

# 不同预热温度 WC 增强镍基合金堆焊层的 微结构演化与摩擦学性能

张春霖<sup>a</sup>, 张丽<sup>a</sup>, 李胜利<sup>a</sup>, 李静<sup>a</sup>, 张诗涵<sup>b</sup>, 解志文<sup>b\*</sup>

(辽宁科技大学 a.材料与冶金学院 b.机械工程与自动化学院, 辽宁 鞍山 114051)

**摘要:** **目的** 研究不同预热温度 (200、400 °C) 条件下硬质颗粒增强镍基合金堆焊层的微观组织结构演化机理, 以及对其力学性能、磨损性能的影响规律。**方法** 采用等离子弧焊接技术在 42CrMo 钢基体表面堆焊硬质 WC 颗粒增强镍基强化层, 利用 X 射线衍射 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM)、硬度计和摩擦磨损试验机, 分析不同预热温度堆焊层的物相组成、微观组织形貌、力学性能和磨损性能, 建立堆焊层制备工艺-微观组织结构-力学性能-磨损性能之间的强映射关系。**结果** 堆焊层主要由  $\gamma$ -Ni/Fe、WC、W<sub>2</sub>C、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、Ni<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C、Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 等物相组成, 在预热温度 200 °C 下堆焊层二次碳化物析出较少, 发生了严重的 WC 颗粒沉降现象; 在预热温度 400 °C 下, 堆焊层析出了大量的二次碳化物, WC 颗粒沉降减弱, 组织均匀性提高。在 400 °C 下预热, 相较于 200 °C 下预热, 堆焊层的磨损质量减少了 51.85%, 磨损率减少了 51.89%。**结论** 高预热温度和长保温时间可促进 WC 颗粒界面反应, 驱动大面积二次碳化物的析出, 有效缓解 WC 颗粒沉降, 改善凝固组织中 WC 颗粒的分布均匀性, 从而显著提高堆焊层的硬度和耐磨性。

**关键词:** 预热温度; 等离子堆焊; 镍基 WC 涂层; 微观组织; 磨损机理

中图分类号: TG174.44 文献标志码: A 文章编号: 1001-3660(2024)09-0127-10

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.09.012

## Microstructure Evolution and Tribological Property of WC Reinforced Nickel Based Alloy Surfacing Layer Fabricated at Different Preheating Temperature

ZHANG Chunlin<sup>a</sup>, ZHANG Li<sup>a</sup>, LI Shengli<sup>a</sup>, LI Jing<sup>a</sup>, ZHANG Shihan<sup>b</sup>, XIE Zhiwen<sup>b\*</sup>

(a. School of Materials and Metallurgy, b. School of Mechanical Engineering and Automation, University of Science and Technology Liaoning, Liaoning Anshan 114051, China)

**ABSTRACT:** Components in severe environment often fail to work due to abrasion, corrosion and fractures, surface strengthening technology has important applications in the fields of aerospace, steel and metallurgy. Nickel-WC is an ideal coating material for improving both wear resistance and corrosion resistance of components surfaces. However, WC bottom-concentrated situation generally occurs owing to large density of WC particles (16.5 g/cm<sup>3</sup>), which can cause stress

收稿日期: 2023-04-12; 修订日期: 2023-10-23

Received: 2023-04-12; Revised: 2023-10-23

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3702003)

Fund: National Key Research and Development Program (2021YFB3702003)

引文格式: 张春霖, 张丽, 李胜利, 等. 不同预热温度 WC 增强镍基合金堆焊层的微结构演化与摩擦学性能[J]. 表面技术, 2024, 53(9): 127-136.

ZHANG Chunlin, ZHANG Li, LI Shengli, et al. Microstructure Evolution and Tribological Property of WC Reinforced Nickel Based Alloy Surfacing Layer Fabricated at Different Preheating Temperature[J]. Surface Technology, 2024, 53(9): 127-136.

\*通信作者 (Corresponding author)

concentration and increase the risk of cracking. WC bottom-concentrated situation is not desired in the fabricated process. In this study, WC particles reinforced Nickel alloy layers were prepared with different preheating schedule on 42CrMo steel substrate by powder plasma arc welding technology. The work aims to demonstrate the microstructure evolution of hard particle reinforced Nickel based alloy surfacing layers at different preheating temperature (200 °C and 400 °C) and investigate the effects on the mechanical and tribology properties.

DML-V03BD was used to deposit the target surfacing layers. The 42CrMo steel was used as the substrate, which was cleaned with alcohol. Ni40A powder and 45% (mass fraction) WC particles added in Ni40A powder were used as the materials of bonding layer and hard layer, respectively. Before the deposition experiments, the substrate was executed at different preheating schedules of 200 °C/30 min and 400 °C/6 h. The bonding layer was deposited on the substrate firstly and the hard layer was deposited on the bonding layer then. The welding current used for bonding layer and hard layer was (140±10)A. The pendulum width was 20 mm. 30% overlap rate between two single layers was executed. After the whole welding procedure, the samples were cooled to ambient temperature naturally. The phase composition was analyzed by X-ray diffractometer (XRD), the microstructure of the surface and cross-section of the samples was observed by scanning electron microscopy equipped with energy dispersive spectrometer (EDS) after standard metallographic etching procedures. The Rockwell hardness on the surface of the hard layer was executed at a load of 1 500 N for loading time of 5 s and the microhardness was executed with a microhardness tester on the cross-sectional of the samples with a load of 10 N for loading time of 10 s. The friction experiment was carried out by MS-T300 wear tester at a load of 20 N, rotation speed of 300 r/min, rotation radius of 5 mm and experiment time of 60 min, and the grinding ball was Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> of  $\phi$ 6 mm. An electronic balance with an accuracy of 0.1 mg was used for weighing the mass loss and Alpha-step meter was used to measure the worn trace.

The surfacing layer is mainly composed of  $\gamma$ -Ni/Fe, WC, W<sub>2</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Ni<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C and Cr<sub>7</sub>C<sub>2</sub>. Surfacing layer at 200 °C precipitates little secondary carbides, and WC bottom-concentrated situation is serious. Surfacing layer at 400 °C precipitates massive secondary carbides, WC bottom-concentrated situation becomes weakened and homogeneity of microstructure is improved. Higher preheating temperature and longer preheating time can promote the interfacial reaction of WC particles, drive the precipitation of large secondary carbides, reduce average density of residual WC particles, effectively alleviate WC bottom-concentrated situation, improve the uniformity of WC particle distribution in the solidification microstructure, and ultimately improve the hardness and wear resistance of the surfacing layer significantly. The wear mass loss and volume wear rate of surfacing layer at 400 °C preheating temperature is reduced by up to 51.85% and 51.89% compared with those of the layer at 200 °C preheating temperature, respectively. The abrasive wear mechanism is more obvious with the increase of preheating temperature.

