

高拉速连铸低碳铝镇静钢铸坯中夹杂物

苑 鹏¹⁾✉,王新华²⁾,姜 敏²⁾,冀云卿²⁾,王万军²⁾

1) 首钢技术研究院薄板研究所,北京 100043 2) 北京科技大学冶金与生态工程学院,北京 100083

✉ 通信作者,E-mail: shandongyuanpeng@163.com

摘 要 针对高拉速板坯连铸生产的低碳铝镇静钢铸坯,采用 Aspex 自动扫描电镜对铸坯表层夹杂物进行大面积的扫描分析,得到不同拉速下夹杂物的变化规律,并探究流场和 S 含量对夹杂物分布的影响. 结果表明:随着拉速增大,钩状坯壳的深度和长度逐渐减小. 对拉速大于 $2\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ 的铸坯,由于钩状坯壳不是很发达,铸坯表层没有发现大于 $200\text{ }\mu\text{m}$ 的夹杂物. 铸坯表层尺寸介于 $50\sim 200\text{ }\mu\text{m}$ 的夹杂物主要是由凝固坯壳所捕获,而夹杂物在凝固前沿的受力决定了夹杂物的捕获行为. 随着拉速提高,凝固前沿的钢液流速增加,随着冲刷力的增加、捕获力的减少,夹杂物被捕获的数量减少. 在高拉速连铸下,如果钢液中 S 含量较大,夹杂物受到明显的温度 Marangoni 力,会更容易被凝固坯壳捕获.

关键词 低碳钢; 连铸; 板坯; 夹杂物

分类号 TF777.1

Inclusions in low carbon aluminum killed steel slabs at high casting speed

YUAN Peng¹⁾✉, WANG Xin-hua²⁾, JIANG Min²⁾, JI Yun-qing²⁾, WANG Wan-jun²⁾

1) Sheet Metal Research Institute, Shougang Research Institute of Technology, Beijing 100043, China

2) School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: shandongyuanpeng@163.com

ABSTRACT Inclusions in the surface of low carbon aluminum killed steel slabs cast at high casting speed were analyzed by Aspex automated scanning electron microscopy in a large area. The changes in number and size of inclusions were tested at different casting speeds, and the influence of flow fields and sulfur content on the distribution of inclusions was explained in detail. It is found that when the casting speed increases, the depth and length of hooks decrease. Hooks in the slab subsurface is not obvious when the casting speed larger than $2\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, so inclusions larger than $200\text{ }\mu\text{m}$ cannot be found in the slab surface. Inclusions with the size of $50\sim 200\text{ }\mu\text{m}$ in the slab surface are mainly entrapped by the solidified shell, and the entrapment of inclusions is influenced by forces acting on inclusions at the solidifying front. The flow velocity of molten steel increases due to increasing casting speed, then the washing force becomes large and the entrapping force becomes small, and therefore the number of entrapped inclusions decreases. If the sulfur content in the steel is high at high casting speed, inclusions will be easily entrapped by the solidified shell due to the thermal Marangoni force acting on inclusions obviously.

KEY WORDS low carbon steel; continuous casting; slabs; inclusions

为提高生产率和降低能源消耗,日本的很多钢厂实现了常规板坯的高拉速连铸,新日铁住金的名古屋制铁厂、神户制钢的加古川制铁厂的部分铸机在生产低碳、超低碳钢铸坯时的拉速均达到 $2.0\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$,其中 JFE 的福山厂更是达到 $2.5\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ [1]. 高拉速连

铸会增大结晶器流股的冲击强度,进而引起液面波动剧烈,导致保护渣的卷入. 近年来,随着电磁制动技术的开发,高拉速连铸引起的结晶器液面波动得到有效抑制,卷渣不再是限制因素,此时脱氧后氧化铝不断碰撞、聚集而形成的大尺寸簇群状氧化铝夹杂成为影响

铸坯洁净度的主要原因。

低碳铝镇静钢所生产的深冲冷轧薄板广泛用于汽车、家电等制品,对表面品质的要求很高。钢中大尺寸的非金属夹杂物是造成此类钢种表面缺陷的主要原因,而分布在铸坯表层的大尺寸夹杂物对其表面质量的危害尤为严重。基于此,本实验分析不同拉速下低碳铝镇静钢铸坯表层夹杂物的数量变化规律,并通过研究夹杂物在凝固前沿的捕获行为来解释夹杂物在铸坯表层的分布,为进一步改善铸坯表层的洁净度提供理论支持。

1 实验方法

实验铸坯取自首钢京唐公司 3[#] 铸机正常浇注时所生产的低碳铝镇静钢铸坯。表 1 是不同铸坯试样化学成分,表 2 是其浇注参数。通过研究不同拉速下铸坯表层的夹杂物,来讨论拉速提高后铸坯洁净度的变化及原因。本实验所取铸坯对应拉速分别为 1.8、2.0、2.3 和 2.5 m·min⁻¹。对常规板坯而言,2.0 m·min⁻¹ 以下属于常规拉速,高于 2.0 m·min⁻¹ 即属于高拉速。

取样示意图如图 1 所示,在每块铸坯表层宽度方向上每隔 1/8 取一块状试样,即每块铸坯表层取 7 块试样。

表 1 实验所用低碳铝镇静钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of low carbon aluminum killed steel for test

铸坯编号	C	Si	Mn	P	S	Als
A	0.02	0.02	0.22	0.010	0.005	0.020
B	0.04	0.01	0.32	0.013	0.007	0.036
C	0.03	0.01	0.22	0.010	0.010	0.028
D	0.04	0.01	0.21	0.011	0.007	0.045

表 2 铸坯试样对应的浇注参数

Table 2 Casting parameters of the slab samples

铸坯编号	拉速/(m·min ⁻¹)	宽度/mm	结晶器振频/Hz	结晶器振幅/mm	FC 结晶器	线圈电流/A
A	1.8	1000	3.62	3	开启	665
B	2.0	1000	3.95	3	开启	665
C	2.3	1050	4.45	3	开启	665
D	2.5	1000	4.78	3	开启	665

