

钛合金铸锭尾部冶金质量影响因素研究

赵小花^{1,2}, 王凯旋², 王锦程¹, 楼美琪², 王阳阳², 刘鹏², 刘向宏²

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: 采用数值模拟方法, 通过从熔炼起弧阶段的能量输入 (以及散热) 的角度分析影响铸锭尾部冶金质量的关键因素, 对第 3 次熔炼的起弧工艺参数进行研究, 并通过实验进行了验证。结果表明, 电流起弧后随着熔炼的进行, 铸锭表面温度逐渐升高, 在熔炼至铸锭 30 mm 高度处, 表面温度达到最高。通过选择合适时机提升起弧电流大小, 加快电流上升速度, 可以使熔池表面温度明显上升。 $\Phi 720$ mm 规格 TC17 钛合金第 3 次熔炼起弧电流增大 4 kA, 1 min 快速升至大电流, 大电流保持时间延长 6 min, 能够实现熔池快速健全, 达到稳定熔池时熔炼的金属质量减少约一半, 数值模拟和实验结果的一致性吻合良好。

关键词: 钛合金; 铸锭尾部; 起弧工艺; 数值模拟

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2565-06

钛及钛合金因其优异的综合性能在航空、航天、海洋和生物医疗领域具有广泛的应用^[1-3], 目前国内高品质钛合金铸锭的主流熔炼工艺为三次真空自耗电弧熔炼 (VAR)^[4-6]。工业化 VAR 法制备钛合金铸锭的熔炼过程大致分为起弧阶段、正常熔炼阶段和补缩阶段^[7], 3 个阶段对应铸锭的不同部位且工艺各有特点^[8-9]。起弧阶段, 如图 1 所示, 自耗电极底端与铺洒在坩埚底垫的引弧料之间会在电场作用下引燃电弧, 自耗电极底端快速升温熔化形成熔滴, 熔滴落入坩埚后逐渐形成熔池^[10-11]。由于坩埚底座温度接近冷却水温度, 在起弧期的最起始阶段, 熔滴与坩埚底部接触的部分会快速凝固, 阻碍熔滴间液相的流动, 因此出现冷隔现象^[12-13], 如图 2 展示了一种典型的 TC17 合金铸锭尾部冷隔形貌。

铸锭尾部的冷隔或者疏松在后续的锻造过程中可能引起棒材的端部开裂, 降低成品率^[14-15]。过深的裂纹甚至延伸至棒材内部, 影响棒材的组织 and 性能, 对最终零件的使用造成危害。

Melgaard^[16]指出在 VAR 熔炼起弧阶段容易造成大量凝固缺陷, 但是如何优化仍未可知。目前关于铸锭尾部的冶金质量受起弧工艺影响的研究国内外均无报道。在现有熔炼设备条件下, VAR 熔炼过程中自耗电极连接阴极, 铜坩埚连接阳极, VAR 弧光放电的阳极斑点温度高于阴极斑点^[17-19]。提升阳极斑点的温度, 有利于加热

铜坩埚底部, 降低温度梯度, 减缓凝固速率, 但这也可能带来因坩埚底垫瞬时高温熔化而造成的熔液污染甚至因击穿坩埚而引起安全事故^[20-21]。

基于上述分析, 本研究通过数值模拟与实验结合的方法研究 VAR 熔炼起弧阶段铸锭尾部的温度场变化及其影响因素, 通过匹配工艺参数获得工程化条件下的工艺窗口, 为获得良好的铸锭尾部冶金质量提供依据。

