

· 产品研发 ·



## CrNiMoAlTi 系沉淀硬化不锈钢真空自耗工艺 模拟及应用实践

苏瑞平<sup>1,3</sup>, 丁毅<sup>1,3</sup>, 龚志华<sup>2</sup>

(1 宝武特种冶金有限公司, 上海 201900; 2 内蒙古科技大学材料科学与工程学院, 包头 014010;

3 核电关键材料全国重点实验室, 上海 201900)

**摘要:** 利用 Meltflow-VAR 软件对 CrNiMoAlTi 系沉淀硬化不锈钢的真空自耗过程进行了数值模拟, 研究了不同的熔速、氦气压强、补缩工艺对真空自耗过程中熔池形貌、铸锭黑斑缺陷形成倾向的影响规律, 同时, 对夹杂物进行了统计分析。结果表明, 随着熔速增加, 熔池形貌从浅平“U”型向较深“V”型转变, 糊状区也随着熔速增加而增加, 在熔速为 5.0 kg/min, 心部的黑斑形成倾向最小且有利于夹杂物上浮。氦气层的传热效率随着氦气压强增加而增加, 在氦气压强为 300 Pa, 熔池的深径比最小有利于传热, 降低元素偏析的风险, 且能够显著改善铸锭的黑斑形成倾向。补缩阶段熔速降低速率设定为 0.03 kg/min 最佳, 能够增加补缩端冷却速率, 改善铸锭的黑斑形成倾向。经过真空+自耗冶炼工序, 铸锭中心 TiN 夹杂总数量少于铸锭边缘区域, 铸锭头部夹杂物总数量要多于铸锭尾部, 在铸锭各个部位未见 25  $\mu\text{m}$  以上夹杂, 各类夹杂评级都 $\leq 0.5$ 级。

**关键词:** 沉淀硬化不锈钢; 真空自耗; 数值模拟; 黑斑; 夹杂物

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.N260013 **中图分类号:** TG156.3

## Simulation and Application Practice of Vacuum Arc Remelting Process for CrNiMoAlTi-Based Precipitation-Hardening Stainless Steel

Su Ruiping<sup>1,3</sup>, Ding Yi<sup>1,3</sup>, Gong Zhihua<sup>2</sup>

(1 Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 201900, China; 2 School of Materials Science and Engineering, University of Mongolia and Technology, Baotou 014010, China; 3 State Key Laboratory of Materials for Advanced Nuclear Energy, Shanghai 201900, China)

**Abstract:** Numerical simulation was carried out on the vacuum arc remelting (VAR) process of CrNiMoAlTi series precipitation-hardening stainless steel using the Meltflow-VAR software. The effects of different melting rates, helium pressures, and feeding processes on the molten pool morphology and the formation tendency of ingot black spot defects during the VAR process were calculated, and statistical analysis of inclusions was also performed. The results show that with the increase of melting rate, the molten pool morphology transforms from a shallow and flat "U" shape to a deeper "V" shape, and the mushy zone also expands with the rising melting rate. When the melting rate is 5.0 kg/min, the formation tendency of black spots in the core region is minimized, which is conducive to the floating of inclusions. The heat transfer efficiency of the helium layer increases with the increase of helium pressure. At a helium pressure of 300 Pa, the depth-diameter ratio of the molten pool reaches the minimum value, which is beneficial to heat transfer, reduces the risk of element segregation, and significantly improves the formation tendency of ingot black spots. The optimal setting of melting rate reduction rate in the feeding stage is 0.03 kg/min, which can increase the cooling rate of the feeding end and improve the formation tendency of ingot black spots. After the VAR process, the total number of TiN inclusions in the center of the ingot is less than that in the edge region of the ingot, and the total number of inclusions in the head of the ingot is more than that in the tail of the ingot. No inclusions larger than 25  $\mu\text{m}$  are found in any part of the ingot, and the rating of various inclusions is  $\leq 0.5$ .

**Key Words:** Precipitation-hardening Stainless Steel; Vacuum Arc Remelting; Numerical Simulation; Black Spot Defect; Inclusion

沉淀硬化不锈钢具有高强、高韧以及良好的耐腐蚀性能, 大量应用于汽轮机末级叶片、工业级燃气

轮机等设备的关键热端部件<sup>[1-3]</sup>。AlTi 复合高强沉淀硬化不锈钢是在传统 Cr、Ni、Mo 元素基础上, 添加

基金项目: 内蒙古 2025 年重点研发与成果转化计划(科技合作)项目(2025KJHZ0021)

作者简介: 苏瑞平(1985—), 女, 硕士, 工程师; **E-mail:** suruiping@baosteel.com; **收稿日期:** 2026-01-24

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

一定数量的 Al 和 Ti 来形成纳米级沉淀强化相,并利用热处理形成一定数量的逆转变奥氏体进行增韧<sup>[4-5]</sup>。相较于传统叶片钢,如 17-PH、15-5 和 0Cr15Ni7Cu2MoNbVN 等马氏体叶片钢<sup>[6-9]</sup>,这种新型高强叶片钢能够很好的满足当前汽轮机叶片钢更高的强度和韧性要求,同时,具有优异的热疲劳和耐蚀性能。

但是传统叶片钢种对 Ti 的使用非常慎重,因为 Ti 与 N、C 有强的亲和力,凝固过程中优先析出大尺寸的 Ti(C、N) 的夹杂物,对叶片的疲劳性能有极其恶劣影响<sup>[10-13]</sup>。因此,控制冶炼过程中 Ti(C、N) 夹杂物的含量和分布形态是首先需要解决的问题。

电渣重熔和真空自耗凝固过程的数值仿真模拟近年来应用广泛,主要集中在通过耦合磁场、流场和传热对熔炼过程的进行可视化仿真计算<sup>[14]</sup>,避免了传统试错法造成的浪费,大幅度缩短研制周期、降低研制成本、节约能源消耗<sup>[15-18]</sup>。因此,越来越多研究者正在借助数值模拟手段来优化现有真空自耗熔炼生产钛合金、高温合金和钢锭的工艺,得到化学成分更均匀和性能更好的钢锭<sup>[19-21]</sup>。但由于真空自耗冶炼过程受传热、电弧、传质等多种物理机制的影响,冶炼过程极易受外界因素,例如熔速、氦气压强、弧长等因素的影响,冶炼稳定性差,导致真空自耗铸锭容易出现白斑、黑斑等典型凝固缺陷<sup>[21-23]</sup>,而这些缺陷会在叶片使用过程中导致疲劳断裂等事故。因此,需要对自耗过程中的典型工艺参数对自耗铸锭凝固质量的影响进行分析和探讨以此来优化生产工艺。

