

# 激光重熔和纳米 SiC 对铁基 WC 涂层组织和性能的影响

赵运才, 张继武\*

江西理工大学机电工程学院, 江西 赣州 341000

**摘要** 用常规激光重熔和添加纳米 SiC 颗粒后的激光重熔分别对等离子喷涂铁基 WC 涂层进行表面处理, 采用扫描电子显微镜观察试样表面及截面的微观形貌, 采用电镜附带的能谱仪对涂层与基体界面处的元素分布进行检测, 采用 X 射线衍射仪对涂层的相成分进行分析, 并对涂层表面的残余应力进行计算, 最后利用显微硬度计测量了涂层不同深度处的显微硬度。结果表明: 在激光重熔和纳米 SiC 的耦合作用下, 涂层内的孔隙、裂纹等微观缺陷得以改善,  $\text{CrSi}_2$ 、 $\text{Cr}_7\text{C}_3$  等硬质合金相增加, 并生成新相  $\text{Fe}_2\text{Si}$ 、 $\text{CrSi}$ ; 涂层表面的残余应力由 363.4 MPa 降低到 158.6 MPa, 显微硬度由 631 HV 提高到了 1195 HV。

**关键词** 激光技术; 等离子喷涂; 激光重熔; 纳米 SiC; 显微硬度

**中图分类号** TH142.2 **文献标识码** A

**doi:** 10.3788/LOP54.111408

## Effects of Laser Remelting and Nano SiC on Microstructure and Properties of Fe-Based Coating

Zhao Yuncai, Zhang Jiwu

School of Mechanical and Electrical Engineering, Jiangxi University of Science and Technology,  
Ganzhou, Jiangxi 341000, China

**Abstract** The plasma spraying Fe-based WC coating is treated by conventional laser remelting and laser remelting with addition of nano SiC. The surface morphology and cross-section morphology are observed by scanning electron microscopy, and the distribution of the elements at the interface of three coating are analyzed by energy dispersive spectroscopy. The phase composition of the coatings are analyzed by X-ray diffractometer, the surface residual stress is calculated and the microhardness in different depths of the coatings is measured. The results show that pores, cracks, and other micro-defects in plasma spraying coating are improved under the action of laser melting and nano SiC, the content of  $\text{CrSi}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , and other hard alloy phase increase, and new phases such as  $\text{Fe}_2\text{Si}$  and  $\text{CrSi}$  generate. The surface residual stress reduces from 363.4 MPa to 158.6 MPa, and the microhardness increases from 631 HV to 1195 HV.

**Key words** laser technique; plasma spraying; laser remelting; nano SiC; microhardness

**OCIS codes** 140.3380; 140.3390

## 1 引言

将金属陶瓷粉末熔融成液滴并用高速喷枪将其喷涂于基体材料表面, 单个颗粒在基体表面黏附并冷凝, 通过连续堆积熔融的液滴和硬颗粒的连续层可以形成等离子喷涂金属陶瓷涂层<sup>[1]</sup>。然而, 由于喷涂原料及喷涂工艺的固有特点, 等离子喷涂金属陶瓷涂层不可避免地存在一些缺点: 一是喷涂涂层与基体的结合强度较低, 为机械结合; 二是喷涂涂层的组织结构一般呈层状, 层与层之间的孔隙及裂纹等微观缺陷较多。这些

