

# Cu-P 合金变质过共晶铝硅合金时熔体搅拌工艺对变质效果的影响

陈淑英, 马胜男, 岳旭东, 李青春, 常国威

(辽宁工业大学, 辽宁 锦州 121001)

**摘要:** 针对过共晶铝硅合金经过 P 变质后初生硅仍然粗大的问题, 采用 Cu-9%P 合金变质处理 Al-15%Si、Al-18%Si、Al-20%Si 合金, 变质处理后对熔体进行搅拌, 研究了搅拌工艺对变质处理效果的影响, 分析了熔体搅拌提高变质效果机理。结果表明, Cu-P 合金变质过共晶铝硅合金时, 对熔体进行搅拌可显著提高变质效果, 初生硅最高可细化 85%; 在最佳搅拌时间内, 搅拌强度越大、硅含量越高, 变质效果越好; 搅拌熔体迫使富 P 区域内 AIP 停止生长, 熔体流动速度越快, 对富 P 区域内 AIP 的冲刷越强烈, 越容易得到细小的 AIP; 搅拌熔体能够增加组织中初生  $\alpha$  相的数量, 搅拌工艺合适时, 典型的共晶组织基本消失, 可获得连续的  $\alpha$  基体上均匀分布细小初生硅的凝固组织。

**关键词:** 过共晶 Al-Si 合金; P 变质; 熔体搅拌; 初生硅; AIP

**中图分类号:** TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)03-1008-07

过共晶铝硅合金具有低密度、高硬度、耐磨、耐高温、热膨胀系数低的特点, 最适合制造高性能汽车发动机的气缸、活塞等零件。但是, 由于组织中粗大的初生硅是裂纹源, 更是裂纹扩展的首选路径<sup>[1]</sup>, 导致其延伸率几乎为零, 故其力学性能无法满足零件的要求。为此人们设法通过细化初生硅的同时改变初生硅的形状来提高其韧性, 从而开发出了多种变质剂以及变质处理技术<sup>[2-12]</sup>, 初生硅得到明显细化, 但其韧性的提高却无实质性进展。

用双辊连铸方法制备 2 mm 厚 Al-16%Si 合金薄带时发现, 其边缘处组织中的初生硅可细化到 20  $\mu\text{m}$  以下, 其延伸率高达 15%<sup>[13]</sup>, 说明过共晶铝硅合金具有较高韧性的潜在能力, 只是变质处理方法还没有将初生硅细化到足够细小的程度, 致使过共晶铝硅合金韧性的提高无实质性进展。

P 细化过共晶铝硅合金初生硅机理的研究结果表明, AIP 与硅的晶体结构相同、晶格错配度只有 0.2%, 它是硅相最好的形核剂<sup>[14-17]</sup>, 但对初生硅细化效果并不理想, 其关键问题是熔体内 AIP 的尺寸较大<sup>[18-26]</sup>。如何在过共晶铝硅合金内获得细小的 AIP, 到目前为止还没有更好的办法。为此, 本研究采用 Cu-P 合金变质处理过共晶铝硅合金, 用搅拌熔体的方法控制自生 AIP 形成与长大, 研究熔体搅拌工艺对初生硅的影响, 为开发新的变质处理技术奠定基础。

## 1 实验

用工业纯铝 (铝质量分数  $\geq 99.7\%$ )、工业结晶硅 (硅含量  $\geq 99.7\%$ )、纯铜 (铜含量  $\geq 99.9\%$ )、红磷 (分析纯), 分别配制 Al-15%Si、Al-18%Si、Al-20%Si、Cu-9%P 合金。采用坩埚电阻炉熔化预制的 Al-Si 合金, 并将温度升高至 700  $^{\circ}\text{C}$ , 保温 5 min。用钟罩将 0.5% 的  $\text{C}_2\text{Cl}_6$  压入铝液底部进行精炼, 静置 10 min。将 Cu-9%P 合金置于石墨坩埚底部, P 的总含量占 Al-Si 合金的 0.36%; 将精炼后的铝液倒入石墨坩埚内, 并对铝液进行搅拌。搅拌实验装置原理如图 1 所示。

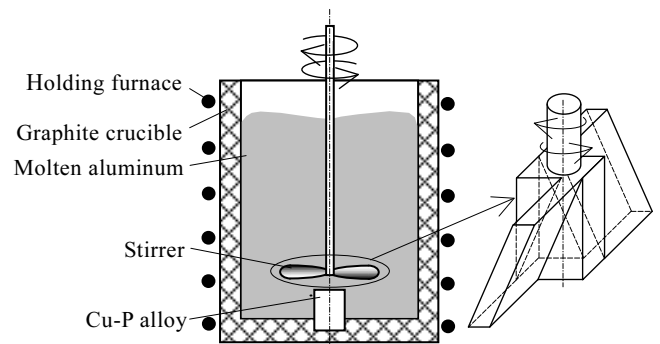


图 1 搅拌铝液实验原理示意图

Fig.1 Schematic diagram of the experimental principle for stirring liquid aluminum

