

电子束冷床炉熔铸超长超薄钛扁锭表面缺陷分析

刘千里¹, 邓贤辉², 范金伟¹, 田德厚¹, 姜 锋¹, 张林林¹, 蒋 鹏¹

(1.中国船舶重工集团公司第七二五研究所,河南 洛阳 471023;
2.海装驻上海地区第一军事代表室,上海 201913)

摘要:电子束冷床炉熔铸出的超长超薄($8\ 000\text{ mm} \times 210\text{ mm}$)钛扁锭表面常出现有冷隔和瘤疤等缺陷,导致在后续热轧制过程中出现钛带卷表面质量差等问题。由于扁锭熔炼过程中,前端固液界面的演化直接影响着结晶器与扁锭接触的界面形式,从而影响了扁锭的凝固组织特征和表面质量。采用 MiLE 非稳态算法研究扁锭的固液界面形貌,从机理上分析扁锭表面缺陷产生的原因。结果表明,当结晶器边缘能量输入较高时,在扁锭与结晶器接触的界面存在一定的溶液,由于形成较大的弯月面曲率,后续溶液难以溢出表面,可较大幅度降低结疤的可能。经过试验验证,选取浇注温度为2 123 K进行熔铸,在靠近结晶器部分附加合理的输入能量,可以稳定生产出表面质量良好的超长超薄 TA1 钛扁锭。

关键词:超长超薄;固液界面形貌;表面缺陷;MiLE 非稳态算法

中图分类号:TG292 文献标识码:A

Analysis on Surface Defect of Ultra-long and Ultra-thin Titanium Slab Ingot during Electron Beam Cold Hearth Melting

LIU Qianli¹, DENG Xianhui², FAN Jinwei¹, TIAN Houde¹, JIANG Feng¹,
ZHANG Linlin¹, JIANG Peng¹

(1.Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China;

2.The First Military Representative Office of Marine Equipment in Shanghai District, Shanghai 201913, China)

Abstract: Surface quality problems such as cold shut and blemish usually appear during the EBCHM for ultra-long and ultra-thin ($8\ 000\text{ mm} \times 210\text{ mm}$) titanium slab ingot, resulting in the low quality production of titanium strip coil. The evolution of solid-liquid interface can affect the interface between the crystallizer and the titanium slab ingot, so as to affect the structure feature and the surface quality. In this work, the morphology of solid-liquid interface was studied based on the mix Lagrangian and Eulerian non-steady algorithm (MiLE), and the mechanism of defect was analyzed. Results show that when the input energy of crystallizer's border increases, the blemish hardly appears because of the thin solidification layer in the surface of ingot. Experiment validates that when the pouring temperature is 2 123 K and appropriate amount of energy is input near the crystallizer, the ultra-long and ultra-thin TA1 slab ingot of high surface quality can be produced.

Keywords: ultra-long and ultra-thin; morphology of solid-liquid interface; surface defect; MiLE

在钛材加工领域,将海绵钛“熔炼-浇铸”成大规格钛及钛合金铸锭是一切后续钛材加工的重要基础,只有内部组织、化学成分均匀和高、低密度夹杂少的大规格优质钛及钛合金锭才能加工成优质、批次性能稳定的各种钛及其合金材料^[1]。目前的研究与生产表明,相对于传统的真

空自耗电弧熔炼,电子束冷床熔炼可以较好地解决铸锭成分偏析和减少高、低密度夹杂等问题,已经成为当前优质钛及钛合金铸锭不可替代的先进熔炼技术^[2]。

尽管 EBCHM 在熔炼超长超薄钛及钛合金铸锭方面比传统的 VAR 法具有无可比拟的优

收稿日期:2020-01-08

作者简介:刘千里,男,1991 年生,博士,工程师,主要从事钛合金凝固过程研究。

点,但是在实际熔炼过程中,由于过程参数控制不足而导致的钛及钛合金扁锭存在许多冶金缺陷问题,极大地影响了后续钛板带以及钛产品的加工质量。如图 1 所示,现阶段,电子束冷床炉熔铸出的超长超薄钛扁锭中存在的主要表面缺陷有冷隔和瘤疤。上述问题导致在后续热轧和

