

高钛钢板坯连铸凝固传热与 压下量数值计算研究

吴晨辉, 谢 鑫, 李 阳, 张 敏, 吴国荣, 曾建华, 何 为

(攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: 高钛钢具有较高的耐磨性、韧性、强度及晶间抗腐蚀性, 已得到较普遍应用。针对高钛钢板坯连铸过程凝固传热与理论压下量开展了数值计算研究, 结果表明: 拉速 1.0 m/min 时, 高钛钢在结晶器出口位置坯壳厚度约 15 mm, 凝固终点距弯月面约 20.4 m, 两相区长度约 10.8 m, 拉速每增加 0.1 m/min, 结晶器出口坯壳厚度减小约 0.2 mm, 凝固终点向后移动 1.7 m, 两相区长度增加约 0.9 m, 不同拉速时, 补偿两相区凝固收缩所需理论压下量基本相同, 约为 2.2 mm。

关键词: 高钛钢; 连铸; 板坯; 凝固传热; 轻压下

中图分类号: TF823, TF777

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2021)06-0199-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.06.029

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
聊
科
研
与
作
者
互
动

Numerical investigation on the solidification process and the theoretical reduction amount of high titanium steel continuous casting slab

Wu Chenhui, Xie Xin, Li Yang, Zhang Min, Wu Guorong, Zeng Jianhua, He Wei

(Pangang Group Panzhihua Research Institute of Iron and Steel Co., Ltd., Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: High titanium steel has high wear resistance, toughness, strength and intergranular corrosion resistance, and has been widely applied to many fields. In present work, the solidification process and the theoretical reduction amount of the high titanium steel continuous casting slab were numerically investigated. The results indicate that the shell thickness at the exit of crystallizer is 15 mm, and the solidification end is located at 20.4 m from the meniscus with the mushy region length of 10.8 m, at the casting speed of 1.0 m/min. With the casting speed increased by 0.1 m/min, the shell thickness at the exit of crystallizer decreases by 0.2 mm, and the solidification end moves backwards by about 1.7 m, with the mushy region length increased by 0.9 m. The required theoretical reduction amount for compensating the solidification shrinkage of the mushy region keeps at about 2.2 mm under different casting speeds.

Key words: high titanium steel, continuous casting, slab, heat transfer, soft reduction

0 引言

Ti 作为一种微合金元素, 在钢中易与 C、N、S 结合形成细小的碳氮化物, 对钢材起到细化晶粒, 提

高强度、韧性、焊接性及晶间抗腐蚀能力, 改善钢材的综合性能^[1]。当钢中钛含量达到 0.2% 以上 (高钛钢) 时, 在基体中会生成大量微米-纳米级多尺度复合 TiC 颗粒, 从而显著提高钢材强度与耐磨性能,

收稿日期: 2021-09-29

作者简介: 吴晨辉 (1985—), 男, 河北石家庄人, 博士, 工程师, 通讯作者, 主要从事钢铁冶金过程精炼、连铸方向研究, E-mail: wch_neu@126.com。

高钛钢在机械、冶金开采等领域得到广泛应用。

鉴于高钛钢诸多优良性能,一些学者已围绕该钢种开展了相关研究。王杏娟^[2]等针对高钛钢浇铸过程保护渣结鱼问题开展了研究,揭示了不同钛含量高钛钢与保护渣间的渣金反应过程。翁镭等^[3]利用模拟海水周期浸润腐蚀试验,对所开发的两种不同钛含量耐海水腐蚀钢进行了耐蚀性能研究。梁小凯等^[4]结合凝固试验与软件计算,研究了 Ti 含量 0.6% 的高钛钢在凝固过程中的 TiC 析出机制。张明等^[5]针对高钛钢在室内盐雾干、湿循环加速腐蚀环境中的腐蚀行为开展了研究。

目前,虽然一些研究者围绕高钛钢保护渣、耐蚀性能、TiC 析出行为等开展了相关研究,但针对高钛钢连铸过程凝固传热行为的研究较少。连铸过程中,铸坯的凝固传热行为与浇铸过程顺行及铸坯质量密切相关^[6-8],同时也是制定凝固末端压下^[9]、二

