

# TiB<sub>2</sub>/42CrMo 梯度纳米层状复合材料力学行为与失效机制

宋义刚<sup>1</sup>, 路晓波<sup>2</sup>, 刘宏波<sup>2</sup>, 刘锋<sup>2</sup>, 赵忠民<sup>2</sup>

(1. 陆军工程大学, 江苏 南京 210014)

(2. 陆军工程大学石家庄校区, 河北 石家庄 050003)

**摘要:** 通过离心反应熔铸工艺制备出 TiB<sub>2</sub>/42CrMo 层状复合材料。经力学性能测试, 该复合材料弯曲强度、断裂韧性与层间剪切强度分别达到 1250 ± 35 MPa、75 ± 12 MPa·m<sup>1/2</sup> 与 450 ± 20 MPa。因此可以认为, 正是由于该层状复合材料层间原位生成陶瓷/铁基合金梯度纳米结构复合界面, 形成陶瓷/合金相界尺度呈空间连续梯度变化的结构演化, 不仅使该材料具有类似金属的典型塑性变形特征, 而且又使得该层状复合材料在三点弯曲与短梁层间剪切测试过程中均表现出明显的失效延迟行为。

**关键词:** 层状复合材料; 梯度纳米结构界面; 力学行为; 失效延迟

**中图分类号:** TB333

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)S1-127-05

对于结构最简单、应用最普遍的传统陶瓷/金属背板双层结构复合装甲, 目前研究表明, 因其层间声阻抗突变性质, 金属层间剪切强度低, 加之陶瓷固有的脆性, 故该复合装甲结构防护能力较低, 且尚不具备抗重复打击能力, 这就成为目前陶瓷复合装甲发展的技术瓶颈<sup>[1-6]</sup>。为此, 功能梯度装甲材料自 20 世纪末经 Chin<sup>[7]</sup>首次提出后, 现已成为国际兵器材料发展的重要方向与研究热点之一<sup>[7-9]</sup>。

本研究采用离心反应熔铸工艺制备 TiB<sub>2</sub>/42CrMo 合金钢梯度纳米层状复合材料, 探讨该复合材料层间多尺度界面结构、力学行为与损伤失效机制之间的联系, 为发展新型功能梯度装甲材料提供理论与实验支持。

## 1 实验

将通过离心反应熔铸工艺制备的 TiB<sub>2</sub>/42CrMo 层状复合材料分别加工成 20 mm × 8 mm × 5 mm、36 mm × 3 mm × 4 mm 与 25 mm × 2.5 mm × 5 mm 3 种规格(层状复合材料的陶瓷层厚占试样总厚度一半), 分别进行短梁剪切(即层间剪切)强度、三点弯曲强度  $\sigma_f$  与单边切口梁 (SENB) 断裂韧性  $K_{IC}$  测试, 测试结果均以 6 根试样平均值为准。

## 2 结果与讨论

### 2.1 层状复合材料层间剪切力学行为与失效机制

经短梁剪切强度测试, 发现陶瓷/合金钢层间界面剪切强度达到 450 ± 20 MPa。并且该材料层间剪切载荷-位移曲线呈现出典型的金属塑性变形特征, 如图 1 所示。即在材料承载初期至材料最大承载处呈非线性上升, 直至层间位移达到 0.635 mm, 剪切载荷达到最高值 17.0 kN。随后, 剪切载荷骤然下降至 15.98 kN, 并在载荷-位移曲线上出现剪切承载平台, 直到材料层间位移值达到 0.67 mm 时承载平台阶段结束。当材料层间位移值超过 0.67 mm 之后, 层间位移随加载降低呈非线性缓慢上升的趋势。当界面位移值达到 0.78 mm、层间承载达到 10.61 kN 时, 材料剪切载荷-位移曲线因层间承载能力丧失而消失, 如图 1 所示。经对复合材料层间剪切断口 FESEM 观察, 发现层间剪切断裂既可发生于陶瓷基体附近, 又可出现在中间过渡区上, FESEM 剪切断口形貌既存在着大量 TiB<sub>2</sub> 片晶的晶间断裂与少量的 Fe-Ni 基合金延性撕裂, 分别如图 2a 箭头 A、B 所示, 又可呈现出大面积的延性剪切带与大量的延性剪切断裂台阶, 如图 2b 所示, 进而使得该复合材料层间剪切断口呈明显的凸凹不平状。

