

多相组织管线钢的应变时效敏感性

吴圣杰^{1,2)}, 聂文金^{1,3)}, 尚成嘉^{1)✉}, 程俊杰³⁾, 张宏伟¹⁾, 张晓兵³⁾

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 江苏省(沙钢)钢铁研究院, 张家港 215625

3) 江苏沙钢集团有限公司总工程师办公室, 张家港 215625

✉ 通信作者, E-mail: cjshang@ustb.edu.cn

摘要 通过对多相组织管线钢进行横向预应变模拟管线钢在制管过程中的横向扩径, 进而研究横向预应变对多相组织管线钢横向和纵向拉伸应变行为的影响. 发现多相组织 X80 管线钢在横向预应变后的加工硬化表现出明显的方向性, 平行于预应变方向加工硬化高, 但在低于 2% 预应变条件下屈服比仍能保持在 0.95 以下. 垂直于预应变方向在预应变后仍能保持连续屈服的拉伸应变特征, 具有较低的屈服比(小于 0.75) 以及高的均匀延伸率. 此外通过对预应变后钢板进行时效处理, 以此研究制管后防腐热涂覆对管线钢拉伸应变行为的影响. 结果表明多相组织管线钢拥有很好的抗时效稳定性.

关键词 管线钢; 材料时效; 拉伸应变; 敏感性分析

分类号 TG 142.71

Strain aging sensitivity of multi-phase pipeline steel

WU Sheng-jie^{1,2)}, NIE Wen-jin^{1,3)}, SHANG Cheng-jia^{1)✉}, CHENG Jun-jie³⁾, ZHANG Hong-wei¹⁾, ZHANG Xiao-bing³⁾

1) School of Material Science and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Institute of Research of Iron and Steel, Jiangsu Sha-Steel Group Co. Ltd., Zhangjiagang 215625, China

3) Chief Engineer Office, Jiangsu Sha-Steel Group Co. Ltd., Zhangjiagang 215625, China

✉ Corresponding author, E-mail: cjshang@ustb.edu.cn

ABSTRACT Transversal pre-strain experiments were carried out to investigate the effect of transversal hole enlargement on the tensile strain behavior of multi-phase pipeline steel. Experimental results indicate that the work hardening behavior after pre-strain treatment has directional characterization. When the pre-strain direction parallels to the final tensile strain direction, the work hardening rate is very high. Only when the pre-strain rate is lower than 2%, the yield ratio can keep below 0.95. When the tensile strain direction is perpendicular to the pre-strain direction, the strain-stress curves can maintain a continuous yield character, which has low yield ratio (below 0.75) and high uniform elongation rate. In addition, strain aging treatment was carried out to investigate the effect of anti-corrosion thermal coating treatment on the tensile strain behavior of multi-phase pipeline steel. It is shown that the multi-phase pipeline steel has excellent anti-aging stability.

KEY WORDS pipeline steel; aging of materials; tensile strain; sensitivity analysis

X80 级别管线钢在我国西气东输二线工程得到广泛应用, 强度与韧性指标均达到设计要求, 其强化与韧化机理也得到深入研究^[1-3]. 为满足管线钢在复杂地质环境下的安全服役要求, 近年来提出了基于应变设计的理念, 并已应用于实际的管道工程中^[4-5]. 基于应变设计的理念要求钢管能抵抗沿纵

向变形所造成的屈曲变形, 这就要求钢管在纵向的应力-应变曲线能保持“圆屋顶”状屈服特征, 钢管拥有较低的屈服比以及高的均匀延伸率^[6-7].