冷电磁搅拌^[10]等工艺参数的重要依据。鉴于此,笔者采用数值计算方法,针对钛含量 0.36% 的高钛钢板坯连铸过程凝固传热行为开展了研究,定量揭示了高钛钢板坯特定点温度、坯壳厚度、两相区长度等凝固传热规律,并在此基础上计算分析了补缩两相区凝固收缩所需理论压下量。

1 模型建立

1.1 工况条件

以某厂板坯连铸机为对象,针对其浇铸的高钛钢二冷凝固传热过程开展数值计算。钢种成分(质量分数,%)为: C: 0.18, Si: 0.19, Mn: 1.2, P: 0.005, S: 0.003, Ti: 0.36。该铸机为立弯型两机两流铸机,基弧半径 9.5 m,包含 17 个扇形段(Seg.0 ~ Seg.16),采用多点弯曲多点矫直。连铸机其它工况参数如表 1 所示。

表 1 高钛钢连铸工艺参数
Table 1 Continuous casting parameters of high titanium steel

断面尺寸/mm	固相线温度/℃	液相线温度/℃	拉速/(m·min ⁻¹)	浇铸温度/℃	结晶器有效高度/mm	结晶器回水温差/℃	冷却区长度/m
230×1 600	1 477	1 516	0.8 ~ 1.15	1 546 ~ 1 566	800	6 ~ 8	结晶器:0.8; 二冷区: 37.0

1.2 凝固传热模型

1.2.1 模型描述

连铸过程中,铸坯凝固传热过程主要发生于横断面内,沿拉坯方向的凝固传热量较小,仅为总导热量的 3% ~ 6%。同时,铸坯横断面内凝固传热沿宽向与厚度方向存在对称性。因此,基于凝固传热简化条件^[11-12],以如图 1 所示铸坯横断面 1/4 为计算域,建立了二维凝固传热有限元模型。建模铸坯断面尺寸为 1 600 mm × 230 mm,采用 4 节点 4 边形单元对计算域进行划分,单元边长为 5 mm。计算过程采用自动时间步长,最短时间步长 0.1 s,最大时间步长 1 s。

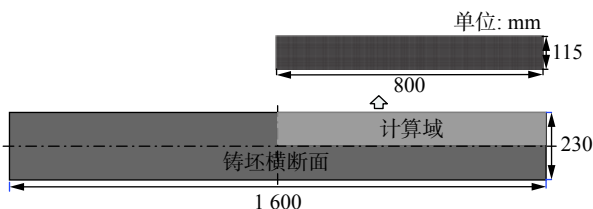


图 1 铸坯横断面内计算域位置与二维凝固传热模型

Fig. 1 Calculation domain position of the slab transverse section and the 2 D heat transfer model

1.2.2 控制方程

模型凝固传热过程采用二维传热控制微分方程

描述:

$$\rho \frac{\partial H(T)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) \quad (1)$$

