

18CrNiMo7-6 齿轮钢表面激光熔覆 及其胶合承载性能研究

杜佳俊¹, 米佳良², 师陆冰^{3,4*}, 陈超³,
刘忠明³, 王文健^{1,4}, 丁昊昊^{1,4}

(1.西南交通大学 唐山研究院, 河北 唐山 063000; 2.中国运载火箭技术研究院, 北京 100076;
3.郑州机械研究所有限公司, 郑州 450001; 4.西南交通大学 摩擦学研究所, 成都 610031)

摘要: 目的 基于激光熔覆技术提高 18CrNiMo7-6 齿轮钢的胶合承载性能。方法 以不同比例的 ZrO_2 、 MoS_2 和 Ni 基合金粉末为熔覆材料, 采用同轴送粉激光熔覆技术在 18CrNiMo7-6 齿轮材料表面制备 2 种激光熔覆合金层, 分析熔覆层的微观组织与显微硬度, 并利用 MJP-30A 滚动接触摩擦磨损试验机对激光熔覆试样和渗碳试样进行胶合承载性能模拟试验。结果 NiCr20-3% ZrO_2 (质量分数, 下同) 熔覆层主要由枝晶组织和胞晶组织组成, 其表面硬度约为 620HV0.5; NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 熔覆层相组成物有胞状晶、树枝晶和黑色的花形状颗粒, 其表面硬度约为 486HV0.5; NiCr20-3% ZrO_2 和 NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 2 种熔覆试样的临界失效载荷较渗碳试样的分别提高了 8.41%和 44.86%; 其中, 渗碳试样为典型的热胶合损伤, 临界闪温为 207 °C; NiCr20-3% ZrO_2 熔覆试样未达到胶合临界闪温条件, 其失效机制为熔覆层材料的疲劳剥落; NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 熔覆试样在达到胶合临界闪温后, 其表面的自润滑效果抑制了胶合的快速发展, 当持续增大载荷至临界失效载荷后, 随着表面疲劳裂纹的萌生与扩展最终形成局部材料脱落进而失效。**结论** 与齿面渗碳强化相比, 齿面 NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 激光熔覆强化更能有效提高胶合承载性能。

关键词: 激光熔覆; 18CrNiMo7-6 齿轮材料; 微观组织; 胶合损伤

中图分类号: TH117.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2023)09-0420-10

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.09.038

Laser Cladding of 18CrNiMo7-6 Gear Steel and Its Scuffing Load Capacity

DU Jia-jun¹, MI Jia-liang², SHI Lu-bing^{3,4*}, CHEN Chao³, LIU Zhong-ming³,
WANG Wen-jian^{1,4}, DING Hao-hao^{1,4}

(1. Tangshan Research Institute, Southwest Jiaotong University, Hebei Tangshan 063000, China; 2. China Academy of Launch Vehicle Technology, Beijing 100076, China; 3. Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd., Zhengzhou 450001, China; 4. Tribology Research Institute, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

ABSTRACT: As a typical failure of gear surface in high-speed and heavy-duty gear transmission system, scuffing is affected by

收稿日期: 2022-07-08; 修订日期: 2023-02-28

Received: 2022-07-08; Revised: 2023-02-28

基金项目: 三峡后续工作项目(SXHXGZ-SCJ-2020-1); 中国博士后科学基金(2021M692951); 四川省区域创新合作项目(2022YFQ0113); 河南省高等学校重点科研项目计划(21A460009)

Fund: Three Gorges Follow-up Project(SXHXGZ-SCJ-2020-1); China Postdoctoral Science Foundation(2021M692951); Sichuan Science and Technology Program(2022YFQ0113); Key Scientific Research Project of Higher Education of Henan Province(21A460009)

引文格式: 杜佳俊, 米佳良, 师陆冰, 等. 18CrNiMo7-6 齿轮钢表面激光熔覆及其胶合承载性能研究[J]. 表面技术, 2023, 52(9): 420-429.
DU Jia-jun, MI Jia-liang, SHI Lu-bing, et al. Laser Cladding of 18CrNiMo7-6 Gear Steel and Its Scuffing Load Capacity[J]. Surface Technology, 2023, 52(9): 420-429.

the operating parameters, lubricating medium, material, surface roughness and surface hardness of the gears. Many manufacturing technologies have been widely used to improve the scuffing load capacity of gear. As a new surface strengthening and modification technology, laser cladding technology can effectively improve the wear resistance and scuffing load capacity of matrix materials, so it has a high application prospect for improving the scuffing load capacity of gear.

The gear material selected in the test was 18CrNiMo7-6 gear steel. The cladding material was NiCr20 alloy powder with the addition of different contents of ZrO_2 powder and MoS_2 powder. The NiCr20 alloy powder and ZrO_2 powder used were spherical particles with particle sizes of 100 μm and 50 μm respectively, while the MoS_2 powder was lamellar particles with the size of about 10 μm . Before each laser cladding test, the cladding powders were mechanically mixed and dried, and the surface of the samples were subject to ultrasonic cleaning in the ethanol bath. Two kinds of laser cladding alloy coatings were prepared on the surface of 18CrNiMo7-6 gear material by coaxial laser cladding technology with ZrO_2 , MoS_2 and NiCr20 alloy powders in different proportions. In the laser cladding, the laser power used was 500 W, the scanning speed was 2 mm/s, and the powder feeding rate was 11.1 g/min. After preparation, the microstructure and hardness profile of the coatings were observed. Scuffing tests for the laser cladding samples and carburized treated samples were carried out on the MJP-30 A rolling contact friction and wear testing machine. In the scuffing test, the load was increased step by step from 500 N according to the interval of 300 N. Each level of load acted for 3 minutes until the sample was scuffed, the sudden increase of friction coefficient was taken as the scuffing failure index. In the test, the rotating speeds of the upper and lower samples were set at 500 r/min and 200 r/min respectively, and the lubricating oil flow was 0.5 L/min. After the test, the damage of the samples were observed by optical microscope.

The results indicated that the carburized gear sample was mainly composed of lath martensite and retained austenite and its surface hardness reached around 572HV0.5, the NiCr20-3% ZrO_2 (mass fraction, the same below) coating was mainly composed of dendritic and cellular phases and its hardness reached around 620HV0.5; the NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 coating was composed of dendritic phases, cellular phases and black flower shaped particles and the hardness reached around 486HV0.5. The friction coefficient of the NiCr20-3% ZrO_2 cladding sample and the NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 cladding sample was lower than that of the carburized gear sample. Compared with the carburized gear sample, the scuffing loads of the two cladding samples were increased by 8.41% and 44.86%, respectively. The carburized gear sample presented typical thermal scuffing damage features, and the critical flash temperature was calculated to be 207 $^{\circ}C$. This critical flash temperature was not reached in the failure of NiCr20-3% ZrO_2 cladding sample and it presented a fatigue spalling damage of the cladding layer. The self-lubricating effect of the NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 cladding sample inhibited the rapid development of the scuffing damage after reaching the critical flash temperature. The failure was finally caused by the surface spalling with the initiation and expansion of surface fatigue cracks when the load was continued to increase to the critical failure load. Compared with carburization strengthening of gear surface, NiCr20-3% ZrO_2 -1% MoS_2 laser cladding strengthening can effectively improve the scuffing load capacity.

