

C、N含量对钠冷快堆热交换器用316H奥氏体不锈钢组织和性能影响

宋广懂¹, 李鑫¹, 刘萌萌¹, 李小兵², 李昊泽², 高明²

(1. 中国原子能科学研究院, 北京 102413; 2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 316H 不锈钢是我国四代先进钠冷快堆热交换器主体结构材料, 获得 C、N 等关键微量元素的合理控制限是实现其国产化制造的前提。但是 ASTM 标准对 316H 合金中 C 的要求控制范围较宽, 难以兼顾合金的耐晶间腐蚀和焊接性能, 尤其对 C 极易出现偏析的大尺寸管板、法兰等部件。此外, 该标准也并未给出 N 的控制范围。试验研究了 C、N 含量对合金的晶粒度、室温和 580 °C 拉伸性能、室温冲击韧性和耐晶间腐蚀性能的影响。结果表明, C 含量在 0.04% ~ 0.06% 变化时, 316H 不锈钢晶粒度、拉伸性能、冲击韧性变化并不明显。尽管该范围的 C 含量合金热轧板材具有良好的耐晶间腐蚀性, 但随着 C 含量的增加, 合金腐蚀速率有所提高。N 含量在 0.05% ~ 0.07% 变化时, 316H 不锈钢晶粒度、拉伸性能、冲击性能变化并不明显, 耐晶间腐蚀速率随着 N 含量的增加有降低的趋势。基于上述结果, 综合分析并确定了工程化制造的大尺寸 316H 不锈钢部件 C 和 N 含量的推荐控制限, 即 C 0.04% ~ 0.05%, N 0.06% ~ 0.07%。

关键词: 316H 奥氏体不锈钢; 钠冷快堆; 热交换器; C 含量; N 含量; 组织; 性能

中图分类号: TF76, TG142.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)01-0135-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.01.022

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of C and N content on the microstructure and performance of 316H austenitic stainless steel used in sodium-cooled fast reactor heat exchanger

Song Guangdong¹, Li Xin¹, Liu Mengmeng¹, Li Xiaobing², Li Haoze², Gao Ming²

(1. China Institute of Atomic Energy, Beijing 102413, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract: 316H austenitic stainless steel is used as the main structural material of the Chinese fourth-generation advanced sodium-cooled fast reactor heat exchanger. The premise of realizing domestic production is to obtain the reasonable control limit of the key trace-elements such as C and N. However, the ASTM standard shows a wide range of control of C element in 316H alloy, which makes it difficult to balance the intergranular corrosion resistance and welding performance of the alloy, especially for large-size tube sheet, flange and other parts where C element is prone to segregate. Besides, the ASTM standard doesn't give the control range of N. In this paper, the influence of the C, N contents on the microstructure and properties, such as the grain size, tensile properties under room temperature or 580 °C, the room-temperature impact toughness and the intergranular corrosion resistance were investigated by the

收稿日期: 2022-05-05

作者简介: 宋广懂, 1986 年出生, 男, 山东济南人, 高级工程师, 研究方向: 钠冷快中子反应堆换热器研发与设计, E-mail: songguangdong1986@163.com。

tensile and impact testing machines, combined with other testing methods such as OM and intergranular corrosion performance testing. The findings demonstrate that there are slight changes in grain size, tensile properties, and impact toughness of the alloys with C (0.04% ~ 0.06%) or with N (0.05% to 0.07%). Although the hot-rolled alloy plates with the C contents of 0.04% to 0.06% generally show good intergranular corrosion resistance, the corrosion rate increases with the increasing C content. The rate of the intergranular corrosion resistance tends to decrease with the increase of the N content. Based on the results, the recommended control limits of the C and N content of the engineered 316H stainless steel parts are determined.

Key words: 316H austenitic stainless steel, sodium-cooled fast reactor, heat exchanger, C content, N content, microstructure, properties

0 引言

钠冷快中子反应堆(简称快堆)是世界上第四代先进核能系统的首选堆型,发展钠冷快堆对形成核燃料闭式循环系统,充分利用铀资源,并实现核废物的最小化,保证核裂变能的可持续发展具有重大的战略意义。我国自主研发的快中子反应堆试验快堆已经完成临界,实现全功率运行。在试验快堆的基础上,我国计划“十四五”建成示范快堆,并于 2030 年发展为商业快堆^[1]。

