

# LaB<sub>6</sub>颗粒对等离子堆焊 Inconel625 合金涂层 显微组织和高温抗氧化性能的影响

李景奎<sup>1,2</sup>, 王瑞超<sup>1</sup>, 潘琳琳<sup>2</sup>, 邹晓东<sup>2\*</sup>, 杨克<sup>2</sup>

(1.五邑大学 机械与自动化工程学院, 广东 江门 529020; 2.广东省科学院中鸟焊接研究所  
广东省材料连接与先进制造重点实验室, 广州 510650)

**摘要:** **目的** 为保证垃圾焚烧炉换热管在高温环境下的正常服役,常在换热管表面制备一层耐高温 Inconel625 (IN625) 合金涂层,然而,随着换热管服役温度的不断增加,有必要提高 IN625 涂层的高温抗氧化性能,以提升换热管的使用寿命。**方法** 在 IN625 合金中引入了 1% (质量分数) 平均粒径为 5 μm 的 LaB<sub>6</sub> 颗粒,并采用等离子堆焊技术制备了添加与未添加 LaB<sub>6</sub> 颗粒的 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层,随后对 2 种涂层取样,分别评价其微观组织、硬度以及在 1 000 °C 下的高温抗氧化性能。**结果** IN625 样品为典型的柱状晶结构,随着 LaB<sub>6</sub> 颗粒的添加,IN625/LaB<sub>6</sub> 样品转变为柱状晶和等轴晶的混合结构,并且 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品中析出相明显增多,主要包括树枝状的 Laves 相和 La-Ti-O 复合氧化物等,细小弥散分布的 La-Ti-O 复合氧化物可以起到高温下阻碍晶粒生长的作用,从而细化晶粒,其显微硬度明显提升,从 225.7HV0.3 增加到 268.92HV0.3。此外,在 1 000 °C 高温抗氧化实验条件下,晶粒的细化使 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品在氧化时有更多的 Cr 通过晶界运输到氧化界面形成致密的氧化膜,并且由于氧化界面附近 Cr 的大量消耗提高了 Nb 的活度梯度,促进了 Nb 向外扩散,在氧化膜/基体界面处形成了连续均匀的 δ-Ni<sub>3</sub>Nb 层,并在氧化膜表面形成了更多的 CrNbO<sub>4</sub>,二者可以作为高温氧化期间阳离子和阴离子的扩散屏障。除此之外,一些在晶界析出的 La-Ti-O 复合氧化物会阻碍 Ni、Fe 和 Nb 等阳离子向外输运,从而避免了多种氧化物形成的生长应力使氧化层剥落,其氧化常数由  $(72\pm 4)\times 10^{-2} \text{ mg}^2/(\text{cm}^4\cdot\text{h})$  降低到  $(26\pm 3)\times 10^{-2} \text{ mg}^2/(\text{cm}^4\cdot\text{h})$ 。**结论** LaB<sub>6</sub> 颗粒的添加促进了等离子堆焊 IN625 合金中部分柱状晶向等轴晶组织的转变与晶粒细化,提升了涂层的硬度,大幅改善了 IN625 合金在 1 000 °C 下的高温抗氧化性能。

**关键词:** 等离子堆焊; Inconel625 合金; LaB<sub>6</sub>; 高温抗氧化性能; La-Ti-O 复合氧化物; 晶粒细化

**中图分类号:** TG174 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2025)06-0098-10

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2025.06.008

收稿日期: 2024-04-18; 修订日期: 2024-06-13

Received: 2024-04-18; Revised: 2024-06-13

**基金项目:** 广州市科技计划项目 (2024A04J3442); 江门市科技计划项目 (2023780200040009603); 江门市基础与理论科学研究类科技计划项目 (2023JC01025, 2023JC01006); 广东省科技计划项目 (2022A0505050052); 国家重点研发计划项目 (2020YFE0205300); 广东省科学院发展专项资金项目 (2020GDASYL-20200301001)

**Fund:** Guangzhou Basic and Applied Basic Research Foundation (2024A04J3442); Science and Technology Planning Project of Jiangmen (2023780200040009603); Jiangmen Basic and Theoretical Science Research Project (2023JC01025, 2023JC01006); Science and Technology Planning Project of Guangdong Province (2022A0505050052); National Key Research and Development Program of China (2020YFE0205300); GDAS' Project of Science and Technology Development (2020GDASYL-20200301001)

**引文格式:** 李景奎, 王瑞超, 潘琳琳, 等. LaB<sub>6</sub>颗粒对等离子堆焊 Inconel625 合金涂层显微组织和高温抗氧化性能的影响[J]. 表面技术, 2025, 54(6): 98-107.

LI Jingkui, WANG Ruichao, PAN Linlin, et al. Effect of LaB<sub>6</sub> on Microstructure and High-temperature Oxidation Resistance of Inconel625 Alloy Coating Fabricated by Plasma Transferred Arc Surfacing[J]. Surface Technology, 2025, 54(6): 98-107.

\*通信作者 (Corresponding author)

## Effect of LaB<sub>6</sub> on Microstructure and High-temperature Oxidation Resistance of Inconel625 Alloy Coating Fabricated by Plasma Transferred Arc Surfacing

LI Jingkui<sup>1,2</sup>, WANG Ruichao<sup>1</sup>, PAN Linlin<sup>2</sup>, ZOU Xiaodong<sup>2\*</sup>, YANG Ke<sup>2</sup>

- (1. School of Mechanical and Automation Engineering, Wuyi University, Guangdong Jiangmen 529020, China;  
2. Guangdong Provincial Key Laboratory of Material Joining and Advanced Manufacturing, China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650, China)

**ABSTRACT:** To ensure the security of heat exchanger tubes in garbage incinerators under high-temperature conditions, it is common to prepare a high-temperature-resistant coating on the surface of the heat exchanger tubes. Nickel-based superalloys, due to their excellent mechanical properties, oxidation resistance, and thermal stability at elevated temperatures, are considered a favorable choice for protective coatings on the heat exchanger tubes. However, due to the coarse microstructure resulting from PTA surfacing and its potential impact on the high-temperature performance of the coating, it becomes necessary to enhance the high-temperature oxidation resistance of the IN625 coating to extend the service life of the heat exchanger. In this study, 1wt.% LaB<sub>6</sub> particles with an average particle size of 1 μm were introduced into the IN625 alloy. After that, the IN625 and IN625/LaB<sub>6</sub> coatings with and without LaB<sub>6</sub> particles were fabricated by plasma transferred arc (PTA) surfacing. Subsequently, the microstructure, hardness, and high-temperature oxidation resistance of the two coatings at 1 000 °C were evaluated. The IN625 sample exhibited a typical columnar grain structure. With the addition of LaB<sub>6</sub> particles, the microstructure of IN625/LaB<sub>6</sub> sample transformed into a mixed structure of columnar and equiaxed grains. Notably, the IN625/LaB<sub>6</sub> sample showed increased precipitation of phases, including dendritic Laves phases and La-Ti-O composite oxides. The fine dispersed La-Ti-O composite oxides acted as inhibitors of grain growth at high temperature, resulting in refined grain size and significantly improving microhardness (increasing from 225.7HV0.3 to 268.92HV0.3). Furthermore, during the initial stage (first 50 h) of 1 000 °C high-temperature oxidation, the oxidation kinetics curves for both samples followed the parabolic law, although the IN625/LaB<sub>6</sub> sample exhibited a lower oxidation rate. After 50 h oxidation, the oxidation constant of IN625 sample increased significantly from  $(14\pm 1)\times 10^{-2}$  mg<sup>2</sup>/(cm<sup>4</sup>·h) to  $(72\pm 4)\times 10^{-2}$  mg<sup>2</sup>/(cm<sup>4</sup>·h), while that of sample B remained relatively stable. A hybrid structure with the outer layer of NiO/CrNbO<sub>4</sub>/NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> oxides was formed on the surface of IN625 sample. With the incorporation of LaB<sub>6</sub> particles, the area of spalling zone and the NiO oxide with poor adhesion to matrix in the outer layer decreased remarkably. In contrast to that, a continuous and uniform δ-Ni<sub>3</sub>Nb layer was formed at the oxide scale/matrix interface, and more CrNbO<sub>4</sub> oxides were formed in the outer layer. This change could be attributed to the grain refinement in the IN625/LaB<sub>6</sub> sample, which facilitated more Cr transport through grain boundaries to form a dense oxide scale on the surface of matrix. The substantial consumption of Cr near the oxidation interface increased the activity gradient of Nb, promoting the outward diffusion of Nb. As a result, a continuous and uniform δ-Ni<sub>3</sub>Nb layer formed at the oxide scale/matrix interface, along with additional CrNbO<sub>4</sub> on the oxide scale surface. Both of these phases acted as diffusion barriers for cations and anions during high-temperature oxidation, leading to a reduction in the oxidation constant from  $(72\pm 4)\times 10^{-2}$  mg<sup>2</sup>/(cm<sup>4</sup>·h) to  $(26\pm 3)\times 10^{-2}$  mg<sup>2</sup>/(cm<sup>4</sup>·h). The addition of LaB<sub>6</sub> particles facilitates the transformation of some columnar grains to equiaxed grains and grain refinement in the IN625/LaB<sub>6</sub> coating, resulting in improved hardness and significantly enhancing high-temperature oxidation resistance at 1 000 °C.

