

# FeNiCoTiNb 低膨胀激光熔覆涂层的 组织特征及摩擦学行为

谢恩雨, 赵耀, 姜力鹏, 崔秀芳, 金国, 史望兴, 卢冰文

(哈尔滨工程大学, 哈尔滨 150001)

**摘要:** **目的** 借助低膨胀合金的因瓦效应, 降低熔覆技术产生的热应力, 在保证涂层具有低膨胀性的前提下, 同时具有优良的机械性能。**方法** 采用激光熔覆技术在 316L 不锈钢体表面制备了具有低膨胀系数的 FeNiCoTiNb 涂层。采用 SEM、EDS、热膨胀分析仪、摩擦磨损试验机对涂层的显微组织、残余应力、热膨胀系数、硬度及耐磨性能进行了分析。**结果** 涂层主要由具有 FCC 结构的  $\gamma$ -(Fe,Ni) 固溶体相构成, 涂层底部组织主要为胞状晶和柱状晶, 局部区域观察到了胞状晶与柱状晶组织向等轴晶组织转变的行为, 涂层顶部组织主要由等轴晶组成。涂层的残余应力与热膨胀系数均处于较低水平, 其中残余应力平均值为  $(43 \pm 15)$  MPa, 在 30~600 °C 间热膨胀系数的平均值为  $8.5 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , 显著低于 FeCrNi 及 NiCrBSi 熔覆层。涂层的显微硬度可达到 400HV<sub>0.5</sub>。涂层的磨损机制为磨粒磨损及氧化磨损, 316L 的磨损机制主要为粘着磨损及氧化磨损。**结论** 通过在 316L 不锈钢表面进行激光熔覆, 得到了兼具低膨胀系数、高硬度、高耐磨性的 FeNiCoTiNb 涂层, 涂层在一定程度上降低了熔覆产生的热应力。

**关键词:** 激光熔覆; 热力性质; 热膨胀系数; 残余应力; 摩擦学行为

**中图分类号:** TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)08-0206-06

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.08.027

## Microstructure Characteristics and Tribological Behaviour of Low Thermal Expansion FeNiCoTiNb Coating by Laser Cladding

XIE En-yu, ZHAO Yao, JIANG Li-peng, CUI Xiu-fang, JIN Guo, SHI Wang-xing, LU Bing-wen

(Harbin Engineering University, Harbin 150001, China)

**ABSTRACT:** The work aims to reduce thermal stress of laser cladding with invar effect of low thermal expansion alloy, and ensure the coating having excellent mechanical properties on the premise of low expansion. A low thermal expansion FeNiCoTiNb coating was successfully fabricated on 316L stainless steel via laser cladding technique. Microstructure, residual stress, CTE, microhardness and wear-resisting property of the coating were analyzed by SEM, EDS, thermal expansion analyzer, friction wear testing machine, etc. The coating was mainly composed of  $\gamma$ -(Fe,Ni) solid solution matrix phase with FCC structure. Cellular or columnar dendritic structure was observed at the coating bottom and equiaxed dendritic structure transformed by cellular or columnar dendritic structure also appeared at the bottom and upper region, respectively. The residual

收稿日期: 2018-11-20; 修订日期: 2019-04-23

Received: 2018-11-20; Revised: 2019-04-23

基金项目: 国家自然科学基金 (51775127)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51775127)

作者简介: 谢恩雨 (1998—), 男, 主要研究方向为材料科学与工程。

Biography: XIE En-yu (1998—), Male, Research focus: material science and engineering.

通讯作者: 金国 (1977—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为表面工程。邮箱: JinJg721@163.com

Corresponding author: JIN Guo (1977—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface engineering. E-mail: JinJg721@163.com

stresses and thermal expansion coefficient of coating all remained at a low level with an average value of  $(43\pm15)$  MPa and  $8.5\times10^{-6}$   $^{\circ}\text{C}^{-1}$  at 30~600  $^{\circ}\text{C}$ , respectively. The CTE of FeNiCoTiNb coating was lower than that of FeCrNi and NiCrBSi coatings significantly. The hardness of the coatings could reach 400HV<sub>0.5</sub>. The wear mechanism of coating was abrasive wear and oxidation wear. The wear mechanism of substrate was adhesive wear and oxidation wear. In the end, low thermal expansion FeNiCoTiNb coating is produced by laser cladding on 316L stainless steel, which has low thermal expansion coefficient, high microhardness and high tribological resistance, and reduces thermal stress of laser cladding to some extent.

