

冷却速度对 Mg-8Gd-1Er 合金凝固组织的影响

张 月, 杜文博, 李淑波, 刘 轲, 王朝辉, 郑晓兵

(北京工业大学, 北京 100124)

摘 要: 采用温度采集装置测定了 Mg-8Gd-1Er(GE81)合金在石墨型炉冷、石墨型空冷、铁型空冷、铜型空冷 4 种不同冷却方式下的平均冷却速度, 并基于经典形核理论分析了晶粒密度与冷却速度的关系; 利用金相显微镜和扫描电镜观察了不同冷却速度下合金的铸态显微组织, 分析了晶粒密度、第二相体积分数及硬度与冷却速度的关系。结果表明, 合金在不同冷却方式下的平均冷却速度分别为 0.23, 0.46, 2.17 和 3.88 K·s⁻¹, 过冷度与冷却速度为线性关系: $\Delta T=13.5664v+6.9655$; 随冷却速度增加, 晶粒明显细化, 晶粒密度与冷却速度的关系为: $N_v=1.1135 \times 10^{12} \exp(-46.8344/(13.5664v+6.9655))$; 此外, 随冷却速度增加, 第二相体积分数减小, 分布更加细小均匀, 合金硬度明显增大, 硬度与冷却速度的关系为: $HV=72.1772-12.6895/(1+\exp(v-2.2570))$ 。

关键词: Mg-Gd-Er 合金; 冷却速度; 形核率; 显微组织

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)10-3120-07

镁合金作为最轻的工程结构材料, 其比强度高、阻尼高和电磁屏蔽性优良, 因而受到世界各国研究者的关注。在镁合金中添加稀土元素, 可以增强镁合金的耐热性、阻燃性以及力学性能, 因此稀土镁合金成为镁合金研究领域中的一个重要的研究方向^[1-4]。通常, 合金性能取决于显微组织, 而合金成分及加工工艺会影响合金的显微组织。铸态是合金进行后续热-力加工的初始态, 其显微组织直接影响加工后合金的性能^[5]。冷却速度是影响铸态组织的重要因素, 研究冷却速度与合金显微组织之间的定性或定量关系可为高性能镁合金设计与组织控制提供理论依据^[6,7]。吕滨江等^[8]研究了不同铸造冷却方式对 Mg-4.4Zn-0.3Zr-0.4Y 挤压态合金组织及性能的影响, 发现经过冷却速度较大的水冷铸造的挤压态合金的屈服强度、抗拉强度及延伸率比经过冷却速度较小的空冷铸造的挤压态合金分别提高了 46.4 MPa、21.4 MPa 和 4.7%; 郭永春等^[9]研究了冷却速度对 Mg-9Gd-3Y 合金铸态组织与力学性能的影响, 并建立了 α -Mg 晶粒尺寸、硬度、抗拉强度及延伸率与冷却速度的定量关系。

作者所在的课题组对 Mg-Gd-Er(GE)系列合金的热塑性变形及其对合金组织演变和性能的影响规律进行了深入研究^[10-13]。其中, 反复热塑性变形和热挤压获得的高强韧 GE 系合金抗拉强度达 500 MPa, 屈服

强度达 455 MPa, 伸长率达 12.0%, 具有较大的潜在商业应用前景^[14]。本实验以 GE81 合金为对象, 研究不同冷却条件下铸锭组织的变化规律, 建立铸锭晶粒密度、显微硬度与凝固冷却速度之间的定量关系, 为该合金显微组织的数值模拟、铸件组织的预测及控制提供理论依据。

1 实 验

以商业纯镁(99.99%)、Mg-30%Gd(质量分数, 下同)合金、Mg-30%Er 合金为原料熔炼 GE81(Mg-8Gd-1Er)镁合金。在配有保护气体输送装置和 PID 温控装置的感应电炉内, 在 1023 K 下将合金液搅拌均匀并保温 20 min, 在 983 K 下浇注到不同的铸型中, 冷却方式分别为石墨型炉冷 (G-furnace), 石墨型空冷 (G-air)、铁型空冷 (Fe-air)、铜型空冷 (Cu-air)。获得 20 mm×100 mm×100 mm 的铸锭。通过热电偶、温度采集模块和装有 Datalogger 软件的电脑组成的装置记录铸锭在不同冷却方式下的温度-时间变化情况。在测温点处切取 10 mm×10 mm×10 mm 的小方块试样, 打磨抛光后用硝酸甘油甲醇混合溶液电解腐蚀 5 s 以观察晶界, 用 10%的硝酸乙醇腐蚀 20 s 以观察第二相。

