多相陶瓷颗粒增强对 TiAl 基复合材料组织与性能的影响

王玉鹏，曾根华，吴军琴，马腾飞，王晓红

（全省空气动力装备智能制造重点实验室，浙江衢州 324000）

摘要：通过向Ti-48Al-2Nb-2Cr 预合金粉末中同时添加氧化石墨烯（GO）和氮化硼纳米片（BN），结合放电等离子烧结技术制备了多相陶瓷颗粒增强TiAl基复合材料。研究了GO含量（0.1wt%）和BN含量（0.1wt%、0.3wt%、0.5wt%和1wt%）对TiAl 复合材料微观结构演变以及压缩性能的影响。结果表明，添加GO和BN能够显著细化TiAl复合材料的片层团尺寸，同时在片层团晶界处原位析出Ti_2AlC、TiB_2和Ti_2AlN颗粒形成壳核结构，在α_2/γ片层界面处原位析出Ti_2AlC颗粒。多相陶瓷颗粒的析出能够在不明显降低TiAl复合材料断裂应变的情况下提高其室温和高温（850 ℃）压缩强度。分析其相应的断裂形貌发现，TiAl复合材料压缩性能的提升主要归因于多相陶瓷颗粒的细晶强化作用，此外，多相陶瓷颗粒阻碍位错移动，核壳结构协调变形效应也有利于提高其抗压强度。

关键词：TiAl合金；陶瓷颗粒增强；微观组织；力学性能

作者简介：
王玉鹏（1994–），男，博士生，研究方向为高性能TiAl复合材料结构设计与性能研究。电话：16639410863，E-mail：wyp10279035@163.com
通信作者：
马腾飞，男，教授，硕士生导师。电话：13616702606，E-mail：matengfeihit@163.com

中图分类号：TG113；TG146.2
文献标识码：A
文章编号：1001-4977（2025）11-1456-08

收稿日期：
2025–08–06 收到初稿，
2025–09–11 收到修订稿。

TiAl合金因其优异的综合性能如高熔点、低密度、高比强度、耐高温氧化和抗蠕变性能等，在航空航天、武器装备和汽车船舶等领域受到了广泛关注，是750~950 ℃替代部分镍基高温合金的首选材料[1]。Ti-48Al-2Nb-2Cr已成功在波音787GEnx™飞机发动机的低压涡轮叶片中实现商业化应用，这标志着TiAl合金从研制迈入应用阶段[2]。到目前为止，TiAl合金已成功应用于航空发动机涡轮叶片、涡轮增压器和汽车发动机的排气阀中[3]，国内TiAl合金的研究也取得重要突破，逐渐步入工程化应用阶段[4-5]。然而，TiAl合金固有的室温脆性和不足的高温强度限制了其更广泛的应用，改善TiAl合金室温脆性，增强TiAl合金高温强度以及提高TiAl合金使役温度已成为其工程化应用过程中面临的重要挑战[6-7]。

当前可通过多种方法提高TiAl合金强度，如复合材料[8]、合金化[9]和热处理[10]等。其中，通过引入增强体原位合成TiAl基复合材料，可以同时提高TiAl合金的强度和塑性[11-13]。如Liu等人制备了具有非均匀层状结构的Ti_2AlC/TiAl复合材料[14]，其室温抗压强度和断裂应变分别为2 065 MPa和27.4%，均高于纯TiAl合金（抗压强度为1 292 MPa，断裂应变为15.9%）。Zhou等人合成了具有网状结构的新型Ti_2AlN/TiAl复合材料，结果表明，网状结构增强复合材料的强度高于传统的分散颗粒增强复合材料[15]。值得注意的是，当前研究的TiAl基复合材料多为单一颗粒增强，且多具有同质结构，这使得其增强增韧效果远未达到预期[16]。通过结构设计，向TiAl合金中同时引入不同的陶瓷颗粒获得具有异质结构的多相陶瓷颗粒增强TiAl基复合材料，利用不同陶瓷颗粒之间的相互作用、相互补充实现协同强韧化，能够显著提高其力学性能，已成为TiAl基复合材料的研究热点之一。

本研究通过同时向Ti-48Al-2Nb-2Cr合金中引入质量分数为0.1%的氧化石墨烯（GO）和不同质量分数（0.1%，0.3%，0.5%，1%）的氮化硼纳米片（BN），结合放电等离子烧结技术原位合成了具有核壳结构的多相陶瓷颗粒增强TiAl基复合材料。系统研究了TiAl基复合材料的微观结构演变及其室温和高温压缩性能，并探讨了相应

的强化机制。

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

试验所用的基体材料为西安赛隆增材技术股份有限公司通过等离子旋转电极雾化法生产的Ti-48Al-2Nb-2Cr（at%）球形预合金粉末，其尺寸分布范围为53~150 μm；所用增强体为江苏先丰纳米材料科技有限公司生产的GO和BN。

