

Nb-V 微合金化 H 型钢 BS55C 表面裂纹成因分析

刘建华¹ 包燕平¹ 周杰¹ 杜松林² 李建中² 汤寅波²

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 马鞍山钢铁股份有限公司, 马鞍山 243002)

摘要 分析了成分为(%) : 0.14~0.17C, 0.45~0.55Si, 1.25~1.45Mn, 0.08~0.10V, 0.03~0.05Nb H型钢 BS55C 表面裂纹形成原因。结果表明, 该钢凝固时纵裂的敏感性较大, 700~950℃范围内的塑性较低, 使 H 型钢表面易产生裂纹。由 168 炉 Nb-V 微合金化 H 型钢 BS55C 生产数据分析得出, 采用 LF 精炼, 控制钢中 S ≤ 0.015%、P ≤ 0.020%, 优化浇铸水口, 采用弱二次水冷工艺, 避免在 700~900℃范围矫直, 可有效减少 Nb-V 微合金化 H 型钢的表面裂纹。

关键词 Nb-V 微合金化 H 型钢 表面裂纹

An Analysis on Surface Cracks Formation of H Beam of Nb-V Microalloying Steel BS55C

Liu Jianhua¹, Bao Yanping¹, Zhou Jie¹, Du Songlin², Li Jianzhong² and Tang Yinbo²

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083; 2 Maanshan Iron and Steel Co Ltd, Maanshan 243002)

Abstract The causes of surface cracks formation of H beam of Nb-V microalloying steel BS55C- 0.14~0.17C, 0.45~0.55Si, 1.25~1.45Mn, 0.08~0.10V, 0.03~0.05Nb have been analyzed. The results showed that the steel was sensitive to longitudinal crack at solidification and its plasticity at 700~950℃ was lower, therefore, the cracks were easily produced at surface of H beam. Based on analysis of 168 heats production data of Nb-V microalloying steel BS55C, it was obtained that it was available to effectively decrease the surface cracks of H beam of Nb-V microalloying steel by using LF refining, controlling [S] ≤ 0.015% and [P] ≤ 0.020%, optimizing cast nozzle, adopting weak secondary water cooling and avoiding straightening at 700~900℃.

Material Index Nb-V Microalloying, H Beam Steel, Surface Crack

马钢 H 型钢由异型坯轧制生产, 其生产工艺为: 50 t LD → 钢包吹 Ar 喂线、成分微调(或 LF 精炼) → 连铸 → 异型坯 → 修磨 → 轧制 → 检验 → H 型钢成品。通过对马钢 Nb、V 微合金化 H 型钢 BS55C 和 YB490 的冶炼和连铸工艺分析, 探讨其表面裂纹产生的原因。

1 冶炼工艺

1.1 成分对铸坯裂纹的影响

钢水化学成分, 尤其是碳、硫、磷、微合金元素铌和钒等是影响钢裂纹敏感性的重要因素^[1,2], 马钢 BS55C 钢生产的目标控制成分为(%) : 0.14~0.17C, 0.45~0.55Si, 1.25~1.45Mn, S、P ≤ 0.03, 0.08~0.10V, 0.03~0.05Nb。

168 炉 BS55C 钢水中 C 含量的分析得出, 钢中 C 含量为 0.13%~0.17%。钢中 C 含量处于 0.10%~0.15%, 钢液在凝固时发生包晶相变, 收缩大, 气隙过早形成, 坯壳折皱, 结晶器热流不稳

定, 坯壳厚度生长不均匀性加重, 纵裂严重^[1]。由分析结果统计得出, BS55C 钢 65.02% 的炉次 C 含量为 0.10%~0.15%, 因此铸坯容易产生表面裂纹。

表 1 为 168 炉 BS55C 型钢裂纹发生率(出现轧后裂纹炉数/S 含量分布炉数)与钢中硫含量的统计分析。结果表明: S 对 H 型钢裂纹影响显著, 如将 BS55C 钢中 S 含量降低到 0.15% 以下, H 型

表 1 BS55C 钢中硫含量对 H 型钢表面裂纹发生率的影响, 168 炉

Table 1 Effect of sulfur content in steel BS55C on surface crack occurred rate of H beam, 168 heats

硫含量/%	裂纹发生率/% (轧后裂纹炉数/该 S 含量炉数)
≤ 0.015	9
> 0.015~0.020	22
> 0.020~0.025	31
> 0.025~0.030	38

钢的裂纹将得到有效控制。

168 炉 BS55C 钢中 P 含量统计分析得出, BS55C 钢中 P < 0.02% 的炉次仅占 28.83%。因此 BS55C 生产中需采取措施降低钢液中 P 含量。

