

真空电弧重熔 GH4061 凝固过程的数值模拟

Numerical Simulation of Solidification Process of Vacuum Arc Remelting GH4061

供稿|徐宁, 姜敏, 王豪, 钟华军, 王康豪, 王新华 / XU Ning, JIANG Min, WANG Hao, ZHONG Huajun, WANG Kanghao, WANG Xinhua

内容导读

在航空航天、国防军工等尖端领域,高性能镍基高温合金 GH4061 的制造质量直接决定了关键部件的可靠性。然而,其生产核心工艺——真空电弧重熔(VAR)是一个复杂物理化学过程,依赖经验调整参数,效率低且成本高昂。本研究借助 MeltFlow-VAR 软件,对直径 660 mm 的 GH4061 合金铸锭凝固过程进行动态模拟,揭示了不同熔炼速率对熔池形貌和微观组织的深层影响。模拟结果表明:熔炼速度从 3.6 kg/min 提升至 5.0 kg/min 时,熔池深度从 156 mm 增至 188 mm,糊状区同步扩大,熔池形状由“浅 U 型”向“深 U 型”转变。枝晶臂间距(影响材料致密性与性能的核心参数)的分布规律同时被精准捕捉——随着熔速增加,一次枝晶臂间距的最大值位置逐渐远离铸锭顶部,而二次枝晶臂间距在距顶部 0.32 m 处达到峰值。这些发现为优化熔炼速率、减少材料缺陷提供了科学依据,有望推动我国高端合金制造的工艺革新与质量跃升。

真空电弧重熔(VAR)是在真空条件下,通过作用在金属电极上的直流电弧产生热量将电极熔化,熔化后的金属熔滴滴入水冷铜结晶器中并进行再凝固,最终在结晶器内形成一支新的铸锭^[1-3]。真空电弧重熔工艺可以改善合金的凝固组织,同时提高重熔合金的洁净度,已经成为冶炼金属材料的重要工艺手段,制备出的高端金属材料广泛应用于航空航天,石油化工,国防军工等核心领域^[4-6]。因此,探索真空电弧重熔冶炼工艺对于控制电弧重熔

铸锭的性能及发展前景具有深远意义。随着航空发动机的发展需要,我国研制了一种新型镍基高温合金——GH4061 合金^[7]。该合金的研制目标是在 -253~50 °C 的宽温度范围内具有良好的综合性能和组织稳定性,使其在低温及高温富氧环境下均有较高的服役可靠性。

真空电弧重熔过程处于一个封闭的高温环境中,细微的工艺参数差别均会对熔池形貌和微观组织产生不同程度的影响,因此掌握良好的工艺参数

作者单位:北京科技大学冶金与生态工程学院,北京 100083

是冶金领域需要重点研究讨论的课题。利用计算机模拟仿真技术进行工艺设计可以实现优化工艺、缩短研发周期、节省成本的目的,同时使真空高温的密闭环境可视化^[8]。

近 30 年来,研究人员利用 BAR^[9], MeltFlow-VAR 和 SOLAR 等软件对真空电弧重熔冶炼进行了大量的模拟实验。Nastac 等^[10-12]开发了一个综合的多尺度建模方法,准确地预测了真空电弧重熔过程,并可视化晶粒特征,得到了熔池轮廓、晶粒生长模式、晶粒尺寸、晶粒结构及柱状晶向等轴晶的转变。Kermanpur 等^[13]提出了一个真空电弧重熔的多尺度模型,研究了过程控制参数对熔池尺寸和形状的影响,并预测了晶粒的结构。国内在近些年来也开展了许多真空电弧重熔工艺的研究。Yang 等^[14]建立了三维有限元模型,研究了 VAR 熔炼钛合金的温度场,结果表明熔炼初期,结晶器底部传热起着重要作用,随着熔炼的进行,热量逐渐从结晶器壁进行传递。高帆等^[15]通过研究 TiAl 合金铸锭的真空自耗熔炼过程,得出了熔炼温度、熔炼速度和冷却能力对金属熔池温度梯度、熔池形状和糊状区宽度的影响规律。葛栋等^[16]建立了齿轮钢真空自耗熔炼过程三维数学模型,研究了熔炼工艺参数对钢锭凝固组织分布及晶粒大小的影响规律。程爱民等^[17]通过建立 VAR 过程的三维数学模型,研究了冷却水压、电流和熔炼速率对自耗锭凝固组织分布及晶粒大小的影响。赵小花等^[18]利用 MeltFlow-VAR 建立模型,研究了直径 640 mm 的 Ti-1023 合金在不同熔炼阶段下的熔池形状,熔池形状从初期的扁平状到中期的 V 型,再到末期的深 V 型。相较于国外,国内对于真空电弧重熔冶炼工艺的基础研究不够充分,目前对于大尺寸高温合金真空电弧重熔工艺不同熔炼速率对于熔池形貌和枝晶组织的研究较少。基于上述背景,本文通过利用 MeltFlow 仿真软件,建立真空电弧重熔的二维模型,分析直径 660 mm 的高温合金 GH4061 重熔过程中的温度场和凝固组织的变化规律,提供适合实际冶炼的工艺参数。

