

· 组织性能 ·

X100 管线钢连续冷却相变研究

周平^{1,2} 兰亮云¹ 邱春林¹ 李四军² 高秀华¹ 刘相华¹

(1 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110004;

2 莱芜钢铁集团有限公司技术研发中心, 莱芜 271104)

摘要 通过热模拟试验研究了冷却速度(0.5 ~ 35 °C/s)和变形量(0.3 ~ 0.6)对 X100 管线钢(% : 0.06C、0.23Si、1.90Mn、0.005P、0.0003S、0.28Mo、0.25Ni、0.23Cr、0.05Nb、0.02Ti、0.20Cu、0.025Al)组织的影响,得出该钢的静态和动态连续冷却转变(CCT)曲线。结果表明,试验钢未变形奥氏体在 5 °C/s 冷却速度可得到全部贝氏体组织;变形奥氏体相变开始温度升高,随热变形量增加,针状铁素体转变区扩大,板条贝氏体转变区缩小。

关键词 X100 管线钢 连续冷却转变(CCT) 贝氏体 针状铁素体

A Study on Phase Transformation of X100 Pipeline Steel during Continuous Cooling

Zhou Ping^{1,2}, Lan Liangyun¹, Qiu Chunlin¹, Li Sijun², Gao Xiuhua¹ and Liu Xianghua¹

(1 State Key Lab of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004;

2 Technical R & D Center, Laiwu Steel Group, Laiwu 271104)

Abstract The effect of cooling rate (0.5 ~ 35 °C/s) and strain (0.3 ~ 0.6) on structure of X100 pipeline steel (% : 0.06C, 0.23Si, 1.90Mn, 0.005P, 0.0003S, 0.28Mo, 0.25Ni, 0.23Cr, 0.05Nb, 0.02Ti, 0.20Cu, 0.025Al) has been studied by thermo-simulation test and the static and dynamic continuous cooling transformation (CCT) curves of the steel are obtained. Results show that complete bainite structure could be got at cooling rate of 5 °C/s from un-deformed austenite; with deforming, the initial transformation temperature of austenite increases, and with increasing hot strain, the acicular ferrite transformation region enlarges while the lath bainite transformation region shrinks.

Material Index X100 Pipeline Steel, Continuous Cooling Transformation (CCT), Bainite, Acicular Ferrite

目前 X100/X120 高钢级管线钢已被纳入到了 API 标准中^[1]。但就国内而言,这两个级别的钢种都处于研发试制阶段^[2,3],系统研究较少,尚未实现批量生产。

通过对 X100 管线钢试样施加不同变形量及采用不同冷却速度后,观察试样的显微组织变化情况,研究分析变形量和冷却速度对最终显微组织的影响。

1 试验方法

将真空感应炉冶炼的圆锭(小头为 $\Phi 210$ mm,大头为 $\Phi 250$ mm,长 550 mm),在加热炉中加热至 1 200 °C 并保温 60 min,在锻锤上锻成 120 mm × 100 mm 矩形坯,从热锻坯上取样,加工成 $\Phi 8$ mm × 15 mm 的圆柱形热模拟试样,利用 MM200 型多功能材料试验机完成试验。试验材料化学成分设计(%): 0.06C、0.23Si、1.90Mn、0.05Nb、0.02Ti、0.28Mo、0.25Ni、0.23Cr、0.20Cu、0.025Al、0.005P、0.0003S。

分别测定静态连续冷却和动态连续冷却两种 CCT 曲线。静态连续冷却试验是将试样以 20 °C/s

加热到 1 200 °C 保温 3 min,然后以 10 °C/s 的冷却速度冷至 900 °C 保温 30 s,再以 0.5 ~ 30 °C/s 的不同冷却速度冷却至室温。动态连续冷却试验是将试样以 20 °C/s 的速度加热到 1 200 °C 保温 3 min,然后以 10 °C/s 的冷却速度冷至变形温度 800 °C 保温 30 s,再将试样分别经 $\epsilon = 0.3$ 和 $\epsilon = 0.6$ 变形量(真变形)变形后以 0.5 ~ 35 °C/s 的不同冷却速度冷却至室温。

