

# 激光熔覆 Ta-W 合金涂层工艺方法研究

武 扬 虞 钢 何 秀 丽 宁 伟 健 郑 彩 云 张 永 杰

(中国科学院力学研究所先进制造工艺力学实验室, 北京 100190)

**摘要** 采用预置涂层和同轴送粉激光熔覆方法, 分别以 Ta/W 混合粉末和纯 W 粉末为熔覆材料, 纯 Ta 为基底, 在 Ta 板上制备 Ta-W 合金涂层, 对难熔金属材料的激光熔覆工艺方法进行了对比研究。利用扫描电镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 及显微硬度计对两种方法所制备熔覆层的微观组织和显微硬度进行了分析。结果表明, 预置粉末法激光熔覆层厚度均匀, 稀释率低, 涂层内部为粗大的 Ta-W 合金固溶体组织, 熔覆层平均硬度为 1500 HV, 高于基底 10 倍。同轴送粉法激光熔覆层与基底呈良好的冶金结合, 熔深较大, 涂层内部为致密细小的树枝状 Ta-W 合金固溶体, 均匀分布于 Ta 中。涂层平均硬度为 800 HV, 为基材的 5 倍。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 预置粉末; 同轴送粉; Ta-W 合金; 显微组织

**中图分类号** TG146.4<sup>+</sup>1; TN 249 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201138.0803008

## Research on Processing of Laser Cladding Ta-W Alloy Coatings

Wu Yang Yu Gang He Xiuli Ning Weijian Zheng Caiyun Zhang Yongjie

(Key Laboratory of Mechanics in Advanced Manufacturing, Institute of Mechanics,  
Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

**Abstract** Ta-W alloy coatings were deposited on pure Ta plate by laser cladding with pre-coating and coaxial powder injection respectively in order to find the effects with two technique. The microstructure of the coatings was analyzed using scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS). The microhardness was examined by hardness tester. The clad layer which formed with pre-coating had a microstructure of coarse columnar grain and low dilution rate with the substrate. The average microhardness of the clad layer was 1500 HV, it was 10 times greater than the Ta substrate. The clad layer deposited with coaxial power injection had a microstructure consisting of dendrite Ta-W solid solution uniformly dispersed in the Ta matrix. The average microhardness of the clad layer was approximately 800 HV and it was 5 times greater than that of the substrate.

**Key words** laser technique; laser cladding; pre-coating; coaxial powder injection; Ta-W alloy; microstructure

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 310.1515; 310.3840

## 1 引 言

伴随着航天技术的发展, 对零件质量和性能的要求也日益提高。飞行器零部件往往工作在高温高速气流强烈冲蚀的环境中, 承受着非常严重的气动加热<sup>[1]</sup>, 这就要求零件材料在满足加工需求的同时, 还要具备优良的高温强度及抗烧蚀能力。普通材料已经无法满足航天领域对零件高温性能的要求<sup>[2]</sup>, 具有优良高温性能的材料往往由于塑性加工能力较

差, 而无法在实际零件的使用需要。难熔金属由于具有高密度、高熔点以及较好的耐腐蚀性能, 在航天领域具有很高的使用价值。Ta-W 合金作为一种难熔合金材料, 具有极高的熔点和高温综合性能, 在国外受到广泛的关注<sup>[3-5]</sup>。国内对于 Ta-W 合金的相关研究也有开展, 包括对 W 含量不同的 Ta-W 合金进行的系统研究, 获得了力学性能优异的 Ta-W 合金<sup>[6]</sup>; 以及对特定含量的 Ta-W 合金(如 Ta-10 W)高

