

SP2215/T92 异种钢焊接接头微观组织与力学性能研究

靳晓坤^{1,2}, 张世超², 刁旺战^{3,4}, 杜晋峰¹, 谢锡善⁵, 宋建新⁶, 梁军¹, 张峰²

(1. 国家能源集团新能源技术研究院有限公司, 北京 102209)

(2. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(3. 哈尔滨锅炉厂有限责任公司, 黑龙江 哈尔滨 150046)

(4. 高效清洁燃煤电站锅炉国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150046)

(5. 北京科技大学, 北京 100083)

(6. 江苏武进不锈钢股份有限公司, 江苏 常州 213111)

摘要: 采用手工钨极氩弧焊和 ERNiCr-3 焊丝制备了 SP2215/T92 异种钢管焊接接头, 研究了热处理前后接头的微观组织, 力学性能及拉伸断裂机制。结果表明: 焊缝金属以完全奥氏体组织凝固成柱状枝晶, Nb 元素在枝晶间偏析并形成富 Nb 第二相粒子, 焊后热处理对焊缝组织无显著影响; T92 与焊缝金属界面以及 SP2215 与焊缝金属界面均存在岛状或半岛状宏观偏析, 跨 T92 与焊缝金属界面存在一定程度的碳迁移, 而跨 SP2215 与焊缝金属界面碳迁移现象不明显, 焊后热处理对宏观偏析和碳迁移无显著影响; T92 侧粗晶热影响区硬度最高, 细晶热影响区硬度次之, 临界热影响区硬度最低, 焊后热处理显著降低了粗晶热影响区和细晶热影响区硬度, 改善了 T92 热影响区的微观组织和力学性能; T92 侧熔合线附近形成了 δ 铁素体, 是整个接头硬度最低区域, 焊后热处理对 δ 铁素体的硬度无明显影响; 焊态和热处理态接头室温拉伸均在焊缝处以韧性方式断裂, 而 650 °C 高温拉伸时均在 T92 侧以韧性方式断裂。

关键词: SP2215; T92; 异种钢接头; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG401

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3250-14

富煤贫油少气的一次能源结构, 决定了我国长期以燃煤发电为主的基本电力格局^[1], 由此带来的巨大能源消耗和 CO₂ 等污染物的排放给我国环境保护带来严峻挑战^[2]。提高蒸气参数能够有效提高机组效率, 降低煤耗和污染物的排放, 目前我国已有 300 多台 600 °C 等级的超超临界机组成功运行, 我国自主设计和建设的 623 °C 超超临界二次再热燃煤电站也已于 2015 年投运, 世界范围内的超超临界火电机组的初参数也已经达到 600~620 °C^[3-4]。为进一步降低煤耗和污染物的排放, 国内外均在抓紧开发更高蒸气参数的燃煤电站, 国内各大锅炉厂和发电集团已陆续着手开发 630~650 °C 超超临界机组, 其中 630 °C 等级机组已处于在建阶段。

燃煤电站锅炉用耐热材料是制约火电机组蒸气温度进一步提高的技术瓶颈^[3], 600~620 °C 参数等级的超超临界机组锅炉末级过热器或高温再热器管道多使用 HR3C 奥氏体钢。随着蒸气参数的进一步提高,

HR3C 存在强度不足问题, 在更高温度使用时需增加管道壁厚, 壁厚增加, 管道的制造、焊接、安装难度会极大增加, 同时, 也会导致管道热应力的增加, 因此, HR3C 不能很好的满足更高参数机组设计和长期安全运行的要求^[4-5], 迫切需要开发满足更高蒸气温度使用要求的耐热材料, 如瑞典 Sandvik 公司开发的 Sanicro25 奥氏体耐热钢, 日本新日铁开发的 NF709 钢和我国北京科技大学与江苏武进不锈钢股份有限公司等联合研发的 SP2215 奥氏体钢^[6]。SP2215 650 °C /10⁵ h 持久强度为 130 MPa, 高于 HR3C (109.3 MPa), 与 NF709 (130 MPa) 相当, 低于 Sanicro25 (165 MPa), 但 Sanicro25 和 NF709 钢的 Cr+Ni 含量远高于 SP2215 钢, 且前两者加入了更多的 W、Co、Mo 等贵金属元素, 因此, SP2215 钢更具价格优势, 同时, SP2215 还具有良好的抗腐蚀/氧化性能, 能够满足 630~650 °C 机组锅炉过热器/再热器的使用要求^[6]。国内某电厂拟在新建 630 °C 机组锅炉中首次使用 SP2215 钢。

收稿日期: 2022-09-15

作者简介: 靳晓坤, 男, 1987 年生, 博士, 国家能源集团新能源技术研究院有限公司, 北京 102209, E-mail: 20089897@ceic.com

锅炉不同温度段使用不同钢种耐热材料具有明显的经济效益，因此会产生异种钢焊接问题，火电机组锅炉中最常见的是奥氏体/铁素体异种钢接头 (dissimilar welded joint, DWJ)^[7]。奥氏体钢、铁素体钢及焊缝金属因化学成分、组织、力学性能和物理、冶金性能的差异，以及铁素体钢一侧因焊接热循环产生的固态相变和 δ 铁素体的形成均会导致 DWJ 服役过程中的失效^[7-8]。DWJ 在焊接、热处理和服役过程中的碳迁移会形成贫碳区和富碳区，李克俭等人的有限元计算结果表明贫碳区会产生塑性应变集中，导致损伤加剧，成为裂纹扩展薄弱环节^[9]；发生在铁素体耐热钢细晶热影响区 (fine grain heat affected zone, FGHAZ) 或临界热影响区 (inter-critical heat affected zone, ICHAZ) 的 IV 型开裂与 FGHAZ 或 ICHAZ 的晶粒细化和析出相的粗化以及由于奥氏体钢和铁素体钢热膨胀系数不同导致的焊接残余应力有关^[10-14]；周敏等^[15]研究发现 9%~12%Cr 马氏体钢室温冲击时，裂纹主要在 δ 铁素体和马氏体的界面产生，并沿着长条分布的 δ 铁素体方向扩展，此外有报道称 δ 铁素体会降低钢的强度、韧性及持久性能^[15-16]。据统计，一台超超临界机组的 DWJ 数以千计，DWJ 的安全服役成为保证电站安全稳定运行的重要一环^[17]，因此有必要对 SP2215 DWJ 进行研究。

本工作以 SP2215 奥氏体钢与 T92 铁素体钢 DWJ

为研究对象，旨在研究 SP2215/T92 焊接接头的微观组织和室温、高温短时拉伸性能及其断裂机制。这将为 SP2215/T92 DWJ 的安全服役提供重要依据，也将对国产新型奥氏体耐热钢 SP2215 在 630~650 °C 超超临界火电机组锅炉中的应用提供重要参考，具有重要的工程意义。

1 实 验

使用的 SP2215 钢管规格为 $\Phi 51\text{ mm}\times 9.5\text{ mm}$ ，供货态为固溶态，固溶温度为 1190~1250 °C，保温时间为 30 min，随后水冷。T92 钢管规格为 $\Phi 57\text{ mm}\times 16\text{ mm}$ ，供货态为正火+回火，正火温度 1040~1080 °C，时间 32 min，回火温度 760~790 °C，时间 60 min。焊丝为 $\Phi 2.4\text{ mm}$ 的 ERNiCr-3。3 种材料的主要化学成分如表 1 所示。

采用手工钨极氩弧焊 (manual-gas tungsten arc welding, M-GTAW) 对 SP2215/T92 钢管进行焊接。采用无钝边 60° V 型坡口，根部间隙 3 mm，4 层 4 道焊，焊接过程截面示意图及实物焊接接头如图 1 所示。

焊接工艺参数如表 2 所示，焊前采用天然气火焰枪对 T92 侧进行预热，预热温度不低于 150 °C，均温 5 min 后进行焊接，每层焊接完成后空冷，待焊缝温度不大于 250 °C (层间温度) 时进行下一层焊接，预热和层间温度均采用 TM-902C 型快速测温仪进行测温。焊接时通氩气进行保护。

表 1 T92、SP2215 钢管和 ERNiCr-3 焊丝的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of T92, SP2215 tube and ERNiCr-3 welding wire (wt%)

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Cu	Ti	V	Mo	Co	W	N	Al	B	Fe
T92	0.11	0.39	0.46	8.76	0.25	0.059	-	-	0.21	0.36	-	1.63	0.044	0.01	0.0033	Bal.
SP2215	0.07	0.38	0.64	22.6	15.7	0.53	3.5	0.006	-	0.12	0.06	0.008	0.34	-	-	Bal.
ERNiCr-3	0.03	0.11	3.05	20.2	Bal.	2.52	0.022	0.36	-	-	-	-	-	-	-	2.211

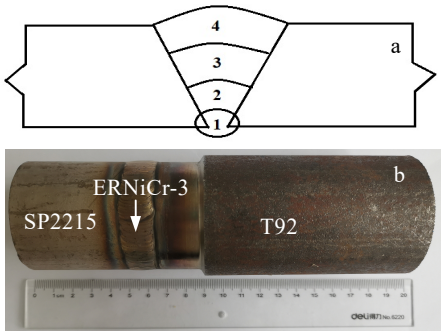


图 1 SP2215/T92 钢管焊接过程接示意图及接头实物照片
Fig.1 Schematic diagram of welding process of SP2215/T92 tube (a) and appearance of SP2215/T92 DWJ (b)

