

DOI: 10.3901/JME.2017.18.106

多层多道 TIG 焊对高强钢焊缝组织和韧性的影响

彭杏娜^{1,2,3} 彭 云³ 彭先宽² 丛相州²

(1. 南瑞集团公司(国网电力科学研究院) 南京 211000;

2. 北京国电富通科技发展有限公司 北京 102401;

3. 钢铁研究总院焊接研究所 北京 100081)

摘要: 对 890 MPa 级以上的高强焊接接头采用钨极氩弧焊(Tungsten inert gas, TIG)多层多道焊接工艺。应用光学显微镜、扫描电镜和透射电镜等手段对高强焊接接头焊缝的末道组织、焊缝的再热组织以及不同焊道下的冲击断口的形貌进行观察,分析钨极氩弧焊工艺下不同的焊道组织对焊缝韧性的影响。结果表明,焊缝末道组织由板条马氏体和联合贝氏体组成。联合贝氏体对冲击韧性是不利的。多层多道焊的再热作用有利于改善和细化组织,使柱状晶消失,同时使原来方向一致的板条马氏体组织变为回火马氏体组织,粗大的联合贝氏体组织消失,这也是焊缝韧性提高的主要原因。此外,多层多道焊接工艺还会使焊缝中残余奥氏体形态发生改变,由薄膜态转变为块状残余奥氏体,但由于块状残余奥氏体尺寸较小且含量较少,所以其对韧性影响较小。

关键词: TIG 多层多道焊; 组织; 残余奥氏体; 韧性

中图分类号: TG142

Influence of Multi-layer and Multi-pass TIG Welding Process on the High Strength Weld Metal Microstructure and Toughness

PENG Xingna^{1,2,3} PENG Yun³ PENG Xiankuan² CONG Xiangzhou²

(1. NARI Group Corporation(State Grid Electric Power Research Institute), Nanjing 211000;

2. Beijing Guodian Futong Science and Technology Development Co., Ltd., Beijing 102401;

3. Welding Research Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081)

Abstract: High strength weld metal with strength over 890 MPa are made using tungsten inert gas arc welding(TIG) with multi-layer and multi-pass process. The microstructure of the as-weld metals and reheated metals and charpy impact fracture surface is characterized with optical microscope(OM), scanning electron microscope(SEM), transmission electron microscope(TEM), and the influence of microstructure on weld metal toughness is analysed. The result shows that the as-weld metals are mainly composed of martensite and coalesced bainite, which is harmful to impact toughness. The reheated metals are mainly composed of finer temper martensite with column and coalesced bainite disappearing, which improves the weld toughness. The morphology of retained austenite turned from films into block due to the effect of reheat, with little contribution to the toughness.

Key words: TIG multi-layer and multi-pass welding; microstructure; retained austenite; toughness

0 前言

随着我国工程机械向大型化、轻量化和高效能方向的发展需求,近年来屈服强度大于 890 MPa 的超高强度钢在国内工程机械上被普遍采用^[1]。而工程机械产品中焊接结构件较多,占整机重量的

50%~70%,焊接结构的优劣,直接决定产品的质量、性能和使用可靠性^[2]。焊缝的力学性能取决于焊缝组织。有研究表明^[3-4],针状铁素体一般以细小的夹杂物为形核质点放射性成长,是一种对韧性有利的组织,但是其屈服强度一般不超过 580 MPa。对于强度级别大于 690 MPa 的钢种来说,理想的焊缝组织有针状铁素体+贝氏体、贝氏体+马氏体的混合组织,针状铁素体+马氏体的混合组织。

