

# 多级降压调节阀阀芯表面堆焊 Stellite12 合金的组织 and 性能

陈林<sup>1</sup>, 曹永民<sup>2</sup>, 蒋永兵<sup>1</sup>, 郝娇山<sup>1</sup>, 汤帆顺<sup>1</sup>, 马仕川<sup>1</sup>, 费勤楠<sup>3</sup>

- (1. 重庆川仪调节阀有限公司, 重庆 400707;  
2. 国家管网集团南山(山东)天然气有限公司, 山东烟台 265706;  
3. 东南大学材料科学与工程学院, 江苏南京 211102)

**摘要:** 为了提高多级降压调节阀阀芯的耐磨和耐蚀性能,并缩短该类零件的生产制造周期,采用激光熔覆和钨极气体保护电弧焊两种表面堆焊技术,在阀芯表面上制备 Stellite12 合金。对比研究了堆焊合金层的微观组织、显微硬度、摩擦磨损性能和均匀腐蚀性能。结果表明,两种工艺制备 Stellite12 合金层均与基体形成良好的冶金结合,微观组织主要由平面晶、粗大的柱状枝晶和细小致密的等轴枝晶组成。相比于钨极气体保护电弧焊,激光熔覆合金层具有更加致密、细小的枝晶组织,枝晶成分分布也更加均匀。同时,激光熔覆合金层的显微硬度更高、耐磨性能更优。另外,激光熔覆合金层相比钨极气体保护电弧焊的具有更低的均匀腐蚀速率,表现出较为均匀的腐蚀行为。

**关键词:** 调节阀阀芯;激光熔覆;钨极气体保护电弧焊;Stellite12 合金;组织;性能

中图分类号: TG455 文献标志码: A 文章编号: 0254-6051(2024)10-0264-08

DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2024.10.043

## Microstructure and properties of Stellite12 alloy surfacing welded on multi-stage step-down control valve spool

Chen Lin<sup>1</sup>, Cao Yongmin<sup>2</sup>, Jiang Yongbing<sup>1</sup>, Hao Jiaoshan<sup>1</sup>, Tang Fanshun<sup>1</sup>, Ma Shichuan<sup>1</sup>, Fei Qinnan<sup>3</sup>

- (1. Chongqing Chuanyi Control Valve Co., Ltd., Chongqing 400707, China;  
2. Pipe China Nanshan (Shandong) LNG Co., Ltd., Yantai Shandong 265706, China;  
3. School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing Jiangsu 211102, China)

**Abstract:** In order to improve the abrasion resistance and corrosion resistance of multi-stage step-down control valve spool, and shorten the manufacturing cycle of such parts, Stellite12 alloy was prepared on the surface of valve spool by laser cladding and gas tungsten arc welding (GTAW). The microstructure, microhardness, friction and wear properties, uniform corrosion properties of the surfacing welded Stellite12 alloy layer were compared and studied. The results show that the surfacing welded alloy layer prepared by both methods forms a good metallurgical bond with the substrate, and the microstructure is mainly composed of dendrite structures of plane crystal, coarse columnar dendrites, fine and dense equiaxed dendrites. Compared with that of GTAW, the laser clad alloy layer has more dense and fine dendrite structure, and more uniform distribution of dendrite composition. At the same time, the laser clad alloy layer has higher microhardness and better abrasion resistance. In addition, the laser clad alloy layer has lower uniform corrosion rate and more uniform corrosion behavior than the GTAW alloy layer.

**Keywords:** control valve spool; laser cladding; GTAW; Stellite12 alloy; microstructure; properties

现代工业生产中,调节阀在管道系统中起着重要作用,通过调节固定阀座和活动阀芯之间的距离,分配和调节流体介质、流量等功能,广泛应用于石油、石化和电力等行业<sup>[1-3]</sup>。目前,现场实际管道系统中常出现高温、高压、高颗粒浓度等恶劣的工作条件,这对调节阀提出了更高的要求,尤其是应用于高温、高压差场

合的调节阀,由于其介质温度高、流速快及压差大,阀内节流组件易出现冲蚀、擦伤、磨损等损伤形式,降低了阀门的使用寿命。同时,因伴有空化现象引起的汽蚀、噪声等危害,给工业生产也带来重大安全隐患<sup>[1,4]</sup>。因此,针对应用在高温、高压差等恶劣环境下的管道系统阀门,国内外制造商专门开发了多级降压

收稿日期:2024-04-22

修订日期:2024-08-02

基金项目:重庆市技术创新与应用发展专项重点项目(CSTB2022TIAD-KPX0211)

作者简介:陈林(1989—),男,工程师,硕士,主要研究方向为新技术、新材料的焊接工艺,E-mail: m15320371840@163.com

引文格式:陈林,曹永民,蒋永兵,等.多级降压调节阀阀芯表面堆焊 Stellite12 合金的组织 and 性能[J].金属热处理,2024,49(10):264-271.

Chen Lin, Cao Yongmin, Jiang Yongbing, et al. Microstructure and properties of Stellite12 alloy surfacing welded on multi-stage step-down control valve spool [J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(10): 264-271.

结构的调节阀来满足工业应用。

阀芯是多级降压调节阀的关键零件,它通过两个及以上的串级式结构,把原本一个整体的节流区分开为多个节流区,并互相串联。阀芯启闭过程中,每一节流区的动作均滞后于上一节流区,使得持续的高压逐级降低,从而分担各节流区的压力。目前,为了增加这种串级式结构阀芯表面的耐磨、耐蚀性能,常采用手工堆焊、火焰堆焊和喷焊等传统堆焊技术,在阀芯表面制备一定厚度的钴基合金或镍基合金。然而,对于这种轴类零部件,采用传统的堆焊技术,存在表面堆焊质量不易控制、零件因受热程度较高而易变形、组织及性能变化较大等问题,严重限制了该类零件的生产制造周期和使用寿命。激光熔覆作为一种先进的表面堆焊技术,与其他传统表面堆焊技术相比,其组织及性能具有良好的可控性、零部件受热变形较小、熔覆精度高等特点,非常适用于轴类零部件的表面堆焊<sup>[5-7]</sup>。因此,本文采用激光熔覆和钨极气体保护电弧焊(Gas tungsten arc welding, GTAW)两种堆焊技术,在多级降压调节阀阀芯表面制备钴基合金,通过对合金层的微观组织结构、显微硬度分布、摩擦磨损性能和均匀腐蚀性能的对比分析,为阀门零部件的表面堆焊提供更多、适用的新技术和新工艺。

## 1 试验材料与方 法

### 1.1 试验材料

试验所用零件为  $\phi 30$  mm  $\times$  260 mm 的 HKD 多级降压调节阀阀芯和 150 mm  $\times$  150 mm  $\times$  20 mm 的钢板,其材料均为 S31000 奥氏体不锈钢,显微组织如图

1(a) 所示。根据现场应用工况,表面堆焊材料采用 Stellite12 钴基合金,激光熔覆材料为 Stellite12 合金粉末,该粉末呈较均匀的球形,粒度为 10 ~ 110  $\mu$ m,松装密度为 4.85 g/cm<sup>3</sup>,其外观形貌如图 1(b) 所示。钨极气体保护电弧焊材料为  $\phi 3.2$  mm 的 Stellite12 合金铸棒焊丝,基体及 Stellite12 合金堆焊材料的化学成分如表 1 所示。