**KEY WORDS:** preheating temperature; PTAW; Nickel based WC layer; microstructure; wear mechanisms

处于极端工况环境下的机械零部件通常因摩擦、腐蚀、断裂而失效或报废,造成巨大的资源浪费和安全隐患<sup>[1-2]</sup>,亟须利用表面强化技术对钢铁冶金、矿山机械、石油化工等领域中的关键机械零部件进行表面强化,增强部件的表面耐磨性、耐蚀性等,延长其服役周期<sup>[3-5]</sup>。等离子弧堆焊技术具有较低稀释率、较高能量分布和易于实现自动化控制等优点,广泛用于涂层制备。镍基合金具有良好的耐腐蚀性、抗氧化性、高温稳定性,是一种优异的焊接连接材料,可用于高温腐蚀工况下工件表面的防护。由于镍基合金的硬度较低,因此限制了它在摩擦磨损、高温重载等领域的应用<sup>[6-7]</sup>。为了解决此问题,研究人员将适量高硬度的陶瓷颗粒添加到镍基合金中,制备出金属基陶瓷耐磨涂层。该涂层可兼具镍基合金良好的耐腐蚀性、抗氧化性,以及陶瓷颗粒的高硬度和高强度,有

效提高了处于高温、腐蚀、重载、摩擦磨损环境下的工件的服役周期<sup>[8-9]</sup>。

WC颗粒具有熔点高、硬度高、热膨胀系数低、与基体的润湿性良好等特性,是一种理想的硬质相添加颗粒。将WC颗粒添加到镍基合金中,可显著提高涂层的耐磨性<sup>[10-14]</sup>。在能量的作用下,WC颗粒与熔化镍基合金形成熔池,由于其熔点较高,WC颗粒大部分被完整保留在熔池中。在凝固过程中,由于WC颗粒与镍基合金的热物性存在差异,因此形成了收缩应力和残余应力,在添加较多WC时易出现裂纹,可通过细化WC颗粒和镍包WC等方法来解决<sup>[15-16]</sup>。由于WC颗粒的密度远高于镍基合金的密度,因此WC颗粒会集中沉积在涂层底部,造成应力集中风险,严重影响涂层组织的均匀性<sup>[17-18]</sup>。研究人员发现,通过超声振动、电磁场辅助和感应加热等方法可改善WC

颗粒分布的均匀性<sup>[19-22]</sup>, 但是这些技术较复杂, 并不适用于规模化工业生产。焊前预热被认为是一种改善 WC 颗粒分布的简单有效的方法, 可应用于无裂纹镍基 WC 复合涂层的制备<sup>[23-24]</sup>。

通过上述分析发现, 镍基 WC 涂层在高温、重载、腐蚀、摩擦工件的表面防护方面具有广阔的应用前景, 但是涂层的裂纹和性能都与 WC 颗粒的分布状态密切相关。文中从金属基陶瓷涂层制备出发, 探究不同预热温度 (200、400 °C) 对涂层组织性能、WC 颗粒分布状态、微观结构演变规律和磨损机理的影响, 总结材料-工艺-性能之间的强关联性规律。

## 1 实验

### 1.1 堆焊层制备

实验采用的基体材质为 42CrMo 钢, 先用酒精清洗其表面, 以去除油污。通过添加过渡层的方式制备堆焊层, 过渡层和硬质层材料分别为 Ni40A 合金粉末, 以及掺杂 45% (质量分数) WC 颗粒的 Ni40A, 粉末粒径为 100~325 μm, 实验用 Ni40A 粉末和混合粉末的成分如表 1 所示。在焊前分别对基体进行 200 °C/30 min (在 200 °C 下保温 30 min) 和 400 °C/6 h (在 400 °C 下保温 6 h) 的预热处理, 先在基体上进行过渡层 Ni40A 合金粉末堆焊, 然后在过渡层上进行硬质层 Nickel-WC 堆焊。使用的粉末等离子弧焊机为 DML-V03BD, 制备过渡层和硬质层的焊接电流为 (140±10)A, 摆动宽度为 20 mm。在焊接中单独焊道的搭接率为 30%, 除预热参数不同外, 其他实验条件相同, 将不同预热条件下制得的样品分别记为 S-200、S-400。为了防止涂层开裂, 在焊后用保温棉包裹, 并自然冷却至室温。

表 1 粉末材料的化学组成

Tab.1 Chemical composition of the powder material

Material	Mass fraction of elements/%							
	C	Cr	B	Si	Fe	W	Cu	Ni
Ni40A	0.07	11.09	1.23	3.46	3.01	—	3.66	Bal.
Nickel-WC	1.83	0.10	1.24	1.76	1.44	43.20	—	Bal.

### 1.2 性能测试与组织分析

在堆焊后, 对样品进行线切割, 然后打磨抛光至表面洁净、无划痕, 以备测试和检测。使用 X 射线衍射仪 (XRD, Cu Kα 靶, 扫描范围为 20°~90°) 分析样品的物相组成, 利用扫描电子显微镜 (SEM, 配有 EDS) 观察涂层的显微组织结构, 并分析特征点元素分布, 将样品用王水溶液按照标准金相腐蚀程序进行腐蚀。采用洛氏硬度计测试样品表面的硬度, 载荷为 1 500 N, 保压时间为 5 s, 随机测量 10 个点, 取

其平均值。侧面采用显微维氏硬度计测量, 测量间隔距离为 0.2 mm。测试从基体与过渡层交接处的熔合线下 0.8 mm 处开始, 直至涂层顶部, 同一水平位置测试 3 次, 取其平均值, 以消除误差, 载荷为 10 N, 保压时间为 10 s。采用 MS-T300 型磨损试验机进行摩擦磨损实验, 实验参数: 载荷为 20 N, 转速为 300 r/min, 旋转半径为 5 mm, 对磨球材质为 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, 实验时间为 60 min。在摩擦试验前后, 利用精度为 0.1 mg 的电子天平进行测量, 采用 Alpha-step 台阶仪测试磨痕轮廓, 并计算其磨损率。

## 2 结果与分析

### 2.1 堆焊层物相分析

在不同预热温度下, Nickel-WC 涂层 XRD 检测结果如图 1 所示, 涂层的主要物相为 γ-Ni/Fe, 另外还有 WC、W<sub>2</sub>C、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、Ni<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C、Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 等。通过对比 S-200、S-400 的 XRD 图谱中的衍射峰相对强度可知, S-400 的 γ-Ni/Fe 衍射峰相对强度低于 S-200 的 γ-Ni/Fe 衍射峰相对强度, 而 WC、W<sub>2</sub>C、Ni<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C 等的相对强度强于 S-200 中的相对强度。多种二次碳化物的出现表明, 即使添加到镍基合金中的 WC 颗粒的熔点较高, 但仍存在分解; 在 S-400 中, W<sub>2</sub>C、Ni<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C 等的相对强度较高, 可见随着预热温度的升高和预热时间的延长, WC 颗粒的分解程度加重。在不同预热温度下, 涂层的物相种类未发生变化。

