

S31042 钢使用 82 型焊材焊接接头的显微组织和力学性能

刘福广¹, 李太江¹, 刘立营¹, 曹 凯¹, 米紫昊¹, 包春斌², 孙忠义²

(1. 西安热工研究院有限公司, 西安 710054; 2. 华能国际电力股份有限公司营口电厂, 营口 115007)

摘 要:通过力学性能试验、光学金相显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜研究了 S31042 钢使用 82 型焊材焊接接头高温时效后的显微组织和力学性能。结果表明,650 ℃时效 3 000 h 后,接头的室温抗拉强度和硬度略有升高,但上升幅度低于同材质焊材接头;82 型焊材焊接接头的高温持久强度低于同材质焊材接头,只能达到同材质焊接接头的 88%。高温时效会使 82 型焊材焊缝的缺口冲击吸收功下降,但始终保持在 70 J 以上;82 型焊材焊缝强度不足是导致该接头室温强度、持久强度低于同材质焊材焊接接头的主要原因;82 型焊材焊缝强度主要源于合金元素的固溶强化,晶界处球状 $M_{23}C_6$ 相的连续网状及亚晶界处针状 δ 相的簇状分布,对强度提高作用较小,但会降低焊缝的冲击韧性。

关键词:超超临界机组;奥氏体耐热钢;S31042 钢;82 型焊材

中图分类号: TG 425 **文献标识码:** A **doi:**10.12073/j.hjxb.20160421002

0 序 言

S31042(TP310HNB, HR3C)钢与国家标准 GB 5310—2008《高压锅炉用无缝钢管》中的 07Cr25Ni21NbN 钢相对应,是在传统 TP310 钢的基础上通过添加 Nb、N 等元素而开发出的新型奥氏体型耐热钢,因其高温持久性能优异,还具有优良的耐蒸气氧化和抗高温腐蚀性能,是国家 600 ℃超超临界锅炉高温过热器、高温再热器管的主要用材,这些部件使用温度高、压力大,运行工况恶劣^[1-5]。所以,S31042 钢及其焊接接头的可靠性是保证机组长期安全运行的重要因素。

过去几年,国内的超超临界机组发展较快,对 S30432,S31042 等新型耐热钢的需求量大,但与这些材料配套的同材质焊材却供应不足,部分电厂在锅炉安装或检修过程中采用了不同种类的镍基焊材进行了替代,所用到的替代焊材包括 82 型焊材(ERNiCr-3)、625 型焊材(ERNiCrMo-3)、617 型焊材(ERNiCrMo-1)等,其替代焊材选择的依据基本都是常规的焊接工艺评定,对此类焊材焊接接头长期运行过程后的组织性能变化规律研究较少^[6]。82 型焊材是国内火电厂常用的镍基焊材,多用于火电厂高温异种钢部件的焊接,部分电厂也采用该焊材对

S31042 钢、S30432 钢进行了焊接安装,此类接头长期运行后的组织性能,目前国内外还未见相关报道。为此,文中试验研究了 S31042 钢采用 82 型焊材焊接接头高温时效后的显微组织和力学性能,以期超超临界机组锅炉 S31042 钢的焊材选择和金属监督提供参考,提高超超临界锅炉的运行安全性。

1 试验方法

试验用 S31042 锅炉管材料为某电厂 1 000 MW 机组锅炉备品管,规格为 $\phi 45\text{ mm} \times 8.0\text{ mm}$,由日本住友金属公司生产,化学成分及常规力学性能分别如表 1、表 2 所示;填充金属采用 82 型焊材,焊材型号 ERNiCr-3,该焊材的化学成分见表 1。

试验用接头焊接方法采用手工氩弧焊,坡口形式为“V”形坡口,坡口角度 65°,焊接试件经无损探伤合格后,选取部分接头进行室温力学性能检测,部分接头进行高温时效试验和高温持久试验。高温时效试验在试验室温箱式电阻炉中进行,时效温度 650 ℃,时效时间 1 000,3 000,5 000 和 7 000 h。时效结束后,依照相关标准在焊接接头上沿纵向截取拉伸、硬度及金相试样,对其进行相应试验。冲击试样尺寸采用 55 mm $\times$ 10 mm $\times$ 5 mm 的 V 形缺口试样,缺口深度 2 mm,冲击试验在 RKP450 示波冲击试验机上进行(为便于对比,文中冲击试验结果按

