

引用格式: 陈龙苏, 邓哲, 邢秋玮, 等. $\text{TiB}_2/\text{Ti}_2\text{AlC}$ 多相协同增强 TiAl 基复合材料组织调控与强韧化机制[J]. 航空材料学报, 2026, 46(9): 107-117.
CHEN Longsu, DENG Zhe, XING Qiuwei, et al. Microstructure regulation and strengthening-toughening mechanism of TiAl matrix composites synergistically reinforced by $\text{TiB}_2/\text{Ti}_2\text{AlC}$ multiphases[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(9): 107-117.

$\text{TiB}_2/\text{Ti}_2\text{AlC}$ 多相协同增强 TiAl 基复合材料 组织调控与强韧化机制

陈龙苏¹, 邓 哲², 邢秋玮³, 张新房³, 柳 培², 陈占兴^{3*}, 薛彦庆⁴

(1. 西飞国际航空制造(天津)有限公司, 天津 300300; 2. 河南科技大学 材料科学与工程学院, 河南 洛阳 471023; 3. 郑州航空工业管理学院 材料科学与工程学院, 郑州 450046; 4. 新疆众和股份有限公司, 乌鲁木齐 832099)

摘要: 利用放电等离子烧结技术制备 TiB_2 与 Ti_2AlC 协同增强的 $\text{Ti}_{48}\text{Al}_{12}\text{Cr}_2\text{Nb}-0.5\text{GO}-x\text{TiB}_2$ (x 为质量分数/%) 复合材料, 研究 TiB_2 含量对复合材料微观组织结构演变及其在室温与高温下力学性能的影响规律。结果表明, TiB_2 的引入显著细化片层团尺寸, 并促进基体组织由全片层向双态组织转变, 有效改善材料的微观结构均匀性。 TiB_2 含量为 0.3% 时, 综合力学性能最好, 室温抗压强度与压缩应变分别达到 1870 MPa 和 27.5%; TiB_2 含量为 0.2% 时, 850 °C 高温抗拉强度约为 500 MPa, 较基体合金提高 32.5%。微观力学分析表明, 性能的改善主要源于 TiB_2 与 Ti_2AlC 共同作用所实现的细晶强化与第二相强化效应; 在变形过程中, 增强相通过诱发微裂纹偏转、界面脱粘以及应力再分配等机制, 协同调控塑性变形行为与断裂过程, 从而提升材料的强塑性匹配。

关键词: 放电等离子烧结; TiAl 复合材料; 颗粒增强; 强韧化机制

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000212

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000212

中图分类号: TG146.2; V257

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)09-0107-11

Microstructure regulation and strengthening-toughening mechanism of TiAl matrix composites synergistically reinforced by $\text{TiB}_2/\text{Ti}_2\text{AlC}$ multiphases

CHEN Longsu¹, DENG Zhe², XING Qiuwei³, ZHANG Xinfang³,
LIU Pei², CHEN Zhanxing^{3*}, XUE Yanqing⁴

(1. Xi'an Aircraft International (Tianjin) Co., Ltd., Tianjin 300300, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, Henan, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University of Aeronautics, Zhengzhou 450046, China; 4. Xinjiang Zhonghe Co., Ltd., Urumqi 832099, China)

Abstract: $\text{Ti}_{48}\text{Al}_{12}\text{Cr}_2\text{Nb}-0.5\text{GO}-x\text{TiB}_2$ (x is mass fraction/%) composites synergistically reinforced by TiB_2 and Ti_2AlC are fabricated *via* spark plasma sintering. The effects of TiB_2 content on the microstructural evolution and mechanical properties of the composites at room and high temperatures are systematically investigated. The results reveal that the addition of TiB_2 significantly refines the lamellar colony size and promotes the transformation of the matrix microstructure from fully lamellar to duplex microstructure, which effectively improves the microstructural homogeneity of the material. The composite with 0.3% TiB_2 exhibits optimal comprehensive mechanical properties, with a compressive strength of 1870 MPa and compressive strain of 27.5% at room temperature, respectively. When the TiB_2 content is 0.2%, the high-temperature tensile strength at 850 °C is approximately 500 MPa, representing a 32.5% improvement compared with the base alloy. Micromechanical analysis demonstrates that the enhanced performance mainly originates from grain refinement strengthening and second-phase strengthening jointly induced by

TiB₂ and Ti₂AlC. During deformation, the reinforcing phases cooperatively regulate plastic deformation behavior and fracture processes through mechanisms including microcrack deflection, interfacial debonding, and stress redistribution, thus optimizing the strength-ductility balance of the material.

Key words: spark plasma sintering; TiAl composite; particle reinforcement; strengthening-toughening mechanism

γ -TiAl 合金具有低密度、高比刚度、优异的高温抗拉强度及良好的抗蠕变性能,是新一代高推重比航空发动机关键热端部件的理想轻质高温结构材料之一,在航空航天及先进动力领域具有广阔的应用前景^[1-4]。经过数十年发展,美国 GE 公司已成功实现 Ti48Al2Cr2Nb 为代表的第二代 TiAl 合金的工程化应用,标志着该类材料的发展进入新的阶段^[5]。然而,随着航空工业对发动机效率与可靠性要求不断提升,传统 TiAl 合金固有的室温塑性差、高温承载能力不足、损伤容限有限等瓶颈问题日益凸显,难以完全满足未来极端工况下对材料性能的苛刻要求^[6-8]。为突破此局限,研究人员转向研究陶瓷相增强 TiAl 基复合材料。这类材料通过引入高热稳定性的陶瓷增强相(如 TiB₂、TiC、Ti₂AlC 等),综合发挥细晶强化、第二相强化等作用,实现强度、塑性与高温性能的协同提升^[9-11]。

粉末冶金是一种制备 TiAl 合金的重要方法,可以避免铸锭冶金过程中出现的宏观偏析、枝晶偏析、化学成分不均匀、组织不一致等缺陷,且易于添加合金元素和制备复合材料,可一次制成近净形产品,解决加工困难的难题并提高原料利用率^[12-13]。粉末冶金中的放电等离子烧结(spark plasma sintering, SPS)技术,因其烧结速率快、可精确控制微观组织等优势,在制备高性能 TiAl 基复合材料方面展现出巨大潜力,能够显著抑制晶粒长大,从而制备出晶粒细小、性能优异的纳米陶瓷和纳米复合材料。例如,Shu 等^[14]采用燃烧合成与热压工艺制备 Ti₂AlC/TiAl 复合材料,当 Ti₂AlC 体积分数为 6% 时,复合材料极限抗压强度显著提升。Chen 等^[15]利用 SPS 技术将氧化石墨烯(graphene oxide, GO)引入 Ti48Al2Cr2Nb 基体,成功合成 Ti₂AlC/TiAl 复合材料,其抗压强度与断裂应变分别提高 23.6% 和 5.0%,且 Ti₂AlC 相有效抑制高温下晶界迁移。

