

轧后冷却制度对 X80 级抗大变形管线钢组织和屈服比的影响 *

焦多田 蔡庆伍 武会宾

(北京科技大学高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083)

摘要 利用 SEM 和 TEM 原位拉伸方法研究了轧后冷却制度对 X80 级抗大变形管线钢组织的影响及低屈服比的微观机理. 结果表明: 采用轧后弛豫 + 控制冷却的工艺可以获得铁素体 + 贝氏体双相组织, 弛豫终止温度是影响铁素体体积含量和晶粒大小的决定因素. 当弛豫终止温度区间为 690—705 °C 时, 试样的强度和塑性达到了较好的匹配, 满足 X80 级抗大变形管线钢的性能要求. 弛豫终止温度越低, 铁素体体积含量越高, 晶粒尺寸越大, 屈服比越低. 对拉伸过程进行动态原位观察的结果表明, 铁素体 (软相) 和贝氏体 (硬相) 的协调变形机制是屈服比降低的原因.

关键词 管线钢, 抗大变形, 屈服比, 弛豫, 协调变形

中图法分类号 TG172.3

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2009)09-1111-06

EFFECTS OF COOLING PROCESS AFTER ROLLING ON MICROSTRUCTURE AND YIELD RATIO OF HIGH-STRAIN PIPELINE STEEL X80

JIAO Duotian, CAI Qingwu, WU Huibin

National Engineering Research Center for Advanced Rolling Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: CAI Qingwu, Tel: (010)62332598-6408, E-mail: caiqw@nercar.ustb.edu.cn

Supported by Key Projects in the National Science & Technology Pillar Program during the Eleventh Five-Year Plan Period (No.2006BAE03A06)

Manuscript received 2009-02-16, in revised form 2009-05-11

ABSTRACT The influence of cooling process on microstructure of high-strain pipeline steel X80 with its low yield ratio has been examined by SEM and in situ TEM. The results illustrate that ferrite+bainite dual phase structure is obtained after proper relaxation and chilling down process, while the terminate temperature of relaxation is the decisive factor. When the stop temperature for relaxation ranges from 690 to 705 °C, the combination of strength and ductility reaches the need for the use of X80 pipeline steel. The reduction of relaxation stop temperature results in increases of the volume of ferrite phase and grain size, which leads to lower yield ratio. Tensile test shows that the lower yield ratio mainly attributes to the cooperative deformation mechanism between soft ferrite and hard bainite.

KEY WORDS pipeline steel, high strain, yield ratio, relaxation, cooperative deformation

管线钢是目前低合金高强钢研究领域中最活跃的部分. 抗大变形管线钢采用应变设计, 应用于极地、冻土地震带以及深海等特殊地质条件区域, 是一种具有特殊性能的管线钢, 不仅具有高强度、高韧性和优良的焊接性能, 更

要有突出的塑性变形能力 [1,2]. 研究人员 [3,4] 采用数值模拟的方法对不同金相组织类型的抗大变形管线钢的力学性能进行了解析, 结果表明, 只有获得适当比例的双相组织才能满足强度、塑性和韧性的最佳平衡. 但与此相关的实验控制结果却未见文献报道. 目前国内外对于热轧双相钢的研究呈现两种情况 [5,6]: 一是铁素体马氏体钢, 其塑性好但是强度低, 例如汽车用钢、高层结构用钢; 另外一种超细晶粒钢, 强度高, 但是屈服比也很高, 变形能力差, 安全系数低. 这都不能满足抗大变形管线钢

* 国家“十一五”科技支撑计划资助项目 2006BAE03A06

收到初稿日期: 2009-02-16, 收到修改稿日期: 2009-05-11

作者简介: 焦多田, 男, 1980 年生, 博士生

的标准要求, 所以研究改进生产工艺以获得高强度、高塑性的双相钢不仅能填补抗大变形管线钢的技术空白, 更为改善高强钢的塑性性能提供了一种新思路. 本文在实验室条件下, 采用热模拟试验机、扫描电子显微镜、透射电子显微镜中的原位拉伸等设备, 研究轧后弛豫空冷 + 水冷制度对双相组织类型、各组织所占比例以及晶粒长大趋势的影响规律, 并对双相组织的塑性变形机制进行了分析.

