

文章编号 1004-924X(2013)08-2048-08

模具钢表面 Co/TiC 熔覆层的组织与高温磨损性能

PHAM THI HONGNGA^{1,2}, 刘洪喜¹, 张晓伟¹, 王传琦¹, 蒋业华^{1*}

- (1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093;
2. 胡志明市技术师范大学 机械工程学院, 越南 胡志明市)

摘要:利用 6 kW 横流 CO₂ 激光器制备了 Co50 熔覆层和不同成分配比的 Co/TiC 复合涂层来改善 H13 模具钢表面的热磨损性能。借助 X 射线衍射(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)、显微硬度计和高温摩擦磨损试验机分析了涂层的结合特征、物相组成和不同温度下的摩擦磨损性能。结果表明,当预置层粉末 TiC 含量(重量百分比)小于等于 20%时,熔覆层与 H13 钢基材呈良好的冶金结合;随着 TiC 含量的增加,Co/TiC 复合涂层截面平均显微硬度呈上升趋势,但涂层中基体相种类减少;Co+10%TiC 涂层由 TiCo₃、Cr₂Ni₃ 和 Cr-Ni-Fe-C 组成,Co+20%TiC 涂层由 Cr₂Ni₃ 和 γ -Co 组成,Co+30%TiC 涂层为 γ -Co 固溶体。Co+20%TiC 涂层的高温耐磨性比 Co50 涂层显著提高,摩擦系数平稳;700 °C 时复合涂层的磨损机制主要为氧化磨损和疲劳磨损。结果显示 Co+20%TiC 涂层具有良好的综合性能。

关键词:激光熔覆;模具钢;Co/TiC 复合涂层;高温磨损

中图分类号: TG156.99 **文献标识码:** A **doi:**10.3788/OPE.20132108.2048

Microstructures and high-temperature wear behaviors of Co/TiC laser coatings on die steel

PHAM Thi Hongnga^{1,2}, LIU Hong-xi¹, ZHANG Xiao-wei¹, WANG Chuan-qi¹, JIANG Ye-hua^{1*}

- (1. School of Material Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China; 2. Faculty of Mechanical Engineering, Ho Chi Minh City University of Technical Education, Ho Chi Minh City, Vietnam)

* Corresponding author, E-mail: jiangyehua@kmust.edu.cn

Abstract: Co50 alloy coating and Co50 composite coatings doped with different mass fractions of TiC were prepared by a 6 kW transverse-flow CO₂ laser to improve the wear resistance of H13 die steel. The bonding characteristics, phase composition and wear behaviors of the coatings were investigated by X-ray diffractometry (XRD), Scanning Electron Microscopy (SEM) and high-temperature wear tester. The experimental results indicate that Co/TiC composite coatings with the content of TiC less than 20% (weight percentage) show good metallurgical bonding characteristics with the substrate surface. In addition, the micro-hardness of TiC/Co based coatings increases with the TiC content, but matrix phase composition of the composite coatings tends to be simple: Co+10%TiC coating consists of TiCo₃, Cr₂Ni₃ and Cr-Ni-Fe-C phases, while Co+20%TiC coating is Cr₂Ni₃ and γ -Co, and Co+

收稿日期:2013-03-01;修订日期:2013-03-21.

基金项目:昆明理工大学分析测试基金资助项目(No. 2010025; No. 2011008)

30% TiC coating mainly is composed of γ -Co solid solution. Co+20% TiC coating shows better wear behavior than Co50 coating, as well as has a more stable friction coefficient. Moreover, the high-temperature wear is mainly caused by oxidation wear and fatigue wear. These results demonstrate that Co+20% TiC composite coating has good comprehensive properties.

Key words: laser cladding; die steel; Co/TiC composite coating; high-temperature wear

1 引言

自 20 世纪 70 年代中期以来,激光表面改性技术,尤其是激光熔覆技术在轧辊表面强化、汽轮机叶片再制造和汽车发动机零部件修复等领域得到了广泛应用^[1-2]。尽管如此,激光熔覆工艺目前仍普遍存在熔覆层易于出现裂纹和气孔等问题。究其原因,主要是由于激光熔覆长期使用热喷涂合金粉末,而没有专门用于激光熔覆工艺的系列合金粉末^[3-4]。H13 钢作为广泛应用的热作模具钢,服役时受冷热循环条件作用,在这种苛刻环境下,模具极易出现热磨损和热疲劳裂纹等失效形式。针对这一问题,已有许多研究者在 H13 钢激光表面改性方面取得了一些成果。Zhao 等人在 H13 钢表面激光熔覆 Co 基合金涂层,发现经过热疲劳试验后涂层仍保持较高的硬度和高温龟裂特征^[5]。朱蓓蒂等人在 H13 热作模具钢表面激光熔覆 Co 基合金显著提高了模具的高温硬度和热疲劳抗力^[6]。钱星月等人在 H13 模具钢表面进行激光熔覆处理,发现 H13 钢基材表面硬度和耐磨性得到了显著改善^[7]。Huang 等人采用 WC/Ni 基复合粉末进行激光熔覆并证明了熔覆层比 H13 钢基材有更高的耐磨性能^[8]。在这些研究中,自熔性合金粉末中含量较高的 B 和 Si 等合金元素在激光熔池中极易形成硼硅酸盐等低熔点液态膜,液膜在激光熔池快速凝固过程中破裂后易成为裂纹源^[9]。从这个角度上讲,设法降低传统自熔性合金粉末中 B 和 Si 元素的含量,即可以减少裂纹形成倾向。王新林^[10]等人采用自行设计的合金粉末来降低 B 和 Si 元素的含量,结果表明,通过控制 B 和 Si 元素含量可以防止结晶裂纹,满足材料性能的要求。但 B 和 Si 元素含量又不能太少,因为粉末中这 2 种元素的减少,势必造成熔覆层表面光洁度的下降^[11-12]。