传统复合材料设计往往追求增强相均匀分布,但近年来研究表明,“构型化复合”通过巧妙设计增强相的非均匀空间分布(如网状、层状、梯度结构),更有效地协调强度与塑性的平衡,为突破材料性能瓶颈提供新范式^[16]。在此理念指导下,一系列具有网状^[17-19]、叠层^[20-21]、梯度^[22-23]等新构型的金属基

复合材料被成功开发。Huang 等^[24]制备的网状结构 TiB_w/Ti 复合材料,其拉伸延性达到传统均匀复合材料的 5 倍,使用温度提升近 200 °C。Shang 等^[25]构建的三维网状 MLG/TC4 复合材料在保持良好塑性的同时,抗压强度显著提高。这些结果表明,增强相的空间构型设计对材料宏观性能具有决定性影响。

基于上述研究背景,本工作创新性采用 SPS 技术,通过在 Ti48Al2Cr2Nb 基体中引入 TiB₂ 颗粒并与微量 GO 协同作用,构建多相协同增强的复合结构。系统探讨不同含量(0.1%~0.5%(质量分数)) TiB₂ 对复合材料微观组织(片层团尺寸、相组成与分布)的调控规律,并深入分析在室温与高温下的压缩、拉伸力学性能及断裂行为,揭示 TiB₂ 与 Ti₂AlC 的协同增强机制,以及由此引发的细晶强化、载荷传递、裂纹偏转等效应,最终阐明微观组织与宏观性能之间的内在关联,为发展高性能、高可靠性的 TiAl 基复合材料提供新的组织调控策略与理论依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本实验采用粒径为 53~150 μm 的 Ti48Al2Nb2Cr 预合金球形粉末、平均粒径约为 1 μm 的 TiB₂ 粉末和多层 GO,将 3 种粉末按照 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂($x=0.1\sim0.5$,质量分数/%,下同)的成分比例进行配比,采用低能机械球磨法进行混合。球磨过程在行星球磨机中进行,以直径不等的 ZrO₂ 球为磨球,球料比控制在 3:1,转速设定为 300 r/min,球磨时间为 6 h,确保细小的 TiB₂ 颗粒与 GO 纳米片能够充分、均匀地附着于较大的 Ti48Al2Cr2Nb 球形粉末表面,实现 TiB₂ 颗粒和 GO 纳米片在 TiAl 合金基体中均匀分布,获得成分均匀的复合粉末。球磨混粉过程在密闭条件下进行,TiAl 基体粉末与增强体实现充分混合,球磨后获得的复合粉末微观形貌如图 1 所示。图 1(a)可见,球磨后粉末整体仍保持较好的球形形貌,由图 1(a)局部放大图,可以观察到粉末表面存在细小颗粒状附着物。进一步结合图 1(b)能谱分析(energy dispersive spectro-

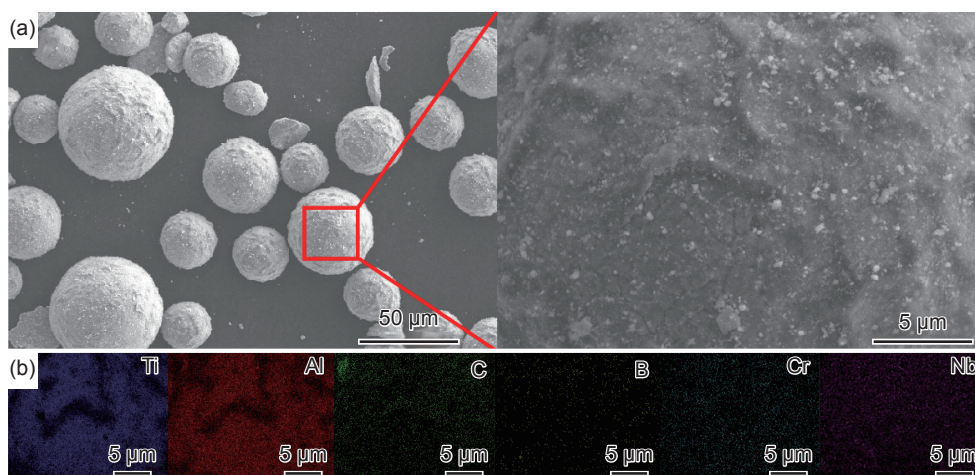


图1 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-0.5TiB₂ 复合材料粉末的扫描电子显微镜图像(a)和元素分布(b)

Fig. 1 Scanning electron microscope (SEM) image (a) and elemental distribution (b) of Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-0.5TiB₂ composite powder

scopy, EDS)元素分布结果可知, Ti、Al、Cr、Nb 元素在粉末中分布较为均匀, 而在粉末表面均检出 B、C 元素, 说明 TiB₂ 颗粒和 GO 纳米片已较均匀分散并附着于 TiAl 预合金粉末表面, 未观察到明显团聚现象。

1.2 实验方法

本工作采用 LABOX-650F 型放电等离子烧结系统对 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-*x*TiB₂ 混合粉末进行致密化烧结, 图2为工艺流程示意图。将适量复合粉末装入内、外径分别为 30 mm 和 70 mm 的石墨

模具中, 为防止高温下粉末与模具发生反应, 模具内壁预先衬垫 0.1 mm 厚高纯石墨箔。为减少烧结过程中热量损失, 模具外部包裹高温石棉毡进行保温。烧结前, 先将炉腔抽真空至 5 Pa 以下, 然后施加 10 MPa 的初始预紧力。烧结制度如下: 以 100 °C/min 的速率升温至 1300 °C, 在此温度下保温 5 min, 烧结过程施加 45 MPa 轴向压力, 烧结温度通过 IR-AH 型红外测温仪实时监测与控制。保温结束后, 样品随炉冷却至室温后卸压取出, 最终获得致密的烧结坯料。

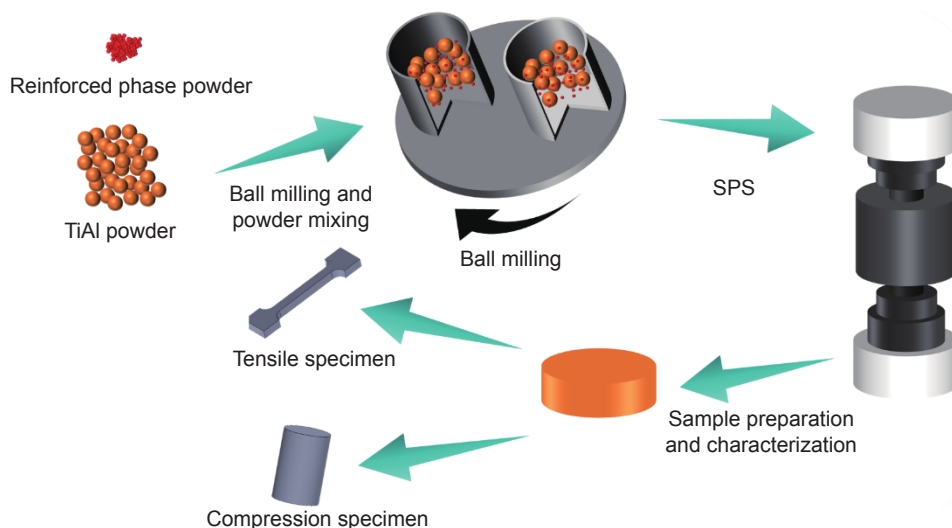


图2 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-*x*TiB₂ 复合材料制备流程图

Fig. 2 Preparation process chart of Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-*x*TiB₂ composites