**KEY WORDS:** laser cladding; thermal properties; thermal expansion coefficient; residual stress; tribology behavior

激光熔覆技术作为一种独特的表面强化技术，凭借其能量密度高、热影响区小、加工精度高及加工灵活性好的特点被广泛应用于表面工程、零件修复和快速制造等领域<sup>[1,2]</sup>。尽管激光熔覆技术相比于其他制造技术有很多先进之处，有着广阔的应用潜力，但高成本、大残余应力和热裂纹等问题的存在依然制约着其工业化的发展<sup>[3]</sup>。同时，对于激光熔覆技术而言，由于熔池冷速过快以及热膨胀系数不匹配等因素产生的热应力是导致其涂层失效的主要原因。目前，针对激光熔覆涂层热应力较大的问题，已存在通过诸如优化工艺参数、预热及后续热处理、添加稀土元素以及开发特殊的合金元素等方法，减小或消除熔覆层的热应力<sup>[3-6]</sup>。其中，通过添加特殊的合金元素可以有效地改善基材与涂层之间的热膨胀系数，进而大大降低激光熔覆涂层的热应力。特殊的合金元素主要包括低膨胀材料、相变材料等<sup>[7-8]</sup>。

目前国内外的研究人员对低膨胀合金做了一定的研究。Nascimento 等人<sup>[9]</sup>对粉末注塑成形制备的 Fe-28Ni-18Co 和 Fe-28Ni-23Co 合金的热膨胀系数进行了研究，发现 Co 元素的含量对 Fe-28Ni 合金的热膨胀行为有较大影响。张坚等人<sup>[10]</sup>研究了有关激光功率对激光熔覆 Fe-36Ni 因瓦合金耐磨性的影响，结果发现，随激光功率的增加，熔覆层组织先细小后粗大，显微硬度和耐磨性则表现为先升高后降低。杨晓华、陈伟庆等人<sup>[11]</sup>通过变质处理法，研究了 Ti 对 Fe-Ni 低膨胀合金凝固组织的影响，结果表明，Ti 在一定程度上可以起到阻止晶粒长大的作用，通过在 Fe-Ni 合金中添加 Ti 的方法，可以有效地细化合金铸胚的凝固组织。张坚等人<sup>[12]</sup>利用半导体激光器在 45#钢表面制备了 Fe-36Ni 因瓦合金熔覆层，研究发现，单道 Fe-36Ni 因瓦合金熔覆层表面光滑，组织均匀致密，多道熔覆层组织在搭接处出现较多裂纹。胡木林等人<sup>[13]</sup>为克服多道搭接激光熔覆层的开裂问题，分析了熔覆层与基体材料之间的力学关系，建立了激光熔覆层残余应力测试方法，并利用该方法对多道搭接激光熔覆层进行残余应力分布测定。测试结果表明，熔覆层的表层残余应力为拉应力，在过渡区出现残余压应力。通过文献调研发现，熔覆层较大的热膨胀系数以及与基体热膨胀系数的不匹配易导致熔覆层具有较大的热应力，降低熔覆层的热膨胀系数可以在一定程

度上解决激光熔覆层的内部应力问题，但目前对于激光熔覆制备低膨胀合金的热膨胀性能与残余应力的研究较少，因此，需对激光熔覆低膨胀合金的组织结构、力学性能、热膨胀性能及残余应力做进一步研究，以获得低膨胀性和优良机械性能兼具的低膨胀合金涂层。

本文根据因瓦效应与合金强化理论，利用激光熔覆技术设计与制备 FeNiCoTiNb 低膨胀合金涂层，并对涂层的微观组织结构、热膨胀系数、残余应力及摩擦磨损性能进行检测分析，并对其组织特征及摩擦学行为进行分析研究。

1 试验

1.1 涂层制备

所用熔覆粉末原材料选用的是球形铁粉、镍粉、钴粉、钛粉及铌粉，其纯度>99.95%，粒径尺寸为 75~150  $\mu\text{m}$ ，化学成分（质量分数）为：Fe 44.5%、Ni 29%、Co 18%、Ti 5.5%、Nb 3%。利用高能行星球磨机，以球料比为 2:1 的比例，球磨 0.5 h。试验选用的基体材料为 316L 不锈钢。316L 不锈钢广泛应用于深海能源管道管件设施、沿海区域设备外部材料、舰船及潜艇结构件、精密钟表仪器等领域，适用于环境恶劣的工况条件，具有良好的耐热性、加工成形性和焊接性能，其具体成分如表 1 所示。涂层采用自动控制激光熔覆系统及同轴送粉的方式进行制备，激光熔覆的主要参数为：激光光斑直径 3.5 mm，激光功率 1900 W，送粉速度 10 mm/s，熔覆搭接率 40%，扫描速度 4 mm/s。

表 1 316L 不锈钢化学成分  
Tab.1 Chemical composition of 316L stainless steel  
wt. %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Fe
≤0.03	≤1	≤2	≤0.03	≤0.045	16~18	10~14	2~3	Bal.

