

# 保护气体对 (Nb, Ti)C 增强铁基复合堆焊层组织与性能的影响

曾邦兴<sup>1,2</sup>, 胡永俊<sup>1</sup>, 邹晓东<sup>2</sup>, 牛犇<sup>2</sup>, 易江龙<sup>2</sup>

(1. 广东工业大学, 广州 510006; 2. 广东省科学院中乌焊接研究所, 广东省现代焊接技术重点实验室, 广州 510650)

**摘要:** 复合碳化物增强铁基复合堆焊层由于其优异的耐磨性能受到研究者广泛关注。文中利用气体保护堆焊技术, 采用 3 种不同的保护气体 (纯 Ar/80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>/纯 CO<sub>2</sub>) 制备了 (Nb, Ti)C 增强铁基复合堆焊层, 分析不同保护气体堆焊层中 (Nb, Ti)C 的析出过程, 堆焊层的组织、硬度以及耐磨性能。结果表明, 使用纯 CO<sub>2</sub> 保护气体时堆焊层的 (Nb, Ti)C 析出量最少 (0.44 个/μm<sup>2</sup>), 弥散分布在马氏体基体中, 并且堆焊层中有 O 原子的渗入, 显微硬度为 620.3 HV, 磨损失重为 8.4 mg; 随着保护气体中 CO<sub>2</sub> 含量的降低, 堆焊层的显微硬度以及磨损性能呈上升的趋势, 使用纯 Ar 保护时堆焊层的 (Nb, Ti)C 析出量最多 (0.54 个/μm<sup>2</sup>), 显微硬度为 708.2 HV, 磨损失重为 0.8 mg, 是纯 CO<sub>2</sub> 保护气体下的 9.5%, 耐磨性能最佳。堆焊层磨损形式为粘着磨损伴有疲劳磨损与磨粒磨损, 其中使用纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层, 产生了较为严重的粘着磨损。(Nb, Ti)C 的析出显著提高了堆焊层的硬度及耐磨性能。

**创新点:** (1) 利用自制的药芯焊丝原位合成 (Nb, Ti)C 增强铁基堆焊层。

(2) 发现保护气体可影响 (Nb, Ti)C 的析出, 并对堆焊层性能产生影响。

**关键词:** 碳化钨钛; 保护气体; 堆焊层; 显微硬度; 耐磨性

中图分类号: TG455 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hj.202200218001

## Influence of shielding gas on microstructure and properties of (Nb, Ti)C reinforced Fe-based composite surfacing layer

Zeng Bangxing<sup>1,2</sup>, Hu Yongjun<sup>1</sup>, Zou Xiaodong<sup>2</sup>, Niu Ben<sup>2</sup>, Yi Jianglong<sup>2</sup>

(1. Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, China; 2. China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Guangzhou 510650, China)

**Abstract:** The hybrid carbide-reinforced Fe-based composite surfacing layer has attracted a great deal of attention due to its excellent hardness and wear resistance. In this paper, (Nb, Ti)C reinforced Fe-based composite surfacing layer was fabricated by gas shielded surfacing technology with three different shielding gases (pure Ar/80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>/pure CO<sub>2</sub>). For surfacing layers under different protective gas, precipitation process of (Nb, Ti)C, microstructure, hardness and wear resistance were analyzed. The results showed that surfacing layers fabricated with pure CO<sub>2</sub> as shielding gas had the least amount of (Nb, Ti)C precipitation (0.44 pcs/μm<sup>2</sup>), which dispersed in the martensite matrix. O atoms infiltrated in the surfacing layer, microhardness was 620.3 HV, and weight loss by wear was 8.4 mg. As CO<sub>2</sub> content decreased in the shielding gas, microhardness and wear properties of surfacing layer tended to increase, while pure Ar were used as shielding gas, amount of (Nb, Ti)C precipitation in surfacing layer was the largest (0.54 pcs/μm<sup>2</sup>), microhardness was 708.2 HV, and weight loss by wear was 0.8 mg, which was 9.5% that in pure CO<sub>2</sub> shielding gas and showed best wear resistance. Wear form of surfacing layer was adhesive wear accompanied by fatigue wear and abrasive wear. When pure CO<sub>2</sub> shielding gas was used in surfacing layer, it resulted in relatively serious adhesive wear. Precipitation of (Nb, Ti)C significantly improved hardness and wear resistance of surfacing layer.

收稿日期: 2022-02-18 修改日期: 2022-03-07 录用日期: 2022-03-14

基金项目: 广东省自然科学基金资助项目(2021A1515011756); 国家重点研发计划项目(2020YFE0205300); 广州市科技计划项目(201907010023)。

**Highlights:** (1) The (Nb,Ti)C reinforced Fe-based surfacing layer was in situ synthesized with self-made flux-cored wire.  
 (2) It was found that shielding gas could affect precipitation of (Nb,Ti)C and directly influence performance of surfacing layer.

**Key words:** (Nb,Ti)C, shielding gas, surfacing layer, microhardness, wear resistance

## 0 前言

近年来,碳化物增强金属基复合材料(MMCs)堆焊层因其高硬度、优异的耐磨性和价格优势而被广泛应用于航空航天、模具制造等领域中<sup>[1-2]</sup>。常用金属基体包括镍基、钴基、铁基等,其中铁基具有价格低廉、储量丰富等优势<sup>[3]</sup>。碳化铌(NbC)是常用的 MMCs 增强相之一,它具有高熔点、高硬度、高耐磨性以及和铁基体几乎相同的密度<sup>[4]</sup>。为了满足日益增长的苛刻工作条件的要求,堆焊层的耐磨性需要进一步提高,许多科研人员研究复合碳化物增强耐磨涂层。Cao 等人<sup>[5]</sup>在球墨铸铁基体上制备由预混粉末(V, Cr, Mo, Ti 和 Nb)合成的复合涂层,涂层中形成了 MC ( $M = V, Ti, Nb$ )复合碳化物,并且涂层的显微硬度明显提高。Li 等人<sup>[6]</sup>制备了不同 Ti 和 Nb 原子比的原位复合(Ti, Nb)C 颗粒增强铁基复合涂层,发现钛铌比为 1 时,涂层的耐磨性显著提高。Zhang 等人<sup>[7]</sup>制备了金刚石(NiCoCrTi0.5Nb0.5) $C_x$  ( $x = 3\%, 6\%, 12\%$ , 质量分数)增强高熵合金涂层,发现随着金刚石含量的增加导致(Ti, Nb)C 的析出,涂层硬度远高于母材。Zhao 等人<sup>[8-9]</sup>制备不同 Ti 元素含量的(Nb, Ti)C 增强涂层,通过基于密度泛函理论(DFT)的第一原理方法计算发现加入 Ti 元素后,碳化物与基体的界面结合得到改善。复合碳化物可以显著改善耐