采用电火花线切割从烧结坯料上切取试样, 随后进行打磨、抛光, 再经 Kroll 试剂腐蚀后, 观察得到清晰的晶界, 然后利用 MIRA4 LMH 型 Tescan

扫描电子显微镜观察试样的微观组织。力学性能测试在 MTS 370.10 型万能试验机上进行, 室温及高温压缩性能测试分别采用尺寸为 $\phi 6 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$ 和

$\phi 5\text{ mm}\times 7.5\text{ mm}$ 的圆柱体试样; 高温拉伸性能测试采用狗骨状板状试样, 总长为 28 mm , 标距段尺寸为 $15\text{ mm}\times 6\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 。所有力学性能测试均严格遵循相关国家标准(GB/T 7314—2017《金属材料 室温压缩试验方法》^[26]、GB/T 44030—2024《金属材料 高温压缩试验方法》^[27] 和 GB/T 4340.1—2024《金属材料 维氏硬度试验 第1部分: 试验方法》^[28]), 且每组试验条件至少测试 3 个有效样本, 最终结果取平均值, 确保数据的可靠性与可重复性。

2 结果与分析

2.1 TiB_2 含量对微观组织演变的影响

图 3 为放电等离子烧结制备的 $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ 复合材料 SEM 组织形貌。作为对比,

图 3(a) 为未添加 TiB_2 的 Ti48Al2Cr2Nb 合金微观组织, 其呈现出由 $\gamma\text{-TiAl}$ 相与 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 相交替排列构成的典型全片层结构, 片层团尺寸较大, 且晶界与片层间洁净, 未见明显的第二相析出。加入 TiB_2 后, 复合材料的微观组织发生显著变化, 如图 3(b)~(f) 所示, 所有含有 TiB_2 的试样中, 均在片层团晶界及片层间观测到清晰的析出相。当 TiB_2 含量较低时($x=0.1\sim 0.3$), 析出相呈现两种典型的形貌与分布特征: 一是在片层团晶界处形成尺寸较为均匀的颗粒状相(直径约 $4\text{ }\mu\text{m}$); 二是在片层内部析出弥散分布的微纳米尺度针状或短棒状相。通过后续分析证实, 后者主要为 Ti_2AlC 相, 其形成源于烧结过程中 GO 与 Ti、Al 元素反应。

TiB_2 的添加对基体组织的细化作用极为明显, 即便在 0.1% 的低添加量(图 3(b))下, 复合材料的片层团尺寸相较于基体合金显著减小, 表明

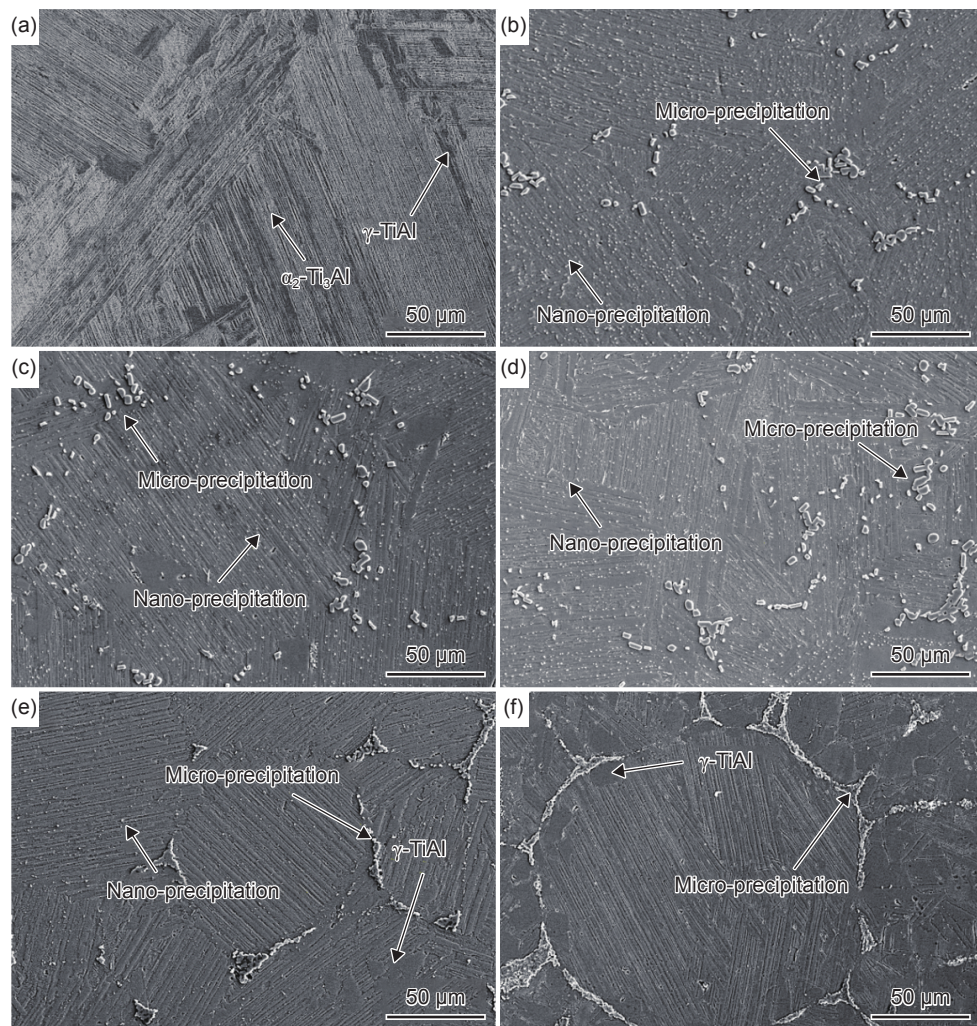


图 3 $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ 复合材料的扫描电子显微组织形貌 (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

Fig. 3 SEM microstructure of $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ composites (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

