

Ti60 合金 VAR 熔炼过程熔体流动与宏观偏析的数值模拟研究

戴毅^{1,2}, 曹江海², 秦羽满², 李维², 侯智敏², 曾卫东¹

(1. 西北工业大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710072)

(2. 西部钛业有限责任公司, 陕西 西安 710201)

摘要: 真空自耗电弧熔炼 (vacuum arc remelting, VAR) 是生产钛合金铸锭最常用的方式之一, 但由于其熔炼过程温度高且不透明, 通过实验研究其熔炼过程中流体流动行为和宏观偏析存在困难。基于此, 本工作以 Ti60 高温钛合金为例, 通过数值模拟方法对 VAR 熔炼过程展开研究, 同时探讨了熔炼电流和磁场搅拌强度对流体流动行为和宏观偏析的影响。结果表明, VAR 熔炼钛合金时, 熔池形状由“扁平状”逐渐向“V 形”转变; 凝固结束后铸锭锭底和边部 Zr 元素含量低, 中心和冒口含量高。熔炼电流产生的洛伦兹力使熔体沿逆时针方向流动, 且熔炼电流越大, 熔体流动更剧烈; 同时也导致铸锭中心和冒口处出现更为严重的宏观偏析。搅拌磁场产生的洛伦兹力作用于整个熔池, 不仅促进了熔池上部熔体的流动, 也有利于熔池下部熔体的流动; 当无搅拌磁场和搅拌磁场较大时, 都会导致 Zr 元素在铸锭中产生较为严重的宏观偏析。为有效控制 VAR 熔炼钛合金时宏观偏析缺陷的产生, 应采取小熔炼电流和合适的搅拌强度。

关键词: 熔体对流; 宏观偏析; 真空自耗过程熔炼; 数值模拟; 高温钛合金

中图分类号: TF823; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)03-0701-08

高温钛合金具有比强度高、耐高温、耐腐蚀、抗氧化、抗蠕变性能好等优点而成为航空航天装备领域的关键选材^[1-3], 其板/箔材结构件如航空发动机宽弦空心风扇叶片、热防护蜂窝板等已得到广泛应用, 并明显提升了飞机的综合性能。Ti60 高温钛合金^[4-5]是一种多种微量元素组成的近 α 型钛合金, 此种合金在 Ti-Al-Sn-Zr-Si 近 α 体系中, 同时添加了少量的 Ta、Mo 和 Nb 3 种高熔点的 β 型稳定元素, 使得合金有较高的高温强度、高温抗氧化性以及热稳定性, 是一种复合强化的高温钛合金, 具有较高的综合力学性能。

作为钛合金结构件的母材, 高温钛合金铸锭的质量会直接影响到棒、板及箔材的加工使用性能。因此, 高品质铸锭的生产是钛合金制备流程的关键环节。Ti60 钛合金成分极其复杂, 含有多种高熔点、易偏析元素, 进一步增加了 Ti60 铸锭的制备难度。真空自耗电弧熔炼 (vacuum arc remelting, VAR) 是目前工业中最常用的钛合金铸锭生产方法之一^[6-7]。由于 VAR 熔炼过程由下而上、由外而里的凝固特点, 易在铸锭凝固过程中形成元素的宏观偏析。宏观偏析无法在后续的热处理过程中消

除, 这将严重影响合金后续的机械性能和热加工使用性能^[8-10]。已有研究表明, 合金凝固过程宏观偏析的形成主要是由于微观偏析和熔体流动造成^[11-14]。微观偏析是宏观偏析形成的基础, 而熔池中的熔体流动促进了宏观偏析缺陷的形成, 研究熔池中的熔体流动状态对于控制铸锭的宏观偏析具有重要意义^[15]。

VAR 是一个涉及温度场、电磁场、流场等多物理场耦合的过程^[16-18], 其熔炼钛合金过程中驱动熔池内熔体流动的力主要有 3 个: 热溶质浮力、自感电磁力及搅拌电磁力。Zhao 等人^[19]和 Fan 等人^[20]通过数值模拟研究了 VAR 过程中热溶质浮力对熔体流动的影响, 发现由于热浮力和溶质浮力引起的自然对流沿熔池轴线对称流动, 且在熔池右侧会造成熔体顺时针流动 (左侧逆时针流动)。自感电磁力是由熔炼电流产生和熔池中的熔体相互作用产生的, 其对熔池内熔体流动及凝固组织形貌均有重要影响^[21-23]。Shevchenko 和 Ward^[19]对 Inconel 718 合金 VAR 熔炼过程的熔体流动行为进行了研究, 发现其主要是由浮力和洛伦兹力驱动。Spitans 等^[20]研究了不同自感电磁力下的熔体流动和熔池形貌, 结果表明自感

收稿日期: 2023-11-03

基金项目: 秦创原引用高层次创新创业人才项目 (QCRCXM-2022-179)

作者简介: 戴毅, 男, 1982 年生, 博士生, 高级工程师, 西北工业大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-86968610, E-mail: daiyijyn@163.com

电磁力越大熔池越深，且熔池内的流动越剧烈。搅拌电磁力由缠绕在坩埚外部的通电线圈产生，其主要作用是保证 VAR 过程电弧的稳定性，同时也会对熔池产生影响。Karimi-Sibaki 等^[24-25]的研究表明，外加磁场的电磁搅拌作用会对金属熔池的轮廓和熔池内熔体的流动形式产生影响。