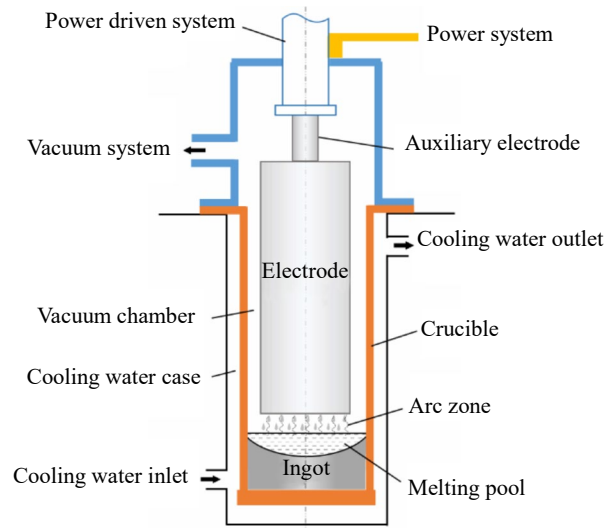


图 1 真空自耗电弧熔炼起弧阶段原理示意图

Fig.1 Schematic diagram of the principle of VAR at start-up stage

收稿日期: 2023-09-23

基金项目: 陕西省重点研发计划项目-工业领域 (2018ZDXM-GY-140)

作者简介: 赵小花, 女, 1985 年生, 高级工程师, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018, E-mail: 420757100@qq.com



图 2 TC17 钛合金铸锭尾部冷隔

Fig.2 Cold shuts of the bottom of the TC17 alloy ingot

1 数值模拟

1.1 模型建立

采用 VAR 方法生产钛合金铸锭的过程中，可以直观测量和观测的数据十分有限^[22-23]，而熔炼过程涉及温度场、电场、磁场、流场以及溶质场等多个物理过程，因此目前采用数值模拟的方法对 VAR 的物理过程进行研究^[24-26]。本研究采用 MeltFlow VAR 软件，将瞬态多物理场进行直接耦合，模拟 TC17 钛合金第 3 次熔炼起弧阶段。

建立 VAR 数值模拟轴对称 2 维模型，几何模型参数如表 1 所示。计算区域由上而下包含自耗电极、熔池、铸锭和坩埚。

为了获得更加精确的模拟结果，本研究中 TC17 钛合金的材料物性参数均采用实测数据，常温下 TC17 钛合金的物性参数见表 2。从常温至液相线温度的动力粘

表 1 VAR 模拟模型的几何参数

Table 1 Geometric parameters of model in VAR simulation

Electrode height/mm	Electrode diameter/mm	Crucible height/mm	Crucible thickness/mm	Crucible diameter/mm
4000	640	3200	30	720

表 2 TC17 钛合金的物性参数

Table 2 Physical parameters of TC17 alloy

Parameter	Value
Solid density/g·cm ⁻³	4.50
Liquid density/g·cm ⁻³	4.13
Solidus temperature/°C	1608
Liquidus temperature/°C	1665
Coefficient of thermal expansion/×10 ⁻⁶ K ⁻¹	8.43
Latent heat/×10 ⁵ J·kg ⁻¹	2.22
Electrical conductivity/×10 ⁵ S·m ⁻¹ (25 °C)	2.33

度、热导率和比热也分别进行了实验测试。

1.2 边界条件

VAR 熔炼中温度场的变化通过求解能量守恒方程获得。针对起弧阶段能量变化从热量输入和散失 2 个方面分析。

1.2.1 能量守恒

$$\frac{\partial \rho \bar{u} C_p T}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \bar{u} C_p T) = \nabla \cdot (k_{\text{eff}} \nabla T) - \left[\frac{\partial \rho \Delta H}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \bar{u} \Delta H) \right] - \nabla \cdot [\rho \bar{u} (h - C_p T)] + \frac{\partial [\rho \bar{u} (h - C_p T)]}{\partial t} \quad (1)$$

