

# 一种大变形管线钢的组织-性能分析

Microstructure and Mechanical Properties of  
X80 Pipeline Steel with Excellent Deformability

郝世英<sup>1,2</sup>,高惠临<sup>2</sup>,闫凯鹃<sup>2</sup>,张骁勇<sup>1,2</sup>,吉玲康<sup>3</sup>,李为卫<sup>3</sup>  
(1 西安建筑科技大学 材料科学与工程学院,西安 710048;2 西安石油大学 材料科学与  
工程学院,西安 710065;3 中国石油天然气集团公司 管材研究所,西安 710065)

HAO Shi-ying<sup>1,2</sup>,GAO Hui-lin<sup>2</sup>,YAN Kai-juan<sup>2</sup>,ZHANG Xiao-yong<sup>1,2</sup>,  
JI Ling-kang<sup>3</sup>,LI Wei-wei<sup>3</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering,Xi'an University of Architecture  
Technology,Xi'an 710048,China;2 School of Materials Science and Engineering,  
Xi'an Shiyou University,Xi'an 710065,China; 3 CNPC Tubular Goods  
Research Institute,Xi'an 710065,China)

**摘要:** 通过在线加热配分(HOP,Heating On-line Partitioning)技术获得贝氏体和马氏体/奥氏体(B+M/A)双相组织,研究了这种(B+M/A)双相管线钢的组织-性能特征。结果表明,在满足我国“西气东输二线”管道工程的强韧性要求前提下,这种(B+M/A)双相管线钢还具有低的屈强比和大的均匀伸长率,表现出优良的大变形能力。多位向贝氏体基体、细小的 M/A 组元和弥散分布的碳、氮化合物析出是保证实验钢优良性能的组织特征。

**关键词:** 大变形管线钢;(B+M/A)双相组织;组织;性能

**中图分类号:** TG142.1      **文献标识码:** A      **文章编号:** 1001-4381(2012)03-0061-05

**Abstract:** By Heating On-line Partitioning (HOP) method to obtain (B+M/A ) dual phase, the microstructure and property of a dual phase pipeline steel are investigated. The results show that , in the context of meeting the strength and toughness requirements of the second west-east gas pipeline project in China, the (B+M/A) dual phase pipeline steel also possesses a lower yield/tensile ratio and higher uniform elongation, showing excellent deformation ability. The bainitic matrix, M/A component and the precipitation of carbonitride are the microstructure characteristics of experimental steel.

**Key words:** pipeline steels with excellent deformability;(B+M/A) dual phase;microstructure;mechanical property

在我国“西气东输二线”管道工程中,国内外 10 余家钢铁企业提供了几十种不同合金设计的 X80 管线钢,其中引人注目的是一种大变形 X80 双相管线钢。大变形管线钢是管线在通过滑坡、地震等地质灾害地区时的首选材料,是近年来管道材料领域的一个重要研究方向<sup>[1-3]</sup>。所谓大变形管线钢管是一种基于管道应变设计的,适用于通过地震带、沉陷带、冻土带和滑坡带等容易产生地层移动的地质危害地区的钢管。大变形管线钢的主要性能特征是在保证高强韧性的同时具有低的屈强比、高的均匀伸长率和高形变强

化指数。大变形管线钢是管道工程发展的迫切需要,也是传统油气输送管道材料的一个重要补充和发展<sup>[1-3]</sup>。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

实验材料为某钢厂提供的 X80,板厚为 22.0mm。从钢管距焊缝 180°的管体上取样进行化学成分分析,化学成分测试结果见表 1。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 The chemical composition of X80 steel (mass fraction/%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ti	Cu	B	Al	Fe
0.059	0.17	1.82	0.0068	0.0006	0.019	0.24	0.30	0.021	0.005	0.01	0.29	0.0003	0.023	Bal

