

添加少量钙的AZ91D镁合金熔体的黏度

弭光宝¹, 何良菊¹, 李培杰¹, P.S.Popel², I.S.Abaturvov²

(1. 清华大学 新材料国际研发中心, 北京 100084;

2. Ural State Pedagogical University, 26 Cosmonavtovst, Ekaterinburg 620017, Russia)

摘 要: 采用坩埚扭摆振动法测量了添加少量钙的 AZ91D 镁合金熔体的黏度, 获得了 600~870 °C 温度区间内升温 and 降温过程中的黏度—温度关系曲线 $\nu(t)$ 和黏度—钙添加量关系曲线 $\nu(w)$ 。结果表明: AZ91D 镁合金熔体的曲线 $\nu(t)$ 发生了不可逆转变; 曲线 $\nu(t)$ 发生转折的温度对钙元素的添加量具有强烈依赖性, 钙添加量(质量分数)为 0.4% 时, 升温 and 降温过程的曲线 $\nu(t)$ 出现多温度点的黏度值相符合现象; 曲线 $\nu(w)$ 具有显著的区间性特征, 钙添加量为 0.7%~0.8% 时, 开始出现较多的新相。

关键词: 黏度; AZ91D 镁合金; 钙; $Mg_{17}Al_{12}$ 相; 熔体结构转变

中图分类号: TG 290; TG 113.26⁺¹

文献标识码: A

Viscosity of AZ91D magnesium alloy melt with small additions of calcium

MI Guang-bao¹, HE Liang-ju¹, LI Pei-jie¹, P.S.Popel², I.S.Abaturvov²

(1. Advanced Materials International R&D Center, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

2. Ural State Pedagogical University, 26 Cosmonavtovst, Ekaterinburg 620017, Russia)

Abstract: The method of crucible rotating oscillation damping was used for measurement of viscosity of the AZ91D magnesium alloy melt with small additions of calcium. The viscosity was measured in ascent and descent temperature interval from 600 °C to 870 °C. The curves of melt viscosity versus temperature $\nu(t)$ with different calcium additions and the curves of melt viscosity versus calcium additions $\nu(w)$ at different temperatures were obtained. The results show that the $\nu(t)$ curve of AZ91D magnesium alloy melt has the phenomenon of irreversible transition. The temperature corresponding to the break point of $\nu(t)$ curve has dependence relation with addition of calcium. With calcium content (mass fraction) of 0.4%, the $\nu(t)$ curves of ascent temperature and descent temperature process have the same viscosity at many temperature points. The $\nu(w)$ curve presents interzone characteristic and new phases appear with the calcium content of 0.7%~0.8%.

Key words: viscosity; AZ91D magnesium alloy; calcium; $Mg_{17}Al_{12}$ phase; melt structure transition

自从人们根据双体分布函数和原子间作用势推导出液体黏度计算公式以来, 液态金属结构与其黏度之间关系的研究开始成为凝聚态物理中一个重要而难解的课题^[1-3]。在过去 50 多年里, 广大科技工作者对黏

度的性质和本质进行了较为深入的研究, 提出了许多关于黏度、温度及熔体结构关系的描述, 为目前通过黏度变化规律认识熔体微观结构奠定了很好的基础^[4-8]。但是, 由于合金熔体微观结构的复杂性和不稳

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB613702)

收稿日期: 2008-06-24; **修订日期:** 2008-12-04

通讯作者: 弭光宝, 博士研究生; 电话: 010-62773639; E-mail: mgb07@mails.tsinghua.edu.cn

定性, 黏度与合金熔体结构的对应关系仍需进一步探索。

镁合金因具有良好的铸造性能、力学性能而被广泛应用于汽车、交通等领域。当前, 随着轻量化技术的迅速发展, 对该合金的综合性能提出了更高的要求, 如何进一步改善合金组织、提高成形性能是广大研究工作所共同关注的问题。

在 AZ91D 镁合金熔体中添加少量的钙元素可显著降低其氧化倾向, 改善组织致密性、热处理敏感性和耐高温性能, 但是添加的钙元素超过一定量时会大大增加合金产生脆性和热裂的倾向^[9-10]。先前的工作分析了在 AZ91D 镁合金中添加少量钙($0 \leq w(\text{Ca}) \leq 1.0\%$)对晶粒尺寸、晶界组织、热裂及力学性能的影响, 即随着钙添加量的增大, 合金的晶粒及晶界组织细化趋势较为明显, 其作用机制与新相 Al_2Ca 的析出行为及其凝固过程中溶质过冷层的阻隔效果密切相关^[11]。为了进一步认识钙对 AZ91D 镁合金的变质作用, 通过合理控制钙元素添加量以提高该铸造合金的流动性, 本文作者从合金固-液相结构遗传现象及液-液相结构转变的角度研究合金熔体的黏度-温度曲线 $v(t)$ 和黏度-钙添加量关系曲线 $v(w)$ 的变化规律, 探讨钙元素对 AZ91D 镁合金熔体黏度的影响机制。

1 实验方法

试验用合金为 AZ91D 镁合金, 其化学成分如表 1 所示; 钙元素以中间合金 Mg-30% Ca 的形式加入到合金熔体。

表 1 AZ91D 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ91D magnesium alloy (mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Si	Cl
9.00	0.73	0.19	0.058	0.003 7
Be	Fe	Cu	Ni	Mg
0.000 3	0.007	0.003 6	0.001 9	Bal.

