



等温热处理对ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金 半固态组织的影响

黄晓锋^{1,2}, 张 胜¹, 杨 凡¹, 张展裕¹, 尚文涛¹

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050;

2. 兰州理工大学 有色金属合金及加工教育部重点实验室, 兰州 730050)

摘 要: 采用等温热处理工艺研究了保温温度以及保温时间对ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金半固态组织演变的影响。结果表明: 等温热处理使得铸态合金中的不规则树枝晶组织转变为球状或近球状的非枝晶组织。适当地提高保温温度或延长保温时间有利于ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金非枝晶组织的分离与球化, 但保温温度超过610℃或在较高温度下保温时间超过15 min后, 非枝晶组织易发生粗化, 这种现象是由合并长大机制和Ostwald熟化机制共同作用导致的。ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金整个半固态组织演变过程中, 经历了枝晶粗化、分离与球化以及熟化粗化三个阶段; 最佳等温热处理工艺为: 610℃保温15 min, 此时非枝晶平均晶粒尺寸、固相率和形状因子分别为50.162 μm、42.75%和1.671。

关键词: ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金; 非枝晶态组织; 等温热处理; 演变机理

文章编号: 1004-0609(2022)-06-1561-10

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

引文格式: 黄晓锋, 张 胜, 杨 凡, 等. 等温热处理对ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金半固态组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1561-1570. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36767

HUANG Xiao-feng, ZHANG Sheng, YANG Fan, et al. Effect of isothermal heat treatment on semi-solid microstructure of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1561-1570. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36767

铝元素是地壳中金属含量最多的元素, 铝合金具有较高的强度、刚度以及优秀的机械加工性能。铝合金较之钢铁材料更易于回收利用, 循环使用率高, 绿色环保^[1]。随着国家节能减排的基本国策发布, 铝合金在航空航天、机械制造、汽车船舶等工业领域得到了广泛应用。铝合金半固态压铸与普通液态压铸相比, 可以加强压铸件的致密性, 并且压铸件强度更高, 承压能力更强; 通过后续固溶时效处理, 可以进一步提高半固态压铸件的性能。现有的压铸铝合金系列有Al-Si系、Al-Cu系、Al-Mg系

以及Al-Zn系^[2]。

Al-Si压铸合金因结晶温度区间小、Si相凝固结晶潜热和比热容大、线收缩率小且具有良好的流动性能、充型性能和较小的热裂、缩松倾向等优点, 得到了广泛应用^[3-4]。二元Al-Si合金无法通过热处理进行强化, 但加入Cu和Mg元素后可形成强化相Al₂Cu及Mg₂Si来提高Al-Si合金的性能。LI等^[5]认为: Mg含量的增加促进了共晶Si颗粒向圆形或纤维形态改性, 并细化了二次枝晶臂间距, 提高了合金的屈服强度和拉伸强度。贲能军等^[6]发现: 加入Mg元素利于降低发生共晶反应温度并改

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2018YFB2001800)

收稿日期: 2021-06-21; **修订日期:** 2021-12-20

通信作者: 黄晓锋, 副教授, 博士; 电话: 0931-2976688; E-mail: huangxf_lut@163.com

善共晶 Si 相微观组织的均匀性。随着 Mg 元素加入量的增加,合金的强度显著提升。SALLEH 等^[7]研究 Al-6Si-xCu-0.3Mg 时发现:该合金的硬度和抗拉强度随 Cu 含量的增加而提高,并且含 Cu 量最高的合金断裂类型为韧窝和解理复合断裂。高 Si 铝合金引入 Mg 和 Cu 元素以后,不但具有上面提到的优点,还具有很好的导热性。因此,为兼顾导热性及半固态成形性能进行了合金设计,在前期工作的基础上,优化出 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 这一合金成分。

1 实验

实验合金用市售 ADC2 铝锭,纯度不低于 99.99%(质量分数)的 Cu 锭和 Mg 锭作为原材料来制备,ADC2 合金实际成分见表 1。

表 1 ADC2 合金实际成分

Table 1 Actual composition of ADC2 alloy

Si	Fe	Cu	Mn	Mg
12.46	0.18	0.002	0.0059	0.03
Ti	Zn	Sn	Pb	Al
0.06	0.0188	0.0009	0.0115	Bal.

本文研究了等温热处理对 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金非枝晶演变的影响规律并分析其形成机理,探索合金最佳的等温热处理工艺参数,以期为后续在半固态成形提供理论依据和实验数据。

合金的熔炼在 SG-7.5kW 井式电阻炉中进行, KSW-3 恒温控制箱控制炉温, ADC2 合金熔化后,在 680 ℃ 时加入 Mg 和 Cu,升温至 730 ℃ 精炼并静置 20 min。当降温到 700 ℃ 时,将合金熔体浇注到预热温度为 150 ℃ 的金属型模具中,铸件尺寸为 d 18 mm×100 mm。将铸件加工为 d 18 mm×15 mm 的铸态试样,利用箱式电阻炉对铸态试样进行等温热处理后迅速水淬制得半固态试样,随后对半固态试样进行预磨、精磨、抛光、腐蚀,用 LSM-800 型金相显微镜以及 JSM-6700F 型扫描电镜对半固态组织微观形貌进行观察。ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金利用 X 射线衍射仪(D/max-2400)进行物相分析(参数:Cu 靶,扫描范围为 20°~100°,电压为 40 kV,电流为 40 mA,扫描步长为 0.02°)。用 ImagePro Plus 软件分析该合金在半固态工艺下的固相率(S)、平均晶粒尺寸(D)以及形状因子(F),计算公式分别

