

· 组织性能 ·

SPHC 钢薄板坯的高温力学性能

果晶晶¹ 陈 健² 王书桓³

(1 邢台职业技术学院资源与环境工程系, 邢台 054035; 2 中钢集团邢台机械轧辊有限公司, 邢台 054025;

3 河北联合大学冶金与能源学院, 唐山 063009)

摘 要 用 Gleeble 热模拟试验机对 SPHC 钢(%:0.02C,0.18Mn,0.03Si,0.04Als)70 mm×1 250 mm 板坯进行 600~1 350 ℃ 的力学性能的研究,并借助扫描电子显微镜和能谱仪分析了拉力试样的断口。结果表明,SPHC 薄板坯的第 I 和第 III 脆性区分别为 1 200 ℃~固相线及 600~850 ℃,850~1 200 ℃ 薄板坯的塑性最好;第 III 脆性区试样为沿晶界断裂;晶界处夹杂物及 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变中形成的片状铁素体造成了晶界脆性,降低了第 III 脆性区材料塑性。

关键词 SPHC 钢 薄板坯 高温力学性能

Mechanical Properties of Thin Slab of Steel SPHC at High Temperature

Guo Jingjing¹, Chen Jian² and Wang Shuhuan³

(1 Department of Resource and Environment Engineering, Xingtai Professional Polytechnic College, Xingtai 054035;

2 Xingtai Machinery and Mill Roll Co Ltd, Sinosteel Group, Xingtai 054025;

3 School of Metallurgy and Energy Resource, Hebei United University, Tangshan 063009)

Abstract The mechanical properties of 70 mm×1 250 mm slab of steel SPHC (%:0.02C,0.18Mn,0.03Si,0.04Als) at 600~1 350 ℃ have been studied by Gleeble thermal simulation machine and the fracture of tensile specimen is analyzed by scanning electron microscope and energy dispersive X-ray spectrometer. Results show that the I brittle zone and the III brittle zone of thin slab of steel SPHC are respectively at 1 200 ℃~solidus and at 600~850 ℃, the plasticity of thin slab is best at 850~1 200 ℃; the specimen at temperature in the III brittle zone is fractured along grain boundary; and the inclusions in grain boundary and lamellar ferrite formed in $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transformation lead to brittleness of grain boundary and decrease of plasticity of material in the III brittle zone.

Material Index Steel SPHC, Thin Slab, Mechanical Properties at High Temperature

薄板坯连铸连轧技术是 20 世纪钢铁行业的一项重大发明创新,具有生产效率高、投资少、能耗低等技术优势,同时也是连铸生产完善、优化和发展的主要方向之一。在连铸过程中,钢液通过强制冷却形成具有一定厚度的凝固坯壳,而坯壳产生裂纹是影响薄板坯质量提高的主要因素。通过高温力学性能试验,研究薄板坯在连铸过程中的高温特性及变化机理,是制订和完善连铸工艺制度的基础,也是生产高质量铸坯的重要保证。

1 坯壳裂纹机理

通常可将钢的高温力学性能划分成 3 个区域^[1],即固相线温度 $T_s \sim 1 200$ ℃ 为第 I 脆性区(又称韧脆性转变区);1 200~900 ℃ 为第 II 脆性区(奥氏体 γ 区);900~600 ℃ 为第 III 脆性区(又称低温脆性区):

(1)第 I 脆性区形成是由于晶界的熔化所致。在连铸坯凝固前沿的糊状固-液两相区内,钢中的 O、S、P、B 等杂质元素或微量元素富集在铸坯的树

枝晶间,迫使树枝晶间的钢液凝固点下降,从而在枝晶间存在残余的液相薄膜。钢的第 I 脆性温度区是大多数连铸坯产生裂纹的根源。

(2)第 II 脆性区温度范围内,钢内固溶的 O、S 等元素主要以氧化物(Fe,Mn)O 和硫化物(Fe,Mn)S 的形式在 γ 晶界上析出。析出物的存在使晶界的强度降低,当受到应力作用时极易在晶界处形成裂纹,裂纹沿晶界扩展长大后,便会产生沿晶断裂;且 γ 晶界上的析出物数量越多,尺寸越小,钢的脆化现象越严重。在钢的应变速率小于 10^{-2} /s 时,该区域不存在脆化现象,而表现为最佳的塑性区。