对于本实验陶瓷/合金钢层状复合材料, 由于在其层间陶瓷基体附近生成 Fe-Ni 或 Ni 基合金微纳米三角晶带或纳米薄膜, 分别为如图 3~5 所示。且在层间中

收稿日期: 2017-07-13

基金项目: 国家自然科学基金 (51072229)

作者简介: 宋义刚, 男, 1968 年生, 博士, 高级工程师, 陆军工程大学科研学术处, 江苏 南京 210014, 电话: 025-80820301, E-mail: zhaozm2007@aliyun.com

间过渡层上又生成与 Fe-Ni 合金基体保持共格或半共格关系的  $TiB_2$ 、 $TiC$  微纳米晶或纳米晶, 如图 6 所示。故而在层间形成陶瓷/合金相界尺度呈空间连续梯度变化的梯度纳米复合结构, 如图 7 所示。因此该复合材料层间剪切断裂实际上是通过层间跨尺度的梯度纳米复合结构的相互协同, 诱发各特征尺寸对应的多种增韧补强机制, 表现出类似金属的塑性变形行为, 并在剪切载荷-位移曲线上呈现出强烈的失效延迟特性。

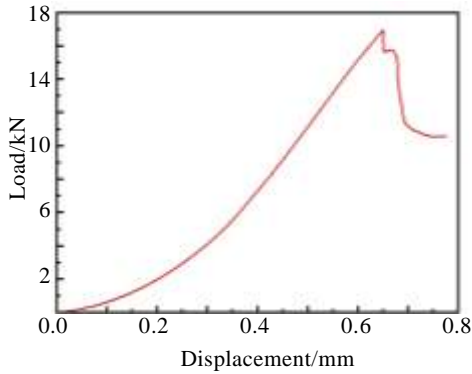


图 1 层状复合材料层间剪切载荷-位移曲线

Fig.1 Load-displacement curve of the laminated composite during interlaminar shear test

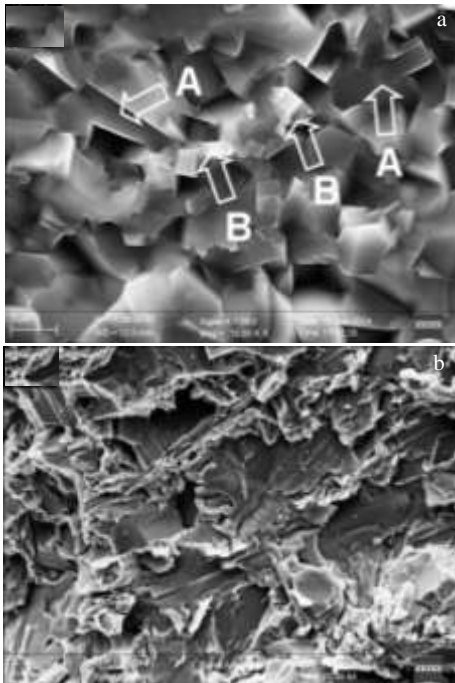


图 2 层状复合材料 FESEM 层间剪切断面形貌

Fig.2 FESEM images of shear fracture of the laminated composite: (a) the area nearby the ceramic matrix and (b) the intermediate

