

基于 Incoloy800H 钨极氩弧焊接头组织及其性能分析

程晓农¹, 罗锐¹, 李冬升¹, 戴起勋¹, 徐桂芳¹,
高佩², 邱宇³, 刘瑜², 王植栋²

(1. 江苏大学, 江苏 镇江 212013)

(2. 江苏银环精密钢管股份有限公司, 江苏 宜兴 214203)

(3. 北京赛福斯特技术有限公司中国搅拌摩擦焊中心, 北京 100024)

摘要: 在 2 mm 厚 800H 合金钨极氩弧焊试验的基础上, 研究焊接接头的微观组织和析出相成分, 并分析焊接接头的力学性能和抗晶间腐蚀性能, 观察拉伸断口和晶间腐蚀试样的形貌。结果表明: 焊缝组织为柱状晶和等轴晶, 热影响区晶粒明显长大, 焊接接头中有少量的 TiN 和富 Cr 相(Fe,Cr)₂₃C₆ 析出相存在; 母材、热影响区和焊缝的 HV 硬度分别为 1730、1526 和 1590 MPa; 室温抗拉强度和延伸率分别为 565.0 MPa、31.8%, 均超过 ASME 标准关于 800H 合金规定值(450.0 MPa 和 30.0%), 拉伸断裂为韧性断裂; 焊接接头高温(650 °C)抗拉强度和延伸率分别为 394.5 MPa、15.5%, 其断口是混合型断口; 较接头组织, 母材腐蚀更为严重, 表面晶界开裂并伴有少量且尺寸较小的腐蚀坑, 基体中 TiN 缺陷处易引起点蚀。

关键词: 核电; 800H 合金; 焊接; 力学性能; 组织; 腐蚀

中图分类号: TG42

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)11-2862-06

Fe-Ni-Cr 系 800H 合金是一种具有优异的耐高温和抗腐蚀性能奥氏体不锈钢, 广泛用于制造核电蒸气发生器传热管^[1,2]。在核电机组装配过程中, 由于成型尺寸及形状的限制, 不可避免地要对管材实施焊接。通常焊接接头的性能较母材都有不同程度的降低, 且 800H 合金在施焊过程中焊缝表面易产生局部微裂纹^[3]。选择合理的焊接工艺能减少裂纹、咬边等焊接缺陷的产生, 改善焊接接头的性能。目前国内外对 800H 合金焊接接头的组织及其性能分析却鲜见报道。笔者拟采用钨极氩弧焊接工艺对 2 mm 厚 800H 板材施焊, 并对接头组织形态进行观察和分析, 测试接头的室温拉伸、高温拉伸(650 °C)和抗晶间腐蚀性能, 观察拉伸断口形貌。综上所述, 通过研究分析希望得到组织和力学性能较为优异的焊接接头, 为核电机组装配提供一定的理论参数依据。

1 实验

试验所用 800H 合金均由江苏银环精密钢管股份

有限公司提供, 其化学成分(质量分数, %) 为: 0.063C、20.6Cr、30.67Ni、0.47Ti、0.82Mn、0.05Si、0.05Cu、0.42Al、0.02N、0.007P、0.005S、Fe 余量, 均在 ASTM 标准规定范围内。

焊接试样薄板尺寸 300 mm×100 mm×2 mm。焊接填充材料均为母材, 焊丝尺寸: 100 mm×2 mm×2 mm, 试样经打磨、丙酮清洗和烘干后, 用 Magicwave 3000 逆变全数字化钨极氩弧焊机对 800H 薄板进行焊接, 焊接参数为: 焊接电流 110~120 A、焊接速度 105~115 mm/min、氩气流量 8~10 L/min、焊接电压 12 V。

焊后按照国家标准 GB/T2651-2008、GB/T4338-2006 加工成图 1 所示室温和高温拉伸试样。接头试样抛光、FeCl₃+HCl 的水溶液腐蚀后, 利用 S-3400N 型扫描电子显微镜(SEM)和 DM2500M 型透反射光学显微镜观察其微观组织, 并用能谱(EDS)分析其第二相成分, D/MAX2500PC 型 X 射线衍射仪分析基体和焊缝组织物相。

收稿日期: 2014-11-05

基金项目: “十二五”国家高技术研究发展计划(“863”计划)重大资助项目(2012AA03A501); 江苏大学高级专业人才基金资助项目(12JDG066); 省级重点实验室开放课题资助项目(kjsmcx1004)

