

半导体激光熔覆新型 Co 基合金耐擦伤性机制

吴国龙^{1,2}, 任方成^{1,2}, 姚建华^{1,2*}, 毛 伟³, 李辉文³

¹浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310014;

²浙江省高端激光制造装备协同创新中心, 浙江 杭州 310014;

³博雷(中国)控制系统有限公司, 浙江 杭州 311231

摘要 在 316 不锈钢表面进行激光熔覆 Stellite 3、Stellite 21 与新型 Co 基合金(Co-3)试验,分析了熔覆层的显微组织及相成分,研究了硬度分布和耐擦伤机理。试验结果表明,Co-3 显微组织均匀、致密,无裂纹与气孔,其强化相主要为 $(\text{Co}, \text{W})_3\text{C}$ 、 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 和 Co_3Mo 。熔覆层的平均显微硬度约为 624 $\text{HV}_{0.2}$,较基体提高 3 倍以上。Co-3 的耐擦伤性能明显优于 316 基体的,在载荷为 0~150 N 的情况下,当划痕长度 $s \leq 3.3$ mm 时,擦伤机理主要是塑性变形;当划痕长度 $3.3 \text{ mm} < s \leq 6.9$ mm 时,擦伤机理主要是塑性变形引起的晶粒滑移与微裂纹形成;当划痕长度 $s > 6.9$ mm 时,擦伤机理主要是裂纹扩展与塑性去除。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 耐擦伤; Co 基合金; 微观组织

中图分类号 TG146.1; TG174.44

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201744.0602006

Abrasion Resistance Mechanism of New Co-Based Alloy by Diode Laser Cladding

Wu Guolong^{1,2}, Ren Fangcheng^{1,2}, Yao Jianhua^{1,2}, Mao Wei³, Li Huiwen³

¹Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, Zhejiang 310014, China;

²Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, Zhejiang 310014, China;

³Bray (China) Controls System Co. Ltd, Hangzhou, Zhejiang 311231, China

Abstract Stellite 3, Stellite 21 and new Co-based alloy (Co-3) coatings are prepared on the 316 stainless steel surface by laser cladding. The microstructure and phase composition of the cladding layers are analysed and the microhardness distribution and abrasion resistance mechanism are also studied. The experimental results show that the microstructure of the Co-3 is homogeneous, compact, and without cracks and cavity, where the main phases consist of $(\text{Co}, \text{W})_3\text{C}$, Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , and Co_3Mo . The average microhardness of the cladding layer is about 624 $\text{HV}_{0.2}$, which is more than 3 times higher than that of the substrate. The abrasion resistance performance of Co-3 is superior to that of the 316 substrate. Under the load of 0~150 N condition, when the scratching length $s \leq 3.3$ mm, the main scratch mechanism is plastic deformation; when the scratching length $3.3 < s \leq 6.9$ mm, the main scratch mechanism is grain sliding and crack formation caused by plastic deformation; when the scratching length $s > 6.9$ mm, the main scratch mechanism is crack propagation and plastic removal.

Key words laser technique; laser cladding; abrasion resistance; Co-based alloy; microstructure

OCIS codes 140.3900; 160.3900; 350.3390; 350.3850

1 引 言

316 不锈钢具有优异的耐蚀、耐热及良好的可加工性,在煤化工高性能阀门中得了广泛应用^[1]。煤制油

收稿日期: 2016-12-29; **收到修改稿日期:** 2017-02-16

基金项目: 国家自然科学基金(51605441)、浙江省自然科学基金(LQ16E010004)、浙江工业大学自然科学基金重点项目(1401415014408)

作者简介: 吴国龙(1983—),男,博士,讲师,主要从事材料表面改性方面的研究。E-mail: glwu@zjut.edu.cn

* **通信联系人。** E-mail: laser@zjut.edu.cn

化工介质中含有的大量煤渣、 H_2S 、 Cl^- 等硬质颗粒和腐蚀介质使得阀门在使用过程中容易被磨损、擦伤、腐蚀和气蚀,从而导致阀门密封面的失效^[2]。密封副材料、表面处理工艺、硬度、比压、阀芯与阀座配合的吻合度都会影响阀门密封面的质量^[3]。316 不锈钢无论高温还是室温都是奥氏体单相组织,虽然塑韧性好,但硬度较低,不能直接应用到煤化工的严酷工况中。擦伤是煤化工阀门失效的主要形式,是指两个面相互移动,一侧的微凸犁入另一侧的局部发生粘结,并产生撕裂^[4]。因此,改善 316 不锈钢的耐擦伤性能是提高其使用寿命的关键。目前,对金属材料擦伤性能的研究较为匮乏,特别是关于激光熔覆层的擦伤性能与机制的研究鲜有报道。

