

喂钢带碳浓度对连铸大圆坯宏观偏析的影响

姚毓超, 刘中秋, 荣文杰, 李宝宽
(东北大学 冶金学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: 结晶器喂钢带工艺是提高大截面连铸坯中心质量的有效方法之一。本文发展了液相-柱状晶-等轴晶三相体积平均凝固模型, 探究了喂入钢带的碳浓度对连铸大圆坯凝固组织结构及宏观偏析分布的影响规律。结果表明: 喂入钢带的碳浓度会极大地影响等轴晶与柱状晶的生长, 碳浓度过低或过高均会降低喂钢带对等轴晶体积分数提高的效果。通过调控钢带溶质浓度可以直接影响铸坯内溶质浓度及分布, 喂入1.0倍钢液碳浓度($r_c=1.0$)的钢带对连铸坯宏观偏析的改善效果最佳, 其中铸坯径向碳极差和宏观偏析指数极值差分别为0.1657%和38.36%。

关键词: 连铸大圆坯; 喂钢带; 钢带碳浓度; 宏观偏析; 体积平均凝固模型

中图分类号: TF 777 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2024)04-0499-08

Effect of Feeding Steel Strip Carbon Content on Macrosegregation Distribution in Large Continuous Casting Round Bloom

YAO Yu-chao, LIU Zhong-qiu, RONG Wen-jie, LI Bao-kuan

(School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LIU Zhong-qiu, E-mail: liuzq@smm.neu.edu.cn)

Abstract: Feeding a cold steel strip into continuous casting (CC) mold is an effective method to improve the center quality of large round bloom. A liquid-columnar-equiaxed solidification three-phase volume averaged solidification model was developed to explore the effect of feeding strip carbon content on solidification structure and macrosegregation distribution of large CC round bloom in this paper. The results show that the carbon content of feeding steel strip has a significant effect on the growth of equiaxed crystals and columnar crystals. Under the condition of both low and high strip carbon contents, the effect of feeding steel strip on increasing equiaxed grain volume fraction will be reduced. The solute concentration and distribution in the casting bloom can be directly affected by regulating the solute concentration of steel strip. The steel strip with 1.0 times the carbon content of casting steel ($r_c=1.0$) has the best improvement effect on the large CC round bloom, with the radial extreme difference of carbon content and macrosegregation index of the bloom being 0.1657% and 38.36%, respectively.

Key words: large continuous casting round bloom; feeding steel strip; strip carbon content; macrosegregation; volume averaged solidification model

大圆坯是被广泛用于能源动力、石油化工、海洋工程、轨道交通、机械制造等行业的关键设备, 是一个国家制造业水平和综合实力的重要标志之一^[1]。然而铸坯经常出现中心偏析、中心疏

松、中心缩孔和中心裂纹等内部缺陷, 并且随着截面的扩大内部质量缺陷日益突出, 已成为连铸大圆坯质量进一步提高的主要瓶颈^[2]。

中心偏析是连铸坯内部一种较常见的宏观

收稿日期: 2023-03-13

基金项目: 辽宁省优秀青年基金资助项目(2023JH3/10200001); 辽宁省兴辽英才——青年拔尖人才项目(XLYC2203064)。

作者简介: 姚毓超(1998-), 男, 辽宁大连人, 东北大学博士研究生; 刘中秋(1986-), 男, 河北唐山人, 东北大学教授, 博士生导师; 李宝宽(1963-), 男, 辽宁辽阳人, 东北大学教授, 博士生导师。

偏析形式,主要表现为溶质元素在铸件中心区域的不均匀分布^[3-4].中心偏析会恶化铸坯力学性能、材料加工性能和抗腐蚀性能等,对铸件的使用寿命和工作效果产生较大影响.中心偏析的形成机理大致可分为三类:溶质析出与富集理论,凝固晶桥理论和芯部抽吸理论^[5-7].基于这些认识,有学者提出采用连铸结晶器喂钢带工艺改善中心偏析,并开展了大量的研究.Habu等^[8]首次进行了连铸结晶器喂钢带试验,发现该工艺可有效抑制C、S和P等元素在铸坯中心处的宏观偏析.Zhao等^[9-10]开展了喂钢带试验,以恒定速度向真空感应炉的坩埚内喂入钢带,发现喂入钢带后铸坯的等轴晶率和平均密度得到明显提升,并且铸坯中心位置元素的富集程度较低.牛冉^[11]研究了喂钢带对液相穴末端溶质浓度的影响,发现增材稀释钢带可以显著驱散液相穴末端溶质的富集.Wu等^[12-15]基于体积平均法的思想,利用欧拉方法建立了液相-柱状晶-等轴晶三相体积平均凝固模型,考虑了热浮升力、溶质浮升力、等轴晶粒形核、等轴晶沉降、溶质扩散控制的等轴晶和柱状晶生长以及相间的传递和相互作用,为连铸结晶器喂钢带工艺的理论研究提供了新思路.Liu等^[2]和Niu等^[16]利用NH₄Cl-70%H₂O溶液及三相体积平均凝固模型分别开展了喂钢带试验和模拟,发现该模型可以较好地模拟从完全液相到凝固(柱状晶及等轴晶相)的演变过程,并与试验结果的吻合度较高,验证了该模型的准确性.