**收稿日期:** 2017-05-03; **收到修改稿日期:** 2017-06-09

**基金项目:** 国家自然科学基金(51565017)、高端轴承摩擦学技术与应用国家地方联合工程实验室开放基金(201713)、江西省自然科学基金(2012BAB206026)、江西省教育厅资助项目(GJJ14424)

**作者简介:** 赵运才(1964—), 男, 博士后, 教授, 主要从事表面工程、再制造工程、摩擦磨损与抗磨技术方面的研究。

E-mail: 527676705@qq.com

\* 通信联系人。E-mail: 1501651565@qq.com

缺点会对涂层的力学性能和摩擦学性能产生较大影响,降低涂层的使用寿命<sup>[2-4]</sup>。

为了减少或消除等离子喷涂涂层的这些缺陷,研究者们通过各种工艺手段制备出了不同类型的复合涂层。Zakaria<sup>[5]</sup>将 SiC 颗粒作为增强相加入铝基复合材料中,提高了复合材料的耐腐蚀性能。田宗军等<sup>[6]</sup>采用等离子喷涂技术在 TiAl 合金表面上制备出了常规和纳米级金属陶瓷复合涂层,结果发现,常规金属陶瓷复合涂层中存在等离子喷涂涂层的片层状结构,而纳米级金属陶瓷复合涂层中存在纳米颗粒的部分融化区,而且这一区域的致密度显著增加。李崇桂等<sup>[7]</sup>在等离子喷涂之后采用激光重熔工艺对涂层进行重熔处理,结果发现,激光重熔后涂层的致密度得到提高,涂层中原有的片层状结构消失,孔隙、裂纹等微观缺陷得到改善,并且涂层与基体还实现了冶金结合。

将激光重熔作为等离子喷涂涂层的后处理技术是一种新型工艺<sup>[7-8]</sup>,近年来得到了广泛应用。同时,纳米颗粒作为涂层中的增强相也是提高涂层性能的一种手段<sup>[8-11]</sup>。鉴于此,本文对等离子喷涂金属陶瓷复合涂层进行常规激光重熔和加入纳米 SiC 颗粒的激光重熔,研究激光重熔和纳米材料耦合作用对涂层组织的改善机制。

## 2 试验方法

试验采用的基体材料为 45 钢,等离子喷涂前,先用砂纸打磨基体表面,再用丙酮溶液去除表面的油污等杂质。等离子喷涂涂层材料为铁基合金粉末(Fe40)和镍基碳化钨合金粉末(65%Ni60+35%WC),两种金属粉末按质量比为 9:1 进行配比。它们的化学成分如表 1 所示。

采用 JP-8000 型等离子喷涂设备制备常规铁基金属陶瓷涂层,涂层厚度为 0.4 mm,喷涂工艺参数如表 2 所示。采用雅阁-600 型激光重熔设备进行纳米 SiC 预置后的激光重熔,重熔工艺参数如表 3 所示。纳米 SiC 的纯度为 97%,平均粒径为 40 nm。为了确保激光重熔时涂层表面对激光具有足够的吸收率,避免纳米粉末在重熔过程中发生飞溅及气化,在纳米 SiC 粉末中加入一定量的黏结剂和吸光涂料。将黏结剂和吸光涂料充分搅拌混合,然后均匀地涂覆于铁基 WC 涂层表面,涂覆厚度约为 0.1 mm。

表 1 涂层粉末材料的主要化学成分(质量分数)

Table 1 Main chemical composition of coated powder materials (mass fraction)

Material	Ni	Cr	B	Si	C	Fe	WC
Fe40	8.9	16.4	2.1	1.9	<0.5	Margin	—
65%Ni60+35%WC	Margin	17.2	3.1	4.1	0.93	9.3	35

表 2 等离子喷涂工艺参数

Table 2 Process parameters of plasma spraying

Barrel specification /cm	Oxygen flow / (L·min <sup>-1</sup> )	Spray distance /mm	Powder delivery rate / (g·min <sup>-1</sup> )	Powder delivery pressure /MPa	Powder flow rate / (L·min <sup>-1</sup> )
10.16	872.978	350	100	0.34475	11.797

表 3 激光重熔主要工艺参数

Table 3 Main process parameters of laser remelting

Laser power /W	Scan speed / (mm·min <sup>-1</sup> )	Spot diameter /mm	Spacing /mm
600	200	2	1

利用线切割方法切取样品中间部分制备试样,试样尺寸为 6 mm×10 mm×15 mm。用金相砂纸由粗到细依次打磨试样,再用自制的抛光液对试样进行抛光,直至试样达到镜面效果。抛光后选择体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液作为腐蚀液对试样进行腐蚀,以备检测。

采用 MLA650F 型场发射扫描电子显微镜(SEM)观察试样表面与截面的微观组织,并采用电镜附带的能谱仪(EDS)对试样的截面进行线扫描分析。采用 Empyrean 型 X 射线粉末衍射仪(XRD)分析涂层试样的物相,再借助 MDI Jade6.5 软件与 X 射线衍射图谱计算涂层表面的残余应力。采用 FM-700 型显微硬度计对涂层试样的截面进行显微硬度测试,每个试样从涂层表面到内部每隔 40 μm 设定一个测试点,每点测试 3 次,并取其算术平均值作为显微硬度的测试值。加载时采用的载荷为 0.98 N,载荷保持时间为 15 s。