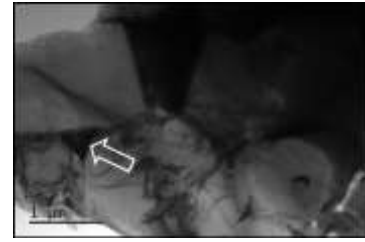


图 3 陶瓷基体微纳米三角晶界的 TEM 形貌

Fig.3 TEM image of trigonal micro-nanometer grain boundary at ceramic matrix

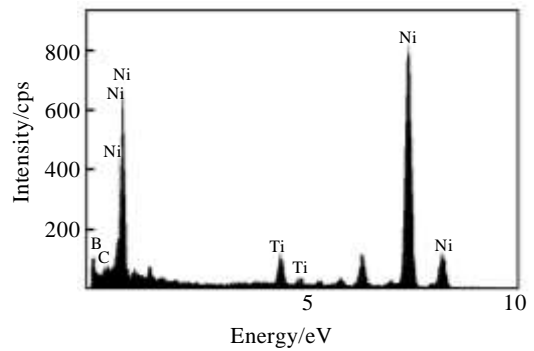


图 4 陶瓷基体微纳米三角晶界的 EPMA 图谱

Fig.4 EPMA spectrum of trigonal micro-nanometer grain boundary at ceramic matrix

换言之, 当剪切断裂发生于陶瓷基体附近的层间区域时, 小尺寸、高模量的  $TiB_2$  亚微米晶、微纳米晶通过钉扎裂纹, 诱发裂纹晶间扩展, 产生强烈的自增韧效应(如裂纹偏转、裂纹桥接与棒晶拔出等)。同时, 由于 Fe-Ni 基合金以多尺度(微米/微纳米/纳米)三维网络晶带或薄膜构成  $TiB_2$  晶间组织, 如图 3、图 4 与图 7a 所示, 因此晶间裂纹引起的晶间体积膨胀将不可避免地促使网状 Fe-Ni 基合金微米(微纳米)晶带或纳米薄膜发生塑性变形, 进而通过诱发延性相增韧机制, 产生强烈的  $TiB_2$  晶间裂纹互锁效应, 延迟裂纹扩展, 甚至迫使裂纹向层间中间过渡区域扩展。由于镶嵌于中间过渡区 Fe-Ni 合金基体上的  $TiB_2$  微纳米晶、纳米晶与之呈半共格界面关系, 如图 6 所示。故而这些粒子通过钉扎位错, 对 Fe-Ni 合金基体产生强烈的沉淀强化效应。随后位错增殖、位错塞积又引发高的应力集中, 促使 Fe-Ni 合金基体萌生出大量的微裂纹。这样经微裂纹扩展、连接、贯通后, 层间剪切断面随即出现大量的延性剪切断裂台阶, 如图 2b 所示。因此, 可以认为, 该层状复合材料之所以具有高的层间剪切强度与明显的剪切失效延迟行为, 正是由于  $TiB_2$  微纳米/纳米晶对 Fe-Ni 合金基体产生的沉淀强化机制陶瓷基体裂纹互锁效应的耦合与协同作用所致。

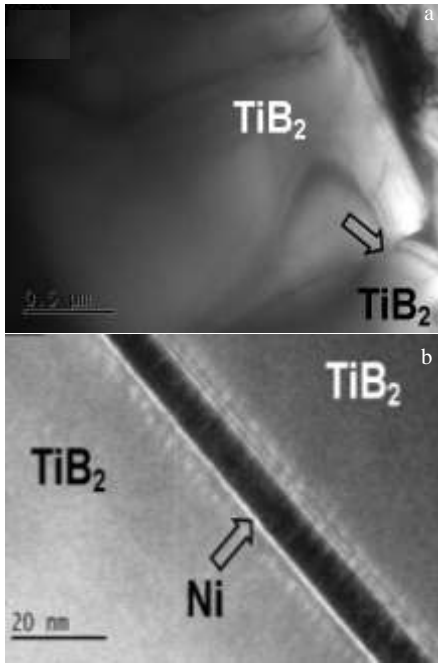


图 5 层间靠近陶瓷基体相界面显微结构的 HRTEM 像  
Fig.5 HRTEM images of the interfacial microstructures nearby the ceramic in the interlaminar region: (a) TiB<sub>2</sub> platelet and (b) phase interface

