

Super304H 奥氏体不锈钢晶间腐蚀的研究进展

张春雷¹ 熊夏华² 郑志军² 钟飞¹ 高岩²

(1 广东电网公司电力科学研究院, 广州 510600; 2 华南理工大学材料科学与工程学院, 广州 510640)

摘 要 Super304H 奥氏体不锈钢(0.10C-18Cr-9Ni-3Cu-0.4Nb-0.08N)为超超临界机组过热器和再热器的首选材料之一,由于该钢含碳较高,服役温度(~650℃)为 $M_{23}C_6$ 沿晶界析出的敏化温度,如何避免晶间腐蚀发生是 Super304H 钢主要研究课题。本文综述了国内外 Super304H 钢晶间腐蚀倾向的研究进展,包括晶间腐蚀机理,钢中合金元素特别是 Nb/C,双固溶处理、稳定化处理,焊接工艺、600~700℃高温时效对该钢晶间腐蚀的影响和 Super304H 钢晶间腐蚀敏感性的表征方式。展望了 Super304H 钢的研究方向。

关键词 Super304H 奥氏体不锈钢 超超临界机组 晶间腐蚀敏感性 研究 进展

Research Progress on Intergranular Corrosion Resistance of Super304H Austenite Stainless Steel

Zhang Chunlei¹, Xiong Xiaohua², Zheng Zhijun², Zhong Fei¹ and Gao Yan²

(1 Electric Power Research Institute, Guangdong Power Grid Corp, Guangzhou 510600;

2 School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640)

Abstract The Super304H austenite stainless steel (0.10C-18Cr-9Ni-3Cu-0.4Nb-0.08N) is one of first selected materials for superheater and reheater tubes of ultra-supercritical unit. As the steel has higher carbon content and its service temperature (~650℃) is the sensitizing temperature of $M_{23}C_6$ precipitating along grain boundary, how to avoid the occurrence of intergranular corrosion is a main research topic for Super304H steel. The research progress for intergranular corrosion susceptibility of Super304H steel at home and abroad is summarized in this article including intergranular corrosion mechanism, effect of alloy elements in steel especially Nb/C, double solid-solution treatment, stabilizing treatment, welding process and 600~700℃ high temperature aging on intergranular corrosion of this steel, and characterization methods for sensitiveness of intergranular corrosion of Super304H steel. The research and development of Super304H steel is prospected.

Material Index Super304H Austenite Stainless Steel, Ultra-Supercritical Unit, Intergranular Corrosion Susceptibility, Research, Progress

随着火力发电技术朝着低排放、高能源利用率的方向发展^[1],国内外提出并逐步开始应用超超临界技术,以大幅提高机组的发电效率。日本住友金属属于 20 世纪 80 年代率先开发了 Super304H(18Cr-9Ni-3Cu-Nb-N)奥氏体耐热不锈钢(以下简称 Super304H 钢)作为超超临界机组过热器和再热器管的首选材料之一,该材料的 ASME 牌号为 S30432,在欧洲被命名为 DMV304HCu。

Super304H 钢在日本应用已超过 10 年,而在国内只是最近几年才开始应用^[2]。目前国外研究主要集中在 Super304H 钢的高温力学性能、抗氧化性能等方面^[3-6],而国内研究则主要在制造工艺、元素作用机理尤其是强化机理、焊接性能、时效性能等方面。同时,由于 Super304H 钢的服役温度为 650℃左右,是 $M_{23}C_6$ 沿晶析出的敏感温度,容易导致晶间腐蚀的发生,并且国内外也出现了有关耐热不锈钢因晶间腐蚀诱发应力腐蚀开裂的报道^[7-8]。

