

# 激光熔覆 Stellite 6 涂层的高温摩擦行为

余廷\*, 张子翔, 饶锡新, 陈杰

南昌大学机电工程学院, 江西 南昌 330031

**摘要** 采用光纤激光在不锈钢上制备得到了 Stellite 6 涂层。观察不同温度热处理对显微组织的影响。以氧化铝作为对磨件,在销盘式高温摩擦试验机上研究了涂层在不同温度下(600,700,800,900 °C)的摩擦磨损行为,以确定涂层适用的工作温度区间。结果显示涂层物相主要为 fcc 和 hcp 型富 Co 固溶体以及碳化物共晶组织,700 °C 时涂层显微组织稳定,800 °C 和 900 °C 热处理后涂层共晶组织分解严重,并伴有细小颗粒二次析出,富 Co 固溶体在 700~800 °C 之间从 fcc 型转变为 hcp 型。Stellite 6 高温摩擦时,磨损主要发生在摩擦初期,一旦釉质层形成,磨损量大幅下降,在 700 °C 下涂层磨损量最小。600 °C 时的高温摩擦机制是犁削磨损和黏着磨损,涂层表面能形成少量与涂层结合不紧密的釉质层;700 °C 和 800 °C 时转为磨粒磨损和黏着磨损,釉质层致密;900 °C 时涂层因过度软化而在摩擦初期就发生严重的塑性变形。可以推断 Stellite 6 的合适工作温度在 700~800 °C 之间。

**关键词** 激光加工; 激光熔覆; Stellite 6; 钴基合金; 高温摩擦; 工作温度

中图分类号 TG142

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.141403

## High-Temperature Wear Behavior of Laser-Cladding Stellite 6 Coating

Yu Ting\*, Zhang Zixiang, Rao Xixin, Chen Jie

School of Mechatronics Engineering, Nanchang University, Nanchang, Jiangxi 330031, China

**Abstract** Stellite 6 coating is cladded on the stainless steel using a fiber laser. The effect of heat treatment on the microstructure of the coating is investigated at various temperatures. Further, a tribometer with a pin-on-disk configuration at high temperatures (600 °C, 700 °C, 800 °C, and 900 °C) is used to evaluate the sliding wear behavior of the coating during interaction with alumina for identifying the applicable working temperature range of the coating. The results denote that the coating predominantly comprises carbide eutectics and a Co-rich solid solution exhibiting fcc and hcp structures. The microstructure of the coating is thermally stable at 700 °C. However, the eutectics are critically decomposed with the secondary precipitation of fine particles after heat treatments at 800 °C and 900 °C. The transformation temperature from fcc to hcp structures of Co-rich solid solution is 700-800 °C. In case of the Stellite 6 coating, wear at high temperature can be observed during the initial stage of the friction process. The wear loss drastically decreases once the glaze layer is formed. Among the friction temperatures, the wear loss at 700 °C is observed to be the lowest. Ploughing and adhesion are the wear mechanisms at 600 °C. Slight glaze layer is formed on the surface of the coating, which is loosely bound with the coating. At 700 °C and 800 °C, the coating exhibits abrasion and adhesion, and compact glaze layer is formed and bound tightly with the coating. At 900 °C, the coating is considerably softened, leading to tough plastic deformation during the initial stage of the friction process. Therefore, the applicable working temperature range of the laser-cladding Stellite 6 coating is 700-800 °C.

**Key words** laser processing; laser cladding; Stellite 6; Co-based alloy; high temperature wear; working temperature

**OCIS codes** 140.3390; 350.3390; 350.3850; 160.3900

收稿日期: 2019-01-03; 修回日期: 2019-01-30; 录用日期: 2019-02-19

基金项目: 国家自然科学基金(51565035,51275303)、江西省自然科学基金(20151BAB206045)