收稿日期: 2018-03-18

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(51674138)

作者简介: 陈淑英, 女, 1974 年生, 博士, 教授, 辽宁工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 锦州 121001, 电话: 0416-4199650, E-mail: jinzhouchenshuying@126.com

搅拌温度分别为 700 和 800 °C, 搅拌速度分别为 75 和 224 r/min, 搅拌时间分别为 0、8、12、20、32 min, 搅拌结束后将 Al-Si 合金熔体浇注到预热温度为 200 °C 的  $\Phi 20$  mm $\times$ 40 mm (或  $\Phi 40$  mm $\times$ 100 mm) 金属型内。在每个铸锭相同部位截取金相试样, 试样抛光后用 1%HF 酸腐蚀, 在 Axiovert200MAT 金相显微镜下观察金相组织。初生硅尺寸的测量方法: 在试样 1/2 半径的圆周上随机选取 3 个位置, 在显微镜下放大 100 倍, 在每个视场五等分直线上测量初生硅尺寸, 计算其平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 凝固组织

铝硅合金熔体搅拌处理前后的凝固组织如图 2~图 4 所示。比较搅拌前后的凝固组织发现:

(1) 初生硅细化效果明显, 形态基本不变。熔体搅拌处理后初生硅明显被细化, 同时其尺寸范围变小, 分布均匀性增强。变质处理后初生硅仍然呈棱角分明的块状, 细化效果越好, 长条状初生硅数量越少。

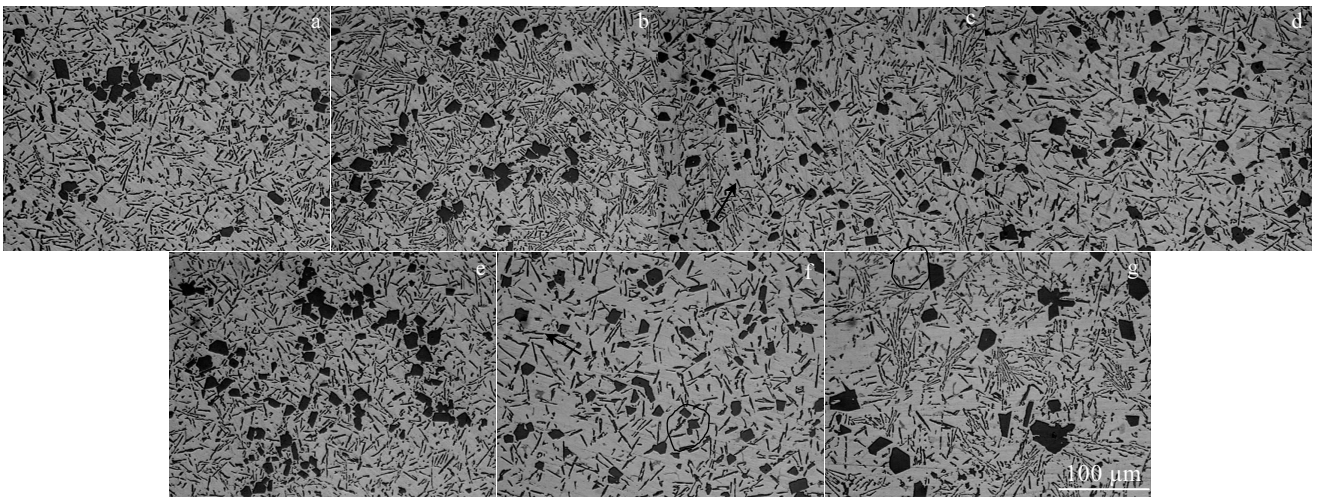


图2 Al-15%Si 合金不同搅拌处理参数下的凝固组织

Fig.2 Solidification microstructures of Al-15%Si alloy with different stirring treatment parameters: (a) no stirring; (b) 75 r/min, 8 min; (c) 75 r/min, 20 min; (d) 75 r/min, 32 min; (e) 224 r/min, 8 min; (f) 224 r/min, 20 min; (g) 224 r/min, 32 min

