

高温时效对 P92 钢焊接接头显微组织和力学性能的影响

刘福广¹, 李太江¹, 梁军², 姚兵印¹, 王彩侠¹

- (1. 西安热工研究院有限公司, 陕西省 西安市 710032;
2. 神华国华(北京)电力研究院, 北京市 丰台区 100069)

Effect of Thermal Aging on Microstructure and Mechanical Properties of P92 Steel Weld Joints

LIU Fuguang¹, LI Taijiang¹, LIANG Jun², YAO Bingyin¹, WANG Caixia¹

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co. Ltd, Xi'an 710032, Shaanxi Province, China;

2. Shenhua Guohua(Beijing) Electric Power Research Institute Co. Ltd, Fengtai District, Beijing 100069, China)

ABSTRACT: Effect of long term thermal aging on microstructure and mechanical properties of P92 steel weld joints were studied by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM) and mechanical properties test. Results showed that the tensile strength of P92 weld joints decrease slowly even the aging time reached 7 000 h at 650 °C. At initial aging stage (before 1 000 h) impact toughness of P92 weld metal decrease obviously, which keep at about 25J after aging for 1 000h. The steady martensite matrix and the slow growth of $M_{23}C_6$ and MX should be responsible for the tensile strength maintenance of P92 weld joints. Aging embrittlement of weld metal results from coarse Laves phase precipitated along the prior austenite grain boundaries and martensite packets.

KEY WORDS: ultra supercritical power plant; P92 steel; weld joints; mechanical properties; microstructure

摘要: 通过光学金相显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜及力学性能试验, 研究了高温时效对 P92 钢焊接接头显微组织和力学性能的影响。研究表明: 650 °C 时效 7 000 h 后, P92 钢焊接接头的室温抗拉强度有小幅下降; P92 钢焊缝的时效脆化主要发生在时效初期(1 000 h 以内), 时效 1 000 h 后冲击功趋于平稳, 基本保持在 25 J 左右。组织分析认为, P92 钢焊接接头时效过程中强度的保持, 主要和马氏体基体的稳定存在、 $M_{23}C_6$ 和 MX 相的缓慢长大有关; 焊缝冲击功下降主要是由于粗大的 Laves 相沿焊缝原柱状晶界及马氏体板条束界析出相造成的。

关键词: 超超临界机组; P92 钢; 焊接接头; 力学性能; 显微组织

0 引言

超超临界(ultra-supercritical, USC)火力发电技术是有效利用能源的新技术, 具有煤耗低、污染排放少、节约能源等优点, 是我国今后火电机组的发展方向。截至 2009 年 6 月我国已投产超超临界机组 23 台, 主机制造厂接到的超超临界机组订单 100 余套^[1]。我国超超临界机组主蒸汽管道及高温再热蒸汽管道等重要承压部件基本都采用了 SA335 P92 钢, 所以保证 P92 钢管道的安全可靠成为我国超超临界机组运行的关键技术之一。

P92 钢是在 P91 钢的基础上, 通过添加 1.8%W、优化 Mo、V、Nb、N、B 元素含量而开发出的高蠕变断裂强度铁素体(马氏体)耐热钢, 其 600 °C、 1×10^5 h 的蠕变断裂强度较 P91 钢提高 20% 以上^[2-3]。国外关于 P92 钢及其焊接接头的组织性能已经开展了较多的研究, 但基本限于实验室条件^[4-8]。P92 钢在国内的应用时间较短, 对该材料的认识还不够充分, 目前国内的研究重点多集中在母材的蠕变机制、高温时效过程的组织性能及焊接工艺评定等方面, 焊接接头高温运行过程中的组织性能变化规律还处于起步阶段^[9-15], 关于 P92 钢焊接接头尤其是焊缝区高温时效后的组织性能变化规律目前国内还鲜有报道。为此, 本文分析了高温时效对 P92 钢焊接接头显微组织和力学性能, 讨论了其相互之间的影响机制, 以期为今后超超临界机组 P92 钢部件的金属监督提供技术参考。