### 3 试验结果与分析

#### 3.1 涂层的微观组织

图 1 为扫描电镜下等离子喷涂铁基 WC 金属陶瓷复合涂层试样的表面与截面形貌。由图 1 可以看出,涂层表面呈现凹凸不平的现象,截面上则呈现为典型的片层状结构,在表面及截面上都存在许多微裂纹和微孔隙等微观缺陷。分析认为,在等离子喷涂过程中,铁基 WC 粉末被加热到熔融或半熔融状态后形成熔滴,熔滴通过高速喷枪喷涂到基体或已形成的涂层表面,并瞬间凝固,由于这些熔滴是依次堆叠并随机铺展的,因此在涂层表面上形成了凹凸不平的现象,在涂层内部则形成片层状结构。凹凸不平的现象使得涂层的表面粗糙度增加,内部的片层状结构则会使前一层和后一层不能充分熔合,并且层与层之间存在较多的裂纹与孔隙。在高速摩擦的使用环境下,这种呈层状结构特征的涂层极易发生黏着磨损,对涂层的性能及使用寿命有极大影响。此外,在涂层表面还观察到了一些白色的圆形颗粒,借助能谱仪分析后发现,这些颗粒中主要含有 W 元素和 C 元素,推断其应该是未熔的 WC 陶瓷颗粒,WC 陶瓷和基体铁之间的性能参数相差较大,加热后铁比陶瓷发生的塑性变形大,冷却时热收缩应力难以松弛,故而易产生裂纹。另外,涂层和基体的界面处有一条明显的锯齿形黑线,结合元素分布与等离子喷涂的特点分析可知,这是因为等离子喷涂时熔化的金属陶瓷颗粒在界面处架空堆叠,不能充分填充,导致基体与涂层之间为硬性连接,元素之间没有明显的相互扩散,故而表现为机械结合的方式,这在很大程度上降低了喷涂涂层与基体材料的结合强度。

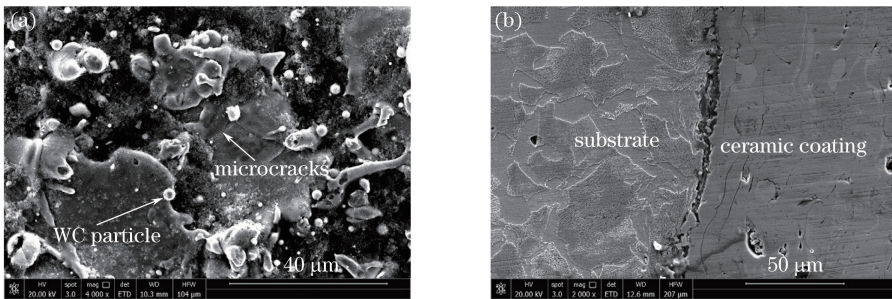


图 1 等离子喷涂涂层试样的表面及截面形貌。(a)表面形貌;(b)截面形貌

Fig. 1 Surface and cross-section morphology of plasma spraying coating sample. (a) Surface morphology; (b) cross-section morphology

图 2 为不含纳米 SiC 的激光重熔铁基 WC 金属陶瓷涂层试样的表面及截面形貌。由图 2 可以看到:重熔之后,涂层的致密性和均匀性都得到了提高,表面比较平整,截面处原有的片层状结构已消失;表面及截面上都只存在细小的微观孔隙。分析认为,涂层在激光束的二次高温作用下形成熔池,涂层和基体材料相互熔合,使得层状结构消失,表面处的熔池相互渗透,凹凸不平的现象消失。涂层与基体界面处原有的黑线消失,只存在一条不太明显的细线,而且可以看到明显的过渡区域。这说明,在激光重熔的高温作用下,涂层与基体中的元素发生了扩散现象,实现了涂层与基体的冶金结合,这种结合方式有助于提高界面的结合强度。但是,由于激光重熔的快速熔化与冷却,熔池中的少量微气泡来不及扩散到涂层表面,随着熔池的凝固形成了一个微小的气孔。这些气孔的存在会使涂层内部过早地发生氧化,大大降低了涂层的性能及使用寿命。