虽然已有工作针对热溶质浮力、自感电磁力及搅拌电磁力对 VAR 熔炼过程的影响进行了研究，但很少有研究考虑它们之间的耦合作用。基于此，本工作以 Ti60 钛合金为例，通过数值模拟方法对 VAR 熔炼铸锭过程展开研究。首先，建立 VAR 熔炼过程的数值模型，并通过工业铸锭进行模型有效性验证；然后，研究了 VAR 熔炼过程热溶质浮力、自感电磁力及搅拌电磁力的分布及其对熔体流动、温度场分布/浓度场分布的作用机制；同时，也研究了熔炼电流和搅拌强度对熔池流动及宏观偏析的影响。

1 模型描述与实验

真空自耗电弧熔炼 (VAR) 过程如图 1a 所示，其

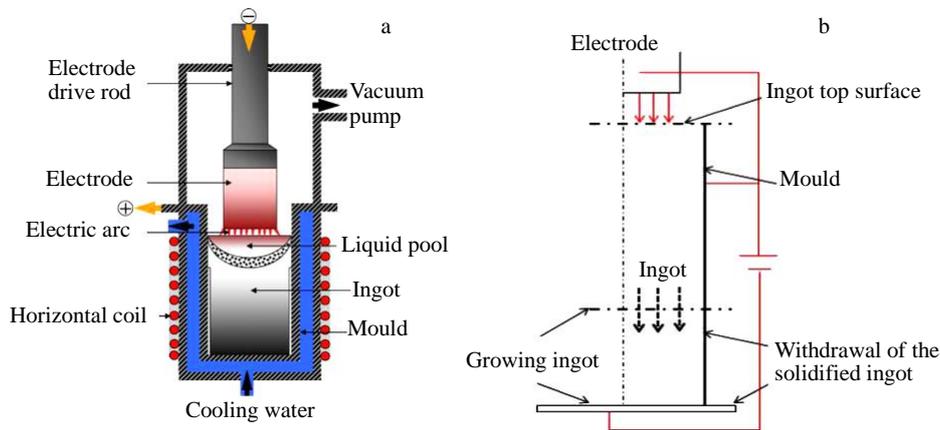


图 1 VAR 熔炼过程示意图及 VAR 熔炼非稳态行为分析的模拟区域图

Fig.1 Schematic diagram of VAR process^[16] (a); computational domain analysis of the unsteady behavior of the VAR process (b)

表 1 实验材料的物理性能

Table 1 Physical properties of Ti60 alloy	
Parameter	Value
Liquid density/kg m ⁻³	4120
Solid density/kg m ⁻³	4650
Vol. Exp. Coeff./×10 ⁻⁵ K ⁻¹	3.22
Solidus temp./K	1780
Liquidus temp./K	1962
Latent heat/×10 ⁵ J kg ⁻¹	3.5
Electrical conductivity/×10 ⁵ S m ⁻¹	7.6

实质是借助直流电弧的热能把金属自耗电电极在真空中进行熔炼的过程。金属在电弧高温下熔化并下落形成熔池，熔池内的熔体受洛伦兹力的搅拌作用充分混合，使合金的化学成分达到均匀。同时，一些易挥发杂质加速扩散到熔池表面被除去。因此，VAR 是一个涉及非常复杂电磁场、温度场和流场的多物理场耦合相互作用的过程^[16]。

本工作采用商业软件 Meltflow-VAR 对真空自耗电弧熔炼过程进行计算流体动力学模拟，对 VAR 熔炼过程的直流电磁学、流体流动、传热和熔池演化展开分析。实验用 Ti60 合金的化学成分为 Ti-6.05Al-4.1Sn-3.5Zr-0.95Mo-0.37Nb-0.38Si-1.2Ta，其常规物性参数如表 1 所示，变温物性参数见图 2。

采用 VAR 3 次熔炼制备工业级的 Ti60 钛合金铸锭，铸锭质量为 1.5 t，直径为 640 mm。铸锭熔化过程及工艺参数如图 3 所示，其中稳定熔炼时的电压、电流和熔化速率为 33.8 V、26000 A、20.34 kg/min。可以看出，整个熔炼过程可以分为 3 个阶段：起弧阶段 (ramp up)、稳定熔炼阶段 (steady state) 和收弧阶段 (hot top)^[26]。

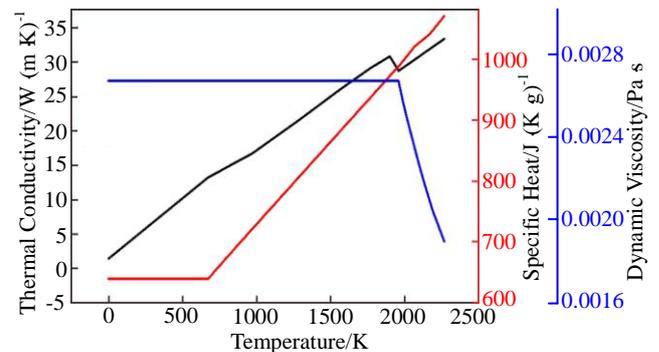


图 2 Ti60 合金的变温物性参数

Fig.2 Physical properties of Ti60 alloy at different temperatures

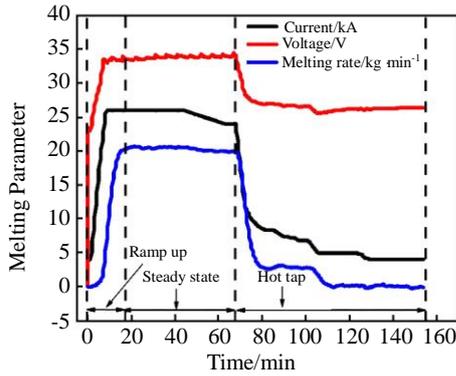


图3 VAR 熔炼过程及相关参数

Fig.3 Melting procedure and recorded parameters for the VAR process

起弧时需要在瞬间将电压升高并快速逐步增大电流, 在自耗电极和坩埚间形成电弧、熔化电极, 从而在坩埚底部快速形成熔池。熔炼进行至一定时间时将进入稳定熔炼阶段, 此阶段电压、电流、熔速等参数基本都处于稳定状态, 不会发生较大波动。收弧阶段会逐步降低电压和电流, 同时熔速也会逐渐降低, 直至熔炼结束。