现有的以贝氏体为基体的管线钢在热轧态时, 通常都能拥有“圆屋顶”状连续屈服特征, 但在制管扩径过程中, 尤其是在随后的防腐涂覆后, 其屈服比

收稿日期: 2012-12-10

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2010CB630801)

DOI: 10.13374/j.issn1001-053x.2014.01.010; http://journals.ustb.edu.cn

明显提高,应变时效敏感性很差^[8]。为解决这一问题,国内外有了一系列降低应变时效敏感性的实践^[9],但对以多边形铁素体、板条贝氏体和弥散分布的 M/A 所组成的多相组织管线钢其抗应变时效性能的原理研究还很少。本文以国内某钢厂开发的多相组织管线钢为研究对象,分析了钢板在轧态、预应变状态以及时效状态下的应力应变行为。对多相组织管线钢抗应变时效的特征做了原理上的阐述。

1 实验材料及方法

本实验研究的材料为国内某钢厂生产的工业 X80 管线钢,化学成分(质量分数,%)为: C 0.06, Si 0.25, Mn 1.65, Nb 0.08, Cr 0.25, Ni 0.25, Ti 0.015, Fe 余量。冶炼工艺为铁水预处理、转炉冶炼、钢包精炼和脱气处理,经连铸工序达到高品质钢坯,而后经控轧控冷工艺(TMCP)得到 22 mm 厚的多相组织钢板。

实验将轧制的 22 mm 钢板加工成 600 mm × 90 mm × 19 mm 的试样在 Instron 拉伸试验机上进行垂直于轧向的预应变,整个过程采用自动引伸计,记录其应力-应变数据。而后分别横向取样、纵向取样(示意图如图 1 所示)。实验对样品分别进行了 0.6%、1% 和 2% 三种不同应变量的预变形。然后将预变形的样品置于油浴炉中,以 40 °C · min⁻¹ 的速率加热到 180 °C 和 220 °C 后保温 5 min。最后将样品空冷。经应变时效处理后的样品分别按 API 标准加工成标距段为 φ9 mm × 50 mm 的标准棒状拉伸样在 Instron 拉伸试验机上进行拉伸试验。

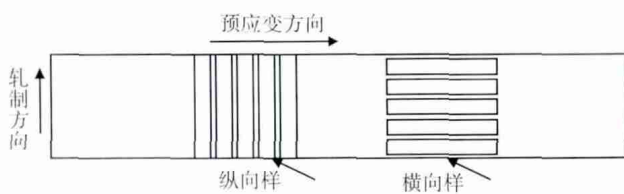


图 1 预变形取样示意图

Fig. 1 Schematic of pre-strain experiment sampling

实验金相经预磨抛光后,用 4% 硝酸乙醇腐蚀,在 Zeiss AXIO Imager 金相显微镜上进行微观组织观察。电子背散射花样分析(EBSD)是将机械抛光后的样品再经电解抛光后 Zeiss ULTRA-55 场发射扫描电镜上进行,实验步长为 0.15 μm。电解抛光液为乙醇:高氯酸:丙三醇 = 8.5:1:0.5(体积比)。实验后数据采用 HKL 公司的 CHANNEL-5 软件包处理。此外对热轧态和预应变状态下的铁素体位错在 JEM-2100F 透射电子显微镜下进行透射电镜

(TEM) 观察。

2 实验结果

2.1 X80 多相组织钢组织特征以及在拉伸应变条件下的力学行为

实验钢热轧态金相组织如图 2 所示,为典型的铁素体 + 贝氏体多相组织钢。经 Image-tool Plus 测量统计得出其中的贝氏体的体积分数约为 45%,铁素体尺寸在 5 μm 左右。图 3 给出了 X80 多相组织钢的 Kikuchi 衬度图,其中红线代表小于 5° 的小角度晶界,而蓝色线代表大于 15° 的大角度晶界。从图中可以很明显地看出铁素体中主要以大角度晶界为主,小角度晶界主要集中在贝氏体中。小角度晶界的形成主要是由于相邻位错亚晶形成,而大角度晶界则主要是由重合位置点阵形成。此外通过对 Kikuchi 衬度值归一化后分析(如图 4 所示)可以明显看出衬度值的分布有双峰的现象,而 Kikuchi 衍射花样的质量对组织内部缺陷十分敏感。经 Wu 等^[10]的研究表明,衬度值主要以正态分布形式存在,因此对多相组织钢中的双峰可进行 Goss 拟合得到高衬度值的铁素体和低衬度值的贝氏体两个独立的峰值分布。通过积分计算可得铁素体和贝氏体双相的体积分数比分别为 52.4% 和 57.6%,这与金相统计的结果也很吻合。

