

引文格式: 张兰, 陈梓轩, 马会中, 等. SPS 原位制备Ti(C,N)/TC4复合材料的组织和性能研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(16): 98-103, 125.

ZHANG Lan, CHEN Zixuan, MA Huizhong, et al. Microstructure and properties of in-situ synthesized Ti(C,N)/TC4 composites by SPS[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(16): 97-103, 125.

# SPS 原位制备 Ti(C, N)/TC4 复合材料的组织和性能研究

张 兰, 陈梓轩, 马会中, 张纪东

(郑州大学, 郑州 450000)

[摘要] 采用放电等离子烧结技术, 以石墨相氮化碳( $g-C_3N_4$ )为氮源和碳源, 原位制备了 Ti(C, N)/TC4 复合材料。通过改变  $g-C_3N_4$  添加量, 制备出不同 Ti(C, N)含量的复合材料, 并对其微观结构、硬度和摩擦性能进行了重点研究。结果表明, 原位制备出的 Ti(C, N)呈颗粒状, 整体呈网格状分布, 且与基体界面结合良好。随着  $g-C_3N_4$  添加量的增加, 复合材料硬度不断提升, 耐磨性能先提升后降低。综合评估硬度与摩擦性能, 添加质量分数为 5% 的  $g-C_3N_4$  时所制备的复合材料具有较高的硬度和优秀的耐磨性能, 硬度为 627.68HV, 与纯 TC4 钛合金烧结试样相比提升了 44.4%, 摩擦系数与磨损量分别为 0.2608 与  $0.056 \text{ mm}^3$ , 相较于纯 TC4 烧结试样性能分别提升了 29.3% 与 61.6%。

关键词: TC4; 复合材料; 粉末冶金; 放电等离子烧结; 微观结构; 网格分布; 摩擦性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.16.098



张 兰

教授, 博士, 研究方向为先进材料的制备及性能研究。

TC4 合金为 ( $\alpha+\beta$ ) 型钛合金, 由于其高比强度以及易于成形等优点, 广泛应用于飞机/汽车壳体、板材以

及各类紧固件<sup>[1-4]</sup>。TC4 钛合金使用量占所有钛合金的一半以上, 是目前世界上使用范围最广、用量最大的钛合金材料<sup>[5]</sup>。但是硬度较低, 耐磨不足等缺点限制了其发展<sup>[6]</sup>。

陶瓷相增强金属基复合材料是一种有效结合了金属基体优秀的韧性以及陶瓷相优异的刚度的新型复合材料, 在各方面都表现出优于传统合金的性能。钛基复合材料是以钛和钛合金为基体, 其他金属或非金属材料作为增强相的复合材料, 同时兼具了钛的低密度、高比强度、耐腐蚀性、耐摩擦以及增强相的高硬度等优点<sup>[7]</sup>, 且通过原位合成法制备的增强相颗粒拥有更好的界面和稳定性<sup>[8]</sup>。因此钛基复合材料在航空航天、医疗器械等领域拥有极大的潜力。常用于增强钛基的陶瓷相有 SiC、 $Al_2O_3$ 、TiC、TiB、TiN 等<sup>[9-11]</sup>。

TiC 拥有与钛相似的密度和热膨胀系数, 被认为是钛基最合适的增强相, 且 TiC 本身的高硬度、耐腐蚀、热稳定性好等优点, 恰好可以弥补钛基硬度低、不耐磨的缺点。Wu 等<sup>[12]</sup>通过激光合金化技术在 Ti-6Al-4V 基体上原位制备了 TiC 复合涂层, 使基体的耐磨性能得到显著提升。胡满银等<sup>[13]</sup>以碳纳米管为原料, 利用微波烧结技术制备 TiC 增强钛复合材料, 发现添加质量分数 1% 的复合材料时, 摩擦系数下降了 0.4, 磨损类型由黏着磨损变为磨粒磨损。Zhang 等<sup>[14]</sup>利用 SPS 技术以石墨烯为碳源原位制备出 TiC/Ti 复合材料, 其抗压极限强度和抗压屈服强度分别为 2.64 GPa 与 1.93 GPa, 超过世界上多数先进钛合金材料。Ti(C, N)在 TiC 基础上发展而来, 由 N 原子在原 TiC 晶格中任意比例替换原有的 C 原子形成。在

高温时, Ti(C, N) 的抗氧化、耐摩擦、硬度以及断裂强度均高于 TiC<sup>[15]</sup>。

目前对原位法制备 Ti(C, N) 增强相的相关研究较少, 本文以 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 为氮源和碳源, 利用放电等离子烧结技术, 通过原位合成法制备 Ti(C, N)/TC4 复合材料, 并研究了添加不同质量分数 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 对复合材料的微观形貌、硬度、摩擦系数以及磨损量的影响。

