

SiC 颗粒尺寸对 TiNi 基熔覆层组织与性能的影响

孙琳, 位超群, 隋欣梦, 陈卓, 张维平

大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024

摘要 采用激光熔覆技术在 TC21 钛合金表面熔覆了含有 SiC 颗粒的复合涂层, 研究了 SiC 颗粒尺寸对熔覆层物相组成、微观组织、硬度及摩擦磨损性能的影响。结果表明, 熔覆层中的主要物相为 Ti_2Ni 、TiNi、 Ti_5Si_3 和 TiC; TiC 颗粒起到细化晶粒的作用; 添加微米 SiC 颗粒后的熔覆层表面硬度和耐磨性分别为基体的 2.1 倍和 2.082 倍, 而添加纳米 SiC 颗粒后的熔覆层表面硬度和耐磨性分别为基体的 2.4 倍和 1.475 倍。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 钛合金涂层; SiC 颗粒尺寸; 微观组织; 耐磨性

中图分类号 TG147

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0502002

Effects of SiC Particle Size on Microstructures and Properties of TiNi Based Cladding Layers

Sun Lin, Wei Chaoqun, Sui Xinmeng, Chen Zhuo, Zhang Weiping

School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116024, China

Abstract Composite coatings including TiC particles are fabricated on the TC21 titanium alloy surface by the laser cladding process. The effects of SiC particle size on the phase compositions, microstructures, hardness, friction and wear properties of the cladding coatings are investigated. The results show that the main phases of the cladding coatings are Ti_2Ni , TiNi, Ti_5Si_3 and TiC and the TiC particles refine the grain size. The addition of micro-SiC particles makes the hardness and the wear resistance of the cladding coating surface increase to 2.1 and 2.082 times that of the matrix, respectively, in contrast, the addition of nano-SiC makes them increase to 2.4 times and 1.475 times, respectively.

Key words laser technique; laser cladding; titanium alloy coating; SiC particle size; microstructure; wear resistance

OCIS codes 140.3390; 140.3380; 140.3460

1 引 言

钛合金具有比强度高、密度低及耐高温和耐腐蚀等优异的性能, 被广泛应用于航空航天、能源化工和国防装备等领域, 但硬度低、耐磨性差和高温高速摩擦易燃等缺点限制了其在先进航空发动机和武器装备中的应用^[1-2]。激光熔覆具有能量高、冷却速度快、涂层稀释率和热影响区小等优点, 已成为广泛使用的新型表面改性技术^[3-5]。利用激光熔覆技术在

钛合金表面制备复合涂层以提高表面硬度和耐磨性是钛合金表面改性的重要方法之一。

TiNi 基金具有形状记忆效应、伪弹性、耐磨耐蚀等特性, 但其硬度较低; Ti_2Ni 具有高硬度及良好的韧性, 常被用作 TiNi 基合金的强化相^[6]。Röttger 等^[7-8]采用激光沉积技术, 制备了耐磨性能优异的 $Ti_2Ni/TiNi$ 双相合金。然而, $Ti_2Ni/TiNi$ 双相合金的低显微硬度仍限制了其作为耐磨材料的应用, 因此, 在合金基体中通过引入高硬度陶瓷相是

收稿日期: 2017-10-23; 收到修改稿日期: 2017-11-27

基金项目: 航空工业集团公司产学研项目(cxy2103DLLG34)

作者简介: 孙琳(1991—), 女, 硕士研究生, 主要从事激光表面改性及金属基复合材料方面的研究。

E-mail: 1040488129@qq.com

导师简介: 张维平(1964—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事金属基复合材料及金属材料表面激光改性方面的研究。E-mail: zhangwp@dlut.edu.cn

提高硬度和耐磨性的重要方法之一^[9]。金属陶瓷 TiC 具有硬度高、熔点高、密度及摩擦系数小的特点,常被用作耐磨材料的增强相^[10-11];同时, TiC 具有溶解于 Ti 液相中的特性,在凝固过程中 TiC 从液相中析出,分布均匀且细小,具有部分原位合成的优点^[12]。非金属陶瓷 SiC 也因硬度高、抗氧化性能优异和成本低等特点而常作为增强相^[13-14],具有优异力学性能的纳米 SiC 被用于钛合金的表面改性^[15-16]。Weng 等^[17]采用激光熔覆技术,在钛合金表面制备出以 Ti_5Si_3/TiC 为增强相的 Co 基复合涂层,涂层的硬度和耐磨性均大于基体的。段晓溪等^[18]采用激光熔覆技术,在 Q235 钢表面分别制备了 316L 和 316L-SiC 熔覆层,结果表明,添加了适量纳米 SiC 颗粒的 316L-SiC 熔覆层的硬度比 316L 熔覆层的提高了 132%,具有优异的耐磨损性能。

