

## 薄板坯连铸连轧工艺制备TRIP钢的力学性能与组织

张迎晖<sup>1,2)</sup> 康永林<sup>1)</sup> 于浩<sup>1)</sup> 刘晓<sup>3)</sup> 方圆<sup>3)</sup>

1)北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083 2)江西理工大学,赣州 341000 3)上海宝钢集团公司,上海 200941

**摘 要** 在实验室条件下模拟薄板坯连铸连轧工艺试制了C-Si-Mn系TRIP钢。拉伸实验表明,实验钢的抗拉强度为610 MPa,屈服强度为430 MPa,屈强比为0.70,总延伸率为28.4%。组织观察发现,试样组织为铁素体+贝氏体+残余奥氏体的三相组织,实验钢中残余奥氏体的平均含量为5.8%。

**关键词** TRIP钢;薄板坯连铸连轧;力学性能;组织演变

**分类号** TG142.1

自从1989年美国建成世界首条薄板坯连铸连轧生产线以来,该项技术得到了迅猛发展。与传统的热轧带钢生产线相比,薄板坯连铸连轧(Thin Slab Casting and Rolling,简称TSCR)具有流程简化、生产线缩短、生产周期短、节约能源、成材率高等优点<sup>[1]</sup>,但薄板坯连铸连轧可生产钢种范围仍不如传统流程。因此,有关扩展薄板坯连铸连轧可生产钢种范围的研发具有重要意义。在薄板坯连铸连轧的品种扩展策略中,一个重要的方向是用于制作汽车结构件的高强度深冲钢<sup>[2]</sup>。

相变诱导塑性(Transformation Induced Plasticity,简称TRIP)效应是指钢中稳定存在的残余奥氏体在变形过程中向马氏体转变时引入了相变强化和塑性增长<sup>[3]</sup>,因这类钢的强塑积比通常的铁素体马-氏体双相钢更高,且合金元素含量低、成分简单,是制作汽车零部件所要求的高强度、成形性良好的理想材料<sup>[4]</sup>。低合金TRIP钢的生产方法有两类,即热轧TRIP钢和冷轧TRIP钢。前者主要通过控制轧制和控制冷却来获得多边形铁素体+片状(或板条状)贝氏体+残余奥氏体的多相组织<sup>[5-7]</sup>;后者则通过冷轧后进行临界加热+贝氏体等温淬火的热处理方法实现<sup>[8-11]</sup>。本文模拟薄板坯连铸连轧工艺在实验室制备了C-Si-Mn系TRIP钢。力学性能检测表明,实验钢的平均力学性能达到:抗拉强度610 MPa,屈服强度为430 MPa,屈强比为0.70,总延伸率28.4%,均匀延伸率占总延伸率的75%。组织观察发现,试样

组织为铁素体+贝氏体+残余奥氏体的复相组织,彩色定量金相测定残余奥氏体的含量平均为5.8%。TEM观察发现,残余奥氏体呈薄膜状分布。

## 1 实验方法

参考现场的薄板坯连铸连轧工艺制订了实验工艺:采用10 kg真空感应炉熔炼合金,铁模浇注后,开模取出钢锭,用红外线测温仪测量钢锭表面温度,随即将钢锭送入均热炉内,均热工艺为1150℃/30 min,钢锭尺寸为65 mm×100 mm×150 mm。均热后在φ380 mm×400 mm二辊轧机上热轧6道次,总变形率为90%。热轧后的轧件先空冷到700℃,再水冷至500℃,500℃/60 min模拟卷取后出炉空冷。另外,采用传统热轧工艺制备了3<sup>#</sup>钢,进行对比。

