

表面失效及防护

不同气氛对激光熔覆 IN718 涂层形貌、组织与性能的影响

李栋^{1,2}, 张群莉^{1,2}, 张杰^{1,2}, 姚建华^{1,2}, Volodymyr S. Kovalenko^{1,3}

(1.浙江工业大学 激光先进制造研究院, 杭州 310014; 2.浙江省高端激光制造装备协同创新中心, 杭州 310014; 3.乌克兰国立科技大学 激光技术研究所, 乌克兰 基辅 03056)

摘要: 目的 研究不同气氛条件下激光熔覆 IN718 高温合金涂层的微观偏析。**方法** 利用激光熔覆技术, 在不同送粉气和不同保护气条件下制备了 IN718 高温合金涂层, 并对制备的涂层进行双时效热处理。采用光学显微镜观察显微组织结构和特征, 采用扫描电镜和能谱仪对涂层组织和相成分进行分析, 采用维氏硬度计对涂层热处理前后的硬度进行测定。**结果** 送粉气种类对熔覆层的形貌和组织有一定影响, 而保护气种类对熔覆层的形貌和组织影响不明显。与氩气作为送粉气制备的涂层相比, 氮气作为送粉气制备的涂层组织更加细密, Laves 相的尺寸更小且分布更均匀, Laves 相的体积分数由氩气送粉的 9.35% 减少到氮气送粉的 5.25%, 并且 Laves 相中 Nb 的质量分数由 20% 下降到 16%, 涂层硬度由 287HV_{0.2} 提高到 306HV_{0.2}。双时效热处理后, 涂层的显微硬度明显提高, 氮气作为送粉气制备的涂层硬度为 468HV_{0.2}, 高于氩气作为送粉气制备的涂层硬度 447HV_{0.2}。**结论** 氮气作为送粉气能有效降低激光熔覆 IN718 涂层的 Nb 元素偏析, 同时细化涂层组织, 提高涂层显微硬度。氮气作为保护气对涂层形貌和组织的影响不明显。

关键词: 激光熔覆; IN718 高温合金; 保护气; 送粉气; Laves 相; 微观偏析

中图分类号: TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2018)07-0185-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.07.026

Influence of Atmospheres on Morphology, Microstructure and Properties of Laser Cladding IN718 Coatings

LI Dong^{1,2}, ZHANG Qun-li^{1,2}, ZHANG Jie^{1,2}, YAO Jian-hua^{1,2}, Volodymyr S. Kovalenko^{1,3}

(1.Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, China; 2.Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou 310014, China;
3.Laser Technology Research Institute, National Technical University of Ukraine, Kiev 03056, Ukraine)

ABSTRACT: The work aims to study micro-segregation of laser clad IN718 superalloy coatings fabricated under different atmosphere conditions. IN718 superalloy coatings were fabricated under different carrier gas and shielding gas conditions, and double-aging heat treatment was applied to the coating. Microstructure and characteristics of the coatings were analyzed using

收稿日期: 2018-04-08; 修订日期: 2018-06-12

Received: 2018-04-08; Revised: 2018-06-12

基金项目: 国家自然科学基金 (51605441); 浙江省公益技术应用研究项目 (2017C31048); 高等学校学科创新引智计划资助 (110000213920168001)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51605441); Zhejiang Provincial Commonweal Technology Application Research Project (2017C31048); the Programme of Introducing Talents of Discipline to Universities (110000213920168001)

作者简介: 李栋 (1993—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为激光加工技术。

Biography: LI Dong (1993—), Male, Master, Research focus: laser processing technology.

通讯作者: 张群莉 (1979—), 女, 博士, 副教授, 主要研究方向为激光复合制造工艺技术及应用。

Corresponding author: ZHANG Qun-li (1979—), Female, Doctor, Associate professor, Research focus: laser hybrid manufacturing technology and application.

