

微纳米颗粒增强 TiAl 基复合材料组织与室温力学性能

马腾飞¹, 王玉鹏², 荣光飞¹, 霍望图², 刘承泽³, 张于胜³, 王晓红¹,
董多¹, 朱冬冬¹

(1. 衢州学院 浙江省空气动力装备技术重点实验室, 浙江 衢州 324000)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 西安稀有金属材料研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 原位自生颗粒增强金属基复合材料是提高金属材料强韧性的有效途径, 采用放电等离子烧结技术 (SPS), 以氧化石墨烯、碳化硅、氮化硼为增强体, 原位自生制备 TiAl 基复合材料, 研究第二相对 TiAl 基复合材料显微组织演变及室温性能的影响。结果表明, 增强体的改变直接影响了 TiAl 基复合材料第二相形貌和分布。添加石墨烯在 TiAl 合金 α_2 和 γ 片层界面处弥散析出微纳米尺度第二相 Ti_2AlC ; 添加碳化硅在基体中分别生成微米级晶界相 Ti_5Si_3 , 微纳米片层间相 Ti_2AlC ; 添加氮化硼未能在 TiAl 合金 α_2 和 γ 片层界面处析出微纳米第二相, 而是纳米级 TiB_2 和 Ti_2AlN 析出在晶界处与基体形成连续核壳结构; 复合添加石墨烯和氮化硼既能在片层间原位析出 Ti_2AlC 相, 又能在晶界处形成核壳结构。TiAl 基复合材料的室温压缩性能和摩擦磨损性能均得到有效提高, 复合添加石墨烯和氮化硼可获得优异的室温力学性能。TiAl 基复合材料的析出相调控为合金设计提供了新思路, 有望进一步突破 TiAl 合金性能极限。

关键词: 复合材料; TiAl 合金; SPS; 力学性能

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1877-08

轻质耐高温 TiAl 合金因其独一无二的性能优势, 在航空航天等领域具有广阔的应用前景, 同时也是有望替代镍基高温合金的理想材料之一^[1-3]。但是, 当前发展的单一 TiAl 基合金存在室温塑性差、800 °C 以上高温强度低、高温抗氧化性能不足等缺点, 不能很好地满足极端服役环境对航空航天结构件的要求, 严重的限制了其在工程上的应用^[4]。为了进一步改善 TiAl 基合金综合性能, 国内外学者做了大量研究, 主要通过调控 TiAl 基合金组织, 对 TiAl 基合金进行形变热处理以及添加微量元素进行合金化等实现^[5-6]。牛等学者通过铸锭冶金的方法制备出 Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B 合金, 研究发现合金化元素显著提高了 TiAl 合金热加工性, 并根据热加工图利用包套轧制技术成功制备出组织均匀且无明显裂纹的锻饼^[7]。

随着复合材料技术的不断发展, 近年来通过复合材料技术, 利用连续纤维增强或者非连续的短纤维、晶须及颗粒来增强 TiAl 基合金, 在保持 TiAl 基合金本身固有的诸多优良性能的同时, 又结合了增强相自

身的一些优点, 最终获得综合性能优异的 TiAl 基复合材料^[8-10]。复合材料的力学性能主要由基体合金、增强相和两者之间的界面特性决定, 复合材料的强韧化基于裂纹的偏转和桥连机理。Chen 等人^[11]研究发现 $Ti_2AlC/TiAl$ 复合材料的断裂行为主要是碳化物的载荷传递和裂纹偏转等, Ti_2AlC 的层状结构有效改善了 TiAl 合金力学性能。Guo 等人^[12]利用凝壳熔炼法系统研究了纳米 Y_2O_3 的添加对 TiAl 基合金组织演变及拉伸性能的影响, 结果表明纳米尺度 Y_2O_3 在凝固过程中通过异相形核作用显著细化合金组织, TiAl 合金性能的提升主要归因于纳米 Y_2O_3 引起的细晶强化及第二相强化。Lu 等^[13]则利用放电等离子烧结工艺成功制备了 Al_2O_3 增强的 TiAl 基复合材料, 研究表明复合材料抗压强度最佳可达 1848 MPa。综上所述, 复合化对 TiAl 基合金组织及性能具有重要影响, 特别是析出相的尺度、形貌以及含量是影响其力学性能的主要因素。例如向 TiAl 基合金中引入颗粒状的 TiB_2 可以提高其强度和硬度, 而引入条状或者针状的 TiB_2 时会使复合

收稿日期: 20022-08-24

基金项目: 国家自然科学基金 (52001262, 52071188, 52171120), 浙江省自然科学基金 (ZY22E010293, LQ20E010003)

作者简介: 马腾飞, 男, 1987 年生, 博士, 高级工程师, 衢州学院浙江省空气动力装备技术重点实验室, 浙江 衢州 324000, 电话: 0571-8026716, E-mail: 36105@qzc.edu.cn

材料的韧性和抗蠕变能力得到提升^[14]。纳米尺度的增强相对于强度和塑性的提升最为明显, Li 等人通过热等静压技术成功制备了纳米 WC 增强的 TiAl 基复合材料, 当 WC 质量分数为 2%, TiAl/WC 具有极优秀的抗拉伸强度 (830 ± 33 MPa) 和延展性 ($3.9\% \pm 0.2\%$)^[15]。另外, 析出相与基体的共格关系直接影响了强韧性, Liu 等人利用放电等离子烧结技术, 通过向 TiAl 合金中加入氧化石墨烯在 α_2 和 γ 层片间原位析出了和基体具有共格关系的 Ti_2AlC 相, 显著提高了 TiAl 合金的高温强度及抗氧化性能^[16-17]。本研究主要考察添加不同增强体对 TiAl 基复合材料组织结构及性能的影响, 进一步阐述相应的合成机制。

