

高性能碱土耐热镁合金的显微组织和蠕变性能

白 晶¹⁾ 孙扬善¹⁾ 薛 烽¹⁾ 晏井利¹⁾ 强 婧¹⁾ 陶卫建²⁾

1) 东南大学材料科学与工程学院, 南京 211189 2) 云海特种金属有限公司, 南京 211221

摘 要 利用光学显微镜(OM), 扫描电镜(SEM)及透射电镜(TEM)系统研究了碱土元素 Sr 和 Ca 加入 Mg-Al 基合金后的显微组织, 并测试了其抗蠕变性能. 实验合金的铸态组织均由 α -Mg 和沿枝晶界分布的第二相组成. 2% Sr 加入基体合金中能观察到沿晶界的离异共晶和层片共晶 Al₄Sr 相及块状三元 τ 相. 2% Ca 的加入则形成了晶界层片 Mg₂Ca 共晶和晶内的 Al₂Ca 颗粒. 而在 Mg-Al-2Sr-1Ca 中, 晶界相为块状 τ 相和层片状 Mg₂Ca 共晶, 晶内也析出 Al₂Ca 颗粒. 在 Mg-Al-2Sr-1Ca 基础上提高 Al 含量, 粗大不规则共晶 (Mg, Al)₂Ca 相在晶界处形成并不断增多, Mg₂Ca 及 τ 相逐渐减少, 当 Al 含量到 7% 时, 出现了新的细小层片状 Al₄Sr 相. Sr、Ca 元素加入 Mg-Al 合金, 改善了合金的抗蠕变性能, 其中 Mg-5Al-2Sr-1Ca 和 Mg-6Al-2Sr-1Ca 合金显示所有实验合金中最好的蠕变抗力. 根据 Power-law 公式, 在 175 °C/50~80 MPa 和 70 MPa/150~200 °C 蠕变下, Mg-Al-2Sr 合金在较低应力 (<60 MPa) 下蠕变表现为扩散控制的位错攀移机制, 而在高应力下出现 Power-law 公式的失效; Mg-Al-2Sr-1Ca 合金蠕变则受到了扩散控制的位错机制和晶界滑移机制的共同作用.

关键词 镁合金; 锶; 钙; 显微组织; 抗蠕变性能

分类号 TG 146.22

Mg-Al 基合金由于具有良好的压铸、加工和力学性能, 是目前应用最广泛的镁合金系, 并且该合金具有密度小、比强度、比刚度高优点, 已经被大量应用于汽车工业^[1]. 然而目前工业上应用最广的 Mg-Al 基合金, 如 AZ91D、AM60B 等, 在服役温度超过 125 °C 时强度和抗蠕变性能迅速下降, 不能用于汽车发动机和传动机构等部件^[2]. 国内外汽车界普遍认为要实现实质意义的汽车轻量化, 必需使镁合金大量应用于汽车动力系统的构件, 因此开发工作温度在 150 °C 以上的耐热镁合金成为镁合金研究领域的热点之一.

近年来的研究发现, 碱土元素 Sr 和 Ca 加入镁铝基合金会在基体中形成熔点很高的中间相. 在高温下这些相不易分解, 能有效地阻止晶界运动, 使合金的高温力学性能特别是抗蠕变性能得到显著改善^[3-4]. 笔者所在的课题组对含 Sr、Ca 的碱土耐热镁合金进行了系统的研究, 在此基础上开发了多种具有优良抗蠕变性能的碱土 Mg-Al 合金. 本文报道了在 Mg-Al 基合金中分别加入 Sr 或 Ca 以及 Sr 和 Ca 复合加入后对合金的组织 and 性能的影响. 此

外, 还系统研究了含 Sr 和 Ca 的 Mg-Al 合金中 Al 含量变化引起的组织和性能变化. 这些结果为碱土镁铝合金的应用提供了实验依据.

1 实验方法

设计了以 Mg-Al 为基体的六种合金, 设计成分如表 1. 表中 AJ42 和 AC42 分别在基体中加入了 2% (以下如无注明均为质量分数) 的 Sr 和 Ca. 合金 AJC421 是 AJ42 中加入 1% Ca. 在 AJC421 基础上提高 Al 含量, 制备了 AJC521、AJC621 和 AJC721 三种合金.

表 1 制备合金的化学成分

合金	Al	Sr	Ca	Mn	Mg
AJ42	4.0	2.0	—	0.3	余量
AC42	4.0	—	2.0	0.3	余量
AJC421	4.0	2.0	1.0	0.3	余量
AJC521	5.0	2.0	1.0	0.3	余量
AJC621	6.0	2.0	1.0	0.3	余量
AJC721	7.0	2.0	1.0	0.3	余量

合金在低碳钢坩埚中熔炼, Sr 和 Ca 分别以 Mg-27Sr (含 27% Sr) 和 Mg-30Ca (含 30% Ca) 中间合金的形式加入, 并采用原子数分数 1% SF₆ + 99% CO₂ 混合气体保护. 合金元素完全溶解后, 在 700 °C 下保温 10 min 后浇注入水冷铜模.

