

Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 铸造镁合金的蠕变机制

张胜利, 杨光昱, 刘少军, 介万奇

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘要: 在 ZM-1(Mg-5Zn-0.6Zr)合金的基础上, 适量增加 Zn 的含量并加入重稀土元素 Gd, 设计了 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金。采用砂型铸造工艺制备实验合金试样, 在不同温度和应力条件下对该实验合金和 ZM-1 合金的蠕变曲线进行了测试。结果表明: 在相同条件下, Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金的稳态蠕变速率较 ZM-1 合金的降低了一个数量级; 当施加应力为 40 MPa 时, 实验合金的蠕变激活能 $Q_{200-250\text{ }^{\circ}\text{C}}=142.0\text{ kJ/mol}$, 接近镁的自扩散激活能, 蠕变受位错攀移控制, 而 ZM-1 合金在相同应力下蠕变激活能 $Q_{200-250\text{ }^{\circ}\text{C}}=88.5\text{ kJ/mol}$, 接近镁的晶界扩散激活能, 蠕变受晶界滑移控制。合金在 200 °C 条件下的应力指数 $n=4.21$, 而 ZM-1 合金的应力指数 $n=2.21$ 。因此, 认为加入重稀土元素 Gd 后实验合金的蠕变机制发生改变, 200 °C 时的蠕变机制为位错攀移机制。

关键词: 镁合金; 稀土元素; 蠕变机制

中图分类号: TG146.2; TG111.8

文献标志码: A

Creep mechanism of Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr cast alloy

ZHANG Sheng-li, YANG Guang-yu, LIU Shao-jun, JIE Wan-qi

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr cast alloy was designed on the base of Mg-5Zn-0.6Zr (ZM-1) alloy by adding Zn and Zr. The experimental alloy samples were prepared by sand casting. The creep curves of the experimental alloy were tested under different temperatures and stresses. The results show that the creep resistance of Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr alloy is much higher than that of the ZM-1 alloy. The creep activation energy ($Q_{200-250\text{ }^{\circ}\text{C}}$) of Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr alloy under the stress of 40 MPa is equal to 142.0 kJ/mol, closing to the self-diffusion activation energy of magnesium, which shows that the dislocation climb plays a dominant role in the creep process of the experimental alloy at stress of 40 MPa. However, the activation energy ($Q_{200-250\text{ }^{\circ}\text{C}}$) of ZM-1 alloy at stress of 40 MPa is only 88.5 kJ/mol, closing to the grain boundary diffusion activation energy of magnesium, which means that the creep mechanism is grain boundary slip. The stress exponent (n) of experimental alloy at 200 °C is equal to 4.21, while the stress exponent of ZM-1 alloy is 2.21. This also indicates that the creep mechanism of Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr alloy at 200 °C is dislocation climb.

Key words: magnesium alloy; rare-earth element; creep mechanism

镁合金是工业应用中最轻的金属结构材料, 在汽车、航空航天等领域有着巨大的应用前景, 被认为是目前最具发展前途的金属材料。然而, 常规镁合金的高温力学性能普遍较差。开发新型高强度耐热镁合金已成为国内外镁合金研究的重点方向之一^[1]。

稀土元素由于具有独特的核外电子结构, 作为一种重要的合金化元素或微合金化元素, 已经被广泛应用于钢铁及有色金属合金中。Mg-Zn 系合金是最具潜力的一种镁合金, 加入少量稀土元素后可以有效提高 Mg-Zn 系合金的力学性能^[2]。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51071129); 国家重点基础研究发展计划资助项目(2011CB610400)

