α-Mg 基体 里。由于镁合金中的原子扩散速率慢,所以为了获得 较高固溶度,加热温度通常只比固相线低 5~10 ℃<sup>[14]</sup>。 所以在 415 ℃下 T4 处理约 8 h 后,合金的固溶效果 变得有限。合金的硬度在 T4 处理 8~24 h 后出现了缓 慢的下降,这是因为晶粒粗化,使合金的力学性能下 降。固溶处理后随即对合金进行 T6 处理,晶粒稍有 细化,β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相又沿晶界不连续析出,导致合金 的硬度进一步缓慢下降,且渐渐趋于平缓。

# 3 讨论

#### 3.1 Al 元素对蠕变性能的影响

镁合金的蠕变主要是通过位错滑移和晶界滑移两种方式进行<sup>[15]</sup>。有研究表明<sup>[8-9,12]</sup>,AE42 合金熔炼后快冷倾向于形成 Al<sub>11</sub>RE<sub>3</sub>(也有认为是 Al<sub>4</sub>RE),慢冷倾向于形成 Al<sub>2</sub>RE。典型的铸态 AE42 合金中的析出相主要为 Al<sub>11</sub>RE<sub>3</sub>,还有少量的 Al<sub>2</sub>RE 分布在晶内,如 图 6 所示。Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub>和 Al<sub>2</sub>La 在 200 ℃以下均有很好的热稳定性,不易发生分解。故 Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub>和 Al<sub>2</sub>La 能很好地钉扎在晶界和晶内阻碍位错的运动,从而保证合金的抗蠕变性能。

但从 AE42 合金的压入蠕变趋势线和稳态蠕变速 率可知,随温度或应力的增加,其抗蠕变性能会逐渐 变差。根据 Hume-Rothery 规则,镁和铝之间可形成固 溶度很高的固溶体,故可认为加入的 4%Al(质量分数) 除了生成 β 相和 Al-La 外,几乎全部固溶在 α-Mg 基 体内。故在应力和较高温度作用下,固溶在 α-Mg 基 体内 Al 的扩散速度加快,加速了 β 相在晶界处的不连 续析出。但 β 相的共晶温度为 473 °C,在较高温度条 件下易于软化,不能有效地阻碍晶界和位错的运动, 从而恶化了 AE42 合金的抗蠕变性能。因此,Al 在 Mg 中的固溶度高是 AE42 合金高温蠕变性能差的主要原因。

### 3.2 热处理对蠕变性能的影响

AE42 合金熔炼后浇注试样采用金属模冷却,冷 却速度很快,属非平衡凝固,可形成离异共晶组织。 从图 8 的分析可知,AE42 合金中非平衡凝固形成的 β 相经 T4 处理后溶入了 α-Mg 基体。T6 处理可导致 β 相再次沿晶界从基体中不连续析出。β 相在热处理后 变得粗大,且有向晶内伸展的趋势<sup>[16-17]</sup>。T4 和 T6 的 温度不同,其晶粒长大动力学方程可表示为<sup>[18]</sup>

$$D^{1/b} - D_0^{1/b} = K \int_0^t \exp\{-Q_{\rm app} / [RT(t)]\} dt$$
(6)

式中:  $D 和 D_0 分别为热处理后和铸态合金的晶粒平均$  $直径, <math>\mu$ m;  $Q_{app}$ 为晶粒长大激活能, J/mol; t 为时间, s; T 为绝对温度, K; K 为与热处理温度和合金成分 有关的常数; b 为晶粒长大指数, 与温度有关。据式 (6)可知, 在热处理时间相同条件下, T6 处理后的晶粒 平均直径比 T4 处理后的要小, 与观察结果相符。T6 处理后有大量的  $\beta$  相在晶界析出, 使合金抗蠕变性能 恶化, 所以  $\beta$  相是控制镁合金抗蠕变性能最重要的因 素。