表 2 多层多道手工 M-GTAW 焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters of multipass M-GTAW

Pass No.	Current/A	Voltage/V	Welding speed/cm·min ⁻¹
1	120	12	5-8
2	130	13	5-8
3	130	13	5-8
4	130	13	5-8

焊后对接头进行 100%射线检测，未发现裂纹、未熔合、夹渣和气孔等缺陷，射线检测结果合格，因此本研究中的焊接工艺参数对实现超超临界机组锅炉中无缺陷焊接接头具有一定的参考价值。

选取部分焊接接头进行焊后热处理 (post-welded heat treatment, PWHT), 热处理工艺为 750 °C 保温 1.5 h 炉冷。

沿接头轴向制取包含两端母材 (base metal, BM)、热影响区 (heat affected zone, HAZ) 及焊缝的金相样, 经研磨、抛光后进行腐蚀, T92、焊缝金属 (weld metal, WM) 和 SP2215 均采用三氯化铁盐酸水溶液 (5 g FeCl_3 +15 mL HCl +80 mL H_2O) 腐蚀。采用蔡司 Axio Observer 光学显微镜 (optical microscope, OM) 对接头不同区域进行金相组织观察, 采用配备有牛津 X-Max 型能谱仪 (energy dispersive spectrometer, EDS) 的蔡司 AVO-18 型扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 对焊接接头不同区域进行微观组织观察和能谱分析, 加速电压 20 kV。同时采用 JMatPro 软件计算 2 种钢中相含量随温度的变化曲线。

依据 GB/T 4340.1-2009, 采用岛津 HMV-G 维氏硬度计对焊接接头进行显微硬度测试, 试验力为 4.9 N, 加载时间为 15 s, 每个试验点间隔 300 μm , 为尽量避免层间热输入对硬度的影响, 在焊接接头最后一层进行显微硬度测试, 测试位置离金相样上边缘约 2 mm, 如图 2 所示。采用 0.98 N 的试验力对 T92 侧 δ 铁素体进行显微硬度测试, 加载时间为 15 s。

依据 GB/T 228.1-2010, 在岛津 AG-X plus ODM 试验机上对焊接接头进行室温和 650 °C 高温拉伸试验, 焊接接头拉伸试样加工时使焊缝位于拉伸样的中

间位置。室温和高温拉伸试样平行段尺寸均为 $\Phi 5 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$, 位移加载速率均为 0.45 mm/min, 均采用 Epsilon 引伸计测定屈服强度。

将不同状态下的室温拉伸、高温拉伸断口在无水乙醇中用超声波清洗干净后采用 SEM (JEOL, JSM 6010) 进行断口分析, 加速电压 20 kV。

2 结果与讨论

2.1 微观组织

2.1.1 母材原始组织

图 3 为 SP2215 与 T92 钢管原始组织。由图 3a 可知固溶态 SP2215 钢管原始组织由奥氏体和少量孪晶组成, 在奥氏体晶内和晶界分布有粗大的一次未溶析出相。SEM 背散射电子 (BSE) 像显示这些一次析出

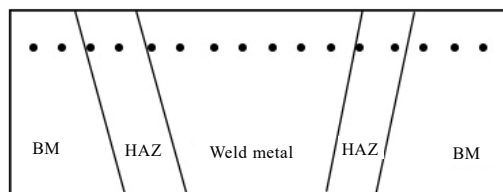


图 2 SP2215/T92 异种钢焊接接头显微硬度测试示意图

Fig.2 Schematic diagram of microhardness test of SP2215/T92 DWJ

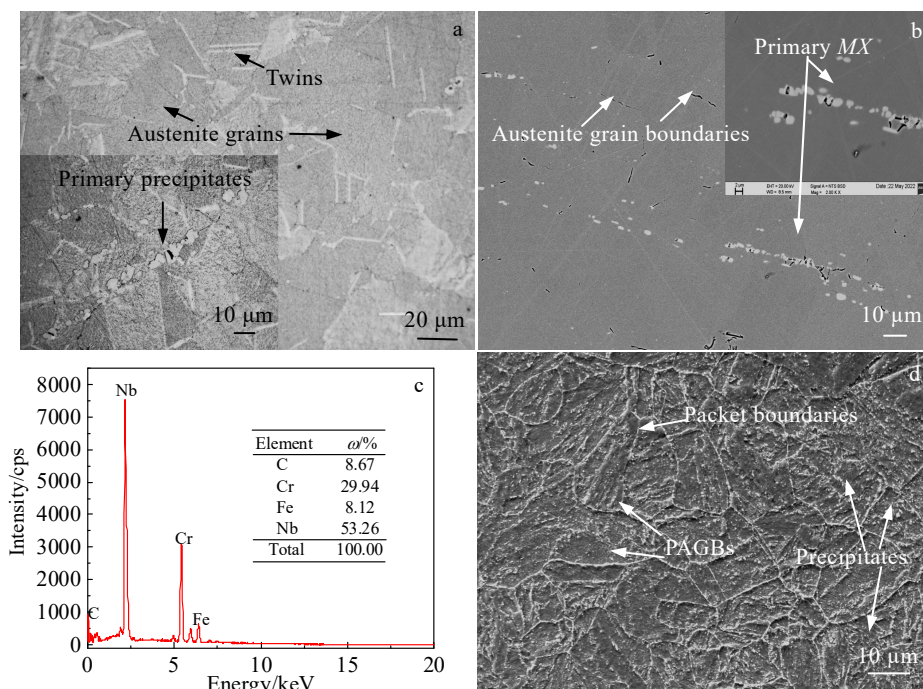


图 3 SP2215/T92 管子原始组织

Fig.3 Microstructures of the as-received SP2215/T92 tube: (a) OM microstructure of SP2215 steel; (b) BSE image of SP2215 steel; (c) EDS analysis result of primary precipitates in SP2215 steel; (d) SEM microstructure of T92 steel

相为球形或棒状,衬度相同且较基体高(明亮),表明这些一次析出相属同一种析出相,如图 3b 所示。EDS 结果显示这些析出相为富 Nb 相,同时含有 Cr、C 和 Fe 元素,如图 3c 所示,表明这些一次未溶析出相为 NbC (MX) 相,Zhang 等^[18]也发表了类似结果。T92 钢管原始组织为高温回火马氏体,原奥氏体晶粒(prior austenite grain, PAG)尺寸约为 20 μm , PAG 由板条束组成,板条束中的板条清晰可见,如图 3d 所示,同时 PAG 晶界(PAG boundary, PAGB)、板条束界、板条界和基体上分布着大量析出相。

采用 JMatPro 软件计算了热力学平衡态下 SP2215 钢和 T92 钢的相组成随温度的变化曲线,如图 4 所示,为了便于观察,SP2215 钢的曲线为线性坐标的部分放大图,而 T92 钢纵坐标采用了 $\lg 10$ 对数坐标。由图 4a 可知,SP2215 钢中的主要析出相为 $M_{23}C_6$ 、 $M_2(C,N)$ 、 MX 、富铜相、Z 相以及 Sigma 相,在 1190~1250 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理时, $M_{23}C_6$ 、 $M_2(C,N)$ 、富铜相、Z 相以及 Sigma 相几乎全部固溶于奥氏体基体中,只有 MX 相未完全固溶,热力学计算结果同样表明 SP2215 钢中粗大的一次未溶析出相为 MX 相。由图 4b 可知,除去 MnS、AlN 等夹杂物外,T92 钢中的主要析出相为 $M_{23}C_6$ 、Z 相、 MX 相和 Laves 相,在 1040~1080 $^{\circ}\text{C}$ 正火时, $M_{23}C_6$ 、Z 相和 Laves 相完全固溶于基体,而 MX 相只有部分会固溶于基体中,这些固溶的 MX 相在 760~790 $^{\circ}\text{C}$ 回火时会析出,而 Laves 相在温度高于 720 $^{\circ}\text{C}$ 时不会析出,Z 相属长时相,短时回火时几乎不会析出。因此,供货态下 T92 钢中的主要析出相为 $M_{23}C_6$ 和未溶的 MX 相及回火析出的 MX 相,如图 3d 所示。

2.1.2 热处理前后接头 T92 侧微观组织演变

焊接过程中 T92 热影响区不同区域经历了不同的峰值温度,导致其热影响区不同区域形成了不同的微观组织。图 5 为接头 T92 侧微观组织。由图 5a 可见,焊态下在距离熔合线一小段距离处形成了亮白色块状 δ 铁素体。由图 4b 可知,T92 钢在 1200 $^{\circ}\text{C}$ 以上会形成高温 δ 铁素体与奥氏体两相区,这是由 T92 钢的固有化学成分决定的,焊接过程中此区域距离熔池最近,经历的峰值温度大于 1300 $^{\circ}\text{C}$ ^[19],正好处于 δ 铁素体的形成温度区间。高温 δ 铁素体不是在熔合线上形成而是在距离熔合线一定距离处形成,这可能是由于焊接过程中 WM 与 T92 钢中的某些合金元素相互扩散,导致这个区域奥氏体合金元素含量升高,扩大了奥氏体相区,缩小了铁素体相区,从而抑制了这一区域 δ 铁素体的形成,但合金元素扩散距离有限,因此只会在距离熔合线一定距离处形成高温 δ 铁素体。紧邻 WM