1.2 性能测试及组织观察

采用 XPert-Pro 型 X 射线衍射仪对熔覆层试样进行 XRD 分析，扫描范围为 20°~100°，选用靶材为 Cu 靶（ $\lambda=0.154\ 18\ \text{nm}$ ）。通过 BX-51 光学显微镜及 JEOL

(JSM-6480A)型扫描电子显微镜对涂层和基体摩擦磨损后的磨痕形貌进行检测,工作电压为20~30 kV,最大束流为2 A,分辨率为3.5 nm。

利用DIL402C热膨胀分析仪进行热膨胀系数的测试,温度范围为20~600 ℃,加热速度为5 ℃/min,并根据ASTM标准<sup>[14]</sup>对熔覆层的残余应力( $\sigma$ )进行检测。

采用HV-1000A型数显显微硬度计进行显微硬度检测,试样表面打磨至1000#,测试载荷为500 g,加载时间为10 s。

采用HT-1000摩擦磨损试验机进行熔覆层的摩擦磨损试验,对磨球材料为GCr15,载荷大小为10 N,试验时间60 min,摩擦半径为3 mm,试验温度为20 ℃,频率为5 Hz,磨损失重由BT224S高精度电子天平测量。

## 2 结果及分析

### 2.1 熔覆层的宏观形貌与显微组织分析

图1a为FeNiCoTiNb涂层的表面宏观形貌,其表面形貌完整,无缺陷产生。图1b为涂层显微组织

选取位置,其截面上下区域显微组织分别如图1c和图1d所示。通过测量发现,涂层平均厚度为1.2 mm。对涂层显微组织进行分析发现,因涂层顶部与空气接触,涂层底部与基体接触,两者的接触温度与热传导系数均不相同,进而使得激光熔覆层上下区域的温度梯度不同,最终导致涂层上下区域的显微组织明显不同。其中,涂层底部的显微组织主要为胞状晶和柱状晶组织,这是因为涂层底部区域与基体接触,热传导系数较大,进而导致温度梯度较大,使得其组织沿着垂直于接触界面的方向生长,最终得到胞状晶和柱状晶组织,在局部区域可以观察到胞状晶与柱状晶向等轴晶转变的现象。而涂层顶部区域主要由等轴晶组织组成,这是因为涂层顶部区域与空气接触,涂层与空气间的热传导系数较小,因此涂层顶部的温度梯度较小,使得其晶粒各生长趋势近似相同,最终形成了等轴晶粒。涂层与基体为冶金结合,界面处组织均匀、无缺陷。图1e为FeNiCoTiNb涂层的XRD衍射图谱,通过分析发现,涂层主要由FCC结构的 $\gamma$ -(Fe,Ni)固溶体相构成。存在 $\gamma$ -(Fe,Ni)固溶体相是涂层具有低膨胀系数的前提,而涂层是否具有低膨胀系数,需做进一步检测分析。

