

Al-5Mg-2Si-Mn 铝合金压铸坯锭半固态等温组织演变

刘 洋¹, 杨光昱¹, 张晓丹¹, 程会民², 介万奇¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西安北方光电科技防务有限公司, 陕西 西安 710043)

摘 要: 研究了不同压铸条件下 Al-5Mg-2Si-Mn 铝合金压铸坯锭的等温半固态组织演变过程。与重力铸造相比, 铸态压铸实验合金的 α -Al 初始晶粒细小; 且压射压力越大, 晶粒尺寸越小, 组织中的畸变能越多。研究表明, 重力铸造与压铸实验合金的半固态等温组织演变过程相似, 但压铸合金的演变进程更快。不同压射压力压铸实验合金坯锭的半固态等温热处理过程中, α -Al 晶粒直径与等温时间之间符合关系式 $\bar{r}^3 = Kt + \bar{r}_0^3$, 粗化速率常数随压射压力的增大而减小。对于相同压射压力的压铸合金坯锭, 随等温温度的升高, 半固态组织的 α -Al 的晶粒尺寸增大, 粗化速率常数减小。在相同等温时间条件下, 压铸合金比重力铸造合金等温半固态组织的固相体积分小, 晶粒的粗化速率低。研究确定了实验合金的优化半固态等温处理工艺为 620 °C 等温 20 min。

关键词: 压力铸造; 重力铸造; 半固态成形; 半固态等温组织演变

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)09-2972-09

Al-5Mg-2Si-Mn (Magsimal-59) 是专门为压力铸造设计的一种 Al-Mg-Si 系铝合金, 综合性能优良, 通常用于制造乘用车的连接件和悬挂零部件等^[1]。吴树森等研究表明^[2], 该合金圆形压铸试棒的铸态抗拉强度 350 MPa、屈服强度 204 MPa, 延伸率 15%~17%^[3]。合金具有良好的耐腐蚀性^[2], 适用大型汽车构件的压铸生产, 孔隙率低。但 Al-5Mg-2Si-Mn 合金在熔炼和压铸时易产生氧化夹杂、元素偏析等问题, 加大了构件的压铸难度和生产成本。半固态成形方法可以为此提供有效的解决方案, 但目前尚没有将 Al-5Mg-2Si-Mn 合金应用于半固态生产的研究报道。

半固态成形分为流变成形和触变成形^[4]。触变成形工艺操作简单、便于控制、更适于工业化生产。其中, 半固态触变压铸成形是在传统压铸工艺基础上发展起来的新方法, 可以获得致密的、可热处理强化、可焊接的半固态合金压铸构件。目前, 半固态触变压铸的坯料制备主要采用电磁搅拌制备工艺, 由于专有技术的限制, 各国仍在积极研发新的坯料制备技术。

应变诱发激活法(strain-induced melt activation, SIMA)^[5]。就是近期发展起来的触变成形浆料制备新工艺, 合金在固态下进行变形加工, 破碎组织内部的

树枝晶, 同时在组织内部储存一定的变形能, 随后将其加热到固-液两相区并适当保温, 可获得触变性良好的球状浆料。这种固相法制备的不足在于生产装备昂贵, 能耗大。

如果采用压铸方法进行合金坯锭的预成形, 即在凝固过程中对合金进行加压变形处理, 则不仅能够有效破碎枝晶组织, 获得晶粒细小的初生相, 同时组织晶粒内部也会存留一定的畸变能。然后, 再将坯锭加热到固-液两相区进行等温半固态热处理后直接压铸成形, 无疑具有“一机两用”的优势, 而且这种液相法坯料制备方法所需的变形动力将显著减小。

由于压铸工艺条件决定合金坯锭的凝固行为特性和组织形成, 进而对合金坯锭后续等温半固态热处理过程中的组织演变参数如初生固相晶粒尺寸和圆整度、晶粒粗化速率、固相率, 以及坯料的流动性产生直接的影响, 并最终影响半固态合金构件的组织与性能。因此, 本实验以不同压铸条件下的 Al-5Mg-2Si-Mn 合金压铸坯锭为对象, 系统研究其半固态等温热处理过程的组织演变规律, 以期为发展 Al-5Mg-2Si-Mn 合金的半固态触变压铸浆料制备技术提供应用研究基础。

收稿日期: 2018-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51420105005, 51771152); 国家重点研发计划 (2018YFB1106800)

作者简介: 刘 洋, 女, 1992 年生, 硕士, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-81662098, E-mail: SatinnaNPU@163.com

1 实 验

Al-5Mg-5Si-2Mn 合金熔炼在自制的井式电阻熔炉上进行。Al、Mg 以纯金属 (99.99%, 质量分数) 形式加入, Mn、Ti、Si 分别以 Al-10Mn、Al-5Ti、Al-5Si 中间合金的形式加入。合金熔炼好后, 加入 Al-5Ti 中间合金细化, 再加入 0.5% 的 C_2Cl_6 进行精炼, 精炼后扒渣静置 8 min 后于 740 °C 将合金液浇入预热至 250 °C 的模具中, 制成若干 $\Phi 6\text{ mm} \times 55\text{ mm}$ 的铸棒备用。

实验合金的熔化温度范围采用 DSC (differential scanning calorimetry) 方法, 在 Netzsch STA 449C 型差示扫描量热仪上进行, 升温速度 10 °C/min。化学成分分析采用 ICP-AES (inductive coupled plasma atomic emission spectroscopy) 方法测量, 实验合金的实际化学成分见表 1。

实验合金压铸使用宝弘 PWC280 型卧式冷室压铸机, 采用 ASTM B557-06 规定的标准圆形压铸力学性能试棒, 夹持端直径 $\Phi 10\text{ mm}$, 标距段直径 $\Phi 6\text{ mm} \times 25\text{ mm}$ 。压射系统具有三级压射动作, 锁模力 2800 kN, 压射行程 450 mm, 压射头直径 $\Phi 66\text{ mm}$ 。通过调整合金的浇注温度、压射速度、压射压力及压射转换位置等参数, 来实现不同工艺参数条件下实验合金压铸试棒的成形。

