

· 工艺材料进展 ·

## 连铸板坯表面横裂纹形成机理及防止措施

牛山廷 张兴中 干 勇

(钢铁研究总院连铸技术国家工程研究中心,北京 100081)

**摘 要** 从第Ⅲ脆性区、振痕以及偏析 3 个方面分析探讨了连铸板坯表面横裂纹的形成机理,得出仅从第Ⅲ脆性区方面不足以解释裂纹的产生,还要考虑偏析以及引起应力集中的因素(如振痕、夹杂等)。在此基础上简要讨论总结了防止板坯横裂纹产生的措施:如铸坯矫直温度、晶界析出物、二冷区冷却速度和低 C 钢 C% 的控制;结晶器振幅、锥度和保护渣的改进,降低钢中 S、P 含量和提高 Mn/S,降低结晶器弯月面的冷却速度和改善结晶器表面光洁度等。

**关键词** 连铸板坯 表面横裂纹 第Ⅲ脆性区 振痕 偏析

## Formation Mechanism and Countering Measures for Transverse Surface Crack of Continuous Casting Slabs

Niu Shanting, Zhang Xingzhong and Gan Yong

(Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

**Abstract** The formation mechanism for transverse surface crack of continuous casting slabs is analyzed and delved from three aspects- No3 brittle zone, oscillation mark and segregation. It is obtained that the brittlement of steel at No3 brittle zone is not enough to explain the formation of transverse surface crack, the segregation and the factors leading to stress concentration such as oscillation marks and inclusions are also taken into account. On this studied basis the measures to prevent the transverse surface crack of slab are discussed and simply summarized including controlling casting slab straightening temperature, precipitates at grain boundary, cooling rate at secondary cooling zone and C% in low carbon steel; improving oscillation amplitude and taper of mold, and mold powder; decreasing S and P content in steel, increasing Mn/S, decreasing cooling speed at mold meniscus and improving mold surface roughness factor.

**Material Index** Continuous Casting Slab, Transverse Surface Crack, No3 Brittle Zone, Oscillation Mark, Segregation

横裂纹多出现在连铸坯宽面和窄面,有时候也见于角部,垂直于拉坯方向,位于内弧面振痕底部伴随着 S、P 等元素的正偏析,长度在 20 mm 左右,有的长达 30 ~ 50 mm,裂纹深度<sup>[1]</sup>从 1 mm 至 10 ~ 15 mm,在角部最深可达 50 mm 左右。通常情况下,表面横裂纹隐藏在铸坯皮下,不易直接观察到,通过铸坯的硫印或表面清理后,就能比较明显地看出来。横裂纹起始于结晶器,其可能的位置有:柱状晶之间、振痕附近的正偏析区域以及粗大的凝固组织。然后裂纹在二冷区和矫直点处的振痕底部形成并扩展,最终形成表面裂纹<sup>[2,3]</sup>。

### 1 连铸板坯表面横裂纹形成机理

横裂纹的形成机理已有很多研究,主要集中在 3 个方面<sup>[4]</sup>:(1)由于发生  $\gamma/\alpha$  相变以及 Al、Nb、V 等碳氮化物的析出,铸坯热塑性在 700 ~ 900 °C 时很低;而在铸机矫直点处铸坯表面温度通常处于这一温度范围内。(2)裂纹与振痕有关,因此振痕形成机理成为首先考虑的问题。(3)裂纹与 P 的偏析有关。

#### 1.1 热拉伸试验

在研究钢种横裂纹敏感特性时,普遍采用热拉伸试验进行模拟。用拉断时的试样断面收缩率(RA)来定量评价钢种的热塑性,能够防止横裂纹产生的 RA 值依赖于具体的测试条件,有研究<sup>[5]</sup>认为钢种的断面收缩率(RA)必须大于 40% 才能确保不产生横裂纹。

