

## 表面摩擦磨损与润滑

激光熔覆 Cu 包  $\text{SiC}_p/\text{Ni35}$  覆层组织及磨损性能

潘成刚, 吴竹, 丁紫正, 常庆明

(武汉科技大学 钢铁冶金及资源利用教育部重点实验室, 武汉 430081)

**摘要:** **目的** 研究 Cu 包  $\text{SiC}_p/\text{Ni35}$  激光熔覆层的显微组织、物相及其在 25 °C 和 600 °C 下的摩擦机理。**方法** 采用化学镀的方法在  $\text{SiC}_p$  表面包覆一层 Cu, 并用激光熔覆的方法在 H13 钢表面制备了 Cu 包  $\text{SiC}_p$  增强 Ni35 熔覆层。用 XRD、OM、SEM 和 EDS 对熔覆层的物相、组织和成分进行了分析, 用显微硬度计测试了熔覆层的显微硬度, 用高温磨损试验机测试了熔覆层在常温、高温下的耐磨性能。**结果** 熔覆层由基相  $\gamma\text{-Ni(Fe)}$  固溶体、增强相  $\text{M}_7\text{C}_3$  以及硼化物、硅化物和石墨构成。熔覆层的显微硬度和常温摩擦性能较 H13 钢显著提高, 而其高温摩擦性能较 H13 钢基体提高较少。**结论**  $\text{SiC}_p$  化学包覆 Cu 能减缓激光熔覆过程中  $\text{SiC}_p$  的分解, 但分解速度还是过快。常温磨损时, 高硬度碳化物和硅化物的覆层提高了材料的耐磨性能。高温下模具钢表面形成致密的氧化物薄膜, 起到减磨降摩的作用, 而高温下覆层无法形成致密氧化膜, 导致其耐磨性能弱于常温。

**关键词:** 激光熔覆; Cu 包  $\text{SiC}_p$ ; Ni35; 磨损

**中图分类号:** TG174.44 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)12-0110-08

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.12.019

Microstructure and Wear Properties of Cu-coated  $\text{SiC}_p/\text{Ni35}$   
Coating by Laser Cladding

PAN Cheng-gang, WU Zhu, DING Zi-zheng, CHANG Qing-ming

(Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University  
of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

**ABSTRACT:** The work aims to study microstructures, phases and friction mechanism at 25 °C and 600 °C of Cu-coated  $\text{SiC}_p/\text{Ni35}$  laser clad coating. The Cu-coated  $\text{SiC}_p$  was prepared in the method of electroless plating, and the Cu-coated  $\text{SiC}_p$ -reinforced N35 clad coating was prepared on H13 steel by laser cladding. Phase, microstructure and composition of the clad coating were analyzed with XRD, OM, SEM and EDS. Microhardness of the clad coating was tested with microhardness tester, and wear resistances at room temperature and high temperature were tested by high temperature wear tester. The clad coating was composed of matrix phase  $\gamma\text{-Ni(Fe)}$  solid solution, reinforced phase  $\text{M}_7\text{C}_3$ , borides, silicide and graphite. Microhardness and friction property at room temperature of the clad coating are significantly higher than those of H13 steel, while wear resistance of the coating at high temperature has only a little increase than that of H13 steel. Cu coated  $\text{SiC}_p$  can slow down the decomposition of  $\text{SiC}_p$  in laser cladding process, but the decomposition rate is too high. High hardness carbide and si-

收稿日期: 2017-09-26; 修订日期: 2017-10-10

Received: 2017-09-26; Revised: 2017-10-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51375353)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51375353)

作者简介: 潘成刚 (1976—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为模具寿命。

Biography: PAN Cheng-gang(1976—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: die life.

licide in the coating can improve wear resistance at room temperature. Dense oxide film forms on the surface of die steel at high temperature, which can reduce wear and friction; no dense oxide film forms on the clad coating at high temperature, which leads to lower wear resistance than that at room temperature.

**KEY WORDS:** laser cladding; Cu-coated SiC<sub>p</sub>; Ni35; wear

激光熔覆是常见的表面强化方法,其通常利用高能密度的激光束,将 Fe、Co、Ni 基的自熔合金粉末和基材表面薄层熔凝于基体表面,形成冶金结合的熔覆层<sup>[1]</sup>。SiC<sub>p</sub>具有高硬度、高机械强度、高化学稳定性、高热导率、小热膨胀系数、良好的耐磨性、良好的抗热震性和良好的抗腐蚀氧化性等特点,常作为增强相被加入到激光熔覆用的自熔合金中<sup>[2]</sup>。但 SiC<sub>p</sub>与 Fe、Co、Ni 自熔合金浸润性差,且界面反应剧烈,易分解<sup>[3,4]</sup>,很难保持初始的颗粒形态,也难以发挥颗粒的增强作用。为阻止 SiC<sub>p</sub>在复合材料中的分解,并改善其浸润性,常在 SiC<sub>p</sub>表面沉积一层扩散障碍偶。研究者对高能束制备化学镀 Ni 包 SiC<sub>p</sub>增强镍基或钴基覆层进行了研究,发现熔覆层中保留的 SiC<sub>p</sub>很少<sup>[5-8]</sup>。Sun<sup>[9]</sup>和 Lee<sup>[10]</sup>在 SiC 表面化学镀 Cu,并采用粉末冶金法制备 Cu/SiC<sub>p</sub>复合材料,制得的复合材料中均匀分布着未完全分解的 SiC 颗粒,这不仅较大提高了复合材料的机械性能,而且明显改善了其热物性与耐腐蚀性。但基本未见采用熔覆的方法制备 Cu 包 SiC<sub>p</sub>增强镍基覆层的报道。

