

TiC 添加量对激光增材制造 MC 碳化物增强 Inconel625 复合材料组织及性能的影响

王舒^{1,2}, 程序^{1,2*}, 田象军^{1,2}, 张纪奎¹

¹北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191;

²北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191

摘要 利用激光增材制造技术制备了 MC 碳化物增强 Inconel625 复合材料, 研究了 TiC 添加量对复合材料显微组织、显微硬度和摩擦磨损性能的影响。结果表明, 添加 TiC 的复合材料的显微组织由枝晶状 γ 基体与枝晶间呈弥散分布的增强体组成。随着 TiC 添加量的增大, 复合材料中一次枝晶间距逐渐减小, 而枝晶间碳化物含量和显微硬度逐渐增大, 抗磨损性能比 Inconel625 合金提高 80% 以上。当 TiC 的质量分数为 1% 时, 复合材料的屈服强度和抗拉强度比 Inconel625 合金分别提高了 21.9% 和 27.5%, 但延伸率减小。

关键词 激光技术; 激光增材制造; 镍基复合材料; 原位生成; MC 碳化物

中图分类号 TG146.1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0602002

Effect of TiC Addition on Microstructures and Properties of MC Carbide Reinforced Inconel625 composites by Laser Additive Manufacturing

Wang Shu^{1,2}, Cheng Xu^{1,2}, Tian Xiangjun^{1,2}, Zhang Jikui²

¹National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components, Beihang University, Beijing 100191, China;

²School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China

Abstract The MC carbide reinforced Inconel625 composites are prepared by the laser additive manufacturing technology, and the effects of TiC addition mass on the microstructures, micro-hardness and wear properties of the composites are investigated. The results show that the microstructure of composite with the addition of TiC is composed of dendritic γ matrix and interdendritic reinforcements with a dispersive distribution. With the increase of TiC addition, the primary dendritic spacing of the composites decreases, while the content of MC carbide as well as the micro-hardness increases gradually. The wear resistance properties of all the composites are improved by over 80%. When the TiC has a mass fraction of 1%, the yield strength and tensile strength of the composites are increased by 21.9% and 27.5%, respectively, but their elongation is reduced.

Key words laser technique; laser additive manufacturing; nickel-base composites; *in-situ* reaction; MC carbide

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3900

1 引言

Inconel625 合金具有优异的力学性能及耐腐蚀性能, 被广泛应用于航空航天领域^[1-2], 其在快速冷

却过程中开裂倾向小, 有着优异的热成形性能^[3]。利用激光增材技术制备颗粒增强 Inconel625 复合材料, 不仅可以实现材料的高效制备, 还可以提高合金的高温服役能力及摩擦磨损性能, 实现颗粒增强

收稿日期: 2017-10-18; 收到修改稿日期: 2017-11-27

基金项目: 国家高技术研究发展计划(2014AA041701)、辽宁省自然科学基金(U1508231)

作者简介: 王舒(1992—), 女, 硕士研究生, 主要从事激光材料加工制造方面的研究。E-mail: zy1501210@buaa.edu.cn

导师简介: 田象军(1982—), 男, 博士, 高级工程师, 主要从事先进材料激光制备与成形制造方面的研究。

E-mail: tianxj@buaa.edu.cn

* 通信联系人。E-mail: chengxu@buaa.edu.cn

镍基复合材料的近净成形^[4]。TiC 具有高熔点、高硬度、低密度、高激光吸收率等优点,在激光增材制造颗粒增强镍基复合材料中得到广泛的应用^[3,5-6]。

硬质增强体可以提高复合材料的强度、硬度以及摩擦磨损性能,但容易引起复合材料塑性的下降^[7],因此,目前国内的镍基复合材料主要被应用于耐磨涂层^[8-13]中。戴晟等^[8]通过激光熔覆技术,在 45 钢基体表面制备了具有优良硬度和耐磨性能的 TiC 增强镍基复合涂层。Clyne 等^[14-16]研究发现,亚微米级及超细颗粒增强体可以降低对镍基合金塑性的损害,并提高镍基合金强度。Gu 等^[15]研究发现,激光增材制造纳米级 TiC 增强 Inconel625 复合材料的显微硬度、抗拉强度、延伸率及摩擦磨损性能均有较好表现。然而,纳米级粉末容易产生团聚现象,加入的 TiC 增强体形态及分布均匀性受工艺参数影响较大^[17-18]。通过原位合成方法制备颗粒增强镍基复合材料,可以避免小尺寸颗粒的团聚,改善增

强体分布均匀性,提升材料的力学性能^[7,19]。Xu 等^[20]通过激光增材技术制备出原位生成 TiC 增强 Ni30Al20Fe 复合材料,原位析出的 TiC 弥散分布且颗粒细小。本文采用激光增材技术,制备了原位生成微米级或亚微米级颗粒增强 Inconel625 复合材料,研究了 TiC 添加量对复合材料显微组织、显微硬度、摩擦磨损性能的影响,并获得了复合材料的拉伸性能,为激光增材制造原位生成颗粒增强镍基复合材料的应用提供了实验依据。

