

电子束冷床熔炼 Ti-Al-V 合金过程中 Al 元素的挥发损失

张浩泽^{1,2}, 黄海广^{1,2}, 王伟³, 易健宏¹

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

(2. 云南钛业股份有限公司, 云南 楚雄 651209)

(3. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

摘要: 采用电子束冷床熔炼 Ti-Al-V 合金扁锭, 对扁锭化学成分和熔炼工艺进行对比分析。结果表明, 熔炼速度显著影响铸锭长度方向成分的稳定性, 铸锭长度方向 Al 含量随熔炼速度的增加而升高, 反之亦然; 电子束冷床熔炼铸锭横向截面成分较均匀, 未出现 Al 元素的偏析现象。通过对电子束冷床熔炼 3 个阶段熔体流动特征分析表明, 冷床和结晶器内熔体界面层的质量传递不再服从 Machlin 模型, 提出了原料熔化、冷床熔炼、结晶器凝固 3 个阶段 Al 元素挥发通量的计算方法, 理论计算结果与实验结果基本吻合。

关键词: Ti-Al-V 合金; 电子束冷床熔炼; Al 元素挥发; 数学模型

中图分类号: TG146.23; TF134

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2415-06

钛及钛合金是一种性能优异的新材料, 具有高低温性能好、耐腐蚀性强、密度小、比强度高等诸多特性, 广泛应用于航空航天、舰船、医疗、石油化工、电力环保、海水淡化等领域。传统钛合金真空自耗电弧熔炼存在杂质高、成分偏析、组织不均匀等问题, 严重影响钛合金的力学性能和使用寿命。电子束冷床熔炼 (electron beam cold hearth melting, EBCHM) 技术可以解决传统熔炼工艺的不足, 是 20 世纪 90 年代迅速发展起来的一种生产钛及钛合金的先进熔炼技术。在熔炼过程中可有效去除高密度和低密度夹杂, 使 H、Cl、Ca、Mg、K 等杂质达到很低的水平。在 EBCHM 熔炼中, 低密度夹杂 (如 TiN) 可以溶解或上浮, 高密度夹杂 (如 WC) 可以下沉, 粘结到底部的凝壳上。因此, EBCHM 技术主要用来生产高洁净优质钛合金铸锭^[1]。

在 EBCHM 熔炼过程中, 炉内始终保持较高的真空度, 这会引起具有高蒸气压 Al 元素的显著挥发, 而 V 元素蒸气压低, 挥发可以忽略^[2]。各国学者在 Al 元素挥发方面开展了大量有意义的研究, 张英明等^[3]开展了 TC4 合金的电子束冷床熔炼工艺研究。结果表明, Al 元素的挥发损失最为严重, 为 12%~22%, 原料中的 Al 质量分数应控制在 7.0%~7.5%, 熔炼功

率为 250 kW, 熔化速度为 100 kg/h; 雷文光等^[4]建立了 Al 元素挥发损失的数学模型来描述电子束冷床熔炼过程中 Al 元素挥发动力学, 结合质量平衡以及热量平衡方程来预测熔炼速度以及添加的初始原料中 Al 含量对最终铸锭中 Al 含量的影响。结果表明, 实测值和预测值接近。苏彦庆等^[5]采用 Miedema 模型, 建立了三元系合金熔体中活度的理论计算方法, 能够很好地反映活度系数, 可用于元素挥发量的计算。Zhang^[6]对 EBCHM 熔炼过程中熔体流动进行了模拟分析, 表明温差引起的 Marangoni 效应是界面层流动的主要驱动力。Semiatin^[7]等人研究了 EBCHM 熔铸 α/β 钛合金元素挥发损失的扩散模型, 预测原料合金元素的配比对元素挥发损失的影响。钛及钛合金扁锭可不经锻造环节, 直接轧制成板材, 是一种较为经济的新工艺路线。EBCHM 熔铸过程中 Al 元素挥发研究多针对圆锭及相应数学模型建立, 而对扁锭模型及工艺的研究鲜有报道, 因此展开这部分的研究工作具有重要的意义。

