

一种新型镍基耐蚀合金焊接接头的组织与性能*

赵霞¹⁾ 刘扬²⁾ 查向东³⁾ 程乐明²⁾ 马颖澈³⁾ 刘奎³⁾

1) 东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110819

2) 新奥科技发展有限公司, 廊坊 065001

3) 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016

摘要 测试一种新型镍基耐蚀合金(X-2#)手工氩弧焊接接头的拉伸性能和硬度, 并结合 OM, SEM 和 EDS 等技术研究焊接接头的组织和性能。结果表明, X-2#合金焊接接头焊缝区为铸态组织, 熔合区从基体到焊缝金属组织过渡良好, 热影响区没有晶粒明显粗化现象, 母材晶粒度为 5 级, 有利于接头的焊接。新合金焊缝区的 Vickers 硬度值小于基体, 但焊缝重熔区的维氏硬度值由于等轴晶数量增多而变大。合金中 W 和 Mo 等固溶强化元素及 Al 和 Ti 沉淀强化元素使 X-2#合金焊接接头具有较好的高温强度及热稳定性。合金焊接接头室温与高温下的抗拉强度均低于母材, 焊接系数 η 大于 88%, 焊缝区为接头最薄弱环节, 拉伸断口均为韧性断口, 断裂机制为正断与剪切断的混合断裂。

关键词 镍基耐蚀合金, 焊缝区, 熔合区, 热影响区

中图法分类号 TG142.1 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2014)11-0000-00

MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDING JOINT OF A NEW CORROSION RESISTANT Ni-BASED ALLOY

ZHAO Xia¹⁾, LIU Yang²⁾, ZHA Xiangdong³⁾, CHENG Leming²⁾, MA Yingche³⁾, LIU Kui³⁾

1) College of Materials and Metallurgical Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819

2) ENN Science&Technology Development Co. Ltd., Langfang 065001

3) Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: MA Yingche, associate professor, Tel: (024)23971986, E-mail: ycma@imr.ac.cn

Manuscript received 2014-05-04, in revised form 2014-07-25

ABSTRACT Industrial wastewater showed the characteristics of high concentration, complex composition and difficulty to degrade. Supercritical water oxidation (SCWO) gained extensive attention and application in wastewater treatment. This method of wastewater treatment to be carried out in the high temperature, high pressure, strong corrosion and oxidation conditions. Thus, the corrosion resistance of the materials using the treatment equipment should be performance excellent. Especially the preheater or reactor piping material, the problem is more outstanding. A new corrosion resistant Ni-based alloy used in supercritical water oxidation environment has been investigated. The microstructure and fracture morphologies of the welding joint are observed and analyzed by OM, SEM and EDS, and the microhardness, tensile strength and other mechanical properties are tested as well. The results indicated that the welding seam of the alloy welding joint can be categorized into cast structure. The microstructure of fusion zone has no welding defect, and the heat affect zone

收到初稿日期: 2014-05-04, 收到修改稿日期: 2014-07-25

作者简介: 赵霞, 女, 1989 年生, 硕士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00233

(HAZ) has no grain coarsening phenomenon. The 5 level grain size of the alloy is appropriate. The Vickers-hardness values of the alloy welding seam are less than the matrix. However, as the number of isometric crystals increased, the Vickers-hardness values of welding remelting zone become bigger. Because of including W, Mo, Al, Ti in the alloy, X-2# alloy welding joint has good high-temperature strength and thermal stability. Due to the tensile strength of welding joints in the new alloys is lower than the parent materials, the welding seam could be the weakest link. The tensile tests of room temperature and high temperature are both tenacity fractures, and the fracture mechanism is mixed with normal fault and shear fault.

KEY WORDS Ni-based corrosion resistant alloy, welding seam zone, fusion zone, HAZ

随着我国工业的快速发展,工业有机废水越来越呈现出高浓度、成分复杂和难降解的特点,传统的污水处理技术已不能满足要求,超临界水氧化法(SCWO)因其技术与经济优势,在废水处理中得到了广泛的关注和应用^[1~3].但该方法处理废水需在高温、高压、强腐蚀及氧化条件下进行,对容器相关部件及材料的要求很高,尤其在耐高温、高压和抗腐蚀性能方面.当前制约这一技术应用的主要问题是处理设备所用的材料耐蚀和加工性能较差,使用周期短^[4,5].特别是处理设备预热器或反应器管道材料,问题更为突出,其中预热时温度范围为 300~500 °C,压力 25MPa,反应时为 550~650 °C,压力 25MPa.因此,开发新型的超临界水氧化环境耐腐蚀材料具有重要的科学意义和应用价值.