### 2.2 堆焊层的微观组织分析

Nickel-WC 涂层的表面形貌如图 2 所示。当预热温度为 200 °C 时, WC 颗粒出现分解, 在 WC 颗粒周边存在多边形二次碳化物, 个别 WC 颗粒分解严重, 形成的多边形二次碳化物的尺寸较大, 有些大尺寸二次碳化物距离 WC 颗粒较远; 从 WC 颗粒上分离并聚集在 WC 颗粒周围的二次碳化物的尺寸普遍较小。当预热温度为 400 °C 时, S-400 涂层表面含有的 WC 颗粒和二次碳化物数量明显高于 S-200 中的数量, 分布较致密; 二次碳化物的形貌明显与 S-200 的多边形不同, S-400 涂层中二次碳化物堆积为树枝状或针棒状。二次碳化物的填充使得 S-400 表面涂层中含有更多的硬质相。

S-200 涂层的断面宏观形貌, 以及硬质层的底部、中部和顶部的形貌如图 3 所示。当预热温度为 200 °C 时, 大部分 WC 颗粒沉积在硬质层底部, 甚至在过渡层中出现; 在过渡层和硬质层中发现了气孔缺陷, 气孔在涂层服役过程中可能会成为裂纹, 并萌生扩展。WC 的密度为 16.5 g/cm<sup>3</sup>, 远高于镍基合金的密度, 因此在镍基合金和 WC 颗粒组成的熔池中, WC 颗粒

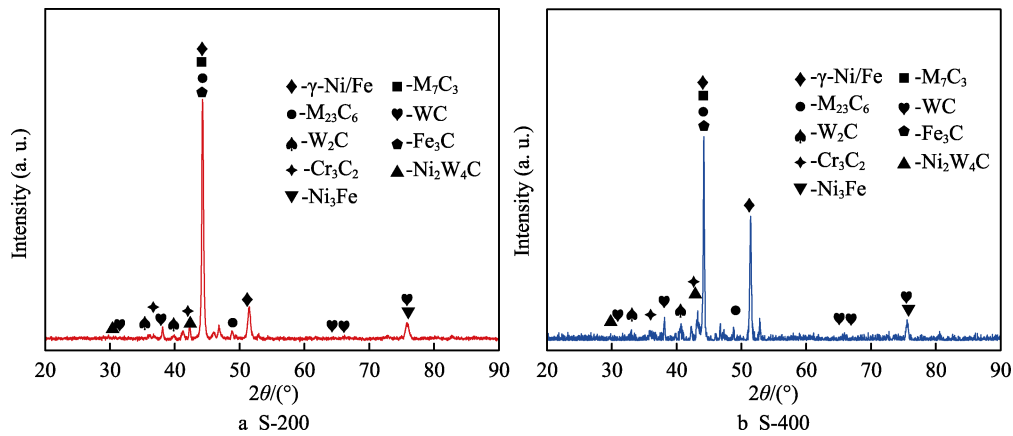


图1 不同预热温度下堆焊层的 XRD 图谱  
Fig.1 XRD patterns of surfacing layers at different preheating temperature

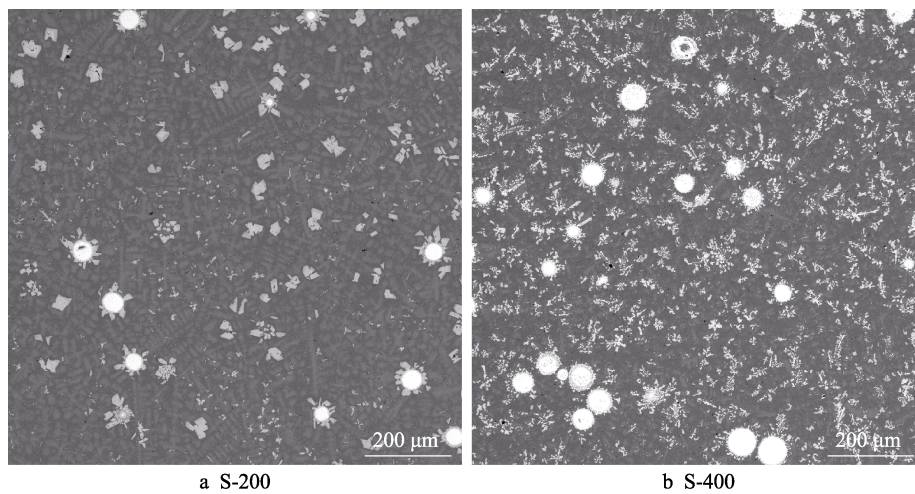


图2 不同预热温度下堆焊层的表面组织形貌  
Fig.2 Surface morphology of the surfacing layers at different preheating temperature

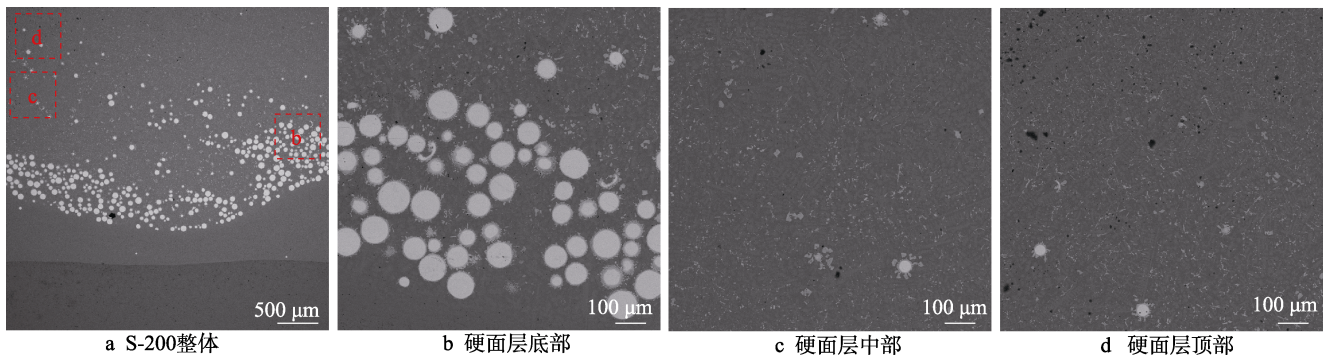


图3 200 °C 预热温度下堆焊层的断面组织形貌  
Fig.3 Cross-sectional morphology of the surfacing layers at 200 °C preheating temperature: a) overall of S-200; b) bottom of surfacing layer; c) middle of surfacing layer; d) top of surfacing layer

更倾向于沉降至熔池底部，在硬质层中表现为沉底集中分布状态<sup>[25-26]</sup>。硬质层中部存在少量 WC 颗粒和多边形二次碳化物，与涂层的表面形貌（图 2）一致，硬质层顶部基本无 WC 颗粒和二次碳化物，主要成分为镍基合金，气孔较多。

在 400 °C 下预热，涂层的断面宏观形貌，以及硬质层底部、中部和顶部形貌如图 4 所示。在 S-400

中，WC 颗粒的沉底现象有效缓解，同时，S-400 涂层中气孔的尺寸更小、数量更少。硬质层底部和中部含有大量的 WC 颗粒，涂层顶部也含有较多的 WC 颗粒和二次碳化物。二次碳化物的出现说明，在等离子弧能量的作用下，不同预热温度下的熔池中均存在分解的 WC 颗粒，预热温度为 400 °C 时涂层中 WC 颗粒分解更严重。通过对比 S-200 和 S-400 硬质层底

