

DOI:10.11918/202412057

自阻加热热处理对 Ni60/WC 涂层组织及性能的影响

王文平², 李 骁¹, 赵志成¹, 程旺军², 王 斐¹

(1. 新疆大学 材料科学与工程学院, 乌鲁木齐, 830017;
2. 新疆大学 智能制造现代产业学院(机械工程学院), 乌鲁木齐, 830017)

摘要: 为改善激光熔覆涂层的微观组织及力学性能, 以 Ni60/WC 涂层为研究对象, 提出一种利用脉冲直流电对激光熔覆涂层进行自阻加热热处理的工艺方法。首先, 在电流密度为 3.33 A/mm^2 的条件下, 对 Ni60/WC 涂层分别进行 1 h 和 2 h 的自阻加热热处理实验。其次, 利用扫描电镜和 X 射线衍射对涂层的物相组成和微观组织的变化进行分析, 并对热处理前后试样的力学性能进行测试。结果表明, 在选择性加热效应的作用下, 电流规避了涂层中的硬质相, 产生局部高温导致 WC 发生二次分解; 同时, γ -(Ni, Ti) 固溶体中的 Ti、Cr 和 C 原子在电流的作用下发生扩散, 且涂层相变朝着电导率增加的方向进行; 此外, 由于电流降低形核势垒并结合快速冷却作用, 使形核速率显著提高, 且晶粒尺寸减小约 99%, 最终获得细小的 γ -(Ni, Ti) 晶粒。对比结果显示, 热处理后涂层的显微硬度、断裂韧度和摩擦磨损性能均得到了显著提升。直流电通过选择性加热效应和非热效应, 规避了晶粒缺陷, 增强了原子扩散能力, 提高了形核速率, 细化了涂层中的晶粒。

关键词: 热处理; 激光熔覆; 微观组织; 摩擦和磨损性能; Ni60/WC 涂层

中图分类号: TG156.7 文献标志码: A 文章编号: 0367-6234(2026)03-0136-08

Effect of resistance heating heat treatment on microstructure and properties of Ni60/WC coatings

WANG Wenping², LI Xiao¹, ZHAO Zhicheng¹, CHENG Wangjun², WANG Fei¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Xinjiang University, Urumqi 830017, China; 2. School of Intelligent Manufacturing Modern Industry (School of Mechanical Engineering), Xinjiang University, Urumqi 830017, China)

Abstract: To enhance the microstructure and mechanical properties of laser clad coatings, this study focuses on Ni60/WC coatings and proposes a resistance heating heat treatment (RHHT) process using pulsed direct current. First, RHHT experiments were carried out on Ni60/WC coatings for 1 h and 2 h, respectively, under the current density of 3.33 A/mm^2 . Subsequently, SEM and XRD were used to analyze the phase composition and microstructure transformation of coatings, and mechanical properties of the specimens before and after RHHT were tested. The results show that due to the selective heating effect, the electric current bypasses the hard phases within the coating, generating localized high temperatures which cause the secondary decomposition of WC. The Ti, Cr, and C atoms dissolved in γ -(Ni, Ti) diffuse under the influence of electric current, and the phase transformation in the coating proceeds in the direction of increasing electrical conductivity. Moreover, due to the electric current reducing the nucleation energy barrier in combination with rapid cooling, the nucleation rate was significantly increased and the grain sizes were reduced by approximately 99% which resulted in fine γ -(Ni, Ti) grains after the RHHT. By comparing the mechanical properties of the coatings before and after RHHT, it was found that the microhardness, fracture toughness and wear properties were effectively improved. The direct current, through its selective heating effect and athermal effects, circumvented the grain defects, and enhanced atomic diffusion ability, increased the nucleation rate, and refined the grains in the coating.

Keywords: heat treatment; laser cladding; microstructure; friction and wear properties; Ni60/WC coatings

在激光熔覆涂层的相关研究中, 涂层的质量、力学性能、耐磨性及耐腐蚀性始终是核心方向^[1]。目前, 主流热处理方式为炉温热处理和感应热处理, 但

炉温热处理存在加热慢、能效低的问题, 感应热处理需定制专用线圈^[2-3]。而电流自阻加热无需线圈, 且能效高, 更适合局部整体热处理, 较传统工艺具有

收稿日期: 2024-12-19; 录用日期: 2025-04-17; 网络首发日期: 2025-11-04

网络首发地址: <https://link.cnki.net/urlid/23.1235.T.20251103.0957.002>

基金项目: 新疆维吾尔自治区自然科学基金(2022D01C653)

作者简介: 王文平(1998—), 男, 硕士研究生; 李 骁(1991—), 男, 副教授, 硕士生导师

通信作者: 李 骁, likebaijia@126.com

显著优势。

电流加热具有焦耳热效应和独特的非热效应(电子风力、磁致效应、极性效应等)^[4-5],不仅可以加速材料的扩散、相变、恢复、再结晶和晶粒长大等动力学过程,而且还可以改变材料的微观结构演化路径,获得传统热处理难以实现的组织与性能^[6-7]。Pan 等^[8]对 6061 铝合金进行了电流加热循环热处理,实现组织细化与力学性能提升;Yu 等^[9]采用脉冲自阻加热修复 SUS304 不锈钢裂纹;方慧等^[10]通过自阻加热改善 S355J2W 高强度板成形回弹问题,并提高了力学性能。

本研究利用激光熔覆技术在 TC4 板材表面制备 Ni60/WC 涂层,使用脉冲直流电对试样进行自阻加热热处理,分析热处理前后涂层的组织和力学性能变化,探讨组织演变规律及机理,为激光熔覆技术的推广使用提供参考。

1 材料及实验方法

1.1 涂层制备

以尺寸为 160 mm × 60 mm × 8 mm 的 TC4 钛合金为基体,采用激光熔覆技术制备厚度 $H = 0.9$ mm 的 Ni60/WC 涂层。TC4 钛合金及 Ni60 粉末的化学成分分别见表 1、表 2, Ni60/WC 粉末的质量比为 8:2。如图 1 所示, Ni60 与 WC 粉末均为球形, Ni60 粉末的粒径为 45 ~ 105 μm , WC 粉末粒径为 20 ~ 100 μm 。熔覆前,使用行星磨机和电热恒温干燥箱对粉末进行混粉和烘干;使用光纤激光器进行激光熔覆,工艺参数为:激光功率 $P = 800$ W,扫描速度 $V_s = 6$ mm · s⁻¹,送粉速率 $V_f = 1.8$ g · min⁻¹。实验采用同轴同步送粉,并全程使用保护气体,送粉气体与保护气体均选用纯度为 99% 高纯氩气。

表 1 TC4 化学成分表 (质量分数, %)

Fe	C	O	Al	V	Ti
0.2	0.01	0.02	5.5	4.5	Bal.

