Q345B钢板坯角部横裂纹成因分析

李菊艳, 文光华, 唐 萍, 郭秋实

(重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘 要: 用金相显微镜、扫描电镜和能谱仪分析了某钢厂 Q345B钢板坯角部横裂纹的特征和成因。结果表明: 裂纹是由沿奥氏体晶界析出的 MnS复合析出物和先共析铁素体膜造成的。铸坯凝固过程中, 微细硫化锰沿奥氏体晶界析出, 当铸坯表面温度降低到奥氏体向铁素体转变温度范围时, 微细硫化物促进膜状先共析铁素体的形成, 受到矫直应力作用时, 应力主要集中在膜状铁素体相上, 并在硫化物周围形成微孔, 微孔聚合导致裂纹的形成。

关键词: 连铸; 微观组织; 横裂纹; 析出物

中图分类号: TF777. 1 文献标识码: A 文章编号: 1004- 7638(2010) 04- 0056- 06

Analysis on Causes of Corner Transverse Cracks Formation for Q345B Slab

Li Juyan, Wen Guanghua, Tang Ping, Guo Qiushi

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

Abstract Features and causes of corner transverse cracks for Q345B slab were analyzed based on metallographic microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersion scanner. The results shows that the causes of forming cracks are the chain- like manganese sulfide compound and the film- like proeutectoid ferrite precipitated surrounding the austenite grain boundaries. The fine MnS precipitated along the austenite grains boundaries during slab solidification, then further accelerated the formation of thin films proeutectoid ferrite when the temperature of the slab surface droped to the austenite- ferrite transformation temperature range. When the slab was subject to straightening stress, all the strain mainly concentrates in these thin films, encouraging the formation of micropore around the MnS boundaries and these micropore polymerization gradually results in the formation of the crakes.

Key words continuous casting; microstructures; transverse crack; precipitates

0 引言

近年来, 在钢中添加微合金元素 Nb、V、Ti形成微合金碳氮化物, 通过调节变形奥氏体的再结晶行为、抑制奥氏体晶粒的长大, 起到细化晶粒和沉淀强化的作用, 使钢的强度大幅度提高。然而微合金钢连铸生产过程中常出现角部横裂纹问题, 一直是困扰连铸微合金钢生产的难题。国内某钢厂在生产Q345B等低合金钢板坯时常出现横裂纹问题, 裂纹常出现在铸坯内弧振痕波谷处, 导致随后的热轧产品存在线纹等表面缺陷, 成为影响该钢厂热轧板质量的一个重要因素。针对角部横裂纹问题, 国内外许多学者就其成因进行了大量研究。B. Mintz等人[1]的研究认为角部横裂纹的形成与铸坯在矫直温度区间的热塑性有关, 而微合金元素 Nb、V、Ti的析出使热塑性槽加深、加宽, 使铸坯裂纹敏感性增

收稿日期: 2010- 07- 21

作者简介: 李菊艳 (1985-), 女, 云南通海人, 硕士, 主要从事连铸及相关技术研究。

加。另外,横裂纹的形成还与矫直温度区间奥氏体向铁素体的相变有关[2]。Harada等人[3]的研究认为振痕底部的 S、P元素的偏析是横裂纹形成的起源,偏析渗透奥氏体晶界,促成裂纹的扩展。R. Dippenaar等人[4]的研究认为裂纹是由于铸坯表面粗大的奥氏体晶粒造成的,产生裂纹的奥氏体临界直径约 1 mm。孙彦辉等人[5]的研究认为裂纹是连铸坯表面冷却不均匀,并有 Al、Ti、V的析出物在奥氏体晶界析出,在矫直应力作用下沿晶界开裂所致。为控制横裂纹的产生,该钢厂从钢水成分、保护浇注、结晶器保护渣以及板坯采用弱冷等方面做了一系列的工作,使得铸坯宽面上的横裂纹得到控制,但角部横裂依然存在。因此,笔者针对该钢厂板坯角部横裂纹问题,从铸坯表层微观组织和钢中的微细析出物等方面进行研究,分析板坯角部横裂纹形成原因,为进一步提出现场控制角部横裂纹的方法打下基础。

