

# 基于稀土调控的激光熔覆 Ni60 强化 铝合金的高温摩擦磨损性能研究

王成磊<sup>1</sup>, 梁朝杰<sup>1</sup>, 周承华<sup>2</sup>, 张可翔<sup>1</sup>, 谢映光<sup>1</sup>, 林德民<sup>3</sup>

(1. 桂林电子科技大学 材料科学与工程学院, 广西 桂林 541004; 2. 湖南工业职业技术学院, 长沙 410208; 3. 广西鸣新底盘部件有限公司, 广西 桂林 541004)

**摘要:** **目的** 提高铝合金的综合使用性能。**方法** 采用激光熔覆技术对 6063 铝合金表面分别进行了 Ni60、Ni60+4%CeO<sub>2</sub>、Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 激光熔覆处理, 然后进行了硬度和高温摩擦磨损实验, 通过分析各试样的摩擦系数、磨痕轮廓、磨损量、物相、成分和磨损后微观形貌, 进而分析各试样的耐磨性能和磨损机理, 以及稀土对熔覆层耐磨性能和磨损机理的影响。**结果** 熔覆层的硬度呈梯度分布, 加入稀土 Ni60 熔覆层的硬度明显提升。6063 铝合金随着载荷和磨损温度的升高, 磨损机制从二体磨粒磨损, 到粘着磨损, 再到严重的熔融磨损和氧化磨损, 由轻微向严重磨损转变。Ni60 熔覆层的磨损机制主要为剥层磨损、氧化磨损和轻微的犁削磨损, 并随着载荷和磨损温度的升高, 剥层磨损的程度越来越严重。添加最佳稀土含量的熔覆层随着载荷和磨损温度的升高, 磨损机制逐渐由以犁削磨损为主过渡为以剥层磨损为主, 并含有氧化磨损和犁削磨损。与 Ni60 熔覆层相比, 加入最佳稀土含量的熔覆层的高温摩擦磨损性能均有明显提高。**结论** 对比三种稀土熔覆层, 高温摩擦磨损性能由好到差的顺序为 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层>Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层>Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层。

**关键词:** 激光熔覆; 铝合金; 稀土调控; 高温摩擦磨损; Ni60

**中图分类号:** TG174.442; TH117 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)10-0069-12

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.10.008

## High Temperature Friction and Wear Properties of Laser Cladding Ni60 Coating Modified with Rare Earth on 6063 Aluminum Alloy Base

WANG Cheng-lei<sup>1</sup>, LIANG Chao-jie<sup>1</sup>, ZHOU Cheng-hua<sup>2</sup>, ZHANG Ke-xiang<sup>1</sup>, XIE Ying-guang<sup>1</sup>, LIN De-min<sup>3</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China;

2. Hunan Industry Polytechnic, Changsha 410208, China; 3. Guangxi Mingxin Chassis Parts Co., Ltd, Guilin 541004, China)

收稿日期: 2020-08-05; 修订日期: 2020-09-08

Received: 2020-08-05; Revised: 2020-09-08

**基金项目:** 国家自然科学基金 (61865004); 广西自然科学基金 (2018GXNSFAA281244); 湖南省科技创新计划项目 (2018JJ5031); 桂林市科学研究与科技开发项目 (20170302); 广西信息材料重点实验室基金 (171019-Z, 191006-Z); 桂林电子科技大学研究生教育创新计划项目 (2020YCXS118)

**Fund:** Supported by the National Natural Science Foundation of China (61865004), Natural Science Foundation of Guangxi Province (2018GXNSFAA281244), Science and Technology Innovation Project of Hunan Province (2018JJ5031), Scientific Research and Technology Development Program of Guilin (20170302), Guangxi Key Laboratory of Information Materials (171019-Z and 191006-Z) and Innovation Project of GUET Graduate Education (2020YCXS118)

**作者简介:** 王成磊 (1985—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为金属材料表面改性。

**Biography:** WANG Cheng-lei (1985—), Male, Ph. D., Associate professor, Research focus: the metal surface modification.

**通讯作者:** 周承华 (1962—), 男, 硕士, 副教授, 主要研究方向为金属材料表面技术。邮箱: 819150770@qq.com

**Corresponding author:** ZHOU Cheng-hua (1962—), Male, Master, Associate professor, Research focus: the metal surface technology. E-mail: 819150770@qq.com

**引文格式:** 王成磊, 梁朝杰, 周承华, 等. 基于稀土调控的激光熔覆 Ni60 强化铝合金的高温摩擦磨损性能研究[J]. 表面技术, 2020, 49(10): 69-80.

WANG Cheng-lei, LIANG Chao-jie, ZHOU Cheng-hua, et al. High temperature friction and wear properties of laser cladding Ni60 coating modified with rare earth on 6063 aluminum alloy base[J]. Surface technology, 2020, 49(10): 69-80.

**ABSTRACT:** In order to improve the comprehensive performance of aluminum alloy, the surface of 6063 aluminum alloy was modified with Ni60, Ni60+4%CeO<sub>2</sub>, Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> by using laser cladding technology. Hardness experiments, high temperature friction and wear behaviors were carried out. The wear resistance and wear mechanism of each sample and the influence of rare earth on the wear resistance and wear mechanism of the cladding layer by analyzing the friction coefficient, wear tracks, wear amount, phase, composition and micro-morphology after wear of the sample. The hardness of the cladding layer added with rare earth increase significantly and the hardness of the cladding layer presented a gradient distribution. With the increase of load and wear temperature, the wear mechanism of 6063 Al changed from mild to severe wear, the order was two-body abrasive wear to adhesive wear, and then, to severe melting wear and oxidative wear. The wear mechanism of Ni60 cladding layer was mainly peeling wear, oxidation wear and slight ploughing wear. With the increase of load and wear temperature, the degree of peeling wear became more and more serious. With the increase of load and wear temperature of the cladding layer with the optimal rare earth content, the wear mechanism gradually changed from ploughing wear to delamination wear, and contained oxidation wear and plough wear. Compared with the Ni60 cladding layer, the high-temperature friction and wear properties of the cladding layer with the best rare earth content were significantly improved. Compared with the three kinds of rare earth cladding layers, the order of high temperature friction and wear performance from good to poor is Ni60+4%CeO<sub>2</sub> cladding layer, Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> cladding layer, Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> cladding layer.

**KEY WORDS:** laser cladding; aluminum alloy; rare earth regulation; friction and wear at high temperature; Ni60

铝在地壳内的含量仅次于氧和硅, 资源很丰富, 由于铝合金(包括铝基复合材料)具有密度小、热膨胀系数低、比刚度和比强度高、导热和导电性好、反光性强、无磁性、耐蚀性及成形性好等诸多优异性能, 因此在光学精密仪器、汽车车身与发动机、航空航天结构等诸多方面得到了广泛应用<sup>[1-4]</sup>。

然而在实际应用中, 铝合金硬度低、耐磨性较差、热稳定性差, 在含有氯离子及碱性介质存在的情况下, 极易发生点腐蚀、应力腐蚀和腐蚀疲劳等多种形式的破坏, 限制了铝合金的使用范围。随着科技的进步和发展, 铝合金材料的表面性能难以满足各方面的技术要求<sup>[5-9]</sup>。

常规的铝合金表面强化技术有阳极氧化法<sup>[10]</sup>、微弧氧化法<sup>[11]</sup>、化学氧化法<sup>[12]</sup>、电镀<sup>[13]</sup>、物理气相沉积<sup>[14]</sup>及化学气相沉积<sup>[15]</sup>。这些方法虽然能有效改善铝合金的性能, 但获得的强化层较薄(仅数微米至十几微米), 且强化层容易产生开裂、脱落, 对基体不能起到有效的保护, 镀液也会对环境会造成污染, 严重危害人类健康<sup>[16-17]</sup>。

相对于阳极氧化法、微弧氧化法、化学氧化法、电镀、物理气相沉积及化学气相沉积等方法, 激光熔覆技术制备的熔覆层较厚(可达 3 mm 厚)、稀释率低、与基体呈冶金结合, 且制备过程高效、节约合金材料和能源、绿色环保无污染<sup>[18-21]</sup>。

2000 年以来, 国内外研究者对铝合金激光熔覆开展了一些研究, Ni 基合金的熔点较低, 易与铝形成性能优良的金属间化合物, 所以 Ni 基合金常用作铝合金激光熔覆材料。Woon 等<sup>[22]</sup>在 AlSi<sub>8</sub>CuMg 上激光熔覆 NiCrBSi 合金, 并进行了微观结构和耐磨性能的研究。Man 等<sup>[23]</sup>在 6061Al 表面激光熔覆 NiCrSiB

合金, 并进行了微观结构和腐蚀性能的研究。Chuang 等<sup>[24]</sup>在铝合金基体表面激光熔覆镍基合金, 并进行了耐磨性分析。胡等<sup>[25]</sup>在铝合金表面进行了激光熔覆铁基合金的研究, 涂层过渡区的宽度为 30~70 μm, 硬度峰值为 1092HV, 高于涂层区和基体, XRD 测试表明过渡区生成了 FeAl 相。