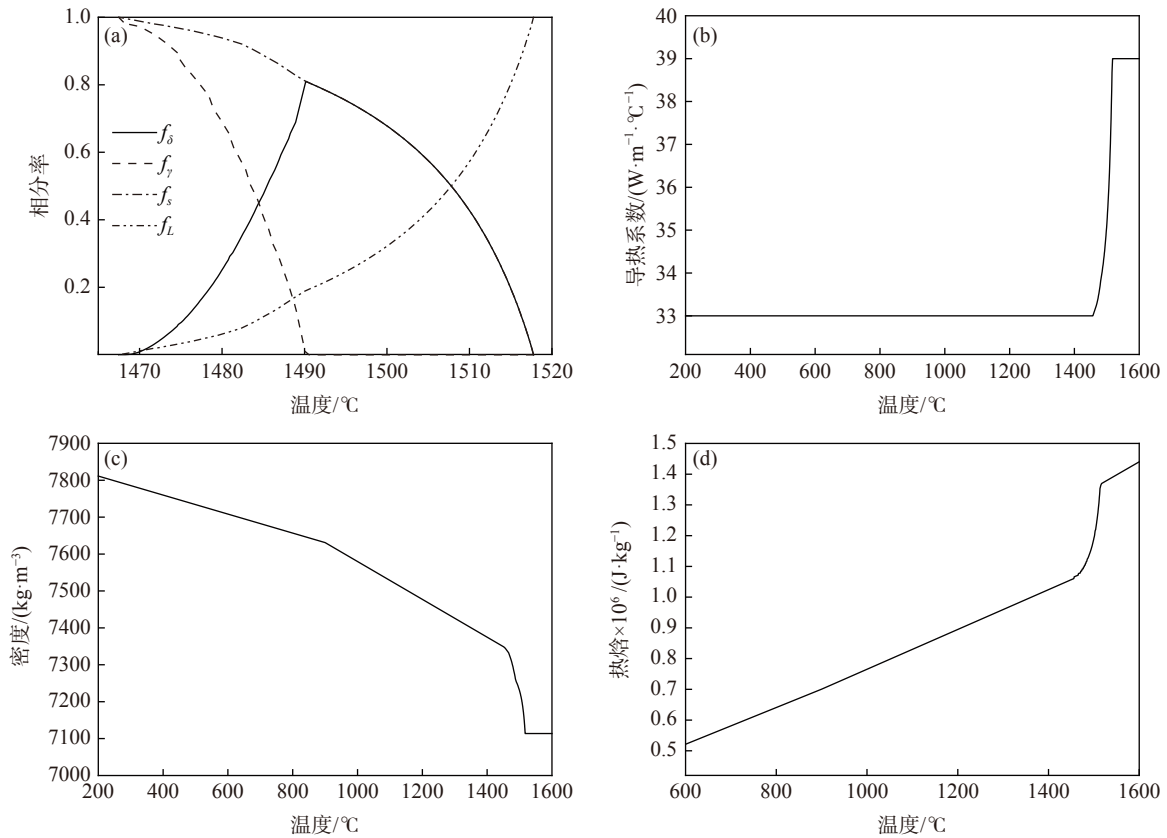
式中, T 为温度, ℃; t 为计算时间, s; ρ 为钢的密度, kg/m³; H 为热焓, J/kg; k 为导热系数, W/(m·℃)。

铸坯热物性参数是影响凝固传热计算准确性的关键因素。鉴于此,基于 Ushima 等提出的微观偏析模型^[13],计算确定了如图 2(a) 所示高钛钢凝固过程液相分率(f_L)、 δ 相分率(f_δ)、 γ 相分率(f_γ)及固相分率(f_s),并采用 Harste 等^[14-16]等提出的基于钢凝固过程相分率变化的热物性参数计算方法,确定了高钛钢不同温度时的导热系数、密度、热焓等热物性参数,分别如图 2(b)、(c)、(d) 所示。为考虑结晶器内钢液强制对流对凝固传热过程的增强效应,通常需将液态钢水的导热系数放大一定倍数^[17-20]。鉴于此,模型计算过程中,结晶器附近区域的钢水导热系数采用理论计算值的 3 倍。

1.2.3 边界条件

1) 初始条件

模型计算初始时刻以 1 546 ℃(过热度 30 ℃)为计算初始条件。



(a) 相分率; (b) 导热系数; (c) 密度; (d) 热焓

图2 高钛钢冷却凝固过程相分率变化与热物性参数

Fig. 2 Phase fraction and thermal properties of high titanium steel during solidification

2) 结晶器冷却

结晶器内,受坯壳凝固收缩与保护渣性能等因素影响,铸坯表面的冷却强度沿结晶器拉坯方向逐渐衰减,该阶段采用Savage等^[21]提出的热流密度公式确定冷却边界条件:

$$q = 2.688 - B\sqrt{t} \quad (2)$$

式中, q 为坯壳表面的热流密度, MW/m^2 ; B 为与结晶器冷却工况相关的系数; t 为铸坯在结晶器内的冷却时间, s 。

3) 二冷区冷却

铸坯出结晶器进入二冷区后,依靠喷淋到铸坯表面的冷却水实现冷却降温,该阶段采用Nozaki等^[22]提出的二冷换热系数作为冷却边界条件:

$$h = \alpha W^{0.55} (1 - 0.075 T_w) \quad (3)$$

式中, h 为二冷区等效换热系数, $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; W 为水流密度, $\text{L}/(\text{m}^2 \cdot \text{min})$; T_w 为冷却水温度, $^\circ\text{C}$; α 为修正系数。

4) 空冷区冷却

空冷却内铸坯表面依靠热辐射方式向周围环境释放热量实现缓慢冷却,该过程铸坯表面辐射换热

系数为:

$$h_{\text{rad}} = \varepsilon \sigma (T_{\text{surf}}^2 + T_{\text{env}}^2) (T_{\text{surf}} + T_{\text{env}}) \quad (4)$$