1 实验方法

实验用钢的分析化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.040, Si 0.20, Mn 1.78, Ti 0.018, Ni 0.25, Cr 0.22, Nb 0.06, P 0.0064, S 0.005, Fe 余量. 采用真空感应冶炼, 真空浇铸后快冷, 将铸锭锻造成 90 mm×90 mm×120 mm 的矩形断面钢坯. 采用德国 DIL—805A 膨胀仪测定实验用钢在空冷条件下的相变温度 A_{r3} (710 °C).

在二辊可逆式试验轧机上采用两阶段控轧的工艺将钢坯轧制成厚度为 15 mm 的钢板. 具体轧制工艺参数为: 将试样加热至 1200 °C 保温 1 h 后轧制; 轧制分再结晶区轧制和未再结晶区轧制两个阶段进行, 再结晶区开轧温度为 1150 °C, 终轧温度控制在 1050 °C, 累积变形量达到 60%; 未再结晶区轧制的开轧温度控制在 950 °C, 终轧温度为 850 °C, 累积变形量为 68%. 轧后空冷弛豫到不同温度后入水冷却, 入水冷却速率控制在 20—30 °C/s 范围内, 试样返红温度在 350—400 °C 范围内, 具体轧制及冷却工艺如图 1 所示. 各试样的工艺参数控制如下: No.1 试样空冷弛豫到 720 °C, 以 28 °C/s 的水冷速率冷却至 395 °C; No.2 试样空冷弛豫到 700 °C, 以 25 °C/s 的水冷速率冷却至 392 °C; No.3 试样空冷弛豫到 680 °C, 以 28 °C/s 的水冷速率冷却至 400 °C.

对钢板的力学性能检验采用全壁厚纵向板状拉伸试样, 取样位置在钢板宽度 1/4 处, 取样方向与最终轧制方向平行. 金相试样经过预磨抛光后, 用浓度为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀, 在 Zeiss 金相显微镜 (OM) 及 SUPPA55 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 上进行组织观察.

透射电镜 (TEM) 原位拉伸试样的制备方法如下: 利

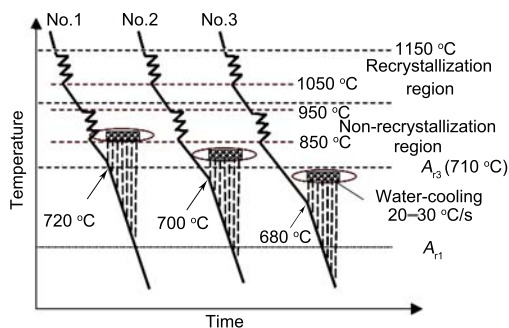


图 1 试样的轧制及控制水冷工艺示意图

Fig.1 Schematic of rolling and cooling processes of the samples of pipeline steel X80

用线切割在试样上切取 0.3 mm 厚的薄片, 机械减薄至 50 μ m 后剪成 2.5 mm×4 mm 的矩形; 采用双喷电解抛光方法对试样进行抛光, 抛光液为 5% 高氯酸 + 95% 无水乙醇溶液, 抛光电压 50 V, 温度 -30 °C. 拉伸试样固定在透射电镜 JEM—2000 的拉伸台上. 拉伸时, 加载由脚踏开关控制. 外加载荷为 100 N, 加载速度控制在 5 μ m/s 左右.