在镁合金熔化保温电阻炉中进行熔炼, 坩埚升温至 400 ℃, 放置镁合金, 通入保护气体, 采用设备 PID 多点控温, 保护气氛为 $\text{CO}_2+0.5\%\text{SF}_6$ 混合气体; 升温至 730 ℃时, 在合金熔体中添加一定含量 Mg-30%Ca, 待其溶解完毕, 机械搅拌 2 min 后将熔体静置 10 min, 然后浇入到预热温度为 280~300 ℃的钢制圆柱形模具

中(直径 30 mm、高度 65 mm); 通过控制中间合金的添加量, 获得不含钙及钙添加量(质量分数)分别为 0.4%、0.8%和 1.0%的合金试样; 采用 KYKY2800 型扫描电子显微镜进行金相形貌观察及第二相成分分析; 试样经过机加工后, 在不同温度下进行黏度测量试验。

利用坩埚扭摆振动法对 AZ91D 镁合金熔体的黏度进行测量(试验在叶卡捷琳堡国立乌拉尔师范大学完成), 其测量温度范围为 600~870 ℃。为了避免合金熔体中镁的强烈蒸发对黏度测量产生影响, 采用带有螺旋盖密封的钢制坩埚, 同时抽真空后在坩埚中通入清洁的氦气进行保护(101 kPa)。以 5 ℃/min 的速度将液体合金试样加热至预先设定温度进行对数衰减率测量, 每次升温后保温 30 min, 每次测量时间为 12~15 min, 合金熔体加热至试验的最高温度后, 进行降温过程的黏度测量试验。升温 and 降温过程中, 对熔体每个温度点的黏度测量都进行 3 次, 取其平均值。

对数衰减率与运动黏度的关系由 SHVIDKOVSKII 公式给出^[12]:

$$\nu = \frac{I^2 (\delta - T\delta_0/T_0)^2}{\pi(MR)^2 TW^2}$$

式中: $W = 1 - \frac{3}{2}\Delta - \frac{3}{8}\Delta^2 - a + (b - c\Delta)\frac{2nR}{H}$; $\Delta = \delta/(2\pi)$; ν 为

运动黏度; M 为液体试样的质量; I 为悬挂系统的转动惯量; R 为坩埚半径; H 为液体试样在坩埚中的高度; a 、 b 、 c 为系统参数; δ 为装入熔体坩埚摆动的对数衰减率; δ_0 为空坩埚摆动的对数衰减率; T 为装入熔体坩埚的对数衰减周期; T_0 为空坩埚的对数衰减周期; n 为与液体试样水平面接触的数目(液体仅接触底面 $n=1$, 液体被完全封闭 $n=2$)。

2 结果与讨论

图 1 所示为 600~870 ℃温度区间内不同钙添加量下 AZ91D 镁合金熔体的黏度-温度关系曲线 $v(t)$ 。从图 1 中可以看出, 在允许的测量误差范围内($<5\%$), 钙添加量为 0.4%时, 升温 and 降温过程的曲线 $v(t)$ 出现多温度点的黏度值相符合的现象; 在未添加钙及钙添加量为 0.8%和 1.0%时, 升温 and 降温过程的曲线 $v(t)$ 在不同温度下发生转折, 仅中高温区的黏度值相符合。

未添加钙元素时, AZ91D 镁合金熔体的黏度随温度的升高而降低, 曲线 $v(t)$ 接近 730 ℃时发生转折, 温度越低升温 and 降温过程的黏度相差越大。在发生转