如下^[8]:

$$S = NA_0/A_s \quad (1)$$

$$D = [\Sigma 2(A_0/\pi)^{1/2}]/N \quad (2)$$

$$F = [\Sigma P_0^2/(4\pi A_0)]/N \quad (3)$$

式中: A_0 为单个固相颗粒的面积; A_s 为固相和液相的总面积; N 为固相颗粒数量; P_0 为单个固相颗粒的周长。若计算得到的形状因子 F 越接近于 1,则表明得到的半固态固相颗粒越圆整。

2 结果与分析

2.1 铸态合金显微组织

图 1 和 2 所示分别为 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金的铸态显微组织及其 XRD 谱。由图 1 可以看出, ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金的组织由基体组织、共晶组织和少量初生硅组成,共晶组织为针片状或细针型,初晶硅呈现为不规则多边形形状。在熔炼过程中,由于硅的成分偏聚,导致部分区域的硅含量大于或小于共晶点的含量,从而在凝固后出现少量初生硅相^[9]。结合图 1 和 2 可知:共晶相为

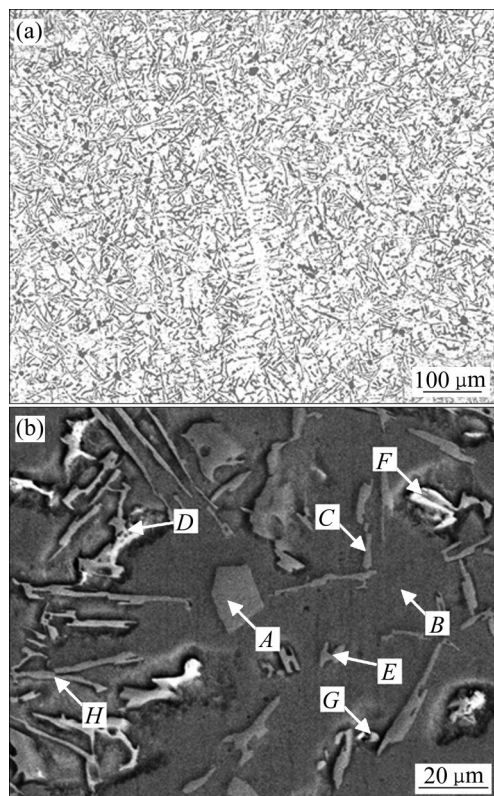


图 1 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金的铸态显微组织

Fig. 1 As-cast microstructures of ADC2-0.4Mg-0.9Cu aluminum alloy

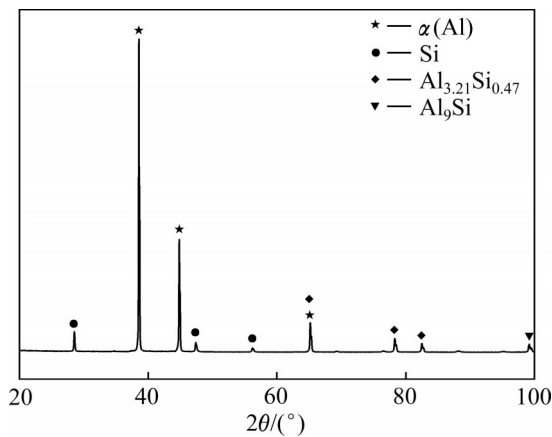


图2 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金的XRD谱

Fig. 2 XRD pattern of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy

$\text{Al}_{3.21}\text{Si}_{0.47}$ 和 Al_9Si 相。通过图 1 可以看出, 共晶硅的分布呈现为错排形式, 具有随机性, 符合非平衡凝固的特征^[10]。由于铝硅合金是金属-非金属这种形式, 而在非平衡凝固过程中, 由于金属型模具的激冷作用导致 $\alpha(\text{Al})$ 相优先形核并长大。与此同时, 硅原子在成分起伏的推动下会排向固-液界面前沿, 从而使得液相中硅原子富集而浓度升高。因此, 铝硅共晶相以耦合的形式不断生长, 硅相的生长受到 $\alpha(\text{Al})$ 相的制约以及液相中硅浓度起伏的影响, 不断以错排和孪晶来改变其生长方向, 最终形成了团簇状微观组织^[11]。

对铸态组织进行了 EDS 点分析, 选点位置如图 1(b) 所示, 结合表 2 可知: A 点为初生 Si 相, B 点为 $\alpha(\text{Al})$ 相, 而 C、E、G 和 H 四点为铝硅共晶相; 而 F 点处 Al 和 Cu 含量很高, 该点为 Al_2Cu 相, D 点为 Mg_2Si 相。

表2 图 1(b) 中各点的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of each point in Fig. 1(b)

Position	Mole fraction%				Total
	Al	Si	Cu	Mg	
A	3.1	96.9	0.0	0.0	100
B	98.0	1.7	0.2	0.1	100
C	66.2	33.6	0.1	0.1	100
D	59.4	25.6	2.8	12.2	100
E	65.5	34.3	0.1	0.1	100
F	67.8	8.2	20.2	3.8	100
G	82.3	14.9	1.0	1.8	100
H	41.6	58.2	0.1	0.1	100

2.2 半固态组织演变

2.2.1 保温温度对半固态组织的影响

图 3 和 4 所示分别为 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金在不同温度下保温 15 min 后的半固态组织及其相应的平均晶粒尺寸、固相率和形状因子的变化曲线。

