

# 亚包晶钢铸坯脆性区对表面裂纹的影响

曾亚南<sup>1</sup> 孙彦辉<sup>1</sup> 艾西<sup>1</sup> 马志飞<sup>1</sup> 刘瑞宁<sup>2</sup> 刘泳<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2. 河北钢铁集团石家庄钢铁有限责任公司, 河北 石家庄 050031)

**摘要:** 针对微合金亚包晶钢凝固过程中产生大量裂纹缺陷的现状, 采用光学显微镜、扫描电镜及能谱分析仪对铸坯表面裂纹进行分析, 并对析出物进行热力学计算, 利用 Gleeble-1500 对铸坯热塑性进行分析研究。结果表明: 裂纹处存在(Fe, Mn, Si, Al)(S, O)等夹杂物, 加剧应力对基体的影响; 裂纹处存在Ti-Al-(C, N)夹杂物, 增加了 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变的脆性, 横裂纹敏感性增加。高温脆性区易产生纵裂, 断面收缩率( $Z$ )最小值为37.59%, 纵裂纹敏感区间为1454~1478℃。900~750℃为低温脆性区, 易产生横裂纹,  $Z$ 最小值为45.24%, 横裂纹敏感区间900~750℃。896℃时, 铁素体开始析出, 使得晶界上进一步集中, 导致裂纹发生。

**关键词:** 亚包晶钢; 裂纹敏感区; 脆性区; 铁素体; 析出物

中图分类号: TF76, TG142.1 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2013)06-0079-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2013.06.016

## Influence of Strands' Brittle Zones on Surface Cracks of Hypo-peritectic Steel

Zeng Yanan<sup>1</sup>, Sun Yanhui<sup>1</sup>, Ai Xi<sup>1</sup>, Ma Zhifei<sup>1</sup>, Liu Ruining<sup>2</sup>, Liu Yong<sup>2</sup>

(1. School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Shijiazhuang Iron & Steel Co., Ltd., Hebei Iron & Steel Group, Shijiazhuang 050031, Hebei, China)

**Abstract:** In view of large amounts of cracks formed in the hypo-peritectic HSLA steel during solidification, the cracks on the surface of strands were analyzed by optical microscope, SEM and EDS, and the precipitates were studied by thermodynamic calculation. Furthermore, hot ductility was studied by Gleeble-1500. The results showed that steel matrix was deteriorated by inclusions (Fe, Mn, Si, Al)(S, O) in cracks, and transverse cracking sensitivity was increased by Ti-Al-(C, N) inclusions. The longitudinal cracks tend to appear in the high-temperature brittle zone with a longitudinal cracking sensitive range of 1454~1478℃, and the minimum value of  $Z$  was 37.59%; the transverse cracks tend to appear in the low-temperature brittle zone with a longitudinal cracking sensitive range of 900~750℃, and the minimum value of  $Z$  was 45.24%. Precipitating at 896℃, the ferrite led to strain concentration on the grain boundary, resulting in crack formation.

**Key words:** hypo-peritectic steel, cracking sensitive range, brittle zone, ferrite, precipitate

## 0 引言

连铸坯最主要的缺陷是表面裂纹,它是影响连

铸坯质量最重要的因素之一。在连铸过程中,钢水要经过相变、结晶等一系列的过程,在此过程中铸坯坯壳会受到热应力、钢水静压力、摩擦力、矫直力等

收稿日期: 2013-03-16

基金项目: 国家自然科学基金(51274032)资助项目。

作者简介: 曾亚南(1983—)男,河北保定人,博士生,主要从事炼钢新工艺及铸坯质量控制研究。

力的作用,当这些应力的值大于坯壳表面所能承受的最大应力时,铸坯表面就会开始产生裂纹。表面裂纹的存在使得铸坯的成材率大大降低,严重影响了钢铁厂的正常生产和经济效益<sup>[1-3]</sup>。为探究该缺陷产生的原因,笔者利用金相显微镜、扫描电镜和能谱分析仪对试样表面裂纹进行分析,并利用 Gleeble-1500 模拟分析了 S355J2 钢的脆性区间。研