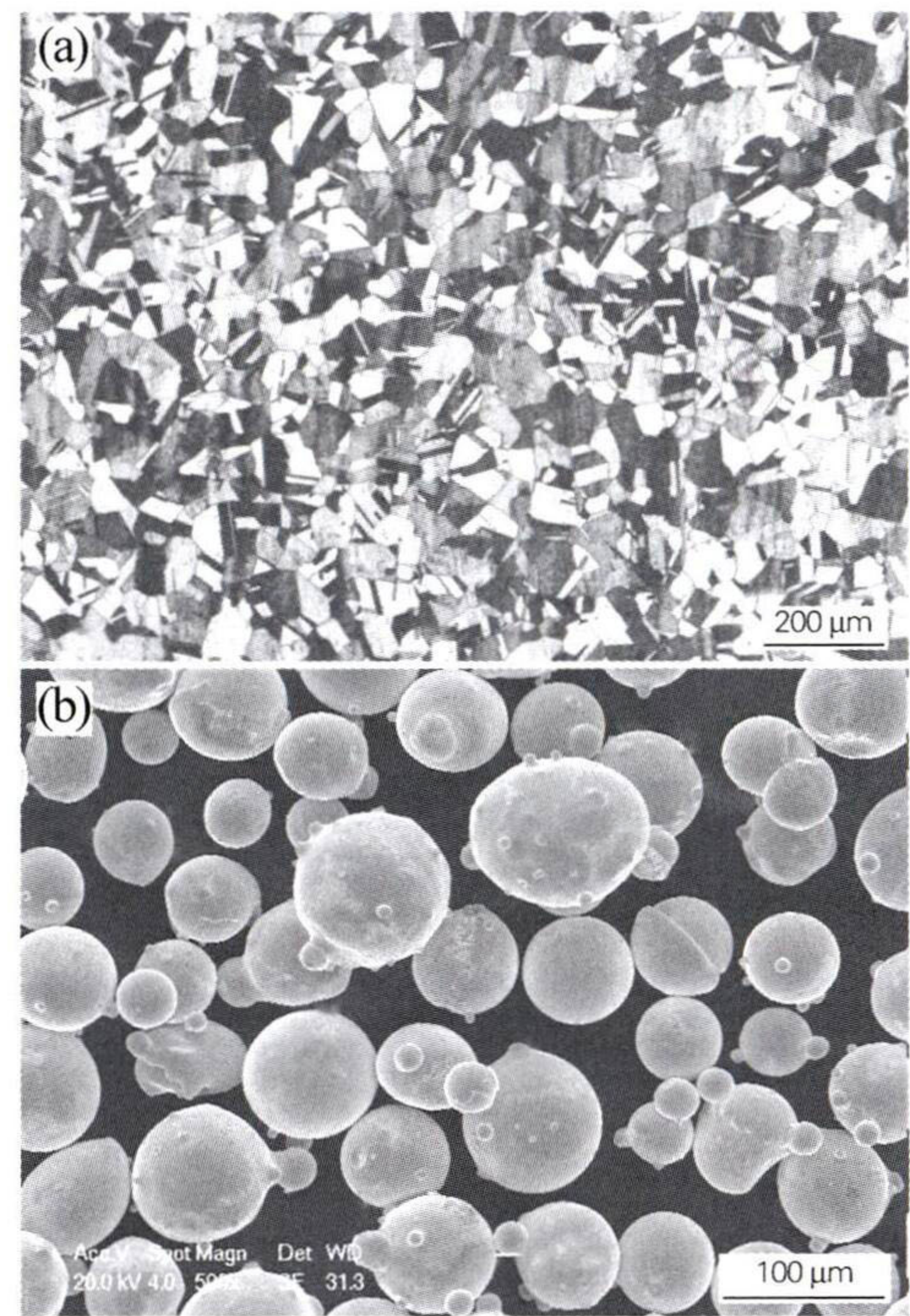


图 1 S31000 不锈钢显微组织(a)和 Stellite12 合金粉末形貌(b)

Fig. 1 Microstructure of the S31000 stainless steel(a) and morphology of the Stellite12 alloy powder(b)

表 1 基体及 Stellite12 合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of the substrate and Stellite12 alloy (mass fraction, %)

Material	C	Cr	Si	W	Fe	Mo	Ni	Mn	Co
S31000 stainless steel	0.10	24.52	0.43	—	Bal.	—	20.67	1.45	—
Stellite12 alloy powder	1.41	30.19	1.36	8.53	2.70	0.50	2.57	0.15	Bal.
Stellite12 alloy welding wire	1.52	30.54	1.40	8.65	2.71	0.42	2.75	0.19	Bal.

### 1.2 试验方法

堆焊试验前,将基体待堆焊表面及其附近打磨光亮,并用无水乙醇清洗干净。堆焊时,按 ASME BPVC. IX 标准评定合格的工艺参数,先在对应钢板表面制作见证件,然后沿阀芯周向进行堆焊,激光熔覆工艺参数如表 2 所示,钨极气体保护电弧焊堆焊工艺参数如表 3 所示。激光熔覆分两层多道熔覆进行实施,以保证堆焊合金层厚度大于 1.5 mm。钨极气体保护电弧焊

也分两层多道进行堆焊,以保证堆焊合金层厚度大于 3.0 mm。

零部件堆焊完毕保温缓冷至室温,Stellite12 合金层表面目视检查应无任何可见缺陷,如图 2 所示。检查合格后,对阀芯堆焊合金层进行车削和磨削加工,随后垂直于扫描方向进行取样和制样,并保证激光熔覆合金层有效厚度约为 1.2 mm,钨极气体保护电弧焊合金层有效厚度约为 2.0 mm。

表 2 激光熔覆工艺参数  
Table 2 Process parameters of laser cladding

Laser power/ kW	Scanning speed/ (mm · s <sup>-1</sup> )	Scanning space/mm	Flow rate of powder/ (g · min <sup>-1</sup> )	Argon flow/ (L · min <sup>-1</sup> )	Overlap rate/%	Laser spot diameter $\phi$ /mm
1.5	10	1.0	1.0	5	50	2.8

表 3 钨极气体保护电弧焊工艺参数  
Table 3 Process parameters of gas tungsten arc welding (GTAW)

Layer	Welding current/A	Welding voltage/V	Speed of welding/ (mm · min <sup>-1</sup> )	Argon flow/ (L · min <sup>-1</sup> )	Interpass temperature/°C	Overlap rate/%
1	140	12-16	60-100	10	< 225	30-50
2	125	11-14	50-90	10	< 225	30-50

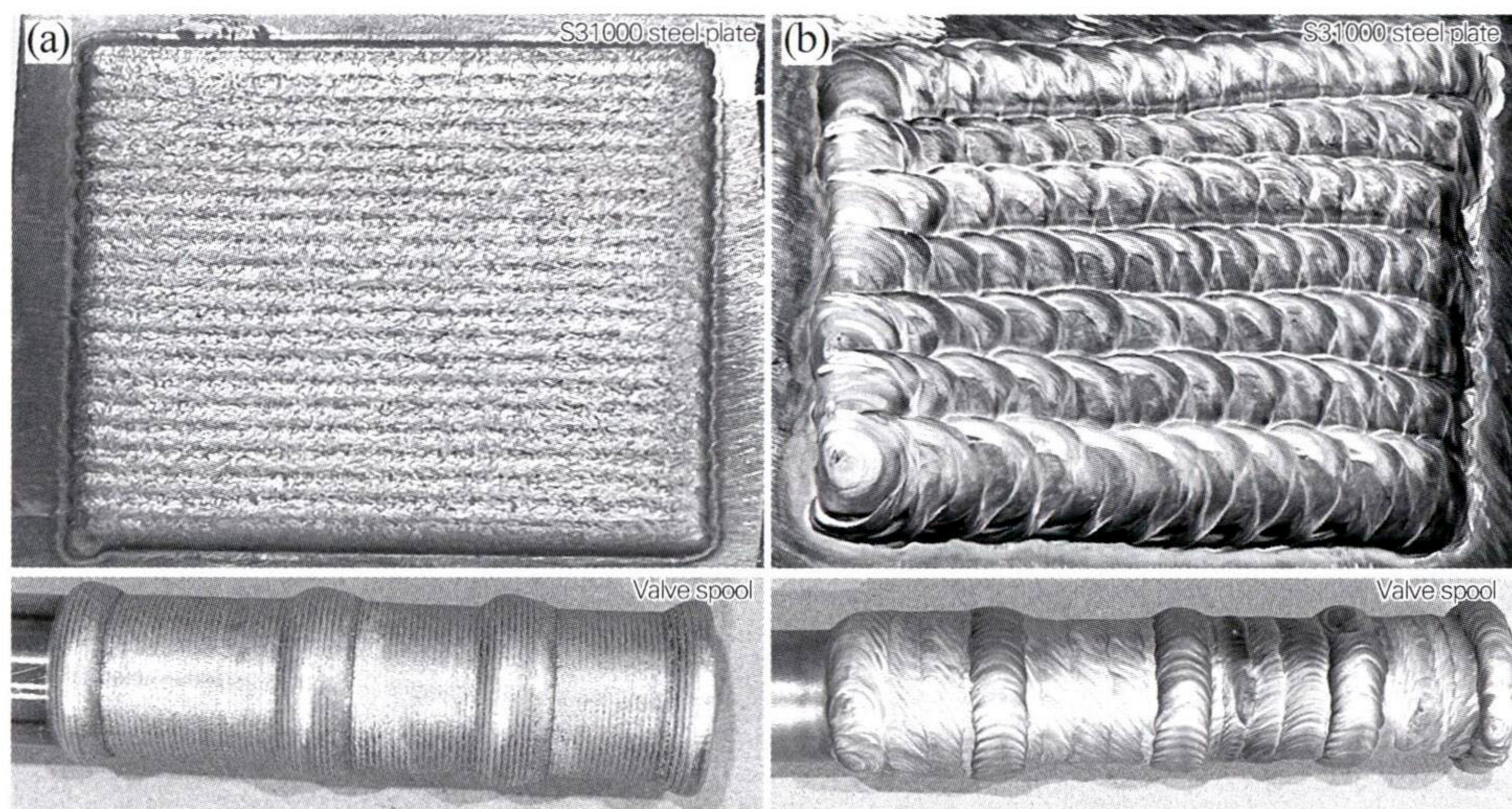


图 2 S31000 钢板和阀芯表面不同工艺堆焊 Stellite12 合金层的成形外观  
(a) 激光熔覆; (b) 钨极气体保护电弧焊

Fig. 2 Appearance formation of Stellite12 alloy layers with different processes on the S31000 plate and valve spool  
(a) laser cladding; (b) GTAW