然而很少有人研究强度大于 890 MPa 的高强焊

缝组织及其对强韧性的影响。齐彦昌等^[5]对 850 MPa 钢熔化末道焊缝的组织特征进行了研究。安同邦等^[6]对 1 000 MPa 级 TCMP 高强钢的焊接工艺进行了研究, 研究了热输入对焊缝末道组织对力学性能的影响。工程机械上多为厚板, 必然会形成多层多道焊, 先焊焊道必然会受到后焊焊道的影响。两者均为多层多道焊, 但仅仅分析末道组织对性能的影响是不够的。国外 SURIAN 等^[7]研究了手工电弧焊工艺下 Mo 和 Mn 元素对不同焊道组织及性能的影响, 组织主要为铁素体, 随着 Mo 和 Mn 元素的提高, 再热焊缝依旧为铁素体但更加细小, 焊缝强度级别较低不超过 600 MPa。

工程机械用的 1 000 MPa 级高强钢的关键焊接结构对焊接质量要求较高, 焊缝韧性是评价焊接质量的重要指标之一。钨极氩弧(Tungsten inert gas, TIG)焊接工艺相比效率高的熔化极气体保护焊(Gas metal arc welding, GMAW)工艺更容易保证焊接质量。

本文研究了 TIG 焊接工艺下, 890 MPa 级焊缝金属的末道组织特征及再受热组织特征, 并分析了不同焊道组织对焊缝冲击韧性的影响, 以期为 890 MPa 级高强焊缝的工程应用提供试验依据和理论支持。

1 试验材料与方法

试验用母材为工程机械用的 1 000 MPa 级高强调制钢, 钢板尺寸为 500 mm×150 mm×12 mm。焊丝采用实心气体保护焊焊丝。焊丝熔敷金属的化学成分及力学性能见表 1 和表 2。该试验采用 TIG 焊接工艺。TIG 焊接坡口及焊接道数示意图如图 1 所示。焊接工艺参数见表 3。除了采用 TIG 工艺, 还采用了熔化极气体保护焊工艺 GMAW 工艺, 但由于本文重点详细介绍了再受热组织及其对性能的影响, 所以对 TIG 工艺下的焊缝进行了分析。

表 1 焊丝熔敷金属的化学成分(质量分数) %

C	Si	Mn	Cr+Mo	Ni	Fe
0.10	0.38	1.60	1.31	5.19	余量

表 2 焊丝熔敷金属的力学性能

抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	冲击吸收能量/J
1 040	900	43

表 3 TIG 焊接工艺参数

焊接方法	热输入/(kJ/cm)	电压/V	电流/A	焊接速度/(cm/min)	道间温度/℃	焊接道次
TIG	18	12.5	220	9	90~100	11

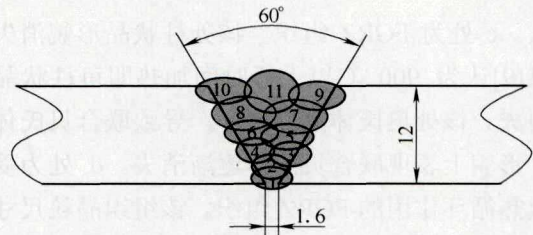


图 1 TIG 焊接坡口及焊接道数示意图

焊后沿垂直于焊缝的横截面方向取样进行研磨、抛光后用 3%的硝酸酒精进行腐蚀, 然后使用 Leica MEF4M 光学显微镜观察其显微组织。用 H800 透射电镜观察精细微观结构。透射试样用砂纸磨到 40~50 μm, 然后用 MTP-1A 双喷电解减薄器进行双喷减薄, 电解液为 8%的高氯酸乙醇溶液, 电压为 25 V, 电流为 60 mA, 电解温度为-25 ℃。依据 GB/T 2650-2008《焊接接头冲击试验方法》进行了焊缝-50 ℃夏比冲击试验。