本文在 Ti/Ni 混合粉末中添加了不同尺寸的 SiC 颗粒,采用激光熔覆原位合成技术在 TC21 合金表面制备出复合涂层,研究了 SiC 颗粒尺寸对熔覆层微观组织和力学性能的影响,为熔覆层制备过程中 SiC 颗粒尺寸的选择提供了试验依据。

2 试验方法

2.1 试验准备

选择尺寸为 $30\text{ mm} \times 15\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ 的 TC21 合金作为基体材料,砂纸打磨、乙醇清洗后烘干备用。将熔覆材料 Ti 粉、Ni 粉、微米 SiC 颗粒(直径小于 $115\text{ }\mu\text{m}$)及纳米 SiC 颗粒(直径约为 40 nm)在研磨钵中混合均匀并在真空干燥箱中 $90\text{ }^\circ\text{C}$ 干燥 2 h 备用,熔覆材料具体配比见表 1。将混合粉末预置于试样表面,粉末厚度约为 1 mm ;采用半导体激光器在氩气的保护下进行单道熔覆,激光功率为 1000 W ,扫描速度为 $6\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$,光斑直径为 3 mm 。

表 1 激光熔覆混合粉末成分(质量分数,%)

Table 1 Compositions of mixed powder in laser cladding (mass fraction, %)

Mixed powder	Ti	Ni	SiC
Micro-SiC	50	40	10
Nano-SiC	50	40	10

2.2 微观组织表征及性能测试

熔覆试样进行研磨、抛光处理后制成金相试样。采用德国莱卡公司 LEICA MEF4A 金相显微镜和德国蔡司公司 Zeiss Supra55 扫描电镜观察熔覆层组织形貌;采用荷兰 Panalytical 公司 Panalytical Empyrean X 射线衍射仪(XRD)和电子探针显微镜

(EPMA)进行物相分析;采用上海精密仪器仪表有限公司 DHVG-10000 维氏硬度计进行熔覆层显微硬度测试,从顶部到基体每隔 0.1 mm 取点;使用兰州中科凯华科技开发有限公司 CFTGI 型材料表面性能综合测试仪进行往复磨损试验,摩擦副选用直径为 3 mm 的 Si_3N_4 陶瓷球,法向载荷为 10 N ,摩擦副往复滑动速度为 $100\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$,磨损时间为 30 min ,磨痕长度为 5 mm ;采用激光共聚焦显微镜测定熔覆层磨痕宽度和磨损量。

3 结果与讨论

3.1 熔覆层横截面微观形貌

熔覆层的横截面形貌如图 1 所示。从图 1(a)可以看出,熔覆层由基体、热影响区(HAZ)、结合区(BZ)及熔覆区(CL)组成,添加微米 SiC 颗粒(M-SiC)的熔覆层无气孔、裂纹等缺陷;M-SiC 熔覆层与基体结合处出现钩连和铆接现象,使二者之间实际接触面积增大,结合力增大,形成了良好的冶金结合^[19]。从图 1(b)可以看出,添加纳米 SiC 颗粒(N-SiC)的熔覆层与基体的结合区出现圆球形的气孔,熔覆层的气孔率为 1.5% 。气孔的形成可能是溶解在熔融颗粒内部的气体造成的,因为纳米粉末表面积大、结构疏松,对周围的空气有一定的吸附作用,

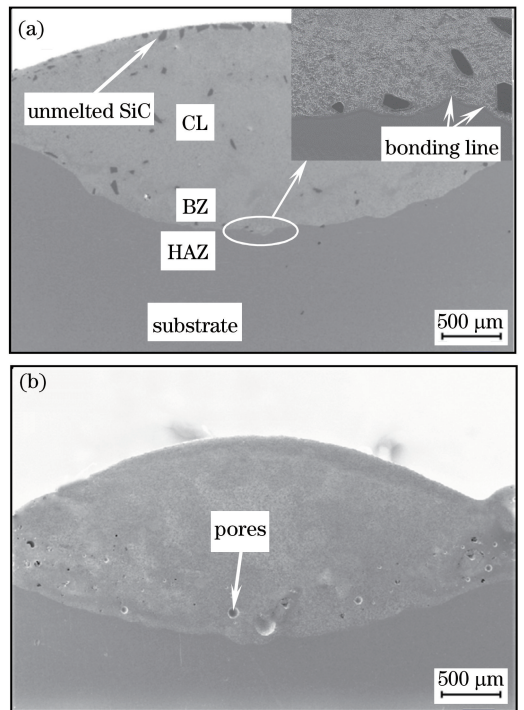


图 1 熔覆层截面形貌。(a) M-SiC; (b) N-SiC
Fig. 1 Cross-sectional morphology of cladding coating.
(a) M-SiC; (b) N-SiC