1.2 (B+M/A)双相组织的获取

本工作所研究的(B+M/A)双相组织是通过在线加热配分(Heating On-line Partitioning, HOP)技术获得。如图 1 所示, HOP 技术包括了三个工艺过程<sup>[2,4]</sup>: (1)在控轧控冷过程中, 在贝氏体转变终止温度以上(350℃)停止加速冷却, 使部分未发生相变的过冷奥氏体保留。(2)加速冷却后, 应用在线装置进行碳的配分热处理, 配分温度为 460℃。在配分热处理过程中, 贝氏体中的碳扩散至未转变的奥氏体, 使碳在未转变的奥氏体上聚集。(3)在线加热后空冷。在空冷过程中, 富碳过冷奥氏体部分转变为 M, 少量奥氏体未发生转变, 形成 M/A。因而经 HOP 处理后, 实验钢的最终组织为(B+M/A)。

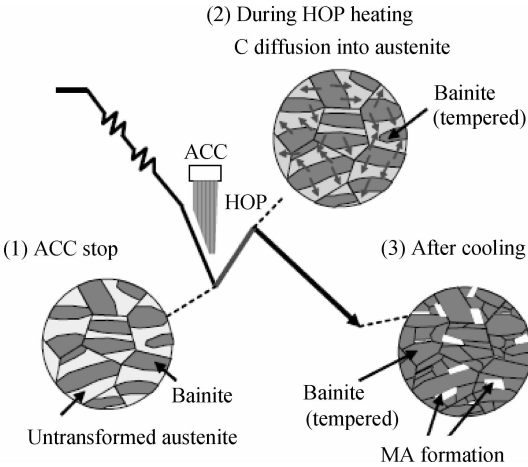


图 1 获得(B+M/A)双相组织的 HOP 过程  
Fig. 1 The HOP process of obtaining B+M/A dual phase

1.3 力学性能测试

拉伸实验采用矩形和圆棒两种试样。矩形拉伸试

样为标距内长 50mm、宽 38.1mm 的全壁厚试样, 圆棒拉伸试样标距内直径为 12.7mm, 标距长为 50mm。实验在 MTS810 材料实验机上进行, 实验标准为 ASTM A370。

夏比 V 型缺口冲击试样尺寸为 10mm×10mm×55mm, V 型缺口沿板厚方向。实验在 JB-800 实验机上进行, 实验标准为 ASTM E23。

落锤撕裂实验(DWTT)试样尺寸为 300mm×75mm×全壁厚, 缺口形状为标准压制 V 型缺口。实验在 JL-30000 实验机上进行, 实验标准为 API RP 5L3。

1.4 组织分析

光学显微分析试样经机械抛光后以 3%硝酸酒精溶液进行腐蚀, 在 RECHART MEF3A 型光学显微镜上观察。电子扫描显微分析在 JSM-6390A 型扫描电镜上进行。TEM 试样从 500μm 的试样上机械减薄至 50μm, 然后在双喷电解装置上以 10%高氯酸+90%醋酸溶液双喷, 透射电子显微分析在 JEM 200CX 上进行。

2 实验结果

2.1 实验钢的力学性能

实验钢拉伸的应力-应变曲线如图 2。由图 2 看出, 实验钢的应力-应变曲线具有大变形管线钢应力-应变曲线的如下特征: (1)没有明显的屈服平台或屈服伸长; (2)应力-应变曲线均呈现平滑的拱形(Round-house Type), 曲线平滑, 表现为连续屈服现象; (3)表现为高的应变硬化倾向, 表明材料有高的形变强化能力; (4)最大载荷附近有一个平坦区, 覆盖了较大的应变范围, 表明材料有大的均匀形变能力。

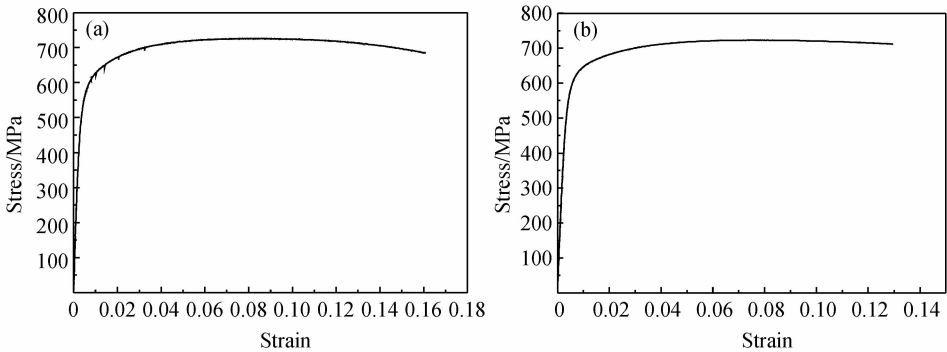


图 2 实验钢的拉伸应力-应变曲线 (a)矩形试样; (b)圆棒试样  
Fig. 2 The tensile stress-strain curves of tested steel (a)rectangle specimen; (b)round specimen