冷钢带的初始碳浓度将直接影响铸坯内部的溶质分布,进而影响铸坯质量,但相关研究却鲜见报道.本文发展了基于体积平均法的液相-柱状晶-等轴晶三相体积平均凝固模型,探究钢带初始碳浓度对连铸大圆坯凝固组织生长及宏观偏析的影响,分析了温度场、流场、凝固组织(等轴晶和柱状晶)演化以及宏观偏析分布的变化规律,为连铸结晶器喂钢带工艺制度的制定奠定了理论基础.

1 模型及假设

1.1 数学模型的建立

本研究使用的液相-柱状晶-等轴晶三相体积平均凝固模型,包括质量、动量、能量及溶质守恒的宏观模型和连续形核、等轴晶及柱状晶生长的微观模型.

质量守恒方程:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\varphi_p \rho_p) + \nabla \cdot (\varphi_p \rho_p \mathbf{u}_p) = -M_{pq}; \quad (1)$$

动量守恒方程:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\varphi_p \rho_p \mathbf{u}_p) + \nabla \cdot (\varphi_p \rho_p \mathbf{u}_p \mathbf{u}_p) = -\varphi_p \nabla p + \nabla \cdot \left[\mu_p \varphi_p \left((\nabla \mathbf{u}_p) + (\nabla \mathbf{u}_p)^T \right) \right] - \mathbf{U}_{pq} + S_g; \quad (2)$$

能量守恒方程:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\varphi_p \rho_p h_p) + \nabla \cdot (\varphi_p \rho_p \mathbf{u}_p h_p) = \nabla \cdot (\varphi_p \lambda_p \nabla T_p) - Q_{pq}; \quad (3)$$

溶质守恒方程:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\varphi_p \rho_p c_p) + \nabla \cdot (\varphi_p \rho_p \mathbf{u}_p c_p) = \nabla \cdot (\varphi_p \rho_p D_p \nabla c_p) - C_{pq}; \quad (4)$$

晶粒传输方程:

$$\frac{\partial}{\partial t} n + \nabla \cdot (\mathbf{u}_c n) = N. \quad (5)$$

式中: $\varphi_p, \rho_p, \mathbf{u}_p, h_p, \lambda_p, T_p, c_p$ 和 D_p 分别为各相的体积分数、密度、速度、焓、动力黏度、温度、平均溶质浓度和溶质扩散系数(p 和 q 代表液相 l 、等轴晶相 e 或柱状晶相 c); $M_{pq}, \mathbf{U}_{pq}, Q_{pq}$ 和 C_{pq} 分别为相间的质量、动量、能量和溶质传递速率; n 为等轴晶晶粒数量; N 为等轴晶的形核速率;在液相和等轴晶相动量方程中, S_g 代表热-溶质浮升力与固液密度差引起的晶粒沉降动力之和,其表达式为

$$S_g = \varphi_l \cdot \rho_l \cdot [\beta_T \cdot (T_{ref} - T_l) + \beta_c \cdot (c_{ref} - c_l)] \cdot \mathbf{g} + \varphi_c \cdot (\rho_c - \rho_l) \cdot \mathbf{g}. \quad (6)$$

式中: T_{ref} 和 c_{ref} 分别为参考温度和参考溶质浓度; \mathbf{g} 为重力加速度; β_T 和 β_c 分别为液相的热膨胀系数和溶质膨胀系数.

等轴晶的形核密度符合高斯分布的非均质形核定律:

$$\frac{dn}{d(\Delta T)} = \frac{n_{max}}{\sqrt{2\pi} \cdot \Delta T_\sigma} \cdot e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{\Delta T - \Delta T_N}{\Delta T_\sigma} \right)^2}. \quad (7)$$

式中:过冷度 $\Delta T = T_f + mc_1 - T$,其中 T_f 和 m 分别为纯铁的熔点和相图液相线斜率; n_{max} 为最大形核密度; ΔT_N 为等轴晶平均形核过冷度的临界值; ΔT_σ 为等轴晶形核率分布的标准差.

液相与球状等轴晶的体积平均传递速率 V_{le} 及径向生长速率 v_{R_e} 分别为

$$V_{le} = v_{R_e} \cdot (n \cdot \pi d_e^2) \cdot \rho_c \cdot \varphi_l, \quad (8)$$

$$v_{R_e} = \frac{dR_e}{dt} = \frac{D_l}{R_e} \cdot \frac{c_1^* - c_1}{c_1^* - c_s^*} = \frac{D_l}{R_e(1-k)} \cdot \left(1 - \frac{c_1}{c_1^*} \right). \quad (9)$$

式中: c_1^* 和 c_s^* 分别为液相及固相界面处的平衡溶质浓度; R_e 为等轴晶半径; k 为溶质平衡分配系

数; D_l 为溶质在液相中的扩散率.