Cu 基合金具有优异的自润滑特性, 可以作为减摩涂层。Dubourg 等<sup>[26]</sup>在铝合金上激光熔覆 Cu 和 Fe 合金, 发现强化层中存在 Al<sub>2</sub>Cu 和 Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe 相, 硬度为 370HV。Liu 等<sup>[27]</sup>在 AA333 表面激光熔覆 Ni-Al 青铜合金, 强化层厚度为 1.5~2.5 mm, 硬度为 335HV。Chong 等<sup>[28]</sup>在 6061 铝合金表面激光熔覆制备了 Mo-WC 合金涂层。L. Dubourg 等<sup>[29]</sup>在铝合金表面激光熔覆 Si-TiC 合金。Anandkumar 等<sup>[30]</sup>在 Al-7%Si 铸造合金表面采用 YAG 激光器激光熔覆 Al-12%Si 和 TiC 混合粉末, 进行了组织结构和滑动摩擦磨损研究, 大幅度提高了基体表面硬度。Dunja 等<sup>[31]</sup>在铝合金基体上采用光纤激光器多道激光熔覆 TiB<sub>2</sub>-TiC-Al 合金粉末, 进行了微观结构和化学性能研究, 强化层中只有 TiB<sub>2</sub> 相、TiC 相和 Al 相, 并没有其他新相形成, 硬度提高 40%左右。汪和钱等<sup>[32-33]</sup>采用预置粉末熔覆法, 对 Al 活塞环槽激光熔覆添加了适量稀土元素 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+WC 的 Ni 基合金, 获得了组织细密的强化层。Xu 等<sup>[34]</sup>在 6061 表面激光熔覆 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 改性 Ni 基合金, 加入稀土 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 后, 组织细化, 耐蚀性提高近 2 倍。

可见, 有关铝合金基体激光熔覆材料的研究主要集中在 Ni 基合金粉末、Cu 基合金粉末、Fe 基合金粉末和金属陶瓷粉末, 而在稀土调控改性方面的研究较少, 大多都只添加一种稀土, 稀土含量也过于单一, 缺乏系统性研究。

Wang 等<sup>[35]</sup>利用激光熔覆技术,在 6063 铝合金表面制备了分别添加不同含量稀土的 CeO<sub>2</sub>、Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的 Ni60 合金熔覆层,并通过金相显微镜、XRD、SEM 和 EDS 等设备进行了测试分析,研究了稀土对铝合金表面激光熔覆 Ni 基熔覆层组织、相结构、成分等微观结构的影响规律,结果表明,熔覆层平均厚度为 700~1000 μm,适量的稀土元素可改善熔池的流动性,从而降低或消除熔覆层的气孔和裂纹等组织缺陷,改善熔覆层的微观组织,得到最佳稀土含量的熔覆层为 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层、Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层和 Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层。本课题在此基础上,通过对最佳稀土含量的 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层、Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层和 Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层试样(后文分别简称为 Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层、Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层和 Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层)、未处理的 6063Al 和未加稀土的 Ni60 熔覆层对比试样,分别进行高温摩擦磨损实验,通过分析各试样的摩擦系数、磨痕轮廓、磨损量、物相、成分和磨损后微观形貌,进而分析稀土对 6063Al 表面激光熔覆摩擦磨损性能和磨损机理的影响。

1 试验材料及方法

熔覆基体材料为 6063 铝合金,尺寸为 50 mm×60 mm×12 mm。熔覆材料为 Ni60 合金与一种稀土(CeO<sub>2</sub>、Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 或 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)粉末的混合物,La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 纯度≥99.99%,粉末粒度约为 20~60 μm,Ni60 粉末的粒度为 35~100 μm,其成分如表 1 所示。

表 1 Ni60 粉末化学成分  
Tab.1 Chemical composition of Ni60 powder

wt. %					
C	Si	Fe	B	Cr	Ni
0.7~1	3.0~3.5	<5	3.5~4.5	15~20	Bal.

采用 HT-500 型高温摩擦磨损试验机,实验摩擦副选用直径为 5 mm 的 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 滚珠,硬度为 91~95HRA,设备原理如图 1 所示。磨损速度为 10.8 m/min,时间为 20 min,磨损力为 500 g,磨损温度分别为 100、300、500 ℃。

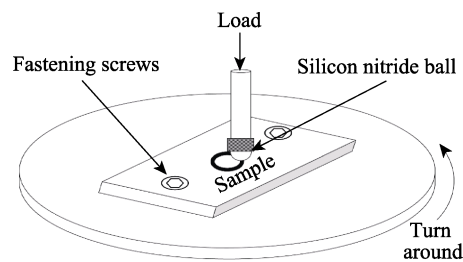


图 1 高温摩擦磨损试验机原理简图  
Fig.1 Schematic diagram of high temperature friction and wear testing machine

采用 HV-1000 型显微硬度计分析各试样的显微硬度,加载载荷为 0.1 N,等间距选取 5 个点进行测试,结果选取平均值。采用 ZEISS AXIO 型金相显微镜分析试样磨损后的形貌。用 Bruker-axs-D8 型 X 射线衍射仪检测磨损后熔覆层的物相。采用 Quanta FEG 450 场发射扫描电镜(SEM)附带的能谱仪(EDS),对熔覆层进行成分分析。

2 结果与分析

2.1 熔覆层的截面硬度

图 2 是 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层、Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层、Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层和不含稀土的 Ni60 熔覆层的截面硬度对比分布图。各熔覆层的截面硬度呈梯度分布。未加入稀土的 Ni60 熔覆层表面硬度为 1117.6HV<sub>0.1</sub>,Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层表面硬度达到了 1646.1HV<sub>0.1</sub>,Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层表面硬度达到了 1472.9HV<sub>0.1</sub>,Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层表面硬度达到了 1454.2HV<sub>0.1</sub>。对比三种最佳稀土含量的熔覆层硬度,硬度值最高的是 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层,其次是 Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层,最后是 Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层。

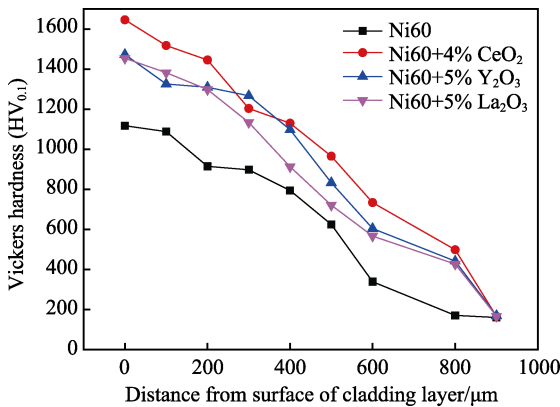


图 2 Ni60 熔覆层和添加稀土熔覆层的截面硬度  
Fig.2 Cross-section hardness of Ni60 cladding layer and rare earth cladding layer

2.2 高温摩擦磨损系数

图 3a 为各试样在 100 ℃高温摩擦磨损的摩擦系数,6063Al 的摩擦系数基本维持在 0.7 附近,Ni60 熔覆层的摩擦系数基本维持在 0.5 附近,而添加稀土的熔覆层的摩擦系数都比较低,大约为 0.05~0.20。图 3b 为各试样在 300 ℃高温摩擦磨损的摩擦系数,6063Al 的摩擦系数在 0.45~0.70 之间变化,波动比较大;Ni60 熔覆层的摩擦系数基本维持在 0.4 附近,比较稳定;而添加稀土的熔覆层的摩擦系数都比较低,大约为 0.10~0.20。图 3c 为各试样在 500 ℃高温摩擦磨损的摩擦系数,6063Al 的摩擦系数基本维持在 0.6 附近,Ni60 熔覆层的摩擦系数基本维持在 0.38 附近,磨损后期出现波动,而添加稀土的熔覆层的摩擦系数仍然维持在 0.05~0.20 之间。

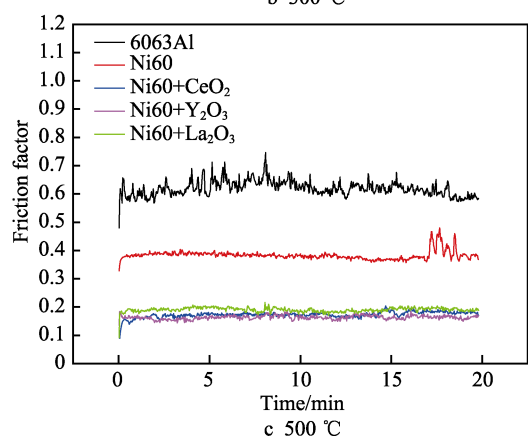
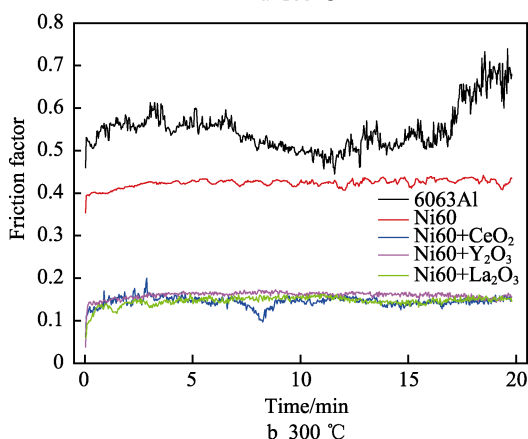
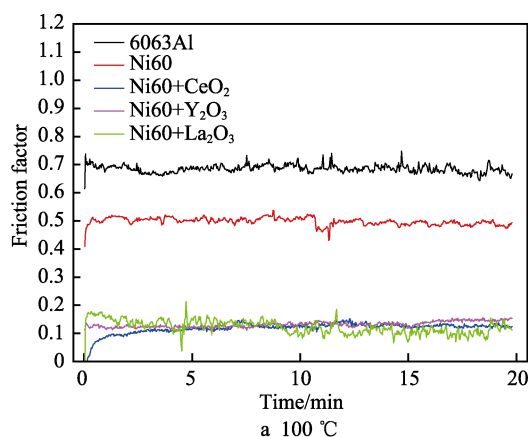


