

·学科进展·

合金凝固过程中的溶质再分配与成分偏析

介万奇*

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 710072)

[摘要] 在平衡凝固、近平衡凝固、非平衡凝固3个层次上讨论了凝固过程的溶质分配因数, 综述了平界面凝固过程和枝晶凝固过程的溶质再分配规律, 提出了宏观偏析的控制参数, 并以合金钢为例, 导出了该控制参数与合金成分的关系。

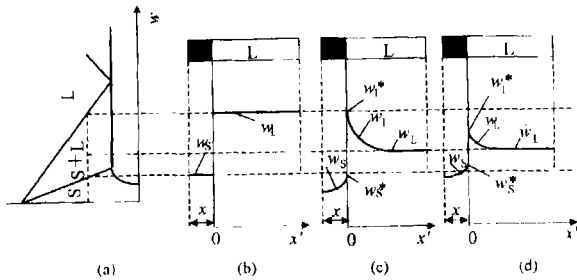
[关键词] 溶质再分配, 凝固, 溶质分配因数, 偏析

前言

凝固过程研究的3个核心问题是相形成规律、凝固组织形态和溶质再分配过程。其中溶质再分配规律直接决定着凝固组织中的成分均匀性, 并且对凝固组织形态的选择, 次生相的析出次序和析出速率具有重要影响。

1 凝固过程的溶质分配与溶质分配因数

描述凝固过程溶质再分配的关键参数是溶质分配因数 k , 定义为固相溶质质量分数 w_s 与液相溶质质量分数 w_L 之比。对应于平衡凝固、近平衡凝固和非平衡凝固, 可引出3个层次的溶质分配因数, 即平衡溶质分配因数 k_0 、有效溶质分配因数 k_e 和非平衡溶质分配因数(实际溶质分配因数) k_a 。对应于这3种情况的固液界面附近溶质分布如图1所示。



(a)相图 (b)平衡凝固 (c)近平衡凝固 (d)非平衡凝固
图1 凝固界面附近的溶质再分配特征

* 1998年度国家自然科学基金获得者。
本文于1999年3月15日收到。

1.1 平衡凝固过程

平衡凝固过程的溶质再分配如图1(b)所示。平衡溶质分配因数 k_0 是由热力学平衡条件决定的, 表示为:

$$k_0 = \frac{f_L}{f_S} \exp\left(\frac{\mu_0^L(T) - \mu_0^S(T)}{RT}\right) \quad (1)$$

式中 $\mu_0^L(T)$ 和 $\mu_0^S(T)$ 分别为合金元素在液相和固相中的标准化学位, f_L 和 f_S 分别为合金元素在液相和固相中的活度系数, R 为气体常数。 k_0 通常并不是常数, 而是随合金成分或温度变化的。固液界面曲率、压力等因素也会影响到 k_0 的数值^[1]。但仅当压力达到 10^7 Pa 或曲率半径小于 10^{-6} cm 时, 这些因素的影响才是明显的。

1.2 近平衡凝固过程

近平衡凝固是指溶质在固相和液相中的扩散不充分, 但在凝固界面上的溶质再分配达到局部平衡的凝固过程。可用有效溶质分配因数 k_e 表示近平衡凝固过程的溶质再分配特征

$$k_e = \frac{w_s^*}{w_L} \quad (2)$$

k_e 是由 k_0 和液相中的溶质扩散过程决定的。以图1(c)所示的溶质分配为例, Burton等^[2]得出

$$k_e = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{u}{D_L} \delta\right)} \quad (3)$$

式中, D_L 为液相溶质扩散系数, u 为生长速率, δ 为凝固界面前溶质分布边界层的厚度, 是由液相对流

条件决定。当 $D_L \rightarrow \infty$ 或 $\delta, u \rightarrow 0$ 时, $k_e \rightarrow k_0$ 。

1.3 非平衡凝固过程

非平衡凝固过程的实际溶质分配因数 k_a 定义为

$$k_a = \frac{w_s^*}{w_L^*} \quad (4)$$

对于 k_a 的讨论已经超出了平衡热力学的范畴, 必须通过动力学过程分析确定。已有的动力学模型包括 Backer 模型^[3], Jackson 模型^[4], Aziz 模型^[5]。这些模型都是通过对凝固界面原子迁移过程的分析获得 k_a 计算式的。其中应用最广泛的 Aziz 台阶生长模型为,

$$k_a = k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{1}{b}\right) \quad (5)$$

