

# 激光熔覆 Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> 金属陶瓷涂层的组织性能研究

赵海洋<sup>\*\*</sup>, 李新梅<sup>\*</sup>, 卢彩彬

新疆大学机械工程学院, 新疆 乌鲁木齐 830047

**摘要** 为了进一步研究激光熔覆 Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> 金属陶瓷涂层的硬度及耐磨性,应用 YLS-2000 光纤激光器在 45 钢基体上分别制备 Ni-Al 涂层及 Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> 金属陶瓷涂层。通过金相显微镜、扫描电子显微镜、X 射线能谱分析、X 射线衍射等系统地研究涂层的组织形貌、物相组成及元素分布。采用 HXD-1000TB 维氏硬度计测定涂层截面显微硬度分布,利用 M-2000 磨损试验机进行磨损试验。结果表明,Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> 金属陶瓷涂层的宏观成形质量较好,无裂纹,其涂层的截面最高硬度约为 Ni-Al 涂层的 2 倍,约为基体的 4 倍;其磨损体积约是 45 钢基体的 1/8,相较于 Ni-Al 涂层的磨损体积降低了 30%。Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> 金属陶瓷涂层组织更加均匀致密,其硬度及耐磨性能相较于 Ni-Al 涂层及基体材料显著提升,该研究对于金属陶瓷材料的整体性能分析具有一定的参考意义。

**关键词** 激光光学; 激光熔覆; Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> 金属陶瓷涂层; 组织; 性能

中图分类号 TG439.4

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.211406

## Microstructure and Properties of Laser Cladding Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> Cermet Coating

Zhao Haiyang<sup>\*\*</sup>, Li Xinmei<sup>\*</sup>, Lu Caibin

School of Mechanical Engineering, Xinjiang University, Urumqi, Xinjiang 830047, China

**Abstract** In order to further study the hardness and wear resistance of laser cladding Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> cermet coating, a YLS-2000 fiber laser was used to prepare Ni-Al coating and Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> cermet coating on a 45 steel substrate. The metallographic microscope, scanning electron microscope, electronic differential system energy spectrum analysis, X-ray diffraction and other systems were used to study the microstructure, phase composition, and element distribution of the coating. HXD-1000TB Vickers hardness tester was used to measure the micro-hardness distribution of the coating section, and the wear test was performed by using the M-2000 abrasion tester. The Ni-Al / Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> cermet coating has good macro-forming quality and no cracks. The maximum cross-section hardness of the coating is about twice that of the Ni-Al coating and about four times that of the substrate. Its wear volume is about 1/8 of that of the 45 steel substrate, which is 30% lower than that of Ni-Al coating. The structure of Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> cermet coating is more uniform and dense, and its hardness and wear resistance are significantly improved compared to Ni-Al coating and matrix material. This research has certain reference significance for the overall performance analysis of cermet materials.

**Key words** laser optics; laser cladding; Ni-Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> cermet coating; microstructure; performance

**OCIS codes** 140.3390; 160.6990; 350.3390; 350.3850

收稿日期: 2020-02-05; 修回日期: 2020-03-04; 录用日期: 2020-03-16

基金项目: 国家自然科学基金(51865055)、天山英才第二期项目(201720025)

\* E-mail: lxmjx2009@126.com; \*\* E-mail: 2767677486@qq.com

# 1 引言

作为工业建设中最重要基础材料,金属材料的磨损和腐蚀一直是困扰人们的主要问题。表面工程技术特别是激光熔覆技术对关键零件进行维修和再制造具有很高的性价比。维修成本一般约为更换成本的20%,而通过激光熔覆修复的零件强度却可以达到原始状态的90%以上。更重要的是,它还可以缩短维护时间,大大降低企业的时间成本<sup>[1]</sup>。目前,关于传统钢基体表面通过激光熔覆进行改性的研究有很多<sup>[2-4]</sup>。近年来,随着大功率激光器的发展和推广,激光熔覆由于其工件变形小、粘接强度高优点,逐渐成为材料表面强化、废件修复和再制造的应用热点之一<sup>[5-10]</sup>。

