

铝质刹车盘表面激光熔覆 Al-Si-Ni-WC 涂层的 微观组织与抗磨性能研究

赵鹏¹, 王守仁^{1*}, 王高琦¹, 肖振¹, 高绍平¹, 刘晓萍²

¹ 济南大学机械工程学院, 山东 济南 250022;

² 山东隆基机械股份有限公司, 山东 龙口 265700

摘要 利用 Al-Si-Ni-WC 合金粉末, 通过激光熔覆技术在 ZL108 铝合金刹车盘表面上制备出具有优异抗磨损性能的涂层。对涂层微观组织性能、硬度值、磨损体积、抗腐蚀性进行了分析。研究表明: 利用 Al-18%Si-30%Ni-5%WC 复合涂层获得了平整且厚度均匀的熔覆面。涂层中的物相主要有 AlNi、AlNi₃、WC、SiC 等硬质合金相, 且原位生成的硬质合金相均匀分布在熔覆层内。基体和涂层结合紧密, 熔覆涂层内部的晶粒发生细化。熔覆涂层表面的平均硬度值为 272 HV, 是 ZL108 基材表面平均硬度值的 3.1 倍。相比于基体, 涂层具有更加优异的耐磨性能, 并且在高温环境下, 涂层的磨损量较小。涂层磨损机理为磨粒磨损和黏着磨损以及少量的氧化磨损, 铝合金刹车盘的耐磨性得到显著增加。

关键词 激光技术; 铝合金; 激光熔覆; 刹车盘; 微观组织; 摩擦磨损

中图分类号 TG174.44

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230731

1 引言

随着我国目前日益增长的汽车需求, 汽车轮毂上刹车盘的生产需求越来越大, 市面上常用的多为灰铸铁材料铸造而成的刹车盘^[1]。然而, 一片灰铸铁刹车盘的质量是铝合金材质的 4~5 倍, 这大大增加了汽车在行驶过程中的油耗量, 导致能源的浪费。轻量化的汽车设计不仅降低了能源的消耗, 还使得汽车能够获得更快的速度^[2]。目前, 越来越多的高端汽车使用铝合金刹车盘代替整体铸造的灰铸铁刹车盘, 其主要原因是铝合金是一种密度小、便于加工成型的结构合金。然而, 相比于现有的灰铸铁刹车盘, 铝合金刹车盘的硬度低且抗磨损性能差, 在汽车行驶过程中会出现塑性变形等问题, 这限制了铝合金在汽车刹车盘中的应用^[3]。当刹车盘的表面发生过度磨损时, 汽车制动的距离受影响, 这对驾驶员的生命安全造成了威胁^[4]。在汽车进行长时间的制动情况下, 刹车盘表面与制动片之间的连续摩擦会产生大量的热量, 这些热量分布在刹车盘表面, 使得刹车盘表面出现软化现象, 进而引起刹车盘耐磨性能的下降。因此, 利用合适的工艺对铝合金表面进行性能改善具有重要意义^[5-6]。

激光熔覆技术是一种新型的表面改性技术, 采用

该技术可在铝合金表面熔覆出力学性能和抗磨损性能更强的涂层, 从而满足具体工况下的需求^[7-8]。李柄^[9]使用激光熔覆技术在 1050 铝合金上制备出 Al-70Si 梯度涂层, 硬度达到 245 HV, 通过不断调整设备参数以及加入少量的 CeO₂, 涂层具有更加优异的耐磨性能。彭世鑫^[10]在 ZL114 铝合金表面使用激光熔覆技术熔覆 Fe-Ni 合金粉末, 当使用 CO₂ 激光器作为熔覆设备时, 激光功率的大小以及光斑直径都会影响熔覆层的内部组织。陈滋鑫等^[11]通过优化激光工艺参数以及粉末组成, 有效减少了激光熔覆时的裂纹, 并提出了解决熔覆层开裂的方法。邵海泉^[12]在 ZL205A 铝合金基材表面上使用激光熔覆技术熔覆 Al₂O₃/NiCrAl 复合涂层, 发现加入陶瓷材料能够细化熔覆涂层内部的晶粒组织, 且陶瓷材料的加入使涂层表面的硬度大幅增加, 耐磨损性获得显著增强。雷临苹^[13]在 6065 铝合金表面上使用激光熔覆技术熔覆 NiAl 合金, NiAl 合金中新生成的 NiAl、Ni₃Al、NiAl₃ 等新的金属间化合物在高温下有着优异的耐磨性, 这些硬质增强相弥散分布在熔覆涂层内部, 同时形成更为细小的胞状晶和柱状的树枝晶, 整体均匀性较好。镍铝合金之间形成的金属间化合物, 其脆性相对较大, 容易使涂层内部出现气孔与裂纹。与金属相比, 镍铝合金内部原位生成的金属间化合物具有较大的脆性, 与陶瓷相比, 则表现出更大的

收稿日期: 2023-04-17; 修回日期: 2023-05-06; 录用日期: 2023-05-15; 网络首发日期: 2023-05-25

基金项目: 山东省自然科学基金重大基础研究项目(ZR2020ZD06)、山东省泰山学者人才项目(2022—2027)

通信作者: *me_wangsr@ujn.edu.cn

塑性^[14-15]。

本文对成分进行设计以及配比,保证激光熔覆铝合金刹车盘表面在室温下具有优异的耐磨性,且在高温环境下具有良好的抗磨损性能和优异的耐腐蚀性能。通过正交实验得出 Ni 质量分数为 30% 时,熔覆层各方面性能达到最优。

2 实验方法及材料选择

2.1 实验材料

对铝合金制动盘进行表面能谱分析,发现其成分

表 1 ZL108 铝合金基体的化学元素组成

Table 1 Chemical element compositions of ZL108 aluminum alloy matrix

| Material | Mass fraction / % | | | | | |
|-----------|-------------------|---------|---------|---------|------|------|
| | Si | Mg | Cu | Mn | Zn | Al |
| Substrate | 11.0-13.0 | 0.4-1.0 | 1.0-2.0 | 0.3-0.9 | <0.2 | Bal. |

熔覆材料的化学成分如表 2 所示,熔覆设计方案共有 4 个。由于过共晶铝硅合金的耐磨强度比共晶或亚共晶铝硅合金的耐磨强度高 25%~40%,因此将 Si 元素的含量提高到铝硅合金的过共晶成分点。Cr 元素能够调整合金的韧性,但是过量的 Cr 元素在铝合金基材中会阻碍形核的再结晶和生长,故此 Cr 元素在铝合金中的添加量(质量分数)一般不超过 0.35%^[19]。过高含量的 WC 陶瓷合金粉末会使涂层硬度与基体表面硬度的差距过大,导致结合处发生涂层脱落,但是涂层内部生成的 WC 陶瓷相能够增强涂层抗摩擦磨损的性能,同时加入的少量陶瓷材料可以起到细化组织的作用^[12]。Cu 元素的加入主要是为了提高涂层内部的结合力。大量 Ni 合金粉末的加入使得熔覆涂层的热膨胀系数变得更低,以此保证涂层在高温下的摩擦磨损性能。镍铝合金内部形成的金属间化合物的密度较低且抗氧化性能较强,高温条件下抗腐蚀磨损的性能较强。

表 2 熔覆合金粉末的化学元素组成

Table 2 Chemical element compositions of cladding alloy powder

| Scheme No. | Mass fraction / % | | | | | |
|------------|-------------------|-----|-----|-----|----|------|
| | Si | WC | Cu | Cr | Ni | Al |
| 1 | 18.0 | 5.0 | 2.0 | 0.3 | 20 | Bal. |
| 2 | 18.0 | 5.0 | 2.0 | 0.3 | 25 | Bal. |
| 3 | 18.0 | 5.0 | 2.0 | 0.3 | 30 | Bal. |
| 4 | 18.0 | 5.0 | 2.0 | 0.3 | 35 | Bal. |

将配制好的粉末放入行星磨机内进行混合。球磨机转速为 200 r·min⁻¹,设定 6 个运行周期,每个运行周期为 60 min。球磨完成后使用筛网对混合粉

接近 ZL108 材料。因此实验以 ZL108 铝合金为熔覆基体,其化学成分如表 1 所示。将 ZL108 铝合金板材加工成尺寸为 100 mm×100 mm×10 mm 的板块状后,用 240# 砂纸打磨其表面,破坏铝合金表面的氧化膜,同时获得均匀的粗糙面;将基材浸入盛放丙酮溶液的容器中进行超声清洗,去除基材表面油污等杂质^[16];利用质量分数为 0.5% 的 HCl 溶液清洗基材表面,使表面晶粒或晶界呈腐蚀状态,从而增强铝合金表面对激光的吸收效果;放入烘干机内进行烘干,确保表面杂质全部去除^[17-18]。