(3)大多数学者认为,连铸坯在弯曲、矫直过程中产生的裂纹与第 III 脆性区密切相关。第 III 脆性区的存在通常是由于碳氮化物在 γ 晶界上动态析出和由 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的相变过程中析出的先共析 α 相因强度低,致使在晶界附近存在不均匀的变形而产生的晶界断裂。

2 试验研究方法

2.1 薄板坯试样的准备工作

以断面尺寸为 70 mm × 1 250 mm 的 SPHC 钢薄板坯作为 Gleeble 热模拟试验对象,其化学成分如表 1 所示。

取样时,首先沿垂直于拉坯的方向截取 200 mm 长的薄板坯,再沿其断面切取 (mm) 200 × 200 × 70 的钢锭 6 块 (标号 1、2、3、4、5、6),见图 1。取样位置要具有代表性 (阴影部分为所取试样),且避开薄板坯的中心线区,以防止 C、S 等元素的偏析和中心疏松等缺陷对试验结果的影响。试样的最终尺寸为:Φ10 mm × 120 mm,两端均带有 15 mm 长的螺纹。

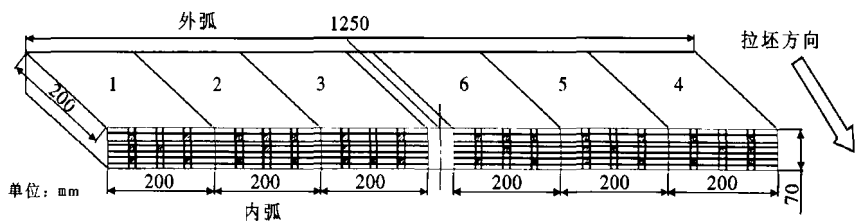


图 1 铸坯取样位置
Fig. 1 Location sampling on casting slab

表 1 SPHC 钢的化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of steel SPHC / %

C	Mn	S	P	Si	Al _{total}	Ca ²⁺
0.02	0.18	0.002	0.017	0.03	0.040	0.002 8

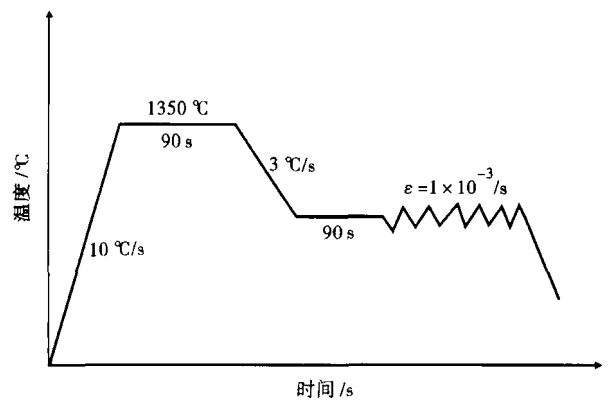


图 2 拉伸试样加热和变形示意图

Fig. 2 Schematics of tensile specimen heating and deforming

2.2 试样的测试方法

(1)按图 2 所绘的加热工艺进行操作^[2]。第 1 步将试样固定于工作室,抽真空,充入氩气作为保护气体;第 2 步以 10 °C/s 的加热速度将试样加热至熔化状态并保温 90 s;第 3 步以 3 °C/s 的冷却速度将试样自熔点冷却到指定的试验温度,并在该温度下保持 90 s 再进行拉伸实验。

(2)试样均温区的长度取 10 mm,应变速率取值范围限定在 10⁻²/s ~ 10⁻⁵/s。

(3)将一对 Pt-Pt10% Rh 热电偶分别单根点焊在试样的表面,以便测取试验的温度。

(4)试样拉断后,迅速对断口附近区域进行喷水冷却,以保留高温下的断口形貌和金相特征。

(5)用超声波清洗试样,并用扫描电镜观察其断口形貌。

3 试验结果

3.1 热塑性 (R_A ~ T) 曲线和热强度 (σ_b ~ T) 曲线

以 R_A = 60% 作为脆性区的判定依据^[3,4]。由图 3(a) 可知,当钢的试验温度在第 I 脆性区 (1 200 °C ~ 固相线温度) 时,其塑性呈下降趋势,尤其在 1 300 °C 以上时塑性直线下降,当试样的试验温度在 1 350 °C