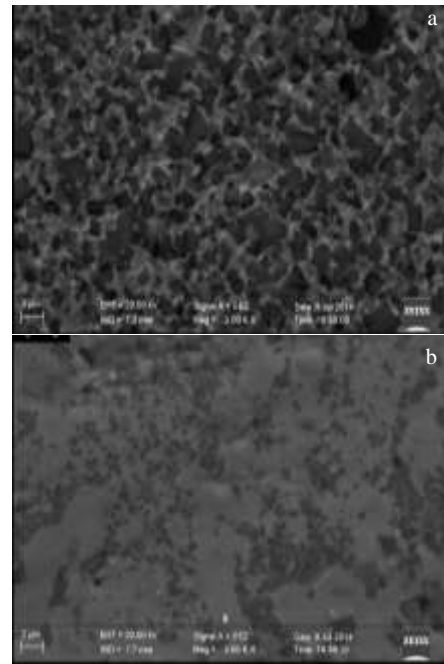


图 7 分布于中间过渡区上的陶瓷粒子 FESEM 形貌  
Fig.7 FESEM images of the ceramic particles embedded in the intermediate: (a) intermediate nearby the ceramic matrix and (b) intermediate away from the ceramic matrix

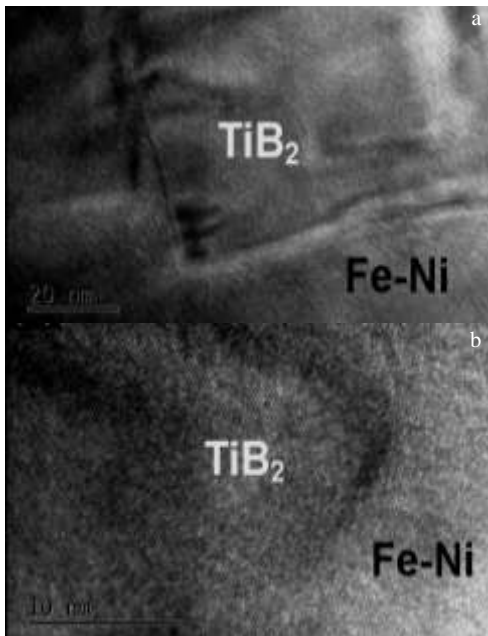


图 6 中间过渡区相界面显微结构 HRTEM 图像  
Fig.6 HRTEM images of the interfacial microstructure in the intermediate: (a) TiB<sub>2</sub> nanocrystalline and (b) phase interface

### 2.2 层状复合材料三点弯曲力学行为与失效机制

经对该层状复合材料进行三点弯曲强度  $\sigma_f$  与 SENB 断裂韧性  $K_{IC}$  测试, 并与前期实验制备的 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷相比较, 如表 1 所示。

经三点弯曲试验后, 发现该层状复合材料载荷-位移曲线呈现出更为典型的金属塑性变形力学特征, 如图 8 所示。即从材料加载初期直至材料承受最大载荷, 其载荷-位移曲线呈现出明显的非线性上升趋势。当材料弯曲位移为 0.7 mm 左右, 材料达到最大承载值 1.65 kN, 经陡然下降至 1.57 kN 后, 载荷-位移曲线又呈现出缓慢下降趋势, 直至材料弯曲位移达到 0.93 mm 后, 材料承受的弯曲载荷才自 1.32 kN 骤然下降至 0.83 kN, 进而表明该复合材料具有明显的“假塑性”, 并表现出与传统陶瓷/金属层状复合材料力学行为迥异的典型失效延迟特征。

经 FESEM 观察, 发现尽管 42CrMo 合金钢基底侧面已发生断裂, 如图 9a 箭头 A 所示, 且在陶瓷/合金钢层间过渡区附近出现少量的微裂纹, 如图 9a 箭头 B 所示, 但是该层状复合材料未发生层间解离, 材料断裂失效仅发生在合金钢基底处, 并在靠近层间过渡区的陶瓷基体附近萌生出少量的微裂纹, 如图 9b 箭头所

