

# 聚碳硅烷原位自生增强钛基复合材料的组织及性能

潘 宇, 李维斌, 路 新, 杨宇承, 刘艳军, 惠泰龙, 曲选辉

(北京科技大学, 北京 100083)

**摘 要:** 以低氧氢化脱氢钛粉和陶瓷先驱体聚合物聚碳硅烷 (PCS) 为原料, 通过粉末冶金工艺原位自生制备高强高塑钛基复合材料, 探究了 PCS 的引入对钛基复合材料的控氧效果、烧结致密化过程、基体显微组织和力学性能的影响规律。结果表明: 采用湿混包覆工艺可以将 PCS 包覆于 Ti 粉表面, 有效控制材料制备过程中的氧增, 其中制备的 Ti-1.0% PCS (质量分数, 下同) 复合材料的氧质量分数为 0.21%~0.24%, 显著低于未经处理的 CP-Ti 样品 (0.36%~0.41%)。在烧结过程中, PCS 受热分解并与 Ti 基体原位反应生成 TiC 颗粒, 弥散分布在基体中, 而 Si 元素则固溶于 Ti 基体。PCS 的引入对 Ti 基体的性能具有明显的改善作用, 经 1200 °C/2 h 烧结制备的 Ti-1.0% PCS 复合材料致密度达到 98.4%, 洛氏硬度为 37.1 HRC, 屈服强度为 544 MPa, 抗拉强度为 650 MPa, 延伸率为 14.5%, 其综合性能指标显著优于 CP-Ti 样品。

**关键词:** 钛基复合材料; 粉末冶金; 聚碳硅烷 (PCS); 力学性能

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)04-1345-07

钛及钛合金因具有比强度高、热稳定性好、耐腐蚀性能优异以及良好的生物相容性等特点而被广泛应用于航空航天、海洋工程、医用材料等领域<sup>[1-5]</sup>。然而, 近年来随着我国航空航天工业的快速发展, 对结构材料在轻质、高强、耐热和高效成形等方面提出了更高的要求, 传统钛合金已不能满足未来航空航天材料更加严苛的使用要求。而在钛或钛合金中引入陶瓷颗粒相制备的钛基复合材料兼具钛合金良好的塑性、韧性与陶瓷颗粒高强度、高硬度、耐高温性等优良性能, 已成为航空航天领域最具发展潜力的结构材料之一<sup>[6-9]</sup>。颗粒增强钛基复合材料常见的增强体有 TiC、TiB 和 SiC 等<sup>[10-13]</sup>, 其中 TiC 颗粒因自身物理性能和力学性能优异, 同时与 Ti 基体具有良好的相容性, 因而被认为是近  $\alpha$  和  $\alpha+\beta$  钛基复合材料最有效的增强相之一<sup>[14-17]</sup>。但一般增强相的引入采用的是传统外加方法, 其中纳米增强相颗粒易发生团聚, 难以在基体中均匀分布, 且钛的活性较高, 外加的增强相易与基体发生反应而破坏强化效果。因此, 如何更为有效地引入增强相已经成为制备高性能钛基复合材料的关键。

近年来兴起的一种利用陶瓷先驱体聚合物制备颗粒增强金属基复合材料的方法提供了很好的解决思路。其原理是利用先驱体聚合物受热分解在金属基体中原位生成增强相颗粒。这类增强相颗粒与基体的相容性较好, 且具有界面清洁、增强相分布均匀以及热

力学稳定等特征, 是提高金属基复合材料力学性能的有效方式。目前, 陶瓷先驱体聚合物的强化作用已经在许多材料体系中得到应用。Castellan 等人<sup>[18]</sup>向 Cu 中加入硅基陶瓷聚合物, 采用粉末冶金方法制备了纳米陶瓷相增强铜基复合材料, 其中添加了 30 vol% 的聚合物后, 材料的维氏硬度从 1050 MPa 提高到 3000 MPa。Terauds 等人<sup>[19]</sup>将 2.5 vol% 的聚硅氮烷 (PSZ) 加入 Mg 金属基体中, 制备了纳米陶瓷相增强镁基复合材料, 其抗拉强度较纯 Mg 提高 65%。Daoush 等人<sup>[20]</sup>向 Al 中添加 SiCN 化合物以原位生成 SiC 和 AlN 增强相, 使材料的致密度和硬度显著提高。此外, PCS 作为一种有机含硅类陶瓷先驱体聚合物材料, 在低温下便可以裂解产生 SiC 和碳 (C), 随着温度的升高, 裂解产物会与金属基体原位生成陶瓷增强相, 对材料的强度和耐磨性有显著的改善作用。本课题组前期也曾利用 PCS 热分解原位生成无定形纳米 SiC 的特点, 采用粉末冶金原位合成方法制备了亚微米颗粒增强 316L 基复合材料<sup>[21,22]</sup>, 使材料的显微硬度和屈服强度分别提高了 75% 和 50%, 改善效果十分显著。然而目前将其应用于钛合金的研究还鲜有报道。另外间隙氧元素的污染问题一直是制约着粉末钛合金发展的核心问题, 而通过 PCS 的湿混-包覆工艺可以在钛粉表面形成一层有机聚合物薄膜, 可能会对粉末钛合金制备过程中的氧增具有一定的抑制作用<sup>[23]</sup>, 因此本研究工作必

