

RH 精炼不同合金粒子熔化混匀过程的机理模型

刘畅^{1,2*}, 张立峰³, 王强^{1,2}, 李光强^{1,2}

1.武汉科技大学耐火材料与冶金省部共建国家重点实验室, 湖北武汉, 430081; 2.武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室, 湖北武汉, 430081; 3.北方工业大学机械与材料工程学院, 北京市, 100144

Numerical Simulation on Refractory Flow-Induced Erosion and Inclusion Formation in Continuous Casting Tundish

Liu Chang^{1,2*}, Zhang Lifeng^{1,2}, Wang Qiang^{1,2}, Li Guangqiang^{1,2}

1. The State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Hubei Wuhan China, 430081; 2. Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Hubei Wuhan China, 430081; 3. School of Mechanical and Materials Engineering, North China University of Technology, Beijing China, 100144

1. 前言

近年来, 随着我国经济社会的发展, 对高性能钢材的需求急剧增加。Ruhrstahl Heraeus (RH) 精炼技术, 由于其在脱碳、脱硫、脱气等方面优异得精炼效果, 目前被广泛应用于高品质钢的生产。^[1-5]为了精确调整高性能钢的成分, 在精炼过程中, 将通过真空室上部的进料口向钢水中添加不同的合金颗粒。为了更好地理解和控制精炼过程, 有必要弄清楚合金颗粒在多相真空精炼过程中的熔化行为。然而, 由于反应器内的恶劣条件, 在许多情况下, 分析合金颗粒熔化所需的参数不能直接和连续地测量。近年来, 得益于计算资源和数值技术的发展, CFD 研究的应用越来越广泛。^[6-9]CFD 模型可以作为一种成本较低、速度较快、更安全的实验测量替代方案, 也是流动模式、颗粒行为和化学反应等信息的宝贵来源^[8, 10]。

本研究建立了一个三维数值模型来研究合金颗粒的熔化行为。采用双向耦合欧拉-拉格朗日方法来表示反应器中的气泡。采用 VOF 方法来跟踪真空室中钢液自由表面的波动。然后, 基于稳定的流场分布, 开发了组分传输模型来描述合金元素的混合。提出了两种熔融机制来表征两种合金颗粒在高温钢水中的熔融行为。考虑了添加的合金颗粒的组成和尺寸对熔化行为的影响, 并记录了合金熔化后溶质浓度的变化, 以获得混合时间。该计算框架可用于了解高温熔体中固体颗粒的熔化和成分分布。

2. 数学模型

从真空室上部加入合金粒子后, 合金粒子会随钢液流动, 受热溶解后作为溶质在钢液中传输。采用 DPM 模型对合金粒子的运动轨迹进行计算, 合金粒子的运动方程如下:

$$\frac{d\vec{u}_{alloy}}{dt} = \vec{F}_D + \vec{F}_G + \vec{F}_B + \vec{F}_{VM} + \vec{F}_P \quad (1)$$

当常温合金粒子加入到高温钢液后，钢液受常温合金急冷，会在合金粒子外表面形成一层钢壳包裹着合金粒子，钢壳存在一个逐渐生长的过程，随着传热的进行，钢壳又会逐渐受热熔化，因此合金粒子的总直径会存在一个先增加后减小的过程。文献中给出合金粒子直径变化的计算公式^[11-13]为：

$$d_{\text{alloy}} = \begin{cases} d_{\text{alloy},0} \left(1 + \frac{2\sqrt{\text{Fo}}}{\sqrt{\pi}\text{Ph} \cdot (\rho_l / \rho_{\text{alloy}})} - \frac{(\text{Bi} \cdot \Theta_l + 1)\text{Fo}}{\text{Ph}(\rho_l / \rho_{\text{alloy}})} \right), & \text{Fo} < \frac{1}{\pi} \\ d_{\text{alloy},0} \left(1 + \frac{1}{\text{Ph} \cdot (\rho_l / \rho_{\text{alloy}})} \left(\frac{1}{\pi} - \text{Bi} \cdot \Theta_l \cdot \text{Fo} \right) \right), & \text{Fo} > \frac{1}{\pi} \end{cases} \quad (2)$$