2 实验结果和讨论

2.1 冷却制度对显微组织的影响

图 2 给出了不同冷却工艺下的金相组织照片. 由图

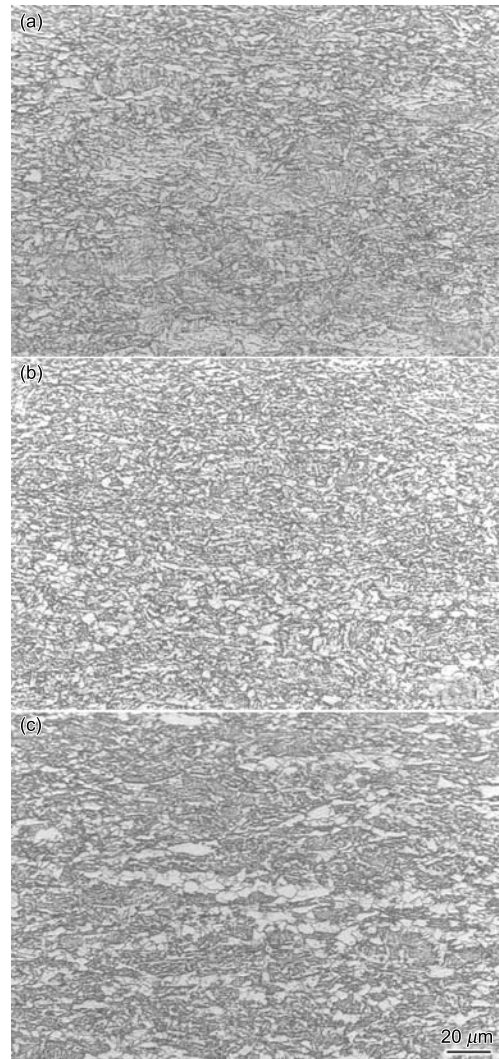


图 2 试样在不同冷却工艺下的金相组织

Fig.2 Effect of cooling process after rolling on microstructure of the tested steel (OM)

- (a) sample No.1, A.C. to 720 °C, W.Q., acicular ferrite + little amount of granular bainite
- (b) sample No.2, A.C. to 700 °C, W.Q., acicular ferrite, polygonal ferrite + little amount of granular bainite
- (c) sample No.3, A.C. to 680 °C, W.Q., polygonal ferrite + little amount of acicular ferrite

可见, No.1 试样的金相组织以针状铁素体为主, 有少量的粒状贝氏体, 这样的组织可获得足够高的强度和韧性, 是典型的普通 X80 级管线钢的组织类型 (图 2a). No.2 试样的金相组织中针状铁素体的量明显减少, 出现了少量的多边形铁素体, 这是由于弛豫终止温度已经低于相变温度 A_{r3} , 水冷开始前有少部分的过冷奥氏体已经发生了先共析铁素体转变 (图 2b); No.3 试样金相组织中的过冷奥氏体转变为多边形铁素体的量显著增多, 同时晶粒发生长大 (图 2c). 可见, 当弛豫终止温度在 A_{r3} 以上时, 其组织主要为针状铁素体以及少量的粒状贝氏体, 这与采用控轧控冷 (TMCP) 工艺生产的普通管线钢的组织类型是一致的. 当弛豫终止温度低于相变温度点 A_{r3} 时, 随着弛豫终止温度的降低, 奥氏体转变为先共析铁素体的量增大, 当弛豫终止温度低于一定值时, 大部分奥氏体在水冷前就发生了先共析铁素体转变, 极少量的奥氏体在水冷过程中发生针状铁素体转变, 继续降低弛豫终止温度也只发生铁素体晶粒的长大, 组织类型不再变化. 因此, 弛豫终止温度是决定多边形铁素体的体积含量及晶粒大小的重要因素.

研究^[7,8]表明: 在抗大变形管线钢多边形铁素体 + 贝氏体双相组织中, 软硬相所占比例在一定范围内时, 管线钢的强度、塑性和韧性能够达到最优匹配. 因此, 可通过控制轧后弛豫终止温度来获得多边形铁素体 + 贝氏体双相组织, 并得到适当大小的软硬相比例及铁素体晶粒大小, 从而实现抗大变形管线钢高强度高塑性的性能要求.

2.2 冷却制度对抗大变形管线钢力学性能和屈强比的影响

轧制实验钢板的力学性能如表 1 所示. 可以看出, No.1 试样的强度水平较高, 但是屈强比达到了 0.87, 均匀变形伸长率只有 5.8%; No.2 试样的综合性能满足了 X80 级抗大变形管线钢中厚板的性能指标; No.3 试样的塑性优良但是屈服强度偏低.