TiB₂ 颗粒在烧结过程中有效钉扎晶界, 抑制片层团粗化。随着 TiB₂ 含量分别增加至 0.2% 和 0.3% (图 3(c)、(d)), 组织仍维持全片层特征, 但晶界析出相的体积分数持续增加。当 TiB₂ 含量进一步升高至 0.4% 和 0.5% 时 (图 3(e)、(f)), 微观组织出现关键变化。首先, 片层间的 Ti₂AlC 微纳米相数量减少; 其次, 晶界析出相由离散的颗粒状结构逐渐连接、粗化, 转变为非连续的块状结构, 开始形成以 TiB₂ 为核心、外围可能包裹反应层的“核壳结构”。更为重要的是, 基体组织由全片层结构转变为含有大量等轴 γ 晶粒的近片层或双态组织。这一组织转变可归因于 TiB₂ 含量提高对相变热力学与动力学的显著影响。TiB₂ 作为稳定的陶瓷相, 其

存在不仅阻碍原子扩散, 还可能通过改变局部成分场, 抑制冷却过程中 $\gamma \rightarrow \alpha_2$ 的相变过程, 同时提高 α 相转变温度 T_α , 导致烧结保温后的冷却过程处于 $\gamma + \alpha$ 两相区, 从而促进等轴 γ 晶粒的形成与长大^[29]。此外, 高含量 TiB₂ (图 3(f)) 在晶界的团聚加剧局部应力集中, 可能成为微裂纹的萌生源, 对力学性能产生复杂影响。

2.2 析出相成分分析

图 4 为 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB₂ 复合材料显微组织形貌。为识别复合材料中各类析出相的化学成分, 分别对 TiB₂ 添加量为 0.3% 和 0.5% 的试样进行能谱分析, 表 1 为图 4(a)、(d) 中对应点位的元素分析结果。图 4(a) 为添加 0.3% TiB₂ 试样

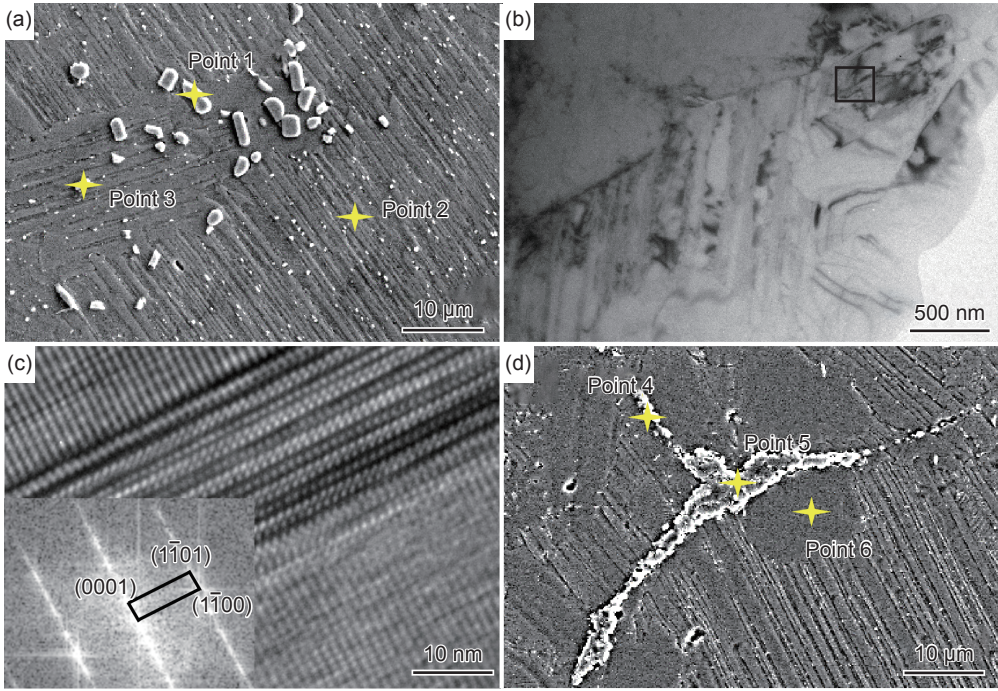


图 4 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB₂ 复合材料显微组织 (a) $x=0.3$ 扫描电子显微镜图像; (b) $x=0.3$ 透射电子显微镜图像; (c) $x=0.3$ 高分辨透射电子显微镜图像; (d) $x=0.5$ 扫描电子显微镜图像

Fig. 4 Microstructure of Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB₂ composites (a) SEM image of $x=0.3$; (b) TEM image of $x=0.3$; (c) HRTEM image of $x=0.3$; (d) SEM image of $x=0.5$

表 1 图 4 中各点化学成分(原子分数/%)
Table 1 Chemical composition of points in Fig.4 (atomic fraction/%)

Position	Ti	Al	Cr	Nb	B	C
Point 1	30.17	19.96	0.39	1.61	38.65	9.22
Point 2	46.93	28.33	1.95	2.31	1.50	18.98
Point 3	33.23	14.82	0.54	1.13	47.30	2.98
Point 4	43.07	17.95	0.22	0.35	12.28	26.13
Point 5	45.31	15.78	0.71	0.44	14.83	22.94
Point 6	46.27	45.38	2.01	1.97	1.87	2.50

的高倍 SEM 图像。对晶界处颗粒状析出相(点 1 和点 3)的成分分析显示, B 元素的原子百分比显著高于 Ti 元素, 并含有一定量 C 元素, 结合相图热力学判断, 该相主要为 TiB_2 , 但其中固溶少量 C 元素或与周边 Ti_2AlC 相存在界面反应。对片层间的针状析出相(点 2)进行分析, Ti、Al、C 元素的原子比例接近 2:1:1, 符合 Ti_2AlC 化学计量比, 证实其为 GO 与 Ti、Al 元素反应生成的 Ti_2AlC 相。图 4(b) 为添加 0.3% TiB_2 试样的透射电子显微镜(transmission electron microscopy, TEM)图像; 图 4(c) 为图 4(b) 中黑色标记区域的高分辨透射电子显微镜(high-resolution transmission electron microscopy, HRTEM)图像。通过快速傅里叶变换(fast Fourier transform, FFT)分析, 可确定该相为 Ti_2AlC 相。图 4(d) 为添加 0.5% TiB_2 试样的组织形貌, 此时晶界析出相尺寸更大、形貌更复杂。对其中两个典型块状析出相(点 4 和点 5)的 EDS 分析结果表明, 其成分以 Ti、Al、C 元素为主, 原子比也接近 2:1:1, 但同时检测出少量 B 元素。这表明在高 TiB_2 含量下, 晶界处的析出相并非单一组分, 而是形成以 Ti_2AlC 为主、并与 TiB_2 紧密结合的复合析出相, 这种复合相的形成机制可能与烧结过程中元素互扩散及相界面能调控有关。

2.3 力学性能与强化机制分析

为建立 $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ 复合材料微观组织与宏观性能的关联, 测试其显微硬度和室温、高温压缩与拉伸性能, 并对断口形貌与变形组织进行分析。图 5 为复合材料显微硬度与片层团尺寸随 TiB_2 含量的变化关系。可以看出, 随着 TiB_2 含量从 0.1% 增加至 0.5%, 显微硬度呈现先升高后降低的趋势, 并在 TiB_2 含量为 0.4% 时达到峰值, 较 Ti48Al2Cr2Nb 基体合金提升约 130HV, 这一变化是微观组织演变与多种强化/软化机制竞争的结果。在 TiB_2 含量较低($\leq 0.4\%$)时, 其细化晶粒