由表 2 可见, 随 Nb 含量的增加, BS55C 型钢表面裂纹严重。Nb、V 与碳、氮易生成化合物, 连铸过程中, 含 Nb、V 微合金钢铸坯冷却到奥氏体低温域时, 铸坯中微细的 Nb、V 的化合物沿奥氏体晶界析出, 使钢的延塑性变差, 导致铸坯表面易产生裂纹。

表 2 铌含量对 BS55C H 型钢裂纹指数的影响

Table 2 Effect of niobium content on surface crack index of steel BS55C H beam

Nb/%	裂纹指数
≤0.035	9.5
>0.035~0.040	12.7
>0.040~0.045	13.6
>0.045~0.050	18.1

SS400 为普碳钢, BS55C 的碳、磷、硫含量与 SS400 非常相近, 与 SS400 的差别主要是 BS55C 为 Nb、V 微合金化钢。实验表明它们的高温塑性有显著区别 (图 1): BS55C 的低温脆性区明显较 SS400 宽; 高温塑性区的温度较 SS400 高 100 °C; 并且 BS55C 钢低温塑性比 SS400 钢低。

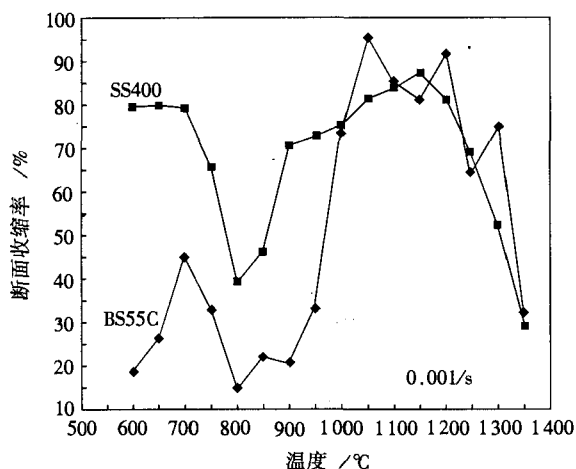


图 1 BS55C 钢和 SS400 钢的高温塑性曲线

Fig.1 Plasticity curves of steel BS55C and SS400 at elevated temperature

Mintz^[3] 等在研究微合金化钢铸坯表面裂纹与钢的断面收缩率之间的关系发现, 如断面收缩率低于 40%, 铸坯表面裂纹增加。对照 BS55C 高温

塑性曲线图可知, BS55C 钢在温度 < 1 000 °C 时, 断面收缩率基本上低于 40%, 这可能是 BS55C 型钢表面裂纹较多的原因之一。

1.2 吹氩和 LF 精炼

铌、钒微合金化 H 型钢冶炼主要采用转炉冶炼→吹氩→连铸工艺, 仅当生产组织需要或温度补偿时, 使用 LF 保温, 缓冲调度矛盾。

因生产组织需要, 168 炉 BS55C 中有 33 炉钢水经过 LF 加热、保温。将经过 LF 的 33 炉钢水与未经过 LF 的 135 炉钢水的轧制后退废情况进行比较, 结果表明, 两者的轧后裂纹和龟裂情况存在明显差异 (表 3, 其中裂纹发生率 = 该工艺路线出现裂纹的炉数/该工艺生产的总炉数), 经过 LF 处理后, 成品缺陷明显下降。

表 3 LF 精炼和吹氩工艺 BS55C H 型钢表面裂纹发生率的比较

Table 3 Comparison of surface crack occurred rate of steel BS55C H beam with refining between LF refining and argon stirring

精炼方式	总炉数	裂纹炉数	裂纹发生率/ %	龟裂炉数	龟裂发生率/ %
LF 精炼	33	4	12.1	14	42.4
吹氩	135	35	25.9	66	48.9

BS55C 钢的平均总氧量为 89.8×10^{-6} , 大于 50 μm 的大型夹杂含量为 13.352 mg/kg 钢, 清洁度较低, 表明 BS55C 型钢的清洁度有待提高。

2 连铸工艺

2.1 中间包温度

统计表明浇铸温度对 BS55C 型钢裂纹的影响显著 (表 4)。中间包温度控制在 1 531 ~ 1 540 °C, 裂纹指数最低, 表中裂纹指数 = (H 型钢裂纹废品量即无法修磨的 H 型钢量/出现裂纹原料量) × 100。BS55C 液相线温度约为 1 510 °C。中间包温度统计可见, 马钢 BS55C 连铸时中间包钢水温

表 4 中间包钢水平均温度对 BS55C H 型钢表面裂纹指数的影响

Table 4 Effect of average temperature of molten steel in tundish on surface crack index of steel BS55C H beam

中间包钢水平均温度/°C	表面裂纹指数
1 521 ~ 1 530	15.8
1 531 ~ 1 540	13.2
1 541 ~ 1 550	17.2
1 551 ~ 1 560	18.8
> 1 560	19.2