表 3 激光熔覆实验的工艺参数

Table 3 Process parameters of laser cladding experiment

| Parameter | Value |
|---|-------|
| Laser power / W | 1400 |
| Sweep speed / (mm·min ⁻¹) | 300 |
| Powder feed rate / (L·min ⁻¹) | 0.3 |
| Gas flow rate / (L·min ⁻¹) | 8 |
| Spot diameter / mm | 2 |
| Overlap rate / % | 30 |

末进行过滤。最后在 100 °C 的烘干箱内干燥 5 h 以去除水分。熔覆设备中的光纤激光器的最大激光功率为 2 kW,熔覆工艺参数如表 3 所示。激光熔覆舱内环境为真空环境,确保实验中没有氧化还原反应发生。激光熔覆设备及其加工原理图如图 1 所示。

表 3 激光熔覆实验的工艺参数

Table 3 Process parameters of laser cladding experiment

| Parameter | Value |
|---|-------|
| Laser power / W | 1400 |
| Sweep speed / (mm·min ⁻¹) | 300 |
| Powder feed rate / (L·min ⁻¹) | 0.3 |
| Gas flow rate / (L·min ⁻¹) | 8 |
| Spot diameter / mm | 2 |
| Overlap rate / % | 30 |

2.2 实验方法

沿着与激光扫描方向垂直的方向切开制备的涂层,得到试样,使用不同型号的 SiC 砂纸对其表面进行打磨以及抛光处理;将抛光后的试样放进调配好的 Keller 试剂内进行表面的腐蚀,同时观测其表面显微组织;使用扫描电镜(SEM)对试样表面的微观形貌进行表征,通过 X 射线衍射(XRD)技术测出物质的相组成,使用维氏硬度计测量熔覆涂层表面的硬度值;采用摩擦磨损试验机测试试样的摩擦磨损性能,测试时选取硬度为 240 HV 和直径为 4.6 mm 的 GCr15 钢球为摩擦副,施加的载荷(F)为 20 N,磨损时间为 20 min;使用质量分数为 5% 的 NaCl 溶液在常温下对基体和涂层材料进行电化学实验测试,对其耐腐蚀性能进行分析。

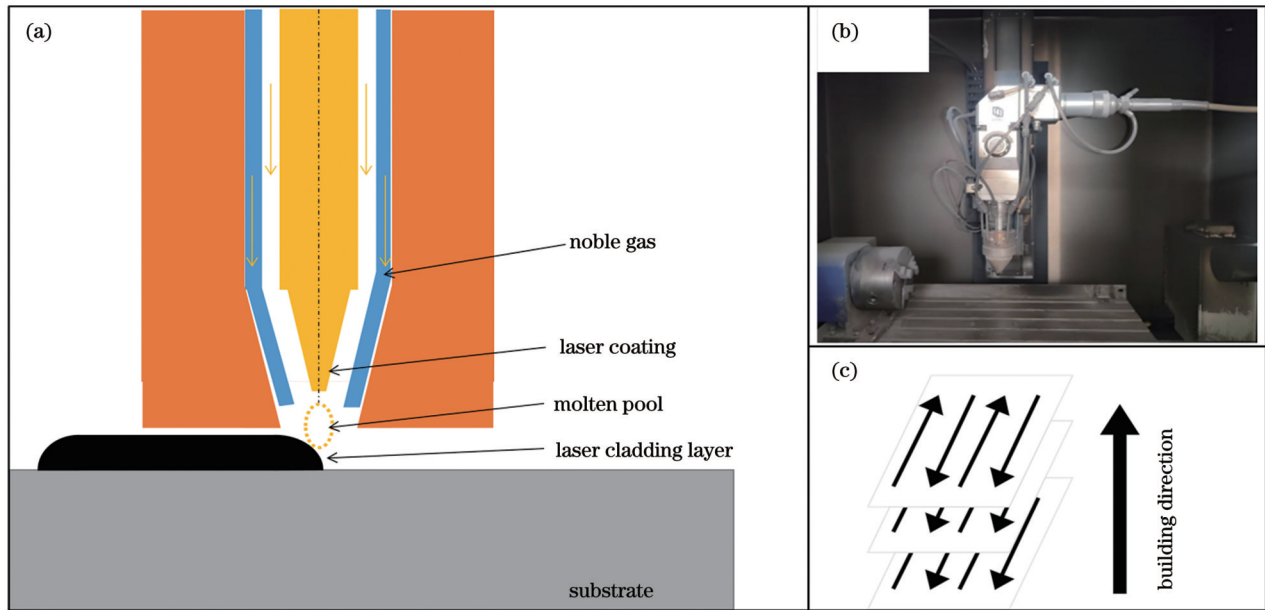


图 1 激光熔覆设备及加工原理。(a)加工原理图;(b)激光器;(c)熔覆成型路线

Fig. 1 Laser cladding equipment and processing principle. (a) Principle diagram of processing; (b) laser; (c) cladding molding route

3 结果与讨论

3.1 物相表征及分析

通过 XRD 表征并分析熔覆涂层的物相组成,扫描谱图如图 2 所示,涂层的物相主要由 α -Al 过饱和固溶体和部分陶瓷相(WC、SiC、WSi₂)以及 Ni₃Al 金属间化

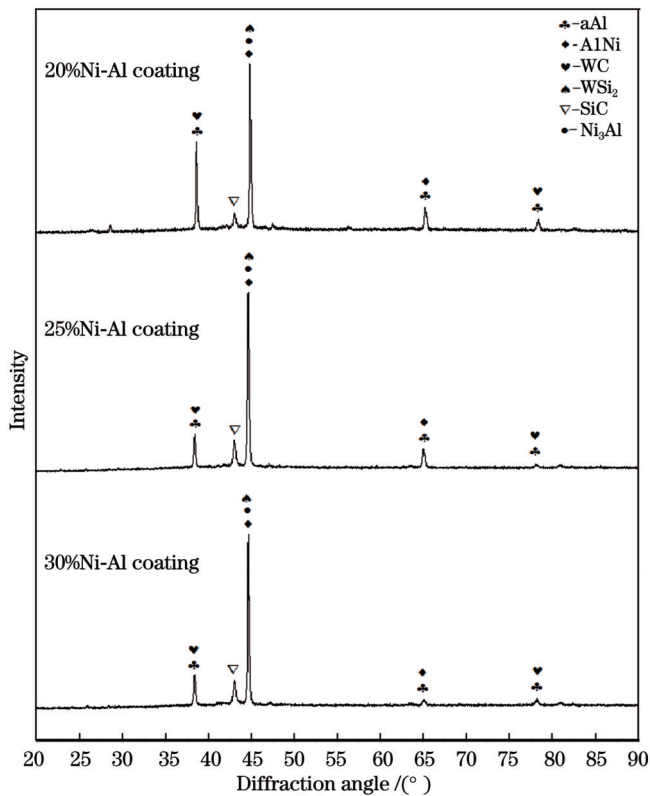


图 2 不同 Ni 质量分数下合金涂层的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of alloy coatings under different Ni mass fractions

合物组成。NiAl 晶粒属于 B2 型有序体心立方结构^[20],原子排列整齐、分布有规律、结合力强,具有良好的导热性和抗高温氧化性,耐磨性能强、热稳定性优异,熔点为 1638 °C,热导率为 70~80 W·mK⁻¹ (20~1100 °C),这使得材料的温度梯度和热应力值较低,进而其热疲劳性能得到改善^[21-22]。由图 2 可以看出,对应 α -Al 相的第一个峰值随着 Ni 含量的增加不断减小。主要原因是,随着 Ni 含量的增加,熔池中 Al 含量不断减小。同时所生成的 Ni₃Al 物相对应的峰值缓慢增大,WSi₂、SiC 等硬质陶瓷相主要在侧峰中出现。

3.2 微观组织

为了确保设计的熔覆涂层与基体有较强的结合力,同时探究涂层中具体元素成分的含量,保证涂层具有较强的耐磨性,本文加入不同含量的 Ni 合金粉末,通过正交实验验证制动盘表面的耐磨性能。图 3 为不同 Ni 含量下涂层的 SEM 图像,其中 A 和 B 点为典型的 NiAl 金属间化合物组织。由 Ni-Al 结晶过程可知,随着 Ni 含量的增大, NiAl 化合物增多,这直接影响 Ni₃Al 化合物的含量。