1 试验材料及试验方法

本试验所用母材为进口 P92 钢管道,化学成分如表 1 所示,规格为 $\phi 355\text{ mm}\times 26\text{ mm}$ 。焊接方法采用手工钨极氩弧焊打底+焊条电弧焊填充盖面,焊丝、焊条均选用国内 USC 机组建设普遍采用的 Thermanit MTS 616,名义化学成分在表 1 一并列出。为与我国 USC 机组 P92 钢焊接接头的安装状态接近,焊后采用履带加热器进行热处理,热处理恒温温度范围为 $(760\pm 10)\text{ }^\circ\text{C}$,恒温时间 4h。

表 1 试验用 P92 钢化学成分及焊材名义成分

Tab. 1 Chemical composition of tested P92 steel and nominal composition of filler metal %

牌号	C	Si	Mn	S	P
P92 钢	0.14	0.26	0.37	0.005	0.010
MTS 616 焊丝	0.11	0.20	0.60	—	—
MTS 616 焊条	0.1	0.38	0.45	—	—
牌号	Cr	Mo	Ni	V	W
P92 钢	8.98	0.31	0.12	0.20	1.60
MTS 616 焊丝	8.0	0.5	0.7	0.2	1.6
MTS 616 焊条	9.0	1.0	0.7	0.2	1.0
牌号	Ni	Nb	Al	B	N
P92 钢	0.12	0.08	0.002	0.004	0.006
MTS 616 焊丝	0.7	0.05	—	—	0.05
MTS 616 焊条	0.7	0.06	—	—	0.04

试件经焊接、热处理、无损探伤合格后,截取部分接头进行组织性能试验;余料切割成 $200\text{ mm}\times 120\text{ mm}$ 试块进行高温时效试验。时效试验在实验室中温箱式电阻炉中进行,时效温度 $650\text{ }^\circ\text{C}$,时效时间 1000、3000、5000、7000h。不同时间时效后,依照相关标准在试块上沿纵向截取拉伸、冲击、硬度及金相试样,对其进行相应试验。

冲击试样尺寸采用 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 55\text{ mm}$ 的 V 型缺口标准试样,缺口深度 2 mm,冲击试验在 RKP450 示波冲击试验机上进行;时效前拉伸试样采用标距宽度为 25 mm 的全厚度板状试样,时效后拉伸试样采用 $\phi 10\text{ mm}$ 圆截面拉伸试样,拉伸试验在 SANS CMT 5205 万能试验机上进行;布氏硬度试验在 HB-3000C 布氏硬度试验机上进行,压头直径 $\phi 5\text{ mm}$,试验力 7355 N。

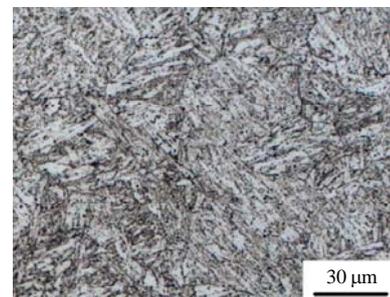
金相试样经过机械打磨、抛光后,用 FeCl_3 盐酸水溶液腐蚀,在 Olympus GX71 光学显微镜下观察金相组织并照相;在 Fei Quata 400HV 扫描电子显微镜下观察析出相分布和冲击断口形貌;薄膜透射电子显微镜观察在 JEM-3010 高分辨透射电子显微镜下进行,采用 Oxford INCA 能谱仪进行微区成分分析,试样在 $-40\text{ }^\circ\text{C}$ 下电解双喷减薄,电解液为

8%高氯酸酒精。

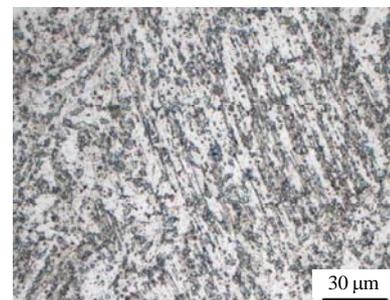
2 试验结果

2.1 显微组织

图 1 为 P92 钢焊接接头焊缝区时效前后的典型光学金相组织。从图 1(a)可以看出,时效前焊缝金相组织中可以看到原柱状晶或胞状晶形貌,其内部由不同位向的板条马氏体束组成,晶界及马氏体板条束界处,可以看到均匀分布的细小沉淀相。时效 7000h 后,焊缝区中原柱状晶内部的马氏体板条束形貌依然存在,原奥氏体晶界及马氏体板条束界处出现了较多的粗大沉淀相,如图 1(b)所示。