## 1 试验及方法

### 1.1 试样制备

本文试验材料采用北京兴荣源公司氢化脱氢法制备的 TC4 合金粉末和实验室自制的 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 粉末。TC4 合金粉末的平均粒度为 45 μm, 纯度为 99.5%。

g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 粉末制备采用热缩聚双氰胺的方法。将 10 g 双氰胺置于带盖的刚玉坩埚中, 匀速升温至 540 ℃, 并保温 2 h, 随炉冷却后得到淡黄色固体, 用玛瑙研钵研磨后得到 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 粉末, 所制备粉末的表面形貌与成分分析如图 1 所示。

SPS 烧结前, 使用高能球磨机将两种粉末均匀混合。称取一定量的 TC4 合金粉、g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 粉和不锈钢球放入不锈钢球磨罐中, 球料比 5:1, 转速 200 r/min, 每 4 g 粉末加入 1 mL 无水乙醇作为过程控制剂, 球磨 3 h, 每 0.5 h 停机 10 min。球磨后将粉末置于干燥箱中 60 ℃ 干燥 12 h, 充分干燥后再将粉末置于球磨罐中干磨 2 h, 球料比与之前相同。将混合后的粉末置入直径 30 mm 的石墨模具中, 在放电等离子烧结机中进行烧结。烧结工艺为: 升温速率 100 ℃/min, 烧结温度 1100 ℃, 烧结压力 50 MPa, 保温时间 8 min, 随炉冷却。

### 1.2 物相分析与性能测试方法

烧结试样经过砂纸逐级打磨后, 用抛光机抛光。配制含 3% HF 与 6% NH<sub>3</sub> 的试剂, 对试样表面腐蚀 5 s 后进行电镜观测。用聚焦离子束扫描电子显微镜 (FIB-SEM) 和能量

色散谱仪 (EDS) 观察 Ti(C, N)/TC4 复合材料的微观形貌特征和元素含量; 用 Empyrean X 射线衍射系统对复合材料的晶体结构进行表征, 扫描速度 0.2°/s, 扫描角度为 20°~90°; 使用上海离子束泰明光学仪器有限公司的 HXD-1000TMC 型显微硬度计测试复合材料的显微硬度, 载荷 0.98 N, 保荷 15 s, 每个试样测量 6 个点取平均值; 使用 MS-T3000 摩擦磨损试验机, 进行磨损并测量摩擦系数, 摩擦副选用 φ4 mm 的氧化锆球, 摩擦轨

迹直径 8 mm, 摩擦转速 200 r/min, 试验载荷 300 g, 磨损时间 20 min; 使用 MFT-4000 多功能材料表面性能测试仪测量磨痕截面积, 选用 120° 金刚石锥头, 每个试样测量 6 个不同位置取平均值, 计算磨损量。

## 2 结果与讨论

### 2.1 粉末特征

球磨后的 TC4 合金粉末与混合粉末见图 2。可以看出, 图 2 (a) 原始粉末为不规则状, 表面光滑颗粒

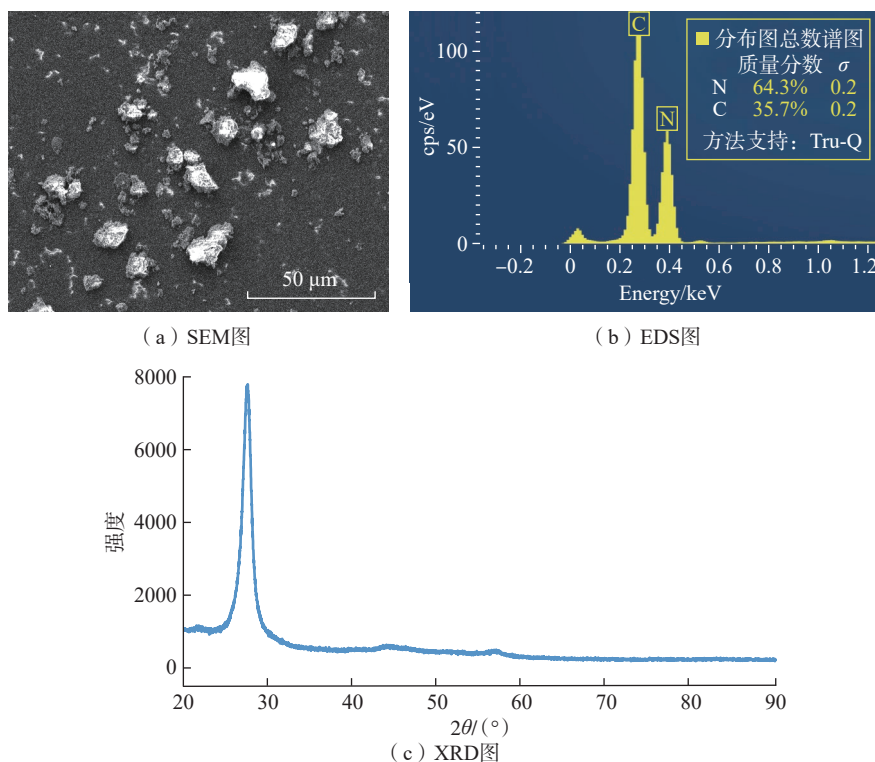
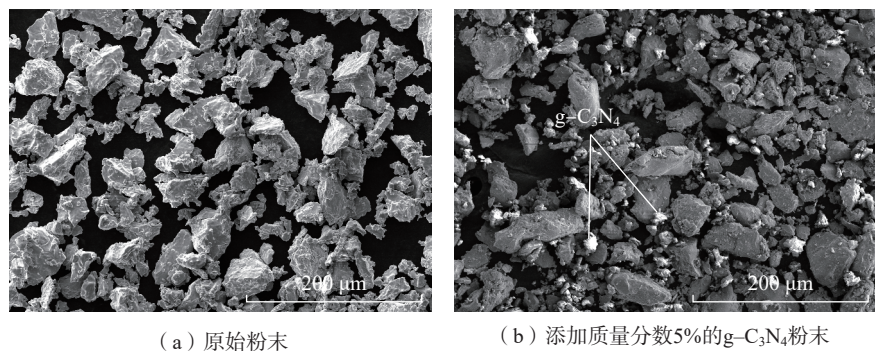