表 1 TiB<sub>2</sub>基陶瓷与 TiB<sub>2</sub>/42CrMo 层状复合材料力学性能

Table 1 Mechanical properties of TiB<sub>2</sub>-based ceramic and TiB<sub>2</sub>/42CrMo laminated composite

Material	$\sigma_f$ /MPa	$K_{IC}$ /MPa m <sup>1/2</sup>
TiB <sub>2</sub> -based ceramic	720 ± 36	12.5 ± 1.5
Laminated composite	1250 ± 35	75 ± 12

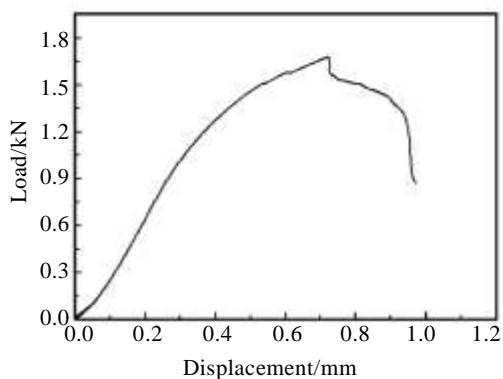


图 8 层状复合材料三点弯曲载荷-位移曲线

Fig.8 Load-displacement curve of the laminated composite during 3-point bending test

示，故而该层状复合材料仍保持着结构完整性。由于在材料三点弯曲测试中，以陶瓷抛光面为压头接触面，该复合材料受力状态实际上是位于试样长度中心处的拉伸应力沿合金钢/陶瓷厚度方向逐渐减小，故而合金钢外表面承受着最大拉伸应力，合金钢/陶瓷层间过渡区则作为合金钢/陶瓷层之间界面发挥着载荷传递作用，而层间过渡区合金/陶瓷之间相界面则直接决定着层间过渡结构的力学性能，进而最终控制着该层状复合材料的力学性能。

如前所述，由于该复合材料层间原位生成的合金/陶瓷相呈空间尺度连续梯度演化的三维网络复合结构，使得合金/陶瓷相界尺度呈空间连续梯度变化，故而在该复合材料三点弯曲测试引起的层间横向剪切过程中，因层间陶瓷基体裂纹互锁增韧效应耦合协同于 TiB<sub>2</sub> 微纳米/纳米晶对中间过渡区 Fe-Ni 合金基体的沉淀强化机制，层间剪切断裂阻力急剧增大，不仅使该复合材料层间具有高的抗横向剪切断裂能力，更重要的是使该复合材料表现出明显的剪切失效延迟行为，如图 1 所示，这样就使得该复合材料在三点弯曲测试中难以发生层间解离，并促进层间过渡复合结构发挥载荷传递效能，以致于当合金钢基底发生拉伸断裂时，靠近层间的陶瓷基体不得不萌生出少量的微裂纹，以保持与合金钢基底的协同横向位移，如图 9 所示。

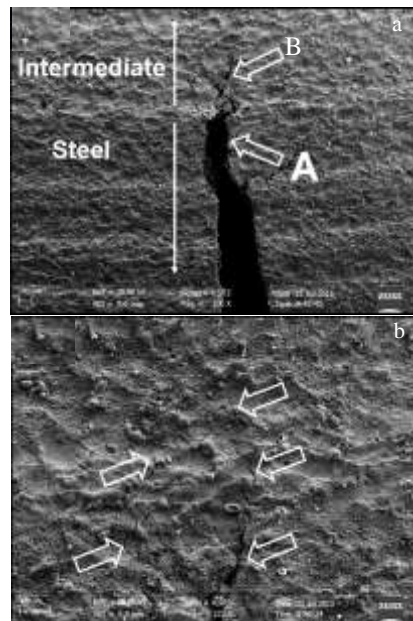


图 9 层状复合材料裂纹扩展路径的 FESEM 图像

Fig.9 FESEM images of crack propagation path of the samples of the laminated composite: (a) microcracks in the alloy-steel substrate nearby the interfacial region and (b) microcracks in ceramic matrix nearby the interfacial region