收稿日期: 2019-09-27

基金项目: 国家自然科学基金 (51922004, 51874037)

作者简介: 潘 宇, 男, 1992 年生, 博士, 北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083, 电话: 010-82377286, E-mail: panyu231@163.com

要可行的。

为此,本实验以低氧氢化脱氢钛粉和 PCS 为原料,通过粉末冶金工艺原位制备高强高塑颗粒增强钛基复合材料,研究了 PCS 的引入对材料的控氧效果、烧结致密化过程、基体显微组织和力学性能的影响规律。

## 1 实 验

实验用原料粉为市售氢化脱氢钛粉,由天钛隆金属材料有限公司提供,粉末氧含量(质量分数)低于 0.15%,化学成分如表 1 所示。PCS 由国防科技大学提供,其外观为浅黄色固体,平均相对分子质量为 1000~1500 g/mol,软化温度为 203~210 °C。

复合材料的制备主要包括两部分:包覆制备 PCS@Ti 复合粉末和冷等静压-烧结制备复合材料制件。首先将 2 g 的 PCS 置于 500 mL 烧杯中,然后倒入 300 mL 的正己烷,磁力搅拌 1 h 使 PCS 完全溶解于正己烷。随后将混合溶液放入真空手套箱中,再将 200 g 的原料钛粉加入制成的溶液中,保持 PCS 的添加量为氢化脱氢钛粉质量的 1.0%,磁力搅拌 1 h 以使包覆均匀。然后将烧杯从手套箱中取出,并置于可控温电阻炉上,50 °C 加热搅拌至正己烷完全蒸发,即可制得 1.0% PCS@Ti 复合粉末。将复合粉末装入软模进行冷等静压成形,压力为 200 MPa,保压时间为 90 s。然后将制得的生坯置于管式炉中在高纯氩气保护下进行烧结,氩气流量为 500 mL/min,先以 5 °C/min 的升温速率快速升温到 1000 °C,随后以 2 °C/min 的升温速率缓慢升温到烧结温度,随后保温时间为 2 h,其烧结温度为 1100~1300 °C,随炉冷却后制得 Ti-1.0% PCS 复合材料制件,样品尺寸为  $\Phi 35$  mm $\times$ 50 mm。此外,将未包覆的氢化脱氢钛粉(HDH Ti)直接进行冷等静压、烧结,采用同种工艺获得 CP-Ti 制件,作为对比样件。

采用红外吸收光谱分析仪(FTIR-8400S)对粉末

进行结构分析;采用氧氮氢分析仪(ONH-2000)测量样品的氧含量;利用 Archimedes 排水法测量样品的密度;采用 JSM-6480LV 型扫描电子显微镜(SEM)和 Tecnai G2 F20 型透射电子显微镜(TEM)观察粉末形貌及组织形貌;采用 Link-860 能谱仪(EDS)分析组织化学成分;采用 Dmax-RB 型旋转阳极 X 射线衍射仪(XRD, Cu K $\alpha$ ,  $\lambda=0.15406$  nm)进行物相分析;采用 HDI-1875 型硬度计测定样品的洛氏硬度;采用电火花线切割机将制备的合金块切成 M6 标准拉伸棒;室温拉伸实验在 INSTRON 万能材料试验机上进行,每种样品测试 5 次并取其平均值,变形速率为 0.002 s<sup>-1</sup>,试样抗拉强度、屈服强度和延伸率由其工程应力-应变曲线确定。