KEY WORDS: laser cladding; 18CrNiMo7-6 gear material; microstructure; scuffing damage

齿轮传动系统具有传动效率高、承载能力强、传动比范围大、使用寿命长等诸多优点, 是在机械工程领域应用极为广泛的基础零部件。随着当前技术的发展, 齿轮传动系统的传动功率、载荷和运行速度不断提高, 对齿轮结构强度和齿面承载能力提出了更高的要求。在齿轮啮合传动过程中, 受啮合齿面间交变载荷的作用, 齿面易出现点蚀、磨损、塑性变形、断裂、剥落以及胶合等各类服役损伤行为^[1-3], 其中, 齿面胶合作为高速、重载齿轮传动系统中一种极为典型的齿面损伤失效行为, 具有发展速度快、损伤程度严重等特点, 在齿轮运行过程中需要严格避免。

在齿轮啮合过程中, 在啮合齿面间, 尤其是齿顶-齿根啮合区域, 当接触温升超过某一临界温度时, 会

导致接触界面润滑失效, 从而使啮合齿面发生金属-金属的直接接触, 在剧烈的摩擦磨损作用下, 表面材料发生严重的撕裂破坏形成胶合损伤。为了提高齿轮的胶合承载性能, 研究人员对齿面进行了许多表面强化处理, 如齿面硬化、喷丸、光整等^[4-6]。激光熔覆技术作为一种新兴的表面强化和改性技术, 通过高能激光束将不同材料的合金粉末与基体材料同时熔化并凝固形成一种高硬度、高耐磨性的硬质合金层, 进而提高基体材料的耐摩擦磨损特性和承载能力, 在机械制造与修复、航空航天、汽车制造等领域有极为广泛的应用^[7-9]。近年来, 国内外研究人员将激光熔覆技术运用到齿轮材料的研究中。Tuszynski 等^[10]在齿面制备了 MoS_2/Ti 涂层, 对涂层试样和无涂层试样分

别进行了胶合试验,研究发现,MoS₂/Ti 涂层试样的胶合失效载荷级数比无涂层试样的提高了 3 级。Martins 等^[11]在齿面上制备了 MoS₂/Ti 和 Cr/C 2 种涂层,在不同转速的试验条件下,与无涂层试样相比,2 种涂层试样的抗胶合性能均有提升,特别是在高转速试验条件下,涂层试样的抗胶合性能提升效果更好。Wang 等^[12]选用纳米 TiC 粉末在齿轮钢表面制备了梯度涂层,进行了摩擦磨损试验。结果表明,梯度涂层的摩擦因数降低了 50%,磨损量降低了 40%,耐磨性显著提高。

Ni 基粉末作为常用的激光熔覆材料,具有良好的韧性、优异的耐磨耐冲击性能,被广泛用于金属表面处理^[13-15]。ZrO₂ 陶瓷粉末具有热稳定性好、高温耐磨性强和耐腐蚀性强等优点^[16],在激光熔覆中容易发生相变增韧进而消除激光熔覆产生的热应力裂纹,提高涂层的致密性^[17-18],因此,成为制备高温耐磨涂层的理想材料。MoS₂ 粉末作为一种常用的固体润滑剂,在激光熔覆中能弥补硬质涂层在减摩性能方面的不足,同时能实现表面涂层材料抗磨减摩性能的提升^[19-21]。本文利用激光熔覆技术在 18CrNiMo7-6 齿轮材料表面制备了 2 种激光熔覆合金层,并利用滚动接触摩擦

磨损试验机对激光熔覆试样和渗碳试样进行了胶合承载性能模拟试验,对比了激光熔覆试样和渗碳试样的微观组织、显微硬度、胶合临界失效载荷、摩擦因数及接触闪温等,分析了激光熔覆试样和渗碳试样的损伤行为与失效机制,相关研究结果可为激光熔覆技术在齿轮材料方面的应用与优化提供技术指导。

1 激光熔覆合金层制备与性能表征

1.1 材料与制备工艺

齿轮试样为圆柱形滚动试样,材料为 18CrNiMo7-6,直径为 55 mm,齿轮材料化学成分如表 1 所示。利用 MobiMRO 移动式激光熔覆设备在齿轮试样上进行同步送粉式激光熔覆处理,熔覆材料为 NiCr20 合金粉末,依据强化目的加入不同含量的 ZrO₂ 粉末和 MoS₂ 粉末。试验中所用的 NiCr20、MoS₂ 和 ZrO₂ 粉末如图 1 所示;其中,NiCr20 和 ZrO₂ 粉末均为球形颗粒,粒径分别在 100 μm 和 50 μm 左右,MoS₂ 粉末为片层状颗粒,粒径约为 10 μm。NiCr20 合金粉末化学成分如表 2 所示。ZrO₂ 和 MoS₂ 均为纯度 99%以上的单质粉末颗粒。

表 1 18CrNiMo7-6 齿轮材料化学成分
Tab.1 Chemical compositions of 18CrNiMo7-6 gear material

wt. %								
C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Mo	Fe
0.15-0.21	≤0.4	0.5-0.9	1.4-1.7	≤0.025	≤0.035	1.5-1.8	0.25-0.35	Bal.

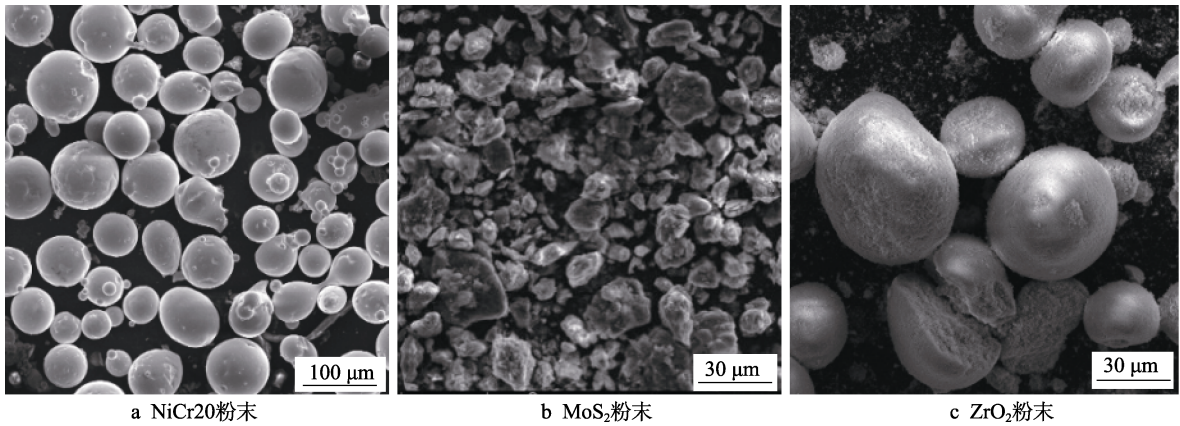


图 1 激光熔覆材料粉末显微照片
Fig.1 SEM images of powders for laser cladding: a) NiCr20 powder; b) MoS₂ powder; c) ZrO₂ powder