**收稿日期**: 2011-02-08; **收到修改稿日期**: 2011-03-20

**基金项目**: 国家自然科学基金(10832011)资助课题。

**作者简介**: 武 扬(1984-), 男, 博士研究生, 主要从事激光熔覆工艺实验及数值计算相关的研究。

E-mail: wuyang0203@163.com

**导师简介**: 虞 钢(1958-), 男, 研究员, 博士生导师, 主要从事激光与材料相互作用及激光先进制造工艺力学等方面的研究。E-mail: gyu@imech.ac.cn(通信联系人)

温下的力学性能进行了研究<sup>[7]</sup>。然而对于 W 含量较高的 Ta-W 合金,因为其强度和硬度很高,所以很难用于复杂零件的加工制造。

激光熔覆是一种先进的表面涂层技术,熔覆材料在激光作用下熔化,与基体表面相熔合形成冶金结合熔覆层,可改善零件性能或在局部赋予其基体不具备的特性<sup>[8]</sup>。激光熔覆主要包括预置涂层法<sup>[9,10]</sup>和送粉法<sup>[11,12]</sup>。激光技术的进步使激光熔覆技术应用领域不断扩展,激光由于功率密度高,对高熔点材料进行加工时具有先天的优势,激光熔覆为解决零件高温服役性能与加工性能之间的矛盾提供了一种可行途径。在国内外已有开展<sup>[13,14]</sup>以高温金属或合金为加工对象的激光熔覆方面的研究。难熔金属由于具有熔点极高、高温易氧化和粉末颗粒尺度不可控等特性,采用激光熔覆方法加工存在一定的困难,目前研究得较少,而在激光熔覆 Ta-W 合金涂层方面还未见到相关的报道。

本文针对异种难熔金属间的激光熔覆问题,分别采用预置涂层和同轴送粉激光熔覆方法,以 Ta/W 混合粉末和纯 W 粉末为熔覆材料,以难熔金属 Ta 为基底制备 Ta-W 合金涂层,并对合金涂层的组织和硬度进行了分析。

## 2 实验材料及方法

激光熔覆实验使用 Nd:YAG 固体激光器,采用纯 Ta 板作为基底,使用前对基底进行磨光,并用丙酮和无水乙醇进行清洗。由于难熔金属具有高温下易氧化的特性,整个加工过程在充满氩气的惰性气体保护气氛箱中进行,实验中送粉气体和镜片的保护气体也均为氩气。

实验后采用 ZEISS EVO18 Special Edition 扫描电镜(SEM)和 BRUKER Nano XFlash Detector 5010 能谱仪(EDS)对熔覆层显微组织及成分进行分析,利用 HXD-1000B 电子显微硬度计测量熔覆层的显微硬度,载荷为 100 g,加载保持时间为 15 s。

### 2.1 预置涂层

预置涂层法采用 Ta 和 W 混合粉末作为熔覆材料,使用有机粘合剂将混合均匀的粉末制备成浆状,均匀涂在 Ta 板表面,使干燥后涂层厚度小于 1 mm。激光熔覆中控制激光功率密度使之能够充分熔化预置涂层,单道扫描形成熔覆层。

### 2.2 同轴送粉

同轴送粉法使用熔覆材料为单一 W 粉,粉末尺寸及形貌如图 1 所示。由图 1 可以看出,粉末平均

粒度小于  $2\ \mu\text{m}$ ,形状不规则。为保证粉末输送过程中的流畅性,使用前先进行筛分处理,并在烘干箱中充分蒸发水分。实验中采用同轴送粉方式,激光束往复运动,逐层堆积形成熔覆层。熔覆过程中根据送粉速率调整激光功率密度,使到达基材表面的能量能够熔化基材形成熔池。

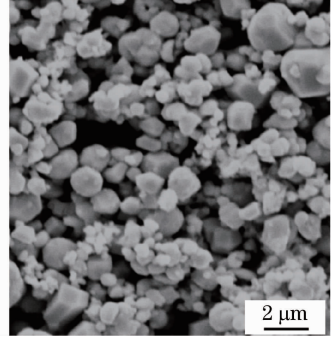


图 1 纯 W 粉末颗粒形貌

Fig. 1 Morphology of the pure tungsten particles

## 3 实验结果与讨论

### 3.1 预置涂层法

#### 3.1.1 激光熔覆层显微组织

预置涂层法激光熔覆后所得涂层截面方向形貌如图 2 所示,图中区域 A、B 为熔覆层部分,其中区域 B 为熔合界面附近的过渡区,区域 C 包含热影响区(HAZ)和基底。由图可以看出,通过预置涂层激光熔覆获得了厚度约为  $300\ \mu\text{m}$  的熔覆层,涂层厚度较为均匀,与基底熔合界面清晰平直。图 2 中箭头所指方向为沿截面深度方向的 EDS 线扫描方向,扫描结果如图 3 所示;矩形虚线框 A、B、C 所围面积为 EDS 区域成分分析位置,其结果如表 1 所示。由 EDS 能谱结果可以看出,预置涂层法激光熔覆所制备熔覆层 W 平均质量分数约为 20%,熔覆层内部