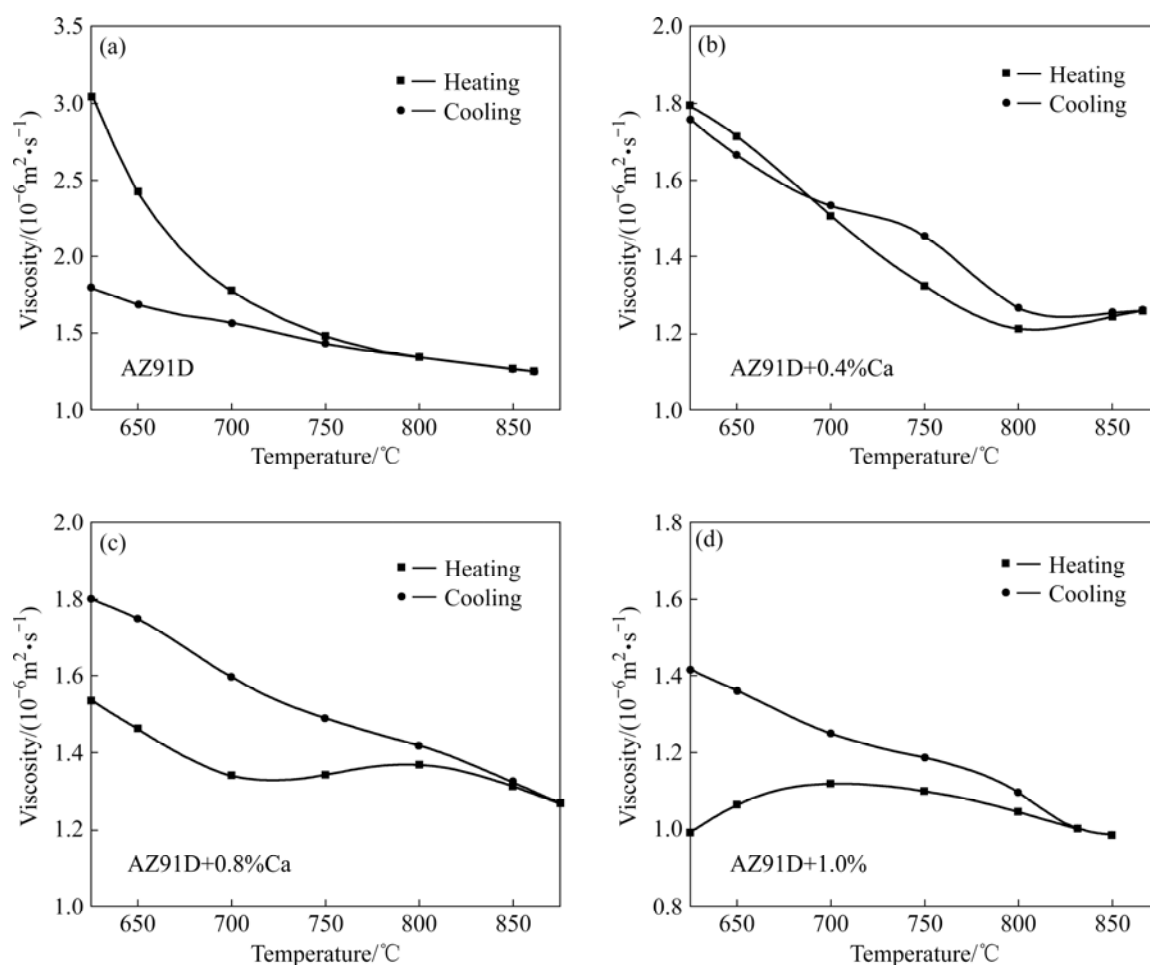


图1 不同钙添加量的AZ91D镁合金熔体黏度—温度关系曲线

Fig.1 Curves of melt viscosity versus temperature with different calcium additions of AZ91D magnesium alloy: (a) 0%; (b) 0.4%; (c) 0.8%; (d) 1.0%

折的温度以上(730 °C), 升温 and 降温过程的曲线 $v(t)$ 符合较好, 如图 1(a))所示。

由 Mg-Al 二元合金相图^[13]可知, AZ91D 镁合金凝固过程中的铸态组织由 Al、Zn 在 Mg 中的 α -Mg 相固溶体及 β -Mg₁₇Al₁₂ 相金属间化合物组成(如图 2 所示), 其中粗大的 β 相以部分或全部离异共晶方式呈网状沿晶界析出, 部分离异共晶体中 β 相上存在着岛状的 α -Mg 相, 完全离异共晶体中只含有 β 相, 从而导致合金固态组织中存在微观不均匀性, 如图 3 所示。从固-液相结构遗传现象可知^[14], 合金的这种微观不均匀组织将一直影响到液相线以上一定温度范围内的熔体微观“近程有序”结构, 因此可以应用固态微观结构分析与计算的相关理论来讨论液相线以上不高温范围内的熔体结构变化。

根据固体与分子经验电子理论(EET)计算出的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相价电子结构^[15-16], β 相中的 12 个 Al 原子(Al₁₂ 集团)由共价电子数分别为 0.345 5 和 0.183 9 的

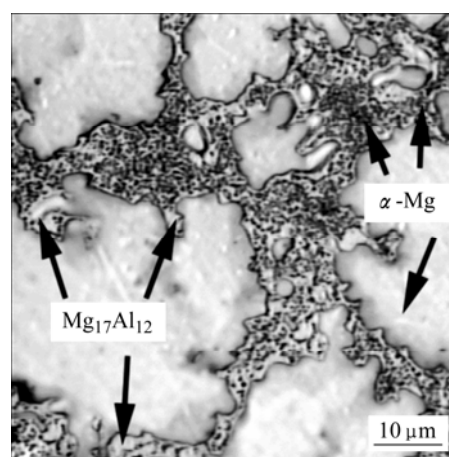


图2 AZ91D 镁合金微观组织

Fig.2 Microstructure of AZ91D magnesium alloy

Al-Al 最强键和 Al-Al 次强键构成, 所有的 Al₁₂ 集团之间都是通过共价电子数分别为 0.183 4 和 0.138 7 的 Al-Mg^{III(A)} 键和 Al-Mg^{III(B)} 键组成的三维网络连接在一