2 实验方法

2.1 材 料

选择球形 Inconel625 粉末和不规则 TiC 粉末作为实验材料。Inconel625 合金粉末采用旋转电极雾化法制备,直径为 65~105 μm,其化学成分见表 1。TiC 粉末直径小于 18 μm,Ti 的质量分数为 79.38%,C 的质量分数为 19.2%。

表 1 Inconel625 粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of Inconel625 powder (mass fraction, %)

| Element | Cr | Mo | Nb | Fe | Al | Ti | C | Mn | Si | Co | P | S | Ni |
|---------|-------|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|------|
| Content | 21.67 | 9.74 | 3.60 | 4.26 | 0.24 | 0.01 | 0.03 | 0.01 | 0.09 | 0.011 | 0.005 | 0.002 | Bal. |

2.2 试样制备

采用全方位行星式球磨机将质量分数为 1%,2%,5% 的 TiC 粉末与 Inconel625 粉末球磨混合,转速为 300 r·min⁻¹,球磨时间为 6 h。原始

Inconel625 粉末、TiC 粉末及混合粉末的二次电子扫描电镜照片如图 1 所示。可以看到,球磨后大部分 TiC 颗粒粘附于 Inconel625 球形粉末表面,球磨后的 TiC 颗粒尺寸小于原始 TiC 粉末。

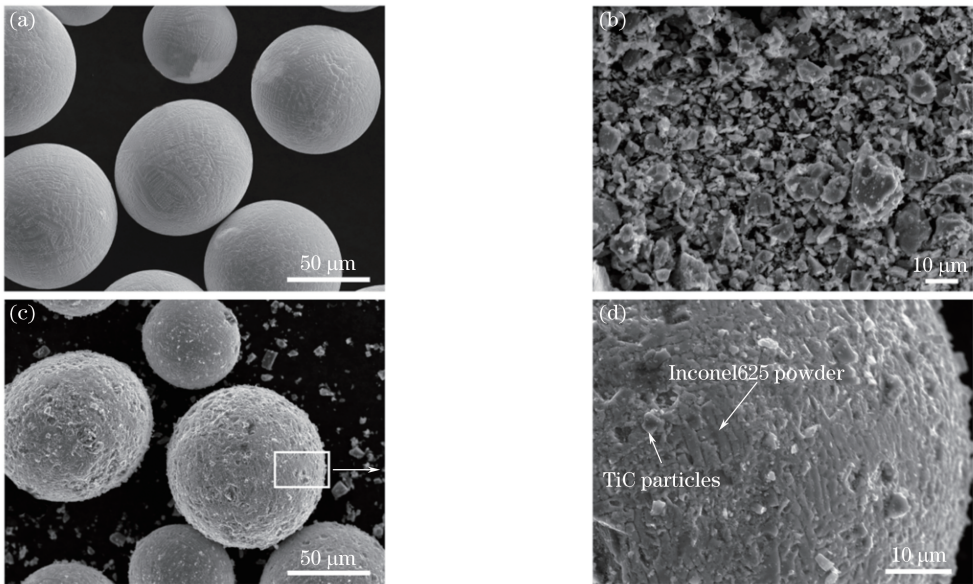


图 1 形貌。(a) Inconel625 粉末;(b) TiC 粉末;(c)混合粉末;(d)放大混合粉末

Fig. 1 Morphologies. (a) Inconel625 powder; (b) TiC powder; (c) mixed powder; (d) magnification of mixed powder