optical microscope (OM), structure and phase composition of the coatings were analyzed using scanning electron microscope (SEM) and energy disperse spectrometer (EDS), and hardness of the coatings before and after heat treatment was analyzed using Vickers hardness tester. Type of carrier gas had certain effects on the morphology and microstructure of the cladding layer, while type of shielding gas had no obvious effect. Compared with the coating prepared with argon (Ar) as carrier gas, the microstructure of the coating prepared with helium gas (He) as carrier gas was finer, the size of Laves phase was smaller and more uniformly distributed, volume fraction of the Laves phase decreased from 9.35% (Ar as carrier gas) to 5.25% (He as carrier gas), and Nb content in the Laves phase decreased from 20% to 16%, and hardness of the coating increased from 287HV_{0.2} to 306HV_{0.2}. After the double-aging heat treatment, microhardness of the coatings was significantly increased. Hardness of the coating prepared with He as carrier gas was 468HV_{0.2}, which was higher than that of the coating prepared with Ar gas as carrier gas (447HV_{0.2}). Using He gas as carrier gas can effectively reduce segregation of Nb element in laser cladding IN718 coating, refine microstructure and increase microhardness of coating. However, He gas as shielding gas has no obvious effect on morphology and microstructure of coating.

KEY WORDS: laser cladding; IN718 superalloy; shielding gas; carrier gas; Laves phase; micro-segregation

IN718是一种以 γ' 为主强化相、 γ 为辅强化相的镍基高温合金，因其在高温下具有优异的力学性能和表面耐腐蚀性能，被广泛应用于航空航天、石油、化工等核心领域^[1-3]。IN718制作的热端部件在加工和服役过程中不可避免地会出现磨损、腐蚀或疲劳裂纹等损伤形式而失效，而如果更换整个零部件会造成巨大的资源浪费和经济损失。再制造技术能有效修复零件局部损伤，在恢复失效尺寸的同时，还可以进一步提高其使用性能，同时节约制造成本^[4]。由于激光熔覆技术具有热影响区小、结合力好、熔覆层组织细化以及能实现缺损区域近净成形修复等优点^[5]，基于激光熔覆的再制造技术在IN718等高温零部件的高效高性能修复方面表现出巨大的应用潜力。

激光熔覆IN718的过程属于快速非平衡凝固过程，其凝固过程可总结为：L $\rightarrow\gamma+L\rightarrow(\gamma+NbC)+L\rightarrow\gamma+L\rightarrow\gamma+Laves$ ^[6]。其中Laves相是有害相，主要是由于在凝固过程中Nb元素富集偏聚引起的，同时Laves相的形态和含量会严重影响IN718合金的组织与性能。制备IN718涂层会不可避免地出现有害相Laves相，因此减轻元素偏析程度一直是IN718合金的研究热点^[7]。张尧成等人^[8]研究发现用液氮冷却基板能有效抑制激光熔覆IN718凝固过程的元素偏析，缩小有害相Laves相的尺寸并使其含量减少。Yunpeng Mei等^[9]研究发现降低电子束焊接速度会增加IN718的微观偏析，使Laves相的尺寸增大且含量增多。Hui Xiao等^[10]对比了脉冲激光器和连续激光器对激光熔覆

IN718涂层组织的影响，发现用脉冲激光器制备涂层能获得细化的等轴晶组织，并且使Nb元素偏析减少，Laves相的含量和尺寸减小。

上述研究结果表明通过优化工艺参数和降低凝固过程的冷却速率能有效控制IN718合金的微观偏析问题。激光焊接IN718过程中，由于氦气能有效增加焊接冷却速率，细化焊缝区组织和降低元素微观偏析^[11-13]，常常使用氦气作为其保护气。而激光熔覆IN718过程中，虽然可以使用不同种类的保护气和送粉气构成不同气氛，但不同气氛对成形貌和组织的影响鲜有研究。因此，本文在激光熔覆制备IN718涂层过程中使用不同的送粉气和保护气，着重研究不同气氛对熔覆层显微组织和Laves相析出的影响，并分析讨论了不同气氛条件下双时效热处理制度对显微硬度的影响，为激光修复IN718得到优异的组织和性能提供理论依据。

1 试验材料与方法

试验基材为经过固溶处理的IN718板材，其尺寸为100 mm×50 mm×6 mm。熔覆粉末为气雾化IN718球形粉末，粒径为53~150 μm。基体与粉末材料的化学成分如表1所示。试验前将基板用角磨机打磨，除掉表面氧化皮，并用丙酮和酒精清洗干净，吹干。把粉末材料放在真空烘干箱内，在120 °C的条件下连续烘烤4 h，以除去粉末中的水。