**KEY WORDS:** plasma transferred arc surfacing; Inconel625 alloy; LaB<sub>6</sub>; high-temperature oxidation resistance; La-Ti-O composite oxides; grain refinement

“十四五”是我国能源革命和转型的关键时期,面向“双碳”目标,新能源替代、节能减排、资源循环利用等将成为必然选择。现有垃圾焚烧发电炉换热管常因腐蚀与磨损导致爆管,带来了巨大的经济损失和恶劣的社会影响。现有研究及实际应用情况表明,

在焚烧炉管壁表面堆焊耐高温、抗腐蚀的防护涂层,可显著提升换热管的抗高温腐蚀能力,延长换热管寿命并减少事故概率,镍基高温合金由于在高温下具有优异的力学性能、抗氧化能力和热稳定性,使其成为焚烧炉管壁防护涂层较好的选择之一。

Inconel625 (IN625) 合金是常用的镍基高温合金之一, 由于其优异的高温性能, 已作为防护涂层大量应用在 Q235 钢、Q345 钢、高 Mo 钢等合金表面, 以保证合金结构件在高温环境下的正常服役<sup>[1-3]</sup>。等离子堆焊技术是制备高性能合金涂层的一种常规技术, 与其他堆焊技术相比, 等离子堆焊具有熔深浅而宽的特点, 堆焊速度快, 稀释率低, 可以制备出较薄的堆焊层, 使堆焊层与基材有着良好的冶金结合, 结合强度高。因此, 等离子堆焊技术可作为制备镍基高温合金涂层的一种高效技术途径<sup>[4-6]</sup>。

然而, 等离子堆焊 IN625 涂层的应用仍面临着一定的挑战, 堆焊的逐层沉积具有重复加热和快速冷却的特性, 导致制造过程中对沉积合金产生原位热处理效应, 促使凝固组织外延生长且晶粒粗大<sup>[7-8]</sup>。此外, 由于堆焊过程中的冷却速度较快, IN625 合金中扩散速度较慢的元素如 Nb、Mo 等将会在枝晶间区域偏聚。这些因素将会减小 IN625 合金涂层高温氧化期间氧化膜的形成速度, 同时增加 Nb、Mo、Ni 等元素的向外扩散, 从而降低了涂层的高温抗氧化性<sup>[9]</sup>。在这一背景下, 开发和研究能够解决这些问题的新型高性能涂层材料显得尤为重要。

在高性能镍基合金的研究中发现, 通过向镍基合金中添加特定的陶瓷颗粒可有效提高抗氧化性和强度, 这些陶瓷颗粒均匀地分布在合金的凝固组织中, 一方面可以起到弥散强化的作用, 另一方面部分陶瓷颗粒还可以促进粗大的柱状晶向等轴晶转变, 细化晶粒, 为高温氧化过程期间合金中 Cr 元素提供更多的扩散通道, 促进合金表面致密氧化层的快速形成, 从而提高合金的高温抗氧化性能<sup>[9]</sup>。Grabos<sup>[10]</sup> 等在 IN625 中加入了 NbC 颗粒, 发现 NbC 的加入可以使 IN625 在 800 °C 高温氧化时产生更多的 CrNbO<sub>4</sub> 作为氧向内扩散的障碍, 从而降低氧化速率。Zhang 等<sup>[11]</sup> 在 IN625 中加入了 TiC 颗粒, 结果表明, TiC 的加入可以在一定程度上细化晶粒, 较小的晶粒尺寸有利于 600 °C 和 900 °C 高温氧化期间在 IN625 表面形成致密的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层。

针对以上研究现状, 本文创新性地向等离子堆焊 IN625 涂层中引入 LaB<sub>6</sub> 颗粒, 由于等离子堆焊的熔化温度可达到 9 000 °C 以上<sup>[12]</sup>, LaB<sub>6</sub> 颗粒会在熔池中分解成 La 和 B 元素。Thanneeru 等<sup>[13]</sup> 发现 La 元素可用于降低高温合金的氧化速率, Song 等<sup>[14]</sup> 也发现在镍基合金中加入一定量的 La 元素后可以提高其抗氧化性。而 B 元素是一种典型的晶界强化元素, B 原子往往偏聚在晶界上, 这种偏聚属于平衡偏聚, 可以降低晶界能, 增加晶界结合力, 从而提升晶界抵抗裂纹的能力<sup>[15]</sup>, 除此之外 La 元素还能与镍基合金中的 Ti 元素结合, 分布均匀的 La-Ti-O 复合氧化物可以起到阻碍晶粒生长的作用, 从而细化晶粒<sup>[16]</sup>。

结合上述, 本文将采用等离子堆焊制备 IN625

涂层, 综合利用 La 和 B 元素的优点向涂层中引入 LaB<sub>6</sub> 颗粒, 探究 LaB<sub>6</sub> 颗粒添加后 IN625 涂层的微观组织演变, 分析 LaB<sub>6</sub> 颗粒对 IN625 涂层高温氧化后氧化膜成分的影响规律, 阐明 LaB<sub>6</sub> 颗粒对 IN625 涂层高温抗氧化性的提升机制。

## 1 实验

### 1.1 材料

试验以低碳低合金 Q235 钢作为堆焊基板材料, 尺寸为 150 mm×100 mm×15 mm。等离子堆焊试验前采用砂轮机对基板表面进行机械打磨, 除去表层氧化膜后用酒精擦拭清洗表面。

本次堆焊试验使用的原材料为 IN625 球形粉末, 其平均粒径为 54 μm (图 1a), LaB<sub>6</sub> 颗粒形状为不规则的多边形颗粒, 其平均粒径为 5 μm (图 1b)。为向 IN625 粉末中引入 LaB<sub>6</sub> 颗粒, 利用球磨机将 IN625 粉末与 LaB<sub>6</sub> 颗粒混合均匀, LaB<sub>6</sub> 颗粒添加量 (质量分数) 为粉末总质量的 1%。球磨混合后, LaB<sub>6</sub> 颗粒均匀地分布在了 IN625 粉末表面 (图 1c~f)。IN625 粉末的化学成分见表 1。

### 1.2 方法

采用 KUKA 六轴联动机器人 (KUKA KR60HA) 和等离子焊机 (EUTRONIG GAP 2501DC) 进行 IN625 堆焊, 保护气体为纯氩气, 等离子气体流量为 2.5 L/min, 送粉流量为 4 L/min, 保护气体流量为 20 L/min, 焊接速度 2.5 mm/s, 层间温度控制在 (150±10) °C, 送粉量为 25 g/min, 焊接电压为 29.5~30.5 V, 焊接电流为 153~160 A, 堆焊 4 层, 每层 3 mm。

通过线切割设备切出 10 mm×10 mm×3 mm 的纯堆焊层试样进行高温氧化试验, 将所有高温氧化试样的 6 个外表面都进行研磨抛光, 并在实验前将试样放在无水乙醇中超声清洗 30 min, 以保证试样表面干净、光滑。高温抗氧化实验在马弗炉中进行, 实验温度为 1 000 °C, 实验时间为 150 h, 在 1、5、10、25、50、75、100、150 h 时取出, 利用电子天平称量 (精度 0.1 mg), 以获得试样的质量变化。

