

# P11 耐热钢窄间隙焊接接头组织分布特征与性能分析

杨秦政<sup>1</sup>, 王海东<sup>2</sup>, 李晓延<sup>1</sup>, 王挺<sup>2</sup>, 张伟栋<sup>2</sup>

(1. 北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京 100124; 2. 核工业工程研究设计有限公司, 北京 101601)

**摘要:**针对 P11 耐热钢采用钨极氩弧自动焊进行多层单道窄间隙焊接, 对接头进行金相试验和力学性能测试, 重点探讨并总结了窄间隙钨极氩弧多层单道焊接接头组织的分布特征及与硬度的对应关系。测试结果表明: 接头中的填充焊道组织为铁素体和屈氏体, 粗、细晶区呈交互层叠状分布, 组织较母材细小, 硬度高于母材; 盖面焊道组织以回火马氏体和粒状贝氏体为主, 组织粗大且出现了网状屈氏体, 硬度较填充焊道组织高; 焊接热影响区中铁素体+珠光体组织呈条带状分布, 与焊缝内组织相近。接头拉伸试验结果表明接头各区域抗拉强度较为均匀, 与组织分析结果相吻合。冲击试验结果表明接头各区域冲击吸收能量均满足设计要求。

**关键词:**窄间隙焊接; 组织分布; 维氏硬度; 力学性能

中图分类号: TG441.3

文献标志码: A

文章编号: 1000-6931(2016)06-1101-06

doi: 10.7538/yzk.2016.50.06.1101

## Microstructure Distribution Characteristic and Property Analysis of Narrow Gap Welded Joint of P11 Heat Resistant Steel

YANG Qin-zheng<sup>1</sup>, WANG Hai-dong<sup>2</sup>, LI Xiao-yan<sup>1</sup>, WANG Ting<sup>2</sup>, ZHANG Wei-dong<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

2. Nuclear Industry Research and Engineering Co., Ltd., Beijing 101601, China)

**Abstract:** The P11 heat resistant steel was welded by the narrow gap automatic TIG method, and the bead was filled using multi-layer single pass technology. Then the metallographic structures were observed and mechanical properties were tested, and the relationship between microstructure distribution characteristic and micro-hardness was particular searched. The results show that the filling bead consists of ferrite and troostite, and the coarse and fine grained regions are appeared alternately. When compared with base metal, the microstructure is finer and micro-hardness is higher. The cosmetic bead is mainly composed of coarse lath martensite and granular bainite while reticular troostite emerged, and the micro-hardness is higher than that of filling bead. In heat affected zone (HAZ) of filling bead, ferrite and pearlite with a banding distribution are observed, which is similar with the filling bead. In the thickness direction, the ultimate

tensile strengths of top and bottom are almost the same, which is corresponding with microstructure distribution characteristic. And the impact tests show that absorption energy can meet all the requirements.

**Key words:** narrow gap weld; microstructure distribution; Vickers hardness; mechanical property

窄间隙焊接(NGW)是一种高效、小变形且可用于全位置施焊的焊接方法<sup>[1]</sup>。Columbus Laboratory 研究并发展了窄间隙焊接的概念、技术和设备,验证了其用于厚壁接头的经济性<sup>[2]</sup>。相关文献<sup>[3-5]</sup>发现,在厚壁结构焊接方面,与普通坡口相比,窄间隙焊接具有熔敷金属质量少、热输入量小、接头变形小等特点。由于其坡口间隙小,多采用多层单道焊工艺,因此窄间隙焊接接头的组织分布特征和一般坡口焊接接头的有所不同,而接头的组织特征又对接头的服役性能有决定性的影响<sup>[6-7]</sup>。

P11 耐热钢以其较好的性价比多被推荐用于核电站蒸汽管道<sup>[8]</sup>,因此,本文以 P11 钢管窄间隙焊接为例,重点研究窄间隙焊接接头组

织的分布特征。

## 1 试验方法

试验材料为 SA335Gr. P11 耐热钢,与 1Cr0.5Mo 或 15CrMo 相当,供货状态为正火+回火,焊丝采用 ER80S-B2。P11 与 ER80S-B2 的化学成分列于表 1。