采用 FEI Sirion 200 型扫描电镜,观察 Stellite12 合金层横截面的微观组织和成分分布。利用 D8-Discover 型 X 射线衍射仪,以管电压 30 kV、管电流 20 mA、扫描角度 20° ~ 90° 以及 0.03°/s 的连续扫描速率对合金层表面进行物相测试<sup>[7-8]</sup>。使用 FALCON 500 型数显式显微维氏硬度计对合金层横截面、基体进行硬度测试,加载载荷砝码为 300 g,保压时间为 10 s<sup>[8]</sup>。摩擦磨损和腐蚀试验检测时,为了降低表面状态对性能的影响,试样待测表面均采用金相制样的方法进行粗磨、精磨和抛光处理。摩擦磨损试验利用 MFT-5000 多功能往复摩擦磨损试验机,加载力 30 N、频率 2 Hz、行程 5 mm、时间 30 min,并实时检测摩擦磨损过程的磨损深度和磨损体积,同时利用原位在线自动检测磨痕 3D 形貌。

腐蚀试验采用均匀腐蚀全浸试验方法,试验前先

用环氧树脂将非合金层面包覆,并对合金层表面进行金相抛光,以保证金相照片清晰、无划痕,然后用无水乙醇洗净,迅速干燥后贮存于干燥容器内,放置到室温后再称量。称量完成后,将试样全部浸入 5% 盐酸溶液并加热至 (90 ± 1) °C,达到规定温度开始计时,试验时间 144 h,每 48 h 更换一次溶液,更换的溶液需再次达到规定温度才开始累积计算试验时间<sup>[8]</sup>。达到预定时间后取出试样,用清水冲洗,再用超声波清除腐蚀产物,干燥放置至室温后称量,并利用 ZEISS Axio Observer 3 金相显微镜观察合金层腐蚀形貌。

## 2 试验结果及讨论

### 2.1 微观组织结构

图 3 为不同工艺 Stellite12 合金层的显微组织,可以看出,合金层与基体形成良好的冶金结合,未见任何

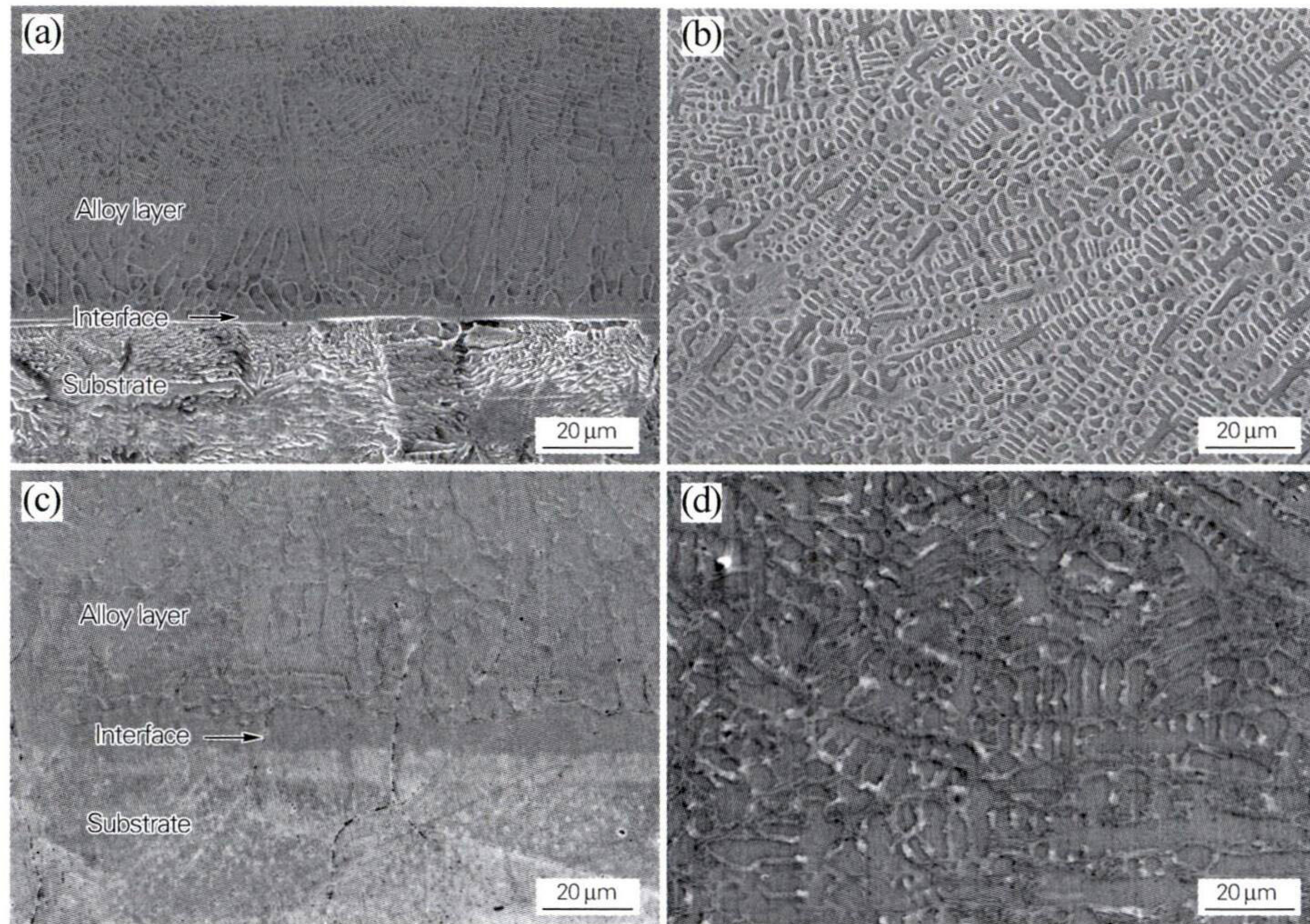


图 3 不同工艺 Stellite12 合金层的显微组织

(a,b) 激光熔覆; (c,d) 钨极气体保护电弧焊; (a,c) 界面; (b,d) 中部

Fig. 3 Microstructure of the Stellite12 alloy layers with different processes

(a,b) laser cladding; (c,d) GTAW; (a,c) interface; (b,d) middle region

裂纹、气孔、未熔合等冶金缺陷。合金层显微组织致密,从底部到中部分别由平面晶、粗大的柱状枝晶和细小致密的等轴枝晶组成。熔融过程中,熔池底部温度较高且散热较慢,存在较大的正温度梯度,随着熔融金属的冷却,最先形成一定厚度的平面晶<sup>[9-11]</sup>。由于结晶潜热散失,凝固时合金成分不一,一些高熔点的溶质元素先凝固,而低熔点溶质元素则富集在界面前沿,导致一些晶粒优先生长并抑制其他晶粒,形成具有明显方向特征的柱状枝晶<sup>[9-11]</sup>。随着结晶潜热的持续散失,温度梯度降低,界面前沿存在较大的成分过冷,开始形成等轴枝晶,而每一个枝晶都有几乎相同的势能来驱动生长,从而阻碍柱状枝晶的生长,形成致密的等轴枝晶<sup>[9-11]</sup>。另外,对比合金层的显微组织,激光熔覆合金层具有更窄的平面晶带和更加致密、细小的枝晶组织,这种差异主要归因于钨极气体保护电弧焊的热输入较高,合金层液态成分起伏较大、冷却速度较慢,更易形成粗大的枝晶组织<sup>[12-14]</sup>。

图 4 为不同工艺 Stellite12 合金层的中部枝晶成分分析,可以看出,枝晶成分主要以 Cr、Co、W 元素为主,其成分分布不均。相比较晶内,晶界部位出现大量 Cr 元素和少量 W 元素的偏析现象,这可能是由于 Cr、W 元素与 C 元素有很强的亲和力,形成稳定的碳化物并沿晶界析出的结果。Co 作为加快奥氏体形成速度的元素,晶界部位明显少于晶内,这是由于晶界处具有

更高的能量,与 Cr、W 元素产生交互作用时,降低了 Cr、W 在基体的固溶度,促进了 Co、Cr、W 化合物的形成,并与 C 反应生成各类碳化物析出<sup>[14-16]</sup>。另外,相比较钨极气体保护电弧焊,激光熔覆合金层枝晶成分分布更加均匀,Cr、W 元素的偏析更少,这可能是激光熔覆快速凝固的结果,且由于钨极气体保护电弧焊堆焊的热输入较高,堆焊熔合比较高,导致堆焊金属受基体材料稀释作用的影响加剧而发生更多偏析。

图 5 为不同工艺 Stellite12 合金层的 XRD 图谱,可以看出,合金层物相主要由  $\gamma$ -Co 和  $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$ 、 $Co_3W_3C$  碳化物组成。利用 Jmatpro 热力学平衡相分析软件,本研究对给定成分的堆焊合金熔融稳态下的温度-相组成变化进行热力学计算,其中设定的温度区间为 600 ~ 1400 °C、步长为 1 °C,计算结果如图 6 所示。由图 6 可以看出,合金凝固开始阶段,首先在液相中形成  $\gamma$  相。随着温度降低,W、Cr 作为强碳化物形成元素,开始沿  $\gamma$  相晶界析出少量  $M_7C_3$  碳化物。当温度继续降低至 1248 °C 左右时,液相全部转变成  $\gamma$  相和初生碳化物  $M_7C_3$ 。初生碳化物  $M_7C_3$  作为一种正交结构,处于亚稳定状态,随着温度的持续降低,将转变成更加稳定的面心立方结构的  $M_{23}C_6$  二次碳化物,这种  $M_{23}C_6$  二次碳化物主要以富 Cr 碳化物为主,但由于少量 W、Mo 等原子也能固溶进  $Cr_{23}C_6$ ,因而最终形成复杂的  $M_{23}C_6$  二次碳化物并沿晶界析出<sup>[8,17]</sup>。当温度

