

# Co 基高温合金失效分析及 TIG 堆焊工艺优化

郭莹<sup>1</sup>, 颜超<sup>1</sup>, 谷明<sup>2</sup>, 刘金勇<sup>1</sup>

(1. 北京航化节能环保技术有限公司, 北京 100176; 2. 大唐呼伦贝尔化肥有限公司, 内蒙古 呼伦贝尔 021000)

**摘要:**为了缓解煤化工领域纯氧燃烧器热端部件(外喷头)易发生端面龟裂失效的问题,研究了外喷头表面失效材料的显微组织和物相成分,总结了不同损坏形式下的失效原因。在此基础上,采用钨极氩弧焊在同种基体材料上堆焊 UMCo50 合金,基于多因素正交实验的极差分析法进行了堆焊工艺的优化。结果显示:堆焊最优工艺参数为焊接电流 120 A,堆焊速度 10~11 cm/min,层间温度(60±10)℃,堆焊层 2~3 层。最优工艺在实际生产中得到了验证,为热端部件的堆焊修复工艺优化提供理论参考和技术保障。

**关键词:**失效分析;UMCO50 堆焊;正交实验

**DOI:** 10.14158/j.cnki.1001-3814.20202165

中图分类号: TG455

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2022)13-0151-06

## Failure Analysis of Co-based High Temperature Alloy and Optimization of TIG Surfacing Process

GUO Ying<sup>1</sup>, YAN Chao<sup>1</sup>, GU Ming<sup>2</sup>, LIU Jinyong<sup>1</sup>

(1. Beijing Aerospace Petrochemical Technology EC and EP Corporation, Beijing 100176, China; 2. Datang Hulunbuir Chemical Fertilizer Co., Ltd., Hulunbuir 021000, China)

**Abstract:** In order to alleviate the problem of end face cracking and failure of pure oxygen burner hot part-outer nozzle in coal chemical industry, the microstructure and phase composition of the failed material on outer nozzle surface were studied, and the failure reasons of different damage forms were summarized. Base on this, UMCo50 alloy was overlaid on the same base material by TIG welding. Based on the range analysis method of multi-factor orthogonal experiment, the surfacing process was optimized. The results show that the optimal surfacing process parameters are welding current of 120 A, surfacing speed of 10-11 cm/min, interlayer temperature of (60±10)℃, and surfacing layer number of 2-3. The optimal process has been experimentally verified in actual production, providing theoretical reference and technical support for the optimization of hot parts' surfacing repair process.

**Key words:** failure analysis; UMCo50 surfacing; orthogonal experiment

鉴于纯氧燃烧器在洁净煤气化领域热能设备中的关键地位,从 20 世纪 80 年代煤化工技术开发伊始,以延长其使用寿命为目的的研究工作一直在持续开展。直接暴露在纯氧高温火焰中的热端部件(以下称外喷头)由 Co 基高温合金制成,易发生端面龟裂失效,成为影响燃烧器长周期使用的关键性问题。

外喷头最常见的损坏形式是端面出现沿径向的放射状裂纹及不规则龟裂(图 1)。其端面受到炉内物料冲刷腐蚀以及高温热对流、热辐射的影响,容易产生疲劳裂纹,且裂纹随运行时间逐步扩大、加深;

当裂纹贯穿材料,会发生冷却水泄漏事故进而导致气化炉急停。外喷头一般采用 UMCo50 钴基高温合金锻件制成,价格昂贵。为了降低运行成本,多数厂商会将受损的外喷头进行堆焊修复再次上炉使用。国内煤化工领域气化装置使用的纯氧燃烧器,每 3 台中就有 2 台是通过堆焊修复再次使用的,然而堆焊修复的设备寿命一般会比原始锻件喷头的使用寿命短。因此深入研究 Co 基高温合金材料失效损坏的原因,并据此优化堆焊修复工艺,提高堆焊层焊接质量,对保证化工装置长周期稳定运行有十分重要的工程意义。

国内外在阀门领域和核反应堆领域针对 Co 基合金的堆焊研究颇丰,多在异种钢基体上堆焊 Co 基合金(stellite 合金),所用的焊丝系列主要成分为 Co-Cr-W。杨文军等<sup>[1]</sup>用正交法优化了钴基硬质合金