本文在碳化硅粉体表面化学镀一层铜,以改善其浸润性及减少其与激光束的直接作用。采用激光熔覆技术在 H13 钢表面制备铜包覆碳化硅增强镍基覆层,并对覆层的微观组织、显微硬度、常温和高温耐磨性能进行分析。

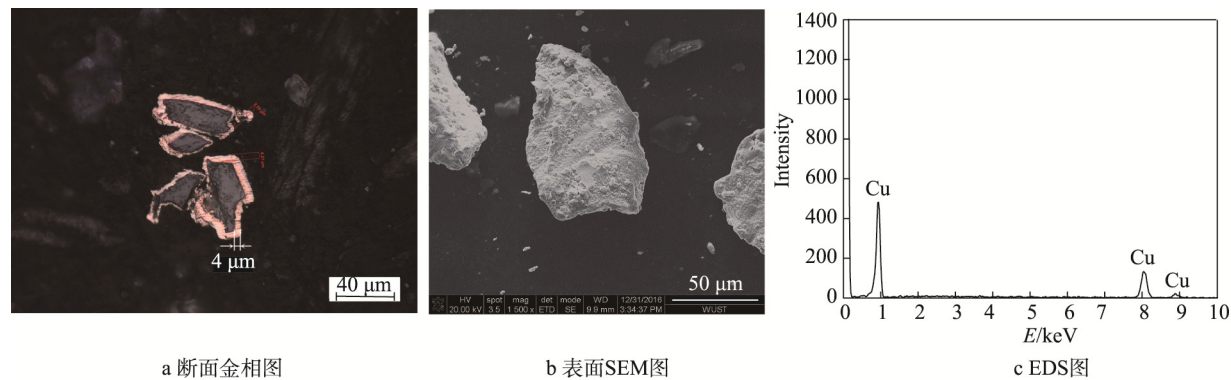


图 1 化学镀铜包覆 SiC 粉体

Fig.1 Cu-coated SiC<sub>p</sub> powder prepared by eletroless plating: a) cross-sectional metallographic phase, b) surface SEM image, c) EDS spectrum

将 Ni35 粉末与铜包 SiC<sub>p</sub> 粉末(质量分数为 10%)混合球磨 10 h,然后放在真空干燥箱干燥,待用。

1.2 覆层制备

将球磨后的粉末在无粘接剂的条件下预铺在基材表面,预铺粉的厚度为 1 mm。采用 5 kW 横流 CO<sub>2</sub>

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

基体材料选用 H13 模具钢,其成分及含量(质量分数)为:0.32% C、0.93% Si、0.32% Mn、4.76% Cr、1.21% Mo、0.90% V、0.03% S、0.006% P,余量 Fe。将基材机加工成 225 mm×90 mm×17 mm,打磨其表面和边角,然后经应力缓解、真空硬化、回火和二次回火热处理使其硬度达到 450HV 左右,最后用丙酮清洗干净。

为了防止熔覆层开裂,自熔合金粉末选用硬度与基材近似的 Ni35 合金<sup>[11]</sup>,Ni35 粉末的粒度为 150~300 目(106~48 μm),Ni35 合金粉末的成分如表 1 所示。SiC 粉末粒度为 300~350 目(50~40 μm)。SiC 粉末球磨前需进行包覆铜预处理,图 1 为包覆后的形貌及成分。由图可见,粉体表面形成了一层完整的包覆层,镀层的厚度约为 4 μm。

表 1 Ni35 合金化学成分  
Tab.1 Chemical composition of Ni35

元素	C	Cr	Si	B	Fe	Ni
质量分数/%	0.30	10.50	3.50	2.00	10.00	余量

激光加工系统和优化后的工艺参数进行激光熔覆层的制备,具体工艺参数为:功率  $P=2.5$  kW,熔覆速度  $v=3$  mm/s,光斑直径  $D=4$  mm,搭接率 50%。

1.3 测试表征

在 HT-1000 型“球-块”式高温磨损试验机上进

行常温 25 ℃ 和高温 600 ℃ 的耐磨性能测试。将激光熔覆试样加工成  $\phi 25\text{ mm} \times 10\text{ mm}$  的圆柱, 并对其表面进行打磨抛光, 对磨材料为  $\phi 6\text{ mm}$  的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球。测试方式为球-块滑动摩擦, 载荷 22 N, 电机转速 636 r/min, 旋转半径 3 mm, 摩擦时间 20 min, 测试过程中通过计算机持续采集摩擦系数。

试验前, 将盘状试样表面用砂纸磨光, 然后用无水乙醇清洗, 并吹干, 采用万分之一精度的 Sartorius BSA 124S 型电子天平测量其质量。试验后, 将盘状试样放入无水乙醇中清洗并吹干, 然后用天平测试其质量, 试验前后的质量差即为质量磨损量。体积磨损量按式 (1) 计算<sup>[5]</sup>:

$$V = \frac{D^2 L}{8} \left[ 2 \sin^{-1} \frac{b}{D} - \sin \left( 2 \sin^{-1} \frac{b}{D} \right) \right] \quad (1)$$

式中:  $V$  为磨损体积,  $\text{mm}^3$ ;  $D$  为对磨球直径,  $\text{mm}$ ;  $L$  为磨痕周长,  $\text{mm}$ ;  $b$  为磨痕宽度,  $\text{mm}$ 。

采用 X'pert PRO MPD 型 X 射线衍射仪对熔覆层及磨痕进行物相检测, 用 Axio Scope A1 (Carl Zeiss) 型光学显微镜对熔覆层及磨痕形貌进行观察, 并测量磨痕宽度  $b$ 。用 FEI 场发射扫描电子显微镜对熔覆层及磨痕的微观组织进行观察, 并用其附带的能谱仪进行成分分析。用安佑特 HV-1000 型显微硬度仪测试熔覆层表面、磨损后磨痕区和非磨痕区、熔覆层截面的硬度, 载荷 0.5 kg, 保压时间 10 s, 以相同间隔在表面上测 5 个点, 取其平均值, 压痕间距保持 0.1 mm。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 熔覆层物相分析