连续生长模型为,

$$k_a = \frac{b + k_0}{b + 1} \quad (6)$$

式中 $b = \frac{\lambda}{D_i}$, D_i 为界面扩散系数, 可近似用液相扩散系数代替。λ 为原子层间距。当 $u \rightarrow \infty$ 时, $k_a \rightarrow 1$ 。当 $u \rightarrow 0$ 时, $k_a \rightarrow k_0$ 。Aziz 在提出上述模型的同时, 以 Bi 在 Si 晶体生长过程中的溶质再分配为例, 进行了估算, 并与实验结果作了对比, 二者非常吻合。

2 平界面单向凝固过程的溶质再分配

平界面单向凝固过程的溶质再分配是最简单的一种情况, 但它是讨论一切复杂凝固过程溶质再分配规律的基础。在平界面定向凝固过程中, 如果忽略固相扩散, 则析出固相溶质质量分数沿试样长度的变化为

$$w_s = k_0 w_L(x, x')_{x'=0} = k_0 w_L^* \quad (7)$$

式中 x 和 x' 如图 1 所示。由式(7)可以看出, 核心问题是 $w(x, x')$ 的确定。对于液相成分均匀混合的凝固过程(对流控制), 可用如下 Pfann 模型^[6]计算,

$$w_s = w_0 \left(1 - \frac{x}{L}\right)^{-(1-k)} \quad (8)$$

对于扩散控制的凝固过程, 沿试样长度的溶质分布是分段计算的, 即分为初始过渡区、稳定生长区和末端过渡区。

(1) 初始过渡区的计算模型有:

Smith 等的精确解, 该解可简化为^[7]:

$$w_s = \frac{w_0}{2} \left\{ 1 + \operatorname{erf} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{ux}{D_L} \right)^{1/2} \right] \right\} + (2k - 1) \exp$$

$$\left[-k(1-k) \frac{ux}{D_L} \right] \operatorname{erfc} \frac{2k-1}{2} \left(\frac{ux}{D_L} \right)^{1/2} \quad (9)$$

式中, $\operatorname{erf}()$ 为误差函数, $\operatorname{erfc}()$ 为误差反函数。

Tiller 等的近似解^[8]

$$w_s = w_0 \left[1 - (1-k) \exp\left(-\frac{uk}{D_L} x\right) \right] \quad (10)$$

Pohl 模型^[9]

$$w_s = kw_L|_{x'=0} = kw_0 \left[1 + \frac{1-k}{k} \left(1 - e^{-(1-k)\frac{kux}{D_L}} \right) \right] \quad (11)$$

所有计算式应该满足的条件是, 当 $x \rightarrow 0$ 时, $w_s = k/w_0$; 当 $x \rightarrow \infty$ 时, $w_s = w_0$ 。

(2) 稳态凝固阶段

在稳态凝固阶段, $w_s \equiv w_0$ 。因此, 固相溶质分配规律的讨论是没有意义的。人们感兴趣的是凝固界面前液相中的溶质分布。该溶质分布决定着凝固界面前的成分过冷条件, 这一问题 50 年代已由 Tiller 解决^[8]。

(3) 末端过渡区

末端过渡区的计算模型包括 Kurz-Fisher 模型^[10]和 Smith 模型^[7]。这些模型均需要在溶质分配先达到稳态, 才能用于计算。为了寻找一个适用于从初始端到末端溶质再分配规律计算的统一模型, 作者基于 Pohl 初始过渡区的解析式(式(11)), 提出了反扩散补偿算法^[11]。该算法包括一次反扩散补偿法(FODCM)和二次反扩散补偿法(SODCM), 不需要对溶质作稳态分布的假设, 则可解决从初始端到末端的溶质再分配计算。