(a) 时效前



(b) 时效 7000h 后

图 1 P92 钢焊接接头焊缝区时效前后的光学金相组织
Fig. 1 Optical microstructure of P92 weld metal before and after aging

图 2 为 P92 钢接头焊缝区和母材区时效前后的扫描电镜(scanning electron microscope, SEM)背散射电子像(backscattered electron image, BSE)照片。从图 2(a)可以看出,时效前焊缝中的沉淀相呈灰色的球状或短棒状,尺寸基本在 $0.2\text{ }\mu\text{m}$ 以下,主要沿晶界、板条束界分布。时效 1000 h 后,焊缝的背散射电子像中开始出现形状不规则的白亮沉淀相,长轴尺寸约为 $0.3\sim 0.6\text{ }\mu\text{m}$,主要沿晶界及束界分布;灰色的、细小沉淀相依然存在,尺寸与时效前尺寸相当,如图 2(b)。随着时效时间的延长,白亮的沉淀相逐渐长大,密度增加,时效 7000h 后,白亮沉淀相的长轴尺寸增大到了 $1\text{ }\mu\text{m}$ 左右,如图 2(c)所示。

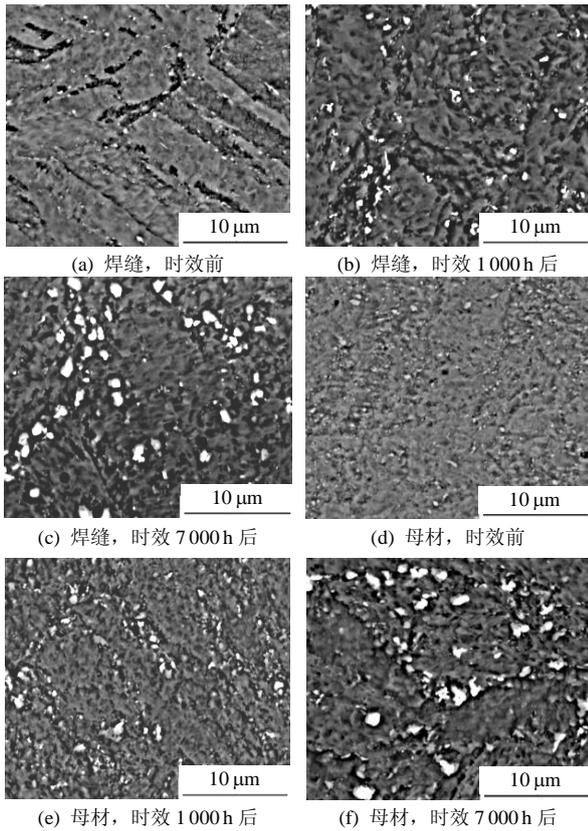


图 2 P92 钢焊接接头时效前后的 SEM 背散射电子像
Fig. 2 SEM BSE of P92 weld joints before and after aging

文献[9]指出, P92 钢时效后白亮相和灰色沉淀相的衬度差是由于相组成元素的原子序数不同造成的, 灰色沉淀相主要是 $M_{23}C_6$, 白亮沉淀相主要为 Laves 相。

从图 2(d)–(f)可以看出, P92 钢母材时效过程中的沉淀相变化规律与焊缝类似, 时效 1000h 后即开始沿晶界、板条束界析出较多的粗大 Laves 相, 时效 7000 h 后, 母材 Laves 相的长轴尺寸达到了 $1.5\mu\text{m}$, 析出密度和平均尺寸略高于焊缝。

采用高分辨透射电子显微镜对时效前后的 P92 钢焊接接头进行了显微组织观察。图 3 为 P92 钢焊接接头焊缝区和母材区时效前的照片和微区能谱分析结果。从图 3(a)可以看出, P92 钢焊缝经过高温回火后, 基体组织主要由等轴亚晶组成, 亚晶内部位错密度较高, 局部区域的马氏体板条形貌依然存在, 板条内部可以看到缠结状的位错胞; 时效前焊缝的析出相主要分为 2 种, 一种沿晶界、亚晶界分布的短棒状或球状沉淀相, 直径主要在 $0.05\sim 0.15\mu\text{m}$ 之间(图 3(a)); 另一种是在亚晶内分布的细小针状沉淀相, 尺寸在 20nm 以下(图 3(b))。母材区的析出相大小、形貌、分布与焊缝基本相同, 但