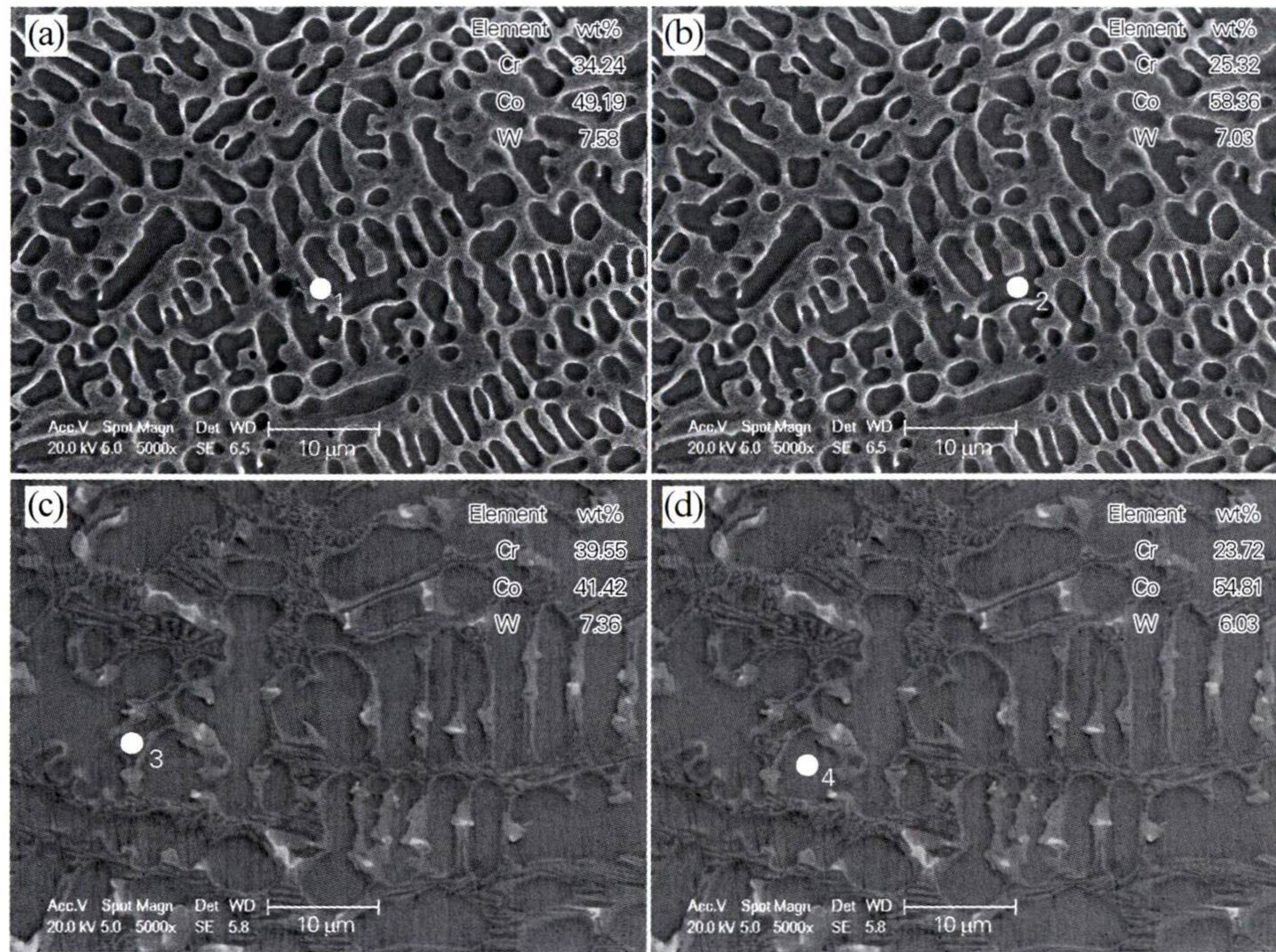


图 4 不同工艺 Stellite12 合金层的中部枝晶 EDS 分析

(a,b)激光熔覆;(c,d)钨极气体保护电弧焊;(a,c)晶界;(b,d)晶内

Fig. 4 EDS analysis of dendrites in the middle of Stellite12 alloy layers with different processes  
(a,b) laser cladding; (c,d) GTAW; (a,c) intergranular; (b,d) intragranular

继续降低至  $\gamma$  相开始转变温度(即 765  $^{\circ}\text{C}$  左右)时, $\gamma$  相处于不稳定状态,将发生 hcp-Co 相转变。然而,激光熔覆和钨极气体保护电弧焊熔池凝固属于一个非平衡结晶过程<sup>[10,18]</sup>,hcp-Co 相来不及转变而保留下来。因此,从 XRD 结果和热力学模拟分析可以看出,合金层物相主要以  $\gamma$ -Co 为主,但由于受 W、Cr 元素以及快速凝固的影响,合金层中还含有少量的  $\text{M}_7\text{C}_3$  初生碳化物、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$  二次碳化物和  $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$  碳化物,并沿晶界析出。

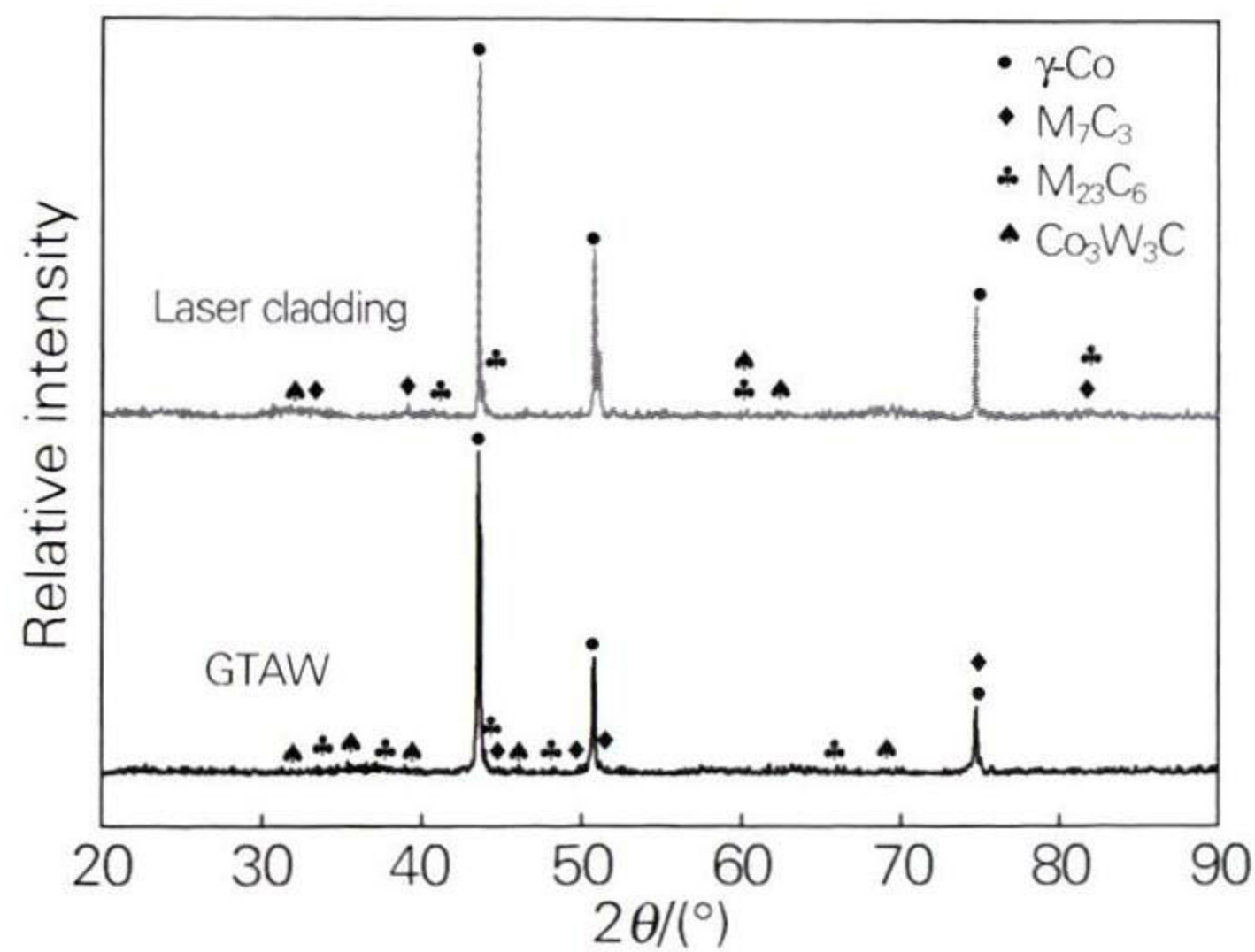


图 5 不同工艺 Stellite12 合金层的 XRD 图谱  
Fig. 5 XRD patterns of the Stellite12 alloy layers with different processes

