



## 基于废渣钢冶炼的连铸小方坯宏观偏析缺陷数值模拟

杨 振<sup>1</sup>, 宋毓旦<sup>2</sup>, 朱晓雷<sup>2</sup>, 刘 浪<sup>3</sup>, 艾新港<sup>2</sup>, 李胜利<sup>2</sup>

(1 辽宁科技大学应用技术学院, 辽宁 鞍山 114051; 2 辽宁科技大学材料与冶金学院, 辽宁 鞍山 1140512;

3 中国航发贵州黎阳航空动力有限公司, 贵阳 550014)

**摘要:**为有效控制基于废渣钢冶炼的连铸小方坯宏观偏析缺陷,建立了能够直接耦合连铸全流程熔体流动、微观组织演变与溶质传输等行为的多相凝固模型。以 25MnSiV 钢连铸小方坯(断面尺寸为 160 mm × 220 mm)为例,随着浇铸过热度从 45 K 降低到 15 K,连铸小方坯中心区域的等轴晶宽度由 40 mm 增加到 46 mm,且连铸凝固末端铸坯心部碳偏析度从 1.23 降低到 1.16;可见,为改善宏观偏析缺陷,基于废渣钢冶炼的连铸小方坯生产过程中依然应该尽可能地采用低过热度浇铸工艺。此外,如果在维持小方坯浇铸低过热度基础上,进一步采用凝固末端压下工艺,且压下区间能够覆盖凝固终点前的溶质富集区( $f_s = 0.42 \sim 1.0$ ),则可以更好地解决小方坯凝固末端的宏观偏析缺陷。

**关键词:**连铸;小方坯;过热度;宏观偏析;凝固末端压下

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.2025-00124 **中图分类号:**TG244

## Numerical Simulation of Macroseggregation in Continuous Casting Billet Based on Electric Furnace Smelting Waste Slag Steel

Yang Zhen<sup>1</sup>, Song Yudan<sup>2</sup>, Zhu Xiaolei<sup>2</sup>, Liu Lang<sup>3</sup>, Ai Xingang<sup>2</sup>, Li Shengli<sup>2</sup>

(1 School of Applied Technology, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China; 2 School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China; 3 China Aviation Industry Corporation of China Guizhou Liyang Aerospace Power Co., Ltd., Guiyang 550014, China)

**Abstract:** To effectively improve the macroseggregation of continuous casting small square billets based on waste slag steel smelting, a multiphase solidification model that can directly couple the behaviors of the melt flow, microstructure evolution, and solute transport in the whole continuous casting process was established. Taking the continuous casting small square billet with a cross section of 160 mm × 220 mm for 25MnSiV as an example, when the superheat degree decreases from 45 K to 15 K, the width of equiaxed crystal in the center of continuous casting small square billet increases from 40 mm to 46 mm, and the carbon macroseggregation degree in the billet center at the end of solidification decreases from 1.23 to 1.16. Therefore, for improving the macroseggregation, the low superheat casting process should still be used as far as possible in the continuous casting small square billet production based on waste slag steel smelting. In addition, if the low superheat is maintained during the casting of small square billet, the mechanical reduction near solidification end could be further applied, and the reduction region could cover the solute enrichment zone ( $f_s = 0.42 \sim 1.0$ ), the macroseggregation defects at the solidification end of billets can be better improved.

**Key Words:** Continuous Casting; Small Square Billet; Superheat Degree; Macroseggregation; Mechanical Reduction

2020 年,我国提出了“2030 年前实现碳达峰,2060 年前实现碳中和”的宏远战略目标<sup>[1]</sup>,是实现经济高质量运转、社会可持续发展的必然需求。2021 年我国年粗钢产量接近 10.35 亿吨,而年均碳排放量已占国民经济总排放量的 15%<sup>[2]</sup>,是名副其实的

碳排放“大户”。在持续增大的碳减排压力下,以往“高耗能、高排放、低效率”的粗放型生产方式越来越难以适应新的时代发展需求。因此,如何积极践行绿色发展理念、持续发展低碳冶金技术,成为我国钢铁行业亟需解决的共性技术难题<sup>[3]</sup>。

**基金项目:**辽宁省创新联合体重大专项资助项目(2023 JH1/11200012);国家自然科学基金资助项目(52304352);辽宁省高校基本科研业务费资助项目(LJ202410146038, LJ232410146036, LJ222410146022)

**作者简介:**杨 振(1975—),男,硕士,讲师; **E-mail:** xuanlian@126.com; **收稿日期:** 2025-04-28

**通信作者:**刘 浪(1995—),男,硕士,工程师; **E-mail:** 997731758@qq.com

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

渣钢(全铁含量50%~75%)被誉为“放错了地方的资源”<sup>[4]</sup>,作为冶炼环节中的必然副产物,其产生率已达到粗钢产量的5%~6%,且随着我国钢铁工业的快速发展,渣钢的产生率连年递增。以鞍山钢铁集团为例,鞍山地区年粗钢产量近2000万吨,其年渣钢产生量达100万吨。目前,国内钢铁联合企业生产对于渣钢的处理方式主要为长期堆放处理,且由于国内企业对渣钢的处理利用尚还停留在简单的、低附加值利用水平,其回收再利用率较低<sup>[5]</sup>,距离企业达到冶金固体废弃物“零”排放目标尚远,造成了严重的土地资源浪费和环境污染。

