

# 基于韧脆复合结构的 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的组织与力学性能

韩宝帅<sup>1</sup>, 万雄<sup>1,2</sup>, 徐严谨<sup>1</sup>, 侯红亮<sup>1</sup>, 荆涛<sup>2</sup>, 马晓光<sup>1</sup>, 裴葆青<sup>3</sup>

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

(2. 清华大学, 北京 100084)

(3. 北京航空航天大学, 北京 100083)

**摘要:** 受生物材料的韧/脆复合结构的启发, 将 Al 箔、Ti 箔和 Ti<sub>2</sub>AlNb 箔材堆叠排列, 采用真空热压烧结技术制备了层级结构的 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料。利用 SEM、XRD 等技术表征了材料的微观结构, 并测试了抗弯与抗压性能。研究发现, 设计的层状结构复合了 Ti、TiAl 系列金属间化合物、Ti<sub>2</sub>AlNb 等多种材料, 层级结构明显, 界面清晰。抗弯强度与抗压强度分别为 1231±71 MPa 和 1341±63 MPa, 相比同类材料具有显著的优势。分析认为, 多层次结构的存在对裂纹的扩展有显著的阻碍作用; 相比常规的二元 TiAl 层状材料, Ti<sub>2</sub>AlNb 层的存在显著提高了力学性能。

**关键词:** 层级结构; 界面反应; 原位弯曲; 抗压性能; 强化机理

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)06-2083-06

贝壳结构是贝类生物的主要防护结构, 具有非常优异的防护能力<sup>[1]</sup>。研究发现, 贝壳结构主要由硬而脆的方解石结构和柔而韧的有机质复合而成<sup>[1,2]</sup>, 形成了大量的韧/脆界面, 可有效地吸收能量, 限制裂纹扩展, 具有显著的增韧增强效果。这种特殊结构对新材料的设计与开发具有重要的启发, Ti-Al 层状结构材料<sup>[3]</sup>正是基于“韧/脆复合结构”思想开发的复合材料。利用 Al 与 Ti 的反应特性, 在 Ti 层与 Al 层的界面处生成一系列的金属间化合物, 如 Ti<sub>3</sub>Al, TiAl, TiAl<sub>3</sub> 等<sup>[4]</sup>, 形成大量的界面结构。生成的 TiAl 系金属间化合物具有明显的脆性, 与反应剩余的 Ti 形成韧/脆复合结构, 具有良好的抗冲击性<sup>[5]</sup>, 同时具有较低的密度和优异的耐腐蚀性能<sup>[6]</sup>。

为了进一步提高力学性能, 研究人员开展了大量的工作来优化 Ti-Al 层状复合材料的结构。优化层级结构中 Al 与 Ti 的含量、调整脆性相与韧性相的比例, 是一种直接改善性能的方法。文献[7]指出: 在 Ti 的体积分数为 53% 时, Ti-Al 层状结构材料具有较高的强度 (606±11 MPa) 和断裂韧性 (47.6±1.5 MPa·m<sup>1/2</sup>)。另外, 有学者在 Ti 层<sup>[8]</sup>或金属间化合物层内引入纤维优化力学性能, 常用的纤维主要包括 SiC、C 纤维等<sup>[4,9]</sup>, 部分研究中还采用了 NiTi 记忆合金纤维<sup>[10]</sup>。与之相似,

有学者通过颗粒增强的形式, 在 Ti 层<sup>[11]</sup>或者铝层<sup>[12]</sup>内添加陶瓷颗粒, 提高力学性能。但添加复合强化相增加了 Ti-Al 层状结构材料的制备难度。另外, 目前 Ti-Al 层状结构材料的研究主要集中在 Ti-Al 二元化合物上, 而 Ti-Al 系金属间化合物的本征脆性限制了 Ti-Al 层状结构材料性能优化的空间, 提高幅度有限。

为此, 本工作基于“韧脆复合”这种特殊的结构, 根据前人研究的 Ti-Al 层状结构材料, 利用固相扩散的方法, 在原有 Ti-Al 层状结构的基础上引入高强度、同时具有一定韧性的 Ti<sub>2</sub>AlNb 单元, 制备 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料, 并分析其微观组织与抗弯、抗压性能, 探讨其断裂失效行为。

