

## 优化连铸工艺和化学成分改善耐蚀钢 G7624 表面质量的生产实践

王利伟 贾育华 王笑丹 邱永田 张治广 田新中  
(邢台钢铁有限责任公司技术中心, 邢台 054027)

**摘要** 高合金耐蚀钢 G7624 ( $\% : \leq 0.08C, \leq 0.75Si, 11.5 \sim 13.5Mn, \leq 0.045P, \leq 0.010S, 13.0 \sim 14.0Cr, 0.5 \sim 1.0Ni, 1.5 \sim 2.0Cu, 0.160 \sim 0.210N$ )  $\Phi 5.5$  mm 线材的生产流程为 45 t 脱磷铁水-(50 t EAF)-60 t AOD-LF-150 mm  $\times$  150 mm 方坯连铸-修磨-轧制工艺。通过使用 BHCD-200M 低熔点、低黏度保护渣, 结晶器冷却水量从 1 750 ~ 1 850 L/min 降至 1 600 ~ 1 700 L/min, 由二冷段单排水嘴改进为双排小锥度并行水嘴, 比水量由 0.25 L/t 降至 0.22 L/t, 消除了连铸坯的表面凹陷; 将钢中 C、Mn、N 含量分别由 0.064%、11.56% 和 0.195% 调整至 0.073%、12.45% 和 0.170%, 提高钢中奥氏体稳定性, 消除线材结疤缺陷。

**关键词** 高合金耐蚀钢 G7624 连铸坯 凹陷  $\Phi 5.5$  mm 线材 结疤 工艺实践

### Production Practice of Improving Surface Quality of Corrosion Resistant Steel G7624 by Optimizing Concasting Parameters and Chemical Composition

Wang Liwei, Jia Yuhua, Wang Xiaodan, Di Yongtian, Zhang Zhiguang and Tian Xinzhong  
(Technology Center, Xingtai Iron and Steel Corporation LTD, Xingtai 054027)

**Abstract** The production flow sheet for  $\Phi 5.5$  mm wire rod of high alloying corrosion resistant steel G7624 ( $\% : \leq 0.08C, \leq 0.75Si, 11.5 \sim 13.5Mn, \leq 0.045P, \leq 0.010S, 13.0 \sim 14.0Cr, 0.5 \sim 1.0Ni, 1.5 \sim 2.0Cu, 0.160 \sim 0.210N$ ) is 45 t dephosphorized metal-(50 t EAF)-60 t AOD-LF-150 mm  $\times$  150 mm billet concasting-grinding-rolling process. With using BHCD-200M low melting point and low viscosity shielding powder, decreasing mold cooling water rate from 1 750 ~ 1 850 L/min to 1 600 ~ 1 700 L/min, adjusting secondary cooling zone with single row water nozzles to double rows small cone angle and parallel water nozzles, and decreasing water rate from 0.25 L/t to 0.22 L/t, the surface depression defect of concasting billet is eliminated; with adjusting C, Mn, N content in steel respectively from 0.064%, 11.56% and 0.195% to 0.073%, 12.45% and 0.170% to increase the stability of austenite in steel, the scab defect of wire rod is also eliminated.

**Material Index** High Alloy Corrosion Resistant Steel G7624, Concasting Billet, Depression,  $\Phi 5.5$  mm Rolling Products, Scab, Process Practice

高合金耐蚀钢 G7624 以氮和锰代替镍, 具有无磁性及良好的易拉拔性和耐蚀性。由于生产成本较低, 替代 304 系列钢种广泛应用于电解抛光线等领域。基于产品用途要求, 相应对成品线材的表面质量要求非常严格。

高合金耐蚀钢 G7624 导热系数低, 铸坯不同部位冷却速率的差异导致表面容易出现凹陷等铸造缺陷。G7624 钢的性能受氮元素影响较大<sup>[1-3]</sup>, 形成的各类氮化物对其加工性能影响也很大<sup>[4-5]</sup>, 通过成分优化可以有效改善其后续加工性能<sup>[6]</sup>。

#### 1 生产工艺概况

G7624 高合金耐蚀钢生产工艺流程为: 45 t 铁水脱磷 $\rightarrow$ 50 t EAF $\rightarrow$ 60 t AOD $\rightarrow$ 60 t LF $\rightarrow$ 150 mm  $\times$  150 mm 方坯连铸 $\rightarrow$ 修磨 $\rightarrow$ 高速无扭轧制 $\rightarrow$ 酸洗。