式中， ρ 为密度， \bar{u} 为液相速度， C_p 为比热容， T 为温度， k_{eff} 为有效导热系数， ΔH 为潜热分量， h 为热焓。

1.2.2 散热边界

(1) 熔池上表面散热

熔融液滴从电极下端表面滴落进熔池时会有过热，假定热通量是均匀分布的，铸锭表面与电极下端面之间主要通过辐射散热进行热交换，辐射散热热量公式如式 (2)：

$$q_{\text{loss}} r = \epsilon_{\text{top}} \sigma (T_s^4 - T_E^4) \quad (2)$$

式中，辐射散热过程中熔池表面的发射率 ϵ_{top} ，空间温度 T_E 为模型参数， $\sigma = 5.67 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$ 是斯蒂芬-玻尔兹曼常数，熔池表面温度 T_s 。

(2) 与坩埚壁的散热

铸锭和坩埚壁之间的散热需要考虑凝固收缩，热传导系数 h 取决于铸锭外表面和坩埚内壁的接触程度。具体如公式 (3) ~ (5) 所示。

$$h_c = h_{\text{contact, heat flow}} \quad \text{for } T > T_{\text{contact, heat flow}} \quad (3)$$

$$h_c^n = \gamma_{\text{heat flow}}^m h_{\text{contact, heat flow}}^n + (1 - \gamma_{\text{heat flow}}^m) h_{\text{gap, heat flow}}^n \quad \text{for } T_{\text{gap, heat flow}} < T < T_{\text{contact, heat flow}} \quad (4)$$

$$h_c = h_{\text{gap, heat flow}} \quad \text{for } T < T_{\text{gap, heat flow}} \quad (5)$$

式中， n 和 m 分别代表了部分接触情况下电流传输公式的归一化参数处理； $T_{\text{contact, heat flow}}$ 和 $T_{\text{gap, heat flow}}$ 是与固液相线温度相关的输入边界； $\gamma_{\text{heat flow}}$ 代表了接触程度的系数，与接触部位和收缩缝隙的温度有关，计算方法见式 (6)。

$$\gamma_{\text{heat flow}} = \frac{T - T_{\text{gap, heat flow}}}{T_{\text{contact, heat flow}} - T_{\text{gap, heat flow}}} \quad (6)$$

(3) 与坩埚底部的散热

铸锭与坩埚底部的散热 q_{base} ，模型中采用坩埚底板的热传导系数 h_{base} 来确定，本研究中设定为一定值。 T_{metal} 为金属熔液的温度， T_{water} 为冷却水的温度为定值。

$$q_{\text{base}} = h_{\text{base}}(T_{\text{metal}} - T_{\text{water}}) \quad (7)$$

1.3 模拟方案与验证实验

本研究从起弧阶段能量输入的角度设计方案，分别针对熔炼电流和保持时间 2 个参数开展研究。具体工艺参数如表 3 所示。对比不同起弧电流大小和保持时间工艺条件下铸锭尾部凝固组织的变化。

2 实验

本研究中的验证实验选用质量分数为 82%~84% 的海绵钛、5.4%~6.9% 的铝钼中间合金、5.0%~6.4% 的铝铬中间合金、3.0%~5.0% 的钛锡中间合金、1.5%~2.5% 的海绵锆、1.1%~2.1% 的 Al 豆和 0.07%~0.18% 的二氧化钛，按照 TC17 合金的配比进行充分混合，压制成电极块。将电极块组焊成自耗电弧后放入工业化条件下的 8 t ALD 真空自耗电弧熔炼炉反复熔炼 3 次后制备成规格为 $\Phi 720$ mm 的 TC17 钛合金铸锭。通过车床将铸锭尾部端面从边部车削至中心 150 mm 处，目视检查不同起弧工艺下铸锭尾部端面的气孔或者裂纹数量、形貌。并且将典型位置切取 2 cm×2 cm 的试样，制样后采用 20% 氢氟酸，20% 硝酸和 60% 水按照体积分数配合的腐蚀剂进行