1.1 铸坯表层夹杂物

试样尺寸为 70 mm × 50 mm × 30 mm,由于试样较大,需要使用自动磨样机进行制样。首先磨掉表层的氧化铁皮,之后进行细磨和抛光,然后使用 Aspex 自动扫描电镜对直径在 20 μm 以上的夹杂物进行自动扫描。每块试样的扫描面积约为 2000 mm²,因此每块铸坯表层夹杂物的检测面积达到 14000 mm²。扫描结束后为

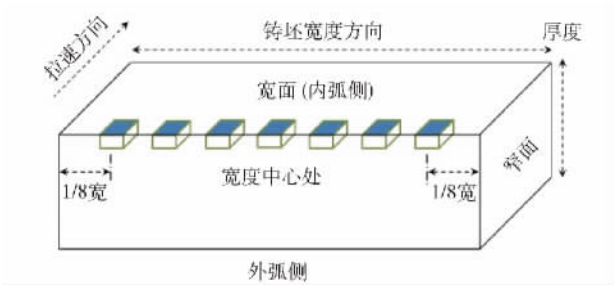


图 1 铸坯取样示意图

Fig. 1 Schematic illustration of the sampling locations

保证结果准确无误,利用 Aspex 自带的“再定位(relocate)”的方法进行人工检查。

1.2 铸坯皮下钩状坯壳

为探究铸坯皮下钩状坯壳组织对夹杂物捕获的影响,本文对不同拉速下铸坯的钩状坯壳组织进行详细地研究。试样尺寸为 50 mm × 10 mm × 10 mm,对垂直于铸坯表层的纵截面细磨和抛光,用饱和的苦味酸溶液进行侵蚀,然后在光学显微镜下观测。

1.3 结晶器内钢液流动的测量

为探究钢液流动对夹杂物捕获的影响,本实验对凝固坯壳前沿的钢液流速进行测算。Okano 等^[2] 研究发现,根据枝晶的偏转角度可以测算出对应结晶器中钢液流速。铸坯试样尺寸为 25 mm × 25 mm × 15 mm,将垂直于表层的横截面进行细磨和抛光,用饱和的苦味酸溶液侵蚀,然后在光学显微镜下观测并记录照片,用角度测量软件对枝晶的偏转角度进行准确地测量,再根据 Okano 等提出的钢液流速计算公式计算凝固前沿的钢液流速^[2]:

$$\ln v = \frac{\theta + 9.73 \ln f + 33.7}{1.45 \ln f + 12.5} \quad v < 50 \text{ cm} \cdot \text{s}^{-1} \quad (1)$$

式中:θ 为枝晶偏角(°);f 为凝固速率,cm·s⁻¹;v 为钢液流速,cm·s⁻¹。在不使用结晶器内电磁搅拌(M-EMS)的情况下,凝固前沿的钢液流速很难达到 50 cm·s⁻¹。

2 实验结果及讨论

2.1 夹杂物的形貌与分类

实验发现,在稳态浇注条件下所生产的低碳铝镇静钢铸坯中,尺寸大于 20 μm 的夹杂物主要分为 2 种类型:簇群状的氧化铝夹杂物;气泡 + 簇群状氧化铝型夹杂物,并没有发现保护渣夹杂物。这是因为当拉速达到 1.8 m·min⁻¹ 及以上时,电磁制动(FC 结晶器)开启,这样结晶器内的液面波动得到有效抑制,保护渣卷入的概率大大降低。

