

垂直连铸凝固过程的数值模拟研究

王 卓, 李宝宽, 刘中秋, 牛 冉

(东北大学 冶金学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 采用基于 Eulerian - Eulerian 方法和合金凝固理论的液相 - 柱状晶 - 等轴晶三相凝固模型, 对立式连铸工艺中结晶器内的凝固过程进行了研究. 对比焓 - 多孔介质凝固模型, 除热溶质浮升力导致的熔体流动, 该三相凝固模型还考虑了柱状晶组织的生长、等轴晶组织的形成和演变以及游离等轴晶粒的沉浮, 揭示了等轴晶沉降漂移作用对宏观溶质传输及凝固组织分布的影响. 模拟结果显示铸坯中心处由等轴晶粒沉积形成的富等轴晶区存在溶质负偏析, 紧邻该负偏析区域存在带状偏析区域. 随着钢液过热度增加, 等轴晶分布减少, 中心处宏观偏析加重.

关 键 词: 连铸; 宏观偏析; 晶粒沉降; 柱状晶; 凝固组织

中图分类号: TF 777

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2020)09-1257-05

Numerical Simulation of Solidification Process During Vertical Continuous Casting

WANG Zhuo, LI Bao-kuan, LIU Zhong-qiu, NIU Ran

(School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LI Bao-kuan, E-mail: libk@smm.neu.edu.cn)

Abstract: Solidification process in a vertical continuous casting was numerically simulated using a three-phase (mixed liquid-columnar-equiaxed grain) solidification model based on Eulerian-Eulerian approach and metal/alloy solidification theory. Comparing with the single-phase solidification model, more detailed phenomenons in addition to the thermo-solute natural convection are predicted, such as the evolutions of columnar and equiaxed grains, floatation/sedimentation of equiaxed grains can be predicted, which greatly affects the macroscopic solute transport and development of as-cast structure. The simulation results show that negative segregation occurs in the center of the billet, which filled with deposited equiaxed grains and next to this center, a ribbon segregation regions are observed. With the increasing superheat of molten steel, the region of equiaxed grain decreases and the macrosegregation at the center increases.

Key words: continuous casting; macrosegregation; grain sedimentation; columnar grain; solidification structure

与弧形连铸机相比,立式连铸机消除了弯曲力和绞直力,产品质地均匀结构对称.其垂直对称的熔池形状有利于夹杂物上浮和钢液的补缩,在质量要求极高的钢种生产中具备明显的优势^[1].然而在实际生产过程中仍存在诸多缺陷,严重影响钢材质量.如在直径或厚度超过 200 mm 的大尺寸坯连铸生产中普遍存在中心偏析、中心裂纹和等轴晶率低等内部缺陷^[2].合金凝固过程中伴

随着溶质再分配行为,溶质通过固液相界面向液相富集,富溶质熔体在热 - 溶质浮升力的驱动下流动,引起熔池内溶质的宏观传输.由于连铸大尺寸坯拉速较慢,凝固时间长,在铸锭凝固中心由于冷却速率下降,溶质的宏观传输加重,即表现为铸锭的中心偏析.中心偏析会破坏产品的力学性能和抗腐蚀性^[3].随着凝固进行到后期,较发达的柱状晶相互搭接,容易在内部形成封闭的小熔池,

限制了熔体的流动,在凝固收缩的作用下形成细小的孔洞,造成中心疏松^[4]. 由于上述两种缺陷均发生于凝固后期,因此往往相伴发生. 对于连铸工艺的实验研究,受限于复杂的连铸设备和高昂的成本,往往难以大规模开展,并且高温熔池内的现象难以测量和观察,因此有必要针对此过程开展数值模拟研究.

对于连铸凝固过程的研究,前人已经进行了大量工作. Jiang 等^[5]研究了厚板坯连铸过程,认为熔池内钢液对流和坯壳热收缩是形成宏观偏析的主要原因. Sun 等^[6]采用焓-多孔介质模型研究了连铸大方坯凝固过程中热-溶质浮力和电磁搅拌作用对液相流动和溶质偏析的影响,指出凝固后期非冻结区域造成了钢坯内孔隙的形成. Choudhary 等^[7]对高碳钢钢坯的宏观结构和偏析特征进行了采样研究,结果表明较高的钢液过热度会促进柱状晶发展,造成更严重的气孔和中心偏析. Fang 等^[8]采用 CA-FE 法对连铸坯的凝固组织进行了模拟研究,指出中心等轴晶率随过热度的减小而增大,随铸速的降低而减小.