\* E-mail: yuyeting@sina.com

# 1 引言

Stellite 钴基合金中加入了 Cr、W、C 等元素,具有良好的常温(RT)和高温耐磨性以及耐腐蚀性,常用于各种高温摩擦行业<sup>[1-3]</sup>。Stellite 6 的物相主要由 Co 的固溶体、 $M_7C_3$  和  $M_{23}C_6$  碳化物组成<sup>[4-6]</sup>。Co 在常温下具有 hcp 型晶体结构,在高温下转变为 fcc 型晶体结构。hcp 型 Co 基面易发生滑移,在高载荷摩擦环境下可以获得低摩擦因数<sup>[7]</sup>,加之硬质碳化物的存在,使得 Stellite 6 具有良好的常温耐磨性。在高温环境下,hcp 型 Co 将转变成高温稳定性更好的 fcc 型晶体结构,摩擦时材料表面能形成致密的釉质层,降低摩擦因数,隔开摩擦表面,从而降低磨损量。工艺会改变 Stellite 6 的显微组织组成,锻造获得的 Stellite 6 中  $M_7C_3$  是初生相<sup>[8]</sup>,而在激光熔覆涂层中, $M_7C_3$  则以共晶的方式存在<sup>[6,9-10]</sup>。具有不同形态的  $M_7C_3$  的 Stellite 6 的力学性能、热物理性能存在差异,从而会影响到材料的高温耐磨性能。

Stellite 6 良好的高温耐磨性在很大程度上得益于在摩擦表面形成的致密氧化层,不少学者对此进行了研究。Falqueto 等<sup>[3]</sup>的研究表明,500 °C 下 Stellite 6 与马氏体不锈钢对磨的磨损机制为犁削磨损,摩擦表面未形成致密的氧化层。Kashan 等<sup>[11]</sup>通过 Stellite 6 与高速钢的对磨实验发现,550 °C 时摩擦表面开始生成致密的氧化层,大幅降低了磨损率。Birol 等<sup>[1]</sup>将摩擦温度提高到

750 °C,发现 Stellite 6 与氧化铝对磨时表面仍能形成釉质层,保护材料免于磨损。然而随着温度升高,釉质层是否能一直形成并附着在摩擦表面?温度升高到多少时,软化的基体强度将不足支撑釉质层?换句话说,Stellite 6 的极限工作温度是多少?这一问题至今还没人给出答案。此外,关于高温对激光熔覆 Stellite 6 涂层显微组织影响的报道并不多见。实际上,釉质层除受到摩擦速度、载荷、温度、材料成分的影响外,还受到对磨件的影响。Inman 等<sup>[12-13]</sup>分别选择 Incoloy MA956 和 Nimonic 80A 作为对磨材料进行研究,发现对磨件氧化物成分也会改变釉质层形成的温度。

可见,Stellite 6 的制备方法和对磨件材料不同,其高温耐磨性也不尽相同。激光熔覆的冷速很大,最终形成的是非平衡态组织,高温耐磨性应有其自身的特点。本文以激光熔覆 Stellite 6 涂层为研究对象,系统地研究不同温度下,激光熔覆 Stellite 6 涂层的高温摩擦行为及温度对显微组织的影响,初步寻找涂层的极限工作温度。为避免对磨件材料影响摩擦氧化层的形成,选择具有优异高温性能的  $Al_2O_3$  陶瓷作为对磨件。

## 2 实验

涂层材料为 Stellite 6 钴基合金粉末,粒度为 42.5 ~ 115  $\mu m$ ,基体材料为 304 不锈钢,尺寸为  $\Phi 60 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ ,熔覆前用砂轮机磨平基体表面,然后用丙酮清洗。材料化学成分如表 1 所示。

表 1 基体和熔覆材料中各元素的质量分数

Table 1 Mass fractions of elements in substrate and cladding materials

Element	C	Cr	Si	W	Fe	Mo	Ni	Co	Mn
Stellite 6	1.15	29.00	1.10	4.00	3.00	1.00	3.00	Bal.	0.50
Substrate	0.08	20.00	1.00	—	Bal.	—	11.00	—	2.00

采用预置法制备 3 层涂层,每层涂层厚约为 1 mm。激光器为 4 kW IP 光纤激光器,优选工艺参数如下:功率为 2000 W,扫描速度为 480 mm/min,搭接率为 30%,光斑直径为 4 mm,熔覆过程中采用氩气保护涂层免于氧化。

