

时效时间对 SP2215 同种钢焊接接头 微观组织和力学性能的影响

靳晓坤^{1,2}, 张世超², 刁旺战³, 杜晋峰¹, 梁军¹, 张峥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, 高效清洁燃煤电站锅炉国家重点实验室, 哈尔滨, 150046)

摘要: 采用手工钨极氩弧焊 (manual-gas tungsten arc welding, M-GTAW) 和 ERNiCr-3 焊丝制备了 SP2215 小径管焊接接头, 分析了 650 °C 时效不同时间后接头的微观组织、力学性能及拉伸断裂机理。结果表明: 焊态下 SP2215 母材组织由奥氏体和少量孪晶及一次 NbN 和 Z 相组成, 焊缝金属以完全奥氏体组织凝固形成柱状晶, Nb 元素在枝晶间偏析并形成呈链状分布的一次 NbC 相; 时效 50 h 后 SP2215 母材奥氏体晶界处开始析出 $M_{23}C_6$, 并随时效时间延长逐渐粗化, 同时焊缝枝晶间逐渐析出 NbC 相, 并随时效时间延长逐渐形成团簇状; 母材和焊缝显微硬度均随时效时间延长而升高, 均在时效 500 h 时达到最大值且母材硬度始终高于焊缝硬度; 不同时效时间接头室温拉伸时均以韧性方式在焊缝处断裂, 但起裂位置和断裂方向随时效时间的延长发生改变, 时效 0 ~ 114 h 时以横向拉断柱状晶的方式断裂, 起裂位置为枝晶间一次 NbC 粒子, 时效时间为 500 ~ 2012 h 时以平行于柱状晶方向断裂, 起裂位置为枝晶核心; 650 °C 高温拉伸时接头断裂位置随时效时间延长逐渐从焊缝向 SP2215 侧转变, 时效 0 ~ 114 h 时以韧性方式在焊缝处断裂, 时效 2012 h 时以准解理方式在 SP2215 侧断裂。

创新点: (1) 国产新型奥氏体耐热钢 SP2215 拟应用于 630 °C 超(超)临界锅炉过热器/再热器。

(2) 分析了 650 °C 时效不同时间后 SP2215 焊接接头的微观组织。

(3) 分析了 650 °C 时效不同时间后 SP2215 焊接接头室温和高温拉伸性能及断裂机理。

关键词: 奥氏体耐热钢; 焊接接头; 时效; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG 457.6 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20221028006

0 序言

富煤贫油少气的一次能源结构决定国内电力供应长期以燃煤火电为主^[1], 虽然其价格低廉, 但也带来了巨大的能源消耗和污染物排放^[2], 提高火电机组蒸汽参数能够有效提高机组效率, 降低污染物排放, 成为国际上燃煤火电机组发展的主导方向, 目前世界范围内火电机组初参数已经达到 600 ~ 620 °C^[3-4]。随着蒸汽参数的提高对锅炉耐热材料的要求也不断提高, 特别是末级过热器和高温再热器, 其壁温比蒸汽温度还要高出 25 ~ 39 °C, 服役环境最为苛刻^[5-6], 由于耐热材料限制, 700 °C 参数机组发展缓慢, 而 630 ~ 650 °C 参数机组材料的研制

已初步具备应用条件, 国内 630 °C 超(超)临界二次再热机组已处于在建阶段。

传统的 600 ~ 620 °C 机组锅炉末级过热器和高温再热器多使用 Super304H 和 HR3C 奥氏体耐热钢^[7], 提高蒸汽参数后 Super304H 的抗腐蚀和抗氧化能力变差, 而 HR3C 强度不足^[8], 亟需解决更高蒸汽参数下末级过热器和高温再热器的材料问题。北京科技大学研发了 SP2215 新型奥氏体耐热钢, 以 Fe-22Cr-15Ni 为基体, 同时加入 Cu、Nb 和 N 元素, 形成以富 Cu 相、MX 相及 NbCrN 相的复合强化作用, 使 SP2215 兼具了高持久强度和良好的抗腐蚀性、抗氧化性, 能够满足 630 ~ 650 °C 机组锅炉末级过热器和高温再热器的使用要求^[8-9], 国内某电厂计划在新建 630 °C 超(超)临界二次再热机组锅炉中首次使用 SP2215 钢。

超(超)临界机组锅炉建造过程中不可避免的

要进行同种钢和异种钢焊接, 接头不同区域因组织及力学性能不均匀导致其在长期高温服役时更容易发生失效^[10-11]. 高虹等人^[9]采用手工钨极氩弧焊和 $\phi 2.4\text{ mm}$ ERNiCrCoMo-1 焊丝制备了 SP2215 同种钢焊接接头, 随后对接头焊缝及熔合区的微观组织及室温和高温拉伸等短时力学性能进行了分析; Zhang 等人^[12-14]分析了 SP2215 同种钢焊接接头的微观组织和力学性能, 包括母材 (base metal, BM)、焊缝及熔合线处的微观组织和接头蠕变行为及蠕变过程中熔合线的演化及析出相与位错的交互作用, 并对焊接接头进行了寿命评估. 但是目前关于 SP2215 同种钢焊接接头长期高温时效过程中微观组织、力学性能及断裂机理演变分析却严重不足.

文中以 SP2215 同种钢焊接接头为对象, 分析

650 °C 时效不同时间后焊接接头母材、焊缝及熔合线处的微观组织和接头室温及高温拉伸短时力学性能, 最后分析不同时效时间下焊接接头室温及高温拉伸断裂机理, 这将为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和安全服役提供重要参考, 具有重要的工程意义.

1 试验方法

1.1 试验材料

使用的 SP2215 钢管规格为 $\phi 51\text{ mm} \times 9.5\text{ mm}$, 热处理制度为 1 190 ~ 1 250 °C 固溶, 保温时间为 30 min, 随后水冷, 使用 $\phi 2.4\text{ mm}$ 的 ERNiCr-3 焊丝进行焊接, 母材及焊丝的主要化学成分见表 1.

表 1 SP2215 钢管和 ERNiCr-3 焊丝的主要化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of SP2215 tube and ERNiCr-3 welding wire

材料	C	Si	Mn	Cr	Nb	Cu	Ti	Mo	Co	W	N	Ni	Fe
SP2215	0.07	0.38	0.64	22.6	0.53	3.5	0.006	0.12	0.06	0.008	0.34	15.7	余量
ERNiCr-3	0.03	0.11	3.05	20.2	2.52	0.022	0.36	—	—	—	—	余量	2.211

1.2 接头制备及热处理

采用 M-GTAW 对 SP2215 钢管进行焊接, 坡口为 60°无钝边 V 形坡口, 根部间隙 3 mm, 焊接 5 层 5 道, 焊接工艺参数见表 2, 每层焊接完成后空冷, 待焊缝温度不高于 200 °C (层间温度) 时进行下一层焊接, 层间温度采用 TM-902C 型快速测温仪进行测温, 焊接时使用氩气保护, 焊后对接头进行 100% 射线检测, 检测无裂纹、未熔合、夹渣和气孔等缺陷, 检测结果合格, 接头如图 1 所示. 焊接完成后对接头进行 650 °C 高温时效处理, 时效时间分别为 0 (焊接态)、50、114、500、1 026 和 2 012 h.