收稿日期:2020-08-28

作者简介:郭莹(1985-),女,河南洛阳人,高级工程师,硕士,主要从事化工设备燃烧器的设计工作;电话:010-87094872;  
E-mail:guoy2@calt11.cn

堆焊工艺规程并通过工程验证解决了阀门密封面的堆焊难题。李国栋等<sup>[2]</sup>研究了焊后热处理对 Co 基合金堆焊层的影响。针对以 Co-Cr-Fe 为主要成分的 UMCo50 钴基高温合金堆焊的研究开展较少,薛海涛等人<sup>[3]</sup>对 UMCo50 焊丝和 T800 粉末的堆焊性能做过分析比较,对 UMCo50 堆焊层的金相组织和磨损问题有所阐述。根据作者的调研,目前尚未在公开文献中发现针对 UMCo50 材料的堆焊工艺开展专项焊接性能的研究报道。

针对煤化工领域纯氧燃烧器外喷头易发生端面龟裂失效的问题,研究了外喷头表面失效材料的显微组织和物相成分,总结了不同损坏形式下的失效原因。研究了采用钨极氩弧焊在同种基体材料上堆焊 UMCo50 合金的修复手段,并基于多因素正交实验和极差分析法确定了最优堆焊工艺,为煤化工领域纯氧燃烧器修复提供了理论参考和技术支持。

## 1 外喷头端面失效分析

纯氧燃烧器长期处在炉内高压高温(约 1300℃)工艺气体环境中,外喷头承受火焰辐射以及气液固三相物料的高速冲蚀,并受到炉内纯氧及硫氯腐蚀的综合影响。要想提高外喷头使用寿命、延长堆焊修复件的使用寿命,必须对金属材料的失效形式和机理进行深入分析。外喷头材料选用含钴量 48%~52% 的奥氏体高温合金 UMCo50,其在 730~1100℃ 条件下具有一定的高温强度,良好的抗热疲劳、抗热腐蚀、耐磨蚀和抗氧化能力,其化学成分见表 1。

表 1 钴基合金 UMCo50 化学成分(质量分数,%)

Tab.1 Chemical composition of UMCo50  
Co-based alloy (wt%)

Cr	Fe	Co	C	Mn	S	Si	P
23~29	≤20.4	48~52	0.05~0.12	0.5~1.0	≤0.02	0.5~1.0	≤0.02

### 1.1 表面形貌检查

外喷头经过一个使用周期(约 2~3 月)后,端面出现放射状龟裂纹,图 1 中展示了三种形态各异的裂纹形式。图 1(a)端盖裂纹集中在喷头孔径处,裂纹粗大且周向不均,喷口材料出现严重的块状剥落,宽裂纹末端有不规则龟裂产生;图 1(c)端盖在喷头孔径处出现细碎的径向放射状裂纹和龟裂,裂纹布满整个端面且相对均匀,未有明显块状材料损失;图 1(b)端盖的裂纹特征介于前两者之间,除了径向放