式中， $d_{\text{alloy},0}$ 为合金粒子的初始直径，m； d_{alloy} 为合金粒子的直径，m； Θ_l 为无量纲温度，计算公式为：

$$\Theta_l = \frac{T_l - T_s}{T_s - T_0} \quad (3)$$

式中， T_l 为钢液温度，K； T_s 为钢液液相线温度，K； T_0 为加入合金的初始温度，K。

模型中涉及传热学准数，傅里叶数（Fourier number）表示传导输送速率与热量储存速率的比值；毕渥数（Biot number）表示固体内部单位导热面积上的导热热阻与（外部）换热热阻之比。热力学准数 Fo、Ph 和 Bi 的计算公式如下：

$$\text{Fo} = \frac{4k_{\text{alloy}}t}{\rho_{\text{alloy}}C_{p,\text{alloy}}d_{\text{alloy}}^2} \quad (4)$$

$$\text{Ph} = \frac{\Delta H_{s,\text{alloy}}}{C_{p,\text{alloy}}(T_s - T_0)} \quad (5)$$

$$\text{Bi} = \frac{\text{Nu} \cdot k_l}{2k_{\text{alloy}}} \quad (6)$$

式中，Nu 为 Nusselt 数，表示流体层流底层的导热阻力与对流传热阻力，计算公式如下：

$$\text{Nu} = 2 + (0.4\text{Re}^{1/2} + 0.06\text{Re}^{2/3})\text{Pr}^{0.04} \quad (7)$$

$$\text{Re} = \frac{\rho_l d_{\text{alloy}} (u_l - u_{\text{alloy}})}{\mu_l} \quad (8)$$

$$\text{Pr} = \frac{C_{p,l} \cdot \mu_l}{k_l} \quad (9)$$

式中， $C_{p,l}$ 为热容，J/(kg·K)； μ_l 为钢液的粘度，kg/(m·s)；Pr 为普朗特数（Prandtl Number）表示温度边界层与流动边界层的关系。

上述公式中给出了合金粒子加入钢液后熔化的两种情况：

(1) 当 $\text{Fo} > 1/\pi$ 时，内部合金在冷凝钢壳熔化后温度已经均匀，即在冷凝钢壳熔化后粒子直接溶解进入钢液内，钢壳的存在时间（钢壳厚度变为零的时间）即为粒子的熔化时间，定义为合金熔化机理 I；

(2) 当 $\text{Fo} < 1/\pi$ 时，内部合金在冷凝钢壳熔化后合金温度仍未均匀，即在冷凝钢壳熔化后合金粒子未完全熔化，粒子直径逐步减小直至为零则完全溶解进入钢液，定义为合金熔化机理 II，如图 1 所示。

合金熔化后，以合金溶质的形式溶解进入钢液中，传输方程为：

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho C_{\text{Alloy}}) + \nabla \cdot (\rho \bar{u} C_{\text{Alloy}}) = \nabla \cdot \left(\frac{\mu_l}{S_{C_l}} \nabla C_{\text{Alloy}} \right) + S_{C_{\text{Alloy}}} \quad (10)$$

$$S_{C_{\text{Alloy}}} = \sum_i \frac{m_{\text{Alloy},i}}{V_{\text{cell}} \cdot \Delta t} \quad (11)$$

式中， C_{Alloy} 为合金元素浓度； S_{C_i} 为湍流施密特数^[14]，取值为 1.0； $S_{C_{\text{Alloy}}}$ 为加入合金熔化产生的浓度源项； $m_{\text{Alloy},i}$ 为合金粒子的质量，kg； Δt 为时间步长，s。通过 UDF 将上述合金熔化的机理和传输模型加入到模拟计算中。在计算混匀时间时，定义合金溶质的无量纲浓度变化稳定在 $\pm 5\%$ 所需的时间即为混匀时间 τ_m ^[3, 15]。