表 1 试验用 S31042 钢母材及焊材化学成分(质量分数,%)
Table 1 Chemical compositions of S31042 steel and filler metal

牌号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	N	Nb	Cu	Ti	Fe
S31042	0.06	0.27	0.97	0.002	0.03	24.09	21.32	0.26	0.40	—	—	余量
ERNiCr-3	0.009	0.004	2.93	0.002	0.017	20.08	余量	—	2.84	0.000 4	0.27	0.54

表 2 试验用 S31042 钢锅炉管的常规力学性能
Table 2 Nominal mechanical properties of experimental S31042 tube

屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa	抗拉强度 R_m /MPa	断后伸长率 A (%)	缺口冲击吸收功 A_{KV} /J	硬度 H (HBW)
375.0	723.0	52.0	218.2	182

GB 5310—2008《高压锅炉用无缝钢管》标准换算成吸收 55 mm×10 mm×10 mm 标准冲击试样的缺口冲击吸收功);拉伸试样采用直径 5 mm 的棒状拉伸试样,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 2.5 mm,试验力 1 839 N.

高温持久用试样采用截面 $\phi 5$ mm 的棒状持久试样,焊缝位于平行段中央位置,试验温度 650 ℃,炉温均匀性 ± 3 ℃,控温精度 ± 1 ℃,试样最长断裂时间在 10 000 h 以上.

金相试样经过机械打磨、抛光后,用王水溶液腐蚀,在 ZEISS Imager. A1m 光学显微镜下观察金相组织;在 Fei Quata 400HV 扫描电子显微镜下观察冲击

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 ℃ 下电解双喷减薄,电解液为 8% 高氯酸酒精.

2 试验结果分析

2.1 显微组织

S31042 钢焊接接头时效前后的光学金相组织如图 1 所示. 从图 1a 可以看出,时效前 S31042 母材金相组织由等轴奥氏体晶粒组成,晶粒内部存在少量孪晶,在晶界、晶内都有少量弥散分布的块状 Nb(C, N) 相;焊缝光学金相组织由凝固奥氏体组成,凝固奥氏体晶粒呈粗大的柱状或树枝状,依附在母材熔合区晶粒上形核,沿散热方向的反方向长大. 柱状或树枝状凝固奥氏体晶粒内部由胞状亚晶组成,由于胞状晶晶粒之间的位向差较小、且没有连续沉淀相,所以晶界腐蚀不完整(图 1b). 凝固晶界及胞状亚晶晶界处存在少量块状沉淀相,呈断续分布,如图 1c 所示.