2 结果与讨论

2.1 模型有效性验证

VAR 熔炼后期断弧后, 熔池表面散热快率先凝固, 熔池内部后凝固, 后凝固部分由于凝固收缩产生孔洞而没有多余的熔体进行补充而造成缩孔, 即冒口。为验证流体动力学模型的有效性, 将工业铸锭的冒口深度和 Zr 元素分布与模拟结果继续进行对比。Zr 元素在钛合金中的平衡分配系数为 0.77^[27], 容易在铸锭中心和冒口处富集, 形成 Zr 元素的宏观偏析。因此, 本研究采用 Zr 元素在铸锭中的分布验证模型的有效性具有代表性。

图 4 为数值模拟的得到的冒口深度、Zr 元素在铸锭

中的分布及冒口横截面 Zr 元素模拟与实验值。从图 4a 中可以看出, 模拟得到的冒口深度为 100~150 mm, 实际工业铸锭的冒口深度为 120 mm。图 4b 展示了铸锭中心及冒口处 Zr 元素含量较高。图 4c 为数值模拟得到的 Zr 元素在冒口横截面的分布与实验结果的对比。可见, 从铸锭表面到中心, 数值模拟结果显示 Zr 元素从 3.43 逐渐增加至 3.96, 距离铸锭表面 $R/4$ 、 $R/2$ 、 $3R/4$ 、和 R 处 Zr 元素含量分别为 3.51%、3.57%、3.64%和 3.96%; 距离铸锭表面 $R/4$ 、 $R/2$ 、 $3R/4$ 和 R 处实际取样检测 Zr 元素含量分别为 3.50%、3.58%、3.60%和 4.00%, 模拟得到的 Zr 元素含量与实际铸锭基本一致。冒口深度和铸锭横截面元素分布验证结果表明, 该模型足够可靠, 边界条件合理, 可用于进一步的分析、参数研究和更广泛的应用。

2.2 1.5 t 铸锭的数值模拟结果

2.2.1 温度场及流场变化

图 5 为 VAR 熔炼 Ti60 合金过程中温度场和速度场的演化。本工作中 VAR 熔炼过程的模拟采用轴对称模型, 即铸锭轴线左右两侧的熔炼结果一致, 后续分析将以铸锭右侧的结果为例进行讨论。可见, 在起弧阶段, 熔池中的温度分布较为均匀, 未在熔池中形成温度梯度, 与坩埚接触部分的熔体逐渐凝固 (第 22 min)。随着熔炼的进行, 熔池中熔体量逐渐增多, 且由于水冷铜坩埚的冷却导致在熔池底部逐渐形成温度梯度 (第 46 min), 此时熔池形状为“扁平状”。熔炼时间进一步增加时, 熔池体积进一步增加, 熔体与坩埚壁的接触范围也逐渐增加, 此时坩埚壁对熔体的冷却效果逐渐增强, 导致熔池底部和与坩埚壁接触的侧面温度梯度均增大, 熔池形状由“扁平状”逐渐向“V 形”转变 (第 68 和 90 min)。稳定阶段结束后, 铸锭开始补缩时熔池底部和侧边的温度梯度进一步增加, 熔池形状为“V 形” (第 114 min)。补缩后期, 熔池上表面向周围以热辐射方式传热, 散热较快, 导致熔池上表面逐渐凝固。此时, 熔池内部的熔

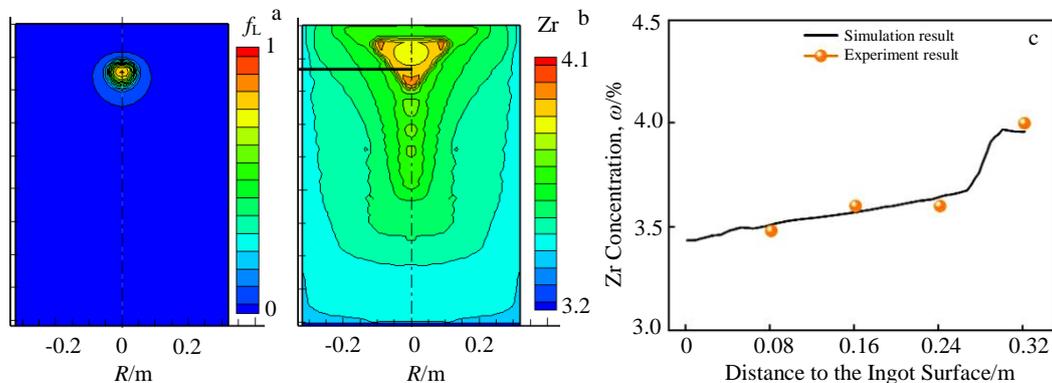


图4 数值模拟结果与实验铸锭结果对比

Fig.4 Comparisons of numerical simulation results with actual ingot casting results: (a) the depth of shrinkage; (b) distribution of Zr in ingots obtained by simulation; (c) simulation and experimental results of Zr concentration at the top cross-section

