

终冷温度对厚规格 X80 组织和 DWTT 的影响

叶晓瑜^{1,2}, 任守斌³, 李 拔⁴, 贾书君⁴, 张开华², 黄贞益¹

(1. 安徽工业大学冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243002; 2. 攀钢集团研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000; 3. 攀钢集团西昌钢铁有限公司, 四川 西昌 615000; 4. 钢铁研究总院 工程用钢所, 北京 100081)

摘 要:通过显微组织和落锤试样的断裂路径表征,研究了不同终冷温度对 21.4 mm 厚 X80 组织和落锤性能的影响,分析了不同组织对裂纹扩展路径的影响。试验结果表明,当终冷温度为 480 ℃ 时,其组织为粒状贝氏体+细小的准多边形铁素体,当终冷温度提高到 510 ℃ 时,在心部出现大尺寸的多边形铁素体,随着终冷温度提高,大尺寸的多边形铁素体含量增加。当终冷温度从 480 ℃ 提高到 550 ℃ 时,整个断面的组织由全针状铁素体组织向边部针状铁素体组织+心部大尺寸多边形铁素体组织转变,心部的大尺寸多边形铁素体组织不能有效阻止裂纹的扩展,落锤剪切面积从 100% 降低到 72%。

关键词:X80 管线钢; 终冷温度; 铁素体; 落锤撕裂试验; 裂纹

中图分类号:TF76,TG115

文献标志码:A

文章编号:1004-7638(2022)04-0167-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.04.025

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of final cooling temperature on the microstructure and DWTT of thick X80 linepipe steel strip

Ye Xiaoyu^{1,2}, Ren Shoubin³, Li Ba⁴, Jia Shujun⁴, Zhang Kaihua², Huang Zhenyi¹

(1. School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, Anhui, China; 2. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 3. Xichang Steel & Vanadium Co., Ltd., Pangang Group, Xichang 615000, Sichuan, China; 4. Engineering Steel Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The effects of different final cooling temperatures on the microstructure and drop weight properties of 21.4 mm thick X80 linepipe steel strip were studied, and the effect of different microstructure on crack propagation path was discussed. When the final cooling temperature is 480 ℃, the microstructure of the resulted steel strip is composed of granular bainite + fine quasi-polygonal ferrite. When the final cooling temperature is increased to 510 ℃, large-size polygonal ferrite appears in the core of strip sample. As the final cooling temperature further increases, the volume fraction of large-size polygonal ferrite increases. When the final cooling temperature is increased from 480 ℃ to 550 ℃, the microstructure across cross section transforms from fully acicular ferrite to acicular ferrite in the edge + large-size polygonal ferrite in the core. Since the large-size polygonal ferrite in the core cannot restrain crack propagation effectively, the drop weight shear area of tested steel decreases from 100% to 72% with cooling temperature increasing from 480 ℃ to 550 ℃.

Key words: X80 pipeline steel, final cooling temperature, ferrite, DWTT, crack flaw

0 引言

国际平均能源消费结构中,天然气约占总能源消费量的 23%,而我国天然气消费量较低。近几年我国天然气消费量在逐渐上升,管道输送压力和管径也在逐渐增加,这就带动管线用钢向高钢级、大壁厚方向发展^[1-4]。

为保证管线的安全可靠性,在管线的设计阶段不仅要考虑防止管线在正常运行时发生断裂,同时还要考虑管线一旦发生断裂,必须在较短时间范围内止裂,以减少损失。因此,低温断裂韧性是输气用管线钢最重要的技术指标。缺口冲击试验和落锤撕裂试验(DWTT)均是用来表征材料低温断裂韧性的试验项目。大量的试验数据表明,DWTT 测定结果与全尺寸爆破试验测定的结果极其吻合,更能真实

地反映材料在受力状态下其动态断裂状态和止裂性能。因此,材料的 DWTT 性能成为评定高强度、高韧性管线钢断裂韧性和止裂性能比较全面的方法^[5-6]。笔者将针对厚规格 X80 管线钢落锤性能的影响因素和改善方法开展研究。