随着激光熔覆技术的进一步发展,近年来,陶瓷颗粒增强金属基复合涂层已成为激光熔覆涂层研究和开发的热点,其具有高耐磨性、高强度和良好的韧性等优良性能<sup>[11]</sup>。金属间化合物由于其原子的长程有序排列以及金属键和共价键的并存特性,使其在保持金属特性的同时又兼具陶瓷特性<sup>[12]</sup>。 $Ni_3Al$ 为具有长程有序的金属间化合物,与镍基高温合金相比, $Ni_3Al$ 基合金由于具有较高的比强度和较低的密度而受到关注。将金属陶瓷复合涂层激光熔覆在基材表面上,结合陶瓷颗粒的优异耐磨性和化学稳定性以及金属材料的良好强度和韧性,从而获得出色的综合性能<sup>[13]</sup>。吴王平等<sup>[14]</sup>提出激光熔覆NiAl-SiC复合涂层,结果表明,涂层摩擦系数比基材更低,耐磨性比基材更好;任仲贺等<sup>[15]</sup>在Q235钢基材上制备Ni基激光熔覆层组织时发现, $TiO_2$ 的添加可以使组织更加均匀细密,无裂纹产生;周建忠等<sup>[16]</sup>通过添加 $Al_2O_3$ 使得激光熔覆制备的金属陶瓷涂层的硬度及耐磨性得到显著提升;周笑薇等<sup>[17]</sup>应用激光熔覆技术在A3钢表面制备含有 $Al_2O_3$ 的Ni60合金陶瓷复合涂层,研究结果表明,与Ni60相比,熔覆层的性能得到显著改善,硬度提高了300  $HV_{0.3}$ ,耐磨性提高了4倍。可以看出,由于添加了 $Al_2O_3$ ,可以显著改善熔覆层的整体性能。 $Al_2O_3-13\%TiO_2$ 陶瓷粉末是目前较常用的耐磨材料之一,通过激光熔覆而形成的涂层拥有良好的硬度和耐磨性,且常应用于一些磨损的零件上<sup>[18]</sup>,国内外学者研究了在金属表面制备Ni-Al涂层,提升了基材的硬度,但是涂层的组织形貌不佳,容易出现裂纹,因此,通过加入 $Al_2O_3-13\%TiO_2$ 陶瓷粉末来改善Ni-Al熔覆层的组织硬度和耐磨性是本文研究的切入点。即通过激光熔覆技术在45钢表面上熔

覆Ni-Al/ $Al_2O_3-13\%TiO_2$ 金属陶瓷粉末,可以获得具有金属和陶瓷综合性能的耐磨涂层。

## 2 试验材料与方法

### 2.1 试验材料

试验选用45钢为基体材料,其化学成分(质量分数,%)为:0.42%~0.47% C; 0.50%~0.80% Mn; 0.17%~0.37% Si;  $S \leq 0.035\%$ ;  $P \leq 0.035\%$ ;  $Cr \leq 0.25\%$ ;  $Ni \leq 0.25\%$ ; 余量为Fe。基体待预置表面使用220#砂纸打磨,然后用丙酮进行清洗,去除表面污垢。Ni-Al涂层材料为摩尔比4:1的Ni-Al合金粉,粒度为240~280目;在Ni-Al涂层熔覆材料的基础上再加入质量分数为50%的 $Al_2O_3-13\%TiO_2$ 复合陶瓷粉末,粒度为150~300目,之后用KQM-Z/B型行星式球磨机在300 r/min速度下混合4 h,使粉末混合均匀。获得Ni-Al/ $Al_2O_3-13\%TiO_2$ 金属陶瓷复合熔覆粉末形貌及X射线衍射(XRD)谱如图1、2所示。

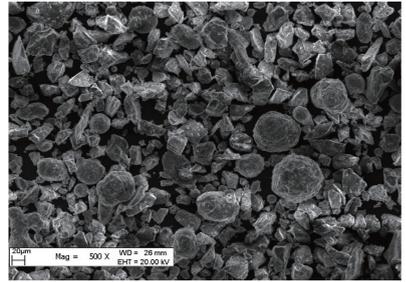


图1 Ni-Al/ $Al_2O_3-13\%TiO_2$ 金属陶瓷复合熔覆粉末形貌图  
Fig. 1 Morphology of Ni-Al/ $Al_2O_3-13\%TiO_2$  cermet composite cladding powder

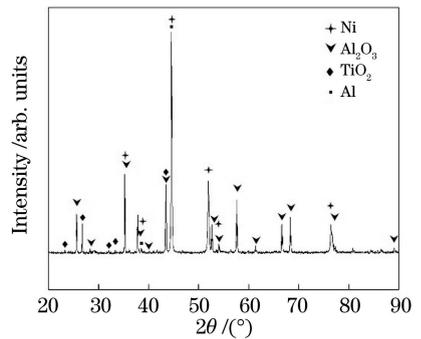


图2 Ni-Al/ $Al_2O_3-13\%TiO_2$ 金属陶瓷复合熔覆粉末XRD  
Fig. 2 XRD of Ni-Al/ $Al_2O_3-13\%TiO_2$  cermet composite cladding powder

### 2.2 试验方法

涂层预置试验用0.3%(质量分数)的聚乙烯醇做粘结剂,经过反复加热、冷却3次备用,将混合粉末调制成膏状,平铺在预处理的基材表面,通过自制

模具控制涂层厚度为 0.8 mm, 并在此涂层上施加一定压力, 以保证涂层紧实。再把预置好的试样放置在干燥箱中烘干、保温 6 h 待熔覆。

试验采用 HWF2000 激光熔覆三维打印成形系统, IPG 公司生产的 YLS-2000 光纤激光器, 激光波长为 1070 nm。试验前期为了获得质量较好的涂层, 对激光熔覆工艺参数进行优化, 得出在激光功率为 1200 W、扫描速度为 6 mm · s<sup>-1</sup>、光斑直径为 2.8 mm、氩气流量为 15 L/min 时, 涂层质量较佳。