磨涂层的性能。

气体保护堆焊技术由于其操作简便、生产效率高,能有效提高设备在磨损环境下的使用性能,延长材料的寿命,降低生产成本,可广泛应用于零件修复与再制造<sup>[10]</sup>。其中保护气体的成分对堆焊层成形、元素间的扩散及堆焊层的组织和性能具有重要影响。

关于保护气体对碳化物增强金属基复合堆焊层影响的研究较少,袁晓波等人<sup>[11]</sup>采用了外加 WC 的方法增强铁基堆焊层,研究了不同的保护气体(纯 Ar/80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>/纯 CO<sub>2</sub>)对其堆焊层组织和性能的影响,结果表明,保护气体会影响 WC 颗粒的溶解,使用纯 Ar 保护溶解扩散层最小,硬度达到最大。然而不管使用何种保护气体 WC 都存在溶解现象,并对堆焊层性能产生影响。文中采用原位合成法引入(Nb, Ti)C 制备复合堆焊层,并进一步研究不同保护气体对原位生成(Nb, Ti)C 复合碳化物增强铁基堆焊层组织、硬度以及耐磨性能的影响。

## 1 试验方法

试验所用基板材料为 Cr5 钢,尺寸为 200 mm × 150 mm × 15 mm, Cr5 钢化学成分见表 1。焊接前对母材进行机械打磨抛光,并使用酒精清洗去除表面油污。采用气体保护电弧堆焊设备(Panasonic YD-500GS 机器人)对其进行堆焊,工艺参数见表 2。

表 1 Cr5 钢化学成分(质量分数,%)

Cr	Mo	Si	Mn	Ni	P	S	Fe
5	0.5	0.12	0.42	0.20	≤0.03	≤0.03	余量

表 2 焊接工艺参数

焊接电流 I/A	电弧电压 U/V	焊接速度 $v/(m \cdot min^{-1})$	焊丝伸出长度 l/mm	保护气体
260	24	0.5	15	纯 Ar/80% Ar + 20% CO <sub>2</sub> /纯 CO <sub>2</sub>

堆焊材料选用自制药芯焊丝(表 3),采用冷轧钢带法(XZ-YCXB 型药芯焊丝生产线)进行制备,粉芯中加入适量的 Cr, Nb, C, Si, Mn 和 Ti 等元素,填充率 30%,通过药芯焊丝拉拔成形设备最终制备成直径为

1.6 mm 的药芯焊丝。Si 和 Mn 元素的加入可以有效防止气孔的产生,提高焊接质量;Cr 元素可以通过溶于铁基体提高堆焊层的强度和韧性,起到固溶强化的作用;Nb 和 Ti 可以与 C 反应生成碳化物起到弥散强化作用。

表3 堆焊焊丝化学成分(质量分数,%)

Cr	Nb	Si	Mn	C	Ti	Fe
7	5.5	1	1	1.25	0.3	余量

堆焊后选取堆焊试样,利用线切割技术切出 20 mm × 20 mm × 8 mm 的金相试样,采用 SiC 砂纸从粗到细逐级打磨然后抛光,用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀 20 s,通过 FEI Talos F200X 高分辨扫描电子显微镜(SEM)和能谱(EDS)对堆焊试样进行观察,对其微观形貌进行表征。采用 Image-J 软件对不同保护气体堆焊层中的碳化物颗粒进行尺寸数量统计(每组试样随机选择 5 张 4 000 倍 SEM 图片)。采用高分辨率 X 射线衍射仪(SmartLab 9 kW)对堆焊层进行物相分析,角度范围为 10° ~ 90°,步长为 0.01°,扫描速度 4°/min。采用 Wilson-Wolpert Tukon 维氏硬度计测定试样的显微硬度。负载选试验用 5 N,保压时间为 10 s。采用 UMT-3 多功能摩擦磨损试验机在标准大气压和常温状态下对堆焊层试样进行往复滑动摩擦磨损试验,研究堆焊层的摩擦磨

损性能。磨球选用直径为 9.5 mm 的 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 与堆焊试样形成摩擦副。磨损试验参数选择振幅 8 mm,频率 5 Hz,滑动速度 80 mm/s,磨损时间 60 min,总磨损行程 144 m,载荷选用 100 N。对堆焊层试样磨损前后进行称重,计算其磨损失重量。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 宏观形貌

图 1 为不同保护气体的单道单层的截面宏观形貌。熔宽(W)、熔深(h)、余高(H)具体数值如图 1 所示。堆焊层稀释率见表 4。使用纯 Ar 保护的堆焊层稀释率较小,熔宽/余高比相对较小、堆焊层铺展更为平滑,纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层中可观察到明显的孔洞。

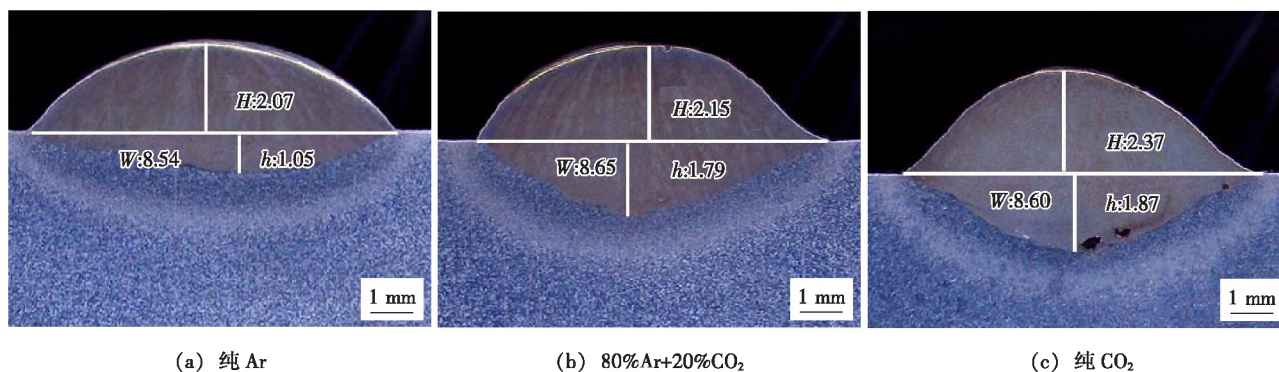


图1 堆焊层截面形貌

表4 堆焊层稀释率(%)