被焊管道外径为 965.2 mm,壁厚为 48.4 mm,采用窄间隙 U 型坡口,坡口几何示于图 1。

焊接试验采用脉冲钨极氩弧填丝自动焊,预热/层间温度为 130~160 °C。共 46 道焊道,其中 3 道盖面焊道。打底、填充以及盖面焊道的焊接线能量分别为 1 180~1 260 J/mm、2 280~2 440 J/mm、1 890~2 000 J/mm。

表 1 P11 与 ER80S-B2 的化学成分

Table 1 Chemical compositions of P11 and ER80S-B2

材料	w(C)/%	w(Si)/%	w(Mn)/%	w(Cr)/%	w(Mo)/%	w(P)/%	w(S)/%	w(Fe)/%
P11	0.15	0.74	0.55	1.27	0.53	0.01	0.006	余量
ER80S-B2	0.1	0.54	0.56	1.4	0.52	0.004	0.004	余量

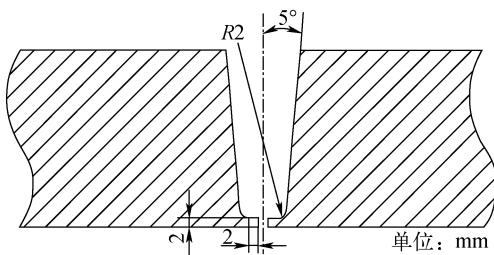


图 1 坡口几何

Fig. 1 Geometry of groove

焊接完成后,沿管道轴向垂直于焊缝切取试样进行性能测试。依据 ASME IX-2007<sup>[9]</sup>进行室温拉伸试验和夏比冲击试验。拉伸试验试样在接头表面、根部试样各取两个,取平均值为最终结果。冲击试样尺寸为 55 mm×10 mm×10 mm,缺口为 2 mm 深的 V 型缺口,缺口位置

分别在母材、焊缝及热影响区,每个区域选取 3 个试样进行试验,试验温度为 0 °C。金相试验采用浓度为 2% 的硝酸酒精溶液进行腐蚀。维氏硬度测试载荷为 9.8 N,保持时间为 15 s,测试点位置如图 2 所示,点间距为 0.5 mm,其中 L1~L5 测试线间距为 1 mm。

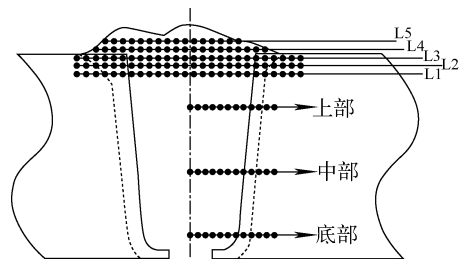


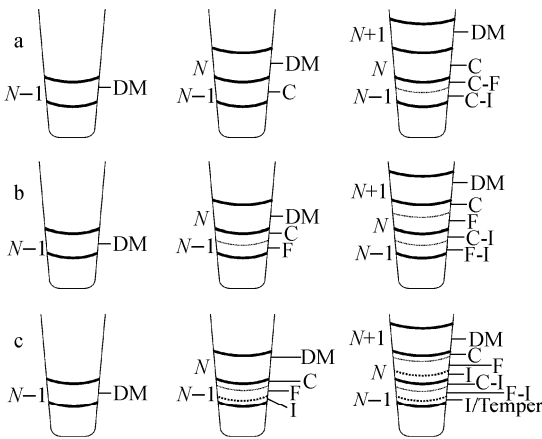
图 2 硬度测试点示意图

Fig. 2 Schematic diagram of hardness test point

## 2 试验结果

### 2.1 多层单道窄间隙焊焊缝组织分布

根据文献[10],本文对前焊焊道中受到后焊焊道热作用而发生组织转变的区域沿用热影响区(HAZ)的概念,以阐述焊缝组织分布的3种临界情况,如图3所示。图3a为第1种临界情况,即后焊焊道(第N道)的热作用恰使第N-1道熔敷金属经历粗晶热影响区(CGHAZ)温度区间,当第N+1道熔敷金属填充时,第N道焊缝组织发生了与N-1道焊缝相同的转变,则第N-1道焊缝二次热循环时必经历细晶热影响区(FGHAZ)温度区间,组织完全奥氏体化,粗晶区特征消失,另一部分组织则发生不完全重结晶,部分组织奥氏体化,仍然部分保留CGHAZ的特征。