传统叶片钢通常采用真空+电渣或电弧炉+电渣的冶炼工艺<sup>[11]</sup>,而采用真空自耗冶炼的较少,特别是 Al、Ti 体系下的不锈钢模拟尤其少。针对上述问题,利用 Meltflow-VAR 软件对 CrNiMoAlTi 系沉淀硬化不锈钢真空自耗冶炼进行了不同熔速、氦气压力、补缩工艺对熔池、铸锭黑斑形成倾向的仿真模拟,获取最佳的真空自耗方案,同时对熔炼的坯料进行了夹杂物统计分析,为 Al、Ti 复合强化沉淀硬化不锈钢的真空自耗工艺提供理论指导。

## 1 试验材料及方法

NiCrMoAlTi 试验钢模拟成分见表 1。真空冶炼浇铸锭型直径为  $\phi 520$  mm,采用 8 t 真空自耗炉,真空自耗结晶器直径  $\phi 610$  mm。数值模拟建模基于以上参数设置。

## 2 数学模型及边界条件

VAR 基本真空自耗冶炼过程主要涉及电磁现象、传热现象、流动现象、传质现象等,需要建立的多物理场耦合数学模型的控制方程主要包括电磁场方程、能量守恒方程、动量守恒方程、对流-扩散方程。研究采用 Meltow-VAR 数值仿真软件建立多物理场耦合数学模型,模型采用的控制方程来自于参考文献<sup>[24,25]</sup>。为了减少计算量,研究采用了二维模型,计算模型中采用的重要边界条件主要包括铸锭上表面电流密度及铸锭与氦气间的换热系数。铸锭表面电流密度如式(1)所示<sup>[26]</sup>。

$$J(r) = J_0 \exp\left(\frac{-3r^2}{r_{sc} R_{ingot}^2}\right) \quad (1)$$

式中,  $J_0$  为电流密度,  $A/m^2$ ;  $r$  为电弧径向任一点到电弧中心的距离,  $m$ ;  $R_{ingot}$  为铸锭直径,  $m$ ;  $r_{sc}$  为控制电流分布。自耗冶炼过程铸锭与氦气间的换热系数由公式(2)、(3)给出<sup>[27]</sup>。

$$h_g = \frac{k_g}{r_i \left( \ln \frac{r_c}{r_i} + \frac{g_c}{r_c} + \frac{g_i}{r_i} \right)} \quad (2)$$

$$g = \frac{2-a}{a} \sqrt{2\pi RT} \frac{k}{(\gamma+1)C_v p} \quad (3)$$

式中,  $h_g$  为铸锭与氦气间的换热系数,  $W/(m^2 \cdot K)$ ;  $k_g$  为氦气的导热系数,  $W/(m \cdot K)$ ;  $r_i$  为铸锭直径,  $m$ ;  $r_c$  为结晶器直径,  $m$ ;  $g_i$  为铸锭端的温度跳跃距离,  $m$ ;  $g_c$  为结晶器端的温度跳跃距离,  $m$ ;  $\alpha$  为协调系数;  $R$  为气体常数,  $J/(mol \cdot K)$ ;  $T$  为温度,  $K$ ;  $\gamma$  是热容比,取值为 1.66;  $C_v$  为氦气热容,  $J/(kg \cdot K)$ ;  $p$  为氦气压强,  $Pa$ 。

图 1(a) 为本次 VAR 过程数值模拟的计算域,涵盖了自耗电极、真空环境、等离子体电弧、电弧下方的熔池(包含两相区,又称糊状区)、已经凝固的 VAR 铸锭、水冷结晶器和底水箱。涉及到的主要物

表 1 试验钢中设计合金成分的质量分数(质量分数)

Table 1 Chemical composition of designed alloying elements in the test steel

| C      | Cr        | Ni        | Mo      | Al      | Ti       | S     | P     | Fe |
|--------|-----------|-----------|---------|---------|----------|-------|-------|----|
| ≤0.015 | 12.0~13.0 | 10.0~12.0 | 2.0~3.0 | 1.0~2.0 | 0.30~0.4 | ≤0.01 | ≤0.01 | 其余 |

理过程包括电极端部-电弧-熔滴界面质量与能量交换、电弧-熔滴-熔池界面能量交换、电弧-熔滴电磁力作用;熔池-环境-电弧-熔滴界面能量交换、熔池内流动与传热、熔池-铸锭-结晶器-气隙界面能量交换、铸锭-气隙-冷却水界面能量交换。

为了提高计算效率,做出如下的假设:1)熔池顶部液面无波动,保持静止;2)本模型不考虑熔滴滴落及其与熔池的动量交换,采用合金熔体的增量来处理实际VAR过程中的熔滴行为,考虑熔体增量而引入的质量和能量增量;3)忽略了VAR过程中可能发生的化学反应及其对热量和质量传输带来的影响;4)工艺条件在角度方向上几乎一致。基于这些假设,将整个计算域进行了二维轴对称化,如图1(b)所示。以铸锭顶部的轴为质量源参考系方便数值模拟计算的进行。在此参考系条件下,由等离子体电弧提供的热量使得电极熔化,促使铸锭整体上向下生长,即铸锭质量增量方向向下。整个重熔过程直到熔速减小至零结束,而后在结晶器内冷却。在此过程中底水箱移动(伴随着计算域的扩大)以确保其与铸锭底部接触,以计算两者之间的接触热损失以及电流流出。

### 3 计算结果与分析

#### 3.1 熔速对铸锭凝固的影响规律

##### 3.1.1 熔速对熔池形貌的影响

不同熔速条件下的VAR稳定熔炼阶段熔池形

貌与温度场分布如图2所示,熔池形貌参数统计结果如图3所示。由3图可见,随着熔速从3.0 kg/min增加至6.0 kg/min,熔池深度从106.72 mm显著增加至215.45 mm,熔池柱状段长度从36.19 mm增加至62.64 mm,并且熔池形貌从浅平的“U”型向较深的“V”型转变。糊状区宽度随着熔速的增加也有逐渐增加的趋势,在6.0 kg/min熔速条件下达到最大值158.67 mm。

熔池形貌与流动特征与合金液中的夹杂物运动密切相关<sup>[28-29]</sup>。相关研究表明,一定尺寸以上的夹杂物(通常为氧化物、氮化物以及碳氮化物等)会随着合金液对流而上浮至熔池表层然后被合金液推至结晶器壁附近而被锭冠与边部凝固层捕获,从而导致凝固后铸锭边部的夹杂物数量增多<sup>[30-31]</sup>。熔速的显著增加,熔池深度和糊状区宽度均增加,这不利于夹杂物的顺利上浮。若VAR过程中形成过长的熔池柱状段长度,锭冠在流动的合金液以及等离子体电弧的冲刷作用下落入熔池内的可能性也增大,这不仅会增加铸锭白斑缺陷的形成倾向,而且锭冠中的氧化物被熔池底部糊状区捕获后将会作为一次析出相的形核核心,从而增大铸锭心部的夹杂物尺寸与数量,严重损坏铸锭纯净度与均质性。

