

## 非平衡凝固对铸坯末端两相区长度的影响

钱宏智<sup>1</sup> 兰鹏<sup>1</sup> 张家泉<sup>1</sup> 崔立新<sup>2</sup>

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院与循环冶金教育部重点实验室,北京 100083;

2 中冶连铸技术工程股份有限公司,北京 100081)

**摘要** 通过分析代表性的正六棱凝固结构的微观偏析模型,结合实际多组元钢种,建立了钢的凝固过程溶质微观偏析有限差分模型。模型计算得到的非平衡固相线与 Jernkontoret 公布的有关实验数据吻合。20 钢、45 钢和 U71Mn 钢的 280 mm × 380 mm 连铸坯传热计算模型的应用表明,采用非平衡固相线计算的铸坯中心两相区长度比采用平衡固相线计算的长,并且随钢中碳含量的增加而增大;修订的凝固参数与建立的模型能更准确地反映铸坯的凝固进程。

**关键词** 连铸 非平衡凝固 微观偏析模型 两相区长度

## Effect of Non-Equilibrium Solidification on Length of Liquid-Solid Region at Solidifying Front of Concasting Bloom

Qian Hongzhi<sup>1</sup>, Lan Peng<sup>1</sup>, Zhang Jiaquan<sup>1</sup> and Cui Lixin<sup>2</sup>

(1 Key Lab of Ecologic & Recycle Metallurgy, Ministry of Education, School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083; 2 CCTEC Engineering Co Ltd, Beijing 100081)

**Abstract** The model of finite differential method for solutes micro-segregation during solidification of steel has been established by analysis on representative regular hexagonal dendrite structure micro-segregation model combined with applied steel grades. Non-equilibrium solidus lines calculated by established model coincide with the related experimental data published by Jernkontoret. The application of heat transfer calculating model for 280 mm × 380 mm casting bloom of 0.20C steel, 0.45C steel and U71Mn steel show that the length of liquid-solid region at center of bloom calculated by non-equilibrium solidus is longer than that calculated by equilibrium solidus and it increases with increasing carbon content in steel; and the revised solidification parameters and established model are more precise to reflect the solidification process.

**Material Index** Concasting, Non-Equilibrium Solidification, Micro-Segregation Model, Length of Liquid-Solid Region

基于当前具有代表性的正六棱凝固结构的微观偏析模型<sup>[1]</sup>,并结合实际多组元钢种,建立了偏析与凝固温度计算的有限差分模型。利用该模型获得的非平衡凝固固相线温度,以大方坯连铸为例,研究了不同凝固条件下的铸坯凝固进程。

### 1 非平衡凝固与微观偏析模型的建立

#### 1.1 非平衡凝固

钢的凝固依赖于合金元素在相内和相间的扩散,要达到平衡凝固,必须有足够的时间使扩散进行充分。连铸生产中,在冷却速度、合金元素(特别是 C、P 和 S 元素)的偏析特性共同作用下,不能保证每一温度下有足够的扩散时间,因此连铸凝固过程中溶质扩散进程远落后于凝固进程,因而很难实现平衡凝固。

连铸过程传热分析模型特别是在线控制模型的主要目的是精确计算连铸过程中铸坯的温度场变

化,确定铸坯的凝固进程,最终控制连铸冷却工艺和压下工艺。模型中的液相线温度和固相线温度主要用于确定与温度/状态相关的热物性参数和凝固进程。传热模型中采用钢水初凝温度为液相线温度,而不考虑选分结晶后变化的局部液相线温度。模型以钢水全凝固的温度作为固相线温度。该温度与冷却速率和合金元素的凝固行为有关。因此连铸传热分析模型以固相线温度来体现凝固状态非平衡与否。

目前关于液相线公式的计算相对精确。但许多固相线公式是根据平衡二元相图或部分考虑非平衡凝固得到的。公式(1)给出了一个常见的固相线计算公式:

$$T_s = \begin{cases} 1534 - 410 \times C_e & C_e < 0.1\% \\ 1534 - 184 \times C_e & C_e > 0.2\% \\ 1493 & 0.1\% < C_e < 0.2\% \end{cases} \quad (1)$$

式中： $C_e = (80.5C_C + 33.5C_S + 33.5C_P + 3.75C_{Mn} + 17.8C_{Si} + 3.4C_{Co} + 3.8C_{Al} + 1.5C_{Cr} + 3C_{Ni})/80.5$ 。