由于焓-多孔介质法和 CA-FE 法均未考虑游离等轴晶粒的流动,而在立式连铸过程中存在显著的等轴晶游离现象,为了更好地预测铸锭的凝固组织和宏观偏析,本文在前人基础上使用基于 Eulerian-Eulerian 方法的液相-柱状晶-等轴晶三相凝固模型^[9],对方坯垂直连铸过程进行研究,预测了柱状晶组织的生长及游离等轴晶的传输现象,并分析了上述过程对铸坯内部偏析特征及凝固组织分布的影响.

1 物理模型及假设

图 1 为垂直连铸结晶器及数学模型示意图,钢液通过浸入式水口注入水冷铜制结晶器内,凝

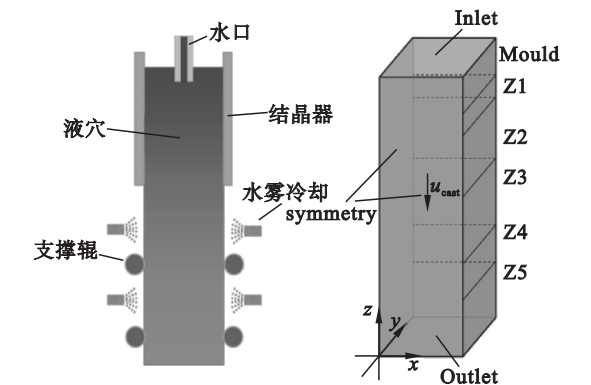


图 1 垂直连铸结晶器及数学模型
Fig. 1 Vertical continuous casting mould for molten steel and its numerical model

固形成坯壳后由结晶器内连续拉出,并经喷淋水雾、空气冷却等过程直至铸芯完全凝固.

由于方形铸坯的对称性,为降低计算成本,本文将截面边长 170 mm 方坯的四分之一作为计算区域. 忽略水口的影响,将上述过程简化为三维区域内钢液的凝固过程,冷却边界按结晶器 (Mould) 及二冷区 (Z1 至 Z5) 划分. 钢液热物性参数及边界条件如表 1 及表 2 所示.

表 1 钢的热物性参数 ^[10]	
Table 1 Thermo-physical properties used for the simulation (w(C)=0.45%)	
物性参数	数值
密度 $\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	6 990
比热容 $c_p/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	800
导热系数 $\lambda/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	50
液相动力黏度 $\mu/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{s}^{-1})$	4.2×10^{-3}
液相溶质扩散系数 $D_l/(\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1})$	2×10^{-8}
固相溶质扩散系数 $D_s/(\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1})$	1×10^{-9}
相变潜热 $L/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1})$	2.71×10^5
热膨胀系数 $\beta_T/(\text{K}^{-1})$	1.07×10^{-4}
液相线斜率 m/K	-8 045
平衡分配系数 k	0.36
溶质膨胀系数 β_c	1.416
柱状晶一次枝晶间距 $\lambda_1/\mu\text{m}$	500

表 2 对流边界条件及过程参数		
Table 2	Convection boundary condition and process parameters for simulation	
Mould	长度 d_0/m	0.8
	对流换热系数 $h_0/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	2 400
Z1	长度 d_1/m	0.304
	对流换热系数 $h_1/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	2 219
Z2	长度 d_2/m	2.45
	对流换热系数 $h_2/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	2 323
Z3	长度 d_3/m	2.401
	对流换热系数 $h_3/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	1 636
Z4	长度 d_4/m	1.502
	对流换热系数 $h_4/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	1 303
Z5	长度 d_5/m	2.543
	对流换热系数 $h_5/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	800
拉坯速度, $u_{\text{cast}}/(\text{m}\cdot\text{min}^{-1})$		1.65

本文使用了包含液相、等轴晶固相及柱状晶固相的三相凝固模型,考虑了凝固过程中熔体对流、等轴晶粒形成和漂移及柱状晶生长的作用.

