

· 冶炼与凝固 ·

## 真空自耗熔速及氦冷对 GH4350 铸锭组织的影响



蔡琦, 江河, 董建新  
(北京科技大学材料学院, 北京 100083)

**摘要:**采用 Meltflow-VAR 软件结合工艺实际和组织分析对  $\phi 350$  mm GH4350 合金铸锭真空自耗过程进行研究。主要包括不同熔炼工艺参数对熔池形状、元素宏观分布特征的影响。探究了熔速、氦冷对铸锭元素宏观分布、二次枝晶间距的影响。研究旨在采用数值模拟方法,对 GH4350 合金真空自耗熔炼过程进行工艺优化,对实际生产进行理论指导。研究表明,GH4350 合金铸锭以 Ti、Nb、Ta 元素偏析为主。稳定期熔速对铸锭整体质量和特征具有重要影响。随着熔速提升,铸锭头部元素宏观偏析更严重,铸锭头部二次枝晶间距增大。稳定阶段熔速的变化会影响该阶段结束后的熔池体积,从而对热封顶阶段产生巨大影响,稳定阶段熔速由 1 kg/min 提升到 5 kg/min 时  $w[\text{Ta}]$  由最高 6.3% 增加到了 7.6%。加入 800 Pa 氦冷压强会减小元素的宏观偏析,铸锭心部二次枝晶间距由 86~115  $\mu\text{m}$  减小到了 56~107  $\mu\text{m}$ ,  $w[\text{Ta}]$  由最高 7.3% 减小到了 6.5%。对于偏析程度较大的元素如 Ti、Nb、Ta 元素,加入氦冷会显著减轻元素的宏观偏析。熔速提升对铸锭质量影响大于无氦冷对铸锭质量影响。

**关键词:**GH4350 合金; 真空自耗重熔; 熔速; 氦冷; 枝晶间距; 偏析; 数值模拟

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.N250559 **中图分类号:**TF815

## Influence of Melting Rate and Helium Cooling on the Microstructure of GH4350 Ingots during Vacuum Arc Remelting

Cai Qi, Jiang He, Dong Jianxin  
(School of Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** This study investigates the vacuum arc remelting (VAR) process of a  $\phi 350$  mm GH4350 alloy ingot using MeltFlow-VAR software, integrating practical process parameters and microstructure analysis. The research focuses on the influence of various melting parameters on the molten pool profile and the macroscopic distribution of elements. Specifically, the effects of melting rate and helium cooling on the elemental macro-segregation and secondary dendrite arm spacing (SDAS) were examined. The research aims to optimize the vacuum arc remelting process of GH4350 by numerical simulation methods and provide theoretical guidance for actual production. The results indicate that the segregation of Ti, Nb, and Ta elements is predominant in the GH4350 alloy ingot. The melting rate during the stable period significantly affects the overall ingot quality and characteristics. With an increase in the melting rate, the macroscopic segregation of elements at the top of the ingot becomes more severe, and the secondary dendrite arm spacing at the ingot top also increases. Variations in the melting rate during the stable stage affect the molten pool volume at the end of this stage, thereby significantly influencing the subsequent hot topping stage. When the melting rate was raised from 1 kg/min to 5 kg/min, the maximum mass fraction of Ta element increased from 6.3% to 7.6%. With the application of 800 Pa helium cooling pressure, elemental macrosegregation was reduced, resulting in a decrease of the secondary dendrite arm spacing at the ingot center from 86  $\mu\text{m}$ –115  $\mu\text{m}$  to 56  $\mu\text{m}$ –107  $\mu\text{m}$ , and a reduction of the maximum Ta mass fraction from 7.3% to 6.5%. For elements with a high tendency to segregate, such as Ti, Nb, and Ta, the application of helium cooling significantly alleviates their macroscopic segregation. An increase in the melting rate has a more significant influence on the quality of the ingot compared to the absence of helium cooling.

**Key Words:** GH4350 Alloy; Vacuum Arc Remelting; Melting Rate; Helium Cooling; Dendrite Arm Spacing; Macrosegregation; Numerical Simulation

AEREX350(GH4350)合金是美国 SPS 公司研制出的新型高温高强度紧固件合金。其最高使用温

度达 750  $^{\circ}\text{C}$ ,可以满足先进航空发动机对 700  $^{\circ}\text{C}$  以上使用高强度、高蠕变抗力紧固件合金的需求<sup>[1-2]</sup>。

基金项目: 新材料重大专项项目(2024ZD0600500)

作者简介: 蔡琦(2001—),男,硕士; E-mail: caiqii2001@163.com; 收稿日期: 2025-10-13

通信作者: 江河(1988—),女,博士,副教授; E-mail: jianghe17@sina.cn

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

GH4350合金中Al、Ti、Nb、Ta等元素的总含量(质量分数)达到8.4%。高合金化程度使其在冶炼凝固过程中易产生严重的枝晶偏析和各种枝晶间低熔点(共晶)脆性相。枝晶间低熔点脆性相会成为热加工过程中裂纹的萌生源。元素偏析会造成合金在热处理后组织不均,直接影响到合金的力学性能和抗腐蚀性能<sup>[3]</sup>。同时,在真空自耗过程中产生的部分缺陷,例如黑斑,在后续均匀化热处理中也难以消除。而真空自耗重熔由于成本较高,并且其生产过程难以直接观测,因此对真空自耗重熔过程进行数值模拟,研究工艺参数对铸锭质量的影响,对工艺优化以及生产高质量铸锭有重要意义。