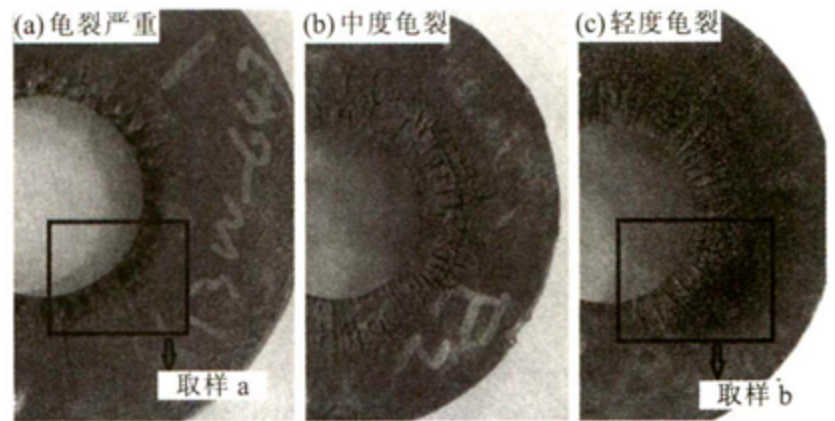


图 1 典型的外喷头端面龟裂形貌

Fig.1 Typical crack morphologies of outer nozzle

射状龟裂纹之外,沿周向还可观察到一条周向裂纹。

提取典型样块 a 和 b,取样位置分别见图 1(a)、(c),以下称 a 喷头、b 喷头。如图 2 所示,a 喷头呈黑褐色,裂纹粗大沿径向扩展,裂纹宽度约 2 mm,深度约 3 mm,孔径处材料剥蚀严重,宽裂纹末端有不规则龟裂产生;b 喷头端面呈黑色,裂纹细碎相对规则,部分裂纹已穿透孔径,材料损失不明显。超景深显微镜下失效喷头表面形貌见图 3,样块裂纹均起源于外喷头表面,沿径向扩展,但裂纹形貌却不相同,a 喷头表面裂纹较宽,呈沟槽状,有明显的材料损失;b 喷头表面呈网状龟裂。

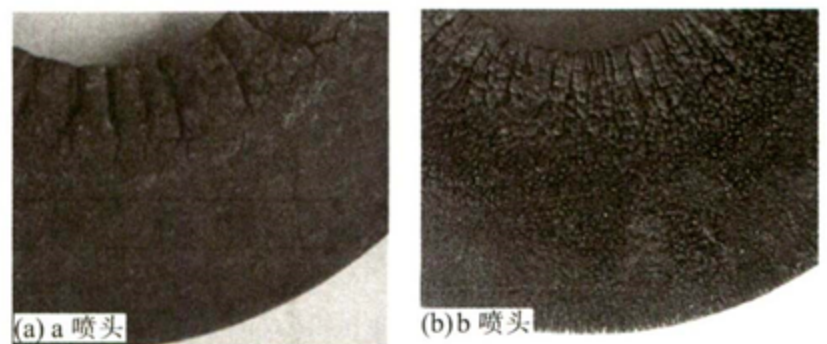


图 2 外喷头样块端面失效宏观形貌

Fig.2 Macroscopical appearance of failed surface of the outer nozzle

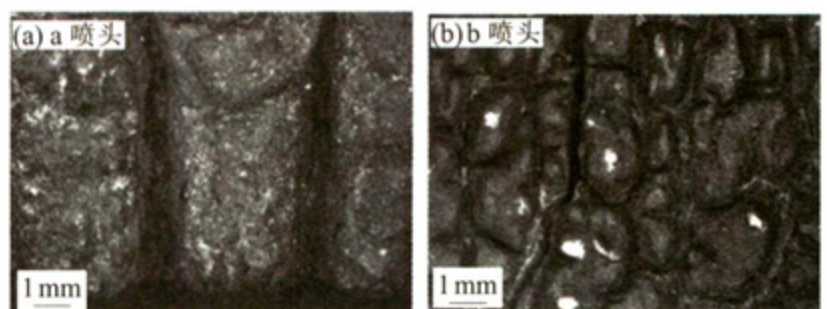


图 3 失效喷头表面微观形貌

Fig.3 Surface microscopic morphologies of failed nozzle

### 1.2 裂纹微观形貌

在失效喷头裂纹处取样,磨制横截面金相试样,经抛光、腐蚀后,观察裂纹微观形貌及失效部位的金相组织,见图 4。a 喷头金相组织为奥氏体,晶粒内有

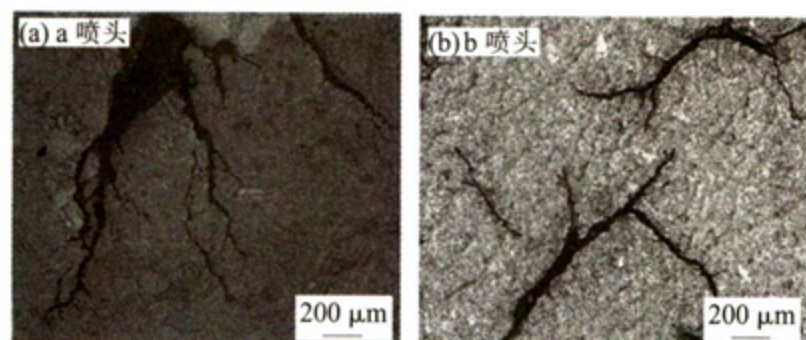


图4 裂纹部位的金相组织

Fig.4 Microstructure of cracking position

大量孪晶,裂纹从基体表面沿纵深方向扩展,裂纹附近材料未发现明显塑性变形,裂纹有明显的主干和分支,呈树枝状,主要沿晶界扩展。b 喷头金相试样中未能看到明显的晶界,与 a 喷头试样相比,晶粒细化,产生细小的亚结构,在基体上有黑色析出物,裂纹有分叉,裂纹内有黑色腐蚀产物。