1 实验

本实验采用的工艺流程如图 1 所示。原材料为 Ti-48Al-2Nb-2Cr 预合金粉末 (4822), 颗粒度在 $53 \sim 150 \mu\text{m}$ 。增强体为氧化石墨烯、SiC、BN, 分别将 Ti-48Al-2Nb-2Cr 预合金粉末与增强体混合, 置于钛罐中以 300 r/min 球磨混合 6 h, 球磨实验均采用氧化锆球, 球料比为 3:1。氧化石墨烯购买自江苏先丰纳米材料科技有限公司, 片径 $0.5 \sim 5 \mu\text{m}$, 厚度 $1 \sim 3 \text{ nm}$ 。与石墨烯相比, 氧化石墨烯中具有大量的含氧官能团 (如羟基、环氧基、羰基、羧基等), 官能团的存在会使氧化石墨烯部分物理性能低于石墨烯, 但是会具有比石墨烯更高的分散性和反应活性, 有利于与金属基体进行原位反应析出均匀分布第二相。按设计成分分别记为 4822-0.5%GO、4822-0.5%SiC、4822-0.5%BN、4822-0.5%GO-0.5%BN。将混合均匀的粉末置于直径为 $\Phi 30 \text{ mm}$ 的石墨模具中利用 LABOX-650F 型放电等离子烧结炉在 $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ 进行烧结, 烧结过程中升温速率为 $100 \text{ }^\circ\text{C/min}$, 保温时间为 5 min , 烧结压力保持在 45 MPa 。烧结完成后得到 $\Phi 30 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 块状复合材料试样, 并分别命名为 4822, 4822+0.5GO, 4822+0.5SiC, 4822+0.5BN, 4822+0.5GO+0.5BN。采用阿基米德排水法测试实验致密度在 99% 以上, 满足实验要求。

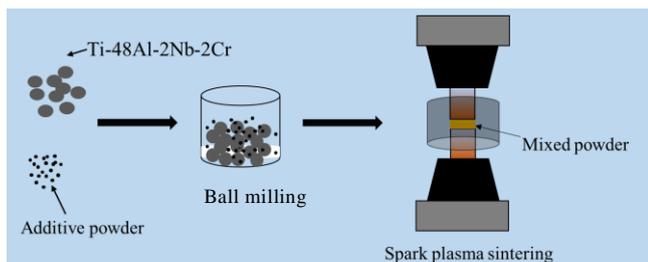


图 1 实验流程图

Fig.1 Experimental flow diagram

采用 HITACHI SU8010 型扫描电子显微镜 (SEM) 对复合材料显微组织进行观察。在 SEM 观察前, 试样先经金相砂纸机械研磨至 2000#, 然后采用采用金刚石抛光膏进行抛光处理, 随后采用 Kroll (5% HF+5% HNO_3 +90% H_2O , 体积分数) 试剂对样品进行化学腐蚀, 腐蚀时间为 $6 \sim 10 \text{ s}$ 。利用 HVC-5D1 型维氏硬度仪对 TiAl 基复合材料抛光表面进行显微硬度测试, 测试载荷为 200 g , 保压时间为 10 s , 每个样品测试 5 次, 取平均值。

在 Instron-5569 万能材料试验机对 TiAl 基复合材料进行室温压缩, 压缩速率为 0.5 mm/min , 试样开裂即停止实验。采用 SEM 对断口进行观察, 分析其断裂失效机制。摩擦磨损测试在中科凯华 HT-1000 上进行, 实验所用对磨材料为 $\Phi 6 \text{ mm Si}_3\text{N}_4$ 陶瓷球, 试验载荷 20 N 、摩擦半径 5 mm 、磨损时间 30 min 、工作台旋转速度为 600 r/min 。

2 结果与讨论

TiAl 基复合材料显微组织如图 2 所示。原始 TiAl 合金的显微组织为全片层组织, 主要由 $\gamma + \alpha_2$ 片层构成, 如图 2a, 2a₁ 所示。结果表明, $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ 烧结温度位于 $T_{\alpha}(\gamma \rightarrow \alpha)$ 转变温度) 温度以上进行, 因此获得全片层组织。片层团尺寸为 $235 \mu\text{m}$, 且尺寸分布不均匀, 表明烧结过程中片层团发生了不均匀长大。添加质量分数 0.5% 的石墨烯后, TiAl 基复合材料的片层团得到明显细化且分布更加均匀, 如图 2b, 2b₁ 所示。在片层团中的 γ 板条和 α_2 板条间弥散分布着大量微纳米尺度白色析出相, 根据之前的研究, 该析出相为 Ti_2AlC 相, 且与 γ 相具有完全的共格关系, 相应的 TEM 组织如图 2b₂, 2b₃ 所示。SPS 烧结前, 氧化石墨烯粉末均匀分布在球磨后的 TiAl 预合金粉末表面。随着温度的升高, 氧化石墨烯逐渐分解并以碳原子形式存在, 碳原子在高温下通过扩散进入 TiAl 基体并达到饱和, 进一步以碳化物形式从基体中析出^[17-18]。烧结温度达到 γ 单相区时, TiAl 预合金粉末逐渐致密化, 形成 γ 等轴晶。此时由于碳原子在 γ 相中的低溶解度, 导致碳原子与 TiAl 基体发生原位反应, 在晶界形成 Ti_2AlC 颗粒。当温度上升到 $\alpha + \gamma$ 相区时, 部分 γ 相转变为 α 相。随着温度进一步升高至单相区, γ 相完全转变为 α 相, 此时碳原子主要以固溶方式存在于 α 相中。在随后的快速冷却过程中, α 相转变为 γ 相和 α_2 相形成全片层结构, 随着相变反应的发生, 溶解于基体中的碳原子又达到过饱和, 在 γ 相和 α_2 相板条间原位析出微纳米 Ti_2AlC 颗粒。微纳米尺度的 Ti_2AlC 相与基体具有良好的共格关系, 能够有效的阻碍片层团的长大, 起到细

