

攀钢板坯连铸机不同断面铸坯角部横裂纹分析

李菊艳¹✉ 文光华¹ 唐萍¹ 黎建全² 向成礼²

1) 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044 2) 攀钢集团攀枝花钢铁有限公司, 攀枝花 617000

✉ 通信作者: E-mail lijuyan_j@126.com

摘要 通过喷嘴性能测试、重熔凝固冷却实验和计算机仿真软件计算,研究了攀钢不同断面板坯角部冷却情况对铸坯角部横裂纹的影响.研究表明:对于1160、1080和1250 mm三个断面尺寸的铸坯,较强的冷却使角部温度较早低于 A_3 温度,矫直前沿奥氏体晶界形成大量膜状先共析铁素体,矫直时容易沿奥氏体晶界形成角部横裂纹.为解决角部横裂纹问题,通过改变铸坯表层组织来控制铸坯角部横裂纹的产生,并将其应用于攀钢现场生产.

关键词 连铸; 二次冷却; 裂纹; 微观组织控制

分类号 TF777.1

Analysis on corner transverse cracks of slabs with different section dimensions cast with Pangang slab casting machine

LI Ju-yan¹✉, WEN Guang-hua¹, TANG Ping¹, LI Jian-quan², XIANG Cheng-li²

1) College of Materials Science and Engineering Chongqing University, Chongqing 400044, China

2) Pangang Group Panzhihua Steel & Vanadium Co Ltd., Panzhihua 617000, China

✉ Corresponding author E-mail lijuyan_j@126.com

ABSTRACT The effect of cooling conditions on the corner transverse cracks of slabs with different section dimensions was studied by nozzle performance measurements, remelting and solidification cooling experiments and numerical simulations. The results show that the corner temperature is lower than the A_3 temperature earlier for slabs with section dimensions of 1000, 1160 and 1250 mm during a stronger cooling. There is a large number of film-like proeutectoid ferrite along grain boundaries, and transverse cracks form along prior austenite grain boundaries when straightening. To prevent from these transverse cracks, a process to control the surface microstructure of a slab was adopted and applied to actual production at Pansteel.

KEY WORDS continuous casting; secondary cooling; cracks; microstructure control

攀钢 $1^{\#}$ 板坯连铸机铸坯投产于1993年,两机两流,铸坯断面为 $200\text{ mm} \times (1000 \sim 1300)\text{ mm}$,主要浇注普碳钢和低合金钢,最常见的铸坯质量缺陷是横裂纹.为解决横裂纹问题,许多学者也做了大量研究^[1-4],研究内容主要集中在二冷配水强弱和钢种的高温脆化机理上.攀钢现行二冷工艺采用弱冷方式,保证矫直前铸坯目标温度高于 1000°C ,以避免钢的低塑性区^[5].采用弱冷冷却模式后,铸坯宽面横裂纹数量明显减少,但角部横裂纹依然存在.由于板坯角部处于二维传热,冷却较快,板坯横向上温度的均匀性很难保证,因此角部温度一般低于宽面温度,使矫直前角部温度落入脆性区,受到矫直应

力作用时,就容易产生角部横裂纹.然而,对攀钢铸坯质量进行调查统计发现,并非所有断面尺寸板坯都存在严重的角部横裂纹问题,而是集中在某几个断面铸坯上.对此,本文在攀钢 $1^{\#}$ 铸机喷嘴性能测试的基础上,利用重熔凝固实验模拟了现场冷却条件下铸坯角部温度曲线,结合攀钢板坯二冷计算机仿真软件,计算得到不同断面铸坯角部温度曲线,分析攀钢现行喷嘴布置方式下,不同断面铸坯在矫直前I区至IV区的角部冷却情况和对铸坯角部横裂纹形成的影响,从解决角部横裂纹的角度出发,提出攀钢 $1^{\#}$ 板坯连铸机二冷制度的优化方案并进行工业应用.

