

基于实验与 3D-CAFE 法的高硅钢铸锭凝固行为

宋 炜, 张炯明[✉], 王顺玺

北京科技大学钢铁冶金新技术国家重点实验室, 北京 100083

✉通信作者, E-mail: jmj2233@sina.com

摘 要 通过空冷和水冷实验研究了高硅钢的铸态组织, 发现高硅钢铸态组织主要由粗大的柱状晶构成, 水冷铸锭中柱状晶比例高达 90% 以上. 依据铸锭的化学成分和晶粒统计结果, 确定了 3D-CAFE 法模拟所需的枝晶生长动力学系数及高斯分布等参数. 采用 CAFE 法对不同冷却条件下高硅钢的凝固过程进行模拟研究, 发现空冷铸锭较水冷铸锭的温度场更均匀, 糊状区更宽阔; 空冷铸锭呈“过渡式”凝固, 水冷铸锭呈“分层式”凝固; 空冷流场较水冷流场更稳定, 凝固末期冒口处出现明显的抽吸现象, 而水冷模拟结果中未观察到该现象. 组织模拟结果发现, 模拟得到的高硅钢凝固组织无论是形貌还是晶粒尺寸都与实验结果相一致; 最后通过改变浇注温度模拟研究了过热度对高硅钢凝固组织的影响, 结果表明, 随着过热度的降低, 铸锭中心等轴晶率提高, 晶粒数量增加, 晶粒尺寸变得细小.

关键词 硅钢; 凝固; 温度场; 流动速率

分类号 TG142.71

Solidification behavior of high-silicon steel based on experimental and 3D-CAFE method

SONG Wei, ZHANG Jiong-ming[✉], WANG Shun-xi

State Key Laboratory of Advanced Metallurgy, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉Corresponding author, E-mail: jmj2233@sina.com

ABSTRACT The as-cast structure of high-silicon steel ingots under different cooling conditions was studied in this paper. It is found that the as-cast structure of the ingot is formed mainly by coarse columnar crystals, especially in the water cooling ingot, and the ratio is reaches as 90%. The dendrite tip growth kinetic coefficients and Gauss distribution parameters for 3D-CAFE simulation were determined according to the compositions of high-silicon steel and the results of as-cast structure. Then the solidification process of high-silicon steel under different cooling conditions was simulated by 3D-CAFE method. The results show that the temperature field under air cooling is more uniform, the mushy zone is broader, and it exhibits a transitional solidification pattern, however, which shows a layered solidification pattern under water cooling. The flow field under air cooling is more stable than that under water cooling, there is a remarkable suction region within the feeder head of the air cooling ingot, and this phenomenon is not observed in the water cooling one. The CAFE results including both morphology and grain size show a good agreement with the results from experiments. Moreover, the influence of superheat on the solidification structures was researched to find that the ratio and quantity of equiaxed structures increase with the decrease of the superheat, and the grain size becomes finer.

KEY WORDS silicon steel; solidification; temperature field; flow rate

硅钢片作为一种最重要的软磁材料被广泛应用于电力行业, 用量占磁性材料总量的 90% ~ 95% 左

右^[1]. 磁电转换过程中采取高频化可以实现电气设备的高效化和小型轻便化, 然而高频化会带来铁损及磁

致伸缩大幅增长,从而导致能量的巨大损失和噪声的急剧增大^[4]。实践证明 6.5% Si 高硅钢在 1000 ~ 10000 Hz 频率范围内磁化时与传统硅钢片相比^[5]:铁损 P_i 低 40% ~ 70%, 导磁率 μ 高几倍至几十倍,磁致伸缩 λ_s 几乎为零,使用频率越高,其磁学性能优势越为突出。因此,高硅钢被认为是下一代最具有应用前景的软磁材料^[6]。

然而随着 Si 含量的提高,高硅钢变得又脆又硬,很难采用传统工艺进行制造。近年来,国内外学者对高硅钢进行改性处理或改进轧制技术来提高其可轧性^[6-8],但均因成本高、产量低、污染环境等缺点没能规模化应用于生产。目前限制高硅钢采用传统工艺生产的一个重要因素是难以获得质量优良的铸锭,铸锭凝固组织中晶粒粗大、柱状晶发达,在浇注和后续加工过程中容易产生裂纹及瓦楞状缺陷^[9]。因此,研究高硅钢的凝固特性及其影响因素具有理论和实际意义。

凝固过程模拟采用的微观组织模型一般包括确定性模型、随机模型和相场模型^[7-10],其中,随机模型采用随机方法处理晶粒形核和长大,能够模拟晶粒竞争生长机制^[11]。Gandin 等^[12-13]将有限元 FE 和元胞自动机 CA 结合起来建立了宏观-微观相耦合的 CAFE 法随机模型,物理机制明确、计算速度快、模拟精度高,被国内外学者^[14-15]广泛接受并采用。本文采用实验结合模拟的办法对不同冷却条件下高硅钢凝固过程中温度场、凝固过程、流场凝固组织等凝固特征进行研究,对制造高硅钢铸锭具有一定的指导意义。

1 数学物理模型

1.1 宏观模型

1.1.1 热物性计算

本文采用双混合模型^[16]计算热物性参数,如下式描述:

$$P = \sum_i x_i P_i + \sum_i \sum_{j>i} x_i x_j \sum_v \Omega_{ij}^v (x_i - x_j)^v. \quad (1)$$

式中: P 为相的特性; P_i 为该相中元素 i 特性; Ω_{ij}^v 为二元相互作用参数; x_i, x_j 分别为元素 i, j 在该相中的摩尔分数; v 为决定二元相互作用参数的变量。

1.1.2 控制方程

(1) 质量守恒方程

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho w)}{\partial z} = 0. \quad (2)$$

(2) 动量守恒方程(只列出 x 方向, y, z 方向与 x 方向类似)。

$$\begin{aligned} \frac{\rho}{f_1} \frac{\partial u}{\partial t} + \frac{\rho}{f_1^2} \left(u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} + w \frac{\partial u}{\partial z} \right) = - \frac{\partial p}{\partial x} + \rho g_x + \\ \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{u}{f_1} \frac{\partial u}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{u}{f_1} \frac{\partial u}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{u}{f_1} \frac{\partial u}{\partial z} \right) - \left(\frac{\mu}{K} \right) u. \end{aligned} \quad (3)$$