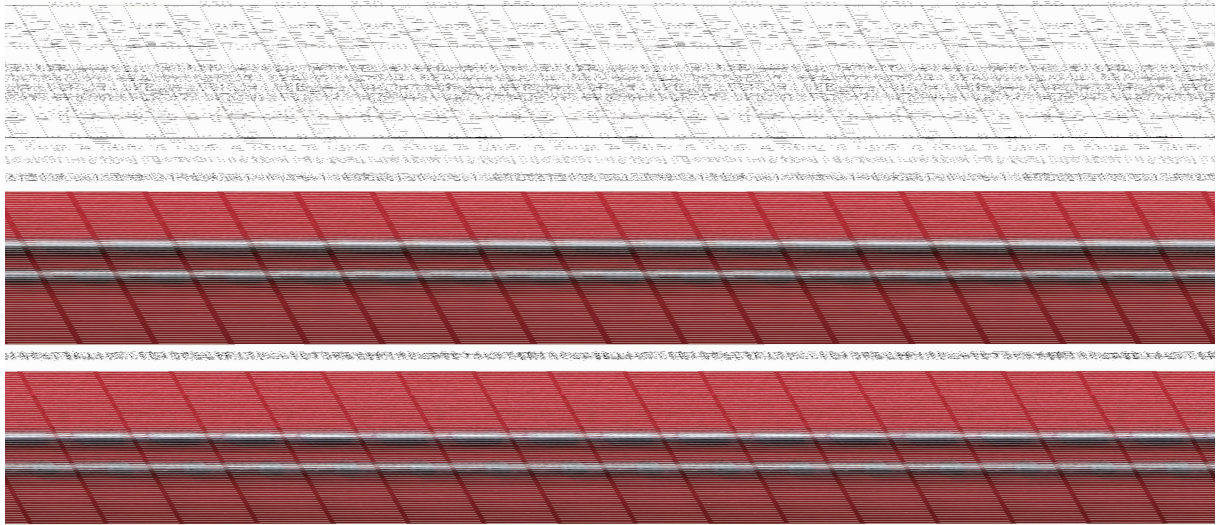
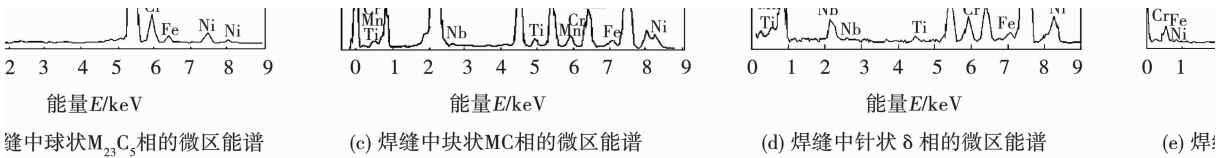


图 1 S31042 钢焊接接头时效前后的光学金相组织
Fig. 1 Optical microstructures of S31042 welded joints before and after aging

650 ℃时效 7 000 h 后,S31042 钢母材沿晶界析出了连续的网状沉淀相,局部沉淀相已开始球化、熔断,晶内析出相呈球状或块状,呈弥散分布,密度较时效前增加,如图 1d 所示. 从图 1e 可以看出,经过高温时效,焊缝凝固晶界、胞状亚晶界都较时效前清晰,晶界、亚晶晶界都析出了大量沉淀相. 其中,树枝晶凝固晶界处的沉淀相呈球状、串珠状连续分布,而胞状亚晶晶界处的沉淀相呈针或短棒状,成 60° 夹角,成簇析出,晶内的沉淀相比较少,仅有少量块状沉淀相,如图 1f 所示.

关于 S31042 钢母材及其使用同材质焊材(T-HR3C)焊接接头时效前后显微组织,文献[2,7-8]都已进行了深入地研究,所以文中重点对 82 型焊材焊缝高温时效后的显微组织进行了高分辨透射电镜研究. 采用高分辨透射电子显微镜对 S31042 钢焊接接头时效后的焊缝显微组织进行了观察,图 2 为 82 型焊材焊缝 650 ℃时效 7 000 h 的 TEM 照片. 从

图 2a,b 可以看出,时效 7 000 h 后,焊缝基体仍为稳定的单相奥氏体,基体内部的位错密度较低;时效后焊缝的沉淀相都比较粗大,主要分为三类:第一类沉淀相呈块状,尺寸在 0~10.2 μm 之间,时效前后都存在,主要沿凝固晶界、胞状亚晶晶界分布,晶内也有少量分布(图 2a);第二类沉淀相呈棒状或针状,直径约 50 nm,长度 3~10 μm,从时效前的块状沉淀相形核,向晶内长大,成 60° 夹角排列,主要分布在胞状亚晶界附近(图 2a);第三类沉淀相主要沿晶界分布,呈球状或串珠状,尺寸 0.3~0.8 μm(图 2b). 经微区能谱分析,第一类沉淀相中主要合金元素为 Nb,另外还含有少量的 Ti 元素(图 2c),结合先前的研究结果,认定该相为 MC 相,其中 M 代表 Nb,Ti 元素;从图 2d 可以看出,针状沉淀相中的 Ni,Nb,Ti 元素含量较高,结合选区电子衍射标定,认定该相为 δ 相,其名义组成主要为 Ni₃(Nb,Ti);第三类沉淀相主要合金元素为 Cr 元素,为 M₂₃C₆相(图 2e).