由图 3 可知, 分别在 600、605、610、615 及 620 °C 保温 15 min 后, 原有的铸态组织完全消失并且出现了新的形状不规则非枝晶组织。结合图 4 可知, 在 600 °C 保温时, ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金平均晶粒尺寸为 70.541 μm , 固相率为 59.02%, 形状因子为 2.423; 在 605 °C 保温时, ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金平均晶粒尺寸有所下降, 为 65.558 μm , 固相率为 51.37%, 而形状因子降到 2.154。在 610 °C 保温时, ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金平均晶粒尺寸、固相率和形状因子分别为 50.162 μm 、42.75% 和 1.671。在 615 °C 保温时, ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金平均晶粒尺寸、固相率和形状因子分别为 60.788 μm 和 1.820, 而固相率下降到 34.59%, 当保温温度升高到 620 °C 时, 固相率仅为 29.57%。

结合图 3 和 4 可知: 当保温时间相同时, 随等温温度的升高, 固相率一直在减少, 而平均晶粒尺寸和形状因子先下降后升高。在这个过程中, 伴随着共晶组织的熔化及球状或椭球状组织的生成。这是由于在枝晶周围存在浓度场, 而小枝晶周围溶质浓度较低, 因此, 在曲率不同的枝晶之间, 由于浓度梯度的作用, 使得溶质原子从粗大枝晶处向细小枝晶处扩散, 随着等温温度的升高, 溶质原子的扩散和能量起伏加剧, 这也导致了共晶组织更快速的熔化而造成细枝晶熔化, 甚至从根部熔断^[12]。另外, 固相颗粒内的液相与晶界处的液相相通, 进而使颗粒得到润湿发生分离, 变得细小且圆整。若保温温度过高, 则固相颗粒互相吞并长大, 非枝晶组织粗化。

2.2.2 保温时间对半固态组织的影响

通过 2.2.1 节的分析发现: 保温时间相同时, ADC2-0.4Mg-0.9Cu 铝合金在 610 °C 时的组织分布均匀, 平均晶粒尺寸最小且形状因子在 5 个温度中也处于低值, 因此, 这一部分的保温温度选择 610 °C, 通过改变保温时间, 分析保温时间对半固态组织的影响。

图 5 和 6 所示分别为 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金在 610 °C 的半固态组织和平均晶粒尺寸、固相率、



图3 ADC-0.4Mg-0.9Cu在不同温度下保温 15 min 后的半固态组织

Fig. 3 Semi-solid microstructures of ADC-0.4Mg-0.9Cu held at different temperatures for 15 min: (a) 600 °C; (b) 605 °C; (c) 610 °C; (d) 615 °C; (e) 620 °C

形状因子随保温时间的变化曲线。由图 5(a)看出：保温 9 min 时，固相颗粒为不规则块状，颗粒与颗粒之间出现边界，液相不均匀地分布在 $\alpha(\text{Al})$ 边界上，部分固相颗粒中出现液池。此时，固相颗粒的形状因子为 3.583，平均晶粒尺寸为 85.127 μm ，固相率为 85.74%。保温 12 min 时，出现枝晶臂熔断，组织开始分离，出现大小不同的块状组织，这是由于曲率较大的二次枝晶臂经过传热和传质被熔断，与主干组织分离，此时固相颗粒的形状因子为 2.759，平均晶粒尺寸为 61.831 μm ，固相率为

73.75%。保温 15 min 后，晶粒已经分布得较为均匀，此时 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金平均晶粒尺寸、固相率和形状因子分别为 50.162 μm 、42.75% 和 1.671，在此工艺下获得的组织较为细小且较为圆整。继续延长保温时间，液相明显增加，晶粒开始合并粗化。保温 18 min 时，ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金平均晶粒尺寸、固相率和形状因子分别为 53.979 μm 、32.45% 和 1.803；保温 21 min 时，合金平均晶粒尺寸固相率和形状因子分别为 60.946 μm 、28.41% 和 2.109。 $\alpha(\text{Al})$ 的合并长大以及 Ostwald 熟

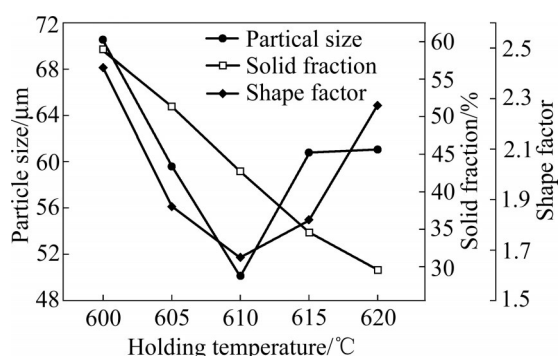


图4 ADC2-0.4Mg-0.9Cu在不同温度下保温 15 min 的平均晶粒尺寸、固相率以及形状因子

Fig. 4 Particle size, solid fraction and shape factor of ADC2-0.4Mg-0.9Cu held at different temperatures for 15 min

化使得 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金平均晶粒尺寸和形状因子增加^[9]。由图 5 可以看出, 在等温热处理过程中, 液相率会随着时间的增加而升高, 液相可以使原子的扩散速率加快, 进而促进球化^[12-13]; 保温时间过长时, 聚集在一起的固相颗粒开始通过合并长大和 Ostwald 熟化来降低系统的界面能, 形状因子和平均颗粒尺寸显著增加(见图 6)^[14]。

