

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.02.04

退火温度对12Cr1MoV钢表面激光熔覆Stellite 6合金组织与性能的影响

符恒, 顾玉芬*, 石玓, 王全博

兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050

摘要: 采用激光熔覆技术在12Cr1MoV钢表面制备Stellite 6合金熔覆层, 并进行不同温度的退火热处理, 研究其对熔覆层微观组织与性能的影响。结果表明, 随着退火温度的升高, 熔覆层的晶粒尺寸逐渐增大。低温退火对涂层的相组成影响不大, 650 °C×2 h退火处理时, FCC结构的 γ -Co逐渐向稳定的HCP结构的 ϵ -Co转变, 并改善了熔覆层的组织均匀性和碳化物(Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 等)的分布。由于退火温度升高造成组织和碳化物析出相逐渐粗化, 且加剧了基材中Fe元素向熔覆层中的扩散行为, 从而导致熔覆层的硬度和耐磨性能随退火温度的升高而降低。650 °C×2 h退火处理时的熔覆层自腐蚀电位最高(-0.284 V), 自腐蚀电流密度最低($9.967 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$), 耐腐蚀性能最佳, 但过高的退火温度会造成熔覆层的耐腐蚀性能显著下降。

关键词: 激光熔覆; 12Cr1MoV钢; Stellite 6; 退火温度; 微观组织; 力学性能; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG457.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)02-0040-08

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of Laser Cladding Stellite 6 Alloy on 12Cr1MoV Steel Surface

FU Heng, GU Yufen*, SHI Yu, WANG Quanbo

State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

Abstract: Stellite 6 alloy coatings were fabricated on 12Cr1MoV steel via laser cladding and subsequently annealed at different temperatures to investigate the effects of annealing on their microstructure and properties. The results indicate that the grain size of the clad layer increases with rising annealing temperature. While low-temperature annealing (450 °C) had little influence on the phase composition, annealing at 650 °C for 2 h promoted the transformation of the metastable FCC γ -Co phase into the stable HCP ϵ -Co phase, simultaneously improving microstructural homogeneity and the distribution of carbides (e.g., Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6). However, higher annealing temperatures led to coarsening of both the microstructure and carbide precipitates, accompanied by enhanced diffusion of Fe from the substrate into the coating. Consequently, the hardness and wear resistance of the clad layer deteriorated with increasing annealing temperature. The coating annealed at 650 °C exhibited the best corrosion performance in 3.5 wt.% NaCl solution, reflected by the highest corrosion potential (-0.284 V) and the lowest corrosion current density ($9.967 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$). Further increase in annealing temperature significantly degraded the corrosion resistance.

Keywords: laser cladding; 12Cr1MoV steel; Stellite 6; annealing temperature; microstructure; mechanical properties; corrosion resistance

引用格式: 符恒, 顾玉芬, 石玓, 等. 退火温度对12Cr1MoV钢表面激光熔覆Stellite 6合金组织与性能的影响[J]. 电焊机, 2026, 56(2): 40-47.

收稿日期: 2025-02-16 修回日期: 2025-04-28

基金项目: 中央引导地方科技发展资金项目(24ZYQA054)

作者简介: 符恒(1997—), 男, 硕士研究生, 主要从事先进焊接方法与工艺的研究。

通讯作者: 顾玉芬(1975—), 女, 教授, 主要从事先进焊接方法与工艺的研究。E-mail: guyf@lut.edu.cn。

Citation: FU Heng, GU Yufen, SHI Yu, et al. Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of Laser Cladding Stellite 6 Alloy on 12Cr1MoV Steel Surface[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(2): 40–47.

0 引言

12Cr1MoV钢是一种典型的耐热合金钢,因其优异的高温强度、抗氧化性和耐腐蚀性能,广泛应用于锅炉、压力容器和石油化工等领域^[1-2]。特别是在高温高压的工作环境下,12Cr1MoV钢常作为关键的承载和防护材料。然而,12Cr1MoV钢在服役过程中,特别是在高温、高压、腐蚀和磨损等复杂工况下,容易发生腐蚀、疲劳、裂纹扩展等失效现象,这些问题严重影响了其使用寿命和可靠性^[3]。因此,提升其表面的耐蚀性和力学性能,对延长其在恶劣环境中的使用寿命具有重要的意义。

Stellite 6合金是在以Co元素为主要成分的基础上,加入Ni、Cr、W、Mn、Fe、Si、C等元素组成的钴基合金,其自熔性较好,硬度高,抗高温氧化性、耐磨损和耐腐蚀性能优异,常用作高温高压服役条件下的金属表面强化材料^[4-5]。激光熔覆作为一种高能束表面改性技术,具有热输入集中、热影响区小等优势,通过同时熔化基材表面和熔覆材料,使其达到良好的冶金结合,常被应用于金属材料的表面改性^[6]。现有研究证实,以Stellite 6合金粉末为熔覆材料的激光熔覆层能显著提升基材表面的耐磨损和耐腐蚀性能。Navas等^[7]采用激光熔覆在304不锈钢表面制备了Stellite 6合金熔覆层,发现熔覆层硬度大于500 HV,并具备优异的耐磨性能,磨损机制为磨粒磨损。Jeyaprakash等^[8]在316L不锈钢表面制备了Stellite 6合金熔覆层,通过形成Cr₂O₃、CoO等氧化物钝化膜,获得了良好的耐腐蚀性能。然而,激光熔覆过程中,由于局部加热与冷却速率的不均匀,常常会引入较大的残余应力和变形,这会影响到熔覆层的整体性能和结构稳定性^[9-10]。