数学模型的建立

真空电弧重熔工艺是为了冶炼出偏析度低,洁净度高的高温合金和钛合金而不断发展起来的重要

生产工艺^[19-20]。设备主体为自耗电电极、结晶器、炉体和电源等,冶炼过程如图 1 所示。

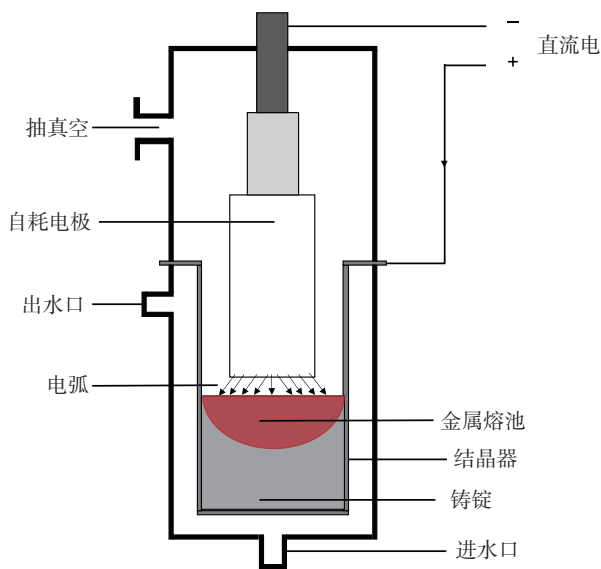


图 1 真空电弧重熔过程示意图

假设条件

为了使模拟进程较为顺利,对模型的建立作出下列假设^[21]:

- 1) VAR 的熔炼模型为二维轴对称;
- 2) 合金的热物性参数如热导率、比热容和黏度等仅与温度相关;
- 3) 忽略自耗电电极熔化时电弧产生的电磁场对温度场的影响;
- 4) 以铸锭的下表面为参考系,随着计算的进行,铸锭不断向上扩展。

模型建立

本次研究利用 MeltFlow-VAR 仿真模拟软件,对 $\phi 660$ mm 的 GH4061 高温合金真空自耗电弧熔炼过程进行模拟,建立二维轴对称的真空电弧重熔数学模型,如图 2 所示。结晶器的半径为 0.33 m,深度为 1.01 m,整个结晶器区域为四边形网格,网格数量为 4000 个。在足够的计算量下保证模拟的准确度。

模型应用

高温合金 GH4061 的主要合金成分见表 1,模型的几何参数见表 2。实际的熔炼过程分为起弧阶段、稳定熔炼阶段和热封顶阶段。本次研究设计了 3 组

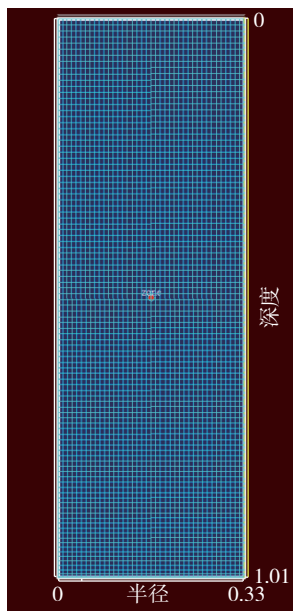


图2 几何模型及网格划分图(单位: m)

不同的熔炼速率, 分别为 3.6、4.3 和 5.0 kg/min。整个计算过程共分为 50 步, 前 40 步通电, 为电极熔化, 铸锭长大阶段, 最后 10 步断电, 为凝固阶段。

表1 GH4061 的主要合金成分(质量分数) %

C	Cr	Fe	Nb	Mo	Al	Ti	Cu	V	Ni
0.02	17	13	5	4	0.97	0.77	0.5	0.45	余

模型输入材料的热物性参数(如电导率、热导率、密度、比热容、潜热和黏度等)通过 JMat Pro 软件的热力学数据库计算得出^[22-23]。计算得到的合金液相线温度为 1357℃。固相线温度为 1207℃。