2.3 非枝晶组织的元素分布特征

为了明确 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金半固态组织的相成分及组织特征, 对 610 °C 保温 15 min 的试样进行了 SEM 及 EDS 表征, 图 7 和表 3 所示分别为该

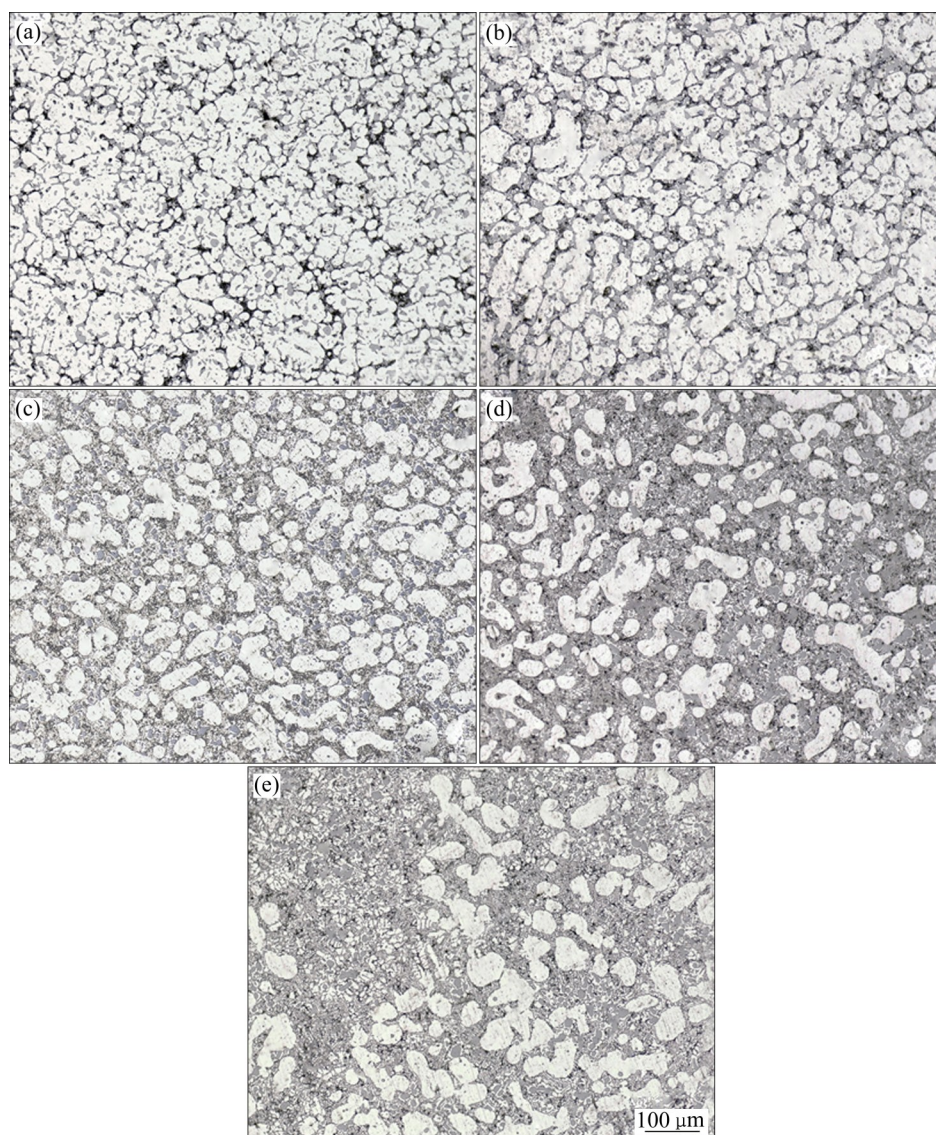


图5 ADC2-0.4Mg-0.9Cu在 610 °C 下保温不同时间后的半固态组织

Fig. 5 Semi-solid microstructures of ADC2-0.4Mg-0.9Cu held at 610 °C for different time: (a) 9 min; (b) 12 min; (c) 15 min; (d) 18 min; (e) 21 min

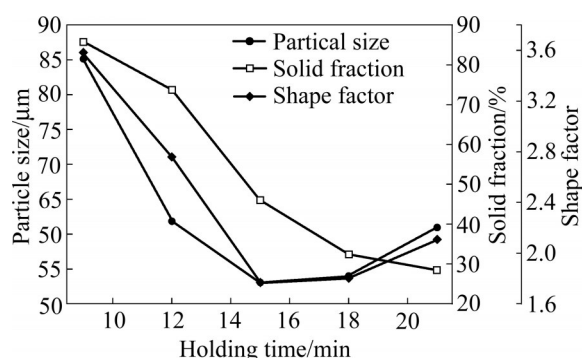


图6 ADC2-0.4Mg-0.9Cu在610℃下保温不同时间后的平均晶粒尺寸、固相率以及形状因子

Fig. 6 Particle size, solid fraction and shape factor of ADC2-0.4Mg-0.9Cu held at 610 °C for different time

合金的显微组织和EDS分析结果。

由图7可知,较大的固相颗粒呈现为球状或者椭球状以及少部分的不规则形状,液相中存在一些比较小的次生固相颗粒。非枝晶组织主要是由初生的 $\alpha_1(\text{Al})$ 颗粒、次生 $\alpha_2(\text{Al})$ 颗粒以及少量初生Si相组成,对应于图7中C、B和A三点。观察B和C两点成分发现,次生相 $\alpha_2(\text{Al})$ 颗粒中Si元素含量要高