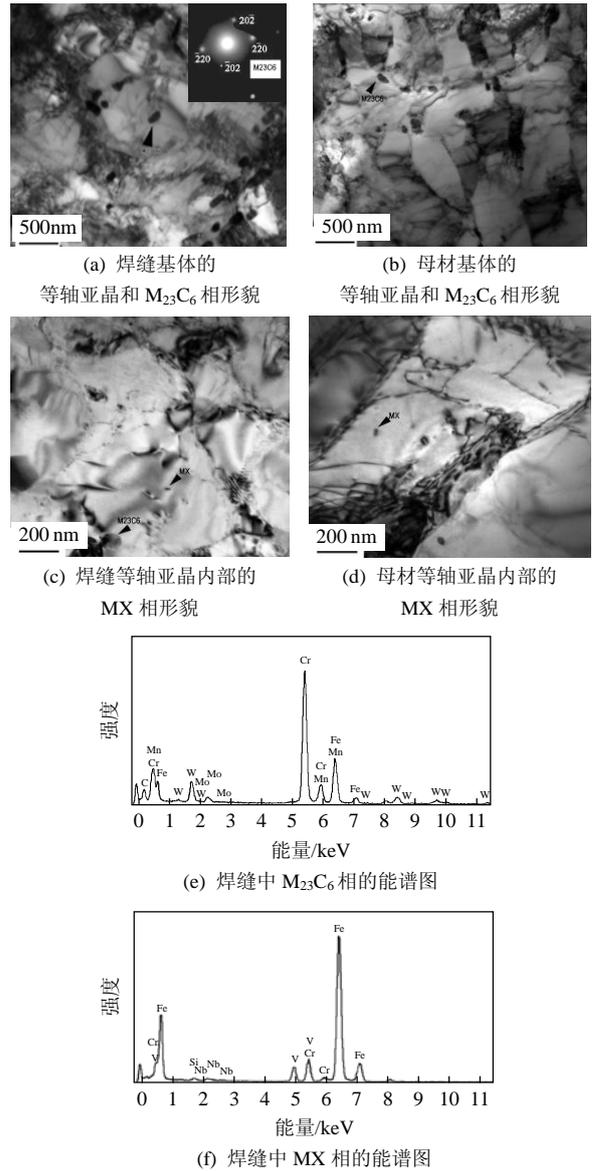


图 3 P92 钢焊接接头时效前的 TEM 照片和焊缝析出相的微区能谱图
Fig. 3 TEM micrographs of P92 weld joints and EDS patterns of precipitates in weld metal before aging

母材基体亚晶内部位错密度低于焊缝基体, 如图 3(c)、(d)所示。图 3(e)、(f)分别为焊缝区两种类型沉淀相的典型微区能谱 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 结果。其中短棒状或球状、沿晶界或亚晶界分布的沉淀相为富 Cr 相(图 3(e)), 结合电子衍射分析结果可以认定该相为 $M_{23}C_6$, M 代表 Fe、Cr 元素; 在晶内分布的细小针状沉淀相为富 Nb、V 相(图 3(f)), 根据该沉淀相的尺寸、分布和成分特点, 结合文献[6-8]的研究结果, 可以判定该相为 MX 相, 其中 M 代表 V、Nb 元素, X 相代表 C、N 元素。

图 4 为 P92 钢焊接接头时效 5000h 后的透射电

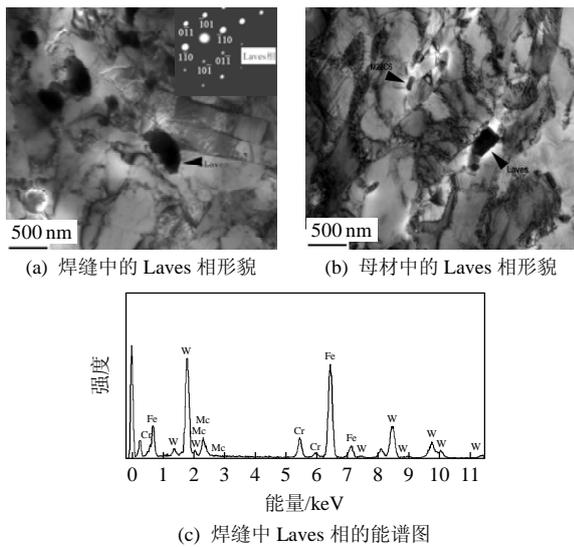


图4 P92钢焊接接头时效5000h后的TEM照片及焊缝Laves相的微区能谱图
Fig. 4 TEM micrographs of P92 weld joints and EDS pattern of Laves phase in weld metal after aging for 5000 h