试样表面均存在较厚的黑褐色腐蚀产物,对其进行能谱分析,结果显示 a、b 两个试样无明显差别,均含有较高的 C、O、Cr、Ca、Si 和少量的 S、Al、Fe 元素。

图 5 显示了扫描电镜下裂纹的显微组织结构,采用能谱仪分别对两个喷头试样选取 4 个微区(部分区域在图 5 内标出),其 EDS 分析结果见表 2。a 喷头试样裂纹沿晶界扩展,在晶界处和裂纹内部有腐蚀产物产生,微观裂纹附近取样区域 1、2 的分析结果显示,该区域 S 元素平均含量超过 17%,O 元素平均含量约 10%;在基体金属表面有许多细小的

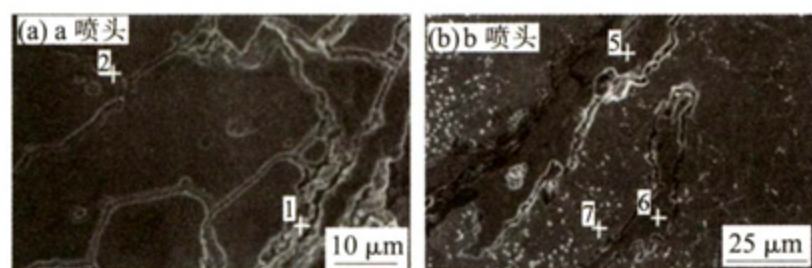


图5 裂纹 SEM 显微组织

Fig.5 SEM microstructure of cracks

表 2 裂纹区域 EDS 分析(质量分数,%)

Tab.2 EDS analysis of cracking positions (wt%)

喷头	区域	Co	Cr	Fe	C	S	O
a 喷头	1	33.71	27.92	9.25	1.77	16.76	10.59
	2	10.29	39.04	5.61	17.25	18.41	9.40
	3	29.35	26.02	10.39	3.6	-	28.37
	4	34.61	9.54	4.07	30.51	10.98	10.28
b 喷头	5	18.72	33.47	13.75	5.56	-	27.89
	6	20.56	34.44	12.24	4.15	-	27.50
	7	10.34	57.85	6.40	12.37	-	12.31
	8	6.43	45.63	6.50	12.60	17.02	11.34

孔洞,裂纹表面被一层白色物质覆盖,在另外两处取样点中的 O 和 S 元素含量也较高。在 UMC050 合金中,铬与氧的亲合力大于钴与氧的,可以推断裂纹表面白色物质为  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  氧化膜。

b 喷头试样 SEM 图显示,见图 5(b),基体金属中分布有大量白色颗粒状析出物,裂纹中有腐蚀产物,裂纹附近取样区域腐蚀产物平均 C 含量为 8.67%;O 元素含量偏高,最高值达 27.89%;Cr 元素含量 33%~57%,远远超过基材含量;有 3 处区域未检出 S 元素,1 处区域检测到了偏高的 S 元素。

## 2 失效原因分析

试样宏观检查和超景深显微镜观察显示,外喷头孔径处明显减薄,出现沟槽状裂纹。这些特性表明,外喷头失效的普遍原因之一是冲蚀磨损。煤气化过程中,煤颗粒随高速氧气流卷吸回流,裹挟熔渣冲击磨蚀喷头端面,在材料表面形成短程沟槽和小凹坑,在粒子和气体的反复冲击下材料反复发生塑性变形形成磨屑,造成材料流失。金相检验、扫描电镜结果表明,裂纹起源于喷口,裂纹扩展路径中有许多树枝状分支裂纹,与典型的应力腐蚀特征相一致。

