

文章编号: 1001-3806(2010)03-0326-05

## 激光熔覆 H13-TiC 梯度复合涂层的制备与组织性能

汤晓丹<sup>1,2</sup>, 姚建华<sup>1,2\*</sup>, 孔凡志<sup>1,2</sup>, 张群莉<sup>1,2</sup>

(1. 浙江工业大学 机械制造及自动化教育部重点实验室, 杭州 310014; 2. 浙江工业大学 激光加工技术工程研究中心, 杭州 310014)

**摘要:** 为了解决高温下热应力导致的常规涂层脱落与开裂, 在 H13 钢表面激光熔覆制备了 H13-TiC 梯度复合涂层, 采用扫描电镜、X 射线衍射、电子探针能谱等技术对梯度涂层的组织形貌、成分分布、硬度和热稳定性进行了分析。结果表明, 涂层主要由 Fe-Cr, TiC, TiO<sub>2</sub> 和 Fe<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 等物相组成, 其中 TiC 呈现近多面体、枝晶态等外形; 随着 TiC 含量的增加, TiC 颗粒的尺寸变大, 梯度涂层的硬度逐渐提高, 结合区的枝晶组织逐渐变小, 呈现明显的梯度分布; 600℃ 高温加热空冷处理后, 各层间重熔软化区硬度下降幅度最大, 其次为基体 H13 钢, 整体上硬度仍呈梯度分布。可以看出, 激光熔覆 H13-TiC 梯度复合涂层有着极大的应用潜力。

**关键词:** 激光技术; 激光熔覆; 梯度复合涂层; H13-TiC; 热稳定性

**中图分类号:** TG156.99 **文献标识码:** A **doi:** 10.3969/j.issn.1001-3806.2010.03.012

## Manufacture and microstructure performance of H13-TiC gradient composite coating made by laser cladding

TANG Xiao-dan<sup>1,2</sup>, YAO Jian-hua<sup>1,2</sup>, KONG Fan-zhi<sup>1,2</sup>, ZHANG Qun-li<sup>1,2</sup>

(1. Key Laboratory of Mechanical Manufacture and Automation, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, China; 2. Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, China)

**Abstract:** In order to solve the coating's general peeling and cracking problems caused by thermal stress at high temperature, H13-TiC gradient composite coatings were made by laser cladding on the surface of H13 hot-work die steel substrates. Using scanning electron microscope, X-ray diffraction and energy dispersive spectrometry, the microstructure and morphology, distribution of constituents, hardness and thermal stability were checked. The results show that the coating mainly consists of Fe-Cr, TiC, TiO<sub>2</sub> and Fe<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Polyhedron and dendritic TiC particles were dispersed in the coating. With the rising of TiC, TiC particles become larger, the hardness of the gradient coating is gradually improved, the dendritic structure in the bonding zone become smaller, and their distribution is in gradient. After heating at high temperature of 600℃ and cooling in the air, the decrease of the hardness is the largest in remelting region among the layers, while the substrate H13 steel is in the second place. On the whole, the hardness distribution of the coating is still in gradient. H13-TiC gradient composite coatings made by laser cladding have a great potential for applications.

**Key words:** laser technique; laser cladding; gradient composite coating; H13-TiC; thermal stability

## 引言

H13 钢是使用最广泛和最具代表性的热作模具钢, 具有高的淬透性和韧性, 并具有优良的抗热裂能力, 是一种强韧兼有的空冷硬化型热作模具钢<sup>[1]</sup>。

碳化钛是一种金属陶瓷, 资源丰富, 有着优异的性能; 其一是硬度高, 近似于金刚石 (HV3200); 其二是热稳定性好, 熔点 3150℃, 具有良好的抗高温氧化性能<sup>[2]</sup>。微米或纳米尺度的颗粒状 TiC 增强相, 易呈弥散分布, 是一种具有广阔应用前景的耐磨陶瓷强化相, 受到了材料学界的关注<sup>[3-5]</sup>。

基金项目: 浙江省重大科技专项重点工业资助项目 (2008C11097); 浙江省科技厅资助项目 (2008C31041); 浙江省自然科学基金资助项目 (Y4090451)

作者简介: 汤晓丹 (1983-), 男, 硕士研究生, 主要从事激光熔覆方面的研究。

\* 通讯联系人。E-mail: laser@zjut.edu.cn

收稿日期: 2009-05-08; 收到修改稿日期: 2009-06-12

能; 其二是热稳定性好, 熔点 3150℃, 具有良好的抗高温氧化性能<sup>[2]</sup>。微米或纳米尺度的颗粒状 TiC 增强相, 易呈弥散分布, 是一种具有广阔应用前景的耐磨陶瓷强化相, 受到了材料学界的关注<sup>[3-5]</sup>。