### 3 结 论

1) 通过离心反应熔铸工艺可以制备出层间陶瓷/合金相呈空间尺度连续梯度演化的 TiB<sub>2</sub>/42CrMo 层状复合材料。该复合材料的弯曲强度、断裂韧性与层间剪切强度分别达到 1250 ± 35 MPa, 75 ± 12 MPa m<sup>1/2</sup> 与 450 ± 20 MPa。

2) 由于层间形成陶瓷/Fe-Ni 合金相界尺度呈空间连续梯度变化的微观结构演化，通过诱发各特征尺寸对应的多种增韧补强机制，形成层间陶瓷基体裂纹互锁与中间过渡区 TiB<sub>2</sub> 微纳米/纳米晶对 Fe-Ni 合金基体沉淀强化的双重机制之耦合协同，不仅使该复合材料具有高的层间剪切强度，而且又表现出类似金属的失效延迟力学行为。

3) 该复合材料在三点弯曲测试中难以发生层间解离，进而表现出明显的“假塑性”特性与典型的断裂失效延迟行为。

#### 参考文献 References

[1] Swab J J. *Advances in Ceramic Armor VII*[M]. New York: A John Wiley & Sons Inc Publication, 2011: 195

- [2] Lundberg P, Renstrokm R, Lundberg B. *Inter J Impact Eng*[J], 2000, 24: 259
- [3] Sherman D. *Inter J Impact Eng*[J], 2000, 24: 313
- [4] Orphal D L. *Inter J Impact Eng*[J], 2006, 33: 496
- [5] Medvedovski E. *Ceram Inter*[J], 2010, 36(7): 2103
- [6] Shokrieh M M, Javadpour G H. *Composite Structures*[J], 2008, 82: 269
- [7] Chin Ernest S C. *Mater Sci Eng A*[J], 1999, 259(2): 155
- [8] Pettersson A, Magnusson P, Lundberg P *et al.* *Inter J Impact Eng*[J], 2005, 32: 387
- [9] Zeng Yi (曾毅), Zhao Baorong (赵宝荣). *Armour Protection Materials Technology*(装甲防护材料技术)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2014: 111

## Mechanical Behaviors and Failure Mechanisms of TiB<sub>2</sub>/42CrMo Laminated Composite with Nano-structured Gradient

Song Yigang<sup>1</sup>, Lu Xiaobo<sup>2</sup>, Liu Hongbo<sup>2</sup>, Liu feng<sup>2</sup>, Zhao Zhongmin<sup>2</sup>

(1. Army Engineering University, Nanjing 210014, China)

(2. Shijiazhuang School, Army Engineering University, Shijiazhuang 050003, China)

**Abstract:** TiB<sub>2</sub>/42CrMo laminated composites were prepared by centrifugal reactive casting processing. Flexural strength, fracture toughness and interlaminar shear strength of the laminated composite reach to  $1250 \pm 35$  MPa,  $75 \pm 12$  MPa m<sup>1/2</sup> and  $450 \pm 20$  MPa, respectively. Because the microstructure with the nano-structured gradient directly develops in the ceramic/steel interlaminar region, the ceramic/alloy phase-boundary size with continuous gradient is spatially formed from the ceramic to the steel. As a result, the laminated composite not only has the plastic deformation capacity similar to the metal, but also exhibits strong mechanical behaviors of failure delay in both load-displacement curves during 3-point bending test and short-beam interlaminar-shearing test.

**Key words:** laminated composite; interlaminar interface with nano-structured gradient; mechanical behaviors; failure delay

---

Corresponding author: Zhao Zhongmin, Ph. D. Associate Professor, Teaching and Research Section of Mechanical Engineering, Department of Vehicle and Electric Engineering, Shijiazhuang School, Army Engineering University, Shijiazhuang 050003, P. R. China, Tel: 0086-311-87994737, E-mail: zhaozm2007@aliyun.com