## 2 实验结果

### 2.1 粉末特性分析

图 1 为原料氢化脱氢钛粉包覆处理前后的粉末形貌。图 1a 为未经包覆处理的粉末形貌,从图可以看出,氢化脱氢钛粉为不规则形状,表面光洁,平均粒径约为 30  $\mu$ m。图 1b 为 1.0% PCS@Ti 复合粉末形貌,复合粉末形状不规则,表面粗糙,没有明显的金属光泽。通过 TEM 形貌分析,进一步观察到 PCS 在钛粉颗粒表面形成一层连续的膜,完全包裹住了钛粉。

图 2 是 HDH Ti 粉和 1.0% PCS@Ti 复合粉末的红外光谱。通过对比观察可以看出,相比于 HDH Ti 粉,1.0% PCS@Ti 复合粉末的红外曲线上出现了 C-H (2950 cm<sup>-1</sup>)、Si-H (2100 cm<sup>-1</sup>)、Si-CH<sub>3</sub> (1250 cm<sup>-1</sup>)、Si-CH<sub>2</sub>-Si (1020 cm<sup>-1</sup>)和 Si-C (820 cm<sup>-1</sup>)的振动峰。而

表 1 氢化脱氢钛粉的化学成分

Table 1 Chemical composition of hydride-dehydride Ti powders (wt%)

Ti	O	C	H	N
>99.50	<0.15	0.015	0.028	0.008

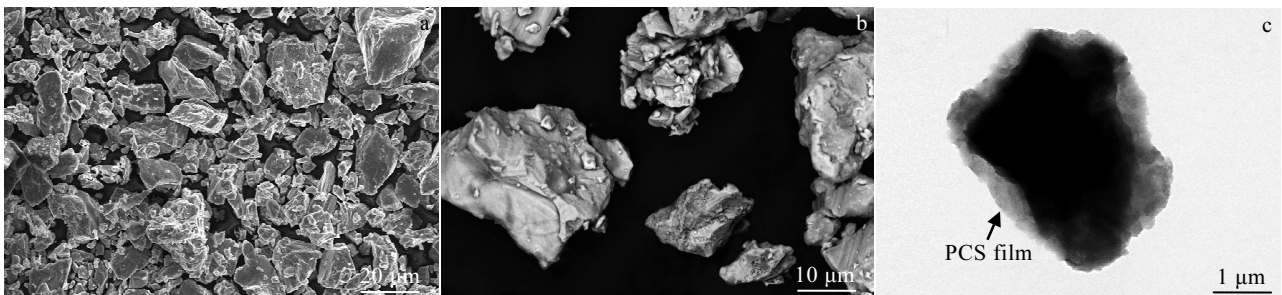


图 1 原料氢化脱氢钛粉包覆处理前后粉末形貌

Fig.1 SEM morphology of the HDH Ti powders (a); SEM (b) and TEM (c) morphologies of the 1.0% PCS@Ti composite powders

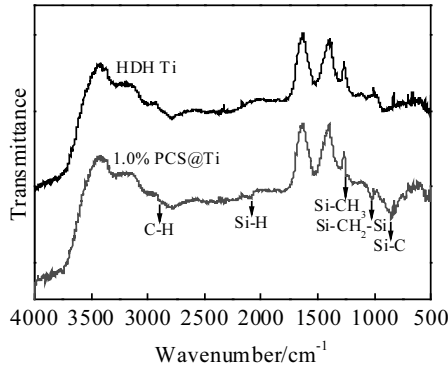


图 2 HDH Ti 粉和 1.0% PCS@Ti 复合粉末的红外光谱  
Fig.2 FTIR spectra of HDH Ti powders and 1.0% PCS@Ti powders

PCS 是由 Si、C、H 等元素形成的高摩尔质量、多支链的有机硅聚合物，主要结构单元为  $-\text{CH}_2-\text{Si}-\text{CH}_2-$ 。因此，相应振动峰的出现也表明 PCS 成功包覆在 Ti 粉表面。

2.2 烧结体的致密度和硬度

表 2 为不同温度烧结制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料的氧含量分析。可以发现，经包覆处理的 Ti-1.0% PCS 复合材料的氧含量（质量分数，下同）为 0.21%~0.24%，明显低于未经处理制备的 CP-Ti 样品（0.36%~0.41%）。表明 PCS 包覆处理可以有效控制样品制备过程中的氧增，达到包覆控氧效果。