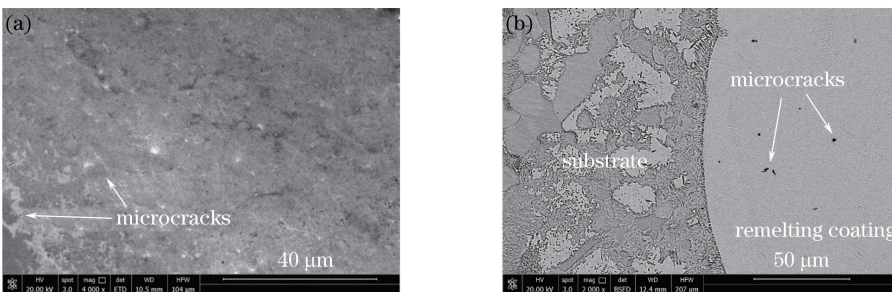


图 2 不含 SiC 激光重熔涂层试样的表面及截面形貌。(a)表面形貌;(b)截面形貌

Fig. 2 Surface and cross-section morphology of laser remelting coating without SiC sample.

(a) Surface morphology; (b) cross-section morphology

图 3 为加入纳米 SiC 之后的激光重熔铁基 WC 金属陶瓷涂层试样的表面及截面形貌。由图 3 可以看到:涂层表面弥散分布着纳米 SiC 颗粒,且 SiC 颗粒分布比较均匀;涂层表面及截面上几乎看不到气孔、裂纹等微观缺陷。作为增强相加入到涂层中的纳米 SiC 颗粒一部分在激光作用下分解,另一部分则仍以纳米颗粒的形式存在。纳米 SiC 分解出的 Si 元素与涂层材料中的 Fe、Cr 等元素发生反应,生成了硬质中间相,这些硬质中间相在熔融态时可以增加熔池的熔化潜热,使熔池的温度更高,流动性增强,表面张力降低,这些都有助于熔池内气体的排出及成分的均匀化。同时,在界面附近,基体元素与涂层元素之间的相互扩散现象更加明显,在图 3(b)中可以清楚地看到比图 2(b)中更加明显的过渡区域,这表明界面处的冶金结合程度更高,结合强度更高。未分解的纳米 SiC 颗粒,由于其小尺寸的特点,能够作为异质形核的核心,打断涂层内枝晶组织的连续性,起到细化晶粒的作用。

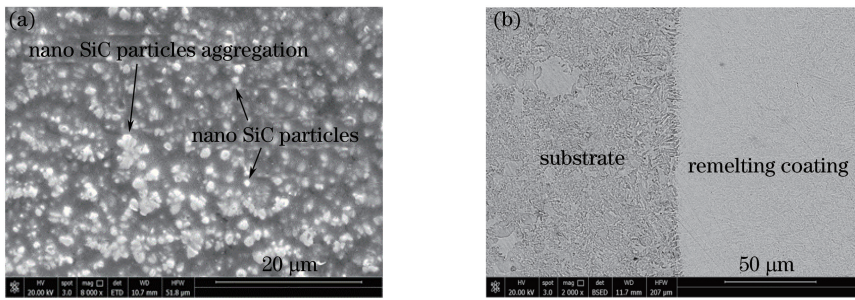


图 3 含纳米 SiC 激光重熔涂层试样的表面及截面形貌。(a)表面形貌;(b)截面形貌

Fig. 3 Surface and cross-section morphology of laser remelting coating sample with nano SiC.