1　试验材料和方法

试样取自现场铸坯角部,钢种为 Q345B,其化学成分列于表 1。

对现场取回的铸坯样进行热酸洗后,观察裂纹的宏观形貌。在铸坯上取大小为 15 mm × 15 mm × 20 mm的试样,试样经粗磨、细磨、抛光,然后用 4%硝酸酒精腐蚀,在光学显微镜下观察裂纹形貌和试样的微观组织结构,在 TESCANVEGA II钨灯丝扫描电镜(SEM)下观察钢中微细析出物的分布与形貌,并利用牛津 INCA350能谱仪(EDS)分析、确定析出物化学成分。

表 1　试验钢化学成分

Table 1　Chemical compositions of steel examined　%

C	Si	Mn	P	S	V	Ti	N
0.16	0.22	1.14	0.014	0.01	0.01	0.005	0.005 8

2　角部横裂纹特征

2.1　角部横裂纹的宏观特征

对现场板坯质量跟踪统计发现,角部横裂纹通常出现在板坯内弧面,外弧面较少。取有裂纹试样制成金相样,经磨制后观察角部横裂纹的宏观形貌,结果如图 1所示。角部横裂纹长度一般在 10~ 20 mm不等。裂纹从角部同时向铸坯窄面和宽面扩展,逐渐变窄、变浅。裂纹起始端开口度较宽,约 0.3 mm左右,裂纹深入基体内部约 4~ 5 mm。

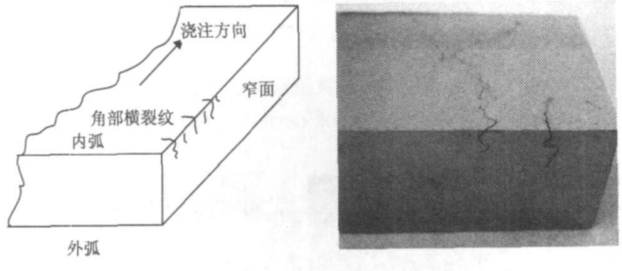

图 1　角部横裂纹的分布位置及宏观形貌

Fig. 1　The positions and macrostructure of the corner transverse cracks

2.2　角部横裂纹的微观形态

对有裂纹的试样进行抛光、腐蚀,在光学显微镜下观察裂纹的扩展情况,结果见图 2。铸坯金相组织为铁素体 + 珠光体,所有从表面蔓延进入钢基体的裂纹都是非枝晶间的,裂纹切入了枝晶臂。

图 3为角部横裂纹 SEM 照片,图 3(a)显示裂纹沿原始奥氏体晶界扩展,裂纹两侧存在沿奥氏体晶界析出的膜状铁素体,如白色箭头所示。图 3(b)示出了角部横裂纹末端形貌,在裂纹末端发现有链状析出的第二相粒子,如黑色箭头所示。

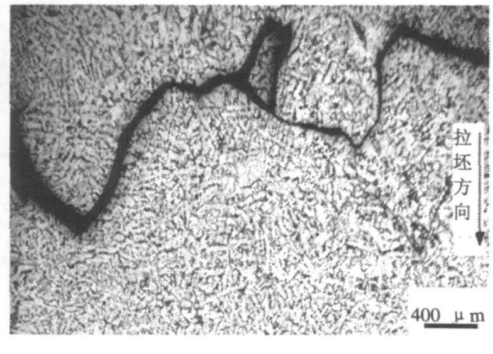

图 2　铸坯角部横裂纹微观形貌

Fig. 2　Morphology of corner transverse cracks of the slab

对裂纹区域及周围基体进行能谱测试，发现裂纹内没有任何可能来自结晶器的磨损元素，如 Cu、Ni和 Cr等，裂纹周围也无明显的夹杂或夹渣现象，这些特征说明裂纹并不是在弯月面附近于凝固最初阶段形成的。