图 3 为不同烧结温度对 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料致密度和硬度的影响曲线。随着烧结温度的提高，CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料的致密度均随之提高；而在相同的烧结温度下，Ti-1.0% PCS 复合材料的致密度高于 CP-Ti 样品。其中当烧结温度为 1200 °C 时，Ti-1.0% PCS 复合材料的致密度为 98.4%，高于 CP-Ti 样品的 97.6%。而当烧结温度升高到 1300 °C 时，Ti-1.0% PCS 和 CP-Ti 样品的致密度分别达到 99.1% 和 98.8%。此外，从图中可以看出，2 种材料的硬度随温度的变化规律一致。随烧结温度的提高，2 种材料的硬度均不断增大，并于 1200 °C 达到峰值，其中 Ti-1.0% PCS 复合材料的硬度达到 37.1 HRC，明显高于 CP-Ti 样品的 24.6 HRC，硬度提高了约 51%。若继续升高烧

表 2 不同温度烧结制备样品的氧含量分析

Table 2 Oxygen contents of samples after sintering at different temperatures (ω/%)

Materials	1100 °C	1200 °C	1300 °C
CP-Ti	0.36	0.38	0.41
Ti-1.0% PCS	0.21	0.23	0.24

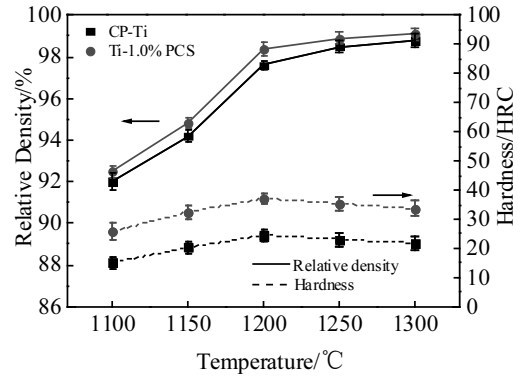


图 3 烧结温度对 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 的致密度和硬度的影响  
Fig.3 Influence of sintering temperature on the relative density and Rockwell hardness of the CP-Ti and Ti-1.0% PCS composite

结温度，2 种材料的硬度均略有降低。

2.3 烧结体的显微组织

图 4 为 1200 °C 烧结制备的 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料的 XRD 图谱。从图中可以看出，在 Ti-1.0% PCS 复合材料的 XRD 图谱中 35.9°、41.7° 和 60.5° 衍射角处出现了 TiC 的衍射峰。由此可知，在烧结过程中 PCS 与 Ti 基体原位反应生成了 TiC 相。而图谱中并未出现 Si 元素的相关峰，通过 XRD 衍射图谱的微分析对比，发现 Ti-1.0% PCS 复合材料的 Ti 衍射主峰较 CP-Ti 出现向右偏移。研究发现 Si 在 Ti 中的室温固溶度为 0.71%（质量分数）<sup>[24]</sup>，明显高于本研究的 Si 含量（约 0.25%）。此外 Si 原子较小于 Ti 原子，当 Si 原子发生置换固溶后会使得 Ti 基体晶格发生收缩，致使 Ti 衍射峰发生向右偏移。因此，Ti-1.0% PCS 复合材料中的 Si 元素固溶于 Ti 基体中。

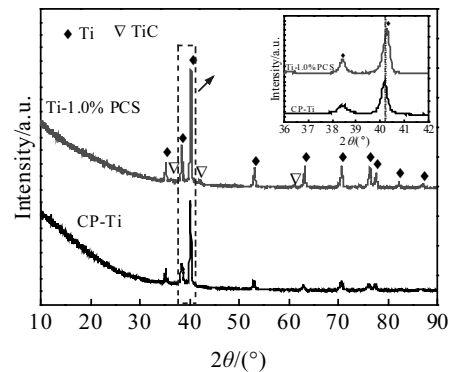


图 4 1200 °C 烧结制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 的 XRD 图谱  
Fig.4 XRD patterns of the CP-Ti and Ti-1.0% PCS composite sintered at 1200 °C

图 5 为不同温度烧结制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料的 SEM 图像。从图中可以看出,随着烧结温度升高,样品孔隙减少,致密度提高,其中 1200 °C 烧结制备的 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料致密度均超过 97%,而相同烧结温度下制备的 Ti-1.0% PCS 复合材料的孔隙要少于 CP-Ti。此外,Ti-1.0% PCS 复合材料的晶粒内部和晶界处弥散分布着细小的黑色颗粒相,而 CP-Ti 基体为均匀的  $\alpha$  相。图 6 的能谱面扫结果显示黑色颗粒相的组成元素主要为 Ti 和 C 元素,结合 XRD 结果确定黑色颗粒相为 TiC,而 Si 元素则固溶分布在基体  $\alpha$  相中。从图 5 可以看出,原位生成的 TiC 颗粒相尺寸细小、界面清晰,呈等轴状或近等轴状,尺寸约为 5  $\mu\text{m}$ 。对比基体晶粒尺寸,同一温度下制备的 Ti-1.0% PCS 复合材料的基体晶粒明显细化,其中 1200 °C 制备的样品基体晶粒尺寸约为 45  $\mu\text{m}$ ,小于 CP-Ti 的 100  $\mu\text{m}$ 。

