

49MnVS3 非调质钢连铸方坯中心裂纹分析

苑阳阳[✉] 张炯明 肖 超 胡招凡 陈少东

北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083

[✉]通信作者, E-mail: yyxl@126.com

摘 要 采用金相、扫描电镜及能谱分析了连铸方坯中心位置的宏观和微观特征。发现偏析是导致中心裂纹产生的主要原因。裂纹发生在柱状晶末端和粗大等轴晶区,沿一次枝晶晶界展开;开裂方式为沿晶开裂,开裂时期处于液相。存在两种晶界偏析,一种为析出的 MnS 夹杂物,另一种为聚集的浓化钢液。中心位置析出物未达到非调质钢质量要求。

关键词 非调质钢; 连铸; 方坯; 裂纹; 枝晶; 偏析

分类号 TF 777. 2

Analysis on central cracks in a continuous casting bloom of non-quenched and tempered steel 49MnVS3

YUAN Yang-yang[✉], ZHANG Jiong-ming, XIAO Chao, HU Zhao-fan, CHEN Shao-dong

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

[✉]Corresponding author, E-mail: yyxl@126.com

ABSTRACT Macro- and micro-characteristics at the center of a continuous casting bloom of non-quenched and tempered steel 49MnVS3 were investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive spectrometry. It is found that serious segregation induces a central crack. The crack occurs at the end of columnar grains and the zone of coarse equiaxed grains, and propagates along the boundaries of primary dendrites. The clacking mode is intergranular cracking, which happens in the liquid phase. There are two kinds of grain boundary segregations, one is the precipitation of MnS inclusions, and the other is the concentration of liquid steel. The precipitated inclusions at the central position do not meet the requirements of the non-quenched and tempered steel.

KEY WORDS non-quenched and tempered steel; continuous casting; blooms; cracks; dendrites; segregation

非调质钢具有节能、环保和降低成本等众多优点,已经在很多发达国家汽车行业中的轴类零件中得到广泛应用。近年来,随着国内汽车工业的快速发展,汽车用非调质钢的市场越来越大。与传统模铸工艺相比,非调质钢连铸具有生产效率高、成本低等特点,是未来的趋势^[1]。

国内某钢厂采用电炉-LF 精炼-VD 精炼-连铸生产的非调质钢大方坯经常出现中心裂纹。中心裂纹是铸坯的重要缺陷,其形成往往与偏析、疏松等共生。中心裂纹的形成原因有很多,并且有一些不易确定的因素,理论上机理也不太成熟,研究难度很大。目前大部分研究工作还是依赖于工艺实践。文献[2-3]

表明,大方坯中心裂纹的形成是连铸过程中力学因素和冶金性能综合作用的结果,影响因素较多。

49MnVS3 非调质钢是一种中碳微合金非调质钢。研究发现:当 C 的质量分数大于 0.45% 时,偏析程度急剧增大^[4];当钢中含有多种合金元素(如铌、钒和钛)时,其形成的氮碳化物会在晶界析出,且析出行为复杂^[5-7];非调质钢要求具有良好的加工性能,有较高的 S 含量^[8],S 是一种易偏析元素,容易造成铸坯裂纹。综合考虑,49MnVS3 非调质钢较一般钢种更容易产生裂纹。本文通过便携式显示仪、金相显微镜以及扫描电镜对连铸方坯中心位置的宏观和微观特征进行了研究。

1 研究方法

从电炉—LF 精炼—VD 精炼—连铸生产的三块连

铸坯上各取一段出现中心裂纹的作横截面试样,断面尺寸为 425 mm × 320 mm. 49MnVS3 非调质钢的主要化学成分如表 1 所示.

表 1 49MnVS3 非调质钢的主要化学成分(质量分数)
Table 1 Main chemical composition of non-quenched and tempered steel 49MnVS3 %

C	Si	Mn	P	Al _s	Ti	V	Nb	N	O	S
0.475	0.373	0.734	0.009	0.014	0.02	0.10	0.02	0.0108	0.0015	0.0483

选取其中一块铸坯依次采用以下方法对裂纹试样进行检验分析.