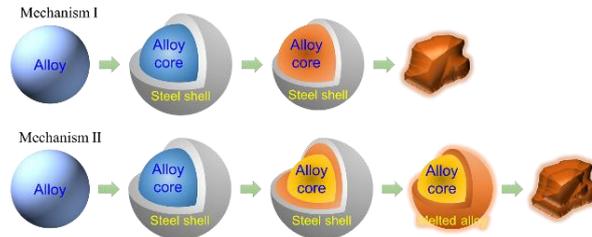


图 1 合金粒子熔化机理

3. 结果与讨论

图 2 为尺寸为 5 cm 的 70%Ti-Fe 合金加入钢液后熔化和混匀的完整过程。在前 30 s 内有部分合金溶质在钢壳熔化后溶解进入钢液内，但是 70%Ti-Fe 合金粒子是未完全熔化的，仅体现为合金粒径的减小，其继续随钢液流动而运动，然后逐渐熔化为钢液中的溶解钛。随后，钢液中的合金溶质随钢液流动逐渐混匀，最终均匀分布在整個 RH 反应器的钢液中。这一现象是流体流动和溶质扩散共同作用的结果，可以看出混匀的过程与钢液的流态比较类似，因此，可以认为钢液中的[Ti]主要是依靠钢液的流动来达到混匀的。

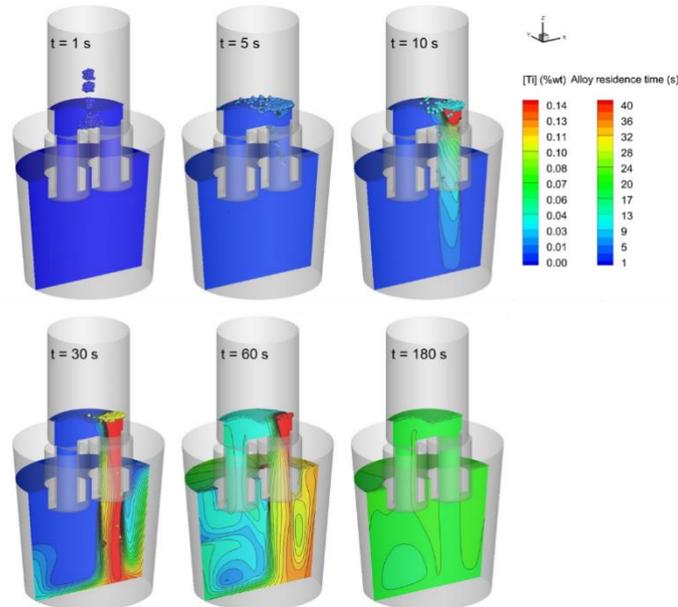


图 2 尺寸为 5 cm 的 70%Ti-Fe 合金粒子加入钢液后的熔化与混匀过程

当合金粒子为 Al 合金时，三种尺寸（1 cm、3 cm 和 5 cm）的铝合金粒子均是第 I 种熔化机理，即在钢壳熔化后，内部铝合金已经完全熔化，直接溶解进入钢液内。而当合金粒子为 70%Ti-Fe 合金时，1 cm 的 70%Ti-Fe 合金粒子熔化过程两种机理并存，且第 I 种熔化机理占比很少， ≥ 3 cm 的 70%Ti-Fe 合金粒子全部

为第II种机理熔化。这表明在研究熔点较高且尺寸较大的合金粒子熔化时，需要考虑两种熔化机理。将注入的所有合金粒子的熔化时间进行统计得到图 3，熔化时间分组间隔为 0.5 s。可以直观地看出，两种合金的熔化时间分布均呈现近似正态分布，熔化时间较为分散，且分散程度随合金粒子直径的增加而增加。极少量 5 cm 的 70%Ti-Fe 合金粒子的熔化时间达到了 2 min，这是因为这些粒子运动到了流动缓慢的区域，传热条件变差，导致其熔化缓慢，大部分粒子均在 75 s 之内完全熔化。