a——第1种临界条件;b——第2种临界条件;  
c——第3种临界条件  
DM——熔敷金属;C——粗晶热影响区;  
F——细晶热影响区;C-I——粗晶-临界再热区;  
F-I——细晶-临界再热区;I/Temp——临界/回火区

图3 3种临界情况下的焊缝组织分布示意图

Fig.3 Schematic diagram of bead

microstructure characterization under 3 critical cases

图3b示出第2种临界情况,当前焊焊道熔敷金属厚度恰为后焊焊道粗晶区与细晶区宽度之和,即焊缝内的组织分布为粗晶-临界再热区和细晶-临界再热区呈层叠状分布,填充焊道全部为不完全重结晶区。图3c示出第3种临界情况,即当前焊焊道熔敷金属厚度恰为后焊焊道粗晶区、细晶区以及不完全重结晶区宽度之和。与前两种临界情况不同的是,第3种临界

条件下,焊缝内出现了临界热影响区(ICHAZ),只有部分组织发生奥氏体化,一定程度上将保留原始组织特征。

### 2.2 多层单道窄间隙焊热影响区组织分布

考虑到热影响区内质点所经历的热循环与其和前后焊道的位置有关,根据分析,热影响区中的组织均呈条带状相间分布,FGHAZ和CGHAZ分别呈“拱桥”状和“扇叶”状分布,CGHAZ和FGHAZ中有部分乃至全部组织在二次热循环中经历不完全重结晶,形成临界细晶热影响区(ICFGHAZ)与临界粗晶热影响区(ICCGHAZ),如图4所示。

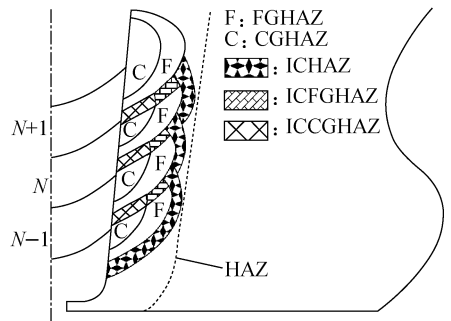


图4 多层单道焊接头热影响区组织分布特征示意图

Fig.4 Schematic diagram of microstructure distribution characteristic in HAZ of multi-layer single pass welded joint

### 2.3 窄间隙焊接接头组织

#### 1) 焊缝内组织分析

焊缝内组织如图5所示。图5中出现了明暗条纹相间的特征,通过观察,明亮条纹区域内

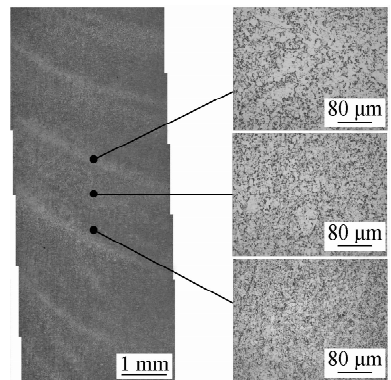


图5 焊缝内组织

Fig.5 Microstructure in weld

铁素体较多且组织粗大,部分原奥氏体晶界处出现屈氏体,该区与图 3b 中的 C-I 区对应。

亮色条带间的暗色区域实际上是 FGHAZ, 由于屈氏体总量较少,组织细小,分布相对均匀,故在光学显微镜下呈现黑色。这两个区域内的组织均经历了重结晶,但仍可观察到少量保留了一定取向的铁素体,组织以块状铁素体和晶界处的屈氏体为主。综上所述,可确定本例工艺条件下,焊缝内组织分布符合第 2 种临界情况。