表 2 Ni60 粉末化学成分表 (质量分数, %)

Cr	Fe	C	Si	B	Ni
25.0	3.0	1.0	3.0	3.0	Bal.

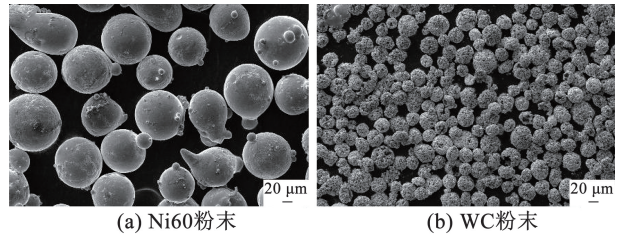


图 1 涂层粉末显微形貌

Fig. 1 Coating powder micro-morphology

1.2 自阻加热热处理实验

本实验采用高频 (30 kHz) 直流电源进行自阻加热热处理,电流密度为 3.33 A/mm² (对应电流 1600 A),加热时长分别为 1 h 和 2 h。同时利用红外测温枪监测涂层表面温度(正式测温前需通过快速响应热电偶对发射率进行校准,校准后的发射率为 0.97)。实验步骤如下:①夹持制备好 Ni60/WC 涂层的 TC4 板材;②将电流密度设定为 3.33 A/mm²,待温度稳定后开始计时;③实验结束后,涂层自然空冷至室温。结果显示,电流作用下仅需约 720 s 涂层温度便达到 900 $^{\circ}\text{C}$ 。实验设备、加热涂层照片、红外温度分布及热处理过程温度变化曲线如图 2 所示。保温阶段涂层区域温度较为均匀,切取涂层中间区域的试样进行组织表征和力学性能测试。

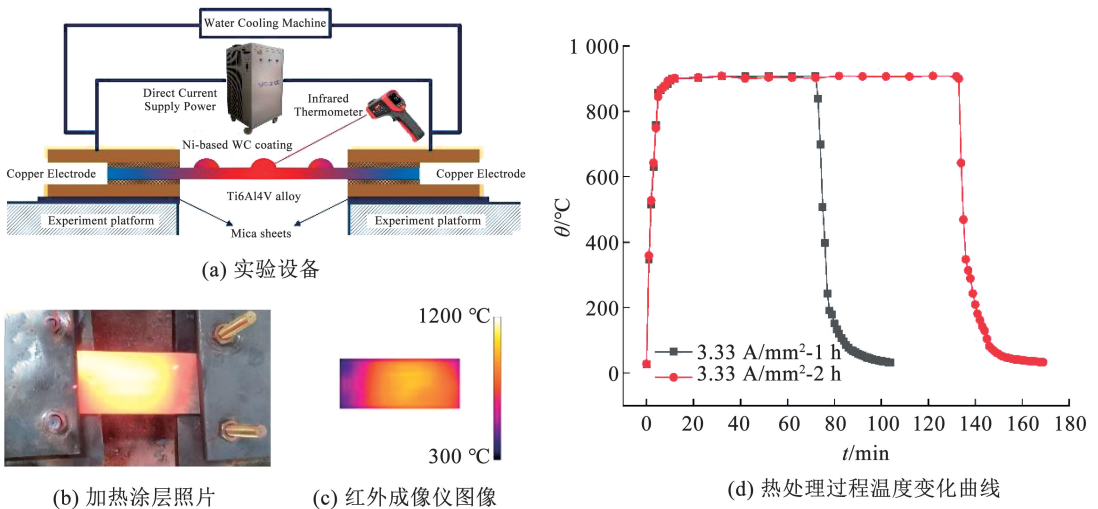


图 2 自阻加热热处理实验设备和温度分布

Fig. 2 Experimental set-up and temperature distribution of RHHT

1.3 分析测试

利用 X 射线衍射仪 (XRD) 分析涂层物相组成, 用场发射扫描电子显微镜 (SEM) 及配件能谱仪 (EDS), 观察涂层微观组织与元素分布。用显微维氏硬度计对试样进行硬度测量, 试验载荷为 200 g (0.2 kgf), 保载时间 10 s (或 15 s), 每个区域测试 3 次, 取平均值作为该区域的显微硬度, 硬度值记为 HV0.2。用多功能摩擦磨损实验机对试样进行磨损实验, 并用电子天平对磨损实验前后试样进行多次称重, 并计算其磨损失重量 Δm ; 摩擦系数由软件计算导出, 采用 SEM 观察磨损形貌并分析其磨损机理。用微米划痕仪对试样进行划痕实验, 并计算涂层断裂韧度, 公式为

$$K_{IC} = \sqrt{G_f \frac{E}{1-\nu^2}} = \frac{F_T}{2pA} \quad (1)$$

式中: G_f 为应变能释放率; E 为杨氏模量; ν 为泊松比; A 为压头与材料接触部位在轴方向上投影的周长; p 为压头与材料接触部位在轴方向上的投影面积; F_T 为切向力。