将 $\Phi 6\text{ mm} \times 55\text{ mm}$ 的铸棒和压铸试棒标距段部分分别加工成 $\Phi 6\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 尺寸的合金试样, 在 KSL-1200X 箱式电阻炉中进行不同等温温度下的等温半固态热处理, 至预定的等温时间后, 立刻取出水淬。合金试样经砂纸打磨后, 用抛光机将试样表面抛至没有划痕, 再用 Keller 腐蚀剂 (1 mL HF+1.5 mL HCl+2.5 mL HNO_3 +95 mL H_2O) 腐蚀 15~20 s, 用乙醇冲洗干净后风干保存。使用 Olympus PM-G3 光学显微镜和 JEOLJSM-5800 扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 观察试样的显微组织。采用 IPP 软件, 测定合金金相组织中初生 α -Al 相的晶粒面积 s , 并对其取平均值后计算相应工艺条件下 α -Al 晶粒的平均晶粒尺寸 d 。实验中 α -Al 晶粒尺寸均是测量 5 张放大倍数为 50 的金相图片, 测量 100~200 个晶粒后取平均值所得。

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the experimental alloy (wt%)

Element	Mg	Si	Mn	Ti	Al
Content	4.93	1.96	0.61	0.14	Bal.

2 结果与讨论

2.1 实验合金的固相线和液相线温度

图 1a 为 Al-5Mg-2Si-Mn 合金的 DSC 分析曲线。由外推切线法可知, 实验合金的熔化温度区间为 581~638 °C, 共晶温度为 591 °C。由实验合金的 XRD 图谱 (图 1b) 可知, 合金主要由 α -Al 基体相和 α -Al+ Mg_2Si 共晶组成。研究表明^[6], 当合金的固相体积分数在 40%~60% 范围内进行半固态加工成形时, 其成形性较好。因此将实验合金的等温热处理温度分别选为 610, 620 和 630 °C, 等温时间分别选为 5, 10, 20, 30 和 60 min 来观察实验合金的等温半固态组织演变情况。

2.2 不同压射压力下实验合金压铸坯锭的铸态组织

图 2 给出了浇注温度 670 °C, 压铸机一速转换位置 360 mm、一速速度 40 cm/s、二速转换位置 50 mm、二速速度 90 cm/s 条件下, 压射压力分别是 0, 9, 11 和 15 MPa 下实验合金的原始铸态 SEM 组织。由图 2a 可以看到在压射压力为 0 MPa 下即重力凝固时, 实验合金组织呈明显的枝晶形态, α -Al 晶粒尺寸为 $(35.24 \pm 1.77)\text{ }\mu\text{m}$ 。图 2b, 2c 和 2d 分别是实验合金在 9, 11 和 15 MPa 压射压力下的压铸组织, α -Al 晶粒尺寸

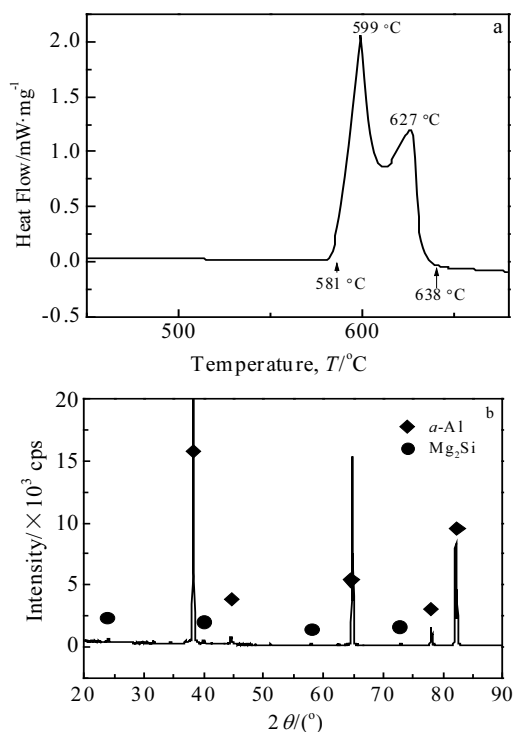


图 1 铸态实验合金的 DSC 曲线及 XRD 图谱

Fig.1 DSC curve (a) and XRD pattern (b) of the experimental alloy

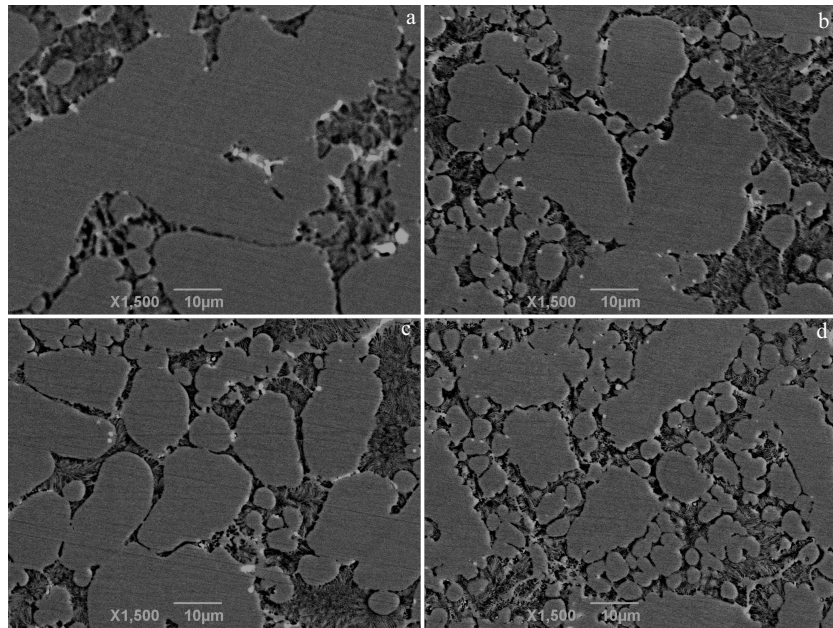


图 2 不同压射压力下实验合金的铸态坯锭组织 SEM 照片

Fig.2 SEM images of the die-casting experimental alloys with the injecting pressure of 0 MPa (a), 9 MPa (b), 11 MPa (c), and 15 MPa (d), respectively