由于热作模具的工作温度 (550℃ 以上) 很高, 金属陶瓷型复合涂层激光单层熔覆时, 随着陶瓷强化相含量的提高, 熔覆层与基体的热膨胀系数差别增大, 在材料制备及服役过程中, 极易导致裂纹、脱落等问题。梯度功能材料正是为解决这类问题而提出<sup>[6-7]</sup>, 实现了材料成分、组织的连续变化, 各熔覆层的热膨胀系数相差不大, 从而大大缓和了热应力, 解决了涂层的高温剥落问题<sup>[8]</sup>, 提高了涂层和基体的

疲劳持久极限。

JIANG 等人<sup>[9]</sup>采用不同粒度的 TiC 粉末对 H13 钢表面激光合金化做了研究,指出激光合金化参量及硬度与 TiC 预置粉末的厚度及粒度有关;JIANG 等人<sup>[10]</sup>采用 YAG 激光器熔覆 H13-TiC 复合粉末,对熔覆层的成分、耐磨性能等做了探讨,得出激光扫描速度对熔覆层宏观形貌有较大影响,TiC 含量也影响着 TiC 形貌,TiC 最佳体积分数为 0.4,可以看出,激光熔覆 H13-TiC 复合涂层有着极大的应用潜力,关于激光熔覆 H13-TiC 的梯度涂层还未见报道。

本文中采用激光熔覆技术在 H13 钢基体上单道熔覆 H13-TiC 梯度复合涂层,对其组织和性能进行研究。

## 1 实验方法

### 1.1 基材及熔覆粉末体系

实验中所用基体材料为 H13 热作模具钢,基体试样大小为 50mm × 25mm × 5mm,表面经抛光并用丙酮清洗;熔覆材料选用 H13 粉末和 TiC 粉末。H13 粉末粒度为 70 $\mu$ m,其化学成分如表 1 所示,TiC 粉末粒度约为 2 $\mu$ m。

Table 1 Chemical composition of H13 steels(mass fraction)

| C      | Cr     | Mn     | Mo     | Si     | V      | Fe    |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|-------|
| 0.0042 | 0.0519 | 0.0042 | 0.0164 | 0.0099 | 0.0101 | other |

### 1.2 激光熔覆处理与试样分析

采用最大功率为 7kW 的 CO<sub>2</sub> 激光器对试样进行逐行扫描。由于 TiC 颗粒尺度(2 $\mu$ m 左右)和密度(4.51g/cm<sup>3</sup>)都很小,送粉过程不流畅且有粘着现象,在 TiC 含量较大时尤为明显。因此,实验采取粉末预置的方式,单层粉末厚度  $d = 1.0$ mm,用高度为 1.0mm 的自制空心凹槽平面钢板控制预置粉末的高度,即将粉末填满空心凹槽并用直平板压实后刮平。熔覆完第 1 层后,将表面抛光,并用两层空心凹槽平面钢板叠加,粉末填充后压实刮平,再熔覆第 2 层。同理,采用 3 层空心凹槽平面钢板叠加的方式熔覆第 3 层。每熔覆完一层激光头精确升高 1.0mm,光斑直径  $D = 3$ mm,用纯度为 99.9% 的氩气侧向保护,流量 25L/min。

按照标准金相制样步骤将激光熔覆试样加工成试样块,在 HXD-1000 型显微硬度计下测量其硬度(载荷 200g,加载时间 15s);用 HitachiS-4700 型场发射扫描电子显微镜观察熔覆层的微观组织形貌;并采用 PAN-analytical X'Pert PRO 型 X 射线衍射仪对熔覆层进行物相分析。

为研究梯度涂层在工作温度(560 $^{\circ}$ C ~ 600 $^{\circ}$ C)下的抗回火能力,将试样加热到 600 $^{\circ}$ C 保温,每隔 7h 空

冷一次。用显微硬度计测试熔覆层硬度,以硬度的下降率来衡量熔覆层的热稳定性。

## 2 梯度复合材料的设计与制备

### 2.1 梯度复合材料成分设计

梯度复合涂层由 H13 与 TiC 两种粉末构成,采用 WAKASHIMA 等人<sup>[11]</sup>提出的幂函数分布形式来实现材料的成分分布:

$$V(d) = (d/H)^n \quad (1)$$

即其成分沿  $d$  方向(涂层厚度方向,由内至外)呈 1 维连续变化,TiC 的体积分数  $V(d)$  是  $d$  的 1 元函数。式中, $H$  为涂层的总厚度, $n$  为成分分布指数。