(1) 采用体积比 1:1 的盐酸溶液加热至 80 ℃ 左右浸蚀铸坯试样,观察试样的低倍组织,得到裂纹的形貌、分布和长度等数据;酸浸实验后,对酸浸面加工 5 mm,然后对横截面试样进行钻孔取样,钻孔直径 6 mm,每孔深度应接近 10 mm. 取样位置具体为:从铸坯中心位置到内弧表面依次间隔 10、10、10、10、30、30、30、14 和 14 mm 取九个点,从中心到外弧表面依次间隔 10 mm 取三个点,加上中心点,总计 13 个点.

(2) 在裂纹试样上取样,磨平、抛光,用热饱和苦味酸溶液侵蚀试样表面,在便携式显示仪下观察该位置的柱状晶、等轴晶与裂纹的关系;然后将裂纹试样剥开,用扫描电镜观察裂纹开裂面的形貌及成分;之后将裂纹试样用 4% 的硝酸酒精溶液侵蚀,在金相显微镜下观察试样的组织结构,用扫描电镜分析裂纹和晶界处元素的分布、夹杂物之间的关系.

2 结果与分析

2.1 中心裂纹的宏观检测分析

49MnVS3 非调质钢实验铸坯低倍检验结果如表 2 所示. 三块实验铸坯均存在严重的中心裂纹,

同时存在一定的中心偏析、中心疏松和缩孔.

表 2 49MnVS3 非调质钢实验铸坯低倍检验结果
Table 2 Macro graphic examination of non-quenched and tempered steel 49MnVS3

编号	中心裂纹	中心偏析	中心疏松	缩孔
1	4 级	1 级	1 级	2 级
2	4 级	1 级	0 级	2 级
3	3 级	1 级	2 级	1 级

C 和 S 元素沿大方坯厚度方向的质量分数和偏析指数分布如图 1 所示,外弧表面到中心的距离为正. 铸坯中心偏析严重,C、S 在铸坯中心处呈现最大正偏析,偏析指数分别为 1.31 和 1.66;在距离铸坯中心大约 10 mm 处呈现最大负偏析,偏析指数分别为 0.92 和 0.71;其余位置比较均匀,偏析指数在 1.0 附近波动.

中心裂纹横截面酸浸低倍照片如图 2 为所示. 裂纹在横截面上开裂方向与铸坯内弧垂直,起始位置距内弧表面为 90 mm,总长度为 120 mm;按图 2(b) 所示取试样 1 和试样 2,试样 1 中心位置距内弧表面为 110 mm,位置 2 中心位置距内弧表面为 160 mm,试样尺寸约为 25 mm × 40 mm. 裂纹具有方向性,垂直于内弧面裂纹贯穿试样前后两面,具有一定纵深.

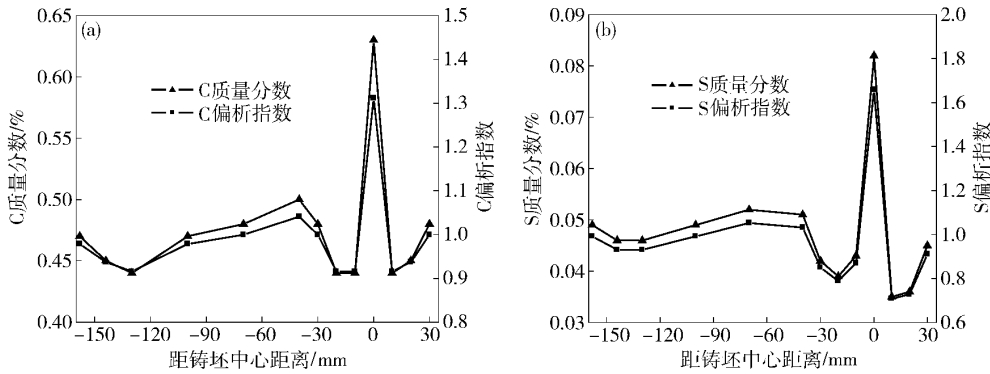


图 1 元素沿大方坯厚度方向的质量分数和偏析指数分布. (a) C; (b) S
Fig. 1 Mass fraction of elements and segregation index along the bloom's thickness direction: (a) C; (b) S