1 晶间腐蚀机理

目前,晶间腐蚀的机理主要有“贫化理论”和“晶间区偏析杂质或第二相选择性溶解理论”^[9]。其中奥氏体不锈钢晶间腐蚀主要是晶界附近贫铬所致,其主要原因是: $Cr_{23}C_6$ 的沿晶析出消耗了大量的 Cr 元素,而 Cr 在奥氏体中扩散速率很慢,导致晶界附近损失的 Cr 没有得到补充,从而形成贫铬区。此外,含稳定化元素的不锈钢中游离的 Cr 沿晶析出 MC 型碳化物也会导致晶界附近贫铬^[10-11]。晶间区杂质或第二相选择性溶解理论认为,当非敏化不锈钢晶界析出了 σ 相(FeCr 金属间化合物)或是有杂质(如 P、Si)偏析时,在强氧化性介质中便会发生选择性溶解,从而导致晶间腐蚀。但在敏化加热过程中碳化物的析出有可能使杂质不富集或者程度减轻,从而消除或减轻此类晶间腐蚀的倾向。此外,晶间腐蚀的机理还有“晶界吸附理论”以及“亚稳沉淀相理论”等^[9]。

通过对 S30432 钢晶界处的析出相类型和晶界附近的 Cr 含量的验证和测试^[12],发现沿晶析出的析出相为 $M_{23}C_6$ 型并且距离晶界越近,铬含量越低,这也进一步证明了其晶间腐蚀的产生的机理与传统的奥氏体不锈钢一致,它们都是因为 $M_{23}C_6$ 碳化物沿晶析出导致靠近晶界附近形成贫铬区造成的。

2 Super304H 不锈钢晶间腐蚀性能的影响因素

2.1 成分设计

Super304H 钢是在 ASME SA213 TP304H 钢的基础上增加了 C 含量,降低了 Si、Mn、Cr 和 Ni 元素

含量的上限,并加入了大约 3% Cu 和一定量的 Nb、N 元素(表 1)^[13-14],主要目的是促使钢中形成 Nb(C, N)、NbCrN、 ϵ -Cu 以及 $M_{23}C_6$ ($M = Cr$ 或 Fe) 等弥散析出相,从而提高钢的高温力学性能。Cr 和 C 为 $M_{23}C_6$ 型碳化物的形成元素,提高奥氏体不锈钢的 C 含量导致晶界 $M_{23}C_6$ 析出机会增多,从而增加了晶间腐蚀的风险。Cr 能增大 C 的溶解度而降低 Cr 的贫化度,可减少贫铬区的面积,从而降低晶间腐蚀敏感性。Nb 与 C 的亲合力远大于 Cr,添加 Nb 可以促使 MC 型碳化物优先形成,达到弥散强化和固定钢中

表 1 TP304H 钢和 Super304H 钢的化学成分/%
Table 1 Chemical composition of TP304H steel and Super304H steel / %

材料	规范	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	N
TP304H	ASME	0.04 ~ 0.10	≤2.00	≤0.75	≤0.040	≤0.030	18.00 ~ 20.00	8.00 ~ 11.00	-	-	-
Super304H	住友	0.07 ~ 0.13	≤1.00	≤0.30	≤0.040	≤0.030	17.00 ~ 19.00	7.50 ~ 10.50	2.5 ~ 3.5	0.30 ~ 0.60	0.05 ~ 0.12
	ASME	0.07 ~ 0.13	≤0.50	≤0.30	≤0.045	≤0.030	17.00 ~ 19.00	7.50 ~ 10.50	2.5 ~ 3.5	0.20 ~ 0.60	0.05 ~ 0.12

注: ASME code case 2328 中还规定 Al = 0.003% ~ 0.030%, B = 0.001% ~ 0.010%。

的游离碳降低钢的晶间腐蚀敏感性的效果。N 与其他元素一起发挥多元复合强化作用,同时当其含量达到某一特定值时,能降低铬在钢中的活性,抑制并延缓 $M_{23}C_6$ 沿晶析出,提高抗晶间腐蚀能力^[15-16]。而 Super304H 钢中 C 含量相对较高,如果没有与 Nb 很好的匹配并形成 NbC 型碳化物,在 650 °C 左右条件下服役时就会优先以 $M_{23}C_6$ 的形式析出,使材料具有较高的晶间腐蚀敏感性。