式中, h_{rad} 为铸坯表面的辐射换热系数, $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; ε 为发射系数, 0.8; σ 为斯波兹曼常数, $5.67 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$; T_{surf} 及 T_{env} 分别为铸坯表面温度及环境温度, K 。

1.3 理论压下量模型

凝固末端轻压下^[23]可显著改善铸坯中心偏析与缩孔疏松缺陷,已得到普遍应用。压下量是轻压下工艺的关键参数,直接影响着轻压下工艺效果,合理的压下量需有效补偿铸坯两相区内的钢液凝固收缩。在不考虑压下过程高钛钢已凝固坯壳变形条件下,为确定补偿高钛钢两相区凝固收缩所需理论压下量,建立了如图3所示模型。在模型中,假设铸坯心部两相区沿铸坯宽向由多组微元体组成,每个微元体为六面体。在压下过程中,随着每个微元体冷却降温,其密度逐渐增加,微元体因此产生冷却凝固收缩。为补偿微元体冷却凝固收缩,需在铸坯厚度方向(W)施加一定的压下量进行补偿。以如图3所

示铸坯宽向中心一组微元体为对象,通过累加该组每个微元体所需施加压下量可确定最终的理论压下量。具体推导过程可参见作者相关文献^[23],推导出的理论压下量计算公式为:

$$\begin{cases} \Delta h_i' = h_i \left(1 - \frac{\rho_i^0}{\rho_i'} \right) \\ \Delta H' = \sum_{i=1}^N \Delta h_i' = \sum_{i=1}^N h_i \left(1 - \frac{\rho_i^0}{\rho_i'} \right) \end{cases} \quad (5)$$

式中, $\Delta h_i'$ 为每个微元体理论压下量, mm; $\Delta H'$ 为铸坯总理论压下量, mm; h_i 为微元体厚度, mm; ρ_i^0 为压下起始位置微元体密度, kg/m³; ρ_i' 为压下过程微元体密度, kg/m³。 ρ_i^0 、 ρ_i' 可基于凝固传热模型计算得到的温度场及不同温度时的密度 (图 2(c)) 确定。

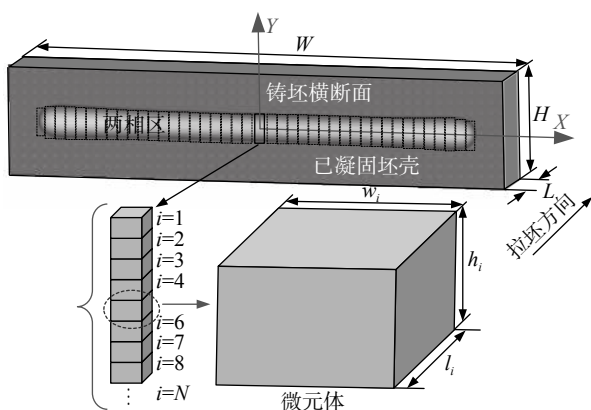


图3 理论压下量推导模型

Fig. 3 Model for determining the theoretical reduction amount

1.4 模型验证

理论压下量模型基于凝固传热模型计算确定的温度及密度变化推导建立,因此,凝固传热模型计算准确性决定了理论压下量模型的计算准确性。鉴于此,采用浇钢过程实测铸坯表面温度对凝固传热模型准确性进行了验证。浇钢过程中利用手持红外测温枪测定了扇形段5~8段各段出口位置铸坯宽面中心位置温度,5~8段各段出口距弯月面距离为14.4、16.5、18.7、20.9 m,测量过程拉速为1.0 m/min。图4对比了模型计算值与与实测结果,可以看到4个位置的实测温度与模型计算结果吻合较好,实测温度与模型计算结果相对误差<2.3%,说明所建立凝固传热模型可较准确计算铸坯凝固传热规律。