##### 3.1.2 熔速对铸锭黑斑形成倾向的影响

黑斑是一种通道宏观偏析缺陷,在电渣重熔和真空自耗锭中比较常见,其会严重限制高温合金品

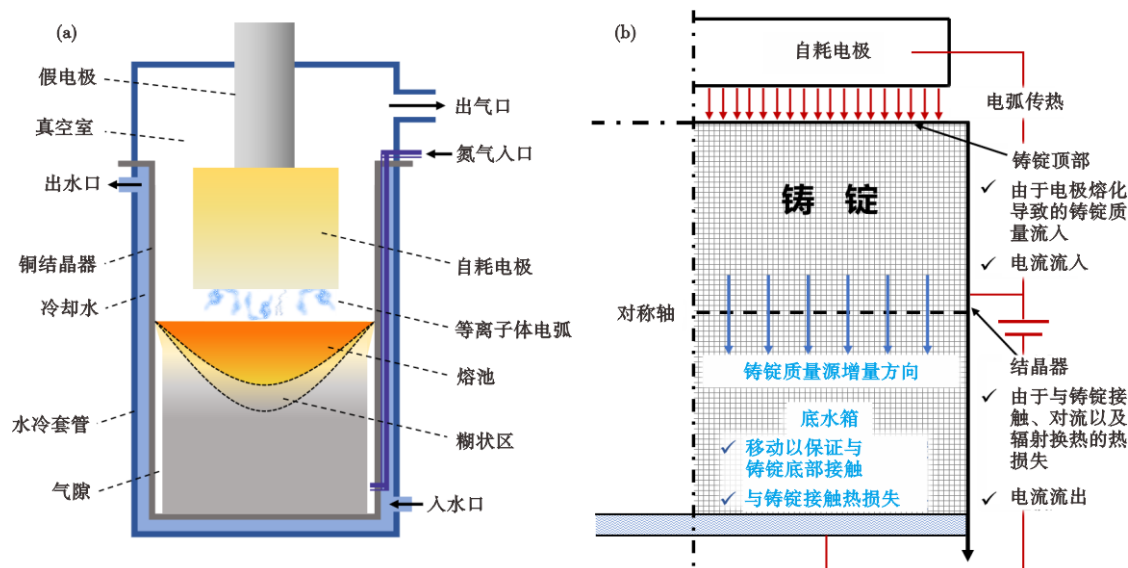


图1 (a)VAR过程示意图;(b)二维轴对称VAR过程模型及其计算域

Fig. 1 (a) Schematic diagram of the VAR process; (b) Two-dimensional axisymmetric model of the VAR process and its computational domain



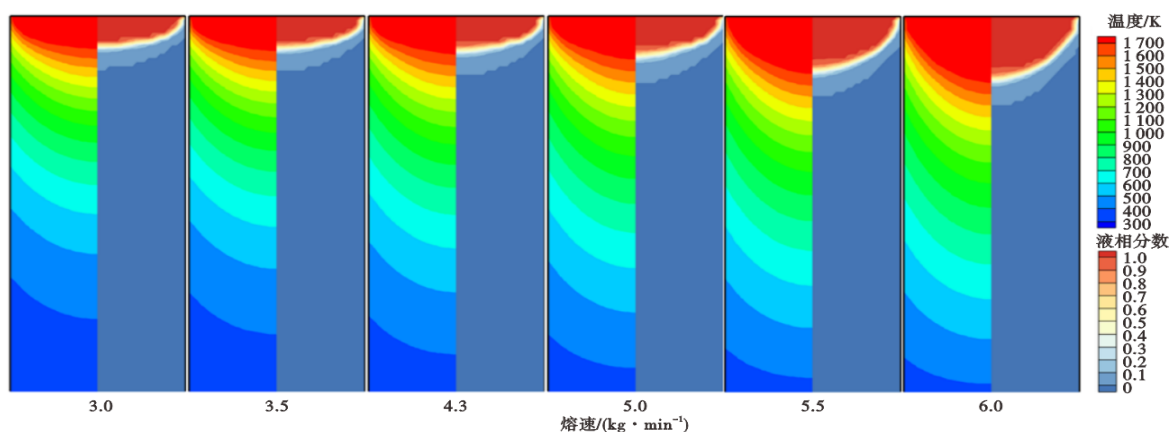


图 2 不同熔速条件下合金 VAR 过程熔池形貌与温度场演变情况

Fig. 2 Evolution of molten pool morphology and temperature field during the VAR process of the alloy under different melting rate conditions

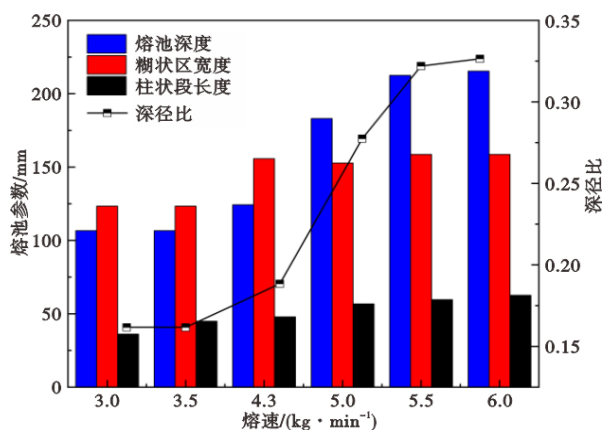


图 3 不同熔速条件下合金 VAR 过程熔池形貌参数

Fig. 3 Morphological parameters of the molten pool in the alloy VAR process under different melting rate conditions

种和性能的发展。本模型采用的是基于枝晶间合金液流动的瑞利数大小来判定黑斑通道偏析的形成倾向。Rayleigh 数(即  $Ra$ )代表单位压力、单位面积上流动的驱动力和阻力的比值,当局部位置的  $Ra$  数值大于一个临界值时判定形成黑斑通道偏析缺陷,一般系统  $Ra$  值越大,越容易形成黑斑。研究采用的  $Ra$  数计算公式为:

$$Ra = \frac{g \left( \frac{\partial \rho}{\partial T} \right) \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right) l^4}{\mu \left( \frac{k}{\rho C_p} \right)} \quad (4)$$

式中,  $g$  为重力加速度,  $m/s^2$ ;  $\frac{\partial \rho}{\partial T}$  为密度梯度,  $kg/(m^3 \cdot K)$ ;