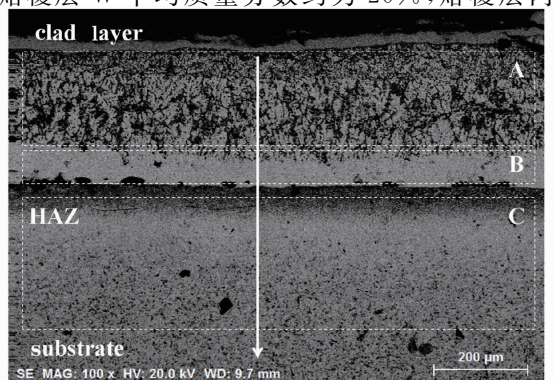


图 2 预置涂层法激光熔覆截面形貌

Fig. 2 Morphology of the clad layer through the cross-section by pre-coating laser cladding method

Ta/W元素比例较为均匀,靠近涂层底部 W 含量略高。由 W-Ta 二元相图可知,无论在液态还是固态下 W 和 Ta 均能完全互溶,并生成连续固溶体,表明在激光作用下,预置层内的 Ta/W 混合粉末发生反应生成了 Ta-W 合金固溶体。由 C 区域成分分布可知,熔覆层与基底之间几乎没有元素扩散,稀释率极低。

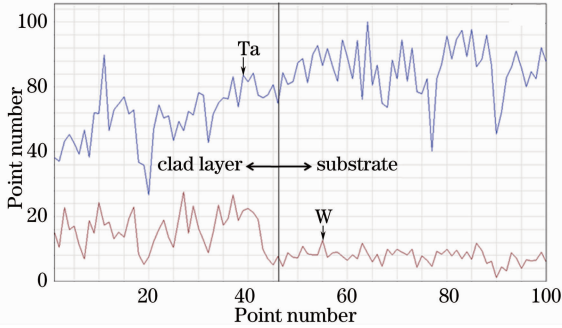


图 3 熔覆层沿深度方向 EDS 线扫描曲线

Fig. 3 EDS line scanning curve along the depth direction

表 1 激光熔覆层中组成物相的 EDS 分析结果

(质量分数, %)

Table 1 Compositional analysis of the laser-cladding coating  
(mass fraction, %)

Elements	A	B	C	D	E
Ta	82.70	81.02	100.00	81.56	92.19
W	17.30	18.98	0	18.44	7.81
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

图 4 为熔覆层 SEM 显微组织照片,可以看出涂层内部组织随深度不同而有所变化。这是因为激光熔覆过程中凝固后的组织形态主要是由熔池中的温度梯度和凝固速度的比值决定的<sup>[15]</sup>。激光扫描过后, Ta-W 合金熔池开始快速冷却,其底部温度梯度最大,凝固速度趋近于 0,二者比率很高,此时固

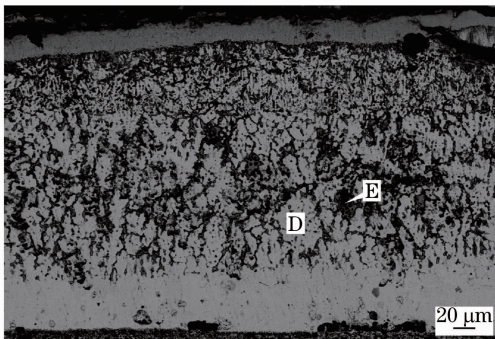


图 4 熔覆层 SEM 显微组织形貌

Fig. 4 SEM micrograph showing the microstructure of the laser-cladding coating

液界面的生长以平面的方式进行,如图 4 所示。随着熔池底部与基底距离的增加,温度梯度与凝固速度比值迅速减小,平界面失去原有的稳定,晶粒前沿逆热流方向生长,形成垂直于凝固方向的灰白色柱状 Ta-W 固溶体组织,组织中的成分组成如表 1 中 D、E 所示。在熔覆层中部柱状固溶体组织逐渐变得细小,在靠近熔覆层的顶部由于温度梯度与凝固速度比值很小,且熔池在移动激光束照射下存在强烈的对流作用,晶粒的生长失去方向性,生成无序而细小的组织。