该公式是基于平衡二元相图得到的， $T_s$  是与合金成分相关的固相线温度， $C_i$  是合金元素  $i$  (C、Si、Mn 等) 在钢中的质量百分浓度。模型采用该公式计算得到结果必然与实际凝固过程存在很大的差异。考虑非平衡固相线的实验与计算还相对较少。Jernkontoret 出版的基于热分析-电子探针的固相线温度就是目前有代表性的实验数据<sup>[2]</sup>。

### 1.2 凝固过程中的溶质微观偏析模型

平衡凝固可以用杠杆定律来描述。非平衡凝固可以用偏析模型来描述。偏析分析的核心就是确定溶质再分配与固相分率之间的关系。许多学者据此建立不同的分析模型<sup>[3]</sup> 描述凝固过程中固相扩散的可能性，但却不能给出固相中浓度分布。对偏析行为更准确的描述必须利用菲克定律。

目前关于溶质微观偏析模型都是基于 Ueshima<sup>[1]</sup> 等人提出偏析结构建立的有限差分模型<sup>[1,4,5]</sup>。

本文利用 Ueshima 等人建立的两相区溶质微观偏析理论，建立微观偏析有限差分模型，并用于非平衡固相线温度的计算。

#### 1.2.1 模型基本假设

模型基本假设如下：(1) 枝晶横断面为规则正六边形，如图 1(a) 所示；(2) 在枝晶横断面上，溶质元素在液相中完全扩散，在固相中有限反向扩散，忽略固相和液相中溶质元素沿着枝晶纵向的扩散；(3) 横断面上温度分布均匀，温度改变取决于冷却速率；(4) 两相区为  $L, \delta, \gamma$  中的两相或三相共存，相界面处溶质浓度达到局部平衡；(5) 忽略形核过程过冷度的影响；(6) 忽略流动影响；(7) 忽略溶质间的相互作用。

#### 1.2.2 控制方程及边界条件

根据菲克第二定律，偏析模型由以下 3 个公式

描述：
$$\frac{\partial C_{s,i}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_{s,i}(T) \frac{\partial C_{s,i}}{\partial x} \right) \quad (2)$$

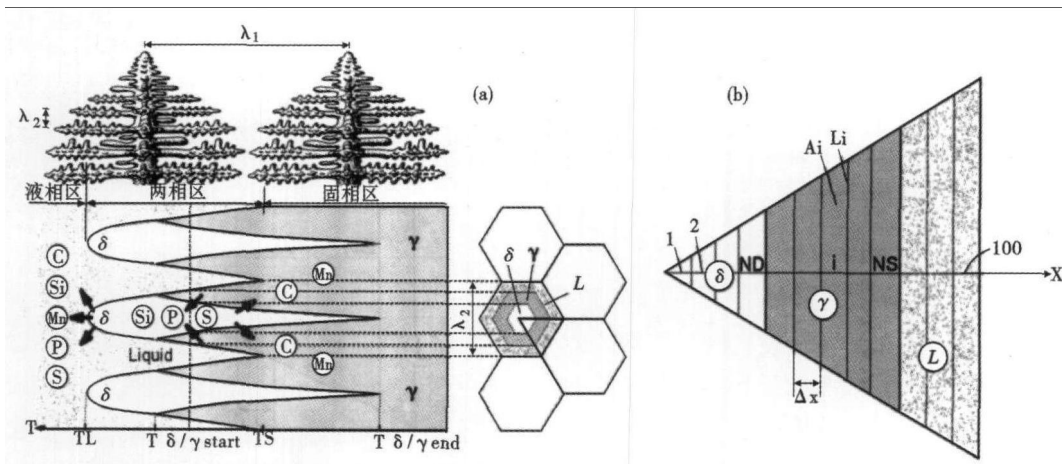


图 1 枝晶结构图及有限差分网格：(a) 晶枝断面；(b) 计算区域划分

Fig. 1 Schematic of dendrite structure and mesh for finite differential method: (a) cross section of dendrite; (b) grate of calculated region

$$(C_{s,i} = k^{S/L} \cdot C_{0,i})_{t=0} \quad (3)$$

$$\frac{\partial C_{s,i}}{\partial x} \Big|_{x=0} = 0 \quad \frac{\partial C_{s,i}}{\partial x} \Big|_{x=H_{arm}/2} = 0 \quad (4)$$