合金实际成份采用荷兰 PANalytical 公司生产的 X 射线荧光光谱(XRF, Magix-PW2403)进行测试, 检测

收稿日期: 2017-10-18

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (2016YFB0301101-1); 国家自然科学基金 (51401005); 北京市教委面上项目 (KM201410005014); 北京市自然科学基金 (2162003)

作者简介: 张 月, 女, 1992 年生, 硕士生, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, 电话: 010-67392423, E-mail: zhangyue1992@emails.bjut.edu.cn

到合金的化学成分为 Mg-8.07Gd-0.91Er。采用德国 Netch STA449C 差示扫描量热仪测定合金的理论凝固温度。采用德国蔡司 Axio imager A2M 金相显微镜和 HITACHI-3400 型扫描电镜观察分析 GE81 合金在不同冷却方式下的显微组织。采用德国 BRUKER/AXS 公司的 D/MAX-3C 型旋转阳极 X 射线衍射仪, 分析不同合金的相组成。采用 HXD-1000 显微硬度测试仪测试不同合金的硬度。

根据 GB/T6394-2002, 采用截点法测量平均晶粒尺寸 d ; 采用 image pro plus 软件测量第二相体积分数 f_s 。测量时, 均随机选取 5 个图像区域, 取其测量值的平均值作最终结果。

2 结果与分析

2.1 冷却曲线

为研究合金凝固过程中冷却速度与过冷度的关系, 采用温度采集装置测得了合金在不同冷却方式下的冷却曲线 (如图 1 所示)。当熔融液体开始凝固时, 由于释放结晶潜热, 凝固变得缓慢, 冷却曲线上出现第 1 个折点 I, 此为实际凝固温度, 即形核温度 T_N 。当凝固结束, 不再释放结晶潜热, 出现第二个折点 II, 此为凝固结束的温度, 两点间时间差为局部凝固时间。根据初晶形成与结晶完成时的温度与时间计算平均冷却速度 v 。图 1 插图为 Cu-air 冷却曲线的放大图, 由于其折点并不明显, 对初晶形成前与结晶完成后的阶段进行线性拟合, 以确定实际凝固温度与凝固结束温度。G-furnace 曲线上两折点坐标分别为: I (251.97 s, 898.15 K), II (632.10 s, 810.48 K); G-air 曲线上两折点坐标分别为: I (87.38 s, 895.12 K), II (290.59 s, 803.92 K); Fe-air 曲线上两折点坐标分别为: I (7.71 s, 871.15 K), II (35.07 s, 812.27 K); Cu-air 曲线上两折

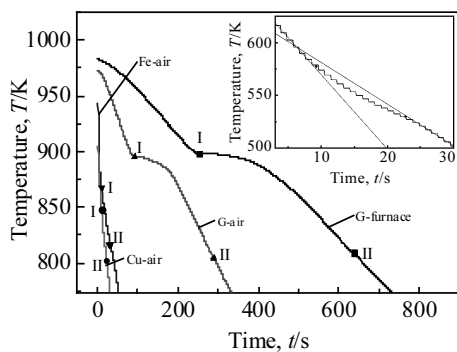


图 1 GE81 合金在不同冷却方式下的冷却曲线

Fig.1 Cooling curves of GE81 alloy with different cooling methods

点坐标分别为: I (9.16 s, 848.85 K), II (22.69 s, 803.37 K)。根据各曲线上的折点坐标, 得出实际凝固温度、局部凝固时间、冷却速度并汇总于表 1。由表 1 可知, 合金在 4 种不同冷却方式下的冷却速度分别为 0.23、0.46、2.17 和 3.88 $K \cdot s^{-1}$, 随冷却速度增大, 实际凝固温度降低, 局部凝固时间缩短。