超临界水环境中预热器或反应器的使用材料通常要求有较高的高温持久强度、较强的抗蒸汽氧化和抗腐蚀性能、优良的加工性能以及经济性等.目前,材料的研发工作主要集中于铁素体/马氏体钢(F/M钢)、氧化物弥散强化(ODS)钢、奥氏体不锈钢和镍基合金这几类材料上.F/M钢在超临界水中的腐蚀情况会随温度与溶解氧的升高而恶化,腐蚀增重极大,氧化膜也较厚,容易积聚较大的膜内应力,导致表面氧化膜的开裂与多孔等现象发生,虽然增重符合保护性氧化膜的抛物线规律,但是一般认为其耐蚀性较差^[6~13].ODS钢整体耐蚀性通常优于同类比的F/M钢,但是与其具体元素成分有关,高Cr含量的ODS钢耐蚀性较好,但是低Cr的ODS钢大多耐蚀表现较差,形成的氧化膜也与F/M钢类似^[14~18].奥氏体不锈钢在低温的超临界水中耐蚀性较好,在高温下容易发生氧化膜的剥落以及大规模的不均匀腐蚀等现象,但总体耐蚀性要优于F/M钢^[19~22].镍基合金在超临界水中尤其是高温的超临界环境中的腐蚀增重极小,但是腐蚀增重的波动较大,表面容易形成剥落、点蚀和氧化物颗粒等不均匀腐蚀^[23~25].综合考虑,镍基合金更有望成为超临界环境下的首选材料^[26].因此,一种含 10%Fe(质量分数)的新型镍基合金X-2#被研制成功,其具有良好的高温强度、塑性和组织稳定性,在 760 和 1000 °C下几乎不氧化,其抗高温氧化性能优异,且在 PO_4^{3-} 为主的环境中超临界条件下耐腐蚀性比 671, C-276 和 625 合金更有优势,应用前景十分可观.本工作主要研究新型镍基耐腐蚀合金X-2#焊接接头的组织和力学性能,为合金将来的应用提供可靠的理论数据支撑.

1 实验方法

用于焊接实验的新型镍基耐蚀合金 X-2#的化学成分(质量分数,%)为: C \leq 0.01, Cr 20.0, Mo 1.0, Al 1.0, W 4.0, Fe 10.0, Ti 1.0, Ni 余量.新合金经过真空感应熔炼、锻造和热轧成板材后,进行固溶处理待用.焊接母材为固溶态,固溶处理制度为 1120 °C, 30 min 水冷.焊接工艺为手工氩弧焊,焊接方式为双面焊,焊丝使用材料为 X-2#合金,焊接坡口为 X 型坡口.焊接电流正面和背面均为 110~120 A,焊接速率正面为 130~140 mm/min,背面为 150~160 mm/min;枪保护气为 20 L/min,背保护气为 10 L/min.

采用线切割沿垂直于焊接方向取样,将所取试样沿垂直于焊接接头一面机械抛光.选用 18 mL H_2SO_4 + 4 g K_2MnO_4 + 180 mL H_2O 溶液作为腐蚀剂,试样在腐蚀剂中煮沸 30 min,取出后用草酸溶液清洗,然后再用酒精洗净后吹干.采用Observer.Z1m金相显微镜(OM)观察试样组织,采用LM247_{AT}全自动数字Vickers显微硬度计进行显微硬度测量,加载载荷为 300 g,承载时间 15 s,测量位置如图 1 中虚线位置所示,每隔 0.7 mm打一个硬度值.拉伸试样尺寸如图 2 所示,实验温度分别为室温(20 °C), 300, 400, 500, 600 和 700 °C,每个温度测 3 个样品,取平均值.拉伸实验在AG-5000A DCS-25T试验机上进行,并在S-3400N型扫描电镜(SEM)上观察组织和断口形貌.