退火处理作为一种常见的热处理手段,可有效

降低残余应力、优化材料的组织结构,从而提升材料综合性能^[11]。张辉^[12]对激光熔覆制备的6FeNiCoCrAlTiSi高熵合金熔覆层进行不同温度退火处理,发现退火温度低于750℃后,熔覆层的热稳定性较好,硬度几乎保持不变;当退火温度高于750℃后,熔覆层硬度逐渐降低。冯玉强等^[13]在316L不锈钢表面采用激光熔覆方法制备富镍NiTi合金熔覆层并对其进行了不同温度的退火处理,研究表明,随着退火温度的提高,熔覆层中Ni₃Ti和Ti₂Ni的含量逐渐增加,850℃退火后熔覆层的硬度最高,且退火后熔覆层的耐磨性能得到提升。因此,退火处理参数的优化,尤其是退火温度的合理选择,对于激光熔覆合金涂层的性能提升至关重要。

基于此,本文选用Stellite 6合金粉末作为熔覆材料,对12Cr1MoV钢进行激光熔覆处理,结合金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X射线衍射(XRD)、摩擦磨损和电化学腐蚀测试等表征手段,系统研究了退火温度对熔覆层组织变化、硬度、耐磨性和耐腐蚀性的影响,为提高12Cr1MoV钢表面Stellite 6激光熔覆层的力学性能与服役可靠性提供理论指导。

1 试验材料及方法

试验选用12Cr1MoV珠光体耐热钢作为基材,其化学成分如表1所示。先用400目砂纸打磨去除基材表面氧化皮,再用丙酮或酒精清洗基材表面。激光熔覆材料采用Stellite 6合金粉末,粉末粒径范围为80~120 μm,其化学成分如表1所示。为去除Stellite 6合金粉末中的结晶水,熔覆前将Stellite 6合金粉末放入干燥箱中,在150℃温度条件下烘干2 h。

表1 12Cr1MoV钢与Stellite 6合金粉末化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of 12Cr1MoV steel and Stellite 6 alloy powder (wt. %)

材料	C	Cr	Si	W	Fe	Mo	Ni	Mn	Co	V	P	S
12Cr1MoV	0.08	0.93	0.20	—	Bal	0.27	—	0.45	—	0.15	0.011	0.004
Stellite6	1.15	29.00	1.10	4.00	3.00	1.00	3.00	0.50	Bal	—	—	—

激光熔覆设备采用HLB F8000-M4/120 光纤耦合半导体激光器。熔覆前,对基材进行预热,预热温度为400 ℃,预热时间为60 min。为了防止激光熔覆过程中发生氧化,采用纯度为99.9%的氩气作为保护气和送粉气。图1为激光熔覆示意,激光熔覆工艺参数见表2,熔覆面积为200 mm×100 mm。熔覆完成后,为了避免熔覆层和基材因快速冷却而产生过多的内应力和裂纹,待试样随炉冷却至300 ℃以下,分别对涂层进行450 ℃×2 h、650 ℃×2 h和850 ℃×2 h三种不同温度的退火热处理,具体参数如表3所示。

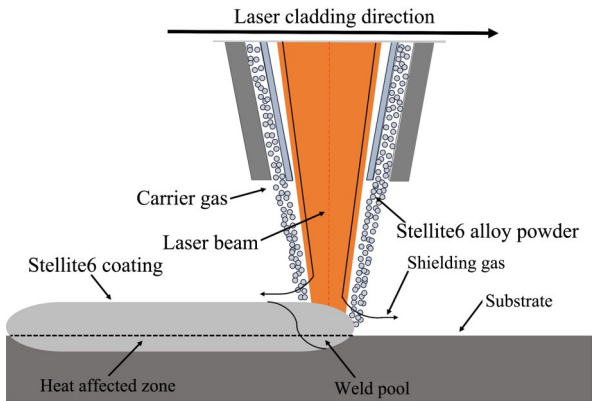


图1 激光熔覆示意
Fig. 1 Schematic diagram of laser cladding

表2 激光熔覆工艺参数

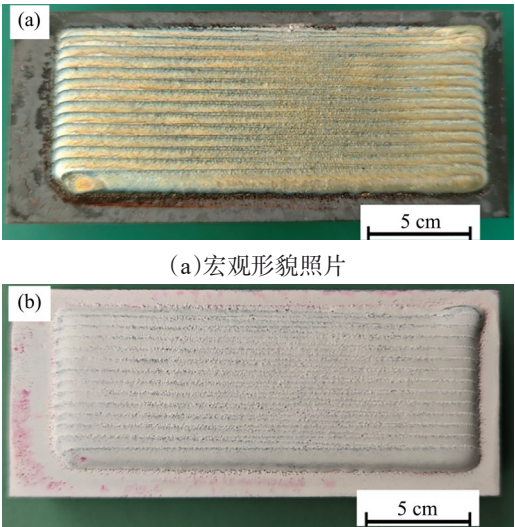
Table 2 Laser cladding process parameters					
激光功率 /W	扫描速度 /(mm·s ⁻¹)	送粉速度 /(g·min ⁻¹)	保护气 /(L·min ⁻¹)	尾吹 /(L·min ⁻¹)	搭接率 /%
2 800	10	12.3	5	15	45