收稿日期: 2006-10-10 修回日期: 2007-01-03

基金项目: 国家“863”计划资助项目 (No. 2001AA331030-01); 江苏省自然科学基金预研项目 (No. BK2004208); 东南大学优秀博士学位论文基金资助项目

作者简介: 白 晶 (1981-), 男, 博士研究生; 孙扬善 (1946-), 男, 教授, 博士生导师

合金的蠕变性能测试在 RD₂₋₃ 高温蠕变仪上进行, 采用 $\phi 10$ mm、标距 100 mm 的标准圆棒试样. 拉伸测试采用标距为 18 mm \times 3.2 mm \times 1.8 mm 的片状试样. 文中拉伸和蠕变实验结果均为 2~3 组实验的平均值. 合金的显微组织在 Olympus BHM 金相显微镜 (OM)、FEI FEG 扫描电子显微镜 (SEM) 和 JEOL JEM2000EX 透射电子显微镜 (TEM) 上进行观察. 合金相的鉴别采用扫描电镜的能谱附件 (EDAX) 和选区电子衍射 (SAD) 方法进行.

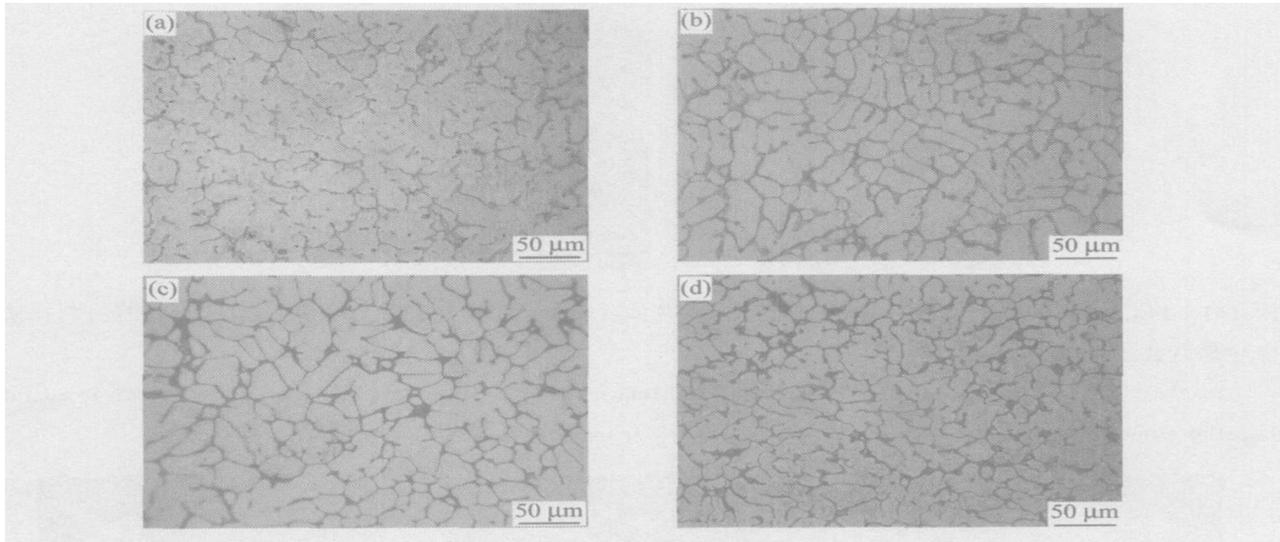


图1 实验合金的金相显微照片. (a) AJ42; (b) AC42; (c) AJC421; (d) AJC721

Fig. 1 Optical micrographs of the studied alloys: (a) AJ42; (b) AC42; (c) AJC421; (d) AJC721

组织的形貌及枝晶间距没有明显变化, 其中间相的体积分数则略有增加, 如图 1(d) 所示 AJC721 的金相组织.

SEM 观察显示 AJ42 中的第二相主要呈现三种形貌: 呈白色衬度的条状离异共晶和少量细小层片状共晶, 以及呈灰色衬度的块状相 (图 2(a)). 离异共晶和层片状共晶更清楚的形貌分别如图 2(b) 和 (c) 中 TEM 像所示. 通过选区衍射花样标定, 这两种形貌的共晶相均为 Al₄Sr. 此外, 由于现在的文献资料中缺少相关的数据资料, 灰色块状相的具体结构还不能确定. EDAX 能谱分析表明, 这种相为 Mg-Al-Sr 三元化合物, 化学成分约为 Mg-12.4% Al-9.6% Sr-Mg. Baril 等人^[5]对 Mg-Al-Sr 合金的研究中也观察到了相似的块状相, 并且根据 EDAX 结果定义了它的化学计量式为 Al₃Mg₁₃Sr, 但仍未能确定其结构. 本文中将此相暂命名为 τ 相. 图 2(d) 和 (e) 分别是 AC42 的 SEM 和 TEM 像及衍射花样. 由图可见, 合金中晶界相只有层片状共晶相, 经标定这种相为具有 Laves 结构的六方

2 实验结果

2.1 铸态显微组织

图 1 显示了几种实验合金的铸态金相组织. 可以看出, 合金的显微组织均为枝晶 α -Mg 基体和沿枝晶界分布的中间相. AJ42 的中间相数量较少 (图 1(a)), 而 AC42 的中间相比 AJ42 多, 且形成了几乎连续的网状分布 (图 1(b)). AJC421 中形成了更多网状分布的中间相且枝晶间距明显减小 (图 1(c)). 在 AJC421 的基础上增加 Al 含量, 显微

C14-Mg₂Ca. 同时在图 2(d) 中还能观察到很多在晶粒内部有一定方向性的细小颗粒, 如图中箭头所示. 颗粒的形貌和分布与刘满平等人^[6]报道的铸态 Mg-5Al-1Ca 合金中的颗粒相相同. 根据他们的研究, 这种颗粒为 Al₂Ca 相.