分别为 (20.57 ± 0.64) , (18.97 ± 0.47) , (13.59 ± 0.76) μm 。比较发现, 压铸合金组织晶粒随着压射压力的增大明显得到细化。

可以看到, 随着压射压力的增大, 合金液的流动速度也就越快, 就越容易促使先凝固层的晶体脱落、断裂及增殖而导致晶核数目增加, 从而细化晶粒。同时, 压力还会影响晶粒的生长过程。压力抑制了原子的扩散, 使原子扩散激活能和晶体生长激活能增大, 从而降低晶粒的生长速率^[7]。因此, 与重力铸造相比, 压铸合金的初始晶粒尺寸细小。而且压射压力越大, 压铸合金的初始晶粒尺寸越细小。

由图2可知, 不同压射压力压铸实验合金的平均晶粒尺寸均小于50 μm , 因此适合进行等温半固态热处理^[8]。

图 3 是不同压射压力压铸实验合金在 $37.5^\circ \sim 39.2^\circ$ 之间的 XRD 图谱。测量可知, 不同压射压力实验合金的衍射峰的峰宽不同: 0 MPa 下, 峰宽 2.1714° ; 9 MPa 下, 峰宽 2.3798° ; 15 MPa 下, 峰宽 2.4908° 。这说明压射压力越大, 峰宽越宽。研究表明^[9], 同一种合金的 XRD 图谱峰宽越宽, 说明其组织内部的畸变能越高。因此, 由图 3 可知, 压铸后实验合金的压铸组织中存在畸变能, 其组织畸变能随压射压力的增大而增高, 15 MPa 时实验合金的组织畸变能最高。

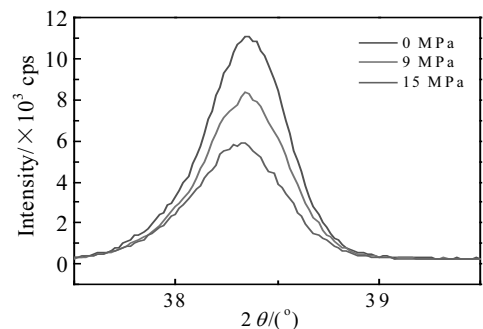


图 3 不同压射压力压铸实验合金在 $37.5^\circ \sim 39.2^\circ$ 区间的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of the die-casting alloys with the different injecting pressures isothermally heat-treated at 610°C

2.3 不同压射压力压铸实验合金坯锭的 610°C 等温半固态组织演变

图 4 至图 7 给出了重力铸造实验合金 (压射压力 0 MPa) 和压射压力分别为 9, 11 和 15 MPa 下压铸实验合金在 610°C 等温 5, 10, 20, 30, 60 min 后的 OM 组织。

在等温半固态处理初期, 合金的熔点变化是晶界处首先出现液相的原因。对 $k < 1$ (k 为溶质平均分配系数) 的实验合金, 其固相线温度随着溶质含量的增加而降低, 因而熔化首先在溶质富集的晶界处进行。

