

Q420C 钢 180 mm × 180 mm 连铸坯轧制角钢角部裂纹分析和工艺改进

赵斌¹ 崔怀周¹ 汪成义¹ 吴巍¹ 王欣²

(1 钢铁研究总院冶金工艺研究所,北京 100081;2 河北钢铁集团唐山钢铁有限责任公司,唐山 063000)

摘要 电力铁塔用 18 mm 厚 160 角钢 Q420C($\% : \leq 0.20C, 1.00 \sim 1.70Mn, \leq 0.55Si, \leq 0.035S, \leq 0.035P, 0.02 \sim 0.20V, \geq 0.015Als$) 的冶金流程为 80 t BOF-LF-CC-轧制工艺。利用光学显微镜、SEM 以及能谱分析仪对热轧角钢角部裂纹进行了分析,结果表明,裂纹周围存在脱碳层及铁素体膜,裂纹处发现 S 富集及在晶界析出的 AlN 破坏了钢基体的连续性;得出连铸振痕谷底的夹渣、成分偏析,热应力和弯曲矫直应力导致了角钢沿晶界开裂。通过降低 [N] 至 0.008 0%,控制 Als 0.017% ~ 0.022%, Mn/S ≥ 80 ,钢水过热度 ≤ 25 °C,保护渣粘度 0.73 Pa · s,矫直温度 ≥ 950 °C 等工艺措施,使连铸坯的优质品率由原 25.78% 提高至 85%,有效地降低了角钢角部裂纹的发生。

关键词 Q420C 钢 180 mm × 180 mm 连铸坯 角钢 偏析 AlN 角部裂纹

Analysis on Corner Cracks of Angle Steel Q420C Rolled from 180 mm × 180 mm Cast Billet and Process Improvement

Zhao Bin¹, Cui Huaizhou¹, Wang Chengyi¹, Wu Wei¹ and Wang Xin²

(1 Institute for Metallurgical Process, Central iron and Steel Research Institute, Beijing 100081;
2 Tangshan Iron and Steel Co Ltd, Hebei Iron and Steel Group, Tangshan 063000)

Abstract The metallurgical flowsheet of 160 angle steel Q420C with 18 mm thickness for power tower ($\% : \leq 0.20C, 1.00 \sim 1.70Mn, \leq 0.55Si, \leq 0.035S, \leq 0.035P, 0.02 \sim 0.20V, \geq 0.015Als$) is 80 t BOF-LF-CC-rolling process. The analysis on corner cracks of hot-rolled angle steel is carried out by optical microscope, scanning electron microscope and energy dispersive spectroscopy. The results show that there are decarburized layer and ferrite film around cracks, the S enrichment near cracks and the AlN precipitates at grain boundary are found that break the continuity of steel matrix. It is obtained that the slag inclusions at oscillation mark bottom, segregation, thermal stress and bending straightening stress lead to angle steel crack along grain boundary. With process measures including decreasing [N] to 0.008 0%, controlling Als 0.017% ~ 0.022%, [Mn]/[S] ≥ 80 , liquid over heating extent ≤ 25 °C, viscosity of mold powder 0.73 Pa · s, and straightening temperature ≥ 950 °C, the quality cast billet increases to 85% from original 25.78%, it is available to decrease the occurrence of corner cracks of angle steel.

Material Index Steel Q420C, 180 mm × 180 mm Cast Billet, Angle Steel, Segregation, AlN, Corner Cracks

1 18 mm 铁塔角钢 Q420C 的角部裂纹

Q420C 钢在钢中加入 Al、V 等合金元素,增加了连铸和轧制的裂纹敏感性,使得轧制成型过程中角部产生大量的裂纹,因角部裂纹导致的废品率累计比例高达 74.22%,见表 1。利用光学显微镜、SEM 以及能谱分析仪对热轧角钢角部裂纹进行了分析研究。

轧材裂纹形成的 4 种原因:(1) 裂纹两侧有明显的脱碳层,脱碳深度约 0.5 mm,晶粒度级别为 9 级(图 1),且被大量氧化,由此可以判定此缺陷为铸坯遗传而来,为铸坯角部原始裂纹经轧制延展形