目前,国内外学者对真空自耗重熔已产生了诸多研究。王资兴等<sup>[4]</sup>研究了熔速对IN718合金真空自耗铸锭组织的影响,发现随着熔速增加,熔池明显加深、铸锭两侧对称性降低,铸锭的中心和1/2半径部位的二次枝晶间距略有增大;丁世伟等<sup>[5]</sup>使用ProCAST软件研究了熔炼电流和熔速与铸锭凝固组织、疏松缩孔和宏观偏析之间的对应关系,发现随着熔炼电流和熔速增加,铸锭宏观偏析程度更大,疏松缩孔体积增大,缩孔深度增加;唐平梅等<sup>[6]</sup>研究了同时研究了氦气压力对熔池流动传热、形态尺寸及黑斑缺陷形成的影响规律,得出结论增大氦气压力能减小熔池尺寸,减轻铸锭偏析,但持续增大氦气压力改善铸锭偏析缺陷的效果会逐渐变得不显著。

目前,针对GH4350合金真空自耗重熔过程的研究较少,为了探究GH4350合金真空自耗过程中的凝固过程特点、减轻VAR铸锭偏析以提升铸锭质量。本研究针对 $\phi 350$  mm GH4350 VAR铸锭,使用Meltflow-VAR软件,研究熔速、氦气冷却对铸锭质量的影响。分析稳定期熔炼参数对VAR铸锭偏析行为的影响,为工艺优化及生产高质量铸锭提供理论依据。

## 1 实验材料与方法

选取 $\phi 350$  mm GH4350铸锭的真空自耗过程进行分析,其化学成分(质量分数)/%为Co 24.77, Cr 16.90, Mo 2.99, Ti 2.20, Al 1.08, Nb 1.20, Ta 3.95, W 1.97, Ni余量。基于工业数据,使用Meltflow-VAR软件对真空自耗重熔过程进行数值模拟,模拟采用的相关热物性参数由JmatPro软件计算,具体参数见表1。

数值模拟过程中采用的工艺参数为实际冶炼

过程中获得,由电流、电压和熔化速率作为熔化时间的函数。通过指定铸锭表面的熔化速率、过热度、热通量和电流密度分布来模拟电弧的行为。在模拟过程中调用了电磁场模型、金属液流动模型、传热模型和溶质传输模型<sup>[7]</sup>。

在VAR过程中的初始阶段,铸锭与结晶器之间通过热传导进行换热,换热系数设定为 $300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ <sup>[8]</sup>。凝固收缩后自耗锭表面与结晶器不再完全接触,在二者之间的气隙通入氦气加强冷却,设铸锭的辐射换热系数为 $0.5$ <sup>[9]</sup>。结晶器外部有流动的冷却水进行散热,与冷却水之间的换热系数设为 $7500 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ ,冷却水温度设定为 $30 \text{ }^\circ\text{C}$ <sup>[10-13]</sup>。

表1 GH4350合金热物性参数  
Table 1 Thermal physical properties of GH4350 Alloy

参数	数值
液相密度/( $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ )	$7.50 \times 10^3$
固相密度/( $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ )	$8.62 \times 10^3$
液相线/ $^\circ\text{C}$	$1.32 \times 10^3$
固相线/ $^\circ\text{C}$	$1.18 \times 10^3$
潜热/( $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$ )	$2.10 \times 10^5$
电导率/[ $\text{A} \cdot (\text{V} \cdot \text{m})^{-1}$ ]	$7.70 \times 10^6$
热导率/[ $\text{A} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$ ]	$19.92 \sim 31.63 (540 \sim 1600 \text{ K})$
黏度/( $\text{Pa} \cdot \text{s}$ )	$1.71 \times 10^{-3} \sim 7.23 \times 10^{-4} (540 \sim 1600 \text{ K})$

## 2 结果与分析

### 2.1 $\phi 350$ mm GH4350合金铸锭凝固过程分析

在真空自耗重熔工艺控制的核心在于各阶段熔池行为的控制,其本质是熔融金属带来的热量输入与结晶器和氦气冷却作用的共同结果。因此,分析凝固过程的温度场和液相百分数,可以为调整工艺参数和控制熔池提供指导。

在真空自耗重熔过程中不同冶炼时刻下的温度场及液相体积分数的瞬时分布如图1所示,真空自耗重熔过程可以分为三个阶段。起弧阶段:该阶段熔速缓慢上升,熔液在结晶器的冷却作用下迅速凝固,熔池呈现出浅而平的特征;稳定期:随着时间延长,结晶器内凝固金属增多,熔池距离结晶器底部越来越远,熔池主要受结晶器侧面冷却作用,热量输入大于耗散,导致熔池逐渐变深。热封顶阶段:该阶段电流电压逐渐下降,熔速逐渐下降,熔池内的热量输入减少,由于该阶段没有氦气冷却作用,熔池的热耗散较稳定期也有所减少,因此,熔池深度变化幅度较小。GH4350铸锭凝固过程中,稳