表3 退火热处理工艺参数

Table 3 Annealing heat treatment process parameters			
装炉温度/℃	保温温度/℃	保温时间/min	冷却方式
<300	450	120	随炉冷却
<300	650	120	随炉冷却
<300	850	120	随炉冷却

采用着色探伤法检测Stellite 6激光熔覆层的成形质量。熔覆层的宏观形貌及着色探伤试验结果如图2所示。可以看出,熔覆层成形质量较好,表面无裂纹和气孔等宏观缺陷。

退火热处理后,沿熔覆方向采用线切割机截取10 mm×10 mm×16 mm的金相试样,试样经240~2000目砂纸机械研磨后,采用1 μm的SiC抛光剂抛光至镜面。最后,利用王水(浓HCL:浓HNO₃=3:1)



(a)宏观形貌照片
(b)着色探伤结果照片
图2 熔覆层宏观形貌及着色探伤结果

Fig. 2 Macroscopic morphology of the cladding layer and dye penetrant testing results

对金相试样表面进行腐蚀,腐蚀完成后,用酒精清洗掉试样表面的腐蚀液,使用吹风机将其吹干。通过Axiolab 5型OM及COXEMEM-30AX+型SEM观察熔覆层的显微组织。采用MVC-1000JMT型显微硬度仪测量各熔覆层截面的硬度,加载载荷500 g,保荷时间15 s。采用MS-M9000型摩擦试验仪进行耐磨性能测试,摩擦副为Si₃N₄陶瓷球,摩擦方式为往复摩擦,摩擦行程为5 mm,载荷为20 N,摩擦时间为3 600 s。使用CHI600E型电化学工作站的三电极体系进行电化学测试,评估试样在室温25 ℃下3.5wt.%NaCl溶液中的耐腐蚀性能,测试时,采用饱和甘汞电极(SCE)作为参比电极,铂电极作为对电极,试样作为工作电极,工作电极的面积为1 cm²。

2 试验结果与分析

2.1 退火温度对熔覆层显微组织及物相的影响

图3为不同温度退火热处理后熔覆层的SEM照片。由图3a可见,未退火熔覆层因激光熔覆过程的快速加热和快速冷却,形成了细小的柱状晶和胞状晶,晶粒较小且晶界明显,但组织均匀性较差。图3b、3c、3d可见,随着退火温度的升高,熔覆层晶粒尺寸逐渐增大。450 ℃退火处理的熔覆层晶粒未见明显粗化,组织均匀性略有提升,析出相数量较

少,尺寸较小。650 °C退火热处理后的熔覆层晶粒明显长大,部分区域发生再结晶,残余应力得以释放,组织均匀性较好;析出相数量增加,尺寸增大,分布较均匀。850 °C退火热处理的熔覆层晶粒过度

粗化,部分晶粒直径超过10 μm ,导致组织均匀性明显下降,部分区域出现晶界相分离,析出相的数量进一步增加,且严重粗化,颗粒尺寸达到微米级,并沿着晶界呈聚集分布。