图3 各试样的高温摩擦系数

Fig.3 High temperature friction coefficient of each sample

6063Al 试样和 Ni60 熔覆层随着磨损温度的提高,摩擦系数降低,而添加稀土的熔覆层的摩擦系数随温度的升高仍然能保持在 0.05~0.20 的恒定状态。这是因为 6063Al 试样和 Ni60 熔覆层随着磨损温度的上升,表面氧化程度增加(见后面高温磨损后物相和成分分析),氧化的金属膜起到润滑作用,促使摩擦副的摩擦系数急剧降低,而添加稀土的熔覆层的氧化程度较小,所以摩擦系数变化不大。

### 2.3 高温摩擦磨损磨痕轮廓

图4为各试样在不同温度磨损的磨痕轮廓,可以看出,6063Al 试样在 100、300、500 °C 磨损下的磨

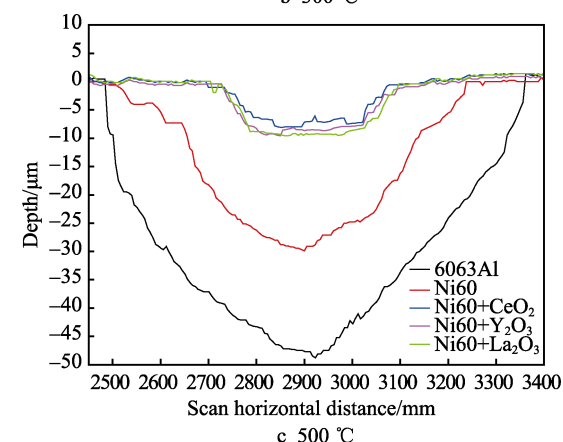
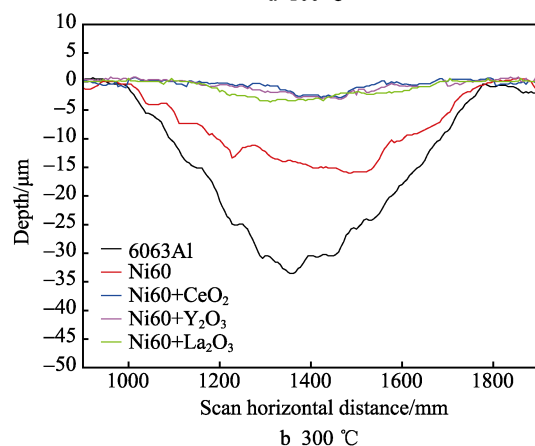
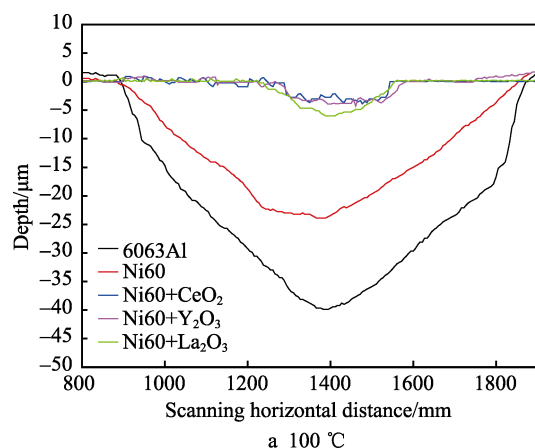


图4 各试样的磨痕轮廓

Fig.4 Wear scar profile of each sample

痕轮廓宽度和深度都最大,并随磨损温度的升高,磨痕轮廓的深度也明显增加。Ni60 熔覆层在 100、300、500 °C 磨损下的磨痕轮廓宽度和深度仅次于 6063Al 试样,磨痕轮廓的宽度和深度明显大于添加稀土的熔覆层,并随磨损温度的升高而明显增大。添加稀土的熔覆层的磨痕轮廓宽度和深度均较小,随磨损温度的提高而有所增大。

### 2.4 高温摩擦磨损量

图5为各试样在 100、300、500 °C 高温磨损的磨损量,6063Al 试样在 100、300、500 °C 下的磨损量分别为 14.728、24.853、28.214 mm<sup>3</sup>,随着温度的上

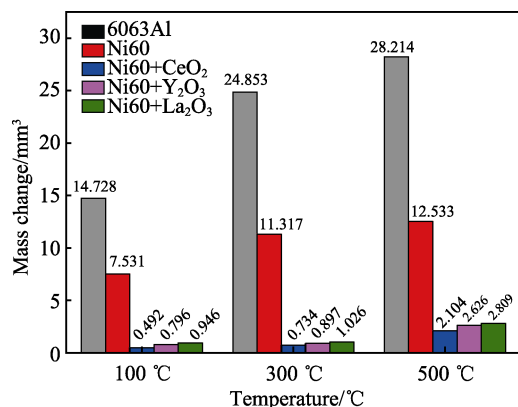


图 5 各试样的磨损量

Fig.5 Wear amount of each sample

升, 磨损量增加比较明显。Ni60 熔覆层在 100、300、500 °C 下的磨损量分别为 7.531、11.317、12.533 mm<sup>3</sup>, 随温度的升高, 磨损量略微增加。添加稀土的熔覆层在 100、300、500 °C 下磨损, Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层的磨损量分别为 0.492、0.734、2.104 mm<sup>3</sup>, Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的磨损量分别为 0.796、0.897、2.626 mm<sup>3</sup>, Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的磨损量分别为 0.946、1.026、2.809 mm<sup>3</sup>, 可见添加稀土的熔覆层的磨损量都较低, 且随温度的升高, 磨损量都略微增加。对比三种稀土熔覆层, 耐磨性最好的是 Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层, 其次是 Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层, 最后是 Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层。

由磨损量可获得高温磨损的相对磨损速度: 100 °C 时, Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的

29.93 倍, 是 Ni60 熔覆层的 15.31 倍; Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 18.50 倍, 是 Ni60 熔覆层的 9.46 倍; Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 15.57 倍, 是 Ni60 熔覆层的 7.96 倍。300 °C 时, Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 33.86 倍, 是 Ni60 熔覆层的 15.42 倍; Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 27.71 倍, 是 Ni60 熔覆层的 12.62 倍; Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 24.22 倍, 是 Ni60 熔覆层的 11.03 倍。500 °C 时, Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 13.41 倍, 是 Ni60 熔覆层的 5.96 倍; Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 10.74 倍, 是 Ni60 熔覆层的 4.77 倍; Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 10.04 倍, 是 Ni60 熔覆层的 4.46 倍。

## 2.5 高温摩擦磨损后物相和成分分析

图 6 为各熔覆层在 100、300、500 °C 高温磨损后的 XRD 图谱, 表 2 为各试样高温摩擦磨损后磨痕表面成分的原子数分数。可以看出, 6063Al 经过高温摩擦磨损后, 除了 Al 相外, 还出现了 Si<sub>2</sub>Al<sub>4</sub>O<sub>4</sub>N<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiO<sub>2</sub>、Al<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 等物相, 并随磨损温度的升高, 峰强度增加。表 2 的成分分析表明, 6063Al 试样在 100、300、500 °C 高温摩擦磨损后, 表面氧的原子数分数分别达到 12.35%、28.48%、42.46%, 可见 6063Al 基体中的 Al 和 Si 在高温摩擦磨损作用下富集, 并与氧气、氮气等反应生成 Si<sub>2</sub>Al<sub>4</sub>O<sub>4</sub>N<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiO<sub>2</sub>、Al<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 等氧化物, 6063Al 发生氧化磨损。