激光绿色制造技术具有无环境污染、稀释率与热影响区小、与基体结合力高等特点,广泛应用于具有高硬度、高强度以及高温耐磨性的金属表面^[5]。钴基合金具有优异的耐磨损、耐腐蚀和抗高温氧化性能,在航空航天、船舶、石化等行业中具有广泛应用,虽然关于激光熔覆钴基合金的研究已有报道^[6-9],但大多采用典型的 Stellite 6 合金粉末,激光器多采用 CO_2 激光器。而 Stellite 6 的硬度约为 40 HRC(HRC 为洛氏硬度),其在严酷工况中容易磨损失效。Stellite 3 是 Stellite 公司的一种新型高碳含量的 Co 基合金,硬度高达 53 HRC,具有极高硬度,耐磨损性能是 Stellite 6 合金的 3 倍以上^[10],但在激光熔覆过程中极易产生裂纹^[11]。Stellite 21 是激光熔覆常用粉末材料,硬度较低,耐磨与抗擦伤性能较差,但是存在加工硬化现象^[12-13]。

为了提高阀门密封面的耐擦伤性与使用寿命,解决高碳含量高硬度 Stellite 3 合金在阀门密封面激光熔覆时易开裂问题,本文以 Stellite 3 与 Stellite 21 合金粉末为基础自制了一种新型 Co 基合金(Co-3)粉末,研究分析了新型 Co 基合金的涂层组织与相结构、及耐擦伤性能与机制,为该合金粉末在阀门密封面激光组合制造中的应用提供了参考。

2 试验材料和方法

2.1 材料

试验基体材料为 316 不锈钢锻板,尺寸为 120 mm×60 mm×10 mm。激光熔覆粉末材料是粒径为 45~150 μm 的钴基自熔性合金粉末,分别是 Stellite 3、Stellite 21 与新型钴基合金粉末(Co-3),化学成分见表 1。

表 1 钴基合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of Co-based alloy (mass fraction, %)

Alloy	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn	B	Co
Stellite 3	30.5	12.5	—	2.4	5	3.5	2	2	1	Bal.
Stellite 21	27	—	5.5	0.25	3	2.75	1	1	—	Bal.
Co-3	29.8	10	1.1	1.97	4.6	2.55	1.8	1.8	0.8	Bal.

2.2 试验方法

采用最高输出功率为 2 kW 的大功率半导体光纤耦合激光器(LDF400-2000, Laser Line 公司,德国),输出波长为 900~1030 nm;送粉装置采用具有闭环反馈流量控制的同轴送粉器,其输送范围为 2~50 g/min,送粉载气为 Ar 气;运动装置采用 6 自由度机器人(IRB2400/16, ABB 公司,瑞士)。

激光光斑采用圆形光斑,直径为 4 mm,激光熔覆层多道搭接,搭接率为 50%,试验过程用 Ar 气保护。优化后的激光工艺参数:激光功率为 1800 W,扫描速度为 6 mm/s,送粉速率为 13 g/min。激光熔覆层经过研磨和抛光,制备成金相试样。利用扫描电子显微镜(SEM, HV-01-043, Carl Zeiss, 德国)和能谱仪(EDS)分析熔覆层组织成分与划痕表面形貌;使用 X 射线衍射仪(XRD, X'PertPRO, PANalytical, 荷兰)对涂层进行相分析;采用数字显微硬度计(HDX-1000 型,上海第二光学仪器厂,中国)进行显微硬度测试,加载载荷为 200 g,加载 10 s,沿熔覆层的横截面由表及里每隔 0.1 mm 测试 3 次,取其算数平均值;采用自动划痕仪进行模拟耐擦伤试验,试样尺寸为 20 mm×20 mm×10 mm,压头为金刚石,尖端半径为 0.2 mm,划痕长度为 10 mm,载荷为 200 N,划痕速度为 12 mm/min。

3 结果与分析

3.1 微观组织与物相分析

图 1 所示为 Stellite 3、Stellite 21 和 Co-3 涂层的微观组织形貌图,相应的 EDS 分析见表 2。Stellite 3 激光熔覆层组织呈现出均匀的弥散分布结构,整体可以分为三个明显的区域,如图 1(a)所示。结合 EDS 分析可知,灰色为富 Co 区域,白色为富 W 区域,黑色为富 Cr 区域。由图 1(b)可知,Stellite 21 激光熔覆层的微观组织与 Stellite 3 的明显不同,主要分为两个明显区域,即灰色富 Co 区域和白色富 Mo 区域。由于 Stellite 21 含碳量较低,虽然熔覆层 Cr 含量较高,但并没有出现黑色的富 Cr 碳化物区域。Co-3 熔覆层显微组织形貌与 Stellite 3 的类似,主要也分为三个区域,如图 1(c)所示。但相比 Stellite 3 熔覆层,不同之处在于白色为富 W、Mo 区域,且由于大原子半径 W 元素形成的碳化物整体减少,偏析使固/液界面前沿液体的平衡液相线温度升高,界面处成分过冷度增加,致使界面上晶体的生长不再受到抑制^[14]。游离晶数目的减少使得新型 Co 基合金 Co-3 中熔覆层组织粗大。