本研究以大型 EBCHM 炉熔炼 Ti-Al-V 合金扁锭为研究对象, 揭示熔炼工艺对扁锭中 Al 元素挥发的影响规律, 探索 Al 元素的损失机理, 完善 EBCHM 熔铸 Ti-Al-V 合金扁锭中 Al 元素的挥发数学模型。

收稿日期: 2020-08-06

基金项目: 云南省重大科技专项 (2018ZE002)

作者简介: 张浩泽, 男, 1986 年生, 博士生, 云南钛业股份有限公司, 云南 楚雄 651209, 电话: 0878-4831286, E-mail: 317581156@qq.com

1 实验

本研究采用国产大型电子束冷床炉，额定功率为 3150 kW，结晶器规格为 126 cm×22 cm，熔炼示意如图 1 所示。实验将 0_A 级海绵钛、Al-55V 合金粉末、纯 Al 豆按 Ti-7.84Al-4V 名义成分组料后作为 EBCHM 熔铸的原料。

熔炼实验过程中，炉内真空度在 0.5~1.2×10⁻¹ Pa。采用 M9100 Pyrovision 图像高温仪测量冷床区和结晶器熔池表面温度。采用型号为 Optima8000 的全谱直读等离子发射光谱仪检测 Al 元素含量。

2 结果与讨论

2.1 锭长方向 Al 元素的分布

熔铸获得规格为 125 cm×21 cm×300 cm 扁锭，铸锭经铣面、锯切加工后，在截面进行取样检测，每个截面取 10 个试样进行分析，锯切截面和取样点如图 2 所示。

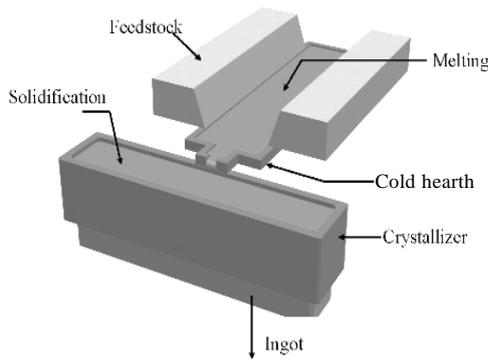


图 1 EBCHM 熔炼示意图

Fig.1 Schematic diagram of the EBCHM casting process

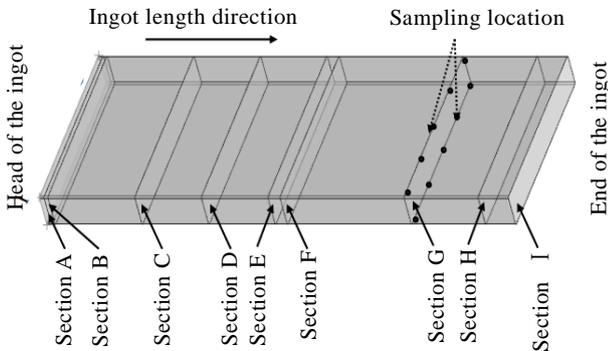


图 2 取样截面及取样位置图

Fig.2 Sampling section and sampling location

取样位置和检测结果的平均值如表 1 所示。截面 C、D、G、H 处 Al 元素含量基本相当，对应挥发率为 17%~18%；E、F 截面处 Al 含量较高，对应 Al 挥发率分别约为 13%和 12%；A（锭头）、I（锭尾）处 Al 含量显著降低，Al 元素挥发率高达 47%和 66%；沿锭长方向，没有表现出 Al 含量持续升高或者持续降低的现象。锭头、锭尾处 Al 大量挥发，这是由于电子束熔铸开始时需要制作锭头和冷床凝壳，熔铸快结束时需要进行补缩，长时间持续高温下，Al 元素持续挥发而导致。李育贤等^[8]的研究报道中也有相似情况。

