

## 激光与光电子学进展

## H13/Ni/WC 混合粉末梯度熔覆层的激光熔覆制备及耐磨性研究

李洪波<sup>1\*</sup>, 郭猛<sup>1\*\*</sup>, 王琳<sup>1</sup>, 邓成旭<sup>1</sup>, 骆俊廷<sup>2</sup><sup>1</sup>燕山大学先进锻压成形技术与科学教育部重点实验室, 河北 秦皇岛 066004;<sup>2</sup>燕山大学亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004

**摘要** 为了对 H13 模具钢进行更好的强化和修复, 在 H13 钢基体上采用激光熔覆制备了 H13/Ni/WC 混合粉末双层梯度熔覆层, 在两层熔覆层的初始粉末中, Ni/WC 混合粉末的质量分数分别为 15% 和 30%。测试并比较了基体与熔覆层的显微硬度、高温硬度、热疲劳性能和耐磨损性能, 探讨了熔覆层的磨损机理。熔覆层横截面的显微硬度从基体到熔覆层外表面呈明显的梯度分布规律, 接近熔覆层外表面区域的显微硬度为 1100 HV, 而基体的显微硬度仅为 400 HV。高温硬度测试结果表明: 随着测试温度升高, 基体和接近熔覆层外表面区域的硬度均下降, 且熔覆层下降的幅度大于基体, 室温时基体和熔覆层的硬度分别为 1347.68 HV 和 1510.35 HV; 当测试温度达到 800 °C 时, 基体和熔覆层的硬度分别下降到 1006.8 HV 和 921.4 HV; 当测试温度为 500 °C 左右时, 两区域的硬度相当。耐磨性测试结果表明: 当测试温度在 500 °C 以下时, 熔覆层的耐磨性优于基体; 当测试温度在 500 °C 及以上时, 熔覆层的耐磨性低于基体。主要原因是当测试温度低于 500 °C 时, 熔覆层中马氏体的强度和硬度很高, 使得熔覆层较基体具有更高的硬度; 但当测试温度高于 500 °C 时, 会发生退火现象, 从而导致熔覆层表面的硬度和耐磨性急剧下降。

**关键词** 激光技术; H13 钢; 激光熔覆; 梯度熔覆层; 高温硬度; 高温耐磨性

中图分类号 TG174.44

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.0314006

## Laser Cladding Preparation and Wear Resistance of H13/Ni/WC Hybrid Powder Gradient Cladding Layer

Li Hongbo<sup>1\*</sup>, Guo Meng<sup>1\*\*</sup>, Wang Lin<sup>1</sup>, Deng Chengxu<sup>1</sup>, Luo Junting<sup>2</sup><sup>1</sup>Key Laboratory of Advanced Forging and Forming Technology and Science Ministry of Education, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China;<sup>2</sup>State Key Laboratory of Preparation Technology and Science of Metastable Materials, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China

**Abstract** To substantially strengthen and repair H13 die steel, an H13/Ni/WC hybrid powder double-layer gradient cladding layer is prepared herein through laser cladding on an H13 steel matrix. The contents of the Ni/WC mixed powder in the initial powder of two cladding layers are 15% and 30%, respectively. Furthermore, the microhardness, high temperature hardness, thermal fatigue properties, and wear resistance of the matrix and cladding layer are tested and compared. Similarly, the wear mechanism of the cladding layer is discussed. The microvickers hardness of the cladding layer cross-section shows a gradient distribution from the matrix to the outer surface of the cladding layer. The average microhardness near the outer surface of the cladding layer is 1100 HV,

收稿日期: 2020-06-24; 修回日期: 2020-06-29; 录用日期: 2020-07-16

基金项目: 河北省高等学校科学技术研究项目(ZD2015089)

\*E-mail: 18833834297@163.com; \*\*E-mail: 940913460@qq.com

whereas the average microhardness of the matrix is 400 HV. Results of the high temperature hardness test reveal that an increase in the test temperature decreases the vickers hardness of the matrix and area near the outer surface of the cladding layer. Moreover, the decrease extent of the cladding layer is larger than that of the matrix, which are 1347.68 HV and 1510.35 HV, respectively, at room temperature. Furthermore, when the test temperature reaches 800 °C, the hardness of the matrix and the cladding layer drop to 1006.8 HV and 921.4 HV, respectively. When the test temperature is about 500 °C, the hardness values of the two regions are observed to be equal. The wear resistance test also show that the wear resistance of the cladding layer is better than that of the matrix below 500 °C, whereas the wear resistance of the cladding layer is lower than that of the matrix at 500 °C or above. This is attributed to the fact that when the temperature is below 500 °C, the martensite in the cladding layer exhibits extremely high strength and hardness, leading to higher hardness of the cladding layer than that of the matrix. Conversely, when the temperature is above 500 °C, the surface hardness and wear resistance of the cladding layer sharply decrease owing to the annealing phenomenon.