表1 IN718基板和IN718合金粉末的化学成分
Tab.1 Chemical composition of IN718 alloy substrate and powder

| Elements | Nb | Cr | Fe | Mo | Al | Ti | Si | C | Mn | Ni | wt% |
|-----------|------|-------|-------|------|------|------|------|-------|------|------|-----|
| Substrate | 5.0 | 19.0 | 17.45 | 3.0 | 0.7 | 1.0 | 0.3 | 0.072 | 0.2 | Bal. | |
| Powder | 4.92 | 19.20 | 18.1 | 3.19 | 0.54 | 0.97 | 0.20 | 0.045 | 0.04 | Bal. | |

激光熔覆系统的设备包括 6 kW 光纤耦合变光斑半导体激光器、三轴联动数控机床、三孔同轴送粉熔覆头和自动送粉器, 试验装置示意图如图 1。试验按照不同送粉气和保护气分为 A、B、C 3 组, 经过前

期工艺优化试验, 选取试验参数如表 2 所示。激光熔覆后将 IN718 熔覆涂层及基板一同置于高温箱式电阻炉中进行双时效处理 ($720\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$, 炉冷至 $620\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$, 空冷至室温)。

表 2 激光熔覆试验工艺参数
Tab.2 Processing parameters of laser cladding test

| Samples | Carrier gas | Shielding gas | Laser power/W | Scanning velocity/(mm·s ⁻¹) | Powder feeding rate/(g·min ⁻¹) | Spot diameter/mm | Carrier gas flow/(L·min ⁻¹) | Shielding gas flow/(L·min ⁻¹) |
|---------|-------------|---------------|---------------|---|--|------------------|---|---|
| A | Ar | Ar | 1200 | 6 | 8 | 3 | 15 | 15 |
| B | He | Ar | 1200 | 6 | 8 | 3 | 15 | 15 |
| C | Ar | He | 1200 | 6 | 8 | 3 | 15 | 15 |

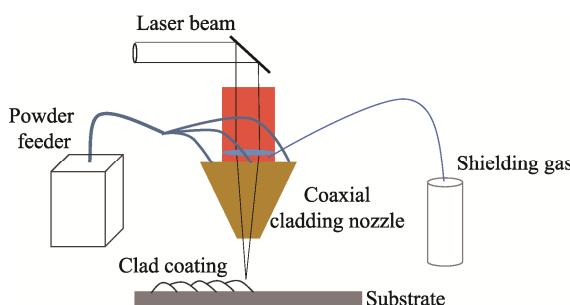


图 1 激光熔覆试验装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of laser cladding experimental setup

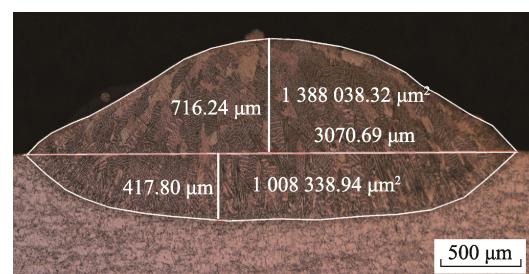
用线切割机沿垂直于激光扫描方向切取试样, 经镶嵌、打磨、抛光和化学腐蚀后制成金相试样(腐蚀剂用 100 mL HCl+100 mL C₂H₅OH+5 g CuCl₂ 配制而成)。采用 ZEISS 光学显微镜观察试样的金相显微组织, 利用 ZEISS EVO18 型扫描电镜(SEM) 观察组织特征, 并用 BRUKER XFlash 6130 型能谱仪(EDS) 进行成分分析。采用 HMV-2TADWXY 型自动式维氏硬度计测量试样的显微硬度, 所用载荷为 200 g, 加载时间为 10 s。利用 Photoshop 软件对 Laves 相的体积分数进行分析统计。