部形貌可以发现, 在 S-400 中 WC 颗粒的尺寸明显小于 S-200 中 WC 颗粒的尺寸。预热温度的提高和预热时间的延长降低了基体与涂层之间的温度梯度, 使得熔池存在的时间延长, S-400 中 WC 颗粒经历了较充分的熔解—扩散—析出过程, 导致析出的二次碳化物更多、残留 WC 的尺寸更小。在熔池综合力和原始 WC 颗粒的分解作用下, WC 颗粒在涂层中分布更加均匀, 断面图中二次碳化物的形貌与表面形貌图中一致。

### 2.3 WC 颗粒界面反应与沉降机理分析

从前文已发现, 预热温度对涂层中 WC 颗粒分布和微观组织具有重要影响, WC 颗粒分布和组织形态与 WC、二次碳化物的演化过程密切相关。为了探究颗粒界面反应机理, 对典型 WC 颗粒的形貌进行了分析, 如图 5 所示。当预热温度为 200 °C 时, 大部分 WC 颗粒经历了程度较轻的边缘熔解过程, 少部分未熔解, 熔解带的宽度约为 5 μm, 形成的二次碳化物多为多边形, 并聚集在 WC 颗粒外部或分离到镍基合金中。当预热温度为 400 °C 时, 较多的 WC 颗粒经历了较为严重的边缘熔解过程, 熔解带宽度明显大于

5 μm, 甚至一些 WC 颗粒发生了程度较重的熔解效应, 出现了熔解带溃散现象, 只保留了部分原始 WC 颗粒。S-400 涂层 WC 颗粒和二次碳化物的 EDS 测试结果如图 6、表 2 所示。当测量点位于 WC 颗粒上时, 元素组成主要为 W、C, 与 WC 的原子组成相近。当测试点位于原始 WC 颗粒的边缘时 (Spot 2), 检测出 Ni、Cr、Fe 元素, 表明在熔池中 WC 颗粒与镍基合金之间发生了元素的扩散<sup>[27-28]</sup>, WC 颗粒发生分解。从原子比例可以看出, 形成的产物为 W<sub>2</sub>C, 或者可表征为 WC<sub>1-x</sub>。反应过程可表示为:  $2WC \rightarrow W_2C + C$ ,  $W_2C \rightarrow 2W + C$ 。

在能量的作用下, 镍基合金熔化为液相, WC 边缘分解出 W、C, 并扩散至液相中, 游离的 W、C 元素可与镍基合金中的 Cr、Ni 等元素发生反应, 生成 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>、Ni<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 等相。WC 颗粒周边的多边形二次碳化物 (Spot 3) 包含 W、C 元素, 同时含有少量的 Ni、Cr 元素, 表明多边形的 WC<sub>1-x</sub> 是原始 WC 颗粒熔解析出产物。在 Spot 4、Spot 5、Spot 7 中存在 W、C、Fe、Ni、Cr, 与镍基合金的元素成分一致。一些远离 WC 颗粒的不规则形状的碳化物可能按照以下方式沉积析出: 在能量作用下, 少数 WC

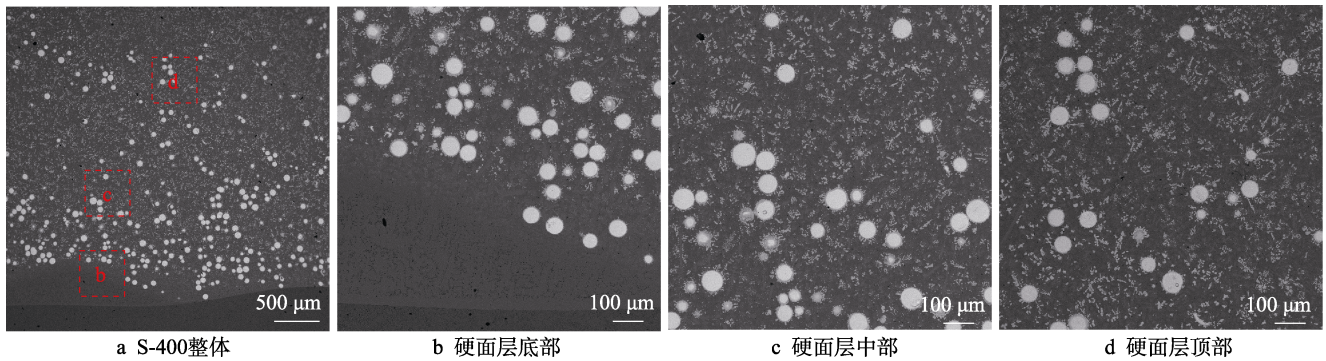


图 4 400 °C 预热温度下堆焊层的断面组织形貌

Fig.4 Cross-sectional morphology of the surfacing layers at 400 °C preheating temperature: a) overall of S-400; b) bottom of surfacing layer; c) middle of surfacing layer; d) top of surfacing layer

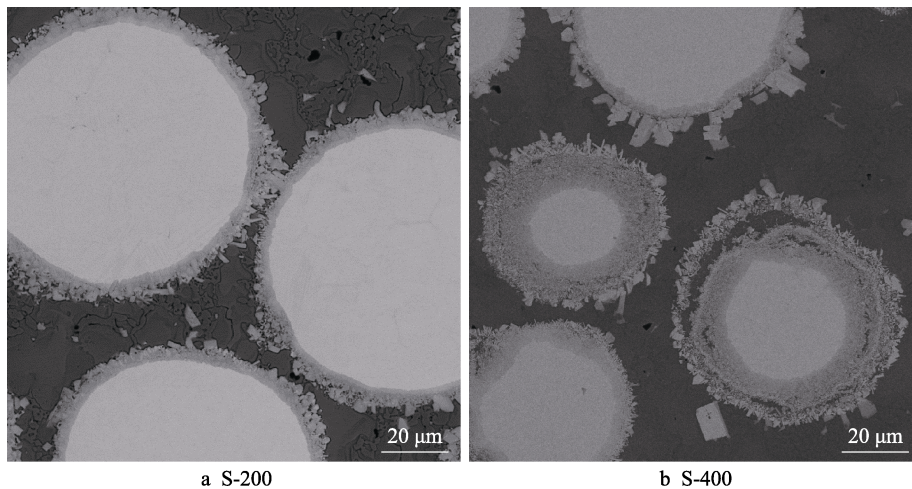


图 5 不同预热温度下堆焊层中 WC 颗粒的界面反应形貌

Fig.5 Interface reaction morphology of WC particle in the surfacing layers at different preheating temperature