2 计算结果与分析

2.1 凝固传热

基于凝固传热模型首先针对拉速 1.0 m/min 时

高钛钢凝固传热规律进行了计算。浇铸过程中,高钛钢铸坯特征点温度与坯壳变化如图5所示。由于结晶器内冷却强度较大,宽面中心点温度快速降低。出结晶器后,铸坯表面依靠二冷区喷淋冷却水/雾冷却,冷却强度显著降低,宽面中心温度在出结晶后出现短时回温趋势。随后,在二冷一区至二冷五区范围内,铸坯宽面中心温度随拉坯距离增加而逐渐降低。二冷六区至八区范围内,由于冷却水量较小,铸坯表面温度呈现较明显回温趋势,与二冷五区出口相比,铸坯宽面中心出二冷八区时回温约35℃。随着二冷各区冷却水流密度减小,相邻二冷区交界位置铸坯表面温度出现短时回温趋势,且铸坯出二冷区进入空冷区时的短时回温趋势更为明显。结晶器、二冷一区至八区出口与铸机出口位置,铸坯表面中心温度依次为1050、1100、1079、1032、1011、995、1005、1001、1032℃和924℃。铸坯完全凝固之前,其心部糊状区内存在尚未凝固的钢水,在冷却过程中可持续释放凝固潜热,补偿部分铸坯热量损失。因此,铸坯完全凝固前(距弯月面距离20.4 m前),其中心位置的温度降低趋势较为平缓。而铸坯完全凝固后,由于缺乏钢液凝固过程释放的潜热补偿,铸坯中心点温度快速降低。

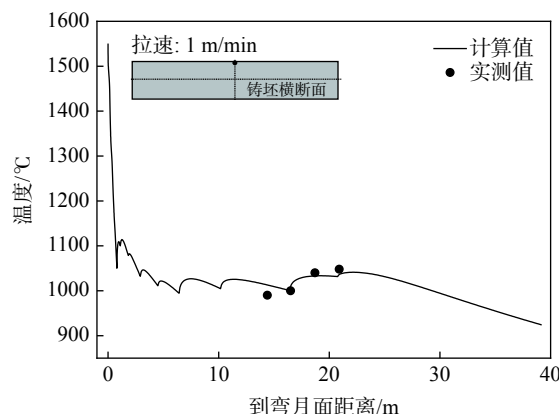


图4 铸坯宽面中心温度计算值与测量值对比

Fig. 4 Comparison between the predicted and the measured temperature of the slab wide surface center

结晶器内初生坯壳较薄,热阻较小,同时结晶器了冷却强度较大。因此,在初始冷却阶段,坯壳厚度快速增加。铸坯出结晶器进入后续冷却区后,铸坯表面冷却强度减弱,同时随着坯壳厚度增加,对应热阻增大,在该阶段坯壳增加速度有所减慢。在接近凝固终点附近,铸坯心部未凝固钢液不断减少,铸坯冷却过程缺乏钢液凝固释放的潜热补偿,坯壳出现

快速增大趋势。结晶器出口位置,坯壳厚度约15 mm,满足安全坯壳厚度要求。

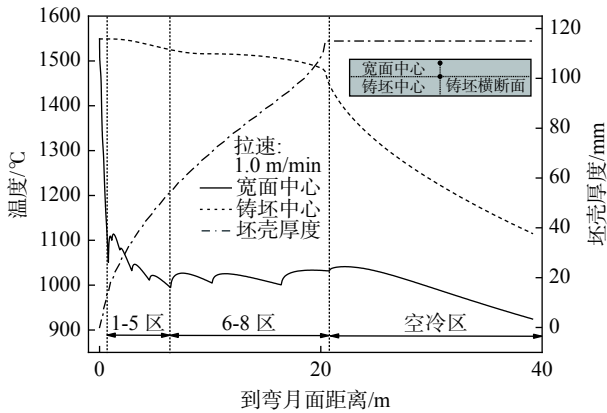


图5 浇铸过程中高钛钢铸坯特征点温度与坯壳厚度

Fig. 5 The temperature variation of typical positions of the slab and the shell thickness during continuous casting process

压下区间是轻压下工艺的核心参数,表征了轻压下施加铸流位置,通常以铸坯中心点固相率(f_s)表示。鉴于此,基于图5铸坯中心点温度,计算了拉速1.0 m/min时铸坯中心点固相率变化规律,如图6所示。浇铸前期铸坯中心点温度高于液相线温度,中心点固相率 $f_s=0$ 。随着浇铸过程进行,从距弯月面约9.6 m铸流位置处,铸坯中心点温度降低至液相线温度以下,中心点进入固液两相共存状态,中心点固相率 f_s 不断增大。在距弯月面约20.4 m位置处,固相率 f_s 增加至1.0,两相区结束,铸坯完全凝固。