采用自主研发的激光增材制造系统进行 Inconel625 合金及其复合材料的制备实验,实验在

稀有气体气氛保护下进行,氧含量小于 5×10^{-5} ,激光功率为 2000 W,光斑直径为 3 mm,送粉量为

1000 g·h⁻¹。沉积方式为单向垂直向上生长,即激光束与同轴送粉喷嘴进行匀速垂直向上提升,无水平方向的移动。成形试样形貌如图 2 所示,外观呈圆柱状。



图 2 成形试样形貌

Fig. 2 Morphology of formed specimen

2.3 分析方法

使用线切割方式沿垂直于沉积方向切取试样,试样经砂纸磨光后用抛光液进行抛光,并用 $v(\text{HCl}):v(\text{HNO}_3):v(\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3) = 3:1:1$ 的腐蚀液腐蚀 10 s (v 为体积分数)。采用扫描电子显微镜 (SEM) 观察试样的显微组织、磨损表面形貌。对 Inconel625 合金及复合材料的一次枝晶间距进行统计,每种材料统计 5 幅显微组织图求平均值。采用扫描电子显微镜进行试样的背散射形貌观察。采用透射电子显微镜 (TEM) 表征试样内部微观结构。使用 X 射线衍射 (XRD) 仪对试样的物相进行检测,选择 0.154056 nm Cu 靶 $K\alpha$, $30^\circ \sim 100^\circ$ 快速检测扫描速度为 $6^\circ \cdot \text{min}^{-1}$, $30^\circ \sim 42.5^\circ$ 精细检测扫描速度为 $3^\circ \cdot \text{min}^{-1}$ 。采用维式硬度计测量试样的显微硬度,选取每个柱状试样距底部 1 cm 及距顶部 1 cm 处的横截面,每个横截面边缘到中心等距测量 5 个显微硬度值,求得平均值表征材料的硬度,加载力为 4.9 N,保载时间为 15 s。使用试验机进行室温线性往复摩擦磨损实验,施加载荷为 8 N,磨痕长为 5 mm,频率为 1 Hz,时长为 30 min,对磨材料为 GCr15 钢珠,直径为 4 mm,硬度为 63 HRC。用精度为 0.1 mg 的电子天平称取试样磨损前后的重量,相同实验条件下进行两次磨损试验求得试样失重平均值。用耐磨强度 ω 表示磨损特征,计算公式为

$$\omega = \frac{M_{\text{loss}}}{W \cdot \rho \cdot L}, \quad (1)$$

式中 M_{loss} 为质量损失, W 为摩擦磨损实验过程中施加的载荷, ρ 为材料密度, L 为线性往复摩擦总行程。

使用液压伺服疲劳试验机对 Inconel625 合金及 TiC 添加量 (质量分数,下同) 为 1% 的复合材料

进行室温拉伸性能测试。沿平行于沉积方向取样,拉伸试样尺寸示意图如图 3 所示。采用位移控制加载,夹头位移速度为 $0.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。

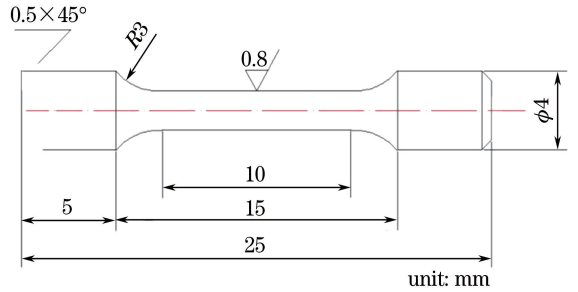


图 3 拉伸试样尺寸

Fig. 3 Dimension of tensile specimen

3 实验结果及分析

3.1 显微组织

Inconel625 合金和不同 TiC 添加量下复合材料的显微组织如图 4 所示。激光增材制造 Inconel625 合金的显微组织为单一 γ 相,呈典型枝晶形貌。添加 TiC 后, Inconel625 复合材料基体仍为枝晶形貌,但在枝晶间析出大量呈弥散分布的白色颗粒物,其数量随着 TiC 添加量的增大而逐渐增加。不同 TiC 添加量的 Inconel625 复合材料中白色颗粒物的粒径均集中于 $0.5 \sim 4.5 \mu\text{m}$, TiC 添加量对其平均粒径及分布影响不大。添加 TiC 的复合材料的一次枝晶间距明显减小,从 Inconel625 合金的 $(71.4 \pm 9.8) \mu\text{m}$ 减小至添加 5% TiC 复合材料的 $(19.6 \pm 2.5) \mu\text{m}$ 。这可能是由于进入熔池的 TiC 含量的增加促进了枝晶凝固前沿热量的传导,增大了过冷度^[21-23];同时,白色颗粒物抑制了枝晶的生长^[15]。

枝晶间白色颗粒物的形貌如图 5 所示,白色颗粒物的化学成分见表 2。根据形貌将白色颗粒分为两类。第一类白色颗粒物内部无黑色核心,呈棒状和不规则点状,如图 5(a) 中的 A 型所示。通过 TEM 观察发现,第一类白色颗粒物与基体之间的界面清晰,无界面反应物产生。通过选区电子衍射图可知,第一类白色颗粒物晶体结构为单一 FCC 型 NaCl 结构,晶格常数为 0.4326 nm,且颗粒中 C、Nb、Ti、Mo 等元素的含量较大,推测这一类碳化物为镍基高温合金中常见的 MC ($M = \text{Nb}, \text{Ti}, \text{Mo}$) 碳化物^[24]。第二类白色颗粒物中间存在黑色核心,整体呈壳-核状,如图 5(a) 中的 B 型所示。在 TEM 下观察发现,第二类白色颗粒物形态呈花朵状,通过能谱分析可知,颗粒中心处 C、Ti 元素含量较大,推测