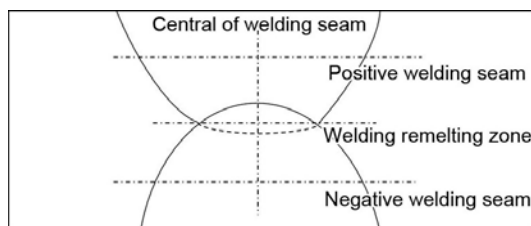


图 1 焊接接头显微硬度测试位置示意图

Fig.1 Position of welding joint for micro-hardness test

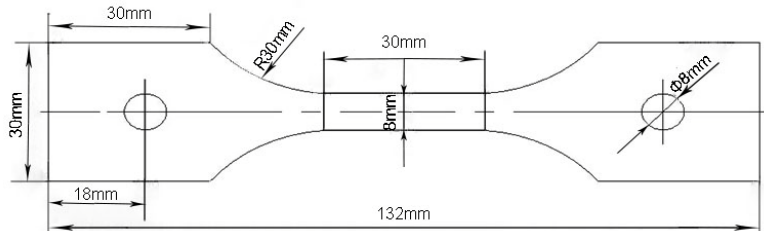


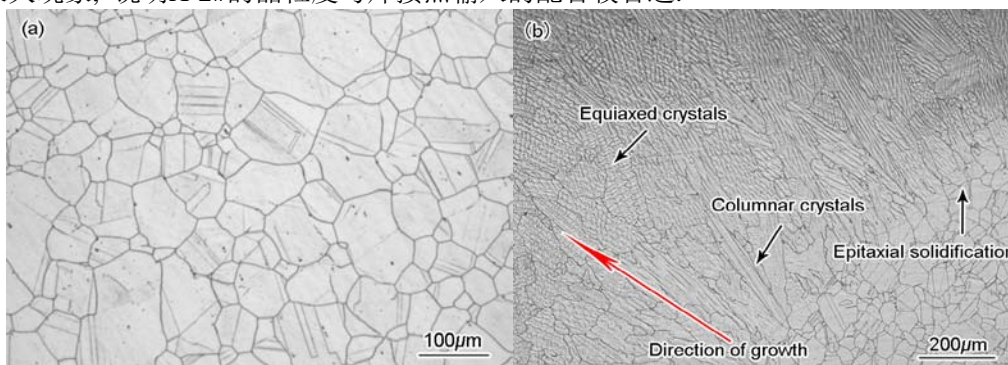
图 2 拉伸试样尺寸示意图

Fig.2 Geometry of tensile specimen

2 结果及讨论

2.1 组织形貌

图 3 为 X-2# 合金焊接接头的显微组织. 从图 3a 可以看出, X-2# 合金母材具有典型的全奥氏体等轴晶组织, 并且存在大量孪晶组织, 晶界比较平直, 晶粒度为 5 级. 图 3b 表明, X-2# 焊接接头的焊缝区为连续冷却的铸态组织, 其中靠近基体的焊缝底部边缘处为联生结晶, 即在焊接冷却过程中, 焊缝以熔合线上局部半熔化的晶粒为核心向内生长, 生长方向为散热最快方向, 随后长成方向性很强的柱状晶, 顶部为等轴晶. 等轴晶的形成与冷却速度有关, 冷却速度快, 过冷度大, 底部柱状晶还未达到焊缝顶部时, 焊缝顶部的温度已经降到结晶温度以下并形核, 形成自由长大的等轴晶. 双面焊接时, 正面焊接后进行背面焊接, 正面焊接和背面焊接有重合的区域, 也就是焊缝重熔区, 重熔区亦属于焊缝区的一部分. 从图 3c 可以看出, X-2# 合金焊缝重熔区底部区域的柱状晶组织减少, 等轴晶组织增多, 主要因为正面焊底部区域受背面焊的二次热循环影响, 使得二次枝晶生长所致. 熔合区是焊缝区和热影响区之间的过渡区, 有时也称为熔合线. 从图 3d 可以看出, X-2# 合金焊接接头的熔合区从基体到焊缝金属组织过渡良好, 熔合区清晰明显, 未见裂纹、气孔和夹杂等缺陷, 焊接质量良好. 如图 3e 所示, X-2# 合金焊接接头热影响区的组织与基体相比, 晶粒没有明显的粗化现象, 说明新合金有较强的热稳定性. 热影响区的晶粒长大程度与基体的原始晶粒尺寸和焊接热输入有关, 如果基体的晶粒尺寸较小, 焊接热输入和焊接前塑性变形较大, 就会有大量的晶粒长大; 如果基体晶粒尺寸较大, 原始塑性变形量较小, 即使是在很高的热输入条件下晶粒也不会明显长大; 当焊接热输入低、温度梯度大时, 较小的晶粒也可能明显长大^[27]. X-2# 基体的晶粒度为 5 级, 未发现热影响区有明显的晶粒长大现象, 说明 X-2# 的晶粒度与焊接热输入的配合较合适.



