

引用格式:熊江,辛争秋,李文朝,等.焊接材料对UMCo50堆焊层显微组织及高温性能的影响[J].热加工工艺,2024,53(21):130-136.

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20231459  
http://www.rjggy.net rjggy@vip.163.com

# 焊接材料对UMCo50堆焊层显微组织及高温性能的影响

熊江<sup>1</sup>, 辛争秋<sup>3</sup>, 李文朝<sup>2</sup>, 薛海涛<sup>2</sup>, 唐强<sup>3</sup>

(1. 中海油惠州石化有限公司, 广东 惠州 516000; 2. 河北工业大学, 天津 300400; 3. 北京航化节能环保技术有限公司, 北京 100166)

**摘要:**为了提高堆焊修复后煤浆进料燃烧混合器的使用寿命,设计了4种堆焊焊丝作为填充材料,与UMCo50焊丝进行对比,采用TIG焊方法在UMCo50板材上堆焊制备堆焊层。通过高温氧化试验、高温熔盐腐蚀试验以及高温磨损试验,对5种焊丝堆焊层的高温耐腐蚀、高温抗氧化、高温耐磨损性能进行了对比研究,并通过X射线衍射分析测试(XRD)、扫描电镜(SEM)及能谱测试(EDS)等方法对堆焊层微观组织及相组成进行了分析。结果表明:UMCo50堆焊层微观组织是具有胞状亚结构的平面晶,基体全部是钴基固溶体;设计的四种焊丝的堆焊层微观组织以树枝状的钴基固溶体为主,树枝晶之间分布有碳化物及低熔点共晶物。焊丝中添加W、Mn、Si等元素的固溶强化和析出的WC形成的第二相强化可提高堆焊层的硬度及耐磨性;提高Cr含量和降低Fe含量,可提高堆焊层的高温抗氧化性及耐蚀性。

**关键词:**UMCo50;焊丝;堆焊;高温性能

中图分类号:TG422.3

文献标识码:A

文章编号:1001-3814(2024)21-0130-07

## Effect of Welding Material on Microstructure and High Temperature Performance of UMCo50 Overlay Layer

XIONG Jiang<sup>1</sup>, XIN Zhengqiu<sup>3</sup>, LI Wenzhao<sup>2</sup>, XUE Haitao<sup>2</sup>, TANG Qiang<sup>3</sup>

(1. CNOOC Huizhou Petrochemicals Company Limited, Huizhou 516000, China; 2. Hebei University of Technology, Tianjin 300400, China; 3. Beijing Aerospace Petrochemical Technology Energy Conservation and Environmental Protection Corporation Limited, Beijing 100166, China)

**Abstract:** In order to improve the service life of the coal slurry feed combustion mixer after overlay welding repair, four kinds of overlay welding wires were designed as filler materials, compared with UMCo50 welding wire, and the TIG welding method was used to prepare overlay welding layer on UMCo50 plate. Through high-temperature oxidation test, high-temperature molten salt corrosion test and high-temperature wear test, the high-temperature corrosion resistance, high-temperature oxidation resistance, high-temperature wear resistance of the five kinds of welding wire overlay layer were compared and studied, and X-ray diffraction analysis test(XRD), scanning electron microscopy(SEM) and energy spectroscopy(EDS) were used to analyze the microstructure and phase composition of the overlay layer. The results show that the microstructure of UMCo50 overlay layer is a planar crystal with a cyto-like substructure, and the matrix is all cobalt-based solid solution. The microstructure of the surfacing layer of the four types of welding wires designed is mainly dendritic cobalt-based solid solution, and carbides and low melting eutectics are distributed between dendrites. The solution strengthening of W, Mn, Si and other elements added to the welding wire and the second phase strengthening formed by the precipitated WC can improve the hardness and wear resistance of the surfacing layer, increasing Cr content and reducing the Fe content can improve the high temperature oxidation resistance and corrosion resistance of the overlay layer.

**Key words:** UMCo50; welding wire; surfacing welding; high-temperature properties

煤浆进料燃烧混合器是水煤浆加压气化系统中

的核心设备,其安全稳定的长周期运行,对整个煤化工企业安全生产和运营成本起着决定性的作用。然而,煤浆进料燃烧混合器外喷头工作在高温、富氧、含硫氯,且有三相流冲刷的苛刻工况条件下,其平均使用寿命非常短。主要失效形式是在外喷头出口处

收稿日期:2023-06-02

作者简介:熊江(1988-),男,重庆人,工程师,主要从事石油化工及煤化工设备管理方面的工作;E-mail:272713331@qq.com.cn

产生径向放射状裂纹和不规则龟裂,这导致烧嘴雾化效果变差,炉内火焰形状有所改变,炉内气体成分发生变化;若发生偏喷,火焰还会烧蚀炉内耐火砖,导致耐火砖过早失效。裂纹深度随运行时间的增加而加深,当裂纹演变成贯穿性裂纹时,冷却水室端面出现渗漏,发生气化炉急停等生产事故。为了节约成本,可对外端面失效后的煤浆进料燃烧混合器进行修复再使用,然而采用 UMCo50 同质焊丝堆焊修复的燃烧器使用寿命远低于原始锻件的使用寿命。为了提高堆焊修复后煤浆进料燃烧混合器的使用寿命,本文设计了 4 种堆焊焊丝,采用手工钨极氩弧焊施焊,研究了不同填充材料对 UMCo50 堆焊层的微观组织及性能的影响。

## 1 试验材料及方法

试样选用  $\phi 120\text{ mm}\times 6\text{ mm}$  的圆形 UMCo50 板材作为母材,设计了 RE1、RE2、RE3、RE4 钴基焊丝作为填充材料,4 种堆焊焊丝与 UMCo50 成分对比,主要变化是适当降低了 Fe 含量,添加了 W、Mn、Si、Ni 元素,增加了 C 和 Cr 含量。母材的成分见表 1,焊丝的成分见表 2。

表 1 UMCo50 合金的化学成分(质量分数,%)

Tab.1 Chemical composition of the UMCo50 alloy (wt%)

Co	Cr	Fe	C	Mn	Ni	S	Si
48~52	26~30	13~15	0.05~0.10	$\leq 1.5$	$< 3$	$\leq 0.03$	$\leq 1.5$

使用线切割对堆焊层截取试样,尺寸为  $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ ;对其横截面进行打磨和抛光,用  $5\text{ g CuCl}_2+5\text{ g FeCl}_2+20\text{ mL HNO}_3+80\text{ mL HCl}$  腐蚀剂对试

表 2 钴基合金焊丝的化学成分(质量分数,%)  
Tab.2 Chemical composition of cobalt-based alloy welding wires (wt%)

焊丝名称	Cr	Ni	W	Fe	Mo	C	Mn	Si	S	P	Co
RE1	29	3	12.5	3	1	2.5	1	2	-	-	余量
RE2	25	3	4.5	3	1	1.2	1	2	-	-	余量
RE3	27	3	8.5	3	1	1.45	1	2	-	-	余量
RE4	21	3	7	3	1	0.5	1	2	-	-	余量
UMCo50	19	-	-	23	1	0.05	-	-	0.02	0.02	余量

件进行腐蚀。使用型号为 DM2700 的光学显微镜分析仪观察试样的金相组织;使用型号为 JSM-6510 的 SEM 分析试样的微观组织,并利用 EDS 对微区进行成分分析;使用型号为 Druker D8 Discover 的 XRD 对试样的物相组成进行分析。

采用 MG-2000 型高温摩擦磨损试验机,尺寸为  $\phi 75\text{ mm}\times 10\text{ mm}$  的 GCr15 磨盘,以往复式的方式进行高温磨损试验,测量 UMCo50 的高温耐磨损性能。采用称重法进行高温氧化试验,测量其高温抗氧化性能<sup>[1]</sup>。选用质量比为 3:1 的硫酸钠和氯化钠混合盐作为腐蚀介质,进行高温熔盐腐蚀试验,测量其耐腐蚀性能。