G7624 钢生产过程中的典型问题为铸坯凹陷(图 1a)和线材结疤(图 2a,  $\Phi 5.5$  mm 线材)。

#### 2 工艺改进及效果

##### 2.1 铸坯凹陷改进及效果

G7624 钢导热系数低, 铸坯周期性凹陷与其表面冷却速率差异有关。为了克服铸坯凹陷, 结晶器水量由 1 750 ~ 1 850 L/min 降至 1 600 ~ 1 700 L/min, 二冷段喷水方式由单排水嘴调整为双排小锥度并行式水嘴, 比水量由 0.25 L/t 调整为 0.22 L/t, 保护渣更换为斯多伯格 BHCD-200M 低熔点低黏度保护渣, 通过这些工艺改进使 G7624 铸坯表面质量得到显著改观(图 1b)。

##### 2.2 线材结疤改进及效果

线材出现的零星结疤和集中结疤均为非周期性缺陷, 通过检测轧制设备首先排除了设备原因; G7624 钢采用不锈钢炼钢流程进行生产, 采用硅脱氧且精炼周期较长, 通过对结疤缺陷处检测并未发现含铝类大颗粒脆性夹杂物的存在, 因此排除了夹

杂物的影响;G7624 钢导热性差容易在凝固高温段铸坯内出现显微裂纹,但在低倍检验中并未发现铸坯原始微裂纹的存在。因此推测结疤的产生与 G7624 钢本身塑性差相关,因此选择从优化成分设计来解决结疤问题。

通过与当前生产稳定且铬含量接近的 G7484 钢和 G7634 钢相比,G7624 钢氮含量明显高于前两者(表 1);通过与当前生产稳定且氮含量接近的 G6811 钢相比,G7624 钢铬含量明显高于前者(表 1,表 2)。由此可见,G7624 钢的铬氮积在同系列钢种间为最高,即存在析出大量氮化铬等高温第二相粒子的理论可能性<sup>[7]</sup>。

在成分设计中,为保证产品耐蚀性不调整铬含量,降低  $200 \times 10^{-6} \sim 250 \times 10^{-6}$  氮含量,为保证奥氏体稳定性提高 0.80% ~ 0.90% 锰含量和 0.005% ~ 0.010% 碳含量,为避免 MnS 在晶界析出以及硫在晶内固溶对塑

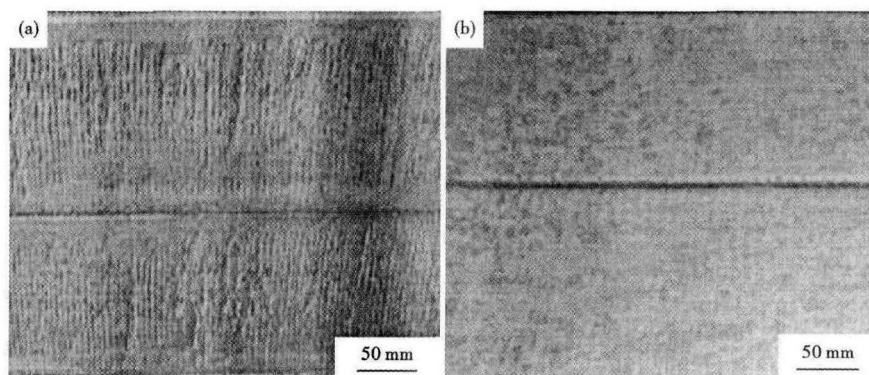


图 1 连铸工艺改进前(a)、后(b)G7624 钢 150 mm × 150 mm 铸坯表面形貌  
Fig. 1 Morphology of 150 mm × 150 mm billet surface of steel G7624 before (a) and after (b) casting process improvement

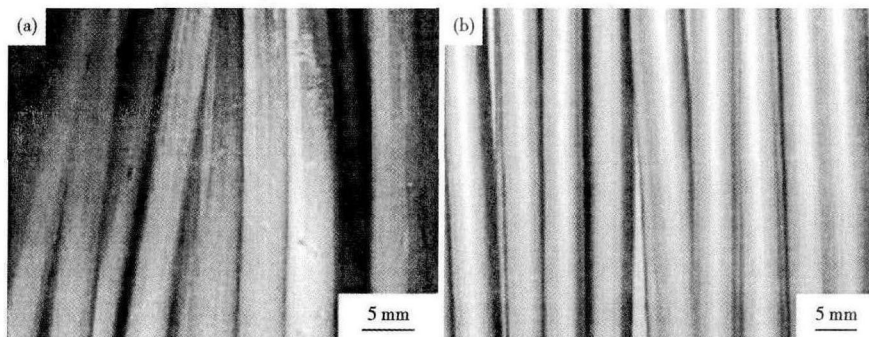


图 2 G7624 钢化学成分优化前(a)、后(b)Φ5.5 mm 热轧盘条的表面  
Fig. 2 Surface of Φ5.5 mm hot rolled coil of steel G7624 before (a) and after (b) optimization of chemical composition