收稿日期: 2010-12-28; **修订日期:** 2011-03-01

通信作者: 杨光昱, 教授, 博士; 电话: 13679228998; E-mail: yg@nwpu.edu.cn

研究表明^[3], Mg-Zn-RE-Zr 系合金具有良好的铸造流动性, 优良的室温力学性能和高温抗蠕变性能, 其使用温度可达 300 ℃ 以上。加入适量 RE 可以降低 Mg-Zn-RE-Zr 系合金的位错堆积能, 有效阻碍位错运动, 使合金在高温下具有很好的抗蠕变能力^[4]。在所有稀土元素中, Gd 元素在 Mg 中的固溶度较高, 在 548 ℃ 时, Gd 在 Mg 中的平衡固溶度为 23.49%(质量分数); 随着温度的降低, Gd 的固溶度在 200 ℃ 时下降到仅为 3.82%, 具有理想的沉淀强化作用^[5]。

YANG 等^[6]研究了 Gd 对 Mg-Zn 合金组织和力学性能的影响, 表明 Gd 元素对该合金有细晶强化作用, 且生成的高热稳定相 $Mg_3Gd_2Zn_3$ 提高了合金的力学性能。李杰华等^[7]研究了 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验镁合金的组织 and 力学性能, 结果表明该合金在室温下比 ZM-1 合金有较优的综合性能, 而且高温拉伸性能也优于 ZM-1 合金的。然而, 关于 Mg-Zn 系合金的高温蠕变性能研究较少, 因此, 本文作者重点研究 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 砂型铸造实验镁合金在高温下的蠕变行为及蠕变机制, 为开发新型高强度耐热镁合金提供应用研究基础。

1 实验

实验合金的熔炼在 12 kg 电阻坩埚炉中, 采用 RJ-7 熔剂进行保护。Mg 和 Zn 以纯金属(99.99%)加入, Zr 以 Mg-33%Zr 中间合金加入, Gd 以 Mg-28%Gd 中间合金加入。在 720 ℃ 时浇铸成 $d 18 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ 的试棒, 用于加工蠕变试样。

Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金是在 ZM-1 (Mg-5Zn-0.6Zr) 合金的基础上适当提高 Zn 元素的含量, 并加入 2% 的重稀土元素 Gd 得到。实验合金的化学成分分析采用电感耦合等离子原子发射光谱法(ICP-AES), 制备的 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金化学成分如表 1 所列。

表 1 试验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloy (mass fraction, %)

Zn	Gd	Zr	Mg
6.11	2.19	0.50	Bal.

实验合金采用 T6 热处理工艺处理, 淬火在镁合金专用立式淬电阻阻炉中进行, 采用 FeS(硫铁矿)进行气氛保护。首先将实验合金试样加热到 350 ℃ 保温

2 h, 然后升温至 500 ℃, 保温 16 h 后, 在 80 ℃ 热水中淬火。随后在箱式电阻炉内进行时效处理, 时效温度为 200 ℃, 保温 16 h 后空冷。

蠕变试样按照 GB2039 标准加工, 蠕变试样形状尺寸如图 1 所示。蠕变实验在 CSS-3902 电子蠕变试验机上进行, 保温箱炉膛均热带长度大于 150 mm, 温度误差为 ± 1 ℃。在不同温度和应力条件下测试实验合金的蠕变曲线, 在恒定温度下施加恒定载荷。蠕变温度在 150~300 ℃ 之间, 载荷在 30~69 MPa 之间, 蠕变试验时间为 100 h。

透射电镜样品的制备是先将试样用线切割切成厚度为 0.6 mm 的薄片, 再用手工磨至 $< 0.1 \text{ mm}$, 用等离子减薄仪进行减薄。采用 Technai 30F 型透射电子显微镜进行电镜观察。

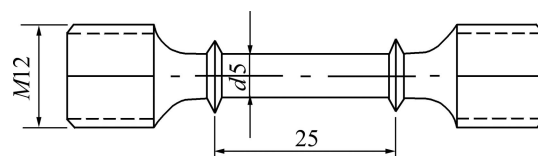


图 1 蠕变试样形状尺寸

Fig. 1 Detail drawing of creep specimen (mm)