## 2 试验结果及分析

### 2.1 堆焊层的显微组织分析

图 1 为 5 种堆焊层熔合区在光学显微镜下的照片。可发现,焊丝与 UMCo50 基材熔合良好,堆焊层的晶粒都是从基体上处于熔化及半熔化状态的晶粒上以联生结晶的方式长大,其长大方向大都垂直于熔合线。

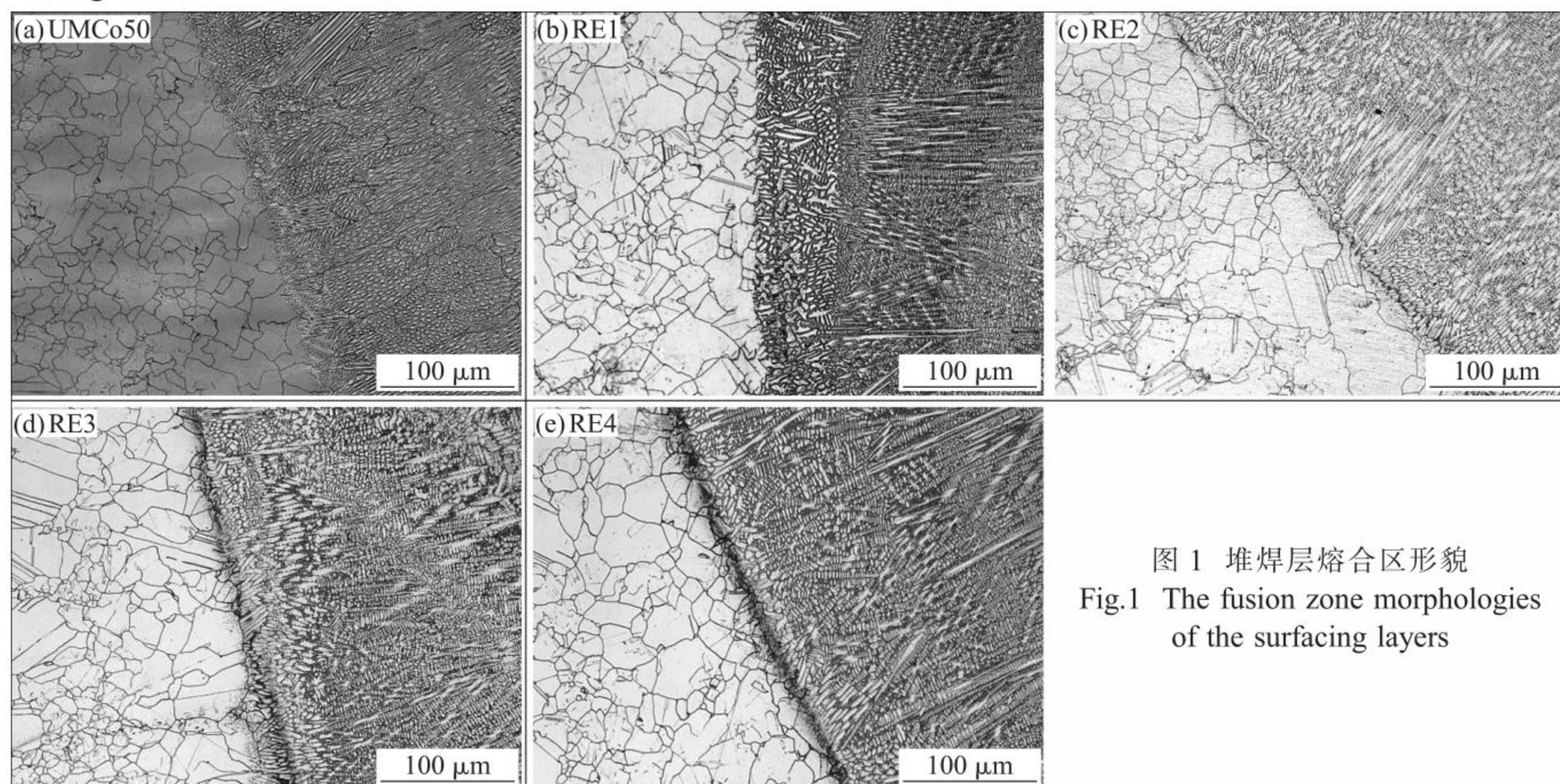


图 1 堆焊层熔合区形貌  
Fig.1 The fusion zone morphologies of the surfacing layers

图 2 为堆焊层微观组织光学显微镜照片。从图 2(a)可看出,UMCo50 堆焊层的晶粒内部有胞状亚结构,说明其结晶时液态金属有较小的成分过冷。本

文设计的四种焊丝堆焊层组织主要以树枝晶为主,但树枝晶大小不一,这说明所设计的四种焊丝堆焊层在结晶时,有比 UMCo50 更大的成分过冷,导致

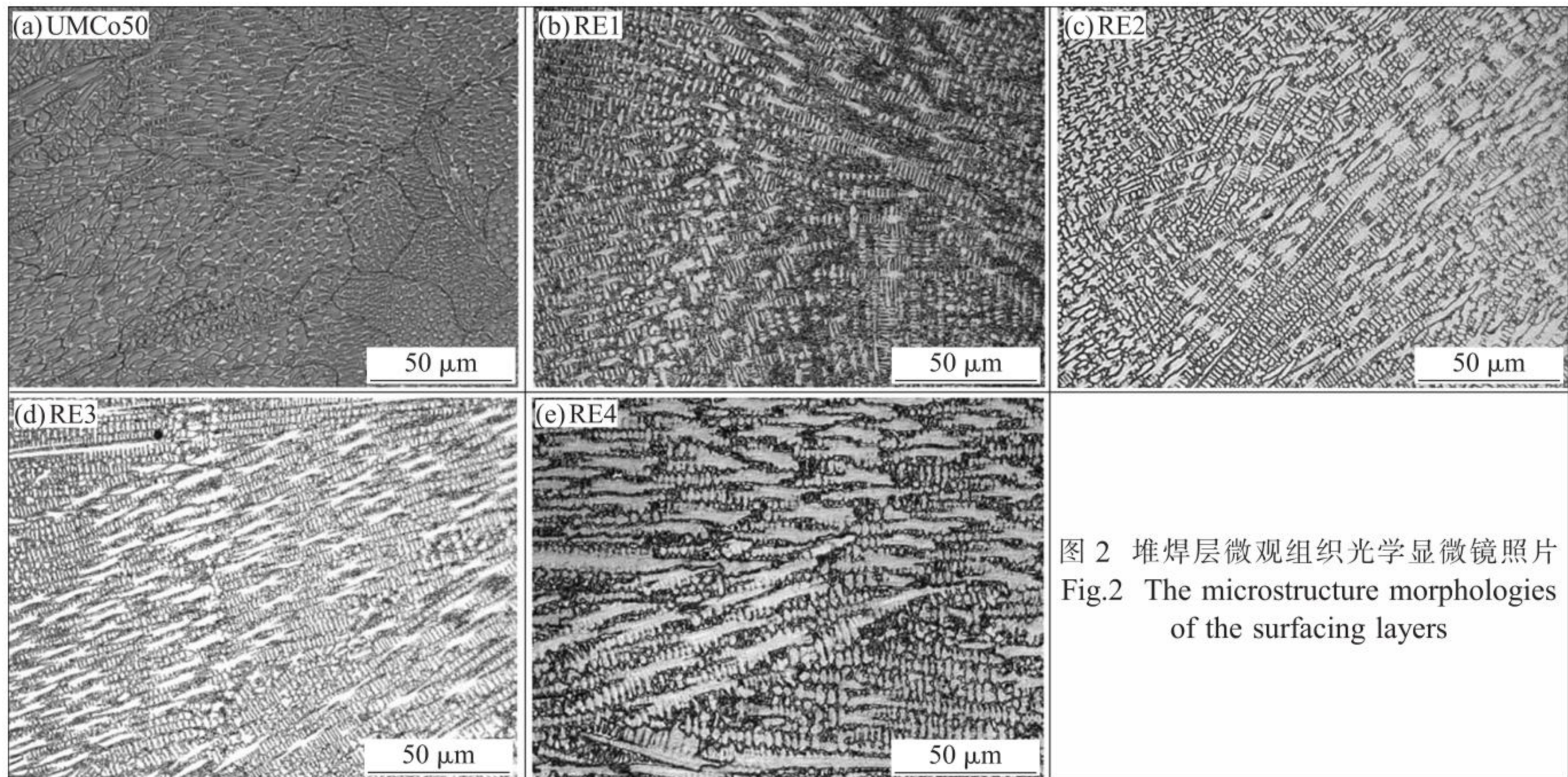


图 2 堆焊层微观组织光学显微镜照片  
Fig.2 The microstructure morphologies of the surfacing layers

的结果是成分偏析也更大。

图 3 为 5 种焊丝堆焊层的 XRD 分析结果。从图中可看出,五种焊丝的堆焊层物相主要为  $\alpha$ -Co (fcc)和  $\varepsilon$ -Co(hcp)。Co 在常温下以稳定的密排六方结构(hcp)存在,当温度超过  $417^{\circ}\text{C}$ 时,将转变为面心立方结构(fcc)。在钴基合金冷却过程中,将由  $\alpha$ -Co 转变为  $\varepsilon$ -Co,这种转变过程为非扩散型转变,转变速度很慢。而实际的冷却速度比较快, $\alpha$ -Co 向  $\varepsilon$ -Co 的转变并不完全,因此堆焊层中不仅含有  $\alpha$ -Co (fcc),还含有  $\varepsilon$ -Co (hcp)<sup>[2]</sup>。堆焊层中也有可能含有其它物相,但由于含量少,限于 XRD 的分析精度,