冷轧过程中钛板材和带材表面质量差,存在大量孔洞、夹杂等现象。

鉴于对大规格钛锭进行大量电子束冷床炉熔铸实验研究非常困难且耗费巨大,因此采用模拟仿真技术进行相关理论研究,不仅操作简单,而且可以节约成本。



(a) 冷隔



(b) 瘤疤

图 1 实际生产的钛扁锭局部表面缺陷

Fig. 1 Surface defect of titanium slab ingot produced by EBCHM

近几年,国内外采用有限元法对电子束冷床炉凝固过程的温度场进行了大量的模拟研究。Vutova 等对电子束熔铸过程中的温度场建立了二维数学模型,计算了钛、铜和铝铸锭与水冷结晶器的温度分布,并且计算结果与实验结果吻合^[3-6]。Zhuk 等在 2007 年通过近似凝固模型预测了熔池形貌以及局部熔化状况,从而根据凝固计算的温度梯度和凝固速率观测宏观组织类型^[7]。雷文光等对小型电子束冷床炉熔铸 TC4 钛合金结晶过程的温度场进行了模拟研究^[8-14]。

而对于超长超薄钛扁锭来说,由于扁锭的规格和尺寸显著增大,使得电子束熔炼工艺参数、冷床截面尺寸和结晶器三维尺寸等发生很大的变化,之前的研究并不能指导现有的大型电子束冷床炉生产情况。由于凝固过程中固液界面前沿存在着稳态和非稳态两种情况,固液界面由非稳态向稳态推进的同时,形貌在发生变化,直接决定了铸锭的表面质量和凝固组织等特征。因此,本研究采用 MiLE (mix lagrangian and eulerian) 非稳态算法研究扁锭固液界面形貌的变化,进一步从理论上深入分析扁锭表面产生缺

陷的原因。

1 扁锭凝固过程宏观传热模型

电子束冷床炉将熔炼和凝固过程分开,其中钛扁锭在结晶器内半连续凝固过程如图 2 所示。扁锭在凝固过程中内部的热量传输用傅里叶偏微分方程表示^[15]:

$$c_p(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda(T)\nabla T) + \dot{q} \quad (1)$$

式中: $\nabla = \frac{\partial \vec{i}}{\partial x} + \frac{\partial \vec{j}}{\partial y} + \frac{\partial \vec{k}}{\partial z}$, $\vec{i}, \vec{j}, \vec{k}$ 分别 x, y, z 三坐标轴的单位矢量。 λ 为热导率, ρ 为密度, c_p 为定压比热, 三者均为温度 T 的函数。 \dot{q} 为凝固潜热, 当温度处于固液两相区时^[14],

$$\dot{q} = \rho L \frac{\partial F_s}{\partial t} \quad (2)$$

当温度高于液相线温度或低于固相线温度时, $\dot{q} = 0$, 其中 L 为凝固潜热, F_s 为钛及钛合金铸锭的固相率。

钛扁锭凝固时的热焓 H 满足:

$$H(T) = \int_0^T c_p(T) dt + L(1 - F_s) \quad [16] \quad (3)$$

该热焓方程进行求导后可得:

$$\frac{\partial H}{\partial T} = c_p(T) - L \frac{\partial F_s}{\partial T} \quad (4)$$

将式(4)和式(2)代入式(1)可得到:

$$\rho(T) \frac{\partial H}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda(T) \nabla T) \quad (5)$$

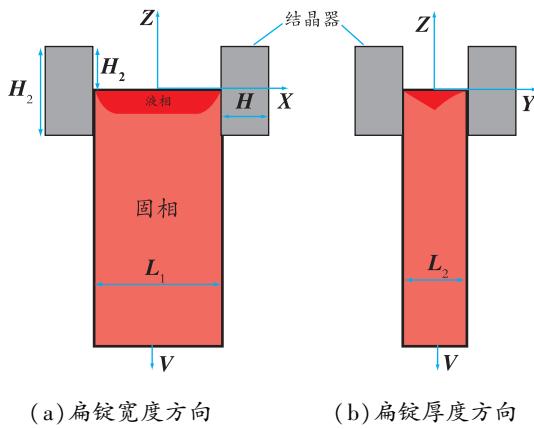


图2 钛扁锭半连铸凝固过程示意图

Fig. 2 Schematic diagram of titanium slab ingot during EBCHM

本研究将应用热焓法对钛扁锭凝固过程的热扩散模型进行求解,从而得到温度场的分布。除了钛扁锭,在凝固过程中结晶器也存在热传递,同样,结晶器的热量传输过程采用上述非稳态导热偏微分方程表示为:

$$c_{PM} \rho_M \frac{\partial T_M}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda_M \nabla T_M) \quad (6)$$