2 结果与讨论

2.1 微观组织分析

图 3 为自阻加热热处理前后涂层表面的 XRD 衍射图。原始涂层中的相主要由 TiC、WC、 α -Ti 和 γ -(Ni, Ti) 组成。而由于 WC 添加量少且密度大, 在液态熔池重力作用下富集于涂层底部^[11], 因此, XRD 图谱中 WC 的衍射峰较弱。自阻加热热处理后, 涂层中没有新相生成, 但 WC 的衍射峰面积下降, 而 TiC 对应的峰面积却升高, 推测 WC 可能发生了轻微二次分解, 并有次生 TiC 生成。同时, γ -(Ni, Ti) 对应的衍射峰面积也有所升高, 通过 Image pro plus 软件计算图 4 中 γ -(Ni, Ti) 的相面积比, 发现原始涂层中 γ -(Ni, Ti) 的相面积比为 81%, 3.33 A/mm²-1 h 热处理后 γ -(Ni, Ti) 的相面积比为 86%, 3.33 A/mm²-2 h 热处理后 γ -(Ni, Ti) 的相面积比为 89%。

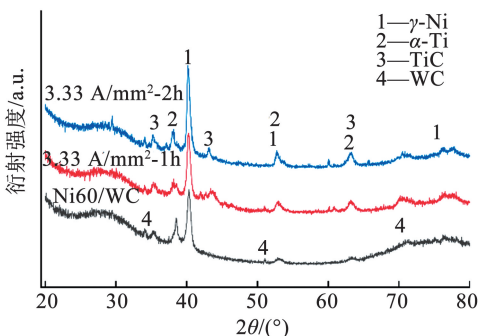


图 3 自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层 XRD 衍射图

Fig. 3 XRD of Ni60/WC coatings before and after RHHT

图 4 为自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层微观组织的背散射 SEM 照片。从图 4 可以看出, 原始涂层中的晶粒主要有等轴晶、胞状晶、柱状晶和树枝晶等。3.33 A/mm²-1 h 热处理后, 涂层上部胞状晶数量减少, 晶界附近出现絮状组织, 下部柱状晶与树枝晶消失, 并全部转变为胞状晶; 3.33 A/mm²-2 h 热处理后, 涂层中的胞状晶几乎全部转变为絮状组织。图中存在大量黑色区域, 这是由于此区域背向检测器, 检测器无法收集到其反射的电子信号, 结合实验过程推断该部分为腐蚀所留下的凹坑。为分析组织成分, 对 3.33 A/mm²-1 h 自阻加热热处理后涂层进行了 EDS 面扫, 结果如图 5 所示, 表 3 为 EDS 打点结果。结合原子序数衬度与 EDS 分析, 涂层组织可分为 5 类。

1) 絮状相 A: 由于试样腐蚀原因, 晶界呈凹坑状, 元素衬度影响减弱, 结合表 3, 絮状相 A 主要由 Ni、Cr、C、Ti 4 种元素组成, 结合 XRD 结果, 推断絮状相 A 为 γ -(Ni, Ti) 相。

2) 灰色相 B: 相对于深灰色相 C 和 D, B 点的 C 元素含量较低, 而 W 元素 (原子序数 74) 含量较高, 导致其衬度较浅。结合表 3, 灰色相 B 主要由 Ni、Cr、C、Ti 4 种元素组成, 结合 XRD 结果, 推断灰色相 B 为 γ -(Ni, Ti) 相。

3) 深灰色相 C 和 D: C 点和 D 点的衬度和元素成分相近。两者的共同特征是 C 元素含量远高于其他位置 (分别为 43.7% 和 33%), 而二者的 W 元素含量都几乎为零。可见“深灰色”衬度主要由 C 元素高所致。结合 XRD 结果, 推断深灰色相 C 为涂层中新析出的 TiC 颗粒, 而深灰色相 D 为 TiC 和 α -Ti 的混合物。

4) 亮白色相 E: 富含较高的 W 元素 (33.8%), 含 Ti、Cr 和少量 Ni, 较高含量的 W 元素主导了亮白色相 E 的衬度, 结合 XRD 结果, 推断亮白色相 E 为 Ti-Cr-W 混合物。

5) 浅灰色相 F: 其元素组成与亮白色相 E 相似, 但 W 元素含量较低 (18.9%), 导致衬度差异, 结合 XRD 结果, 推断浅灰色相 F 为 (富 Cr) Ti-Cr-W 固溶体。

综上所述, 自阻加热热处理后, 涂层中有大量的 Cr、C、Ti 原子从 γ -(Ni, Ti) 固溶体中析出, WC 发生二次分解, 产生的 W、C 原子与 Ti 原子 (Ti 与 C 原子具有强亲和性及较低的混合焓) 结合^[12-13], 优先生成次生 TiC 颗粒; 其余的 Ti、Cr、W 原子形成了次生 Ti-Cr-W 固溶体。原始涂层中的 TiC 主要为树枝状, 次生 TiC 为颗粒状; 原始涂层中的 Ti-Cr-W 混合物中 Ti、W 含量较高, 而次生 Ti-Cr-W 混合物中 Cr 含量较高。