液相与柱状晶的体积平均传递速率 V_{lc} 及径向生长速度 v_{R_c} 分别为

$$V_{lc} = v_{R_c} \cdot n_c \cdot (\pi d_c \cdot l) \cdot \rho_l \cdot \varphi_1 + v_{ip} \cdot n_c \cdot (\pi R_{ip}^2) \cdot \rho_l \cdot \varphi_1, \quad (10)$$

$$v_{R_c} = \frac{dR_c}{dt} = \frac{D_l}{R_c} \cdot \frac{c_1^* - c_1}{c_1^* - c_s^*} \ln^{-1} \left(\frac{\lambda_1}{2d_c} \right). \quad (11)$$

式中: n_c, l, R_c 和 d_c 分别为圆柱形树枝干的数量、长度、平均半径和直径; λ_1 为一次枝晶间距; v_{ip} 为枝晶尖端生长速度, 根据 LGK 模型计算获得^[17].

为定量研究溶质元素在连铸大圆坯中的分布情况, 提出了混合溶质浓度 c_{mix} 和宏观偏析指数 Γ 计算公式, 分别为

$$c_{mix} = \frac{c_1 \cdot \rho_1 \cdot \varphi_1 + c_c \cdot \rho_c \cdot \varphi_c + c_s \cdot \rho_s \cdot \varphi_s}{\rho_1 \cdot \varphi_1 + \rho_c \cdot \varphi_c + \rho_s \cdot \varphi_s}, \quad (12)$$

$$\Gamma = 100 \times \frac{c_{mix} - c_0}{c_0}. \quad (13)$$

式中, c_0 为浇注钢液的碳浓度.

1.2 物理模型及热物理性质参数

本文的研究对象是立式大圆坯连铸机, 主要包括 6 个冷却区域: 结晶器段、淋水冷却 I 段、淋水冷却 II 段、水雾冷却段、保温段和辐射冷却段. 相应的冷却区分别被定义为 Mold 区、 Z_1 区、 Z_2 区、 Z_3 区、 Z_4 区和 Z_5 区. 根据现场操作条件, Z_3 区域中采用慢速冷却技术, 用于延长液芯长度, 增加补缩时间, 均匀铸坯内部应力分布, 减少中心缺陷. 使用冷钢棒作为冷源喂入连铸结晶器中, 忽略电磁搅拌和水口的影响, 并利用二维动网格模拟大圆坯

的拉坯过程. 采用的物理模型及边界条件如图 1 所示^[18]. 采用的热物理性质参数及过程参数见表 1.

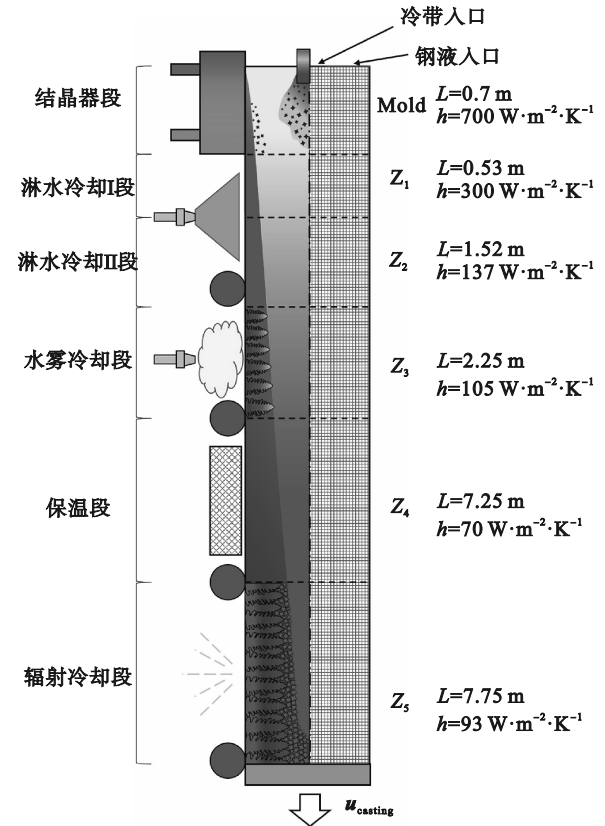


图 1 连铸大圆坯物理模型及边界条件 (修改自文献[18])

Fig. 1 Physical model and boundary conditions of large continuous casting round bloom (modified based on ref. [18])

表 1 连铸大圆坯材料的热物理性质参数及过程参数

Table 1 Thermophysical properties and process parameters of large continuous casting round bloom

| 参数 | 数值 | 参数 | 数值 |
|---|------------------------|--|-----------------------|
| 纯铁熔点/K | 1 805. 15 | 液相黏度/($\text{kg} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$) | $4. 2 \times 10^{-3}$ |
| 比热容/($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) | 500 | 一次枝晶间距/m | 5×10^{-4} |
| 热导率/($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) | 34 | 最大形核密度/ m^{-3} | 5×10^8 |
| 凝固潜热/($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$) | 271 000 | 液相扩散系数/($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) | 2×10^{-8} |
| 热膨胀系数/ K^{-1} | $1. 07 \times 10^{-4}$ | 固相扩散系数/($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) | 1×10^{-9} |
| 溶质膨胀系数/ $\%^{-1}$ | $1. 46 \times 10^{-2}$ | 浇注温度/K | 1 795 |
| 钢液碳浓度/ $\%$ | 0. 432 | 拉速/($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$) | $3. 3 \times 10^{-3}$ |
| 密度/($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$) | 6 990 | 大圆坯直径/m | 0. 70 |
| 固液相密度差/($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$) | 150 | 喂入钢棒直径/m | 0. 10 |
| 液相线斜率/($\text{K} \cdot \%^{-1}$) | -80. 45 | 钢棒温度/K | 500 |
| 溶质平衡分配系数 | 0. 36 | | |