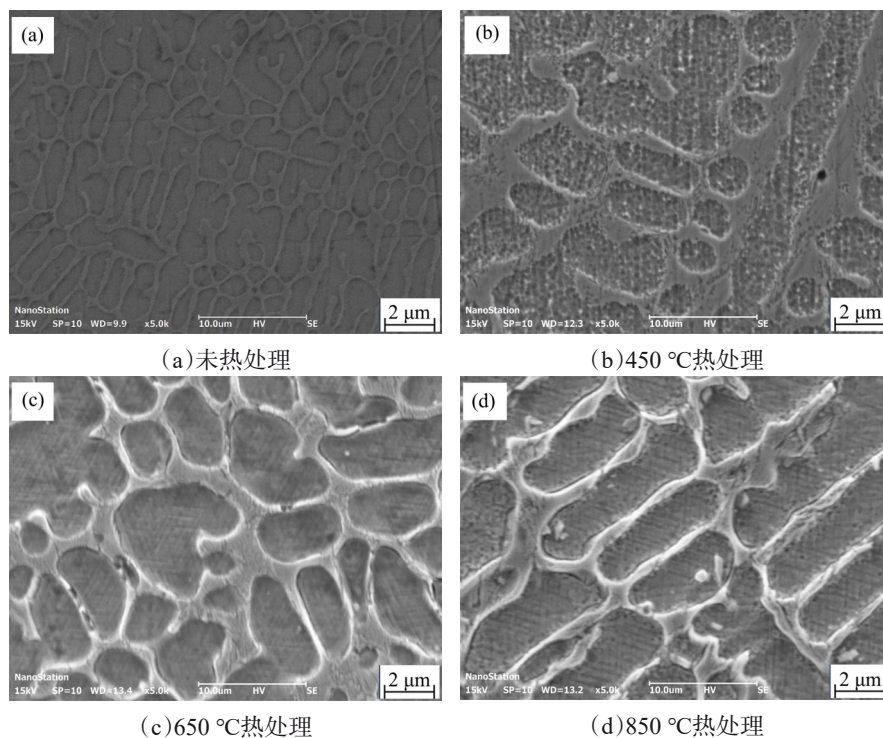


图3 不同温度退火热处理熔覆层SEM照片

Fig. 3 SEM images of the cladding layer after annealing at different temperatures

图4为不同温度退火热处理条件下熔覆层的XRD图谱。未热处理的熔覆层中富钴固溶体主要为FCC结构的 γ -Co相,因激光熔覆的快速加热和冷却, γ -Co未能及时转变为稳态的 ϵ -Co。此外,熔覆层相结构中还包含有碳化物(Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 和 W_2C)。450 °C退火热处理后,熔覆层的主要相结构仍是 γ -Co,未见明显的 γ -Co向 ϵ -Co的转变。熔覆层经过650 °C退火热处理后,FCC结构的 γ -Co逐渐向稳定的HCP结构的 ϵ -Co转变。碳化物析出相的含量增加,且弥散分布在熔覆层组织中,显著增强了碳化物析出相的强化效应。熔覆层在850 °C退火热处理后, γ -Co向 ϵ -Co的转变趋于平衡,大量粗化后的碳化物沿晶界聚集分布且严重粗化,削弱了碳化物析出相的强化作用,导致熔覆层组织稳定性严重下降。

2.2 退火温度对熔覆层显微硬度的影响

图5为熔覆层截面从顶部到基材的硬度分布特

征及平均硬度统计结果。由图5a可见,熔覆层硬度从顶部到底部逐渐降低。这是由于在激光熔覆过程中,熔覆层顶部的冷却速度较快,凝固后的组织为细小的树枝晶和等轴晶,硬度较高;且高熔点的碳化物(如WC)优先析出,这些高硬度的碳化物显著增强了熔覆层表面的硬度;而熔覆层底部的冷却速度较慢,易形成较粗大的平面晶和胞状晶,硬度较低。如图5b所示,随着退火温度的升高,熔覆层平均硬度逐渐降低,未热处理的熔覆层平均硬度为654 HV,450 °C退火后降至631 HV,650 °C退火后降至602 HV,850 °C退火后降至546 HV,较未热处理试样硬度下降幅度达16.5%。这是因为退火温度的升高促使熔覆层晶粒发生回复与长大,同时 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 、 W_2C 等碳化物析出相过度粗化且分布不均,削弱了细晶强化与第二相强化效应,从而降低了熔覆层的硬度。由图6的元素面扫描结果可见,Fe元素主要分布在基体中,随着退火温度的升高,从基