基于对元素种类和含量对 Super304H 不锈钢晶间腐蚀性能的影响^[17],该材料国产化过程中 C 含量应尽量接近下限, N 应靠近上限,使其达到最佳的 C、N 组合。此外,日本住友及欧洲 DMV 的 Super304H 供货态管中存在 0.3% 左右的 Mo 和一定量的 B 元素,而 Mo 和 B 元素能降低 C 的活度,有利于降低不锈钢晶间腐蚀敏感性^[18]。

将奥氏体中的碳全部固定成 NbC 所需的铌含量为碳含量的 7.78 倍,而全部以 Nb(C, N) 形式存在,则需要的 Nb/(C + N) 为 3.58 以上,但考虑到铌还会与钢中的氧及其它元素化合而部分被消耗,因此,不锈钢中铌含量应不少于 10C%^[19]。碳、铌含量对 650 °C 2 h 敏化处理的 S30432 (Super304) 钢晶间腐蚀敏感性的影响如图 1 所示^[12, 20-21]。当 C 含量在 0.058% ~ 0.110% 变化时,随 C 含量增加, Super304H 钢的晶间腐蚀敏感性增加; Nb 含量由 0.30% 增加至 0.70% 时,材料的抗晶间腐蚀性能有所提高,但是 C 含量对晶间腐蚀的影响比 Nb 大, C

含量降低 0.043% 与 Nb 含量升高 0.25% 对晶间腐蚀性能的影响是相当的,因此, Nb 含量和 C 含量的比值在 5.8 以上才能对晶间腐蚀有抑制作用。但从目前国外统计的 Super304H 钢实物的成分来看,其 Nb/C 略大于 5, Nb/(C + N) 略大于 2, 都未能达到满足上述最优 Nb、C 和 N 的匹配,并从已有的研究结果中发现仍然存在较高的晶间腐蚀敏感性^[7]。

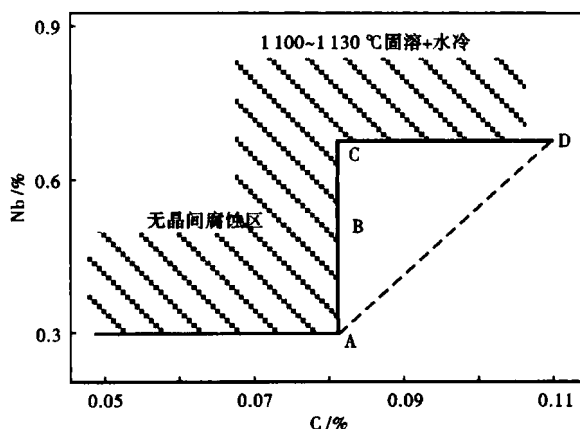


图 1 碳、铌含量对 S30432 (Super304H) 钢晶间腐蚀的影响
Fig. 1 Effect of carbon and niobium content on intergranular corrosion of S30432 (Super304H) steel

2.2 成型工艺

2.2.1 双固溶法

Super304H 钢管的主要制造工艺流程与传统不锈钢的制造工艺相似^[22], Super304H 钢与 TP304H

钢管成型工艺上的差别主要体现在双固溶法参数设置上。传统工艺中, TP304H 钢管软化处理温度在 900 ~ 1 000 °C, 固溶处理温度 1 050 ~ 1 150 °C。由于 TP304H 钢中合金元素相对较少, 主要形成 $M_{23}C_6$ 强化析出相, 为了使变形过程中形成的析出相重新溶入基体, 采用了较高的固溶处理温度。即便如此, 在运行时 $M_{23}C_6$ 仍会以弥散形式缓慢析出, 虽然这能提高钢的蠕变断裂强度, 但 $M_{23}C_6$ 的存在会增加晶间腐蚀敏感性。