相同烧结温度制备的 Ti-1.0% PCS 复合材料的致密度更高,这主要是因为经过 PCS 包覆处理的 1.0% PCS@Ti 复合粉末氧含量更低,易于烧结致密,而没有包覆处理的氢化脱氢钛粉在空气中吸氧钝化而使粉末烧结活性降低,造成烧结致密化困难。此外,黑色 TiC 颗粒相的出现,是由于烧结过程中 PCS 与 Ti 基体原位反应生成的。当烧结温度高于 700 °C 时,PCS 受热分解产生 SiC 和少量 C<sup>[21]</sup>。SiC 在 Ti 基体中不稳定,易发生分解。其中 Si 元素固溶于 Ti 基体中,而 C 元

素在 760 °C 左右与 Ti 基体发生反应,生成 TiC 相<sup>[25]</sup>。复合材料组织晶粒的细化则主要是由于均匀弥散分布的 TiC 颗粒钉扎在晶界处,增加了晶界迁移阻力,从而抑制晶粒长大。

### 2.4 烧结体的力学性能

图 7 为不同温度烧结制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料的室温拉伸性能。从图中可以看出,在相同的烧结温度下,Ti-1.0% PCS 复合材料的屈服强度、抗拉强度和延伸率均高于 CP-Ti 样品。随着烧结温度的升高,CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料的强度及塑性均呈现上升趋势,并于 1200 °C 时达到峰值,继续提高烧结温度,材料的屈服强度、抗拉强度和延伸率均出现不同程度的降低。其中,1200 °C 烧结制备烧结体的室温拉伸应力-应变曲线对比如图 8 所示,Ti-1.0% PCS 复合材料的屈服强度为 544 MPa,抗拉强度为 650 MPa,延伸率为 14.5%,而 CP-Ti 的屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为 458、549 MPa 和 6.4%。相比 CP-Ti,Ti-1.0% PCS 复合材料的屈服强度提高 18.8%,抗拉强度提高 18.4%,延伸率提高 126.6%。

### 2.5 烧结体的断口形貌

图 9 为 1200 °C 烧结制备的 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 复合材料的室温拉伸断口形貌。从图中可以看出,CP-Ti 的拉伸断口韧窝较少,出现部分解理台阶和河流花样形貌,呈现出典型的解理断裂特征(图 9a)。而 Ti-1.0% PCS 复合材料的断口处存在较多、较深的