2 结果与讨论

2.1 实验合金蠕变曲线分析

图 2 所示为 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金在 250 ℃ 和 40 MPa、50 MPa 及 60 MPa 条件下的蠕变曲线。可以看到, 在 250 ℃ 蠕变温度条件下, 当应力为 40 MPa 时, 实验合金经 100 h 仍未发生蠕变断裂; 当应力增加到 50 MPa 时, 实验合金经过 75 h 蠕变后发

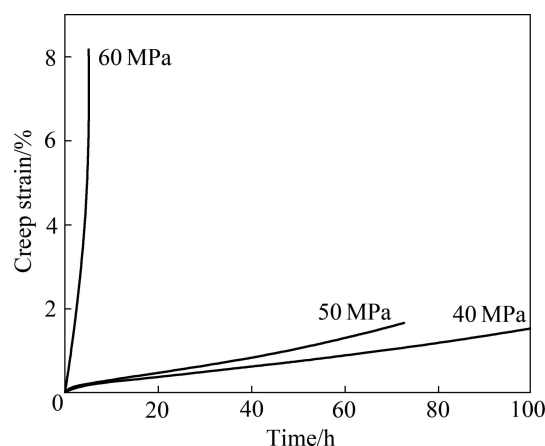


图 2 实验合金在 250 ℃、不同压力条件下的蠕变曲线

Fig. 2 Creep curves of experimental alloy at 250 ℃ and different stresses

生断裂,其断裂应变为 1.5%,稳态蠕变阶段占整个蠕变过程 1/2 以上的时间。而当应力增加到 60 MPa 时,实验合金的稳态蠕变速率呈现急剧的增长,蠕变断裂时间仅为 5 h,而断裂应变达 8.2%。

图 3 所示为 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金在 200 °C 和 40 MPa、50 MPa 及 69 MPa 3 种不同应力条件下的蠕变曲线。由图 3 可以看到,在 200 °C 蠕变温度条件下,所有试样经历 100 h 蠕变均未发生断裂,实验合金在 69 MPa 应力条件下经 100 h 后的蠕变应变仅为 0.54%。对比图 2 和图 3 可以发现,在相同应力水平下,实验合金在 200 °C 条件下的蠕变应变比 250 °C 条件下降了约一个数量级。可见温度对实验合金的蠕变影响较大,高温条件下实验合金的蠕变应变和稳态蠕变速率明显增加。

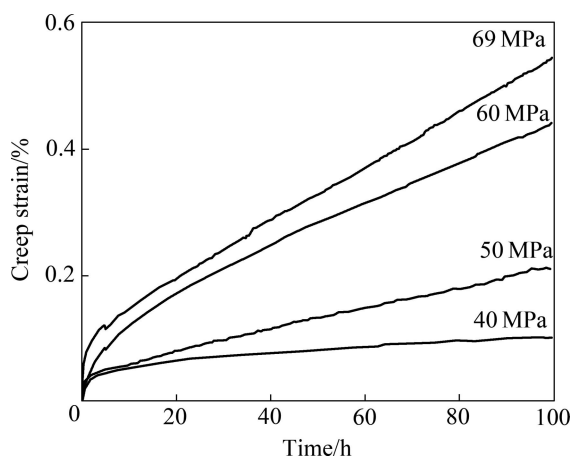


图 3 实验合金在 200 °C、不同应力条件下的蠕变曲线

Fig. 3 Creep curves of experimental alloy at 200 °C and different stresses

为了对比加入重稀土元素 Gd 后合金高温蠕变性能的变化,图 4 所示为 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金和 ZM-1 合金在 250 °C、40 MPa 条件下的蠕变曲线。由图 4 可以看到,ZM-1 合金在 250 °C、40 MPa 条件下历经 15 h 后就发生了蠕变断裂,断裂应变为 6.8%,稳态蠕变阶段很短;而实验合金在相同条件下 100 h 后仍未发生蠕变断裂,蠕变 100 h 的应变仅为 1.8%。ZM-1 合金在该实验条件下稳态蠕变速率为 $3.62 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$;而实验合金的稳态蠕变速率为 $4.00 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$,比 ZM-1 合金的降低了一个数量级。表明实验合金的抗蠕变性能较 ZM-1 合金有显著的提高。