二次反扩散补偿法的基本原理如图 2 所示。假定当液相区为无限长时液相中的溶质分布符合式

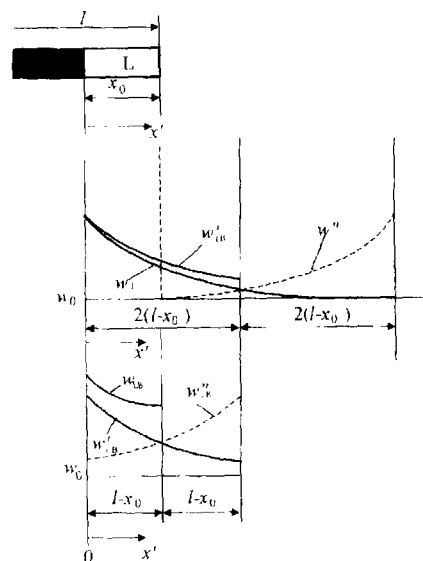


图 2 二次反扩散补偿法的基本原理

(11)所示的 Pohl 解 $w_L^{[9]}$ 。当凝固界面距试样末端的距离为 $l-x_0$ 时,在 $x' = 2(l-x_0)$ 处取一对称面,设在该对称面的另一侧存在一个虚拟的与 Pohl 解对称的扩散场,其溶质分布为 w''_L ,将与 w'_L 与 w_L 叠加可以求出经过一次补偿的溶质分布 w'_{LB} 。再以 $x' = l-x_0$ 为对称面,假定在该对称面的另一侧存在一个与 w'_{LB} 对称的虚拟扩散场 w''_{LB} ,将 w''_{LB} 与 w'_{LB} 叠加,则可以得出末端区内实际溶质分布的近似解 w_{LB} 为

$$w_{LB} = w'_{LB} + w''_{LB} = w_L + w''_L + w''_{LB} \quad (12)$$

令 $x' = 0$ 可以求出

$$w_S = kw_0 \left\{ 1 + \frac{1-k}{k} \left[1 + e^{-\frac{4u}{D_L}(L-x)} + 2e^{-\frac{2u}{D_L}(L-x)} - \left(1 + e^{-4(1-k)\frac{u}{D_L}(L-x)} + 2e^{-2(1-k)\frac{u}{D_L}(L-x)} \right) e^{-(1-k)k\frac{u}{D_L}u} \right] \right\} \quad (13)$$

式(13)适用于溶质分布因数 k 值小的体系,并可用于任意有限长平界面定向凝固试样从初始区到末端区的溶质分布的计算。仅当剩余液相区的长度 $L-x_0$ 小于 $\delta/4$ 时,式(13)的计算结果才会明显偏离实际值。其中 δ 为凝固界面前液相中溶质富集区的厚度。

二次补偿法计算模型可满足 $L-x_0 < \delta/4$ 过程的计算。典型的估算结果如图3所示。

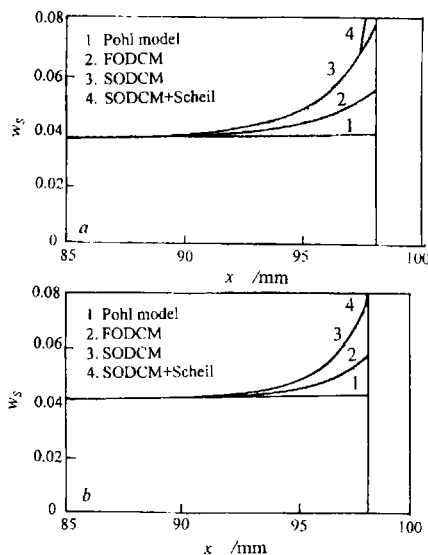


图3 几种不同方法计算获得的末端区溶质再分配规律的比较

3 枝晶生长过程的溶质再分配与微观偏析

枝晶凝固是更常见的凝固方式。微观偏析则是

多元合金枝晶凝固组织中的主要伴随现象,通常被看作是凝固缺陷。然而半固态铸造技术等则是利用偏析规律进行材料加工和组织控制的。微观偏析的描述可采用以下指标^[1]:

(1)偏析比 q

$$q = \frac{w_{\max}}{w_{\min}} \quad (14)$$

式中 w_{\max} 和 w_{\min} 分别是凝固组织中溶质质量分数的最大值和最小值。

(2)偏析率 η

$$\eta = \frac{w - w_0}{w_0} \quad (15)$$

式中 w 是特定位置的溶质质量分数, w_0 是合金中平均溶质质量分数。

(3)非平衡共晶的体积分数 φ_E 或非平衡第二相的体积分数 φ_{II}

通常在固溶体型合金凝固过程的后期会析出非平衡共晶或第二相。可采用非平衡共晶的体积分数 φ_E 或第二相的体积分数 φ_{II} 表示偏析程度。

$$\varphi_E = \frac{V_E}{V} \quad (16)$$

$$\varphi_{II} = \frac{V_{II}}{V} \quad (17)$$

式中 V 是总体积, V_E 是共晶相的体积, V_{II} 是第二相的体积。

不论以何种方式描述微观偏析,其主要问题是确定凝固过程中析出固相的溶质质量分数 w_S^* 随固相体积分数的变化规律。由于枝晶尺寸很小,枝晶间液相中的扩散通常是充分的,即 $w_L \equiv w_L^*$ 。从而 w_S^* 是由 w_L 决定的。因此,该问题归结为 $w_L - \varphi_S$ 函数的确定。枝晶杆中的固相扩散在经典的模型中都是被忽略的。事实上,固相扩散的影响取决于以下扩散参数

$$a = D \frac{\tau}{L^2} \quad (18)$$

式中 D 为扩散系数, τ 为时间, L 为扩散长度。

如果 $a \gg 1$,则认为扩散是充分的,可采用平衡凝固模型描述其溶质再分配规律,即

$$w_S \equiv kw_L = \frac{kw_0}{1 - (1-k)\varphi_S} \quad (19)$$

反之,如果 $a \ll 1$,则固相扩散可以忽略,溶质再分配规律可用 Scheil 方程描述,即

$$w_S = kw_0(1 - \varphi_S)^{-(1-k)} \quad (20)$$

进而考虑凝固收缩和液相流动,可以得出其他

模型。对此 Clyne 和 Kurz 曾作过综述^[12]。但所有这些理论处理均忽略了固相扩散的影响。本文作者提出了固相扩散的处理方法,并从凝固过程的局部溶质平衡条件出发,获得了包含固相扩散对溶质再分配影响规律的计算模型^[13]。该模型首先将枝晶形状简化为柱状和板状 2 种。将生长速率划分为线性生长和抛物线规律生长。线性生长即固相分数随时间呈线性变化,可表示为, $\frac{d\varphi_s}{d\tau} = K$, 见于 Bridgman 法定向凝固过程。抛物线规律生长即指固相分数随时间按抛物线规律变化的过程,表示为 $\frac{d\varphi_s}{d\tau} = K_1 \tau^{-\frac{1}{2}}$, 见于普通铸造过程。通过数学处理,得出不同凝固条件下的溶质再分配函数为,

(1) 板状枝晶, 线性生长

$$\varphi_s = \left(1 + \frac{ak}{1 - \beta^2}\right) \left[1 - \left(\frac{w_L}{w_0}\right)^{-\frac{1-\beta^2}{1-k}}\right] \quad (21)$$

(2) 板状枝晶, 抛物线规律生长

$$\varphi_s = \frac{1}{1 - \frac{2ak}{1 - \beta^2}} \left[1 - \left(\frac{w_L}{w_0}\right)^{-\frac{(1-\beta^2)}{1-k} \left(1 - \frac{2ak}{1 - \beta^2}\right)}\right] \quad (22)$$

(3) 柱状枝晶, 线性生长

$$\varphi_s = \frac{1}{1 - \frac{\pi ak}{1 - \beta^2}} \left[1 - \left(\frac{w_L}{w_0}\right)^{-\frac{(1-\beta^2)}{1-k} \left(1 - \frac{\pi ak}{1 - \beta^2}\right)}\right] \quad (23)$$

(4) 柱状枝晶, 抛物线规律生长

$$\varphi_s = \frac{B_1 \left[1 - \left(\frac{w_0}{w_L}\right)^{A\sqrt{B^2 - 2B}}\right]}{1 + \left(\frac{B_1}{B_2}\right) \left(\frac{w_0}{w_L}\right)^{A\sqrt{B^2 - 2B}}} \quad (24)$$