3 角部横裂纹成因分析与讨论

3.1 膜状先共析铁素体的影响

对铸坯金相组织进行观察，发现钢中存在大量沿奥氏体晶界析出的膜状先共析铁素体，其形貌如图 4所示，其中图 4（a）展示了一个完整奥氏体晶粒的轮廓，图 4（b）箭头指出了先共析铁素体形貌，其宽度约 25 μm左右。

连铸过程中，铸坯角部受到来自宽面和窄面的二维冷却，使铸坯角部温度在矫直前降低到 A_3 温度以下，进入奥氏体＋铁素体两相区，由于晶界处自由能高，晶体学取向多，因此铁素体优先在奥氏体晶界处形核，随着铸坯温度降低，铁素体晶核不断长大，同时向外排出碳原子，最后铁素体晶粒长大、相互之间连接，形成沿奥氏体晶界的膜状铁素体。由于膜状铁素体的形成阻碍了奥氏体基体的连续性，且铁素体相较软，硬度较小，约为奥氏体相的四分之一，在受到矫直应力作用时，两相受力不均匀，应力主要集中在较软的膜状铁素体相上，因此膜状铁素体的形成使铸坯的裂纹敏感性增加[6]。

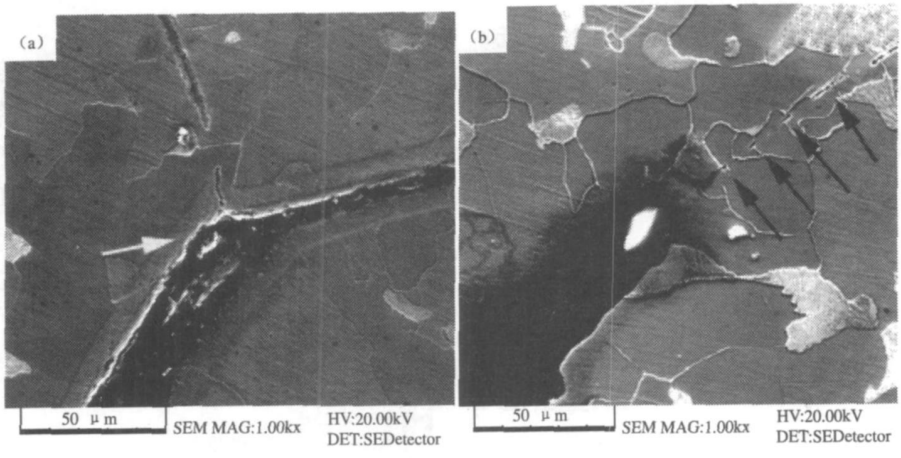

图 3　角部横裂纹微观形貌 SEM 照片

Fig. 3　SEM images of corner transverse cracks

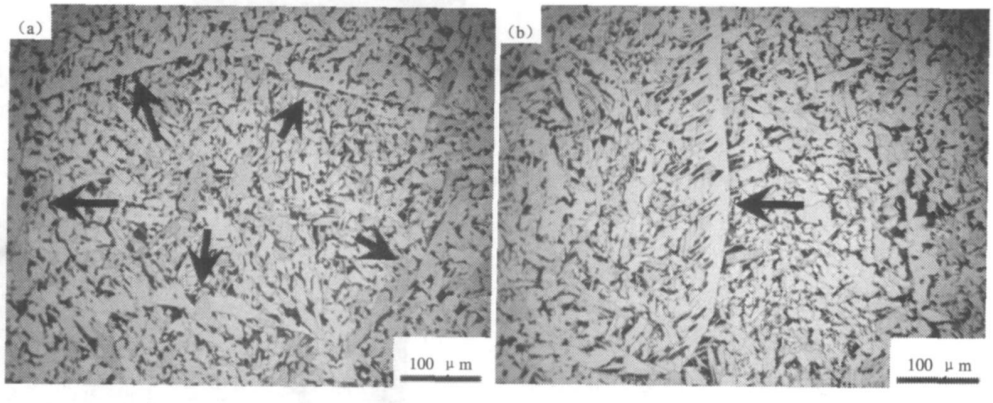

图 4　沿奥氏体晶界析出的先共析铁素体膜

Fig. 4　The film-ike proeutectoid ferrites precipitated along the austenite grain boundaries

3.2 钢中第二相粒子析出对角部横裂纹的影响