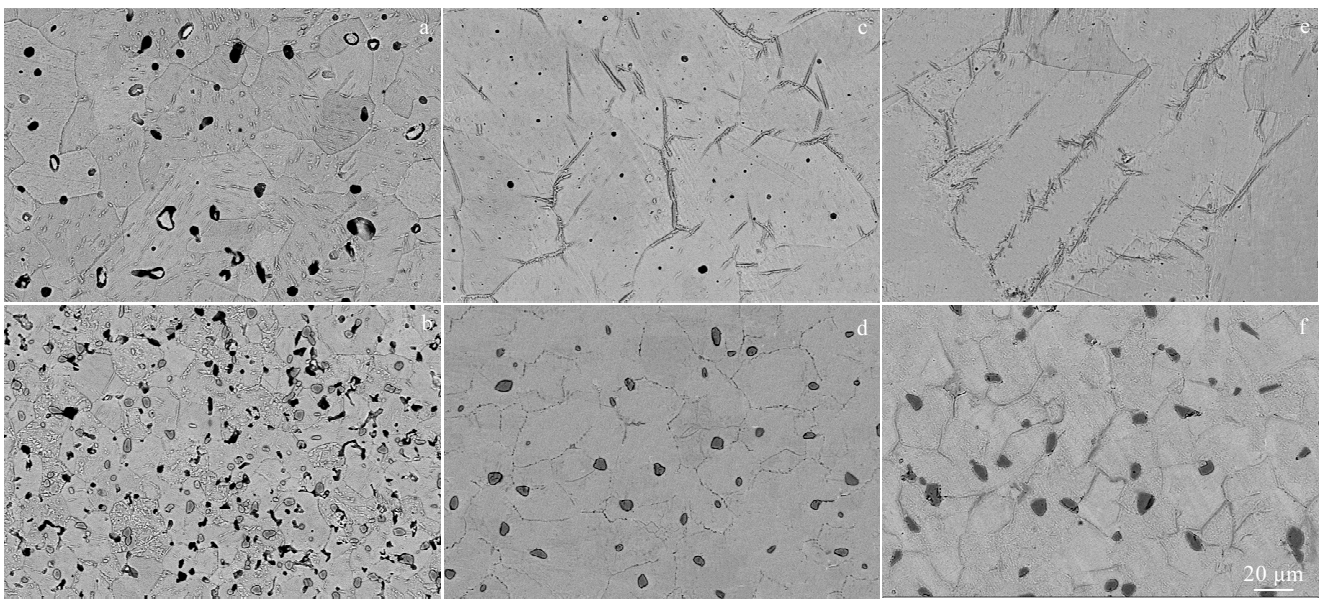


图 5 不同烧结温度制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 的组织形貌

Fig.5 SEM morphologies of the CP-Ti (a, c, e) and Ti-1.0% PCS (b, d, f) composite sintered at different temperatures: (a, b) 1100 °C, (c, d) 1200 °C, and (e, f) 1300 °C

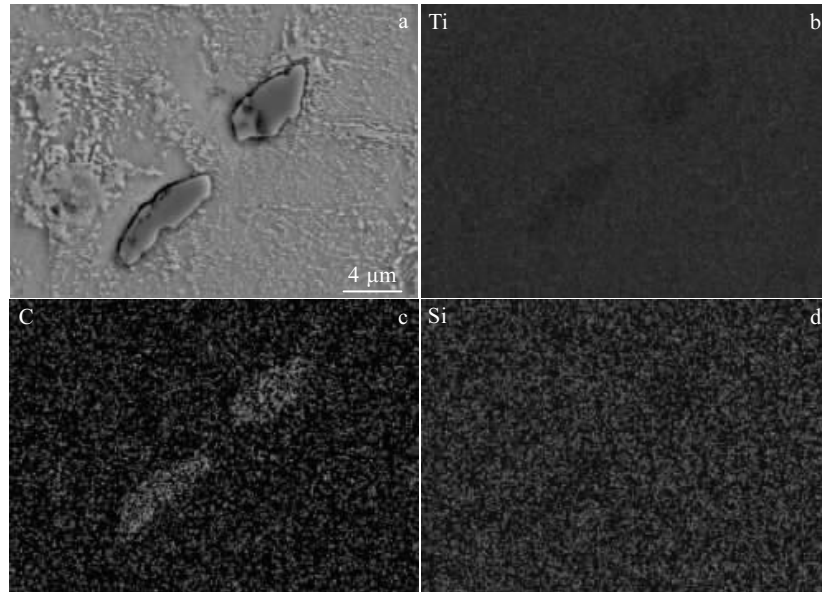


图 6 1200 °C 烧结制备的 Ti-1.0% PCS 复合材料的元素面分布

Fig.6 SEM morphology (a) and EDS mapping of the Ti-1.0% PCS composite sintered at 1200 °C: (b) Ti, (c) C, and (d) Si

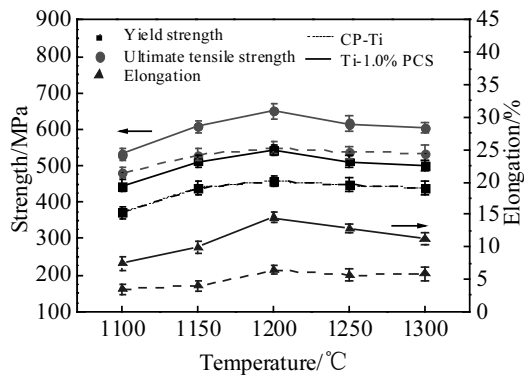


图 7 不同温度烧结制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 的拉伸性能

Fig.7 Tensile properties of the CP-Ti and Ti-1.0% PCS composite sintered at different temperatures

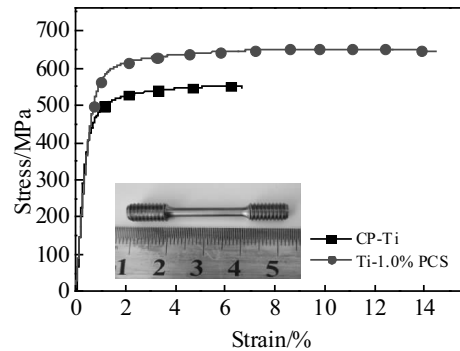


图 8 1200 °C 烧结制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 的室温拉伸应力-应变曲线