本实验取最外层 TiC 体积分数为 0.4,即把(1)式优化为:

$$V(d) = 0.4(d/H)^n \quad (2)$$

通过改变  $n$  值的大小,可以改变  $V(d)$  的曲线形状,见图 1。其中取  $n = 2, H = 3$ mm,层数为 3,所得 TiC 的体积分数换算成质量分数,依次为 0.05,0.1,0.2,示于表 2 中。

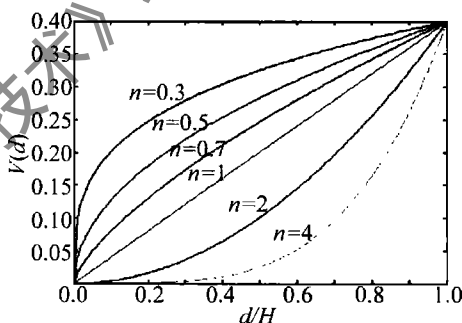


Fig. 1 The volume fraction of TiC under different  $n$

Table 2 Composition design of gradient coatings(mass fraction)

| coatings  | powder composition |
|-----------|--------------------|
| third     | H13 + 0.2TiC       |
| second    | H13 + 0.1TiC       |
| first     | H13 + 0.05TiC      |
| substrate | H13                |

### 2.2 TiC 含量的影响

2.2.1 TiC 含量对单层熔覆制备工艺的影响 随着 TiC 含量的增加,在相同条件下,激光熔覆所需的能量密度增大。能量密度能够表征单位面积熔覆所需能量的大小<sup>[12]</sup>。激光作用于粉末时,自表面开始熔化形成熔池,下层粉末得到来自热传导的热量且达到熔点后才被熔化。TiC 属金属陶瓷,其热传导系数小(1000 $^{\circ}$ C 时仅为 5.9W/(m·K))。随着 TiC 含量的提高,H13-TiC 复合涂层的热传导系数显著减小<sup>[13]</sup>,因此,熔覆需要更大的能量密度。表 3 中为各层的激光熔覆适宜参量。

Table 3 Parameter design of gradient coatings

| coatings | laser power/kW | scanning speed/(mm · min <sup>-1</sup> ) |
|----------|----------------|--|
| third    | 3              | 500                                      |
| second   | 2.5            | 700                                      |
| first    | 2              | 700                                      |

2.1.2 TiC 含量对单层熔覆粉末利用率和成形质量的影响 复合涂层中,随着 TiC 含量的增加,熔覆层的硬度和耐磨损等性能在提高<sup>[14]</sup>。但 TiC 含量过多也会使熔覆层的润湿性变差, H13 基体与 TiC 结合不再紧密,降低了涂层的塑性和耐磨损等性能。另外, TiC 的导热系数小,过多的 TiC 会阻碍热量传递,在快速升温的条件下,预置粉末间的空气瞬间膨胀,产生较强的推力; TiC 粉末由于热膨胀的作用,相互之间也产生挤压力。由于 TiC 颗粒尺度(2 $\mu\text{m}$ 左右)和密度(4.51g/cm<sup>3</sup>)都很小,在空气推力及粉末间挤压力的共同作用下,熔覆过程中会发生粉末溅射,产生“火花”现象,大大降低了粉末的利用率,同时也使熔覆层的成形质量受到很大影响。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 熔覆层相的组成

为了确定熔覆层的基本组成,用 X 射线衍射仪对 TiC 的质量分数为 0.2 的熔覆层进行了物相分析,结果示于图 2 中。熔覆层主要由 Fe-Cr, TiC 和 Fe<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 等

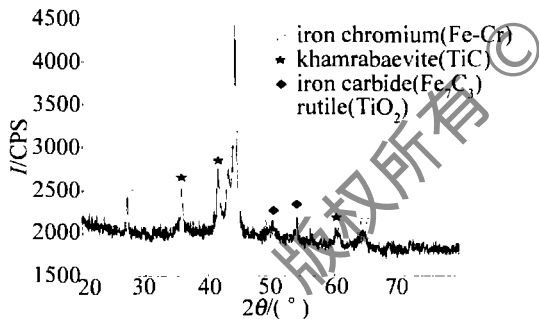


Fig. 2 X-ray diffraction of H13-0.2TiC layer

物相所组成,有可能含有 TiO<sub>2</sub>。可见,熔覆层中的强化相主要是 TiC,虽然有保护气体的存在,但粉末间有空气存在,少量 TiC 粉体被高温氧化成 TiO<sub>2</sub>。