的区域为粗晶热影响区(coarse grain heat affected zone, CGHAZ)如图 5b 所示,此区域经历的峰值温度在 1200~1300 $^{\circ}\text{C}$ ^[19],远高于 92 钢的 A_{c3} 温度(约 900 $^{\circ}\text{C}$),由图 4b 可知,在此温度区间全部的 $M_{23}C_6$ 和回火析出的 MX 相及几乎全部的一次未溶 MX 相均会回溶到奥氏体基体,失去对晶界的钉扎作用,导致该区域奥氏体晶粒迅速长大,在随后的冷却过程中形成粗大的无明显析出相的淬火马氏体组织,CGHAZ PAG 尺寸约为 35 μm ,同时在 T92 CGHAZ PAGBs 上也可见少量 δ 铁素体,如图 5a 所示。紧邻 CGHAZ 的区域为 FGHAZ,FGHAZ 经历的峰值温度在 1000~1100 $^{\circ}\text{C}$ ^[19],仍高于 92 钢的 A_{c3} 温度。由图 4b 可知,在此温度区间全部的 $M_{23}C_6$ 和回火析出的 MX 相仍会全部回溶到奥氏体基体中,而只有极少量的一次 MX 相会溶解,大量一次未溶 MX 相(未溶 MX 相在 SEM 下很难观察到),能够有效的钉扎晶界,阻止奥氏体晶粒长大,在随后的冷却过程中形成细小的淬火马氏体组织,如图 5c 所示,FGHAZ PAG 尺寸约为 10 μm 。与 BM 相临的区域为 ICHAZ,ICHAZ 经历的峰值温度在 A_{c3} ~ A_{c1} 之间^[19],如图 4b 所示,约在 850 $^{\circ}\text{C}$ 左右,在此温度区间发生部分奥氏体转变,一次 MX 相几乎不会固溶,并且依然存在较多 $M_{23}C_6$,如图 5d 所示,在 PAGBs 上可观察到较大尺寸的 $M_{23}C_6$,而基体上的析出相尺寸较小。

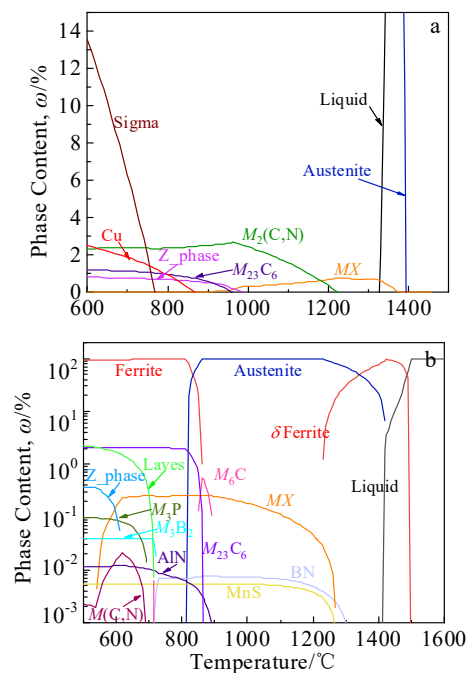


图4 SP2215/T92 钢中相含量-温度曲线

Fig.4 Phase content-temperature curves of SP2215 steel (a) and T92 steel (b)

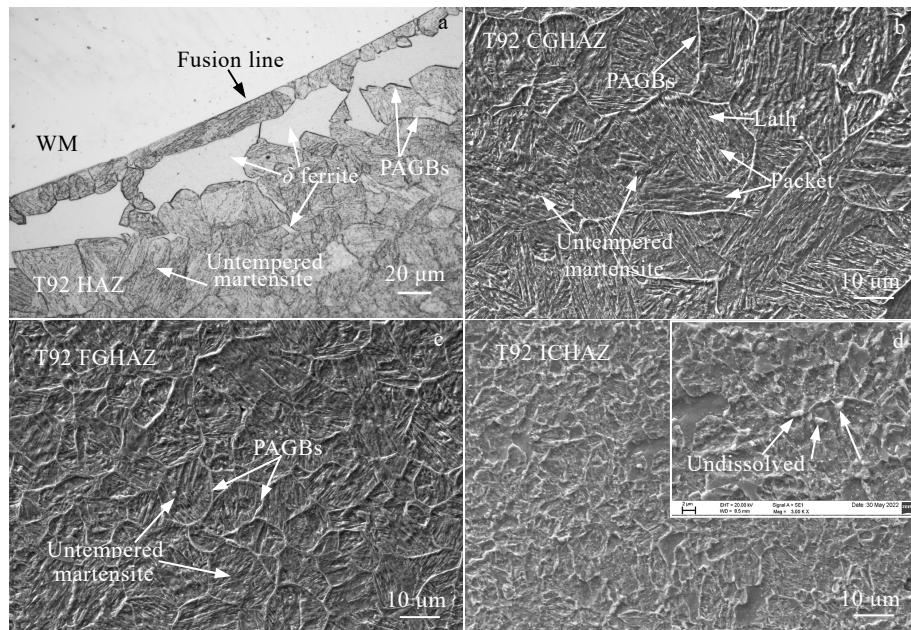


图 5 焊态接头 T92 侧微观组织

Fig.5 Microstructures of T92 side of the as-welded DWJ: (a) T92/WM interface, (b) CGHAZ, (c) FGHAZ, and (d) ICHAZ

图 6 为热处理后接头 T92 侧微观组织。由图 6a 可知, 热处理后仍可在距离熔合线一小段距离内观察到亮白色的块状 δ 铁素体, 可见 PWHT 对 δ 铁素体组织无显著影响。由图 6b、6c 可知热处理后 T92 CGHAZ 和 FGHAZ 由淬火马氏体转变为回火马氏

体, 高温回火后焊接过程中溶解的析出相在 PAGBs、板条束界、板条界和基体上析出, 这些析出相主要为 $M_{23}C_6$ 和 MX 相, 热处理后 ICHAZ 的析出相也明显增多, 如图 6d 所示, 这些新生成的析出相主要为 $M_{23}C_6$ 。

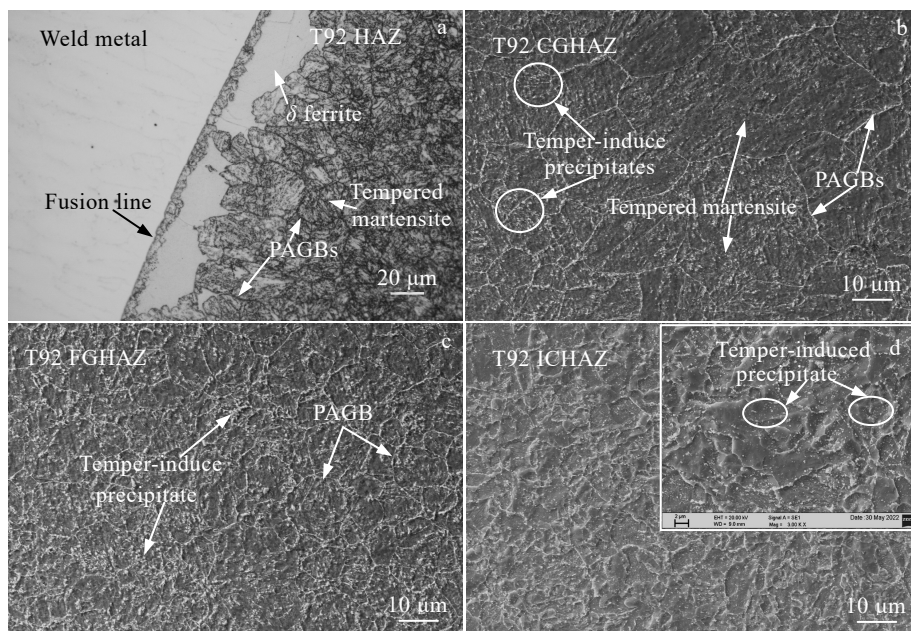


图 6 热处理后接头 T92 侧微观组织

Fig.6 Microstructures of T92 side of the DWJ after heat treatment: (a) interface of T92/WM, (b) CGHAZ, (c) FGHAZ, and (d) ICHAZ

图7为热处理前后接头跨T92/WM界面及C元素EDS线扫描,图7a、7c中白色直线为线扫描位置。由图7b可知,焊态接头 δ 铁素体中碳含量低于T92基体和焊缝中的碳含量, δ 铁素体与PAG界面以及熔合线附近存在C富集,向焊缝中心方向C元素含量缓慢下降,这可能与C从T92侧向WM的迁移有关。T92钢中的C含量(0.11%)高于WM中的C含量(0.03%),且WM中与C亲和力较高的Cr元素含量(20.2%)远高于T92钢中Cr元素含量(8.76%),存在C活度梯度,焊接过程中C元素从T92 CGHAZ向WM方向扩散,导致熔合线附近T92 CGHAZ中C含量减少,这也加速了 δ 铁素体的形成,但WM中Ni含量较高,会阻止C的扩散,且焊接高温停留时间较短,一般为几秒钟,故C的扩散距离较短,因此导致C元素容易在界面附近富集。热处理后, δ 铁素体中碳含量仍相对较低, δ 铁素体与PAG界面以及熔合线附近仍存在C富集,向焊缝中心方向C元素含量仍缓慢下降,如图7d所示。可见,PWHT对跨T92/WM界面C元素的分布无显著影响。