定期占据了整个冶炼过程一半的时间,并且生产了铸锭 60% 的质量,因此,该阶段对铸锭质量影响较大。

## 2.2 稳定期熔速的影响

### 2.2.1 稳定期熔速对熔池的影响

在真空自耗熔炼过程中,不同形状的熔池会对铸锭质量产生影响,熔池影响铸锭的温度场,而温度场又与铸锭内黑斑和白点之类的缺陷相关。同时熔池形状也会影响铸锭凝固行为,“U”形熔池凝固前沿更加平稳,可以在一定程度上避免偏析,“V”形熔池易在最后凝固区域形成缩孔,因此,在实际冶炼中要避免产生较深的熔池。改变稳定期的熔速研究其对铸锭熔池的影响,如图 2 所示,随着稳定期熔速从 1 kg/min 提升到 5 kg/min,熔池由浅平状熔池转变为“V”形熔池。这是由于随着熔速增加,滴入熔池的熔液增加,输入热量增加,而结晶器和氦气冷却带走的热量是固定的。因此,金属熔池的深度随着输入功率的增大而变深。

### 2.2.2 稳定期熔速对宏观偏析的影响

在 GH4350 合金中 Nb、Ti、Ta 等溶质元素与基体 Ni、Co 元素原子尺寸相差较大,在凝固过程中容易受到排斥而最终偏聚于残余液相中,这种成分的变化会降低枝晶间熔点。残余液相容易形成 Laves 相、针状相等脆性低熔点相<sup>[3]</sup>。因此,需要合理设置工艺参数,减少元素偏析程度。观察图 3 可以发现,改变稳定期熔速,也会对热封顶阶段的元素偏析产生较大影响,这是因为随着熔速提高,单位时间进入熔池的热量增加,而氦气冷却和结晶器冷却作用是固定的,因此,更高熔速下稳定期结束后产生的熔池体积更大。稳定期熔速从 1 kg/min 提升到 5 kg/min 时,稳定期结束后熔池体积从 0.004 m<sup>3</sup> 增加到 0.009 m<sup>3</sup>。合金元素的宏观分布主要和熔池体积相关<sup>[14]</sup>,熔速为 5 kg/min 时,稳定期结束后的熔池体积更大,冷却更慢,所以,热封顶阶段元素偏析更严重。GH4350 合金中 Nb、Ti、Ta 均为正偏析,可以从元素含量最高值反映元素偏析情况。稳定期熔速从 1 kg/min 提升到 5 kg/min 时,  $w[\text{Nb}]$  由最高 1.9% 提升到 2.5% ,

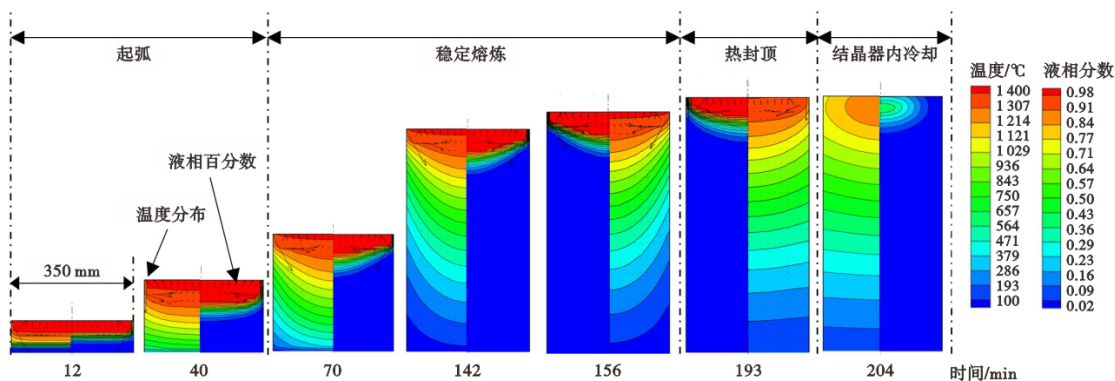


图 1 GH4350 真空自耗重熔过程中熔池温度场、液相百分数分布随时间变化

Fig. 1 Evolution of molten pool temperature field and liquid fraction distribution during vacuum arc remelting of GH4350 alloy

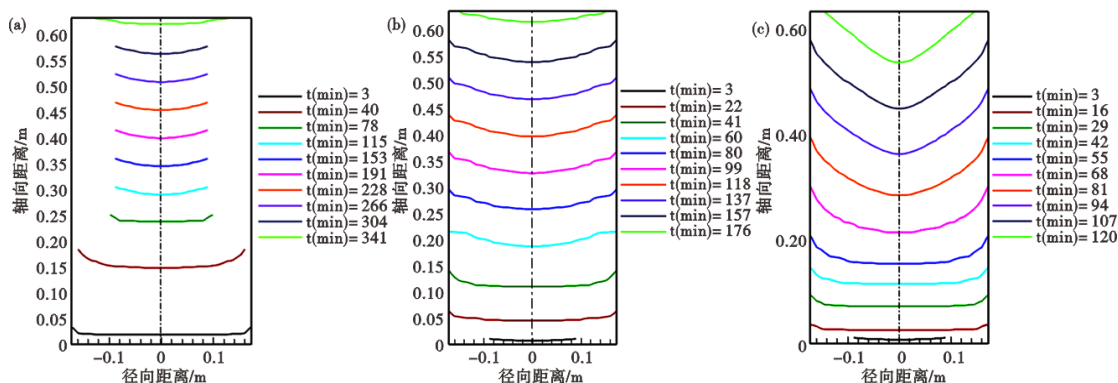


图 2 稳定期熔速变化对 GH4350 熔炼过程中熔池形状影响对比: (a) 1 kg/min, (b) 2.5 kg/min, (c) 5 kg/min

Fig. 2 Comparison of molten pool shapes under different melting rates during the stable melting stage of GH4350 : (a) 1 kg/min, (b) 2.5 kg/min, (c) 5 kg/min