实验钢的力学性能测试结果见表 2。实验结果表明, 实验钢具有较高的屈服强度( $R_{0.5}$ )、抗拉强度

( $R_m$ )和韧性( $A_{kv}$ ), 其强韧性综合水平符合我国“西气东输二线”工程的技术要求。由表 2 还可看出, 实验钢

表 2 (B+M/A)双相组织 X80 管线钢的力学性能

Table 2 The mechanical properties of the B+M/A dual phase X80 pipeline steel

Sample		Tensile testing					Charpy impact testing(−10℃)			DWTT(0℃)	
		$R_m$ /MPa	$R_{10.5}$ /MPa	$A$ /%	$R_{10.5}/R_m$	$A_{gt}$ /%	$A_{kv}$ /J	SA/%	FATT <sub>50</sub>	SA/%	FATT <sub>85</sub>
(B+M/A)X80	Rectangle	729	569	24.3	0.78	7.8	272	100	<−60℃	99	−40℃
	Round	722	581	43.2	0.81	7.9					

在高的强韧性的同时,具有较低的屈强比( $R_{10.5}/R_m$ ),较高的断后伸长率( $A$ )和均匀伸长率( $A_{gt}$ ),满足大变形管线钢的技术要求。

图 3 为大变形 X80 管线钢夏比冲击吸收功( $A_{kv}$ )和断口剪切面积(Shear Area, SA)百分比的系列温度转变曲线。由表 2 和图 3 可知,在 −10℃ 的低温

下,大变形 X80 管线钢的韧性达 272J。虽然大变形 X80 管线钢冲击吸收功在温度小于 −40℃ 时开始下降,但是在 −40~20℃ 温度范围内随温度的变化幅度相对较小,都在 250J 以上,其韧脆转变温度 FATT<sub>50</sub> (50%剪切状断口所对应的温度,Fracture Appearance Transition Temperature)低于 −60℃,表现出优良的

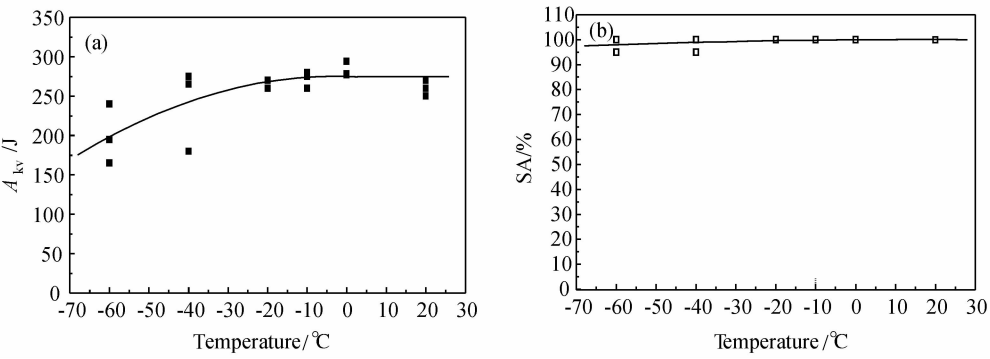


图 3 大变形 X80 钢的夏比冲击吸收功(a)和断口剪切面积(b)的温度转变曲线

Fig. 3 The transformation temperature curves of Charpy impact toughness (a) and shear area (b) of X80 steel with excellent deformability

韧性水平。

DWTT 实验结果主要是建立断口形貌与温度间的关系,从而确定管线钢的韧脆转变温度。如图 4 所示,实验钢 DWTT 的韧脆转变温度 FATT<sub>85</sub>(85%剪切状断口所对应的温度)低于 −40℃。由于 DWTT 实验所获得的结果与管道实物爆破的实验结果相当吻