1.2 试验方法

首先利用机械球磨法将Ti-48Al-2Nb-2Cr预合金粉末和质量分数为0.1%的GO置于钛罐中进行均匀混合，随后向混合粉末中再分别加入不同质量分数（0.1%，0.3%，0.5%，1%）的BN进行二次混合，机械球磨均采用300 rpm球磨6 h，磨球均为直径10 mm的氧化锆球，球料比均为3∶1。球磨结束后将混合粉末按设计成分分别记为TiAl+0.1GO+0.1BN、TiAl+0.1GO+0.3BN、TiAl+0.1GO+0.5BN、TiAl+0.1GO+1BN。最后，将混合均匀的粉末置于外径70 mm、内径30 mm、高度60 mm的石墨模具中在1 300 ℃利用LABOX-650F型烧结炉进行放电等离子烧结，烧结采用升降温速率、保温时间和烧结压力分别为100 ℃/min、5 min和45 MPa。烧结结束后，分别得到尺寸为Φ30 mm × 15 mm的块状TiAl+0.1GO+0.1BN、TiAl+0.1GO+0.3BN、TiAl+0.1GO+0.5BN、TiAl+0.1GO+1BN复合材料试样。为了进行对比，也在相同的工艺下对未添加增强相的纯Ti-48Al-2Nb-2Cr预合金粉末进行了烧结，得到同样尺寸的块状TiAl合金。

分别采用IE500M型金相显微镜（OM）和HITACHI SU8010型扫描电子显微镜（SEM）结合EDS能谱对TiAl复合材料显微组织进行表征与分析。采用D/max-2400型X射线衍射仪（XRD）对TiAl合金和TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料进行物相分析，其中入射角2θ范围为20°~90°，扫描速度采用5°/min。在OM和SEM观察组织前，先利用金相砂纸对试样进行机械研磨至2 000#，然后采用金刚石抛光膏进行机械抛光，抛光完成后将试样在Kroll（5%HF+5%HNO_3+90%H_2O，体积分数）试剂中腐蚀6~10 s。利用线切割在复合材料上切取尺寸为Φ6 mm × 9 mm的圆柱形试样，在MTS-370.10万能材料试验机上对TiAl基复合材料进行室温压缩和高温（850 ℃）压缩测试，压缩速率均为0.5 mm/min（即0.001 s^{-1}），试样开裂即停止试验。压缩结束后采用SEM对断口进行观察，分析其断裂失效机制。