## 1 实验

实验原材料主要包括纯铝箔 (1060)、纯钛箔 (TA1) 以及 Ti<sub>2</sub>AlNb 箔材 (Ti-22Al-25Nb, at%), 厚度均为 100 μm。将上述材料仔细清洗干净, 去掉油污以及氧化皮等, 然后切成 40 mm×60 mm 的方形条带, 按照图 1a Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 的顺序堆叠成预置坯体。

将预制坯体装入石墨模具中, 放入炉内抽至气压低于 0.1 Pa 后进行热压烧结实验, 具体工艺如图 1b 所示。热压烧结过程包括以下几个步骤: 首先, 在 5 MPa 的

收稿日期: 2019-06-30

基金项目: 国防基础科研计划 (JCKY2017205B032); 国防科技创新特区项目

作者简介: 韩宝帅, 男, 1985 年生, 博士, 中国航空制造技术研究院, 北京 100024, 电话: 010-85701427, E-mail: hbshit@126.com

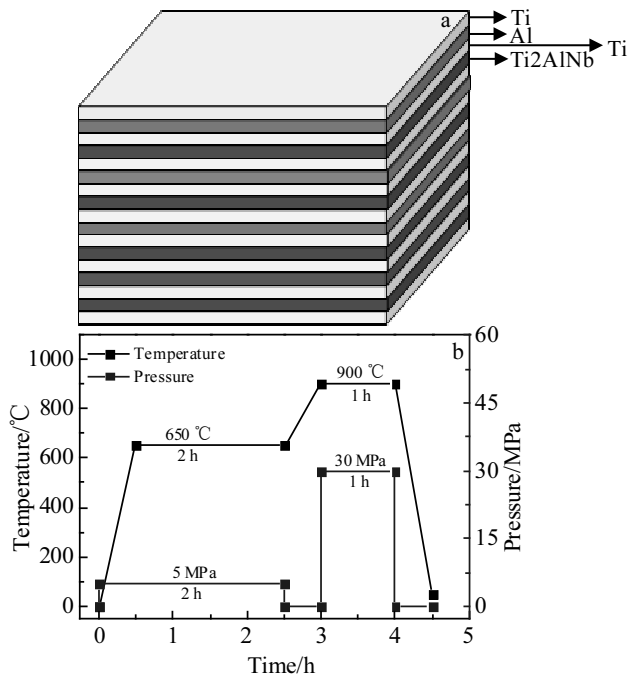


图 1 箔-纤维-箔法制备 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料

Fig.1 Preparation of Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb laminated composites by foil-fiber-foil method: (a) components stacking sequence and (b) processing route in vacuum by hot-press sintering

压力下将试样加热至 650 °C，在此温度下保持 2 h，消除相邻箔材之间的空隙；然后，将温度升高至 900 °C，同时将压力升高至 30 MPa，保持 1 h，之后同时去掉压力与温度，冷却至室温后开炉取出试样。

按照金相试样的制备要求，试样经 240#，600#，1000#，1500#及 2000#号砂纸打磨后，在抛光机上进行机械抛光，抛光剂为金刚石悬浮液（粒径 0.5 μm）。利用场发射扫描电子显微镜(SEM, Quanta 200FEG, FEI Co, America)观察样品的微观结构和断裂表面，扫描模式为二次电子模式，电子枪加速电压为 20 kV。利用 X 射线衍射仪(XRD, X'PERT PRO MPD, Panalytical B.V, Netherlands)对垂直层级结构的横截面进行物相鉴定，实验过程中加速电压为 40 kV，电流 40 mA，扫描角度 20°~100°。XRD 分析试样尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm，经 400#及 1000#号砂纸打磨光亮后再进行物相分析。