垂直于激光扫描方向切割熔覆层, 依次用 220#~1000# 砂纸打磨, 再用金相砂纸抛光, 然后使用 Keller (95 mL H<sub>2</sub>O + 2.5 mL HNO<sub>3</sub> + 1.5 mL HCL + 1.0 mL HF) 试剂对金相样品进行腐蚀处理。用金相显微镜和 LEO-1430VP 型扫描电子显微镜观察其微观组织形貌, 并利用 Bruker D8 advance 型 X-射线粉末衍射仪和 OXFORD-7353 型能谱仪对涂层的物相成分及元素进行分析。使用型号为 HXD-1000TB 的维氏显微硬度计测量熔覆层至基体截面的硬度分布, 显微硬度计选用压头载荷为 200 g, 加载时间为 15 s。磨损试验采用型号 M-2000 的试验机, 设定设备转数为 180 r/min, 待测试样在 60 N 载荷下摩擦 60 min, 利用型号 FA2004 的分

析天平(精度为 0.1 mg)测量涂层磨损损失重量, 并结合阿基米德排水法<sup>[19]</sup>测出相应涂层的密度, 失重量与密度的比值即为该涂层的磨损体积。通过扫描电镜观察磨损表面形貌, 进而研究其磨损机理。

### 3 试验结果及分析

#### 3.1 工艺参数对涂层质量的影响

在激光功率为 1200 W 时, 不同扫描速度下单道熔覆层表面的宏观形貌如表 1 所示。可以看出, 在扫描速度为 4 mm · s<sup>-1</sup> 时, 熔覆层成形不均匀, 表面粗糙且存在严重过烧; 当扫描速度为 5 mm · s<sup>-1</sup> 时, 熔覆层表面不太均匀, 表面较粗糙, 存在轻微的过烧; 当扫描速度为 6 mm · s<sup>-1</sup> 时, 熔覆层成形非常均匀且平整, 连续性好; 当扫描速度为 7 mm · s<sup>-1</sup> 时, 熔覆层的连续性不太好, 且均匀性较差。当扫描速度较小时, 熔池保持时间较长, 故而容易出现过烧现象, 再结合图 3 可知, 在激光功率一定时, 随着扫描速度的增加, 熔宽熔厚呈递减趋势, 熔池深度逐渐降低, 再结合熔覆层表面的质量, 在 6 mm · s<sup>-1</sup> 时稀释率最低, 此时, Ni-Al-AT13 涂层横截面形貌如图 4 所示, 熔覆层与基材获得较好的冶金结合, 同时还获得较佳的熔覆形貌。

表 1 扫描速度对熔覆层表面形貌影响

Table 1 Effect of scanning speed on surface morphology of cladding

Scanning speed / (mm · s <sup>-1</sup> )	Surface topography
4	
5	
6	
7	

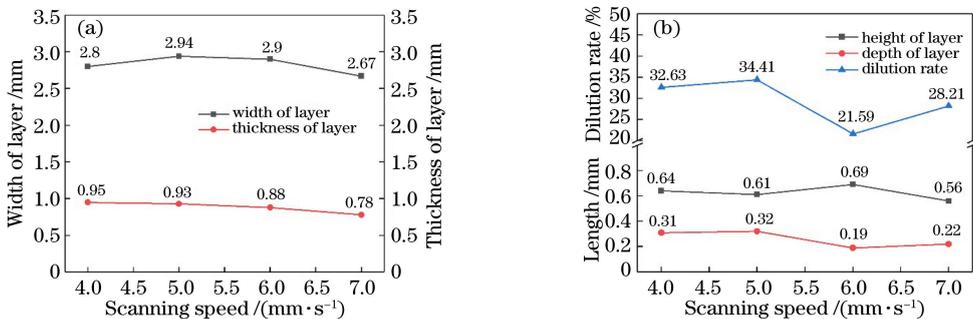


图 3 试验结果。(a)熔覆层宽度、厚度随扫描速度变化;(b)熔覆层深度、高度、稀释率随扫描速度变化

Fig. 3 Test results. (a) Cladding layer width and thickness change with scanning speed; (b) cladding layer depth, height, and dilution rate change with scanning speed

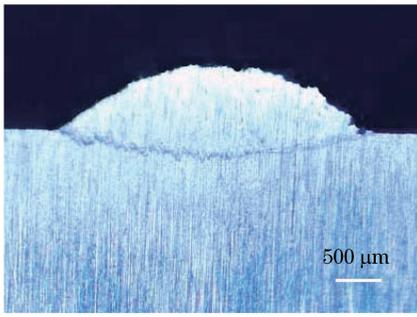


图 4 Ni-Al-AT13 涂层横截面宏观形貌

Fig. 4 Macroscopic morphology of Ni-Al-AT13 coating cross section

在扫描速度为  $6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,不同功率条件下熔覆层表面的宏观形貌如表 2 所示。在激光功率为 800 W 时,熔覆层不均匀,表面比较粗糙且存在一些柱状未熔的颗粒;在激光功率为 1000 W 时,熔覆层