2 结果与讨论

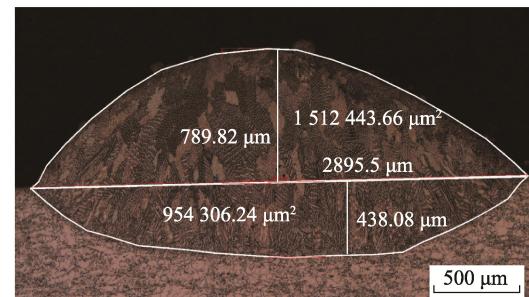
2.1 熔覆层横截面形貌

图 2 为不同气氛下制备的 IN718 合金涂层横截面的金相图。可以看出, 三组试样均为典型熔覆层横截面形态, 但是形貌和成形尺寸表现出差异。A 组与 C 组试样的横截面形貌和成形尺寸相近, 但是与 B 组相比有所差别, 具体表现在: B 组涂层的熔宽小于 A 组和 C 组, 熔高和沉积层的面积大于 A 组和 C 组。这说明不同气氛条件下, 熔覆层的形貌有所不同。在激光熔覆过程中, 三孔同轴熔覆头中心通道喷出的气体(保护气)主要用来防止液态金属飞溅到透镜表面, 而三孔通道喷出的气体(送粉气)主要用来传输金属粉末和保护熔池表面^[14]。与氩气相比, 当氦气作为送

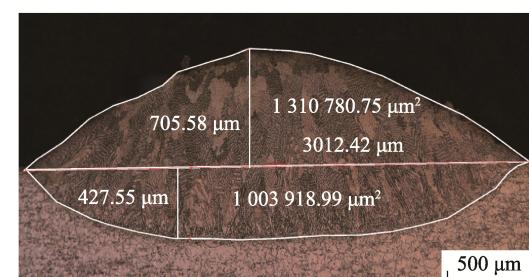
粉气对其熔池进行保护时, 由于其具有高热容、高导热率、密度较小(为空气密度的 14%) 和分子热运动速度较快等特点^[15], 能够增强对液态熔池的冷却作用, 提高熔池的凝固速率, 进而缩小熔池流动的区域, 具体表现为熔宽减小。其次, 氦气作为送粉气制备涂层的沉积层面积和熔高变大, 说明氦气用作送粉气能在一定程度上提高粉末的利用率。



a A 组试样(Ar 送粉气, Ar 保护气)



b B 组试样(He 送粉气, Ar 保护气)



c C 组试样(Ar 送粉气, He 保护气)

图 2 不同气氛下 IN718 熔覆层横截面金相图
Fig.2 Cross-sectional metallography of IN718 alloy coating in different atmospheres: (a) Ar as carrier gas, Ar as shielding gas; (b) He as carrier gas, Ar as shielding gas; (c) Ar as carrier gas, He as shielding gas

2.2 显微组织

图3为不同气氛下IN718合金熔覆层微观组织。可以看出,3种气氛下得到的涂层组织特征相同,主要由细长的柱状树枝晶及少量的等轴树枝晶组成,且树枝晶呈外延生长的特性,这是因为凝固过程中热流方向性强。但明显可以看出,氦气作为送粉气制备的

涂层组织要比其余两组细密。据文献[16]报道,IN718涂层熔覆态组织主要由Laves相、MC相和基体相 γ 相组成,灰色的为基体相,白色的为Laves相。相比于A组和C组,B组气氛下制备的涂层Laves相更加细小且分布更加弥散均匀,而A组和C组涂层的Laves相比较粗大且具有明显生长方向。