1 试验材料及方法

试验材料为工业生产的 21.4 mm 厚 X80 热连轧管线钢,其化学成分见表 1。从表 1 可见,试验钢采用超低碳、超低硫、超低磷的总体成分设计,通过 Mo 元素扩大 γ 相区,推迟 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时形成先共析铁素体,抑制多边形铁素体,促进针状铁素体生成;同时利用 Nb 推迟多边形铁素体转变,阻止铁素体晶粒长大,有利于晶粒细化。再结合适当的控轧控冷工艺,获得晶粒充分细化、位错密度高的组织。

表 1 试验用钢的化学成分设计
Table 1 Chemical composition of test steel

%

C	Si	Mn	P	S	Nb	Cr	Mo
0.05	0.23	1.76	0.011	0.002	0.07	0.24	0.22

试验钢终冷温度试验方案设计见表 2,终冷温度是指层流冷却前段冷却终止的温度,卷取温度为钢卷实际卷取时检测的温度值。

金相组织检验按照国家标准 GB/T 13298—2015《金属显微组织检验方法》进行,试样经磨样、抛光后使用硝酸酒精溶液进行侵蚀,然后使用金相

显微镜和扫描电镜进行观测。落锤剪切面积比按照国家标准 GB/T 8363—2007《铁素体钢落锤撕裂试验方法》检验,落锤试样在钢卷宽度 1/4 处取样,取样方向与轧制方向成 30°,试样尺寸为 $(305 \pm 5) \text{ mm} \times (76.2 \pm 1.5) \text{ mm}$,缺口为 $45^\circ \pm 2^\circ$ 的 V 型缺口,缺口深度为 $(5.1 \pm 0.5) \text{ mm}$ 。

表 2 不同终冷温度对比试验方案
Table 2 Comparison test schemes designed to investigate the effect of different final cooling temperatures

编号	终冷温度/℃	卷取温度/℃	是否表面积水
1 [#]	480	322	否
2 [#]	510	325	否
3 [#]	550	330	否

2 试验结果分析讨论

2.1 不同终冷温度对组织的影响

根据 Goldren 和 Y.E.Smith 提出的管线钢中针状铁素体的特征为:呈不规则非等轴状、晶粒界限模糊、没有完整的连续晶界、粒度参差不一,因此将连续冷却过程中形成的准多边形铁素体、无明显原奥氏体晶界的贝氏体铁素体、粒状贝氏体及 M/A 组元等归类到工程用管线钢针状铁素体组织范畴。在组织分析中,将 AF(针状铁素体)、QF(准多边形

铁素体)、BF(贝氏体铁素体)、GB(粒状贝氏体)及 M/A 岛归为针状铁素体的组织^[7]。

1[#]试验钢厚度方向的金相组织照片见图 1,扫描电镜照片见图 2。从图 1 和图 2 可见,1[#]试验钢厚度方向的组织均匀性较好,均为粒状贝氏体(GB)和细小的准多边形铁素体(QF),没有出现明显的大块状的铁素体。