于 $\alpha_1(\text{Al})$ 颗粒,这是由于 $\alpha_2(\text{Al})$ 颗粒是由等温热处理过程中产生的液相凝固形成,这些液相中的Si含量高于 $\alpha_1(\text{Al})$ 颗粒中的Si含量。Si原子在成分起伏及能量起伏作用下呈现向初生Si相偏聚的趋势,在淬火的过程中,由于Si原子没有足够的时间析出从而导致次生相中的Si含量上升。由图8可以看出,Si和Cu原子主要是分布在晶间区域的共晶组织中,仅有少量分布在 $\alpha_1(\text{Al})$ 颗粒和 $\alpha_2(\text{Al})$ 颗粒中。

表3 图7(b)中显微组织的EDS表征结果

Table 3 EDS characterization results of microstructure in Fig. 7(b)

Position	Mole fraction%				
	Al	Si	Cu	Mg	Total
A	98.0	1.7	0.2	0.1	100
B	93.9	4.4	1.6	0.1	100
C	67.0	31.0	1.9	0.1	100
D	71.8	9.2	18.5	0.5	100
E	45.9	46.5	7.4	0.2	100
F	72.6	25.9	1.4	0.1	100
G	97.9	1.8	0.3	0.0	100

3 等温热处理过程中组织演变机理分析

在半固态组织转变过程中,晶粒的长大主要受晶粒合并长大和 Ostwald 熟化两种机制共同作用^[13]。ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金在半固态等温热处理过程中,组织演变经历了早期枝晶粗化、分离和球化以及最后的熟化过程。

3.1 枝晶的早期粗化

在等温热处理的初始阶段,初生相 $\alpha(\text{Al})$ 颗粒之间仅存在少量的共晶液相(如图9箭头所示)。随着保温温度的升高以及等温时间的延长,溶质原子的扩散能力提高,溶质原子在基体中的固溶度增加,合金在界面能降低的驱动下发生了组织重熔。在成分起伏、相起伏和能量起伏的作用下,先前生成的共晶组织向基体组织中固溶,导致基体组织变得粗大;同时,不同枝晶之间相互搭接,形成了块状组织。总之,在等温热处理的初期,均质扩散影响着合金的粗化过程。

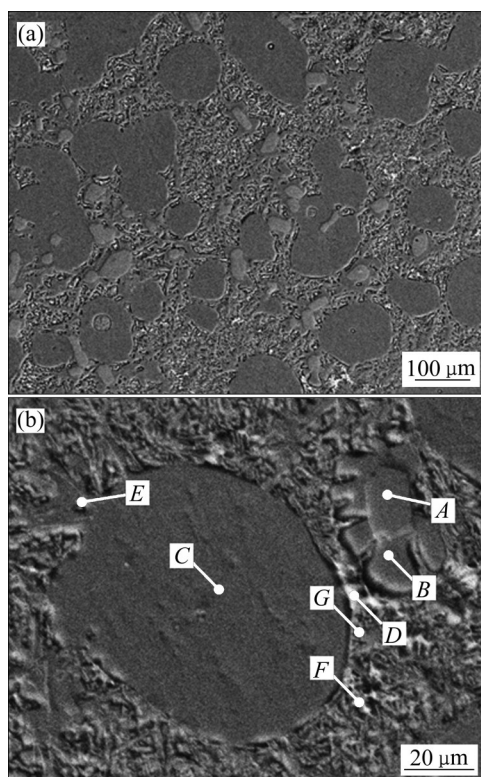


图7 ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金610℃保温15min的SEM像

Fig. 7 SEM images of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy held at 610 °C for 15 min