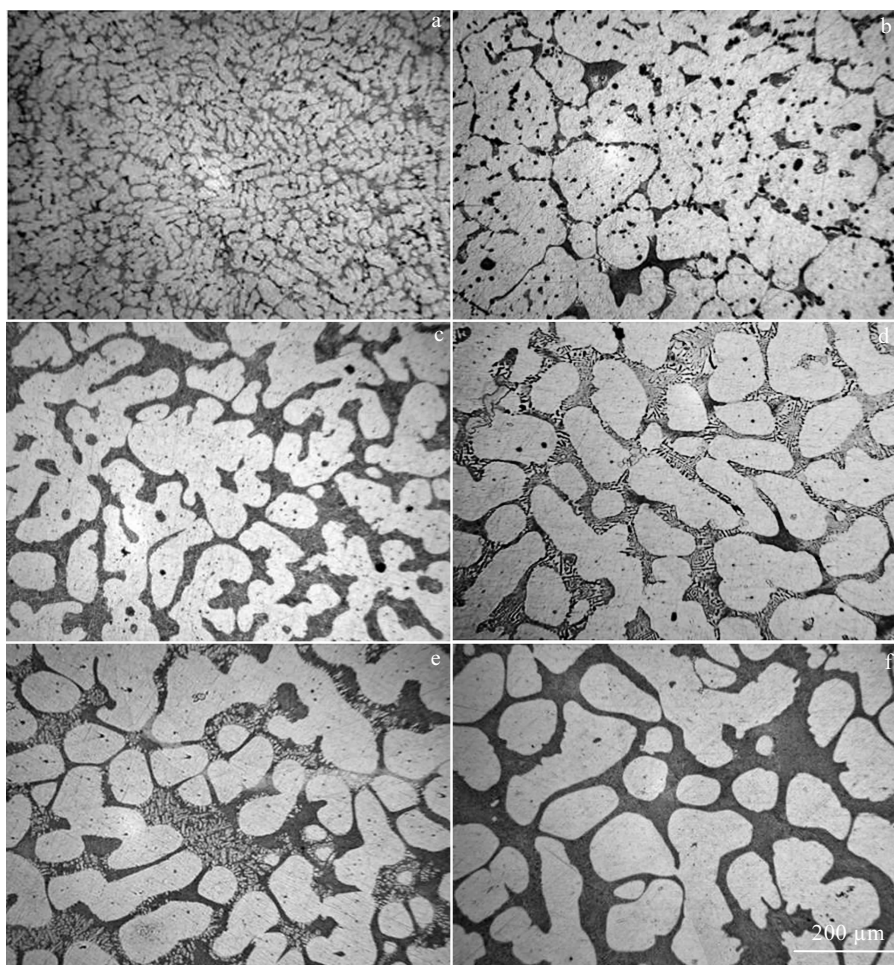


图4 0 MPa 压射压力铸造实验合金在 610 °C 等温不同时间后的半固态显微组织

Fig.4 OM images of the casting experimental alloy with the injecting pressure of 0 MPa isothermally heat-treated at 610 °C for the holding time of 0 min (a), 5 min (b), 10 min (c), 20 min (d), 30 min (e), and 60 min (f)

由图4可以看出,重力铸造时,初生 α -Al晶粒多为细小的树枝状晶,夹杂着极少数的近球状小晶粒。等温5 min时, α -Al晶界处出现少量液相,低熔点的第二相首先从晶界处开始熔化,晶粒间开始合并长大,树枝晶大量减少,晶粒形状多为近球状。等温20 min后,树枝晶完全消失, α -Al晶粒呈椭球状。晶界处的第二相大量熔化并将各个晶粒分隔开, α -Al晶粒进一步长大。等温至60 min时,晶粒圆整度提高,部分晶粒呈球状。此时晶界处第二相完全熔化为液相,但部分 α -Al晶粒发生异常长大,晶粒尺寸分布极不均匀,最大晶粒尺寸204.13 μm ,最小晶粒尺寸26.08 μm 。

压力铸造下实验合金 α -Al晶粒的生长过程基本相似,以压射压力15 MPa下的 α -Al晶粒生长过程为例。由图7看到,该条件下的铸态初生 α -Al晶粒为细小的树枝状晶, α -Al晶粒尺寸较重力铸造条件下更加细小,同时夹杂着较多近球状的小晶粒。等温5 min

后, α -Al晶粒晶界处第二相首先熔化,少数晶粒被第二相熔化后的液相包裹,晶粒合并长大, α -Al晶粒形状多为近球状,仅剩少量形状不规则的晶粒,树枝状晶基本消失,晶粒尺寸增加。等温20 min后,液相进一步增多,大部分 α -Al晶粒被液相形成的液膜分隔开,晶粒尺寸进一步增加,树枝状晶完全消失,经测量,最大晶粒尺寸94.59 μm ,最小晶粒尺寸22.00 μm ,晶粒一致性最好。等温60 min后, α -Al晶粒都被液相分割开,晶粒尺寸达到最大, α -Al晶粒全部为球状晶。经测量,最大晶粒尺寸118.96 μm ,最小晶粒尺寸29.63 μm ,晶粒尺寸一致性变差。

可以发现,所有实验合金的等温半固态组织演变过程大致分为3个阶段:(1)等温初期,晶间第二相熔化,同时发生 α -Al晶粒的长大和球化;(2)等温中期, α -Al晶粒互相接触,发生晶粒间的合并长大;(3)等温后期,出现小晶粒的熔化消失和大晶粒的粗化长

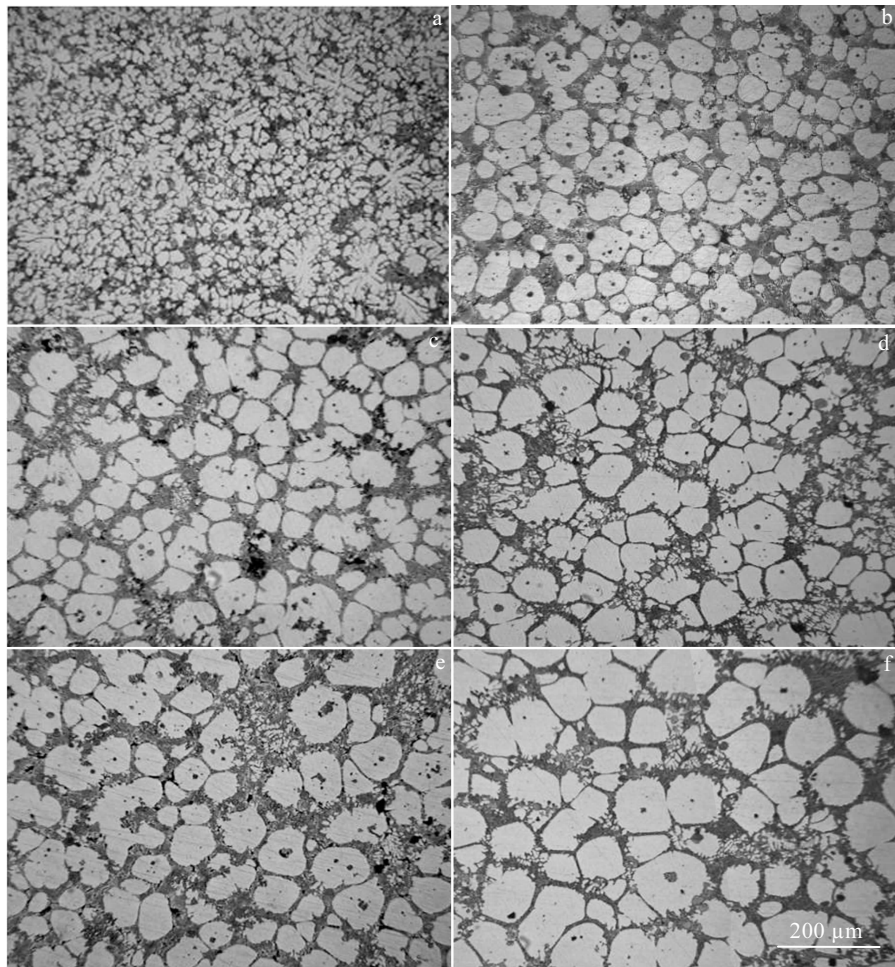


图 5 9 MPa 压射压力压铸实验合金在 610 °C 等温不同时间后的半固态显微组织

Fig.5 OM images of the die-casting experimental alloy with the injecting pressure of 9 MPa isothermally heat-treated at 610 °C for the holding time of 0 min (a), 5 min (b), 10 min (c), 20 min (d), 30 min (e), and 60 min (f)