图 2 是簇群状氧化铝夹杂物的典型形貌。图 3 是簇群状氧化铝夹杂物的能谱面扫描图。图 4 是气泡 + 簇群状氧化铝型夹杂物的典型形貌和能谱面扫描图。

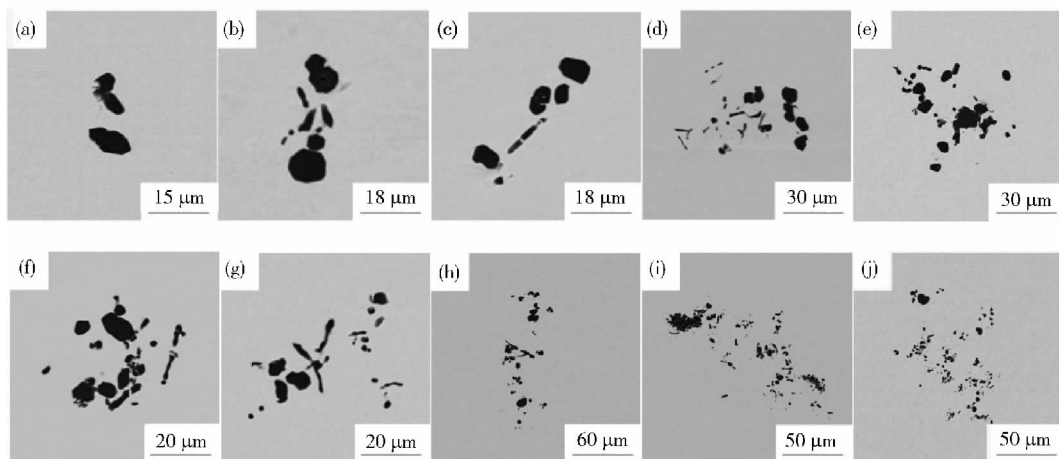


图2 族群状氧化铝夹杂的典型形貌

Fig. 2 Typical morphologies of the cluster alumina inclusions

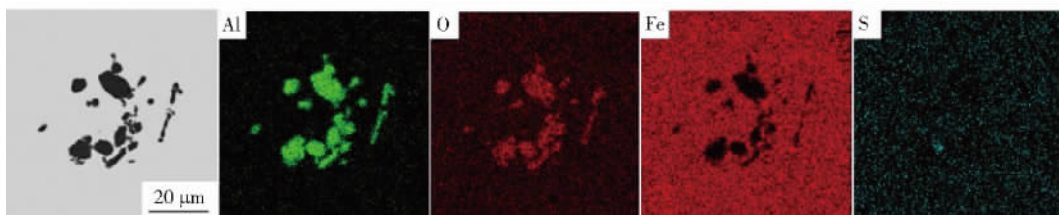


图3 族群状氧化铝夹杂的能谱面扫描图

Fig. 3 Elemental mapping of the cluster alumina inclusion

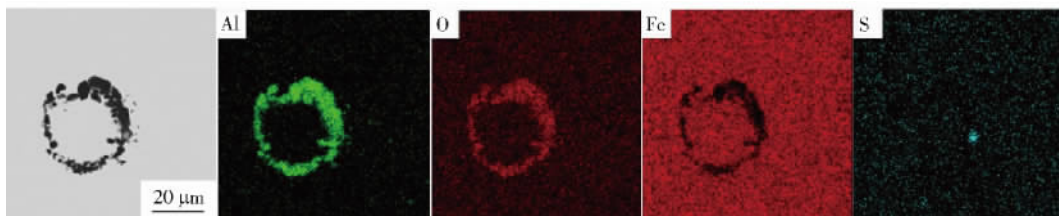


图4 气泡+族群状氧化铝型夹杂物的典型形貌和能谱面扫描图

Fig. 4 Typical morphology and elemental mapping of the bubble + cluster alumina inclusion

族群状的氧化铝夹杂物占所检测到的夹杂物总数的90%以上;而气泡+族群状的氧化铝型夹杂物的数量很少,不到10%。高拉速连铸所生产的低碳铝镇静钢铸坯中夹杂物的种类和形貌与常规拉速下所生产的铸坯相比几乎没有差别。

2.2 夹杂物的尺寸分布

图5是低碳铝镇静钢铸坯中夹杂物的尺寸分布。无论是高拉速还是常规拉速下所生产的连铸坯,尺寸在20~50 μm的夹杂物所占的数量最多,随着夹杂物尺寸的增加,其所占的比例逐渐减小,并且发现拉速高于 $2 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 的铸坯中没有发现尺寸在300 μm以上的夹杂物。

2.3 铸坯皮下的钩状坯壳

超低碳或低碳钢的铸坯皮下很容易形成“钩状”的凝固组织,即钩状坯壳^[3-4]。钩状坯壳很容易捕获气

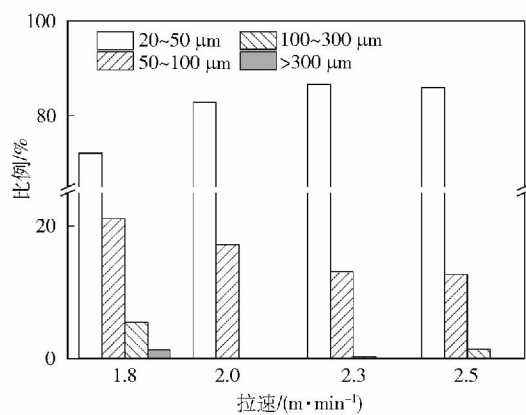


图5 夹杂物的尺寸分布

Fig. 5 Size distribution of the inclusions

泡和非金属夹杂物,从而危害冷轧薄板的表面质量^[4-5]。图6是钩状坯壳的典型形貌。定义钩状坯壳

尖端到铸坯表面的垂直距离为钩状坯壳的深度, 钩状坯壳尖端到钩状坯壳根部的直线距离为钩状坯壳的长度。为了完全消除钩状坯壳和因其造成的表面缺陷, 需要对铸坯进行表面清理, 而钩状坯壳的深度则决定了表面清理的厚度^[5]。Sengupta、Thomas 等^[6-8]提出钩状坯壳的形成机理, 认为结晶器振动的负滑脱阶段弯月面钢液的凝固和随后的溢流是形成钩状坯壳的原因。这一机理很好地解释了前人的实验现象, 因而认同度较高。根据这一机理可知, 弯月面钢液的凝固程度决定了铸坯皮下钩状坯壳的长度和深度。

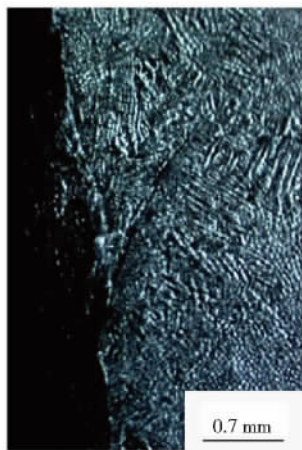


图6 钩状坯壳的典型形貌

Fig. 6 Typical shape of the hook

图7 是不同拉速下铸坯皮下钩状坯壳深度和长度的变化。随着拉速的提高, 钩状坯壳的深度和长度呈减小趋势。这是因为拉速提高后, 结晶器中钢液流动明显加快, 钢液携带更多热量到达弯月面附近, 从而有效抑制弯月面钢液的凝固, 使得铸坯皮下钩状坯壳的深度和长度明显小于正常拉速。

图8 是铸坯拉速与表层夹杂物最大直径的关系。拉速为 $1.8 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时铸坯表层能够发现尺寸在 $300 \mu\text{m}$ 以上的夹杂物, 而在拉速大于 $2.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 的高拉速条件下, 铸坯表层夹杂物的最大直径不超过 $200 \mu\text{m}$ 。

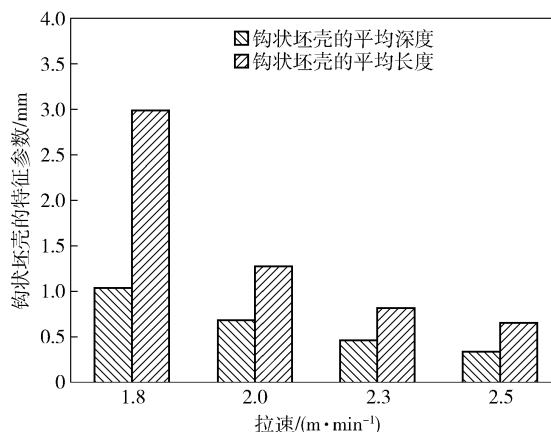


图7 钩状坯壳特征参数与拉速的关系

Fig. 7 Relationship between hook characteristics and casting speed

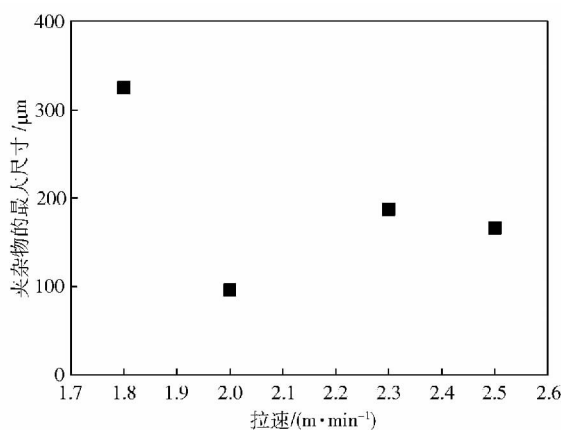


图8 拉速与夹杂物最大尺寸的关系

Fig. 8 Relationship between casting speed and inclusion maximum diameter

μm 。Awajiya、Deng 等^[9-10]研究发现, 钩状坯壳对捕获尺寸大于 $200 \mu\text{m}$ 的夹杂物作用明显, 而尺寸小于 $200 \mu\text{m}$ 的夹杂物和钩状坯壳并不存在必然的关系。