将层状复合材料坯体加工成 40 mm×4 mm×3 mm（长×宽×厚，厚度方向垂直层级结构）的标准试样。在电子万能试验机(Instron 5569, Instron Co., America)上进行三点弯曲试验，最大载荷为 50 kN。加载速率设定为 0.5 mm/min，支撑跨度为 30 mm。抗弯强度由下式计算得出：

$$\sigma_{\max} = \frac{3F_{\max}L}{2bh^2} \quad (1)$$

其中， $F_{\max}$  为最大荷载值， $L$  为跨距， $b$  和  $h$  为试样宽度和厚度。为了消除误差，测试重复 4 次，取平均值。

为了更清晰地分析材料的断裂过程，利用原位加载扫描电镜 (Super Scan SS1, Shimadzu Corporation, Japan) 对复合材料缺口试样的三点弯曲加载过程进行原位表征。试验过程中，扫描电镜腔体真空度为  $2 \times 10^{-3}$  Pa，加载速率为  $5 \times 10^{-2}$  mm/s，最大加载力为 1 kN。为了便于试验观察，对待测试样表面进行前述的打磨和抛光处理。

切取尺寸为 4 mm×4 mm×5 mm 的长方体试件，并用 600#SiC 砂纸打磨试件表面，在 Instron 5569 型电子万能材料试验机上进行压缩试验，压力载荷垂直层级结构。应变速率为  $1 \times 10^{-2}$  s<sup>-1</sup>。压缩强度由下式计算得出：

$$\sigma_{\max} = \frac{F_{\max}}{lb} \quad (2)$$

其中， $F_{\max}$  为最大荷载值， $l$ 、 $b$  分别为试样的长度、宽度。

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织

制备的层级复合材料微观组织如图 2 所示。可以看出：复合材料的层级结构明显，包含了多个层级单元；各层之间结合良好，无明显缝隙与夹杂物。根据扫描电镜图像结果分析，界面结合率达 99.9%，如图 2a，2b 所示。结合 XRD 分析(图 3)，层级复合材料中包括了 Ti，TiAl<sub>3</sub>，TiAl<sub>2</sub>，TiAl 以及 Ti<sub>2</sub>AlNb 等相。

如图 2c 所示，在 Al 与 Ti 的界面上存在多种层级结构。各层之间界面清晰，呈锯齿状连接。EDS 线扫描的分析结果显示，Ti 含量随远离 Ti 层而逐渐下降，而 Al 含量则逐渐递增。结合 EDS 分析（表 1），图 2d I~VI 层对应的成分分别为 Ti、富 Ti、Ti<sub>3</sub>Al、Ti<sub>3</sub>Al-TiAl<sub>2</sub>、TiAl 和 TiAl<sub>3</sub>。

根据前人的研究<sup>[13]</sup>可知，Ti 和 Al 在 600 °C 时开始反应，在 Ti 和 Al 界面首先形成 TiAl<sub>3</sub>。随着反应的进行，TiAl<sub>3</sub> 颗粒逐渐长大，并在 Ti 和 Al 层之间形成连续的层级结构。当加热温度高于铝熔点（660 °C）时，铝层完全熔化，与钛箔充分接触，发生自蔓延反应<sup>[14]</sup>。由于制备过程中的温度范围在 600~900 °C 之间，因此固相扩散反应和自蔓延燃烧反应这 2 种方式同时存在，但 2 种反应模式只产生 1 种相，即 TiAl<sub>3</sub> 相。由于 Ti 的相对含量较高，最终 Al 被完全消耗。然而，Ti/TiAl<sub>3</sub> 界面在高温下是不稳定的<sup>[6]</sup>，界面上的 Al 原子会继续向 Ti 层扩散，其结果是生成一系列的