究结果可为解决控制亚包晶钢 S355J2 裂纹提供技术支持。

## 1 研究方法

### 1.1 试验材料与铸坯缺陷

某厂利用电炉→LF→VD 流程冶炼 S355J2 亚包晶钢,成分如表 1 所示。

表 1 S355J2 化学成分  
Table 1 Chemical compositions of S355J2 steel

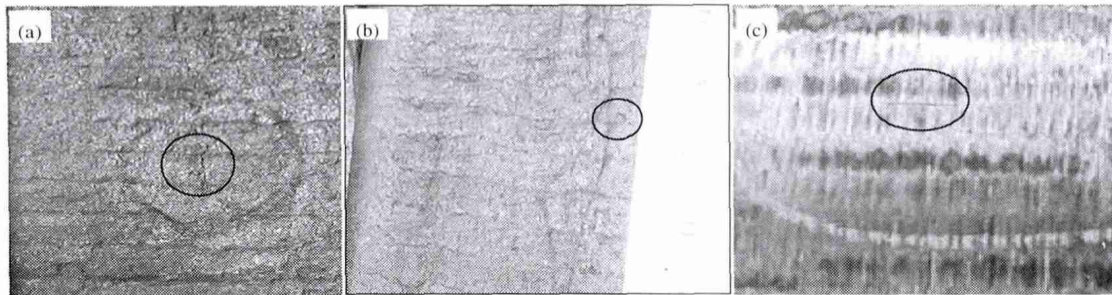
| C    | Si  | Mn  | P     | S     | Als   | V    | Al    | Ti      |
|------|-----|-----|-------|-------|-------|------|-------|---------|
| 0.14 | 0.3 | 1.1 | 0.009 | 0.003 | 0.015 | 0.09 | 0.028 | 0.013 2 |

铸坯试样进行酸洗发现铸坯表面纵向及横向裂纹,裂纹比较细小,大多数集中在角部附近,如图 1 (a)、(b)所示。轧材表面经修磨 0.5 mm 仍能看到裂纹缺陷,裂纹在轧材表面不连续分布,如图 1 (c)所示。

### 1.2 试验分析方法

研究采用 Gleeble-1500 拉伸试验测试,试验过程采用真空处理并进行 Ar 气保护。为了保证试样

成分及温度的均匀性,以 20 °C/s 的加热速度使试样升至 1 350 °C,并进行保温 3 min,然后以 3 °C/s 的冷却速率冷却至试验温度,保温 30 s 后以  $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  的应变速率进行拉伸试验。并计算试验钢的断面收缩率 ( $Z, \%$ ) 和抗拉强度 ( $R_m, \text{MPa}$ ),描述试验钢的热塑性;采用扫描电镜观察试样的断口形貌及对裂纹进行能谱分析;采用金相显微镜对裂纹附近显微组织进行观察分析。



(a) 铸坯表面纵向裂纹(8 mm) (b) 振痕谷底横裂纹(3 mm) (c) 轧材表面裂纹(修磨 0.5 mm, 长 10 mm)  
(a) Longitude crack of the strand(8 mm) (b) Transverse crack of the strand (3 mm) (c) Surface crack of rolled products(0.5 mm Grinded, 10 mm in length)

图 1 铸坯表面宏观裂纹

Fig. 1 Macroscopic crack on strand surface

## 2 结果与分析

### 2.1 裂纹微观分析

铸坯处于高温时,晶界处有液相存在。对裂纹处进行能谱分析发现,裂纹处存在 (Fe, Mn, Si, Al) (S, O) 等夹杂物,如图 2 所示。图 3 为横裂纹微观形貌及能谱分析,由图 3 可以看出,裂纹处存在 Ti-Al-(C, N) 夹杂物,此类夹杂物均是在钢液凝固过程中形成的。对于 C-Mn 钢 (Mn 大于 1%) 而言,钢中 Al 和 N 增加,Al、N 在奥氏体晶界析出,降低了内聚

力,增加了  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变的脆性,横裂纹敏感性增加。同时 V 的碳氮化物晶界沉淀,使脆化温度区加宽,致使裂纹发生率提高<sup>[4-5]</sup>。

图 4 为裂纹微观形貌及组织。由图 4 (a) 可以看出, S355J2 钢纵裂纹附近的组织以铁素体及珠光体为主,且裂纹附近存在明显脱碳层,说明裂纹是在高温处形成的。由图 4 (b) 可以看出,横裂纹附近组织与纵裂纹类似,但是,裂纹附近脱碳层不明显,可以判断裂纹在低温下形成。