$\frac{\partial T}{\partial x}$  为温度梯度,  $K/m$ ;  $l$  为特征区域长度,  $m$ ;  $\mu$  为粘度,  $P/s$ ;  $k$  为导热系数,  $W/(m^2 \cdot K)$ ;  $\rho$  为密度,  $kg/m^3$ ;  $C_p$  为热容,  $J/K$ 。通过数值仿真获得冶炼过程铸锭  $Ra$

值如图 4 所示。从图 4 中能够看出, VAR 铸锭心部与 1/2 半径位置的黑斑形成倾向较大。熔速对 VAR 铸锭内部的黑斑形成倾向分布的影响并不是单调的。随着熔速从 3.0 kg/min 增加至 3.5 kg/min, VAR 铸锭心部的黑斑形成倾向逐渐减小。而熔速继续增加至 5.0 kg/min, 虽然 VAR 铸锭 1/2 半径位置的黑斑形成倾向仍然逐渐减小, 但心部的黑斑形成可能性显著增大。因此, 综合考虑夹杂物上浮和黑斑形成倾向, 熔速控制到 5.0 kg/min 以内。

### 3.2 氦气压强的影响规律

氦气层对重熔过程中熔池的冷却效果主要取决于其传热效率<sup>[32-33]</sup>, 因此, 首先计算了氦气层综合传热系数随氦气压强的变化趋势, 如图 5 所示。可见氦气层的传热效率随着氦气压强的增加先显著增大, 即当氦气压强从 0 Pa 提高至 200 Pa 时, 综合传热系数从 0  $W/(m^2 \cdot K)$  增加至 54  $W/(m^2 \cdot K)$ 。当氦气压强提升至 600 Pa, 传热系数增加至 84  $W/(m^2 \cdot K)$ 。而当氦气压强超过 600 Pa 后, 氦气层传热系数的增加幅度显著降低, 可见当氦气压强增加至 4 000 Pa 时, 综合传热系数仅增加至 109  $W/(m^2 \cdot K)$ 。

#### 3.2.1 氦气压强对熔池形貌的影响

图 6 是不同氦气压强对熔池形貌和熔池温度分布的影响。随着氦气压强从 0 Pa 增大至 300 Pa, 氦气层综合传热效率有所提高, 熔池-结晶器的传热效率小幅度增大, 使得熔池深度逐渐减小, 从 141.98 mm 减小至 124.35 mm。进一步增大氦气压强, 熔池深度先增加值 159.61 mm 后降低至 141.98 mm。图 7 是氦气压强对柱状长度和深径比的影响规律。氦气压强增加, 柱状的长度呈递减趋势, 在 300 Pa 以

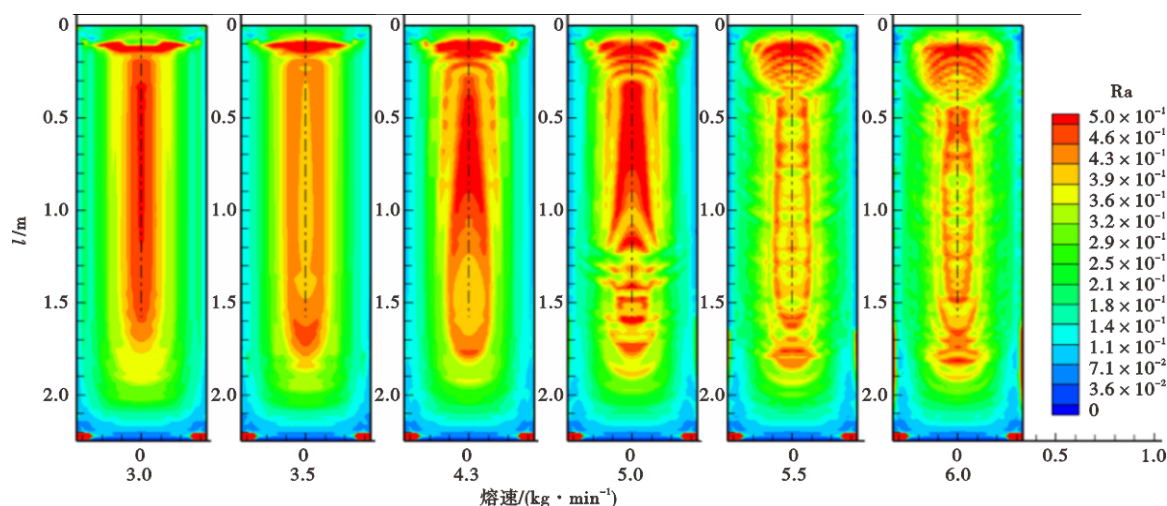


图4 不同熔速条件下合金VAR铸锭黑斑形成倾向分布

Fig. 4 Distribution of black spot formation tendency in the alloy VAR ingot under different melting rate conditions

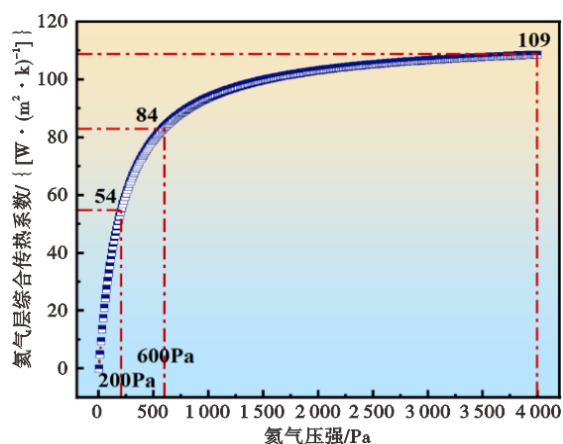


图5 氦气层综合传热系数随氦气压强的变化曲线

Fig. 5 Variation of the overall heat transfer coefficient of the helium layer with helium pressure

后保持不变;但氦气压强对深径比影响较大,在0~

200 Pa之间深径比保持不变,在氦气为300 Pa的时候值最小,深径比在0.18~0.19区间,该条件下熔池形状扁平,有利于传热,降低Cr、Mo、Ni等元素偏析的风险;随后随着氦气压强增加,熔池深径比增大。

### 3.2.2 氦气压强对铸锭黑斑形成倾向的影响

图8是不同氦气压强对铸锭形成倾向的影响,从图中可以看出随着氦气压强的增加,铸锭各个部位的黑斑形成倾向都在逐渐减小。在0~300 Pa之间,改善最明显。随着氦气压强持续增加,改善黑斑倾向的效果变得不太明显。因此,基于以上计算,氦气压强在300 Pa压力较为合适。