合<sup>[5]</sup>,由此可见,由该大变形 X80 管线钢制造的钢管具有良好的低温韧性和抗断裂能力。

2.2 实验钢的显微组织

实验钢的光学显微组织如图 5 所示。由图可见,通过 HOP 技术可获得(B+M/A)双相组织,其中亮白色为 B,深黑色为第二相 M-A 组元及其退化组态。

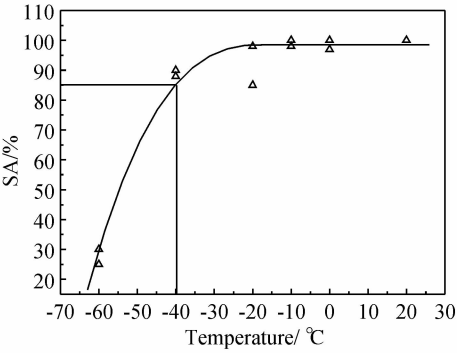


图 4 大变形 X80 钢 DWTT 剪切面积温度转变曲线

Fig. 4 The transformation temperature curve of DWTT shear area of X80 steel with excellent deformability

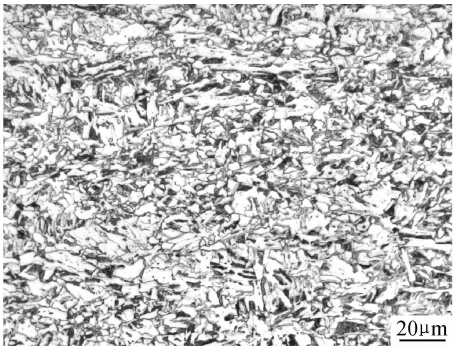


图 5 大变形 X80 钢的光学显微组织

Fig. 5 OM microstructure of X80 steel with excellent deformability

3 分析与讨论

上述实验结果表明,通过 HOP 技术,在获得高强韧性的同时,可使实验钢具有较低的屈强比( $R_{10.5}/R_m$ ),较高的断后伸长率( $A$ )和均匀伸长率( $A_{gt}$ ),满足大变形管线钢的技术要求。这种优良性能的获得是与(B+M/A)双相管线钢的以下组织特征紧密相关的。

3.1 贝氏体基体

经在线配分处理后,实验钢中贝氏体基体的典型透射电子显微组织如图 6,其中的贝氏体板条束呈细小的多方位分布。由于贝氏体尺寸参差不齐,彼此交错分布,使材料具有较小的有效晶粒尺寸,而且在贝氏体内具有细小的亚结构和较高密度的可动位错,因而使贝氏体具有良好的强韧性。同时,在在线配分加热过程中,不仅在控轧控冷过程中快速冷却时的相变应力得以消除,而且由于贝氏体中的碳扩散配分至奥氏体中,使得贝氏体中碳的过饱和度和晶格畸变减小。因此,经在线配分处理后,实验钢在获得高强韧性的同时,具有较好的塑性变形能力。