在实验过程中，为尽可能减少 Al 元素挥发的影响因素，根据 EBCHM 炉生产经验，将电子枪功率和冷却水流量都控制在较小范围波动，这样，熔炼速度就成为影响成分的关键因素。熔炼速度与各截面 Al 含量进行比较如图 3 所示。表明铸锭 Al 含量的高低与熔炼速度有显著的对立关系，铸锭 Al 含量随熔炼速度的增加而升高，反之亦然。截面 C、D、G、H 处的熔炼速度相当，约为 517 kg/h，对应的 Al 含量相当，处于 6.41%~6.53%之间。因此，稳定的熔炼速度，有利于提高锭长方向 Al 含量的稳定性。

2.2 截面上 Al 元素的分布

以 F 截面为例，对铸锭截面上的 Al 含量进行了细致的分析，按图 4 所示的位置进行取样，检测结果的二维云图如图 5 所示。

表 1 铸锭长度方向的 Al 元素含量及挥发率

Table 1 Content and volatilization rate of Al element along the ingot length direction

Section number	A	B	C	D	E	F	G	H	I
Content of Al, ω/%	4.13	5.18	6.46	6.43	6.82	6.91	6.41	6.53	2.7
Volatilization rate/%	47	34	18	18	13	12	18	17	66

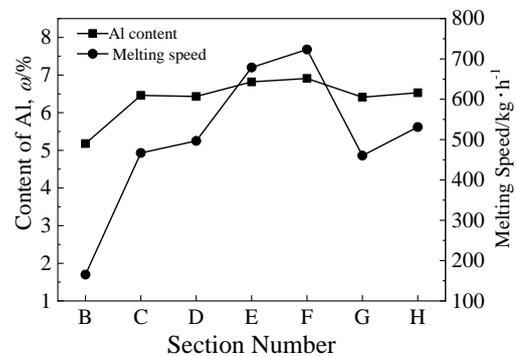


图 3 截面 Al 含量与熔炼速度的对应关系

Fig.3 Corresponding relationship between Al content and melting speed at cross section

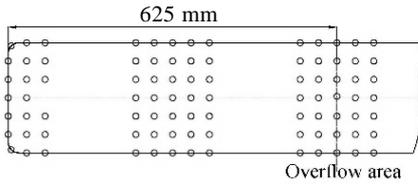


图 4 截面 F 取样点位置示意图

Fig.4 Location of sampling points in section F

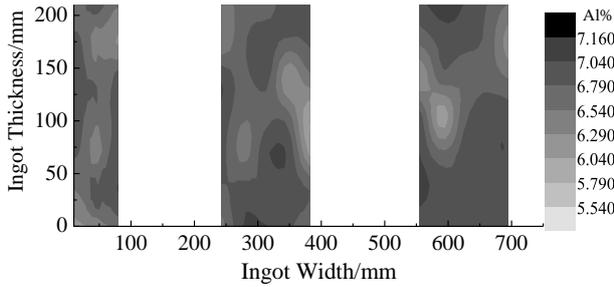


图 5 截面 F 处 Al 含量分布图

Fig.5 Distribution of Al element at section F

F 截面处 Al 含量检测结果大多数介于 6.55%~6.95%，Al 元素在截面上分布较为均匀，没有呈现出在溢流口、结晶器边部、棱角等局部偏析的现象。

2.3 元素挥发基本动力学方程

图 6 是合金元素整个挥发过程示意图。它包括 3 个阶段^[5]：

第 1 阶段，合金元素从金属熔体内通过液相边界层迁移到金属熔体表面；第 2 阶段，在金属熔体表面发生从液相跃迁为气相的过程；第 3 阶段，挥发元素通过气相边界层扩散到气相中去。

1) 在第 1 阶段，熔体内扩散走的金属元素的通量 (g/s cm²) 计算公式^[5]为：

$$J_m = -\beta_m (C_m - C_{ms}) \quad (1)$$

式中， C_m 为合金元素在熔体中的质量浓度(g/cm³)； C_{ms} 为合金元素在界面层中的质量浓度(g/cm³)； β_m 为合金元素由液相向界面层的传质系数(cm/s)，计算公式^[5]为：

