# 电磁离心铸造 AI-15Si-6Ni 外层颗粒 增强梯度材料成形机制

#### 唐立超,翟彦博

(西南大学工程技术学院,重庆 400716)

摘要: 在常规的过共晶Al-Si合金离心铸造成形时,初晶Si颗粒、气孔和夹渣会同时在内层偏聚,降低了Si颗粒在增强层的强化作用。为了避免这一缺点,以Al-15%Si-6%Ni为坯料,采用电磁离心铸造的方式进行成形,成功制备了初晶Si与初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒在外层偏聚,气孔、夹渣 在内层偏聚的梯度复合材料。对不同工艺参数下的多个试样分析显示,在离心力场中,密度 较大的初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒会推动密度较小的初晶Si颗粒一起向外层运动,形成外层具有高体积分 数的梯度复合材料。电磁场的施加,有效降低了初晶颗粒的粘连与团聚,并细化了晶粒。

关键词:NiAl<sub>3</sub>;铝硅合金;离心铸造;初晶Si

金属硅具有低密度、高硬度、高耐磨、高导热及热稳定性好的优点,是一种良好的自生铝基复合材料增强体。因此,高硅铝合金也被称为自生初晶Si增强铝基复合材料。得益于金属硅的优良性能,高硅铝合金也就有类似的性能特征,并且随硅的含量增高,这种优良的特征变得更加明显<sup>[1]</sup>。但是,在常规的制备过程中,随初晶Si含量或体积分数的升高,其晶粒会急剧增大,分布也变得不均匀<sup>[2-6]</sup>。如何在提高初晶Si含量或体积分数的同时细化晶粒并使其分布均匀就成为其制备与应用的瓶颈。目前,针对这一瓶颈的研究主要集中在绿色、长效变质剂以及各种物理场细化机制<sup>[7-13]</sup>。近些年来,随着梯度材料的开发与应用,利用外加力场制备局部具有高体积分数初晶Si颗粒的梯度复合材料成为利用高硅铝合金的应用新领域之一<sup>[14-23]</sup>。

项目组前期以过共晶Al-Si及过共晶Al-Si-Mg合金为坯料,研究了离心力场作用 下颗粒的偏聚与成形机理,成功制备了初晶Si在内层大量偏聚的梯度复合材料筒状零 件,并结合内燃机气缸套、轴瓦等零件工况对其性能进行了研究。结果显示,该复 合材料具有良好的热稳定性,高于铸铁的硬度及耐磨性。但是,也存在两个致命的 缺点。第一,在离心力的作用下,初晶Si颗粒向内层偏聚的同时,铝熔体中的气体、 夹渣等也同时向内层运动,导致初晶颗粒和气孔、夹渣同时出现在增强层;第二, 在单一离心力作用下,初晶颗粒沿筒状零件的径向向心运动,导致初晶Si颗粒的大量粘 连。针对上述问题,项目组转换了思路。首先,在过共晶铝硅合金中添加密度较大的增 强相,推动初晶Si向外层偏聚,实现气孔、夹渣和增强层的分离;然后,在普通离心机 外添加电磁场,通过电磁离心复合力场实现初晶Si的细化及在增强层的均匀分布。

### 1 试验方法

#### 1.1 材料准备及熔炼

试验原材料为Al-20Si及Al-20Ni的合金,配比后形成Al-15Si-6Ni合金。采用工业 并式电阻炉熔炼,经除渣、除气后保温在730℃左右待用。

#### 1.2 电磁离心铸造过程

试验采用自行改装的电磁离心成型装置,如图1所示。在卧式离心铸造机的离心

作者简介: 唐 立 超(1994-), 男, 硕士,主要研究方向为金 属材料加工成形。电话: 13658133191,E-mail: tlc94@foxmail.com 通讯作者: 翟彦博,男,博士,副教授。 电话:15909324797,E-mail bird513@163.com

中图分类号:TG331; TG113.12 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2019) 03-0269-08

#### 基金项目:

国家自然科学基金资助项 目(51201140)。 收稿日期: 2018-11-22收到初稿, 2018-12-27收到修订稿。

## 

铸型外对称施加两块电磁铁,形成水平的近似稳恒磁场,磁场的大小通过电流控制。分别测量左(L)、中(M)、右(R)处电流对应的磁场强度(如表1)。 浇注前铸型预热温度约250~300℃,浇注温度700℃ 左右,浇注前离心机初始速度为300r/min,采用直浇方式。各试样离心转速和电流强度根据表2进行设定。