表面不太均匀,且有点粗糙,不平整;在激光功率为 1200 W 时,熔覆层成形较均匀,表面平整,连续性比较好,宏观质量较好;在激光功率为 1400 W 时,熔覆层表面出现过烧现象,质量不佳。图 5 所示为不同功率下对熔覆层尺寸质量的影响,在其他工艺参数一定的情况下,随着激光功率的增加,熔覆层厚度变化不大,但由于激光能量的递增,热影响较重,熔覆层宽度逐渐增大,熔覆层的高度变化不大,当功率为 1400 W 时,熔覆熔池受热影响较严重,此时的稀释率较大。综合考虑功率对熔覆层形貌及质量的影响,在激光功率为 1200 W,扫描速度为  $6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ,光斑直径为 2.8 mm 时,所获得的熔覆层表面成形较均匀,平整且连续性较好,此时稀释率也较低,在保证熔覆层和基材较好冶金结合的同时,熔覆层质量也较佳。

表 2 激光功率对涂层表面形貌影响

Table 2 Effect of laser power on surface morphology of coating

Laser power / W	Surface topography
800	
1000	
1200	
1400	

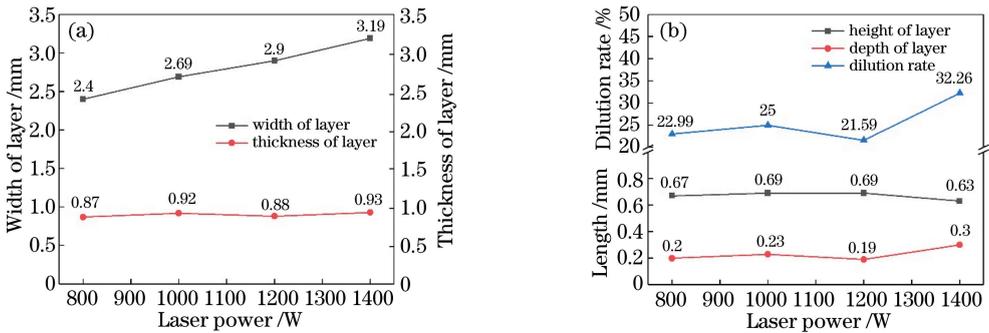


图 5 试验结果。(a)熔覆层宽度、厚度随激光功率变化;(b)熔覆层深度、高度、稀释率随激光功率变化

Fig. 5 Test results. (a) Cladding layer width and thickness change with laser power;

(b) cladding layer depth, height, and dilution rate change with laser power

### 3.2 熔覆层形貌分析

图 6(a)为单道的 Ni-Al 涂层截面形貌,可以看出, Ni-Al 涂层组织结构不均匀,整体质量较差,存在一些气孔。而且 Ni-Al 涂层有较明显的裂纹产生,这可能与激光熔覆过程中急冷急热的特点致使涂层内部产生较大的内应力有关,同时与涂层内部

大量 Ni-Al 硬脆相的产生有关。图 6(b)为 Ni-Al/AT13 金属陶瓷复合涂层整体形貌,与 Ni-Al 涂层组相比,该形貌平整均匀,无裂纹产生,无气孔且组织更加细密。可以看出,由于加入了 AT13 陶瓷硬质颗粒,且均匀分散于涂层内部,对熔覆层起到弥散强化作用,降低了涂层内部应力的产生,使涂层能够

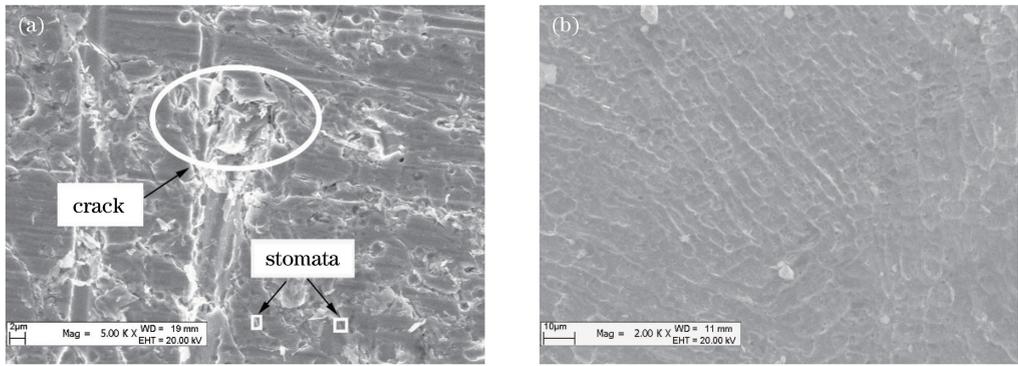


图6 涂层形貌。(a) Ni-Al 涂层形貌;(b) Ni-Al-AT13 涂层形貌

Fig. 6 Coating morphology. (a) Ni-Al coating morphology; (b) Ni-Al-AT13 coating morphology

避免产生裂纹,且对涂层组织起到细化作用,很好地改善了涂层的组织性能,进而提升了涂层整体的硬度及耐磨性能。

### 3.3 物相及微观组织分析

图7(a)~(c)分别为 Ni-Al 熔覆层的底部、中部及近表层微观组织,涂层组织整体较为均匀,但由于熔覆过程中熔覆层内部温度梯度变化以及成分过冷的影响,在由液态到凝固的过程中,底部呈现大量的柱状晶和胞状组织及团絮状组织,涂层内部均匀呈现出定向生长的柱状树枝晶和雪花状组织,但整体组织较为杂乱。造成这种现象的原因可能是:在熔覆凝固过程中,液态金属在熔池内部的对流和扩散、合金元素之间的相互作用导致涂层的成分分布不均