钠冷快堆采用钠-钠-水/汽的三回路传热系统设计,堆容器中的热交换器是快堆关键设备之一,主要包括中间热交换器和独立热交换器。实际工况下,热交换器服役温度最高约 600 ℃,如此严苛的服役条件可能导致锻件出现以下几种失效形式,如蠕变-疲劳损伤、持久断裂、腐蚀、辐照脆化等。这就要求管板锻件必须具备良好的高温强度,还要兼备良好的抗疲劳性能、抗蠕变变形能力以及耐蚀性。316H 奥氏体不锈钢具有优异的耐腐蚀性、良好组织稳定性、较高的使用温度(最高可至 700 ℃)、良好焊接性能、优异加工性能等优势^[2-3],可在高温、高压、腐蚀性气氛和物理射线辐射的苛刻环境下服役,因此被国内外选用为热交换器上下管板、管材材料。目前,我国试验快堆的热交换器多数部件仍主要从俄罗斯进口,这样不仅增加了反应堆的运行成本,并且核心技术受制于人。因此,在示范快堆甚至发展商业快堆过程中,实现钠-钠热交换器 316H 主材材料及部件的国产化是我们面临的重要课题。

实际应用条件下,要求 316H 同时具有良好的高温强度、耐晶间腐蚀性、焊接性能等。316H 钢中 C 具有强烈的固溶强化作用,是确保合金具有较高高温强度的关键,但是随着 C 含量的增加会导致焊接性能和耐晶间腐蚀性能急剧降低,因此往往需

要较低含量的 C^[4]。采用控氮方法是弥补碳降低带来的强度降低问题的有效手段之一^[5-6]。然而,从 ASME SA-213/SA-213M 标准可看出,标准给出的 316H 不锈钢 C 含量控制限较宽(0.04% ~ 0.10%),且对 N 含量未做要求,这将严重影响我国钠冷快堆热交换器制造的国产化进程。

笔者基于 ASME NH 篇规定的高温用 316 不锈钢中 C(0.04% ~ 0.06%)和 N(0.04% ~ 0.07%)含量要求,考察了 C 含量、N 含量微变化对 316H 不锈钢的组织、力学性能、晶间腐蚀等的影响情况,以期确定 316H 奥氏体不锈钢工程化生产制造过程 C、N 等关键微量元素的控制限,为钠-钠热交换器 316H 部件(管材和锻件)成分设计、热加工工艺参数制定等提供理论支撑。

1 材料制备与试验方法

1.1 材料制备

采用 50 kg 真空感应熔炼炉制备不同 C、N 含量的 316H 不锈钢。在 C 含量控制上,工艺设定仅需要对冶炼原料碳的配入量进行调整即可获得不同 C 含量要求的合金成分。而在 N 含量控制上,工艺难度很大。主要体现在受氮化铬粒度、钢液温度等因素影响,合金加 N 收得率存在较大波动。为避免这类问题的发生,需要对加 N 过程中的冶炼气氛氮分压进行优化,通过引入氮气分压抑制加入钢中的氮外溢。在优化合金氮分压过程中,首先需要针对不同温度下 316H 氮含量与氮分压的关系进行计算。计算以热力学原理为基础,通过实践对经典热力学公式进行适当的修正,最终确定计算公式为式(1)。将不同氮含量结果与温度等参数带入公式,获得不同温度下试验钢中 N 含量控制水平与氮分压的对应关系。由于在冶炼过程中,钢液温度会根据工艺上下浮动,故在控制氮分压时需全面考虑温度对氮

含量的影响, 最终选择氮含量在 0.04% ~ 0.05% 时的合金氮分压控制在 0.025 ~ 0.030 atm (即 2.533 ~ 3.039 kPa), 氮含量在 0.055% ~ 0.065% 时的合金氮分压控制在 0.050 ~ 0.055 atm (即 5.066 ~ 5.573 kPa)。

$$\lg[N] = \frac{1}{2} \lg P_{N_2} - \frac{188}{T} - 1.245 - \left\{ \left(\frac{3280}{T} - 0.75 \right) \sum_{j=2}^n e_N^j [j] \right\} \quad (1)$$

其中, [N] 为合金溶解氮含量; P_{N_2} 为氮分压; T 为钢液温度; $\left(\frac{3280}{T} - 0.75 \right) \sum_{j=2}^n e_N^j [j]$ 为氮在熔体中的活度系数。