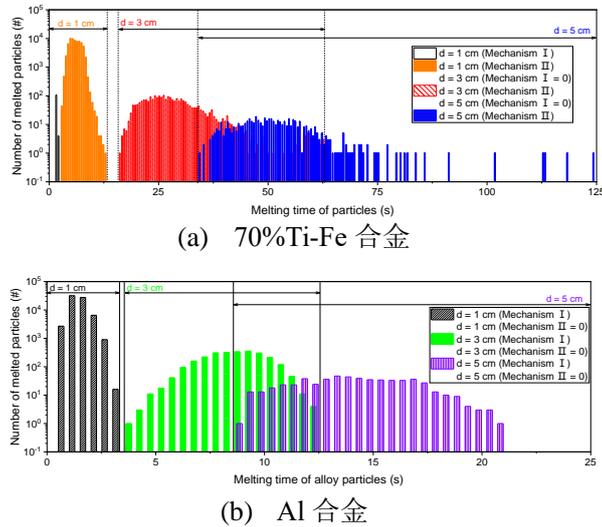


图 3 不同合金粒子的熔化时间分布

根据钢液中[Ti]浓度随时间的变化，得到了不同尺寸合金粒子熔化后的混匀时间的分布云图，如图 4 所示。在大多数的区域，混匀过程均在 200 s 左右完成。混匀时间随合金粒径的增加而增加，尤其在钢包内靠近上升管区域的混匀时间较长。

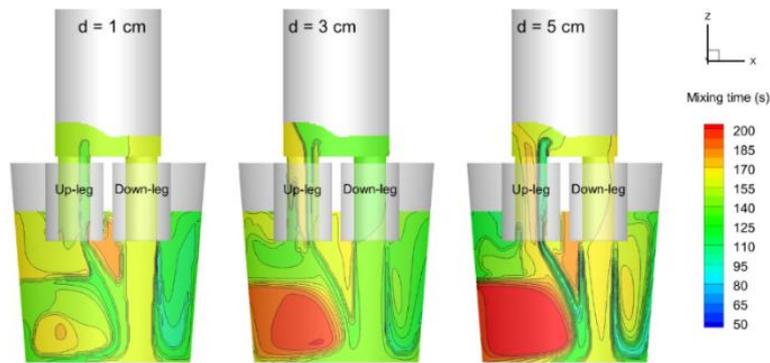


图 4 不同粒径合金熔化后 RH 中心截面混匀时间分布云图

图 5 为不同粒径的 70%Ti-Fe 合金注入后，熔化并混匀所需的时间，图中显示了钢液内各个位置的平均混匀时间和最大混匀时间。随着合金粒径的增加，钢液内合金溶质混匀所需的时间逐渐增加，合金粒径从 1 cm 增加到 3 cm 时，钢液内合金溶质的平均混匀时间增加了 4 s，合金粒径从 3 cm 增加到 5 cm 时，钢液内合金溶质的平均混匀时间增加了 11 s。钢液内合金溶质的最大混匀时间与合金初始注入粒径呈正比关系。合金粒径越大，粒子从固体熔化进入钢液所需的时间越长，因此，对应的合金熔化并最终混匀总体的时间随合金粒子的粒径的增加而增加。但合金的熔化并混匀的时间并非简单的合金熔化和流动混匀两者所

需时间的简单加和。这是因为合金粒子的粒径越大，合金粒子的熔化时间越分散，因此其合金粒子熔化所需的时间较长，合金粒子在完全熔化前也存在部分溶质溶解进入钢液，两者是同时进行的。

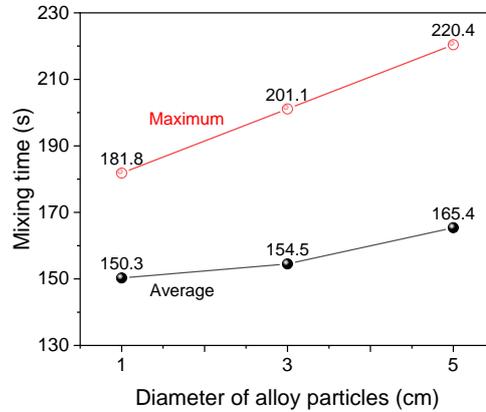


图 5 不同粒径合金熔化后混匀时间对比

4. 结论

本研究采用数值模拟的方法，对 RH 真空精炼过程中的合金熔化和混匀现象进行了模拟研究，建立了 70%Ti-Fe 合金和 Al 合金加入 RH 真空室钢液后的熔化及混匀的数学模型，得出以下结论：