时, R_A 为 6%; 在 850 ~ 1 200 °C 钢的 R_A 值均在 80% 以上,故此温度范围内 SPHC 钢具有较好的塑性。实验温度在第 III 脆性区 (600 ~ 850 °C) 时,出现又一低谷,即试验温度在 725 °C 时,铸坯 R_A 值仅有 38%。铸坯的第 III 脆性区域主要出现在 ε 值为 10⁻⁴/s ~ 10⁻²/s 的情况下, Gleeble 热模拟实验所采用应变速率 ε = 1 × 10⁻³/s, 故当薄板坯弯曲和矫直时,若其表面温度位于此区间内则极易产生表面横裂纹,在连铸过程中可以通过控制铸坯温度在 850 °C 以上来避开钢的低温脆性区。该实验的断面收缩

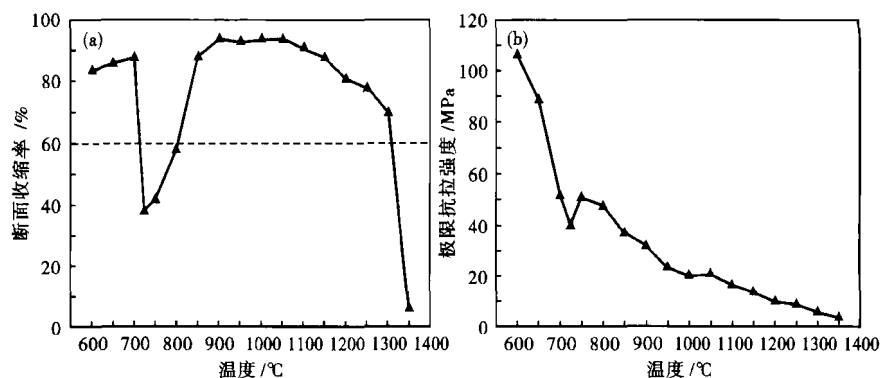


图 3 温度对 SPHC 钢断面收缩率 (a) 和极限抗拉强度 (b) 的影响

Fig. 3 Effect of temperature on reduction of area (a) and ultimate tensile strength of steel SPHC

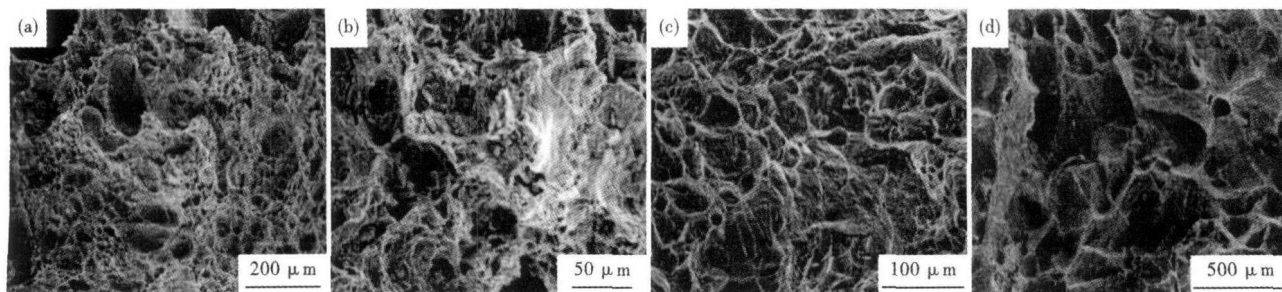


图4 第Ⅲ脆性区温度 SPHC 钢铸坯的拉伸断口形貌:试验温度在(a)650 °C;(b)700 °C;(c)750 °C;(d)800 °C

Fig. 4 Morphology of tensile fracture of steel SPHC slab at temperature of the III brittle zone: (a) 650 °C; (b) 700 °C; (c) 750 °C and (d) 800 °C

率曲线上没有出现第Ⅱ脆性区。

由图3(b)可见,SPHC 钢的抗拉强度(σ_b)在温度低于725 °C时,随着温度的升高,试样的抗拉强度急剧下降,725 °C时 σ_b 的值降低到39.79 MPa。在750~1050 °C抗拉强度降低的比较平缓。在1050~1350 °C可以认为抗拉强度随温度升高而降低的趋势呈直线关系,其 σ_b 值从1050 °C的20.95 MPa下降到1350 °C的3.75 MPa。通过线性回归后得到 SPHC 钢的零塑性温度 ZDT = 1355 °C,零强度温度 ZST = 1439 °C。