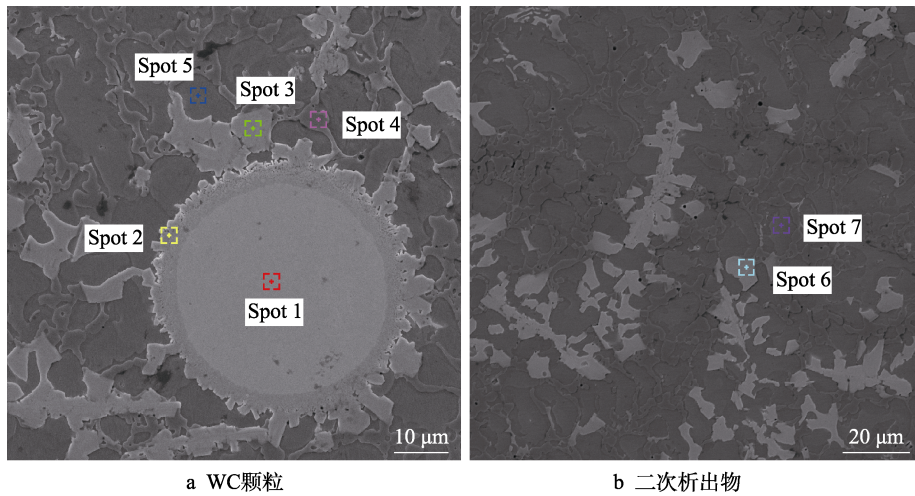


图 6 预热温度 400 °C 下堆焊层组织 EDS 分析  
Fig.6 EDS characterization of the surfacing layers at 400 °C preheating temperature: a) WC particles; b) secondary carbides

表 2 EDS 点扫结果  
Tab.2 EDS point scanning results

Spot	Atomic percentage/%					
	W	C	Ni	Cr	Fe	Si
1	42.25	57.75	—	—	—	—
2	28.32	24.82	30.68	8.48	7.70	—
3	27.43	22.42	32.84	17.31	—	—
4	—	6.15	71.86	5.50	16.49	—
5	—	2.09	68.03	4.20	19.33	6.34
6	21.93	31.47	27.31	16.78	2.50	—
7	—	4.36	62.89	5.16	20.07	—

颗粒破碎，这些碳化物是原始 WC 颗粒的一部分，从原始 WC 颗粒上分离，并在镍基合金中沉淀；游离在镍基合金中的 W、C 元素，在冷却过程中与液相重新结合，并析出 WC<sub>1-x</sub>，重新结合生成的碳化物多为不规则多边形，三维结构近似为棱柱；部分二次碳化物是元素熔解—扩散—析出过程中的沉淀产物。在热源能量的作用下，原始 WC 颗粒经历了边缘熔解和元素扩散过程，部分不规则的 WC 颗粒转移到镍基合金中，这些不规则的碳化物会成为元素形核析出的核心，在凝固过程中析出沉淀，成为尺寸较大的二次碳化物。随着熔池温度的升高，黏度变小，运动扩散速率变大。随着预热温度的提高和预热时间的延长，熔池与基体间的温度梯度下降，熔池冷却速度降低，WC 分解和碳化物析出时间延长，因此 S-400 涂层中二次碳化物的数量和尺寸都高于 S-200 涂层中二次碳化物的数量和尺寸。这些不规则的二次碳化物可提高涂层的硬度和耐磨性<sup>[29-30]</sup>，因此可通过调整预热温度来调控二次碳化物的析出，从而获得性能优异的涂层组织。

WC 颗粒的组织状态和颗粒分布规律会显著影响涂层的性能，一方面，S-200 中 WC 颗粒的沉底现象导致表面涂层含有的硬质相极少，无法发挥涂层硬

质相的耐磨功能；另一方面，WC 颗粒的沉底现象会带来应力集中风险，成为涂层服役过程中裂纹产生的诱导因素；当预热温度为 400 °C 时，涂层中 WC 颗粒和二次碳化物在涂层中均匀分布。结合前文对微观组织和界面反应机理的梳理，总结了预热条件对 WC 颗粒分布的影响，如图 7 所示。

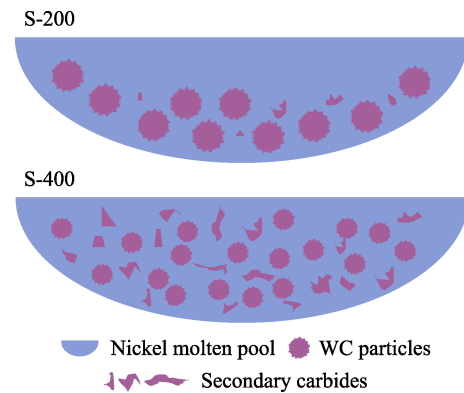


图 7 WC 颗粒分布机理  
Fig.7 Mechanism of WC particles distribution

1) 当预热温度由 200 °C 提高至 400 °C，预热时间由 30 min 延长至 6 h 时，可明显改变预热效果，400 °C/6 h 的预热制度可以实现较为充分的预热效果，基体内外温度都可达到 400 °C 左右；在 200 °C/30 min 的预热制度条件下，其周围对流辐射作用对降温的影响较大，而在 400 °C 预热条件下此影响较小。可见较高的预热温度和较长的预热时间，使得基体获得了更好的预热效果，400 °C/6 h 的预热效果优于 200 °C/30 min。

2) 预热温度的提高和预热时间的延长，降低了基体与涂层之间的温度梯度，延长了熔池存在的时间。在 S-400 涂层中 WC 颗粒可以吸收更多的能量，导致涂层中 WC 颗粒经历了一个更为强烈的熔解—扩散—析出过程，尤其是熔池顶部的 WC 颗粒更为明

显, 分解出较多的二次碳化物, 碳化物分布更均匀。

3) 在 S-400 涂层中, WC 颗粒的尺寸普遍更小, WC 颗粒经历了程度较重的熔解扩散过程, 来自 WC 颗粒的 W、C 与镍基合金中的 Ni、Cr 等元素相互扩散, 导致 WC 颗粒边缘熔解, 致密度下降, 最终保留在涂层中的残留 WC 颗粒的平均尺寸和质量减小。在 S-400 涂层中, WC 颗粒更不易沉降到熔池底部<sup>[26]</sup>。

4) 将预热温度提高到 400 °C 时, S-400 涂层中 WC 颗粒的熔解—扩散的程度加强, 在镍基合金中形成了较多的二次碳化物, 分布在 WC 颗粒间的二次碳化物对 WC 颗粒的沉底运动具有阻碍作用, 从而减缓了 WC 颗粒的沉底现象。

## 2.4 力学性能分析

Ni40A 合金具有良好的耐腐蚀性和高温稳定性, WC 颗粒的添加可显著提高镍基合金的硬度和摩擦磨损性能。表面洛氏硬度测试结果如图 8 所示, S-200 的平均硬度为 43.1HRC; 当预热温度为 400 °C、预热时间为 6 h 时, S-400 涂层中 WC 颗粒分布更加均匀, 平均洛氏硬度比 S-200 高, 为 47.7HRC。较高的预热温度可获得较均匀的 WC 颗粒分布和数量较多的二次碳化物, 有助于提高涂层的表面硬度。