(3) 能量守恒方程

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial H}{\partial t} + \rho \frac{\partial H}{\partial T} \left(u \frac{\partial T}{\partial x} + v \frac{\partial T}{\partial y} + w \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \\ \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right). \end{aligned} \quad (4)$$

$$\text{其中}^{[17]}: H = \int_0^T c_p dT + L(1 - f_s). \quad (5)$$

式中: u, v 和 w 分别为 x, y 和 z 方向的速度分量, $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$; t 为时间, s ; f_l 为液相率; f_s 为固相率; p 为压力, Pa ; g_x 为 x 方向重力分量, $\text{m} \cdot \text{s}^{-2}$; ρ 为密度, $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; μ 为绝对黏度, $\text{Pa} \cdot \text{s}$; K 为渗透率, m^2 ; λ 为热传导率, $\text{W} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$; c_p 为定压比热容, $\text{J} \cdot (\text{kg} \cdot \text{K})^{-1}$; L 为凝固潜热, $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$; T 为节点温度, K ; H 为热焓, $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

1.2 微观模型

1.2.1 异质形核模型

微观组织模拟过程中异质形核包括两种形式^[11]: 瞬时形核和连续形核。CAFE 法采用连续形核模型来处理形核,假设形核现象发生在一系列不同的形核位置上,核密度的变化采用连续分布函数 $dn/d(\Delta T)$ 来描述,即 Gauss 分布函数:

$$\frac{dn}{d(\Delta T)} = \frac{n_{\max}}{\sqrt{2\pi}\Delta T_{\sigma}} \exp \left[- \frac{(\Delta T - \Delta T_n)^2}{2\Delta T_{\sigma}^2} \right]. \quad (6)$$

式中, $n_{\max}$ 为正态分布从 0 到 ∞ 得到的最大形核密度, 面形核密度 n_s, m^{-2} , 体形核密度 n_v, m^{-3} ; ΔT_n 为平均形核过冷度, K ; ΔT_{σ} 为形核过冷度标准偏差, K ; n 为晶粒密度。过冷度 ΔT 的增加时,晶粒密度 dn 也随之增加,当给定过冷度 ΔT 时,形成的晶核密度 $n(\Delta T)$ 可由下式求得

$$n(\Delta T) = \int_0^{\Delta T} \frac{dn}{d(\Delta T)} d(\Delta T). \quad (7)$$

1.2.2 生长动力学模型

合金凝固过程中,枝晶尖端生长主要受过冷度的影响,总过冷度 ΔT 可由下式表示:

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_l + \Delta T_r + \Delta T_k \quad (8)$$

式中, $\Delta T_c, \Delta T_l, \Delta T_r, \Delta T_k$ 分别为成分过冷度、热力学过冷度、固液界面曲率过冷度、生长动力学过冷度, K 。通常情况下 $\Delta T_l, \Delta T_r, \Delta T_k$ 相比 ΔT_c 很小,在计算中可以忽略。柱状晶和等轴晶的生长速度采用 KGT 模型描述^[18]:

$$v = a_2 \Delta T^2 + a_3 \Delta T^3. \quad (9)$$

式中: a_2, a_3 是生长动力学系数, $\text{m} \cdot (\text{s} \cdot \text{K})^{-1}$ 。

1.3 FE 与 CA 模型耦合

CAFE 模型中定义了 FE 节点和 CA 元胞之间的插值因子,并引入凝固潜热的影响,确保了微观组织是温度场的函数(图 1 所示)。CA 的元胞 v 与有限元节点 i, j, k 之间分别具有非零的插值因子 $\Phi_{vi}, \Phi_{vj}, \Phi_{vk}$, 这些因子结合 FE 节点的温度就可以确定网格中元胞的温度,并对枝晶形核、生长过程释放的潜热求和,更新节

点温度^[23].

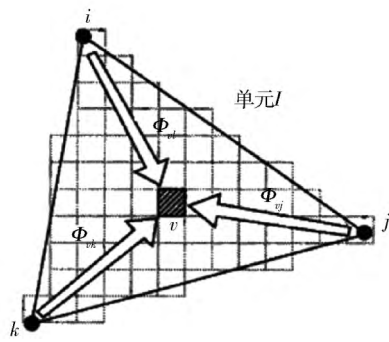


图 1 FE 节点与 CA 节点关系示意图^[23]

Fig.1 Schematic diagram of the relationship between FE nodes and CA nodes

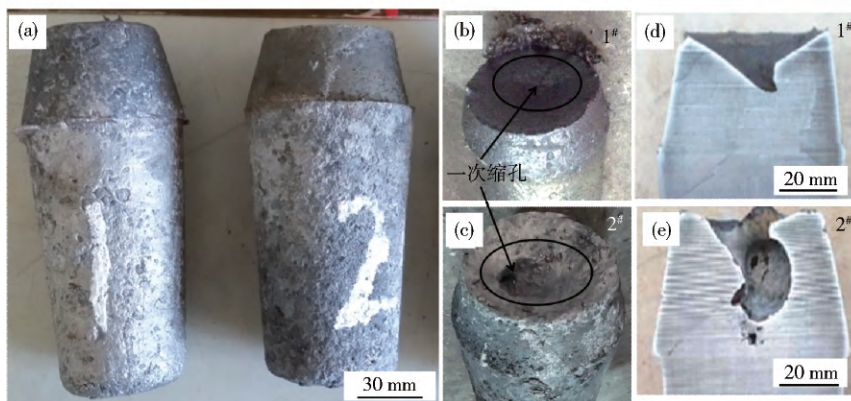


图 2 铸锭实物图: (a) 空冷铸锭和水冷铸锭; (b) 和 (c) 分别为空冷和水冷铸锭冒口处的一次缩孔形貌; (d) 和 (e) 分别为空冷和水冷铸锭一次缩孔的解剖结果

Fig.2 Actual ingot: (a) ingots under air cooling and water cooling; (b, c) morphologies of the cavity in feeder head of the ingots under air cooling and water cooling respectively; (d, e) longitudinal profiles of the cavity under air cooling and water cooling, respectively

表 1 母料及高硅钢铸锭中的化学成分 (质量分数)

Table 1 Results of the element composition of raw material and high silicon steel

试样	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni
母料	3.14	0.0025	0.22	0.009	0.0007	0.020	0.01
铸锭	6.57	0.0025	0.21	0.009	0.0007	0.019	0.01

将高硅钢铸锭纵向剖开、打磨抛光,用 5% 硝酸酒精侵蚀,低倍结果如图 3 所示. 由图 3 可以看出,高硅钢铸态组织主要由高比例且尺寸粗大的柱状晶构成,空冷铸锭中等轴晶比例约为 40%,而水冷铸锭中等轴晶比例仅为 10% 左右. 发达的柱状晶有利与最终产品的磁性能^[23-24],但也会对后续加工造成不良影响.