#### 3.2 梯度涂层显微组织分布

梯度复合涂层由基体往上依次为热影响区, H13-0.05TiC, H13-0.1TiC 和 H13-0.2TiC 共 4 层,均为质量分数(见图 3)。由于各层的成分不同,在化学腐蚀剂的作用下,各层之间在电镜下的颜色深浅不同,界限明显,并由于逐层激光熔覆时,激光束对下面一层的重熔作用,使各层底部均被稀释。

图 4 是 TiC 质量分数为 0.2 的熔覆层的截面中

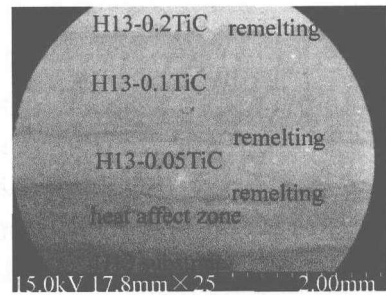


Fig. 3 Microstructure of the cross-section paralleling to the scan direction in the gradient coating

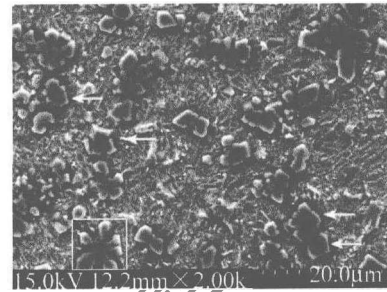


Fig. 4 Microstructure of H13-0.2TiC layer

TiC 颗粒呈近矩形、菱形等各种不规则形状,棱角比较明显,部分 TiC 颗粒结合在一起形成更大的颗粒。这是由于熔池内有较大的温度梯度,使得局部温度过高,部分 TiC 颗粒表面熔化,在熔池内对流的作用下部分 TiC 吸附在一起,在快速凝固的过程中形成了图 4 箭头所示的更大的 TiC 颗粒,其粒度增大为 5 $\mu\text{m}$ ~6 $\mu\text{m}$ 左右。图 4 中框内区域的枝晶形态是在熔池快速凝固的过程中结晶析出长大所形成。

图 5 显示了梯度涂层沿激光扫描方向的横截面各结合区的组织形貌。其中,图 5c 为图 5a 中下部结合区显微组织形貌的放大,由图 5a 和图 5c 看出,结合区存在一连续无裂纹的过渡区,并呈少数枝状组织延伸于 H13-0.05TiC 熔覆层中。这是在快速凝固过程中,由于熔池对流而形成的灰白亮带。图 5c 中热影响区为基体奥氏体组织,结合区凝固组织的生长方式为胞状晶与树枝晶,其大小为 5 $\mu\text{m}$ ~6 $\mu\text{m}$ ,并且树枝晶组织晶粒尺度由基体热影响区向 H13-0.05TiC 熔覆层逐渐变小。图 5a 中 H13-0.1TiC 层与 H13-0.05TiC 层的结合区枝晶组织晶粒尺度为 3 $\mu\text{m}$ 左右。图 5b 中 H13-0.2TiC 层与 H13-0.1TiC 层的结合区由于其组织细小,结合区不明显,并且没有明显的枝状组织延伸于 H13-0.2TiC 熔覆层中。总体来看,随着各层中 TiC 含量的增加,3 图中各层间的结合区枝状组织的晶粒呈逐渐变小趋势。这是由于 TiC 颗粒的加入,镶嵌于晶界之中,阻碍了晶粒的长大,起到了细晶强化的作用,并且加入的 TiC 颗粒含量越高,细晶强化作用越明显。

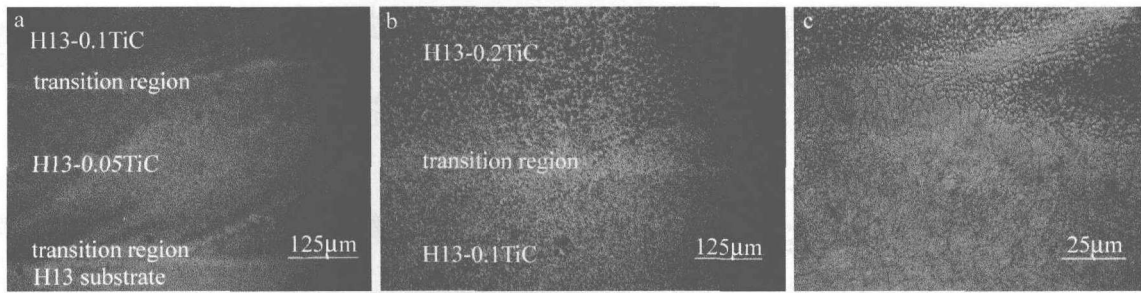


Fig. 5 Microstructure of gradient coating's bond zones

a—structure of bond zone among 0.05TiC, 0.1TiC layer and substrate b—structure of bond zone between 0.1TiC layer and 0.2TiC layer c—structure of bond zone between 0.05TiC layer and substrate