纯 Ar	80% Ar + 20% CO <sub>2</sub>	纯 CO <sub>2</sub>
33.6	45.4	44.1

### 2.2 微观组织

图 2 为不同保护气体堆焊层的 XRD 图谱。从图中可以看出所有堆焊层均由 (Nb, Ti)C 相、α-Fe(马氏体)相以及少量的 γ-Fe(残余奥氏体)相组成。在堆焊过程中,在电弧热作用下母材熔化,药芯焊丝的合金成分通过熔滴过渡进入熔池,熔池中的元素间相互扩散进行反应,随着焊接过程往前移动,温度快速下降,熔池开始凝固,凝固过程中逐渐有 γ-Fe 相生成,随着冷却的进一步进行,γ-Fe 相开始向 α-Fe 相转变,少部分未能及时转变的 γ-Fe 相保留到了室温状态,并且熔池中

元素的相互扩散反应促成 (Nb, Ti)C 相的生成,可以有效提高堆焊层的显微硬度以及耐磨性能<sup>[12]</sup>。图 3 为采用不同保护气体堆焊层的 SEM 形貌。熔池中元素相互

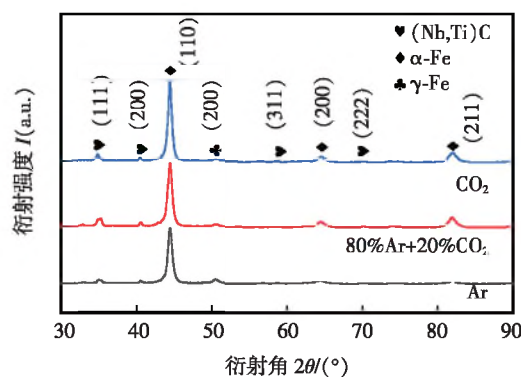


图2 堆焊层 XRD 图谱

扩散反应使得不同形状、尺寸的碳化物析出弥散分布在堆焊层基体上,碳化物形状主要呈块状、短棒状以及

粒状。堆焊层基体组织主要为马氏体,其中纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层马氏体更粗大。

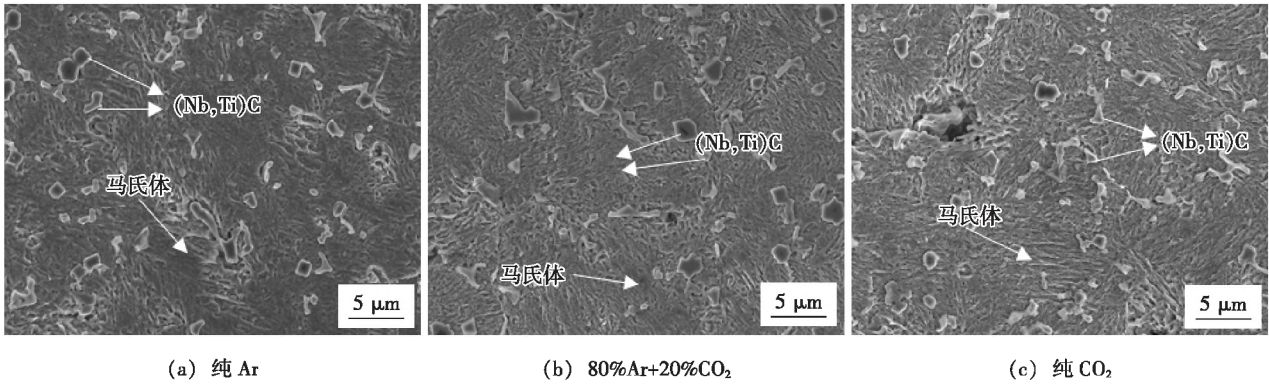


图3 不同保护气体堆焊层 SEM 形貌图

为了确认堆焊层基体以及碳化物中具体成分,对堆焊层组织分别做了面扫描和点扫描 EDS 分析。纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊涂层的元素面分布如图 4 所示。从图中可以看出碳化物中主要含有 Nb 和 Ti 元素,不含

Cr 元素,其中 Nb 元素大部分分布于碳化物,少量存在于基体中。证实在熔池反应过程中绝大部分 Nb 元素与 C 元素反应生成 NbC。Fe 和 Cr 元素主要分布在基体组织中形成 Fe-Cr 固溶体。