冶炼完成后, 采用 Spectro-Lab 光谱分析仪分析

钢中 C、Si、Mn、Ni、Cr 等合金元素含量, 采用 TC-600 氧氮分析仪测定 N、H、O 含量, 具体试验钢的化学成分如表 1 所示, 其中 B1、B2、B3 为 C 含量微变化影响研究试验钢, B1 和 B4 为 N 含量微变化影响研究试验钢。将铸锭切头切尾后锻造成尺寸 (长×宽×高) 为 240 mm×60 mm×70 mm 的锻锭, 锻造加热温度为 1 200 ℃, 保温时间 2 h, 终锻温度 ≥ 900 ℃。轧制试验在直径 450 mm 四辊可逆轧机上进行, 将锻料加热至 1 180 ℃, 保温 3 h 后, 再经五道次轧制成 15 mm 的板材, 终轧温度 ≥ 900 ℃。轧制钢板的热处理制度为: 将上述板材加热至 1 140 ℃, 保温 15 min 后, 水冷至室温。

表 1 316H 试验钢化学成分
Table 1 Chemical compositions of the 316H steels

炉号	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	P	S	B	Co	V	N	H	O
B1	0.045	0.45	1.47	11.99	17.52	2.58	<0.02	<0.005	<0.000 5	<0.001	<0.02	<0.02	0.068	0.000 5	0.001 2
B2	0.048	0.43	1.49	12.01	17.53	2.59	0.019	<0.005	<0.000 5	<0.001	<0.005	<0.005	0.066	0.000 4	0.000 5
B3	0.058	0.43	1.48	12.02	17.53	2.60	0.045	<0.005	<0.000 5	<0.001	<0.005	<0.005	0.068	0.000 4	0.000 5
B4	0.045	0.41	1.49	12.03	17.51	2.60	0.036	<0.005	<0.000 5	<0.001	<0.005	<0.005	0.045	0.000 5	0.000 7

1.2 试验方法

依据 GB/T228.1—2010 标准, 在上述系列板材上截取拉伸试样, 试样标距段长度为 30 mm, 标距段直径为 5 mm。拉伸性能测试温度为室温 and 580 ℃, 测试结果包括屈服强度、抗拉强度、延伸率及断面收缩率。根据 GB/T229—2007 标准, 在上述系列板材纵向截取冲击试样, 冲击缺口选用 V 型, 试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm, 测试温度为室温。上述性能测试数据均为 3 个平行试样, 并求取测试数据的平均值。

晶间腐蚀测试方法按 ASTM A262 E 执行, 试验装置采用 1 000 mL 锥形长颈瓶和球形冷凝管组成的冷凝回流装置, 采用 2 kW 电炉进行加热。取 100 g 试剂级硫酸铜 ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) 溶于 700 mL 蒸馏水中, 加入 100 mL 硫酸 (密度 1.84 g/cm³), 并用蒸馏水稀释至 1 000 mL。根据标准试验溶液体积需 ≥ 8 mL/cm² 样品表面积。本研究中单个样品表面积为 20.4 cm², 每个锥形瓶中放 2 个样品, 则每个锥形瓶中试验溶液 ≥ 326.4 mL, 采用 500 mL 的硫酸铜溶液, 利用铜屑覆盖样品表面。试验条件包括固溶态和敏化态 (675 ℃/1 h), 试样置于上述腐蚀溶液后

加热至完全沸腾, 腐蚀 15 h 后进行弯曲试验。弯曲试验在 AG-1 500 kN 万能试验机 (日本津岛公司) 上进行, 弯曲半径为 8 mm, 弯曲角度为 180°。弯曲完成后在 5 ~ 20 放大倍数条件下, 检查试验样品是否出现龟裂和裂纹。

2 试验结果

2.1 C 的影响

2.1.1 晶粒度

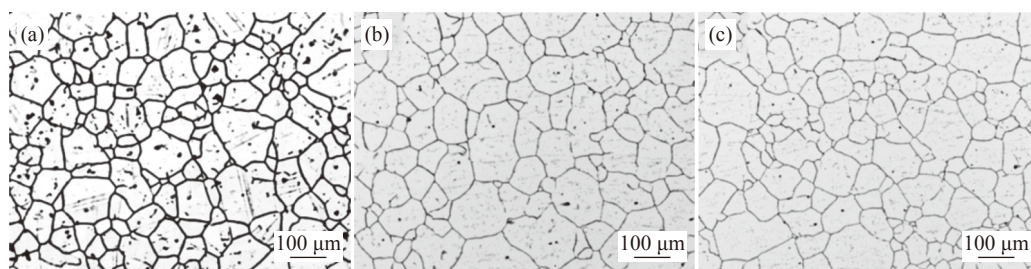
图 1 是不同碳含量的 316H 不锈钢热轧板晶粒度金相照片, 结果表明, 随着碳含量从 0.045% 提高至 0.058% 后, 热轧板晶粒度均为 4.0 级, 区别并不明显。表明在 ASME NH 篇规定的高温用 316 不锈钢中所述的 0.04% ~ 0.06% C 含量条件下, 316H 不锈钢晶粒度级别保持相对稳定。