图 3 为几种 AJC 合金的 SEM 和 TEM 显微组织. AJC421 的晶界中间相主要有呈白色衬度的层片状共晶相和灰色的块状相 (图 3(a)). 图 3(b) 为共晶的 TEM 像及衍射花样, 标定后可知此相与 AC42 中的层片共晶一样为 C14-Mg₂Ca 相. 而灰色的块状相的形貌及化学成分均与 AJ42 中的块状相类似, 可以认定此相正是前述的 Mg-Al-Sr 三元 τ 相. AJC421 中也能观察到与 AC42 合金相同的分布在晶内的颗粒相. TEM 观察显示这种颗粒相呈盘状且平行于 α -Mg 的基面 (图 3(c)). 根据衍射花样标定, 这种颗粒是面心立方 Laves 结构的 C15-Al₂Ca 相, 与上述 AC 合金中颗粒相相同. 图 3(c) 中的电子衍射分析结果还表明该相与 α -Mg 存在如下的位相关系: $(111)_{C15} // (0001)_{\alpha-Mg}$,

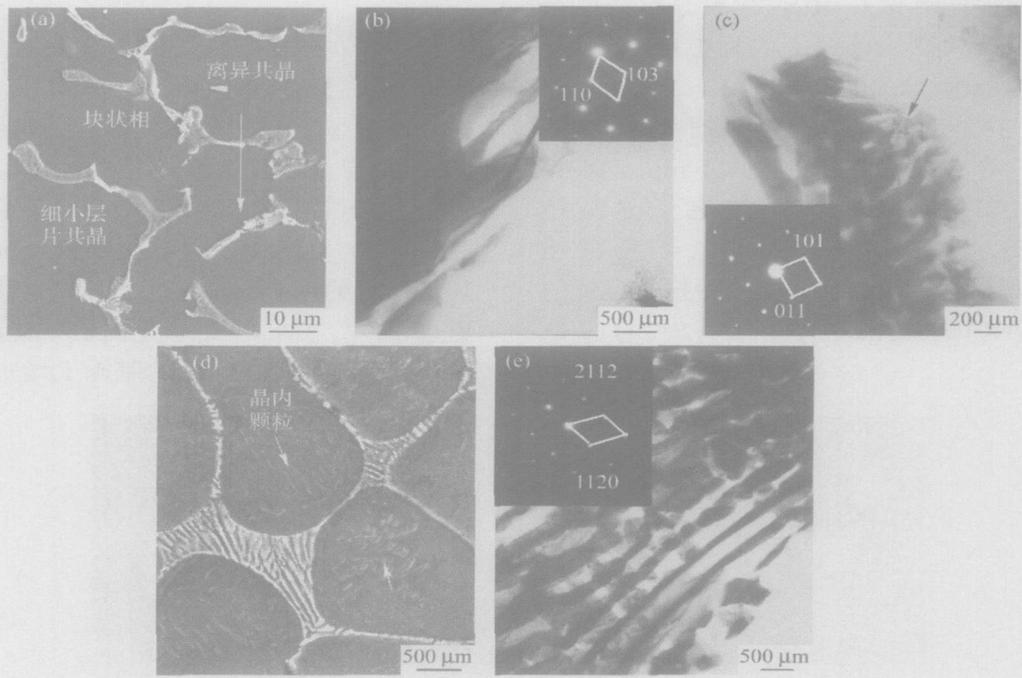


图 2 SEM 照片: (a) AJ42, (d) AC42; TEM 明场像及相应的 SAD 花样: (b) AJ42 中离异共晶 Al_4Sr ($B = \bar{3}\bar{3}1$) 和 (c) 层片状共晶 Al_4Sr ($B = 11\bar{1}$), (e) AC42 中层片共晶 Mg_2Ca ($B = \bar{2}203$).

Fig. 2 SEM micrographs: (a) AJ42, (d) AC42; TEM bright field images and corresponding SAD patterns: (b) divorced eutectic Al_4Sr ($B = \bar{3}\bar{3}1$) and (c) lamellar eutectic Al_4Sr ($B = 11\bar{1}$) in AJ42, (e) lamellar eutectic Mg_2Ca in AC42 ($B = \bar{2}203$).