且纳米粉末在熔化过程中的流动性和导热性差,容易引起粉末表面急剧升温甚至气化;封闭在熔融颗粒内部的气体受热不断膨胀,结合区的速冷效应使其来不及完全释放浮出熔池而形成一定数量的气孔^[20]。

3.2 熔覆层显微组织分析

熔覆层的 XRD 图谱如图 2 所示。可以看出,熔覆层中的主要物相为 Ti_2Ni 、 $TiNi$ 、 Ti_5Si_3 、 TiC ,且 N-SiC 熔覆层中的 TiC 衍射强度明显高于 M-SiC 熔覆层,而 M-SiC 熔覆层中检测出了 SiC, N-SiC 熔覆层中未检测出。因此, M-SiC 熔覆层中的微米 SiC 颗粒未完全分解, N-SiC 熔覆层中的纳米 SiC 颗粒完全分解并生成了 TiC。微米 SiC 颗粒为不规则的多边形,体积较大,且热导率低;由于熔覆过程中熔池保持时间较短,激光能量还未充分传递到块状 SiC 的内部时熔池已经开始凝固,因此,微米 SiC 颗粒只在边缘处发生分解,内部保持原状,无法完全分解;纳米 SiC 颗粒为絮状物,颗粒细小且表面积大,充分吸收熔池中的能量后完全分解^[21]。熔覆层中 Ti_2Ni 、 $TiNi$ 、 Ti_5Si_3 、 TiC 物相的生成是因为在熔覆过程中,高能激光束扫过预置粉末,使 Ti、Ni 熔化为液态原子,陶瓷相 SiC 熔化并分解为游离态 Si、C 原子,四种原子在熔池中相互作用,发生以下反应:

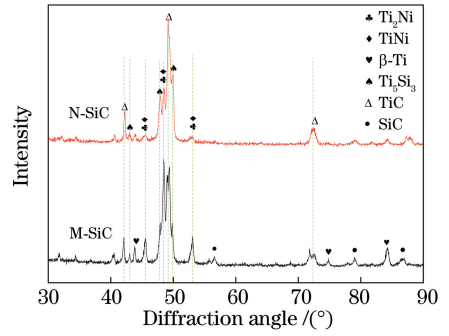
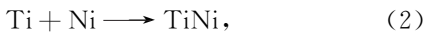


图 2 熔覆层 XRD 图谱

Fig. 2 XRD pattern of cladding coating

熔覆层结合区组织形貌如图 3 所示。可以看出, N-SiC 熔覆层组织比 M-SiC 熔覆层均匀致密。能谱仪(EDS)对熔覆层成分检测的结果见表 2。结合表 2 和图 3 可知,两熔覆层中 C、C' 区域的褐色颗粒状与 D、D' 区域的片层状组织分别为 TiC 和 Ti_2Ni ; M-SiC 熔覆层中 A 区域的浅灰色绒毛状和 B 区域的深灰色花瓣状组织分别为 Ti_2Ni/Ti_5Si_3 共晶和 $\beta-Ti$; N-SiC 熔覆层中 A' 区域的丝网状和 B' 区域的长条状组织分别为 TiNi 和 Ti_5Si_3 。M-SiC 熔覆层中的微米 SiC 颗粒在熔覆过程中未完全分解,生成的 C 原子较少,熔池底部富集的 Ti 首先与 C 结合生成 TiC 颗粒,然后与 Ni、Si 结合生成 Ti_2Ni/Ti_5Si_3 共晶,剩余的 Ti 在熔池冷却过程中以 $\beta-Ti$ 的形式析出; N-SiC 熔覆层中的纳米 SiC 颗粒在熔覆过程中完全分解,原位合成的 TiC 颗粒增多,同时在熔池中合成丝网状 TiNi 和长条状 Ti_5Si_3 ,使 N-SiC 熔覆层与基体结合处的组织更加致密。