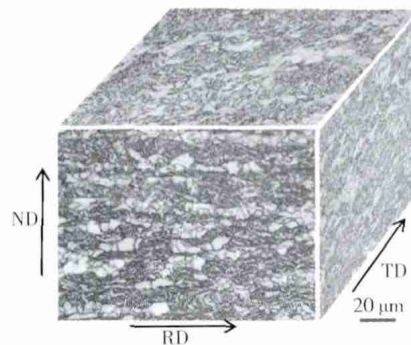


图 2 X80 多相组织钢不同方向立体金相组织

Fig. 2 3D microstructure of X80 multi-phase steel

钢板在热轧态下横、纵向的真应力-应变曲线如图 5 所示。从图中可以看出其表现为良好的连续屈服过程。纵向屈服比 $R_{0.5}/R_m = 531/731 = 0.73$, 断后伸长率(A)为 26.6%, 均匀延伸率(UEL)为 8.72%; 横向屈服比 $R_{0.5}/R_m = 562/762 = 0.74$, 断后伸长率(A)为 33.7%, 均匀延伸率(UEL)为 8.85%。

2.2 预应变及时效过程对 X80 多相组织钢横纵向力学行为的影响

为了研究制管扩径以及随后的防腐热涂覆过程

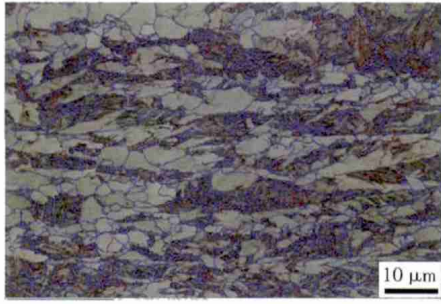


图 3 X80 多相组织钢电子背散射花样分析的 Kikuchi 衬度图

Fig. 3 Kikuchi map of EBSD for X80 multi-phase steel

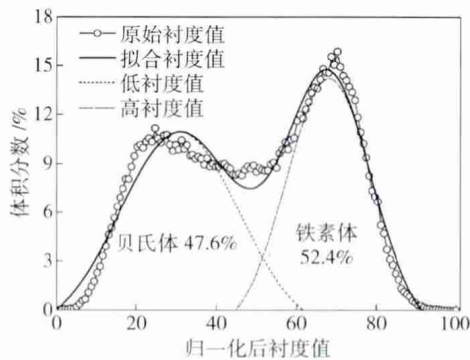


图 4 X80 多相组织钢的归一化后 Kikuchi 衬度值分布

Fig. 4 Normalized Kikuchi contrast value distribution of X80 multi-phase steel

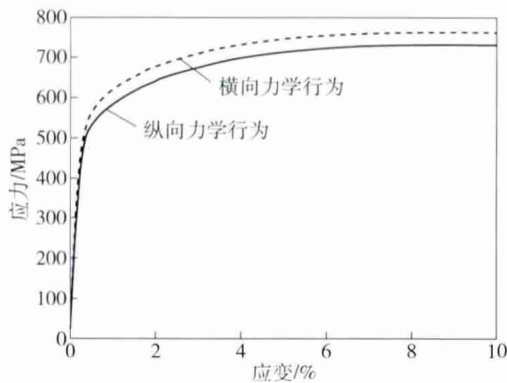


图 5 X80 多相组织钢拉伸应力-应变曲线

Fig. 5 Strain-stress behavior of X80 multi-phase steel

对 X80 管线钢力学行为的影响,分别对比了 X80 热轧态,不同预变形条件以及预变形后在 220 °C 时效 5 min 后的拉伸力学性能,结果如图 6 所示。