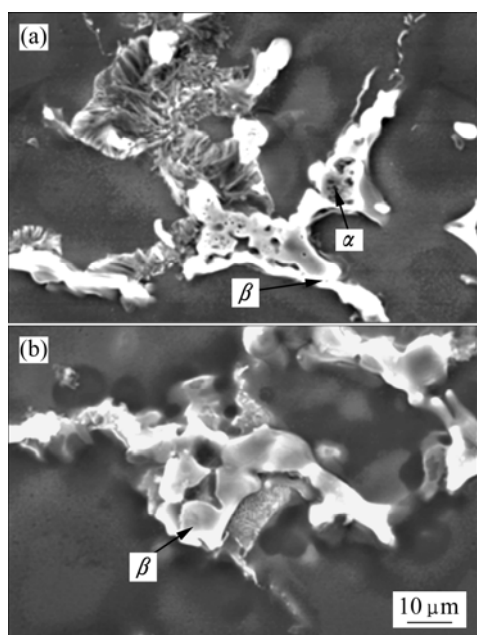


图 3 AZ91D 镁合金凝固组织中的离异共晶

Fig.3 Divorced eutectic of AZ91D magnesium alloy:
(a) Partial divorced eutectic; (b) Complete divorced eutectic

起的, 一直延续到整个微晶粒, 形成完整的晶格, 其结构的稳定性主要靠 $\text{Al-Mg}^{\text{III(A)}}$ 键和 $\text{Al-Mg}^{\text{III(B)}}$ 键来维持, 当温度升高至 $437\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 由于键结构的不均匀性(共价电子数在键路上分配不均), 导致相对最弱的 $\text{Al-Mg}^{\text{III(B)}}$ 键承受不了太大的热应力首先发生断裂而使结构解体, 即 β 相在较低的温度下就发生熔化, 形成类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相固态化合物结构的“化学短程序”原子集团, 如图 4 所示。

当升温至 $\alpha\text{-Mg}$ 相固溶体全部熔化后, 根据熔体中原子集团内部原子排布的“近程有序”和原子之间相互作用形成的“化学短程序”结构^[17], 在熔点以上的不高温范围内, 熔体中除存在大量的自由 Mg 、 Al 原子外, 存在更多的是 Mg-Mg 、 Al-Al 、 Mg-Al 原子集团及 Al_{12} 集团之间由 $\text{Al-Mg}^{\text{III(A)}}$ 键连接的类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相固态结构的“化学短程序”原子集团, 因为 AZ91D 镁合金中 Zn/Al 摩尔比值小于 $1/3$, 合金熔体中不可能形成 Mg-Al-Zn 复杂化合物的原子集团^[18]; 当合金熔体的温度继续升高时, 熔体中类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相固态结构的“化学短程序”原子集团逐渐获得足够的能量, 同样因剩余键的结构不均匀性而使相对较弱的 $\text{Al-Mg}^{\text{III(A)}}$ 键发生断裂, 之后 Al_{12} 集团中 Al-Al 次强键和 Al-Al 最强键依次断裂, 导致整个类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 原子集团结构完全溶解, 最终形成一种新的相对比较均匀

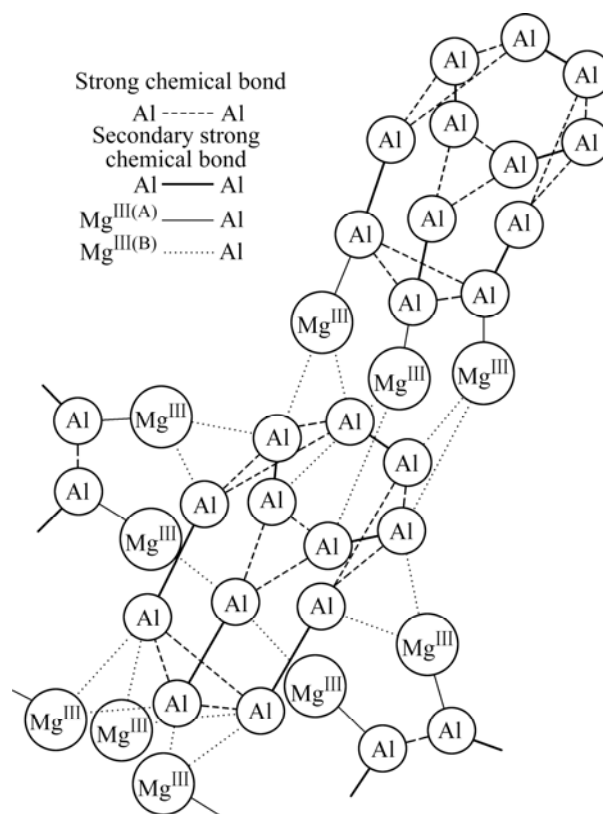


图 4 类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相固态结构的“化学短程序”原子集团

Fig.4 Chemical short range order atomic clusters like solid structure of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ phase