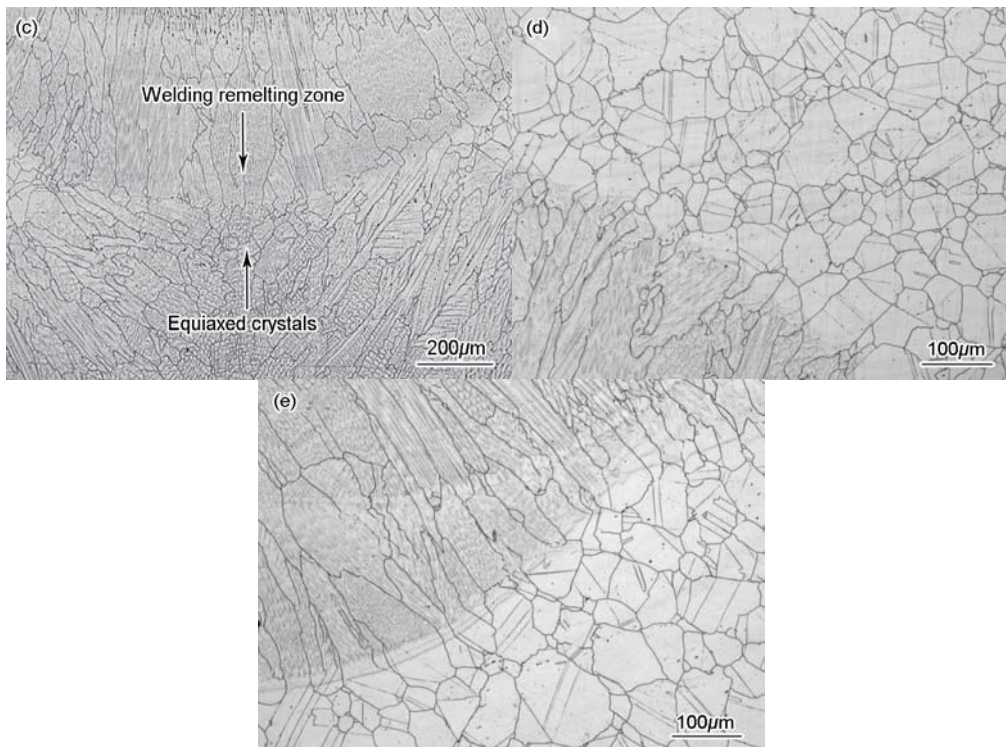


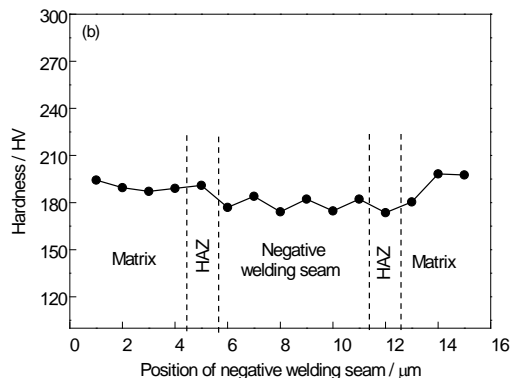
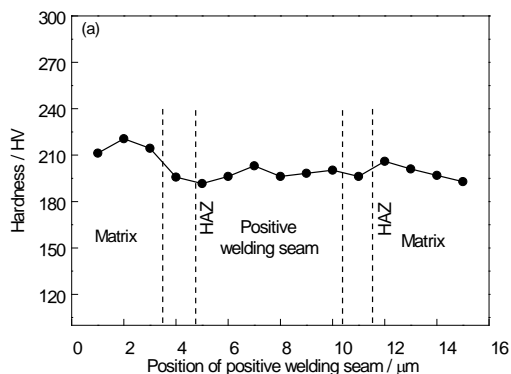
图 3 X-2#合金焊接接头的 OM 像

Fig.3 OM images of welding joints of X-2# alloy

- (a) base material
- (b) welding seam
- (c) welding remelting seam
- (d) fusion zone
- (e) heat affect zone (HAZ)

2.2 硬度

图 4 为 X-2#合金焊接接头 Vickers 硬度分布图. 焊接接头基体的硬度高于正反两面焊缝的硬度, HAZ 的硬度在焊缝区和基体之间过度平稳, 没有明显升高与降低趋势, 如图 4a 和 b 所示, 这是因为 HAZ 组织较为稳定, 没有明显长大. 图 4c 表明, 双面焊焊缝重熔区的硬度与基体相差不大. 在焊缝区中心, 双面焊重熔区的硬度大于正反两面焊缝区的硬度(图 4d), 这是因为重熔区相当于对正面焊缝的组织进行了一次退火热处理, 降低脆性, 增加塑性和韧性, 稳定组织, 获得强度韧性的良好配合. 综上所述, X-2#合金焊接接头基体的硬度大于焊缝区, 焊缝区为硬度最低的区域, 但焊缝重熔区的硬度高于正反两面焊缝区, 并与基体硬度相近.