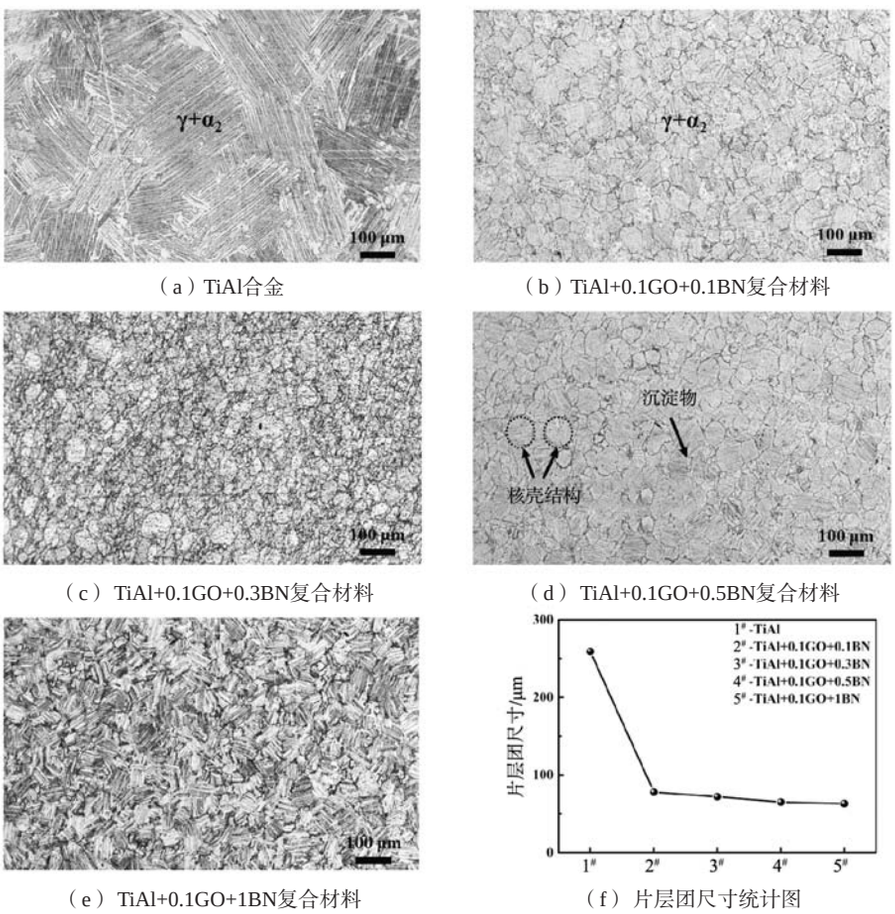
2 结果与分析

2.1 GO和BN对TiAl复合材料组织的影响

如图1所示为放电等离子烧结TiAl合金和TiAl+0.1GO+xBN（x=0.1，0.3，0.5，1）复合材料的OM显微组织照片。可以明显观察到，经1 300 ℃烧结后，TiAl合金为$\alpha_2+\gamma$组成的全片层结构，表明烧结在单α相区进行，即保温阶段组织均由α相组成，烧结结束后，发生扩散控制的相变反应$\alpha\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow$片层（$\alpha_2+\gamma$）。此外，TiAl合金和TiAl复合材料片层团尺寸统计结果如图1（f）所示。可以发现，烧结后TiAl合金组织发生明显粗化，其片层团尺寸约为259 μm，如图1（a）所示，表明高温烧结过程中TiAl合金发生了明显的晶粒长大。值得注意的是，随着GO和BN的复合添加，TiAl复合材料的层状结构组织得到了明显细化，随着BN含量的增加，其片层团尺寸分别为78 μm、72 μm、65 μm和63 μm，如图1（b）-（e）所示。TiAl复合材料组织的细化主要归因于TiAl合金基体与GO和BN在高温下发生原位反应，析出多相陶瓷颗粒，其产生的钉扎作用显著抑制了晶界迁移。此外，可以看出在片层团晶界处析出的颗粒形成明显的陶瓷颗粒壳，这与TiAl合金片层团组成典型的核壳结构，如图1（d）所示，核壳结构的形成有利于提高复合材料的力学性能[16]。

TiAl合金和TiAl+0.1GO+xBN复合材料的SEM形貌如图2所示。添加GO和BN后，在片层团晶界处和α_2/γ片层界面处可以观察到明显的析出相，且片层团晶界处析出相含量随BN的增加而增加。可以看出，复合材料中析出相呈双尺度分布特征，即微米尺度析出相主要分布在片层团晶界处，而纳米尺度析出相主要均匀分布在α_2/γ片层界面处。随着BN含量的增加，TiAl+0.1GO+0.1BN和TiAl+0.1GO+0.3BN复合材料中分别出现了分布在片层团晶界处的不连续和准连续核壳结构，如图2（b）和2（c）所示。值得注意的是，随着BN含量增加到0.5%和1%，在复合材料组织中还观察到部分等轴γ晶粒。等轴γ相的存在表明大量GO和BN的添加提高了TiAl合金$T\alpha$转变温度，使保温过程中$\gamma\rightarrow\alpha$转变不完全，最终获得近片层组织，这种间隙原子导致TiAl合金$T\alpha$转变温度升高的机制在之前的研究中已有报道[17]。如图2（f）所示为TiAl合金和TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料的XRD图谱。可以看出，烧结后的TiAl合金和TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料物相组成相同，均由γ-TiAl相和α_2-Ti_3Al相组成。值得注意的是，在TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料XRD图谱中，未观察到与析出相相关的峰，这可能是析出相含量较低导致的。

为了进一步确定TiAl复合材料中析出相的组成，图3对TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料进行了EDS面扫图谱



（a）TiAl合金　（b）TiAl+0.1GO+0.1BN复合材料

（c）TiAl+0.1GO+0.3BN复合材料　（d）TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料

（e）TiAl+0.1GO+1BN复合材料　（f）片层团尺寸统计图

图1　TiAl复合材料的OM组织及片层团尺寸统计图

Fig. 1 OM images of TiAl composites and statistical chart of lamellar colony sizes

分析，发现分布在片层团晶界处的析出相Ti、C、B和N元素相对富集，Al元素相对缺少，表明该析出相主要为GO和BN与Ti反应形成的碳化物、硼化物和氮化物，分布在α_2/γ片层界面处的析出相元素富集不明显。根据之前的研究，分布在α_2/γ片层界面处析出相主要为Ti_2AlC颗粒[18-19]，分布在片层团晶界处的析出相则主要为Ti_2AlC、TiB_2和Ti_2AlN颗粒[16，19]。烧结过程中陶瓷颗粒的形成可以总结如下：经过机械球磨混合后，GO和BN均匀分布在球形TiAl预合金粉末的表面。在放电等离子烧结过程中，随着温度的升高，GO和BN与TiAl基体之间发生原位反应，在TiAl粉末的边界处首先形成了初生陶瓷颗粒（碳化物、氮化物和硼化物）。初生陶瓷颗粒的析出主要是由于间隙原子在γ-TiAl 相中的固溶度较低。然而，当温度进一步升高至单相α区时，残余的碳原子继续扩散进入α相。烧结后，发生了由扩散控制的相变$\alpha\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow$片层（$\alpha_2/\gamma$），同时在$\alpha_2/\gamma$层片界面处析出了二次碳化物（$Ti_2AlC$）颗粒。而初生硼化物（$TiB_2$）、氮化物（$Ti_2AlN$）及部分碳化物（$Ti_2AlC$）颗粒仍分布在片层团晶界处，形成核壳结构。烧结过程中析出相形成过程如下所示[20-22]：