**Key words** laser technique; H13 steel; laser cladding; gradient cladding layer; high temperature hardness; high temperature wear resistance

**OCIS codes** 140.3390; 140.3460; 310.1515; 310.1860

## 1 引言

热作模具钢是指适宜用来制造金属热变形加工模具(如热锻模、热挤压模等)的合金工具钢<sup>[1-4]</sup>。热作模具长时间处于高温高压条件下工作,因此,要求模具材料具有较高的强度、硬度及热稳定性,特别是应具备较高的热疲劳性和耐磨性<sup>[5-8]</sup>。在服役过程中,热作模具表面承受着高强度接触载荷和高频率交变热载荷的作用,使用寿命普遍较短。磨损是热作模具的主要失效形式<sup>[9-12]</sup>。采用激光熔覆等表面改性技术<sup>[13-15]</sup>提高模具耐磨性,可有效延长模具的服役时间,降低生产成本,节约资源。

激光熔覆技术是在模具表面添加熔覆材料,利用高能激光束使之与模具表面薄层一起熔化、凝固,在模具表面形成与其呈冶金结合的涂料改性层的一种表面改性技术<sup>[16-17]</sup>。曹俊等<sup>[18]</sup>在 H13 钢表面制备了纯铁基合金熔覆层和不同 WC 含量的铁基合金熔覆层,对两类熔覆层进行研究后发现:与基体、纯铁基合金熔覆层相比,含 WC 的铁基合金熔覆层的硬度和耐磨性都有较大程度的提升;熔覆层的磨损机制主要为磨粒磨损并伴有不同程度的黏着磨损。Wang 等<sup>[19]</sup>采用激光熔覆技术在 H13 热作工具钢表面制备了 Stellite-6/WC MMC(WC-12Co)和 Stellite-6/WC 复合涂层,对两种涂层进行研究后发现:在相同的 WC 含量下,使用 WC-12Co 颗粒可以进一步提高涂层的耐磨性;在相同的热疲劳条件下,添加 WC-12Co 颗粒制备的涂层表面疲劳裂纹较少,更有利于延长涂层的使用寿命。

本文以 H13 钢为基体进行了激光熔覆试验,拟制备一种能够修复或强化基体表面性能的梯度熔覆层。本文使用的梯度熔覆层粉末为 H13 钢粉末和 Ni/WC 粉末的混合粉末。

## 2 试验材料及方法

### 2.1 试验材料

本文以 H13 钢为基体,以 H13 模具钢粉末和 Ni/WC 硬质耐磨金属-陶瓷粉末为熔覆粉末,完成了 H13/Ni/WC 梯度熔覆层的制备。将 Ni/WC 粉末按照一定的递增比例与 H13 粉末混合。H13、Ni/WC 粉末的粒径范围分别为 15~53 μm 和 15~45 μm,它们的化学成分分别如表 1 和表 2 所示。表 3 为制备梯度熔覆层的粉末配比方案。

表 1 H13 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of H13 powder

Element	Mass fraction/%
C	0.35
Si	1.1
Mn	0.35
Cr	5
Mo	1.5
V	1
O	0.027
Fe	Bal.

图 1(a)为 H13 粉末的微观形貌,其表面致密,单个微粒基本呈光滑的球形,流动性好,利于送粉。图 1(b)为 Ni/WC 粉末的微观形貌,颗粒整体呈球状且表面凹凸不平,在一定程度上增加了颗粒的表

表 2 Ni/WC 粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of Ni/W powder

Component	Mass fraction/%
Ni	10
WC	90
Impurity	≤0.1

表 3 制备梯度熔覆层的粉末配比方案

Table 3 Powder ratio of gradient cladding layer

Layer	Mass fraction/%	
	Ni/WC	H13
First floor(No. 1)	15	85
Second floor(No. 2)	30	70