无法辨别出。

堆焊层微观形貌的 SEM 结果如图 4 所示。可看出,RE1~RE4 的微观形貌基本一致,都是在白色的基体上分布有灰色组织,白色的基体呈现或粗或细的鱼骨状。对比图 2 可知,图 4(b)~(e)中白色的基体对应于图 2 中白色的树枝晶。表 3 为图 4 中各选区的 EDS 分析结果。从表 3 中可看出,白色基体的成分 Co 的比例最高,是钴基固溶体,灰色的组织中 Co 含量偏低。在结晶过程中,在结晶前沿一旦有晶瘤突入液态金属,由于存在较大的成分过冷,晶瘤便迅速长大,并通过固液界面向液态金属中扩散溶质元素,使得枝晶之间的液态金属的溶质元素浓度越来越高,直到最后凝固,这就导致树枝晶之间那些最后凝固的液态金属中溶质元素含量偏高而 Co 元素偏低,还可能含有低熔点共晶物。相比较 UMCo50 焊丝的堆焊层,合金元素种类少,Fe 在 Co 中固溶度大,因此在晶界与晶内并没检测到很大的成分偏析,晶界窄而清晰。

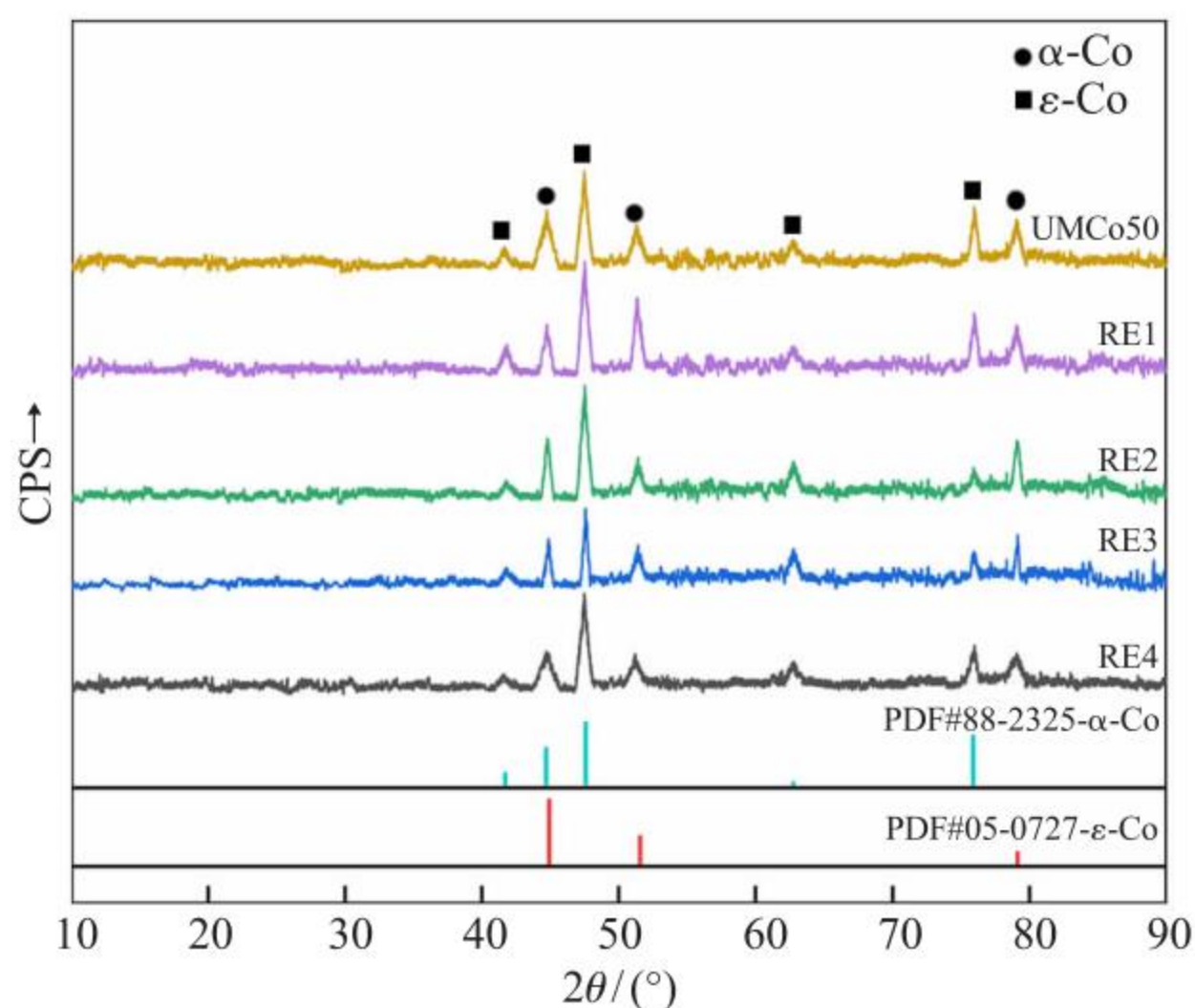


图 3 堆焊层的 X 射线衍射图谱  
Fig.3 X-ray diffraction pattern of surfacing layers

## 2.2 堆焊层耐高温氧化性能研究

图 5(a)是根据  $1000^{\circ}\text{C}$ 下各堆焊层每 10h 的氧化增重数据得到的曲线,图 5(b)是根据  $1000^{\circ}\text{C}$ 下各堆焊层的累积氧化增重数据得到的氧化曲线。从图 5(a)可看出,各堆焊层氧化增重趋势基本相同:前 10h 增重较多,之后增重速度明显放缓,这是因