$w[\text{Ti}]$ 由最高 3.4% 提升到 4.2%,  $w[\text{Ta}]$ 由最高 6.3% 提升到 7.6%。熔速的提升对 Ta 元素偏析影响更大。

枝晶生长的方向与最大温度梯度方向一致,并且垂直于熔池切线方向<sup>[15]</sup>。因此,熔速的变化也会对二次枝晶产生影响,如图 4 所示,随着熔速增加,

热封顶阶段二次枝晶间距更大。这是由于稳定期结束后,更高熔速下,熔池更深,熔池体积更大,在热封顶阶段冷却更慢,因此,二次枝晶间距更大。而铸锭心部二次枝晶间距随着熔速增加而减小,这是由于随着熔速增加,熔池向“V”形熔池转变,枝晶生长过程中很快彼此接触并相互干扰,因此,二次

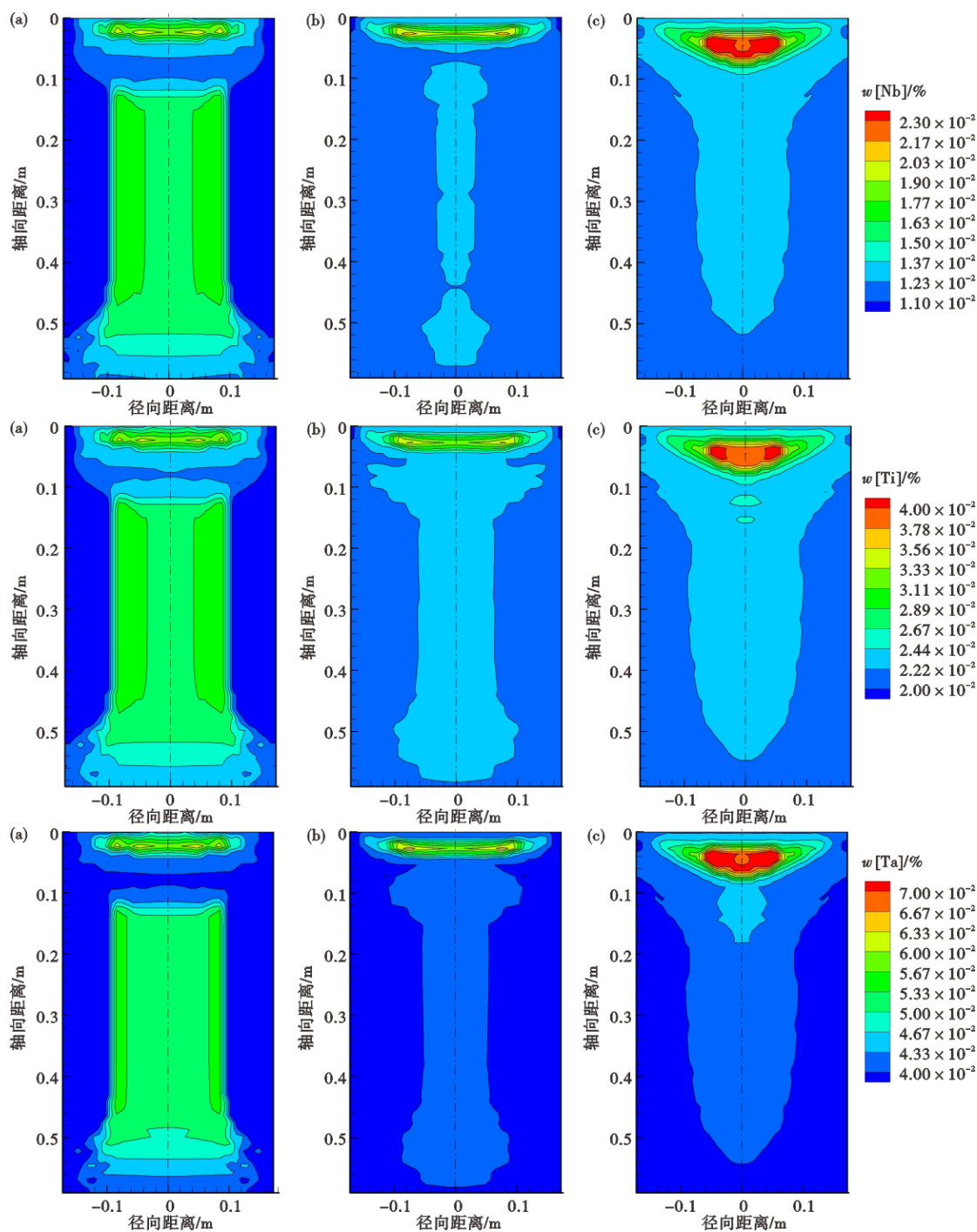


图 3 稳定期熔速变化对 GH4350 合金自耗锭各元素偏析影响对比:(a) 1 kg/min, (b) 2.5 kg/min, (c) 5 kg/min

Fig. 3 Comparison of element segregation in GH4350 alloy VAR ingot under different melting rates during stable melting period : (a) 1 kg/min, (b) 2.5 kg/min, (c) 5 kg/min