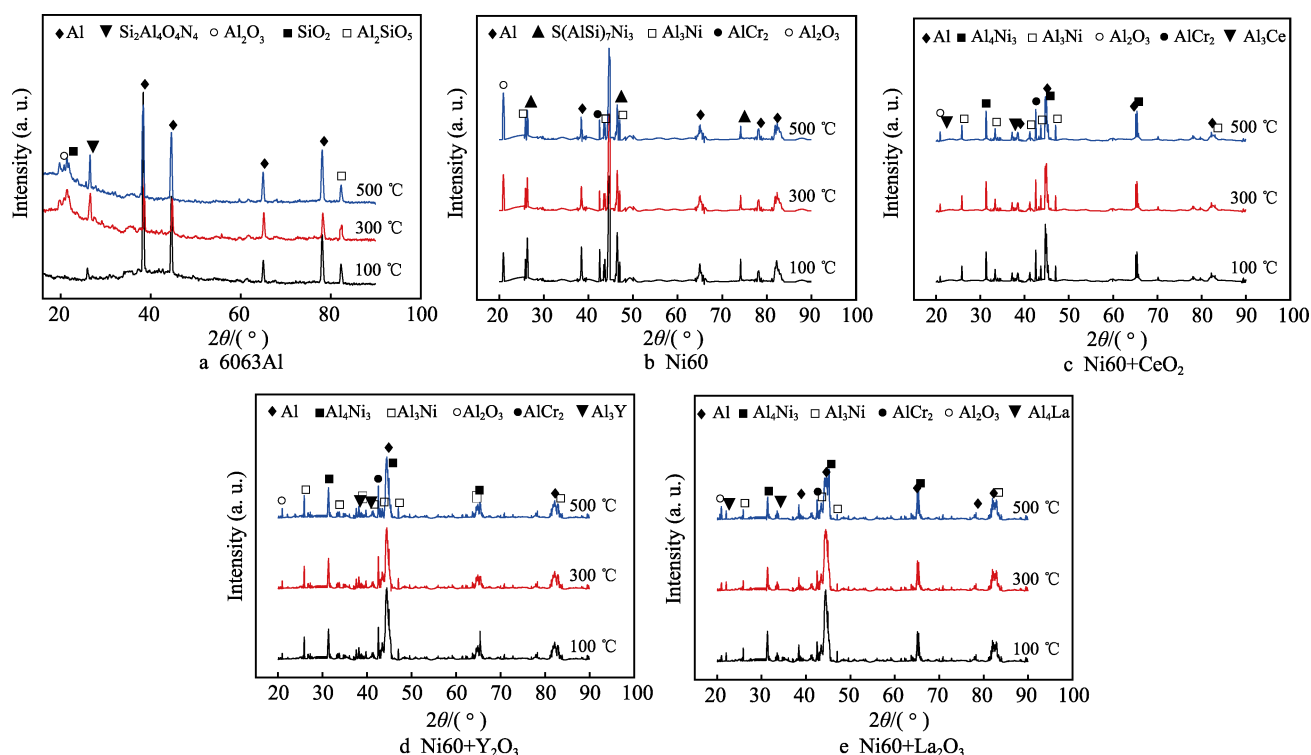


图 6 各试样 XRD

Fig.6 XRD pattern of each sample



表 2 各试样高温摩擦磨损后磨痕表面成分

Tab.2 The atomic percentage of the surface composition of each sample after high temperature friction and wear

Sample	Temperature/ ℃	Elements/at. %									
		Al	Si	Cr	Fe	Ni	C	O	Ce	Y	La
6063Al	100	86.29	1.36					12.35			
	200	70.02	1.50					28.48			
	300	55.68	1.86					42.46			
Ni60	100	49.32	3.05	10.61	3.81	22.51	0.88	9.82			
	200	38.54	3.04	10.14	3.75	22.12	0.85	21.56			
	300	29.69	3.02	10.12	3.08	21.75	0.82	31.52			
Ni60+CeO <sub>2</sub>	100	46.74	0.87	9.89	5.04	31.32	0.67	4.12	1.35		
	200	45.64	0.71	9.81	4.45	31.18	0.65	6.23	1.33		
	300	44.23	0.64	9.72	4.39	31.06	0.61	8.07	1.28		
Ni60+Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100	45.52	0.73	9.92	5.15	31.86	0.79	4.56		1.47	
	200	44.75	0.71	9.79	4.46	31.25	0.68	6.94		1.42	
	300	43.21	0.72	9.64	4.29	31.07	0.63	9.08		1.36	
Ni60+La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100	45.03	0.81	9.91	5.07	31.75	0.78	5.08			1.57
	200	44.45	0.74	9.88	4.46	31.18	0.65	7.25			1.39
	300	44.75	0.73	9.89	1.32	31.84	0.61	9.54			1.32

Ni60 熔覆层经过高温摩擦磨损后,除了 Ni60 熔覆层本来就含有的 Al、(AlSi)<sub>7</sub>Ni<sub>3</sub>、Al<sub>3</sub>Ni、AlCr<sub>2</sub> 相外,还出现了 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 物相,并随着磨损温度的升高, Ni60 熔覆层本来就含有的 Al、(AlSi)<sub>7</sub>Ni<sub>3</sub>、Al<sub>3</sub>Ni、AlCr<sub>2</sub> 物相的峰强度略微降低,而 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 物相却有升高的趋势,说明磨损温度越高, Ni60 熔覆层的破坏程度越大,参与氧化的 Al 越多。表 2 的成分分析表明, Ni60 熔覆层试样在 100、300、500 ℃ 高温摩擦磨损后,表面氧的原子数分数分别为 9.82%、21.56%、31.52%,可见 Ni60 熔覆层中的 Al 在高温摩擦磨损作用下与氧气反应生成 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 氧化产物,并且磨损温度越高,生成 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 量越多,说明 Ni60 熔覆层发生氧化磨损。

添加稀土的 Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层、Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层和 Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层,经过高温摩擦磨损后,除了熔覆层本来就含有的 Al、Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub>、Al<sub>3</sub>Ni、AlCr<sub>2</sub>、Al<sub>3</sub>Ce、Al<sub>3</sub>Y 和 Al<sub>4</sub>La 等物相外,也出现了 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 物相,但是峰强度明显低于 Ni60 熔覆层,并随着磨损温度的升高, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 物相的峰强度略微升高,而其他物相的峰强度略微降低,说明磨损温度越高, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量越多。表 2 成分分析表明: Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层试样在 100、300、500 ℃ 高温摩擦磨损后,表面氧的原子数分数分别为 4.12%、6.23%、8.07%; Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层试样在 100、300、500 ℃ 高温摩擦磨损后,表面氧的原子数分数分别为 4.56%、6.94%、9.08%; Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层试样在 100、300、500 ℃ 高温摩擦磨损后,表面氧的原子数分数分别为 5.08%、7.25%、9.54%。可见,添加稀土的熔覆层中的 Al 在高温摩擦磨损作用下与氧气反应生成 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 氧化产物,且磨损

温度越高, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量略微升高,与不加稀土的熔覆层相比,添加稀土的熔覆层的高温摩擦磨损后的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量明显较低,发生轻微的氧化磨损。

另外,随着磨损温度的升高,熔覆层 Ni、Cr、Fe、Si 和 C 元素的含量都降低,但是降低幅度很小,说明在高温摩擦磨损下熔覆层的组织结构并未破坏严重,特别是枝晶组织保留完好,起到了很好地抵挡高温摩擦磨损的作用。添加稀土的熔覆层的高温磨损后,表面氧含量明显降低,说明添加稀土的熔覆层的抗高温氧化和抗高温摩擦磨损能力明显得到改善。

## 2.6 高温摩擦磨损磨痕形貌

图 7、图 8 和图 9 分别为各试样在 100、300、500 ℃ 高温磨损的磨痕形貌,可以看出, 6063Al 在 100 ℃ 磨损时,表面为平行的犁沟,并有粘着性剥落, 6063Al 试样为二体磨粒磨损,并有轻微的粘着磨损; 300 ℃ 磨损时, 6063Al 试样表面的犁沟深度明显增加,有严重的塑性流动和碾压的痕迹,磨损机理以粘着磨损为主; 500 ℃ 磨损时, 6063Al 表面破坏十分严重, 6063Al 试样掺杂有被氧化的磨屑,表面出现大面积的脱落现象,表面凹凸不平,磨损机理以熔融磨损为主,并有氧化磨损发生。6063Al 试样随着载荷和磨损温度的升高,磨损机制从二体磨粒磨损,到粘着磨损,再到严重的熔融磨损和氧化磨损,由轻微向严重磨损转变。