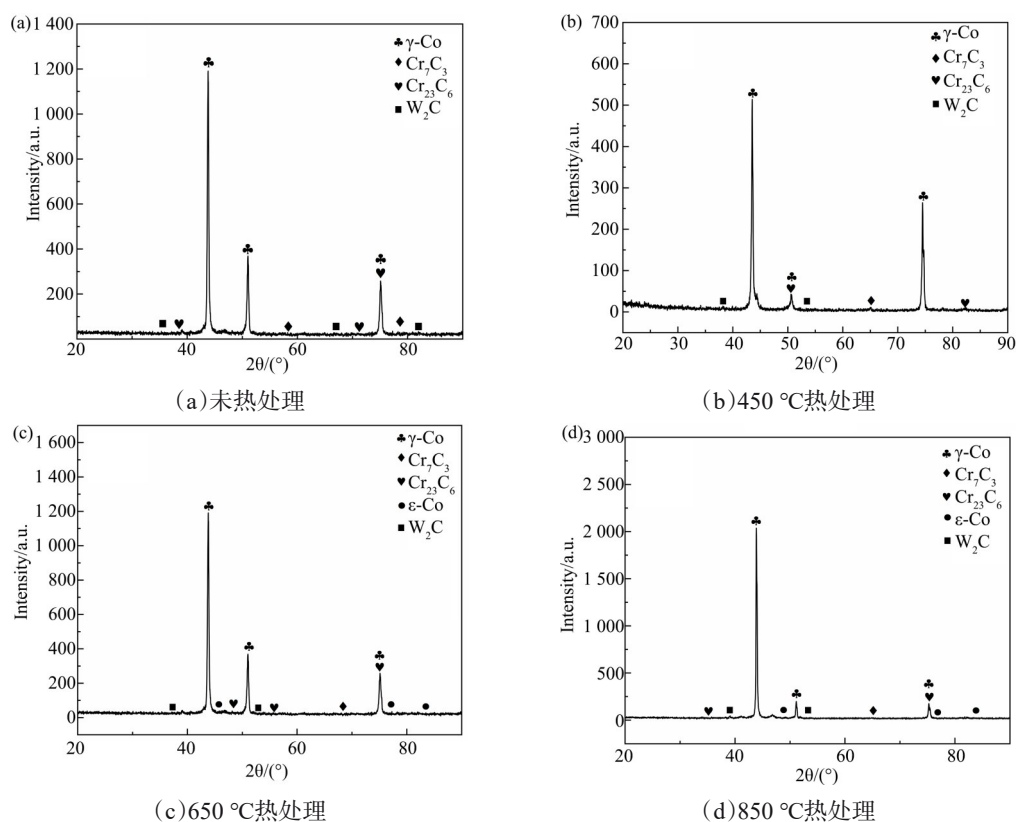


图4 不同温度退火热处理的熔覆层XRD图谱

Fig. 4 XRD patterns of the cladding layer after annealing at different temperatures

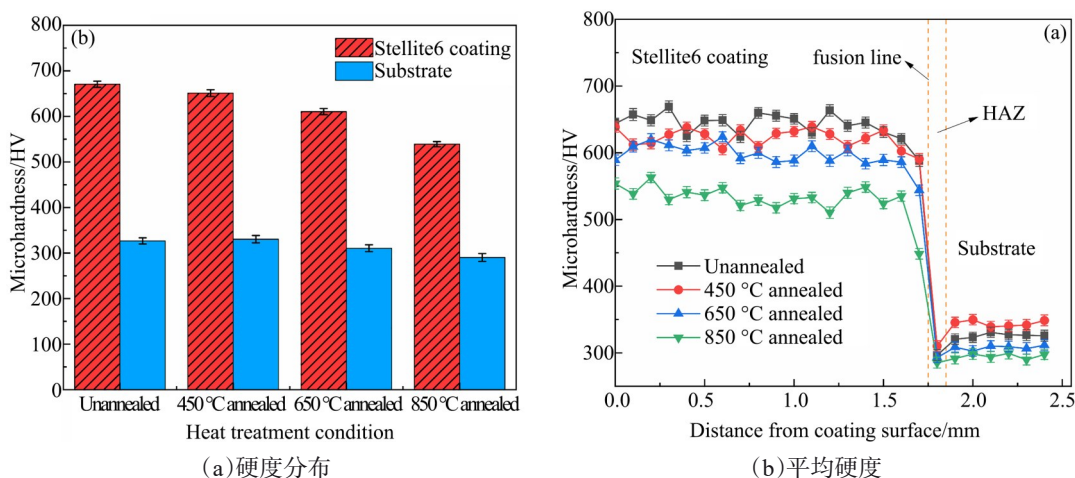


图5 熔覆层截面显微硬度

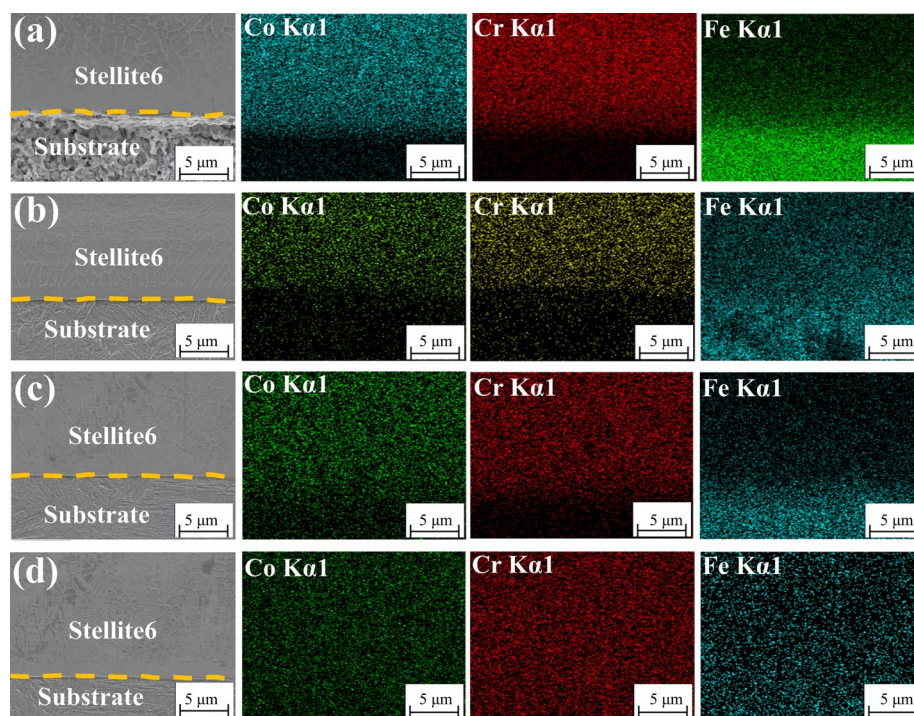
Fig. 5 Microhardness of the cladding layer cross-section