图9 为拉速 $1.8 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 对应的铸坯中尺寸在 $300 \mu\text{m}$ 以上的夹杂物的形貌。在低碳铝镇静钢铸坯中, 这种超大尺寸的夹杂物主要是簇群状氧化铝。精炼结束

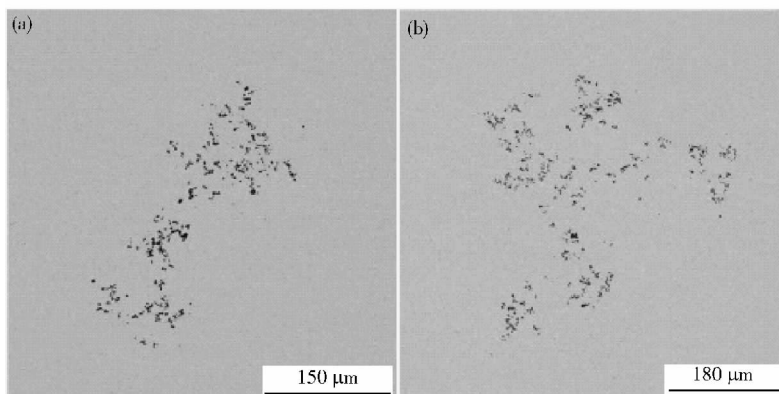


图9 铸坯中大尺寸簇群状氧化铝夹杂物

Fig. 9 Large size cluster alumina inclusions in the slab

后钢水中大尺寸夹杂物数量很少,但仍会残留少量大尺寸夹杂物。浇注过程中受二次氧化的影响,簇群状氧化铝夹杂物的数量增多,并且不断碰撞长大,从而形成此类大尺寸夹杂物^[1]。此外,在浇注过程中,残余的氧化铝夹杂不断地在浸入式水口堆积,在水口表面堆积的簇群状氧化铝夹杂物受到强烈的钢液湍流剪切力的作用,周期性地从水口表面脱落,而进入到结晶器中^[11]。这些大尺寸的簇群状氧化铝夹杂物进入到结晶器后很容易上浮去除,但是也容易被钩状坯壳捕获进而在铸坯表层聚集^[9]。

文献[12]报道,危害深冲冷轧薄板表面质量的夹杂物主要处于铸坯皮下 10~20 mm 以内,也就是说铸坯皮下 20 mm 以内的大尺寸夹杂物都有可能造成低碳铝镇静钢深冲冷轧板的表面缺陷,但是受钩状坯壳的影响,大尺寸夹杂物主要在位于铸坯表层附近^[9]。当拉速为 $1.8 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时,钩状坯壳的深度和长度较大,所以很容易捕获到大于 $300 \mu\text{m}$ 的夹杂物;而当拉速大于 $2 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 后,钩状坯壳变得不是很发达,因此在铸坯表层没有发现尺寸在 $200 \mu\text{m}$ 以上的夹杂物。研究发现,图 9 所示的大尺寸夹杂物的位置和钩状坯壳的位置有很好的对应关系,这进一步证明 Awajiya、Deng 等^[9-10]的研究结果。

2.4 凝固前沿夹杂物的受力情况

图 10 是铸坯拉速与表层夹杂物数量密度的关系。除拉速为 $2.3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 的铸坯外,随着拉速的增加,铸坯表层夹杂物的数量呈线性减小的趋势。由于钩状坯壳只对捕获大于 $200 \mu\text{m}$ 的夹杂物作用明显,因此这些小于 $200 \mu\text{m}$ 的夹杂物的数量密度是受凝固坯壳捕获夹杂物的能力所决定的,而凝固坯壳对夹杂物的捕获是由凝固前沿夹杂物的受力情况所决定。

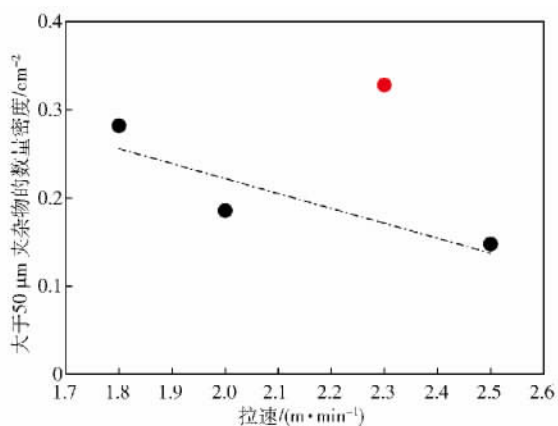


图 10 拉速与夹杂物数量密度的关系

Fig. 10 Relationship between casting speed and inclusion number density

在结晶器凝固界面的前沿同时存在着浓度边界层、速度边界层和温度边界层,夹杂物或气泡受流股推

力和浮力的作用从湍流区进入到凝固前沿的边界层区域,夹杂物在边界层的受力决定了此处夹杂物的运动行为,而夹杂物在凝固前沿的运动又会影响到夹杂物被凝固坯壳的推动/捕获。Miyake 等^[13]在考虑钢液流动的情况下计算出结晶器中浓度边界层的大小。一般情况下,浓度边界层的厚度约为 $20 \mu\text{m}$;在使用电磁搅拌(M-EMS)的情况下,钢液流速变大,此时浓度边界层的厚度约为 $10 \mu\text{m}$ 。Toh 等^[14]研究发现钢液流速也会影响到速度边界层的厚度,一般情况下速度边界层的厚度为 3 mm ,当钢液流速较大时速度边界层的厚度将减小到 1 mm 。Lee 等^[15]计算发现,结晶器中温度边界层的厚度约为速度边界层的 2 倍。因此,到达凝固前沿的夹杂物首先由湍流区进入到凝固前沿的温度边界层,之后依次进入到速度边界层和浓度边界层,如图 11 所示。图中 F_T 为夹杂物所受的温度 Marangoni 力, F_U 为夹杂物所受的 Saffman 力, F_C 为夹杂物所受的浓度 Marangoni 力。