### 2.2 S355J2 热塑性行为研究

S355J2 热塑性曲线如图 5 所示。当在第 I 高温脆性区范围内时, 钢的  $Z$  值低于 60%<sup>[5]</sup>; 1 350 °C 时  $Z$  值为 50.86%; 1 300 °C 时  $Z$  值为 37.59%, 钢处于非常脆弱的温度区域。随着测试温度的降低, 铸坯的塑性迅速升高, 1 150 °C 时铸坯  $Z$  值升至 68.42%。1 100 ~ 950 °C 范围为高温塑性区,  $Z$  达到

了 90% 以上。随着温度的降低, 铸坯在 950 °C 后进入第 III 低温脆性区,  $Z$  急剧下降, 900 °C 温度下铸坯  $Z$  值为 53.76%, 800 °C 时铸坯  $Z$  值降至了最低点, 为 45.24%, 之后缩率开始有一定回升, 750 °C 时升至 59.55%。从 700 °C 到 650 °C 时铸坯的  $Z$  值又快速降低, 缩率降低, 650 °C 降到 60.56%。

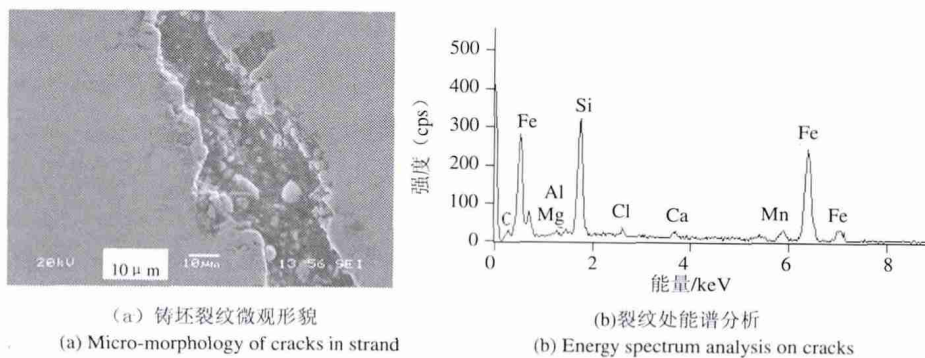


图 2 纵裂纹微观形貌及能谱分析

Fig. 2 Micro-morphology and spectrum analysis of longitude cracks

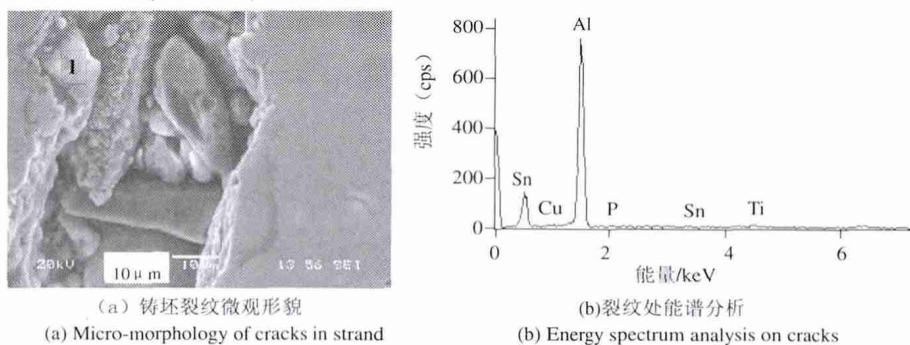


图 3 横裂纹微观形貌及能谱分析

Fig. 3 Micro-morphology and spectrum analysis of transverse cracks

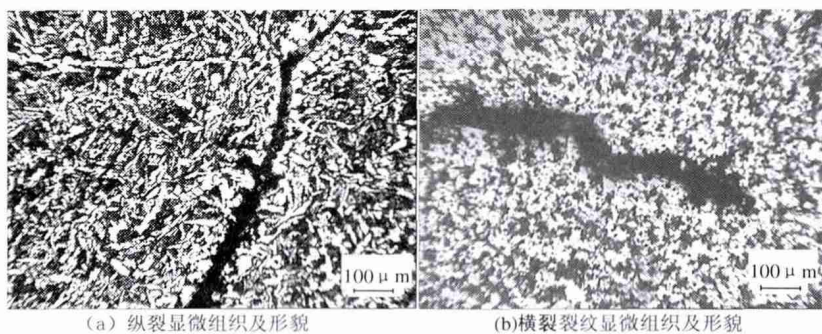


图 4 裂纹微观形貌及组织

Fig. 4 Micro-morphologies and microstructures of cracks

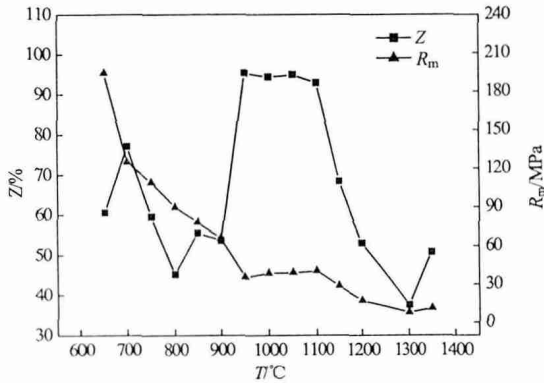


图 5 S355J2 热塑性及抗拉强度曲线  
Fig. 5 Hot ductility and tensile strength of S355J2

同时在图 5 中也可看出,在变形速率  $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-3} / s$  的试验条件下,随着温度的升高,  $R_m$  值迅速下降,在 600 ~ 950 °C 温度范围内  $R_m$  值变化最为明显,从 195.45 MPa 下降到 35.59 MPa。随着测试温度的逐渐升高,  $R_m$  值缓慢降低,直到 1350 °C 以上抗拉强度趋于零。试样在低温拉伸时产生加工硬化且回复很小,因此抗拉强度较高;随温度升高,拉伸过程中发生回复软化过程加快,温度越高,越容易发生回复,因此抗拉强度随温度逐渐降低。