从空冷铸锭边部到中心取 4 块 10 mm × 10 mm × 10 mm 微观组织试样,打磨、抛光后采用 10% 的硝酸酒精侵蚀. 微观组织结果如图 4 所示,图 4 (a) 和 (b) 分别为高硅钢的柱状晶和等轴晶组织,可以看出高硅钢柱状晶粗大,晶粒间晶界平行,具有明显的方向性,晶粒内部主要由发达的一次枝晶构成;而等轴晶晶界无

2 实验过程及结果

实验采用 7 kg 真空感应炉,浇注温度为 1773 K. 共开展 2 炉实验,一炉铸锭在空气中自然冷却,另一炉铸锭在循环水箱中快速水冷. 铸件实物如图 2 所示,图 2 (a) 中 1[#] 为水冷铸件,2[#] 为水冷铸件;图 2 (b) 和 (c) 分别为两个铸锭冒口处的一次缩孔形貌,图 2 (d) 和 (e) 分别为两种冷却条件下铸锭一次缩孔的纵剖面结果. 可以看出,空冷铸锭一次缩孔最深处约为 18 mm,水冷铸锭一次缩孔最深达 33 mm,两个铸锭的一次缩孔均未延伸到本体. 下文中凝固组织的模拟研究不考虑冒口的影响,于是将其切除. 铸锭中主要化学元素含量检测结果见表 1.

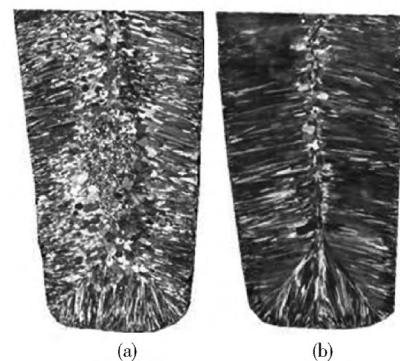


图 3 铸锭低倍组织. (a) 空冷; (b) 水冷

Fig.3 As-cast structure morphology of the ingots: (a) air cooling; (b) water cooling

序分布、晶粒随机生长,晶粒内部主要由二次、三次枝晶构成.

3 数值模拟

3.1 过程及参数

实体建模与网格划分: 采用 Pro/E 建立 3D 几何模

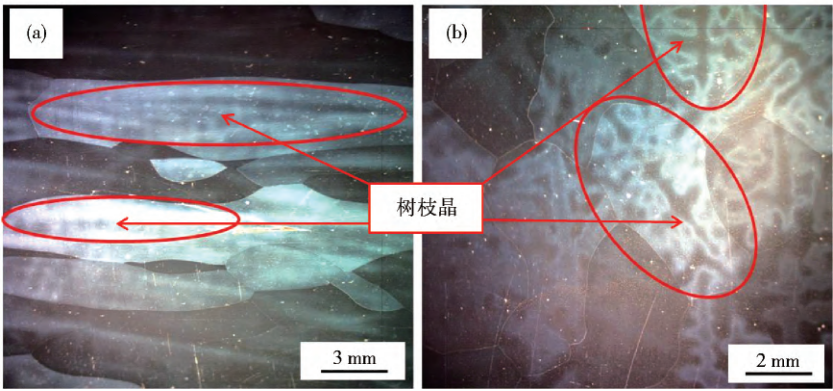


图 4 高硅钢铸锭凝固组织. (a) 柱状晶组织; (b) 等轴晶组织

Fig. 4 Macrostructure of the high-silicon steel ingots: (a) columnar crystals; (b) equiaxed crystals

型,模型尺寸与铸锭实物尺寸一致. 利用 Procast 中的 Meshcast 模块对模型进行面网格和体网格划分,结果如图 5 所示.

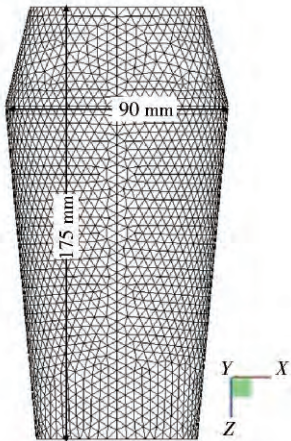


图 5 模拟模型及尺寸参数

Fig. 5 Simulation model and size parameters

材料设定: 将双混合模型计算得到的热物性参数代入到凝固计算模型中参与计算,高硅钢的固相线和液相线温度分别为 1681 K 和 1721 K.

传热参数设定: 不考虑充型过程,初始温度设为 1773 K 与实验浇注温度一致. 空冷和水冷的传热系数设定参考文献 [4],分别为 $100 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot \text{K})^{-1}$ 和 $1500 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot \text{K})^{-1}$,环境温度为 303 K.

高斯形核分布参数设定 [24]: 依据 ASTM 标准推荐的计算方法 $n_v = 0.8n_s^{3/2}$,而面形核最大密度 ($n_{s,\max}$) 由实验统计的晶粒密度确定为 $1.76 \times 10^5 \text{ m}^{-2}$,因此,计算体形核密度 ($n_{v,\max}$) 为 $5.91 \times 10^7 \text{ m}^{-3}$;面形核平均过冷度 $\Delta T_{s,n} = 0.5 \text{ K}$,面形核过冷度标准方差 $\Delta T_{s,\sigma} = 0.1 \text{ K}$,体形核平均过冷度 $\Delta T_{v,n} = 10 \text{ K}$,体形核过冷度标准方差 $\Delta T_{v,\sigma} = 0.1 \text{ K}$.

生长动力学系数设定: 采用文献 [16-17] 中数据 (表 2),其中 Si 的平衡分配系数 k 以及液相线斜率 m 根据二元 Fe-Si 相图测定,应用商业软件 CalcoSoft 中

动力学参数计算模块计算出高硅钢生长动力学参数 $a_2 = 2.183 \times 10^{-7}$, $a_3 = 1.440 \times 10^{-7}$.