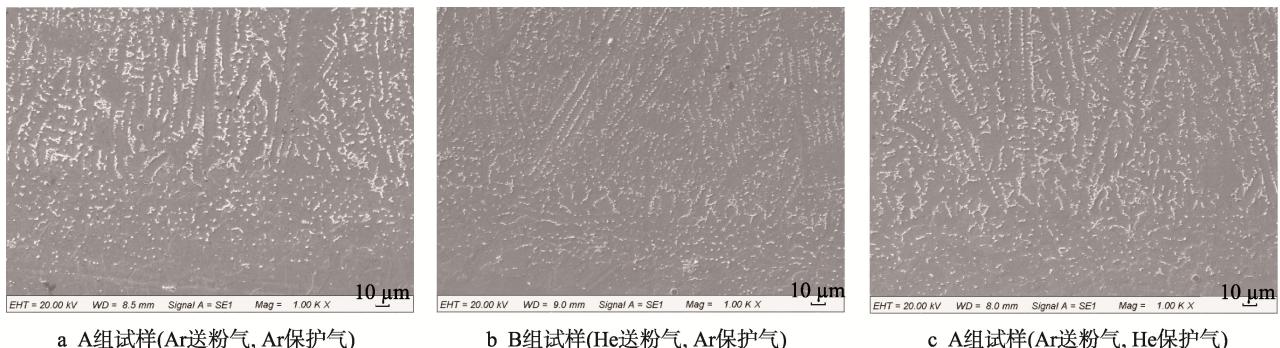


图3 不同气氛下熔覆态IN718合金涂层SEM形貌

Fig.3 SEM morphology of IN718 alloy coating in different atmospheres: (a) Ar as carrier gas, Ar as shielding gas; (b) He as carrier gas, Ar as shielding gas; (c) Ar as carrier gas, He as shielding gas

2.3 Laves相体积分数和枝晶间距

分别选取不同气氛下熔覆层各10张SEM照片,并用Photoshop软件二值化处理以统计Laves相的析出量,取10组统计结果的平均值作为最后的结果。A组涂层Laves相的体积分数约为9.35%,而B组涂层Laves相的体积分数减少到5.25%,C组涂层中Laves相的含量和A组相差不大,约为9.12%,如图

4所示。

Laves相的尺寸大小和体积分数与熔池的凝固冷却速率相关,为表征不同气氛下的凝固冷却速率,需对Laves相的枝晶间距进行测量统计。文献[17]报道,枝晶间距与凝固冷却速率之间的关系可用式(1)进行定量表示。

$$d=80\lambda^{-0.33} \quad (1)$$

式中: d 为枝晶间距(μm); λ 为冷却速率($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)。

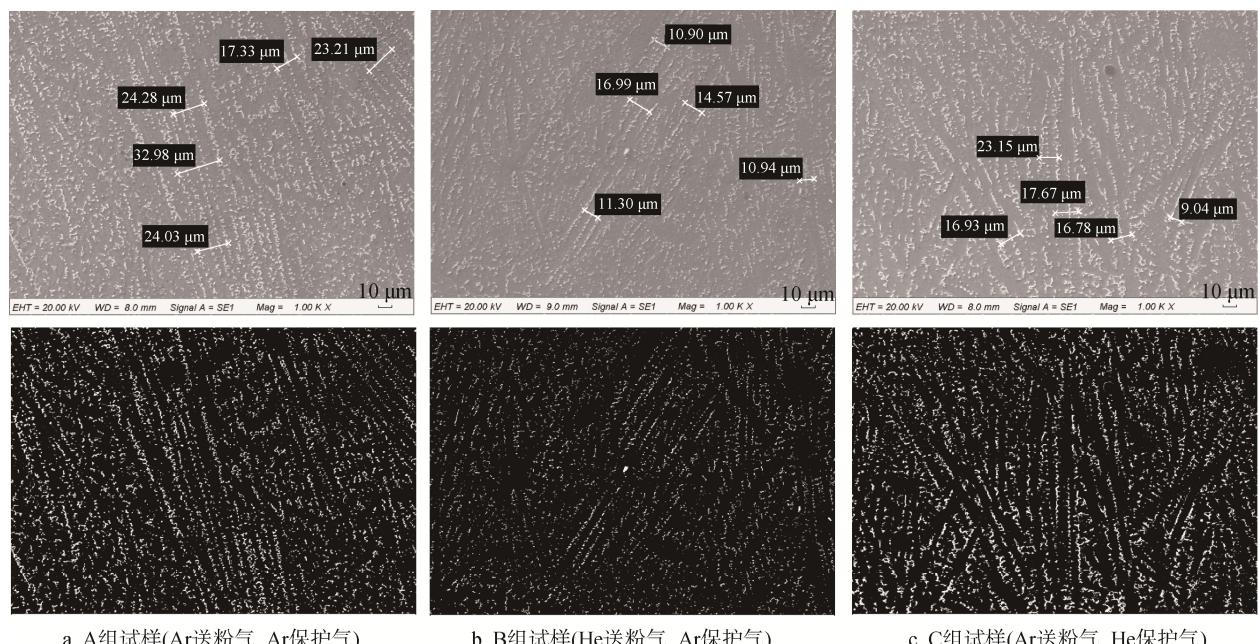


图4 不同气氛下IN718熔覆层枝晶间距测量示意图和二值化图

Fig.4 Schematic diagrams of dentrite spacing measurements and relevant binary pictures for quantitative analysis of IN718 alloy coating in different atmospheres: (a) Ar as carrier gas, Ar as shielding gas; (b) He as carrier gas, Ar as shielding gas; (c) Ar as carrier gas, He as shielding gas