的原子集团结构。在这个过程中, 合金熔体微观结构从不均匀到均匀的变化属于 $L'+L'' \rightarrow L^*$ 型温度诱导液—液相结构转变(L' 、 L'' 为不同类型的短程序结构, L^* 为新的短程序结构)^[19], 宏观地反映了上述曲线 $\nu(t)$ 发生的转折性变化, 说明熔体中遗传自固态组织的微观不均匀结构发生转变及液相线以上原子集团内部的原子因键结构不均匀而不可逆重排是升温 and 降温过程中合金熔体的黏度产生转折变化的主要原因。

当钙添加量为 0.4% 时, 曲线 $\nu(t)$ 没有发生明显转折现象, 如图 1(b) 所示。根据文献[16, 20], 合金熔体中添加的钙元素基本上都溶入到 β 相, 提高了共晶反应温度, 增加了它的稳定性, 当合金温度升至液相线以上不高温区间时, 熔体中存在的类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相固态结构的“化学短程序”原子集团虽有提高黏度的趋势, 但由于钙原子取代了类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相固态结构原子集团中的 Mg^{III} 原子, 使原子集团中的原子发生了不可逆重排, 从而在相对增加熔体中 Mg-Mg 原子集团数量的同时, 阻碍了钙原子自身的强烈偏聚, 使升温过程中黏度降低的幅度更大, 最终导致升温与降温过程

的曲线 $v(t)$ 上出现多温度点黏度值相符合现象。当温度接近 800 °C 时, 升温 and 降温过程的曲线 $v(t)$ 有所上升, 黏度略微增大, 说明熔体中含钙原子的类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相“化学短程序”原子集团结构发生熔解, 钙原子之间相互偏聚的倾向有所增加, 使熔体的黏度开始上升, 这与钙增加类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相固态结构原子集团的稳定性, 使升温 and 降温过程中曲线 $v(t)$ 发生转折的温度向中高温区偏移相吻合。

当钙添加量分别为 0.8% 和 1.0% 时, 曲线 $v(t)$ 发生转折的温度向中高温区偏移, 前者约为 810 °C, 后者约为 820 °C, 如图 1(c)、(d) 所示。与钙添加量为 0.4% 相类似, 钙原子溶入到类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相固态结构原子集团中提高了曲线 $v(t)$ 发生转折的温度, 所不同的是, 随着钙添加量的增大, 升温过程的曲线 $v(t)$ 相对于降温过程逐渐下降, 即从高于降温过程逐渐变化为低于降温过程, 这主要是由于随着钙添加量的增大, 溶入到类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相固态结构原子集团中的钙原子趋于饱和状态, 影响了 Al_{12} 集团中 Al-Al 最强键和 Al-Al 次强键的有效连接, 同时当升温至类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相固态结构原子集团结构完全熔解时, 有更多的钙原子出现在熔体中, 其自身发生偏聚及形成化合物的几率大为增加, 从而使降温过程的黏度比升温过程高。

上述现象充分说明曲线 $v(t)$ 发生转折的温度对合金熔体中钙的添加量具有强烈依赖性, 其实质揭示的是随着钙添加量的增大, 熔体中钙原子与其它原子或原子集团之间发生的是较为复杂的相互作用, 进一步分析将利用下面的黏度—钙添加量关系曲线 $v(w)$ 。

图 5 所示为不同温度下 AZ91D 镁合金熔体的黏度—钙添加量关系曲线 $v(w)$ 。从图 5 中可以看出, 在降温 and 升温过程中, 随着钙添加量的增大, 熔体的等温黏度发生异常变化, 曲线 $v(w)$ 并不呈单调增加或减小的趋势, 而具有显著的区间性特征, 发生两次转折。

降温过程中, 曲线 $v(w)$ 基本可以分成 3 个区域: 第 I 区钙的添加量为 0~0.4%, 等温黏度的缓降趋势不明显, 为平稳过渡区; 第 II 区钙的添加量为 0.4%~0.7%, 等温黏度逐渐升高, 添加至约 0.7% 时等温黏度达到最大值, 为缓慢上升区; 第 III 区钙添加量为 0.7%~1.0%, 等温黏度快速下跌, 添加至 1.0% 时等温黏度达到最小值, 为急剧下降区。升温过程中, 熔体温度较低时(650 °C 和 700 °C), 随钙添加量的增大, 等温熔体黏度逐渐降低; 熔体温度较高时, 曲线 $v(w)$ 开始呈区间性特征变化, 与降温过程相类似, 同样可分为 3 个区域, 温度升高至 850 °C 时, 升温 and 降温的曲线 $v(w)$ 重合, 曲线 $v(w)$ 上的分区相同。于是可以推测, 在曲线 $v(w)$ 变化明显的区间或转折点, 熔体的微观结