每件实验轧件沿轧制方向按GB6397—86标准加工了三根拉伸试样,标距65 mm,在CMT 4105型电子拉伸机上进行了力学性能实验,拉伸速度为5 mm·min<sup>-1</sup>。在S250 mk3型扫描电镜上进行了拉伸断口形貌观察;金相试样经研磨、抛光后用4%硝酸酒精溶液侵蚀,在LEICA DMRX金相显微镜及S250 mk3型扫描电镜上对实验钢进行了组织观察;采用彩色金相定量金相法测定了实验TRIP钢的组织;薄膜试样经常规双喷减薄后,在H-800透射电镜下观察了试样的亚组织。

## 2 实验结果及分析

### 2.1 薄板坯连铸连轧制备TRIP钢的工艺

薄板坯连铸连轧工艺与传统热轧工艺存在

收稿日期:2004-10-14 修回日期:2004-11-20

基金项目:国家自然科学基金资助课题(No.50334010)

作者简介:张迎晖(1968—),女,博士研究生

多方面的显著区别，其中之一是二者热历史不同.TSCR工艺的板坯在浇注冷凝后到均热、轧机咬入的过程中不发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变，而传统热轧工艺中，板坯在浇注冷凝后发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变，在热轧前的均热阶段再将板坯加热至奥氏体区。所以，在实验室模拟薄板坯连铸连轧工艺的关键技术，就是保证钢锭在脱模后进均热炉的过程中，不发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变。另外，合理的控制冷却工艺，是薄板坯连铸连轧生产 TRIP 钢获得合适三相组织的必要条件。在本实验条件范围内，根据动态 CCT 实验结果，将控制冷却工艺分两段：先慢冷（低于  $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ）控制铁素体的析出，后快冷（高于  $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ）控制贝氏体的析出。表 1 为模拟薄板坯连铸连轧制备 TRIP 钢的工艺参数。动态 CCT 实验结果表明，实验 TRIP 钢的  $A_{r3}$  温度为  $707^{\circ}\text{C}$ 。从表 1 结果看，实验 TRIP 钢脱模时的表面温度均高于  $930^{\circ}\text{C}$ ，可以认为在此之前钢锭均未发生铁素体相变，保证了模拟薄板坯连铸连轧工艺的有效性。

| 表 1 模拟薄板坯连铸连轧制备 TRIP 钢的工艺参数                                 |      |      |      |      |      |
|-------------------------------------------------------------|------|------|------|------|------|
| Table 1 Parameters of TSCR process in laboratory simulation |      |      |      |      |      |
| 轧件号                                                         | C1   | C2   | C3   | C4   | 3"   |
| 脱模温度/ $^{\circ}\text{C}$                                    | 952  | 975  | 930  | 952  | 空冷   |
| 均热时间/min                                                    | 30   | 30   | 30   | 30   | 150  |
| 开轧温度/ $^{\circ}\text{C}$                                    | 1022 | 1010 | 1028 | 1023 | 1028 |
| 总变形率/%                                                      | 89   | 91   | 90   | 90   | 89   |
| 终轧温度/ $^{\circ}\text{C}$                                    | 820  | 851  | 837  | 824  | 780  |
| 空冷冷速/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$                | 1.9  | 4.9  | 3.0  | 2.6  | 3.6  |
| 水冷冷速/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$                | 25   | 22   | 33   | 29   | 25   |

注：均热温度  $1150^{\circ}\text{C}$ ，空冷温度  $700^{\circ}\text{C}$ ，水冷温度  $500^{\circ}\text{C}$ 。

2.2 实验 TRIP 钢的化学成分及力学性能

在各实验轧件上取试样进行了合金化学成分分析和力学性能测试，见表 2。

拉伸实验检测结果表明，实验 TRIP 钢平均的力学性能为：抗拉强度  $610\text{MPa}$ ，屈服强度  $430\text{MPa}$ ，屈强比  $0.70$ ，总延伸率  $28.4\%$ ，均匀延伸率占总延伸率的  $75\%$ 。

对表 2 进行分析，实验 TRIP 钢中 C1 的 Si, Mn 含量高，其强度相应也高。实验 TRIP 钢的平均 Si, Mn 含量分别为  $1.07\%$ 、 $1.25\%$ ，与传统热轧工艺的 3" 钢相比，Si 含量高  $0.03\%$ ，Mn 含量低  $0.14\%$ ，二者力学性能基本相当。

