

冷却条件对 TC6 合金温度场和 Cr 偏析的影响

王阳阳¹, 刘向宏^{1,2,3}, 夏勇¹, 赵小花¹, 吴伟¹, 何永胜¹

(1. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2. 特种钛合金材料制备技术国家地方联合工程实验室, 陕西 西安 710018)

(3. 西安市特种钛合金制备及仿真技术重点实验室, 陕西 西安 710018)

摘要: 采用多场耦合重熔工艺仿真软件 MeltFlow-VAR 建立数值模型, 研究了工业化大规格 TC6 合金在不同冷却条件下的温度场和 Cr 元素偏析行为, 并通过制备 $\Phi 640$ mm 规格 TC6 合金铸锭进行验证。模拟结果表明: 增大铸锭和坩埚间的换热后, 铸锭熔池和糊状区深度变浅, 整体呈现自下而上的顺序凝固, Cr 元素偏析范围及整锭极差减小。结合实验验证表明: 采用壁厚减薄的异形坩埚加强冷却后, 凝固组织转变为全柱状晶, 有利于减轻偏析, 得到成分均匀性较高的铸锭。

关键词: TC6 合金; 冷却条件; 温度场; 凝固组织; Cr 偏析

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4245-06

TC6 合金 (Ti-5Al-2Cr-2Mo-1Fe) 是典型的 $\alpha+\beta$ 型两相高温钛合金, 因具有密度小、良好的热强性和热稳定性等优点而被广泛应用于制造航空发动机的压气机盘和叶片等^[1-3]。然而, 该合金由于添加了较多的 Cr 元素, 使其在常规的真空自耗电弧熔炼 (VAR) 中不可避免的产生 Cr 偏析, 进而导致锻件性能的恶化。为了减轻 VAR 熔炼过程中的元素偏析问题, 大量研究表明在铸锭熔炼过程中必须保持一个扁平的金属熔池^[4-5]。而金属熔池形状取决于熔化电极的总输入能量和外界环境之间的热平衡关系。因此, 如何通过控制工艺参数来实现稳定、理想的熔池成为目前的研究热点^[6-8]。近年来, 国内外学者对于 VAR 熔炼中一些关键的工艺参数, 如熔炼电流、熔炼速度和稳弧磁场对钛合金成分偏析和性能的影响进行了广泛的研究^[9-12], 但对于在 VAR 熔炼过程中影响成分偏析的冷却条件却鲜有报道。本研究采用多场耦合重熔工艺仿真 MeltFlow 软件, 以工业化制备的大规格 TC6 合金铸锭为研究对象, 研究了不同冷却条件下的温度场和 Cr 偏析行为。

1 数值模型建立

电极熔化速度和铸锭冷却条件是影响 VAR 铸锭结构和偏析严重程度的 2 个最重要因素^[13]。图 1 为 VAR 熔炼过程示意图, 主要涉及到电极熔化、铸锭冷却散热

以及铸锭凝固等一系列过程。VAR 熔炼有 3 个传热区, 分别为铸锭顶部上方的区域、与坩埚相接触的区域以及形成收缩的熔融金属池下方的区域。研究表明, 铸锭顶部上方的区域对 VAR 熔炼中的传热几乎没有影响, 而影响传热最重要的区域是熔融金属池下方的收缩间隙^[13]。在该区域中, 铸锭表面的热量通过一系列步骤传递到冷却水, 主要包括铸锭和坩埚间的辐射传热、坩埚和冷却水间的对流传热, 其中铸锭和坩埚间的传热最为关键。基于此, 本工作重点研究了 VAR 熔炼过程中铸锭和坩埚间的换热对铸锭温度场和 Cr 偏析的影响。

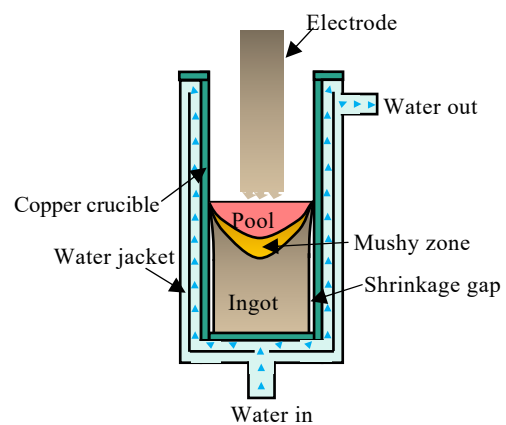


图 1 VAR 熔炼过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of VAR process

收稿日期: 2023-01-06

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1106000)