如图 3 所示,涂层中 Ni-Al 系金属间化合物主要的结晶形态为等轴晶组织(A 点)和胞状晶组织(B 点),同时对 A 和 B 点进行点扫描,发现在 A 点处 Ni 和 Al 的原子数量比约为 1:1, B 点处原子数量比约为 3:1,结合图 2 中 XRD 图谱分析,推测 A 和 B 点处的相组织为 NiAl 和 Ni₃Al。对比图 3 可以看出, Ni 的不断加入导致 Ni₃Al 胞状晶组织逐步增多,当 Ni 质量分数达到 35% 时,在 B 点处涂层局部发生破裂。这主要是因为随着

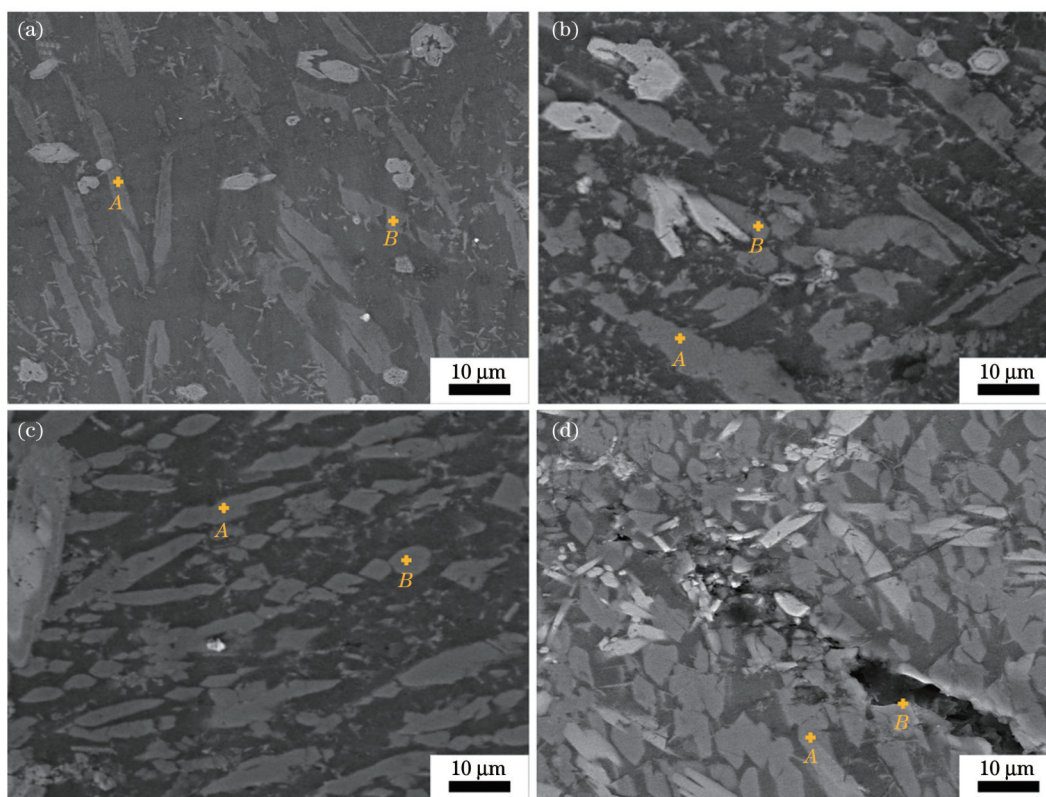


图3 不同Ni质量分数下涂层的SEM图。(a)20%;(b)25%;(c)30%;(d)35%

Fig. 3 SEM images of coatings under different Ni mass fractions. (a) 20%; (b) 25%; (c) 30%; (d) 35%

Ni元素的不断加入,熔覆涂层内部原位生成的Ni-Al系金属间化合物逐步增多,过多的 Ni_3Al 相导致涂层的脆性不断增强^[23-24],在激光熔覆快速凝固下脆性过高将导致涂层内部发生破裂。这在实际工况中会导致涂层脱落,进而影响刹车盘的寿命。故在之后的实验中不再讨论Ni质量分数为35%时的涂层的优缺点。

图4为Ni质量分数为30%时涂层的能谱仪(EDS)图谱。在B'点和A'处,Wc元素的质量分数为98%,分析得出,热分解后的WC逐步进入涂层各区域;C'点处主要元素为Al和Ni;D'点处主要元素为Si和C。对涂层进行EDS分析,可以看出:Ni与Al元素在涂层内部结合良好,原位生成了新型金属间化合物AlNi相和 Ni_3Al ,它们以柱状晶和胞状晶的形式均匀分布在涂层内部;且初生Si相和陶瓷相WC镶嵌在涂层中部,这些硬质耐磨相在涂层中起着支撑的作用,并具有抗摩擦磨损的功能。

3.3 硬度分析

图5为涂层横截面的显微硬度与结合面处的SEM图像。可以看出,熔覆涂层与铝合金基体相互渗透且无气孔产生。相较于热影响区(HAZ)附近的硬度和基体的硬度,涂层的表面硬度获得了大幅提升。随着Ni的持续添加,涂层的硬度逐步提高,但没有出现硬度过高或过低的现象,表明涂层内部组织分布均匀。激光熔覆有着较高的扫描速度,导致熔池凝固过快^[25],晶粒在涂层内部没有时间生长,因此内部晶粒得到细化。与此同时,在过快的凝固过程中,熔池内部析

出的金属化合物间接增强了涂层的性能,同时使涂层的硬度获得了较大的提升。在基体与涂层内依次间隔0.5 mm进行硬度测试,基体与涂层结合区的宽度约为0.75 mm,由于结合区宽度相对较小,故依次间隔0.25 mm进行硬度测试,可以看出结合区硬度值逐渐增加。ZL108铝合金表面的平均硬度为90 HV,Ni质量分数为30%时涂层结合区的平均硬度约为214 HV,涂层表面的平均硬度约为272 HV,是ZL108基体平均硬度的3倍左右。主要原因是,在激光熔覆作用下,晶界阻碍形变的能力逐渐增加,故涂层内部不容易发生塑性变形,涂层具有较高硬度。同时,在熔覆涂层内部,形成了大量的Ni-Al系金属间化合物及部分硬质相,它们会阻碍晶体内的位错滑移^[26]。在细晶强化和金属间化合物的作用下,涂层内部硬度相较于基体获得了大幅度的提升,这使得涂层表面在摩擦磨损过程中不会因为硬度的差距而被破坏。

3.4 摩擦磨损性能

图6为Ni质量分数为30%时涂层和基体在室温(RT)和高温下的摩擦系数曲线。由图6(a)可以看出,熔覆涂层随着温度的提高并没有出现摩擦系数过低或者过高的情况。在刚开始发生摩擦磨损时,涂层表面在实验台上与GCr15钢珠发生点接触,且抛光后的涂层与钢珠表面粗糙度很小^[27]。但是,随着摩擦磨损实验的继续,涂层慢慢进入磨合阶段,表面间的摩擦系数发生轻微波动。在摩擦磨损的过程中,GCr15钢珠与基体的接触面积逐渐增加,接触方式逐渐变为面接触,表面