$$Ti+C\rightarrow TiC\ (>900\ ℃) \quad (1)$$

$$TiC+TiAl\rightarrow Ti_2AlC\ (<1\ 200\ ℃) \quad (2)$$

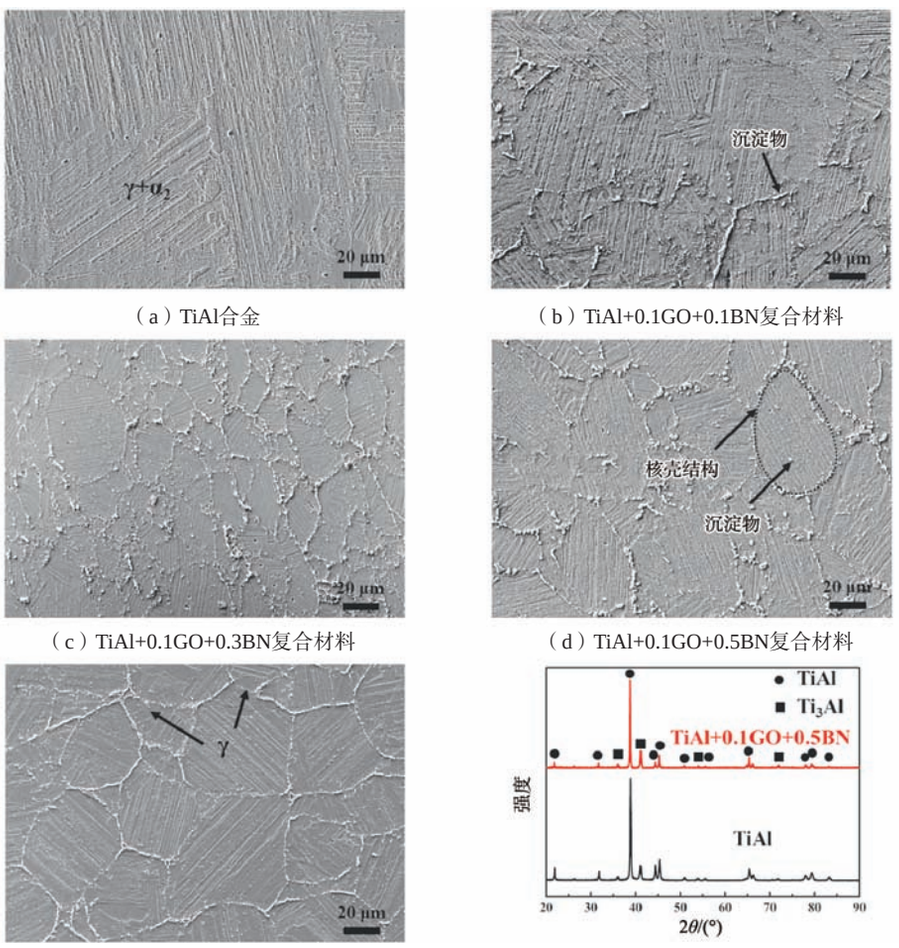
$$Ti+2B\rightarrow TiB_2\ (<800\ ℃) \quad (3)$$

$$Ti+N\rightarrow TiN\ (>900\ ℃) \quad (4)$$

$$TiN+TiAl\rightarrow Ti_2AlN\ (>1\ 100\ ℃) \quad (5)$$

2.2　GO 和 BN 对 TiAl 复合材料力学性能的影响

为了研究添加GO和BN对TiAl基复合材料力学性能的影响，对1 300 ℃烧结的TiAl复合材料在室温和850 ℃进行了压缩性能测试，相应的应力-应变曲线如图4所示。从图4（a）可以看出，一定含量的GO和BN添加能够有效提高TiAl合金的室温抗压强度，且随着BN含量增加，复合材料室温抗压强度先升高后逐渐降低，其中TiAl+0.1GO+0.1BN室温抗压强度最高，为2 057 MPa（相比于TiAl合金基体的1 788 MPa提高了15%）。TiAl复合材料强度下降主要是因为高含量陶瓷颗粒在室温变形时更容易引起应力集中，导致断裂发生。除此之外，还可以看出TiAl复合材料在室温下发生断裂应变时均没有明显的屈服行为，整个压缩过程可以分为屈服前第一阶段的弹性变形和屈服后第二阶



（a）TiAl合金　（b）TiAl+0.1GO+0.1BN复合材料

（c）TiAl+0.1GO+0.3BN复合材料　（d）TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料

（e）TiAl+0.1GO+1BN复合材料　（f）TiAl合金和TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料XRD图