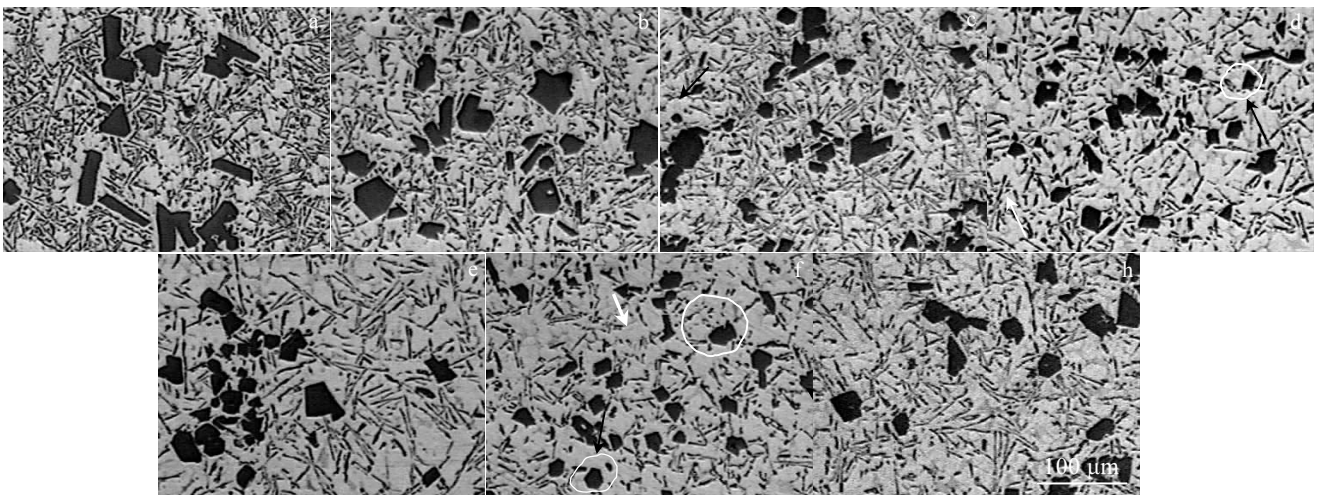


图3 Al-18%Si 合金不同搅拌处理参数下的凝固组织

Fig.3 Solidification microstructures of Al-18%Si alloy with different stirring treatment parameters: (a) no stirring; (b) 75 r/min, 8 min; (c) 75 r/min, 20 min; (d) 75 r/min, 32 min; (e) 224 r/min, 8 min; (f) 224 r/min, 20 min; (g) 224 r/min, 32 min

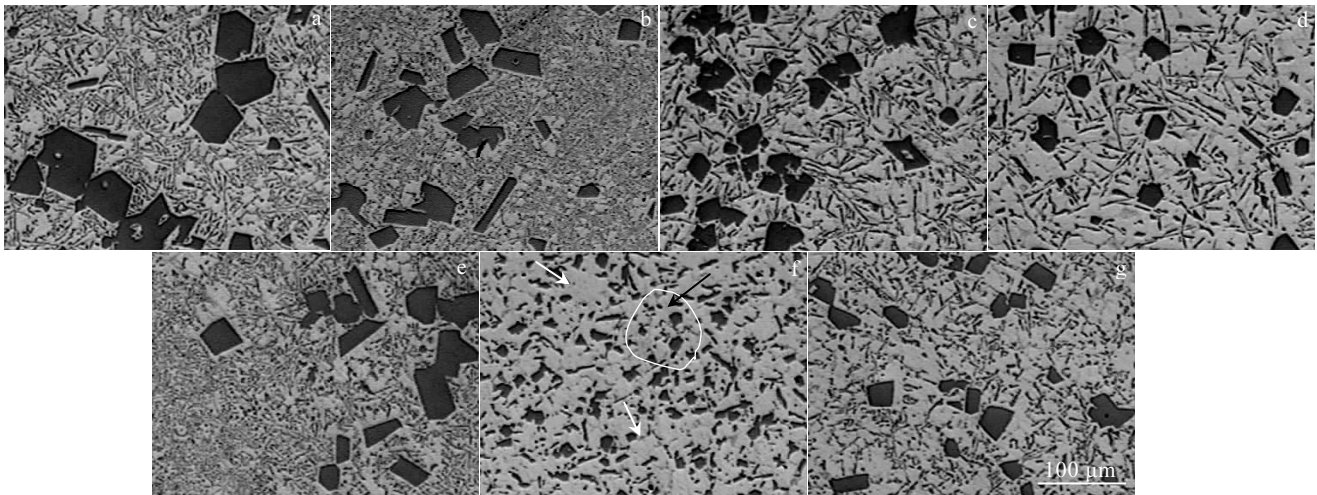


图 4 Al-20%Si 合金不同搅拌处理参数下的凝固组织

Fig.4 Solidification microstructures of Al-20%Si alloy with different stirring treatment parameters: (a) no stirring; (b) 75 r/min, 8 min; (c) 75 r/min, 20 min; (d) 75 r/min, 32 min; (e) 224 r/min, 8 min; (f) 224 r/min, 20 min; (g) 224 r/min, 32 min

