

[文章编号] 1004- 0609(2000)06- 0809- 06

# 感应加热对半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯

## 温度场和组织的影响<sup>①</sup>

崔成林, 毛卫民, 赵爱民, 孙 峰, 甄子胜, 钟雪友  
(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

**[摘 要]** 研究了电磁感应重熔加热对半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料温度场和组织的影响。结果表明: 通过调整加热功率, 可使半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料的温度场均匀一致, 保证坯料的径向温度差小于 1 °C; 电磁感应重熔加热的半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料中的初生 α(Al) 细小、圆整、分布均匀, 但重熔过程不能改变坯料表层组织中初生 α(Al) 枝晶的基本形态。

**[关键词]** 铝合金; 半固态; 电磁感应加热; 温度场; 组织

**[中图分类号]** TG 166. 3; TM 924. 5

**[文献标识码]** A

70 年代初期发明了金属及合金的非枝晶半固态成形技术<sup>[1]</sup>。这种成形技术具有许多优点, 如: 减轻成形中的裹气和凝固收缩, 增加毛坯的致密性和强度; 减轻成分偏析, 提高毛坯性能的均匀性; 减轻成形抗力, 可以制造复杂零件的毛坯; 提高生产效率, 降低废品率; 降低充型温度, 延长模具寿命; 还可以实现生产的高度自动化。非枝晶铝合金的半固态成形技术已经成功地应用到许多汽车零件的制造当中<sup>[2~4]</sup>。我国于 80 年代初期陆续开展了半固态金属成形技术的研究, 但这些研究大都利用机械搅拌法进行流变铸造(Rheocasting)或触变铸造(Thixocasting), 成功的报导不多, 尤其是对铝合金半固态坯料的连铸制备、铝合金半固态坯料重熔加热和铝合金半固态触变成形的基础和技术研究还很薄弱, 与国外先进技术差距较大。在半固态铝合金的触变成形中, 首先将固态的半固态金属坯料重新加热到固液两相区, 然后才能进行触变成形, 因此, 半固态金属重熔加热对半固态金属触变成形很重要。本文作者和国内一些学者已经探讨了电阻炉重熔加热半固态铝合金坯料的工艺<sup>[5, 6]</sup>。电阻炉重熔加热的时间很长, 还会造成坯料表皮严重氧化、内部晶粒粗大和坯料的变形。相比较, 电磁感应加热半固态铝合金坯料的速度要快得多, 可以消除电阻炉加热的许多缺点。为了推动铝合金半固态成形技术在我国的应用, 必须开展半固态铝合金坯料的

快速感应加热实验研究, 探索铝合金半固态连铸坯料重熔加热的基本控制规律。作者通过电磁感应加热实验初步研究了半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料的温度场和组织控制规律。

## 1 实验方法

实验采用商用中频感应加热系统, 其电源主要参数为: 最大输出功率 100 kW, 频率 700 Hz, 在加热过程中可以随时调整加热功率。感应器的内径为 100 mm, 感应器采用卧式布置。重熔加热的半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料的直径为 70 mm, 长度为 120~ 150 mm。为了研究坯料的加热温度场, 在半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料中预先埋入 3 支热电偶, 记录加热过程中坯料的温度变化。3 支热电偶分布在同一径向上, 热电偶插入坯料的深度为 40 mm, 1 号偶距坯料边缘 3 mm, 2 号偶距 1 号和 3 号偶各 16 mm, 3 号偶位于坯料心部。加热过程中半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料的测温系统如图 1 所示。

加热工艺: 大功率加热坯料; 先大功率加热坯料, 然后改为小功率加热坯料。同时, 记录坯料径向温度的变化。

为了保证铝合金半固态重熔加热中测温的准确性, 首先对本测温系统进行了实际测温检验: 在通电加热状态下测温, 又立即断电停止加热, 发现本

① [基金项目] 国家“八六三”计划资助项目(715- 012- 004)