作者简介: 王阳阳, 女, 1994 年生, 硕士, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018, 电话: 029-86514525, E-mail: wanggy_chd@126.com

MeltFlow-VAR 是一款专门针对 VAR 熔炼模拟的软件。经过大量的试验验证, 该软件的模型和边界条件与目前的电弧炉设备匹配良好。因此, 本研究基于 MeltFlow-VAR 软件, 针对典型的 $\Phi 640$ mm 规格 TC6 合金建立模型, 按照实际工艺输入边界条件, 分析熔炼过程的变化。

VAR 熔炼中, 电弧输入到熔池的热量 Q 可表示为:

$$Q = V_{\text{arc}} I_{\text{arc}} - \dot{m}(H_{\text{superheat}} - H_{\infty}) - (1 - C_B) I_{\text{arc}} eV \quad (1)$$

式中, $V_{\text{arc}} I_{\text{arc}}$ 表示总的电弧放热, $\dot{m}(H_{\text{superheat}} - H_{\infty})$ 表示一定熔速下熔化电极所需的热量, $(1 - C_B) I_{\text{arc}} eV$ 表示坩埚冷却系统带走的热量。

坩埚带走热量同时考虑了坩埚壁与铸锭接触及分离的情况, 铸锭和坩埚间的辐射换热系数 h_r 用公式(2)表示为:

$$h_r = \sigma T_m^2 \frac{4T_m^2 + (\Delta T)^2}{\frac{1}{\varepsilon_1} + \frac{1}{\varepsilon_2} - 1} \quad (2)$$

其中, $T_m = \frac{(T_1 + T_2)}{2}$, $\Delta T = T_1 - T_2$ (3)

式中, σ 为玻尔兹曼常数, T_1 为坩埚内壁温度, T_2 为铸锭表面温度, ε_1 为坩埚材料辐射率, ε_2 为铸锭表面辐射率。

本研究对实际制备的 TC6 合金铸锭进行物性参数的测定, 具体物性参数如表 1 所示。热导率、动力粘度和比热随温度变化的曲线见图 2 所示。分析典型的 $\Phi 640$ mm 规格 TC6 合金的温度场变化。

2 模拟结果与分析

Jacobi^[14] 测定了真空铸造时铁锭表面的辐射率 $\varepsilon_2=0.45$, 且假定 $\varepsilon_1=1$, 计算出辐射换热系数 $h_r=142 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 。基于此, 本研究模拟了 $\Phi 640$ mm 规格

TC6 合金在 3 种不同辐射换热系数 1、100、300 $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 作用下的 VAR 熔炼过程, 对应的温度场变化云图如图 3 所示。从图 3 中可以看出, 随熔炼过程的进行, 铸锭熔池深度先增后减, 熔池形貌从熔炼初期的扁平状 \rightarrow 熔炼中期的漏斗状 \rightarrow 熔炼后期的扁平状演化。当 $h_r=1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 时, 最大熔池和最大糊状区深度分别为 0.66、0.60 m, 而当 $h_r=300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 时, 最大熔池和最大糊状区深度分别为 0.49、0.25 m, 且同一时期下随着换热系数的增大, 熔池形状更加扁平。由此可知, 铸锭和坩埚间的换热对 VAR 过程的温度场影响显著。

不同辐射换热系数下铸锭和坩埚表面的温度分布如图 4 所示。在铸锭纵向高度 1.0 m 位置、熔炼时间从初始 146 min 到熔炼结束 440 min 期间, $h_r=1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 时, 铸锭表面温度从 1420 $^{\circ}\text{C}$ 降低至 799 $^{\circ}\text{C}$ (如图 4a、4b 所示), 而当 $h_r=300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 时, 铸锭表面温度从 1228 $^{\circ}\text{C}$ 降低至 39 $^{\circ}\text{C}$ (如图 4b、4d 所示), 温差从 621 $^{\circ}\text{C}$ 增至 1189 $^{\circ}\text{C}$ 。进一步地, 从图中可以看出换热系数的变化对坩埚表面温度几乎无影响, 内外表面温差始终保持在 5 $^{\circ}\text{C}$ 左右。因此, 影响铸锭表面热量散失的主要热阻是铸锭/坩埚界面, 其温度下降幅度要远远大于坩埚壁自身。