图8为热处理前后接头T92侧宏观偏析形貌及其主要合金元素面分布,根据宏观偏析形貌^[17],焊态接头的宏观偏析属岛状组织,如图8a所示,热处理态接头的宏观偏析为半岛状组织,如图8e所示。由图8b~8d可见,焊态岛状组织中的主要合金元素Fe、Ni、Cr分

布与T92母材相似;由图8f~8h可知,热处理态的半岛状组织中的主要合金元素Fe、Ni、Cr也与T92母材相似。Jula等^[20]也报道称WM内部的半岛组织具有与母材相似的化学成分。可见PWHT对宏观偏析无显著影响。

BM(钢)的液相线温度高于WM(镍基合金),熔池凝固前沿的边界等温线温度与镍基合金液相线温度相同,其与钢的液相线温度等温线之间区域的温度均低于钢的液相线温度,因此当熔化的钢一侧BM因对流进入该区域时,由于过冷在与WM充分混合前便快速冷却凝固,而形成岛状或半岛状组织^[17]。因此导致其成分或与母材相似或介于母材与WM成分之间。多层多道焊时在层间或道次间由于BM温度较低与熔池的温度梯度更大,熔池冷却速度相对更快,因此在层间或道次间更易形成宏观偏析,如图8e所示。

2.1.3 热处理前后接头SP2215侧微观组织演变

图9为热处理前后接头SP2215/WM界面微观组织,SP2215 BM在焊接前经高温(1190~1250 °C)固溶处理,导致奥氏体晶粒尺寸粗大(31~59 μm),同时由于奥氏体钢导热系数较低且不发生固态相变,因此焊接热循环过程对SP2215钢的组织影响较小,如图9a所示,仅在距熔合线约200 μm 范围内发生奥氏体晶粒的长大。热处理后由于焊接残余应力的释放,在SP2215 HAZ奥氏体晶粒内生成了一定量的退火孪晶,如图9b所示。

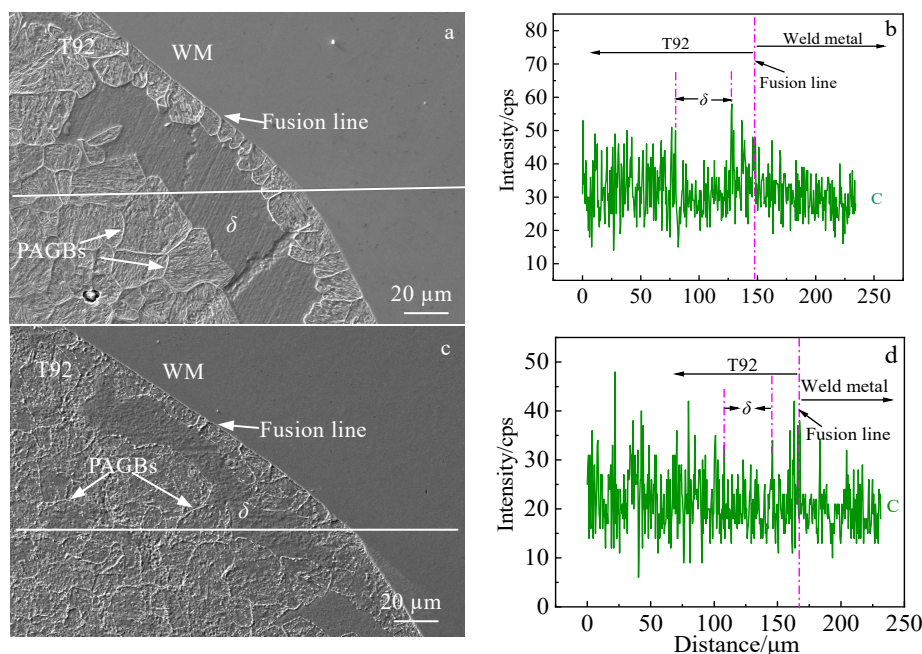


图7 焊态及热处理后接头跨T92/WM界面SEM照片及图7a和7c中标注白线的C元素EDS线扫描

Fig.7 SEM images (a, c) of T92/WM interface (a-b) and heat treatment (c-d); EDS element C line scanings of along the white line marked in Fig.7a and Fig.7c (b, d)

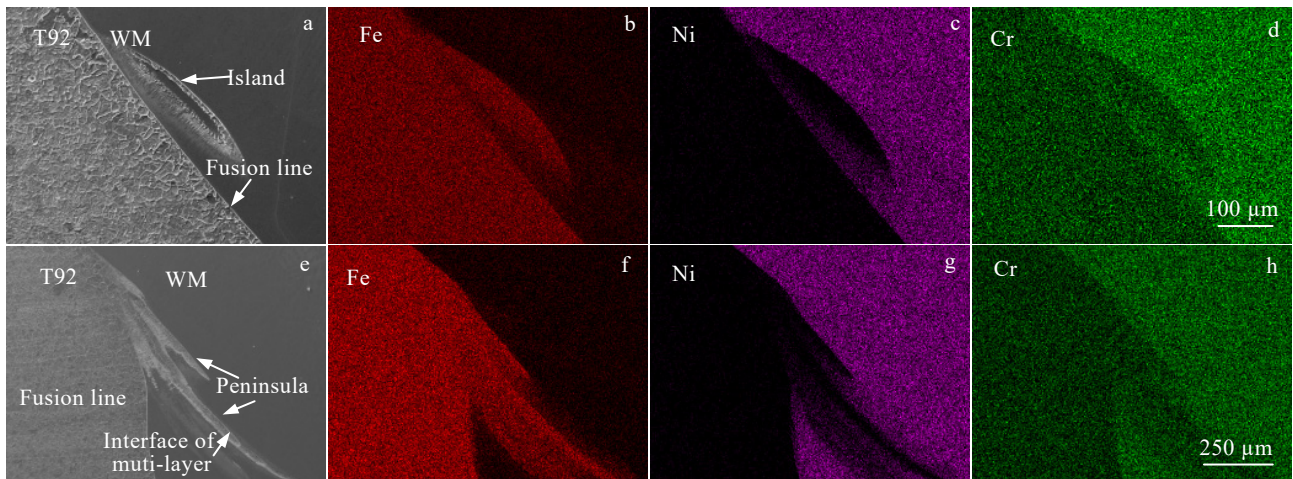


图 8 热处理前后接头 T92 侧宏观偏析面的 SEM 组织及 EDS 元素面分布

Fig.8 SEM microstructures (a, e) and EDS element mappings of Fe (b, f), Ni (c, g), and Cr (d, h) of macro-segregation at T92 side of the DWJ before (a-d) and after (e-h) heat treatment

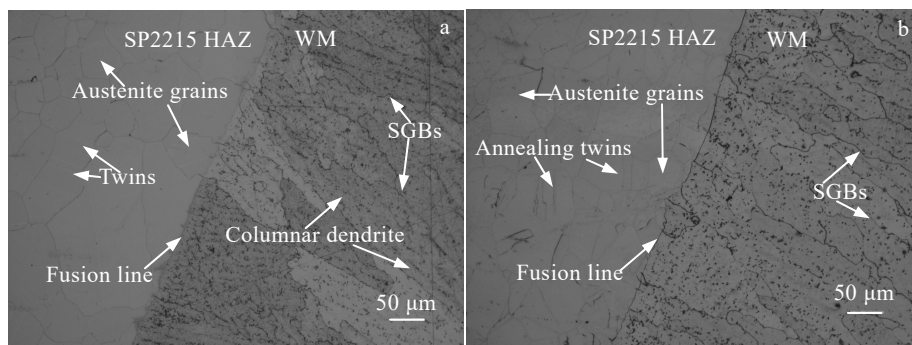


图 9 热处理前后接头 SP2215/WM 界面 OM 组织

Fig.9 OM microstructures of SP2215/WM interface before (a) and after (b) heat treatment

图 10 为焊态接头界面及跨 SP2215/WM 界面 C 元素 EDS 线分布, 图 10a 中白色直线为线扫描位置。由图 10b 可知 C 元素在 SP2215/WM 界面两侧分布均匀, 没有发生明显的 C 迁移现象, 这是由于 SP2215 钢中的 C 含量(0.07%)高于 WM 中的 C 含量(0.03%), 导致 C 有从 SP2215 向 WM 扩散的活度梯度, 但是 SP2215 钢中的 Cr 元素含量(22.6%)略高于 WM 中的 Cr 含量(20.2%), 导致 C 有从 WM 向 SP2215 侧扩散的活度梯度, 且 C 在两侧奥氏体中的扩散速度均很慢。因此, C 的扩散距离有限, C 迁移现象不明显。PWHT 对 SP2215/WM 界面 C 元素线分布无显著影响。

焊态接头 SP2215 侧同样存在层间半岛状宏观偏析, 如图 11 所示。SP2215 侧半岛状组织主要成分同样与 SP2215 母材成分接近。PWHT 同样对 SP2215 侧宏观偏析无显著影响。

