



# 稀土 Y 对铜模快冷 Mg-6Al 合金组织及力学性能的影响

刘 亮, 汪志太, 杨 伟, 余 欢, 吴泽光, 蔡长春

(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 南昌 330063)

**摘 要:** 采用铜模喷铸与真空感应熔炼相结合, 研究了 Y 含量(质量分数)对快冷 Mg-6Al 合金非平衡凝固组织及力学性能的影响。通过稀土相结构及形貌分析对合金晶粒细化规律进行阐述。结果表明: 铜模喷铸 Mg-6Al 合金组织显著细化, 平均晶粒尺寸由铸态时的 200  $\mu\text{m}$  降低到 24.5  $\mu\text{m}$ , 同时初生  $\alpha\text{-Mg}$  相形貌从粗大不规则花瓣状向细小等轴枝晶转变。随 Y 含量增加, 快冷 Mg-6Al 合金组织出现先细化后粗化趋势, 其中添加 1%Y 时合金中形成方块状或棒状  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  相, 能够促进异质形核, 细化效果最佳, 平均晶粒尺寸仅 13  $\mu\text{m}$ , 相应压缩强度高达 404 MPa。当 Y 含量过多时, 快冷 Mg-6Al-1.25Y 合金中  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  相易发生团聚, 从而弱化组织细化效果。

**关键词:** 稀土; 镁合金; 快速凝固; 组织细化; 异质形核

文章编号: 1004-0609(2019)-12-2709-08

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

镁合金以低密度、高比强度、良好的电磁屏蔽及阻尼减震性能等综合优点, 广泛应用于汽车、航空、航天及电子产品中, 是理想的轻质结构材料<sup>[1-3]</sup>。针对目前应用最广的 Mg-Al 系合金, 通过成分优化、先进的铸造及热处理技术, 可获得多样化的力学性能, 满足不同层次的应用需求<sup>[4-6]</sup>。

快速凝固是在远离平衡状态下所发生的液固相变过程, 可形成常规铸态下无法获得的新型组织结构<sup>[7-8]</sup>。由于快速凝固显著提高了基体中溶质元素的固溶度, 有效增加了位错运动阻力, 有利于合金实现固溶强化<sup>[9]</sup>。此外, 快冷过程中形核驱动力大且晶粒尚未充分长大凝固即结束, 因此可获得理想细晶组织, 有效消除偏析。KAWAMURA 等<sup>[10]</sup>采用单辊旋转铸结合热压法制备出屈服强度大于 600 MPa 的超高强镁合金。ZHOU 等<sup>[11]</sup>采用铜模吸铸法研究了 Mg-Li-Ca 合金组织对性能的影响。杨伟等<sup>[12]</sup>采用单辊甩带制备出晶粒尺寸小于 5  $\mu\text{m}$  的细晶镁合金。

稀土元素可有效净化熔体结构、促进晶粒细化、抑制晶界与相界面扩散渗透性, 提高合金高温强度及塑性加工行为<sup>[13-15]</sup>。高洪吾等<sup>[16]</sup>研究了稀土元素对铸态 Mg-6Al 合金组织的影响, 发现慢冷条件下镁合金中可形成  $\text{Al}_2\text{Y}$  相。WANG 等<sup>[17]</sup>在稀土镁合金中发现

$\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  相, 可以显著改善合金高温力学行为。ZENG 等<sup>[18]</sup>通过晶体学计算进一步指出  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  具有良好的结构稳定性和合金化能力, 可作为镁合金的有效细化剂。然而上述研究主要集中于常规铸态条件下合金组织及性能的分析, 有关快冷条件下稀土 Y 在 Mg-Al 合金中的存在形式及其对组织细化的影响规律尚未引起人们广泛关注。

本文以 Mg-6Al 合金为研究对象, 采用铜模喷铸制备出快冷稀土镁合金, 对比研究不同 Y 含量对快冷 Mg-6Al 合金晶粒细化的影响。结合稀土相结构及形貌的分析对其细化机理进行阐述, 以期新型镁合金的研制提供参考。

## 1 实验

实验原材料为高纯镁(99.99%, 质量分数, 下同)、高纯铝(99.99%)和 Mg-20%Y 中间合金。合金锭经线切割、打磨、超声清洗去除表面油污及氧化皮后, 利用高精度电子天平按混合称重方式配比出 Mg-6Al-xY 合金, 其中 Y 含量分别为 0.25%、0.65%、1%和 1.25%。

铜模喷铸实验在高真空感应熔炼及快速凝固炉内

**基金项目:** 国家自然科学基金资助项目(51461032); 江西省教育厅资助项目(GJJ180513); 南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室开放课题(GG201903066)

**收稿日期:** 2018-12-14; **修订日期:** 2019-09-23

**通信作者:** 杨 伟, 副教授, 博士; 电话: 0791-86453167; E-mail: nchkyw@163.com

进行。该设备由真空获得系统、感应熔炼系统、红外/热偶双联测温系统及气体喷铸系统组成。首先将称量好的合金小块装入石英坩埚中(尺寸  $d$  15 mm $\times$ 150 mm, 下方开有  $d$  0.5 mm 小孔)。调整坩埚与对开铜模间相对位置, 确保底部小孔对准铜模内腔。为防止镁合金熔炼过程中氧化挥发, 关闭炉体舱门后利用机械泵预抽真空至 5 Pa 后返充高纯氩气到 0.03 MPa。缓慢增加感应电源功率将合金熔化并均匀混合 5 min 后在坩埚上方通入绝对压力为 0.12 MPa 氩气, 金属液被垂直喷射入铜模内腔中, 获得  $d$  8 mm 的快冷试棒。为对比快冷及稀土 Y 对 Mg 合金组织的改性效果, 采用该装置同时制备出熔炼后随炉冷却的 Mg-6Al 合金。