图 2 为激光熔覆层的 XRD 图谱。由图可知, 熔覆层的主要物相有 5 种, 分别为  $\gamma\text{-Ni(Fe)}$ 、镍的硅化物 ( $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ )、 $\text{M}_7\text{C}_3$  型碳化物、铁的硼化物 ( $\text{Fe}_2\text{B}$ )、镍的硼化物 ( $\text{Ni}_2\text{B}$ ) 和铜的硅化物 ( $\text{Cu}_{0.83}\text{Si}_{0.17}$ )。熔覆层中并没有发现  $\text{SiC}$ , 说明化学镀铜没能阻止  $\text{SiC}$  的分解。

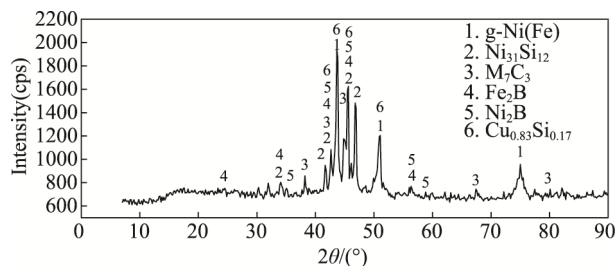


图 2 熔覆层表面的 XRD 图谱

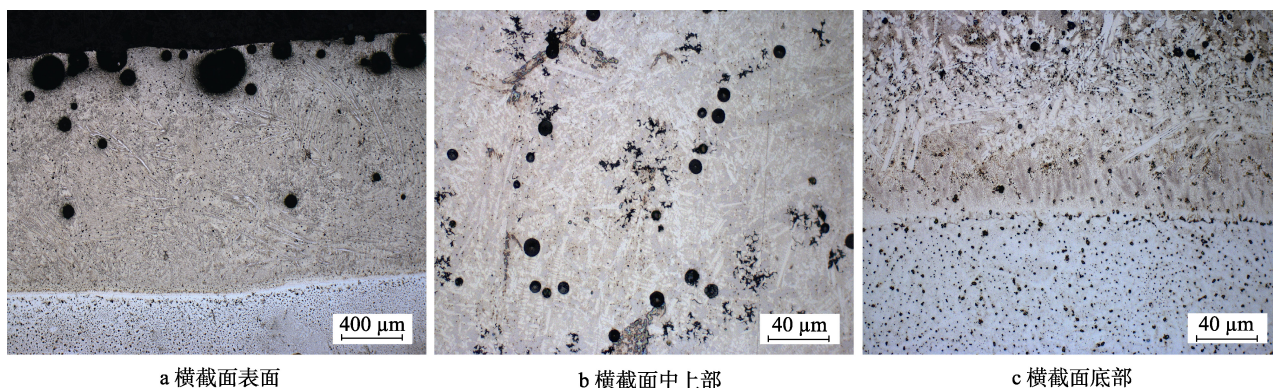
Fig.2 XRD pattern of clad coating surface

### 2.2 熔覆层显微组织分析

图 3 为熔覆层的截面光学形貌。由图 3a 可以观察到熔覆层几乎没有气孔和裂纹, 熔覆层与基体间呈现白亮带且不平整, 这说明熔覆层与基体之间发生了元素扩散, 使其呈现了冶金结合。图 3b 显示熔覆层中上部呈现等轴状枝晶, 且出现了球状析出物。从熔覆层底部 (图 3c) 可以看出, 在界面处存在白亮的平面晶, 靠近平面晶处的为细小枝丫胞状晶, 再向外为杂乱大小不一的条状和块状组织。

图 4 为高熔覆速度 (4 mm/s) 下制备的  $\text{Cu}$  包  $\text{SiC}_p + \text{Ni35}$  熔覆层的截面光学形貌。与图 3 不同的是, 有多个直径约为  $40\text{ }\mu\text{m}$  的球状夹杂物出现在该熔覆层中, 其尺寸、形貌及 EDS 结果 (55.59%Si、44.41%C, 原子数分数) 表明其为未反应的  $\text{SiC}$  颗粒。高的熔覆速度虽然能获得未完全反应的  $\text{SiC}$  颗粒, 但是熔覆层质量欠佳。

图 5 为熔覆层中部的 SEM 及能谱结果。从图 5a 中可以观察到熔覆层中部的主要组织为深灰色条状或块状组织 1、灰色基相 2 和黑色球状组织 3。EDS 能谱结果表明: 条状或块状组织 1 主要为富铬型碳化物, 对应 XRD 结果中的  $\text{M}_7\text{C}_3$  相; 灰色基相 2 主要为 Ni 的固溶体, 并且含有 Si 和 Fe, 对应 XRD 结果中的  $\gamma\text{-Ni(Fe)}$  和共晶硅化物  $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ 、 $\text{Cu}_{0.83}\text{Si}_{0.17}$ ; 黑色球状组织 3 的主要成分为碳, 是析出的石墨<sup>[12]</sup>。 $\text{SiC}_p$  在激光束的作用下分解, Si 与 Ni、Cu 形成了



a 横截面表面

b 横截面中上部

c 横截面底部

图 3 熔覆层光学形貌

Fig.3 Optical morphology of clad coating: a) surface, b) middle-upper part, c) bottom part of cross section