[收稿日期] 2000- 03- 15; [修订日期] 2000- 07- 03

[作者简介] 崔成林(1963- ), 男, 讲师, 博士。

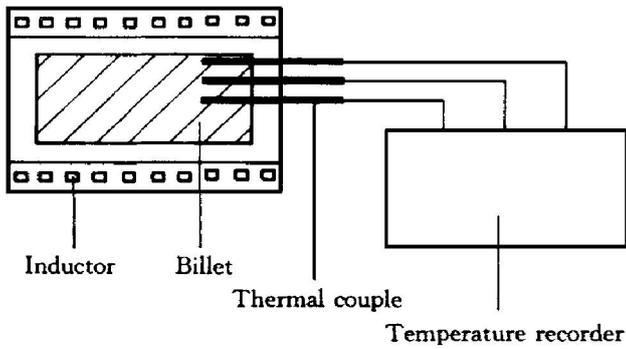


图1 半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料电磁感应重熔加热测温系统示意图

Fig. 1 Schematic of induction heating and temperature recording system used for heating semi-solid AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billet continuously cast

系统的测温数值并无突变；再次突然通电加热，测温数值也无突变，这说明本测温系统可行，测温数据可靠。

将加热到半固态区域的 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料淬入水中，以检测坯料的显微组织。金相试样经过粗磨、细磨、抛光，最后用 0.5% HF 水溶液浸蚀，在光学显微镜下观察坯料的组织，并用 SEM-IPS (Image Processing System) 图像分析仪分析坯料组织中初生 α(Al) 的形状因子等参数。

## 2 结果和讨论

### 2.1 坯料重熔加热中的温度场变化

半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料在加热过程中的温度场变化直接关系到半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 坯料重熔时初生 α(Al) 的大小、固相分数的高低和分布均匀程度，对后续的触变成形至关重要。

在约 24 kW 的功率下感应加热 90 s，坯料的 *t*<sub>1</sub> (1 号偶的温度) 温度达到 501 °C 时，停止加热。在加热过程中，半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料温度场的变

化结果见表 1，其中 *t*<sub>1</sub>，*t*<sub>2</sub>，*t*<sub>3</sub> 分别为半固态坯料中 1 号、2 号和 3 号热电偶的温度值。从表 1 可以看到，在加热过程中，坯料中径向的温度场很不均匀，坯料外部升温最快，心部升温最慢，坯料边缘和心部的温度相差约 22~ 27 °C。这种加热工艺的最终结果将导致半固态坯料外部首先进入固液两相区，而心部尚未进入固液两相区，使初生 α(Al) 分布不均匀，无法触变成形，甚至造成坯料表层流淌或坯料严重倒塌。造成坯料径向温度分布不均匀的根本原因是感应加热时的集肤效应：在感应加热中，坯料表面的感应电流密度最大，坯料心部的感应电流密度最小，这种现象可采用下式描述<sup>[7]</sup>：

$$\delta = 5030 \sqrt{\rho / (\mu f)} \quad (1)$$

式中 δ 为电流透入深度 (cm)，ρ 为金属的电阻率 (Ω·cm)，μ 为相对磁导率，*f* 为电源频率 (Hz)。若假定半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金的 μ 约等于 1，ρ 为 4.57 × 10<sup>-5</sup> Ω·cm，在 700 Hz 电源下加热，则坯料的 δ 仅为 13 mm，坯料的大部分不在电流透入深度内。金属的电阻率越小，电源频率越高，电流透入深度 δ 越小，坯料表层的 δ 区域内产生的焦耳热越多，坯料内部产生的焦耳热就越少，坯料加热时内外的温度梯度越大。当电源频率一定时，坯料加热时的感应电流总存在一个透入深度，所以半固态坯料在较大功率的电磁感应加热时总存在径向的温度梯度。但从表 1 可以发现一个很有规律的现象：当停止加热后，*t*<sub>1</sub>，*t*<sub>2</sub>，*t*<sub>3</sub> 之间的温度差值非但未增大，反而进一步变小；当停止加热 15 s 后，*t*<sub>1</sub>，*t*<sub>2</sub>，*t*<sub>3</sub> 之间的温度差缩小至 1 °C；再延长 5 s，*t*<sub>1</sub>，*t*<sub>2</sub>，*t*<sub>3</sub> 之间的温度差缩小至 0 °C；进一步延长时间，*t*<sub>1</sub>，*t*<sub>2</sub>，*t*<sub>3</sub> 之间的温度差又逐渐扩大了，坯料心部的温度变成最高，而边缘的温度变成最低。这是因为在停止加热时，料向内部传导热量的过程并未停止，所以坯料心部的温度不断上升；同时，坯料表层还会向大气环境中散热，所以坯料表面的温度不断下降，最终导致坯料径向温度场的均匀化。这一现象也意味着：在加热后期，适当降低加热功率，有可能