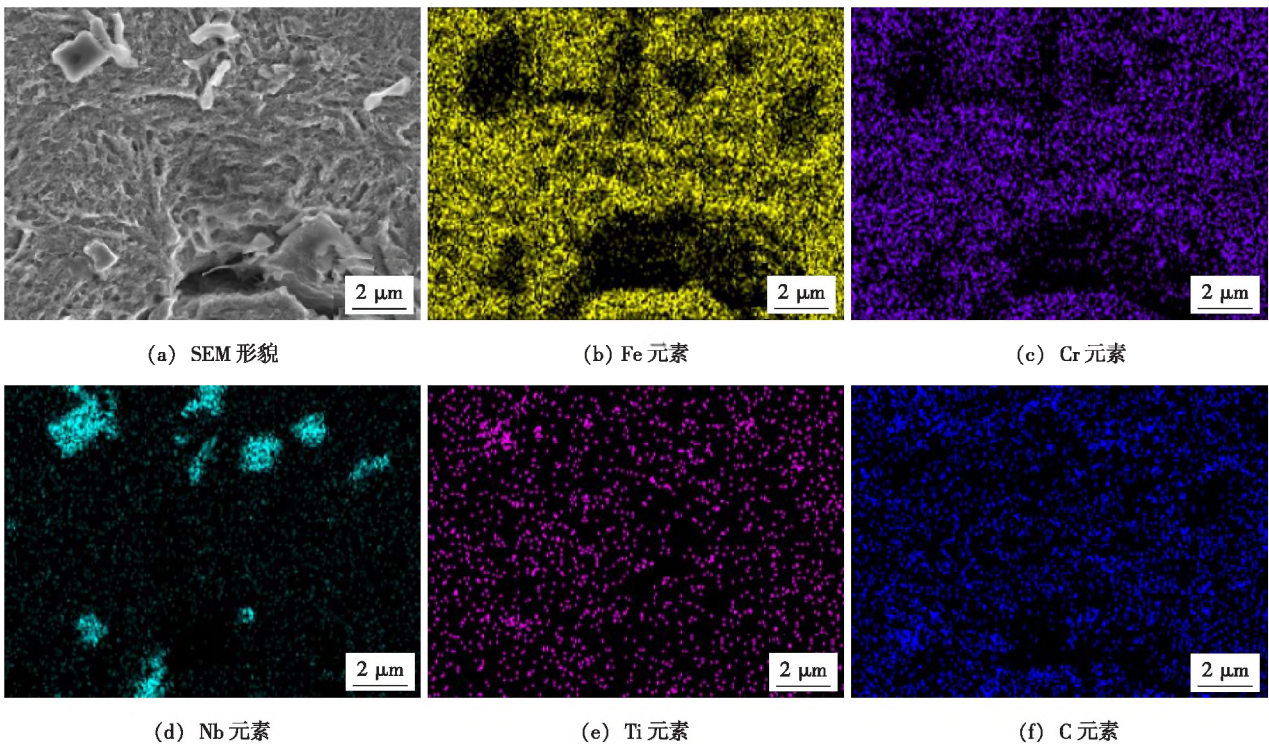


图4 EDS 面扫描各元素分布

进一步对堆焊层中不同微区进行 EDS 点扫描成分分析,确定不同元素的含量占比,点扫描区域如图 5 所示,具体数值见表 5。可以看出纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层中有大量 O 元素的渗入,并且 C 和 Cr 元素含量占比降低,这是因为在电弧高温热作用下 CO<sub>2</sub> 气体会分解生

成 O<sub>2</sub>, O<sub>2</sub> 又会进一步分解成 O 原子<sup>[13]</sup>, O 原子的渗入会对熔池中 C, Cr 和 Nb 等元素产生烧损,因此会使基体中 C 和 Cr 元素含量降低,从而降低基体中的固溶强化作用,使基体硬度及耐磨性能降低。碳化物元素主要由 Nb, Ti 和 C 元素组成,堆焊过程中随着温度升高

母材熔化,焊丝通过熔滴过渡进入熔池,焊丝中的合金元素溶解在熔池中,熔池的流动性使得元素重新在熔池中分布,这降低熔池反应过程中元素在各个区域含

量的差异,与C元素亲和力强的Nb和Ti元素会优先与C元素反应生成(Nb,Ti)C碳化物,并在冷却过程中优先析出。

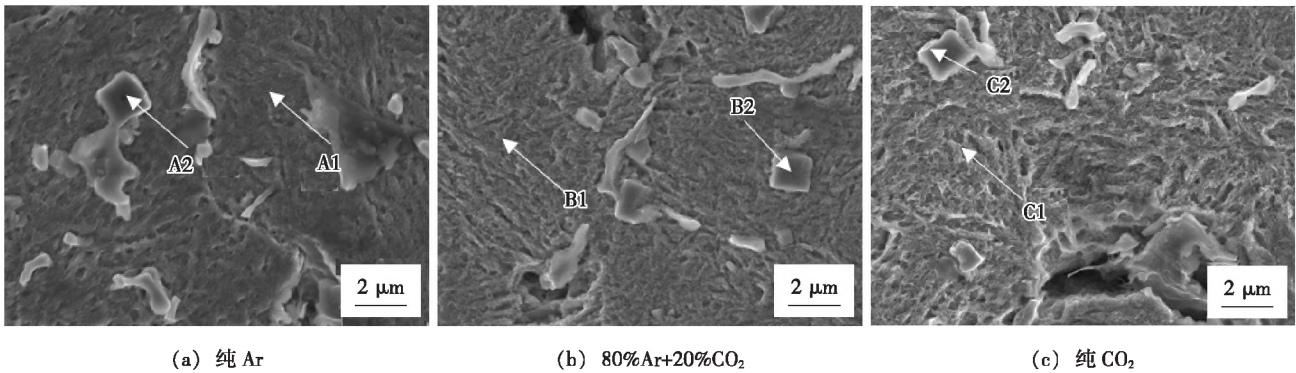


图5 EDS点扫区域

表5 图5中各微区元素含量分析(原子分数,%)

区域	C	Nb	Ti	Fe	Cr	Si	O
A1	21.73	—	—	72.65	4.15	1.47	—
A2	49.96	37.19	8.36	4.49	—	—	—
B1	20.09	—	—	74.67	3.64	1.60	—
B2	47.94	37.19	11.39	3.48	—	—	—
C1	17.54	—	—	70.56	3.07	1.04	7.79
C2	35.56	43.91	15.78	4.74	—	—	—

利用 Image-J 软件对不同保护气体堆焊层中的(Nb,Ti)C碳化物颗粒进行尺寸及数量统计,统计结果如图6所示,具体尺寸分布如图7所示。可以看出使用纯Ar、80%Ar+20%CO<sub>2</sub>、纯CO<sub>2</sub>气体堆焊层的碳化物平均直径分别大约为1.13,1.10和1.09 μm,所有碳化物尺寸都在0~3 μm之间,并且碳化物颗粒尺寸大多集中于0.5~1.5 μm区间。纯Ar、80%Ar+20%CO<sub>2</sub>、纯CO<sub>2</sub>气体堆焊层的碳化物平均量大约为0.54,0.50和0.44个/μm<sup>2</sup>。纯Ar保护堆焊层的碳化物数量最多,纯CO<sub>2</sub>气体堆焊层碳化物数量最少,随着保护气体中CO<sub>2</sub>含量的增加,碳化物析出量减少。由此可见使用不同的保护气体对碳化物析出量影响较大,这主要与保护气体中CO<sub>2</sub>的含量有关<sup>[13]</sup>。在电弧作用下CO<sub>2</sub>气体会分解生成O<sub>2</sub>,O<sub>2</sub>又会进一步分解成O原子,O原子的存在会对熔池中的Nb等合金元素产生氧化烧损,并且O元素的渗入会阻碍焊丝中合金元素在熔池中的扩散,从而降低了碳化物的析出。碳化物在堆