模拟结果与讨论

熔炼速率对熔池形貌的影响

本次模拟了 3 组不同的熔炼速率, 分别为 3.6、4.3 和 5.0 kg/min。图 3 为不同熔速下铸锭高度随时

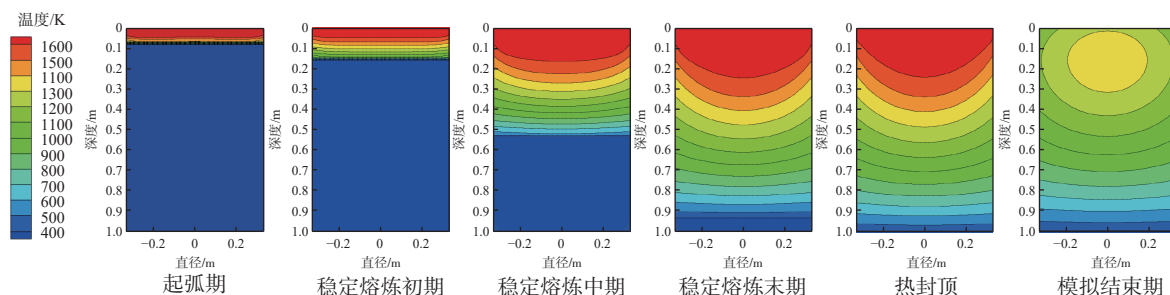


图4 熔速为 4.3 kg/min 时, 不同时期下的温度场

表2 真空电弧重熔模型参数

结晶器直径/ mm	电极直径/ mm	熔炼速率/ (kg/min)	铸锭长度/ m	电流/ kA
660	580	3.6~5.0	1.01	4.5~5.5

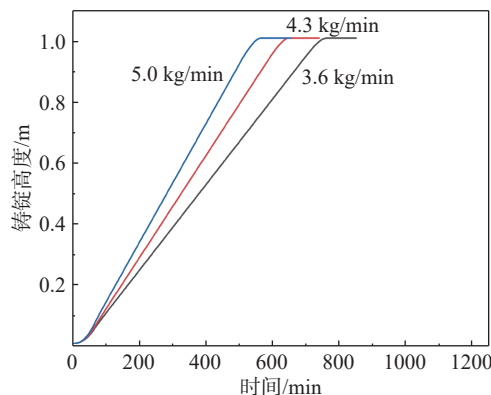


图3 不同熔速下铸锭高度随时间变化曲线

间变化曲线。

图 4 为熔速 4.3 kg/min 时, 不同时期温度场的变化情况, 温度从 400 到 1600 K。真空电弧重熔过程是一个从非稳态到稳态再到非稳态的过程。起弧期金属熔滴不断流入结晶器, 结晶器底部在熔炼初期可以有效地对液态金属进行冷却, 此时的等温线较为扁平且等温线的区间很窄。稳定熔炼初期、中期和末期, 随着熔炼的持续进行, 结晶器底部对铸锭的冷却效率下降, 边部的散热能力不变, 铸锭的等温线不断下移, 区间不断扩大, 等温线也由扁平状逐渐过渡到圆弧状。热封顶期, 该时期的电流逐渐减小, 金属熔滴的滴落速率随之减慢, 铸锭的高度基本稳定, 热量的输入逐渐小于热量的输出, 等温线也由圆弧状重新变得扁平。模拟结束时期, 电极不再熔化, 此时铸锭顶部的冷却速率大于内部, 铸锭的最高温度位于距离顶部 0.15 m 附近。