从图 6 中可以很明显看出,当预应变方向与最终拉伸变形方向一致时,预应变使得原本连续屈服拉伸应变出现了屈服平台,如图 6(a)、6(c) 和 6(e) 所示。预应变为 0.6% (如图 6(a) 所示) 预应变后出现屈服平台但没有上屈服点,时效处理后有明显的上屈服点出现。当预变形量为 1% 和 2% 时 (如图 6(c) 和 6(e) 所示) 预应变以及时效后都没有上下屈服点的出现。当预应变方向与最终拉伸变形方

向垂直时,预应变并没有改变材料连续屈服的拉伸应变特征,拉伸时材料仍保持很好的“圆屋顶”型的特征,但预应变使得纵向的屈服强度和抗拉强度都有所提高,如图 6(b)、6(d) 和 6(f) 所示。可见预应变方向对横纵向力学行为的影响十分显著。

表 1 给出了不同应变时效状态下, X80 多相组织钢的拉伸力学性能指标。从表中可以看出,预应变对横向屈服强度的增加明显高于对抗拉强度的增加,这就导致横向的屈服比明显下降。且 220 °C 时效 5 min 也会使材料的屈服强度和抗拉强度都有所提高,但时效对屈服比的影响很小。从纵向拉伸性能指标可以看出,预应变后纵向的屈服强度 $R_{0.5}$ 不仅没有增加,反而比热轧态有所降低,但抗拉强度比热轧态都有所提高。这就导致预应变后,材料纵向的屈服比要比热轧态要低。但是,纵向在时效后屈服强度明显提高,时效对抗拉强度几乎没什么改变,这就导致了应变时效后的屈服比要比预应变状态要高。

从横向屈服比的变化可以看出,预应变量的增加,直接导致横向屈服比的增加。当预应变增加至 2% 时,横向的屈服比已增加至 0.95,达到了抗大变形管线钢基于应变设计的极限。但是,预应变量的增加对纵向的屈服比改变较小,屈服比始终保持在 0.75 以下,完全符合抗大变形管线钢的设计要求。

3 分析讨论

传统的观点^[11-13]认为应变时效后应力-应变曲线出现屈服平台主要是由于 Cottrell 气团钉扎位错导致,而本文所讨论的多相组织在预应变后表现出了很好的低时效敏感性应该与多相组织的力学行为有关。

3.1 多相组织钢应变敏感性

本文实验结果表明,预应变对多相组织钢屈服有非常重要的影响。Kumar 等^[14]对铁素体/贝氏体多相组织钢的拉伸变形过程研究表明变形可分为三个阶段:(1) 铁素体的塑性变形阶段;(2) 铁素体受贝氏体约束的塑性变形阶段;(3) 当应力集中最终达到或超过贝氏体相的临界塑性变形应力时,贝氏体相与铁素体相均同时进行塑性变形,表现为双相钢应变硬化的第三阶段。聂文金等^[15]对多相组织钢屈服行为的研究也揭示了软硬相体积分对加工硬化指数的影响以及屈服前期软硬相的屈服行为。