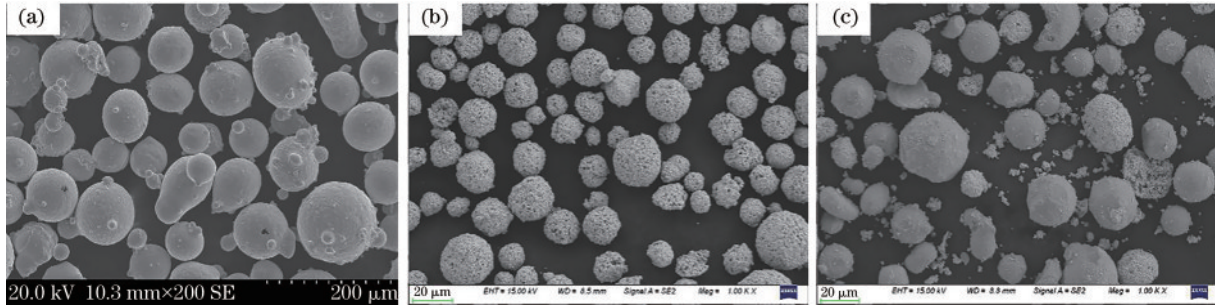


图 1 粉末的微观形貌。(a)H13;(b)Ni/WC;(c)H13/Ni/WC

Fig. 1 Powder morphologies. (a) H13; (b) Ni/WC; (c) H13/Ni/WC

面积,有利于吸收及传递热量,促进粉末的熔化,提高熔覆层的宏观质量。图 1(c)为粉末球磨混合均匀后的微观形貌,可以看出,Ni/WC 粉末的部分颗粒已经破碎,而 H13 粉末的颗粒未发生此现象。这是因为烧结而成的 Ni/WC 颗粒表面粗糙且内部疏松多孔,颗粒的整体强度较低,在球磨混合过程中,部分 Ni/WC 颗粒无法承受搅拌时氧化锆球体与粉末的激烈碰撞以及氧化锆球体对粉末的挤压作用;而 H13 粉末颗粒由微小的金属液滴凝固而成,表面光滑且内部结构致密,强度高,能承受上述碰撞及挤压。

图 2 为试验中使用的激光熔覆设备,主要包括半导体激光发生器、六轴机械手及送粉器等。表 4 为 H13/Ni/WC 梯度熔覆层的激光熔覆工艺参数。

### 2.2 试验方法

采用金相显微镜对熔覆层的显微组织及其与基体的结合方式进行观察。使用 S-4800 冷场发射扫描电子显微镜(SEM)对粉末及梯度熔覆层的微观形貌进行观察,并用扫描电子显微镜附带的能谱仪(EDS)对成分进行半定量分析。采用

表 4 H13/Ni/WC 梯度熔覆层的激光熔覆工艺参数

Table 4 H13/Ni/WC gradient cladding layer laser cladding process parameters

Layer	Powder	Laser	Preset powder	Scanning speed/	Defocus	Laser scanning
		power/kW	thickness/mm	(mm·s <sup>-1</sup> )	quantity/mm	interval/mm
No. 1	85% H13+15% Ni/WC	1.4	0.6	7	30	1
No. 2	70% H13+30% Ni/WC	1.5	0.8			

Notes: the percentages in table 1 indicate mass fraction.



图 2 激光快速熔覆系统

Fig. 2 Laser rapid cladding system

FM-ARS9000 自动转塔显微维氏硬度测量仪测定熔覆层横截面的显微硬度,加载载荷设置为 1.96 N,加载时间设置为 10 s。用 HTV-PHS30 型高温维氏硬度计测试 H13 基体(经过了调质处理)和熔覆层在室温、200 °C、400 °C、600 °C、800 °C 下的硬度,加载的载荷为 98 N,保载时间为 30 s,维氏硬度值为多次测量后的平均值。

热疲劳测试试验方法如下:将试样放入已升至 600 °C 的加热炉内保温 10 min,取出置于水(室温)中快速冷却,经酒精清洗、电吹风机吹干后使用金相显微镜观察其表面是否有微裂纹产生;重复上述



步骤,直至熔覆层表面出现裂纹。该试验主要是为了测定熔覆层及基体在极端温度梯度下抵抗开裂的能力。

采用MMU-5G屏显式高温端面材料摩擦磨损试验机对熔覆层和基体进行高温摩擦磨损试验。上试样为正火处理后的H13钢,其表面的显微硬度为450 HV(与成形坯料基本相当),但具有更高的屈服强度,提高了承载能力的上限。下试样分别为经调质处理后的H13钢及梯度熔覆层。试验中施加的正向载荷为640 N,温度分别为350, 450, 550 °C,转速为90 r/min,采用水基石墨进行润滑,转数达到7200以后结束试验。使用LK120H型轮廓仪测量下试样的磨损深度,以衡量其耐磨损性能。