图 5 为不同辐射换热系数下铸锭的凝固过程 (红色区域表示熔融的金属液)。从图 5 中可以看出, 当 $h_r=1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 时, 铸锭心部呈现不连续凝固现象, 因

表 1 TC6 合金的物性参数

Parameter	Value
Liquid density/ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	3950
Solid density/ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	4300
Solidus temperature/K	1868
Liquid temperature/K	1898
Latent heat/ $\times 10^5 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1}$	3.5
Electrical conductivity/ $\times 10^5 \text{ S} \cdot \text{m}^{-1}$	7.5

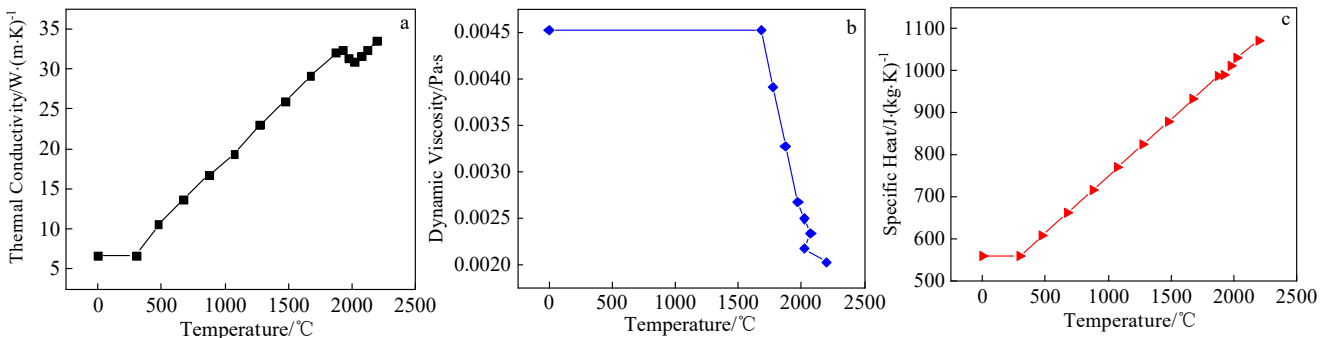


图 2 TC6 合金变温物性参数

Fig.2 Physical properties of TC6 alloy at different temperatures: (a) thermal conductivity, (b) dynamic viscosity, and (c) specific heat