鉴于此,本文以常用钴基合金粉末 Co50 和 TiC 混合粉末作为 H13 钢表面预置层粉末材料,

通过高能激光束在其表面制备了复合涂层,分析了涂层的物相结构,测试了复合涂层截面显微硬度和涂层表面的高温摩擦磨损性能,综合评价了复合涂层质量。

2 实验方法

2.1 实验材料及工艺

实验用基体材料为 H13 热作模具钢,其主要化学组成(质量分数)为 C 0.43, Si 1.17, Mn 0.48, Cr 4.79, Mo 1.38, V 0.94, Fe 余量。试样尺寸为 100 mm×30 mm×10 mm。实验前基材表面经金相砂纸打磨后用丙酮和无水乙醇清洗并置于干燥箱烘干待用。预置层为 Co50 自熔性合金粉末和 TiC 粉末,其中 Co50 合金粉末的化学组成(质量分数)为 C 0.6, W 3.0, Si 3.5, B 2.25, Cr 20.0, Mo 5.1, Fe 5.0, Ni 14.0, Co 余量,粒度 53 μm ; TiC 粉末纯度 99.5%,粒度 40 μm 。将粉末和黏结剂按一定配比粘结在基材表面。预置层试样共 4 组,分别为 100% Co50, 10% TiC+90% Co50, 20% TiC+80% Co50 和 30% TiC+70% Co50 粉末预置层(质量分数),预置层厚度约为 1 mm。激光熔覆实验前,将预置试样置于干燥箱干燥 8 h 待用。激光熔覆实验在 GS-TFL 6000 型多模横流 CO₂ 激光器上进行,离焦量为 50 mm,保护气流速 8 L·h⁻¹,扫描速度为 350 mm·min⁻¹,具体工艺参数及对应试样编号如表 1 所示。

表 1 复合涂层制备工艺参数

Tab. 1 Experimental parameters used in laser cladding

Coatings	Composition ratio r_m	Laser power P/kW
	(TiC : Co50)	
S0	0 : 1	3.3
S1	1 : 9	3.6
S2	1 : 4	3.9
S3	3 : 7	4.2

2.2 涂层性能表征

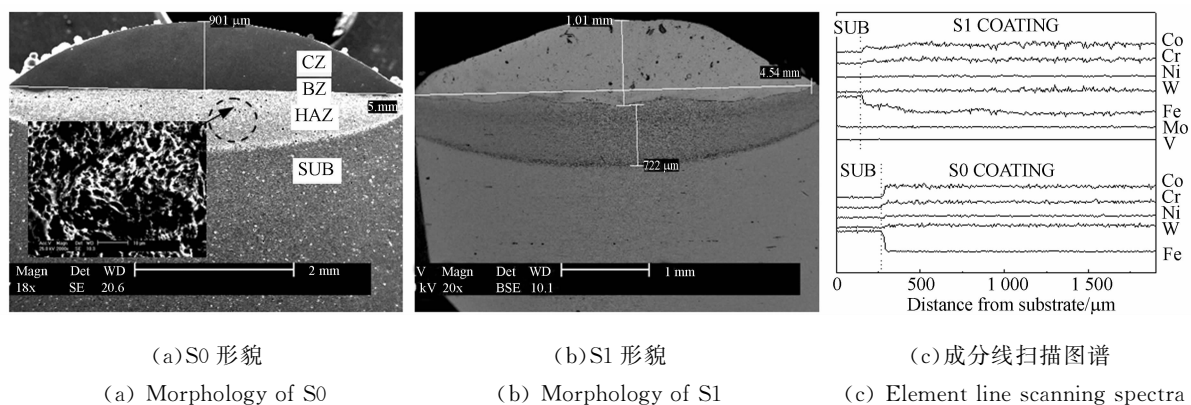
采用线切割方法自涂层表面沿垂直于激光束扫描方向切取后,做成金相试样。使用 FeCl_3 的 HCl 饱和溶液对涂层截面腐蚀 2 min 后进行显微组织观察。通过 D/MAX-3B X 射线衍射仪分析涂层物相结构,扫描角度为 $10\sim 100^\circ$, Cu 靶 K_α 线波长 0.154 056 nm,管电压为 40 kV,管电流为 30 mA,扫描速度为 $10^\circ/\text{min}$ 。采用 XL30ESEM-TMP 型扫描电子显微镜 (SEM) 及所附的 phoenix+OIM 能谱仪 (EDS) 研究涂层截面的组织和组成。利用 HMV-WIN 型数显显微硬度计测量试样截面的显微硬度分布,载荷为 1.96 N ($\text{HV}_{0.2}$),加载持续时间 15 s。以基材与涂层结合面为坐标原点,自上而下不同距离打点,结合面之上坐标值为正值,之下为负值。用 MMU-5G 型屏显式端面高温摩擦磨损试验机研究 Co/TiC 复合涂层在室温和 700°C 下的干滑动摩擦磨损性能。磨损形式选取测试涂层性能常用的高温销-盘摩擦副,其中,销-盘摩擦副分别为:上试样涂层尺寸为 $\phi 4\times 15\text{ mm}$,每组 3 件;下试样为对磨件,材质 $\text{Cr}12\text{MoV}$ 冷作模具钢经热处理,硬度大于 $\text{HRC}50$,尺寸为 $\phi 43\times 3\text{ mm}$;实验力为 98 N,转速为 $200\text{ r}\cdot\text{min}^{-1}$,磨损时间为 2 h,预磨为 3 min。实验前后用超声波清洗试样,然后用感量为 0.1 mg 的电子天平称重,以计算磨损失重。