Super304H 钢采用了更高温度 (1 250 ~ 1 300 °C) 的软化处理以及相对较低温度 (1 050 ~ 1 150 °C) 的固溶处理。软化处理的主要目的是使冶炼过程中形成的大块状 Nb(C, N) 和富 Cu 相在高温软化处理后固溶并均匀分布在基体中, 而供货前的固溶处理可以使加工或高温冷却过程中产生的 $M_{23}C_6$ 型碳化物完全固溶, 同时还可以使固溶的 Nb 以弥散细小的 Nb(C, N) 形式部分析出, 有利于钢的抗晶间腐蚀性能和细化晶粒。

固溶处理作为供货态工艺对晶间腐蚀性能有较大的影响, 固溶处理温度越高, Cr 和 C 原子分布越均匀, 同时 C 的固溶度也越高, 可以延缓 $Cr_{23}C_6$ 的析出, 使 Super304H 钢的晶间腐蚀敏感性降低^[23], 但温度太高或保温时间太长, 晶粒会长大, 难以保证晶粒度为 7 ~ 10 级^[24]。简单的固溶处理只能将钢中游离的碳暂时溶入基体, 在后续服役过程中, 随着时间的推移仍然会有 $M_{23}C_6$ 析出。因此, 在设计 Super304H 钢管关键制造工艺时, 在考虑材料的力学性能和晶粒尺寸的同时, 还需确保 Nb(C, N) 尽可能多地析出, 以降低晶间腐蚀敏感性。

2.2.2 稳定化处理

目前 Super304H 钢制造工艺尚未考虑稳定化处理, 但如果缺少稳定化处理, 即使奥氏体不锈钢中稳定化元素 Ti 与 C 的成分比高达 34 (理论形成 TiC 所需的化学计量比为 3.99), 依然不能抑制 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出^[25-27]。例如增加稳定化处理后可以显著提高含 Nb 元素的 AISI 347 奥氏体不锈钢的抗晶间腐蚀性能^[28]。

Super304H 钢在 $\leq 1 100$ °C 1 h 时晶粒缓慢长大, 具有较好的热力学稳定性, 但在 $\geq 1 150$ °C 1 h 时晶粒迅速长大。在 700 °C 处理后有富 Cu 相、Nb(C, N) 以及 $M_{23}C_6$ 的析出, 但是它们存在的温度和析出最快的温度不同, 其中 Nb(C, N) 能稳定存在于 1 250 °C 以下, 而 $M_{23}C_6$ 在 1 000 °C 以上几乎会全部溶入基体中^[29-30]。在平衡条件下, Nb(C, N) 最快沉淀

析出的温度大致为 900 ~ 950 °C, 而 $M_{23}C_6$ 在 800 ~ 850 °C 析出最快。但对 Super304H 钢, 高温处理为非平衡过程, 实验表明 Nb(C, N) 在 1 150 °C 左右析出最快, $M_{23}C_6$ 的析出则在 850 °C 左右最快, 如图 2 所示^[22]。

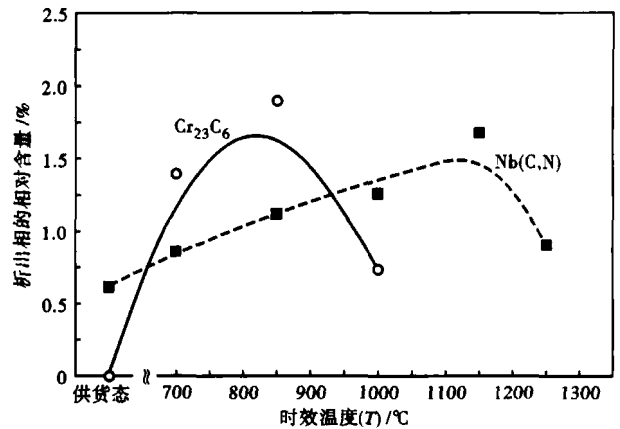


图 2 时效温度对 Super304H 钢析出相的相对含量的影响
Fig. 2 Effect of aging temperature on relative content of precipitated phases in Super304H steel