形核过冷度 ΔT 为理论凝固温度与实际凝固温度之差。由于缺乏 Mg-Gd-Er 合金系的热力学描述, 本文采用差热分析法确定 GE81 合金的理论凝固温度。为保证测量精度, 试样的升、降温速率采用 $5 K \cdot min^{-1}$ 。为消除合金热历史的影响, 合金理论凝固温度由第 2 次升温曲线上 α -Mg 峰的外推起始温度确定^[15]。图 2 为 GE81 合金的差热分析曲线, 其中曲线 a 为降温段, 曲线 b 为第 2 次升温段, 由 proteus analysis 软件分析得出 GE81 合金的理论凝固温度为 908.15 K。4 种不同冷却方式下的过冷度分别为 10.00、13.03、37.00 和 59.30 K (如表 1 所示)。根据表 1 中的数据得出过冷度与冷却速度的拟合关系如图 3 所示。发现二者具有良好的线性关系, 随冷却速度增大, 过冷度增大, 其拟合曲线表达式为: $\Delta T=13.5664v+6.9655$ 。

2.2 形核率

本研究采用经典形核理论, 研究了 GE81 合金中初生相 α -Mg 在不同冷却速度下的形核及扩散规律。GE81 合金的铸态组织中的初生相为 α -Mg 相^[16], 计算所需热力学参数如表 2 所示。

表 1 GE81 合金在不同冷却方式下的各物理量变化
Table 1 Physical quantities of GE81 alloy with different cooling methods

Cooling method	T_N/K	$\Delta t/s$	$v/K \cdot s^{-1}$	$\Delta T/K$
G-furnace	898.15	380.13	0.23	10.00
G-air	895.12	203.21	0.46	13.03
Fe-air	871.15	27.36	2.17	37.00
Cu-air	848.85	13.53	3.88	59.30

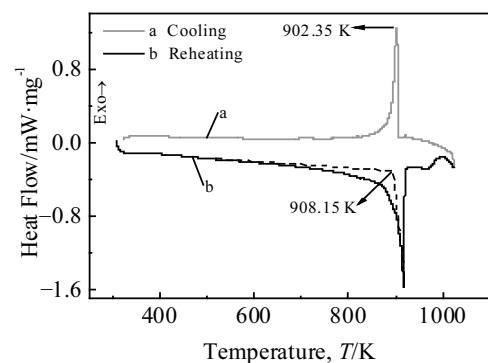


图 2 GE81 合金的 DSC 曲线

Fig.2 DSC curves of GE81 alloy

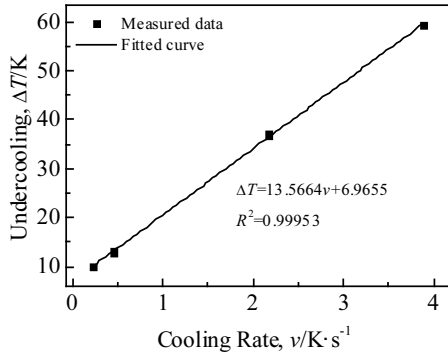


图 3 过冷度与冷却速度的关系

Fig.3 Undercooling of as-cast GE81 alloy vs cooling rate

根据经典形核理论，考虑非均匀形核方式，其稳态时的形核率表达式^[17]为：

$$I_{ss} = \frac{k_B T N_n}{3\eta(T) a_0^3} \exp\left(-\frac{\Delta G_{he}^*}{k_B T}\right) \quad (1)$$

式中， k_B 为玻尔兹曼常数； T 为熔体的绝对温度； N_n 为熔体单位体积内的形核位置数， $N_n = \xi N_A$ ，考虑非均匀形核， $\xi = 6.89 \times 10^{-6}$ ， N_A 为阿伏加德罗常数； $\eta(T)$ 为粘滞系数，采用 Turnbull^[18] 建立的模型： $\eta(T) = 10^{-3.3} \exp[3.35 T_L / (T - T_g)]$ ， $T_g = 0.25 T_L$ 为玻璃化转变温度； a_0 为原子间距，近似为平均原子直径，根据 α -Mg 的原子堆积方式及点阵常数求出； ΔG_{he}^* 为形核激活能：

$$\Delta G_{he}^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_v^2} f(\theta) \quad (2)$$

表 2 GE81 合金中 α -Mg 相的热力学参数

Table 2 Thermodynamic parameters of α -Mg phase in GE81 alloy

α	$\Delta S_m / J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$	$V_m / m^3 \cdot mol^{-1}$	$f(\theta)$	T_L / K	a_0 / m	$d_{a,L} / m$
0.86 ^[22]	9.70 ^[23]	1.54×10^{-5}	2.74×10^{-4}	908.15	3.20×10^{-10}	2.95×10^{-10}