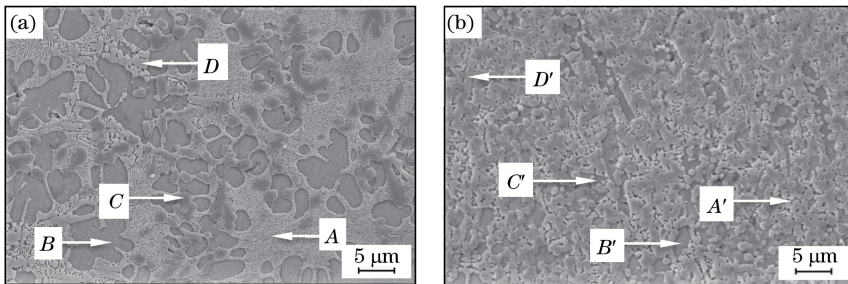


图 3 不同熔覆层结合区的组织形貌。(a) M-SiC; (b) N-SiC

Fig. 3 Microstructure morphology at bonding zone of cladding coating. (a) M-SiC; (b) N-SiC

熔覆层中部和顶部的组织形貌如图 4 所示。从图 4(a)、(b)中可以看到, M-SiC 和 N-SiC 熔覆层中部均包含褐色颗粒、细条状及羽毛状组织,在 M-SiC 熔覆层细条状组织中心区还出现了层片状组织。采用 EPMA 对 M-SiC 熔覆层中部进行微区元素面扫描,该区域组织的背散图(BED)及 Ti、Ni、Si、C 元素的分布情况如图 5 所示。对微区内不同区域组织的

元素进行定量分析,结果见表 3。图 5 和表 3 的测试结果表明, M-SiC 和 N-SiC 熔覆层中部 H、H' 区域的深灰色颗粒状组织富集 Ti、C 元素,且原子数分数比约为 1:1,因此,深灰色颗粒状组织为 TiC; F、F' 区域的羽毛状组织富集 Ti、Ni、Si 元素,可以确定深灰色颗粒状组织为 $TiNi/Ti_5Si_3$ 共晶。共晶组织边缘处 E、E' 区域的少许细条状组织的

表 2 熔覆层结合区不同区域的 EDS 结果(原子数分数,%)
Table 2 EDS results at different positions of bonding zone of cladding coating (atomic fraction, %)

Position	Ti	Ni	Si	C	Phase
A	61.16	18.98	15.43	4.43	Ti ₂ Ni/Ti ₅ Si ₃
A'	48.12	45.96	2.92	3.00	TiNi
B	83.76	6.70	2.39	7.25	β-Ti
B'	56.28	3.14	36.75	3.83	Ti ₅ Si ₃
C/C'	49.40	-	-	50.60	TiC
D/D'	58.54	29.46	5.80	6.20	Ti ₂ Ni

Ti、Ni 富集程度相似,而 M-SiC 熔覆层中 G 区域中心处层片状组织富 Ti 贫 Ni,在从液相析出的过程中,TiNi 更倾向于在晶界析出^[22],因此,共晶组织边缘处细条状组织为离异生长的 TiNi,中心处层片状组织为 Ti₂Ni。N-SiC 熔覆层中部的纳米 SiC 颗

粒完全分解,TiC 颗粒增大,TiNi/Ti₅Si₃ 共晶组织含量增多,但未出现 Ti₂Ni。

从图 4(a)、(c)可以看出,M-SiC 熔覆层的中部和顶部组织相似;图 4(b)、(d)所示 N-SiC 熔覆层的中部和顶部组织相差较大,TiNi/Ti₅Si₃ 在熔覆层中部以共晶形式存在,从中部到顶部的过渡中逐渐解离,在顶部完全解离。TiNi、Ti₅Si₃ 分别以灰白片状和深灰色长条状组织析出。这是因为 SiC 的密度小,易聚集于熔池顶部,而 M-SiC 熔覆层顶部的微米 SiC 颗粒分解率小,各元素在液相中的含量与中部相近;同时,未熔 SiC 颗粒在顶部聚集,使得熔池对流受阻,熔池的寿命延长,为共晶反应提供了条件;N-SiC 熔覆层顶部的纳米 SiC 颗粒完全分解,元素在液相中的成分发生变化,共晶组织解离后 TiNi、Ti₅Si₃ 以单相的形式析出。