两相区开始铸流位置9.6 m,结束铸流位置(凝固终点位置)为20.4 m,对应两相区长度为10.8 m。

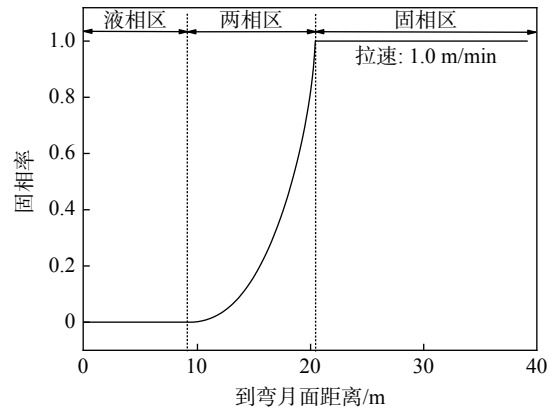


图6 浇铸过程高钛钢铸坯中心点固相率

Fig. 6 The solid phase fraction of the slab center during continuous casting

2.2 拉速对凝固传热影响

不同拉速时高钛钢铸坯宽面中心温度、中心点固相率与坯壳厚度分别如图7(a)、图7(b)、图7(c)所示。连铸过程中,随着拉速增加,铸坯在各冷却区内的冷却时间缩短,使铸坯存在升温趋势。然而,随着拉速增加,各冷却区内的配水相应增大,铸坯表面冷却强度增强,以抑制表面回温趋势。在上述两方面因素综合作用下,图7(a)所示铸坯宽面中心温度随拉速变化不明显。拉速由1.0 m/min增加至1.2 m/min过程中,宽面中心温度呈现轻微降低后增加变化趋势。

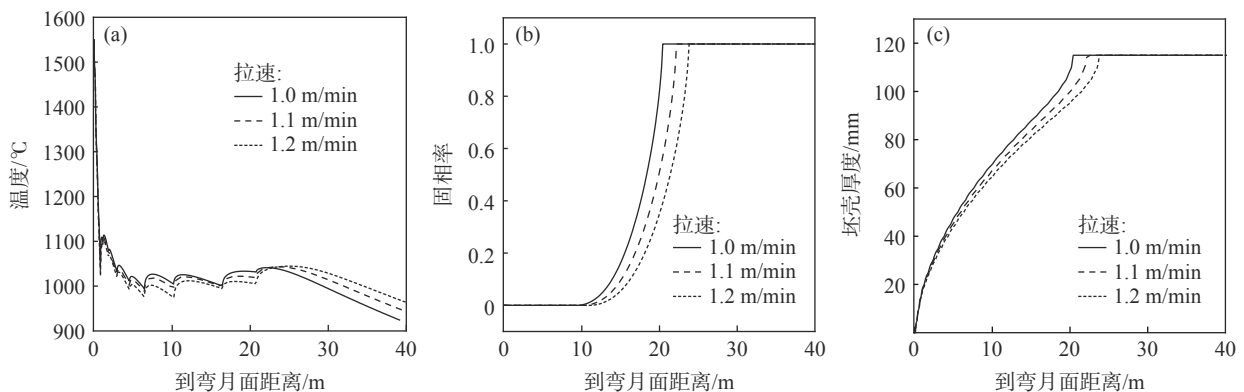


图7 不同拉速时高钛钢铸坯宽面中心温度、中心固相率与坯壳厚度

Fig. 7 Central temperature, central solid ratio and shell thickness of the broadside of high titanium steel slab at different tensile speeds

图7(b)为不同拉速时铸坯中心点固相率变化。随着拉速增加,铸流液相点(f_s 开始大于0位置)与固相点(f_s 增加至1.0位置)位置沿拉坯方向发生移动,且凝固终点移动距离明显较大。拉速每增加

0.1 m/min,铸坯液相点、固相点位置分别沿拉坯方向移动约0.8、1.7 m,对应两相区增长约0.9 m。

图7(c)为不同拉速时铸坯坯壳厚度变化。随着拉速增加,相同铸流位置的坯壳厚不断减薄。对

结晶器出口而言,随着拉速由 1.0 m/min 增大至 1.2 m/min,对应坯壳厚度由 14.7 mm 减小至 14.3 mm,即拉速每增加 0.1 m/min,坯壳厚度减薄约 0.2 mm。