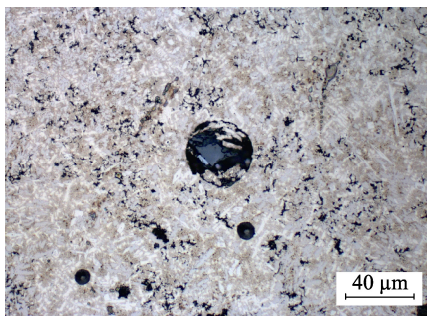
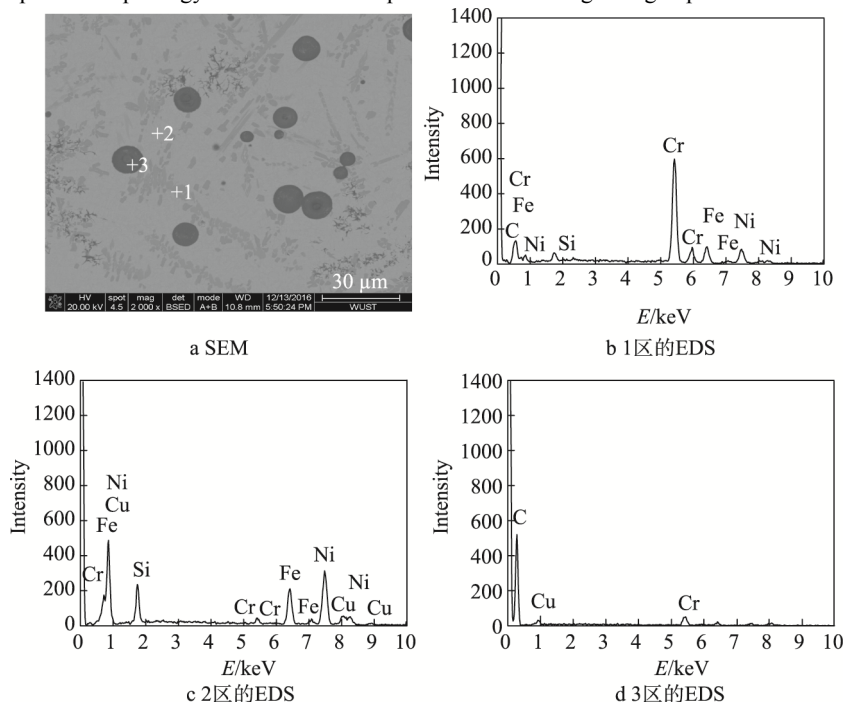
图 4 高熔覆速度下的 Cu 包 SiC<sub>p</sub>+Ni35 熔覆层光学形貌Fig.4 Optical morphology of Cu-coated SiC<sub>p</sub>+Ni35 clad coating at high speed of laser cladding

图 5 熔覆层 SEM 和 EDS 结果

Fig.5 SEM and EDS results of clad coating: a) SEM, b) EDS spectrum of area 1, c) EDS spectrum of area 2, d) EDS spectrum of area 3

Ni<sub>31</sub>Si<sub>12</sub>、Cu<sub>0.83</sub>Si<sub>0.17</sub>、C 与 Cr、Fe 形成 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 碳化物，富余的 C 则以石墨的形式析出。

## 2.3 覆层显微硬度分析

图 6 是熔覆层截面上距表面不同距离处的显微硬度。从图中可以看出，熔覆层的实际厚度约为 1.6 mm，大于预铺粉厚度 1 mm。这是由于激光熔覆时，熔池断面呈现弧状，并且深入基体，使预铺粉和基体表面以下约 0.6 mm 的部分形成熔覆层。预置熔覆层的顶部和中部硬度在 600~770HV<sub>0.5</sub> 之间波动，这主要是由于熔覆层顶部和中部组织中含有软的石墨，当压头打在石墨区域时，硬度值会偏小。硬度在接近结合界面处开始下降，距表面约 2 mm 处的硬度接近基体本身硬度。而将熔覆层表面打磨平整后（约打磨掉 0.5 mm）抛光，测得表面的平均硬度为 791HV<sub>0.5</sub>。熔

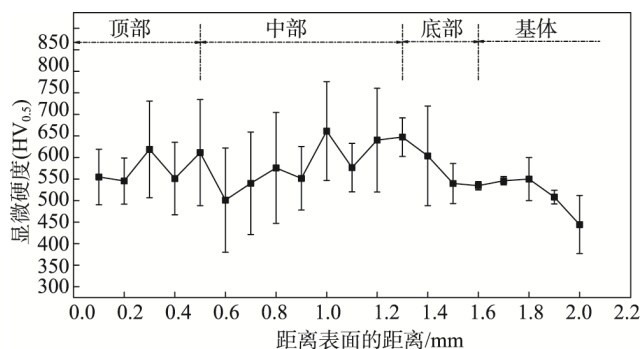


图 6 熔覆层截面显微硬度分布曲线

Fig.6 Microhardness distribution curve of cross-sectional microhardness of clad coating

覆层的中上部由于生成了大量金属碳化物，具有很高的硬度，底部则因为基体中的 Fe 元素扩散，导致合金元素成分被稀释，硬度开始下降，从而使得熔覆层的硬度在截面上呈梯度分布。



## 2.4 熔覆层的磨损性能

图7为常温、高温下磨损后的H13钢基体和熔覆层磨痕光学形貌。从图中可以看出,常温下H13钢的磨痕宽且深,呈黑色且颜色均匀,而熔覆层的磨痕窄且浅,其内部存在白亮色。与常温相比,高温条件下,H13钢的磨痕宽度有所减小,磨痕内沿圆周方向的间隙出现了白亮划痕,而熔覆层的磨痕宽度则变大,犁沟深度也加大。

图8为基体钢在25、600℃下磨损后磨痕的XRD图,图9为熔覆层在600℃下磨损后磨痕的XRD图。从中可以看到,H13钢在高温下产生了大量氧化物,而熔覆层产生的氧化物则较少。这是由于熔覆层中含有大量的Cr和Si元素,其具有更强的高温抗氧化性能<sup>[13]</sup>。