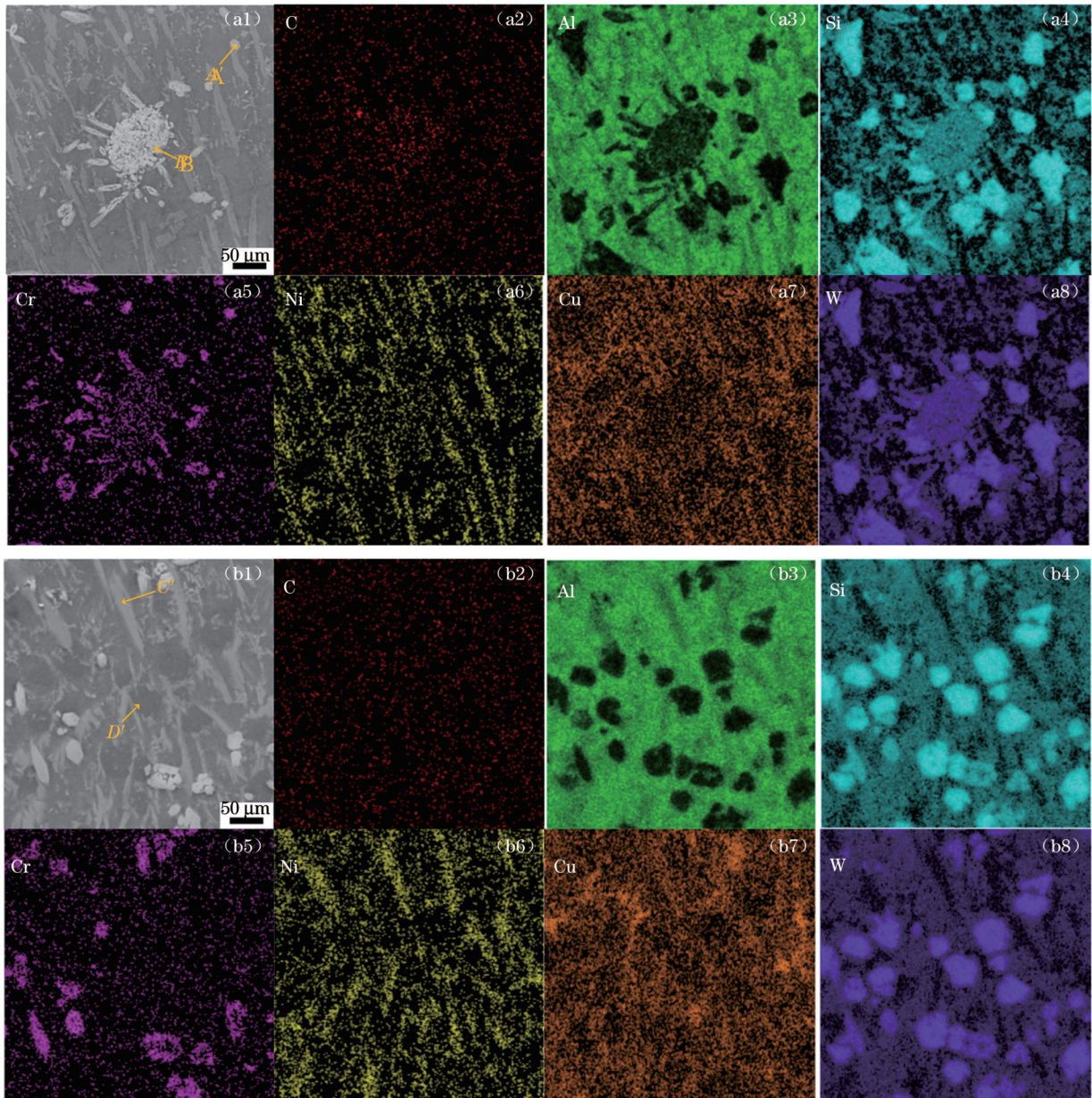


图4 Ni质量分数为30%时涂层的EDS图。(a1)~(a8)WC附近EDS图像;(b1)~(b8)涂层中部EDS图像

Fig. 4 EDS images of coating when Ni mass fraction is 30%. (a1)~(a8) EDS images near WC; (b1)~(b8) EDS images in middle of coating

摩擦系数的变化开始减小,涂层进入稳定磨损阶段。

由图6(b)可知,在室温下ZL108铝合金的平均摩擦系数是0.31,同时Ni质量分数为30%时涂层的平均摩擦系数相较于基体较低,约为0.29。当环境温度达到100℃时,涂层表面平均摩擦系数的波动相较于基体表面较小,基体表面平均摩擦系数的波动在开始阶段相较于涂层较大。同时,因为持续的磨损,铝合金基体摩擦系数的波动量逐渐减小,而涂层对温度的适应性较好,摩擦系数较为平稳。在稳定磨损下,不同温度下的摩擦系数接近,这可能是因为在摩擦磨损过程中,产生的碎屑在表面发生了磨粒磨损。在不同温度下,涂层的摩擦系数相较于基体更加稳定。

图7(a)为基体与不同Ni含量下涂层的磨损体积。

所有熔覆涂层的磨损深度以及磨损体积均低于基体材料,这直观地反映了涂层的耐磨性。同时,熔覆涂层中Ni的增多使得磨损体积逐渐减小。当熔覆涂层中Ni的质量分数为30%时,涂层的磨损体积只有基体的1/4.47。

图7(b)为基体与Ni的质量分数为30%时涂层在不同温度下的磨损体积,随着温度的升高,ZL108铝合金表面的磨损体积逐渐增加。其原因主要是随着温度的升高,铝合金材料表面发生“软化”,在高温磨损过程中,一部分的黏着磨损造成更多的摩擦损失。相较于铝合金基体,涂层中添加了耐高温的Ni元素,材料表面的软化程度低,同时,在高温环境下,摩擦磨损过程中出现了一定量的氧化磨损^[26]。基体表面生成的氧化物薄膜较薄,而涂层相较于ZL108铝合金具有更优异的

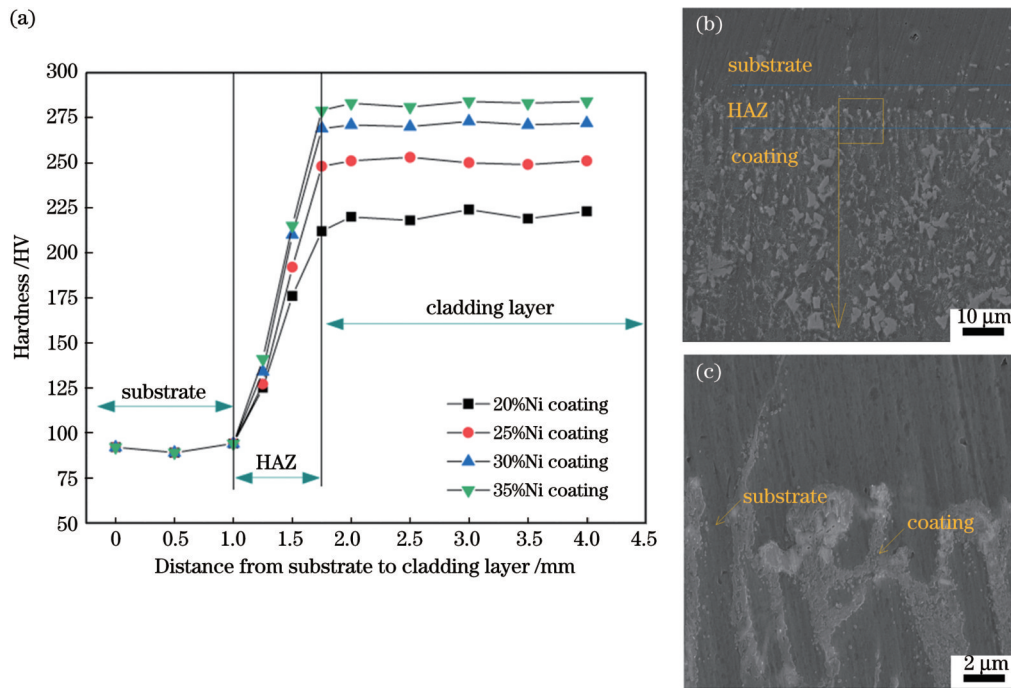


图 5 涂层横截面的显微硬度与结合面 SEM 图像。(a)显微硬度；(b)结合处 SEM 图；(c)图 5(b)的局部放大图
 Fig. 5 Microhardness of coating cross section and SEM images of bonding surface. (a) Microhardness; (b) SEM image of bonding surface; (c) partial enlarged view of Fig. 5(b)

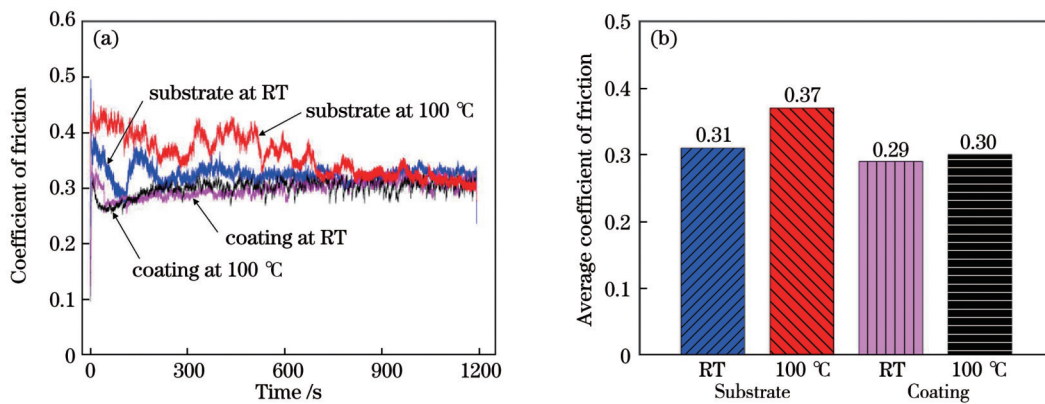


图 6 基体与涂层在不同温度下的摩擦系数。(a)摩擦系数曲线；(b)平均摩擦系数
 Fig. 6 Friction coefficients of substrate and coating under different temperatures. (a) Friction coefficient curves; (b) average friction coefficient