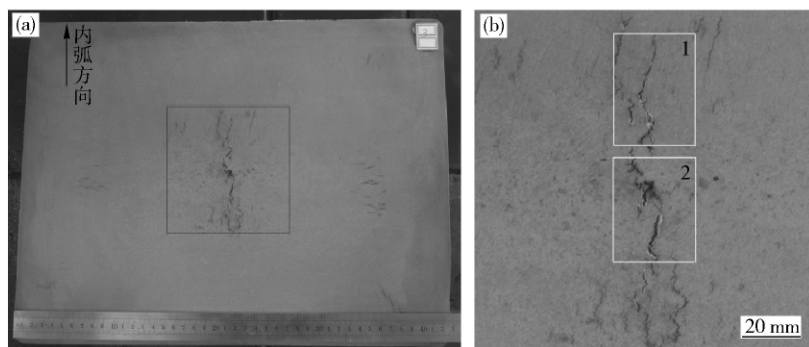


图2 铸坯中心裂纹照片。(a) 酸浸低倍照片;(b) 图2(a)的局部放大

Fig. 2 Macrographs of the central crack in the casting bloom: (a) macrograph etched by hydrochloric acid; (b) local magnification of Fig. 2(a)

中心裂纹苦味酸浸蚀照片如图3所示。位置1和位置2的裂纹分别在柱状晶区末端和粗大等轴晶

区,形貌相似,沿一次枝晶间隙展开。

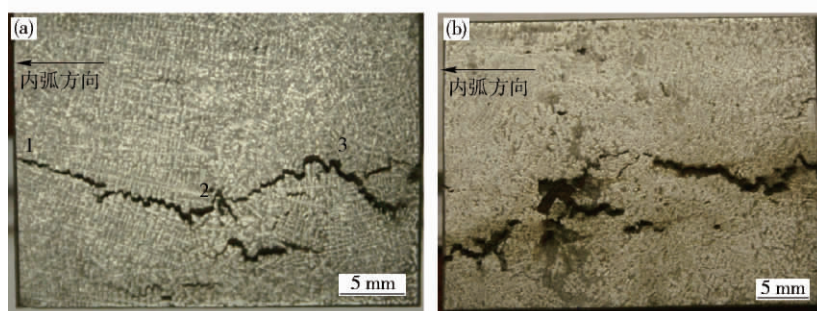


图3 中心裂纹苦味酸浸蚀照片。(a) 试样1;(b) 试样2

Fig. 3 Photographs of the central crack after etching by picric acid: (a) Sample 1; (b) Sample 2

根据枝晶间距与冷却速率经典关系式^[9]:

$$\lambda_s = a\varepsilon^{-n} \quad (1)$$

式中: a 和 n 为常数, 分别取 109.2 和 0.44; λ_s 为二次枝晶间距, μm ; ε 为冷却速率, $\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ 。

在试样1上按距离内弧远近依次取三个点, 分别为此试样上裂纹开裂的起始点、中间点和结束点, 具体位置见图3(a)。

由图3和表3可知, 连铸坯中心裂纹起始于柱状晶区末端, 该位置柱状晶粗大, 二次枝晶间距较大。根据式(1)可得出该位置铸坯冷却速率小且持续减小, 凝固缓慢。文献[10]的研究也表明: 二次枝晶间距在 100 ~ 220 μm 时, 枝晶组织细小, 枝晶间隙

小, 富集溶质所占的体积分数小, 微观偏析倾向小。铸坯的二次枝晶间距远远大于文献值, 所以考虑到富集溶质和微观偏析的影响, 进一步对中心裂纹进行了微观检测分析。

2.2 中心裂纹的微观检测分析

中心裂纹硝酸酒精侵蚀后的组织形貌如图4所示。裂纹的开裂方式均是沿晶界开裂和延伸, 为典型的沿晶开裂形貌。

使用扫描电镜观察裂纹断口形貌。中心裂纹表面的扫描电镜照片如图5所示。裂纹断口表面无明显韧窝, 而是光滑的凝固液膜和金属液滴, 为典型的液相凝固收缩形貌。

图6为开裂晶界处和未开裂晶界处元素分布线扫描结果。如图6(a)所示, 开裂晶界处与附近其他位置相比, 存在明显的 C、S 和 P 偏析, Mn 无明显变化; 如图6(b)所示, 未开裂晶界处与附近其他位置相比, 存在明显的 P、S 和 Mn 偏析, C 无明显变化。

2.3 晶界处夹杂物的研究

图7可以看出, 晶界处存在较多黑点, 形状多呈长条状或块状, 尺寸大小不一, 多在 10 ~ 20 μm 。通

表3 试样1的二次枝晶间距和冷却速率

Table 3 Secondary arm spacing and cooling rate of Sample 1

编号	位置(到内弧距离) / mm	二次枝晶间距 / μm	冷却速率 / ($\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$)
1	90	347	0.0723
2	107	397	0.0532
3	124	426	0.0453