的贡献占主导地位。片层团尺寸随 TiB_2 添加显著细化, 晶界处析出的 TiB_2 及 Ti_2AlC 相通过有效的钉扎作用抑制片层团在烧结过程中的长大, 产生显著的细晶强化效应, 如图 5 所示。同时, 这些硬质陶瓷相作为第二相粒子, 与基体间因热膨胀系数失配而产生的位错和载荷传递效应, 共同贡献第二相强化。然而, 当 TiB_2 含量过高(0.5%)时, 硬度出现下降, 这主要源于两方面因素: (1) 过量 TiB_2 在晶界发生团聚(图 3(f)), 导致强化相分布不均匀, 并可能成为微裂纹源, 削弱晶界强度; (2) 高 TiB_2 含量强烈抑制 $\gamma \rightarrow \alpha_2$ 相变, 促使组织中等轴 γ 相体积分数显著增加。由于 γ 相硬度通常低于 α_2 相, 其比例升高会对整体硬度产生软化效应。因此, 硬度的非线性变化是细晶强化、第二相强化与 γ 相软化效应协同作用的结果。

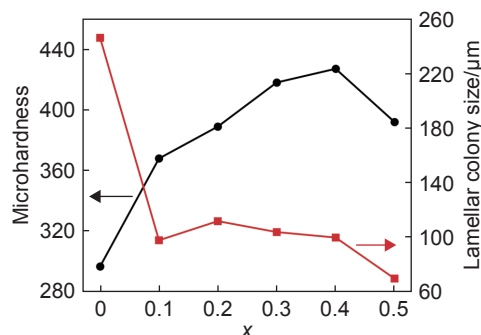


图 5 $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ 复合材料的显微硬度与片层团尺寸

Fig. 5 Microhardness and lamellar colony size of $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ composites

2.4 压缩性能及变形行为

图 6 为复合材料在室温及 850 °C 下压缩应力-应变曲线。与基体相比, 所有复合材料的压缩性能均显著提升。从图 6(a) 可以看出, 室温下复合材料表现出更高的强度和塑性。强度的提升主要源于细晶强化和第二相强化的共同贡献。细化的片

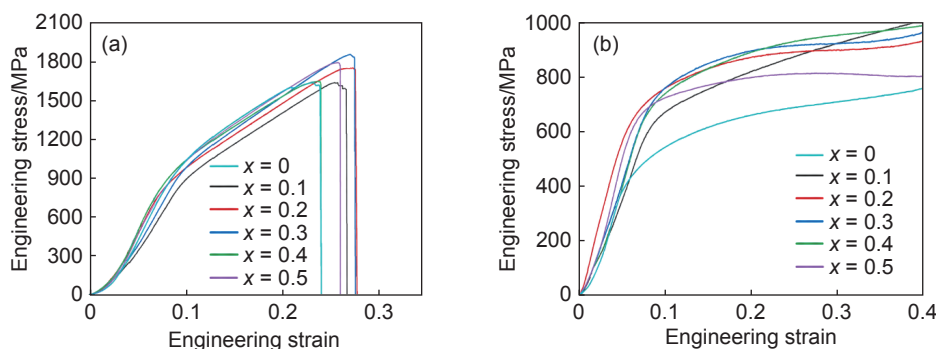


图 6 $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ 复合材料室温(a)和 850 °C 下(b)压缩应力-应变曲线

Fig. 6 Compressive stress-strain curves of $\text{Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB}_2$ composites at room temperature (a) and 850 °C (b)

层团结构可增加晶界面积,有效阻碍位错滑移;而晶界及片层间分布的增强相(TiB₂和Ti₂AlC)能有效传递载荷、引发位错增殖并缓解局部应力集中。当TiB₂含量为0.3%时,复合材料获得最优的压缩性能,其极限抗压强度和压缩应变分别达到1870 MPa和27.5%,较基体合金分别提高约16.3%和4%。值得注意的是,塑性的改善表明增强相在变形过程中可能激活额外的增韧机制。

由图6(b)可以看出,在850℃高温下复合材料同样表现出优异的性能,添加0.3%TiB₂试样的抗压强度约为940 MPa,较基体显著提高。高温下,TiAl合金的变形机制以 $1/2\langle 110 \rangle$ 普通位错滑移和 $\langle 112 \rangle\{111\}$ 孪生为主^[30]。高温与应力的协同作用促进动态回复与孪生行为^[31],从而协调塑性变形。复合材料的高温强度优势主要归因于高热稳定性的TiB₂相和Ti₂AlC相在高温下仍能有效钉扎

晶界和相界,抑制晶界滑移和位错攀移,阻碍组织的软化和粗化。

为揭示压缩变形与断裂机理,对室温压缩试样断口进行分析(图7)。基体表现为典型的脆性穿片层断裂特征(图7(a))。对于复合材料(图7(b)~(f)),断裂模式转变为沿晶与穿晶混合型。裂纹倾向于基体与硬质增强相的界面处或因增强相团聚造成的应力集中点萌生。在添加0.2%TiB₂压缩试样断口附近可观察到片层间微纳米Ti₂AlC相的脱落现象(图7(c)),界面脱粘过程同样需要消耗能量,这有助于延缓裂纹的失稳扩展,从而有利于塑性提高。添加0.3%TiB₂压缩试样中,扩展中的主裂纹在遇到晶界处的大尺寸增强相时,会发生方向偏转,绕过增强相或进入片层团内部(图7(d)),这种裂纹偏转是关键性的增韧机制,这一过程显著增加裂纹扩展路径,消耗更多能量。