在高倍显微镜下对试样进行金相观察，发现钢中存在大量微细的第二相粒子，这些粒子主要分布在奥氏体晶界和奥氏体晶界附近的膜状先共析铁素体上，具有较明显的沿奥氏体晶界呈链状分布的特征，如图 5中白色箭头所示。

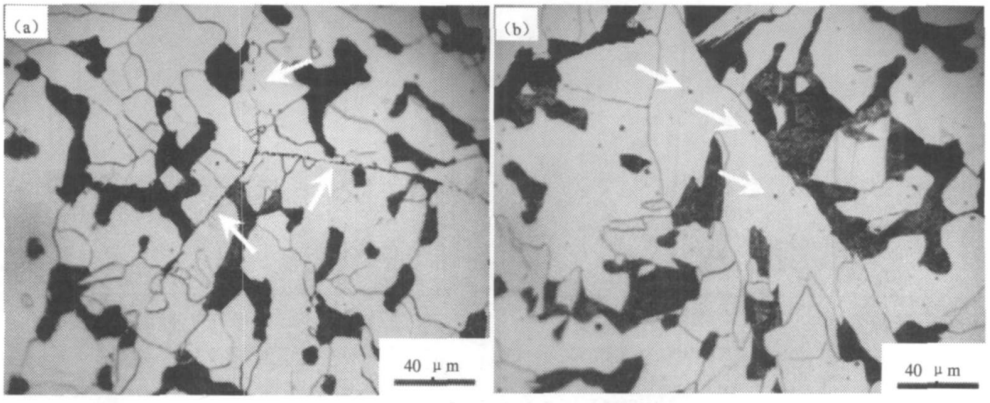

图 5　光学显微镜下呈链状分布的析出物

Fig. 5　OM images of the chain-like precipitates situated at austenite grain boundaries

为进一步确定沿奥氏体晶界析出的第二相粒子的成分,对试样进行扫描电镜观察,得到的结果如图6所示。从图 6可以清晰地看到沿奥氏体晶界呈链状分布的第二相粒子,这些粒子呈圆形或短条状,圆形粒子大小约在 1 μm 左右,短条状粒子长度在 2~3 μm左右。利用能谱议分析、确定析出物成分,得到图 6中沿奥氏体晶界析出的第二相粒子的典型能谱结果如图 7所示。能谱分析结果表明这些微细的析出物为复合析出物,主要为含 Ti、V 的 MnS、(Fe、Mn)S、并伴随有少量 SiO_2 和 Al_2O_3。

对于该厂弧形连铸机而言,矫直前铸坯经过较长的弧形段进行缓慢冷却,缓慢的冷却和较长的冷却时间以及钢中较高的硫含量,为 MnS等第二相粒子的析出和长大创造了良好的动力学条件,而由于晶界处能量较高,形核势垒较低,以及晶界处富集的S元素,第二相粒子在奥氏体晶界大量析出并呈链状分布。然而粗大的析出物粒子并不足以恶化钢在奥氏体单相区的塑性。Yasuhiro[7]等的研究指出当钢中析出物能够粗化时有利于提高塑性。钢中 MnS析出物的尺寸在 0.5~3 μm,在矫直过程中低应变速率条件下,对奥氏体的钉扎作用基本上消失,对奥氏体的变形和动态再结晶影响较小。因此,单独的 MnS析出并不是裂纹形成的主要原因。