采用线切割设备在试样中部切取厚度为 3 mm 的薄片。经镶嵌、打磨、抛光及腐蚀(腐蚀液为 5% 的柠檬酸)等操作步骤后, 采用 VHX-600E 型三维超景深显微镜进行光学显微组织分析, 并利用 Image-Pro Plus 6.0 软件通过截线法测定平均晶粒尺寸。采用 FEI-Nova NanoSEM450 型场发射扫描电镜进行高倍组织形貌分析, 并利用 INCA Energy 250 型能谱仪对微区成分进行测定。采用 D8 ADVANCE-X 型射线衍射仪及相关 PDF 卡片进行物相结构分析。利用 FEI-TalosF200X 型高分辨透射电镜对快冷合金中稀土相高倍组织形貌进行分析, 并通过选区电子衍射斑点进行结构标定。力学压缩实验在 Instron-8802 型材料试验机上进行, 其中试样加工尺寸为  $d$  6 mm $\times$ 12 mm, 应变率  $1 \times 10^{-4}$  mm/s。

## 2 结果与讨论

### 2.1 冷速对 Mg-Al 合金凝固组织的影响

图 1 所示为炉冷及铜模快冷条件下 Mg-6Al 合金的光学显微组织。由图 1(a)可知, 铸态 Mg-6Al 合金中初生  $\alpha$ -Mg 晶粒组织粗大, 主要呈不规则花瓣状形貌, 平均晶粒尺寸高达 200  $\mu$ m。晶界区域较宽、存在连续网状分布的第二相。铜模喷铸条件下, 快冷合金组织细化效果显著,  $\alpha$ -Mg 相以细小等轴枝晶形式存在, 平均晶粒尺寸下降到 24.5  $\mu$ m, 同时晶界区域缩短, 枝晶轮廓更加清晰(见图 1(b))。

图 2 所示为铜模喷铸 Mg-6Al 合金的 SEM 像及能谱分析。由图 2 可知, 快冷合金的微观组织主要由细小初生相和离散分布的第二相所组成, 其中基体所对应的点 1 处 Mg 含量高达 95.87%, 因此可推断为非平衡凝固阶段所形成的初生  $\alpha$ -Mg 晶粒。对比分析点 2 处晶界成分可知, Al 元素含量显著增加到 24.10%,

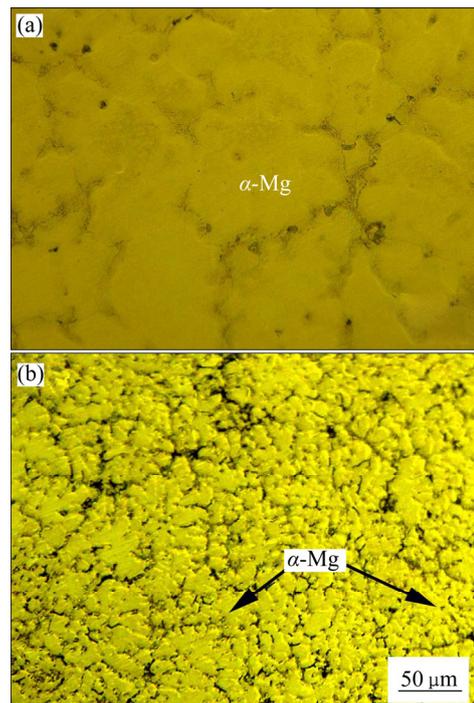


图 1 不同条件下 Mg-6Al 合金光学显微组织  
Fig. 1 Optical microstructures of Mg-6Al alloy fabricated by different methods: (a) As-cast; (b) Injection casting

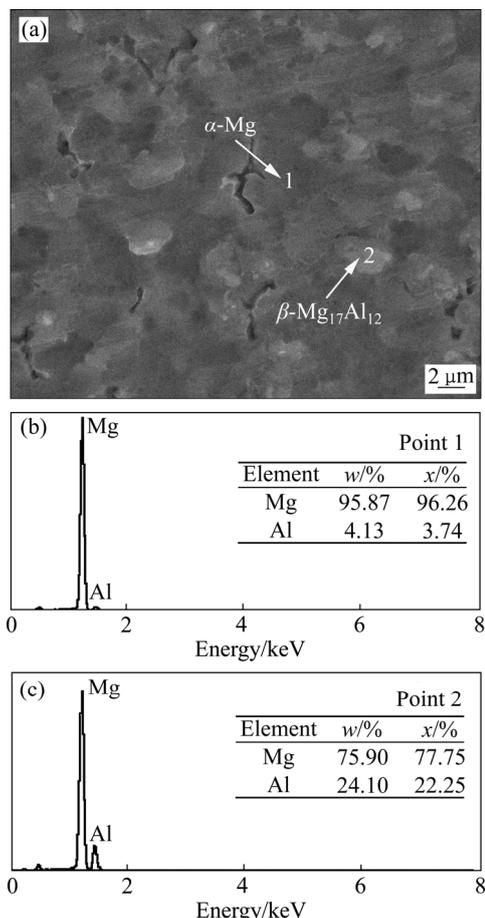


图 2 铜模喷铸 Mg-6Al 合金扫描组织及能谱分析  
Fig. 2 SEM image(a) and EDS spectra(b), (c)) of Mg-6Al alloy fabricated by injection casting