2.3 裂纹敏感性分析

试验研究证明,  $Z < 60\%$  时材料的裂纹敏感性明显增加<sup>[6]</sup>。表 2 为 S355J2 钢的裂纹敏感区间。在高温脆性温度区间内,内裂缺陷容易发生,而纵裂是起源于皮下的内裂纹<sup>[7]</sup>。高温脆性区敏感性一般用零强度温度 (ZST) 与零塑性温度 (ZDT) 的差值  $\Delta T$  来表示。 $\Delta T$  越大,在这段温度范围内由外力作

用形成裂纹的几率就越大。S355J2 钢的液相线温度 ( $T_L$ ) 及固相线温度 ( $T_S$ ) 由经验公式计算分别为: 1 518 °C 及 1 454 °C。ZST 及 ZDT 由经验公式:  $T = T_0 - \{ (T_0 - T_L) / [(1 - f_s) (T_L - T_s) / (T_0 - T_s)] \}$ 。计算分别为: 1 478 °C 及 1 454 °C。文献 [8] 指出 ZST 由液相线温度  $T_L$  和固相线温度  $T_s$  的间隔大小决定,一般高于固相线 10 ~ 30 °C。因此, S355J2 纵裂敏感区间为 1 454 ~ 1 478 °C。

低温脆性区钢的脆化对表面横裂纹有重要影响。  $Z < 60\%$  时材料的裂纹敏感性明显增加,以此值对应的温度范围来反映低温脆性区钢的横裂纹敏感性。该温度范围越宽,塑性凹槽越深,裂纹敏感性越强。由图 5 可知, S355J2 钢低温脆性区处于 900 ~ 750 °C 范围,  $Z$  值最低为 44%, 因此横裂纹敏感性较强。

表 2 S355J2 裂纹敏感区间  
Table 2 The cracking sensitive range of S355J2 °C

| $T_s$ | 经验法计算 |       | 横裂纹敏感区间   | 纵裂敏感区间        |
|-------|-------|-------|-----------|---------------|
|       | ZST   | ZDT   |           |               |
| 1 454 | 1 478 | 1 454 | 900 ~ 750 | 1 454 ~ 1 478 |

2.4 高温脆性区对裂纹的影响

第 I 脆性区 ( $T_L \sim 1\ 200$  °C): 第 I 脆性区和枝晶偏析引起的枝晶间脆化有关。如图 6 所示,可明显看出液相在凝固时填补了枝晶间的缝隙。晶界处不致密的原子排列易吸得硫、磷等低熔点杂质元素,使晶界凝固点降低。1 350 °C 保温 3 min, 然后降温至测试温度后,由于晶界裂纹处存在 (Fe, Mn, Si, Al) (S, O) 等夹杂物,在拉伸应力的作用下沿晶界开裂,试样即被拉断,呈现沿晶界破坏的形貌,属于沿晶脆性断裂形貌。