(a) Surface morphology; (b) cross-section morphology

### 3.2 涂层内的主要元素分布

图 4 所示为不同涂层与基体界面处主要元素的线扫描结果,扫描长度为  $50 \mu\text{m}$ 。等离子喷涂铁基 WC 金属陶瓷复合涂层与基体材料界面处的线扫描结果如图 4(a)所示, Si、C、Ni 的含量在界面处呈明显的梯度变化的趋势,梯度很大,变化很快。这是因为等离子喷涂涂层与基体材料之间是机械结合的方式,元素之间的相互扩散不明显,过渡区域很小。不含纳米 SiC 粉末的激光重熔涂层与基体界面处的元素分布如图 4(b)所示,可以看出:涂层中 C 元素的质量分数有所降低,可能是原涂层中 WC 颗粒受重熔时高温的影响而发生了分解,一部分 C 元素与空气中的  $\text{O}_2$  生成  $\text{CO}_2$ ; Si 和 Ni 元素的含量没有太大变化;界面处的梯度有所减缓,这是因为激光重熔时涂层与基体实现了冶金结合,元素相互扩散明显,在界面处可以观察到清楚的过渡区域。含纳米 SiC 颗粒激光重熔涂层与基体材料界面处的主要元素分布如图 4(c)所示,可以看到:由于涂覆了纳米 SiC 粉末,涂层中 Si 元素的质量分数超过了 Ni 元素的质量分数, C 元素的质量分数也明显增加, Si 元素和 C 元素与涂层中原有的 Fe、Ni、Cr 等元素发生反应生成了硬质中间相,增强了涂层的强度和硬度。

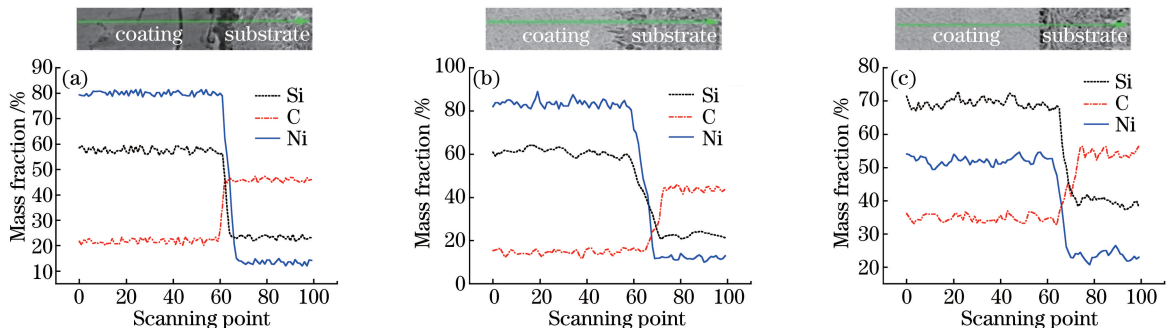


图 4 涂层与基体界面处主要元素的线扫描结果。(a)等离子喷涂涂层与基体界面;

(b)不含 SiC 激光重熔涂层与基体界面;(c)含纳米 SiC 激光重熔涂层与基体界面

Fig. 4 Line scanning results of main elements at interface of coating and substrate.

(a) Interface of plasma spraying coating and substrate; (b) interface of laser remelting coating without SiC and substrate; (c) interface of laser remelting coating with nano SiC and substrate

另外,在图 4(c)中可以看到存在比图 4(b)中更加明显的过渡区域,这已在 3.1 节涂层与基体界面的形貌分析中说明。

### 3.3 涂层的物相分析

不同涂层的 XRD 谱如图 5 所示。图 5(a)为等离子喷涂铁基 WC 金属陶瓷复合涂层的 XRD 谱,可以看出,不含纳米 SiC 重熔涂层的主要物相为铁镍合金相(Fe, Ni)、 $\alpha$ -Cr 固溶体,另外还存在少量由 Fe 和 Ni 反应生成的  $\text{Fe}_{0.64}\text{Ni}_{0.36}$  硬质相以及未分解的 WC 陶瓷颗粒。由于铁基 WC 陶瓷合金粉末中含有 Cr 和 Si,等离子喷涂时部分 WC 在高温作用下分解成 C 和 W, C 可以与涂层中的 Cr 反应生成  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  硬质中间相, Si 可以与 Cr 反应生成  $\text{CrSi}_2$  硬质中间相,这些硬质中间相在涂层中作为第二相固溶体,是涂层固溶强化的主要载体,增强了涂层的强度和硬度。图 5(b)为不含纳米 SiC 激光重熔涂层的 XRD 谱,可见,激光重熔后,涂层中的  $\text{CrSi}_2$ 、 $\text{Cr}_7\text{C}_3$  增多,而且生成了  $\text{Fe}_2\text{Si}$ 、 $\text{CrSi}$  等新的中间相。这是因为激光重熔时,在激光高能量的作用下,涂层中的 Si 和 C 更容易与 Fe、Cr 等元素发生化学反应,生成各种硬质中间相。图 5(c)为含纳米 SiC 激光重熔涂层的 XRD 谱,可以看出,加入纳米 SiC 之后,涂层中  $\text{CrSi}_2$ 、 $\text{Cr}_7\text{C}_3$  硬质相的含量显著增多,  $\text{Fe}_2\text{Si}$ 、 $\text{CrSi}$  等新相的含量增多。这是因为加入的部分纳米 SiC 在高能量激光作用下发生分解,分解出的 Si 与原涂层中的 Fe、Cr 等发生了化学反应。这个过程可能发生的主要反应方程式为  $\text{SiC} \rightarrow \text{Si} + \text{C}$ ,  $x\text{Fe} + y\text{Si} \rightarrow \text{Fe}_x\text{Si}_y$ ,  $x\text{Cr} + y\text{Si} \rightarrow \text{Cr}_x\text{Si}_y$ 。