### 3.3 补缩工艺对铸锭黑斑形成倾向的影响

随着补缩熔速降低速率的增大,即一定程度缩短补缩时间将增大补缩端位置两相区范围内的平均冷速,而补缩端位置近液相线冷速随着补缩阶段

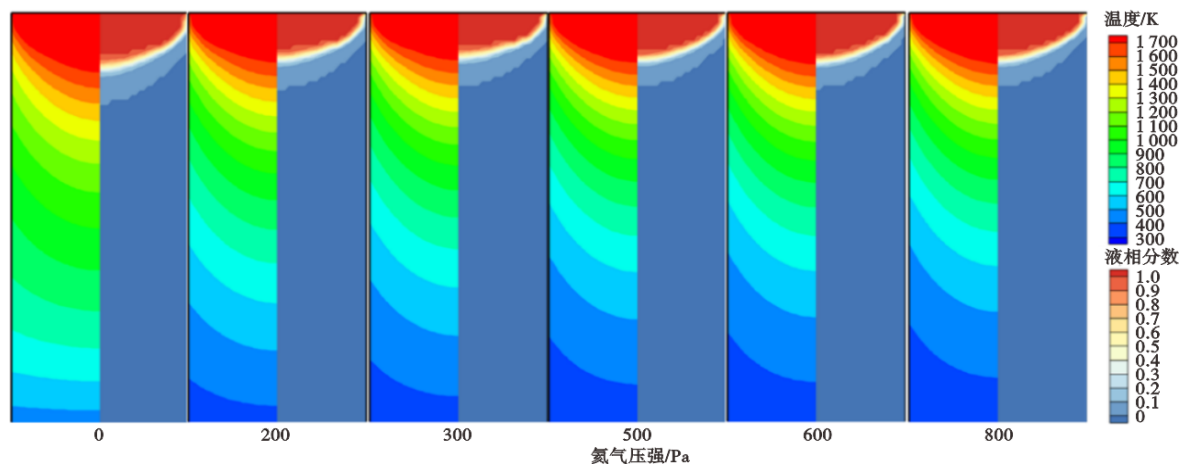


图6 不同氦气压强对合金VAR过程熔池形貌与温度场的影响

Fig. 6 Effect of helium pressure on the molten pool morphology and temperature field during the alloy VAR process

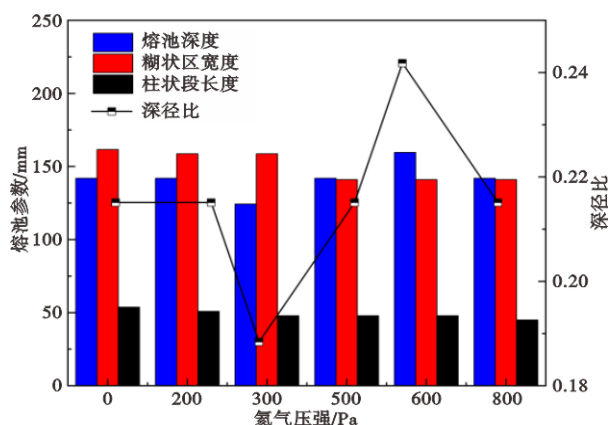


图 7 不同氦气压强条件下合金 VAR 过程熔池形貌参数  
Fig. 7 Morphological parameters of the molten pool in the alloy VAR process under different helium pressure conditions

熔速减低速率的增大呈现增大的趋势。随着补缩

阶段熔速降低速率的增大,铸锭补缩端的黑斑形成倾向有逐渐减小的趋势,如图 9 所示。当熔速降低速率增加至 0.03 kg/min 后这一改善效果不再明显。

### 3.4 夹杂物分析

结合以上模拟,制定了真空自耗工艺,熔速设计 5.0~5.8 kg/min;氦气压强 100~300 Pa;起弧阶段电流 8~9 kA,电压 20~25 V;重熔稳定期电流 8~9 kA,电压 20~25 V;封顶阶段电流 6~2 kA,电压 20~25 V。对自耗锭的头、尾以及各部位的边缘和中心区域进行夹杂物分析。图 10 是铸锭的夹杂物金相显微图,通过对铸锭顶部和尾部不同位置的夹杂物进行成分分析,可以得到如图 11 的夹杂物统计饼状图,从图 11 可以看出,夹杂物类型主要有硫化物、氧

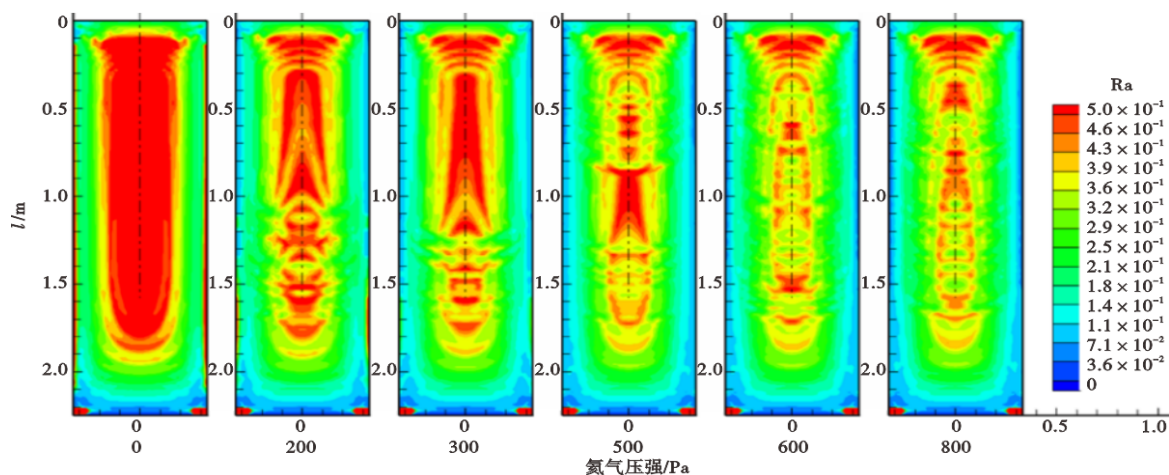


图 8 不同氦气压强 VAR 锭黑斑形成倾向分布  
Fig. 8 Distribution of black spot formation tendency in VAR-processed ingots under different helium pressure conditions