表 2 二元铁基合金元素计算参数

Table 2 Calculated parameters of binary Fe-based alloy

元素	质量分数 / %	液相线斜率	平衡分配系数	自扩散系数 / ($10^{-9} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$)
C	0.0025	-78.00	0.340	2.0
Si	6.6100	-26.50	0.650	2.0
Mn	0.2100	-3.32	0.750	2.0
P	0.0090	-27.10	0.090	2.0
S	0.0007	-30.40	0.024	2.0
Al	0.9600	-5.00	0.420	2.8
Cr	0.0190	-2.61	0.760	2.0
Ni	0.0100	-1.60	0.940	2.0
Cu	0.0100	-1.70	0.960	2.0
V	0.0100	-6.00	0.230	3.1

3.2 结果与讨论

3.2.1 温度场

考虑到模型的对称性,将高硅钢凝固过程中相同时刻的温度场和凝固过程模拟结果耦合在一起,如图 6 和图 7 所示. 而图 8 为两种冷却条件下铸锭不同位置 (图 6(a)) 的冷却曲线. 从图 6 和图 7 可以看出,浇注结束后,由于高温金属液与低温的模壁接触产生很大的温度梯度,温度迅速下降,当温度降至液相线温度 (T_L) 时结晶开始,此时金属液会释放大量的结晶潜热,当结晶释放的潜热与金属液散失的热量达到平衡时,凝固过程会出现“回温”现象,即图 8 中冷却曲线中的温度“平台”,而靠近铸锭边部位置 (P3) 由于冷速大,凝固速度快,冷却过程来不及出现这种“平台”. 随着温度不断下降,凝固首先从铸锭的角部开始,并沿铸壁向中心逐渐推进,铸锭冒口逐渐向下塌陷,一次缩孔随着凝固进程逐渐向着中心蔓延,空冷最终的一次缩孔约 20 mm,水冷约为 35 mm,这与实验结果 (图 2(d))

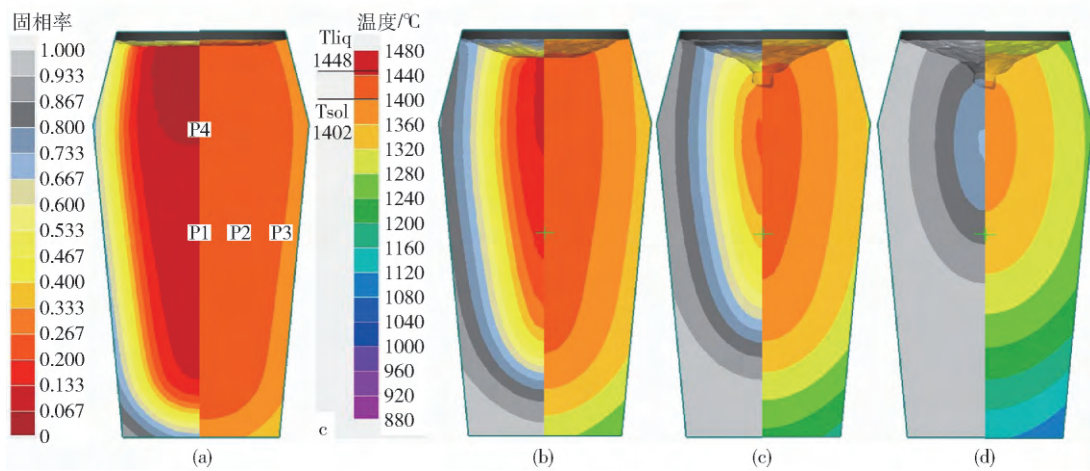


图 6 空冷条件下高硅钢铸锭不同时刻的凝固过程结果 (a) 和温度场 (b~d)。(a) 99.22 s; (b) 204.23 s; (c) 274.23 s; (d) 339.23 s

Fig. 6 Simulated solidification process (a) and temperature field (b~d) results of the high-silicon steel casting under air cooling condition at different time: (a) 99.22 s; (b) 204.23 s; (c) 274.23 s; (d) 339.23 s

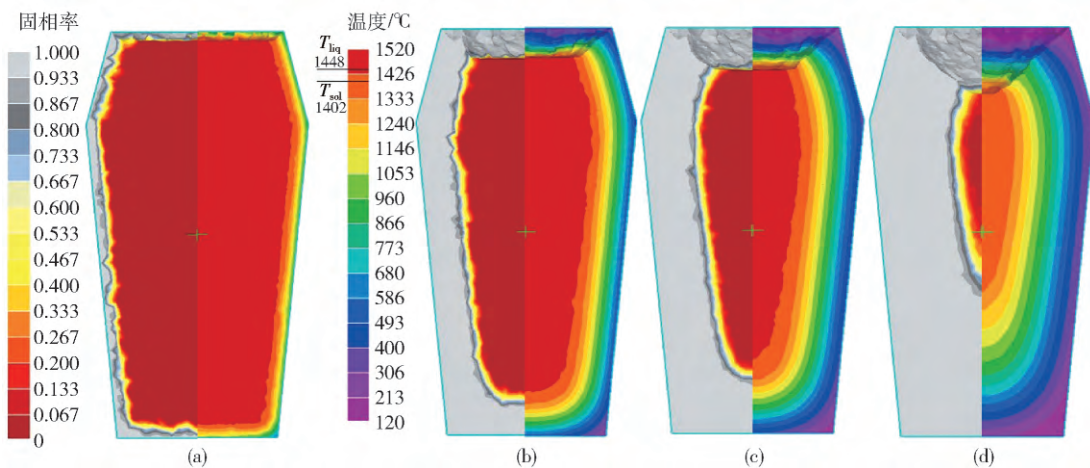


图 7 水冷条件下高硅钢铸锭在不同时刻的凝固过程结果 (a) 和温度场 (b~d)。(a) 99.22 s; (b) 204.23 s; (c) 274.23 s; (d) 339.23 s

Fig. 7 Simulated solidification process (a) and temperature field (b~d) results of the high-silicon steel casting under water cooling condition at different time: (a) 99.22 s; (b) 204.23 s; (c) 274.23 s; (d) 339.23 s