热拉伸试验分加热法和凝固法。凝固法是指在真空条件下,将试样中间均温区加热到液相线以上温度,保温一段时间后以一定冷却速度将试样中间均温区冷却至固相线以下规定温度,停留一段时间后开始在恒温下按一定的拉伸速率进行拉伸试验;加热法是指在真空条件下,将试样中间均温区加热到固相线以下规定温度,停留一段时间后开始在恒温下按一定的拉伸速率进行拉伸试验。从温度变形制度可知,用凝固法模拟更接近真实的变形过程。连铸坯的金相组织与热塑性主要影响因素有:铸坯凝固后的温度变化、化学成分、应变速率、奥氏体晶粒度<sup>[6-8]</sup>,因此热拉伸试验条件与连铸实际操作条件毕竟不完全相同。另外热拉伸试验也无法反应连

铸过程中的温度波动、铸坯表面氧化、坯壳厚度不均匀等现象<sup>[5]</sup>,因此热拉伸试验应针对具体钢种与实践密切结合进行。

### 1.2 第Ⅲ脆性区脆化

从钢的熔点附近至 600 °C 温度区间,存在 3 个明显的脆性区域:熔点 ~1 200 °C 为第 I 脆性区;1 200 ~ 900 °C 为第Ⅱ脆性区;900 ~ 600 °C 为第Ⅲ脆性区。第Ⅲ脆性区主要在低应变速率( $10^{-4} \sim 10^{-2}/s$ )下出现,连铸过程铸坯弯曲、矫直以及鼓肚变形等的应变速率在  $10^{-3} \sim 10^{-4}/s$ ,因此连铸坯弯曲和矫直时表面温度在第Ⅲ脆性区时易于产生表面横裂纹<sup>[9]</sup>。

第Ⅲ脆性区的脆化可进一步分为  $\gamma$  单相区低温域(800 ~ 900 °C)的脆化和( $\gamma + \alpha$ )两相区高温域(700 ~ 800 °C)的脆化。 $\gamma$  相低温域的脆化主要原因是高温下钢中固溶的 Nb、V、Ti 及 Al 等以氮化物或碳氮化物的形式或动态或静态析出在  $\gamma$  晶界,晶界发生滑移时,在应力作用下,析出物与基体之间产生微小空洞,空洞发展聚合最后形成裂纹。在一定的形变促进下,微细的碳氮化物在  $\gamma$  晶粒内动态析出,在晶界附近形成元析出带(PFZ),在应力作用下形变会集中在较软的无析出带而造成脆裂。另外,析出相粒子钉扎在  $\gamma$  晶界,阻挠晶界流动,使再结晶温度向高温移动,也会降低钢的高温塑性,促使晶间裂纹的形核和长大。( $\gamma + \alpha$ )两相区高温域产生脆化的原因在于沿  $\gamma$  晶界铁素体  $\alpha$  相析出。在这一温度区域, $\alpha$  相强度约为  $\gamma$  相的 1/4,应力作用下变形主要集中在沿  $\gamma$  晶界分布的  $\alpha$  相中, $\alpha$  相存在的空洞和微小裂纹聚合长大最后发展成裂纹,该区域钢的脆化与  $\gamma$  晶界析出的  $\alpha$  相的形态、尺寸有关, $\alpha$  相呈细薄网膜状时脆化最为严重。

钢种不同,第Ⅲ脆性区的脆化机理不同。有的钢种只存在  $\gamma$  单相区低温域的脆化,有的钢种只存在( $\gamma + \alpha$ )两相区高温域脆化,有的钢种则两种脆化机理都起作用,使得不同钢种在第Ⅲ脆性区的热塑性也有很大不同。铝镇静钢与非铝镇静钢 SS400 的研究<sup>[10]</sup>表明,在相同连铸工艺条件下,非铝镇静钢基本不出现角横裂纹,而铝镇静钢角横裂纹发生率则很高(表 1)。对比如表 1 所示二者化学成分,可以发现在第Ⅲ脆性区非铝镇静钢只存在( $\gamma + \alpha$ )两相区脆化,而铝镇静钢则既存在( $\gamma + \alpha$ )两相区脆化也存在  $\gamma$  单相区脆化。因此对于 SS400 镇静钢,在铁素体引起奥氏体晶界脆化这