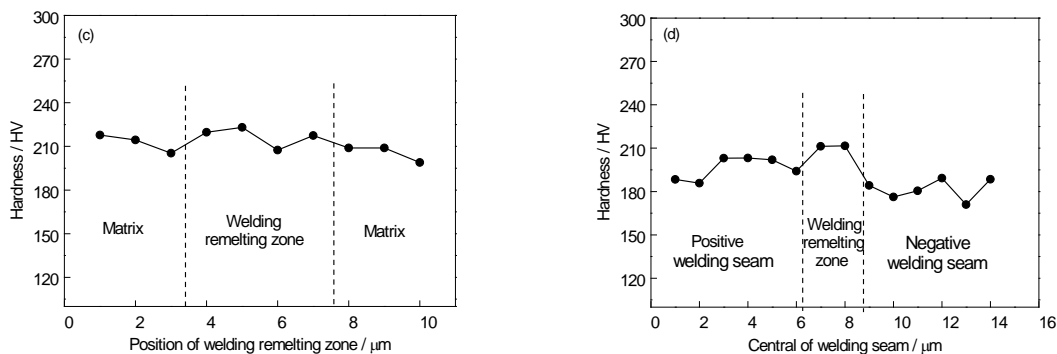


图 4 X-2#合金焊接接头的显微硬度分布

Fig.4 Distribution of microhardness of welding joints of X-2# alloy

(a) positive welding seam (b) negative welding seam (c) welding remelting zone (d) central of welding seam

2.3 力学性能

2.3.1 拉伸实验

图 5 为 X-2#合金焊接接头在不同温度拉伸后的形貌. 由此可知, 在室温(20 $^{\circ}\text{C}$)和高温(300, 400, 500, 600 和 700 $^{\circ}\text{C}$)下的拉伸实验后, 试样的断裂位置都在焊缝区, 为韧性断裂, 说明 X-2#焊接接头处抗拉强度低于母材抗拉强度. 由于韧性断裂是先滑移而后断裂, 所以断口不齐, 边缘有与主应力方向呈 45 $^{\circ}$ 角的剪切唇. 从图中还发现, 每个拉伸试样都有颈缩现象, 焊缝两侧的母材也发生了微小的塑性变形.

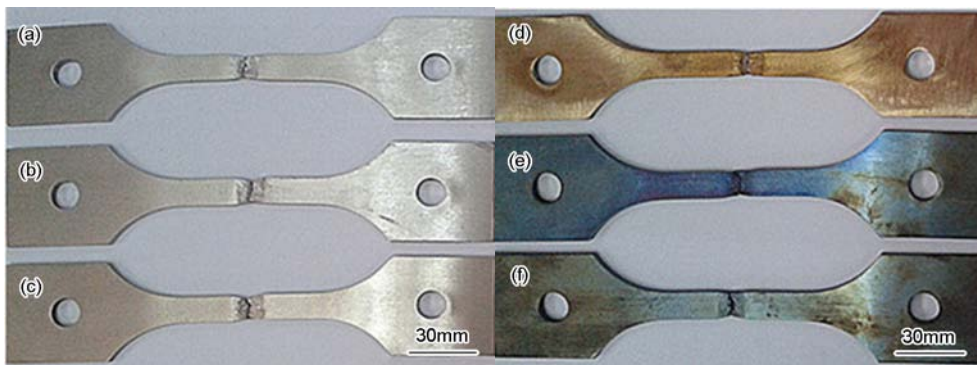


图 5 X-2#合金焊接接头在不同温度拉伸后的形貌

Fig.5 Morphologies of welding joints of X-2# alloy after tensile test under 20 $^{\circ}\text{C}$ (a), 300 $^{\circ}\text{C}$ (b), 400 $^{\circ}\text{C}$ (c), 500 $^{\circ}\text{C}$ (d), 600 $^{\circ}\text{C}$ (e) and 700 $^{\circ}\text{C}$ (f)

表 1 为 X-2#合金焊接接头在不同温度下的拉伸实验数据. 结果表明, 室温(20 $^{\circ}\text{C}$)和高温(300, 400, 500, 600 和 700 $^{\circ}\text{C}$)下 X-2#合金焊接接头的抗拉强度低于母材, 拉伸断裂位置在焊缝区. 当拉伸温度从室温(20 $^{\circ}\text{C}$)提高到 300 $^{\circ}\text{C}$ 时, X-2#合金母材和焊接接头的抗拉强度降低约 80~100 MPa, 而后随着拉伸实验温度的逐渐升高, X-2#合金母材和焊接接头的抗拉强度降低幅度较小, 当温度从 600 $^{\circ}\text{C}$ 升高到 700 $^{\circ}\text{C}$ 时, 母材和焊接接头的抗拉强度也只降低 3~30 MPa 左右. X-2#合金较好的高温强度是因为该合金中加入了时效强化元素 Al 和 Ti, 在 700 $^{\circ}\text{C}$ 时, 时效强化相 γ' 相开始析出, 起到了提高合金强度的作用. 从表 1 还发现, X-2#合金焊接接头的焊接系数比较平稳, 均在 92%~95%之间, 而 700 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸实验 X-2#合金焊接接头的焊接系数略有降低, 为 88.1%. 但在如前所述的使用温度和压力的条件下, X-2#的接头强度及其焊接性较稳定, 能够满足使用要求.