图 3 给出了在弛豫温度范围内钢板的塑性和强度性能的变化曲线. 由图 3a 可见, 随着弛豫终止温度的降低, 试样的屈强比逐渐降低, 延伸率呈现上升趋势. 如果要达到 X80 级管线钢抗大变形所要求的屈强比 ≤ 0.8 , 那么弛豫终止温度应该低于 705 °C (如图 3a 中虚线所示). 图 3b 中屈服强度的变化曲线随着弛豫终止温度的降低单调降低, 而抗拉强度在 700 °C 时达到峰值. 如果要达到 X80 级管线钢抗大变形所要求的屈服强度在 530—630 MPa, 抗拉强度在 625—825 MPa 的强度条件, 那么弛豫终止温度应该高于 690 °C (如图 3b 中虚线所示). 综合塑性和强度的变化趋势可知, 弛豫终止温度应该在 690—705 °C 范围内.

图 4 给出了 3 个试样的 SEM 照片. 由图分析可知: No.1 试样由于弛豫终止温度较高, 多边形铁素体的量较少, 所以其强度高, 塑性差, 未能满足抗大变形性能要求; No.2 试样中先共析铁素体含量明显增多, 屈服强度降低, 屈强比下降明显, 均匀变形伸长率显著增大; No.3 试样中先共析铁素体的量已经超过了 80%, 晶粒尺寸明显长大, 强度降低.

表 1 实验钢的力学性能

Table 1 Mechanical properties of the tested steels

Sample	Relaxation time s	Relaxation temperature °C	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Yield ratio	Uniform elongation %
Standard	—	—	530—630	625—825	≤ 0.80	≥ 10
No.1	44	720	600	690	0.87	5.8
No.2	64	700	555	710	0.78	16.4
No.3	96	680	505	675	0.74	18.1

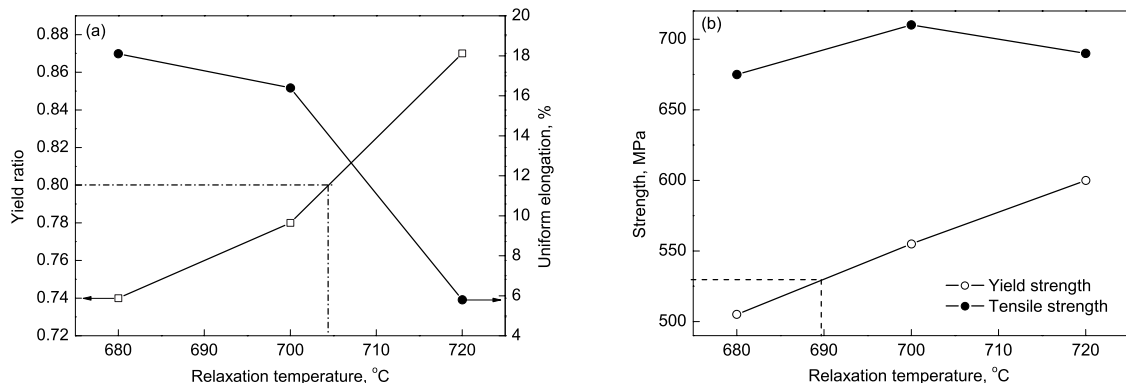


图 3 钢板的力学性能随弛豫终止温度的变化

Fig.3 Changes of the plastic property (a) and the strength (b) of the sample with relaxation temperature