图 5 为熔速 4.3 kg/min 时, 不同时期液相分数

场的变化情况, 0.95 以上区域代表液相区, 即熔池深度区域; 0.05 以下区域则代表固相区, 中间

区域为糊状区, 图 6 所示为糊状区随时间的变化情况。

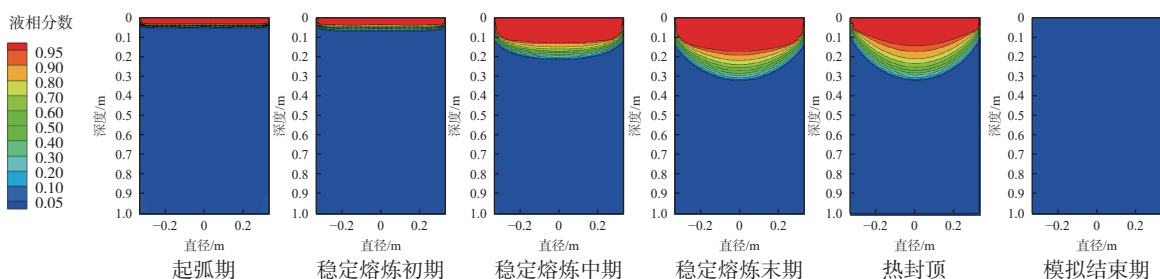


图 5 熔速为 4.3 kg/min 时, 不同时期下的液相分数场

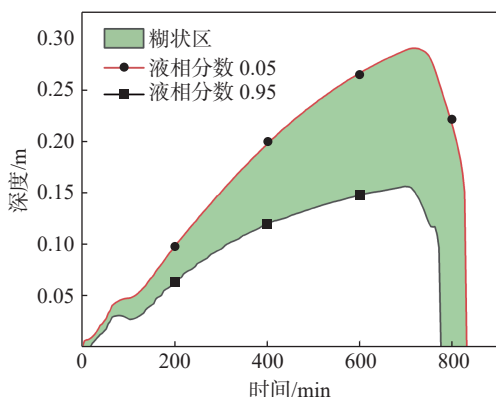


图 6 熔速 4.3 kg/min 时糊状区随时间变化曲线

图 7 和图 8 分别为不同熔炼速率下, 金属铸锭的温度场和液相分数场在稳定熔炼末期的情况。从图 7 中可以看出, 随着熔炼速率的不断增加, 温度场中大于 1600 K 的区域不断增大, 并且该温度的等温线由“U”型逐渐转化为“V”型。

从图 8 中可以看出, 随着熔炼速率的增加, 金属熔池的体积不断增大, 熔池深度和糊状区深度均

随之增大。金属熔池的“U”型形貌逐渐加深。当熔炼速率为 3.6 kg/min 时, 熔池的深度为 156 mm, 糊状区深度为 134 mm; 当熔炼速率为 4.3 kg/min 时, 熔池的深度为 174 mm, 糊状区深度为 150 mm; 当熔炼速率为 5.0 kg/min 时, 熔池的深度为 188 mm, 糊状区深度为 165 mm。

为更好地比较不同熔炼速率对熔池深度以及糊状区的影响, 提取中心轴线上熔池深度的模拟数据作图 9。从图 9 中可以看出, 随着熔炼速率的增大, 熔池深度增加显著, 这主要是因为随着熔炼速率的增大, 单位时间内进入金属熔池的金属熔液体积增加, 同时带入了更多的热量, 熔池温度升高。在冷却条件不变, 冷却强度一定的情况下, 金属熔池凝固前沿的温度上升、凝固速率减慢导致金属熔池进一步增大, 糊状区也相应增大。