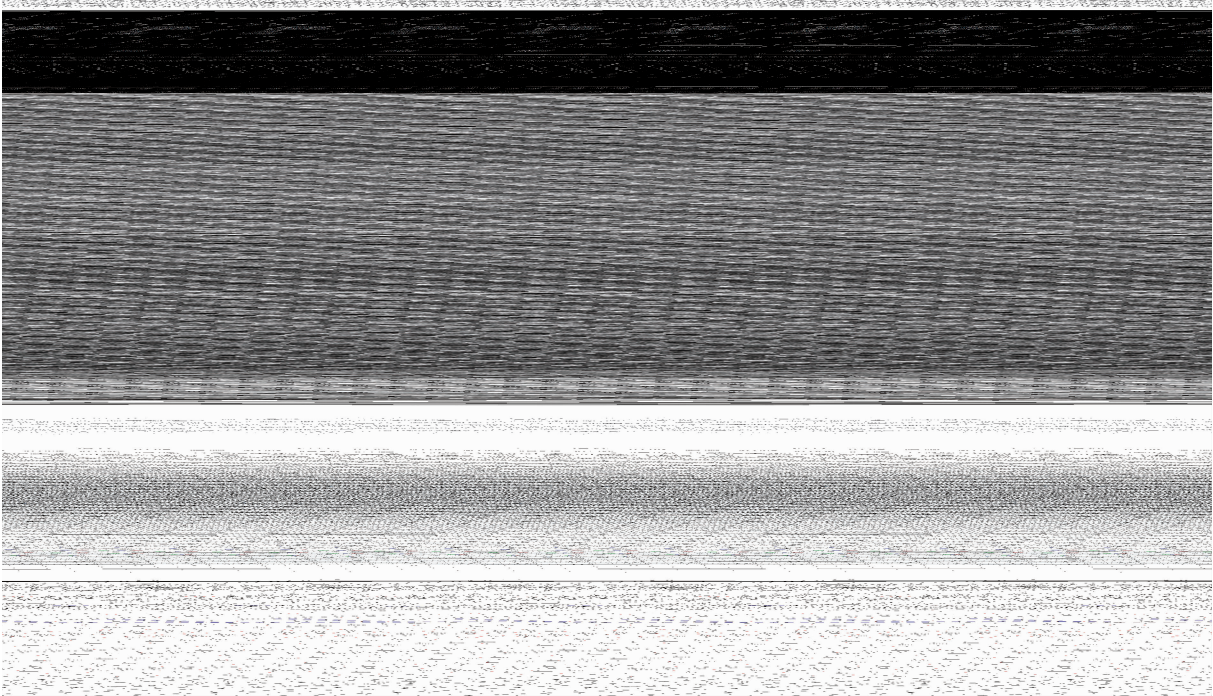


图 2 S31042 钢焊接接头 650 ℃时效后的 TEM 形貌
Fig. 2 TEM morphologies of S31042 welded joints after aging at 650 ℃

2.2 力学性能

图 3 为 S31042 钢使用 82 型焊材焊接接头时效前后的室温拉伸性能变化曲线,为对比方便,图 3 一并列出了 S31042 钢使用同材质焊材(T-HR3C)焊接接头的拉伸性能. 从图 3a 可以看出,时效初期,82 型焊材焊接接头的抗拉强度基本没有变化,保持在 750 MPa 左右;时效时间超过 5 000 h,抗拉强度略有

上升,时效 7 000 h,抗拉强度较时效前上升了 20 MPa;但接头时效前后的抗拉强度始终满足 ASME SA213 中对 S31042 钢母材的要求,即抗拉强度 $R_m \geq 655$ MPa. 从图 3a 还可以看出,82 型焊材焊接接头时效后的强度始终低于同材质焊材焊接接头. 此外,经高温时效,两种焊材接头的断后伸长率都明显下降,时效 3 000 h 后,断后伸长率就由时效前的

39%下降到了 20% ,而后趋于稳定;但 82 型焊材焊接接头长期时效后的断后伸长率略高于同材质焊材接头.

