

汽车用钢连铸坯的高温力学性能

刘青¹⁾ 张立强^{1,2)} 王良周¹⁾ 丁秀中²⁾ 曹立国²⁾ 齐永革²⁾ 刘彦伟²⁾

1) 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083 2) 石家庄钢铁有限责任公司炼钢厂, 石家庄 050031

摘要 运用经典热模拟的方法研究石钢电炉生产汽车用钢的连铸坯高温力学性能, 获得了五个钢种热塑性曲线和强度曲线. 针对不同方向铸坯取样的结果与其他研究结果作了对比. 运用扫描电镜对试样拉断后的断口形貌进行观察, 得出了相应钢在各温度区域的断裂机理. 讨论了连铸坯质量与高温力学性能的关系.

关键词 汽车用钢; 连铸; 高温力学性能; 二次冷却; 大方坯

分类号 TF 777

钢的高温力学性能与铸坯裂纹有直接关系, 铸坯凝固过程坯壳所受各种力的作用是外因, 而钢对裂纹敏感性是内因^[1]. 通过对钢的高温力学性能的研究, 掌握钢的高温力学性能, 找出脆性倾向较大的温度范围, 避免铸坯在此温度区间承受较大的应力或变形而产生裂纹, 以指导连铸过程中二次冷却和矫直工艺.

1 热模拟实验

1.1 实验装置

采用美国 DSI 公司研制的 Gleeble 热模拟机进行连铸钢高温力学性能研究.

1.2 试样

取样示意图如图 1 所示. 沿拉坯方向取两个

300 mm 长的钢墩, 用火焰切割枪分别切割成四块后进行机械加工. 加工后的最终试样总长 120 mm, 两端 10 mm 部分有螺纹, 见图 2.

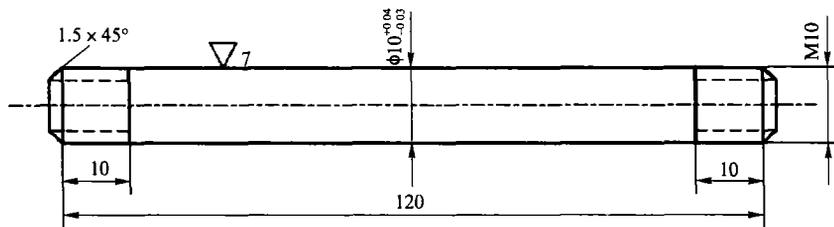
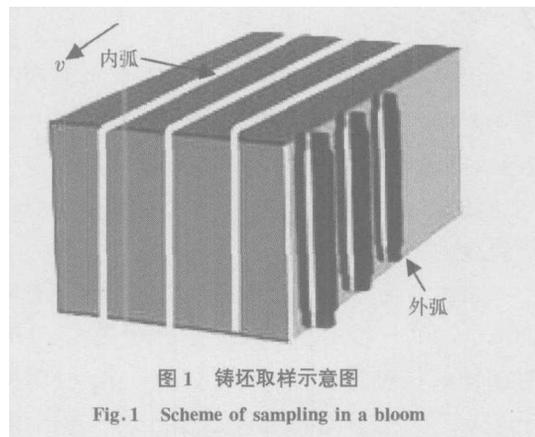


图 2 高温热塑性拉伸实验试样图(单位:mm)

Fig. 2 Scheme of a sample for high temperature ductility experiment (Unit: mm)

1.3 实验方法

(1) 高温应力应变测试在 Gleeble-1500 试验机上进行, 试样采用水平放置方式. 试样夹持好后, 试样室通入流量为 $1 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$ 的氩气流, 并以

$10 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的速度加热至 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 1 min, 然后以 $3 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的速度降到测试温度, 保温 1 min 后以 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的形变速率对试样进行拉伸直至断裂. 温度及形变制度如图 3 所示.

(2) 试样被拉断后, 立即对断口附近区域大量喷水冷却, 以使断口保持原貌;

(3) 测量拉断部位的截面积, 以计算断面收

收稿日期: 2005-04-26 修回日期: 2005-10-08

作者简介: 刘青(1967—), 男, 副教授, 博士

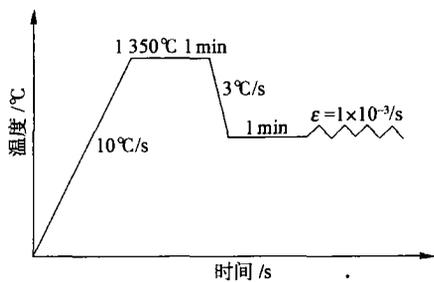


图3 加热历程
Fig.3 Heating history

缩率,并记录试样断裂时的强度极限;

(4) 作出断面收缩率、强度极限随温度的变化曲线,找出脆性温度区间,并得到零塑性温度、零强度温度;

(5) 测试温度分别为600,650,700,750,800,825,850,875,900,950,1000,1050,1100,1150,1200,1250,1300℃.