熔炼速率对凝固组织的影响

对于大尺寸高合金化高温合金铸锭, 其内部各

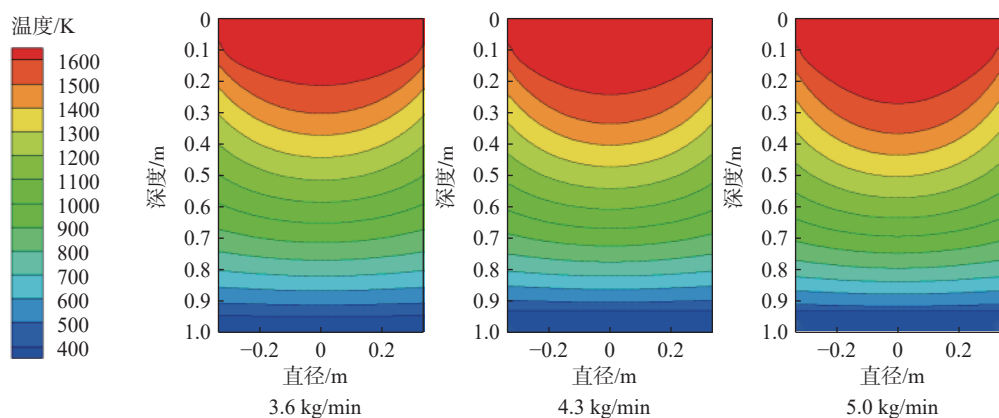


图 7 稳定熔炼末期不同熔速下的温度场

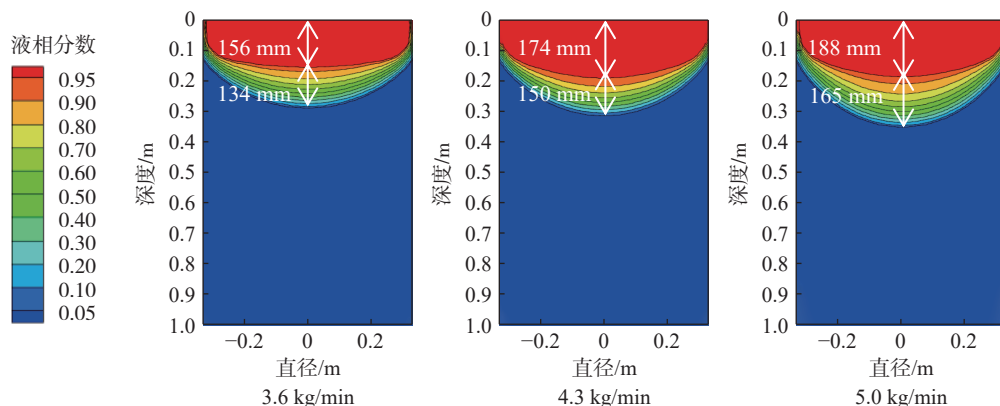


图8 稳定熔炼末期不同熔速下的液相分数场

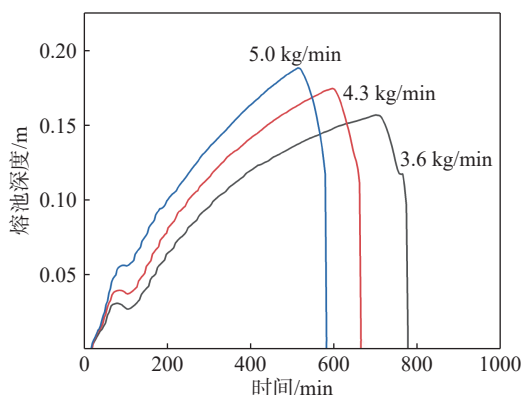


图9 不同熔炼速率下熔池深度随时间变化曲线

区域的散热条件有所不同,因此冷却速率存在显著差异,不同区域的枝晶臂间距和元素偏析也有不同程度的差异。减小熔池深度可以促使柱状晶纵向生长,有利于减轻元素偏析,增强合金的抗裂纹敏感性。枝晶臂间距的大小是影响铸锭凝固质量和性能的重要因素,其中二次枝晶臂间距是评判凝固枝晶组织优劣程度的一个重要参数。随着枝晶臂间距的减小,组织更加致密,枝晶间的元素偏析程度降低,液体补缩变得容易,元素偏析就更容易通过热处理而均匀化,合金抗裂纹敏感性增强。这时的显微缩松和非金属夹杂物也更加细小分散,与成分偏析相关的各类缺陷也会减轻,因而利于性能的提高。

因此,在计算模型中,利用凝固重熔锭的枝晶臂间距数值作为铸锭组织的判据^[24]。一次、二次枝晶臂间距由式(1)~(2)计算。

$$\lambda_{\text{prim}} = \frac{150 \times 10^{-6}}{(G_L R)^{0.33}} \quad (1)$$

$$\lambda_{\text{sec}} = \frac{40 \times 10^{-6}}{(G_L R)^{0.42}} \quad (2)$$

式中: λ_{prim} 、 λ_{sec} 分别是一次、二次枝晶间距, μm ; G_L 为温度梯度, K/m ; R 是凝固速率, m/s 。

图10为不同熔炼速率条件下的一次枝晶臂间距(PDAS)和二次枝晶臂间距(SDAS)云图。

从图10中可以看出,无论熔炼速率是否增加,模拟得到的枝晶臂间距都是从铸锭中心向着铸锭边缘不断减小的,不同熔速下不同位置处的枝晶臂间距如表3所示。随着熔炼速率从3.6增大到5.0 kg/min ,一次枝晶臂间距大于700 μm 的区域随之增加,二次枝晶臂间距大于230 μm 的区域却在熔速为4.3 kg/min 时最小。

提取3个熔速下中心轴线上的枝晶臂间距数据作图,得到中心轴线方向上枝晶臂间距的变化情况。如图11所示,随着铸锭的水平高度不断增大,一次枝晶臂间距整体上先增大后减小,当熔炼速率为3.6 kg/min 时,在距铸锭顶部0.127 m处达到最大值;当熔炼速率为4.3 kg/min 时,在距铸锭顶部0.147 m处达到最大值;当熔炼速率为5.0 kg/min 时,在距铸锭顶部0.162 m处达到最大值。二次枝晶臂间距整体上也是先增大后减小,在距顶部0.32 m附近达到最大值。

在铸锭中心纵切面距离铸锭顶部的不同高度取值作图,得到枝晶臂间距在距离铸锭顶部不同高度下的分布情况,如图12~13所示。从铸锭边部到中心,枝晶臂间距整体趋势不断变大。铸锭的一次枝晶臂间距和二次枝晶臂间距的最大值并不出现在同一高度,当熔炼速率为3.6、4.3和5.0 kg/min 时,

