

Q235B 薄板坯高温塑性的研究

孙彦辉¹ 赵长亮¹ 成小军² 吴光亮² 周春泉² 蔡开科¹

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 湖南华菱涟源钢铁有限公司, 娄底 417009)

摘要 根据 Gleeble1500 热/应变模拟试验机测试的 CSP 薄板坯连铸工艺生产的成分 (%) 为 0.16 ~ 0.20C, 0.020 ~ 0.060Al, Q235B 钢的 70 mm × 1 500 mm 薄板坯 600 ~ 1 400 °C 热塑性曲线, 得出连铸坯第 III 脆性区为 700 ~ 900 °C, 如在此温度范围矫直, 铸坯易产生裂纹。通过扫描电镜分析断面形貌和电子探针的成分分析, 得出形变诱导铁素体呈网状析出和奥氏体在低温区域析出氮化物 (AlN) 导致铸坯脆化。

关键词 CSP 工艺 Q235B 钢 薄板坯 高温塑性 裂纹

A Study on Hot Ductility of Q235B Steel Thin Slab

Sun Yanhui¹, Zhao Changliang¹, Cheng Xiaojun², Wu Guangliang², Zhou Chunquan² and Cai Kaike¹

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083;

2 Hunan Hualing Lianyuan Iron and Steel Corp, Loudi 417009)

Abstract Based on the hot ductility curves at 600 ~ 1 400 °C tested by Gleeble1500 thermal/strain simulation machine for 0.16 ~ 0.20C, 0.020 ~ 0.060Al, Q235B steel 70 mm × 1 500 mm thin slab produced by compact strip production (CSP) process, the third brittle zone of cast slab was between 700 ~ 900 °C. Therefore the crack of cast slab easily forms as straightening in this temperature range. With fracture morphology analysis by scanning electron microscope and composition analysis by electron probe micro analyzer, it is obtained that the deformation-induced ferrite network precipitation and AlN precipitated at lower temperature austenitic range lead to cast slab embrittlement.

Material Index CSP Process, Q235B Steel, Thin Slab, Hot Ductility, Crack

有研究表明, 在铸坯的各种缺陷中, 表面裂纹占了 50% 以上, 而横裂纹的存在严重影响了 CSP 的后续热轧生产。通过对 Q235B 钢连铸坯高温力学性能的研究, 可以找到其低塑性凹槽区, 在实际生产中避开该区, 可减少和防止裂纹的产生^[1]。

1 试验方法

在 CSP 浇铸的 70 mm × 1 500 mm 1# 和 2# 板坯上, 沿纵向和横向分别取样。试样加工成高温热塑性试验所要求的 Φ10 mm × 100 mm, 两端加工成 M10 × 10 (mm)。Q235B 钢化学成分如表 1 所示。

表 1 Q235B 钢化学成分/%
Table 1 Chemical composition of Q235B steel /%

C	Si	Mn	P	S	Al _i
0.16 ~0.20	≤0.15	0.20 ~0.50	≤0.025	≤0.012	0.020 ~0.060

采用 Gleeble1500 热应力/应变模拟机, 进行高温塑性模拟试验。试样在工作室内固定, 抽真空后, 在 Ar 气保护条件下 (Ar 流量 1 L/min), 将试样

以 20 °C/s 的速度加热至 1 340 °C, 保温 3 min, 以均匀成分和温度, 促进析出物的溶解, 然后以 3 °C/s 的冷却速率冷却至试验温度 (600, 700, 800, 900, 1 000, 1 100, 1 200, 1 300, 1 400 °C), 保温 30 s 后以 1.0×10^{-3} /s 的应变速率进行拉伸试验。试样拉断后, 迅速喷水冷却以保留高温下断面形貌和金相特征。

2 Q235B 钢的高温力学性能和组织

2.1 Q235B 钢的高温塑性

1# 纵向试样与 2# 横向试样的高温塑性曲线示于图 1。从图 1 中可知:

(1) 2# 板坯横向试样的断面收缩率大部分高于同温度下的 1# 板坯纵向试样的断面收缩率。

(2) 在 1 000 ~ 1 200 °C 之间, 两者的曲线几乎是重合的, 断面收缩率均保持在 85% 以上, 说明两块板坯试样在该温度区间内具有良好的塑性。

(3) 在 600 ~ 1 000 °C 之间, 2# 横向试样和 1# 纵向试样的塑性曲线形状类似, 但是 1# 纵向试样的塑性凹槽区比 2# 横向试样的塑性凹槽区位置

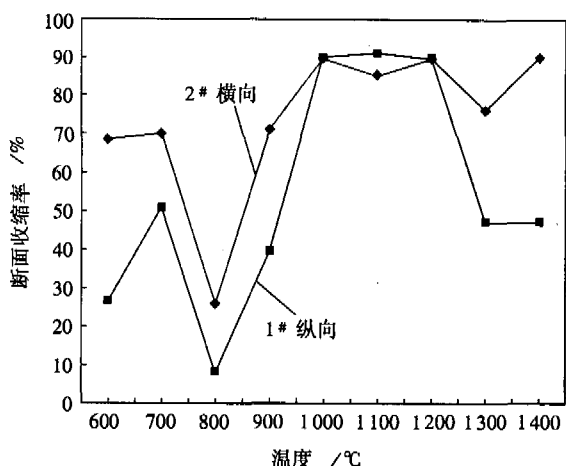


图 1 Q235B 钢铸坯横向与纵向试样的热塑性曲线
Fig. 1 Hot ductility curves of transverse and longitudinal sample of Q235B steel thin slab

低,说明 2# 横向试样的塑性明显好于 1# 纵向试样的塑性。并且在 800 °C 时,2# 横向试样的断面收缩率比 1# 纵向试样的断面收缩率高出 17%。即同样温度、受力相同时,1# 板坯更易产生裂纹。

(4) 1# 和 2# 试样均存在第 I 脆性区(凝固温度 ~ 1 300 °C)和第 III 脆性区(600 ~ 900 °C),但不存在第 II 脆性区(有研究表明,只有当应变速率大于 10^{-2} /s 时才出现第 II 脆性区)。

根据实际经验发现,当断面收缩率大于 60% 时,铸坯不出现裂纹,当断面收缩率小于 60% 时,铸坯裂纹敏感性增高。所以,可将断面收缩率 = 60% 作为门槛值来划分 3 个温度区内高塑性区和低塑性区的范围。塑性断面收缩率小于 60% 所对应的温度区域定义为塑性凹槽温度。由图 1 可以看出低温区的塑性凹槽温度范围为 700 ~ 900

°C,在此温度范围内,1# 板坯试样的断面收缩率为 8.46% ~ 51.77%。因此,在实际生产中,连铸坯顶弯、矫直区的温度区间应避免此温度范围,即板坯的平均温度应大于 900 °C(特别是连铸坯的边部),二冷区冷却尽量采用弱冷。

2.2 断口及金相组织

Q235B 钢断口部位附近的组织为奥氏体淬火后的板条状马氏体。Q235B 钢 1# 板坯纵向试样在 1 100 °C 的断口形貌为典型的沿晶断裂,断裂晶界面光滑(图 2a)。在晶界处发现球形夹杂物,通过能谱分析发现为 Al_2O_3 夹杂。2# 板坯横向试样在 1 100 °C 的断口呈脆性断裂,台阶状,存在明显的晶界滑移,局部放大后有 MnS 等夹杂物聚集特征(图 2b)。