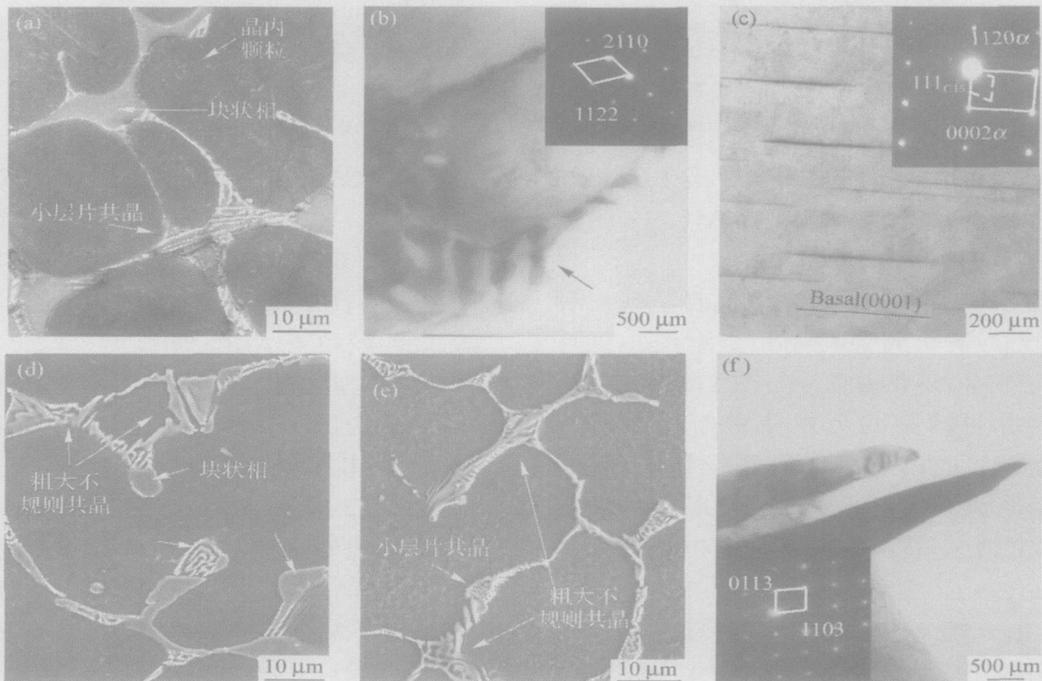


图 3 SEM 照片: (a) AJC421, (d) AJC621, (e) AJC721; TEM 明场像及相应衍射花样: (b) AJC421 中层片状共晶 Mg_2Ca ($B = 0\bar{2}23$), (c) AJC421 中盘状 Al_2Ca 颗粒相 ($B = [\bar{1}10]_{c15} // [\bar{1}100]_{\alpha}$), (f) AJC721 中粗大的共晶 (Mg, Al) $_2Ca$ 相 ($B = 30\bar{3}1$).

Fig. 3 SEM micrographs: (a) AJC421, (d) AJC621, (e) AJC721; TEM bright field images and corresponding SAD patterns: (b) lamellar eutectic Mg_2Ca ($B = 0\bar{2}23$) in AJC421, (c) plate-shaped Al_2Ca particles ($B = [\bar{1}10]_{c15} // [\bar{1}100]_{\alpha}$) in AJC421, (f) coarse eutectic (Mg, Al) $_2Ca$ ($B = 30\bar{3}1$) in AJC721

$[\bar{1}10]_{C15} // [\bar{1}100]_{\alpha-Mg}$. 在 AJC421 合金的基础上逐步提高 Al 的含量, 合金的显微组织中层片共晶和块状 τ 相逐渐减少, 且出现了另一种呈不规则形貌的粗大共晶相. 图 3(d) 为 AJC621 的 SEM 显微组织, 其中间相主要是上述粗大共晶和少量块状三元 τ 相. 进一步提高 Al 量至 7%, 三元块状 τ 相消失, 但合金中能明显观察到另一种更加细小的层片共晶 (图 3(e)). 图 3(f) 为 AJC721 中粗大共晶的 TEM 像及衍射花样. 标定结果表明粗大共晶相为 $(Mg, Al)_2Ca$, 它具有 Laves 双六方 C36 结构. C36- $(Mg, Al)_2Ca$ 与 C14- Mg_2Ca 的晶体结构相似, 均为六方 Laves 相, 只是 C36 结构沿 $[0001]$ 方向的晶格常数为 C14 的 2 倍. 而新的细小层片状共晶相成分与 AJC421 中的 C14- Mg_2Ca 明显不同, 主要为 Al、Sr 两种元素, 其结构与 AJ42 中 Al_4Sr 相同. 因此可以确定 Al 含量的增加使合金中含 Sr 相由 τ 相逐步转化为 Al_4Sr .