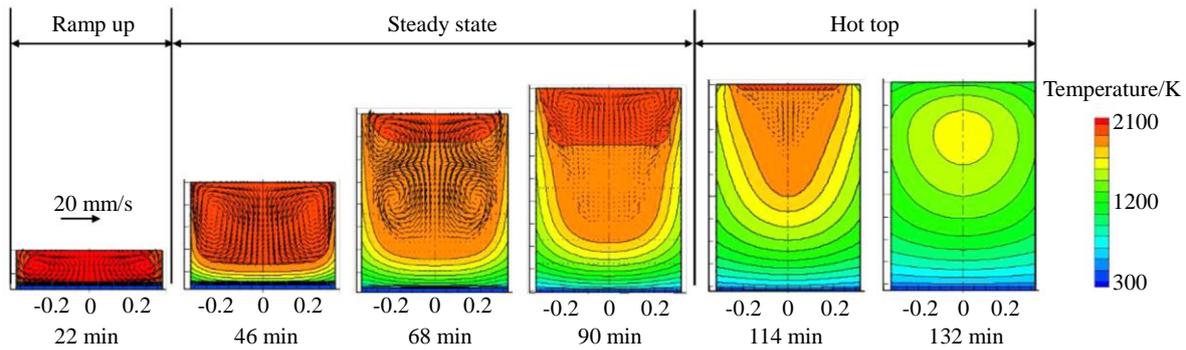


图 5 VAR 熔炼过程温度场及速度场的变化

Fig.5 Evolutions of the temperature field and velocity field in the VAR process

体未完全凝固，后续内部熔体凝固时产生收缩而未有多余的熔体进行补充，最终导致铸锭最后凝固部位产生缩孔（第 132 min）。

起弧阶段，熔池右边熔体呈逆时针方向流动；熔炼稳定阶段，熔体流动分 2 部分，熔池上表面的熔体呈逆时针方向流动，而熔池下部的熔体呈顺时针方向流动；补缩阶段，熔体流动方向为逆时针，且流速较小。可见，不同熔炼阶段熔池内的熔体流动模式不同。熔池内熔体流体的流动状态与铸锭熔炼过程中的热溶质浮力、自感电磁力及搅拌电磁力密切相关。搅拌电磁力在整个熔炼过程中均存在，在凝固前期，熔池较浅，熔池内熔体主要受自感电磁力的作用；随着熔池的逐渐加深，Zr 元素富集在凝固前沿，从而产生热溶质浮力，此时熔池受自感电磁力和热溶质浮力的共同作用；凝固后期，熔炼后期电流逐渐减小，从而导致自感电磁力减小，则热溶质浮力占主导。自感电磁力使右侧熔池沿逆时针方向流动，热溶质浮力使熔池沿顺时针方向流动^[28-29]。因此，整个 VAR 熔炼 Ti60 合金过程中，熔池内的熔体流动如图 5 所示。

2.2.2 浓度场变化

VAR 熔炼 Ti60 合金过程中浓度场的变化如图 6 所

示。可见，熔炼前期，熔池内 Zr 元素分布均匀。随着熔炼过程的进行，熔池内 Zr 元素含量逐渐增加。这主要是因为 Zr 在钛合金中平衡分配系数小于 1^[27]，凝固时固相会不断排出多余的 Zr 元素进入液相。稳定熔炼阶段，熔池在自感电磁力和热溶质浮力的作用下流动，使 Zr 元素在熔池内均匀分布。熔炼后期，热溶质浮力占主导地位，使熔池内熔体顺时针流动，从而带动 Zr 元素沿凝固前沿向熔池底部富集，凝固后表现为中心偏析（第 114 min）；随着凝固的进一步进行，Zr 元素不断富集，最终在冒口处含量最高，如第 200 min 所示。凝固结束后 Zr 元素在铸锭内的分布表现为锭底和边部低，铸锭中心和冒口含量高。

综合图 5 和图 6 可知，钛合金 VAR 熔炼过程中熔池内的温度场、速度场和浓度场与自感电磁力、搅拌电磁力和热溶质浮力密切相关。自感电磁力和搅拌电磁力可以通过工业化生产中的熔炼电流和稳弧电流进行调控，是控制铸锭质量的重要手段。因此，有必要针对自感电磁力和搅拌电磁力对熔池内熔体流动和宏观偏析的影响展开研究。

2.3 熔炼电流对熔体流动及宏观偏析的影响

图 7 为熔炼电流对补缩前熔池内温度分布和熔体流

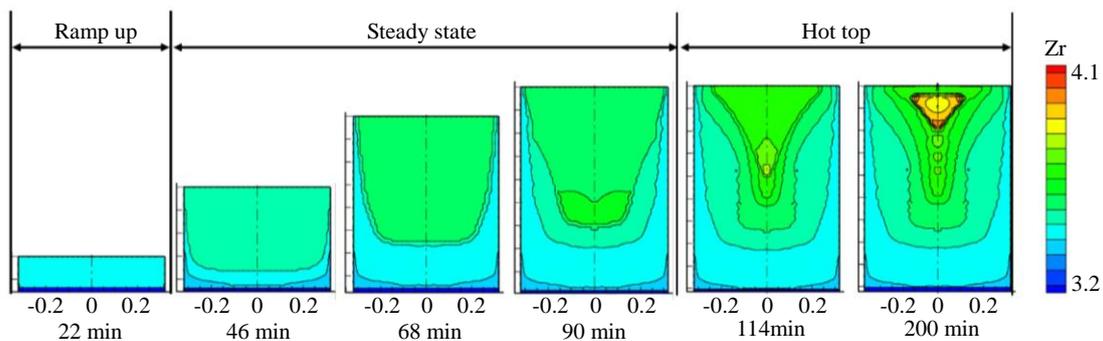


图 6 VAR 熔炼过程 Ti60 铸锭中 Zr 元素的分布

Fig.6 Evolutions of the Zr element distribution for Ti60 in the VAR ingot process