图 3b 为 S31042 钢不同焊材焊接接头时效后的典型拉伸试样. 从图 3c 可以看出,82 焊材焊接接头拉伸试样断于焊缝,而 T-HR3C 焊材焊接接头断于母材,说明时效后的 82 型焊材焊缝强度低于 S31042 母材.

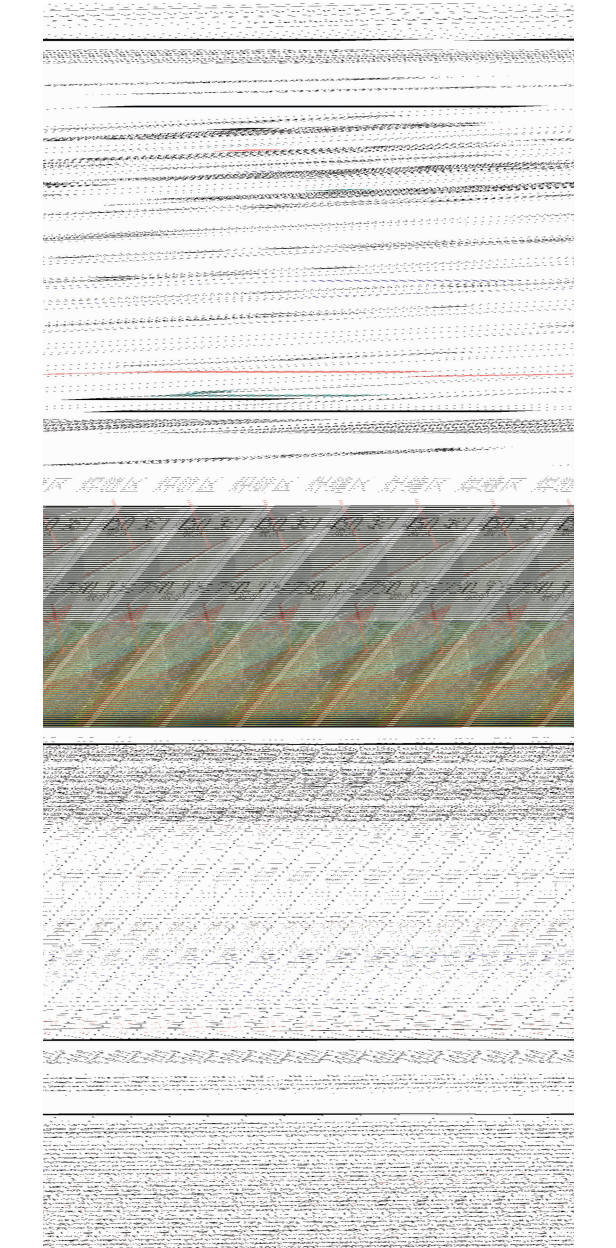


图 3 S31042 钢接头时效前后抗拉强度变化曲线和形貌
Fig. 3 Tensile properties of S31042 steel welded joints before and after aging and tensile specimens

S31042 钢使用 82 型焊材焊接接头时效前后的布氏硬度、缺口冲击性能变化曲线如图 4 所示. 从

图 4 可以看出,650 ℃时效后焊缝区的硬度变化曲线与抗拉强度变化曲线基本一致,时效 5 000 h 后略有上升;S31042 钢母材时效硬化倾向大于焊缝,时效 7 000 h 后硬度由时效前的 185 HBW 上升到了 225 HBW.

从图 4 还可以看出,高温时效会使 82 型焊材焊缝冲击韧性下降,但大幅高于 S31042 钢母材. 时效 1 000 h 后,82 型焊材焊缝缺口冲击吸收功由 130 J 下降到了 75 J,而后趋于稳定;时效 3 000 h 后,冲击吸收功又逐渐上升,时效 7 000 h 后,缺口冲击吸收功又回升到 100 J 左右. 高温时效后,S31042 母材的缺口冲击吸收功急剧下降,时效脆化倾向明显(图 4),这在文献[2,8]的研究结果是一致的.