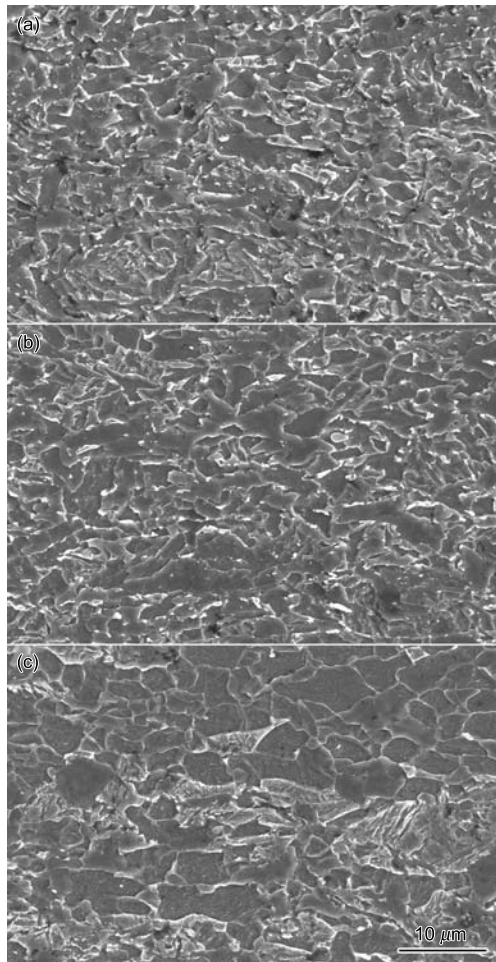


图 4 不同弛豫终止温度下试样的 SEM 照片

Fig. 4 SEM photographs of the steels relaxed to different temperatures

- (a) sample No.1, little amount of polygonal ferrite
 (b) sample No.2, more polygonal ferrite
 (c) sample No.3, much more polygonal ferrite (80%) and the grain size increased

2.3 先共析铁素体对屈强比的影响

为了优化选择合适的双相组织, Ishikawa 等^[9]以多边形铁素体为软相, 分别以珠光体、贝氏体和马氏体作为硬相建立微观力学模型及有限元单胞模型, 得出结论: 屈强比与双相组织中软硬相的强度差有关, 两者的强度水平差别越大, 屈强比越低; 软相比例越大, 屈强比越低. 铁素体 + 珠光体钢的强度水平达不到 X80 级管线钢的要求, 珠光体相对材料的冲击韧性和焊接性能都有消极影响; 铁素体 + 马氏体钢虽然也获得了低的屈强比, 但是在中厚板生产中采用热轧工艺难以实现; 铁素体 + 贝氏体钢不仅能够得到较高的强度, 而且还能满足低屈强比的要求, 是满足抗大变形管线钢力学性能要求的较为理想的组织类型.

对于铁素体 + 贝氏体双相钢, 屈强比的大小不仅与铁素体软相的体积含量有关, 更与铁素体晶粒大小有关.

文献 [10—12] 的研究表明: 以多边形铁素体为基体的微观组织, 增加铁素体晶粒尺寸能够提高加工硬化指数, 同时降低屈强比. 对于由双相组织所组成的钢的屈强比 ($R_{t0.5}/R_m$) 可以近似地由下面的数学模型表示^[13]:

$$R_{t0.5}/R_m = \frac{fR_{mF}}{fR_{mF} + (1-f)R_{mH}} \quad (1)$$

式中, $R_{t0.5}$ 和 R_m 分别是指材料的屈服强度和抗拉强度, R_{mF} 为软相组织的抗拉强度; f 为软相组织的体积分数; R_{mH} 为硬相组织的抗拉强度.

将式 (1) 变换得到:

$$R_{t0.5}/R_m = \frac{f}{f + (1-f)R_{mH}/R_{mF}} \quad (2)$$

因此, 根据式 (2) 可知, 当铁素体晶粒细化, 即硬相与软相之间的强度比值 (R_{mH}/R_{mF}) 变小时, 屈强比将随之变大. 这也解释了细化晶粒使钢的屈强比提高的现象, 即铁素体晶粒越细, 则屈强比越高. 这是由于铁素体晶粒细化, 造成钢中铁素体基体的强度增加, 使铁素体 (软相) 与贝氏体 (硬相) 之间的强度差变小. 因此, 当铁素体晶粒发生塑性变形时, 贝氏体也随即发生塑性变形, 不能再作为硬相承担软相传递来的应力集中, 所以整个钢的加工硬化能力变弱, 屈强比升高.