式中, $A = \frac{2\pi ak}{1 - k}$, $B = \frac{1 - \beta^2}{2\pi ak}$, $B_1 = B - \sqrt{B^2 - 2B}$,

$B_2 = B + \sqrt{B^2 - 2B}$, $a = \frac{D_s \tau_f}{L^2}$ 。其中 β 为凝固收缩率, D_s 为溶质在固相中的扩散系数, τ_f 为局部凝固时间, L 为半枝晶间距。采用该模型的计算结果与实验的比较示于图 4。

4 宏观偏析形成及其控制参数

宏观偏析的形成除了凝固界面的溶质再分配和固相及液相中的扩散外,两相区中的液相流动具有决定性的影响。引起两相区中液相流动的动力包括

凝固收缩和自然对流。前者的影响已经包含在上述枝晶凝固过程溶质再分配的讨论中。关于两相区的自然对流,可以用 Darcy 定律描述,已有大量文献可参考^[15-21]。但其驱动力则是由凝固过程枝晶间的密度变化造成的。为此,作者提出了一个宏观偏析的控制参数 B ^[22],表示为,

$$B = \frac{d\rho_L}{dT_L} = \frac{\partial\rho_L}{\partial T_L} + \frac{1}{m} \frac{\partial\rho_L}{\partial w_L} \quad (25)$$

由于 T_L 可以表示为 φ_s 的函数,因此可用 $B' = d\rho_L/d\varphi_L$ 代替 B 作为宏观偏析的控制参数。对于 $k_0 < 1$ 的合金元素,当 $B < 0$ (或 $B' < 0$) 时,两相区的液相向上流动,在铸件顶部形成正偏析。反之,当 $B > 0$ (或 $B' > 0$) 时,液相向下流动在铸件底部形成正偏析。该流动也是造成凝固组织中沟槽偏析的根源。如果 $B \rightarrow 0$ (或 $B' \rightarrow 0$),则两相区中自然对流消失。因此,该参数可用于不同成分的合金宏观偏析形成倾向的预测。

对于合金钢,为了便于讨论,引入以下简化条件:

(1) 两相区中各合金元素的分配在固液界面局部平衡,并且平衡溶质分配因数 k 可近似采用 Fe - x 二元系的分配因数。

(2) 固相分数随温度的变化可近似按 Fe - C 二元系处理。

(3) 各元素在枝晶间的液相中充分扩散,均匀混合。

(4) 一部分元素(称为元素 i) 在固相中充分扩散,其再分配规律可用平衡凝固的关系式计算,而另一部分元素(称为元素 j) 在固相中的扩散可以忽略,其再分配可用 Scheil 方程计算。

在以上假设条件下得出

$$\frac{d\rho_L}{d\varphi_L} = \frac{\partial\rho_L}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial\varphi_L} + \sum_i \frac{\partial\rho_L}{\partial w_{Li}} \frac{\partial w_{Li}}{\partial\varphi_L} + \sum_j \frac{\partial\rho_L}{\partial w_{Lj}} \frac{\partial w_{Lj}}{\partial\varphi_L} \quad (26)$$

式中 w_{Li} 、 w_{Lj} ——分别为组元 i 和组元 j 在液相中的质量分数,可表示为

$$w_{Li} = \frac{w_i^0}{k_i + (1 - k_i)\varphi_L} \quad (27)$$

$$w_{Lj} = w_j^0 (\varphi_L)^{k_j - 1} \quad (28)$$

式中 w_i^0 和 w_j^0 为组元 i 及组元 j 的原始溶质质量分数, k_i 和 k_j 为组元 i 及组元 j 的溶质分配因数。由式(26)至式(28)得出