表 2 多层多道手工钨极氩弧焊焊接工艺参数
Table 2 Parameters in multipass M-GTAW

道次	焊接电流 I/A	电弧电压 U/V	焊接速度 v/(cm·min ⁻¹)
1	110 ~ 120	11 ~ 12	5 ~ 6
2	120 ~ 130	12 ~ 13	6 ~ 7
3	120 ~ 130	12 ~ 13	6 ~ 7
4	120 ~ 130	12 ~ 13	6 ~ 7
5	120 ~ 130	12 ~ 13	6 ~ 7

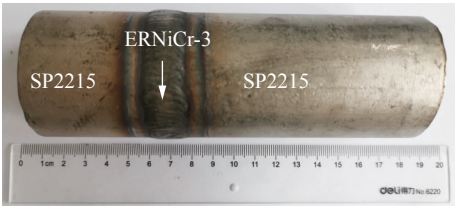


图 1 SP2215 焊接接头
Fig. 1 SP2215 welded joint

1.3 微观组织表征

采用电火花线切割机沿接头轴向切取包含两端母材、热影响区 (heat affected zone, HAZ) 及焊缝的金相样, 经研磨、抛光和腐蚀后, 采用蔡司 Axio Observer 光学显微镜 (optical microscope, OM) 和配备有牛津 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, SEM 加速电压为 20 kV. 焊缝金属 (weld metal, WM) 和 SP2215 钢均采用三氯化铁盐酸水溶液 (5 g FeCl₃ + 15 mL HCl + 80 mL H₂O) 腐蚀. 采用 Tecnai G² F20 s-TWIN 型透射电子显微镜 (transmission electron microscope, TEM)

对接头不同区域的析出相进行形貌分析,并使用选区电子衍射(selected area electron diffraction, SAED)确定析出相类型,透射薄膜样品采用 MTP-1A 型电解双喷仪制取,电解液为 8% 的高氯酸酒精溶液。

1.4 力学性能测试

采用岛津 HMV-G 维氏硬度计对接头进行显微硬度测试,执行国家标准 GB/T 4340.1-2009《金属材料维氏硬度试验第 1 部分:试验方法》,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,测试位置距金相样上边缘约 2 mm,从焊缝中间位置开始,每个试验点间隔 300 μm 如图 2 所示,试验力为 4.9 N,加载时间为 15 s。

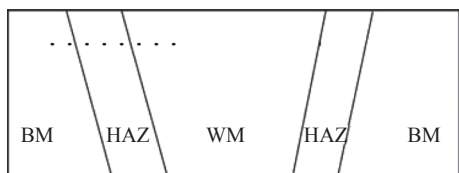


图 2 SP2215 焊接接头显微硬度测试示意图

Fig. 2 Diagram of microhardness test of SP2215 welded joint

采用岛津 AG-X plus ODM 试验机对接头进行室温和 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸试验,采用国家标准 GB/T 228.1-2021《金属材料拉伸试验第 1 部分:室温试验方法》和 GB/T 228.2-2015《金属材料拉伸试验第 2 部分:高温试验方法》,室温和高温拉伸试样平行段尺寸均为 $\phi 5\text{ mm} \times 30\text{ mm}$ (焊缝位于拉伸试样平行段中间位置),位移加载速率均为 0.45 mm/min;采用 Epsilon 引伸计测定屈服强度;采用 ZBC2302-B 型冲击试验机,按照国家标准 GB/T 229-2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》进行室温冲击试验,冲击试样尺寸为宽 5 mm,高 10 mm,长 55 mm, V 形缺口深度为 2 mm。

1.5 断口分析

将拉伸断口在无水乙醇中用超声波清洗干净,吹干后采用 SEM(JEOL, JSM 6010)进行断口分析,加速电压为 20 kV。

2 试验分析

2.1 650 $^{\circ}\text{C}$ 不同时效时间不同区域微观组织

2.1.1 SP2215 母材

650 $^{\circ}\text{C}$ 高温时效不同时间 SP2215 母材横向微观组织如图 3 所示,焊态下 SP2215 母材组织由奥氏体和少量孪晶组成,奥氏体晶界和孪晶界上

无明显连续析出相(图 3a);由 SEM 背散射电子像(backscattered electron, BSE)可知奥氏体晶内或晶界分散分布着短棒状或球状的一次未溶析出相(图 3b);TEM 分析表明短棒状析出相为 Z 相,球状析出相为 NbN 相,其 TEM 形貌及对应衍射斑如图 3c ~ 图 3e 所示;由 SEM 二次电子像(secondary electron, SE)可知 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温时效 50 h 后奥氏体晶界出现连续薄膜状析出相,晶界清晰可见(图 3f);随时效时间延长奥氏体晶界析出相逐渐粗化(图 3g ~ 图 3i)。

对 SP2215 母材时效 0, 50 和 2 012 h 试样进行 EDS 面扫描分析,如图 4 所示,固溶态(时效 0 h) SP2215 母材奥氏体晶界无明显元素富集,表明晶界无明显析出相;时效 50 h 后,奥氏体晶界开始出现 Cr 元素的富集(图 4b-2),表明奥氏体晶界出现富 Cr 析出相,这些晶界富 Cr 相为 M_{23}C_6 ^[9];随时效时间延长至 2 012 h,奥氏体晶界富 Cr 现象更加明显(图 4c-2),同时晶界处 Fe, Ni 元素含量明显降低(图 4c-4 和 4c-5),表明随时效时间延长晶界析出相由 $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ 逐渐向 Cr_{23}C_6 转变;而未溶 NbN 相和 Z 相(NbCrN)均为富 Nb 相,并且随时效时间的延长变化不明显,如图 4a-3, 4b-3 和 4c-3 所示。

2.1.2 SP2215/焊缝金属界面

不同时效时间 SP2215/焊缝金属界面金相组织如图 5 所示,由图 5a 可知焊态接头, SP2215/焊缝金属界面熔合线清晰可见,焊缝金属借助 SP2215 奥氏体晶粒形核,并沿垂直于熔合线方向以完全奥氏体组织凝固形成柱状枝晶,凝固晶界(solidification grain boundary, SGB)清晰可见,枝晶间存在大量第二相粒子,在 OM 下呈黑色; SP2215 HAZ 奥氏体晶粒明显长大(图 5b);因焊接残余应力的释放,在时效 114 h 或更长时间时 SP2215 HAZ 出现退火孪晶(图 5c ~ 5f),随着时效时间的延长,奥氏体晶界和孪晶界上析出相增多粗化,由图 4 可知奥氏体晶界和孪晶界处的析出相为 Cr_{23}C_6 。

2.1.3 焊缝

焊态接头焊缝 SE 像及主要元素面分布如图 6 所示,焊缝枝晶间存在大量第二相粒子(图 6a),在 SEM 下呈现亮白色; Nb 元素在枝晶间偏析(图 6b); Ti 元素与 Nb 元素的分布具有一定相关性,有沿枝晶间分布的趋势(图 6c);而枝晶间的 Ni、Fe 和 Cr 元素含量相对较少(图 6d ~ 6f)。焊缝金属的结晶速度快,溶质的扩散系数较小,凝固过程中溶质元素来不及扩散,随着凝固的进行,溶质堆积不断