式中,下标 M 代表结晶器,各符号意义与式(1)中相同, c_{PM} 和 λ_M 为温 T_M 的函数。

2 边界条件

为了对上述模型进行求解,不仅需要几何模型,还需要设定初始条件和边界条件。Ivanchenko 等建立了电子束冷床炉熔铸 TC4 铸锭数学模型,其研究表明,在凝固过程中,结晶器上方的电子束输入能量几乎与液面上表面辐射的能量保持平衡^[17]。因此结晶器上方的电子枪

的能量输入仅仅是维持液面温度不变,并不增加液体的温度。那么钛液在结晶器内开始凝固的温度即为溢流口流入的初始温度,在本文中,称之为电子束冷床炉凝固 TA1 扁锭的浇注温度。

在电子束冷床的半连续凝固过程中主要涉及的传热方式有不同材料之间的热传导、被拉出铸锭部分与气体之间以及坯壳与气隙之间的热辐射和冷却水与结晶器和拉锭杆之间的热对流。根据图 2 所示,扁锭的不同位置边界条件设置为:

(1) 在结晶器外侧进行水冷,即当 $H_1 - H_2 < z < H_1$, $x = \pm(L_1/2 + H)$ 或 $y = \pm(L_2/2 + H)$ 时:

$$-\lambda_M \vec{n} \cdot \nabla T_M = h_0(T_M - T_0) \quad (7)$$

式中, \vec{n} 为边界处外法线单位向量, $h_0 = 5000 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$, 为换热系数, $T_0 = 288 \text{ K}$, 为水流温度,另外扁锭底部与拉锭杆的换热系数为 $5000 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$, 其中水冷结晶器和拉锭杆的初始温度设定为 293 K 。

(2) 在结晶器内与扁锭的界面处,即当 $H_1 - H_2 \leq z \leq 0$, $x = \pm L_1/2$ 或 $y = \pm L_2/2$ 时:

$$-\vec{n} \cdot (\lambda \nabla T - \lambda_M \nabla T_M) = h_t(T - T_M) \quad (8)$$

式中, T 为需要计算的扁锭的温度, h_t 为扁锭与水冷结晶器和拉锭杆的热交换系数。扁锭的凝固收缩使得扁锭与结晶器之间的接触不是完全的,它们的接触情况也在不断地变化。研究发现,钛扁锭在固相线温度为 50 K 左右时,扁锭与结晶器之间会形成气隙^[18]。因此扁锭与结晶器之间的换热系数设定为与扁锭表面温度有关的函数,以此来实现在实际凝固中结晶器内部热流传输机制的变化情况。对于超长超薄 TA1 扁锭,在 ProCAST 软件材料数据库中计算得到的液相线温度 T_l 和固相线温度 T_s 分别为 1941 K 和 1921 K 。当 $T > T_l$ 时,即在凝固弯月面区域,钛扁锭的熔液与结晶器内表面很好的接触即为常见介质的金属与金属间的换热, $h_t = 1500 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ 。随着熔体温度的降低钛扁锭开始凝固,当 $T_l > T > T_s$ 时,假定换热系数 h_t 随着钛扁锭的温度线性降低,如图 3 所示,从液相线温度到固相线温度由 $1500 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ 降低到 $1000 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ 。这是由于扁锭外表面与结晶器的接触导热在逐渐减少。一旦固体薄壳形成,钛

扁锭的外侧开始从结晶器内壁上分离。因此当 $T_s > T > T_s - 50 \text{ K}$ 时, 即扁锭温度降低到固相线温度 50 K 以下时, 气隙就在界面间逐渐形成, 假定换热系数 h_i 从 $1000 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ 到 $220 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ 线性降低。当 $T < T_s - 50 \text{ K}$ 时, 结晶器与钛扁锭之间的气隙已完全形成, 这时在传热模型中辐射换热占主导作用。换热系数 h_i 近似为 $\sigma\epsilon(T^2 + T_M^2)(T + T_M)$, 其中有效发射率 $\epsilon = 0.4$, Stefan-Boltzman 常数 $\sigma = 5.67 \times 10^{-8} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$ 。