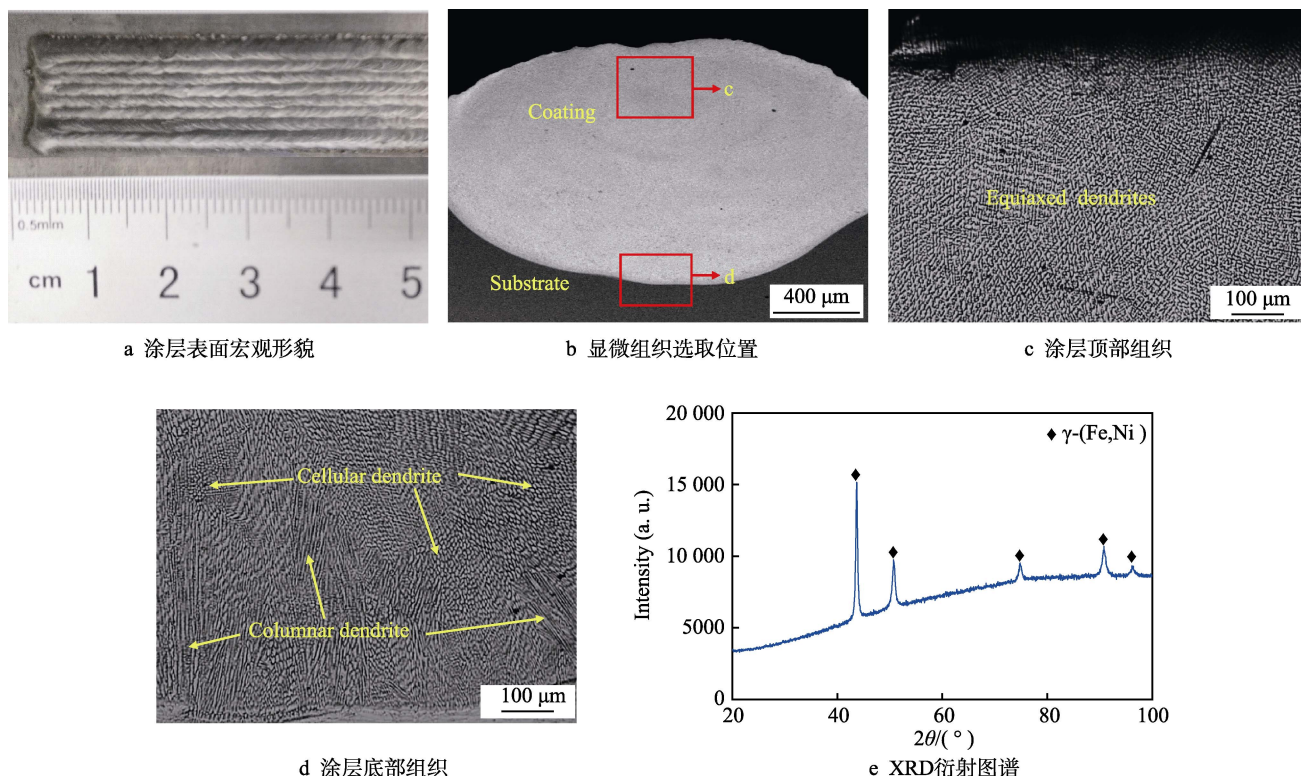


图1 激光熔覆FeNiCoTiNb涂层的表面宏观形貌、截面显微组织及XRD衍射图谱

Fig.1 Surface, OM and XRD results in cross-section of FeNiCoTiNb laser cladding coating:  
a) macro-appearance of coating; b) location of microstructure; c) structure at the upper region;  
d) structure at the bottom region; e) XRD

### 2.2 熔覆层的热膨胀系数与残余应力

通过对涂层进行热膨胀系数与残余应力检测,得

到沿熔覆方向的热膨胀系数与表面残余应力曲线,如图2a、2b所示,图2c、2d是其相应的取样检测位置。由图2a可以发现,在30~600 ℃间,FeNiCoTiNb涂

层的平均热膨胀系数低于  $8.5 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , 曲线的居里温度点 ( $T_c$ ) 为  $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。涂层的热膨胀系数在  $30 \text{ }^{\circ}\text{C} \sim T_c$  的温度范围内缓慢上升, 平均热膨胀系数为  $6.3 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ 。然而, 在  $T_c \sim 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$  的温度范围内, 涂层的热膨胀系数显著增长, 平均热膨胀系数为  $10.2 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , 这种现象是由于涂层的因瓦效应引起的。通过文献调研<sup>[15-16]</sup>与试验数据对比发现, 在  $30 \sim 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$  时, FeCrNi 及 NiCrBSi 熔覆层的最低热膨胀系数分别为  $1.38 \times 10^{-5}$ 、 $1.20 \times 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , FeNiCoTiNb 涂层的最低热膨胀系数为  $3.41 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , 显著低于前两种常规熔覆层。根据因瓦效应原理分析<sup>[17]</sup>该现象产生的原因: 当温度降低至  $T_c$  以下时, 涂层具有磁致伸缩效应, 显著降低热膨胀系数, 从而热膨胀系数较低时变化不明显; 当温度超过  $T_c$  时, 磁致伸缩效应

消失, 热膨胀系数的变化与常规合金相同, 即随温度升高而迅速增加。

通过对残余应力曲线 (图 2b) 分析发现, 涂层的残余应力平均保持在  $(43 \pm 15) \text{ MPa}$  的较低水平, 残余应力最大值位于涂层中心, 涂层边缘区域的残余应力相对较低。而当涂层中存在一定程度的压缩残余应力时, 可以在一定程度上降低涂层的裂纹敏感性, 使得涂层具有较低的热膨胀系数。基体在  $0 \sim 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$  时的热膨胀系数稍大于涂层, 为  $10 \times 10^{-6} \sim 17 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , 但基体与涂层的热膨胀系数不匹配将会产生一定程度的压缩热应力, 且这些压缩热应力会发生在具有较低热膨胀系数的涂层中<sup>[18]</sup>, 这使得涂层在高温体积膨胀时, 产生的拉伸应力与涂层的残余压应力相互抵消, 进而使涂层在高温体积膨胀时具有较低的膨胀体积。