### 1.3 微观组织及性能

通过线切割设备从堆焊层中切出 10 mm×10 mm×8 mm 的金相试样, 随后使用目数为 60、240、600、1000、1500 的 SiC 砂纸打磨并抛光, 利用王水溶液 (HCl 和 HNO<sub>3</sub> 的体积比为 3:1) 对抛光样品表面进行腐蚀, 腐蚀时间约为 25 s。利用光学显微镜 (OM, Ario Imger M2m) 和扫描电子显微镜 (SEM, Gemini SEM 300) 观察堆焊层样品和高温氧化试验样品表面形貌及微观组织。采用 X 射线衍射仪 (XRD, 日本 Rigaku Global 公司) 对样品进行物相分析, 扫描角度

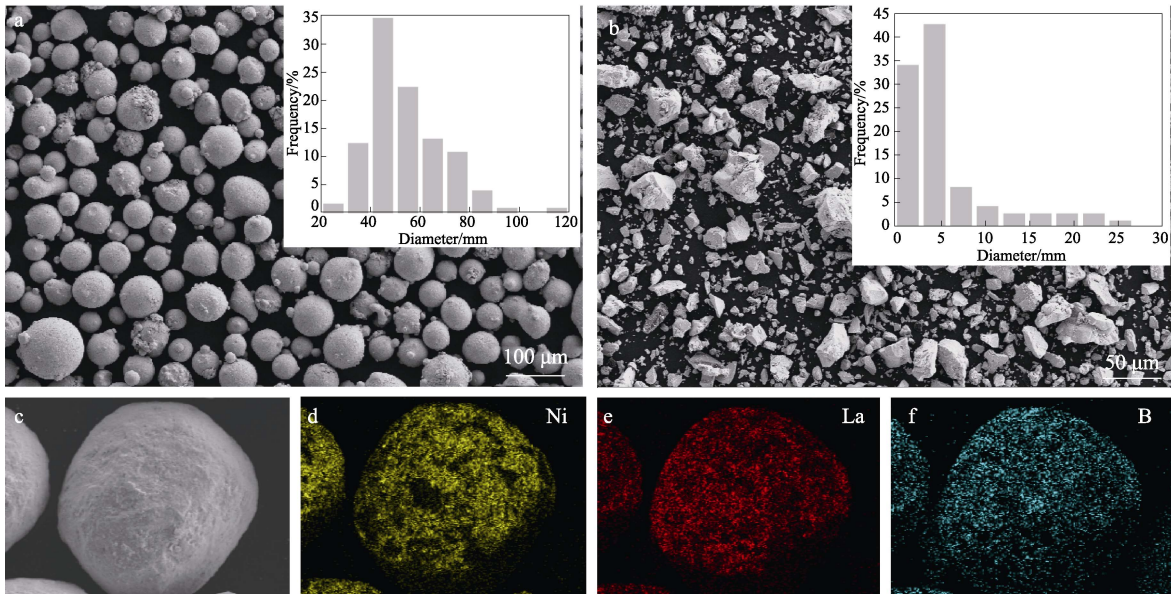


图 1 IN625 与 LaB<sub>6</sub> 混合粉末球磨后 EDS 元素分布图: a) IN625; b) LaB<sub>6</sub>; c~f) IN625/LaB<sub>6</sub>  
Fig.1 EDS elements mapping after ball milling of IN625 and LaB<sub>6</sub> mixed powder: a) IN625; b) LaB<sub>6</sub>; c-f) IN625/LaB<sub>6</sub>

表 1 IN625 粉末的化学成分  
Tab.1 Chemical composition of the IN625 powder

Element	Cr	Mo	Fe	Nb	Al	Ti	C	Ni	wt. %
Contest	20-23	8-10	≤5	3.15-4.15	≤0.5	≤0.5	≤0.1	Bal.	

范围为 30°~70°, 扫描速度为 1 (°)/min。使用维氏硬度计 (WILSON VH1205) 测量镍基合金堆焊层的维氏硬度, 载荷为 300 g, 保压时间为 10 s。利用 Image J 软件对样品 OM 照片中的一次枝晶臂间距进行测算, 每个样品测量 50 次后取其平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 显微组织

图 2 为 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 堆焊层的 XRD 图谱, 由于 LaB<sub>6</sub> 的添加量较少, IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的 XRD 谱图基本保持一致, 均为典型的面心立方 (FCC)  $\gamma$  相。

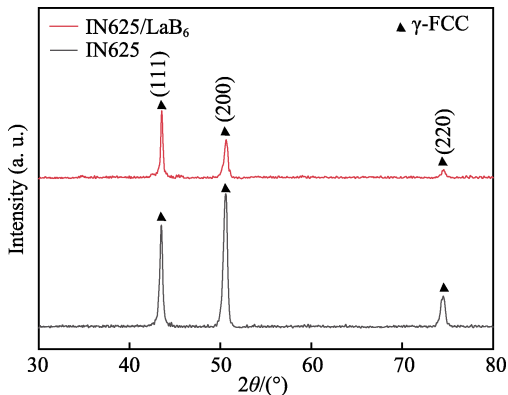


图 2 等离子堆焊 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层的 XRD 谱图  
Fig.2 XRD patterns of IN625 and IN625/LaB<sub>6</sub> coatings

图 3a 和图 3d 分别为 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 堆焊层垂直于熔池前进方向 (纵截面) 的显微组织, IN625 样品显示出典型的柱状晶组织, 由于等离子堆焊逐层堆焊的特性会在熔池形成一个温度梯度, 会使晶粒沿着温度梯度的方向 (即热流的方向) 生长, 而 (001) 方向与热流方向之间的夹角最小, 故会形成典型的沿 (001) 生长的柱状晶<sup>[17]</sup>。与之相比, IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的柱状晶明显减少, 并且在一些柱状晶区中间出现了等轴晶区。此外, 随着 LaB<sub>6</sub> 的引入, 一次枝晶臂间距从 11.66  $\mu\text{m}$  降低到 9.58  $\mu\text{m}$ , 这是因为 La 元素的加入能提高镍基合金的凝固温度, 降低其凝固区间, 抑制枝晶的生长, 从而减小枝晶臂间距<sup>[18]</sup>。这表明在 IN625 涂层中加入 LaB<sub>6</sub> 颗粒能在一定程度上细化晶粒。

为进一步观察添加 LaB<sub>6</sub> 对 IN625 涂层显微组织的影响, 对试样进行 SEM 观察, 其微观组织和 EDS 点扫结果分别如图 3 和表 2 所示。与 OM 结果一致, 添加 LaB<sub>6</sub> 后会使 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的柱状晶转变成等轴晶 (图 3e)。除此之外, 在 IN625 样品枝晶间区域发现了细小的白色和黑色颗粒相 (图 3b), 经 EDS 分析可知, 白色颗粒相主要富含 Nb 和 C 元素, 黑色颗粒相主要富含 Al 和 O 元素, 可以推测白色相为 MC 碳化物, 黑色相为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。而对于 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品, 颗粒状和网状的析出相均匀分布在基体中 (图 3e), 由点 2 的 EDS 分析可知, 颗粒状的二次相主要富含

La、Ti 和 O 元素，而 Oh 等<sup>[16]</sup>指出向镍基合金中加入 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 会优先生成 La-Ti-O 复合氧化物，结合颗粒相的 EDS 面扫分析结果可知有 La 的富集(图 4)，可以推测颗粒相为 La-Ti-O 复合氧化物。进一步对网状相进行 EDS 面扫分析，如图 4 所示，结果表明网状相主要富含 Ni、Cr、Nb、Mo，其成分原子比与 Laves 相相同，这种相具有 A<sub>2</sub>B 型结构<sup>[17]</sup>，在 IN625 中 A

包括 Ni 和 Cr, B 包括 Nb 和 Mo。对比 2 种样品可知，添加 LaB<sub>6</sub> 后 IN625 涂层中 Laves 相的含量显著增加，Tian 等<sup>[19]</sup>结合密度函数理论 (DFT) 以及钨极氩弧焊沉积 IN625 实验验证，发现 B 元素可以明显促进 Laves 相的形成。因此，IN625/LaB<sub>6</sub> 样品中 Laves 相含量较高是因为 LaB<sub>6</sub> 在堆焊过程中分解，凝固时 B 元素在晶界偏聚进而促进了 Laves 相的形成。