子显微镜(transmission electron microscope, TEM)照片和微区能谱分析结果。从图4(a)可以看出,时效5000h后P92钢焊缝基体中的等轴亚晶形貌依然存在,亚晶内部的位错密度下降; $M_{23}C_6$ 尺寸缓慢长大到0.1~0.3 μm , MX相没有明显长大;晶界、亚晶界处出现了较多不规则形状、尺寸较大(0.2~1.0 μm)的沉淀相,经微区能谱分析,该相中的W、Mo元素含量较高(图4(c)),结合选区电子衍射标定结果(图4(a)),认为该相为Laves相($\text{Fe, Cr}_2(\text{Mo, W})$)。P92钢母材的微观组织与焊缝基本一致,亚晶内部的位错密度与时效前相当,但仍低于焊缝,如图4(b)所示。

2.2 力学性能

P92钢焊接接头时效前后的室温抗拉强度 R_m 变化曲线如图5所示。从图5可以看出,随着时效时间的延长, P92钢焊接接头的抗拉强度只有小幅

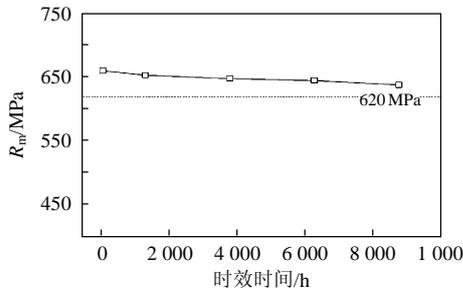


图5 P92钢焊接接头时效前后的室温抗拉强度变化曲线
Fig. 5 Tensile strength variation curve of P92 weld joints before and after aging

下降,时效7000h后抗拉强度仍可以达到637MPa,下降幅度3.5%,但仍高于ASME SA335中规定的抗拉强度下限620MPa。

时效前后P92钢焊接接头的硬度和焊缝冲击功 K_{V2} 变化情况如图6所示。从图6可以看出,时效时间超过3000h后,P92钢焊缝区的硬度开始下降,

时效7000h后硬度由时效前的240HBW下降到206HBW;时效过程中,母材硬度基本没有变化,时效7000h后硬度为198HBW,与时效前(201HBW)相当。此外,P92钢焊缝时效初期具有明显的时效脆化倾向,时效1000h后缺口冲击功均值就由53J下降到了24J,随着时效时间的继续延长,缺口冲击功基本保持在25J左右,如图6所示。

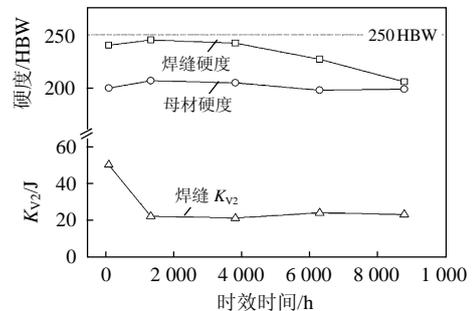


图6 P92钢焊接接头时效前后的硬度和缺口冲击性能变化曲线
Fig. 6 Variation curves of hardness and Charpy notch impact toughness of P92 steel weld joints before and after aging

时效态焊接接头的拉伸试样均断于母材处,所以图5中的强度变化主要反映了母材时效后的强度变化,其变化趋势与图6中母材的硬度变化基本一致。

2.3 冲击断口

P92钢焊缝时效前后的冲击试样断口形貌分别如图7、图8所示。从图7可以看出,时效前P92钢焊缝区的冲击试样宏观断口存在少量塑性变形,宏观断口可以看到纤维区、扩展区和瞬断区(图

