

· 冶炼与凝固 ·



基于仿真的 M54 超高强度钢真空自耗重熔工艺优化

宁 静¹, 王 敖¹, 毕正绪², 许广鹏², 雍 兮¹, 苏 杰¹, 程兴旺³

(1 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院, 北京 100081; 2 大冶特殊钢有限公司特冶产品研究所, 黄石 435001;

3 北京理工大学材料学院, 北京 100081)

摘 要:采用 Meltflow-VAR 软件, 选取稳态熔速为 3.6、3.9、4.2、4.5、4.8、5.1 kg/min 六种工艺曲线, 对 M54 超高强度钢 $\phi 660$ mm 大锭型真空自耗重熔工艺进行仿真。计算结果表明, 随熔速增加, 熔池深度和体积增加, 熔速 4.8 kg/min 及以上熔池与结晶器完全接触, 冷却效果得到改善。一次枝晶间距随熔速增大单调上升, 局部凝固时间和二次枝晶间距在 3.6~4.8 kg/min 范围随熔速增加下降, 在 4.8~5.1 kg/min 无明显变化。选取 4.2 kg/min 熔速开展工业化试制验证, 熔池形状与计算结果吻合良好。钢锭宏观偏析程度较低, 但微观偏析(枝晶偏析)的程度可达 30% 以上。微观偏析在有二次枝晶结构存在的位置与二次枝晶间距正相关, 在无二次枝晶结构的位置与一次枝晶间距正相关。综合考虑熔速对熔池形状、枝晶间距、元素偏析的影响, 建议稳态熔速优化为 4.8 kg/min。

关键词:M54 超高强度钢; 真空自耗重熔仿真; 熔池形状; 枝晶间距; 微观偏析

DOI:10.20057/j.1003-8620.2023-00120 **中图分类号:**TF132.3

Optimization of Vacuum Arc Remelting Process for M54 Ultra-High Strength Steel Based on Simulation

Ning Jing¹, Wang Ao¹, Bi Zhengxu², Xu Guangpeng², Yong Xi¹, Su Jie¹, Cheng Xingwang³

(1 Institute for Special Steels, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China; 2 Special Metallurgical Products Research Institute, Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China;

3 School of Materials, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: Meltflow-VAR software was employed to simulate the vacuum arc remelting process of $\phi 660$ mm large-scale ingot of M54 ultra-high strength steel, six processing curves with steady-state melting rates of 3.6, 3.9, 4.2, 4.5, 4.8, and 5.1 kg/min were selected for the study. Calculation results showed that as the melting rate increased, the depth and volume of the molten pool increased. The molten pool was completely in contact with the crucible at the melting rate of 4.8 kg/min or above, resulting improved cooling effect. The primary dendrite spacing monotonically increased with the increase of melting rate, while the local solidification time and secondary dendrite spacing decreased with the increase of melting rate in the range of 3.6-4.8 kg/min, whereas no significant change in the range of 4.8-5.1 kg/min. To verify the simulation results, a melting rate of 4.2 kg/min was chosen for industrial trial production. The shape of the molten pool was in good agreement with the calculated results. The degree of macro-segregation in steel ingots was relatively low, while the degree of micro-segregation (dendrite segregation) could reach over 30%. Micro-segregation was positively correlated with the spacing between secondary dendrites in the presence of secondary dendrite structures, while positively correlated with the spacing between primary dendrites in the absence of secondary dendrite structures. Taking into account the influence of melting rate on the shape of the molten pool, dendrite spacing and element segregation, it is recommended to optimize the steady-state melting rate to 4.8 kg/min.

Key Words: M54 Ultra-high Strength Steel; Simulation of Vacuum Arc Remelting Process; Molten Pool Geometry; Dendrite Arm Spacing; Micro-segregation

Ferrium M54[®]钢是美国 Questek 公司研发的新型二次硬化型超高强度钢, 具有出色的强韧性配合和抗应力腐蚀性能, 在航空航天领域被广泛应用, 如某型飞机起落架等^[1-2]。M54 钢作为中碳马氏体钢, 合金含量高达 22%, 其中碳化物形成 Mo 和 W 的综合含量超过 3%, 这些元素易发生偏析^[3]、在局部形成碳化物, 导致热加工开裂和最终韧性下降等问

题^[4]。M54 钢采用真空感应+真空自耗重熔的工艺冶炼, 而真空自耗重熔环节则是获得高质量钢锭的关键^[5]。

真空自耗过程在密闭设备中进行, 熔炼过程能够直接获得的数据仅有工艺参数, 熔池中反应和钢锭凝固过程处于“黑匣”状态^[6]。近年来, 随着计算机仿真技术在材料和冶金领域的推广应用, 国内外

作者简介: 宁 静(1988—), 女, 硕士, 高级工程师; **E-mail:** ningjing@necast.com; **收稿日期:** 2023-06-14

通信作者: 苏 杰(1965—), 男, 正高级工程师; **E-mail:** sujie@necast.com

已开发出多种真空自耗重熔过程的专用数值仿真模型,对熔炼过程进行可视化和量化^[7],通过模拟计算对大量可能的工艺参数组合进行系统研究和理性优化,避免传统“试错法”造成的浪费与污染,大幅缩短研制周期、降低研制成本、节约能源消耗^[8-9]。其中,Beaman J J等^[10]建立了真空自耗重熔的数学模型,对瞬态熔池深度进行了预测,通过实验室冶炼验证了该模型的准确性;Nastac L^[11]模拟了718合金真空自耗过程的晶粒组织、一次和二次枝晶间距、析出相行为等,分析了熔速和锭型大小对凝固结构的影响;樊凯等^[12]采用合金凝固的连续介质模型,模拟了Ti-Zr合金真空自耗重熔过程中熔池热浮力和溶质浮力引起的自然对流下的宏观偏析行为,发现抑制自然对流可减轻宏观偏析;汲庆涛等^[13]对USS122G超高强度不锈钢真空自耗过程中熔速对熔池形状的影响和元素宏观分布等进行了仿真与验证,为钢厂生产提供了可靠的数据支撑。但关于真空自耗的仿真优化研究大多集中在高温合金和钛合金领域,对于高合金超高强度钢及偏析控制原理的研究较少,关键控制参数不同,仿真模型也有待修正。

研究立足解决M54钢成分偏析问题,降低碳化物析出风险,聚焦真空自耗重熔的二次冶炼工艺环节,采用Meltflow-VAR软件仿真计算和试验表征相结合的方法,开展真空自耗重熔关键工艺参数的系列化研究及工业化试制验证,对M54钢真空自耗工艺提出优化建议。