2.2 抗蠕变性能

本文对所有制备合金进行了 175 °C/70 MPa 和 200 °C/70 MPa 条件下、时间为 100 h 的蠕变实验, 其

蠕变曲线分别如图 4(a) 和 4(b) 所示. 为了更直观的比较, 本文还以同样工艺制备了现在应用较广的耐热镁合金 AE42 ($Mg-4Al-2RE$), 并进行了 175 °C/70 MPa 下的蠕变测试, 其蠕变曲线也列于图 4(a) 中. 从图可见, 在 175 °C/70 MPa 条件下, 合金 AE42 蠕变 60 h 后即发生断裂, 显示出很差的抗蠕变性能. 本文制备的含碱土的镁合金在两种条件下蠕变寿命均大于 100 h, 且在 100 h 时都保持在蠕变的第二阶段, 但 AJ42 的蠕变延伸率明显高于其他合金. 从蠕变曲线的稳态阶段 (第二阶段) 的斜率可以计算出稳态蠕变速率 (最小蠕变速率), 表 2 中列出了各合金的蠕变速率以及 100 h 蠕变延伸率及蠕变寿命. 从表中数据可知, 同时加入 Sr 和 Ca 的四种 AJC (421~721) 合金都有较好的蠕变性能. 在 175 °C/70 MPa 下, 这四种合金的稳态蠕变速率均比 AE42 下降了两个数量级. 其中, AJC621 和 AJC521 在 175 °C 和 200 °C 时分别显示了最小的稳态蠕变速率及延伸率, 表现出比其他合金相对更好的蠕变性能. 但随着 Al 含量的进一步升高, 合金的抗蠕变性能则略有降低.

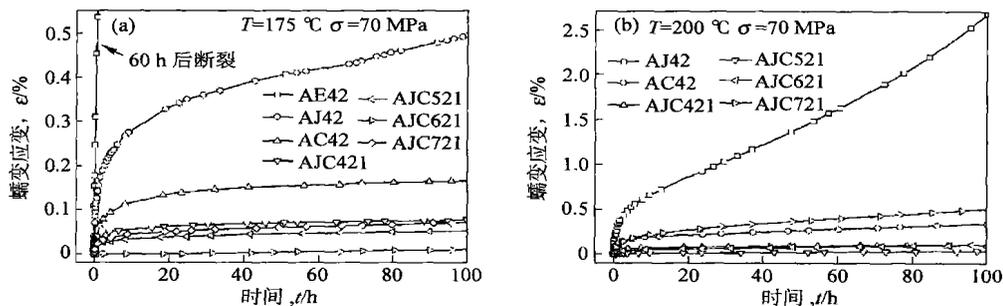


图 4 实验合金 100 h 蠕变曲线: (a) 175 °C/70 MPa, (b) 200 °C/70 MPa.

Fig. 4 Creep curves of the studied alloys for 100 h at (a) 175 °C/70 MPa and (b) 200 °C/70 MPa.

表 2 实验合金 175 °C/70 MPa 和 200 °C/70 MPa 下的稳态蠕变速率及 100 h 蠕变延伸率

Table 2 Secondary creep rate and 100 h creep elongation of the studied alloys at 175 °C/70 MPa and 200 °C/70 MPa

合金	175 °C, 70 MPa, 100 h		200 °C, 70 MPa, 100 h	
	稳态蠕变速率, $\dot{\epsilon}/10^{-9} s^{-1}$	100 h 蠕变延伸率, $\epsilon_t/\%$	稳态蠕变速率, $\dot{\epsilon}/10^{-9} s^{-1}$	100 h 蠕变延伸率, $\epsilon_t/\%$
AE42	56	2.96 *	—	—
AJ42	5.63	0.50	50.6	2.67
AC42	0.67	0.17	4.29	0.34
AJC421	0.35	0.08	0.96	0.11
AJC521	0.35	0.05	0.92	0.06
AJC621	0.29	0.01	1.59	0.11
AJC721	0.60	0.07	7.48	0.52

注: * 表示蠕变断裂延伸率

镁合金稳态蠕变速率 ($\dot{\epsilon}$) 随着应力 (σ) 和绝对温度 (T) 的变化而变化, 通常可以用如下的 Power-law 公式来描述^[2]:

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

式中, A 是材料相关的常数, n 是应力指数, Q 是蠕变激活能, R 是气体常数. 对式(1)两边取自然对数可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sigma - Q/RT \quad (2)$$

根据式(2), 应力指数 n 可以在一定的温度下, 通过计算 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \sigma$ 曲线的斜率求得; 而蠕变激活能 Q 可以在一定的应力下, 计算 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $1/T$ 曲线的斜率求得.

本文测试了 AJ42 和 AJC421 两种合金分别在

175 °C/50~80 MPa 时和 70 MPa/150~200 °C 时的蠕变性能,并计算了 n 和 Q ,其值分别示于图 5(a)和(b).当温度为 175 °C 时,合金 AJ42 的 n 值出现了两段,在较低应力(<60 MPa)时为 5.12,而在高

应力(>60 MPa)时突然跃升到 12.39. AJC421 合金在实验应力范围内则没有出现 n 值的跃升,其值为 3.35. 在应力为 70 MPa 时,两种合金的 Q 保持一定,分别为 $69.9 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 和 $123.3 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$.