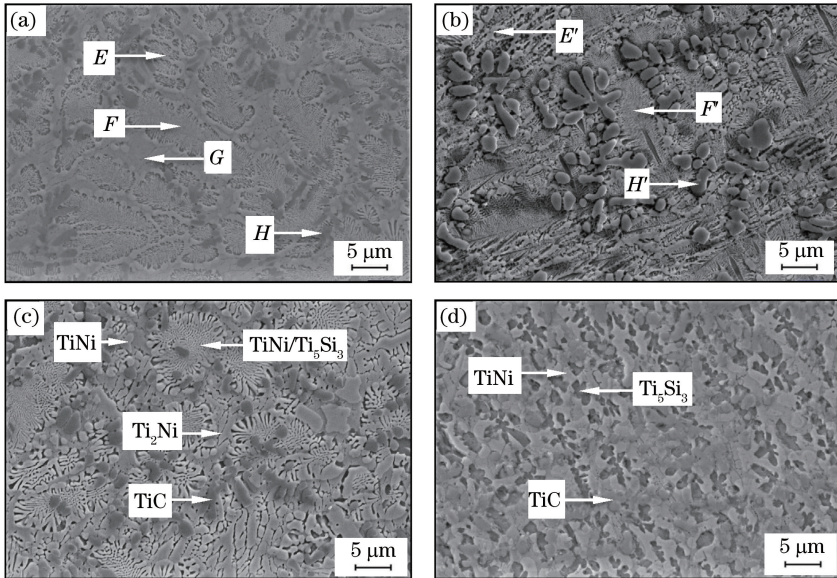


图 4 不同熔覆层的组织形貌。(a) M-SiC,中部;(b) N-SiC,中部;(c) M-SiC,顶部;(d) N-SiC,顶部

Fig. 4 Microstructure morphologies of different cladding coatings.

(a) M-SiC, middle; (b) N-SiC, middle; (c) M-SiC, top; (d) N-SiC, top

表 3 图 4(a)中不同区域的元素分析结果(原子数分数,%)
Table 3 Elemental analysis results at different positions marked in Fig. 4(a) (atomic fraction, %)

Element	E	F	G	H
Ti	48.550	63.782	63.554	57.265
Ni	44.346	30.119	29.301	1.415
Si	1.384	4.971	2.286	0.197
C	5.518	1.134	4.859	41.123
Phase	TiNi	TiNi/Ti ₅ Si ₃	Ti ₂ Ni	TiC

3.3 熔覆层显微硬度分析

熔覆层表层到钛合金基体的显微硬度测试结果如图 6 所示。熔覆区显微硬度值从顶部至基体呈阶

梯性减小趋势;其中,M-SiC 和 N-SiC 熔覆层硬度分别为 630~730 HV 和 760~850 HV,平均值为 703 HV 和 815 HV,分别为基体硬度值的 2.1 倍和 2.4 倍。熔覆层中原位合成的 TiC、Ti₂Ni 以及 Ti₅Si₃ 可提高熔覆层的硬度;且熔点最高的 TiC 在熔池冷却过程中最先形核结晶,并作为 Ti₂Ni 等物相的异质形核点提高了形核率,细化了晶粒。此外,TiC 颗粒弥散分布于 Ti₂Ni 和 TiNi/Ti₅Si₃ 共晶组织间,可抑制层片状 Ti₂Ni 的长大,同时可分割共晶组织,起弥散强化、细晶强化的作用。从熔覆层的硬度分布曲线可以看出,M-SiC 熔覆层中原位合成的