1 仿真模型及试验方法

1.1 仿真模型

1.1.1 宏观模型

真空自耗重熔过程如图1所示,是在电弧不断作用下,自耗电极端面产生的熔融液滴掉落在水冷结晶器中再次凝固的过程。由于电极和结晶器为圆柱形,Meltflow-VAR软件假设这一熔炼过程保持轴对称,为方便计算,将熔炼的数学模型简化为经过对称轴的二维纵剖面。模型避免了模拟复杂拉弧过程造成的不准确性,而是聚焦结晶器的能量平衡过程,将电弧量化成能量输入,冷却水/氩气和钢锭辐射量化为能量输出,因此,只针对结晶器进行建模。熔炼过程中,综合考虑电弧在熔池中引发的电流、产生的电磁场和热能,电磁场产生的洛伦兹力在熔池中引发的流场运动,温度场及热历史引发的相变等,最终将熔池发展历程、夹杂物运移、合金

元素分布等进行可视化。

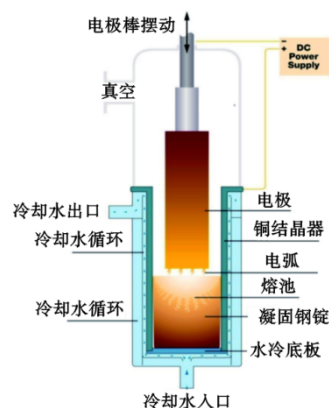


图1 真空自耗重熔过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of vacuum arc remelting process

1.1.2 凝固过程关键参量

对于熔速持续波动的熔炼过程来说,钢锭不同位置的体积单元均会经历不同的热历史。常用的描述这一热历史的输出参量包括^[14]。

(1)局部凝固时间(Local Solidification Time, LST)-用来描述钢锭中体积单元从液相线温度冷却到固相线温度的时间,即跨越两相区的总时长,用式(1)进行计算。

$$LST = Time(T_{liquidus}) - Time(T_{solidus}) \quad (1)$$

式中: $T_{liquidus}$ 为液相线温度, $^{\circ}C$; $T_{solidus}$ 为固相线温度, $^{\circ}C$; $Time(T_{liquidus})$ 为体积单元冷却到液相线温度的时间, s ; $Time(T_{solidus})$ 为体积单元冷却到固相线温度的时间, s 。

(2)平均冷却速度 $[(GxR)_{Overall}]$ 则与 LST 成倒数关系,用式(2)进行计算, $^{\circ}C/s$ 。

$$(GxR)_{Overall} = \frac{T_{liquidus} - T_{solidus}}{LST} \quad (2)$$

1.1.3 凝固结构计算模型

熔融金属滴落在结晶器中,会沿热量流动的方向凝固并形成枝晶结构^[15]。由于每个体积单元经历的热历史不同,整个钢锭在轴向和径向的凝固组织均会出现差异。当温度梯度高、冷却速度较大时,凝固沿特定方向快速发生,形成一次枝晶(柱状晶)结构;当温度梯度较低、各向异性减弱时,一次枝晶外缘处通过扰动方式生长出二次枝晶。通常认为,一次枝晶在凝固初期形成,即温度从液相线刚刚降低到固相分数20%阶段,其平均冷却速度定义为 $(GxR)_{Near-liquidus}$ 。一次枝晶间距采用式(3)进行计算。而二次枝晶的形成则可能贯穿整个凝固过

程,因此,二次枝晶间距常采用式(4)进行计算。

$$\lambda_{\text{primary}} = \frac{C_1}{(G \times R)_{\text{Near-liquidus}}^{P_1}} \quad (3)$$

$$\lambda_{\text{secondary}} = \frac{C_2}{(G \times R)_{\text{Overall}}^{P_2}} \quad (4)$$

式中: λ_{primary} 为一次枝晶间距, μm ; $\lambda_{\text{secondary}}$ 为二次枝晶间距, μm ; C_1 、 C_2 、 P_1 、 P_2 为常数,根据不同合金的实际情况进行拟合。

1.1.4 仿真建模

采用 Meltflow-VAR 软件 version5.5 版本进行真空自耗重熔过程仿真,选取结晶器纵剖面进行 2D 建模,界面及网格划分如图 2 所示,模型关键参数与边界条件见表 1。

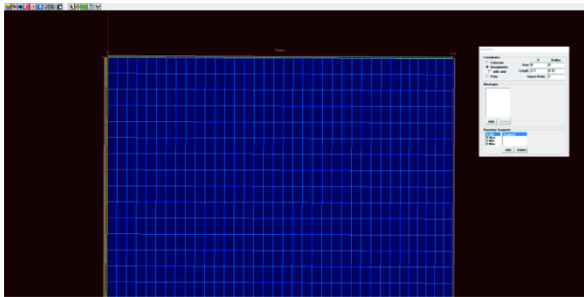


图 2 真空自耗重熔仿真模型示意图

Fig. 2 Schematic diagram of vacuum arc remelting simulation model

表 1 模型关键参数与边界条件

Table 1 Key parameters and boundary conditions of the model

模型参数	数值
结晶器尺寸/m	0.33
电极棒尺寸/m	0.28
充填比/%	84.8
上表面辐射系数	0.5
侧表面辐射系数	0.6
结晶器材质	铜
结晶器厚度/mm	30
冷却水温度/°C	30
充氮压力/Pa	300
结晶器间隙/mm	10.72
氮气冷却系数	28.27

1.1.5 熔炼合金及物理性能

通过真空自耗重熔工艺冶炼得到的 M54 高合金钢,名义成分见表 2,关键物理性能见表 3。这些参数将作为计算模型的输入参数导入模型。

1.2 试验方法

为验证 M54 钢真空自耗重熔工艺仿真的可靠

表 2 M54 钢名义成分(质量分数)

Table 2 Nominal composition of M54 Steel						%
C	Ni	Co	Mo	Cr	W	V
0.28	10.0	7.0	2.0	1.0	1.3	0.1

表 3 M54 钢关键物理性能

Table 3 Key physical properties of M54 steel

物理性能	数值
固相线/°C	1 421
液相线/°C	1 478
固态密度(室温)/(g·cm ⁻³)	7.980
液态密度(1 550 °C)/(g·cm ⁻³)	7.202
电导率(室温)/(S·μm ⁻¹)	2.64
20~1 100 °C 平均线膨胀系数/°C ⁻¹	13.1×10 ⁻⁶
热导率(室温)/[W·(m·K) ⁻¹]	26.6
比热容(室温)/[J·(kg·K) ⁻¹]	418