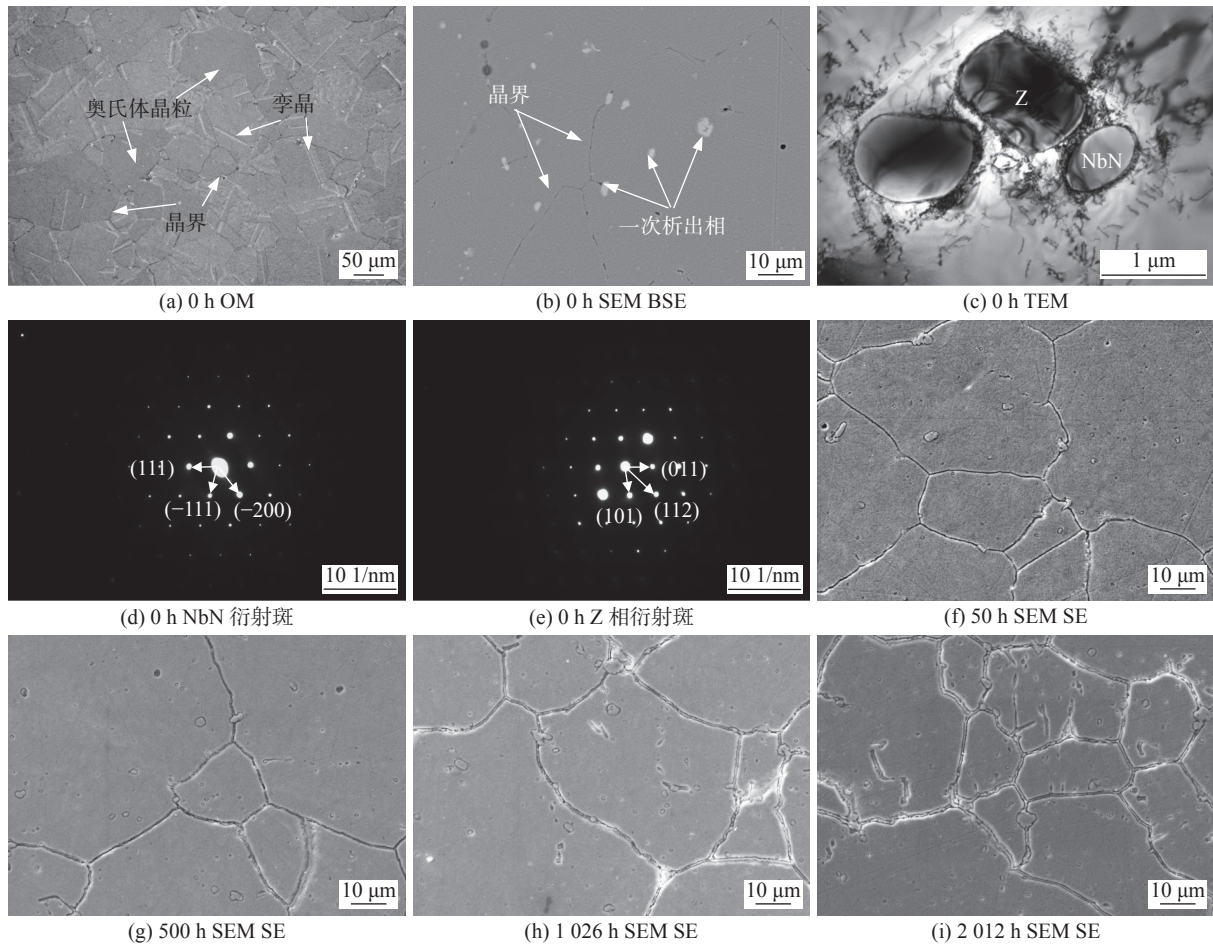


图 3 不同时效时间 SP2215 母材微观组织

Fig. 3 Microstructure of SP2215 BM aging for different times. (a) 0 h OM; (b) 0 h SEM BSE; (c) 0 h TEM; (d) 0 h diffraction spot of NbN; (e) 0 h diffraction spot of Z phase; (f) 50 h SEM SE; (g) 500 h SEM SE; (h) 1 026 h SEM SE; (i) 2 012 h SEM SE

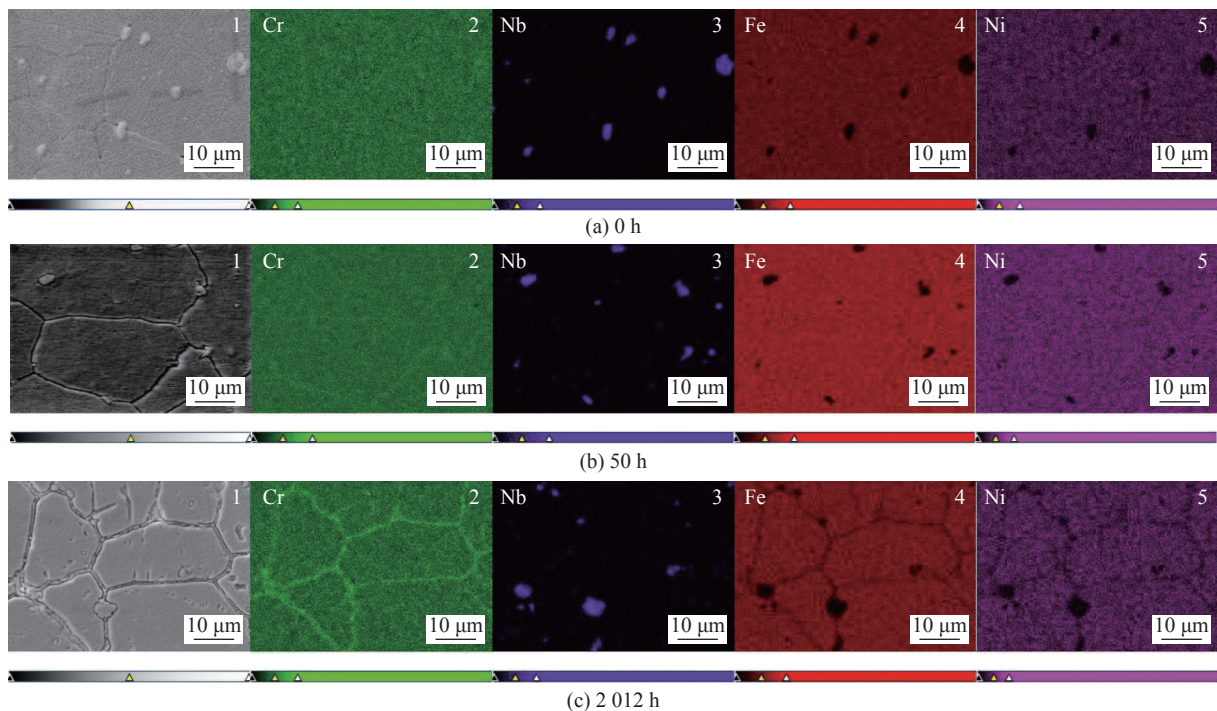


图 4 不同时效时间 SP2215 母材元素面扫描分析

Fig. 4 Area mapping analysis of SP2215 BM aging for different times. (a) 0 h; (b) 50 h; (c) 2 012 h