根据马鸣图等^[16]的观点,材料屈服是大量的可动位错扫过相当大面积运动的结果。因此,铁素体

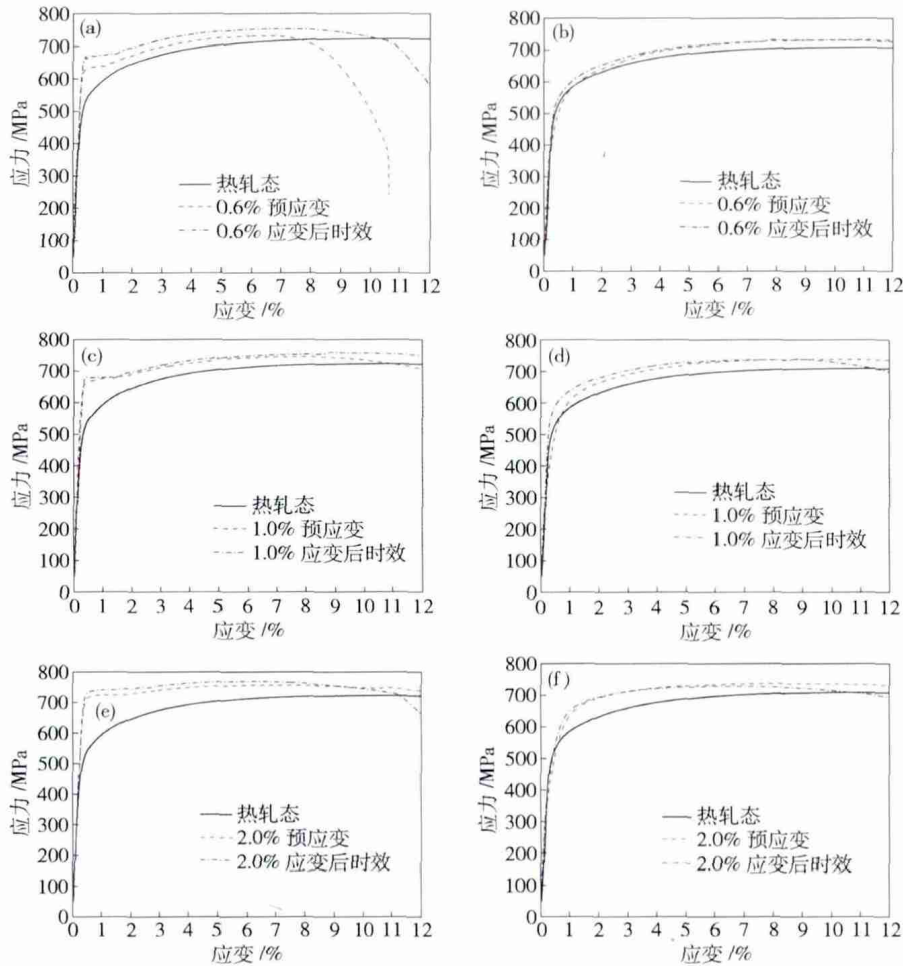


图 6 X80 多相组织钢在不同应变时效状态下应力-应变行为. 应变时效后横向性能: (a) 0.6%; (c) 1.0%; (e) 2.0%. 应变时效后纵向性能: (b) 0.6%; (d) 1.0%; (f) 2.0%

Fig. 6 Strain-stress behavior of multi-phase steel under different strain aging conditions. Transverse properties after pre-strain: (a) 0.6%; (c) 1.0%; (e) 2.0%. Longitudinal properties after pre-strain: (b) 0.6%; (d) 1.0%; (f) 2.0%

表 1 X80 多相组织钢在不同应变时效状态下的拉伸性能指标

Table 1 Tensile properties of X80 multi-phase steel after pre-strain and strain aging

不同状态	横向拉伸性能指标				纵向拉伸性能指标					
	$R_{0.5}$ /MPa	R_m /MPa	UEL/%	屈强比	$R_{0.5}$ /MPa	R_m /MPa	UEL/%	屈强比	$R_{1.5}/R_{0.5}$	$R_{2.0}/R_{1.0}$
热轧态	545	723	10.3	0.75	530	709	10.6	0.75	1.16	1.08
0.6% 预应变	632	732	6.5	0.86	505	732	10.8	0.69	1.22	1.09
0.6% 应变后时效	664	754	7.0	0.88	551	732	9.2	0.75	1.15	1.08
1.0% 预应变	664	745	7.8	0.89	500	738	10.0	0.68	1.28	1.10
1.0% 应变后时效	680	753	8.3	0.90	591	736	7.7	0.80	1.12	1.06
2.0% 预应变	714	756	7.0	0.94	514	736	8.3	0.70	1.31	1.10
2.0% 应变后时效	732	768	6.2	0.95	545	728	6.7	0.75	1.24	1.07

中可动位错密度是决定多相组织管线钢最终屈服过程的本质因素. 多相组织钢在横向扩径预变形过程中, 铁素体发生塑性变形, 根据晶体滑动的右手定则, 沿横向变形的铁素体在纵向会产生大量的刃型位错^[17]. 为了将问题简单化, 假定预变形产生的刃型位错为位错 A, 而后同向拉伸变形产生位错为 B. 设位错 A 和位错 B 的柏氏矢量分别为 b_A 和 b_B . 设

定位错 A 在 z 轴上, 位错 B 的坐标为 (x, y) . 他们的滑移面都平行于 $x-z$ 面, 则位错 A 对位错 B 的作用力可表示为^[18]

$$(F_x)^{A \rightarrow B} = \frac{Gb_A b_B}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{x(z^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \quad (1)$$

式中 F_x 为位错 A 对位错 B 的作用力, G 为弹性模量, ν 为泊松比.

