

# 原位自生 TiB 增强 Ti-55531 合金复合材料组织与力学性能研究

周琳, 刘运玺, 付明杰

(中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

**摘要:** 采用真空自耗电弧熔炼及近等温热塑性变形方法制备了原位自生 TiB/Ti-55531 复合材料。利用 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)及万能材料试验机研究了增强相含量对其组织与力学性能的影响规律, 并分析其失效断裂机制。结果表明, 热处理态 TiB/Ti-55531 复合材料的组织特征为  $\alpha$  相、TiB 增强相弥散分布于  $\beta$  基体。随着 TiB 增强相的引入及含量增加, 复合材料的基体晶粒明显细化, 沿晶界分布的粗条状  $\alpha$  相逐渐球化, 抗拉强度、屈服强度、杨氏模量明显增加, 延伸率有不同程度降低。2vol% TiB/Ti-55531 复合材料的强塑性匹配较好, 抗拉强度为 1444.2 MPa, 屈服强度为 1421.4 MPa, 杨氏模量为 115.5 GPa, 延伸率为 9.2%。随着 TiB 增强相的引入及含量增加, 拉伸试样断口的韧窝数量减少, 深度变浅, 断裂机制逐渐从韧性断裂向混合断裂转变。

**关键词:** TiB/Ti-55531 复合材料; 原位自生; 显微组织; 力学性能; 失效机制

中图分类号: TB333.1<sup>+</sup>2; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2022)02-033-05

## Research on Microstructure and Mechanical Properties of In-situ TiB Reinforced Ti-55531 Alloy Composites

Zhou Lin, Liu Yunxi, Fu Mingjie

(AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

**Abstract:** The in-situ TiB/Ti-55531 were prepared by vacuum consumable arc melting technology and near-isothermal forging method. The effect of reinforced phase content on microstructure and mechanical properties of composites was researched by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM) and universal material testing machine, etc. And its failure mechanism was also analyzed. The results show that the microstructure characteristics of as-heat treated TiB/Ti-55531 composites are  $\alpha$  phase, TiB reinforcing phase dispersing in  $\beta$  matrix. With the introduction and increase of TiB reinforcement, the matrix grains are refined obviously, and the thick lamellar  $\alpha$  phase located in grain boundary are spheroidized gradually. The tensile strength, yield strength and Yang's modulus of composites are increased obviously, while fracture elongation is decreased in different degree. 2vol% TiB/Ti-55531 is the composite with a good matching of strength and plastic, whose tensile strength is 1444.2 MPa, yield strength is 1421.4 MPa, Yang's modulus is 115.5 GPa, and fracture elongation is 9.2%. Besides, the number of dimples in fracture of tensile specimen is decreased, and its depth is shallower with the increase of TiB reinforcement, while its fracture mechanism gradually changes from ductile mode to mixed mode.

**Key words:** TiB/Ti-55531 composite; in-situ self-generated; microstructure; mechanical property; failure mechanism

钛合金以其密度低、比强度高、比刚度高、抗腐蚀性能优良、高温抗蠕变性能好等优点, 在航空航天等领域获得了广泛应用<sup>[1-3]</sup>。其中,  $\beta$  钛合金具有优异的热处理强化效应、较大的淬透深度及良

好的冷热加工性能, 是飞机外板、框架、连接件及紧固件等重要承力结构件的理想选材<sup>[4-6]</sup>。近年来, 在轻量化、长寿命、高可靠性等设计思想的指导下, 新一代飞行器迫切需要综合力学性能优良的轻质主承力结构材料, 进而对  $\beta$  钛合金的力学性能提出了更高的要求<sup>[7,8]</sup>。目前, 针对晶粒、析出相、位错、孪晶等原生组织的调控, 在实现对  $\beta$  钛合金强度提