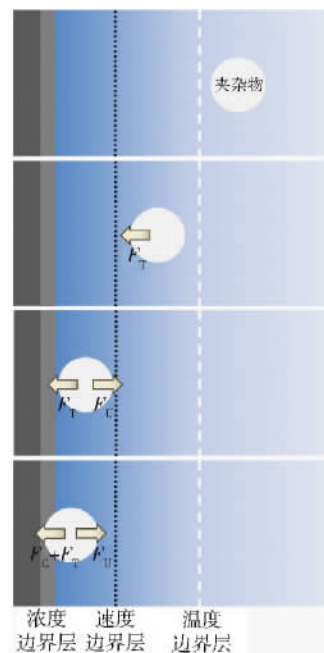


图 11 凝固前沿夹杂物捕获的示意图

Fig. 11 Schematic illustration of inclusion entrapment at the solidified front

文献[16-18]报道,凝固前沿的浓度梯度和温度梯度均会引起表面张力的变化,此时处于边界层的夹杂物会受到由表面张力梯度所引起的 Marangoni 力。此外,处于速度边界层的夹杂物还会受到由速度梯度所引起的 Saffman 力^[13,18-20]。图 12 为夹杂物在凝固前沿的受力示意图。相对于竖直方向上的浮力来说,水平方向上的 Marangoni 力和 Saffman 力会直接影响到夹杂物的捕获行为。

为了定量地分析夹杂物在凝固前沿所受的 Ma-

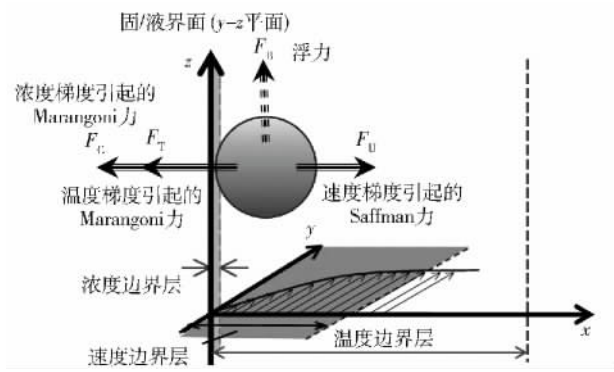


图 12 凝固前沿夹杂物的受力示意图

Fig. 12 Schematic illustration of forces acting on inclusions at the solidified front

Marangoni 力和 Saffman 力的大小, Mukai 和 Lin^[16] 提出 Marangoni 力 (F_{Ma}) 的计算公式, 如式 (2) ~ 式 (4). 同时 Toh 等^[14] 提出 Saffman 力 (F_{μ}) 的计算公式, 如式 (5).

当 $2R > \delta$ 时,

$$F_{Ma} = - \left(\frac{2\pi}{R} \right) K \int_{-R}^{-R+\delta} (R^2 - x^2) dx. \quad (2)$$

当 $2R < \delta$ 时,

$$F_{Ma} = - \frac{8}{3} \pi R^2 K. \quad (3)$$

$$K = \frac{d\sigma(C, T)}{dx} = \left[\frac{\partial \sigma(C, T)}{\partial C} \right]_T \frac{dC}{dx} + \left[\frac{\partial \sigma(C, T)}{\partial T} \right]_C \frac{dT}{dx} = K_C + K_T. \quad (4)$$

$$F_{\mu} = 6.48 \mu \cdot u_y \sqrt{\frac{\partial u_y}{\partial x} \cdot \frac{R^2}{\sqrt{\nu}}} \quad (5)$$

式中: R 为夹杂物的半径, μm ; δ 为边界层的厚度, μm ; K 为表面张力梯度, $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$; x 为夹杂物到凝固界面的垂直距离, μm ; σ 为表面张力, $\text{N} \cdot \text{m}^{-1}$; C 为溶质元素的质量分数; T 为温度, K ; μ 为黏度, $\text{N} \cdot \text{s} \cdot \text{m}^{-2}$; ν 为运动黏度, $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$; u_y 为平行于凝固界面的速度分量, $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$.

将浓度梯度引起的表面张力梯度力称为浓度 Marangoni 力, 将温度梯度引起的表面张力梯度力称为温度 Marangoni 力. 由上面的式子可知, 钢液溶质元素的浓度、过热度、浓度边界层的厚度以及夹杂物的尺寸都会影响到浓度 Marangoni 力的大小; 同理, 钢液中溶质元素的浓度、过热度、温度边界层的厚度以及夹杂物的尺寸则会影响到温度 Marangoni 力的大小; 而夹杂物所受的 Saffman 力主要受钢液流速和速度边界层厚度的影响.

2.4.1 钢液流动对夹杂物捕获的影响

在高拉速连铸过程中, 稳态浇注时最高拉速达到 $2.5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, 与常规拉速相比, 结晶器中钢液流速显著提高. 据文献 [19 21-22] 报道, 钢液流动能够有效

地改善铸坯表层的洁净度, 并称之为冲刷效应.

图 13 是枝晶生长的金相图. 根据式 (1), 由枝晶偏转角度可以测得对应结晶器中的钢液流速. 图 14 为不同拉速下由枝晶偏转测量出的钢液流速. 由图可知, 拉速越大, 凝固前沿的钢液流速越大. 随着钢液流速的增加, 速度边界层的厚度减小, 使速度边界层中的速度梯度增大, 进而导致夹杂物所受的 Saffman 力增大.

