

## 60Mn 钢的热塑性试验在优化 $\Phi 450$ mm 圆坯连铸工艺中的应用

吴宗双 龚志翔 陈刚

(马鞍山钢铁股份有限公司技术中心, 马鞍山 243000)

**摘要** 用 Gleeble-2000 动态热/力模拟机, 通过凝固法测定成分 (%) 为 0.61C-0.74Mn-0.18Cr 60Mn 钢的高温塑性(断面收缩率), 得出 60Mn 钢存在  $> 1300$  °C 和 925 ~ 750 °C 两个高温脆性区。在 925 ~ 750 °C 温度中, 钢中 AlN 和 NbN 等氮化物在  $\gamma$  晶界析出, 先共析  $\alpha$ -相在  $\gamma + \alpha$  区呈网膜状。通过优化工艺, 钢中 Als 量由原来的  $\leq 0.015\%$  降到  $\leq 0.010\%$ , 采用强化 VD 脱气和保护浇铸使 [N] 由  $60 \times 10^{-6}$  降至  $40 \times 10^{-6}$ , 过热度由  $\leq 50$  °C 降至  $\leq 35$  °C, 比水量由 0.40 L/kg 降至 0.30 L/kg, 降低拉矫力并保持矫直前铸坯表面温度  $\geq 900$  °C, 从而降低了铸坯疏松级别, 等轴晶比由优化前的 45.7% 增至 51.3%, 内裂发生率由 5.2% 降至 1.7%, 铸坯质量显著提高。

**关键词** 60Mn 钢  $\Phi 450$  mm 圆铸坯 高温断面收缩率

## Application of Hot Plasticity Test on Steel 60Mn for Optimizing $\Phi 450$ mm Billet Concasting Process

Wu Zongshuang, Gong Zhixiang and Chen Gang

(Technical Center, Maanshan Iron and Steel Co Ltd, Maanshan 243000)

**Abstract** the hot plasticity (reduction of area) of steel 60Mn - 0.61C, 0.74Mn, 0.18Cr was carried out by Gleeble-2000 dynamic thermo mechanical simulator using solidifying method. It was obtained that there were two low ductility regions at high temperature - more than 1300 °C and 925 ~ 750 °C. At temperature between 925 °C and 750 °C, the nitride AlN and NbN precipitated at  $\gamma$  grainboundary and the proeutectoid  $\alpha$ -phase was distributed as net shaped in  $\gamma + \alpha$  two phase region. With optimized process the Als in steel decreased to  $\leq 0.010\%$  from original  $\leq 0.015\%$ , by intensifying VD degassing and shielding casting practice the [N] decreased to  $40 \times 10^{-6}$  from  $60 \times 10^{-6}$ , and with overheating temperature of molten steel decreasing to  $\leq 35$  °C from  $\leq 50$  °C, water ratio decreasing to 0.30 L/kg from 0.40 L/kg, lowering cast straightening force and keeping surface temperature of billet  $\geq 900$  °C before straightening, the rating of billet porosity decreased, the equiaxed zone ratio increased to 51.3% from 45.7% before optimized and internal crack ratio decreased to 1.7% from 5.2%, the quality of billet obviously improved.

**Material Index** Steel 60Mn,  $\Phi 450$  mm Round Cast Billet, Reduction of Area at High Temperature

马钢圆坯连铸机能生产国内直径最大的圆坯 ( $\Phi 450$  mm), 主要用于生产 60Mn 钢 (%: 0.61C, 0.32Si, 0.74Mn, 0.016P, 0.005S, 0.18Cr)。为提高钢的质量, 利用 Gleeble-2000 热/力模拟试验机对 60Mn 钢的高温性能进行了一系列试验, 为改进 60Mn 钢的质量提供了可靠的数据。

### 1 试验方法

因凝固法测定钢的高温力学性能比加热法更接近生产实际状况<sup>[1]</sup>, 本试验采用凝固法。

高温性能测试用试样取自马钢连铸圆坯 ( $\Phi 450$  mm), 在铸坯上接近表面的 1/4 处取样, 试样的长度方向沿铸坯径向, 与柱状晶成长方向平行。试样尺寸为  $\Phi 10$  mm  $\times$  120 mm。