2.3 理论压下量

基于理论压下量模型计算了不同拉速时铸坯两相区范围内理论压下量变化规律,如图 8 所示。

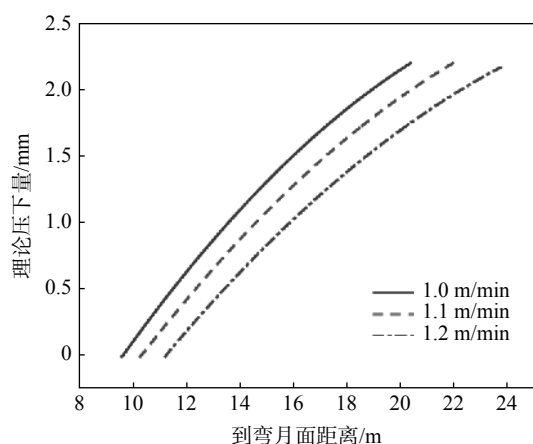


图 8 不同拉速时铸坯理论压下量

Fig. 8 Theoretical reduction amount of the casting steel with different casting speeds

随着铸坯冷却降温,两相区内持续发生凝固收缩,不同拉速下的理论压下量均持续增加。随着冷

却凝固过程进行,铸坯横断面内的两相区厚度不断减薄,在相同冷却时间内,两相区内的凝固收缩量减少,因此,理论压下量增加速度逐渐减小。随着拉速增加,两相区位置沿拉坯方向发生偏移,理论压下量分布区域发生相应移动,但不同拉速下总理论压下量基本相同,约 2.2 mm。

3 结论

1) 高钛钢连铸坯宽面中心位置在相邻冷却区边界位置存在一定回温,铸坯中心温度在凝固终点之前下降较慢,凝固终点后开始快速降低,坯壳在浇铸开始阶段与接近凝固终点附近快速增厚,其它阶段坯壳增长速度逐渐减小。

2) 拉速 1.0 m/min 时,高钛钢在结晶器出口坯壳厚度约 15 mm,凝固终点位于距弯月面 20.4 m 位置,两相区长度约 10.8 m。拉速每增加 0.1 m/min,结晶器出口坯壳厚度减小约 0.2 mm,凝固终点沿拉坯方向移动约 1.7 m,两相区长度增加约 0.9 m,拉速对铸坯宽面中心温度影响较小。

3) 两相区内,高钛钢理论压下量不断增加,但增加速度逐渐降低。不同拉速时总理论压下量基本相等,约 2.2 mm。

参考文献

- [1] Wang Xingjuan, Qu Shuo, Liu Ran, *et al.* Research status and prospect of special mold flux for high titanium steel[J]. Materials Reports, 2021, 35(S1): 467–472.
(王杏娟, 曲硕, 刘然, 等. 高钛钢专用连铸保护渣研究现状及展望[J]. 材料导报, 2021, 35(S1): 467–472.)
- [2] Wang Xingjuan, Jin Hebin, Zhu Liguang, *et al.* Effect of titanium content in steel on slag-metal reaction in continuous casting mold[J]. Iron and Steel, 2020, 55(12): 46–55.
(王杏娟, 靳贺斌, 朱立光, 等. 钢中钛含量对连铸结晶器内渣金反应的影响[J]. 钢铁, 2020, 55(12): 46–55.)
- [3] Weng Lei, Wu Hongyan, Lan Liangyun, *et al.* Study on seawater corrosion resistant ferrite matrix high-Ti steel[J]. Journal of Northeastern University(Natural Science), 2019, 40(11): 1568–1573.
(翁镭, 吴红艳, 兰亮云, 等. 耐海水腐蚀用铁素体基低碳高钛钢的研究[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2019, 40(11): 1568–1573.)
- [4] Liang Xiaokai, Sun Xinjun, Yong Qilong, *et al.* Precipitation of TiC in high Ti steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2016, 28(9): 71–75.
(梁小凯, 孙新军, 雍岐龙, 等. 高钛钢中TiC析出机制[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(9): 71–75.)
- [5] Zhang Ming, Yang Shanwu, Chi Lili, *et al.* Corrosion behavior of high titanium steel exposed in salt fog environment[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2010, 34(11): 18–22.
(张明, 杨善武, 迟丽丽, 等. 高钛钢在盐雾环境中的腐蚀行为[J]. 机械工程材料, 2010, 34(11): 18–22.)
- [6] Pan Wenfeng, Cai Zhaozhen, Wang Shaobo, *et al.* Study and optimization of uniformity of continuous casting slab heat transfer in high temperature zones of secondary cooling[J]. China Metallurgy, 2021, 31(8): 23–34.