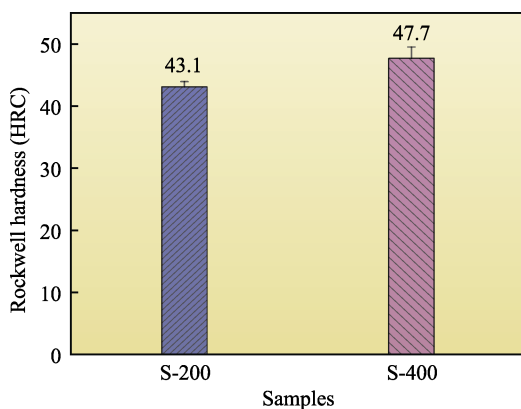


图 8 堆焊层表面硬度

Fig.8 Rockwell hardness of the surface of the surfacing layers

涂层显微维氏硬度测试结果如图 9 所示, 在基体、过渡层和硬质层之间存在较明显的边界。基体的硬度为 280~300HV1.0, 当测试点位于熔合线附近时, 硬度急剧下降, 下降约 20HV1.0。在能量的作用下, 基体与过渡层之间可实现冶金结合; 基体中的 Fe 元素和镍基合金中的 Ni 元素相互扩散, 因此冶金结合带区域的结构不如原始基体完美, 导致熔合线附近的硬度低于周边组织的硬度。过渡层的硬度与基体硬度相近, 约为 300~330HV1.0。当测试点位于 WC 颗粒、WC 颗粒边缘或二次碳化物上时, 硬度急剧上升, WC 颗粒的硬度可以达到 700~800HV1.0, WC 颗粒的边缘和二次碳化物的硬度可以达到 550~700HV1.0。S-400 涂层的显微硬度整体上高于 S-200 涂层的显微

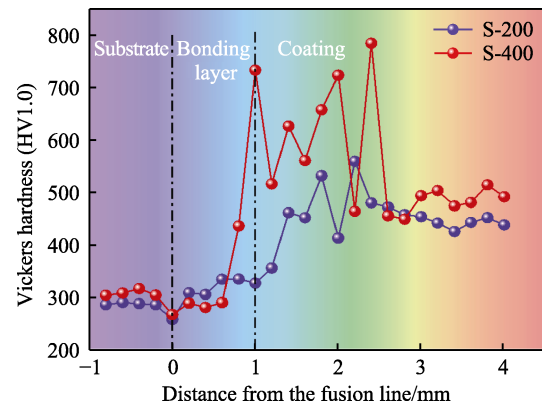


图 9 堆焊层断面组织显微维氏硬度分布  
Fig.9 Vickers hardness of the cross-sectional of the surfacing layers

硬度, 尤其是涂层顶部因含有较多二次碳化物, 使得其硬度均值高于 S-200。不同的预热制度导致涂层中 WC 颗粒分布状态和 WC 颗粒的熔解程度不同, 硬度规律也不同。表面洛氏硬度和截面显微维氏硬度结果表明, 预热温度的提高和预热时间的延长可提高涂层的硬度, 改善涂层的微观组织结构。

## 2.5 磨损性能分析

不同涂层的磨损质量损失和台阶仪测试结果如图 10 所示。S-200、S-400 的磨损质量分别为 2.7、1.3 mg, 计算得到其磨损率分别为  $5.983 \times 10^{-5}$ 、 $2.878 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。较低的磨损质量和磨损率代表较好的抗摩擦磨损性能, S-400 的磨损质量比 S-200 降低了 51.85%, 磨损率降低了 51.89%。当预热温度为 400 °C 时, 较好的预热效果可获得较均匀的 WC 颗粒分布, 与对磨球接触的涂层表面分布着更多的 WC 颗粒和二次碳化物, 使得 S-400 涂层的耐磨性更好。从台阶仪曲线可以看出, S-400 的磨痕宽度略大于 S-200 的磨痕宽度, 但是 S-200 的深度明显大于 S-400 的深度。涂层表面磨损形貌如图 11 所示, 与台阶仪测试结果吻合。S-200 样品在摩擦磨损过程中发生了塑性变形, 部分镍基合金从表面剥落, 磨痕中存在犁沟和分层现象<sup>[31]</sup>。在磨损初期, 镍基合金成分直接与对磨球接触, 会形成镍基合金碎屑, 碎屑在磨损过程中掉落, 一些碎屑可能因摩擦副运动作用而发生氧化, 氧化产物可能会造成磨粒磨损, 同时破碎的 WC 颗粒碎屑也会造成磨粒磨损<sup>[32-34]</sup>。S-200 涂层表面的 WC 颗粒较少、组织不均匀, 犁沟和分层现象较明显, 镍基合金剥落位置多位于 WC 颗粒附近区域。涂层表面受到对磨球的摩擦作用, 位于涂层表面的 WC 颗粒会保护镍基合金涂层。在 S-400 磨痕中也出现了犁沟和分层现象, 但是未发现镍基合金剥落现象, 磨痕中的 WC 颗粒数量多于 S-200 中的数量。其中, WC 颗粒边缘有一些附着物, 这些附着物位于 WC 颗粒保护到的镍基合金一侧。在摩擦磨损过程中, WC 颗粒周边的镍基合金受到硬质相的保护, S-400 的磨痕宽而浅。综合磨损

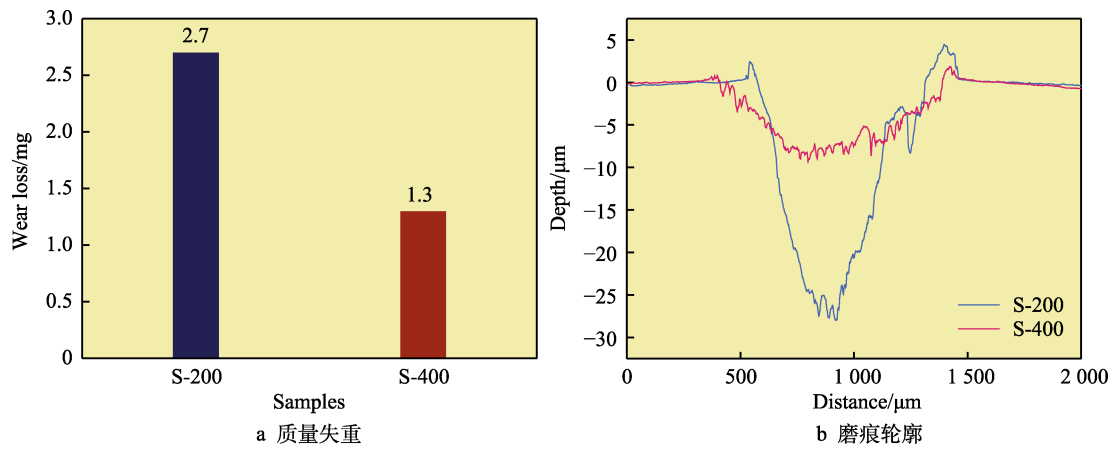


图 10 不同预热温度下堆焊层的磨损数据

Fig.10 Wear data of the surfacing layers at different preheating temperature: a) wear loss; b) profile of wear track