2.2 温度和应力对稳态蠕变的影响

研究发现^[8-10],在金属和合金的蠕变过程中,稳态蠕变阶段的蠕变速率最小,其变形机制相对较为简

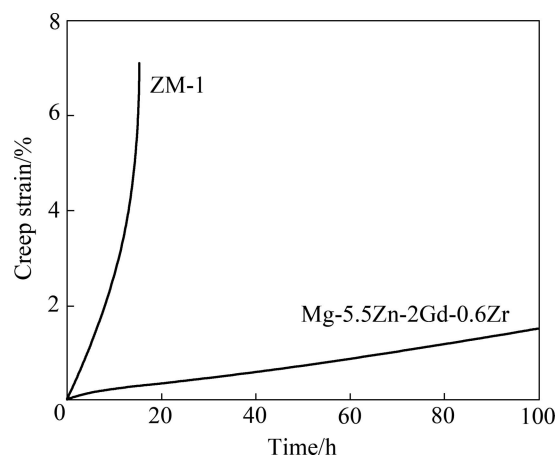


图 4 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金和 ZM-1 合金在 250 °C、40 MPa 时的蠕变曲线对比

Fig. 4 Comparison of creep curves of experimental alloy and ZM-1 alloy at 250 °C and 40 MPa

单,稳态蠕变速率一般为温度和应力的函数。描述稳态蠕变速率与温度和应力相关性的公式有多种。通常,金属和合金的稳态蠕变速率与温度和应力的关系可以用 Five-Power-Law 方程表示为

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

式中: $\dot{\epsilon}$ 是稳态蠕变速率, A 是与材料相关的常数, σ 是施加的应力, n 是应力指数, R 是摩尔气体常数, Q 是蠕变激活能, T 是热力学温度。

在应力 σ 恒定的条件下,蠕变激活能 Q 可以用下式计算:

$$Q = R \ln \left[\left(\frac{\dot{\epsilon}_1}{\dot{\epsilon}_2} \right) \left(\frac{T_1 T_2}{T_1 - T_2} \right) \right] \quad (2)$$

式中: $\dot{\epsilon}_1$ 和 $\dot{\epsilon}_2$ 分别是在温度为 T_1 和 T_2 时的稳态蠕变速率, $R=8.314 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$ 。

蠕变激活能 Q 是反应材料蠕变机理的重要参数。根据蠕变激活能的大小,可以判断蠕变过程主要是因为扩散包括晶格扩散和晶界扩散引起或者是因为其它原因引起的。

在温度 T 恒定的条件下,式(1)中的应力指数可以用下式计算得到:

$$n = \left[\frac{\partial(\ln \dot{\epsilon})}{\partial(\ln \sigma)} \right]_T \quad (3)$$

由式(3)可知应力指数即曲线 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 的斜率,因此,在某一温度下,施加不同的应力得到该条件下的稳态蠕变速率。通过拟合 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线的斜率,

可以得到实验合金在该温度下的应力指数 n 。不同的应力指数对应材料不同的蠕变机制。

表 2 所列蠕变实验测定的 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金和 ZM-1 合金在不同应力和温度条件下蠕变 100 h 后的应变和稳态蠕变速率。由表 2 可以看到, 在相同温度和应力条件下, 实验合金的稳态蠕变速率和蠕变 100 h 后的应变均比 ZM-1 合金降低了约一个数量级, 表明实验合金的抗蠕变性能较 ZM-1 合金的有显著的提高。

表 2 实验合金和 ZM-1 在不同温度和应力下的稳态蠕变速率

Table 2 Creep rate of experimental alloy and ZM-1 alloy under different temperatures and stresses