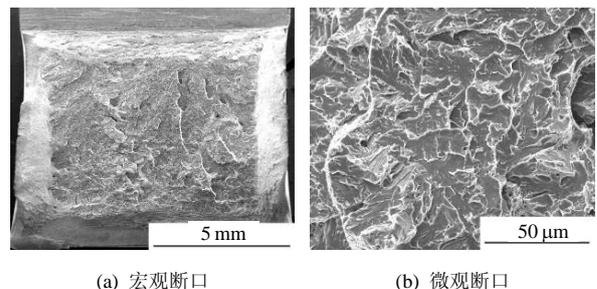


图7 时效前P92钢焊缝区冲击试样的断口形貌
Fig. 7 Fracture morphologies of P92 weld metal impact toughness specimen before aging

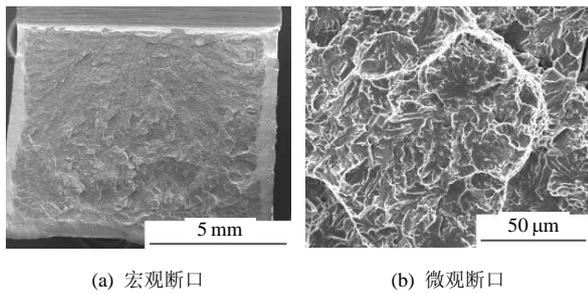


图 8 时效 3000 h 后 P92 钢焊缝区冲击试样的断口形貌
Fig. 8 Fracture morphologies of P92 weld metal impact toughness specimen after aging for 3000 h

7(a)); 其微观断口中, 纤维区的宽度约为 1 mm, 由韧窝组成, 放射区的微观断口由许多由中心向周围放射的弯曲河流花样组成的小断面, 小断面之间由撕裂棱连接, 多个小断面包围在一个较大的断面内(图 7(b)), 断裂形式为准解理断裂。时效 3000 h 后, 冲击试样的宏观断口基本没有发生塑性变形, 纤维区宽度由时效前的 1 mm 下降到 0.3 mm 左右, 如图 8(a)所示; 扩展区的微观断裂方式仍然为准解理断裂。与时效前相比, 时效 3000 h 焊缝冲击试样断口的准解理小断面的密度增加, 扩展路径短于时效前, 如图 8(b)所示。

3 分析与讨论

时效前 P92 钢焊接接头的室温硬度、强度是多种强化机制综合作用的结果。从 P92 的化学成分来看, W、Mo 置换固溶元素及 C、N 间隙固溶元素的存在, 会使基体的晶格产生畸变, 所形成的弹性应变场会阻碍位错的运动, 形成固溶强化^[16-17]。金属材料成分确定后, 其力学性能主要取决于热处理工艺。P92 钢经正火后可以得到全板条马氏体组织, 经高温回火, 板条马氏体的位错重新排列成网状, 形成等轴亚晶, 但位错密度仍然较高, 形成了位错强化; 高温回火过程中 $M_{23}C_6$ 、MX 沉淀相的细小弥散分布阻碍了位错运动, 形成了沉淀强化(图 3); 此外, 晶界强化也是 P92 钢重要的强化机制之一。以上强化机制的综合作用使 P92 钢接头具有较高的强度和硬度。

虽然 P92 钢焊缝的金相组织呈铸造组织形貌, 晶粒粗大, 但时效前的焊缝硬度高于母材。组织分析结果表明, 焊缝与母材的显微组织差别主要在于基体的位错密度, 而析出相的尺寸、形貌、分布与母材相当(图(3)), 所以焊缝硬度较高主要是由于其相对较高的位错密度造成的。这与文献[7-8]的研究结果是一致的。