1 角部横裂纹及裂纹指数

攀钢在铸坯断面为 $200\text{ mm} \times (1\ 000 \sim 1\ 300)$ mm 下,生产 Q345B 等低合金钢种,铸坯常见质量缺陷为角部横裂纹.角部横裂纹常出现于板坯内弧振痕底部,沿原始奥氏体晶粒向铸坯宽面和窄面扩展.

为研究生产过程中不同断面铸坯角部横裂纹发生率,统计分析实际生产中的历史数据,调查统计现场共 128 炉的剥皮处理记录.为了便于研究,定义裂纹指数 I 同一断面下,角部横裂纹条数与检验总炉数之比.统计得到的结果如图 1 所示.从图中可以看出,裂纹发生率最高的是断面尺寸为 $200\text{ mm} \times 1\ 160\text{ mm}$ 的铸坯,其次是断面尺寸为 $200\text{ mm} \times$

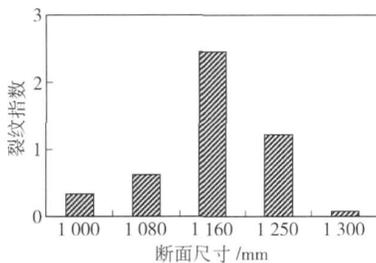


图 1 不同断面铸坯角部裂纹指数

Fig. 1 Corner transverse cracking index of slabs with different section dimensions

表 1 实验钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of tested steel

%

C	Si	Mn	P	S	Als	V	Ti	N
0.16	0.2	1.1	0.015	0.015	0.043	0.01	0.005	0.005 8

3 实验结果与讨论

3.1 不同断面铸坯角部水流密度分布

由于攀钢 1[#]铸机在生产低合金钢时常出现的质量缺陷是角部横裂纹,且不同断面铸坯角部横裂纹发生率不同,因此从水流密度分布来看应重点分析不同断面铸坯角部区域的冷却状况.通过测试单个喷嘴水流密度分布,采用数值迭加的方法得到多个喷嘴按一定间距布置时的水流密度分布. $200\text{ mm} \times (1\ 000 \sim 1\ 300)$ mm 五个断面 I 至 IV 区 1/2 横断面上水流密度分布结果如图 2 所示.喷嘴布置宽度、喷水宽度和宽面覆盖程度如表 2 所示,表 2 中宽面覆盖程度一栏“+”、“-”号分别表示喷水超过、小于宽度两种情况,数值表示超过或不足的量.

从喷嘴水流密度测试结果看,攀钢单喷嘴水流密度呈对称分布,喷嘴中心水流密度最大,向两侧逐渐减小.从铸坯 1/2 横断面水流密度分布来看,在

$1\ 250\text{ mm}$ 的铸坯,之后是断面尺寸为 $200\text{ mm} \times 1\ 080\text{ mm}$ 的铸坯, $200\text{ mm} \times 1\ 000\text{ mm}$ 断面的裂纹指数在 0.4 左右, $200\text{ mm} \times 1\ 300\text{ mm}$ 尺寸铸坯的裂纹发生率最低.

2 实验及研究方法

实验首先测试了攀钢 1[#]铸机 I 至 IV 区三种喷嘴现场布置方案下喷嘴水流密度分布,通过测试单个喷嘴水流密度分布,采用数值迭加的方法得到多个喷嘴按一定间距布置时的水流密度分布,水流密度分布曲线可反映不同断面铸坯角部的受水情况.

通过重熔凝固实验^[6]模拟研究铸坯角部冷却,实验钢种成分如表 1 所示.将在感应炉中熔炼好的 35 kg 钢液浇注于铸锭模型内,以设定的冷却方式冷却铸锭,利用埋于铸锭角部和宽面皮下 5 mm 处的热电偶测定铸锭冷却曲线,同时利用重熔凝固实验得到的冷却曲线修正二冷计算机仿真软件的铸坯传热系数,在确定攀钢板坯二冷计算机仿真软件边界条件的基础上,利用二冷计算机仿真软件计算不同断面铸坯角部冷却温度曲线.通过以上实验和计算,分析不同断面铸坯角部冷却强弱和对铸坯质量的影响.