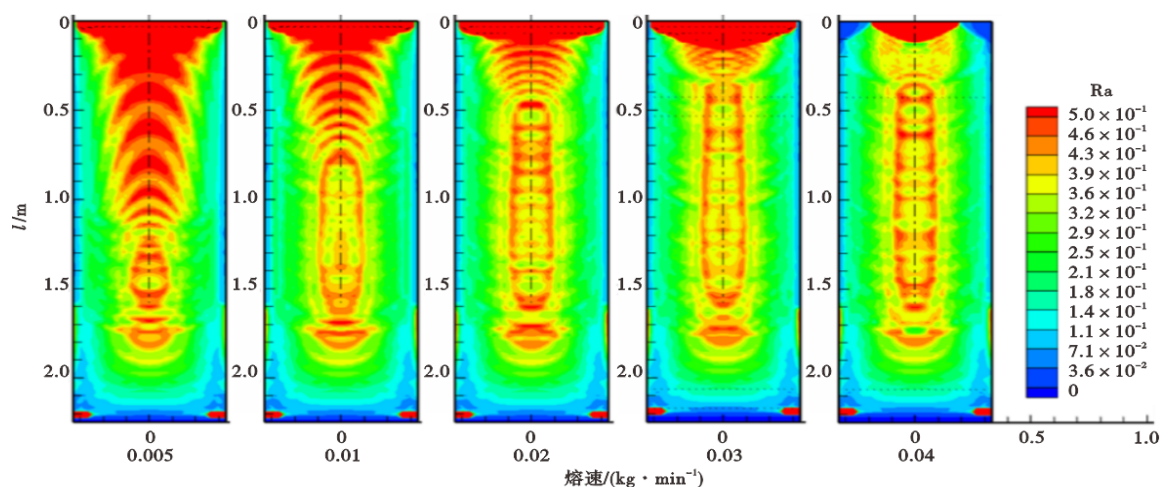


图 9 不同补缩熔速减低速率条件下合金 VAR 锭黑斑形成倾向分布  
Fig. 9 Distribution of black spot formation tendency in VAR-processed alloy ingots under different feeding melting rate reduction rate conditions





图10 夹杂物金相显微图

Fig. 10 Metallographic micrograph of inclusions

化物、氮化物和硫氧化物,其中硫的夹杂物数量最多。氧化物夹杂主要有  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{CaO}$ 、 $\text{SiO}_2$  和硅酸盐等,氮化物夹杂都以  $\text{TiN}$  形式存在,在铸锭尾部  $\text{TiN}$  夹杂的数量要低于铸锭顶部,其通常呈现规则的正方形或三角形几何形状。

现有的研究认为,真空自耗可以选择性地将大量小尺寸夹杂物团聚成少量大尺寸夹杂物,再通过熔池的运动将大尺寸夹杂物排斥到铸锭侧壁去除。尽管这一过程在一定程度上减少了铸锭中夹杂物数量,但也增大了大尺寸夹杂物残留在铸锭内部的风险<sup>[34-35]</sup>。将原位表征中采集到的氧化物夹杂物大小按照不同尺寸划分分类,并统计自耗锭不同位置各尺寸类别夹杂物的数量,如图12所示,从图12中可以看出,看出铸锭顶部边缘夹杂数量小于中心处,铸

锭尾部边缘夹杂数量高于中心,铸锭尾部夹杂数量高于顶部,其中,夹杂物尺寸小于  $5\text{ }\mu\text{m}$  居多,而大于  $5\text{ }\mu\text{m}$  的很少。这是因为进入熔池的大尺寸( $>20\text{ }\mu\text{m}$ )夹杂物在流体流动和浮力的共同作用下呈现有规律的螺旋运动,最终在熔池表面与铸锭侧壁的接触面上被捕获,而小尺寸( $2\text{--}5\text{ }\mu\text{m}$ )夹杂物受浮力影响较小,进入熔池后沿着熔池底部向内运动,来不及上浮就被糊状区捕获,最终停留在铸锭侧壁向内  $0\sim 50\text{ mm}$  的区域内。

图13是自耗锭不同位置各尺寸类别  $\text{TiN}$  夹杂物的数量。由图12中可以看出,从铸锭中心夹杂总数量少,  $1\sim 2\text{ }\mu\text{m}$  夹杂物数量最多;铸锭边缘的夹杂物数量要高于中心,且  $>2\sim 5\text{ }\mu\text{m}$  的夹杂物数量最多,可能是由于夹杂物沿着熔池表面向铸锭侧壁运动时碰撞聚集,形成的大尺寸夹杂被铸锭边缘的糊状区捕获;铸锭头部夹杂物总数量要多于铸锭尾部,主要是铸锭头部是补缩区域,电弧稳定性差,夹杂上浮困难;在铸锭各个部位未见  $25\text{ }\mu\text{m}$  以上夹杂。

通过夹杂分析表明,经过真空自耗后,钢锭夹杂物四大类粗和细分类都  $\leq 0.5$  级,且在进行全视场统计后,  $25\text{ }\mu\text{m}$  以上  $\text{TiN}$  夹杂没有出现,且  $\text{TiN}$  没有链状分布的情况出现,表明在该自耗工艺下,钢锭的偏析、夹杂控制非常理想,可以作为生产固化工艺。

## 4 结论

1) 随着熔速从  $3.0\text{ kg/min}$  增加至  $6.0\text{ kg/min}$ , 熔

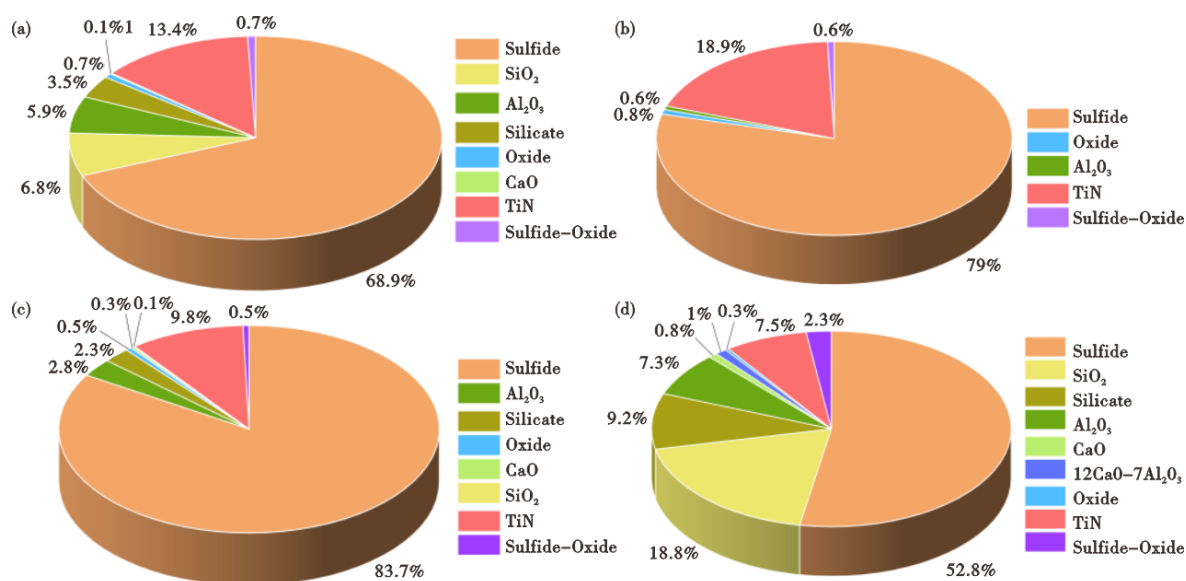


图11 铸锭各位置夹杂物统计:(a)铸锭顶部中心位置;(b)铸锭顶部边缘位置;(c)铸锭尾部中心位置;(d)铸锭尾部边缘位置  
Fig. 11 Statistics of inclusions at different locations of the ingot: (a) At the center of the ingot top; (b) At the edge of the ingot top; (c) At the center of the ingot tail; (d) At the edge of the ingot tail