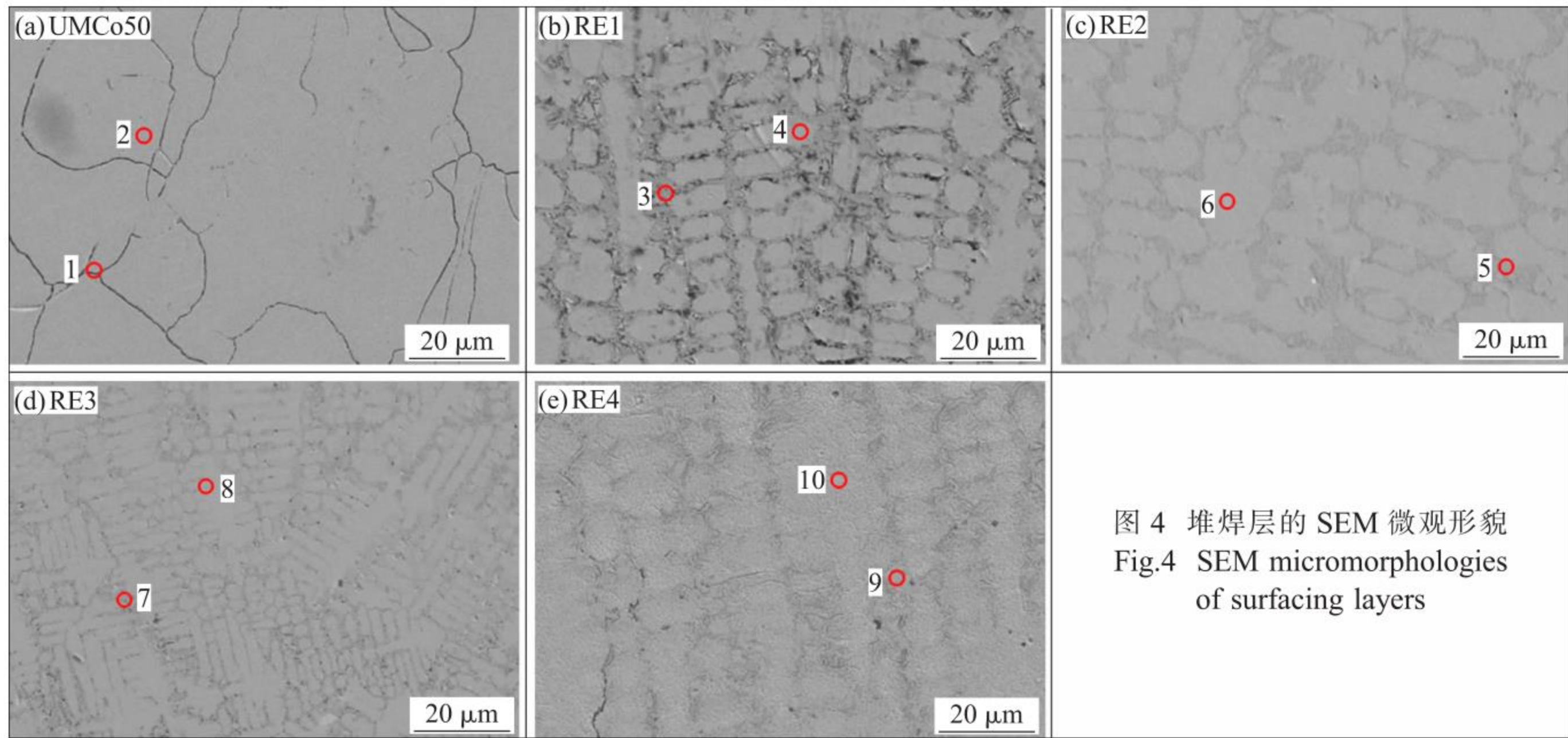


图4 堆焊层的 SEM 微观形貌  
Fig.4 SEM micromorphologies of surfacing layers

表3 图4中各选区的EDS分析结果(质量分数,%)  
Tab.3 The EDS analysis results of each area in Fig.4 (wt%)

区域	C	Si	Cr	Mn	Fe	Co	W
1	0.28	0.92	18.63	0.77	23.81	54.54	-
2	0.23	0.96	17.73	0.51	24.00	54.72	-
3	12.09	1.27	40.37	2.01	2.43	36.47	5.37
4	5.52	2.04	27.83	1.21	3.26	56.52	3.62
5	12.51	1.10	45.05	1.74	2.24	32.05	5.31
6	4.84	1.64	27.44	1.29	3.35	57.66	3.77
7	14.38	2.59	53.56	2.13	1.06	16.75	8.54
8	6.96	1.92	36.30	1.72	2.52	42.33	8.25
9	13.22	1.13	60.22	2.28	0.77	14.02	7.99
10	5.21	0.47	22.97	0.77	1.93	51.00	8.00

为在氧化试验初期,堆焊层基体中的元素与空气中的氧发生反应,产生了致密的氧化膜。一旦在堆焊层表面产生致密的氧化膜,就阻止了O元素向基体的继续扩散,从而提高抗氧化性能<sup>[3]</sup>;同时在试验过程中,并未发现大量氧化膜的脱落,因此,氧化总体趋势为增重。

5种焊丝堆焊层最终增重量的排序为UMCo50>RE4>RE2>RE3>RE1。由此可推断在1000℃高温、100h的高温氧化试验中,抗氧化性UMCo50<RE4<RE2<RE3<RE1。有文献[4]表明,与其它基体元素相比,Cr元素与氧具有更好的亲和力,在氧化过程中基体表面会率先生成Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>氧化膜。因此基体中Cr元素含量越多,生成的Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>氧化层越致密,阻隔氧气与内部基体接触的能力就越强。