匀,以及温度梯度和凝固速度的差异,导致微观呈现出不同的组织形态<sup>[20]</sup>。在涂层熔覆凝固的过程中,内部温度梯度与凝固速度的比值控制了组织的晶体生长形态。凝固首先从熔覆层的底部开始,然后优先在基材表面形核。由于基体表面相对处于冷态,与熔覆层之间存在较大的温度梯度,熔覆层组织主要呈现胞状晶状态;随着固液界面的前移,熔覆层内部温度梯度逐渐减小,凝固速率显著增加,熔覆层内部的热流方向相对单一,故该组织逐渐呈现出柱状晶状态。随着液固界面靠近熔覆层表面,熔覆层散热方式增多,且随着激光束的搅拌作用,使熔覆层的形核率大大增加,会出现一部分细小的等轴晶。

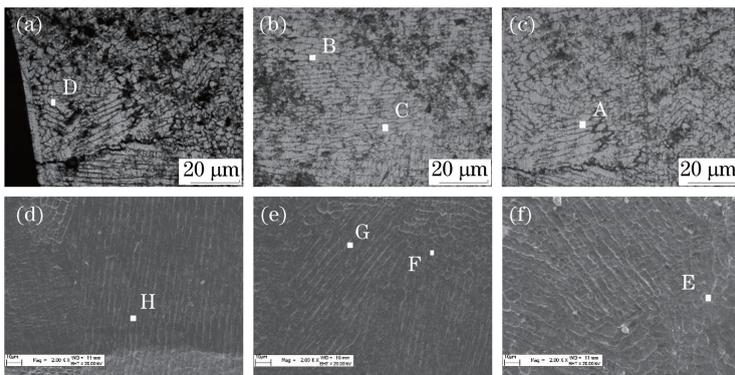


图7 试验结果。(a)~(c) Ni-Al 熔覆层的底部、中部、近表层;(d)~(f) Ni-Al-AT13 熔覆层的底部、中部、近表层

Fig. 7 Test results. (a)-(c) Ni-Al cladding layer bottom, middle, and near surface; (d)-(f) Ni-Al-AT13 bottom, middle, and near-surface layer

Ni-Al-AT13 复相金属陶瓷涂层不同位置的微观组织形貌如图7(d)~(f)所示:由于在熔池的不同部分中具有不同的温度梯度和凝固速率,整个熔覆层的不同部分呈现出不同的组织形状,可以看出,涂层大部分是由细密的柱状晶组成且含有少量的树枝晶,在熔池底部出现雪花状的柱状晶和少量的树枝晶相互交映,近表层为细小的胞状组织和等轴晶。

在激光熔覆的过程中,由于 AT13 具有高熔点特性,它将在熔覆层的结晶过程中优先形核,从而导致晶界前沿出现较大的过冷,因此,在硬质颗粒周围呈现大量的形核,均匀分布于涂层内部,进而使组织得到细化,同时,由于枝晶的生长受限,熔覆层中晶界处的溶质和杂质的偏析大大减少,从而减慢了熔覆层开裂的趋势<sup>[21-22]</sup>。

为了进一步理解涂层相组成和成分分布,分别对 Ni-Al 和 Ni-Al-AT13 涂层截面做 XRD 物相分析和 X 射线能谱分析(EDS)。图 7(a)~(c)分别在 A、B、C、D 处作元素分析,可知 A 处 Al、Ni 原子百分比为 18.98:81.08;B 处 Al、Ni 原子百分比为 20.71:79.29;C 处 Al、Ni 原子百分比为 20.33:79.67。结合 Ni-Al 涂层的物相分析可知,图 7(a)~(c)中的柱状晶组织和胞状组织主要组成为 Ni<sub>3</sub>Al,该相具有一定的硬脆性,有助于提升涂层的硬度。但硬脆性也是致使涂层开裂的一个重要原因。图 8 为 XRD 相组成分析,可知在 Ni<sub>3</sub>Al 周围存在一定量的 α-Ni 相,该相能够在较大程度上降低涂层的脆性,这也是 Ni-Al 虽为非自熔性粉末却能够与基体很好地冶金结合的一个重要原因。图 7(d)~(f)在 Ni-Al-AT13 复相金属陶瓷涂层截面上 E、F、G、H 点处作元素分析,可知 E 处 Al、Ni、Ti 的原子百分比为 46.36:51.32:2.32;F 处 Al、Ni、Ti、O 的原子百分比为 22.33:37.23:0.87:39.58;G 处 Al、Ni、Ti 的原子百分比为 39.44:59.48:1.08。图 9 为 Ni-Al-AT13 复相金属陶瓷涂层的物相组成分析,可知涂层中的柱状晶组织主要成分为 NiAl 相,除此之外还有少量 Ni<sub>3</sub>Al 相,其主要特性都为硬脆性,在其周围均匀分布着一些 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 硬质相,在熔覆层由液态逐渐凝固的过程中起到一定的弥散强化作用,致使 Ni-Al-AT13 复相金属陶瓷涂层的组织更加细密、均匀,又能够更有效地减少涂层裂纹的产生,同时很好地改善了涂层的整体硬度及耐磨性能。