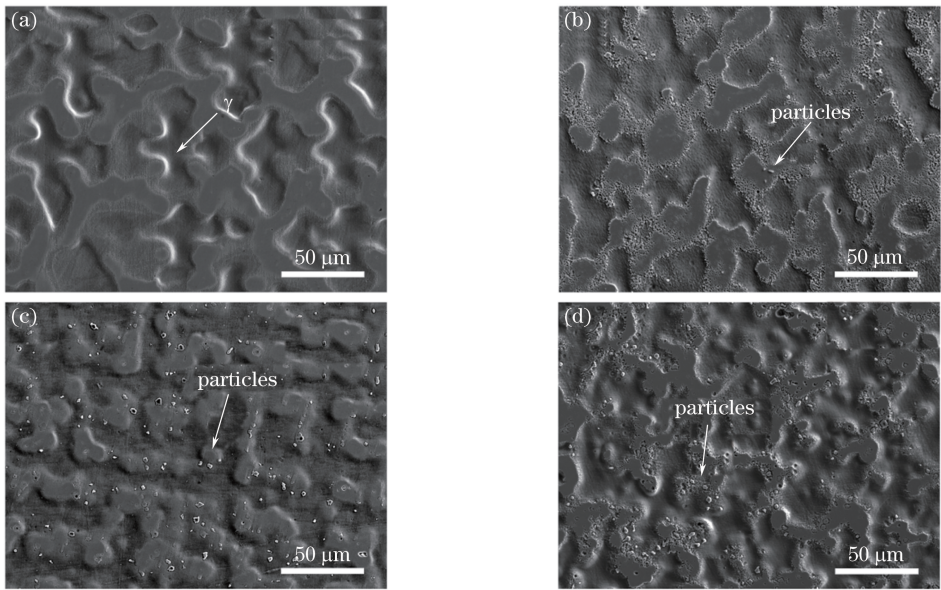


图 4 显微组织。(a) Inconel625 合金;TiC 质量分数为(b) 1%,(c) 2%,(d) 5%的复合材料

Fig. 4 Microstructures. (a) Inconel625 alloy; composites for TiC with mass fraction of (b) 1%, (d) 2% and (d) 5%

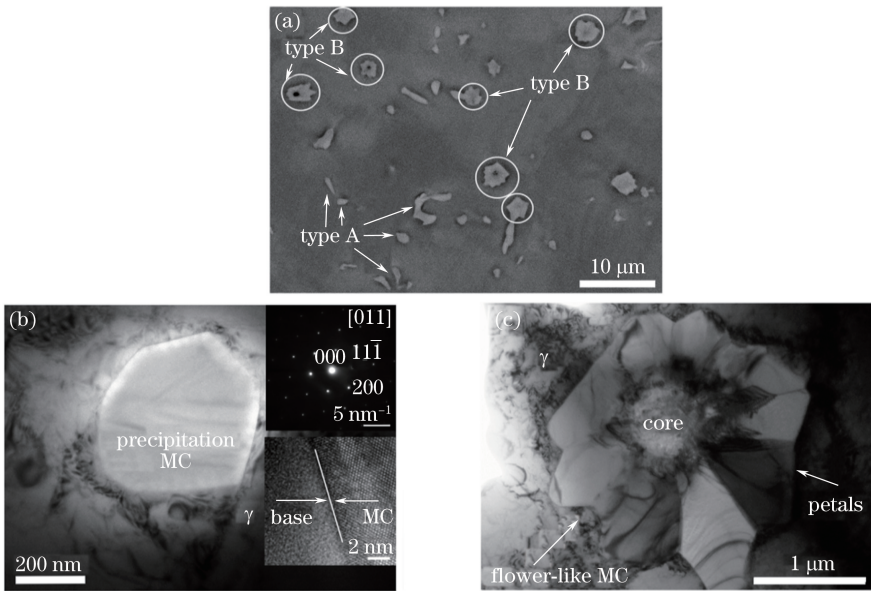


图 5 形貌。(a)枝晶间颗粒物;(b)第一类颗粒物;(c)第二类颗粒物

Fig. 5 Morphologies. (a) Interdendritic particles; (b) first type of particles; (c) second type of particles

为未完全熔化的 TiC 颗粒;而“壳”处化学成分与 A 型颗粒成分相似,推测也为 MC 碳化物。

表 2 白色颗粒物化学成分(原子数分数,%)

Table 2 Chemical compositions of white particles (atomic fraction, %)

| Particle | CK | TiK | NbL | MoL | CrK | NiK |
|-----------------|-------|-------|-------|------|------|------|
| Type A | 61.83 | 7.28 | 19.15 | 5.36 | 2.40 | 3.10 |
| Shell of type B | 60.17 | 6.94 | 23.36 | 7.57 | 1.24 | 0.69 |
| Core of type B | 61.26 | 38.53 | 0.02 | 0.18 | - | - |

白色颗粒物形成的原因可能是激光增材制造时,粒径较小的 TiC 完全熔解,而粒径较大的 TiC

只发生了部分熔解^[25],在 TiC 熔解的过程中,Ti、C 元素进入熔体。Inconel625 合金中的 Nb、Ti、Mo 同时为负偏析元素及强碳化物形成元素,在 γ 相凝固后期,MC 碳化物在枝晶间以均匀形核(第一类碳化物)或异质形核(第二类碳化物)方式析出^[26-28]。尺寸较大而未完全熔化的 TiC 核心为在高速球磨过程中破碎、冷焊堆聚而成的多晶颗粒,因此 MC 碳化物在其上形核的取向各异,产生了如花朵状的结构。