焊缝内组织的组成与母材相同,均由铁素体和珠光体组成,理论上可保证焊缝的常温力学性能与母材接近,而不同的是焊缝内的珠光体类型为片层间距更小的屈氏体,且组织较母材细小,这样的组织组成理论上可保证焊缝区域的韧性高于母材,从而达到设计要求。

## 2) 热影响区组织分析

接头 HAZ 的组织分布如图 6 所示,图中由左到右依次是母材(BM)、ICHAZ、FGHAZ、CGHAZ、FGHAZ、熔敷金属(DM)。

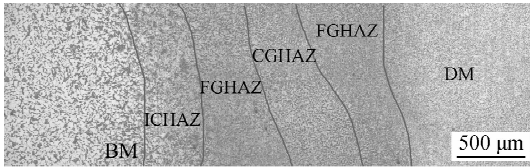


图 6 接头热影响区

Fig. 6 HAZ of welded joint

从图 6 可看出,热影响区中的各亚区间呈条带状相间分布。其中 ICHAZ 内组织由于经历了不完全重结晶,屈氏体/珠光体不再以块状而以蠕虫状分布于铁素体间,因为当热循环温

度超过  $A_{c1}$  (加热条件下 Fe-C 相图中的实际临界温度)后,晶界处组织首先奥氏体化,冷却后发生相变,形成屈氏体。对 FGHAZ 和 CGHAZ 进行观察,如图 7 所示。FGHAZ 和 CGHAZ 内的组织类似,但在 CGHAZ 内,屈氏体的含量明显增多,面积增大,呈团絮状。

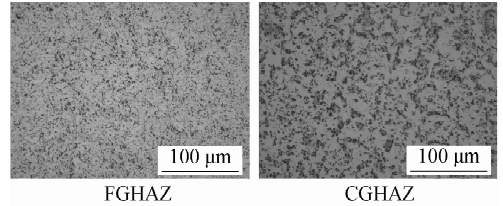
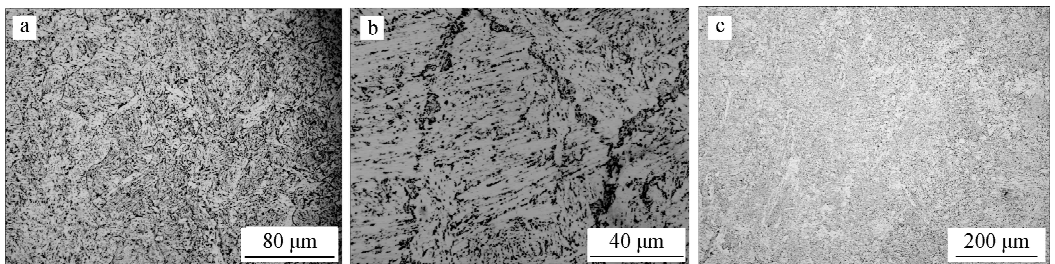


图 7 热影响区微观组织形貌

Fig. 7 Microstructure of HAZ

## 3) 盖面焊道组织分析

盖面焊道显微组织如图 8 所示。图 8a、c 显示的分别是远离、紧邻后焊盖面焊道区域的组织,图 8b 显示的是网状屈氏体。由于盖面焊道横向铺展,所以盖面前焊焊道中只有部分熔敷金属因后焊焊道的热作用而发生组织转变。当第 3 道盖面焊道施加时,受制于距离,第 1 道盖面焊道热循环最高温度不超过  $A_{c1}$ 。所以盖面焊道分成两部分,远离下一焊道的部分仅受到回火作用,组织为回火马氏体+粒状贝氏体(图 8a);靠近下一焊道的部分经历了最高温度高于  $A_{c1}$  的热循环,组织上将呈现出 CGHAZ+FGHAZ 并伴有重结晶的特征(图 8c)。如图 8b 所示,在第 1、2 道盖面焊道中心线附近呈弧状出现了网状屈氏体,原奥氏体晶界内仍为低碳马氏体和粒状贝氏体。粒状贝氏体是一种铁素体板条和残余奥氏体或 M-A 组元组成的复



a——回火马氏体+粒状贝氏体;b——网状屈氏体;c——回火组织

图 8 盖面焊道显微组织

Fig. 8 Microstructure of cosmetic welded bead

相组织,由于残余奥氏体/M-A 组元的存在,导致粒状贝氏体的韧性较差<sup>[11-13]</sup>,残余奥氏体/M-A 组元内部界面以及与基体的界面往往是裂纹萌生处<sup>[13-14]</sup>。