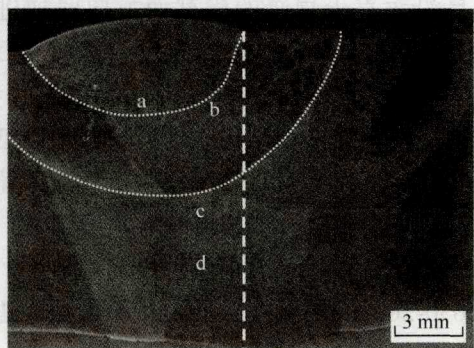
2 试验结果与分析

2.1 多层多道焊对焊缝组织的影响

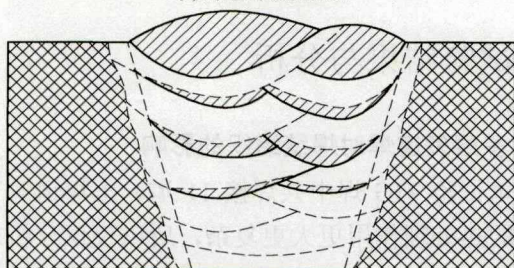
本试验 TIG 焊中共焊接 11 道, 上焊道对下道焊缝的热处理作用更大更复杂, 所以仅仅分析末道焊缝组织及其对力学性能的影响是不充分的。焊缝组织一般分为未受热组织, 也就是末道组织称为柱状晶组织(Column); 还有受热组织。受热组织又分为受热粗晶区组织(Coarse-grained reheated zone, CGRZ)和受热细晶区组织(Fine-grained reheated zone, FGRZ)。

图 2 所示为 TIG 焊接工艺下高强焊缝的宏观组织图及示意图。从图中可以看出下一道对上一道焊缝热输入影响范围很大, 白色点状线区域内仅仅为末道焊缝对已焊焊道影响范围。从 1 350 ℃粗晶区到 A_{c1} 之间的部位, 影响宽度为 3 mm 左右。图 3 所示为焊缝不同部位的扫描组织图。a 处为末道焊缝组织。焊缝主要由板条状的马氏体和联合贝氏体形成(Coalesced bainite, B_c)^[8]。大部分联合贝氏体的宽度为 3~5 μm, 长度在 10~20 μm。联合贝氏体易在原奥氏体晶界形核, 并沿着与奥氏体方向成 60°夹角的方向长大。这是因为板条贝氏体形核生长主要发生在于奥氏体晶界(Austenite grain boundary, AGB)(如图中箭头所指)成 60°夹角方向上。b 处为 CGRZ 组织。该处组织依然为柱状晶结构。受高温热循环作用, 联合贝氏体与联合贝氏体间发生合并

长大。c 处为 FGRZ 组织。该处柱状晶形貌消失，文献[9]认为 900 °C 以上短时间加热即可柱状晶组织消失。该处奥氏体晶界增多，导致联合贝氏体细化，形貌上表现联合贝氏体逐渐消失。d 处为受更多次热循环作用的 FGRZ 组织。该组织晶粒尺寸约为 10 μm ，为回火马氏体贝氏体的混合组织，板条内部有少量碳化物析出。



