

# 激光熔覆 316L+SiC 的强化机制和摩擦磨损性能研究

段晓溪<sup>1</sup> 高士友<sup>1</sup> 顾勇飞<sup>1</sup> 李健光<sup>2</sup> 赵静梅<sup>1</sup> 王 宾<sup>1</sup>

<sup>1</sup>燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066000

<sup>2</sup>神华黄骅港务有限责任公司, 河北 沧州 061113

**摘要** 采用激光熔覆技术,在 Q235 钢表面分别制备了 316L、不同质量分数(5%、10%、13.26%)和不同尺寸(纳米、微米)的 316L-SiC 熔覆层。利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X 射线能谱仪(EDS)、X 射线衍射仪(XRD)等检测了熔覆层显微组织并分析了强化机制,利用显微硬度计和摩擦磨损试验机分析了熔覆层的横截面硬度分布和表面摩擦磨损性能。结果表明,316L+10%SiC 为适当的添加量。在相同添加量时,微米 SiC 发生部分分解,有残留的 SiC 相;纳米 SiC 发生完全分解,生成新的强化相碳化物  $M_7C_3$  和硅化物 FeSi,新的强化相有效地抑制了柱状晶生长,使熔覆层组织转变为胞状晶,并且抑制了搭接重熔区的  $\gamma$ -CrFeNi 晶粒长大,其熔覆层硬度最高达到 527 HV,比 316L 熔覆层提高了 132%,与微米 SiC 熔覆层相比,其硬度提高 100 HV 以上,摩擦系数和磨损量均最小,具有优良的抗磨损性能。

**关键词** 激光技术;激光熔覆;316 L 不锈钢;纳米 SiC;强化机制;摩擦磨损

中图分类号 TG156.99 文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0103004

## Study on Reinforcement Mechanism and Frictional Wear Properties of 316L-SiC Mixed Layer Deposited by Laser Cladding

Duan Xiaoxi<sup>1</sup> Gao Shiyou<sup>1</sup> Gu Yongfei<sup>1</sup> Li Jianguang<sup>2</sup> Zhao Jingmei<sup>1</sup> Wang Bin<sup>1</sup>

<sup>1</sup>College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066000, China

<sup>2</sup>Shenhua Huanghua Port Service Co Ltd, Cangzhou, Hebei 061113, China

**Abstract** The thin surface layers of 316 L stainless steel with different mass fractions (5%, 10%, 13.26%) and sizes (nano, micro) SiC composite powder are deposited on Q235 steel substrates by laser cladding process. Sections of such coatings are examined to reveal their microstructure and properties and to analyze the strengthen mechanism, by using optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and X-ray diffractometer (XRD). The distribution of the hardness on the cross section of cladding layer and wear resistance of the coatings also are tested by microhardness tester and frictional wear tester. The results show that 316L stainless steel with 10% of the SiC is appropriate. With the same proportion, micro SiC just dissolve partly, but some SiC phase exists; while nano SiC will be dissolved totally, producing new strengthening phase  $M_7C_3$  and FeSi, which can effectively inhibit the growth of the columnar crystal, and change the microstructure of the cladding layer for cellular crystal, also restrain the growth of  $\gamma$ -CrFeNi grain in the overlapping remelting area, the coating hardness reaches 527HV increase by 132% compare with the pure 316L coating; the coating hardness is higher than 100HV, compare with the cladding layer with the addition of 10% micro SiC, and the friction coefficient and wear weight loss are minimal, which leads excellent wear resistance.

**Key words** laser technique; laser cladding; 316L stainless steel; nano SiC; reinforcement mechanism; frictional wear

**OCIS codes** 160.3900; 160.4236; 160.3380

收稿日期: 2015-07-31; 收到修改稿日期: 2015-09-28

基金项目: 国家自然科学基金(51375425,51375426)

作者简介: 段晓溪(1990—),女,硕士研究生,主要从事激光表面改性方面的研究。E-mail: 535514190@qq.com

导师简介: 高士友(1958—),男,博士,教授,博士生导师,主要从事激光增材技术和激光表面改性方面的研究。

E-mail: gao58@sina.com(通信联系人)

## 1 引言

激光熔覆技术是利用高能量密度的激光束使熔覆材料与基材表面一起熔凝沉积,在基材表面与熔覆材料之间形成冶金结合,达到修复和强化的目的。激光熔池中高速的马兰戈尼对流和极高的温度梯度能促进匀质组织结构形成<sup>[1,2]</sup>。

316L不锈钢的拉伸、压缩和抗冲击强度高,有很好的抗氧化性、耐腐蚀能力,被广泛应用于石油、化工、电力、交通、航空、航海、能源开发以及轻工、医药等领域,但其硬度低、耐磨性差严重制约了在摩擦磨损结构件领域中的应用<sup>[3]</sup>。

目前激光熔覆常用的材料包括自熔性合金,金属陶瓷弥散或复合材料,陶瓷材料等<sup>[4]</sup>。其中,金属陶瓷弥散或复合材料由金属陶瓷作为硬质相,金属或合金作为粘结相,获得具有硬质合金性能的表面涂层。国内外学者近些年来对激光熔覆陶瓷复合涂层做了诸多研究。