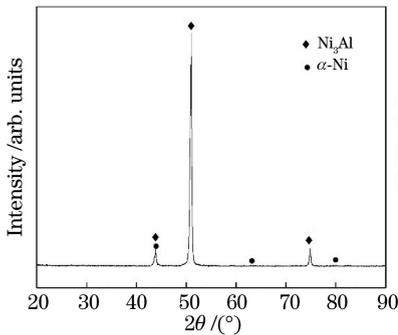


图 8 NiAl 涂层 XRD 图谱

Fig. 8 XRD pattern of NiAl coating

### 3.4 硬度分析

图 10 为 Ni-Al, Ni-Al-AT13 涂层截面由表及里的维氏显微硬度曲线分布,由图 7 中 D 处 Al、Ni、Fe 的原子百分比为 17.46:48.22:34.32 和 H 处 Al、Ni、Ti、O、Fe 的原子百分比为 12.87:33.36:

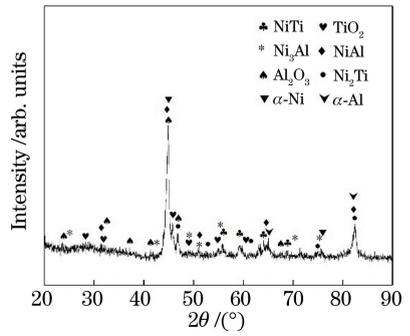


图 9 NiAl/AT13 复合涂层 XRD 图谱

Fig. 9 XRD pattern of NiAl/AT13 composite coating

0.84:20.78:32.16 可知,在激光熔覆熔池区由于 Fe 元素向熔池区的扩散,以此促进熔覆层与基体材料的冶金结合,以及熔覆过程中对基体的热影响,使两者硬度分布趋势整体呈现出先降低再上升,进而再下降的趋势。由图 10 可知, Ni-Al 涂层最高硬度达到 560 HV<sub>0.2</sub> 左右, Ni-Al-AT13 复相金属陶瓷涂层最高硬度达到 1052 HV<sub>0.2</sub> 左右,约为 Ni-Al 涂层的 2 倍,且复相金属陶瓷涂层的整体平均硬度显著高于 Ni-Al 涂层。由此可知, AT13 陶瓷粉末的添加对于硬度性能的提升非常明显。结合图 7 的组织分布及物相元素分析可知, AT13 陶瓷粉末由于其高熔点[Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (2050 °C 左右)、TiO<sub>2</sub> (1850 °C 左右)]的特点,在熔覆层由液态凝固的过程中,其优先形核在熔覆层中均匀分散,增大了整个熔覆层组织的形核率,起到了弥散强化作用,进而使组织更加细化,显著提升了熔覆层的整体性能。

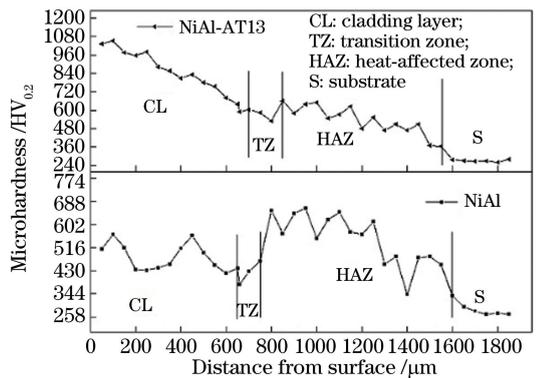


图 10 Ni-Al/Ni-Al-AT13 显微硬度分布

Fig. 10 Microhardness distribution of Ni-Al/Ni-Al-AT13

### 3.5 耐磨性

图 11 所示为基体及熔覆层的磨损体积, Ni-Al-AT13 金属陶瓷复合涂层磨损体积约是 45 钢基体的磨损体积的 1/8, 相比于 Ni-Al 涂层降低了 30%。由此可以看出, Ni-Al 涂层、 Ni-Al-AT13 金属陶瓷复合涂层均能够提升基体材料的耐磨性, Ni-Al-

AT13 金属陶瓷复合涂层对于基材耐磨性的提升更为明显。再结合 45 钢基材、Ni-Al 涂层、Ni-Al-AT13 金属陶瓷复合涂层的磨损形貌,如图 12 所示,可以看出,对磨之后 45 钢基材的犁沟现象非常明显,凹坑比较突出,Ni-Al 涂层表面比较粗糙,且容易出现脱落,结合前面的物相分析,可能是涂层中含有大量的  $\text{Ni}_3\text{Al}$  硬脆相所致。而 Ni-Al-AT13 金属陶瓷复合涂层磨损表面相对光滑,仅存在轻微的划痕,只有微小的凹坑存留,犁沟作用很小,说明此涂层的耐磨损性能很好。