### 3.3 梯度涂层中 TiC 的分布

梯度复合涂层 TiC 分布的连续均匀变化性是制备梯度涂层成功的关键。经测量, TiC 在图 6 中各层的平均粒度分别为  $5\mu\text{m} \sim 6\mu\text{m}$ ,  $3\mu\text{m}$  和  $1\mu\text{m} \sim 2\mu\text{m}$ ; 从表面至基体, TiC 的粒度与密度均呈由大到小的趋势连续渐变。由于 TiC 密度较小, 在基体稀释和熔池对流

的共同作用下, 各层底部的结合区附近, TiC 的分布没有团聚现象<sup>[15]</sup>, 不像 WC 作为强化颗粒时在各层结合区会出现明显的强化相颗粒堆积。图 6 中 TiC 颗粒沿层深方向在各熔覆层内以一定的密度均匀弥散分布, 呈梯度变化趋势。

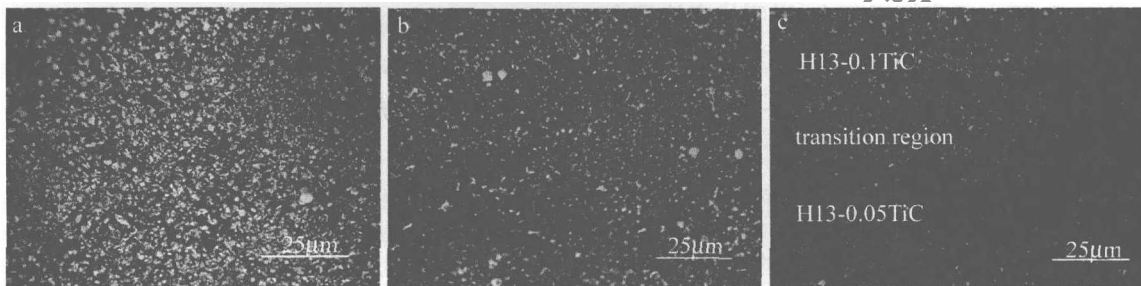


Fig. 6 Structure of each coating in the gradient layer

a—structure of 0.2TiC coating b—structure of 0.1TiC coating c—structure of bond zone between 0.05TiC and 0.1TiC coating

由于 TiC 颗粒熔点高, 几乎没有熔化, Ti 元素含量的变化趋势近似于 TiC 含量的变化趋势。为进一步表征 TiC 颗粒的梯度分布, 对梯度涂层沿激光扫描方向的横截面(如图 3 所示)作了 Ti 元素的百分谱成分分析, 图 7 为图 3 的面扫描分析。结果表明, 图 7 最下部

### 3.4 梯度涂层的热稳定性

考虑到热作模具钢服役温度在  $550^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ , 对 H13-TiC 梯度涂层的热稳定性进行了测试。为模拟模具实际温度工况, 将试样在  $600^\circ\text{C}$  高温中加热 7h 并在空气中冷却, 重复 3 次, 热处理工艺见图 8, 基体 H13

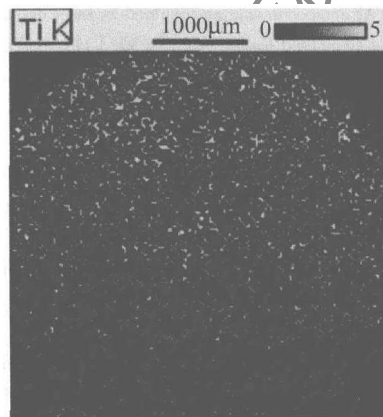


Fig. 7 Surface distributing of Ti in the gradient coating

为基体热影响区, 其中也分布有少量 Ti 元素, 这是由于 H13-0.05TiC 层在熔覆时受到了基体层的稀释作用, Ti 元素由于扩散作用微量进入基体热影响区。在整个横截面上 Ti 元素浓度自上而下逐渐变低, 呈典型的梯度变化趋势, 进一步证明了 TiC 的梯度分布特征。