表 2 NiCr20 粉末化学成分
Tab.2 Chemical compositions of NiCr20 powder

wt. %					
Ni	Cr	Fe	Si	Al	C
Bal.	20±2	0.1	0.05	0.02	0.015

在激光熔覆之前,对熔覆粉末进行充分机械混合及干燥处理。2 种熔覆试样的 NiCr20 合金粉末、ZrO₂ 粉末和 MoS₂ 粉末的混合比例如表 3 所示。激光熔覆

表 3 激光熔覆粉末成分
Tab.3 Contents of powders for laser cladding

wt. %				
No. of sample	NiCr20	ZrO ₂	MoS ₂	Named as
1	97	3	0	NiCr20-3%ZrO ₂
2	96	3	1	NiCr20-3%ZrO ₂ -1%MoS ₂

工艺参数如下:激光功率为 500 W,扫描速度为

2 mm/s, 送粉率为 11.1 g/min。试样尺寸及激光熔覆过程如图 2 所示, 试样初始尺寸为 55 mm, 如图 2a 所示, 经激光熔覆(见图 2b)及机械加工后, 得到的试样尺寸为 56 mm。

1.2 微观组织与硬度

经过渗碳处理的试样和 2 种激光熔覆试样微观组织结构的 OM 和 SEM 显微图如图 3 所示。在图 3a

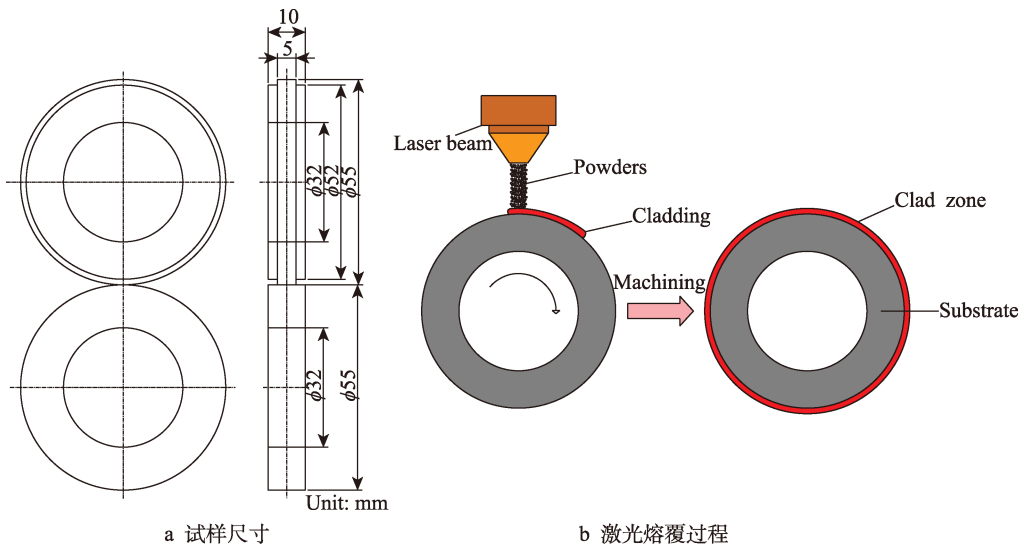


图 2 试样尺寸及激光熔覆过程示意图
Fig.2 Size of gear sample and laser cladding process: a) size of sample; b) laser cladding process

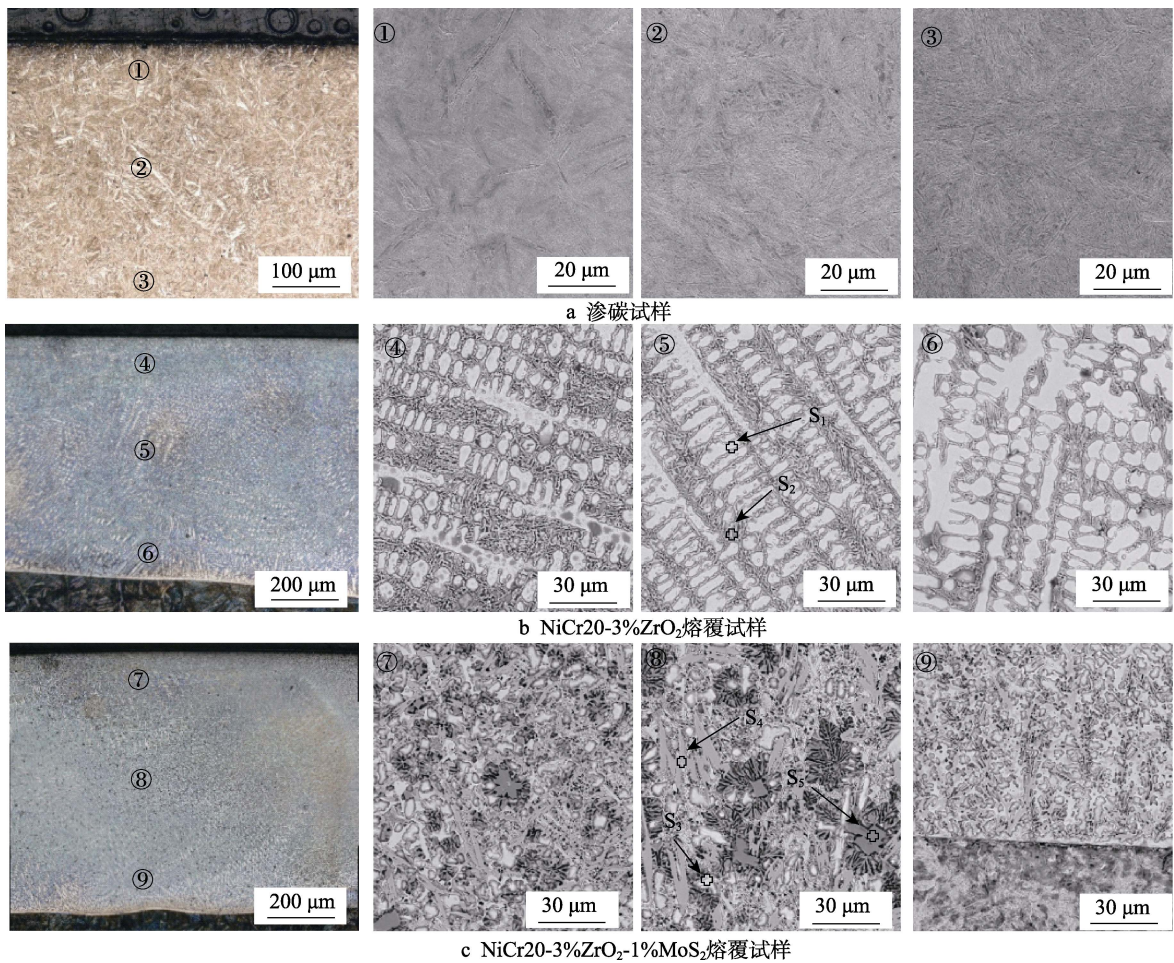


图 3 不同试样微观组织 OM 和 SEM 显微图
Fig.3 OM and SEM images of microstructures of different samples: a) carburized sample; b) NiCr20-3%ZrO₂ coating sample; c) NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ coating sample