化组织的作用^[16, 17, 19]。图 2c, 2c₁ 所示为添加质量分数 0.5%SiC 的 TiAl 基复合材料显微组织，可以看出 SiC 通过原位反应在 TiAl 合金片层团界面处析出微米级 Ti₅Si₃ 相，进而形成了非连续分布的核壳结构，此外，在片层团 γ 相和 α_2 相板条间同时存在着原位析出的 Ti₂AlC 相。核壳结构内部为 $\gamma+\alpha_2$ 组成片层团，片层团尺寸约为 92 μm ，而核壳结构外部除了片层团外，还存在少量的等轴 γ 相。等轴 γ 相的存在表明 SiC 的添加提高了 TiAl 合金 T_α 转变温度，使烧结处于 $\gamma+\alpha$ 双相区，最终获得近片层组织。BN 对 TiAl 基复合材料组织的影响和 SiC 相似，BN 通过原位反应在 TiAl 合金片层团界面处析出了纳米相 TiB₂ 和 Ti₂AlN，并形成了连续分布的网状核壳结构，然而在片层团 γ 相和 α_2 相板条间无第二相析出，如图 2d, 2d₁ 所示。添加质量

分数 0.5% BN 的 TiAl 基复合材料组织中也存在少量的等轴 γ 相，说明 BN 的添加也提高了 TiAl 合金 T_α 转变温度。

由以上结果可知，单一添加质量分数 0.5% 石墨烯可以在 TiAl 合金基体片层团中的 γ 板条和 α_2 板条间弥散析出微纳米级 Ti₂AlC 相，单一添加质量分数 0.5% BN 则可以在 TiAl 合金片层团界面处形成连续分布的核壳结构并显著的减小片层团尺寸。考虑制备出片层团中 γ 板条和 α_2 板条间弥散析出微纳米级 Ti₂AlC 相而在片层团界面处形成连续分布的核壳结构，因此复合添加质量分数 0.5% 石墨烯和 0.5% BN，如图 2e, 2e₁ 所示。可以看出复合添加质量分数 0.5% 石墨烯和 0.5% BN 的 TiAl 基复合材料为全片层结构，在片层团中 γ 板条和 α_2 板条间弥散析出了微纳米级 Ti₂AlC 相，