Song等<sup>[5]</sup>利用选区激光熔化快速成形技术,利用Fe和SiC的简单混合粉末制备了块状Fe/SiC纳米复合材料,在复合材料中,平均尺寸为78 nm的SiC颗粒均匀弥散分布在针状马氏体和珠光体中,比纯铁试样抗拉强度高出753 MPa。Majumdar等<sup>[6]</sup>在316L不锈钢粉末中分别添加了20%和5%的SiC颗粒,通过激光熔覆获得了无缺陷的熔覆层。在熔覆层中,含有SiC、Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>和极少的Fe<sub>2</sub>Si,熔覆层的显微硬度和耐磨性都得到了显著提高。Majumdar等<sup>[7]</sup>通过激光熔覆技术,分两步在低碳钢表面制备了85%Fe+15%SiC和95%Fe+5%SiC的梯度涂层,在涂层中发现了弥散分布在铁素体中的SiC和Fe<sub>2</sub>Si, SiC发生了部分分解,涂层底部分解率最高,涂层表面SiC体积分数最高。涂层表面硬度最高达到600 VHN,耐磨性和耐蚀性与基体相比也显著提高。

本文在316L不锈钢粉末中添加了不同质量分数的微米级和纳米级的SiC粉末,通过激光熔覆技术,在Q235钢表面制备了金属基SiC熔覆层,通过显微组织分析、硬度测试、摩擦磨损试验,分析了微米级和纳米级的SiC在熔覆层中的强化机制,说明了添加微米级和纳米级SiC熔覆层的硬度分布特点,评价了其摩擦磨损性能,确定纳米级SiC熔覆层的摩擦磨损特性。

## 2 材料与实验方法

在Q235钢表面单道熔覆不同质量分数和不同尺寸的316L+SiC复合粉。在实验前,用无水乙醇和丙酮将基体表面清洗干净,并对316L不锈钢粉进行真空烘干处理。Q235基板和316L粉的成分见表1。在316L不锈钢粉中添加微米级(颗粒尺寸小于等于74 μm)和纳米级(颗粒尺寸小于等于100 nm)的SiC,选取5种质量分数:316L不锈钢+5%微米SiC,316L不锈钢+10%微米SiC,316L不锈钢+13.26%微米SiC,316L+5%纳米SiC,316L+10%纳米SiC。按照5种质量分数,在球磨机中混粉6 h后,采用预置铺粉方式,铺粉厚度S=1 mm,如图1所示。采用2 kW横流CO<sub>2</sub>激光熔覆系统,熔覆工艺参数:激光功率1.5 kW,扫描速度5 mm/s,光斑直径3.0 mm,进行单道激光熔覆。然后分别选取纳米SiC和微米SiC质量分数为10%的复合粉末,采用相同工艺参数,进行双层多道熔覆,获得表面积为40 mm×40 mm的熔覆层。

熔覆后,单道熔覆试板沿熔覆层横截面进行切割、镶样、磨抛,并用王水腐蚀。双层多道熔覆试板分别对熔覆层表面和横截面制样。利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、能谱仪(EDS)和X射线衍射仪(XRD)进行熔覆层的微观组织和相分析;维氏显微硬度计进行硬度测试,载荷为300 gf,加载时间15 s,每个位置测量3次,取平均值;采用球盘往复磨损方式,在CETR-UMT-2磨损试验机上进行耐磨性测试,上试样为直径4 mm的GCr15钢球(HRC55),下试样为30 mm×10 mm×5 mm的激光熔覆试样,法向载荷5 N,往复滑移距离20 mm,频率3 Hz,磨损时间30 min。

表1 Q235钢、316L不锈钢粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Q235 steel and 316L stainless steel powder composition (mass fraction, %)

Q235	C	0.135	316L	Cr	17.0
	P	0.017		Ni	12.0
	Mn	0.409		Mo	2.5
	Si	0.178		Si	≤1.0
	S	0.037		Mn	≤2.0
	Fe	Bal		Fe	Bal

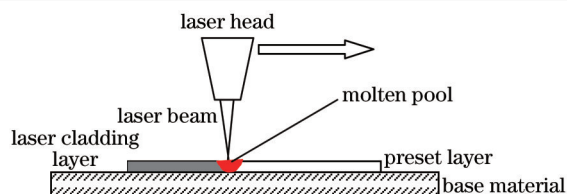


图1 预置粉末激光熔覆示意图

Fig.1 Schematic diagram of pre-powder for laser cladding

### 3 结果与讨论

#### 3.1 熔覆层的宏观形貌

图2是单道熔覆层宏观形貌,图中看出,316L粉的熔覆层A,表面光亮平整,有金属光泽,几乎没有熔渣凸起。添加了SiC粉末之后,熔覆层表面有氧化皮,表面不平整,为灰黑色。沿图2中红色虚线位置(垂直于激光扫描方向),采用电火花线切割(WEDM)切取金相分析试样。图3是双层多道熔覆层宏观形貌,从图中看出,经过多道搭接后,由于搭接过程对上一道熔覆层的热影响,熔覆层表面较为平整。添加了10%SiC的熔覆层表面,虽然发生轻微氧化,但是比316L熔覆层表面更加光滑。