使用文献 [14] 中所述的方法, 将试样在 Lepera 试剂中进行腐蚀后铁素体呈灰白色, 然后利用金相分析软件 Image-pro Plus 6.0 对不同工艺下的组织照片中多边形铁素体的晶粒尺寸和体积含量进行统计分析. 在弛豫过程中铁素体体积含量的增加分为 2 个阶段; 第 1 阶段是由于铁素体晶粒的大量形核, 此时体积含量增加缓慢; 第 2 阶段是因为铁素体晶粒的长大, 此时体积含量迅速增加. 铁素体晶粒长大和铁素体体积含量的增加是同步进行的, 前者是后者增长的主要因素. 图 5 是铁素体体积含量和晶粒尺寸与屈强比的关系曲线. 可见, 随着多边形铁素体体积含量的增加, 屈强比单调降低; 随着铁素体晶粒尺寸的长大, 屈强比同样也是降低的趋势, 这与相关文献 [15, 16] 中的结论一致. 从图 5 中的虚线看出, 当屈强比等于 0.8 时, 铁素体体积含量约为 54%, 平均晶粒尺寸约为 4.4 μm . 所以如果要满足抗大变形管线钢屈强比小于等于 0.8 的要求, 则软相多边形铁素体的体积含量至少为 54%, 平均晶粒尺寸大于 4.4 μm .

2.4 轧后弛豫阶段铁素体形核及晶粒长大的微观机制

图 6 为弛豫时间与铁素体平均晶粒尺寸的关系曲线. 由图 6 可以看出, 轧后弛豫时间增加, 铁素体晶粒长大. 这种变化可以由铁素体相变理论进行解释. 先共析铁素体的析出也是一个形核、长大过程. 铁素体晶核形成后, 与铁素体晶核接壤的奥氏体的碳浓度将增加, 在奥氏体内形成了浓度梯度, 从而引起碳的扩散. 为了保持相界面碳浓度

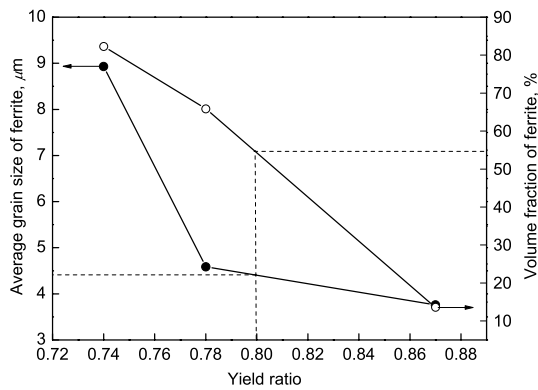


图 5 铁素体的平均晶粒尺寸和体积含量对屈强比的影响

Fig.5 Effects of average grain size and volume fraction of ferrite on yield ratio

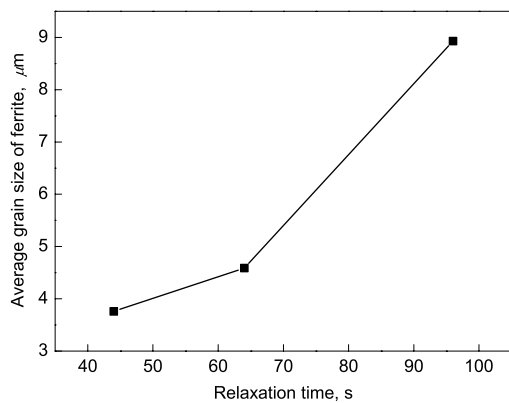


图 6 铁素体晶粒尺寸在弛豫时间内的长大

Fig.6 Change of average grain size of ferrite with relaxation time

平衡，即恢复界面奥氏体的碳的高浓度，必须从奥氏体中继续析出低碳的铁素体，从而使铁素体晶核不断长大。

这一现象也可以由热力学理论进行解释。奥氏体在高温变形后会存在形变储存能，该形变储存能使得系统自由能增加，因此在弛豫期间，系统由高能态转变为较低的能量状态。因此，若奥氏体轧制变形后在高温区停留时间短，则形变储存能释放的少，因而铁素体相变驱动力变大，铁素体形核率增加。反之，若奥氏体变形后在高温区停留时间长，则形变储存能释放的多，铁素体相变驱动力变小，铁素体形核率降低。所以，奥氏体变形后停留时间越短，相变后的铁素体晶粒越小。而奥氏体变形后停留时间越长，铁素体晶粒尺寸越大。