为了讨论方便,用 $n = x/y$ 带入 (1) 式得

$$(F_x)^{A \rightarrow B} = \frac{Gb_A b_B}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{n(n^2-1)}{(n^2+1)^2} \quad (2)$$

设定 $\frac{Gb_A b_B}{2\pi(1-\nu)}$ 为单位常量 k , 将 F_x 和 n 的关系作图如图 7 所示. 其中当位错 A 和位错 B 的柏氏矢量同号时,两者之间的作用力如实线所示;若两者的柏氏矢量反号时,其相互之间的作用力如虚线所示.

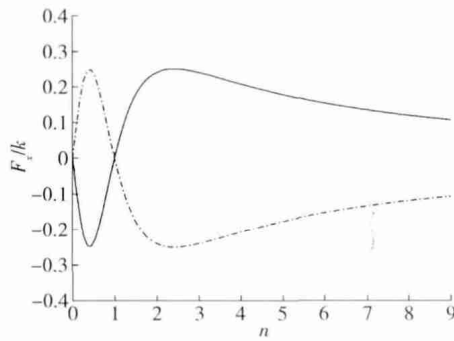


图 7 两平行刃型位错的相互作用力

Fig. 7 Interaction force between two parallel edge dislocations

从图 7 中可以看出位错 A 的存在对于位错 B (无论同号或是反号) 在滑移面的运动都会有附加阻力. 只有当位错 B 位于 $n=0$ (即 $x=0$) 或是 $n=1$ (即 $x=y$) 时,其受位错 A 的阻力为零. 位错 B 位于 $x=y$ 处,其处于准稳定位置,稍有偏离就会受到位错 A 的阻力作用;而位错 B 位于 $x=0$ 处,则处于稳

定平衡位置,稍有偏离则会受到位错 A 回复到 $x=0$ 位置的作用力.

图 8 给出了预应变过程中位错组态的变化. 可以明显地看出在轧态下铁素体中的位错密度较低且大多集中在铁素体晶界附近. 当铁素体中发生预应变后,铁素体中的位错出现塞积,位错平行排列. 此时铁素体中平行位错之间的阻力增大,同向加载使得原先可动位错密度降低,从而出现屈服平台;而垂直于平行位错塞积放下加载则位错阻力降低,出现连续屈服的特征.

然而在实际的过程中,很难做到位错 A 和位错 B 完全平行. 当位错 A 和位错 B 不平行时,两位错则会发生相互交割. 位错的交割产生割阶同样增加位错运动的阻力.

以上的位错之间相互作用模型很好解释了管线钢在横向预应变后的同向拉伸变形行为. 横向预应变后位错滑移受阻,此后在同向拉伸过程中位错出现塞积,可动位错密度降低,只有在应力进一步上升,克服位错运动阻力的情况下才能继续发生塑性变形,从而导致宏观上出现屈服平台;而对于垂直轧向拉伸变形,其预变形产生的位错并没有使得最终拉伸过程中的可动位错密度降低,只是由于位错的交割使得位错在滑移过程中阻力增大. 这也就导致了预应变后纵向屈服强度和屈服比提高,但仍保持良好的连续屈服特征.