一单一因素作用下,铸坯不出现角横裂纹缺陷,但当叠加了 AlN 析出引起晶界脆化这一因素时,铸坯出现了角横裂纹缺陷。对比 16Mn 钢和高洁净低合金钢 16MnRE 也发现了类似情况<sup>[11,12]</sup>。如表 2 所示,高洁净低合金钢 16MnRE 中 N 含量低,AlN 等氮化物析出很少,因此其第Ⅲ脆性区很窄,主要存在( $\gamma + \alpha$ )两相区脆化,其最小断面收缩率为 38%;而 16Mn 钢在第Ⅲ脆性区两种脆化机理都存在,其最小断面收缩率仅为 20%。对于 X-52 钢<sup>[13]</sup>,由于钢中固溶的铌、钛延迟了奥氏体晶界先共析铁素体膜的形成,实验温度低于  $Ar_3$  以后,钢中的钛又促使铁素体沿晶界、晶内同时析出,并且为塑性较好的等轴铁素体,从而避免了应力集中于先共析铁素体膜上而导致的脆化,因而其第Ⅲ脆性区较窄,脆化温度较高,主要存在  $\gamma$  单相区脆化,钢的脆化程度较轻,最小断面收缩率为 55%。

表 1 SS400 铸坯平均成分及角横裂纹密度

Table 1 Density of corner cracks and average analysis of SS400 casting slabs

牌号	化学成分/%						角横裂纹密度/ (个·m <sup>-1</sup> )
	C	Si	Mn	P	S	Al	
非 Al 镇静钢	0.17	0.22	0.76	0.017	0.009		0.6
Al 镇静钢	0.16	0.25	0.90	0.019	0.008	0.035	23.7

可见,只要有一种第Ⅲ脆性区的脆化机理占主导地位,另一种机理影响很小或不起作用,则钢种的最小断面收缩率都有不同程度的提高。

但是,根据体积不变原理,可以将拉伸试样的断面收缩率换算为伸长率,从而可以将其与连铸坯的矫直变形进行比较。从已有的延伸试验数据来看,即使最小的试样伸长率也明显高于 0.2%<sup>[14]</sup>的许用矫直变形,因此仅第Ⅲ脆性区的脆性不足以导致裂纹产生,还需考虑偏析以及引起应力集中(如振痕等)的因素。

### 1.3 振痕引起横裂纹

振痕主要分为凹陷形振痕和钩状振痕。钩状振痕一般比凹陷形振痕更深、更宽。在连铸过程中,弯月面位置上的熔融钢液由于冷却会部分凝固,该凝

表 2 16Mn 及 16MnRE 钢化学成分及最小断面收缩率

Table 2 Analysis and min reduction of area of steel 16Mn and steel 16MnRE

牌号	化学成分/%										最小断面 收缩率/%
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	V	O		
16Mn	0.17	0.36	1.42	0.011	0.013	0.032	0.004 6	0.01	0.007 6		20 <sup>[11]</sup>
16MnRE	0.18	0.39	1.45	0.020	0.004	0.028	0.001 2		0.001 6		38 <sup>[12]</sup>

固壳会受到保护渣周期性压力而发生周期性的变形,这是形成振痕的主要原因<sup>[3]</sup>。在负滑脱期间,弯月面坯壳在保护渣压力冲击的作用下离开结晶器壁向内弯曲,正滑脱期间保护渣的正压力又将坯壳拉回结晶器,形成凹陷振痕。如果弯月面坯壳刚度较大,坯壳顶部可以产生溢流,便会形成钩状振痕。