焊层凝固过程中可作为形核核心,促进组织细化,因此碳化物数量的降低使得纯CO<sub>2</sub>保护气体堆焊层中马氏体组织更为粗大。

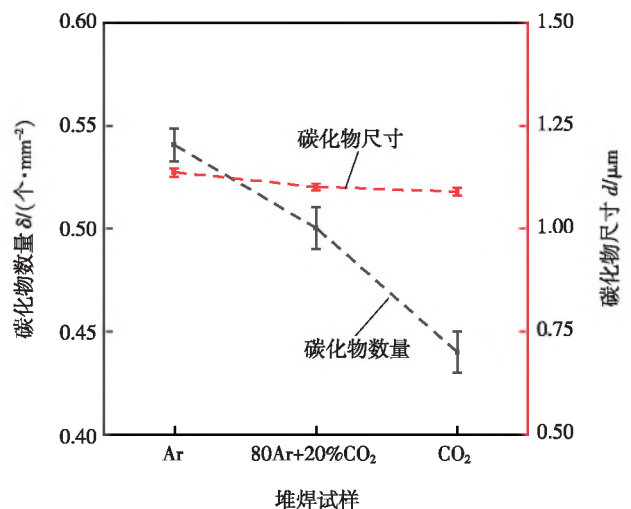


图6 不同保护气体堆焊层中碳化物尺寸及数量统计

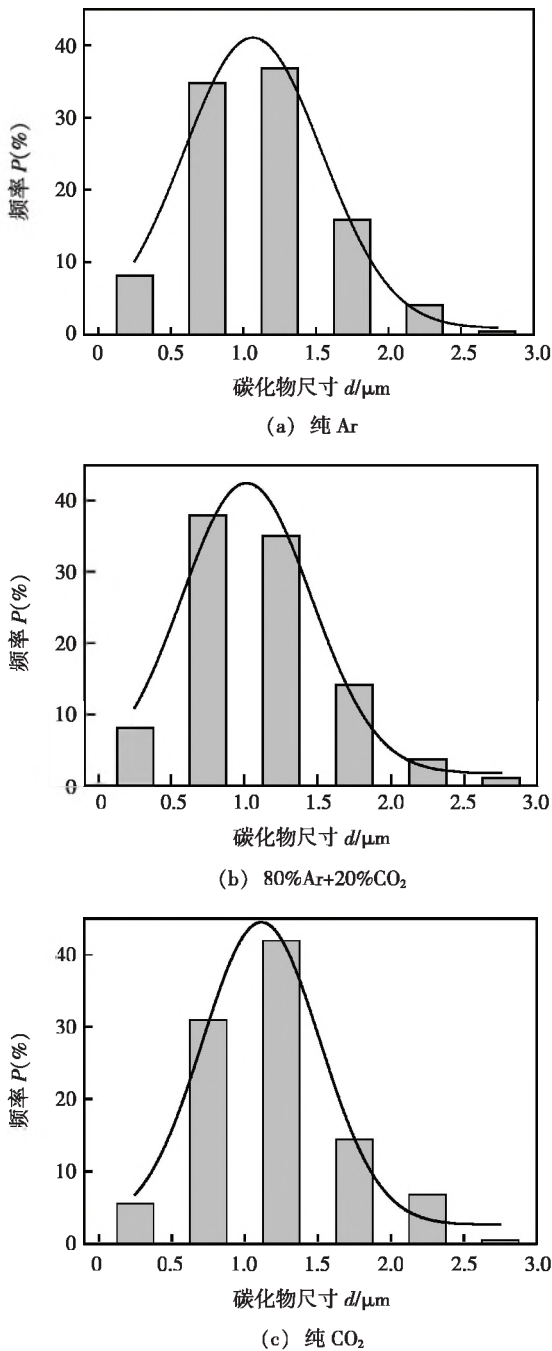


图7 不同保护气体堆焊层中碳化物尺寸分布

为了更好地了解复合碳化物的形成,首先要考虑碳化物颗粒的形成机理。众所周知,熔池中各相的成核能力取决于它们的吉布斯自由能的形成,因此需要了解堆焊层中 NbC 及 TiC 的吉布斯自由能。式(1)~式(3)分别揭示了 NbC 和 TiC 的标准吉布斯生成能与温度的关系<sup>[14]</sup>。

$$\Delta G_{\text{TiC}}^0 = -183\,172 + 10.09T, \quad 298\text{ K} \leq T \leq 1\,155\text{ K} \quad (1)$$

$$\Delta G_{\text{TiC}}^0 = -186\,731 + 13.20T, \quad 1\,155\text{ K} \leq T \leq 2\,000\text{ K} \quad (2)$$

$$\Delta G_{\text{NbC}}^0 = -136\,900 + 2.43T, \quad 298\text{ K} \leq T \leq 1\,800\text{ K} \quad (3)$$

$$\Delta G_{\text{NbC}} = \Delta G_{\text{NbC}}^0 - RT \ln\{[\text{Nb}\%][\text{C}\%]\} \quad (4)$$

$$\Delta G_{\text{TiC}} = \Delta G_{\text{TiC}}^0 - RT \ln\{[\text{Ti}\%][\text{C}\%]\} \quad (5)$$

式中:  $\Delta G_{\text{TiC}}^0$  和  $\Delta G_{\text{NbC}}^0$  分别表示 TiC 和 NbC 的标准吉布斯自由能(kJ/mol);  $T$  表示温度(K);式(4)和式(5)为 TiC 和 NbC 的实际吉布斯自由能。