a 喷头试样能谱分析结果显示裂纹中 S、O 含量偏高,表明喷头失效的另一个主要原因是含硫高温混合气氛中的硫化-氧化腐蚀,其典型的腐蚀产物形貌是疏松、无保护性的多层层状锈层,与 a 试样中的喷口材料逐层块状剥落失效形式类似。与氧的反应速度相比,Co、Cr、Fe 的硫化反应速度常数大 2 个以上数量级,这些金属的硫化速度显著大于其氧化速度。S 通过氧化层扩散和氧化层缺陷向内渗透的能力很强,在金属层内部形成硫化物,从而导致硫化-氧化,而且基体的内硫化还有自催化作用,加剧硫化裂纹的扩展,继续加深。

b 喷头试样裂纹腐蚀产物含有较多的 C 和大量的 O 元素,3 处区域未检出 S 元素,Cr 元素含量较高,超过基材,经能谱分析判断基体金属中的白色颗粒状析出物为 Cr 氧化物。在高温和强氧化环境下,金属表面会形成一层  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  氧化膜,以阻止材料被进一步氧化。金属材料的抗磨损能力与材料硬度成正比,与材料的弹性模量成反比,氧化层的强度和硬度稍低,因而在炉内物料的冲蚀作用下易发生剥落,使内部的金属暴露而再次被氧化、磨损剥落,这样持续循环,裂纹便不断扩展。与硫腐蚀相比,材料的高

温氧化、磨损速率较小,腐蚀较慢,形成的裂纹也更细碎均匀,材料的缺损呈现缓慢发展趋势,比较符合 b 试样中的喷嘴材料的失效形式。

与其他元素相比,Cr 元素有着更优异的抗硫腐蚀能力,其与合金中的 Cr 含量成正比,b 喷嘴的取样区平均 Cr 含量普遍高于 a 喷嘴的,其表面更易形成致密的 Cr 氧化物和硫化物保护层,也更有利于对抗高温 S、O 腐蚀的深入扩展。

值得关注的是,对 b 喷嘴试样的另一处裂纹进行观察取样,裂纹附近存在显微裂纹(图 6),内部有夹杂物,微裂纹附近取样区域的元素分析结果显示该夹杂物中含有较多的 S、Mn、Cr 和少量 Cu 元素,这些一般是钢铁在冶炼过程中带来的杂质。由于夹杂物与 UMC050 基体在可变形性、弹性模量及热膨胀系数等性能的差异,其与基体之间界面的结合较弱,在高温和应力下,首先二者的界面上形成微孔,造成材料内部的不连续性,随着微孔的扩展连接,形成裂纹。因此在堆焊修复过程中,要避免夹杂的产生和有害元素的引入。

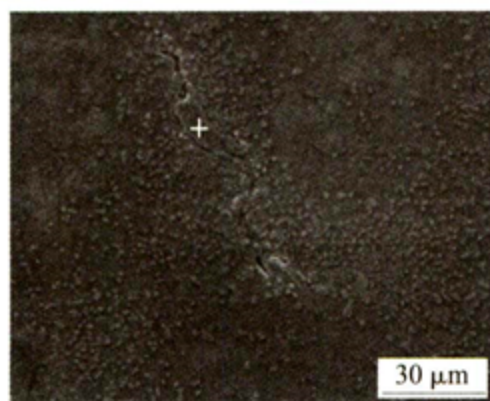


图 6 b 喷嘴试样的另一处裂纹显微组织

Fig.6 Microstructure of another crack in b nozzle specimen

气化炉内的反应环境十分复杂,煤和氧气环境不会一成不变,材料损坏形式是不同影响因素综合作用的结果,因此不能将损坏原因简单归结为某一特定原因。但从纷杂多变的众多影响因素中找出最突出的主因,针对具体工况有针对性地从选材、加工和焊接等方面制定方案、缓解最突出的矛盾,是下一步工作的重点。

### 3 UMC050 堆焊工艺优化

与锻造基材相比,堆焊层的金相组织属于铸造组织,比较粗大,而晶界又是缺陷集中的地方,晶粒不够致密、成分不均匀、组织不同等因素会导致材料性能减弱;表面硬度降低也会使喷嘴端面更易磨损、更早出现沟槽状裂纹。结合前文分析的外喷嘴材料

