

DOI:10.11784/tdxbz202106045

热处理对不锈钢药芯焊丝堆焊过渡层的影响

张 智^{1,2}, 王建硕³, 陈建国⁴, 马青军⁴, 韦 晨⁴

(1. 天津大学机械工程学院, 天津 300350; 2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350;
3. 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350; 4. 天津市特种设备监督检测技术研究院, 天津 300350)

摘要: 压力容器在石油化工、电站锅炉及能源制造等行业广泛应用。然而随着社会进步和科技的创新, 越来越多的压力容器在高温、高压和强腐蚀等特殊工况下工作。因此, 在制造过程中常在压力容器表面堆焊不锈钢来提高构件综合性能。不锈钢堆焊后采用焊后热处理来消除异种钢焊接接头在焊接过程中产生的应力来提高使用安全性。然而, 堆焊构件熔合线两侧合金元素在热作用下发生扩散, 形成脱碳层、增碳层和马氏体区域。在使用过程中易发生开裂, 降低构件使用寿命。为研究不锈钢药芯焊丝堆焊过渡层在热处理条件下的变化, 本试验设计多组热处理工艺来分析不锈钢堆焊试样成分变化、组织演变和性能差异。结果表明, 富 Cr 碳化物析出是造成不锈钢堆焊弯曲开裂的主要原因。通过对比不同工艺条件下 Q345R 堆焊构件发现, 随着热处理温度升高, 保温时间延长, 碳化物析出越剧烈, 硬化程度加剧。通过比较 Q345R 和 15CrMo 两种材料发现, 在相同热处理条件下 Q345R 堆焊构件中碳原子迁移能力更强, 析出碳化物程度更剧烈, 弯曲更易开裂。通过显微硬度测试发现, 不锈钢药芯焊丝过渡层熔合区附近最高硬度值小于 350HV_{0.025}, 堆焊试件弯曲性能合格, 并提出针对于 Q345R 和 15CrMo 两种材料适用的两种热处理工艺参数。该研究工作为不锈钢药芯焊丝堆焊热处理工艺的制定提供了依据。

关键词: 不锈钢药芯焊丝; 堆焊; 热处理工艺; 碳化物析出

中图分类号: TG455 **文献标志码:** A **文章编号:** 0493-2137(2022)11-1152-07

Effect of Heat Treatment on Transition Layer of Stainless Steel Flux Cored Wire Weld Overlay

Zhang Zhi^{1,2}, Wang Jianshuo³, Chen Jianguo⁴, Ma Qingjun⁴, Wei Chen⁴

(1. School of Mechanical Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China;
2. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300350, China;
3. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China;
4. Tianjin Special Equipment Inspection Institute, Tianjin 300350, China)

Abstract: The wide adoption of pressure vessels in petrochemical, power plant boilers, and energy manufacturing has been demonstrated. However, with social development and technological innovation, an increasing number of pressure vessels are operating under extreme conditions of strong corrosion, high temperature, and high pressure. Thus, stainless steel is generally overlaid on the surface of pressure vessels to improve overall performance. After the stainless steel overlaying process, heat treatment on the component is necessary to eliminate the localized stress and improve the pressure vessels' reliability. However, heat treatment leads to alloy elements' diffusion, resulting in decarburized layer formation. The carburized layer and the martensite area near the fusion line are crack-prone, which reduces the pressure vessels' lifespan. Multiple groups of heat treatment processes were employed to analyze the composition change, microstructure evolution, and performance difference in the stainless steel weld overlay samples to explore the transformations of the stainless steel flux cored wire weld overlay transition layer under the heat treatment

收稿日期: 2021-06-30; 修回日期: 2021-08-16.

作者简介: 张 智 (1965—), 男, 博士, 副教授.

通信作者: 张 智, zhangzhisy@163.com.

基金项目: 国家海洋经济创新发展区域示范项目 (BHSF2017-10).