枝晶间距较小。熔速为 1 kg/min 时,铸锭边缘二次枝晶间距更小,心部二次枝晶间距更大,铸锭中心处二次枝晶间距为 62~99 μm;熔速为 2.5 kg/min 时,铸锭中心处二次枝晶间距为 56~107 μm;熔速为 5 kg/min 时,心部二次枝晶间距有所减小,但在顶部存在二次枝晶粗大的区域,铸锭中心处二次枝晶间距为 77~115 μm。

将 Meltflow-VAR 计算得到的熔速为 2.5 kg/min 时的二次枝晶间距结果与实际铸锭头部进行对比,结果见表 2,计算结果与实际测量结果基本吻合。枝晶形貌如图 5 所示。

表 2 稳定期熔速为 2.5 kg/min 时 GH4350 合金铸锭头部二次枝晶间距

**Table 2 The secondary dendrite arm spacing in GH4350 alloy VAR ingot head at a melting rate of 2.5 kg/min μm**

分类	中心	1/2 半径处	边缘
计算结果	83	77	65
实际结果	85	85	70

### 2.3 稳定期氦冷的影响

#### 2.3.1 稳定期氦冷对熔池的影响

熔池除受热输入即熔速影响外,还会受冷却条件的影响,随着熔炼过程的进行,铸锭凝固后产生收缩,自耗锭侧表面不再和结晶器完全接触,受到结晶器的冷却作用减弱,因此,在稳定期内,可以在自耗锭侧表面与结晶器之间通入氦气来帮助冷却。

为了探究氦气冷却对熔池形状和铸锭整体冷速情况的影响,选取了稳定期熔速为 2.5 kg/min,熔炼进行了 180 min 即稳定期即将结束的时刻,自耗锭熔池形状及整体冷速如图 6 所示。从图 6 中可以看出,通入氦气冷却后,熔池形状更平缓,这是由于自耗锭侧表面冷却效果更强,冷速更快,同时氦气能带走铸锭内的热量,从而加快冷却,熔池深度更浅,加入氦气冷却后,熔池深度减小,熔池形状更加平直。氦气通过填充铸锭侧表面与结晶器之间的间隙帮助冷却,因而铸锭冷速呈现出中心和头部冷速慢,边缘冷速快的特点。加入氦冷后,侧面冷速

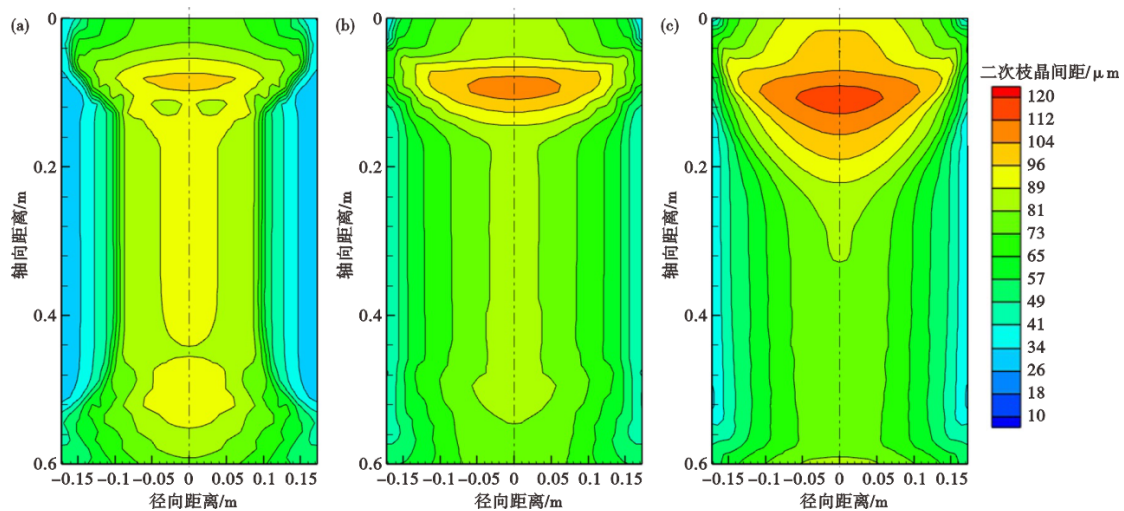


图 4 稳定期熔速变化对 GH4350 合金自耗锭二次枝晶间距影响对比: (a) 1 kg/min, (b) 2.5 kg/min, (c) 5 kg/min

Fig. 4 Comparison of the effect of secondary dendrite arm spacing in GH4350 alloy VAR ingot during the stable melting period : (a) 1 kg/min, (b) 2.5 kg/min, (c) 5 kg/min