图 1 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 粉末表面形貌与成分分析

Fig.1 Surface morphology and composition analysis of g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> powder



(a) 原始粉末 (b) 添加质量分数 5% 的 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 粉末

图 2 球磨后 TC4 合金粉末与混合粉末 SEM 图

Fig.2 SEM image of TC4 alloy powder and mix powder after ball milling

分明,图 2 (b)为添加质量分数 5% 的  $g-C_3N_4$  粉末球磨后的 SEM 图,粉末未发生明显变形,  $g-C_3N_4$  粉末呈颗粒状黏着在 TC4 合金粉末表面。

为了确定球磨后粉末成分进行 XRD 测试,图 3 为分别添加质量分数 0%、1%、3%、5%、7%  $g-C_3N_4$  球磨后粉末的 XRD 图,可以看出,高能球磨后的粉末中只存在原始粉末的衍射峰,这是由于添加  $g-C_3N_4$  粉末较少未能检测到,并且在球磨过程中没有发生明显的化学反应(如氧化或生成 TiC 与 Ti(C,N))。

### 2.2 物相分析

不同  $g-C_3N_4$  粉末添加量烧结试样 XRD 图见图 4,复合材料衍射峰主要有  $\alpha-Ti$ 、Ti(C,N) 以及少量的  $\beta-Ti$ 。随着  $g-C_3N_4$  粉末添加量的不断提升, Ti(C,N) 的衍射峰不断增强,而 Ti 的衍射峰不断减弱,这是由于在烧结过程中一部分 Ti 与  $g-C_3N_4$  发生反应生成 Ti(C,N) 与少量 TiC 导致的。

不同质量分数  $g-C_3N_4$  添加量的烧结试样 SEM 图见图 5。原位生成的 Ti(C,N) 都在晶界上,随着  $g-C_3N_4$  添加量的增加原位生成的 Ti(C,N) 也在不断增加。当添加质量分数 7%  $g-C_3N_4$  时,由于  $g-C_3N_4$  易于团聚,有部分区域生成了过量的 Ti(C,N)。晶粒生长是由于晶界迁移,SPS 烧结过程中产生的等离子体使 TC4 合金粉末颗粒表面活化,晶界迁移速度变快,纯 TC4 晶界迁移过程中没有阻碍,生成的晶粒更大。随着  $g-C_3N_4$  添加量不断增加,生成的 Ti(C,N) 在不断增加, Ti(C,N) 的生成起到了扎钉的作用,阻碍了晶界迁移,所以得到的晶粒更加细小,起到了细化晶粒的作用。将 SEM 图与 XRD 图谱对比可以确定,烧结过程中发生反应生成了 Ti(C,N)。

Ti(C,N) 相图与元素分布见图 6。由于 N 元素  $K_{\alpha}$  线条与 Ti 的  $L_1$  线条能量相差只有 0.003 keV,在对 N 元素定量分析时会产生偏差<sup>[16]</sup>。由

EDS 图可看出, BSE 图中灰色与黑色部分均含有大量 C 元素。N 元素定量分析虽然存在干扰,但可以清晰看出大部分集中在灰色部分。在背散射中,原子序数越高的区域颜色越亮,结合 EDS 图可以确定,灰色部分为 Ti 基底,深灰色部分与黑色部分均为 Ti(C,N),其中黑色部分所含 C 与 N 元素比值较大。

### 2.3 性能测试

图 7 为添加不同质量分数  $g-C_3N_4$  烧结试样的显微硬度以及摩擦系数。可以看出,随着  $g-C_3N_4$  添加量的不断增加,复合材料的显微硬度得到了显著提升。烧结纯 TC4 合金的显微硬度为 434.68HV。添加 7% 质量分数  $g-C_3N_4$  时复合材料硬度达到了 717.33HV,相较于纯 TC4 提升