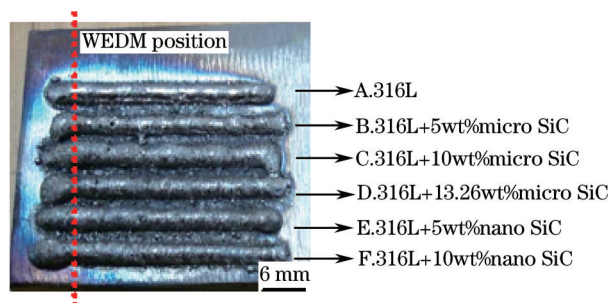


图2 单道激光熔覆层形貌

Fig.2 Surface morphology of single pass laser cladding

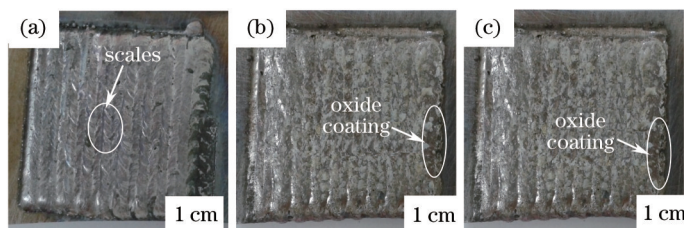


图3 多道搭接激光熔覆形貌

Fig.3 Multi-pass lap laser cladding morphology

#### 3.2 熔覆层的显微组织分析

##### 3.2.1 熔覆层物相分析

已有研究表明,316 L熔覆层主要形成垂直于结合面的外延生长的奥氏体柱状树枝晶<sup>[8]</sup>。图4是316+10%SiC熔覆层的微观组织形态。对图4(a)~(e)中的枝晶组织A1、A2;共晶组织B1、B2、C1、C2以及白亮颗粒D,分别进行EDS分析,各元素相对质量分数列入表2,同时列出了熔覆材料原始成分的各元素质量分数以作参考。表2显示,A1、A2中富Fe、Ni元素,B1、B2中富Cr、Mo、C元素,C1、C2中富Fe、Si元素,D中富C、Si元素。结合组织形态以及XRD分析结果可以证实,呈浅灰色的A1、A2是固溶了Mo、C、Si等元素的 $\gamma$ -CrFeNi相;在黑白色相间层片状的共晶组织中,B1、B2是 $M_7C_3$ 相,C1、C2是FeSi相;白亮颗粒D是未熔的SiC相,而且SiC相只在316+10%SiC(微米)熔覆层中存在,这与XRD分析结果相一致。图5是316+10%SiC熔覆层的XRD图谱,图中看出,熔覆层中主要物相是 $\gamma$ -CrFeNi、 $M_7C_3$ 、FeSi。由于Cr、Fe、Ni、Mo可以相互取代,形成(Cr, Fe, Ni, Mo)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>,用 $M_7C_3$ 来表示此种碳化物<sup>[9]</sup>。316+10%SiC(微米)熔覆层中依然有少量未分解的SiC相。

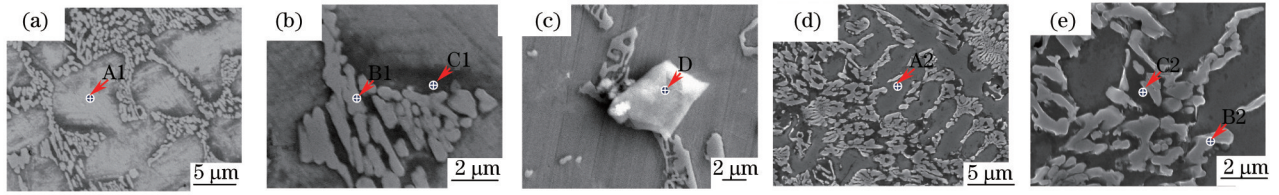


图4 扫描电镜下熔覆层的微观组织

Fig.4 Microstructure of coating under SEM

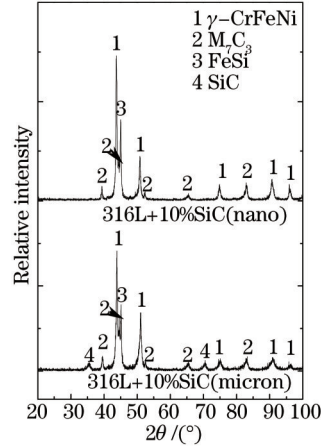


图5 316+10%SiC熔覆层XRD图谱

Fig.5 X-ray diffraction pattern of 316+10%SiC coating

表2 熔覆层的EDS结果

Table 2 EDS results of cladding layer

Element	Fe	Cr	Ni	Mo	Si	C
Original composition	61.65	15.30	10.80	2.25	7.00	3.00
A1	72.17	12.69	9.82	0.22	3.90	1.20
A2	71.71	11.82	10.74	0.34	4.25	1.15
B1	43.60	35.46	4.74	7.80	1.06	6.41
B2	46.76	33.56	5.35	7.43	1.65	6.24
C1	70.01	13.11	6.41	0.18	9.21	1.08
C2	70.83	11.81	7.04	0	9.74	0.58
D	55.27	3.96	3.09	0	16.83	9.6