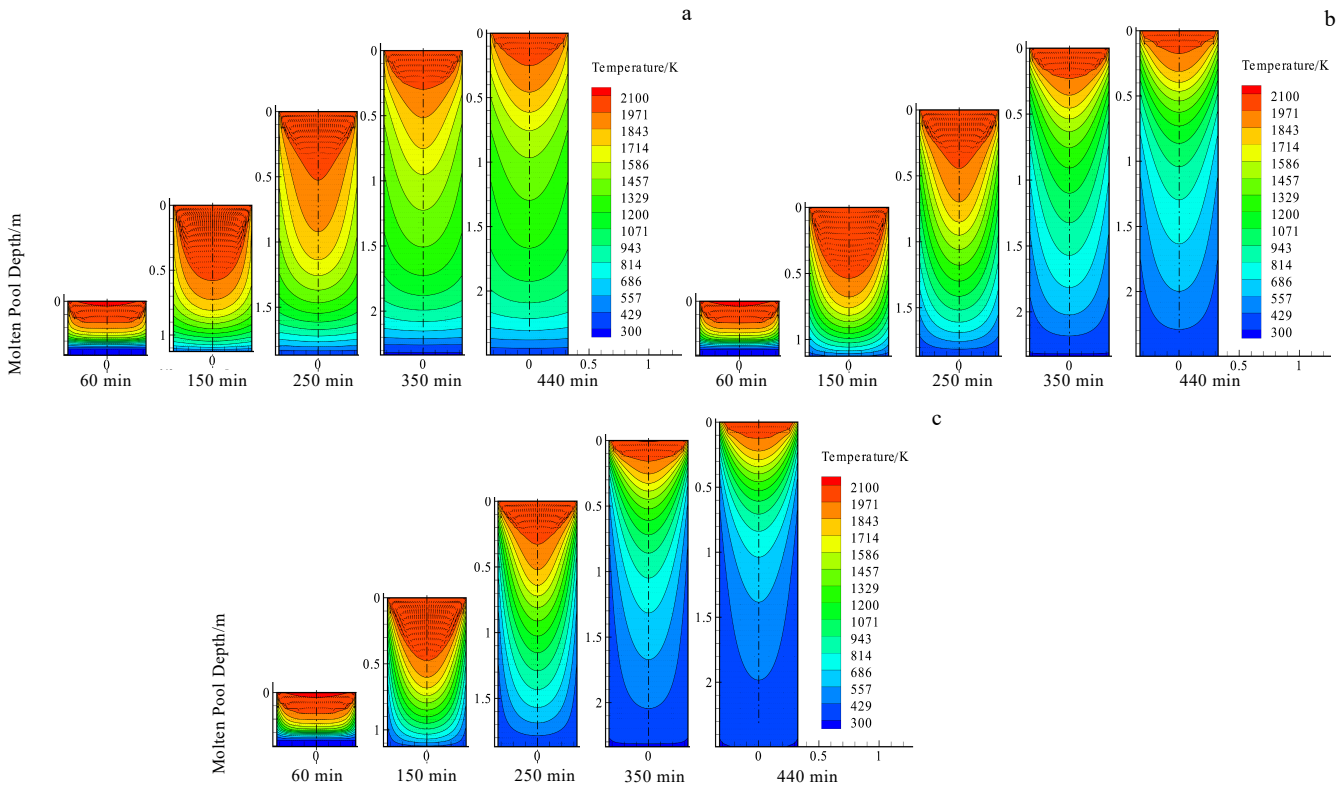


图 3 不同辐射换热系数(h_r)下的熔炼过程温度场变化云图

Fig.3 Typical temperature field distributions in the entire process under different radiation heat transfer coefficients (h_r): (a) $1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, (b) $100 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, and (c) $300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$

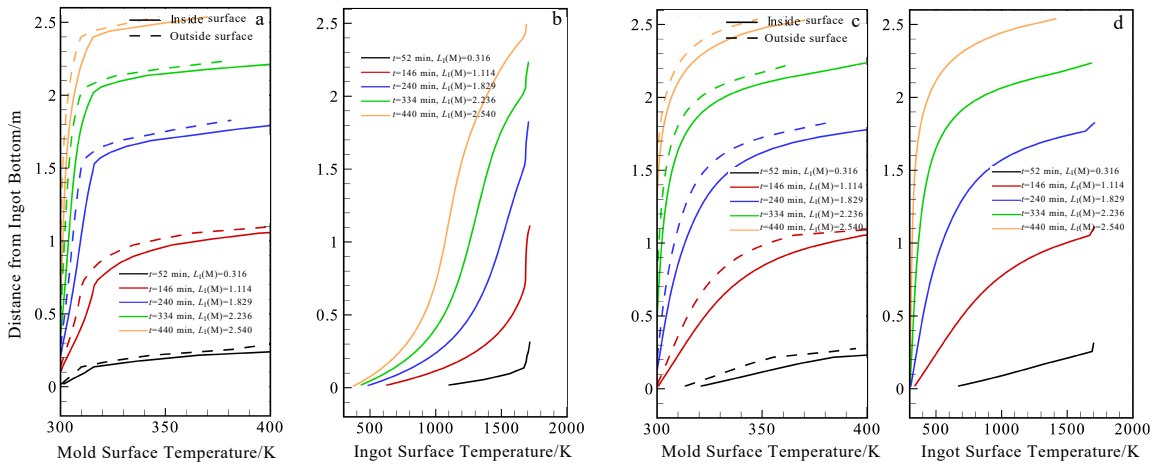


图 4 不同辐射换热系数(h_r)下 VAR 熔炼过程中坩埚和铸锭表面温度分布

Fig.4 Temperature distributions of the mold (a, c) and ingot (b, d) surfaces in the VAR process under different radiation heat transfer coefficients (h_r): (a-b) $1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ and (c-d) $300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$

