

文章编号: 1001-1455(2010)04-0445-04

2205 双相不锈钢/16MnR 爆炸复合板 界面的微观组织*

喻兰英, 罗宏, 曾宪光

(四川理工学院材料与化学工程学院材料腐蚀与防护四川省高等学校重点实验室, 四川 自贡 643000)

摘要: 为了研究 2205 双相不锈钢/16MnR 爆炸复合板界面的微观结构, 用金相显微镜和扫描电镜 (SEM) 观察了复合界面的形貌; 用显微硬度计测定了爆炸复合界面的显微硬度; 分析了热处理对显微硬度的影响。研究表明: 基材和复材的显微硬度随着退火加热温度的提高和保温时间的延长而降低; 2205 双相不锈钢在 850 °C 加热保温 8 h 后炉冷到 400 °C 出炉空冷会析出 σ 相。

关键词: 固体力学; 微观组织; 金相分析; 2205 双相不锈钢/16MnR 爆炸复合板; 界面; σ 相

中图分类号: O346

国标学科代码: 130·1540

文献标志码: A

2205 双相不锈钢为瑞典生产, 相当于我国的 00Cr22Ni5Mo3N, 具有高强度、良好的冲击韧性以及良好的整体和局部的抗应力腐蚀能力, 特别是抗氯化物导致的应力腐蚀开裂方面具有绝对的优势^[1-5]。16MnR 是锅炉压力容器常用的钢材, 具有良好的综合机械性能、抗疲劳性能和焊接成形等工艺性能, 与 2205 双相不锈钢进行爆炸焊接, 用于制作化工容器、压力容器、换热器、造纸机械等^[6]。

爆炸复合是一个复杂的过程, 在炸药爆炸的驱动下基、复板发生高速碰撞, 膨胀区在高温、高压的作用下产生高应变率的塑性流动, 并形成射流, 高速运动的射流又与基、复板产生相对运动, 引起了侵彻和剪切作用^[7]。爆炸复合界面的冶金质量、微观结构等直接影响到复合板的结合强度, 因此, 研究爆炸复合界面微观组织具有重要的现实意义。

1 实验方法

1.1 材料

试样为 2205 双相不锈钢(复材)和 16MnR 钢(基材)爆炸复合板。2205 双相不锈钢中其他成分为: $w_C = 0.02\%$, $w_{Cr} = 22.41\%$, $w_{Ni} = 5.92\%$, $w_{Mo} = 3.33\%$, $w_N = 0.221\%$, $w_{Mn} = 1.49\%$, $w_{Si} = 0.35\%$, $w_P = 0.023\%$, $w_S = 0.002\%$; 16MnR 钢中其他成分为: $w_C = 0.159\%$, $w_{Mn} = 1.51\%$, $w_{Si} = 0.33\%$, $w_P = 0.016\%$, $w_S = 0.007\%$ 。2205 双相不锈钢的厚度为 4 mm, 16MnR 的厚度为 20 mm, 复合板尺寸为 25 mm × 50 mm。

1.2 微观组织观察

试样经 200#、320#、400#、600#、800# 金相砂纸磨光后采用 1 μ m 的 Al₂O₃ 抛光。基材用 3% 硝酸酒精溶液浸蚀, 复材用 10 g FeCl₃ · 6H₂O 溶解于 90 ml 蒸馏水溶液浸蚀, 显示出复合材料的铁素体、珠光体和奥氏体组织, 用光学显微镜 NIKON EPIPHOT200、扫描电镜 HITACHI S-3000N 观察复合界面的微观组织。

1.3 复合界面显微硬度测试

采用箱式电阻炉 SX-4-10 进行消除应力退火, 用显微硬度计 HV-1000 测试加热不同温度和时间后的显微硬度, 载荷为 1.96 N。文中硬度值均为此条件下的测量值。

2 实验结果与分析

2.1 微观组织分析

2.1.1 复合界面的结构与组织

图 1 为复合界面的形貌, 可以明显地看出整个界面是由直线结合区和漩涡区组成, 复合界面可以分为熔化区和塑性

* 收稿日期: 2009-06-05; 修回日期: 2009-11-01

作者简介: 喻兰英(1960—), 女, 学士, 副教授。

变形区。通过 EDS 分析,在熔化区和扩散区内有不锈钢存在,也有基材存在,这充分说明发生了冶金上的结合^[6]。

图 2 为 2205 双相不锈钢/16MnR 爆炸复合板复合界面熔化区的微观组织。由于爆炸复合焊接是在很短的时间内完成的,高速碰撞所产生的热量很快被基体所吸收,因而缺乏大范围的扩散,2205 双相不锈钢/16MnR 爆炸复合的扩散层有几十微米,熔化区和熔化扩散层里有珠光体组织,显然是基材中 C 原子向复材一侧扩散的结果。复合界面层总宽约 100 μm,2205 双相不锈钢晶粒都沿爆炸冲击方向被拉长形成显微带状组织,宽度为 5~8 μm,具有较高的塑性变形能力。距复合界面较远处分别为基材和复材的正常状态组织。