2.2.3 内壁喷丸处理

国内部分厂家还在 Super304H 钢管固溶处理后增加了内壁喷丸工艺^[17], 其目的是通过高速粒子冲击作用使内表面的晶粒变形, 增加位错堆积、亚晶界等缺陷密度, 从而为 Cr 原子的短程扩散提供通道, 有助于在内表面形成致密的 Cr_2O_3 氧化膜, 提高材料的高温氧化性能。同时位错密度的增加以及晶粒度的变化也会对贫铬区的形成产生影响, 从而间接地影响 Super304H 钢的晶间腐蚀敏感性。

为此, 杜婷等发现^[31], 喷丸处理后样品表面的晶粒不断细化, 应变层变厚, 位错密度增加并均匀分布, 使晶粒内部各区域之间及晶粒之间的电化学性质差异降低, 同时晶粒细化加速了 Super304H 钢的脱敏 (晶内的 Cr 扩散至晶界附近的贫铬区) 过程, 使得喷丸后试样的晶间腐蚀敏感性比原始粗晶态明显降低。但是不同喷丸工艺 (喷丸强度和喷丸时间) 对晶间腐蚀敏感性的影响表现出杂乱的规律。

各种成型工艺对 Super304H 钢晶间腐蚀敏感性影响机制主要有两方面: (1) 通过诱使 MC 型析出相的形成, 降低基体中游离的碳含量, 从而抑制 $M_{23}C_6$ 的形成; (2) 通过对晶粒尺寸的细化和位错密度的增加, 降低 Cr 的扩散路程和增加其扩散通道, 从而减少贫铬区的面积, 达到降低敏感性的目的。

2.3 焊接加工

镍基焊接材料中因 Ni 含量较多,在一定范围内可以提高焊接接头奥氏体组织的热力学稳定性,从而有利于钝化膜的形成,同时焊缝中 C 含量相对较低,也减少了 $M_{23}C_6$ 析出的倾向性,能很好地保证接头的抗晶间腐蚀性能^[32-33]。而相对母材金属,接头的抗晶间腐蚀性能更优,同时热影响区的晶间腐蚀敏感性也比母材稍低。此外,为了避免焊接热循环条件下 $M_{23}C_6$ 在 600 ~ 1 000 °C 温度范围的热影响区中析出,提出焊后热处理温度应高于 1 000 °C,使 C 和 Cr 能充分溶入基体中。

2.4 高温时效

作为锅炉耐热钢, Super304H 钢在超超临界锅炉中服役时管壁温度达到 650 °C,因此其高温时效性能受到了密切的关注。过饱和奥氏体在 600 °C 和 650 °C 时效初期, $M_{23}C_6$ 析出时的速度较快,其中 650 °C 时 $M_{23}C_6$ 数量增加的幅度更大,但达到一定的时效时间后,基体中碳的过饱和度逐渐降低, $M_{23}C_6$ 析出速度也不断下降,从而使其析出量逐渐平缓^[34]。同时热影响区、焊缝金属^[35]以及母材的晶间腐蚀敏感性表现出与 $M_{23}C_6$ 析出量一致的变化趋势。但在 700 °C 时效处理后表现出不同的性能变化,随保温时间的延长,其晶间腐蚀敏感性和晶界的 $M_{23}C_6$ 数量大幅增加并在某一时间达到最高点,但由于该温度下 Cr 原子扩散速度相对低温时较快,使时效处理时贫铬区面积不断减少,晶间腐蚀敏感性有一定幅度下降。此外,预变形前后试样在 700 °C 时效时,组织和抗晶间腐蚀性能具有与上述相同的演变规律,但是变形时效后的敏感性较未变形处理时高^[36]。

Super304H 钢的晶间腐蚀敏感性与晶界上 $M_{23}C_6$ 数量是一一对应的,同时时效温度越高,原子扩散速率越高,对贫铬区的修复也越有利。不过,目前的研究仅停留在个别温度下的时效行为,也未见有关于 $M_{23}C_6$ 析出动力学的系统研究。