腐蚀，在电子显微镜下观察高倍组织。

3 结果与讨论

图 3 为按照表 3 设计的 3 种起弧工艺方案中熔炼电流随着时间的变化曲线。电弧引燃后，经历不同的电流和保持时间升高至稳定熔炼电流。方案 1 采用 6 kA 起弧，保持 4 min 后升至 31 kA，保持一段时间后再降低至稳定电流；方案 2 采用 8 kA 起弧，保持 10 min 后升至 32 kA 电流，然后缓慢降低至稳定电流；方案 3 采用 6 kA 起弧后迅速升高至 10 kA，在起弧电流阶段总共保持 10 min 后升至 31 kA 电流，保持一段时间后降低至稳定电流。

熔化站外的冷却水从坩埚壁和底座中带走热量，与坩埚壁接触部位的熔融金属会立即凝固。在熔池表面以下一段距离处，合金完全凝固。图 4 为 3 种起弧方式下铸锭的温度场的模拟结果。可见，铸锭中温度由心部到边部递减^[27]，靠近坩埚底部和边部温度最低。当熔炼相同质量的金属至铸锭高度统一达到 25 mm 时，方案 3 条件下铸锭表面熔池温度最高，表明起弧电流越大，熔池内的温度越高，熔液平铺与坩埚壁接触的时间越长。其

表 3 VAR 模拟工艺参数

Table 3 Operational parameters in VAR simulation

Operation	Voltage/V	Current/kA	Stirring current/A	Stirring period/s	Low current keeping time/min
1	30-40	6-31	15	10	4
2	30-40	8-32	15	10	10
3	30-40	6-10-31	15	10	10

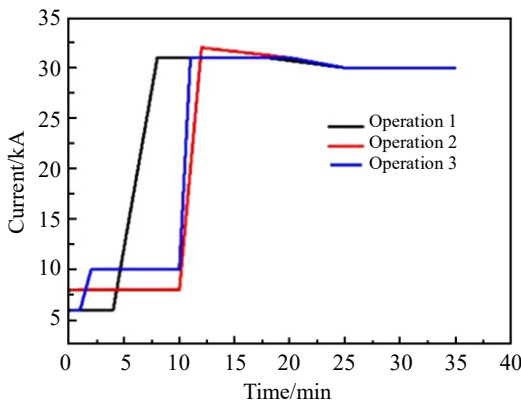


图 3 3 种起弧工艺下熔炼电流变化曲线

Fig.3 Variations of melting current with time under different start-up processes

次是方案 1，熔池表面温度最低的是方案 2。分析认为，由于在真空自耗电弧熔炼初期，水冷铜坩埚底部冷却速率大，热量能很快地向坩埚底部传输，沿着铸锭长度方向有较大温度梯度。方案 3 中起弧后电流较长时间保留在高于方案 1 和 2 的电流下，此时未形成高温液滴，但是电弧的高温对于电极头部端面进行加热，可以使得在达到高的熔炼电流后熔滴快速滴落形成熔池。同时，该阶段的高温还会对坩埚底垫进行烘烤加热。由公式 (3) 可知，相同的坩埚底垫和冷却水条件下(传热系数相同)，坩埚底垫温度升高，温度差减小，单位时间带走的热量减少，液滴与坩埚底垫接触后的时间延长，有利于流动不形成缺陷。

$$\text{Fourier 定律: } \phi = -A\lambda \frac{dT}{dx} \quad (8)$$

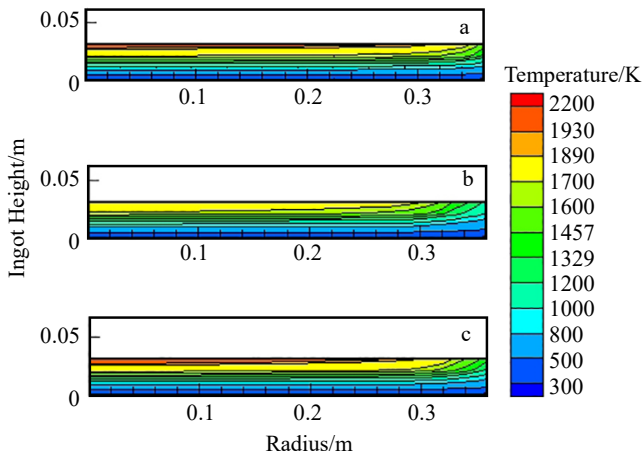


图 4 3 种方案下熔炼至铸锭高度 25 mm 时的温度场

Fig.4 Temperature field distributions at ingot height of 25 mm under three operational conditions: (a) operation 1, (b) operation 2, and (c) operation 3