碳在奥氏体中溶解度很大，在铁素体中却很小。它可延长奥氏体转变前的孕育期，增加奥氏体的稳定性。含碳量高，残余奥氏体量增多，有利于 TRIP 效应产生，但焊接性能恶化，并因固溶强化作用增强导致强度增加而塑性降低。因此，选取的含碳量一般为  $0.1\%\sim 0.2\%$ ，本实验成分设计选取碳含量为  $0.20\%$ 。

Si 是铁素体形成元素，主要以固溶方式存在于 TRIP 钢中，在贝氏体形成过程中能抑制碳化物的生成，使贝氏体周围的奥氏体富碳，这部分奥氏体容易保留至室温成为残留奥氏体，故较高的 Si 含量有利于获得较多的残留奥氏体量。Mn 是奥氏体稳定元素，奥氏体中 Mn 含量的提高，也有利于获得较多的残留奥氏体。文献[11]认为，Si 与 Mn 相比较，Si 对残留奥氏体量的影响是主要的，随 Si, Mn 比增加，残留奥氏体量增加。但较高的 Si 含量会形成很厚的氧化铁皮层，热轧时易被

| 表 2 实验 TRIP 钢的质量分数及力学性能                                                 |          |      |                       |                       |                   |                   |                   |                                  |
|-------------------------------------------------------------------------|----------|------|-----------------------|-----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|----------------------------------|
| Table 2 Chemical composition and mechanical property of the TRIP steels |          |      |                       |                       |                   |                   |                   |                                  |
| 试样                                                                      | 质量分数 / % |      | $\delta_0/\text{MPa}$ | $\delta_s/\text{MPa}$ | $\delta/\delta_s$ | $\delta_{TEI}/\%$ | $\delta_{UEI}/\%$ | $(\delta_{UEI}/\delta_{TEI})/\%$ |
|                                                                         | Si       | Mn   |                       |                       |                   |                   |                   |                                  |
| C1                                                                      | 1.08     | 1.27 | 630                   | 460                   | 0.73              | 29.1              | 22.1              | 75.8                             |
| C2                                                                      | 1.09     | 1.26 | 600                   | 420                   | 0.69              | 27.3              | 20.8              | 76.2                             |
| C3                                                                      | 1.03     | 1.21 | 610                   | 410                   | 0.67              | 29.1              | 21.4              | 73.6                             |
| C4                                                                      | 1.07     | 1.25 | 610                   | 435                   | 0.71              | 28.1              | 20.9              | 74.2                             |
| 3"                                                                      | 1.04     | 1.39 | 605                   | 440                   | 0.73              | 28.4              | 21.0              | 74.0                             |

注：各试样的碳含量(质量分数)为  $0.20\%$ ， $\delta_{TEI}$  表示总延伸率， $\delta_{UEI}$  表示平均延伸率。

压入钢的表面，直接影响热轧钢材的表面质量，恶化钢的热轧性能和表面镀覆性能<sup>[13]</sup>。本实验 TRIP 钢成分设计选取 Si 含量为  $1.07\%$ ，Mn 含量为  $1.25\%$ 。

图 1 为实验 TRIP 钢拉伸试样的典型断口形貌。观察表明，试样的断口形貌为韧窝形貌，局部可见深度超过  $40\mu\text{m}$  的韧窝，这反映出实验钢具

有较好的塑性。在拉伸实验中，试样中的残余奥氏体因应变诱导了马氏体相变。由于塑性变形引起的局部区域的应力集中，会因马氏体的生成而得到松弛，进而防止微裂纹的形成。即使微裂纹已经形成，裂纹尖端的应力集中也将随马氏体的生成而得到松弛，所以能抑制微裂纹的扩展，提高塑性。在发生塑性变形的区域，残余奥氏体转

变为马氏体,随马氏体量的增多,形变硬化指数不断提高,已发生塑性变形的区域继续发生变形变得困难,故能抑制颈缩的形成,相变诱导塑性钢表现出高的力学性能. 本实验 TRIP 钢的强塑积( $\sigma_b \times \delta_{TEI}$ )平均达到 174.01 MPa, 高于常规热轧工艺轧制的 3<sup>#</sup> TRIP 钢的 171.82 MPa.