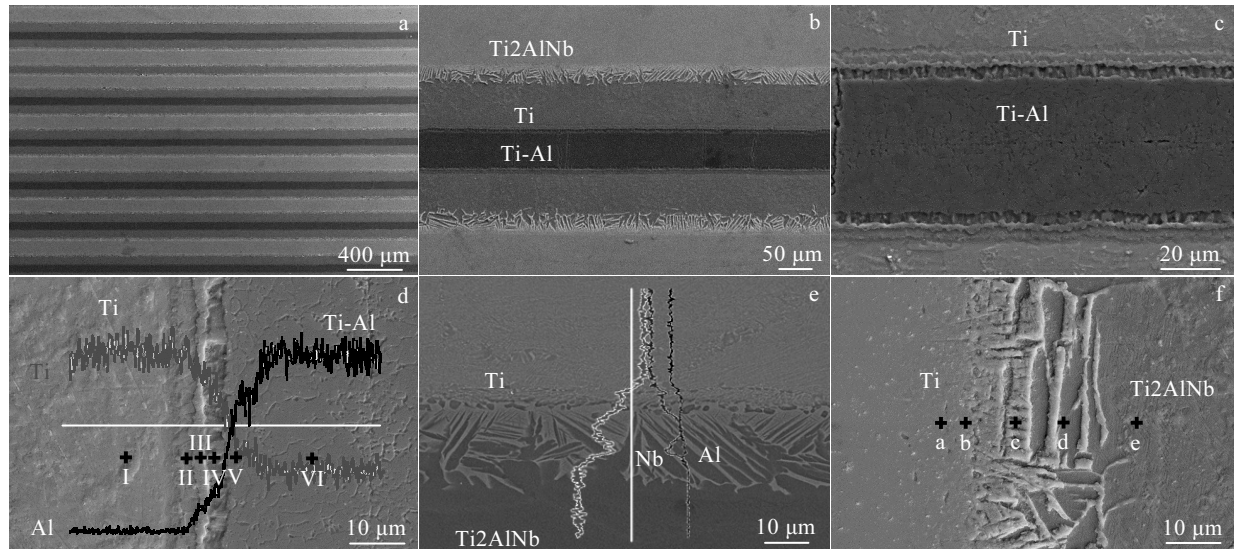


图 2 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的微观组织及 EDS 元素线扫描

Fig.2 Microstructures of the Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb laminated composites and EDS line scanning: (a) overall structure, (b) local amplification of a laminate unit, (c) local amplification of Ti and Al interface, (d) EDS line scanning and positions of point analysis, (e) local amplification of Ti and Ti<sub>2</sub>AlNb interface and EDS line scanning, and (f) positions of EDS point analysis

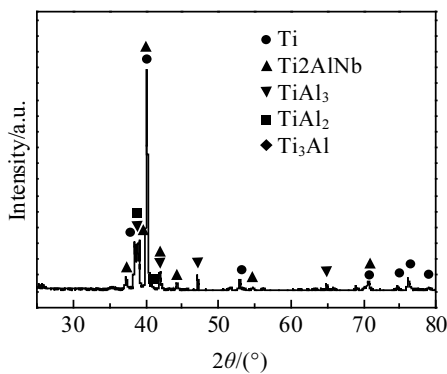


图 3 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of the Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb laminated composites

表 1 图 2d 中 Al 与 Ti 的界面元素与物相分析

Table 1 Elements and phases analysis of Al and Ti interface in Fig.2d (at%)

Position	Al	Ti	Phase
I		100.00	Ti
II	9.90	90.10	Ti-rich
III	20.91	79.09	Ti <sub>3</sub> Al
IV	38.61	61.39	Ti <sub>3</sub> Al-TiAl <sub>2</sub>
V	48.84	51.16	TiAl
VI	72.91	27.09	TiAl <sub>3</sub>

TiAl 化合物，包括 Ti<sub>3</sub>Al、TiAl<sub>2</sub>、TiAl<sub>3</sub> 等<sup>[4,15]</sup>。

在 Ti 与 Ti<sub>2</sub>AlNb 界面，Ti 层与 Ti<sub>2</sub>AlNb 层发生扩

散反应实现固相连接。由于 Ti 层中 Ti 元素含量远远高于 Ti<sub>2</sub>AlNb，并且不含有 Al 元素和 Nb 元素，这样 Al、Ti、Nb 3 种元素在 Ti 层与 Ti<sub>2</sub>AlNb 层之间形成明显的浓度梯度，为元素扩散提供了动力。Ti 原子由 Ti 层向 Ti<sub>2</sub>AlNb 层移动，Al 原子和 Nb 原子由 Ti<sub>2</sub>AlNb 层向 Ti 层移动。结合之前的报道<sup>[13,14]</sup>与 EDS 分析结果，可以确定，在 Ti 与 Ti<sub>2</sub>AlNb 界面形成了 α+β 相以及富 B2 相区域，如图 2f 和表 2 所示。通过固相扩散作用，Ti 与 Ti<sub>2</sub>AlNb 实现了有效地冶金结合，这种结合方式已经被证明具有较高的强度<sup>[15]</sup>。