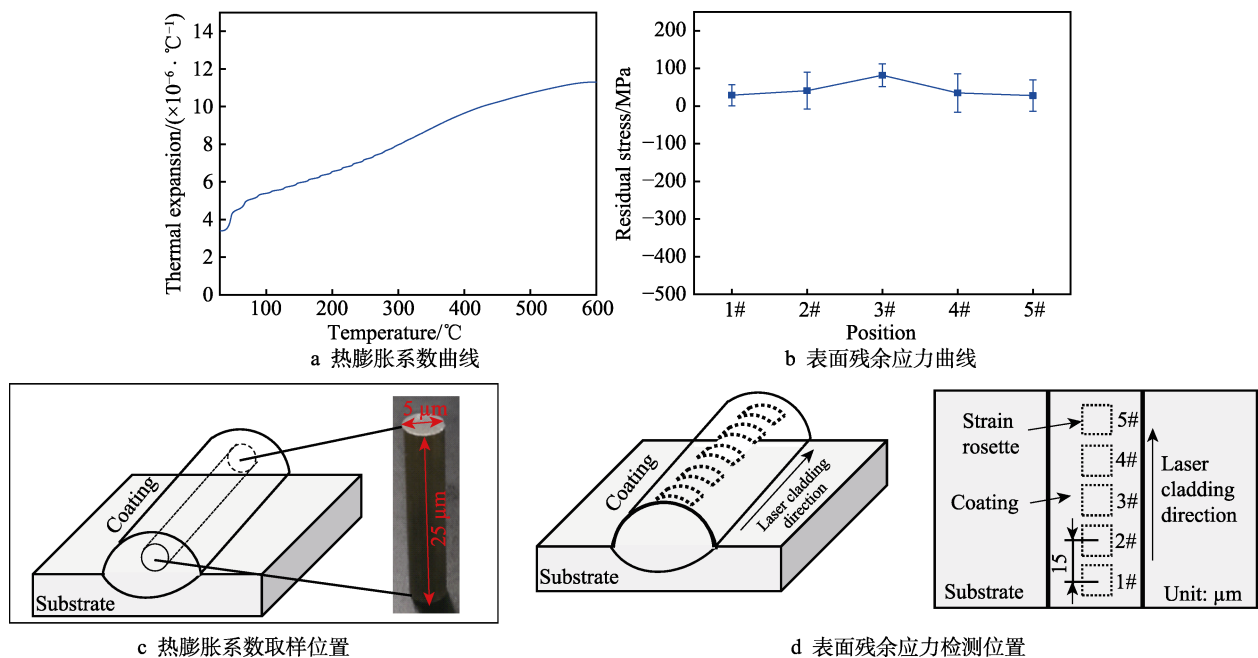


图 2 涂层沿熔覆方向的热膨胀系数与表面残余应力

Fig.2 Curve of CTE and surface residual stress distributions along the direction of laser cladding of coating: a) curve of CTE; b) curve of surface residual stress; c) location of CTE; d) location of surface residual stress

## 2.3 熔覆层的显微硬度及摩擦磨损性能

图 3a 为涂层的显微硬度分布曲线, 图 3b 为涂层与 316L 在室温干摩擦条件下的摩擦系数曲线及磨损失重对比图。根据显微硬度曲线可以发现, 316L 的平均硬度为  $193\text{HV}_{0.5}$ 。由于铌的原子序数较大, 因此其原子半径大, 在奥氏体晶界的间隙处可析出形成 NbC, 由于彼此的原子半径尺寸差异较大, 导致晶胞产生较大的晶格畸变, 增大奥氏体形成的位错阻力, 因此硬度升高, 最终在激光熔覆层的晶粒细化及析出强化的共同作用下, 使得涂层硬度远高于 316L, 熔覆层表面硬度最大可达  $400\text{HV}_{0.5}$  (是 316L 硬度的 2 倍)。对涂层和 316L 进行摩擦磨损试验发现, 随着摩擦的持续, 涂层的摩擦系数增加较快且在  $20 \text{ min}$

内趋于稳定, 而 316L 的摩擦系数不稳定, 涂层的平均摩擦系数相比 316L 降低了近 1/4。此外, 根据图 3c 发现, 涂层的平均磨损失重也明显低于 316L。因此, 涂层具有比 316L 不锈钢较好的耐磨性能。

FeNiCoTiNb 涂层与 316L 的磨痕形貌如图 4 所示, 其中图 4a 和图 4b 分别为涂层 50 倍和 1000 倍的磨痕形貌, 图 4c 和图 4d 分别为 316L 不锈钢 50 倍和 1000 倍的磨痕形貌。由图可知, 涂层的磨痕较窄, 约为  $1.03 \text{ mm}$ , 316L 的磨痕较宽, 约为  $1.435 \text{ mm}$ , 这说明涂层具有比 316L 更好的耐磨性能。涂层的磨痕表面分散有较多白色细小的磨损颗粒, 这是由于在磨损的过程中, 磨球与涂层接触面存在着硬质相颗粒, 这些硬质相颗粒伴随着磨损进入到磨痕之中, 在