### 3 试验结果及分析

#### 3.1 熔覆层的金相组织观察及形貌分析

图3(a)为熔覆层的表面宏观形貌,图中箭头标注的方向为激光扫描方向,两道红线之间为熔覆道。从图中可以看出,熔覆层表面较为平整,无宏观裂纹,局部因被氧化而无金属光泽,沿着激光扫描方向存在金属凝固流线。梯度熔覆层的设计能有效降低熔覆层与基体间因材料成分差异过大而导致的内应力,从而显著减小熔覆层的开裂倾向,甚至完全避免裂纹产生。图3(b)为熔覆层的横截面形貌,可以看出,多道搭接熔覆层质量好,未发现气孔、裂纹等缺陷,且熔覆层层间无明显界限。

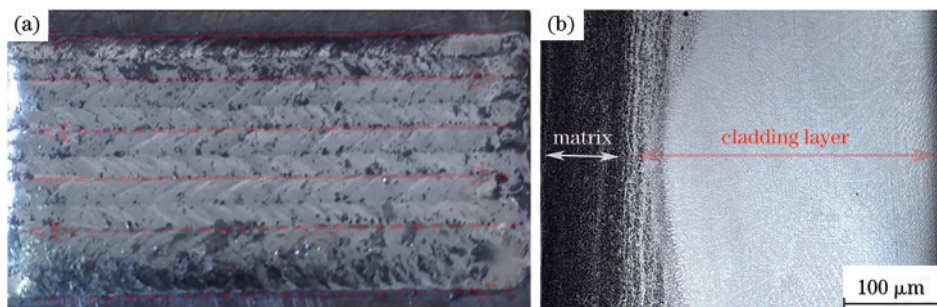


图3 熔覆层形貌。(a)表面宏观形貌;(b)横截面形貌

Fig. 3 Appearances of cladding layer. (a) Surface macromorphology; (b) cross-section morphology

图4(a)为熔覆层的横截面低倍形貌,可见,横截面上存在大量的枝晶,枝晶的生长存在方向性特征,枝晶总体上沿着与基体呈一定角度的方向指向熔覆层表面。由于粉末熔化形成的熔池近似为半球形,温度梯度由球心向外散射,而枝晶生长方向与其相反,故枝晶与基体产生了一定角度。枝晶角度的朝向与扫描方向息息相关。由图4(a)还可以

发现,在熔覆层与基体结合处,枝晶如同“树根”一样从基体中延伸而出,说明熔覆层与基体间的结合方式为冶金结合。对局部进行放大后观察可以发现,横截面上弥散分布着大量的竹叶形针状马氏体,如图4(b)所示。激光熔覆技术的典型特点之一是快速凝固,易得到细晶组织或产生平衡态无法获得的新相,这为马氏体的形成创造了外部条件。

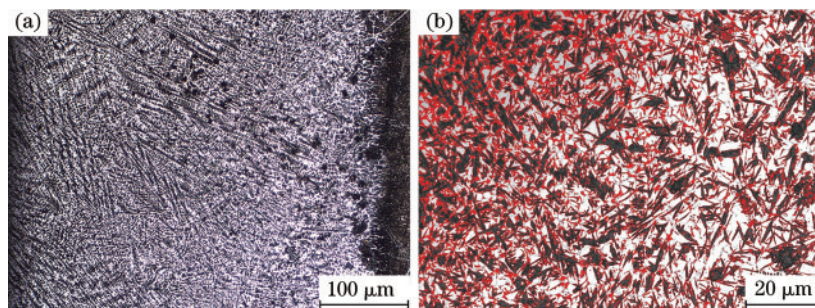


图4 熔覆层横截面的显微组织。(a)低倍;(b)高倍

Fig. 4 Microstructures of cross-section of cladding layer. (a) Low magnification; (b) high magnification