复合界面的熔化层和熔化-扩散层对于基材与复材的结合强度影响很大,熔化层和熔化-扩散层与爆炸工艺有直接的关系。

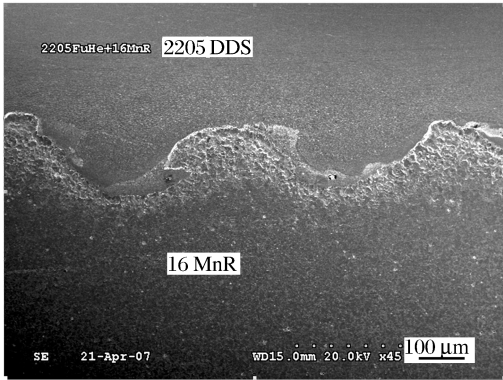


图 1 复合界面的形貌

Fig. 1 SEM micrograph of explosively clad plates interface

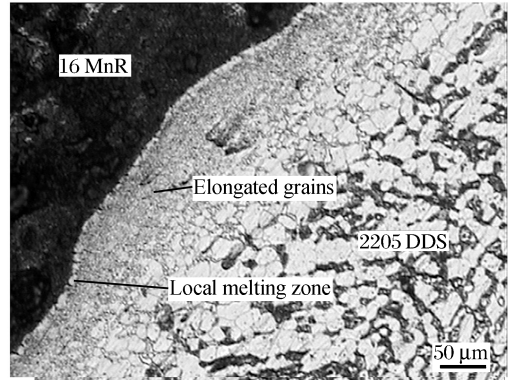


图 2 复合界面的金相组织

Fig. 2 Microstructure of explosively clad plates interface

2.1.2 2205 双相不锈钢中的 σ 析出相

2205 双相不锈钢是一种富 Cr、Mo 的奥氏体和铁素体组成的双相不锈钢。当在 600 °C~950 °C 的加热过程中,析出 σ 相。σ 相是一种含高 Cr、Mo 的 Fe-Cr(-Mo)金属间化合物,是一种脆性相,出现的温度范围为 600 °C~900 °C,在奥氏体和铁素体晶界形核,首先会沿铁素体中析出,极大破坏钢的塑性,严重影响不锈钢的耐晶间腐蚀性能和降低冲击韧性^[8]。σ 相的析出与钢中的合金元素含量有密切的关系,而双相不锈钢中存在大量的铁素体-奥氏体晶界为 σ 相的析出提供了良好的条件,σ 相的析出一般在铁素体-奥氏体晶界处形核并向铁素体一侧开始长大^[9]。因此,对于双相不锈钢的热处理来说,避免 σ 相的析出是消除应力退火中首要的问题。

图 3 为复材在 850 °C 加热保温 8 h 后炉冷到 400 °C 出炉空冷的 SEM 图。2205 双相不锈钢的组织为奥氏体和铁素体,经过 850 °C 加热保温 8 h 后,析出 σ 相(白色的小点),分布在两相之间或铁素体中。

图 4 为 2205 双相不锈钢/16MnR 爆炸复合板经热处理后的复合界面的 SEM 图,热处理状态为 700 °C 加热保温 8 h 后炉冷到 400 °C 出炉空冷。爆炸复合板结和面的熔化层、熔化-扩散层的宽度为约 50 μm,界面没有观察到 σ 相。