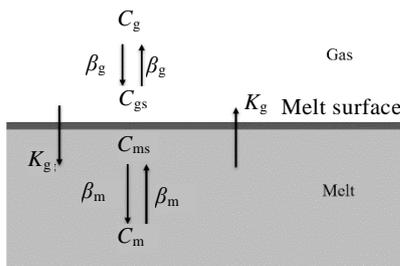


图 6 合金元素挥发过程示意图

Fig.6 Schematic diagram of alloy element volatilization process

$$\beta_m = \sqrt{D v/s} \quad (2)$$

式中， v 为表面扩散层的流速(cm/s)； s 为容积单元覆盖的距离(cm)； D 为合金元素在熔体中的扩散系数(m²/s)，计算公式^[7]为：

$$D_{Al} = 10^{-8} \exp[(250\,000/R)(1/1925 - 1/T)] \quad (3)$$

2) 在第 2 阶段，合金组元的挥发通量(g/s cm²) 计算公式^[9]为：

$$J_{ms} = K_m C_{ms} - K_g C_{gs} = \varepsilon (P_{e(i)} - P_{g(i)}) \sqrt{M_i / (2\pi RT_{ms})} \quad (4)$$

式中， ε 为凝结系数， K_m 表示合金元素挥发传质系数(cm/s)； K_g 表示合金元素在气相中的传质系数(cm/s)； C_{gs} 为挥发表面空间合金元素的质量浓度(g/cm³)； $P_{g(i)}$ 为挥发表面空间元素 i 的蒸气分压(Pa)； T_{ms} 为熔体挥发界面层的温度(K)； M_i 为合金元素 i 摩尔质量(g/mol)； $P_{e(i)}$ 为合金元素 i 在 T_{ms} 温度时的饱和蒸气压(Pa)，计算公式^[9]为：

$$P_{e(i)} = \chi_i \gamma_i P_i^0 \quad (5)$$

式中， χ_i 为合金元素 i 的摩尔分数； γ_i 为合金元素 i 的活度系数， P_i^0 为元素 i 的饱和蒸气压(Pa)，按克拉伯龙方程来估算^[7]：

$$P_i^0 = 133 \times 10^{(-A/T+B)} T^C \quad (6)$$

Ti-Al-V 合金界面挥发传质系数可以按式 (7) 计算^[10]，文献[11]的研究也采用了该公式：

$$K_m = P_{Al}^0 \gamma_{Al} M_{Ti} / (\rho_{Ti} \sqrt{2\pi RT_{ms} M_{Al}}) \quad (7)$$

3) 在第 3 阶段，合金组元向气相空间的扩散通量 (g/s cm²) 可表示为^[5]：

$$J_g = -\beta_g (C_{gs} - C_g) \quad (8)$$

在 EBCHM 熔炼过程中，为保证电子枪的运行，真空度通常小于 1 Pa，挥发元素的平均自由程均较大，超过了真空室空间尺寸，因此气体空间的扩散即第 3 阶段不会成为 EBCHM 熔炼合金元素挥发的控制环节，挥发主要由液相中扩散和界面挥发控制，其挥发通量公式^[5]为：

$$J = C_{ms} (K_m \beta_m) / (K_m + \beta_m) \quad (9)$$

2.4 EBCHM 熔铸过程中 Al 元素的挥发分析及计算

EBCHM 熔铸过程中可分为 3 个阶段，原料熔化、冷床熔炼、熔体填充结晶器后凝固形成铸锭，以下从这 3 个阶段对 EBCHM 熔铸过程中 Al 元素的挥发进行分析。

2.4.1 原料熔化过程中 Al 的损失

电子束持续扫描原料使其熔化后流入冷床，由于重力的影响，原料熔化后端部难以形成熔池，可以近似认为熔化过程中原料端部形成了一层液膜。由于持续进料及原料的连续快速熔化，液膜的成分得到迅速补充，也就说表面扩散层中的 Al 元素得到了及时补充，在此过程中 Al 元素的挥发主要受界面控制。由于 EB 炉熔铸时的真空度为 0.1~1 Pa，在该真空环境下，合金元素的分压对其蒸发速率影响很小，可以忽略，式 (4) 中 $P_{g(i)}$ 近似为 0，可化简为式 (10)，该阶段 Al 元素的挥发通量按式 (10) 计算：