Fig.8 Room temperature tensile stress-strain curves of the CP-Ti and Ti-1.0% PCS composite sintered at 1200 °C

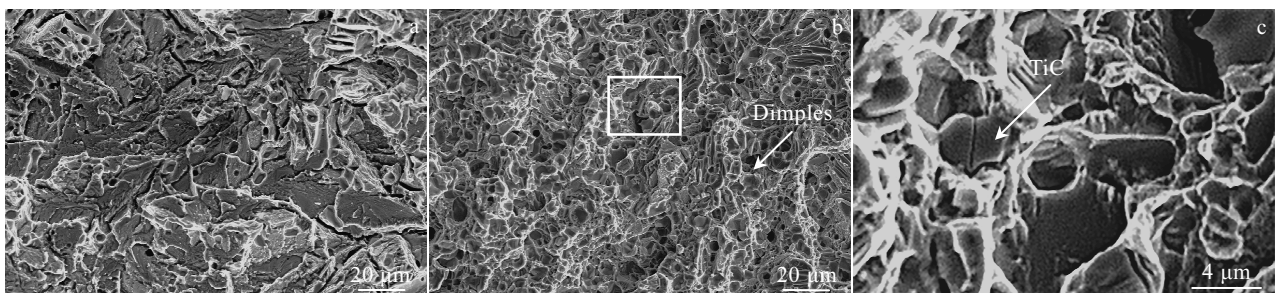


图 9 1200 °C 烧结制备 CP-Ti 和 Ti-1.0% PCS 的拉伸断口形貌

Fig.9 Fracture surface morphologies of the CP-Ti (a) and Ti-1.0% PCS (b, c) composite after tensile testing

韧窝, 断口形貌呈韧性断裂特征(图 9b)。较多较深的韧窝表明该材料在拉伸断裂过程中吸收了更多的能量, 具有良好的塑性<sup>[26]</sup>, 这与图 8 的拉伸试验结果一致。此外, 通过高倍观察, 可以看到复合材料断口处存在少量断裂的 TiC 颗粒(图 9c), 这表明在拉伸过程中应力会从 Ti 基体转移到 TiC 颗粒, 而 TiC 颗粒具有很高的强度和硬度, 可以起到有效的载荷转移作用<sup>[27,28]</sup>。

从图 7 和图 8 可以看出, 引入 PCS 后, Ti-1.0% PCS 复合材料的强度得到明显提升, 分析原因主要有以下几点: (1) 原位生成的 TiC 颗粒均匀弥散分布在 Ti 基体内部和晶界处, 形成钉扎效应, 有效抑制 Ti 基体的晶粒长大, 从而产生细晶强化效果; (2) 生成的高强度 TiC 颗粒与基体结合性良好, 具有良好的载荷转移作用; (3) 微量 Si 元素固溶于 Ti 基体中, 产生晶格畸变, 对基体起到一定的固溶强化作用。此外, Ti-1.0% PCS 复合材料塑性有所提升则主要是由于较低的氧含量( $\leq 0.25\%$ , 质量分数)、组织细小均匀, 以及致密度高等因素共同作用的结果。

### 3 结 论

1) 以低氧氢化脱氢钛粉和聚碳硅烷(PCS)为原料, 采用湿混包覆和冷等静压-烧结工艺, 制备了低氧含量、高致密度、第二相分布均匀、力学性能优异的 TiC 颗粒原位增强钛基复合材料。

2) 采用 PCS 湿混包覆工艺可以有效控制材料制备过程中的氧增, 其中制备的 Ti-1.0% PCS 复合材料的氧含量为 0.21%~0.24%, 明显低于同样工艺制备的 CP-Ti 样品(0.36%~0.41%), 达到包覆控氧效果。

3) PCS 的引入可以显著提高基体的硬度、强度和塑性。其中 1200 °C 烧结制备 Ti-1.0% PCS 复合材料的洛氏硬度为 37.1 HRC, 屈服强度为 544 MPa, 抗拉强度为 650 MPa, 延伸率为 14.5%, 其综合性能显著优于 CP-Ti 样品。

4) PCS 的引入对材料的断裂方式有明显影响。其中 CP-Ti 出现部分解理台阶和河流花样形貌, 呈解理断裂特征。而 Ti-1.0% PCS 复合材料为典型的韧性断裂, 且在断口处存在较多的 TiC 颗粒。