为简化计算,做出如下假设:1) 忽略水口的影响,流动状态为不可压缩层流,且入口处速度径向分量为零;2) 忽略凝固收缩现象的影响,浮力项采

用 Boussinesq 近似;3) 液相等轴晶相为流动相,柱状晶相随铸坯拉速运动;4) 等轴晶相形态近似为球状,柱状晶形态近似为圆柱,糊状区阻力系数由 Kozeny – Carman 及 Blake – Kozeny 模型^[11] 计算;5) 忽略冷壁处等轴晶向柱状晶转变过程,认为柱状晶从壁面处开始生长,并忽略柱状晶破碎现象。

2 数值模拟方法

宏观传输方程包括质量、动量、能量及溶质守恒方程,微观模型包括连续形核模型、柱状晶和等轴晶的生长模型。通过在宏观传输方程中添加源项将晶体生长过程与宏观传输过程进行耦合,宏观传输方程如下。

质量守恒方程:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\varphi_q \rho) + \nabla \cdot (\varphi_q \rho \mathbf{u}_q) = M_{pq}; \tag{1}$$

动量守恒方程:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(\varphi_q \rho \mathbf{u}_q) + \nabla \cdot (\varphi_q \rho \mathbf{u}_q \otimes \mathbf{u}_q) = \\ - \varphi_q \nabla p + \nabla \cdot [\varphi_q \mu_q (\nabla \mathbf{u}_q + (\nabla \mathbf{u}_q)^T)] + U_{pq} + \mathbf{S}_g; \end{aligned} \tag{2}$$

能量守恒方程:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(\varphi_q \rho h_q) + \nabla \cdot (\varphi_q \rho \mathbf{u}_q h_q) = \nabla \cdot (\varphi_q k_q \nabla T_q) + \\ Q_{pq} + L; \end{aligned} \tag{3}$$

溶质守恒方程:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(\varphi_q \rho c_q) + \nabla \cdot (\varphi_q \rho \mathbf{u}_q c_q) = \\ \nabla \cdot (\varphi_q \rho D_q \nabla c_q) + C_{pq}; \end{aligned} \tag{4}$$

晶粒传输方程:

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

在液相动量方程中 \mathbf{S}_g 表示由于溶质再分配作用和温度变化而产生的热 – 溶质浮升力,其表达式如下:

$$\mathbf{S}_g = \varphi_l \rho_l (\beta_T (T^{\text{ref}} - T_l) + \beta_C (c^{\text{ref}} - c_l)) \cdot \mathbf{g}.$$

在等轴晶相动量方程中 \mathbf{S}_g 表示由于固液相密度差产生的晶粒沉降动力:

$$\mathbf{S}_g = \varphi_s \Delta \rho \cdot \mathbf{g}.$$

式中: φ_q 为各相体积分数 (p 和 q 表示液相 1、等轴晶相 e 和柱状晶相 c); $M_{pq}, U_{pq}, Q_{pq}, C_{pq}$ 分别为相间质量、动量、热量和溶质传递; L 为凝固潜热; μ_q 为各相动力黏度; k_q 为各相导热系数; D_q 为各相溶质扩散率; β_T 和 β_C 分别为钢液的热膨胀系数和溶质膨胀系数; n 为等轴晶晶粒密度; N_e 为等轴晶晶粒密度变化率。

微观模型包括等轴晶晶粒形核、生长以及柱状晶生长模型。

三参数形核模型^[12]:

$$\begin{aligned} N_e = \frac{dn}{dt} = \frac{dn}{d(\Delta T)} \cdot \frac{d(\Delta T)}{dt} = \\ \frac{d(\Delta T)}{dt} \cdot \frac{n_{\text{max}}}{\sqrt{2\pi} \cdot \Delta T_\sigma} \cdot e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{\Delta T - \Delta T_N}{\Delta T_\sigma} \right)^2}. \end{aligned} \tag{6}$$

式中,成分过冷度 $\Delta T = T_f + mc_1 - T_l$,其中 T_f 为主要成分熔点, m 为相图液相线斜率, c_1, T_l 分别为液相成分和温度。

等轴晶晶粒生长速度:

$$V_{R_e} = \frac{dR_e}{dt} = \frac{D_l}{R_e (1 - k)} \cdot \left(1 - \frac{c_l}{c_l^*} \right); \tag{7}$$

等轴晶质量传输速率:

$$M_{lc} = V_{R_e} \cdot (n_e \pi \cdot d_e^2) \cdot \rho_c \cdot \varphi_l; \tag{8}$$

柱状晶径向生长速度:

$$V_{R_c} = \frac{dR_c}{dt} = \frac{D_l}{R_c (1 - k)} \cdot \ln^{-1} \left(\frac{R_f}{R_c} \right); \tag{9}$$