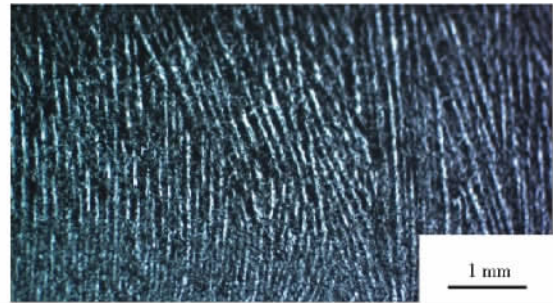


图 13 枝晶生长的金相图

Fig. 13 Optical micrograph of dendrites

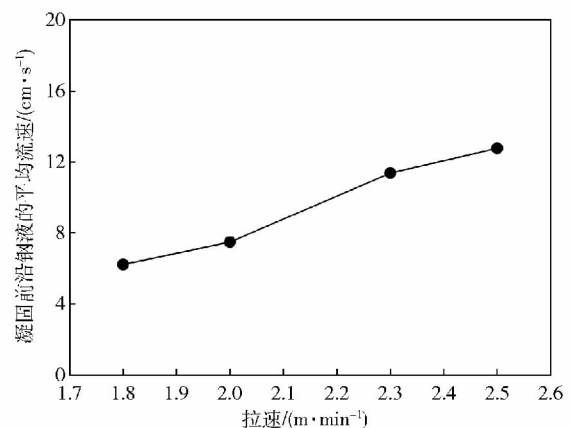


图 14 拉速与凝固坯壳前沿钢液流速的关系

Fig. 14 Relationship between casting speed and steel flow velocity at the solidified front

图 15 是夹杂物所受的 Saffman 力与凝固前沿钢液流速的关系. 当钢液流速变大时, 夹杂物所受的 Saffman 力明显增大.

与此同时, 钢液流速的增加还会导致浓度边界层厚度的减小. 当浓度边界层减小时, 夹杂物所受的浓度 Marangoni 力也会降低. 这是因为虽然浓度边界层的减小会导致浓度梯度的增大, 但表面张力对夹杂物的有效作用面积会显著降低, 因此浓度 Marangoni 力会随着浓度边界层厚度的减小而降低. 图 16 为不同浓度边界层厚度下夹杂物所受的浓度 Marangoni 力. 图中 δ_c 为浓度边界层厚度, 钢中 $[S]$ 为 70×10^{-6} .

因此, 当拉速提高后, 结晶器中初始凝固坯壳前沿的钢液流动显著增强, 夹杂物受到的 Saffman 力明显增大, 同时夹杂物所受的浓度 Marangoni 力减小, 此时

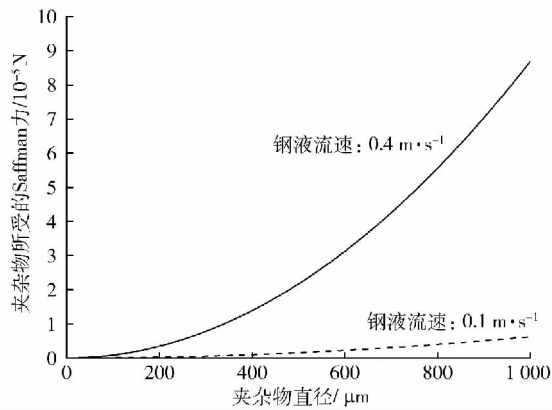


图15 夹杂物所受的 Saffman 力与凝固前沿钢液流速的关系

Fig. 15 Relationship between Saffman force and steel flow velocity at the solidified front

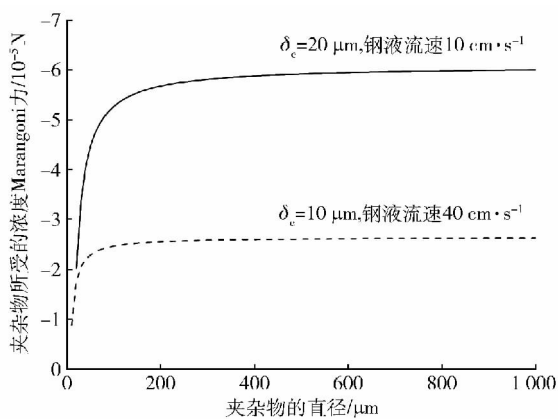


图16 夹杂物所受的浓度 Marangoni 力与凝固前沿钢液流速的关系

Fig. 16 Relationship between solutal Marangoni force and steel flow velocity at the solidified front

更有利于推动夹杂物离开凝固前沿而进入到钢液内部或上浮去除。

2.4.2 钢液 S 含量对夹杂物捕获的影响

如图 10 所示,当拉速为 $2.3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时,铸坯表层夹杂物的数量不但不会减少,反而比拉速为 $1.8 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时还要多。此外,实验时在铸坯 C (拉速 $2.3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$) 中还发现很多由钩状坯壳捕获的较大尺寸的气泡,如图 17 所示,而其他 3 块铸坯却未有此发现。这是因为拉速为 $2.3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时所生产的铸坯中 S 质量分数达到了 100×10^{-6} ,明显高于平均水平 ($50 \times 10^{-6} \sim 70 \times 10^{-6}$)。Miyake 等^[13]和 Lee 等^[15]的研究发现,随着钢液中 S 含量的增加,对应冷轧薄板的缺陷率呈明显增加的趋势,如图 18 所示。

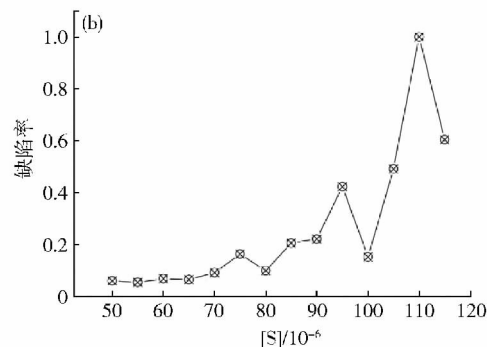
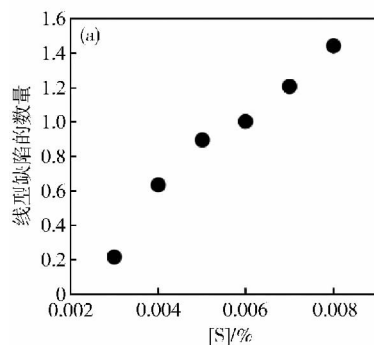