### 3.3 蠕变机制探讨

合金的真实应力指数的变化与蠕变温度变化有关,蠕变激活能的变化与作用应力变化有关。已有的研究结果<sup>[3-4,19]</sup>表明,当n=1时,蠕变机制在低应力和很高温度下由扩散主导;当 $n=3\sim6$ 时,蠕变机制由位错主导;当n=3时,位错被原子气团拖拽,蠕变机制为位错粘滞运动机制;当 $n=4\sim6$ 时,蠕变为位错攀移机制;当n>7时,通常被认为是幂律失效(PLB),在

PLB 条件下蠕变的控制机制问题尚无定论。当  $Q_c \approx$  (30~45) kJ/mol( $\beta$  相非连续析出激活能),蠕变由晶界 滑动控制;当  $Q_c \approx$  80 kJ/mol(晶界的扩散能)时,蠕变由 晶界扩散控制;当  $Q_c \approx$  (92~135) kJ/mol(Mg 原子的自扩散激活能)时,蠕变受 Mg 原子的自扩散控制;当  $Q_c \approx$  143 kJ/mol(A1 原子在合金中的扩散激活能)时,蠕变受 A1 原子在合金中的扩散激活能)时,蠕变受 A1 原子在合金中的扩散激活能)时,蠕变受 A1 原子在合金中的扩散控制。在本实验条件下,AE42 合金的应力指数均值为 3.06,蠕变激活能均值 为 72.4 kJ/mol。因此,在压入条件下的 AE42 合金蠕变机制为晶界扩散主导的位错粘滞性滑移。

# 4 结论

1) AE42 合金的铸态组织主要由针状的 Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub> 相 和少量的颗粒状 Al<sub>2</sub>La 组成。蠕变后合金的相形态没 有明显变化。Al<sub>11</sub>La<sub>3</sub> 和 Al<sub>2</sub>La 在 200 ℃下有很好的热 稳定性,能阻碍晶界滑移和位错运动,以保证 AE42 合金的抗蠕变性能。

2) 在本实验条件下,AE42 的应力指数 n 的范围为 2.80~3.23,激活能 Q<sub>c</sub> 的范围为 68.595~76.214 kJ/mol。在压入条件下,AE42 合金的蠕变机制为晶界 扩散主导的位错粘滞性滑移。

3) 在固溶处理后, β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相溶入合金基体, 合金晶粒长大,合金的抗蠕变性能下降,硬度提高。 人工时效处理后,晶粒略有细化,但大量 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相沿晶界不连续析出,使合金抗蠕变性能下降。

4) AE42 合金中 Al 的固溶度高,在应力和温度作 用下有利于 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相沿晶界不连续析出,β 相共 晶温度低,不能有效阻碍位错和晶界的运动,从而恶 化了合金的抗蠕变性能。

#### REFERENCES

- LI Ji-qiang, DONG Xuan-pu, FAN Zi-tian, WANG Yuan-qing. Effects of Ce and Sb on the microstructure and properties of AZ91D magnesium alloy prepared by EPC process[J]. Rare Metals, 2008, 27(1): 41–45.
- [2] LEE S G, PATEL G R, GOKHALE A M, SREERANGANATHAN A, HORSTEMEYER M F. Quantitative fractographic analysis of variability in the tensile ductility of high-pressure die-cast AE44 Mg-alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2006, 427(1/2): 255–262.
- [3] DIERINGA H, HUANG Y, MAIER P, HORT N, KAINER K. Tensile and compressive creep behaviour of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> short fiber reinforced magnesium alloy AE42[J]. Mater Sci Eng A, 2005,

410/411: 85-88.