### 3.2.2 单道熔覆层微观组织分析

图6是316 L+SiC熔覆层横截面的微观组织。图6(a)显示316 L不锈钢熔覆层的微观组织为柱状晶,柱状晶之间断续分布着大小不等的等轴晶。如图6(b)所示,在添加5%微米SiC的微观组织中,粗大柱状晶依然大量存在,有部分胞状晶,组织不均匀。图6(c)添加10%微米SiC之后,基本上全部转变为树枝晶和胞状晶。随着SiC添加量的增加,熔覆层组织发生了由柱状晶向胞状晶的转变。这是由于强化相的存在,使异质形核点增多,熔池凝固过程中形核速率提高,起到了细化晶粒的作用<sup>[10]</sup>。图6(d)显示,当SiC含量达到13.26%时,也明显的影响了组织的均匀性,过量SiC的加入,导致粉末团聚,在激光熔覆中熔池的流动性减弱,降低硬质增强相的弥散分布。图6(e)为添加了5%纳米SiC,与图6(b)相比,柱状晶生长被明显打断,组织更加均匀。图6(f)为添加了10%纳米SiC,与图6(c)相比,组织更加细小;与图6(d)相比,组织更加均匀。这是由于纳米SiC有较强的吸附性,与316 L粉均匀混合。在激光熔覆过程中,冷却速度可达 $10^5 \sim 10^9$  K/s,在这种快速凝固条件下,熔池中的凝固生长界面显著偏离平衡,固液界面前进的速率超过溶质原子在液相中的扩散速率<sup>[11]</sup>,纳米SiC即使被熔化也来不及散开,从而在熔覆层中原位生成新相 $M_7C_3$ 和FeSi,弥散分布在枝晶间,达到强化目的。



图7是熔覆层与基体冶金结合带的界面区形貌,图中显示熔覆层与基体呈现很好的冶金结合,界面区没有出现裂纹,稀释区没有显示出明显的组织差异。若熔覆层与稀释区之间存在明显的组织差异,说明稀释区的化学成分复杂,抗腐蚀性能与熔覆层存在差别<sup>[12]</sup>。图7(a)是未添加SiC的界面区,熔覆层为垂直于界面方向生长的柱状晶。这是因为熔池底部主要依靠基体散热,散热方向垂直于基体表面,且温度梯度较大,所以生成与界面垂直的柱状晶<sup>[13]</sup>。图7(b)是添加10%微米SiC的界面区,熔覆层转变为非外延生长的胞状组织。

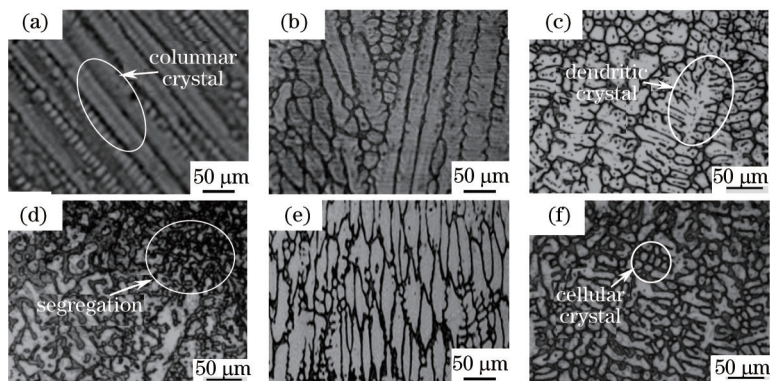


图6 熔覆层横截面中部的微观组织

Fig.6 Microstructure of mid-part of coating in cross section

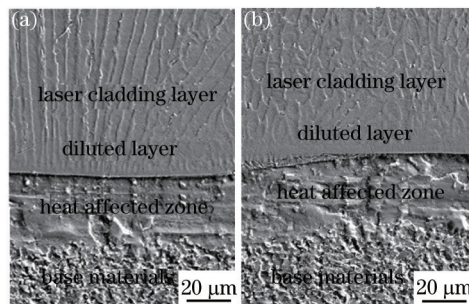


图7 熔覆层与基体冶金结合带界面区SEM形貌

Fig.7 SEM figure of cladding layer and metallurgical belt

### 3.2.3 双层多道搭接熔覆层微观组织分析

经过上述分析得出,当添加10%SiC时,组织均匀而细小,所以分别取316L、316L+10%微米SiC、316L+10%纳米SiC,进行双层多道搭接熔覆。图8是各熔覆层的显微组织,从图8(a)~(c)对比看出,添加SiC的组织出现了共晶相,而且,添加同等质量分数的纳米SiC,共晶相分布更加均匀,能更有效地抑制柱状晶生长,使熔覆层组织转变为胞状晶。

多道搭接熔覆选用60%的搭接率,第一道熔覆层会有一部分发生重熔,搭接区枝晶生长方向发生改变,如图9所示。对于上一道熔覆层而言,存在热影响区(HAZ),如图10所示。由于快速凝固而出现的微观偏析