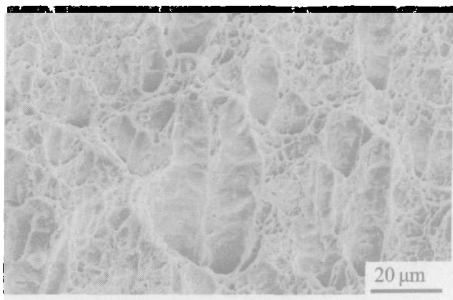


图 1 拉伸试样断口形貌

Fig.1 Fractograph of a tensile sample

### 2.3 实验钢的组织

金相试样取自实验 TRIP 钢轧件的纵向. 试样经研磨、抛光后,用 4%硝酸酒精溶液侵蚀,然后分别在光学显微镜和扫描电镜下进行组织观察,图 2 为金相组织照片. 采用截线法,在 20 个视场中测量了试样的铁素体晶粒尺寸,结果见图 3,平均尺寸为 4.95  $\mu\text{m}$ .

在光学显微镜下可以观察到大量的多边形铁素体,贝氏体分布于基体上,另有很少量的珠光体分布在铁素体晶界上,但残余奥氏体与铁素体在光学显微镜下不能分辨开来(如图 2(a)). 扫描电镜观察发现(如图 2(b)),白亮凸起晶粒为残

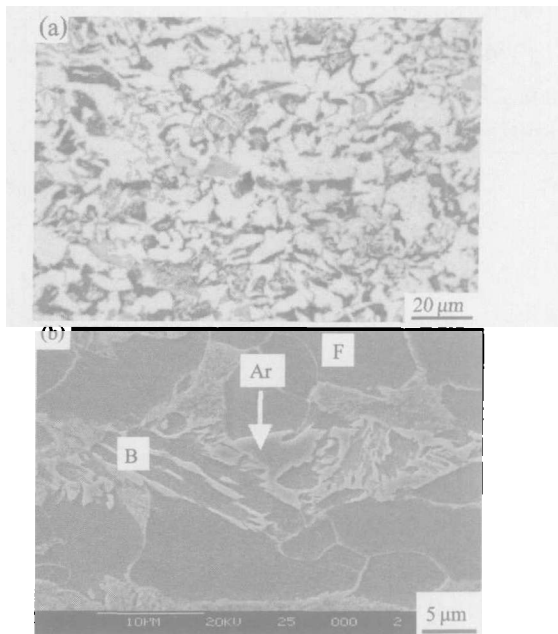


图 2 实验 TRIP 钢的光学显微镜(a)和扫描电镜(b)图片

Fig.2 Microstructures of the TRIP steel: (a) optical microstructure; (b) SEM microstructure

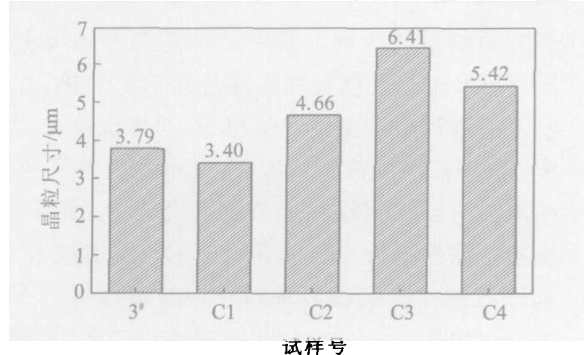


图 3 实验 TRIP 钢的晶粒尺寸

Fig.3 Grain size of TRIP steels

余奥氏体,大的凹陷多边形为铁素体,图 2(b)中间部分则是贝氏体.