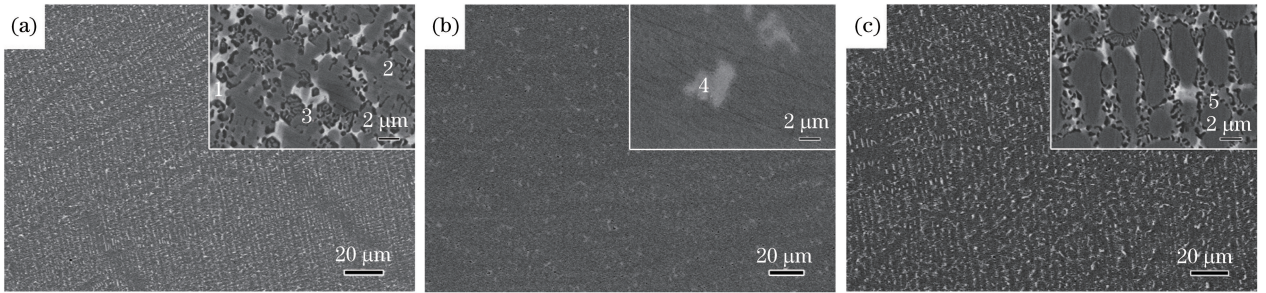


图 1 三种涂层的显微组织。(a) Stellite 3;(b) Stellite 21;(c) Co-3

Fig. 1 Microstructures of three kinds of coatings. (a) Stellite 3; (b) Stellite 21; (c) Co-3

表 2 三种涂层的 EDS 分析结果(质量分数,%)

Table 2 EDS analysis results of three kinds of coatings (mass fraction, %)

Area	C	Cr	W	Mo	Fe	Co
1	4.50	22.24	19.24	—	10.49	Bal.
2	7.20	19.81	7.85	—	13.43	Bal.
3	7.37	43.85	15.54	—	7.74	Bal.
4	4.98	30.35	—	14.03	9.59	Bal.
5	5.23	19.61	20.97	5.80	6.35	Bal.

为了进一步分析涂层的组织结构,对 Stellite 3、Stellite 21 与 Co-3 激光熔覆层进行了 XRD 分析,如图 2 所示,其中 2θ 为衍射角。由图 2(a)可知,Stellite 3 激光熔覆层主要由奥氏体 Co 基固溶体、共晶碳化物 $(Co, W)_6C$ 、 Cr_7C_3 组成。因此,图 1(a)中灰色区域为奥氏体 Co 基固溶体,黑色区域为 Cr_7C_3 ,白色区域为 $(Co, W)_6C$ 。较高的含碳量导致熔覆层中形成较多的强化相与硬脆相,一方面使得 Stellite 3 激光熔覆层具有较高的硬度、耐磨性与抗擦伤性,另一方面致使熔覆层塑性、韧性降低,易产生裂纹。由图 2(b)可知 Stellite 21 熔覆层主要由奥氏体 Co 基固溶体、金属间化合物 Co_3Mo 、 Co_7Mo_6 和碳化物 $Cr_{23}C_6$ 组成。因此,图 1(b)中灰色区域为奥氏体 Co 基固溶体,白色区域为金属间化合物 Co_7Mo_6 与 Co_3Mo 。由于含碳量少,熔覆层碳化物以 $Cr_{23}C_6$ 为主,又因为激光熔覆速熔速冷的特点, $Cr_{23}C_6$ 在熔覆层中来不及长大,呈弥散分布,所以在 Stellite 21 中没有出现颜色衬度为黑色的 $Cr_{23}C_6$ 。