成,凝固坯壳一旦形成,在结晶前沿就会有成分偏析,在坯壳内有各种杂质或析出物沉淀,在外部应力的作用下易产生裂纹。(2) 连铸过程中铸坯角部矫直温度偏低,形成微裂纹,在轧制过程中进一步延展扩大。(3) 铸坯在加热炉加热中温度控制效果不好造成成分偏析导致析出物聚集,破坏了组织成分均匀,产生应力集中。(4) 轧钢操作过程不规范,导致的折叠裂纹、挤压裂纹及其他设备问题产生的。

钢厂利用转炉、LF 精炼流程冶炼 Q420C 电力铁塔用钢,然后用全弧形连铸机六流浇铸成 180 mm × 180 mm 方坯。对冷却后的铸坯试样进行酸洗发现铸坯表面横裂纹,裂纹比较细小,大多数裂纹集中在角部位置,在轧制后的轧材表面也发现了大量裂纹,从图 2 中可以看出,轧材表面上是规律型的横向裂纹,裂纹大体上垂直于轧制方向,有些裂纹还出现了分叉,裂纹非常清楚。

表 1 2016 年 2 月生产 160 角钢连铸方坯质量检验结果
Table 1 Examination results of cast billet quality of 160 angle steel produced in February 2016

钢号	生产量/t	废品量/t	废品率/%
Q420C	522.784	387.996	74.22

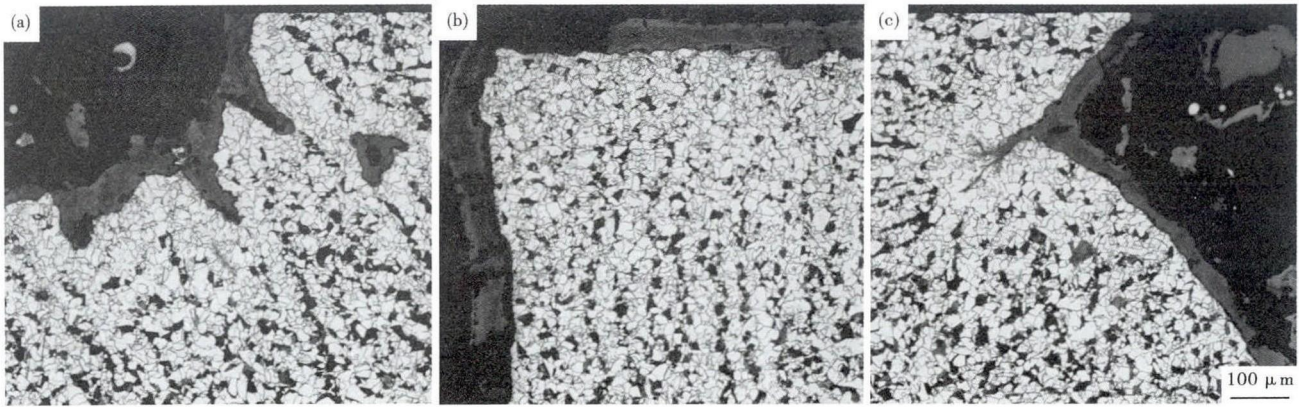


图1 Q420C角钢横断面裂纹的形貌

Fig. 1 Morphology of cracks at cross section of angle steel Q420C

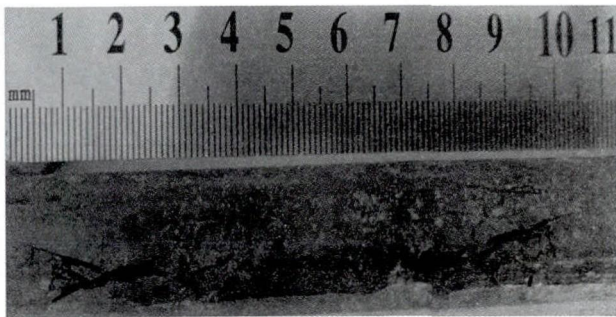


图2 Q420C角钢表面裂纹形貌

Fig. 2 Morphology of surface cracks of angle steel Q420C

2 铸坯角部裂纹成因分析和工艺改进

2.1 化学成分对表面裂纹的影响

2.1.1 钢中成分控制

对于此钢选用 $S \leq 0.030\%$ 的优质铁水。补炉第一炉、大小修第一包禁止冶炼 Q420C, 采用红包出钢。复吹采用氮氩切换, 出钢采用氩气。转炉终点成分控制 $0.08\% \sim 0.13\% C$, $S \leq 0.035\%$, $P \leq 0.020\%$ 。转炉终点进行定氧操作, 脱氧及合金化采用钢砂铝脱氧。钢砂铝在转炉炉后一次性加足, 在后续工序自然衰减, 精炼过程尽量不对钢中铝进行调整。80 t 转炉合金料加入顺序: 脱氧剂→硅锰合金(硅铁)、增碳剂、300 kg 石灰→VN 合金和钒铁。出钢1/4后开始加入合金料, 出钢至3/4时加完。出钢过程及氩站采用大流量底吹氩气(钢液面不裸露)。