中,渗碳处理后的 18CrNiMo7-6 齿轮试样的微观组织主要由板条状马氏体和残余奥氏体组成, NiCr20-3%ZrO₂ (质量分数,下同) 熔覆合金层和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆合金层均匀致密,无明显裂纹、气孔等缺陷,且熔覆合金层与基体形成了良好的冶金结合。从图 3b 可以看出, NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆合金层主要由枝晶组织 (S₁) 和胞晶组织 (S₂) 组成,这是由于在激光熔覆过程中,当激光束离开熔池后,熔融液体快速冷凝生成枝晶组织^[22],随后残余熔融液体在金属间形核凝固,进而形成胞晶组织。同时,靠近熔覆合金层表面区域 (上部) 组织相对较细,靠近基体区域 (下部) 组织相对粗大。激光熔覆属于快速凝固的范畴,由凝固理论^[23]可知,微观组织的晶粒尺寸主要由温度梯度 (G) 与凝固速度 (R) 的乘积——冷却速度 (GR) 控制, GR 值越大,微观组织越细。在靠近基体区域 (下部),温度梯度大,凝固速度慢, GR 值小,形成的晶粒组织粗大;在靠近熔覆合金层表面区域 (上部),通过熔液的对流散热以及向大气辐射散热,散热条件较好,冷却速度快, GR 值较大,熔覆合金层组织细化。从图 3c 可以看出, MoS₂ 相的加入使熔覆合金层微观组织结构

呈现出典型的花形簇晶体结构,熔覆合金层组织非常细小,从熔覆合金层上部和中部分清晰看到相组成物有胞状晶 (S₃)、树枝晶 (S₄) 和黑色的花形状颗粒 (S₅),熔覆合金层下部相组成物主要是胞状晶和枝晶组织。

NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆合金层和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆合金层的 EDS 点分析结果如表 4 所示。可知, NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆合金层中枝晶组织 S₁ 的主要元素为 Cr 和 C,同时含有一定量的 Ni、Fe 等,因为析出的组织较为粗大,判断 S₁ 为 M₇C₃ ($M=Cr、Fe$)。胞晶组织 S₂ 的主要元素为 Ni 和 Fe,二者直接可形成固溶体,所以判断 S₂ 为 γ -Ni 固溶体。在 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆合金层的胞晶组织 S₃ 中, C 含量较高, Ni、Fe 含量也很高,据此可推断 S₃ 为 MC 和 γ -Ni 固溶体的混合物。在枝晶组织 S₄ 中, Cr 和 C 含量很高,同时含有一定量的 Ni、Fe 等,并且析出的组织较为细小,判断 S₄ 为 M₂₃C₆ ($M=Cr、Fe$)。黑色的花形状颗粒 S₅ 的主要元素为 Cr 和 C,同时含有一定量的 Mo,判断 S₅ 为 Cr₃C₂ 化合物。结合图 3b 和图 3c 可以看到, MoS₂ 的加入可以抑制粗大的碳化物析出并细化枝晶组织和胞晶组织。

表 4 NiCr20-3%ZrO₂ 和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆合金层 EDS 分析结果
Tab.4 EDS analysis results of NiCr20-3%ZrO₂ and NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ coatings

Coatings	Point in Fig.3	Atom fraction/%							
		Ni	Cr	Zr	O	C	Fe	Mo	S
NiCr20-3%ZrO ₂	S ₁	16.41	37.48	0.19	0.68	32.46	12.32	—	—
	S ₂	41.97	10.41	0.05	5.25	12.16	26.32	—	—
	S ₃	40.18	5.77	—	4.61	26.13	18.31	0.06	—
NiCr20-3%ZrO ₂ -1%MoS ₂	S ₄	18.43	37.25	0.09	3.87	26.57	11.56	2.17	—
	S ₅	7.35	34.94	0.18	11.67	25.83	6.23	10.62	0.11

18CrNiMo7-6 齿轮材料的初始硬度约为 310HV0.5,经渗碳处理后,试样表面硬度提升至约 572HV0.5,硬化层深约 3.2 mm,其剖面硬度曲线如图 4 所示。经激光熔覆处理得到的 NiCr20-3%ZrO₂ 和 NiCr20-

3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样的表面硬度分别为 620HV0.5 和 486HV0.5,表明 MoS₂ 相的加入导致熔覆合金层的硬度出现明显降低。图 4 展示了激光熔覆试样的剖面硬度分布曲线,不同于渗碳试样的硬化层深,2 种熔覆合金层的有效厚度均在 0.5 mm 左右,但在熔覆合金层内部硬度分布均一,无明显梯度分布特征;在熔覆合金层下方,受熔覆过程中的热影响作用,齿轮材料形成了一层厚度约 0.3 mm 的热影响区 (Heat Affected Zone, HAZ),其硬度由 480HV0.5 梯度下降至 380HV0.5,在熔覆合金层与基体材料之间形成了一个良好的硬度过渡区域。

2 齿面胶合承载性能模拟试验

2.1 试验准备

胶合承载性能模拟试验在 MJP-30A 滚动接触摩擦磨损试验机^[24]上进行,以双盘对滚方式等效模拟啮

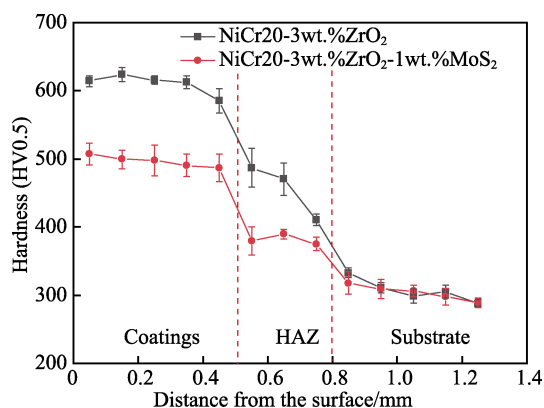


图 4 激光熔覆试样剖面显微硬度分布曲线
Fig.4 Microhardness distribution curve of laser cladding samples