## 2.2 弯曲性能

图 4 为 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料三点弯曲试验应力-应变曲线。其抗弯强度为 1231±71 MPa。各种高强复合材料的抗弯强度的比较如表 3 所示。从表 3 中可以看出，本研究的 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的抗弯强度显著地高于铝基复合材料<sup>[16]</sup>、二元 TiAl 层状复合

表 2 图 2f 中 Ti 与 Ti<sub>2</sub>AlNb 的界面元素与物相分析

Table 2 Elements and phases analysis of Ti and Ti<sub>2</sub>AlNb interface in Fig.2f (at%)

Position	Ti	Al	Nb	Phase
a	50.16	22.40	28.44	Ti <sub>2</sub> AlNb
b	50.28	16.54	33.18	Transition
c	69.46	4.57	25.97	B2
d	84.35	4.58	11.07	α+β
e	100	0	0T	Ti

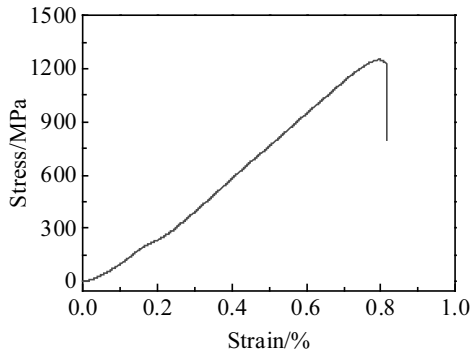


图 4 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料三点弯曲试验

Fig.4 Stress-strain curves of three-point bending test for Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb laminated composites

表 3 本工作中 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的抗弯曲强度与文献中的高强材料对比

Table 3 Comparison of the flexural strength of Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb in this work with other high strength composites in refs

Material type	Flexural strength/MPa	Refs
This work	1231±71	-
Ti-Al/Ti-SiC <sub>f</sub> composites	983±198	[8, 19]
Multi layered Ti-Al	534±102	[17, 18]
Ti-SiC <sub>f</sub> /Al <sub>3</sub> Ti laminated composites	410±30	[9]
Ti/Al/Al-Cf multilayered composites	417±5	[4]
Diamond/Al composites	159±86	[16]
ZrB <sub>2</sub> -SiC ceramic	482±24	[20]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /ZrO <sub>2</sub> composites	1145±123	[21]

材料<sup>[17,18]</sup>、纤维增强的 TiAl 层状复合材料<sup>[4,9]</sup>、TiAl 层状复合材料与 SiC 增强 Ti 基复材的综合复合材料<sup>[8,19]</sup>、

甚至高于部分陶瓷材料<sup>[20,21]</sup>。与常规的 TiAl 层状复合材料相比，本研究中的层状复合材料内增加了 Ti<sub>2</sub>AlNb 单元，这种材料具有较高的合金化程度，强度显著高于纯 Ti 材料<sup>[22,23]</sup>；另外，Ti<sub>2</sub>AlNb 作为一种金属间化合物，具有一定的脆性<sup>[24]</sup>，可以通过自身的脆性断裂来吸收能量。这些特征对 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的断裂过程具有重要的影响。

图 5 是 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的原位断裂过程。从图 5a~5c 中可以看出，裂纹除沿垂直层方向扩展外，还沿 Ti-Al 金属间化合物层内扩展，并伴有复杂的曲折过程。在变形过程中，裂纹发生复杂的分支、变钝、偏转和桥接等过程，大量的能量被吸收<sup>[5]</sup>。另外，在尚未发生垂直层断裂的 Ti-Al 金属间化合物层中也可以看到离散的微裂纹，这说明层间微裂纹的形核主要发生在 Ti-Al 金属间化合物层内。产生的裂纹或者贯穿 Ti-Al 金属间化合物层，被韧性的 Ti 层限制停留在界面上；或者沿 Ti-Al 金属间化合物层和 Ti 基体层的界面扩展，发生裂纹偏转或桥接等过程。而 Ti 与 Ti<sub>2</sub>AlNb 之间的界面结合强度显著高于 Ti 与 TiAl 界面，未发现有开裂现象产生。