表 1 半固态坯料电磁感应加热温度分布

Table 1 Temperature field in billet heated with induction heating system ( °C)

Temperature	Heating power 24 kW							Heating power 0 kW						
	0 s	15 s	30 s	45 s	60 s	75 s	90 s	105 s	120 s	135 s	150 s	165 s	180 s	195 s
<i>t</i> <sub>1</sub>	24	124	199	273	348	431	501	561	566	566	564	562	560	557
<i>t</i> <sub>2</sub>	24	118	180	261	342	413	484	557	566	566	566	564	561	558
<i>t</i> <sub>3</sub>	24	97	167	248	324	407	479	554	565	566	566	565	562	559

使半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料的温度场均匀化。

根据上面的设想, 先将表 1 加热过的坯料冷却下来, 再在约 24 kW 的功率下感应加热 90 s, 坯料的  $t_1$  温度达到 516 °C 时, 将感应加热的功率减至约 5 kW, 在这个功率下继续加热。在这种加热工艺过程中, 半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料温度场的变化结果见表 2, 其中  $t_1$ ,  $t_2$ ,  $t_3$  分别为 1 号、2 号和 3 号热电偶的温度值。从表 2 可以看出, 在加热过程中, 经过适当调整加热功率, 可使半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料的加热温度场趋于均匀,  $t_1$ ,  $t_2$ ,  $t_3$  之间的径向温度差趋于零。这种加热工艺最终能保证半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料中初生  $\alpha$ (Al) 均匀分布, 能精确控制坯料的固相分数和防止坯料在加热中发生坍塌, 有利于触变成形。在变功率加热过程中, 由于加热功率的降低, 在坯料表层产生的集肤热量减少, 表层温度上升减慢; 同时, 坯料表层向坯料心部的传热继续进行, 只要低功率加热的时间适当, 坯料的径向温度最终会趋于一致, 从而保证坯料断面各处的固相分数均匀。虽然坯料在加热前未完全冷却到室温 24 °C, 但这并不影响上述的加热规律。

由表 1 和 2 可看出, 在较大功率的电磁感应加热过程中, 测温存在一定的滞后现象, 如在 90 s 时停止加热或降低加热功率, 测温电偶的热电势仍然继续增加, 但这个滞后时间不长, 只有 30 s 左右, 滞后造成的继续升温也有限。在较低功率的电磁感应加热过程中, 停止通电加热, 观察到测温电偶的热电势不再继续增加, 这说明测温滞后现象很弱或不存在滞后现象。综观铝合金半固态坯料的重熔加热过程, 测温电偶热电势的滞后效应并不影响铝合金半固态重熔加热后期的测温与控制。这是因为半固态铝合金坯料后期的重熔加热时间较长, 长达数分钟, 坯料温度上升较慢, 可以认为后期热电偶的显示值即代表了半固态铝合金坯料的实际温度。下节的坯料组织检测也间接证明半固态铝合金感应加热的测温数据可靠。

由表 1 和 2 还可以看出, 表 1 中坯料停止加热后,  $t_1$  在 15 s 内上升了 60 °C, 而表 2 中坯料在减小加热功率后,  $t_1$  在 15 s 内却只上升了 55 °C, 这是加热功率误差引起的。表 1 中坯料在 24 kW 下加热 90 s, 坯料温度由 24 °C 上升到 501 °C; 表 2 中坯料在 24 kW 下加热 90 s, 坯料温度由 54 °C 上升到 516 °C。很显然, 表 1 中坯料的加热功率可能大于 24 kW, 或表 2 中坯料的加热功率可能小于 24 kW。由于本试验的半固态铝合金坯料感应加热设备采用手动控制, 电压控制表盘的刻度数值较大, 因此目测无法保证每次坯料的加热功率完全一样, 这势必会造成加热 90 s 时, 坯料  $t_1$  温度不一致, 但这并不影响坯料的后续加热, 因为半固态金属加热并非到此结束, 完全可以通过控制后续加热时间将坯料的最终温度控制在要求以内; 或对电磁感应加热设备进行改造, 增加自动精确控制手段, 就能保证在相同的加热时间内, 坯料达到相同的温度。