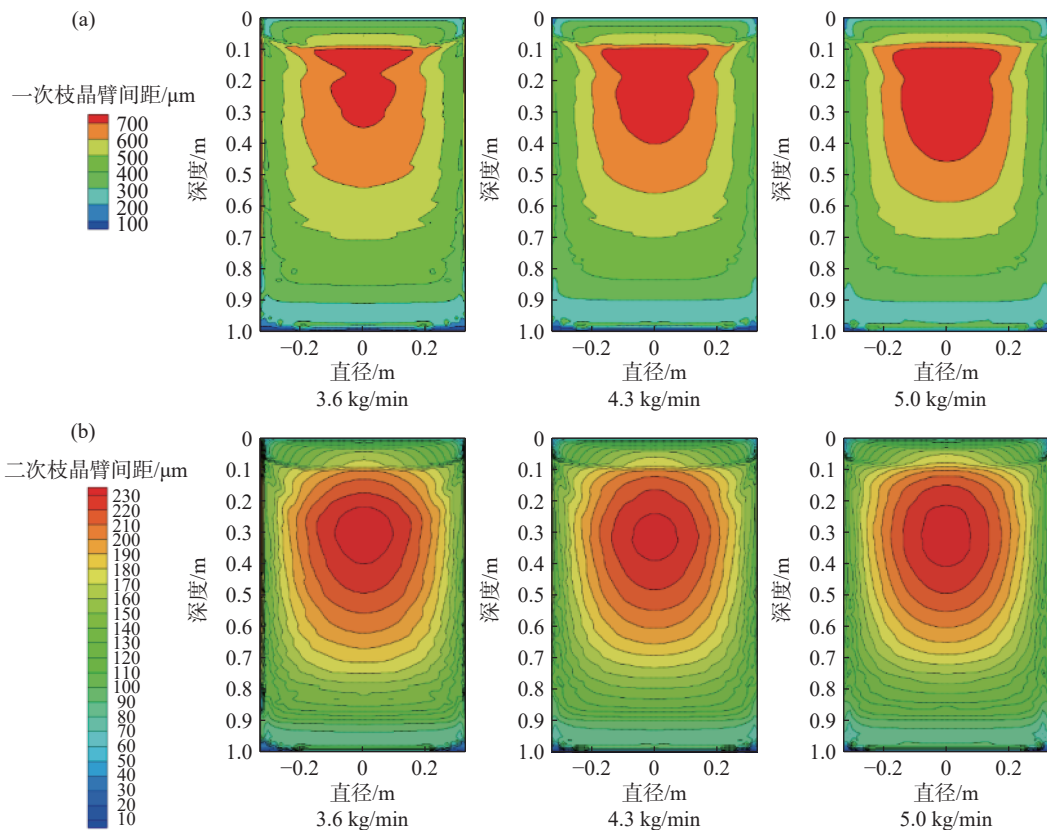


图 10 不同熔炼速率的枝晶臂间距: (a) 一次枝晶臂间距; (b) 二次枝晶臂间距

表 3 不同熔速下不同位置的枝晶臂间距

熔速/(kg/min)	一次枝晶臂间距/ μm		二次枝晶臂间距/ μm	
	中心	边缘	中心	边缘
3.6	761.81	281.49	235.83	134.60
4.3	791.53	269.78	233.98	130.50
5.0	816.09	270.03	234.57	128.48