随着外界载荷的增加，应力增加，塑性变形由 Ti-Al 金属间化合物层向 Ti 层扩展，如图 5c 所示。Ti 层内部的严重塑性变形也可能导致 Ti 层内微裂纹的形核，并形成剪切作用导致断裂<sup>[17]</sup>；进一步增加载荷，会导致 Ti<sub>2</sub>AlNb 层的断裂，裂纹迅速扩展到邻近的 Ti-Al 金属间化合物层。由于 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金具有较高的强度<sup>[22,25]</sup>，在较高的应力条件下才发生断裂，可以阻碍部分由 Ti 层扩展的裂纹；另外，在 Ti<sub>2</sub>AlNb 层也可以内产生部

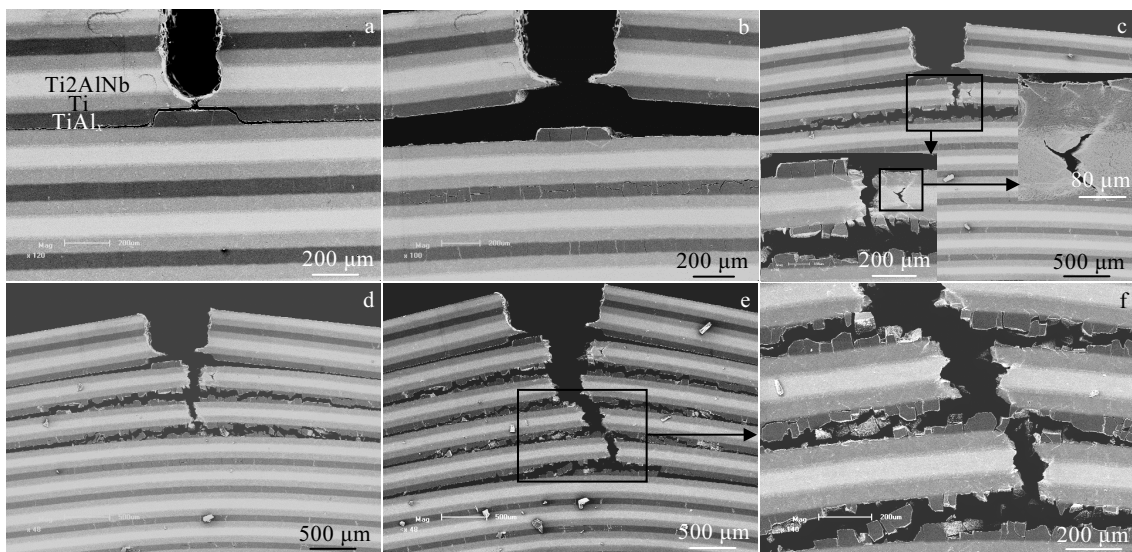


图 5 不同应变条件下 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的原位断裂过程

Fig.5 In-situ fracture process of Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb laminated composites with different strain: (a) 0.01%, (b) 0.05%, (c) 0.1%, (d) 0.2%, and (e, f) 0.5%

分裂纹，扩散到 Ti 层界面时被阻止，如图 5c 所示，这些过程均有利于弯曲强度的提高以及能量的吸收。

### 2.3 压缩性能

Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料压缩曲线如图 6a 所示。抗压强度为 1341±63 MPa，高于目前报道的多数 Ti-Al 层状复合材料 (1030~1300 MPa)<sup>[9]</sup>，以及 NiTi 纤维增强 Ti-Al 层状复合材料 (1059~1180 MPa)<sup>[10]</sup>。Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的压缩曲线可分为 3 个阶段：快速上升阶段、慢速上升阶段以及失效阶段。在快速上升阶段，应力与应变近似成线性的增加。分析认为，该阶段的变形主要是由各层的弹性变形以及 Ti-Al 金属间化合物层的裂纹萌生以及沿 Ti-Al 金属间化合物层扩展为主。进入慢速上升阶段，应力随应变的增长速度变慢，将应力与应变曲线放大分析发现，这部分曲线有大量的阶梯状台阶组成。结合前文对弯曲过程的分析认为，在此阶段中，裂纹开始穿越层级结构扩展。当一级 Ti/Ti<sub>2</sub>AlNb 层在高应力下撕裂时，裂纹迅速扩展到

下一层。但这种裂纹的扩展是局部的和缓慢的，层状结构材料的整体结构依然未被破坏，因此承载能力仍然是呈上升趋势。当大部分 Ti/Ti<sub>2</sub>AlNb 层被破坏时，裂纹在层间迅速扩展，承载力迅速下降，试样发生断裂。