Supported by the National Marine Economic Innovation and Development Regional Demonstration Project (No. BHSF2017-10).

condition. The results show that the precipitation of Cr-rich carbide plays a prominent role in the bending crack of stainless steel weld overlays. When comparing a Q345R component under different process conditions, the precipitation of the carbides becomes more intense, and the degree of hardening increases with increasing heat treatment temperature and holding time. Compared to a 15CrMo sample under the same heat treatment process, carbon atoms in the Q345R base metal have stronger migration ability, resulting in a more severe Cr-rich carbide precipitation and higher crack tendency. The microhardness test results revealed that the highest hardness value near the fusion zone of the stainless steel flux cored wire weld overlay layer is less than $350\text{HV}_{0.025}$ to ensure bending performance. For Q345R and 15CrMo, two suitable heat treatment process parameters are proposed. This research work provides a basis for the heat treatment process formulation of stainless steel flux cored wire weld overlay.

Keywords: stainless steel flux cored wire; weld overlay; heat treatment process; carbide precipitation

压力容器工作在高温、高压、强腐蚀等特殊条件下, 为保证设备的强度和耐腐蚀性, 提高使用安全性, 降低制造成本, 采用在低合金钢上堆焊奥氏体不锈钢的方法来代替整体不锈钢材料^[1]. 由于两种材料化学成分和物理性能相差较大, 需要引入堆焊过渡层来调节化学成分和物理性能所带来的差异, 提高材料之间的结合性能. 在焊接过程中由于不锈钢材料与母材两者线膨胀系数不同容易造成较大的焊接残余应力和变形^[2-3], 易使焊缝及热影响区产生裂纹, 影响构件寿命, 工程上需要采用焊后去应力退火的方式来消除焊接所带来的应力^[4]. 焊接熔合线两侧由于热处理作用伴随着元素的迁移, 从而形成脱碳层、增碳层和马氏体区域, 而这种局部微观组织结构导致材料局部非均质的力学性能, 在工程使用过程中发生断裂失效等问题^[5-6].

不锈钢药芯焊丝堆焊作为一种高效的焊接工艺方法, 常在压力容器的接管堆焊中使用^[7]. 但药芯焊丝堆焊过程中焊接电流大, 熔合比高, 由母材过渡到熔合区的碳含量高, 提高了增碳层的硬度. 同时堆焊熔合线凹凸不平, 在设备使用过程中, 易产生局部的应力集中^[8]. 这些不利因素与焊后热处理引起的碳扩散迁移造成的碳化物析出问题相叠加, 使过渡层的熔合区成为设备安全性的危险点, 应加以格外关注.

本文通过对不锈钢药芯焊丝堆焊过渡层的研究, 分析在不同热处理条件下焊接熔合线附近成分、组织和性能变化的规律, 确定了适用于两种压力容器用钢在不锈钢药芯焊丝堆焊过渡层的热处理工艺参数, 探讨以熔合区最高硬度作为热处理工艺制定的依据.

1 试验材料与方法

试验选用 Q345R 和 15CrMo 压力容器用钢作为堆焊基体材料, 尺寸分别为 $300\text{ mm} \times 200\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ 和 $300\text{ mm} \times 200\text{ mm} \times 40\text{ mm}$. 采用奥氏体不锈钢药芯焊丝 CO_2 气体保护焊在基板表面进行堆焊, 堆焊示意如图 1 所示, 基体材料及堆焊熔敷金属化学成分列于表 1. 堆焊工艺参数如表 2 所示. 采用的热处理工艺方案如表 3 所示.

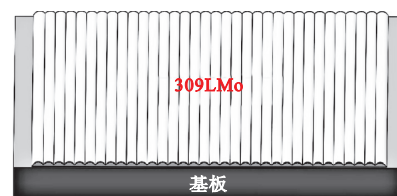


图 1 堆焊示意

Fig.1 Weld overlay schematic diagram

表 1 基体材料及堆焊熔敷金属化学成分

Tab.1 Chemical compositions of base materials and deposited metal

材料	W _C	W _{Si}	W _{Mn}	W _P	W _S	W _{Cr}	W _{Ni}	W _{Mo}	W _{Cu}
Q345R	0.170	0.29	1.39	0.003	0.009	0.03	0.005	0.03	0.009
15CrMo	0.120	0.52	0.59	0.004	0.001	1.41	0.150	0.55	0.026
309LMo	0.012	0.48	1.04	0.014	0.004	22.40	12.400	2.09	0.029

表 2 堆焊工艺参数

Tab.2 Weld overlay process parameters

位置	焊接电流 I/A	焊接电压 U/V	焊接速度 v/(mm · min ⁻¹)	搭接量 S/mm	干伸长度 l/mm	气体流量 Q/(L · min ⁻¹)	焊丝直径 D/mm
过渡层	200	30	350	2	20	20	1.2