一次枝晶臂间距的最大值分别距离铸锭顶部 0.127、0.147 和 0.162 m, 而二次枝晶臂间距的最大值均在

0.32 m 附近且波动不大。由此可见, 随着熔炼速率的增大, 铸锭中心的一次枝晶臂间距增大, 且最大

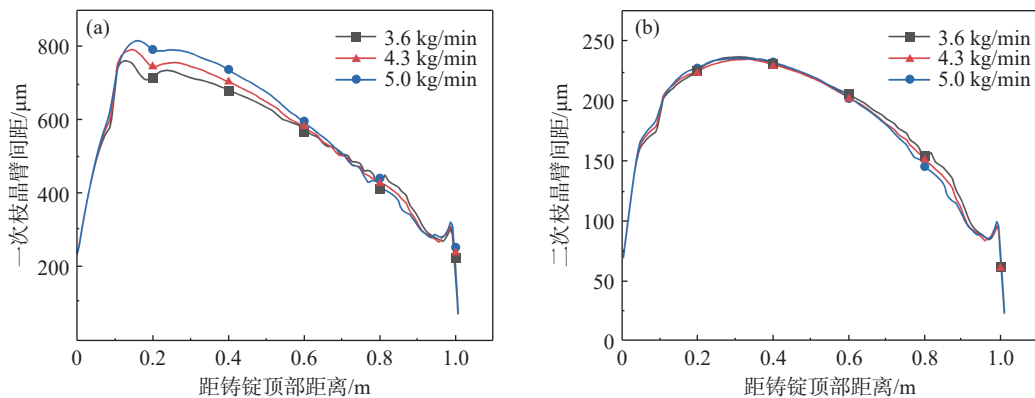


图 11 中心轴线上枝晶臂间距的变化: (a) 一次枝晶臂间距; (b) 二次枝晶臂间距

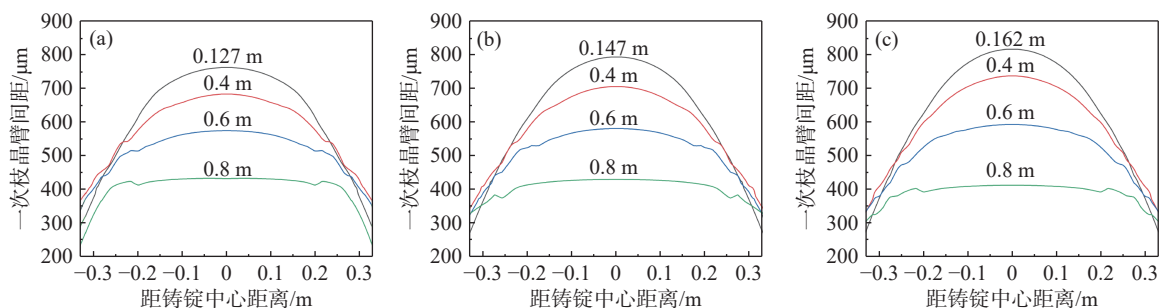


图 12 不同速率下距铸锭顶部不同高度的一次枝晶臂间距: (a) 3.6 kg/min; (b) 4.3 kg/min; (c) 5.0 kg/min

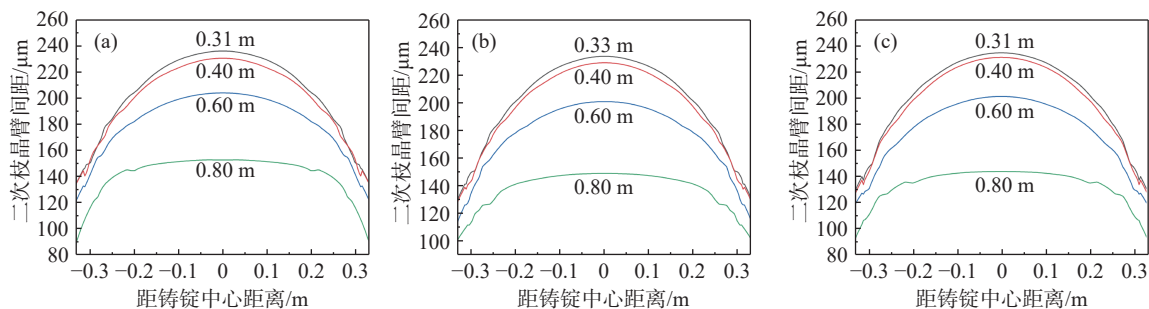


图 13 不同速率下距铸锭顶部不同高度的二次枝晶臂间距: (a) 3.6 kg/min; (b) 4.3 kg/min; (c) 5.0 kg/min

值出现的位置逐渐远离铸锭顶部。而二次枝晶臂间距的大小变化不明显。

结束语

(1) 从温度场和熔池形貌来看, 熔炼初期熔池深度较浅, 随着熔炼不断进行, 熔池深度逐渐加深, 熔池形貌由浅“U”型向深“U”型转变。对比不同的熔炼速率, 当熔炼速率为 3.6 kg/min 时, 熔池的深度为 156 mm, 糊状区深度为 134 mm; 当熔炼速率为 4.3 kg/min 时, 熔池的深度为 174 mm, 糊状区深度为 150 mm; 当熔炼速率为 5.0 kg/min 时, 熔池的深度为 188 mm, 糊状区深度为 165 mm, 熔池深度和糊状区深度随着熔速的增大不断增大。

(2) 讨论了不同熔炼速率对枝晶臂间距的影响。随着熔炼速率的增加, 一次枝晶臂间距的最大值逐步增大, 其间距最大值与铸锭顶部的距离逐渐增大, 熔速从 3.6 增大到 4.3 和 5.0 kg/min, 一次枝晶臂间距最大值与铸锭顶部的距离分别为 0.127、0.147 和 0.162 m。二次枝晶臂间距的变化不大, 在距离铸锭顶部 0.32 m 附近达到最大值。