(a) 焊缝的宏观组织



斜线 末道焊缝 交叉 再热焊缝 空白 母材

(b) 焊缝示意图

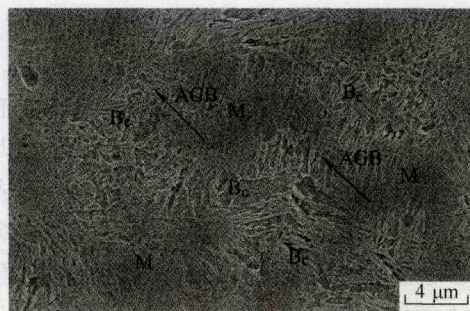
图 2 焊缝的宏观组织图及示意图



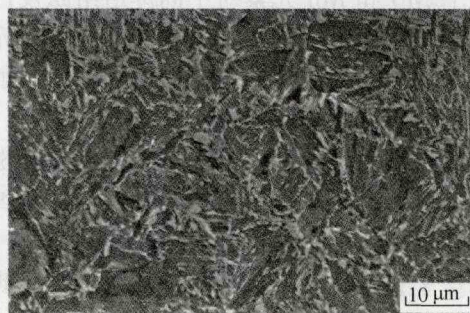
(a) a处柱状晶



(b) b处CGRZ



(c) c处RGRZ



(d) d处RGRZ

图 3 焊缝不同焊道的 SEM 组织

2.2 多层多道焊对焊缝硬度的影响

图 4 所示为焊缝中心处从焊缝表面到焊缝根部的硬度，即图 2 中虚线所示位置。由硬度分布曲线可知，从焊缝表面到焊缝根部硬度逐渐下降，这是由于受到多次热循环作用板条马氏体形态逐渐改变为硬度较低的回火马氏体。由于焊缝中合金元素较高，焊缝的整体硬度保持在 350 HV 以上。

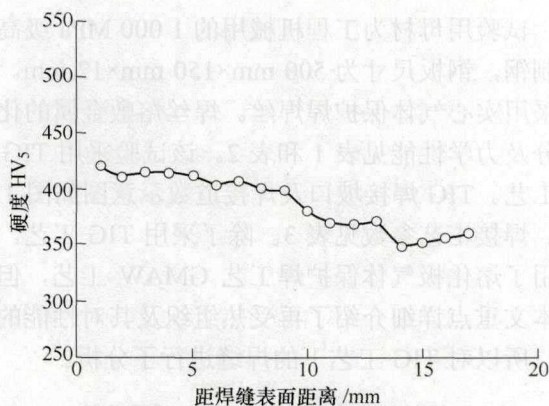
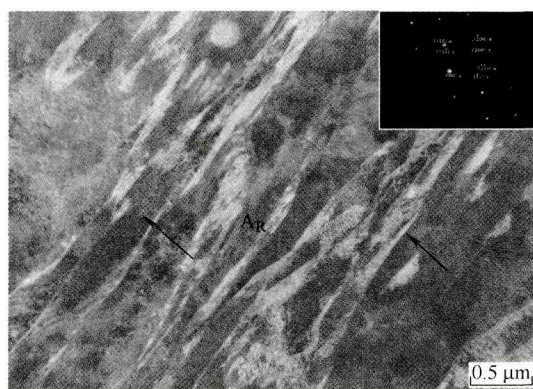


图 4 焊缝中心硬度

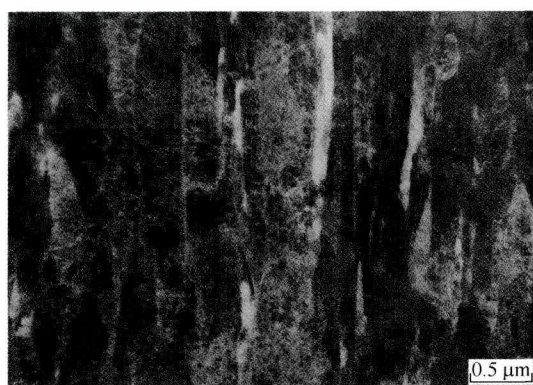
2.3 多层多道焊对焊缝残余奥氏体的影响

经 X 射线衍射定量分析，TIG 焊接工艺下焊缝残余奥氏体质量分数为 6.7%。分别在焊缝柱状晶区(线下 1 mm)及再受热细晶区取透射试样，进行了组织的精细观察，如图 5 所示。由图中 5a 可见，柱状晶区域的残余奥氏体(Retained austenite, A_R)多分布在板条间，主要以薄膜状形式存在。主要是因为马氏体板条间的晶体缺陷与位错密度较高，其高位错密度管道均可以加快溶质原子，特别是间隙原子 C