构发生了不可逆转变。

如前所述, 当钙添加量小于 0.4% 时, 由于合金熔体中仅有小于 0.1% 的钙原子溶入到基体原子集团中, 大部分钙原子都溶入到类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相固态结构的“化学短程序”原子集团并替代了 Mg^{III} 原子, 不仅阻碍了钙原子之间发生偏聚, 还相对增加了 Mg-Mg 原子集团的数量, 从而使第 I 区内等温黏度的缓降趋势不明显; 当钙元素超过发生第一次转折的添加量时, 类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相固态结构原子集团中的钙原子逐渐达到饱和状态, 钙原子相互偏聚的倾向大大增加, 因而参加与熔体中“近程有序”原子集团相互作用的钙原子数量相对减少, 从而使第 II 区内等温黏度开始缓慢上升。因此, 曲线 $v(w)$ 上第 I 区和第 II 区的黏度转折性变化可归结为钙原子之间及与类 $Mg_{17}Al_{12}$ 相固态结构的“化学短程序”原子集团的相互作用。

由于钙元素具有活泼的化学性质, 合金中可能形成 Al-Ca、Mg-Ca 或 (Mg, Al)-Ca 化合物, 而元素间形成化合物的难易程度, 可依据电负性差值来判断, 镁、铝、钙的电负性分别为 1.3、1.6 和 1.0, Al-Ca 的电负性差是 Mg-Ca 的两倍, 故钙和铝优先形成新相 Al_2Ca 。 Al_2Ca 相是一种高熔点(1 079 °C)的金属化合物, 结构上具有较高的稳定性, 存在于合金熔体具有增加黏度作用^[21], 这也是导致上述钙添加量 0.4% 附近等温黏度曲线缓慢上升的原因之一。而从图 5 中钙添加量约为 0.7% 时第 II 区中黏度达到最大值可推测, 熔体中开始出现较多的 Al_2Ca 相, 这与文献[20]中合金微观组织的 X 射线衍射分析结果是一致的。

当钙元素超过发生第二次转折的添加量时, 熔体中 Al_2Ca 相的存在虽然起到增黏作用, 但 Al 与 Ca 形成金属化合物时, 由于结合力比较强, 原子聚集产生的体积收缩很有可能造成熔体内部自由体积增加, 即合金中含 Al_2Ca 相的自由体积比不含 Al_2Ca 相的要大。根据 Doolittle 的黏度与自由体积关系及 Hildebrand 自由体积理论^[22-23], 熔体自由体积的增加提高了合金的流动性, 宏观上反映的是黏度的降低, 故在第 III 区内等温黏度整体表现为下降趋势。因此, 曲线 $v(w)$ 上第 II 区和第 III 区的黏度转折性变化可归结为钙原子与熔体中其它原子或原子集团的相互作用和 Al_2Ca 相的产生。

总之, 曲线 $v(t)$ 的不可逆转变规律和曲线 $v(w)$ 的区间性变化特征, 一方面直观地反映了熔体黏度异常变化对钙添加量的强烈依赖性, 另一方面宏观地反映了合金熔体中钙原子与其它原子、原子集团之间的相互作用及 Al_2Ca 相的产生。