### 3.1.2 熔覆层显微硬度

图 5 为预置涂层法激光熔覆层表面至基底截面方向的显微硬度曲线,从图中可以看出熔覆层硬度范围在 1400 ~ 1700 HV,高于基底平均硬度(130 HV)10 倍以上。这主要是由于熔覆层内生成的 Ta-W 固溶体具有高硬度,其中 W 元素含量较高的区域其硬度值也相应较大。靠近熔合线附近硬度略有下降,基材热影响区由于受激光加热产生固态相变,其硬度升高,随深度呈梯度变化。综上所述,激光熔覆 Ta-W 合金涂层在不降低纯 Ta 原有硬度情况下,使基材表面硬度明显提高。

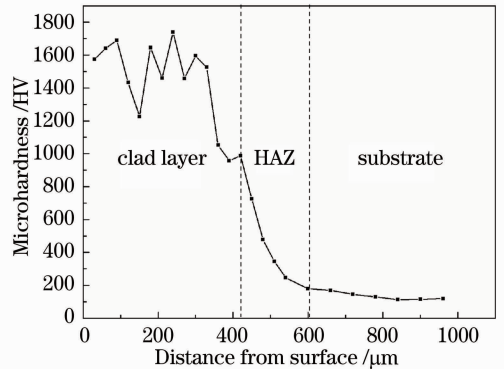


图 5 熔覆层沿层深方向的显微硬度曲线

Fig. 5 Microhardness profile of the laser-cladding coating depth direction

## 3.2 同轴送粉法

### 3.2.1 熔覆层显微组织

同轴送粉激光熔覆层截面形貌如图 6 所示。由图可以看出熔合界限向基底内部弯曲,熔覆层中心最大厚度约 1 mm,熔覆层与基底形成了良好的冶金结合。熔覆层中心沿深度方向由 A 点至 B 点的 EDS 能谱线扫描结果如图 7 所示,其中 A 侧为熔覆层, B 侧为热影响区和基底。从分析结果可知,熔覆层内 W 元素的质量分数为 5% ~ 15%,其余为 Ta。在同轴送粉激光熔覆过程中熔覆材料 W 粉颗粒在

下落过程中经过激光束,吸收激光能量熔化,剩余的激光能量则直接照射在 Ta 基板上,使基材表面熔化形成熔池。熔化了的粉末液滴与部分未完全熔化的较大颗粒一起进入基底熔池与熔池混合,混合过程中未完全熔化的粉末颗粒可以吸收熔池热量进一步熔化,最终在基底表面形成含有 Ta 和 W 元素的合金熔池,熔池依靠基底的热传导以及向外界空气的辐射作用快速非平衡凝固形成熔覆层。采用同轴送粉方法,能够提高熔覆粉末与激光相互作用时间,并能够使激光能量直接作用于基底表面,有利于高熔点的熔覆材料和基底材料熔化共同形成熔池,在基材表面自生成合金涂层。由图 7 可以看出,熔覆层整个区域内 W 元素含量范围较为稳定,表明通过激光熔覆,熔覆材料与基底材料充分扩散,凝固后在基材表面形成了 Ta-W 合金涂层。

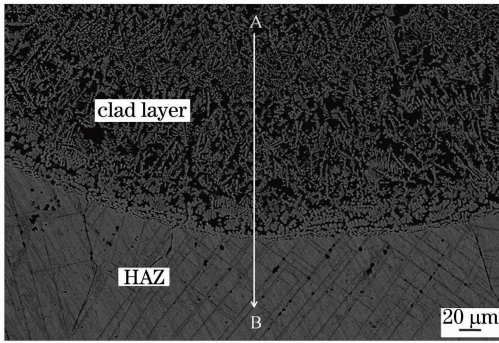


图 6 激光熔覆层截面形貌

Fig. 6 Morphology of the clad layer through the cross-section by coaxial laser cladding

