

X70 针状铁素体管线钢包辛格效应研究

Research on Bauschinger Effect of X70

Acicular Ferrite Pipeline Steel Plate

龙明建^{1, 2}, 于 浩¹, 尹雨群³, 牛 涛¹, 杨旭宁¹, 康永林¹

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083; 2 涟源钢铁

集团有限公司, 湖南 娄底 417009; 3 南京钢铁有限公司, 南京 210035)

LONG Ming-jian^{1, 2}, YU Hao¹, YIN Yu-qun³, NIU Tao¹, YANG Xu-ning¹,

KANG Yong-lin¹(1 School of Materials Science and Engineering, University of

Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Lianyuan Iron & Steel Group

Co. Ltd , Loudi 417009, Hunan, China; 3 Nanjing Iron & Steel Co. Ltd , Nanjing 210035, China)

摘要: 利用拉伸试验机、扫描电镜和透射电镜研究了TMCP工艺生产的Nb微合金化X70针状铁素体管线钢板的包辛格效应。实验结果表明:此钢板的包辛格效应比较小,当预压变形量为1.2%时,包辛格效应的值最大,约为17MPa。该钢的包辛格效应较小主要是由于钢中有多种具有不同屈服强度的相存在,其屈服行为不同时。

关键词: 包辛格效应; 针状铁素体; X70 管线钢

中图分类号: TG315.5 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)10-0031-04

Abstract: Bauschinger effect of X70 acicular ferrite pipeline steel with niobium microalloy produced by thermomechanical controlled process technology was investigated. The experimental results is shown showed that the maximum value of Bauschinger effect is about 17MPa when the pre-compressive strain is about 1.2%. The Bauschinger effect of this pipeline steel is smaller than that of other steels, it is because that there are complex phases in the steel and the phases yield non-simultaneously.

Key words: Bauschinger effect; acicular ferrite; X70 pipeline steel

管道输送是长距离输送石油、天然气最经济、合理的运输方式。近年来,石油天然气长距离输送无论在国外还是在国内都得到了迅猛的发展,而针状铁素体管线钢是首选钢种之一。本国生产X70针状铁素体管线钢的技术条件已成熟,其应用也开始普及。尽管对针状铁素体管线钢生产工艺及组织性能的研究较为深入,但对其包辛格效应研究的相关文献却较少。因此,本工作对X70针状铁素体管线钢包辛格效应进行了研究,这对生产和制管具有重要的指导意义和参考

价值。

1 实验材料、试样尺寸及实验方法

1.1 实验材料和试样尺寸

实验用原料取自某钢厂X70热轧板,厚度为17.5mm,化学成分见表1。包辛格效应的测量,要求精度较高,为了保证实验结果的准确性,试样的形状和尺寸按图1进行加工,试样为非标试样。

表 1 试样化学成分(质量分数/%)

Table 1 Compositions of the tested steel plate (mass fraction/%)

Ladle number	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Mo	Ti
06103339	0.044	1.52	0.17	0.006	0.001	0.014	0.052	0.21	0.009

1.2 实验方法

由于某钢厂的X70热轧钢板制管时采用的工艺为JCOE工艺。JCOE成型过程基本上为纯弯曲变形,钢板内表面承受压缩变形,外表面承受拉伸变形,而在随后的扩管(E)过程中,整个管壁承受拉伸变形。

因此,在制管完成后,钢管可能会因为包辛格效应而引起强度的下降。钢板在弯曲变形时中性面在钢板中心,因此,钢板内外表面承受的最大应变可估算如下^[1]:

内表面承受的最大压缩应变为:

$$\varepsilon_i = [\pi(D - t) - \pi(D - 2t)]/\pi(D - t) = t/(D - t)$$

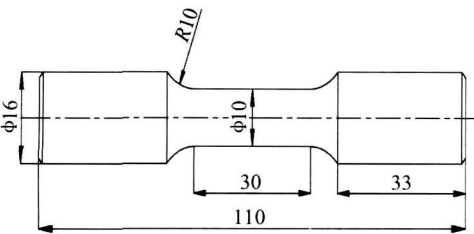


图 1 试样形状和尺寸
Fig. 1 Sketch of the specimen

外表面承受的最大拉伸应变为:

$$\epsilon_0 = [\pi D - \pi(D - t)] / \pi(D - t) = t / (D - t)$$

式中: D 为钢管的外径; t 为钢管壁厚。

由上式可知, 钢板厚度 t 越大时, 钢管内表面承受的最大压缩变形也最大, 因此, 某钢厂 X70 规格为 17.5 mm 厚的热轧板制成口径为 $\phi 1016$ mm 钢管时, 则

$$\epsilon_1 = \epsilon_0 = 0.0175 = 1.75\%$$

由此, 本实验有压缩预应变量的测试 3 个点, 每个点的压缩预应变量为 0.7%, 1.2%, 1.8%。又由于 API 5L 规定的屈服强度为 $\sigma_{0.5}$ 。故具体实验方案设计如下:

- (1) 单向拉伸 3 个试样, 测定板材的屈服强度 $\sigma_{0.5}$ 和抗拉强度 σ_b , 取其平均值;
- (2) 预压变形 0.7%, 卸载再拉伸确定其屈服强度 $\sigma_{0.5}$ 和抗拉强度 σ_b , 做两个试样, 取平均值。并与 (1) 测得强度的平均值做比较, 计算强度的变化;
- (3) 预压变形 1.2%, 卸载再拉伸确定其屈服强度 $\sigma_{0.5}$ 和抗拉强度 σ_b , 做两个试样, 取平均值。并与 (1) 测得强度的平均值做比较, 计算强度的变化;
- (4) 预压变形 1.8%, 卸载再拉伸确定其屈服强度 $\sigma_{0.5}$ 和抗拉强度 σ_b , 做两个试样, 取平均值。并与 (1) 测得强度的平均值做比较, 计算强度的变化。

所有试样都在试验机型号为 MTS810 13 的试验机上进行。

2 实验结果

单个试样的典型应力应变曲线见图 2-5。

实验数据结果见表 2。

包辛格效应见图 6。

由上述图形和实验数据可知: 试样的预压变形量小于 1.2% 时, 包辛格效应随预压变形量的增加而增大; 当预压变形量等于 1.2% 的情况下, 钢板的包辛格效应值即屈服强度的减少值最大, 其值约为 17MPa; 当预压变形量在 1.2% ~ 1.8% 时, 包辛格效应不再随

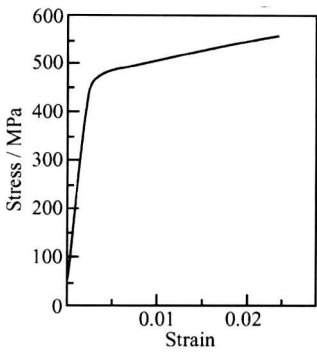


图 2 无预压变形的单向拉伸应力-应变曲线
Fig. 2 Stress-strain curve with none pre compressive strain

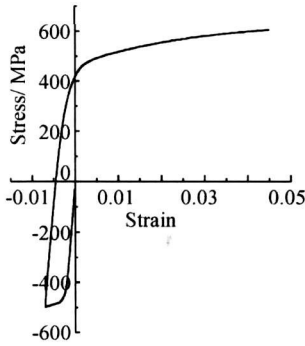


图 3 预压变形 0.7% 的应力-应变曲线
Fig. 3 Stress-strain curve with 0.7% pre-compressive strain

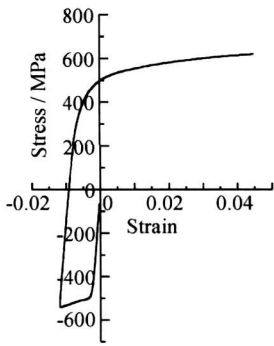


图 4 预压变形 1.2% 的应力-应变曲线
Fig. 4 Stress-strain curve with 1.2% pre-compressive strain