鉴于此,若基于具有“流程短、绿色、节能”特点的电炉冶炼方式有效实现渣钢的回收再利用<sup>[6]</sup>,并基于具有“高金属收得率、低能耗、高铸坯质量”的连铸工艺完成渣钢冶炼钢液的连续凝固成型,无疑是钢铁企业实现环境效益和经济效益最大化的有效手段。然而,相比于使用“废钢+铁水”的常规电炉冶炼工艺,直接使用废渣钢为原料替代废钢进行冶炼使用废渣钢能够有效实现渣钢的回收与再利用,解决渣钢无法高效资源化利用带来的环保难题,这正契合了国家对于钢铁绿色化发展的要求。但在全面废渣钢冶炼后,导致电炉冶炼周期明显延长。因此,势必采取较高的过热度保证连铸工艺顺利进行,同时,不可避免地造成了凝固组织中等轴晶粗大、柱状晶发达、铸坯心部溶质偏析较为严重等质量缺陷。鉴于此,本文利用多相凝固模型,系统研究了基于废渣钢冶炼的连铸坯凝固过程微观组织分布与溶质偏析缺陷,旨在从理论角度定量分析使用废渣钢作为冶炼原料后浇铸工艺参数的改变对铸坯内部质量的影响规律,为打通基于废渣钢冶炼的短流程生产工艺奠定基础。

## 1 多相凝固模型建立

### 1.1 基本假设

本工作基于 Ansys Fluent 软件,采用 Eulerian-Eulerian 多相凝固模型模拟基于废渣钢冶炼的小方坯连铸过程<sup>[7]</sup>。该模型在计算多相/多物理传输现象(质量、动量、组分和焓)时,可充分考虑连铸过程中柱状晶和等轴晶生长、“柱状晶-等轴晶”转变(CET)等凝固组织演变行为,能够实现宏、微观尺度下质量、动量、能量及溶质传输的耦合计算<sup>[8]</sup>。为了简化实际连铸过程,本模型进行了如下假设。

1) 多相凝固模型计算过程中,同时考虑了连铸坯凝固过程所包含的液相、柱状晶和等轴晶。各个

相的相分数总和为 $1(f_l+f_c+f_s=1)$ <sup>[9]</sup>;

2) 在模拟微观组织演变的过程中,将等轴晶简化为球形,柱状枝晶简化为圆柱形<sup>[10]</sup>。基于上述两种几何结构,可以建立考虑柱状晶和等轴晶生长的微观凝固组织演变数学模型;

3) 在凝固过程中,由于诸如 Si、Mn、P 和 S 等其他溶质元素的偏析行为与碳相类似,因此,本文在多相凝固模型中只考虑了碳元素的溶质传输行为<sup>[11-12]</sup>;

4) 为了满足较低熔体速度下的局部热平衡和各相之间的充分热交换,采用较大的热扩散交换系数(约 $10^8$ )来平衡各相之间的温度差异<sup>[13]</sup>;

5) 由于等轴晶于液相中形核并长大,因此,在处理等轴晶的运动行为时,假设等轴晶与液相具有相同的速度,即允许等轴晶在液相中随流场自由迁徙<sup>[14]</sup>。

### 1.2 基本守恒方程

在多相凝固模型中,质量传输方程是衔接动量、能量、溶质传输及微观凝固组织演变等控制方程的桥梁。本节所述多相凝固模型是基于 Eulerian-Eulerian 框架的一种体积平均计算方法,其主要由液相、柱状晶和等轴晶相下的质量、动量、能量和溶质传输守恒方程构成<sup>[15]</sup>,见表 1<sup>[7-8,12]</sup>。此外,连铸微观组织演变将直接影响铸坯内部熔体流动行为,进而决定钢中各元素在铸坯内的分布规律<sup>[16]</sup>。在微观组织演变的相关控制方程描述中,主要介绍柱状晶动态生长模型、等轴晶形核与高斯分布模型,具体见表 1。

表 1 中所述液相、柱状晶和等轴晶相下的质量、动量、能量和溶质传输守恒方程,其涉及的各项符号释义见表 2<sup>[7-8,12]</sup>。

### 1.3 边界条件和求解过程

首先,对连铸过程整体计算区域和边界条件进行划分见表 3,连铸过程计算区域可划分为入口(结晶器浸入式水口)、结晶器液面、铸坯表面、出口(铸机出口)四个区域,其中铸坯表面又可细分为结晶器、二冷区与空冷区。结晶器入口采用速度边界条件,将钢液考虑为不可压缩流体,可根据拉速计算恒定的入口速度。对于结晶器液面,不考虑结晶器液面保护渣及其弯月面的液渣流动行为,假设结晶器液面流动沿切向无速度梯度。铸坯表面各区域表面速度边界条件设定为无滑移边界条件,适用于连铸过程的大尺度多相传输模拟。铸机出口采用