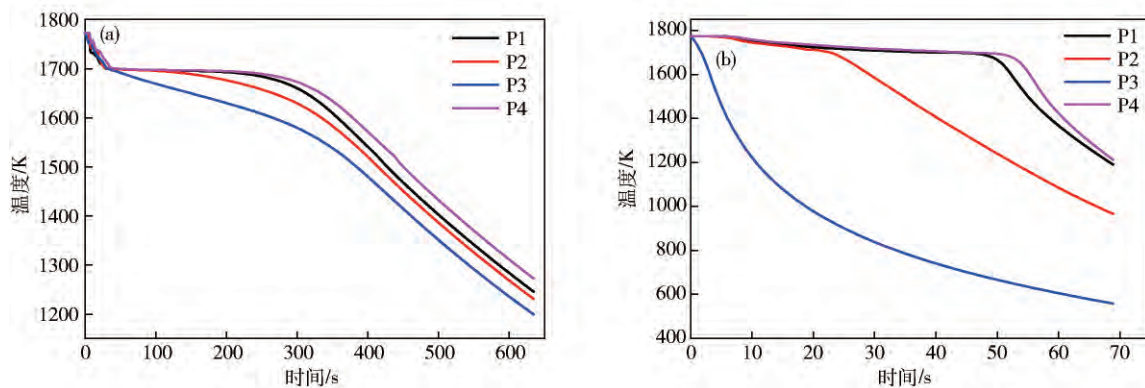


图 8 空冷 (a) 及水冷 (b) 条件下高硅钢铸锭不同位置 (P1~P4) 的冷却曲线模拟结果

Fig. 8 Simulated cooling curves at different locations (P1~P4) in high-silicon steel casting under air cooling (a) and water cooling condition (b)

和 (e)) 基本一致。整体对比两种冷却条件下高硅钢温度场和凝固过程的模拟结果可以发现, 空冷条件下的温度场更均匀, 温度梯度随着凝固进行逐渐减小, 两

相区较宽, 呈“过渡式”凝固; 而水冷条件下高硅钢凝固过程中温度梯度始终很大, 两相区范围较为狭小, 呈“分层式”凝固。空冷条件下宽阔的两相区、均匀的温

度场有利于扩大等轴晶区,而水冷条件下较大的温度梯度使得热流传导加快且方向性增强,有利于柱状晶的生长.

3.2.2 流场

流体流动在凝固过程中至关重要,它影响金属液中溶质元素分布,决定铸锭的宏观偏析水平,还可以促进金属液中夹杂物上浮,改善铸锭的洁净度^[24]. 图 9 和图 10 分别为空冷和水冷条件下高硅钢凝固过程中不同时刻的流场模拟结果. 从图中可以看出,凝固开始时铸锭边部的金属液密度随着温度的降低而增加,因此边部的金属液在重力的驱动下向下流动,而铸锭中心的金属液密度相对较小,在浮力的作用下向上流动,于是在铸锭心中两侧位置形成了两个流动回旋区

域(图 9(a)所示);随着凝固的进行,铸锭边部的凝固坯壳逐渐向中心推进,回旋区域逐渐缩小并向铸锭上方移动,最后消失(如图 9(b)、(c)所示). 对比两种冷却条件下的流场模拟结果可以发现,在凝固过程中空冷流场更均匀、更稳定,水冷流场的流动规律性并不明显,这主要是由于水冷铸锭存在较大的温度梯度,热对流强烈,流体在流动过程中流股互相干扰,导致流场不稳定. 另外,在凝固末期,空冷铸锭的冒口下方存在一个明显的抽吸区域(图 9(d)所示),这种现象可以对后凝固的区域进行补缩,减轻或消除二次缩孔等缺陷,但同样也可能产生中心偏析^[24];而水冷铸锭中未观察到这种现象(图 10(d)所示),因此推测水冷铸锭的冒口下方可能存在微观缩孔或疏松.

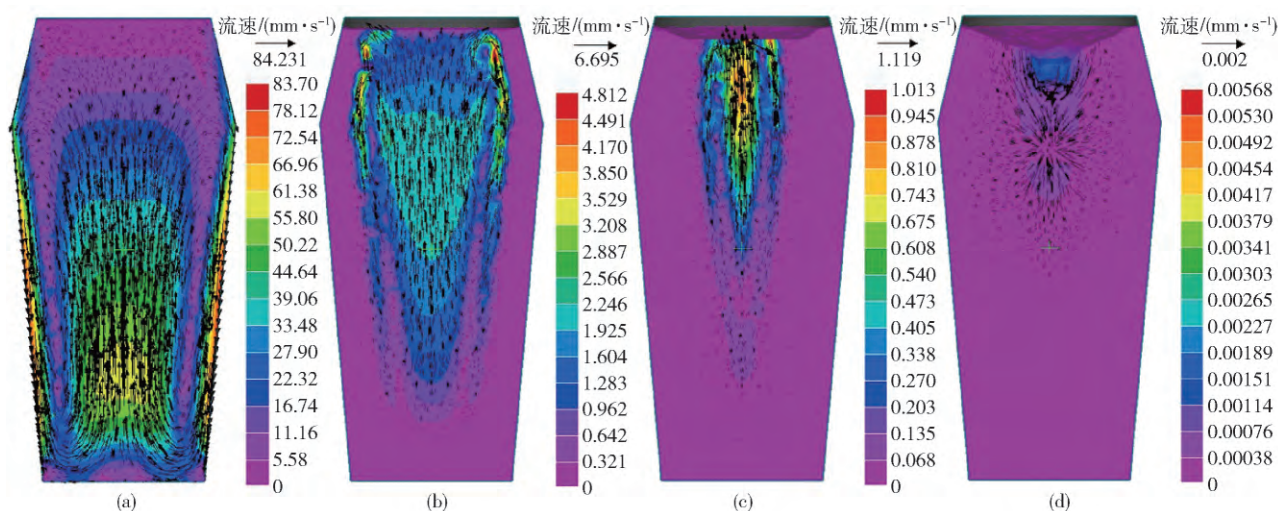


图 9 空冷条件下高硅钢铸锭在不同时刻的流场分布. (a) 6.75 s; (b) 72.22 s; (c) 154.63 s; (d) 331.23 s

Fig. 9 Simulated flow field results of the high-silicon steel casting at different time under air cooling condition: (a) 6.75 s; (b) 72.22 s; (c) 154.63 s; (d) 331.23 s