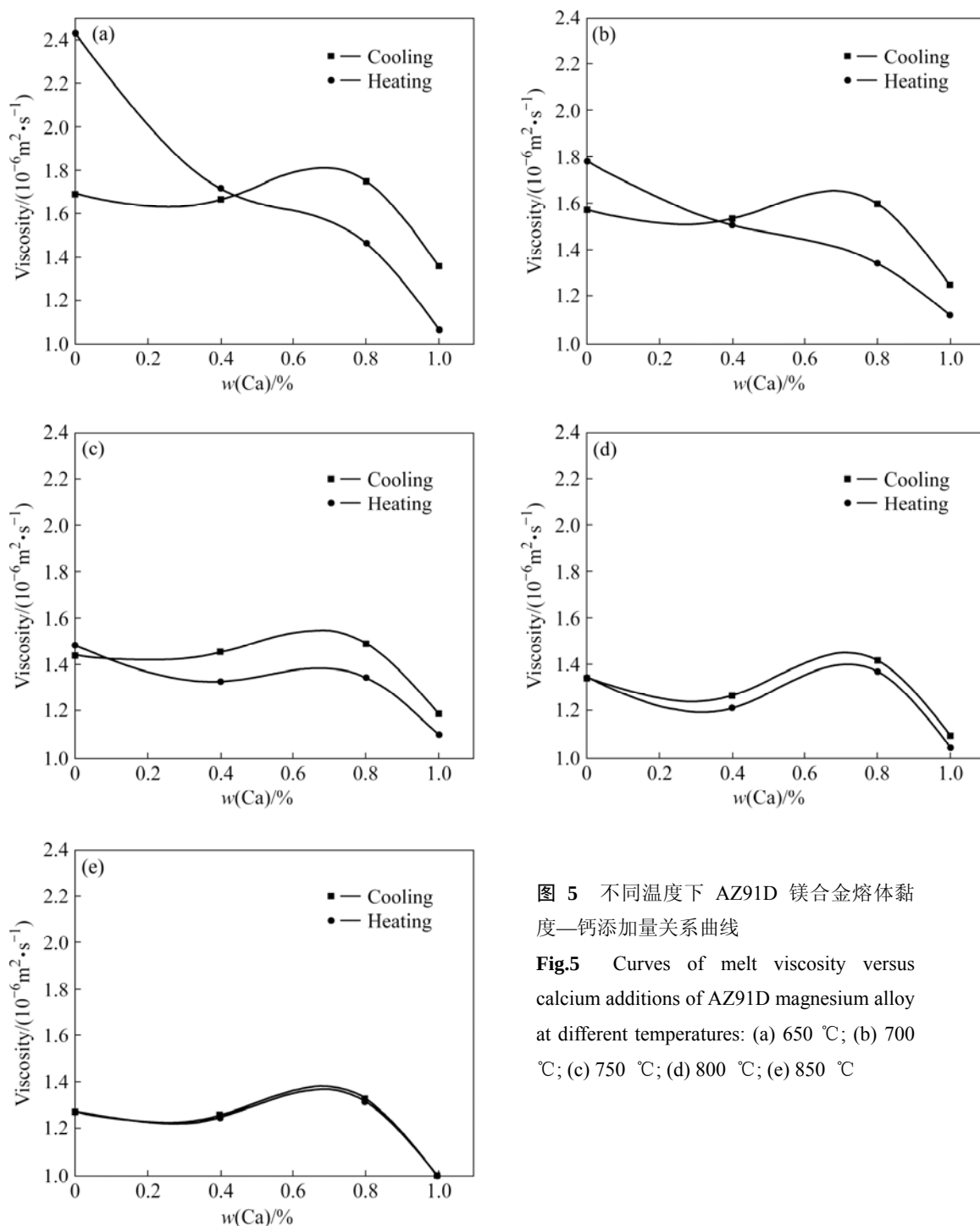


图 5 不同温度下 AZ91D 镁合金熔体黏度—钙添加量关系曲线

Fig.5 Curves of melt viscosity versus calcium additions of AZ91D magnesium alloy at different temperatures: (a) 650 °C; (b) 700 °C; (c) 750 °C; (d) 800 °C; (e) 850 °C

3 结论

1) 在 600~870 °C 温度区间内, AZ91D 镁合金熔体的黏度—温度关系曲线 $\eta(t)$ 发生了不可逆转变, 即曲线 $\eta(t)$ 在低于 730 °C 产生转折, 且温度越低时降温与升温过程的黏度差别就越大。此转变主要是熔体中遗传自固态组织中的微观不平衡结构发生了不可逆转

变所致, 同时宏观地反映了原子集团内部键结构的不均匀性。

2) 曲线 $\eta(t)$ 发生转折的温度依赖于钙的添加量, 钙添加量为 0.4% 时, 升温 and 降温过程的曲线 $\eta(t)$ 出现多温度点黏度值相符合现象, 其原因是钙原子基本上都溶入到 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相并增加了它的稳定性, 原子集团内部发生了原子的不可逆重排, 阻碍了钙原子自身的偏聚。

3) 黏度—钙添加量的关系曲线 $\eta(w)$ 呈显著的区间性特征, 基本上可分为平稳过渡区、缓慢上升区和急剧下降区, 曲线 $\eta(w)$ 上的两次转折是钙原子与类 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相固态结构的原子集团相互作用及 Al_2Ca 相产生的结果。