试样冷却过程中利用热膨胀仪测量线膨胀量,并绘制热膨胀曲线。冷却后的试样沿中心轴剖开,观察其显微组织。根据膨胀曲线的拐点结合显微组织绘制 CCT 曲线。

2 试验结果与分析

2.1 显微组织转变

2.1.1 不同变形量下的显微组织

从图 1 中可以看出,图 1(a)未变形的显微组织以粒状贝氏体(块状的铁素体基体上分布着 M/A 岛组织)为主,能看到部分原始奥氏体晶界特征。单个基体上的 M/A 岛组织排列趋向平行,没有典型的

块状铁素体。这是因为试验钢中含 0.28% Mo 所致, Mo 可以抑制铁素体和珠光体的形成^[4], 使 CCT 曲线中铁素体和珠光体部分右移, 而对贝氏体转变的影响不大, 容易发生贝氏体转变。图 1(b) $\varepsilon = 0.3$ 的显微组织主要由典型多边形块状铁素体和粒状贝氏体(针状铁素体基体上分布着 M/A 组织)组成, 块状铁素体大小不一, 边缘形状很不规则, 块状

铁素体的最大宽度为 20 μm , 粒状贝氏体分布也不均匀。整体来看, 粒状贝氏体所占比例要稍大于块状铁素体所占比例。图 1(c) $\varepsilon = 0.6$ 的显微组织主要有块状铁素体、针状铁素体和粒状贝氏体, 但其分布与变形量为 0.3 时的显微组织有着很大区别。块状铁素体细小, 分布均匀, 边缘形状也不规则。粒状贝氏体与块状铁素体交错分布, 细小而均匀。

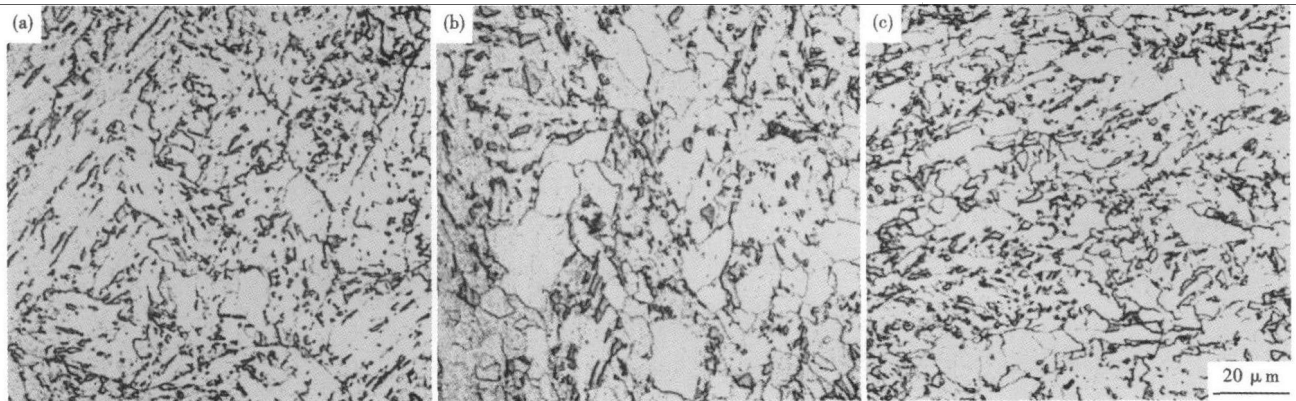


图 1 试验 X100 管线钢的组织形貌, 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却速度: (a) 未变形; (b) $\varepsilon = 0.3$; (c) $\varepsilon = 0.6$

Fig. 1 Structure morphology of test X100 pipeline steel cooling with 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$: (a) un-deformed; (b) $\varepsilon = 0.3$; (c) $\varepsilon = 0.6$

利用同样的试验方法, 观察未变形、 $\varepsilon = 0.3$ 、 $\varepsilon = 0.6$ 以及冷却速度为 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时的显微组织。其中, 未变形的显微组织为板条状贝氏体, 板条间距较小, 转变后保留了清晰的原始奥氏体晶界特征, 平行的贝氏体板条束从晶界开始贯穿整个奥氏体晶粒。 $\varepsilon = 0.3$ 时, 显微组织主要为针状铁素体、板条贝氏体和少量粒状贝氏体。板条贝氏体从变形带或原始奥氏体晶界开始向晶内发展, 但是与未变形组织相比, 长度较短, 而且板条间距较小, 其原因可能是晶内形核的针状铁素体阻碍板条贝氏体的生长。 $\varepsilon = 0.6$ 时, 显微组织主要为针状铁素体和粒状贝氏体,