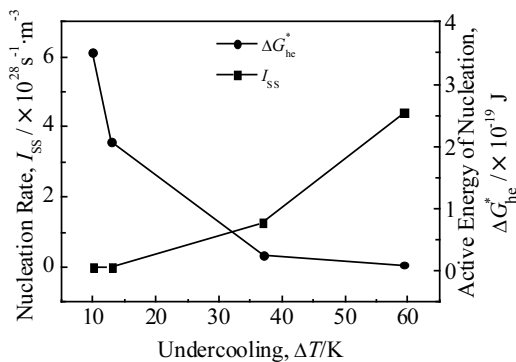


图 4 形核率与形核激活能随过冷度的变化 ($T = 908.15$ K)

Fig.4 Nucleation rate and active energy of nucleation vs undercooling

式中， σ 为固-液界面自由能； $\Delta G_v = \Delta G_m / V_m$ ，摩尔自由能 $\Delta G_m = -\Delta S_m \Delta T$ ， ΔS_m 为熔化熵， V_m 为熔体的摩尔体积，由各组元摩尔体积取权重得到； $f(\theta)$ 为润湿角因子。

采用 Spaepen^[19] 建立的固-液界面几何模型计算 σ ：

$$\sigma = \frac{\alpha \Delta S_m T}{[N_A V_m^2]^{1/3}} \quad (3)$$

式中， α 为结构因子，对于面心立方 (fcc) 及密排六方结构 (hcp)， $\alpha = 0.86$ 。

$f(\theta)$ 由下式计算得到^[20]：

$$f(\theta) = \frac{\Delta T_r^2 \cdot T_{he}}{\Delta T_r^2 \cdot T_{ho}} \quad (4)$$

式中， ΔT_r 为相对过冷度， $\Delta T_r = 1 - T_r$ ， T_r 为无量纲过冷度， $T_r = T / T_m$ ； T_{he} 为异质临界形核温度，由差热分析降温曲线上 α -Mg 峰的峰值温度确定^[15] 为 902.35 K， T_{ho} 为匀质临界形核温度，取为熔点的三分之一。合金异质形核的基底是熔体内部的异质颗粒，有效异质形核核心集中于合金熔体内部，相同合金在不同铸型中润湿角差别不大^[21]，本研究近似为不变。

将式(2)~(4)代入式(1)，计算得出同一熔体温度 (908.15 K) 下形核激活能、形核率随过冷度的变化，如图 4 所示。结合图 3 中冷却速度与过冷度的关系可知，随冷却速度增大，过冷度增大，形核激活能减小，进而导致形核率增大，因此冷却速度的增大有利于形核。

2.3 显微组织

2.3.1 晶粒密度

图 5 为不同冷却方式下合金试样的显微组织。5a 为 G-furnace，5b 为 G-air，5c 为 Fe-air，5d 为 Cu-air。

可以看出，随冷却速度增加，晶粒尺寸明显减小。由 2.2 节形核理论分析可知，由于冷却速度增大，使形核激活能减小，形核率增大，同时，冷却速度的增大阻碍溶质原子扩散，从而抑制晶粒长大，最终导致晶粒密度增大，表现为晶粒尺寸减小。

晶粒密度即单位体积内晶粒的数目 N_V ，由 Saltykov 公式^[24] 可以计算得到：

$$N_V = \frac{2}{\pi} \cdot N_a \cdot \left(\frac{1}{d}\right)_{mean} \quad (5)$$

式中， N_V 为单位体积晶粒数 (m^{-3})； N_a 是平均单位表面积晶粒数； $(1/d)_{mean}$ 为在抛光表面检测到的所有晶粒的 $(1/d)$ 的平均值。不同合金试样的平均单位表面积晶粒数与平均晶粒尺寸如表 3 所示。