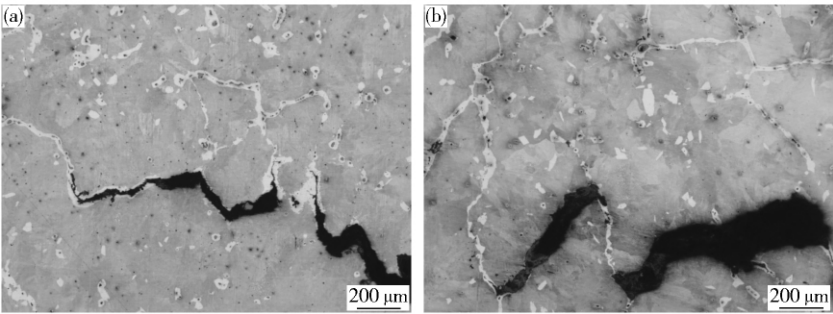


图 4 中心裂纹硝酸酒精侵蚀后的组织形貌. (a) 试样 1; (b) 试样 2

Fig. 4 Morphology of the central crack after etching by a nitric acid and alcohol solution: (a) Position 1; (b) Position 2

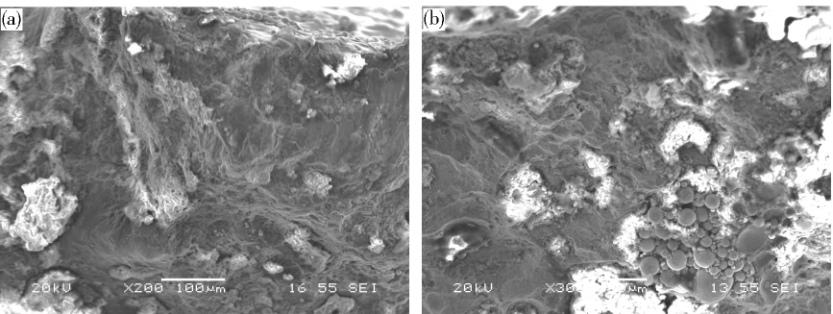


图 5 中心裂纹表面的扫描电镜照片

Fig. 5 SEM image of the central crack surface

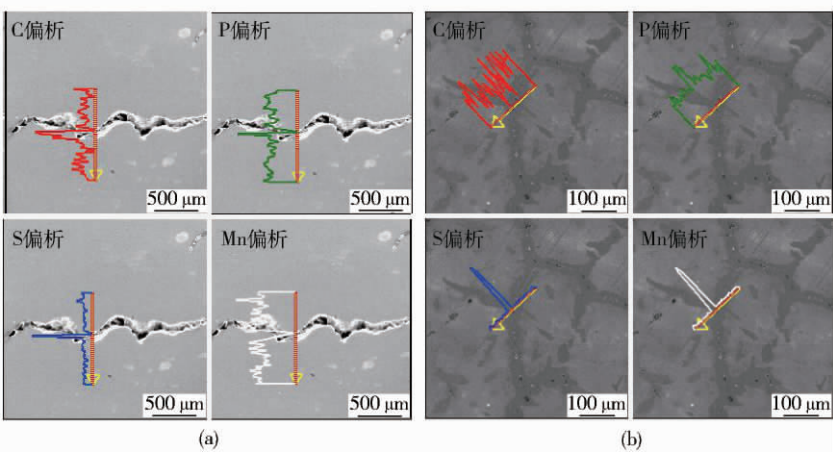


图 6 扫描电镜线扫描的元素分布. (a) 开裂晶界处; (b) 未开裂晶界处

Fig. 6 Element distributions at the grain boundary by SEM line scanning: (a) cracked position; (b) uncracked position

过能谱分析 ,得到表 4 结果 ,大多为 MnS 夹杂物.