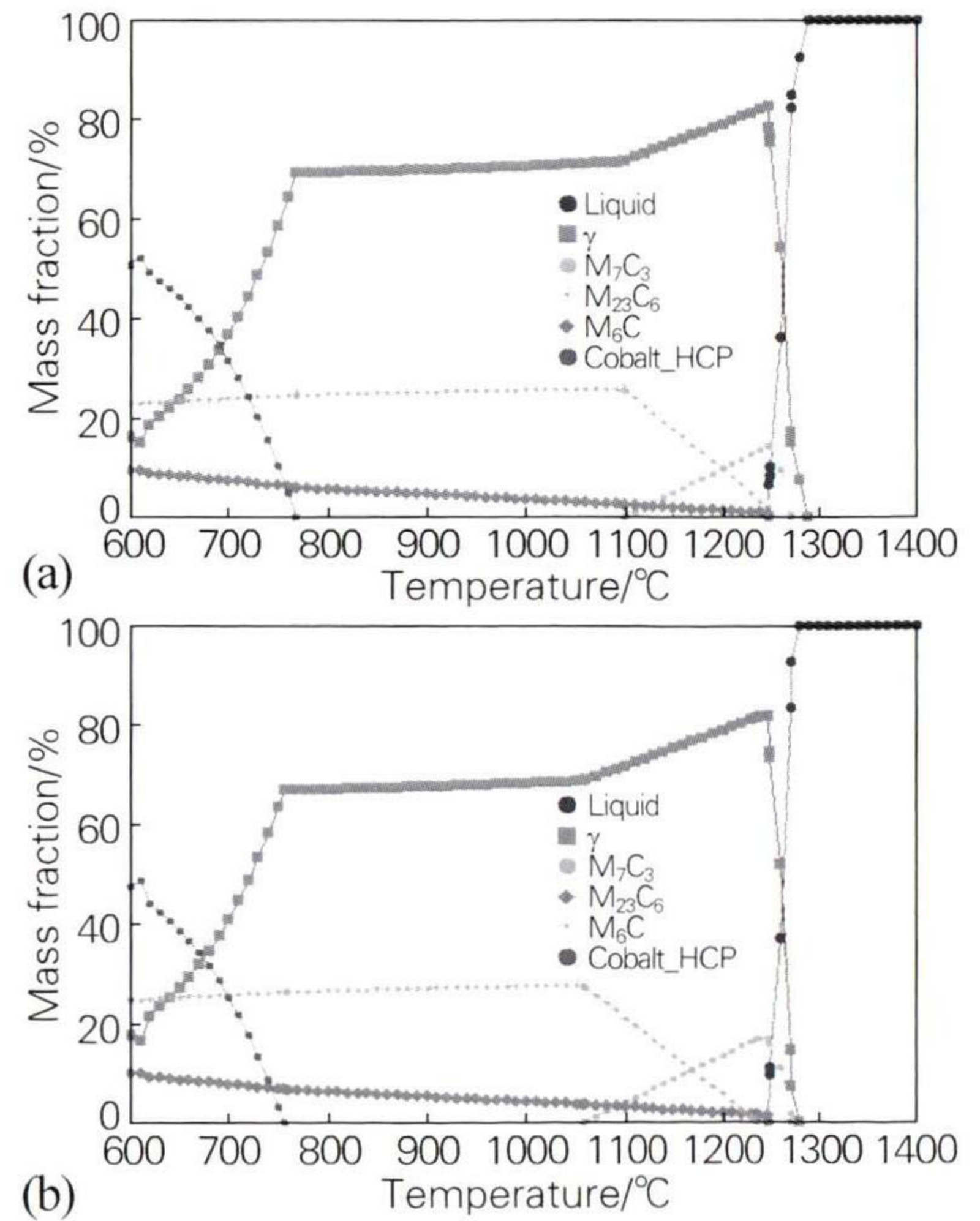


图 6 不同工艺 Stellite12 合金层的平衡相图  
(a)激光熔覆;(b)钨极气体保护电弧焊

Fig. 6 Equilibrium phase diagrams of the Stellite12 alloy layers with different processes  
(a) laser cladding; (b) GTAW

## 2.2 显微硬度

在同一零部件上取两个不同位置的试样对显微硬

度分布进行测试,试样取样位置如图 7(a)所示。图 7(b)为不同工艺 Stellite12 合金层的显微硬度分布曲

线,可以看出,合金层显微硬度随距界面距离增加均有所提高,但也出现较大的波动趋势。从合金层微观组织和物相结构分析可知,合金层显微硬度提高主要与 $\gamma$ -Co 固溶体形成有关; $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$  和  $Co_3W_3C$  碳化物在枝晶析出,也使得合金层显微硬度得以提高。然而,由于合金层枝晶成分分布不均,显微硬度又呈现出一定的波动趋势。另外,从图 7(b) 还可以看出,激光熔覆合金层比钨极气体保护电弧焊的显微硬度更高,平均显微硬度为 595.29 HV0.3,钨极气体保护电弧焊合金层平均显微硬度为 436.59 HV0.3。同时,激光熔覆合金层显微硬度分布更加均匀。相比较钨极气体保护电弧焊,激光熔覆凝固速度更快,枝晶组织更加致密、细小,成分分布更加均匀,晶体完整性提高,使得显微硬度提高且分布更加均匀。钨极气体保护电弧焊合金层由于受热循环的影响较大,热输入较高,枝晶组织更加粗大且合金层的稀释作用加剧,导致合金层显微硬度偏低且出现较大的波动现象。同时,由于合金的凝固过程是非平衡过程,热量分布不均造成微观组织不均匀,也使得合金层显微硬度出现较大的波动趋势。相比于基体,靠近界面一侧的显微硬度略有提高,这可能是受热循环的影响和界面两侧出现合金元素稀释作用的结果。

### 2.3 摩擦磨损性能

图 8 为不同工艺 Stellite12 合金层的磨损性能对比,可以看出,激光熔覆合金层的耐磨性能明显优于钨极气体保护电弧焊,激光熔覆合金层的磨损体积为  $3.9986 \times 10^7 \mu m^3$  和  $4.0226 \times 10^7 \mu m^3$ ,平均磨损深度为  $8.91 \mu m$  和  $8.91 \mu m$ ;钨极气体保护电弧焊合金层的磨损体积为  $4.3423 \times 10^7 \mu m^3$  和  $4.2844 \times 10^7 \mu m^3$ ,平均磨损深度为  $9.20 \mu m$  和  $9.39 \mu m$ 。由显微硬度分析可知,激光熔覆合金层显微硬度远高于钨极气体保护电弧焊,而材料的抗磨损性能与硬度成正比<sup>[14]</sup>,故钨极气体保护电弧焊合金层抗磨损能力不及激光熔覆。从微观组织结构分析可知,合金层具有相同的物相结构,但激光熔覆合金层具有更加致密、细小的枝晶组织,并且枝晶成分分布更加均匀,也使得耐磨性能较高<sup>[14,19-20]</sup>。对合金层磨痕 3D 形貌进行观察,如图 9 所示。相比于激光熔覆,钨极气体保护电弧焊合金层的磨痕深度较大,且呈现出较为均匀的磨痕深度,这是因为钨极气体保护电弧焊合金层的显微硬度相对较低,显微组织较为粗大,表面抵御摩擦副的能力相对较弱,磨损过程中更易受摩擦副挤压而发生黏结现象<sup>[21]</sup>,从而在磨损表面留下深且均匀的磨痕形貌。相比之下,激光熔覆合金层的磨痕深度较小,且磨痕深度深浅不