表 1 多相凝固模型的守恒方程和源项  
Table 1 The conservation equations and source terms for multiphase solidification model

类别	守恒方程和源项
质量传输	$\partial(\rho_l f_l)/\partial t + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{v}_l) = -S_{le} - S_{lc}$ (1)
	$\partial(\rho_c f_c)/\partial t + \nabla \cdot (f_c \rho_c \vec{v}_c) = S_{lc} + S_{ce}$ (2)
	$\partial(\rho_e f_e)/\partial t + \nabla \cdot (f_e \rho_e \vec{v}_e) = S_{le} - S_{ce}$ (3)
	$\partial(\rho_c f_c^i)/\partial t + \nabla \cdot (f_c^i \rho_c \vec{v}_c) = S_c^s$ (4)
	$\partial(\rho_e f_e^i)/\partial t + \nabla \cdot (f_e^i \rho_e \vec{v}_e) = S_e^s$ (5)
动量传输	$\partial(f_l \rho_l \vec{v}_l)/\partial t + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{v}_l \vec{v}_l) =$ $-f_l \nabla P + \nabla \cdot [f_l (\mu_l + \mu_{l,k}) (\nabla \vec{v}_l + (\nabla \vec{v}_l)^T)] + \vec{F}_T^l + \vec{F}_C^l + \vec{V}_{cl} + \vec{V}_{el}$ (6)
	$\partial(f_e \rho_e \vec{v}_e)/\partial t + \nabla \cdot (f_e \rho_e \vec{v}_e \vec{v}_e) =$ $-f_e \nabla P + \nabla \cdot [f_e (\mu_e + \mu_{e,k}) (\nabla \vec{v}_e + (\nabla \vec{v}_e)^T)] + \vec{F}_T^e + \vec{F}_C^e + \vec{F}_u + \vec{V}_{le} + \vec{V}_{ce}$ (7)
	$\partial(f_l \rho_l H_l)/\partial t + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{v}_l H_l) = \nabla \cdot [f_l k^* (\nabla T_l)] - H(S_{le} + S_{lc}) - H^*(2T_l - T_e - T_c)$ (8)
能量传输	$\partial(f_e \rho_e H_e)/\partial t + \nabla \cdot (f_e \rho_e \vec{v}_e H_e) = \nabla \cdot [f_e k^* (\nabla T_e)] + HS_{le} + H^*(T_l - T_e)$ (9)
	$\partial(f_c \rho_c H_c)/\partial t + \nabla \cdot (f_c \rho_c \vec{v}_c H_c) = \nabla \cdot (f_c k^* (\nabla T_c)) + HS_{lc} + H^*(T_l - T_c)$ (10)
溶质传输	$\partial(\rho_l f_l c_l)/\partial t + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{v}_l c_l) = -C_{le}^p - C_{le}^d - C_{lc}^p - C_{lc}^d$ (11)
	$\partial(\rho_c f_c c_c)/\partial t + \nabla \cdot (f_c \rho_c \vec{v}_c c_c) = C_{le}^p + C_{le}^d - C_{ec}^p - C_{ec}^d$ (12)
	$\partial(\rho_e f_e c_e)/\partial t + \nabla \cdot (f_e \rho_e \vec{v}_e c_e) = C_{le}^p + C_{le}^d + C_{lc}^p + C_{lc}^d$ (13)
	$\partial(\rho_c f_c^s c_c^s)/\partial t + \nabla \cdot (f_c^s \rho_c \vec{v}_c c_c^s) = C_e^{sp} + C_e^{sd}$ (14)
	$\partial(\rho_e f_e^s c_e^s)/\partial t + \nabla \cdot (f_e^s \rho_e \vec{v}_e c_e^s) = C_c^{sp} + C_c^{sd}$ (15)
	$c_{mix}/c_0 = (\rho_l f_l c_l + \rho_e f_e c_e + \rho_c f_c c_c) / ((\rho_l f_l + \rho_e f_e + \rho_c f_c) \cdot c_0)$ (16)
动态枝晶生长模型	柱状晶动态跟踪模型: $dl = (a_1 \Delta T^2 + a_2 \Delta T^3) dt$ (17) 等轴晶形核和高斯分布模型: $\frac{\partial}{\partial t} n_e + \nabla \cdot (\vec{v}_e n_e) = \frac{d(\Delta T)}{dt} \frac{n_{max}}{\sqrt{2\pi} \Delta T_\sigma} e^{-0.5 \left( \frac{\Delta T - \Delta T_x}{\Delta T_\sigma} \right)^2}$ (18)

自由出口边界条件。其次,对于多相凝固模型中的柱状晶相、等轴晶相及液相,各相在上述各区域内速度边界条件保持一致。此外,本工作采用全隐式算法,基于 Ansys Fluent 采用瞬态计算方法求解最终的稳态解,其模拟所用材料热物性参数和过程参数见表 4<sup>[7-8,12]</sup>。