性,经 6 t 真空感应炉冶炼 $\phi 560$ mm 电极棒后,采用稳态熔速为 4.2 kg/min 的工艺熔炼 $\phi 660$ mm 自耗锭一支,冷却后钢锭直径约为 $\phi 640$ mm。于自耗锭起弧端(尾部)切取 20 mm 厚度截面试样、补缩端(头部)切取 200 mm 厚度截面试样。化学成分沿径向向十等分处采样并检测。将钢锭头部试块沿轴线等分为两个半圆柱,采用线切割方式切取 20 mm 厚度的纵剖面,表面磨光后经盐酸水溶液腐蚀,表征低倍组织。分别于头尾部外表面(R)、半径一半($R/2$)和心部(0)切取 10 mm×20 mm×10 mm 的试样,经研磨抛光后,采用高分辨显微 X 射线荧光光谱仪(μ -XRF)进行枝晶结构和元素分布情况表征。

2 仿真结果

2.1 熔池形状

真空自耗重熔工艺控制的核心在于各阶段熔池形状的控制,其本质是熔融金属带来的热量输入与结晶器冷却、钢锭辐射散热带来的热量输出两者作用的结果。选取稳态熔速为 3.6、3.9、4.2、4.5、4.8、5.1 kg/min 六种工艺曲线开展仿真研究,熔炼电流、功率与熔速匹配,冷却条件相同。熔池深度随时间变化如图 3 所示,从熔池发展方面看,真空自耗重熔过程可以分为三个阶段:(1)造熔池阶段,本文中约为 0~400 min,随时间延长,熔池深度快速增加,形成基本的“碗状”;(2)稳态熔炼阶段,约为 400~1 250 min,熔池基本形状构成后,随时间延长,结晶器中凝固金属增多,熔池距离水冷底板的距离越来越远,热量输入大于耗散,导致熔池越来越深,但整体变化幅度不大;(3)补缩及凝固阶段,

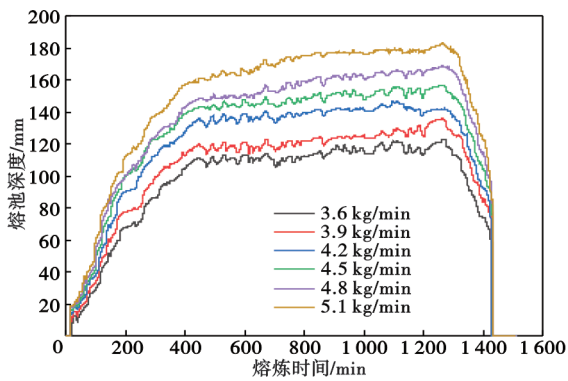


图 3 不同熔速下熔池深度

Fig. 3 Molten pool depth under different melting rates

约为 1 250 ~ 1 430 min,分为断电前和断电后,断电前补缩电流和熔速快速下降,熔池深度随之快速下降,断电后不再有热流输入,熔池快速凝固。不同工艺稳态熔炼阶段(熔炼第 689 min)的熔池形状如图 4 所示。稳态熔速为 3.6、3.9 kg/min 时,熔池呈浅平碗状,存在明显的“不到边”现象,即钢锭表面存在一层凝固金属壳,液态熔池与结晶器内表面未接触,会导致热传导效果不良;稳态熔速为 4.2、4.5、4.8 kg/min 时,熔池呈较深碗状,随熔速增加,熔池与结晶器壁接触越来越好;稳态熔速为 5.1 kg/min 时,

熔池呈抛物线状,与结晶器接触段增长,接近 50 mm。

2.2 凝固速度与枝晶间距

图 5 为不同工艺下钢锭局部凝固时间。图 6 和图 7 分别为不同熔速下钢锭的一次枝晶间距与二次枝晶间距的分布情况。熔速从 3.6 kg/min 增加到 4.8 kg/min,随熔速增大,局部凝固时间反而缩短,其中以 $LST \geq 1\ 600\ s$ 部分区域缩小最为明显;熔速从 4.8 kg/min 进一步增加到 5.1 kg/min, LST 变化不明显。这是由于,熔速 3.6 ~ 4.8 kg/min 增大,熔池与结晶器内壁的接触情况一直在改善,导致熔池侧面散热条件提升,从而 LST 下降;而熔池在 4.8 kg/min 条件下已经完全“到边”,继续增加到 5.1 kg/min,冷却条件的改善不再明显, LST 变化则不明显。二次枝晶间距与 LST 的变化趋势一致,而一次枝晶间距则随熔速的增加明显增大。从一次枝晶和二次枝晶的生长原理讲,一次枝晶主要在凝固初期形成,即由温度从液相区刚落入两相区的瞬时冷却速度决定,一般熔池越深,蓄热能力越强,凝固前沿瞬时冷速越低;而二次枝晶的形成则贯穿整个凝固过程,也就是由跨越两相区的整体冷却速度决定,即与 LST 直接相关。