表 1 X-2#合金焊接接头在不同温度下的拉伸实验数据

Table 1 Tensile test results of welding joints of X-2# alloy under different temperatures

Temperature / $^{\circ}\text{C}$	R_{m1} / MPa	R_{m2} / MPa	η / %
----------------------------------	----------------	----------------	------------

20	715	685	95.9
300	637	586	92.0
400	615	572	93.0
500	597	555	93.1
600	560	528	94.3
700	557	491	88.1

Note: R_{m1} —tensile strength of base material, R_{m2} —tensile strength of welding joint, η —welding coefficient

2.3.2 断口形貌

图 6 为 X-2#合金焊接接头在不同温度拉伸后的断口形貌. 从图 6a~c 可以看出, 20, 200 和 300 °C 拉伸断口为韧窝形貌的韧性断口, 随着实验温度的升高, 韧窝变浅、变小, 且不均匀, 塑性、韧性降低. 从图 6d~f 可以看出, 500, 600 和 700 °C 的拉伸断口为韧窝和撕裂棱形貌的混合型韧性断口, 随着实验温度的升高, 撕裂棱变大、增多, 高温强度较好.

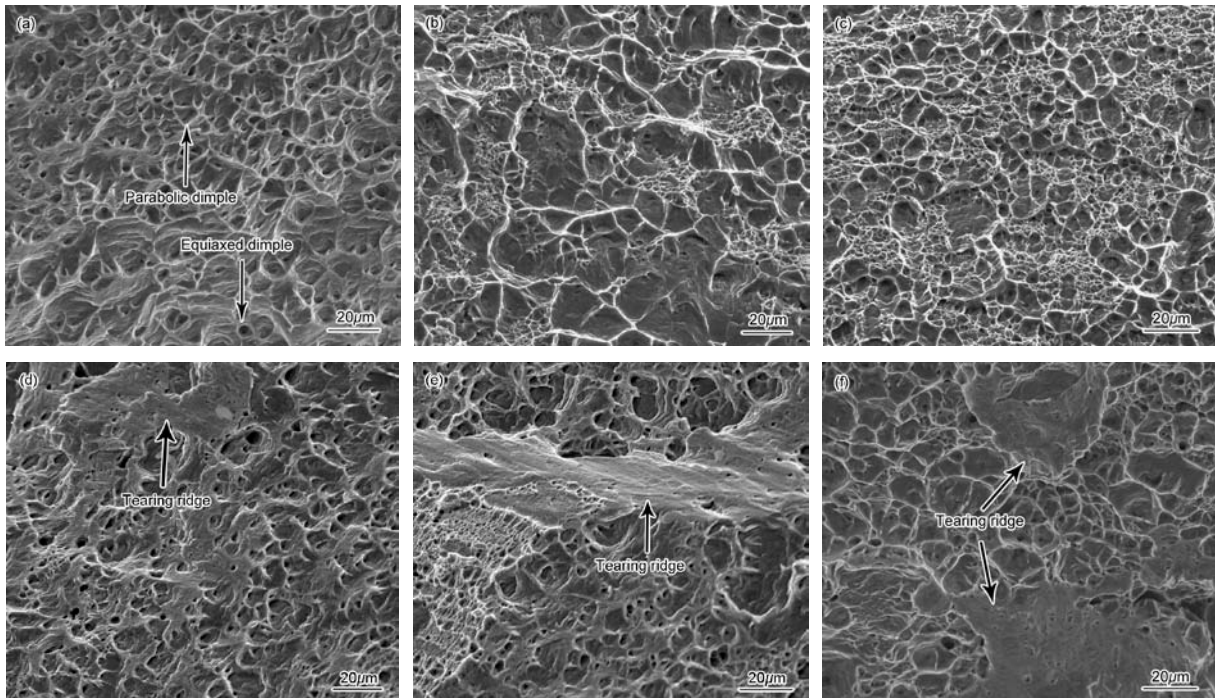


图 6 X-2#合金焊接接头在不同温度拉伸后的断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of welding joint of X-2# alloy after tensile test under 20 °C (a), 300 °C (b), 400 °C (c), 500 °C (d), 600 °C (e) and 700 °C (f)