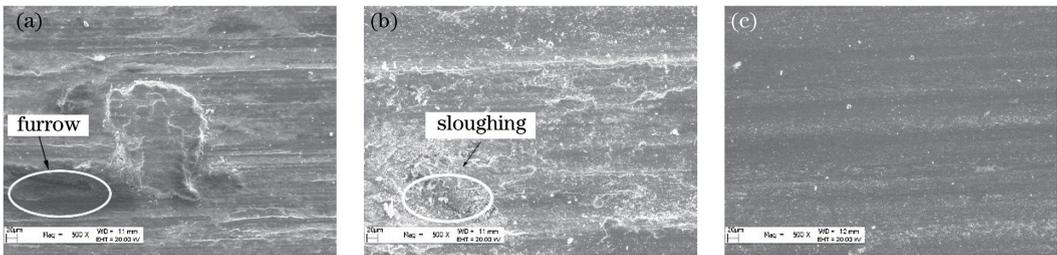


图 12 磨损形貌图。(a) 45 钢基材;(b) Ni-Al 涂层;(c) Ni-Al-AT13 金属陶瓷复合涂层

Fig. 12 Wear morphology. (a) 45 steel substrate; (b) Ni-Al coating; (c) Ni-Al-AT13 cermet composite coating

## 4 结 论

为了研究兼有金属和陶瓷双向优点的 Ni-Al/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13% $\text{TiO}_2$  复合涂层硬度及耐磨性机理,通过在 45 钢表面上激光熔覆 Ni-Al/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13% $\text{TiO}_2$  金属陶瓷复合粉末,并通过不同功率、扫描速度等单因素工艺参数优化,获得质量较佳的涂层,对其进行显微组织、硬度测评及耐磨性分析,得出如下结论。

1) 激光熔覆过程中 AT13 的加入可以使其周围在凝固的过程中优先形核,起到弥散强化的作用,使涂层中的胞状晶、柱状晶等组织更加致密,降低了 Ni-Al 涂层的硬脆特点,避免了涂层裂纹的产生,进而改善了复合涂层整体的硬度、耐磨性能。

2) 金属陶瓷复合涂层中存在大量的 Ni-Al、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  等硬质及一些  $\alpha$ -Ni、 $\alpha$ -Al、 $\text{TiO}_2$  等韧性相,对于涂层硬度及耐磨性的提高有一定作用。

3) AT13 的加入在多种强化机制的作用下,Ni-Al-AT13 涂层的截面最高硬度约为 Ni-Al 涂层的 2 倍,约为基体的 4 倍;其磨损体积约是 45 钢基体的磨损体积的 1/8,相较于 Ni-Al 涂层的磨损体积降低了 30%。

综上所述,激光熔覆 Ni-Al/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13% $\text{TiO}_2$  金属陶瓷复合涂层组织细密,且具有较显著的硬度及耐磨性能。

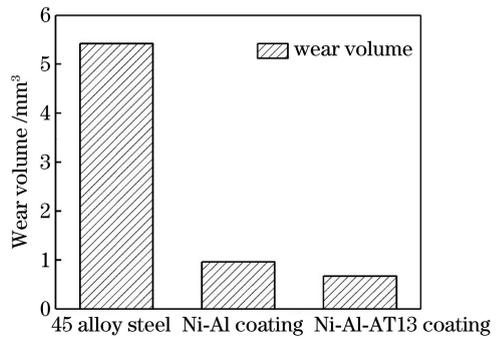


图 11 基体及熔覆层的磨损体积

Fig. 11 Wear volume of substrate and cladding

## 参 考 文 献

- [1] Wang Y B, Ying L X, Dong G J, et al. Development and industrial application of laser cladding technology [J]. Materials China, 2009, 28(3): 17-21.  
王一博, 应丽霞, 董国君, 等. 激光熔覆技术研究进展及其工业应用 [J]. 中国材料进展, 2009, 28(3): 17-21.
- [2] Liu H X, Wang C Q, Zhang X W, et al. Improving the corrosion resistance and mechanical property of 45 steel surface by laser cladding with  $\text{Ni}_{50}\text{CuMoW}$  alloy powder [J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 228: S296-S300.
- [3] Wang Y F, Lu Q L, Xiao L J, et al. Laser cladding Fe-Cr-Si-P amorphous coatings on 304L stainless [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 274-277.
- [4] Zhang J, Liu J C, Zhang F Q, et al. Fe-Cr-Si-B coating by laser cladding on nodular cast iron [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(5): 133-137.  
张静, 刘继常, 张福全, 等. 球墨铸铁表面激光熔覆 Fe-Cr-Si-B 涂层 [J]. 材料热处理学报, 2010, 31(5): 133-137.
- [5] Hemmati I, Ocelik V, de Hosson J T M. Dilution effects in laser cladding of Ni-Cr-B-Si-C hardfacing alloys [J]. Materials Letters, 2012, 84: 69-72.