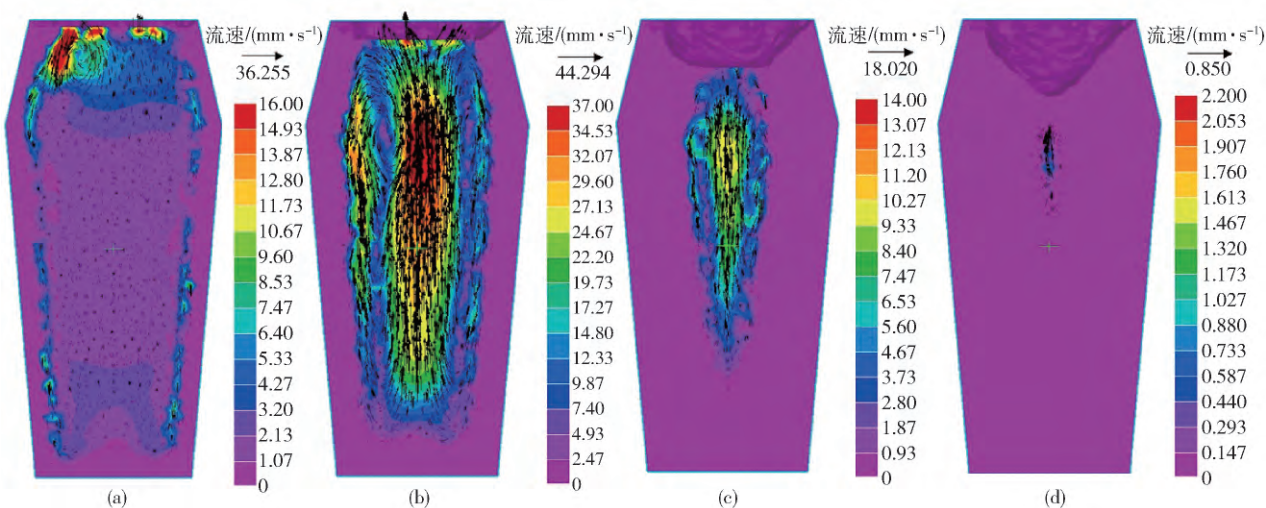


图 10 水冷条件下高硅钢铸锭在不同时刻的流场分布. (a) 6.75 s; (b) 72.22 s; (c) 154.63 s; (d) 331.23 s

Fig. 10 Simulated flow field results of the high-silicon steel casting at different time under water cooling condition: (a) 6.75 s; (b) 72.22 s; (c) 154.63 s; (d) 331.23 s

图 11 为两种不同冷却条件下高硅钢铸锭不同位置 (P1 ~ P4) 的流速随时间的变化曲线, 从图 11 中可以看出, 无论是空冷条件还是水冷条件, 流速变化规律大致都是随着凝固进行先增大后减小, 空冷铸锭中 P3 处流速最大、P1 处次之; 而水冷铸锭中 P4 处和 P1 处流速明显高于其他位置的流速, 冒口下方流速最大. 这主要是因为空冷铸锭冷速慢、流场较为均匀, 而 P1 和 P3 分别处于流动回旋区的上、下涡流线上, 所以流速较高; 而水冷铸锭边部位置冷速较快, 中心及冒口处熔体温度较高, 与附近低温区域形

成较强的热对流, 所以流速相对其他位置较高. 此外, 空冷铸锭在凝固前期流速曲线出现波动现象, 随着凝固进行波动越来越小逐渐趋于平稳, 这是因为空冷冷速较小, 凝固速度慢, 凝固初期释放的结晶潜热不断地影响温度场变化进而影响流速变化. 对比两种冷却条件下的流速变化曲线可以发现, 空冷流场整体更稳定, 这种稳定的流动状态可以促进柱状晶向等轴晶转变 (CET), 有利于中心等轴晶形成^[2], 而水冷铸锭凝固时间较短, 温度梯度始终较大, 导致流场始终不稳定.

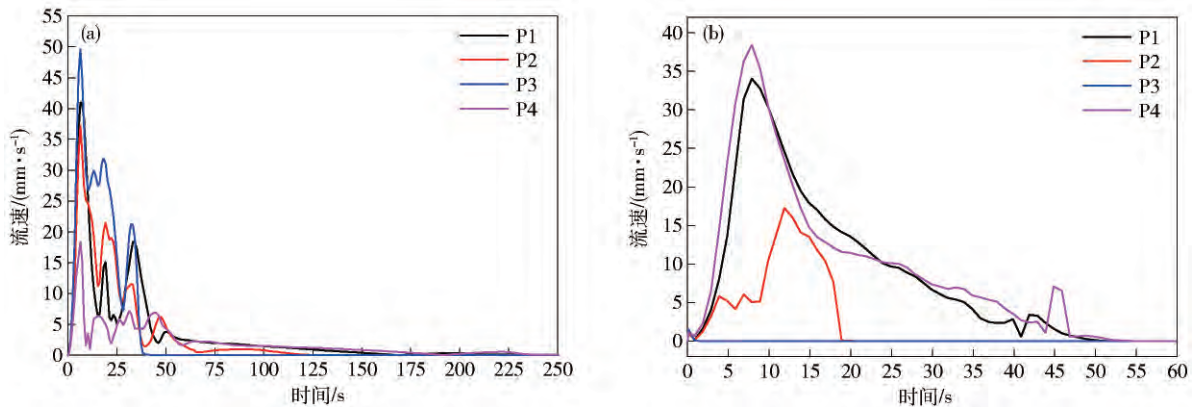


图 11 空冷 (a) 及水冷 (b) 条件下高硅钢铸锭不同位置 (P1, P2, P3 和 P4) 的流速变化曲线

Fig. 11 Velocity of flow curves of high-silicon steel casting at different locations (P1, P2, P3 and P4) under air cooling (a) and water cooling (b), respectively

3.2.3 凝固组织

(1) 冷却条件的影响.