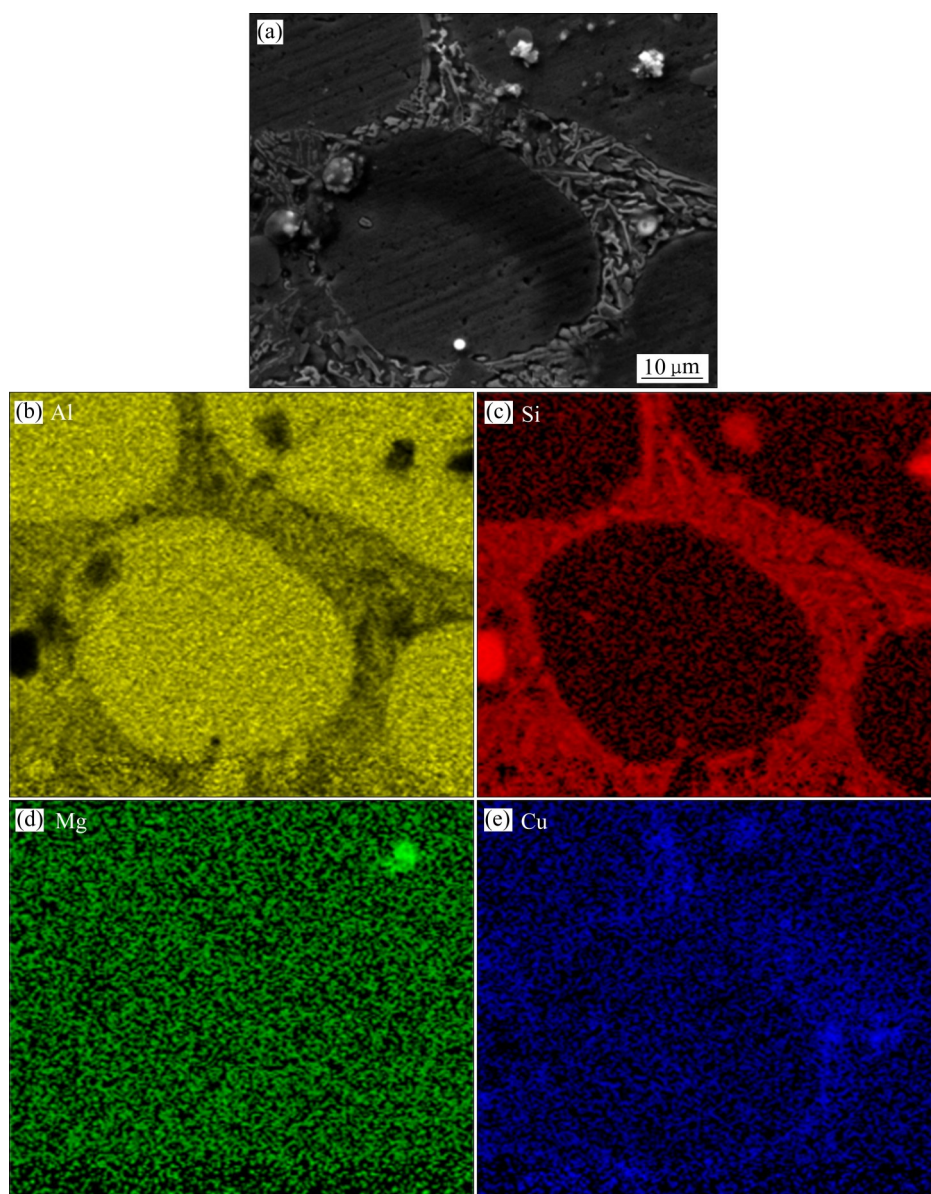


图8 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金非枝晶组织的SEM像及EDS元素面扫描分析

Fig. 8 SEM image(a) and EDS element map scanning analysis((b) Al, (c) Si, (d) Mg, (e) Cu) of non-dendritic microstructures of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy

3.2 枝晶组织分离、球化

枝晶的分离和球化效果决定了后期固相颗粒的平均晶粒尺寸以及圆整度。早期粗化使得基体组织中含有较高的溶质原子, 进一步提高温度或延长保温时间会使得更多溶质原子扩散进入基体。基体中溶质原子含量的增加使得基体的熔点降低。因为枝晶根部溶质浓度高, 所以在等温热处理过程中枝晶根部会熔断, 使得固相颗粒变小。通过图10可知, 刚分离的组织并不圆整, 晶粒的表面凸凹不平, 由凝固热力学可知, 合金平衡熔点与晶粒表面的曲率

关系为^[15]:

$$\Delta T_r = -\frac{2\sigma T_m V_s k}{\Delta H_m} \quad (4)$$

式中: T_r 代表半径为 r 的曲面平衡熔点; T_m 为固-液界面熔点; σ 为固-液界面张力; ΔH_m 表示固-液转变的摩尔焓; V_s 表示固相摩尔体积; k 为固-液界面曲率。由式(4)可以看出, 合金平衡熔点与曲率是反比关系, 曲率越大越容易熔化。因此, 在等温热处理过程中, 固相颗粒的凸起或者不规则尖角会率先熔化, 导致后期会形成球状和近球状颗粒组织。

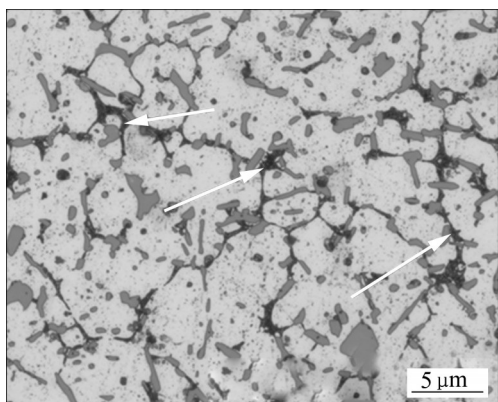


图9 ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金在610 °C保温3 min组织
Fig. 9 Microstructure of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy held at 610 °C for 3 min

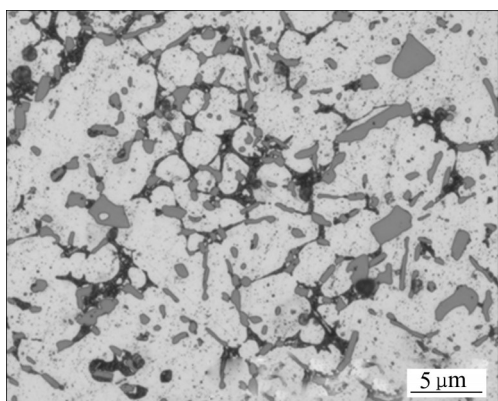


图10 ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金在610 °C保温6 min后的组织

Fig. 10 Microstructure of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy held at 610 °C for 6 min

3.3 枝晶组织最后粗化

在等温热处理后期, 由于保温温度的升高或者保温时间的延长, 系统内的能量进一步升高。固相颗粒通常会通过合并长大及 Ostwald 熟化来减少界面能而使系统处于较低能量的状态。颗粒之间的合并依赖于颗粒的晶体学取向, 当两个晶粒之间位相差较小时, 晶粒会进行搭接合并, 形成共格界面, 从而降低系统自由能^[16], 如图11中1、2点和3、4点所示; 同时也有可能发生多晶粒团聚的情况, 如5、6、7点所示, 同样有利于降低系统的界面能。