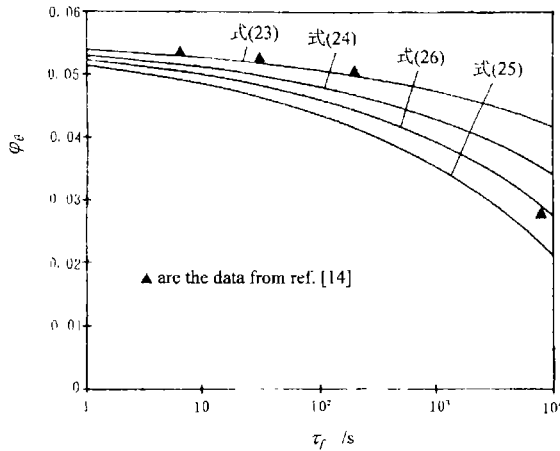


图 4 Al-4.8% Cu 凝固组织中非平衡 θ 相的计算结果与 Michael 和 Bever 实验结果比较

$$\frac{d\rho_L}{d\varphi_L} = \frac{\partial\rho_L}{\partial T} \frac{(1-k_C)(T_f - T_L)}{[k_C + (1-k_C)\varphi_L]^2} + \sum_i - \frac{\partial\rho_L}{\partial w_{L_i}} \frac{1-k_i}{[k_i + (1-k_i)\varphi_L]^2} w_j^0 + \sum_j \frac{\partial\rho_L}{\partial w_{L_j}} (k_j - 1)(\varphi_L)^{k_j-2} w_j^0 \quad (29)$$

式中 k_C 为 C 的溶质分配因数。

式(29)表明, $d\rho_L/d\varphi_L$ 是液相体积分数 φ_L 的函数。当液相体积分数小于一定值时枝晶间的液相将被固相隔离,不能发生流动。设该临界值为 φ'_L 则在液相可流动的对 $d\rho_L/d\varphi_L$ 取平均值作为参数 B' 的值,可得出

$$B' = \frac{d\rho_L}{d\varphi_L} = \frac{1}{1 - \varphi'_L} \int_1^{\varphi'_L} \frac{d\rho_L}{d\varphi_L} \varphi_L d\varphi_L \quad (30)$$

针对合金钢的典型凝固参数,估算结果表明,在凝固中 C、S、P、Ni 可按元素 i 处理, Mn、Si、Cr、Cu、V、Mo、W 可按元素 j 处理。将有关参数代入式(30),即可得出 B' 值与合金成分的关系为

$$B' = -0.02429 + 0.0629w_C + 0.1347w_S + 0.1222w_P + 0.0562w_{Si} + 0.0017w_{Mn} - 0.38 \times 10^{-5}w_{Ni} - 0.0043w_{Cr} - 0.0033w_{Cu} - 0.0033w_V - 0.0069w_{Mo} - 0.0213w_W \quad (31)$$

5 结 语

凝固过程的溶质再分配决定着凝固组织中的成分偏析,并对次生相的形成和凝固组织形态具有重要影响,是凝固过程的核心问题之一。自从 50 年代以来,人们针对界面溶质分配因数,平界面和枝晶凝

固过程的溶质再分配,以及宏观偏析等问题作了大量的工作。提出了各种解析模型,并成功地用于溶质再分配和偏析的计算。但仍有以下问题有待深化:(1)高溶质含量条件下,非常量 k 值时溶质再分配规律的研究;(2)多元合金凝固过程中的溶质再分配问题;(3)溶质再分配规律与凝固组织形态的耦合。