图 2(c)为 1# 板坯纵向试样 900 °C 的断口形貌。断裂方式为穿晶断裂和沿晶断裂两种的综合,在晶界处有微小的裂纹和空洞。在试样拉断的界面上发现长条状硅铝酸盐夹杂物,尺寸为 20 ~ 40 μm 。图 2(d)为 2# 板坯横向试样 900 °C 的断口形貌。在该温度下,表现沿晶断裂,并且出现了少量小而浅的韧窝。在晶界处发现球形夹杂物,通过能谱分析为 Al_2O_3 。

Q235B 钢具有较窄且较深的第 III 脆性区,脆性温度范围为 700 ~ 900 °C,热塑性低谷发生在 800 °C 左右。图 3(a)为 1# 板坯纵向试样在 800 °C 的断裂形貌。可以看出,裂纹发生在各个晶粒中间及沿着晶界,应为穿晶断裂和沿晶断裂的混合。

通过对夹杂物的成分分析,发现有硅酸盐以及硫化物存在。图 3(b)为 2# 板坯横向试样(800 °C)断口的形貌。从图 3(b)可以看出晶界间有裂

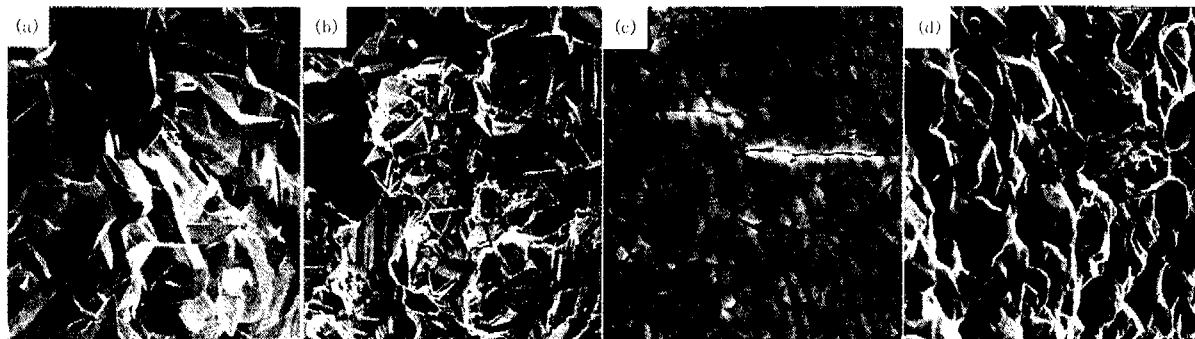


图 2 Q235B 钢薄板坯断口形貌,SEM:(a) 1 100 °C,纵向试样 $\times 500$; (b) 1 100 °C,横向试样 $\times 1 000$; (c) 900 °C,纵向试样 $\times 5 000$; (d) 900 °C,横向试样 $\times 2 000$

Fig. 2 Fracture morphology of Q235B steel thin slab, SEM: (a) 1 100 °C, longitudinal sample $\times 500$; (b) 1 100 °C, transverse sample $\times 1 000$; (c) 900 °C, longitudinal sample $\times 5 000$; (d) 900 °C, transverse sample $\times 2 000$

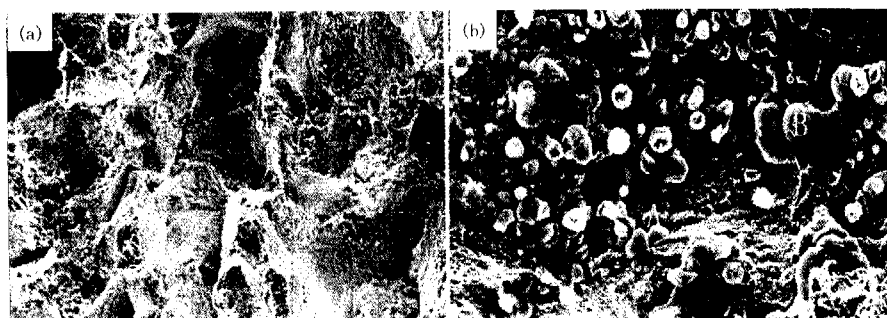


图3 Q235B钢薄板坯断口形貌,SEM:(a)800℃,纵向试样×1000;(b)800℃,横向试样×250
Fig.3 Fracture morphology of Q235B steel thin slab, SEM: (a) 800 °C, longitudinal sample ×1000; (b) 800 °C, transverse sample ×250