2.3.3 断裂机制

焊接接头的断裂方式与拉伸过程中焊接接头组织中空洞的不同扩展方式有关, 而空洞的扩展方式又与接头在拉伸过程中的受力有关. 为了简明快捷地反映受力构件受力时所受的应力状态, 一般会引入应力三轴度(R_σ)的概念^[28~29], 其表达式为:

$$R_\sigma = \frac{\sqrt{2}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}} \quad (1)$$

式中, σ_1 、 σ_2 、 σ_3 为主应力分量, $(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ 为平均应力, $\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}/\sqrt{2}$ 为等效应力. 在高温拉伸过程中, R_σ 一般存在 2 个临界值 $R_{\sigma 1}$ 和 $R_{\sigma 2}$, 且 $R_{\sigma 1} > R_{\sigma 2}$. 韧窝的形成是由于局部塑性变形使第二相粒子即夹杂物界面上首先形成微裂纹并不断扩大(图 7), 在夹杂物与基体金属之间的局部小区域产生“内缩颈”, 当缩颈达到一定程度后被撕裂或剪切断裂, 形成韧窝断口形貌^[30]. 根据受力状态的不同, 韧

窝又可分为正交断裂韧窝和剪切断裂韧窝。在正应力作用下, R_{σ} 较大($R_{\sigma} > R_{\sigma 1}$), 应力在整个断口表面上均匀分布, 使垂直于主应力的显微孔隙向各方向均匀长大, 最后形成等轴的韧窝, 即正断, 塑性变形较小; 在剪切和撕裂应力的作用下, R_{σ} 较小($R_{\sigma 2} < R_{\sigma} < R_{\sigma 1}$), 显微孔隙在生核和长大的过程中, 所承受的应力不均匀, 因而变形不均匀, 断裂后所形成的韧窝形貌呈抛物线状, 为剪切断, 塑性变形量增大^[29~30]。从图6可以看出, X-2#焊接接头在不同温度下的拉伸断口既有等轴韧窝也有抛物线状韧窝和撕裂棱, 所以拉伸断口的断裂机制呈现为正断与剪切断的混合断裂。此外, 由于正断区往往受应力三轴度较大, 其孔洞具有较大的扩展速率, 孔洞最先达到临界尺寸, 是高温拉伸断裂过程的起裂区。

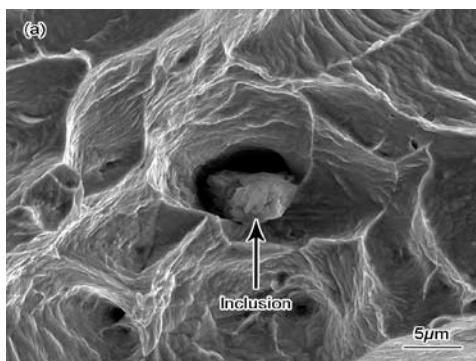


图7 韧窝断口上的夹杂物形貌

Fig.7 Morphology of inclusion of dimple fracture

3 结论

(1) 新型耐蚀合金 X-2#焊接接头组织均为单相奥氏体, 焊缝为连续冷却的铸态组织, 焊缝重熔区等轴晶组织较多, 熔合区从基体到焊缝金属组织过渡良好, 热影响区没有晶粒明显粗化现象。

(2) X-2#合金基体的 Vickers 硬度大于焊缝区, 焊缝区为硬度最低的区域, 但焊缝重熔区的 Vickers 硬度高于正反两面焊缝区, 并与基体硬度相近。

(3) 在室温到 700 °C 下, 焊接接头的抗拉强度均低于母材, 焊接系数大于 88.1%, 接头强度及其焊接性较稳定, 能够满足超临界条件下使用的要求。

(4) 随着拉伸实验温度的升高, 新合金焊接接头的 20, 300 和 400 °C 拉伸断口为韧窝形貌的韧性断口, 韧窝浅小, 塑性、韧性较低, 500, 600 和 700 °C 拉伸断口为韧窝和撕裂棱形貌的混合型韧性断口, 撕裂棱多, 高温强度较好。断裂机制为正断与剪切断的混合断裂。