明显高于基体成分,因此可判断为离异共晶 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相。根据能谱分析结果,初生相 $\alpha$ -Mg中的溶质Al含量仅为4.13%,低于合金原始成分,因此随凝固过程进行,更多的Al原子被释放到残余液相中,从而提升了尚未凝固的熔体中溶质含量,形成离异共晶 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相。采用亚快速凝固后,冷速的提高加快了凝固界面的推移速度,导致在很短时间内合金元素尚未充分扩散就已经被快速迁移的界面吞噬而发生溶质截留现象,这将降低了溶质再分配所释放出的Al原子数量,有效抑制了溶质富集。此外铜模喷铸引起的晶粒细化进一步降低了溶质偏析程度,共同导致快冷合金中 $\beta$ 相含量减少,并以不连续岛状形式存在。

## 2.2 稀土Y对快冷Mg-Al合金组织的影响

图3所示为不同Y含量对快冷Mg-6Al合金光学显微组织的影响。当Y含量为0.25%时,快冷合金的晶粒尺寸相比原始Mg-6Al合金变化不大,仍表现为明显的枝晶组织(见图3(a))。随Y含量增加到0.65%,晶粒尺寸显著下降,相应形貌由花瓣状枝晶转变为球状晶组织(见图3(b))。当Y含量1%时,快冷合金的晶粒细化效果最佳,基本为细小等轴晶组织(见图3(c))。然而Y含量进一步增加到1.25%后,非平衡凝固组织不仅没有继续细化,反而出现一定程度的晶粒粗化现

象,所形成的晶粒尺寸甚至超过Mg-6Al-0.65Y快冷合金中的晶粒大小(见图3(d))。上述结果表明稀土Y对铜模喷铸Mg-6Al合金的组织细化存在临界值,过高或过低含量均无法保证获得最佳细化效果。

为定量描述Y对快冷合金的组织细化效果,图4所示为不同Y含量时快冷Mg-6Al-xY合金的平均晶粒尺寸。当添加量较低时,非平衡凝固合金的平均晶粒尺寸随Y含量的增加而持续下降,即由不含Y时的24.5 $\mu$ m持续下降到Y含量1%时的13 $\mu$ m,从而获得最佳的组织细化效果。当Y含量超过1%后,快冷Mg-6Al-1.25Y合金的平均晶粒尺寸不降反升,最终达18.2 $\mu$ m。

图5所示为铜模喷铸Mg-6Al-1Y合金的SEM像及能谱分析。对比分析图2可知,由于稀土Y的加入,快冷合金组织中出现一种新的白色相,形貌分别为边长约1 $\mu$ m的方块状(见图5(a)),以及长度约3 $\mu$ m的细杆状(见图5(b)),并且均分布在晶粒内部。结合图5(c)和(d),无论是点1处的块状还是点2处的杆状,相应化合物中的元素成分基本一致,均为富Y的中间化合物,其中Y元素含量高达47.62%。

由于稀土Y化学性质活泼,其加入到Mg-6Al合金中可能形成Mg-Y或Al-Y化合物<sup>[16-19]</sup>。图6所示为1%Y添加前后快冷合金的XRD谱。对比分析可知,