CAFE 模型计算所得到空冷和水冷条件下的高硅钢凝固组织如图 12 (b) 和 (d), 从图 12 中可以发现, CAFE 模拟结果无论是组织形貌或是晶粒尺寸都与实验结果基本一致. 进一步对晶粒尺寸等信息进行统计分析, 结果见表 3. 结合表 3 中的统计结果及图 12 (b) 和 (d) 中的组织模拟结果可以发现, 高硅钢柱状晶发

达, 晶粒粗大, 水冷铸锭几乎由近 90% 的柱状晶构成, 且晶粒平均尺寸和平均面积都要大于空冷铸锭. 这主要是由于空冷铸锭凝固前沿的温度梯度较小, 两相区较宽 (图 6 所示), 更利于枝晶生长, 凝固前沿流体流动将纤细的枝晶尖端打碎并带到熔体中心成为等轴晶的形核核心; 而水冷铸锭凝固前沿温度梯度较大, 两相区狭窄 (图 7 所示), 更有利于柱状晶生长, 因此水冷铸锭中柱状晶比例高.

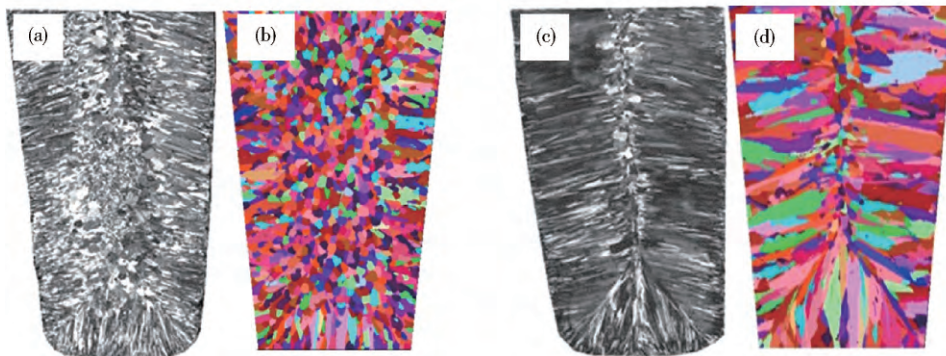


图 12 高硅钢铸态组织. (a) 实验结果, 空冷; (b) 模拟结果, 空冷; (c) 实验结果, 水冷; (d) 模拟结果, 水冷

Fig. 12 Structures of high-silicon steel casting: (a) experimental results, air cooling; (b) simulated results, air cooling; (c) experimental results, water cooling; (d) simulated results, water cooling

(2) 过热度的影响.

过热度是浇注过程中重要的工艺参数, 直接影响

铸锭质量. 利用空冷模型, 通过改变初始温度来研究不同过热度对凝固组织的影响, 模拟结果如图 13 及表 4

表 3 不同冷却条件下凝固组织数据统计结果

Table 3 Statistics results of solidification structure under different cooling conditions

冷却方式	等轴晶比例/%	计算截面晶粒数	平均晶粒直径/mm	平均晶粒面积/mm ²
空冷	49.53	2169	1.802	4.807
水冷	11.12	1303	4.508	9.443

所示. 由模拟结果可以看出,过热度从 52 K 降低至 20

K 时,铸锭中等轴晶比例从 49.53% 增加到 69.66%,平均晶粒直径由 1.802 mm 减小到 1.571 mm,平均晶粒面积随过热度降低而有所减小,而晶粒数随过热度降低有所增加. 这主要是由于高过热度导致凝固前沿温度梯度增加,促进了柱状晶生长;同时较高的过热度也会提高熔体中异质核心熔解消失的概率,抑制了等轴晶形成;因此,低过热度浇铸是提高等轴晶率、细化晶粒的一种有效办法.

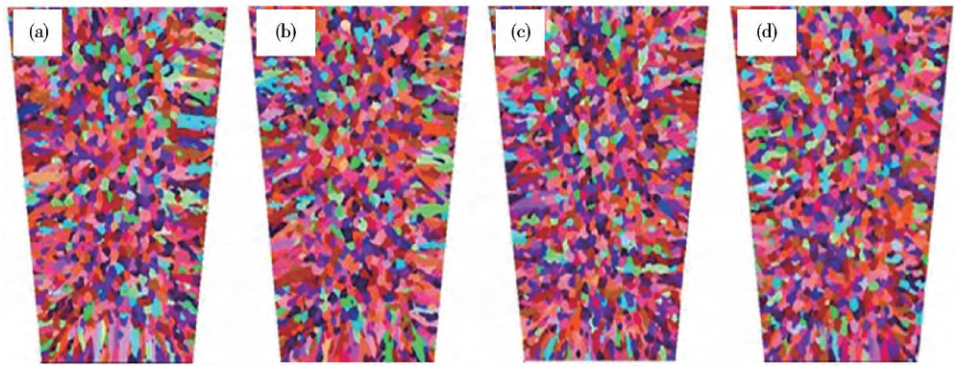


图 13 不同过热度下铸锭凝固组织模拟结果. (a) 52 K; (b) 40 K; (c) 30 K; (d) 20 K

Fig. 13 Simulation results of solidification structure under the different superheats: (a) 52 K; (b) 40 K; (c) 30 K; (d) 20 K

表 4 不同过热度下凝固组织晶粒数据统计结果

Table 4 Statistics results of solidification structure under different superheats

过热度/K	等轴晶比例/%	计算截面晶粒数	平均晶粒直径/mm	平均晶粒面积/mm ²
20	69.66	2325	1.571	4.312
30	62.56	2244	1.653	4.525
40	60.35	2207	1.737	4.692
52	49.53	2169	1.802	4.807

4 结论

(1) 高硅钢铸态组织主要由粗大的柱状晶构成,水冷铸锭中柱状晶比例高达 90%,空冷铸锭中心有少量等轴晶区;柱状晶晶粒由发达的一次枝晶构成,且具有明显的方向性;等轴晶晶粒由二次、三次枝晶构成,取向随机分布.

(2) 在高硅钢凝固过程中,空冷铸锭的温度场更均匀,两相区更宽阔,凝固从铸锭角部开始沿铸壁逐渐向中心推进,呈“过渡式”凝固;而水冷铸锭温度梯度始终较大,两相区狭小,呈“分层式”凝固.

(3) 在凝固前期空冷铸锭的中心两侧位置存在两个较大的流动回旋区,凝固末期在铸锭冒口下方出现了抽吸补缩现象;而水冷铸件在凝固过程中流股相互干扰,流场不稳定,凝固末期未观察到补缩现象. 空冷铸锭在凝固开始时流速波动较大,随凝固进行逐渐平稳,而水冷铸锭在凝固过程中流速始终都在波动.

