

试验研究

微氮合金HRB400热轧带肋钢筋屈服强度不合格原因分析

尹晏生,董昌兴,任 鹏,李红柳,董丙成
(莱芜钢铁集团有限公司,山东 莱芜 271104)

摘 要:对微氮合金生产的HRB400热轧带肋钢筋屈服强度不合格样品进行分析,通过对比样品成分与气体分析,结合金相组织以及析出相扫描电镜分析和物理化学相分析,屈服强度不合格的主要原因是钢材中全氧含量高,造成析出相围绕夹杂物长大,微氮合金未发挥作用,建议采取严格转炉终点控制管理、优化出钢工艺、强化吹氩及适当降低轧制加热和开轧温度等改进措施。

关键词:热轧带肋钢筋;HRB400;微氮合金;屈服强度;夹杂物

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1004-4620(2012)02-0036-03

1 前 言

2011年6月份,在莱钢炼钢老区1#转炉、3#连铸机与棒材厂第二轧钢车间生产的 $\phi 22$ mm规格HRB400热轧带肋钢筋,连续出现3炉产品屈服强度不合格的情况。通过生产工艺调查及不合格样品综合分析,结合其他规格合格样品,并与其他钢厂相同产品进行比较,找出了屈服强度不合格的原

因,从原理上进行了验证,并结合炼钢、连铸以及轧钢工艺实际情况对生产工艺提出改进。

2 生产基本情况

2.1 不合格样品检验

连续生产的4炉 $\phi 22$ mm规格HRB400热轧带肋钢筋中,Y111-9631~Y111-9633炉次共3炉连续不合格,具体检验数据见表1。

表1 HRB400热轧带肋钢筋力学性能与化学成分

| 炉号 | 下屈服强度 R_{eL}/MPa | | 抗拉强度 R_m/MPa | | 化学成分/% | | | | | |
|-----------|---------------------------|-------|-----------------------|-------|--------|------|------|-------|-------|-------|
| | 实测 | 平均 | 实测 | 平均 | C | Si | Mn | P | S | V |
| Y111-9629 | 425,430,425 | 426.7 | 580,580,580 | 580.0 | 0.19 | 0.36 | 1.31 | 0.029 | 0.030 | 0.032 |
| Y111-9631 | 395,405,395 | 398.3 | 565,565,585 | 571.7 | 0.21 | 0.37 | 1.32 | 0.021 | 0.018 | 0.022 |
| Y111-9632 | 395,405,395 | 398.3 | 550,560,555 | 555.0 | 0.20 | 0.31 | 1.32 | 0.020 | 0.019 | 0.024 |
| Y111-9633 | 395,400,400 | 398.3 | 550,555,555 | 553.3 | 0.22 | 0.31 | 1.32 | 0.021 | 0.019 | 0.024 |

测量米重的波动范围为2.87~2.91 kg/m,平均米重2.89 kg/m,负差率在-3.6%~-2.3%,满足国家标准米重控制要求($\pm 4\%$)。

2.2 冶炼主要技术数据

此次生产所用坯型为150 mm \times 150 mm,系炼钢老区1#转炉生产,微氮合金加入量为0.67 kg/t。冶炼的主要工艺特点为:1)出钢过程没有进行吹氩处理,吹氩站吹氩强度较小即为软吹。2)转炉终点[C]为0.03%~0.10%,且在出钢口寿命后期,出钢时间较短,出钢过程转炉下渣较多。技术数据见表2。

表2 HRB400冶炼主要技术数据

| 炉号 | 中期中包 温度/ $^{\circ}\text{C}$ | 拉速/ $(\text{m}\cdot\text{min}^{-1})$ | | | |
|------------|--------------------------------|--------------------------------------|-----|-----|-----|
| | | 一流 | 二流 | 三流 | 四流 |
| Y 111-9629 | 1519 | 2.5 | 2.5 | 2.7 | 2.6 |
| Y 111-9631 | 1527 | 2.7 | 2.8 | 2.7 | 2.7 |
| Y 111-9632 | 1518 | 2.5 | 2.7 | 2.6 | 2.7 |
| Y 111-9633 | 1524 | 3.0 | 2.5 | 2.7 | 2.7 |