2[#]试验钢厚度方向的金相组织照片见图 3,扫描电镜照片见图 4。从图 3 和图 4 可见,试验钢边部和 1/4 处组织主要为粒状贝氏体(GB)和细小的准

多边形铁素体(QF),但是心部组织为大尺寸的多边形铁素体,说明在控制冷却过程中,冷速也没有完全传递到心部,心部冷速降低,同时在轧制过程中变形

不能完全渗透到心部,导致心部变形亚结构减少,针状铁素体相变的形核位置减少,从而形成大块的多边形铁素体。

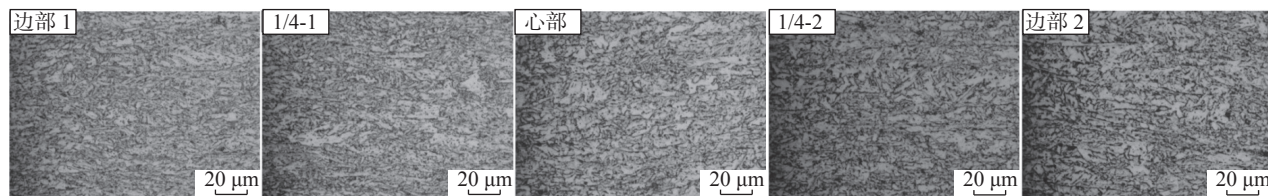


图 1 1#试验钢的金相组织
Fig. 1 Metallographic structures of 1# test steel

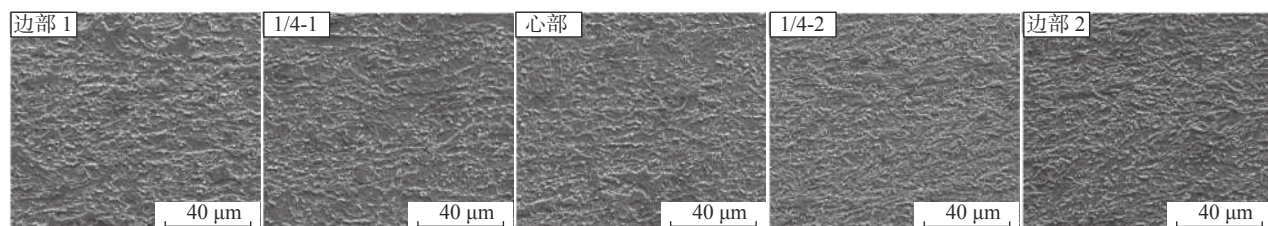


图 2 1#试验钢扫描电镜照片
Fig. 2 Scanning electron microscope photos of 1# test steel

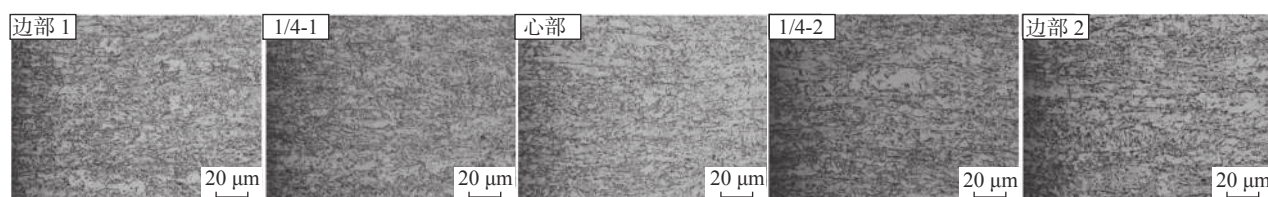


图 3 2#试验钢的金相组织
Fig. 3 Metallographic structures of 2# test steel

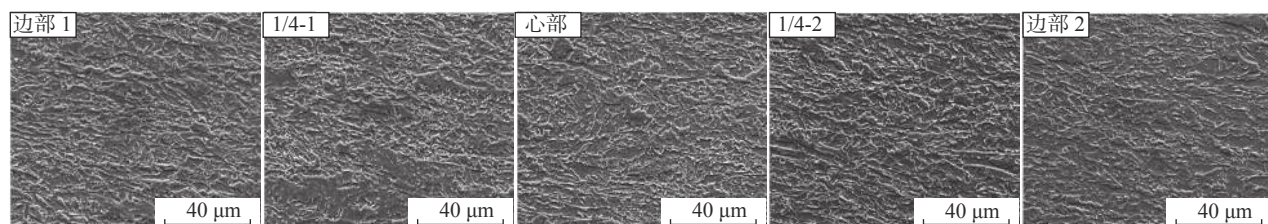


图 4 2#试验钢扫描电镜照片
Fig. 4 Scanning electron microscope photos of 2# test steel

3#试验钢厚度方向的金相组织照片见图 5, 扫描电镜照片见图 6。从图 5、6 可见, 试验钢边部的组织主要为粒状贝氏体(GB)和细小的准多边形铁素体(QF), 在 1/4 位置和心部试样厚度方向均出现了大

尺寸的多边形铁素体, 并且从边部→心部, 多边形铁素体逐渐增加, 粒状贝氏体(GB)含量逐渐降低。大尺寸的多边形铁素体的强韧性显著低于粒状贝氏体(GB), 对钢板的韧性不利。