高的同时往往伴随着塑性的大幅下降,难以完全满足主承力结构件的应用需求。

向钛基体中引入适量硬质增强相所制备的钛基复合材料(TMCs),可有效结合钛基体良好的塑性与增强体的高强度、高模量,从而使其兼备强度高、刚度大、塑性好等优良性能<sup>[9,10]</sup>。TiB 作为一种难熔、硬质金属陶瓷相,具有比刚度大、比强度高、化学稳定性良好、与钛合金基体相容性好等优点,是钛基复合材料增强相的最佳选择之一<sup>[11,12]</sup>。目前,钛基复合材料增强相的引入方法分为外加法与原位自生法。与外加法相比,原位自生法是通过基体组分间的化学反应实现增强相的制备,增强相与基体合金可保持良好的界面结合,从而避免界面氧化物污染,降低界面产物对力学性能的不利影响<sup>[13]</sup>。

目前,针对钛基复合材料的研究主要围绕  $\alpha$ 、 $\alpha + \beta$  钛合金展开,鲜有关于以  $\beta$  钛合金为基体的钛基复合材料的文献报道。基于此,本研究以典型  $\beta$  钛合金 Ti-55531 为基体,结合真空自耗电弧熔炼及

近等温热塑性变形方法制备原位自生 TiB/Ti-55531 复合材料,研究增强相含量对其组织与力学性能的影响规律,综合分析其失效断裂机制,为进一步提升  $\beta$  钛合金力学性能奠定基础。

## 1 实验

### 1.1 实验材料

实验所选基体合金为已成功装机应用的高强度  $\beta$  钛合金 Ti-55531,名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr。在基体合金中加入 TiB<sub>2</sub> 粉末,基于 Ti 与 TiB<sub>2</sub> 的化学反应实现 TiB 增强相的原位自生,如式(1)所示。



设计复合材料中 TiB 增强相名义体积分数分别为 2%、5%、8%,对应编号分别为 TMC1、TMC2、TMC3,并以 Ti-55531 合金作为对比参照。选取 O<sub>A</sub> 级海绵钛、Al-60Mo、Al-85V、纯铬、铝豆、TiB<sub>2</sub> 粉末和海绵锆作为原材料,按目标成分计算原料配比,如表 1 所示。

表 1 Ti-55531 合金及其复合材料的原料配比(w/%)

Table 1 Raw material ratio of Ti-55531 alloy and its composites material

	Titanium sponge	Aluminum shot	Al-60Mo	Al-85V	Pure chromium	Zirconium sponge	TiB <sub>2</sub> powder
TMC1	80.18	0.77	8.16	5.76	2.94	0.98	1.21
TMC2	78.95	0.74	7.91	5.58	2.85	0.95	3.02
TMC3	77.72	0.72	7.65	5.40	2.75	0.92	4.84
Ti-55531	81.00	0.78	8.33	5.88	3.00	1.00	—

### 1.2 实验方案

按表 1 称量原料,混料后压制成自耗电极块,再经 3 次真空自耗电弧熔炼制备成铸锭。采用金相法测得 Ti-55531 合金及 TMC1、TMC2、TMC3 铸锭的相变点分别为 835 ± 5、855 ± 5、925 ± 5、935 ± 5 °C。首先在  $\beta$  单相区 1100 °C 对铸锭进行开坯锻造,然后在  $\alpha + \beta$  两相区进行改锻。为实现组织细化及 TiB 增强相的均匀分布,开坯锻造和改锻均采用近等温热塑性变形方式,且保证单道次轧制变形量较大。为调控锻件的组织与力学性能,对其进行固溶时效处理,具体工艺为: ( $T_{\beta} - 35$  °C)/45 min/AC + 600 °C/8 h/AC。

采用机械抛光法制备金相样品,抛光表面用 Kroll 腐蚀剂腐蚀处理。采用光学显微镜(OM)和 Zeiss SUPRA55 场发射扫描电子显微镜(FESEM)对

Ti-55531 合金及其复合材料的显微组织及断口形貌进行观察。通过 Bruker D8 ADVANCE X 射线衍射仪(XRD)分析相组成。利用 Instron 5982 电子万能材料试验机,按照 GB/T 228.1—2010 对热处理态 Ti-55531 合金及其复合材料进行室温拉伸性能测试,拉伸试样尺寸如图 1 所示。