不同气氛下熔覆层枝晶间距的测量见图 4, A 组涂层中 $d=8.15 \mu\text{m}$, B 组涂层中 $d=5.56 \mu\text{m}$, C 组涂层中 $d=8.35 \mu\text{m}$ 。由式(1)可知, A 组和 C 组熔覆层的凝固冷却速率相差不大, 而 B 组涂层的冷却速度要远高于 A 组和 C 组。这是因为氦气的热容和导热率比氩气高^[15], 冷却效果更好, 这与氦气应用在激光焊接时的影响规律一致^[12]。而当用氦气作保护气时, 由于三孔同轴送粉熔覆头的特殊结构特点, 其对涂层的组织特征影响不明显。

2.4 Nb 元素偏析

如图 5 所示, 对不同气氛下制备的熔覆层中 Laves

相和基体相 γ 相进行能谱分析, 结果见表 3。可知 A 组涂层 Laves 相中的 Nb 含量(质量分数)为 20% 左右, 而 γ 相中的 Nb 含量约为 2%; B 组涂层 Laves 相中的 Nb 含量为 15%~16%, 而 γ 相中的 Nb 含量约为 4%。这说明在氦气作为送粉气的快速凝固过程中, Nb 元素固溶在基体相 γ 相中的含量增多。C 组涂层 Laves 相和 γ 相中的 Nb 偏析情况与 A 组无明显差别。由此可见, 氦气作为送粉气制备涂层能使 Laves 相中 Nb 含量降低, 从而使更多的 Nb 元素固溶到基体相中, 可有效抑制 Nb 元素偏析, 而氦气作为保护气对元素偏析情况无明显影响。

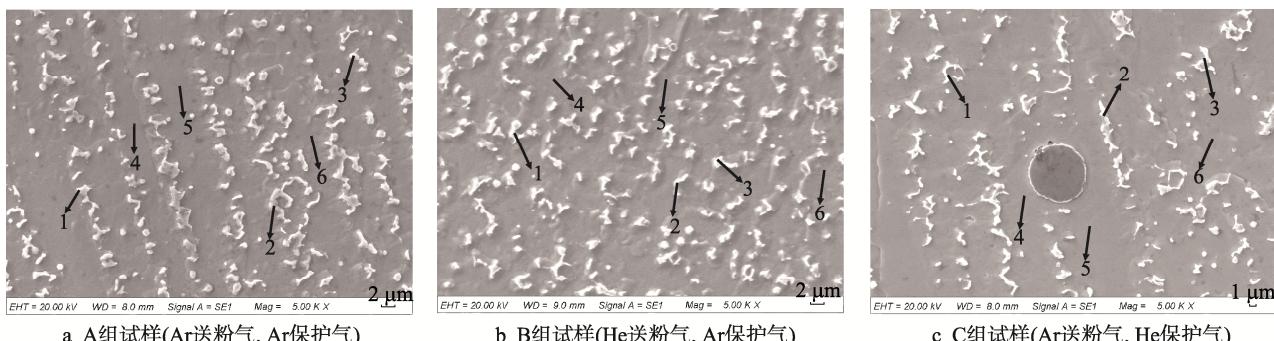


图 5 不同气氛下熔覆层不同区域的能谱分析

Fig.5 EDS analysis for different areas in cladding layer fabricated in different atmospheres: (a) Ar as carrier gas, Ar as shielding gas; (b)He as carrier gas, Ar as shielding gas; (c)Ar as carrier gas, He as shielding gas