大。由于实验合金组织内的畸变能随压射压力的增大而增加，导致共晶组织在半固态等温处理过程中更易熔化，因而压铸合金比重力铸造合金等温半固态组织演变过程的各阶段开始的更早。同时，对比图 4~图 7 不难看出，压铸合金等温半固态组织中 α -Al 晶粒的一致性较重力铸造好。

图 8 是不同压射压力压铸实验合金在 610 °C 等温条件下 α -Al 平均晶粒尺寸随等温时间的变化关系。可以看到，压铸合金等温半固态坯锭组织的晶粒尺寸比重力铸造更为细小。同时，随着压射压力的增大， α -Al 的平均晶粒尺寸减小。

Lifshiz, Slyozov 和 Wanger 建立了足够液相 ($0.2 \leq f_v \leq 0.95$, f_v 为液相体积分数) 存在时晶粒生长和粗化的经典理论，即 LSW 理论^[11]，认为对于扩散控制

的固/液相混合体系，其粗化动力学可用如下的简化方程来描述^[12]：

$$\bar{r}^n - \bar{r}_0^n = Kt \quad (1)$$

式中， n 是晶粒粗化指数， r_0 是固相晶粒的初始平均等积圆半径， r 是经过等温时间 t 后固相晶粒的平均等积圆半径， K 是粗化速率常数。

由图 9 所示的拟合计算可以确定 α -Al 晶粒的粗化指数为 3，从而得出实验合金 α -Al 晶粒的粗化动力学方程为，

$$\bar{r}^3 = Kt + \bar{r}_0^3 \quad (2)$$

由式(2)可以计算出 0, 9, 11 和 15 MPa 压射压力条件下实验合金 610 °C 等温半固态组织演变过程的 α -Al 晶粒粗化速率常数 K 分别是 580.31, 355.15, 314.05, 167.54 $\mu\text{m}^3/\text{s}$ 。可以看到， K 随压射压力的增大而减小。

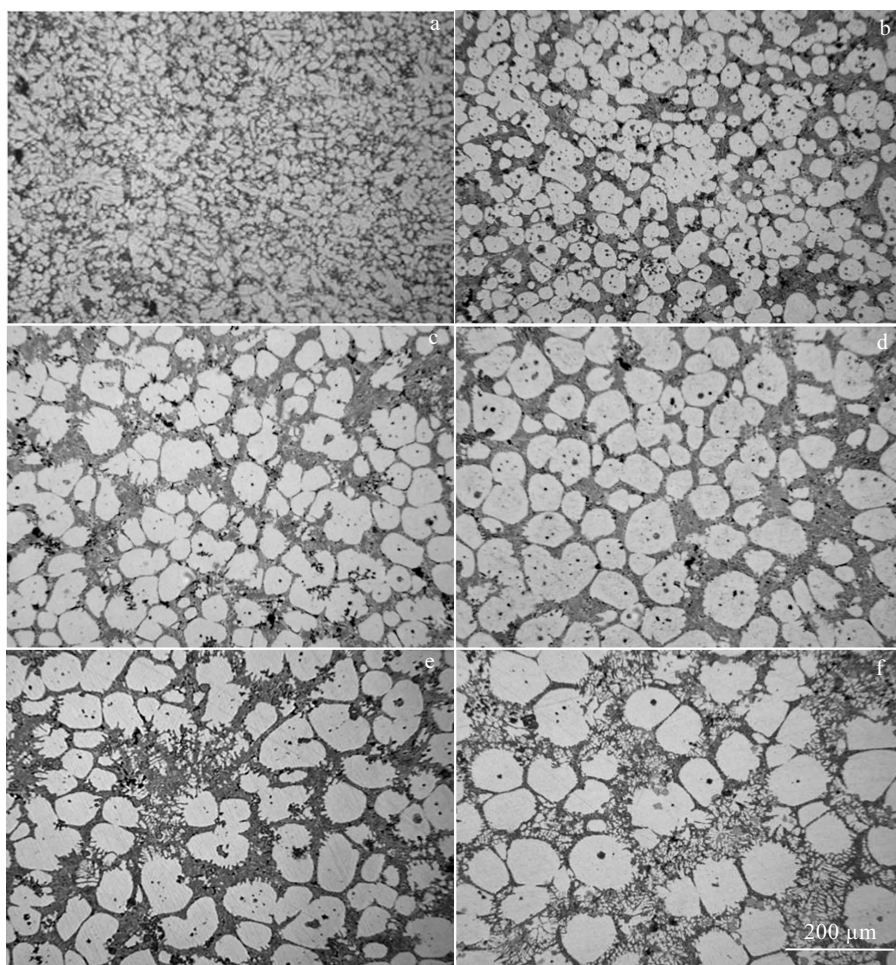


图6 11 MPa 压射压力压铸实验合金在 610 °C 等温不同时间后的半固态显微组织

Fig.6 OM images of the die-casting experimental alloy with the injecting pressure of 11 MPa isothermally heat-treated at 610 °C for the holding time of 0 min (a), 5 min (b), 10 min (c), 20 min (d), 30 min (e), and 60 min (f)