Inconel625 合金和不同 TiC 添加量下复合材料

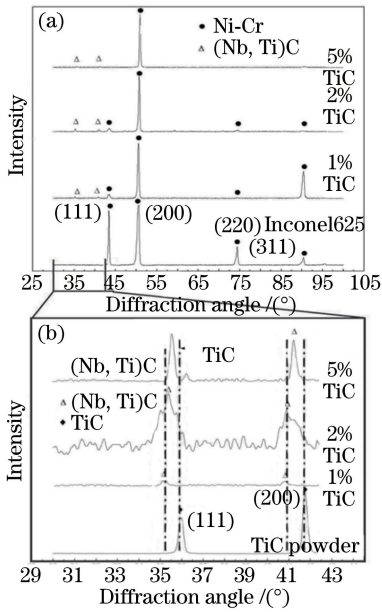


图 6 XRD 图谱。(a) Inconel625 合金和复合材料；
(b) 30°~42.5° 区间

Fig. 6 XRD patterns. (a) Inconel625 alloy and composites; (b) 30°~42.5°

的 XRD 图谱如图 6 所示,测试时试样表面垂直于沉积方向。从图 6(a)可以看出,Inconel625 合金为单一 FCC 结构 γ (Ni-Cr)相,没有其他析出相衍射峰。当添加 TiC 后,复合材料结构组成仍然以 γ 相为主,但(111)和(220)衍射峰强度明显减弱,而 TiC 添加量为 1% 的复合材料的(311)衍射峰强度较强。这可能是由于 TiC 的加入引起熔池局部凝固条件

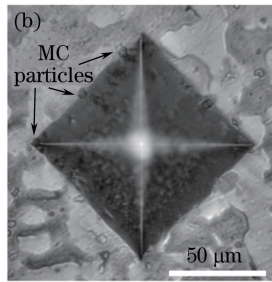
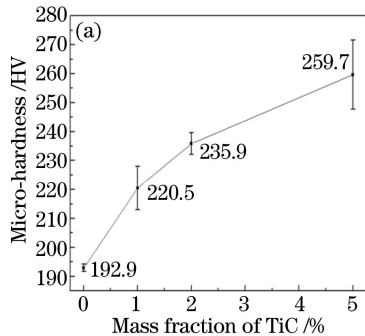


图 7 示意图。(a) Inconel625 合金和复合材料的显微硬度;(b) TiC 添加量为 5% 的复合材料的压痕形貌
Fig. 7 Schematic. (a) Micro-hardness of Inconel625 alloys and composites;
(b) indentation morphology of composite with TiC addition of 5%

3.3 摩擦磨损测试

Inconel625 合金和不同 TiC 添加量下复合材料的摩擦磨损性能如图 8 所示。可以看出,当 TiC 添加量为 1%~5% 时,复合材料的磨损失重均比 Inconel625 合金减小 80% 以上。随着 TiC 添加量的增大,复合材料的磨损失重略有增大,这可能是由

发生改变,晶体取向择优分布发生了变化^[15]。此外,XRD 对高角度衍射峰强的测量精度小于低角度的,这也会导致各复合材料高角度衍射峰强度发生改变。

在 XRD 图谱 30°~42.5° 的区间内,添加 TiC 的复合材料中出现了较弱的衍射峰,分析发现,衍射峰位于(Nb, Ti)C 和 TiC 衍射峰之间,结合图 5 分析可知,此衍射峰来源于 MC 碳化物。随着 TiC 添加量的增大,MC 碳化物衍射峰峰位向右轻微偏移。由于复合材料中 MC 碳化物的 Ti、Nb、Mo 元素含量可在较大范围内连续变化^[24],且元素的变化会引起晶格常数发生改变,因此,复合材料中的衍射峰介于(Nb, Ti)C 和 TiC 衍射峰之间。此外,MC 碳化物可能出现的碳空位也会使晶格常数发生变化,引起衍射峰位置的偏移^[29]。

3.2 显微硬度

Inconel625 合金和不同 TiC 添加量下复合材料的显微硬度如图 7(a)所示。随着 TiC 添加量的增大,复合材料的显微硬度由 Inconel625 合金的 192.9 HV 增大至 259.7 HV,强化效果主要来源于基体中 Ti、C 的固溶强化作用以及枝晶间 MC 碳化物的弥散强化作用。图 7(b)所示是 TiC 添加量为 5% 的复合材料的压痕形貌,压痕周围的基体无裂纹出现,表明实验中 TiC 的添加量为最大时,复合材料仍保持了良好的塑性。碳化物与基体之间没有开裂现象,界面结合良好,可以有效地起到传递载荷的作用。