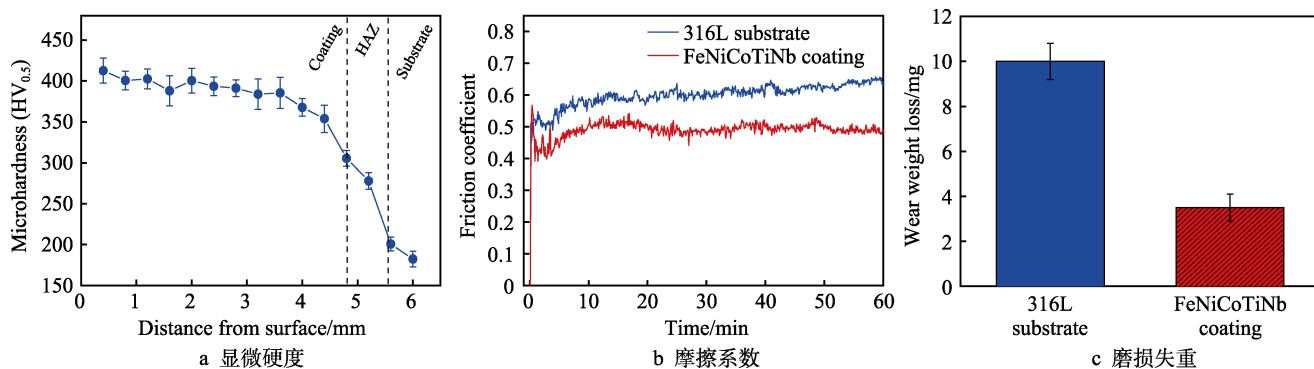


图3 涂层和316L的显微硬度、摩擦系数及磨损失重  
Fig.3 Microhardness (a), curve of friction coefficients (b) and wear weight loss (c) of coating and 316L

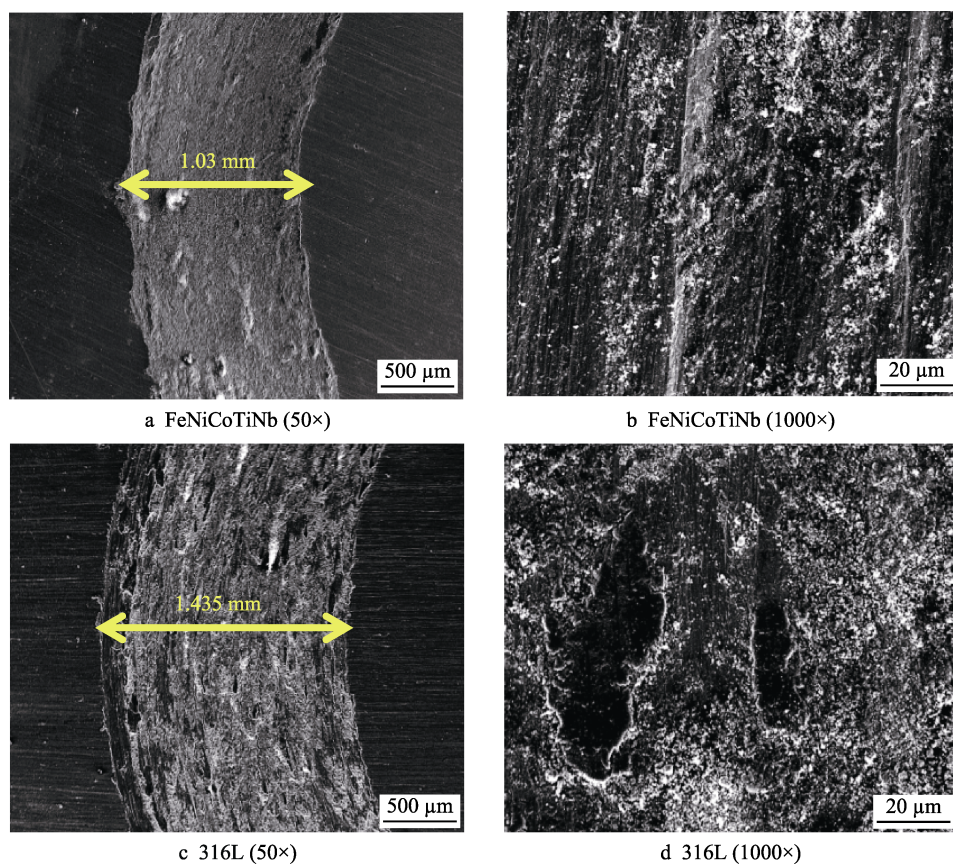


图4 涂层与316L的SEM磨痕形貌  
Fig.4 Wear morphology of coating and 316L

载荷的作用下,滑动的硬质颗粒开始继续磨损涂层表面,在剪切应力的作用下对涂层进行犁削,进而形成犁沟。同时,犁沟的边缘分布着脱落后白色硬质相颗粒,且颗粒磨损方向与犁沟的方向基本一致,为典型的磨粒磨损形貌,这表明涂层的磨损机制主要为磨粒磨损。而316L的磨痕几乎为粘着物所覆盖,为典型的粘着磨损形貌,这表明316L磨损机制主要为粘着磨损。