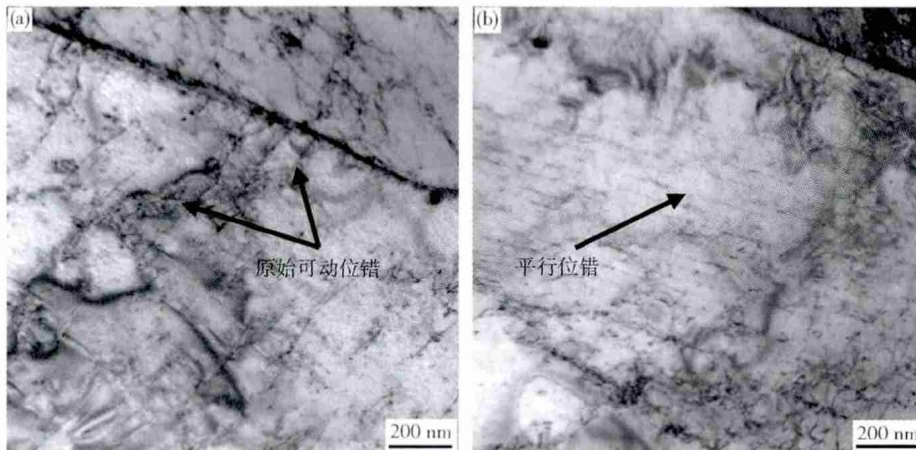


图 8 预应变对多相组织钢中铁素体位错组态的影响的透射电镜观察照片. (a) 热轧态下原始可动位错; (b) 1.0% 预应变条件下铁素体中平行位错

Fig. 8 TEM images showing dislocation evolution during pre-strain process in ferrite: (a) original mobile dislocation at the rolled condition; (b) dislocation pile in ferrite after 1.0% pre-strain

3.2 多相组织钢时效敏感性

多相组织管线钢中铁素体为高温相变产物,且在相变过程中会不断向周围的奥氏体中排碳^[18];而贝氏体为低温相变产物,且由富碳奥氏体转变而来,

其中贝氏体内部富含了大量的位错和碳氮间隙原子.

由于预变形只是使得屈服强度较低的铁素体发生塑性变形,并使得铁素体内部产生位错塞积;而贝

氏体由于其屈服强度较高,在预应变阶段贝氏体只发生弹性变形^[15]。从 0.6% 的预应变后时效过程中出现上下屈服点这一现象中可以看出,较小预应变条件下 Cottrell 对可动位错有一定的钉扎作用。当预应变增加到 1% 和 2% 后,并没有出现上下屈服点的现象,表明在较大预应变状态下 Cottrell 气团对可动位错的钉扎作用减弱。这也进一步说明 X80 管线钢中铁素体的间隙原子浓度低, Cottrell 气团作用较弱。因此纵向在预应变后时效,依然保持良好的连续屈服特征。同理横向在时效后的拉伸过程中, Cottrell 气团作用较弱,对横向的力学行为尤其是屈服过程影响也较弱。最终时效对预应变后的屈服强度和屈强比改变都较小。

综上所述, X80 多相组织的屈服过程与铁素体中的可动位错密度有关,位错塞积或是 Cottrell 气团都可能导致铁素体中可动位错密度的降低。在本文讨论的多相组织 X80 管线钢中,预应变导致铁素体横向位错塞积是使得 X80 管线钢横向出现屈服平台的根本原因,而时效过程中产生的 Cottrell 气团作用对于多相组织力学行为影响较弱,这也是多相组织 X80 管线钢表现出较低应变时效敏感性的根本原因。

4 结论

(1) 多相组织 X80 管线钢在预应变后的加工硬化表现出明显的方向性,平行于预应变方向加工硬化高,但在低于 2% 预应变条件下,屈强比仍能保持在 0.95 以下;而垂直于预应变方向在预应变后仍能保持连续屈服的拉伸应变特征,具有较低的屈强比(小于 0.75)以及高的均匀延伸率。