1.3 模型假设

连铸过程中大圆坯内存在多种复杂的物理化学变化, 为简化计算, 作出如下假设^[12-15, 19]:

1) 等轴晶相在达到沉积阈值 ($\varphi_c=0.637$) 前

被视为移动相, 柱状晶相被视为均匀分布且固定在连铸坯上, 其移动速度与铸造速度相同, 即

$$u_c = u_{\text{casting}}$$

2) 假设等轴晶和柱状晶为理想形貌, 等轴晶

和柱状晶分别假设为球形和圆柱形.

3) 假设各点处三相间不存在温差,且溶质平衡分配系数和液相线斜率维持定值.

4) 对流方法采用 Boussinesq 近似,凝固前后钢液密度不变,即 $\rho_l = \rho_c = \rho_s$.

5) 等轴晶晶粒密度由形核定律得出,忽略了铸坯凝固时缩孔的产生.

1.4 模型验证

铸坯的边界条件影响着凝固组织生长及溶质的传输过程,对连铸坯的质量有着决定性的影响.为了尽可能节省计算资源,并减少网格尺寸对模拟结果准确性的影响,分别设置了 $10\text{ mm} \times 5\text{ mm}$, $20\text{ mm} \times 10\text{ mm}$, $35\text{ mm} \times 25\text{ mm}$ 共 3 组网格^[18].本文采用的 $20\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 网格模拟的连铸大圆坯表面温度与工业数据吻合较好,且计算资源消耗较少,验证了模型的准确性,如图 2 所示.

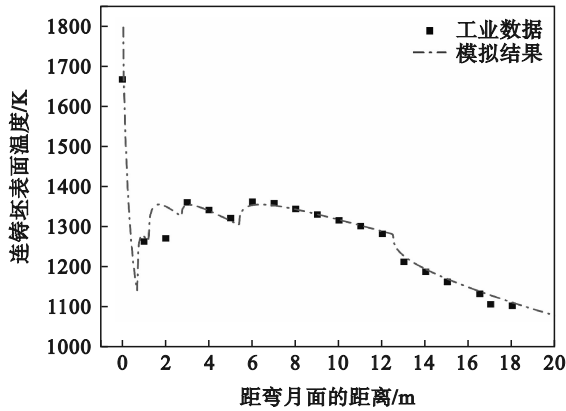


图 2 铸坯表面温度的工业数据和模拟结果
Fig. 2 Industrial data and simulation results of bloom surface temperature

2 结果与讨论

2.1 流场及温度场

选取浇注钢液的碳浓度作为基准碳浓度,分别选取不喂带和喂入 0.5, 1.0 和 1.5 倍钢液碳浓度 ($r_c=0.5, 1.0$ 和 1.5) 的冷钢带 4 种工况,用于研究冷钢带碳浓度对连铸大圆坯流场、温度、相分布及偏析行为的影响规律.不喂带及喂入不同初始碳浓度钢带的流场对比,如图 3 所示.

图 3a 为不喂带时液芯内部的流线图.由于铸坯上半部冷却强度较高,钢液在热浮升力和柱状晶尖端等轴晶形核沉降作用的驱动下沿柱状晶尖端向下流动,随后在中心位置产生向上回流.在铸坯中下部呈现相似趋势,但流动速度相对较缓慢.因此,液芯内流场整体呈现双逆时针流动.图 3b~3d 为喂入不同初始碳浓度钢带时的流场.

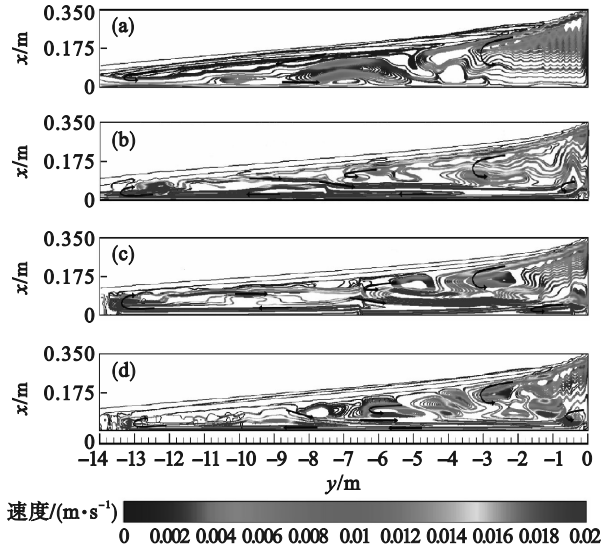


图 3 流线分布及液相体积分数的等值线 ($\varphi_l=0.1, 0.5$ 和 0.9)
Fig. 3 Stream line distribution overlapped with isolines of liquid fraction ($\varphi_l=0.1, 0.5$ and 0.9)
(a)—不喂带; (b)— $r_c=0.5$; (c)— $r_c=1.0$; (d)— $r_c=1.5$.