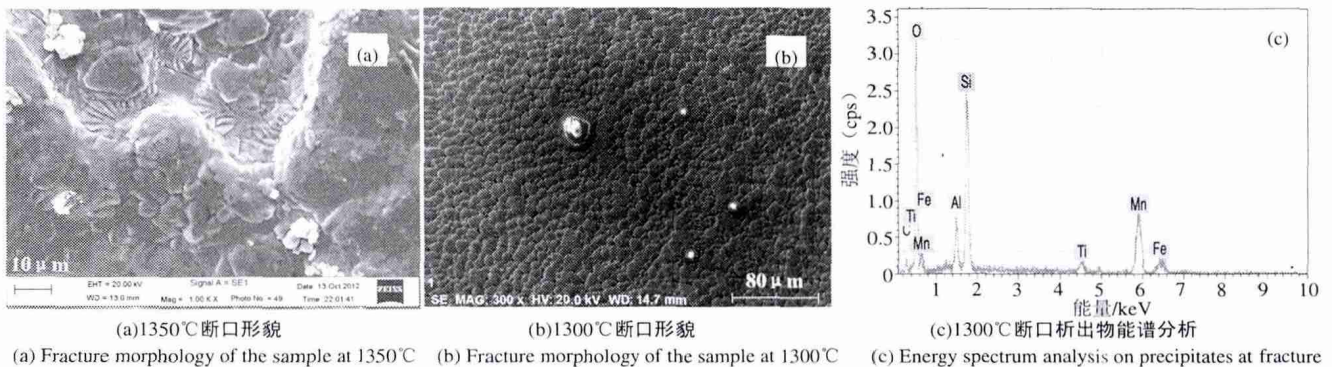


图 6 高温脆性断口形貌及能谱分析  
Fig. 6 Fracture morphology and spectrum analysis at high-temperature brittle zone

### 2.5 低温脆性区对裂纹的影响

试样在 900 °C 以下测试温度范围内拉断后, 断口表面凹凸不平且呈冰糖块状, 晶粒间存在孔洞, 表现为沿晶断裂模式 (如图 7 (a) 所示)。在 850 °C 温度下, 晶界处存在塑性变形的痕迹并有大

量细小的塑坑和微孔存在 (如图 7 (b) 所示), 对微孔附近的夹杂物进行能谱分析发现为 Si-Ca 酸盐夹杂物。此类夹杂物在晶界的存在导致应力作用下, 微裂纹沿晶界产生、聚集, 最终发生沿晶断裂<sup>[9]</sup>。