的快速扩散, 由于 C 是奥氏体稳定元素, 因此更容易在此处形成化学稳定性较高的奥氏体而在随后快



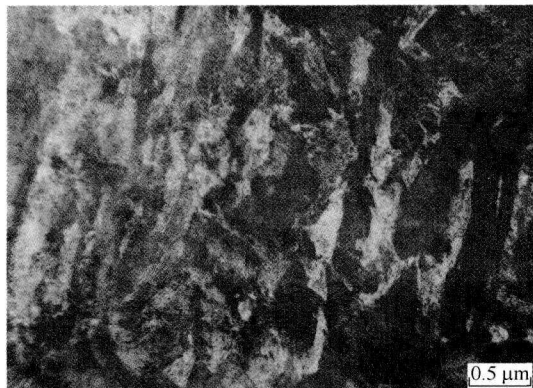
(a) 柱状晶区域薄膜状残奥



(b) 再受热细晶片状残奥



(c) 再受热细晶块状残奥的明场像



(d) 再受热细晶块状残奥的暗场像

图 5 柱状晶区与再受热细晶区的残奥 TEM 形貌

速冷却过程中不会发生马氏体相变。而再受热细晶区的残余奥氏体主要以片状奥氏体形式存在, 还发现少量块状残余奥氏体, 见图 5b~5d。

由于 TIG 焊接中下一道焊缝的焊接热循环作用必然会影响上一道焊缝, 甚至是上几道焊缝。图 6 所示为再受热细晶区经历的多次热循环示意图。图中 T_m 为加热的最高温度; A_{c3} 指加热时所有铁素体都转变为奥氏体的温度; A_{c1} 指加热时, 开始形成奥氏体的温度。 M_s 指焊缝奥氏体化后冷却时, 其中奥氏体开始转变为马氏体的温度。焊接热循环作用使焊缝不同区域多次经历了不同的峰值温度和不同的 $t_{8/5}$ ($t_{8/5}$ 是指从 $800 \sim 500^\circ\text{C}$ 的冷却时间)。当冷却速度高时, 碳的扩散速度慢, 且碳原子的长程扩散被抑制, 形成的奥氏体组元尺寸细小, 易形成单一的片状或薄膜态残余奥氏体。当冷却速度低时, 此时碳的扩散速度较快, 而且碳原子有足够的时间进行长程扩散, 如图 7 所示^[13]。相变界面沿前沿通过上坡扩散聚集的碳峰值浓度会随着长程扩散的进行而有所降低, 但是聚集的高碳区域范围扩大, 这样

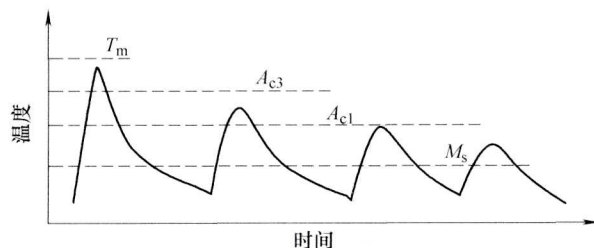
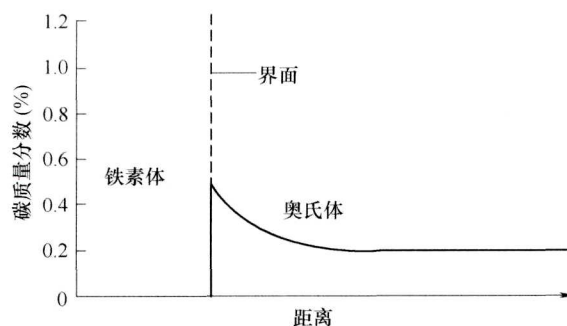
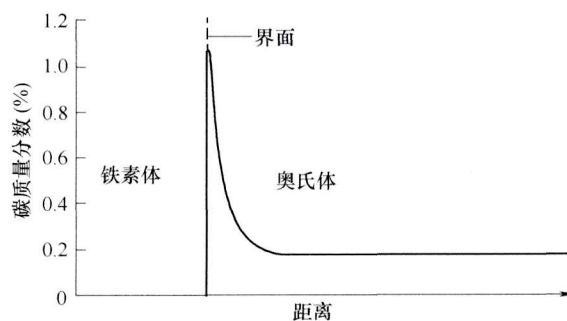