电磁场和离心力场的匹配方式如图2所示,即 300 r/min、无磁场条件下浇注,5 s浇注完毕。浇注完 毕后开启磁场,同时加速到设定的离心转速。成形过 程中,磁场强度和离心转速均保持固定值,直至成形 结束。关闭磁场和离心机,取出试样。

#### 1.3 试样制备和检测

1.3.1 铸件制备

铸件外径尺寸为 Ф 110 mm,高度为100 mm,壁 厚12 mm左右(如图3)。采用线切割对铸件进行切 割,并经粗磨、精磨及抛光后得到截面尺寸约12 mm× 10 mm块状试样(如图3)。试样表面由外层到内层均 匀划分为a、b、c、d、e五层,利用金相显微镜观察微 观组织。

1.3.2 相组成分析

采用Phenom台式扫描电镜对试样进行EDS测试, 分析其相组成。

1.3.3 颗粒体积分数测量

使用Nano Measurer软件测量各层初晶Si和初晶 NiAl<sub>3</sub>的大小(沿主轴和短轴费雷特直径的平均值)。 使用Image-Pro Plus软件分析各层初晶颗粒总的体积分 数(采用面积估算法,即初晶颗粒面积与区域总面积 之比)。

### 2 试验结果及分析

#### 2.1 试样的宏观形貌

图4是经打磨抛光后试样的截面宏观形貌,其中图 片左边为外层,右边为内层。从8张宏观图片可以看到 如下几个特征:

(1)每个试样均有不同程度的气孔与夹渣。铸件中的气孔与夹渣主要来源于离心成型过程中的卷气与氧化。随着铸件的凝固,卷入的气体析出,由于其密度较小,会和夹渣物一起向铸件的内层偏聚,从而在最内层区域形成缺陷层,如图所示中的d、e区域。

(2)磁场的介入有利于降低颗粒的粘连。如图 4-1,在无磁场条件下,颗粒呈明显的团聚状。随磁场 的介入以及磁场的增大,颗粒的团聚现象明显减弱, 如图4-2,4-3,4-4。

(3)颗粒呈现向外层偏聚的趋势。在离心力的 作用下,颗粒出现了明显地向外层偏聚趋势,并且随 着离心转速的提高,偏聚现象加剧,如图4-5,4-3,



图1 电磁离心装置示意图 Fig. 1 Schematic diagram of electromagnetic centrifugal device

表1 电流与磁场对应关系 Table 1 Relationship between current and magnetic field

	-		-	
电流	磁场/mT			
/A	L	М	R	
0	0.08	0.06	0.07	
1.5	26.1	21.2	24.9	
2	34.9	28.9	33.6	
2.5	44.2	36.2	41.6	
3	53.2	43.2	49.7	

表2 实验设计

Table 2 Experimental design			
电流/A	转速/(r・min <sup>-1</sup> )		
0			
1.5			
2	1 000		
2.5			
	800		
2	1 200		
	1 400		
	1 600		
	Lable 2 Experime   电流/A   0   1.5   2   2.5		



图2 转速、电流和时间的关系 Fig. 2 Relationship among speed, current and time

4-6, 4-7, 4-8中的a、b、c区域。

(4)颗粒增强区域与缺陷区域分离。铸件的外 层(a、b、c区域)由于偏聚了大量的颗粒,称之为颗 粒增强区域;铸件的内层(d、e区域)含有大量的气 孔、夹渣及少量颗粒,称之为缺陷区。

#### 2.2 相组成分析

采用EDS点扫描的方式对铸件中的颗粒进行分

析,结果如图5和6所示:初晶颗粒主要由Si与NiAl₃构

成,基体组织为共晶Al。



图3 试样取样示意图 Fig. 3 Schematic diagram of sample preparation and sampling



图4 1<sup>#</sup>-8<sup>#</sup>试样的宏观组织 Fig. 4 Macrostructures of specimens 1<sup>#</sup>-8<sup>#</sup>