#### 1.2.3 计算区域离散

沿  $x$  方向将计算区域划分成等宽的 100 个节点，如图 1(b) 所示。图中 ND 为  $\delta$  相节点总数，NS 为固相节点总数。利用有限差分方法对公式(2) ~ (4) 进行离散，详细离散格式见文献[6]中相关章节。

#### 1.2.4 基本物理参数

模型根据局部液相线和局部包晶转变开始温度来判定相界面的移动。液相线温度  $T_L$ 、局部液相线

温度  $T_{ini}$ 、固相线温度  $T_s$  和局部包晶转变开始温度  $T_{Ar4}$  分别为：

$$T_L = 1536.0 - \sum m_i \cdot C_{0,i} \quad (f_s = 0) \quad (5)$$

$$T_{ini} = 1536.0 - \sum m_i \cdot C_{L,i} \quad (6)$$

$$T_s = 1536.0 - \sum m_i \cdot C_{L,i} \quad (C_{0,i}, k_i, D_i, R_c, f_s = 0) \quad (7)$$

$$T_{Ar4} = 1392 - \sum n_i \cdot C_i \quad (8)$$

式中： $C_{0,i}$ - 合金元素  $i$  初始浓度； $C_{L,i}$ - 合金元素  $i$  在残余液相中的浓度； $R_c$ - 计算过程中的冷却速率/ $(^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$ ； $m_i, n_i$ - 分别为溶质元素  $i$  在相图上液相线和 Ar4 线斜率采用 Meng-Thomas 推荐参数<sup>[7]</sup>。

溶质在固相中的扩散服从以下规律：

$$D(T) = D_0 \cdot \exp(-Q/RT) \quad (9)$$

式中: $D_0$ - 扩散常数; $Q$ - 扩散活化能; $R$ - 普适气体常数; $T$ - 热力学温度/K;扩散系数和平衡分配常数采用 Meng-Thomas 推荐参数<sup>[7]</sup>。二次枝晶间距利用 Won-Thomas 回归公式计算<sup>[8]</sup>。

### 1.2.5 计算流程

凝固过程中,不同温度下有  $L, L + \delta, L + \gamma, L +$

$\delta + \gamma, \delta, \delta + \gamma$  等 6 种存在形式,模型计算中的凝固途径由溶质成分分布决定。

## 2 结果分析与讨论

### 2.1 固相线计算结果验证

本文选择 Jernkontoret<sup>[2]</sup> 出版的  $0.5 \text{ }^\circ\text{C/s}$  冷却速率条件下的液相线和固相线数值对偏析模型进行校验。实验钢种的化学成分见表 1。

表 1 实验钢种的化学成分/%  
Table 1 Chemical composition of test steels /%

编号	钢种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V
1 <sup>#</sup>	201	0.11	0.12	1.25	0.040	0.018	0.06	0.03	0.07	0.07	-
2 <sup>#</sup>	203	0.18	0.44	1.26	0.016	0.025	0.01	0.02	0.02	0.06	-
3 <sup>#</sup>	209	0.20	0.25	0.90	0.014	0.039	0.81	1.05	0.07	0.06	0.02
4 <sup>#</sup>	211	0.29	0.21	0.62	0.012	0.006	1.11	0.15	0.04	0.21	0.04
5 <sup>#</sup>	210	0.27	0.02	0.32	0.006	0.008	1.66	3.50	0.04	0.42	0.08
6 <sup>#</sup>	212	0.29	0.22	0.52	0.009	0.010	1.02	3.20	0.05	0.25	0.03
7 <sup>#</sup>	213	0.35	0.24	0.67	0.010	0.020	0.92	0.05	0.07	0.19	0.02
8 <sup>#</sup>	214	0.52	0.22	0.85	0.010	0.006	1.07	0.07	0.04	0.07	0.14
9 <sup>#</sup>	215	0.55	0.27	0.50	0.019	0.012	0.99	3.00	0.06	0.31	0.08
10 <sup>#</sup>	206	0.69	0.23	0.72	0.022	0.024	0.02	0.02	0.03	0.01	-
11 <sup>#</sup>	207	1.01	0.25	0.46	0.012	0.009	0.02	0.03	0.03	0.02	-