作者简介: 程晓农, 男, 1958 年生, 教授, 博士生导师, 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88797658, E-mail: xncheng6009@sina.com

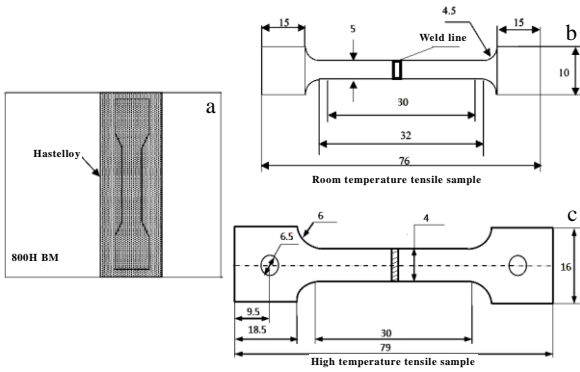


图 1 焊接试样加工尺寸
Fig.1 Working size of welded joints

用 HV-1000 型显微硬度计测试焊接接头各部位的硬度, 压头为正四棱锥型金刚石, 棱锥之间的夹角为 136°, 载荷为 9.8 N、加载时间 15 s, 每个部位重复测试 8 次以上, 取其平均值。焊接接头的室温拉伸、高温拉伸(650 °C)分别在 WA600 型万能试验机和 CMT5205 型微机控制电子万能试验机上操作, 拉伸速度为 1 mm/min, 并用 SEM 观察拉伸断口形貌。

按照图 2 所示加工成 80 mm×20 mm 的腐蚀试样, 去除焊缝余高, 晶间腐蚀试验按照“不锈钢硫酸-硫酸铜腐蚀试验”方法进行, 腐蚀时间为 16 h。腐蚀前后均将试样洗净、烘干、称重, 计算得到失重。用扫描电子显微镜观察腐蚀形貌及腐蚀深度。

2 结果与讨论

2.1 焊接接头的微观组织分析

2.1.1 XRD 分析

图 3 是焊缝金属(WM)和母材(BM)的 XRD 图谱。只存在面心立方晶面的衍射峰, 由此可以确定基材和焊缝都是单一奥氏体(γ)组织。

2.1.2 微观组织分析

相关研究表明, Incoloy800H 合金在焊接时热裂敏感性较高^[4]。这主要是因为奥氏体柱状晶的方向性较强, 有利于杂质的偏析及缺陷的聚集, 加之奥氏体不

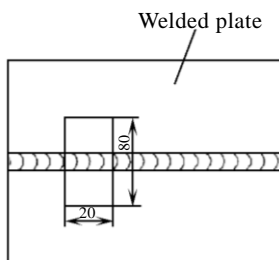


图 2 单焊缝晶间腐蚀取样

Fig.2 Intergranular corrosion samples of welded joints

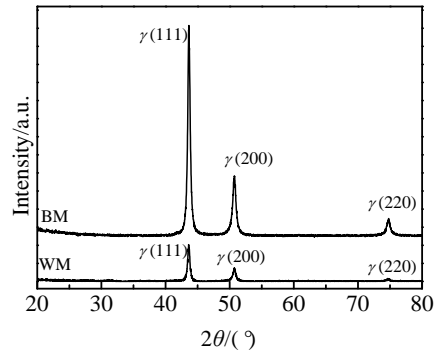


图 3 母材和焊缝的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of BM and WM

锈钢导热率小、线膨胀系数大^[5], 冷却时收缩应力大, 所以易出现热裂纹。图 4 为 800H 合金焊接接头的微观组织形貌。由图 4a 可知, 接头从焊缝(WM)到母材(BM), 组织过渡均匀、没有出现明显热裂纹等缺陷, 通过采用合理的焊接参数(焊接电流 110~120 A、焊接速度 105~115 mm/min、氩气流量 8~10 L/min、焊接电压 12 V), 并防止杂质混入熔池, 可有效避免热裂纹的出现; 图 4b、4c 和 4d 分别为热影响区、焊缝和母材的显微组织图片。对比图 4b 和 4d 可知, 热影响区晶粒趋于长大, 且晶粒大小分布不均匀, 由于金属材料在焊接热循环的作用下, 导致热影响区的组织分布不均匀, 出现严重的晶粒粗化。从图 4c 可以看出,