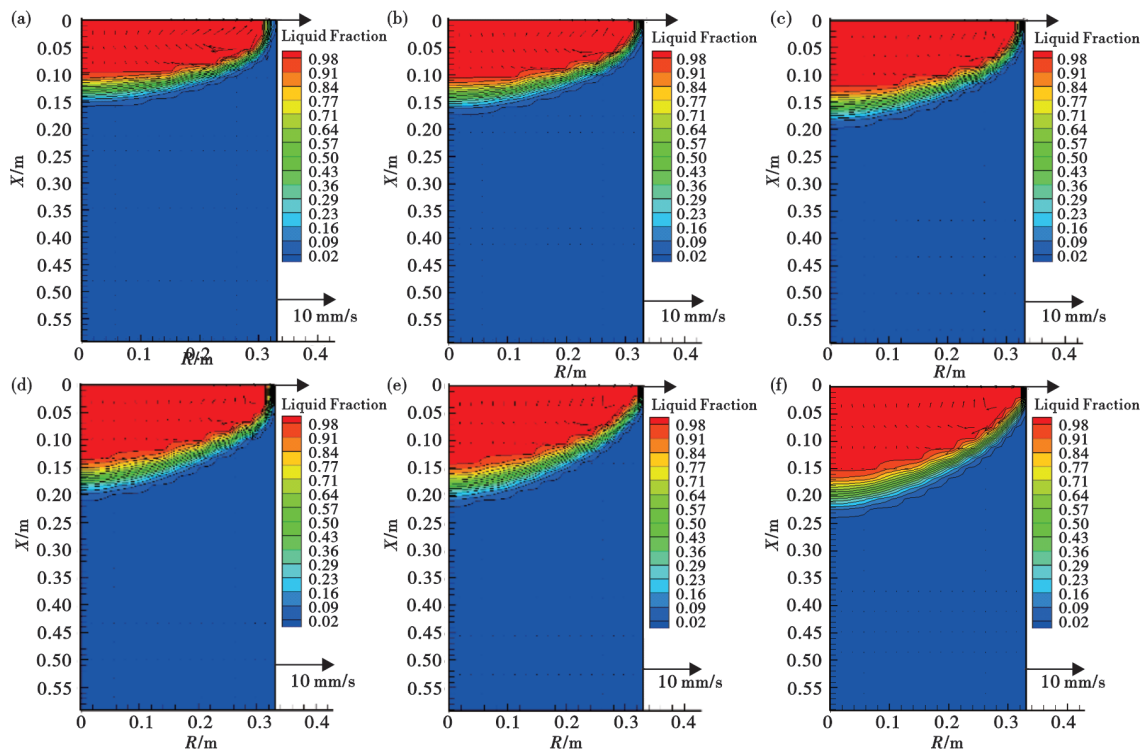


图 4 稳态熔炼阶段熔池形状:(a) 3.6 kg/min, (b) 3.9 kg/min, (c) 4.2 kg/min, (d) 4.5 kg/min, (e) 4.8 kg/min, (f) 5.1 kg/min

Fig. 4 Shape of molten pool during steady-state melting stage : (a) 3.6 kg/min , (b) 3.9 kg/min , (c) 4.2 kg/min , (d) 4.5 kg/min , (e) 4.8 kg/min , (f) 5.1 kg/min

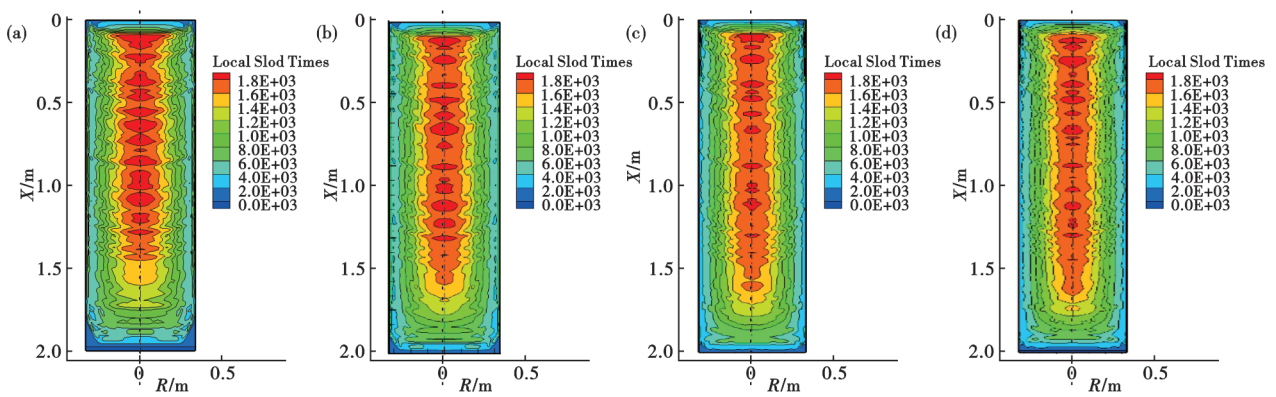


图5 局部凝固时间分布: (a) 3.6 kg/min, (b) 4.2 kg/min, (c) 4.8 kg/min, (d) 5.1 kg/min

Fig. 5 Distribution of local solidification time : (a) 3.6 kg/min , (b) 4.2 kg/min , (c) 4.8 kg/min , (d) 5.1 kg/min

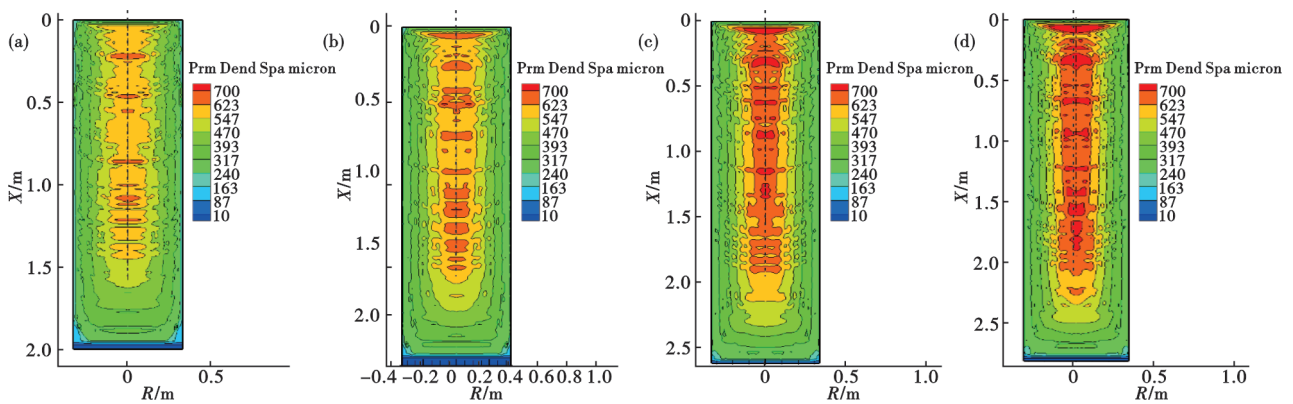


图6 一次枝晶间距分布: (a) 3.6 kg/min, (b) 4.2 kg/min, (c) 4.8 kg/min, (d) 5.1 kg/min

Fig. 6 Distribution of primary dendrite spacing : (a) 3.6 kg/min , (b) 4.2 kg/min , (c) 4.8 kg/min , (d) 5.1 kg/min