图5(a)为未腐蚀熔覆层横截面的SEM形貌,可见,熔覆层质量良好,梯度层之间无明显的界限,

熔覆层厚度约为868 μm。在图5(b)所示的元素线扫描图中可以看出,Fe含量相对其他元素高出很

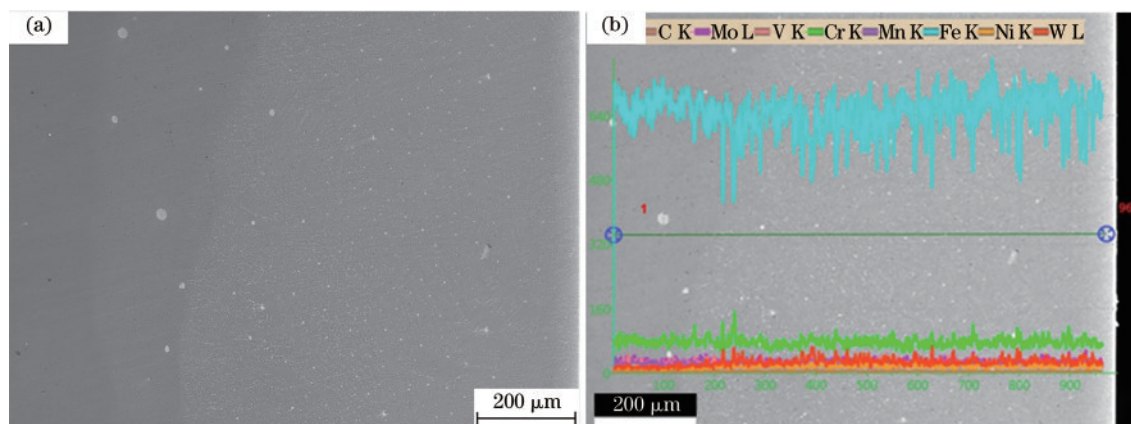


图 5 熔覆层横截面的 SEM 形貌及元素线扫描结果。(a)SEM 形貌;(b)元素线扫描结果

Fig. 5 SEM morphology of cross-section of cladding layer and elemental line-scanning. (a) SEM morphology; (b) elemental line-scanning

多,导致沿线扫描方向其他元素含量的变化并不明显。不过也能发现,在熔覆层和基体结合区域,W 含量有缓慢上升的趋势,再次印证了熔覆层与基体的结合方式为冶金结合。

### 3.2 基体及熔覆层的力学性能

#### 3.2.1 横截面的显微硬度

图 6 为熔覆层横截面上的显微硬度分布曲线,曲线整体上呈现出连续梯度性,随着到熔覆层外表面距离的增加,显微硬度呈梯度下降。由图 6 可见:接近熔覆层外表面区域的显微硬度约为 1100 HV;而在熔覆层与基体结合处,由于加入的 WC 增强相减少,显微硬度下降到约 900 HV;基体表层由于受到激光熔覆过程中热影响的作用而发生自淬火,表面硬度较高,而未经热处理的 H13 基体的显微维氏硬度为 400 HV(这是因为距表面熔覆层越远,热影响越小,淬火效果越弱,马氏体转化得越不充分,硬度值逐渐下降)。

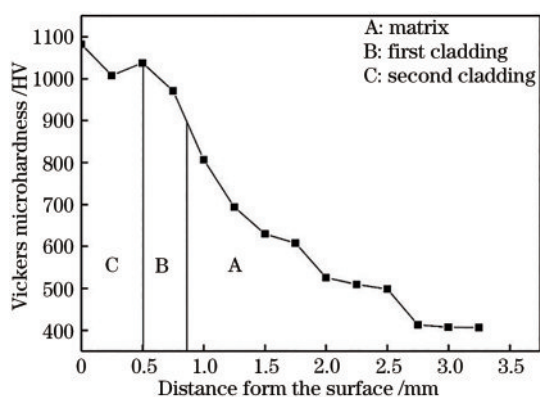


图 6 熔覆层横截面上的硬度分布

Fig. 6 Microhardness distribution on the cross-section of cladding layer

一般而言,硬度提高的直接原因主要有细晶强化、马氏体转化以及加入了增强相。在熔覆层中,上述三类强化机制均存在,但在热影响区是没有 WC 硬质相增强作用的。熔池的大小、凝固时间等决定了细晶强化的效果,通常熔池中部的晶粒尺寸略大于两侧,细晶强化作用更强。马氏体转化与温度梯度分布息息相关,温度下降越迅速处马氏体越易产生,马氏体转化越完全,硬化作用愈强。

#### 3.2.2 高温硬度

图 7 为基体和熔覆层在不同温度下的硬度曲线,可以看出:随着测试温度升高,基体和接近熔覆层外表面区域的维氏硬度均下降,且熔覆层硬度下降的速率和幅度都大于基体;室温时,基体和熔覆层的硬度分别为 1347.68 HV 和 1510.35 HV;当测试温度达到 800 °C 时,基体和熔覆层的硬度分别下