Co-3 激光熔覆层主要由奥氏体 Co 基固溶体、金属间化合物 Co_3Mo 和共晶碳化物 $(Co, W)_3C$ 、 Cr_7C_3 、 $Cr_{23}C_6$ 组成,如图 2(c)所示。对比 Stellite 3,由于 W 含量的减少,合金中的富 W 碳化物主要以 $(Co, W)_3C$ 存在, $(Co, W)_6C$ 或 $(Co, W)_3C$ 的形成与 W 含量有关,其含量越多越易形成 $(Co, W)_6C$;虽然 Co-3 熔覆层的含碳量、碳化物强化相有所减少,但是出现了金属间化合物 Co_3Mo 。 Co_3Mo 为强韧相,其硬度较高,相比富 Cr 与富 W 碳化物其塑性韧性更好^[15],这使得 Co-3 熔覆层相比 Stellite 3 激光熔覆层在硬度降低不大的情况下有效阻止了裂纹的形成。对比 Stellite 21 和 Co-3 合金,金属间化合物主要以 Co_3Mo 形式存在。由三种合金组织可知,Co 基合金中 Mo 元素越多,越容易形成 Co_7Mo_6 ,反之则生成 Co_3Mo 。

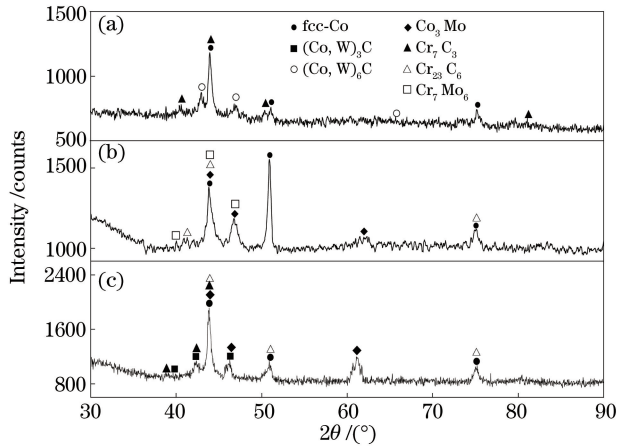


图 2 三种涂层的 XRD 图谱。(a) Stellite 3;(b) Stellite 21;(c) Co-3

Fig. 2 XRD patterns of three kinds of coatings. (a) Stellite 3; (b) Stellite 21; (c) Co-3

3.2 显微硬度分析

图 3 所示为 Stellite 3、Stellite 21 与 Co-3 激光熔覆层的显微硬度沿层深的分布曲线,可以看出 Stellite 3 熔覆层的平均显微硬度约为 717 HV_{0.2},Stellite 21 熔覆层的平均显微硬度约为 314 HV_{0.2},Co-3 合金熔覆层的平均显微硬度约为 624 HV_{0.2},基体硬度约为 200 HV_{0.2}。熔覆层硬度波动不大,说明熔覆层组织比较均匀,熔覆层到基体硬度过渡平缓,表明熔覆层与基体呈现冶金结合。相比基体与 Stellite 21,Co-3 合金熔覆层中富 W 碳化物的形成使得硬度得到显著提高;相比 Stellite 3,Co-3 合金熔覆层中金属间化合物 Co₃Mo 的出现使得硬度略有下降。

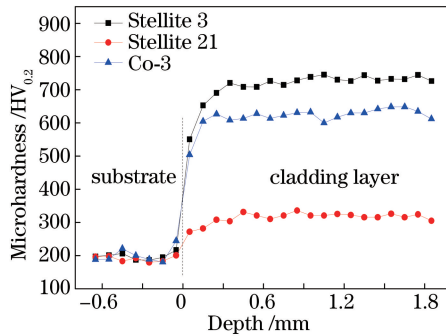


图 3 三种涂层的显微硬度曲线

Fig. 3 Microhardness curves of three kinds of coatings

3.3 耐擦伤性分析

采用单点划痕测试对 Co-3 激光熔覆层与 316 不锈钢基体进行耐擦伤性能对比研究。图 4(a)、(b)分别是 Co-3 熔覆层与 316 不锈钢的单点划痕测试的切向力曲线。加载力为 0~150 N,在最大载荷下,Co-3 熔覆层最大切向力为 6 N 左右,316 不锈钢最大切向力为 10 N 左右。切向力表征的是压头运动过程中的摩擦力大小,结果表明,Co-3 熔覆层受到的摩擦力明显小于 316 不锈钢的。曲线波动反映的是材料受到压头挤压后的弹、塑性变形情况,可以发现 Co-3 熔覆层弹、塑性变形比 316 不锈钢的小,这是因为 316 不锈钢为奥氏体不锈钢,其含碳量低,Cr 含量高,主要依靠 Cr 的固溶进行强化。Co-3 合金主体虽然为奥氏体形态的 Co 基固溶体,但其强化方式主要依靠碳化物的晶界析出,因此其硬度高,在相同的压应力下,其弹、塑性变形更小。曲线的斜率反映的是划痕仪压头在行进过程中遇到阻力的大小,该曲线斜率越大,则探头遇到的阻力就越大。316 不锈钢材料硬度较低,在相同的压应力之下,压头进入材料较深,行进过程中 316 不锈钢受到的阻力大于 Co-3 合金受到的。