2 实验结果

因实验结果规律性相似,本文仅选取两个典型钢种40Cr和45钢进行分析、讨论.

2.1 高温延塑性及强度测试结果

图4为40Cr钢铸坯断面收缩率和抗拉强度随温度的变化曲线.

由图4可见,在1300~750℃之间,随着温度的降低,40Cr钢试样的强度上升缓慢,在750℃时试样的抗拉强度仅为 $98.12 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-2}$;温度低于750℃以后,试样的强度迅速上升,当温度降到650℃时,试样的强度达到 $297.29 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-2}$.

由断面收缩率随温度的变化曲线可知,40Cr钢在1300~945℃温度范围内,随温度的降低,试样的断面收缩率值皆在60%以上波动.当温度由

950℃降到875℃时,试样的断面收缩率值迅速下降,由69.6%降到29.3%.随后断面收缩率值基本不变,直到750℃开始下降,到650℃达到最低点9.1%.因此,从实验结果来看,实验所用40Cr钢的Ⅲ脆性区为940~650℃,因形变速率较低,没有出现Ⅱ脆性区.

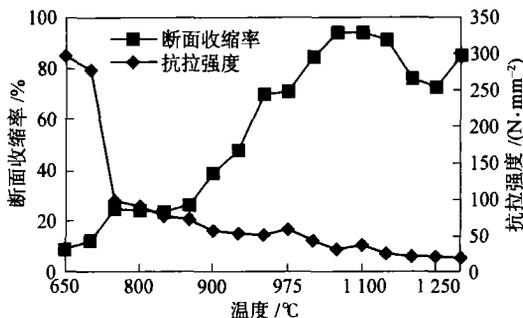


图4 40Cr钢铸坯断面收缩率和抗拉强度随温度的变化曲线
(40Cr, 220 mm × 300 mm, $\nu = 0.60 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$)
Fig.4 Tendencies of reduction in area and tensile strength with temperature (40Cr, 220 mm × 300 mm, $\nu = 0.60 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$)

本实验直接取样于连铸坯,而文献[2]则是从轧材中的取得试样,图4和文献[2]的图整体趋势比较一致,但是很多细节上存在差异,脆性温度区也有差别,图4中是940~650℃,文献[2]中则是1000~700℃.笔者认为,直接从连铸坯上取样要优于从轧材上取样,因为前者的取样条件正是需要研究的连铸过程,后者经过轧制后已不能正确反映铸坯组织及其力学性能的情况.

2.2 不同取样方式实验结果的对比

由于连铸坯为铸态组织,不同方向取样的内部凝固结构和柱状晶方向不同,导致热塑性曲线和强度曲线相差很大,见图5.其中,在950~1300℃的高温区,图5(a)中试样断面收缩率均在90%以上,而图5(b)中惟有1200℃达到80%;图

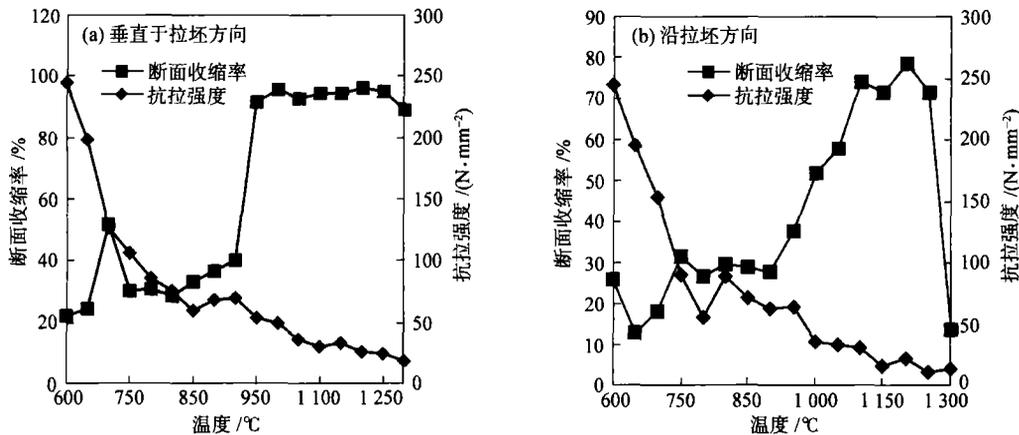


图5 45钢铸坯断面收缩率和抗拉强度随温度的变化曲线 (45 steel, 180 mm × 220 mm, $\nu = 0.94 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$)
Fig.5 Tendencies of reduction in area and tensile strength with temperature (45 steel, 180 mm × 220 mm, $\nu = 0.94 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$)

5(a)中在 700 ℃ 时试样的断面收缩率值回升达到 52.0%, 而图 5(b)中在 750 ℃ 时断面收缩率值回升仅 31.6%.