出钢后确保下渣量 $\leq 5 \text{ kg/t}_{\text{钢}}$, 表2为调整后钢种成分变化。

钢中碳对连铸坯裂纹指数的影响, WOLF 等用 FP (Ferrite Potential) 值来表示连铸坯对沿晶裂纹的敏感性^[1]。FP 值越接近 1, 相对的裂纹敏感性越大。Q420C 钢种的常规元素为: $[C] = 0.18\%$, $[Mn] = 1.41\%$, $[Si] = 0.37\%$, $[S] = 0.018\%$ 。通过式(1)和式(2)得到 $FP = 0.8535$, 因此连铸坯对裂纹的敏感性相对不高。

$$FP = 2.5(0.5 - [C_{eq}]) \quad (1)$$

$$[C_{eq}] = [C] + 0.02[Mn] - 0.1[Si] - 0.7[S] \quad (2)$$

式中: C_{eq} - 钢中碳当量。

2.1.2 钢中 S 含量

将有裂纹缺陷的试样加工后放在扫描电镜下进行观察(图3), 并用能谱分析仪对裂纹处进行成分分析, 发现裂纹附近存在 S 元素, 其含量分别是钢水中含量的 220 倍, 说明该处存在严重的 S 偏析。

在钢液凝固过程中 S 的偏析速度很快, 局部浓度很高, 导致 FeS-MnS 共晶, 粒子熔点 $1164 \text{ }^\circ\text{C}$, 在冷却过程中形成细小的硫化物沿着晶界析出, 破坏了晶界的连续性, 导致该处的应力集中, 使钢在轧制过程中产生开裂。当开裂发生在坯壳薄弱处时极可能发展成表面微裂纹^[2]。

2.2 温度对裂纹的影响

表2 工艺优化前后的 Q420C 钢种成分 / %

Table 2 Chemical composition of steel Q420C before and after optimization of process / %

项目	C	Mn	S	P	Si	V	N	Als
GB/T1591-94	≤ 0.20	1.00 ~ 1.70	≤ 0.035	≤ 0.035	≤ 0.55	0.02 ~ 0.20	-	≥ 0.015
优化前	0.15 ~ 0.20	1.20 ~ 1.50	≤ 0.035	≤ 0.035	0.20 ~ 0.50	0.06 ~ 0.09	≤ 0.012	≥ 0.015
优化后	0.18	1.43	≤ 0.030	≤ 0.025	0.30	0.07	0.008	0.017 ~ 0.022