式中, ϕ 为单位时间热量传输, $-A\lambda$ 与传热系数有关, $\frac{dT}{dx}$ 为传热边界温度差。

相比之下, 方案 2 的铸锭表面温度低于方案 1, 虽然其在较高起弧电流下保持的时间大于方案 1, 但是升至熔化电流的时间晚于方案 1。对比可知, 起弧电流和升至熔化电流的时机 2 个条件相互匹配才可使熔融液滴快速形成稳定熔池。

不同方案下起弧熔炼至铸锭高度 200 mm 范围典型高度处内熔池表面心部的温度对比如图 5 所示。可见, 电弧引燃后, 随着能量的输入电极端面熔化, 熔滴滴落后铸锭表面迅速凝固, 表面温度均在 1200 K 以下。随着熔炼的进行, 铸锭表面温度呈现出尾部低头部

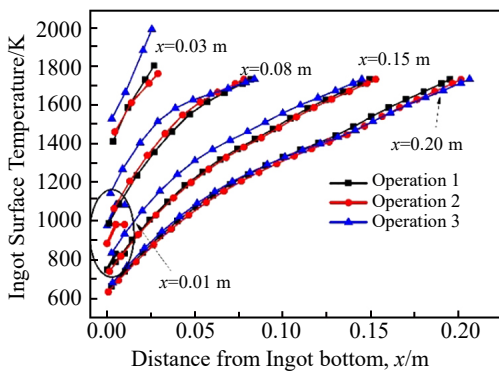


图 5 3 种方案下铸锭不同高度处表面温度曲线

Fig.5 Temperature curves of molten pool at different ingot heights under three operational conditions

高的规律, 在熔炼至铸锭高度 30 mm 处, 表面温度达到最高。这与工程化生产过程中的经验规律一致。对比之下, 方案 3 的熔池表面温度最高, 熔池完全打开。即熔炼过程熔池心部温度达到 1850 K (熔点) 以上, 对应的铸锭高度方案 3 的最低, 也即熔池健全时所熔炼的电极质量最小。

针对以上分析结果, 选取方案 1 (现行工艺) 和方案 3 的工艺参数分别开展了 TC17 合金实验验证。方案 1 熔炼至铸锭质量 40 kg 可观察到熔池健全稳定, 方案 3 熔炼至铸锭质量 20 kg 即可观察到熔池健全稳定。实验过程中电弧放电正常, 未发生爬弧或边弧现象, 铸锭出炉后观察坩埚底垫和坩埚壁正常, 无凹坑或打弧迹象。综上所述, $\Phi 720$ mm 规格 TC17 钛合金在第 3 次熔炼时, 采用方案 3 将起弧电流由 6 kA 起弧后 1 min 升至 10 kA, 即相比方案 1 起弧电流增大 4 kA; 并在起弧阶段保持 10 min, 即相比方案 1 起弧电流保持时间延长 6 min, 能够实现熔池快速健全, 达到稳定熔池时熔炼的金属质量减少约 1/2。图 6 为方案 1 和方案 3 条件下铸锭尾部端面冶金质量情况。可见, 方案 1 条件下铸锭尾部经过 2 道次扒皮 (扒皮深度约 15 mm) 后, 铸锭尾部靠近心部的位置仍然存在一些裂纹和小坑。方案 3 经过一道次扒皮 (约 7 mm) 后, 尾部上已经没有肉眼可见的裂纹或者坑洼。证实方案 3 条件下起弧阶段熔池内温度较高, 熔池健全所需的熔化金属质量较小, 有利于提升铸锭尾部冶金质量, 与模拟结论一致。