$$J_1 = \varepsilon P_{e(Al)} \sqrt{M_{Al} / (2\pi RT_{ms})} \quad (10)$$

文献[12]报道，在熔炼初始坯料顶端金属的加热几乎不取决于熔炼的工艺参数，像在 EBCHM 炉熔炼坯料顶端温度实验室测量的结果显示的那样，钛的过热度为 100 °C，对于 Ti-6Al-4V，液态温度是 1900 K，因此，原料端部温度约为 2000 K。按文献[5]提供的方法计算了 Al 元素活度系数 γ_{Al} ，将式 (5) 代入式 (10)，可计算出原料熔化阶段 Al 挥发通量，计算结果见表 2。

铸锭截面 B、C、F 对应的熔化时段是低、中和高熔炼速度的典型代表，对这 3 个阶段的 Al 挥发进行分析。原料熔化端面面积约为 4250 cm²，减去挥发损失，截面 B、C、F 对应原料熔化时段流入冷床的 Al 含量分别减少为 7.26%、7.61% 和 7.69%。

2.4.2 冷床中 Al 元素的挥发

Machlin 模型^[5]认为，坩埚中心上升的熔体迅速地流向四周，然后沿坩埚壁向下流动，假定扩散界面层的厚度显著小于流动的深度，给出了 β_m 的计算公式^[10]：

$$\beta_m = \sqrt{8D_{Al}v/\pi r} \quad (11)$$

式中， v 约为 10 cm/s； r 为金属熔体的半径，通常近似为熔炼坩埚的半径。该模型主要应用于具有电磁搅拌的传质系数计算，目前针对 EBCHM 熔炼中液相向界面层的传质系数还没有相应的计算模型。根据观察 EBCHM 熔炼过程，从原料端部熔化的液体并非均匀地流入冷床，而是以液滴的形式滴入冷床，在冷床中

汇合，再通过溢流口流入结晶器，冷床中的熔体呈现局部紊乱而整体向溢流口流动的现象，并且冷床通常为矩形，冷床中熔体的流动状态与 Machlin 模型建立的基础不再一致，熔体也没有受外力强制搅拌，本研究认为 EBCHM 冷床中由液相向界面层的传质系数不再服从 Machlin 模型。该阶段 β_m 按式 (2) 计算，其中，扩散系数 D_{Al} 按式 (3) 计算，容积单元覆盖的距离近似为冷床宽度的一半，表面扩散层流速 v 近似冷床中流动层的整体流速。岑孟江等^[13]对冷床凝壳分割后检测到，冷床熔池深度非常浅，约为 15 mm，模拟分析认为，熔体速度大约为每秒几厘米。在稳定熔炼过程中，为避免发生断流，溢流口处熔体的厚度必须小于冷床熔池深度，观察发现这一厚度约为 5 mm，冷床中溢流层的厚度 h 应小于熔池深度和小于溢流口熔体厚度，本研究估算为 3 mm。根据密度、质量和体积之间的关系，表面扩散层流速 v 按公式 (12) 计算：

$$v = V_m / (\rho_{Ti} L h) \quad (12)$$

式中， V_m 为熔炼速度(g/s)； ρ_{Ti} 为熔体的密度(g/cm³)； L 为结晶器的宽度(cm)； h 为冷床中溢流层的厚度(cm)。B、C、F 截面对应熔炼时 v 值分别为 1.2、3.0 和 4.7 cm/s，这与岑孟江等^[13]、王东等^[14]对冷床中的流场模拟研究结果相当。 K_m 按式 (7) 计算，测量的液面温度为 2050 K，考虑到冷床中熔体得到熔化原料不断的补充，Al 在界面层中的质量浓度 C_{ms} 近似为流入冷床的浓度，冷床熔炼阶段 Al 挥发通量按式 (9) 获得，计算结果如表 3 所示。

冷床中熔体表面面积为 5811 cm²，减去挥发损失，截面 B、C、F 对应流入结晶器时的 Al 含量分别减少为 6.19%、7.12% 和 7.31%。

2.4.3 结晶器内 Al 元素的挥发

EBCHM 炉结晶器内熔体没有被强制搅拌且结晶器为矩形，本研究认为该阶段界面层的质量传递也不再服从 Machlin 模型。结晶器的熔体的流动主要影响因素有热、浮力和 Marangoni 效应驱动，Zhang^[6]研究认为，结晶器中熔体的流动主要由 Marangoni 效应驱