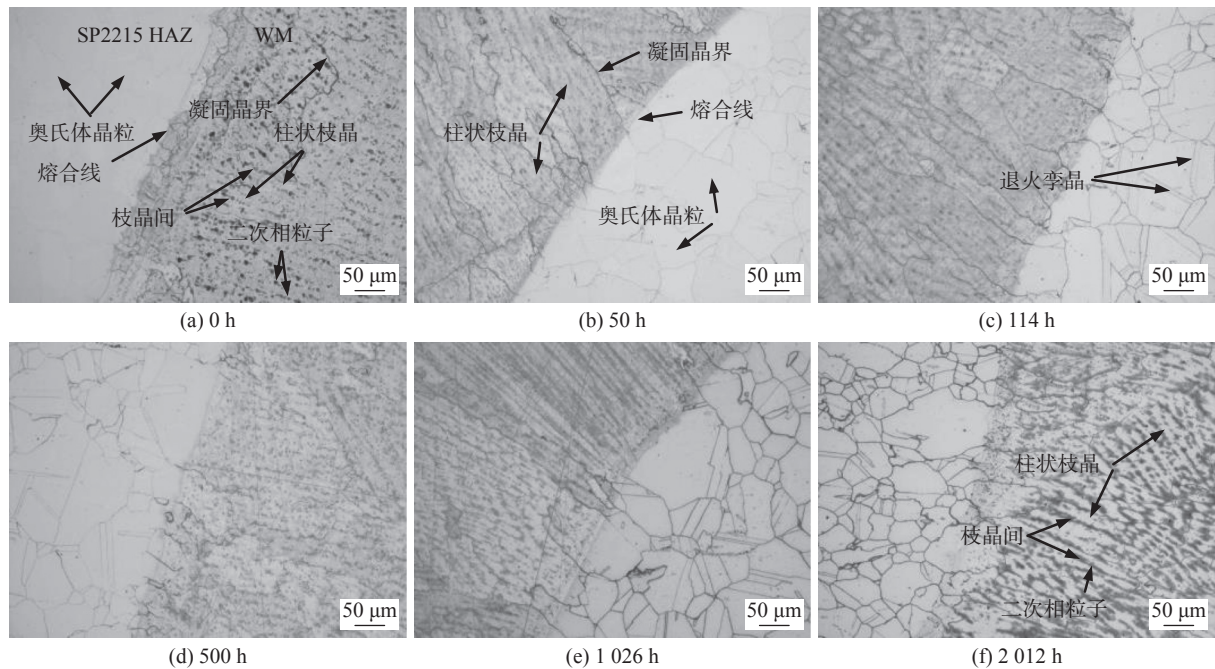


图 5 不同时效时间下 SP2215/焊缝金属界面金相组织

Fig. 5 OM image of SP2215/WM interface under different aging times. (a) 0 h; (b) 50 h; (c) 114 h; (d) 500 h; (e) 1026 h; (f) 2012 h

加剧,引起较重的溶质元素,如 Nb 元素被排斥到枝

晶间,导致其在枝晶间过饱和度增大,从而形成严重的偏析,伴随着焊缝金属的凝固,沿枝晶间形成链状的一次富 Nb 析出相, Ti 元素与 Nb 元素能够相互固溶,故 Ti 元素与 Nb 元素的分布具有一定的关联性. 枝晶间一次富 Nb 析出相的 TEM 形貌如图 7 所示,对其衍射斑进行标定,可知枝晶间一次

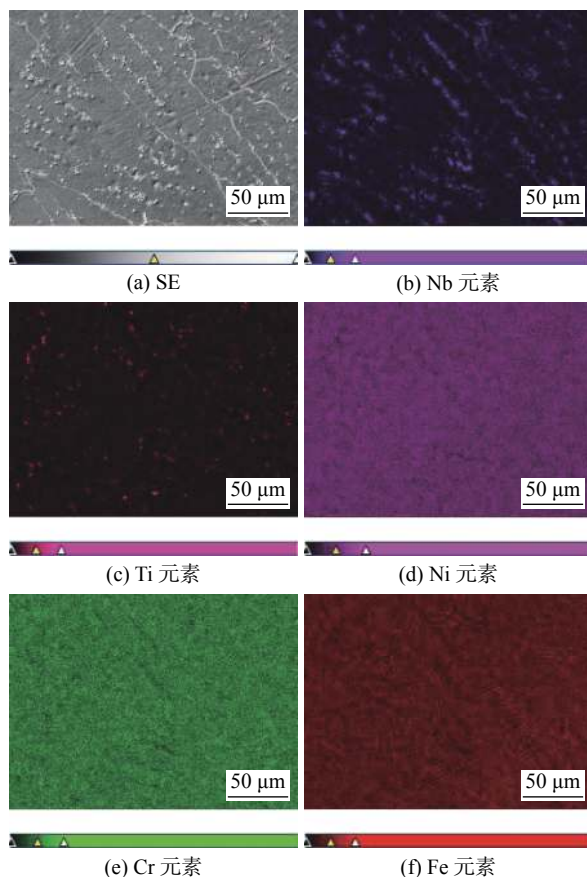


图 6 焊态接头焊缝 SEM 面扫描分析

Fig. 6 Area mapping analysis of weld seam of the welded joint. (a) SE; (b) Nb; (c) Ti; (d) Ni; (e) Cr; (f) Fe

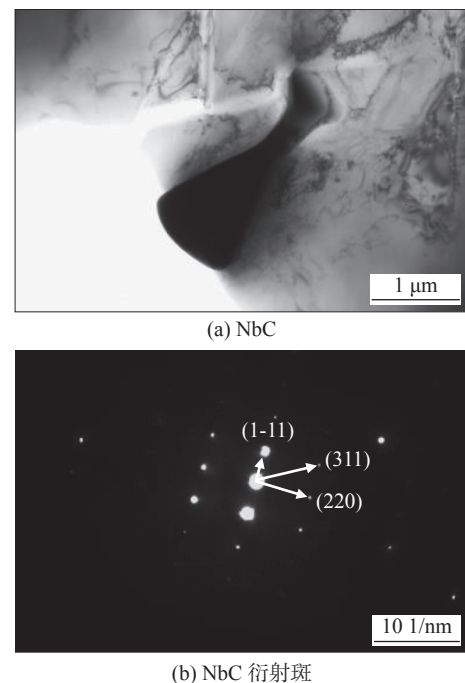


图 7 焊态接头枝晶间 NbC 相的 TEM 形貌及衍射斑

Fig. 7 TEM morphology and diffraction spot of interdendritic NbC in the as-welded welded joint. (a) NbC; (b) diffraction spot of NbC

析出相为 NbC.

随时效时间的延长,枝晶间过饱和 Nb 元素以第二相形式不断析出,时效 2 012 h 枝晶间析出相逐渐聚集形成团簇状(图 5f). 对时效 2 012 h 试样焊缝枝晶间团簇状析出相进行线扫描分析如图 8 所示,扫描位置如图 8a 中白色直线所示,扫描结果如图 8b 所示;图 8c 为图 8b 中 C 元素的放大图,可见团簇状析出相仍然富 Nb 和 C 元素,而贫 Ni、Cr 和 Fe 元素,表明在 650 °C 时效过程中枝晶间过饱和 Nb 元素以 NbC 形式析出,并随时效时间