铸坯上半部柱状晶尖端附近的流体运动与不喂带的工况相似,但喂入钢带后连铸坯中心位置的钢液在热浮升力和等轴晶对液相曳力的驱动下,形成沿重力方向流动的流股.该流股在液芯下半部高速流动,冲击糊状区后被迫沿柱状晶前沿向上流动.此外,由于模型中钢带喂入速度低于拉速,在喂钢带位置的下方会形成一个回流区.

不喂带及喂入不同初始碳浓度钢带的连铸大圆坯温度场如图 4 所示.与不喂带相比,喂入钢

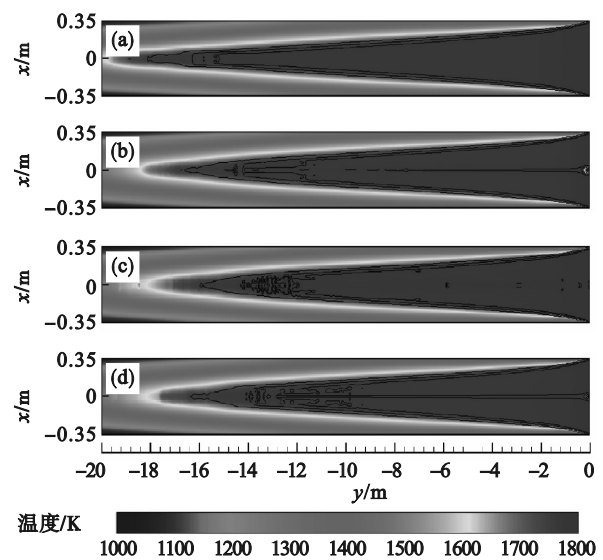


图 4 温度分布图及液相体积分数的等值线 ($\varphi_l=0.1, 0.5$ 和 0.9)
Fig. 4 Temperature distribution overlapped with isolines of liquid fraction ($\varphi_l=0.1, 0.5$ and 0.9)
(a)—不喂带; (b)— $r_c=0.5$; (c)— $r_c=1.0$; (d)— $r_c=1.5$.

带后连铸大圆坯高温区的长度明显缩短,但钢带初始碳浓度的变化对钢带吸热量影响不大,因此喂入钢带的初始碳浓度对铸坯温度场的影响不显著.

2.2 凝固组织分布

喂带后铸坯内部凝固组织的分布规律相似,因此选取 $r_c=1.0$ 工况下相分布图作为典型结果进行分析,如图5所示.钢液注入结晶器后,部分钢液随即接触结晶器铜模,形成了以柱状晶为主要凝固组织的坯壳,并不断向铸坯中心生长,同时由于坯壳的凝固前沿也存在着一定的过冷度,因此部分等轴晶粒在该处形核生长.冷钢带喂入结晶器后即升温熔化,吸收了大量热量,促进了铸坯中心位置大量等轴晶的形核与生长,形成了由等轴晶组成的“结晶雨”.初生的等轴晶粒在重力的作用下逐渐向下沉降,部分等轴晶粒在沉降过程中被柱状晶捕获,但绝大部分的等轴晶粒则沉积在液芯底部,占据铸坯中心位置.在沉积和流场的共同作用下,在糊状区的部分液相被连续的等轴晶相“包裹”,形成小液相穴.随着等轴晶粒的沉积和生长,等轴晶相体积分数不断增加,其黏度增大,直至达到沉积阈值,黏度无限大,转变为固相.随着凝固的进行,凝固前沿的温度梯度降低,柱状晶与等轴晶的生长速度均放缓,直至完全凝固达到动态稳定状态,等轴晶相和柱状晶相体积分数相对稳定近乎不变.

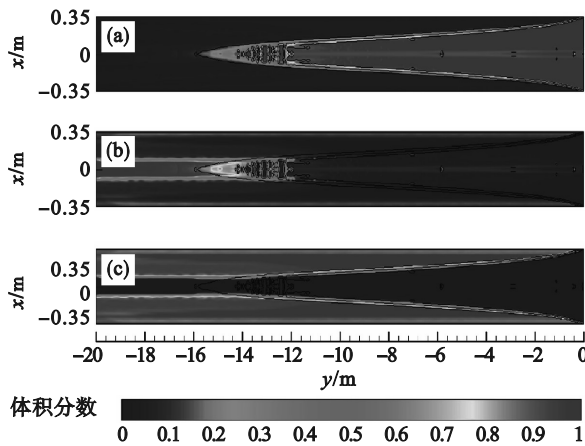


图5 $r_c=1.0$ 工况下相分布图及液相体积分数的等值线 ($\varphi_l=0.1, 0.5$ 和 0.9)

Fig. 5 Phases distribution overlapped with isolines of liquid fraction at $r_c=1.0$ ($\varphi_l=0.1, 0.5$ and 0.9)

(a)—液相; (b)—等轴晶相; (c)—柱状晶相.