方面损坏的原因和实际焊接生产过程,通过实验手段展开研究工作,希望优化 UMC050 堆焊工艺参数,提高堆焊层性能。

#### 3.1 正交实验设计

采用手工钨极氩弧焊,将  $\phi 2.5\text{ mm}$  的 UMC050 焊丝在 UMC050 板材上进行多层多道堆焊,试板尺寸为  $100\text{ mm}\times 100\text{ mm}\times 6\text{ mm}$ ,堆焊层总厚度  $4\sim 5\text{ mm}$ 。选择焊接电流、堆焊速度、层间温度、堆焊层数 4 个工艺参数作为影响因素进行正交实验设计,每个因素选取 4 个水平,依据正交表  $L_{16}(4^4)$  安排 16 组正交实验方案(见表 3)。实验结果统计分析采用极差分析法,极差值表征实验结果的主次因素,极差值大就表明该因素对实验结果的影响大,是主要因素,否则为次要因素。

#### 3.2 实验结果分析

##### 3.2.1 宏观检测

焊接试样堆焊层均无明显裂纹和气孔等缺陷,但 1~4 号试样堆焊层成形较差,这是由于堆焊电流较小,焊丝无法充分熔化造成的。堆焊后,试板发生了不同程度的变形,变形量见表 3,对变形量做极差分析,极差分析结果见表 4。由极差得出试板变形量的影响因素主次顺序:堆焊层数>堆焊电流>层间温度 $\approx$ 堆焊速度。

##### 3.2.2 显微硬度

对各试样进行显微硬度测量,在每个试样堆焊层表面等距离取 10 个点进行测量,去掉最大值与最小值后计算硬度平均值,见表 3,极差分析见表 5。从结果可知,堆焊工艺参数对堆焊层显微硬度的影响程度从大到小依次是堆焊电流>堆焊速度>堆焊层数>层间温度。

堆焊层显微硬度最大值为 294HV0.5。为研究堆焊层到基体硬度变化的规律,对不同工艺参数下的试样沿垂直于熔合线的方向进行硬度测量,从基体、熔合线到堆焊层每隔 0.25 mm 测量一次。结果显示,在不同焊接工艺参数下,各试样硬度变化规律几乎一致,从基材到堆焊层,硬度逐渐降低,基材硬度约为 350HV0.5,而熔合线附近的硬度约为 300HV0.5,堆焊层硬度最低,低于 300HV0.5。

##### 3.2.3 显微组织和物相分析

观察各试样堆焊层扫描电镜显微组织和 X 射线衍射图谱,结果显示所有试样堆焊层与基体结合良好,堆焊层组织主要是粗大的柱状晶组成,在柱状

表3 正交实验方案及结果  
Tab.3 Orthogonal experiment schemes and the results

序号	A 焊接电流 /A	B 堆焊速度 /( $\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$ )	C 层间温度 / $^{\circ}\text{C}$	D 堆焊层数	试板变形量 /( $^{\circ}$ )	一次枝晶间距平均值 / $\mu\text{m}$	硬度平均值 (HV0.5)
1	100	8	50	2	4.8	13.25	278
2	100	9	100	3	4.2	13.89	272
3	100	10	150	4	6.1	12.37	285
4	100	11	250	5	7.4	12.34	294
5	120	8	100	4	9.8	15.34	272
6	120	9	50	5	6.2	12.38	270
7	120	10	250	2	6.0	11.21	283
8	120	11	150	3	6.2	11.61	275
9	140	8	150	5	7.0	13.37	278
10	140	9	250	4	9.2	15.82	264
11	140	10	50	3	8.8	12.90	275
12	140	11	100	2	6.6	11.58	274
13	160	8	250	3	6.1	18.21	258
14	160	9	150	2	4.8	15.13	271
15	160	10	100	5	9.8	16.51	270
16	160	11	50	4	9.0	13.07	265

表4 试板变形量极差分析( $^{\circ}$ )Tab.4 Range analysis of distortion of welding plate( $^{\circ}$ )

变形量极差	电流	堆焊速度	层间温度	堆焊层数
$M_{1j}$	5.625	6.925	7.2	5.55
$M_{2j}$	7.05	6.1	7.6	6.325
$M_{3j}$	7.9	7.675	6.025	8.525
$M_{4j}$	7.425	7.3	7.175	7.6
极差 $R_{ij}$	2.275	1.575	1.575	2.975

表5 堆焊层表面显微硬度极差分析(HV0.5)

Tab.5 Range analysis of microhardness of surfacing layer surface (HV0.5)