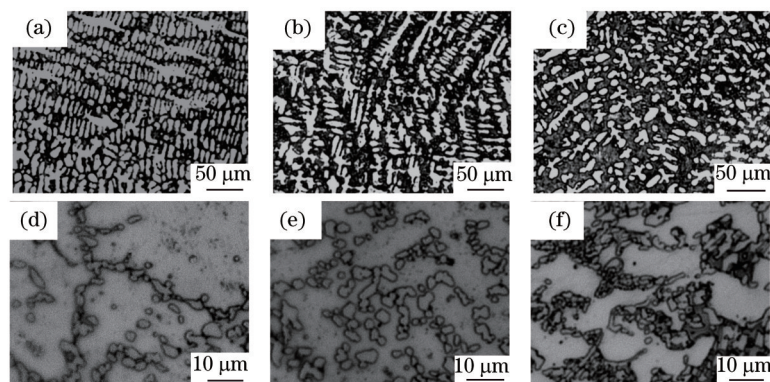


图8 熔覆层表面显微组织

Fig.8 Microstructure of cladding surface

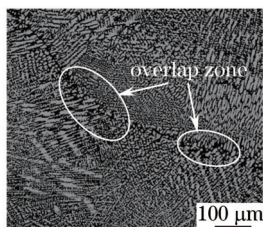


图9 316L+10%微米 SiC 熔覆层横截面搭接区

Fig.9 316L+10% micro SiC overlap zone of coating in cross section

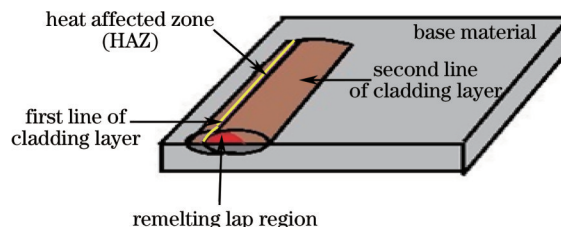


图10 激光熔覆过程搭接重熔区示意图

Fig.10 Schematic diagram of overlap zone in laser cladding process

和共晶相,很容易通过热处理而消除;热影响区的微观偏析和共晶相有了发生固态相变而消失的趋势,如图8(d)~(f)。但是通过对比发现,添加 SiC 熔覆层的搭接 HAZ 区[见图 8(e)、(f)],由于存在  $M_7C_3$ 、FeSi,固态相变速度减慢, $\gamma$ -CrFeNi 晶粒长大受到抑制;尤其是添加纳米 SiC,晶间共晶相分布更加均匀,效果更加明显。这对于熔覆层力学性能的均匀性有重要意义。

### 3.3 熔覆层的硬度分布和摩擦磨损试验

#### 3.3.1 熔覆层硬度分布

图 11 是熔覆层横截面显微硬度分布,其中 m、m2、n2 是多道搭接熔覆层,从熔覆层与基体界面区(BZ)为原点厚度约 1.4 mm,m1、m3、n1 是单道熔覆层,厚度约 0.7 mm。在图 11 中看出,316L 不锈钢熔覆层的显微硬度最大值为 228 HV,添加 13.26%微米 SiC 的显微硬度最大值达到 575 HV,提高 2 倍以上。在添加了 SiC 的熔覆层中,显微硬度沿层深呈明显的阶梯状分布,其中熔覆区具有最高的平均硬度值,显微硬度的最大值出现在距离表面约 0.2 mm 处,这是由于熔覆层表面过冷度相对较低,凝固后晶粒较为粗大所致<sup>[14]</sup>。在稀释区,由于基体材料部分熔化混入涂层而引起涂层成分发生变化,硬度开始降低<sup>[15]</sup>。热影响区,由于显微组织由奥氏体转变为珠光体+铁素体,显微硬度发生陡降<sup>[16]</sup>。

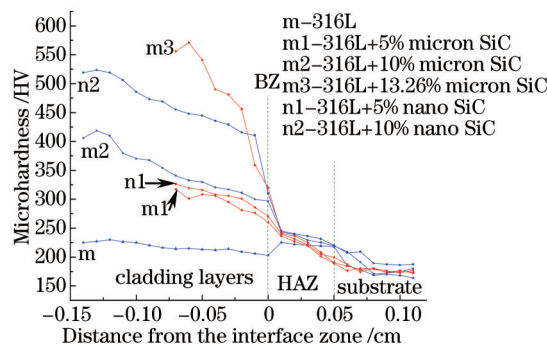


图 11 熔覆层显微硬度纵向分布

Fig.11 Microhardness longitudinal distribution of cladding layers

通过对比不同质量分数微米级 SiC(m, m1, m2, m3)和不同质量分数纳米级 SiC(m, n1, n2),可得添加 SiC 后熔覆层硬度提高,其主要原因是<sup>[17]</sup>:a) 熔覆层晶形由粗大柱状晶转变为细小的胞状晶,发生细晶强化;b) 熔覆层中存在强化相 SiC、 $M_7C_3$  和 FeSi 在奥氏体晶间弥散分布,在塑性变形过程中,阻碍位错运动,造成弥散强化。通过对比添加相同质量分数的微米和纳米 SiC(m1 与 n1 和 m2 与 n2),发现添加纳米 SiC 能更明显的提高熔覆层硬度,这是因为纳米 SiC 在激光束作用下分解,原位生成碳化物  $M_7C_3$  和 FeSi,在奥氏体晶间弥散分布,提高了熔覆层的显微硬度。这种通过在一定条件下的化学反应,在晶粒内原位生成增强相从而达到强化目的(称为原位合成技术)能获得细小的增强相,其热力学性能稳定、界面无污染、与基体相之间的结合强度高<sup>[18]</sup>。