3 实验结果与讨论

3.1 涂层与基材结合区特征

图 1 为 $\text{S}0$ 和 $\text{S}1$ 涂层截面的宏观形貌及其线

扫描图谱。可以看出,涂层主要由熔覆区 (CZ),结合区 (BZ) 和基材热影响区 (HAZ) 3 部分组成。由于激光熔覆输入基体能量较少,激光熔覆的热影响区宽度小, $\text{S}0$ 涂层 HAZ 宽度为 $788\ \mu\text{m}$, $\text{S}1$ 涂层为 $722\ \mu\text{m}$ 。放大涂层的 HAZ (图 1(a) 放大区) 发现基体因受高能激光加热出现了马氏体晶粒长大。这一现象的产生是由于马氏体受热影响后发生了晶界移动,移动的结果是大晶粒吞并小晶粒。大晶粒长大、小晶粒消失过程在较短时间内得以完成。从图 1(c) 可看出,在恒定功率下,随着距结合区距离的增大,涂层中合金元素 Co 、 Cr 、 Ni 、 W 含量增多, Fe 含量下降,这说明基体中的 Fe 向涂层中扩散加剧。换言之,涂层与基材之间形成了良好的冶金结合。图 2 为 $\text{S}1$ 、 $\text{S}2$ 和 $\text{S}3$ 涂层结合区的 OM 照片。从图 2(a)、2(b) 可以看出, $\text{S}1$ 、 $\text{S}2$ 与基材界面处出现一条很窄的“白亮带”,说明 $\text{S}1$ 和 $\text{S}2$ 涂层与基材之间呈现良好的熔化结合特征。“白亮带”上面含大量黑色 TiC 颗粒。随预置层中 TiC 量的增加,涂层 TiC 含量相应增加。当预置层中 TiC 含量增加至 30% 时, $\text{S}3$ 涂层与基材未能实现较好的结合 (图 2(c))。这是因为, TiC 粉末和 Co 基合金粉末之间的热膨胀系数相差极大 (TiC 为 $7.74\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$, Co 基合金为 $12.5\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$),这将导致熔池区域的温度梯度,并由于 $\text{S}3$ 涂层中 TiC 含量添加较多,由此温度梯度增大,引起热应力增大,导致裂纹的形成和扩展。另外, TiC 粉末对激光能量的吸收率较 Co 基粉末高得多,因此,当激光束作用于预置层粉末时,需要更大的激光功率密度。

(a) $\text{S}0$ 形貌(b) $\text{S}1$ 形貌

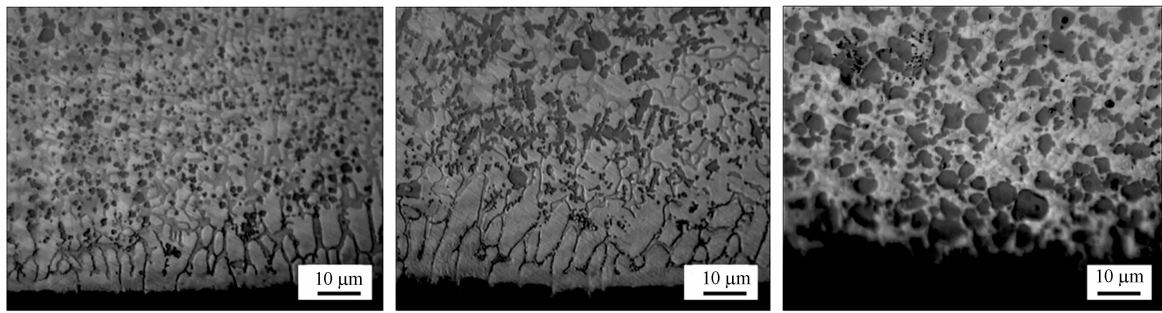
(c) 成分线扫描图谱

(a) Morphology of $\text{S}0$ (b) Morphology of $\text{S}1$

(c) Element line scanning spectra

图 1 涂层的宏观形貌及其截面的成分线扫描图谱

Fig. 1 Macroscopic morphologies and element line scanning spectra of $\text{S}0$, $\text{S}1$ coatings