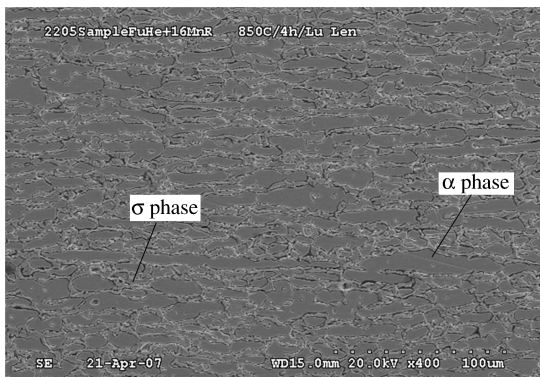


图 3 2205 双相不锈钢退火后的显微组织

Fig. 3 Microstructure of 2205 DSS after Annealing at 850 °C for 8 h

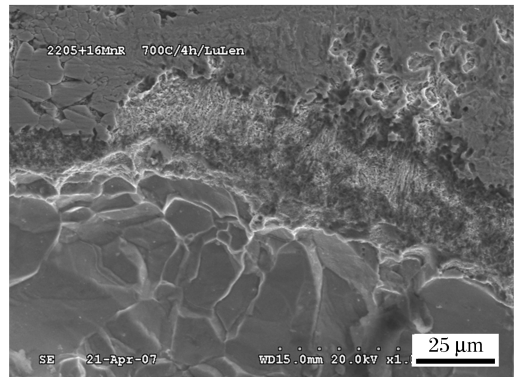


图 4 复合界面的 SEM 图

Fig. 4 SEM micrograph of interface of 2205 DSS/16MnR

2.2 显微硬度分析

2.2.1 热处理前后硬度分布

爆炸态时复合界面的硬度分布见图 5, 基材的硬度值最低为 173, 最高为 320, 复材的硬度值最低为 330, 最高为 420, 中间出现了硬度值最高的点。进行 650 °C 加热保温 8 h 后炉冷到 400 °C 出炉空冷的热处理后的硬度分布见图 6, 基材的硬度值在 100 左右, 复材的硬度值在 300 左右。与爆炸态相比, 热处理后试样的显微硬度值明显下降, 说明热处理消除了残余的应力。

2.2.2 同一温度下不同保温时间的硬度

在 650 °C 加热, 经过 2~12 h 不同的保温时间, 基材和复材的显微硬度变化见图 7。基材的硬度值从最高的 89.2 降到了最低的 75.7; 复材的硬度值从最高的 386 降到了最低的 311.6, 这说明保温时间越长, 去应力的效果越好, 试样的残余应力越能得到消除。

2.2.3 不同温度下相同保温时间的硬度

在 500 °C~650 °C 不同温度下保温 12 h 的硬度分析结果见图 8。结果表明, 随着热处理温度的升高, 基材硬度值从最高的 90.5 降到了最低的 76.9; 复材的硬度值从最高的 398.6 降到了最低的 302.8, 这说明温度越高去应力效果较好, 残余应力消除得越充分。

但在相同保温时间下, 热处理温度高的个别试样硬度反而较高。基材硬度值从 550 °C 时的最高值 89.1 降到了 600 °C 时的 75.7, 然后在 620 °C 时硬度值增大, 变为了 76.8, 在 650 °C 为 87.8。这种情况可能是析出 σ 相所致。

3 结论

- (1) 消除应力退火后基材、复材的显微硬度随着保温时间的延长和温度的升高而降低。
- (2) 2205 双相不锈钢在 850 °C 加热保温 8 h 后炉冷到 400 °C 出炉空冷析出 σ 相。

参考文献:

[1] 高娃, 罗建民, 杨建军. 双相不锈钢的研究进展及其应用[J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28(5): 3-6.
GAO Wa, LUO Jian-ming, YANG Jian-jun. Research progress and application of double phase stainless steel[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2005, 28(5): 3-6.

[2] 张文钺. 双相不锈钢的焊接性及焊及焊接材料[J]. 焊接技术, 2004, 33(1): 40-42.
ZHANG Wen-yue. Weldability of duplex stainless steel and its consumables[J]. Welding Technology, 2004, 33(1): 40-42.

[3] 唐迺泳, 刘秀瀛, 康飞宇, 等. 双相不锈钢中温脆化规律的研究[J]. 机械工程材料, 1989, 13(6): 10-13.
TANG Nai-yong, LIU Xiu-ying, KANG Fei-yu, et al. An investigation on embrittlement of duplex phase stainless

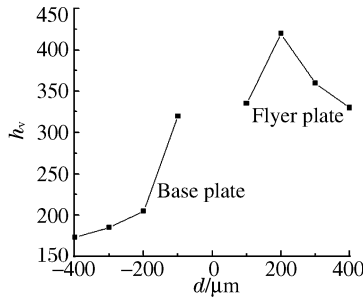


图 5 爆炸态时复合界面的硬度分布
Fig. 5 Microhardness profile of cladded plate (explosive state)

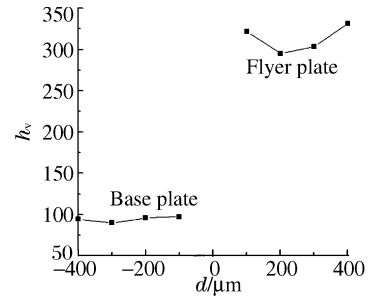


图 6 热处理后界面的硬度分布
Fig. 6 Microhardness of cladded plate after heat treating

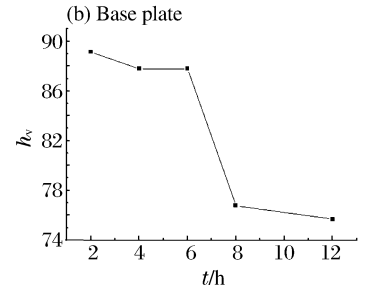
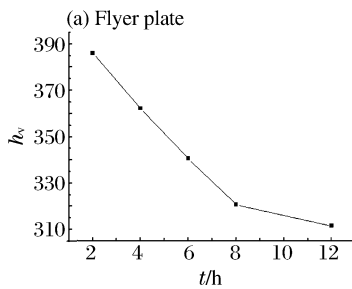