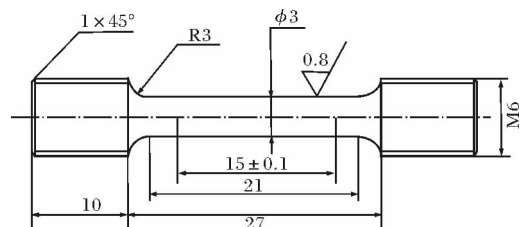


图 1 室温拉伸试样尺寸示意图

Fig. 1 Schematic dimension diagram of tensile specimen at room temperature

## 2 结果与分析

### 2.1 物相组成

图2为Ti-55531合金及其复合材料的XRD图谱。由图2可知,TMC1、TMC2、TMC3复合材料的主要相组成为 $\alpha$ 相、 $\beta$ 相及TiB增强相,无残余的TiB<sub>2</sub>相,说明Ti与TiB<sub>2</sub>已完全反应生成TiB。

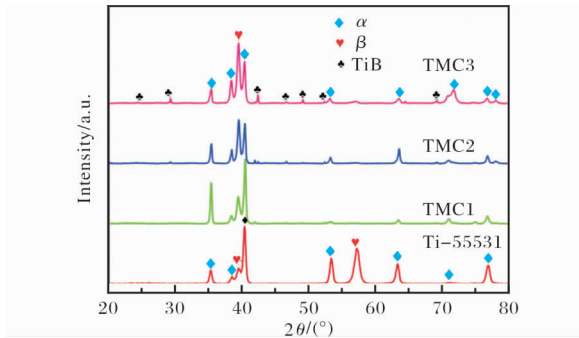


图2 Ti-55531合金及其复合材料的XRD图谱

Fig.2 XRD patterns of Ti-55531 alloy and its composites

从图2还可以看出,随着TiB<sub>2</sub>添加量的增加,TiB增强相衍射峰的主峰位强度增加,说明TiB在基体中的含量增加。另外,随着TiB增强相的引入及含量增加, $\alpha$ 相、 $\beta$ 相衍射峰主峰位强度发生明显变化,说明增强相会影响Ti-55531合金的 $\alpha/\beta$ 相转变。

### 2.2 显微组织

图3为铸态Ti-55531合金及其复合材料的显微组织,其中右上角插图均为FESEM照片,其他为OM

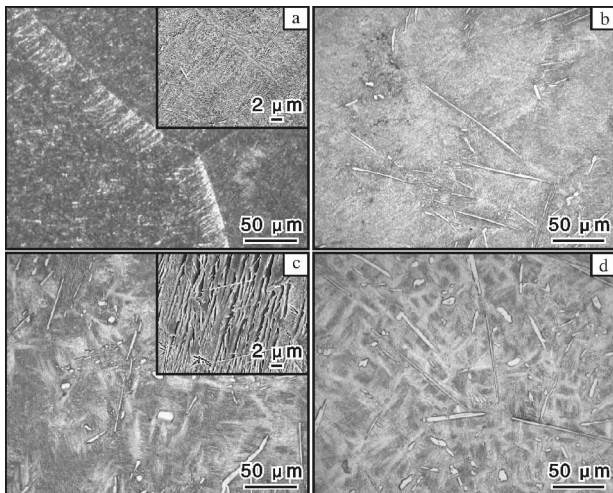


图3 铸态Ti-55531合金及其复合材料的显微组织

Fig.3 Microstructures of as cast Ti-55531 alloy and its composites: (a) Ti-55531 alloy; (b) TMC1; (c) TMC2; (d) TMC3

照片。由图3可知,TiB增强相呈尺寸不一的纤维状,最长可达150  $\mu\text{m}$ ,且相对较为均匀地分布于基体组织中。随着TiB增强相含量的增加,其长径比明显增加。另外,TiB增强相对初生 $\alpha$ 相的析出有明显的促进作用,且位于TiB增强相附近的初生 $\alpha$ 相厚度明显增加。