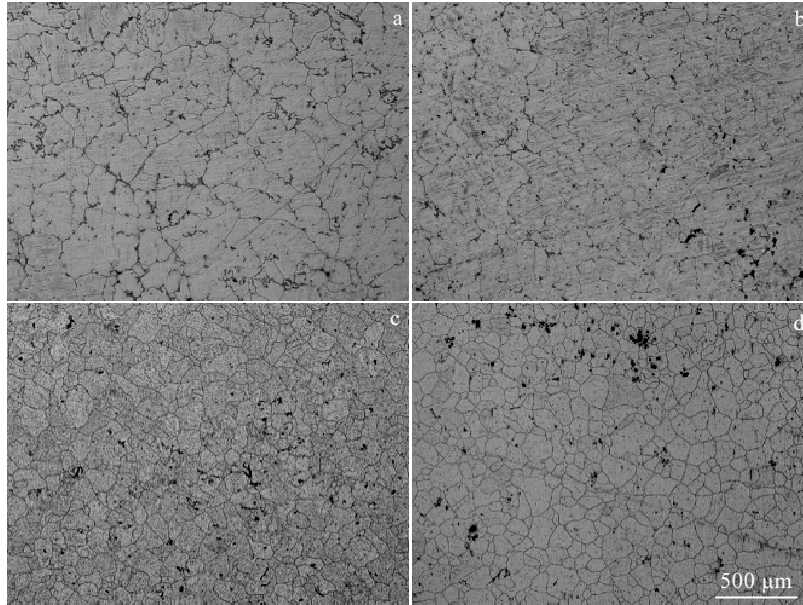


图 5 不同冷却方式下合金试样的光学显微组织（电解腐蚀）

Fig.5 OM images of as-cast GE81 alloy with different cooling methods (electrolytic etching): (a) furnace-cooling in graphite mold, (b) air-cooling in graphite mold, (c) air-cooling in steel mold, and (d) air-cooling in copper mold

表 3 不同冷却速度下合金试样的晶粒密度

Table 3 Grain density of as-cast GE81 alloy with various cooling rates

$v/\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$	$d/\times 10^{-4}\text{ m}$	$N_a/\times 10^7\cdot\text{m}^{-2}$	$N_V/\times 10^{10}\cdot\text{m}^{-3}$
0.23	3.61	1.74	3.07
0.46	2.56	2.31	5.73
2.17	1.52	6.89	28.76
3.88	1.24	10.85	51.76

近似形核模型能够很好地定量描述铸锭晶粒密度与过冷度的关系^[25]，基于 Fras 等描述的对数正态模型^[26]：

$$N_V = \lambda \exp\left(-\frac{b}{\Delta T_{\max}}\right) \quad (6)$$

式中， λ 、 b 为模型调节参数由试验确定； ΔT_{\max} 表示最大过冷度，即形核过冷度，结合本文测定的过冷度与冷却速度的关系，得到晶粒密度与冷却速度的拟合曲线，如图 6，二者关系为： $N_V=1.1135\times 10^{12}\exp(-46.8344/(13.5664v+6.9655))$ ，数学回归方程与实测数据的平方差为 0.9852。

2.3.2 相分析

图 7 为采用不同冷却方式获得的合金试样光学显微组织。可以看出，该稀土镁合金铸锭的显微组织为典型的共晶组织，凝固组织由亮白色的 $\alpha\text{-Mg}$ 基体与暗黑色的第二相组成，随冷却速度增大，第二相变得更加细小弥散。

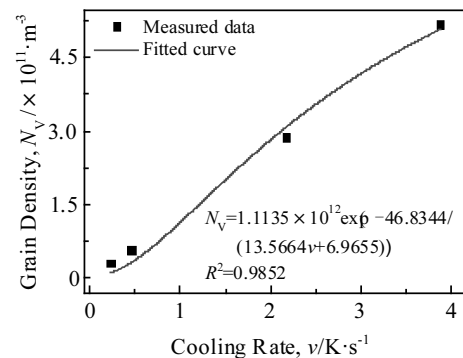


图 6 晶粒密度与冷却速度的关系

Fig.6 Grain density of as-cast GE81 alloy vs cooling rate

表 4 为不同冷却方式下合金试样第二相体积分数随冷却速度的变化，可以看出，随冷却速度由 $0.23\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ 增大到 $3.88\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ ，第二相体积分数由 3.57% 减小到 1.01%。这是由于冷却速度增大使实际凝固温度降低，局部凝固时间缩短，溶质扩散变得困难，凝固初期固相成分接近液相成分，溶质偏析减轻，在凝固末期能发生共晶反应的液相变少，使第二相体积分数减小。