而这部分最后凝固的区域不可避免地产生缺陷。而研究表明，顺序凝固是获得优质钢铸件的关键^[15-17]。当 $h_r=300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 时，由于冷却增强，铸锭整体呈现自下而上的顺序凝固，金属中气体和非金属夹杂物被充分排除，有效地消除铸锭中的宏观偏析和缩孔等缺陷，

得到质量较高的铸锭。

图 6 为不同辐射换热系数下并经充分冷却后的铸锭 Cr 元素成分的模拟结果。从图 6 中可以看出，Cr 元素浓度在铸锭边部和底部位置为 1.17%~1.20%，纵向心部为 1.20%~1.23%，头部为 1.21%~1.22%。从分

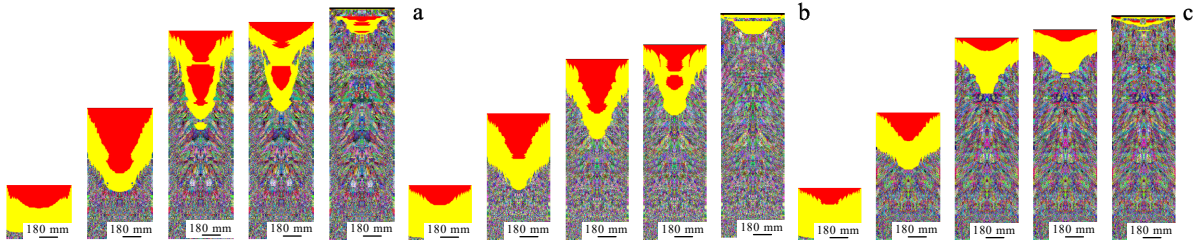


图 5 不同辐射换热系数(h_r)下的铸锭凝固过程

Fig.5 Solidification process under different radiation heat transfer coefficients (h_r): (a) $1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, (b) $100 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ and (c) $300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$

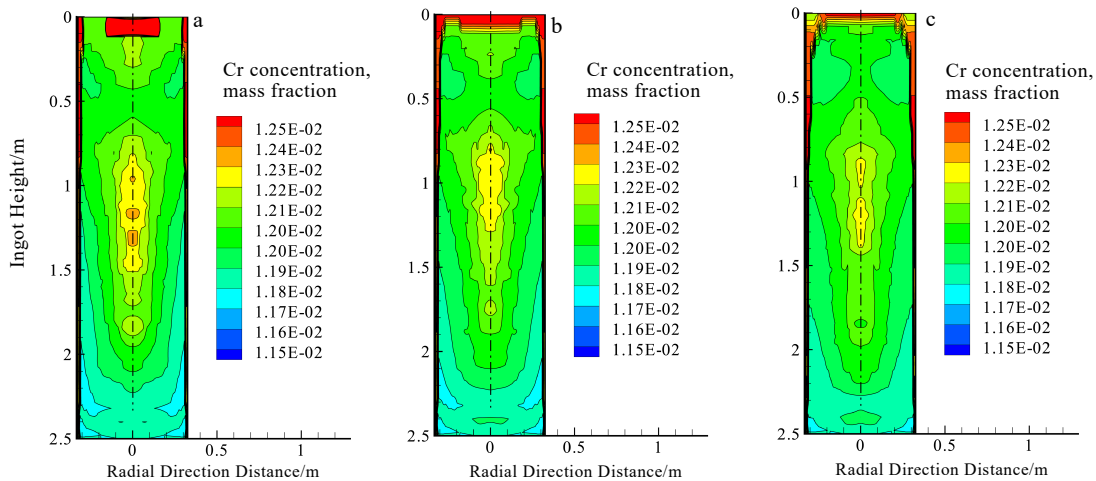


图 6 不同辐射换热系数下 Cr 元素的浓度分布计算结果

Fig.6 Simulation results of distribution of Cr concentration in TC6 alloy after the VAR process under different heat transfer coefficients: (a) $1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, (b) $100 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, and (c) $300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$