图 6 再受热组织的热循环示意图



(a) 冷却速度慢时



(b) 冷却速度快时

图 7 α/γ 截面附近碳浓度梯度示意图

使更大面积的奥氏体内碳质量分数升高。当温度达到室温,奥氏体以块状形式或者 M-A 组元形式保存下来。兰亮云等^[10]研究也表明临界相变区和粗晶区 CGHAZ 的 M-A 组元从高速冷却下的薄膜/细小晶界型 M-A 转变成低冷速度下的大块状位错或孪晶 M-A 组元。

一般认为薄膜状的残余奥氏体,是一种有利的韧性相^[11],大块的 M-A 组元对韧性不利^[12]。而本文中的再受热焊缝经过多层多道焊的热处理作用后形成块状残余奥氏体,远小于 $0.5\ \mu\text{m}$,而且含量较少,所以其对韧性影响较小。对于板条间呈片状分布的残余奥氏体而言,其化学稳定性和机械稳定性均较高^[12],在形变过程中会逐渐向马氏体发生转变,由此连续缓慢地提高了钢的加工硬化率并释放了局部区域的应力集中,会导致焊缝金属的抗拉强度提高。

2.4 多层多道焊对焊缝韧性的影响

由图 3 可知,12 mm 厚的焊接接头组织由于受到多热循环作用,柱状晶、联合贝氏体和基体组织都发生了巨大变化。这势必会影响材料的力学性能。把接头分为上中下三个部位取三个试样分别做非标准冲击试样在 $-50\ ^\circ\text{C}$ 下做冲击试验,夏比 V 型小冲击试样大小为 $55\ \text{mm}\times 10\ \text{mm}\times 5\ \text{mm}$,冲击取样位置如图 8 所示。此外还做了标准冲击试样,冲击结果见表 4。从表中可以看出,上部焊缝柱状晶比例最多,联合贝氏体最多,而韧性最差。下部柱状晶与联合贝氏体都全部消失,基本都是细晶回火马氏体组织,所以韧性最优。由此可见多层多道焊对焊缝组织改变很大,而且是有利的改变,势必会造成力学性能的改善。

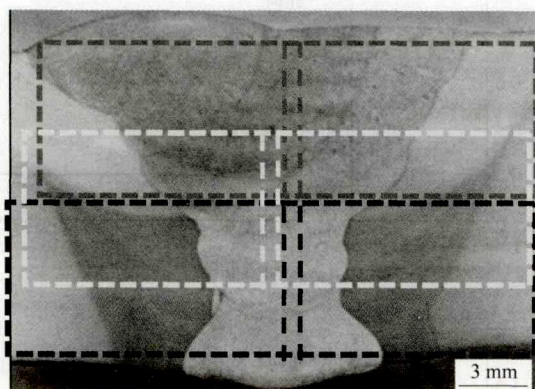


图 8 冲击缺口位置示意图

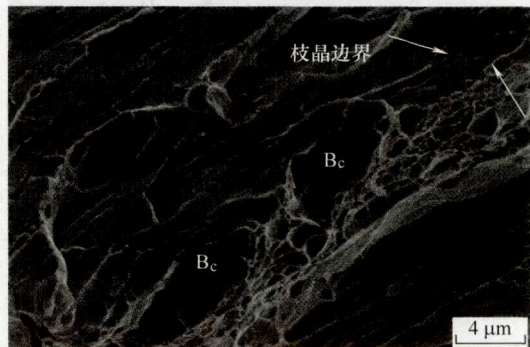
表 4 低温下冲击结果

取样部位	焊缝各区域比例(%)			-50 ℃冲击韧度/J
	柱状晶组织	受热区域		
		粗晶区	细晶区	
上	76	16	8	31, 30, 32(平均值 31)
中	23	17	60	36, 36, 34(平均值 35.3)
下	0	0	100	41, 39, 40(平均值 40)
标准试样	—	—	—	59, 65, 60(平均值 61.3)