## 2 结果与讨论

### 2.1 连铸坯三维温度场和凝固终点预测

以 25MnSiV 钢连铸小方坯(断面尺寸为 160 mm × 220 mm)为例,连铸全流程下的多相凝固耦合模型可以实现三维空间内的铸坯温度分布模拟计算,如图 1 所示。连铸过程中,铸坯中心由于熔融液相的存在,温度较高;而在冷却作用下,沿拉坯速度方向铸坯中心的高温液相区域宽度逐渐缩小,直至消失(产生凝固终点)。为了最大化程度地追求模拟计算时效性,连铸全流程计算区域被拆分为几个子区域,各子区域界面间使用 Ansys Fluent 中的“Prifile”

功能实现数据链接(前一子区域出口数据施加到下一区域入口作为入口边界条件)。

根据多相凝固模型的计算结果,当连铸小方坯凝固末端压下量为 0 mm 时,拉坯速度为 1.10 m/min 条件下 25MnSiV 钢的凝固终点位于距弯月面 23.5 m 处,如图 2 所示。凝固终点的计算对于判断连铸凝固末端压下工艺效果非常重要。

### 2.2 不同浇铸过热度对凝固组织分布和溶质偏析的影响

图 3 为不同浇铸过热度影响下的连铸坯凝固组织分布计算结果。可以看出,在铸坯边缘位置,冷却作用下铸坯凝固组织构成主要为柱状晶及少量等轴晶;根据前述假设可知,多相凝固模型中各相相分数和为 1,即柱状晶相分数与等轴晶相分数之和为 1。随着浇铸过热度从 45 K 降低到 15 K,连铸小方坯中心区域的等轴晶宽度由 40 mm 增加到 46 mm。针对拉坯速度为 1.10 m/min 且横断面为

表 2 守恒方程中的符号表

Table 2 The nomenclature for each conservation equation and source term

符号	释义	符号	释义
$\rho_l, \rho_e, \rho_c$	密度/( $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ )	$H_l, H_e, H_c$	焓/( $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$ )
$f_l, f_e, f_c$	体积分数/%	$k^*$	等效热导率/( $\text{W} \cdot (\text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})^{-1}$ )
$f_e^i, f_c^i$	枝晶间熔体相的体积分数	$T_l, T_e, T_c$	温度/K
$t$	时间/s	$H$	相变焓/( $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$ )
$\vec{v}_l, \vec{v}_e, \vec{v}_c$	速度矢量/( $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ )	$H^*$	扩散换热系数
$S_{le}$	液相等轴晶之间的净质量传输速率/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m}^3)^{-1}$ )	$c_l, c_e, c_c$	溶质浓度/%
$S_{lc}$	液相和柱状晶之间的净质量传输速率/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m}^3)^{-1}$ )	$c_e^i, c_c^i$	枝晶间熔体相的溶质浓度/%
$S_{ce}$	柱状晶和等轴晶之间的净质量传输速率/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m}^3)^{-1}$ )	$C_{le}^P, C_{lc}^P, C_{ce}^P, C_c^{SP}, C_e^{SP}$	与相变相关的溶质传输速率/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m}^3)^{-1}$ )
$S_c^s, S_e^s$	晶间净质量传输速率/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m}^3)^{-1}$ )	$C_{le}^D, C_{lc}^D, C_{ce}^D, C_c^{SD}, C_e^{SD}$	与扩散相关的溶质传输速率/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m}^3)^{-1}$ )
$P$	压力/Pa	$c_0$	初始溶质浓度/%
$\mu_l$	黏度/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m})^{-1}$ )	$c_{mix}$	混合相的溶质浓度/%
$\mu_{lk}$	湍流黏度/( $\text{kg} \cdot (\text{s} \cdot \text{m})^{-1}$ )	$\Delta T$	过冷度/K
$\vec{F}_T^l, \vec{F}_T^e$	热浮力下的应力应变张量/( $\text{kg} \cdot (\text{s}^2 \cdot \text{m})^{-1}$ )	$l$	柱状晶长度/m
$\vec{F}_C^l, \vec{F}_C^e$	溶质浮力下的应力应变张量/( $\text{kg} \cdot (\text{s}^2 \cdot \text{m})^{-1}$ )	$a_1, a_2$	拟合系数
$\vec{F}_u$	判别函数	$n_e$	等轴晶的形核密度/ $\text{m}^{-3}$
$\vec{V}_{el}$	液相与柱状晶之间的动量交换率/( $\text{kg} \cdot (\text{s}^2 \cdot \text{m}^2)^{-1}$ )	$n_{max}$	等轴晶的最大形核密度/ $\text{m}^{-3}$
$\vec{V}_{ec}$	柱状晶与等轴晶之间的动量交换率/( $\text{kg} \cdot (\text{s}^2 \cdot \text{m}^2)^{-1}$ )	$\Delta T_\sigma$	标准偏差/K
$\vec{V}_{el}$	等轴晶与液相之间的动量交换率/( $\text{kg} \cdot (\text{s}^2 \cdot \text{m}^2)^{-1}$ )	$\Delta T_N$	平均形核过冷度/K