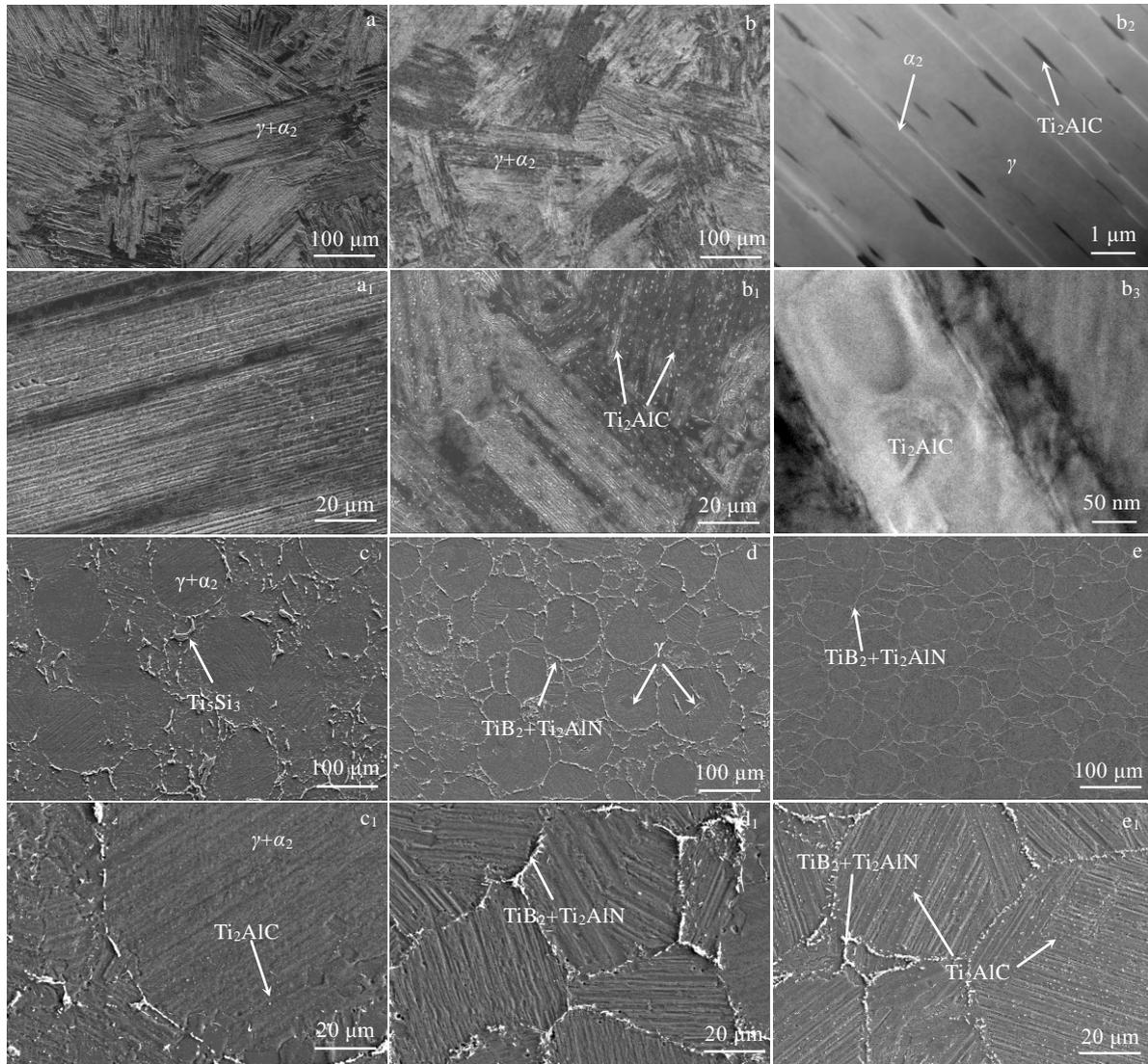


图 2 TiAl 基复合材料 SEM 显微组织及 4822-0.5%GO TEM 显微组织

Fig.2 SEM microstructures of TiAl composites and TEM microstructures of 4822-0.5%GO: (a, a₁) 4822; (b, b₁-b₃) 4822+0.5GO; (c, c₁) 4822+0.5SiC; (d, d₁) 4822+0.5BN; (e, e₁) 4822+0.5GO+0.5BN

片层团界面处同时析出了纳米相 TiB_2 和 Ti_2AlN , 形成连续分布的网状核壳结构。上述研究结果表明, 通过改变增强体, 可以对 TiAl 基复合材料进行有效的组织调控, 为 TiAl 合金材料设计提供新思路。

TiAl 基复合材料片层团尺寸统计结果和相应的显微硬度结果如图 3 所示。可以看出增强相的添加, 显著细化 TiAl 基复合材料的片层团尺寸, 这主要是因为形成的第二相产生钉扎作用, 阻碍晶界的迁移, 阻碍晶粒长大^[15]。TiAl 基复合材料显微硬度显著提高, 这一方面是因为晶粒细化产生的细晶强化效果, 另一方面则是因为复合材料中析出的第二相产生的第二相强化效果。同时发现 SiC 的强化效果最为明显, 主要是归因于微米级第二相 Ti_5Si_3 本身较高的硬度, 结果如图 3 所示。

图 4 所示为 TiAl 基复合材料在 0.5 mm/min 应变速率下室温压缩应力-应变曲线。TiAl 基复合材料室温压缩变形可以分为 3 个阶段: (1) 屈服前的弹性变形阶段, 此阶段复合材料主要发生弹性变形, 随着变形量的增加, 应力急剧增加; (2) 屈服后的塑性变形阶段, 此阶段复合材料主要发生塑性变形, 随着变形量的增加, 应力缓慢增加; (3) 变形最后的断裂阶段, 此阶段复合材料主要发生脆性断裂。从图 4 可以看出, TiAl 基复合材料的屈服强度和加工硬化速率要显著高于单一 4822 合金, 表明第二相的添加显著提高了 TiAl 基复合材料的弹性模量。复合材料中析出相承受了基体传递来的载荷, 阻碍了裂纹的扩展, 提升材料强度与塑性。另外增强体的添加可以细化片层团, 从而产生细晶强化效果, 提升材料强塑性。同时发现, 复合添加 BN 和石墨烯展示出最高的压缩强度, 主要是因为高体积分数的析出相以及核壳结构特性。较硬的壳结构可以承担较高载荷, 提高强度, 同时片层间形成

的共格析出相阻碍位错运动, 进一步提升强度, 为 TiAl 合金材料设计与制备提供了思路。Zhang 等^[20]报道了核壳结构钛合金的设计与力学性能, 核壳结构同时提升了钛合金的强度和塑性, 相应的强韧化机制归因于核壳结构。除此之外, TiAl 基复合材料的断裂应变略有降低, 主要是应为复合材料内部分布着大量的硬质脆性相, 更容易造成应力集中导致复合材料在变形过程中更易发生断裂。

从断口形貌可以发现 TiAl 合金及其复合材料均呈现出典型的脆性断裂特征, 如图 5 所示。裂纹在界面处产生, 沿片层和穿片层扩展, 形成解离状断口形貌。增强体的引入起到细化片层团的作用, 同时原位形成的析出相在变形过程中将会阻碍裂纹的扩展, 使得裂纹发生偏转, 进而有效提升材料塑性, 这是复合材料主要的增韧机制^[11, 19]。因此在添加较高含量的增强体后, TiAl 合金的塑性衰减并不明显。

对 TiAl 基复合材料进行了室温摩擦磨损性能测试, 如图 6 所示。可以看出, 增强体的增加显著降低 TiAl 合金的摩擦系数, 复合材料展示出良好的耐磨性。

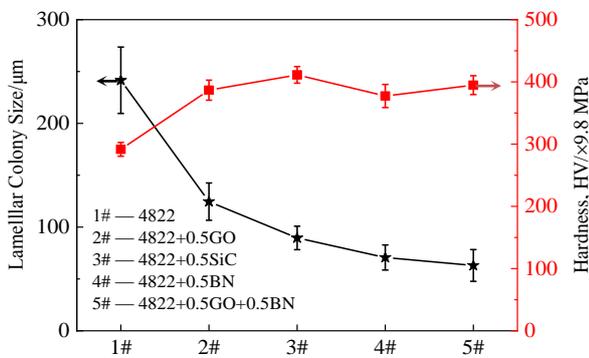


图 3 TiAl 基复合材料平均片层团尺寸及相应的显微硬度
Fig.3 Average lamellar colony size and corresponding micro-hardness of TiAl composites