此外,为了验证组织对韧性的影响,还观察了上部焊缝中柱状晶区域断口及细晶区域组织。图 9a 为柱状晶焊缝在扫描电镜下的断口形貌图。图 9a 中箭头处均为原奥氏体晶界(Prior austenite grain boundary, PAGB),原奥氏体晶界为大角度晶界,原奥氏体柱状晶的宽度为 $100\sim 130\ \mu\text{m}$ 。从图中可以看出,柱状晶晶界为较大的撕裂棱,撕裂棱多为残余奥氏体^[16]。撕裂棱内部断口形貌为韧窝态,对于阻碍裂纹扩展非常有利。图 9b 为图 9a 方块区域联合贝氏体的放大形貌。KEEHAN 等^[14-15]认为联合贝氏体对材料的韧性是有害的。主要是从联合贝氏体具有较高的应变能使贝氏体板条合并,合并后板条的晶粒取向一致,从而对阻碍裂纹扩展角度考虑。本节主要观察柱状晶的冲击断口形貌,从断裂机理上分析了联合贝氏体对材料韧性的不利作用。从图 9b 中可以看出,在奥氏体晶界处有两处明显的联合



(a) 柱状晶焊缝断口形貌



(b) Bc 断口放大图



(c) FGRZ 断口

图 9 焊缝 $-50\ ^\circ\text{C}$ 冲击 SEM 断口形貌

贝氏体。该两处联合贝氏体宽度约为 $6\text{ }\mu\text{m}$, 长度分别为 $10\text{ }\mu\text{m}$ 和 $16\text{ }\mu\text{m}$ 。联合贝氏体边界为撕裂棱, 内部较为平滑, 裂纹易在内部铁素体基体和渗碳体的界面处起裂, 所以联合贝氏体对材料韧性不利的。在原奥氏体柱状晶内部, 可以看到与柱状晶晶界平行的比较平滑的撕裂棱, 如图 9b 箭头处所示。该撕裂棱主要是焊缝凝固过程中偏析造成的, 为枝晶间的撕裂棱。该撕裂棱对韧性没有明显的作用^[17]。图 9c 为 FGRZ 断口, 断口表面深浅不一且有较多的韧窝及撕裂棱, 且有明显的塑性变形特征, 可见材料断裂前吸收了大量能量, 材料韧性得以大幅度提高。

3 结论

(1) 890 MPa 级高强焊缝末道组织由板条马氏体和联合贝氏体组成。多层多道焊的再热作用有利于改善和细化组织, 使柱状晶消失, 同时使原来方向一致的板条马氏体组织变为回火马氏体组织, 粗大的联合贝氏体组织消失, 这也是焊缝金属韧性提高的主要原因。焊缝硬度也受到再热作用的影响而降低。

(2) 多层多道焊接工艺还会使焊缝中残余奥氏体形态发生改变, 由薄膜态转变为块状残奥, 但由于块状残奥尺寸较小且含量较少, 所以其对韧性影响较小。

(3) 联合贝氏体边界为撕裂棱, 内部较为平滑, 裂纹易与在内部铁素体基体和渗碳体的界面处起裂, 所以联合贝氏体对材料韧性是不利的。

参 考 文 献

- [1] 廖向宇, 彭国成, 易全旺. 浅析超高强度钢的焊接工艺[J]. 焊接, 2006(7): 56-58.
- LIAO Xiangyu, PENG Guocheng, YI Quanyang. Welding technology of super high-tensile steel[J]. Welding & Joining, 2006(7): 56-58.
- [2] 许文清, 任宇飞. 工程机械结构件的焊接工艺现状与发展趋势[J]. 工程机械, 2005, 36(1): 50-53.
- XU Wenqing, REN Yufei. Present situation of welding processes for construction machinery structure components and their development trends[J]. Construction Machinery, 2005, 36(1): 50-53.
- [3] GOUDA M, TAKAHASHI M, IKEUCHI K. Microstructures of gas metal arc weld metal of 950 MPa class steel[J]. Science and Technology of Welding & Joining, 2005, 10(3): 369-377.