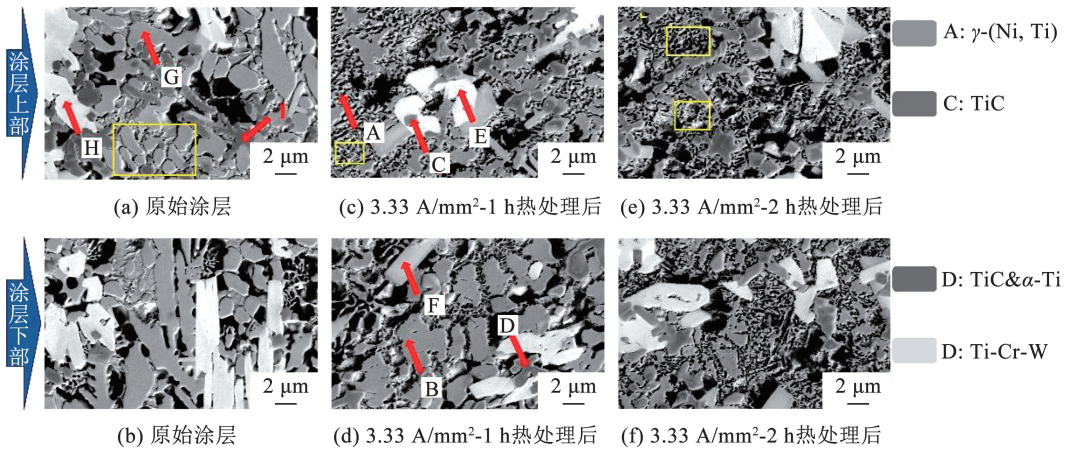


图4 自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层的背散射照片

Fig. 4 Back-scattered images of Ni60/WC coatings before and after RHHT

注:右侧为推测的相名称;黄色方框为晶粒尺寸计算区域

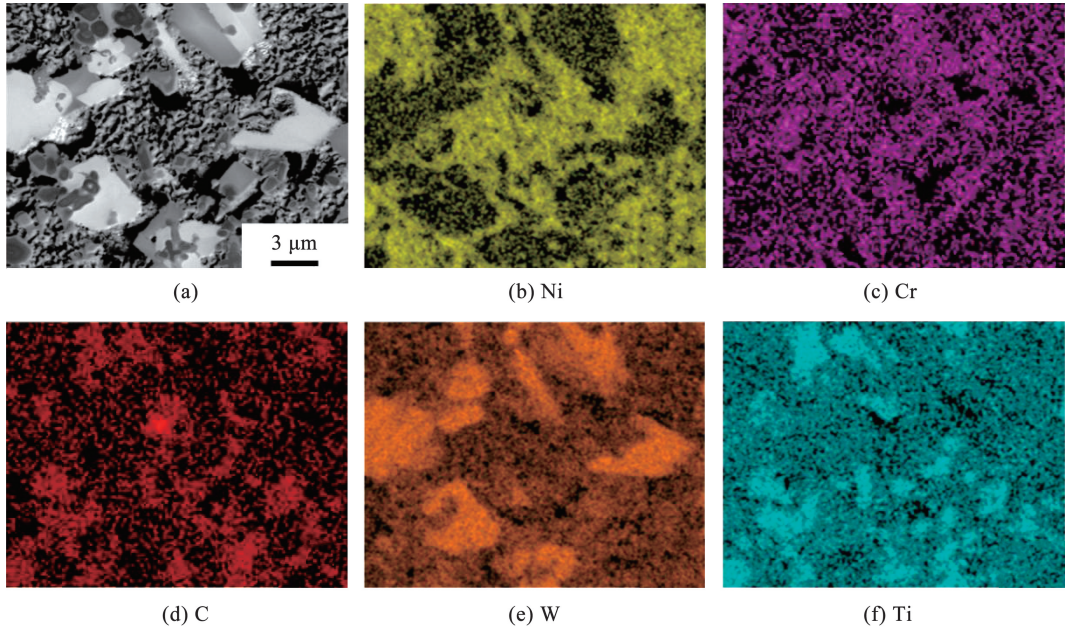


图5 3.33 A/mm² - 1 h 自阻加热热处理后 Ni60/WC 涂层 EDS 面扫描元素分布图

Fig. 5 EDS results of Ni60/WC after 3.33 A/mm² - 1 h RHHT

表3 3.33 A/mm² - 1 h 自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层 EDS 点扫描结果 (原子分数, %)

Tab. 3 EDS point scan results of Ni60/WC coating before and after 3.33 A/mm² - 1 h RHHT (Atomic Fraction, %)

元素	Ti	Ni	Cr	C	W
A 点	23.5	68.2	5.6	2.4	0.3
B 点	42.9	45.7	6.2	4.2	1
C 点	48.2	2.5	1.7	43.7	0
D 点	67.2	0.2	2.1	33	0
E 点	44.1	3.4	20.7	0	33.8
F 点	19.5	3.3	53.0	0	18.9
G 点	32.5	32.6	18.2	15.9	0.8
H 点	41.7	5.2	8.6	8.9	34.6
I 点	66.2	1.4	1.1	30.5	0

2.2 涂层组织结构变化规律

在自阻加热热处理时,由于单位时间内涂层内部的自由电荷量大(电流密度高),Ni/WC 涂层的组织转化明显,主要表现为 3 种特殊变化。

1) WC 二次分解。对比表 3 中自阻加热热处理前后 WC 元素含量,发现热处理后 H 点 C 元素完全消失,而 W 元素含量变化不大,推断涂层中 WC 发生了轻微分解。结合热力学分析可知,当温度达到 1 250 °C 时 WC 开始发生分解^[14]。而电流具有选择性加热效应(图 6),使其在涂层内部缺陷及高电阻率相周围集中(如 Ti-Cr-W 混合物与 WC 组成的白色块状区域),产生局部高温,可能接近 WC 的分解温度。

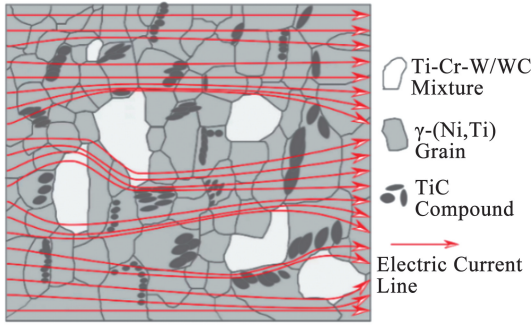


图 6 选择性加热效应示意图

Fig. 6 Schematic diagram of selective heating effect

此外,涂层中不同尺寸和不同含量的 WC 之间存在浓度梯度和自由能差,进一步促进了 WC 的分解和扩散。综上所述,推断在自阻加热热处理的过程中 WC 发生了二次分解。

