

## CSP 生产 X60 管线钢的化学成分和轧制工艺对混晶的影响

何建中 刘雅政 常大勇 李 扬 刘李斌  
(北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083)

王雪莲  
(包钢薄板坯连铸连轧厂, 包头 014010)

**摘 要** 包钢 X60 管线钢 (%: 0.04 ~ 0.06C, 1.24 ~ 1.30Mn, 0.04 ~ 0.05Nb, 0.006 ~ 0.008Ti, 0.015 ~ 0.030V) 经 6 道次 CSP (紧凑式带材生产技术) 轧制后存在严重的混晶。通过不加 V, 成分改为 (%): 0.06 ~ 0.08C, 1.24 ~ 1.30Mn, 0.02 ~ 0.04Nb, 0.007 ~ 0.010Ti, 并第 1、2 道的压下量分别由  $\geq 39\%$  和  $\geq 36\%$  提高到  $\geq 42\%$  和  $\geq 40\%$ , 为奥氏体再结晶的充分进行提供了温度和能量条件, 消除混晶组织, 钢的晶粒尺寸为 5.6 ~ 8.0  $\mu\text{m}$ 。

**关键词** CSP 工艺 混晶组织 V 压下量

## Effect of Chemical Composition and Rolling Process on Mixed Grain of CSP Produced X60 Pipeline Steel

He Jianzong, Liu Yazheng, Chang Dayong, Li Yang and Liu Libin  
(School of Materials and Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083)

Wang Xuelian  
(Baotou Iron and Steel (Group) Co Ltd, Baotou 014010)

**Abstract** There were obvious mixed grain structure in X60 pipeline steel (0.04 ~ 0.06C, 1.24 ~ 1.30Mn, 0.04 ~ 0.05Nb, 0.006 ~ 0.008Ti, 0.015 ~ 0.030V) produced by 6 pass CSP (compact strip production) rolling. The mixed grain structure was eliminated and the grain sizes in steel were 5.6 ~ 8.0  $\mu\text{m}$  by no V added, modified the composition - 0.06 ~ 0.08C, 1.24 ~ 1.30Mn, 0.02 ~ 0.04Nb, 0.007 ~ 0.010Ti, and the reduction ratio at first and second pass increased respectively to  $\geq 42\%$  and  $\geq 40\%$  from normal  $\geq 39\%$  and  $\geq 36\%$  to provide temperature and energy conditions for austenite complete recrystallization.

**Material Index** CSP Process, Mixed Grain Structure, V, Reduction Ratio

薄板坯连铸连轧生产线是短流程生产线, 它常与电弧炉相匹配进行生产。包钢为了调整产品结构, 在现有高炉之后, 配转炉与 CSP 生产线实现嫁接, 是现代新技术在传统工艺中的应用<sup>[1,2]</sup>。

包钢的 CSP 生产线已可稳定生产普通碳素钢、碳锰钢和耐大气腐蚀钢等产品。但是, 某些高附加值产品, 如含 Nb 管线钢在试生产过程中, 常出现严重的混晶现象。因此, 如何消除含 Nb 管线钢的混晶问题, 是包钢 CSP 生产线生产高附加值产品需要解决的主要问题。

### 1 试验方法

在两次现场轧卡试验中, 通过对试制钢的化学成分中微合金元素的调整和轧制工艺参数的优化, 对出现混晶现象的原因进行了试验研究。包钢热轧薄板厂的 CSP 机组在隧道炉后是 6 机架热连轧。轧卡试验是在连铸坯都进入连轧机组后,

且轧件的头部已经从第 6 架轧机出来后, 停止轧制把轧件卡住, 抬起轧辊, 利用机架间冷却水和轧辊冷却水对轧件进行淬水处理, 把分别经过 6 机架轧制具有不同变形量的轧件尽量急冷, 以尽可能保持形变组织形貌。轧卡件的取样分别沿轧制方向在各道次变形后的部位分别截取试样, 进行显微组织观察。

### 2 第 1 次轧卡试验

实验用钢是包钢热轧薄板厂 CSP 机组生产的 X60 管线钢, 轧卡件对应厚度为 8 mm。X60 管线钢的化学成分及轧制工艺参数, 分别如表 1 和表 2 所示。在轧卡件上沿轧制方向在各道次变形后的部位分别截取试样, 进行显微组织观察。

通过对试制钢力学性能的检测及微观组织的观察表明, 试制钢的力学性能基本符合要求, 但是组织中存在一定的混晶现象。

表 1 第 1、2 次试制 X60 管线钢的化学成分/%  
Table 1 Chemical compositions of first and second pilot produced X60 pipeline steel /%

试验	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	Nb	Ti	V
1	0.04~0.06	0.20~0.30	1.24~1.30	0.008~0.012	0.006~0.010	0.025~0.040	0.002~0.003	0.040~0.050	0.006~0.008	0.015~0.030
2	0.06~0.08	0.26~0.33	1.24~1.30	0.008~0.015	0.030~0.038	0.025~0.040	0.002~0.003	0.020~0.042	0.007~0.010	-