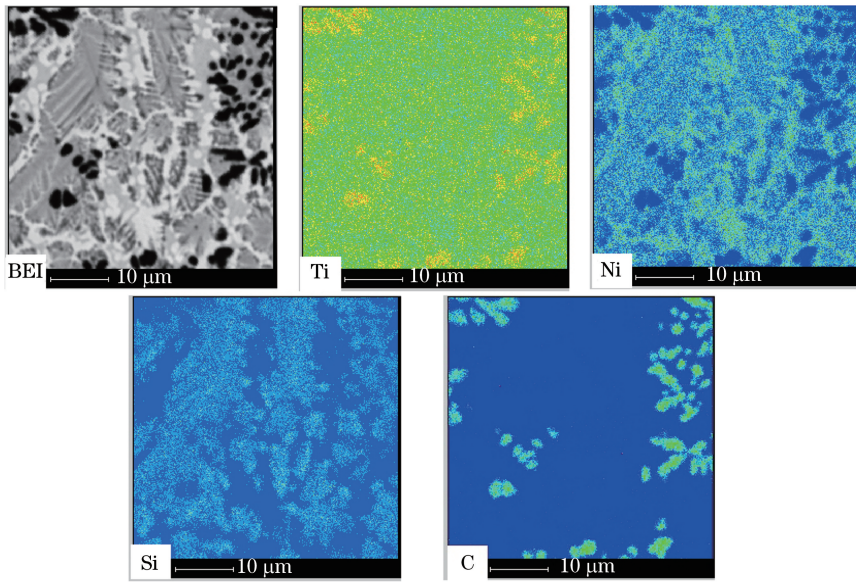


图 5 M-SiC 熔覆层中部的 EPMA 面扫描结果

Fig. 5 EPMA surface scan result of the middle of M-SiC cladding coating

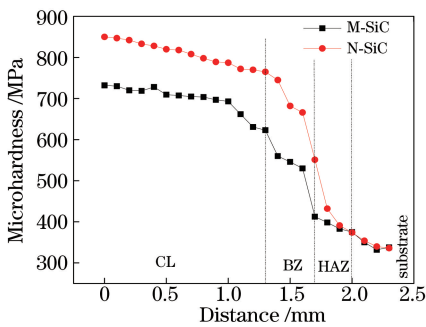


图 6 熔覆层显微硬度分布

Fig. 6 Microhardness distribution of cladding coating

高硬度 TiC、Ti₅Si₃ 增强相含量少,熔覆区硬度低,但因为熔覆层中、上部组织形貌相似,所以硬度值波动较小;结合区因 β-Ti 的析出而硬度低且减小速度快。N-SiC 熔覆层中增强相含量多,弥散强化、细晶强化作用更明显,故熔覆区硬度高,结合区因组织均匀致密而硬度减小速度慢。

3.4 熔覆层耐磨性分析

基体和熔覆层的表面磨损形貌如图 7 所示。低硬度的 TC21 基体在磨损过程中受到 Si₃N₄ 陶瓷球的切削,表面被拉削,形成深且宽的犁沟,发生严重塑性变形,并出现大量由多边形颗粒和条状卷曲物

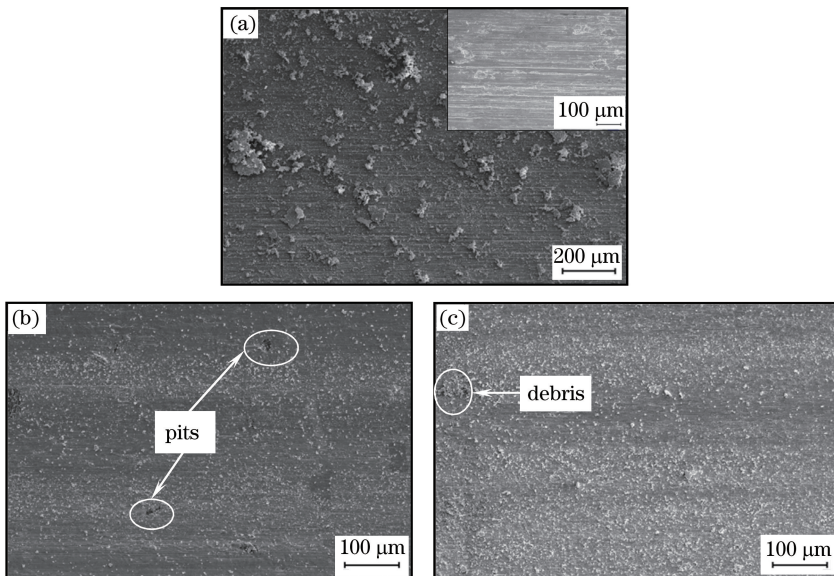


图 7 基体与熔覆层的磨损表面形貌。(a) TC21 基体;(b) M-SiC;(c) N-SiC

Fig. 7 Wear surface appearances of matrix and cladding coating. (a) TC21 matrix; (b) M-SiC; (c) N-SiC

组成的磨屑,呈现出严重的粘着磨损与磨粒磨损特征。M-SiC 熔覆层表面无横向裂纹,磨痕和犁沟较浅,磨屑颗粒小、数量少,主要为磨粒磨损,但在往复运动过程中,部分 SiC 颗粒因室温脆性大而发生断裂,熔覆层表面局部出现碎裂和剥落现象,形成少量凹坑。N-SiC 熔覆层表面未出现剥落现象,但磨痕加深,磨屑颗粒增大、数量增加,并伴有少量碎片,主要呈现磨粒磨损特征,带有轻微的粘着磨损。

通过激光共聚焦显微镜测量基体和熔覆层的耐磨性能,结果见表 4。由表 4 可知,M-SiC 和 N-SiC 熔覆层的耐磨性分别为基体的 2.082 倍和 1.475 倍。首先,熔覆层中 TiC 增强相与 TiNi/Ti₅Si₃ 共晶、