#### (1) 零强度温度、零塑性温度测试

零强度温度(ZST)、零塑性温度(ZDT)是钢的基本物性参数。将试样在恒定拉杆速率(15 mm/s, 即变形速率为  $4 \times 10^{-4}$  /s)下, 分别加热到 1350, 1380, 1400, 1420, 1440 °C, 将其拉断, 试样断面收缩率为零的温度就是零塑性温度。将试样在一个很微小的拉力作用下升温, 试样被拉断时的温度就是零强度温度。

#### (2) 力学性能测试

高温应力应变测试时, 试样采用水平放置方式, 中部套上  $\Phi 10.2$  mm  $\times$  30 mm 的石英管。试样夹持好后, 通入 1 L/min 的氩气流防止试样氧化。根据试验钢的液相线温度大约 1490 °C 为标准, 将试样以 10 °C/s 的速度加热至 1500 °C。当温度接近液相线时, 应采用较缓慢的升温速度 1.5 °C/s, 并施加很小的压缩应力(或 1% ~ 2% 的压缩应

变)以防止孔洞出现。保持温度1 min,以1.5 °C/s的速度降温,接近测试点上50 °C时,以0.2 °C/s的速度降温到测试温度,保持1 min后以确定的形变速率对试样进行拉伸直至断裂。试样拉伸后,立即对拉伸部位喷水冷却,以保持试样的断口原貌。

根据试验钢表面形变速率和固/液相形变速率的范围来确定试样的形变速率,取 $4 \times 10^{-4}$ /s。

## 2 试验结果及分析

### 2.1 零强度温度(ZST)和零塑性温度(ZDT)

测定ZST = 1 400 °C,而ZDT = 1 380 °C。在ZST至ZDT钢具有一定的强度,但无抵抗塑性变形能力,是裂纹敏感区。只有降至ZDT温度,钢的塑性才开始急剧增加,增强了抵抗变形能力。

### 2.2 高温力学性能的特征曲线

在Gleeble-2000试验机上进行拉伸试验,测得试验钢在应变速率为 $4 \times 10^{-4}$ /s条件下的高温特征曲线如图1。图1可见,试样的拉伸强度随温度的降低而逐渐升高。在1 350 °C附近,试样的RA值很低,随温度的降低,试样RA上升很快,在1 250 ~ 925 °C之间,试样具有良好的塑性,RA值在66%以上,温度降到925 °C以下后,RA值再次降低,进入了通常所称钢的Ⅲ脆性温度区,在825 °C时,RA值降到最低点(26.0%),其后随温度的进一步降低RA值又回升。

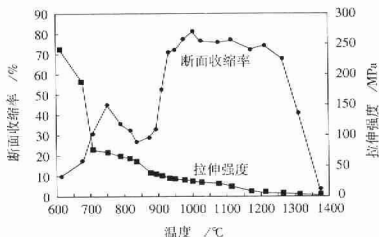


图1 试验温度对60Mn钢断面收缩率及强度的影响  
Fig.1 Effect of test temperature on reduction of area and tensile strength of steel 60Mn

在试验温度范围内试样出现了两个脆性温度区:(1)1 300 °C ~ 熔点 $T_m$ 范围内钢的延塑性很低,其脆性主要沿枝晶界面延伸,钢中杂质增多时,枝晶之间存在的液膜使钢的凝固点降低,使脆

性向低温区延伸。在1 300 °C温度下将试样急冷得到的金相组织为马氏体+细珠光体+少量铁素体;(2)925 ~ 750 °C之间钢的RA值显著降低,这一温度区间的脆化实际上由 $\gamma$ 单相区低温域的脆化和 $\gamma + \alpha$ 两相区的脆化两部分构成。