2.3 钢的断口形貌分析

用扫描电镜对试样拉断后的断口形貌进行观察, 得出钢在各温度区域的断裂机理.

40Cr 钢在 1300~950 ℃, 断面收缩率值均在

70% 以上. 由图 6 可以看到, 断裂部位有着大小不一、深浅不同的孔洞存在, 且韧坑周围发生很大的塑性变形, 此时试样的断裂方式为穿晶延性断裂. 940~600 ℃ 温度区间为 40Cr 钢的Ⅲ脆性温度区. 750 ℃ 时断口形貌为明显的冰糖状(图 7), 断口表面凹坑减少, 可以观察到晶间裂纹的存在, 裂纹周围发生较少的塑性变形, 且穿晶断裂方

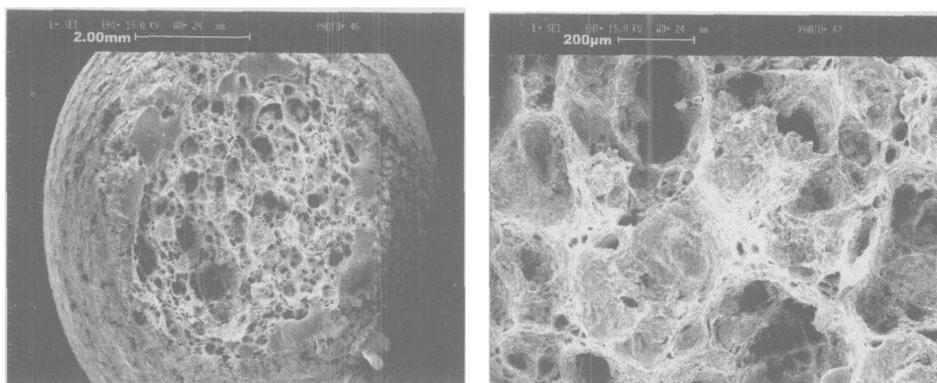


图 6 40Cr 钢试样在 975 ℃ 拉断时的断口形貌

Fig.6 Fracture surface of a 40Cr specimen at 975 ℃ with SEM

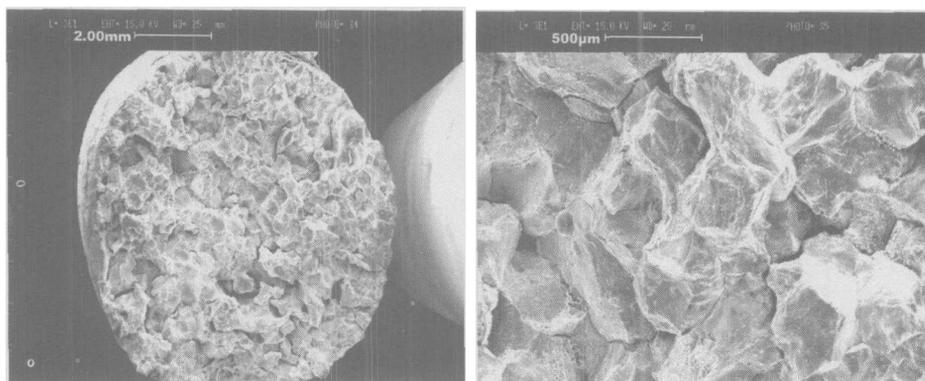


图 7 40Cr 钢试样在 750 ℃ 拉断时的断口形貌

Fig.7 Fracture surface of a 40Cr specimen at 750 ℃ with SEM

式明显较少, 基本上已转为沿晶断裂.

