

[文章编号] 1004-0609(2000)03-0353-05

离心铸造 Al-Fe 合金凝固过程中的固相迁移运动^①

李荣德, 徐玉桥, 马 冰, 白彦华
(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110023)

[摘 要] 离心铸造 Al-Fe 合金凝固过程中的先析出相与合金液之间具有较大的密度差, 在离心力场作用下, 先析出相将沿径向由内向外迁移, 致使初生相沿铸件径向呈梯度分布。根据离心铸造 Al-Fe 合金凝固过程中固相迁移运动的特点, 建立了描述这一运动过程的数学模型, 并提出采用求平均速度的方法对固相迁移速度进行数值求解, 求出了凝固过程中各个时刻固相迁移运动速度的分布情况, 揭示了离心铸造 Al-Fe 合金凝固过程中的固相迁移运动规律。

[关键词] 离心铸造; Al-Fe 合金; 固相迁移

[中图分类号] TG249.4

[文献标识码] A

近年来发展起来的采用离心铸造技术制备梯度功能材料的工艺受到了国内外学者的广泛关注^[1~5]。这一工艺主要是利用离心铸造过程中先析出相与金属液之间存在密度差的特性, 使其在离心力作用下发生径向迁移, 制备出第二相质点沿径向呈梯度分布的梯度功能材料。Al-Fe 合金中的先析出相(Al₃Fe)不仅与金属液之间的密度差较大, 而且具有较高的硬度和极好的耐磨、耐腐蚀性能, 因而也就成为这一工艺的应用焦点之一。

离心铸造 Al-Fe 合金的性能直接与第二相质点的分布情况有关, 所以, 改善离心铸造 Al-Fe 合金力学性能的重要手段就在于准确地控制第二相质点的分布, 因而必须详尽地了解固相质点径向迁移的运动规律。目前, 人们已针对这一问题从不同角度进行了探索。徐自立等^[6]应用 Stokes 方程描述了单个质点的运动规律; Kang 等^[7]计算了单个质点的位移, 从而更加具体而又形象地给出了不同工艺条件下单个质点的运动轨迹。但由于在解决实际问题的过程中无法对每个质点进行追踪, 所以这种方法只能从理论上说明质点的运动规律, 而不能从根本上解决实际问题。为了从宏观角度描述第二相质点的分布, 张宝生等^[8]运用连续性理论建立了强化质点浓度分布的数学物理模型, 并进行了数值求解, 得到了不同条件下强化质点的空间分布情况。但这一模型只能描述外加强化质点的分布, 而对于凝固过程中形成的固相粒子来说, 由于其数量随着凝固过程的进行不断增多, 浓度也在不断发生变化, 此

时这一模型则不再适用。为了描述离心铸造 Al-Fe 合金凝固过程中形成的固相粒子的径向迁移运动, 本文以 Stokes 公式为基本理论依据, 对固相粒子的运动速度进行求解, 并通过分析凝固体系中每一微元体内固相粒子的组成, 求出了凝固过程中各个时刻每一微元体内的固相平均运动速度, 使在固相迁移条件下求解铸件的温度场和浓度场成为可能。

1 热量传输过程的数学模型

在柱坐标下, 建立固相迁移条件下的二维导热方程如下:

$$\begin{aligned} & \frac{\partial}{\partial t}[(f_s \rho_s C_{ps} + f_l \rho_l C_{pl}) T] + \\ & \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r}[(f_s \rho_s v C_{ps}) T \cdot r] = \\ & \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r}[(f_s \lambda_s + f_l \lambda_l) \frac{\partial T}{\partial r} \cdot r] + \\ & \frac{\partial}{\partial z}[(f_s \lambda_s + f_l \lambda_l) \frac{\partial T}{\partial z}] + L \cdot \frac{\partial(f_s \rho_s)}{\partial t} \end{aligned} \quad (1)$$

边界条件为:

1) 铸件/铸型界面

$$q = h_1(T_m - T) \quad (2)$$

2) 铸型外表面

$$q = h_2(T_{am} - T) + F \varepsilon_1 \sigma(T_{am}^4 - T^4) \quad (3)$$

3) 铸件内表面

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = h_2(T_{am} - T) + F \varepsilon_2 \sigma(T_{am}^4 - T^4) \quad (4)$$