图 12 是熔覆层横截面显微硬度测试点与显微组织形貌,横向硬度测试点穿越了搭接区,测量数据如图 13 所示。搭接区组织变化导致硬度轻微波动,图 13(b)显示 316L + 10%微米 SiC 在相同深度的硬度值波动范围在 50 HV 之内,而图 13(a)显示 316L + 10%纳米 SiC 的相应波动范围在 40 HV 之内。因此,添加 10%纳米 SiC 比微米 SiC 能进一步提高熔覆层硬度,而且还能缓解由于搭接区组织变化而引起的硬度波动。



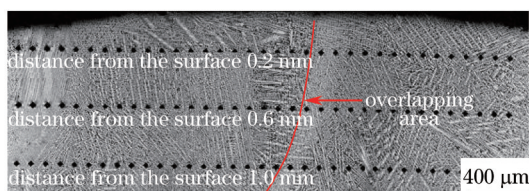


图12 316 L + 10%微米SiC熔覆层横截面硬度测试点与微观组织形貌

Fig.12 316 L + 10% micro SiC hardness testing point and microstructure morphology

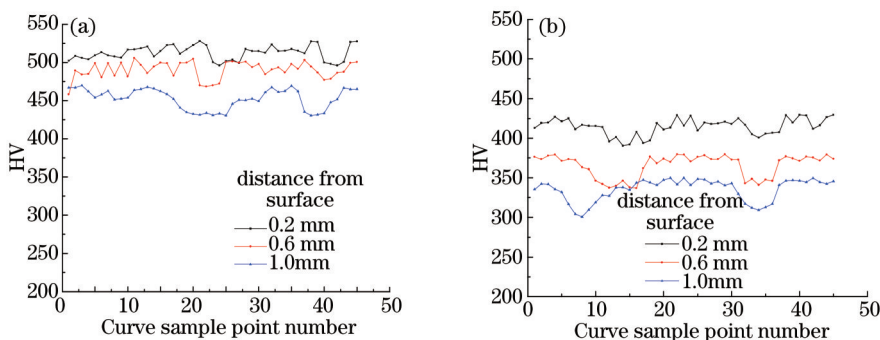


图13 熔覆层硬度横向分布

Fig.13 Microhardness transverse distribution of cladding layers

### 3.3.2 熔覆层的摩擦磨损试验

图14(a)是316 L熔覆层磨损表面形貌,被磨损的熔覆层表面凹凸不平,有较高的粘着倾向,磨痕边缘有大量因剪切作用而引起的塑性变形,如图14(d)所示。图14(b)是316L+10%微米SiC熔覆层磨损表面形貌,由于微米级SiC颗粒未完全分解,在摩擦磨损过程中SiC从熔覆层剥落成为磨粒,如图14(e)所示。由于微米级SiC颗粒硬度很高,对表面产生切削,但是这种切削的宽度和深度都很小,产生的切屑和切痕也很小<sup>[19]</sup>。图14(c)是316L+10%纳米SiC熔覆层磨损表面形貌,所形成的犁沟与图14(a)、(b)比窄而浅;而且粘着磨损而导致的剥落也大量减少,如图14(f)所示;图15为熔覆层摩擦系数随磨损时间的变化曲线;对于316L熔覆层[见图15(a)],因为在干磨损过程中粘着磨损为主<sup>[20]</sup>,导致摩擦系数高且不稳定,平均值在0.8左右;对于316L+10%微米SiC熔覆层见图15(b),开始时为轻微粘着磨损,当SiC剥落之后转变为磨粒磨损,摩擦系数逐渐升高最后稳定在1.35左右;对于316L+10%纳米SiC熔覆层[见图15(c)],粘着磨损伴随轻微的磨粒磨损,摩擦系数稳定在0.6左右。图16给出了三种熔覆层经过30 min摩擦磨损后的磨损质量,316L+10%纳米SiC熔覆层的摩擦系数和磨损量均最小,有较强的抗磨损性能。这是由于纳米SiC分解后原位生成碳化物 $M_7C_3$ 和FeSi,在摩擦磨损过程中, $M_7C_3$ 和FeSi颗粒脱落,在磨损表面形成润滑膜,隔离了金属摩擦表面的直接接触,而细小的微纳米颗粒在摩擦过程中起到“微纳滚珠”的作用,可将“滑动摩擦”部分转变为“滚动摩擦”,从而降低了摩擦系数,减少了磨损量<sup>[21]</sup>。