二冷 I、II 区,铸坯宽度方向水流密度最大是在距中心 540 mm 和 625 mm 处,铸坯断面为 $200\text{ mm} \times (1\ 000 \sim 1\ 300)$ mm,水流密度最大区间正好位于中间断面(1080 mm、1160 mm 和 1250 mm)铸坯的角部区域.铸坯 I 区、II 区为水喷嘴,较大的水流密度将迅速带走铸坯角部热量,并使角部区域迅速冷却,同时铸坯角部处于二维传热,因此矫直前中间断面铸坯角部温度将最低.对于较大尺寸铸坯,受到的水流密度相对较小,冷却较缓慢.铸坯 III、IV 区为汽水喷嘴,水流密度较小,冷却较均匀.

3.2 重熔凝固冷却实验及结果

为研究现场铸坯角部的实际冷却情况,进行重熔凝固实验.通过重熔凝固实验模拟得到攀钢现场二冷模式下, $200\text{ mm} \times 1\ 250\text{ mm}$ 断面铸坯拉速为 $1.0\text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ 条件下铸坯角部和宽面皮下 5 mm 处的冷却情况,冷却曲线如图 3 所示.从图中可以看出,铸坯宽面皮下 5 mm 处温度与角部表面温度相差

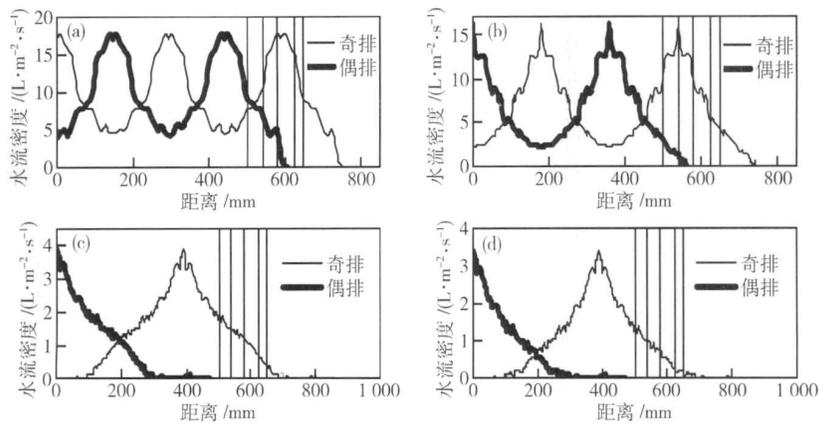


图 2 I 至 IV 区 1/2 宽面水流密度分布 · (a) I 区; (b) II 区; (c) III 区; (d) IV 区. 图中从左到右竖线分别表示断面 200mm × 1000mm、200mm × 1080mm、200mm × 1160mm、200mm × 1250mm 和 200mm × 1300mm 铸坯的角部

Fig 2 Water density distribution of a half broad-face in I to IV cooling zones (a) I cooling zones (b) II cooling zones (c) III cooling zones (d) IV cooling zone. From left to right in the figure, the vertical lines show the corner of slabs with section dimensions of 200 mm × 1000mm, 200 mm × 1080mm, 200 mm × 1160mm, 200 mm × 1250mm and 200 mm × 1300mm

表 2 1[#]铸机 I 至 IV 区喷嘴喷水覆盖状况

Table 2 Nozzle spraying in I to IV cooling zones of 1[#] slab caster

冷却区	喷嘴布置 宽度 /mm	喷水宽 度 /mm	宽面覆盖程度 /mm				
			200mm × 1000mm	200mm × 1080mm	200mm × 1160mm	200mm × 1250mm	200mm × 1300mm
I 区	奇排, 295	1500	+500	+420	+340	+250	+200
	偶排, 295	1220	+220	+140	+60	-30	-80
II 区	奇排, 360	1480	+480	+400	+320	+230	+180
	偶排, 360	1110	+110	+20	-60	-150	-190
III 区	奇排, 780	1360	+360	+280	+200	+110	+60
	偶排, —	620	-380	-460	-540	-630	-680
IV 区	奇排, 780	1300	+300	+220	+140	+50	+0
	偶排, —	650	-350	-430	-510	-600	-650