表2为常温、高温下磨损后的H13钢基体和熔覆层磨痕显微硬度表。从表中可以看出,常温、高温下,H13钢和熔覆层磨痕区的显微硬度都比非磨痕区高,这说明在磨损过程都发生了加工硬化。H13钢的硬度较低,其在磨损过程中的加工硬化比熔覆层严重,故其磨痕区的硬度升高程度比熔覆层大。此外,高温下H13钢和熔覆层的磨痕区硬度均比常温下高,这是由于H13钢和熔覆层的磨痕区在高温氧化及摩擦反应的作用下生成了硬的氧化物。但是,高温下H13钢非磨痕区的硬度比常温下略低,这是由于其在高温下发生了软化。而高温下熔覆层非磨痕区的硬度比常温下高,这是由于熔覆层中含有大量合金元素,其软化作用很弱。

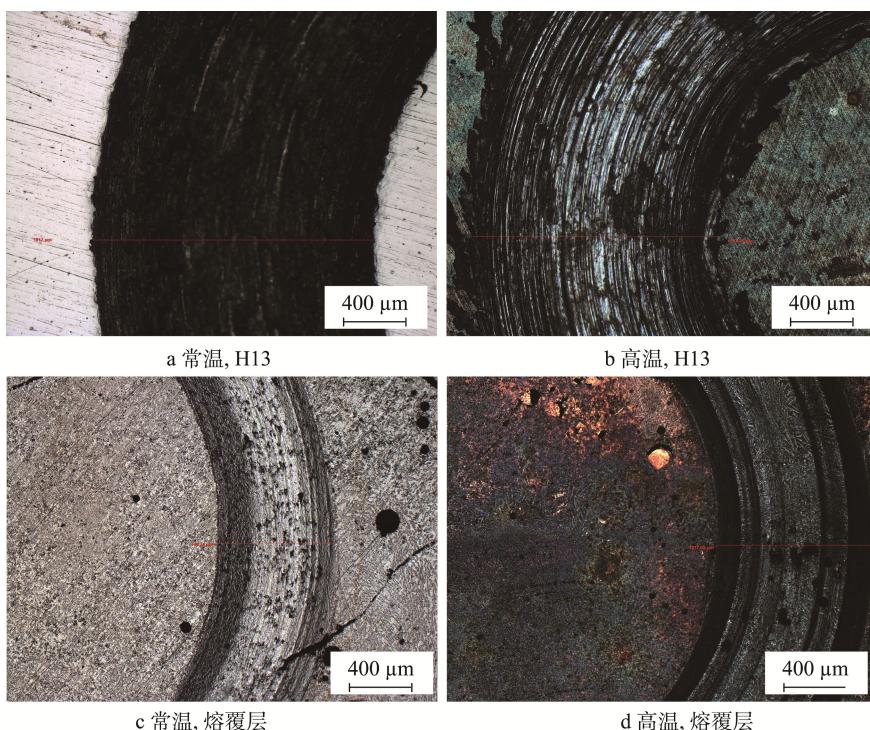


图7 H13钢基体和熔覆层磨痕光学形貌

Fig.7 Optical morphology of worn H13 steel substrate and clad coating at room and high temperature: a) H13 at room temperature, b) H13 at high temperature, c) clad coating at room temperature, d) clad coating at high temperature

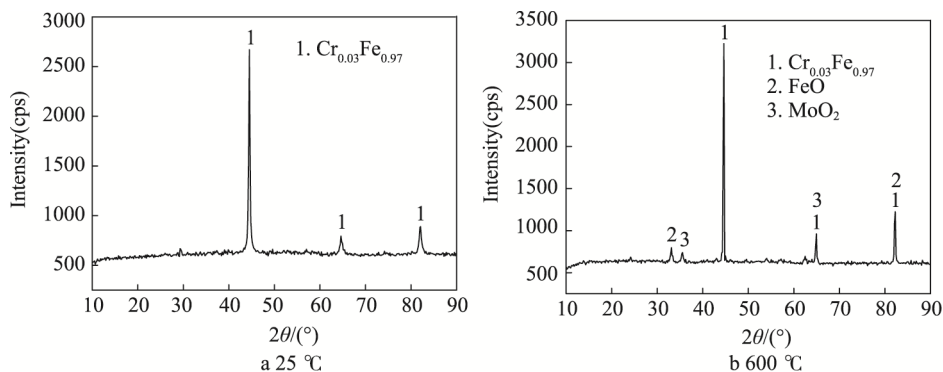


图8 基体H13磨痕XRD图谱

Fig.8 XRD patterns of grinding crack on worn H13

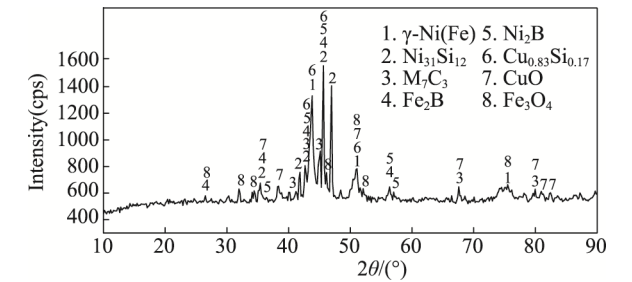


图 9 熔覆层 600 °C 磨痕 XRD 图谱  
Fig.9 XRD patterns of grinding crack on clad coating at 600 °C

表 2 磨痕表面硬度  
Tab.2 Worn surface hardness

样品	温度	磨痕区域 显微硬度(HV <sub>0.5</sub> )	非磨痕区域 显微硬度(HV <sub>0.5</sub> )
H13	常温	310	205
H13	600 °C	357	197
熔覆层	常温	815	789
熔覆层	600 °C	1070	971