图6为沿中心线的等轴晶相分布.由于冷钢带喂入结晶器后不会瞬间熔化消失,因此喂入钢带后在弯月面下方仍会残留未熔化的钢带,形成

了一个等轴晶相体积分数较高的区域.喂入的钢带促进了等轴晶的形核和生长,由于等轴晶相体积占比越高黏度越大,在非稳态液相流场和等轴晶运动的双重作用下,6 m和8 m处出现了等轴晶聚集的现象,引起了等轴晶相体积分数的波动.当距弯月面达到12 m之后,由于液芯末端糊状区内“包裹”了一些小液相穴,中心等轴晶相的体积分数曲线呈现剧烈的波动;当距弯月面15 m之后,等轴晶相体积分数呈现先快速上升后趋于稳定的趋势.

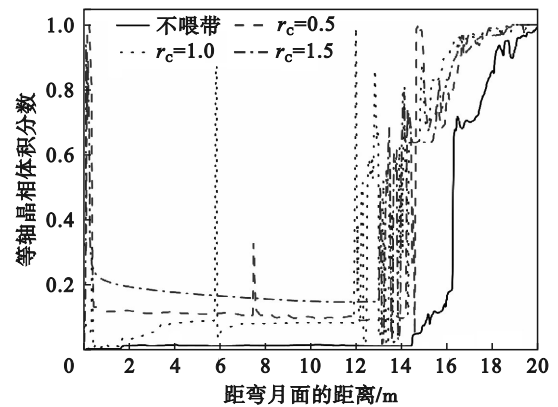


图6 沿中心线的等轴晶相分布

Fig. 6 Equiaxed phase distribution along the centerline

图7为弯月面下20 m处的等轴晶相分布.随着喂入钢带初始碳浓度的降低,液芯内的碳浓度也随之降低.相较于其他工况,在 $r_c=0.5$ 条件下柱状晶尖端更多地处于平均碳浓度较低的氛围中,又因为柱状晶相固定于连铸坯表面,有利于热量的散失,柱状晶相内温度梯度大于其尖端等轴晶形核位置的温度梯度,柱状晶的生长处于优势地位,此时柱状晶向等轴晶转变(columnar to equiaxed transition, CET)点($\varphi_c=0.49$)距中心的距离仅为半径长度的19.19%,甚至低于不喂带时23.23%的占比.同时,由图7还可知,当 $r_c=1.0$ 和1.5时,CET点距中心的距离与半径的比值较为接近,分别为27.27%和25.25%.由于沉降过程中“结晶雨”内碳浓度较高,同时液芯末端的等轴晶沉积区内碳浓度也较高,两者共同抑制等轴晶生长,使得等轴晶相的体积分数难以达到其“固化”条件($\varphi_c=0.637$)和“硬阻塞”条件($\varphi_c=0.49$),因此 $r_c=1.5$ 时等轴晶相体积占比略低.

2.3 宏观偏析分布

凝固过程中溶质组分在铸坯中的不均匀输运是造成宏观偏析的主要原因.图8为不喂带及喂入不同初始碳浓度钢带的宏观偏析指数的分

布云图及液相率等值线.由图可知,等轴晶相主要呈现负偏析,柱状晶相主要呈现正偏析.随着喂入钢带初始碳浓度的降低,以柱状晶为主要组织的凝固坯壳中宏观正偏析指数明显降低.

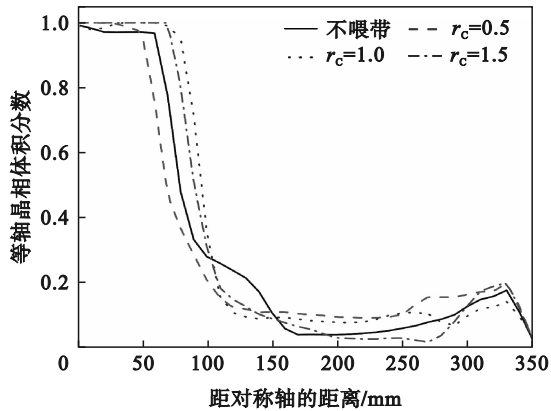


图7 弯月面下20 m处的等轴晶相分布

Fig. 7 Equiaxed phase distribution at 20 m under the meniscus

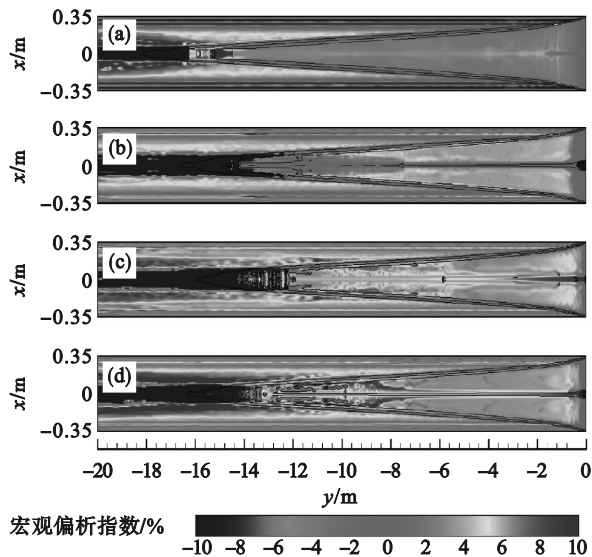


图8 宏观偏析指数分布图及液相体积分数的等值线 ($\varphi_l=0.1, 0.5$ 和 0.9)