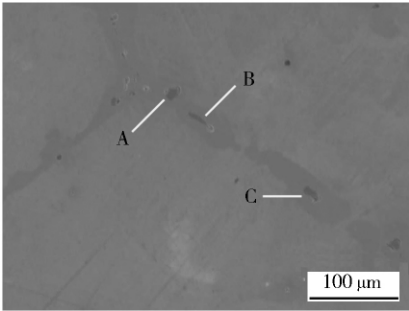


图 7 晶界处夹杂物形貌

Fig. 7 Morphology of inclusions on the grain boundary

表 4 位置 A、B 和 C 的化学成分(原子分数)

Table 4 Chemical compositions at Point A , B and C %			
位置	S	Mn	Fe
A	16. 22	13. 99	69. 79
B	51. 98	41. 26	6. 76
C	45. 17	39. 35	15. 48

在 EDS 能谱分析中 ,因为 C 和 N 根据能谱计算的元素含量参考价值较小 ,所以实际观察中并不测量 C 和 N 的能谱^[11]. 中心位置的夹杂物如图 8 所示. 夹杂物主要为 (Mn ,Fe) S 夹杂物和 Ti-Nb-V

(C, N) 夹杂物. 这两种夹杂物都是在钢液凝固过程中析出形成的.

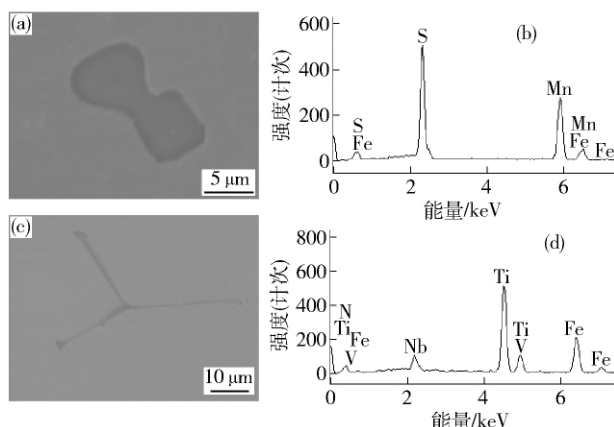


图8 中心位置夹杂物. (a) 硫化物; (b) 硫化物能谱; (c) 氮碳化物; (d) 氮碳化物能谱

Fig.8 Inclusions at the central position: (a) sulfides; (b) corresponding EDS spectrum of Fig. (a); (c) nitrides/carbides; (d) corresponding EDS spectrum of Fig. (c)

3 讨论

通过对铸坯中心位置的宏观以及微观分析, 可以发现偏析是裂纹产生的主要原因, 冷却速率过低是引起偏析的主要原因. 在凝固阶段, 由于冷却速率过低, 枝晶生长速率较缓, 二次枝晶间隙大, 枝晶间形成较大的“通道”; 同时由于冷却速率过低, 固液界面的溶质元素较平衡分配, 被不断推向液相区, 逐渐形成凝固点较低的浓化钢液, 而这些浓化钢液可以轻松地通过枝晶间“通道”流向铸坯中心. 浓化钢液随着凝固的进行集中到铸坯中心位置, 没有空间继续流动, 其中的溶质元素便随着固相的增加, 大部分以夹杂物的形式在晶界处析出, 过高的溶质含量和过低的冷却速率, 提供了析出类夹杂物充分形成与生长的条件, 可以解释该位置发现的异常粗大的 (Mn, Fe) S 夹杂物和 Ti-Nb-V (C, N) 夹杂物.

比较图 6(a) 和 (b) 可以发现中心位置晶界处的溶质元素不尽相同, 未开裂晶界处存在 S、Mn 偏析, 而开裂晶界处存在 C、S 偏析, 这是因为两种晶界的形成时间不同. 观察图 7 可知未开裂晶界处的 S、Mn 偏析为 MnS 夹杂物, 钢液在凝固过程中, 晶间残余液相中的 S、Mn 逐渐过饱和在固液两相区析出形成 MnS 夹杂物^[12], 形状呈不规则块状, 尺寸较大, 未达到非调质钢要求, 但是形成的 MnS 改善了 S 的晶界脆性; 而开裂晶界处的 C、S 偏析为浓化钢液聚集所致, 钢液在凝固过程中收缩, 需要钢液补充, 柱状晶末端位置间隙较大, 这时候只存在凝固点较低

的浓化钢液, 钢液中由于偏析含有大量残余的 C、S, 但是缺少能够中和 S 的足量 Mn.