150~200℃. 通过模拟铸坯冷却, 准确测定了铸坯出结晶器角部表面温度为 1023℃. 铸坯出结晶器进入二冷 I 区后, 角部表面温度迅速下降, 冷却速度达 3.8℃ · s⁻¹, 使铸坯角部温度迅速降低到 900℃ 左右; 这是由于铸坯出结晶器后在二冷 I 区同时受到来自宽面和窄面喷嘴的冷却水冷却, 加之角部处于二维传热, 使铸坯角部表面温度迅速下降. 进入 II 区后, 由于窄面喷嘴停止冷却, 冷却减弱, 出现了典型的温度回升现象. 矫直前铸坯二冷段内角部表面平均冷却速度为 0.5℃ · s⁻¹, 矫直时铸坯角部表面温度为 780℃, 落入了脆性波谷区 (700~900℃) [7-8].

3.3 不同断面铸坯角部温度分布情况及其对铸坯角部质量的影响

利用重熔凝固实验得到的冷却曲线修正二冷计算机仿真软件的铸坯传热系数, 在确定攀钢板坯二

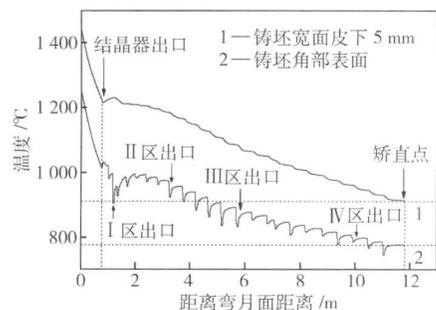


图 3 铸坯冷却温度曲线

Fig 3 Cooling temperature curves of slabs

冷计算机仿真软件边界条件的基础上, 用二冷计算机仿真软件计算得到不同断面铸坯角部冷却温度曲线, 如图 4 所示. 从计算结果可以看出, 五个断面尺寸铸坯角部的冷却从强到弱依次为 1160、1080、1250、1000 和 1300mm, 矫直前角部表面温度依次

为 750、761、782、810 和 844℃. 通过 Andrew 方程^[9], 计算该钢种平衡铁素体转变温度 A_3 为 839℃, 并将其标于图 4 中.

从图 4 中可以看出, 对于 1 160、1 080 和 1 250 mm 断面尺寸铸坯, 较强的冷却使角部温度较早低于 A_3 温度, 而对于 1 300 mm 断面尺寸的铸坯, 矫直前角部温度主要处于奥氏体区, 1 000 mm 断面铸坯的角部温度处于前两者之间. 铁素体组织转变属于扩散型相变, 铁素体晶粒的长大是一个形核、长大的过程, 铁素体转变需要一定的过冷度才能进行^[10]. 对于 1 160、1 080 和 1 250 mm 断面尺寸铸坯, 矫直时铸坯角部温度已低于平衡铁素体转变温度约 100℃, 冷却过程中有足够的过冷度和孕育时间沿奥氏体晶界形成大量膜状先共析铁素体, 铁素体相具有良好的塑性, 但硬度较低, 约为奥氏体相的 1/4. 矫直时奥氏体与铁素体两相受力不均匀, 应力主要集中在膜状先共析铁素体相上, 因此容易沿奥氏体晶界形成角部横裂纹. 对于 1 300 mm 断面尺寸铸坯, 矫直前角部温度主要处于奥氏体单相区, 因此矫直时未沿奥氏体晶界形成膜状铁素体, 降低了铸坯的裂纹敏感性. 对于 1 000 mm 断面尺寸的铸坯, 矫直时角部温度低于平衡铁素体转变温度 30℃ 左右, 可能已发生奥氏体向铁素体的转变, 铁素体晶粒在奥氏体晶界形核、长大, 但未连成膜状或未沿奥氏体晶界连接成网, 因此裂纹敏感性高于 1 300 mm 断面的铸坯, 而较 1 160 mm 断面铸坯的裂纹发生率低.