布规律看, Cr 元素呈典型的正偏析规律, 即在心部和顶部含量高, 边部和底部含量低。当 h_r 从 $1 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 增至 $300 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 时, 铸锭中部 Cr 元素轴向偏析范围从 $0.80 \sim 1.50 \text{ m}$ 减小至 $0.87 \sim 1.39 \text{ m}$, 径向偏析范围从 $-0.08 \sim 0.08 \text{ m}$ 减小至 $-0.04 \sim 0.04 \text{ m}$ 。整锭 Cr 元素极差 (去除冒口位置) 从 3.2% 降至 0.9% , 铸锭的宏观偏析程度得到显著改善。这主要是因为随着换热系数增大, 整个铸锭在一定程度上增加了散热量, 通过坩埚壁散失的热量使坩埚内温度降低, 从而增大过冷度使得铸锭凝固过程加快进而减轻了偏析倾向。

3 实验验证与分析

为进一步提升铸锭和坩埚间的换热, 本研究在保证坩埚刚度和强度的前提下, 设计了一种外带加强筋的异形坩埚来加强铸锭的冷却, 且冷却效果与坩埚厚度成正比。实验中 3 炉 $\Phi 640 \text{ mm}$ 规格 TC6 合金铸锭熔炼状态分别为: 壁厚为 30 mm 的常规坩埚、外带加强筋壁厚为 25 mm 的异形坩埚、外带加

强筋壁厚为 20 mm 的异形坩埚。3 个铸锭的纵向对称解剖和取样示意图见图 7, 用带锯沿铸锭头部纵向锯切一个 800 mm 高 (上 $1/3$ 处)、 20 mm 厚的试样片, 再铣削抛光任意一面, 采用腐蚀液 ($\text{HNO}_3 + \text{HF} + \text{H}_2\text{O}$, 体积比 $3:1:6$) 腐蚀抛光面的组织。在试样片的边部、 $1/4$ 宽和心部等间距 (间距 100 mm) 钻取屑样分析化学成分。

VAR 熔炼过程中合金的凝固组织是由合金的成分及冷却条件决定的, 在合金成分确定后, 合金的凝固组织主要受传热条件的控制。图 8 为 3 种不同熔炼状态下 TC6 合金铸锭纵截面的宏观组织照片。从图 8a 可以看出, 当铸锭熔炼采用壁厚为 30 mm 的常规坩埚时, 宏观组织呈现全等轴晶。这主要是由于钛合金熔点高, 在 VAR 熔炼过程中需要采用较高的熔炼电流。因此, 钛合金在熔炼过程中熔池积聚较多的热量, 这些热量不能及时传导出去, 形成全等轴晶组织。当采用外带加强筋壁厚为 25 mm 的异形坩埚时, 宏观组织呈现边部柱状晶、心部等轴晶的特征, 而随着坩埚壁厚

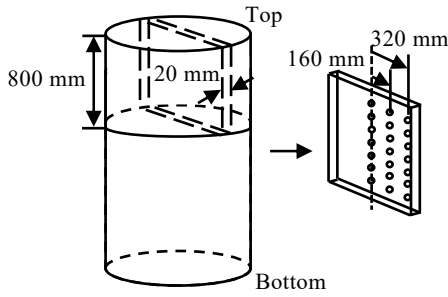


图 7 TC6 合金纵向解剖和取样示意图

Fig.7 Schematic diagram of the cutting positions of analyzed samples from the TC6 alloy ingot

的进一步减小，宏观组织为全柱状晶，分别如图 8b 和 8c 所示。这主要是因为当采用异形坩埚时，铸锭外围水平方向的冷却速率相比于常规坩埚变大，加速了热量散失，铸锭表面温度较低，同时由于熔池中积聚了大量的热量，使得熔池中部和铸锭表面形成较大的温度梯度，促进了柱状晶的生长。而铸锭心部冷却速率相对较小，使得液相中的温度梯度减小，促进了等轴晶的形核