表 2 第 1、2 次试制 X60 管线钢的主要轧制工艺参数  
Table 2 Main rolling parameters for first and second pilot produced X60 pipeline steel

道次	工艺 I		工艺 II	
	压下率/%	入口温度/℃	压下率/%	入口温度/℃
F1	≥39	≥1 050	≥42	≥1 040
F2	≥36	≥1 020	≥40	≥1 000
F3	≥30	≥980	≥30	≥960
F4	22~25	940~970	24~27	940~960
F5	18~22	890~920	17~22	900~930
F6	11~15	850~880	10~15	880~910

对厚度 8 mm 的成品板进行力学性能检测, 其各项力学性能指标如下: 屈服强度  $\sigma_s = 475 \sim 515$  MPa, 抗拉强度  $\sigma_b = 545 \sim 580$  MPa, 延伸率  $\delta = 24\% \sim 28\%$ , 这些性能符合 X60 级钢板力学性能的要求。

图 1 显示了试制 X60 管线钢在热连轧过程中的第 4 道次到第 6 道次变形后的显微组织。

从图 1(a<sub>1</sub>、b<sub>1</sub>、c<sub>1</sub>) 中可以看出, 轧卡件经过

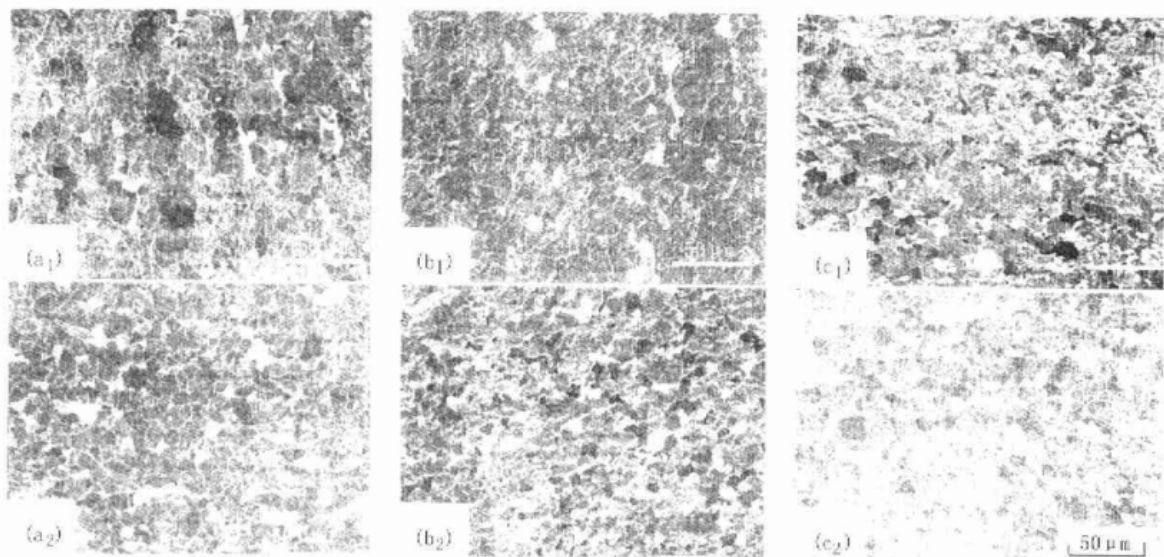


图 1 X60 管线钢 CSP 工艺热连轧过程中 F4~F6 道次变形后的显微组织: (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>) 第 1 次试轧, (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>) 第 2 次试轧; (a<sub>1</sub>, a<sub>2</sub>) F4; (b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>) F5; (c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>) F6

Fig. 1 Structure of X60 pipeline steel deformed at F4, F5 and F6 pass in hot rolling by CSP process: (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>) first pilot rolling; (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>) second pilot rolling; (a<sub>1</sub>, a<sub>2</sub>) pass F4; (b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>) pass F5; (c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>) pass F6

F4~F6 各道次变形后的显微组织, 都存在晶粒分布不均、粗细不等的混晶现象。这样, 经过层流冷却后的成品组织也必然不会很理想。试制钢成品亦存在严重的混晶现象。

### 3 第 2 次轧卡试验

由上述分析可以看出, 对 X60 含镍管线钢, 轧制过程中奥氏体再结晶的不充分, 可能是导致组织中产生混晶现象的主要原因。因此, CSP 生产时使再结晶充分进行, 并尽量避免在奥氏体部

分再结晶区变形是解决混晶问题的有效方法。于是, 在第二次工业试生产时采取了以下措施:

#### (1) 化学成分的调整

通过去除微合金元素 V, 来降低奥氏体完全再结晶的临界变形量, 避免部分再结晶区轧制, 从而获得均匀的等轴奥氏体组织, 调整后的化学成分见表 1。

#### (2) 合理分配各机架的变形量

提高 F1、F2 的变形量, 尽可能使这两道次变形时发生奥氏体完全再结晶。同时, 对其他道次

的变形量也做出相应的调整,尽量使其变形发生在奥氏体未再结晶区,调整后的工艺参数见表2。

第二次工业试生产时,通过对十卷厚度为7.5 mm的成品板进行取样检测表明,产品的力学性能完全符合要求,显微组织中混晶缺陷已经消除。

十卷厚度7.5 mm的成品板力学性能测试结果如下:屈服强度  $\sigma_s = 480 \sim 510$  MPa,抗拉强度  $\sigma_b = 545 \sim 565$  MPa,延伸率  $\delta = 31\% \sim 39\%$ ,这些性能完全符合 X60 级钢板力学性能的要求。

图1(a<sub>2</sub>、b<sub>2</sub>、c<sub>2</sub>)显示了轧卡件在 CSP 热连轧过程中 F4~F6 道次变形后的显微组织,可以看出组织较为均匀,没有出现混晶现象。

7.5 mm 的成品板晶粒度为 11 级(8  $\mu\text{m}$ )、12 级(5.6  $\mu\text{m}$ ),组织均匀,未出现混晶组织(图2)。根据第2次试验工艺,已生产了5 000 t 无混晶组织的 X60 含铌管线钢。

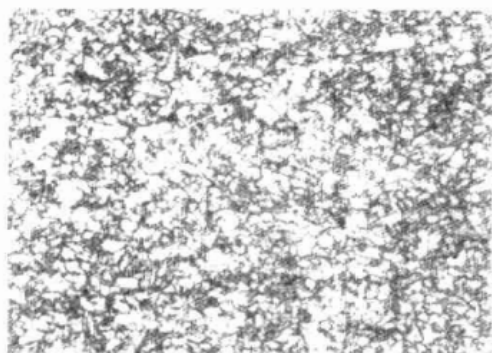


图2 厚度为7.5 mm X60 钢成品板的组织  $\times 100$   
Fig.2 Structure of 7.5 mm finished plate of X60 steel  $\times 100$

#### 4 讨论

CSP 工艺和传统的冷坯再加热工艺的主要区别在于:传统工艺中,钢坯的冷却和再加热经历了  $\gamma \rightarrow \alpha$  和  $\alpha \rightarrow \gamma$  两次相变过程,钢坯再加热并均热后,原始奥氏体组织已完成了铸造枝晶向等轴晶的转化过程,原始奥氏体组织也得到了细化和均匀化。但是,CSP 工艺过程缺少了  $\gamma \rightarrow \alpha$  和  $\alpha \rightarrow \gamma$  两次相变过程,钢坯连铸直接加热后,轧前的原始奥氏体组织仍为粗大的枝晶组织<sup>[3,4]</sup>。这样一来,原始奥氏体由枝晶向等轴晶的转化,以及等轴晶的均匀化和细化就决定于前几道次变形过程中的再结晶过程是否充分。

对于微合金化钢,微合金元素 Nb、V、Ti 的存在阻碍了奥氏体的再结晶,使再结晶温度提高,并在一定温度下奥氏体完全再结晶的临界变形量也增大。通过对不同成分的 X60 管线钢动态再结晶规律的研究发现,在 Nb 含量相当的情况下,V 的加入使其发生动态再结晶的临界变形量变得更大。

在第1次轧卡试验中,V 的加入提高了动态再结晶发生的温度,同时道次变形量偏小,尤其是 F1 和 F2 的变形量小,使得轧制在临界变形量以下进行,导致了部分再结晶的发生,从而使原始奥氏体的再结晶不完全,引起较严重的混晶现象。在第2次轧卡实验中,由于去除了微合金元素 V,降低了发生动态再结晶的温度,同时又加大了道次变形量,尤其是 F1 和 F2 的变形量的加大,为奥氏体再结晶的充分进行提供了温度条件和能量条件,因此消除了混晶现象。

#### 5 结论

(1) 采用 Nb、Ti 微合金元素,通过去除微合金元素 V,降低奥氏体完全再结晶的临界变形量,避免部分再结晶区轧制,从而获得均匀的奥氏体组织。

(2) 提高 F1、F2 的变形量,使这两道次变形时尽量发生奥氏体完全再结晶。同时,对其他道次的变形量也做出相应的调整,使其变形发生在奥氏体未再结晶区,以进一步细化晶粒。

中信-CBMM 铌研究与开发资助项目,2003RMJS-KY003

#### 参考文献

- 1 卢震.薄板坯连铸连轧技术-CSP 技术.冶金设备,1997(4): 49
- 2 何建中,司永涛.建设中的包钢 CSP 生产线.钢铁,2001,36(9): 31
- 3 柴海涛,康永林.CSP 微合金钢混晶问题分析.湖南冶金,2003, 31(6):27
- 4 刘清友,孙新军,陈红桔,等.普通碳素钢在 CSP 连轧过程中的组织演变.钢铁,2003,38(7):12

何建中(1965-),男,博士研究生。从事冶金和材料研究管理。工作单位:包头钢铁公司,包头 014010。

收稿日期:2005-04-18