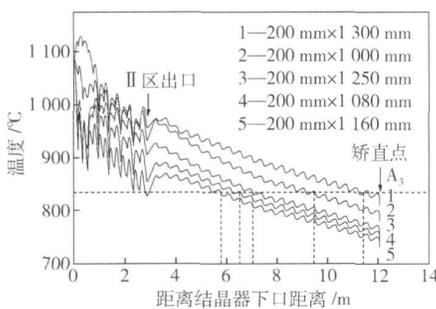


图 4 不同断面铸坯角部冷却曲线仿真计算结果
Fig 4 Numerical simulation result of cooling temperature curves at the corner of slabs with different dimensions

3.4 攀钢 1[#]板坯连铸机二冷优化方案及应用

攀钢板坯角部横裂纹出现于中间断面铸坯内弧角部, 由于喷水宽度固定, 因此采用以往改变铸坯角部温度来避开钢的脆性温度区^[11]的方法很难保证各个断面铸坯角部质量要求, 且改造困难, 投资大. 最近日本 Kato 等^[12]通过控制铸坯表层组织结构、

提高铸坯表层基体热塑性来控制角部横裂纹的产生, 并得到了成功应用. 因此为了解决攀钢 1[#]板坯连铸机同一喷嘴布置方式浇注不同断面尺寸铸坯时中间断面尺寸铸坯易产生角部横裂纹的问题, 提出采用控制铸坯表层微观组织的方法来控制中间断面铸坯角部横裂纹的产生.

通过重熔凝固实验, 模拟得到适合攀钢 1[#]铸机表层微观组织控制的二冷模式, 如图 5 所示. 与原二冷模式相比, 优化后的二冷模式增加铸坯在 I 区、II 区冷却水量, 使铸坯出结晶后角部温度迅速降低到 720℃ 左右, 促使铁素体在奥氏体晶界和晶内快速析出, 消除沿奥氏体晶界析出的先共析铁素体膜, 同时随冷却速度的提高, 钢中微合金元素碳氮化物来不及迁移到奥氏体晶界便原位析出或固溶在奥氏体晶内, 消除了沿奥氏体晶界呈链状分布的析出物, 然后在 III 区、IV 区减少冷却水量, 让铸坯表面温度回温到约 880℃ 附近, 进行矫直. 该种冷却方式使铸坯表层组织的热塑性得到改善, 减轻了铸坯裂纹敏感性, 控制了铸坯角部横裂纹的产生.

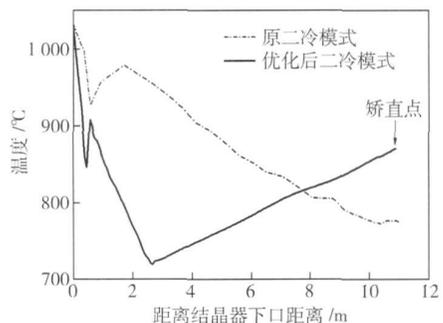


图 5 不同二冷模式表面温度曲线
Fig 5 Surface temperature curves of slabs with different secondary cooling patterns

攀钢 1[#]铸机为两机两流, 以一流为对比流, 采用原二冷模式冷却, 以二流为实验流, 采用优化后的二冷模式冷却. 实验在角部横裂纹发生率相对较高的 1 250 mm 断面铸坯上进行, 实验钢种为 Q345B, 拉速恒定为 $1.0 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. 实验后对铸坯取样进行热酸洗并切取铸坯角部试样进行金相观察, 得到的结果如图 6 和图 7 所示. 从图 6(a) 可以看出, 采用原二冷模式冷却时, 铸坯角部存在角部横裂纹, 伴随有少量微裂纹, 如图中白色圆圈所示. 从图 6(b) 可以看出, 采用优化后的二冷模式冷却时, 实验流铸坯角部没有出现任何裂纹. 从图 7(a) 的金相观察结果可以看出, 原二冷模式下, 铸坯角部铁素体晶粒粗大, 沿奥氏体晶界存在膜状先共析铁素体, 如图中白色箭头所示. 从图 7(b) 可以看出, 采用优化后的二