Fig. 8 Macro-segregation index distribution overlapped with isolines of liquid fraction ($\varphi_l=0.1, 0.5$ and 0.9)

(a)—不喂带; (b)— $r_c=0.5$; (c)— $r_c=1.0$; (d)— $r_c=1.5$.

结合图3和图8,发现铸坯液芯内溶质的不均匀分布与流线的分布存在高度一致性,即随着喂入冷钢带的初始碳浓度的提高或降低,液芯内部的溶质不均匀分布区(对应喂带后产生向下的高速流股及折返流区域)内溶质的浓度也相应提高或降低,说明钢液流动对溶质的输运作用极大地影响了溶质在液芯内部的分布;而喂入钢带会快速熔化并将溶质释放至液芯内部,因此改变喂入钢带的溶质浓度可以直接影响铸坯液芯内溶

质浓度及分布,进而调控铸坯质量.

图9为不同工况下连铸大圆坯中心的溶质偏析指数分布曲线.液芯中心溶质分布高低与喂入钢带的初始碳浓度呈正相关,即随着喂入钢带初始碳浓度的增高,液芯中心碳浓度逐渐增高.然而,由钢带喂入引起的、向下的高速流会卷吸大量浇注钢液沿铸坯中心向下流动,并与钢带熔化产生的钢液混合,因此液芯中心宏观偏析指数与零偏析基准线的偏离值远低于钢带初始宏观偏析指数与零偏析基准线的偏离值.此外,由于固相凝固时会析出溶质,因此即使不喂带或喂入 $r_c=1.0$ 的钢带,液芯中心也会呈现轻微的正偏析.

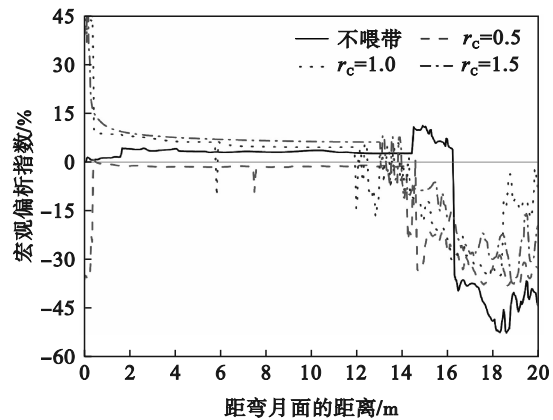


图9 沿中心线的宏观偏析指数分布

Fig. 9 Macro-segregation index distribution along the centerline

图10为弯月面下20 m处的径向宏观偏析指数分布.在铸坯皮下,4种工况均出现了轻微负偏析,这是由于该处的凝固坯壳较薄、温度梯度较大,导致固相生长迅速,但同时也因为坯壳较薄,其对高浓度溶质的截留能力较弱,析出的溶质随液相流动,造成该位置出现轻微负偏析.

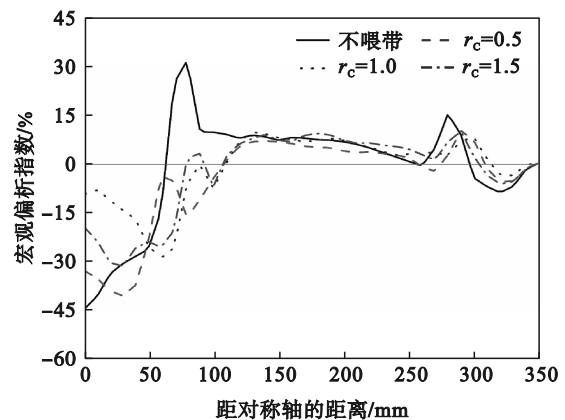


图10 弯月面下20 m处的宏观偏析指数分布

Fig. 10 Macro-segregation index distribution at 20 m from the meniscus

由于凝固过程中溶质的析出,溶质不断在坯壳(柱状晶)的凝固前沿富集并向中心方向扩散,因此在柱状晶组成的坯壳区域中,从连铸坯表面至中心的碳浓度总体呈现逐渐升高的趋势.不喂带时,铸坯中心呈现强烈的负偏析,随着检测点远离中心,偏析指数逐渐增大,在CET位置附近达到正偏析的峰值.这是由于沉积的等轴晶在凝固时析出了大量的溶质,同时溶质也在坯壳的凝固前沿富集,而喂带前糊状区内流速较慢,钢液难以进入其中带走溶质,使得大量溶质在等轴晶和柱状晶的交界(即CET)位置聚集,导致凝固后该位置附近正偏析严重.喂带后,向下的高速流股冲击糊状区,削弱了铸坯中心位置的负偏析;

同时,沿柱状晶尖端的折返流还会携带走坯壳凝固前沿附近的高浓度溶质,削弱CET位置附近的正偏析.因此对比4种工况,喂带后在液芯中下部产生的高速流使得溶质在铸坯径向的分布更加均匀,铸坯的宏观偏析得到显著改善.