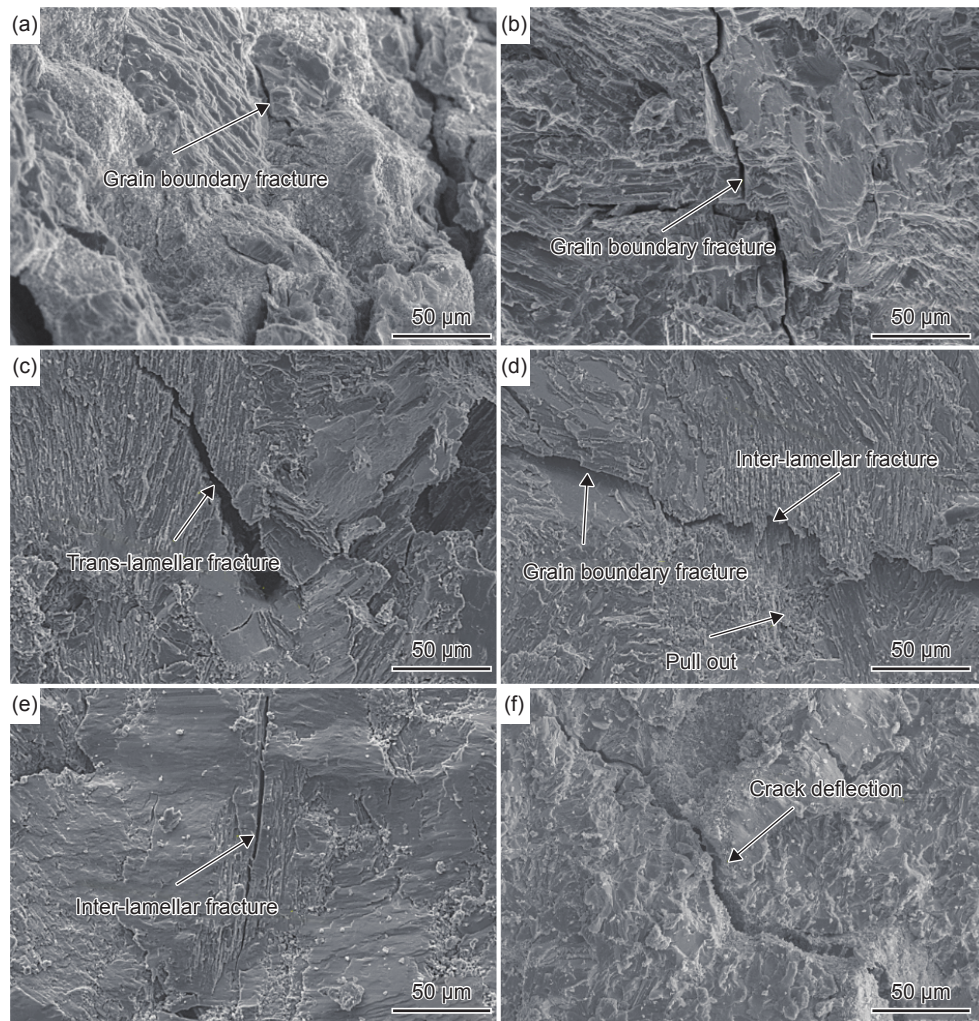


图7 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ 复合材料的室温压缩断口形貌 (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

Fig. 7 Compressive fracture morphologies of Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ composites at room temperature (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

通过对 850 °C 高温压缩试样的断口形貌(图 8), 进一步揭示其变形机制。与室温压缩后发生断裂不同, 高温压缩试样(未断裂)的组织表现出均匀的塑性流变特征。所有试样的片层团均发生沿压力方向的弯曲和协调变形(图 8)。相比之下, 添加 0.3%TiB₂ 的复合材料片层弯曲程度最小, 组织最稳定, 与其最佳的高温强度相对应(图 8(d))。缺陷

分析表明, 高温下损伤起源于基体与晶界增强相界面处因变形不协调而形成的微孔洞(图 8(c))。这些孔洞在进一步变形中长大、连通, 最终导致宏观屈服。然而, 适量的增强相能够通过自身的变形(弯曲、断裂等)吸收和重新分配应力, 从而延缓损伤积累过程^[32]。这表明, 优化的增强相含量(0.3%)能够在强化与损伤容限之间取得最佳平衡。

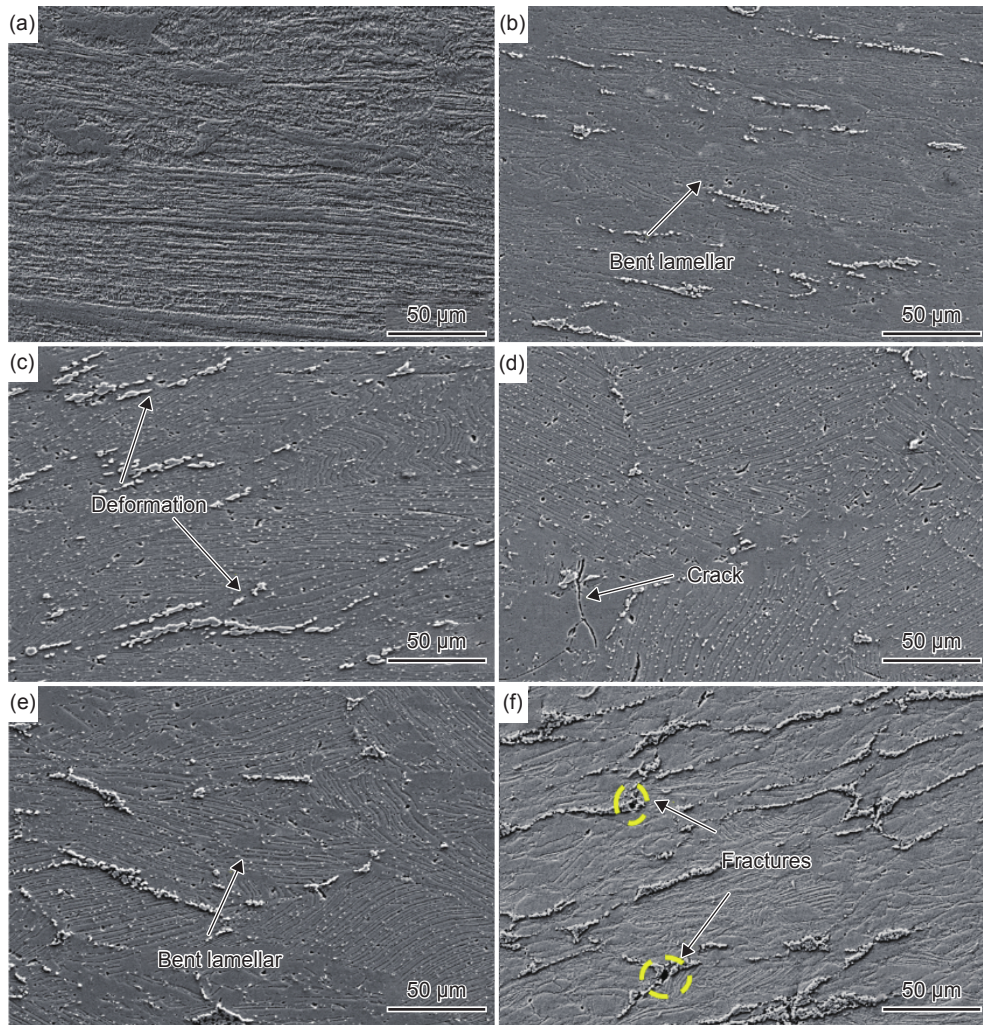


图 8 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ 复合材料的高温压缩变形后剖面组织形貌 (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

Fig. 8 Cross-sectional microstructures of Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ composites after compression deformation at high temperature (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