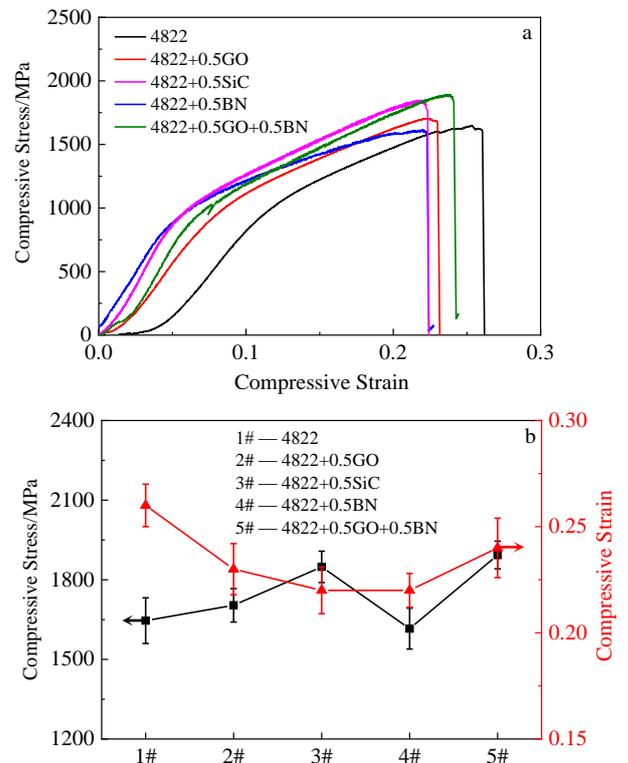


图 4 TiAl 基复合材料烧结体室温压缩性能
Fig.4 Compression properties of TiAl composites: (a) stress-strain curves and (b) corresponding compressive stress and strain

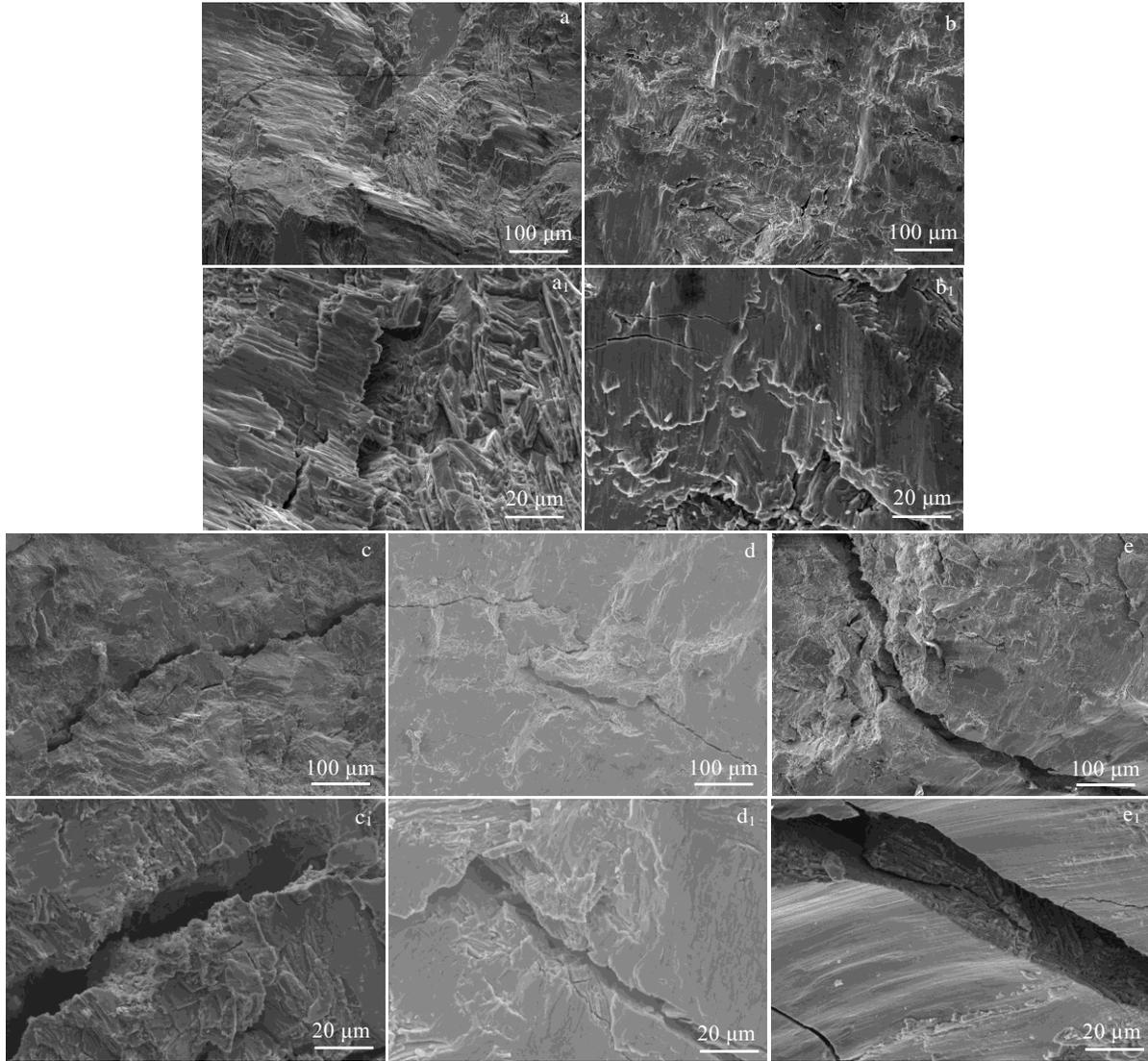


图 5 TiAl 基复合材料断口形貌

Fig.5 Fracture morphologies of TiAl composites: (a, a₁) 4822; (b, b₁) 4822+0.5GO; (c, c₁) 4822+0.5SiC; (d, d₁) 4822+0.5BN; (e, e₁) 4822+0.5GO+0.5BN