没有出现板条贝氏体, 针状铁素体相当细小, 无方向性, 能够观察到变形带。

2.1.2 不同冷却速度下的显微组织

从图 2 中可看出, 随着冷却速度的增加, 显微组织从粒状贝氏体逐渐转变到板条贝氏体, 当冷却速度大于 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 显微组织基本上没太大变化。原始晶界开始向晶内发展, 但是与未变形组织相比, 板条较短而且间距也小。其原因可能是晶内形核的针状铁素体阻碍了板条贝氏体的生长。图 2(c) 的显微组织主要为粒状贝氏体, 少量的是较粗大的块状组织, 没有出现板条贝氏体, 针状铁素体比较细小, 方

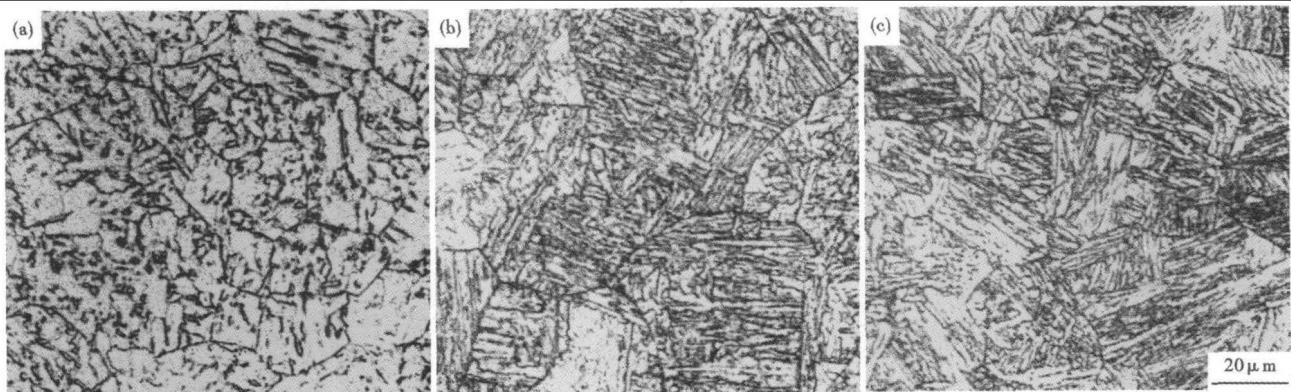


图 2 未变形试验 X100 管线钢的组织形貌, 冷却速度: (a) 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (b) 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; (c) 15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$

Fig. 2 Structure morphology of test un-deformed X100 pipeline steel cooling with 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (a), 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (b) and 15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (c)

向性不明显,原奥氏体晶界轮廓已十分模糊。

利用同样的试验方法:测定和观察 $\epsilon = 0.3$, 冷却速度为 1、5、15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时试样的金相显微组织。随冷却速度的增加,显微组织会发生如下变化:粒状贝氏体、针状铁素体和少量块状铁素体 \rightarrow 大量针状铁素体和粒状贝氏体 \rightarrow 板条贝氏体加少量粒状贝氏体。当 $\epsilon = 0.6$, 随冷却速度的增加,其显微组织变化趋势与 $\epsilon = 0.3$ 时基本一致。但当冷却速度为 1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,块状铁素体的量明显增多,冷却速度为 15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,板条贝氏体的量明显增多,而且可以观察到相变沿着变形带优先进行而保留下来的变形带特

征。由于变形带中具有很高的位错密度,因此能够促进晶粒形核,使晶粒细化。

2.2 CCT 曲线分析

X100 管线钢连续冷却时的 CCT 转变曲线如图 3 所示。从图 3 中可看出,变形后试样的相变开始转变温度高于未变形试样,这是因为变形使金属内部畸变能增加,高位错密度处的畸变能成为相变形核长大的驱动力,所以能够在低过冷度下发生相变。变形还能扩大块状铁素体和针状铁素体转变区,缩小板条贝氏体转变区,同时细化显微组织,其机理也与金属内部高位错密度直接相关。