图18 钢中 S 含量与冷轧钢板表面缺陷数量的关系。(a) 文献[13]; (b) 文献[15]

Fig. 18 Relationship between S content in the steel and the number of defects on cold rolled sheets: (a) Ref. [13]; (b) Ref. [15]

min^{-1}) 中还发现很多由钩状坯壳捕获的较大尺寸的气泡,如图 17 所示,而其他 3 块铸坯却未有此发现。这是因为拉速为 $2.3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时所生产的铸坯中 S 质量分数达到了 100×10^{-6} ,明显高于平均水平 ($50 \times 10^{-6} \sim 70 \times 10^{-6}$)。Miyake 等^[13]和 Lee 等^[15]的研究发现,随着钢液中 S 含量的增加,对应冷轧薄板的缺陷率呈明显增加的趋势,如图 18 所示。

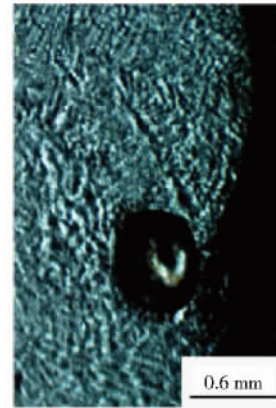


图17 铸坯 C 中钩状坯壳所捕获的气泡

Fig. 17 Bubbles entrapped by hooks in Slab C

相对于其他元素, S 元素对表面张力的影响最为显著^[13, 15-16],虽然夹杂物的主要成分是氧化铝,但在氧化铝的外圈存在少量 S,说明夹杂物处于较为明显的 S 浓度梯度之中,如图 3 和图 4 所示。随着钢液 S 的增加,到达凝固前沿浓度边界层的夹杂物会受到较为强烈的浓度 Marangoni 力,浓度 Marangoni 力作用在夹杂物的表面并指向凝固界面,使夹杂物更容易被凝固坯壳捕获。图 19 是夹杂物所受的浓度 Marangoni 力随钢液中 [S] 的变化规律, D 为夹杂物直径。由图可以看出,随着钢液中 [S] 的增加,夹杂物所受的浓度 Marangoni 力逐渐增大。

虽然夹杂物所受的浓度 Marangoni 力随钢液 [S] 的增加而递增,但是这种递增的趋势在 [S] 高于 50×10^{-6} 后变得不是很明显,当 [S] 达到 100×10^{-6} 时对应的浓度 Marangoni 力并没有比 50×10^{-6} 时高出多少,

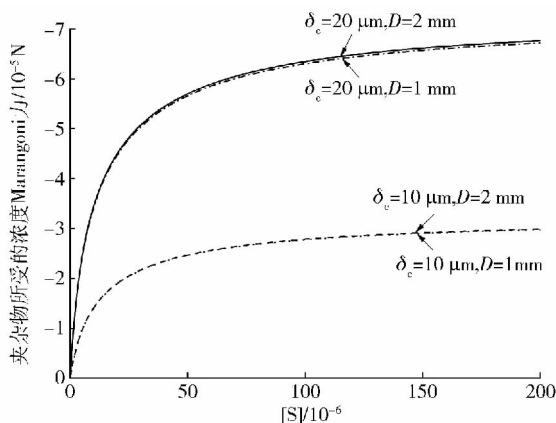


图 19 夹杂物所受的浓度 Marangoni 力随钢液[S]的变化曲线

Fig. 19 Solutal Marangoni force variation with sulfur content in the steel

因此仅考虑钢液[S]对浓度 Marangoni 力的影响显然无法解释冷轧钢板表面缺陷显著增多这一结果。

之前的研究普遍认为,由于温度梯度所引起的表面张力变化远远小于浓度梯度所引起的表面张力变化,因而 Miyake、Mukai、Wang 等的研究中均忽略温度 Marangoni 力对夹杂物捕获的影响^[13,16-18]。然而本文计算发现,尽管其值很小,但由其引起的 Marangoni 力对夹杂物的作用面积远大于浓度 Marangoni 力对夹杂物的作用面积。因此当考虑凝固前沿夹杂物的受力时,应该考虑温度 Marangoni 力的值。

图 20 是夹杂物所受的温度 Marangoni 力随钢液[S]的变化规律,其中 δ_r 为温度边界层厚度。如图可知,随着[S]的变化,温度 Marangoni 力的大小变化较为明显。钢液中[S]除了会影响温度 Marangoni 力的值,还会影响温度 Marangoni 力的方向。当[S]较低时,温度 Marangoni 力为正值,表示此时夹杂物所受的温度 Marangoni 力指向钢液内部,处于温度边界层的夹杂物受到该力的作用,不利于夹杂物的捕获。同理,当[S]较高时,温度 Marangoni 力为正值,此时夹杂物所受的温度 Marangoni 力指向凝固界面,处于温度边界层的夹杂物受到该力的作用,向着凝固界面运动。

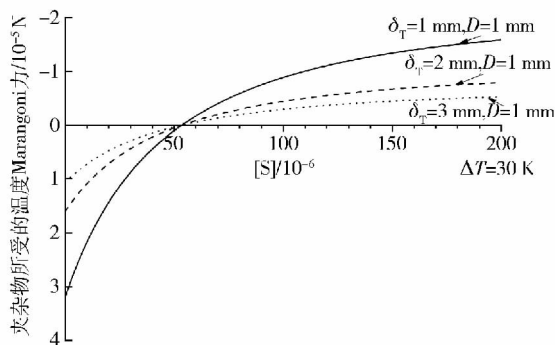


图 20 夹杂物所受的温度 Marangoni 力随钢液[S]的变化规律

Fig. 20 Thermal Marangoni force variation with sulfur content in steel

同时发现,当温度边界层厚度减小时,夹杂物所受的温度 Marangoni 力会逐渐增大。在高拉速连铸条件下,钢液流动加快,使温度边界层厚度变薄,进而导致夹杂物受到较为明显的温度 Marangoni 力。如果此时不能将[S]控制在合理范围以下,夹杂物则很容易向着凝固界面运动,进而被凝固坯壳捕获。所以,拉速越高就越应当对钢液[S]进行严格控制。图 18(a) 是神户制钢加古川厂的工业试验结果,对应拉速达到 $2 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ ^[13];图 18(b) 是浦项工业大学报道的拉速相对较低时的试验结果^[15]。发现图 18(a) 中表面缺陷受 S 含量影响较大,而图 18(b) 中只有 S 含量高于 90×10^{-6} 时 S 含量的影响才变得显著。结合本文实验结果和理论计算可知,正是拉速的差异才导致上述结果。因此,在高拉速连铸条件下,控制钢液[S]对提高冷轧薄板表面质量意义重大。