3 结果分析与讨论

3.1 良好塑性温度区断裂机理分析

石钢电炉所生产的五个钢种均具有良好的热塑性温度区(如 45 钢在 920~1300 ℃ 范围内), 断面收缩率值均在 60% 以上. 五个钢种在上述各温度范围内均已进入奥氏体单相区的高温区域, 试样在这些温度范围内之所以具有良好的热塑性, 是因为发生了动态再结晶^[3]. 如 45 钢发生动态再结晶的温度为 920 ℃. 在高温、高形变速率下容易发生动态再结晶. 动态再结晶是通过动态再结晶的晶核形成及其长大来完成的. 动态再结晶

的晶粒是由具有低位错密度的再结晶刚刚结束后的晶粒到具有高位错密度的即将开始再结晶之前的晶粒所构成. 由于形变的不断进行, 再结晶后的每个晶粒仍处于变形状态. 在一定的变形条件下, 当在材料中的储存能积累到足够大时, 便会导致动态再结晶的发生. 动态再结晶使晶界在高温高应变下获得足够的驱动力而发生迁移, 此时晶界迁移的速度超过了晶界滑移的速度, 使已形成的微裂纹被包围在晶粒中, 阻止了裂纹的扩展, 致使这些裂纹的聚集和长大不能在晶界上产生. 裂纹只有通过尖端应力集中形成的剪切力来横贯整个晶粒并相互连接, 才能导致断裂. 晶界迁移能阻断晶界的裂纹, 但这些裂纹对晶界也产生拖拽

力,而“捕获”正在迁移的晶界.如果捕获频率或裂纹拖拽力大,即使在变形初期原 γ 晶界面从发生的裂纹处移开,最终仍会发生晶间断裂.为抵消脆化,晶界迁移的驱动力需要比裂纹的拖拽力高许多,而高温有利于晶界的迁移,故此温度区表现为塑性良好的穿晶断裂.

3.2 第Ⅲ脆性温度区断裂机理分析

第Ⅲ脆性温度区的脆性主要有两个原因,即奥氏体单相区低温域的脆化和奥氏体铁素体转变区高温域的脆化.前者由钢中质点 AlN , TiN , NbCN 等的析出引起^[4],后者为两相区脆化.在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变时优先在奥氏体晶界处析出薄膜状的 α 铁素体, α 铁素体较软,其强度仅为奥氏体的1/4,因此在外力作用下,变形主要集中在沿奥氏体晶界分布的 α 铁素体中,使 α 相中存在的微小孔洞和裂纹聚合、长大,最后导致晶界断裂.

在第Ⅲ脆性温度区范围内,试样的断面收缩率值在40%~50%左右,试样的拉伸断口呈沿晶与穿晶的混合断裂模式.穿晶断裂是因为在此高温下,晶界具有一定的迁移能力,晶界处形成的裂纹被迁移的晶界阻断在晶内,使得裂纹的扩展不能在晶界上产生,所以表现为穿晶断裂.但在此温度区间,晶界只具有一定的迁移能力,沿晶界析出的析出物能钉扎晶界,阻碍了晶界的迁移.析出物沿晶界析出,同时晶内也有少量析出物,这些细小的粒子在部分晶界析出,钉扎了晶界,阻碍了晶界的迁移,使得裂纹沿晶界扩展,最终导致沿晶断裂.所以在此温度区间,部分晶界具有较高的迁移能力,而部分被析出物钉扎的晶界迁移能力降低,导致了穿晶与沿晶的混合断裂方式.

当温度升高时,析出物的尺寸增大,有些析出物聚积在一起形成更大的析出物. MnS 与 TiN 聚积增大了析出物的尺寸,不能钉扎晶界,使得晶界得以迁移,导致了此温度下的高塑性.

试样在一定温度区间为由晶界滑移导致的沿晶脆性断裂.当晶界存在 MnS , TiN 等夹杂物时,促进裂纹的产生,使塑性更加恶化.试样由形变诱导铁素体引起的应力集中而导致的沿晶脆性断裂,而某温度时断面收缩率值的回升是因为铁素体的析出向晶内发展,减小了晶内与晶界强度的差别,应力不再集中于晶界,因此塑性稍有恢复.

3.3 连铸坯质量与高温力学性能的关系

连铸坯的表面裂纹大多形核于铸坯通过结晶器期间,一般发生在铸坯表面振痕波谷处.最初

生成微细裂纹,当铸坯经轧钢加热炉加热后,微细的横裂纹一般可以随氧化铁皮除去.但是,如果连铸过程二冷制度不合理,当铸坯在进行弯曲或矫直时,其温度处于脆性温度区域,振痕波谷处存在的微细裂纹便会进一步扩展开裂,最终构成铸坯的表面缺陷.因此,选择合理的二冷制度使铸坯在弯曲或矫直时的表面温度避开第Ⅲ脆性温度区域是防止横裂的主要措施之一.