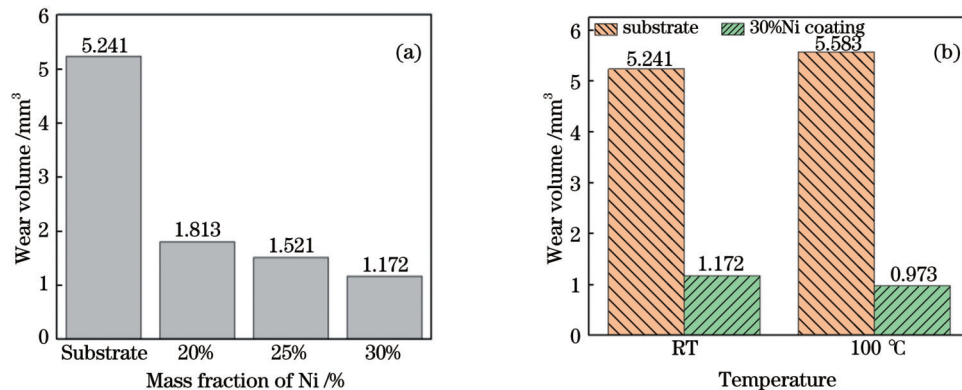


图 7 基体与涂层的磨损体积。(a)基体与不同 Ni 质量分数下涂层的磨损体积；(b)基体与 Ni 质量分数为 30% 时涂层在不同温度下的磨损体积
 Fig. 7 Wear volumes of matrix and coating. (a) Wear volumes of substrate and coating under different Ni mass fractions; (b) wear volumes of substrate and coating when Ni mass fraction is 30% at different temperatures

抗氧化性能,在表面氧化膜破损的过程中生成了新的氧化膜,其在涂层表面能够起到减少摩擦和抵抗磨损的作用^[28]。因此,在温度升高的情况下,涂层的磨损体积反而减小了。

利用白光干涉仪对磨痕表面进行观察,记录磨痕的二维和三维形貌,同时使用Gwyddion软件对二维磨损深度曲线进行积分,进而求出平均磨损深度,结果如图8所示。可以得到,基体的平均磨损深度为65.31 μm ,

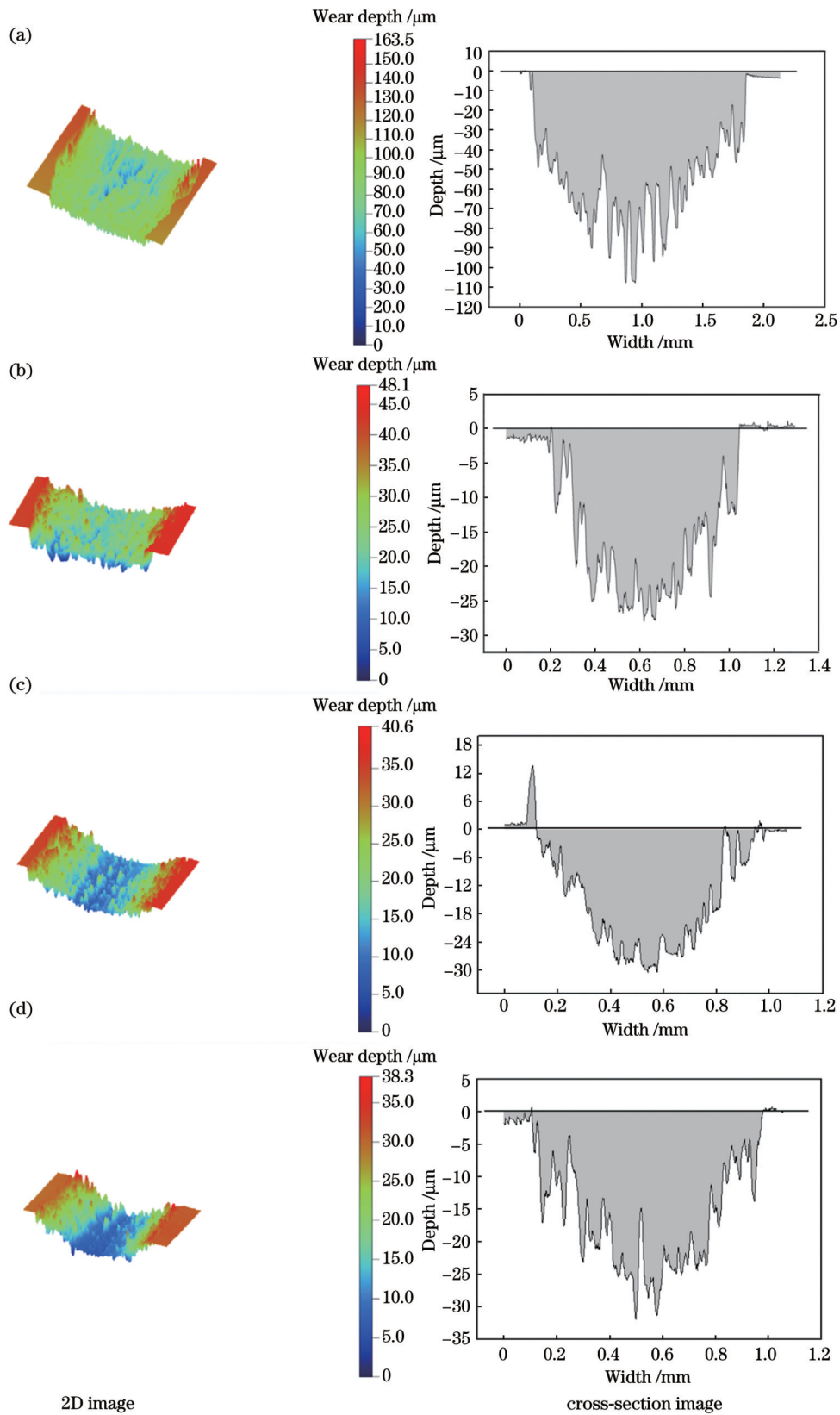


图8 基体与不同Ni质量分数下合金涂层的磨痕深度。(a)基体;(b)20%;(c)25%;(d)30%
 Fig. 8 Wear depths of substrate and alloy coatings under different Ni mass fractions. (a) Substrate; (b) 20%; (c) 25%; (d) 30%

Ni质量分数为20%时涂层的平均磨损深度为20.23 μm , Ni质量分数为25%时涂层的平均磨损深度为17.8 μm , Ni质量分数为30%时涂层的平均磨损深度为15.96 μm , 涂层中Ni含量的增加使得涂层的磨损深度值越来越小。这也表明,随着Ni的不断加入,基体的耐磨性能逐步增强。结合图4中的涂层EDS图像,发现主要原因如下:加入Ni后涂层材料中的耐磨增强相在涂层内部呈弥散分布,这些初生Si以及原位生成的陶瓷相SiC、 WSi_2 等在涂层中具有较高的硬度与较强的耐磨性,阻碍了材料的磨损,硬质相的生成使得涂层中的摩擦损失减小。这也是导致其三维形貌出现凹凸不平现象的原因。

3.5 磨痕形貌

图9为ZL108铝合金和熔覆涂层在不同温度下的磨损形貌,可以看出,铝合金基体在不同温度下均出现了犁沟及不同程度的疲劳脱落现象,且在100 $^{\circ}\text{C}$ 的环境下,疲劳脱落更为严重。主要是因为单纯的铝合金

在高温下的软化现象严重,基体容易发生严重的热氧化^[29]。铝合金基体的磨损机理在室温下为磨粒磨损,在100 $^{\circ}\text{C}$ 的环境下为黏着磨损以及少量的氧化磨损。但对于涂层材料,无论是在室温条件下还是在高温环境下,都没有出现表面材料脱落的现象。铝合金基体和涂层的磨损机理主要为磨粒磨损。如图10(a)所示,在磨损过程中,由于涂层表面的强度相较于GCr15较低,会发生轻微剥落,剥落的碎片一部分变成颗粒,在接触面不断被挤压[图10(b)],一部分被加载力挤压到磨损表面上形成黏附层[图10(c)],还有一部分由于摩擦产生的热量变为氧化层[图10(d)]。氧化层的硬度不高,持续磨损下会产生裂纹,进而剥落成氧化物碎片,同时表面又会形成新的氧化层^[30]。随着温度的升高,氧化磨损以及黏着磨损缓慢增加,在100 $^{\circ}\text{C}$ 的环境下,涂层表面被磨损得更加平整。这是因为在磨损过程中,涂层的氧化膜硬度较大且生长速度较快,在磨损的同时,能够及时补充自身的摩擦损失。