断口分析 (图 6b) 发现，Ti 层为典型的韧性断裂形貌，断口中分布大尺寸的韧窝；相邻的 Ti<sub>2</sub>AlNb 层也呈现出一定的韧性，大量细小的韧窝分布在断裂截面上，但与 Ti 层相比则浅的多 (图 6c)；而 Ti-Al 金属间化合物碎裂成许多小颗粒 (图 6d)。综合断口分析来看，本研究制备的层状复合材料内部复合了韧性相、脆性相以及具有一定塑性的金属间化合物相，通过这些相的复合作用，保证了材料在裂纹产生后仍能保持一定的强度，最终失效时的应变也显著高于二元的 Ti-Al 层状复合材料<sup>[10,26]</sup>。

总的来说，由于复合材料具有层级结构，结合了脆性层和韧性层，能够有效抑制裂纹扩展。在部分区域产生断裂的情况下，仍能保持强度的增加，如图 5、6 所示。

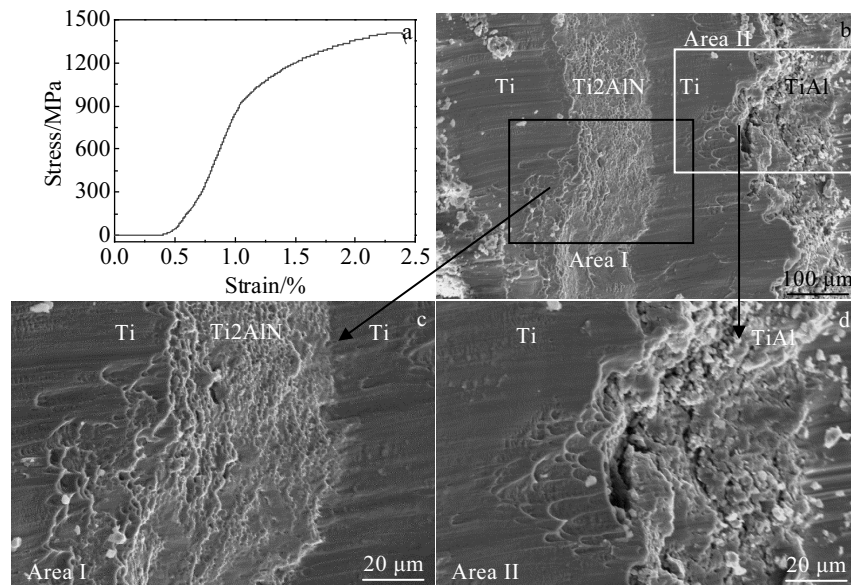


图 6 Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料的压缩曲线与压缩断口

Fig.6 Compression curve (a) and fracture morphologies (b~d) of Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb laminated composites

## 3 结 论

1) Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 复合材料层级结构明显，Al 与 Ti 的界面上发生了反应，生成了 Ti<sub>3</sub>Al、TiAl<sub>2</sub>、TiAl<sub>3</sub> 等一系列的化合物；Ti 与 Ti<sub>2</sub>AlNb 发生了固相扩散连接，在界面上形成了  $\alpha+\beta$  相以及富 B2 相区域。

2) Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb 层状复合材料具有优异的抗弯性能与抗压性能，高于现阶段同类材料。通过韧性的 Ti 层、脆性的 Ti-Al 金属间化合物层，以及具有较高强

度的 Ti<sub>2</sub>AlNb 层的综合作用，有效地抑制了变形过程中裂纹的扩展，消耗了变形能量，提高了力学性能。

### 参考文献 References

- [1] Munch E, Launey M E, Alsem D H *et al.* *Science*[J], 2008, 322(5907): 1516
- [2] Oaki Yuya, Imai Hiroaki. *Angewandte Chemie*[J], 2010, 44(40): 6571
- [3] Guo Xunzhong, Fan Minyu, Liu Zhongli *et al.* *Rare Metal*