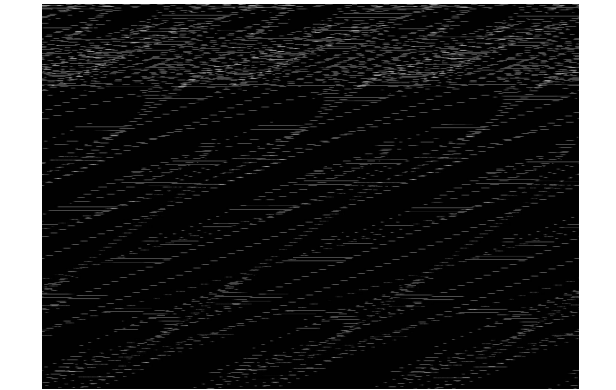


图 4 S31042 钢接头时效前后的布氏硬度和缺口冲击性能
Fig. 4 Variation curves of hardness and Charpy notch impact property of S31042 steel welded joints before and after aging

2.3 高温持久性能

图 5 为 S31042 钢 82 型焊材焊接接头 650 ℃断裂应力与断裂时间的双对数关系曲线(持久试样均断于焊缝位置);为对比方便,图 5 还一并列出了 S31042 钢使用同材质焊材焊接接头的持久强度曲线. 从图 5 可以看出,两种焊材焊接接头的断裂应力与断裂时间取双对数后,具有较好的线性关系,采用等温线外推方法得到的 650 ℃,10⁵ h 的持久强度结果如表 3 所示. 从表 3、图 5 可以看出,82 型焊材焊接接头 650 ℃的高温持久强度可以达到国家标准 GB 5310—2008《高压锅炉用无缝钢管》中对与 S31042 钢相对应的 07Cr25Ni21NbN 钢的持久强度下限要求;但 82 型焊材焊接接头的持久强度低于同材质焊材接头, $\sigma_{10^4}^{650}(R_1)$ 实测结果及 $\sigma_{10^5}^{650}(R_2)$ 的外推结果中,82 型焊材接头的持久强度都只有同材质焊材的 88%.

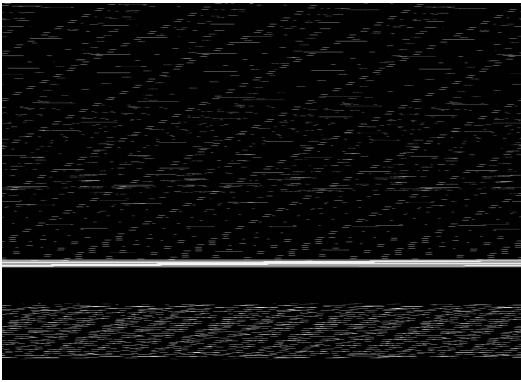


图 5 S31042 钢焊接接头 650 °C 的试验应力—断裂时间曲线
Fig. 5 Relationship curves between rupture stress and rupture time at 650 °C

2.4 冲击断口

S31042 钢接头时效 7 000 h 后的焊缝缺口冲击试样断口形貌如图6所示. 从图6可以看出, 冲击



图 6 时效后 82 型焊材焊缝区冲击试样的断口形貌
Fig. 6 Fracture morphologies of 82 alloy weld metal zone of impact test specimen after aging

3 分析与讨论

同种钢焊接接头由焊缝区、母材区及热影响区三部分组成,在室温拉伸试验及高温持久试验中,接头试样的断裂部位即为该接头的最薄弱部位. 文中 S31042 钢使用 82 型焊材焊接接头时效后的室温拉伸试样及高温持久试样均断于焊缝部位,说明焊缝强度低于母材和热影响区.