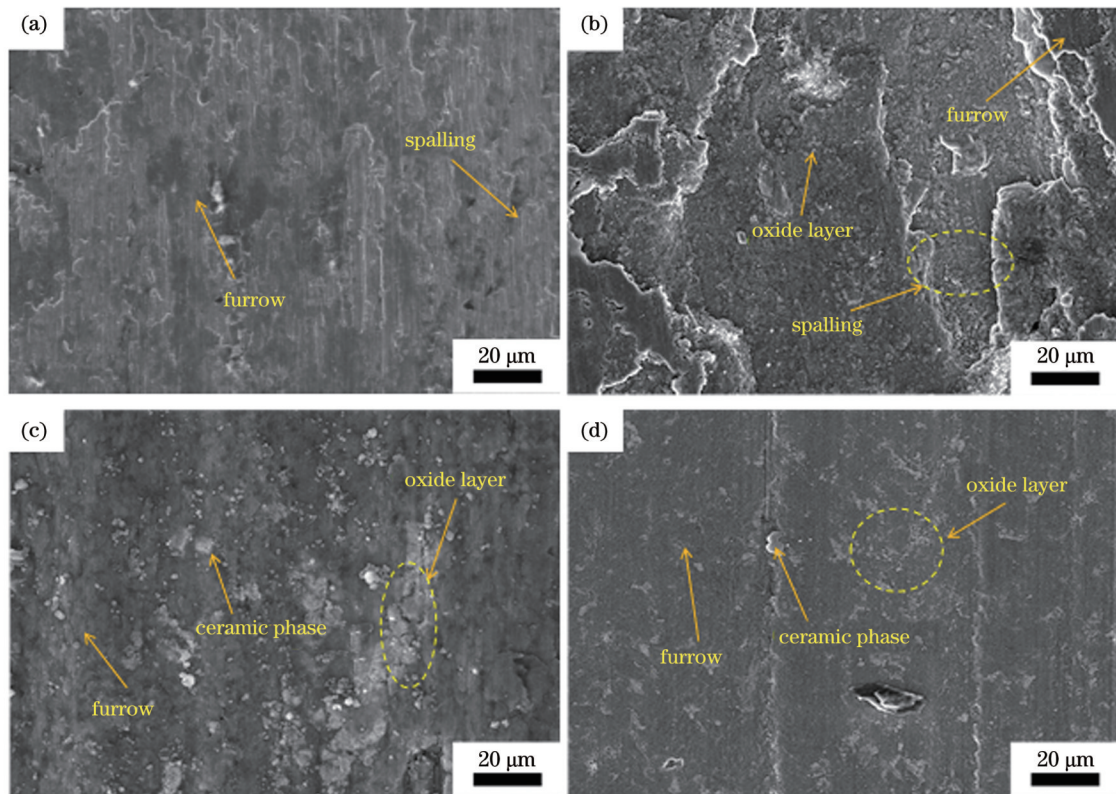


图9 基体和熔覆涂层在不同温度下的磨痕形貌。(a)基体,常温;(b)基体,100 $^{\circ}\text{C}$;(c)涂层,常温;(d)涂层,100 $^{\circ}\text{C}$

Fig. 9 Abrasion morphologies of substrate and cladding coating at different temperatures. (a) Substrate, normal temperature; (b) substrate, 100 $^{\circ}\text{C}$; (c) coating, normal temperature; (d) coating, 100 $^{\circ}\text{C}$

3.6 电化学腐蚀

图11为基体与合金涂层的电化学极化曲线,其中 ΔE_p 为钝化区电位, E_{pit} 为点蚀电位, E_{corr} 为腐蚀电位。表4为基体和涂层的电化学计算结果,其中 I_{corr} 为腐蚀电流密度。可以看出,随着Ni合金粉末的加入,合金涂层的腐蚀电位逐渐升高,自腐蚀电位越高,材料就具有越强的抗腐蚀能力。实验设备选用较稳定的三体电

极。根据法拉第电解定律,Tafel曲线中的腐蚀电流密度可以直接表征材料的腐蚀速率^[31]。随着Ni含量的增加,腐蚀电流密度逐渐减小,这表明材料的抗腐蚀性增强。而当Ni的质量分数为35%时,极化曲线发生较大的变化,主要原因可能是熔覆层表面出现了较多的裂纹,对其产生了影响。但是自腐蚀电位以及电流密度都表明其抗腐蚀性能增强。同时,无论是基体的

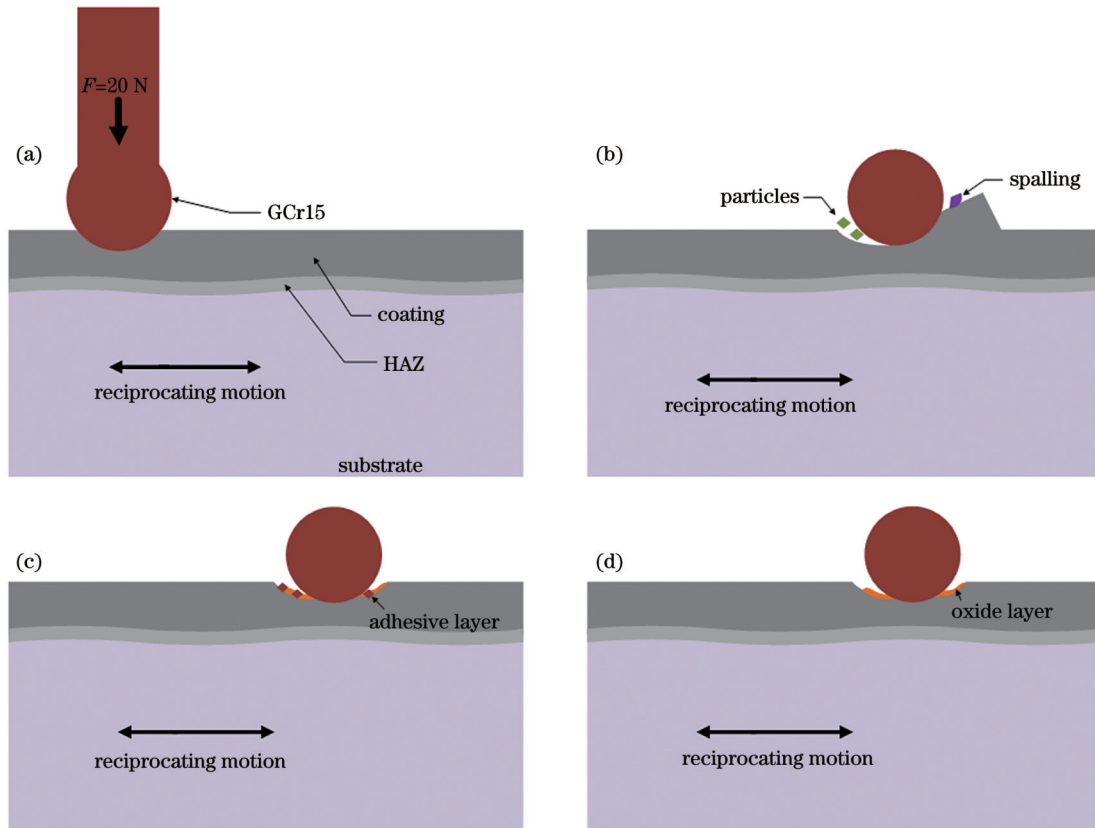


图 10 磨损机理示意图。(a)早期磨损;(b)磨粒磨损;(c)黏着磨损;(d)氧化磨损

Fig. 10 Schematics of wear mechanism. (a) Early wear; (b) abrasive wear; (c) adhesive wear; (d) oxidative wear