2) γ -(Ni, Ti) 中固溶原子析出。电流可使材料中成分不均匀区域获得附加热量,加速原子扩散并改善组织均匀性。原始涂层中的 γ -(Ni, Ti) 中固溶

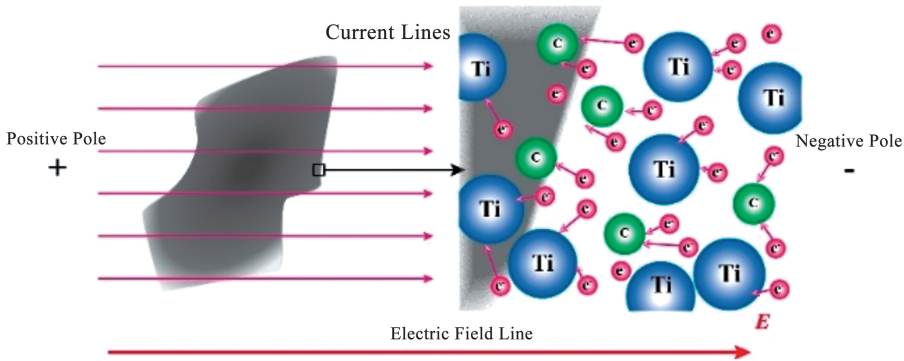


图 7 漂移电子促进 Ti、C 原子扩散的示意图

Fig. 7 Schematic diagram of Ti and C atoms diffusion promoted by drifting electrons

3) γ -(Ni, Ti) 晶粒细化。从图 4 可以看出,自阻加热热处理后涂层中大部分胞状晶转化为絮状组织,使用 Image J 软件计算图 4 黄色方框内晶粒尺寸,发现原始涂层晶粒平均尺寸约为 $9.391 \mu\text{m}^2$, $3.33 \text{ A/mm}^2 - 1 \text{ h}$ 热处理后约为 $0.092 \mu\text{m}^2$, $3.33 \text{ A/mm}^2 - 2 \text{ h}$ 热处理后约为 $0.076 \mu\text{m}^2$,晶粒尺寸减小约 99%,组织变得更为致密。对晶粒的细化作用主要是由电流自身的特点所决定,电流具有降低相变形核势垒、提高形核率的作用^[16]。原始涂层中的 γ -(Ni, Ti) 晶粒大部分为胞状晶,而在自阻加热热处理后,Ti、Cr、C 原子大量析出,次生 γ -(Ni, Ti) 在原始胞状晶的晶界处形核。快速的加热作用和电流对形核势垒的降低作用,使得形核率显著提高,并且临界尺寸减小。同时,在自阻加热热处理的过程中,由于电流会持续促进高电导率相的形成,导致这种相变持续进行,而冷却阶段由于采用空冷,冷却速度较快,余温不足以使次生 γ -(Ni, Ti) 晶粒长大,最终

大量的 Ti、Cr、C 原子,是一种典型的非平衡相,长达 1~2 h 的自阻加热热处理为 γ -(Ni, Ti) 固溶体提供充足能量,促使 Ti、Cr、C 原子逸出,使其向平衡状态转变。金属导体中相与相之间电导率存在差异,当有电流通过时,电流具有促进高电导率相形成和抑制低电导率相形成的作用^[15]。而在自阻加热热处理过程中,原始涂层的 γ -(Ni, Ti) 中固溶有大量 Ti、Cr、C 原子,成分不均匀导致其电导率较低,而当 Ti、Cr、C 原子获得能量逸出后, γ -(Ni, Ti) 固溶体成分变得均匀,导致其电导率增大,电流会进一步促进 Ti、Cr、C 原子的逸出,涂层相变向高电导率方向转变。在涂层组织转变的过程中,定向流动的漂移电子对 Ti、C 等溶质原子的扩散具有促进作用,其作用机理如图 7 所示。自由电子在电场力的作用下,会不断促进涂层中 Ti、C 原子的扩散,促进次生 TiC 颗粒形成。

形成了细小的絮状组织。

2.3 涂层力学性能

1) 涂层显微硬度

图 8 为自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层的显微硬度图。从图 8 可以看出,涂层硬度可以分为涂层区 (CZ)、热影响区 (HAZ) 和基体 (SZ) 3 部分。自阻加热热处理前后涂层硬度变化规律保持一致,其中原始涂层的平均硬度为 1 041 HV0.2; $3.33 \text{ A/mm}^2 - 1 \text{ h}$ 热处理后,涂层平均硬度为 1 237 HV0.2,与原始涂层相比提高了 18%; $3.33 \text{ A/mm}^2 - 2 \text{ h}$ 热处理后涂层平均硬度为 1 290 HV0.2,与原始涂层相比提高了 23.9%。硬度提升的原因是自阻加热热处理后,涂层中新生成了 TiC 增强相并在涂层中均匀分布,形成弥散强化效应;同时,原始涂层中的晶粒转化为细小的絮状组织,晶粒尺寸减小,晶界体积分数提高,阻碍了位错滑移,从而提高了涂层的硬度。值得注意的是,自阻加热热处理后,涂层的硬度沿纵

向梯度的分布变得相对平缓,其原因是自阻加热热处理后涂层的组织变得更加均匀,因此涂层内部性能分布更为均匀。

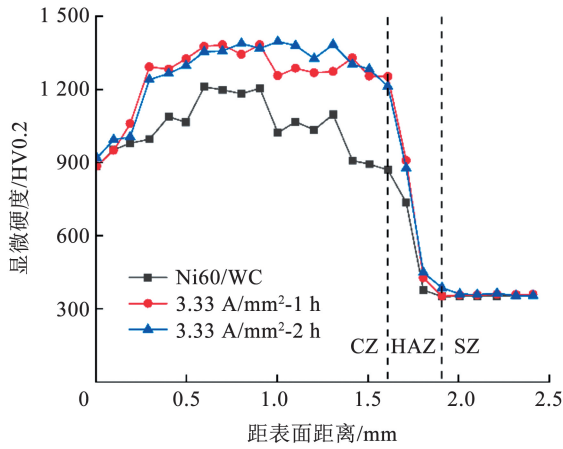


图8 自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层显微硬度分布
Fig. 8 Microhardness distribution of Ni60/WC coatings before and after RHHT