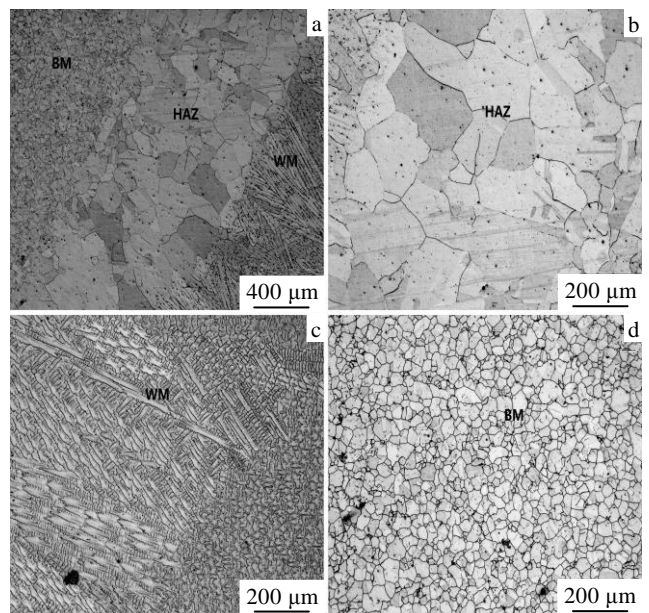


图 4 800H 焊接接头的微观组织

Fig.4 Microstructures of welded joint (800H): (a) welded joint,

(b) HAZ section, (c) weld-metal zone and (d) base-metal zone

焊缝组织主要是等轴晶和柱状晶，且柱状晶方向性很强，这是典型的奥氏体焊缝组织。

2.1.3 析出相分析

图 5 为 800H 合金焊接接头的析出相形貌，图 5a、5b 和 5c 分别为焊缝、热影响区和母材的析出相分布图。可以看出，接头组织存在较多析出相，其形态有多边形的几何块状(如图中白色圆形区域所示)和点状(如图中白色正方形区域所示)。图 5d 是析出相的放大图。可知多边形的几何块状析出相尺寸相对较大，图 5e、5f 分别为 2 种不同析出相的能谱图。可以推测多边形几何块状的析出相主要是 TiN，而呈点状形态的析出相主要为 $M_{23}C_6$ ，其中 M 包括 Fe、Cr 等合金元素(如图 5f 所示)，即富 Cr 相。而富 Ti 的 MC 型碳氮化物和富 Cr 的 $M_{23}C_6$ 能使 800H 合金固溶强化^[6]。因此，这 2 种相的析出有利于 800H 焊接接头力学性能的提高。

试验所用 800H 合金为纯奥氏体组织，由于碳在奥氏体中的溶解度很低，所以多数呈 $M_{23}C_6$ 等碳化物形式存在，特别是在焊后伴随有大量碳化物或少量碳氮化物析出。当合金中含有钛时，还会出现氮化钛，相关研究表明合金中的 TiN 析出数量随钛、氮的质量分数的增加而增加，TiN 的析出有利于钨极氩弧焊过

zone, (b) HAZ section, (c) base-metal zone, (d) enlarged view, (e) EDS spectrum of precipitated phase, and (f) EDS spectrum of dot precipitated phase

程形成等轴晶^[7]，而试验所用 800H 合金的 Ti、N 含量分别为 0.47%和 0.02%，Ti 含量相对较多，因此会有少量的 TiN 析出，它可以促进焊缝组织中等轴晶(如图 4c 所示)的形成，这种形状的晶粒能改善焊接接头的力学性能。

2.2 焊接接头的力学性能

2.2.1 硬度

焊接接头各区域硬度 HV 平均值分别为：1730 MPa (母材)、1526 MPa (热影响区)、1593 MPa (焊缝)。图 6 为 800H 焊接接头沿垂直于焊缝方向的硬度分布图，其中圆形代表试样焊接接头的硬度测量值。可以看出焊缝和热影响区的硬度都明显低于母材，焊缝截面的显微硬度呈 W 形态。由于母材为锻造组织且晶粒较为细小，存在一定程度的加工硬化，所以硬度相对较高。焊接过程中，焊缝处金属重熔后凝固，加工硬化被消除，形成粗大的铸态组织，因此硬度有所降低。结合金相组织分析，可知热影响区晶粒在焊接过程中受热长大，产生了晶粒粗化的现象，从而导致该区域出现一定程度的软化。接头硬度分布图可明显观察到热影响区和焊缝的硬度分布不均匀，这是由于该区域晶粒尺寸的差异造成的。