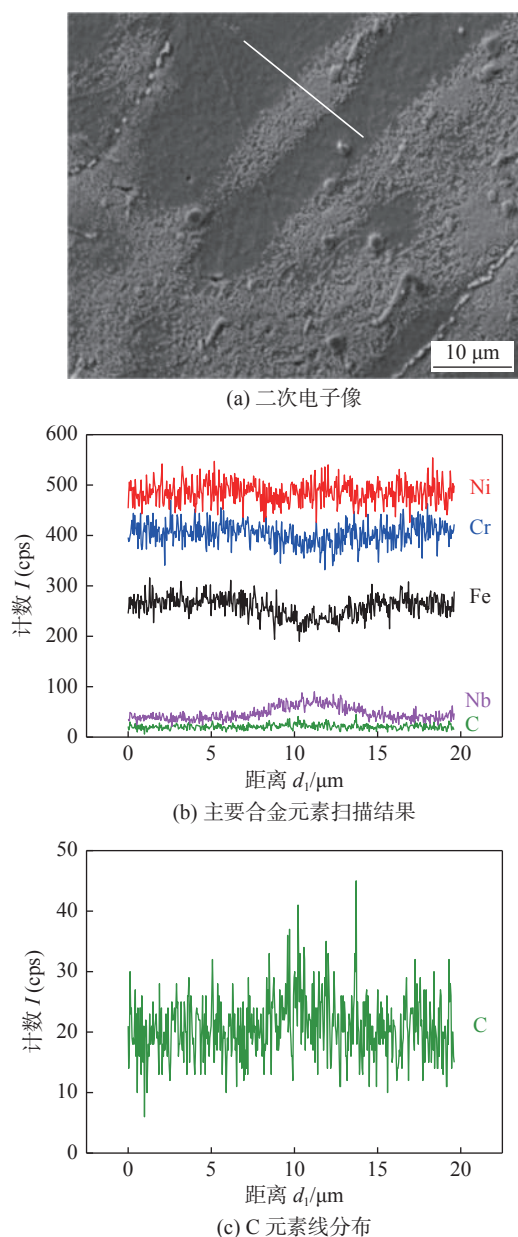


图 8 时效 2 012 h 接头焊缝中团簇状析出相元素线扫描分析

Fig. 8 Line mapping analysis of the cluster shape precipitates in the weld seam of the WJ aging for 2 012 h. (a) SE image; (b) line map of main element; (c) line map of C

延长聚集形成团簇状.

2.2 650 °C 不同时效时间对接头力学性能的影响

2.2.1 显微硬度

650 °C 不同时效时间 SP2215 钢接头显微硬度如图 9 所示,为方便作图将焊缝中心定为坐标零点,焊缝左侧横坐标则为负值,不同时效时间焊缝和 SP2215 侧显微硬度分布如图 9a 所示,焊缝和母材平均硬度随时效时间的变化如图 9b 所示. 焊态下母材的平均硬度为 195 HV,高于焊态焊缝的平均硬度 167 HV,焊缝硬度随时效时间的延长而升高;时效 500 h 时达到最高值 195 HV,随着时效时间的进一步延长,焊缝硬度略有下降;时效 2 012 h 时焊缝的硬度为 192 HV,仍高于焊态下焊缝的硬度. 母材硬度随时效时间的延长也有所升高,时效 500 h 时达到 216 HV,随着时效时间的进一步延长,母材的硬度略有升高,时效 2 012 h 时平均硬度为 220 HV,焊缝的硬度始终较母材的硬度低约 20 ~ 30 HV.

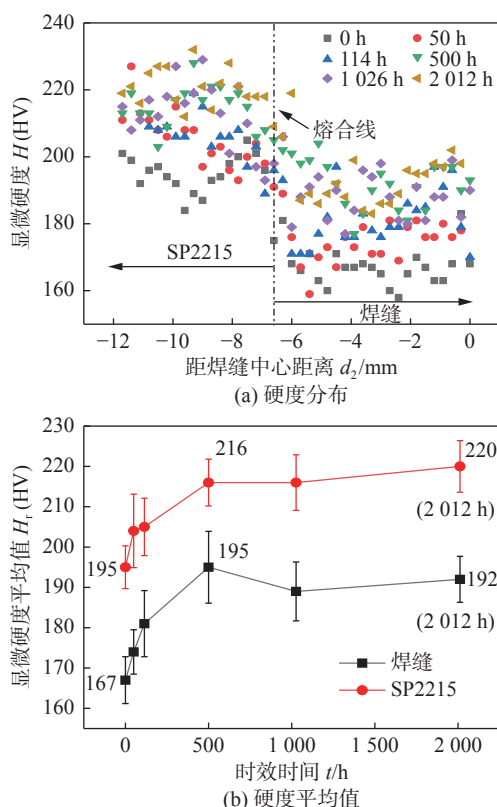


图 9 不同时效时间下 SP2215 钢接头显微硬度

Fig. 9 Microhardness of SP2215 WJ under different aging times. (a) hardness distribution; (b) average value of hardness

2.2.2 室温拉伸性能

650 °C 不同时效时间 SP2215 钢焊接接头室温拉伸性能如图 10 所示,图 10a 为工程应力-应变曲

线,如图 10b 所示焊态下接头的屈服强度为 343 MPa,抗拉强度为 659 MPa,接头的屈服强度随时效时间的延长而升高;时效 500 h 时达到最高 412 MPa,随着时效时间的进一步延长,屈服强度略有降低;时效 2 012 h 时降低到 365 MPa,但仍高于焊态下接头的屈服强度,接头室温拉伸屈服强度随时效时间的变化趋势与显微硬度随时效时间的变化趋势基本一致。接头的抗拉强度则随时效时间的延长不断升高,时效 2 012 h 时达到 714 MPa。

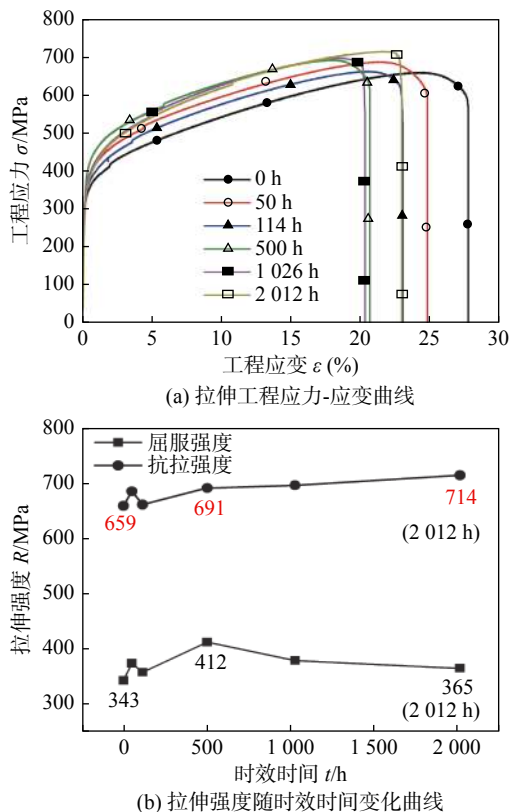


图 10 650 °C 不同时效时间 SP2215 钢接头室温拉伸性能
Fig. 10 Effect of aging time at 650 °C on room temperature tensile properties of SP2215 WJ. (a) Room temperature tensile engineering stress-strain curves; (b) room temperature tensile strength-aging time curves

2.2.3 高温拉伸性能

时效时间对 SP2215 钢焊接接头 650 °C 高温拉伸性能的影响如图 11 所示,图 11a 为 650 °C 高温拉伸工程应力-应变曲线,如图 11b 所示,焊态接头高温拉伸屈服强度为 171 MPa,并且随时效时间的延长不断升高;时效 2 012 h 时达到 242 MPa,焊态接头的抗拉强度为 449 MPa,随时效时间的延长接头的抗拉强度逐渐升高,时效 500 h 时达到最大 465 MPa,随着时效时间的进一步延长接头的抗拉强度略有降低,时效 2 012 h 时为 445 MPa。