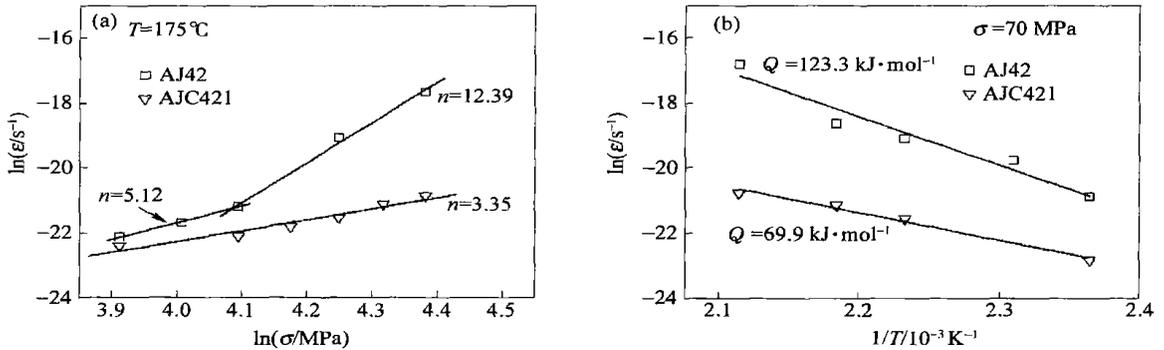


图 5 (a) 175 °C 下稳态蠕变速率随应力的变化;(b) 70 MPa 下稳态蠕变速率随温度的变化.

Fig.5 (a) Secondary creep rate dependence on applied stress at 175 °C; (b) secondary creep rate dependence on temperature at 70 MPa.

2.3 蠕变后显微组织

为了更好地说明碱土 Sr 和 Ca 改善 Mg-Al 合金抗蠕变性能的原因,本文对实验合金蠕变 100 h 后沿试样纵截面的显微组织进行了观察.在 AJ42 合金 200 °C/70 MPa 蠕变后的组织中可以发现一些形成在中间相上的细小裂纹,但中间相形貌与铸态

相比没有出现明显变化(图 6(a)). AC42 合金 200 °C/70 MPa 蠕变后没有发现裂纹的形成,但层片共晶的局部区域出现了破碎变形的现象(图 6(b)).与蠕变前的铸态相比, AJC 系合金显微组织在 200 °C/70 MPa 蠕变后没有发生明显的变化.图 6(c)显示了 AJC421 蠕变后的显微组织.

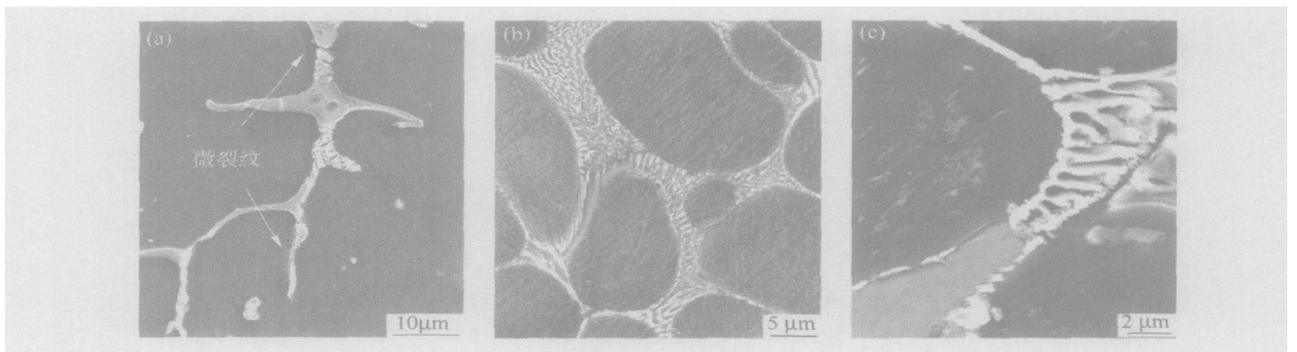


图 6 实验合金 200 °C/70 MPa 蠕变后 SEM 照片. (a) AJ42; (b) AC42; (c) AJC421

Fig.6 SEM micrographs of the studied alloys after creep at 200 °C/70 MPa: (a) AJ42; (b) AC42; (c) AJC421

3 讨论

近来研究已经证实 Mg-Al 合金的蠕变变形在很大程度上是依靠晶界的滑移变形,因此第二相的形貌及稳定性成为影响其抗蠕变性能的关键因素^[2,7].例如在常用的铸造 Mg-Al 基合金(AZ 或 AM 系)中, β -Mg₁₇Al₁₂相是室温下的主要强化相,但是 β 相的熔点较低(437 °C),随着温度升高,原子扩散加剧,容易被软化和粗化,造成高温下晶界强度明显减弱,从而导致在形变过程中易于沿晶界滑动以及裂纹形成^[8-9].另外,在温度较高时,这些合金基体中会沿晶界非连续析出粗大的胞状 β 相,从而

更进一步促进晶界的滑移变形^[10].因此, β 相的形成,尤其是其在高温蠕变过程中的非连续析出,通常被认为是降低镁铝合金高温抗蠕变性能的主要因素.而对于现在应用最广泛的耐热镁合金 AE42,虽然铸态下形成了熔点很高的 Al₁₁RE₃ 相并抑制了 β -Mg₁₇Al₁₂ 相的生成,但 Al₁₁RE₃ 相在高于 150 °C 以后会发生分解生成 Al₂RE 和 Al,而后者又会和 Mg 反应形成 Mg₁₇Al₁₂ 相,因而造成蠕变抗力的下降^[11].碱土金属 Sr 和 Ca 加入 Mg-Al 合金后抑制了铸态下 β 相的形成及高温下的非连续析出,并且形成具有很高热稳定性的中间相,Al₄Sr、 τ 相、Mg₂Ca 及 (Mg, Al)₂Ca 等,它们在高温下不会发生