观察图 5 可知, 裂纹表面是高低不平的凝固的液膜和金属液滴, 表明该位置在裂纹开裂时处于液态, 开裂后钢液补充量不足. 这是由于溶质元素在凝固过程中不断富集, 尤其是 C 的富集, 降低了钢液凝固点, 使钢的第 I 脆性温度区向低温区移动; S 的富集形成低熔点的 FeS, 降低晶界强度, 促进晶界滑移, 降低钢的延塑性^[13]. 当外加应力总和超过铸坯的临界应力时, 铸坯在凝固前沿的一次枝晶间隙液膜破裂, 表现为柱状晶末端开裂, 方向垂直于内弧面. 粗大等轴晶区的一次枝晶间隙液膜在已经形成的裂纹和凝固收缩应力的作用下持续破裂, 表现为裂纹沿着裂纹起始方向, 在一次枝晶间隙展开, 这样不停地循环直至凝固完成, 最终形成严重的中心裂纹.

4 结论

(1) 连铸方坯冷却速率过低是引起的 C、S 偏析的主要原因; 严重的 C、S 偏析是导致中心裂纹产生的主要原因. 中心裂纹起始于柱状晶末端, 贯穿粗大等轴晶区, 沿一次枝晶晶界展开; 开裂方式为沿晶开裂, 开裂时期处于液相.

(2) 中心位置存在两种晶界偏析, 未开裂晶界处的偏析是固液两相区形成的 MnS 夹杂物析出引起的, 而开裂晶界出的偏析是低熔点的浓化钢液聚集引起的.

(3) 中心位置形成了异常粗大 (Mn, Fe) S 夹杂物和 Ti-Nb-V (C, N) 夹杂物, 未达到非调质钢质量要求.

参考文献

- [1] Brimacombe J K. Empowerment with knowledge: toward the intelligent mold for the continuous casting of steel billets. *Metall Trans B*, 1993, 24(6): 917
- [2] Brimacombe J K, Sorimachi K. Crack formation in the continuous casting of steel. *Metall Trans B*, 1977, 8(2): 489
- [3] Cai K K. *Cast and Solidification*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1987
(蔡开科. 浇注与凝固. 北京: 冶金工业出版社, 1987)
- [4] Jiang L H, Tian N Y. Study of centerline segregation in spring steel bloom. *Iron Steel*, 2010, 45(1): 43
(蒋丽红, 田乃媛. 弹簧钢连铸坯中心偏析的研究. 钢铁, 2010, 45(1): 43)
- [5] Ishikawa F, Takahashi T, Ochi T. Intragranular ferrite nucleation in medium-carbon vanadium steels. *Metall Mater Trans A*, 1994, 25(5): 929
- [6] Yuan X Q, Liu Z Y, Jiao S H, et al. The onset temperatures of γ

- to α -phase transformation in hot deformed and non-deformed Nb micro-alloyed steels. *ISIJ Int*, 2006, 46(4): 579
- [7] Wang R Z, Garcia C I, Hua M, et al. Microstructure and precipitation behavior of Nb, Ti complex microalloyed steel produced by compact strip processing. *ISIJ Int*, 2006, 46(9): 1345
- [8] Shao X J, Wang X H, Wang W J, et al. Influence of isothermal treatment on sulfides in YF45MnV steel. *Trans Mater Heat Treat*, 2010, 31(10): 80
(邵肖静, 王新华, 王万军, 等. 等温热处理对 YF45MnV 钢中硫化物的影响. 材料热处理学报, 2010, 31(10): 80)
- [9] Choudhary S K, Ganguly S. Morphology and segregation in continuously cast high carbon steel billets. *ISIJ Int*, 2007, 47(12): 1759
- [10] Shen H F, Beckermann C. Experimental study on the mush deformation and solute redistribution. *Acta Metall Sin*, 2002, 38(4): 352
(沈厚发, Beckermann C. 糊状区变形及浓度再分布的模拟实验. 金属学报, 2002, 38(4): 352)
- [11] Zhao C L, Sun Y H, Tian Z H, et al. Edge cracking causes of hot rolled strips produced by CSP. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2007, 29(5): 499
(赵长亮, 孙彦辉, 田志红, 等. CSP 热轧板卷边部裂纹成因. 北京科技大学学报, 2007, 29(5): 499)
- [12] Diederichs R, Bülte R, Pariser G, et al. Modeling of manganese sulphide formation during solidification: Part II. Correlation of solidification and MnS formation. *Steel Res Int*, 2006, 77(4): 256
- [13] 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