下角标:  $l$  为液相,  $c$  为柱状晶,  $e$  为等轴晶

表 3 多相凝固模型中边界条件

Table 3 The boundary conditions in multiphase solidification model

相	区域	边界条件
液相/柱状晶/等轴晶	入口	速度边界条件
	结晶器液面	Zero-Gradient
	铸坯表面	结晶器二冷区空冷区 无滑移边界条件
	出口	自由出口

160 mm × 220 mm 的连铸小方坯, 过热度降低 30 K 可使铸坯中心区域等轴晶宽度增大 6 mm。

基于连铸全流程下的三维多相凝固模型, 对 25MnSiV 钢连铸坯在不同过热度下的溶质偏析行为进行模拟研究。图 4 为连铸全流程多相凝固耦合模型下的小方坯横断面溶质偏析行为预测。可以看出, 铸坯横断面内不连续地分布着正偏析与负偏析, 且铸坯边缘和宽度 1/4 位置均有明显和轻微的正偏析区域(深蓝色与浅蓝色区域), 并在铸坯心部存在着正偏析(黄色与红色区域)。图 4(b) 为小方坯横截面上的低倍凝固组织检测结果, 可以看出, 数值模拟计算结果与低倍检测分析结果相吻合, 证明本工作中的多相凝固模型是准确可靠的。

图 5 为不同浇铸过热度下小方坯横断面中心沿

表 4 模拟过程所用材料热物性参数与过程参数

Table 4 Thermal material properties and process parameters used in the simulation

项目	值
铸坯断面/mm	160×220
拉速/( $\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$ )	1.10
初始碳质量分数/%	0.25
密度(液相/等轴晶/柱状晶) $\rho_l, \rho_e, \rho_c$ /( $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ )	7 109/7 109/7 384
热导率(液相/等轴晶/柱状晶) $k_e, k_c$ /( $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ )	39/33/33
比热(液相/固相) $c_{pl}^{(l)}, c_{pl}^{(s)}$ / ( $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ )	824.62/660.87
液相线斜率 $m$ /( $\text{K} \cdot \text{wt} \cdot \text{pct}^{-1}$ )	-78
熔化潜热 $L$ /( $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$ )	272 000
液相扩散系数 $D_l$ /( $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ )	$2 \times 10^{-8}$
分配系数 $k$	0.45
调整因子 $\beta$	0.8
最大形核密度 $n_{max}$ / $\text{m}^{-3}$	$2.224 \times 10^6$
标差 $\Delta T_\sigma$ /K	1.5
平均形核过冷度 $\Delta T_N$ /K	20

铸坯中心距离方向的溶质偏析度变化情况。随着浇铸过热度从 45 K 逐渐降低为 15 K, 连铸凝固末端铸坯心部碳偏析度从 1.23 降低到 1.16。相比于中心区域, 铸坯纵断面内其余位置处的碳元素溶质质量分数也随浇铸过热度的变化而发生轻微改变, 但变化趋势并不明显。特别是对于铸坯边部的负偏析