图5 初晶Si点扫描结果 Fig. 5 Scanning results of primary Si

## 272 病世 FOUNDRY 有色合金

#### 2.3 磁场对微观组织的影响

图7-9是在离心转速为1 000 r/min,电流强度在0、 1.5 A、2 A下试样各层的典型微观组织。其中有黑色块 状初晶Si和浅灰色条状、块状初晶NiAl<sub>3</sub>以及白色α-Al 组织,初晶Si和初晶NiAl<sub>3</sub>大量相互聚集、粘连、包裹 在一起。无外加磁场时(即电流0),试样外层初晶Si 较小,试样内层初晶Si比外层大,中间过渡层颗粒大小 介于内外层之间,初晶Si颗粒在各层主要为块状,初晶 NiAl<sub>3</sub>颗粒在各层变化趋势不明显,主要为大小不一的 块状和长条状。

加入磁场后,试样各层初晶Si、初晶NiAl<sub>3</sub>均得到 了不同程度的细化。磁场强度较小(电流1.5 A)时, 初晶Si颗粒变小,由锐利的块状变为圆润的块状,初晶 NiAl<sub>3</sub>也得到不同程度的细化,块状变小,长条状碎断 成块状。磁场强度较大(电流2 A)时,各层初晶Si、 初晶NiAl<sub>3</sub>均不再细化,甚至出现初晶Si和初晶NiAl<sub>3</sub>颗 粒尺寸变大的趋势,初晶Si块状变大,初晶NiAl<sub>3</sub>长条 状变多。

#### 2.4 磁场对初晶颗粒大小的影响

图10是在离心转速为1 000 r/min,电流强度在0、 1.5 A、2 A、2.5 A下试样由外层到内层初晶颗粒的大 小。总体上,初晶Si颗粒尺寸表现为由外层到内层递增 的趋势,这种趋势在磁场强度较大(电流2.5 A)时受 到抑制;初晶Si颗粒的变化和位置有关,细化主要集中 在内层和中间层,外层颗粒变化不明显。无外加磁场 时,初晶Si颗粒由外层到过渡层逐渐增大,而最内层颗 粒稍微减小,这是因为内外层的空冷和激冷导致。电 流为2 A时,初晶Si各层细化效果明显达到最佳。电流 强度达到2.5 A时,初晶Si的细化趋势受到抑制,部分 颗粒反而变大。

初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒的大小波动明显,大体上呈现上升-下降-上升的趋势。磁场较小时(0~2A),初晶NiAl<sub>3</sub> 颗粒明显细化。电流为1.5 A时,初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒细化 效果明显达到最佳。磁场过大时,初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒难以 进一步细化,甚至内层初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒反而变大。初晶 NiAl<sub>3</sub>和初晶Si细化所需要的电磁力不一样,初晶NiAl<sub>3</sub> 细化需要的电磁力更小。



图6 初晶NiAl<sub>3</sub>点扫描结果 Fig. 6 Scanning results of primary NiAl<sub>3</sub>



图7 1<sup>#</sup>试样微观组织(无磁场) Fig. 7 Microstructure of specimen 1<sup>#</sup>(without magnetic field)

#### 2.5 转速对初晶颗粒面积分数的影响

图11是在电流强度为2 A时,离心转速为800 r/min、 1 000 r/min、1 200 r/min、1 400 r/min时各层初晶Si和 初晶NiAl<sub>3</sub>总的体积分数。大体上初晶颗粒呈现出外层 多、内层少的偏聚趋势,这种趋势随转速增加而越明 显。转速较低(800 r/min)时,初晶颗粒内外层体积 分数相差不大,偏聚趋势不明显。随着转速增加,初 晶颗粒在离心力作用下向外层移动,同时受到电磁力 的阻碍作用。当转速达到1000 r/min时,初晶颗粒大量 移至中间层;转速为1200 r/min时,中间层初晶颗粒减 少,初晶颗粒大量移至外层;转速为1400 r/min时,初 晶颗粒体积分数明显由外层向内层递减。



图8 2<sup>#</sup>试样微观组织(1.5 A) Fig. 8 Microstructure of specimen 2<sup>#</sup>(1.5 A)



图9 3<sup>#</sup>试样微观组织(2A) Fig. 9 Microstructure of specimen 3<sup>#</sup>(2A)





## 274 有造 FOUNDRY 有色合金

### 3 分析讨论

#### 3.1 初晶颗粒的运动

电磁离心铸造中,初晶颗粒主要受到离心力、电磁力、粘滞阻力和浮力的影响(重力可忽略不计)。 在离心力作用下,AI液中初晶颗粒的运动服从斯托克斯公式,以浮力方向为正方向,AI液中初晶颗粒径向 所受合力可以按式(1)计算:

$$F_{\widehat{\bowtie}} = F_{\widehat{\bowtie}} - F_{\widehat{\bowtie}} - f_{\widehat{\thickapprox}} = \frac{4}{3}\pi r^3 (\rho_{AI} - \rho_P) R\omega^2 - 6\pi\eta r v_t \quad (1)$$