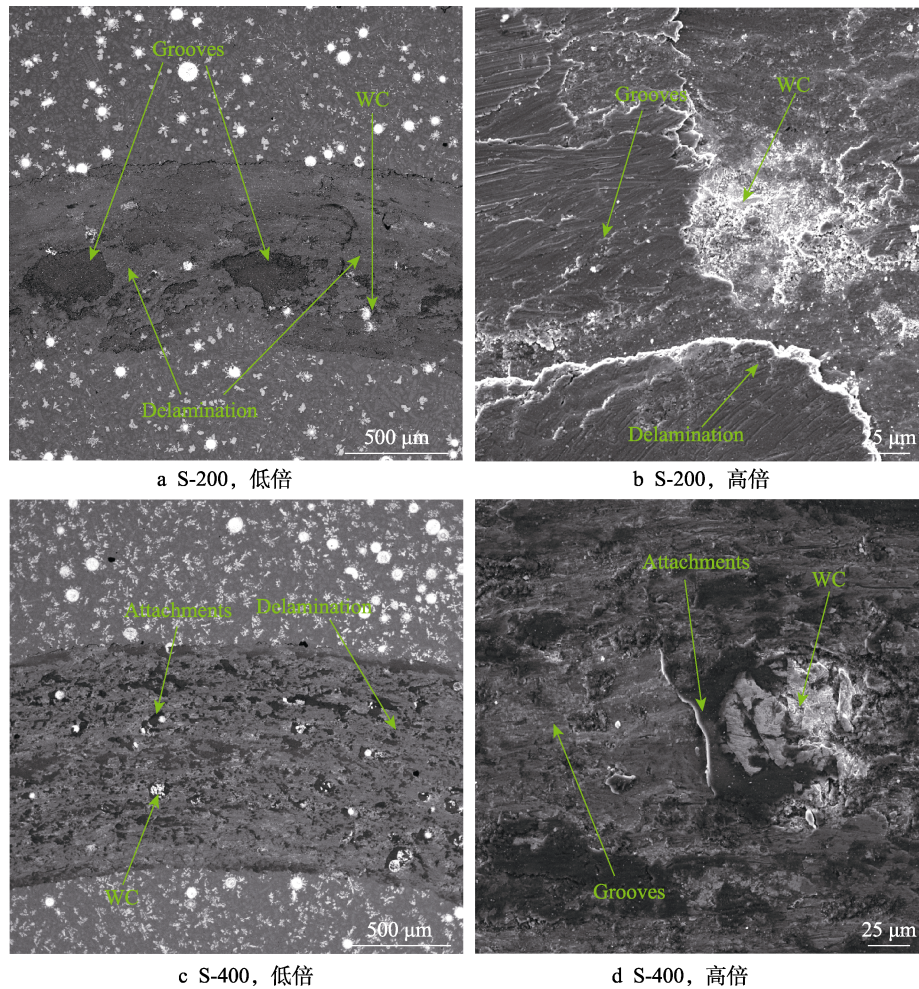


图 11 不同预热温度下堆焊层的表面磨痕形貌

Fig.11 Wear track morphology of the surfacing layers at different preheating temperature: a) S-200 at low magnification; b) S-200 at high magnification; c) S-400 at low magnification; d) S-400 at high magnification

质量、磨痕轮廓、磨损率的结果，认为 S-400 涂层的耐磨性更好。S-200 和 S-400 的磨损机制为黏着磨损和磨粒磨损。Nickel-WC 涂层可有效提高基体的耐磨性，WC 颗粒和二次碳化物起到了弥散强化和固溶强化的作用，通过提高预热温度和延长预热时间，可获得更好的 WC 颗粒分布状态，随着预热温度的提高，

磨损机理以磨粒磨损为主<sup>[13,34-35]</sup>。

### 3 结论

系统研究了不同预热温度下 WC 增强镍基合金涂层的微观组织结构、力学性能和磨损性能，主要结

论如下。

1) 高预热温度和长保温时间可显著促进 WC 颗粒的边缘熔解, 导致残留 WC 颗粒的平均尺寸和质量变小, 同时驱动大面积二次碳化物的析出, 有效阻碍 WC 颗粒的沉降, 提高涂层凝固组织的均匀性。

2) 在 200 °C 预热涂层凝固组织中, WC 颗粒会发生沉降, 二次碳化物析出较少, 第二相强化作用有限。在 400 °C 预热涂层凝固组织中分布较均匀的 WC 颗粒和数量较多的二次析出碳化物, 在二者的协同强化作用下, 涂层的硬度得到提升。

3) WC 颗粒和二次碳化物分布均匀性显著影响涂层的抗磨损能力, 400 °C 预热涂层具有较好的抗摩擦磨损性能, 相较于 200 °C 预热涂层, 其磨损质量减少了 51.85%, 磨损率降低了 51.89%, 涂层的磨损失效形式表现为磨粒磨损。