Alloy	$t/$ °C	Stress/ MPa	Creep strain/ %	Secondary creep rate/ s^{-1}
Mg-5.5Zn- 2Gd-0.6Zr	200	40	0.12	1.27×10^{-9}
		50	0.26	4.56×10^{-9}
		60	0.44	9.73×10^{-9}
		69	0.55	1.20×10^{-8}
	250	40	1.57	4.00×10^{-8}
		50	1.64	5.61×10^{-8}
		60	$5.20^{1)}$ (5 h)	2.41×10^{-6}
ZM-1	175	40	0.12	1.67×10^{-8}
		50	0.50	2.85×10^{-8}
	200	30	0.97	2.87×10^{-8}
		40	1.80	4.22×10^{-8}
		50	2.80	9.07×10^{-8}
	250	40	$6.64^{1)}$ (15 h)	3.62×10^{-7}

1) Creep rupture before reaching 100 h.

表 3 所列为在应力 σ 恒定条件下通过式(2)计算得到的在不同蠕变温度范围内实验合金和 ZM-1 合金的蠕变激活能。可以看到, ZM-1 合金在恒定应力 40 MPa 条件下, 随着温度范围的升高, 蠕变激活能趋于增加。在相同温度范围内, 随着应力的增加, 蠕变激活能也趋于增加。在应力为 40 MPa 条件下, ZM-1 合金的蠕变激活能 $Q_1=88.5$ kJ/mol, 接近 Mg 的晶界扩散激活能 $Q_{gb}=80$ kJ/mol; 而 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金在相同应力和温度区间内的蠕变激活能大于 ZM-1 合金的, 在应力为 40 MPa, 温度范围 200~250 °C 内, 实验合金的蠕变激活能 $Q_2=142.0$ kJ/mol, 接近 Mg 的自扩散激活能 $Q_{sd}=135$ kJ/mol。

研究表明^[11-13], 当镁合金的蠕变激活能接近 Mg

的晶界扩散激活能($Q_{gb}=80$ kJ/mol)时, 蠕变受晶界滑移控制; 当蠕变激活能接近 Mg 的自扩散激活能($Q_{sd}=135$ kJ/mol)时, 蠕变受位错攀移控制。因此可知在应力 40 MPa 条件下, 温度在 200~250 °C 范围内时, ZM-1 合金的蠕变受晶界滑移控制, 而 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金的蠕变受位错攀移的控制。

图 5 所示为在 200 °C 条件下 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金和 ZM-1 合金的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线。由图 5 可以看到, 稳态蠕变速率和应力的对数值之间存在线性关系, 由曲线得到在 200 °C 时 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金的应力指数 $n=4.21$, 而 ZM-1 合金在 200 °C 时的应力指数 $n=2.21$ 。

表 3 在恒定应力条件下实验合金和 ZM-1 合金在不同温度范围内的蠕变激活能

Table 3 Creep activation energy of experimental alloy and ZM-1 alloy at different temperature ranges and constant stress

Alloy	Stress/ MPa	Temperature/ °C	Creep activation/ (kJ·mol ⁻¹)
ZM-1	40	175-200	65.4
		200-250	88.5
Mg-5.5Zn- 2Gd-0.6Zr	40	175-200	81.6
		200-250	142.0
	50	200-250	103.3

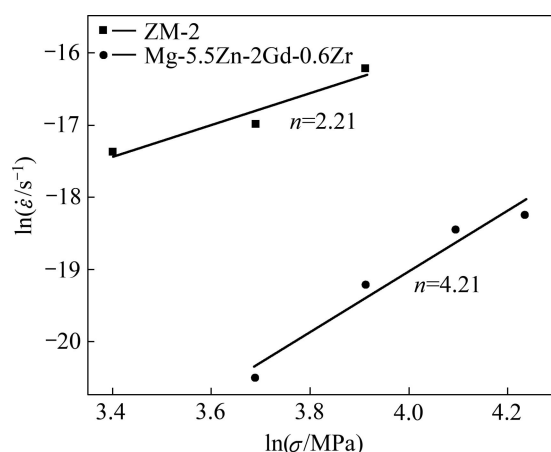


图 5 200 °C 下 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 和 ZM-1 的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线