图2　TiAl合金TiAl复合材料的SEM形貌及XRD图

Fig. 2 SEM morphologies and XRD patterns of TiAl alloy and TiAl composites

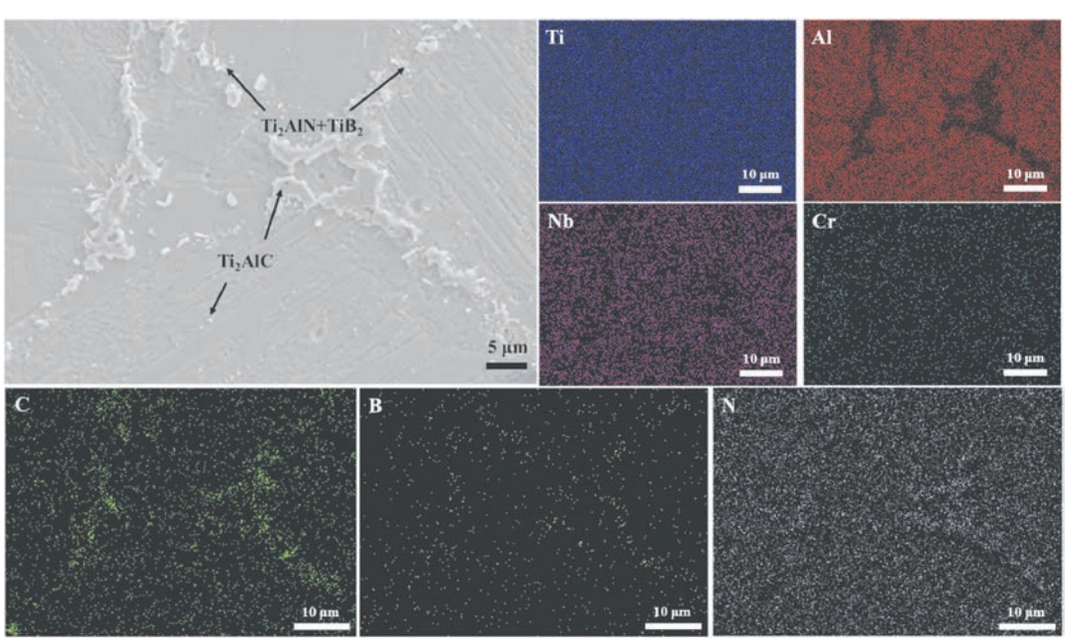
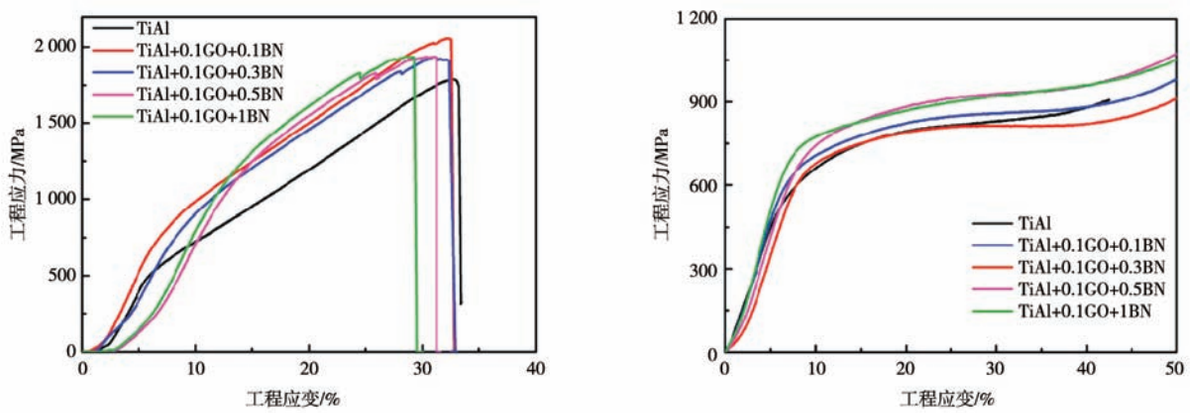


图3　TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料的EDS面扫分析

Fig. 3 EDS-mapping results of TiAl+0.1GO+0.5BN composite



（a）室温　　（b）850 ℃

图4　TiAl复合材料压缩性能

Fig. 4 Compression properties of TiAl composites

段的塑性变形。从图4（a）还可以看出，随着GO和BN的加入，TiAl复合材料在屈服应变基本不变的情况下，其屈服强度相比于TiAl合金基体有显著提高。压缩性能的提升主要是因为在烧结过程中通过原位反应产生的Ti_2AlC、TiB_2和Ti_2AlN陶瓷颗粒有效抑制了晶界迁移和晶粒长大，最终得到细小均匀的组织，产生细晶强化作用。此外，由于原位生成的Ti_2AlC相和TiAl合金基体界面之间为共格关系，相容性良好，可以有效降低界面处的应力集中[18]，从而能够在不降低材料塑性的情况下提高强度。

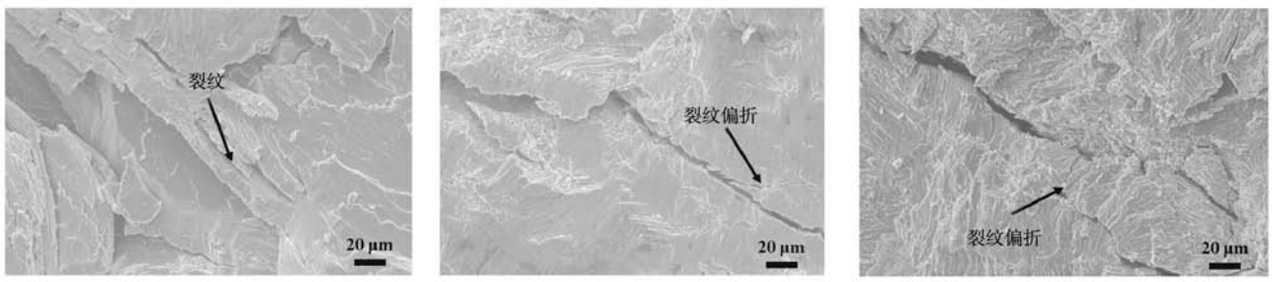
图4（b）所示为TiAl基复合材料在850 ℃/0.001 s^{-1}条件下的高温压缩应力-应变曲线。可以看出，不同添加量的TiAl基复合材料在高温下压缩时也没有明显的屈服现象，且在高温压缩前期TiAl复合材料的应力随着应变的增加而急剧增加。在达到峰值应力后，应力随着应变的增加而逐渐减小。这是由于在变形前期复合内部位错迅速繁殖和大量形变孪晶的产生导致加工硬化使应力急剧增加而达到峰值，之后随着变形的继续进行，位错不断被消耗且复合材料内部发生动态回复和少量的动态再结晶导致应力逐渐下降，并最终达到稳态。与室温压缩强度变化规律不同的是，随着BN含量的增加，TiAl复合材料的高温抗压强度逐渐升高，其中TiAl+0.1GO+1BN高温抗压强度最高，为905 MPa（相比于TiAl合金基体提高了11%）。高温下复合材料强度的提升主要归因于多相陶瓷颗粒引起的细晶强化效应和核壳结构在高温下的协调变形作用[18-19]。