表 2 原料熔化阶段 Al 挥发通量计算结果

Table 2 Calculation results of Al volatilization flux in raw material melting stage

T/K	$\chi_{Al}/\%$	γ_{Al}	P_{Al}^0/Pa	$J_1/\times 10^{-5} \text{ g s}^{-1} \text{ cm}^{-2}$
2000	13.1	0.0538	642	7.292

表 3 冷床熔炼阶段 Al 挥发通量计算结果

Table 3 Calculation results of Al volatilization flux in cooling bed melting stage

Section number	$C_{ms}/\text{g cm}^{-3}$	$\beta_m/\times 10^{-3} \text{ cm s}^{-1}$	$K_m/\times 10^{-4} \text{ cm s}^{-1}$	$J_2/\times 10^{-4} \text{ g s}^{-1} \text{ cm}^{-2}$
B	0.3015	3.979	3.565	0.9864
C	0.3160	6.431	3.875	1.155
F	0.3193	7.966	3.948	1.201

动产生, 采用有限元软件分析, 该流速为 3~30 cm/s, 最高速度出现在熔池的边缘, 即温度差最大的地方; 文献[15]研究认为扁锭用结晶器表面多数区域流动速度为 3.0~5.0 cm/s; 当有电磁搅拌时, 熔体表面流速约为 10 cm/s^[4], 而 EBCHM 炉不具备电磁搅拌功能, 熔体流动性较差, 因此, 熔体表面平均流速应显著低于 10 cm/s, 考虑到本研究设备条件与文献[15]相近, 结晶器中熔体表面流速按 4.0 cm/s 估算。容积单元覆盖的距离近似为结晶器宽度的一半, 测量的液面温度约为 2080 K, 按式(2)和式(7)分别计算 β_m 和 K_m , 考虑到冷床中熔体不断流入到结晶器内, Al 在界面层中的质量浓度 C_{ms} 近似为流入结晶器时的浓度, 结晶器内 Al 挥发通量按式(9)计算, 结果见表 4。

表 4 结晶器内 Al 挥发通量计算结果

Table 4 Calculation results of Al volatilization flux in the crystallizer

Section number	$C_{ms}/\text{g cm}^{-3}$	$\beta_m/\times 10^{-2}\text{cm s}^{-1}$	$K_m/\times 10^{-4}\text{cm s}^{-1}$	$J_3/\times 10^{-4}\text{g s}^{-1}\text{cm}^{-2}$
B	0.2539	1.105	3.798	0.9404
C	0.2946	1.105	4.750	1.342
F	0.2998	1.105	49.67	1.425

结晶器中熔体表面面积为 2772 cm², 减去挥发损失, 截面 B、C、F 对应的凝固时铸锭 Al 含量分别为 5.17%、6.55% 和 6.93%, 与实际测得的平均值比较, 相差 0.01%、0.09% 和 0.02%, 可以认为计算结果与实验结果吻合。

这样以来, 就可以按原料熔化、冷床熔炼、结晶器凝固 3 个过程预测 Al 元素的挥发量, 从而确定原料中 Al 元素的添加量。

3 结 论

1) 大型 EBCHM 熔铸 Ti-Al-V 合金扁锭, 熔炼速度与铸锭 Al 元素含量具有明显的对应关系, 铸锭 Al 含量随熔炼速度的增加而升高, 反之亦然, 熔炼速度影响铸锭锭长方向成分的稳定性。

2) 大型 EBCHM 熔铸 Ti-Al-V 合金扁锭, Al 元素在截面上分布较为均匀, 没有呈现出在溢流口附近、铸锭边部、棱角等局部偏析的现象。

3) EBCHM 熔铸过程中, 原料熔化阶段挥发可以按界面控制的挥发计算; 冷床和结晶器内熔体界面层的质量传递不再服从 Machlin 模型, 冷床中熔体界面层的流速与熔炼速度有关, 结晶器中熔体表面的流速基本稳定, 依此提出了 Al 元素挥发量计算方法, 计算结果与实验结果基本吻合。