采用 4% 的硝酸酒精溶液对堆焊过渡层基体材料一侧及熔合线附近组织进行腐蚀. 采用光学金相显

微镜 (Axio Vert.A1) 和扫描电镜 (JSM-7800F) 观察堆焊接头微观组织. 采用扫描电镜搭载的能谱对堆焊

表 3 堆焊试样编号及热处理工艺参数

Tab.3 Weld overlay samples number and heat treatment process parameters

试样编号	试样状态	母材
S0	焊态	Q345R
S1	620℃, 4 h	Q345R
S2	620℃, 22 h	Q345R
S3	650℃, 4 h	Q345R
S4	650℃, 22 h	Q345R
S5	690℃, 4 h	Q345R
S6	690℃, 22 h	Q345R
S7	690℃, 22 h	15CrMo

熔合区附近元素分布进行扫描. 横向弯曲试样包括全厚度不锈钢堆焊层. 显微硬度测量在 HV-1000A 显微硬度仪上进行, 加载载荷为 25g, 保持时间 10 s. 显微硬度测试方法: 沿着熔合线做 1 条垂直线, 在此直线上进行硬度值的测量. 在熔合线附近每隔 0.02 mm 取一个数据, 远离熔合线每隔 0.2 mm 取一个数据, 最高硬度取此垂直线上最大值.

2 结果与讨论

2.1 熔合线附近 C、Cr 元素分布

为考察在不同热处理工艺条件下熔合区的合金成分分布, 图 2 给出了部分典型试样 S0、S2、S4、S6、S7 熔合线附近 C 元素的分布. 焊态和热处理后构件碳元素分布趋势大致相同, 在熔合区靠过渡层一侧达到峰值, 并且随着热处理温度的升高, 碳元素峰值增大. 这种成分的突变是导致组织和力学性能出现明显变化的重要原因^[9].

图 3 为试样 S0、S2、S4、S6、S7 熔合线附近合金

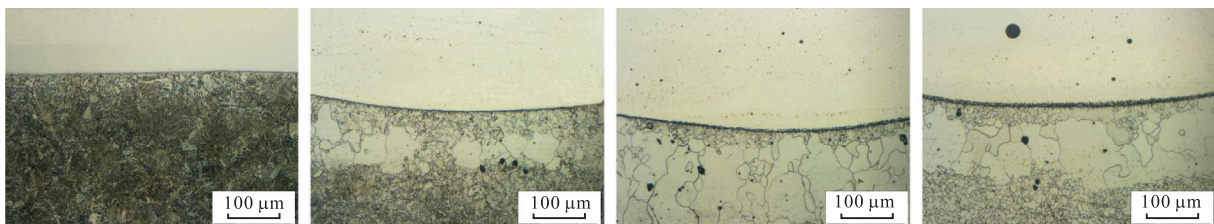


图 2 典型试样熔合线附近 C 元素的分布

Fig.2 Distribution of element C near the fusion line of typical samples

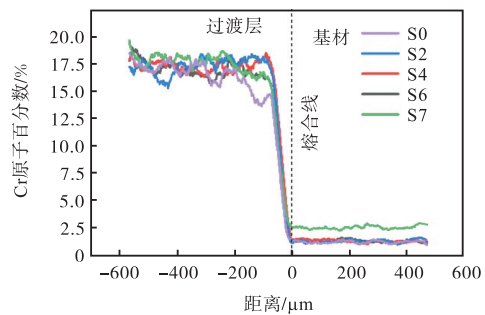


图 3 典型试样熔合线附近合金元素 Cr 的分布

Fig.3 Distribution of alloying element Cr near the fusion line of typical samples