Ni60 熔覆层在 100 ℃ 磨损时,磨损表面出现部分片层脱落现象,主要为脆性剥落,表面有少量的犁脊和很多磨屑,这些少量的犁沟和犁脊的出现表明磨

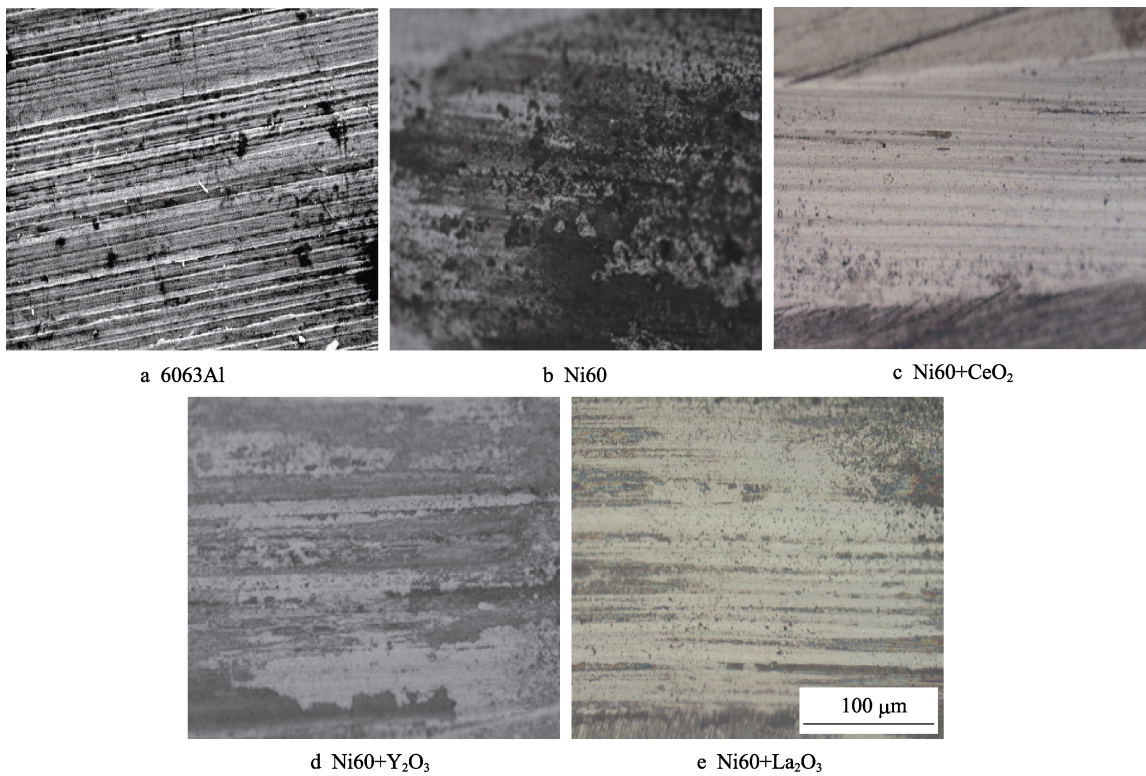


图 7 100 °C 下各熔覆层的磨痕形貌

Fig.7 Wear scar morphology of each cladding layer at 100 °C

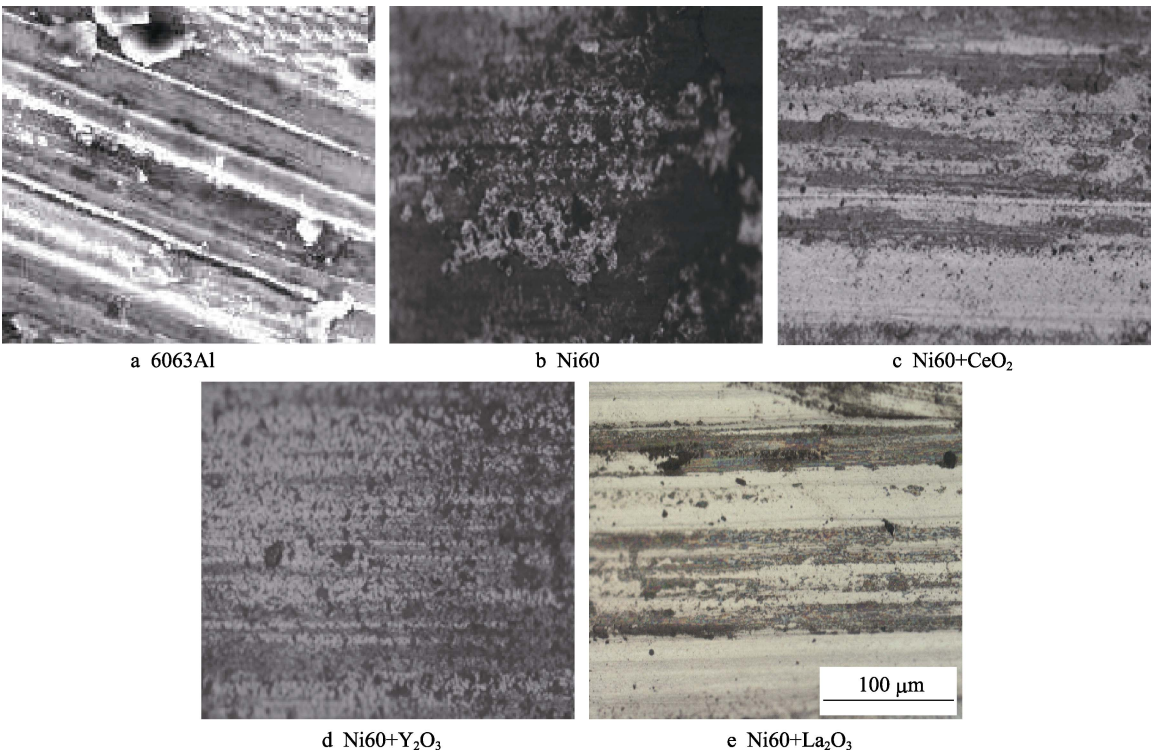


图 8 300 °C 下各熔覆层的磨痕形貌

Fig.8 Wear scar morphology of each cladding layer at 300 °C

损过程中发生了一定程度的塑性变形,也存在犁削磨损,磨损机制主要为剥层磨损,也发生轻微的犁削磨损;300 °C 磨损时,磨损表面出现大量的片层脱落现象,主要为脆性剥落,并有少量的犁脊和磨屑,主要

为剥层磨损和轻微的犁削磨损;500 °C 磨损时,磨损表面破坏十分严重,出现很深的脆性剥落和有少量的犁脊和磨屑,磨损机制主要为剥层磨损和轻微的犁削磨损。结合前面的物相和成分分析,Ni60 熔覆层也



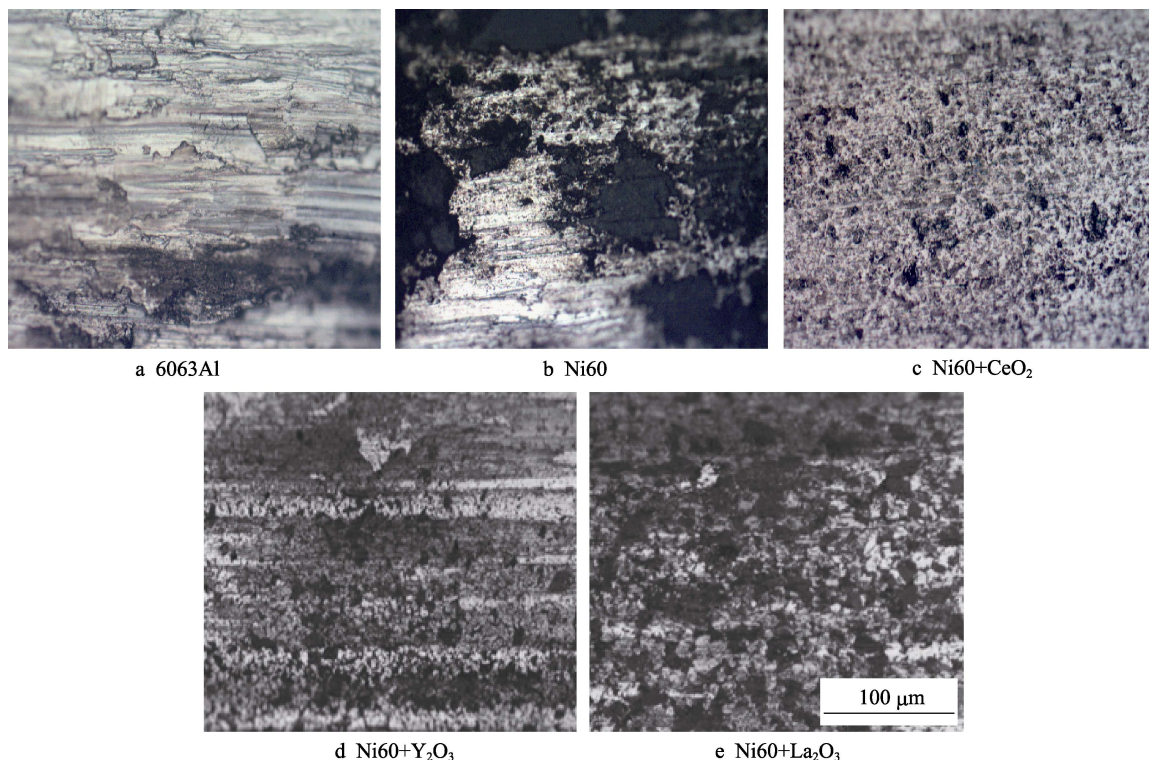


图 9 500 °C 下各熔覆层的磨痕形貌

Fig.9 wear scar morphology of each cladding layer at 500 °C

存在氧化磨损,可见,Ni60 熔覆层主要为剥层磨损、氧化磨损和轻微的犁削磨损,并随着磨损温度的升高,剥层磨损的程度越来越严重。

添加稀土的熔覆层在 100 °C 磨损时,三种稀土的熔覆层磨损表面均存在较浅的“犁沟状”磨痕和少量的磨屑,这些少量的犁沟和犁脊的出现表明磨损过程中发生了一定程度的塑性变形,磨损机制以犁削磨损为主;300 °C 磨损时,三种稀土的熔覆层磨损表面均存在较浅的“犁沟状”磨痕,还出现少量的熔覆层点状脱落现象,主要为脆性剥落,磨损机制主要为犁削磨损,也发生轻微的剥层磨损;500 °C 磨损时,三种稀土的熔覆层磨损表面均存在片状脱落现象,说明磨损机制主要为剥层磨损。结合前面的物相和成分分析,添加稀土的熔覆层也存在氧化磨损。但加入稀土的熔覆层中的  $\text{Al}_4\text{Ni}_3$  等硬质相能大大抵抗 Al 基体的塑性变形,可减少氧化及粘着磨损的破坏程度,从而可改善熔覆层表面的耐磨性。可见,随着磨损温度的升高,添加稀土的熔覆层的磨损机制逐渐由以犁削磨损为主过渡为以剥层磨损为主。