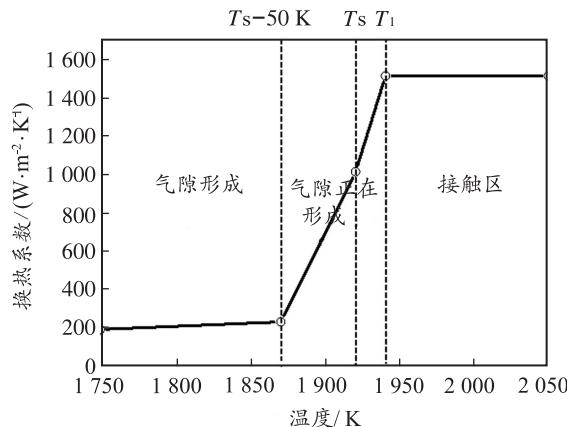


图 3 结晶器冷却区域传热系数随着温度的变化

Fig. 3 The heat transfer coefficient of the crystallizer cooling region

(3) 在结晶器外的钛及钛合金扁锭的侧表面处为空冷, 即当 $z < H_1 - H_2$, $x = \pm L_1/2$, 或 $y = \pm L_2/2$ 时:

$$-\vec{\lambda}n \cdot \nabla T = h_i(T - T_1) \quad (9)$$

高温外表面辐射换热是主要换热方式, 周围环境温度 $T_1 = 1073 \text{ K}$ 。

3 讨论与分析

电子束冷床炉实际熔铸出的超长超薄钛扁锭表面常出现的缺陷主要有冷隔、瘤疤和皮下气孔等。在铸锭经铣床扒皮时, 往往会发现铸锭表面有大如米粒、小如针尖的孔, 这些孔叫皮下气孔。在熔炼过程中, 如果电子束输入能量与拉锭速度不匹配, 会导致溶液中的气体来不及析出, 或金属液补充不连续, 填充补缩效果不好, 就会被凝固的金属壳包围从而形成气孔, 这种气孔往往集中在扁锭表层区域。因此, 在实际操作中, 应采用适当的熔炼温度和拉锭速度, 使液态金属

停留时间加长, 气体有足够的空间析出, 同时增加熔池过热度, 降低液态金属的粘度, 加快气泡逸出的速度, 可有效降低皮下气孔的生成率。皮下气孔对铸锭的危害很大, 但只要在熔铸中控制合适的熔炼速度和熔化功率, 就可以避免产生皮下气孔。

综上可知, 控制凝固过程扁锭表面的浇注温度以及拉锭速度, 可解决皮下气孔的问题, 但由于结晶器上方的电子枪在铸锭边缘扫描不均匀, 很容易导致边缘部分达不到平均液面温度, 因此需要对熔池液面的温度分布进行定量研究。电子束冷床炉的工艺参数, 特别是结晶器熔池中的温度分配, 直接决定扁锭表面质量。图 4 所示为在凝固过程中的不同液面温度的模拟分析示意图, 可以看出扁锭与结晶器有不同的接触形式。由于结晶器与扁锭接触的固液界面处在扁锭的边缘附近, 电子枪往往扫描分布不均, 使得输入能量在边缘处较少, 导致钛锭外表面与结晶器接触的形式有两种: 凝固形成的薄壁层和熔液。

当固液界面处存在一小薄层固体钛与结晶器接触时, 由于拉锭速度不稳定, 导致在钛与结晶器结合处所受的力发生变化, 当所受力足够大时, 小薄层钛锭就会拉断或脱离结晶器使得钛液流入间隙而产生表面折皮。当固液界面处为钛熔体与结晶器接触时, 当电子枪功率降低或在结晶器附近扫描时间减少时, 边缘熔液不能维持恒定的浇注温度, 钛锭外表面冷却速率增大, 钛锭凝固收缩增大, 与结晶器间隙宽度增大, 钛液流入间隙而产生表面溢流。在实际熔铸过程中, 拉锭速度为间断的, 该因素不易控制, 为了控制上述表面缺陷的产生, 需要控制熔液表面温度的分布情况。因此, 为了进一步理解和解释铸锭表面缺陷的形成机理, 本研究针对熔液表面不同温度分布的情况进行定性分析。

图 5 为不同熔液表面浇注温度的分配示意图。在实际熔铸时, 电子束在铸锭正上方均匀加热, 使得中间部分能量均匀分布, 以维持稳定的浇注温度 T_1 。在铸锭边缘靠近结晶器部分, 电子束间断扫描使边缘部分也有一定的能量补充。实验和模拟采用的表面温度参数分配如表 1 所示。