通过对比发现，通过复合添加 GO+BN 的复合材料具有最低的摩擦系数，主要是因为形成的双相协同增强结构。摩擦性能与材料的硬度和强塑性以及摩擦机制有关^[21]。

为了进一步研究 TiAl 基复合材料的摩擦磨损机制，利用 SEM 对磨痕形貌进行了观察，结果如图 7 所示。从图 7 可以看出，经过摩擦磨损后，TiAl 基复合材料磨痕表面均沿着磨损方向出现了大量的犁沟和磨屑，表明了室温下 TiAl 基复合材料的磨损机制主要为犁沟磨损。犁沟的形成主要归因于在摩擦磨损过程中，较硬的摩擦副 Si₃N₄ 球将会刺入较软的基体中，从而使基体发生塑性变形^[21-22]。除此之外，可以明显看出未添加第二相的 4822 合金磨损表面存在大量磨

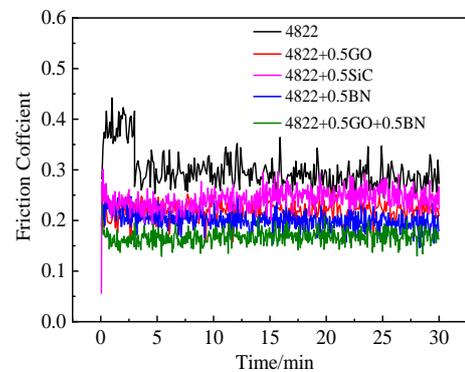


图 6 TiAl 基复合材料室温摩擦磨损性能

Fig.6 Tribological properties of TiAl composites at room temperature

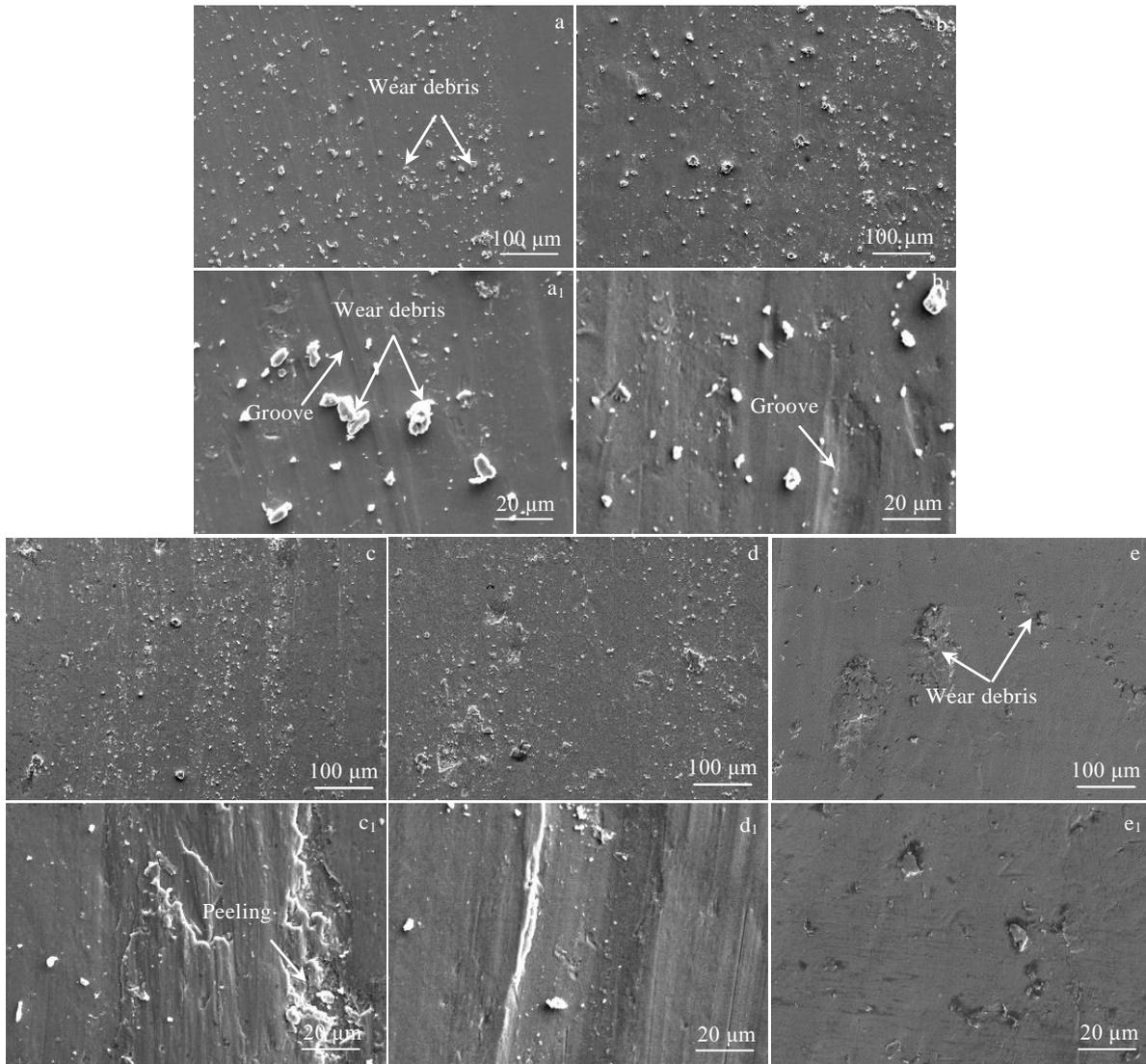


图 7 TiAl 基复合材料摩擦磨损表面形貌

Fig.7 Worn surface morphologies of TiAl composites: (a, a₁) 4822; (b, b₁) 4822+0.5GO; (c, c₁) 4822+0.5SiC; (d, d₁) 4822+0.5BN; (e, e₁) 4822+0.5GO+0.5BN