(2) 初生  $\alpha$  相数量增多, 分布均匀。未搅拌时, 初生  $\alpha$  相主要出现在小尺寸初生硅周围, 大部分呈树枝状。随着初生硅尺寸的减小, 凝固组织中初生  $\alpha$  相分布逐渐均匀, 并且  $\alpha$  相包围初生硅的倾向性增加, 如图 2~图 4 中黑色箭头所示; 当初生硅细化到一定程度后, 形成连续分布的  $\alpha$  组织, 如图 3、图 4 中白色箭头所示。

(3) 共晶组织的变化无明显规律。对于 Al-15%Si 合金, 共晶组织基本不变。Al-18%Si 合金, 当搅拌速度为 224 r/min、搅拌 20 min 时, 共晶硅数量略有减少, 其形态基本不变, 如图 2 所示。对于 Al-20%Si 合金, 当搅拌温度为 700 °C、搅拌时间为 8 min 时, 虽然初生硅细化不够明显, 但共晶组织明显细化, 其中的硅相以点状为主。当搅拌速度为 224 r/min、搅拌 20 min 时, 典型的共晶组织基本消失, 形成了连续的  $\alpha$  基体上均匀分布细小初生硅的凝固组织, 如图 4 所示。

(4) 出现离异共晶组织现象。这种现象主要出现在 Al-20%Si 合金中, 搅拌速度为 224 r/min、搅拌 20~32 min 时, 细长条状共晶硅少或基本消失, 点状硅被  $\alpha$  相包围的现象增多或普遍存在, 这种形态的组织即为离异共晶组织。

## 2.2 初生硅尺寸的变化规律

初生硅尺寸测量结果如表 1 所示, 初生硅尺寸随搅拌时间的变化规律如图 5 所示。由图 5 结果表明, Cu-9%P 合金加入到过共晶铝硅合金熔体后, 随着搅拌时间的延长, 初生硅呈先减小后增大的变化规律。实验用的 3 种合金, 初生硅尺寸的变化规律基本一致, 只是变化的幅度不同。

(1) 最佳搅拌时间。所说的最佳搅拌时间是指初生硅尺寸最小时所对应的搅拌时间, 此时的变质效果最佳。实验结果表明, 每种工艺都有一个最佳搅拌时间。最佳搅拌时间与搅拌速度、搅拌温度、合金成分有关。当搅拌速度为 224 r/min 时, 最佳搅拌时间只与搅拌温度有关, 搅拌温度越高, 最佳搅拌时间越短。总体上看, 搅拌速度快可缩短最佳搅拌时间。

(2) 细化效果。设搅拌前后初生硅尺寸分别为  $l_0$ 、 $l_1$ , 令  $a = (l_0 - l_1) / l_0$ , 则  $a$  值即可反应搅拌前后初生硅尺寸的变化情况, 故用  $a$  值表示细化效果。最佳搅拌时间时初生硅细化效果如图 6 所示, 通过  $a$  值的对比可知,  $a$  值与搅拌速度、搅拌温度、合金成分有关。总体上看, 搅拌速度越快、搅拌温度越高、硅含量越高细化效果越好。比较图 5 与图 6 可知, Al-20%Si 合金变质后初生硅最细, 细化效果最好。汇总  $a$  值后发现, 试样冷却速度较慢时, 细化效果较好, 即 Al-20%Si 合金, 当搅拌速度为 224 r/min、搅拌时间为 8 min、搅拌温度为 800 °C, 浇注  $\Phi 40$  mm $\times$ 100 mm 铸锭时初生硅细化效果最好 (其他试样尺寸为  $\Phi 20$  mm $\times$ 40 mm), 这个结果对于厚壁铸件的铸造更具有实际意义。

(3) 过变质现象。过变质是指达到最佳变质效果后变质效果减弱的现象。从图 5 可以看出, 当搅拌时间超过最佳搅拌时间后, 初生硅尺寸开始变大。合金中硅含量越低、搅拌速度越快, 初生硅尺寸变大的幅度越大。

(4) 初生硅尺寸偏差。初生硅尺寸偏差是指一个试样内初生硅尺寸范围, 它反映初生硅粒度分布状态。初生硅尺寸偏差越小, 其粒度越均匀。搅拌处理前后,

初生硅尺寸偏差如图 7 所示。可以看出, 初生硅细化效果越好, 其尺寸偏差越小, 粒度分布越均匀。

### 3 讨论

如前所述, AIP 是初生硅最好的形核核心, 凝固时一个 AIP 即可形成 1 个初生硅, 两者在个数上有很好的对应关系<sup>[27]</sup>。因此, 熔体搅拌对变质效果的影响实质上是对 AIP 个数的影响, 故这里着重讨论熔体搅拌工艺对 AIP 形成过程的影响。