① [收稿日期] 1999-04-01; [修订日期] 1999-07-015

[作者简介] 李荣德(1960-), 男, 教授, 博士生导师。

其中

$$\lambda = \lambda_s \cdot f_s + \lambda_l \cdot f_l$$

初始条件为: 在 $t = 0$ 时刻, 铸件温度为浇注温度, $T = T_p$, 铸型温度为预热温度, $T = T_0$ 。

2 固相迁移运动方程的建立

从离心力场作用下的二元 $Al-Fe$ 合金熔体中任取一微元体, 微元体的体积相对于微观晶体结构足够大, 使每一微元体内包含有多个固相粒子; 而相对于整个液相熔体又足够小, 使该微元体的平均温度、平均固相分数以及其它基本物理量的平均值可以很好地代表熔体中各相应的基本物理量在该点处的值。微元体中每个固相粒子所受的力主要来自于两个方面, 一是因离心力场作用而产生的沿径向运动的推动力 F_D , 二是粒子在运动过程中受到的来自于液相的粘性阻力 F_Z , 此二力的作用方向相反。其中

$$F_D = -\frac{4}{3}(\rho_s - \rho_l)\pi R_p^3 \omega^2 r \quad (5)$$

这里固相粒子的当量半径 $R_p = \sqrt[3]{3V_p/4\pi}$, 其中 V_p 为固相粒子的体积。

依据 Stokes 公式^[9]:

$$F_Z = 6\pi R_p \eta v \quad (6)$$

依据牛顿第二定律:

$$F_D - F_Z = \frac{dv}{dt} \cdot m \quad (7)$$

有

$$\begin{aligned} \frac{4}{3}(\rho_s - \rho_l)\pi R_p^3 \omega^2 r - 6\pi R_p \eta v = \\ \frac{4}{3} \frac{dv}{dt} \cdot \rho_s \pi R_p^3 \end{aligned} \quad (8)$$

这就是固相粒子在离心力作用下径向迁移的运动方程。由这一方程可知粒子运动的加速度为

$$\frac{dv}{dt} = \frac{\frac{4}{3}(\rho_s - \rho_l)R_p^2 \omega^2 r - 6v\eta}{\frac{4}{3}\rho_s R_p^2} \quad (9)$$

由此, 粒子在 $t + \Delta t$ 时刻的运动速度可表示为

$$v_{t+\Delta t} = v_t + \frac{\frac{4}{3}(\rho_s - \rho_l)R_p^2 \omega^2 r - 6v_t \eta}{\frac{4}{3}\rho_s R_p^2} \cdot \Delta t \quad (10)$$

整理得

$$v_{t+\Delta t} = A v_t + B \quad (11)$$

$$\begin{aligned} \text{式中 } A &= \frac{\frac{4}{3}\rho_s R_p^2 - 6\eta \Delta t}{\frac{4}{3}\rho_s R_p^2}, \\ B &= \frac{\rho_s - \rho_l}{\rho_s} \cdot \omega^2 r \Delta t \end{aligned}$$

在 Δt 时间内, 凝固体系的每个微元体中固相粒子的增量由两部分组成, 其一是在该微元体内凝固产生的固相粒子, 其运动初速度为零, 固相分数记作 Δf_{ss} ; 二是从相邻微元体内移入的固相粒子, 其运动初速度近似为相邻微元体的固相在 t 时刻的平均运动速度, 其固相分数记作 Δf_{se} 。另外, 微元体内原本还具有一部分运动着的固相粒子, 其初速度近似为该微元体的固相在 t 时刻的平均运动速度, 其固相分数记作 f_s 。三者具有不同的初速度, 应分开考虑。

依据温度补偿原理, Δt 时间内每一微元体中凝固产生的固相粒子的固相分数为

$$\Delta f_{ss} = \frac{(f_s \rho_s C_{ps} + f_l \rho_l C_{pl})(T_l - T)}{\rho_s L} \quad (12)$$

根据质量守恒原理, 由固相迁移引起的固相分数的变化在柱坐标下可表示为

$$-\frac{\partial f_{se}}{\partial t} = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial(r f_s v_r)}{\partial r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial(f_s v_\theta)}{\partial \theta} + \frac{\partial(f_s v_z)}{\partial z} \quad (13)$$

由于固相粒子只沿径向做迁移运动, 所以 $v_\theta = v_z = 0$, 上式可化简为

$$-\frac{\partial f_{se}}{\partial t} = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial(r f_s v)}{\partial r} \quad (14)$$