采用FESEM对热处理态Ti-55531合金及其复合材料的显微组织进行观察,如图4所示。由图4可知,热处理态钛基复合材料的组织特征为 $\alpha$ 相、TiB增强相弥散分布于 $\beta$ 基体, $\alpha$ 相主要呈等轴球状、片层状、条状,TiB增强相以15  $\mu\text{m}$ 以下的短纤维为主,且其与基体合金界面清晰。随着TiB增强相的引入及含量增加,基体晶粒明显细化,沿晶界分布的粗棒状 $\alpha$ 相逐渐球化(图4d),这与TiB增强相对 $\beta$ 晶界较强的拖拽作用及其在基体合金中产生的变形能促进 $\alpha$ 相动态再结晶密切相关。另外,引入的TiB增强相为细小片层状 $\alpha$ 相的析出提供了大量形核基底,使得 $\alpha$ 片层厚度降低,且随着TiB增强相含量增加有向增强相、球状 $\alpha$ 相及晶界处聚集的趋势。

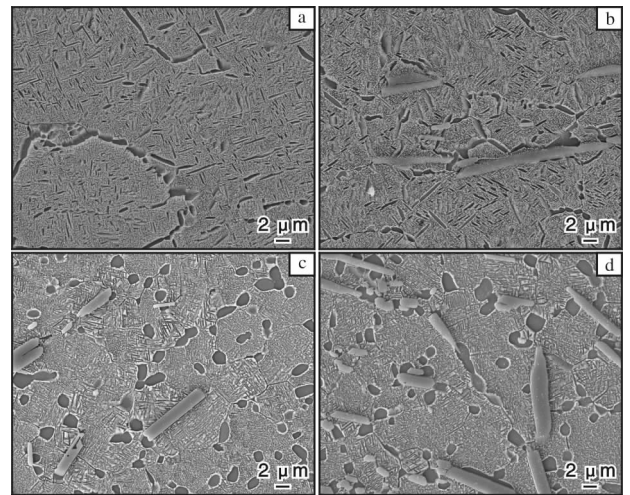


图4 热处理态Ti-55531合金及其复合材料的显微组织

Fig.4 Microstructures of as-heat treated Ti-55531 alloy and its composites: (a) Ti-55531 alloy; (b) TMC1; (c) TMC2; (d) TMC3

### 2.3 力学性能

热处理态Ti-55531合金及其复合材料的室温拉伸性能如表2所示,工程应力-应变曲线如图5所示。由表2与图5可知,相比于Ti-55531合金,各成分复合材料的抗拉强度、屈服强度、杨氏模量均

明显增加, 延伸率降低, 且增加或降低程度随着 TiB 增强相含量的增加而增大。其中, TMC3 复合材料因硬质增强相 TiB 添加量过高, 协调变形难以在增强相与基体合金中开展, 且增强相周围存在位错聚集而引起较大的应力集中, 致使其塑性变形尚未完全开展就发生断裂失效, 未能获得有效的屈服强度和延伸率数据。对比分析可知, 对于 Ti-55531 合金, 添加微量 TiB 增强相可使其达到较优的强度-塑性匹配效果。本实验中 2% TiB/Ti-55531 复合材料具有较好的强塑性匹配, 其抗拉强度为 1444.2 MPa, 屈服强度为 1421.4 MPa, 杨氏模量为 115.5 GPa, 延伸率为 9.2%。

表 2 热处理态 Ti-55531 合金及其复合材料的室温拉伸性能

Table 2 Room temperature tensile properties of as-heat treated Ti-55531 alloy and its composites

	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	$E$ /GPa
Ti-55531	1285.5	1276.3	10.6	103.5
TMC1	1444.2	1421.4	9.2	115.5
TMC2	1535.8	1502.3	4.0	130.4
TMC3	1714.1	—	—	142.8

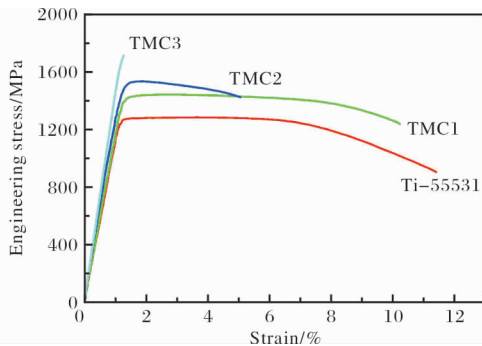


图 5 热处理态 Ti-55531 合金及其复合材料的工程应力-应变曲线

Fig. 5 Engineering stress-strain curves of as-heat treated Ti-55531 alloy and its composites