2.2 显微组织

图 4 为不同条件下堆焊试样熔合区附近的显微组织, 从图 4 发现, 焊态下 S0 试样熔合区组织分层明显, 熔合线两侧不存在明显的脱碳铁素体和增碳

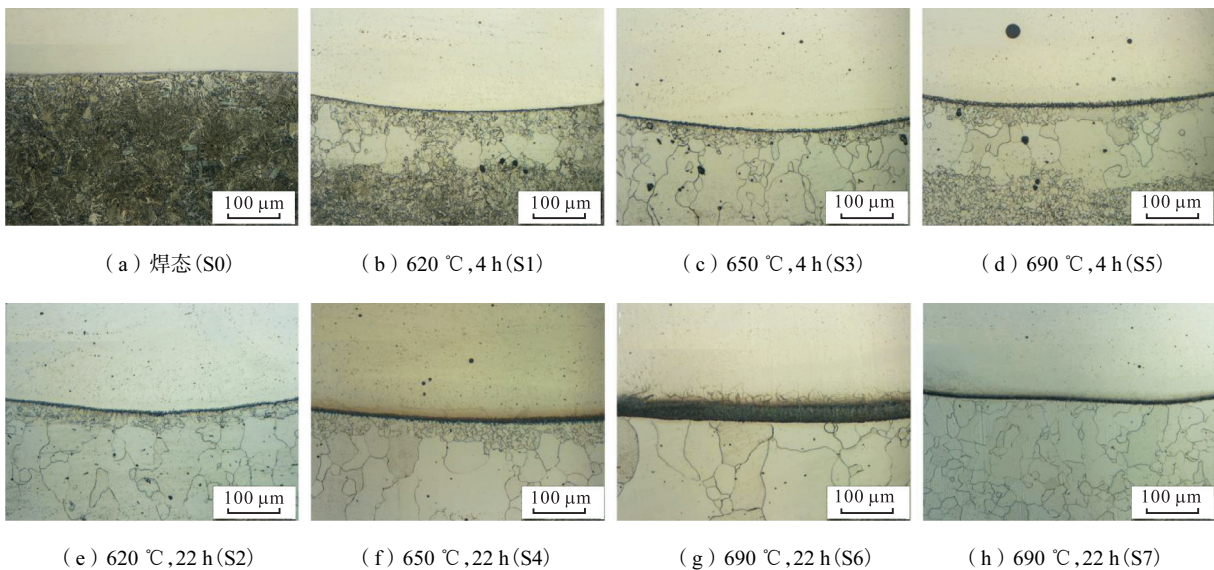


图 4 不同条件下堆焊试样显微组织

Fig.4 Microstructure of weld overlay samples under different conditions

层. 经过热处理后试件熔合区附近的组织发生明显变化, 熔合线靠基材一侧组织为脱碳铁素体, 靠近过渡层一侧出现沿熔合线分布的增碳层黑带. 图 5 统计了 Q345R 基材在不同热处理工艺条件下堆焊试件增碳层宽度. 可以看出: 在 Q345R 为基体的试件中, 随着热处理温度升高, 时间延长, 增碳层厚度逐渐增大. 图 4 中 S7 为 15CrMo 在 690 °C、22 h 热处理条件下的显微组织. 相较于同条件下 Q345R 基体试件的 S6, 其增碳层宽度为 25 ~ 27 μm, 15CrMo 基体的熔合区增碳层宽度明显减小, 只有 9 ~ 11 μm.

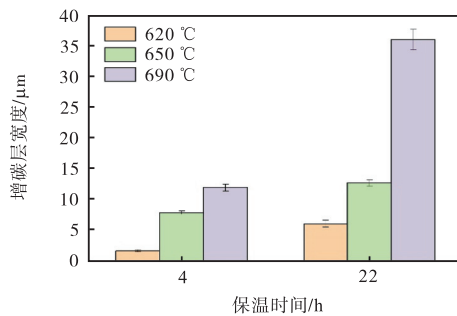


图 5 Q345R 在不同热处理条件下堆焊试件增碳层宽度
Fig.5 Width of carburizing layer in weld overlay samples of Q345R under different heat treatment conditions

图 6 为 Q345R 材料试件在热处理前后堆焊过渡层中铁素体数(FN)测定统计. 结果表明, 热处理前堆焊过渡层 δ 铁素体数一般在 9 ~ 11 左右, 热处理后铁素体数降低, 并且随着热处理温度升高, 时间延长, 铁素体数降低的程度加剧. 这是堆焊过渡层在热处理过程中 δ 铁素体向 σ 相转变的结果, 这会引起过渡层金属脆性的增加.