2.2.2 拉伸性能

800H 焊接接头的室温拉伸和高温(650 °C)拉伸试验结果列于表 1。可知 800H 焊接接头的室温平均抗拉强度可达 565.1 MPa、平均延伸率达到 31.8%。而 ASME^[8]的标准关于 800H 合金抗拉强度和延伸率的规定值分别为 450.0 MPa、30.0%。因此，这种 800H 合金焊接接头的抗拉强度和延伸率均超过该规定值，其中抗拉强度比规定值高近 115.0 MPa。而在 650 °C 时，800H 焊接接头的抗拉强度、延伸率分别为 394.5 MPa 和 15.5%，与室温相比其延伸率和抗拉强度均有所下降。这是因为高温拉伸的断裂多数发生在焊缝，与母材相比，铸态组织的焊缝处缺陷较多，而且晶粒较为

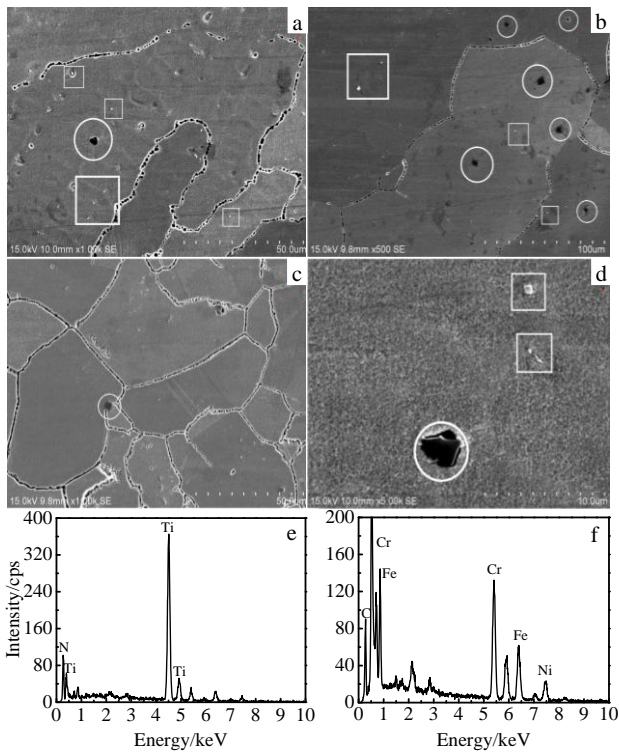


图 5 800H 焊接接头的析出相及 EDS 能谱

Fig.5 Precipitated phase of welded joint (800H): (a) weld-metal

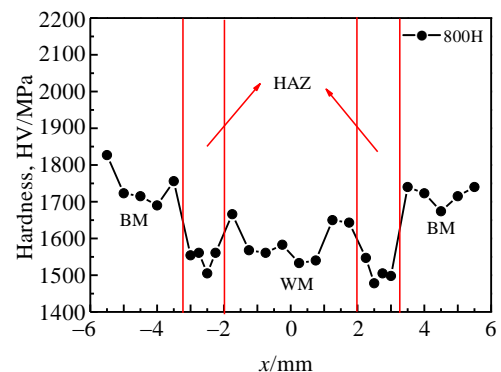


图 6 焊接接头的硬度分布图

Fig.6 Distribution of hardness on welded joint

表 1 拉伸性能指标

Table 1 Performance indicators of tension

	Average tensile strength/MPa	Average elongation/%
Room temperature	565.1	31.8
650 °C	394.5	15.5

粗大且塑性较差, 所以容易发生断裂。

图 7 为室温下 800H 焊接接头的拉伸断口形貌, 图 7a 和 7b 为室温拉伸的断口形貌。图中不难发现室温拉伸断口分布着大量韧窝, 并伴有少量撕裂棱。韧窝是金属韧性断裂最典型的微观形貌特征^[9], 800H 焊接接头室温拉伸断裂属于典型的韧性断裂。与室温时相比, 试样高温拉伸(650 °C)的断口形貌出现明显差异, 断口表面存在 2 种特征: 一种为球状如图 8a 所示, 另一种为图 8b 中的等轴韧窝, 可以判定高温拉伸断口为混合型断口, 其中韧窝的减少, 这与材料拉伸性能所反映的规律相符合。