2.1.2 室温/高温拉伸性能

图 2 是不同碳含量试样的室温、580 ℃ 拉伸性能测试结果。结果显示, 随着拉伸温度由室温提高至 580 ℃, 试样拉伸强度明显降低, 而延伸率和断面收缩率也出现一定程度降低。室温条件下, 随着 C 含量由 0.045% 提高至 0.058%, 试样屈服强度、抗

拉强度的平均值稍有降低,但降低幅度在 35 MPa 以内,延伸率和断面收缩率变化幅度在 3 个百分点以内。580 ℃ 条件下,随着 C 含量由 0.045% 提高至 0.058%,合金屈服强度、抗拉强度的平均值稍有提升,提升幅度在 20 MPa 以内;延伸率平均值也稍有提高,最大提高幅度为 7 个百分点;断面收缩率保

持相对稳定,变化幅度在 2 个百分点以内。上述分析表明,尽管 C 含量在 0.045% ~ 0.058% 范围内微调时,试样室温、580 ℃ 强度和塑性参数有一定变化,但变化幅度相对较小,换言之,C 含量在此范围变化时,316H 不锈钢拉伸性能仍然不会出现明显变化。



(a) B1, $w(C)=0.045\%$; (b) B2, $w(C)=0.048\%$; (c) B3, $w(C)=0.058\%$

图 1 不同碳含量对 316H 不锈钢晶粒度的影响

Fig. 1 Effect of C contents on the grain size of 316H austenitic stainless steel

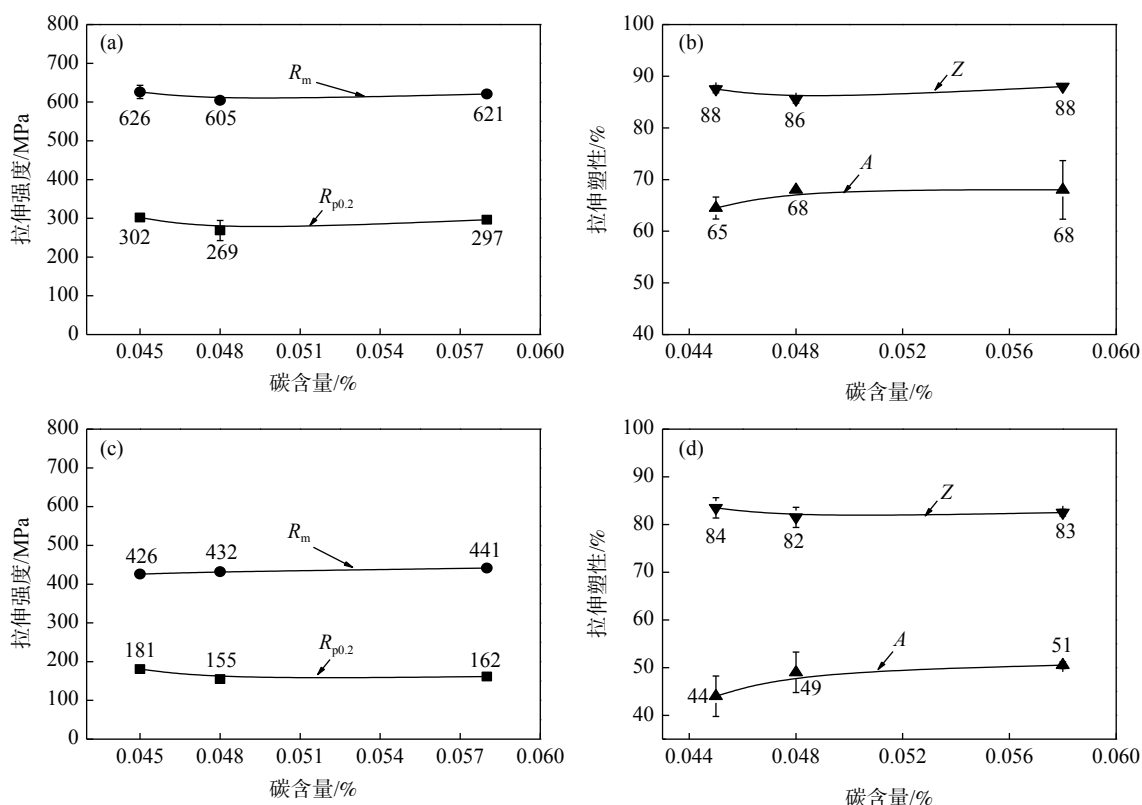


图 2 碳含量对 316H 试样的室温 (a)、(b)、580 ℃ (c)、(d) 拉伸性能影响

Fig. 2 Effect of C content on the tensile properties of 316H austenitic stainless steel at room temperature(a)、(b) and 580 ℃ (c)、(d)