2.1.4 热处理前后焊缝微观组织演变

如图 9 所示, 焊接冷却过程中在 SP2215/WM 界面, ERNiCr-3 WM 借助 SP2215 奥氏体晶界形核, 并以接近垂直于熔合线的方向(沿这一方向冷却速度最快)以柱状晶方式凝固。邻近 SP2215 侧熔合线处的焊缝组织如图 12 所示, 焊缝为完全奥氏体组织, 凝固晶界(solidification grain boundary, SGB)清晰可见, 枝晶间可见大量第二相粒子, 这些第二相粒子在 OM 下呈黑色, 在 SEM 下为亮白色。对焊缝进行 EDS 元素面扫描分析, 如图 13 所示, 可见 Nb 元素在枝晶间偏析, 而枝晶间的 Cr、Fe、Ni 元素含量相对较低, Kumar 等^[21]在 ERNiCrMo-3 焊缝中也发现了类似现象。凝固过程中较重的 Nb 元素, 被排斥到枝晶间, 而较轻的 Cr、Fe、Ni 元素则在枝晶核心聚集。Ti 元素的分布似乎无明显取向。

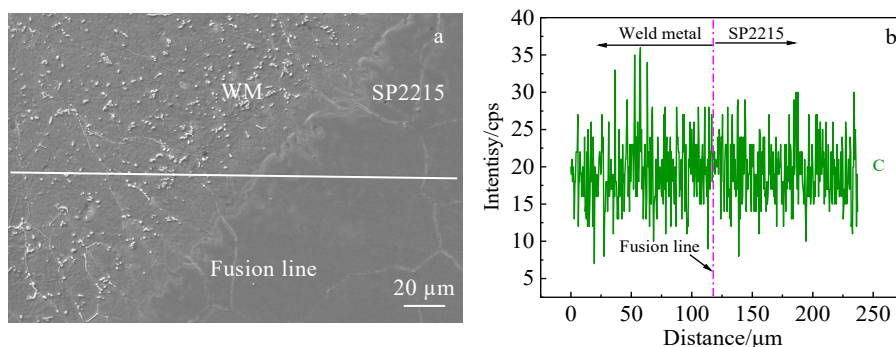


图 10 焊态接头 SP2215/WM 界面 SEM 组织及跨界面的 C 元素 EDS 线扫描

Fig.10 SEM microstructures (a) and EDS element C line scanning (b) along the white line of welded SP2215/WM interface

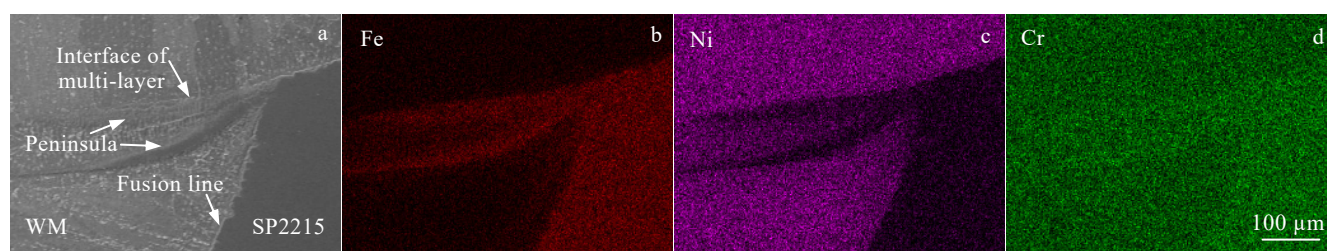


图 11 焊态接头 SP2215 侧半岛状宏观偏析面的 SEM 组织及 EDS 元素面扫描

Fig.11 SEM microstructures (a) and EDS element mappings of Fe (b), Ni(c), and Cr (d) of macro-segregation at SP2215 side of the as-welded DWJ

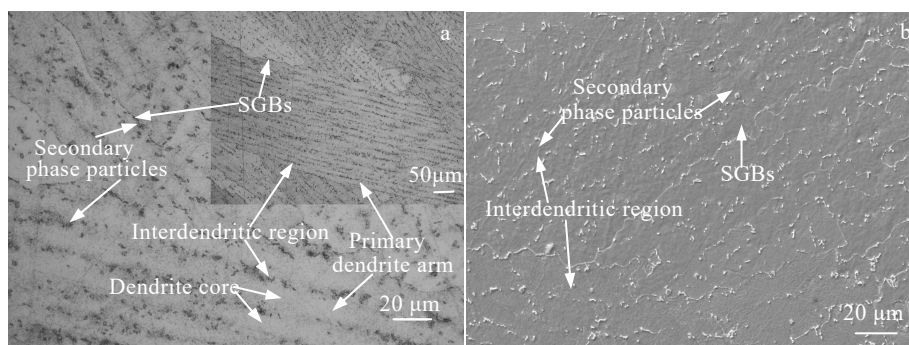


图 12 焊态接头焊缝微观组织

Fig.12 OM (a) and SEM (b) microstructures of as-welded DWJ weld seam

图 14a 为图 12b 的局部放大图, 可见焊缝中的析出相主要分为 2 种, 一种呈四方形, 独立存在且数量相对较少, 另一种数量较多呈微小不规则形, 沿枝晶间分布。图 14b 为其 BSE 像, 可见微小不规则形析出相衬度较高 (明亮), 而四方形析出相衬度较低 (黑暗)。EDS 分析结果显示四方形的析出相主要含 Ti、Nb 和 C、N 元素, 表明其为富 Ti 的 (Ti,Nb)(C,N)相, 如图 14c 所示, 而微小的不规则形析出相主要含 Nb、C 元素, 表明其为富 Nb 的 NbC

相, 如图 14d 所示。Ti 的原子序数低于焊缝基体 Ni 的原子序数, 而 Nb 的原子序数高于焊缝基体 Ni 的原子序数, 故 BSE 像中四方形 (Ti,Nb)(C,N) 相的衬度低, 而 NbC 相的衬度高。

图 15 和图 16 为热处理后焊缝 OM 和 SEM 组织及 EDS 元素面扫描。由图 15a 可知, 热处理后 SGBs 更加明显, SEM 分析表明热处理后 SGBs 上第二相粒子增多且粗化, 如图 15b 所示。枝晶间 NbC 析出相较热处理前也有所增多, 如图 16e 所示。

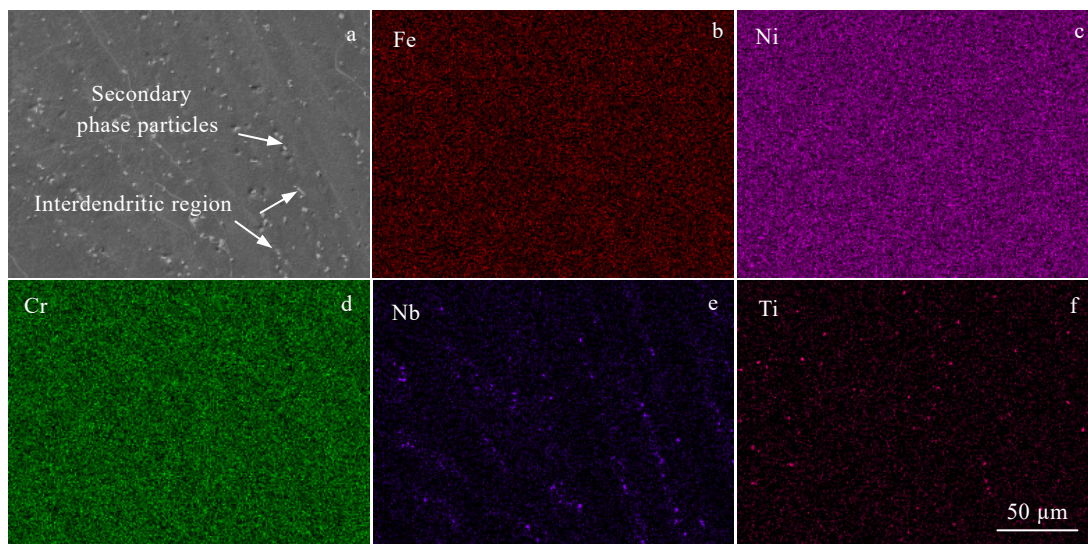


图 13 焊态接头焊缝 SEM 组织及 EDS 元素面分布

Fig.13 SEM microstructures (a) and EDS element mappings of Fe (b), Ni (c), Cr (d), Nb (e), and Ti (f) of weld seam of as-welded DWJ

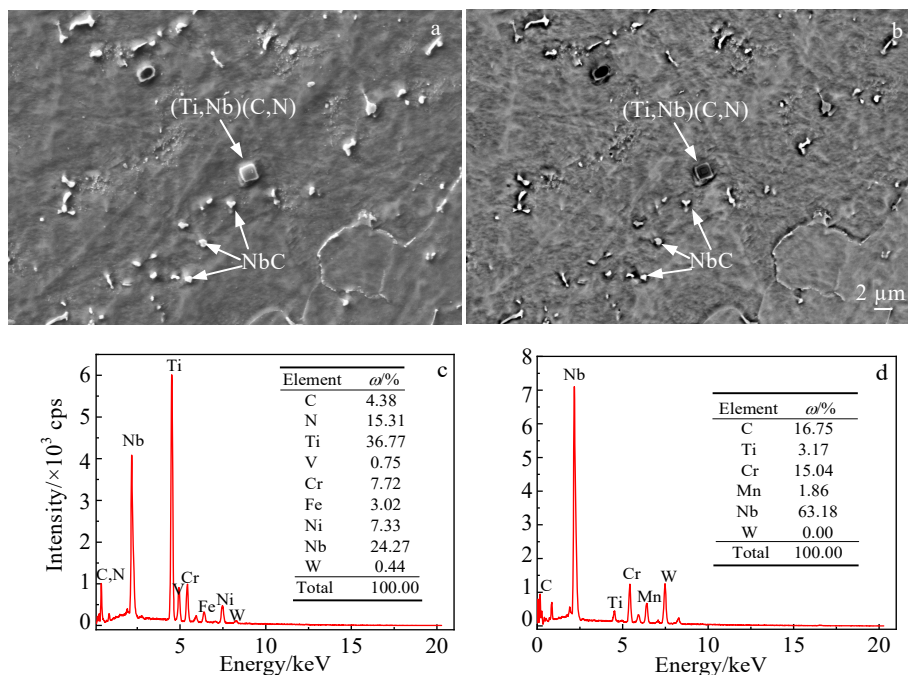


图 14 焊态接头焊缝第二相粒子的 SEM 形貌及 (Ti,Nb)(C,N) 和 NbC 的 EDS 分析结果

Fig.14 SEM-SE (a) and BSE morphologies (b) of the secondary phase particles of as-welded weld seam of DWJ; EDS analysis results of (Ti,Nb)(C,N) (c) and NbC (d)