参 考 文 献

- [1] 周尧和,胡壮麒,介万奇. 凝固技术. 北京:机械工业出版社, 1998,9:1.
- [2] Burton J A, Prim R C, Slichter W G. J. of Chem. Phys., 1953, 21: 1987.
- [3] Reported by J. W. Cahn, S. R. Coriell, W. J. Boettinger, in Laser and Electron Beam Processing of Materials, edited by C. W. White and P. S. Peercy, Academic, New York, 1980, 89—103.
- [4] Jackson K A, Gilmer G H, Leamy H J. In: Laser and Electron Beam Processing of Materials, edited by C. W. White and P. S. Peercy, Academic, New York, 1980, 104—110.
- [5] Aziz M J. J. Appl. Phys., 1982, 53(2):1158—1168.
- [6] Pfann W G. J. Metals, 1952, 4:747.
- [7] Smith V G, Tiller W A, Rutter J W. Canadian Journal of Physics, 1955, 33:723.
- [8] Tiller W A, Jackson K A, Rutter J W, Chalmers B. Acta Metall., 1953, 1:428.
- [9] Pohl R. J. of Applied Physics, 1954, 25:1170—1178.
- [10] Kurz W, Fisher D J. Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications, 1984.
- [11] Clyne T W, Kurz W. Metall. Trans., 1981, 12A:965—971.
- [12] Jie W Q, Ma D. Journal of Crystal Growth, 1995, 156:467—472.
- [13] Jie W Q. Metall. and Mat. Trans., 1994, 25B:731—739.
- [14] Micheal A B, Bever M B. J. Met., 1954,47—56.
- [15] Maples A L, Poirier D R. Metallurgical Transactions. 1984, 15B: 163—172.
- [16] Szekely J, Jassal A S. Metallurgical Transactions. 1987, 9B: 389—398.
- [17] Piwond T S, Flemings M C. Trans. Met. Soc. AIME., 1966, 236 (8):1157—1165.
- [18] Simpson M, Flemings M C. Metallurgical Transactions. 1984, 15A: 2 095—2 097.
- [19] 高桥忠义,工藤昌行,吉年庆一. 日本金属学会志, 1979, 43: 1 086—1 091.
- [20] Murakami K, Shiraski A, Okamoto T. Acta Metallurgica. 1983, 31: 1 417—1 428.
- [21] Streat N, Weinberg F. Metall. Trans., 1976, 7B:417—423.
- [22] Jie W Q, Zhou Y H. Metall. Trans., 1989, 20B:723—730.

SOLUTE REDISTRIBUTION AND SEGREGATION IN SOLIDIFICATION PROCESS

Jie Wanqi

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072)

Abstract The researches on solute redistribution coefficients for equilibrium, near equilibrium and non-equilibrium solidification processes were first analyzed in this review paper. Then, different models since 1950s for the solute redistribution during directional solidification process with planar interface were summarized. The so-called second-order opposite diffusion compensation method (SODCM) presented by the author was described in details. Third, the solute distribution in dendritic solidification process and the resulted segregation were discussed. It is concluded that the problem could be described by φ_S-w_L functions. Among different models, the one obtained by the present authors in 1994 was explained. The macro segregation is mainly caused by liquid flow in mush zone. A parameter about the driving force for the liquid flow in the mush zone deduced by the present author is also described. The parameter can be thought as the controlling parameter for the formation of macro segregation. The relationship between the parameter and the compositions in steel is also given in the paper.

Key words solute redistribution, solidification, solute redistribution coefficient, segregation

·资料·信息·

“凝聚态物理及其相关领域”论坛在京举行

国家自然科学基金委员会政策局会同数理科学部、生命科学部、工程与材料科学部、信息科学部和化学科学部于1999年7月4日至6日在北京召开了“凝聚态物理及其相关领域”论坛。来自国内十几所高等院校、科研院所从事凝聚态物理、材料物理、激光物理、生物物理、化学物理方面的40余位专家参加论坛研讨。论坛主席甘子钊院士和王乃彦院士主持了这次论坛研讨。

凝聚态物理的研究,历来受到各国政府和科技界的高度重视。此次会议认为,我国凝聚态物理研究具有相当好的基础和规模,也曾取得重要成果。在人类即将进入21世纪的时候,国家自然科学基金委员会以“凝聚态物理及其相关领域”为主题进行研讨,反映了当今国际研究的潮流。

会议认为,科学基金作为国家支持基础研究的一个重要渠道,应充分考虑对基础学科的支持,注意

与国家其他计划项目的区别和衔接。根据国家自然科学基金委员会“十五”优先资助领域遴选原则,结合我国优势,“凝聚态物理及其相关领域”应围绕以下几个方向开展研究:(1)强关联及其他奇特性能凝聚态物质;(2)软凝聚态物质;(3)生命活动中涉及的凝聚态物理对象;(4)介观和纳米尺度物理对象;(5)界面表面和低维体系等方向开展研究。

“凝聚态物理及其相关领域”中主要科学问题是:(1)强电子关联导致的物理现象与规律;(2)高(无限)自由度体系下的复杂性能输运,动力学、非平衡、亚稳态;(3)宏观量子现象;(4)生命体系中的单元构形与功能;(5)高空间分辨、能量分辨的物理实验测量方法;(6)凝聚态物性的理论计算方法;(7)高时间分辨、能量分辨及其它极端条件实验方法。

(政策局 供稿)