图5为FeNiCoTiNb涂层和316L经过磨损后的形貌及产生的磨屑EDS分析。由图可知,涂层和316L的磨屑中除了含有涂层和316L本身各自的元素之外,还包含GCr15中的Mn、Si、Cr元素。观察元素

含量可知,磨屑中还含有大量的氧元素,说明磨损过程中,合金元素中大部分的铁发生氧化反应,可能生成了FeO和Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>,涂层磨屑中的铁质量分数约为39.88%,而316L磨屑中的Fe质量分数约为57.22%,说明316L和涂层在磨损的过程中均产生了氧化磨损,且316L的氧化磨损程度比涂层要更严重。在摩擦磨损过程中,生成的氧化膜因不连续且结合强度低,易被GCr15对磨材料剪切而脱落,随着磨损氧化的不断进行,又会有新的氧化膜生成,周而复始,使得材料磨损失重更加严重(如图4d所示)。综上,涂层的磨损机制为磨粒磨损、粘着磨损、氧化磨损并存;316L的磨损机制主要为粘着磨损及氧化磨损。

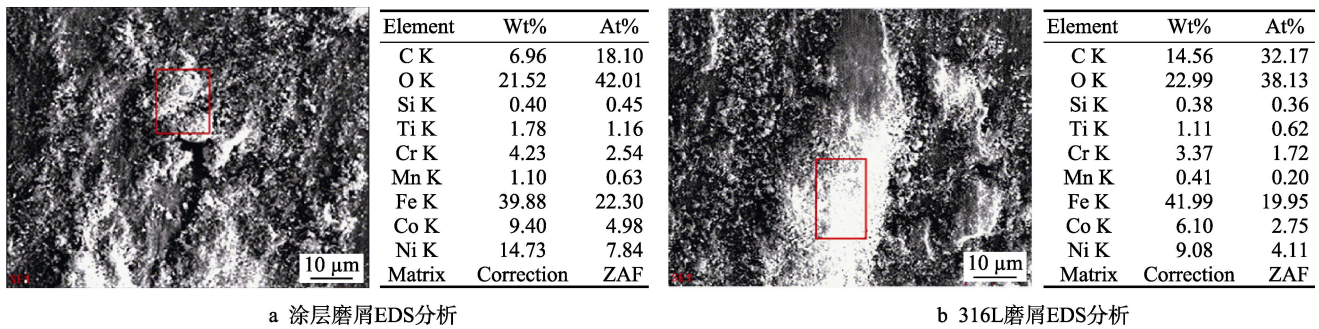


图 5 涂层与 316L 磨屑 EDS 分析  
Fig.5 EDS analysis of abrasive dust on coating (a) and 316L (b)

3 结论

1) 利用激光熔覆技术成功制备出具有低膨胀系数、高硬度、耐磨的 FeNiCoTiNb 涂层。涂层主要由具有 FCC 结构的  $\gamma$ -(Fe,Ni)固溶体相构成, 涂层底部由胞状晶、柱状晶构成, 顶部由等轴晶组织构成。

2) 涂层在具有低膨胀系数的同时, 也具有较低的残余应力, 涂层残余应力平均值为 $(43\pm15)$  MPa, 在 30~600  $^{\circ}\text{C}$ 间热膨胀系数平均值为 $8.5\times10^{-6}$   $^{\circ}\text{C}^{-1}$ , 均显著低于 FeCrNi 及 NiCrBSi 等常规熔覆层。

3) 涂层在具有低膨胀性的同时, 也具有优于 316L 的机械性能。涂层的显微硬度及耐磨性能均显著优于 316L 不锈钢。

参考文献:

[1] WENG Fei, CHEN Chuan-zhong, YU Hui-jun. Research status of laser cladding on titanium and its alloys: A review[J]. Materials & design, 2014, 58(6): 412-425.

[2] SHU Feng-yuan, WU Lai-jun, ZHAO Hong-yun, et al. Microstructure and high-temperature wear mechanism of laser cladded CoCrBFeNiSi high-entropy alloy amorphous coating[J]. Materials letters, 2018, 211: 235-238.

[3] TAO Yang-feng, LI Jun, LV Ying-hao, et al. Effect of heat treatment on residual stress and wear behaviors of the TiNi/Ti<sub>2</sub>Ni based laser cladding composite coatings[J]. Optics & laser technology, 2017, 97: 379-389.