2) 涂层断裂韧性

通过微米划痕实验计算自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层的断裂韧性。图 9(d) 为自阻加热热处理前后涂层摩擦力曲线。在初始阶段,滑动探头与

涂层表面接触应力较大,随着滑动的进行,摩擦力逐渐趋于稳定,取稳定阶段的数据计算平均摩擦力。图 9(a) ~ (c) 为自阻加热热处理前后涂层划痕形貌图,原始涂层平均摩擦力为 5.1 N; 3.33 A/mm² - 1 h 热处理后,摩擦力降至 2.7 N; 3.33 A/mm² - 2 h 热处理后,摩擦力进一步降至 2.6 N。自阻加热热处理后涂层摩擦力减小归因于涂层组织均匀性的改善。

取摩擦力均匀且影响因素较少的区域数据计算断裂韧性值 K_{IC} , 表 4 为自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层的断裂韧性数据。原始涂层断裂韧性值 K_{IC} 为 46.5 MPa · m^{1/2}; 3.33 A/mm² - 1 h 热处理后,涂层断裂韧性值 K_{IC} 为 61.4 MPa · m^{1/2}; 3.33 A/mm² - 2 h 热处理后,涂层断裂韧性值 K_{IC} 为 69.3 MPa · m^{1/2}。断裂韧性提升的原因是原始涂层中存在较高残余应力,而高频电流产生的焦耳热效应使残余应力显著降低,同时,电流促进了 γ -(Ni, Ti) 中的 Ti、Cr、C 原子扩散,降低了涂层中的缺陷密度与成分偏析。自阻加热热处理后,涂层中的胞状晶与等轴晶都转化为絮状组织,整体晶粒细化,组织变得均匀,使得涂层断裂韧性提高^[17]。

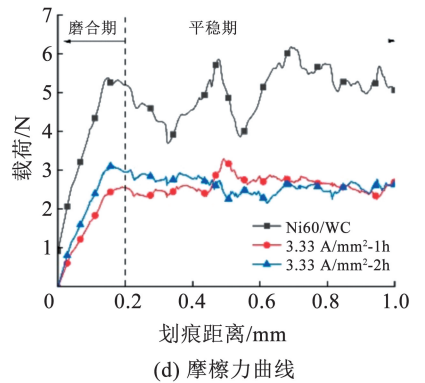
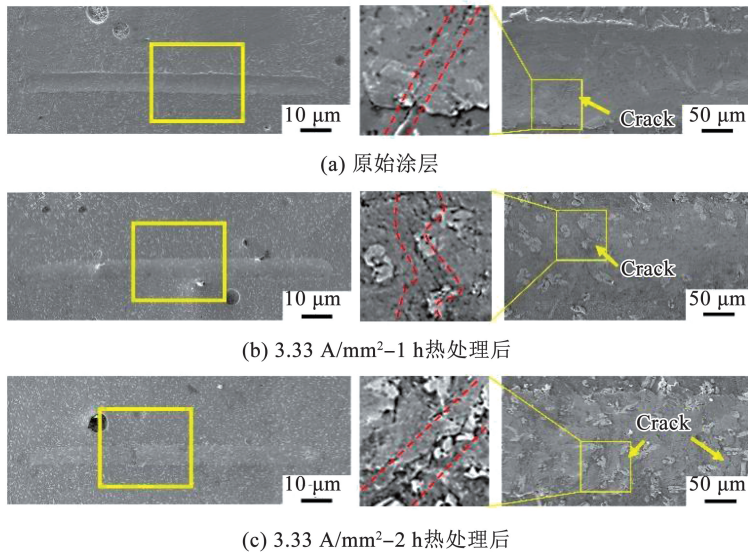


图9 自阻加热热处理前后涂层微米划痕形貌图和摩擦力曲线

Fig. 9 Morphology of microscratch testing and friction force curves of Ni60/WC coatings before and after RHHT

表4 自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层断裂韧性数据

Tab. 4 Fracture toughness data of Ni60/WC coatings before and after RHHT

样品	加载载荷/ N	平均摩擦力/ N	压入深度/ μm	断裂韧性/ (MPa · m ^{1/2})
Ni60/WC(原始)	20	5.1	9.5	46.5
3.33 A/mm ² - 1h	20	2.7	5.4	61.4
3.33 A/mm ² - 2h	20	2.6	4.9	69.3

3) 涂层摩擦磨损性能

图 10 为自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层摩擦磨损结果图。从图 10(a) ~ (c) 可以看出,原始涂层表面粗糙、剥落严重;自阻加热热处理后,剥落现象明显改善。其中原始涂层磨痕宽度约为 720.4 μm,磨痕深度约为 7.3 μm; 3.33 A/mm² - 1 h 热处理后,涂层磨痕宽度约为 366.8 μm,磨痕深度约为 3.5 μm,且涂层中出现多道犁沟,推断其磨损机制为磨粒磨损; 3.33 A/mm² - 2 h 热处理后,涂层磨痕

宽度、磨痕深度进一步减小,磨痕宽度约为 271.5 μm ,磨痕深度约为 3.3 μm ,涂层中犁沟数量也进一步减少,这说明自阻加热热处理能够使涂层结构更为均匀,进而显著改善涂层的摩擦磨损性能。对涂层表面磨损区域进行 EDS 打点,结果如表 5 所示。其中 A 点 O 元素含量较高,这说明摩擦磨损过程中涂层表面产生氧化层;B 点 Ni、Ti 元素含量较高,推断为 γ -(Ni, Ti) 相。