2.3　TiAl 复合材料断裂失效机制

TiAl复合材料的室温压缩断裂形貌均呈现典型的脆性断裂特征，如图5所示。一般来说，由于应力集中和界面结合强度不足，断裂过程中裂纹主要优先发生在片层团晶界和片层界面处，然后在压缩过程中沿片层团晶界和片层进行扩展[16，19]。对于TiAl合金，观察到典型的沿片层团晶界和片层界面扩展的裂纹，如图5（a）所示。TiAl复合材料表现出典型的解理断裂形貌，可以观察到明显的河流状和撕裂棱等形貌，如图5（b）-（e）所示。值得注意的是，多相陶瓷颗粒的引入不仅起到细化微观组织的作用，而且在变形过程中会阻碍裂纹扩展，导致裂纹偏转，如图5（b）和（c）所示，从而产生一定强化效果。此外，当BN含量达到0.5 wt%时，在基体内部形成连续核壳结构，变形过程中陶瓷颗粒“壳”能够承受更大的应力和协调变形，同时增强和增韧复合材料。在高应力作用下，陶瓷颗粒更容易被拉出，这也有助于通过吸收能量和延迟断裂实现更高的增韧，如图5（e）所示。因此，同时添加GO和BN原位析出大量的陶瓷颗粒对TiAl复合材料断裂应变没有明显的影响。

图6所示为经850 ℃高温压缩后TiAl复合材料的OM图像。从图6可以看出，随着GO和BN的加入，TiAl复合材料的变形程度降低，这表明大量陶瓷颗粒的存在显著提高了TiAl复合材料的高温变形抗力。对于在850 ℃变形的TiAl合金，片层团表现出明显的弯曲和拉长，如图6（a）所示。在TiAl复合材料中也能观察到类似特征：细化的片层团发生弯曲和拉长，如图6（b）-（e）所示。此外，在相同的变形条件下，TiAl复合材料的变形微观结构比TiAl合金更均匀。这主要归因于分布在片层团晶界和α_2/γ片层界面的微米/纳米级陶瓷颗粒在高温下协调变形。晶粒细化也有助于TiAl复合材料发生均匀塑性变形。

图7所示为经850 ℃高温压缩后TiAl复合材料的SEM图像。显然，TiAl合金变形组织表现出$\alpha_2+\gamma$片层被明显拉长，如图7（a）所示。对于

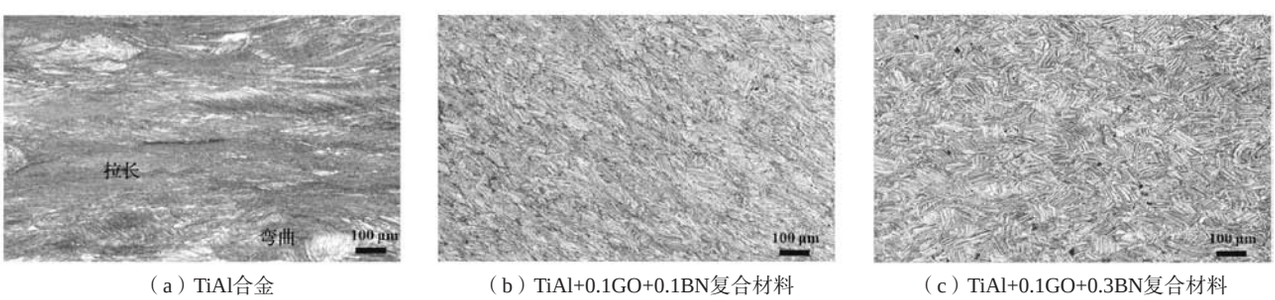


（a）TiAl合金　（b）TiAl+0.1GO+0.1BN复合材料　（c）TiAl+0.1GO+0.3BN复合材料

（d）TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料　（e）TiAl+0.1GO+1BN复合材料

图5　TiAl复合材料室温压缩断口SEM图像

Fig. 5 SEM images of the room-temperature compression fractures of TiAl composite materials