参考文献

- [1] Ding Z H. *Organic Wastewater Treatment Technology and Its Application*. Beijing: Chemical Industry Press, 2002: 1
(丁忠浩. 有机废水处理技术及应用. 北京: 化学工业出版社, 2002: 1)
- [2] Ma C Y, Zhao X C, Zhu F L, Guo K Q, Wu R X. *Modern Chem Ind*, 2007; 27: 497
(马承愚, 赵晓春, 朱飞龙, 郭凯琴, 吴荣霞. 现代化工, 2007; 27: 497)
- [3] Zhang P, Wang J C, Zhang X D, Liu X W, Xia Y J, Li Z Y. *Environ Prot Sci*, 2003; 29(5): 15
(张平, 王景昌, 张晓冬, 刘学武, 夏远景, 李志义. 环境保护科学, 2003; 29(5): 15)
- [4] Zhu F W, Zhang L F, Qiao P P, Liu R Q, Bao Y C, Chen Y Q. *Nucl Power Eng*, 2009; 30(5): 62
(朱发文, 张乐福, 乔培鹏, 刘瑞芹, 鲍一晨, 陈宇清. 核动力工程, 2009; 30(5): 62)
- [5] Kritzer P. *J Supercrit Fluids*, 2004; 29: 1
- [6] Was G S, Ampornrat P, Gupta G, Teyseyrea S, Westa E A, Allenb T R, Sridharanb K, Tanb L, Chenb Y, Renb X, Pister C. *J Nucl Mater*, 2007; 371(1-3): 176

- [7] Yin K J, Qiu S Y, Tang R, Zhang Q, Zhang L F. *J Supercrit Fluids*, 2009; 50: 235
- [8] Tan L, Ren X, Allen T R. *Corros Sci*, 2010; 52: 1520
- [9] Ampornrat P, Was G S. *J Nucl Mater*, 2007; 371(1-3): 1
- [10] Chen Y, Sridharan K, Allen T R. *Corros Sci*, 2006; 48: 2843
- [11] Tan L Z, Yang Y, Allen T R. *Corros Sci*, 2006; 48: 4234
- [12] Tan L Z, Yang Y, Allen T R. *Corros Sci*, 2006; 48: 3123
- [13] Wright L G, Dooley R B. *Int Mater Rev*, 2010; 55: 129
- [14] Sun C W, Hui R. *Corros Sci*, 2009; 51: 2508
- [15] Chen Y, Sridharan K, Ukai S, Allen T R. *J Nucl Mater*, 2007; 371: 118
- [16] Cho H S, Kimura A. *J Nucl Mater*, 2007; 367-370: 1180
- [17] Isselin J, Kasada R, Kimura A. *Corros Sci*, 2010; 52: 3266
- [18] Siwy A D, Clark T E, Motta A T. *J Nucl Mater*, 2009; 392: 280
- [19] Zhu F W, Zhang L F, Tang R, Qiao P P, Liu R Q. *At Energy Sci Technol*, 2009; 43(6): 39
(朱发文, 张乐福, 唐睿, 乔培鹏, 刘瑞芹. 原子能科学技术, 2009; 43(6): 39)
- [20] Was G S, Teyseyre S, Jiao Z. *Corros*, 2006; 62(11): 989
- [21] Sun M C, Wu X Q, Han E H, Rao J C. *Scr Mater*, 2009; 61(10): 996
- [22] Halvarsson M, Tang J E, Asteman H, Svensson J E, Johansson L G. *Corros Sci*, 2006; 48: 2014
- [23] Tan L, Ren X, Sridharan K, Allen T R. *Corros Sci*, 2008; 50: 3056
- [24] Sun M C, Wu X Q, Zhang Z E, Han E H. *J Supercrit Fluids*, 2008; 47: 309
- [25] Zhang Q, Tang R, Yin K J, Luo X, Zhang L F. *Corros Sci*, 2009; 51: 2092
- [26] Bao Y C. *Master Thesis*, Shanghai Jiao Tong University, 2011
(鲍一晨. 上海交通大学硕士学位论文, 2011)
- [27] Dupont J N, Lippold J C, Kiser S D. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys*. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc, 2009: 47
- [28] Sima A P. *Master Thesis*, Shanghai Jiao Tong University, 2009
(司马爱平. 上海交通大学硕士学位论文, 2009)
- [29] Zheng C Q, Zhou L, Zhang K S. *Study on Mechanical and Its Application to Mesoscopic Metal Ductile Damage*. Beijing: National Defence Industry Press, 1995: 27
(郑长卿, 周利, 张克实. 金属韧性破坏的细观力学及其应用研究. 北京: 国防工业出版社, 1995: 27)
- [30] Zhao B H, He L, Yao Y M. *Welding Processing Technology and Quality Testing, Failure Analysis and Metallograph Practical Handbook*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 1203
(赵炳辉, 何伦, 姚一鸣. 焊接件加工处理工艺与质量检测、失效分析技术及金相图谱实用手册. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 1203)