体扩散进入熔覆层的Fe元素含量增加,并参与形成Co-Fe固溶体,从而进一步降低了熔覆层的硬度。

2.3 退火温度对熔覆层耐磨性能的影响

图7为熔覆层经不同温度退火热处理后的摩擦系数对比与磨损量对比。图8为基材和熔覆层磨损后的表面形貌。摩擦过程中的最大摩擦系数及平

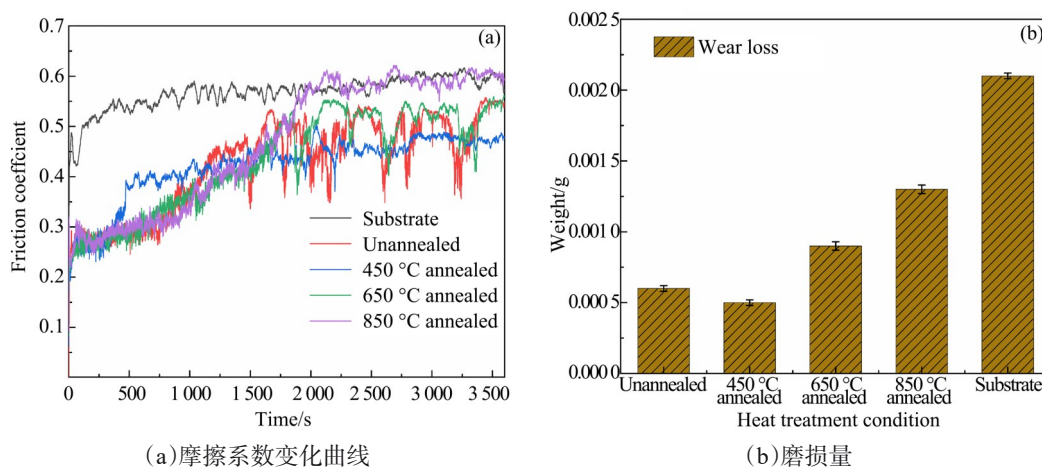
均摩擦系数见表4。从图7a、7b可见,450 °C退火处理的熔覆层平均摩擦系数最低(0.417),磨损量最小(5.1×10^{-4} g);随着退火温度的升高,熔覆层的平均摩擦系数上升,磨损量增加,但熔覆层摩擦系数和磨损量都低于基体,说明Stellite 6激光熔覆层能有效提高12Cr1MoV钢表面的耐磨性。基材的平均摩



(a)未热处理;(b)450 °C热处理;(c)650 °C热处理;(d)850 °C热处理

图6 基材和熔覆层元素面扫描分析

Fig. 6 Elemental surface scan analysis of the substrate and cladding layer



(a)摩擦系数变化曲线

(b)磨损量

图7 熔覆层摩擦系数变化曲线及磨损质量对比

Fig. 7 Friction coefficient variation curve and wear mass comparison of the cladding layer

擦系数及磨损量最大,表明其耐磨性能最差,由图8a可见,基材磨损后的表面塑性变形严重,磨损区域较大,磨痕呈深且宽的犁沟状,且周围积聚了大量不规则的磨屑。这是因为12Cr1MoV钢中Fe元素含量较高,硬度较低,在摩擦过程中易发生局部塑性变形,随后在摩擦力作用下被撕裂并发生剥落,导致严重的黏着磨损。未热处理的熔覆层(见图8b)的磨痕呈细长犁沟状,磨痕深度较浅,部分区

域出现微裂纹,磨损机制以磨粒磨损为主。尽管该熔覆层硬度较高(654 HV),且已析出 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 等碳化物,但因碳化物析出相分布不均匀,且碳化物与基体相的结合不稳定,在摩擦过程中容易剥落,加剧了熔覆层表面的磨损,因此其耐磨性略逊于450 °C退火处理的熔覆层。450 °C退火处理的熔覆层(见图8c)微观组织变化不明显,仍保持较高的硬度,且残余应力得到部分释放,裂纹倾向性有所