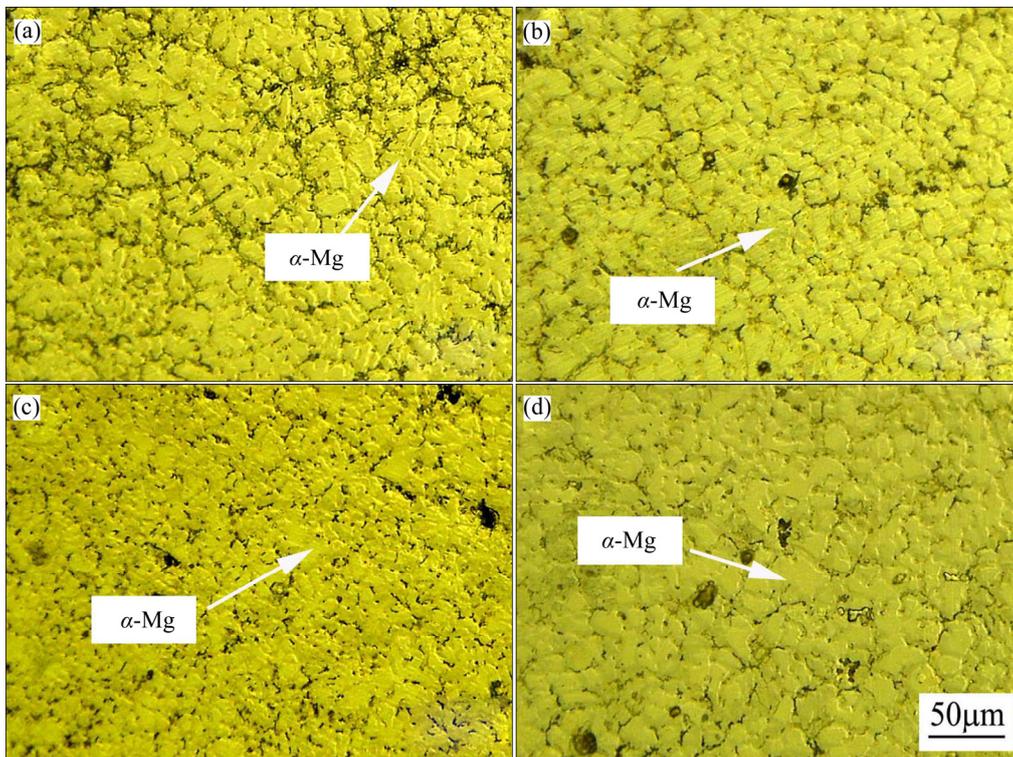


图3 快冷Mg-6Al-xY合金光学显微组织

Fig. 3 Optical microstructures of Mg-6Al-xY alloys fabricated by injection casting: (a) 0.25%Y; (b) 0.65%Y; (c) 1%Y; (d) 1.25%Y

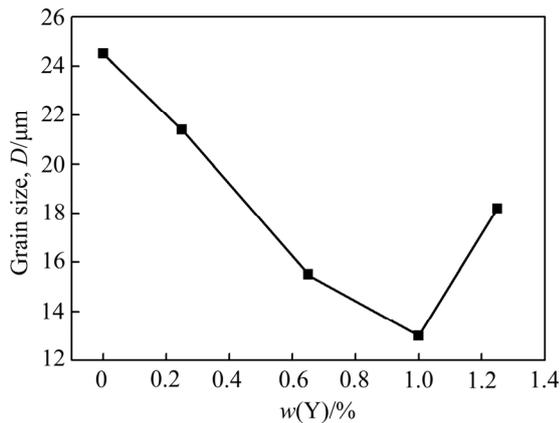


图4 快冷 Mg-6Al-xY 合金平均晶粒尺寸

Fig. 4 Average grain size of Mg-6Al-xY alloys fabricated by injection casting

Y 的加入导致 Mg-6Al-1Y 合金中出现一种新相, 然而与常规铸态合金中所发现的  $\text{Al}_2\text{Y}$  相不同<sup>[16]</sup>, 铜模快冷合金中所形成的是  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  稀土相。这是由于冷速的提高增加了合金凝固时过冷度, 非平衡驱动力的存在导致  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  作为一种亚稳相从熔体中优先析出。为进一步确定该稀土相的存在, 图 7 所示为快冷 Mg-6Al-

1Y 合金的明场 TEM 像及其选区电子衍射斑点。通过对图中黑色块状相进行标定, 该稀土相为体心立方结构的  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  相, 其晶带轴为 [100], 这与 ZHU 等<sup>[19]</sup> 在快冷镁合金中发现的  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  相研究结果相一致。

### 2.3 快冷 Mg-Al-Y 合金组织细化机理

稀土作为表面活性元素, 其对合金凝固组织的影响主要体现在熔体快冷过程中形核和生长行为发生变化。从相变过程来说, 晶粒尺寸的大小关键取决于形核速率和生长速度的竞争, 具体变化关系为<sup>[21]</sup>

$$D = \left( \frac{v}{I} \right)^{1/4} \quad (1)$$

式中:  $D$  为铸件平均晶粒尺寸;  $v$  和  $I$  分别为晶体的生长速率和形核率。随着过冷度增加, 形核率和生长速率均增加, 但前者的增加速度比后者要快, 即可表达为<sup>[21]</sup>:

$$\left( \frac{I}{v} \right) = A \exp\left( -\frac{B}{\Delta T^2} \right) \quad (2)$$

式中:  $\Delta T$  为合金过冷度;  $A$  和  $B$  分别为常数。结合等式(1)和(2)可知:

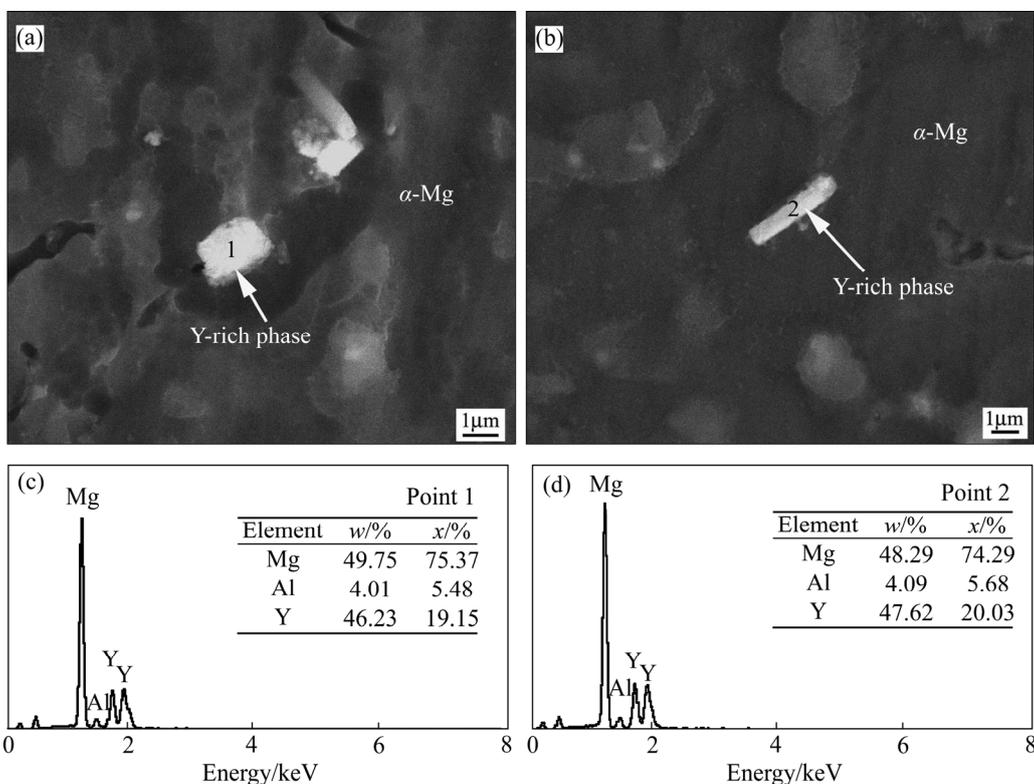


图5 铜模喷铸 Mg-6Al-1Y 合金扫描电镜组织及能谱分析

Fig. 5 SEM images and EDS spectra of Mg-6Al-1Y alloy fabricated by injection casting: (a) Square block Y-rich phase; (b) Rod-shape Y-rich phase; (c) EDS, point 1; (d) EDS, point 2

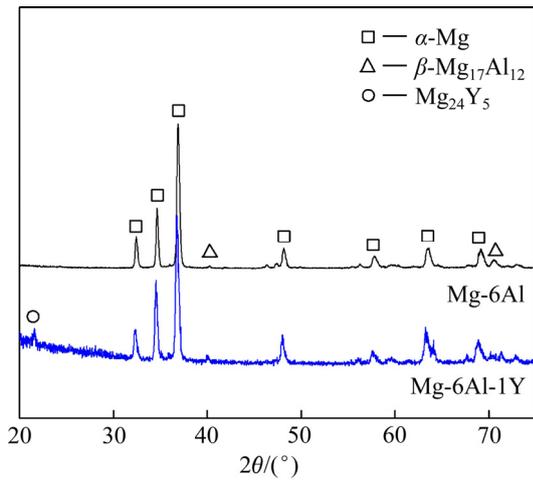


图 6 铜模喷铸 Mg-6Al 及 Mg-6Al-1Y 合金 XRD 谱  
 Fig. 6 XRD patterns of Mg-6Al and Mg-6Al-1Y alloys fabricated by injection casting

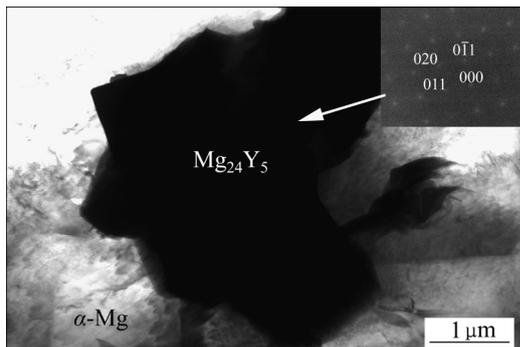


图 7 铜模喷铸 Mg-6Al-1Y 合金的明场 TEM 像及 Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> 相的选区电子衍射斑点  
 Fig. 7 Bright field TEM image and selected area diffraction pattern of Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> phase in Mg-6Al-1Y alloy fabricated by injection casting

$$D = A^{-1/4} \exp\left(\frac{B}{4\Delta T^2}\right) \quad (3)$$

根据 HUNT 研究<sup>[21]</sup>, 合金凝固过程中所形成的过冷度  $\Delta T$  主要取决于凝固速度  $v$  和温度梯度  $G$ , 其表达式为

$$\Delta T = \frac{GD_L}{v} + C(c_0v)^{1/2} \quad (4)$$

式中:  $D_L$  为液相扩散系数;  $C$  为常数;  $c_0$  为合金原始成分。实际凝固过程中, 由于等式(4)中后一项的值远大于前一项, 因此可进一步简化为

$$\Delta T = C(c_0v)^{1/2} \quad (5)$$

根据本课题组前期模拟计算<sup>[12]</sup>及相关文献报道<sup>[7]</sup>,

铜模喷铸合金的凝固冷速高达 100 °C/s 以上。而原位熔炼对应的冷速仅为 10 °C/s 以内, 因此从热力学角度而言铜模喷铸属于亚快速凝固, 相应的生长速度远高于原位熔炼下晶粒的长大速度。由式(5)可知, 随生长速度提高, 凝固过冷度随之增加。结合式(3)的分析, 过冷度  $\Delta T$  的增加将导致平均晶粒尺寸的下降。此外, 铜模喷铸具有较高的冷速, 有利于晶粒生长过程中潜热的快速散失, 降低凝固过程中的再辉效应, 从而激发后续发生更多的形核事件, 促进晶粒进一步细化。