(a) S1 的结合区 (a) Bonding zone of S1
 (b) S2 的结合区 (b) Bonding zone of S2
 (c) S3 的结合区 (c) Bonding zone of S3

图 2 涂层结合区的 OM 组织形貌

Fig. 2 OM microstructures of bonding zones of S1, S2 and S3 coatings

3.2 XRD 物相分析

图 3 为复合涂层表面的 XRD 图谱。从图中可以看出, S0 涂层主要由面心立方 γ -Co 和 $Cr_{1.12}Ni_{2.88}$ 相组成。之所以出现此结果, 是因为纯 Co 在 417 °C 以上为面心立方 (fcc) 结构 γ -Co, 温度降低则转变为密排六方 (hcp) 结构 ϵ -Co, 而 Co50 粉末中含较多具有 fcc 结构稳定的 Ni 和 Fe (以 Ni 为主) 等元素, 且在激光熔池快速凝固过程中, 高温态下的面心立方 γ -Co 来不及发生 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 转变, 从而保留了较多的亚稳相 γ -Co; $Cr_{1.12}Ni_{2.88}$ 相的形成则是由粉末中 Cr 和 Ni 在激光作用下发生冶金化学反应所致。从图中还可看出, 复合涂层中均含有 TiC 相, 所不同的是基体相组成有所区别, 即随着预置层中 TiC 粉末含量的增加, 复合涂层基体相的种类减少。当 TiC 含量为 10% 时, 基体相由 $TiCo_3$ 、 Cr_2Ni_3 和 Cr-Ni-Fe-C 组成; 当 TiC 含量为 20% 时, 基体相由 Cr_2Ni_3 和 γ -Co 组成; 而 TiC 含量为 30% 时, 基体相为 γ -Co 固溶体。这说明, TiC 含量较少时, 预置层粉末中部分

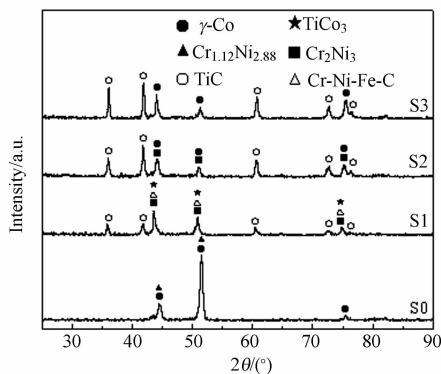


图 3 涂层表面的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD patterns of laser cladding coatings

TiC 颗粒分解出 Ti 和 C, Ti 原子与 Co50 粉末中的 Co 发生化学反应, 生成 $TiCo_3$; Cr_2Ni_3 则是由 Co50 中的 Cr 和 Ni 结合而生成。除此之外, 涂层还可能含 Cr-Ni-Fe-C 固溶体相。

3.3 涂层显微硬度

图 4 为涂层截面显微硬度分布。可以看出, 不同区域显微硬度存在明显差别。涂层硬度最高, 热影响区显微硬度较低, 但略高于基材。H13 钢显微硬度平均值为 208 $HV_{0.2}$, 而 S0、S1、S2 和 S3 的平均显微硬度分别为 499、552、590 和 824 $HV_{0.2}$, 分别约为基材的 2.4、2.7、2.8 和 4.0 倍。这表明, 经过激光熔覆处理后, H13 钢基材表面硬度得到了明显提高, 且随着 TiC 含量的增多, 涂层截面显微硬度呈升高趋势。结合区硬度低于涂层, 原因是 Fe 元素对流扩散到涂层, 起到稀释作用所致。热影响区硬度略高于基体, 一是由于涂层中硬质合金元素如 Co、Mo 等在高温下扩散到铁基体中, 形成固溶强化; 二是由于热影响区在激光照射时温度高于临界点 A_{c3} , 相当于经历了淬火作用, 产生了淬火组织, 致使该区域硬度较高^[7]。随着离结合区距离的增加, 加热温度不断降低, 由相变区, 部分相变区最后过渡到基体, 使硬度随着下降。

此外, S0 试样截面显微硬度提高, 一方面是由于激光熔覆过程中所形成的高硬度、高熔点 $Cr_{1.12}Ni_{2.88}$ 相弥散分布, 组成了涂层的硬质构架, 对基体起到保护作用, 同时由于激光熔池的冷却速度较快, $Cr_{1.12}Ni_{2.88}$ 等颗粒均匀分布在过饱和固溶体 γ -Co 基体中, 形成较硬的超细共晶组织, 从而有效地阻止晶粒长大, 起到了细晶强化作用。