2.5 双相组织拉伸变形的原位 TEM 观察

为了观察拉伸过程中软硬相的协调变形过程，在常温进行动态的 TEM 原位拉伸实验。对试样上的固定位置进行塑性变形观察及记录。先共析铁素体相对于周围的贝氏体，位错密度较低，尺寸较大^[17]，如图 7 所示。

未加载荷时，铁素体与贝氏体双相组织的形貌如图 7a 所示，前者的晶粒尺寸大，后者镶嵌其间，相互交错分布。当承受外加载荷，拉伸位移为 0.04 mm 时，两者的相貌变化如图 7b 所示，铁素体晶粒内的位错密度减少，这是由于位错在晶粒内顺利通过，在晶界处塞积。同时在贝氏体内部的高密度位错也向晶界移动，如箭头所示。图 7c 和图 7d 分别是拉伸位移为 0.08 和 0.12 mm 时的形貌。随着加载位移的增大，由于位错逐渐在铁素体与贝氏体相

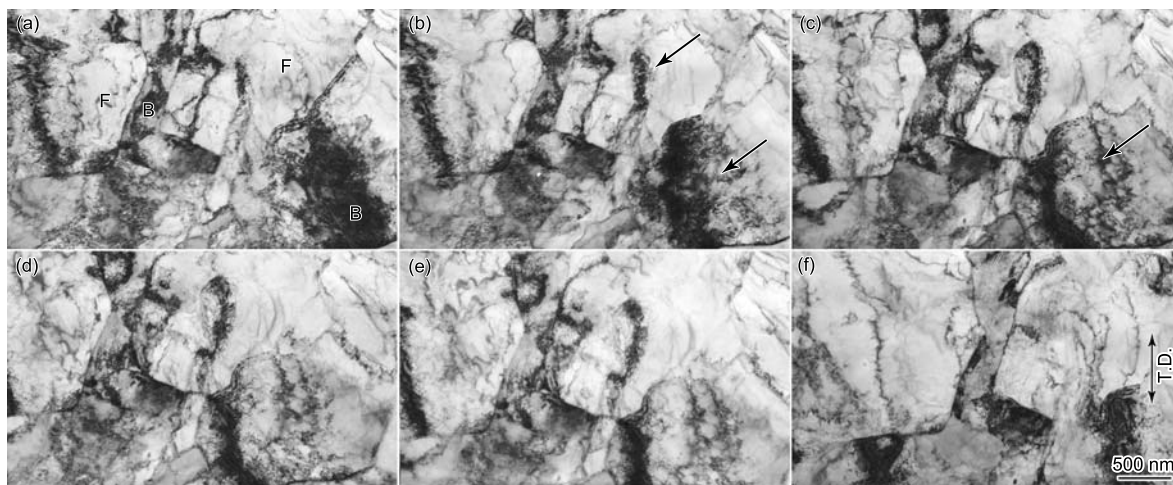


图 7 拉伸过程中铁素体与贝氏体协调变形的 TEM 照片

Fig.7 TEM in situ observation of cooperative deformation between ferrite and bainite during tensile

- before tensile
- tensile displacement of 0.04 mm, arrows showing piled-up dislocations
- tensile displacement of 0.08 mm, arrow indicating new dislocations
- tensile displacement of 0.12 mm, dislocations concentrated at interface
- tensile displacement of 0.14 mm, dislocation density in ferrite grain decreased
- tensile displacement of 0.16 mm, a part of boundaries disappeared and stress relaxed due to compatible deformation between ferrite and bainite

界面附近塞积造成的应力集中, 在贝氏体晶粒内诱发了新的滑移系的启动, 同时多边形铁素体晶粒被拉长, 这样的软相变形释放了一部分应力, 避免了材料过早地出现屈服或断裂失效. 继续加载后, 由于位错塞积引起的应力集中诱发其它的滑移系开动, 铁素体内的位错密度降低, 在铁素体软相变形一定程度后, 贝氏体硬相开始发生协调限制作用, 如图 7e 所示. 软、硬相的协调变形使材料的塑性能力得到提高. 由图 7f 可以看出, 晶粒开始发生大的塑性变形, 部分原始晶界消失, 两相界面应力集中得以改善.