2.2 力学性能

2.2.1 显微硬度

图 17 为热处理前后接头 SP2215 BM、SP2215 HAZ、WM、T92 HAZ 以及 T92 BM 室温显微硬度分

布。为方便作图，焊缝中心位置定为坐标零点，SP2215 侧为负，T92 侧为正。测得 T92 BM 平均硬度(HV)为 2244 MPa，SP2215 BM 平均硬度(HV_{0.5})为 1950 MPa，T92 BM 硬度高于 SP2215 BM 硬度；T92 HAZ 的硬度

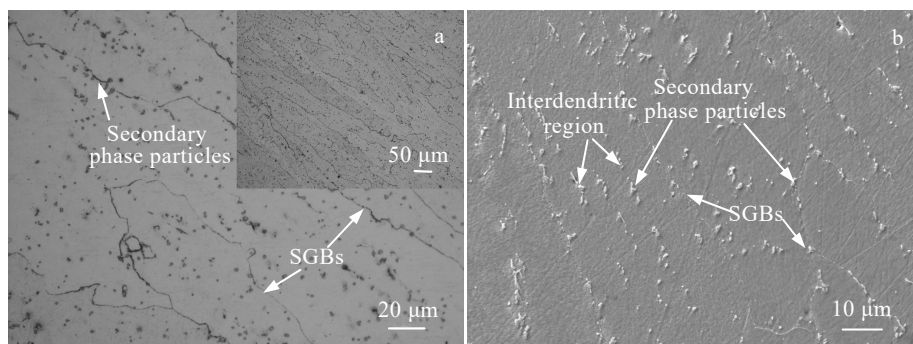


图 15 热处理后焊缝 OM 及 SEM 组织

Fig.15 OM (a) and SEM (b) microstructures of the weld seam of the DWJ after heat treatment

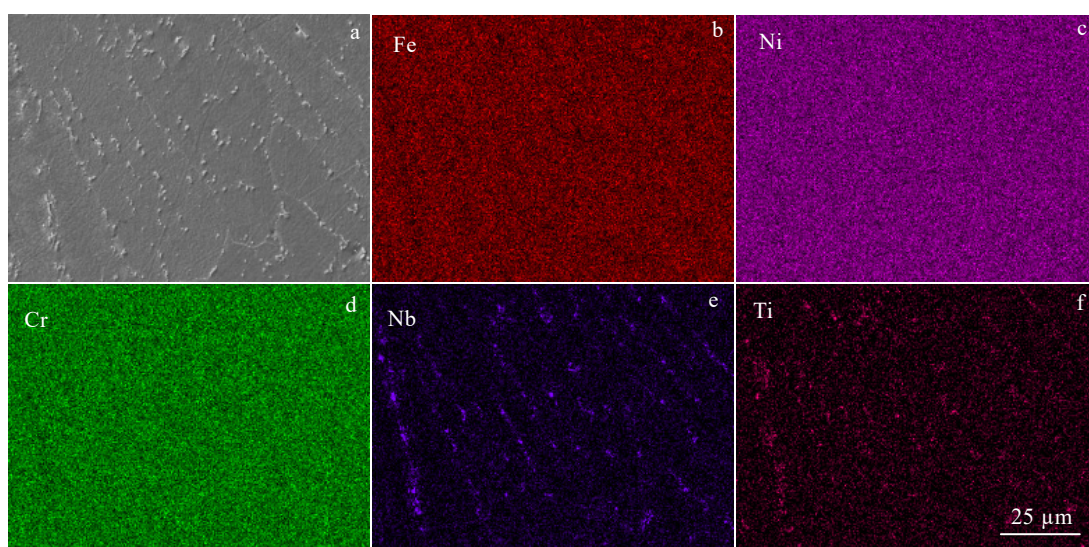


图 16 热处理后接头焊缝 SEM 组织及 EDS 元素面分布

Fig.16 SEM-SE microstructure (a) and EDS element mappings of Fe (b), Ni (c), Cr (d), Nb (e), and Ti (f) of weld seam of the DWJ after heat treatment

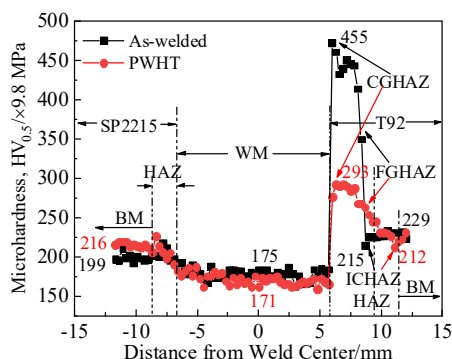


图 17 热处理前后接头显微硬度

Fig.17 Microhardness of the DWJ before and after heat treatment

分布明显分为 3 个区域, CGHAZ、FGHAZ 和 ICHAZ。CGHAZ 硬度($HV_{0.5}$)最高为 4459 MPa, ICHAZ 硬度($HV_{0.5}$)最低为 2107 MPa。焊接时 CGHAZ 经历的峰值温度最高, 几乎所有的析出相全部回溶于基体, 导致大量 C、N 等元素固溶于奥氏体, 在焊后快速冷却过程中形成粗大淬火马氏体并且由于 C、N 元素的固溶强化作用导致其硬度最高, 而 ICHAZ 经历的峰值温度在 $A_{c3} \sim A_{c1}$ 之间, 在两相区冷却形成回火马氏体和淬火马氏体的混合组织并且固溶强化程度低, $M_{23}C_6$ 析出相粗大, 共同导致 ICHAZ 硬度低。SP2215 HAZ 硬度与 BM 硬度基本相同, 仅在离熔合线约 1 mm 位置处出现 1 个较小的峰值硬度($HV_{0.5}$)约为 2117 MPa, 这可能与析出强化有关; WM 的平均硬度($HV_{0.5}$)为 1715 MPa, 低于 SP2215 BM、T92 BM、SP2215 HAZ 及 T92 HAZ 硬度,

焊态接头整个区域硬度分布如下: 焊缝 < SP2215 BM \approx SP2215 HAZ < T92 ICHAZ < T92 FGHAZ < T92 CGHAZ。热处理后, T92 BM 硬度基本不变, SP2215 BM 因析出强化作用硬度略有升高, 平均值为 2117 MPa, 仍低于 T92 BM 硬度; 焊缝硬度(HV_{0.5})降低到 1676 MPa 且仍低于 SP2215 BM、T92 BM、SP2215 HAZ 及 T92 HAZ 硬度; T92 CGHAZ 硬度(HV_{0.5})为 2871 MPa, 较焊后大幅降低, FGHAZ 硬度也发生较大程度下降, 高温回火后淬火马氏体组织转变为回火马氏体组织, 析出相析出并长大以及位错密度的降低共同导致其硬度下降; ICHAZ 硬度(HV_{0.5})为 2078 MPa, 下降不明显, 仍是 T92 BM 及热影响区硬度最低区域。热处理后接头整个区域硬度分布如下: 焊缝 < SP2215 BM \approx SP2215 HAZ \approx T92 ICHAZ < T92 FGHAZ < T92 CGHAZ。

焊态接头 δ 铁素体的显微硬度(HV_{0.5})为 1606 MPa, 热处理后 δ 铁素体的显微硬度(HV_{0.5})为 1637 MPa, 如图 18 所示。这与 Wang 等^[22]测得的 T92/HR3C DWJ 蠕变断裂试样(蠕变断裂时间 2425.75 h)中的 δ 铁素体的显微硬度(HV_{0.5}) (1711 MPa)接近。可见 PWHT 对 δ 铁素体的显微硬度影响不明显。热处理前后 δ 铁素体的硬度均略低于焊缝硬度, 是接头硬度最低区域。

2.2.2 室温拉伸性能

SP2215 BM、T92 BM 及热处理前后焊接接头的室温拉伸结果如表 3 所示。焊态下接头的屈服强度为 347 MPa, 抗拉强度为 635 MPa, 伸长率为 16%; 热处理后接头的屈服强度、抗拉强度和伸长率均有所提高分别为 351 MPa、675 MPa 和 18%。热处理前后接头的屈服强度、抗拉强度和伸长率均低于 SP2215 和 T92 BM。根据文献[19]中公式计算得到焊态接头效率为 87.3%, 热处理后接头效率提高到 92.8%。