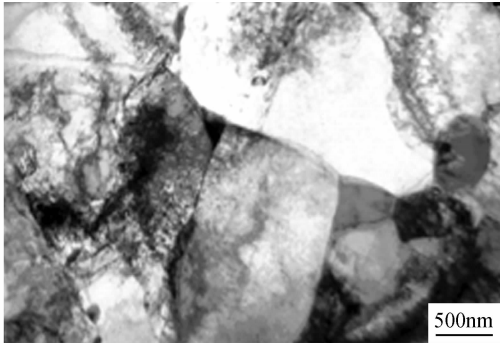


图 6 大变形 X80 钢的贝氏体基体

Fig. 6 Bainite of X80 steel with excellent deformability

3.2 M-A 组元

在线配分处理的一个重要的组织转变是 M-A 组

元的形成。经在线配分处理后,实验钢中典型扫描电子显微组织如图 7,深黑色的背景为 B,分布在 B 之间的亮白色斑点区域为第二相 M-A。这种 M-A 组元的选区电子衍射分析结果如图 8 所示。可以看出, M-A 组元以细小、均匀的形态弥散分布, M-A 组元平均弦长通常小于  $2\mu\text{m}$ ,因而在促使强度增高的同时,对韧性和塑性不构成危害。而 M-A 组元中的残余奥氏体是一种有利的韧性相。研究表明,在外力作用下,奥氏体可以开动多个滑移系同基体一起变形,这样可以起到协调基体各晶粒变形的作用,提高钢的塑性。同时,残余奥氏体具有相变诱发塑性,在较高的应力-应变状态下,通过应变或应力可以诱发残余奥氏体向马氏体转变而引入相变强化,使局部强度提高难以继续变形,导致变形向未发生马氏体相变的其他部位转移,推迟了颈缩的形成,表现为总伸长率,特别是均匀伸长率的提高。另外,残余奥氏体还可缓解局部应力集中,吸收应变能和降低裂纹尖端的应力峰,从而有益于材料抵抗变形能力的提高。国外的研究也表明<sup>[6,7]</sup>,在线配分处理后,当 M-A 的体积分数大于 5% 时,管线钢的屈强比可低于 0.80,均匀伸长率大于 1.0,可使材料获得优良的变形能力。

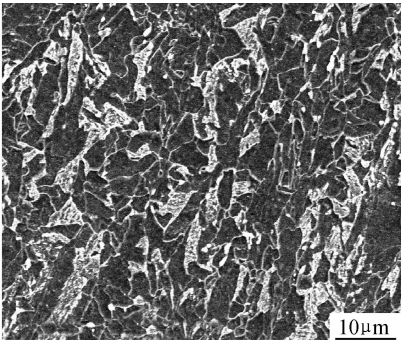


图 7 大变形 X80 钢的 SEM 电子显微组织

Fig. 7 The SEM microstructure of X80 steel with excellent deformability

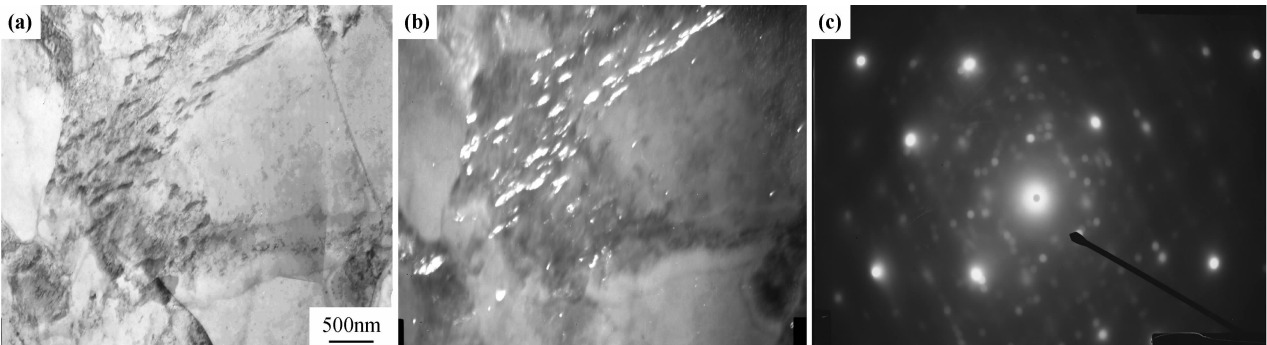


图 8 大变形 X80 钢的 M-A 组元 (a)明场;(b)暗场;(c)衍射斑点

Fig. 8 M-A structure of X80 steel with excellent deformability (a)bright field;(b)dark field;(c)diffraction spot

### 3.3 碳、氮化合物

在 HOP 处理过程中,管线钢中的一个重要现象是碳、氮化合物的析出。为抑制在配分过程中碳化物的析出,以便有足够的碳配分至奥氏体中而使奥氏体的稳定性提高,通常强调钢中应有高的 Si, Al, P 含量<sup>[8-10]</sup>。然而,为保证优良的焊接性和韧性,管线钢的 Si, Al, P 含量必须限制在较低的水平。由于有较低的 Si, Al, P 含量,在管线钢的 HOP 处理过程中,经常可观察到碳化物的析出。实验钢碳、氮化合物析出的透射电子显微分析结果如图 9 所示。分析表明,管线钢中第二相析出包括在再结晶轧制过程中的高温析出;在冷却阶段  $\gamma$ - $\alpha$  转变过程中的相界析出或从过饱和  $\alpha$  中析出;在回火或在 HOP 处理过程中的析出等三种析出方式。由于在回火或在 HOP 处理过程中的析出所形成的析出物的平均尺寸小于前两种(通常可达到纳米级)<sup>[2]</sup>,因而增强了对位错和晶界的钉扎作用,可产生显著的沉淀强化效果。