在方案 1 实验所得的铸锭机加后存在裂纹和小坑 (图 6 红色圆圈区域) 切取试样观察高倍组织, 在方案 3 实验对应位置取样, 观察高倍组织如图 7 所示。可见, 方案 1 条件下铸锭尾部机加后缺陷区域凝固组织未发生闭合, 存在凝固过程的不连续现象。与基体不连续位置的凝固组织为细长针状的凝固组织, 具有快速凝固的典型组织特征。而方案 3 条件下经过一次扒皮后凝固组织连续, 未发现不连续的冷隔等缺陷。

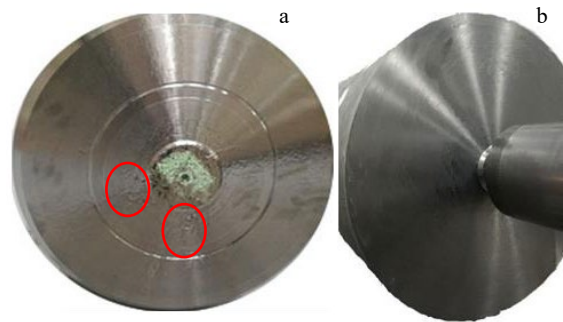


图 6 方案 1 与方案 3 的实验结果对比

Fig.6 Comparisons of experimental results between operation 1 (a) and operation 3 (b)

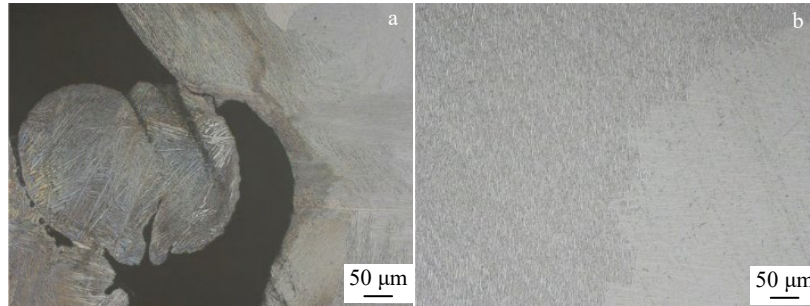


图7 方案1与方案3铸锭尾部高倍组织对比

Fig.7 Macrostructures of the ingot back-end between operation 1 (a) and operation 3 (b)

4 结论

1) 以 TC17 钛合金为例, 建立了真空自耗电弧熔炼过程数值模拟模型, 设计 3 种模拟方案开展了起弧阶段铸锭尾部温度场的研究, 并结合等比例实验开展了工程化验证, 模拟和实验结果相吻合。

2) 在 $\Phi 720$ mm 规格 TC17 钛合金铸锭熔炼的起弧阶段, 通过将起弧电流增大 4 kA, 1 min 快速升至大电流, 大电流保持时间延长 6 min, 能够实现熔池快速健全, 达到稳定熔池时熔炼的金属质量减少约 1/2, 消除了铸锭尾部冷隔和疏松, 提升铸锭尾部的冶金质量。