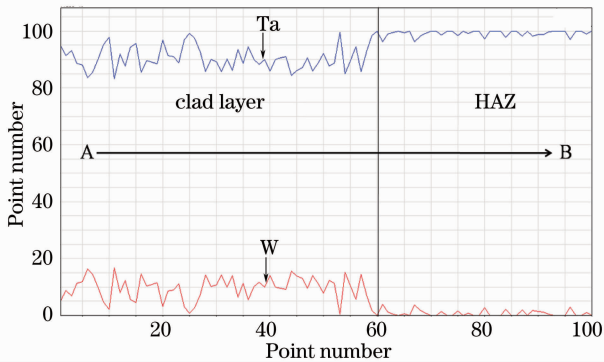


图 7 熔覆层沿深度方向的 EDS 线扫描曲线

Fig. 7 EDS line scanning curve along the depth direction

在激光熔覆过程中,首先在不送粉的情况下用激光束对基底进行预热,预热结束后开始输送粉末堆积熔覆层,此时第一道熔池深度即为基底水平面与熔覆层熔合线最下端之间的距离,熔池宽度为基底表面熔化宽度。在下一层激光熔覆时,之前凝固的熔覆层会在激光作用下再次熔化,但由于熔覆粉

末的输入,一方面会吸收激光能量使照射于基材的激光能量减弱,另一方面使熔池上表面增高,在二者共同作用下前一层熔覆层会有部分再次熔化,而靠近熔池底部的部分将不会再次熔化,即熔池位置整体上升。根据图 6 中熔覆层内枝晶组织变化可知,靠近熔覆层搭接区域的枝晶组织在重熔作用的影响下变得较为稀疏,沿熔覆层中轴线方向各层增高高度较为均匀,表明在熔覆过程中熔池的深度并不是保持不变的,而是随熔覆层数增加逐渐减小。这是由于随熔覆层数增加,熔覆材料不断输送进入熔池,W 元素得到积累,熔池内的 Ta/W 元素比例随之发生改变。随着熔池内 W 元素含量不断升高,使合金熔池熔点升高,熔池上表面升高幅度小于熔池下表面升高幅度,从而形成了熔池位置整体上升,熔池深度逐层减小的过程。

熔覆层微观组织结构如图 8 所示,图 8(a)为熔覆层熔合线附近的显微组织,图 8(b)为熔覆层内充分长大的晶粒组织,图 8(c)为熔覆层顶部组织形貌。激光表面快速熔凝的过程中,在熔凝区内从底部至熔池表面,其生长速率与温度梯度不是一个常数。生长速率从熔池底部至表面逐渐增大;而温度梯度在底部为最大,然后向表面逐渐减小。在激光熔覆初始阶段,激光照射时间短,基底温度较低,温度梯度与凝固速度的比值很大,熔覆层晶粒优先形成于熔池与基材的交界面,在熔合线上方生长出灰色的团絮状组织,使熔覆层与基底间形成了牢固的冶金结合,如图 8(a)所示。随着激光熔覆过程的进行,基底不断吸收热量温度升高,温度梯度与凝固速度比值减小,晶粒会逆热流方向垂直于熔合界面向熔池内部择优生长,形成致密的树枝晶组织,伴随局部能量不同和成分起伏,一些枝晶发展得较为粗大,并出现二次枝晶臂,如图 8(b)所示。树枝晶长大到一定程度后受到相邻晶粒的阻碍不能继续生长,同时在激光束往复作用下,已形成的熔覆层会受到激光的二次辐照,上层部分再次熔化与新输入的熔覆材料一起重新凝固形成新一层熔覆层,靠近熔覆层搭接区域的枝晶组织由于重熔作用的影响生长方向和形态发生改变,形成较短较粗的枝晶组织,如图 6 中部区域所示。随着熔覆层数的增加,熔池与基体间距离的增大,温度梯度与凝固速度比值很小,同时由于远离基底,热流方向相对较为分散,使枝晶逐渐失去方向性,凝固后在熔覆层中上部得到的组织致密且较为紊乱,如图 8(c)所示。对熔覆层进行各区域的 EDS 分析可知在熔覆层内部 Ta/W 元素比例