2.3 焊接接头的晶间腐蚀

2.3.1 腐蚀失重及腐蚀深度

在腐蚀试验前后分别对各试样进行清洗、烘干、称重, 腐蚀前后质量的差值即为失重, 用失重除以试样的表面积得到单位面积失重。800H 焊接接头的失重和单位面积失重分别约为 0.1757 g、 $5.144 \times 10^{-5} \text{ g/mm}^2$ 。

图 9 为腐蚀后试样的横截面图, 其中图 9a、9b 分别为母材和接头部位的腐蚀图片。观察试样截面图并

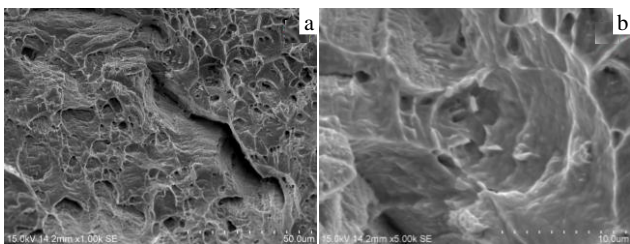


图 7 室温拉伸断口形貌

Fig.7 Room temperature tensile fracture morphology: (a) dimple fracture and (b) enlarged dimple fracture

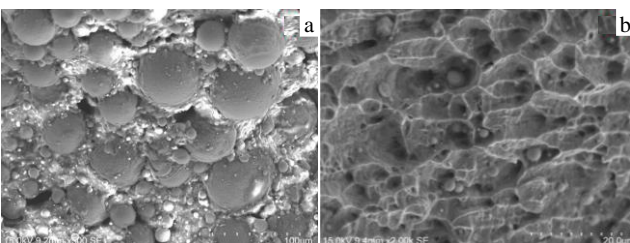


图 8 高温 (650 °C) 拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphology at 650 °C: (a) mix fracture and (b) enlarged view

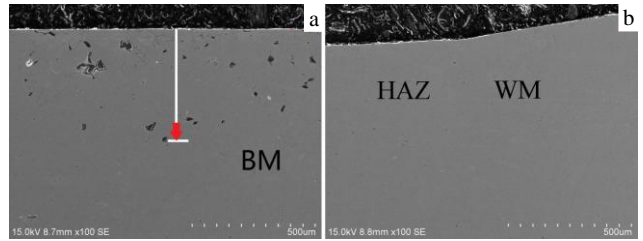


图 9 腐蚀后试样横截面图

Fig.9 Metallographs of samples cross section after intergranular corrosion: (a) areas of base metal and (b) HAZ and weld metal regions

测量晶间腐蚀最大深度, 母材的腐蚀深度约 458 μm, 而接头并出现明显腐蚀, Dadfar 等^[10]也发现类似现象。可能是由于 TIG 焊过程中焊缝及热影响区受热较严重, 使得 Cr 和 C 元素扩散加速, 接头中部分 TiN 和微量 Cr 的碳化物溶入合金, 而焊接进程较短导致焊后析出的第二相(主要为 Fe、Cr 的碳化物和 TiN)甚少, 接头部位经晶间腐蚀试验后, 并未发生较明显的贫 Cr 现象。由图 5c 可知母材中存在一定含量的 TiN, 这是由于其在基体材料的溶解不均匀造成。而相关文献报道^[11], 微合金钢中的 TiN 夹杂物是点蚀萌生的位置, 腐蚀发生在 TiN 的外围, 最终母材的腐蚀表现的更为严重。反观本研究所实施的焊接工艺能促使 800H 合金中金属间化合物重新溶入基体, 减少铬的碳化物析出, 间接改善了 TIG 焊接接头的抗晶间腐蚀性能。

2.3.2 腐蚀后的形貌

图 10 为母材的晶间腐蚀形貌。可知腐蚀后的 800H 表面出现晶粒交汇裂纹(见图 10e), 整个晶界发生轻微的开裂现象(见图 10a), 此外局部还出现少量且尺寸较小的腐蚀坑(见图 10b), 放大倍数为 5000 倍。从图 10c 可以看出, 腐蚀裂纹沿颗粒物外围开裂。EDS 能谱确认颗粒物为 TiN (见图 10d), 图 10c 更为直观的观察含 Ti 的杂质物和基体的结合处是优先发生腐蚀的位置。这与上文所提及微合金钢中的 TiN 夹杂物是点蚀萌生的位置, 腐蚀通常发生在 TiN 的外围相吻合。