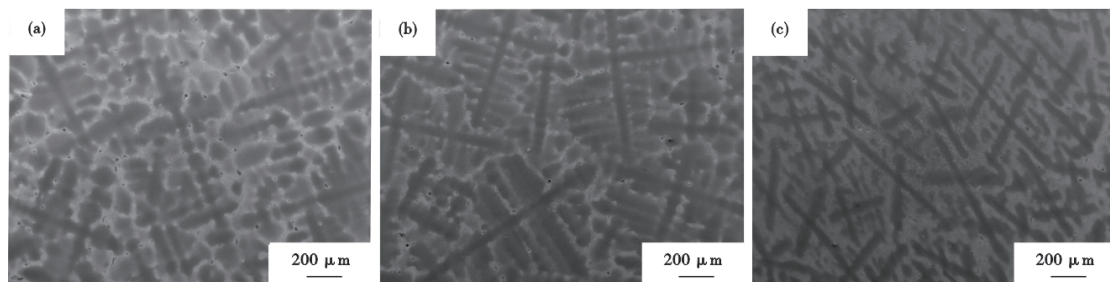


图 5 熔速为 2.5 kg/min 时 GH4350 合金自耗锭头部的枝晶形貌: (a) 中心, (b) 1/2 半径, (c) 边缘

Fig. 5 The dendritic morphology of the GH4350 alloy VAR ingot head at a melting rate of 2.5 kg/min : (a) Core, (b) R/2, (c) Edge

更快,铸锭整体冷速也更高。

二次枝晶间距主要受冷速影响,一般冷速越快,二次枝晶间距越小。如图 7 所示,无氦冷时,铸锭心部整体二次枝晶间距较大,这是因为冷却时间较长,熔池内不断滴入熔液,使熔池停留在固液两相区的时间延长,导致枝晶粗化。通入氦冷后,自耗锭二次枝晶间距较为均匀,仅在热封顶阶段存在少量枝晶间距较大的区域。这是因为热封顶阶段没有氦气冷却,熔池冷却速度较稳定期更慢,二次枝晶生长更完全,因而二次枝晶间距更大。有氦冷

时铸锭心部二次枝晶间距由 86~115  $\mu\text{m}$  减小到了 56~107  $\mu\text{m}$ 。

### 2.3.2 氦冷对宏观偏析的影响

改变冷却条件后,熔池也会随之变化,因而元素偏析也会受冷却条件的影响。图 8 为在不同氦气冷却的条件下,合金部分元素的宏观偏析情况。各元素在铸锭头部偏析均较为严重,结合冶炼过程工艺参数,此部位为最后的热封顶阶段,热封顶阶段不再通入氦气冷却,同时,由于铸锭顶部受结晶器底部的冷却效果较弱,主要受到结晶器侧面的冷却

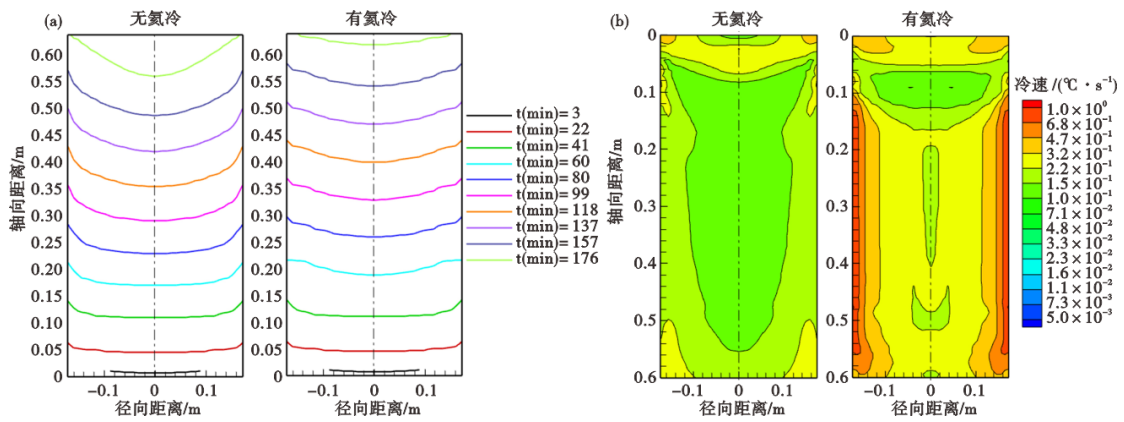


图 6 氦气冷却对 GH4350 合金真空自耗锭稳定期熔炼情况影响对比:(a)熔池形状对比,(b)铸锭整体冷速分布对比  
Fig. 6 Comparison of the influence of helium cooling on the melting conditions during the stable melting stage of GH4350 alloy VAR ingot: (a) Comparison of the shape of the molten pool, (b) Comparison of the overall cooling rate distribution of the ingot