2.1.3 冲击韧性

图 3 是不同碳含量的 316H 试样冲击吸收功对比情况。结果显示,不同碳含量的 316H 试样冲击吸收功普遍位于 420 J 以内,随着碳含量由 0.045% 提高至 0.058%,试样冲击吸收功稍有提高,提高幅

度为 11 J。表明 C 含量在 0.045% ~ 0.058% 范围内变化时,316H 不锈钢的室温冲击吸收功处于相对稳定水平。

2.1.4 耐晶间腐蚀性

图 4 是不同 C 含量的 316H 不锈钢固溶和敏化

态两种状态试样经腐蚀液侵蚀弯曲试验后宏观形貌。可以看出, 钢中 C 含量在 0.045% ~ 0.058% 范围内变化时, 合金均具有良好的耐晶间腐蚀性。

表 2 是不同 C 含量的 316H 不锈钢固溶态和敏化态经腐蚀后单位面积腐蚀速率。可以看出, 无论对于固溶态还是敏化态, 随着 C 含量由 0.045% 增至 0.058% 后, 试样的单位面积腐蚀速率出现增加趋势, 且合金经敏化后, 其单位面积腐蚀速率随之提高。由此表明, 尽管本文研究的 C 含量范围不锈钢均具有良好的耐晶间腐蚀性能, 但对于不同尺寸部件应该做出更窄范围的要求。如对于热交换器用大尺寸锻件, 因尺寸过大, 致使其心部偏析严重。C 作为一种易偏析元素同样会在大尺寸部件局部出现富集, 导致部件心部实际 C 含量远高于设计成分, 严

重影响耐晶间腐蚀能力。因此, 大尺寸部件在设计其 C 含量时, 建议仍将其控制在下限水平, 降低耐晶间腐蚀性能不足的风险。

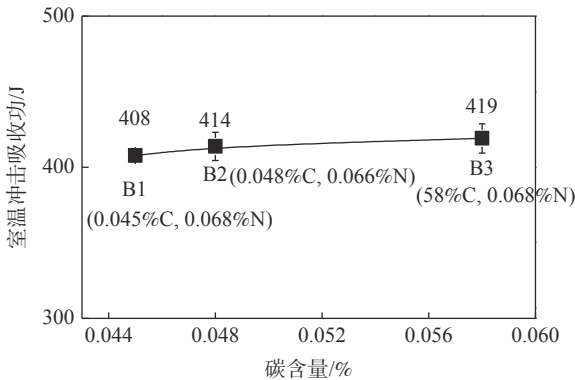
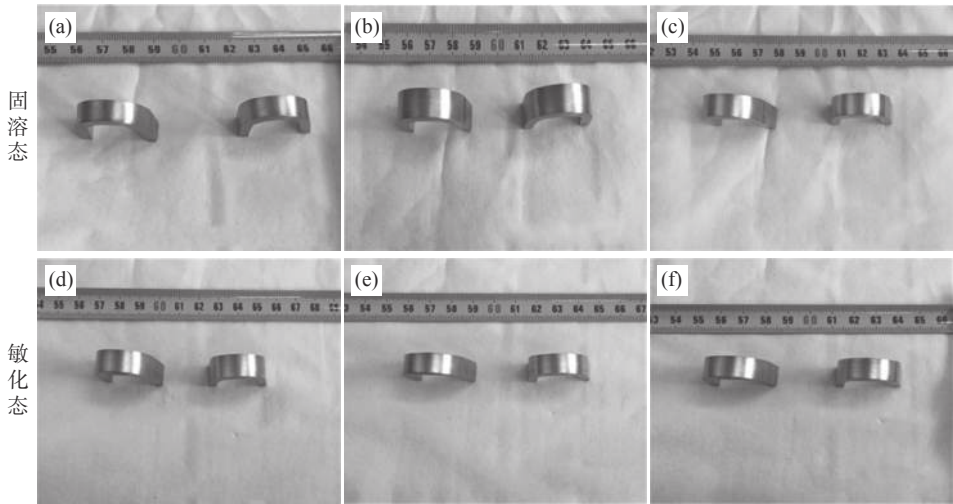