根据曲线的斜率与波动程度可以把 316 不锈钢与 Co-3 涂层的划痕曲线分为三个阶段:稳定阶段、轻微变化阶段和剧烈变化阶段。

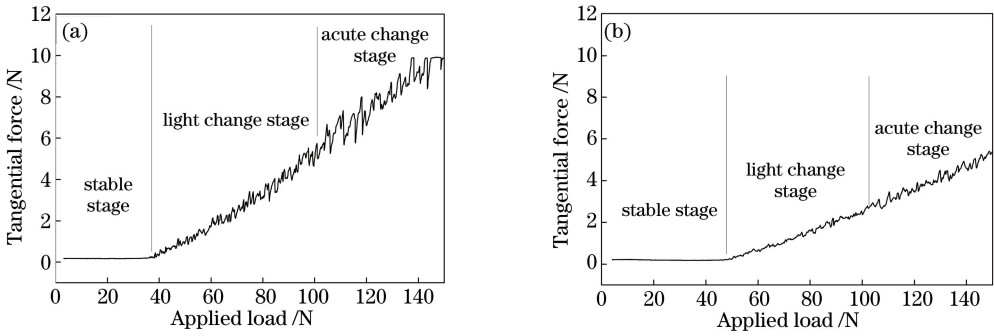


图 4 划痕切向力曲线。(a) 316 不锈钢;(b) Co-3

Fig. 4 Scratch tangential force curves. (a) 316 stainless steel; (b) Co-3

1) 稳定阶段

根据图 4 所示的划痕切向力曲线可知,稳定阶段 316 不锈钢划痕长度 $s < 2.4$ mm,Co-3 涂层划痕长度 $s < 3.3$ mm。316 不锈钢切向力曲线在压头载荷为 0~36 N(划痕长度为 0~2.4 mm)时保持平稳,而在 36 N 之后,曲线斜率开始增加,表明压头在行进了 2.4 mm 之后,开始受到基体对其的摩擦力作用,即材料开始发生较大塑性变形。Co-3 熔覆层曲线在压头载荷为 0~50 N(0~3.3 mm)时保持平稳,在 50 N 之后斜率开始增加,表明压头在行进了 3.3 mm 之后,Co-3 涂层发生了较大的塑性变形。此阶段 316 不锈钢划痕宽度明显要大于 Co-3 合金的。图 5 所示为稳定阶段的划痕表面形貌图,316 不锈钢除了划痕宽度变宽以外,在划痕边缘出现了轻微材料塑性变形引起的边缘轻微隆起,而 Co-3 熔覆层变化不明显。

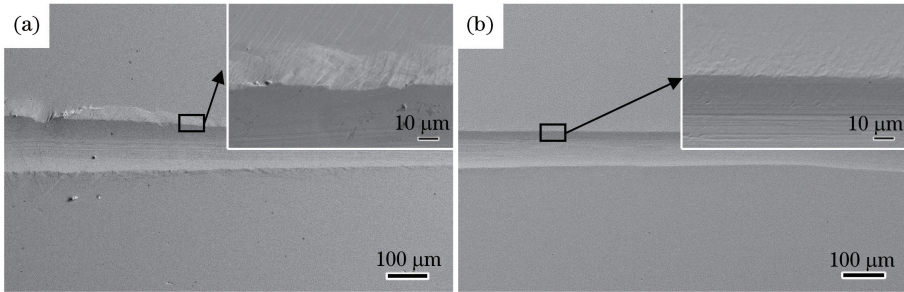


图 5 切向力稳定阶段的划痕形貌图。(a) 316 不锈钢;(b) Co-3

Fig. 5 Scratch topography of tangential force in stable stage. (a) 316 stainless steel; (b) Co-3

2) 轻微变化阶段

在轻微变化阶段(划痕长度变化范围 316 不锈钢为 2.4~6.7 mm,Co-3 为 3.3~6.9 mm),两种材料的划痕切向力曲线斜率基本保持不变,曲线波动较小。图 6(a)所示为 316 不锈钢基体划痕长度 s 在 2.4~6.7 mm 时的表面形貌图。这一阶段是 316 不锈钢塑性变形急剧增加的阶段,材料被挤压至划痕坑道边缘,在划痕两侧形成堆积。随着加载的稳定,划痕两侧材料的塑性变形使得沟槽边侧出现较高的隆起,如图 6(a)右下角放大图所示。隆起部位的放大图表明塑性变形首先会沿晶界产生滑移,晶界两边的晶粒产生