由图 5(c)还可以看到,重熔层中仍然存在部分未分解的纳米 SiC 颗粒。为了保证涂层中存在纳米颗粒,重熔时采用的激光功率较低,故而部分纳米 SiC 未被分解,而是随着熔池的流动进入重熔层内部,均匀分布于涂层中。由于 SiC 陶瓷材料具有较高的强度和硬度,故而一定程度上具有弥散强化的作用。由此可见,重熔时加入纳米 SiC 不仅可以在重熔层中生成中间相,起固溶强化的作用,而且可以起到弥散强化的作用,这有利于提高涂层的性能。

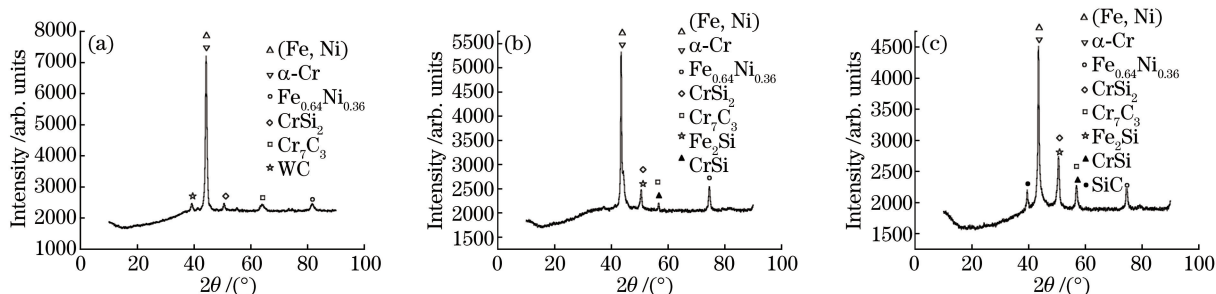


图 5 不同涂层的 XRD 谱。(a)等离子喷涂涂层;(b)不含 SiC 的激光重熔涂层;(c)含纳米 SiC 的激光重熔涂层  
Fig. 5 XRD patterns of different coatings. (a) Plasma spraying coating; (b) laser remelting coating without SiC;  
(c) laser remelting coating with nano SiC

根据图 5(c)所示的 XRD 谱还可以借助谢乐公式估算涂层中纳米 SiC 颗粒的尺寸  $D$ 。谢乐公式为

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta}, \quad (1)$$

式中  $K$  为常数,  $\lambda$  为 X 射线的波长,  $\beta$  为衍射峰的半峰全宽,  $\theta$  为衍射角。其中,  $K$  一般取 1, X 射线的波长  $\lambda$  为 0.15405 nm, 计算得到纳米 SiC 颗粒的尺寸为 59 nm, 没有明显长大。说明激光重熔时,在非平衡态激光能量的输入下,涂层的熔化和冷却时间特别短,一方面细化了颗粒,另一方面缩短了纳米 SiC 颗粒的烧结时间,使纳米 SiC 颗粒尺寸保持在纳米范围内。