应用向前差分格式对上式进行有限差分得

$$\partial f_{se} = \frac{(r f_s v)_{i,j} - (r f_s v)_{i+1,j}}{r \cdot \Delta r} \cdot \Delta t \quad (15)$$

因此, 各微元体内固相粒子的平均运动速度可表示为

$$v_{i,j}^{t+\Delta t} = \begin{cases} \frac{\Delta f_{ss} B + \Delta f_{se}(A v_{i-1,j}^t + B)}{f_s + \Delta f_{ss} + \Delta f_{se}} + \frac{f_s(A v_{i,j}^t + B)}{f_s + \Delta f_{ss} + \Delta f_{se}} & v_t \text{ 为向心方向} \\ \frac{\Delta f_{ss} B + \Delta f_{se}(A v_{i+1,j}^t + B)}{f_s + \Delta f_{ss} + \Delta f_{se}} + \frac{f_s(A v_{i,j}^t + B)}{f_s + \Delta f_{ss} + \Delta f_{se}} & v_t \text{ 为离心方向} \end{cases} \quad (16)$$

初始条件为: $t = 0$ 时, $f_s = 0$, $v_{i,j}^t = 0$

边界条件为: $f_s \geq 0.7$ 时, $v_{i,j}^t = 0$

利用初始条件和边界条件即可对式(16)进行求解, 计算出整个凝固过程中每一时刻固相粒子的运动速度。然而, Al-Fe 合金中的初生 Al_3Fe 相多为针状或片状, 像这样形状不规则的颗粒在流体中运动时, 一般总是取所受流体阻力最小的方向, 因而在流动过程中由于受到金属液不定向流动的影响, 粒子经常会发生旋转和切动, 所以不规则粒子与相应的球形粒子比较起来, 一般阻力较大, 运动速度较小。为此, 对固相粒子的运动速度做如下修正:

$$v_{i,j}^{t+\Delta t} = kv_{i,j}^{t+\Delta t} \quad (17)$$

其中 k 为形状修正系数, 这里取 $k = 0.577^{[10]}$ 。

3 结果与讨论

应用以上方法对立式离心铸造 Al-Fe 合金凝固过程中的固相迁移运动进行数值计算。由于铸件是一个回转体, 在通过轴心的每一个纵剖面上, 其传热过程与固相迁移运动情况基本一致, 所以可在铸件上取一个通过轴心的纵剖面, 对其凝固过程及固相迁移运动进行二维计算。

对铁含量为 5% 及离心转速为 1480 r/min 的 Al-Fe 合金离心铸件的计算结果如图 1 所示。由图 1 可以看出, 随着凝固过程的进行, 发生固相迁移运动的区域不断减小。当固相分数小于 13% ~ 17% 时, 金属液粘度较小, 固相迁移运动的动力占优

势, 所以随着固相粒子与轴心距离的增大, 其运动速度呈增大趋势。当固相分数大于 13% ~ 17% 时, 金属液温度较低, 且金属液的粘度随温度降低呈指数增大; 当金属液的温度降低到某一范围内时, 金属液的粘度会突然达到一个很大的值, 致使固相粒子的运动阻力增大, 其合力方向与运动方向相反, 固相粒子做减速运动, 并且与轴心距离越大, 金属液的温度越低, 粘度越大, 固相粒子的运动阻力越大, 运动速度越小。当固相分数大于 70% 时, 枝晶骨架已经形成, 凝固产生的固相不再发生迁移运动。图 1 中空白部分即表示固相分数大于 70% 的区域, 这里固相迁移运动的速度矢量为零。

图 2 为几种成分的二元共晶和过共晶 Al-Fe 合金的过热度均为 115 K 时, 在凝固进行 5 s 后, 铸件的某一确定高度处的固相粒子所获得的迁移运动速度。由图可以看出, 固相粒子的运动速度随着含 Fe 量的增加而不断增大。这是由于合金的含 Fe 量越高, 凝固过程中的先析出相尺寸越大, 固相粒子运动的加速度越大, 其迁移速度也就越快。