对吉布斯自由能的分析结果如图8所示。从图中可以看出,在相同温度下生成 TiC 所需的吉布斯自由能是低于 NbC 的,说明 Ti 元素与 C 元素在相同温度条件下的结合能力优于 Nb,形成碳化物的能力更强,TiC 优先形成,然后随着 TiC 核的生长,TiC 表面微区的 Ti 元素含量逐渐降低,诱导 NbC 在 TiC 核表面形核<sup>[14]</sup>。TiC 在 (Nb, Ti)C 的生长过程中作为形核中心促进 (Nb, Ti)C 的生长,最终形成具有连续结构的 (Nb, Ti)C<sup>[9]</sup>。从表5中可以看出 CO<sub>2</sub>保护气体堆焊层中碳化物 Nb/Ti 比降低,这是因为 Nb 元素的过多烧损使得熔池中 Nb 元素含量降低,根据式(4)可知 NbC 的实际吉布斯自由能更高,TiC 和 NbC 的实际吉布斯自由能差距变大,从而使得 TiC 更易生长,此外 Ti/Nb 比增大,使得微区 Ti 元素含量占比变大,TiC 更倾向生长。与此同时,TiC 的形核点会减少,如图6所示,碳化物的生成量减少。

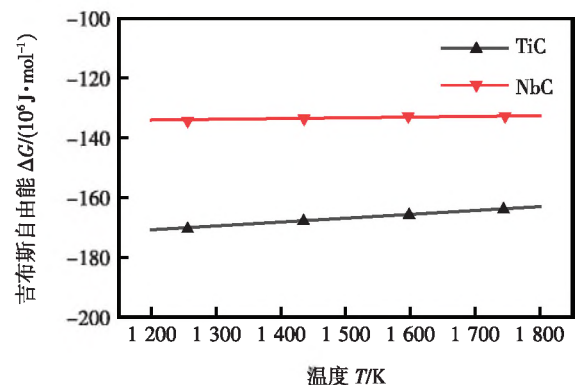


图8 NbC 和 TiC 吉布斯自由能图谱

### 2.3 显微硬度

堆焊层截面显微硬度如图9所示。从图中可以看出使用不同保护气体的堆焊层显微硬度存在差异,使用纯 Ar 保护平均显微硬度约为 708.2 HV,80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>保护气体硬度约为 669.8 HV,纯 CO<sub>2</sub>保护气体硬度约为 620.3 HV。纯 Ar 保护下堆焊层显微硬度最

大,纯 CO<sub>2</sub>保护气体下堆焊层显微硬度最小,这是因为纯 CO<sub>2</sub>保护气体下堆焊层马氏体基体组织更粗大,并且基体中渗入了更多的 O,使得 C 和 Cr 元素含量降低,导致堆焊层基体硬度下降,并且不同保护气体下析出的(Nb, Ti)C 碳化物颗粒含量存在差异,根据文献[15-16]可以发现,硬度的增加主要是由于弥散分布在基体中的陶瓷颗粒,越高硬度的陶瓷颗粒含量越多对试样硬度的增强贡献越大。使用纯 Ar 保护堆焊层组织中析出了含量更多的(Nb, Ti)C 碳化物颗粒,产生更强的弥散强化作用,因此对堆焊层的显微硬度提高效果更强。

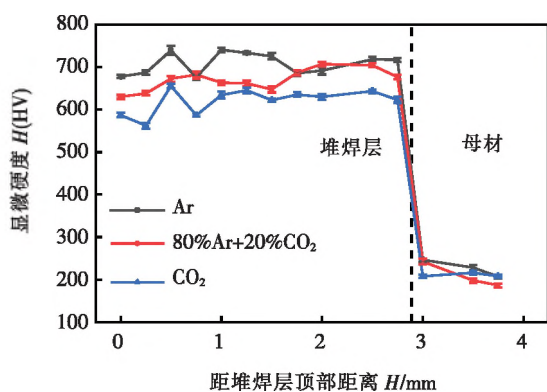
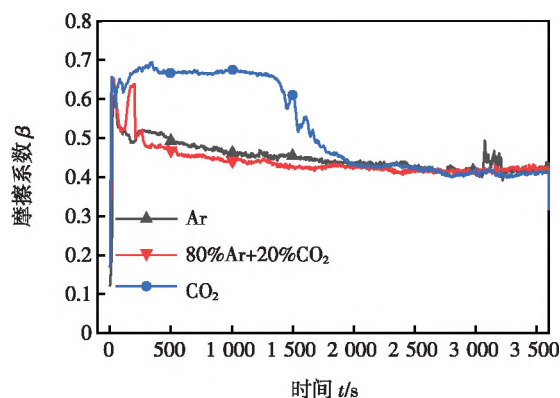


图9 堆焊试样截面显微硬度分布

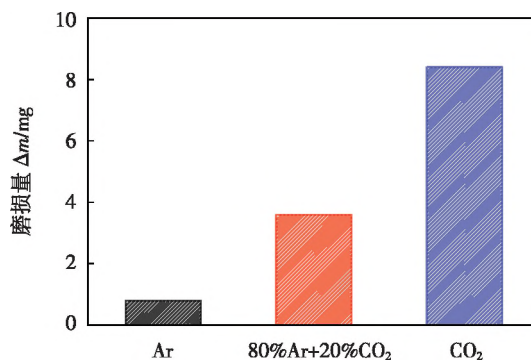
## 2.4 磨损性能

图 10 为堆焊层试样的摩擦系数曲线以及磨损量图谱。图 10a 为不同保护气体摩擦系数随磨损时间的变化曲线。磨损初期摩擦系数会有一个快速上升的阶段,随后会逐渐下降趋于稳定状态。这是因为在磨损刚开始阶段,突然施加的载荷会造成堆焊层试样的塑性变形, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 磨球会与堆焊层试样表面产生冲击、磨合等作用,从而显示典型的磨合初期特征<sup>[17]</sup>。纯 Ar、80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>、纯 CO<sub>2</sub> 保护气体下堆焊试样摩擦系数分别为 0.45, 0.44 和 0.53。从图中可以看出使用纯 CO<sub>2</sub> 保护气体制备的堆焊试样前期摩擦系数较大,主要是因为摩擦磨损开始后磨球在力的作用下会嵌入被磨试样表面,往复过程中首先产生粘着磨损,存在切应力作用使得摩擦副的粘着节点面积增大,而 CO<sub>2</sub> 保护气体下的堆焊试样由于硬度低,粘着节点面积增加最大,摩擦系数随着实际粘着节点面积的增大而增大<sup>[18]</sup>,所以 CO<sub>2</sub> 保护气体下的试样在磨损前期摩擦系数较大,随着磨损的进一步进行,磨损试样表面会产生加工硬化,强度提高,粘着磨损减弱,因此摩擦系数逐渐降低最后趋于稳定。