从同一个试样上用线切割切下试样块,使用浓盐酸(HCl)和浓硝酸( $HNO_3$ )按体积比为 3:1 组成的王水腐蚀试样。使用 S-3400N 场发射扫描电镜观察涂层的显微组织。利用 EMAX 能谱仪对不同试样上熔覆层的相同位置进行物相成分分析,利用 D8 ADVANCE X 射线衍射仪分析物相组成,采用 MVD-1000A1 维氏显微硬度计测量涂层横截面

积的显微硬度,载荷保持时间为 15 s。

试样分别在 700,800,900 °C 下加热 1 h,然后在空气中冷却,以观察高温载荷对涂层显微组织的影响。

高温干摩擦磨损实验在 MMUD-B 型销盘式高温摩擦磨损机上进行。摩擦试样为  $\Phi 4 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$  圆棒,对磨件为  $Al_2O_3$  圆盘。实验前用酒精将涂层和圆盘清洗干净。实验时将试样分别加热至 600,700,800,900 °C,保温 10 min,然后将涂层压在静止圆盘上转动 1 h,转动速度为 63 r/min,转动半径为 10 mm,载荷为 90 N,摩擦过程中温度保持不变。摩擦磨损试验后用乙醇超声清洗摩擦试样。用

精度为 0.1 mg 的天平称量摩擦磨损试验前后试样的质量,用以计算磨损质量。磨损质量取 3 次磨损试验的平均值。

### 3 实验结果与分析

#### 3.1 宏观及显微组织

图 1 显示的是 Stellite 6 钴基涂层的宏观形貌,可以看出涂层没有气孔和裂纹,组织致密,涂层与基体结合良好。

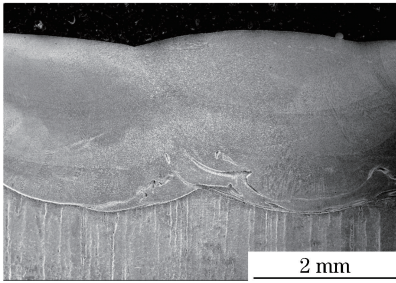


图 1 激光熔覆 Stellite 6 涂层宏观形貌

Fig. 1 Macro morphology of laser-cladding Stellite 6 coating

Stellite 6 的显微组织主要有枝晶和共晶组织组成,如图 2(a)所示,已有文献表明,枝晶为富 Co 固溶体,共晶组织是  $M_7C_3$  和  $M_{23}C_6$  碳化物<sup>[5-6, 10]</sup>。通过 XRD 物相鉴定,可以确定涂层中存在 fcc 型和 hcp 型富 Co 固溶体,以及  $M_7C_3$  和  $M_{23}C_6$  碳化物,如图 3 所示。由于激光熔覆的冷却速度过快,激光

移开后,涂层温度迅速降到转变温度以下,使得部分  $\gamma$  相来不及转变成  $\epsilon$  相,凝固就已经完成,从而常温下出现 fcc 型和 hcp 型富 Co 固溶体共存的现象。

经过 700 °C 热处理后,共晶组织粗化,层状间隙变大,端部钝化有溶解迹象,如图 2(b)所示。表 2 显示 700 °C 时共晶组织就发生分解,碳元素的质量分数从 11.94% 降到了 6.36%。碳元素含量下降主要是由高温下共晶碳化物中的碳元素向基体相扩散,同时钴元素向共晶组织扩散所致。随着热处理温度的升高,共晶组织的溶解越来越严重。800 °C 时,向基体相扩散的碳元素在共晶组织附近生成二次析出的细小颗粒,900 °C 下二次析出相变得更大。XRD 分析显示(图 3),700 °C 时的物相组成和常温类似,只是与  $\gamma$  相峰值相比, $\epsilon$  相的峰值( $2\theta = 47.433^\circ$ )变得更高;800 °C 时, $\gamma$  相的峰值变得很微弱,900 °C 时已无法检测到  $\gamma$  相;同时, $2\theta = 47.433^\circ$  处的  $\epsilon$  相的峰值更高,表明热处理后,涂层中的富 Co 固溶体主要是  $\epsilon$  相(hcp),800 °C 的高温促使冷却时  $\gamma$  相(fcc)向  $\epsilon$  相(hcp)转变。与激光熔覆不同,热处理冷却的速度较慢,使得 Co 的固溶体有充足的时间从 fcc 型转变为 hcp 型。纯 Co 从  $\gamma$  相(fcc)转变成  $\epsilon$  相(hcp)的温度为 390 °C<sup>[5]</sup>,涂层中的 Cr 含量可以进一步将转变温度提高到 750 ~ 900 °C<sup>[13]</sup>。激光熔覆 Stellite 6 涂层中 Co 固溶体由 fcc 向 hcp 转变的临界点应在 700 ~ 800 °C。