从图 10(d) 可以看出,摩擦系数曲线逐渐平缓。原始涂层平均摩擦系数为 0.64;3.33 A/mm^2 - 1 h 热处理后,涂层的平均摩擦系数下降为 0.49;3.33 A/mm^2 - 2 h 热处理后,涂层的平均摩擦系数下降

为 0.45。从图 10(e) 可以看出,在相同摩擦磨损条件下,原始涂层磨损失重量为 6.8 mg;3.33 A/mm^2 - 1 h 热处理后,涂层磨损失重量为 4.2 mg,约为原始涂层的 67%;3.33 A/mm^2 - 2 h 热处理后,涂层耐磨性最优,磨损失重量为 3.5 mg,约为原始涂层的 51%。耐磨性能提高的原因主要有两点:一是自阻加热热处理后,涂层中新析出了大量细小 TiC 颗粒,弥散分布在涂层中,形成弥散强化,提升了涂层的硬度和耐磨性;二是自阻加热热处理后,涂层中主要以絮状组织为主,晶粒尺寸减小,形成细晶强化。两种强化作用共同提升了涂层耐磨性能^[18]。

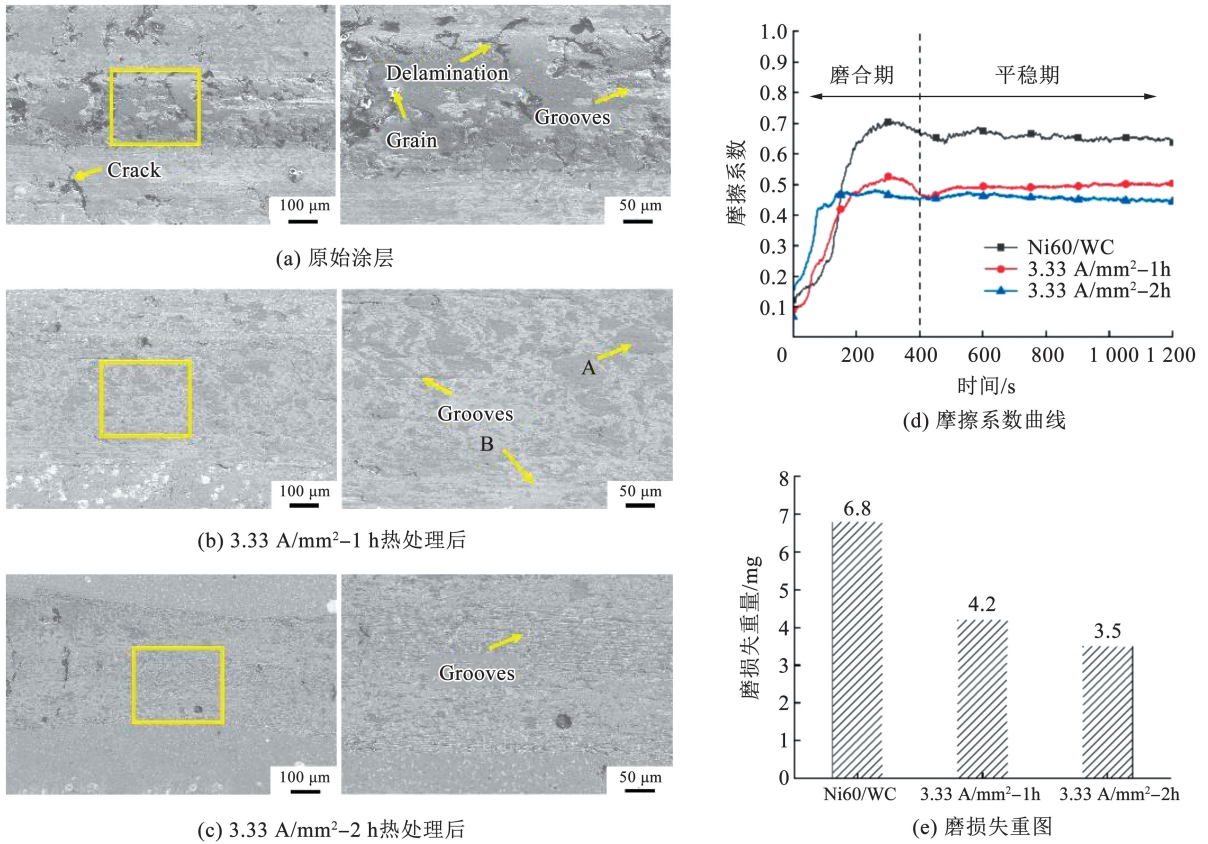


图 10 自阻加热热处理前后 Ni60/WC 涂层摩擦磨损结果图

Fig. 10 Surface morphology and data of friction and wear testing of Ni60/WC coatings before and after RHHT

表 5 涂层磨损区域 EDS 点扫描结果 (原子分数, %)

Tab. 5 EDS point scan results of wear region of coatings (Atomic Fraction, %)

元素	Ti	Ni	Cr	C	W	O
A 点	8.5	15.5	6.2	13.2	1.6	50.6
B 点	19.3	56.5	4.2	12.6	0	7.4

3 结 论

本文对 Ni60/WC 涂层进行了相同电流密度 (3.33 A/mm^2)、不同时长 (1 h、2 h) 的自阻加热热

处理,并通过 SEM、XRD 及力学性能测试,分析热处理前后涂层的物相、显微组织以及显微硬度、断裂韧度和摩擦磨损性能,得到以下结论。

1) 物相变化:结合 XRD 及 EDS 结果,自阻加热热处理后涂层中的 WC 发生二次分解;在电场力的作用下, γ -(Ni, Ti) 中的 Ti、Cr、C 原子逸出,生成了次生 TiC 颗粒和富 Cr 元素的 Ti-Cr-W 固溶体,无新相生成。

2) 显微组织演变:自阻加热热处理后晶粒发生显著细化,大部分胞状晶转化为絮状组织,晶粒尺寸减小约 99%;同时,随着 γ -(Ni, Ti) 中的 Ti、Cr、C 原