表面硬度极差	电流	堆焊速度	层间温度	堆焊层数
$M_{1j}$	282.25	271.5	272	276.5
$M_{2j}$	275	269.25	272	270
$M_{3j}$	272.75	278.25	277.25	271.5
$M_{4j}$	266	277	274.75	278
极差 $R_{ij}$	16.25	9	5.25	8

晶中分布着呈交叉网状的层片组织,堆焊层中未见析出物。各组试样物相基本相同,堆焊层内组织为 $\gamma$ -Co(面心立方)、 $\epsilon$ -Co(密排立方)、CrCo共存,所生成的 $\epsilon$ 相为波片状,在面心立方的 $\gamma$ 相晶粒内呈交叉网状分布。

从扫描照片来看,5、9、13、14、15、16号试样堆焊层中均有较多孔洞产生(见图7(c)),分析可知当电流过大或焊接速度过慢时,都会增大局部热输入,导致堆焊层晶粒粗大,并出现较多的缺陷,使堆焊层性能恶化,在实际应用中应予以避免。

枝晶间距较大,即组织较粗大,这会使材料的强度、韧性和塑性降低。各工艺参数下堆焊层中一次枝晶间距明显不同,不同工艺参数下试样的平均枝晶间距测量结果见表3,其极差分析见表6。堆焊工艺参数对堆焊层一次枝晶间距的影响程度从大到小依次是堆焊电流>堆焊速度>层间温度>堆焊层数。

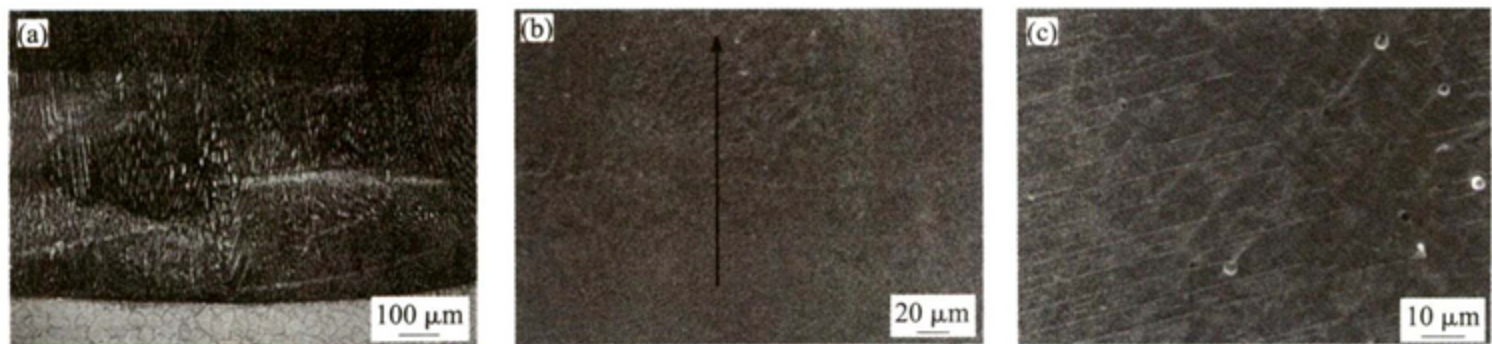


图7 9号试样堆焊层扫描照片

Fig.7 Microstructure of No.9 deposited metal

表6 一次枝晶间距极差分析表( $\mu\text{m}$ )Tab.6 Range analysis of primary dendrite spacing( $\mu\text{m}$ )

枝晶间距极差	电流	堆焊速度	层间温度	堆焊层数
$M_1$	12.963	15.043	12.9	12.793
$M_2$	12.635	14.305	14.33	14.153
$M_3$	13.418	13.255	13.12	14.15
$M_4$	15.73	12.15	14.395	13.65
极差 $R_{ij}$	3.095	2.893	1.495	1.36

### 3.3 实验总结

从堆焊成型考虑,堆焊层数和堆焊电流是影响焊接变形的主要影响因素,堆焊电流 100 A,堆焊层数为 2 层时变形量最小,但从堆焊层成形质量考虑,电流为 100 A 时堆焊层成形很差,因此堆焊电流应取稍大值。堆焊层数越多,层与层之间出现缺陷的几率就越大,焊接的残余应力和变形也会增加,因此焊接的层道数不宜过大,以 2~3 层为宜。