2.2.3 高温拉伸性能

SP2215 BM、T92 BM 及热处理前后焊接接头 650 °C 高温拉伸结果如表 4 所示, 焊态下接头的屈服强度为 178 MPa, 抗拉强度为 258 MPa, 伸长率为 20%, 热处理后接头的屈服强度为 187 MPa, 抗拉强度为 250 MPa, 伸长率为 19%, 可见焊态接头高温拉伸屈服强度略低于两侧 BM 屈服强度, 抗拉强度略高于 T92 BM 而远低于 SP2215 BM 的抗拉强度; 伸长率低于接头两侧 BM 的伸长率。热处理后接头的屈服强度略有升高, 但仍略低于两侧 BM 屈服强度; 抗拉强度略有降低, 仍高于 T92 BM 而远低于 SP2215 BM 的抗拉强度; 伸长率基本不变, 仍低于两侧 BM 的伸长率。

2.3 断口分析

2.3.1 室温拉伸断口分析

热处理前后接头室温拉伸均在焊缝处断裂, 图 19 为热处理前后接头室温拉伸断口形貌。由图 19a 可见, 焊态接头拉伸断口由韧窝和撕裂棱组成, 表明焊态接头室温拉伸时为韧性断裂。焊态接头断口枝晶间和枝晶核心断口形貌不同: 枝晶间因大量第二相粒子的存在, 导致拉伸断裂时形成以第二相粒子为核心的微孔洞, 而枝晶核心形成韧窝和撕裂棱。热处理后接头室温拉伸断口出现大量剪切平面, 表明其断裂方式为剪切断裂, 同时可见韧窝、撕裂棱及微孔洞, 同样表现为韧性断裂, 如图 19b 所示。可见, 接头室温拉伸断裂方式由热处理前的韧性正断转变为热处理后的韧性剪切断裂。此外, 热处理后接头室温拉伸断口可见沿 SGBs 的二次裂纹, 这可能与热处理后 SGBs 上析出相的增多和长大有关。

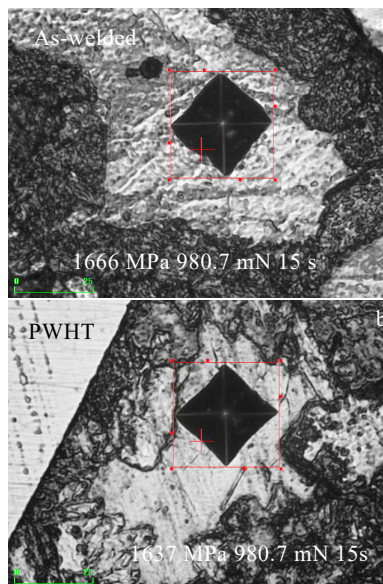


图 18 热处理前后接头 δ 铁素体显微硬度

Fig.18 Microhardness of δ ferrite of joints before (a) and after (b) heat treatment

表 3 SP2215 母材、T92 母材及热处理前后焊接接头室温拉伸试验结果

Table 3 Tensile test results of SP2215 BM, T92 BM and the DWJ before and after heat treatment at room temperature

Material	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Joint efficiency/%
As-welded	347	635	16	87.3
PWHT	351	675	18	92.8
SP2215 BM	302	737	56	-
T92 BM	534	727	24	-

表 4 SP2215 母材、T92 母材及热处理前后接头高温 650 ℃ 拉伸试验结果

Table 4 Tensile test results of SP2215 BM, T92 BM and the DWJ before and after heat treatment at high temperature of 650 ℃

Material	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
As-welded	178	258	20
PWHT	187	250	19
SP2215 BM	216	495	32
T92 BM	203	239	33

接头拉伸断口纵截面特征如图 20 所示, 由图 20a 可见焊态接头断面几乎与拉应力方向垂直, 表明其为正断, 而热处理态接头断面与拉应力方向夹角约为 45°, 表明其为剪切断裂, 这与断口形貌观察结果一致。焊态接头拉伸断口纵截面局部放大图如图 20b 所示, 可见断面垂直于柱状晶生长方向, 表明焊态接头室温拉伸时以垂直柱状晶的穿晶方式断裂, 在平行于断面下方一小段距离内进行 EDS 线扫描分析, 扫描位置如图 20b 中白色直线, 扫描结果

如图 20c 所示, 可见在平行于断面方向富 Nb 区与贫 Nb 区交替出现, 同样富 Ni、Cr 和 Fe 区和贫 Ni、Cr 和 Fe 区以与 Nb 含量变化相反的趋势也交替出

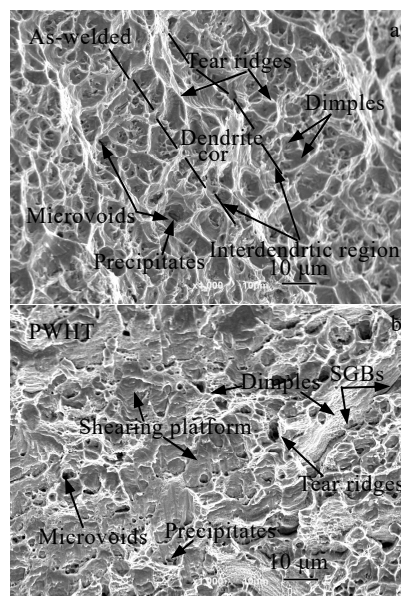


图 19 热处理前后接头室温拉伸断口形貌
Fig.19 Tensile fracture morphologies of as-welded (a) and PWHT (b) joints at room temperature

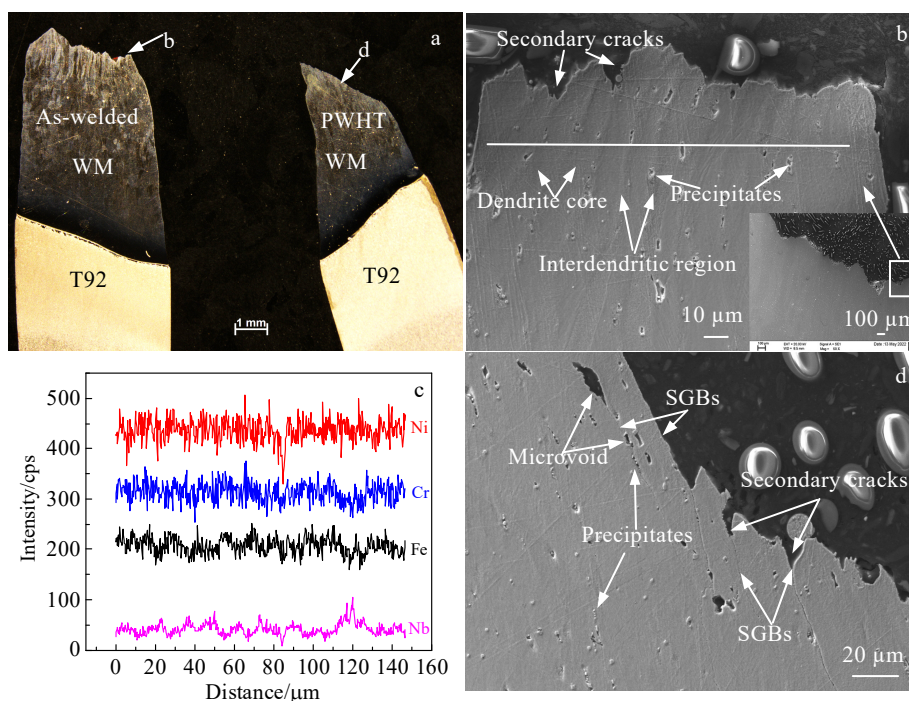


图 20 热处理前后接头室温拉伸断口纵截面特征

Fig.20 Tensile fracture morphology (a), enlargement of arrow marked region in Fig.20a (b), EDS elements line scanning along the white line in Fig.2b (c), and enlargement of arrow marked region in Fig.20a (d) of longitudinal section of the DWJ specimens before and after heat treatment at room temperature

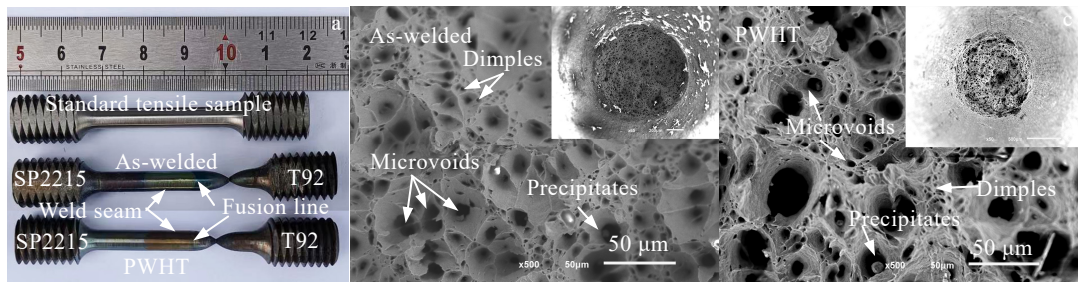


图 21 热处理前后接头高温 650 °C 拉伸断裂试样及断口形貌

Fig.21 Appearance of tensile fracture specimens (a); fracture morphologies of the DWJ before (b) and after (c) heat treatment at high temperature of 650 °C