屑，而添加第二相的复合材料表面磨屑明显减少，如图 7 所示。这主要是由于第二相的添加显著提高了 TiAl 合金在室温下的硬度，使复合材料在摩擦磨损过程中发生了较小的变形，从而减少了磨屑的产生。

为了进一步得到经摩擦磨损后 TiAl 基复合材料磨损表面相应的磨损体积及磨损率，利用基恩士超景深轮廓形貌仪 (VHX-2000) 对 TiAl 基复合材料摩擦磨损试样的截面轮廓形貌进行分析，其结果如图 8 所示。根据图 8 可直接得到磨痕的宽度和深度，进一步的根据式 (1) 和式 (2) 计算可得到相应的磨损体积 V 和磨损率 $W^{[21]}$ ：

$$V=AL \tag{1}$$

式中， A 为磨痕截面积； L 为磨痕周长。

$$W=V/SN \tag{2}$$

式中， S 为滑动距离； N 为试验载荷。

相应的统计结果如表 1 所示。从表 1 可以看出，添加第二相的复合材料和未添加第二相的 4822 相比，在室温下经过摩擦磨损后的磨损体积和磨损率显著降低，结果和上述摩擦磨损曲线一致。其中复合添加质量分数 0.5% GO 和 0.5% BN 的摩擦系数和磨损率分别为 0.167 和 $1.36 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ ，而未添加第二相的 4822 的摩擦系数和磨损率分别为 0.299， $2.38 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 。结果表明通过向 TiAl 合金中加入合适的第二相能够有效提高 TiAl 合金在室温下的摩擦磨损性能，降低使用过程中磨损损伤，显著提高其使用寿命。

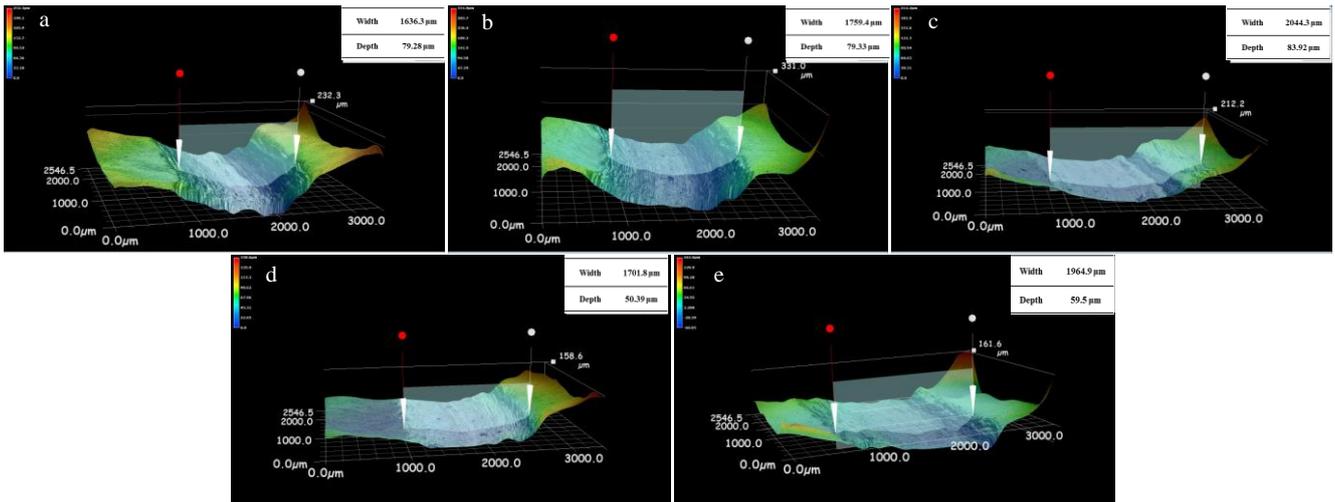


图 8 TiAl 基复合材料摩擦磨损 3D 磨痕形貌

Fig.8 3D cross-section profiles of wear tracks of TiAl composites: (a) 4822, (b) 4822+0.5GO, (c) 4822+0.5SiC, (d) 4822+0.5BN, and (e) 4822+0.5GO+0.5BN

表 1 TiAl 基复合材料磨损性能

Table 1 Wear properties of the sintered TiAl composites

Wear property	4822	4822+0.5GO	4822+0.5SiC	4822+0.5BN	4822+0.5GO+0.5BN
Average COFs	0.299±0.103	0.219±0.053	0.242±0.082	0.201±0.044	0.167±0.071
Wear width/μm	1636.3	1759.4	2044.3	1701.8	1964.9
Wear depth/μm	79.28	79.33	83.92	50.39	59.5
Wear volume/mm ³	2.38±0.015	2.03±0.02	2.16±0.017	1.59±0.021	1.36±0.018
Wear rate/×10 ⁻⁴ mm ³ (N m) ⁻¹	2.11±0.013	1.80±0.017	1.91±0.015	1.41±0.019	1.20±0.016