不喂带及不同喂带溶质浓度下径向碳浓度及碳极差如表2所示.不喂带与喂入 $r_c=0.5, 1.0$ 和 1.5 钢带4种工况相比,截面最大和最小宏观偏析指数的极值差分别为76.02%,50.69%,38.36%和41.32%(由式(12),(13)计算得到),对应的碳极差分别为0.3284%,0.2190%,0.1657%和0.1785%,因此当 $r_c=1.0$ 时碳极差较小,对碳分布均匀程度的改善效果较好.

表2 不同喂带条件下对应连铸大圆坯碳浓度及碳极差

Table 2 Carbon concentration and maximum carbon difference of large CC round bloom under different feeding steel strip conditions

| 参数 | 数值 | | | |
|---------|--------|-----------|-----------|-----------|
| 喂带条件 | 不喂带 | $r_c=0.5$ | $r_c=1.0$ | $r_c=1.5$ |
| 最大碳浓度/% | 0.5387 | 0.4766 | 0.4746 | 0.4754 |
| 最小碳浓度/% | 0.2103 | 0.2576 | 0.3089 | 0.2969 |
| 碳极差/% | 0.3284 | 0.2190 | 0.1657 | 0.1785 |

3 结 论

1) 本文再现了连铸结晶器内冷钢带激发形核及“结晶雨”现象.发现等轴晶相分布区域主要呈现负偏析,柱状晶相分布区域主要呈现正偏析.

2) 喂入钢带初始碳浓度对凝固组织影响显著.初始碳浓度较低时($r_c < 1$),柱状晶相在竞争生长中处于优势地位,等轴晶相的体积分数减少;初始碳浓度较高时($r_c > 1$),糊状区和“结晶雨”中等轴晶的生长被抑制,降低了喂钢带对等轴晶相体积分数提高的效果.当 $r_c=1.0$ 时等轴晶相体积分数最高,为半径长度的27.27%.

3) 通过改变喂入钢带的溶质浓度可以直接影响铸坯内溶质浓度及分布,进而调控铸坯质量.此外,喂钢带强化了结晶器内的流动,使得溶质在铸坯内的分布更加均匀,改善了铸坯径向的宏观偏析分布. $r_c=1.0$ 时碳分布均匀程度最好,径向最大和最小宏观偏析指数的极差为38.36%,对应的碳极差为0.1657%.

参考文献:

- [1] 刘中秋,李宝宽,肖丽俊,等.连铸结晶器内高温熔体多相流模型化研究进展[J].金属学报,2022,58(10):1236-1252. (Liu Zhong-qiu, Li Bao-kuan, Xiao Li-jun, et al. Modeling progress of high-temperature melt multiphase flow in continuous casting mold[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 58(10): 1236-1252.)
- [2] Liu Z Q, Niu R, Wu Y D, et al. Physical and numerical simulation of mixed columnar - equiaxed solidification during cold strip feeding in continuous casting [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2021, 173: 121237.
- [3] 王卓,李宝宽,刘中秋,等.垂直连铸凝固过程的数值模拟研究[J].东北大学学报(自然科学版),2020,41(9):1257-1261. (Wang Zhuo, Li Bao-kuan, Liu Zhong-qiu, et al. Numerical simulation of solidification process during vertical continuous casting [J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2020, 41(9): 1257-1261.)
- [4] Yao Y C, Liu M, Liu Z Q, et al. Review on effect of applied internal cooling source and vibration on metal solidification process [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2023, 30(6): 1059-1072.
- [5] Flemings M C. Our understanding of macrosegregation: past and present [J]. *ISIJ International*, 2000, 40(9): 833-841.
- [6] Lesoult G. Macrosegregation in steel strands and ingots: characterisation, formation and consequences [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 413/414: 19-29.
- [7] Suzuki M, Kimura K, Kawami A, et al. Improvement in center segregation of high carbon steel continuous casting blooms [J]. *Revue De Métallurgie*, 1992, 89(1): 83-92.
- [8] Habu Y, Itoyama S, Emi T, et al. Improving cast structure and centerline segregation of continuously cast slabs by adding steel strip into mold [J]. *Tetsu-to-Hagane*, 1981, 67(9): 1498-1507.
- [9] Zhao S, Zhang L. Effect of steel strip-feeding process on solidification structure [J]. *Advanced Materials Research*, 2014, 941/942/943/944: 1744-1747.
- [10] Zhao S, Wei D L, Xu J H, et al. Influence of steel strip-feeding process on density and segregation of casting ingot [J]. *Materials Science Forum*, 2016, 872: 45-49.
- [11] 牛冉.连铸喂钢带工艺相变体系热质传递研究[D].沈阳:东北大学,2020. (Niu Ran. Heat and solute transport in phase change system