图 10b 为不同保护气体堆焊层试样的磨损量图谱。从图中可以看出使用纯 Ar 保护气体的磨损量最小,为 0.8 mg, 80% Ar + 20% CO<sub>2</sub> 气体和纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层试样磨损量分别为 3.6 和 8.4 mg。耐磨性由大到小的顺序依次为纯 Ar—80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>—纯 CO<sub>2</sub>。这是因为纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层基体组织较软,耐磨性较差,此外高硬度的(Nb, Ti)C 颗粒会对基体起保护作用,减少磨球对基体的磨削,(Nb, Ti)C 周围的组织由于硬度较低先被磨损后,凸起的(Nb, Ti)C 颗粒成为磨损对象,高硬度的(Nb, Ti)C 颗粒能有效阻止磨损路径,降低对基体的磨损。使用纯 Ar 保护堆焊层组织中析出更多的(Nb, Ti)C 颗粒弥散分布在基体上,能更有效的阻碍磨球对磨损面的磨削作用,减少对周围基体组织的磨损量<sup>[19]</sup>。



(a) 摩擦系数



(b) 磨损量

图 10 不同保护气体堆焊层摩擦系数与磨损量图谱

为了解不同保护气体堆焊层的磨损机理,利用 SEM 观察其摩擦磨损形貌,如图 11 所示。从图中可以看出堆焊层磨损表面均有大片氧化层剥落,且纯 CO<sub>2</sub> 保护气体下的堆焊试样氧化层压得更实。这是因为磨球在力的作用下会嵌入被磨试样中,磨损开始后,往复过程中首先发生粘着磨损,形成磨屑,这一过

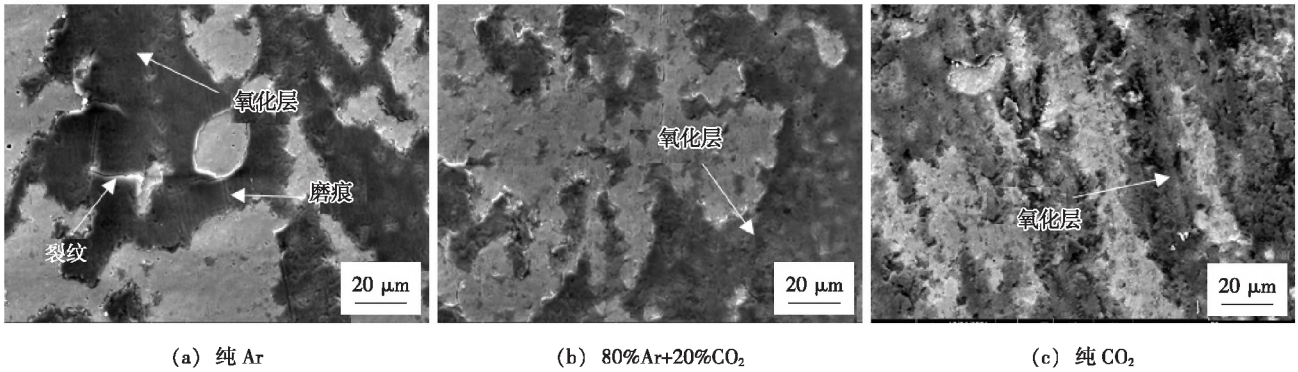


图 11 不同保护气体堆焊层磨损形貌 SEM

程中磨损试样会产生塑性变形,由于塑性变形会导致材料产生加工硬化,材料表面耐磨性能提高,并且这一过程中随着摩擦副表面温度的升高,会导致表面强烈氧化,基体中的 Fe 和 Cr 元素会与空气中的  $O_2$  反应生成氧化物,图 12 显示了氧化层的 EDS 分析结果。而纯  $CO_2$  保护气体堆焊试样基体硬度低, (Nb, Ti)C 含量少,磨球嵌入程度更深,对基体的磨损量更大,产

生更强的塑性变形,进而产生更强的加工硬化作用,使得材料表面氧化层压得更实。随着材料表面耐磨性的提高,粘着磨损逐渐减弱,疲劳磨损成为主要的磨损形式,在疲劳作用下材料表面开始产生裂纹,并且裂纹逐渐扩展导致片状磨屑剥落,剥落的磨屑在摩擦磨损反复研磨过程中逐渐变成碎屑,接着形成磨粒磨损。