## 2.2 坯料重熔加热中的组织变化

半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金触变成形对坯料的基本要求是: 坯料中的初生  $\alpha$ (Al) 要圆整、细小和分布均匀, 固相分数要精确控制。电磁感应加热工艺正好能满足这些要求, 因为电磁感应加热是内部加热, 坯料升温速度快, 加热时间短, 经过调整加热工艺可使坯料各处的温度场均匀一致, 使坯料几乎同时进入半固态区域, 各处初生  $\alpha$ (Al) 的演变过程基本一致, 固相率可以精确控制。与电阻炉重熔加热坯料的初生  $\alpha$ (Al) 相比, 电磁感应加热坯料中的初生  $\alpha$ (Al) 虽然发生了粗化, 但仍然比较细小、圆整, 而且液固相分布均匀, 如图 2(a) 和(b) 所示。其中图 2(a) 为电磁感应重熔加热前坯料的显微组织, 白色初生  $\alpha$ (Al) 呈非枝晶状, 分布均匀; 图 2(b) 为电磁感应重熔加热后坯料的显微组织, 白色球状初生  $\alpha$ (Al) 发生了一些粗化, 分布均匀。图 2(b) 中初生  $\alpha$ (Al) 的等效圆直径  $d$  约为 78  $\mu\text{m}$ , 形状因子  $F$  ( $F$

表 2 半固态坯料电磁感应加热温度分布

Table 2 Temperature field in billet heated with induction heating system ( °C)

Temperature	Heating power 24 kW							Heating power 5 kW											
	0 s	15 s	30 s	45 s	60 s	75 s	90 s	105 s	120 s	135 s	150 s	165 s	180 s	195 s	210 s	225 s	240 s	255 s	270 s
$t_1$	54	139	211	282	351	434	516	571	572	572	573	575	577	577	577	577	578	579	581
$t_2$	54	121	193	257	330	419	498	562	572	572	573	575	577	577	577	577	578	579	581
$t_3$	54	97	157	230	303	387	478	549	567	572	573	575	577	577	577	577	578	579	581

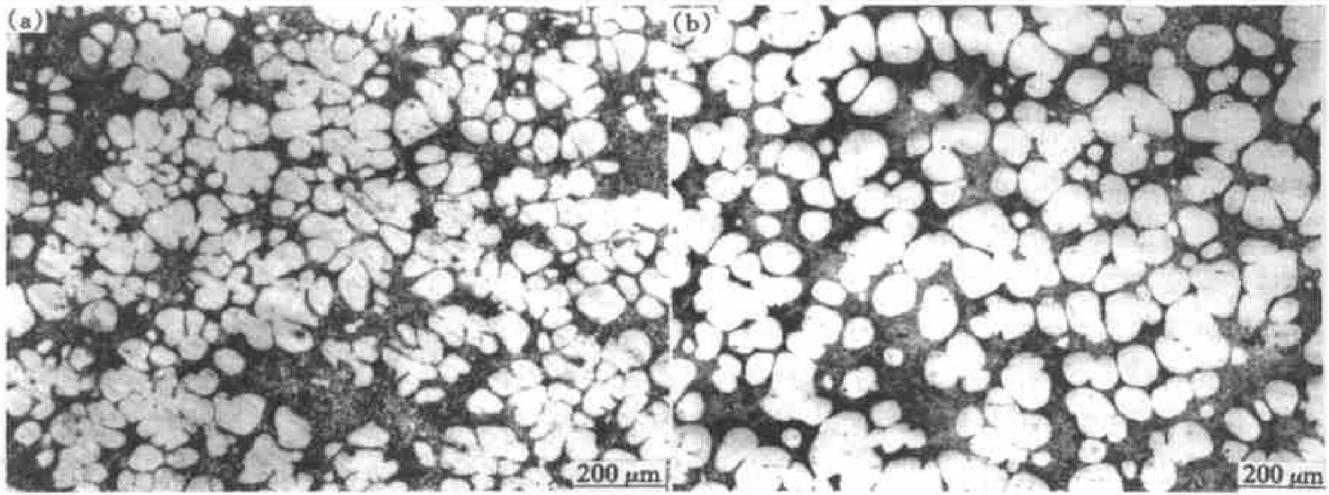


图2 电磁感应加热重熔半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料的显微组织

Fig. 2 Microstructures of AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billets heated in solid-liquid zone with induction heating system  
Reheating time (s): (a) 0; (b) 210; Reheating temperature (°C): (a) 0; (b) 587