金相观察发现奥氏体晶界附近存在大量细小的铁素体晶粒, 如图 8 (a) 所示。图 8 (b) 为扫描电镜下对晶界附近区域进行局部放大, 其中黑色箭头所指为 MnS 析出物, 白色箭头所指为铁素体晶粒。

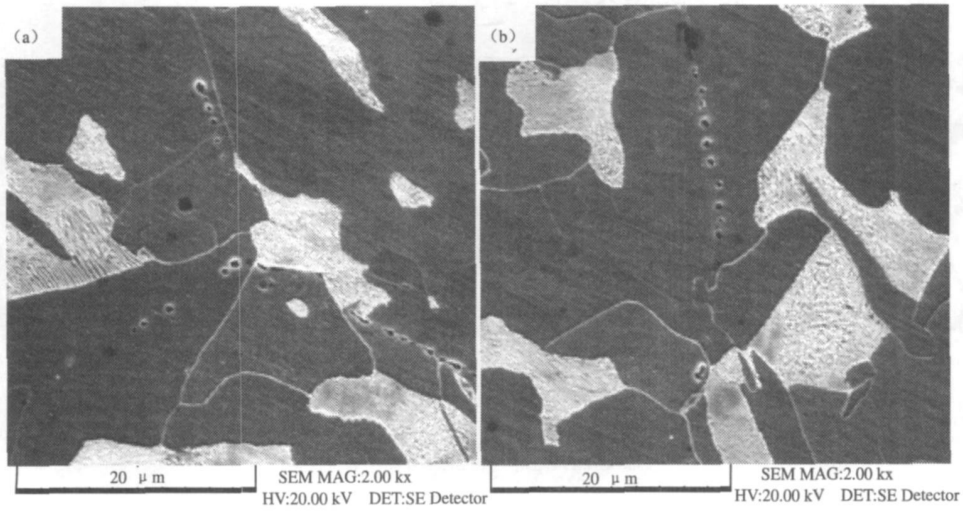

图 6　扫描电镜下沿奥氏体晶界呈链状分布的 MnS析出物

Fig. 6　SEM images of the MnS precipitates situated at the austenite grain boundaries