综合分析 Ti-55531 合金及其复合材料的组织与力学性能可知, 复合材料强度明显提升的主要原因是: ① 引入的增强相细化了基体合金的晶粒尺寸, 产生了细晶强化效应; ② 增强相与基体合金的晶格差异及协调变形, 使得基体合金中生成较多位错, 并产生位错强化; ③ 增强相作为硬质第二相, 可对位错运动产生较强的阻碍作用, 形成第二相强化效

应; ④ 增强相的承载效应亦会提高其强度<sup>[14]</sup>。

## 2.4 断口形貌

图 6 为热处理态 Ti-55531 合金及其复合材料的拉伸断口形貌。从图 6 可以看出, 随着 TiB 增强相的引入及含量增加, 拉伸试样断口的韧窝数量减少, 尺寸变小, 深度变浅, 说明材料塑性降低, 断裂机制逐渐从韧性断裂向混合断裂转变<sup>[14,15]</sup>。另外, 复合材料拉伸断口有因断裂产生的颗粒残余, 并存在增强相断裂特征, 该特征随增强相含量的增加愈发明显, 说明 TiB 增强相是 TiB/Ti-55531 复合材料主要的承载、传载相<sup>[16]</sup>。

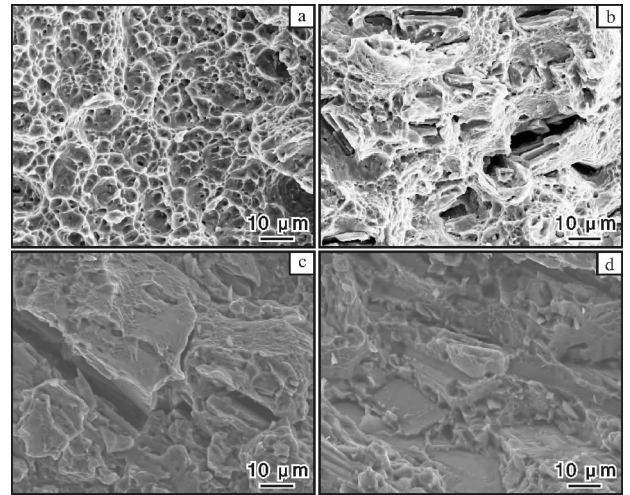


图 6 热处理态 Ti-55531 合金及其复合材料的拉伸断口形貌

Fig. 6 Tensile fracture morphologies of as-heat treated Ti-55531 alloy and its composites: (a) Ti-55531 alloy; (b) TMC1; (c) TMC2; (d) TMC3

## 2.5 断裂机制

图 7 为 TMC1 试样拉伸断口附近纵向截面的显微组织。由图 7 可以看出, 基体中的 TiB 增强相呈断裂状态且发生了一定距离的移动, 说明 2% TiB/Ti-55531 复合材料的较大延伸率主要是基体合金产生的塑性变形, 增强相断裂是其室温拉伸的主要失效机制。

此外, 由图 7 可以看出, 增强相与基体合金界面结合良好, 仅极小部分增强相端部界面存在因较大塑性变形产生的撕裂孔洞, 说明增强相可有效传递并承受载荷。在室温拉伸变形过程中, TiB 增强相可有效传递基体合金中的应力, 结合其在基体合金中产生的细晶强化、位错强化及第二相强化等效应, 使得复合材料的宏观应力增大, 室温强度提高。



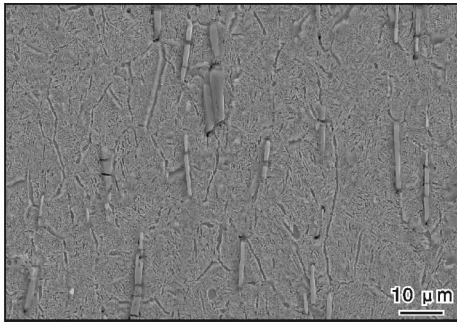


图7 热处理态TMC1试样拉伸断口附近纵向截面的FESEM照片

Fig.7 FESEM photograph of longitudinal section near tensile fracture of as-heat treated TMC1 specimen