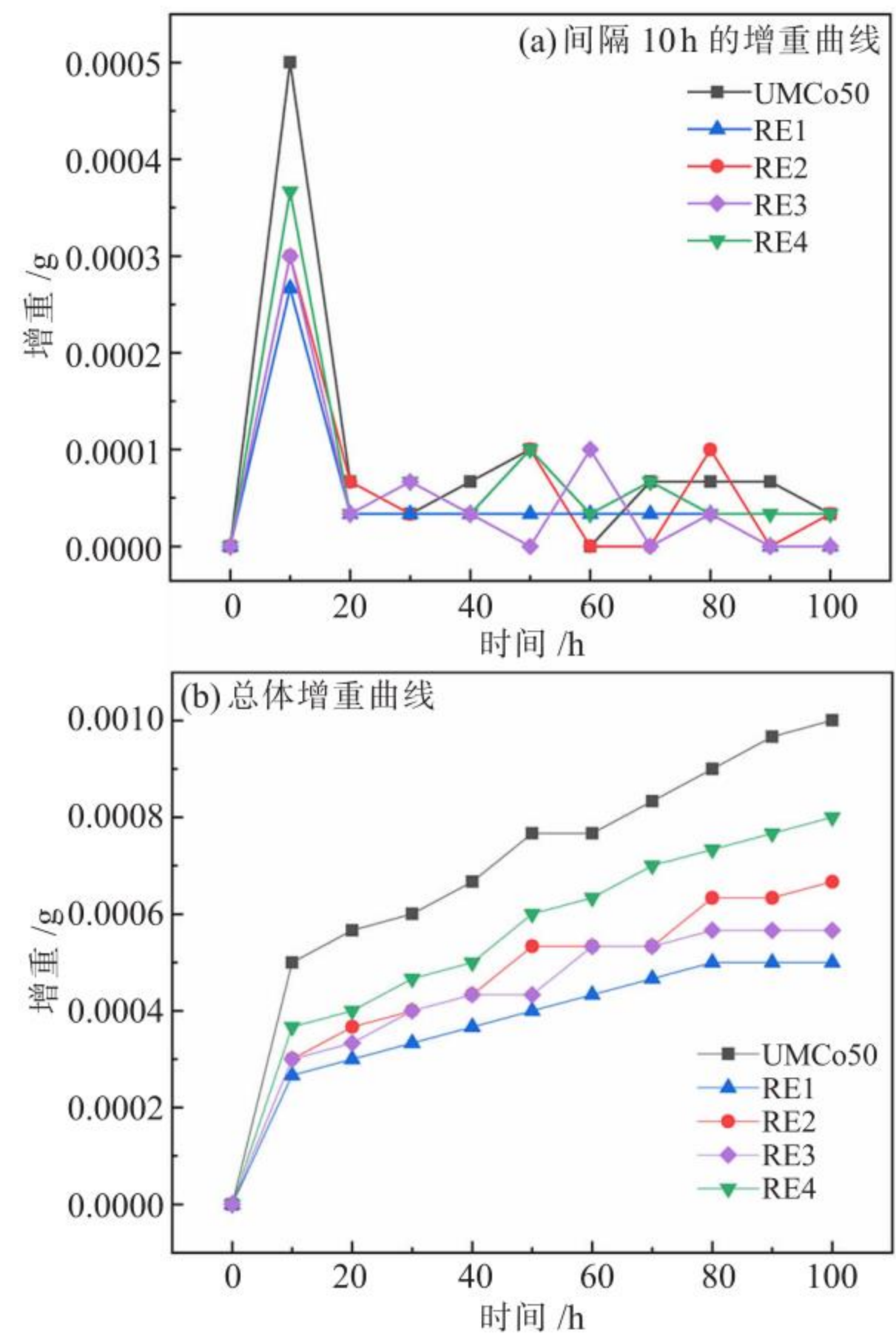


图5 各试样间隔10h的氧化增重曲线和总体氧化增重曲线

Fig.5 Oxidation weight gain curves with an interval of 10 h and overall oxidation weight gain curves of each sample

### 2.3 堆焊层耐高温熔盐腐蚀性能研究

将五种焊丝堆焊层试样在1000℃、75wt%Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+25wt%NaCl的腐蚀环境中,通过高温熔盐腐蚀试验检测其抗腐蚀性,图6(a)是根据5种焊丝堆焊层试样每10h的腐蚀失重数据得到的腐蚀失重曲线,

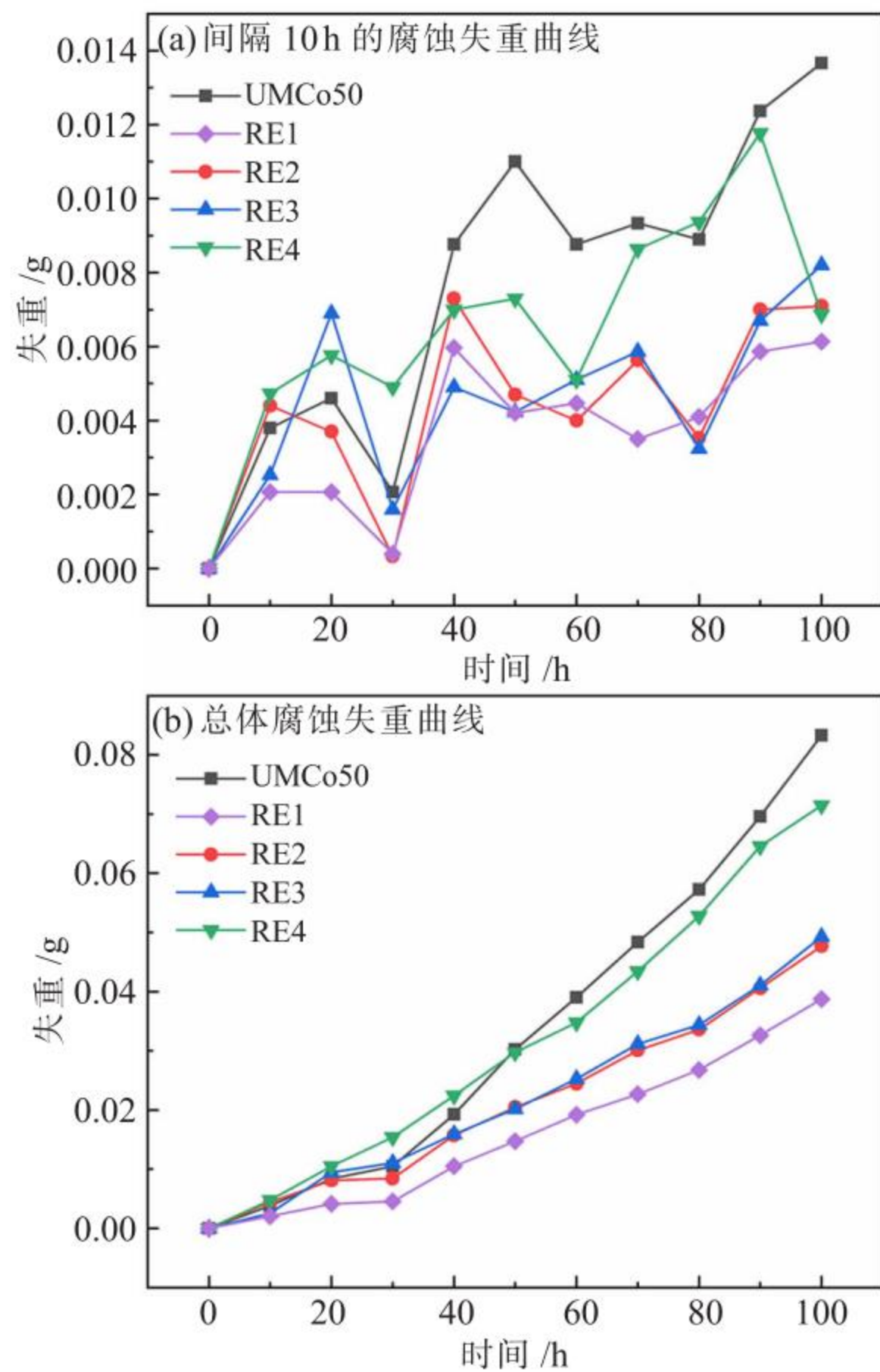


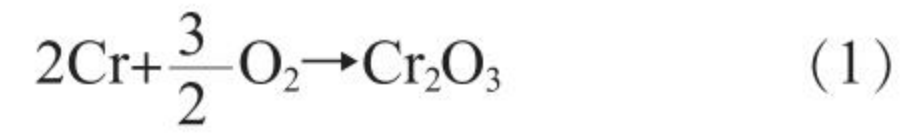
图6 各试样间隔10h的腐蚀失重曲线和总体腐蚀失重曲线

Fig.6 Corrosion weight loss curves at 10 h intervals and overall corrosion weight loss curves of each sample

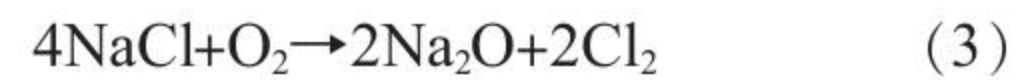
图6(b)是各试样总体腐蚀失重曲线。通过对5种焊丝堆焊层腐蚀之后的重量测量发现,腐蚀失重随着腐蚀时间的增加而增加,并呈现出了失重速率先慢后快的趋势;在腐蚀试验的前30h,腐蚀失重曲线的斜率都比较低,表明这个期间内腐蚀速率较慢;在腐蚀试验的30~100h,腐蚀失重曲线斜率逐渐变大,表明此期间腐蚀速率加快。这种现象的发生主要与热腐蚀进程有关:热腐蚀是一个复杂的过程,它经历了两个阶段:孕育期和扩展期。在孕育期,合金表面形成了一层致密的氧化膜,这层氧化膜有助于防止合金受到更多的侵蚀,由于涂盐能够加速腐蚀,所以孕育期持续时间较短。在扩展阶段,由于腐蚀介质和氧化膜作用,使氧化层断裂或挥发而失去了防护功能,侵蚀速率显著提高。腐蚀的前30h是孕育期,所以腐蚀损失重量相对较小,但在30h后,由于腐蚀仍处于扩散阶段,所以腐蚀逐渐加剧。根据5种焊丝堆焊层的总体腐蚀失重对比,可发现最终失重的排序为  $UMCo50 > RE4 > RE3 \approx RE2 > RE1$ ,由此可推断在  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  高温、100h 的高温熔盐试验中,抗腐蚀