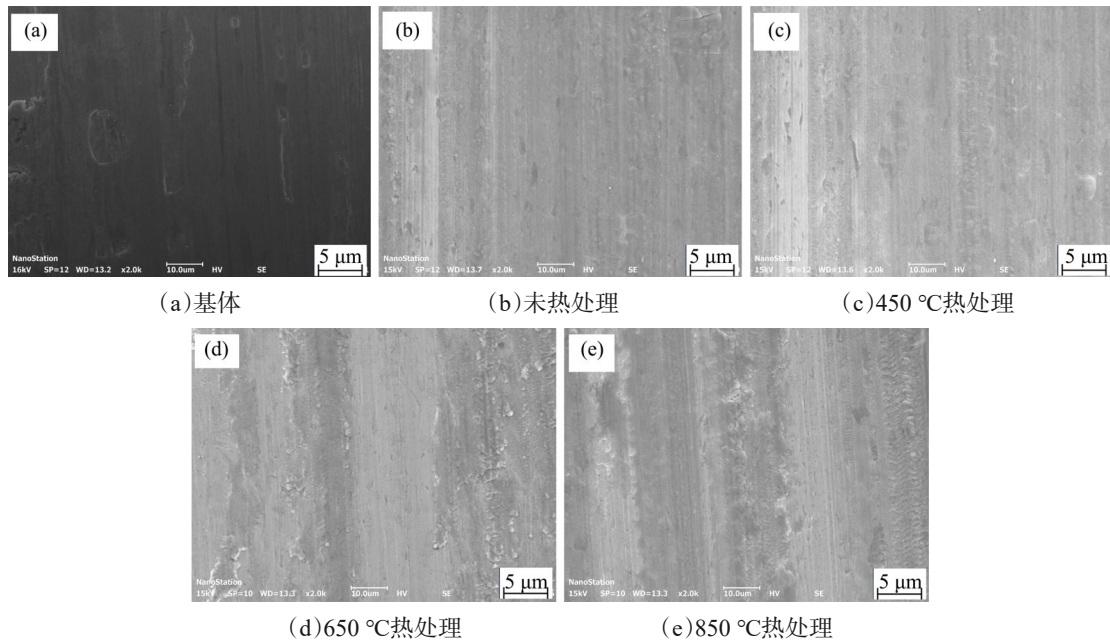


图8 熔覆层及基体磨损形貌

Fig. 8 Wear morphology of the cladding layer and substrate

降低。其磨损表面犁沟浅而均匀,无明显塑性变形与碳化物剥落现象,其磨损机制仍为磨粒磨损,表现出较为优异的耐磨性能。650 °C退火处理后的熔覆层(见图8d)晶粒长大,硬度降低,耐磨性有所下降,其磨损表面出现轻微的塑性变形,犁沟状磨痕明显,磨损机制为磨粒磨损与轻微的黏着磨损。850 °C退火处理的熔覆层(见图8e)晶粒过度长大,硬度最低,且 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 等硬质碳化物析出相严重粗化,并沿着晶界聚集分布,使得碳化物颗粒在磨损环境下容易剥落,耐磨性能较差,其磨损表面塑性变形较为明显,黏着磨损较为严重。

表4 熔覆层及基体最大摩擦系数及平均摩擦系数

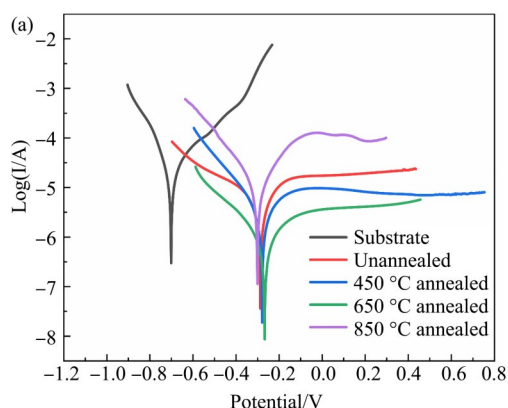
Table 4 Maximum and average friction coefficients of the cladding layer and substrate

热处理条件	最大摩擦系数	平均摩擦系数	磨损量/g
未热处理	0.558	0.425	6.2×10^{-4}
450 °C×2 h退火	0.511	0.417	5.1×10^{-4}
650 °C×2 h退火	0.562	0.442	8.7×10^{-4}
850 °C×2 h退火	0.617	0.469	1.2×10^{-3}
基材	0.622	0.569	2.3×10^{-3}

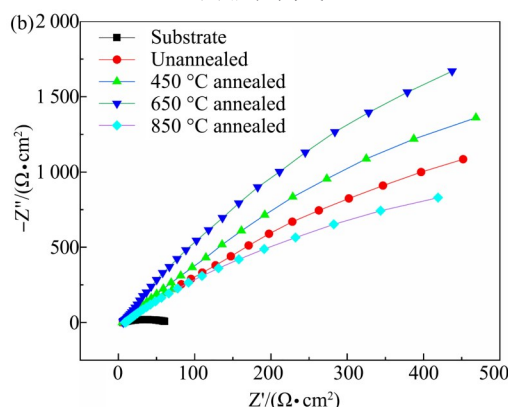
2.4 退火温度对熔覆层耐腐蚀性能的影响

图9a为12Cr1MoV基材及不同温度退火处理熔覆层在3.5wt.%NaCl溶液中的动电位极化曲线。自腐蚀电位(E_{corr})、自腐蚀电流密度(I_{corr})和极化电