3.2 第Ⅲ脆性温度区范围内的薄板坯试样断口形貌

对 SPHC 薄板坯试样在第Ⅲ脆性区(600~850 °C)的断面收缩率($R.A$)出现一低谷。由图4可知,试样在750 °C和800 °C进行实验时断口呈“冰糖”状形貌;断口表面分布着一些很浅的凹坑,说明试样断裂时周围存在一定的塑性变形,但不明显,故可以判断薄板坯试样在此温度处为沿晶断裂,是完全脆性的正断。

3.3 725 °C 试验时的断口形貌及能谱分析

试验温度在725 °C时,SPHC 钢种的塑性严重恶化, $R.A$ 值达到最低点38%。故对第Ⅲ脆性区(600~850 °C)热塑性低谷处的试样进行电镜扫描,并对图5中A点进行电子探针成分分析。由图5中的能谱分析可以看出,A点处硅含量较高,并伴有Al和Mn等元素,说明该处为复合氧化物夹杂。

随铸坯温度的降低,[O]、[S]等杂质元素在 γ 相内的溶解度降低,并在晶界上析出,形成氧化物夹杂,造成了晶界脆性,外力作用下此处成为应力集中区域,便有可能形成微裂纹源;另一方面,由于该温度下 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的原因,奥氏体晶界上产生了先共析片状铁素体,铁素体塑性较差,其应变仅为奥氏体的1/4;此外片状铁素体对奥氏体机体具有“割裂”作用,造成了在试验温度下材料塑性的严重下降。

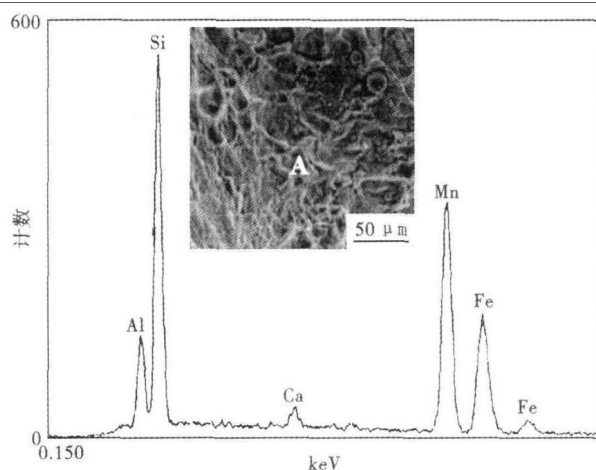


图5 SPHC 钢铸坯750 °C断口能谱分析

Fig. 5 Energy spectrum analysis of tensile fracture of steel SPHC slab at 750 °C

4 结论

(1)SPHC 薄板坯第Ⅰ脆性温度区为1200 °C~固相线温度,第Ⅲ脆性区为600~850 °C;未出现第Ⅱ脆性区,且当850~1200 °C时材料塑性最好。

(2)SPHC 薄板坯位于第Ⅲ脆性区的断裂为沿晶断裂,是完全脆性的正断。温降过程中产生的夹杂物及 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变中形成的片状铁素体造成了晶界脆性,是第Ⅲ脆性区材料塑性降低的根源。

参考文献

- 1 铃木洋夫,西村哲,金村淳,等. Hot Ductility in the Temperature Range Between 900 °C and 600 °C. 铁と钢,1981,67(8):1180
- 2 果晶晶. FTSC 薄板坯连铸生产超低碳钢的高温力学性能研究: [硕士学位论文]. 唐山:河北理工大学,2010
- 3 吴光亮,孙彦辉,周春泉,等. CSP 板坯(Q235B)高温力学性能试验研究. 钢铁,2006,41(5):73
- 4 Suzuki H G, Nishimura S, Yamaguchi S. Characteristics of Embrittlement in Steels Above 600 °C. Tetsu-to-Hagane, 1979, 65(4):2038

果晶晶(1985-),女,硕士,河北理工大学毕业,凝固理论与钢的质量控制研究。

收稿日期:2011-03-28