图 7 显微硬度随保温时间的变化

Fig. 7 The variation of microhardness-time

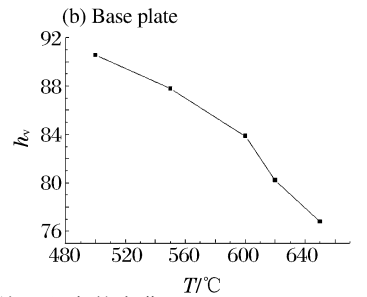
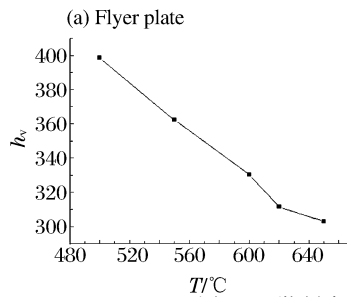


图 8 显微硬度随热处理温度的变化

Fig. 8 The variation of microhardness-temperature

- steels during isothermal heating at intermediate temperatures[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 1989, 13(6):10-13.
- [4] Eriksson H, Bernhardsson S. The applicability of duplex stainless steels in sour environment[J]. *Corrosion*, 1991, 47(9):719-725.
- [5] 侯瑞鹏. 热处理对 2205 双相不锈钢耐蚀性能的作用[J]. *山西冶金*, 2004, (3):95-99.
HOU Rui-peng. Effect of the heat treatment on corrosion property of duplex stainless steel 2205[J]. *Shanxi Metallurgy*, 2004, (3):95-99.
- [6] Kacar R, Acarer M. Microstructure-property relationship in explosively welded duplex stainless steel-steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 363(1-2):290-296.
- [7] 杨扬. 金属爆炸复合技术与物理冶金[M]. 北京:化学工业出版社, 2005:16-32.
- [8] Ravindranath K, Malhotra S N. The influence of aging on the intergranular corrosion of 22 chromium-5 nickel duplex stainless steel[J]. *Corrosion Science*, 1995, 37(1):121-132.
- [9] Maehara Y, Ohmori Y, Murayama J, et al. Effects of alloying elements on σ phase precipitation in δ - γ duplex phase stainless steels[J]. *Metal Science*, 1983, 17(11):45-48.

Microstructure of the bonding interface in an explosively clad 2205 duplex stainless steel-16MnR steel combination *

YU Lan-ying, LUO Hong, ZENG Xian-guang

(Key Laboratory of Material Corrosion and Protection of Sichuan Colleges and Universities, College of Materials and Chemistry Engineering, Sichuan University of Science and Engineering, Zigong 643000, Sichuan, China)

Abstract: The experimental sample with the dimensions of 25 mm \times 50 mm was formed with a 4-mm-thickness 2205 duplex stainless steel (DSS) plate as the flyer base and a 20-mm-thickness 16MnR steel plate as the base plate by explosive combination. The flyer plate and base plate were treated with different methods, respectively. The bonding interface morphology was observed with a Nikon Epiphot 200 inverted microscope and a Hitachi S-3000N scanning electron microscope (SEM). The whole bonding interface is made of straight and vortical bond zones and can be divided into melt and plastic deformation zones. And Energy dispersive spectroscopy analysis displays that the bonding interface takes on a satisfactory metallurgical bond. The experimental samples were annealed in an electric resistance furnace SX-4-10 and the microhardness was measured by an HV-1000 cleraometer. After the sample was heat-treated at 850 $^{\circ}$ C for 8 h and cooled until 400 $^{\circ}$ C, and cooled in air, in the 2205 DSS plate there was σ -phase precipitated in the austenite-ferrite interspace or in ferrite. And after the sample was heat-treated at 700 $^{\circ}$ C for 8 h and cooled until 400 $^{\circ}$ C, and cooled in air, there was not σ -phase observed in the bonding interface. Analysis of heat treatment influences on the microhardness indicates that the microhardness of the base and flyer plates decreases with the increasing of temperature and time of heat treatment.

Key words: solid mechanics; microstructure; metallographic analysis; explosively clad 2205 DSS-16MnR combination; interface; σ phase

* Received 5 June 2009; Revised 1 November 2009

Corresponding author: LUO Hong, luohong28@163.com