金属材料浸泡在特定的腐蚀液环境中, 由于晶界杂质偏析、第二相的析出、隔离的贫化区的形成以及

在施加的、残余的或者腐蚀产物诱导的应力作用下，沿晶界金属键分离，发生晶间腐蚀或者开裂。试验所用的 800H 合金在残余应力或者腐蚀产物诱导的应力作用下，导致晶界的侵蚀造成一定的应力集中，破坏

了晶界上的表面膜，从而引起母材的晶间腐蚀。

由于 Ti 与 C、N 都有很强的亲和力，当 Ti 含量达到 5 倍 C 含量时，合金中的大部分 C 溶解到 Ti 的

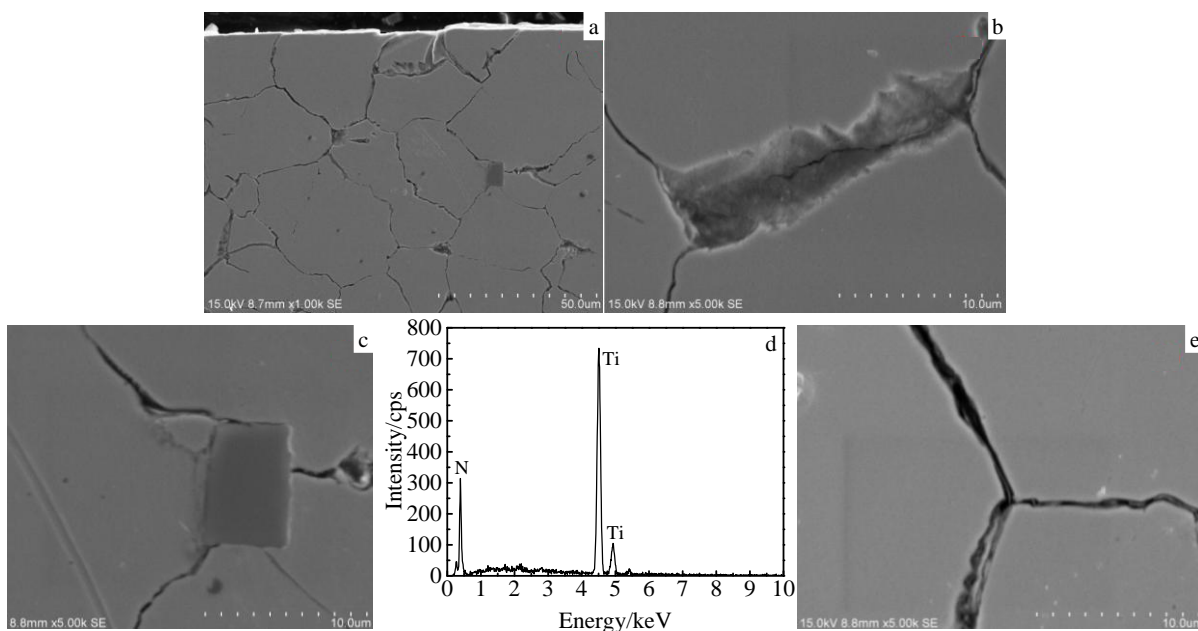


图 10 800H 合金的晶间腐蚀形貌

Fig.10 Intergranular corrosion morphology of 800H (base metal): (a) corrosion morphology, (b) corrosion pit, (c) the particle of TiN, (d) EDS spectrum of the particle, and (e) crack

碳氮化物中^[12]。本研究采用的 800H 合金中 C 含量为 0.063%、Ti 含量为 0.47%，Ti/C>7，推测 C 会优先与 Ti 结合，加之焊接过程中接头部位的微量 TiN 重熔，也阻碍了 C 与晶界处 Cr 的结合，进而减少 Cr 的碳化物析出，这有利于提高合金的抗晶间腐蚀性能。

3 结 论

1) 采用焊接电流 110~120 A、焊接电压 12 V、氩气流量 8~10 L/min、焊接速度 105~115 mm/min 的焊接工艺可避免热裂纹的产生，焊缝组织为柱状晶和等轴晶，热影响区晶粒明显长大，接头中存在少量的 TiN 和富 Cr 相(Fe,Cr)₂₃C₆析出。