从堆焊层耐磨损性考虑,堆焊电流和堆焊速度的影响因素最大。堆焊层的显微硬度远低于母材的,从基材到堆焊层硬度逐渐降低,显微硬度的最佳工艺参数是堆焊电流 100 A,堆焊速度 10 cm/min。从堆焊层扫描电镜分析结果看,热输入过大会使晶粒粗大,并产生缺陷,从表 3 一次枝晶间距数据得出的最佳参数是堆焊电流 120 A,堆焊速度 10 cm/min;采用较快的焊接速度,能减少堆焊热裂纹并提高生产速度,综合考虑最终焊接速度选择 10~11 cm/min。

从实际焊接效率考虑,由于层间温度对焊接质量影响相对较小,可以提高层间温度以提升生产效率;但从堆焊层的力学性能角度分析,层间温度过高不利于形成细小的金相组织,因此综合考虑层间温度取  $(60\pm 10)^\circ\text{C}$ 。

综上所述,根据正交实验结果,优化后的 UMCo50 堆焊工艺参数为焊接电流 120 A,堆焊速度 10~11 cm/min,层间温度  $(60\pm 10)^\circ\text{C}$ ,堆焊层 2~

3 层。在环状基材上采用优化后的焊接工艺参数进行验证实验,堆焊后的试样成形良好,表面未见裂纹等缺陷,X 射线探伤结果显示堆焊层内部无气孔、夹杂、裂纹等缺陷,完全满足堆焊要求。


## 4 结论

(1) 燃烧器热端面在不同工况下的失效原因不完全相同,高速硬质颗粒的冲蚀磨损和应力腐蚀是端面出现龟裂的一个原因;含硫高温混合气氛中的硫化-氧化腐蚀和高温氧化是造成表面裂纹发展加深甚至层状剥落的另一个原因。

(2) 应避免在材料冶炼和堆焊修复过程中产生夹杂或引入有害元素,杂质弹性模量及热膨胀系数的差异会大大增加金属产生显微裂纹的风险,成为材料失效的起始点。

(3) 从堆焊成型、耐磨损性能和实际焊接效率考虑,在 UMCo50 合金上堆焊 UMCo50 焊丝的最佳工艺参数为焊接电流 120 A,堆焊速度 10~11 cm/min,层间温度  $(60\pm 10)^\circ\text{C}$ ,堆焊层 2~3 层。采用该参数进行了堆焊实验验证,可以满足堆焊层使用要求。

### 参考文献:

- [1] 杨文军,杨永良. 用正交法分析 Co 基合金堆焊面的质量[J]. 重型机械,2014(4): 33-37.
- [2] 李国栋,栗卓新,杨津瑜,等. Co 基合金 TIG 堆焊层界面组织及性能的研究[J]. 热加工工艺,2014,43(21): 50-52.
- [3] 薛海涛,唐强,颜超,等. UMCo50 合金的同质及 T800 堆焊层组织及性能[J]. 热加工工艺,2020,49(9): 36-40.
- [4] 黄元伟. 高温硫腐蚀与防护 [J]. 腐蚀与防护,1997,18(6): 243-246.
- [5] 郑启,李萍,王慧敏. 热处理对 UMCo50 耐热合金抗热腐蚀性能的影响[J]. 石油化工腐蚀与防护,2001,18(3): 52-53.
- [6] 李聿营. Texaco 工艺烧嘴失效分析及对策[J]. 腐蚀科学与防护技术,2014,26(6): 550-554. 

(上接第 150 页)

- [4] 钟群鹏,赵子华. 断口学[M]. 北京:高等教育出版社,2006.
- [5] 张栋,钟培道,陶春虎,等. 失效分析[M]. 北京:国防工业出版社,2013.
- [6] 孙明,亢春,李月宵,等. 石化厂硫酸输送管道开裂失效分析[J]. 理化检验(物理分册),2019,55(8):588-592.
- [7] 丁毅,文江平,师红旗,等. 氢气压缩机缸套开裂失效分析

[J]. 热加工工艺,2011,40(23):224-225.

- [8] 陈国楨,肖柯则,姜不居,等. 铸件缺陷和对策手册[M]. 北京:机械工业出版社,1996.
- [9] 李莉,陈永泰,张方. 重型载重车辆灰铸铁材质制动鼓失效分析[J]. 热加工工艺,2012,41(7):198-200. 