现。由图 13 可知, 富 Nb 区为枝晶间, 富 Ni、Cr、Fe 区为枝晶核心, EDS 元素线扫描结果也表明焊态接头室温拉伸时以垂直柱状晶生长方向发生断裂, 因此在焊态接头断面可见交替出现的枝晶间的微孔洞和枝晶核心的韧窝和撕裂棱。热处理态接头室温拉伸断口纵截面局部放大图如图 20d 所示, 可见主裂纹或切断柱状晶或沿 SGBs 扩展, 同时可见沿 SGBs 的二次裂纹。裂纹沿 SGBs 扩展可能是热处理态接头发生剪切断裂的重要原因, 而 SGBs 上的因热处理增多和长大的第二相粒子是导致 SGBs 开裂的主要原因, 由图 20d 可见 SGBs 上沿第二相粒子开裂的微孔洞。

2.3.2 高温拉伸断口分析

图 21a 为热处理前后接头 650 °C 高温拉伸断裂试样。可见热处理前后 DWJ 高温拉伸均断裂在 T92 侧, 且均被拉成一个点, 形成典型的凿峰型断口。SEM 下焊态接头高温拉伸断口由大量小而浅的韧窝和由韧窝合并形成的小微孔组成, 微孔中可见析出相粒子, 表明焊态下接头高温拉伸断裂方式为韧性断裂, 如图 21b 所示。热处理后接头高温拉伸仍以微孔聚集长大的韧性断裂方式开裂, 但相对于焊态接头高温拉伸断口, 热处理态高温拉伸断口的微孔大而深, 如图 21c 所示。这可能与热处理前后接头在 T92 侧断裂的位置不同有关, 由于断口经高温拉伸后发生剧烈的塑性变形, 很难从纵切面组织上分辨其确切的断裂位置, 由断裂试样宏观形貌(图 21a)可见, 焊态接头高温拉伸断裂在 T92 侧离熔合线约 7 mm 的位置, 结合图 17 推测焊态接头高温拉伸应断在 T92 BM 上, 而热处理态高温拉伸断在 T92 侧离熔合线约 4 mm 的位置, 结合图 17 推测热处理态接头应断在 T92 ICHAZ, 由于 ICHAZ 析出相尺寸较大, 导致高温拉伸时易在此区域形成大且深的微孔。

3 结 论

1) WM 以完全奥氏体组织凝固, 形成柱状枝晶, 枝晶间存在 Nb 元素偏析, 并形成 NbC 第二相, 热处理后焊缝中第二相粒子有增多长大的趋势。

2) 焊接热循环不同峰值温度导致 T92 侧形成 CGHAZ、FGHAZ 和 ICHAZ 3 个区域, CGHAZ 硬度最高, ICHAZ 硬度最低, PWHT 大幅降低了 CGHAZ 和 FGHAZ 硬度; 在 T92 侧熔合线附近形成了 δ 铁素体, δ 铁素体中碳含量极低, 硬度为整个 DWJ 最低区域, PWHT 对 δ 铁素体的硬度无显著影响; 焊接热循环和 PWHT 对 SP2215 侧的微观组织和力学性能影响相对较小。

3) SP2215/WM 及 T92/WM 界面均形成了岛状或半岛状组织, 其成分与两侧 BM 成分相似; 接头 T92 侧产生了一定程度的碳迁移, C 元素从 T92 侧向 WM 扩散, 在熔合线处存在 C 富集, SP2215 侧碳迁移现象不明显; PWHT 对岛状或半岛状组织成分和跨 SP2215/WM 及 T92/WM 界面 C 元素线分布无显著影响;

4) 焊缝是 DWJ 最薄弱环节, 焊态和热处理态接头均在焊缝处断裂, 断裂模式由焊态的韧性正断转变为热处理态的韧性剪切断裂; 650 °C 高温拉伸时焊态和热处理态接头均以韧性断裂方式在 T92 侧断裂, 并形成典型的凿峰型断口, 表明 650 °C 高温下 T92 侧是 DWJ 最薄弱环节。

参考文献 References

- [1] Duan Peng(段 鹏). *Study on Performance Deterioration of Heat-Resistant Steel and Superalloy in Ultra-supercritical Unit*(超超临界机组耐热钢和高温合金的性能劣化研究)[D]. Beijing: North China Electric Power University, 2021
- [2] Dai Peihun(戴佩馄), Cheng Junpei(程钧培). *Power Equipment*(发电设备)[J], 2004(1): 1
- [3] Liu Zhengdong(刘正东), Chen Zhengzong(陈正宗), He Xikou(何西扣) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],

- 2020, 56(4): 539
- [4] Feng Yanlei(冯琰磊), Ye Yongjian(叶勇健). *Electric Power Survey & Design*(电力勘探设计)[J], 2019(7): 36
- [5] Gao Hong(高虹), Chen Zemin(陈泽民), He Zhousuqin(何周苏秦) *et al. Modern Metallurgy*(现代冶金)[J], 2020, 48(4): 4
- [6] Xie Xishan(谢锡善), Ai Zhuoqun(艾卓群), Chi Chengyu(迟成宇) *et al. Steel Pipe*(钢管)[J], 2018, 47(1): 23
- [7] Cao Jian(曹建). *Study on Structure and Properties of T/P92 Dissimilar Steel Welded Joint for Ultra-supercritical Unit* (超超临界机组用 T/P92 异种钢焊接接头结构与性能的研究)[D]. Shanghai: Fudan University, 2011
- [8] Ruan Miqing(阮米庆), Fan Yinhe(范引鹤), Gu Haifeng(顾海峰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1999, 28(1): 30
- [9] Li Kejian(李克俭), Cai Zhipeng(蔡志鹏), Li Yifei(李铁非) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2015, 51(16): 150
- [10] Dak G, Pandey C. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 58: 377
- [11] Shinozaki K, Li D J, Kuroki H *et al. Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2003, 8(4): 289
- [12] Wang Y Y, Li L J, Rangasayee K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 714: 1
- [13] Hirata H, Ogawa K. *Welding International*[J], 2005, 19(2): 118
- [14] Sakthivel T, Vasudevan M, Laha K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 591: 111
- [15] Zhou Min(周敏), Zhou Qiangguo(周强国), Yan Wei(严伟) *et al. Iron and Steel*(钢铁)[J], 2013, 48(5): 62
- [16] Baek J W, Nam S W, Kong B O *et al. Key Engineering Materials*[J], 2005, 297-300: 463
- [17] Li Kejian(李克俭), Li Xiaogang(李晓刚), Zhang Yu(张宇) *et al. Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2020, 50(9): 17
- [18] Zhang Y, Jing H Y, Xu L Y *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2019, 29: 41
- [19] Dak G, Pandey C. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2021, 194: 104 536
- [20] Jula M, Dehmlaei R, Zaree S R A. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 36: 272
- [21] Kumar S, Yadav V K, Sharma S K *et al. International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2021, 193: 104 443
- [22] Wang X, Wang X, Zhang Y L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 799: 140 128

Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Welded Joint of SP2215/T92

Jin Xiaokun^{1,2}, Zhang Shichao², Diao Wangzhan^{3,4}, Du Jinfeng¹, Xie Xishan⁵, Song Jianxin⁶,
Liang Jun¹, Zhang Zheng²

(1. CHN Energy New Energy Technology Research Institute Co., Ltd, Beijing 102209, China)

(2. Beihang University, Beijing 100191, China)

(3. Harbin Boilers Co., Ltd, Harbin 150046, China)

(4. State Key Laboratory of Efficient and Clean Coal-Fired Utility Boilers, Harbin 150046, China)

(5. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(6. Jiangsu Wujin Stainless Steel Pipe Group Co., Ltd, Changzhou 213111, China)

Abstract: Dissimilar welded joints (DWJs) of SP2215 and T92 tubes were prepared by manual-gas tungsten arc welding (M-GTAW) and ERNiCr-3 filler. The microstructure, mechanical properties and tensile fracture mechanism of DWJ before and after heat treatment were studied. The results show that the weld metal (WM) is solidified into columnar dendrites with complete austenite structure, and Nb element is segregated between dendrites to form Nb-rich secondary phase particles. The post-welded heat treatment (PWHT) has no significant effect on the microstructure of weld seam. Island or peninsula macro-segregation is formed at both T92/WM and SP2215/WM interfaces, and the carbon migration occurs to a certain extent across the T92/WM interface. However, the phenomenon that the carbon migrates across the SP2215/WM interface is not obvious, and PWHT has no significant effect on macro-segregation and carbon migration. The hardness of the coarse grain heat affected zone (CGHAZ) at T92 side is the highest, followed by that of the fine grain heat affected zone (FGHAZ), whereas the inter-critical heat affected zone (ICHAZ) has the lowest hardness. PWHT reduces the hardness of CGHAZ and FGHAZ significantly and modifies the microstructure and mechanical properties of T92 HAZ. δ ferrite is formed near the fusion line in the T92 side, which is the area of DWJ with the lowest hardness. PWHT has no significant effect on the hardness of δ ferrite. Both the as-welded and heat-treated DWJs are fractured at the weld seam in a ductile manner at room temperature, whereas they are fractured at the T92 side in a ductile manner at 650 °C.

Key words: SP2215; T92; dissimilar steel welded joint; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Jin Xiaokun, Ph. D., CHN Energy New Energy Technology Research Institute Co., Ltd, Beijing 102209, P. R. China, E-mail: 20089897@ceic.com