表 3 不同气氛下熔覆态 IN718 合金
涂层中 Nb 偏聚 EDS 分析结果

Tab.3 EDS results on Nb segregation in
IN718 alloy coating in different atmospheres wt%

| Samples | Laves phase | | | γ phase | | |
|---------|-------------|---------|---------|----------------|---------|---------|
| | Point 1 | Point 2 | Point 3 | Point 4 | Point 5 | Point 6 |
| A | 21.89 | 20.43 | 19.53 | 2.15 | 2.25 | 2.10 |
| B | 16.16 | 15.23 | 15.56 | 4.53 | 3.67 | 4.38 |
| C | 20.98 | 19.50 | 23.14 | 1.83 | 2.42 | 2.11 |

2.5 显微硬度

图 6 为不同气氛下得到的 IN718 高温合金涂层热处理前后的平均显微硬度。B 组涂层在热处理之前的平均硬度为 $306 \text{ HV}_{0.2}$, 略高于 A 组涂层的平均硬度 $287 \text{ HV}_{0.2}$ 和 C 组涂层的平均硬度 $283 \text{ HV}_{0.2}$ 。这是因为当用氦气作送粉气时, 由于偏析程度降低, 增加了基体相 γ 相中 Nb 等元素的溶解量, 导致其固溶强化作用有一定增强, 从而提高了熔覆层的显微硬度。而氩气作为送粉气制备的涂层中, Laves 相的含量较高, 会消耗比较多的 Nb 元素而使合金的固溶强化作用减弱, 表现为熔覆态的显微硬度偏低。

经过双时效热处理后, 由于强化相 γ'' 和 γ' 的析

出, 3 种涂层的显微硬度均明显提高。但氦气作为送粉气制备的涂层双时效处理后的硬度达到 $468 \text{ HV}_{0.2}$, 比氩气作送粉气时得到的涂层约高 $20 \text{ HV}_{0.2}$, 说明氦气作为送粉气制备的涂层在时效过程中有更多的 Nb 参与强化相的析出, 从而使热处理态熔覆层的硬度较高, 进一步说明氦气作为送粉气能提高涂层的性能。

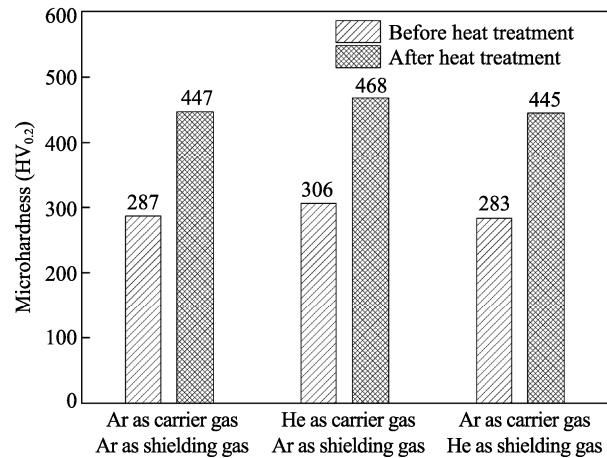


图 6 不同气氛下所得熔覆层热处理前后显微硬度对比
Fig.6 Microhardness comparsion of IN718 alloy coating fabricated in different atmospheres before and after heat treatment

3 结论

- 1) 氦气作为送粉气(相比于氩气)降低了熔覆层的熔宽,增加了涂层的高度;氦气作为保护气,对熔覆层的形貌无明显影响。
- 2) 氦气作为送粉气使熔覆层中Laves相变得细小且分布更加均匀,Laves相的体积分数由9.35%减少到5.25%,能有效抑制Nb元素的偏析。氦气作为保护气对涂层的组织影响不大。
- 3) 氦气作为送粉气制备的熔覆层的显微硬度要高于氩气作为送粉气得到的涂层。双时效热处理后,由于强化相 γ'' 和 γ' 的析出,涂层显微硬度均明显提高,但氦气作为送粉气制备的涂层的显微硬度略高于氩气作为送粉气制备的涂层。保护气种类对熔覆层显微硬度的影响不明显。

参考文献:

- [1] 齐欢. IN718(GH4169)高温合金的发展与工艺[J]. 材料工程, 2012(8): 92-100.
QI Huan. Review of Inconel 718 Alloy: It's History, Properties, Processing and Developing Substitutes[J]. Journal of Materials Engineering, 2012(8): 92-100.
- [2] CHEN Y, LU F, ZHANG K, et al. Dendritic Microstructure and Hot Cracking of Laser Additive Manufactured Inconel 718 under Improved Base Cooling[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2016, 670: 312-321.
- [3] ZHONG C, GASSER A, KITTEL J, et al. Improvement of Material Performance of Inconel 718 Formed by High Deposition-rate Laser Metal Deposition[J]. Materials & Design, 2016, 98: 128-134.
- [4] 徐滨士, 董世运, 朱胜, 等. 再造成形技术发展及展望[J]. 机械工程学报, 2012, 48(15): 96-105.
XU Bin-shi, DONG Shi-yun, ZHU Sheng, et al. Prospects and Developing of Remanufacture Forming Technology[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2012, 48(15): 96-105.
- [5] 张净宜, 邱长军, 贺沅玮, 等. 不同Ni含量铁基激光熔覆层组织和性能的研究[J]. 表面技术, 2017, 46(6): 221-225.
ZHANG Jing-yi, QIU Chang-jun, HE Yuan-wei, et al. Microstructure and Properties of Fe-based Laser Cladding with Different Ni Content[J]. Surface Technology, 2017, 46(6): 221-225.
- [6] KNOROVSKY G A, CIESLAK M J, HEADLEY T J, et al. INCONEL 718: A Solidification Diagram[J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20(10): 2149-2158.
- [7] STEVENS E L, TOMAN J, TO A C, et al. Variation of Hardness, Microstructure, and Laves Phase Distribution in Direct Laser Deposited Alloy 718 Cuboids[J]. Materials & Design, 2017, 119: 188-198.
- [8] 张尧成. 激光熔覆INCONEL 718合金涂层的成分偏聚与强化机理研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2013.
ZHANG Yao-cheng. Studies on Component Segregation and Strengthening Mechanism of Laser Cladding Inconel 718 Alloy Coating[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2013.
- [9] MEI Y, LIU Y, LIU C, et al. Effect of Base Metal and Welding Speed on Fusion Zone Microstructure and HAZ Hot-cracking of Electron-beam Welded Inconel 718[J]. Materials & Design, 2016, 89: 964-977.
- [10] XIAO H, LI S, HAN X, et al. Laves Phase Control of Inconel 718 Alloy Using Quasi-continuous-wave Laser Additive Manufacturing[J]. Materials & Design, 2017, 122: 330-339.
- [11] MANIKANDAN S, SIVAKUMAR D, RAO K P, et al. Effect of Enhanced Cooling on Microstructure Evolution of Alloy 718 Using the Gas Tungsten Arc Welding Process[J]. Welding in the World, 2016, 60(5): 1-16.
- [12] MANIKANDAN S G K, SIVAKUMAR D, KAMARAJ M, et al. Laves Phase Control in Inconel 718 Weldments[J]. Materials Science Forum, 2012, 710: 614-619.
- [13] MANIKANDAN S G K, SIVAKUMAR D, RAO K P, et al. Effect of Weld Cooling Rate on Laves Phase Formation in Inconel 718 Fusion Zone[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2014, 214(2): 358-364.
- [14] 赵维义, 胡芳友, 易德先. 三通道激光熔覆同轴送粉喷嘴气体速度场试验[J]. 中国表面工程, 2012, 25(1): 51-55.
ZHAO Wei-yi, HU Fang-you, YI De-xian. Experiment of Shielding Gas Flow Field on a Three Tunnels Coaxial Powder Feeding Nozzle[J]. China Surface Engineering, 2012, 25(1): 51-55.
- [15] 雷小伟, 万自永, 孙现龙, 等. 气体保护焊保护气体的选用[J]. 材料开发与应用, 2014, 29(4): 90-94.
LEI Xiao-wei, WAN Zi-yong, SUN Xian-long, et al. Selection of Shield Gas in Gas Shield Arc Welding[J]. Development and Application of Materials, 2014, 29(4): 90-94.
- [16] TUCHO W M, CUVILLIER P, SJOLYST-KVERNELAND A, et al. Microstructure and Hardness Studies of Inconel 718 Manufactured by Selective Laser Melting before and after Solution Heat Treatment[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 689: 220-232.
- [17] DUPONT J N, MARDER A R, NOTIS M R, et al. Solidification of Nb-bearing Superalloys: Part II. Pseudoternary Solidification Surfaces[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1998, 29(11): 2797-2806.