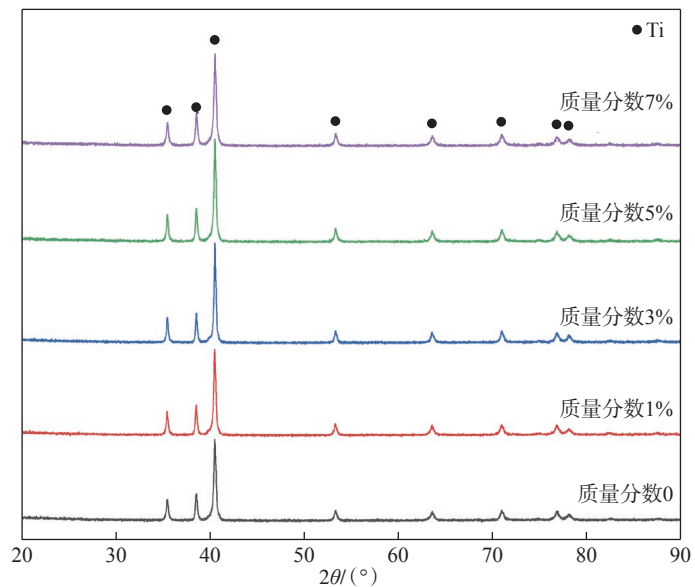


图 3 添加不同质量分数  $g-C_3N_4$  粉末球磨后的 XRD 图

Fig.3 XRD pattern of powder adding  $g-C_3N_4$  with different mass fractions after ball milling

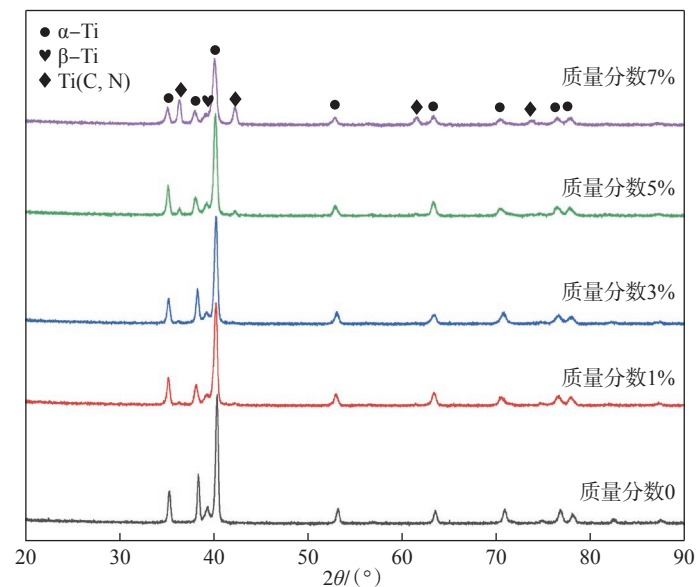


图 4 添加不同质量分数  $g-C_3N_4$  粉末烧结试样 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of sintered samples with different mass fractions of added  $g-C_3N_4$  powder