注: $CEV = C + Mn/6 + (Cr + V + Mo)/5 + (Cu + Ni)/15$

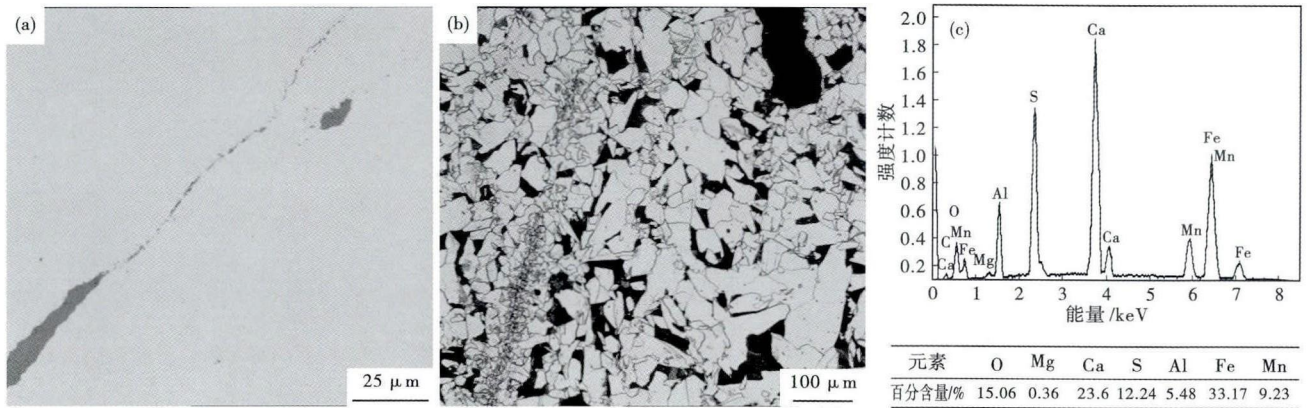


图 3 Q420C 角钢角部裂纹微观形貌(a) (b) 及裂纹附近夹杂物成分(c)

Fig. 3 Micro-morphology of corner cracks of angle steel Q420C (a) (b) and chemical composition of inclusion near crack (c)

合适的浇铸温度是获得良好坯壳质量的基础, 浇铸温度偏高, 会加剧钢水的二次氧化及钢水对包衬耐火材料侵蚀, 从而增加铸坯中的非金属夹杂物, 还会使铸坯柱状晶发达, 中心偏析、中心疏松及中心缩孔加重^[3], 钢水温度过低时, 钢水热量不足, 保护渣熔化不好, 流入坯壳与结晶器间的保护渣不均匀, 从而使坯壳的生长不均匀, 在坯壳薄弱处易造成应力集中产生裂纹^[4]。

现场实践表明, 工艺优化前 Q420C 测温点, 共 166 个, 不计算开浇第 1 炉, 温度控制情况如表 3。目标温度要求 1 535 ~ 1 550 °C, 从表 3 中可以看出, 在整个浇铸过程中, 中间包钢水过热度(15 °C)符合率为 49.4%。工艺优化后 Q420C 测温点, 共 200 个, 不计算开浇第 1 炉, 温度控制情况如表 3。目标温度要求 1 535 ~ 1 560 °C, 从表 3 中可以看出, 在整个浇铸过程中, 中间包钢水过热度(25 °C)符合率为 85.5%。

2.3 第二相粒子析出对表面裂纹的影响

Q420C 钢的化学成分(/%) 为: 0.19C、0.36Si、1.38Mn、0.013P、0.017S、0.072V、0.016Al、0.0119N。计算钢种不同化合物在奥氏体相中的平衡溶度积(Q)见表 4^[5], 凝固过程平衡溶质分配因数及其它参数列于表 5^[6]。

在钢液降温过程中, 氮化物、碳化物的溶解度不

表 3 工艺优化前后的中间包钢水温度

Table 3 Temperature of liquid in tundish before and after optimization of process

温度/°C	优化前		优化后	
	测温点/个	百分比/%	测温点/个	百分比/%
< 1 535	24	14.46	20	10
1 535 ~ 1 560	125	75.30	171	85.5
> 1 560	17	10.24	9	4.5

表 4 碳、氮化物溶度积数据

Table 4 Solubility product data of carbide and nitride

平衡溶度积系数	[Al][N]	[V][N]	[V][C]
A	1.03	3.46	6.72
B	6 770	8 330	9 500

表 5 凝固过程中氮化物、碳化物析出液、固相线温度和平衡溶质分配因素计算值

Table 5 Calculating value of liquidus, solid phase curve temperature and equilibrium solute distributing factors of precipitated nitride and carbide during solidification process

温度/K			平衡溶质分配因素			
纯铁熔点	液相线	固相线	C	N	Al	V
1 809	1 788	1 730	0.17	0.28	0.92	0.62

断降低, 当析出物生成元素的实际溶度积(Q)超过平衡溶度积(Q_平)时发生析出反应。钢液中的金属元素 M(铝、钒)与非金属元素 X(氮、碳)生成 MX 的析出反应式为: [M] + [X] = MX (3)