冷模式后,铸坯角部表层 3mm 内的组织铁素体晶粒细小、均匀,消除了沿奥氏体晶界的膜状先共析铁素体。优化后的二冷模式下,铸坯出结晶器后快速冷却,随冷却速度增大,固态相变过冷度增大,溶质原子的扩散系数下降,先共析铁素体的析出行为受到抑制,同时钢中微合金碳氮化物、硫化物来不及迁移

到奥氏体晶界析出便原位析出;随后的回热过程中,铁素体又转变为奥氏体,而先期弥散析出的微合金碳氮化物、硫化物在此回热过程中由于温度较低不发生溶解,当铸坯冷却时作为铁素体的形核质点,促进铁素体在奥氏体晶界和晶内同时析出,细化了铁素体晶粒。

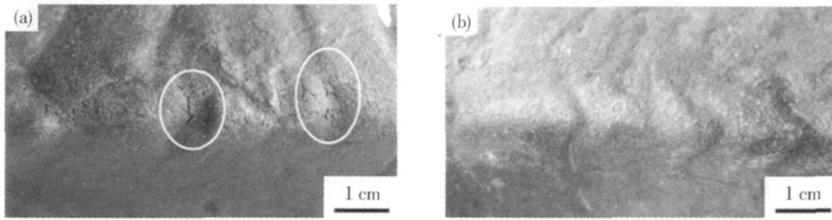


图 6 铸坯角部质量。(a) 原二冷模式冷却; (b) 优化后二冷模式冷却

Fig 6 Corner quality of slabs (a) old secondary cooling pattern; (b) optimized secondary cooling pattern

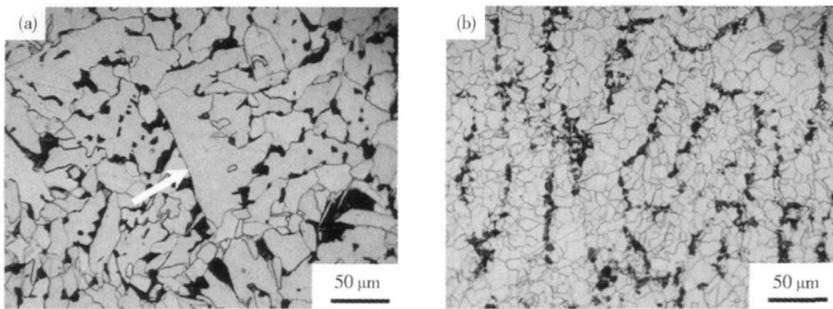


图 7 铸坯角部表层微观组织。(a) 原二冷模式冷却; (b) 优化后二冷模式冷却

Fig 7 Corner surface microstructure of slabs (a) old secondary cooling pattern; (b) optimized secondary cooling pattern

4 结论

(1) 攀钢同一喷嘴布置方式浇注 200 mm × (1000~1300) mm 不同断面板坯时,不同断面角部受到的水流密度大小不同,导致铸坯角部冷却强弱不同。1160、1080 和 1250 mm 三个断面板坯角部冷却较强,1000 mm 断面铸坯冷却强度次之,而 1300 mm 断面板坯角部冷却较缓慢。

(2) 对于 1160、1080 和 1250 mm 三个断面尺寸铸坯,较强的冷却使角部温度较早低于 A_3 温度,矫直前沿奥氏体晶界形成大量膜状先共析铁素体,矫直时容易沿奥氏体晶界形成角部横裂纹。1300 mm 断面尺寸铸坯,矫直前未沿奥氏体晶界形成膜状铁素体,铸坯裂纹敏感性减轻。1000 mm 断面尺寸铸坯,矫直前铁素体晶粒在奥氏体晶界形核、长大,但未连成膜状或未沿奥氏体晶界连接成网,因此裂纹敏感性高于 1300 mm 断面铸坯,而较 1160 mm 断面铸坯的裂纹发生率低。