柱状晶质量传输速率:

$$\begin{aligned} M_{lc} = V_{R_c} \cdot n_c \cdot (\pi d_c \cdot l) \cdot \rho_c \cdot \varphi_l + \\ V_{\text{tip}}^c \cdot n_c \cdot (\pi R_{\text{tip}}^2) \cdot \rho_l \cdot \varphi_l. \end{aligned} \tag{10}$$

其中: R_e, R_c 分别为等轴晶平均晶粒半径和柱状晶平均径向半径; $V_{\text{tip}}, R_{\text{tip}}$ 分别为柱状晶尖端生长速度和尖端平均半径,由 LGK 模型计算^[13]; R_f 为柱状晶一次枝晶间距 λ_1 的一半。

3 结果分析

本文认为连铸过程进行至液穴深度恒定时达到稳态,即入口输入的热量与结晶器冷却速率达到平衡。截取入口过热度为 5 ℃ 时凝固达到稳态的模拟结果如图 2 ~ 图 4 所示,包括对称面及不同液穴深度(2, 5, 8 m)横截面上液相率等值线及等轴晶相体积率分布(见图 2),液相等轴晶相速度矢量(见图 3)以及对称面上溶质偏析度分布(见图 4)。

稳态时铸坯内凝固组织分布结果显示,铸锭两侧以柱状晶组织为主,分布少量等轴晶组织。在接近完全凝固的区域中心处沉淀了大量等轴晶粒,从而限制了两侧柱状晶的发展。

熔池内的流动状态受热溶质浮升力及等轴晶相的沉降作用共同驱动。在糊状区域,等轴晶相形核并在重力作用下向下流动,同时凝固前沿液相受到的热 – 溶质浮升力由温差主导,方向向下,两者共同作用造成流动相在凝固前沿以向下流动为主。而在熔池内部,温度梯度较低,液相主要受向

上的溶质浮升力作用,且熔池内部几乎不存在等轴晶相,因此在压力梯度作用下形成向上的对流.

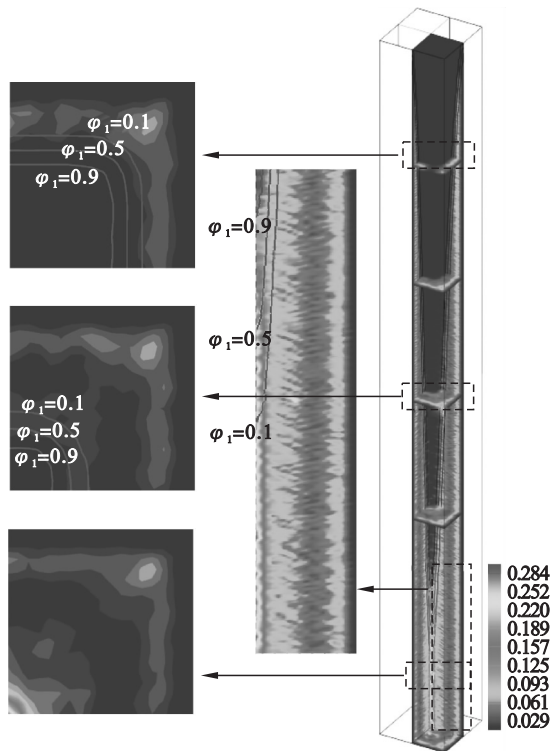


图 2 液相率等值线及等轴晶体积分数
Fig. 2 Volume fraction of equiaxed grains overlapped with liquid isolines ($\varphi_l=0.1, 0.5$ and 0.9)