3 结论

(1) 采用轧后弛豫 + 控制冷却的工艺可以获得铁素体 + 贝氏体双相组织. 弛豫终止温度是决定铁素体体积含量和晶粒大小的决定因素, 当弛豫终止温度在 A_{r3} 相变点以上时, 最终的组织类型是针状铁素体; 当弛豫终止温度在 A_{r3} 相变点以下时, 随温度的降低, 铁素体的体积含量增加, 晶粒尺寸增大.

(2) 屈强比的降低是铁素体软相体积含量和晶粒长大的结果. 当铁素体软相体积含量超过 54%, 晶粒尺寸大于 $4.4 \mu\text{m}$ 时, 屈强比的值才能低于标准要求的 0.8. 但是多边形铁素体量的增加和晶粒尺寸的长大使材料的强度水平降低. 因此, 能够达到强度和塑性的最佳匹配所对应的弛豫终止温度区间是 $690\text{—}705 \text{ }^\circ\text{C}$.

(3) 软、硬相的协调变形过程中, 首先发生的是位错在晶界处的塞积, 软相晶粒被拉长. 在软相晶粒变形一定程度后, 硬相发生协调变形. 由于位错塞积引起的应力集中诱发其它的滑移系开动, 软相晶粒开始发生进一步的塑性变形, 部分原始晶界消失, 两相界面应力集中得以改善. 软硬相的协调变形作用避免了过早的出现变形失效, 使材料的塑性变形能力得到提高.

参考文献

- [1] Li H L, Li X, Ji L K. *Weld Pipe Tube*, 2007; 30(5): 6
(李鹤林, 李 霄, 吉玲康. 焊管, 2007; 30(5): 6)
- [2] Mohr W. *Strain-based Design of Pipelines*. Washinton: EWI, 2003: 10
- [3] Ishikawa N, Parks D M, Socrate S, Kurihara M. *ISIJ Int*, 2000; 40: 1170
- [4] Shen X P, Lei T Q, Liu J Z. *Acta Metall Sin*, 1987; 23: 151
(沈显璞, 雷廷权, 刘剑壮. 金属学报, 1987; 23: 151)
- [5] Li L, Ding H, Wen J L, Song H M, Zhang P J. *Chin J Mater Res*, 2007; 21: 519
(李 龙, 丁 桦, 温景林, 宋红梅, 张丕军. 材料研究学报, 2007; 21: 519)
- [6] Han B Q, Su Y. *J Mater Proc Technol*, 2003; 136: 102
- [7] Tomotam Y, Umamoto I, Komatsubara O, Hiramatsu A, Nakajima N. *ISIJ Int*, 1992; 32: 343
- [8] Endo S, Kurihara M, Suzuki N. *Mater Jpn*, 2000; 39: 167
- [9] Ishikawa N, Endo S, Kondo J. *JFE Technol Report*, 2006; 7: 20
- [10] KIM Y M, KIM S K, LIM Y J. *ISIJ Int*, 2002; 42: 1574
- [11] Shikana N, Kagawa H, Kuriha M. *ISIJ Int*, 1992; 32: 337
- [12] Huper T, Endo S, Ishikawa N. *ISIJ Int*, 1999; 39: 288
- [13] Yu Q B, Zhao X P, Sun B. *Iron Steel*, 2007; 42: 76
(于庆波, 赵贤平, 孙 斌. 钢铁, 2007; 42: 76)
- [14] Ma M T, Wu B R. *Dual Phase Steel—Physics and Mechanical Metallurgy*, Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988: 72
(马鸣图, 吴宝榕. 双相钢—物理和力学冶金. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 72)
- [15] Li S X, Cui G R. *J App Phy*, 2007; 101: 083525-1
- [16] Tang Z H, Waldo S. *Mater Sci Eng*, 2008; A408: 402
- [17] Li H L, Guo S W, Feng Y R, Huo C Y, Chai H F. *Microstructure Analysis and Metallograph Identification of High-strength Microalloying Pipelines Steel*. Beijing: Petroleum Industry Press, 2001: 8
(李鹤林, 郭生武, 冯耀荣, 霍春勇, 柴惠芬. 高强度微合金管线钢显微组织分析与鉴别图谱. 北京: 石油工业出版社, 2001: 8)