#### 3.1 铝硅合金熔体内 AIP 的形成过程

Cu-9%P 合金加入到过共晶铝硅合金熔体后, 当熔体的温度为 700 °C 时, 由于低于 Cu-9%P 合金的共晶温度, Cu-9%P 合金始终处于固态, 则 Cu-9%P 合金将完全以溶解的方式溶解到过共晶合金熔体; 当熔体的温度为 800 °C 时, 温度高于 Cu-9%P 合金的熔化温度, 开始时 Cu-9%P 合金以固态的方式溶解, 而后 Cu-9%P 合金从表面开始逐层熔化, Cu-9%P 合金将以熔体混合的方式进入到过共晶铝硅合金熔体, 其过程可由图 8 表示。

固体铜向液体铝中溶解过程的研究结果表明, 固体铜很容易向液体铝中溶解, 当铝液温度为 700~800 °C 时, 固体铜向液体铝的溶解速度约为 7  $\mu\text{m/s}$ <sup>[28]</sup>。Cu-9%P 合金为接近共晶成分的过共晶 Cu-P 合金, 其组织以  $\alpha_{\text{Cu}}+\text{Cu}_3\text{P}$  共晶组织为主。Cu-9%P 合金加入到 700 °C 的 Al-20%Si 合金熔体后, 由于 Cu-P 合金中的  $\alpha_{\text{Cu}}$  很快溶入过共晶合金熔体, 将  $\text{Cu}_3\text{P}$  相暴露在 Cu-P 合金表面, 如图 8a 所示。 $\text{Cu}_3\text{P}$  相解体, 在 Cu-P 合金周围形成一层熔融状态的 Cu-Al-P 合金熔体, 如图 8b 中虚线所示。在熔融状态的 Cu-Al-P 合金熔体层内, Al 与 P 发生反应形成 AIP, 如图 8c 所示。

#### 3.2 AIP 的长大方式

(1) AIP 在富 P 区长大。在 AIP 形成后由于距 Cu-P 合金较近, 该区域 P 的浓度又很高, AIP 将快速长大, 如图 8d 所示。

(2) AIP 相互碰撞长大。AIP 进入到 Al-20%Si 合金熔体后, 在熔体流动的作用下, 如果 AIP 相遇, 则 AIP 通过聚集而长大。

#### 3.3 搅拌强度与时间的影响

如果 AIP 形成后立刻离开 Cu-P 合金周围, 即可有效控制 AIP 在富 P 区的生长。促使 AIP 形成后立刻离开 Cu-P 合金周围的有效办法是对熔体进行搅拌。

搅拌强度越强, 则熔体对 Cu-P 合金冲刷的越强烈, AIP 越容易离开 Cu-P 合金周围, 越容易获得细小的 AIP。变质后熔体搅拌强度越大, 初生硅个数越多的实验结果 (如图 2~图 4 所示) 间接地证明了熔体搅拌可获得更多的 AIP。

搅拌为已经远离 Cu-P 合金周围的 AIP 聚集提供了条件, 当 AIP 数量较多时, 不可避免地发生 AIP 相撞而长大的现象, 搅拌强度越强、搅拌时间越长这种现象越严重, AIP 的尺寸越大、个数越少。过共晶铝硅合金变质后搅拌时间过长初生硅略有粗化的实验结果 (见图 5) 间接地证明 AIP 能够通过碰撞长大。

如果搅拌强度足够强, 则离开 Cu-P 合金周围的 AIP 非常细小。由于这样的 AIP 处于 Al 原子严密的包裹状态, 即使是长时间的搅拌, AIP 相遇的几率也会很小, 故搅拌强度是控制 AIP 长大的关键因素, 即强烈搅拌可有效控制 AIP 在富 P 区以及相互碰撞的长大。其他条件相同时, 搅拌速度越快, 初生硅越细小的实验结果 (如图 2~图 5 所示) 证明了搅拌强度的重要性。上述搅拌时间过长时初生硅略有粗化的原因是搅拌强度还不够强。

表 1 初生硅尺寸测量结果

Table 1 Measurement results of primary silicon ( $\mu\text{m}$ )