振痕的存在造成振痕顶部与底部热传递的不均匀性,在其底部会形成局部高温,由此导致<sup>[15]</sup>:(1)形成振痕底部粗大的奥氏体晶粒结构;(2)造成坯壳厚度的不均匀性,其底部坯壳厚度较顶部的薄;(3)引起振痕底部与顶部之间初始凝固时间的差异。奥氏体晶粒的边界处容易生成微观裂痕,而振痕底部的粗晶粒结构不仅有利于微观裂痕的形成,而且也有利于微观裂痕在外力作用下(如结晶器内的摩擦力及拉矫力等)进一步扩展。振痕底部坯壳较薄处所对应的内应力较大,也是振痕底部易发生横裂的一个原因。振痕还经常导致卷渣,使铸坯皮下产生大颗粒的夹杂物,降低了坯壳的高温强度,减少了有效坯壳的厚度,成为铸坯表面横裂及其它表面缺陷的根源。另外,在弯曲/矫直时振痕还起到了切口效应,增加了铸坯产生横裂纹的可能性。

#### 1.4 偏析引起横裂纹

S、P对钢在高温下的强度、塑性及凝固裂纹敏感性都有不利影响(增大Mn/S比可降低钢的裂纹敏感性),一般认为P的影响更大一些<sup>[1]</sup>。连铸坯的横裂纹与振痕处较高的磷偏析有关<sup>[4,16]</sup>。偏析分类和产生机理的解释见图1和图2,当出现以下3种情况时,钩状振痕附近就会出现偏析:(1)振痕皮下钩与铸坯表面形成的角度不大且皮下钩上部溢流区域为窄长形;(2)溢流区域位于振痕底部;(3)振痕很深<sup>[3]</sup>。相对于皮下钩和钢流界面处钢液,富含偏析元素的钢液凝固较晚,因而在溢流根部发生偏析。由于形成凹陷形振痕时的坯壳刚度小于钩状振痕时的情况,在结晶器上行过程中保护渣渣道内产生的负压力会将坯壳压回到结晶器壁,枝晶间液体就会从半凝固状态的坯壳顶部被压回到铸坯表面,从而



图2 非钩状振痕处的正偏析类型

Fig.2 Category of positive segregation at bottom of oscillation marks without hooks



图1 钩状振痕根部的正偏析类型

Fig.1 Category of positive segregation at bottom of oscillation marks with hooks

形成偏析。在这两种偏析中,都可以明显地检测到P的偏析。

## 2 防止铸坯横裂纹的相关技术措施

### 2.1 第Ⅲ脆性区

(1)横裂纹与第Ⅲ脆性区内 $\gamma/\alpha$ 转变导致的晶间脆裂有密切关系。因此,在实际连铸操作过程中,控制铸坯表面温度高于 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (称“热行”法)<sup>[10,17]</sup>或低于 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ (称“冷行”法)<sup>[18-21]</sup>使矫直点处温度避开此脆性温度区间,对于防止横裂纹的形成是有效的。也有作者<sup>[21]</sup>认为应根据具体钢种的第Ⅲ脆性区来确定采用“热行”法还是“冷行”法。对于第Ⅲ脆性区偏向低温侧,且区间相对较窄的情况,应该采用“热行”法;对于第Ⅲ脆性区间较宽的情况,应该采用“冷行”法。

(2)在第Ⅲ脆性区内AlN及Nb、V的碳、氮化物的析出进一步恶化了铸坯的塑性。因此,应严格控制钢中Al、N、Nb等元素的含量,向钢中添加Ti、Ca、Zr等元素抑制碳化物、氮化物在晶界析出。如钢中Ti与N之比略高于 $3.42^{[22]}$ 时,可减少连铸板坯的横裂纹。在二冷过程对铸坯进行轻微预变形,抑制了上述析出物动态析出并促使其形核长大,从而减少了裂纹的产生<sup>[8]</sup>。Nb-Ti钢的研究<sup>[23]</sup>得出在固相线附近进行预变形能够使试样塑性提高一个数量级,但是在低温区( $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ )进行预变形后由于应变诱导析出会导致试样塑性明显下降。也有作者<sup>[24]</sup>认为,铸坯凝固过程中任何变形都会导致其热塑性的降低。因此,进行预变形时,还需综合考虑。