图 10 是基体和熔覆层在常温 and 高温过程中的摩擦系数。由图可以看出，常温下基体和熔覆层的摩擦系数都随着摩擦时间的增加而缓慢上升。其中，熔覆层的摩擦系数波动比基体小很多，表现出了更好的稳定性。而在高温摩擦过程中，H13 基体呈现摩擦系数先迅速上升、再缓慢下降、最后趋于平稳的现象。这是由于高温摩擦过程中，H13 钢在摩擦化学反应的作用下发生了氧化<sup>[14]</sup>，且随着摩擦的进行，逐渐形成了完整的氧化膜，氧化膜在磨损过程中起润滑减摩作用<sup>[15]</sup>，进而促使摩擦系数逐渐降低。而高温下熔覆层的摩擦系数先缓慢升高，然后基本保持水平，这是由于在摩擦初始阶段，摩擦球与试样接触，并在摩擦力的作用下将试样凸凹不平的表面磨平，这样导致摩擦系数逐渐上升，进入稳定摩擦阶段后，产生了少量的氧化物，并覆盖在熔覆层上，从而使其摩擦系数波动越来越小。

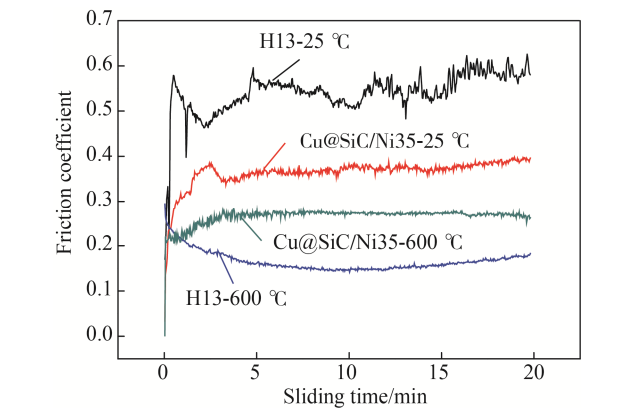


图 10 基体和熔覆层在 25 °C 和 600 °C 下的摩擦系数  
Fig.10 Friction coefficients of substrate and clad coating at 25 °C and 600 °C

图 11 是 H13 钢基体和熔覆层在常温 and 高温下的磨损量。由图可见，在常温、高温下，熔覆层均具有比基体钢 H13 更好的耐磨性。其中，H13 钢在高温下的耐磨性强于常温，而熔覆层则与之相反，且熔覆层在两种环境下的耐磨性提高程度大于 H13 钢。这是因为 H13 钢在 570 °C 开始氧化，生成硬的氧化物并覆盖在其表面，氧化物在磨损过程中起润滑减摩作用<sup>[15]</sup>，使 H13 钢在高温下的磨损量比常温下小。而熔覆层在高温下只有少部分被氧化，无法形成致密的氧化物薄膜，摩擦系数未得到降低，但相应的氧化增厚导致其高温质量磨损量小于常温。从体积磨损量来看，熔覆层的高温磨损性能低于常温，这主要是因为生成的氧化物较少，无法保护高温软化的镍相，进而使其体积磨损量较常温下大。

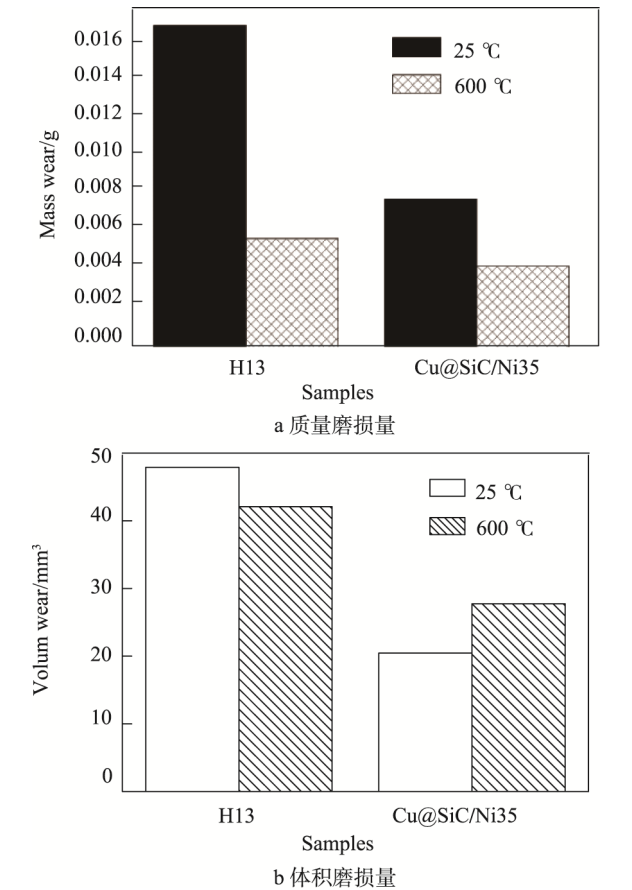


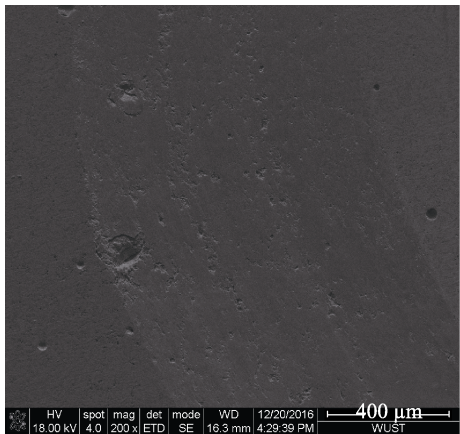
图 11 基体和熔覆层在 25 °C 和 600 °C 下的磨损量  
Fig.11 Wear loss of substrate and clad coating at 25 °C and 600 °C: a) mass wear, b) volume wear