$= 4\pi A / P^2$ , 其中  $A$  为初生  $\alpha(\text{Al})$  相的平均面积,  $P$  为初生  $\alpha(\text{Al})$  相的平均周长) 值约为 0.77。对感应加热坯料整个断面组织进行观察, 并未发现坯料边缘初生  $\alpha(\text{Al})$  较少和心部初生  $\alpha(\text{Al})$  较多的现象, 这是因为感应加热坯料温度场均匀所致。反过来, 感应加热的半固态铝合金坯料径向组织的均匀性也说明本感应加热方式可以保证半固态铝合金坯料径向温度场的均匀一致和温度控制的准确性。相反, 电阻炉重熔加热半固态坯料是外部加热, 在固态区的加热时间就较长, 坯料边缘先进入半固态区, 坯料心部较晚进入半固态区, 整个坯料的加热时间很长, 常常发现试样边缘的初生  $\alpha(\text{Al})$  略少一些, 而且坯料中初生  $\alpha(\text{Al})$  的长大时间充分, 初生  $\alpha(\text{Al})$  较为粗大<sup>[5]</sup>。如在 589 °C 下用电阻炉加热坯料, 为使初生  $\alpha(\text{Al})$  的形状因子  $F$  值达到 0.76, 则需要在 589 °C 下的半固态区保温 1 h, 这时的初生  $\alpha(\text{Al})$  的等效圆直径  $d$  约为 112  $\mu\text{m}$ , 如图 3 所示。固态非枝晶 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料重熔进入固液两相区后, 初生  $\alpha(\text{Al})$  要发生粗化和圆整化。根据液相多少, 可将粗化过程分为低液相阶段的快速合并粗化和高液相阶段的慢速扩散粗化<sup>[5]</sup>。由于合并粗化速度很快, 在电磁感应加热条件下, 这一过程也不可避免, 但扩散控制的粗化及圆整化过程则大大缩短, 所以电磁感应加热后初生  $\alpha(\text{Al})$  晶粒细小、分布均匀, 这对后续的触变成形过程至关重要。

如果半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料的原始组织比较粗大, 则经过电磁感应重熔后的半固态组织依然比较粗大, 如图 4 所示。图 4(a) 为电磁感应重熔加热前坯料的显微组织, 白色初生  $\alpha(\text{Al})$  比较粗大;

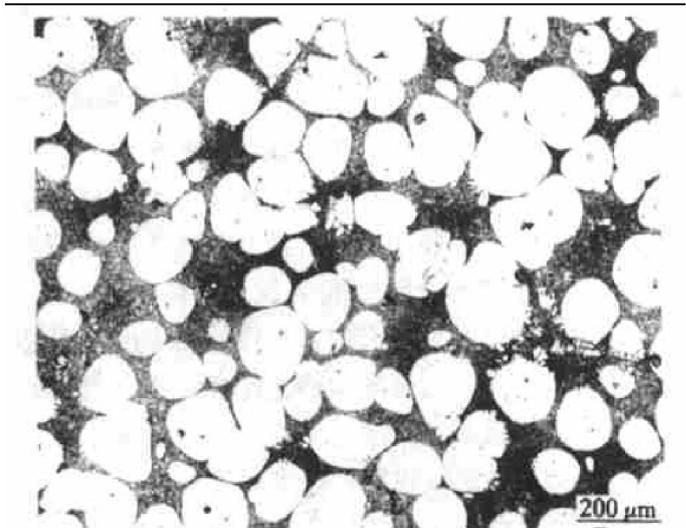


图3 电阻炉加热重熔半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料的显微组织

Fig. 3 Microstructure of AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billet heated in solid-liquid zone with electric furnace (Heating time: 3600 s; Heating temperature: 589 °C)

图 4(b) 为电磁感应重熔加热后坯料的显微组织, 白色球状初生  $\alpha(\text{Al})$  比较粗大, 初生  $\alpha(\text{Al})$  的等效圆直径  $d$  约为 115  $\mu\text{m}$ , 形状因子  $F$  值约为 0.67。

如果半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料存在表层枝晶区域, 经过电磁感应半固态重熔后, 虽然坯料内部的初生  $\alpha(\text{Al})$  已经成为较为圆整的粒状, 但枝晶区域的初生  $\alpha(\text{Al})$  仍然为枝晶形态, 如图 5 所示。图 4(b) 为坯料心部半固态重熔后的显微组织, 而图 5