### 3.4 涂层中残余应力的计算

无论是等离子喷涂还是激光重熔,都会在涂层中产生极高的热应力,这些热应力消失后会在涂层内部存留一部分残余应力。为了测量涂层内的这部分残余应力,利用涂层的 XRD 谱,采用 Mchearauch 提出的应力计算  $\sin^2 \psi$  法,借助 MDI Jade6.5 软件计算涂层表面的残余应力,计算结果如图 6 所示。 $\sin^2 \psi$  法的计算公式为

$$\sigma = k \frac{\Delta(2\theta)}{\Delta(\sin^2 \psi)}, \quad (2)$$

式中 $\sigma$ 为涂层表面的残余应力; $k$ 为应力常数,与涂层材料有关,可由弹性模量和泊松比求得; $\psi$ 为X射线的入射角。

从图6可以看出:三种涂层表面处的残余应力均为正值,说明残余应力是以拉应力的形式存在的;等离子喷涂涂层表面的残余应力为363.4 MPa,不含纳米SiC激光重熔涂层表面的残余应力为185.7 MPa,较等离子喷涂涂层中的残余应力降低了48.9%;含纳米SiC激光重熔涂层表面的残余应力为158.6 MPa,较不含纳米SiC激光重熔涂层降低了14.6%。分析认为,等离子喷涂涂层中存在较多的孔隙、裂纹等微观缺陷,激光重熔能够极大地改善涂层内的微观缺陷,从而使残余应力也得到了显著降低。重熔时,纳米SiC的加入能够降低涂层的热膨胀系数,提高涂层的固液收缩能力,对涂层表面残余应力的降低起到了很大作用。

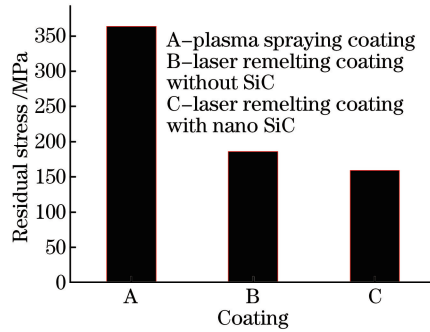


图6 不同涂层表面的残余应力

Fig. 6 Residual stress on surface of different coatings

### 3.5 涂层的显微硬度

由图7可见:不同涂层的显微硬度均随着深度(距表面的距离)增加呈不断减小的趋势,在涂层与过渡层交界处,显微硬度快速下降到250 HV左右,这与基体材料的显微硬度相差不大;等离子喷涂涂层经激光重熔后,显微硬度得到了明显提高,靠近表面处的显微硬度由激光重熔前的646 HV提高到了950 HV;加入纳米SiC并重熔后,靠近表面处的显微硬度提高到了1195 HV,可见激光重熔和纳米颗粒的加入都会对涂层的显微硬度有极大的改善作用。分析认为,等离子喷涂涂层经激光重熔之后,涂层中的孔隙、裂纹等微观缺陷得以消除,涂层更加致密,涂层中的 $\text{CrSi}_2$ 、 $\text{Cr}_7\text{C}_3$ 等硬质中间相含量得以提高,这些因素的共同作用使得涂层的显微硬度提高。另外,重熔时加入的纳米SiC颗粒,一方面可以作为异质形核的核心,细化晶粒;另一方面可以促进涂层中硬质中间相的形成,亦使得涂层的显微硬度得到提高。另由图7可以看出,三条变化曲线在过渡层中均有一小段上升的趋势,这可能是因为等离子喷涂和激光重熔时的热量传递到了基体中,对基体材料具有一定的强化效果,故而导致局部区域的硬度上升。