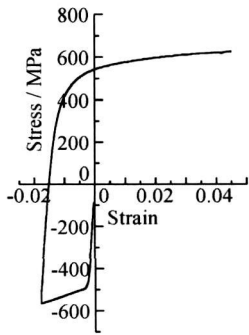


图 5 预压变形 1.8% 的应力-应变曲线
Fig. 5 Stress-strain curve with 1.8% pre-compressive strain

表 2 包辛格效应实验结果

Table 2 Data of Bauschinger effect experiments

No	Pre-compressive strain / %	Tensile strength/ MPa		Yield strength/ MPa		Decrease of yield strength / MPa
		Single	Average	Single	Average	
1	0	630		482		
2	0	635	633	494	487	-
3	0	635		486		
4	0.7	635	633	490	485	- 2
5	0.7	630		479		
6	1.2	640	640	471	470	- 17
7	1.2	640		469		
8	1.8	640	638	475	474	- 13
9	1.8	635		473		

由图可以看出, X70 针状铁素体管线钢具有高位错密度, 且位错胞状组织非常发达。

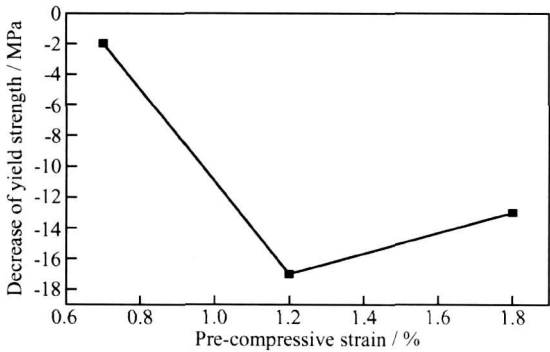


图 6 预压变形量和屈服强度减少值(包辛格效应值)的关系
Fig 6 Relationship between prestrain and decrease of yield strength

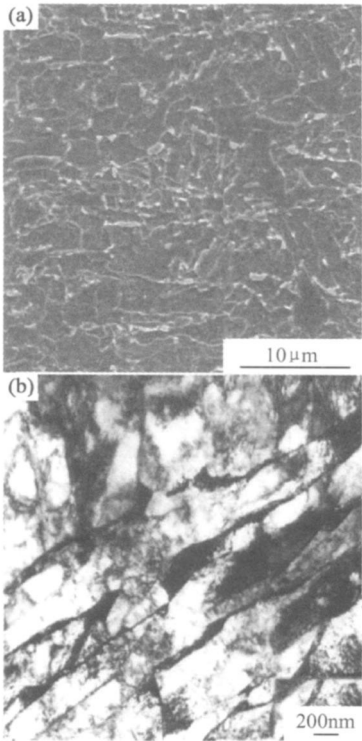


图 7 X70 的显微组织形貌 (a) SEM; (b) TEM
Fig 7 Microstructures of X70 pipeline steel (a) SEM; (b) TEM

预压变形量的增加而增大, 而是随预压变形量的增加而减少。而抗拉强度基本没有什么变化。应力应变曲线都不存在屈服平台, 为连续屈服曲线。

3 分析与讨论

金属材料的结构决定了其受力变形时位错滑移的本质特征, 然而金属材料的显微组织中的晶粒大小、晶粒取向、晶界, 第二相、第二相粒子、固溶原子以及材料中的原始可动位错状态也对位错的滑移产生重要的影响, 这些最终都反映到材料的宏观性能上。

本工作研究的 X70 针状铁素体管线钢的典型显微组织形貌如图 7 所示。图 7 a 为组织的 SEM 形貌, 图中细小亮白色的颗粒为 M/A 岛, 分布在晶界和晶内, 但晶界上分布较多, 细棒状且呈犬牙状交错分布的为退化的板条贝氏体, 块状铁素体的尺寸较大且晶界不十分圆整^[2], 图中还有部分粒状贝氏体。综上所述, 此管线钢的组织为退化的板条贝氏体+ 块状铁素体+ M/A 岛+ 粒状贝氏体。图 7 b 是组织的 TEM 形貌,