图 3 为含 Fe 量为 5% 的 Al-Fe 合金在不同转速下、凝固进行 5 s 后, 铸件的某一确定高度处的固相粒子所获得的迁移运动速度。从这一计算结果可以看出, 随着离心转速增大, 固相粒子的运动速度逐渐增大, 当转速较低时(如 $n = 410$ r/min 时), 离心力对固相粒子迁移速度的贡献很小。需要说明的是, 在铸件外表面 2~3 mm 的区域里, 由于铸型的

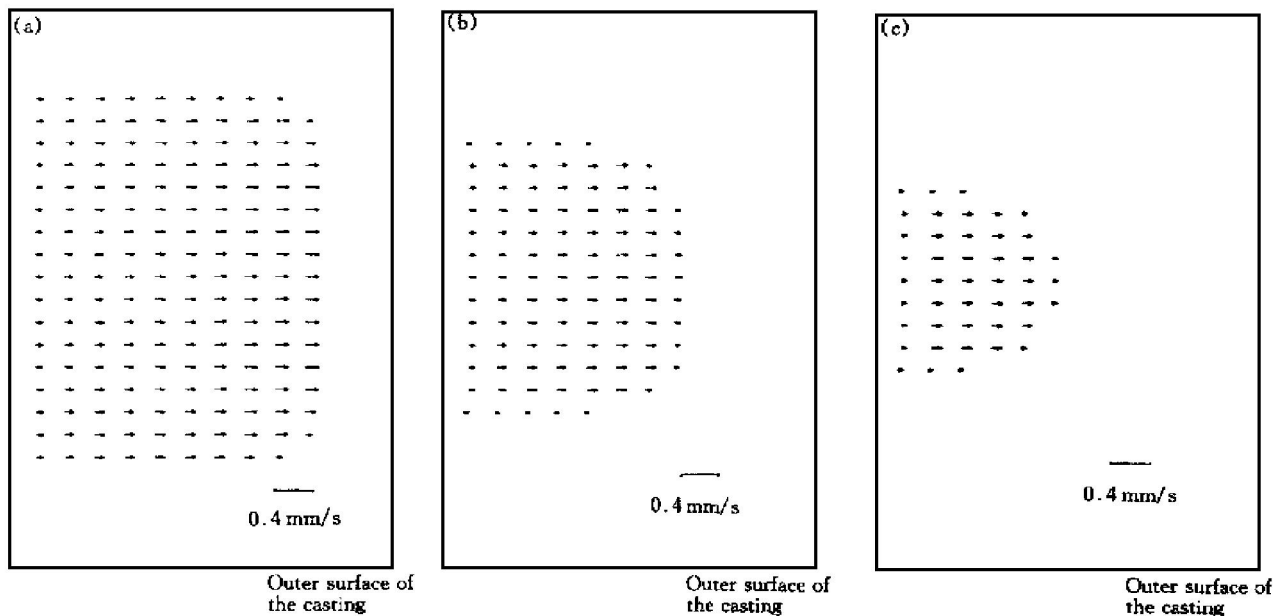


图 1 Al-5%Fe 合金熔体凝固过程中固相迁移运动速度矢量分布情况

Fig. 1 Distribution of solid phase migration velocity during solidification process of Al-5%Fe molten alloy (Pouring temperature: 1193 K, preheated temperature of mold: 673 K, rotation speed: 1480 r/min)

(a) $t = 5$ s; (b) $t = 15$ s; (c) $t = 25$ s

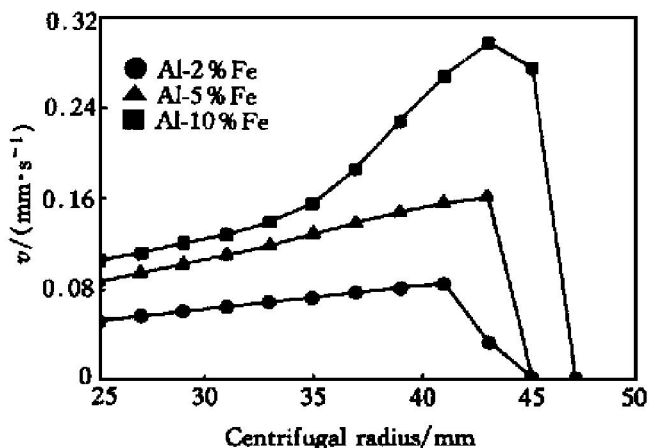


图 2 含 Fe 量对固相迁移运动速度的影响

Fig. 2 Influence of Fe content on migration velocity of solid phase
(Preheating temperature of mold: 673 K, rotation speed: 1 480 r/min)