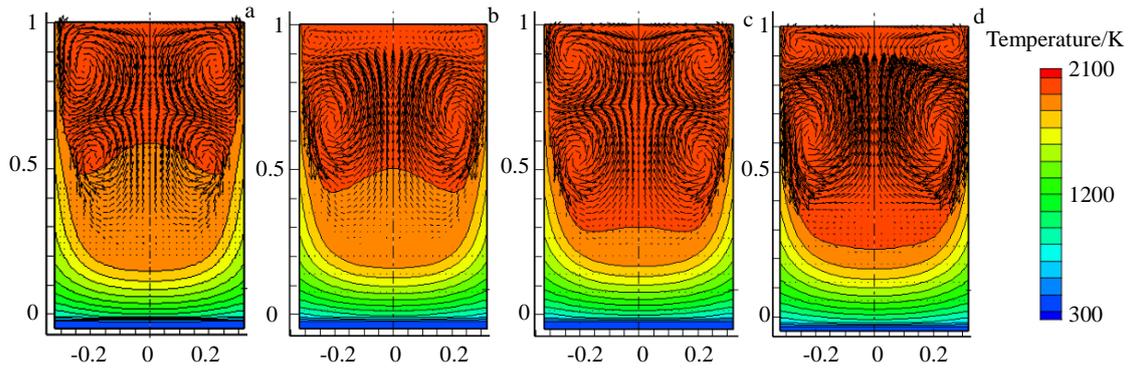


图7 不同熔炼电流下 Ti60 铸锭温度场及速度场的变化

Fig.7 Temperature field and velocity field for Ti60 ingot at different currents: (a) 15 kA, (b) 20 kA, (c) 25 kA, and (d) 30 kA

动的影响。可以看出，从熔池底部到上表面熔体温度逐渐增加，且随着熔炼电流的增大，熔池内高温熔体的体积逐渐增加，熔池与坩埚壁接触位置的温度梯度逐渐减小。熔炼电流增大，表明 VAR 炉的功率增加，则单位时间内进入熔池的熔体增多，从而带入熔池的热量也增多。

此外，由图 7 表明，随着熔炼电流的增加，熔池内熔体流动速率增加，即流动更加剧烈。熔池内熔体流动分为上下两部分，熔池内上部熔体逆时针流动，下部熔

体顺时针流动。熔炼电流为 20 和 30 kA 时熔池上部熔体的流动明显弱于下部，这主要是由搅拌周期所导致的。VAR 熔炼时，搅拌磁场会周期性地变化方向，熔池受到的洛伦兹力方向也会周期性地变化。而熔炼电流产生的自感磁场方向保持不变，其产生的洛伦兹力方向也保持不变。当自感洛伦兹力和搅拌洛伦兹力叠加时，会导致熔池流动方向发生周期性的变化。