3 结 论

1) 不同第二相添加物的加入对 TiAl 基复合材料显微组织有重要影响，可以通过改变添加物有效调控 TiAl 基复合材料显微组织。

2) 单一添加 GO 可以在 TiAl 基复合材料片层组织中弥散析出微纳米级 Ti₂AlC 相；单一添加 SiC 能够在 TiAl 基复合材料内部形成非连续核壳结构且在片层间析出微纳米级 Ti₂AlC 相；单一添加 BN 能够在 TiAl 基复合材料片层团晶界处原位析出纳米相 TiB₂ 和 Ti₂AlN 形成连续分布的网状核壳结构，但未在片层间析出微纳米级第二相；复合添加 GO 和 BN 能够在 TiAl 基复合材料片层组织中弥散析出微纳米级 Ti₂AlC 相的同时形成连续分布的网状核壳结构。

3) 不同第二相添加物均能通过钉扎晶界抑制晶界迁移显著降低 TiAl 基复合材料片层团尺寸，提高复合材料室温性能。

参考文献 References

- [1] Li Dongxu, Zhang Guoming, Lu Gang *et al.* *Corrosion Science*[J], 2020, 177: 108-971
- [2] Yang Jieren, Chen Ruirun, Su Yanqing *et al.* *Energy*[J], 2018, 161: 143
- [3] Wang Qibin, Zhang Shuzhi, Yang Jieren *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 872: 159-514
- [4] Gu Xu, Jiang Sida, Cao Fuyang *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2021, 192: 55
- [5] Yang Jieren, Gao Zitong, Zhang Xiaogan *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51A: 5295
- [6] Dahar Matthew S, Tamirisakandala Sesh A, Lewandowski John J. *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 111: 54
- [7] Niu Hongzhi(牛红志). *Study on Hot Deformation Behavior and Microstructure and Properties of Ti-43Al-6(Nb,Mo)-B Alloy* (Ti-43Al-6(Nb,Mo)-B 合金的热变形行为及组织性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012
- [8] Wang Daqun, Sun Dongli, Han Xiuli *et al.* *Materials Science*

- and Engineering A*[J], 2019, 742: 231
- [9] Huang Xu (黄旭), Qi Lichun (齐立春), Li Zhenxi (李臻熙). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(11): 1845
- [10] Chen Yuyong (陈玉勇), Niu Hongzhi (牛红志), Tian Jing (田竟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(11): 2060
- [11] Chen Ruirun, Fang Hongze, Chen Xiaoyu *et al. Intermetallics*[J], 2017, 81: 9
- [12] Guo Yingfei, Chen Yuyong, Xiao Shulong *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2020, 794: 139 803
- [13] Lu Xiaofang, Li Jianbo, Chen Xianhua *et al. Ceramics International*[J], 2019, 45(9): 12 113
- [14] Lu Yun (鲁云). *Advanced Composites*(先进复合材料)[M]. Beijing: China Machine Press, 2004, 68: 246
- [15] Li Wei, Li Ming, Liu Jie *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 770: 640
- [16] Liu Chengze, Wang Yupeng, Han Weizhong *et al. ACS Applied Materials & Interfaces*[J], 2022, 14: 8394
- [17] Ma Tengfei, Li Qiaoyu, Wang Yupeng *et al. Intermetallics*[J], 2022, 146: 107 563
- [18] Wang Ping, Mei Bingchu, Hong Xiaolin *et al. Journal of Wuhan University of Technology-Mater, Sci Ed*[J], 2007, 22(2): 325
- [19] Zhou Haitao, Su Yanqing, Liu Na *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 138: 1
- [20] Zhang Yusheng, Zhang Wei, Lu Jinwen *et al. Scientific Reports* [J], 2017, 7: 40 039
- [21] Garcia-Martinez, Miguel E, Martinez V *et al. Wear*[J], 2021, 484-485: 203 992
- [22] Cheng Jun, Yang Jun, Zhang Xinghua *et al. Intermetallics*[J], 2012, 31: 120

Microstructure and Mechanical Properties of Micro-nano Particles Reinforced TiAl Matrix Composites at Room Temperature

Ma Tengfei¹, Wang Yupeng², Rong Guangfei¹, Huo Wangtu², Liu Chengze³, Zhang Yusheng³, Wang Xiaohong¹, Dong Duo¹, Zhu Dongdong¹

(1. Key Laboratory of Air-driven Equipment Technology of Zhejiang Province, Quzhou University, Quzhou 324000, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(3. Xi'an Rare Metal Materials Institute Co., Ltd, Xi'an 710016, China)

Abstract: The mixed powders of Ti-48Al-2Nb-2Cr alloy with multilayer graphene oxide, SiC particles and BN nanosheets were sintered by spark plasma sintering (SPS) at 1300 °C, and the effects of different additive powders on microstructure evolution and properties of TiAl composites were investigated. The results show that the microstructure of composites is significantly changed with the addition of different additive powders. The micro-nano Ti₂AlC precipitates in-situ at the interface of α_2 lath and γ lath of TiAl matrix after adding graphene. While a microstructure composed of networked core-shell (CS) structured forms in TiAl matrix with the addition of SiC particles and BN nanoplatelets. Moreover, Ti₂AlC can be precipitated in situ and CS structure can be formed by adding graphene and BN nanoplatelets simultaneously. The present results exhibit that the microstructure of TiAl composites can be designed by changing the additive powder.

Key words: composite materials; TiAl alloy; SPS; mechanical properties

Corresponding author: Zhu Dongdong, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Air-driven Equipment Technology of Zhejiang Province, Quzhou University, Quzhou 324000, P. R. China, E-mail: zhudd8@163.com.