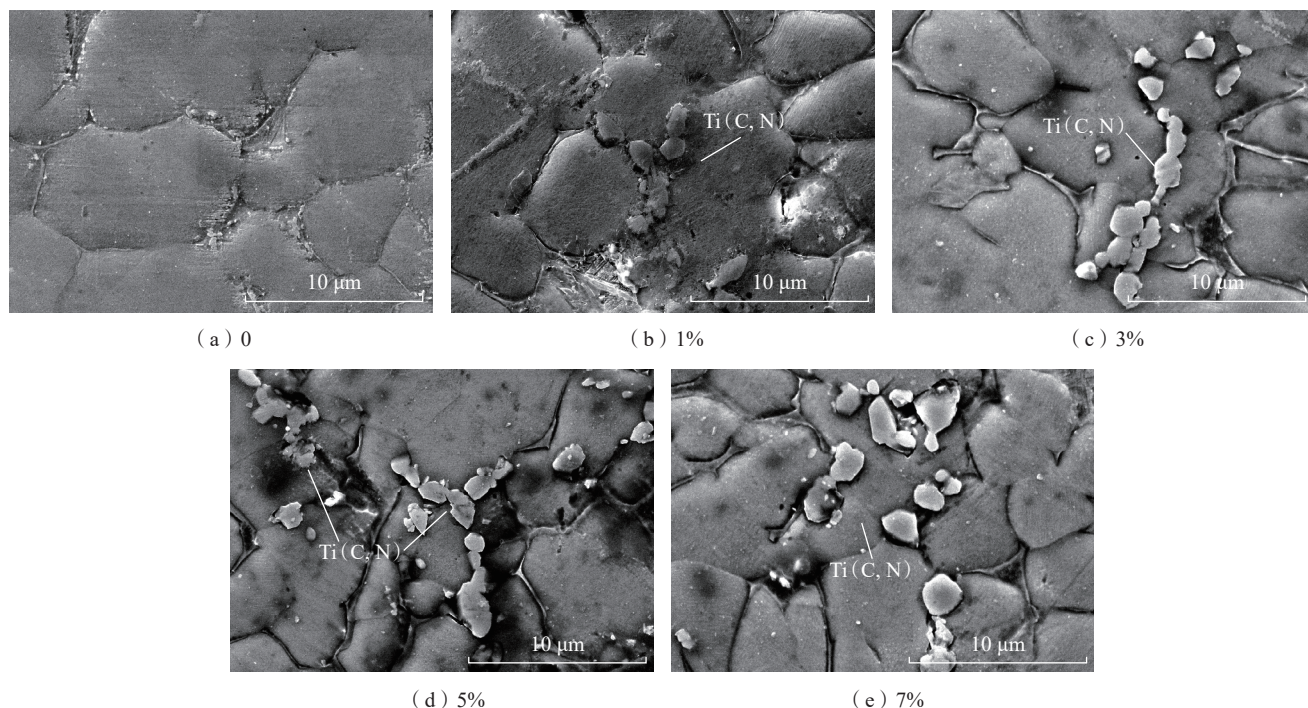


图5 添加不同质量分数  $g-C_3N_4$  粉末的复合材料 SEM 图  
Fig.5 SEM image of composites with different mass fractions of added  $g-C_3N_4$  powder

了 65%。这是由于烧结过程中生成的  $Ti(C,N)$  硬度很高,与基体结合界面较好,可以有效地承载外力。其在试样中呈近似网格状分布使得承载面积更大。当试样在受到压力变形时,硬质的  $Ti(C,N)$  承担了大部分的应力并且阻碍应力向周围扩散,这就使得复合材料显微硬度显著提高。

图 8 为添加不同质量分数  $g-C_3N_4$  烧结试样摩擦系数随磨损时间变化图,当添加质量分数 5%  $g-C_3N_4$  以下时,摩擦系数曲线十分平缓,说明复合材料耐摩擦性能较为稳定,其中添加质量分数 5%  $g-C_3N_4$  时摩擦系数波动最小,说明此时摩擦稳定性最优。当添加质量分数 7%  $g-C_3N_4$  时,摩擦系数曲线波动增大,且有随时间增加逐渐上升的趋势。

不同  $g-C_3N_4$  添加量对复合材料平均摩擦系数与磨损量的影响见图 7 (b)。摩擦系数与磨损量均有随着  $g-C_3N_4$  添加量的增加先减少后增大的趋势。SPS 制备的纯 TC4 钛合金摩擦系数与磨损量分别为 0.3689 与

0.146  $mm^3$ ,添加质量分数 5%  $g-C_3N_4$  时摩擦系数与磨损量达到最低,分别为 0.2608 与 0.056  $mm^3$ ,相较于纯 TC4 性能分别提升了 29.3% 与 61.6%,但是添加质量分数 7%  $g-C_3N_4$  时摩擦系数与磨损量有所上升。随着  $g-C_3N_4$  的添加,试样中生成的  $Ti(C,N)$  不断增多,磨损初始阶段部分钛合金

基体被磨掉使  $Ti(C,N)$  颗粒裸露形成凸起,如图 9 所示,此时硬度大、耐磨性好的  $Ti(C,N)$  可以有效抵抗法向力,且硬度的提升使磨球摩擦时试样变形更小,阻碍磨球与较软的钛合金基体接触,防止了钛合金基体进一步被磨损。同时磨损时产生的局部高温容易形成黏结点并随摩擦撕裂,

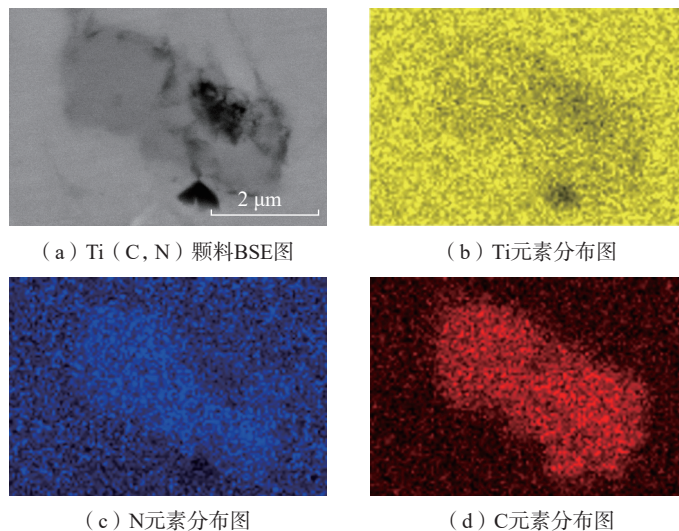


图6  $Ti(C,N)$  颗粒 BSE 图与 EDS 图  
Fig.6 BSE image and EDS image of  $Ti(C,N)$  phase