- [6] Lu Y Z, Huang G K, Wang Y Z, et al. Crack-free Fe-based amorphous coating synthesized by laser cladding[J]. Materials Letters, 2018, 210: 46-50.
- [7] Feng H, Li J F, Sun J. Study on remanufacturing repair of damaged crank shaft journal surface by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(8): 0803003.  
封慧, 李剑峰, 孙杰. 曲轴轴颈损伤表面的激光熔覆再制造修复[J]. 中国激光, 2014, 41(8): 0803003.
- [8] Han Y Y, Lu J J, Li J F, et al. Lathe spindle remanufacturing based on laser cladding technology [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(6): 147-153.  
韩玉勇, 鲁俊杰, 李剑峰, 等. 基于激光熔覆的车床主轴再制造[J]. 中国表面工程, 2015, 28(6): 147-153.
- [9] Wu G L, Ren F C, Yao J H, et al. Abrasion resistance mechanism of new Co-based alloy by diode laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(6): 0602006.  
吴国龙, 任方成, 姚建华, 等. 半导体激光熔覆新型Co基合金耐摩擦损伤性机制[J]. 中国激光, 2017, 44(6): 0602006.
- [10] Chen J F, Li X P, Xue Y P. Friction and wear properties of laser cladding Fe901 alloy coating on 45 steel surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502001.  
陈菊芳, 李小平, 薛亚平. 45钢表面激光熔覆Fe901合金的摩擦磨损性能[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502001.
- [11] Liu W, Tan X, Cao L M. Research progress in the evaluation and application of Si(B)CN ceramics and ceramic matrix composites [J]. Equipment Environmental Engineering, 2016, 13(3): 98-104.  
刘伟, 谭僖, 曹腊梅. Si(B)CN陶瓷及其复合材料评价与应用研究现状[J]. 装备环境工程, 2016, 13(3): 98-104.
- [12] Cheng G P, He Y Z. Microstructure of coating prepared by laser-cladding nickel-coated aluminum composite powder [J]. Heat Treatment, 2009, 24(3): 51-54.  
程广萍, 何宜柱. 镍包铝激光熔覆层的显微组织[J]. 热处理, 2009, 24(3): 51-54.
- [13] Cai Y C, Luo Z, Feng M N, et al. The effect of TiC/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  composite ceramic reinforcement on tribological behavior of laser cladding Ni60 alloys coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 291: 222-229.
- [14] Wu W P, Liu J W, Wang H, et al. Microstructure and tribological performance of NiAl-SiC composite coating by laser cladding [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(9): 091406.  
吴王平, 刘剑文, 王辉, 等. 激光熔覆NiAl-SiC复合涂层的组织与摩擦性能[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(9): 091406.
- [15] Ren Z H, Wu M P, Li G Y, et al. Effect of  $\text{TiO}_2/\text{CeO}_2$  on microstructure and properties of Ni-based laser cladding layer [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(7): 071402.  
任仲贺, 武美萍, 李广阳, 等.  $\text{TiO}_2/\text{CeO}_2$ 对Ni基激光熔覆层组织和性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(7): 071402.
- [16] Zhou J Z, He W Y, Xu J L, et al. Strengthening mechanism and wear resistance of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe901}$  composite coating prepared by laser cladding [J]. Acta Optica Sinica, 2019, 39(5): 0514001.  
周建忠, 何文渊, 徐家乐, 等. 激光熔覆 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe901}$ 复合涂层的强化机制及耐磨性[J]. 光学学报, 2019, 39(5): 0514001.
- [17] Zhou X W, Chao M J, Yang K. Effect of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  on the microstructure and wear properties of laser-clad Ni60 alloy coatings[J]. Laser Journal, 2006, 27(5): 81-83.  
周笑薇, 晁明举, 杨坤.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 对Ni60激光熔覆层组织和耐磨性的影响[J]. 激光杂志, 2006, 27(5): 81-83.
- [18] Gao X S, Tian Z J, Shen L D, et al. Study on  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13%  $\text{TiO}_2$  coatings prepared by laser cladding and thermal shock resistance[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(2): 0203006.  
高雪松, 田宗军, 沈理达, 等. 激光熔覆 $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13%  $\text{TiO}_2$ 陶瓷层制备及其抗热震性能[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 0203006.
- [19] Zhang Y L. Technology foundation of laser engineered net shaping of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{ZrO}_2$  ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) eutectic ceramic [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2014: 62-63.  
张垚磊. 激光近净成形 $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{ZrO}_2$ ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ )共晶陶瓷工艺基础研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2014: 62-63.
- [20] Cheng R. Research of technology and properties of laser cladding on Ni/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{La}_2\text{O}_3$  surface of 38CrMoAl steel[D]. Nanchang: East China Jiaotong University, 2009: 22-23.  
程锐. 38CrMoAl表面激光熔覆Ni/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{La}_2\text{O}_3$ 工艺与熔覆层性能研究[D]. 南昌: 华东交通大学,

2009: 22-23.

- [21] Li M X, He Y Z, Sun G X.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanocrystalline/Ni-based alloy composite coatings produced by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2004, 31 (9): 1149-1152.

李明喜, 何宜柱, 孙国雄. 纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$ /Ni 基合金复合材料激光熔覆层组织 [J]. 中国激光, 2004, 31

(9): 1149-1152.

- [22] Wang H Y, Zuo D W, Sun Y L, et al. Microstructure of nanometer  $\text{Al}_2\text{O}_3$  dispersion strengthened Ni-based high-temperature protective coatings by laser cladding [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(3): 586-591.