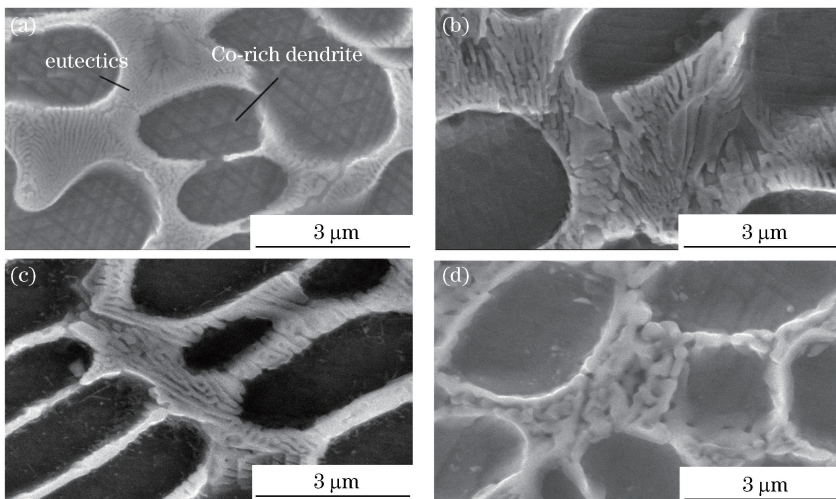


图 2 不同温度热处理后 Stellite 6 的显微组织。(a) RT;(b) 700 °C;(c) 800 °C;(d) 900 °C

Fig. 2 Microstructures of Stellite 6 coating after heat treating at different temperatures.

(a) RT; (b) 700 °C; (c) 800 °C; (d) 900 °C

#### 3.2 硬度测试

图 4 显示的是高温载荷对涂层硬度的影响。在涂层高度方向上,从上至下硬度逐渐降低,主要原因

是在熔覆上一层涂层时,下一层的涂层再次被加热,组织发生软化。常温、700 °C、800 °C 和 900 °C 下涂层的平均维氏硬度分别为 524.8、517.6、535 和 509。

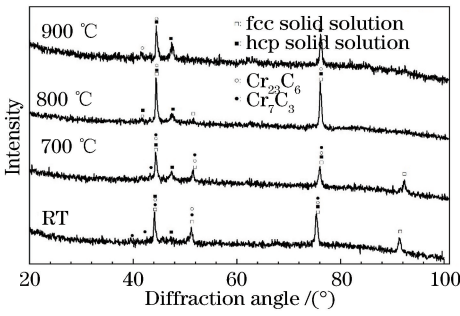


图3 不同温度热处理后的 Stellite 6 涂层 XRD 分析

Fig. 3 XRD analysis of Stellite 6 coating after heat treating at different temperatures

总体来看,随着热处理温度的升高,硬度呈缓慢下降趋势,但是,800 °C是个例外。800 °C时的平均硬度高于700 °C下的硬度,甚至高于未经热处理的涂层硬度。如3.1节所述,800 °C热处理后涂层硬度的

表2 热处理前后共晶组织中各元素的质量分数

Table 2 Mass-fraction analysis of elements in eutectic structures before and after heat treating