表 1 G7624, G7484, G7634 和 G6811 钢化学成分协议要求/%

Table 1 Specification requirement for chemical composition of steel G7624, G7484, G7634 and G6811 / %

钢种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N
G7624	≤0.080	≤0.75	11.50 ~ 13.50	≤0.045	≤0.010	13.00 ~ 14.00	0.50 ~ 1.00	1.50 ~ 2.00	0.160 ~ 0.210
G7484	≤0.080	≤0.75	8.00 ~ 10.00	≤0.045	≤0.010	13.00 ~ 14.00	4.00 ~ 5.00	2.00 ~ 2.50	≤0.070
G7634	≤0.075	≤0.75	12.00 ~ 13.00	≤0.045	≤0.010	13.50 ~ 15.00	≥1.30	1.50 ~ 2.00	0.050 ~ 0.100
G6811	≤0.100	≤0.75	14.50 ~ 15.50	≤0.045	≤0.010	11.00 ~ 12.00	≤1.00	≤1.00	0.150 ~ 0.200

性的不利影响加严对硫含量的控制要求(表 2)。

根据锰含量在 10% ~ 40% 高合金耐蚀钢的改进型 Schaeffler 图<sup>[8]</sup>进行计算,G7624 钢典型炉次中间包成品成分调整前后的镍铬当量比值分别为 0.92 和 0.94,即提高了调整后的奥氏体稳定性。

利用 Thermal Calculation Software 进行平衡相图计算结果显示,成分调整前后在 1 000 °C 以上高温段均为单一奥氏体,但在中低温段成分调整前的脆性  $\sigma$  相析出趋势明显高于成分调整后。

经过成分优化后,轧制的成品线材表面质量好(图 2b,Φ5.5 mm 规格线材),消除了结疤缺陷。

### 3 热模拟检验及讨论

在成分优化前后分别取铸坯样进行热模拟检验,试验过程为以 10 °C/s 的速度将试样加热至 1 200 °C,保温 5 min,然后以 3 °C/s 的速率降温或升温到不同温度下保温 3 min,以 0.01 s<sup>-1</sup> 的应变速率加载拉伸,检验结果见图 3。

从图 3 可以看出,随着温度提高,成分调整前后试样的抗拉强度均呈下降趋势:550 ~ 750 °C 抗拉强度下降较快,750 ~ 900 °C 出现了近似持平和下降趋势,900 ~ 1 250 °C 也呈较缓趋势下降。在 750 °C 及以下温度区间,由于低温区域氮对基体的固溶强化

表 2 G7624 钢成分优化前后典型炉次化学成分变化情况 / %

Table 2 Variation of analysis of steel G7624 typical heat before and after process optimization in steelmaking / %

工艺	工序	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N
优化前	AOD 前	3.046	0.26	0.22	0.038	0.037	12.77	0.59	0.04	0.039
	AOD 后	0.043	0.33	11.43	0.033	0.002	13.16	0.61	1.75	0.206
	LF 进站	0.045	0.32	11.48	0.034	0.002	13.18	0.61	1.75	0.203
	LF 离站	0.061	0.32	11.59	0.035	0.002	13.57	0.72	1.79	0.199
	中间包	0.064	0.32	11.56	0.034	0.002	13.54	0.71	1.80	0.195
优化后	AOD 前	2.973	0.23	0.20	0.041	0.035	12.83	0.58	0.05	0.033
	AOD 后	0.045	0.28	12.33	0.035	0.001	13.11	0.62	1.71	0.178
	LF 进站	0.046	0.28	12.31	0.035	0.001	13.13	0.61	1.71	0.175
	LF 离站	0.074	0.29	12.46	0.036	0.001	13.44	0.73	1.86	0.172
	中间包	0.073	0.29	12.45	0.036	0.001	13.43	0.74	1.85	0.170