为了测定合金中各相的含量,采用了彩色金相实验方法. 参考文献[12]先将 1 g 偏重亚硫酸钠溶于 80 mL 蒸馏水中,另将 4 g 苦味酸溶于 80 mL 无水乙醇中,将两种溶液按体积比 1:1 混合均匀后,立即将研磨、抛光好的试样浸入试液中 15~25 s,用清水冲洗后,冷风吹干. 在带图像分析软件的 LEICA DMRX 金相显微镜上进行了组织分析. 图 4 是定量金相分析结果,各相的平均含量为:残余奥氏体 5.8%,铁素体 62.0%,贝氏体 32.2%. 图 5 是实验钢的彩色金相照片. 图中浅灰区域为铁素体,深色的是贝氏体,白色的是残余奥氏体.

薄膜试样的 TEM 观察表明,实验 TRIP 钢中的残余奥氏体以薄膜状分布于贝氏体板条的边界上(如图 6 所示). 残余奥氏体的含量及其稳定性对 TRIP 钢的组织、性能影响很大. TRIP 钢塑性变形时的马氏体转变不仅与初始的残余奥氏体体积分数有关,而且取决于残余奥氏体自身的稳定性. 残余奥氏体自身稳定性不仅与钢的成分和各相体积分数的间接影响有关,而且直接受到残余奥氏体自身成分、体积、形貌、大小、存在状态等因素的影响. 有研究认为<sup>[14]</sup>,薄膜状残余奥氏

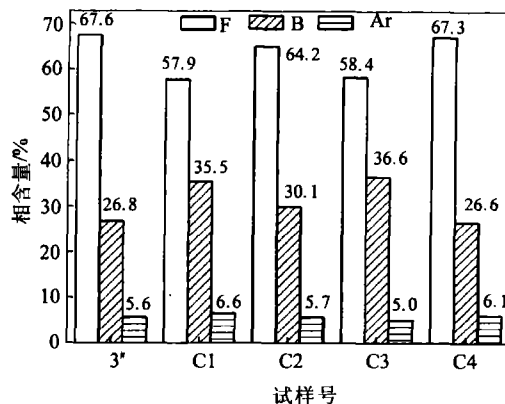


图 4 实验 TRIP 钢的相含量

Fig.4 Contents of phases in TRIP steels

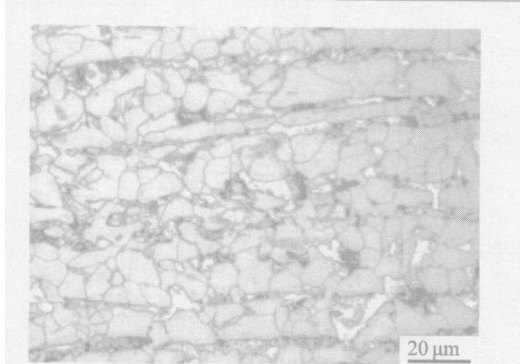


图5 实验 TRIP 钢的彩色金相图片  
Fig.5 Colour metallographs of a TRIP steel

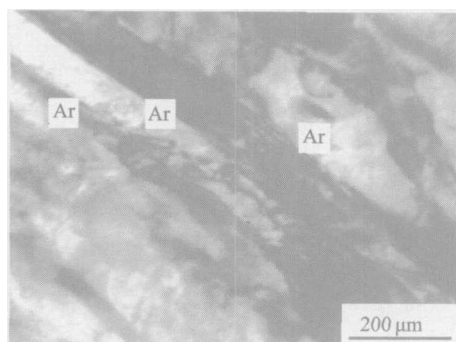


图6 残余奥氏体 TEM 图片  
Fig.6 TEM of retained austenite (Ar)