(3) 为解决同一喷嘴布置方式浇注不同断面尺寸铸坯时中间断面尺寸铸坯易产生角部横裂纹的问

题,提出了适合攀钢 1[#] 铸机表层微观组织控制的具体二冷模式,通过优化二冷模式,铸坯角部表层 3 mm 内铁素体晶粒被细化,膜状先共析铁素体被消除,生产得到无角部横裂纹的铸坯。

参 考 文 献

- [1] Mintz B, Abushosha R. Influence of vanadium on the hot ductility of steel. *Ironmaking Steelmaking*. 1993, 20(6): 445
- [2] Wen G H, Tang P, Han Z W, et al. Influence of nozzle arrangement in secondary cooling zone on slab quality cast on 1930 slab caster at Baosteel. *Iron Steel*. 2003, 38(1): 22
(文光华,唐萍,韩志伟,等.宝钢 1930 板坯铸机二冷喷嘴布置方式对铸坯质量的影响. *钢铁*, 2003, 38(1): 22)
- [3] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking. *ISIJ Int*. 1999, 39(9): 833
- [4] Harada S, Tanaka S, Misumi H, et al. Formation mechanism of transverse cracks on CC slab surface. *ISIJ Int*. 1990, 30(4): 310
- [5] Sui Y H, Zhao C L, Cai K K, et al. Research of cause of surface network cracks on continuous casting slabs. *China Metall*. 2008, 18(4): 15

- (孙彦辉, 赵长亮, 蔡开科, 等. 连铸板坯表层网状裂纹的成因研究. 中国冶金, 2008, 18(4): 15)
- [6] Ma F J, Wen G H, Tang P, et al. Effect of cooling rate on the slab surface microstructure of microalloyed steel containing Nb and Ti. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2009, 31(9): 1116
(马范军, 文光华, 唐萍, 等. 冷却速度对含铌、钛微合金钢铸坯表层微观组织结构的影响. 北京科技大学学报, 2009, 31(9): 1116)
- [7] Liu X Y, Xu Z B, Wang X H, et al. Hot ductility of vanadium microalloy steel CC slab. *Iron Steel*, 2000, 35(1): 51
(刘新宇, 许中波, 王新华, 等. 含钒微合金钢连铸坯高温塑性的研究. 钢铁, 2000, 35(1): 51)
- [8] Xiao F, Xu C S, Zhao K W, et al. Factors influencing high temperature thermoplasticity of low alloy vanadium steel at temperatures ranging from 600 to 1200°C. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 1998, 19(2): 1
(肖锋, 徐楚韶, 赵克文, 等. 600~1200°C 温度范围内含钒低合金钢高温热塑性影响因素的研究. 钢铁钒钛, 1998, 19(2): 1)
- [9] Andrews K W. Empirical formula for the calculation of some transformation temperatures. *J Iron Steel Inst*, 1965, 203(7): 721
- [10] Hou H R. Progress in research of ferrite grain refinement for low alloyed steel. *Iron Steel*, 1999, 34(5): 71
(侯豁然. 关于细化低合金钢铁素体晶粒的研究进展. 钢铁, 1999, 34(5): 71)
- [11] Wang X H, Wang W J, Liu X Y. Study on transverse corner cracking occurrence prevention of the Nb-V and Ti microalloying steel CC slabs. *Iron Steel*, 1998, 33(1): 22
(王新华, 王文军, 刘新宇. 减少含铌、钒、钛微合金化钢连铸板坯角部横裂纹的研究. 钢铁, 1998, 33(1): 22)
- [12] Kato T, Ito Y, Kawamoto M, et al. Prevention of slab surface transverse cracking by microstructure control. *ISIJ Int*, 2003, 43(11): 1742