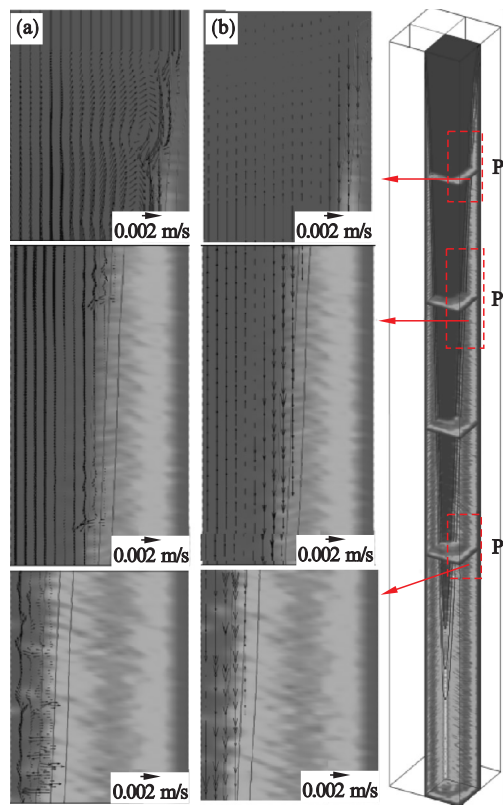


图 3 熔池内钢液及等轴晶粒运动状态
Fig. 3 Flow of molten steel and equiaxed grains in molten pool
(a)—液相速度矢量; (b)—等轴晶相速度矢量.

凝固初期(P1)柱状晶组织迅速生长,同时凝固前沿因较大的过冷度生成大量等轴晶粒.等轴晶粒被迅速生长的柱状晶捕获,使得靠近壁面处的等轴晶率升高.由于此时凝固速率大且熔体对流微弱,壁面处偏析度较低.凝固中期(P2)柱状晶生长及等轴晶沉降较为稳定,等轴晶率及偏析度无明显变化.凝固后期(P3)糊状区前沿接近熔池底部,富溶质熔体向凝固前沿排出形成中心射流,造成该区域溶质负偏析.

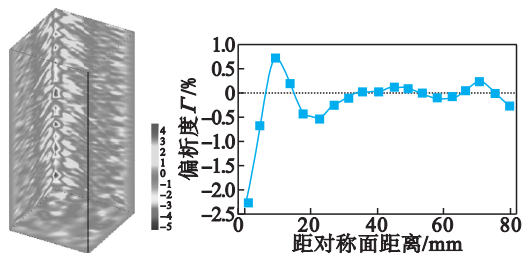


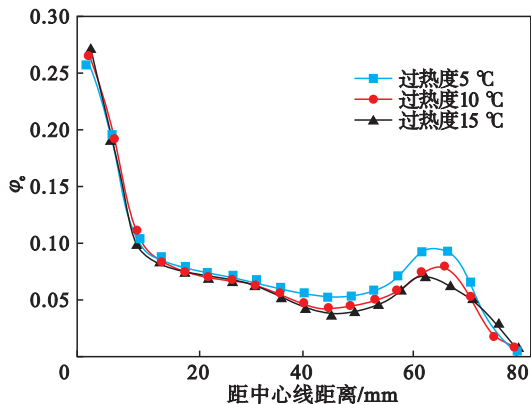
图 4 对称面偏析度分布 $\Gamma = ((c_{mix} - c_0) / c_0 \times 100)$
Fig. 4 Distribution of the macrosegregation index on symmetry surface

溶质分布的预测结果显示,已凝固铸锭中心由于富集大量等轴晶粒,造成该区域存在负偏析,而在紧邻负偏析堆两侧,即柱状晶向等轴晶转变的区域则以正偏析为主,并且呈带状分布.在柱状晶发达的区域,偏析度较低且变化平缓.

接近凝固终点时,等轴晶粒开始大量向熔池底部堆积,同时富溶质熔体随着底部向上的射流而向外侧富集,造成中心负偏析及带状正偏析区域.

对不同的过热度浇注工况进行了模拟研究,其完全凝固部分凝固组织及偏析度在对称面上的分布情况如图 5 所示,横坐标为距中心线的距离.

结果表明,随着金属熔体过热度增加,抑制了等轴晶粒形核过程,在铸锭靠近壁面区域等轴晶率显著降低.在铸锭中心区域等轴晶率无明显变化,这是由于凝固接近中心区域时,入口熔体过热度的差异对凝固速率和等轴晶沉降已无明显影



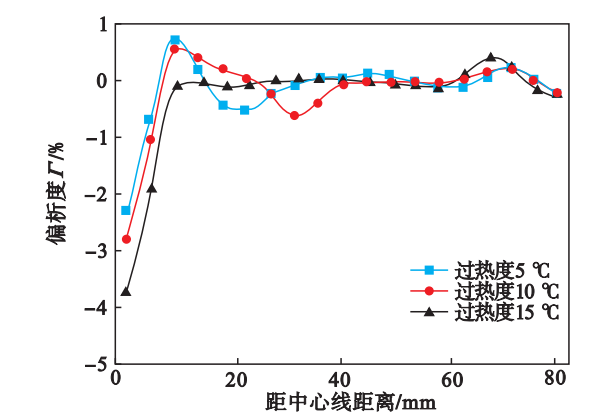


图 5 完全凝固横截面等轴晶体积分数及偏析度分布
Fig. 5 Distribution of the volume fraction of equiaxed grains and macrosegregation index on cross-sectional plane of solidification