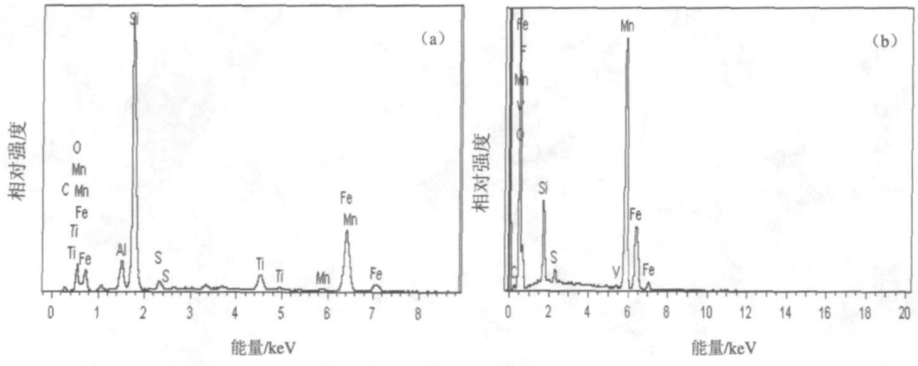

图 7　析出物典型能谱分析结果

Fig 7　EDS analysis results of typical precipitates

观察发现细小的铁素体晶粒总是存在于微细的MnS析出物周围,说明沿奥氏体晶界析出的细小的铁素体晶粒与微细MnS等第二相粒子的析出有关。而钢中氧化物 Ti_2O_3、Al_2O_3 和 SiO_2 是MnS析出的有效形核点,特别是 Ti_2O_3。Takamura[8]等人的研究认为MnS易在阳离子空位型氧化物上形核,MnS的析出依赖于氧化物的熔点和其在氧化物中的硫容量。Ti_2O_3本身存在阳离子空位,钢液凝固过程中,将从铁基体中吸收Mn原子,因为 Mn^{+3}离子和 Ti^{+3}离子非常相似,因此钢在凝固冷却过程中,MnS易在 Ti_2O_3 上析出,随温度降低,MnS不断的长大,在MnS周围形成贫锰区,降低铁素体的形核驱动力,促进铁素体形核。硫化锰对相变时铁素体相形核的影响表现在以下两点:其一,由于MnS与铁素体相的错配度很小,铁素体在硫化锰粒子上形核时的界面能很小,因而是铁素体相的有效择优形核点;其二,由于MnS粒子的析出与生长导致在粒子周围形成一个贫锰区,使该区域局部的 A_{r3} 相变温度提高而促进铁素体生长。随铸坯温度的降低,沿奥氏体晶界析出的细小铁素体进一步长大连接成片,形成沿奥氏体晶界析出的铁素体膜(如图 8(c)所示),受到矫直应力作用时,由于膜状铁素体相塑性较好,硬度较低,应力主要集中在膜状铁素体以及周围的无析出区上,并在硫化物周围形成微孔,最终导致裂纹的形成。

刘新宇等人[9]的研究认为钢中微细V(C、N)的析出使钢的第Ⅲ脆性温度区的脆化程度严重,且脆化向低温方向延伸。能谱分析发现析出物中含有微量的V,如图 8(b)所示。根据MnS、VN、VC在钢中的固溶度积公式,同时考虑各元素在凝固过程中的平衡溶质分配系数,计算得到MnS、VN、VC的开始析出温度分别为:1 472、1 052、998 ℃,计算中采用的固溶度积公式列于表 2。

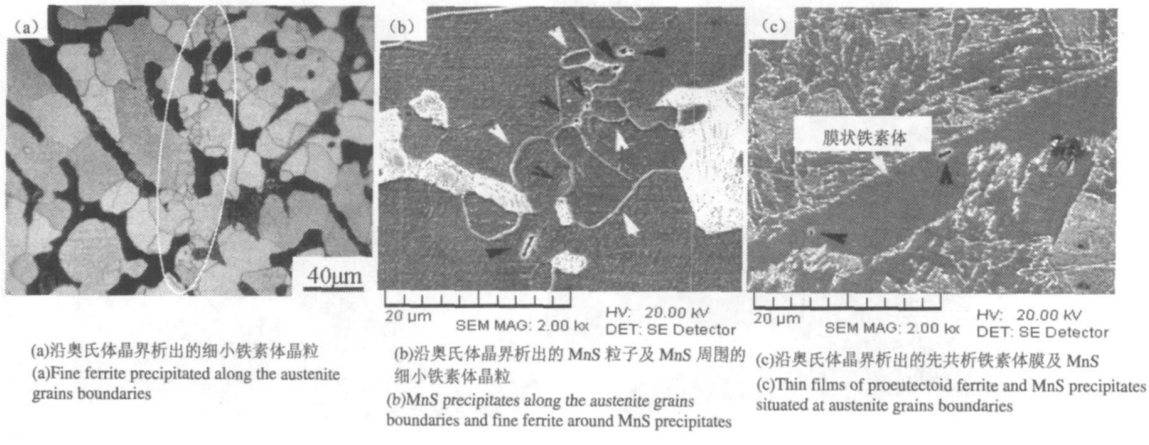

图 8　沿奥氏体晶界析出的MnS促进铁素体晶粒的形成

Fig. 8　MnS precipitates along the austenite grains boundaries encouraging the formation of thin films proeutectoid ferrite