2.3 轧制工艺

连铸钢坯在莱钢棒材厂第二轧钢车间轧制,轧制实际温度控制情况如下:加热温度1 150~1 200 $^{\circ}\text{C}$,开轧温度1 130~1 180 $^{\circ}\text{C}$,终轧温度1 000~1 050 $^{\circ}\text{C}$,上冷床温度(不进行穿水冷却)990~1 040 $^{\circ}\text{C}$ 。

3 综合分析

微氮合金强化方式在其他钢铁企业也有使用,采用相同的轧制控冷工艺,某钢厂使用微氮合金生产的HRB400钢筋性能较在莱钢使用微氮合金生产钢筋性能要高出45~50 MPa。结合其他规格合格样品与其他钢厂生产样品进行综合分析。

3.1 气体分析

利用ONH分析仪对HRB400钢筋钢材进行了总氧及氮含量分析检测,结果见表3。

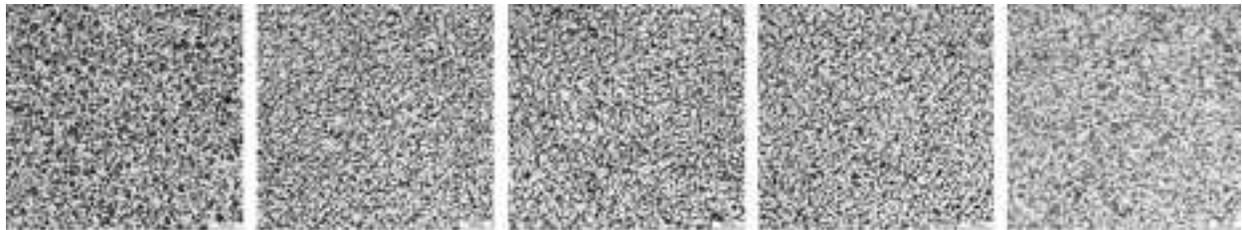
表3数据显示,莱钢钢筋中总氧量偏高,均 $> 130 \times 10^{-6}$,较其他钢铁企业同类产品高出 $(40 \sim 50) \times 10^{-6}$ 以上,这会对钢筋的力学性能造成不利影响。氮量因钒氮合金加入量和规格不同及成分匹

收稿日期:2011-10-14

作者简介:尹晏生,男,1963年生,1982年毕业于山东冶金工业学校金属冶炼专业;2008年毕业于青岛科技大学化学工程专业。现为莱钢品质保证部工程师,从事质量管理工作。

表3 试验样品气体分析结果

| 试验炉次 | T(O) × 10 ⁻⁶ | T(N) × 10 ⁻⁶ | V/% |
|-----------|-------------------------|-------------------------|-------|
| Y111-9629 | 134.1 | 118.7 | 0.024 |
| Y111-9631 | 135.6 | 111.5 | 0.024 |
| Y111-9632 | 132.4 | 106.2 | 0.032 |
| Y111-9633 | 131.8 | 116.3 | 0.022 |
| 某钢厂对比样 | 78.3 | 123.9 | 0.027 |



珠光体42.936%, 晶粒度8.0。 a Y111-9629
 珠光体39.992%, 晶粒度7.5。 b Y111-9631
 珠光体39.602%, 晶粒度7.5。 c Y111-9632
 珠光体39.786%, 晶粒度7.5。 d Y111-9633
 珠光体48.847%, 晶粒度9.0。 e 某钢厂对比样

图1 微氮合金生产的HRB400钢筋金相组织及图像分析结果

金相组织中珠光体含量增加,强化效果增强。从图1a看出,Y111-9629炉钢筋组织中珠光体比例相对较高,晶粒度为8.0级,组织较细,宏观力学性能数据较高;而另外3炉钢筋组织中珠光体比例较低,且晶粒度仅为7.5级,组织偏粗(图1b、c、d),宏观力学性能数据偏低。某钢厂对比样钢筋组织中珠光体比例最高,且晶粒度为9.0级,组织最细(图1e),宏观力学性能数据最高。

3.3 析出相扫描电镜分析

对于使用微氮合金生产的钢筋来说,析出相的

析出数量、尺寸、化学组成及析出位置等因素决定着微合金化元素的析出强化效果,从而对钢的性能产生重要影响。以本次检测的Y111-9632炉钢筋(3#试样)和某钢厂对比样(5#试样)为代表,进行扫描电镜(SEM)及能谱分析。