性  $UMCo50 < RE4 < RE3 \approx RE2 < RE1$ 。

堆焊层内部含有较多的Cr元素,Cr元素与氧具有较好的亲和力,因此在高温热腐蚀初期会先在试样表面生成  $Cr_2O_3$  氧化膜和  $CoCr_2O_4$  尖晶石<sup>[5-6]</sup>,反应式如下:



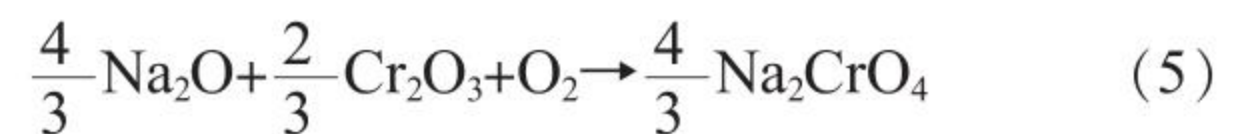
$Cr_2O_3$  和  $CoCr_2O_4$  可保护基体,阻止腐蚀介质向内部扩散<sup>[7]</sup>,而在高温环境下,NaCl会发生以下反应:



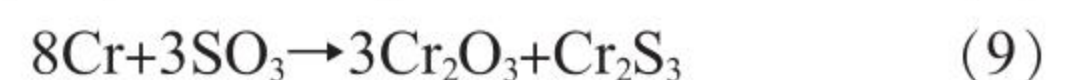
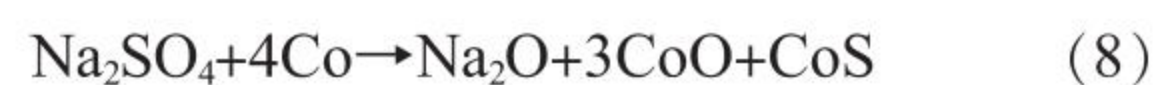
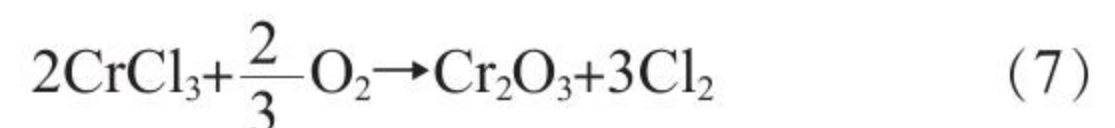
随着式(1)和(2)反应的进行,盐膜中的氧分压逐渐降低。有文献表明,当试样表面盐膜中氧分压降低时,会发生如下反应:



随着该反应的进行,Na<sub>2</sub>O的含量逐渐升高,盐膜的碱性逐渐增强,此时会发生氧化膜的碱性熔融<sup>[8]</sup>,反应式如下所示:



随着碱性熔融反应的进行,试样表面致密的  $Cr_2O_3$  氧化膜变得疏松多孔,成为了O、S、Cl等元素向基体内部扩散的通道,加速了腐蚀,在此过程可能发生了以下反应:



综合以上分析可知,堆焊层在  $Na_2SO_4$ -NaCl 熔盐介质中进行高温腐蚀时,其腐蚀形式主要分为以下几种:一是  $Cr_2O_3$  氧化膜的碱性熔融,试样表面致密的  $Cr_2O_3$  氧化膜变得疏松多孔,成为了O、S、Cl等元素向基体内部扩散的快速通道,进一步加速了腐蚀。二是硫元素通过疏松多孔的氧化膜扩散到堆焊层基体发生硫化,生成CoS和  $Cr_2S_3$ 、FeS等硫化物,形成硫化腐蚀,生成的硫化物还会被氧化,还原出来的S元素继续生成硫化物,如此反复循环、加剧腐蚀。三是NaCl与  $Cr_2O_3$  反应使氧化膜的结构变得疏松多孔,使其成为腐蚀介质进入的通道,加速了腐蚀的进行。另外,Cl元素还会增加氧化膜的生长应力,

降低氧化膜与基体之间的结合强度,使氧化膜产生微小裂纹<sup>[9-12]</sup>。

#### 2.4 堆焊层显微硬度及耐高温磨损性能研究

本文使用 HMV-2T 显微硬度计对堆焊层进行显微硬度测试。按照金相试样标准制备硬度试样,保证试样上下两个面平行,选择的加载力为 4.9 N (HV0.5),加载时间为 15 s。在进行堆焊层横截面硬度测试时,测试方向与熔合线垂直。在测量时,从堆焊层向基体每隔 0.5 mm 取一个点进行。

堆焊层显微硬度测试结果如图 7 所示。5 个试样的 UMCo50 基材一侧硬度基本一致,平均值约为 320 HV;UMCo50 焊丝堆焊层硬度值最低,与基体基本一致;而 RE1、RE2、RE3、RE4 四种设计焊丝堆焊层的硬度均高于 UMCo50 基材;RE1~RE4 焊丝堆焊层的平均硬度分别为 672.3、497.5、591、488.1 HV,UMCo50 焊丝堆焊层的平均硬度为 314.5 HV,其中 RE1 焊丝堆焊层硬度相较于 UMCo50 基体提高了 1 倍以上。5 种焊丝堆焊层整体硬度值:RE1>RE3>RE2>RE4>UMCo50。