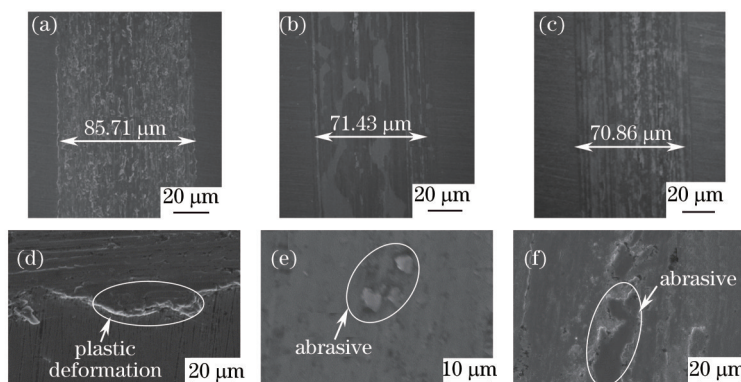


图14 熔覆层磨损表面的SEM形貌

Fig.14 SEM morphology of worn surface on cladding layer

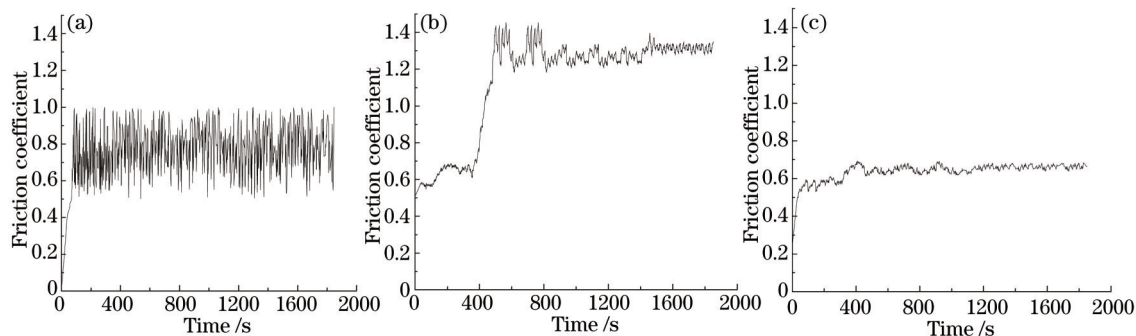


图 15 摩擦系数随时间变化曲线

Fig.15 Curve of friction coefficients and time

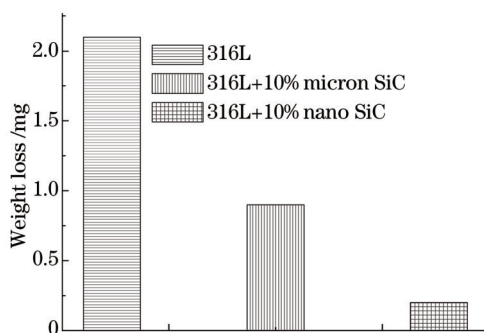


图 16 磨损失重对比图

Fig.16 Comparison chart of weight loss

## 4 结 论

1) 激光熔覆 316 L+SiC 熔覆层中,微米 SiC 发生部分分解,有残留的 SiC 相;纳米 SiC 发生完全分解,生成新的层片状且均匀分布的强化相—碳化物  $M_7C_3$  和硅化物 FeSi,有效地抑制柱状晶生长,使熔覆层组织转变为胞状晶,并且抑制搭接重熔区的  $\gamma$ -CrFeNi 晶粒长大,提高了熔覆层组织和力学性能的均匀性;

2) 随着 SiC 添加量的增加,熔覆层的显微硬度随之提高;在 316 L 粉中添加 10% 纳米 SiC,熔覆层硬度最高达到 527 HV,比 316L 熔覆层提高了 132%;与添加 10% 微米 SiC 熔覆层比较,硬度高出 100 HV 以上,且能够缓解由于搭接区组织变化而引起的硬度波动;

3) 当 SiC 添加量达到 13.26% 时,出现了严重的成分偏析,SiC 质量分数为 10% 是适当的添加量,在该添加量的熔覆层中,纳米 SiC 熔覆层的摩擦系数和磨损量均最小,抗磨损性能优于微米 SiC 熔覆层。

## 参 考 文 献

- 1 Feng Qiao, Wang Cunshan, Han Liying. Microstructure and properties of WC/Co-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating fabricated by laser alloying on 38CrMoAl steel substrate[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(8): 0803001.  
冯 巧, 王存山, 韩立影. 38CrMoAl 钢表面激光合金化 WC/Co-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层的组织和性能[J]. 中国激光, 2015, 42(8): 0803001.
- 2 Zhao Yanhua, Sun Jie, Li Jianfeng. Effect of Cu on properties of FeCr laser cladding layer and machining vibration suppressing in side milling[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0303003.  
赵彦华, 孙 杰, 李剑峰. 铜元素对 FeCr 合金激光熔覆层性能影响及铣削加工减振机理研究[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303003.
- 3 Yunlong Cao. Research of Microstructure and Properties of Laser Cladding Co/RE on 316L Stainless Steel[D]. Changchun: Jilin University, 2015: 13-24.  
曹云龙. 316 L 不锈钢表面激光熔覆 Co/稀土涂层组织与性能的研究[D]. 长春: 吉林大学, 2015: 13-24.
- 4 Mandeep Dhanda, Barun Haldar, P Saha. Development and characterization of hard and wear resistant MMC coating on Ti-6Al-4V substrate by laser cladding[J]. Procedia Materials Science, 2014, 6: 1226-1232.
- 5 Bo Song, Shujuan Dong, Christian Coddet. Rapid in situ fabrication of Fe/SiC bulk nanocomposites by selective laser melting directly from a mixed powder of micro-sized Fe and SiC[J]. Scripta Materialia, 2014, 75: 90-93.