式中:  $f_{kh}$ 为初晶颗粒受到的粘滞阻力;  $\eta$ 为粘滞系数;  $\rho_{Al}$ 、 $\rho_{P}$ 分别为熔体、初晶颗粒的密度; r为初晶颗粒 的半径; R为离心半径;  $\omega$ 为旋转角速度;  $v_{t}$ 为初晶颗 粒运动速度。

当 $F_{a}=0$ 时,Al液中初晶颗粒运动的速度可以表示为式(2):

$$v_{\rm t} = \frac{2(\rho_{\rm Al} - \rho_{\rm P})r^2}{9\eta}R\omega^2 \qquad (2)$$

初晶Si颗粒的密度(2.33 g/cm<sup>3</sup>)比Al熔体 (2.6 g/cm<sup>3</sup>)略小,所以向浮力方向运动。初晶NiAl<sub>3</sub> 颗粒的密度(4.0 g/cm<sup>3</sup>)比Al熔体大,所以向离心力方 向运动。离心转速越大, $\omega$ 越大,则 $v_i$ 越大,初晶颗粒 运动的速度越快。 $\rho_{Al}$ 、 $\rho_{P}$ 差值越大, $v_i$ 越大,所以初 晶NiAl<sub>3</sub>比初晶Si运动速度更快。

由二元合金相图可知,Al熔体冷却过程中,随温 度降低初晶NiAl<sub>3</sub>先析出,初晶Si稍后析出,析出时间 相差不大。初晶NiAl<sub>3</sub>主要向外层运动,初晶Si主要向 内层运动,初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒和Si颗粒析出后向相反方向 运动并各自生长,进而发生碰撞、粘连、凝聚、包裹 并相互推动。由于NiAl<sub>3</sub>与Al熔体密度差值更大,所以 初晶NiAl<sub>3</sub>比初晶Si运动速度更快,初晶NiAl<sub>3</sub>更容易推 动初晶Si向外运动,而只有少量初晶Si推动初晶NiAl<sub>3</sub> 向内运动,所以内层颗粒较少而外层颗粒较多,并且 随着离心转速增大,初晶NiAl<sub>3</sub>和Si运动速度的差值越 大,初晶NiAl<sub>3</sub>推动初晶Si向外运动越明显,偏聚的趋 势越明显。

电磁力有阻碍初晶颗粒相对运动的趋势。初晶Si 颗粒主要受到阻碍其向内运动的电磁力分力,而初晶 NiAl<sub>3</sub>受到阻碍其向外运动的电磁力分力。初晶颗粒受 到电磁阻力后,其运动方向发生偏移,随着磁场强度 增大,电磁力增大,初晶颗粒的偏聚趋势有所抑制。

#### 3.2 初晶颗粒的细化

磁场较小时,Al熔体受到电磁力而发生对流, 一方面产生电磁搅拌使初晶NiAl<sub>3</sub>和初晶Si相互碰撞、 摩损、破碎、断裂,使初晶Si尖角变得圆润,使初晶



图11 试样由外层到内层初晶颗粒体积分数 Fig. 11 Volume fraction of primary particles from the outer layer to the inner layer of specimen



图12 初晶颗粒受力运动示意图 Fig. 12 Schematic diagram of forced movement of primary crystal particles

NiAl<sub>3</sub>由长条状变成小块状,从而细化了初晶颗粒, 这种作用随磁场增大而增大;另一方面对流加快了熔 体的凝固速度,抑制了初晶颗粒的再生长。磁场过大 时,熔体的流动受到抑制,对流和电磁搅拌作用减 弱,初晶颗粒难以进一步细化,另一方面磁场使细小 的初晶颗粒相互碰撞、凝聚、粘连,初晶颗粒反而增 大。

合金熔体浇入铸型后,初晶Si颗粒均匀分散,与 铸型接触的外层和与空气接触的内层迅速凝固,初晶 颗粒来不及长大,形成颗粒较小的初晶Si。随后凝固 前沿由外层向内层逐渐冷却,而内层也缓慢向外层冷 却,而中间各层最后冷却,由于由外向内的激冷速度 大于由内向外的空冷速度,初晶Si颗粒大小由外层到内 层呈递增趋势。初晶Si颗粒在中间层和内层能够较为充 分地生长,受到电磁搅拌时间长,颗粒大小随磁场变 化明显。