于随着复合材料中碳化物数量的增加,当周围没有足够塑性基体支撑时,磨损过程中脱落的碳化物数量也随之增加,导致磨损失重轻微增大。

Inconel625 合金和不同 TiC 添加量下复合材料的磨损表面形貌如图 9 所示。观察发现, Inconel625 合金的磨痕中央受到最大正应力而产生

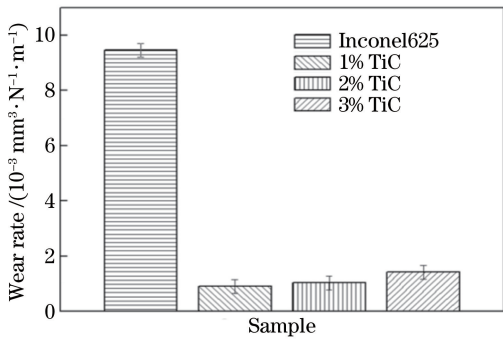


图 8 Inconel625 合金和复合材料的摩擦磨损结果
Fig. 8 Friction and wear results of Inconel625 alloys and composites

了塑性变形,形成一个较大的凹陷。磨痕中央向外均有宽而深的犁状划痕,伴有由剧烈粘着磨损留下的大量凹坑,摩擦表面较为粗糙,磨损机制主要为多次塑变疲劳磨损和粘着磨损。然而,MC 碳化物增强的复合材料的磨损表面较为平整,没有明显的塑性变形或深而宽的犁状划痕及撕裂凹坑。复合材料基体中 Ti、C 的固溶强化作用以及均匀分布的增强体对基体的弥散强化作用提高了基体抵抗对磨 GCr15 球压入的能力。增强体作为硬质相起到了支撑塑性基体的作用,而且在粘着磨损过程中可以减小撕裂剪切点的行程,有助于减轻粘着磨损。复合材料的磨损机制主要为粘着磨损和显微切削磨损。

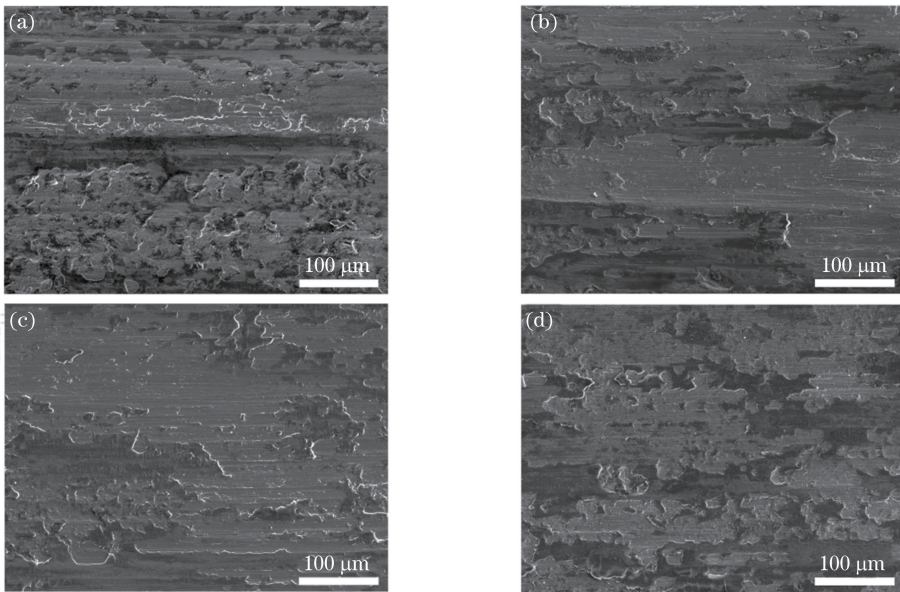


图 9 磨痕形貌。(a) Inconel625 合金;TiC 质量分数为(b) 1%,(c) 2%,(d) 5%的复合材料
Fig. 9 Indentation morphologies. (a) Inconel625 alloy; composites for TiC with mass fractions of (b) 1%, (d) 2% and (d) 5%

3.4 拉伸性能

Inconel625 合金和 TiC 添加量为 1% 的复合材料的拉伸性能测试结果如图 10 所示。与 Inconel625 合金相比,TiC 添加量为 1% 的复合材料的屈服强度从 287.0 MPa 提高到 349.9 MPa,抗拉强度从 551.52 MPa 提高到 703.0 MPa,分别提高了 21.9% 和 27.5%。Gu 等^[15] 研究发现,激光增材制造 2.5% 纳米级 TiC 增强 Inconel625 复合材料的抗拉强度比 Inconel625 合金增大了 11.4%,延伸率基本相同。Hong 等^[18] 通过外加质量分数为 5% 的 TiC,制得了纳米级 TiC 增强 Inconel625 复合材料,其屈服强度、抗拉强度延伸率比参考数据分别增大了 24.2%,28.3%,29.4%。由此可见,当 TiC 添加量较少时,通过激光增材技术制备的原位生成 MC 碳