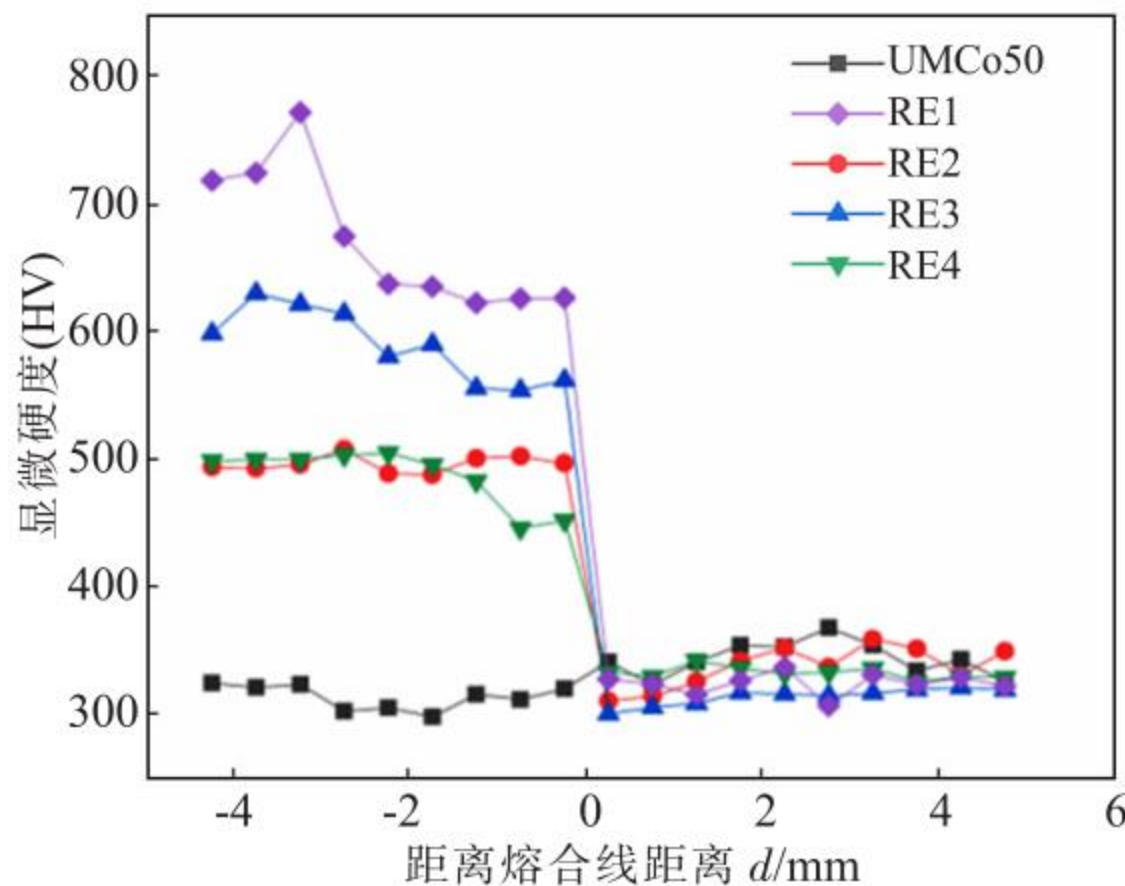


图 7 不同焊丝堆焊层显微硬度分布  
Fig.7 Micro-hardness distribution of surfacing layers of different welding wires

5 种堆焊层试样的耐高温磨损性能是通过各试样试验前后的磨损失重量来判定的。各焊丝堆焊层磨损试样在 700 °C, 磨损时间为 30 min 的高温磨损试验的磨损结果如图 8 所示。可看出,UMCo50 焊丝堆焊层试样的磨损失重最高,平均值为 14.57 mg,相比之下,其它 4 种堆焊层试样磨损失重较小,RE1、RE2、RE3、RE4 焊丝堆焊层试样的磨损失重平均值分别为 2.7、3.3、3、4.3 mg。结合之前对堆焊层的硬度测试来看,堆焊层的磨损量与其硬度具有较强的关联性,堆焊层的磨损量与其本身硬度值成反比。

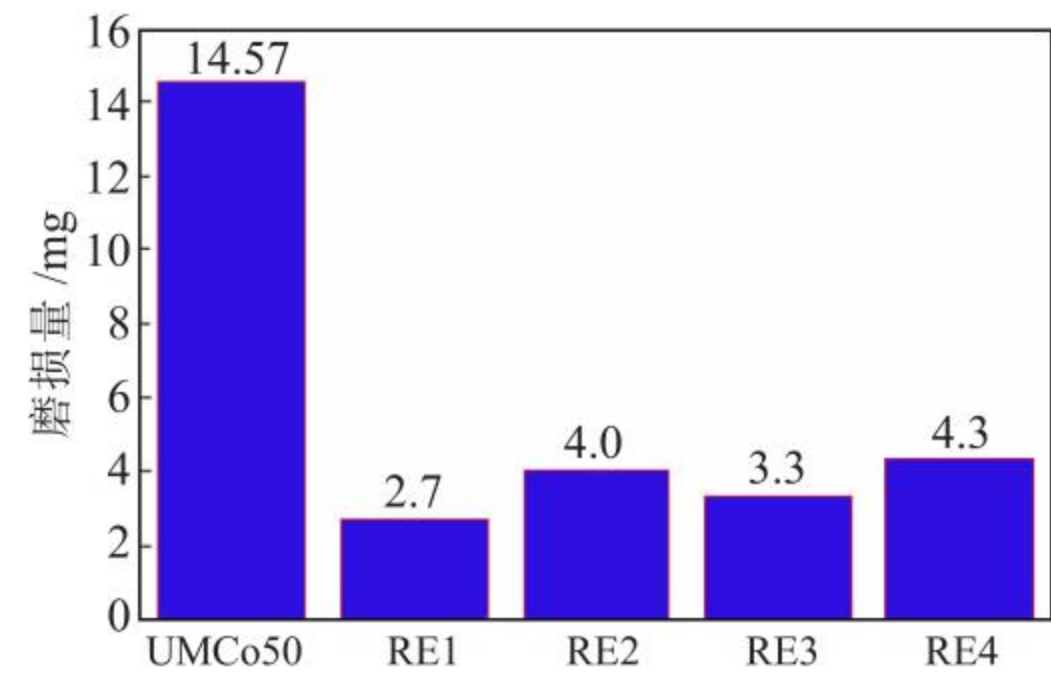


图 8 各焊丝堆焊层的磨损量  
Fig.8 Wear amount of surfacing layer of each wire

本文设计的 4 种焊丝 C 含量稍高,并且添加了一定量的 W、Mn 和 Si 元素,Mn 和 Si 有一定的固溶强化作用,W 元素是碳化物形成元素,能够与 C 元素形成 WC 弥散分布于基体上,这两方面的作用都能够提高堆焊层的耐磨性<sup>[13-16]</sup>;Zhang 等<sup>[17]</sup>研究了 WC 对于滑动磨损的影响,结果表明 WC 可有效降低磨损系数,并有利于在磨损过程中形成转移膜从而平滑磨损轨迹,形成稳定的摩擦层。因此,W 和 C 元素的含量对四种焊丝堆焊层的耐磨性有重要的影响。RE1 焊丝具有最多的 W 和 C 元素,因此其磨损量最少、耐磨性最好,其次是 RE3;RE4 焊丝 W 元素含量虽然高于 RE2,但 RE4 焊丝中 C 含量较少,仅为 0.5wt%,不足以形成足够的 MC 碳化物,其耐磨性略低于 RE2;UMCo50 焊丝由于不含 W 元素,其堆焊层耐磨性最差。综上所述,5 种焊丝堆焊层的耐磨性由高到低排序为 RE1>RE3>RE2>RE4>UMCo50。

图 9 为各焊丝堆焊层磨损后的 SEM 照片。可看出,UMCo50 磨损试样表面较为平整,没有较深的磨痕和犁皱;RE1 磨损试样表面沿滑行方向分布着平行的窄沟槽,沟槽边缘有较为明显的塑性变形留下的材料堆叠现象;RE2 与 RE4 磨损表面形貌类似,有很宽的磨损沟槽,在磨损沟槽的边缘也有材料发生塑性变形时材料的堆叠现象;RE3 磨损试样表面没有明显的沟槽,较为平整。各个堆焊层高温磨损的形貌与堆焊层基体的塑性、强度以及强化相的大小及分布都有关系。由于 UMCo50 堆焊层中强化相很少,以钴基固溶体为主,塑韧性较好,因此其磨损机理以粘着磨损为主;RE1 堆焊层含有最多的 W 和 C,在磨损过程中可能会有 WC 颗粒脱落而形成磨粒磨损,进而形成较深而窄的沟槽。其它 3 个磨损试样仍以粘着磨损为主。