3 晶间腐蚀敏感性表征方法研究

奥氏体不锈钢晶间腐蚀敏感性的测试方法^[37]主要有化学浸泡法、草酸电解浸蚀、双环电化学动电位再活化(DL-EPR)等方法。化学浸泡法实验周期较长且具有破坏性(要进行弯曲实验)。草酸浸蚀法能很好地定性表征晶间腐蚀程度,但是难以体现试样腐蚀程度的微小差异。而双环电化学动电位再活化法具有敏感、快速、无损、定量等特点,通常结合腐蚀后晶界形貌特征而被广泛用来定量和定性表征不锈钢的敏化程度^[38-39],在美国(ASTM G 108-

1992)和日本(JIS G 0580-1986)等国家已经标准化。

DL-EPR 法的原理是在一定介质和外加电位作用下,不锈钢表面将形成一层完整、致密的钝化膜;但经敏化处理后因晶界贫铬,形成不完整的钝化膜,当外加电位回扫到再活化区时,不完整的钝化膜将优先溶解,使得再活化电流升高。利用这一特征可以反映晶间腐蚀的敏感程度,而表征活化峰大小的特征参数主要有再活化峰峰值电流 I_r 、再活化电量 Q_r 、电量比 Q_r/Q_a 、电流比 I_r/I_a 等,测量原理见图 3^[38]。目前针对 Super304H 钢的晶间腐蚀敏感性的研究仅仅停留在利用电流比判据进行简单的评定,尚未进行有关 EPR 法各种判据之间的比较、与传统评定方法的对应关系以及测试条件(溶液温度、浓度和 pH 值等)对评定结果影响的系统研究。

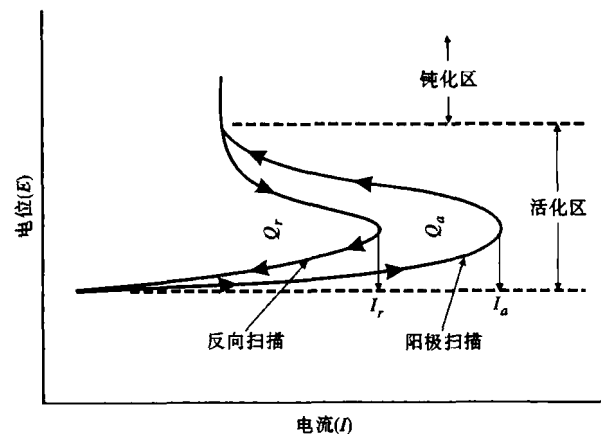


图3 DL-EPR(双环电化学动电位再活化)法的测试原理
Fig. 3 Measurement principle of double loop EPR (electrochemical potentiodynamic reactivation) test method

4 总结与展望

(1) 对 Super304H 钢抑制晶间腐蚀所需最低 Nb/C 与 Nb/(C + N) 仍然有较大争议, Nb、C 和 N 元素的最佳匹配仍需大量的探索。

(2) Super304H 钢单纯的固溶处理能否保证 Nb (C, N) 的充分析出仍存在研究上的空白,需要充分的探讨;关于稳定化处理对 Super304H 钢组织和晶间腐蚀敏感性的影响也缺乏系统研究。

(3) 由于国内投运的 Super304H 钢服役时间较短,目前尚未发现有关服役管的组织、性能演化规律报道,很多研究者仅研究了实验室条件下个别温度高温时效对其组织和晶间腐蚀敏感性的影响,但未见 $M_{23}C_6$ 碳化物析出动力学的系统研究。