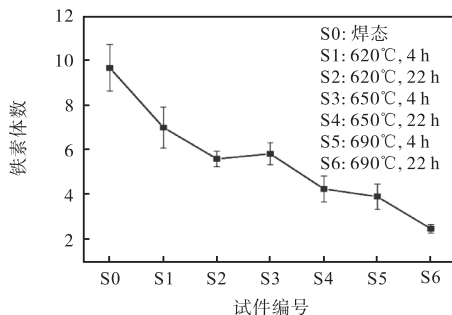


图 6 Q345R 试件热处理前后堆焊过渡层铁素体数测定统计
Fig.6 Statistics of ferrite number of weld overlay transition layer samples of Q345R before and after heat treatment

图 7 给出了堆焊试件 S0、S2、S4、S6 的 SEM 显微组织, 从图中可以看出焊态下熔合区未出现明显的回火马氏体和碳化物的析出. 经过热处理的试件在

熔合线附近组织发生了明显的变化, 出现了回火马氏体组织和碳化物的析出颗粒. 随着热处理温度的升高、时间延长, 回火态马氏体形态明显, 碳化物析出程度加剧, 熔合线附近的碳化物颗粒增加. 对图 4 中 15CrMo 试件(S7)的熔合区进行组织分析发现, 相比于同等热处理条件的 Q345R 试件(S6), 15CrMo 试件产生的碳化物明显减少. 图 8 为碳化物的 EDS 测试分析, 通过 EDS 结果表明该碳化物为富 Cr 碳化物, 如表 4 所示.

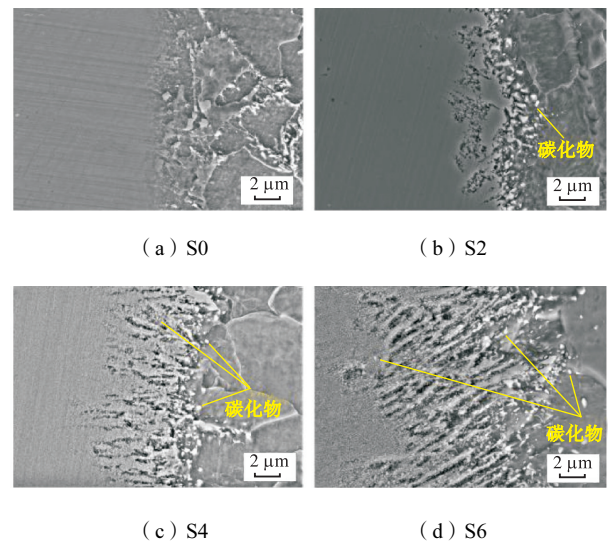


图 7 典型堆焊试件 SEM 显微组织

Fig.7 SEM microstructure of typical weld overlay samples

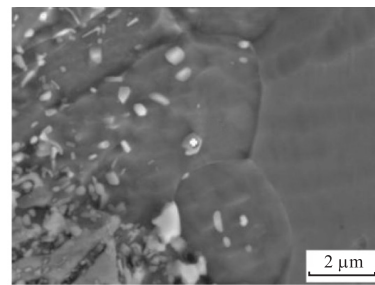


图 8 碳化物 EDS 测试分析

Fig.8 EDS test and analysis of carbides

表 4 碳化物 EDS 测试结果

Tab.4 Results of carbide EDS test

元素	质量分数/%	原子百分比/%
C	11.74	37.97
Si	0.17	0.23
Cr	9.17	6.85
Mn	4.55	3.22
Fe	余量	余量
总量	100.00	100.00

2.3 显微硬度

图 9 给出了典型堆焊试件 S2、S4、S6、S7 熔合线附近显微硬度分布. 不同热处理下试件显微硬度分

布趋势大致相同,都是在熔合线靠过渡层一侧出现显微硬度峰值,这种硬度变化的趋势与组织中碳化物析出和回火马氏体的区域相对应.靠近熔合线附近基体材料中出现一个局部软化的区域.这是由于碳元素迁移形成了大块的脱碳铁素体晶粒,造成该区域组织软化.对应不同热处理条件,试件熔合区的硬度出现明显差异.表 5 给出了不同热处理工艺下堆焊试件熔合区最高硬度.随着热处理温度提高、保温时间延长,最高硬度值增加.15CrMo 试件(S7)熔合区的最高硬度明显低于同热处理条件下 Q345R 试件(S6).这是因为 15CrMo 相比于 Q345R 材料来说,熔合区位置碳化物析出数量减少.