图 8 为 X70 针状铁素体组织中位错 TEM 形貌。由图 8 a 可以看出板条内位错胞壁非常发达; M/A 岛附近可以看到位错的塞集和发射位错的迹象; 晶界上也可以观察到大量位错塞集的现象, 同时还看到 A 处的晶界台阶向晶内发射位错^[3], 这说明该钢的相邻两晶粒的屈服是有先后次序的, 即位错在晶界塞集引起该晶粒的加工硬化和晶界的应力集中, 常温下晶界强度高于晶内强度, 当应力集中到一定程度, 达到邻接的

晶粒屈服强度时,晶界向邻接的晶粒内发射位错,使邻接晶粒发生屈服而减轻或消除晶界的应力集中。图 8 b 显示了钢中第二相粒子对位错的钉扎,这种效果非常显著,已产生位错缠结;由图中还可以看出,位错主要是绕过第二相粒子,并塞集有一定的可动位错,经透射电镜分析可知这种二相粒子主要为 NbC。

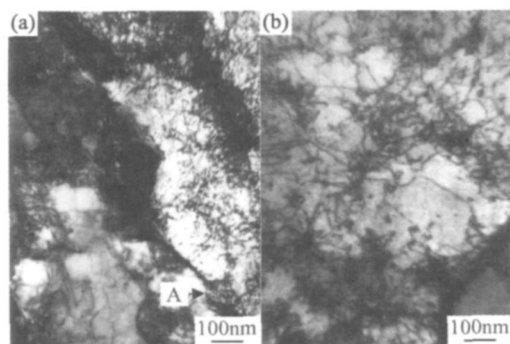


图 8 X70 组织中位错的 TEM 形貌

(a) 组织中的位错; (b) 位错与二相粒子的交互作用

Fig 8 Morphology of dislocations in microstructure of X70 pipeline steel

(a) dislocation; (b) dislocation and precipitation particle

本实验过程为:先对试样进行一定量的预压变形,卸载,再进行拉伸变形。因此,在预压变形过程中,试样会产生加工硬化,而在随后的拉伸变形过程中,由于受力方向相反,试样开始会产生软化,随着拉伸的进行,试样又产生加工硬化。

当预压变形量小于 1.2% 时,在这一阶段,随着预压变形量的增加,塞集在晶界、二相粒子及 M/A 岛前的可动位错越来越多,但又来不及形成稳定的位错亚结构,而此阶段在晶界前沿因位错塞集而产生的应力集中还未能使贝氏体发生屈服。因此,卸载后,反向拉伸时,会促进塞集的位错加速弛豫,反向运动的可动位错比较多,同时还有可能开动的次滑移也比较多,造成试样的屈服强度越来越低。因此,当预压变形量小于 1.2% 时,试样的加工硬化小于反向拉伸时的软化,造成试样的屈服强度随着预压变形量的增加而降低。

当预压变形量大于 1.2%,小于 1.8% 时,在这一阶段,块状铁素体里发生交滑移的位错越来越多,并产生割阶和缠结,形成稳定的位错亚结构,又由于位错缠结越来越多,储存的能量也越来越高,这时高能的全位错开始分解成低能量的稳定的不全位错(如两叶位错)^[4,5],因此在这阶段,铁素体里的位错亚结构非常发达,且非常稳定。与此同时,晶界的应力集中已足够使邻接的贝氏体晶粒发生屈服,因此在这一阶段,贝氏体已开始发生屈服。卸载后,反向拉伸时,由于铁素体

里的位错亚结构非常稳定和发达,强度很高,且铁素体里稳定的位错亚结构不易弛豫,不易滑移。由于预压阶段贝氏体已经发生屈服,故贝氏体里的可动位错比较多,此时的贝氏体相对于加工硬化的块状铁素体来说易于发生滑移,于是屈服直接从贝氏体开始,而贝氏体本身的位错亚结构比较发达,屈服强度比较高。因此,在宏观上表现为试样反向拉伸时的起始屈服强度比较高。随着预压变形量进一步的增加,贝氏体里的位错也开始形成比较稳定的位错亚结构,可动位错越来越少,试样的加工硬化远大于拉伸时的软化,使得试样的屈服强度随着预压变形量的增加而迅速的增加。