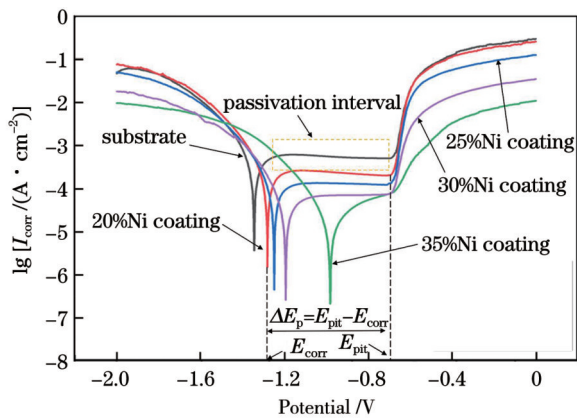


图 11 基体与合金涂层的电化学极化曲线

Fig. 11 Electrochemical polarization curves of substrate and alloy coating

表 4 基体和涂层的电化学计算结果

Table 4 Electrochemical calculation results of substrate and coating

| Material | $I_{corr} / (\text{mA} \cdot \text{cm}^{-2})$ | E_{corr} / V |
|---------------|---|-----------------------|
| Substrate | -0.514×10^{-5} | -1.367 |
| 20%Ni coating | -0.521×10^{-5} | -1.314 |
| 25%Ni coating | -0.934×10^{-5} | -1.276 |
| 30%Ni coating | -1.512×10^{-5} | -1.197 |
| 35%Ni coating | -1.986×10^{-5} | -0.984 |

Tafel 极化曲线还是涂层的 Tafel 极化曲线,在腐蚀过程中都生成了平稳连续的钝化区间,该钝化区间在涂层表面直接表现为一层腐蚀产物膜。因此,Ni 的加入使得 Al 元素含量下降,钝化区间逐渐缩短,随着腐蚀过程的继续,这层腐蚀产物薄膜被分解,腐蚀速率逐渐上升,最终回归于原始水平。

4 结 论

采用激光熔覆的方法在 ZL108 铝合金基体表面制备了 Al-18%Si-30%Ni-5%WC 的复合涂层,对其物相进行了表征及分析,对内部微观组织进行了观察和分析,在室温和高温下开展了摩擦磨损实验,最后对其耐腐蚀性能进行了探究。

熔覆涂层的硬度相较于 ZL108 铝合金获得了提升,耐磨性能也得到了改善。原位生成的 NiAl、Ni₃Al、SiC 等硬质相均匀分布在涂层内部,对涂层起到支撑和强化的作用。基体和熔覆涂层在室温条件下的磨损作用机制主要为磨粒磨损。基体在高温环境下的磨损作用机制是黏着磨损及少量的氧化磨损,而涂层在高温环境下的磨损作用机制主要由磨粒磨损、氧化磨损和黏着磨损组成。涂层材料的耐磨性能明显好于基体材料,随着环境温度的升高,涂层的热氧化反应加重,涂层上产生了一层复合氧化膜,缓解了黏着磨损以及磨粒磨损带来的摩擦损耗,这使得涂层在高温下的磨损体积比室温下小。在饱和的 NaCl 溶液中,涂层的耐

腐蚀性明显高于基体,耐腐蚀性能的提高大大延长了刹车盘的使用寿命。

参 考 文 献

- [1] 时晓宇, 温道胜, 王守仁, 等. 激光熔覆灰铸铁制动盘 Fe-Ni-Cr 梯度复合涂层微观组织及高温摩擦磨损性能研究[J]. 中国激光, 2022, 49(2): 0202017.
Shi X Y, Wen D S, Wang S R, et al. Microstructures and high-temperature friction and wear properties of laser clad Fe-Ni-Cr gradient composite coating for brake disc[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(2): 0202017.
- [2] 谢群, 宋禹田. 轻量化是汽车工业可持续发展的保证[J]. 轻合金加工技术, 2013, 41(12): 14-16.
Xie Q, Song Y T. Lightening is the guarantee for the sustainable development of automobile industry[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2013, 41(12): 14-16.
- [3] 黎小辉, 万霞, 甘春雷. 汽车制动材料研究现状与发展趋势[J]. 国材料研究与应用, 2020, 14(3): 240-245.
Li X H, Wan X, Gan C L. Research status and development trend of automotive brake materials department[J]. Materials Research and Application, 2020, 14(3): 240-245.
- [4] 李亚林, 孙垒, 曹柳絮, 等. 汽车制动盘用铝基复合材料摩擦磨损研究进展[J]. 材料导报, 2020, 34(S1): 361-365.
Li Y L, Sun L, Cao L X, et al. Research progress on friction and wear behavior of aluminum matrix composites for automobile brake discs[J]. Materials Reports, 2020, 34(S1): 361-365.
- [5] Zhang S Y, Yin Q Z, Wei X H, et al. Study of brake disc friction characteristics effect on low frequency brake induced vibration of aircraft landing gear[J]. Aerospace, 2022, 9(12): 809.
- [6] 王成, 王伟, 丁士杰, 等. 激光熔覆铁基耐磨涂层的制备及摩擦学性能研究[J]. 中国激光, 2022, 49(22): 2202011.
Wang C, Wang W, Ding S J, et al. Preparation and tribological properties of laser cladding iron-based wear-resistant coatings[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(22): 2202011.
- [7] 陈冠秀, 安立周, 王硕, 等. 激光熔覆技术的研究概况及其发展趋势[J]. 机电产品开发与创新, 2022, 35(5): 15-18, 41.
Chen G X, An L Z, Wang S, et al. Research survey and development trend of laser cladding technology[J]. Development & Innovation of Machinery & Electrical Products, 2022, 35(5): 15-18, 41.
- [8] 张鹏飞, 李玉新, 吴利芸. 铝合金表面激光熔覆技术[J]. 兵器装备工程学报, 2017, 38(10): 151-155.
Zhang P F, Li Y X, Wu L Y. Status and development of laser cladding on aluminum alloys[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2017, 38(10): 151-155.
- [9] 李桢. 铝合金表面激光熔覆组织和性能研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2019.
Li R. Study on microstructure and properties of laser cladding on aluminum alloy surface[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2019.
- [10] 彭世鑫. 铝合金表面激光熔覆 Fe 基、Ni 基合金涂层的研究[D]. 重庆: 重庆理工大学, 2013.
Peng S X. Study on laser cladding Fe-based and Ni-based alloy coatings on aluminum alloy surface[D]. Chongqing: Chongqing University of Technology, 2013.
- [11] 陈滋鑫, 周后明, 徐采星. 激光熔覆裂纹研究现状[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(7): 0700006.
Chen Z X, Zhou H M, Xu C X. Cladding crack in laser cladding: a review[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(7): 0700006.
- [12] 邵海泉. 车用 ZL205A 铝合金激光熔覆 Al₂O₃/NiCrAl 涂层组织及摩擦性能研究[J]. 真空科学与技术学报, 2020, 40(11): 1034-1038.
Shao H Q. Tribological behavior of ZL205A Al-alloy modified with laser clad Al₂O₃-doped NiCrAl coatings[J]. Chinese Journal of Vacuum Science and Technology, 2020, 40(11): 1034-1038.
- [13] 雷临苹. 铝合金表面激光熔覆 NiAl 复合涂层组织性能研究[D]. 重庆: 重庆理工大学, 2018.
Lei L P. Study on microstructure and properties of laser cladding NiAl composite coating on aluminum alloy surface[D]. Chongqing: Chongqing University of Technology, 2018.
- [14] 周文龙, 郭建亭, 张士宏. 镍铝金属间化合物磨损研究进展[J]. 铸造, 2003, 53: 836-838.
Zhou W L, Guo J T, Zhang S H. Research progress of Ni-Al intermetallic compound wear[J]. Foundry, 2003, 53: 836-838.
- [15] 杨中元. 镍铝复合丝和镍铝合金丝及其涂层[J]. 材料工程, 2002, 30(2): 31-33, 46.
Yang Z Y. Nickel-aluminum composite wire, nickel-aluminum alloy wire and coating thereof[J]. Journal of Materials Engineering, 2002, 30(2): 31-33, 46.
- [16] 张洪源. 铝合金表面激光熔覆钛基粉末涂层的性能与组织[J]. 粉末冶金工业, 2020, 30(4): 71-75.
Zhang H Y. Properties and microstructure of titanium-based powder coatings on aluminum alloys by laser cladding[J]. Powder Metallurgy Industry, 2020, 30(4): 71-75.
- [17] 黄绎, 李跃, 吴春春, 等. 2024 铝合金表面 SiO₂ 陶瓷涂层制备及其耐腐蚀行为[J]. 材料科学与工程学报, 2022, 40(6): 915-922, 955.
Huang Y, Li Y, Wu C C, et al. Preparation and corrosion resistance of SiO₂ ceramic coating on 2024 aluminum alloy surface [J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2022, 40(6): 915-922, 955.
- [18] 王凯, 李多生, 叶寅, 等. 航空铝合金表面涂层无损激光清洗研究[J]. 红外与激光工程, 2022, 51(12): 20210936.
Wang K, Li D S, Ye Y, et al. Study on nondestructive laser cleaning of aviation aluminum alloy surface coating[J]. Infrared and Laser Engineering, 2022, 51(12): 20210936.
- [19] 王华春, 韦孙飞, 何建贤, 等. Cr 含量对 5083 高镁铝合金组织和性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2020, 48(3): 17-21.
Wang H C, Wei S F, He J X, et al. Effect of Cr content on microstructure and properties of 5083 aluminum alloy with high magnesium[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2020, 48(3): 17-21.
- [20] Zadorozhnyy V Y, Shahzad A, Pavlov M D, et al. Synthesis of the Ni-Al coatings on different metallic substrates by mechanical alloying and subsequent laser treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 707: 351-357.
- [21] 张永刚, 韩雅芳, 陈国良. 金属间化合物结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2001.
Zhang Y G, Han Y F, Chen G L. Intermetallic compound structural material[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2001.
- [22] Xie H B, Guan W M, Lv H, et al. CuCr/Cu contact material fabricated via high-speed laser cladding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 124(1/2): 397-410.
- [23] 郎志华. 激光熔覆金属陶瓷涂层的组织与性能研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2011.
Lang Z H. Research on microstructure and properties of metal-ceramic composite coating by laser cladding[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2011.
- [24] 程广萍, 何宜柱. 激光熔覆镍基合金与铝反应合成 Ni-Al 金属间化合物覆层的研究[J]. 材料工程, 2010, 38(3): 29-33, 37.
Cheng G P, He Y Z. Ni-Al intermetallic coatings prepared by laser-cladding synthesize with Ni-based alloy and Al[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, 38(3): 29-33, 37.
- [25] 康全飞. 镍铝青铜激光熔覆镍基合金涂层的制备与性能研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2017.
Kang Q F. Preparation and properties research of nickel-based alloy coatings by laser cladding on nickel-aluminum bronze[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2017.