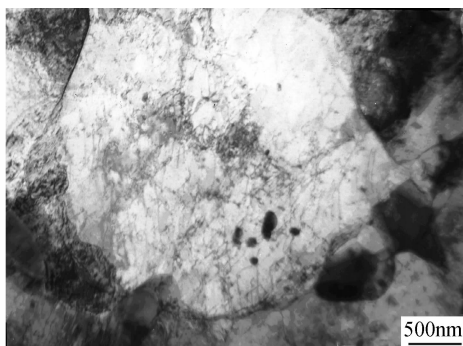


图 9 大变形 X80 钢碳、氮化合物的析出

Fig. 9 The carbide precipitation of X80 steel with excellent deformability

## 4 结论

(1)通过 HOP 工艺技术,实验钢获得(B+M/A)双相组织。

(2)(B+M/A)双相 X80 管线钢具有高的强韧性和低的韧脆转变温度,满足国内“西气东输二线”工程的强韧性技术要求。

(3)(B+M/A)双相 X80 管线钢具有低的屈强比、高的断后伸长率和均匀伸长率,满足大变形管线钢的技术要求。

(4)多位向分布的 B、细小均匀的 M/A 以及纳米级碳、氮化合物的析出等组织因素,赋予实验钢高的强韧性和优良的变形能力。

### 参考文献

- [1] 高惠临. 管道工程面临的挑战与管线钢的发展趋势[J]. 焊管, 2010, 33(11): 5-18.
- [2] 冯耀荣, 高惠临, 霍春勇, 等. 管线钢显微组织的分析与鉴别[M]. 西安: 陕西科技出版社, 2008.
- [3] WILLIAN M, ROBIN G, ROBERT S. Strain-based design guidelines for pipeline girth welds[A]. Proc of the 14th International Offshore and Engineering Conference[C]. Toulon: ASME, 2004. 10-17.
- [4] ISHIKAWA N, OKATSU M, ENDO S, et al. Design concept and production of high deformability linepipe[A]. Proc of 6th International Pipeline Conference [C]. Calgary: ASME, 2006. IPC2006-10240.
- [5] 高惠临. 管线钢-组织性能焊接行为[M]. 西安: 陕西科技出版社, 1995.
- [6] ISHIKAWA N, OKATSU M, ENDO S, et al. Development of high strength linepipe with excellent deformability[A]. Seminar Forum of X100/X120 Grade High Performance Pipe Steels[C]. Beijing: China National Petroleum Corporation, 2005. 201-212.
- [7] ISHIKAWA N, OKATSU M, MURAOKA R, et al. Material development and strain capacity of grade X100 high strain linepipe produced by heat treatment online process[A]. Proc of 7th International Pipeline Conference[C]. Calgary: ASME, 2008. 713-720.
- [8] MOOR E D, LACROIX S, CLARKE S, et al. Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on strain hardening of martensitic steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39: 2586-2595.
- [9] EDMONDS D V, HE K, MILLE M K, et al. Microstructural features of quenching and partitioning: a new martensitic steel heat treatment[J]. Materials Science Forum, 2007, 539-543: 4819-4825.
- [10] SPEER J, MATLOCK D K, COOMAN B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 2611-2622.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50874090, 51174165)

收稿日期: 2011-04-07; 修订日期: 2011-11-30

作者简介: 郝世英(1967—), 男, 博士研究生, 研究方向为管线钢及管道工程, 联系地址: 陕西省西安市雁塔区电子二路东段 18 号西安石油大学材料科学与工程学院(710065), E-mail: 315809994@qq.com