在一个固定温度下保温一定时间, 当体系达到固-液平衡时, 降低系统的界面能只能通过晶粒之间的合并来进行, 这种机制即 Ostwald 熟化^[17]:

$$D_t^3 - D_0^3 = Kt \quad (5)$$

式中: D_t 表示在 t 时刻的平均晶粒尺寸; D_0 为球化时的平均晶粒尺寸; K 为粗化常数。对 ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金在 610 °C 下保温 15~21 min 的晶粒尺寸运用上述机制进行拟合, 结果如图12所示。合金的固相颗粒粗化完全符合 Ostwald 机制。随着保温时间的增加, 固相率不断减小, 平均晶粒尺寸在增大。有些固相颗粒虽然半径很小, 但是其表面能很高, 在体系中处于不稳定的状态。随着保温时间的进一步延长, 小颗粒在系统界面能降低的驱动下, 会发生熔化或者迁移到大颗粒附近发生吞并, 致使平均晶粒尺寸增大。

综上所述, ADC2-0.4Mg-0.9Cu 合金在进行半固态等温热处理过程中, 组织演变是由晶粒合并长

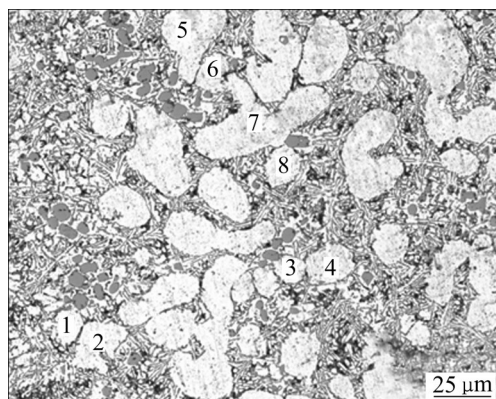


图11 ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金在610 °C保温21 min组织

Fig. 11 Microstructure of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy held at 610 °C for 21 min

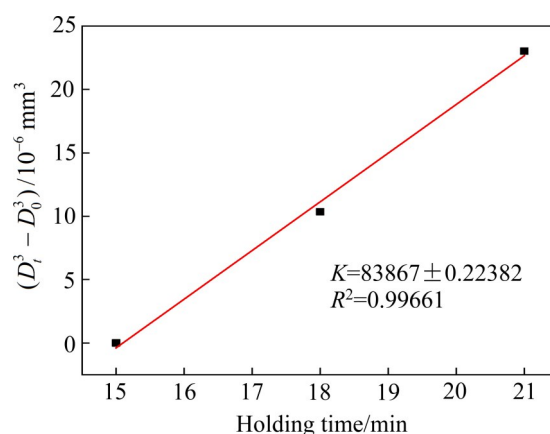


图12 ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金 $D_t^3 - D_0^3$ 与保温时间的关系

Fig. 12 Relationship between $D_t^3 - D_0^3$ and holding time of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy

大与Ostwald熟化机制共同决定:1)早期枝晶的粗化。溶质原子在成分起伏、相起伏和能量起伏的作用下,共晶组织向基体组织中固溶,导致基体组织变得粗大。2)中期非枝晶组织的分离与球化。由于不同枝晶的曲率不同,在晶粒之间形成了具有浓度梯度的扩散偶,加速溶质原子的扩散,进而加速枝晶的分解形成球状或者近球状组织。3)后期的粗化。由于大量液相的存在,致使小颗粒处于游离态,系统为了降低自身的能量,通过非枝晶颗粒之间合并或Ostwald熟化来降低界面能,表现为小颗粒的熔化以及被大颗粒吞并。

4 结论

1) ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金的铸态组织由白色基体组织、少量初生Si块以及黑色($\text{Al}_{3.21}\text{Si}_{0.47}$ 、 Al_9Si)共晶组织组成。在非枝晶态组织中,固相颗粒主要为 $\alpha_2(\text{Al})$ 颗粒、次生 $\alpha_2(\text{Al})$ 颗粒以及少量初生Si块组成。

2) ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金在610℃保温15 min获得了最佳的半固态组织,其平均晶粒尺寸、固相率和形状因子分别为50.162 μm 、42.75%和1.671。

3) ADC2-0.4Mg-0.9Cu合金在非枝晶组织演变中,经历了早期枝晶粗化、中期非枝晶组织的分离和球化以及后期的粗化三个过程。合并长大机制与Ostwald熟化机制共同决定了非枝晶态颗粒的形状与大小。