Ti₂Ni 基体的强韧性结合,使摩擦副微凸起而难以有效地压入熔覆层进行显微切割;其次,细小的 TiC 钉扎在韧性良好的 TiNi/Ti₅Si₃ 共晶和 Ti₂Ni 中,抑制了熔覆层基底的塑性变形并降低了粘着磨损趋势;再者,TiC 等硬质相有助于基体支撑载荷,基体连接硬质相并为其转移载荷,缓解硬质相与基体界面处的剪切应力^[5],防止裂纹的产生和扩展。M-SiC 熔覆层中未熔的 SiC 颗粒在摩擦过程中可抑制坚硬的 Si₃N₄ 陶瓷球对基体的磨损切削,N-SiC 熔覆层中无 SiC 颗粒,无法抑制 Si₃N₄ 陶瓷球对熔覆层的切削;因此,N-SiC 熔覆层的磨粒多、颗粒大,耐磨效果不及 M-SiC 熔覆层。

表 4 TC21 基体与熔覆层的磨损数据

Table 4 Wear data of TC21 matrix and cladding coating

Specimen	Wear scar width / μm	Abrasive area / mm^2	Wear loss / mm^3	Wear rate / ($\text{mm}^3 \cdot \text{h}^{-1}$)	Wear resistance / ($\text{h} \cdot \text{mm}^{-3}$)
TC21 substrate	1676.7	0.187	0.934	1.868	0.535
M-SiC	1267.5	0.090	0.090	0.898	1.114
N-SiC	1375.8	0.128	0.128	1.268	0.789

4 结 论

通过添加不同尺寸的 SiC 颗粒,采用激光熔覆技术制备了不同的 Ti/Ni 熔覆层,测试分析后得到以下结论。

1) M-SiC 熔覆层中的微米 SiC 颗粒未完全分解,N-SiC 熔覆层中的纳米 SiC 颗粒完全分解,两熔覆层的主要物相均包含 Ti₂Ni、TiNi、Ti₅Si₃、TiC。

2) M-SiC 和 N-SiC 熔覆层中原位合成的 TiC 增强相均匀分布在熔覆层中;N-SiC 熔覆层中原位合成的增强相多于 M-SiC 熔覆层,且组织更加均匀致密。

3) M-SiC 和 N-SiC 熔覆层的显微硬度分别提高为基体的 2.1 倍和 2.4 倍,耐磨性分别提高为基体的 2.082 倍和 1.475 倍。

4) 微米 SiC 颗粒有助于提高熔覆层耐磨性,纳米 SiC 颗粒有助于提高熔覆层硬度值。

参 考 文 献

[1] Zhang S, Zhang C H, Kang Y P, *et al.* Mechanism of *in-situ* formation of TiC particle reinforced Ti-based composite coating induced by laser melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(6): 1026-1030.
张松, 张春华, 康煜平, 等. 钛合金表面激光熔覆原位生成 TiC 增强复合涂层[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(6): 1026-1030.

[2] Wang H M. Research progress on laser surface modifications of metallic materials and laser rapid forming of high performance metallic components [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2002, 23(5): 473-478.
王华明. 金属材料激光表面改性与高性能金属零件激光快速成形技术研究进展[J]. 航空学报, 2002, 23(5): 473-478.

[3] Zhai J H, Liu Z J, Zhang Y, *et al.* Laser cladding repair of inner cylinder piston rods[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2017, 54(11): 111411.
翟建华, 刘志杰, 张勇, 等. 内缸活塞杆的激光熔覆修复[J]. 激光与光电子学进展, 2017, 54(11): 111411.

[4] Yuan Q L, Feng X D, Cao J J, *et al.* Research on microstructure of Ni-based alloy coating by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 2116-2120.
袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆镍基合金涂层微观组织研究[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 2116-2120.

[5] Wu G L, Ren F C, Yao J H, *et al.* Abrasion resistance mechanism of new Co-Based alloy by diode laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(6): 0602006.
吴国龙, 任方成, 姚建华, 等. 半导体激光熔覆新型 Co 基合金耐擦伤性机制[J]. 中国激光, 2017, 44(6): 0602006.

[6] Feng S R, Zhang S Q, Wang H M. Wear resistance of laser clad hard particles reinforced intermetallic