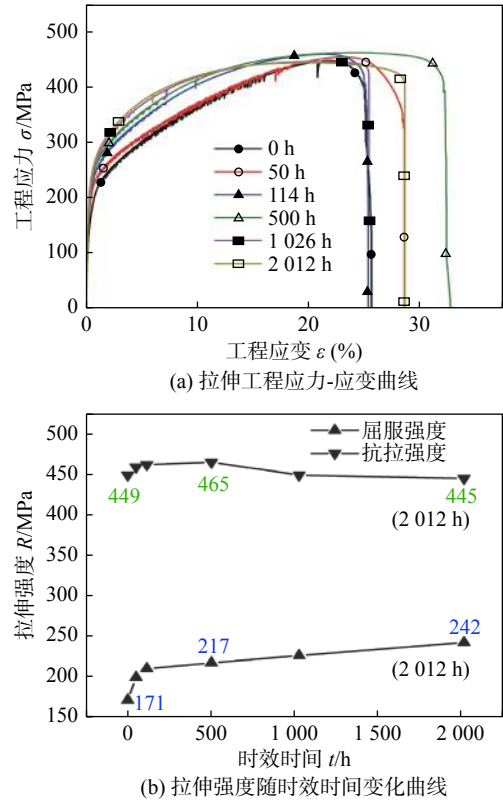


图 11 650 °C 不同时效时间 SP2215 钢接头高温拉伸性能
Fig. 11 Effect of aging time at 650 °C on high temperature tensile properties of SP2215 WJ. (a) engineering stress-strain curves; (b) tensile strength-aging time curves

2.3 断口分析

2.3.1 室温拉伸断口分析

650 °C 不同时效时间的 SP2215 钢焊接接头室温拉伸均在焊缝处断裂,室温拉伸断口纵切面宏观形貌如图 12 所示。采用 SEM 对不同时效时间下的室温拉伸断口进行分析,发现不同时效时间下接头室温拉伸时均是以韧窝为主的韧性方式断裂,典型的焊态 0 h 和时效 2 012 h 接头的断口形貌如图 13 所示,由图 13a 可知焊态接头室温拉伸断口,由枝晶间的以一次 NbC 粒子为核心的微孔和在枝晶核心形成的韧窝和撕裂棱组成;而时效 2 012 h 接头室温拉伸断口以韧窝和二次裂纹为主,以第二相粒子为核心的微孔较少且单独存在如图 13b 所示,表明时效 2 012 h 接头室温拉伸起裂位置和断裂方向与焊态接头室温拉伸的起裂位置和断裂方向不同。

不同时效时间下焊接接头室温拉伸断口纵切面及其 Nb 元素分布如图 14 所示,可见时效 0 ~ 114 h 时 Nb 元素分布方向与断面相交,呈约 90° 夹角如图 14b-1 和 图 14b-2 所示,由图 6 可知 Nb 元素在柱状枝晶间偏析,并形成粗大的一次 NbC 粒

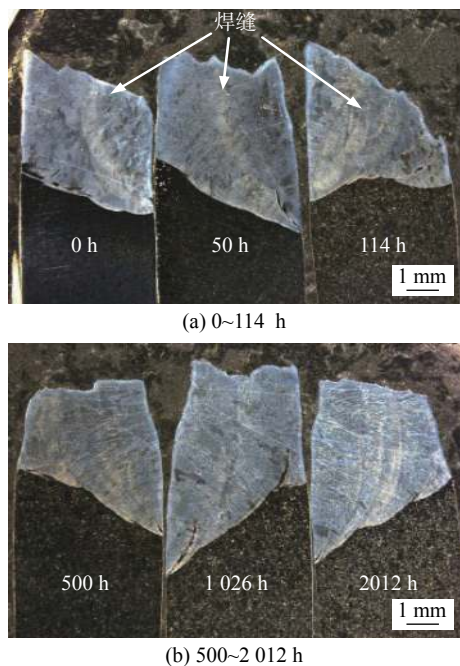


图 12 不同时效时间的 SP2215 钢焊接接头室温拉伸断口纵切面宏观形貌

Fig. 12 Longitudinal section image of the room temperature tensile fractured specimens of the SP2215 WJ aging for different times. (a) 0 ~ 114 h; (b) 500 ~ 2 012 h

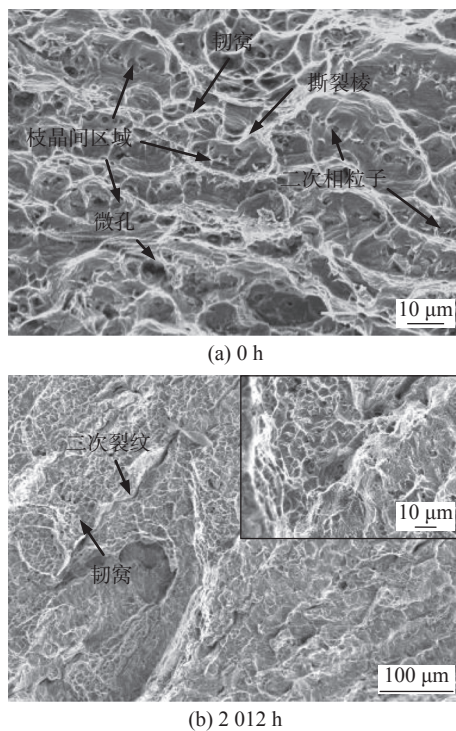


图 13 焊态和时效 2 012 h 接头断口形貌

Fig. 13 Room temperature tensile fractography of the as-welded WJ and aging for 2012 h. (a) 0 h; (b) 2 012 h

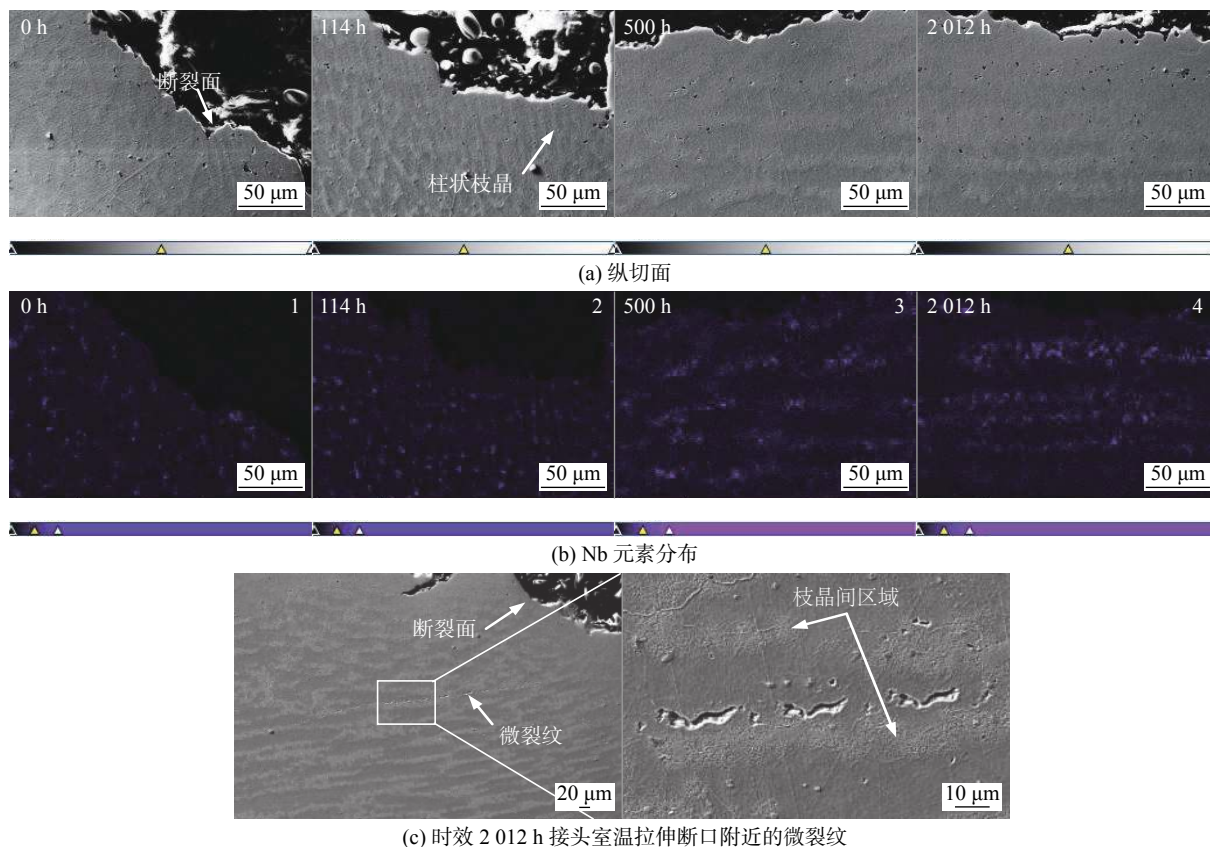


图 14 不同时效时间接头室温拉伸断口纵切面和 Nb 元素面分布

Fig. 14 Longitudinal section and Nb map distribution of the room temperature tensile fractured WJ under different aging times. (a) longitudinal section; (b) Nb distribution; (c) microcracks near the fracture surface of the welded joint aging for 2 012 h