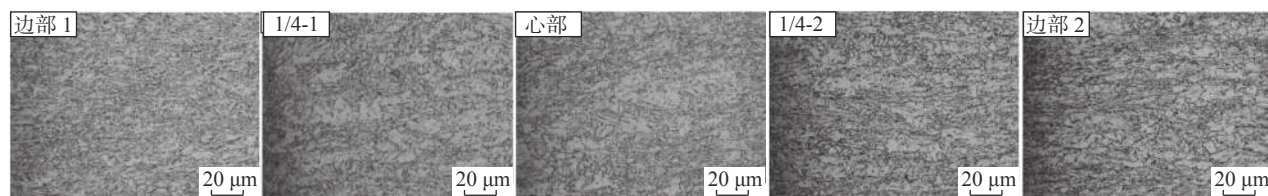
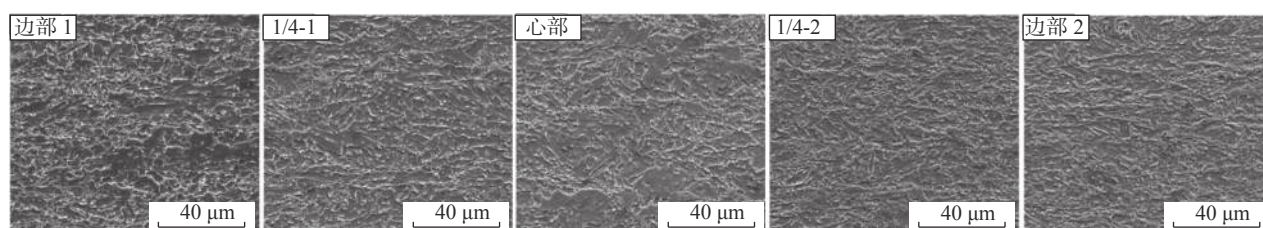


图 5 3#试验钢的金相组织
Fig. 5 Metallographic structures of 3# test steel

图 6 3[#]试验钢扫描电镜照片Fig. 6 Scanning electron microscope photo of 3[#] test steel

2.2 不同终冷温度对 DWTT 的影响

2.2.1 不同终冷温度试验钢的 DWTT

不同试验钢-20 ℃ 的落锤剪切面积见表 3, DWTT 断口宏观照片见图 7。可见,随着终冷温度的升高,落锤剪切面积逐渐降低,当终冷温度从 480 ℃ 提高到 550 ℃ 时,落锤剪切面积从 100% 降低到 72%,当终冷温度在 510 ℃ 以下时,其落锤剪切面积满足技术条件要求。典型的 DWTT 断口可分为:压槽区、韧性区、韧脆转变区、脆性区、异常断口区、锤击区等,不同区域直观反应了 DWTT 裂纹启裂和扩展的具体情况。依据落锤撕裂试验宏观断口上裂纹起源及扩展的特征,将断口分为四大类:第一类断口,韧性起裂、韧性发展(正常断口),如 1[#]试验钢;

第二类断口,韧性起裂、扩展中伴有脆性特征(异常断口),如 2[#]试验钢;第三类断口,脆性起裂、韧性和脆性混合扩展(异常断口),如 3[#]试验钢;第四类断口,脆性起裂、脆性发展(正常断口)。这四类断口反映了材料的韧性依次下降。

表 3 不同试验钢的落锤剪切面积

Table 3 Drop weight shear area of tested steel obtained under different cooling scheme indicated in table 2

编号	-20 ℃ DWTT 落锤剪切面积比/%
1 [#]	100
2 [#]	92
3 [#]	72
技术条件要求值	≥85

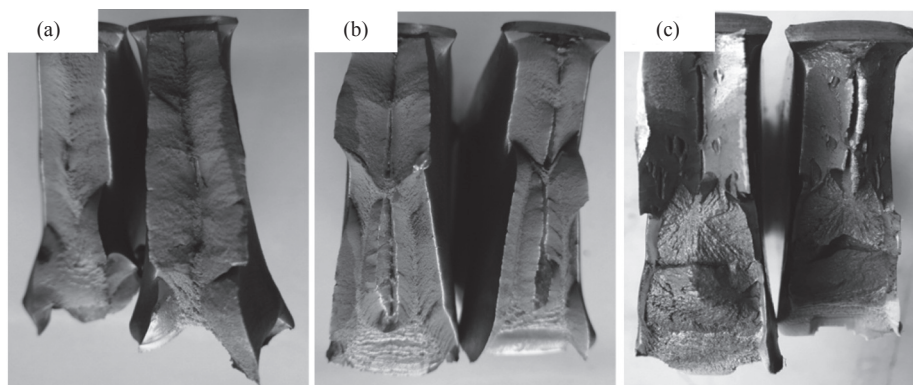
(a) 1[#] 试验钢, (b) 2[#] 试验钢, (c) 3[#] 试验钢