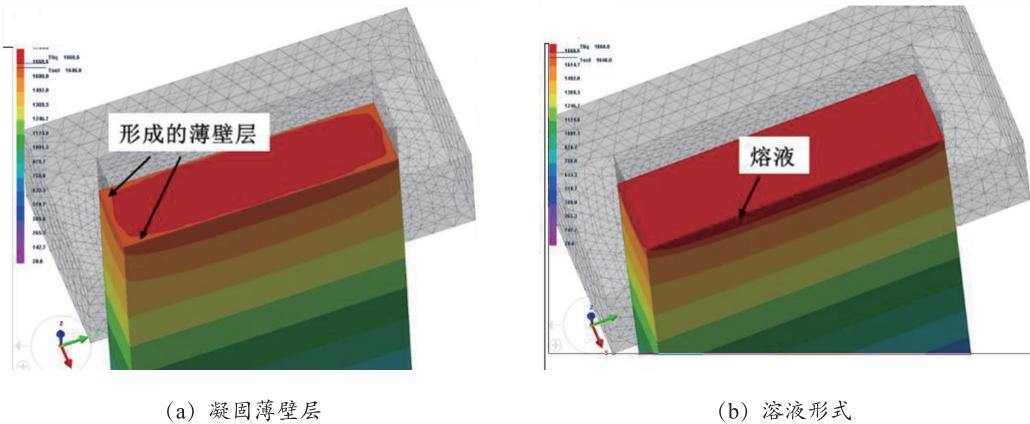


图4 扁锭与结晶器不同的接触形式
Fig. 4 Contact forms between ingot and crystallizer

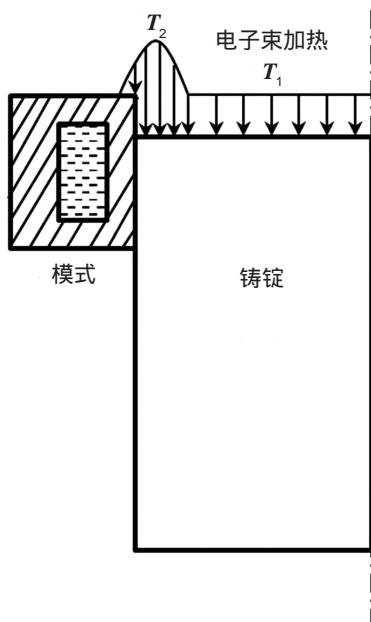


图 5 EBCHM 凝固过程不同浇注温度的分配示意图

Fig. 5 Schematic illustration of different pouring temperatures used in the mathematical model for ingot solidification

表 1 不同温度参数分配

Table 1 Allocation of different temperature parameters

模式	T_1	T_2
a	2 123	2 073
b	2 123	2 123
c	2 123	2 173

电子束的不同扫描加热方式使得熔液表面获得不同的浇注温度,因此在不同表面温度加热条件下,应用数值模拟计算超长超薄TA1扁锭达到稳态下的熔池形貌图,如图6所示。图6(a)中,电子束扫描花样实际控制的不稳定因素造成

电子枪功率在结晶器附近扫描时间减少时,靠近结晶器输入的能量减少,而且水冷铜结晶器具有很快的导热能力,使得钛锭外表面冷却速率增大,一层小薄壳很快就形成。这种接触形式即为钛与结晶器之间存在一小薄层凝壳。一旦凝壳形成,由于快速冷却,钛锭凝固收缩增大,小薄层凝壳就会脱离结晶器。那么扁锭与结晶器间隙宽度增大,而且由于与结晶器接触的熔体弯月面曲率变小,随后新增加的钛液从之前凝固产生的间隙中溢流出,产生冷隔或瘤疤这种表面缺陷。当熔液表面加热均匀(图 6(b))或边缘部分增加一定的能量输入(图 6(c))时,很少有凝壳在熔池边缘完全形成,甚至仍全部为熔液与结晶器接触,因此不会因为收缩量不一致而出现间隙增加。由于间隙较小,液体间的张力较大,熔液尚不能溢流。