(4) 双环电化学动电位再活化法(DL-EPR)具有快速、定量、无损等优点;但是该方法在 Super304H

钢中的应用还较为单一,各种判据、不同评定方法之间的比较以及测试条件等对 Super304H 钢晶间腐蚀敏感性评定结果的影响仍需深入研究和分析。

国家自然科学基金(G No. 50871041)和南方电网公司科技项目(K-GD2012-385)资助

参考文献

- [1] 赵钦新,朱丽慧.超临界锅炉耐热钢研究[M].北京:机械工业出版社,2009:67-84.
- [2] 王苗苗,朱毕焱.不同状态下 S30432 钢析出相研究[J].动力工程学报,2010(4):281-283.
- [3] Sawaragi Y. The Development of a New 18-8 Austenitic Stainless Steel (0.1C-18Cr-9Ni-3Cu-Nb,N) with High Elevated Temperature Strength for Fossil Fired Boiler[J]. Mechanical Behavior of Materials,1991,4(1):589-594.
- [4] Sawaragi Y,Ogawa K,Kato S,et al. Development of the Economical 18-8 Austenitic Stainless Steel (Super304H) Having High Elevated Temperature Strength for Fossil Fired Boilers [J]. The Sumitomo Search,1992,48(1):50-58.
- [5] Samaragi Y,Nasuyama F. Properties after Service Exposure of a New 18-8 Austenitic Stainless Steel Tube (0.1C-18Cr-9Ni-3Cu-Nb,N) with High Elevated Temperature Strength for Fossil Fired Boilers [J]. The Minerals, Metals and Materials Society (TMS), 420 Commonwealth Dr 1993:179-186.
- [6] Samaragi Y,Otsuka N,Senba H,et al. Properties of a New 18-8 Austenitic Stainless Steel Tube (Super304H) for Fossil Fired Boilers after Service Exposure with High Elevated Temperature Strength [J]. The Sumitomo Search,1994,56(10):34-43.
- [7] Gao Yan,Zhang Chunlei,Xiong Xiahua,et al. Intergranular Corrosion Susceptibility of a Novel Super304H Stainless Steel [J]. Engineering Failure Analysis,2012,24:26-32.
- [8] Swaminathan J,Singh R,Gunjan M K,et al. Sensitization Induced Stress Corrosion Failure of AISI 347 Stainless Steel Fractionators Furnace Tubes [J]. Engineering Failure Analysis,2011,18:2211-2221.
- [9] 张述林,李敏娇,王晓波,等. 18-8 奥氏体不锈钢的晶间腐蚀 [J]. 中国腐蚀与防护学报,2007,27(2):124-128.
- [10] Kim J K,Kim Y H,Lee B H,et al. New Findings on Intergranular Corrosion Mechanism of Stabilized Stainless Steels [J]. Electrochimica Acta,2011,56:1701-1710.
- [11] Kim J K,Kim Y H,Kim K Y,et al. Influence of Cr,C and Ni on Intergranular Segregation and Precipitation in Ti-stabilized Stainless Steels [J]. Scripta Materialia,2010,63:449-451.
- [12] 谭舒平.成分和工艺对 S30432 钢性能的影响及强化机理研究 [D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2009:38-39.
- [13] 杨春华.日本 Super304H 奥氏体不锈钢锅炉管评价 [J].东方锅炉,2003(2):13-24.
- [14] 孙玉梅,邹小平. Super304H 不锈钢锅炉管评述 [J]. 锅炉技术,2007,38(1):52-55.
- [15] 孙涛,邓博,徐菊良,等.氮、铌添加对 304 奥氏体不锈钢电化学腐蚀行为的影响 [J]. 中国腐蚀与防护学报,2010,30(6):421-425.
- [16] 荣凡,康喜范,郎宇平.含氮奥氏体不锈钢的敏化行为 [J]. 钢铁,2005,40(5):62-64.
- [17] 彭芳芳,朱国良,宋建新.超(超)临界发电机组用 Super304H 钢管关键制造工艺的分析 [J]. 特殊钢,2008,29(3):42-43.