### 2.4 接头硬度测试与分析

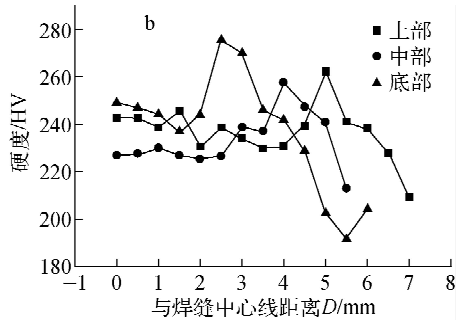
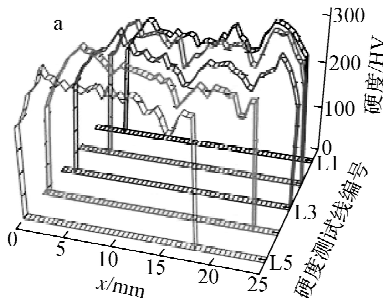
图 9 示出接头不同部分的硬度分布。图 9a 中,L1~L5 的硬度最低点均出现在网状屈氏体区域内,这部分组织经过不完全重结晶,晶界分布着屈氏体,晶内为粒状贝氏体+少量板条马氏体,硬度较其他区域低。

远离后焊焊道的区域硬度较高,该区域组织虽经过后焊焊道的热作用,但由于二次热循环最高温度较低,仍保持了粒状贝氏体+马氏

体的组织组成,所以该区域硬度仍较高,相对于母材,出现了显著的硬化。第 1 道盖面焊道热影响区距后焊焊道最远,受到的二次热循环最高温度最低,因该区域并没有因后焊焊道的回火作用而明显软化,所以该区域硬度在整个盖面焊道中最高,达到了 320 HV 左右。在填充焊道中,硬度最高值出现在焊接热影响区,由于填充焊道中的熔敷金属受后焊焊道的热作用,组织完全重结晶,组织较母材更细小,故该区域的硬度较母材高而较热影响区低,如图 9b 所示。

### 2.5 窄间隙焊接接头组织分布特征

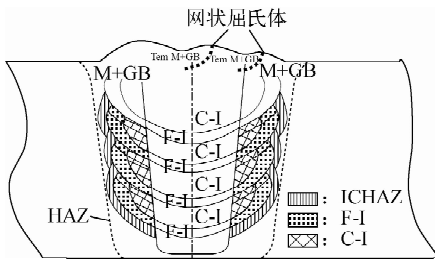
综上所述,P11 耐热钢多层单道焊接接头的组织分布如图 10 所示。



a—L1~L5;b—填充焊道

图 9 接头微观硬度分布

Fig. 9 Microhardness distribution of welded joint



M——马氏体; Tem M——回火马氏体; GB——粒状贝氏体

图 10 P11 耐热钢多层单道焊接接头的组织分布

Fig. 10 Microstructure distribution of multi-layer single pass welded joint

### 2.6 接头拉伸及冲击试验结果

拉伸试验结果显示,接头表面试样与根部试样的抗拉强度均值分别为 572 MPa 和 576 MPa,最终断裂位置均在硬度最低的母材上,就测试结果而言,接头在壁厚方向上的抗拉强度较为均匀,与之前的组织分析结果相对应,且满足设

计要求。

夏比冲击试验结果列于表 2。

表 2 冲击试验结果  
Table 2 Result of impact test

缺口位置	冲击吸收能量/J	备注
母材	154/52/180	折断/未折断/折断
热影响区	178/290/162	折断/未折断/折断
焊缝	249/294/253	折断/折断/折断