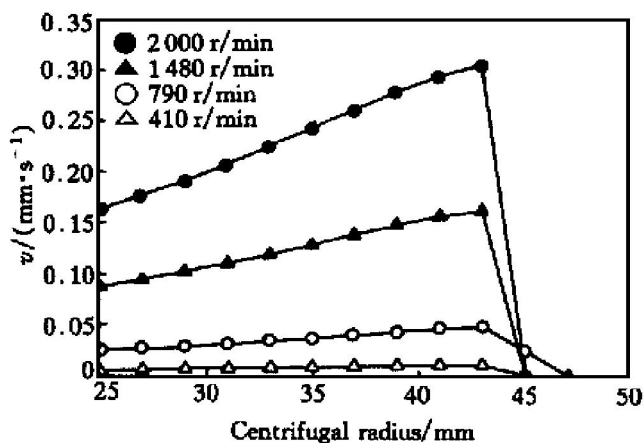


图 3 离心转速对固相迁移运动速度的影响

Fig. 3 Influence of rotation speed on migration velocity of solid phase
(Pouring temperature: 1 193 K, preheating temperature of mold: 673 K)

激冷作用, 瞬间就已凝固, 故其速度矢量为零。

图 4 为 Al-5%Fe 合金在凝固过程中, 铸件二分之一高度处接近内表面的一点的固相迁移运动速度随凝固时间变化曲线。由图可见, 铸型温度越高, 铸件的凝固时间越长, 进行固相迁移运动的时间也越长。所以预热铸型可以使固相迁移运动进行得更充分, 有利于增大初生 Al_3Fe 相的分布梯度。

亚共晶 Al-Fe 合金凝固过程中产生的初生相为 $\alpha(\text{Al})$, 其密度小于合金液的密度, 从理论上讲, 初生相会沿与离心力相反的方向发生径向迁移运动, 但计算结果表明, $\alpha(\text{Al})$ 相的迁移速度远远小于 Al_3Fe 相的迁移速度, 可见 $\alpha(\text{Al})$ 相的径向迁移运动对凝固过程中的温度、浓度分布没有明显影响,

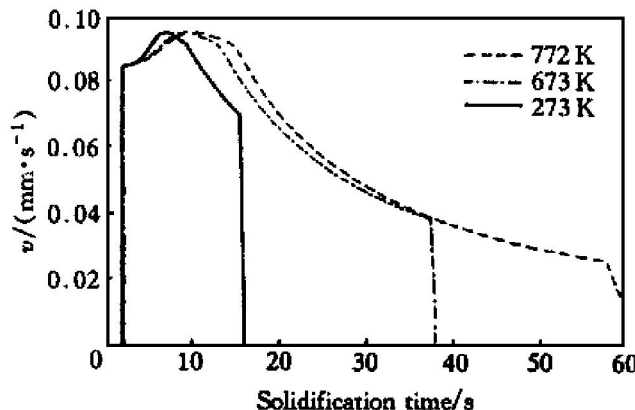


图 4 铸型温度对固相迁移运动速度的影响

Fig. 4 Influence of mold temperature on migration velocity of solid phase
(Pouring temperature: 1 193 K, rotation speed: 1 480 r/min)

所以可以忽略不计。

4 结论

1) 建立了在离心力场作用下 Al-Fe 合金凝固过程中固相迁移运动的基本方程, 并采用有限差分方法对每一微元体内的固相平均运动速度求解, 确定了凝固过程中每一时刻固相粒子运动速度的分布情况。

2) 在固相分数小于 13% ~ 17% 的区域内, 随离心半径增大, 固相迁移运动速度不断增大。在固相分数大于 13% ~ 17% 而小于 70% 的区域内, 金属液粘度增大, 使固相迁移运动速度减小。

3) 合金的含 Fe 量越高, 离心转速越大, 固相粒子的运动速度越大。

4) 预热铸型可以延长固相迁移运动的时间, 增大初生 Al_3Fe 相的分布梯度。

文中所用符号及其物理意义

ρ_s —固相粒子的密度, kg/m^3 ;

ρ_l —金属液的密度, kg/m^3 ;

λ_s —固相热导率, $\text{W/(K}\cdot\text{m)}$;