所谓冷隔,是指铸锭表面形成的径向沟槽,见图 1(a),这种沟槽极大地影响铸锭的成品率。冷隔是在结晶器内的扁锭局部没有完全凝固时,扁锭向下移动被后续的溶液覆盖而形成。根据生产试验预测,这主要是结晶器内熔体表面分布不合适或拉锭速度过快所致。经过模拟结果分析可知,只要合理地分配电子束的能量,使得温度分布均匀,靠近结晶器的钛溶液能够很好的凝固完成,然后严格控制拉锭速度的稳定性,就可以消除冷隔缺陷。瘤疤是指铸锭表面像贴上膏药一样的流体壳,见图 1(b),模拟分析它的形成机理,主要是由于结晶器边缘铸锭冷却过快,造成边缘有缝隙,后续的液体通过缝隙流下而形成瘤疤。在扁锭凝固过程中,在靠近结晶器的周围

增加一定的辅助热量,可以调控铸锭的表面质量。当结晶器上方的电子枪扫描功率不足或在扁锭周围扫描不均匀的情况下,靠近水冷结晶器的熔体就会很快凝固形成凝壳,凝壳的体积收缩较大,从冷床不断进入结晶器内的熔体就存在越过这层凝壳的可能,从而在扁锭的表面局部形成瘤疤。当边缘辅助能量输入较高时,在与结晶器接触的钛扁锭周围形成不完全凝壳的可能性降低,或凝壳较薄会被后续溶液熔化,从而避免了熔体局部溢出形成瘤疤。因此,在实际熔铸操作中,需要在靠近结晶器的扁锭边缘适当增加一定的辅助热量。

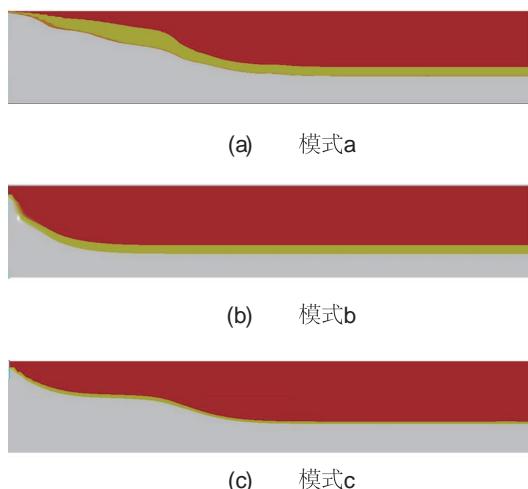


图 6 对应不同模式下的超长超薄 TA1 扁锭熔池稳态温度分布

Fig. 6 Predicted steady-state temperature distributions during casting of large-scale TA1 slab ingots under different modes

综合以上模拟研究和主要表面缺陷分析,选取浇注温度为 2 123 K(靠近结晶器部分附加适当的输入能量,保持液面温度为 2 173 K)和拉锭速率 2.35×10^{-4} m/s(即熔炼速率 1000 kg/h)作为最佳匹配参数进行实际熔铸,观察超长超薄 TA1 扁锭表面缺陷的优化效果。图 7 为采用最佳匹配参数生产的 TA1 扁锭,结果表明,采用该参数指导实际熔铸,不仅提高了成品率而且可以稳定生产出表面质量良好的超长超薄 TA1 钛扁锭。采用超声波探伤仪纵波直入射的探测方法,对扁锭整个面进行扫描,结果表明,采用该优化参数熔铸出的扁锭内部和皮下均无气孔存在。