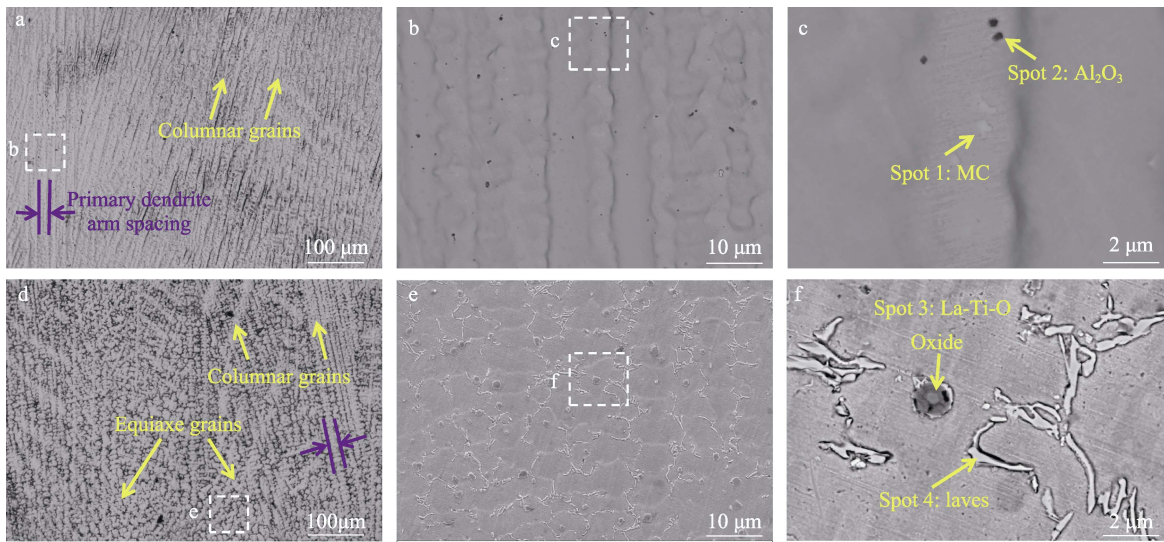


图3 等离子堆焊 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层的 OM 和 SEM 组织: a~c) IN625; d~f) IN625/LaB<sub>6</sub>  
 Fig.3 SEM and OM images of IN625 and IN625/LaB<sub>6</sub> coating fabricated by plasma transferred arc surfacing: a-c) IN625; d-f) IN625/LaB<sub>6</sub>

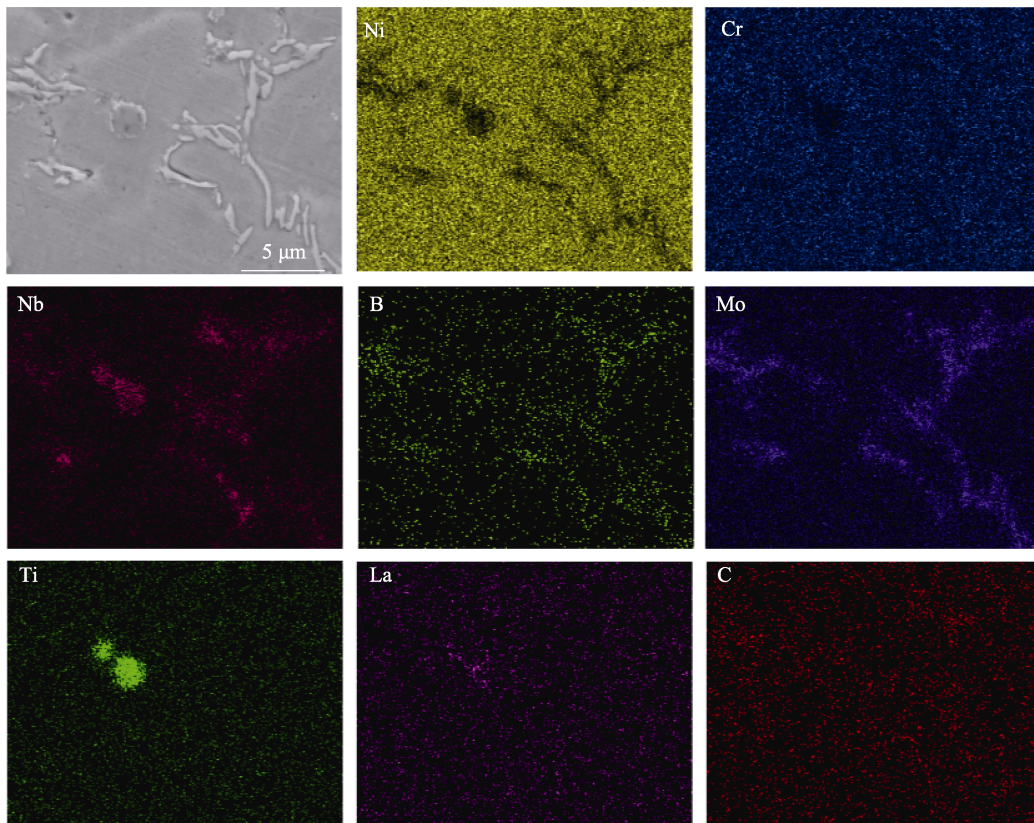


图4 图 3f 的 EDS 元素分布图  
 Fig.4 EDS elements mapping of Fig.3f

表 2 图 3 中点 1、点 2、点 3 和点 4 的 EDS 能谱  
Tab.2 EDS results at points 1, 2, 3 and 4 in Fig.3

Test point	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	C	O	La	Fe	at. %
1	2.07	2.14	20.31	1.56	—	—	73.92	—	—	—	
2	5.23	3.85	—	0.98	—	27.66	—	—	—	—	
3	10.57	8.44	9.8	4.18	24.99	—	20.03	11.25	6.76	3.98	
4	40.97	34.66	5.02	19.35	—	—	—	—	—	4.39	

## 2.2 硬度

等离子堆焊 IN625 样品和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的平均显微硬度分别为 225.7HV0.3 和 268.92HV0.3, 添加 LaB<sub>6</sub> 后 IN625 涂层硬度提高了 19.15%。这一硬度的提升可以归因于以下 2 个方面: 1) 晶粒细化 (图 2 和图 3), 晶粒的细化可以提供更多晶界阻碍位错运动<sup>[20]</sup>; 2) 第二相强化, Laves 相是一种具有高硬度和强度但塑性较差的拓扑密集相 (TCP)<sup>[21]</sup>, 在晶界处分布的 Laves 相和均匀分布的 La-Ti-O 相 (图 3f) 也可以阻碍位错运动, 提高硬度。

## 2.3 高温抗氧化性能

IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品在 1 000 °C 的等温氧化动力学曲线如图 5a 所示, 可以明显看出 2 种样品的质量增益都取决于氧化时间, 在氧化初期 (0~50 h), 两者增重速率基本相当, 处于快速氧化的阶段。氧化 50 h 后, 两者的氧化行为出现明显区别, IN625/LaB<sub>6</sub> 样品增重速率减慢, 而 IN625 样品的增重速率基本保持不变。当样品表面氧化层无孔洞, 并与基体具有良好的黏附性时, 可用公式 (1) 中的氧化常数 ( $K_p, \text{mg}^2/(\text{cm}^4 \cdot \text{h})$ ) 评价 IN625 样品和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的氧化行为<sup>[22]</sup>:

$$\left(\frac{\Delta W}{A}\right)^2 = K_p t + C \quad (1)$$

式中:  $\Delta W$  为样品增重, mg;  $A$  为样品的表面积,

$\text{cm}^2$ ;  $t$  为氧化时间, h;  $K_p$  为氧化常数,  $\text{mg}^2/(\text{cm}^4 \cdot \text{h})$ ;  $C$  为常数<sup>[23]</sup>。基于公式 (1), IN625 样品和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的  $K_p$  值如图 5b 所示。在 1 000 °C 等温氧化 50 h 前, IN625 样品的  $K_p$  值为  $(14 \pm 1) \times 10^{-2} \text{mg}^2/(\text{cm}^4 \cdot \text{h})$ , 而 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的  $K_p$  值降低到  $(11 \pm 2) \times 10^{-2} \text{mg}^2/(\text{cm}^4 \cdot \text{h})$ , 并且在 1 000 °C 等温氧化 50 h 后, IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的  $K_p$  值大幅降低, 仅为 IN625 样品  $K_p$  值的 1/3, 这表明 LaB<sub>6</sub> 的加入能有效降低 IN625 堆焊层的高温氧化速率。