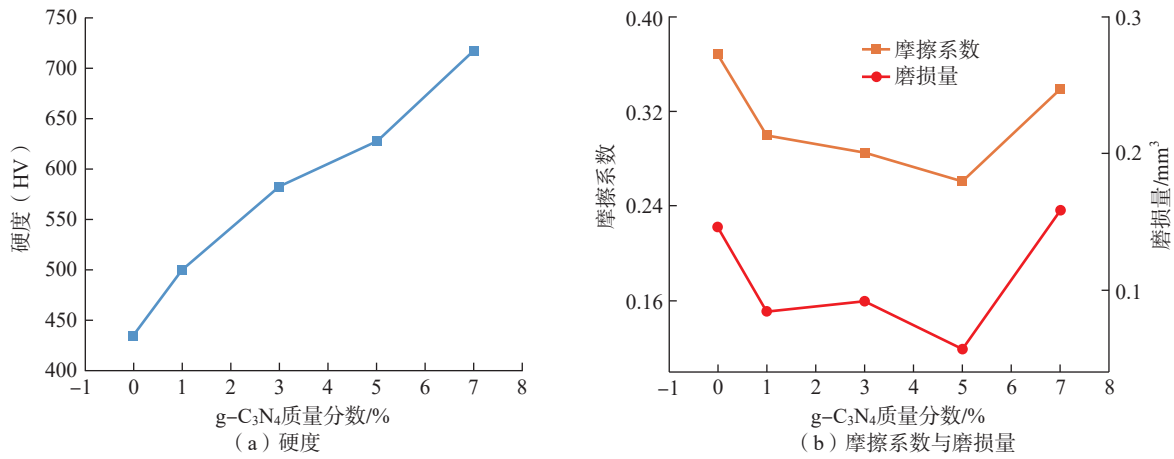


图7 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub>添加量对复合材料显微硬度以及摩擦系数和磨损量的影响

Fig.7 Effects of g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> addition on microhardness, friction coefficient and wear loss of composites

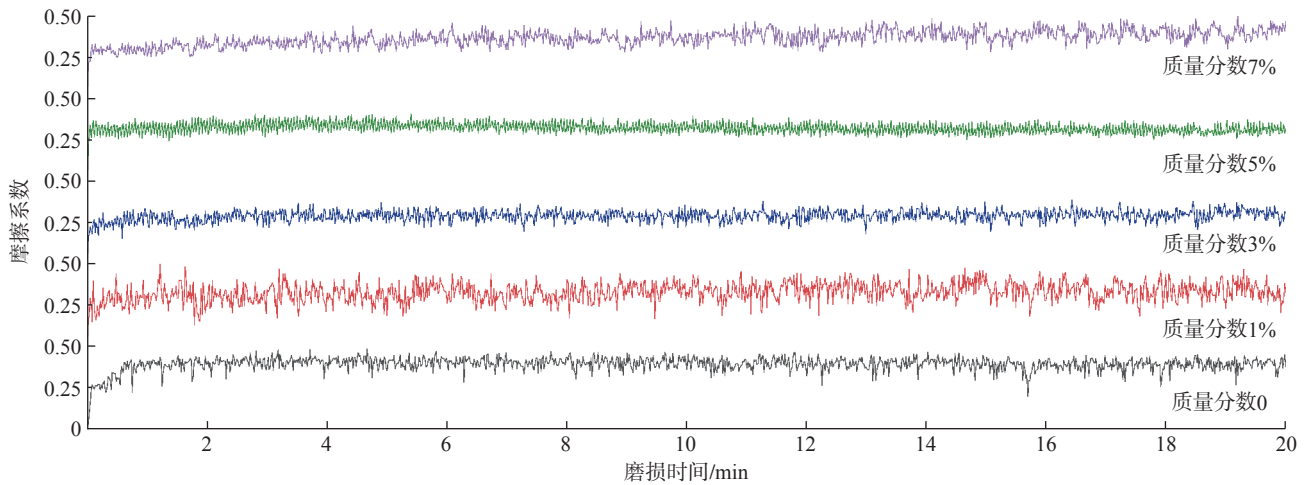
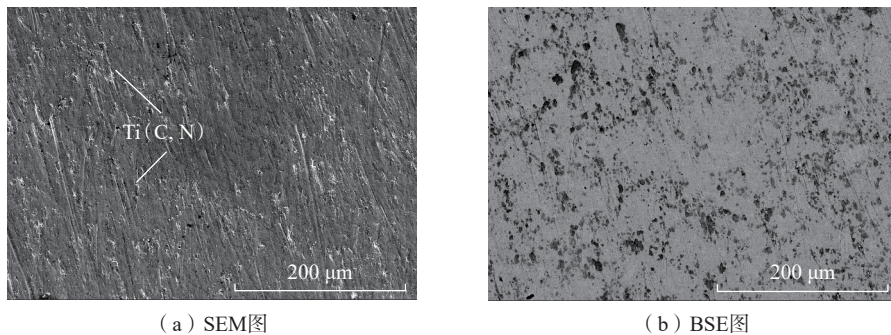


图8 添加不同质量分数 g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 时复合材料的摩擦系数与磨损时间关系图

Fig.8 Relationship between friction coefficient and wear time of composites with different mass fractions of added g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub>



(a) SEM图

(b) BSE图

图9 添加质量分数 5% g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 时磨损后复合材料

Fig.9 Composite added g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub> with mass fraction of 5% after being worn