- 2017.
- [26] Shi D M, Wen B, Melnik R, et al. First-principles studies of Al-Ni intermetallic compounds[J]. *Journal of Solid State Chemistry*, 2009, 182(10): 2664-2669.
- [27] Zhao T, Cai X, Wang S X, et al. Effect of CeO₂ on microstructure and corrosive wear behavior of laser-cladded Ni/WC coating[J]. *Thin Solid Films*, 2000, 379(1/2): 128-132.
- [28] 王国华, 段艳丽, 杨智成, 等. AA6063 铝合金表面激光熔覆 TiC/Al₃Ti 复合涂层的耐腐蚀性能[J]. *材料保护*, 2010, 43(8): 67-69, 90.
- Wang G H, Duan Y L, Yang Z C, et al. Corrosion resistance of laser cladding TiC/Al₃Ti composite coating on the surface of AA6063 aluminum alloy[J]. *Materials Protection*, 2010, 43(8): 67-69, 90.
- [29] Braun R, Fröhlich M, Braue W, et al. Oxidation behaviour of gamma titanium aluminides with EB-PVD thermal barrier coatings exposed to air at 900 °C [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2007, 202(4/5/6/7): 676-680.
- [30] 张啸寒. 铝合金表面等离子喷涂陶瓷-金属复合热防护涂层及其性能研究[D]. 天津: 中国民航大学, 2020.
- Zhang X H. Research on preparation of ceramic-metal composite thermal protective coatings on aluminum alloy surfaces by plasma spray technology and properties of coatings[D]. Tianjin: Civil Aviation University of China, 2020.
- [31] Qi X, Song R G, Wang C, et al. Influence of interfacial stress produced by MAO on electrochemical corrosion and stress corrosion cracking behavior in 7075 aluminum alloy[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2022, 169(2): 020559.

Microstructure and Wear Resistance of Laser Cladding Al-Si-Ni-WC Coating on Aluminum Brake Disc Surfaces

Zhao Peng¹, Wang Shouren^{1*}, Wang Gaoqi¹, Xiao Zhen¹, Gao Shaoping¹, Liu Xiaoping²

¹College of Mechanical Engineering, University of Jinan, Jinan 250022, Shandong, China;

²Shandong Longji Machinery Co., Ltd., Longkou 265700, Shandong, China

Abstract

Objective With the increasing demand for automobiles, automobile brake discs are increasingly being used. The weight of traditional gray cast iron brake disc is 4–5 times that of aluminum alloy casting brake disc. Lightweight car design not only reduces energy consumption but also enable cars to achieve faster initial speeds. However, when excessive wear occurs on the surfaces of brake discs, the braking distance is significantly affected, which impairs driver safety. Compared with those of traditional gray cast iron brake discs, the hardness of aluminum alloy brake discs is low and the wear resistance is poor, and these are more likely to cause plastic deformation and other problems in cars. Thus, the application and development of aluminum alloys for use in car brake discs are greatly limited. As a new surface modification technology, laser cladding can be used to clad aluminum alloy brake disc surfaces with stronger mechanical and anti-wear properties. Not only can this technology reduce the weight of brake discs, it also can overcome the shortcomings of aluminum alloy brake discs and address actual working conditions. In this study, Al-Si-Ni-WC composite coating is prepared on the surface of the ZL108 aluminum alloy using laser cladding technology, where the hardness and wear resistance are greatly improved.

Methods First, a ZL108 aluminum alloy sheet is used as the matrix material, which is prepared according to the proportions listed in Table 2. It is then placed in a ball mill for mixing for 6 h and dried in a drying oven for 5 h. The experiment is conducted using the fiber laser cladding equipment with a maximum laser power of 2 kW. After the coating is prepared on the Al alloy plate, it is cut along the direction perpendicular to the laser-scanning direction. After the sample is obtained, the surface is polished using SiC sandpapers. The polished sample is then placed in a prepared Keller's reagent for surface corrosion, and the surface microstructure is observed. The morphology is observed using scanning electron microscopy (SEM), and the phase composition of the substance and hardness of the cladding coating surface are measured using an X-ray diffractometer (XRD) and dimensional hardness tester, respectively. A friction and wear testing machine is used to test the friction and wear properties of the samples. A GCr15 steel ball with a hardness of 240 HV and diameter of 4.6 mm is used as the friction pair during the test. The load is 20 N and the wear time is 20 min. Finally, the substrate and coating materials are tested through electrochemical experiments using a NaCl solution at normal temperature to analyze their corrosion resistance.

Results and Discussions Following the hardness test and friction and wear test on the cladding coating and substrate, it is found that the Al-18%-Si-30%-Ni-5%-WC composite coating forms a more uniform cladding surface. The main phases in the coating include AlNi, AlNi₃, WC, SiC, and other hard alloy phases, and the hard alloy phases generated *in-situ* are evenly distributed within the cladding layer. The substrate and coating bond tightly, and the grains inside the cladding coating are refined. In addition, the average hardness value of the cladding coating surface is found to be 272 HV when the mass fraction of Ni is 30%, which is 3.1 times the average hardness value of the ZL108 substrate surface, and the hardness values of the cladding coatings increase with an increase in Ni content. The wear volume of the composite coating is approximately 1/4.47 of that of the matrix, and the wear volume at high temperatures is lower than that at the normal temperature. The main reason for this is that Ni, which has strong high-temperature resistance, is added to the coating. Meanwhile, hard phases such as WC and SiC generated *in situ* also significantly improve the wear resistance of the coating.

Conclusions Compared with that of the ZL108 aluminum alloy, the hardness of the coating prepared by laser cladding technology is greatly improved. NiAl, Ni₃Al, SiC, and other hard phases generated *in situ* inside the coating are evenly distributed inside the coating, thereby supporting and strengthening the coating. The main wear mechanisms of the substrate and cladding coating at room temperature are found to be abrasive wear. The wear mechanism of the substrate at high temperatures is adhesion wear and a small degree of oxidative wear, whereas the wear mechanism of the coating mainly consists of abrasion, oxidative, and adhesion wear. With an increase in ambient temperature, the thermal oxidation reactions are aggravated, and composite oxide films are generated by the coating, which alleviates the friction loss derived from adhesive and abrasive wear. This results in a lower wear volume at high temperatures than at room temperature. In the saturated NaCl solution, the corrosion resistance of the coating is significantly higher than that of the substrate. The improvement in corrosion resistance greatly increases the service life of the brake disc.

Key words laser technique; aluminum alloy; laser cladding; brake disc; microstructure; friction and wear