合齿面间的滚滑接触状态, 在各组试验中, 上下圆盘试样为同一渗碳或激光熔覆工艺试样, 试样经机械加工和磨削后的表面粗糙度 Ra 约为 $0.5\ \mu\text{m}$, 上下 2 个圆盘试样的转速分别设定为 $500\ \text{r/min}$ 和 $200\ \text{r/min}$, 等效模拟的平均切向速度为 $1.025\ \text{m/s}$, 相对滑动速度为 $0.85\ \text{m/s}$; 选用的润滑介质为 VG40 工业润滑油, 润滑油流量为 $0.5\ \text{L/min}$, 润滑油温为 $40\ ^\circ\text{C}$ 。试验采取逐级加载的方式, 从 $500\ \text{N}$ 开始加载, 按照 $300\ \text{N}$ 的间隔逐级增大载荷, 每级载荷作用 $3\ \text{min}$, 直到试样发生胶合 (以摩擦因数突增作为胶合失效指标)。试样发生胶合时的载荷被记录为该组试验的临界失效载荷, 试验后利用维氏硬度计 (MVK-H21, Japan) 测量试样表面和剖面硬度; 利用光学显微镜 (OM) 和扫描电子显微镜 (SEM) 观察分析试样的微观组织、表面损伤及剖面损伤情况。

2.2 胶合失效载荷与摩擦系数

渗碳试样、NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样在模拟试验过程中的载荷加载历程和摩擦因数变化曲线如图 5 所示。渗碳试样的摩擦因数在试验过程中较为平稳, 约为 0.04 , 当试验力加载至 $10\ 700\ \text{N}$ (接触应力为 $2\ 401\ \text{MPa}$) 时, 摩擦因数出现瞬时急剧上升, 此时试样表面发生胶合失效。经过跑合阶段后, 2 种激光熔覆试样的摩擦因数均稳定在 0.03 左右, 其中 NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样在试验力加载至 $11\ 600\ \text{N}$ (接触应力为 $2\ 500\ \text{MPa}$) 时发生失效; NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样在试验力加载至 $15\ 500\ \text{N}$ (接触应力为 $2\ 890\ \text{MPa}$) 时发生失效。在胶合临界失效载荷方面, 与渗碳试样相比, NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样分别增大了 8.41% 和 44.86% 。

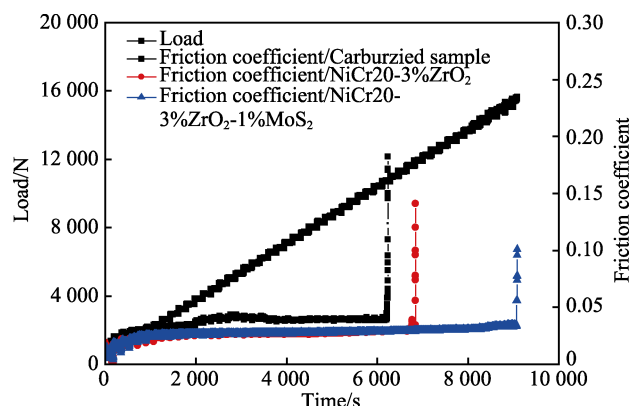


图 5 齿轮试样临界失效载荷与摩擦因数
Fig.5 Critical failure load and friction coefficient of gear samples

2.3 表面与剖面损伤

试验后不同试样的表面形貌如图 6 所示。由图 6a 可以看到, 渗碳试样中的上、下试样表面都出现了大面积材料撕裂, 整个接触表面基本都被破坏, 说明胶合损伤的产生和发展是一个非常迅速和剧烈的过程, 下试样的表面还产生了明显的烧蚀现象, 属于典型的热胶合损伤特征。由图 6b 可以看到, NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆下试样表面出现了大块材料剥落, 剥落范围小、深度大; 图 6c 中 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样在接触区中间和一侧边缘出现了明显的犁沟状的表面材料去除现象, 这可能是因为表面局部脱落的小块材料夹杂于滚动接触表面之间, 在后续的滚动接触过程中产生了犁沟作用。综合对比渗碳试样、NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样表面损伤情况发现, 激光熔覆试样表面的损伤情况均得到了一定程度的缓解, 其中 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样的表面损伤情况最轻微。

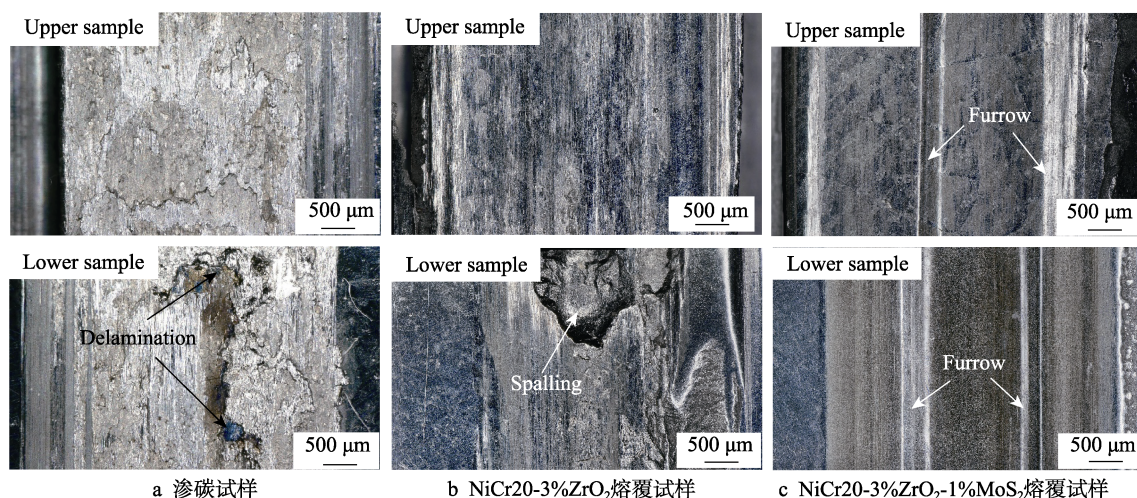


图 6 试验后试样表面损伤形貌 OM 图

Fig.6 OM images of sample surface damage morphology: a) carburized sample; b) NiCr20-3%ZrO₂ coating sample; c) NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ coating sample

渗碳试样、NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样的剖面损伤形貌如图 7 所示。图 7a 中渗碳试样最上方出现了一层厚度约 30 μm 的白层组织, 其剖面硬度约为 734HV0.5 (如图 8 所示), 较试验前的渗碳层硬度有明显提升, 推测该白层组织为马氏体白层, 其产生原因可能为试验胶合失效过程中急剧的温升效应和高应力下的机械剪切作用。马氏体白层的韧性较差, 在后续滚动接触过程中极易形成大量的裂纹与材料剥落, 但由于其本身厚度较浅, 因此其表面损伤表现出大范围的浅层材料撕裂特征。不同于渗碳试样, 图 7b 和图 7c 中 2 种激光熔覆试样表面的亮白色组织为熔覆合金层自由形态, 而非形成的马氏体白层, 其试验后的剖面硬度与初始状态基本一致, 因此不再单独示出。由 NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆

试样剥落处的剖面损伤形貌(图 7b 左图), 可以看出, NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样局部区域出现整层的熔覆层剥落现象, 未剥落熔覆层也出现了沿结合线方向扩展和沿熔覆合金层深度方向扩展的裂纹, 与其表面形成的局部严重的深层剥落损伤相对应, 图 7b 右图为 NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆层剥落位置的放大图, 可以清楚地看到剥落位置最深处裂纹仍处于熔覆层中, 这表明剥落损伤主要是出现在 NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆层上。图 7c 中 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆合金层剖面损伤主要以大量表面浅层疲劳裂纹为主, 其裂纹主要起源于试样表面并向熔覆层内部近似垂直扩展, 部分裂纹在扩展至一定深度后转向与表面平行方向扩展, 最终与其他表面裂纹交汇形成局部的小块材料剥落, 这也与图 6c 中其较完整的表面特征相一致。

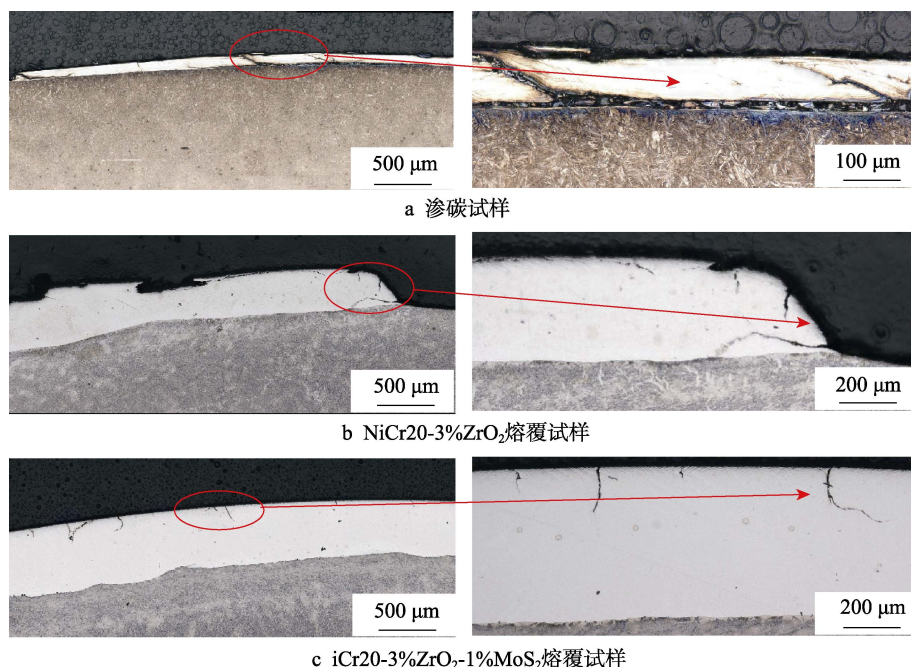


图 7 试验后试样剖面损伤形貌 OM 图

Fig.7 OM images of sample profile damage morphology: a) carburized sample; b) NiCr20-3%ZrO₂ coating sample; c) NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ coating sample

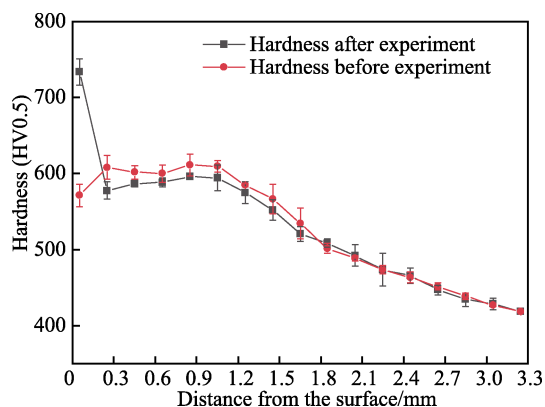


图 8 试验前后渗碳试样剖面硬度分布曲线图
Fig.8 Profile hardness distribution curve of carburized sample before and after experiment

2.4 试样胶合损伤机制分析

齿面瞬时接触温度是促使齿面发生热胶合破坏的主要因素之一。基于 Block 闪温理论^[25]计算试验过程中 3 组试样在胶合临界失效载荷下的接触界面瞬时最大温升, 如式 (1) 所示。

$$T_{\max} = 1.253 \frac{\varepsilon \mu v_s P_0}{\beta} \sqrt{\frac{a}{v_L}} \quad (1)$$

式中: T_{\max} 为失效时接触闪温; ε 为下试样摩擦热占全部摩擦热的比例; μ 为摩擦因数; v_s 为上、下试样之间的滑动速度; P_0 为最大接触应力; β 为材料热渗透系数; a 为上、下试样接触面的接触半宽; v_L 为下试样滑动速度。其中最大接触应力 P_0 的计算如

式 (2) 所示。

$$P_0 = \sqrt{\frac{F\left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}\right)}{\pi L \left(\frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}\right)}} \quad (2)$$

式中: F 为施加于试样上的载荷; μ_1 为上试样的泊松比; μ_2 为下试样的泊松比; E_1 、 E_2 分别为上、下试样的弹性模量; L 为两试样接触宽度; R_1 、 R_2 分别为上、下试样的半径。

计算结果如表 5 所示。其中, 渗碳试样胶合时的接触闪温为 207 ℃, 这一数值与该材料在 FZG 齿轮试样胶合试验中的临界闪温结果基本一致^[26], 表明采用圆盘对滚试样可等效模拟啮合齿面间的胶合失效行为。由于受到高温高压的作用, 两试样之间的润滑油膜破裂, 在较大接触载荷下试样接触表面发生金属焊接, 接触表面由于相对运动而被无规则撕裂, 最终发生胶合失效。试验过程中试样表面的快速加热和冷却使试样中的残余奥氏体转变成白层马氏体。由于白层马氏体硬度较高, 容易萌生裂纹且韧性较差, 所以裂纹在滚滑过程中进一步扩展, 最终造成表面材料大面积撕裂。

NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样失效时的临界闪温低于渗碳试样的, 此时接触表面之间的润滑油膜还能保持一定的润滑作用, 使试样未发生胶合失效, 但此时较高的接触应力可能超过了该熔覆合金层的疲劳损伤极限, 熔覆合金层与基体的结合区萌生出裂纹并迅速扩展, 最终导致局部熔覆合金层剥落。NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样失效时的临界闪温高于渗碳试样的, 接触表面之间早已发生润滑失效, 但由于熔覆材料中 MoS₂ 相的自润滑作用, 其润滑失效后的接触界面间仍能维持较低的摩擦因数, 因此并未出现如渗碳试样一般迅速发展的胶合失效过程, 而是在后续较长

的时间内随着载荷的进一步增大, 表面材料在显著的高接触应力和剪切作用下形成表面裂纹萌生与扩展, 最终形成表层局部材料的脱落, 脱落材料夹杂于滚动接触界面之间, 在试样表面产生的犁沟作用使摩擦因数急剧增大, 导致试验停止并在试样表面形成明显的犁沟状损伤特征。

表 5 不同试样失效时摩擦因数、临界失效载荷、临界接触应力与瞬时接触温度

Tab.5 Friction coefficient, critical failure load, critical contact stress and instantaneous contact temperature of samples.