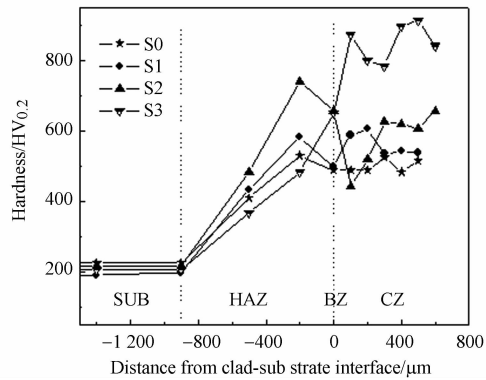


图 4 涂层截面显微硬度分布曲线

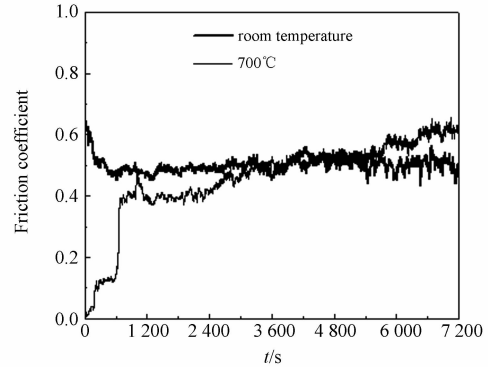
Fig. 4 Cross-section micro-hardness distribution of laser cladding coatings

另一方面是因为 Co50 合金粉末中的 Cr、Ni、Fe 和 C 等合金元素,在激光熔池中迅速扩散,并固溶于 γ -Co 晶格中,起到固溶强化作用,从而提高了涂层硬度。S1、S2 和 S3 的显微硬度均高于 S0,同时随着 TiC 含量的增加,涂层显微硬度升高。主要原因是由于涂层中存在大量 TiC 颗粒,激光熔覆时部分 TiC 熔化,同时也会造成原位析出。原位析出的 TiC 在未全熔的 TiC 颗粒附近聚集,呈弥散分布,起到了硬质增强作用。分析认为,原位析出 TiC 的原因为, TiC 粉末对激光能量的吸收率较 Co 基合金高得多,因此, TiC 在激光熔池中的溶解度更大,在激光照射时,有残余变形和畸变缺陷的一些细小 TiC 颗粒可能全部被溶解,大的 TiC 颗粒也在其边缘或凸起部位出现部分溶解,致使 Co 合金熔体含有大量过饱和 Ti 与 C 原子。随着激光束的移动,熔池温度迅速下降,这些过饱和 Ti 和 C 便从熔体中重新析出。

3.4 涂层摩擦磨损性能分析

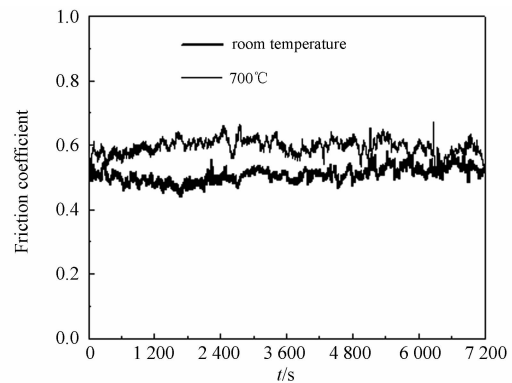
因 S1 涂层存在气孔(图 1(b)), S3 涂层与基材又未能很好结合(图 2(c)),所以,摩擦磨损性能的测试只选取 S0 和 S2 试样;而压铸有色金属的模具的最高工作温度为 700 °C,故本文重点研究此压铸模具用钢在 700 °C 下的高温摩擦磨损性能。图 5 是 S0 和 S2 试样在室温和 700 °C 下的摩擦系数-时间曲线。由图中可知,在室温下, S0 和 S2 的摩擦系数平均值均在 0.5 左右(S2 为 0.508, S0 为 0.501),并且波动很小,非常平稳。在 700 °C 下, S0 的摩擦系数呈较快的上升趋势,虽然一开始由于表面存在氧化膜而摩擦系数较小,但 10 min 后氧化膜被磨穿,出现由轻微磨损

状态向严重磨损状态的转化趋势;相同磨损情况下, S2 的摩擦系数始终保持在较高值,但波动很小,非常平稳,随磨损时间的延长略微上升。这说明添加 TiC 后,涂层耐磨性得到了一定改善。



(a) S0 涂层

(a) S0 coating



(b) S2 涂层

(b) S2 coating

图 5 S0 和 S2 涂层在室温和 700 °C 的摩擦系数-时间曲线

Fig. 5 Friction coefficient vs. time curves of S0 and S2 coatings at room temperature and 700 °C