撕裂后的碎屑不易排出会产生三体磨粒磨损<sup>[17]</sup>,而Ti(C,N)颗粒凸起部位周围可以有效收集磨屑使三体

磨粒磨损减弱。但是添加质量分数7%的g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub>时,由于部分g-C<sub>3</sub>N<sub>4</sub>粉末的团聚,导致部分区域生成过量

的Ti(C,N),此时的烧结工艺已经不能使这些区域足够致密,因此没有完全烧结成型导致Ti(C,N)与基体结

合性变差,在磨损时更容易被磨出,并且硬质的 Ti(C, N) 在磨球与基体之间摩擦形成严重的三体磨粒磨损,导致摩擦系数与磨损量上升。

### 3 结论

(1) 在烧结温度 1100 °C 下可以使  $g-C_3N_4$  与 Ti 发生原位反应制备 Ti(C, N)/TC4 复合材料,反应产物主要为 Ti(C, N) 与少量 TiC,生成的 Ti(C, N) 呈颗粒状,整体呈类网格状分布,特殊的分布形式可以使复合材料的性能得到进一步提升。

(2) 随着  $g-C_3N_4$  添加量增加,材料的显微硬度不断提升,摩擦性能先上升后下降。综合评估硬度与摩擦性能,添加质量分数 5%  $g-C_3N_4$  所制备的复合材料具有较高的硬度与优秀的耐摩擦性能,显微硬度、摩擦系数与磨损量分别为 627.68HV、0.2608 与  $0.056 \text{ mm}^3$ ,相较于纯 TC4 烧结试样性能分别提升了 44.4%、29.3% 与 61.6%。

### 参考文献

[1] 刘世锋,宋玺,薛彤,等.钛合金及钛基复合材料在航空航天的应用和发展[J].航空材料学报,2020,40(3):77-94.

LIU Shifeng, SONG Xi, XUE Tong, et al. Application and development of titanium alloy and titanium matrix composites in aerospace field[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 77-94.

[2] 李明泽,赵子聪,吴敏宝,等.钛合金表面 GO/HA/MAO 复合膜层的制备及其性能[J].中国表面工程,2020,33(2):97-110.

LI Mingze, ZHAO Zicong, WU Minbao, et al. Fabrication and performance of GO/HA/MAO composite coating on titanium alloy surface[J]. China Surface Engineering, 2020, 33(2): 97-110.

[3] 韩建超,刘畅,贾焱,等.钛/铝复合板研究进展[J].中国有色金属学报,2020,30(6):1270-1280.

HAN Jianchao, LIU Chang, JIA Yi, et al. Research progress on titanium/aluminum composite plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(6): 1270-1280.

[4] 于振涛,余森,程军,等.新型医用钛合金材料的研发和应用现状[J].金属学报,2017,53(10):1238-1264.

YU Zhenhao, YU Sen, CHENG Jun, et al. Development and application of novel biomedical titanium alloy materials[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(10): 1238-1264.

[5] 李蒙,凤伟中,关蕾,等.航空航天紧固件用钛合金材料综述[J].有色金属材料与工程,2018,39(4):49-53.

LI Meng, FENG Weizhong, GUAN Lei, et al. Summary of titanium alloy for fastener in aerospace[J]. Nonferrous Metal Materials and Engineering, 2018, 39(4): 49-53.

[6] 孟君晟,李成硕,弭德振,等.TC4 合金表面熔覆石墨烯增强钛基复合涂层的组织及性能[J].表面技术,2021,50(4):79-85.

MENG Junsheng, LI Chengshuo, MI Dezhen, et al. Structure and properties of graphene reinforced Ti-based composite coatings on TC4 alloy[J]. Surface Technology, 2021, 50(4): 79-85.

[7] 马志阳,高丽敏,徐吉峰.复合材料在大飞机主承力结构上的应用与发展趋势[J].航空制造技术,2021,64(11):24-30.

MA Zhiyang, GAO Limin, XU Jifeng. Application and development for composite primary structure in large aircraft[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(11): 24-30.

[8] 杨松峰.SPS 原位制备 (TiB+TiC) 复相增强 Ti-6Al-4V 复合材料组织与性能[D].武汉:华中科技大学,2019.

YANG Songfeng. Microstructure and properties of (TiB+TiC) hybrid reinforcing Ti-6Al-4V composites in situ synthesized by SPS[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2019.

[9] KGOETE F M, POPOOLA A P I, FAYOMI O S I. Influence of spark plasma sintering on microstructure and corrosion behaviour of Ti-6Al-4V alloy reinforced with micron-sized  $Si_3N_4$  powder[J]. Defence Technology, 2018, 14(5): 403-407.

[10] WANG Zhenguo, BI Yanze, LI Yan, et al. Effects of SiC and  $Al_2O_3$  particles on micro-abrasion behavior of Ti-25Nb-3Mo-3Zr-2Sn alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(5): 1421-1428.

[11] FALODUN O E, OBADELE B A, OKE S R, et al. Effect of sintering parameters on densification and microstructural evolution of

nano-sized titanium nitride reinforced titanium alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 736: 202-210.