图 7 不同终冷温度的 DWTT 断口宏观照片

Fig. 7 Macro-photos of DWTT fractures of steels obtained at different final cooling temperatures

2.2.2 DWTT 断裂行为分析

选择典型的韧性-脆性转变的 DWTT 试样(3[#]试验钢)进行扫描电镜观测,宏观断口见图 8。从图 8 可见,断口包括四个区域,即压制缺口区、脆性断裂区(P1),韧性断裂区(P2),韧性-脆性转变区(P3)和锤击区(P4)。与冲击裂纹断裂类似,DWTT 的断裂也可分裂纹萌生和裂纹扩展。一般而言,裂纹压制缺口区域开始萌生,该区域的断裂是脆性断裂,因为该区域在 DWTT 试验时承受很大的压力,然后裂纹

依次扩展到 P1, P2, P3 和 P4 区。

3[#]试验钢 DWTT 断口的扫描电镜照片见图 9。从图 9 可见,在 P1 区,断裂面由大量的较大尺寸的解理面和少量的细小韧窝组成。当裂纹从 P1 区扩展到 P2 区时,裂纹表面由深度不同,尺寸大小不同的韧窝构成,还可以观察到明显的撕裂棱,这表明裂纹在扩展过程中消耗了一定的能量。当扩展到 P3 区时,断口表面可以观察到解理面和韧窝,材料从韧性断裂过渡到脆性断裂,裂纹的扩展不稳定。P4 区