图 3 不同碳含量的 316H 试样冲击吸收功对比
Fig. 3 Comparison of the impact toughness of the 316H austenitic stainless steel with different C contents



(a) 固溶态, B1(0.045% C); (b) 固溶态, B2(0.048% C); (c) 固溶态, B3(0.058% C); (d) 敏化态, B1(0.045% C); (e) 敏化态, B2(0.048% C); (f) 敏化态, B3(0.058% C)

图 4 不同碳含量的 316H 试样固溶态、敏化态腐蚀后形貌

Fig. 4 Morphology of 316H samples with different C contents after solid solution and sensitization corrosion

表 2 不同 C 含量的 316H 不锈钢固溶态和敏化态经腐蚀后单位面积腐蚀速率

Table 2 Corrosion rate per unit area of 316H stainless steel with different C content in solid solution and sensitized state after corrosion

状态	样品号	w(C)/%	单位面积腐蚀速率/(g·h ⁻¹ ·mm ⁻²)
固溶态	B1	0.045	1.40E-07
	B2	0.048	1.44E-07
	B3	0.058	1.54E-07
敏化态	B1	0.045	1.71E-07
	B2	0.048	1.90E-07
	B3	0.058	1.97E-07

2.2 N 的影响

2.2.1 晶粒度

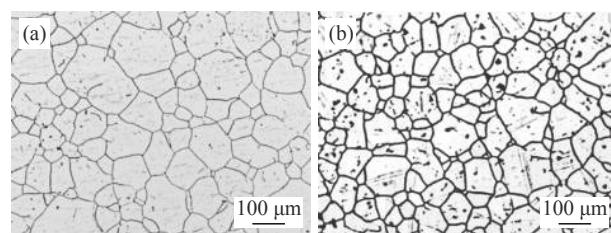
图 5 是不同氮含量的 316H 不锈钢热轧板晶粒度金相照片, 结果表明, 随着氮含量从 0.068% 降至 0.050% 后, 热轧板晶粒度均为 4.0 级, 区别并不明显。表明在 ASME NH 篇规定的高温用 316 不锈钢中所述的 0.04% ~ 0.07% N 含量条件下, 316H 不锈钢晶粒度级别保持相对稳定。

2.2.2 室/高温拉伸

表 3 是不同氮含量试样的室温、580 ℃ 拉伸性能测试结果。结果表明, 随着拉伸温度由室温提高至 580 ℃, 试样拉伸强度明显降低, 而延伸率和断面

收缩率也出现一定程度降低,其中延伸率降低幅度更为明显。室温条件下,随着 N 含量由 0.045% 提高至 0.068%,合金屈服强度、抗拉强度的平均数值保持相对稳定,变化幅度在 24 MPa 以内,延伸率和断面收缩率变化幅度为 2 个百分点以内。580 ℃ 条件下,随着 C 含量由 0.045% 提高至 0.068%,合金屈服强度、抗拉强度的平均数值仍保持相对稳定,变化幅度在 9 MPa 以内;延伸率、断面收缩率亦保持相对稳定,变化幅度为 2 个百分点以内。上述分析表明,尽管 N 含量在 0.045% ~ 0.068% 范围内微调时,合金室温、580 ℃ 强度和塑性参数有一定

变化,但变化幅度相对较小,换言之,N 含量在此范围变化时合金拉伸性能仍然不会出现明显变化。



(a) B1 (0.045%C, 0.068%N); (b) B4 (0.045%C, 0.045%N)

图 5 不同氮含量对 316H 不锈钢晶粒度的影响

Fig. 5 Effect of N contents on grain size of 316H stainless steel

表 3 N 含量对 316H 试样的室温、580 ℃ 拉伸性能影响

Table 3 Effect of N content on the tensile properties of 316H austenitic stainless steel at room temperature and 580 ℃