λ_l —液相热导率, $\text{W/(K}\cdot\text{m)}$;

f_s —固相分数

f_l —液相分数

C_{ps} —固相热容, $\text{J/(kg}\cdot\text{K)}$;

C_{pl} —液相热容, $\text{J/(kg}\cdot\text{K)}$;

T —无结晶潜热释放条件下的计算温度, K;

T_1 —液相线温度, K;

T_{am} —环境温度, K;
 T_{m} —铸型温度, K;
 m —固相粒子的质量, kg;
 ω —离心转速, rad/s;
 r —固相粒子所在位置的半径, m;
 v —固相粒子的运动速度, m/s;
 η —液态 Al-Fe 合金的动力粘度, Pa·s;
 L —结晶潜热, J/kg;
 q —比热流量, J/(s·m²);
 h_1 —界面换热系数, W/(m²·K);
 h_2 —对流换热系数, W/(m²·K);
 ϵ_1 —铸型发射率;
 ϵ_2 —铸件发射率;
 F —视角因数;
 σ —玻尔兹曼常数。

[REFERENCES]

- [1] Murata K, Takada M, Nakata T, et al. Structure and wear resistance of Al-Fe alloys produced by centrifugal casting [J]. IMONO, (in Japanese), 1992, 64(8): 537 - 542.
- [2] YANG Guang-zhao(杨光照), WEI Bo-kang(魏伯康), XU Zi-li(徐自立), et al. 离心铸造铝铁基梯度功能材料的组织形态及控制 [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金), 1997(2): 11- 14.
- [3] XU Zi-li(徐自立), YANG Guang-zhao(杨光照), WEI

Bo-kang(魏伯康), et al. 离心铸造 Al-10% Fe 合金的梯度行为 [J]. Hot Working Technology(热加工工艺), 1994(6): 5- 7.

- [4] ZHANG Bao-sheng(张宝生), CHEN Hong-sheng(陈洪升), LIN Bai-nian(林柏年), et al. 离心铸造制备 Al-Fe 系金属间化合物梯度功能材料的组织及耐磨性的研究 [J]. Foundry(铸造), 1994(1): 1- 5.
- [5] WANG Qi-dong(王渠东), JIN Jun-ze(金俊泽) and YIN Yan-sheng(尹衍生). 离心铸造 Al-Fe 合金自生梯度复合材料 [J]. Foundry(铸造), 1998(10): 16- 21.
- [6] XU Zi-li(徐自立), WEI Bo-kang(魏伯康), CAI Qi-zhou(蔡启舟), et al. 离心铸造梯度功能材料凝固过程中第二相的迁移行为 [J]. Hot Working Technology(热加工工艺), 1995(3): 13- 15.
- [7] Kang C G, Rohatgi P K, Narendranath C S, et al. A solidification analysis on centrifugal casting of metal matrix composites containing graphite particles [J]. ISIJ International, 1994, 34(3): 247- 254.
- [8] ZHANG Bao-sheng(张宝生), CHEN Hong-sheng(陈洪升), AN Ge-ying(安阁英), et al. 离心铸造制备功能梯度材料强化质点分布的数理模型及数值模拟 [J]. Foundry(铸造), 1995(3): 6- 10.
- [9] LI Qing-chun(李庆春). The Fundamentals of Casting Formation(铸件形成理论基础) [M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1983.
- [10] MU Na-rang(牟乃让). The Fundamentals of Hydromechanics and Heat Transportation(流体力学与传热学基础) [M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1984. 145.

Migration of solid phase during solidification process of Al-Fe alloy under centrifugal casting

LI Rong-de, XU Yu-qiao, MA Bing, BAI Yan-hua

(School of Materials Science and Engineering,

Shenyang University of Technology, Shenyang 110023, P. R. China)

[Abstract] During the solidification process of Al-Fe alloy under centrifugal casting, the primary phase migrates along the radius because of the density difference between the primary phase and the liquid alloy. Therefore the distribution of the primary phase is in gradient along the radius of the casting. A mathematical model was put forward according to the characteristics of the solid phase migration during the solidification process of Al-Fe alloy under centrifugal casting. The distribution of solid phase migration velocity at every moment in the solidification process was worked out with a numerical method through calculating the average velocity. Thus the law of solid phase migration in the solidification process of Al-Fe alloy under centrifugal casting was demonstrated.

[Key words] centrifugal casting; Al-Fe alloy; migration of solid phases

(编辑 袁赛前)