图 12 为常温熔覆层磨痕的扫描电镜图。由图可见，熔覆层磨痕整体光滑，有轻微的划痕，且伴有轻微的塑性变形，这是微磨粒磨损的表现。熔覆层表面光滑主要是因为微磨粒磨损具有抛光和碾压效果，可以降低摩擦表面的粗糙度<sup>[16,17]</sup>。但随着摩擦表面逐渐变光滑，摩擦球与熔覆层之间有效接触面积也会变大，摩擦力亦会随之增大，表现为熔覆层的摩擦系数

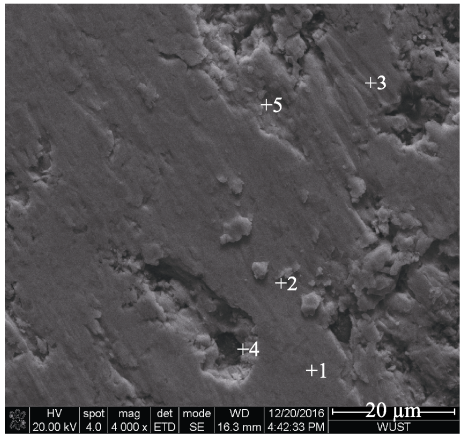


缓慢增加,这与图 10 的摩擦系数变化相吻合。

结合表 3 的 EDS 结果可知,图 12b 中的磨痕区域 1 为平整表面,其主要成分为 Ni、Fe、Cu、Si,该区域为基相  $\gamma$ -Ni(Fe)和共晶硅化物  $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$  和  $\text{Cu}_{0.83}\text{Si}_{0.17}$ ;区域 2 为粘着物,其主要成分为 C、Ni、Si 和 Cu,该区域为熔覆层中较软石墨、硅的共晶物和基相,在磨损过程中从熔覆层上剥离并粘附在磨痕表面;区域 3 凸起部分为富 Cr 的增强相  $\text{M}_7\text{C}_3$  碳化物,熔覆层组织中含有大量的  $\text{M}_7\text{C}_3$  型碳化物,这些  $\text{M}_7\text{C}_3$  型碳化物在熔覆层中充当硬质相,可以有效降低磨粒磨损发生的程度;区域 4 是磨痕表面的小坑,主要是



a 低倍



b 高倍

图 12 常温下熔覆层磨痕扫描电镜图

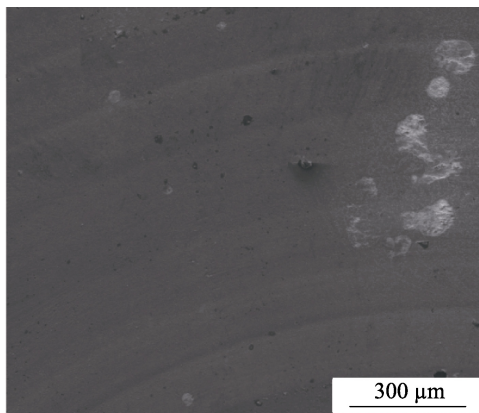
Fig.12 SEM images of grinding crack on clad layer at room temperature: a) low magnification, b) high magnification

表 3 EDS 结果  
Tab.3 EDS results

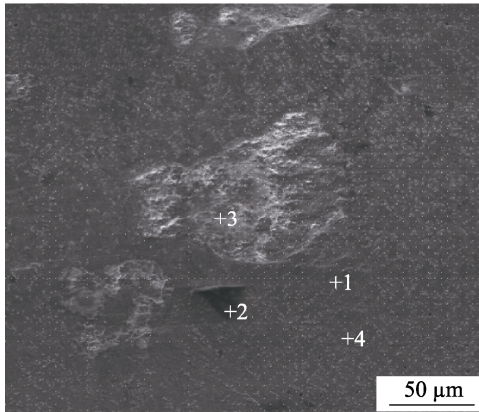
区域	Ni	Fe	Cr	Si	C	Cu
1 点	35.66	11.00	1.21	12.64	28.27	11.22
2 点	24.66	7.46	6.64	8.97	44.67	7.60
3 点	12.61	20.65	52.88	2.13	7.49	4.24
4 点	3.53	0.91	3.29	—	91.34	—
5 点	29.04	7.22	5.68	15.43	36.08	6.56

C,其为熔覆层中析出的石墨从磨损表面剥离产生的痕迹;区域 5 为熔覆层表面摩擦剥落形成的小坑,主要由硅的共晶物和基相剥落形成。

图 13 为熔覆层在 600 ℃时磨损后的磨痕 SEM 形貌,表 4 为其 EDS 能谱结果。结合图 13 和表 4 可以看出,区域 1 为平整表面,其主要成分为 Ni、Fe、C、Cu、Si 和 O,该区域为基相  $\gamma$ -Ni(Fe)、共晶硅化物  $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$  和  $\text{Cu}_{0.83}\text{Si}_{0.17}$  及金属氧化物;区域 2 为较平整的黑色表面,主要成分为 C,该区域为从熔覆层中析出的石墨,在摩擦力作用下铺展在了熔覆层上;区域 3 是表面凸凹不平且呈撕裂状的白色区域,其为大量剥离的基相、硅化物及氧化物在摩擦力作用下粘附在剥离坑附近;区域 4 是磨痕中形貌略显凸出的条



a 低倍



b 高倍

图 13 高温下熔覆层磨痕扫描电镜图

Fig.13 SEM images of grinding crack on clad coating at high temperature: a) low magnification, b) high magnification

表 4 EDS 结果  
Tab.4 EDS results

区域	Ni	Fe	Cr	Si	C	Cu
1 点	31.66	14.80	10.01	5.40	20.77	10.47
2 点	0.19	1.12	6.30	0.07	78.54	—
3 点	10.95	11.13	23.20	3.08	10.95	5.75
4 点	6.24	21.19	58.27	0.21	13.12	0.96