[4] XU Guo-jian, KUTSUNA Muneharu, LIU Zhong-jie, et al. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma cladding processes[J]. Materials science & engineering A, 2006, 417(1): 63-72.

[5] LI Yanmin, YANG Haiou, LIN Xin, et al. The influences of processing parameters on forming characterizations during laser rapid forming[J]. Materials science & engineering A, 2003, 360(1-2): 18-25.

[6] ALI Emamian, STEPHEN F C, AMIR Khajepour. Effect of laser cladding process parameters on clad quality and in-situ formed microstructure of Fe-TiC composite coatings [J]. Surface & coatings technology, 2010, 205(7): 2007-2015.

[7] JU Heng, LIN Cheng-xin, LIU Zhi-jie, et al. Study of in-situ formation of Fe-Mn-Si shape memory alloy welding seam by laser welding with filler powder[J]. Optics & laser technology, 2018, 104: 65-72.

[8] FANG Jin-xiang, DONG Shi-yun, WANG Yu-jiang, et al. Residual stress modeling of thin wall by laser cladding forming[J]. China welding, 2017, 26: 34-38.

[9] NASCIMENTO R M, JUSTINO G J, FREDEL C M, et al. Injection moulding of low expansion Fe-Ni-Co alloys[J]. Key engineering materials, 2001, 189-191: 586-591.

[10] 张坚, 王震, 赵龙志, 等. 激光功率对激光熔覆 Fe-36Ni 因瓦合金涂层组织与耐磨性的影响[J]. 应用激光, 2017, 37(1): 27-31.

ZHANG Jian, WANG Zhen, ZHAO Long-zhi, et al. Effect of laser power on microstructure and wear resistance of laser cladding Fe-36Ni invar alloy coating[J]. Applied laser, 2017, 37(1): 27-31.

[11] 杨晓华, 陈伟庆, 郝占全. Ti 对 Fe-Ni 膨胀合金凝固组织的影响[J]. 材料工程, 2010, 31(9): 7-9.

YANG Xiao-hua, CHEN Wei-qing, HAO Zhan-quan. Effects of Ti metamorphic disposal on solidification structure of Fe-Ni base invar expansion alloy[J]. Material engineering, 2010, 31(9): 7-9.

[12] 张坚, 王震, 赵龙志, 等. 激光熔覆 Fe-36Ni 因瓦合金涂层的组织与耐磨性研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(14): 173-176.

ZHANG Jian, WANG Zhen, ZHAO Long-zhi, et al. Research on structure and wear resistance of Fe-36Ni invar alloy coatings by laser cladding[J]. Hot working technology, 2017, 46(14): 173-176.

[13] 胡木林, 谢长生, 黄开金. 多道搭接激光熔覆层残余应力测试方法研究[J]. 激光技术, 2006, 30(3): 262-264.

HU Mu-lin, XIE Chang-sheng, HUANG Kai-jin. Measurement of residual stress in multitrack laser-clad coating [J]. Laser technology, 2006, 30(3): 262-264.

[14] MYUNG Kyun Park, RASHID Ali Sindhu, LEE Soo Jin, et al. A residual stress evaluation in laser welded lap joint with hole drilling method[J]. International journal of precision engineering & manufacturing, 2009, 10(5): 89-95.

[15] 宋武林, 朱蓓蓓, 曾晓雁, 等. Ni 含量对 Fe-Cr-Ni 合金激光熔覆层性能及开裂敏感性的影响[J]. 材料热处理学报, 1996, 17(1): 62-64.

SONG Wu-lin, ZHU Bei-di, ZENG Xiao-yan, et al. The effect of Ni content on physical properties and cracking susceptibility of laser cladding Fe-Cr-Ni coatings[J]. Transactions of metal heat treatment, 1996, 17(1): 62-64.

[16] 张平, 原津萍, 孙磊, 等. Mo 元素对 NiCrBSi 合金激光熔覆层开裂敏感性的影响[J]. 焊接学报, 2009, 30(2): 68-70.

ZHANG Ping, YUAN Jin-ping, SUN Lei, et al. Effect of molybdenum on crack sensibilities of laser cladded NiCrBSi alloy coatings[J]. Transactions of the China welding institution, 2009, 30(2): 68-70.

[17] VAN Schilfgaarde M, ABRIKOSOV I A, JOHANSSON B. Origin of the invar effect in iron-nickel alloys[J]. Nature, 1999, 400: 46-49.

[18] BRÜCKNER F, LEPSKI D, BEYER E. Modeling the influence of process parameters and additional heat sources on residual stresses in laser cladding[J]. Journal of thermal spray technology, 2007, 16(3): 355-373.