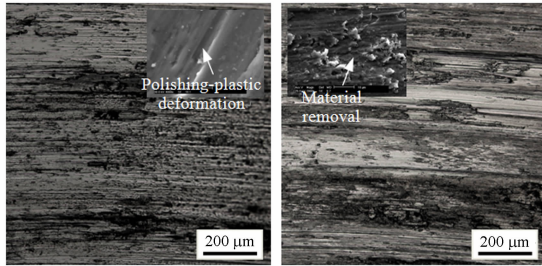
表 2 试样磨损失重

Tab. 2 Wear weight loss of the samples

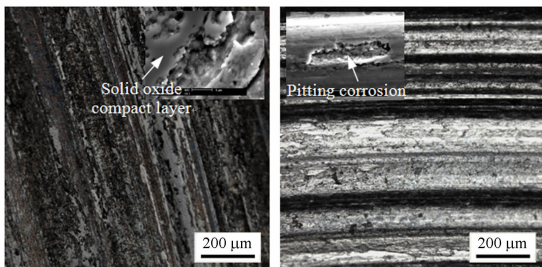
Condition	Samples	Weight loss/mg	
		S0	S2
Room temperature	Coating	23.9	18.0
	Cr12MoV	4.3	14.3
700 °C	Coating	5.5	5.0
	Cr12MoV	65.1	360.5

为了进一步分析涂层的摩擦磨损性能,表 2 给出了 S0 和 S2 涂层与对磨样在室温和 700 °C 的

磨损失重。可以看出, 室温下 S0 涂层平均磨损失重为 23.9 mg, 对磨样平均失重仅为 4.3 mg, 相同磨损条件下, S2 涂层平均磨损失重为 18.0 mg, 对磨样平均磨损失重为 14.3 mg, 这说明 S2 涂层的抗磨损能力优于 S0 涂层。在 700 °C 下, S2 平均磨损失重比 S0 略小, 而 S2 的对磨样平均磨损失重约为 S0 的 6 倍, 表明 S2 的抗高温磨损性能明显优于 S0 涂层。这与涂层硬度的高低, 组织致密性和均匀程度以及涂层熔点高低有密切关系。一般认为, 影响金属材料磨损的机械性能主要有塑性、硬度和抗拉强度, 而表面的耐磨性能与其硬度呈大致的线性关系。对各种条件下的磨损失重进行分析表明: 材料硬度越高, 磨损失重越小。



(a) S0 在室温 (b) S2 在室温
(a) S0 at room temperature (b) S2 at room temperature



(c) S0 在 700 °C (d) S2 在 700 °C
(c) S0 at 700 °C (d) S2 at 700 °C

图 6 S0 和 S2 涂层在室温和 700 °C 的摩擦磨损形貌
Fig. 6 Worn morphologies of S0 and S2 coatings at room temperature and 700 °C

图 6 为 S0 和 S2 涂层室温和 700 °C 干摩擦条件下摩擦磨损形貌(彩图见期刊电子版)。从图中可以看出, 在室温时 S0 和 S2 涂层磨痕细而清晰, 只有少量的熔化黏着物。其中, S0 涂层的磨损表面有撕裂状的塑性变形和剥落区, 且有轻微犁沟; 对塑性变形区进行放大观察, 可以看出塑性变形

区内部光滑, 这是黏着磨损作用的结果。S2 涂层的磨损表面较平滑, 但也存在剥落区和轻微犁沟。说明在室温时, S0 和 S2 涂层的磨损机制主要为脆性剥落, 黏着磨损和犁削。在 700 °C 时, 磨损表面凹坑较深, 而且内有许多小而深的麻点, 同时出现隆起棱边被压平的犁沟, 此时, 摩擦系数较大但磨损量较小。虽然 S2 磨痕比 S0 深, 但 S0 表面为深黄色, 而 S2 表面只看到少量蓝色, 这说明 S2 氧化比较轻, S0 涂层被严重氧化^[13]。为了更进一步分析涂层的磨损机制, 图 7 给出了 S0 和 S2 试样室温和 700 °C 下磨损表面的 XRD 谱。从图中可以发现, S0 试样存在着大量的 CoCr_2O_4 氧化物, S2 存在着大量的 CoCr_2O_4 和 NiCr_2O_4 氧化物。由此可以推测出, 涂层试样表面磨损性能的改善与这些氧化物的存在密切相关。这说明在 700 °C 时, S0 和 S2 涂层的磨损机理主要为氧化磨损和疲劳磨损。出现这些现象的原因在于, 随着温度的升高, 磨损试样表面氧化加剧, 生成的氧化膜避免了金属接触导致的黏着磨损, 对磨损表面起到保护作用, 但氧化膜往往脆性较大, 在外力作用下氧化膜极易发生裂纹萌生和疲劳扩展, 产生疲劳剥落^[14]。氧化膜疲劳剥落后剥落区内的金属将会继续被氧化, 这是一个氧化与剥落交替进行的动态磨损过程。对 700 °C 时 S0, S2 试样磨损形貌进行观察, 还发现在磨损面上没有裂纹产生。