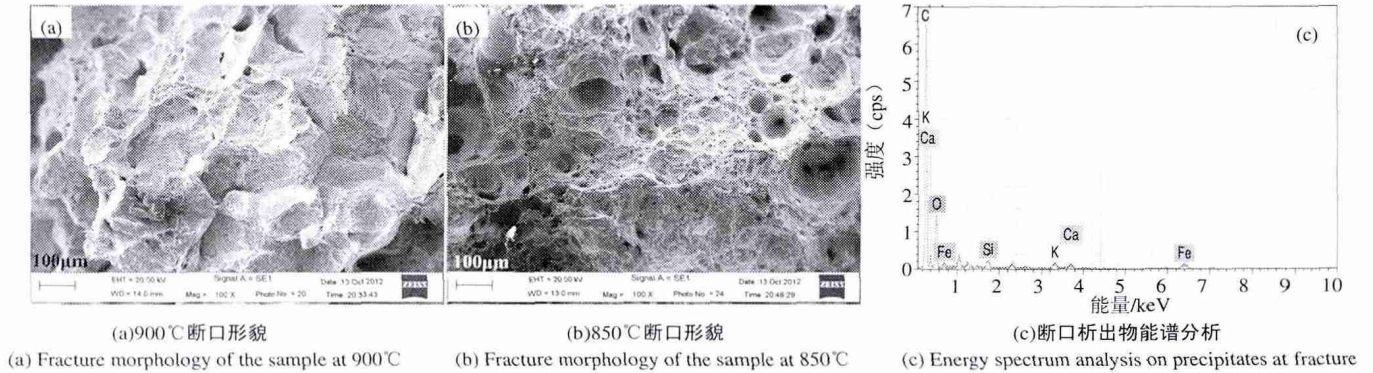


图 7 低温脆性断口形貌及能谱分析

Fig. 7 Fracture morphology and spectrum analysis at low-temperature brittle zone

## 3 脆化机理

对于高温脆性区, 随着凝固的进行, 液相不断富集, 应力主要集中在软的液相中, 钢中析出的 (Fe, Mn, Si, Al) (S, O) 等夹杂物进一步加剧应力对基体的影响。温度降低后, 液相比比例减少直至消失, 晶界强度增加, 由于动态再结晶的发生, 晶界迁移能力很强, 形变早期的裂纹在晶界移动时被隔离在晶粒内部, 而在晶粒内部存在的硫化物、氧化物等夹杂物, 由于它们和基体的变形能力不同而产生的应力集中, 导致微孔的形成长大和聚集, 产生裂纹缺陷。

低温脆性区的出现分两种情况: 在奥氏体单相区, 析出相在奥氏体晶粒内和晶界上析出, 强化了晶粒弱化了晶界, 变形容容易在晶界附近集中, 导致析出物与基体之间产生微小孔隙, 孔隙的发展、聚合而形成裂纹; 当温度降低到  $A_{e3}$  以下时进入奥氏体 + 铁素体两相区, 铁素体开始在奥氏体晶界处析出, 容易在奥氏体晶界形成薄网状的铁素体, 与奥氏体相比, 铁素体的屈服强度较低, 变形容容易集中在铁素体中, 弱化了晶界导致断裂<sup>[10]</sup>。依据 K. W. Andrews<sup>[11]</sup> 总结计算  $A_{e3}$  的经验公式:

$$A_{e3} = 910 - 203w_c^{0.5} + 44.7w_{Si} - 30w_{Mn} + 700w_p + 400w_{Al} + 400w_{Ti} + 104w_v + 15.2w_{Ni} + 31.5w_{Mo} + 13.1w_w$$

$$- 11w_{Cr} - 20w_{Cu} + 120w_{As}$$

计算得出 896 °C 时, 铁素体开始析出。由图 5 的热塑性曲线可以看出, 当温度由 950 °C 降低至 900 °C 时,  $Z$  收缩率由 94.52% 迅速降低至 53.76%。结果表明奥氏体晶界处析出网状  $\alpha$  铁素体,  $\alpha$  相强度大约只是  $\gamma$  相的 1/4, 在应力作用下变形将主要集中在沿  $\gamma$  晶界分布的  $\alpha$  相中。该区域钢的脆化与  $\gamma$  晶界析出的  $\alpha$  相形态、尺寸有关,  $\alpha$  相呈细薄网膜状时, 脆化最为严重。当应力超过晶界  $\alpha$  相所能承受的强度时, 在  $\alpha$  相中便会生成空洞, 空洞聚合长大最后发展成裂纹。

该厂生产的 S355J2 钢 [N] 含量为 0.0048%。根据热力学计算公式<sup>[7]</sup>:

$$\lg w_{[Ti]} w_{[N]} = -15790/T + 5.40 \tag{1}$$

$$\lg w_{[Ti]} w_{[C]} = -7000/T + 2.75 \tag{2}$$

$$\lg w_{[V]} w_{[N]} = -7700/T + 2.86 \tag{3}$$

$$\lg w_{[Al]} w_{[N]} = -6770/T + 1.03 \tag{4}$$

$$\lg w_{[V]} w_{[C]0.75} = -6560/T + 4.45 \tag{5}$$

计算得出析出粒子凝固过程的析出顺序分别为: TiN, AlN, TiC, VN, VC<sub>0.75</sub>; 析出物平衡析出物温度分别为: 1306, 1099, 944, 932, 611 °C。1350 ~ 950 °C 温度范围, Ti 元素将部分 [N] 结合, 致使 AlN 析出物数量较少, 热塑性受析出物影响较小。随着温度降低至 900 °C 以下, 大量细小析出物开始在晶界析出。晶界

三叉结点和微细的晶界析出物处作为应力集中源,降低了晶界的结合力,应力作用下发生塑性变形时,与晶界脱开形成微孔,在晶界滑动的作用下,微孔连接形成裂纹。

连铸坯表面横裂纹的主要原因在于铸坯低温脆性区影响,为了减少铸坯缺陷的产生,在生产上应采取如下措施:

- 1) 支承辊对中好,防止坯壳受力变形;
- 2) 结晶器传热均匀,液面波动小;
- 3) 合适的二冷强度,使铸坯的整体温度(特别是铸坯的角部温度)弯曲、矫直时要避开低温脆性温度区域,即 Z 值小于 60% 所对应的温度值;
- 4) 均匀铸坯表面温度,防止铸坯边角部过冷,同时减小铸坯表面在二冷段的温度波动,即铸坯不经历  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  的反复相变过程。

参考文献

[1] Wang Xinhua, Zhao Pei, Wang Wenjun, et al. Countermeasures against transverse corner cracks of medium carbon hypo-peritectic steel CC slabs [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 1995, 17(4): 330-335.  
(王新华, 赵沛, 王文军, 等. 中碳亚包晶成分钢连铸坯角横裂的防止对策 [J]. 北京科技大学学报, 1995, 17(4): 330-335.)

[2] Yuan Yangyang, Zhang Jiongming, Xiao Chao, et al. Analysis on central cracks in a continuously cast bloom of non-quenched and tempered steel 49MnVS3 [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2011, 34(8): 892-897.  
(苑阳阳, 张炯明, 肖超, 等. 49MnVS3 非调质钢连铸方坯中心裂纹分析 [J]. 北京科技大学学报, 2011, 34(8): 892-897.)

[3] Chen Yong, Yang Subo, Zhu Miaoyong. Control of transverse corner cracks on continuous casting slab for HSLA of Panzhihua Steel [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2008, 29(3): 55-62.  
(陈永, 杨素波, 朱苗勇. 攀钢低合金钢板坯角横裂缺陷的控制技术 [J]. 钢铁钒钛, 2008, 29(3): 55-62.)

[4] Sun Yanhui, Ni Youjin, Xu Zhongbo, et al. Mechanical and metallurgy behaviour of medium carbon steel [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2009, 31(6): 708-713.  
(孙彦辉, 倪有金, 许中波, 等. 中碳钢高温力学和冶金行为 [J]. 北京科技大学学报, 2009, 31(6): 708-713.)

[5] Wang Shengchao, Zhao Gang, Bao Siqian, et al. Hot ductility of niobium-microalloyed high strength steel Q345C slab [J]. Iron and Steel, 2012, 47(1): 74-77.  
(王生朝, 赵刚, 鲍思前, 等. 含铌微合金高强度钢 Q345C 连铸坯的热塑性 [J]. 钢铁, 2012, 47(1): 74-77.)

[6] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking [J]. ISIJ International, 1999, 39(4): 833-855.

[7] Cai Kaike. Quality control of slab [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010.  
(蔡开科. 连铸坯质量控制 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2010.)

[8] Cai Kaike. Casting and solidification [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1987.  
(蔡开科. 浇铸与凝固 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1987.)

[9] Cui Zhongqi, Qin Yaochun. Metallurgy and heat treatment [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 2009.  
(崔忠圻, 覃耀春. 金属学与热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2009.)

[10] Liu Qinggang. Study on the formation reasons of cracks in Tangsteel FTSC thin slab [D]. Tangshan: Hebei United University, 2010.  
(刘庆岗. 唐钢 FTSC 薄板坯裂纹成因的研究 [D]. 唐山: 河北联合大学, 2010.)

[11] Andrews K W. Empirical formation for the calculation of some transformation temperatures [J]. Journal of the Iron and Steel Institute, 1965, 6(7): 721-727.

4 结论

1) 裂纹处存在 (Fe, Mn, Si, Al) (S, O) 等夹杂物, 加剧应力对基体的影响; 裂纹处存在 Ti-Al-(C, N) 夹杂物, 增加了  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变的脆性, 横裂纹敏感性增加。

2) S355J2 存在 3 个区间, 1) 350 ~ 1 200 °C 温度范围为高温脆性区, Z 值均低于 60%, 且最小值为 37.59%; 1) 150 ~ 950 °C 为高温塑性区, Z 值最大达到 92.5% 以上; 900 ~ 750 °C 为低温脆性区, Z 值迅速降低, 最小值为 45.24%。700 °C 以下 Z 有一定回升。

3) S355J2 纵裂敏感区间为 1 454 ~ 1 478 °C, 横裂纹敏感区间 900 ~ 750 °C。

4) 896 °C 时, 铁素体开始析出, 应力集中于奥氏体晶界。晶界处存在夹杂物或 Ti、Al 和 V 等的析出物时, 使得晶界应力集中, 导致沿晶脆性断裂。