生长。当采用外带加强筋壁厚为 20 mm 的异形坩埚时，铸锭表面的热量进一步被坩埚冷却系统带走，冷却速度显著增强，形成指向熔池心部的全柱状晶组织。

图 9 为不同熔炼状态下制备的 TC6 合金铸锭在纵向不同位置测试的 Cr 元素含量。从图 9 中可以看出，在不同冷却条件下，TC6 合金铸锭的 Cr 元素含量沿径向均呈现出心部高、边部低的分布规律，在铸锭纵向心部 Cr 含量从头部到底部均呈逐渐递减分布，径纵向 Cr 元素遵循典型的正偏析分布规律。当铸锭熔炼采用壁厚为 30 mm 的常规坩埚时，铸锭头部上 1/3 处纵向 21 点极差为 3.2‰，而当采用外带加强筋壁厚为 20 mm 的异形坩埚时，头部上 1/3 处纵向 21 点极差由 3.2‰降至 1.2‰。由此可知，VAR 熔炼过程中增加铸锭和坩埚间的换热，加强冷却条件，有利于降低宏观偏析倾向，得到成分均匀性较高的铸锭，这与 2.0 节中的模拟结果相吻合。

同时研究表明，等轴晶内元素的偏析程度要高于柱状晶内的偏析，且晶内的偏析主要受凝固偏析的影响，在凝固过程中，冷却速度快，局部凝固时间短，结晶速度快，晶内偏析程度小^[18]。因此，通过采用外

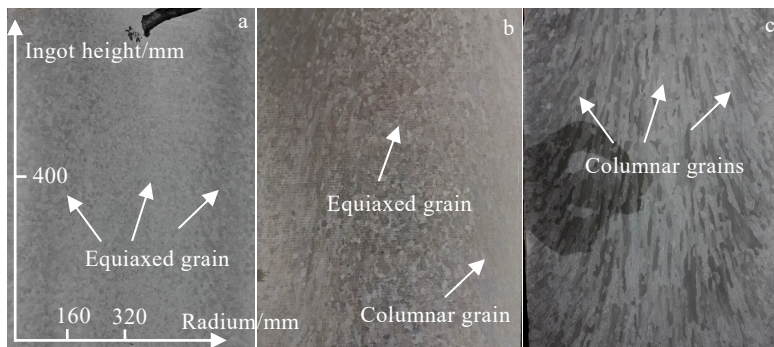


图 8 不同熔炼状态下制备的 TC6 合金铸锭纵截面的凝固宏观组织

Fig.8 Longitudinal section macrostructures of the TC6 alloy ingot under different cooling conditions: (a) conventional crucible with wall thickness of 30 mm, (b) irregular crucible with wall thickness of 25 mm, and (c) irregular crucible with wall thickness of 20 mm

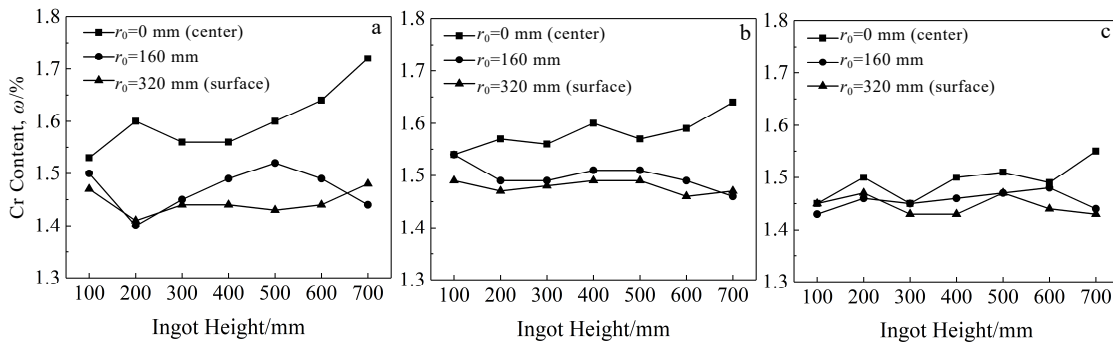


图 9 不同熔炼状态下制备的 TC6 合金铸锭纵向 Cr 含量

Fig.9 Longitudinal Cr content of TC6 alloy ingots prepared under different cooling conditions: (a) conventional crucible with wall thickness of 30 mm; (b) irregular crucible with wall thickness of 25 mm; (c) irregular crucible with wall thickness of 20 mm