初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒的大小波动明显,可能由于其生长形态和质量分数所致。初晶Si平均粒径范围为31~41 µm, 初晶NiAl<sub>3</sub>平均粒径范围为24~30 µm,初晶NiAl<sub>3</sub>颗粒平均粒径明显小于初晶Si。初晶Si和NiAl<sub>3</sub>固相线温度不同 (分别为850 K和913 K),初晶NiAl<sub>3</sub>生长时间比初晶Si短,磁场的作用时间较短,而且长条状的初晶NiAl<sub>3</sub>比块 状初晶Si硬度低,更容易受到碰撞而碎断。因为NiAl<sub>3</sub>质量分数较少,初晶NiAl<sub>3</sub>极易受到试验误差影响。外层初 晶NiAl<sub>3</sub>颗粒由于激冷逐渐增大,增大到一定程度后难以继续生长,熔体向内层继续凝固,而内层也向外层缓慢凝 固,同时初晶NiAl<sub>3</sub>受到磁场作用而细化,所以颗粒尺寸大体上呈现出上升-下降-上升的趋势。

### 4 结论

(1)经电磁离心铸造成型后,初晶Si与NiAl<sub>3</sub>主要分布在铸件的外层,而内层主要由少量的初晶颗粒与气孔、 夹渣组成,实现了增强区域与缺陷区域的彻底分离。

(2)施加电磁场与未施加电磁场的对比结果显示,电磁场可以有效细化晶粒,避免晶粒的粘连与团聚。

(3)磁场较小时,初晶Si颗粒大小由外层到内层呈递增趋势,初晶NiAl₃颗粒大体呈上升-下降-上升的趋势, 这种趋势在磁场强度较大时受到抑制:磁场对初晶颗粒的细化主要在中间层,内、外层主要受空冷、激冷作用。

(4)转速较低时初晶颗粒偏聚趋势不明显,转速较高时初晶NiAl₃推动初晶Si颗粒向外层偏聚,转速越大偏聚 趋势越明显,磁场会抑制初晶颗粒的偏聚。

#### 参考文献:

- [1] 翟彦博,马秀腾,陈红兵.离心铸造铝梯度复合材料的组织与性能 [J].中国机械工程,2014,25(7):954-958.
- [2] ZHAI Y B, MA X T, MEI Z. Centrifugal forming mechanism of Al gradient composites reinforced with complementary primary Si and Mg<sub>2</sub>Si particles [J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2014, 43 (4): 769–774.
- [3] ZHAI Y B, LIU C M, KAI W, et al. Characteristics of two Al based functionally gradient composites reinforced by primary Si particles and Si/in situ Mg<sub>2</sub>Si particles in centrifugal casting [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20 (3): 361–370.
- [4] 陈佳,刘昌明.离心铸造铝基梯度功能复合材料自生Mg<sub>2</sub>Si/Si颗粒的定量研究 [J].铸造,2011,60(2):162-166.
- [5] 张宝生,程荆卫,朱景川,等.离心铸造内生强化Al<sub>3</sub>Ni/Al功能梯度材料 [J].哈尔滨工业大学学报,1998(2):99–103.
- [6] 吕循佳,刘昌明,林雪冬.离心铸造原位初生Si/Al,Ni颗粒增强铝基复合材料 [J]. 特种铸造及有色合金, 2012, 32(4): 373-377.
- [7] 仲召军,李龙,周德敬.铸造Al-Si合金细化变质处理技术的研究进展 [J].铸造,2016,65 (3):242-247.
- [8] RAJAN T P D, PILLAIR M, PAI B C. Functionally graded Al-Al<sub>3</sub>Ni in situ intermetallic composites: Fabrication and microstructural characterization [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2008, 453 (1): L4–L7.
- [9] WANG B, WANG J Y, TANG L D, et al. Effect of electric pulse modification on mircostructure and properties of Ni-rich Al-Si piston alloy [J]. China Foundry, 2016, 13 (2): 139–142.
- [10] WATANABE Y, SATO H, FUKUI Y. Wear properties of intermetallic compound reinforced functionally graded materials fabricated by centrifugal solid-particle and in-situ methods [J]. Journal of Solid Mechanics & Materials Engineering, 2008, 2 (7): 842–853.
- [11] QIAN J, LI J, XIONG J, et al. In situ synthesizing Al<sub>3</sub>Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing [J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 550 (31): 279–285.
- [12] KE L M, HUANG C P, XING L, et al. Al-Ni intermetallic composites produced in situ by friction stir processing [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2010, 503 (2): 494–499.
- [13] SHAHIA, SOHIMH, Ahmadkhaniha D, et al. In situ formation of Al-Al<sub>3</sub>Ni composites on commercially pure aluminium by friction stir processing [J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 75 (9–12): 1331–1337.
- [14] MIAO L, LU Y P, ZHANG Y B, et al. Effect of ultrasonic treatment and Sr addition on microstructure of Al-20%Si alloy [J]. China Foundry, 2013, 10 (4): 213–216.
- [15] MATSUDA K, WATANABE Y, SATO H, et al. Evaluation of particle size and shape distributions in Al-Al<sub>3</sub>Ni functionally graded materials fabricated by a semi-solid forming process [J]. International Journal of Materials & Product Technology, 2010, 39 (1): 108– 121.
- [16] NODA K, MIYAHARA K, WATANBE Y. Corrosion behavior of Al-Al<sub>3</sub>Ni and Al-Al<sub>2</sub>Cu functionally graded materials fabricated by a centrifugal method [C] // Multiscale & Functionally Graded Materials. American Institute of Physics, 2008: 574–578.
- [17] FUKUI Y. Fundamental investigation of functionally gradient material manufacturing system using centrifugal force [J]. Social Science & Medicine, 2008, 56 (521): 67–70.