但增强相断裂促进了复合材料中裂纹的萌生与扩展,从而对其塑性产生不利影响。

### 3 结论

(1) TiB/Ti-55531复合材料的组织特征为 $\alpha$ 相、TiB增强相弥散分布于 $\beta$ 基体。随着TiB增强相的引入及含量增加,复合材料的晶粒明显细化,沿晶界分布的粗条状 $\alpha$ 相逐渐球化。

(2) 随着TiB增强相的引入及含量增加,TiB/Ti-55531复合材料的抗拉强度、屈服强度、杨氏模量明显增加,延伸率降低。2% TiB/Ti-55531复合材料的强度-塑性匹配较好,其抗拉强度为1444.2 MPa,屈服强度为1421.4 MPa,杨氏模量为115.5 GPa,延伸率为9.2%。

(3) 随着TiB增强相的引入及含量增加,拉伸试样断口的韧窝数量减少,深度变浅,断裂机制由韧性断裂向混合断裂转变。TiB增强相是TiB/Ti-55531复合材料的主要承载、传载相,拉伸过程中增强相断裂并扩展至基体致使材料整体断裂。

#### 参考文献 References

[1] 黄旭, 朱知寿, 王红红. 先进航空钛合金材料与应用[M]. 北京: 国防工业出版社, 2012: 116-119.

- [2] 付艳艳, 宋月清, 惠松晓, 等. 航空用钛合金的研究与应用进展[J]. 稀有金属, 2006, 30(6): 850-856.
- [3] 杨健. 钛合金在飞机上的应用[J]. 航空制造技术, 2006, (11): 40-43.
- [4] Li Y, Wei Q, Ma C L, et al. Phase transformation in a  $\beta$ -Ti alloy with good balance between high strength and high fracture toughness [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2009, 22(5): 535-539.
- [5] Boyer R R, Briggs R D. The use of  $\beta$  titanium alloys in the aerospace industry [J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2005, 14(6): 681-685.
- [6] 朱知寿, 王新南, 商国强, 等. 新型高性能钛合金研究与应用[J]. 航空材料学报, 2016, 36(3): 7-12.
- [7] 金和喜, 魏克湘, 李建明, 等. 航空用钛合金研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(2): 280-292.
- [8] 黄朝文, 赵永庆, 辛社伟, 等. 高强韧钛合金热加工变形特征及其影响因素[J]. 钛工业进展, 2016, 33(1): 8-14.
- [9] 吕维洁, 郭相龙, 王立强, 等. 原位自生非连续增强钛基复合材料的研究进展[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 139-146.
- [10] 叶想平, 李英雷, 翁继东, 等. 颗粒增强金属基复合材料的强化机理研究现状[J]. 材料工程, 2018, 46(12): 28-37.
- [11] 孙曙宇. 热处理以及等温压缩过程中TC18钛基复合材料组织性能研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2013.
- [12] 马国彬, 谭建波. 颗粒增强金属基复合材料的研究现状[J]. 铸造设备与工艺, 2019(2): 50-54.
- [13] 吕维洁. 原位自生钛基复合材料研究综述[J]. 中国材料进展, 2010, 29(4): 41-48.
- [14] 矿玮, 王敏敏, 李九霄, 等. 原位自生(TiB + La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/TC4钛基复合材料的显微组织和力学性能[J]. 机械工程材料, 2015, 39(2): 67-72.
- [15] 刘钊, 吕维洁, 卢俊强, 等. 原位合成(TiB + TiC)/Ti-8Al-1Mo-1V复合材料的显微组织和力学性能[J]. 机械工程材料, 2009, 33(5): 1-4.
- [16] 唐骛, 黄陆军, 戎旭东, 等. 增强体含量对TiBw/Ti复合材料组织与力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2013, 30: 91-95.