带加强筋壁厚减薄的异形坩埚形成柱状晶, 在一定程度上也减轻了铸锭的微观偏析程度。

4 结 论

1) 通过增大铸锭和坩埚间的换热加强冷却后, 铸锭整体呈自下而上的顺序凝固, Cr 元素偏析范围及整锭极差减小。

2) 采用常规坩埚熔炼时, 铸锭组织为全等轴晶。当采用壁厚减薄的异形坩埚加强铸锭冷却时, 凝固组织转变为全柱状晶, 宏观及微观成分均匀性得到显著提升, 得到成分均匀性较高的铸锭。

参考文献 References

- [1] Zhang Zhu(张 翥), Wang Qunjiao(王群骄), Mo Wei(莫 畏). *Metallurgy and Heat Treatment of Titanium*(钛的金属学和热处理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 1
- [2] Zhang Peng(张 鹏), Wei Shouyong(魏寿庸), Li Geping(李阁平). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002(S1): 3
- [3] Xiong Aiming(熊爱明), Huang Weichao(黄维超), Chen Shenghui(陈胜辉) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002(S1): 4
- [4] Yang Z J, Zhao X H, Kou H C et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(10): 1957
- [5] Ding Yongchang(丁永昌), Xu Zengqi(徐增启). *Special Melting*(特种熔炼)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1995: 1
- [6] Nastac L, Sundarraj S, Yu K O et al. *JOM*[J], 1998, 50(3): 30
- [7] Ridder S D, Kou S, Mehrabian R. *Metallurgical Transactions B*[J], 1981, 12(3): 435
- [8] Wang Baoshun(王宝顺), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang

(张麦仓) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2009(10): 5

- [9] Zhao Xiaohua(赵小花), Li Jinshan(李金山), Chang Hui(常 辉) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(10): 538
- [10] Fan Kai(樊 凯), Wu Lingcai(吴林财), Li Junjie(李俊杰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 871
- [11] Kermanpur A, Evans D G, Siddall R J et al. *Journal of Materials Science*[J], 2004(24): 39
- [12] Davidson P A, He X, Lowe A J. *Materials Science and Technology: a Publication of the Institute of Metals*[J], 2000(6): 16
- [13] Hosamani L G. *Experimental and Theoretical Heat Transfer Studies in Vacuum Arc Remelting*[D]. Oregon: University of Oregon, 1989: 1
- [14] Jacobi H. *Proceeding of 5th International Conference on Vacuum Metallurgy*[C]. Munich: Arch Eisenhuettenwes Press, 1976: 152
- [15] Huang Dingan(黄定安). *Foundry*(铸造)[J], 1981(6): 46
- [16] Ma Guoyun(马国云), Chen Dongping(陈东平), Zhao Shengcun(赵生存) et al. *Foundry Engineering*(铸造工程)[J], 2018, 42(4): 26
- [17] Cao Wenjiong(曹文炆), Zhou Zhaoyao(周照耀), Luo Zongqiang(罗宗强) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2008, 28(7): 3
- [18] Zhou Xinghai(周兴海), Li Guozhong(李国忠), Yuan Ting(袁婷). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2009, 29(2): 161

Effect of Cooling Conditions on the Temperature Field and Macrosegregation of Cr Element of TC6 Alloy Ingot

Wang Yangyang¹, Liu Xianghong^{1,2,3}, Xia Yong¹, Zhao Xiaohua¹, Wu Wei¹, He Yongsheng¹

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

(2. National & Local Joint Engineering Laboratory for Special Titanium Alloy Processing Technologies, Xi'an 710018, China)

(3. Xi'an Key Laboratory of Special Titanium Alloy Processing and Simulation Technologies, Xi'an 710018, China)

Abstract: The influence of cooling conditions on the temperature field and macrosegregation of Cr element of TC6 alloy ingot was investigated by the multi-field coupling remelting technique software MeltFlow-VAR. In order to validate the agreement between the model and experiment results, a full-scale TC6 ingot ($\Phi 640$ mm) was prepared. The simulation results show that with increasing of the heat transfer between ingot and crucible, the depth of molten pool and mushy zone of ingot becomes shallower, and the whole ingot is solidified in a bottom-up sequence, which leads to the reduction in segregation area and range of Cr element. The experimental results show that the solidified macrostructure is composed of full-columnar grains by the irregular crucible with reduced wall thickness, which is beneficial to reduce segregation and obtain high quality ingot.

Key words: TC6 alloy; cooling condition; temperature field; solidification macrostructure; Cr segregation

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