反应平衡常数 K 可表示为:

$$K = \frac{a_{MX}}{a_M a_X} = \frac{1}{[M]f_M [X]f_X} \quad (4)$$

式中: a_{MX}- MX 的活度; a_M、a_X- M 和 X 的活度; [M]、[X]- 钢液中 M 和 X 的含量(质量分数, 下同)/%; f_M、f_X- M 和 X 的活度系数(以 1% 且服从亨利定律为标准状态)。

根据 M、X 反应的吉布斯自由能 ΔG° 与平衡常数 K 的关系可得到:

$$\lg K = -\frac{\Delta G^\circ}{2.3 RT} = B - \frac{A}{T}$$

$$\lg [M] + \lg [X] + \lg f_M + \lg f_X = B - \frac{A}{T} \quad (5)$$

式中: R-气体常数, 8.314 J/(mol · K); T-反应温

度/K; B, A - 常数; f_M, f_X - 与温度、钢液中各种元素的相互作用系数有关。

根据文献的计算结果可知, $\lg f_M, \lg f_X$ 对式(3)中常数 B 的影响很小, 所以式(5)可以简化为式(6)。将式(6)与实际溶度积比较可以判断析出物能否析出。 $V(C_xN_y)$ 的溶解(或析出)的热力学条件, 可用溶度积关系式表明, 对于化合物 MX , 这个关系式可写为:

$$\lg[M][X] = B - \frac{A}{T} \quad (6)$$

显然, 该式反映了两组元 M, X 间的形成自由能和温度对溶解度的影响, 对给定析出相的确定的组元, B, A 是常数, T 是绝对温度。从式(6)可看出, 溶度积 $[M], [X]$ 随组元本身变化, 亦随温度变化。

根据所取试样化学成分并通过均匀奥氏体中各碳氮化物析出浓度积的计算, 可得到在均匀奥氏体中各碳氮化物的析出温度。其中, AlN 析出温度为 $1162\text{ }^\circ\text{C}$, VN 析出温度为 $1000\text{ }^\circ\text{C}$, VC 析出温度为 $883\text{ }^\circ\text{C}$ 。由此可得到各种碳氮化物在奥氏体中析出的先后顺序是 $AlN > VN > VC$ 。

二冷段连铸坯表面冷却不均匀导致的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变及铸坯运行过程中所受应力作用, 都会加速钢中各种碳氮化物的晶界析出, 因此矫直铸坯时其表面已形成相当数量的析出物, 这会降低塑性、增强对裂纹的敏感性。

钢中氮含量与裂纹指数的关系见图4。当钢中 $[N] < 80 \times 10^{-6}$ 时, 热轧方坯几乎不开裂; 而钢中 $[N] > 80 \times 10^{-6}$ 时, 热轧坯缺陷数增加。因此, 为避免钢中氮化铝的析出过多, 钢中 $[N]$ 应控制在 80×10^{-6} 以内。

研究表明^[7], $V(C_xN_y)$ 的成分与钢的化学成分间存在着直接的关系, 在较高温度下形成的析出相含氮量较高。当钒、氮含量一定时, 钢中含碳量增加, 则 $V(C_xN_y)$ 中的 VC 百分数增大。相反若钒、碳含量相近时, 钢中氮增加, 则 $V(C_xN_y)$ 中 VN 的百分数增加。对于含 Al, V 微合金化钢来说, 高温下固溶钢中的 Al, V 在温度降低时以 $AlN, V(C_xN_y)$ 等粒子形式在奥氏体晶界动态或静态析出, 成为应力集中源。 Al 含量增加, 特别是 N 含量增加会使这类钢的连铸坯出现裂纹的机会增多。