Samples	Friction coefficient	Failure load/N	Contact stress/MPa	Calculated flash temperature/℃
Carburized sample	0.040	10 700	2 401	207
NiCr20-3%ZrO ₂	0.034	11 600	2 500	161
NiCr20-3%ZrO ₂ -1%MoS ₂	0.034	15 500	2 890	267

从微观组织的角度来看, 当熔覆层微观组织的致密程度不同时, 其胶合承载性能也不同。2 种激光熔覆试样发生胶合损伤的损伤机制示意图如图 9 所示, 在 NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆层中, 微观组织中的枝晶组织和胞晶组织较为粗大, 枝晶组织和胞晶组织的间距较大。由于胞晶组织中存在硬质相, 发生变形后强度较小, 裂纹易在此产生。裂纹产生后容易沿着枝晶组织和胞晶组织间隙继续扩展到底部, 进而演变成贯穿熔覆层的裂纹, 从而在进一步滚滑作用下导致熔覆层大片剥落。而 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆层的组织较为细小, 其枝晶组织与胞晶组织之间的晶界相对较多, 裂纹易沿晶内扩展而不易穿晶扩展。这是因为裂纹穿晶扩展所需的能量相对更高, 而裂纹更易沿着所需能量较小的方向扩展。当熔覆层表层枝晶组织被完全破

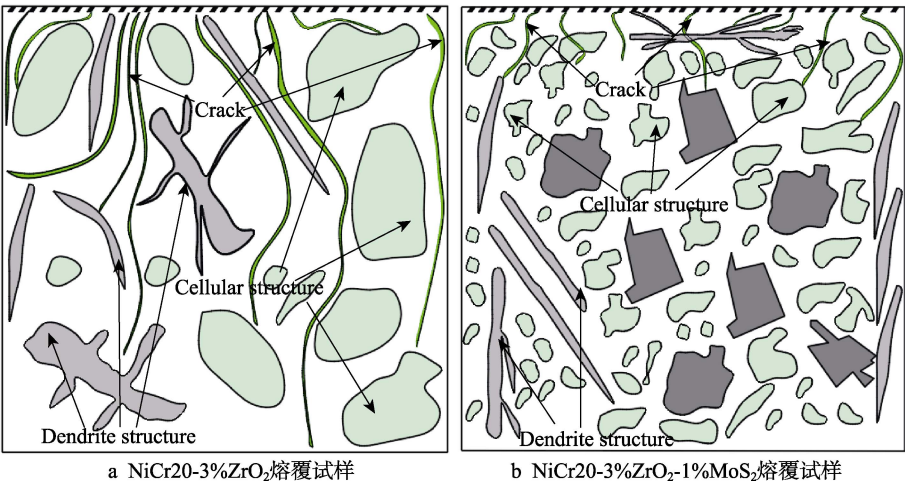


图 9 2 种激光熔覆试样损伤机制示意图

Fig.9 Schematic diagram of damage mechanism of two laser cladding samples: a) NiCr20-3%ZrO₂ coating sample; b) NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ coating sample

坏时,裂纹更易沿着表层扩展而不是继续向材料内部扩展,所以 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆层主要产生了表层及次表层裂纹。

3 结论

1) 渗碳试样主要由板条状马氏体和残余奥氏体组成,其表面硬度约为 572HV0.5; NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆合金层主要由枝晶组织和胞晶组织组成,其表面硬度约为 620HV0.5; NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆合金层相组成物有胞状晶、树枝晶和黑色的花形状颗粒,表面硬度约为 486HV0.5。

2) NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样和 NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样的摩擦因数约为 0.034,较渗碳试样摩擦因数 0.04 有所降低,胶合临界失效载荷较渗碳试样的分别提高了 8.41%和 44.86%。

3) 渗碳试样表面呈现明显的热胶合损伤特征,胶合失效前的临界闪温为 207 ℃; NiCr20-3%ZrO₂ 熔覆试样在临界失效载荷下未达到胶合临界闪温条件,其失效机制为熔覆合金层材料的疲劳剥落; NiCr20-3%ZrO₂-1%MoS₂ 熔覆试样表现出最高的抗胶合承载能力,在达到胶合临界闪温后其表面的自润滑效果抑制了胶合的快速发展,直至载荷持续增大至临界失效载荷,其表层材料随表面疲劳裂纹的萌生与扩展形成局部材料脱落进而失效。

参考文献:

- [1] ZARGARIAN A, ESFAHANIAN M, KADKHODAPOUR J, et al. On the Fatigue Behavior of Additive Manufactured Lattice Structures[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2019, 100: 225-232.
- [2] WANG W, LIU H J, ZHOU C C, et al. Evaluation of Contact Fatigue Life of A Wind Turbine Carburized Gear Considering Gradients of Mechanical Properties[J]. International Journal of Damage Mechanics, 2019, 28(8): 1170-1190.
- [3] ZHANG B Y, LIU H J, BAI H Y, et al. Ratchetting-Multiaxial Fatigue Damage Analysis in Gear Rolling Contact Considering Tooth Surface Roughness[J]. Wear, 2019, 428/429: 137-146.
- [4] ZAMMIT A, ABELA S, BETTS J C, et al. Scuffing and Rolling Contact Fatigue Resistance of Discrete Laser Spot Hardened Austempered Ductile Iron[J]. Wear, 2019, 422/423: 100-107.
- [5] ZHANG J W, LI W, WANG H Q, et al. A Comparison of the Effects of Traditional Shot Peening and Micro-shot Peening on the Scuffing Resistance of Carburized and Quenched Gear Steel[J]. Wear, 2016, 368/369: 253-257.
- [6] MADARIAGA A, ABEDRABBO F, SORIANO D, et al. Effect of Innovative Finishing Operations on the Tribological Performance of Steel 27MnCr5[J]. Procedia CIRP, 2022, 108: 513-518.
- [7] LAI Q, ABRAHAMS R, YAN W Y, et al. Investigation of a Novel Functional Graded Material for the Repair of Premium Hypereutectoid Rails Using Laser Cladding Technology[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 130: 174-191.
- [8] 侯有忠, 齐先胜, 邓鸿剑, 等. 动车组车轴增材再制造材料选择和性能评价[J]. 表面技术, 2020, 49(12): 162-169.
- [9] HOU You-zhong, QI Xian-sheng, DENG Hong-jian, et al. Material Selection and Mechanical Property Evaluation for Additively Remanufactured EMU Axles[J]. Surface Technology, 2020, 49(12): 162-169.
- [10] YANG Y, ZENG Q, CENTER E T. Failure Analysis of Gear and Study on Laser Cladding Repairing Technology[J]. Mechanical Engineer, 2014, 36(3): 126-128.
- [11] TUSZYNSKI W, MICHALCZEWSKI R, SZCZEREK M, et al. A New Scuffing Shock Test Method for the Determination of the Resistance to Scuffing of Coated Gears[J]. Archives of Civil & Mechanical Engineering, 2012, 12(4): 436-445.
- [12] MARTINS R, AMARO R, SEABRA J. Influence of Low Friction Coatings on the Scuffing Load Capacity and Efficiency of Gears[J]. Tribology International, 2008, 41(4): 234-243.
- [13] WANG X, ZHANG Z, MEN Y, et al. Fabrication of Nano-TiC Functional Gradient Wear-Resistant Composite Coating on 40Cr Gear Steel Using Laser Cladding under Starved Lubrication Conditions[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 126: 106136.
- [14] 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.
- [15] 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.
- [16] CHEN L Y, ZHAO Y, CHEN X, et al. Repair of Spline Shaft by Laser-Cladding Coarse TiC Reinforced Ni-Based Coating: Process, Microstructure and Properties[J]. Ceramics International, 2021, 47: 30113-30128.
- [17] 雷靖峰, 祁文军, 谢亚东, 等. U71Mn 钢表面激光熔覆 Ni60-25%WC 涂层工艺参数优化的研究[J]. 表面技术, 2018, 47(3): 66-71.
- [18] LEI Jing-feng, QI Wen-jun, XIE Ya-dong, et al. Optimization of Process Parameters of Laser Cladding Ni60-25%WC Coating on U71Mn Steel[J]. Surface Technology, 2018, 47(3): 66-71.
- [19] QIU Y, JIANG G Y. Study on Friction, Wear and Thermal Insulation Properties of Laser Deposition Ni/ZrO₂[J]. Optik, 2021, 247: 167783.
- [20] 张维平, 路董华, 余娟娟, 等. 氧化锆增韧机制在激光熔覆技术中的应用[J]. 中国激光, 2014, 41(11): 96-100.
- [21] ZHANG Wei-ping, LU Dong-hua, YU Juan-juan, et al.

- Application of Zirconia Toughening Mechanism on Laser Cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(11): 96-100.
- [18] 张三川, 姚建铨. 氧化锆掺杂激光熔覆涂层成形、结构与增韧机制[J]. 激光杂志, 2007, 28(2): 73-74.
ZHANG San-chuan, YAO Jian-quan. Study on the Forming, Structure and Toughening Mechanism of Coating Inter-mingled with ZrO₂ by Laser Cladding[J]. Laser Journal, 2007, 28(2): 73-74.
- [19] QU C C, LI J, JUAN Y F, et al. Effect of the Content of MoS₂ on Microstructural Evolution and Wear Behaviors of the Laser-Clad Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 357: 811-821.
- [20] BURKOV A A, NIKOLENKO S V, CHIGRIN P G, et al. Liquid-Phase Hydrothermal Deposition of MoS₂ into TiAl Coatings on Ti6Al4V Alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 421: 127379.
- [21] 杨胶溪, 刘华东, 丁啸, 等. 激光熔覆制备 MoS₂/Ni 基自润滑复合涂层组织及磨损性能[J]. 金属热处理, 2010, 35(8): 22-26.
YANG Jiao-xi, LIU Hua-dong, DING Xiao, et al. Microstructure and Dry Sliding Wear Behavior of MoS₂/Ni-Based Solid Self-Lubrication Coatings Prepared by Laser Cladding[J]. Heat Treatment of Metals, 2010, 35(8): 22-26.
- [22] 曹永青, 林鑫, 汪志太, 等. 激光快速溶凝 Ni-Sn 共晶合金的组织演变[J]. 金属学报, 2011, 47(5): 540-547.
- CAO Yong-qing, LIN Xin, WANG Zhi-tai, et al. Microstructure Evolution of Ni-Sn Eutectic Alloy in Laser Rapid Solidification[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(5): 540-547.
- [23] JSA B, GANG Y, XHA B, et al. Grain Size Evolution under Different Cooling Rate in Laser Additive Manufacturing of Superalloy Science Direct[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 119: 105662-105662.
- [24] 师陆冰, 李群, 郭俊, 等. 不同工况下轮轨黏着-蠕滑曲线特性[J]. 机械工程学报, 2019, 55(10): 151-157.
SHI Lu-bing, LI Qun, GUO Jun, et al. Adhesion-Creep Curve Characteristics of Wheel/Rail under Various Conditions[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(10): 151-157.
- [25] ERTZ M, KNOTHE K. A Comparison of Analytical and Numerical Methods for the Calculation of Temperatures in Wheel/Rail Contact[J]. Wear, 2002, 253(3): 498-508.
- [26] 李纪强, 朱博强, 刘忠明, 等. 齿轮传动微点蚀与热胶合竞争性失效机制研究[J]. 摩擦学学报, 2021, 41(5): 636-646.
LI Ji-qiang, ZHU Bo-qiang, LIU Zhong-ming, et al. Competitive Failure Mechanism of Micro-Pitting and Thermal-Scuffing in Gear Transmission[J]. Tribology, 2021, 41(5): 636-646.

责任编辑: 蒋红晨

(上接第 376 页)

- [23] 肖海舰, 李红霞, 宋玉苏. Ag/AgCl 海洋电场探测电极研究进展[J]. 装备环境工程, 2023, 20(2): 89-95.
XIAO Hai-jian, LI Hong-xia, SONG Yu-su. Research Progress of Ag/AgCl Marine Electric Field Detection Electrodes[J]. Equipment Environmental Engineering, 2023, 20(2): 89-95.
- [24] 赵红刚. Ag/AgCl 全固态海洋电极制备工艺与电性能研究[D]. 西安: 西安电子科技大学, 2014.
ZHAO Hong-gang. Research on Preparation Technology and Electrical Property of Ag/AgCl All-Solid-State Marine Electrode[D]. Xi'an: Xidian University, 2014.
- [25] FANG Chao, ZHANG Juan-juan, CHEN Xi-qu, et al. Calculating the Electrical Conductivity of Graphene Nanoplatelet Polymer Composites by a Monte Carlo Method[J]. Nanomaterials, 2020, 10(6): 1129.
- [26] SUI Yong-kun, HESS-DUNNING A, WEI Pei-ran, et al. Electrically Conductive, Reduced Graphene Oxide Structures Fabricated by Inkjet Printing and Low Temperature Plasma Reduction[J]. Advanced Materials Technologies, 2019, 4(12): 1900834.

责任编辑: 万长清