- [18] 孟繁茂,付俊岩.现代含铌不锈钢 [M].北京:冶金工业出版社,2004:57-60.
- [19] 严彪.不锈钢手册 [M].北京:化学工业出版社,2009:169-215.
- [20] 郭富强,程世长,刘正东,等.碳、铌对 ASME S30432 奥氏体耐热钢晶间腐蚀性能的影响 [J]. 机械工程材料,2007,31(8):11-14.
- [21] 刘正东,程世长,杨钢,等.中国超超临界火电机组用 S30432 钢管研制 [J]. 钢铁,2010,45(6):1-6.
- [22] 李新梅. Super304H 奥氏体钢焊接接头组织与性能研究 [D]. 山东:山东大学,2010:115-129.
- [23] 包汉生,程世长,刘正东,等.热处理对 ASTM S30432 奥氏体耐热钢性能的影响 [J]. 金属热处理,2009,34(8):77-82.
- [24] 王剑志,罗仕清,黄晓斌.超(超)临界锅炉用 Super304H 钢管研究试制 [J]. 钢铁,2006,41(1):43-46.
- [25] Padilha A F,Plaut R L. Annealing of Cold-worked Austenitic Stainless Steels [J]. Iron and Steel Institute of Japan International,2003,43(2):135-143.
- [26] Padilha A F,Rios P R. Decomposition of Austenitic in Austenitic in Stainless Steel [J]. Iron and Steel Institute of Japan,2002,42:325-337.
- [27] Terada M,Saiki M,Costa I,et al. Microstructure and Intergranular Corrosion of the Austenitic Stainless Steel 1.4970 [J]. Journal of Nuclear Materials,2006,358(1):40-46.
- [28] Kina A Yae,Souza V M,Tavares S S M,et al. Influence of Heat Treatments on the Intergranular Corrosion Resistance of the AISI 347 Cast and Weld Metal for High Temperature Services [J]. Journal of Materials Processing Technology,2008,199:391-395.
- [29] 李新梅,邹勇,张忠文,等.时效温度对 Super304H 钢析出相的影响 [J]. 材料热处理学报,2009,30(6):51-56.
- [30] Li Xinmei,Zou Yong,Zhang Zhongwen,et al. Microstructure Evolution of a Novel Super304H Steel Aged at High Temperatures [J]. Materials Transactions,2010,51(2):305-309.
- [31] 杜婷.时效和蠕变对预变形 Super304H 奥氏体不锈钢析出行为和晶间腐蚀性能的影响 [D].西安:西安理工大学,2009:47-57.
- [32] 朱平,赵建仓,柴晓岩,等. Super304H 奥氏体耐热钢焊接材料匹配与接头性能研究 [J]. 电力设备,2007,8(4):43-46.
- [33] 李新梅,邹勇,张忠文,等. Super304H 钢焊接接头的晶间腐蚀敏感性 [J]. 焊接学报,2010,31(11):77-80.
- [34] 张忠文,李新梅,邹勇,等.时效处理 Super304H 不锈钢的晶间腐蚀敏感性 [J]. 腐蚀与防护,2011,32(11):875-879.
- [35] Li X M,Zou Y,Zhang Z W,et al. Intergranular Corrosion of Weld Metal of Super Type 304H Steel during 650°C Aging [J]. Corrosion,2012,68(5):379-387.
- [36] 李南.预变形对 Super304H 不锈钢时效行为及晶间腐蚀性能的影响 [D].西安:西安理工大学,2008:17-40.
- [37] 查小琴,邵军,张利娟.不锈钢晶间腐蚀测试方法 [J]. 材料开发与应用,2009,24(3):60-65.
- [38] Aydogdu G H,Aydinol M K. Determination of Susceptibility to Intergranular Corrosion and Electrochemical Reactivation Behavior of AISI 316L Type Stainless Steel [J]. Corrosion Science,2006,48(11):3565-3583.
- [39] Li Huabing,Jiang Zhouhua,Zhang Zurui,et al. Intergranular Corrosion Behavior of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials,2009,16(6):654-660.

张春雷(1968-),男,博士,2001年清华大学毕业,电力设备材料和焊接研究。E-mail:zhangchunlei@gddky.css.cn

收稿日期:2012-12-26