Fig. 5 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ curves of experimental alloy and ZM-1 alloy at 200 °C

基于经典理论^[11-13]可知, 当应力指数 $n=2$ 时, 蠕变为晶界滑移机制; $n=3$ 时, 蠕变为位错粘滞运动(位错拖拽溶质原子气团运动)机制; n 为 4~6 时, 蠕变为

位错攀移机制;当 $n>7$ 时,通常认为 Five-Power-Law 方程失效。由应力指数 n 值可知, Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金在 200 °C 时的蠕变机制为位错攀移,而 ZM-1 合金在 200 °C 时蠕变机制为晶界滑移,这与由两种合金的蠕变激活能得到的蠕变机制相一致。因此,可以认为加入重稀土元素 Gd 后 ZM-1 合金的蠕变机制发生改变,在 200 °C 条件下由晶界滑移机制转变为位错攀移机制。

金属在受力后发生变形,位错会在障碍物处堆积起来,障碍物可以是晶界,也可以是第二相粒子,这些障碍物可以阻碍位错的进一步运动,提高合金的高温力学性能^[14]。图 6 所示为 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金在 200 °C、69 MPa 条件下蠕变 100 h 后的 TEM 像。由图 6 可以看到,高密度的位错在图中棒状沉淀相附近塞积,如图 6 中箭头所示。由衍射花样可知,棒状沉淀相为 $\text{Mg}_3\text{Gd}_2\text{Zn}_3$,电子束入射方向 $b=[113]$ 。

研究表明^[15],实验合金中 $\text{Mg}_3\text{Gd}_2\text{Zn}_3$ 的热稳定性比 ZM-1 合金组织中 Mg-Zn 相的热稳定性高,且 $\text{Mg}_3\text{Gd}_2\text{Zn}_3$ 相在晶界和晶内的大量弥散分布,有效阻碍了位错的运动,提高了实验合金的蠕变抗力。此外,高熔点元素 Gd 在合金基体中的固溶在一定程度上也有利于合金力学性能的提高。

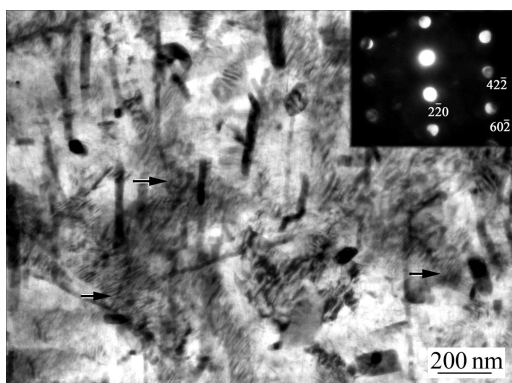


图 6 Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金蠕变后的 TEM 像

Fig. 6 TEM image of Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr experimental alloy after creep

3 结论

1) Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金的蠕变抗力较 ZM-1 合金的得到显著改善。在相同条件下,实验合金经历较长时间的稳态蠕变阶段,且稳态蠕变速率比 ZM-1 合金的降低了一个数量级。

2) 200~250 °C 时, Mg-5.5Zn-2Gd-0.6Zr 实验合金

在 40 MPa 应力时蠕变激活能 $Q=142.0$ kJ/mol, 接近 Mg 的自扩散激活能 $Q_{sd}=135$ kJ/mol。在 200 °C 时,实验合金的应力指数 $n=4.21$,说明实验合金的蠕变机制是位错攀移机制。