## 2.7 摩擦磨损机理分析

高温摩擦磨损实验结果表明,6063Al 随着载荷和磨损温度的升高,磨损机制从二体磨粒磨损,到粘着磨损,再到严重的熔融磨损和氧化磨损,由轻微向严重磨损转变;Ni60 熔覆层的磨损机制主要为剥层磨损、氧化磨损和轻微的犁削磨损,并随着载荷和磨损温度的升高,剥层磨损的程度越来越严重。添加最

佳稀土含量的熔覆层随着载荷和磨损温度的升高,磨损机制逐渐由以犁削磨损为主过渡为以剥层磨损为主,并含有氧化磨损和犁削磨损。

两磨损表面磨损时,接触面间的作用形式可以分为粘着接触和犁削作用,犁削作用又分为两种形成方式。一种为硬质对磨材料在软金属磨损时,使得软金属表面发生塑性变形而形成的沟槽(两体磨损);另一种为剥落的磨屑进入两磨损界面产生的犁沟。结合本实验中对磨材料和磨粒的形状,图 10 为犁削磨损的模型<sup>[36]</sup>。

当微凸体为球形对磨材料或磨粒时,设  $\theta$  为压入角,球形半径为  $R$ ,压入深度为  $L$ ,压入的截面圆的直径为  $d$ ,则承受载荷面积  $A_1$  和沟槽面积  $A_2$  可表示为<sup>[36]</sup>:

$$A_1 = \frac{1}{3}\pi d^2 \quad (1)$$

$$A_2 = \theta R^2 - \frac{d}{2}(R-L) = \arcsin \frac{d}{2R} \cdot R^2 - \frac{d}{2}(R-L) \quad (2)$$

又有:

$$(R-L)^2 = R^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2 \quad (3)$$

将式(3)代入(2)可得:

$$A_2 = R^2 \arcsin \frac{d}{2R} - \frac{d}{2} \left[ R^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

求出摩擦系数,得:



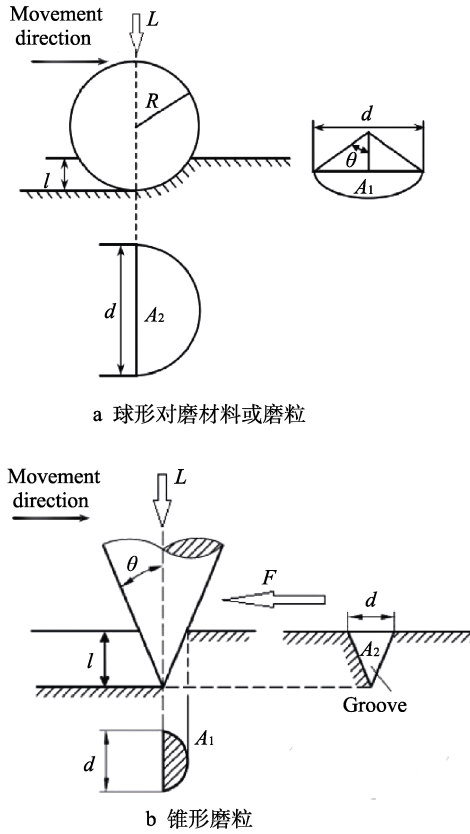
图 10 对磨材料和磨粒在摩擦表面滑动模型<sup>[23]</sup>

Fig.10 The sliding model of abrasive materials and abrasive particles on the friction surface: (a) spherical grinding material or abrasive particles; (b) conical abrasive particles

$$\mu_p = \frac{2}{\pi} \left\{ \left( \frac{2R}{d} \right)^2 \arcsin \frac{d}{2R} - \left[ \left( \frac{2R}{d} \right)^2 - 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (5)$$

如果令  $k = \frac{d}{2R}$ , 则  $A_2$  可表示为:

$$\mu_p = \frac{2}{\pi} \left\{ \frac{1}{R^2} \arcsin k - \left[ \frac{1}{R^2} - 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (6)$$

当微凸体为锥形磨粒时, 设  $\theta$  为锥角,  $d$  为沟槽直径, 承受载荷面积  $A_1$  和沟槽面积  $A_2$  可表示为<sup>[27]</sup>:

$$A_1 = \frac{1}{3} \pi d^2 \quad (7)$$

$$A_2 = \frac{1}{4} d^2 \cot \theta \quad (8)$$

设  $p$  表示屈服极限,  $L$  表示径向载荷,  $F$  为摩擦力, 则:

$$L = A_1 p \quad (9)$$

$$F = A_2 p \quad (10)$$

那么摩擦系数  $\mu_p$  为:

$$\mu_p = \frac{F}{L} = \frac{A_2}{A_1} = \frac{2}{\pi} \cot \theta \quad (11)$$

由式(6)和式(11)可以看出, 球形对磨材料或磨粒时,  $k$  值与摩擦系数  $\mu_p$  成正比, 即压入深度越深, 摩

擦系数越大; 锥形磨粒时, 锥角与摩擦系数成正比, 即磨粒越尖锐, 摩擦系数越小。所以磨损表面的硬度越高, 球体压入表面越浅, 摩擦系数则越小。由于激光熔覆层具有较高的硬度, 球形对磨材料或磨屑的压入深度较浅或难以压入, 故摩擦系数较小, 这与前面实验结果中的摩擦系数分析相一致。

为了清楚表述磨粒磨损的磨损机制, 建立了图 11 所示的磨粒磨损模型, 按照磨损表面的数量可将磨粒磨损分为两体磨损和三体磨损。三体磨损是磨粒进入了两被磨表面之间, 相对滑动时, 磨粒发生旋转, 对两个磨损表面产生犁削作用。

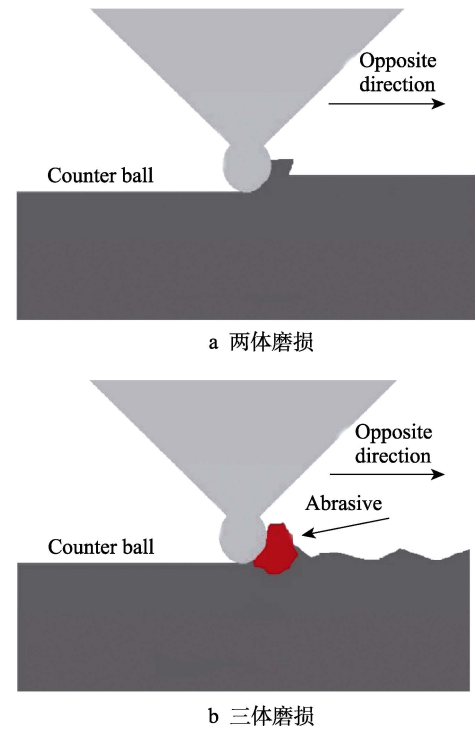


图 11 磨粒磨损模型

Fig.11 Abrasive wear model: (a) two-body wear; (b) three-body wear

在本实验的熔覆层的摩擦磨损试验中, 在低载荷和低温磨损下, 主要以两体磨损为主, 随着载荷和磨损温度的升高, 熔覆层表面硬度较高的微凸体也将发生断裂, 产生的磨粒进入磨损面形成了三体磨损, 磨损量增大, 磨损表面会产生较深的犁沟。

当微凸体为球形对磨材料或磨粒时, 若微凸体滑动了  $x$  距离, 则根据式(3)可算出磨损体积为:

$$\Delta V = A_2 x = R^2 \arcsin \frac{d}{2R} - \frac{d}{2} \left[ R^2 - \left( \frac{d}{2} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} x \quad (12)$$

又因为

$$\sin \theta = \frac{d}{2R} \quad (13)$$

将式(13)代入式(12), 得:

$$\Delta V = \left( \frac{d}{2} \right)^2 \cdot x \left( \frac{\theta}{\sin \theta} - \cot \theta \right) \quad (14)$$

又因为载荷  $L$  和硬度  $H$  的关系为:

$$L = \frac{1}{3} \pi d^2 H \quad (15)$$

将式(15)代入式(14), 得:

$$\Delta V = \frac{2Lx}{\pi H} \left( \frac{\theta}{\sin \theta} - \cot \theta \right) \quad (16)$$

当微凸体为锥形时, 若微凸体滑动了  $x$  距离, 同理可得磨损体积为:

$$\Delta V = A_2 x = \frac{Lx \cot \theta}{\pi H} \quad (17)$$

由式(16)和式(17)可以看出, 磨粒磨损中, 犁削磨损的磨损量与载荷、摩擦表面的滑行距离成正比, 与材料表面的硬度成反比。这可以很好地解释本研究中的实验结果, 由前面的硬度分析结果可知, 添加稀土的熔覆层表面硬度由大到小为 Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层 > Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层 > Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层, 而由磨损结果可知, 高速往复磨损和磨粒磨损时, 添加稀土的熔覆层的磨损机制都为犁削磨损, 磨损量由小到大为 Ni60+CeO<sub>2</sub> 熔覆层 < Ni60+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层 < Ni60+La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层, 本研究的磨损量正好与材料表面的硬度成反比, 研究结果一致。