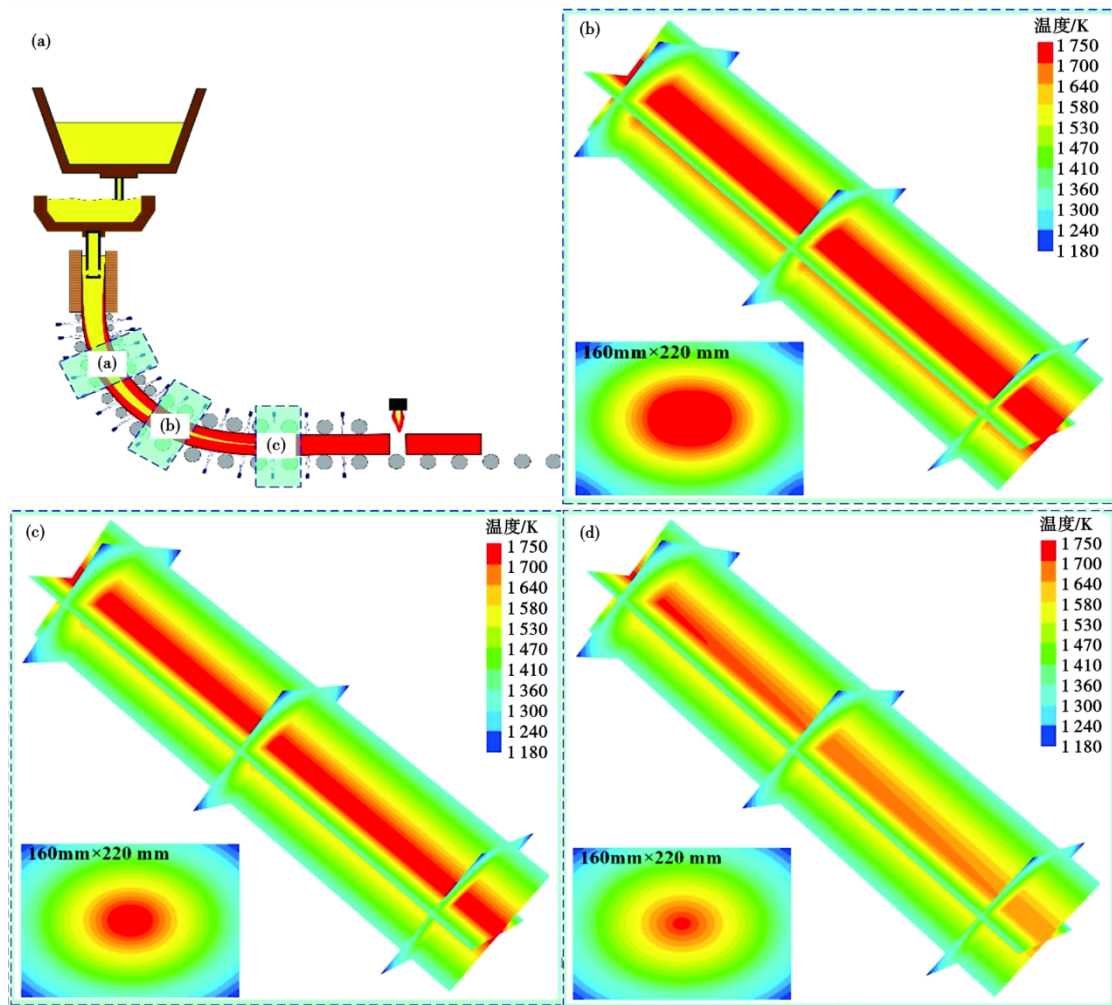


图1 连铸全流程多相凝固耦合模型下的三维温度分布结果:(a) 连铸全流程示意图,(b) 凝固起点,(c) 凝固中点,(d) 凝固末端

Fig. 1 The three dimensional result of temperature distribution calculated by multiphase solidification coupling model for the whole continuous casting process : (a) Schematic Diagram of the Entire Continuous Casting Process, (b) Solidification Starting, (c) Point Solidification Midpoint (d) Solidification End Point

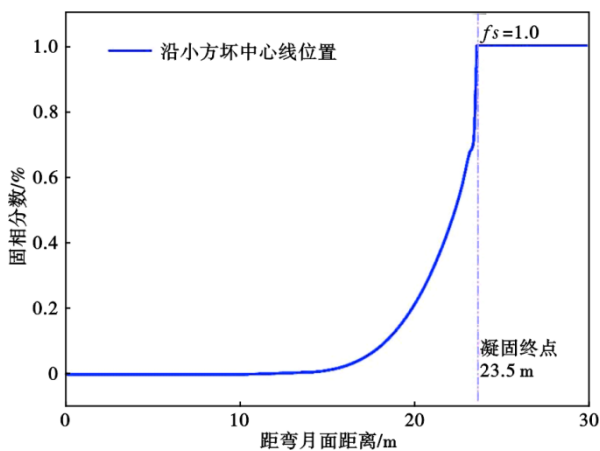


图2 连铸小方坯中心线凝固末端位置计算结果

Fig. 2 The calculation result of solidification end for center-line of continuous casting small square billet