分解或较大变形(图6), 因此提高了 Mg-Al 合金的高温抗蠕变性能。

在本文制备的各种合金中, 只含有 Sr 的合金 AJ42 抗蠕变性能相对较低, 但加入了 1% Ca 后抗蠕变性能明显提高。这主要是由于加入 Ca 后合金中中间相的体积分数增加并且形成了沿晶界连续的网状分布。这些网状分布的稳定中间相能够有效地阻碍蠕变中的晶界滑移, 从而提高了合金的蠕变抗力。此外, Ca 的加入不但形成了结构更加稳定的拓扑密排 Laves 相, 而且在晶粒内部析出了大量的细小 Al_2Ca 颗粒, 这些颗粒相能够有效地阻碍基体中位错的运动, 因而进一步减小了合金的蠕变变形。

根据闵学刚等人^[12]的价电子结构计算, Al_2Ca 相的稳定性高于 Mg_2Ca , 而作为 Mg_2Ca 与 Al_2Ca 的过渡, $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ 的稳定性也应高于 Mg_2Ca 。另外根据本课题组在 400°C 对 AJC 合金长时间热处理研究表明, 与三元 τ 相比 Al_4Sr 相有更高的热力学稳定性。因此, 在 AJC 系合金中, 随着 Al 含量增加, 更稳定的 $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ 相增多, 使合金的蠕变抗力逐渐提高; 但当 Al 含量继续增大, τ 相逐渐转变为 Al_4Sr 相, 导致合金的蠕变抗力又有所下降。

经典的多晶材料蠕变机理认为材料的蠕变行为可以由应力指数 n 和蠕变激活能 Q 来推断, 长期以来镁合金的蠕变机理研究也是基于 n 和 Q 值的计算^[2,7,13]。基于经典理论, 当 $n=3\sim 6$ 时, 可以解释为位错蠕变; $n=3$ 时, 蠕变为位错粘滞运动(位错拖拽溶质原子气团运动)机制; $n=4\sim 6$ 时, 蠕变为位错攀移机制。而当 $n>7$ 时, 通常被认为是 Power-law 公式的失效, 其原因现在还没有可靠的理论解释。另一方面, 当 $Q\approx 143\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ (Al 在 Mg 中的扩散激活能)时, 蠕变受 Al 原子在 Mg 中的扩散控制; $Q\approx 92\sim 135\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ (Mg 的自扩散激活能)时, 蠕变受 Mg 的自扩散控制; $Q\approx 80\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 时, 蠕变受晶界扩散控制; $Q\approx 30\sim 45\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 时, 蠕变受晶界滑动控制。本文对几种 AJ(C)合金的 n 和 Q 值的计算结果见图 5(a)和(b)。AJ42 在较低应力时, n 约为 5, 其 Q 值接近 Mg 的自扩散激活能($135\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$), 因此可以判断其为扩散控制的位错攀移蠕变。而在应力较高时, n 值很高, 意味着 Power-law 的失效。AJC421 合金在 $50\sim 80\text{ MPa}$ 时, n 值在 $3\sim 4$ 范围内, 蠕变可能受到位错粘滞运动和位错攀移共同作用。然而如果是位错粘滞运动蠕变, 其 Q 值应接近 $143\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$; 而位错攀移蠕变, 其 Q 值则应在 $92\sim 135\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 范围内。但 AJC421 的 Q 值为 $69.9\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$, 明显小于上述值, 而更接近于

晶界扩散的激活能 $80\text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 。因此可以推断 AJC421 的蠕变行为受到了扩散控制的位错机制和晶界滑移机制的共同作用。

迄今为止, 已有很多关于镁合金蠕变机理的研究, 但几乎都是基于宏观的 Power-law 公式, 却很少有微观组织分析加以证实。对于 Mg-Al 合金, 特别是碱土 Mg-Al 合金, 蠕变机理的解释尚有很多不尽人意的地方。本课题组下面的工作将进一步从宏观和微观两方面深入研究 Mg-Al 合金的蠕变机理, 力图寻找出对 Mg-Al 基合金普遍适用的蠕变机制。

4 结论

(1) 碱土镁铝合金的铸态组织均由 $\alpha\text{-Mg}$ 和沿枝晶界分布的第二相组成。AJ42 中能观察到条状离异共晶和层片状共晶 Al_4Sr 及块状三元 τ 相。AC42 中形成了沿晶界分布的层片状共晶 $\alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_2\text{Ca}$ 和晶内析出的 Al_2Ca 颗粒相。1% Ca 加入 AJ42 合金中在晶界形成块状 τ 相和层片 Mg_2Ca , 晶内也析出了 Al_2Ca 颗粒。在 AJC421 基础上增加 Al 含量, 粗大不规则共晶 $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ 相在晶界处形成并不断增多, Mg_2Ca 及 τ 相逐渐减少, 当 Al 含量到 7% 时能明显观察到细小层片状 Al_4Sr 相。

(2) Sr、Ca 元素加入 Mg-Al 合金, 特别是 Sr 和 Ca 的联合加入, 大幅度改善了合金的抗蠕变性能。在 AJC 合金中当 Al 控制在 5%~6% 时合金的抗蠕变性能可达到最佳值, 但继续提高 Al 含量则导致合金抗蠕变性能的下降。