在 1 000 °C 高温氧化初期 (0~50 h), IN625 样品和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的氧化常数保持稳定, 符合合金高温氧化增重的抛物线规律<sup>[24]</sup>。50 h 氧化后, 两者出现了明显区别, IN625 样品的  $K_p$  值几乎是 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的 3 倍, 但两者  $K_p$  值相对于 50 h 前仍有一定上涨, 虽然此时合金表面大部分已经形成了致密的氧化膜, 但是由于镍基高温合金在初期氧化时会形成 NiO 层, 这种氧化物是一种易剥落的物质<sup>[25]</sup>, 氧化时间增加后因 NiO 剥落导致合金基体暴露在空气中, 进一步增加了氧化速率, 造成稳定致密的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层形成后氧化速率仍未有明显降低。

## 2.4 高温氧化样品 XRD 分析

1 000 °C/150 h 高温氧化后样品表面的 XRD 分析如图 6 所示, IN625 样品表面氧化物相包含 NiO、Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>、CrNbO<sub>4</sub>, IN625/LaB<sub>6</sub> 样品表面物相的衍射峰与 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>、CrNbO<sub>4</sub> 相一致, 两者相同之处在于两者氧化膜都包含有 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、

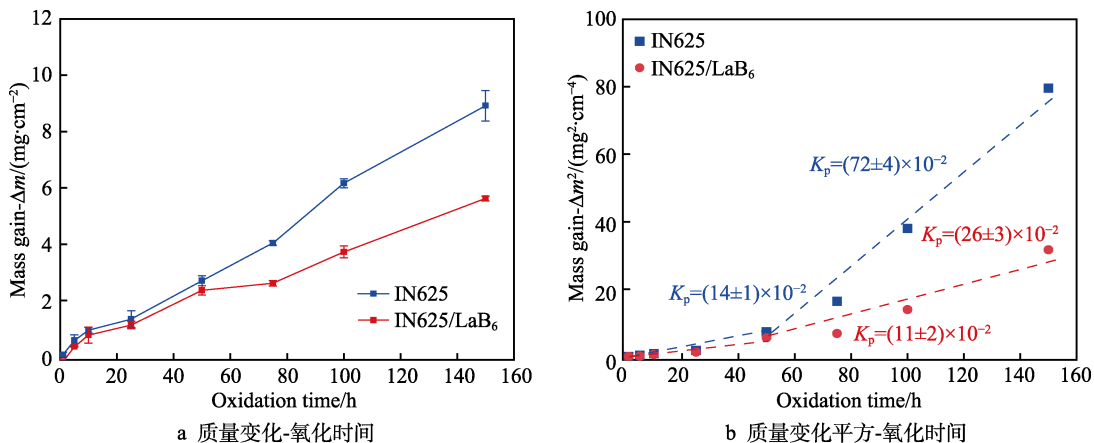


图 5 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层在 1 000 °C/150 h 高温氧化后的高温氧化动力学曲线

Fig.5 Oxidation kinetic curves of IN625 and IN625/LaB<sub>6</sub> coatings during isothermal oxidation at 1 000 °C for 150 h: a) mass change vs oxidation time; b) mass change square vs oxidation time

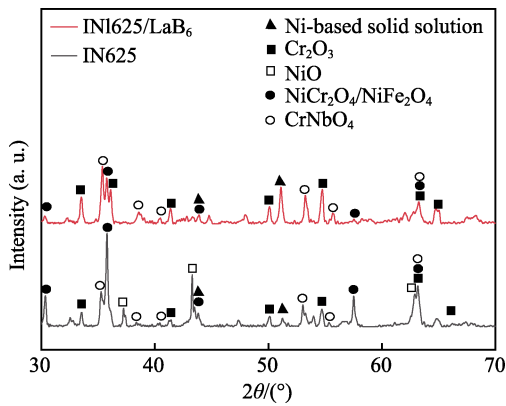


图6 等离子堆焊 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层在 1 000 °C/150 h 高温氧化后的 XRD 谱图

Fig.6 XRD patterns of IN625 and IN625/LaB<sub>6</sub> coatings after isothermal oxidation at 1 000 °C for 150 h

NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>、CrNbO<sub>4</sub>，这是 IN625 高温氧化后的典型氧化层物相<sup>[9]</sup>，不同点在于，Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CrNbO<sub>4</sub> 在 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品中衍射强度更高，这表明 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CrNbO<sub>4</sub> 在 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品中含量更高，且无 NiO 相存在。

### 2.5 高温氧化样品形貌

样品高温氧化后的表面形貌图如图 7 所示，可以明显看出 IN625 样品中有明显的氧化剥落区/基体暴露区，而 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品形成了更致密的氧化膜，只有少量的基体暴露，这是因为添加 LaB<sub>6</sub> 使晶粒细化，晶粒细化使晶界分数提高，这为 Cr 的快速扩散提供了更多的通道，有利于快速产生致密的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层<sup>[26]</sup>，

避免了形成易剥落的 NiO，此外，La 元素的引入可以增加氧化膜与基体的黏附性，从而降低了氧化膜的剥落倾向<sup>[14]</sup>。在高倍 SEM 观察下发现，2 个样品的氧化层都是由 2 种大小不同的粒状物组成的。

由 EDS 能谱 (表 3) 可知，大棱角粒状物 (点 2、点 4) 主要富含 Cr 和 O，而小颗粒状物在 IN625 样品 (点 3) 中主要富含 Nb、Cr 和 O，在 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品 (点 5) 中主要富含 Nb、Cr 和 O。结合氧化样品 XRD 分析，可以推测 IN625 样品的氧化层主要由 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 组成。而随着 LaB<sub>6</sub> 添加，IN625/LaB<sub>6</sub> 样品氧化层中的 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 含量大幅降低，CrNbO<sub>4</sub> 含量增多。

为了进一步了解氧化层的组成和元素的分布，IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品高温氧化后的截面 EDS 元素分布图如图 8 所示，IN625 样品氧化层最外层起伏程度高并且有明显的剥落，氧化层内部氧化严重，而 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的氧化层更加平坦，剥落痕迹不明显。除此之外，两者的氧化层都是由三部分构成，IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品各层组成元素一致，最外层由 Ni 和 O 元素以及少量的 Nb 和 Cr 组成，中间层由 Cr 和 O 元素组成，内部主要由 Ni 和 Nb 元素组成，但其氧化物相组成却存在明显差异。结合 XRD 和氧化膜表面的 EDS 能谱，可以推测 IN625 样品的氧化层是由外部的 NiO/CrNbO<sub>4</sub>/NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 层、中间的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层和内部不连续的 δ 相形成，而 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的氧化层由外部的 CrNbO<sub>4</sub>/NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 层、中间的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层和内部连续均匀的 δ 相形成。δ 相的形成是由于氧化过程中合金表面附近 Cr 元素的大量消耗，形成了