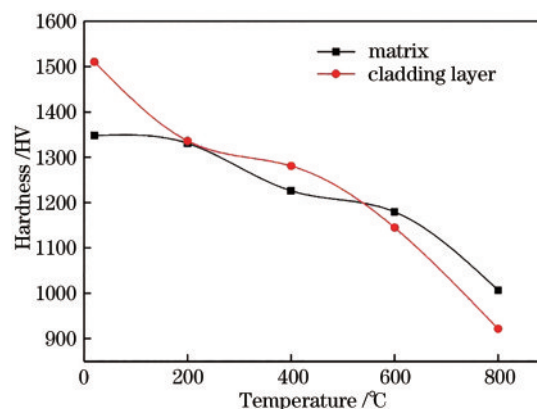


图 7 基体和熔覆层在不同温度下的硬度曲线

Fig. 7 Hardness curves of matrix and cladding layer at different temperatures



降到 1006.8 HV 和 921.4 HV; 在 500 °C 左右时, 二者的硬度相当。随测试温度升高, 熔覆层硬度下降的速率和幅度都大于 H13 基体, 结合金相组织分析后认为这主要是由于: 1) 在高温下, 两区域的内部组织均会出现动态回复和再结晶, 致使两区域的硬度均下降。2) 在激光熔覆制备过程中, 冷却时的温度下降梯度很大, 导致熔覆层组织中存在大量的马氏体, 马氏体的强度和硬度很高, 从而导致熔覆层较基体具有更高的硬度; 但当测试温度高于 500 °C 时, 会发生退火现象, 从而导致熔覆层表面硬度急剧下降。

### 3.2.3 热疲劳性能

熔覆层抵抗热应力能力的强弱会直接影响热作模具的使用寿命。测试熔覆层的热疲劳性能, 探究影响热疲劳的因素, 对于合理设计混合粉末的比例、提高熔覆层的抗热震性能以及延长模具使用寿命来说具有十分重要的意义。

图 8 为 10 次热疲劳试验后 H13 基体及熔覆层表面的微观形貌, 可以看出: 基体表面严重氧化, 出现斑点形块状脱落, 如图内椭圆框所示; 熔覆层表面整体氧化变黑, 但并未出现脱落现象, 说明熔覆层具有更优异的抗氧化性和热疲劳性能。

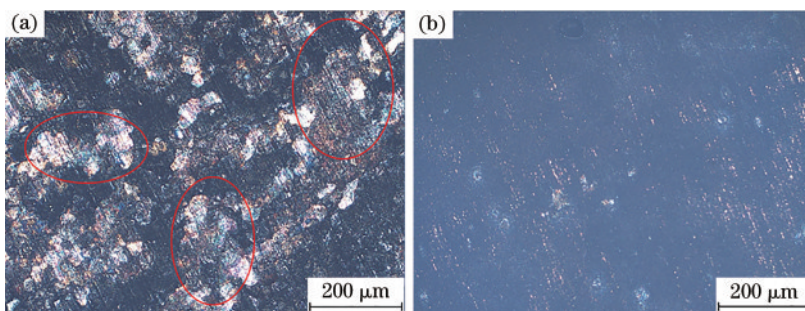


图 8 10 次热疲劳试验后基体和熔覆层的表面形貌。(a)H13 基体; (b)熔覆层

Fig. 8 Surface morphologies of matrix and cladding layer after 10 thermal fatigue tests. (a) H13 matrix; (b) cladding layer

图 9 为 25 次热疲劳试验后基体和熔覆层的表面微观形貌, 可以看出: 基体表面发生了大面积块状脱落, 但未出现裂纹; 熔覆层表面氧化程度更大, 但未出现脱落现象, 在熔覆终止处发现了裂纹(除此外其他区域并未发现有裂纹出现)。热疲劳失效是热应力反复、持续作用的结果, 引起热应力的

主要原因是材料热导率、热膨胀系数的差异, 两者都会使熔覆层中金属与陶瓷增强相的变形不一致, 产生内应力, 使两者分离, 从而萌生微裂纹, 当微裂纹扩展到一定程度时就会导致材料失效。上述裂纹可能是基体中存在更易发生热裂纹的脆性金属碳化物所致。

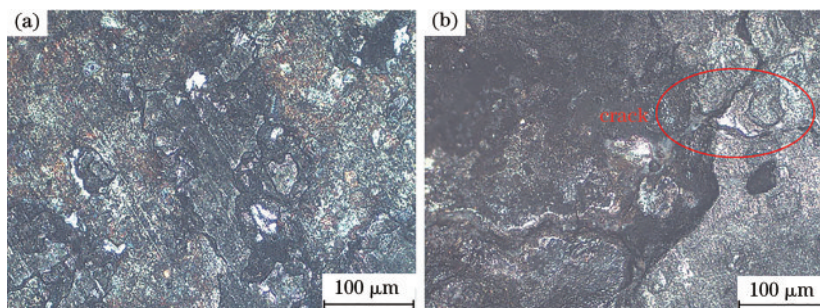


图 9 25 次后热疲劳试验后基体和熔覆层的表面形貌。(a)H13 基体; (b)熔覆层

Fig. 9 Surface morphologies of matrix and cladding layer after 25 thermal fatigue tests. (a) H13 matrix; (b) cladding layer