REFERENCES

- [1] YE Hai-zhi. An overview of the development of Al-Si-Alloy based material for engine applications[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2003, 12(3): 288-297.
- [2] 樊振中,袁文全,王端志,等.压铸铝合金研究现状与未来发展趋势[J].铸造,2020,69(2): 159-166.
FAN Zhen-zhong, YUAN Wen-quan, WANG Duan-zhi. Research status and future development trend of die casting aluminum alloys[J]. Foundry, 2020, 69(2): 159-166.
- [3] 倪红军,陈科,张福豹,等.压铸铝合金研究现状及展望[J].轻金属,2019(3): 51-55.
NI Hong-jun, CHEN Ke, ZHANG Fu-bao, et al. Research status and prospect on die-casting aluminum alloy[J]. Light Metals, 2019(3): 51-55.
- [4] 解明思.浅析汽车铝板发动机盖特性与结构[J].汽车工业研究,2020(4): 56-58.
XIE Ming-si. Analysis on the characteristics and structure of aluminum engine cover[J]. Auto Industry Research, 2020(4): 56-58.
- [5] LI Qiang, QIU Feng, DONG Bai-Xin, et al. Investigation of the influences of ternary Mg addition on the solidification microstructure and mechanical properties of as-cast Al-10Si alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 798: 140247.
- [6] 贡能军,孙瑜,周鹏飞. Mg含量对AlSiMg合金组织演变及性能的影响[J].铸造,2020,69(9): 929-933.
BEN Neng-jun, SUN Yu, ZHOU Peng-fei. Effect of Mg content on microstructure evolution and properties of AlSiMg alloy[J]. Foundry, 2020, 69(9): 929-933.
- [7] SALLEH M S, OMAR M Z. Influence of Cu content on microstructure and mechanical properties of thixoformed Al-Si-Cu-Mg alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(11): 3523-3538.
- [8] FAN Z. Semisolid metal processing[J]. International Materials Reviews, 2002, 47(2): 49-85.
- [9] 刘政,石凯,陈明. A356-Sc铝合金在固液相区等温保温时初生相形貌演变的研究[J].江西理工大学学报,2009,30(5): 37-41.
LIU Zheng, SHI Kai, CHEN Ming. Research on A356-Sc Al alloy's evolution of morphology of primary phase in solid-liquid phase region during isothermal holding[J]. Journal of Jiangxi University of Science and Technology, 2009, 30(5): 37-41.
- [10] WANG Shuo, LIU Ya, PENG Hao-ping, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-12.6Si eutectic alloy modified with Al-5Ti master alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(12): 1700495.
- [11] 赵爱民,毛卫民,甄子胜,等.冷却速度对过共晶铝硅合金凝固组织和耐磨性能的影响[J].中国有色金属学报,2001,11(5): 827-833.
ZHAO Ai-min, MAO Wei-min, ZHEN Zi-sheng, et al. Effects of cooling rate on solidification microstructures and wear resistance of hypereutectic Al-Si alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(5): 827-833.
- [12] HAGHDADI N, ZAREI H A, HESHMATI M S, et al. The semisolid microstructural evolution of a severely deformed A356 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2013, 49: 878-887.
- [13] 曹苗,赵娟娟,张琦. SIMA法制备半固态材料过程中球

- 状晶粒粗化机制的研究[J]. 精密成形工程, 2020, 12(6): 37-43.
- CAO Miao, ZHAO Juan-juan, ZHANG Qi. Mechanism of spherical grain coarsening in preparation of semi-solid materials by SIMA method[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2020, 12(6): 37-43.
- [14] 齐元昊, 杨光昱, 张丽丽, 等. Al-Zn-Mg-Cu 合金半固态等温组织粗化研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(3): 413-417.
- QI Yuan-hao, YANG Guang-yu, ZHANG Li-li, et al. Study on the microstructure coarsening of Al-Zn-Mg-Cu alloy during semi-solid isothermal heat-treatment[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(3): 413-417.
- [15] 毛卫民. 半固态金属成形技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- MAO Wei-min. Semi-solid metal forming technology[M]. Beijing: China Machine Press, 2004.
- [16] 黄晓锋, 张乔乔, 马亚杰, 等. Mg-6Zn-1Cu-0.3Mn 镁合金的半固态组织演变[J]. 材料导报, 2019, 33(20): 3441-3447.
- HUANG Xiao-feng, ZHANG Qiao-qiao, MA Ya-jie, et al. Semi-solid microstructure evolution of Mg-6Zn-1Cu-0.3Mn magnesium alloy[J]. Materials Reports, 2019, 33(20): 3441-3447.
- [17] ATKINSON H V, LIU D. Microstructural coarsening of semi-solid aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 496(1/2): 439-446.

Effect of isothermal heat treatment on semi-solid microstructure of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloys

HUANG Xiao-feng^{1,2}, ZHANG Sheng¹, YANG Fan¹, ZHANG Zhan-yu¹, SHANG Wen-tao¹

- (1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;
2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Alloys and Processing, Ministry of Education, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The effects of secondary heating temperature and holding time on microstructure evolution of semi-solid ADC2-0.4Mg-0.9Cu aluminum alloy were studied by using semi-solid isothermal heat treatment process. The results show that the amorphous dendritic structure of the alloy transforms into spherical and near-spherical non-dendritic structure by isothermal heat treatment. It is beneficial to increase the holding temperature or prolong the holding time properly for the separation and spheroidization of ADC2-0.4Mg-0.9Cu alloy. However, when the holding temperature exceeds 610 °C or the holding time exceeds 15 min, the non-dendritic tissues are prone to coarsening, which is caused by the combined growth mechanism and Ostwald maturation mechanism. The semi-solid microstructure evolution of ADC2-0.4Mg-0.9Cu aluminum alloy undergoes three processes: dendrite coarsening, separation, spheroidization and finally ripening coarsening. The average grain size, solid fraction and shape factor of non-dendrites are 50.162 μm, 42.75% and 1.671, respectively, under the optimal isothermal treatment at 610 °C for 15 min.

Key words: ADC2-0.4Mg-0.9Cu aluminum alloy; nondendritic structure; isothermal heat treatment; evolution mechanism

Foundation item: Project(2018YFB2001800) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2021-06-21; **Accepted date:** 2021-12-20

Corresponding author: HUANG Xiao-feng; Tel: +86-931-2976688; E-mail: huangxf_lut@163.com

(编辑 李艳红)