参考文献 References

- [1] Chen Feng(陈峰), Chen Li(陈丽), Guo Bin(国斌) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(1): 873
- [2] Luo Lei(罗雷), Yu Lanlan(于兰兰), Lei Wenguang(雷文光) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 625
- [3] Zhang Yingming(张英明), Sun Jun(孙军), Han Mingchen(韩明臣) *et al.* *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2007, 37(5): 50
- [4] Lei Wenguang(雷文光), Mao Xiaonan(毛小南), Yu Lanlan(于兰兰) *et al.* *Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2010, 30(11): 1048
- [5] Su Yanqing(苏彦庆), Guo Jingjie(郭景杰), Liu Guizhong(刘贵仲). *Melt Quality Control of Nonferrous Alloy in Vacuum Melting Process*(有色合金真空熔炼过程熔体质量控制)[M]. Harbin: Harbin University of Technology Press, 2005
- [6] Zhang Zhongkui. *Dissertation for Master*[D]. Vancouver: The University of British Columbia, 2013
- [7] Semiatin S L, Ivanchenko V G, Akhonin S V *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2004, 35(2): 235
- [8] Li Yuxian(李育贤), Yang Lichun(杨丽春). *Nonferrous Metals, Extractive Metallurgy*(有色金属, 冶炼部分)[J], 2017(3): 59
- [9] Winker O, Bakish R. Translated by Kang Xiancheng(康显澄). *Vacuum Metallurgy*(真空冶金)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1982
- [10] Blacha L, Golak S, Jakovics A *et al.* *Archives of Metallurgy and Materials*[J], 2014, 59(1): 276
- [11] Zhang Yongwei(张永伟). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2018
- [12] Paton B E, Trygub M P, Akhonin S V. Translated by Fan Shengwen(樊生文). *Electron Beam Melting of Titanium, Zirconium and Their Alloys*(钛、锆及其合金的电子束熔炼)[M]. Beijing: China Machine Press, 2014
- [13] Cen Mengjiang(岑孟江), Liu Yuan(刘源), Chen Xiang(陈祥) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 833
- [14] Wang Dong(王东), Cang Daqiang(苍大强), Zhang Lingling(张玲玲). *Energy for Metallurgical Industry*(冶金能源)[J], 2017, 36(1): 19
- [15] Xu Yaoping, Shen Houfa. *Proceedings of the 5th International Conference of Fluid Flow, Heat and Mass Transfer*[C]. Niagara: Avestia Publishing, 2018: 1431

Al Element Volatilization Loss of Ti-Al-V Alloy During Electron Beam Melting

Zhang Haoze^{1,2}, Huang Haiguang^{1,2}, Wang Wei³, Yi Jianhong¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

(2. Yunnan Titanium Industry Co., Ltd, Chuxiong 651209, China)

(3. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The Ti-Al-V flat ingots were fabricated by electron beam cold hearth melting (EBCHM), the chemical composition and melting process of the flat ingots were compared and analyzed. The experimental results show that the stability of chemical composition in the longitudinal direction is significantly affected by melting speed. As the increase of melting speed, the Al content in the longitudinal direction also increases and vice versa. The chemical composition of the cross-section of the flat ingots is all uniform and the segregation of element Al is not found in this experimental condition. Through the analysis of the flowing characteristics of melt in three stages of EBCHM, it is found that the Machlin model is not applicable to the mass transfer of melt boundary layer in cold hearth and crystallizer. The calculation method of aluminum volatilizing flux in three stages including the melting of raw materials, cold hearth melting and the solidification process of molten alloy in mould were established. Results of calculation are in good agreement with those of experiment.

Key words: Ti-Al-V alloy; EBCHM; Al volatilization; mathematical model

Corresponding author: Zhang Haoze, Candidate for Ph. D., Yunnan Titanium Industry Co., Ltd, Chuxiong 651209, P. R. China, Tel: 0086-878-4831286, E-mail: 317581156@qq.com