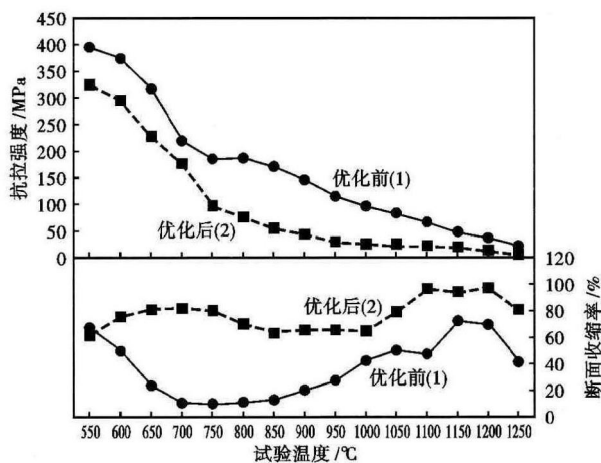


图 3 G7624 钢成分优化前(1)、后(2)高温力学性能的对比如  
Fig.3 Comparison high-temperature mechanical properties of steel G7624 before (1) and after (2) optimization of chemical composition

起主导作用,因此在该区间随着温度的升高抗拉强度降速明显;在 750 ~ 900 °C,  $M_{23}C_6$  等金属间化合物和氮化镍、氮化锰陆续析出,其强化作用在一定程度上抵消了温度升高对基体强度弱化的作用,因此随着温度提高抗拉强度下降呈现持平和减缓趋势;在 900 ~ 1 250 °C,随着氮化铬和氮化二铬等第二相粒子析出,因此抗拉强度呈缓慢下降。在同一温度下,成分调整后的抗拉强度明显低于调整前,这是由于降低氮含量减少了氮原子对基体的固溶强化作用,并减少了第二相粒子析出从而减弱了对基体的强化作用所致。

从图 3 亦可以看出,成分调整前后断面收缩率随温度的变化是一致的;低温段塑性较好,中温段塑性有所降低,在 1 150 ~ 1 200 °C 高温区域塑性达到最高,之后塑性又开始下降。不同的是成分调整后整体塑性高,断面收缩率均保持在 60% 以上。

N 元素含量的降低,减弱了其在基体中的固溶强化能力,同时减少了各类氮化物第二相粒子的析

出数量,这在较大程度上降低了强度提高了塑性。Mn 元素含量的提高稳定了奥氏体组织,使其不易发生转变析出  $\sigma$  等脆性相,同时使第二相粒子的析出温度升高,相应析出数量减少。

#### 4 结论

(1) 通过连铸工艺攻关, G7624 钢铸坯表面凹陷得到有效改善。

(2) 通过 N、Mn、S 成分优化调整,解决了 G7624 钢线材轧制过程出现的结疤问题。

(3) G7624 钢热变形温度控制在 1 150 ~ 1 200 °C 为宜。基体中固溶 N 和第二相粒子数量的减少是 G7624 钢塑性提高的主要原因。

#### 参考文献

- [1] 李花兵,姜周华,张祖瑞,等. 氮在 Fe-Cr-Mn 合金体系中的溶解度计算模型[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2008, 29(4): 549-552.
- [2] 李志,高谦,何冰. 节镍型奥氏体不锈钢 1Cr17Mn9Ni4N 的组织 and 力学性能[J]. 钢铁研究学报, 2005, 17(2): 68-72.
- [3] 徐匡迪,高玉来,翟启杰. 低镍不锈钢生产中的若干冶金学问题[J]. 钢铁, 2004, 39(7): 1-6.
- [4] Vanderschaeve F, Aillard R, Foet I. Discontinuous Precipitation of  $Cr_2N$  in a High Nitrogen Chromium-manganese Austenitic Stainless Steel[J]. Journal of Materials Science, 1995, 30: 6035-6046.
- [5] 马绍华,储少军,张志敏,等. 氮化铬和氮化锰中夹杂物的对比实验[J]. 铁合金, 2009, 40(3): 22-24.
- [6] 李岩,张有余,朱亮,等. 低镍奥氏体不锈钢热变形性能及氮的影响[J]. 轧钢, 2008, 25(3): 12-15.
- [7] Dai Q X, Yuan Z Z, Luo X M, et al. Numerical Simulation of  $Cr_2N$  Age-precipitation in High Nitrogen Stainless Steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 385: 445-448.
- [8] 干勇,田志凌,董瀚,等. 钢铁材料手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2009.

王利伟(1981-),男,硕士(上海大学),工程师,2004 年郑州大学(本科)毕业,不锈钢和合金钢新产品开发。

E-mail: wangliwei1981@163.com

收稿日期: 2014-04-21