Alloy	Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Stirring speed/ $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$	Stirring time/min						
			0	4	8	12	20	28	32
Al-15%Si	700	75			11 <sub>5</sub> <sup>19</sup>	11 <sub>5</sub> <sup>18</sup>	9 <sub>5</sub> <sup>15</sup>	9 <sub>5</sub> <sup>13</sup>	11 <sub>5</sub> <sup>14</sup>
		224	12 <sub>5</sub> <sup>20</sup>	-	11 <sub>5</sub> <sup>16</sup>	10 <sub>5</sub> <sup>15</sup>	9 <sub>5</sub> <sup>12</sup>	16 <sub>8</sub> <sup>22</sup>	18 <sub>8</sub> <sup>28</sup>
Al-18%Si	700	75			27 <sub>13</sub> <sup>47</sup>	23 <sub>12</sub> <sup>37</sup>	22 <sub>12</sub> <sup>36</sup>	22 <sub>11</sub> <sup>32</sup>	18 <sub>10</sub> <sup>23</sup>
		224	31 <sub>14</sub> <sup>60</sup>	-	25 <sub>13</sub> <sup>37</sup>	22 <sub>11</sub> <sup>35</sup>	17 <sub>10</sub> <sup>23</sup>	18 <sub>11</sub> <sup>25</sup>	29 <sub>12</sub> <sup>42</sup>
Al-20%Si	700	75			40 <sub>19</sub> <sup>61</sup>	34 <sub>17</sub> <sup>50</sup>	24 <sub>12</sub> <sup>31</sup>	15 <sub>11</sub> <sup>19</sup>	21 <sub>12</sub> <sup>30</sup>
		224	48 <sub>21</sub> <sup>70</sup>	-	38 <sub>19</sub> <sup>55</sup>	21 <sub>12</sub> <sup>33</sup>	12 <sub>17</sub> <sup>17</sup>	16 <sub>10</sub> <sup>20</sup>	25 <sub>15</sub> <sup>34</sup>
	800	75		54 <sub>22</sub> <sup>90</sup>	30 <sub>12</sub> <sup>47</sup>	-	31 <sub>11</sub> <sup>49</sup>	-	-
		224	64 <sub>22</sub> <sup>107</sup>	42 <sub>20</sub> <sup>79</sup>	17 <sub>8</sub> <sup>26</sup>	-	18 <sub>9</sub> <sup>33</sup>	-	-

Note: When stirring temperature is 800 °C, the ingot casting of  $\Phi 40\text{ mm} \times 100\text{ mm}$  is poured

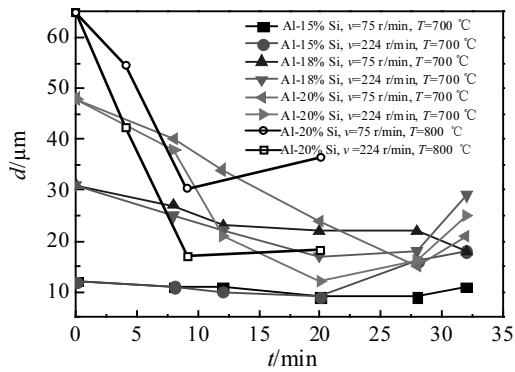


图 5 初生硅尺寸的变化规律

Fig.5 Change law of primary Si size

3.4 温度的影响

搅拌温度越高，Cu-P 合金溶解或熔化速度越快，可有效缩短变质处理时间。但是 AIP 的形成与长大速度也会加快，同时高温搅拌时熔体更容易吸气。搅拌温度高时，AIP 在富 P 区的长大速度更快，如果熔体对 Cu-P 合金冲刷强度不够，则很难得到细小的 AIP，故高温下搅拌时，AIP 大小对搅拌速度更敏感，图 5 中 800 °C 搅拌时，快速搅拌效果明显优于慢速搅拌，体现了高温搅拌对搅拌速度更敏感。

3.5 Si 的作用

凝固开始之前，熔体内 Si 与 AIP 只是接触，几乎不产生相互作用。熔体中 Si 越多，阻碍 P 与 Al 接触的能力越强，AIP 形成后的长大速度越慢。AIP 进入熔体中无 P 区域后，Si 对 AIP 的聚集式长大几乎不会有影响。图 9 为搅拌速度为 75 r/min、搅拌时间为 32

min 时 AIP 的金相组织，图中初生硅内的黑色物质为 AIP<sup>[22,23]</sup>。从图中可以清楚地看到，Si 含量越多，AIP 越细小，并且在金相显微镜下能够看到的 AIP 越少。这个实验结果证实了上述分析结果。