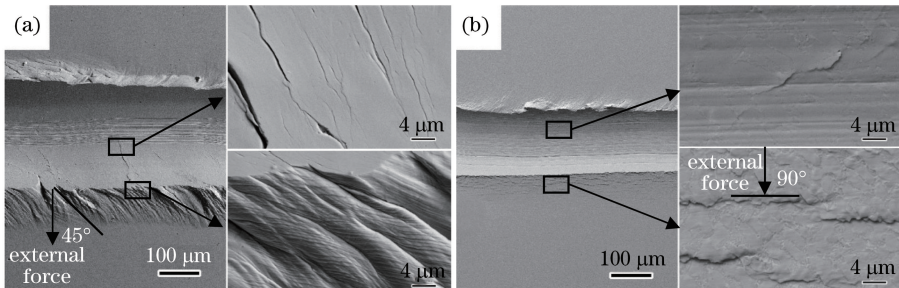


图 6 切向力轻微变化阶段的划痕形貌图。(a) 316 不锈钢;(b) Co-3

Fig. 6 Scratch topography of tangential force in slight change stage. (a) 316 stainless steel; (b) Co-3

相对位移,在局部区域产生缺陷,进而沿晶界产生微小的裂纹。在划痕坑道内,压头引起的塑性变形导致材料隆起,进而使得材料在压头前进方向产生堆叠挤压,形成裂纹状的挤压层带,如图 6(a)右上角放大图所示。

图 6(b)所示为 Co-3 涂层划痕长度 s 在 3.3~6.9 mm 区间时的表面形貌图。相比 316 不锈钢,Co-3 熔覆层划痕两侧的沟槽边没有出现明显的隆起。从沟槽两侧的放大区域可以看出,激光熔覆层晶粒较为细小,析出大部分为树枝晶,其截面多为圆形,在受到垂直于晶界方向的挤压力时,晶粒沿晶界滑移,产生了波浪形的微裂纹,如图 6(b)右下角放大图所示。随着载荷不断增大,微裂纹扩展并穿过晶界形成更大的裂纹。晶间第二相的析出有力地阻止了塑性变形引起的晶粒滑移与裂纹扩展。在划痕坑道内,与 316 不锈钢类似,以裂纹状的挤压带为主,如图 6(b)右上角放大图所示。

3) 剧烈变化阶段

在剧烈变化阶段(316 不锈钢的划痕长度大于 6.7 mm,Co-3 的大于 6.9 mm),曲线波动明显增强。这一阶段由于压头载荷的继续增加,压头压入基材的深度增加。表现为 316 不锈钢在压头前进方向产生堆叠挤压,造成切向力波动加大;Co-3 涂层主要是由较大的塑性变形引发了裂纹,裂纹不断扩展导致曲线波动加大。

图 7(a)所示为 316 不锈钢划痕长度在 $s > 6.7$ mm 时表面形貌图。可以发现,沟槽两侧晶界与外力方向夹角从轻微变化开始至剧烈变化结束始终成 45° ,此时切应力与拉应力较大,裂纹张开位移较小,晶界会在切、拉应力的共同作用下发生滑移,促使裂纹向下一个敏感区域扩展^[16]。载荷的加大使划痕坑道内材料形成极易剥落的片状堆积,如图 7(a)右上角放大图所示。因此,在 316 不锈钢阀门使用过程中,较大的塑性变形与材料的堆垛、挤压、片状剥落是擦伤失效的主要原因。

图 7(b)所示为 Co-3 涂层划痕剧烈变化阶段表面形貌图。相比 316 基体,当 Co-3 涂层划痕长度 $s > 6.9$ mm 时,沟槽两侧出现了较大程度的塑性变形,晶界滑移形成的微裂纹与外力方向的夹角从轻微变化阶段开始至剧烈变化结束始终成 90° ,此时压应力达到较大,较大的压应力导致裂纹张开位移较大。通过图 7(b)右下角放大图可以看出,晶间第二相的析出使得裂纹呈现不连续扩展,其对裂纹的扩展起到了一定的阻碍作用。如图 7(b)右上角放大图所示,在划痕坑道内,较大的塑性变形引起熔覆层的部分塑性去除。因此,Co-3 合金涂层阀门密封面在实际使用过程中,裂纹的扩展与塑性去除是擦伤失效的主要原因。