当预压变形量在 1.2% 时,包辛格效应最大,即 $\sigma_{0.5}$ 下降值最大,约为 17MPa,相对于其它钢种来说,这种针状铁素体管线钢的包辛格效应是比较小的。由于这种钢中存在着块状铁素体、贝氏体(粒贝和退化的板条贝氏体)和 M/A 岛等多种相,而这些相中,体积分数最多的是贝氏体,块状铁素体的体积分数比较少;同时,又由于这种钢中块状铁素体中的位错密度高,位错亚结构发达,细小弥散的 M/A 岛和第二相粒子多,晶粒尺寸小,因此,只需少许变形,铁素体里原来没有形成亚结构的可动位错很快发展成稳定的位错亚结构。当预压变形量在 1.2% 时,部分晶界前的应力集中使贝氏体发生屈服。故卸载后,反向拉伸时,屈服除了发生在位错亚结构不太稳定的块状铁素体晶粒内外,还易发生在预压过程中发生屈服的部分贝氏体晶粒内。不管是块状铁素体还是贝氏体,它们的位错亚结构都非常发达,可动位错比较少,强度下降不明显,所以 X70 管线钢的包辛格效应小。

4 结论

(1) TMC 工艺生产的这种 Nb 微合金化 X70 针状铁素体管线钢的包辛格效应比较小,当预压变形量为 1.2% 时,包辛格效应的值最大,约为 17MPa。

(2) 该 X70 针状铁素体管线钢的包辛格效应比较小的原因在于:钢中有多种不同屈服强度的相存在;这几种相中,中等屈服强度的相的体积分数最大,而最小屈服强度的相的体积分数相对比较小;这几种相在受力发生屈服时是先后进行的;钢中各相的位错密度高和位错亚结构发达。

参考文献

- [1] 李殿杰,韩宝云,郭烽. X70 管线用宽厚板包辛格效应的研究[J]. 钢铁, 2005, 40(10): 76-79.

(下转第 44 页)

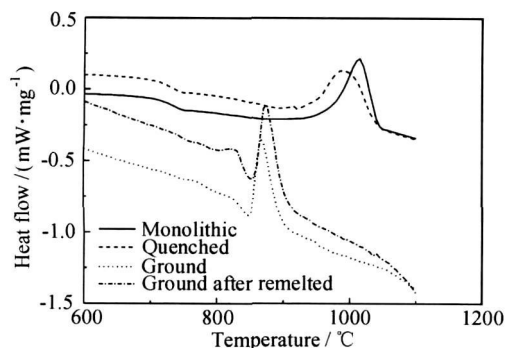


图 1 不同形态样品的 DSC 曲线

Fig 1 The DSC curves of the different state samples

由于玻璃的析晶大部分是源于非均匀形核, 缺陷的存在对于玻璃的析晶有促进作用。材料组分相同, 缺陷较多的样品较容易析晶, 其析晶峰值温度也相应较低。高温熔融后随炉冷却的样品因冷却时环境温度下降慢, 玻璃的内应力有充分的时间释放, 缺陷最少; 高温水淬后的玻璃渣经过强烈的温度变化, 形成了很多的缺陷, 在其中也积蓄了大量的能量, 有很多的内应力存在; 而将此玻璃渣进行高速球磨, 在球磨的过程中, 玻璃的粒度减小, 表面积增加, 样品内积蓄的能量和应力增加, 亦即样品中的缺陷增加。结果造成块状样品至球磨粉体样品析晶峰值温度降低。重熔后样品中的成分均匀性增加, 在状态相同的情况下, 其析晶峰值温度会有所上升。由此得出, 对熔融的玻璃熔体采用水淬、球磨等工艺获得的粉体能在较低温度下形核析晶, 有利于 MAS 微晶玻璃的低温烧结。

3 结论

(1) MAS 微晶玻璃的组分中增加 MgO 的含量, 易于产生离子局部积聚现象, 使得玻璃易于析晶, 有利于 MAS 微晶玻璃的低温烧结。

(2) 在满足氧化物原料熔融成玻璃熔体的前提下, 尽量降低玻璃的熔融温度, 可以造成材料内部的成分起伏, 形成离子富集的微区, 易于析晶, 有利于 MAS 微晶玻璃的低温烧结。