$\gamma$ 单相区低温域钢的脆化主要是因为固溶在钢中的铝、钛、钒以AlN、TiN、NbN或Nb(CN)的形式、或静态或动态析出在 $\gamma$ 晶界引起<sup>[2]</sup>。在 $\gamma + \alpha$ 两相区钢产生脆化的主要原因在于沿 $\gamma$ 晶界铁素体 $\alpha$ 相的析出,在这一温度区间, $\alpha$ 相强度只是 $\gamma$ 相的1/4,在外力作用下,变形主要集中在沿 $\gamma$ 晶界析出的 $\alpha$ 相中,使 $\alpha$ 相中存在的微小孔洞和裂纹聚合、长大,最后导致晶界断裂<sup>[3,4]</sup>。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,图2试验试样断口形貌扫描电镜照片,由照片中可以看到,试样的断口存在大量直径为数 $\mu\text{m}$ 凹凸不平的浅窝,试样沿晶界断裂。

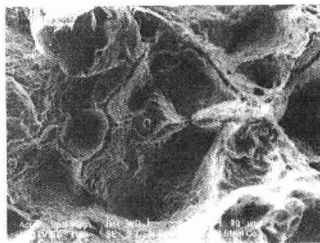


图2 60Mn钢875 °C试样断口的扫描电镜形貌  
Fig.2 SEM morphology of fracture of steel 60Mn sample at 875 °C

在生产中通过加强精炼操作,[N]含量由 $75 \times 10^{-6}$ 降到 $53 \times 10^{-6}$ ,钢中的Als含量也由平均0.010%降到了0.007%;同时采用较温和的二冷方式,使钢的质量得到了进一步提高。

## 3 60Mn钢的高温力学性能在生产中的应用

### 3.1 化学成分的控制

Als含量由原来的 $\leq 0.015\%$ ,降到了 $\leq 0.010\%$ 。通过优化LF精炼、强化VD脱气和在连铸大包到中间包采用保护浇铸,将[N]含量由原来的 $60 \times 10^{-6}$ 降到了 $40 \times 10^{-6}$ 。

### 3.2 连铸工艺参数的优化

通过高温力学性能试验结果,对连铸工艺参数进行了优化(表 1、表 2):

表 1 优化前后工艺参数比较

Table 1 Comparison of process parameters between before and after optimization

| 项目  | 过热度<br>/℃ | 工作<br>拉速<br>/m·min <sup>-1</sup> | 电磁搅拌     |           | 比水量<br>/L·kg <sup>-1</sup> | 拉矫<br>压力<br>/kPa | 保温罩<br>段数 |
|-----|-----------|----------------------------------|----------|-----------|----------------------------|------------------|-----------|
|     |           |                                  | 电流<br>/A | 频率<br>/Hz |                            |                  |           |
| 原工艺 | ≤50       | ≤0.45                            | 450      | 2.0       | 0.40                       | 800              | 4         |
| 优化后 | ≤35       | ≤0.50                            | 400      | 2.5       | 0.30                       | 550              | 3         |

表 2 60Mn 钢连铸二冷制度

Table 2 Secondary cooling procedure for concasting of steel 60Mn

| 拉速<br>/m·min <sup>-1</sup> | 二冷段各区水量/L·min <sup>-1</sup> |     |      |      | 总量<br>/L·min <sup>-1</sup> | 比水量<br>/L·kg <sup>-1</sup> |
|----------------------------|-----------------------------|-----|------|------|----------------------------|----------------------------|
|                            | 足辊                          | 0 段 | 固定 1 | 固定 2 |                            |                            |
| 0.1                        | 16                          | 28  | 20   | 16   | 80                         | 0.64                       |
| 0.2                        | 20                          | 35  | 25   | 20   | 100                        | 0.40                       |
| 0.3                        | 22                          | 47  | 35   | 20   | 124                        | 0.33                       |
| 0.4                        | 27                          | 58  | 48   | 16   | 149                        | 0.30                       |
| 0.45                       | 30                          | 66  | 54   | 18   | 168                        | 0.30                       |
| 0.5                        | 34                          | 73  | 60   | 20   | 187                        | 0.30                       |

(1) 将钢水过热度由原来的 ≤50 ℃ 改为 ≤35 ℃。电磁搅拌由原来的 450 A、2.0 Hz 改为 400 A、2.5 Hz;