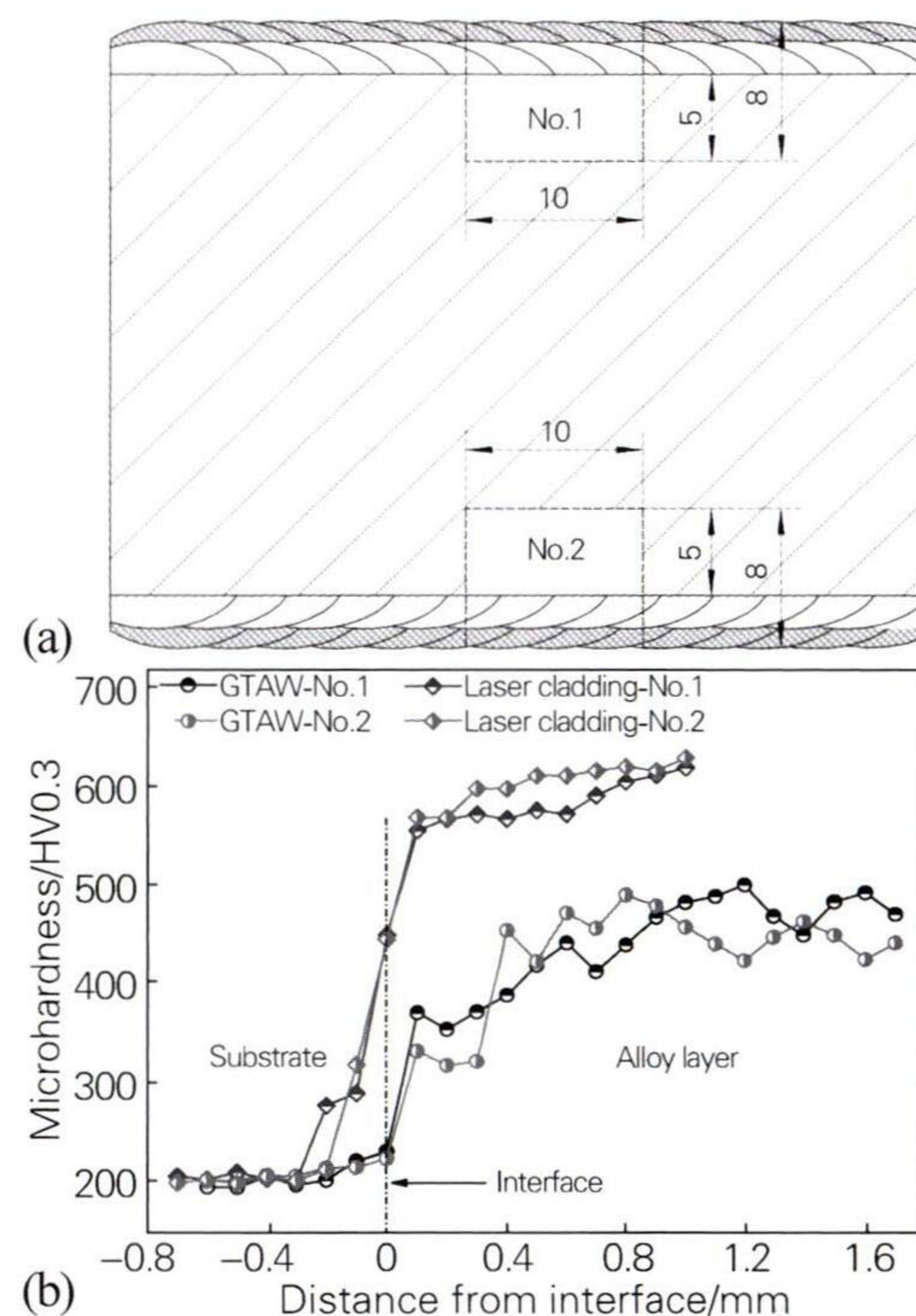


图 7 不同工艺 Stellite12 合金层的硬度测试结果  
(a) 取样位置; (b) 显微硬度分布曲线

Fig. 7 Microhardness test results of the Stellite12 alloy layers with different processes

(a) sampling locations; (b) microhardness distribution curves

一,这是由于激光熔覆合金层枝晶组织更加致密、细小,在  $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$  和  $Co_3W_3C$  碳化物硬质相的共同作用下,展现出较高的显微硬度,更能有效抵御摩擦副的法向载荷,降低合金层表面的磨痕深度,提高合金层的耐磨性能。

### 2.4 腐蚀性能

同一腐蚀环境条件下,每个零部件均采用两个不同试样进行腐蚀性能测试。图 10 为通过失量测得的 Stellite12 合金层的均匀腐蚀速率,可以看出,相比于钨极气体保护电弧焊,激光熔覆合金层的均匀腐蚀速率更低,分别为  $7.92 \text{ mm/a}$  和  $8.09 \text{ mm/a}$ ,钨极气体保护电弧焊合金层的均匀腐蚀速率分别为  $9.02 \text{ mm/a}$  和  $9.42 \text{ mm/a}$ 。从微观组织分析可知,激光熔覆合金层具有更加致密的枝晶组织,成分分布也更加均匀,从而使得合金层具有更好的耐腐蚀性能<sup>[22-23]</sup>。另外,从图 11 可以看出,激光熔覆合金层表现出较为均匀的腐蚀行为,而钨极气体保护电弧焊合金层枝晶组织的晶界上出现较多大小不一的点状腐蚀,这是由于合金层中的枝晶成分分布不均,晶界部位  $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$  和  $Co_3W_3C$  碳化物大量析出,导致枝晶局部氧化膜不完整,使得耐腐蚀性能进一步降低,从而在晶界碳化物析出位置快速失效,形成大小不一的点状腐蚀形貌<sup>[24]</sup>。

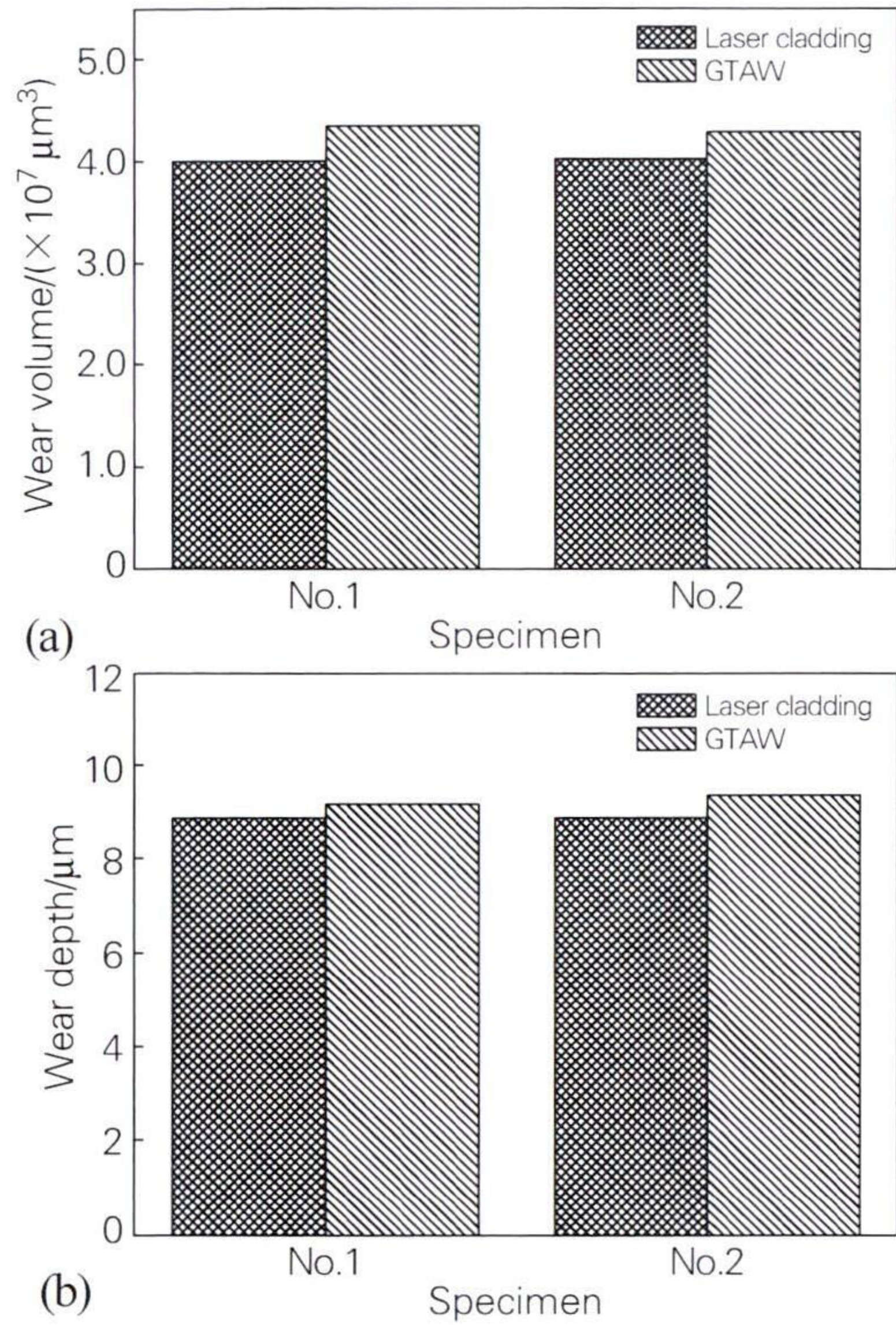


图 8 不同工艺 Stellite12 合金层的磨损体积 (a) 和磨损深度 (b)

Fig. 8 Wear volume (a) and wear depth (b) of the Stellite12 alloy layers with different processes