P92 钢焊接接头高温长期时效后强度、硬度的保持是由材料显微组织的稳定性决定的。一般认为, 马氏体钢高温回火或时效过程中的组织转变包括: 固溶在基体中的合金元素逐渐脱溶析出, 形成沉淀相; 沉淀相的聚集、球化、长大; 马氏体基体的亚晶尺寸长大, 位错密度大幅降低, 甚至通过发生再结晶形成铁素体^[18]。此外, 文献[19]认为, T/P92 钢长期高温运行过程中还会通过消耗 MX 相形成 Z 相。上述的组织转变都会使材料的强度趋于降低。本文的显微组织观察结果表明, P92 钢焊缝、母材时效过程中, W、Mo 元素迅速脱溶析出, 沿晶界或亚晶界形成 Laves 相(图 2); $M_{23}C_6$ 及 MX 相时效过程中的聚集球化现象不明显, 长大速度缓慢, 实验过程中没有观察到 Z 相; 焊缝和母材基体组织较稳定, 即使经 650 °C 时效 5000 h 后仍呈等轴亚晶形貌(图 4), 处于回复阶段, 没有发生再结晶。所以, 细小 $M_{23}C_6$ 及 MX 相的弥散分布和基体亚结构的稳定, 使 P92 钢焊接接头经过高温长期时效后硬度、强度都没有明显下降。

过去的研究结果已表明, 在不同类型含 W 马氏体耐热钢中, 都出现过由于 Laves 相析出造成的冲击韧性下降问题^[6,20-21]。本文断口形貌分析结果表明(图 8), P92 钢焊缝的时效脆化机制如下: 粗大、不规则形状 Laves 相沿原柱状晶或马氏体板条束界的析出, 致使断裂过程中形核部位增加, 微观断口中的河流花样扩展行程缩小, 而焊缝铸造组织中的粗大原奥氏体柱状晶晶界不能有效阻止裂纹的扩展, 最终导致焊缝冲击韧性恶化。所以, 严格控制焊接工艺, 防止 P92 钢焊接过程中柱状晶、板条束尺寸过度长大, 是防止焊缝冲击韧性恶化的重要措施之一。

4 结论

1) 650 °C 长期时效后, P92 钢焊接接头的室温强度只有小幅下降, 时效 7 000 h 后的降幅约为 3.5%。

2) 650 °C 时效后, P92 钢焊缝的时效脆化主要发生在时效初期(1 000 h 以内), 时效时间超过 1 000 h 后焊缝冲击功基本保持在 25J 左右。

3) 高温时效后 P92 钢焊接接头强度的保持主要源于 $M_{23}C_6$ 、MX 相的缓慢长大和马氏体基体的稳定; 时效初期 P92 钢焊缝冲击韧性的迅速下降主要是由于沿晶界、板条束界析出粗大、不规则形状 Laves 相造成的。