S31042 钢母材时效前的强度主要由固溶强化引起. S31042 钢时效前的基体为单相奥氏体组织,无法通过相变实现强化,N 元素则可以对奥氏体基体起到强烈的间隙固溶作用^[9]. 与传统的 S31041 (TP310HNB) 钢相比,S31042 钢中加入了 0.3% 左

表 3 S31042 钢焊接接头 650 °C 的持久强度
Table 3 Creep rupture strength of S31042 steel welded joints at 650 °C

序号	焊材	1 × 10 ⁴ h 持久强度 R ₁ /MPa	1 × 10 ⁵ h 持久强度 R ₂ /MPa	
			等温线外推结果	GB 5310—2008
1	ERNiCr-3	161.9	127.53	103
2	YT-HR3C	182.1	142.45	

试样的宏观断口存在一定程度的塑性变形,由纤维区、放射区和剪切唇组成(图 6a). 微观断口中,纤维区由韧窝组成;放射区的微观断口由许多呈平行排列的、呈沟壑状花样的小断面组成,小断面之间由撕裂棱连接,沟壑底部存在针状或棒状沉淀相;多个沟壑状断面包围在一个较大的断面内(图 6b),断裂形式为韧窝断裂.

右的 N 元素,使 S31042 钢的室温抗拉强度下限由 515 MPa 提高到了 655 MPa^[10]. 文献[9]的研究结果也表明,加入 0.1% 的 N 元素可以使奥氏体不锈钢的强度提高 60 ~ 100 MPa. 试验用 S31042 钢时效前的母材强度可以达到 720 MPa 以上(表 2).

时效后,S31042 钢母材硬度升高,则与奥氏体基体中沉淀相的细小、弥散析出有关,热影响区与母材的组织变化规律基本一致. 大量的研究结果已经表明,S31042 钢主要由细小弥散的 Z 相产生沉淀强化作用^[2,8,11];而材料中针状 σ 相、块状 G 相及网状 M₂₃C₆相则会严重降低材料的冲击韧性^[2,8]. 这也是导致图 4 中 S31042 钢硬度上升、冲击韧性下降的原因.

82 型合金焊缝属于镍基高温合金,是在最基础

的 Nimonic 75 合金基础上降低铁含量、添加 2% ~ 3% Nb 开发出的固溶强化型合金焊材^[12-13]。从化学成分上来看,该焊缝中的主要强化元素为 Nb,会对奥氏体基体形成置换固溶作用,大直径 Nb 原子会对 γ 晶格膨胀畸变,形成长程应力场,阻碍位错运动,从而提高焊缝强度^[12]。文中的组织分析结果表明,82 型焊缝时效析出的球状 $M_{23}C_6$ 相、针状 δ 相及块状 MC 相,尺寸都比较粗大,没有发现细小的 γ 或 γ'' 相。通常,高温合金中起沉淀强化作用的沉淀相为几十纳米^[12]。所以,82 型焊材焊缝中粗大沉淀相的强化作用较小,图 3 中的焊缝硬度升高不明显。

时效后,粗大沉淀相的沿晶分布导致焊缝缺口冲击韧性的下降。沉淀相的存在会使焊缝胞状亚晶在断裂过程中的形核部位增加,裂纹容易沿亚晶界扩展,形成平行排列的沟壑状花样(图 6b);裂纹进一步扩展至凝固晶界处,晶界发生塑性变形,裂纹扩展受到阻碍,形成撕裂棱(图 6b)。由于 82 型焊缝的奥氏体基体塑性较好,亚晶界及晶界处撕裂棱的形成消耗了较多的能量,使焊缝冲击韧性保持较高的水平。

4 结 论

(1) 650 °C 长期时效后,S31042 钢 82 型焊材焊接接头的室温抗拉强度和硬度略有升高,但上升幅度低于同材质焊材接头。

(2) 高温时效后,焊缝区的缺口冲击吸收功下降,但始终保持在 70 J 以上。

(3) 82 型焊材焊接接头的高温持久强度低于同材质焊材接头,可以达到同材质焊接接头的 88%。

(4) 82 型焊材焊缝强度不足是导致该接头室温强度、持久强度低于同材质焊材焊接接头的主要原因;82 型合金焊材焊缝强度主要源于合金元素的固溶强化,球状 $M_{23}C_6$ 相、针状 δ 相的强度提高作用较小,但会降低焊缝的冲击韧性。