子大量析出,促进次生 γ -(Ni, Ti) 晶粒生成,涂层组织致密性与均匀性提升。

3) 显微硬度提升:自阻加热热处理后涂层组织均匀性改善,结合 TiC 弥散强化与细晶强化,显微硬度显著提升; $3.33 \text{ A/mm}^2 - 2 \text{ h}$ 热处理后显微硬度为 $1\ 290 \text{ HV}0.2$,相比原始涂层提升了约 23.9%。

4) 断裂韧度增强:自阻加热热处理后涂层晶粒细化和组织均匀性的提升,降低残余应力与缺陷密度,使得涂层断裂韧度增强; $3.33 \text{ A/mm}^2 - 2 \text{ h}$ 热处理后涂层断裂韧度值 K_{IC} 为 $69.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,相较原始涂层提升了约 49.03%。

5) 摩擦磨损性能优化:自阻加热热处理后涂层中次生 TiC 的弥散强化作用和晶粒细化,使得涂层表面平均摩擦系数下降,磨损失重量减小; $3.33 \text{ A/mm}^2 - 2 \text{ h}$ 热处理后涂层磨损失重量最小(3.5 mg),仅为原始涂层(6.8 mg)的 51.5%。此外,自阻加热热处理后涂层磨损机制主要为磨粒磨损。

参考文献

- [1] LI X, LI T, SHI B, et al. The influence of substrate tilt angle on the morphology of laser cladding layer [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 391: 125706. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125706
- [2] MARTINS J M P, ALVES J L, NETO D M, et al. Numerical analysis of different heating systems for warm sheet metal forming [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 83(5-8): 897. DOI: 10.1007/s00170-015-7618-9
- [3] NGUYEN T A N, CHOI H, KIM M J, et al. Evaluation of efficiency of electrically assisted rapid annealing compared to rapid induction heat treatment [J]. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 2022, 9(2): 485. DOI: 10.1007/s40684-021-00382-z
- [4] BIESUZ M, SAUNDERS T, KE D, et al. A review of electromagnetic processing of materials (EPM): Heating, sintering, joining and forming [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 69: 239. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.06.049
- [5] WU C, JIE Z, LIU B. Experimental and simulated investigation of the deformation behavior and microstructural evolution of Ti6554 titanium alloy during an electropulsing-assisted microtension process [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 838: 142745. DOI: 10.1016/j.msea.2020.142745
- [6] KANG K, LI D, WANG A, et al. Experimental investigation on aging treatment of 7050 alloy assisted by electric pulse [J]. *Results in Physics*, 2020, 3: 103016. DOI: 10.1016/j.rinp.2020.103016
- [7] WANG G, LI X, GU Y, et al. The temperature distribution and the effect of low-density electric current on the B2 + O lamellar microstructure of Ti_2AlNb alloy sheet during resistance heating [J]. *Journal of Central South University*, 2019, 26(3): 550. DOI: 10.1007/s11771-019-4026-6
- [8] PAN D, WANG Y, GUO Q, et al. Grain refinement of Al-Mg-Si alloy without any mechanical deformation and matrix phase transformation via cyclic electro-pulsing treatment [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 807: 140916. DOI: 10.1016/j.msea.2021.140916
- [9] YU T, DENG D, WANG G, et al. Crack healing in SUS304 stainless steel by electropulsing treatment [J]. *Journal of Cleaner Production*, 2016, 113: 989. DOI: 10.1016/j.jclepro.2015.12.060
- [10] 方慧, 王国峰, 刘思宇. S355J2W 钢自阻加热弯曲成形回弹控制与质量分析 [J]. *哈尔滨工业大学学报*, 2018, 50(11): 10. FANG Hui, WANG Guofeng, LIU Siyu. Study on springback and quality of S355J2W steel in resistance heating bending [J]. *Journal of Harbin Institute of Technology*, 2018, 50(11): 10. DOI: 10.11918/j.issn.0367-6234.201805117
- [11] HU Z, LI Y, LU B, et al. Effect of WC content on microstructure and properties of high-speed laser cladding Ni-based coating [J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 155: 108449. DOI: 10.1016/j.optlastec.2022.108449
- [12] ZHAO W, LIU R, YAN J, et al. Overall optimization in microstructure and mechanical properties of 5 wt% SiC/7075Al composites by high-frequency electric pulse assisted treatment [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 21: 2156. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.10.018
- [13] MORENO J, CONDE F, CORREA C, et al. Pulsed FCAW of martensitic stainless clads onto mild steel: Microstructure, hardness, and residual stresses [J]. *Materials*, 2022, 15(8): 2715. DOI: 10.3390/ma15082715
- [14] 李祖来, 蒋业华, 叶小梅, 等. WC 在 WC/灰铸铁复合材料基体中的溶解 [J]. *复合材料学报*, 2007, 24(2): 13. LI Zulai, JIANG Yehua, YE Xiaomei, et al. Dissolution of tungsten carbide particulates (WC) in the matrix of WC reinforced gray cast iron matrix composite [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2007, 24(2): 13. DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.2007.02.003
- [15] REN Z, GUO X, LIU X, et al. Effect of pulse current treatment on interface structure and mechanical behavior of TA1/304 clad plates [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 850: 143583. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143583
- [16] WANG Z, LIU Z, GAO C, et al. Modified wear behavior of selective laser melted Ti6Al4V alloy by direct current assisted ultrasonic surface rolling process [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 381: 125122. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.125122
- [17] CHEN Y, XU J, GUO B, et al. Effect of pulsed current-assisted tension on the mechanical behavior and local strain of nickel-based superalloy sheet [J]. *Materials*, 2023, 16(4): 1589. DOI: 10.3390/ma16041589
- [18] LI J, GU J, ZHANG Y, et al. Study on laser cladding process and friction characteristics of friction pairs of copper-based powder metallurgy materials [J]. *Tribology International*, 2023, 177: 107953. DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107953

(编辑 丁晓清)