的断裂表现出典型的脆性断裂特征,存在大量的河流状的解理面,该区发生脆性断裂的原因是锤头锤击时,锤头侧发生加工硬化,并且由于材料韧性较低而发生脆性断裂。

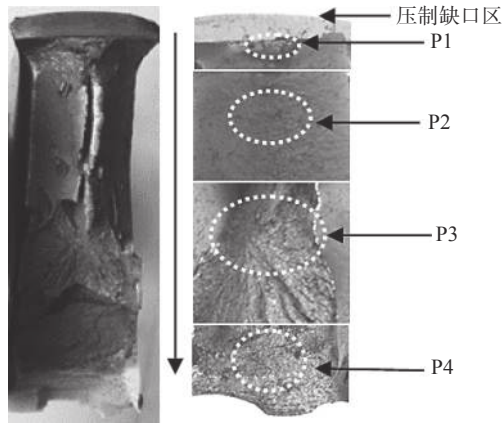


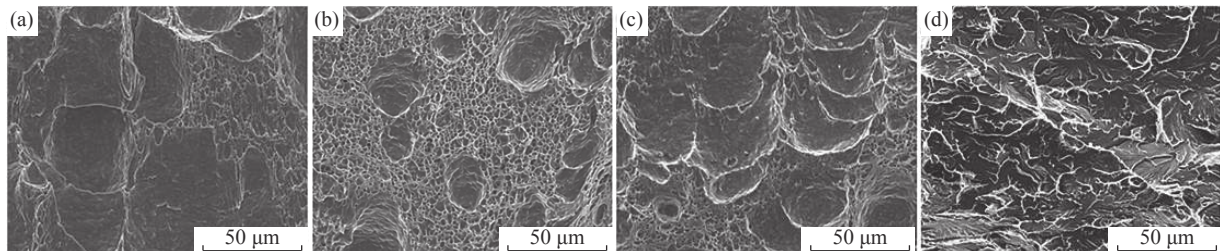
图8 3[#]试验钢 DWTT 宏观断口形貌

Fig. 8 DWTT macroscopic fracture morphology of 3[#] test steel

2.2.3 断裂裂纹形貌及扩展路径分析

3[#]试验钢 DWTT 断裂过程中裂纹的萌生和裂纹扩展的路径图见图 10, 观测断口时对断口电镀

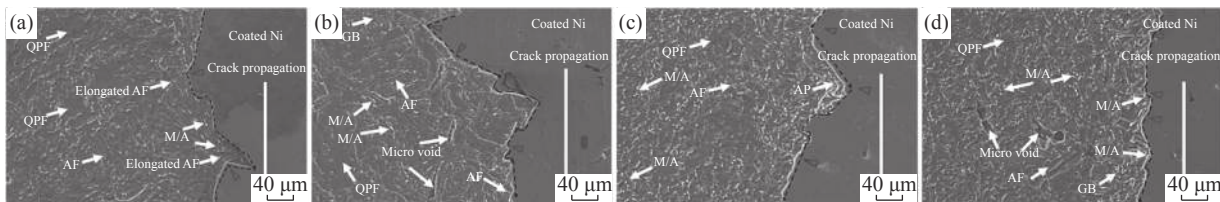
Ni 进行保护(导电)。从图 10 可见,当落锤以较大的能量冲击试样表面时,压制缺口根部会发生应力高度集中,此时,压制缺口根部组织发生急剧的塑性变形。相应的紧靠缺口根部的 P1 区也承受很大的压力并变形,因此, P1 区的 AF 晶粒(包括粒状贝氏体 GB 和准多边形铁素体 QF)和 M/A 岛沿着裂纹扩展的方向被明显拉长(图 10(a)中的箭头所示)。在此阶段,显微组织对裂纹扩展的影响很弱,裂纹没有遇到较大的障碍。随着裂纹从初始阶段到稳定扩展阶段的转变, AF 晶粒和 M/A 岛微观组织的拉长程度明显减弱。文献 [8] 研究发现, AF 板条是针状铁素体管线钢的有效晶粒尺寸。在稳态裂纹扩展过程中,当裂纹遇到 AF 板条时,裂纹扩展路径被频繁阻止,改变方向,在扩展路径上出现比较大的锯齿状的裂纹(图 10(b)和 10(c)中箭头所示),这将使材料在扩展过程中消耗更多的能量并大大提高材料的韧性。还可以看到裂纹遇到 M/A 岛时,裂纹也会偏转(图 10(d)中箭头所示)。但与 AF 依靠高密度大角度晶界阻碍裂纹扩展不同, M/A 岛阻止裂纹扩展,主要因为本身具有高密度的位错和残余奥氏体韧性相。



(a)~(d): 图8中 P1~P4 区域

图9 3[#]试验钢 DWTT 断口扫描电镜照片

Fig. 9 Scanning electron microscope photo of DWTT fracture of 3[#] test steel



(a)~(d): 图8中 P1~P4 区域

图10 DWTT 断裂裂纹扩展路径

Fig. 10 DWTT fracture crack propagation path

2.3 分析讨论

管线钢对韧性要求与其他用途的钢种不同,随着管线钢钢级的提高,对钢材的低温韧性要求也在不断提高。因此,提高管线钢韧性是高强度管线钢的生产难点。管线钢的韧性指标 DWTT 对钢材的

厚度极其敏感,钢材厚度增加,其组织均匀性降低, DWTT 性能恶化。因此,对于 21.4 mm 厚 X80 管线钢,需要更快的冷却速度和更低的终冷温度,以便在整个断面形成晶粒细小、位错密度高的针状铁素体组织,从而获得高强高韧的综合力学性能^[9]。

管线钢的轧后控制冷却,通过过冷与形变共同作用使相变驱动力大幅度提高,导致高的形核率,而且通过加速冷却使得相变温度下降,过冷度增大,相变在较低的变形温度下发生,意味着将具有较小的临界晶核尺寸,组织细化。在相同的工艺条件下,终冷温度降低,说明轧后冷却速度快,可以快速进入中温的针状铁素体转变区,形成细小的针状铁素体组织。如果终冷温度较高,虽然表面进入针状铁素体转变温度区,形成针状铁素体组织,但由于厚规格产品固有的冷却后整个断面的温度梯度的问题,心部温度仍处于较高铁素体相变温度区,会形成高温铁素体组织,而且由于表面和心部的变形量不同,心部由于变形量较小,原始奥氏体晶粒较粗大,因此,相变后心部的铁素体组织粗大。终冷温度越高,整个断面处于铁素体相变温度区面积越大,大尺寸的多边形铁素体含量越多。