2.3 保护渣对表面裂纹的影响

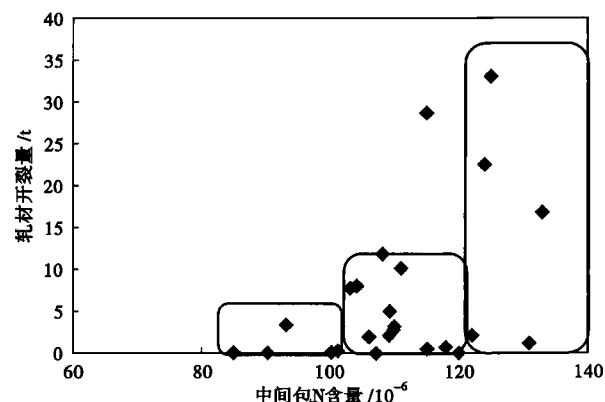


图4 钢中氮含量与轧材开裂量的关系

Fig. 4 Relation between nitrogen content in steel and cracking amount of rolled products

振痕深度随振动频率增大和负滑脱时间减小而减小。振痕深度也随保护渣黏度增大和保护渣消耗量减小而减小。

横向裂纹大多是以振痕波谷为起点, 在矫直点之前形成微细裂纹, 矫直时由于拉伸应力的作用进一步扩展。横向裂纹的扩展是沿奥氏体晶界进行的, 按期产生的位置可分为面部横向裂纹和角部横向裂纹。横向裂纹多发于 $Mn/S < 80$ 的中碳钢, 深度可达 $3 \sim 4\text{ mm}$, 有的甚至 7 mm 。宽面横向裂纹处常伴随有 MnS 成分偏析。保护渣对表面横向裂纹的影响体现在保护渣物性对振痕深度的影响, 因为振痕是表面横向裂纹的根源。改善保护渣性能可使振痕深度变浅, 减轻横向裂纹的发生(表6)。研究表明, 保护渣的黏度和拉速的乘积越大, 振痕越浅, 因此增大保护渣的黏度或提高拉速都会起到减轻铸坯横向裂纹的作用^[8]。

2.4 连铸坯二冷强度的影响

从图5中可以看出, 当应变速率为 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 时, 奥氏体化温度 $1350\text{ }^\circ\text{C}$, 保温时间 60 s ; 在 $600 \sim 700\text{ }^\circ\text{C}$ 钢的断面收缩率随着温度的升高显著升高; 在 $700 \sim 800\text{ }^\circ\text{C}$ 钢的断面收缩率随着温度的升高显著降低; 当温度升至 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 以上时试样的断面收缩率开始变大; 到 $1050\text{ }^\circ\text{C}$ 时断面收缩率达到最大值 90% ; 在 $1050 \sim 1300\text{ }^\circ\text{C}$ 钢的断面收缩率虽出现振荡但仍处于较大值的水平; 当温度上升到 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 以上时, 钢

表6 工艺优化前后的保护渣参数

Table 6 Parameters of mold powder before and after optimization of process

工艺	渣成分/%								熔点/ °C	粘度/ (Pa·s)
	SiO ₂	CaO	MgO	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Na ₂ O	F	C		
优化前	27 ± 2	29 ± 2	≤ 4.0	≤ 3.0	8 ± 2.0	7.5 ± 2.0	3 ± 1	10.5 ± 2	1180 ± 30	0.45 ± 0.1
优化后	33.17	31.3	3.21	1.27	4.22	6.32	4.85	8.85	1161	0.73

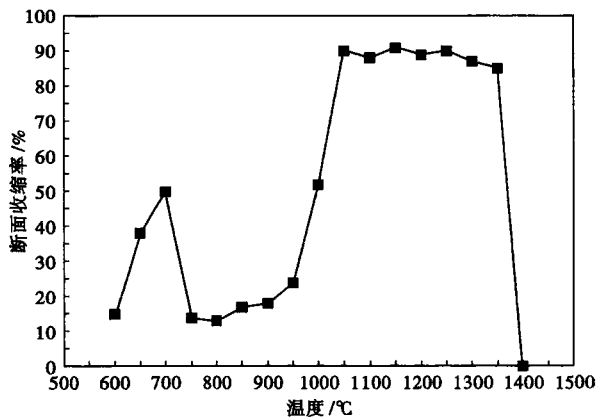


图 5 Q420C 钢高温塑性曲线

Fig. 5 Curve of ductility of steel Q420C at high temperature

的断面收缩率开始下降,直到达到最小值 5%。

为提高铸坯的高温塑性和铸坯横向温度的均匀性,应采用弱冷,使铸坯表面温度在矫直时控制在 950~1000 °C,优化前后的温度见表 7。实际操作也证明,降低二冷比水量、定期检查喷嘴,保持高的铸坯表面温度以防过冷,有助于减轻铸坯的轧制裂纹,二冷参数足辊段水量 7~8 l/h、一段水量 5.5~6.5 t/h,二段水关闭,托辊冷却水量 13~15 t/h。保证方坯矫直温度 ≥950 °C。足辊段喷嘴从上至下共 4 排,角部喷嘴全部关闭。