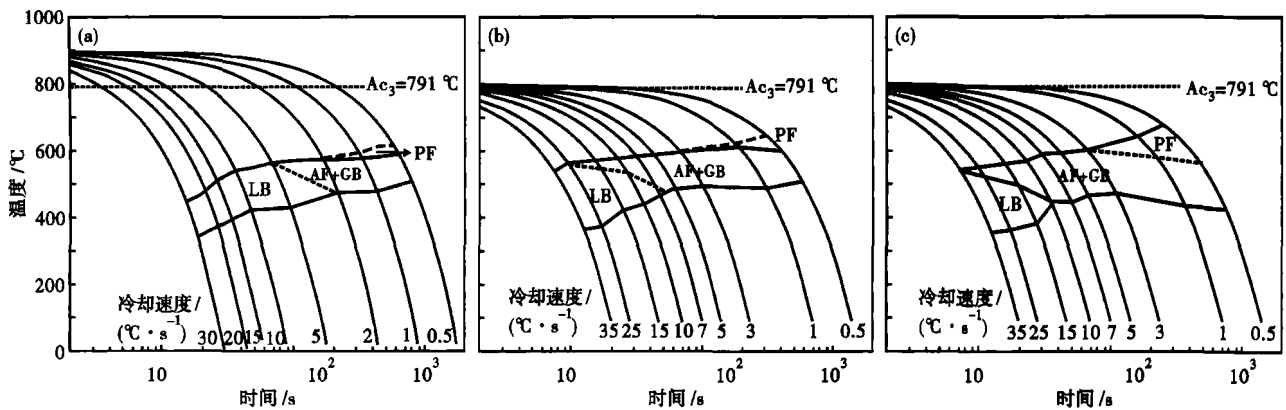


图 3 试验 X100 管线钢的 CCT 曲线:(a)未变形;(b) $\epsilon = 0.3$;(c) $\epsilon = 0.6$
Fig. 3 CCT curves of test X100 pipeline steel with un-deformed (a), $\epsilon = 0.3$ (b) and $\epsilon = 0.6$ (c)

另外,由于试验选用材料含有 Mo、Nb、Cu 等合金元素,变形后的析出相在位错附近聚集,为晶粒的形核创造了有利条件,并且析出相的拖拽作用能够阻止晶界的迁移长大。这也是大变形条件下晶粒被细化的原因之一。相同变形量时相变开始转变温度随过冷度的增加变化不是太大,其原因与高冷却速度下贝氏体相变机理有关,特别是达到 $\epsilon = 0.6$ 时,冷却速度大于 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 后,开始转变温度基本呈水平线。依据这些 CCT 曲线可以合理制定出轧制时需要的压下量、终轧温度、终冷温度和冷却速度等工艺参数。

3 结论

(1) 试验钢 X100 在未变形时,较低冷却速度下 ($< 5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$) 显微组织变化明显,超过 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却后,其组织变化不大。在变形条件下,变形量对最终显微组织有很大影响。变形量的增加可以扩大针状铁素体转变区,缩小板条贝氏体转变区。

(2) 不同的变形量对冷却过程中相变开始转变温度有影响,随着变形量的增大,相变开始温度也随

之上升;相同变形量时,相变开始转变温度随过冷度的增加变化不大。

(3) 由于 Mo、Nb、Cu 等元素的综合作用,X100 钢连续冷却转变时可在较宽的冷却速度与终冷温度范围内得到以贝氏体为主的金相组织,这是高级别管线钢较为理想的组织。

参考文献

- 1 API Specification 5L. Specification for Line Pipe. Forty-Fourth Edition. American Petroleum Institute. Houston, 2007
- 2 王路兵,任毅,张鹏程,等. 高级别管线钢 X100 的试验研究. 钢铁, 2008, 43(1): 80
- 3 陶鹏,张弛,杨志刚. 高钢级管线钢的组织 and 力学性能. 焊管, 2008, 31(2): 19
- 4 康沫狂,杨思品,管敦惠. 钢中贝氏体. 上海:上海科学技术出版社, 1990

周平(1973-),女,在读博士,高级工程师,1995年东北大学毕业,板带新产品和工艺开发。

收稿日期:2009-09-08