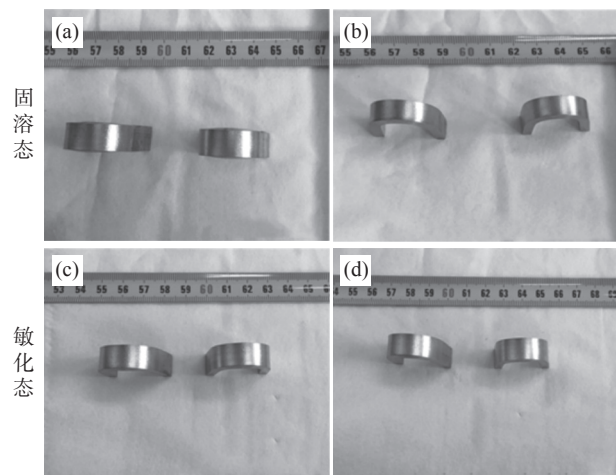
样品号	w(N)/%	R_m /MPa		$R_{p0.2}$ /MPa		Z/%		A/%	
		室温	580 ℃	室温	580 ℃	室温	580 ℃	室温	580 ℃
B4	0.045	602	427	306	174	87	82	63	44
B1	0.068	626	436	302	181	88	84	65	44

2.2.3 冲击韧性

对于不同氮含量的 316H 试样冲击吸收功进行了测试,结果显示,与前文不同碳含量试样测试结果类似,氮含量在 0.045% 和 0.068% 时,316H 试样冲击吸收功普遍在 400 J 左右,且试样冲击吸收功提高幅度并不明显。

2.2.4 耐晶间腐蚀性

图 6 是不同 N 含量的 316H 不锈钢固溶和敏化态两种状态试样经腐蚀液侵蚀弯曲试验后的宏观形貌。可以看出,钢中 N 含量在 0.045% ~ 0.068% 范围内变化时,合金均具有良好的耐晶间腐蚀性。



(a) 固溶态, B4(0.045% N); (b) 固溶态, B1(0.068% N); (c) 敏化态, B4(0.045% N); (d) 敏化态, B1(0.068% N)

图 6 不同氮含量的 316H 试样固溶、敏化态腐蚀后形貌

Fig. 6 Morphology of 316H samples with different N contents after solid solution and sensitization corrosion

表 4 是不同 N 含量的 316H 不锈钢固溶态和敏化态经腐蚀后单位面积腐蚀速率。可以看出,无论对于固溶态还是敏化态,随着 N 含量由 0.045% 增至 0.068% 后,合金的单位面积腐蚀速率出现降低趋势,且合金经敏化后,其单位面积腐蚀速率随之提高。由此表明,在 ASME NH 篇规定的高温用 316 不锈钢中所述的 0.04% ~ 0.07 % N 含量条件下,控制较高的 N 含量,可有利于提高 316H 不锈钢耐晶间腐蚀性能。

表 4 不同 N 含量的 316H 固溶态和敏化态经腐蚀后单位面积腐蚀速率

Table 4 Corrosion rate per unit area of 316H with different N content in solid solution and sensitized state after corrosion

状态	样品号	w(N)/%	单位面积腐蚀速率/(g·h ⁻¹ ·mm ⁻²)
固溶态	B4	0.045	1.49E-07
	B1	0.068	1.40E-07
敏化态	B4	0.045	1.78E-07
	B1	0.068	1.71E-07

3 分析与讨论

通过对 ASME NH 篇规定的高温用 316 不锈钢中 C 和 N 含量条件下的热轧板晶粒度、拉伸性能、冲击韧性和耐晶间腐蚀性能研究表明,C 在 0.04% ~ 0.06% 和 N 在 0.04% ~ 0.07% 微调时,合金的晶粒度、拉伸性能和冲击韧性并未出现明显变化,保持相对稳定。尽管上述含量范围内,合金在固

溶态和敏化态均具有良好的耐晶间腐蚀性能,但从合金的腐蚀速率看,呈现出一定区别。随着 C 含量由 0.045% 增至 0.058% 后,合金的单位面积腐蚀速率出现增加趋势,相反,随着 N 含量由 0.045% 增至 0.068% 后,合金的单位面积腐蚀速率出现降低趋势。