(2) 将比水量由原来的 0.40 L/kg 降为 0.30 L/kg;为了减少铸坯表面温度波动过大,将部分保温罩去掉;拉矫压力由原来的 800 kPa 降到了 550 kPa。从而保持铸坯表面温度高于脆性温度区,降低了裂纹发生率。

(3) 通过工业试验制定了不同过热度 and 拉速的合理匹配。为控制铸坯温度和提高铸坯质量奠定了基础。

### 3.3 应用效果

根据高温力学性能试验进行的成分及连铸工艺参数的优化,铸坯表面温度得到了有效控制;铸坯质量得到了较大提高。

#### 3.3.1 铸坯表面温度

试验期间,利用红外测温仪(测试精度 ±1.4%)对铸坯在不同二冷段及矫直区的铸坯表面温度进行测量。测量结果表明,优化后铸坯在矫直区的最低温度均在 900 ℃ 以上,铸坯二冷室回温一般在 80 ℃ 以下;而优化前铸坯在矫直区的最低温度在 850 ℃ 左右,铸坯二冷室回温接近 100 ℃。这一结果表明优化后连铸工艺,尤其是二冷工艺基本合理,避免了因温度波动较大引起的热

应力,有利于减轻铸坯的中心偏析和中心裂纹。

#### 3.3.2 连铸坯质量

铸坯堆检结果表明,铸坯表面质量良好,振痕深度明显减小,而且均匀,没有发现纵裂、横裂等与二次冷却相关的铸坯质量缺陷。

工艺参数优化前铸坯柱状晶区的晶间疏松缺陷较为严重,优化工艺后晶间疏松得到明显改善。

通过优化二冷制度和拉矫压力,内裂发生率明显降低(表 3)。

表 3 优化前后铸坯检验结果

Table 3 Examination results of cast billet before and after process optimization

| 项目  | 柱状晶区疏松各级别出现率/% |           |            |           | 等轴晶<br>比率<br>/% | 内裂纹<br>发生率<br>/% | 碳偏析<br>指数 |
|-----|----------------|-----------|------------|-----------|-----------------|------------------|-----------|
|     | A<br>(正常)      | B<br>(一般) | C<br>(较严重) | D<br>(严重) |                 |                  |           |
| 原工艺 | 23.3           | 42.6      | 29.0       | 5.1       | 45.7            | 5.2              | 1.78      |
| 优化后 | 44.2           | 51.6      | 2.5        | 1.7       | 51.3            | 1.7              | 1.06      |

## 4 结论

(1) 零强度温度  $T_s$  和零塑性温度  $T_D$  是衡量材料高温行为的重要参数。试验测定  $T_s = 1400$  ℃, 而  $T_D = 1380$  ℃。

(2) 在  $4 \times 10^{-4}$  /s 的应变速率下,试验钢在熔点 ~ 750 ℃ 存在两个脆性温度区域,即熔点 ~ 1300 ℃ 区和 925 ~ 750 ℃ 区。

(3) 在 925 ~ 750 ℃ 之间,钢的脆化可分为  $\gamma$  单相区低温域的脆化和  $\gamma + \alpha$  两相区的脆化。在  $\gamma$  单相区,AlN、NbN、TiN 等在  $\gamma$  晶界的析出和在  $\gamma + \alpha$  两相区先共析  $\alpha$  相呈网膜状在  $\gamma$  晶界的析出,造成  $\gamma$  晶界的脆化,使钢的塑性急剧降低。

(4) 通过控制钢中氮、铝含量,采用合理的连铸二冷制度,使铸坯温度避开第 III 脆性温度区,从而改善钢的质量。

### 参考文献

- 霍文灿. 在 Gleeble-1500 动态热/力模拟机进行钢的高温力学性能研究. 钢铁, 1991, 26(8): 55
- Mintz B, Yue S and Jonas J. International Materials Reviews, 1991, 36(5): 187
- Suzuki H G, Nishimura S, Yamaguchi S. Trans. ISIJ, 1982(2): 48
- Suzuki T. Ironmaking and Steelmaking, 1988, 15(2): 90

吴宗双(1972-),男,工程师,1998年北京科技大学毕业,从事精炼和连铸工艺研究。