### 3.3 熔覆层的耐磨性

本文的摩擦磨损试验是以接近模具实际工况为目标, 结合试验设备安全极限设计的。基体和熔覆层的摩擦磨损正交试验因素水平表如表 5 所示。

图 10 为熔覆层在相同载荷(480 N)、不同温度下的表面磨损形貌, 可以看出: 当试验温度为 350 °C

表 5 基体及熔覆层摩擦磨损试验的因素水平表

Table 5 Factor level table of friction and wear test of matrix and cladding layer

Level	Load/N	Temperature/°C	Number of revolution
1	320	350	7200
2	480	450	7200
3	640	550	7200

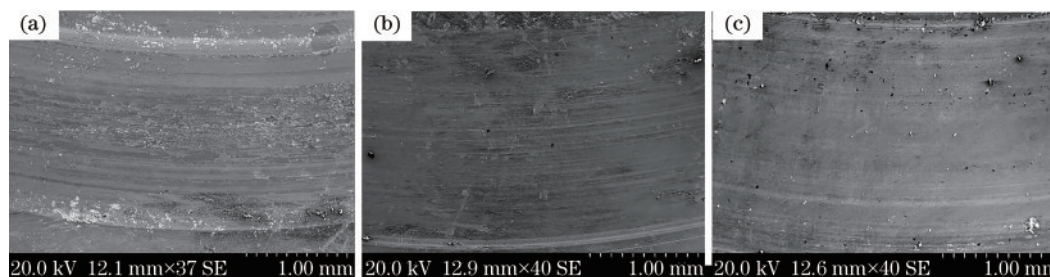


图 10 熔覆层在不同温度下的表面磨损形貌。(a)350 °C;(b)450 °C;(c)550 °C

Fig. 10 Wear surface morphologies of cladding layer at different temperatures. (a) 350 °C; (b) 450 °C; (c) 550 °C

时,磨损表面中部有明显的条状拖曳痕迹,两侧有较浅的犁沟;当试验温度为 450 °C 时,拖曳痕迹减轻,犁沟遍布整个接触面;当试验温度达到 550 °C 时,拖曳痕迹很浅,磨损表面中部平滑,两侧分布有深浅、宽细不一的犁沟。据此可推断,磨损机理有黏着磨损和磨粒磨损,且随着温度升高,黏着磨损有所减弱,磨粒磨损逐渐加剧。

图 11 所示为基体与熔覆层磨损深度的对比,可以看出:在 350 °C 的试验温度下,熔覆层的磨损深度远远小于基体;在 450 °C 的试验温度下,载荷为 320 N 和 480 N 时熔覆层的磨损量低于基体,载荷为 640 N 时熔覆层的磨损量远远小于基体;当试验温度为 550 °C 时,熔覆层的磨损深度反而略高于基体。出现上述现象的主要原因如下:当温度低于 500 °C 时,马氏体的强度和硬度都很高,导致熔覆层较基体具有更高的硬度;但当温度高于 500 °C 时,会发生退火现象,从而导致熔覆层的表面硬度和耐磨性急剧下降。结合熔覆层和基体的高温硬度曲线可以推断出两者耐磨性一致的温度为 500 °C。因此,在实际应用中,当成形温度低于此温度时,熔覆层的耐磨性优于基体,具有强化、修复模具表面以及提高模具寿命的作用。

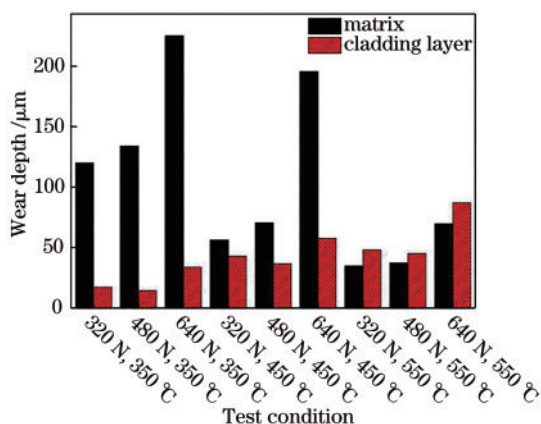


图 11 基体与熔覆层磨损深度的对比

Fig. 11 Comparison of wear depth between matrix and cladding layer

## 4 结 论

在 H13 钢基体上采用激光熔覆制备的 H13/Ni/WC 双层梯度熔覆层具有横截面质量良好、梯度层间无明显界限以及与基体呈良好的冶金结合等特性。熔覆层内的组织以具有一定方向的树枝晶为主,且内部遍布竹叶形针状马氏体。受细晶强化、马氏体转化以及加入的增强相的影响,熔覆层横截面的显微硬度从基体到熔覆层外表面呈明显的梯度分布。与基体相比,H13/Ni/WC 熔覆层具有更高的硬度和耐磨性,这对于 H13 热作模具钢的强化与修复具有重要的参考价值。