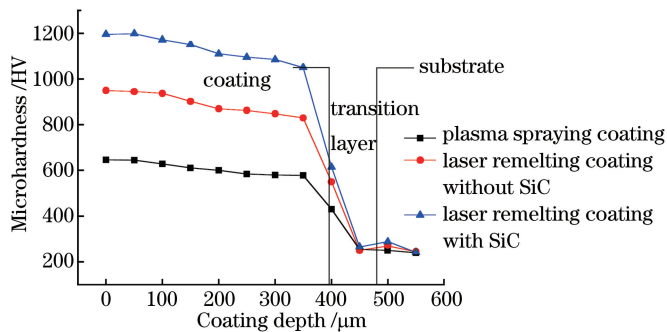


图7 不同涂层显微硬度随涂层深度的变化曲线

Fig. 7 Microhardness vs coating depth for different coatings

## 4 结 论

激光重熔后,等离子喷涂涂层的片层状结构得以消除,涂层组织的致密性和均匀性得到提高,但仍存在

少许微观孔隙。添加纳米 SiC 并重熔后获得了纳米结构的涂层,孔隙、裂纹、气孔、裂纹等微观缺陷消失,涂层与基体的界面处实现了冶金结合,原有的黑线消失,可以看到明显的过渡区域,涂层元素与基体元素之间的相互扩散现象比不添加纳米 SiC 时更加明显,冶金结合更加充分。仅激光重熔后,涂层中  $\text{CrSi}_2$  和  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  相的含量有所增多,而且生成了  $\text{Fe}_2\text{Si}$ 、 $\text{CrSi}$  等新的硬质中间相;添加纳米 SiC 并重熔后,生成的这些硬质中间相的含量比不加纳米 SiC 时更多。激光和纳米材料的耦合作用不仅使涂层表面的残余应力由 363.4 MPa 降低到 158.6 MPa,而且使截面上的显微硬度显著提高,在靠近表面处由 631 HV 提高到了 1195 HV。

### 参 考 文 献

- [1] Li C G, Yu Z S, Zhang Y F, *et al.* Microstructure evolution of laser remelted  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13wt.%  $\text{TiO}_2$  coatings[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 576: 187-194.
- [2] An Y L, Li S J, Hou G L, *et al.* Mechanical and tribological properties of nano/micro composite alumina coatings fabricated by atmospheric plasma spraying[J]. Ceramics International, 2017, 315: 9-16.
- [3] Gao Y L, Jie M, Liu Y. Mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic coatings prepared by plasma spraying on magnesium alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 315: 214-219.
- [4] Sun Fanghong, Ma Zhuang, Liu Yingrui, *et al.* Research progress of the way to decrease plasma spraying ceramic coating porosity[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2013, 32(11): 2274-2280.  
孙方红, 马壮, 刘应瑞, 等. 等离子喷涂陶瓷涂层降低孔隙率的研究进展[J]. 硅酸盐通报, 2013, 32(11): 2274-2280.
- [5] Zakaria H M. Microstructural and corrosion behavior of Al/SiC metal matrix composites[J]. Ain Shams Engineering Journal, 2014, 5: 831-838.
- [6] Tian Zongjun, Wang Dongsheng, Shen Lida, *et al.* Study on nanostructured  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13 $\text{TiO}_2$  ceramic coatings by plasma-spraying[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(10): 1740-1744.  
田宗军, 王东生, 沈理达, 等. 等离子喷涂纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13 $\text{TiO}_2$  陶瓷涂层研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(10): 1740-1744.
- [7] Li Chonggui, Feng Xiaosong, Lu Qinghua, *et al.* Strength and toughness of laser-remelted  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{TiO}_2$  coatings[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(9): 63-65.  
李崇桂, 封小松, 卢庆华, 等. 激光重熔  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{TiO}_2$  涂层的强韧性能[J]. 焊接学报, 2013, 34(9): 63-65.
- [8] Ge Y Q, Wang W X, Wang X, *et al.* Study on laser surface remelting of plasma-sprayed Al-Si/1wt% nano- $\text{Si}_3\text{N}_4$  coating on AZ31B magnesium alloy[J]. Applied Surface Science, 2013, 273: 122-127.
- [9] Bao Yumei, Gao Haiming, Chai Guozhong, *et al.* Preparation and characterization of fluorinated hydroxyapatite coating by laser cladding and plasma spraying[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(8): 0806003.  
鲍雨梅, 高海明, 柴国钟, 等. 激光熔覆与等离子喷涂制备 FHA 涂层及其性能研究[J]. 中国激光, 2015, 42(8): 0806003.
- [10] Tang Yu, Luo Shaoming, Wang Keqiang, *et al.* Influence of nano- $\text{TiO}_2$  dopant on  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  IMC grain ripening growth in Sn-3.0Ag-0.5Cu- $x\text{TiO}_2$  solder joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(12): 56-60.  
唐宇, 骆少明, 王克强, 等.  $\text{TiO}_2$  纳米颗粒掺杂对 Sn-3.0Ag-0.5Cu- $x\text{TiO}_2$  焊点界面  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  IMC 晶粒生长的影响机理[J]. 焊接学报, 2015, 36(12): 56-60.
- [11] Tian Z J, Shen L D, Huang Y H, *et al.* Nano-SiC modified plasma sprayed ceramic coatings prepared by laser sintering[J]. Key Engineering Materials, 2008, 375/376: 348-352.