化物增强 Inconel625 复合材料的力学性能的增强效果与由外加法所得的 TiC/Inconel625 复合材料相当。由于这里的增强体与文献中纳米级增强体相

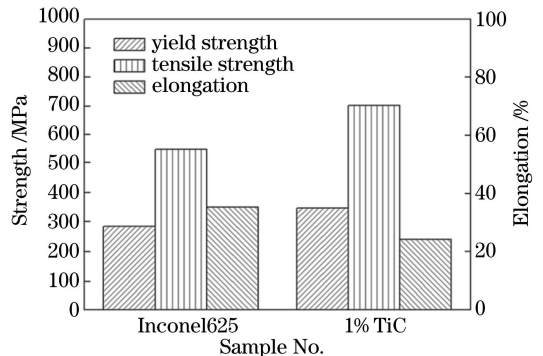


图 10 拉伸性能对比
Fig. 10 Tensile performance comparison

比尺寸较大,故复合材料塑性有所下降。

4 结 论

利用激光增材制造技术制备了原位生成 MC 碳化物增强 Inconel625 复合材料,研究了不同 TiC 添加量对复合材料显微组织、硬度和摩擦磨损性能的影响,得到以下结论。

1) 当 TiC 的添加量为 1%, 2%, 5% 时, Inconel625 复合材料的显微组织由枝晶状 γ 基体和枝晶间弥散分布的碳化物组成。随着 TiC 添加量的增大,复合材料中枝晶间碳化物的数量增加,一次枝晶间距减小。

2) Inconel625 复合材料的显微硬度随着 TiC 添加量的增大而逐渐增大,各复合材料抗磨损性能的提升相近。TiC 添加量为 1% 的 Inconel625 复合材料的抗磨损性能提升显著,屈服强度、抗拉强度均大于 Inconel625 合金,但延伸率有所减小。

参 考 文 献

- [1] Paul C P, Ganesh P, Mishra S K, *et al.* Investigating laser rapid manufacturing for Inconel-625 components[J]. *Optics and Laser Technology*, 2007, 39(4): 800-805.
- [2] Xu F J, Lü Y H, Liu Y X, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Inconel625 components deposited by pulsed plasma arc rapid prototyping[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2012(11): 6-11.
徐富家, 吕耀辉, 刘玉欣, 等. 脉冲等离子弧快速成形 Inconel625 组织性能研究 [J]. *材料工程*, 2012(11): 6-11.
- [3] Cooper D E, Blundell N, Maggs S, *et al.* Additive layer manufacture of Inconel625 metal matrix composites, reinforcement material evaluation [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(12): 2191-2200.
- [4] Chawla N, Shen Y L. Mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2001, 3(6): 357-370.
- [5] Kishkin S T, Stroganov G B. Carbide strengthening in cast superalloys on nickel base [J]. *Aeronautical Materials*, 1991, 11(2): 1-8.
Kishkin S T, Stroganov G B. 铸造镍基高温合金中的碳化物强化 [J]. *航空材料学报*, 1991, 11(2): 1-8.
- [6] Wang L. Experimental study on *in situ* reactive synthesis TiC particles reinforced nickel based composite [J]. Beijing: North China Electric Power University, 2009.

王亮. 原位合成碳化钛颗粒增强镍基复合材料的实验研究 [D]. 北京: 华北电力大学, 2009.

- [7] Zhang P, Li F G. Effect of particle characteristics on deformation of particle reinforced metal matrix composites [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(4): 655-661.
- [8] Dai S, Zuo D W, Fang C, *et al.* Microstructure and properties of laser clad Ni/TiC composite coating [J]. *Machine Building & Automation*, 2014, 43(3): 63-65.
戴晟, 左敦稳, 方淳, 等. 激光熔覆 Ni/TiC 复合涂层组织与性能 [J]. *机械制造与自动化*, 2014, 43(3): 63-65.
- [9] Chai L S, Wang C S, Han L Y, *et al.* Influence of nano-TiC/C content on microstructure and properties of laser clad Ni-based alloy coatings [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2014, 41(12): 1203003.
柴龙顺, 王存山, 韩立影, 等. 纳米 TiC/C 对激光熔覆镍基合金涂层组织和性能的影响 [J]. *中国激光*, 2014, 41(12): 1203003.
- [10] Li Y L, Pan D, Song J G, *et al.* Microstructure and properties of TiC/Ni composite coating prepared with laser clad on Q235 steel substrate [J]. *Applied Laser*, 2014, 34(3): 199-203.
李养良, 潘东, 宋杰光, 等. Q235 表面激光熔覆原位 TiC/Ni 复合层显微组织研究 [J]. *应用激光*, 2014, 34(3): 199-203.
- [11] Hou D H, Wang Y M, Liu X M, *et al.* Microstructure and properties of Ni/TiC composite coating prepared with laser clad TiC [J]. *Journal of Changchun University of Technology*, 2008, 29(2): 121-124.
侯丹辉, 王耀民, 刘喜明, 等. 激光熔覆原位合成 TiC 的 Ni/TiC 复合层显微组织与性能研究 [J]. *长春工业大学学报*, 2008, 29(2): 121-124.
- [12] Zhang W P, Liu Z H. Study on microstructure of *in situ* synthesis of TiC-Cr₇C₃-Ti-Ni metal-ceramics composite coating [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2008, 35(7): 1091-1094.
张维平, 刘中华. 激光熔覆原位合成 TiC-Cr₇C₃-Ti-Ni 金属复合材料涂层 [J]. *中国激光*, 2008, 35(7): 1091-1094.
- [13] Chi J, Li M, Wang S F, *et al.* Effects of TiC formation modes on microstructure and performance of Ni-based laser cladding coatings [J]. *China Surface Engineering*, 2017, 30(4): 134-141.
迟静, 李敏, 王淑峰, 等. TiC 生成方式对激光熔覆镍基涂层组织和性能的影响 [J]. *中国表面工程*, 2017, 30(4): 134-141.
- [14] Clyne T W, Withers P J. An introduction to metal matrix composites [M]. Cambridge: Cambridge