2) 母材、热影响区和焊缝的硬度 (HV) 分别为 1730、1526 和 1590 MPa，室温抗拉强度高于 565.0 MPa，延伸率为 31.8%，均超过 ASME 标准关于 800H 合金规定值(450.0 MPa 和 30.0%)，室温下接头的拉伸断裂为典型的韧性断裂；焊接接头高温(650 °C)抗拉强度和延伸率分别为 394.5 MPa、15.5%，其断口为混合型断口。

3) 800H 合金试样被侵蚀 16 h 之后，对比接头组织，母材的腐蚀更为严重，表面晶界轻微开裂并伴有

少量且尺寸较小的腐蚀坑，基体中 TiN 缺陷处易引起点蚀。

参考文献 References

[1] Kaae J L. *International Journal of Fatigue*[J], 2009, 31: 332
 [2] Tan L, Allen T R, Yang Y. *Corrosion Science* [J], 2011, 53: 703
 [3] Yang Jinming(杨锦明). *Petroleum Refinery Engineering* (炼油设计)[J], 2002, 32(6): 18
 [4] Lü Yonghui(吕永辉), He Gang(何刚). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2000, 15(3): 40
 [5] Xu Zejian(许泽建), Li Yulong(李玉龙), Li Pengzhou(李朋洲). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(5): 636
 [6] Tan L, Ren X, Sridharan K *et al.* *Corrosion Science*[J], 2008, 50(7): 2040
 [7] Han Jian(韩俭), Zheng Hongguang(郑宏光), Wu Difeng(吴狄峰) *et al.* *Baosteel Technology*(宝钢技术)[J], 2010(2): 30
 [8] ASME, SA-408-2007. *Nonferrous Material Specifications*[S]. 2007
 [9] Cui Y, Carl Lundin D, Vasudevan Hariharan. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 171: 150
 [10] Dadfar M, Fathi M H, Karimzadeh F *et al.* *Materials Letters*

- [J], 2007, 61: 2343
- [11] Li Xiaohui(郇晓慧), Huang Fa(黄发), Wang Jianqiu(王俭秋) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(7): 847
- [12] Fu Chunyu(薄春雨), Yang Yuting(杨玉亭), Chou Shuguo(丑树国) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2007, 28(10): 69

Microstructure and Properties of Welded Joint of Incoloy800H Alloy by Tungsten Argon Arc Welding

Cheng Xiaonong¹, Luo Rui¹, Li Dongsheng¹, Dai Qixun¹, Xu Guifang¹, Gao Pei², Qiu Yu³, Liu Yu², Wang Zhidong²

(1. Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(2. Jiangsu Yinhuai Precision Steel Tube Co., Ltd, Yixing 214203, China)

(3. China FSW Center, Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: The microstructure and properties of the welded joint were studied based on the tungsten argon arc welding of 2 mm thick alloy 800H. The characteristics of microstructure, micro-hardness, room-temperature and high-temperature tensile strength, fractography and intergranular corrosion of samples were analyzed. Results show that the crystallizing morphology on the weld seam is of columnar crystals and equiaxed grains, the grains of heat-affected zone (HAZ) grows bigger, and a small amount of TiN and (Fe,Cr)₂₃C₆ phases precipitate in the welded joint. The average hardness of base metal, HAZ and welding seam is 1730, 1526 and 1590 MPa, respectively. Moreover, room temperature tensile strength and elongation for alloy 800H is 565.0 MPa and 31.8%, respectively, which are both higher than the ASME standard requirement (tensile strength 450.0 MPa and elongation 30.0%), and ductile fracture happens at room temperature. The high temperature (650 °C) tensile strength and elongation of alloy 800H welding joints is 394.5 MPa and 15.5%, respectively, and the fracture is mixed mode at 650 °C. In comparison with welded joint of alloy 800H, the corrosion of base metal are much severer, with intercrystalline fracture of base metal and a few corrosion pits on the surface. The TiN precipitates in the base metal could result in pitting.

Key words: nuclear energy; alloy 800H; welding; mechanical property; microstructure; corrosion

Corresponding author: Cheng Xiaonong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88797658, E-mail: xncheng6009@sina.com