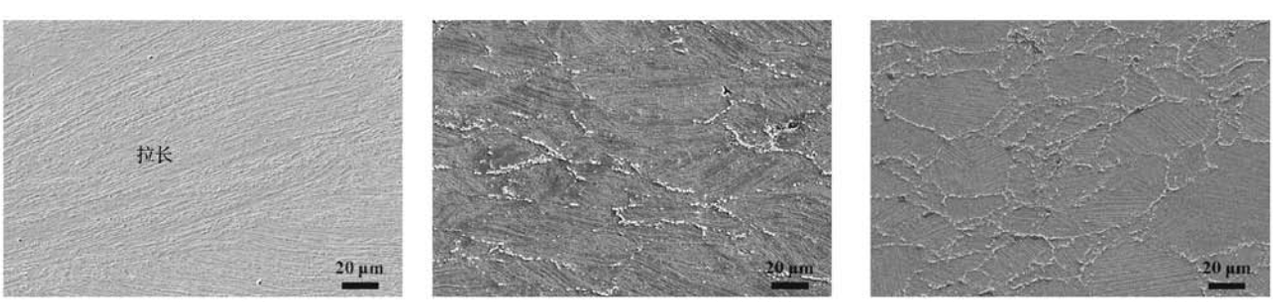


（a）TiAl合金　（b）TiAl+0.1GO+0.1BN复合材料　（c）TiAl+0.1GO+0.3BN复合材料

（d）TiAl+0.1GO+0.5BN复合材料　（e）TiAl+0.1GO+1BN复合材料

图6　TiAl复合材料850 ℃高温压缩断口OM图像

Fig. 6 OM images of the high-temperature compression fractures of TiAl composites at 850 ℃



（a）TiAl合金　（b）TiAl+0.1GO+0.3BN复合材料　（c）TiAl+0.1GO+1BN复合材料

图7　TiAl复合材料850 ℃高温压缩断口SEM图像

Fig. 7 SEM images of the high-temperature compression fractures of TiAl composites at 850 ℃

TiAl+0.1GO+0.3BN和TiAl+0.1GO+1BN复合材料，片层团没有发生明显变形。在TiAl复合材料中，其片层团晶界和α_2/γ片层界面处析出了大量的微米/纳米级陶瓷颗粒，在加载条件下能够承担和传递更多应力，从而导致片层变形量较小。同时，这种机制还导致了部分孔隙的形成，这可能是由于高应力集中导致微米/纳米级陶瓷颗粒发生拉拔现象，如图7（b）所示。当陶瓷颗粒在复合材料中形成核壳结构时，壳层在塑性变形过程中承受的应力高于芯部，从而导致壳层具有较高的抗压强度。因此，在软芯和硬壳层之间的界面处形成了塑性应变梯度，从而产生了协同强化效应[16, 23]。这一过程有助于释放局部应力，进一步提高复合材料承载能力。

3 结论

（1）添加GO和BN有效细化了TiAl复合材料的显微组织，同时原位析出的多相陶瓷颗粒主要为分布在片层团晶界处的Ti_2AlC、TiB_2和Ti_2AlN颗粒，以及分布在α_2/γ片层界面处的Ti_2AlC颗粒。

（2）多相陶瓷颗粒的析出提高了TiAl复合材料室温和高温压缩性能，且其断裂应变没有明显降低。

（3）压缩性能的提升主要归因于微米/纳米尺寸的多相陶瓷颗粒细化TiAl复合材料片层团尺寸，从而实现了细晶强化。此外，多相陶瓷颗粒分布在片层团晶界以及α_2/γ片层界面处，能够增强界面强度并阻碍位错移动，这也对提高抗压强度有利。

参考文献：

[1] GENC O，UNAL R. Development of gamma titanium aluminide（γ-TiAl）alloys：a review [J]. Journal of Alloys and Compounds，2022，929：167262.

[2] BEWLAY B P，NAG S，SUZUKI A，et al. TiAl alloys in commercial aircraft engines [J]. Materials at High Temperatures，2016，33（4–5）：549–559.

[3] SELVARAJOU B，JHON M H，RAMANUJAN R V，et al. Temperature dependent anisotropic mechanical behavior of TiAl based alloys [J]. International Journal of Plasticity，2022，152：103175.

[4] 陈玉勇，吴敬玺. β相凝固TiAl合金的制备、加工、组织、性能及工业应用研究进展 [J]. 钢铁钒钛，2021，42（6）：1–16.

[5] 谢华生，刘时兵，赵军，等. TiAl合金精密成形技术发展现状及展望 [J]. 精密成形工程，2022，14（1）：44–54.

[6] FANG H，WANG S，CHEN R，et al. The effects of the formation of a multi-scale reinforcing phase on the microstructure evolution and mechanical properties of a Ti_2AlC/TiAl alloy [J]. Nanoscale，2021，13（29）：12565–12576.

[7] GUO Y，LIANG Y，LIN J. In situ synthesis of nano/micron Ti_2AlC reinforced high-Nb TiAl composites：Microstructure and mechanical properties [J]. Intermetallics，2023，159：107937.