- composite coating on TA15 alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(2): 0203002.
- 冯淑容, 张述泉, 王华明. 钛合金激光熔覆硬质颗粒增强金属间化合物复合涂层耐磨性[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 0203002.
- [7] Röttger A, Weber S L, Theisen W. Influence of post-treatment on the microstructural evolution of thermally sprayed Fe-base MMC containing TiC and Cr₃C₂ [J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 209: 151-159.
- [8] Zang C C, Wang Y Z, Zhang Y D, *et al.* Microstructure and wear-resistant properties of NiCr-Cr₃C₂ coating with Ni45 transition layer produced by laser cladding[J]. Rare Metals, 2015, 34(7): 491-497.
- [9] Mokgalaka M N, Popoola A P I, Pityana S L. *In situ* laser deposition of NiTi intermetallics for corrosion improvement of Ti-6Al-4V alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(10): 3315-3322.
- [10] Sun R L, Lei Y W, Niu W. Laser clad TiC reinforced NiCrBSi composite coatings on Ti-6Al-4V alloy using a CW CO₂ laser[J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 203(10/11): 1395-1399.
- [11] Sánchez-López J C, Martínez-Martínez D, López-Cartes C, *et al.* Tribological behaviour of titanium carbide/amorphous carbon nanocomposite coatings: From macro to the micro-scale [J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202(16): 4011-4018.
- [12] Qiao S J, Liu X B, Zhai Y J, *et al.* High temperature tribological properties of laser cladding titanium matrix self-lubricating wear resistant composite coating on TA2 alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(12): 1202008.
- 乔世杰, 刘秀波, 翟永杰, 等. TA2 合金激光熔覆钛基自润滑耐磨复合涂层的高温摩擦学性能[J]. 中国激光, 2016, 43(12): 1202008.
- [13] Xu B, Lou B Y, Bai W J, *et al.* Synthesis of SiC/Ni composite coatings by laser cladding and property of erosion resistance [J]. Chinese Journal of Lasers, 2008, 35(1): 147-150.
- 徐斌, 楼白杨, 白万金, 等. 激光熔覆制备 SiC/Ni 复合涂层及其耐蚀性能[J]. 中国激光, 2008, 35(1): 147-150.
- [14] Li S N, Xiong H P, Li N, *et al.* Mechanical properties and formation mechanism of Ti/SiC system gradient materials fabricated by in-situ reaction laser cladding [J]. Ceramics International, 2017, 43(1): 961-967.
- [15] Zhu J H, Liu L, Zhao H J, *et al.* Microstructure and wear resistance of Cu/nano-SiC composite [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2006, 30(10): 46-48.
- 朱建华, 刘磊, 赵海军, 等. 纳米碳化硅增强铜基复合材料的组织及其磨损性能[J]. 机械工程材料, 2006, 30(10): 46-48.
- [16] Liu J H, Wang C S. Influence of nano-SiC content on microstructure and properties of laser clad NiFeBSi alloy coating [J]. Applied Laser, 2012, 32(4): 282-288.
- 柳吉华, 王存山. 纳米 SiC 含量对激光熔覆镍基合金组织性能影响[J]. 应用激光, 2012, 32(4): 282-288.
- [17] Weng F, Yu H J, Liu J L, *et al.* Microstructure and wear property of the Ti₅Si₃/TiC reinforced Co-based coatings fabricated by laser cladding on Ti-6Al-4V [J]. Optics & Laser Technology, 2017, 92: 156-162.
- [18] Duan X X, Gao S Y, Gu Y F, *et al.* Study on reinforcement mechanism and frictional wear properties of 316L-SiC mixed layer deposited by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(1): 0103004.
- 段晓溪, 高士友, 顾勇飞, 等. 激光熔覆 316L+SiC 的强化机制和摩擦磨损性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103004.
- [19] Zhong W H, Liu G Z, Gao Y, *et al.* Effect of WC on microstructure and properties of Ni-Cr₃C₂ cladding layer [J]. Material & Heat Treatment, 2012, 41(10): 153-156.
- 钟文华, 刘贵仲, 高原, 等. WC 对 Ni-Cr₃C₂ 激光熔覆层组织与性能的影响[J]. 材料热处理技术, 2012, 41(10): 153-156.
- [20] Guan F F, Zhao J F, Huang Y H. The progress of research on SiC nano-ceramic materials synthesis by laser method [J]. Machine Building & Automation, 2006, 35(2): 4-7.
- 关芳芳, 赵剑峰, 黄因慧. 激光作用下纳米 SiC 陶瓷材料制备研究进展[J]. 机械制造与自动化, 2006, 35(2): 4-7.
- [21] Liu H X, Dong T, Zhang X W, *et al.* Microstructure and cutting performance of WC/Co50/Al cemented carbide coated tools fabricated by laser cladding process [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(8): 0802002.
- 刘洪喜, 董涛, 张晓伟, 等. 激光熔覆制备 WC/Co50/Al 硬质合金涂层刀具的微观结构及切削性能 [J]. 中国激光, 2017, 44(8): 0802002.
- [22] Lin Y H, Lei Y P, Fu H G, *et al.* Microstructure and properties of (TiB₂+NiTi)/Ti composite coating fabricated by laser cladding [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015, 24(10): 3717-3725.