体的稳定性高于孤岛状残余奥氏体的稳定性,而且薄膜状残余奥氏体比孤岛状残余奥氏体的平均强度高。

### 3 结论

(1) 在实验室模拟薄板坯连铸连轧实验制备了一种 C-Si-Mn 系 TRIP 钢。拉伸实验检测表明,实验钢的力学性能为:  $\sigma_b = 610 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_s = 430 \text{ MPa}$ , 屈强比为 0.70,  $\delta = 28.4\%$ 。

(2) 组织观察发现,试样组织为铁素体+贝氏体+残余奥氏体的复相组织。彩色金相定量测试表明,实验钢中残余奥氏体的含量为 5.8%。

### Microstructure and mechanical properties of TRIP steel by TSCR process

ZHANG Yinghui<sup>1,2)</sup>, KANG Yonglin<sup>1)</sup>, YU Hao<sup>1)</sup>, LIU Xiao<sup>3)</sup>, FANG Yuan<sup>3)</sup>

1) Materials Science and Engineering School, University Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, China

3) Shanghai Baosteel Group, Shanghai 200941, China

**ABSTRACT** C-Si-Mn TRIP steel was prepared by TSCR process in laboratory simulation. The results of tensile experiment indicated that the mechanical properties were the tensile strength of 610 MPa, the yield strength of 430 MPa, the elongation of 28.4%, and the ratio of yield strength to tensile strength of 0.70. The microstructure was comprised of ferrite, bainite and retained austenite. The result of quantitative colour metallography showed the retained austenite fraction around 5.8%.

**KEY WORDS** TRIP steel; TSCR; mechanical property; microstructure evolution

(3) 对比实验表明,模拟薄板坯连铸连轧工艺与传统工艺制备的 TRIP 钢力学性能指标相当。

### 参 考 文 献

- [1] 田乃媛. 薄板坯连铸连轧. 2 版. 北京: 冶金工业出版社, 2004
- [2] Gunter F. Present and future CSP technology expands product Range. *Aise Steel Technol*, 2000(1): 53
- [3] Zackay V F, Parker E R, Fahr, et al. The enhancement of ductility on high-strength steels. *Trans of ASM*, 1967, 60(2): 252
- [4] 康永林. 现代汽车板的质量控制与成形性. 北京: 冶金工业出版社, 1999
- [5] 赵金福, 明旭光, 欧立晋, 等. 残留奥氏体的相变诱导塑性研究. *机械工程材料*, 1993, 17(2): 14
- [6] 赵金福, 明旭之, 欧立晋, 等. 控轧工艺对 TRIP 薄板组织与性能的影响. *钢铁*, 1992, 27(11): 24
- [7] Hanzaki A Z, Hodgson P D, Yue S. Hot deformation characteristics of Si-Mn TRIP steels with and without micro-alloy additions. *ISIJ Int*, 1995, 35(3): 324
- [8] 王绪, 花礼先, 王四根, 等. 硅锰系相变诱导塑性钢的热处理工艺研究. *金属热处理*, 1995(6): 14
- [9] Sugimoto K, Nagasaka A, Kobayashi M, et al. Effects of retained austenite parameters on warm stretch-flange-ability in TRIP-aided dual phase sheet steels. *ISIJ Int*, 1999, 39(1): 56
- [10] 邹宏辉, 符仁钰, 李麟, 等. 低碳 Si-Mn 系 TRIP 钢的热处理工艺对组织的影响. *金属热处理*, 2003, 28(1): 59
- [11] Sakuma Y, Matsumura O, Takauchi H. Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. *Metall Trans A*, 1991, 22A(2): 489
- [12] Girault E, Jacques P, Harlet P, et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-Assisted steel. *Mater Character*, 1998, 40: 111
- [13] Pereloma E V, Timokhina I B, Hodgson P D. Transformation behaviour in thermomechanically processed C-Mn-Si TRIP steels with and without Nb. *Mater Sci Eng*, 1999, A273-275: 448
- [14] Sugimoto K, Kobayashi M, Shirsawa H. Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual-phase steel sheet. *ISIJ Int*, 1993, 33(7): 775