接头中冲击功最高的区域为焊缝区,这主要是因为焊缝区域组织尺寸较母材小,如图 6 所示,且在多层单道焊接条件下,后焊焊道反复的热作用相当于对前焊焊道进行多次回火,所以焊缝区域的冲击韧性较好。热影响区组织经历不完全重结晶,组织虽然较母材更为细小,但均匀性较差,所以热影响区冲击吸收能大致介于母材和焊缝区之间。测试结果表明该工艺条

件下的接头冲击吸收能量满足设计要求。

### 3 结论

1) 3种临界熔敷金属厚度条件下窄间隙焊接接头填充焊缝内组织以粗晶区、细晶区和不完全重结晶区中的两个或3个区域层叠状分布为主要特征,而热影响区中粗晶区呈“扇叶状”,细晶区呈“拱桥状”相连。

2) P11耐热钢窄间隙焊焊缝组织主要为铁素体和屈氏体,盖面焊道组织为回火马氏体和粒状贝氏体以及网状屈氏体。盖面和填充焊道热影响区组织主要为铁素体和珠光体。填充焊道硬度分布较盖面焊道均匀,硬度较母材高,较热影响区低。接头硬度最高处为盖面焊道热影响区。接头组织分布特征和理论分析一致,能满足力学性能设计要求。

3) P11耐热钢窄间隙焊接接头拉伸试验断裂位置均位于母材上,接头冲击试验结果表明,接头中焊缝区域冲击吸收能量最高,各区域冲击吸收能量均满足设计要求。

### 参考文献:

[1] MALIN V Y. The state-of-the-art of narrow gap WELDING. 1. [J]. *Welding Journal*, 1983, 62(4): 22-30.

[2] MEISTER R P, MARTIN D C. Narrow-gap welding process [J]. *British Welding Journal*, 1966, 13(5): 252-257.

[3] LIU P, LU F, LIU X, et al. Study on fatigue property and microstructure characteristics of welded nuclear power rotor with heavy section [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 584: 430-437.

[4] RAMAKRISHNAN M, PADMANABAN K, MUTHUPANDI V. Studies on fracture toughness of cold wire addition in narrow groove submerged arc welding process[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, 68(1-4): 293-316.

[5] DING M, TANG X, LU F, et al. Welding of quenched and tempered steels with high-spin arc narrow gap MAG system[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, 55(5-8): 527-533.

[6] MAKHDOOM M A, KAMRAN M, AWAN G H, et al. Effect of multipasses on microstructure and electrochemical behavior of weldments [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(12): 5 505-5 512.

[7] SUBRAMANIAN N W S C. Microstructure and toughness of the simulated welding heat affected zone in X100 pipeline steel with high deformation resistance [J]. *Acta Metall Sin*, 2012, 48(7): 797-806.

[8] 伊成龙,张乐福,徐雪莲. P11钢在湿蒸汽中流动加速腐蚀性能的模拟与实验研究[J]. *原子能科学技术*, 2013, 47(2): 197-201.

YI Chenglong, ZHANG Lefu, XU Xuelian. Research of flow accelerated corrosion of P11 in wet steam [J]. *Atomic Energy Science and Technology*, 2013, 47(2): 197-201 (in Chinese).

[9] ASME, Boiler and Pressure Vessel Committee. IX qualification standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators [S]. American: ASME, 2008.

[10] SINDO K. 焊接冶金学 [M]. 北京: 高等教育出版社, 2012.

[11] LAMBERT A, LAMBERT A, DRILLET J, et al. Microstructure of Martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2000, 5(3): 168-173.

[12] LAN L, QIU C, ZHAO D, et al. Analysis of Martensite-austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon Bainitic steel [J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(11): 4 732-4 742.

[13] MOHSENI P, SOLBERG J K, KARLSEN M, et al. Investigation of mechanism of cleavage fracture initiation in intercritical coarse grained heat affected zone of HSLA steel [J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28(11): 1 261-1 268.

[14] LI X, MA X, SUBRAMANIAN S V, et al. Influence of prior austenite grain size on Martensite-austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa high strength line pipe steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 616: 141-147.