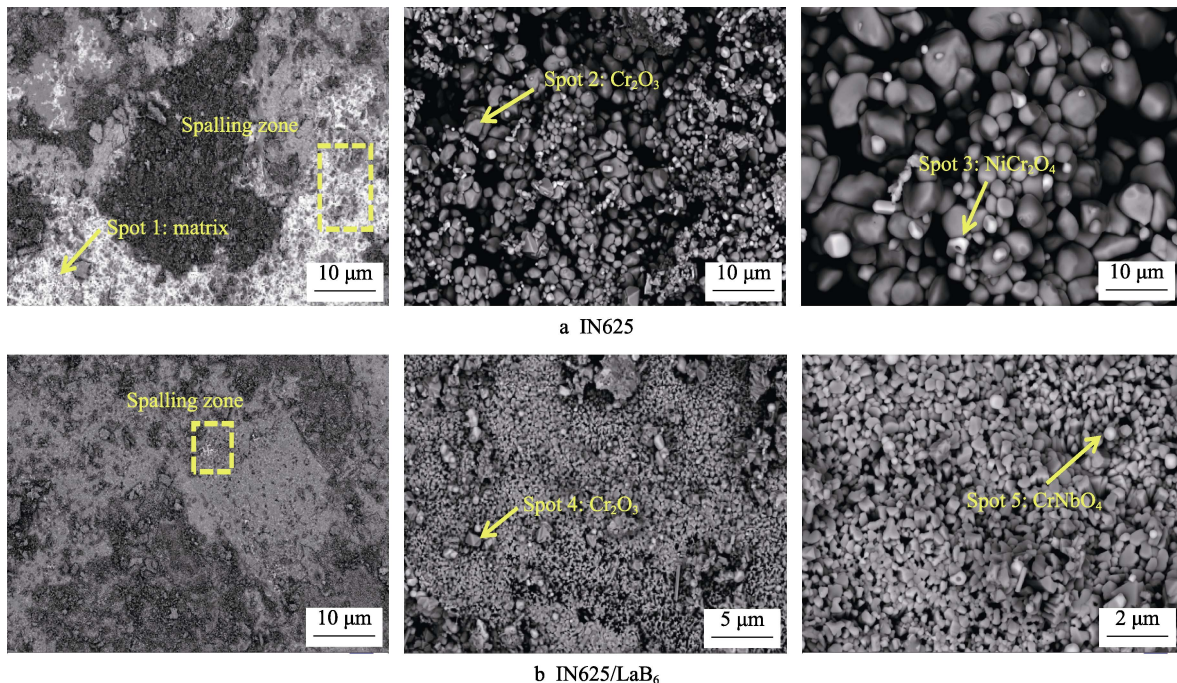


图7 等离子堆焊 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层在 1 000 °C/150 h 高温氧化后的表面形貌图  
Fig.7 Surface morphologies of IN625 and IN625/LaB<sub>6</sub> coatings after isothermal oxidation at 1 000 °C for 150 h: a) IN625; b) IN625/LaB<sub>6</sub>

表 3 图 7 中点 1、点 2、点 3、点 4 和点 5 的 EDS 能谱  
Tab.3 EDS analysis of points 1, 2, 3, 4 and 5 in Fig.7 at.%

Test point	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	O
1	83.41	4.07	3.18	9.34	—	—
2	—	53.73	—	—	—	46.25
3	10.12	21.17	—	—	—	68.71
4	—	30.32	—	—	—	68.68
5	2.37	9.59	10.36	—	1.8	75.88

Cr 元素贫乏区, 从而改变了基体/氧化层界面附近 Nb 元素的活度, Nb 原子向氧化物/基体界面大量扩散, 并在氧化层下与 Ni 元素结合形成连续的 δ-Ni<sub>3</sub>Nb 相<sup>[27]</sup>, 而 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品中的晶界更多, Cr 元素向表面的运输更快, 从而形成了更高的 Nb 活度梯度, 导致更多的 Nb 运输到合金氧化界面, 从而形成了更均匀连续的 δ 相。

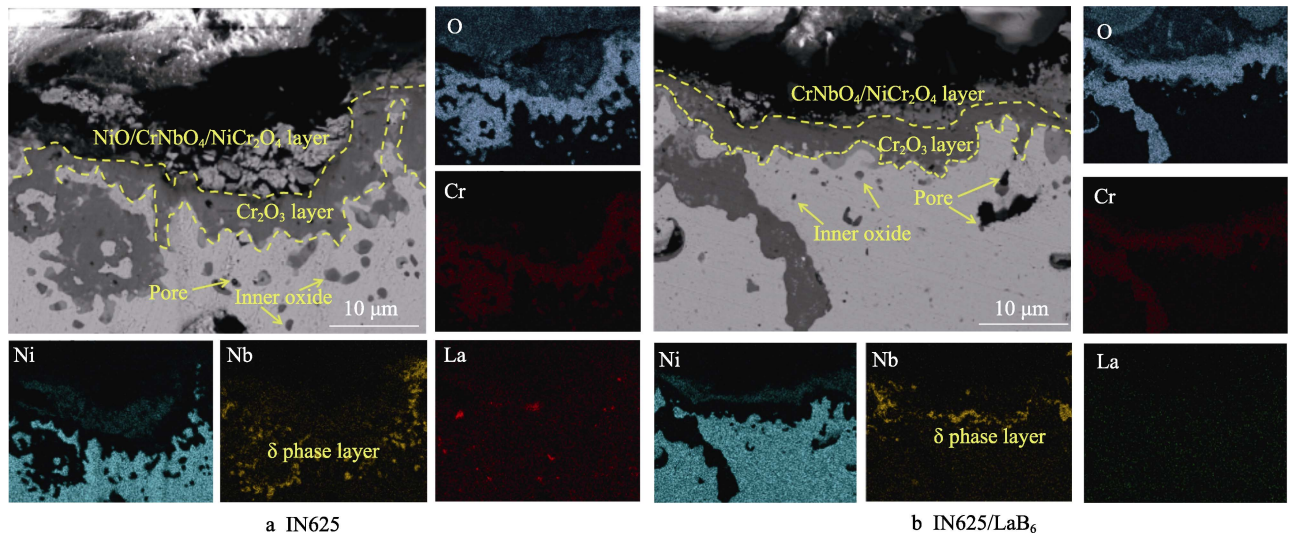
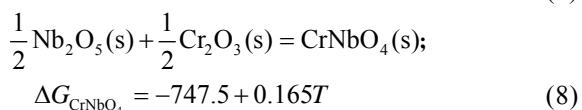
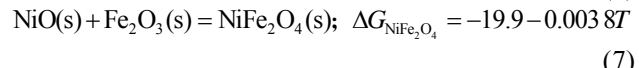
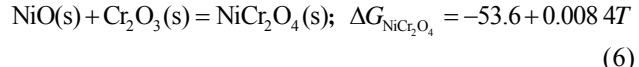
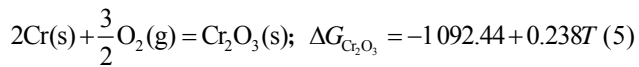
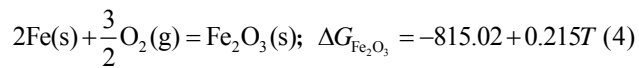
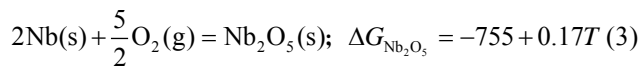


图 8 等离子堆焊 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层在 1 000 °C/150 h 高温氧化后的截面 EDS 元素分布图  
Fig.8 EDS elements mapping of IN625 and IN625/LaB<sub>6</sub> coatings after isothermal oxidation at 1 000 °C for 150 h: a) IN625; b) IN625/LaB<sub>6</sub>

## 2.6 高温氧化机制

根据 Ellingham-Richardson<sup>[28-30]</sup>, IN625 在 1 000 °C 氧化过程中可通过以下反应形成相应的氧化物:



在 1 000 °C 高温下, 各种氧化物形成的吉布斯自由能如表 4 所示, 全部氧化物在 1 000 °C 条件下的吉布斯自由能都小于 0, 可以自发生成, 按照吉布斯自由能的大小, 各种氧化物生成的先后顺序为 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>、CrNbO<sub>4</sub>、NiO、NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>、NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>。

结合氧化层的 XRD 和 SEM 分析, IN625 的氧化过程可以分为 2 个阶段, 其示意图如图 9 所示。在第一阶段, IN625 涂层表面在高温下与空气中的氧接触发生化学反应<sup>[31]</sup>, 由于 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 具有最低的吉布斯自由能, 此阶段主要是 Cr 与 O 结合, 而 IN625 良好的高温抗氧化性能主要依赖于致密 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层的形成, 这种氧化层能有效抵抗氧气的侵入<sup>[9]</sup>, 当基体中的 Cr 大量消耗后, 其他阳离子才会向外扩散并与氧结合, 生成 NiO、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>。随后进入氧化第二阶段, 该阶段的氧化过程主要受原子扩散控制, 氧化层的生长遵循抛物线规律<sup>[24]</sup>, 此时第一阶段生成的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 会与后续生成的 NiO、Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等在表面相互反应, 结合生成 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>、NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 和 CrNbO<sub>4</sub>。如图 9b 所示, 在氧化第一阶段 IN625 样品在形成 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的同时, 由于 Cr 元素的运输通道较少, 形成 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 膜的速度较慢, 合金表面部分 Ni 易与 O 结合形成 NiO 层, 在氧化第二阶段时, 有更多的 NiO、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 与 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 结合生成 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, 故 IN625 样品氧化膜 XRD 分析中的 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 衍射强度更高。而 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品由于 LaB<sub>6</sub> 的引入, 晶粒相对细小, 晶界密度较高, 这为 Cr 的快速扩散提供了更多的通道<sup>[26]</sup>, 故有足够的 Cr 与 O 结合生成致密的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 膜, 避免了氧化初期 NiO 的形成, 如图 9c 所示。IN625/LaB<sub>6</sub> 样品