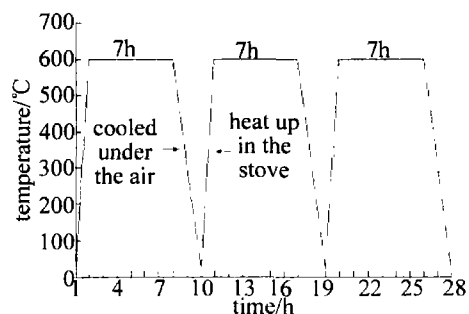


Fig. 8 Heat treatment of gradient coating

作为对比材料。每次冷却后, 对图 3 所示的梯度复合涂层截面的同一位置沿表层到基体的方向进行一次硬度测试。为了更准确的显示梯度涂层的硬度值, 采取同一平面取 3 点求平均的方式, 纵点间隔  $0.2\text{mm}$ , 结果示于图 9。

梯度涂层在热处理前的原始硬度曲线平缓下降, 没有大的陡降现象, 坡度平缓, 说明随着层深的增加,

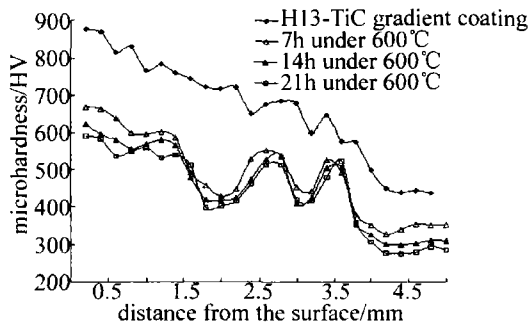


Fig. 9 Micro-hardness of H13-TiC gradient coating

TiC 含量逐渐降低, 硬度值也缓慢下降。其中出现了几次轻微波动, 分别出现在距表层 1mm, 2.3mm 和 3.2mm 附近。这是由于在梯度涂层各层交界处, 激光的重熔作用使其硬度明显降低, 导致梯度涂层沿层深方向存在几个重熔软化微区。

梯度涂层在经历第 1 个 7h 高温处理后(见图 8), 整个涂层的硬度有一个很大的下降幅度, 而在后两个 7h 的高温处理后, 硬度下降幅度很小, 说明梯度涂层在前 7h 的处理过程中硬度值已经达到了相对稳定状态。

梯度涂层硬度曲线中间有两次较大的起伏, 曲线波峰处对应 TiC 分布密集区域, 硬度较高, 且由于 TiC 的热稳定性好, 其硬度下降幅度较小, 处于表面的 0.2TiC 层的最终硬度为  $HV_{0.2}550$  左右。曲线波谷处对应重熔软化区, 在经历整个 21h 的热处理过程后, 硬度下降幅度较大, 分别为 38% 和 30.6%, 硬度值均为  $HV_{0.2}400$  左右, 接近未处理基体 H13 的硬度。梯度涂层的每一中间层边缘都会经历两次激光重熔稀释作用, 稀释后 TiC 含量变低也是其硬度保持能力降低的重要原因, 但重熔软化作用仍占主导地位; 硬度曲线的波峰宽度分别为 1.2mm, 0.4mm 和 0.2mm, 波谷宽度分别为 1mm 和 0.6mm, 波峰和波谷的宽度各自依次减小, 这是由于随着 TiC 含量的提高, 熔覆所需的能量密度增大(见表 3), 导致熔深变深, 重熔区变宽; 顶层熔覆层只经历了一次重熔作用, 因此其波峰宽度最宽。基体 H13 作为对比材料, 硬度平均下降幅度分别为 19.9%, 11.7% 和 5.2%, 共计 36.8%, 最终硬度为  $HV_{0.2}280$  左右, 处于表面的 0.2TiC 层的最终硬度约是它的 2 倍, 说明梯度涂层有在高温下工作的潜力。

从以上的分析讨论中可以看出, 梯度涂层中无裂纹、孔隙等缺陷出现, 硬度平缓变化, 无突变现象, 较单层熔覆材料在缓和热应力、防裂纹方面有着巨大的优势。TiC 的高熔点、高硬度和高热稳定性是梯度涂层性能提高的主要原因。梯度涂层中 TiC 强化相颗粒有着不同于单层熔覆的特点: 在其细晶强化的作用下, TiC 含量变大的同时, 基体组织晶粒尺度变小; 在 TiC 颗粒增强型强化和细晶强化的共同作用下, 梯度涂层

的硬度呈近线性增大趋势; 梯度涂层经 600°C 高温加热空冷处理 21h 后, 0.2TiC 层的硬度仍是基体 H13 的 2 倍左右, 所表现出来的热稳定性获得提高。