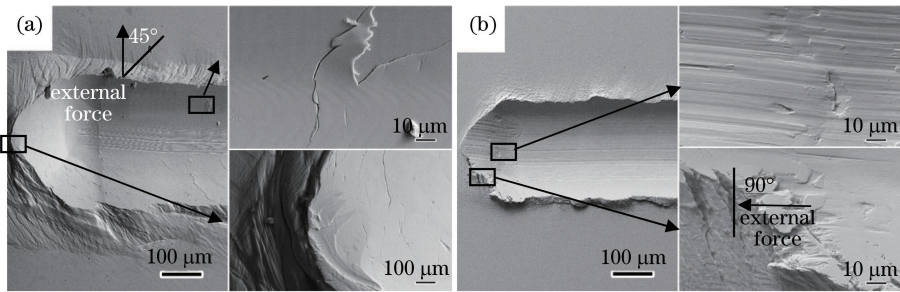


图 7 切向力剧烈变化阶段的划痕形貌图。(a) 316 不锈钢;(b) Co-3

Fig. 7 Scratch topography of tangential force in acute change stage. (a) 316 stainless steel; (b) Co-3

图 8 所示为 Co-3 激光熔覆层的擦伤机制示意图。图 8(a)所示为自动划痕仪对熔覆层的擦伤过程。图 8(b)所示为擦伤稳定阶段,Co-3 熔覆层划痕边缘尚未出现明显变化,此时以塑性变形为主。图 8(c)所示为轻微变化阶段,产生了波浪形的微裂纹,边缘开始出现隆起,但并不明显,此时主要是塑性变形引起的晶粒滑移与微裂纹形成。图 8(d)所示为剧烈变化阶段,沟槽两侧出现了较大的塑性变形,裂纹增多并快速扩展,微裂纹与外力方向的夹角从轻微变化阶段开始至剧烈变化结束始终成 90° ,此时擦伤机理以裂纹扩展与塑性去除为主。

4 结 论

自制了一种新型 Co 基合金粉末,进行了激光熔覆 Stellite 3、Stellite 21 与 Co-3 试验,研究分析了新型 Co 基合金的涂层组织与耐擦伤机制,得到以下结论:

1) Co-3 激光熔覆层组织均匀、致密,与基体冶金结合,主要强化相为 $(Co, W)_3C$ 、 Cr_7C_3 、 $Cr_{23}C_6$ 和

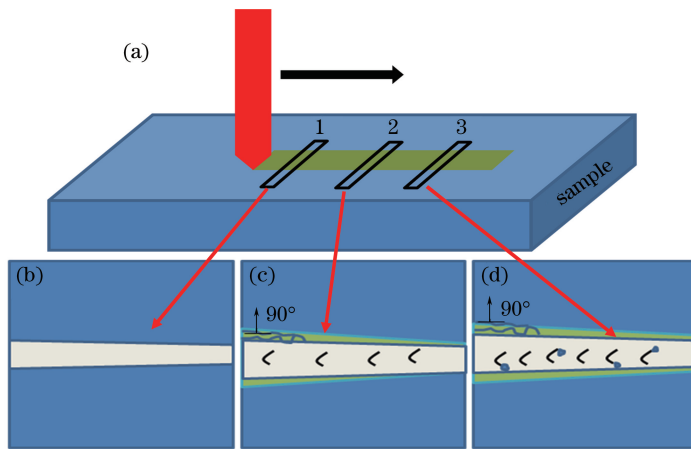


图 8 Co-3 激光熔覆层的擦伤机制示意图。(a) 擦伤过程；(b) 稳定阶段；(c) 轻微变化阶段；(d) 剧烈变化阶段
 Fig. 8 Schematic diagram of abrasion resistance mechanism of Co-3 cladding layer. (a) Scratch process;
 (b) stable stage; (c) slight change stage; (d) acute change stage

Co₃Mo₃与 Stellite 3 合金相比,出现了强韧相 Co₃Mo 金属间化合物。

2) Co-3 熔覆层的平均显微硬度高达 624 HV_{0.2},较基体的提高了 3 倍以上。相比基体与 Stellite 21, Co-3合金熔覆层中富 W 碳化物的形成使得硬度有显著提高;相比 Stellite 3,Co-3 合金熔覆层中塑性较好的 Co₃Mo 相的生成使得 Co-3 熔覆层在硬度降低较小的情况下有效阻止了裂纹的形成。

3) Co-3 熔覆层擦伤过程可以分成三个阶段:稳定阶段、轻微变化阶段和剧烈变化阶段。当载荷为 0~150 N、划痕长度 $s \leq 3.3$ mm 时,擦伤机理以塑性变形为主;当 $3.3 \text{ mm} < s \leq 6.9$ mm 时,擦伤机理主要是塑性变形引起的晶粒滑移与微裂纹形成;当划痕长度 $s > 6.9$ mm 时,擦伤机理以裂纹的扩展与塑性去除为主。Co-3 熔覆层能显著提高 316 不锈钢基材的耐擦伤性能,有望用于高性能阀门密封面的激光组合制造中。

参 考 文 献

[1] Lu Shiyong. Introduction to stainless steel[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2013: 80-89.
 陆世英. 不锈钢概论[M]. 北京: 化学工业出版社, 2013: 80-89.