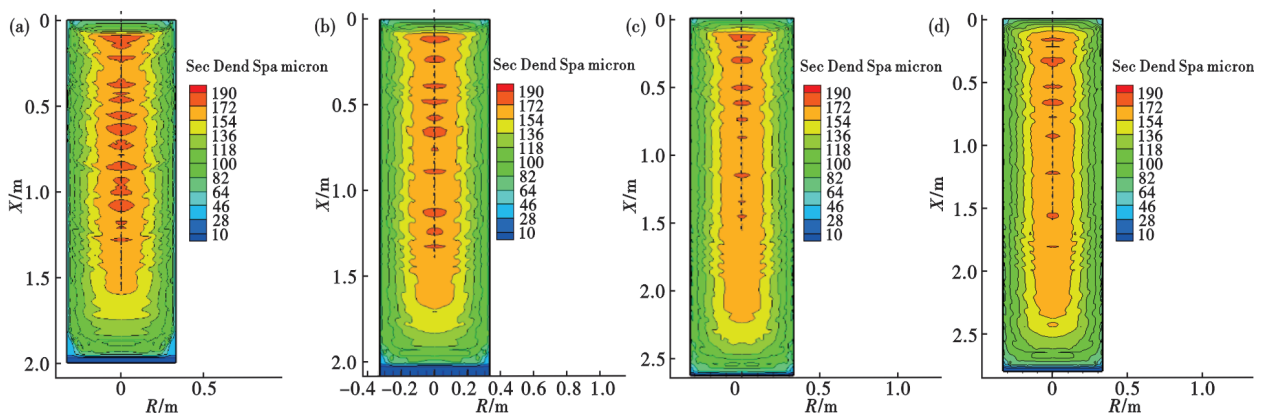


图7 二次枝晶间距分布: (a) 3.6 kg/min, (b) 4.2 kg/min, (c) 4.8 kg/min, (d) 5.1 kg/min

Fig. 7 Distribution of secondary dendrite spacing : (a) 3.6 kg/min , (b) 4.2 kg/min , (c) 4.8 kg/min , (d) 5.1 kg/min

2.3 元素宏观分布

合金元素大范围移动只能发生在液相对流状态,因此,元素宏观分布的形成主要与熔池的体积相关^[11]。图8和图9分别为稳态熔速4.2 kg/min和5.1 kg/min工艺状态下,C、Mo、W元素的宏观分布情况。总体来看,合金元素在靠近心部的地方富集,

并随熔速的提高富集程度增加。由于计算模型中电极棒假设为均质的,且未考虑真空自耗过程实际烧损,因此,计算出补缩端元素含量高于起弧端。但两种熔速下元素整体宏观偏析并不严重,除头尾及表层这些后续会切掉的部分,C含量波动为0.27%~0.29%,波动约为±3.5%,Mo含量波动为

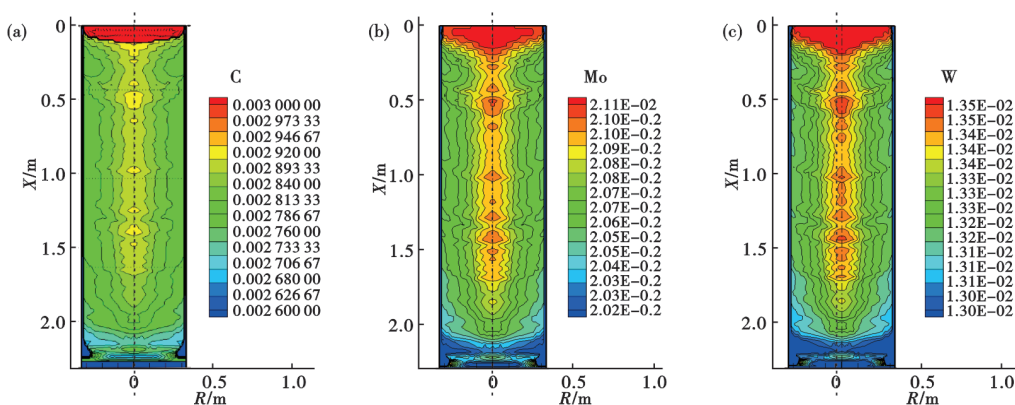


图8 元素宏观分布计算结果(稳态熔速4.2 kg/min):(a) C,(b) Mo,(c) W

Fig. 8 Calculation results of elements macro-distribution (Steady-state melting rate of 4.2 kg/min) : (a) C , (b) Mo , (c) W

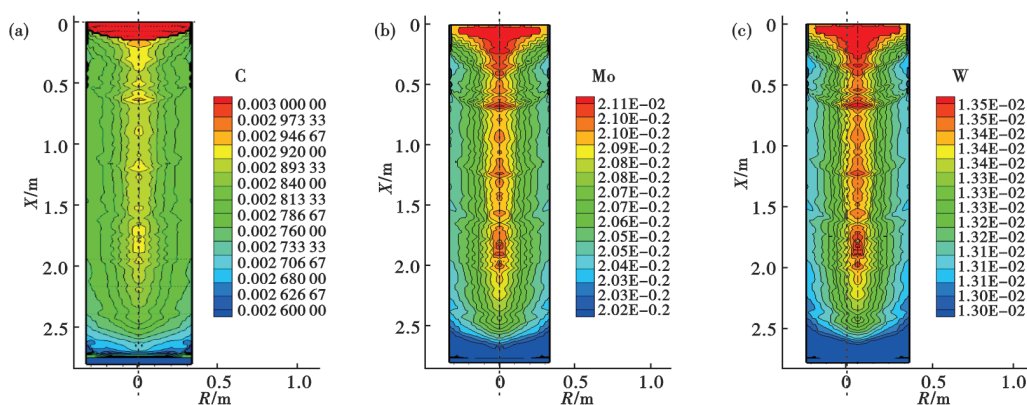


图9 元素宏观分布计算结果(稳态熔速5.1 kg/min):(a) C,(b) Mo,(c) W

Fig. 9 Calculation results of elements macro-distribution (Steady-state melting rate of 5.1 kg/min) : (a) C , (b) Mo , (c) W

2.04%~2.10%、W含量波动为1.31%~1.35%，波动不超过±1.5%。这种波动范围一般不影响性能。

3 试验验证

为进行计算结果的验证，采用稳态熔速为4.2 kg/min的工艺曲线开展M54钢真空自耗重熔的试制。对自耗锭补缩端凝固组织、不同位置枝晶形貌和元素偏析情况进行试验表征，并与计算结果进行对照。