(1) 三种尺寸（1 cm、3 cm 和 5 cm）的铝合金均是第 I 种熔化机理，即在钢壳熔化后，内部铝合金已经完全熔化，直接溶解进入钢液内。1 cm 的 70%Ti-Fe 合金熔化过程两种机理并存，且第 I 种熔化机理占比很少，当合金粒径 ≥ 3 cm 时，70%Ti-Fe 合金粒子全部为第 II 种机理熔化。在研究熔点较高且尺寸较大的合金粒子熔化时，需要考虑第 II 种熔化机理。

(2) 两种合金的熔化时间分布均呈现近似正态分布，熔化时间较为分散，且分散程度随合金粒子直径的增加而增加。随着合金粒径的增加，监测点开始检测到 [Ti] 浓度变化的响应时间逐渐增加，监测点曲线出现的浓度峰值逐渐减小，最终在钢包内的混匀时间逐渐增加。

(3) 合金粒径越小，熔化后的合金溶质在钢液中混匀的时间越短。通常情况下，合金溶质在 200 s 内经过 3~4 个钢液循环周期后逐渐在钢液内混匀。

致谢

感谢国家自然科学基金委青年科学基金项目（No. 52204352）的支持。

参考文献

- [1] G. Chen, S. He. Mixing behavior in the RH degasser with bottom gas injection[J]. Vacuum, 2016, 130: 48-55.
- [2] H. Maas, P. Hupfer. The significance of the circulation rate on the vacuum treatment of liquid steel with the RH process[J]. Vacuum, 1969, 19(4): 199-203.
- [3] J. Wei, N. Yu, Y. Fan, S. Yang, J. Ma, D. Zhu. Study on flow and mixing characteristics of molten steel in RH and RH-KTB refining processes[J]. Journal of Shanghai University (English Edition), 2002, 6(2): 167-175.
- [4] C. Silva, I. Silva, E. Martins, V. Seshadri, C. Perim, G. Filho. Fluid flow and mixing characteristics in RH degasser of Companhia Siderúrgica de Tubarão, and influence of bottom gas injection and nozzle blockage through physical modelling study[J]. Ironmaking and Steelmaking, 2004, 3(1): 37-42.
- [5] L. Zhang, F. Li. Investigation on the fluid flow and mixing phenomena in a Ruhrstahl-Heraeus (RH) steel degasser using physical modeling[J]. JOM, 2014, 66(7): 1227-1240.
- [6] K. Feng, A. Liu, K. Dai, S. Feng, J. Ma, J. Xie, B. Wang, Y. Yu, J. Zhang. Effect of gas rate and position of powder injection on RH refining process using numerical simulation[J]. Powder Technology, 2017, 314: 649-659.
- [7] H. Duan, L. Zhang, B. Thomas. Effect of melt superheat and alloy size on the mixing phenomena in argon-stirred steel ladles[J]. Steel Research International, 2019, 90(4): 1800288.
- [8] C. Liu, H. Duan, L. Zhang. Modeling of the Melting of Aluminum Particles during the RH Refining Process[J]. Metals, 2019, 9(4): 442.
- [9] C. Zhang, Y. Bao, D. Tang, C. Ji, L. Wang. Effect of size of ferrotitanium on the melting behavior and the yield in the refining of interstitial free steel by RH de-gasser[J]. ISIJ International, 2018, 58(12): 2062-2070.
- [10] H. Duan, L. Zhang, B. Thomas, A. Conejo. Fluid flow, dissolution, and mixing phenomena in argon-stirred steel ladles[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2018, 49(5): 2722-2743.
- [11] L. Zhang. Modelling on melting of sponge iron particles in iron-bath[J]. Steel Research, 1996, 67(11): 466-473.
- [12] L. Zhang, F. Oeters. Mathematical modelling of alloy melting in steel melts[J]. Steel Research, 1999, 70(4-5): 128-134.
- [13] S. Taniguchi, M. Ohmi, S. Ishiura. A hot model study on the effect of gas injection upon the melting rate of solid sphere in a liquid bath[J]. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 2006, 23(7): 571-577.
- [14] M. Zhu, H. Tsechiang. Fluid flow and mixing phenomena in the ladle stirred by argon through multi-tuyere[J]. ISIJ International, 1995, 35(5): 472-479.
- [15] S. Ajmani, S. Dash, S. Chandra, C. Bhanu. Mixing evaluation in the RH process using mathematical modelling[J]. ISIJ International, 2004, 44(1): 82-90.