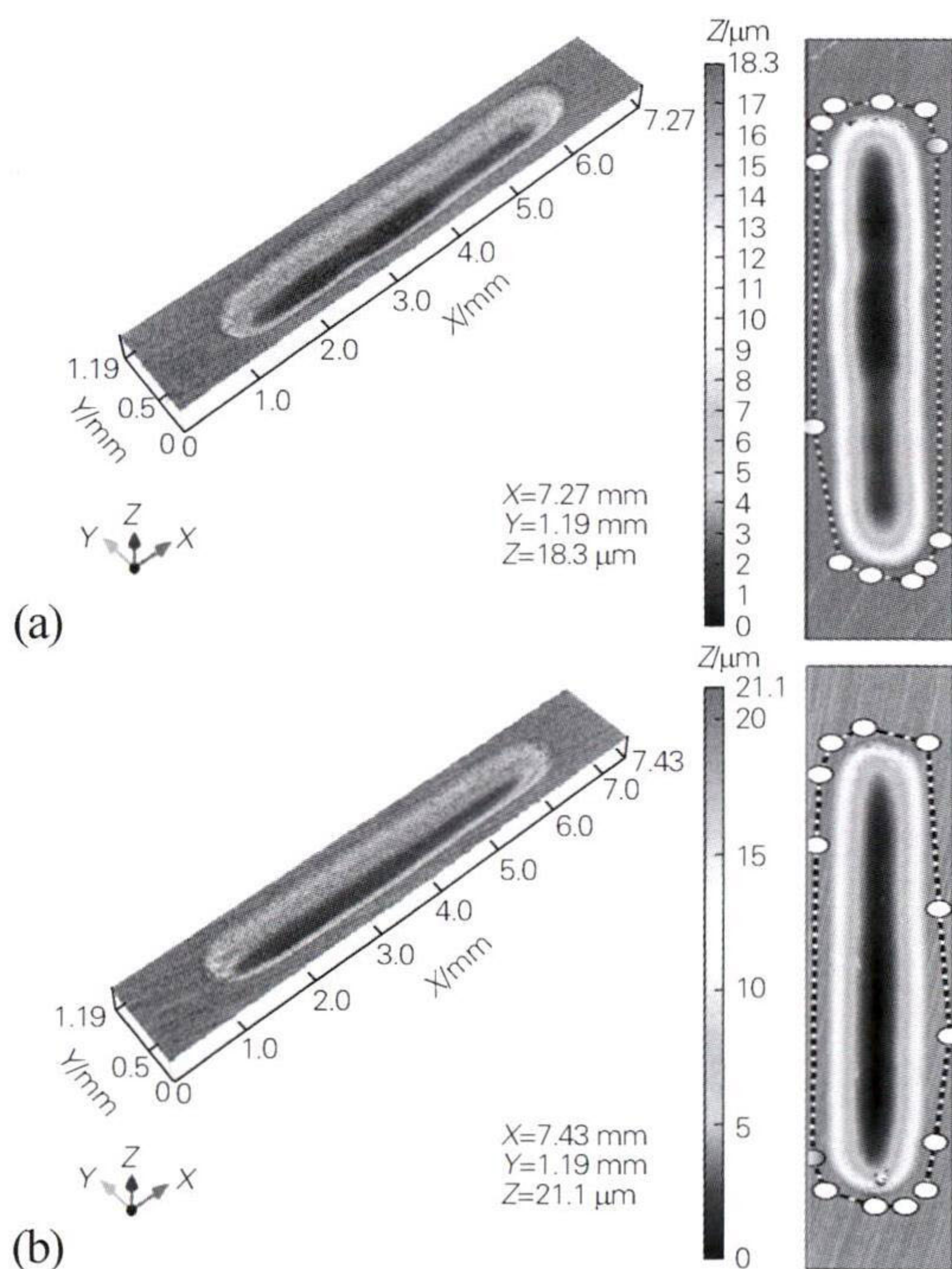


图 9 不同工艺 Stellite12 合金层的磨痕 3D 形貌 (a) 激光熔覆; (b) 钨极气体保护电弧焊

Fig. 9 3D morphologies of wear tracks of the Stellite12 alloy layers with different processes (a) laser cladding; (b) GTAW

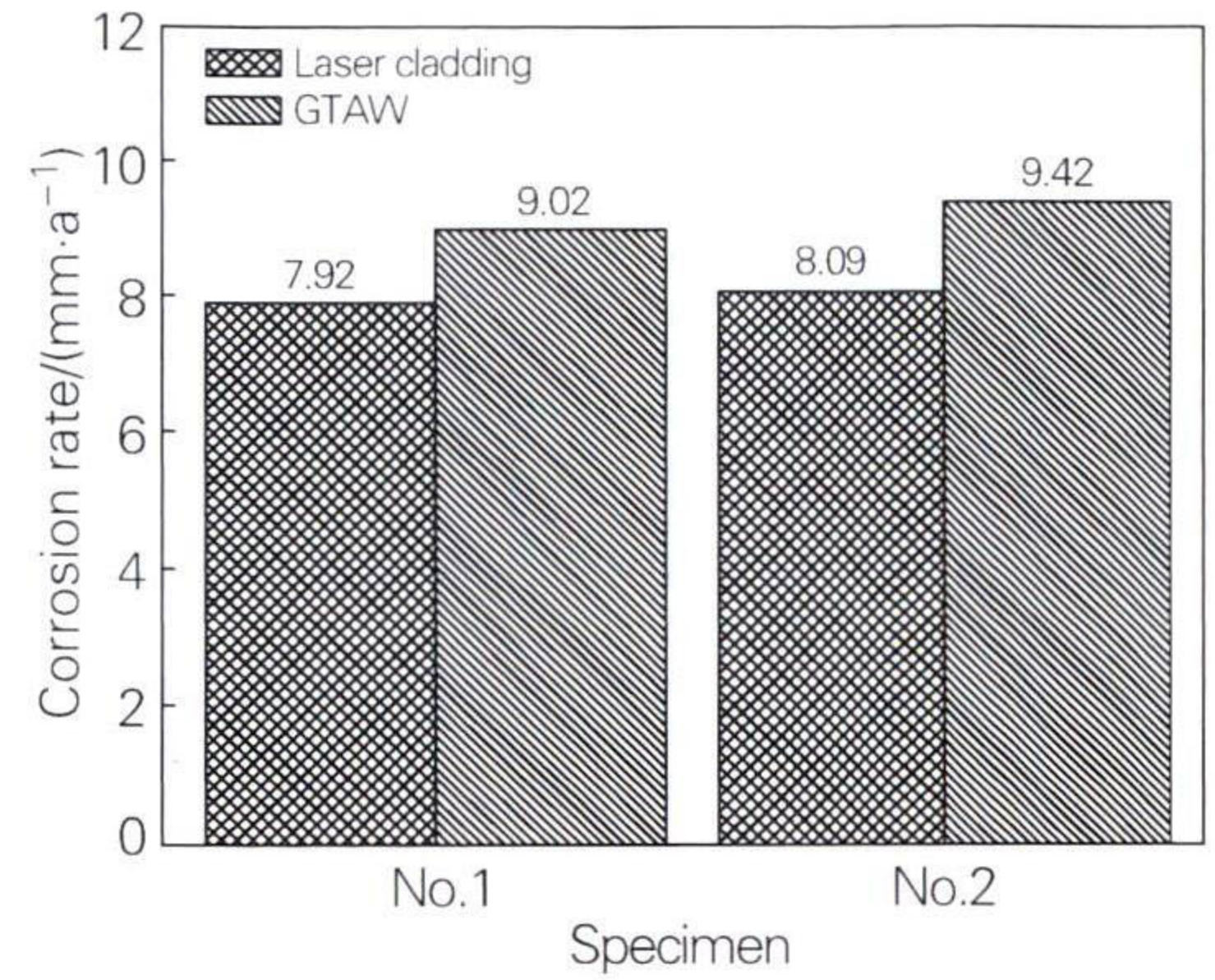


图 10 不同工艺 Stellite12 合金层的均匀腐蚀速率  
Fig. 10 Uniform corrosion rate of the Stellite12 alloy layers with different processes