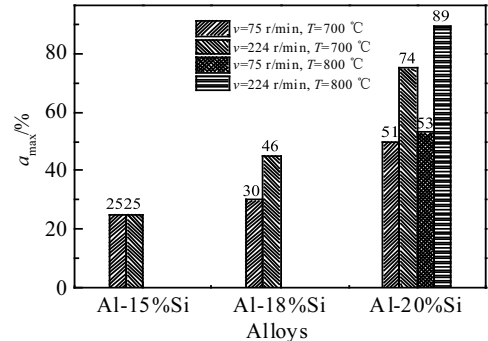


图 6 初生硅最佳细化效果

Fig.6 Best refining effect of primary silicon

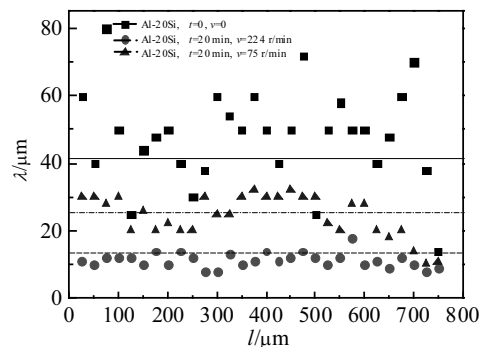


图 7 初生硅尺寸范围

Fig.7 Size range of primary silicon

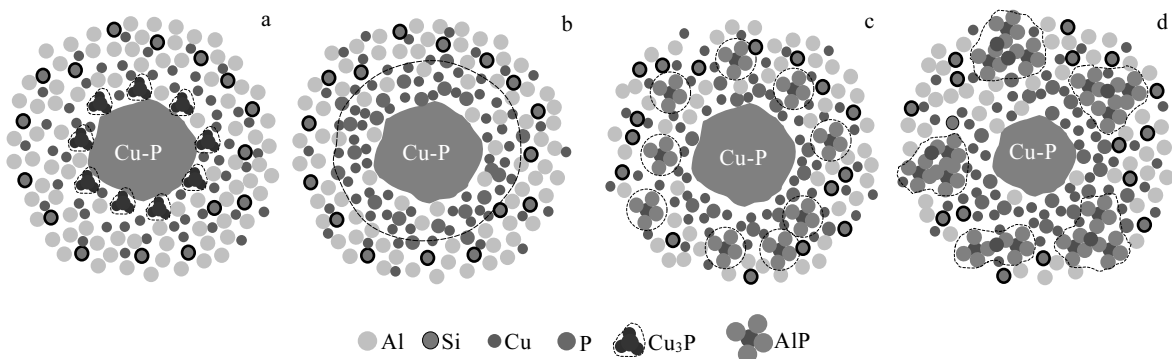


图 8 Al-Si 合金熔体中 AIP 形成示意图

Fig.8 Schematic diagram of forming AIP in Al-Si alloy melt: (a) Cu<sub>3</sub>P phases leak on the surface of Cu-P alloy particles; (b) Cu<sub>3</sub>P phases dissolve; (c) formation of AIP phases; (d) growth of AIP phases

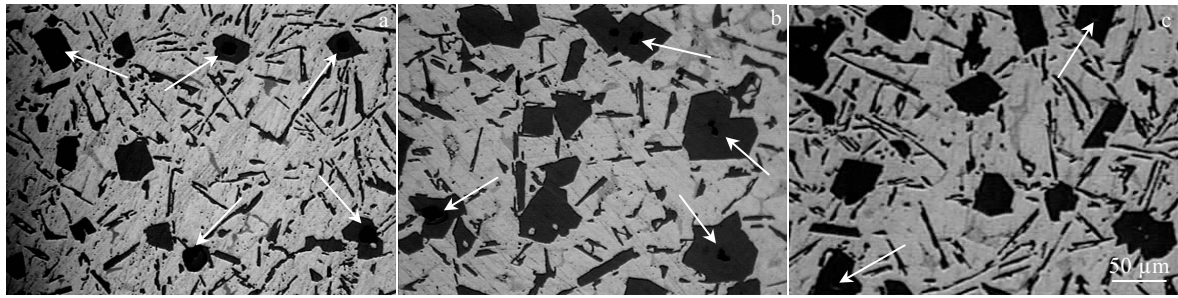


图9 不同 Si 含量下 AIP 原位形成的金相组织

Fig.9 OM images of the in-situ AIP with different Si contents: (a) Al-15%Si, (b) Al-18%Si, and (c) Al-20%Si ( $v=75$  r/min,  $t=32$  min)

综上所述, 铝合金熔体内原位形成 AIP 时, 控制富 P 区域内 AIP 的长大是控制 AIP 尺寸的关键。熔体流动速度越快, 对富 P 区域内 AIP 的冲刷越强烈, 越容易得到细小的 AIP, 变质效果越好。

## 4 结 论

1) Cu-P 合金变质过共晶铝硅合金时, 对熔体进行搅拌可显著提高变质效果, 初生硅最高可细化 85%。在最佳搅拌时间内, 搅拌强度越大、硅含量越高, 变质效果越好。

2) 对熔体搅拌的实质是细化原位形成的 AIP, 搅拌熔体迫使 AIP 停止生长, 从而获得细小的 AIP。控制富 P 区域内 AIP 的长大是控制 AIP 尺寸的关键。熔体流动速度越快, 对富 P 区域内 AIP 的冲刷越强烈, 越容易得到细小的 AIP。