图 10 是不同压射压力压铸实验合金在 610 °C 等温条件下其固相体积分数 ϕ 随等温时间的变化情况。可以看出,重力铸造合金在等温时间 30 min 时,合金中液相量趋于稳定,而压铸合金在等温时间 20 min 时,各合金中的液相量趋于稳定。不同压射压力实验合金的固相体积分数 ϕ 随等温时间的变化趋势相似,即随等温时间的增加而减少。同时,在相同等温时间条件下重力铸造合金的固相体积分数远高于压铸合金的固相体积分数。此外,实验合金的固相体积分数随着压射压力的增加而减小。当等温时间为 20 min 时,重力铸造与 9、11、15 MPa 条件下压铸合金的固相体积分数分别为 $67.86\% \pm 0.59$ 、 $54.82\% \pm 3.17\%$ 、 $52.67\% \pm 2.52\%$ 、 $48.8\% \pm 2.79\%$ 。综上可知,压射压力不同,实验合金 610 °C 等温半固态组织中的固相体积分数的变化程度不同。研究表明^[13],Ostwald 熟化理论中 $K(\phi)$ 随 ϕ 的增加而增加。同时^[14],合金的共晶熔

化激活能随形变率的增大而减小。压射压力增大的条件下,实验合金组织中储存的畸变能增多,因此压力铸造合金组织中的共晶组织在等温半固态处理过程中较重力铸造条件下更易熔化,因此,在相同等温时间条件下,压射压力越大,合金组织中的液相量越多,固相粒子间形成的液膜将固相粒子分离,使得接触晶粒间的合并停止,而液相中的溶质扩散速率很小^[15],导致该阶段的晶粒粗化速率很低,即 $K(\phi)$ 随压射压力的增大而减小。

2.4 相同压射压力和等温时间条件下压铸实验合金的等温半固态组织演变

比较图 4~图 7 可知,压射压力 15 MPa 条件下压铸合金的等温半固态组织的晶粒尺寸最小,晶粒圆整度和尺寸一致性最好。同时由图 10 可知,当等温时间为 20 min 时,实验合金半固态浆料中的液-固相相对含量达到动态平衡,此时合金组织中的液相体积分数

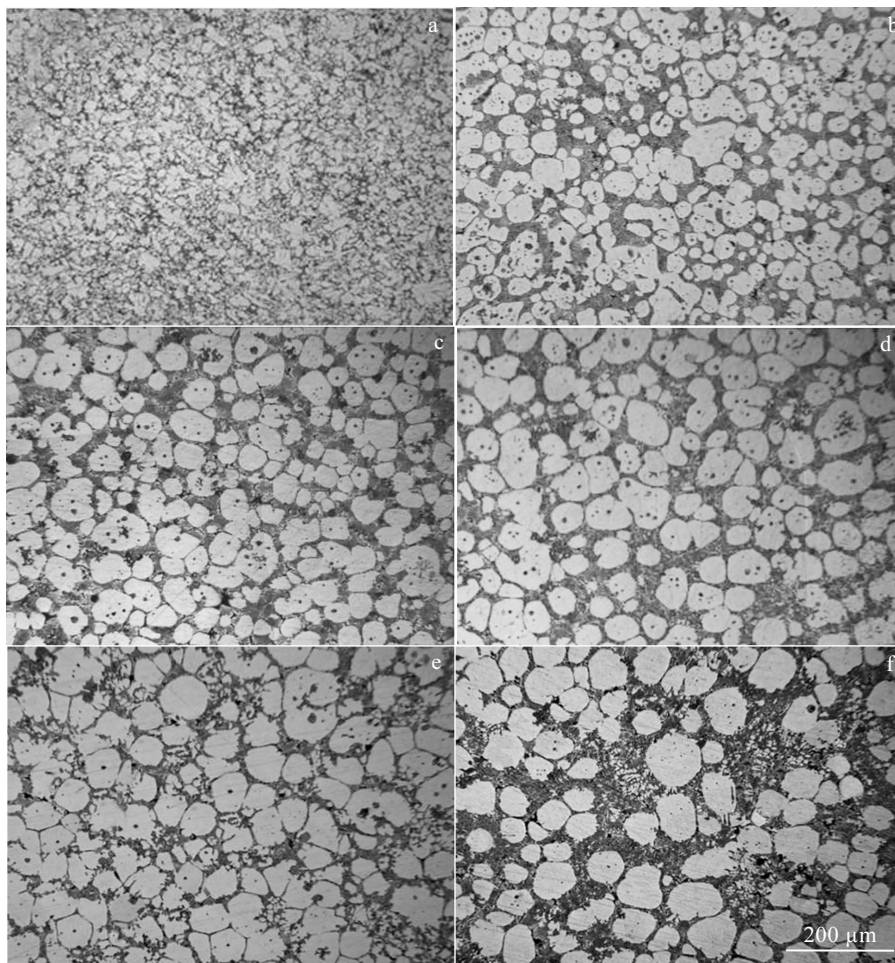


图 7 15 MPa 压射压力压铸实验合金在 610 °C 等温不同时间后的半固态显微组织

Fig.7 OM images of the die-casting experimental alloy with the injecting pressure of 15 MPa isothermally heat-treated at 610 °C for the holding time of 0 min (a), 5 min (b), 10 min (c), 20 min (d), 30 min (e), and 60 min (f)

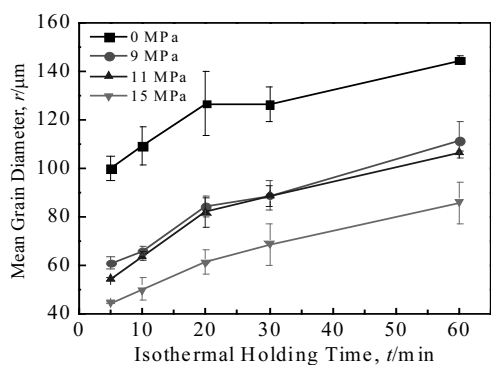


图 8 不同压射压力下实验合金在 610 °C 等温不同时间后的 α-Al 晶粒平均直径变化

Fig.8 Variation of α-Al average grain size with the holding time for the die-casting alloys with the different injecting pressures isothermally heat-treated at 610 °C