参考文献

[1] Patel A D, Minisandram R S, Evans D G. Modeling of vacuum arc

remelting of alloy 718 ingots. *Superalloys*, 2004: 917

- [2] Woodside C R, King P E, Nordlund C. Arc distribution during the vacuum arc remelting of Ti-6Al-4V. *Metall Mater Trans B*, 2013, 44(1): 154.
- [3] 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. *ASEM J Dyn Syst Meas Control*, 2014, 136(3): Art No. 031007
- [4] 姜周华, 董艳伍, 李花兵, 等. 特殊钢特种冶金技术的新发展. 中国冶金, 2011, 21(12): 1
- [5] Chen Z Y, Yang S F, Qu J L, et al. Effects of different melting technologies on the purity of superalloy GH4738. *Materials*, 2018, 11(10): Art No. 1838
- [6] Descotes V, Bellot J P, Perrin-Guérin V, et al. Titanium nitride (TiN) precipitation in a maraging steel during the vacuum arc remelting (VAR) process-Inclusions characterization and modeling. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*, 2016, 143(1): Art No. 012013
- [7] Cao W D, Kennedy R L. New developments in wrought 718-type superalloys. *Acta Metall Sin Engl Lett*, 2005, 18(1): 39
- [8] 李林波, 曾文斌, 朱军, 等. CFD 数值模拟技术在冶金中的应用. 钢铁研究学报, 2011, 23(12): 1
- [9] Ballantyne A S. The Development and Application of an Integrated VAR Process Model. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*, 2016, 143(1): Art No. 012015
- [10] Nastac L, Sundarraj S, Yu K O, et al. The stochastic modeling of solidification structures in alloy 718 remelt ingots. *JOM*, 1998, 50(3): 30
- [11] Nastac L. Multiscale modelling approach for predicting solidification structure evolution in vacuum arc remelted superalloy ingots. *Mater Sci Technol*, 2012, 28(8): 1006

- [12] Nastac L. A Multiscale transient modeling approach for predicting the solidification structure in VAR-processed alloy 718 ingots. *Metall Mater Trans B*, 2014, 45(1): 44
- [13] Kermanpur A, Evans D G, Siddall R J, et al. Effect of process parameters on grain structure formation during VAR of INCONEL alloy 718. *J Mater Sci*, 2004, 39(24): 7175
- [14] Yang Z J, Zhao X H, Kou H C, et al. Numerical simulation of temperature distribution and heat transfer during solidification of titanium alloy ingots in vacuum arc remelting process. *T Nonferr Metal Soc*, 2010, 20(10): 1957
- [15] 高帆, 王新英, 王磊, 等. TiAl 合金真空自耗熔炼过程的数值模拟. 特种铸造及有色合金, 2011, 31(7): 608
- [16] 葛栋, 李京社, 杨树峰, 等. 真空自耗熔炼工艺参数对齿轮钢凝固组织的影响. 工业加热, 2014, 43(6): 23
- [17] 程爱民, 马昱, 高向宙, 等. 14Cr-13Co-5Mo-2Ni 齿轮钢真空自耗熔炼过程的数值模拟. 特殊钢, 2014, 35(5): 23
- [18] 赵小花, 李金山, 杨治军, 等. 钛合金真空自耗电弧熔炼过程中温度场的数值模拟. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(11): 1001
- [19] 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. 中国冶金, 2020, 30(1): 1
- [20] Wang X, Barratt M D, Ward R M, et al. The effect of VAR process parameters on white spot formation in INCONEL 718. *J Mater Sci*, 2004, 39(24): 7169
- [21] Yuan L, Djambazov G, Lee P D, et al. Multiscale modeling of the vacuum arc remelting process for the prediction on microstructure formation. *Int J Mod Phys B*, 2009, 23(6/7): 1584
- [22] Lv S M, Chen J B, He X B, et al. Investigation on sub-solvus recrystallization mechanisms in an advanced γ - γ' nickel-based superalloy GH4151. *Materials*, 2020, 13(20): Art No. 4553
- [23] Xu H, Zhang Y H, Fu H D, et al. Effects of boron or carbon on solidification behavior of Co-Ni-Al-W-based superalloys. *J Alloy Compd*, 2022, 891: Art No. 161965
- [24] 车家宝, 廖敦明, 孙飞, 等. 铝合金铸件凝固过程二次枝晶臂间距模拟计算. 铸造, 2020, 69(4): 382

基金项目: 国家重点研发计划资助项目 (2021YFB-3401001); 中央高校基础科研业务费资助项目 (FRF-DF-20-08)。

作者简介: 徐宁 (1998—), 男, 山西省运城市人, 北京科技大学冶金与生态工程学院在读硕士研究生, 主要研究方向: 镍基高温合金。E-mail: 631326995@qq.com。

通信作者: 姜敏 (1982—), 男, 博士, 北京科技大学冶金与生态工程学院教授, 主要从事高品质特殊钢中夹杂物净化及控制技术研究。通信地址: 北京市海淀区学院路 30 号北京科技大学。E-mail: jiangmin@ustb.edu.cn。