3.2 金相组织检测

利用LEICA DMI5000M光学显微镜和Mias2000金相图像分析仪分析了各炉次钢筋的金相组织、组织中珠光体的比例及晶粒度,结果见图1。

析出数量、尺寸、化学组成及析出位置等因素决定着微合金化元素的析出强化效果,从而对钢的性能产生重要影响。以本次检测的Y111-9632炉钢筋(3#试样)和某钢厂对比样(5#试样)为代表,进行扫描电镜(SEM)及能谱分析。

在试样处理和分析过程中,分别选用了4% HNO₃酒精溶液腐蚀和金相电解腐蚀法,经过反复观察对比,发现金相电解腐蚀法优于常规硝酸酒精溶液浸蚀法。本检验分析采用金相电解腐蚀法对试样进行处理,扫描电镜及能谱分析结果见图2、图3。

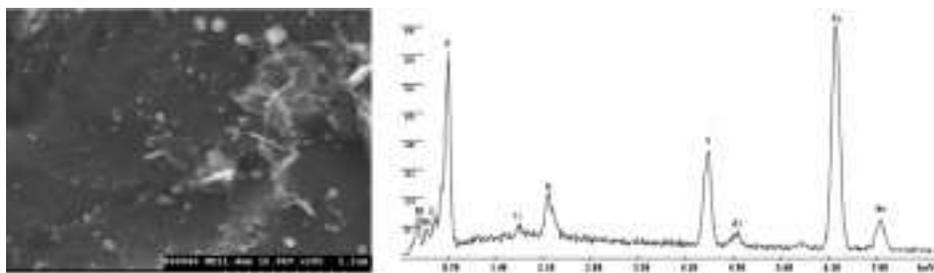


图2 莱钢Y111-9632炉钢筋(3#试样)析出相的分布情况及能谱分析

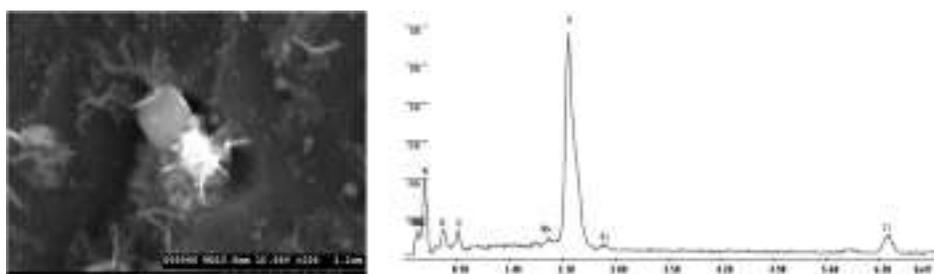


图3 某钢厂对比钢筋样(5#试样)析出相的分布情况及能谱分析

从图2和图3可以看出:1)采用微氮合金生产的钢筋中均有大量弥散的析出粒子。某钢厂使用微氮合金生产的钢筋中,其析出相的尺寸更为细小和均匀,几乎都低于100 nm,而且粒子间隔距离小;莱钢使用微氮合金生产的HRB400钢筋中,析出粒

子尽管数量也较多却大小不均,有的只有几十纳米甚至十几纳米,大颗粒超过200 nm,有的或几百纳米。2)相应的能谱分析显示,在莱钢采用微氮合金生产的钢筋中,因钢中含有较多的氧化物夹杂,钢液在凝固过程中碳或氮化物将以钢中未被去除的

主要为氧化物的夹杂物为核心,生成碳氮化物相,而这些氧化物夹杂大小不一,分布不均,且长大速率不一,对钢筋的力学性有严重的不利影响。

研究经验证明:脱溶析出相的弥散析出和分布可以提高钢的强度,但析出粒子的聚集长大则会减弱强化效果,甚至恶化强化效果。而析出相粒子的长大一定程度上与母相化学成分和组成密切相关。这是因为母相结构的不均匀性及新相粒子析出的先后不同,析出相在尺寸上参差不齐,在大粒子周围母相浓度低,小粒子周围母相浓度高。因此母相中存在有溶质原子的浓度差而使母相成分均匀化,均匀化的过程将破坏相界面平衡。为了恢复平衡,将发生小粒子的溶解,大粒子的长大,直至母相成分接近稳定平衡状态。

3#试样母相中相对富含氧化物夹杂,析出粒子平均直径长大速度快,起始析出时间也短;而且氧化物夹杂在母相中相对较高的分布密度缩短其扩散距离,减少扩散时间,进一步提高大粒子的长大速度,较小粒子变小或溶解消失。5#试样则反之,钢中析出的粒子相对细小弥散,且均匀性相对较好,因此疏散强化效果好。