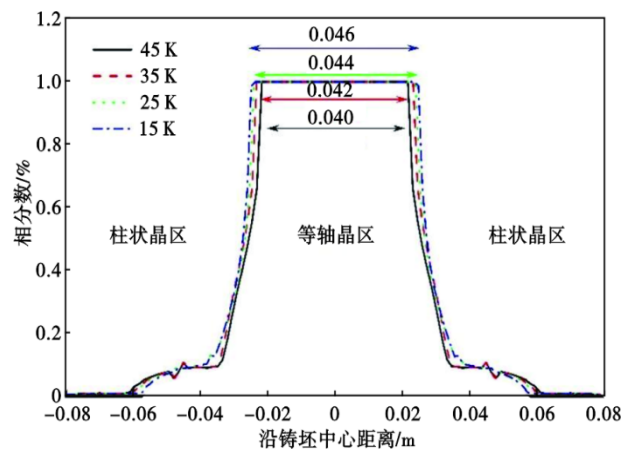


图3 不同浇铸过热度对凝固组织分布的影响

Fig. 3 The effect of superheat degree on microstructure distribution

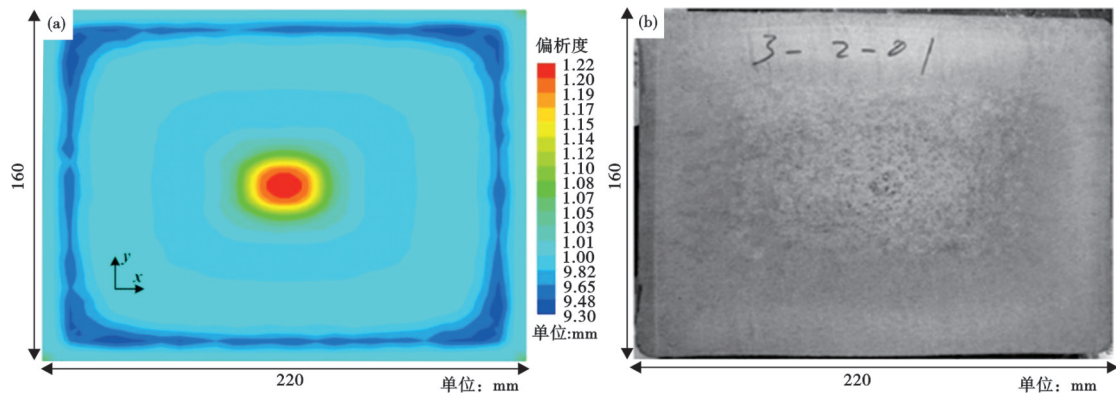


图 4 小方坯横截面上宏观碳偏析行为:(a) 模拟计算结果, (b) 低倍凝固组织检测结果

Fig. 4 The comparison between the (a) calculated macrosegregation and the (b) etched macrostructure on the cross section of continuous casting small square billet

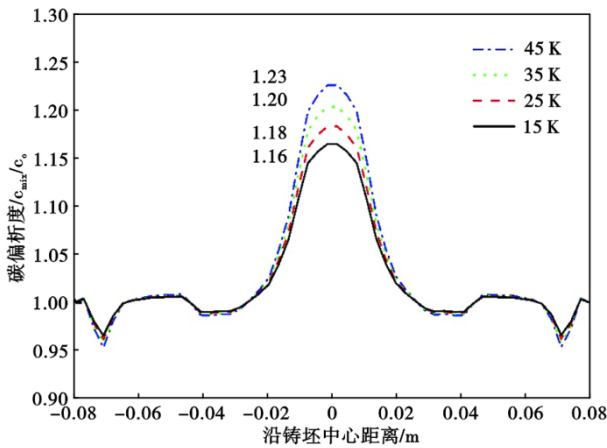


图 5 不同浇铸过热度对溶质碳偏析的影响

Fig. 5 The effect of superheat degree on macrosegregation

区域,也可以看到其偏析度会随着过热度的降低而逐渐趋于改善。当浇铸过热度降低时,柱状晶从铸坯表面向铸坯中心的生长速度放缓,柱状枝晶干纤细而枝晶臂间距缩短,柱状晶区缩小而等轴晶区相应扩大。随着浇铸过热度的降低,等轴晶形态变得更加致密,从而最大限度地避免了铸坯心部富集溶质钢液的聚集,这在一定程度上发挥了抑制铸坯心部宏观偏析形成的作用。因此,在使用废渣钢作为冶炼原料之后,即使为确保连铸顺行而采用高过热度浇铸,但是为了细化铸坯凝固组织并提高心部等轴晶率,改善小方坯内部宏观偏析缺陷,基于废渣钢冶炼的连铸小方坯生产过程中依然应该尽可能地采用低过热度浇铸工艺。

### 2.3 基于熔体流动的凝固末端压下区间优化

图 6 为铸坯中心线液相速度及固相分数与凝固末端压下区间设计间的对应关系。在图 6 中,沿铸

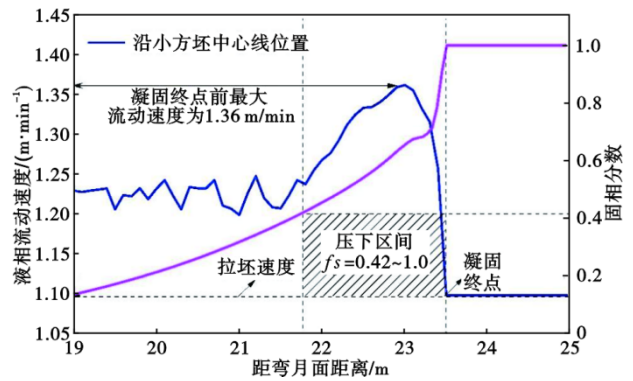


图 6 基于铸坯中心线液相速度及固相分数的凝固末端压下区间设计

Fig. 6 The design of mechanical reduction regions at solidification end based on the liquid velocity and solid fraction along the centerline of continuous casting slab

流方向,凝固末端之前处于小方坯心部中心线位置的液相流动速度始终大于拉坯速度,并不断向凝固末端流动迁徙(凝固终点前最大液相流动速度为 1.36 m/min)。在凝固收缩引起的铸坯心部抽吸力逐渐增强的作用下,铸坯心部液相流动速度在凝固终点前明显增加,直到凝固进程结束时其速度保持与拉坯速度相同。此时,距离凝固终点稍远且处于凝固界面前沿的富集溶质液相将被逐步地抽吸进凝固终点前的收缩空穴位置,进而产生明显的宏观偏析缺陷。从图 6 可以看出,固相分数在 0.42%~1.0% 是发生该溶质富集现象的主要区域。通过上述研究可知,在使用废渣钢作为冶炼原料之后,高过热度浇铸情况下将不可避免地面临宏观偏析严重的情况。如果在尽可能地降低浇铸过热度之上,进一步地采用凝固末端压下工艺,且压下区间可以覆盖凝固终点前的溶质富集区( $f_s = 0.42 \sim 1.0$ ),则可