纹,断裂面出现浅而小的韧窝,表现出一定的塑性,此时为钢的塑性谷底。

1#试样800℃拉断后的断口磨平后,经4%硝酸酒精浸蚀后观察其金相组织,可见晶界明显,晶界处少量 α -铁素体已析出成网状,钢的塑性迅速降至低谷,断面收缩率仅为8.46%,而在900℃以上温度试样仍处于奥氏体单相域,这表明在第Ⅲ脆性温度区,Q235B钢延塑性降低是由钢在奥氏体单相区低温域的脆化和 $\gamma + \alpha$ 两相区钢的脆化两部分组成的。

在 γ 单相域,钢的延塑性主要是靠奥氏体晶界的滑移。随温度降低塑性降低的原因之一是 γ 晶界AIN的析出。与铁素体相比,奥氏体在变形过程发生的动态回复程度较低,因而产生的变形应力和加工硬化程度高,在晶界三重点易产生应力集中,晶界产生滑移,造成沿晶界破坏^[2,3]。

3 板坯中AIN的析出

选取1#与2#板坯Gleeble机在1300℃时拉断的试样,分别分析[Al]和[N],分析结果如表2。

表2 1300℃断裂试样的[Al]、[N]/%
Table 2 [Al] and [N] in fracture sample at 1300 °C / %

项目	[Al]	[N]
1#板坯 Gleeble 机试样	0.035	0.002 8
2#板坯 Gleeble 机试样	0.026	0.002 9

根据[Al%]与[N%]的平衡关系式得知:

$$\log[Al\%][N\%] = -6770/T + 1.03 \quad (1)$$

对于1#板坯,当[Al%]=0.035,[N%]=0.0028时,AIN的析出温度为1070℃;

对于2#板坯,当[Al%]=0.026,[N%]=

0.0029时,AIN的析出温度为1040℃;

即:当板坯温度低于1000℃,就会有AIN晶界析出,钢的塑性降低。从图1可知,当温度低于1000℃,断面收缩率明显下降也说明了这一点。当然塑性降低是AIN析出和 γ 晶界 α 相析出共同作用的结果。

4 结论

(1) 在 $1 \times 10^{-3}/s$ 应变速率下,CSP生产的Q235B钢连铸坯在600~1400℃间存在两个脆性温度区,即1200~1400℃的第Ⅰ脆性温度区域和600~1000℃的第Ⅲ脆性温度区域。

(2) 在Q235B钢的第Ⅲ类脆性区,脆化原因一是由形变诱导铁素体呈网状析出,产生应力集中造成。二是奥氏体低温区域发生的氮化物(AIN)析出产生的晶界脆化所致。

(3) Q235B钢板坯在顶弯、矫直时应避开第Ⅲ脆性温度区,避免或减少裂纹的发生率。这要求二冷区的冷却尽量采用弱冷,使板坯的整体温度(特别是板坯的角部温度)在顶弯、矫直时高于900℃。

参考文献

- Lankford W T, JR. Some Considerations of Strength and Ductility in the Continuous-Casting Process. Metallurgical Transactions, 1972, 13 (6): 1331
- 王新华,吴冬梅. 1400~1600℃间碳钢连铸坯的脆化特性研究. 钢铁, 1997, 32(10): 750
- 杨海林,陈耀辉. 1900 mm连铸板坯表面横裂成因的分析. 特殊钢, 2003, 24(3): 54

孙彦辉(1971-),男,讲师,2002年北京科技大学毕业。

收稿日期:2005-09-20