- 6 Jyotsna Dutta Majumdar, Ajeet Kumar, Lin Li. Direct laser cladding of SiC dispersed AISI 316 L stainless steel[J]. Tribology International, 2009, 42: 750-753.
- 7 J Dutta Majumdar, B Ramesh Chandra, A K Nath, *et al.*. Studies on compositionally graded silicon carbide dispersed composite surface on mild steel developed by laser surface cladding[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2008, 203: 505-512.
- 8 Song Jianli, Deng Qilin, Hu Dejin. Microstructure characterization and properties of laser cladding forming 316L stainless steel[J]. Chinese J Lasers, 2005, 32(10): 1441-1444.  
宋建丽, 邓琦林, 胡德金. 激光熔覆成形 316L 不锈钢组织的特征与性能[J]. 中国激光, 2005, 32(10): 1441-1444.
- 9 Rong Lei. Research of Laser Cladding Ni-Based Alloy Gradient Coating Reinforced by WC Particles[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2011: 41  
戎 磊. 激光熔覆碳化钨颗粒增强镍基合金梯度涂层的研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2011: 41.
- 10 Liu Shasha, Wang Yuhang, Zhang Weiping. Microstructure and wear resistance of laser clad cobalt-based composite coating on TA15 surface[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(5): 1041-1046.
- 11 Yang Jiaoxi, Wen Qiang, Li Ziyang. Influence of Ni additions on the microstructures and properties of laser clad CuAl10 coatings[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0306006.  
杨胶溪, 文 强, 李子阳. 添加 Ni 对激光熔覆 CuAl10 铜合金组织与性能的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0306006.
- 12 Yang Jiaoxi, Wang Yanfang, Wang Zhicheng. Laser cladding Ni/Ni3Al based double performance materials and internal microstructure analysis[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0306001.  
杨胶溪, 王艳芳, 王志成. 激光熔覆制备 Ni/Ni-3Al 基双性能材料及其内部微观组织分析[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0306001.
- 13 Ma Lijie. The Research of AISI 316 of Numerical Simulation in Laser Cladding Forming (LCF)[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015: 28.3  
马立杰. AISI316 激光熔覆成形过程数值模拟研究[D]. 北京: 北京理工大学, 2015: 28.
- 14 Li Chunyan, Kou Shengzhong, Zhao Yanchun. Microstructure and mechanical property of laser clad Co-based alloy coatings on titanium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(2): 171-178.  
李春燕, 寇生中, 赵燕春. 钛合金表面激光熔覆钴基合金层的组织及力学性能[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(2): 171-178.
- 15 Chen Hong, Li Zhuguo, Yao Chengwu. Effect of Gd on microstructure and properties of laser clad magnesium coatings[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0306002.  
陈 宏, 李铸国, 姚成武. Gd 元素对激光熔覆镁合金涂层组织和性能的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0306002.
- 16 Feng Aixin, Lü Yuwen, Wang Shuxin. Microstructure of Ni60/graphite/MoS<sub>2</sub> composite layer on surface of 304 stainless steel by laser cladding[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(4): 189-194.  
冯爱新, 吕豫文, 王术新. 304 不锈钢表面激光熔覆 Ni60/石墨/MoS<sub>2</sub> 复合涂层组织[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(4): 189-194.
- 17 Qiao Hong, Li Qingtang, Fu Hanguang. Microstructure and properties of laser cladding *in situ* synthesized ceramic phase reinforced Fe based cladding layer[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(1): 67-69.  
乔 虹, 李庆棠, 符寒光. 激光熔覆原位合成陶瓷相增强铁基熔覆层的组织和性能[J]. 焊接学报, 2015, 36(1): 67-69.
- 18 Li Chunyan, Kou Shengzhong, Zhao Yanchun. Microstructure and mechanical property of laser cladding Co-WC composite coatings on titanium alloy surface[J]. Journal of Functional Materials, 2015, 46(7): 07025-07029.  
李春燕, 寇生中, 赵燕春. 钛合金表面激光熔覆 Co-WC 复合涂层的组织及力学性能[J]. 功能材料, 2015, 46(7): 07025-07029.
- 19 Zhang Guangyao, Wang Chenglei, Gao Yuan. Effect of rare earth on the microstructure and tribological properties of laser cladding Ni-based coatings on 6063 Al[J]. Tribology, 2015, 35(3): 335-341.  
张光耀, 王成磊, 高 原. 稀土对 6063Al 镍基激光熔覆层组织及摩擦磨损性能的影响[J]. 摩擦学报, 2015, 35(3): 335-341.
- 20 Zang Chuncheng, Wang Yanzhong, Zhang Yidu. Microstructure and tribological behavior of Ni60 +35WC-Ni coating produced by laser cladding[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2015, 39(5): 386-391.  
臧春城, 王延忠, 张以都. 激光熔覆 Ni60+35WC-Ni 涂层的微观组织和摩擦磨损特性[J]. 稀有金属, 2015, 39(5): 386-391.
- 21 Hu Chunhua, Yang Chunyan, Liu Qingcun. Mechanism of friction reduction and lubrication of nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>/FeS solid lubrication duplex layer[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(6): 130-135.  
胡春华, 杨春燕, 刘庆存. 纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>/FeS 固体润滑复合层减摩润滑机理[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(6): 130-135.

栏目编辑: 宋梅梅