图 8 为不同冷却方式下合金试样的扫描电镜显微组织。可以看出，GE81 合金的相组成为暗黑色的 $\alpha\text{-Mg}$ 基

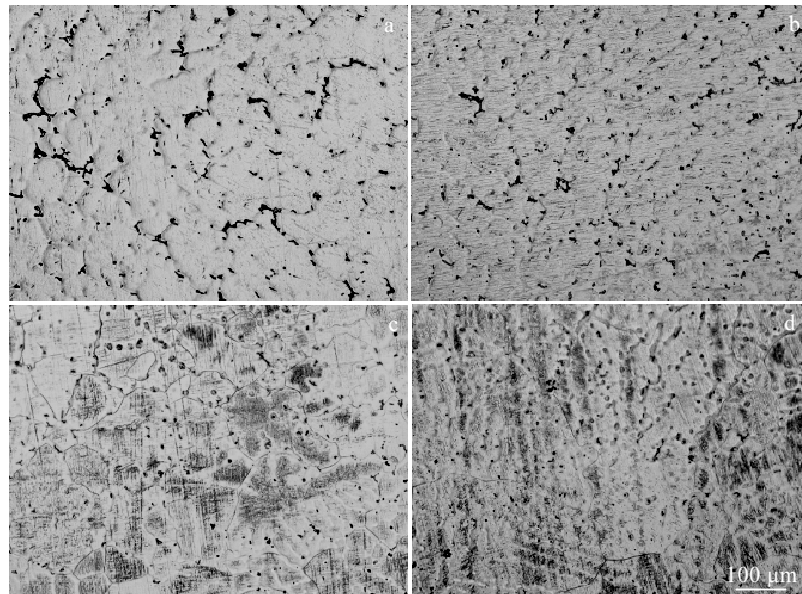


图 7 不同冷却方式下合金试样的光学显微组织（硝酸乙醇腐蚀）

Fig.7 OM images of as-cast GE81 alloy with different cooling methods (nitric acid alcohol solution etching): (a) furnace-cooling in graphite mold, (b) air-cooling in graphite mold, (c) air-cooling in steel mold, and (d) air-cooling in copper mold

表 4 不同冷却速度下合金试样的第二相体积分数

Table 4 Volume fraction of as-cast GE81 alloy with various cooling rates

$v/K \cdot s^{-1}$	0.23	0.46	2.17	3.88
$f_s/\%$	3.57	2.99	1.59	1.01

体和亮白色的 Mg_5Gd 第二相，随冷却速度增大，第二相

形貌由较大的连续网状、层片状逐渐变为细小分散的长条状、颗粒状。结合表 1 可知，增大冷却速度使合金的局部凝固时间缩短，根据枝晶臂粗化理论，枝晶在较快的冷却速度下来不及粗化，会变得细窄，共晶反应产生的第二相是分布于枝晶界的，因而随着冷却速度的增大，第二相变得更加细小，分布得更加均匀、弥散。

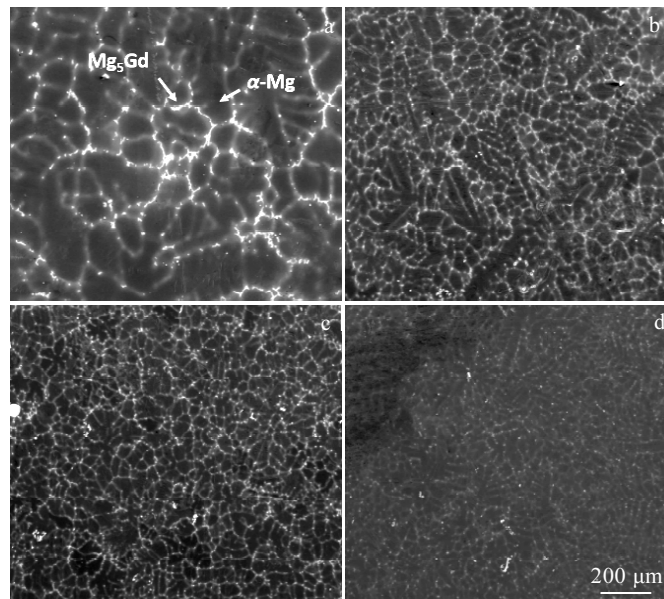


图 8 不同冷却方式下合金试样的扫描电镜显微组织（硝酸乙醇腐蚀）

Fig.8 SEM images of as-cast GE81 alloy with different cooling methods (nitric acid alcohol solution etching): (a) furnace-cooling in graphite mold, (b) air-cooling in graphite mold, (c) air-cooling in steel mold, and (d) air-cooling in copper mold