以更好地解决小方坯凝固末端的宏观偏析缺陷。

### 3 结论

1) 以 25MnSiV 钢连铸小方坯(断面尺寸为 160 mm × 220 mm)为例,由三维连铸全流程多相凝固模拟结果可知,当连铸小方坯凝固末端压下量为 0 mm 时,拉坯速度 1.10 m/min 条件下凝固终点位于距弯月面 23.5 m 处。

2) 浇铸过热度为 15 K 时,连铸小方坯中心区域的等轴晶宽度由 40 mm 增加到 46 mm,等轴晶区的

宽度增加 15%,连铸凝固末端铸坯心部碳偏析度从 1.23 降低到 1.16,偏析程度降低了 5.69%。有效细化铸坯凝固组织并提高心部等轴晶率,改善小方坯坯内部宏观偏析缺陷。因此,基于废渣钢冶炼的连铸小方坯生产过程中依然应该尽可能地采用低过热度浇铸工艺。

3) 如果在尽可能地降低浇铸过热度之上,进一步地采用凝固末端压下工艺,且压下区间可以覆盖凝固终点前的溶质富集区( $f_s = 0.42 \sim 1.0$ ),则可以更好地解决小方坯凝固末端的宏观偏析缺陷。

#### 参考文献

- [1] 中华人民共和国中央人民政府. 力争 2030 年前实现碳达峰, 2060 年前实现碳中和——打赢低碳转型硬仗[EB/OL]. (2021-04-02) [2021-04-02]. [http://www.gov.cn/xinwen/2021-04/02/content\\_5597403.htm](http://www.gov.cn/xinwen/2021-04/02/content_5597403.htm).
- [2] 我的钢铁. “双碳”背景下钢铁业降碳减排的五大路径[EB/OL]. (2022-05-10) [2022-05-10]. <https://tks.mysteel.com/22/0510/10/934952A1AA470E81.html>.
- [3] 王新东. 河钢新发展阶段技术升级的路径与措施[J]. 河北冶金, 2022(1): 1-7.
- [4] 赵翠丽, 郝中秋. “把放错地方的资源用对地方”——访中国资源综合利用协会首席专家、北京科技大学博士生导师倪文教授[J]. 中国新技术新产品, 2013(13): 40-47.
- [5] 王成杰. 浅论钢铁企业固废中钢渣和除尘灰的应用[C]. 第五届全国冶金固废回收及资源综合利用、节能减排高峰论坛文集. 2020: 132-137.
- [6] 柯行余, 高建荣, 曹方杰. 宝钢电炉短流程制造与绿色理念[J]. 上海钢研, 2006(2): 3-6.
- [7] Guan R, Ji C, Zhu M Y. Modeling the effect of combined electromagnetic stirring modes on macrosegregation in continuous casting blooms[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2020, 51(3): 1137-1153.
- [8] Guan R, Ji C, Wu C H, et al. Numerical modelling of fluid flow and macrosegregation in a continuous casting slab with asymmetrical bulging and mechanical reduction[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2019, 141: 503-516.
- [9] Wu M H, Ludwig A. A three-phase model for mixed columnar-equiaxed solidification [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(5): 1613-1631.
- [10] Wu M, Fjeld A, Ludwig A. Modelling mixed columnar-equiaxed solidification with melt convection and grain sedimentation - Part I: Model description [J]. Computational Materials Science, 2010, 50(1): 32-42.
- [11] Schneider M C, Beckermann C. Simulation of micro-/ macrosegregation during the solidification of a low-alloy steel[J]. ISIJ International, 1995, 35(6): 665-672.
- [12] Guan R, Ji C, Chen T C, et al. Formation mechanism of abnormal martensite in the welded joint of the bainitic rail[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2021, 52(5): 3220-3234.
- [13] Ludwig A, Wu M H. Modeling of globular equiaxed solidification with a two-phase approach[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(12): 3673-3683.
- [14] Jiang D, Zhu M. Solidification structure and macrosegregation of billet continuous casting process with dual electromagnetic stirrings in mold and final stage of solidification: A numerical study [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2016, 47(6): 3446-3458.
- [15] Liu Q, Wang S, Guan R, et al. Effect of mold design on microstructure and macrosegregation in a 5.5-ton steel ingot using a three-phase mixed columnar-equiaxed model [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2024, 55(6): 4607-4623.
- [16] Rodrigues C M G, Ludwig A, Wu M H, et al. Two-phase viscoplastic model for the simulation of twin roll casting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 286: 116814.