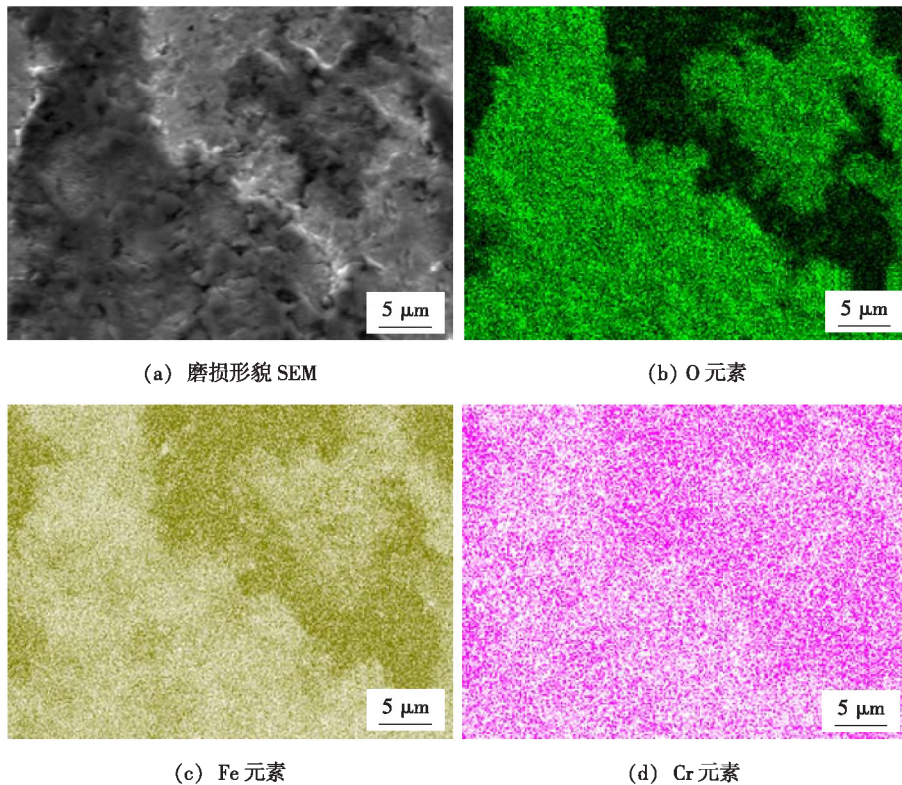


图 12 磨损形貌 EDS

### 3 结论

(1) 熔池反应过程中 Nb, Ti 元素与 C 元素发生了原位反应, 生成了 (Nb, Ti)C 复合碳化物, 生成的

(Nb, Ti)C 弥散分布在堆焊层基体上。保护气体对碳化物的析出会产生影响, 使用纯 Ar 保护生成的碳化物含量最多, 使用纯  $CO_2$  保护气体生成的碳化物含量最少, 随着保护气体中  $CO_2$  含量的增加碳化物析出量

减少。

(2) 使用纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层显微硬度约为 620.3 HV; 纯 Ar 保护堆焊层的显微硬度最大, 显微硬度达到 708.2 HV; 较纯 CO<sub>2</sub> 保护气体提升约 14.2%。

(3) 在标准大气压和常温状态下采用 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 磨球与堆焊试样形成摩擦副进行往复滑动, 磨损时间为 60 min, 载荷 100 N, 振幅 8 mm, 频率 5 Hz, 滑动速度 80 mm/s。堆焊层磨损形式为粘着磨损伴有疲劳磨损与磨粒磨损。其中使用纯 CO<sub>2</sub> 保护气体堆焊层, 产生了较为严重的粘着磨损, 耐磨性能相对较差, 磨损失重为 8.4 mg; 使用纯 Ar 保护堆焊层的耐磨性能最佳, 磨损失重为 0.8 mg, 约为纯 CO<sub>2</sub> 保护气体下的 9.5%。

### 参考文献

- [1] Hu Y, Cong W. A review on laser deposition-additive manufacturing of ceramics and ceramic reinforced metal matrix composites [J]. *Ceramics International*, 2018, 44 (20): 599 - 612.
- [2] Imbaby M F, Jiang K. Fabrication of free standing 316-L stainless steel-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite micro machine parts by soft moulding [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57 (16): 4751 - 4757.
- [3] 高跃岗, 姚秀荣, 刘兆晶, 等. 国外铁基复合材料的发展及应用[J]. *合肥工业大学学报*, 2006, 29(4): 431 - 436.
- [4] Colaco R, Vilar R. Laser rapid-alloy prototyping for the development of wear resistant Fe-Cr-C/NbC composite materials [J]. *Journal of Laser Applications*, 2003, 15(4): 267 - 272.
- [5] Cao H T, Dong X P, Chen S Q, et al. Microstructure evolutions of graded high-vanadium tool steel composite coating in-situ fabricated via atmospheric plasma beam alloying [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 720: 169 - 181.
- [6] Li M, Huang J, Zhu Y Y, et al. Effect of heat input on the microstructure of in-situ synthesized TiN-TiB/Ti based composite coating by laser cladding [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2012, 206: 4021 - 4026.
- [7] Zhang Y, Han T, Xiao M, et al. Preparation of diamond reinforced NiCoCrTi<sub>0.5</sub>Nb<sub>0.5</sub> high-entropy alloy coating by laser cladding: microstructure and wear behavior [J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2020, 29(5): 1827 - 1837.
- [8] Zhao C, Xing X, Guo J, et al. Microstructure and wear resistance of (Nb, Ti)C carbide reinforced Fe matrix coating with different Ti contents and interfacial properties of (Nb, Ti)C/ $\alpha$ -Fe [J]. *Applied Surface Science*, 2019, 494: 600 - 609.
- [9] Zhao C, Zhou Y, Xing X, et al. Precipitation stability and micro-property of (Nb, Ti)C carbides in MMC coating [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 763: 670 - 678.
- [10] 王福德, 李志远, 游敏. YDCrMoV CO<sub>2</sub> 气保护堆焊药芯焊丝的磨粒磨损性能 [J]. *焊接学报*, 2000, 21(4): 46 - 49.
- [11] 袁晓波, 李锋, 王娟, 等. 保护气体对碳化钨药芯焊丝堆焊层组织及性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2017, 38(11): 71 - 76.
- [12] 易伟, 陈辉, 吴影, 等. 原位 NbC 对激光熔覆 Co 基涂层组织和磨损性能的影响 [J]. *中国激光*, 2020, 47(3): 1 - 8.
- [13] 国旭明, 杨功斌. 保护气体对高强度熔敷金属组织与性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2012, 41(7): 141 - 142.
- [14] Li Q, Lei Y, Fu H. Growth mechanism, distribution characteristics and reinforcing behavior of (Ti, Nb)C particle in laser clad Fe-based composite coating [J]. *Applied Surface Science*, 2014, 316(15): 610 - 616.
- [15] Cao Y B, Ren H T, Hu C S, et al. In-situ formation behavior of NbC-reinforced Fe-based laser cladding coatings [J]. *Materials Letters*, 2015, 147(15): 61 - 63.
- [16] Zafar S, Sharma A K. Abrasive and erosive wear behaviour of nanometric WC-12Co microwave clads [J]. *Wear*, 2016, 346: 29 - 45.
- [17] Liu X B, Meng X J, Liu H Q, et al. Development and characterization of laser clad high temperature self-lubricating wear resistant composite coatings on Ti-6Al-4V alloy [J]. *Materials and Design*, 2014, 55: 404 - 409.
- [18] Müser M, Valentin L. Popov: Contact mechanics and friction: physical principles and applications [J]. *Tribology Letters*, 2010, 40(3): 395 - 395.
- [19] 胡永俊, 罗俊威, 易江龙, 等. 固溶时效对等离子堆焊 WCp/18Ni300 钢复合涂层组织与性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2020, 41(11): 62 - 68.

第一作者: 曾邦兴, 硕士研究生; 主要从事铁基堆焊耐磨材料研究; 1162740132@qq.com。

通信作者: 易江龙, 高级工程师; yijl@gwi.gd.cn。

(编辑: 郑红)