## 4 结论

(1) 通过激光熔覆, 成功获得 H13-TiC 梯度复合涂层, TiC 的分布与显微硬度分布都由表及里梯度减少。随着 TiC 含量的增加, 熔覆所需的激光能量密度增大, 并且 TiC 含量对粉末利用率和涂层成形质量有较大的影响。

(2) 梯度复合涂层主要由 Fe-Cr,  $TiO_2$ ,  $Fe_7C_3$  和呈弥散分布的 TiC 颗粒所构成。在梯度涂层中, 随 TiC 含量的增加, 晶粒细化作用增强; TiC 颗粒变大; 各层结合区树枝晶组织逐渐变小; 硬度值呈近线性增大。

(3) H13-TiC 梯度复合涂层经 600°C 高温加热空冷处理 21h 后, 0.2TiC 层与 0.1TiC 层之间重熔区的硬度下降幅度最大, 共下降 38%; 处于表面的 0.2TiC 层硬度仍是基体的 2 倍左右, 说明了梯度涂层有在高温环境下工作的潜力。

## 参考文献

- [1] BAN X H, ZHU Z Ch. The study of the chemical composition and improvement and development for the H13 hot work die & mold steel [J]. Die & Mould Manufacture, 2006(4):78-85 (in Chinese).
- [2] ZHANG Ch Y, XIONG W H. Research of TiC horniness alloy [J]. Cemented Carbide, 2000, 17(3):134-138 (in Chinese).
- [3] SUN J R, SUN Y Sh, FAN Q. Microstructure and mechanical properties of TiCp/H13 (4Cr5MoV1Si) composites [J]. Materials Science and Technology, 2001, 9(2):146-149 (in Chinese).
- [4] JIN Y X, LIU S W, ZENG S Y. Wear resistance and wear mechanism of TiCp/Ti6Al4V composite [J]. Materials Science and Technology, 2008, 16(2):184-188 (in Chinese).
- [5] QU T Y, ZHAO H Y, OU Y J. Study of high-temperature stability of a TiC/Ni-Al composite coating prepared by laser deposition [J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2008, 36(1):11-15 (in Chinese).
- [6] HIRAI T, CHEN L. Recent and prospective development of functionally graded materials in Japan [J]. Materials Science Forum, 1999, 308/311:509-514.
- [7] JASIM K M, RAWLINGS R D, WEST D R F. Metal-ceramic functionally gradient materials produced by laser processing [J]. Journal of Mater Science, 1993, 28(10):2820-2826.
- [8] YANG S, ZHAO J L, YANG X. Research status of functionally coating produced by laser cladding [J]. Laser Technology, 2007, 31(2):220-224 (in Chinese).
- [9] JIANG W P, MOLLAN P. Nanocrystalline TiC powder alloying and glazing of H13 steel using a  $CO_2$  laser for improved life of die-casting dies [J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 135(2/3):139-149.
- [10] JIANG W H, KOVACEVIC R. Laser deposited TiC/H13 tool steel composite coatings and their erosion resistance [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 186(1/3):331-338.
- [11] WAKASHIMA K, HIRANO T, NINO M. Space application of advance structure materials [R]. Paris: European Space Agency Special

(下转第 334 页)

触面积小,应力大,金属之间容易发生粘着。随着载荷增加平均摩擦系数增大,滑动摩擦力增大,金属之间结合紧密,当超过材料的屈服极限时,材料就容易发生塑性变形。在润滑条件下,在摩擦副接触表层间形成一层薄油膜,这层薄油膜隔断了摩擦副金属之间的直接接触,且在磨损过程中,润滑区域里的油膜由于总体弹性流体效应的作用会向沟槽内流动,降低了摩擦副金属原子间的结合力,减小了摩擦副之间的磨损。另一方面由于和空气隔离而减少了氧化磨损,对表面起着保护作用。随着时间的进行,摩擦产生的热会改变油膜的粘度和厚度,在磨损后期,摩擦系数有稍微上升的趋势,但变化范围很小,见图3。不同载荷和不同润滑条件下熔覆层和GCr15的磨损机制还有待于继续深入研究。

#### 4 结论

(1)在干摩擦条件下,相同磨损时间内,300g 载荷下的磨损性能比较好;当载荷增加到400g 时,经过35min 磨损性能开始下降;当载荷增加到500g 时,摩擦系数变化范围很大,平均摩擦系数为0.777,比300g 时增加了75%,磨痕的深度和宽度也比300g 时大幅增加,整个磨损过程很不平稳,磨损性能下降。