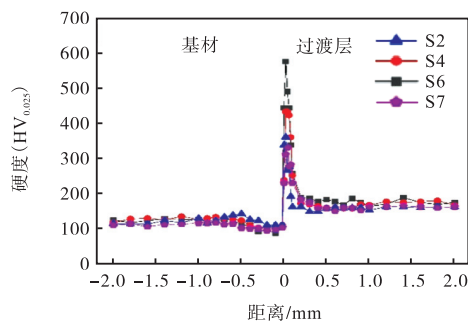


图 9 典型试件熔合区显微硬度分布

Fig.9 Microhardness distribution in the fusion zone of typical samples

表 5 不同热处理工艺下堆焊试件熔合区硬度最大值

Tab.5 Maximum hardness in the fusion zone of weld overlay samples under different heat treatment processes

试样编号	试样状态	基材	最高硬度 (HV _{0.025})
S0	焊态	Q345R	290.9
S1	620℃, 4 h	Q345R	259.2
S2	620℃, 22 h	Q345R	358.3
S3	650℃, 4 h	Q345R	410.7
S4	650℃, 22 h	Q345R	430.7
S5	690℃, 4 h	Q345R	500.4
S6	690℃, 22 h	Q345R	572.3
S7	690℃, 22 h	15CrMo	328.8

2.4 弯曲试验

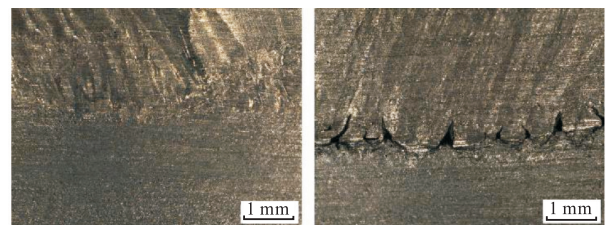
堆焊弯曲试样开裂结果如表 6 所示.对于 Q345R 材料的未热处理试件(S0)、热处理温度较低(620℃)的试件 S1(时间 4 h)和试件 S2(时间 22 h)均未发生开裂现象.图 10(a)给出了典型试件 S2 熔合区附近宏观形貌. S2 试件弯曲受拉面表面平滑,熔合线附近没有出现开裂现象.热处理温度较高(650℃)的试件,热处理时间即便较短的试件(S3)和热处理试件较长的试件(S4)熔合线上均出现开裂现象.说明热处理温度对不锈钢堆焊过渡层熔合区弯

曲性能的影响大于热处理时间的作用.随着热处理温度的进一步提高到 690℃,弯曲试验中熔合区出现的裂纹尺寸加大.图 10(b)给出了试件 S6 熔合区附近宏观形貌.在弯曲试验中熔合线位置出现了明显的起裂现象,并向堆焊层方向扩展.

表 6 堆焊弯曲试样开裂结果

Tab.6 Cracking results of weld overlay bending samples

试样编号	试样状态	基材	开裂情况
S0	焊态	Q345R	未开裂
S1	620℃, 4 h	Q345R	未开裂
S2	620℃, 22 h	Q345R	未开裂
S3	650℃, 4 h	Q345R	熔合线上有裂纹
S4	650℃, 22 h	Q345R	熔合线上有裂纹
S5	690℃, 4 h	Q345R	熔合线上有裂纹
S6	690℃, 22 h	Q345R	熔合线上有裂纹
S7	690℃, 22 h	15CrMo	未开裂



(a) S2

(b) S6

图 10 侧弯试件宏观形貌

Fig.10 Macro morphology of side bending samples

为了研究热处理后弯曲造成 Q345R/309LMo 堆焊熔合线开裂原因,图 11 给出了 S6 试样弯曲裂纹的 SEM 微观组织.裂纹垂直于熔合线,起裂位置都在熔合线附近的碳化物析出带上,没有发生在堆焊层基体中,这说明在热处理过程中发生的 δ 铁素体向 σ 相转变引起的组织脆化现象不是引起弯曲开裂的主要原因.而增碳层上分布的碳化物是造成不锈钢药芯焊丝堆焊弯曲开裂的主要原因.