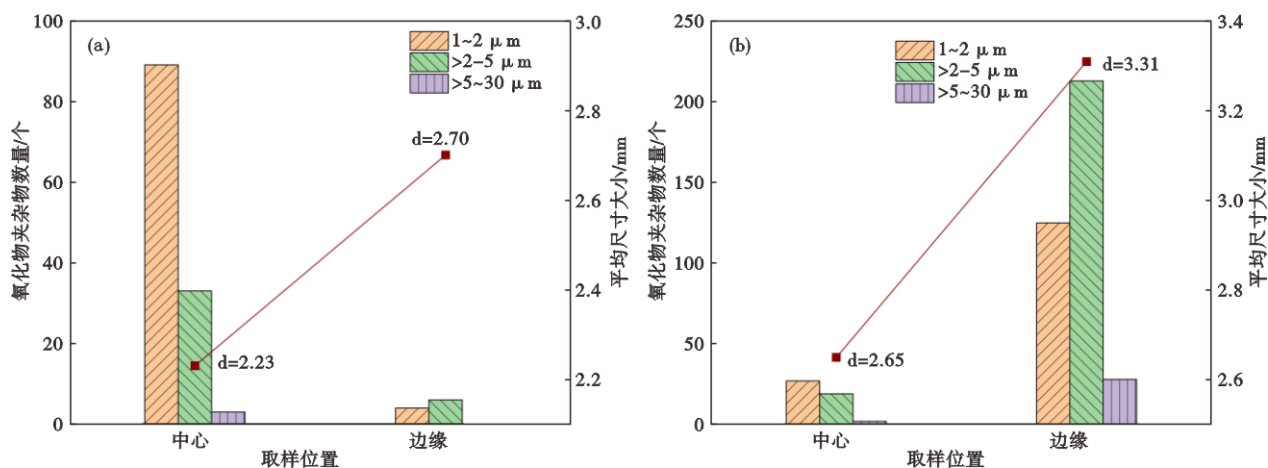


图 12 铸锭各端氧化物夹杂物数量及尺寸大小:(a)铸锭顶部位置;(b)铸锭尾部位置

Fig. 12 Statistics of Oxide inclusion quantity and size at different locations of the ingot: (a) At the top of the ingot; (b) At the tail of the ingot

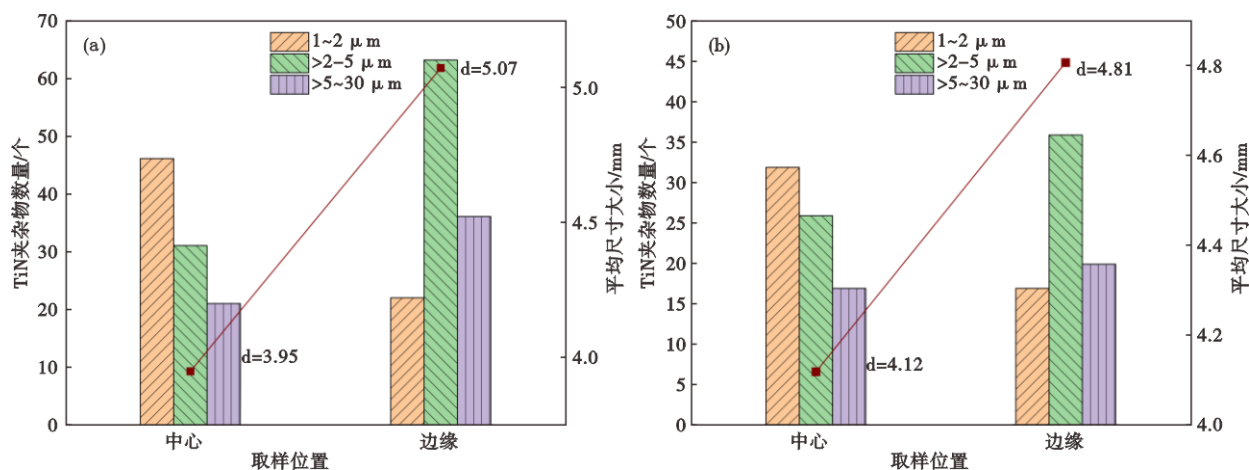


图 13 铸锭各端 TiN 夹杂物数量及尺寸大小:(a)铸锭顶部位置;(b)铸锭尾部位置

Fig. 13 Statistics of TiN inclusion quantity and size at different locations of the ingot: (a) At the top of the ingot; (b) At the tail of the ingot

池形貌从浅平的“U”型向较深的“V”型转变,熔池深度从 106.72 mm 显著增加至 215.45 mm 糊状区宽度随着熔速的增加也有逐渐增加的趋势,其最大值为 158.67 mm。熔速在 5.0 kg/min 时,能够保证铸锭心部较快的平均冷速,显著改善 VAR 铸锭的黑斑形成倾向,且有利于夹杂物的上浮。

2) 氦气层的传热效率随着氦气压强的增加先显著增大后变化不明显,即当氦气压强提升至 600 Pa,传热系数增加至 84 W/(m<sup>2</sup>·k),超过 600 Pa 后,其传热系数的增加幅度显著降低。熔池深径比在氦气压强为 300 Pa 的时候值最小;深径比在 0.18 ~ 0.19,

熔池形状扁平,有利于传热,降低 Cr、Mo、Ni 等元素偏析的风险,且能够显著改善 VAR 铸锭的黑斑形成倾向。

3) 补缩阶段熔速降低速率设定为 0.03 kg/min 最佳,既能明显增大补缩端的冷速以减小枝晶偏析与枝晶间距,又能显著改善铸锭补缩端的黑斑形成倾向。

4) 铸锭中心夹杂总数量少于铸锭边缘区域,中心区 1 ~ 2 μm 夹杂物数量最多;铸锭边缘 2 ~ 5 μm 的夹杂物数量最多;铸锭头部夹杂物总数量要多于铸锭尾部,在铸锭各个部位未见 25 μm 以上夹杂。

#### 参考文献

[1] 廖 可,周继广,吕 晨. 超高强度钢组织性能调控研究进展

[J]. 教练机, 2024(3): 32-36+53.