[2] Lin Hui, Wang Jing. Application and improvement of wear resistant valve in coal liquefaction equipment[J]. Universal Machine, 2012(8): 36-38.
 林 晖, 王 静. 耐磨阀门在煤制油化工装置的应用与改进要求[J]. 通用机械, 2012(8): 36-38.

[3] Gao Qingbao. Valve surfacing technology[M]. Beijing: China Machine Press, 1994: 37-42.
 高清宝. 阀门堆焊技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 1994: 37-42.

[4] Lin Hui. Requirements of modern coal-to-chemicals to wear-resistance valve[J]. Fluid Machinery, 2013, 41(7): 49-52.
 林 晖. 现代煤化工对耐磨阀门的要求[J]. 流体机械, 2013, 41(7): 49-52.

[5] Yao Jianhua, Li Chuankang. Research and application of laser surface strengthening and remanufacturing technology [J]. Electric Welding Machine, 2012, 42(5): 15-19.
 姚建华, 李传康. 激光表面强化和再制造技术的研究与应用进展[J]. 电焊机, 2012, 42(5): 15-19.

[6] Xu G J, Kutsuna M, Liu Z J. Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SU403 stainless steel[J]. Surface and Coating Technology, 2006, 201(3-4): 1138-1144.

[7] Zhang Xiaodong, Dong Shiyun, Xu Binshi, et al. Microstructure and impact abrasive wear resistance of the St6 cobalt-based alloy laser cladding layer[J]. Applied Laser, 2011, 31(1): 82-85.
 张晓东, 董世运, 徐滨士, 等. St6 钴基合金激光熔覆层显微组织及冲击磨料磨损性能[J]. 应用激光, 2011, 31(1): 82-85.

[8] Li Chuang, Liu Hongxi, Zhang Xiaowei, et al. Microstructure and property of Co-based carbide composite coating fabricated by laser cladding on 40Cr tool steel surface[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(11): 1103002.
 李 闯, 刘洪喜, 张晓伟, 等. 40Cr 刀具钢表面激光熔覆钴基碳化物复合涂层的组织与性能[J]. 中国激光, 2015, 42(11): 1103002.

- [9] Li Zhihong, Yang Lijing, Li Bo, *et al.* Microstructural characteristics of WC/Stellite 6 composite coating prepared by supersonic laser deposition[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(11): 1106002.
李祉宏, 杨理京, 李 波, 等. 超音速激光沉积 WC/Stellite 6 复合涂层显微组织特征的研究[J]. 中国激光, 2015, 42(11): 1106002.
- [10] Kapoor S, Liu R, Wu X J, *et al.* Microstructure and wear resistance relations of Stellite alloys[J]. International Journal of Advanced Materials Sciences, 2013, 4(3): 231-48.
- [11] Alimardani M, Fallah V, Khajepour A, *et al.* The effect of localized dynamic surface preheating in laser cladding of Stellite 1[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 204(23): 3911-3919.
- [12] Guo Shirui, Dong Gang, Ye Zhong, *et al.* Research on mechanical properties of a steam turbine rotor remanufactured by laser cladding[J]. Journal of Chinese Society of Power Engineering, 2014, 34(8): 668-672.
郭士锐, 董 刚, 叶 钟, 等. 激光再制造汽轮机转子的力学性能研究[J]. 动力工程学报, 2014, 34(8): 668-672.
- [13] 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): 800-806.
- [14] Zhang Siqi, Huang Jingsong. Non-ferrous metal smelting and casting[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 144-146.
章四琪, 黄劲松. 有色金属熔炼与铸锭[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 144-146.
- [15] Huang P, Liu R, Wu X, *et al.* Effects of molybdenum content and heat treatment on mechanical and tribological properties of a low-carbon Stellite alloy[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 2007, 129(4): 523-529.
- [16] Cui Wei, Chen Jingqing, Lu Hao, *et al.* Influence of grain boundary sliding on ductility-dip cracking of Ni-based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous metals, 2013(5): 1269-1274.
崔 巍, 陈静青, 陆 皓, 等. 晶界滑移对镍基合金失延开裂的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013(5): 1269-1274.