在磨粒磨损中, 磨粒滑动会引起磨损面产生犁沟或塑性变形, 载荷大到一定程度时, 塑性变形产生的残余应力会萌生裂纹, 在磨粒的拉动下, 裂纹将发生扩展, 如果磨损组织脆性大, 会发生脆性断裂, 称为剥层磨损。

剥层磨损是激光熔覆层最严重的破坏形式, 其基本论点是: 摩擦磨损中, 随着剪切变形的增大, 磨损表面下方出现位错堆积, 当位错堆积到一定程度时, 会产生空穴, 空穴与空穴相连就构成了微裂纹, 裂纹在磨粒带动下会不断扩展, 由于磨损振动冲击, 裂纹和表面之间的磨损材料会发生片状剥落 (如图 12 所示)。剥层理论简单计算公式可以表示为:

$$V = \frac{WSGb}{4\pi S_0 \sigma_s (1-\mu) \sigma_1} \quad (18)$$

假设令:

$$\Gamma = \frac{Gb}{4\pi S_0 (1-\mu) \sigma_s} \quad (19)$$

则:

$$\frac{dV}{dS} = \Gamma \frac{W}{\sigma_s} \quad (20)$$

也可以表示为:

$$V = \Gamma \frac{WS}{\sigma_s} \quad (21)$$

式中:  $G$ 、 $\mu$ 、 $\sigma_j$ 、 $b$ 、 $S_0$  和  $\sigma_s$  分别为剪切弹性模量、泊松比、摩擦应力、柏氏矢量、临界滑动距离和剪切屈服极限。

式(20)、(21)表明: 剥层磨损体积与硬度无关, 而是与载荷、滑动距离成正比, 与材料的剪切屈服极限

成反比<sup>[36]</sup>。这一点可以很好地解释 Ni60 熔覆层与加入稀土的熔覆层的摩擦磨损性能, Ni60 熔覆层主要由金属间化合物 (AlSi)<sub>7</sub>Ni<sub>3</sub> 相组成, 为粗大的柱状晶, 偏析严重, 组织脆性较大, 所以容易发生剥层磨损。

而加入稀土的熔覆层主要由金属间化合物 Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> 相组成, 晶粒比较细小, 具有较高的剪切屈服极限, 加入稀土的熔覆层的剪切屈服极限高于 Ni60 熔覆层, 所以剥层磨损的破坏程度较小。

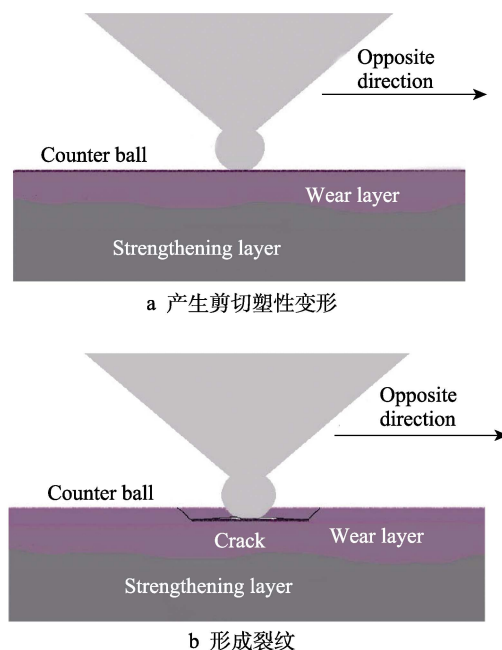


图 12 熔覆层剥层磨损机制示意图

Fig.12 Schematic diagram of the peeling and abrasion mechanism of the cladding layer: (a) produce shear plastic deformation; (b) form cracks

加入稀土提高熔覆层的摩擦磨损性能的原理主要有以下五个方面。

1) 添加稀土的熔覆层可以细化晶粒, 而材料的耐磨性与晶粒大小有关, 根据 Hall-Patch 公式<sup>[37]</sup>:

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}} \quad (22)$$

式中:  $\sigma_0$ 、 $K$  是与晶体类型有关的常数。

可见, 熔覆层的屈服强度  $\sigma_s$  与其晶粒平均直径  $d$  成反比, 晶粒越细小, 熔覆层的屈服强度越大, 产生细晶强化。细晶强化能提升磨损过程中熔覆层抵抗破坏和崩损的能力。

2) 磨损体积与硬度的关系可由 Archard 方程解释<sup>[22]</sup>:

$$V = \frac{kWx}{H} \quad (23)$$

其中,  $W$  为载荷;  $H$  为硬度,  $x$  是摩擦副的滑动距离;  $k$  表示磨损系数。式(23)表明硬度越高, 磨损体积越小。

由前面分析可知, 加入稀土的熔覆层含有 Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub>、Al<sub>3</sub>Ni 和 AlCr<sub>2</sub> 等硬质相和稀土化合物相, 熔覆层受

到固溶强化和细晶强化的作用, 未加入稀土的 Ni60 熔覆层的表面硬度为 1117.6HV<sub>0.1</sub>, 而 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层的表面硬度达到了 1646.1HV<sub>0.1</sub>, Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的表面硬度达到了 1472.9HV<sub>0.1</sub>, Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的表面硬度达到了 1454.2HV<sub>0.1</sub>, 加入最佳稀土含量的熔覆层硬度有明显提高, 所以磨损体积较小, 磨损性能较好。

3) 加入稀土后, 组织中的气孔、裂纹和偏析得到明显的改善, 熔覆层组织致密程度得到明显改善, 提高摩擦磨损时的抗变形力, 有助于熔覆层的机械性能的提高。

4) Ni60 熔覆层主要由金属间化合物(AlSi)<sub>7</sub>Ni<sub>3</sub> 相组成, 脆性较大, 而加入稀土的熔覆层主要由金属间化合物 Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> 相组成, 具有较高的硬度和良好的耐磨性, 且均匀分布在熔覆层, 可起到弥散强化的作用, 说明熔覆层的耐磨性与熔覆层中的金属间化合物、硬质相分布有关。

5) 稀土元素聚集在晶界和相界处, 起强化晶界和相界的作用, 提高晶界强度, 从而降低熔覆层剥层磨损的程度。

### 3 结论

1) 对比三种最佳稀土含量的熔覆层硬度, 硬度值最高的是 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层, 其次是 Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层, 最后是 Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层。

2) 高温摩擦磨损结果表明, 100 °C 时, Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 29.93 倍, 是 Ni60 熔覆层的 15.31 倍; Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 18.50 倍, 是 Ni60 熔覆层的 9.46 倍; Ni60+5% La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 15.57 倍, 是 Ni60 熔覆层的 7.96 倍。300 °C 时, Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 33.86 倍, 是 Ni60 熔覆层的 15.42 倍; Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 27.71 倍, 是 Ni60 熔覆层的 12.62 倍; Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 24.22 倍, 是 Ni60 熔覆层的 11.03 倍。500 °C 时, Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 13.41 倍, 是 Ni60 熔覆层的 5.96 倍; Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 10.74 倍, 是 Ni60 熔覆层的 4.77 倍; Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层的耐磨性是 6063Al 试样的 10.04 倍, 是 Ni60 熔覆层的 4.46 倍。

3) 磨损机理分析表明, 6063Al 随着载荷和磨损温度的升高, 磨损机制从二体磨粒磨损, 到粘着磨损, 再到严重的熔融磨损和氧化磨损, 由轻微向严重磨损转变; Ni60 熔覆层磨损机制主要为剥层磨损、氧化磨损和轻微的犁削磨损, 并随着载荷和磨损温度的升高, 剥层磨损的程度越来越严重; 添加最佳稀土含量

的熔覆层随着载荷和磨损温度的升高, 磨损机制逐渐由以犁削磨损为主过渡为以剥层磨损为主, 并含有氧化磨损和犁削磨损。

4) 与 Ni60 熔覆层相比, 加入最佳稀土含量的熔覆层的高温摩擦磨损性能均有明显提高。对比三种最佳稀土含量的熔覆层, 高温摩擦磨损性能由好到差的顺序为 Ni60+4%CeO<sub>2</sub> 熔覆层>Ni60+5%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层>Ni60+5%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔覆层。