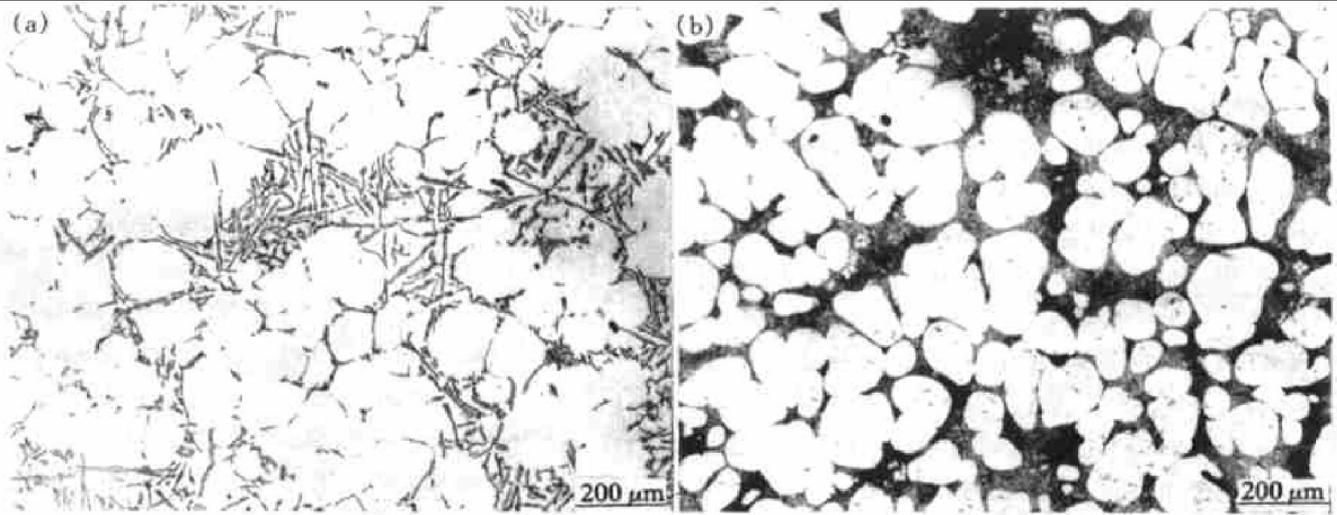


图 4 电磁感应加热半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料的显微组织

**Fig. 4** Microstructures of AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billets heated in solid-liquid zone with induction heating system  
(a) —Before heating; (b) —After heating at 582 °C for 150 s

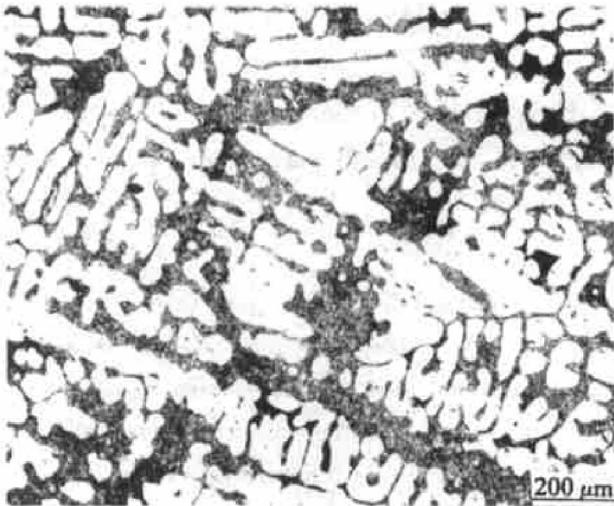


图 5 电磁感应加热半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料表层的显微组织

**Fig. 5** Microstructure of AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billet surface layer heated in solid-liquid zone at 582 °C for 150 s with induction heating system

为坯料表层半固态重熔后的显微组织, 可见电磁感应重熔加热无法改变坯料表层组织中的初生  $\alpha(\text{Al})$  枝晶的基本形态。

在电磁感应加热过程中, 如果控制不当, 如大功率加热时间过长, 或低功率加热时间过长, 都可能造成半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料表层的温度过高, 使坯料流出一些汤状物。经过金相检查, 发现这些汤状物主要是共晶液相, 其中还存在少量的初生  $\alpha(\text{Al})$ , 如图 6 所示。