并没有因为位置的不同出现明显的变化,表明熔池内的 Ta 和 W 元素充分混合。熔覆层局部区域的 EDS 分析结果如表 2 所示,图 8(b)全部范围内 W 元素质量分数约为 12%。其中 A 区域为灰色的树

枝晶组织检测结果,W 元素的质量分数约为 24%,而其余黑色部分 B 区域 W 的质量分数不到 1%,因此可以判断熔覆层内的树枝状组织为 Ta-W 固溶体,其大致均匀地分布在 Ta 中。

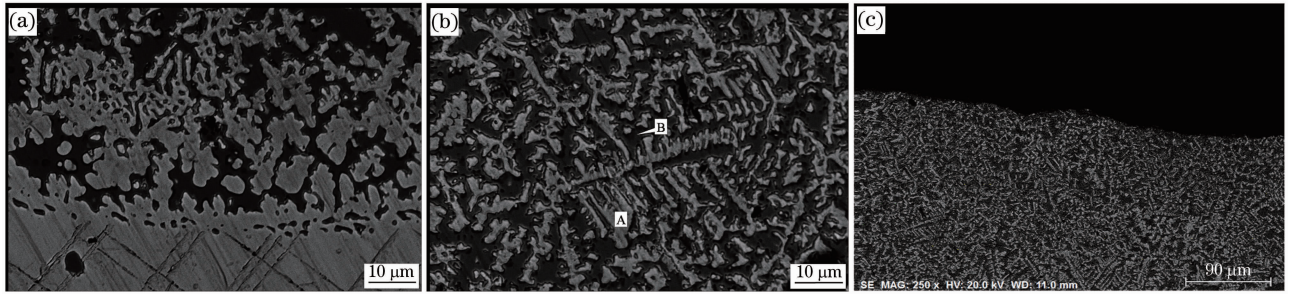


图 8 熔覆层 SEM 显微组织形貌

Fig. 8 SEM micrograph showing the microstructure of the laser-cladding coating

表 2 激光熔覆层中组成物相的 EDS 分析结果

(质量分数, %)

Table 2 Compositional analysis of the laser-cladding coating (mass fraction, %)

Elements	Area	Point A	Point B
Ta	88.02	76.05	99.06
W	11.98	23.95	0.94
Total	100.00	100.00	100.00

### 3.2.2 熔覆层显微硬度

图 9 为同轴送粉激光熔覆层表面至基底截面方向的显微硬度曲线,可以看出从熔覆层至基底硬度值呈下降趋势,各区域的显微硬度有所不同。熔覆层硬度最高,但有较大的不均匀性,其硬度值平均为 800 HV,局部硬度可高达 1100 HV。靠近熔覆层熔合线附近硬度略低,平均为 600 HV。热影响区内硬度值梯度下降,逐渐过渡到基底,基底平均硬度为 130 HV。可以看出,熔覆区由于富含致密的树枝状 Ta-W 合金固溶体,Ta-W 合金的高硬度使涂

层硬度得到了大幅提高,约为纯 Ta 基体的 5 倍,部分区域树枝晶发达粗大,硬度尤为突出,而由于 W 元素集中分布于树枝晶固溶体上,导致涂层内部硬度分布不够均匀。靠近熔合线附近区域在激光熔覆初期组织发展不充分,以团絮状或短棒状组织为主,硬度略有下降。热影响区内由于 Ta 发生固态相变而硬度升高,越靠近熔合线相变程度越大,硬度越高。