(4) CAFE 法模拟得到的凝固组织无论是组织形貌还是晶粒尺寸都与实验结果基本一致;空冷铸锭中无论是等轴晶比例还是晶粒尺寸等凝固特征都优于水冷铸锭;随着过热度的降低,高硅钢铸锭中心等轴晶率提高,晶粒数增加,晶粒尺寸变得更细小.

参 考 文 献

[1] He Z Z, Zhao Y, Luo H W. *Electrical Sheet*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2012
(何忠志, 赵宇, 罗海文. 电工钢. 北京: 冶金工业出版社, 2012)

[2] Haiji H, Okada K, Hiratani T, et al. Magnetic properties and workability of 6.5% Si steel sheet. *J Magn Magn Mater*, 1996, 160: 109

[3] Fang X S, Liang Y F, Ye F, et al. Effect of rolling reduction on the texture of 6.5wt% Si electric steel during warm rolling. *J Funct Mater*, 2012, 43(24): 3346
(房现石, 梁永锋, 叶丰, 等. 压下率对 6.5% Si 电工钢温轧板织构的影响规律. 功能材料, 2012, 43(24): 3346)

[4] Yang J S, Xie J X, Zhou C. Preparation technology and prospect of 6.5% Si steel. *J Funct Mater*, 2003, 34(3): 244
(杨劲松, 谢建新, 周成. 6.5% Si 高硅钢的制备工艺及发展前景. 功能材料, 2003, 34(3): 244)

[5] Zheng X, Yan B. Properties and preparation techniques of Fe-6.5% Si high silicon steel. *Mater Rev*, 2012, 26(19): 392
(郑鑫, 严彪. Fe-6.5% Si 高硅钢的性能及制备技术. 材料导报, 2012, 26(19): 392)

[6] Lin J P, Ye F, Chen G L, et al. Fabrication technology, microstructures and properties of Fe-6.5wt% Si alloy sheets by cold rolling. *Front Sci*, 2007(2): 13

- (林均品, 叶丰, 陈国良, 等. 6.5 wt% Si 高硅钢冷轧薄板制备工艺、结构和性能. *前沿科学*, 2007(2): 13)
- [7] Spittle J A, Brown S G R. Computer simulation of the effects of alloy variables on the grain structures of castings. *Acta Metall*, 1989, 37(7): 1803
- [8] Wang S L, Sekerka R F, Wheeler A A, et al. Thermodynamically-consistent phase-field models for solidification. *Phys D*, 1993, 69(1-2): 189
- [9] Natsume Y, Ohsasa K, Narita T. Phase-field simulation of transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-P binary filler metal. *Mater Trans*, 2003, 44(5): 819
- [10] Zhao Y Z, Shi Y W, Shi L F. Current research status of computer simulation of casting solidification structure. *Met Form Technol*, 2002, 20(6): 53
- (赵玉珍, 史耀武, 史立丰. 铸件凝固过程组织计算机模拟研究动态. *金属成型工艺*, 2002, 20(6): 53)
- [11] Rappaz M, Gandin C A. Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes. *Acta Metall Mater*, 1993, 41(2): 345
- [12] Gandin C A, Rappaz M. A 3D cellular automaton algorithm for the prediction of dendritic grain growth. *Acta Mater*, 1997, 45(5): 2187
- [13] Gandin C A, Desbiolles J L, Rappaz M, et al. A three-dimensional cellular automaton-finite element model for the prediction of solidification grain structures. *Metall Mater Trans A*, 1999, 30(12): 3153
- [14] Pang R P, Wang F M, Zhang G Q, et al. Study of solidification thermal parameters of 430 ferrite stainless steel based on 3D-CA-FE method. *Acta Metall Sin*, 2013, 49(10): 1234
- (庞瑞朋, 王福明, 张国庆, 等. 基于 3D-CAFE 法对 430 铁素体不锈钢凝固热参数的研究. *金属学报*, 2013, 49(10): 1234)
- [15] Luo Y Z, Zhang J M, Wei X D, et al. Numerical simulation of solidification structure of high carbon SWRH77B billet based on the CAFE method. *Ironmaking Steelmaking*, 2012, 39(1): 26
- [16] Jing C L, Wang X H, Jiang M. Study on solidification structure of wheel steel round billet using FE-CA coupling model. *Steel Res Int*, 2011, 82(10): 1173
- [17] Wang J L, Wang F M, Zhao Y Y, et al. Numerical simulation of 3D-microstructures in solidification processes based on the CAFE method. *Int J Miner Metall Mater*, 2009, 16(6): 640
- [18] Hou Z B, Jiang F, Cheng G G. Solidification structure and compactness degree of central equiaxed grain zone in continuous casting billet using cellular automaton-finite element method. *ISIJ Int*, 2012, 52(7): 1301
- [19] Kattner U R. The thermodynamic modeling of multicomponent phase equilibria. *JOM*, 1997, 49(12): 14
- [20] Thevoz P, Desbiolles J L, Rappaz M. Modeling of equiaxed microstructure formation in casting. *Metall Trans A*, 1989, 20(2): 311
- [21] Kurz W, Giovanola B, Trivedi R. Theory of microstructural development during rapid solidification. *Acta Metall*, 1986, 34(5): 823
- [22] Gandin C A, Rappaz M. A coupled finite element-cellular automaton model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes. *Acta Metall Mater*, 1994, 42(7): 2233
- [23] Kovac F, Stoyka V, Petryshynets I. Strain-induced grain growth in non-oriented electrical steels. *J Magn Magn Mater*, 2008, 320(20): e627
- [24] Zhang N, Yang P, Mao W M. Influence of columnar grains on the recrystallization texture evolution in Fe-3% Si electrical steel. *Acta Metall Sin*, 2012, 48(3): 307
- (张宁, 杨平, 毛卫民. 柱状晶对 Fe-3% Si 电工钢再结晶组织演变规律的影响. *金属学报*, 2012, 48(3): 307)
- [25] Song W, Zhang J M, Liu Y, et al. Numerical simulation of solidification structure of 6.5 wt-% Si steel ingot slab. *Ironmaking Steelmaking*, 2015, 42(9): 656
- [26] Pickering E J. Macrosegregation in steel ingots: the applicability of modelling and characterisation techniques. *ISIJ Int*, 2013, 53(6): 935
- [27] Patil P, Nalawade R, Balachandran G, et al. Analysis of solidification behaviour of low alloy steel ingot casting-simulation and experimental validation. *Ironmaking Steelmaking*, 2015, 42(7): 512