#### 参考文献 References

- [1] Ya Bin, Zhou Bingwen, Yang Hongshuo *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 637: 456
- [2] Hao Yanjun, Liu Jinxu, Li Jianchong *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 65: 94
- [3] Kim Y, Song Y B, Lee S H. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2015, 637: 234
- [4] Yu Zhentao, Yu Sen, Cheng Jun *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* [J], 2017, 53(10): 1238
- [5] Zhang Song(张 松), Zhang Chunhua(张春华), Wu Wei(吴 维) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(3): 315
- [6] Adegbenjo A O, Obadele B A, Olubambi P A. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 749: 818
- [7] Wei S L, Huang L L, Li X T *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 752: 164
- [8] Chrysanthou A, Chen Y K, Vijayan A *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2003, 38(9): 2073
- [9] Andrieux J, Gardiola B, Dezellus O. *Journal of Materials Science*[J], 2018, 53(13): 9533
- [10] Imayev V M, Gaisin R A, Imayev R M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 762: 555
- [11] Bai Xue, Jin Yunxue, Lu Xuan *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(12): 3624
- [12] Grütznert S, Krüger L, Schimpf C *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(11): 5671
- [13] Sivakumar G, Ananthi V, Ramanathan S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(1): 82
- [14] Huang Guangfa, Han Yuanfei, Guo Xianglong *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 688: 155
- [15] Qi J Q, Wang H W, Zou C M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 553: 59
- [16] An Qi, Huang Lujun, Jiao Yang *et al.* *Materials and Design*[J], 2019, 162: 34
- [17] Vasanthakumar K, Karthiselva N S, Chawake N M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 709: 829
- [18] Castellan E, Ischia G, Molinari A *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(10): 4734
- [19] Terauds K, Anilchandra A R, Raj R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(2): 551
- [20] Daoush W, Francis A, Lin Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 622: 458
- [21] Guan Dandan, He Xinbo, Zhang Ren *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 705: 231
- [22] Guan Dandan, He Xinbo, Zhang Ren *et al.* *Vacuum*[J], 2018, 148: 319
- [23] Yang Fang(杨 芳), Shao Yanru(邵艳茹), Zhang Ce(张 策) *et al.* *China Patent*, CN108465806B[P], 2019
- [24] Huang Xiaoyu, Gao Yimin, Wang Zhiping *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 907
- [25] Luo Yongming, Zheng Zhimin, Mei Xuening *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2009, 113(1): 26

- [26] Huang L J, Geng L, Peng H X *et al. Progress in Materials Science*[J], 2015, 71: 93
- [27] Pan Yu, Xiao Shiqi, Lu Xin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 1015
- [28] Huang L J, Geng L, Peng H X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(24-25): 6723

## Microstructure and Mechanical Properties of Polycarbosilane In-situ Reinforced Titanium Matrix Composites

Pan Yu, Li Weibin, Lu Xin, Yang Yucheng, Liu Yanjun, Hui Tailong, Qu Xuanhui  
(University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** The in-situ reinforced titanium matrix composites were fabricated using low-oxygen hydride-dehydride (HDH) Ti powders and polycarbosilane (PCS) via a powder metallurgy method, including solution-assisted wet mixing and pressureless sintering. The effects of PCS addition on the oxygen inhibition, sintering densification, microstructure and mechanical properties of the composites were investigated. The results show that the solution-assisted wet mixing process makes the Ti powders coated with PCS, which can effectively control the oxygen contamination. The oxygen content of the fabricated Ti-1.0% PCS (mass fraction) composite is 0.21%~0.24%, much lower than 0.36%~0.41% of CP-Ti. During sintering, the pyrolysis products of PCS can react with Ti matrix to in-situ synthesize TiC particles, while Si element is dissolved in matrix. The incorporation of PCS can improve the mechanical properties of the Ti matrix. The Ti-1.0% PCS composite sintered at 1200 °C for 2 h possesses the best mechanical properties, with a relative density of 98.4%, a Rockwell hardness of 37.1 HRC, a yield strength of 544 MPa, an ultimate tensile strength of 650 MPa, and an elongation of 14.5%. Therefore, the composite is obviously superior to CP-Ti in comprehensive performance index.

**Key words:** titanium matrix composite; powder metallurgy; polycarbosilane (PCS); mechanical properties

---

Corresponding author: Lu Xin, Ph. D., Professor, Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-82377286, E-mail: luxin@ustb.edu.cn