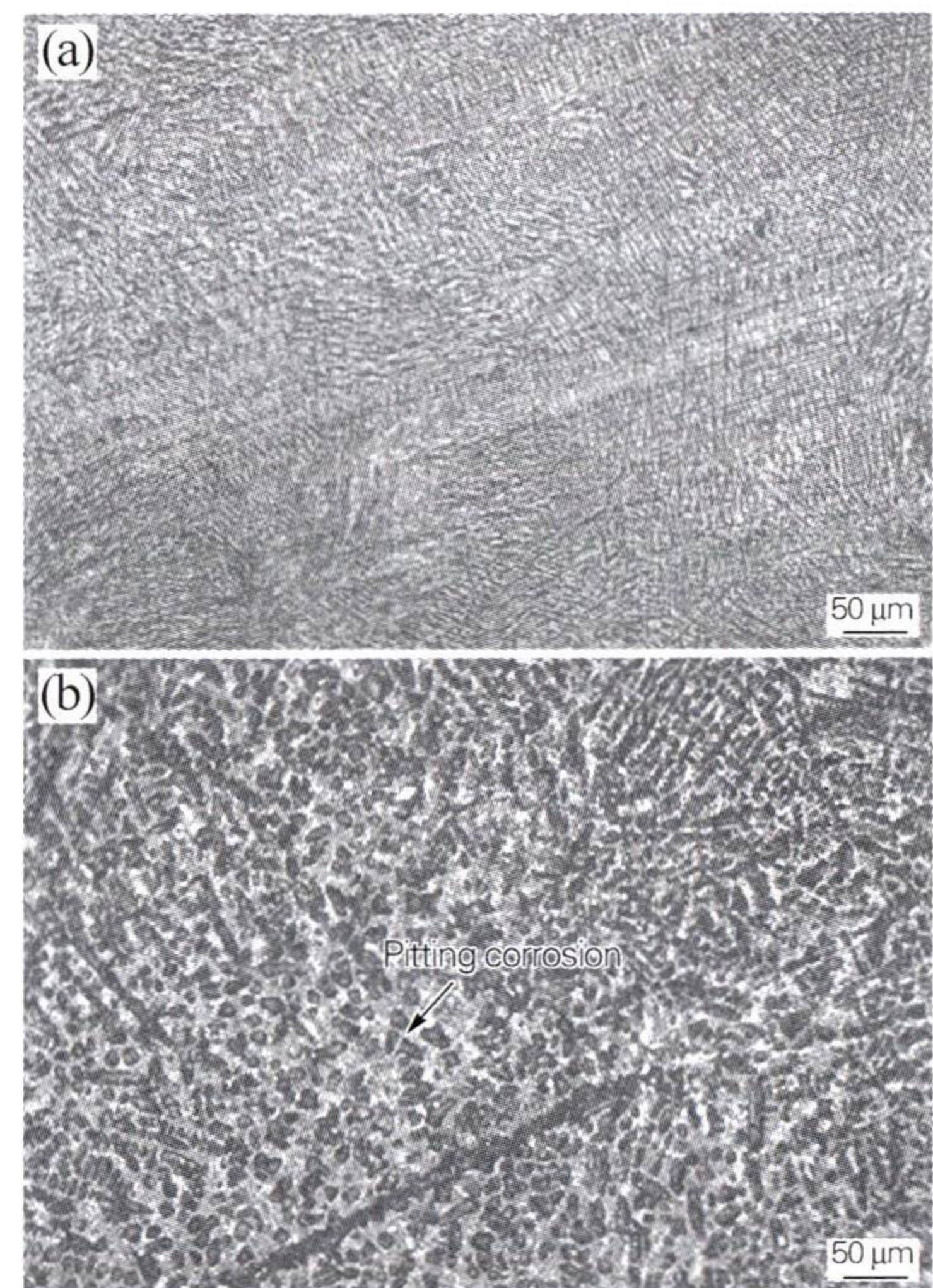


图 11 不同工艺 Stellite12 合金层的腐蚀形貌 (a) 激光熔覆; (b) 钨极气体保护电弧焊

Fig. 11 Corrosion morphologies of the Stellite12 alloy layers with different processes (a) laser cladding; (b) GTAW

### 3 结论

1) 在多级降压调节阀阀芯表面上, 分别采用激光熔覆和钨极气体保护电弧焊两种技术堆焊 Stellite12 合金, 均可与基体形成良好的冶金结合。相比钨极气体保护电弧焊, 激光熔覆合金层具有更加致密的枝晶组织, 枝晶成分分布也更加均匀。

2) 激光熔覆 Stellite12 合金层的显微硬度较钨极气体保护电弧焊的更高, 平均显微硬度为 595.29 HV0.3, 表现出更好的耐磨性能; 且具有较低的均匀腐蚀速率, 表现出较为均匀的腐蚀行为, 而钨极气体保护电弧焊

合金层枝晶组织的晶界上出现较多大小不一的点状腐蚀形貌。

#### 参考文献:

- [1] Jin Zhijiang, Qiu Chang, Jiang Chenghang, et al. Effect of valve core shapes on cavitation flow through a sleeve regulating valve [J]. *Journal of Zhejiang University (Medical Sciences)*, 2020, 21(1): 1-14.
- [2] Geng Kaihe, Hu Chenxing, Yang Ce, et al. Numerical investigation on transient aero-thermal characteristics of labyrinth regulating valve for nuclear power plant [J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2021, 382: 111369.
- [3] Jin Haozhe, Zheng Zhijian, Ou Guofu, et al. Failure analysis of a high pressure differential regulating valve in coal liquefaction [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2015, 55: 115-130.
- [4] Liu Xiumei, Wu Zihong, Li Beibei, et al. Influence of inlet pressure on cavitation characteristics in regulating valve [J]. *Engineering Applications of Computational Fluid Mechanics*, 2020, 14(1): 299-310.
- [5] Yu Jinsu, Ho Hsinshen, Chen Jiangyi. Effect of Ti content on the microstructure and mechanical properties of laser clad Ti/B4C/dr40-based composite coatings on shaft parts surface [J]. *Ceramics International*, 2022, 48(10): 13551-13562.
- [6] 舒林森, 王家胜, 白海清, 等. 磨损轴面激光熔覆过程的数值模拟及试验[J]. *机械工程学报*, 2019, 55(9): 217-223.  
Shu Linsen, Wang Jiasheng, Bai Haiqing, et al. Numerical and experimental investigation on laser cladding treatment of wear shaft surface [J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2019, 55(9): 217-223.
- [7] 陈林, 陈文静, 黄强, 等. 超声振动对 EA4T 钢激光熔覆质量和性能的影响[J]. *材料工程*, 2019, 47(5): 79-85.  
Chen Lin, Chen Wenjing, Huang Qiang, et al. Effect of ultrasonic vibration on quality and properties of laser cladding EA4T steel [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2019, 47(5): 79-85.
- [8] 陈林, 蒋永兵, 尚洪宝, 等. S31000 不锈钢表面激光熔覆 Stellite12 合金层的组织和性能[J]. *金属热处理*, 2023, 48(2): 289-294.  
Chen Lin, Jiang Yongbing, Shang Hongbao, et al. Microstructure and properties of laser clad Stellite12 alloy layer on S31000 stainless steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2023, 48(2): 289-294.
- [9] Goodarzi D M, Pekkarinen J, Salminen A. Parameters in laser cladding on substrate melted areas and the substrate melted shape [J]. *Journal of Laser Applications*, 2015, 27(S2): S29201.
- [10] Song Boxue, Yu Tianbiao, Jiang Xingyu, et al. Development mechanism and solidification morphology of molten pool generated by laser cladding [J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2021, 159: 106579.
- [11] Chen Liaoyuan, Zhao Yu, Song Boxue, et al. Modeling and simulation of 3D geometry prediction and dynamic solidification behavior of Fe-based coatings by laser cladding [J]. *Optics and Laser Technology*, 2021, 139: 107009.
- [12] Lee J H, Park S H, Kwon H S, et al. Laser, tungsten inert gas, and metal active gas welding of DP780 steel: Comparison of hardness, tensile properties and fatigue resistance [J]. *Materials and Design*, 2014, 64(12): 559-565.
- [13] Chakraborti P O, Mitra M K. Room temperature low cycle fatigue behaviour of two high strength lamellar duplex ferrite-martensite (DFM) steels [J]. *International Journal of Fatigue*, 2005, 27(5): 511-518.
- [14] 徐国建, 黄雪, 杭争翔, 等. 激光和 TIG 堆焊钴基合金的性能[J]. *焊接学报*, 2013, 34(8): 22-26, 114.  
Xu Guojian, Huang Xue, Hang Zhengxiang, et al. Characteristics of Co-based clad layer formed by laser and TIG cladding [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2013, 34(8): 22-26, 114.
- [15] 张彦超, 韦朋余, 朱强, 等. 316L 不锈钢表面激光熔覆 Stellite6 合金组织及其耐液态铅铋腐蚀性能[J]. *材料导报*, 2021, 35(8): 8121-8126.  
Zhang Yanchao, Wei Pengyu, Zhu Qiang, et al. Microstructure and Pb-Bi erosion resistance property of Stellite6 coating by laser cladding on 316L stainless steel surface [J]. *Materials Reports*, 2021, 35(8): 8121-8126.
- [16] Prakash A, Shahi A S. Investigations on high temperature wear and metallurgical characteristics of Stellite6 GTA (gas tungsten arc) weld claddings [J]. *Materials Research Express*, 2020, 7(2): DOI: 10.1088/2053-1591/ab6e2b.
- [17] Xiang Sisi, Mao Shengcheng, Shen Zhenju, et al. Site preference of metallic elements in  $M_{23}C_6$  carbide in a Ni-based single crystal superalloy [J]. *Materials and Design*, 2017, 129: 9-14.
- [18] 占小红. Ni-Cr 二元合金焊接熔池枝晶生长模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2008.
- [19] 韩基泰, 武美萍, 崔宸. 激光功率对 42CrMo 钢激光熔覆层组织和摩擦磨损性能的影响[J]. *金属热处理*, 2020, 45(11): 214-217.  
Han Jitai, Wu Meiping, Cui Chen. Effect of laser power on microstructure and friction and wear properties of laser clad layer on 42CrMo steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(11): 214-217.
- [20] Wang Xinlin, Shi Shihong, Zheng Qiguang. Wear resistance of laser cladding and plasma spray welding layer on stainless steel surface [J]. *Chinese Optics Letters*, 2004, 2(3): 151-153.
- [21] 蔡雨晴, 胡雄风, 屈盛官, 等. 喷丸强化对 CF53 钢摩擦磨损性能的影响[J]. *机械工程材料*, 2021, 45(5): 27-33, 38.  
Cai Yuqing, Hu Xiongfeng, Qu Shengguan, et al. Effect of shot peening on friction and wear properties of CF53 steel [J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2021, 45(5): 27-33, 38.
- [22] 石世宏, 彭华明, 傅戈雁. 激光熔覆与堆焊层成分稀释度的对比研究[J]. *激光杂志*, 1998, 19(4): 25-28.  
Shi Shihong, Peng Huaming, Fu Geyan. Contrasted research on the dilution between laser cladding coat and built-up welding coats [J]. *Laser Journal*, 1998, 19(4): 25-28.
- [23] 潘邻, 高万振, 陶锡麒, 等. WFLC-11 钴基合金激光熔覆层组织及性能评价[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(8): 1444-1446.  
Pan Lin, Gao Wanzhen, Tao Xiqi, et al. Evaluation on microstructures and properties of laser cladding layer for WFLC-11 Co-based alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(8): 1444-1446.
- [24] Liu Rong, Yao Jianhua, Zhang Qunli, et al. Effects of molybdenum content on the wear/erosion and corrosion performance of low-carbon Stellite alloys [J]. *Materials and Design*, 2015, 78: 95-106.