### 3.3 预置涂层法与同轴送粉法对比分析

根据上述结果分析,采用预置涂层法和同轴送粉法进行异种难熔金属间的激光熔覆均可以得到难熔合金涂层,但工艺方法的区别使得两种途径所获得涂层在结构和性能上有所差别。在预置涂层法激光熔覆中,由于基底表面全部被预置粉末层覆盖,加工过程中激光束只能照射到预置层表面,基底仅通过预置涂层的热传导作用吸收激光能量。对于难熔金属而言,由于基材熔点很高,激光作用时间短,仅靠热传导所获得的能量不足以熔化基底表面,因此需在制备预置涂层时使用混合粉末,并使混合后达到所需的合金成分配比,当激光作用后熔覆层的厚度及成分完全取决于预置涂层的厚度及成分。同样由于难熔金属材料具有极高的熔点,为保证预置涂层充分熔化,熔覆层厚度需控制在一定范围之内。预置涂层法激光熔覆采用单道扫描,熔凝过程单一快速,元素扩散剂质量迁移较少,所得涂层厚度及成分比较均匀,但在熔合线附近具有较宽的过渡区。涂层内部组织较为粗大,与基底稀释作用较弱,原基底表面形变量很小,在快速熔凝过程中会伴随着一些气孔等缺陷的形成。

同轴送粉激光熔覆中,熔覆粉末材料在下落过

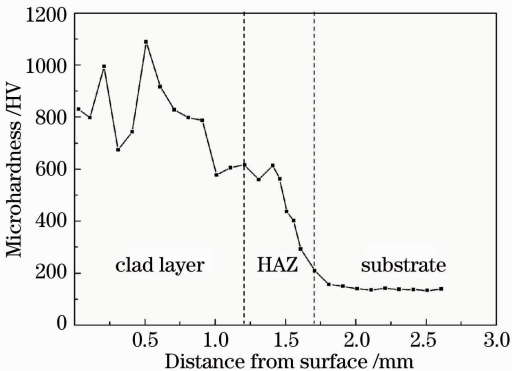


图 9 熔覆层沿层深方向的显微硬度曲线

Fig. 9 Microhardness profile of the laser-cladding coating depth direction

程中便进入激光束开始吸收激光能量熔化,未被粉末颗粒遮挡吸收的激光能够直接照射在基材表面使其熔化,熔覆材料与基材共同形成合金熔池,凝固后形成的熔覆层与基底形成良好的冶金结合,具有更高的结合强度,基底熔深较大,基底表面向内部凹陷。熔覆层内合金成分由熔覆材料和基底材料的相互熔合扩散所共同决定,基材仅表层熔化,稀释作用有限,因而随高度不同熔覆层成分呈梯度变化。由于熔覆层是靠激光束往复运动逐层堆积形成的,必要时也可通过熔覆道搭接增加熔覆层宽度,因此同轴送粉激光熔覆在熔覆层宽度及厚度上具有较高的自由度。此外,由于激光束的往复照射,合金涂层的受热时间较长,熔池温度较单道扫描更高,熔池内部对流更加剧烈,同轴送粉法有利于形成更为细小致密的枝晶组织,熔覆层内部组织分布均匀,无明显的裂纹和气孔等缺陷,但合金元素较为集中于枝晶组织使涂层成分分布起伏较大。

由硬度分析结果可知,预置涂层法所获得熔覆层硬度高于同轴送粉法制备的涂层,且更加均匀。这主要是因为采用预置涂层法可以自由调配涂层内的元素比例并预先充分混合,使得所制备熔覆层内的 Ta-W 固溶体中 W 元素含量更高分布更均匀。相比之下同轴送粉法受工艺制约较大,熔覆过程中需平衡激光功率、扫描速度和送粉量等工艺参数的影响,所得熔覆层中熔覆材料所占比例不能无限制增大。同时熔覆层逐层堆积过程较长,合金元素在晶粒形成时有充分时间自由分配,造成不同相之间成分差异较大,从而影响了硬度的均匀性。

## 4 结 论

分别采用预置涂层和同轴送粉激光熔覆的方法,在纯 Ta 板基底表面制备了 Ta-W 合金涂层,两种工艺所获得涂层的组织结构及性能有各自不同的特点。预置涂层法激光熔覆涂层内部为粗大的 Ta-W 合金固溶体组织,W 元素平均质量分数为 18%,分布均匀,涂层与基底熔合率较低,硬度范围为 1400~1700 HV,高于基底 10 倍以上。同轴送粉法激光熔覆涂层内部为细小的树枝状 Ta-W 固溶体,致密地分布在 Ta 中,W 元素集中于树枝晶上,平均质量分数为 15%,熔覆层和基底冶金结合良好,平均硬度为 800 HV,约为基底的 5 倍。