(2)在润滑条件下,300g~500g 载荷在相同磨损时间内都没有发生严重磨损,且同一载荷下摩擦系数变化范围很微小,平均摩擦系数由300g 时的0.173 下降到500g 时的0.016,降低了90.8%,摩擦力降低了84.6%。随着磨损时间的延长,摩擦系数在磨损后期略有上升,磨损性能微有下降。润滑可显著的提高熔覆层的摩擦磨损性能,同时熔覆层承受载荷的能力也大大的提高。

#### 参考文献

- [1] NAVAS C, CONDE A, FERNANDEZ B J, *et al.* Laser coatings to improve wear resistance of mould steel[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2005, 194(1): 136-142.
- [2] RIABKINA-FISHMAN M, RABKIN E, LEVIN P, *et al.* Laser produced functionally graded tungsten carbide coatings on M<sub>2</sub> high-speed tool steel[J]. *Materials Science and Engineering*, 2001, A302(1): 106-114.
- [3] YANG S, ZHAO J L, YANG X. Research status of functionally graded coating produced by laser cladding[J]. *Laser Technology*, 2007, 31(2): 220-224 (in Chinese).
- [4] HAQSYED W U, PINKERTON A J, LIU Zh, *et al.* Coincident wire and powder deposition by laser to form compositionally graded material[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2007, 201(16/17): 7083-7091.
- [5] ZHANG Q M, HE J J, LIU W J, *et al.* Microstructure characteristics of ZrC-reinforced composite coating produced by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 162(2/3): 140-146.
- [6] KATHURIA Y P. Some aspects of laser surface cladding in the turbine industry[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2000, 132(2/3): 262-269.
- [7] DURANDET S S, BRANDT M. Parametric investigation of pulsed Nd:YAG laser cladding of satellite 6 on stainless steel[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2005, 194(2/3): 225-231.
- [8] CHANG M, ZHANG Q M, LIAO J H, *et al.* Processing parameters optimization of pulsed Nd:YAG laser cladding repairing plastic moulds[J]. *High Power Laser and Particle Beams*, 2006, 18(9): 1443-1446 (in Chinese).
- [9] YANG X Y, PENG X, CHEN J, *et al.* Effect of a small increase in the Ni content on the properties of a laser surface clad Fe-based alloy[J]. *Applied Surface Science*, 2007, 253(9): 4420-4426.
- [10] DURAISELVAM M, GALUN R, SIEGMANN S, *et al.* Liquid impact erosion characteristics of martensitic stainless steel laser clad with Ni-based intermetallic composites and matrix composites[J]. *Wear*, 2006, 261(10): 1140-1149.
- [11] PAUL C P, ALEMOHAMMAD H, TOYSERKANI E, *et al.* Cladding of WC-12 Co on low carbon steel using a pulsed Nd:YAG laser[J]. *Materials Science & Engineering*, 2007, A464(1): 170-176.
- [12] LIU Y H, GUO Z X, YANG Y, *et al.* Laser (a pulsed Nd:YAG) cladding of AZ91D magnesium alloy with Al and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powders[J]. *Applied Surface Science*, 2006, 253(4): 1722-1728.
- [13] ZHANG Q M, HE J J, LIU W J, *et al.* The Investigation on the microstructure and properties of In situ particulate reinforced metal matrix composites layer produced by laser cladding[J]. *Applied Laser*, 2002, 22(2): 109-112 (in Chinese).
- [14] ZHANG Q M, LIAO J H, LIU W J. Investigation on the tribological characteristic of laser clad layer[J]. *Journal of Optoelectronics · Laser*, 2006, 17(7): 887-890 (in Chinese).
- [15] QI Y T, SHI H Ch. Influence of Ti(C,N) particle on microstructure and performance of laser cladding Ni-based coating[J]. *China Surface Engineering*, 2008, 21(2): 26-30 (in Chinese).
- [16] WANG C Sh, XIA J L, LI G. Microstructure and properties of Ni-WC gradient composite coating produced by broad-beam laser cladding[J]. *Applied Laser*, 2001, 21(3): 151-158 (in Chinese).

(上接第330页)

Publication, 1990: 97.

- [12] CHEN L, HUANG F X, LIU X M. Relationship between characteristic and property of cladding and laser processing parameters[J]. *Electric Welding Machine*, 2007, 37(3): 20-22 (in Chinese).
- [13] LI M W, ZHU J Ch, YIN D Zh. The equivalent estimates of thermal conductivity of particle dispersion composite material[J]. *Functional Materials*, 2001, 32(4): 793-794 (in Chinese).