当稀土 Y 未加入或加入量很低时, 随凝固过程中溶质富集的发生, 晶粒在生长过程中固液界面前沿会由于成分过冷而出现界面失稳现象, 从而形成枝晶组织。由于 Mg-6Al 合金中形核数量少, 所形成粗大枝晶有利于富 Al 的残余液相间相互贯通, 从而形成网状连续分布的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相。随着 Y 加入量不断提高, 其与 Mg 元素优先结合形成 Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> 稀土相。图 8 所示为铜模喷铸 Mg-6Al-1Y 合金的高分辨 TEM 像。由图 8 可知, 该相与初生  $\alpha$ -Mg 相界面保持半共格关系, 类似结果在文献[18, 20]中也有报道, 其中  $[111]_{Mg_{24}Y_5} // [0001]_{\alpha-Mg}$ 。因此 Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> 相的存在会促进凝固过程中异质形核, 有利于晶粒组织细化。

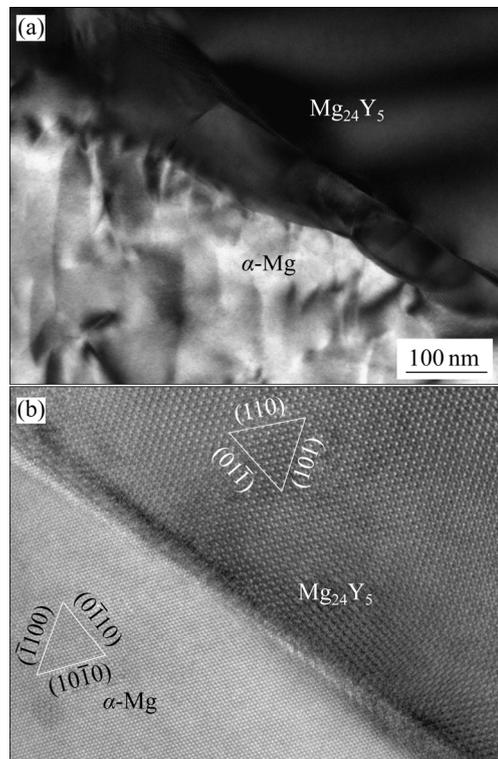


图 8 铜模喷铸 Mg-6Al-1Y 合金的明场 TEM 像及其高分辨 TEM 像  
 Fig. 8 Bright field TEM image(a) and HRTEM image(b) of Mg-6Al-1Y alloy fabricated by injection casting

图9所示为铜模喷铸 Mg-6Al-1.25Y 合金的 SEM 像及 Y 元素的线扫描成分分布。当 Y 含量过多时,所形成的  $Mg_{24}Y_5$  易发生团聚现象。根据 GREER 的异质形核理论<sup>[22]</sup>,这将降低细化剂与周围熔体的有效接触面积,从而弱化其非均质形核能力,导致合金发生粗化行为,这与图3的细化规律相一致。结合 Y 元素的分布图可知,由于  $Mg_{24}Y_5$  相的形成会大量消耗所添加的稀土元素,大幅降低基体组织中的 Y 含量,从而减弱  $\alpha$ -Mg 晶粒凝固界面前方的溶质富集程度,提高界面稳定性,有利于晶粒圆滑度的提高。

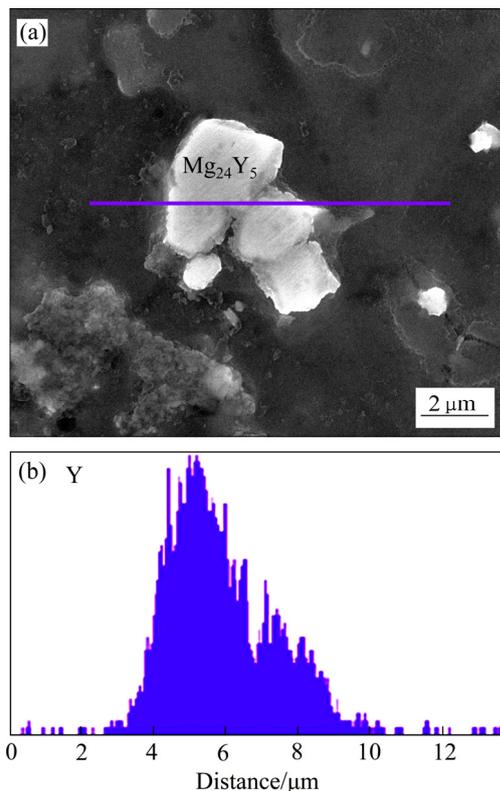


图9 铜模喷铸 Mg-6Al-1.25Y 合金扫描电镜组织及 Y 元素分布

Fig. 9 SEM image(a) and Y element distribution(b) of injection-casted Mg-6Al-1.25Y alloy

#### 2.4 不同工艺下镁合金力学压缩性能

图10所示为不同条件下镁合金的力学压缩曲线。由图10可知,由于低冷速条件下合金晶粒组织粗大,因此铸态 Mg-6Al 合金的压缩强度较低,仅为 310 MPa。随冷速提高,铜模喷铸合金组织明显细化以及固溶强化效应的存在,快冷 Mg-6Al 合金的压缩强度显著增加到 375 MPa,相应屈服强度也从铸态的 142 MPa 提高到 166 MPa。这一结果表明,高冷速可以同时改善材料的强度和塑性。由于稀土 Y 会促进镁合金晶粒细化,因此具有最佳细化效果的快冷 Mg-6Al-1Y