度偏高,中间包温度 $> 1541\text{ }^{\circ}\text{C}$ (过热度超过 $31\text{ }^{\circ}\text{C}$) 的炉数达 44.27%, 容易导致结晶器出口坯壳较薄、铸坯柱状晶组织过于发达,铸坯及其轧后 H 型钢容易产生表面纵裂纹。因此钢水过热度应 $\leq 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

2.2 结晶器冷却与二次冷却

铌、钒微合金化 H 型钢连铸生产中,结晶器冷却水流量在 $180\text{ m}^3/\text{h}$, 进出水温差窄面一般在 $10\sim 12\text{ }^{\circ}\text{C}$, 宽面温差在 $8\sim 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, 进出水温差过大可导致结晶器水缝中水产生沸腾,引起结晶器冷却不均匀,容易在铸坯表面形成微裂纹。

铌、钒微合金化 H 型钢连铸生产中二次比水量控制在 $0.4\sim 0.6\text{ L/kg}$ 。异型坯比表面积比板坯、方坯等大得多,同样的二冷水量对异型坯的冷却效果比板坯强,因此二冷比水量应比相应条件下板坯的比水量小。弱冷能减小铸坯的热应力,防止坯壳中已经存在的微小裂纹进一步扩展,同时还可改善异型坯表面温度的不均匀性。图 2 的现场测温 and 数值模拟结果均表明:在二冷和空冷区,马钢含 Nb 钢 SM490YB 异型坯表面温度不均匀,内缘 R 角温度比腹板中心表面温度高 $100\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$;腹板表面温度在矫直辊前处于其低温脆

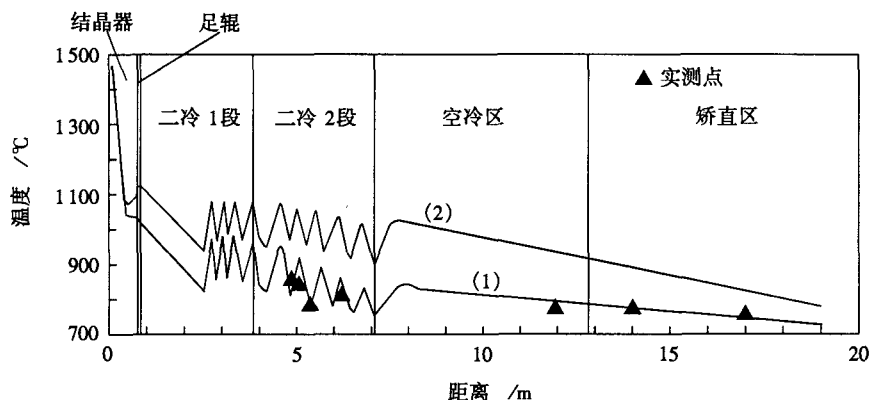


图 2 连铸时 SM490YB 异型坯腹板中心处表面温度(1)和 R 角处(2)温度变化

Fig.2 Surface temperature changes of SM490YB shaped billet at web median (1) and web R corner (2)

性区, $750\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ [4]。

2.3 水口结构

马钢异型坯浇铸采用直孔水口。王建军数值模拟结果表明,与三孔水口相比,采用直孔水口,结晶器出口处坯壳厚度严重不均匀,在翼缘与腹板的交接处,坯壳最薄 [5]。马钢异型坯在翼缘与腹板交接处产生裂纹的几率较高,这与其水口为直孔型有关。

3 结论

(1) Nb-V 钢为裂纹敏感性钢,因此应控制影响铸坯裂纹敏感性的 C、S 和 P 等元素。

(2) 中间包温度控制在 $1531\sim 1540\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内,BS55C 钢成品裂纹指数最低。

(3) 矫直前,异型坯腹板处于低温脆性区,易引起表面裂纹扩展,应降低 BS55C 钢二冷强度。

(4) 异型坯采用直孔型水口,结晶器中坯壳生长不均匀,在坯壳较薄的翼缘与腹板交接处容

易产生表面裂纹。

本课题为国家技术创新项目([2002]566)

参考文献

- 1 蔡开科,党九紫,吴娜,等.连铸坯高温力学性能研究专辑.北京科技大学学报,1993,15(增刊2):30
- 2 蔡开科.连铸坯表面纵裂纹控制.现代连铸技术进展-第7届全国连铸学术年会论文集,北京,2003,112
- 3 Mintz, Yue S, Jonas J J. Hot Ductility of Steels and its Relationship to the Problem of Transverse Cracking during Continuous Casting. International Materials Reviews, 1991, 36(5): 187
- 4 刘建华,包燕平,张军,等. Nb 微合金化连铸异型坯表面温度分析.特殊钢,2005,26(3):51
- 5 王建军,李强.异型坯结晶器铸坯凝固过程数值计算.安徽工业大学内部资料,2003,12

刘建华(1966-),男,博士,副教授,从事精炼连铸研究。

收稿日期:2005-07-15