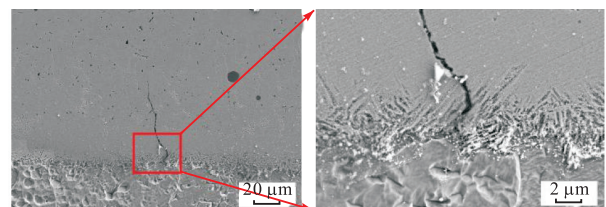


图 11 S6 试样弯曲裂纹的微观组织

Fig.11 Microstructure of bending crack in S6 sample

2.5 不锈钢药芯焊丝堆焊过渡层热处理的物理冶金过程及其影响

2.5.1 堆焊过渡层热处理的物理冶金过程

在碳钢和珠光体耐热钢表面采用不锈钢药芯焊丝堆焊过渡层,会形成异种钢接头熔合区,该区域在

后续的热处理过程中因合金元素扩散形成扩散过渡层。因为碳原子半径小,并能与铁形成间隙式固溶体,因此碳的扩散运动能力远大于其他合金元素,对性能的影响也最大。在焊后热处理条件下,焊接接头区处在高温条件下,由于基体材料金属与焊缝中碳化物形成元素含量不同而产生反应扩散,碳原子从含有渗碳体的基体金属溶体向含有较稳定元素(铬)的碳化物的溶体中扩散。扩散过程的驱动力不是浓度梯度,而是扩散体系中的化学位能梯度。扩散的结果趋向于自由能最低的状态,在焊缝熔合线附近形成热力学上更为稳定的碳化物。形成扩散过渡层的速度和厚度取决于碳在基体金属和焊缝中碳化物结合力的对比关系、两种材料含碳量和回火热处理的温度、时间。扩散过渡层中焊缝一侧的增碳层析出各种形式、成分复杂的碳化物,硬度明显上升,加之马氏体的形成也使增碳层的硬度进一步提高。同时在基体金属一侧出现脱碳层,并且铁素体晶粒呈现不同程度的长大,硬度明显下降。这些组织和性能的变化会引起接头熔合区在外力作用下产生局部开裂,导致焊接结构提前破坏。

2.5.2 热处理对 Q345R 和 15CrMo 基材堆焊过渡层的影响

热处理工艺对不同堆焊基材形成的熔合区组织及性能的影响不同。对于 Q345R 材料,热处理条件对堆焊试件熔合区附近碳原子迁移有着明显的影响。随着热处理温度提高、时间延长,熔合线附近碳原子迁移能力提高,熔合线靠基材一侧的碳原子跨过熔合线向过渡层迁移,从而导致增碳层宽度增加,碳化物析出明显,硬度升高。在变形过程中易产生较大的应力集中从而引发开裂^[10-11]。因此,以 Q345R 为基材的不锈钢药芯焊丝堆焊构件热处理温度应不大于 620℃。相比 Q345R 基材,15CrMo 有更多的 Cr 元素,能够更好地与基材中碳原子结合,大大降低碳原子在热处理过程中的迁移能力,从而在 690℃、22 h 条件下产生的增碳层宽度和富 Cr 碳化物的析出程度大大减小。同时 15CrMo 材料有更低的碳含量,在热处理过程中有更少的碳原子扩散到不锈钢一侧,进一步降低了增碳层厚度和产生碳化物的几率,极大程度上降低了应力集中开裂的倾向,保证试样的弯曲性能合格。因此,以 15CrMo 为基材的不锈钢药芯焊丝堆焊构件热处理温度可在 690℃。本试验通过显微硬度对不锈钢药芯焊丝堆焊弯曲试件进行表征发现,堆焊试件熔合区最高硬度不超过 350HV_{0.025},试件不发生开裂现象。当然,弯曲开裂不仅只有硬度指标,增碳层厚度,碳化物尺寸及分布都是引起弯曲开裂的

因素。

3 结 论

(1) 以 Q345R 为基材的不锈钢药芯焊丝 309LMO 堆焊过渡层,在焊后热处理过程中,熔合区出现明显的碳元素扩散迁移现象,形成硬脆的碳化物析出带,随热处理温度升高,硬化程度加剧,使堆焊接头金属弯曲性能下降。Q345R 基材的不锈钢堆焊接头适用的回火热处理温度应不超过 620℃。

(2) 由于 15CrMo 和 Q345R 基材中碳化物形成元素 Cr 含量不同,对不锈钢堆焊过渡层熔合区在热处理过程中的碳扩散迁移程度有显著影响。Cr 元素含量较高的 15CrMo 钢熔合区碳迁移减缓,碳化物析出带的硬脆程度降低。15CrMo 基材不锈钢堆焊接头适用的回火热处理温度可达 690℃。