钢中铝和氮含量的增加,使连铸坯的第三低塑

表 7 优化前后 Q420C 钢铸坯矫直温度/°C

Table 7 Straightening temperature of cast billet of steel Q420C before and after optimization /°C

六号连铸机	中-2 温度		中-3 温度	
	优化前	优化后	优化前	优化后
N1	900	950	910	960
N2	930	970	940	960

参考文献

[1] Pradhan N, Banerjee N, Reddy B B. Control of Transverse Cracking in Special Quality Slabs[J]. Ironmaking and Steelmaking, 2001, 28(4): 305-311.
 [2] Mintz B. The Influence of Composition on the Hot of Ductility of Steels and to Problem of Transverse Cracking[J]. The Iron and Steel Institute of Japan, 1999, 39(9): 883-889.
 [3] 贺道中. 连续铸钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.
 [4] 朱果灵, 张柏汀. 连铸结晶器弯月面区域传热模拟[J]. 钢铁, 1999, 34(1): 20-23.
 [5] 陈家祥. 炼钢常用图表数据手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1984.
 [6] 陈家祥. 连续铸钢手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1990.
 [7] 方芳, 雍岐龙, 杨才福, 等. 碳氮化钒在奥氏体中析出的动力学模型[J]. 钢铁, 2008, 43(12): 71-74.

性区会急剧变深、变宽。其主要原因是,钢中细小氮化铝(AlN)沿晶界析出,不但减小了奥氏体晶界强度且在应力作用下沿晶界开裂^[9-10]。

在连铸机的二冷段,支持辊间的反复回热及二冷喷水宽度固定 180 mm,则在浇铸小断面铸坯时会造成铸坯边角部过冷,促使其表层发生 $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 反复相变,初生奥氏体晶界产生的铁素体薄膜加速了钢中氮化铝迅速析出(由于氮化铝在铁素体中的低固溶度和较好的析出动力学),此时铸坯会受到热应力、弯曲和矫直应力等,如应变足够大则会加强晶界处的动态析出。这些细小的氮化铝粒子沿晶界析出会成为应力集中源而产生微孔聚合成晶界裂纹。

从所研究的 Q420C 工程结构用钢的成分来看,钢中碳不在裂纹敏感范围,而钢中铝、氮、钒等的质量分数过大对增大裂纹指数都起到积极的促进作用,故应在满足钢种成分所需的基础上,应尽量减少以上各元素的质量分数,特别是控制钢中氮,从而减少钢的裂纹影响导致的损失。

3 结论

(1) 适当降低中间包钢水温度,稳定钢水温度波动,采用结晶器专用保护渣以及适当提高铸坯矫直温度(950~1000 °C)可有效保证铸坯表面质量,成品率达到 85%。

(2) 提高 Mn/S > 80,降低 S 含量,减弱振痕波谷 S 元素正偏析,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。

(3) 在满足成品力学性能要求的前提和保证脱氧良好的条件下,将成品 N 含量控制在 80×10^{-6} 以下,按下限控制 Al 含量,将其内控范围调整为 0.017%~0.022%。

[8] 蔡开科. 连铸结晶器[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.
 [9] Wilson F G, Gladman T G. Aluminium Nitride in Steel[J]. International Material Review, 1988, 33(5): 221-227.
 [10] Mintz B. Influence of Nitrogen on Hot Ductility of Steels and its Relationship to Problem of Transverse Cracking[J]. Ironmaking and Steelmaking, 2000, 27(5): 343-349.

赵斌(1986-),男,博士生,2011年西安建筑科技大学(本科)毕业,连铸工艺研究。E-mail:250643540@qq.com

收稿日期:2016-10-17