图 8 为不同熔炼电流条件下 Zr 元素在 Ti60 铸锭中的分布。可见，Zr 在锭底和圆周的分布较为均匀，而在

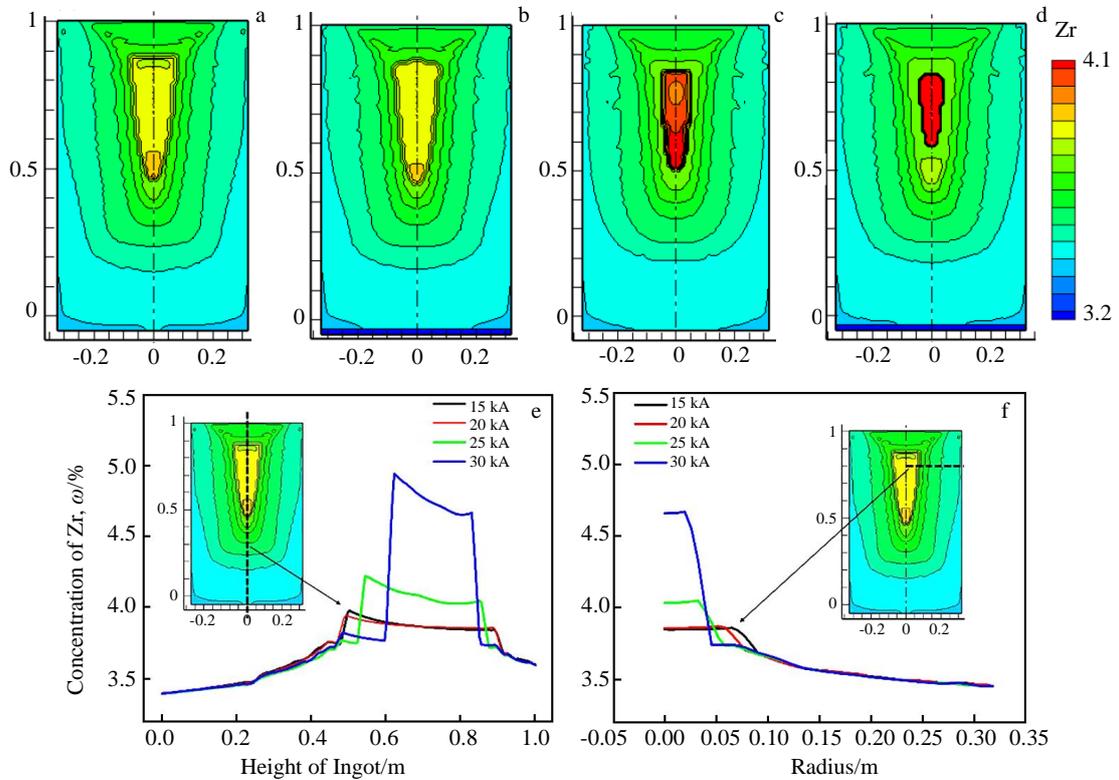


图8 不同熔炼电流下 Ti60 铸锭的宏观偏析情况

Fig.8 Macrosegregation of the Ti60 ingot at the current of 15 kA (a), 20 kA (b), 25 kA (c), and 30 kA (d); quantitative comparison of macrosegregation along centering (e) and radial direction at $H=0.8$ m (f) of the ingot

铸锭中心和冒口处富集。同时，随着熔炼电流的增大，Zr 元素在铸锭中心的含量增大，即铸锭的宏观偏析更为严重。图 8e 和 8f 分别为不同熔炼电流下铸锭轴线和半径方向 Zr 元素含量的变化。随着铸锭高度的增加，Zr 元素含量先增加后减小，且随熔炼电流的增加 Zr 元素浓度最大值逐渐增加。从铸锭表面到中心，Zr 元素含量逐渐增大，且熔炼电流增大 Zr 元素浓度最大值逐渐增加。熔炼电流从 15 kA 增大至 30 kA 时，铸锭中 Zr 元素最大含量从 3.88% 增加至 4.94% (质量分数)，增加量为 27.3%。

熔炼电流增加会导致进入熔池的熔体温度升高，将更多的热量带入熔池。钛合金的导热系数低，散热能力有限，从而导致铸锭中心熔体凝固时间加长，使易偏析元素有更多时间向中心富集，加剧铸锭的宏观偏析。另一方面，熔炼电流增大，加剧了熔体从熔池表面向中心的流动，将更多的热量带入熔池内部，进一步延长了铸锭中心的凝固时间，铸锭的宏观偏析加重。因此，为有效控制钛合金铸锭的宏观偏析缺陷，应采用较小的熔炼电流。但熔炼电流减小会影响铸锭生产效率，实际生产中要在综合考虑铸锭质量和生产效率的基础上，选择合适的熔炼电流。

2.4 电磁搅拌对熔体流动及宏观偏析的影响

VAR 炉的搅拌磁场由缠绕在炉子水套周围的线圈通电产生，是一种典型的通电螺线管磁场。稳弧电流产生的磁场有 2 个作用，一为保证电弧的稳定性，确保熔炼过程顺利进行；二为对熔池起搅拌作用，有利于温度场、溶质场等的均匀化。图 9 为不同搅拌磁场下熔池内熔体温度场和速度场的变化。可见，无电磁搅拌时，熔池内 2000 °C 以上熔体体积占比较大，熔池上部与坩埚壁接触的熔体温度梯度也较大；当存在搅拌磁场时，随着搅拌磁场的增加，2000 °C 以上熔体体积占比逐渐减小，而熔池上部与坩埚壁接触熔体的温度梯度逐渐降低。

无搅拌磁场时，熔池中上部熔体主要为逆时针流动(熔池右边半部分)，熔池底部熔体基本不流动；此种流动方式会带动熔池表面的高温熔体进入熔池内部，从而增加熔池内部熔体的温度。存在搅拌磁场时，熔池内的熔体均会发生流动，熔池上部熔体逆时针流动，下部熔体顺时针流动；且随着搅拌磁场强度的增加，熔体流动速率增加。造成此种流动方式的主要原因为熔池内的熔体受到由熔炼电流产生的自感洛伦兹力、热溶质浮力和搅拌磁场产生的洛伦兹力的综合作用。整个熔炼过程中，搅拌磁场一直存在，搅拌洛伦兹力作用于整个熔池，从而加强了熔池内熔体的流动。此外，由于熔池上、下 2 部分熔体流动方向不同，熔池上部的高温熔体不能进入熔池内部，从而熔池内部熔体的温度较低。

图 10 为不同稳弧强度条件下熔炼结束后铸锭中 Zr 元素的分布。可见，总体而言，Zr 元素仍是在铸锭中心和冒口处富集。当无搅拌磁场和搅拌磁场较大时，都会导致 Zr 元素在铸锭中产生较为严重的宏观偏析。图 10e 和 10f 分别为不同熔炼电流下铸锭轴线和半径方向 Zr 元素含量的变化。可以看出，轴向上从铸锭底部到顶部，Zr 元素含量先增大后减小；半径方向，从铸锭表面到中心，Zr 元素含量逐渐增加。当搅拌强度为 10 Gs 时，铸锭中 Zr 元素的宏观偏析情况最好，此时铸锭中 Zr 元素最大含量为 3.90%。

搅拌磁场的存在可以加速熔池的流动，有利于熔池内温度场和熔池长的均匀分布，图 10a 和 10b 结果对比也表明搅拌磁场存在有利于铸锭宏观偏析缺陷的控制。但当搅拌强度过大时，会使熔池内的流动过于剧烈，并在熔池上、下部形成漩涡，导致含偏析元素的融入汇聚在一起，增加铸锭的宏观偏析。可见，搅拌磁场虽然可以改善熔池内温度场、流场和浓度场的分布，但搅拌强度过大反而会造成流场和浓度场的不均匀分布，从而恶化铸锭质量。