### 参考文献:

- [1] KANOKWAN U, WANCHAI C, KENJI M, et al. Evolution of Fe-containing intermetallic phases and abnormal grain growth in 6063 aluminum alloy during homogenization[J]. Results in physics, 2019, 15: 102535.
- [2] LIU Zhi-wen, LI Luo-xing, YI Jie, et al. Influence of heat treatment conditions on bending characteristics of 6063 aluminum alloy sheets[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(7): 1498-1506.
- [3] CAI Yang, WANG Xiao-song, YUAN Shi-jian. Analysis of surface roughening behavior of 6063 aluminum alloy by tensile testing of a trapezoidal uniaxial specimen[J]. Materials science and engineering: A, 2016, 672: 184-193.
- [4] KHALED J A, ABDULLAIA, ABDULKAREEM S A. Microstructure and mechanical properties of multi-pass friction stir processed aluminum alloy 6063[J]. Materials & design, 2014, 53: 550-560.
- [5] WENG Fei, YU Hui-jun, CHEN Chuan-zhong, et al. Microstructures and properties of TiN reinforced Co-based composite coatings modified with Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> by laser cladding on Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of alloys and compounds, 2015, 650: 178-184.
- [6] JIA Wei-ju, HONG Quan, ZHAO Heng-zhang, et al. Effect of laser shock peening on the mechanical properties of a near-α titanium alloy[J]. Materials science and engineering: A, 2014, 606: 354-359.
- [7] WENG Fei, YU Hui-jun, CHEN Chuan-zhong, et al. Microstructure and property of composite coatings on titanium alloy deposited by laser cladding with Co42+TiN mixed powders[J]. Journal of alloys and compounds, 2016, 686: 74-81.
- [8] MEHRIZI M Z, SHAMANIAN M, SAIDI A, et al. Laser cladding of CoWSi/WSi<sub>2</sub> on Ni substrate and evaluation of its high temperature oxidation behavior[J]. Ceramics international, 2014, 40(8): 13447-13452.
- [9] LIU Hong-xi, ZHANG Xiao-wei, JIANG Ye-hua, et al. Microstructure and high temperature oxidation resistance of in-situ synthesized TiN/Ti<sub>3</sub>Al intermetallic composite coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding process[J]. Journal of alloys and compounds, 2016, 670: 268-274.
- [10] FRANCISCA C M, SERGI G S, VITOR J P V, et al. Decolorization and mineralization of sunset yellow FCF dye by anodic oxidation, electro-Fenton, UVA photoelectro-Fenton and solar photoelectro-Fenton processes [J]. Applied catalysis E: Environmental, 2013, 142: 877-890.



- [11] LIN Xiao, TAN Li-li, ZHANG Qiang, et al. The in vitro degradation process and biocompatibility of a ZK60 magnesium alloy with a for sterite-containing micro-arc oxidation coating[J]. *Acta biomaterialia*, 2013, 9(10): 8631-8642.
- [12] LOU Zai-zhu, HUANG Bai-biao, MA Xiang-chao, et al. A 3D AgCl hierarchical superstructure synthesized by a wet chemical oxidation method[J]. *Chemistry*, 2012, 18(50): 16090-16096.
- [13] PATRICK K, OLIVER S, WALTER G, et al. Separation of 1,3-substituted imidazoles for quality control of a Lewis acidic ionic liquid for aluminum electroplating[J]. *Electrophoresis*, 2014, 35(9): 1334-1338.
- [14] KAMAL K, LIMIA M, BORNSCHEIN A, et al. Aluminum-based rear-side PVD metallization for PERT silicon solar cells[J]. *IEEE journal of photovoltaics*, 2014, 4(1): 160-167.
- [15] THIEME M, STRELLER F, SIMON F, et al. Superhydrophobic aluminium-based surfaces: Wetting and wear properties of different CVD-generated coating types[J]. *Applied surface science*, 2013, 283: 1041-1050.
- [16] TAN Chao-lin, ZHU Hong-mei, KUANG Tong-chun, et al. Laser cladding Al-based amorphous-nanocrystalline composite coatings on AZ80 magnesium alloy under water cooling condition[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2017, 690: 108-115.
- [17] DORMAN M, TOPARLI M B, SMYTH N, et al. Effect of laser shock peening on residual stress and fatigue life of clad 2024 aluminium sheet containing scribe defects[J]. *Materials science and engineering: A*, 2012, 548: 142-151.
- [18] ZHANG S T, ZHOU J S, GUO B G, et al. Friction and wear behavior of laser cladding Ni/hBN self-lubricating composite coating[J]. *Materials science and engineering: A*, 2008, 491: 47-54.
- [19] MIRZADE F K, KHOMENKO M D, NIZIEV V G. Numerical simulation of solute evolution during laser cladding with nickel superalloy powder injection[J]. *Optical and quantum electronics*, 2016, 48(11): 513.
- [20] SONG Li-jun, ZENG Guang-cheng, XIAO Hui, et al. Repair of 304 stainless steel by laser cladding with 316L stainless steel powders followed by laser surface alloying with WC powders[J]. *Journal of manufacturing processes*, 2016, 24: 116-124.
- [21] LIU Yan-hui, QU Wei-cheng, SU Yu. TiC reinforcement composite coating produced using graphite of the cast iron by laser cladding[J]. *Materials*, 2016, 9(10): 815.
- [22] WONG T T, LIANG G Y, HE B L, et al. Wear resistance of laser-clad Ni-Cr-B-Si alloy on aluminium alloy[J]. *Journal of materials processing technology*, 2000(100): 142-146.
- [23] MAN H C, ZHANG S, YUE T M, et al. Laser surface alloying of NiCrSiB on Al6061 aluminium alloy [J]. *Surface and coatings technology*, 2001, 148: 136-142.
- [24] YAO C, CHUANG S C, LEE H C. Effect of temperature on the sliding wear behavior of laser surface alloyed Ni-base on Al-Mg-Si alloy[J]. *Applied surface science*, 2006, 253: 1404-1410.
- [25] 胡木林, 潘邻, 谢长生, 等. 铝合金表面激光熔覆铁基合金涂层过渡区的特征[J]. *材料保护*, 2005, 38(5): 51-54.  
HU Mu-lin, PAN Lin, XIE Chang-sheng, et al. Characteristics of transition region in laser cladding iron-based coatings on ZL108 alloy[J]. *Material protection*, 2005, 38(5): 51-54.
- [26] DUBOURG L, HLAWEKA F, CORNET A. Study of aluminium copper-iron alloys: Application for laser cladding [J]. *Surface and coatings technology*, 2002, 151-152(1): 3292-3321.
- [27] LIU Y, KOCH J, MAZUMDER J, et al. Microstructure study of the interface in laser-clad Ni-Al bronze on Al alloy AA333 and its relation to cracking[J]. *Metall mater trans*, 1995, A26: 1519-1532.
- [28] CHONG P H, MAN H C, YUE T M. Microstructure and wear properties of laser surface-cladded Mo-WC MMC on AA6061 aluminum alloy[J]. *Surface and coatings technology*, 2001, 145(1-3): 51-59.
- [29] DUBOURG L, URSESCU D, HLAWEKA F, et al. Laser cladding of MMC coatings on aluminium substrate: Influence of composition and micro structure on mechanical properties[J]. *Wear*, 2005, 258(11-12): 1745-1754.
- [30] ANANDKUMAR R, ALMEIDA A, VILAR R. Microstructure and sliding wear resistance of an Al-12wt% Si/TiC laser clad coating[J]. *Wear*, 2012, 282(8): 31-39.
- [31] RAVNIKAR D, DAHOTRE N B, GRUM J. Laser coating of aluminum alloy EN AW 6082-T651 with TiB<sub>2</sub> and TiC: Microstructure and mechanical properties[J]. *Applied surface science*, 2013, 282(10): 914-922.
- [32] 汪新衡, 钱书琨, 刘安民, 等. 铝合金表面添加稀土激光熔覆 Ni 基 WC 金属陶瓷涂层研究[J]. *热加工工艺*, 2014, 43(4): 126-129.  
WANG Xin-heng, QIAN Shu-kun, LIU An-min, et al. Study on Ni-based WC cermet coating adding laser cladding rare earth on al alloy surface[J]. *Hot working technology*, 2014, 43(4): 126-129.
- [33] 钱书琨, 蒋冬青, 汪新衡, 等. 铝合金表面添加 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 激光熔覆 Ni 基 WC 金属陶瓷涂层研究[J]. *机械强度*, 2014, 36(5): 694-698.  
QIAN Shu-kun, JIANG Dong-qing, WANG Xin-heng, et al. Study on Ni-based WC cermet adding by laser adding La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on the aluminum alloy[J]. *Mechanical strength*, 2014, 36(5): 694-698.
- [34] XU P Q, TANG X H, YAO S, et al. Effect of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> addition on microstructure of Ni-based alloy+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/substrate laser clad [J]. *Journal of materials processing technology*, 2008, 208: 549-555.
- [35] WANG Cheng-lei, GAO Yuan, WANG Rong, et al. Microstructure of laser-clad Ni60 reinforcement layers added with different amounts of rare-earth oxides on 6063 Al alloys[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2018, 740: 1099-1107.
- [36] 姚军. AZ91D 镁合金激光熔覆与重熔层组织特征及其性能研究[D]. 长春: 吉林大学, 2007.  
YAO Jun. Study on microstructure characterizations and properties of laser cladding and remelting on surface of AZ91D magnesium alloy[D]. Changchun: Jilin University, 2007.
- [37] LI J, ZHANG X J, WANG H P. Microstructure and mechanical properties of Ni-based composite coatings reinforced by in situ synthesized TiB<sub>2</sub>+TiC by laser cladding[J]. *International journal of minerals, metallurgy and materials*, 2013, 20(1): 57-64.