(3) 根据 Power-law 公式, 在 $175^\circ\text{C}/50\sim 80\text{ MPa}$ 和 $70\text{ MPa}/150\sim 200^\circ\text{C}$ 蠕变下, AJ42 在较低应力下蠕变表现为扩散控制的位错攀移机制, 而在高应力下出现 Power-law 公式的失效; AJC421 合金蠕变则受到了扩散控制的位错机制和晶界滑移机制的共同作用。

参 考 文 献

- [1] Luo A, Pegguleryuz M O. Cast magnesium alloys for elevated temperature applications. *J Mater Sci*, 1994, 29(20): 5259
- [2] Luo A A. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications. *Int Mater Rev*, 2004, 49(1): 13
- [3] Pegguleryuz M O, Baril E. Creep resistant magnesium diecasting alloys based on alkaline earth elements. *Mater Trans*, 2001, 42(7): 1258
- [4] Jing B, Yangshan S, Shan X, et al. Microstructure and tensile creep behavior of Mg-4Al based magnesium alloys with alkaline-earth elements Sr and Ca additions. *Mater Sci Eng A*, 2006, 419(1/2): 181
- [5] Baril E, Labelle P, Pegguleryuz M O. Elevated temperature Mg-

- Al-Sr: creep resistance, mechanical properties, and microstructure. *JOM*, 2003, 55(11): 34
- [6] Liu M P, Wang Q D, Zeng X Q. Mechanical properties and creep behavior of Mg-Al-Ca alloys// Ke W, Han E H, Han Y F, et al. *Materials Science Forum*. Beijing: Trans Tech publications, 2005; 763
- [7] Pekguleryuz M O, Kaya A A. Creep resistant magnesium alloys for powertrain applications. *Adv Eng Mater*. 2003, 5(12): 866
- [8] Blum W, Watzinger B, Zhang P. Creep of die-cast light-weight Mg-Al-base alloy AZ91hp. *Adv Eng Mater*, 2000, 2(6): 349
- [9] Guangyin Y, Yangshan S, Wenjiang D. Effects of Sb addition on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy. *Scripta Mater*, 2000, 43(11): 1009
- [10] Bradai D, Kadi H M. The kinetics of the discontinuous precipitation and dissolution in Mg-rich Al alloys. *J Mater Sci*. 1999, 34: 5331
- [11] Xue S, Sun Y S, Ding S S, et al. Effects of calcium additions on microstructure and creep behaviour of AE(42) alloy. *Mater Sci Technol*. 2005, 21(7): 847
- [12] Min X, Sun Y, Xue F, et al. Analysis of valence electron structures (VES) of intermetallic compounds containing calcium in Mg-Al-based alloys. *Mater Chem Phys*, 2003, 78: 88
- [13] Regev M, Aghion E, Rosen A. Creep studies of AZ91D pressure die casting. *Mater Sci Eng A*. 1997; 123

Microstructures and creep properties of high-performance heat-resistant magnesium-alkaline earth alloys

BAI Jing¹⁾, SUN Yangshan¹⁾, XUE Feng¹⁾, YAN Jingli¹⁾, QIANG Jing¹⁾, TAO Weijian²⁾

1) Department of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, China

2) Welbow Metals Co. Ltd., Nanjing 211221, China

ABSTRACT The microstructures of Mg-4Al alloys containing alkaline earth Sr and Ca were investigated by optical microscope (OM), scanning electronic microscope (SEM) and transmission electron microscope (TEM), and creep properties were also tested. The as-cast microstructure of the studied alloys consists of dendritic α -Mg and grain boundary second-phases. Divorced eutectic and lamellar eutectic Al₄Sr, and bulky ternary τ phase are observed along grain boundary with 2% of Sr addition to the based alloy. 2% of Ca addition results in the formation of lamellar eutectic Mg₂Ca at grain boundary and Al₂Ca particles in grains. In the Mg-4Al-2Sr-1Ca alloy, grain boundary phases are τ phase and lamellar eutectic Mg₂Ca, and Al₂Ca particles are also precipitated in grains. With the increase of Al content in the Mg-4Al-2Sr-1Ca, the coarse irregular-shaped (Mg, Al)₂Ca eutectic forms along grain boundary and its volume fraction gradually increases, meanwhile Mg₂Ca and τ phase gradually decrease. The new fine lamellar Al₄Sr appears when the Al content reaches to 7%. The additions of Sr and Ca improve the creep resistance of Mg-Al alloys significantly, and the Mg-5Al-2Sr-1Ca and Mg-6Al-2Sr-1Ca alloys indicate the best creep properties in all studied alloys. According to the power-law equation, under conditions of 175 °C/50~80 MPa and 70 MPa/150~200 °C, the creep behavior of the Mg-4Al-2Sr alloy is diffusion controlled dislocation climb at lower stresses (<60 MPa) and shows the breakdown of power-law at higher stresses. The creep mechanism of the Mg-4Al-2Sr-1Ca alloy seems to be the combined effect of diffusion controlled dislocation movement and grain boundary sliding.

KEY WORDS magnesium alloys; strontium; calcium; microstructure; creep resistance