- University Press, 1993.
- [15] Gu D D, Cao S A, Lin K J. Laser metal deposition additive manufacturing of TiC reinforced Inconel625 composites: Influence of the additive TiC particle and its starting size[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2017, 139(4): 041014.
- [16] Bi G, Sun C N, Nai M L, *et al.* Micro-structure and mechanical properties of nano-TiC reinforced Inconel625 deposited using LAAM [C]. Physics Procedia, 2013, 41: 821-827.
- [17] Gu D D, Hong C, Jia Q B, *et al.* Combined strengthening of multi-phase and graded interface in laser additive manufactured TiC/Inconel 718 composites[J]. Journal of Physics D, 2014, 47(4): 045309.
- [18] Hong C, Gu D D, Dai D H, *et al.* Laser additive manufacturing of ultrafine TiC particle reinforced Inconel625 based composite parts: Tailored microstructures and enhanced performance [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 635: 118-128.
- [19] Sun C, Song M, Wang Z W, *et al.* Effect of particle size on the microstructures and mechanical properties of SiC-reinforced pure aluminum composites [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2011, 20(9): 1606-1612.
- [20] Xu X Y, Liu W J, Zhong M L, *et al.* Direct laser fabricated *in situ* TiC particulate reinforced Ni30Al20Fe intermetallic matrix composite [J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(13): 4289-4293.
- [21] Wilson J M, Shin Y C. Microstructure and wear properties of laser-deposited functionally graded Inconel 690 reinforced with TiC [J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 207(9): 517-522.
- [22] Chen R, Xu Q Y, Liu B C. Experimental and simulation of primary dendrite spacing in directional solidification of Al-7Si-0.36Mg alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2613-2622.
陈瑞, 许庆彦, 柳百成. Al-7Si-0.36Mg 合金定向凝固一次枝晶臂间距实验和模拟[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2613-2622.
- [23] Berjeza N A, Velikevitch S P, Mazhukin V I, *et al.* Influence of temperature-gradient to solidification velocity ratio on the structure transformation in pulsed-laser and CW-laser surface-treatment [J]. Applied Surface Science, 1995, 86(1/2/3/4): 303-309.
- [24] Chen G L. Theory of superalloy [M]. Beijing: Metallurgical Industries Press, 1998.
陈国良. 高温合金学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1998.
- [25] Liu D. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited TiC particle reinforced titanium matrix composites [D]. Beijing: Beihang University, 2004.
刘栋. 激光熔化沉积 TiC 颗粒增强钛基复合材料显微组织与力学性能[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2004.
- [26] Wang C Q, Liu H X, Zhou R, *et al.* Characteristic behaviors of particle phases in NiCrBSi-TiC composite coating by laser cladding assisted by mechanical vibration[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(2): 221-228.
王传琦, 刘洪喜, 周荣, 等. 机械振动辅助激光熔覆 NiCrBSi-TiC 复合涂层中颗粒相行为特征[J]. 金属学报, 2013, 49(2): 221-228.
- [27] Sun F, Mei L B, Liu S F, *et al.* Theoretic analysis on solidification segregation of alloy 625[J]. Thermal Turbine, 2016, 45(1): 46-50.
孙锋, 梅林波, 刘松峰, 等. 625 合金凝固偏析的理论分析[J]. 热力透平, 2016, 45(1): 46-50.
- [28] Pei Y T, Meng Q C, Ouyang J H, *et al.* Dissolution and precipitation of TiC particles and their distribution in a laser clad TiCp/Ni-alloy composite coating [J]. Chinese Journal of Lasers, 1995, 22(12): 935-938.
裴宇韬, 孟庆昌, 欧阳家虎, 等. 激光熔覆 TiCp/Ni 合金复合涂层中 TiC 颗粒的溶解析出行为与分布特征[J]. 中国激光, 1995, 22(12): 935-938.
- [29] Wei W Q. Research on the structure and oxidation resistance of Nb-Ti-(Al)-C alloy [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011.
魏文庆. Nb-Ti-(Al)-C 合金组织及抗氧化性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011.