热塑性实验所用的试样直接取于铸坯,晶粒度大小和柱状晶组织都与连铸坯的一致,因此,实验室的热塑性实验能较好地模拟连铸矫直过程.但是两者变形程度不同,在矫直过程中只有1%~2%的变形,然而在热塑性实验中断裂变形范围是5%~100%,这就使实验室的热塑性实验与实际连铸矫直过程存在差异.但有实验已证明,热塑性实验所得结果对预测连铸条件下横裂纹的发生是很有意义的,因为影响拉伸实验条件下晶间断裂的因素也是影响连铸横裂纹的因素.

B. Mintz和J. J. Jonas的研究中^[5]观察了在低应变速率下形变诱导铁素体的形成.研究表明,细晶粒含钼钢在800℃,以 $\dot{\epsilon} = 7.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 变形,形变量为0.016时,约有5%铁素体形成.因此,形变和应变速率与连铸矫直时铸坯表面情况相似.

根据文献[6],钢中碳含量对内裂有显著影响.随碳含量增加,内裂纹敏感性增大.同时碳含量增加,导热性也变差.45钢属裂纹敏感性强的钢种,建议连铸二冷配水采用弱冷,拉速也相应降低一个档次.

本研究获得了五钢种的第Ⅲ脆性区(如45钢的第Ⅲ脆性区为920~600℃).因此,五个钢种铸坯的矫直温度应分别高于各自的第Ⅲ脆性区下限温度点,一般采用弱冷提高铸坯矫直温度,从而避免和消除裂纹的产生及扩展.研究结果已经应用于指导实际生产.

4 结论

(1) Gleeble-1500热应力/应变高温拉伸实验获得了石钢电炉所生产钢种热塑性与温度的关系曲线,得到其第Ⅲ脆性区.因为应变速率($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)较低,均没有出现第Ⅱ脆性区.沿拉速方向取样与垂直于拉速方向取样的实验结果相差较大.

(2) 第Ⅲ脆性温度区的脆性主要有两个原因,即奥氏体单相区低温域的脆化和奥氏体铁素

体转变区高温域的脆化。

(3) 直接从连铸坯上取样要优于从轧材上取样。因为前者的取样条件正是需要研究的连铸过程, 后者经过轧制后已不能正确反映铸坯组织及其力学性能的情况。

(4) 五个钢种铸坯的矫直温度应分别高于各自的第Ⅲ脆性区下限温度点, 一般采用弱冷提高铸坯矫直温度, 从而避免和消除裂纹的产生及扩展。

参 考 文 献

[1] 蔡开科. 连铸技术的进展. *炼钢*, 2001, 17(1):1

- [2] 蔡开科, 党紫九, 张艳, 等. 连铸钢高温力学性能专辑. *北京科技大学学报*, 1993, 15 (Suppl):69
- [3] 王明林. 齿轮钢连铸坯高温力学性能的研究[学位论文]. 北京:北京科技大学, 1998
- [4] Mintz B, Yue S, Jonas J J. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting. *Int Mater Rev*, 1991, 36(5):187
- [5] Mintz B, Jonas J J. Influence of strain rate on production of deformation induced ferrite and hot ductility of steels. *Mater Sci Technol*, 1994, 10(8):721
- [6] 袁伟霞, 董汉雄, 袁桂莲. 中碳钢高温力学性能研究及在连铸生产中的应用. *炼钢*, 1999 (1):28

High temperature mechanical properties of continuously cast blooms for automobile steel

LIU Qing¹⁾, ZHANG Liqiang^{1,2)}, WANG Liangzhou¹⁾, DING Xiuzhong²⁾, CAO Ligu²⁾, QI Yongge²⁾, LIU Yanwei²⁾

1) Metallurgical and Ecological Engineering School, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Steelmaking Plant, Shijiazhuang Iron & Steel Co. Ltd., Shijiazhuang 050031, China

ABSTRACT High temperature mechanical properties of 5 automobile steel grades produced by the EAF steelmaking workshop of Shijiazhuang Iron & Steel Co. Ltd. (Shigang Steel) were investigated by the classical thermal simulating method. Hot ductility and strength curves of these steels were measured with a hot stress/strain test machine. Results in different sampling ways for blooms and a comparison with other results were discussed. The embrittlement and fracture mechanisms of these respective steels were clarified based on examination to the fracture surface of specimens with scanning electronic microscope. The relation between bloom quality and high temperature mechanical properties was discussed.

KEY WORDS automobile steel; continuous casting; high temperature mechanical property; secondary cooling; bloom