REFERENCES

- [1] BORN M, GREEN H S. Viscosity of liquid metals[J]. J R Soc, 1947, 29(3): 455–473.
- [2] BACHINSKII A L. Selected worked Izd[M]. Moscow: Akad Nauk SSSR, 1960: 49. (in Russian).
- [3] KIM W, CHAIR T S. A simplified phenomenological theory of viscosity for liquid metals[J]. Bull Korean Chem Soc, 2001, 22(1): 43–45.
- [4] LACKS D J. Arrhenius viscosity in fragile liquids due to non-Newtonian effects[J]. Journal of Chemical Physics, 2003, 118(4): 1593–1595.
- [5] LI C, SCRIP R N, BAN H, LIN B, SU CH, LEHOCZKY S L. Thermophysical properties of $\text{Hg}_{0.8}\text{Cd}_{0.2}\text{Te}$ melt: Density, electrical conductivity and viscosity[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2005, 351: 1179–1184.
- [6] MUDRY S, PLEVACHUK Y, SKLYARCHUK V, YAKYMOVYCH A. Viscosity of Bi-Zn liquid alloys[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2008, 354: 4415–4417.
- [7] 刘建同, 王玉青, 裘南畹. 再论熔体的亚稳相和粘度[J]. 山东大学学报: 工学版, 2006, 36(4): 1–4.
LIU Jian-tong, WANG Yu-qing, QIU Nan-yuan. A further discussion of metastable phase and viscosity for alloy melts[J]. Journal of Shandong University: Engineering Science, 2006, 36(4): 1–4.
- [8] WANG Y Q, WU Y Q, BIAN X F. Composition dependence of viscosity for $\text{Al}_{(1-x)}\text{Mg}_x (0 \leq x \leq 0.1)$ alloys[J]. Chinese Science Bulletin, 2007, 52(11): 1441–1445.
- [9] ALTMANN M B, ANTILOVA A R, BLOKHIN V A. Metallography of magnesium and magnesium alloy(part I)[M]. Metallurgical Industry Press, 1978: 232 (in Russian).
- [10] 汤彬, 李培杰, 曾大本. Ca 对 AZ91D 合金抗热裂性能的影响及其机制[J]. 铸造, 2004, 53(9): 701–704.
TANG Bin, LI Pei-jie, ZENG Da-ben. Effects and mechanism of Ca on hot crack resistant property of AZ91D alloy[J]. Foundry, 2004, 53(9): 701–704.
- [11] LI P J, TANG B, KANDALOVA E G. Microstructure and properties of AZ91D alloy with Ca additions[J]. Materials Letters, 2005, 59: 671–675.
- [12] SHVIDKOVSKII E G. Some problems in the viscosity of molten metals[M]. Moscow: Gostekhteorizdat, 1955: 206–208. (in Russian).
- [13] MASSALSKI T B, OKAMOTO H, SUBRAMANIAN P R, KACPRZAK L. Binary Alloy phase diagrams[M]. 2nd ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 1990: 9.
- [14] LI P J, NIKITIN V I, KANDALOVA E G. Influence of primary microstructure and superheated melt on heredity of Al-Si alloys[J]. Foundry Production, 2001, 5: 29–34. (in Russian).
- [15] 余瑞璜. 铝-镁二元金相图 α , δ 以及 $\gamma\text{-Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相价电子结构分析[J]. 吉林大学学报: 自然科学版, 1979(4): 54–74.
YU Rui-huang. Analysis of the valence electron structures of α , δ and $\gamma\text{-Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ phases of the equilibrium diagram of the Al-Mg binary system[J]. Journal of Jilin University: Science Edition, 1979(4): 54–74.
- [16] 闵学刚, 杜温文, 薛峰, 孙扬善. Ca 提高 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相熔点的现象及 EET 理论分析[J]. 科学通报, 2002, 47(2): 109–112.
MIN Xue-gang, DU Wen-wen, XUE Feng, SUN Yang-shan. Phenomenon of Ca addition increasing the melting point of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ and EET theory analysis[J]. Chinese Science Bulletin, 2002, 47(2): 109–112.
- [17] 刘全坤. 材料成形基本原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2004: 15–48.
LIU Quan-kun. Material forming basic theory[M]. Beijing: China Machine Press, 2004: 15–48.
- [18] HUMBLE P. Towards a cheap creep resistant magnesium alloy[J]. Materials Forum, 1997, 21: 45–56.
- [19] ZU F Q, ZHU Z G, GUO L J. Observation of an anomalous discontinuous liquid-structure change with temperature[J]. Physical Review Letters, 2002, 89(12): 1–3.
- [20] 汤彬. 钙锶对 AZ91D 合金组织及性能的影响[D]. 北京: 清华大学, 2004: 22–27.
TANG Bin. Effects of Ca and Sr on microstructures and properties of AZ91D Mg alloy[D]. Beijing: Tsinghua University, 2004: 22–27.
- [21] 吴铿, 潜伟, 储少军, 林怡娴. 制备泡沫铝时增粘过程的基础研究[J]. 中国有色金属学报, 1998, 8(SI): 80–85.
WU Keng, QIAN Wei, CHU Shao-jun, LIN Yi-xian. Research of the process of increasing viscosity for producing foam Al[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1998, 8(SI): 80–85.
- [22] DOOLITTLE A K. Studies in Newtonian flow. II. The dependence of the viscosity of liquids on freespace[J]. J Appl Phys, 1951, 22(12): 1471–1475.
- [23] HILDEBRAND J H. Viscosity and diffusivity: A predictive treatment[M]. New York: A Wiley Interscience Publication, 1977: 59–70.

(编辑 何学锋)