参考文献:

- [1] 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.
- [2] 李太江,刘福广,陈伟武,等. HR3C 钢焊接接头高温时效后的显微组织和力学性能[J]. 金属热处理,2012,37(8):16-19.
Li Taijiang, Liu Fuguang, Chen Weiwu, *et al.* Microstructure and mechanical properties of HR3C steel weld joints age at high temperature[J]. Heat Treatment of Metals, 2012, 37(8): 16-19.
- [3] 张建强,张国栋,姚兵印,等. T91/HR3C 异种耐热钢焊接接头

蠕变失效有限元模拟[J]. 焊接学报,2013,34(4):68-73.

Zhang Jianqiang, Zhang Guodong, Yao Bingyin, *et al.* Numerical simulation on creep failure of T91/HR3C heat resistant steels welded joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(4): 68-73.

- [4] 吴世凯,杨武雄,肖荣诗,等. 电站锅炉用 HR3C 新型奥氏体耐热钢的激光焊接[J]. 焊接学报,2008,29(6):93-96.
Wu Shikai, Yang Wuxiong, Xiao Rongshi, *et al.* Laser welding of HR3C new austenitic heat resistant steel for utility boilers[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(6): 93-96.
- [5] 李太江,姚兵印,刘福广,等. 超超临界机组奥氏体/马氏体异种钢接头蠕变数值模拟[J]. 焊接学报,2011,32(7):79-82.
Li Taijiang, Yao Bingyin, Liu Fuguang, *et al.* Numerical simulation of creep of austenite/martensite dissimilar steel joint in ultra supercritical unit[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(7): 79-82.
- [6] 刘福广,李太江,陈伟武,等. S30432 钢不同焊材焊接接头组织性能[J]. 金属热处理,2012,37(9):45-50.
Liu Fuguang, Li Taijiang, Chen Weiwu, *et al.* Microstructure and mechanical properties study of S30432 steel weld joints using different filler metal[J]. Heat Treatment of Metals, 2012, 37(9): 45-50.
- [7] 方圆圆,赵 杰,李 娜. HR3C 钢高温时效过程中的析出相[J]. 金属学报,2010,46(7):844-849.
Fang Yuanyan, Zhao Jie, Li Na. Precipitates in HR3C steel aged at high temperature[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(7): 844-849.
- [8] 李太江,刘福广,范长信,等. 超超临界锅炉用新型奥氏体耐热钢 HR3C 的高温时效脆化研究[J]. 热加工工艺,2010,39(14):43-36.
Li Taijiang, Liu Fuguang, Fan Changxin, *et al.* The aging embrittlement study of new type austenitic heat resistant steel HR3C used in USC boiler[J]. Hot Working Technology, 2010, 39(14): 43-36.
- [9] 陆世英,张廷凯,康喜范,等. 不锈钢[M]. 北京:原子能出版社,1998.
- [10] ASME Boiler and Pressure Vessel Committee on Materials. ASME SA213-2010, SA-213/SA-213M seamless ferritic and austenitic alloy-Steel boiler, superheater, and heat-Exchanger tubes[M]. New York: the American Society of Mechanical Engineers, 2010.
- [11] Robinson P W, Jack D H. Precipitation of Z phase in a high nitrogen stainless steel[J]. Journal of Heat Treating, 1985, 4(1): 69-74.
- [12] 郭建廷. 高温合金材料科学[M]. 北京:科学出版社,2008.
- [13] ASME Boiler and Pressure Vessel Committee on Materials. ASME SFA-5.11/SFA-5.11M nickel and nickel-alloy welding electrodes for shielded metal arc welding[M]. New York: the American Society of Mechanical Engineers, 2010.

作者简介: 刘福广,男,1981 年出生,硕士,高级工程师。主要从事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。发表学术论文 10 余篇。Email: liufuguang@tpri.cn