参考文献 References

- [1] Wang Xiangming(王向明), Liu Wenting(刘文琨). *Design and Application of Aircraft Titanium Alloy Structure*(飞机钛合金结构设计与应用)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2010: 3
- [2] Lin Cui(林翠), Du Nan(杜楠). *Selection and Design of Titanium Alloy*(钛合金选用与设计)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2014: 1
- [3] Zhao Yongqing(赵永庆), Ge Peng(葛鹏), Xin Shewei(辛社伟). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2020, 39(7-8): 527
- [4] Jing Zhenquan(靖振权), Sun Yanhui(孙彦辉), Liu Rui(刘睿) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 815
- [5] Cai Jianming(蔡建明), Wang Yang(王洋), Zeng Fanchang(曾凡昌). *Forging & Metal Forming*(锻造与冲压)[J], 2020, 15: 21
- [6] Kou Hongchao, Zhang Yingjuan, Li Pengfei et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(7): 1537
- [7] Zhao Yongqing(赵永庆), Liu Junlin(刘军林), Zhou Lian(周廉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(4): 531
- [8] Li Yingying(李莹莹). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2020, 40(3): 325
- [9] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys*[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, KGaA, 2003: 223
- [10] Zhao Xiaohua(赵小花), Li Jinshan(李金山), Yang Zhijun(杨治军) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2010, 30(11): 1002
- [11] Yang Zhijun, Zhao Xiaohua, Kou Hongchao et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(10): 1960
- [12] Liu Hua(刘华), Liao Qiang(廖强), Deng Chao(邓超) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(11): 56
- [13] Wu Tao(吴涛). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2009, 15(3): 31
- [14] Tao Liu(陶柳). *Science and Technology*(科技展望)[J], 2016, 26(8): 62
- [15] Wang Xin(汪欣), Zhang Yong(张勇), Li Zhengxian(李争显) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2018, 35(6): 3
- [16] Melgaard D K, Williamson R L, Beaman J J. *Journal of Metals*[J], 1998, 50(3): 13
- [17] Woodside C R, King P E, Nordlund C. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2013, 44: 154
- [18] Chapelle P, Bellot J P, Duval H et al. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2002, 35(2): 139
- [19] Ning Haoyan(宁皓妍), Ma Guibiao(马贵彪). *Vacuum*(真空)[J], 2016, 53(2): 46
- [20] Zhang Wenzheng(张文政). *Industrial Furnace*(工业炉)[J], 2015, 37(5): 55
- [21] Zhang Nailu(张乃禄), Wang Wei(王伟), Li Weiqiang(李伟强) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2018, 35(2): 44
- [22] Risacher A, Chapelle P, Jardy A et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013(213): 292
- [23] Henriques V A R. *Journal of Aerospace Technology and*

- Management*[J], 2009, 1(1): 12
- [24] Cui J J, Li B K, Liu Z Q *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 20: 1914
- [25] Wang Binbin(王斌斌), Chang Hui(常辉), Li Jinshan(李金山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(11): 1970
- [26] Mir H E, Jardy A, Bellot J P. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210: 564
- [27] Luo Wenzhong(罗文忠), Zhao Xiaohua(赵小花), Liu Peng(刘鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 930

Influence Factors of Metallurgical Quality of Titanium Ingot's Back-End in VAR Process

Zhao Xiaohua^{1,2}, Wang Kaixuan², Wang Jincheng¹, Lou Meiqi², Wang Yangyang², Liu Peng², Liu Xianghong²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

Abstract: The key factors affecting the metallurgical quality of the ingot's back-end from the perspective of energy input (and heat dissipation) at the start-up stage during vacuum arc remelting (VAR) process were analyzed by the numerical simulation method. The start-up stage process parameters of the third smelting process were studied and verified by experiments. The results show that the surface temperature of the ingot gradually increases with the prolongation of remelting time during the start-up stage, and the surface temperature reaches the highest at the ingot height of 30 mm. By controlling the appropriate time to increase the arc current and accelerate the current rise rate, the surface temperature of the molten pool can be significantly increased. The arc current of TC17 titanium alloy of $\Phi 720$ mm increases by 4 kA in the third remelting and rapidly rises to a large current in 1 min, then the holding time of the large current is prolonged by 6 min, which can accelerate the molten pool formation, and the mass of the molten metal is reduced by about half. The numerical simulation and experimental results are in good agreement.

Key words: titanium alloys; ingot's back-end; start-up stage process; numerical simulation

Corresponding author: Liu Xianghong, Ph. D., Professor, Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, P. R. China, Tel: 0086-29-86514525, E-mail: xhliu@c-wst.com