图 9 为不同冷却方式下合金试样的 XRD 图谱。可以看出, 4 种不同冷却方式下获得的合金物相组成均为 α -Mg 与 Mg_5Gd 相。随冷却速度的增大, Mg_5Gd 相的峰强度明显减弱。这说明增大冷却速度使第二相析出量减少, 与显微观察所得结果一致。

表 5 为不同冷却方式下合金试样的维氏硬度值。可以看出, 随冷却速度由 $0.23\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ 增大到 $3.88\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, 硬度由 606 MPa 增大到 701 MPa , 提高了 15.68% 。这是由于随着凝固冷却速度的增大, 晶粒尺寸减小, 晶粒得到明显细化, 第二相分布也更加弥散均匀, 细晶强化和第二相强化的双重作用使合金的硬度得到显著提高。根据表 5 数据, 得到合金硬度与冷却速度的拟合曲线, 如图 10 所示, 二者关系为: $HV=72.1772-12.6895/(1+\exp(v-2.2570))$, 数学回归方程与实测数据的平方差为 0.9836 。

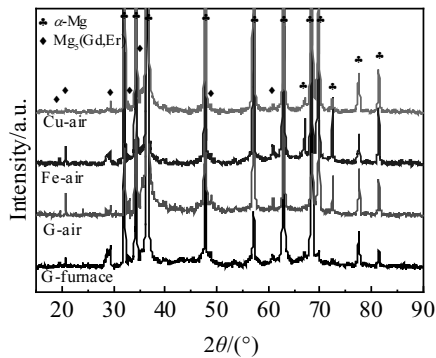


图 9 不同冷却方式下合金试样的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of as-cast GE81 alloy with different cooling methods

表 5 不同冷却速度下合金试样的硬度

Table 5 Hardness of as-cast GE81 alloy with various cooling rates

$v/\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$	0.23	0.46	2.17	3.88
Hardness, HV/MPa	606	627	655	701

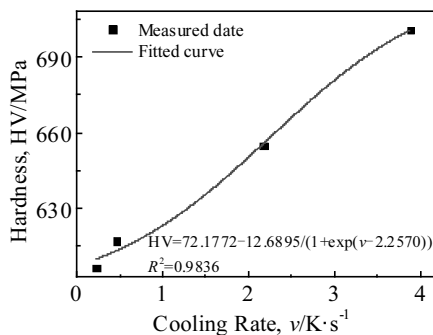


图 10 硬度与冷却速度的关系

Fig.10 Hardness of as-cast GE81 alloy vs cooling rate

综上所述, 4 种不同冷却方式下获得的合金中, Cu-air 获得的合金冷却速度最大, 其晶粒密度与硬度也最大。根据冷却速度控制合金的显微组织, 可为镁合金的工业生产提供有利的条件。

3 结 论

1) 随冷却速度增大, 局部凝固时间缩短, 实际凝固温度降低, 形核过冷度增大, 得到过冷度与冷却速度的关系为 $\Delta T=13.5664v+6.9655$ 。

2) 冷却速度的增大促进形核并阻碍扩散, 随冷却速度增大($0.23\sim 3.88\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$), 晶粒密度由 $3.07\times 10^{10}\cdot\text{m}^{-3}$ 增大到 $51.76\times 10^{10}\cdot\text{m}^{-3}$, 第二相体积分数由 3.57% 减小到 1.01% , 合金硬度值由 606 MPa 增大到 70.1 MPa 。

3) 晶粒密度与冷却速度的定量关系可归纳为: $Nv=1.1135\times 10^{12}\exp(-46.8344/(13.5664v+6.9655))$; 硬度与冷却速度的定量关系可归纳为: $HV=72.1772-12.6895/(1+\exp(v-2.2570))$ 。

参考文献 References

[1] Zhang Dongyang(张东阳), Wang Linshen(王林生), Guo Doudou(郭斗斗). *Materials Review(材料导报)*[J], 2015, 29(26): 514

[2] Luo A A. *International Materials Reviews*[J], 2004, 49(1): 13

[3] Yang Z, Li J P, Zhang J X *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2008, 21(5): 313