状组织, 其为富 Cr 的 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 碳化物。从上述结果可以发现, 铜包 SiC<sub>p</sub>+Ni35 熔覆层的高温磨损机制主要是微磨粒磨损和粘着磨损, 以及轻微的氧化磨损。

### 3 结论

1) 采用优化的激光熔覆工艺参数在 H13 钢表面制备了铜包 SiC<sub>p</sub> 增强 Ni35 熔覆层。

2) 熔覆层主要由  $\gamma$ -Ni(Fe) 固溶体、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、硼化物、硅化物及析出石墨构成, 熔覆层与基体间存在白亮带, 呈现典型冶金结合特征。

3) 激光熔覆层的表面显微硬度达 791HV<sub>0.5</sub>, 相比于 H13 钢基体的显微硬度有明显提高。熔覆层的常温耐磨损性能较 H13 钢明显提高, 但其高温耐磨损性能较 H13 钢提高较少。

4) 激光熔覆层在常温下的磨损形式为微磨粒磨损, 在高温下的主要磨损形式为磨粒磨损、粘着磨损及轻微的氧化磨损。

#### 参考文献:

- [1] 李嘉宁. 激光熔覆技术及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2016.  
LI Jia-ning. Laser Cladding Technology and Application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2016.
- [2] YIP M W, BARNES S, SARHAN A. Effects of Laser Cladding of Silicon Carbides Particles and Iron Based Powder[J]. Applied Mechanics and Materials, 2014, 548-549: 289-293.
- [3] MAJUMDAR J D, LI L. Studies on Direct Laser Cladding of SiC Dispersed AISI 316L Stainless Steel [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2009, 40(12): 3001- 3008.
- [4] ABBAS G, GHAZANFAR U. Two-body Abrasive Wear Studies of Laser Produced Stainless Steel and Stainless Steel+SiC Composite Clads[J]. Wear, 2005, 258(1): 258-264.
- [5] 周雪, 何鹏, 潘成刚, 等. 等离子堆焊镍包碳化硅增强镍基层的组织及磨损性能[J]. 材料保护, 2014, 47(12): 13-17.  
ZHOU Xue, HE Peng, PAN Cheng-gang, et al. Microstructure and High-temperature Wear Behavior of Plasma Hardfacing Nickel-based Coating Reinforced by Nickel Coated Silicon Carbide[J]. Journal of Materials Protection, 2014, 47(12): 13-17.
- [6] 潘成刚, 肖琴, 杨虎群, 等. 等离子堆焊镍包 SiC<sub>p</sub> 增强钴基覆层的组织分析[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(8): 788-791.  
PAN Cheng-gang, XIAO Qin, YANG Hu-qun, et al. Microstructure Analysis of Plasma Hardfacing Co-based Coating Reinforced by Nickel Coated Silicon Carbide[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2016, 36(8): 788-791.
- [7] 李书林, 周雪, 王华昌, 等. 热应力缓解型梯度热锻模用镍包碳化硅复合粉体的制备[J]. 中国机械, 2014(9): 116-119.  
LI Shu-lin, ZHOU Xue, WANG Hua-chang, et al. Preparation of Ni Coated SiC Composite Powders Used for Thermal Stress Relief of Hot Forging Die[J]. Machine China, 2014(9): 116-119.
- [8] HE P, HUANG S, HUANG Z, et al. Carbide Reinforced Ni-Cr-B-Si-C Composite Coating on 4Cr5MoSiV1 Steel by Comprehensive Plasma Melt Injection Method[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 266: 134-145.
- [9] SHU K M, TU G C. The Microstructure and the Thermal Expansion Characteristics of Cu/SiC<sub>p</sub> Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 349(1): 236-247.
- [10] LEE Y F, LEE S L, CHUANG C L, et al. Effects of SiC<sub>p</sub> Reinforcement by Electroless Copper Plating on Properties of Cu/SiC<sub>p</sub> Composites[J]. Powder Metallurgy, 1999, 42(2): 147-152.
- [11] 毛怀民. 激光熔覆层裂纹控制方法与实践[D]. 天津: 天津大学, 2007.  
MAO Huai-min. The Study of Controlling Cracks in Laser Clad Coating[D]. Tianjin: Tianjin University, 2007.
- [12] RADO C, DREVET B, EUSTATHOPOULOS N. The Role of Compound Formation in Reactive Wetting: the Cu/SiC System[J]. Acta Materialia, 2000, 48(18-19): 4486-4491.
- [13] 李美栓. 金属的高温腐蚀[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001.  
LI Mei-shuan. High Temperature Corrosion of Metal[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2001.
- [14] 揭晓华, 毛志远. 5CrNiMo 钢在高温磨损中的动态氧化行为[J]. 浙江大学学报, 1998, 32(6): 769-776.  
JIE Xiao-hua, MAO Zhi-yuan. Dynamic Oxidative Behavior of 5CrNiMo[J]. Journal of Zhejiang University, 1998, 32(6): 769-776.
- [15] 尹小定. H13 钢表面 CrAlN 薄膜制备及其摩擦磨损性能的研究[D]. 太原: 太原理工大学, 2008.  
YIN Xiao-ding. Study on Preparation and Tribological Properties of the CrAlN Film on H13 Steel [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2008.
- [16] ANDERSSON P, HOLMBERG K. Limitations on the Use of Ceramics in Unlubricated Sliding Applications Due to Transfer Layer Formation[J]. Wear, 1994, 175(1): 1-8.
- [17] OLIVEIRA C K N, RIOFANO R M M, CASTELETTI L C. Micro-abrasive Wear Test of Niobium Carbide Layers Produced on AISI H13 and M2 Steels[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(16): 5140-5144.