在第二阶段时(图 9d),只有少量的 Ni 通过 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 膜运输并向外扩散与 O 结合,最后形成 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>。除此之外,由于 IN625/LaB<sub>6</sub> 样品中的 Cr 更快地扩散到氧化层表面,形成了更高的 Nb 活性梯度<sup>[27]</sup>,所以有更多的 Nb 运输到氧化界面形成 CrNbO<sub>4</sub> 和 δ 相,故 IN625/LaB<sub>6</sub> 样氧化膜 XRD 分析中 CrNbO<sub>4</sub> 的衍射强度更高,且形成了更均匀连续的 δ 相。Kuo 等<sup>[32]</sup>通过

对 Ni-Fe-Cr-Nb 合金的氧化研究发现,CrNbO<sub>4</sub> 可以抑制氧向基体内扩散。而连续均匀的 δ 相在合金氧化时可以作为阳离子和阴离子的扩散屏障<sup>[33]</sup>,降低氧化速率。最后,一些在晶界沉淀的 La-Ti-O 复合物会在合金氧化时阻碍 Ni、Fe 和 Nb 等阳离子向外输运,从而避免多种氧化物形成的生长应力使氧化层剥落<sup>[34]</sup>。因此,IN625/LaB<sub>6</sub> 样品具有更高的高温抗氧化性。

表 4 IN625 合金在 1 000 °C 高温氧化期间氧化物生成的吉布斯自由能

Tab.4 Gibbs free energy of oxide formation during oxidation of IN625 at 1 000 °C

	NiO	Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	NiCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	NiFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	CrNbO <sub>4</sub>
$\Delta G/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$	-126	-539.6	-541.3	-789.5	-42.9	-15.1	-537.5

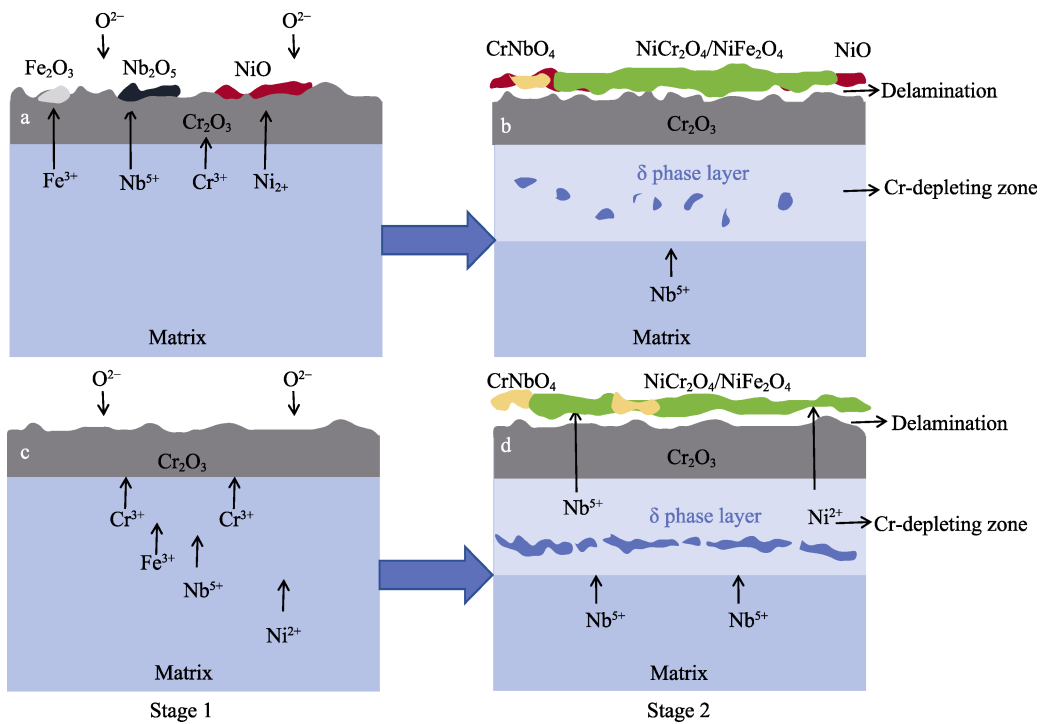


图 9 1 000 °C/150 h 高温氧化期间 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 涂层氧化行为示意图: a~b) IN625; c~d) IN625/LaB<sub>6</sub>  
Fig.9 Schematic diagram of oxidation behaviors during oxidation at 1 000 °C for 150 h: a-b) IN625; c-d) IN625/LaB<sub>6</sub>

### 3 结论

为提升 IN625 涂层高温性能,本研究通过球磨工艺向 IN625 合金中引入 1% (质量分数) LaB<sub>6</sub> 颗粒,并采用等离子堆焊工艺制备了 IN625 和 IN625/LaB<sub>6</sub> 堆焊层,系统研究了添加 LaB<sub>6</sub> 对 IN625 堆焊层的微观组织、显微硬度以及高温抗氧化性能的影响规律,主要结论如下:

1) 在 IN625 中加入 LaB<sub>6</sub> 颗粒后,LaB<sub>6</sub> 在等离子堆焊期间会在高温的作用下分解成游离的 La 与 B,其中 La 元素可能与 IN625 合金中的 Ti 反应形成 La-Ti-O 复合氧化物,并均匀分布在基体中,这种氧化物可以阻碍晶粒生长,促进晶粒细化,而 B 元素则

会在晶界偏聚,形成 Laves 相。

2) 在 IN625 堆焊层中加入 LaB<sub>6</sub> 颗粒后,堆焊层的平均显微硬度从 225.7HV0.3 增加到 268.92HV0.3,提高了 19.15%。硬度的提升可以归因于晶粒细化和第二相析出(Laves 相、La-Ti-O 复合氧化物)的双重强化作用。

3) 在 1 000 °C/150 h 的高温抗氧化试验中,IN625/LaB<sub>6</sub> 样品的氧化速率明显低于 IN625 样品。LaB<sub>6</sub> 颗粒的添加促进了晶粒细化,在氧化时有更多的 Cr 可通过晶界运输到氧化界面形成致密的氧化膜,这种氧化膜既能很好地阻挡氧气的侵入,还可以抑制易剥落相 NiO 的形成。除此之外,氧化膜附近 Cr 的大量消耗提高了 Nb 的活性梯度,从而促进了 Nb 向外扩散,导致氧化层中 CrNbO<sub>4</sub> 和均匀连续的 δ

相形成,这 2 种相可以作为阳离子和阴离子的扩散屏障,降低氧化速率。最后,一些在晶界析出的 La-Ti-O 复合物会在堆焊层高温氧化时阻碍 Ni、Fe 和 Nb 等阳离子向外输运,从而避免多种氧化物形成的生长应力使氧化层剥落。