3) 在 ZM-1 合金的基础上加入 Gd 元素后,实验合金的蠕变机制发生改变,由晶界滑移机制转变为位错攀移机制。热稳定性高的第二相 $\text{Mg}_3\text{Gd}_2\text{Zn}_3$ 阻碍了位错的运动,提高了实验合金的高温蠕变抗力。

REFERENCES

- [1] 王渠东,丁文江. 镁合金研究开发现状与展望[J]. 世界有色金属, 2004(7): 8-11.
WANG Qu-dong, DING Wen-jiang. The current research development and prospects of magnesium alloy[J]. World Nonferrous Metals, 2004(7): 8-11.
- [2] 徐光宪. 稀土[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1997: 358.
XU Guang-xian. Rare earths[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1997: 358.
- [3] 王 斌, 易丹青, 周玲伶, 方西亚, 罗文海, 杨 洁. 稀土元素 Y 和 Nd 对 Mg-Zn-Zr 系合金组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2005, 30(7): 9-13.
WANG Bin, YI Dan-qing, ZHOU Ling-ling, FANG Xi-ya, LUO Wen-hai, YANG Jie. Influence of Y and Nd on microstructure and properties of Mg-Zn-Zr alloys[J]. Heat Treatment of Metals, 2005, 30(7): 9-13.
- [4] 王 伟. 新型 Mg-Zn-RE 系高强度高韧镁合金的开发[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2008: 8-9.
WANG Wei. Research and development of a new Mg-Zn-RE alloy with high strength high and toughness[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2008: 8-9.
- [5] MASSALSKI T B, KAMOTO H O. Binary alloy phase diagrams[M]. 2nd ed. ASM International, Materials Park, OH, 1996: 204.
- [6] YANG Jie, XIAO Wen-long, WANG Li-dong, WU Yao-ming, WANG Li-min, ZHANG Hong-jie. Influences of Gd on the microstructure and strength of Mg-4.5Zn alloy[J]. Materials Characterization, 2008, 59(11): 1667-1674.
- [7] 李杰华, 介万奇, 杨光昱. 稀土元素 Gd 对 Mg-Zn-Zr 镁合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(10): 1587-1591.
LI Jie-hua, JIE Wan-qi, YANG Guang-yu. Effect of gadolinium on microstructure and the mechanical properties of Mg-Zn-Zr cast magnesium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(10): 1587-1591.
- [8] LUO A A. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications[J]. International Materials Reviews, 2004, 49(1): 13-30.

- [9] EVANS R W, WILSHIRE B. Creep of metals and alloys[M]. London: Institute of Metals, 1985.
- [10] VAGARALI S S, LANGDON T G. Deformation mechanisms in h.c.p. metals at elevated temperatures—I. Creep behavior of magnesium[J]. *Acta Metallurgica*, 1981, 29(12): 1969–1982.
- [11] KIM W J, CHUNG S W, CHUNG C S, KUM D. Super plasticity in thin magnesium alloy sheets and deformation mechanism maps for magnesium alloys at elevated temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(16): 3337.
- [12] ZHANG P. Creep behavior of the die-cast Mg-Al alloy AS21[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(4): 277–282.
- [13] CHUNG S W, WATANABE H, KIM W J, HIGASHI K. Creep deformation mechanisms in coarse-grained solid solution Mg alloys[J]. *Materials Transactions*, 2004, 45(4): 1266–1271.
- [14] 陈志刚. SnAgCuRE 钎焊接头蠕变行为的研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2003: 16–20.
- CHEN Zhi-gang. Study on the creep behavior of SnAgCuRE solder joints[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2003: 16–20.
- [15] YANG Guang-yu, LI Jie-hua, JIE Wan-qi. Study on mechanical properties and microstructures of Mg-6Zn-2Gd-0.6Zr new sand-casting magnesium alloy[R]. Australia: The Seventh Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing, 2010: 651–654.
- (编辑 龙怀中)