3.1 补缩端凝固组织表征

图10所示为补缩端纵截面经热酸溶液腐蚀后显示的凝固组织。锭子冷却收缩后半径约为320 mm，轴向厚度约为200 mm。熔炼停止以真空自耗炉断电时间为准，本计算模型中为“End of Melting”，具体时间为第1421 min。之后没有热量流入，只有热量流出，流出的主要形式为结晶器内壁传导、侧表面和上表面辐射，因此，熔池中的液态金属沿温度梯度方向(热流方向)快速凝固。这一能量状态改变的瞬间形成凝固组织的界面，即最终补缩端的熔池

形状。取最接近断电时间的计算步骤(1424 min)的固液相分布进行对比，以90%液态面定为熔池面，与实验结果吻合良好；缩孔位于钢锭表面以下70 mm左右，与计算结果中最后凝固的位置对应较为准确；侧表面向内柱状晶生长的方向与计算中温度梯度的方向一致。仿真可以较准确的反映“黑匣”的实际熔炼过程。

3.2 宏观偏析表征

于起弧端和补缩端径向十等分处检测化学成分，其中C、Mo、W含量与计算结果的对比如图11所示。实测元素含量大体在计算值范围内：C元素径向分布规律与计算结果一致度较高，即心部略高，表面30~70 mm时C含量下降明显；而Mo和W含量则围绕均值波动，规律性不明显。头尾元素浓度与计算结果并不一致：计算模型中假设电极棒为均一成分，且未考虑真空自耗过程的烧损，因此，随熔炼过程推进，溶质元素不断被排到熔池中来，导致浓度越来越高；而实际熔炼时电极棒和熔池之间持续

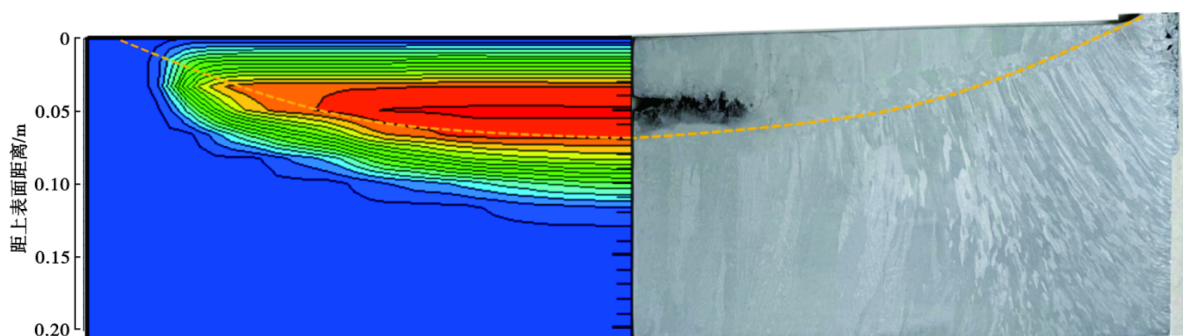


图 10 M54 钢自耗锭补缩端凝固组织表征与计算熔池形貌对比

Fig. 10 Comparison of characterization and calculation of molten pool morphology for solidification structure at the feeding end of the steel M54 VAR ingot

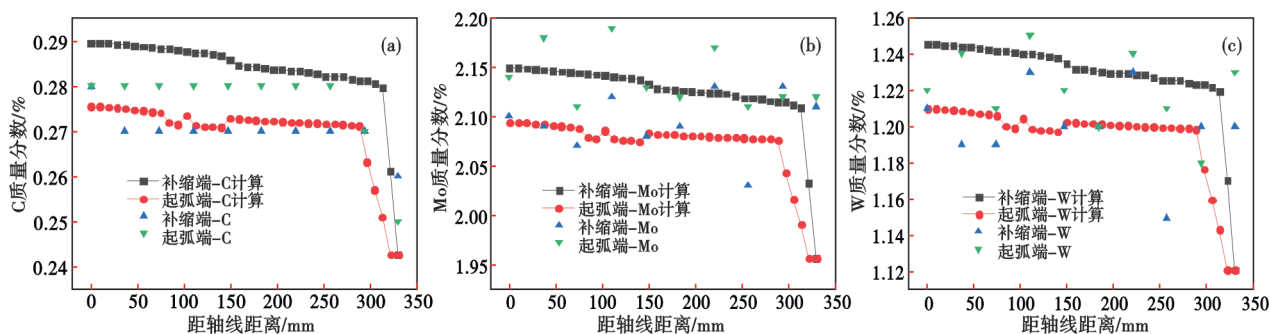


图 11 M54 钢自耗锭不同位置元素浓度实测值与计算值对比: (a) C, (b) Mo, (c) W

Fig. 11 Comparison of measured and calculated elemental concentrations at different positions of the steel M54 VAR ingot : (a) C , (b) Mo , (c) W

产生高压电弧,在极高的温度和真空度下,以 C、Mn 为代表的元素将发生烧损,导致补缩端实测浓度低于起弧端。

3.3 枝晶间距与微观偏析表征

合金体系中 Mo 元素的偏析最为显著,本文将其作为考察偏析程度和显示枝晶形貌的依据。图 12 所示为钢锭补缩端和起弧端径向不同位置处元素浓度分布图,扫描面积除起弧端心部试样为 8 mm (轴向)×8 mm (径向)外均为 18 mm (轴向)×8 mm (径向)。其中图 12(c-f) 四个试样仅可观察到一次枝晶组织,这是由于起弧端邻近水冷底板、补缩端边缘靠近结晶器内壁,温度梯度大、冷却速度快,一次枝晶沿与熔池边缘垂直的方向定向生长。而图 12(a-b) 两个试样分别位于补缩端心部和 1/2 半径处,熔池有一定深度,温度梯度较小、各向异性减弱,因此生长出较为发达的二次枝晶。以 Mo 为代表的正偏析元素,随凝固过程推进,溶质元素不断排到枝晶间隙的液相中,并在固液相界面处富集,形成“组分过冷”^[16],固相得以继续生长。最后凝固的位点聚集了最高的溶质元素含量,在图中呈现为红色斑点。

在图 12(a-c) 中沿轴向(18 mm 边)定量统计主要合金元素的浓度线分布,如图 13 所示。从合金元素上看,Mo 元素的波动最为剧烈;从位置上看,补缩端心部-1/2 半径处-边缘的元素偏析程度依次降低。按波谷的位置统计枝晶间距,并按照式(3)求出相应参数,修正后的公式为:

$$\lambda_{\text{primary}} = \frac{287}{(G \times R)_{\text{Near-liquidus}}^{0.21}} \quad (5)$$