3) 熔体内的硅原子可有效阻碍富 P 区域内 AIP 的长大, 当搅拌工艺相同时, 硅含量越高, 变质效果越好。

4) Cu-P 合金变质处理后搅拌熔体能够增加组织中初生  $\alpha$  相的数量, 搅拌工艺合适时, 典型的共晶组织基本消失, 形成了连续的  $\alpha$  基体上均匀分布细小初生硅的凝固组织。

## 参考文献 References

- [1] Joseph S, Tewari A, Kumar S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(5): 2358
- [2] Zuo M, Liu X F. *J Inorg Organomet Polym*[J], 2012, 22(1): 64
- [3] Wang Q L, Geng H R, Zuo M *et al. Materials Science and Technology*[J], 2013, 29(10): 1233
- [4] Wang A Q, Zhang L J, Xie J P *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2013, 31(5): 522
- [5] Ding W W, Xia T D, Zhao W J *et al. Materials*[J], 2014, 7(2): 1188
- [6] Ludwig T H, Schaffer P L, Arnberg L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(13): 5796
- [7] Robles-Hernandez F C, Sokolowski J H. *Advanced Engineer Materials*[J], 2010, 7(11): 1037
- [8] Ludwig T H, Schonhovd D E, Schaffer P L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 586(15): 180
- [9] Lee T H, Ko H J, Jeong T S *et al. Current Nanoscience*[J], 2014, 10(1): 146
- [10] Xu C L, Wang H Y, Yang Y F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 452-453(15): 341
- [11] Sun Y J, Wang Q L, Geng H R. *J Mater Sci*[J], 2012, 47(5): 2104
- [12] Sun J, Zhang X B, Zhang Y J *et al. J Mater Sci*[J], 2015, 50(3): 1237
- [13] Haga T, Tnui H, Watari H *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 191(1-3): 238
- [14] Lee E S. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2000, 16(10): 700
- [15] Kapranos P, Kirkwood D H, Atkinson H V *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 135(2-3): 271
- [16] Luo A A, Sachdev A K, Powell B R. *China Foundry*[J], 2010, 7(4): 463
- [17] Vijeesh V, Narayan P K. *Trans Indian Inst Met*[J], 2014, 67(1): 1
- [18] Guo J, Liu Y, Fan P X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 495(1): 45
- [19] Zuo M, Zhao D G, Teng X Y *et al. Materials and Design*[J], 2013, 47(9): 857
- [20] Li D K, Zuo M, Zhang Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 502(2): 304
- [21] Qiao H, Zhu X Z, Gao T *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(4): 391
- [22] Qiao H, Gao T, Zhu X Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 622: 662

- [23] Pozdniakov A V, Glavatskikh M V, Makhov S V *et al.* *Materials Letters*[J], 2014, 128(10): 325
- [24] Bao G J, Li D K, Nie J F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2012, 528: 45
- [25] Ludwig T H, Schaffer P L, Arnberg L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(13): 5796
- [26] Nogita K, McDonald S D, Tsujimoto K *et al.* *Journal of Electron Microscopy* [J], 2004, 53(4): 361
- [27] Zuo M, Liu X, Sun Q Q *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2009, 209(15-16): 5504
- [28] Chen S Y, Wu Y, Chang G W *et al.* *High Temp Mater Proc*[J], 2016, 35(8): 827

## Influences of Melt Stirring Treatment on Modification Effect of Hypereutectic Al-Si Alloys Modified by Cu-P Alloy

Chen Shuying, Ma Shengnan, Yue Xudong, Li Qingchun, Chang Guowei  
(Liaoning University of Technology, Jinzhou 121001, China)

**Abstract:** The primary silicon is still rough in hypereutectic Al-Si alloys with P modification. Aimed at this issue, Al-15%Si, Al-18%Si and Al-20%Si alloys were modified by the Cu-9%P alloy, and then the melts were stirred. The influences of the stirring parameters on the modification effect were studied. The mechanism that the melt stirring can improve the modification effect was analyzed. The results show that the melt stirring can obviously enhance the modification effect of hypereutectic Al-Si alloys modified by the Cu-P alloy, and the primary silicon can be refined up to 85%. Within the optimum stirring time, the stronger the stirring is and the higher the silicon content is, the better the modification effect is. The melt stirring forces the AlP in the P-rich region to stop growing. The faster the velocity of the melt flow is, the stronger the scour to AlP in P-rich region is, and the easier it is to obtain fine AlP. The melt stirring can also increase the quantity of the primary  $\alpha$  in the microstructure. The typical eutectic structure basically disappears if the stirring parameters are suitable and the microstructure of the tiny primary silicon evenly distributed in the continuous  $\alpha$  matrix is obtained.

**Key words:** hypereutectic Al-Si alloy; P modification; melt stirring; primary Si; AlP

---

Corresponding author: Chang Guowei, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Liaoning University of Technology, Jinzhou 121001, P. R. China, Tel: 0086-416-4198651, E-mail: cgw@lnut.edu.cn