Element	Co	Ni	Cr	Fe	W	Mn	Si	C	Mo
RT	38.01	0.73	39.24	1.54	5.72	1.43	0.82	11.94	0.57
700 °C	42.24	1.18	40.76	1.75	5.24	1.65	0.58	6.36	0.25
800 °C	46.04	1.17	40.28	1.95	3.66	1.49	0.55	4.75	0.10
900 °C	50.22	1.25	36.05	2.07	2.99	1.29	0.67	5.24	0.22

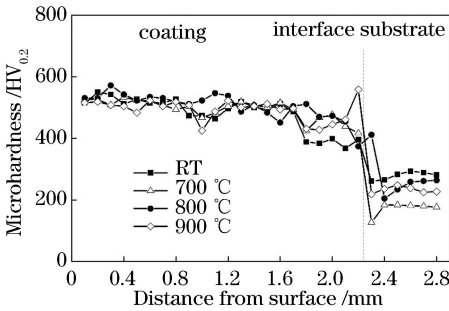


图4 热处理温度对显微硬度的影响

Fig. 4 Effect of high temperature on microhardness

常温摩擦后,涂层表面有细划痕和凹坑,呈现典型的附着磨损和磨粒磨损形态[图6(a)]。反复摩擦过程中,材料的亚表层裂纹产生并扩展,导致小块材料从表面脱落,形成凹坑,脱离的材料形成细小的

表3 涂层表面氧化物中各元素的质量分数

Table 3 Mass fraction of elements in oxides on coating surface

Element	Co	O	Ni	Cr	Fe	W	Mn	Si	C	Mo	Al
RT	52.95	5.62	2.23	26.49	5.39	2.48	1.26	0.67	2.46	0.28	0.17
600 °C	38.30	32.87	1.32	18.30	4.93	2.32	0.75	0.72	—	0.19	0.29
700 °C	42.15	33.07	—	18.50	3.08	1.69	0.79	—	—	0.42	0.30
800 °C	43.79	33.11	0.30	16.79	2.89	2.23	0.59	—	—	0.13	0.17
900 °C	38.77	34.93	1.54	19.08	3.85	—	0.66	0.93	—	0.24	—

提高有两方面的原因:一是 Co 固溶体由 fcc 向 hcp 转变充分,常温下  $\epsilon$  相(hcp)的比例提高;二是固溶体中二次析出的细小的颗粒对材料起到弥散强化作用。而 900 °C 时,虽然  $\epsilon$  相(hcp)相的比例增大了,但是共晶碳化物的加剧分解抵消了  $\epsilon$  相(hcp)对涂层的强化作用,使得涂层整体硬度更低。

### 3.3 高温耐磨性

图5显示载荷为90 N、转速为63 r/min时不同温度下涂层的磨损量,常温下磨损量最大,高温磨损量远低于常温磨损量,高温磨损量都不大于  $10^{-5} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$  数量级,属于轻微磨损范围。在高温摩擦磨损中,在700 °C时磨损量最小,仅有0.6 mg,800 °C时磨损量次之,也只有1.1 mg,而600 °C和900 °C时的磨损量约为700 °C的10倍。可见700 °C涂层的高温耐磨性最优,此后随着温度进一步升高,磨损量不断增大。

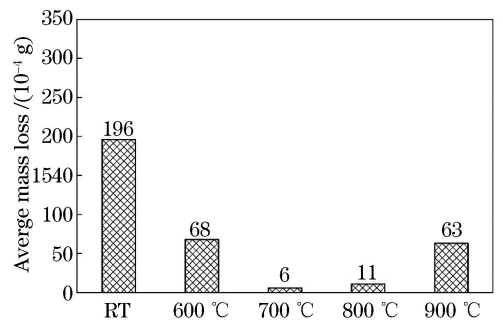


图5 载荷为90 N、转速为63 r/min时不同温度下 Stellite 6 涂层的磨损量

Fig. 5 Wear loss of Stellite 6 coating at different temperatures with load of 90 N and rotational speed of 63 r/min