子,表明时效 0~114 h 接头室温拉伸时以横向拉断柱状晶的方式断裂,因此可在断面上观察到交替出现的在枝晶间形成的以一次 NbC 为核心的微孔和在枝晶核心形成的韧窝及撕裂棱,如图 13a 所示;当时效时间达到 500~2 012 h 时,接头室温拉伸断面几乎与 Nb 元素分布方向即柱状枝晶方向平行,如图 14b-3 和图 14b-4 所示,表明时效 500~2 012 h 接头室温拉伸时以平行于柱状晶方向在焊缝处发生断裂,因此,很难观察到在枝晶间和枝晶核心处交替出现的不同的断口形貌,如图 13b 所示;由时效 2 012 h 接头室温拉伸断口附近的微裂纹可知,时效 2 012 h 接头室温拉伸时裂纹在枝晶核心形核并扩展,如图 14c 所示。

2.3.2 高温拉伸断口分析

不同时效时间 SP2215 钢焊接接头所有高温拉伸断裂试样如图 15 所示,时效 0~114 h 时,接头均在焊缝处发生明显屈服并最终在焊缝处断裂;随时效时间延长接头出现在焊缝外断裂情况,时效 500 h 和 1 026 h 时 2 个拉伸样中均存在一个试样断在焊缝外;时效 2 012 h 时 2 个拉伸试样在焊缝和 SP2215 侧同时发生屈服,但均在 SP2215 侧断裂。接头高温拉伸断口形貌如图 16 所示,焊态接头和断裂在焊缝处的时效 1 026 h 接头断口相似,均是以韧窝为主的韧性方式断裂 (图 16a~图 16b),而时效 2 012 h 接头高温拉伸则在 SP2215 侧以脆性的准解理 (quasi cleavage, QC) 方式断裂 (图 16c)。

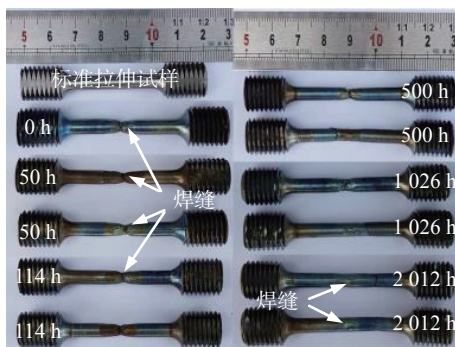


图 15 不同时效时间 SP2215 接头高温拉伸断裂试样
Fig. 15 High temperature tensile fractured specimens of SP2215 WJ aging for different times

2.3.3 时效时间对接头断裂位置影响机理

如图 6 和图 7 所示,焊缝凝固时 Nb 元素在枝晶间过饱和偏析,并形成粗大的一次 NbC 粒子,室温拉伸时微裂纹易在枝晶间较大的一次 NbC 粒子处形核并扩展 (图 13a);随时效时间的延长,枝晶间

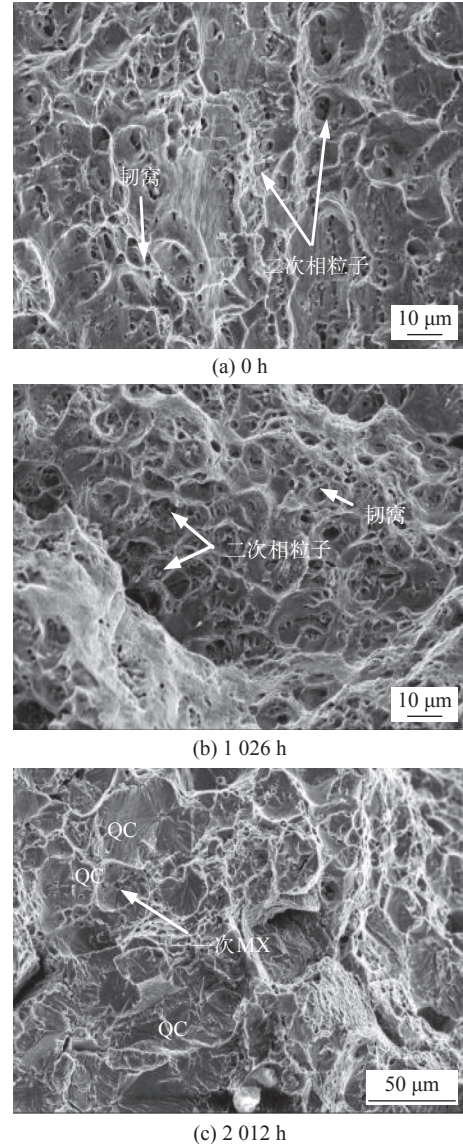


图 16 不同时效时间接头高温拉伸断口形貌

Fig. 16 Fractography of high temperature tensile of SP2215 WJ aging for different times. (a) 0 h; (b) 1 026 h; (c) 2 012 h

过饱和的 Nb 元素不断以 NbC 形式在枝晶间附近析出,甚至在时效 2 012 h 时聚集形成团簇状,对枝晶间起到强化作用,这种强化作用在时效 500 h 时达到最大 (图 10b)。当时效 0~114 h 时,时效析出的 NbC 对枝晶间的强化作用还相对较弱,拉伸时微裂纹仍容易在枝晶间尺寸较大的一次 NbC 粒子处形核并扩展;而时效 500~2 012 h 时,时效析出的 NbC 对枝晶间的强化作用增强,导致裂纹不易在枝晶间形核和扩展,反而易在相对较弱的枝晶核心形核、扩展,因此导致 SP2215 焊接接头室温拉伸断裂方向由时效 0~114 h 时的几乎垂直于柱状晶方向断裂向时效 500~2 012 h 时的几乎平行于柱

状晶方向转变。

如图 15 所示,随着时效时间的延长 SP2215 焊接接头高温拉伸时断裂位置由焊缝向 SP2215 侧转变。如前文所述,时效 2 012 h 接头 650 °C 高温拉伸时在焊缝和 SP2215 侧同时发生屈服,表明此时 SP2215 钢的高温屈服强度与焊材屈服强度接近,而接头断裂位置随时效时间延长逐渐从焊缝向 SP2215 侧转变的原因可能与 SP2215 母材的韧性随时效时间延长急剧降低有关,如图 17 所示,而 SP2215 母材韧性随时效时间延长降低的主要原因与钢中 Cr_{23}C_6 的析出有关,如图 3 和图 4 所示。