- Materials and Engineering*[J], 2017, 46(5): 1192
- [4] Tang Yingchun, Han Baoshuai, Luo Liangshun *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2018: 1 800 722
- [5] Rohatgi A, Harach D J, Vecchio K S *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(10): 2933
- [6] Loo F J J, Rieck G D. *Acta Metallurgica*[J], 1973, 21(1): 61
- [7] Lyu Shaoyuan, Sun Yanbo, Ren Lei *et al. Intermetallics*[J], 2017, 90(16): 22
- [8] Zhu Kai, Yu Wenbo, Aman Yann *et al. Journal of Materials Science*[J], 2016, 51(18): 8747
- [9] Lin Chunfa, Jiang Fengchun, Han Yuqiang *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2018, 743: 52
- [10] Lu Zichuan, Jiang Fengchun, Chang Yunpeng *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 721: 274
- [11] Wu Hao, Fan Guohua, Cheng Jinbo *et al. Materials & Design* [J], 2016, 89: 697
- [12] Wu Hao, Fan Guohua, Cui Xiping *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 585(22): 439
- [13] Wei Hongmei(魏红梅), Li Wanqing(李万青), He Peng(何鹏) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2015, 36(4): 5
- [14] Zhang Guoqing(张国庆), Yuan Meini(原梅妮), Li Shuxia(李殊霞) *et al. Rare Metals*(稀有金属)[J], 2017, 41(10): 1093
- [15] Tang Tingting(唐婷婷), *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2017
- [16] Wang Pingping, Xiu Ziyang, Jiang Longtao *et al. Materials & Design*[J], 2015, 88: 1347
- [17] Price Richard D, Jiang Fengchun, Kulin Robb M *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 528(7): 3134
- [18] Zhou Peijun, Guo Chunhuan, Wang Enhao *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 665: 66
- [19] Han Baoshuai, Xu Yanjin, Guo Enyu *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2018, 31(9): 945
- [20] Wang Anzhe, Hu Ping, Du Bin *et al. Ceramics International* [J], 2017, 43(16): 14 488
- [21] Zhu Tianbin, Xie Zhipeng, Yao Han *et al. Journal of the American Ceramic Society*[J], 2017, 101(4): 122
- [22] He Yongsheng(何永胜), Hu Rui(胡锐), Luo Wenzhong(罗文忠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3460
- [23] Ma Xiong(马雄), Liang Xiaobo(梁晓波), Zhang Jianwei(张建伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46 (S1): 109
- [24] Ma Xiong(马雄), Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2017, 46(5): 1375
- [25] Lin Peng(林鹏), Tang Tingting(唐婷婷), Chi Chengzhong(池成忠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 416
- [26] Sun Yanbo, Vajpai Sanjay Kumar, Ameyama Kei *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 585: 734

## Microstructure and Mechanical Properties of Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb Laminated Composites Based on the Ductile-brittle Structure

Han Baoshuai<sup>1</sup>, Wan Xiong<sup>1,2</sup>, Xu Yanjin<sup>1</sup>, Hou Hongliang<sup>1</sup>, Jing Tao<sup>2</sup>, Ma Xiaoguang<sup>1</sup>, Pei Baoqing<sup>3</sup>

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

(2. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(3. Beihang University, Beijing 100083, China)

**Abstract:** Based on the ductile-brittle composite principle of biomaterials, Al foils, Ti foils and Ti<sub>2</sub>AlNb foils were stacked in a certain order, and Ti-Al-Ti-Ti<sub>2</sub>AlNb laminated composites were prepared by vacuum hot pressing sintering. The microstructure was analyzed by SEM and XRD, and the flexural and compressive properties were also analyzed. Results show that the laminated composites are composed of Ti, a series of TiAl intermetallic compounds and Ti<sub>2</sub>AlNb combined with obvious hierarchical structure and clear interface. The flexural strength and compressive strength are 1231±71 MPa and 1341±63 MPa, respectively, which have significant advantages over similar materials. The analysis shows that the existence of laminated structures plays an important role in preventing expansion of crack. Compared with the conventional binary TiAl layered materials, the existence of Ti<sub>2</sub>AlNb layers significantly improves the mechanical properties of the materials.

**Key words:** laminated structure; interface reaction; in-situ bending; compressive property; strengthening mechanism

Corresponding author: Xu Yanjin, Ph. D., Senior Engineer, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, P. R. China, Tel: 0086-10-85701427, E-mail: xuyj\_avic@qq.com