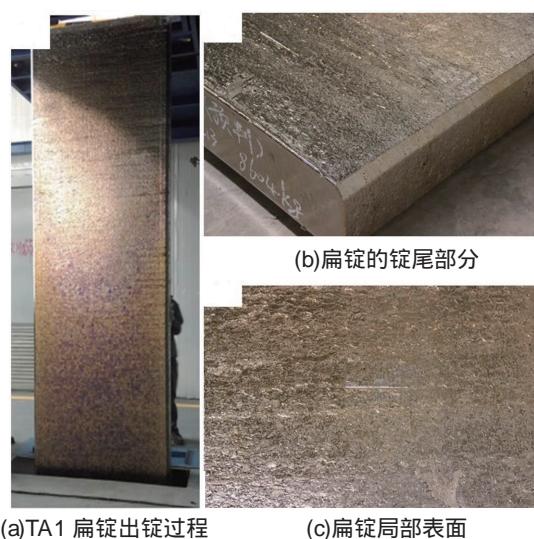


图 7 最佳匹配参数生产的 TA1 扁锭

Fig. 7 TA1 slab ingot produced with the optimal parameter

4 结论

通过 MiLE 非稳态算法研究扁锭凝固过程的固液界面形貌,从理论上分析了扁锭表面产生缺陷的原因。结果表明,结晶器上方的电子枪扫描功率不足或在扁锭周围扫描不均匀时,靠近水冷结晶器的熔体就会很快凝固形成凝壳,凝壳的体积收缩较大,从冷床不断进入结晶器内的熔体就存在越过这层凝壳的可能,从而在扁锭的表面局部形成瘤疤。当边缘辅助能量输入较高时,在与结晶器接触的钛扁锭周围形成不完全凝壳的可能性降低,或凝壳较薄会被后续溶液熔化,从而避免了熔体局部溢出形成瘤疤。因此,在实际熔铸操作中需要在靠近结晶器的扁锭边缘适当增加一定的辅助热量。选取浇注温度为 2 123 K(靠近结晶器部分附加适当的输入能量,保持液面温度为 2 173 K)和拉锭速率 2.35×10^{-4} m/s(即熔炼速率 1000 kg/h)作为最佳匹配参数进行实际熔铸,可以稳定生产出表面质量良好的超长超薄 TA1 钛扁锭。

参考文献:

- [1] VUTOVA K, VASSILEVE V, MIADENOV G. Simulation of the heat transfer process through treated metal, melted in a water-cooled crucible by an electron beam[J]. Vacuum, 1997, 48(48): 143–148.

- [2] VUTOVA K, KOLEVA E, Mladenov G. Simulation of thermal transfer process in cast ingot at electron beam melting [J]. International Review of Mechanical Engineering, 2011, 5(2): 257–265.
- [3] KOIEVA E, VUTOVA K, MLADENOV G. The role of ingot – crucible thermal contact in mathematical modelling of the heat transfer during electron beam melting [J]. Vacuum, 2001, 62(2–3): 189–196.
- [4] VUTOVA K, MLADENOV G. Computer simulation of the heat transfer during electron beam melting and refining [J]. Vacuum, 1999, 53(1–2): 87–91.
- [5] KALINYUK A N, TRIGUB N P, Zamkov V N, et al. Microstructure, texture, and mechanical properties of electron-beam melted Ti–6Al–4V [J]. Materials Science & Engineering A, 2003, 346(1–2): 178–188.
- [6] KOBRYN P A, SEMIATIN S L. Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti–6Al–4V [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 135(2–3): 330–339.
- [7] ZHUK H V, KOBRYN P A, SEMIATIN S L. Influence of heating and solidification conditions on the structure and surface quality of electron-beam melted Ti–6Al–4V ingots [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 190(1–3): 387–392.
- [8] 雷文光, 于兰兰, 毛小南, 等. 电子束冷床熔炼TC4钛合金铸锭凝固过程有限元模拟 [J]. 铸造, 2010, 59(9): 912–916.
- [9] 雷文光, 于兰兰, 毛小南, 等. 电子束冷床熔炼TC4钛合金连铸凝固过程数值模拟 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(b10): 381–386.
- [10] LUO L, MAO X N, YANG G J. Research on composition uniformity of TC4 Alloys during electron beam cold hearth melting [J]. Metallurgical Engineering, 2014(1): 28–34.
- [11] 罗雷. TC4钛合金电子束冷床熔炼技术研究 [D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2010.
- [12] 毛小南, 罗雷, 于兰兰, 等. 电子束冷床熔炼工艺参数对TC4钛合金Al元素挥发的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s419–s424.
- [13] LEI W G, YU L L, MAO X N, et al. Numerical simulation of continuous casting solidification process of TC4 titanium alloy during EBCHM [J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010(S1): 381–386.
- [14] 罗雷, 毛小南, 雷文光, 等. 电子束冷床熔炼TC4合金温度场模拟 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(s1): 404–409.
- [15] KURZ W, FISHER D J. Fundamentals of Solidification [M]. Switzerland: Trans Tech Pubn, 1998: 71–92.
- [16] 胡汉起. 金属凝固原理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2000: 14–18.
- [17] IVANCHENKO V G, IVASISHIN O M, SEMIATIN S L. Evaluation of evaporation losses during electron-beam melting of Ti–Al–V alloys [J]. Metallurgical & Materials Transactions B, 2003, 34(6): 911–915.
- [18] KOBRYN P A, SEMIATIN S L. Determination of interface heat-transfer coefficients for permanent-mold casting of Ti–6Al–4V [J]. Metallurgical & Materials Transactions B, 2001, 32(4): 685–695.