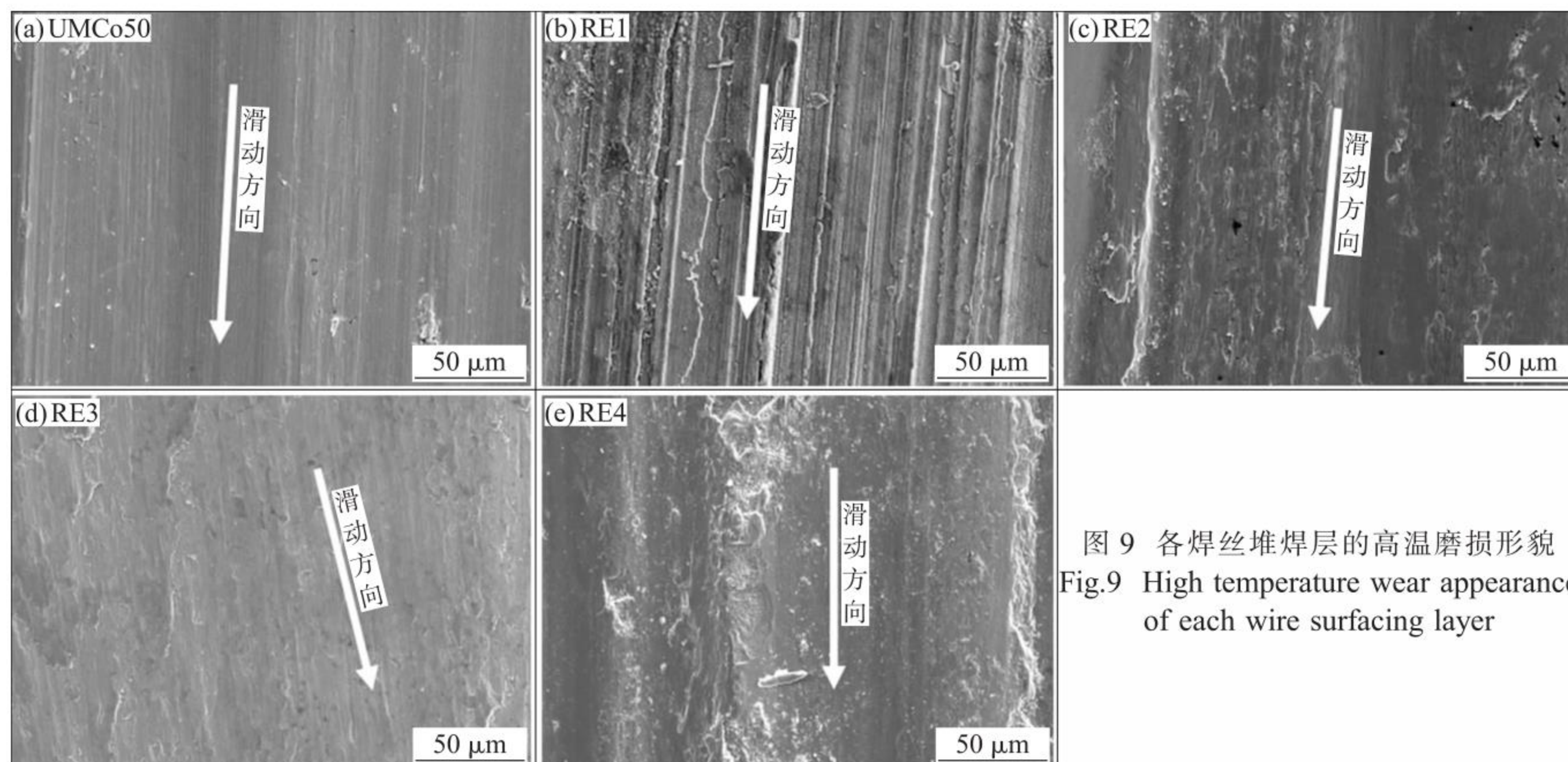


图9 各焊丝堆焊层的高温磨损形貌  
Fig.9 High temperature wear appearance of each wire surfacing layer

### 3 结论

(1) 所设计的4种焊丝与UMCo50基体结合良好,成形质量良好。UMCo50堆焊层微观组织是具有胞状亚结构的平面晶,基体全部是钴基固溶体;RE1~RE4堆焊层微观组织以树枝状的钴基固溶体为主,树枝晶之间分布有碳化物及低熔点共晶物。

(2) 5种焊丝堆焊层的抗氧化性由小到大为UMCo50<RE4<RE2<RE3<RE1,形成的氧化膜主要由Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和CoCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>构成;5种焊丝堆焊层耐高温腐蚀性由小到大排列为UMCo50<RE4<RE3≈RE2<RE1。设计的4种焊丝堆焊层的高温抗氧化性及耐蚀性得以改善,这与Cr含量提高和Fe含量降低有关。

(3) 5种焊丝堆焊层的硬度及高温耐磨性的顺序一致,为RE1>RE3>RE2>RE4>UMCo50。4种堆焊层硬度高,耐磨性好与添加的W、Mn、Si元素的固溶强化和析出的WC形成的第二相强化有关。

#### 参考文献:

[1] Liu Y Y, Chen Z, Chen Y Z, et al. Effect of Al content on high temperature oxidation resistance of Al<sub>x</sub>CoCrCuFeNi high entropy alloys(x=0,0.5,1,1.5,2)[J]. Vacuum,2019,169:108837.  
[2] Xue H, Zhou D, Guo W B, et al. Cobalt-based alloy surfacing process optimization and surfacing material performance analysis[J]. Materials Research Express,2021,8(2):026505.  
[3] 郑婷. TC4钛合金表面钴基合金层的制备及性能研究[D]. 南京:南京航空航天大学,2010.  
[4] Nishida K, Narita T. Introduction to high temperature oxidation of metals[J]. Tokyo:Maruzen Tokyo,1988.  
[5] Birks N. Introduction to High Temperature Oxidation of Metals[M]. Oxford city:Cambridge University Press,1982.  
[6] Hsieh M C, Ge Y, Kahn H, et al. Volatility diagrams for the Cr-O and Cr-Cl systems:application to removal of Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-rich passive films on stainless steel [J]. Metallurgical and Materials

Transactions B,2012,43:1187-1201.

[7] Shinata Y. Accelerated oxidation rate of chromium induced by sodium chloride[J]. Oxidation of Metals,1987,27:315-332.  
[8] 张松,张春华,王明生,等. 耐热钢表面激光熔覆Co基合金涂层的高温性能 [J]. 腐蚀科学与防护技术,2008,20(003):181-183.  
[9] Zabs A, Spiegel M, Grabke H J. Chloridation and oxidation of iron,chromium,nickel and their alloys in chloridizing and oxidizing atmospheres at 400-700 °C [J]. Corrosion Science, 2000,42(6):1093-1122.  
[10] Bender R, Schütze M. The role of alloying elements in commercial alloys for corrosion resistance in oxidizing-chloridizing atmospheres. Part I:Literature evaluation and thermodynamic calculations on phase stabilities [J]. Materials and Corrosion, 2003,54(8):567-586.  
[11] Grabke H J, Spiegel M, Zabs A. Role of alloying elements and carbides in the chlorine-induced corrosion of steels and alloys[J]. Materials Research,2004,7:89-95.  
[12] 张莹,高博,王磊,等. 一种新型钴基高温合金在900 °C熔融NaCl中的热腐蚀行为[J]. 材料工程,2018,46(8):134-139.  
[13] Yan X, Chang C, Deng Z, et al. Microstructure,interface characteristics and tribological properties of laser clad NiCrBSi-WC coatings on PH 13-8 Mo steel [J]. Tribology International,2021,157:106873.  
[14] Sha J, Chen L Y, Liu Y T, et al. Phase transformation-induced improvement in hardness and high-temperature wear resistance of plasma-sprayed and remelted NiCrBSi/WC coatings [J]. Metals,2020,10(12):1688.  
[15] Yuan J, Wang Q, Liu X, et al. Microstructures and high-temperature wear behavior of NiAl/WC-Fe<sub>x</sub> coatings on carbon steel by plasma cladding [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020,842:155850.  
[16] 江河,王法,李昕,等. SiC纤维增强高温合金复合材料可行性分析[J]. 稀有金属材料与工程,2021,50(1):349-360.  
[17] Zhang Y, Epshteyn Y, Chromik R R. Dry sliding wear behaviour of cold-sprayed Cu-MoS<sub>2</sub> and Cu-MoS<sub>2</sub>-WC composite coatings:the influence of WC [J]. Tribology International, 2018,123:296-306.