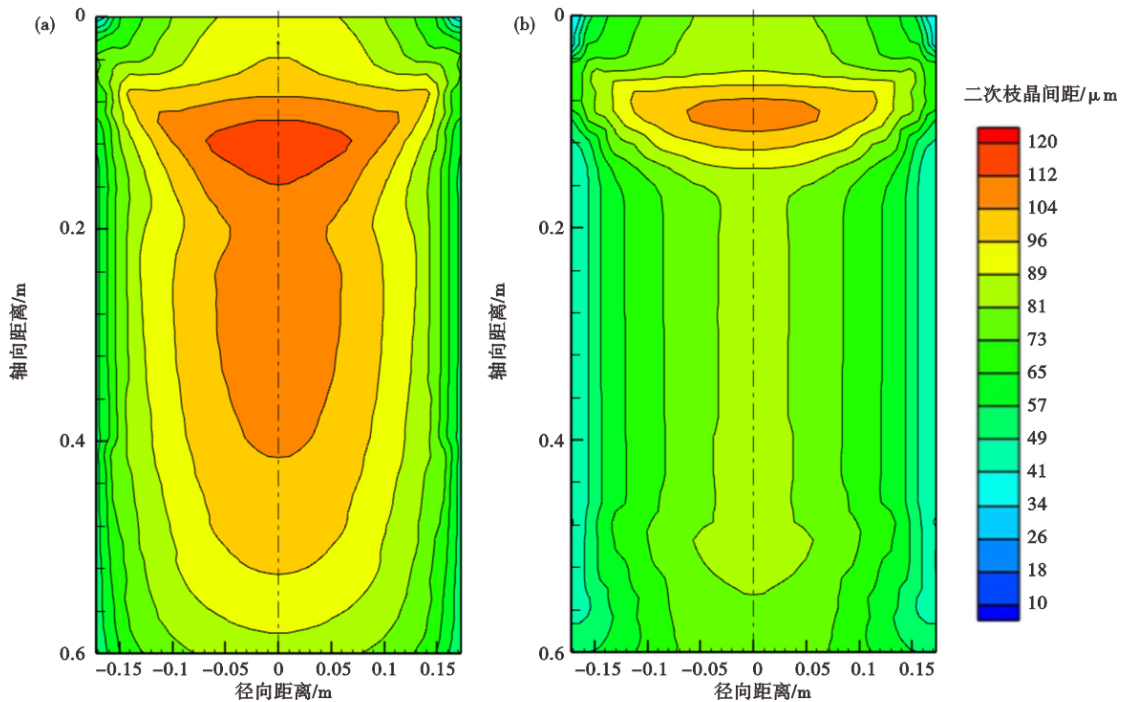


图 7 GH4350 合金真空自耗锭二次枝晶间距:(a) 无氦冷,(b) 有氦冷  
Fig. 7 The secondary dendrite arm spacing of GH4350 alloy VAR ingot : (a) Helium-free cooling, (b) Helium cooling

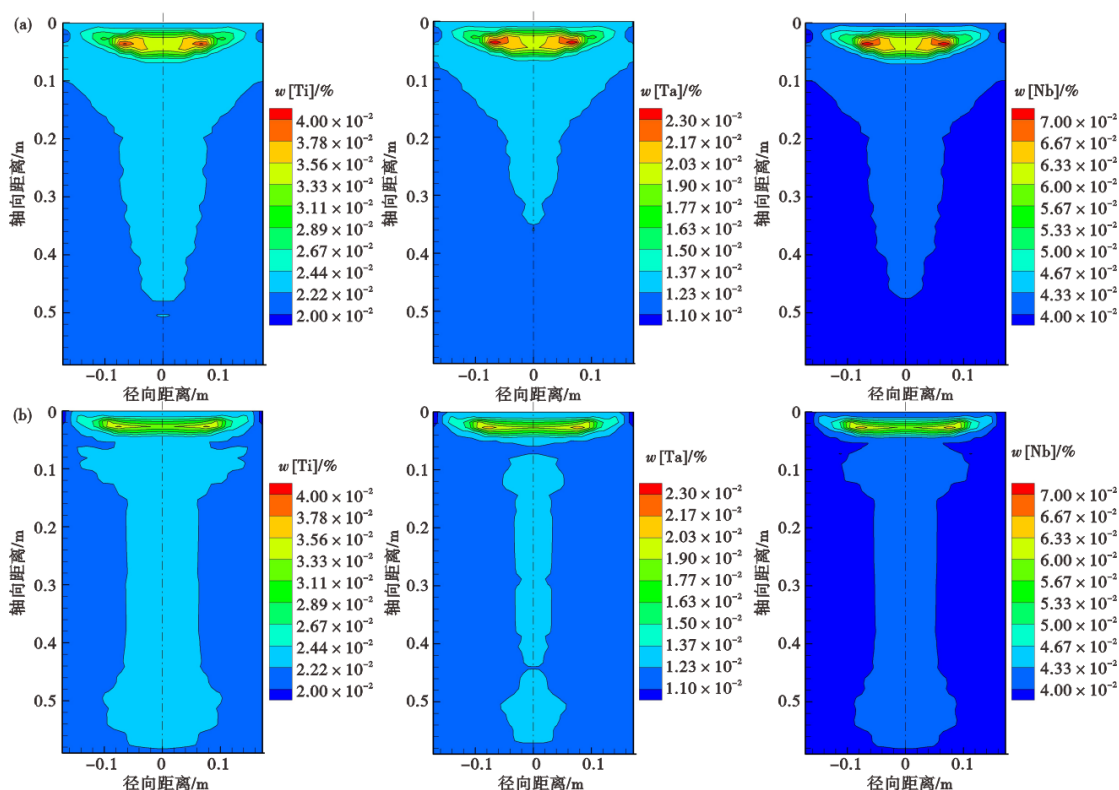


图 8 氦冷对 GH4350 合金自耗锭主要元素偏析情况影响对比: (a)无氦冷, (b)有氦冷

Fig. 8 Comparison of the effect of Helium cooling on primary element segregation in GH4350 alloy VAR Ingots : (a) Helium-free Cooling, (b) Helium Cooling