一般认为,当碳含量低于 0.03% 时,不锈钢不表现出晶间腐蚀倾向^[7]。而当碳含量大于 0.03% 时,高温长期作用下会引起晶界富铬碳化物析出,导致合金中晶间出现贫铬区,致使合金出现晶间腐蚀倾向。而且随着不锈钢中碳含量的升高,晶间腐蚀速率近似呈线性增加。这是因为碳向晶界扩散倾向随其含量升高而加剧,晶界碳元素逐渐富集,碳化物析出温度范围逐渐增大,开始析出时间提前,导致碳化物析出量增多,晶界附近区域逐渐贫铬,晶间腐蚀倾向增大。

与碳不同的是,氮的加入可以改善普通低碳、超低碳奥氏体不锈钢耐敏化态晶间腐蚀性能,其本质是氮影响敏化处理时碳化铬沉淀的析出过程,进而达到提高晶界贫铬区的铬浓度。许多研究工作证实,当奥氏体不锈钢中氮含量高于 0.04% 时,氮元素可以改善不锈钢的耐晶间腐蚀性能。尤其是对含 Mo 的奥氏体不锈钢,氮元素有助于推迟晶界碳

化物析出,对晶间腐蚀起着有益作用^[8]。在高纯奥氏体不锈钢敏化处理过程中,没有碳化铬沉淀析出,此时氮元素的加入有助于增加钝化膜的稳定性,从而降低平均腐蚀率。随氮含量升高,虽然存在晶界氮化铬的析出倾向,但析出速度慢,即敏化处理过程中晶界氮化物的析出量少,不会导致晶界贫铬,所以氮元素对敏化态奥氏体不锈钢的耐晶间腐蚀性能是有益的。

4 结论

1) 在 ASME NH 篇规定的 0.04% ~ 0.06% C 调控时,316H 不锈钢晶粒度、拉伸性能、冲击韧性变化并不明显。C 含量在 0.04% ~ 0.06% C 变化时,合金热轧板材具有良好的耐晶间腐蚀性,但随着 C 含量的增加,合金腐蚀速率有所提高,这与碳过高促进晶界富铬碳化物析出,形成贫铬区有关。

2) 在 ASME NH 篇规定的 0.05% ~ 0.07% N 调控时,316H 不锈钢晶粒度、拉伸性能、冲击性能变化并不明显,耐晶间腐蚀速率随着 N 含量的增加有降低的趋势。

3) 建议工程化研制的大尺寸 316H 不锈钢部件的 C 含量控制在 ASME NH 篇规定范围的下限,即 0.04% ~ 0.05%,氮含量控制在上限,即 0.06% ~ 0.07%。

参考文献

- [1] Xu Mi. Present situation and prospect of fast reactor technology development in China[J]. Engineering Sciences, 2008, (1): 70.
(徐铄. 我国快堆技术发展的现状和前景[J]. 中国工程科学, 2008, (1): 70.)
- [2] Michiuchi M, Kokawa H, Wang Z J, *et al.* Twin-induced grain boundary engineering for 316 austenitic stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(19): 5179.
- [3] Li Xiaobing, Gao Ming, Li Haoze, *et al.* Effect of residual hydrogen content on the tensile properties and crack propagation behavior of a type 316 stainless steel[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, 44: 25054.
- [4] Gao Yan, Zhang Chunlei, Xiong Xiahua, *et al.* Intergranular corrosion susceptibility of a novel super 304H stainless steel[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2012, 24: 26.
- [5] Wang Wei. Effect of nitrogen on microstructure of cold deformed high nitrogen austenitic stainless steel[J]. *Transactions of Metal Heat Treatment*, 2010, 31(7): 59.
(王威. 氮对冷变形高氮奥氏体不锈钢微观结构的作用[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(7): 59.)
- [6] Sumita M, Hanawa T, Teoh S H. Development of nitrogen-containing nical-free austenitic stainless steels for metallic biomaterials-review[J]. *Materials Science and Engineering C*, 2004, 24: 753.
- [7] Wu Yongjun. Study on improving intergranular corrosion resistance of 00Cr21Ni6Mn9N stainless steel tube[J]. *Special Steel Technology*, 2008, (2): 15.
(吴勇军. 改善 00Cr21Ni6Mn9N 不锈钢管晶间腐蚀性能的研究[J]. 特钢技术, 2008, (2): 15.)
- [8] Briant C L, Mulford R A, Hall E L. Sensitization of austenitic stainless steels, I. Controlled purity alloys[J]. *Corrosion*, 1982, 38(9): 468.