- G. A. Etemad. Oxidation and mechanical performance of tungsten at high temperatures and high pressures[J]. *AIAA J.*, 1966, **4**(9): 1543~1548
- J. E. White. Development of oxidation resistant tungsten-base alloys[J]. *AIAA J.*, 1966, **4**(2): 307~312
- B. W. Marshall. Oxidation and ablation characteristics of tantalum in a hyperthermal environment[J]. *AIAA J.*, 1966, **4**(11): 1899~1905
- Zhou Jianqiu, A. S. Khan, Cai Rui *et al.*. Comparative study on constitutive modeling of tantalum and tantalum tungsten alloy [J]. *J. Iron & Steel Research*, 2006, **13**(4): 68~74
- T. S. Byun, S. A. Maloy. Dose dependence of mechanical properties in tantalum and tantalum alloys after low temperature irradiation[J]. *J. Nuclear Materials*, 2008, **377**(1): 72~79
- Zhang Tingjie, Zhang Deyao, Ding Xu. Study on mechanical properties of several tantalum alloys with higher tungsten content [J]. *Rare Metal Materials & Engineering*, 1996, **25**(4): 5~10  
张廷杰,张德尧,丁旭. 高钨含量钽基金属力学性能的研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 1996, **25**(4): 5~10
- Wu Menghai, Li Shuqing, Xu Demei *et al.*. Mechanical properties of alloy Ta-10W at elevated temperature [J]. *Rare Metal Materials & Engineering*, 2006, **35**(2): 64~67  
吴孟海,李树清,许德美等. Ta-10W 合金的高温力学性能 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, **35**(2): 64~67
- J. Mazumder, D. Dutta, N. Kikuchi *et al.*. Closed loop direct metal deposition: art to part [J]. *Optics & Lasers in Engineering*, 2000, **34**(4-6): 397~414
- I. Manna, J. D. Majumdar, B. R. Chandra *et al.*. Laser surface cladding of Fe-B-C, Fe-B-Si and Fe-BC-Si-Al-C on plain carbon steel [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2006, **201**(1-2): 434~440
- Zhai Yufeng, Wang Xinhong, Huang Jian. Microstructure and properties of TiC-Mo<sub>2</sub>C particles reinforced Fe-based composite coatings produced by laser cladding [J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3287~3292  
翟玉峰,王新洪,黄坚. 激光熔覆 TiC-Mo<sub>2</sub>C 颗粒增强 Fe 基涂层的组织与性能 [J]. *中国激光*, 2009, **36**(12): 3287~3292
- L. Shepeleva, B. Medres, W. D. Kaplan *et al.*. Laser cladding of turbine blades [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2000, **125**(1-3): 45~48
- A. J. Pinkerton, L. Li. Rapid prototyping using direct laser deposition—the effect of powder atomization type and flowrate [J]. *J. Engineering Manufacture*, 2003, **217**(6): 741~752
- Zhong Rutao, Xiong Zheng. Research on continuous/pulse laser cladding superalloy K403 [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(3): 852~857  
钟如涛,熊征. 连续/脉冲 CO<sub>2</sub> 激光熔覆高温合金 K403 [J]. *中国激光*, 2010, **37**(3): 852~857
- Wang Hongyu, Zuo Dunwen, Wang Mingdi *et al.*. Effects of nano-CeO<sub>2p</sub> on oxidation behaviors of NiCoCrAlY laser cladding coatings on Ni-based superalloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, **45**(8): 971~977  
王宏宇,左敦稳,王明娣等. 纳米 CeO<sub>2p</sub> 对镍基高温合金表面 NiCoCrAlY 激光熔覆涂层氧化行为的影响 [J]. *金属学报*, 2009, **45**(8): 971~977
- Wang Wenli, Chao Mingju, Wang Dongsheng *et al.*. Investigation on in-situ synthesis of TaC particulate reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(2): 277~282  
王文丽,晁明举,王东升等. 原位生成 TaC 颗粒增强镍基激光熔覆层 [J]. *中国激光*, 2007, **34**(2): 277~282