- [4] TERASHIMA S, BHADSHIA H K D H. Changes in toughness at low oxygen concentrations in steel weld metals[J]. Science and Technology of Welding & Joining, 2006, 11(5): 509-516.
- [5] 齐彦昌, 彭云, 魏金山, 等. 850 级钢熔化焊焊缝的组织特征[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(3): 19-22.
- QI Yanchang, PENG Yun, WEI Jinshan, et al. Structure characteristics of weld metal for 850MPa grade steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2010, 22(3): 19-22.
- [6] 安同邦, 单际国, 魏金山, 等. 热输入对 1000MPa 级工程机械用钢接头组织性能的影响[J]. 机械工程学报, 2014, 50(22): 42-49.
- AN Tongbang, SHAN Jiguo, WEI Jinshan, et al. Effect of heat input on microstructure and performance of welded joint in 1000MPa grade steel for construction machinery[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(22): 42-49.
- [7] SURIAN E, RAMINI M, DEVEDIA L. Influence of Molybdenum on ferritic high-strength SMAW all-weld-metal properties[J]. Welding Research, 2005, 84(4): 53-62.
- [8] 彭杏娜, 彭云, 田志凌, 等. Ni 元素对 Cr-Ni-Mo 系高强焊缝组织演化的影响[J]. 焊接学报, 2014, 35(9): 32-36.
- PENG Xingna, PENG Yun, TIAN Zhiling, et al. The effect of Ni on the microstructure evolution of Cr-Ni-Mo series high strength weld metal[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(9): 32-36.
- [9] 张文钺. 焊接冶金学(基本原理)[M]. 北京: 机械工业出版社, 1996.
- ZHANG Wenyue. Welding metallurgy(Basic principles)[M]. Beijing: China Machine Press, 1996.
- [10] 兰亮云, 邱春林, 赵德文, 等. 低碳贝氏体钢焊接热影响区中不同亚区的组织特征与韧性[J]. 金属学报, 2011, 47(8): 1046-1054.
- LAN Liangyun, QIU Chunlin, ZHAO Dewen, et al. Microstructural characters and toughness of different sub-regions in the welding heat affected zone of low carbon bainitic steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(8): 1046-1054.
- [11] CHANG L C, BHADSHIA H K D H. Austenite films in bainitic microstructures[J]. Materials Science and Technology, 1995, 11(9): 874-881.
- [12] TIMOKHINA I B, HODGSON P D, PERELOMA E V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels[J].

- Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(8): 2331-2341.
- [13] BISS V, CRYDERMAN R L. Martensite and retained austenite in hot-rolled low carbon bainitic steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1980, 2(8): 2267-2276.
- [14] KEEHAN E, KARLSSON L, ANDREN H O, et al. New developments with C-Mn-Ni high strength steel weld metals, Part A. microstructure[J]. Welding Journal, 2006, 85(9): 200-210.
- [15] BHADESHIA H K D H, KEEHAN E, KARLSSON L, et al. Coalesced bainite[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2006, 59(1): 689-694.
- [16] CABALLERO F G, CHAO J, CORNIDE J, et al. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 525(1-2): 87-95.
- [17] KHODIRA S, SHIBAYANAGI T, TAKAHASHI M, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of high strength 3-9% Ni-steel alloys weld metals produced by electron beam welding[J]. Materials and Design, 2014, 60(3): 391-400.

作者简介: 彭杏娜, 女, 1983 年出生, 工程师。主要研究方向为高强度及耐热钢的焊接性及焊接工艺。

E-mail: pengxingna2325@163.com