(3) 堆焊过渡层熔合区在焊后热处理过程中形成硬脆的碳化物析出带,可用显微硬度值表征其脆化程度,作为制定堆焊接头焊后热处理规范的依据。本研究的结果表明:熔合区显微硬度最高值小于 350HV_{0.025}可以保证堆焊过渡层的弯曲性能。

参考文献:

- [1] 王芝玲,于跟喜.低合金表面奥氏体不锈钢堆焊层组织与性能研究[J].铸造技术,2016,37(4):771-773. Wang Zhiling, Yu Genxi. Study on microstructure and properties of austenitic stainless steel surfacing layer on low alloy steel[J]. Foundry Technology, 2016, 37(4): 771-773 (in Chinese).
- [2] 孙占.核电站中奥氏体不锈钢与碳钢异种钢焊接[J].金属加工(热加工),2011(4):25-27,32. Sun Zhan. Heterogeneous steel welding with austenitic stainless steel and carbon steel in nuclear power plant[J]. Metal Working, 2011(4): 25-27, 32 (in Chinese).
- [3] 徐连勇.长寿命高可靠性焊接结构[J].天津大学学报(自然科学与工程技术版),2022,55(1):1-10. Xu Lianyong. Long-life and high-reliability welded structures[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2022, 55(1): 1-10 (in Chinese).
- [4] 陈文汨,张利,金立业,等.焊接残余应力的分布和焊后热处理的应力松弛作用[J].金属热处理,2002(2):30-32. Chen Wenmi, Zhang Li, Jin Liye, et al. Distributions of residual welding stress and effect of post-weld heat treatment on its relaxation[J]. Heat Treatment of

- Metals, 2002(2): 30-32(in Chinese).
- [5] Wang H T, Wang G Z, Xuan F Z, et al. Local mechanical properties of a dissimilar metal welded joint in nuclear power systems[J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 568: 108-117.
- [6] 刘泽锋, 吴文鸿, 平 萍, 等. 海洋核动力平台反应堆压力容器接管安全端焊接工艺研究[J]. 金属加工(热加工), 2020(4): 38-40.
Liu Zefeng, Wu Wenhong, Ping Ping, et al. Research on the welding technology of the safety end of the reactor pressure vessel of the marine nuclear power platform[J]. Metal Working, 2020(4): 38-40(in Chinese).
- [7] 张鹏林, 赵文军, 周 涛, 等. 不锈钢药芯焊丝堆焊技术在压力容器中的应用[J]. 电焊机, 2006(12): 60-62.
Zhang Penglin, Zhao Wenjun, Zhou Tao, et al. Application of surfacing welding technique using stainless steel flux-cored wire in pressure vessel[J]. Electric Welding Machine, 2006(12): 60-62(in Chinese).
- [8] 王天先. CO₂ 气保药芯焊丝堆焊侧弯不合格原因分析[J]. 电焊机, 2010, 40(2): 74-76.
Wang Tianxian. Analysis cladding welding with side-bend unqualified of FCAW with CO₂ gas-shielded[J]. Electric Welding Machine, 2010, 40(2): 74-76(in Chinese).
- [9] Azuma M, Goutianos S, Hansen N, et al. Effect of hardness of martensite and ferrite on void formation in dual phase steel[J]. Materials Science and Technology, 2013, 28(9/10): 1092-1100.
- [10] 张文军, 王青云, 孔红雨, 等. 不锈钢带极埋弧堆焊金属弯曲断裂原因分析及解决措施[J]. 金属加工(热加工), 2015(20): 60-61.
Zhang Wenjun, Wang Qingyun, Kong Hongyu, et al. Analysis on the causes of bending and fracture of stainless steel strip submerged arc surfacing and the solution[J]. Metal Working, 2015(20): 60-61(in Chinese).
- [11] 冯兆龙, 范会卿, 张 晓, 等. E309LT1-1 不锈钢药芯焊丝堆焊层侧弯试样开裂原因分析[J]. 中国重型装备, 2016(1): 35-37.
Feng Zhaolong, Fan Huiqing, Zhang Xiao, et al. Analysis on the reason of cracking in the side bend specimen of overlaying welded layer used by E309LT1-1 stainless steel flux cored wires[J]. China Heavy Equipment, 2016(1): 35-37(in Chinese).

(责任编辑: 田 军)