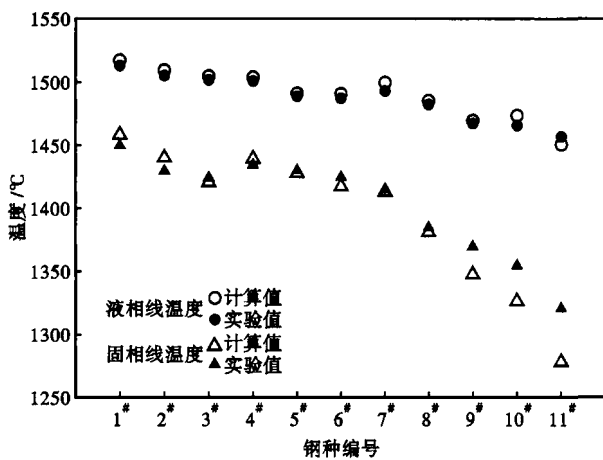


图 2 冷却速度  $0.5 \text{ }^\circ\text{C/s}$  各钢种液相线和固相线实验与计算结果对比

Fig. 2 Comparison between calculated and tested liquidus and solidus of each steel grade, cooling rate  $0.5 \text{ }^\circ\text{C/s}$

从图 2 可见,液相线和固相线温度的计算值与实验结果吻合较好。计算所得的液相线比实验稍高一些,其原因可能是模型中忽略了形核过程中过冷度的影响。编号为 10<sup>#</sup> 和 11<sup>#</sup> 两个钢种计算得到的固相线比实验值要低,但与文献<sup>[5]</sup> 中计算数值相差不多。

### 2.2 3 个典型钢种实验结果分析

包钢第一炼钢厂 5<sup>#</sup> 连铸机是 1 台 6 机 6 流半径 12 m 合金钢大方坯连铸机。该铸机是以生产 280 mm × 380 mm 重轨钢为主的,是具有自主设计的具

有动态配水和动态轻压下功能的现代化铸机。连铸机采用 0.85 m 长的管式结晶器冷却;以及约 9.63 m 长的全水 + 气雾二次冷却。5<sup>#</sup> 连铸机的冷却工艺见表 2。铸机动态配水和动态轻压下二级控制模型在热物性参数选择上采用非平衡固相线。为了对比研究在其他热物性参数一定的条件下平衡固相线与非平衡固相线的计算差异,公式(1)计算的平衡固相线也应用于模型计算。

表 2 3 钢种大方坯冷却工艺  
Table 2 Cooling process of blooms of three steel grades

钢种	拉速/ ( $\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$ )	结晶器水量/ ( $\text{m}^3 \cdot \text{h}^{-1}$ )	结晶器水 温差/ $^\circ\text{C}$	二冷水量/ ( $\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$ )
20 <sup>#</sup>	0.76	180	5~7	223.73
45 <sup>#</sup>	0.70	180	5~7	188.30
U71Mn	0.76	180	5~7	166.37

通过表 3 对比不难发现,非平衡凝固固相线温度要小于平衡凝固固相线,且这种趋势随碳含量的增加而增大。

图 3 给出了 20、45 和 U71Mn 铸坯中心温度和凝固进程及射钉实验对比情况。根据计算结果,在非平衡条件下,固相坯壳厚度比平衡条件下的薄,所以其传热更快,铸坯中心温度比平衡凝固计算的温度下降的快,首先析出固相,进入两相区;非平衡条件下的固相线温度低于平衡条件时的固相线温度。在相同的冷却条件下,其需要更长的散热时间才能

表 3 3 钢种的热参数  
Table 3 Thermal parameters of three steel grades

钢种	液相温度/ ℃	固相线温度/℃		比热容/[J · (kg · °C) <sup>-1</sup> ]		固相导热系数/ [W · (m · °C) <sup>-1</sup> ]	凝固潜热/ (kJ · kg <sup>-1</sup> )
		平衡	非平衡	液相	固相		
20#	1 513.0	1 485.0	1 445.0	740.00	661.975	30.672	274.950
45#	1 494.0	1 443.0	1 397.0	817.00	691.00	29.007	272.00
U71Mn	1 464.4	1 383.0	1 317.0	829.00	682.00	29.008	270.00