阻(R_p)是评估材料耐腐蚀性能的关键指标,由Tafel外推法得出的电化学腐蚀参数见表5。其中基体的自腐蚀电位(E_{corr})和极化电阻 R_p 分别为-0.711 V和 $1\,280\,\Omega \cdot \text{cm}^2$,明显低于熔覆层的自腐蚀电位和极化电阻;基体自腐蚀电流密度(I_{corr})为 $2.408 \times 10^{-5}\,\text{A}/\text{cm}^2$,大于熔覆层的自腐蚀电流密度。由表5数据可知,熔覆层的耐腐蚀性明显优于基体。这是因为Stellite 6合金中含有较多的Co、Cr、W等元素,这些元素能够形成稳定的固溶体,显著降低了合金的电化学活性;且Cr元素能形成致密的 Cr_2O_3 钝化膜,一定程度上能减缓腐蚀介质的侵入;同时,熔覆层具有致密的微观组织和弥散分布的碳化物硬质相(如 Cr_7C_3 、WC等),进一步增强了其耐腐蚀性能。650 °C退火热处理的熔覆层的 I_{corr} 和 R_p 最小, E_{corr} 最大,说明其在3.5wt.% NaCl溶液中的耐腐蚀性最好,这是因为650 °C退火处理后的组织均匀化程度最高,且碳化物析出相分布均匀,从而显著提高了熔覆层的耐腐蚀性能。450 °C退火处理的熔覆层耐腐蚀性能相较于未热处理条件下的熔覆层有所提升,但提升效果不如650 °C退火热处理明显。850 °C退火热处理的熔覆层的硬度最低,组织粗化严重,且大量粗化严重的碳化物沿晶界过度析出,易引发应力集中,从而导致熔覆层耐腐蚀性能明显下降。图



(a)极化曲线



(b)Nyquist曲线

图9 基材和熔覆层在3.5wt.%NaCl溶液中的极化曲线和Nyquist曲线

Fig. 9 Polarization curves and Nyquist plots of the substrate and cladding layer in 3.5wt.% NaCl solution

表5 基材和熔覆层在3.5 wt.%NaCl溶液中的电化学参数
Table 5 Electrochemical parameters of the substrate and cladding layer in 3.5 wt.% NaCl solution

热处理条件	自腐蚀电位 E_{corr}/V	自腐蚀电流密度 $I_{\text{corr}}/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$	极化电阻 $R_p/(\Omega\cdot\text{cm}^2)$
基材	-0.711	2.408×10^{-5}	1 280
未热处理	-0.301	6.188×10^{-6}	8 434
450 °C退火	-0.296	3.609×10^{-6}	12 001
650 °C退火	-0.284	9.967×10^{-7}	44 329
850 °C退火	-0.311	1.073×10^{-5}	3 157

9b为12Cr1MoV基材和熔覆层的Nyquist曲线。可以看出,基材Nyquist曲线半圆直径最小,表明其电荷转移电阻较低,腐蚀电流较大,耐腐蚀性能最差。650 °C退火处理的熔覆层由于组织均匀性较高,且碳化物析出相分布均匀,Nyquist曲线显示出最大的半圆直径,表明其电荷转移电阻最高,腐蚀电流最小,耐腐蚀性能最好。相反,850 °C退火处理的熔覆

层由于晶粒过度长大,碳化物析出物的严重粗化及分布不均匀,Nyquist曲线的半圆直径较小,电荷转移电阻较低,其耐腐蚀性能显著下降。

3 结论

(1)随着退火温度升高,Stellite 6激光熔覆层的晶粒增大。450 °C退火后,熔覆层微观组织变化不明显,碳化物析出相(如 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 等)较少且分布不均匀。650 °C退火后,熔覆层晶粒尺寸增大,碳化物数量增加,组织及碳化物分布的均匀性提高。850 °C退火导致熔覆层晶粒和碳化物析出相过度粗化,组织复杂且均匀性差。

(2)未退火处理和450 °C退火处理时,熔覆层中富钴固溶体以 $\gamma\text{-Co}$ 为主,650 °C退火促使FCC结构的 $\gamma\text{-Co}$ 逐渐向HCP结构的 $\varepsilon\text{-Co}$ 转变。850 °C退火时, $\gamma\text{-Co}$ 向 $\varepsilon\text{-Co}$ 的转变趋于平衡。随着退火温度的升高,碳化物析出相的含量增加。

(3)熔覆层的硬度远高于基材,未热处理和450 °C退火处理的熔覆层硬度较高,其截面平均硬度分别为654 HV和631 HV。随着退火温度的升高,熔覆层硬度降低,650 °C退火处理的熔覆层硬度适中,其截面平均硬度为602 HV,850 °C退火处理的熔覆层硬度最低,其截面平均硬度降至546 HV。

(4)450 °C退火处理的熔覆层平均摩擦系数最低(0.417),其磨损机制为磨粒磨损。随着退火温度的升高,熔覆层的摩擦系数逐渐增加,650 °C退火的熔覆层摩擦系数为0.442,磨损机制为磨粒磨损和轻微黏着磨损,850 °C退火的熔覆层摩擦系数为0.469,磨损机制为黏着磨损,且磨损面塑性变形较明显。

(5)650 °C退火处理的熔覆层电化学参数中 I_{corr} 最小、 E_{corr} 最大、Nyquist图谱半圆直径最大,表现出最佳的耐腐蚀性能,450 °C退火处理改善了熔覆层的耐腐蚀性,但效果不如650 °C退火显著;850 °C退火处理导致组织长大、碳化物析出相粗化且分布不均匀,耐腐蚀性能明显下降。在本研究测试范围内,650 °C退火处理的熔覆层表现出最佳的综合性能。

参考文献:

- [1] Mohtadi-Bonab M A, Javaheri V, Totonchi-Maleki F.