矫正后的一次枝晶间距计算值与实验测量值如图 14 所示。除起弧端 1/2 半径位置有所偏离,其他位置计算结果与实验结果吻合良好,总体趋势为越靠近心部、越靠近补缩端,一次枝晶间距越大。表 4 统计了实验表征的枝晶间距和元素偏析系数,在二次枝晶结构存在的情况下,元素偏析与二次枝晶间距正相关;否则与一次枝晶间距正相关。

4 分析与讨论

M54 超高强度钢合金体系中含有 C、Mo、W 等易偏析元素,尤其 Mo+W 的含量之和达到 3.3% 左右时。真空自耗重熔是小熔池、凝固稳态推进的过程,与模铸大熔池相比,其宏观偏析不明显,除自耗

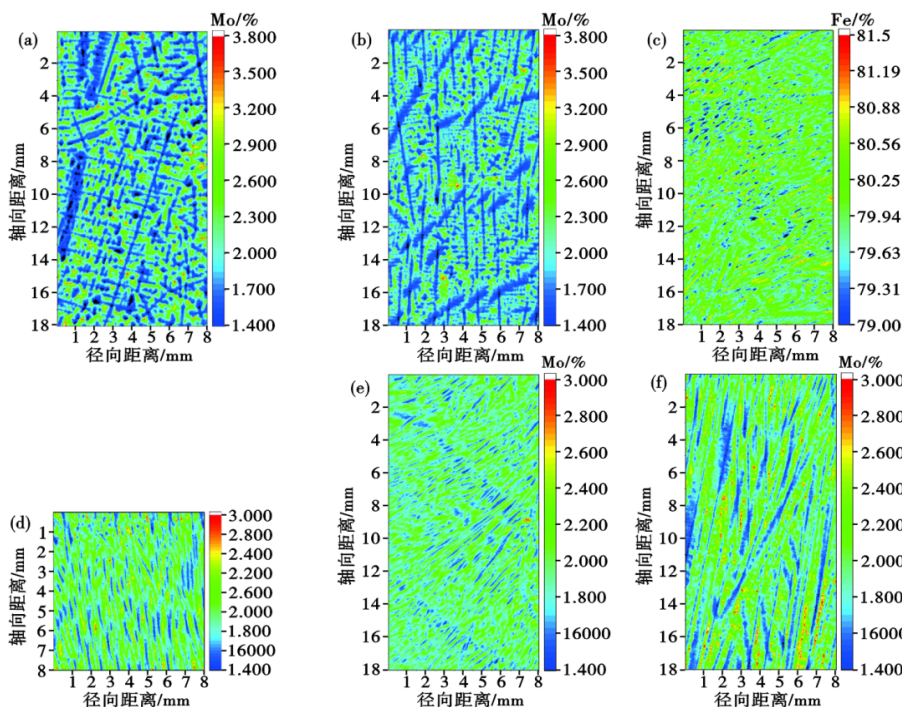


图 12 M54 钢自耗锭不同位置处元素浓度原位表征: (a)补缩端-心部, (b)补缩端-R/2, (c)补缩端-边缘, (d)起弧端-心部, (e)起弧端- R/2, (f)起弧端-边缘

Fig. 12 In-Situ characterization of element concentrations at different positions of the of the steel M54 VAR ingot : (a) Feeding end-core , (b) Feeding end-R/2 , (c) Feeding end-edge , (d) Arcing end- core , (e) Arc ing end-R/2 , (f) Arcing end-edge

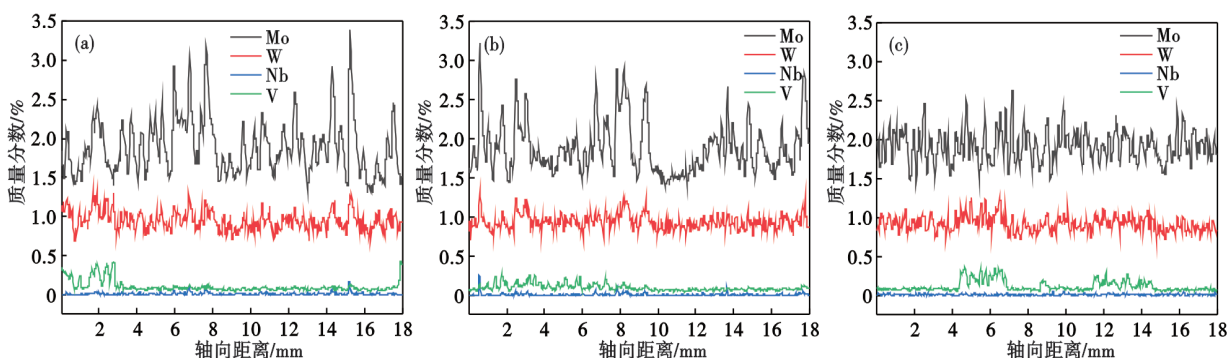


图 13 M54 钢自耗锭补缩端不同位置处元素浓度线分布: (a)心部, (b)R/2, (c)边缘

Fig. 13 Line distribution of element concentration at different positions of feeding end of the steel M54 VAR ingot : (a) Core , (b) R/2 , (c) Edge

锭最表面部分(一般后续通过表面扒皮去除),轴向、径向元素含量波动一般不超过 $\pm 3.5\%$ 。但常规化学成分检测是对局部范围进行平均,无法反映微米级的微观偏析(枝晶偏析),而且偏析程度可高达 30% 以上(见表 4),枝晶间隙处 Mo、W 等溶质元素偏聚,易形成大颗粒 M_6C 碳化物^[17]。因此, M54 钢真空自耗重熔的工艺要点就是微观偏析的控制^[18],即钢锭中上部、1/2 半径向内处的二次枝晶间距控制和钢锭中下部、1/2 半径向外处的一次枝晶间距控制(见表 4),本质上是凝固前沿冷却速度和平均冷却

速度的控制。

从熔池形状来看,稳态熔速 4.8 kg/min 以下熔池较浅,液态进入固态的瞬时凝固速度较大,因此,一次枝晶间距较小;但熔池边缘无法达到结晶器内壁,造成热量耗散一定程度受阻,跨越固液两相区的平均凝固速度偏低,因此,二次枝晶间距反而较大。而元素微观偏析程度在自耗锭中上部 1/2 半径向内位置与二次枝晶相关,在其他位置与一次枝晶相关。综合试制情况考虑,推荐采用稳态熔速 4.8 kg/min。