- [2] Yang Z, Liu Z B, Liang J X, et al. Correlation between the microstructure and hydrogen embrittlement resistance in a precipitation-hardened martensitic stainless steel[J]. Corrosion Science, 2021, 182: 109260.
- [3] 陈婷婷, 纳学洋, 穆晓彪, 等. 热处理工艺对17-4PH沉淀硬化马氏体不锈钢性能的影响[J]. 中国铸造装备与技术, 2025, 60(4): 72-76.
- [4] 李俊儒, 龚 臣, 陈 列, 等. 10Cr12Ni3Mo2VN超超临界机组用叶片钢的热变形行为[J]. 金属学报, 2014, 50(9): 1063-1070.
- [5] 吕 鹏, 陈亚楠, 关庆丰, 等. 新型超超临界机组用叶片钢11Cr12Ni3Mo2VN的热变形行为[J]. 材料导报, 2020, 34(4): 4113-4117.
- [6] 赵广进, 任卫斌, 赵金龙, 等. 影响15-5PH沉淀硬化不锈钢硬度的因素[J]. 热处理, 2024, 39(2): 27-29+33.
- [7] Palanisamy D, Senthil P, Senthilkumar V. The effect of aging on machinability of 15Cr-5Ni precipitation hardened stainless steel[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2016, 16(1): 53-63.
- [8] 王 蔓, 战春鸣, 施国梅, 等. 真空时效工艺对ZG0Cr17Ni4Cu3Nb和0Cr17Ni4Cu4Nb硬度与组织的影响[J]. 真空, 2025, 62(2): 100-104.
- [9] 刘爱华, 孔令男, 李春辉, 等. 钛微合金化高强钢凝固过程中钛夹杂物的析出行为研究[J]. 矿冶工程, 2025, 45(3): 185-190.
- [10] 李 峰. 15-5PH沉淀硬化不锈钢冶金过程中夹杂物的演变规律研究[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2023.
- [11] 徐 涛, 王 鹏, 周鹏程, 等. 17-7PH沉淀硬化不锈钢电渣重熔过程洁净度的变化[J]. 特殊钢, 2022, 43(5): 68-73.
- [12] Chang Y S, Chen C Y. Microstructure evolution and mechanical properties of cold rolled Ti-Mo precipitation-hardened stainless steels after ageing treatment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 37: 1134-1150.
- [13] Yang Z, Liu Z B, Liang J X, et al. Correlation between the microstructure and hydrogen embrittlement resistance in a precipitation-hardened martensitic stainless steel[J]. Corrosion Science, 2021, 182: 109260.
- [14] 张 勇, 李佩桓, 贾崇林, 等. 变形高温合金纯净熔炼设备及工艺研究进展[J]. 材料导报, 2018, 32(9): 1496-1506.
- [15] 王 杨, 马党参, 杨卯生, 等. 高合金不锈钢轴承钢真空自耗熔炼数值模拟优化[J]. 中国冶金, 2023, 33(9): 35-42+62.
- [16] 高 帆, 刘宏武, 冯像征, 等. 300 mm直径 $\gamma$ -TiAl母合金铸锭真空自耗过程数值模拟[J]. 航空制造技术, 2024, 67(S2): 58-64.
- [17] 李明宇, 杨树峰, 刘 威, 等. 真空自耗熔炼钛合金的偏析缺陷及控制研究进展[J]. 中国冶金, 2023, 33(9): 1-10.
- [18] Kondrashov E, Rusakov K, Leder M. The relationship between crystal morphology and solidification characteristics for VT3-1 alloy during vacuum arc remelting[J]. Journal of Crystal Growth, 2020, 531: 125348.
- [19] 赵 朋, 杨树峰. 真空自耗重熔镍基高温合金的熔池特征与夹杂物行为[JOL]. 金属学报, 2025, 1-21.
- [20] Jiang Y D, Xue Z L, Zhang J. Genetic analysis for large TiN inclusions in wire rod for tire cord steel of SWRH82A[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2014, 21: 91-94.
- [21] 袁文杰, 宁 静, 王 敖, 等. 18Ni250真空自耗重熔模拟计算及TiN形成机理[J]. 钢铁, 2025, 60(6): 87-102.
- [22] 丁世伟, 姜东滨, 张立峰. GH4169高温合金真空自耗数值模拟[J]. 连铸, 2024, 43(3): 64-73.
- [23] 徐 涛, 马红军, 吴振忠, 等. G102Cr18Mo不锈钢轴承钢VIM-VAR冶炼过程夹杂物的演变[J]. 中国冶金, 2021, 31(5): 39-46.
- [24] 唐平梅, 蒋世川, 夏长林, 等. 镍基高温合金真空自耗过程的数值模拟研究[J]. 钢铁钒钛, 2025, 46(4): 150-159.
- [25] 黄 震. C700R-1镍基耐热合金凝固偏析与均匀化研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2023.
- [26] 杨曙磊. GH4742合金真空自耗重熔中夹杂物的行为基础研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2024.
- [27] 靖振权. 钛合金TC4真空自耗熔炼铸锭质量控制基础研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2025.
- [28] 宁 静, 王 敖, 毕正绪, 等. 基于仿真的M54超高强度钢真空自耗重熔工艺优化[J]. 特殊钢, 2023, 44(5): 60-68.
- [29] 查 伟, 董艳伍, 姜周华, 等. 基于GBDT算法真空自耗铸锭终点锰含量预测模型[J]. 中国冶金, 2023, 33(7): 107-114.
- [30] 杨曙磊, 王曦伟, 田 强, 等. GH4742合金真空自耗铸锭中夹杂物分布特征[J]. 特殊钢, 2024, 45(4): 61-67.
- [31] Liu X H, Shang J J, Wu Y L, et al. The morphology features, formation mechanism and elimination of channel segregation in industrial-scale Ti-Nb ingots produced by vacuum arc remelting[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 5029-5040.
- [32] 刘彦昌, 汤玉斐, 李培强, 等. 高铌钛合金铸锭的真空自耗熔炼[J]. 世界有色金属, 2024(21): 1-3.
- [33] 赵 朋, 桂凯璇, 曲敬龙, 等.  $\phi 690$  mm大尺寸GH4738合金真空自耗重熔数值模拟与工业试验[J]. 特殊钢, 2024, 45(4): 55-60.
- [34] Sankar M, Satya Prasad V V, Baligidad R G, et al. Effect of vacuum arc remelting and processing parameters on structure and properties of high purity niobium[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015, 50: 120-125.
- [35] 杨富仲, 张 健, 张立峰, 等. 镍基高温合金真空自耗数值模拟[J]. 钢铁研究学报, 2022, 34(9): 916-924.