[12] WU Y, WANG A H, ZHANG Z, et al. Wear resistance of in situ synthesized titanium compound coatings produced by laser alloying technique[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 258: 711-715.

[13] 胡满银,欧阳德来,崔霞,等.微波烧结原位合成 TiC 增强钛复合材料的性能[J].材料研究学报,2021,35(4):277-283.

HU Manyin, OUYANG Delai, CUI Xia, et al. Properties of TiC reinforced Ti-composites synthesized in-situ by microwave sintering[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2021, 35(4): 277-283.

[14] ZHANG X J, SONG F, WEI Z P, et al. Microstructural and mechanical characterization of in-situ TiC/Ti titanium matrix composites fabricated by graphene/Ti sintering reaction[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 705: 153-159.

[15] 肖水清,伍尚华.Ti(C, N) 基金属陶瓷材料显微结构与性能研究进展[J].硬质合金,2014,31(2):112-119.

XIAO Shuiqing, WU Shanghua. Research progress on microstructure and properties of Ti(C, N)-based cermets[J]. Cemented Carbide, 2014, 31(2): 112-119.

[16] 于风云,李绍威,李春艳,等.含钛高熵合金中氮元素的电子探针微区分析技术[J].理化检验(物理分册),2020,56(9):28-30,38.

YU Fengyun, LI Shaowei, LI Chunyan, et al. Electron probe microanalysis method for N element in Ti containing high entropy alloy[J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing), 2020, 56(9): 28-30, 38.

[17] BAI M W, NAMUS R, XU Y D, et al. In-situ Ti-6Al-4V/TiC composites synthesized by reactive spark plasma sintering: Processing, microstructure, and dry sliding wear behaviour[J]. Wear, 2019, 432-433: 202944.

通讯作者:马会中,教授,博士,研究方向为先导材料制备及性能研究。

(下转第 125 页)

## Research Progress and Development Tendency of Discontinuously Nano-Reinforced Titanium Matrix Composites

WEI Zichao, HAN Yuanfei, LI Shaopeng, HUANG Guangfa, MAO Jianwei, LÜ Weijie  
(The State Key Lab of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

**[ABSTRACT]** Discontinuously reinforced titanium matrix composites, especially in-situ titanium matrix composites, possess excellent mechanical properties and have broad application prospects in aerospace, marine engineering and other national defense fields. The research system in this kind of materials mainly realizes multiple and multiscale strengthening as well as toughening by in-situ microparticles or mixing with nano-reinforcement. However, it is found that compared with micro reinforcements, nano-reinforcements (ceramic nanoparticles, carbon nanomaterials, etc.) are characterized by larger specific area and splendid comprehensive properties. By tactfully designing the microstructure of nano-reinforcements, optimizing the interface of nano-reinforcements and the reinforcement/matrix interface as well as controlling the distribution of nano-reinforcement through the configuration, the development of discontinuously nano-reinforced titanium matrix composites (Nano-reinforced DRTMCs, NRTMCs) can greatly improve the comprehensive mechanical properties of the composites. Therefore, this review mainly summarizes the various preparation methods and technologies of NRTMCs in recent years, deeply discusses the influences of interface structure and spatial configuration on the mechanical properties of NRTMCs, puts forward the essential difficulties and the solutions of NRTMCs at the present stage, and looks forward to the prospective development trend and potential applications of NRTMCs.

**Keywords:** Discontinuously reinforced titanium matrix composites; Nano reinforcements; In-situ synthesis; Interface reaction; Architecture design; Mechanical properties

(责编 七七)

(上接第 103 页)

## Microstructure and Properties of in-Situ Synthesized Ti(C,N)/TC4 Composites by SPS

ZHANG Lan, CHEN Zixuan, MA Huizhong, ZHANG Jidong  
(Zhengzhou University, Zhengzhou 450000, China)

**[ABSTRACT]** Ti(C,N)/TC4 composites were prepared by spark plasma sintering using graphite carbon nitridation ( $g-C_3N_4$ ) as nitrogen sources and carbon sources. By changing the addition amount of  $g-C_3N_4$ , the composites with different Ti(C,N) contents were prepared, and the microstructure, hardness and tribological properties of the composites were studied. The results show that Ti(C,N) prepared in-situ is granular, and the overall distribution is gridded, and the interface of Ti(C,N) is well combined with the TC4 matrix. With the increase in the amount of  $g-C_3N_4$  added, the hardness of the composite material continues to increase, and the friction resistance first increases and then decreases. The composite material prepared by adding mass fraction 5%  $g-C_3N_4$  has higher hardness and excellent wear resistance. The hardness is 627.68HV, which is 44.4% higher than the pure TC4 titanium alloy sintered sample. The friction coefficient and wear amount are 0.2608 and  $0.056 \text{ mm}^3$ , respectively, which are 29.3% and 61.6% higher than that of TC4 sintered samples.

**Keywords:** TC4; Composite material; Powder metallurgy; Spark plasma sintering; Microstructure; Grid distribution; Friction properties

(责编 七七)