[4] Alan A L. *Journal of Magnesium Alloys*[J], 2013, 1(1): 2

[5] Xu Hengjun(徐恒钧). *Fundamentals of Material Science(材料科学基础)*[M]. Beijing: Beijing University of Technology Press, 2001: 402

[6] Ochoa F, Williams J J, Chawla N. *Journal of Electronic Materials*[J], 2003, 32(12): 1414

[7] Cai J, Ma G C, Liu Z *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2006, 422(1-2): 92

[8] Lv Binjiang(吕滨江), Peng Jian(彭建), Chu Zhong(褚忠). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(1): 189

[9] Guo Yongchun(郭永春), Wang Yanshan(王艳山), Peng Yuli(彭渝丽) *et al. Rare Metals(稀有金属)*[J], 2015, 39(5): 392

[10] Wang Xudong, Du Wenbo, Wang Zhaohui *et al. Advanced Materials Research*[J], 2011(146-147): 1080

[11] Wang Xudong, Wang Zhaohui, Du Wenbo *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2012, 30(11): 1168

[12] Wang Zhaohui, Du Wenbo, Wang Xudong *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(3): 593

[13] Wen Kai, Du Wenbo, Liu Ke *et al. Rare Metals*[J], 2016,

- 35(5): 367
- [14] Liu Ke, Wang Xudong, Du Wenbo. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 573(23):127
- [15] Mueller B A, Perepezko J H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1991, 18(6): 1143
- [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: 35
- [17] Zhao Dongshan, Guo Xinyong, Shen Ningfu *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2004, 14(5): 786
- [18] Turnbull D. *J Applied Physics*[J], 1950, 21(10): 1022
- [19] Spaepen F. *Acta Metallurgica*[J], 1975, 23: 729
- [20] Huang Cheng(黄 诚), Song Bo(宋 波), Mao Jinghong(毛璟红) *et al. Science in China (Series E)*(中国科学 E 辑)[J], 2004, 34(7): 737
- [21] Chen Zhongwei(陈忠伟), Jie Wanqi(介万奇). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2004, 40(10): 1027
- [22] Zhu Shijie(朱世杰), Yang Qing(杨 卿), Bai Xiaobo(白小波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(7): 1157
- [23] Chen Yuxi(陈玉喜). *Principle of Material Processing*(材料成形原理)[M]. Beijing: China Railway Press, 2002: 11
- [24] Cybo J, Jura S. *Funkcyjny Opis Struktur Izometrycznych w Metalografiilosciowej(Polish)*[M]. Gliwice: Wydawnictwo Politechniki Slaskiej, 1995
- [25] Lelito J, Zak P, Suchy J S *et al. China Foundry*[J], 2011(3): 224
- [26] Fras E, Wiencek K, Górny M *et al. Materials Science and Technology*[J], 2003, 19(12): 1653

Effects of Cooling Rate on Solidified Microstructure of Mg-8Gd-1Er Alloy

Zhang Yue, Du Wenbo, Li Shubo, Liu Ke, Wang Zhaohui, Zheng Xiaobing
(Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

Abstract: A temperature acquisition system was used to measure average solidification cooling rate of GE81 alloys under different cooling conditions, including furnace-cooling in graphite mold, air-cooling in graphite mold, air-cooling in steel mold and air-cooling in copper mold. The relationship between cooling rate and grain density was studied based on classical nucleation theory. Optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) were used to observe the microstructure of as-cast GE81 alloys (Mg-8Gd-1Er, wt%) at various cooling rates in order to establish the relationship between solidification cooling rate, grain density, hardness and volume fraction of secondary phases. The results show that the solidification cooling rates of GE81 alloy in the four moulds are 0.23, 0.46, 2.17 and 3.88 K·s⁻¹, respectively. The cooling rate is linear with the undercooling, and the formula is $\Delta T=13.5664v+6.9655$. With the increasing cooling rate, the α -Mg grains are refined obviously. The relationship between the cooling rate and the grain density can be described as $N_v=1.1135 \times 10^{12} \exp(-46.8344/(13.5664v+6.9655))$. Moreover, the secondary phase distribution is more homogeneous and their volume fraction decreases so that the hardness of the GE81 alloy increases significantly. The relationship between the hardness and the cooling rate can be expressed as $HV=72.1772-12.6895/(1+\exp(v-2.2570))$.

Key words: Mg-Gd-Er alloy; cooling rate; nucleation rate; microstructure

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