磨屑,夹在摩擦表面之间形成磨粒,微切削涂层表面,留下一道道的划痕。如表3所示,成分分析显示

磨屑发生了氧化,只有极微量的 Al 元素表明磨屑来自涂层,对磨件并未发生明显磨损。氧化物没有聚集形成可缓解磨损的氧化膜,致使涂层的磨损量较大。

600 °C 时,涂层比常温下的软,磨屑在涂层表面犁削出宽的犁沟,表现为犁削磨损。氧化的磨

屑在涂层表面形成了少量的釉质层,成分中的氧含量远高于常温磨屑,如表 3 所示。釉质层与涂层结合得并不紧密,摩擦过程中会脱离涂层而形成凹坑,表现为黏着磨损。如图 7 所示,釉质层一方面大幅降低了摩擦因数,另一方面也阻止磨粒磨削材料,降低了涂层的磨损量。

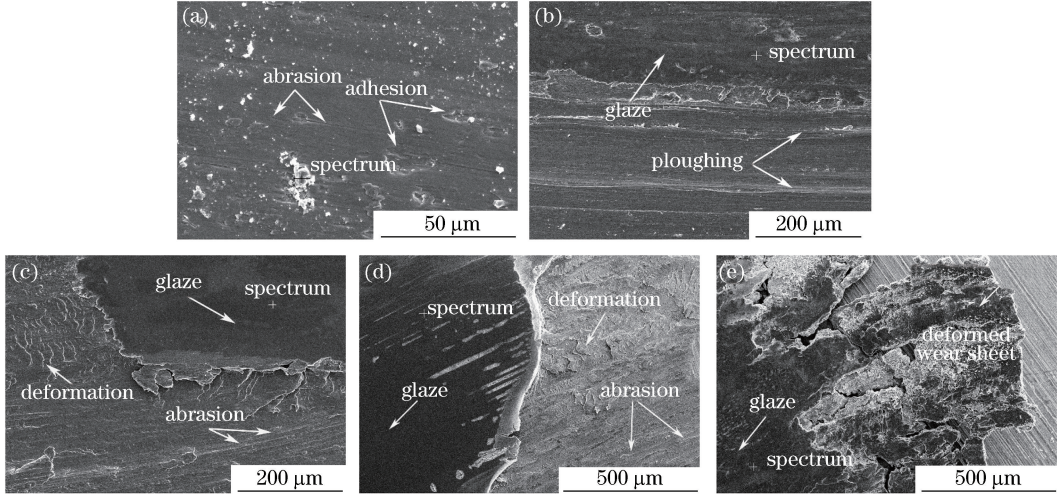


图 6 高温摩擦后涂层表面形貌。(a) 常温;(b) 600 °C;(c) 700 °C;(d) 800 °C;(e) 900 °C

Fig. 6 Surface morphologies of coating after high-temperature wear. (a) RT; (b) 600 °C; (c) 700 °C; (d) 800 °C; (e) 900 °C

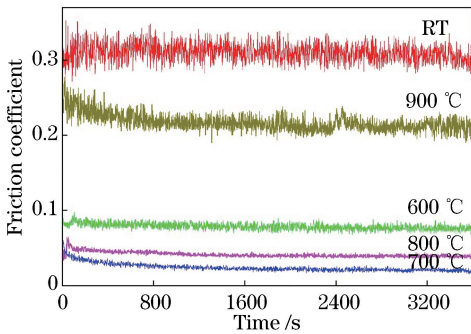


图 7 不同温度下 Stellite 6 涂层摩擦因数

Fig. 7 Frictional coefficient as function of time for Stellite 6 coating at different temperatures

700 °C 和 800 °C 的情况类似,高温磨损机制主要为黏着磨损和轻微磨粒磨损,如图 6(c)、(d) 所示。釉质层更加致密、光滑,与涂层的结合也更为紧密。由于摩擦温度更高,摩擦初期涂层软化加剧,韧性和塑性提高,局部受到挤压和撕拉时,并没有产生裂纹,而是发生塑性变形,形成鱼鳞状的皱褶。部分材料因超过强度极限而被撕裂成为磨粒,对涂层进行切削,在表面形成划痕。800 °C 时涂层的硬度略低于 700 °C 时,涂层抵抗磨损的能力更弱,磨损量也稍大点,如图 5 所示。