#### 参考文献:

- [1] ZHANG M, ZHU Z Y, ZHANG L S, et al. Understanding Microstructure Evolution and Corrosion Behavior of Wire Arc Cladding Inconel 625 Superalloy by Thermodynamic Approaches[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 947: 169530.
- [2] CZUPRYŃSKI A, WYGŁĘDACZ B. Comparative Analysis of Laser and Plasma Surfacing by Nickel-Based Superalloy of Heat Resistant Steel[J]. *Materials*, 2020, 13(10): 2367.
- [3] BAI L Y, MEN D D, PENG W Y, et al. Preparation and High Temperature Oxidation Behaviors of TiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Inconel625 Composite Coatings on the Surface of Q235 Alloy at 900 °C[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, 631(2): 022054.
- [4] 王振宇, 刘政军, 艾星宇, 等. Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 对等离子堆焊 WC/Ni60 堆焊层组织及性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2024, 53(2): 100-104.  
WANG Z Y, LIU Z J, AI X Y, et al. Effects of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on Microstructure and Properties of Plasma Surfacing WC/Ni60 Surfacing Layer[J]. *Hot Working Technology*, 2024, 53(2): 100-104.
- [5] 耿延朝, 邓德伟, 田鑫, 等. 焊接电流对镍基钎复合堆焊层组织及性能的影响[J]. *理化检验(物理分册)*, 2019, 55(4): 240-243.  
GENG Y Z, DENG D W, TIAN X, et al. Influence of Welding Currents on Microstructure and Performances of Ni-Nb Composite Surfacing Layers[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part A (Physical Testing))*, 2019, 55(4): 240-243.
- [6] 刘治宇, 王振宇, 刘政军, 等. 等离子弧堆焊 WC 增强镍基堆焊层的组织及耐磨性研究[J]. *热加工工艺*, 2023, 52(17): 27-31.  
LIU Z Y, WANG Z Y, LIU Z J, et al. Microstructure and Wear Resistance of Plasma Arc Surfacing WC Reinforced Nickel-Based Surfacing Layer[J]. *Hot Working Technology*, 2023, 52(17): 27-31.
- [7] LI C, WHITE R, FANG X Y, et al. Microstructure Evolution Characteristics of Inconel 625 Alloy from Selective Laser Melting to Heat Treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 705: 20-31.
- [8] LI S, WEI Q S, SHI Y S, et al. Microstructure Characteristics of Inconel 625 Superalloy Manufactured by Selective Laser Melting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2015, 31(9): 946-952.
- [9] SHARIFITABAR M, KHORSHAHIAN S, SHAFIEE AFARANI M, et al. High-Temperature Oxidation Performance of Inconel 625 Superalloy Fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing[J]. *Corrosion Science*, 2022, 197: 110087.
- [10] GRABOŚ A, RUTKOWSKI P, HUEBNER J, et al. Oxidation Performance of Spark Plasma Sintered Inconel 625-NbC Metal Matrix Composites[J]. *Corrosion Science*, 2022, 205: 110453.
- [11] ZHANG X Z, SUN Y C, YU G X, et al. Microstructural Evolution and High-Temperature Oxidation of TiC/IN625 Coatings Fabricated by Multi-Layer Extreme High-Speed Laser Cladding[J]. *Optics & Laser Technology*, 2023, 158: 108838.
- [12] LIN J J, LV Y H, LIU Y X, et al. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Wall Deposited by Pulsed Plasma Arc Additive Manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2016, 102: 30-40.
- [13] THANNEERU R, PATIL S, DESHPANDE S, et al. Effect of Trivalent Rare Earth Dopants in Nanocrystalline Ceria Coatings for High-Temperature Oxidation Resistance[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(10): 3457-3466.
- [14] SONG X, WANG L, LIU Y, et al. Effects of Temperature and Rare Earth Content on Oxidation Resistance of Ni-Based Superalloy[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2011, 21(3): 227-235.
- [15] 郭建亭, 周兰章, 李谷松. 高温结构金属间化合物及其强韧化机理[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(1): 1-34.  
GUO J T, ZHOU L Z, LI G S. High Temperature Structural Intermetallics and Their Strengthening-Softening Mechanisms[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(1): 1-34.
- [16] OH Y, HAN C H, WANG M, et al. Effect of Rare Earth Oxide Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Ni-Based Alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 853: 156980.
- [17] DUPONT J N, LIPPOLD J C, KISER S D. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*[M]. New Jersey: Wiley, 2009.
- [18] 王晓玲, 朱开阳, 顾先锋, 等. 稀土 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 对 CMT 堆焊 Inconel 625 合金显微组织和抗高温氧化性能影响[J]. *精密成形工程*, 2023, 15(7): 190-199.  
WANG X L, ZHU K Y, GU X F, et al. Effect of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on Microstructure and High-Temperature Oxidation Resistance of Inconel 625 Alloy by CMT Surfacing[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2023, 15(7): 190-199.
- [19] TIAN Y, OUYANG B, GONTCHAROV A, et al. Microstructure Evolution of Inconel 625 with 0.4Wt% Boron Modification during Gas Tungsten Arc Deposition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 694: 429-438.

(下转第 142 页)

- of Isothermal Heat Treatment on Cyclic Life of Yttria Stabilized Zirconia and Gadolinium Zirconate Thermal Barrier Coating[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2018, 5(8): 16032-16041.
- [34] BOBZIN K, BAGCIVAN N, BRÖGELMANN T, et al. Influence of Temperature on Phase Stability and Thermal Conductivity of Single- and Double-Ceramic-Layer EB-PVD TBC Top Coats Consisting of 7YSZ, Gd<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> and La<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 237: 56-64.
- [35] DOLEKER K M, OZGURLUK Y, AHLATCI H, et al. Evaluation of Oxidation and Thermal Cyclic Behavior of YSZ, Gd<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> and YSZ/Gd<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> TBCS[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 371: 262-275.
- [36] KARAOGLANLI A C, DOLEKER K M, OZGURLUK Y. Interface Failure Behavior of Yttria Stabilized Zirconia (YSZ), La<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>, Gd<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>, YSZ/La<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> and YSZ/Gd<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> Thermal Barrier Coatings (TBCS) in Thermal Cyclic Exposure[J]. *Materials Characterization*, 2020, 159: 110072.
- 
- (上接第 107 页)
- [20] 傅恒志. 铸钢和铸造高温合金及其熔炼[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1985.  
FU H Z. Cast Steel and Cast Superalloys and Their Melting[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 1985.
- [21] PAVAN A H V, NARAYAN R L, SWAMY M, et al. Stress Rupture Embrittlement in Cast Ni-Based Superalloy 625[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 793: 139811.
- [22] CALANDRI M, MANFREDI D, CALIGNANO F, et al. Solution Treatment Study of Inconel 718 Produced by SLM Additive Technique in View of the Oxidation Resistance[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2018, 20(11): 1800351.
- [23] MILEY H A. Theory of Oxidation and Tarnishing of Metals[J]. *Transactions of the Electrochemical Society*, 1942, 81(1): 391.
- [24] HUANG L J, GENG L, FU Y, et al. Oxidation Behavior of in Situ TiCp/Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V Composite with Self-Assembled Network Microstructure Fabricated by Reaction Hot Pressing[J]. *Corrosion Science*, 2013, 69: 175-180.
- [25] HAUGSRUD R. On the High-Temperature Oxidation of Nickel[J]. *Corrosion Science*, 2003, 45(1): 211-235.
- [26] CHEN L, SUN Y Z, LI L, et al. Effect of Heat Treatment on the Microstructure and High Temperature Oxidation Behavior of TiC/Inconel 625 Nanocomposites Fabricated by Selective Laser Melting[J]. *Corrosion Science*, 2020, 169: 108606.
- [27] CHYRKIN A, HUCZKOWSKI P, SHEMET V, et al. Sub-Scale Depletion and Enrichment Processes during High Temperature Oxidation of the Nickel Base Alloy 625 in the Temperature Range 900–1 000 °C[J]. *Oxidation of Metals*, 2011, 75(3): 143-166.
- [28] GASKELL D R. Discussion of “Representation of Mixed Reactive Gases on Free Energy (Ellingham-Richardson) Diagrams”[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1996, 27(4): 693.
- [29] STASZEWSKA K, SCENDO M. Mechanism and Kinetics Oxidation of Inconel 617 and 625 Alloys[J]. *Technical Issues*, 2016, 1: 82-89.
- [30] PANG Q, WU G H, XIU Z Y, et al. Microstructure, Oxidation Resistance and High-Temperature Strength of a New Class of 3D Open - Cell Nickel-Based Foams[J]. *Materials Characterization*, 2012, 70: 125-136.
- [31] LI D S, DAI Q X, CHENG X N, et al. High-Temperature Oxidation Resistance of Austenitic Stainless Steel Cr<sub>18</sub>Ni<sub>11</sub>Cu<sub>3</sub>Al<sub>3</sub>MnNb[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2012, 19(5): 74-78.
- [32] KUO Y L, HAYASHI S, KAKEHI K. The Effects of Nb Addition on the Oxidation Behavior of Ni-Fe-Cr Alloys at 800 °C[J]. *Oxidation of Metals*, 2021, 95(1): 189-202.
- [33] DELAUNAY F, BERTHIER C, LENGLET M, et al. SEM-EDS and XPS Studies of the High Temperature Oxidation Behaviour of Inconel 718[J]. *Microchimica Acta*, 2000, 132(2): 337-343.
- [34] ZOU X D, YANG K, LI J K, et al. Microstructural Evolution and High-Temperature Oxidation Behavior of Oxide Dispersion Strengthened Inconel 625 Superalloy Fabricated by Directed Energy Deposition[J]. *Materials Characterization*, 2024, 210: 113810.