- (潘文峰, 蔡兆镇, 王少波, 等. 连铸板坯二冷高温区传热均匀性研究与优化[J]. 中国冶金, 2021, 31(8): 23–34.)
- [7] Wu C H, Ji C, Zhu M Y. Analysis of the thermal contraction of wide-thick continuously cast slab and the weighted average method to design a roll gap[J]. *Steel Research International*, 2017: 1600514.
- [8] Cai Kaike, Heat transfer and cooling control of continuous casting process in secondary cooing zones[J]. *Henan Metallurgy*, 2003(1): 3–7.
(蔡开科. 连铸二冷区凝固传热及冷却控制[J]. 河南冶金, 2003(1): 3–7.)
- [9] Ji C, Luo S, Zhu M, *et al.* Uneven solidification during wide-thick slab continuous casting process and its influence on soft reduction zone[J]. *ISIJ International*, 2014, 54(1): 103–111.
- [10] Chang Zhengsheng, Zhang Qiaoying, Yang Kezhi, *et al.* Effects of continuous casting process parameters on central equiaxed crystal ratio of oriented silicon steel slab[J]. *China Metallurgy*, 2020, 30(1): 58–62,87.
(常正昇, 张乔英, 杨克枝, 等. 板坯连铸工艺参数对取向硅钢铸坯中心等轴晶率的影响[J]. 中国冶金, 2020, 30(1): 58–62,87.)
- [11] Wang H M, Li G R, Lei Y C, *et al.* Mathematical heat transfer model research for the improvement of continuous casting slab temperature[J]. *ISIJ International*, 2005, 45(9): 1291–1296.
- [12] Louhenkilpi S, Laitinen E, Nieminen R. Real-time simulation of heat transfer in continuous casting[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1993, 24(4): 685–693.
- [13] Ueshima Y, Mizoguchi S, Matsumiya T, *et al.* Analysis of solute distribution in dendrites of carbon steel with δ/γ transformation during solidification[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1986, 17(4): 845–859.
- [14] Harste K. Investigation of the shrinkage and the origin of mechanical tension during the solidification and successive cooling of cylindrical bars of Fe-C alloys [D]. German: Technical University of Clausthal, 1989.
- [15] Harste K, Suzuki T, Schwerdtfeger K. Thermomechanical properties of steel: viscoplasticity of γ iron and γ Fe-C alloys[J]. *Materials Science and Thechnology*, 1992, 8(1): 23–33.
- [16] Harste K, Schwerdtfeger K. Themomechanical properties of iron: viscoplasticity of ferrite and austenite-ferrite mixtures[J]. *Materials Science and Technology*, 1996, 12(5): 378–384.
- [17] Han H N, Lee J E, Yeo T, *et al.* A finite element model for 2-dimensional slice of cast strand[J]. *ISIJ International*, 1999, 39(5): 445–454.
- [18] Wang W L, Zhu M Y, Cai Z Z, *et al.* Micro-segregation behavior of solute elements in the mushy zone of continuous casting wide-thick slab[J]. *Steel Research International*, 2012, 83(12): 1152–1162.
- [19] Louhenkilpi S, Mäkinen M, Vapalahti S, *et al.* 3D steady state and transient simulation tools for heat transfer and solidification in continuous casting[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2005, 413: 135–138.
- [20] Zhang J, Chen D F, Zhang C Q, *et al.* Dynamic spray cooling control model based on the tracking of velocity and superheat for the continuous casting steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 229: 651–658.
- [21] Savage J, Pritchard W H. The problem of rupture of the billet in the continuous casting of steel[J]. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1954, 178(3): 269–277.
- [22] Nozaki T, Matsuno J, Murata K, *et al.* A secondary cooling pattern for preventing surface cracks of continuous casting slab[J]. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1978, 18(6): 330–338.
- [23] Wu C H, Zeng J H, Wu G R, *et al.* A new method to determine the theoretical reduction amount for wide-thick slab during the mechanical reduction process[J]. *Journal of Mining and Metallurgy Section B Metallurgy*, 2021, 57(1): 125–136.