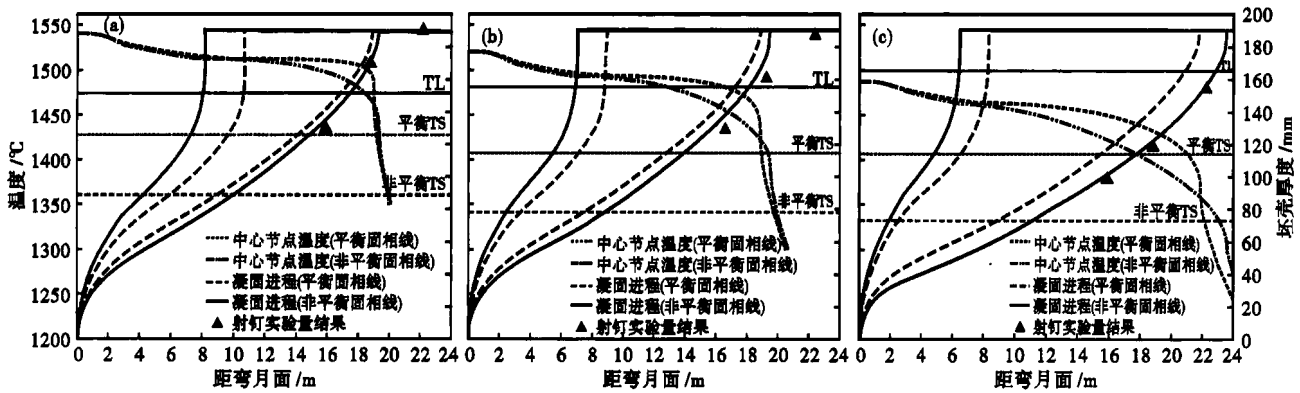


图 3 铸坯中心温度和凝固进程的平衡与非平衡固相线对比:(a)20 钢;(b)45 钢;(c)U71Mn 钢

Fig. 3 Comparison between equilibrium and non-equilibrium solidus for temperature at center of bloom and solidification process: (a) 0.2C steel; (b) 0.45C steel; (c) U71Mn steel

使铸坯中心残余液相彻底凝固,所以其液芯长度大于平衡凝固值。

采用非平衡凝固的计算结果与射钉实验计算结果非常吻合,二者最大差值为 5.5 mm,考虑到射钉实验的精度,则采用非平衡凝固的二级模型能精确的预测凝固进程,而利用平衡固相线的对比计算则相差很远。

从对比结果来看,采用非平衡凝固计算得到的两相区长度要大于采用平衡凝固计算值,同样采用非平衡凝固计算得到的凝固终点要比采用平衡凝固终点要长,这一趋势随着钢种碳含量的增加而愈加明显。20 钢在拉速为 0.76 m/min 工况下的凝固终点位置相差 0.33 m,45 钢在 0.70 m/min 时凝固终点位置相差 0.68 m,U71Mn 在 0.76 m/min 时凝固终点位置相差 1.74 m。可以看出,高碳钢非平衡状态与平衡状态对钢的凝固进程影响则更为明显。

### 3 结论

通过建立的钢凝固过程溶质微观偏析有限差分模型计算得到的非平衡固相线与 Jernkontoret 公布的有关实验数据吻合。

在大方坯凝固传热计算模型中的应用表明,采用非平衡固相线计算的铸坯中心两相区长度比采用平衡固相线计算的长,且这种趋势随钢中碳含量的

增加而增大。通过现场射钉和实际工业应用研究表明,连铸二级控制模型采用非平衡固相线计算能更准确地反映铸坯的凝固进程。

### 参考文献

- 1 Ueshima Y, Mizoguchi S, Matsumiya T, et al. Analysis of Solute Distribution in Dendrites of Carbon Steel With δ/γ Transformation during Solidification. Metallurgical Transactions B, 1986, 17B: 845
- 2 Grünbaum G, Callmer B, Hammar Ö, et al. A Guide to the Solidification of Steels. Jernkontoret, Stockholm 1977
- 3 Brody H D, Flemings M C. Solute Redistribution in Dendritic Solidification. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1966, 236: 615
- 4 Wang C Y, Beckenmann C. A Unified Solute Diffusion Model for Columnar and Equiaxed Dendritic Alloy Solidification. Materials Science and Engineering, 1993, 171: 199
- 5 Miettinen J. Mathematical Simulation of Interdendritic Solidification of Low-Alloyed and Stainless Steels. Metallurgical Transactions A, 1992, 23A: 1155
- 6 崔立新. 板坯连铸动态轻压下工艺的三维热-力学模型研究:[博士学位论文]. 北京:北京科技大学, 2006
- 7 Meng Y, Thomas B G. Heat Transfer and Solidification Model of Continuous Slab Casting: CONID. Metallurgical and Materials Transactions B, 2003, 34B: 685
- 8 Won Y M, Thomas B G. Simple Model of Microsegregation during Solidification of Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32A: 1755

钱宏智(1980-),男,博士研究生,现代先进连铸技术研究。

收稿日期:2009-11-02