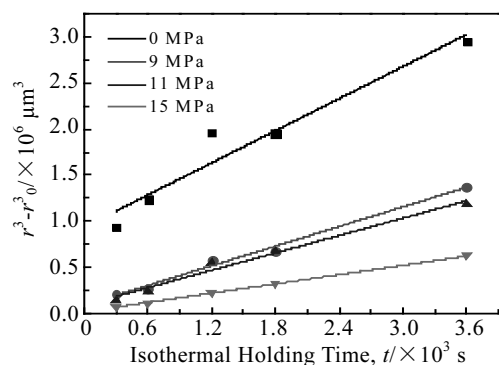


图 9 610 °C 等温条件下不同压射压力实验合金的等温时间与 $r^3 - r_0^3$ 关系拟合直线

Fig.9 Fitting straight lines between the isothermal holding time and $r^3 - r_0^3$ for the die-casting alloys with the different injecting pressures isothermally heat-treated at 610 °C

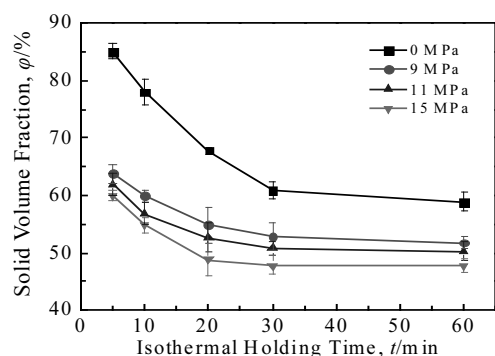


图 10 不同压射压力压铸实验合金在 610 °C 等温处理不同时间后组织中的固相体积分数变化

Fig.10 Variation of the solid volume fraction with the holding time for the die-casting alloys with the different injecting pressures isothermally heat-treated at 610 °C

基本稳定, 约为 50%, 这利于触变成形^[16]。因此本节选择 15 MPa 压射压力压铸实验合金分别在 610, 620 和 630 °C 等温温度下等温 20 min, 来观察研究相同压射压力和等温时间条件下压铸实验合金的等温半固态组织演变情况, 以优化压铸实验合金的等温温度参数。

图 11 是 15 MPa 压射压力压铸实验合金在不同等温温度下等温 20 min 后的等温半固态显微组织。可以看到, 初生 α -Al 相的晶粒尺寸随等温温度的升高而增加。

图 12 是 15 MPa 压射压力压铸实验合金分别在 610, 620, 630 °C 等温温度等温 20 min 条件下 α -Al 相平均晶粒尺寸和固相体积分数随等温温度的变化情况。由图可知, α -Al 相的晶粒尺寸随等温温度的提高而提高, 液相体积分数也随等温温度的提高而增加。当等温温度为 610 °C 时, α -Al 晶粒尺寸较小, 为 $(70.17 \pm 4.81) \mu\text{m}$, 固相体积分数为 $57.2\% \pm 0.53$ 。等温温度为 620 °C 时, α -Al 晶粒尺寸稍有长大, 为 $(73.15 \pm 2.88) \mu\text{m}$,

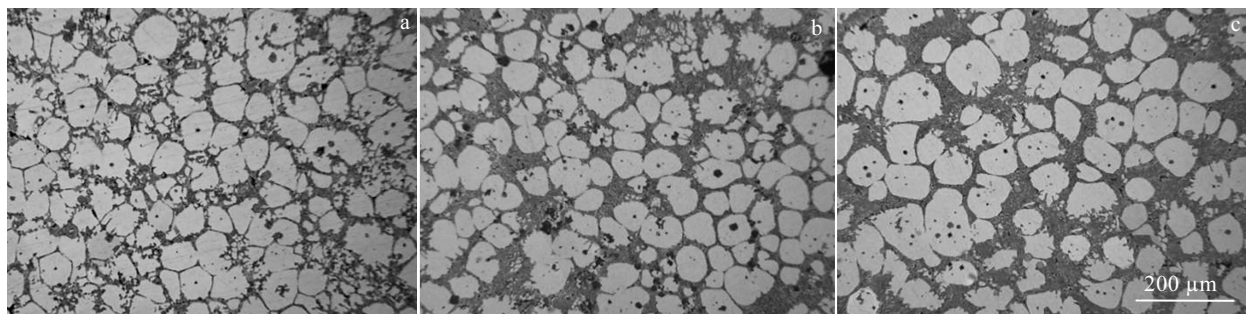


图 11 15 MPa 压射压力压铸实验合金在不同等温温度下保温 20 min 后的显微组织

Fig.11 OM images of the die-casting alloy with the injecting pressure of 15 MPa isothermally heat-treated for 20 min at the isothermal temperature of 610 °C (a), 620 °C (b), and 630 °C (c)

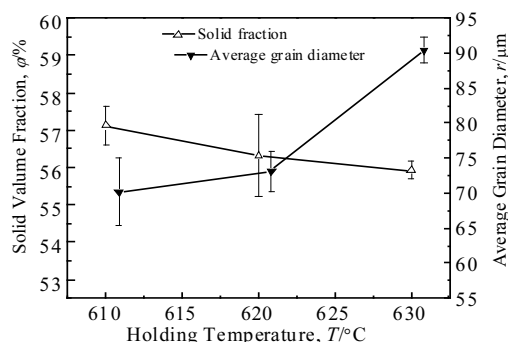


图 12 15 MPa 压射压力压铸实验合金在不同等温温度下等温处理 20 min 时的 α -Al 平均晶粒尺寸和固相体积分数

Fig.12 Variation of α -Al average grain size and solid volume fraction with the isothermal holding temperature for the die-casting alloy with the injecting pressure of 15 MPa isothermally heat-treated for 20 min