(3)采用合适的二冷工艺。将铸坯进行快速冷却可以有效抑制碳、氮化物的析出,如将铸坯表层急冷到 $A_{r1}$ 以下,再将其快速回热能显著改善铸坯塑性<sup>[25]</sup>,或将铸坯表层急冷到 $A_{r3}$ 以下,再将其快速回热到 $\gamma$ 区,能细化晶粒并使得析出的碳、氮化物处于晶粒内,从而减轻铸坯横裂敏感性<sup>[26]</sup>,但快速冷却也会产生大的温度梯度,从而导致大的热应力使铸坯产生裂纹。

(4)碳含量应尽量避免 $0.10\% \sim 0.15\%$ 。低的碳含量( $< 0.10\%$ )使得第Ⅲ脆性区变窄<sup>[5]</sup>。对

X52、X56、L320 等钢种进行统计发现,当 C 含量为 0.08% ~ 0.12% 时,无裂纹板坯所占百分数为 55%,而 C 含量为 0.04% ~ 0.07% 时则升至 90%<sup>[2]</sup>。

(5) 尽量减小铸坯运行过程中受到外力(弯曲、矫直、鼓肚及辊子不对中等)作用<sup>[1]</sup>。

### 2.2 振痕

振痕深度和振痕间距是影响凝固坯壳厚度不均匀性的主要因素。采用高频率小振幅结晶器振动、采用合适的结晶器锥度<sup>[27]</sup>以及合适的保护渣<sup>[28]</sup>可以有效地改善振痕形状,提高铸坯表面质量,从而减少横裂发生位置。另外,由于 0.10% C 钢凝固时收缩最严重,此时连铸坯振痕深且弯曲,而碳含量更高

的钢种其振痕则浅而窄<sup>[3]</sup>,因此合适的碳含量也有助于提高连铸坯表面质量。

### 2.3 偏析

(1) 应尽量降低 S、P 含量, Mn/S 应大于 80<sup>[4]</sup>。

(2) 尽量保持初始凝固的均匀性、弯月面处采取缓冷、结晶器表面平滑有利于减轻偏析<sup>[29,30]</sup>。

### 3 结语

连铸坯表面横裂纹的形成是多种因素综合作用的结果,主要与以下 3 个方面有关:(1) 材料的第Ⅲ脆性区;(2) 振痕;(3) P 的偏析。因此应从上述 3 方面综合考虑,根据具体钢种、板坯规格及其生产条件加以分析,找出解决横裂纹的有效措施。