- [4] ARUNZCHALESWARAN A, PEREIRA I M, DIERINGA H, HUANG Y, HORT N, DHINDAW B K, KAINER J U. Creep behavior of AE42 based hybrid composites[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 460/461: 268–276.
- [5] HANG Y D, DIERINGA H, HORT N, MAIER P, KAINER K U, LIU Y L. Evolution of microstructure and hardness of AE42 alloy after heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 463(1/2): 238–245.
- [6] WEI X W, ZU X T, FU H, ZHOU W L. Compressive creep resistance of Mg-14Li-Al-MgO/Mg2Si composites[J]. Materials Science and Technology, 2006, 22(8): 903–907.
- [7] WEI X W, ZU X T, ZHOU W L. Compressive creep behavior of Mg-Li-Al alloy[J]. Materials Science and Technology, 2006, 22(6): 730-733.
- [8] MORENO I P, NANDY T K, JONES J W, ALLISON J E, POLLOCK T M. Microstructural stability and creep of rare-earth containing magnesium alloys[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(8): 1029–1034.
- [9] 白 晶, 孙扬善, 薛 烽, 晏井利, 强 婧, 陶卫建. 高性能 碱土耐热镁合金的显微组织和蠕变性能能[J]. 北京科技大学 学报, 2007, 29(2): 198-204.
  BAI Jing, SUN Yang-shan, XUE Feng, YAN Jing-li, QIAN Jing, TAO Wei-jian. Microstructures and creep properties of high-performance heat-resistant magnesium-alkaline earth alloys[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2007, 29(2): 198-204.
- [10] 曾 明,陈正周,沈保罗,徐道芬. Sn-3.5Ag-2Bi 无铅焊料的 压入蠕变性能[J]. 中国有色金属学报,2008,18(4): 620-625.
  ZENG Ming, CHEN Zheng-zhou, SHEN Bao-luo, XU Dao-fen.
  Indentation creep behavior of Sn-3.5Ag-2Bi lead-free solder[J].
  The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(4): 620-625.
- [11] POWELL B R, REZHETS V, BALOGH M P, WALDO R A. Microstructure and creep behavior in AE42 magnesium die-casting alloy[J]. JOM, 2002, 54: 34–38.
- [12] ZHU S M, GIBSON M A, NIE J F, EASTON M A, ABBOTT T

B. Microstructural analysis of the creep resistant of die-cast Mg-4Al-2RE alloy[J]. Scripta Materialia, 2008, 58: 477–480.

- [13] HUANG De-ming, CHEN Yun-gui, TANG Yong-bai, LIU Hong-mei, NIU Gao. Indentation creep behavior of AE42 and Ca-containing AE41 alloys[J]. Materials Letters, 2007, 61(4/5): 1015–1019.
- [14] 陈振华. 耐热镁合金[M]. 北京:化学工业出版社, 2007: 503-505.
  CHEN Zhen-hua. Heat resistant magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007; 503-505.
- [15] 徐道芬,曾 明,沈保罗,魏晓伟,陈正周,张尧成. Ca 对 AE41 合金压蠕变行为的影响[J]. 热加工工艺, 2008, 37(2): 49-52.

XU Dao-feng, ZENG Ming, SHEN Bao-luo, WEI Xiao-wei, CHEN Zhen-zhou, ZHANG Yao-cheng. Effect of Ca on compressive creep behavior of AE41 alloy[J]. Hot Working Technology, 2008, 37(2): 49–52.

- [16] 刘 正,张 奎,曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用
  [M]. 北京:机械工业出版社,2002:61-65.
  LIU Zhen, ZHANG Kui, ZENG Xiao-qing. Fundamentals and application of light alloy based magnesium alloys[M]. Beijing: China Machine Press, 2002: 61-65.
- [17] 王慧敏,陈振华,严红革,刘应科. 镁合金的热处理[J]. 金属 热处理, 2005, 30(11): 49-54.
  WANG Hui-ming, CHEN Zhen-hua, YAN Hong-ge, LIU Ying-ke. Heat treatment of magnesium alloys[J]. Heat Treatment of Metals, 2005, 30(11): 49-54.
- [18] TANG W M, ZHENG Z X, TANG H J, REN R, WU Y C. Structural evolution and grain growth kinetics of the Fe-28Al elemental powder during mechanical alloying and annealing[J]. Intermetallics, 2007, 15(8): 1020–1026.
- [19] LUTHY H, MILLER A K, SHERBY O D. The stress and temperature dependence of steady state flow at intermediate temperature for polycrystalline aluminum[J]. Acta. Metall, 1980, 28(2): 169–178.

(编辑 李向群)