(3) 通过采用水淬和球磨等工艺, 得到缺陷较多的玻璃粉末, 缺陷的存在能够促进形核和晶体长大, 亦有利于 MAS 微晶玻璃的低温烧结。

参考文献

- [1] P W 麦克米伦. 微晶玻璃[M]. 王仞千译. 北京: 中国建筑工业出版社, 1988.
- [2] 浙江大学, 武汉建筑材料工业学院, 上海化工学院, 等. 硅酸盐物理化学[M]. 北京: 中国建筑工业出版社, 1980.
- [3] PARTRIDGE G. An overview of glass ceramics. Part . Devel-

opment and principal bulk applications[J]. Glass Technol, 1994, 35(3): 116- 127.

- [4] 杨娟, 堵永国, 张为军. Ca-Al-Si 系低温共烧陶瓷(LTCC) 性能研究[J]. 功能材料, 2005, 36(11): 1715- 1717.
- [5] 田民波. 电子封装工程[M]. 北京: 清华大学出版社, 2003.
- [6] 王乃刚, 罗调, 陈玮. MgO-Al₂O₃-SiO₂-TiO₂-CeO₂ 系统微晶玻璃的析晶过程与微波介电性能[J]. 无机材料学报, 2003, 18(3): 547- 552.
- [7] 迟玉山, 沈菊云, 陈学贤. 硬盘基板用微晶玻璃的析晶过程研究[J]. 无机材料学报, 2001, 16(5): 791- 796.
- [8] MEI S, YANG J, FERREIRA J M F. Sol-gel derived P₂O₅-doped cordierite powders: characterization and phase transformation[J]. Mater Res Bull, 2001, 36(5): 799- 810.
- [9] BLODGETT A J, BARBOUR D R. Thermal conduction module a high performance multilayer ceramic package[J]. IBM J Res Develop, 1982, 26(1): 30- 36.
- [10] KUMAR A H, KNIKERBOCKER S, TUMMALA R R. Sinterable glass-ceramics for high-performance substrates[A]. 42nd Electronic Components and Technology Conference[C]. San Diego: IEEE, 1992. 678- 681.
- [11] TUMMALA R R. Ceramic and glass-ceramic packaging in the 1990s[J]. J Am Ceram Soc, 1991, 74(5): 895- 908.
- [12] TUMMALA R R, CLARK B T, BHATIA H. Overview of IBM ceramic packaging technology[A]. 43rd Electronic Components and Technology Conference[C]. Orlando: IEEE, 1993. 1- 7.
- [13] 胡荣祖, 史启祯. 热分析动力学[M]. 北京: 科学出版社, 2001.

基金项目: 国家高科技研究发展计划(863 计划) 资助项目(2004AA32G090)

收稿日期: 2006-05-08; 修订日期: 2006-12-02

作者简介: 杨娟(1980-), 女, 在读博士研究生, 现从事电子材料方面的研究, 联系地址: 湖南长沙国防科技大学航天与材料工程学院 501 教研室(410073)。

(上接第 34 页)

- [2] 李鹤林, 郭生武, 冯耀荣, 等. 高强度微合金管线钢显微组织分析与鉴别图谱[M]. 北京: 石油工业出版社, 2001.
- [3] 黄孝瑛, 侯耀永, 李理. 电子衍射分析原理与图谱[M]. 济南: 山东科学技术出版社, 2000.
- [4] 石德珂, 朱维斗. 材料物理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2006.
- [5] NI Hai-ni, WANG Zh-rui. Effect of pre-strain and mean stress on cyclic plastic deformation response of iron-based alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A314: 12- 23.

收稿日期: 2007-01-10; 修订日期: 2007-04-30

作者简介: 龙明建(1973-): 男, 工程师, 硕士, 现从事新产品开发, 联系地址: 北京市海淀区学院路 30 号北京科技大学材料科学与工程学院 211 信箱(100083)。