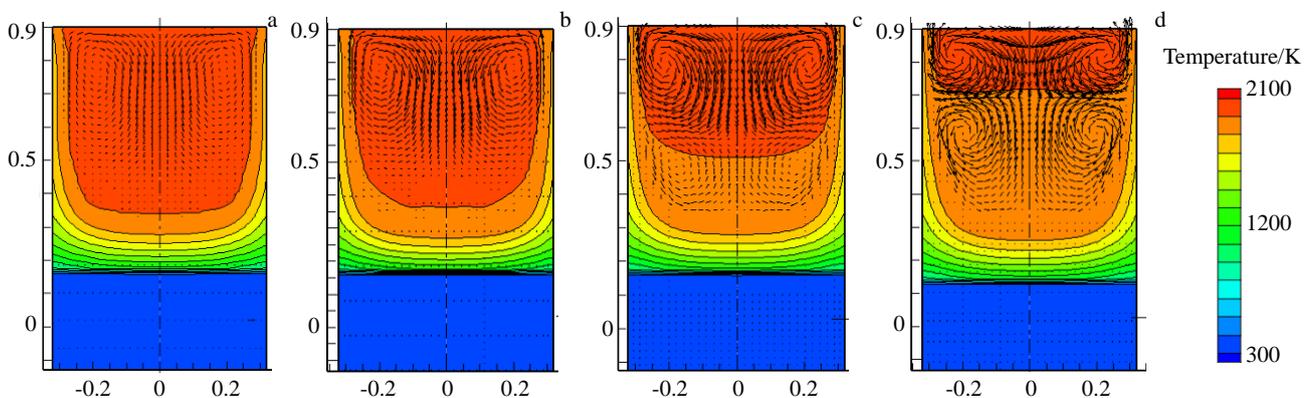


图 9 不同搅拌磁场下 Ti60 铸锭的温度场和速度场分布

Fig.9 Temperature field and velocity field for the Ti60 ingot under different stirring magnetic fields: (a) 0 Gs, (b) 10 Gs, (c) 20 Gs, and (d) 30 Gs

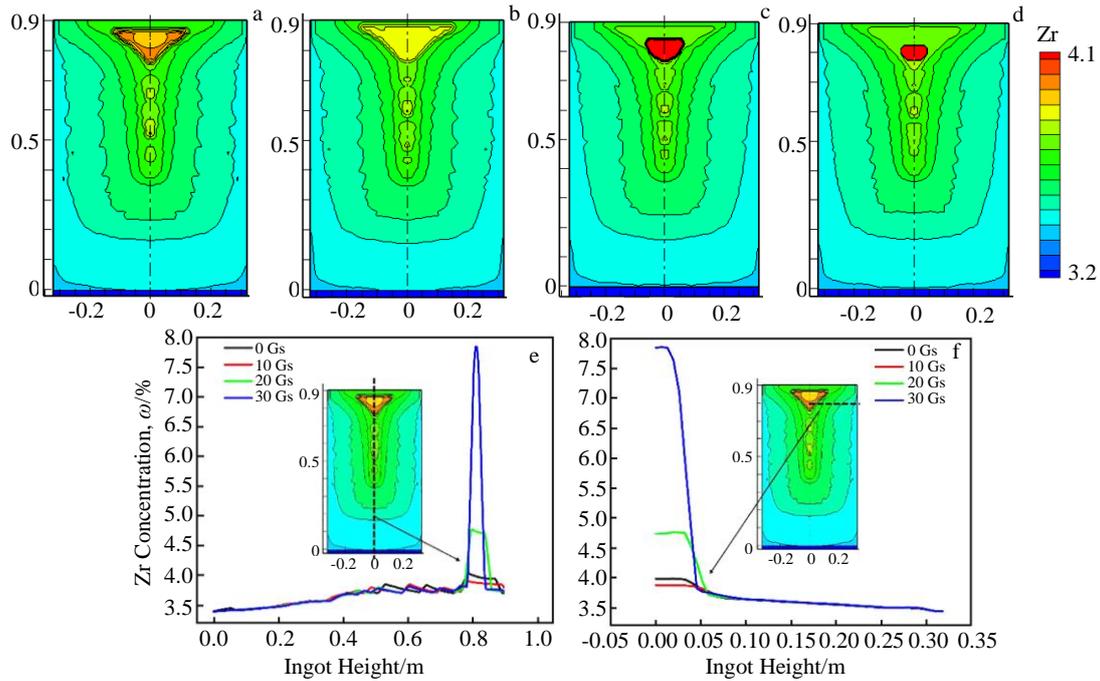


图 10 不同搅拌磁场下 Ti60 铸锭的宏观偏析情况

Fig.10 Macroscopic segregation of the Ti60 ingot under different stirring magnetic fields: (a) 0 Gs, (b) 10 Gs, (c) 20 Gs, and (d) 30 Gs; quantitative comparisons of macrosegregation along centering (e) and radial direction at $H=0.8$ m (f) of the ingot

3 结 论

1) VAR 熔炼 Ti60 高温钛合金时, 随着熔炼过程的进行, 熔池形状由“扁平状”逐渐向“V 形”转变; 熔炼稳定阶段, 熔池上表面的熔体沿逆时针方向流动, 而熔池下部的熔体沿顺时针方向流动; 凝固结束后 Zr 元素在铸锭锭底和边部低, 中心和冒口含量高。