### 参考文献

- 1 Brimacombe J K, Sorimachi K. Crack Formation in the Continuous Casting of Steel. Metallurgical Transaction B, 1977, 8B:489
- 2 杨海林,陈耀辉. 1900 mm 连铸板坯表面横裂纹成因的分析. 特殊钢, 2003, 24(3):54
- 3 Takeuchi E, Brimacombe J E. Effect of Oscillation-mark Formation on the Surface Quality of Continuously Cast Steel Slabs. Metallurgical Transaction B, 1985, 16B:605
- 4 Harada S, Tanaka S, Misurmi H, et al. A Formation Mechanism of Transverse Cracks on CC Slab Surface. ISIJ International, 1990, 30(4):310
- 5 Mintz B. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking. ISIJ International, 1999, 39(9):833
- 6 El-Wazri A M, Hassani F, Yue S, et al. The Effect of Thermal History on the Hot Ductility of Microalloyed Steels. ISIJ International, 1999, 39(3):253
- 7 Revaux T, Deprez P, Bricout J, et al. In Situ Solidified Hot Tensile Test and Hot Ductility of Some Plain Carbon Steels and Microalloyed Steels. ISIJ International, 1994, 34(6):528
- 8 Yasumoto K, Maehara Y, Nagamichi T, et al. Effect of Thermo-mechanical-History on Surface Cracking of As-cast Low Carbon Low Alloy Steel Slabs. ISIJ International, 1989, 29(11):933
- 9 铃木洋夫, 四村哲, 今村淳, 等. Hot Ductility in Steels in the Temperature Range Between 900 and 600 °C. 铁与钢, 1981, 67:1180
- 10 孙齐松, 王新华, 江东才, 等. SS400 铝镇静钢连铸板坯角横裂纹成因及对策. 钢铁, 2007, 42(5):25
- 11 安志平. 低合金钢连铸板坯高温延塑性研究. 宽厚板, 2008, 14(4):4
- 12 张丽珠, 刘新宇, 王新华, 等. 高洁净低合金钢 16MnR 连铸坯高温延塑性研究. 钢铁, 2001, 36(12):51
- 13 吴冬梅, 王新华, 李景捷, 等. 含铌钛钢 X-52 连铸坯的高温延塑性. 北京科技大学学报, 1997, 19(3):248
- 14 邹冰梅. 连铸多点弯曲多点矫直与连续弯曲连续矫直辊列设计计算. 钢铁技术, 2006(2):12
- 15 刘霞. 连铸坯振痕与表面质量. 宝钢科技, 2000, 26(3):18
- 16 Tanaka S, Misum H, Klbe H, et al. Mechanism of Formation of the Segregation Along Oscillation Marks on CC Slab Surface. Tetsu-to-Hagané, 1981, 67(12):S852
- 17 王新华, 王文军, 刘新宇, 等. 减少含铌、钒、钛微合金化钢连铸板坯角横裂纹的研究. 钢铁, 1998, 33(1):22
- 18 朱国森, 朱志远, 刘建辉, 等. 含铌钢板坯角横裂纹的控制. 钢铁, 2006, 41(12):30
- 19 Mintz B. Importance of Ar3 Temperature in Controlling Ductility and Width of Hot Ductility Through in Steels and Its Relationship to Transverse Creaking. Material Science and Technology, 1996(12):132
- 20 林建农, 马富昌, 赵向政. 微合金化钢连铸坯高温延塑性研究. 宽厚板, 2006, 12(5):21
- 21 常桂华, 曹亚丹, 吕志升, 等. 连铸坯的高温力学性能分析. 鞍钢技术, 2007(6):25
- 22 卢盛意. 连铸坯质量. 北京:冶金工业出版社, 1994
- 23 Akhlaghi S, Yue S. Effect of Thermomechanical Processing on the Hot Ductility of a Nb-Ti Microalloyed Steel. ISIJ International, 2001, 41(11):1350
- 24 Zarandi F, Yue S. Mechanism for Loss of Hot Ductility Due to Deformation during Solidification in Continuous Casting of Steel. ISIJ International, 2004, 44(10):1705
- 25 Suzuki H G, Nishimura S, Yamaguchi S. Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification. Transactions ISIJ, 1982, 22(1):48
- 26 Kato T, Ito Y, Kawamoto M, et al. Prevention of Slab Surface Transverse Cracking by Microstructure Control. ISIJ International, 2003, 43(11):1742
- 27 Nakato H, Ozawa M, Kinoshita K, et al. Factors Affecting the Formation of Shell and Longitudinal Cracks in Mold during High Speed Continuous Casting of Slabs. Tetsu-to-Hagané, 1981, 67(8):1200
- 28 Nakano T, Fuji M, Nagano K, et al. Influence of the Molten Powder Pool on the Longitudinal Surface Cracks in Continuously Cast Steel Slabs. Tetsu-to-Hagané, 1981, 67(8):1210
- 29 Saeki T, Ohguchi S, Mizoguchi S, et al. Effect of Irregularity in Solidified Shell Thickness on Longitudinal Surface Cracks in CC Slabs. Tetsu-to-Hagané, 1982, 68(13):1773
- 30 Kohno T, Shima T, Kuwabara T, et al. The Metallographical Characteristics and the Formation Mechanism of Longitudinal Surface Cracks in CC Slabs. Tetsu-to-Hagané, 1982, 68(13):1764

牛山廷(1973-),男,博士后,山东工业大学毕业,连铸坯缺陷分析及其输送保温过程数值分析。

收稿日期:2010-07-21