(2) 多相组织 X80 管线钢应变时效敏感性低,平行于预应变方向时效后屈服强度和屈强比上升很小,而垂直于预应变方向时效后仍具有良好的抗变形能力。

参 考 文 献

- [1] Shang C J, Wang X X, Liu Q Y, et al. Weldability of high niobium X80 pipeline steel // *International Seminar on Welding of Pipeline Steel*. Arasa, 2011
- [2] Shang C J, Yang S W, Wang X M, et al. A bainite/ferrite dual-phase low carbon microalloying steel with high strength and ductility. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2003, 25(3): 288
(尚成嘉, 杨善武, 王学敏, 等. 新颖的贝氏体/铁素体双相低碳微合金钢. 北京科技大学学报, 2003, 25(3): 288)
- [3] Miao C L, Shang C J, Cao J P, et al. Grain refinement and microstructure control of HTP X80 pipeline steel. *Iron Steel*, 2009, 44(3): 62
(缪成亮, 尚成嘉, 曹建平, 等. HTP X80 管线钢的晶粒细化与组织控制. 钢铁, 2009, 44(3): 62)
- [4] Ishikawa N, Okatsu M, Endo S, et al. Design concept and production of high deformability linepipe // *Proceedings of the ASME International Pipeline Conference*. Calgary, 2006: 215. doi: 10.1115/IPC2006-10240
- [5] Okatsu M, Shikanai N, Kondo J. Development of a high deformability linepipe with resistance to strain-aged hardening by HOP. *JFE Tech Rep*, 2008(12): 8
- [6] Li H L, Li X, Ji L K, et al. Strain-based design for pipeline and development of pipe steels with high deformation resistance. *Welded Pipe Tube*, 2007(5): 5
(李鹤林, 李霄, 吉玲康, 等. 油气管道基于应变的设计及抗大变形管线钢的开发与应用. 焊管, 2007(5): 5)
- [7] Li H L, Ji L K. The key technology of the second west-east high strength and toughness welded pipe and protect the safe operation of pipelines. *World Steel*, 2009(1): 56
(李鹤林, 吉玲康. 西气东输二线高强度韧性焊管及保障管道安全运行的关键技术. 世界钢铁, 2009(1): 56)
- [8] Zhao W G, Chen M, Chen S H, et al. Static strain aging behavior of an X100 pipeline steel. *Mater Sci Eng A*, 2012, 550: 418
- [9] Liu Z W, Guo H, Shang C J. Study on strain aging of X80 pipeline steel with high Nb. *Welded Pipe Tube*, 2011(5): 12
(刘振伟, 郭晖, 尚成嘉. 高 NbX80 管线钢的应变时效研究. 焊管, 2011(5): 12)
- [10] Wu J H, Wray P J, Garcia C I, et al. Image quality analysis: a new method of characterizing microstructures. *ISIJ Int*, 2005, 45(2): 254
- [11] Taheri A K, Maccagno T M, Jonas J J. Dynamic strain aging and the wire drawing of low carbon steel rods. *ISIJ Int*, 1995, 35(12): 1532
- [12] De A K, De Blauwe K, Vandeputte S, et al. Effect of dislocation density on the low temperature aging behavior of an ultra low carbon bake hardening steel. *J Alloys Compd*, 2000, 310(1): 405
- [13] Davies R G. Early stages of yielding and strain aging of a vanadium-containing dual-phase steel. *Metall Trans A*, 1979, 10(10): 1549
- [14] Kumar A, Singh S B, Ray R K. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels. *Mater Sci Eng A*, 2008, 474(1/2): 270
- [15] Nie W J, Shang C J, Guan H L, et al. Control of microstructures of ferrite/bainite (F/B) dual-phase steels and analysis of their resistance to deformation behavior. *Acta Metall Sin*, 2012, 48(3): 298
(聂文金, 尚成嘉, 关海龙, 等. 铁素体/贝氏体(F/B)双相钢组织调控及其抗变形行为分析. 金属学报, 2012, 48(3): 298)
- [16] Ma M T, Wu B R. *Dual Phase Steel Physical and Mechanical Metallurgy*. 2nd Ed. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 286
(马鸣图, 吴宝榕. 双相钢—物理和力学冶金. 2版. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 286)
- [17] Yu Y N. *The Foundation of Material Science*. Beijing: High Education Press, 2006: 450
(余永宁. 材料科学基础. 北京: 高等教育出版社, 2006: 450)
- [18] Bhadeshia H D K H. *Bainite in Steels*. 2nd Ed. London: The Cambridge University Press, 2001: 142