- [18] ZHANG L F, WANG S Q, DONG A P, et al. Application of electromagnetic (EM) separation technology to metal refining processes: a review [J]. Metallurgical & Materials Transactions B, 2014, 45 (6): 2153–2185.
- [19] CHEN T J, LI J, LI Y D, et al. In situ fabrication of Al<sub>3</sub>Ti-Al functionally graded composites by centrifugal casting [J]. International Journal of Materials & Product Technology, 2010 (1-2): 3–19.
- [20] SONG C J, XU Z M, LI J G. In-situ Al/Al<sub>3</sub>Ni functionally graded materials by electromagnetic separation method [J]. Materials Science & Engineering A, 2007, 445 (1): 148–154.
- [21] OGAWA T, WATANBE Y, SATO H, et al. Theoretical study on fabrication of functionally graded material with density gradient by a centrifugal solid-particle method [J]. Composites Part A: Applied Science & Manufacturing, 2006, 37 (12): 2194–2200.
- [22] WATANBE Y, SATO H, FUKUI Y. Wear properties of intermetallic compound reinforced functionally graded materials fabricated by centrifugal solid-particle and in-situ methods [J]. Journal of Solid Mechanics & Materials Engineering, 2008, 2 (7): 842–853.
- [23] OHMI T, UEDA M, ITOH Y, et al. Solidification structure of functionally graded hypereutecitic Al-Ni alloys produced by centrifugal duplex casting [J]. Nippon Kinzoku Gakkaishi, 2000, 64 (7): 483–489.

## Forming Mechanism of Al-15Si-6Ni Outer Layer Particle Reinforced Gradient Material by Electromagnetic Centrifugal Casting

TANG Li-chao, ZHAI Yan-bo

( College of Engineering and Technology, Southwestern University, Chongqing 400716, China )

#### Abstract:

In the conventional centrifugal casting of hypereutectic Al-Si alloy, the primary Si particles, porosity and entrapped slag will segregate in the inner layer at the same time, which reduces the strengthening effect of Si particles in the reinforcing layer. In order to avoid this disadvantage, gradient composites with primary Si and primary NiAl<sub>3</sub> particles segregating in the outer layer, porosity and entrapped slag segregating in the inner layer were successfully prepared by electromagnetic centrifugal casting with Al-15%Si-6%Ni as blank. The results show that in the centrifugal force field, the denser primary NiAl<sub>3</sub> particles will push the less dense primary Si particles together to the outer layer to form a gradient composite with a high volume fraction on the outer layer. The application of the electromagnetic field can effectively reduce the adhesion and agglomeration of the primary crystal particles and refine the crystal grains.

#### Key words:

NiAl<sub>3</sub>; Al Si alloy; centrifugal casting; primary Si