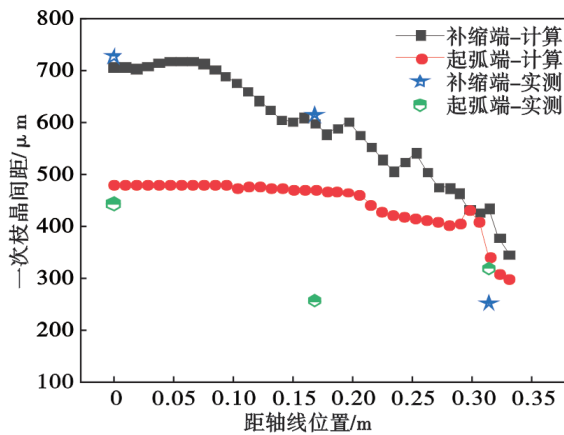


图 14 一次枝晶间距矫正

Fig. 14 Correction of primary dendrite spacing

表 4 实测 M54 钢自耗锭枝晶间距及元素偏析系数

Table 4 Measured dendrite spacing and elemental segregation coefficient of the steel M54 VAR ingot

径向位置	补缩端			起弧端		
	一次枝晶/ μm	二次枝晶/ μm	Mo 偏析 系数	一次枝晶/ μm	二次枝晶/ μm	Mo 偏析 系数
心部	727.3	465.4	0.680	444	-	0.769
R/2	615.4	268.1	0.725	257.6	-	0.806
边缘	254.4	-	0.787	320	-	0.752

参考文献

- [1] Xiong W, Olson G B. Integrated computational materials design for high-performance alloys [J]. MRS Bulletin, 2015, 40 (12): 1035-1044.
- [2] 王 飞, 杨卓越, 庞学东, 等. 时效温度对二次硬化超高强度钢 M54 力学性能和组织的影响[J]. 特殊钢, 2017, 38(6): 67-70.
- [3] 董晓亮, 张秀丽, 许广鹏, 等. $\phi 300$ mm S53 马氏体时效强化钢环状花样低倍组织分析及工艺改进[J]. 特殊钢, 2022, 43(1): 69-72.
- [4] 张英杰, 王 飞, 董 鹏, 等. M54 超高强度钢热塑性行为研究[J]. 塑性工程学报, 2016, 23(3): 119-124.
- [5] 王 飞, 李建新, 张玉春. 抚顺特钢高强钢及超高强度钢发展现状[J]. 特殊钢, 2021, 42(5): 30-35.
- [6] 王资兴, 王 磊, 孙文儒. 熔速对 IN718 合金真空自耗铸锭组织的影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(1): 91-97.
- [7] 曲敬龙, 杨树峰, 陈正阳, 等. 真空自耗冶炼过程数值仿真研究进展[J]. 中国冶金, 2020, 30(1): 1-9.
- [8] Karimi-Sibaki E, Kharicha A, Wu M, et al. A Parametric Study of the Vacuum Arc Remelting (VAR) Process: Effects of Arc Radius, Side-Arcing, and Gas Cooling [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2020, 51(1): 222-235.
- [9] 史建凯, 岳 峰, 田儒良, 等. 连铸工艺参数对 20CrMnTi 齿轮钢 150 mm \times 150 mm 铸坯凝固组织影响数值模拟和生产应用 [J]. 特殊钢, 2022, 43(2): 16-20.
- [10] Beaman J J, Lopez L F, Williamson R L. Modeling of the vacuum arc remelting process for estimation and control of the liquid pool profile [J]. Journal of Dynamic Systems Measurement and Control, 2014, 136(3): 031007.
- [11] A Multiscale Transient Modeling Approach for Predicting the Solidification Structure in VAR Processed Alloy 718 Ingots [C]. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), CFD Modeling and Simulation in Materials Processing, 2012: 97-106.
- [12] 樊 凯, 吴林财, 李俊杰, 等. 钛合金 VAR 过程中自然对流下的宏观偏析行为模拟[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49 (3): 871-876.
- [13] 汲庆涛, 于 杰, 宁 静, 等. USS122G 钢锭真空电弧重熔工艺的数值模拟[J]. 钢铁, 2022, 57(10): 127-138.
- [14] Meltflow-VAR: A Computational Model for Comprehensive Analysis of the Vacuum Arc Remelting (VAR) Process-Theoretical Background. Version 5.0. Minneapolis (MN): Innovative Research, Inc. 2014.
- [15] 陈宗民, 于文强. 铸造金属凝固原理[M]. 北京: 北京大学出版社, 2014: 154-155.
- [16] 余永宁. 材料科学基础[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006: 648.
- [17] 董晓亮, 张秀丽, 许广鹏, 等. YG1900 超高强度钢性能指标离散机理分析及工艺改进[J]. 特殊钢, 2022, 43(3): 52-55.
- [18] Lippard H E, Campbell C E, Björklind T, et al. Microsegregation Behavior during Solidification and Homogenization of AerMet100 Steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1998, 29(1): 205-210.

5 结论

本文针对 M54 钢真空自耗重熔工艺优化, 选取稳态熔速为 3.6、3.9、4.2、4.5、4.8、5.1 kg/min 六种工艺曲线开展仿真计算, 并选取 4.2 kg/min 熔速开展工业化试制验证。得到的主要结论如下。

(1) 随熔速增加, 熔池深度和体积增加, 熔池从浅平“碗状”逐步发展到“抛物线”状。熔速 3.6 ~ 4.5 kg/min 熔池边缘未完全与结晶器内壁接触, 熔速 4.8 kg/min 及以上熔池完全“到边”, 冷却效果得到改善。熔速 4.2 kg/min 的工业化试制验证熔池形状与计算结果吻合良好。

(2) 一次枝晶间距随熔速增大单调上升, 局部凝固时间和二次枝晶间距在 3.6 ~ 4.8 kg/min 随熔速增加下降、在 4.8 ~ 5.1 kg/min 无明显变化。

(3) 钢锭宏观偏析程度较低, 但微观偏析(枝晶偏析)的程度可达 30% 以上。微观偏析在有二次枝晶结构存在的位置与二次枝晶间距正相关, 在无二次枝晶结构的位置与一次枝晶间距正相关。

(4) 综合考虑熔速对熔池形状、枝晶间距、元素偏析的影响, 建议稳态熔速优化为 4.8 kg/min。