固相体积分数为 $56.3\% \pm 1.10\%$ 。当等温温度为 630 °C 时, α -Al 晶粒尺寸最大, 为 $(90.42 \pm 1.81) \mu\text{m}$, 固相体积分数为 $55.9\% \pm 0.24\%$ 。尽管等温温度为 610 °C 时, α -Al 相的晶粒尺寸较小, 经测量, 最大晶粒尺寸 $124.94 \mu\text{m}$, 最小晶粒尺寸 $22.00 \mu\text{m}$, 说明 α -Al 晶粒的圆整度和尺寸一致性最差, 同时合金组织中的液相体积分数较少, 不利于触变成形。而当等温温度为 630 °C 时, 合金组织中的液相体积分数较多, 但晶粒尺寸偏大, 对半固态浆料的流动性和构件的成形性不利。因此, 当等温温度为 620 °C 时, 合金组织中的液相体积分数和晶粒尺寸适中, 经测量, 最大晶粒尺寸 $125.7 \mu\text{m}$, 最小晶粒尺寸 $39.72 \mu\text{m}$, 说明 α -Al 晶粒的圆整度和尺寸一致性良好, 既能保证半固态浆料的流动性和成形性, 同时也利于触变成形。因此, 可以确定压铸实验合金的优化等温半固态处理工艺为 620 °C 等温温度下等温处理 20 min。

3 结 论

1) Al-5Mg-2Si-Mn 压铸铝合金比重力铸造合金的铸态 α -Al 相的晶粒尺寸细小, 且压射压力越大, 压铸合金组织的初始晶粒尺寸越细小, 组织中的畸变能越高。

2) 相较于重力铸造, 压铸实验合金的等温半固态组织的初生 α -Al 晶粒尺寸更为细小, 固相体积分数小, 晶粒生长速率低, 一致性更好, 等温半固态组织演变的进程更快。压射压力越大, 压铸实验合金等温半固态组织的 α -Al 晶粒度越小, 晶粒粗化速率越小, 晶粒圆整度越好。

3) 实验分析确定, 压铸实验合金较优的等温半固态处理工艺为 620 °C 等温 20 min。

参考文献 References

- [1] Hielscher U, Sternau H, Koch H. *Proceedings of the Annual Meeting and Exhibition of the Minerals, Metals and Materials Society* [C]. Anaheim, CA: TMS, 1996: 4
- [2] Wu Shusen(吴树森), Hu Zulin(胡祖麒), Wan Li(万里) et al. *Foundry*(铸造)[J], 2014, 63(12): 1197
- [3] Yuan Guangyin(袁广银), Liu Manping(刘满平), Wang Qvdong(王渠东) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(10): 1105
- [4] Liu C M, He N J, Li H J. *Journal of Materials Science*[J], 2001, 36(20): 4949
- [5] Lin H Q, Wang J G, Wang H Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 431(1-2): 141
- [6] Zhang Q Q, Cao Z, Zhang Y et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 184(1-3): 195
- [7] Osamu Sugino, Atsushi Oshiyama. *Physical Review B*[J], 1992, 46(19): 12335
- [8] Yang Guangyu(杨光昱), Jie Wanqi(介万奇), Zhang Runqiang(张润强) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(10): 1717
- [9] Ma C H, Huang J H, Chen Haydn. *Thin Solid Films*[J], 2002, 418(2): 73
- [10] Zheng Xuejun, Li Jiangyu, Zhou Yichun. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(11): 3313
- [11] Lishitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physical and Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1-2): 35
- [12] Manson-Whitton E D, Stone I C, Jones J R et al. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(10): 2517
- [13] Ardell A J. *Acta Metallurgica*[J], 1972, 20(1): 61
- [14] Wang Wuxiao(王武孝). *Special Casting & Nonferrous Alloys* (特种铸造及有色合金)[J], 2005, 25(4): 205
- [15] Wan Gang, Sahm P R. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 38(6): 967
- [16] Paes M, Zoqui E J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 406: 63

Semi-solid Isothermal Heat Treatment Microstructure Evolution of Die-casting Al-5Mg-2Si-Mn Alloy

Liu Yang¹, Yang Guangyu¹, Zhang Xiaodan¹, Cheng Huimin², Jie Wanqi¹

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

(2. Xi'an North Electro-optic Science & Technology Defense Co. Ltd, Xi'an 710043, China)

Abstract: Semi-solid isothermal heat treatment microstructural evolution of die cast Al-5Mg-2Si-Mn alloy with different injecting pressures was studied. The average α -Al grain size of as-cast die casting experimental alloys was smaller than that of gravity casting, and it decreased while microstructure distortion energy increased with the increase of the injecting pressure. It was found that semi-solid microstructural evolution process of die-cast alloy was similar to, but faster than that of gravity casting. The results from regression analysis show that the relationship between the average α -Al grain diameter and the isothermal holding time fits the formula $\bar{r}^{-3} = Kt + \bar{r}_0^{-3}$, and the coarsening rate (K) is decreased with the increase of the injecting pressure. For the fixed injecting pressure, the average α -Al grain size of the experimental alloy increased while the K decreased with the increase of the isothermal holding temperature. For the fixed isothermal holding time, the solid fraction and α -Al grain coarsening rate of die-casting alloy were lower than those of gravity. The appropriate semi-solid isothermal heat treatment parameters of the die casting experimental alloy were determined to be 620 °C for 20 min.

Key words: die casting; gravity casting; semi-solid forming; semi-solid isothermal heat treatment microstructure evolution

Corresponding author: Yang Guangyu, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-81662098, E-mail: ygy@nwpu.edu.cn