响;由于熔池加深,在凝固终点液相对流更加强
烈,加重了中心偏析。

4 结 论

1) 使用液相 – 柱状晶相 – 等轴晶相三相混
合凝固模型,对立式连铸结晶器内的凝固过程进
行了模拟. 模型考虑了熔体对流、柱状晶相的生
长和等轴晶粒的形核及运动. 结果显示等轴晶粒
和液相的相对运动是造成中心偏析的主要原因。

2) 铸锭中心处存在等轴晶粒占比近 30% 的
负偏析区域,被带状正偏析区域包围. 铸锭中部偏
析度极低,同时柱状晶充分发展. 铸锭外侧由于凝
固初期强烈的流体对流,等轴晶率和偏析度均有一
定程度升高。

3) 在相同的凝固条件下,随着入口钢液过热
度提高,铸锭外围区域等轴晶组织占比降低,柱状
晶组织更加发达,但偏析程度无明显变化. 铸锭中
心区域的负偏析随过热度升高而加重,但等轴晶
率分布无明显变化。

参考文献:

[1] Wimmer F G, Thöne H, Pennerstorfer P. New vertical bloom
caster[J]. *Metallurgical Research and Technology*, 2015, 112
(1): 101.

[2] Won Y M, Thoma B G. Simple model of microsegregation
during solidification of steels [J]. *Metallurgical and
Materials Transactions A*, 2001, 32(7): 1755 – 1767.

[3] 朱苗勇, 祭程, 罗森. 连铸坯的偏析及其控制[M]. 北京: 冶
金工业出版社, 2015: 5 – 9.
(Zhu Miao-yong, Ji Cheng, Luo Sen. Segregation of
continuously cast strand and its control technology [M].
Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 5 – 9.)

[4] Luo S, Zhu M, Wang W L, et al. Characteristics of
solidification structure of wide-thick slab of steel Q345
[M]//5th International Symposium on High-Temperature
Metallurgical Processing. San Diego: John Wiley & Sons,
Inc., 2014: 153 – 160.

[5] Jiang D B, Wang W, Luo S, et al. Mechanism of
macrosegregation formation in continuous casting slab: a
numerical simulation study [J]. *Metallurgical and Materials
Transactions B*, 2017, 48(6): 3120 – 3131.

[6] Sun H, Zhang J. Study on the macrosegregation behavior for
the bloom continuous casting: model development and
validation [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*,
2014, 45(3): 1133 – 1149.

[7] Choudhary S K, Ganguly S. Morphology and segregation in
continuously cast high carbon steel billets [J]. *ISIJ
International*, 2007, 47(12): 1759 – 1766.

[8] Fang Q, Ni H, Zhang H, et al. Numerical study on
solidification behavior and structure of continuously cast
U71Mn steel [J]. *Metals Open Access Metallurgy Journal*,
2017, 7(11): 483.

[9] Li J, Wu M, Ludwig A, et al. Simulation of macrosegregation
in a 2.45-ton steel ingot using a three-phase mixed columnar-
equiaxed model [J]. *International Journal of Heat and Mass
Transfer*, 2014, 72: 668 – 679.

[10] Ge H, Ren F, Li J, et al. Dendritic model for
macrosegregation prediction of large scale castings [J].
Journal of Materials Processing Technology, 2016, 227:
308 – 317.

[11] Wang C Y, Ahuja S, Beckermann C, et al. Multiparticle
interfacial drag in equiaxed solidification [J]. *Metallurgical
and Materials Transactions B*, 1995, 26(1): 111 – 119.

[12] Ni J, Beckermann C. A volume-averaged two-phase model for
transport phenomena during solidification [J]. *Metallurgical
and Materials Transactions B*, 1991, 22(3): 349 – 361.

[13] Lipton J, Glicksman M E, Kurz W. Dendritic growth into
under-cooled alloy metals [J]. *Materials Science and
Engineering*, 1984, 65: 57 – 63.