900 °C 下涂层的硬度进一步下降,在摩擦初期,对磨件与涂层局部接触,涂层材料被挤压和撕拉,表层材料随即发生严重的塑性变形,被撕拉成薄片,部分薄片被撕断,形成大块碎片,残留在涂层上的薄片又被压回涂层表面,如图 6(e) 所示,这些薄片将涂层和对磨件隔开并参与摩擦,在表面迅速形成釉质层,保护涂层免受磨损,在随后的摩擦中,涂层不再与对磨件接触产生摩擦,因此,只是局部发生塑性变形,其他区域并无摩擦磨损痕迹,如图 6(e) 所示。

涂层能快速地进入摩擦稳定期,此后摩擦因数一直保持稳定,如图 7 所示。高温摩擦因数小于常温摩擦因数,700 °C 时的摩擦因数最小。高温时摩擦因数和磨损量的下降得益于涂层表面形成了釉质层。600~900 °C 形成的釉质层成分类似,主要为 Co 和 Cr,见表 3,说明是 Co 和 Cr 的氧化物<sup>[13]</sup>,Cr 和 Co 相结合的氧化物易于烧结形成釉质层。釉质层的快速形成使得摩擦能在短时间内就进入稳定期,而一旦釉质层形成后,磨损率大幅度降低。换句话说,磨损主要发生在釉质层还未形成的摩擦初期,摩擦初期的磨损量决定了总的磨损量。材料的热稳定性越好,高温硬度就越高,摩擦初期的磨损量也就越小,这意味着总的磨损量越小。

与常温下的摩擦磨损形貌相比,600 °C时涂层犁沟更宽,如图6(b)所示,说明600 °C时涂层的硬度就开始下降。与常温摩擦不同的是,600 °C时,摩擦初期涂层表面就形成了釉质层,对涂层起到了保护作用,大大降低了涂层的磨损量和摩擦因数。由于釉质层会出现脱离,并且不断有磨屑产生,摩擦因数波动幅度大于700 °C时摩擦因数的波动幅度。经过700 °C高温处理后,涂层物相也未发生变化,见图3,只是共晶组织轻微分解,还不足以在固溶体中形成二次析出物,说明700 °C涂层仍然具有良好的热稳定性。与600 °C不同,700 °C时,氧化磨屑能够更快地在涂层表面形成釉质层,并且釉质层更加致密,与涂层结合得更加牢固,这进一步降低了涂层的磨损量和摩擦因数。随着温度升高到800 °C,作为硬质相的共晶组织的分解进一步加剧,硬度也随之下降,这使得在釉质层还未形成之前的磨损量增大,总的磨损量高于700 °C时的磨损量。900 °C下,涂层共晶组织分解严重,材料很软,对磨件能在磨合阶段轻易地从涂层表面撕脱大块的片状材料,发生严重的塑性变形,而未从涂层表面撕脱的片状材料在法向载荷的作用下粘在涂层表面并参与摩擦,加剧了摩擦因数的波动。

虽然釉质层的产生使得涂层在800 °C高温下的摩擦磨损量不大,但是800 °C热处理后出现了二次析出物,表明在如此高的温度下工作,随着时间的推移,材料组织性能将逐渐恶化,涂层不适合在该温度下长期工作。而900 °C时,涂层软化十分严重,涂层表面在外力作用下将发生严重的塑性变形而失去应有的形状精度。因此,激光熔覆Stellite 6涂层的最高工作温度应在700~800 °C之间。

## 4 结 论

以激光熔覆Stellite 6涂层为研究对象,以氧化铝作为对磨件,系统研究了涂层在不同温度下的摩擦磨损行为,分析其摩擦机制,可得以下结论:

1) 激光熔覆Stellite 6涂层主要由fcc和hcp型富Co固溶体以及碳化物共晶组织组成。

2) 总体而言,经热处理处理的涂层硬度随着温度的升高而降低(800 °C例外,在该温度下热处理后硬度最高)。700 °C时涂层显微组织形貌未发生明显变化;800 °C和900 °C热处理后,共晶组织分解严重,固溶体中出现二次析出的细小颗粒,富Co固溶体转变为hcp型晶体结构,fcc型富Co固溶体消失。激光熔覆Stellite 6涂层中的Co固溶体由fcc向

hcp转变的温度临界点在700~800 °C之间。

3) 由于摩擦表面能形成氧化层,Stellite 6涂层的高温磨损量低于常温磨损量,700 °C时摩擦因数和磨损量最小。600 °C涂层表面形成少量的釉质层,摩擦过程中釉质层会破损,磨损机制主要为犁削磨损和黏着磨损;700 °C以上,磨损主要发生在摩擦过程的早期,致密的釉质层能够在这个阶段迅速形成,并将涂层与对磨件隔开,此后磨损量迅速下降;700 °C和800 °C时的磨损机制为磨粒磨损和黏着磨损;900 °C时涂层严重软化,与对磨件短间接接触后,涂层表面即因发生严重的塑性变形而导致大块的片状薄片被撕脱,随后,釉质层迅速形成并保护涂层免于被撕拉,磨损机制主要为黏着磨损。

4) 激光熔覆Stellite 6涂层的最高工作温度应在700~800 °C之间。

## 参 考 文 献

- [1] Birol Y. High temperature sliding wear behaviour of Inconel 617 and Stellite 6 alloys[J]. *Wear*, 2010, 269(9/10): 664-671.
- [2] Renz A, Prakash B, Hardell J, *et al.* High-temperature sliding wear behaviour of Stellite® 12 and Tribaloy® T400 [J]. *Wear*, 2018, 402/403: 148-159.
- [3] Falqueto L E, Butkus D J, de Mello J D B, *et al.* Sliding wear of cobalt-based alloys used in rolling seamless tubes [J]. *Wear*, 2017, 376/377: 1739-1746.
- [4] Pala Z, Bai M W, Lukac F, *et al.* Laser clad and HVOF-sprayed Stellite 6 coating in chlorine-rich environment with KCl at 700 °C [J]. *Oxidation of Metals*, 2017, 88(5/6): 749-771.
- [5] Farnia A, Malek Ghaini F, Rao J C, *et al.* Effect of Ta on the microstructure and hardness of Stellite 6 coating deposited by low power pulse laser treatments [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 213: 278-284.
- [6] Chen H, Pan C X. Study of microstructure and wear and corrosion resistance of Co-based alloy laser cladding [J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2002, 25(2): 45-48.  
陈浩, 潘春旭. 钴基合金激光熔覆组织及其耐磨耐蚀性研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2002, 25(2): 45-48.
- [7] Persson D H E, Coronel E, Jacobson S, *et al.* Surface analysis of laser clad Stellite exposed to self-mated high load dry sliding [J]. *Wear*, 2006, 261

- (1): 96-100.
- [8] Gao J W, Li J, Shi C B, *et al.* Effect of solution treatment on carbides in cobalt-base superalloy Stellite 6B[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2018, 43(2): 62-67.  
高佳伟, 李晶, 史成斌, 等. 固溶处理对 Stellite 6B 钴基高温合金中碳化物的影响 [J]. *金属热处理*, 2018, 43(2): 62-67.
- [9] Cadenas M, Cuetos J M, Fernandez J E, *et al.* Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel diesel engine exhaust valves[J]. *Revista De Metalurgia*, 2002, 38(6): 457-463.
- [10] D'Oliveira A S C M, da Silva P S C P, Vilar R M C. Microstructural features of consecutive layers of Stellite 6 deposited by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2002, 153(2/3): 203-209.
- [11] 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.
- [12] Inman I A, Rose S R, Datta P K. Studies of high temperature sliding wear of metallic dissimilar interfaces II: incoloy MA956 versus Stellite 6 [J]. *Tribology International*, 2006, 39(11): 1361-1375.
- [13] Inman I A, Rose S R, Datta P K. Development of a simple 'temperature versus sliding speed' wear map for the sliding wear behaviour of dissimilar metallic interfaces[J]. *Wear*, 2006, 260(9/10): 919-932.