合金压缩强度最高,达 404 MPa,同时屈服强度也进一步增大到 184 MPa。

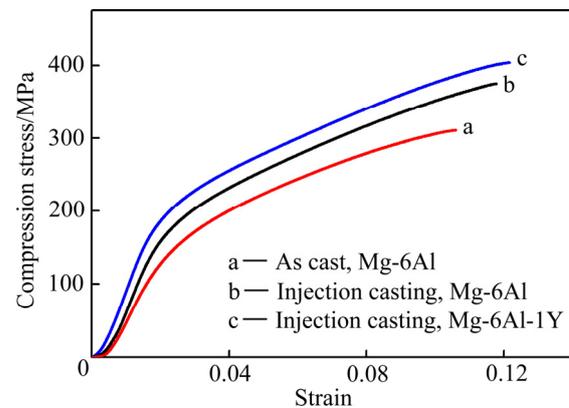


图10 不同条件下镁合金力学压缩曲线

Fig. 10 Compression curves of magnesium alloy fabricated by different methods

### 3 结论

1) 铜模快冷条件下, Mg-6Al 合金晶粒形貌由铸态粗大不规则花瓣状转变为细小等轴枝晶,平均晶粒尺寸由 200  $\mu\text{m}$  降低到 24.5  $\mu\text{m}$ 。

2) 随稀土 Y 含量增加,快冷 Mg-6Al 合金晶粒发生细化,其中 Y 含量 1%时细化效果最佳,平均晶粒尺寸由未添加 Y 时的 24.5  $\mu\text{m}$  下降到 13  $\mu\text{m}$ 。然而当 Y 含量进一步增加到 1.25%时快冷合金组织发生粗化,平均晶粒尺寸增加到 18.2  $\mu\text{m}$ 。

3) 稀土 Y 加入到快冷 Mg-6Al 合金后所形成的稀土相为  $Mg_{24}Y_5$ ,该相呈块状或杆状分布在基体中,能够作为非均质形核质点促进凝固组织的有效细化。

4) 冷速的提高及稀土 Y 的加入可共同促进镁合金力学性能提高。铜模喷铸 Mg-6Al-1Y 合金的压缩强度高达 404 MPa。

#### REFERENCES

- [1] LUO A A. Magnesium casting technology for structural applications[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2013, 1(1): 2-22.
- [2] 杨伟,殷海咪,商景利,王祥,刘吕果. SiC 颗粒参与下快冷镁合金异质形核与高温晶粒长大[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(2): 243-250.  
YANG Wei, YIN Hai-mi, SHANG Jing-li, WANG Xiang, LIU Lü-guo. Heterogeneous nucleation and grain growth at

- high temperature for quenched magnesium alloy containing SiC particle[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2017, 27(2): 243–250.
- [3] DU B N, HU Z Y, SHENG L Y, XU D K, ZHENG Y F, XI T F. Influence of Zn content on microstructure and tensile properties of Mg-Zn-Y-Nd alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 31(4): 351–361.
- [4] 丁文江, 靳丽, 吴文祥, 董杰. 变形镁合金中的织构及其优化设计[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(10): 2371–2381.
- DING Wen-jiang, JIN Li, WU Wen-xiang, DONG Jie. Texture and texture optimization of wrought Mg alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(10): 2371–2381.
- [5] HU X Y, FU P H, STJOHN D, PENG L M, SUN M, ZHANG M X. On grain coarsening and refining of the Mg-3Al alloy by Sm[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 663: 387–394.
- [6] 田文明, 巢昺轩, 李智勇, 郭楠, 韩凤鸣. 晶粒尺寸影响金属钝化行为的研究进展[J]. *失效分析与预防*, 2018, 13(2): 130–136.
- TIAN Wen-ming, CHAO Bing-xuan, LI Zhi-yong, GUO Nan, HAN Feng-ming. Effects of grain size on passivation of Metals-A[J]. *Failure Analysis and Prevention*, 2018, 13(2): 130–136.
- [7] SHENG L Y, YANG F, XI T F, ZHENG Y F, GUO J T. Microstructure and room temperature mechanical properties of NiAl-Cr(Mo)-(Hf, Dy) hypoeutectic alloy prepared by injection casting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23: 983–990.
- [8] 原志鹏, 崔红保, 陈昊, 常亚涛, 郭学锋. 近快速凝固条件下 Ni-50%Sc 金属间化合物韧性[J]. *中国有色金属学报*, 2017, 27(3): 525–531.
- YUAN Zhi-peng, CUI Hong-bao, CHEN Hao, CHANG Ya-tao, GUO Xue-feng. Ductility of near rapidly solidified Ni-50%Sc intermetallics[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2017, 27(3): 525–531.
- [9] TAO S, AHMAD Z, ZHANG P Y, ZHENG X M, ZHANG S Y, PANG N. High-coercivity  $\text{Nd}_{7.5}\text{Y}_{2.7}\text{Fe}_{62}\text{B}_{22.3}\text{Nb}_{3.1}\text{Cu}_{2.4}$  nanocomposite magnet produced by rapid solidification process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 735: 81–87.
- [10] KAWAMURA Y, HAYASHI K, INOUE A, MASUMOTO T. Rapidly solidified powder metallurgy  $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$  alloys with excellent tensile yield strength above 600 MPa[J]. *Materials Science Forum*, 2000, 350(7): 3–18.
- [11] ZHOU Y Y, BIAN L P, CHEN G, LIANG W. Influence of Ca addition on microstructural evolution and mechanical properties of near-eutectic Mg-Li alloys by copper-mold suction casting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 664(3): 85–91.
- [12] 杨伟, 陈寿辉, 张守银, 余欢, 严青松, 蔡长春. 冷却速率对 AZ91D 镁合金非平衡凝固组织的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(3): 593–599.
- YANG Wei, CHEN Shou-hui, ZHANG Shou-yin, YU Huan, YAN Qing-song, CAI Chang-chun. Effect of cooling rate on non-equilibrium solidified microstructure of AZ91D magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(3): 593–599.
- [13] AYMAN E, JUNKO U, KATSUYOSHI K. Application of rapid solidification powder metallurgy to the fabrication of high-strength, high-ductility Mg-Al-Zn-Ca-La alloy through hot extrusion[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(1): 273–282.
- [14] 冀盛亚, 梁淑华, 宋克兴, 王青. 稀土 La 对 Zn-Cu-Ti 合金显微组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(8): 1649–1658.
- JI Sheng-ya, LIANG Shu-hua, SONG Ke-xing, WANG Qing. Effect of La on microstructure and mechanical properties of Zn-Cu-Ti alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(8): 1649–1658.
- [15] 刘亮, 何文, 杨伟, 余欢. Ce 及铜模快冷对 AZ91 合金组织及热稳定性的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2018, 38(12): 1374–1378.
- LIU Liang, HE Wen, YANG Wei, YU Huan. Grain refinement and thermal stability of copper-mould chilled magnesium alloy containing rare earth Ce[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2018, 38(12): 1374–1378.
- [16] 高洪吾, 胡晓菊, 李长茂, 刘黎明, 刘顺华. RE 元素 Y 和 Nd 对 Mg-6Al 合金显微组织的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2004, 54(6): 29–31.
- GAO Hong-wu, HU Xiao-ju, LI Chang-mao, LIU Li-ming, LIU Shun-hua. Effects of Y, Nd RE-element on the microstructure of Mg-6Al alloy[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2004, 54(6): 29–31.
- [17] WANG N, YU W Y, TANG B Y, PENG L M, DING W J. Structural and mechanical properties of  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  and  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  from first-principles calculations[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2008, 41(19): 195408–195413.
- [18] ZENG Y, JIANG B, ZHANG M X, YIN H M, LI R H, PAN F S. Effect of  $\text{Mg}_{24}\text{Y}_5$  intermetallic particles on grain