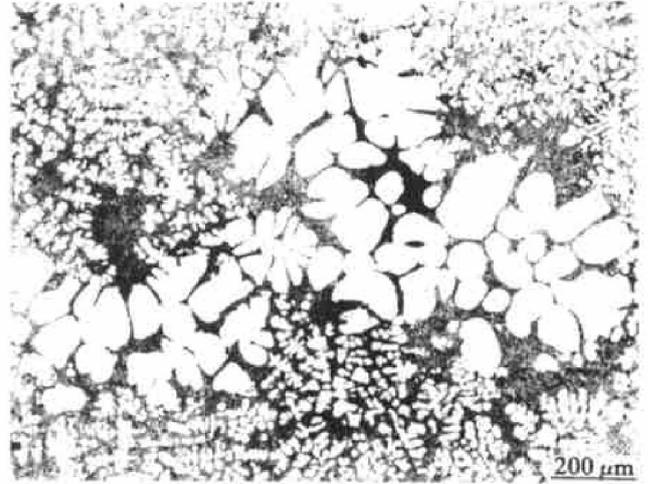


图 6 半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金坯料汤状物的显微组织

**Fig. 6** Microstructure of fluid flowing off semisolid AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billet when heated in solid-liquid zone

### 3 结论

1) 通过调整加热功率, 即先大功率加热, 再小功率加热, 可使半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料的温度场均匀一致, 可保证坯料的径向温度差小于 1 °C。

2) 电磁感应重熔加热的半固态 AlSi<sub>7</sub>Mg 合金连铸坯料断面中的初生  $\alpha(\text{Al})$  细小、圆整、分布均匀, 但重熔过程不能改变坯料表层组织中的初生  $\alpha(\text{Al})$  枝晶的基本形态。

## [ REFERENCES ]

- [ 1 ] Spencer D B, Mehrabian R and Flemings M C. Rheological behaviour of Sn-15pct Pb in the crystallization range [ J ]. Metall Trans, 1972, 3A: 1925.
- [ 2 ] Flemings M C. Rheological behaviour of Sn-15pct Pb in the crystallization range [ J ]. Metall Trans, 1991, 22A ( 5 ): 957.
- [ 3 ] Young K P and Fitze R. Semi-solid metal cast aluminium automotive components [ A ]. Kiuchi M. The 3rd Int Conf of Semi-Solid Processing of Alloys and Compositions [ C ]. Tokyo, Japan: University of Tokyo, 1994. 155.
- [ 4 ] Midson S P. The commercial status of semi-solid casting in the USA [ A ]. Kirkwood D H and Kapranos P. The 4th Int Conf on Semi-Solid Processing of Alloys and Compositions [ C ]. England, UK: The University of Sheffield, 1996. 251.
- [ 5 ] MAO Weimin, CUI Chenglin, ZHAO Armin, et al. Dynamical coarsening processes of microstructures in non-dendritic AlSi<sub>7</sub>Mg alloy remelted in semi-solid state [ J ]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10( 1 ): 25-28.
- [ 6 ] ZHANG Kui(张奎), ZHANG Yongzhong(张永忠), LIU Guojun(刘国均), et al. Reheating process and structural evolution of semi-solid AlSi<sub>7</sub>Mg alloy [ J ]. Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1999, 35( 2 ): 127.
- [ 7 ] LU Wenhua(陆文华). Cast Iron and Its Smelting(铸铁及其熔炼) [ M ]. Beijing: Mechanic Industrial Press, 1981.

## Effect of induction heating on temperature field and microstructures in semi-solid AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billets cast continuously

CUI Chenglin, MAO Weimin, ZHAO Armin, SUN Feng, ZHEN Zisheng, ZHONG Xueyou  
(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing,  
Beijing 100083, P. R. China)

**[ Abstract ]** The effect of electromagnetic induction heating on the temperature field and the microstructures in the nondendritic semi-solid AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billets cast continuously was investigated. The results show that the homogeneous temperature field in the non-dendritic semi-solid AlSi<sub>7</sub>Mg alloy billets can be obtained through adjusting the induction power, and the temperature difference in radial direction is less than 1 °C. The results also show that the primary  $\alpha$ (Al) phases in the billets heated inductively are small, spherical and distributed evenly in the microstructures, but the dendritic primary  $\alpha$ (Al) phases in the peripheral layer of the billets cannot be changed basically.

**[ Key words ]** aluminium alloy; semi-solid; induction heating; temperature field; microstructure

(编辑 袁赛前)