## 参 考 文 献

- [1] Deirmina F, Peghini N, Al-Mangour B, et al. Heat treatment and properties of a hot work tool steel fabricated by additive manufacturing [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 753: 109-121.
- [2] Zhu J, Zhang Z H, Xie J X. Improving strength and ductility of H13 die steel by pre-tempering treatment and its mechanism [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 752: 101-114.
- [3] Wang Y L, Song K X, Zhang Y M. Microstructure evolution mechanism near the fracture lip of 4Cr5MoSiV1 steel during deforming at 580 °C [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(6): 6390-6395.
- [4] Krylova S E, Romashkov E V, Gladkovsky S V, et al. Special aspects of thermal treatment of steel for hot forming dies production [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2019, 19: 2540-2544.
- [5] Lu Y, Ripplinger K, Huang X J, et al. A new fatigue life model for thermally-induced cracking in H13 steel dies for die casting [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 271: 444-454.

- [6] Erfanmanesh M, Shoja-Razavi R, Abdollah-Pour H, et al. Friction and wear behavior of laser clad WC-Co and Ni/WC-Co deposits at high temperature [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, 81: 137-148.
- [7] Wang Y L, Song K X, Zhang Y M, et al. Microstructure evolution and fracture mechanism of H13 steel during high temperature tensile deformation [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 746: 127-133.
- [8] Cong D L, Zhou H, Ren Z N, et al. Thermal fatigue resistance of hot work die steel repaired by partial laser surface remelting and alloying process [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2014, 54: 55-61.
- [9] Zhao X L, Wang B, Sun D J, et al. Effect of pre-existing VC carbides on nitriding and wear behavior of hot-work die steel [J]. *Applied Surface Science*, 2019, 486: 179-186.
- [10] Schwingenschlögl P, Niederhofer P, Merklein M. Investigation on basic friction and wear mechanisms within hot stamping considering the influence of tool steel and hardness [J]. *Wear*, 2019, 426/427: 378-389.
- [11] Skela B, Sedlaček M, Kafexhiu F, et al. Wear behaviour and correlations to the microstructural characteristics of heat treated hot work tool steel [J]. *Wear*, 2019, 426/427: 1118-1128.
- [12] Chander S, Chawla V. Failure of hot forging dies: an updated perspective [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2017, 4(2): 1147-1157.
- [13] Chen J F, Li X P, Xue Y P. Friction and wear properties of laser cladding Fe901 alloy coating on 45 steel surface [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(5): 0502001.  
陈菊芳, 李小平, 薛亚平. 45 钢表面激光熔覆 Fe901 合金的摩擦磨损性能 [J]. *中国激光*, 2019, 46(5): 0502001.
- [14] Yu T, Chen J, Rao X X, et al. High temperature wear behaviors of laser clad NiCrBSi coatings [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(10): 101601.  
余廷, 陈杰, 饶锡新, 等. 激光熔覆 NiCrBSi 涂层的高温摩擦行为 [J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(10): 101601.
- [15] Zhou J Z, He W Y, Xu J L, et al. Strengthening mechanism and wear resistance of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Fe901 composite coating prepared by laser cladding [J]. *Acta Optica Sinica*, 2019, 39(5): 0514001.  
周建忠, 何文渊, 徐家乐, 等. 激光熔覆 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Fe901 复合涂层的强化机制及耐磨性 [J]. *光学学报*, 2019, 39(5): 0514001.
- [16] Wall M T, Pantawane M V, Joshi S, et al. Laser-coated CoFeNiCrAlTi high entropy alloy onto a H13 steel die head [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 387: 125473.
- [17] Huang L F, Sun Y N, Wang G J. Research progress of laser cladding high-entropy alloy coating [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(24): 240003.  
黄留飞, 孙耀宁, 王国建. 激光熔覆技术制备高熵合金涂层研究进展 [J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(24): 240003.
- [18] Cao J, Lu H F, Lu J Z, et al. Effects of tungsten carbide particles on microstructure and wear resistance of hot-working die prepared via laser cladding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(7): 0702001.  
曹俊, 卢海飞, 鲁金忠, 等. WC 对激光熔覆热作模具的组织 and 磨损性能的影响 [J]. *中国激光*, 2019, 46(7): 0702001.
- [19] Wang G Y, Zhang J Z, Shu R Y, et al. High temperature wear resistance and thermal fatigue behavior of Stellite-6/WC coatings produced by laser cladding with Co-coated WC powder [J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2019, 81: 63-70.