参考文献

- [1] 唐飞, 董斌, 赵敏. 超超临界机组在我国的发展和应[J]. 电力建设, 2010, 31(1): 80-82.
Tang Fei, Dong Bin, Zhao Min. USC Unit Development and Application in China[J]. Electric Power Construction, 2010, 31(1): 80-82(in Chinese).
- [2] 杨富, 章应霖, 任永宁, 等. 新型耐热钢的焊接[M]. 北京: 中国电力出版社, 2006: 102-112.
Yang Fu, Zhang Yinglin, Ren Yongning, et al. Weld of new type heat-resistant steel[M]. Beijing: China Electric Power Press, 2006: 102-112(in Chinese).
- [3] ECISS/TC 29. DIN EN 10216-2 Seamless steel tubes for pressure purpose-technical delivery conditions[S]. Berlin: European Committee Standardization, 2007.
- [4] Yoshizawa M, Igarashi M, Moriguchi K, et al. Effect of precipitates on long-term creep deformation properties of P92 and P122 type advanced ferritic steels for USC power plants[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 510-511(C): 162-168.
- [5] Falata L, Výrostková A, Homolová V, et al. Creep deformation and failure of E911/E911 and P92/P92 similar weld-joints [J]. Engineering Failure Analysis, 2009, 16(7): 2114-2120.
- [6] Výrostková A, Homolová V, Pechab J, et al. Phase evolution in P92 and E911 weld metals during ageing[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 480(1-2): 289-298.
- [7] Ennies P J, Zielinska L A, Czyrska F A. Influence of heat treatment on microstructural parameters and mechanical properties of P92 steel[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16(10): 1226-1232.
- [8] Ennis P J, Zielinska L A, Wachter O, et al. Microstructural stability and creep rupture strength of the martensitic steel P92 for advanced power plant[J]. Acta Materialia, 1997, 45(12): 4901-4907.
- [9] 姚兵印, 周荣灿, 范长信, 等. P92 钢中拉弗斯相的尺寸测量及其长大规律的动力学模拟计算[J]. 中国电机工程学报, 2010, 30(8): 94-100.
Yao Bingyin, Zhou Rongcan, Fan Changxin, et al. Measuring laves phase particle size and thermodynamic calculating its growth and coarsening behavior in P92 steels[J]. Proceedings of the CSEE, 2010, 30(8): 94-100(in Chinese).
- [10] 张红军, 周荣灿, 唐立英, 等. P92 钢 650℃ 时效的组织性能研究 [J]. 中国电机工程学报. 2009, 29 (增刊): 174-177.
Zhang Hongjun, Zhou Rongcan, Tang Liying, et al. Study on microstructure and mechanical properties of P92 steels aged at 650℃ [J]. Proceedings of the CSEE, 2009, 29 (Supplement): 174-177(in Chinese).
- [11] 赵强, 彭先宽, 王然. P92 钢的蠕变损伤容许量系数及蠕变断裂机制[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(2): 56-58.
Zhao Qiang, Peng Xiankuan, Wang Ran. Creep damage tolerance factor and creep fracture Mechanics of P92Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2010, 22(2): 56-58(in Chinese).
- [12] 王学, 潘乾刚, 陈方玉, 等. P92 钢高温蠕变损伤分析[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(2): 65-69.
Wang Xue, Pan Qiangang, Chen Fangyu, et al. Analysis of creep damage at elevated temperature in a P92 steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(2): 65-69(in Chinese).
- [13] 乔亚霞, 郭军. 电站锅炉用马氏体耐热钢 P92 钢的焊接[J]. 电力建设, 2007, 28(6): 87-90.
Qiao Yaxia, Guo Jun. P92 steel (martensitic steel) welding used for power plant boilers[J]. Electric Power Construction, 2007, 28(6): 87-90(in Chinese).
- [14] 王淦刚, 赵军, 赵建仓, 等. P92 新型耐热钢焊接接头的力学性能研究及其工程应用[J]. 电力设备, 2007, 8(5): 1-5.
Wang Gangang, Zhao Jun, Zhao Jiancang, et al. Mechanical performance study and engineering application of weld joint of P92 new type heat-resisting steel[J]. Electrical Equipment, 2007, 8(5): 1-5(in Chinese).
- [15] 王学, 潘乾刚, 刘洪, 等. 超超临界机组用 P92 钢焊接细晶区高温蠕变行为[J]. 中国电机工程学报, 2010, 30(2): 104-108.
Wang Xue, Pan Qiangang, Liu Hong, et al. High-temperature creep behaviour of fine grained heat-affected zone in P92 weldment used in ultra supercritical units[J]. Proceedings of the CSEE, 2010, 30(2): 104-108(in Chinese).
- [16] 刘树勋, 李培杰, 曾大本, 等. 析出硬化型热强钢中合金元素的作用机制[J]. 钢铁研究学报, 2004, 16(1): 44-48.
Liu Shuxun, Li Peijie, Zeng Daben, et al. Behavior of alloying elements in precipitation-hardening hot work steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2004, 16(1): 44-48(in Chinese).
- [17] Maruyama K, Sawada K, Koike J. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel[J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 641-653.
- [18] 刘云旭. 金属热处理原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1981: 213-227.
Liu Yunxu. Principle of metal heat treatment[M]. Beijing: China Machine Press, 1981: 213-227(in Chinese).
- [19] Swada K, Kushima H, Kimura K. Z-phase formation during creep and aging in 9~12% Cr heat resistant steels[J]. ISIJ International, 2006, 46(5): 769-775.
- [20] Tamura M, Shinozuka K, Esaka H, et al. Mechanical properties of 8Cr-2WV-Ta steel aged for 30000h[J]. Journal of Nuclear Materials, 2000, 283-287(Part 1): 667-671.
- [21] Sakasegawa H, Hirose T, Kohyama A, et al. Effect of precipitation morphology on toughness of reduced activation ferritic/martensitic steels[J]. Journal of nuclear materials, 2002, 307-311(1 Suppl): 490-494.



刘福广

收稿日期: 2010-08-12。

作者简介:

刘福广(1981), 男, 工学硕士, 研究方向为电站重要承压部件的焊接、热处理技术及其高温运行过程中的组织性能研究, liufuguang@tpri.com.cn。

(责任编辑 王庆霞)