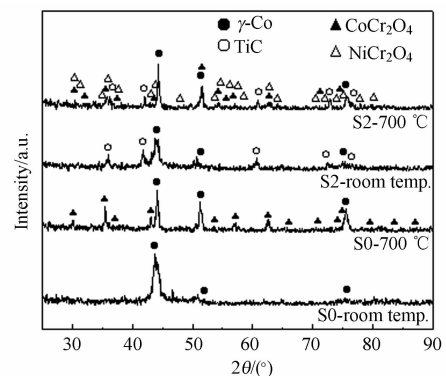


图 7 S0 和 S2 涂层磨损表面在室温和 700 °C 的 XRD 图谱

Fig. 7 XRD patterns of S0 and S2 coatings at room temperature and 700 °C

分析认为, S0 涂层耐磨性的提高, 一方面是因为 $\text{Cr}_{1.12}\text{Ni}_{2.88}$ 等强化相均匀分布在涂层中, 起

到强化作用,减缓了涂层受磨损的进程;另一方面,固溶强化和细晶强化作用使涂层的硬度得到了提高。但由于 S0 涂层的硬度相对于对磨样差不多,且其共晶组织呈网状分布^[5-7],导致在高应力磨损过程中,脆性的网状共晶易产生应力集中,从而产生剥落坑。相比而言,S2 涂层明显具有更好的抗磨损性能,主要原因是:首先,加入 TiC 后 S2 涂层组织改善,晶粒细化,涂层中各种缺陷减少,且 TiC 具有比基体高得多的硬度,而分布较均匀,增强了涂层组织之间的结合力。TiC 在基体表面与基体紧密结合,以更弥散的形式分布在韧性基体中,不易脱落。当涂层受磨损时,这些 TiC 颗粒具有极强的抗变形能力,它们一方面能支撑载荷,起着均匀载荷和减磨抗磨作用,故摩擦系数变化很小,耐磨性相应也得到提高,另一方面对基体起到保护作用,从而大大降低了基体的磨损,因此,在室温时 S2 涂层磨损面没有产生明显塑性变形。其次,S2 试样硬度较高,涂层硬度提高可减少涂层表面在受力作用下的变形,推迟裂纹产生时间和降低扩展速度,延缓裂纹成核机会。磨损过程中,当对磨样上凸起的硬颗粒遇到涂层中硬质相时,形成的犁沟较浅、较小、甚至终止,熔覆试样表现出较强的抗磨削能力,因而其磨损失重较小。但 S2 涂层的摩擦系数较高,主要是因为

S2 中有大大小小的块状硬质相存在,在较高应力的长时间作用下,块状硬质相碎裂剥落,因而磨损失重降低^[15]。

4 结 论

采用激光熔覆技术在 H13 模具钢表面制备了与基材呈良好冶金结合的 Co 基涂层和 Co/TiC 复合涂层。随着预置层粉末中 TiC 含量的增加,复合涂层基体相种类减少,当 TiC 含量为 10% 时,基体相由 $TiCo_3$ 、 Cr_2Ni_3 和 Cr-Ni-Fe-C 组成;当 TiC 含量为 20% 时,基体相由 Cr_2Ni_3 和 $\gamma-Co$ 组成;而 TiC 含量为 30% 时,基体相为 $\gamma-Co$ 固溶体。由于存在固溶强化、弥散强化和细晶强化作用,使得激光熔覆处理后 H13 模具钢的显微硬度得到明显改善,熔覆层平均显微硬度约为基材的 2.4~4.0 倍。添加 TiC 陶瓷颗粒的复合涂层平均显微硬度较未加 TiC 的提高 53~325 $HV_{0.2}$,且涂层硬度随着 TiC 含量的增加也会明显增大。Co+20% TiC 复合涂层的耐磨性比 Co50 涂层提高,摩擦系数平稳,磨损性能优良。熔覆涂层在室温下的磨损机理主要为脆性剥落,黏着磨损和犁削;而在 700 °C 时涂层存在着大量氧化物,其磨损机制主要为氧化磨损和疲劳磨损。

参考文献:

- [1] 周建忠,刘会霞. 激光快速制造技术及应用[M]. 北京:化学工业出版社,2009.
ZHOU J ZH, LIU H X. *Laser Rapid Manufacturing Technology and Application* [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009. (in Chinese)
- [2] 刘洪喜,曾维华,张晓伟,等. 不锈钢表面多道激光熔覆 Ni 基涂层的组织与性能[J]. 光学精密工程, 2011, 19(7):1515-1523.
LIU H X, ZENG W H, ZHANG X W, *et al.*. Microstructures and properties of multiple-pass laser cladding Ni-based coatings on stainless steel surface [J]. *Opt. Precision Eng.*, 2011, 19(7): 1515-1523. (in Chinese)
- [3] 黄凤晓,江中浩,刘喜明. 激光熔覆工艺参数对横向搭接熔覆层结合界面组织的影响[J]. 光学精密工程, 2011, 19(2): 316-322.
HUANG F X, JIANG ZH H, LIU X M. Effects of parameters on microstructure of bonding interface formed by overlapping laser cladding [J]. *Opt. Precision Eng.*, 2011, 19(2): 316-322. (in Chinese)
- [4] 刘洪喜,蔡川雄,蒋业华,等. 交变磁场对激光熔覆铁基复合涂层宏观形貌的影响及其微观组织演变[J]. 光学精密工程, 2012, 20(11):2402-2410.
LIU H X, CAI CH X, JIANG Y H, *et al.*. Influence of alternative magnetic field on macro morphology and microstructure of laser cladding Fe-based composite coating [J]. *Opt. Precision Eng.*, 2012, 20(11):2402-2410. (in Chinese)
- [5] ZHAO Y M, WANG J L, MOU J W. Microstructures and properties of Co-based alloy coatings prepared on surface of H13 steel [J]. *China Welding*, 2010, 19(3): 41-44.
- [6] 朱蓓蒂,彭英姿,陶曾毅,等. H13 模具钢表面激光熔覆钴基合金的研究[J]. 特殊钢,1994, 15(5): 38-40.
ZHU B D, PENG Y Z, TAO Z Y, *et al.*. Study on

- Co-based alloy laser-cladding of die steel H13 [J]. *Special Steel*, 1994, 15(5): 38-40. (in Chinese)
- [7] 钱星月, 童和强, 张丹莉, 等. H13 模具钢表面激光熔覆 Co 基合金涂层的组织和性能[J]. *冶金丛刊*, 2011(5):1-3.
QIAN X Y, TONG H Q, ZHANG D L, *et al.*. Microstructure and performance of laser-cladding Co-based alloy coating on the surface of H13 mold steel [J]. *Metallurgical Collections*, 2011(5):1-3. (in Chinese)
- [8] HUANG S W, SAMANDI M, BRANDT M. Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers [J]. *Wear*, 2004, 256 (11/12): 1095-1105.
- [9] 赵静娟, 何占启. 激光熔覆裂纹问题的研究[J]. *新技术新工艺*, 2011(10):58-61.
ZHAO J J, HE ZH Q. Research on status of cracking in laser cladding layer [J]. *New Technology & New Process*, 2011(10):58-61. (in Chinese)
- [10] 王新林, 漆海滨. 厚层激光熔覆层裂纹控制的综合实验研究与理论分析[J]. *南华大学学报: 理工版*, 2001, 15(3): 36-55.
WANG X L, QI H B. Synthetic experiment study and theoretic analysis of crack control of thick laser cladding layer [J]. *Journal of Nanhua University: Science & Engineering Edition*, 2001, 15 (3): 36-55. (in Chinese)
- [11] 石世宏. 激光熔覆工艺与粉末对覆层开裂行为的影响[J]. *表面技术*, 1998, 27(4): 27-29.
SHI SH H. Effect of laser cladding process and powders on the cracking behaviors of cladding layer [J]. *Surface Technology*, 1998, 27(4): 27-29. (in Chinese)
- [12] HEMMATI I, OCELÍK V, HOSSON D J T M. Dilution effects in laser cladding of Ni-Cr-B-Si-C hardfacing alloys [J]. *Materials Letters*, 2012, 84 (1): 69-72.
- [13] CHEN Y, WANG H M. High-temperature wear resistance of a laser clad TiC reinforced FeAl in situ composite coating [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, 179(2/3), 23: 252-256.
- [14] KASHANI H, AMADEH A, GHASEMI H M. Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies [J]. *Wear*, 2007, 262 (7/8): 800-806.
- [15] GUO J S, SU J W, GUANG C S. Research on impact wear resistance of in situ reaction TiCp/Fe composite [J]. *Wear*, 2010, 269(3/4): 285-290.

作者简介:



PHAM THI HONGNGA (1983-), 女, 越南人, 博士研究生, 讲师, 2006年、2009年于胡志明市技术师范大学分别获得工学学士和工学硕士学位, 主要从事激光表面改性研究。E-mail: hongnga20082008@yahoo.com



王传琦 (1984-), 男, 黑龙江牡丹江人, 博士研究生, 2008年于昆明理工大学获得工学学士学位, 主要从事激光束表面改性研究。E-mail: wangchuanqi09@yahoo.cn



刘洪喜 (1972-), 男, 湖北黄冈人, 博士, 教授, 2003年、2007年于哈尔滨工业大学分别获得工学硕士和工学博士学位, 主要从事离子束和激光束表面改性的研究。E-mail: viplihx@yahoo.com.cn

导师简介:



蒋业华 (1968-), 男, 安徽巢湖人, 博士, 教授, 1991年、1994年于昆明理工大学分别获得工学学士和工学硕士学位, 2001年于西安交通大学获得工学博士学位, 主要从事耐磨材料及材料表面改性的研究。E-mail: jiangyehua@kmust.edu.cn



张晓伟 (1984-), 男, 陕西渭南人, 博士研究生, 2008年于云南大学获得理学学士学位, 2011年于昆明理工大学获得工学硕士学位, 主要从事材料表面改性的研究。E-mail: zhwx72@163.com