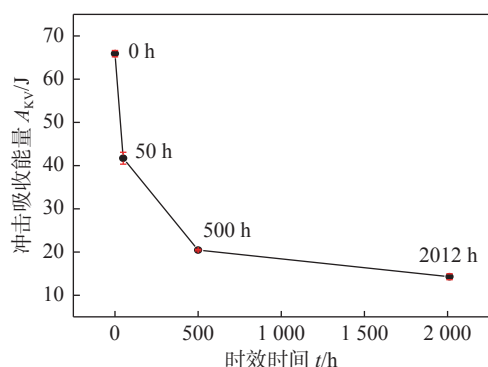


图 17 650 °C 不同时效时间 SP2215 母材室温冲击吸收能量

Fig. 17 Room temperature impact energy of SP2215 BM aging for different times at 650 °C

3 结论

(1) 焊态 SP2215 母材组织由奥氏体和少量孪晶及一次 NbN 和 Z 相组成,奥氏体晶界上无明显连续析出相,焊缝金属以完全奥氏体组织凝固形成柱状晶,Nb 元素在枝晶间偏析,并形成链状分布的一次 NbC 相,650 °C 时效 50 h 后 SP2215 母材奥氏体晶界开始析出薄膜状 M_{23}C_6 ,并随时效时间延长逐渐粗化,而在焊缝枝晶间附近析出 NbC 相,并随时效时间延长逐渐形成团簇状。

(2) 焊态下母材的平均硬度为 195 HV,高于焊缝的平均硬度 167 HV,随时效时间延长母材和焊缝硬度均有所升高,并在时效 500 h 时达到最大值,母材平均硬度始终较焊缝平均硬度高约 20 ~ 30 HV;接头室温拉伸屈服强度同样在时效 500 h 达到最大值,室温抗拉强度则随时效时间的延长一直升高;接头 650 °C 高温拉伸屈服强度随时效时间延长不断升高,高温抗拉强度则在时效 500 h 时达

到最大。

(3) 不同时效时间下 SP2215 同种钢接头室温拉伸均以韧性方式在焊缝处断裂,随时效时间延长室温拉伸起裂位置和断裂方向发生改变,时效 0 ~ 114 h 时以横向拉断柱状晶的方式断裂,起裂位置为枝晶间一次 NbC 粒子,时效时间为 500 ~ 2 012 h 时以几乎平行于柱状晶方向断裂,起裂位置为枝晶核心;焊接接头 650 °C 高温拉伸断裂位置随时效时间延长从焊缝逐渐向母材转变,时效 0 ~ 114 h 时在焊缝处以韧性方式断裂,时效 2 012 h 时以准解理方式在 SP2215 侧断裂。

参考文献

- [1] 段鹏. 超超临界机组耐热钢和高温合金的性能劣化研究 [D]. 北京: 华北电力大学, 2021.
Duan Peng. Study on performance degradation of heat resistant steel and superalloy in ultra-supercritical units[D]. Beijing: North China Electric Power University, 2021.
- [2] 戴佩馄, 程钧培. 火力发电新技术发展 [J]. 发电设备, 2004, 1: 4 - 9.
Dai Peihun, Cheng Junpei. Development of new techniques in thermal power generation[J]. Power Equipment, 2004, 1: 4 - 9.
- [3] 刘正东, 陈正宗, 何西扣, 等. 630 ~ 700 °C 超超临界燃煤电站耐热管及其制造技术进展 [J]. 金属学报, 2020, 56(4): 539 - 548.
Liu Zhengdong, Chen Zhengzong, He Xikou, et al. Systematical innovation of heat resistant materials used for 630 ~ 700 °C advanced ultra-supercritical(A-USC) fossil fired boilers[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(4): 539 - 548.
- [4] 冯琰磊, 叶勇健. 630 ~ 650 °C 参数机组锅炉关键材料分析 [J]. 电力勘探设计, 2019, 7: 36 - 41.
Feng Yanlei, Ye Yongjian. Analysis of key materials for boilers of 630 ~ 650 °C parameter coal-fired units[J]. Electric Power Survey & Design, 2019, 7: 36 - 41.
- [5] 李赞. 超(超)临界锅炉用钢及其焊接性 [J]. 技术与市场, 2019, 26(11): 53 - 54.
Li Zan. Ultra-supercritical boiler steel and its weldability[J]. Technology and Market, 2019, 26(11): 53 - 54.
- [6] 于鸿垚, 董建新, 谢锡善. 新型奥氏体耐热钢 HR3C 的研究进展 [J]. 世界钢铁, 2010, 2: 42 - 49.
Yu Hongyao, Dong Jianxin, Xie Xishan. Research development of new austenitic heat-resistant steel HR3C[J]. World Iron & Steel, 2010, 2: 42 - 49.
- [7] 宋有明. T92/HR3C、T92/TP347H 异种钢焊接接头的高温组织结构与力学性能研究 [D]. 合肥: 合肥工业大学, 2012.
Song Youming. Studies on high-temperature microstructures and

- mechanical properties of the T92/HR3C and T92/TP347H dissimilar steel weld joints[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2012.
- [8] 谢锡善, 艾卓群, 迟成宇, 等. 620 ~ 650 °C 锅炉过热器/再热器用新型奥氏体耐热钢 SP2215 的研发 [J]. 钢管, 2018, 47(1): 23 – 29.
- Xie Xishan, Ai Zhuoqun, Chi Chengyu, *et al.* R & D of the new type SP2215 austenitic heat-resistant steel for servicing 620 ~ 650 °C boiler super heater/reheater[J]. Steel Pipe, 2018, 47(1): 23 – 29.
- [9] 高虹, 陈泽民, 何周苏秦, 等. 超超临界火电锅炉用新型奥氏体耐热合金无缝管的研制 [J]. 现代冶金, 2020, 48(4): 4 – 11.
- Gao Hong, Chen Zemin, He Zhouquqin, *et al.* Development of new type austenitic heat-resistant alloy seamless tube for ultra supercritical thermal power boiler[J]. Modern Metallurgy, 2020, 48(4): 4 – 11.
- [10] 阮米庆, 范引鹤, 顾海锋. 奥氏体型合金熔化焊接头微观组织不均匀性及对疲劳性能影响的研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 1999, 28(1): 30 – 33.
- Ruan Miqing, Fan Yinhe, Gu Haifeng. Microstructural nonuniformity and fatigue properties of welded joints of austenitic alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1999, 28(1): 30 – 33.
- [11] 曹建. 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]. 上海: 复旦大学, 2011.
- Cao Jian. Research on Microstructure and properties of T/P92 dissimilar materials joints in USC boilers[D]. Shanghai: Fudan University, 2011.
- [12] Zhang Yu, Jing Hongyang, Xu Lianyong, *et al.* Microstructure and mechanical performance of welded joint between a novel heat-resistant steel and Inconel 617 weld metal[J]. Materials Characterization, 2018, 139: 279 – 292.
- [13] Zhang Yu, Jing Hongyang, Xu Lianyong, *et al.* Creep behavior and life assessment of a novel heat-resistant austenite steel and its weldment[J]. Acta Metallurgica Sinica(English Letters), 2019, 32(5): 638 – 650.
- [14] Zhang Yu, Jing Hongyang, Xu Lianyong, *et al.* Fusion boundary evolution, precipitation behaviour, and interaction with dislocations in an Fe-22Cr-15Ni steel weldment during long-term creep[J]. Progress in Natural Science:Materials International, 2019, 29: 41 – 49.

第一作者:靳晓坤, 博士后; 主要从事火电机组耐热钢焊接及其组织力学性能和高强钢的氢脆研究; Email: jxkhidf@163.com.

(编辑: 刘启明)