#### 参考文献:

- [1] TESTA V, MORELLI S, BOLELLI G, et al. Alternative Metallic Matrices for WC-Based HVOF Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 402: 126308.
- [2] 王三星. 基于激光熔覆技术的轧辊再制造研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2015: 2-8.  
WANG S X. Research on the Remanufacturing of Rolls Based on Laser Cladding Technology[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2015: 2-8.
- [3] HU Z Y, LI Y, LU B W, et al. Effect of WC Content on Microstructure and Properties of High-Speed Laser Cladding Ni-Based Coating[J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 155: 108449.
- [4] 钟斌, 王攀, 李飞, 等. 感应熔覆技术研究现状及发展[J]. *精密成形工程*, 2023, 15(8): 191-203.  
ZHONG B, WANG P, LI F, et al. Current Situation and Development of Induction Cladding Technology[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2023, 15(8): 191-203.
- [5] NING A S Y, ZAKIAH K, AINUN RAHMAHWATI A, et al. Tungsten Carbide-Nickel (WC-Ni) Coating as Potential Wear and Corrosion Protection for Metal[J]. *Materials Science Forum*, 2020, 1010: 286-291.
- [6] LI G P, PENG Y B, YAN L W, et al. Effects of Cr Concentration on the Microstructure and Properties of WC-Ni Cemented Carbides[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(1): 902-907.
- [7] LI M Y, HAN B, WANG Y, et al. Effects of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on the Microstructure and Property of Laser Cladding Ni-Based Ceramic Coating[J]. *Optik*, 2017, 130: 1032-1037.
- [8] 迟静, 王淑峰, 李敏, 等. WC 与 TiC 复合增强镍基涂层的组织和性能[J]. *中国表面工程*, 2021, 34(1): 85-96.  
CHI J, WANG S F, LI M, et al. Microstructure and Properties of WC and TiC Composite Reinforcement Ni Based Coatings[J]. *China Surface Engineering*, 2021, 34(1): 85-96.
- [9] MAS-GUINDAL M J, CONTRERAS L, TURRILLAS X, et al. Self-Propagating High-Temperature Synthesis of TiC-WC Composite Materials[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 419(1/2): 227-233.
- [10] WENG Z K, WANG A H, WU X H, et al. Wear Resistance of Diode Laser-Clad Ni/WC Composite Coatings at Different Temperatures[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 304: 283-292.
- [11] SHEN X H, PENG H, XUE Y N, et al. Microstructure and Properties of WC/Ni-Based Laser-Clad Coatings with Different WC Content Values[J]. *Materials*, 2022, 15(18): 6309.
- [12] WU P, DU H M, CHEN X L, et al. Influence of WC Particle Behavior on the Wear Resistance Properties of Ni-WC Composite Coatings[J]. *Wear*, 2004, 257(1/2): 142-147.
- [13] ZHANG Z, LIU H X, ZHANG X W, et al. Dissolution Behavior of WC Reinforced Particles on Carbon Steel Surface during Laser Cladding Process[J]. *Advanced Materials Research*, 2012, 430/431/432: 137-141.
- [14] 陈华辉, 徐采云, 王振廷, 等. WC 颗粒增强 Ni 基合金复合涂层的热处理组织变化[J]. *中国表面工程*, 2010, 23(2): 64-68.  
CHEN H H, XU C Y, WANG Z T, et al. Microstructure Change of WC Particles Reinforced Nickel Based Alloy Laser Cladding Coatings during Heat Treatment[J]. *China Surface Engineering*, 2010, 23(2): 64-68.
- [15] 刘斌, 木宗云, 唐志军, 等. 超细硬质合金烧结过程中 WC 晶粒三维形貌的变化[J]. *硬质合金*, 2016, 33(6): 373-380.  
LIU B, MU Z Y, TANG Z J, et al. Study on Morphology Transformation of WC Grain in Ultrafine Cemented Carbide during Sintering[J]. *Cemented Carbide*, 2016, 33(6): 373-380.
- [16] 于美杰, 王成国, 孙宏飞, 等. WC 增强镍基复合喷焊层的组织与磨粒磨损性能研究[J]. *材料热处理学报*, 2006, 27(3): 116-120.  
YU M J, WANG C G, SUN H F, et al. Microstructure and Wear Performance of WC Reinforced Ni-Based Composite Coating[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2006, 27(3): 116-120.
- [17] SHEN X H, HE X P, GAO L Y, et al. Study on Crack Behavior of Laser Cladding Ceramic-Metal Composite Coating with High Content of WC[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(12): 17460-17470.
- [18] HUO K, ZHOU J Z, DAI F Z, et al. Particle Distribution and Microstructure of IN718/WC Composite Coating Fabricated by Electromagnetic Compound Field-Assisted Laser Cladding[J]. *Applied Surface Science*, 2021, 545: 149078.
- [19] 高国富, 郭子龙, 李康, 等. 超声振动辅助 Ni<sub>60</sub>WC<sub>25</sub> 粉末激光熔覆技术[J]. *金属热处理*, 2019, 44(1): 172-175.  
GAO G F, GUO Z L, LI K, et al. Ultrasonic Vibration

- Assisted Ni<sub>60</sub>WC<sub>25</sub> Powder Laser Cladding Technology[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(1): 172-175.
- [20] HU Y, WANG L, YAO J H, et al. Effects of Electromagnetic Compound Field on the Escape Behavior of Pores in Molten Pool during Laser Cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 383: 125198.
- [21] 聂学武, 周建忠, 徐家乐, 等. 超声振幅对激光熔覆 WC/IN718 复合涂层组织及性能的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(9): 206-214.
- NIE X W, ZHOU J Z, XU J L, et al. Effect of Ultrasound Amplitude on Microstructure and Properties of Laser Cladding WC/IN718 Composite Coatings[J]. Surface Technology, 2020, 49(9): 206-214.
- [22] ZHOU S F, DAI X Q. Laser Induction Hybrid Rapid Cladding of WC Particles Reinforced NiCrBSi Composite Coatings[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(14): 4708-4714.
- [23] KATSICH C, POLAK R. Effect of Substrate Heat Treatment on Wear Behavior of Fe and Ni-Based Hardfacings[J]. Key Engineering Materials, 2016, 674: 319-324.
- [24] PRASHAR G, VASUDEV H, THAKUR L. Influence of Heat Treatment on Surface Properties of HVOF Deposited WC and Ni-Based Powder Coatings: A Review[J]. Surface Topography: Metrology and Properties, 2021, 9(4): 043002.
- [25] ZHOU S F, ZENG X Y, HU Q W, et al. Analysis of Crack Behavior for Ni-Based WC Composite Coatings by Laser Cladding and Crack-Free Realization[J]. Applied Surface Science, 2008, 255(5): 1646-1653.
- [26] ORTIZ A, GARCÍA A, CADENAS M, et al. WC Particles Distribution Model in the Cross-Section of Laser Cladded NiCrBSi+WC Coatings, for Different wt.% WC[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 324: 298-306.
- [27] SHA J, CHEN L Y, LIU Y T, et al. Phase Transformation-Induced Improvement in Hardness and High-Temperature Wear Resistance of Plasma-Sprayed and Remelted NiCrBSi/WC Coatings[J]. Metals, 2020, 10(12): 1688.
- [28] SHU D, LI Z G, ZHANG K, et al. In Situ Synthesized High Volume Fraction WC Reinforced Ni-Based Coating by Laser Cladding[J]. Materials Letters, 2017, 195: 178-181.
- [29] ZHAO S B, XU S, HUANG Y M, et al. Laser Hot-Wire Cladding of Ni/WC Composite Coatings with a Tubular Cored Wire[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 298: 117273.
- [30] ZHANG H M, GU D, MA C L, et al. Understanding Tensile and Creep Properties of WC Reinforced Nickel-Based Composites Fabricated by Selective Laser Melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 802: 140431.
- [31] LI H C, HU Y B, DI R F, et al. Effects of WC Particles on Microstructure and Mechanical Properties of 316L Steel Obtained by Laser Melting Deposition[J]. Ceramics International, 2022, 48(14): 20388-20399.
- [32] ZHANG P X, PANG Y, YU M W. Effects of WC Particle Types on the Microstructures and Properties of WC-Reinforced Ni60 Composite Coatings Produced by Laser Cladding[J]. Metals, 2019, 9(5): 583.
- [33] LV J, ZHOU J Z, ZHANG T, et al. Microstructure and Wear Properties of IN718/WC Composite Coating Fabricated by Ultrasonic Vibration-Assisted Laser Cladding[J]. Coatings, 2022, 12(3): 412.
- [34] LI W L, DI R, YUAN R W, et al. Microstructure, Wear Resistance and Electrochemical Properties of Spherical/Non-Spherical WC Reinforced Inconel 625 Superalloy by Laser Melting Deposition[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 74: 413-422.
- [35] WANG Q, LI Q, ZHANG L, et al. Microstructure and Properties of Ni-WC Gradient Composite Coating Prepared by Laser Cladding[J]. Ceramics International, 2022, 48(6): 7905-7917.