根据材料断裂力学原理,随着有效晶粒尺寸的减小,材料断裂强度增大,其韧性提高。这是因为裂纹传播通过有效晶粒尺寸的边界时,将发生较大角度的转折,消耗较多的能量。通常,X80 M 管线钢组织比较复杂,它包含了准多边形铁素体、针状铁素体、贝氏体铁素体等中的几种甚至全部。针状铁素体组织管线钢具有优异的强韧性匹配,这是因为裂纹在针状铁素体管线钢中扩展时不但会受到适量

的大角度晶界的阻碍还会受到彼此咬合、互相交错分布的针状铁素体板条的阻碍,另外材料中的碳氮化物等析出物、弥散分布的 M/A 岛也会钉扎晶界,增加裂纹扩展的阻力,多重阻碍下使得裂纹在转扩过程中需要消耗更多能量,材料韧性性能得到增强。因此,当终冷温度较低时,其整个断面的组织为针状铁素体组织,其落锤性能优良,随着终冷温度的升高,其心部存在大尺寸的多边形铁素体组织,这种组织不能有效组织裂纹的扩展,其落锤性能降低。

3 结论

1)当终冷温度为 480 ℃ 时,其组织为粒状贝氏体+细小的准多边形铁素体,当终冷温度提高到 510 ℃ 时,在心部出现大尺寸的多边形铁素体,随着终冷温度提高,大尺寸的多边形铁素体含量增加。

2)随着终冷温度的升高,-20 ℃ 的 DWTT 剪切面积明显降低,当终冷温度从 480 ℃ 提高到 550 ℃ 时,其 DWTT 从 100% 降低到 72%。

3)裂纹扩展过程中,当遇到粒状贝氏体或准多边形铁素体板条时,由于该类组织具有高密度大角度晶界,裂纹扩展路径被频繁阻止,当裂纹遇到 M/A 岛时,组织由于本身具有高密度的位错和残余奥氏体韧性相,裂纹会发生偏转,最终裂纹在扩展过程中消耗更多的能量,表征出材料的韧性明显提高的现象。

参考文献

- [1] Koo J Y, Luton M J, Bangaru N V, *et al.* Metallurgical design of ultra-high strength steels for gas pipelines[C]//The 13th (2003) International Offshore and Polar Engineering Conference. 2003, Honolulu.
- [2] Schwinn V. Production and progress work of plates for pipes with strength level of X80 and above[C]// International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments. 2002, Tokyo.
- [3] Zhang Xixi, Wang Feng, Fan Yuran. Current crack arrest technologies for high-grade steel long-distance gas pipeline[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2014, 33(8): 819-824.
(张希悉, 汪凤, 范玉然. 高钢级天然气长输管道止裂控制技术现状[J]. 油气储运, 2014, 33(8): 819-824.)
- [4] Zhang Weiwei, Li He, Chi Qiang, *et al.* Technical specifications of the X80 large OD 1422 mm line pipes and the corresponding product development[J]. Natural Gas Industry, 2016, 36(6): 84-91.
(张伟卫, 李鹤, 池强, 等. 外径 1 422 mm 的 X80 钢级管材技术条件研究及产品开发[J]. 天然气工业, 2016, 36(6): 84-91.)
- [5] Huo Chunyong, Li He, Zhang Weiwei, *et al.* Fracture control technology for the X80 large OD 1422 mm line pipes[J]. Natural Gas Industry, 2016, 36(6): 78-83.
(霍春勇, 李鹤, 张伟卫, 等. X80 钢级 1422 mm 大口径管道断裂控制技术[J]. 天然气工业, 2016, 36(6): 78-83.)
- [6] Yu Qingbo. Effect of the volume fraction and grain size of polygonal ferrite on the fracture properties of drop weight tear test of pipeline steel[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(24): 44-49.
(于庆波. 多边形铁素体的体积分数和大小对管线钢落锤撕裂性能的影响[J]. 机械工程学报, 2011, 47(24): 44-49.)
- [7] Brooks C R. Heat treatment, structure and properties of non-ferrous alloys[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988.
(美)布鲁克斯. 有色合金的热处理、组织与性能[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988.)
- [8] Zhou Min, Du Linxiu, Yi Hailong, *et al.* Factors affecting DWTT property of X80 pipeline steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2009, 21(9): 33-36.
- [9] Liu Zongchang. Bainite and bainite transformation[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 21-23.
(刘宗昌. 贝氏体与贝氏体相变[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 21-23.)