- refinement of Mg-9Li alloy[J]. *Intermetallics*, 2014, 45: 18–23.
- [19] ZHU J, CHEN J B, LIU T, LIU J X, WANG W Y, LIU Z K, HUI X D. High strength Mg<sub>94</sub>Zn<sub>2.4</sub>Y<sub>3.6</sub> alloy with long period stacking ordered structure prepared by near-rapid solidification technology[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 679: 476–483.
- [20] SHENG L Y, DU B N, WANG B J, XU D K, LAI C, GAO Y, XI T F. Hot extrusion effect on the microstructure and mechanical properties of a Mg-Y-Nd-Zr alloy[J]. *Strength of Materials*, 2018, 50(1): 184–192.
- [21] HUNT J D. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic[J]. *Materials Science and Engineering*, 1984, 65(1): 75–83.
- [22] GREER A L, BUNN A M, TRONCHE A, EVANS P V, BRISTOW D J. Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B[J]. *Acta Materialia*, 2000, 48(11): 2823–2835.

## Effects of Y on microstructure and mechanical property of rapidly cooled Mg-6Al alloy

LIU Liang, WANG Zhi-tai, YANG Wei, YU Huan, WU Ze-guang, CAI Chang-chun

(National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

**Abstract:** Effects of Y content on microstructure evolution and compression strength of rapidly cooled Mg-6Al alloy were investigated by injection casting into copper mould under the protection of vacuum induction melting. Both the structure and morphology of RE-rich phase were identified to reveal the refinement mechanism. The results show that the microstructure of rapidly cooled Mg-6Al alloy is significantly finer than that of the as-cast state, as indicated by the reduction of average grain size from 200 μm to 24.5 μm. Moreover, the grain morphology varies from coarse irregular petal to fine equiaxed dendrite. With the increase of Y content, the microstructure of rapidly cooled Mg-6Al alloy appears to be refined firstly and then coarsened. Square block or rod-shape Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> phase forms in the ingot with the addition of 1%Y, which promotes heterogeneous nucleation of primary phase and is beneficial to grain refinement. Consequently, the minimum average grain size is merely 13 μm and the corresponding compression strength reaches 404 MPa. As for the sample with higher Y content, apparent agglomeration of Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> phase occurs in Mg-6Al-1.25Y alloy, which weakens the grain refinement of rapid cooled alloy.

**Key words:** rare earth; magnesium alloy; rapid solidification; microstructure refinement; heterogeneous nucleation

**Foundation item:** Project(51461032) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (GJJ180513) supported by the Education Department of Jiangxi Province, China; Project (GG201903066) supported by the National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology in Nanchang Hangkong University, China

**Received date:** 2018-12-14; **Accepted date:** 2019-09-23

**Corresponding author:** YANG Wei; Tel: +86-791-86453167; E-mail: nchkyw@163.com

(编辑 何学锋)