效果,因此,热封顶阶段的元素偏析最为严重。无氦冷时,各元素在铸锭中的宏观分布呈现明显的“V”字型特征,这是由于在熔炼过程中,铸锭底部和侧面有水冷结晶器接触帮助散热,随着铸锭高度升高,铸锭凝固收缩后自耗锭表面与结晶器不再完全接触,水冷结晶器的冷却效果减弱,而此时没有氦冷帮助冷却,熔池冷却较慢,元素在其中偏析更严重。通入氦冷后,自耗锭表面与结晶器的间隙有氦气加强冷却,熔池冷却速率增加, $w[\text{Ta}]$ 由最高 7.3% 减小到了 6.5%, $w[\text{Nb}]$ 由最高 2.4% 降到了 2.1%, $w[\text{Ti}]$ 由最高 4% 减小到了 3.6%。

### 3 结论

针对  $\phi 350$  mm GH4350 真空自耗重熔工艺优化,改变稳定期的熔速和氦气冷却进行数值模拟,得到的主要结论如下。

1)GH4350 合金真空自耗重熔过程中,Ti、Nb、Ta 元素偏析较严重,在热封顶阶段偏析最严重,改

变稳定期的熔速和冷却条件,也会对热封顶阶段的铸锭偏析产生显著影响。

2)随着稳定期熔速提升,二次枝晶间距整体变大,稳定期的熔速变化会影响该阶段结束后的熔池体积。稳定期熔速从 1 kg/min 提升到 5 kg/min 时,熔池体积从 0.004 m<sup>3</sup> 提升到了 0.009 m<sup>3</sup>, $w[\text{Ta}]$ 由最高 6.3% 增加到了 7.6%。元素宏观分布主要和熔池体积相关,因此,稳定期熔速为 5 kg/min 时会在后续热封顶阶段会产生更严重的偏析。无氦冷时 $w[\text{Ta}]$ 最高为 7.3%,熔速对 GH4350 合金自耗锭元素偏析影响较加入 800 Pa 氦冷压强时更为明显。

3)氦冷对铸锭冷速影响较大,有氦气冷却时,铸锭侧面冷却更强,铸锭整体冷速呈上升趋势,铸锭心部二次枝晶间距由 86~115  $\mu\text{m}$  减小到了 56~107  $\mu\text{m}$ , $w[\text{Ta}]$ 由最高 7.3% 减小到了 6.5%, $w[\text{Nb}]$ 由最高 2.4% 降到了 2.1%, $w[\text{Ti}]$ 由最高 4% 减小到了 3.6%。实际生产中加入氦气冷却,可以提升铸锭质量。

### 参考文献

[1] Doherty R D, Singh R P. Alloys containing gamma prime phase

and particles and process for forming same: US5169463A [P].

- 1992-12-08.
- [2] SPS Technologies Aerospace Fasteners Group. Superalloys Developed by SPS Technologies for Aerospace Fasteners [R]. Jenkin-town: SPS Technologies Inc, 1998
- [3] 李科敏,杨玉军,王志刚,等. GH350合金铸锭元素偏析及其均匀化热处理[J]. 钢铁研究学报,2012,24(7):54-58.
- [4] 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.
- [5] 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,2024,49(3):64-73.
- [6] 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.
- [7] Jiang D B, Yang F Z, Zhang J, et al. Effect of feeding parameters on ingot segregation and shrinkage pore in vacuum arc remelting [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2023, 30 (6): 1268-1278.
- [8] Kelkar K M, Patankar S V, Mitchell A G, et al. Metals Process Simulation[M]. ASM International;FURRER D U,SEMIATIN S L, 2010:196-213.
- [9] Kelkar K M, Patankar S V, Mitchell A G, et al. Computational modeling of the Vacuum Arc Remelting (VAR) process used for the production of ingots of Titanium alloys [C]. 11 th World Conference on Titanium, 2007: 3-7
- [10] Beaman J J, Felipe Lopez L, 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): 31007-31018.
- [11] Mitchell A. Influence of process parameters during secondary melting of nickel based superalloys [J]. Materials Science and Technology, 2009, 25(2): 186-190.
- [12] EICKHOFF M, RÜCKERT A, PFEIFER H, et al. Measurement of Emission Coefficients for Alloy 718 to improve numerical simulation of industrial scale VAR Process [C]. International Conference on Modelling and Simulation of Metallurgical Processes in Steelmaking, Bardolino, 2015, 6.
- [13] Reiter G, Maronnier V, Sommitsch C. Numerical Simulation of the VAR Process with Calcosoft-2D and its Validation [J]. Proceedings of Liquid Metals Processing and Casting Symposium, 2003:77-86.
- [14] Yang S L, Tian Q, Yu P, et al. Numerical simulation and experimental study of vacuum arc remelting (VAR) process for large-size GH4742 superalloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 2828-2838.
- [15] Nastac L. A multiscale transient modeling approach for predicting the solidification structure in VAR-processed alloy 718 ingots[J]. Metallurgical and Materials Transactions B,2014,45(1):44-50.