[8] 马腾飞，王玉鹏，荣光飞，等. 微纳米颗粒增强TiAl基复合材料组织与室温性能研究 [J]. 稀有金属材料与工程，2023，52（5）：1877–1884.

[9] KOTHARI K，RADHAKRISHNAN R，NORMAN M W，et al. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques [J]. Progress In Aerospace Sciences，2012，55：1–16.

[10] GHORBANIA H R，KERMANPURA A，REZAEIANA A，et al. Effect of nitrogen addition and aging treatment on microstructure and high temperature mechanical properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb（at%）intermetallic alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds，2022，904：164077.

[11] MA T，LI Q，WANG Y，et al. Microstructure and mechanical properties of micro-nano Ti_2AlC-reinforced TiAl composites [J]. Intermetallics，2022，146：107563.

[12] GUO Y，LIANG Y，SUN D，et al. Refinement and enhancement of high-Nb TiAl alloy via in-situ precipitation of Ti_2AlC and TiB_2 nanoparticles [J]. Journal of Materials Research and Technology，2024，29：1052–1065.

[13] PU Z，KANG X，CAO Z，et al. Effect of B_4C on microstructure evolution and high-temperature mechanical properties of TiAl matrix composites [J]. Journal of Alloys and Compounds，2023，969：172410.

[14] LIU P，HOU B，WANG A Q，et al. Superior strength-plasticity synergy in a heterogeneous lamellar Ti_2AlC/TiAl composite with unique interfacial microstructure [J]. Journal of Materials Science & Technology，2023，159：21–32.

[15] ZHOU Y，SUN D，JIANG D，et al. Microstructural characteristics and evolution of Ti_2AlN/TiAl composites with a network reinforced phase architecture during reaction hot pressing process [J]. Materials Characterization，2013，80：28–35.

[16] WANG Y，MA T，CHEN Z，et al. Superior high-temperature strength-ductility of TiB_2-Ti_2AlN/TiAl composite with core-shell microstructure [J]. Materials Science and Engineering A，2024，889：145873.

[17] LAPIN J，KAMYSHNYKOVA K，PELACHOVá T，et al. Effect of carbon addition and cooling rate on lamellar structure of peritectic TiAl-based alloy [J]. Intermetallics，2021，128：107007.

[18] LIU C，WANG Y，HAN W，et al. Achieving superior high-temperature strength and oxidation resistance of TiAl nanocomposite through in situ semicoherent MAX phase precipitation [J]. ACS Applied Materials & Interfaces，2022，14（6）：8394–8403.
[19] WANG Y，RONG G，MA T，et al. In-situ synthesized a dual-scale Ti_2AlC reinforced TiAl composites with superior mechanical properties [J]. Journal of Materials Research and Technology，2024，28：1667–1678.
[20] 方虹泽. 原位自生Ti_2AlC增强TiAl合金的组织演变与力学性能 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2018.
[21] 贾世聪，孙晓东，薛宏勇，等. Ti-Al-B系统自燃烧合成TiB_2的研究 [J]. 武汉工业大学学报，1993，15（2）：19–23.
[22] 宋晓杰. 原位合成MAX相增强TiAl基复合材料及界面的第一性原理计算 [D]. 青岛：山东科技大学，2018.
[23] 张显程，张勇，李晓，等. 异构金属材料的设计与制造 [J]. 金属学报，2022，58（11）：1399–1415.

Influence of Multi-Phase Ceramic Particles Reinforcement on Microstructure and Mechanical Properties of TiAl-Based Composites

WANG Yu-peng, ZENG Gen-hua, WU Jun-qin, MA Teng-fei, WANG Xiao-hong
(Zhejiang Provincial Key Laboratory of Intelligent Manufacturing for Aerodynamic Equipment, Quzhou 324000, Zhejiang, China)

Abstract:
The multiphase ceramic particle-reinforced TiAl-based composites were prepared, by simultaneously adding graphene oxide (GO) and BN nanosheets (BN) to the Ti-48Al-2Nb-2Cr pre-alloy powder and using the spark plasma sintering. The effects of GO content (0.1 wt%) and BN content (0.1 wt %, 0.3 wt %, 0.5 wt % and 1 wt%) on the microstructural evolution and compressive properties of the TiAl composite were studied. The results show that the addition of GO and BN can significantly refine the lamellar grain size of TiAl composite, meanwhile, the Ti_2AlC, TiB_2 and Ti_2AlN particles precipitated in situ at the lamellar grain boundaries form core-shell structures, and the Ti_2AlC particles are precipitated in situ at the α_2/γ lamellar interfaces. The multiphase ceramic particles can significantly improve the room temperature and high-temperature compressive strengths of TiAl composites without significantly reducing thier fracture strains. By analyzing the corresponding fracture morphologies, it is found that the improvement of the compressive properties is mainly attributed to the fine-grain strengthening effect caused by the multiphase ceramic particles. In addition, the multiphase ceramic particles hinder the movement of dislocations, and the coordinated deformation effect of core-shell structure is also in favour of the improvement of compressive strength.

Key words:
TiAl alloy; ceramic particle reinforcement; microstructure; mechanical properties

（编辑：刘冬梅，ldm@foundryworld.com）