3 结论

(1) 随着拉速的提高,钩状坯壳的深度和长度均明显降低。当拉速大于 $2 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 时,钩状坯壳变得不是很发达,在铸坯表层没有发现大于 $200 \mu\text{m}$ 的夹杂物。

(2) 随着拉速的提高,铸坯表层大于 $50 \mu\text{m}$ 夹杂物的数量大体呈现下降趋势。这是因为随着拉速增加,凝固前沿的钢液流动明显,夹杂物所受的 Saffman 力变大而浓度 Marangoni 力变小,从而使夹杂物更容易远离凝固界面。

(3) 在高拉速连铸条件下,如果钢液中[S]较大,夹杂物会受到明显的指向凝固界面的温度 Marangoni 力,推动夹杂物向着凝固坯壳运动。因此,在高拉速条件下控制钢液[S]意义重大。

参 考 文 献

- [1] Suzuki M, Suzuki M, Nakada M. Perspectives of research on high-speed conventional slab continuous casting of carbon steels. *ISIJ Int*, 2001, 41(7): 670
- [2] Okano S, Nishimura T, Ooi H, et al. Relation between large inclusions and growth directions of columnar dendrites in continuously cast slabs. *Tetsu-to-Hagane*, 1975, 61(14): 2982
- [3] Yamamura H, Mizukami Y, Misawa K. Formation of a solidified hook-like structure at the subsurface in ultra low carbon steel. *ISIJ Int*, 1996, 36(Suppl): 223
- [4] Wang X H. Non-metallic inclusion control technology for high quality cold rolled steel sheets. *Iron steel*, 2013, 48(9): 1 (王新华. 高品质冷轧薄板钢中非金属夹杂物控制技术. 钢铁, 2013, 48(9): 1)
- [5] Lee G G, Shin H J, Kim S H, et al. Prediction and control of subsurface hooks in continuous cast ultra-low-carbon steel slabs. *Ironmaking Steelmaking*, 2009, 36(1): 39
- [6] Sengupta J, Thomas B G, Shin H J, et al. A new mechanism of

- hook formation during continuous casting of ultra-low-carbon steel slabs. *Metall Mater Trans A*, 2006, 37(5): 1597
- [7] Sengupta J, Thomas B G, Shin H, et al. Mechanism of hook formation in ultralow-carbon steel based on microscopy analysis and thermal-stress modeling. *Iron Steel Technol*, 2007, 4(7): 83
- [8] Thomas B G, Sengupta J, Ojeda C. Mechanism of hook and oscillation mark formation in ultra-low carbon steel // *Second Baosteel Biennial Conference*. Shanghai, 2006: 112
- [9] Awajiya Y, Kubota Y, Takeuchi S. Inclusion entrapment location in solidified shell of ultra low carbon steel slab // *AISTech Proceedings Charlotte*, North Carolina, 2005: 65
- [10] Deng X X, Li L P, Wang X H, et al. Subsurface macro-inclusions and solidified hook character in aluminum-killed deep-drawing steel slabs. *Int J Miner Metall Mater*, 2014, 21(6): 531
- [11] Basu S, Choudhary S K, Girase N U. Nozzle clogging behaviour of Ti-bearing Al-killed ultra low carbon steel. *ISIJ Int*, 2004, 44(10): 1653
- [12] Miki Y, Takeuchi S. Bubble entrapment on solidified shell caused by unsteady steel flow in mold. *Steel Res Int*, 2003, 74(2): 114
- [13] Miyake T, Morishita M, Nakata H, et al. Influence of sulphur content and molten steel flow on entrapment of bubbles to solid/liquid interface. *ISIJ Int*, 2006, 46(12): 1817
- [14] Toh T, Hasegawa H, Harada H. Evaluation of multiphase phenomena in mold pool under in-mold electromagnetic stirring in steel continuous casting. *ISIJ Int*, 2001, 41(10): 1245
- [15] Lee S M, Kim S J, Kang Y B, et al. Numerical analysis of surface tension gradient effect on the behavior of gas bubbles at the solid/liquid interface of steel. *ISIJ Int*, 2012, 52(10): 1730
- [16] Mukai K, Lin W. Motion of small particles in solution with a interfacial tension gradient and engulfment of the particles by solidifying interface. *Tetsu-to-Hagane*, 1994, 80(7): 527
- [17] Mukai K, Lin W. Behavior of non-metallic inclusions and bubbles in front of solidifying interface of liquid iron. *Tetsu-to-Hagane*, 1994, 80(7): 533
- [18] Wang Z, Mukai K, Lee I J. Behavior of fine bubbles in front of the solidifying interface. *ISIJ Int*, 1999, 39(6): 553
- [19] Yamada W, Kiyose A, Fukuda J, et al. Simulation of coagulation of non-metallic inclusions in tundish and their trapping into solidified shell in continuous casting mould. *Ironmaking Steelmaking*, 2003, 30(2): 151
- [20] Matsumiya T. Recent topics of research and development in continuous casting. *ISIJ Int*, 2006, 46(12): 1800
- [21] Peşteanu O. Short contribution to the mathematical modeling of coagulation effect on entrapped inclusion concentration in continuously cast steel. *ISIJ Int*, 2006, 46(2): 339
- [22] Kittaka S, Watanabe K, Kanki T, et al. Nippon steel in-mold electro-magnetic stirrer "M-EMS" for slab caster. *Nippon Steel Tech Rep*, 2002(86): 68