2) 随着熔炼电流的增大, 熔池内高温熔体的体积逐渐增大, 熔池与坩埚壁接触位置的温度梯度逐渐减小; 熔炼电流产生的洛伦兹力使熔体沿逆时针流动, 且熔炼电流越大, 熔体流动更剧烈; 同时, 熔炼电流增大, 导致 Zr 元素在铸锭中心和冒口处的富集, 导致铸锭出现更为严重的宏观偏析。

3) 搅拌磁场作用于整个熔池, 不仅促进了熔池上部熔体的流动, 也有利于熔池下部熔体的流动; 当无搅拌磁场和搅拌磁场较大时, 都会导致 Zr 元素在铸锭中产生较为严重的宏观偏析。

4) 熔炼电流和搅拌磁场直接影响着熔池内的温度分布和熔体流动, 从而决定着铸锭宏观偏析的产生。为有效控制 VAR 熔炼钛合金时宏观偏析缺陷的产生, 应采取小熔炼电流和合适的搅拌强度。

参考文献 References

[1] Zhao D, Fan J K, Zhang Z X *et al.* *Transactions of Nonferrous*

Metals Society of China[J], 2023, 33(4): 1098

- [2] Ghonem H. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(9): 1448
- [3] Niu Y, Hou H L, Li M Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1-2): 24
- [4] Sun F, Li J S, Kou H C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 576: 108
- [5] Li W Y, Chen Z Y, Liu J R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 688: 322
- [6] Mitchell A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 257
- [7] Chapelle P, Nođ C, Risscher A *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(11): 2268
- [8] Fernández M C, Založnik M, Combeau H *et al.* *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2020, 154: 119698
- [9] Guan R, Ji C, Wu C H *et al.* *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2019, 141: 503
- [10] Han J J, Ren N, Zhou Y *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2022, 308: 117729
- [11] Flemings M C. *ISIJ International*[J], 2000, 40(9): 838
- [12] Nadella R, Eskin D G, Du Q *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2008, 53(3): 421
- [13] Pickering E J. *ISIJ International*[J], 2013, 53(6): 935
- [14] Sang B G, Kang X H, Li D Z. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210(4): 703

- [15] Kondrashov E N, Musatov M I, Maksimov A Y *et al.* *Journal of Engineering Thermophysics*[J], 2007, 16(1): 19
- [16] Hafid E M, Jardy A, Bellot J P *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210(3): 564
- [17] Zhao Xiaohua(赵小花), Wang Jincheng(王锦程), Wang Kaixuan(王凯旋) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2676
- [18] 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
- [19] Zhao X H, Li J S, Yang Z J *et al.* *Journal of Shanghai Jiao Tong University(Science)*[J], 2011, 16(3): 272
- [20] Fan Kai(樊凯), Wu Lincai(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
- [21] Shevchenko D M, Ward R M. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2009, 40: 263
- [22] Spitans S, Franz H, Scholz H *et al.* *Magnetohydrodynamics*[J], 2017, 53(3): 557
- [23] Zagrembelnyy D, Krane M J M. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2009, 40B: 281
- [24] Karimi-Sibaki E, Kharicha A, Abdi M *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2021, 52(5): 3354
- [25] Karimi-Sibaki E, Kharicha A, Vakhrushev A *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 183
- [26] Zhao P, Gu Y, Yang S F *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2023, 54: 698
- [27] Mitchell A, Kawakami A, Cockcroft S L. *High Temperature Materials and Processes*[J], 2007, 26(1): 59
- [28] Jing Zhenquan(靖振权), Sun Yanhui(孙彦辉), Chen Lian(陈炼) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 1994
- [29] Yang S L, Tian Q, Yu P *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 2828

Numerical Simulation of Melt Convection and Macroseggregation of Ti60 Alloy Ingot During the Vacuum Arc Remelting

Dai Yi^{1,2}, Cao Jianghai², Qin Yuman², Li Wei², Hou Zhimin², Zeng Weidong¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Western Titanium Technologies Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

Abstract: Vacuum arc remelting (VAR) is one of the most commonly used methods for the production of titanium alloy ingots. Due to the high temperature and opacity of the melting process, it is difficult to experimentally study the fluid flow behavior and macroseggregation during the melting process. Based on this, the VAR melting process of Ti60 high-temperature titanium alloy was studied by numerical simulation method. The effects of melting current and magnetic field stirring intensity on fluid flow behavior and macroseggregation were also discussed. The results show that the molten pool shape changes gradually from “flat” to “V-shaped” when VAR melts titanium alloy. At the end of solidification, the content of Zr elements in the bottom and edges of the ingot is low, and the content in the center and shrinkage cavity is high. The Lorentz force generated by the melting current makes the melt flow counterclockwise, and the larger the melting current, the more intense the melt flow. At the same time, it also leads to more severe macroseggregation at the ingot center and riser. The Lorentz force generated by the stirring magnetic field is applied to the whole molten pool, which not only promotes the flow of melt in the upper part of the molten pool, but also facilitates the flow of melt in the lower part of the molten pool, and also leads to more serious macroseggregation in the ingot center and shrinkage cavity. When there is no stirring magnetic field and the stirring magnetic field is large, the Zr element will produce more serious macroseggregation in the ingot. In order to effectively control the occurrence of macroseggregation defects in VAR melting titanium alloy, small melting current and appropriate stirring intensity should be adopted.

Key words: melt convection; macroseggregation; vacuum arc remelting; numerical simulation; high-temperature titanium alloy