3.4 物理化学相分析

为进一步分析析出相的组成与数量,对3#试样和5#试样进行了物理化学相分析。采用5%KCl+1%柠檬酸水溶液电介质,在电流密度为0.025~0.035 A/cm²和0~5℃温度下,电解 ϕ 20 mm×100 mm的加工试样约2~3 h。电解得到各种析出相粉末用无水乙醇清洗,吹干,然后用XRD对以M(C,N)相为主的粉末进行定量分析,结果见表4。

表4 M(C,N)相中各元素占相量的原子分数 %

| 试样 | C | Ti | Fe | Si | Mn | V | Al | Nb | O | N | Σ |
|------|------|------|-------|------|------|-------|------|------|-------|-------|----------|
| 3#试样 | 4.72 | 4.74 | 29.19 | 4.12 | 4.92 | 13.3 | 3.46 | 2.61 | 25.32 | 7.62 | 100 |
| 5#试样 | 7.33 | 7.25 | | 2.59 | 2.51 | 43.45 | | 6.22 | 8.31 | 22.34 | 100 |

析出相定量分析结果显示:1)M(C,N)的相组成结构与SEM能谱分析结果一致;2)Y111-9632炉钢筋中(3#样)的M(C,N)析出相是富O的碳氮化物,而对比样(5#样)则是富V和N的碳氮化物。验证了Y111-9632炉钢中(3#样)由于氧化物夹杂含量较高,一方面使碳氮化物在其表面包裹形核,并促进析出相快速长大;另一方面,因大量氧化物夹杂抑制了碳氮化物新核的形成。而对比钢中(5#样)氧含量相对较低,且夹杂物尺寸较小、分布弥散,有利于V(C,N)的形核与生成,且长大速率较低。3)定量分析结果证实高N低氧对微氮合金在钢筋中充分发挥碳氮化物析出对钢筋的强化具有举足轻重的作用,极大地促进了V的析出,有利于充分发挥微氮合金的强化功效。

4 结论及建议

在莱钢使用微氮合金生产的HRB400钢筋中,总氧含量高出于其他同类钢厂 $(40\sim 50)\times 10^{-6}$,钢筋中碳氮化物析出相为富氧析出物,且析出物颗粒大小和分布都不均匀,大颗粒超过200 nm,大多呈碳氮化物包裹氧化物形态,削弱了微氮合金对钢筋的强化效果。其钢筋强度降低了40~50 MPa。全氧含量过高造成夹杂物过大是本次微氮合金生产HRB400屈服强度不合格的主要原因。

建议采取以下改进措施:1)严格转炉终点控制管理,确保转炉终点钢水[C]在0.08%以上,尽量杜绝过氧化钢水。2)优化转炉出钢工艺,部分采用含铝脱氧剂,控制出钢时间与挡渣球挡渣效果,减少转炉下渣;适当增加造渣材料使用量。3)在转炉垮安装一根带有快速接头的吹氩管,出钢过程中全程吹氩,转炉出钢若没有吹氩气,氩气站大搅拌时间不得低于5 min。4)适当降低轧制加热和开轧温度10~30℃,以控制二次相析出物的长大。

Cause Analysis of the Yield Strength Disqualification of Micro-nitrogen Alloy HRB400 Hot Rolled Ribbed Steel Bar

YIN Yan-sheng, DONG Chang-xing, REN-peng, LI hong-liu, DONG Bing-cheng

(Laiwu Iron and Steel Group Corporation, Laiwu 271104, China)

Abstract: The yield strength disqualification samples from HRB400 hot-rolled ribbed steel bar produced by micro-nitrogen alloying were made analysis. By comparing the chemical composition and gas composition analysis, combining the metallographic structure, SEM analysis of precipitated phase and physicochemical phase analysis, the main causes of the yield strength disqualification are the high total oxygen content in the steel, which caused the precipitated phase grow up round the inclusions. The micro-nitrogen alloy did not play a role. The authors put forward proposals: strict the end-point control of the converter, optimizing hot metal tapping process, strengthening argon blowing effect, decreasing the heating temperature and rolling temperature and other measures.

Key words: hot-rolled ribbed steel bar; HRB400; micro-nitrogen alloy; yield strength; inclusion