计算结果表明 MnS优先于 VN、VC析出, 且析出温度较高, 因此铸坯冷却过程中 MnS优先在奥氏体晶界析出并占据奥氏体晶界, 随后成为 VN、VC的形核点, 形成 MnS与 V(C、N)的复合析出物, 与单独的 V(C、N)析出相比, 复合的析出物粒子粗大, 弱化了 V(C、N)对铸坯热塑性的影响。

表 2　析出物平衡固溶度积

Table 2　Equilibrium solubility product of precipitates

析出物	Log([M][X])	参考文献
MnS	$-9020/T+2.929+(-215/T+0.097)[Mn]$	10
VN	$3.63-8700/T$	11
VC	$6.72-9500/T$	11

4　结论

通过酸洗和低倍观察, 并利用金相显微镜、扫描电镜和能谱仪对铸坯样的微观组织、裂纹形貌与特征、裂纹周围组织、钢中第二相粒子成分、分布与形貌进行观察和分析, 得到以下结论:

1)沿奥氏体晶界析出的 MnS复合析出物和先共析铁素体膜是裂纹形成的主要原因。

2)铸坯凝固冷却过程中 MnS在 Ti_2O_3 等氧化物上形核、析出并长大, 在析出物周围形成贫锰区, 促进奥氏体晶界周围铁素体形核与长大, 随铸坯温度降低, 铁素体晶粒不断长大连接成片, 形成沿奥氏体晶界铁素体膜, 由于铁素体相塑性较好, 硬度较低, 受到矫直应力作用时, 奥氏体与铁素体两相受力不均匀, 应力主要集中在较软的膜状铁素体相上, 并在 MnS等粒子周围形成微孔, 微孔聚合, 最终形成裂纹。

3)随着铸坯的冷却, V(N、C)以先析出的 MnS为形核质点析出, 对铸坯裂纹敏感性的影响减轻。

参考文献

[1] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking[J]. ISIJ International, 1999, 39(9): 833-855.

[2] Zarandi F, Yue S. Failure mode analysis and a mechanism for hot-ductility improvement in the Nb-microalloyed steel[J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2004(35): 3823-3841.

[3] Harada S, Tanaka S, Misumi H, *et al*. A formation mechanism of transverse cracks on CC slab surface[J]. ISIJ International, 1990, 30(4): 310-316.

[4] Dippenaar R, Moon S C, Szekeres E S. Strand surface crakes: the role of abnormal large prior-austenite grains[J]. Iron & Steel Technology, 2007, 4: 105-115.

[5] Sun Yanhui, Zhao Changliang, Cai Kaike, *et al*. Research of cause of surface network crakes on continuous casting slabs[J]. China Metallurgy, 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[J]. 中国冶金, 2008, 18(4): 15.)

[6] Mintz B. Understanding the low temperature end of the hot ductility trough in steels[J]. Materials Science and Technology, 2008, 24(1): 112-120.

[7] Maehara Y, Yasumtot K, Sugitani Y. Effect of carbon on hot ductility of as-cast low alloy steel[J]. Testu-to-Hagan, 1985(11): 1534-1541.

[8] Takamura J, Mizoguchi S. Roles of oxides in steels performance[C]// Proc Sixth Int Iron and Steel Congress. Nagoya: ISIJ, 1990: 591-596.

[9] Liu Xinyu, Xu Zhongbo, Wang Xinhua, *et al*. Hot ductility of vanadium microalloy steel CC slab[J]. Iron and 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[J]. 钢铁, 2000, 35(1): 51.)

[10] Turkdogan E T, Ignatowicz S, Pearson J. The solubility of sulphur in iron and iron-manganese alloys[J]. Iron Steel Inst, 1955, 180: 349-54.

[11] Narita K. Physical chemistry of the groups Ⅳa (Ti, Zr), Ⅴa (V, Nb, Ta) and the rare earth elements in steel[J]. Trans. ISIJ, 1975, 15: 145-152.

编辑　余文华