2.5 高温拉伸性能与断裂机制

图 9 为复合材料在 850 °C、应变速率 10^{-4} s^{-1} 条件下的高温拉伸应力-应变曲线。与压缩性能不同, 复合材料的拉伸行为表现出强度与塑性的权衡关系。含量为 0.2% 的 TiB₂ 复合材料极限抗拉强度约为 500 MPa, 较基体提高 32.5%, 这主要得益于细晶强化和第二相强化^[33]。然而, 随着 TiB₂ 含量增加, 材料的拉伸塑性逐渐下降, 均低于基体水平,

这种强度-塑性的倒置关系源于拉伸与压缩载荷下应力状态的本质差异。在拉伸载荷下, 材料处于正应力三轴度状态且三轴度更高, 裂纹更易于在应力集中处萌生并扩展。晶界处聚集的硬脆 TiB₂ 相因其与基体塑性失配, 成为天然的裂纹萌生点。TiB₂ 含量越高, 裂纹形核位点越多, 导致材料在较低应变下发生断裂。

图 10 为 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ 复合材料

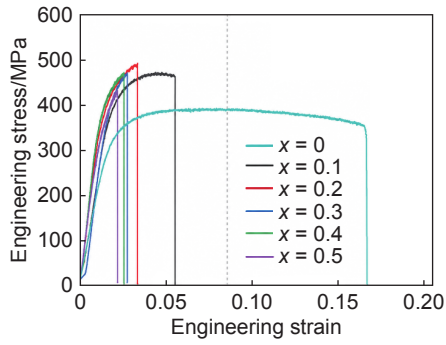


图9 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ 复合材料 850 °C 下拉伸应力-应变曲线

Fig. 9 Tensile stress-strain curves of Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ composites at 850 °C

的高温拉伸断口截面形貌,随着 TiB₂ 含量增加,绝大多数 α_2/γ 片层界面处的微纳米 Ti₂AlC 颗粒与基体结合良好,未见界面开裂,说明界面强度较高,能

有效传递载荷,与上述断裂机制的解释相吻合。然而,在片层团晶界处,尤其是 TiB₂ 和 Ti₂AlC 颗粒的聚集区,可以观察到微裂纹的萌生;在拉伸过程中,这些微裂纹优先形核并沿晶界扩展、互连,最终导致早期沿晶断裂。因此,控制增强相,特别是 TiB₂ 在晶界的分布状态,避免其过度连续化聚集,是优化此类复合材料拉伸塑性的关键。

3 结论

(1)TiB₂ 的添加显著细化片层团尺寸,促使晶界析出相由离散颗粒向非连续块状演变,局部形成以 TiB₂ 为核心、Ti₂AlC 为外层的复合析出结构,同时推动基体组织由全片层向近片层/双态组织转变。

(2)TiB₂ 含量对复合材料力学性能具有显著影响,其中 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-0.3TiB₂ 复合材料压

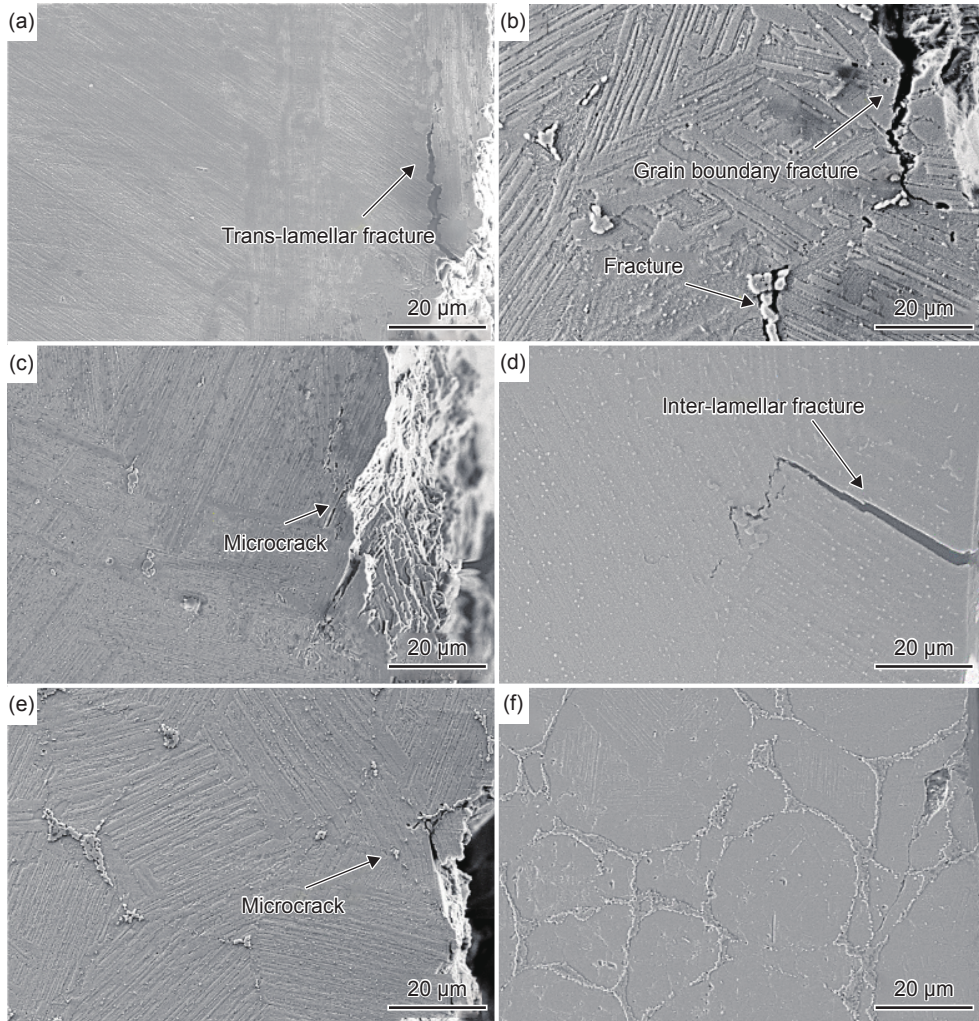


图10 Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ 复合材料高温拉伸断口形貌 (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

Fig. 10 Tensile fracture morphologies of Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO- x TiB₂ composites at high temperature (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$; (e) $x=0.4$; (f) $x=0.5$

缩性能最好,其室温抗压强度与压缩应变分别达到1870 MPa和27.5%,体现出优异的强塑性匹配。

(3) Ti48Al2Cr2Nb-0.5GO-xTiB₂ 复合材料性能提高主要源于 TiB₂ 与 Ti₂AlC 多相增强体的协同作用。片层团细化与第二相强化共同提高材料强度,增强相诱发的裂纹偏转、界面脱粘、应力再分配等机制,有效延缓裂纹扩展,从而改善材料的损伤容限与断裂抗性。

参考文献:

- [1] Chen Y Y, Ye Y, Zhang Y, et al. Research progress of TiAl alloy from powder metallurgy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2023, 52(11): 4002-4012.
- [2] Sun T, Liang Y, Yang G, et al. Twinning behavior and strengthening mechanism in a microalloyed TiAl alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 872: 144993.
- [3] Cui S, Cui C, Xie J, et al. Carbon fibers coated with graphene reinforced TiAl alloy composite with high strength and toughness[J]. *Scientific Reports*, 2018, 8(1): 2364.
- [4] Xiang H G, Chen Y, Qi Z X, et al. Mechanical behavior of TiAl alloys[J]. *Science China Technological Sciences*, 2023, 66(9): 2457-2480.
- [5] 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.
- [6] Yang G, Xu X J, Hao G J, et al. Microstructure evolution, deformation behavior and processing performance of TNM TiAl alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2023, 58(12): 5530-5551.
- [7] Chen Z X, Deng Z, Wang Y P, et al. Solidification behavior of TiB₂-Ti₂AlN reinforced TiAl composites with variation Al content[J]. *Intermetallics*, 2025, 178: 108640.
- [8] Chen Z X, Liu J S, Wang Y P, et al. High-temperature oxidation behavior of ceramic particles-reinforced TiAl composites with multilayered structure[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(1): 2233-2241.
- [9] Fang H Z, Wang S, Chen R R, et al. The effects of the formation of a multi-scale reinforcing phase on the microstructure evolution and mechanical properties of a Ti₂AlC/TiAl alloy[J]. *Nanoscale*, 2021, 13(29): 12565-12576.
- [10] Deng Z, Chen Z X, Wang Y P, et al. In-situ synthesized multi-component particle reinforced TiAl composite with excellent mechanical properties[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 38: 108060.
- [11] Sun D B, Guo Y C, Wang Y S, et al. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high-Nb TiAl composites reinforced by nitrogen solid solution and in-situ boride[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 3117-3125.
- [12] Tan Y M, Chen R R, Fang H Z, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of TiAl binary alloys added with SiC fibers[J]. *Intermetallics*, 2018, 98: 69-78.
- [13] 吴明宇, 弭光宝, 李培杰, 等. 碳纳米材料改性 TiAl 基合金技术发展现状及展望[J]. *航空材料学报*, 2020, 40(3): 45-62.
Wu M Y, Mi G B, Li P J, et al. Current situation and prospect of TiAl-based alloy modified by carbon nanomaterials[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2020, 40(3): 45-62.
- [14] Shu S L, Qiu F, Lü S J, et al. Phase transitions and compression properties of Ti₂AlC/TiAl composites fabricated by combustion synthesis reaction[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 539: 344-348.
- [15] Chen Z X, Ji J, Wang Y P, et al. A novel Ti/TiAl laminated composite with excellent shear properties[J]. *Scientific Reports*, 2025, 15: 11382.
- [16] 范根莲, 郭峙岐, 谭占秋, 等. 金属材料的构型化复合与强韧化[J]. *金属学报*, 2022, 58(11): 1416-1426.
Fan G L, Guo Z Q, Tan Z Q, et al. Architecture design strategies and strengthening-toughening mechanisms of metal matrix composites[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 58(11): 1416-1426.
- [17] Zhang X, Shi C S, Liu E Z, et al. Achieving high strength and high ductility in metal matrix composites reinforced with a discontinuous three-dimensional graphene-like network[J]. *Nanoscale*, 2017, 9(33): 11929-11938.
- [18] Zhang F M, Du M L, Fan K W, et al. Fabrication and mechanical properties of network structured titanium alloy matrix composites reinforced with Ti₂AlC particulates[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 776: 139065.
- [19] Wang Z B, Liu P, Wang A Q, et al. Effect of spark plasma sintering temperature on the multi-scale microstructure evolution and mechanical properties of Ti₂AlC/TiAl composites with network architecture[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 6209-6223.
- [20] Liu B X, Huang L J, Geng L, et al. Fabrication and superior ductility of laminated Ti-TiB_w/Ti composites by diffusion welding[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 602: 187-192.
- [21] Huang C X, Wang Y F, Ma X L, et al. Interface affected zone for optimal strength and ductility in heterogeneous laminate[J]. *Materials Today*, 2018, 21(7): 713-719.
- [22] Chen L, Hou Z C, Liu Y F, et al. High strength and high

- ductility copper matrix composite reinforced by graded distribution of carbon nanotubes[J]. *Composites Part A*, 2020, 138: 106063.
- [23] Wang W R, Xie H F, Xie L, et al. Fabrication of ceramics/high-entropy alloys gradient composites by combustion synthesis in ultra-high gravity field[J]. *Materials Letters*, 2018, 233: 4-7.
- [24] Huang L J, Wang S, Dong Y S, et al. Tailoring a novel network reinforcement architecture exploiting superior tensile properties of in situ TiB_w/Ti composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 545: 187-193.
- [25] Shang C Y, Zhang F M, Zhang B, et al. Interface microstructure and strengthening mechanisms of multi-layer graphene reinforced titanium alloy matrix nanocomposites with network architectures[J]. *Materials & Design*, 2020, 196: 109119.
- [26] GB/T 7314—2017 金属材料 室温压缩试验方法[S].
- [27] GB/T 44030—2024 金属材料 高温压缩试验方法[S].
- [28] GB/T 4340.1—2024 金属材料 维氏硬度试验 第1部分: 试验方法[S].
- [29] 陈占兴, 王玉鹏, 荣光飞, 等. 微纳米 Ti₂AlC 增强 TiAl 复合材料高温强韧化机制[J]. *金属学报*, 2024, 60(12): 1746-1754.
- Chen Z X, Wang Y P, Rong G F, et al. High-temperature strengthening and toughening mechanisms of micro-nano Ti₂AlC reinforced TiAl composites[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2024, 60(12): 1746-1754.
- [30] 冯像征, 高帆, 刘宏武, 等. 新型多相 TiAl 合金的 β/B2 相含量变化及其对拉伸性能的影响[J]. *航空材料学报*, 2024, 44(4): 96-108.
- Feng X Z, Gao F, Liu H W, et al. β/B2 phase content change and its effect on tensile properties of novel multi-phase TiAl alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2024, 44(4): 96-108.
- [31] Wang J N, Wang Y. An investigation of the origin of the superplasticity of cast TiAl alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2006, 22(8): 1530-1548.
- [32] Wang Y P, Ma T F, Chen Z X, et al. Superior high-temperature strength-ductility of TiB₂-Ti₂AlN/TiAl composite with core-shell microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 889: 145873.
- [33] Wu X L, Zhu Y T. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties[J]. *Materials Research Letters*, 2017, 5(8): 527-532.

收稿日期: 2025-11-11; 录用日期: 2026-02-25

基金项目: 河南省重点研发专项(251111231400); 河南省自然科学基金(252300420066); 河南省国际科技合作项目(252102520046); 陕西省重大研发计划(2025CY-JJQ-18); 中国博士后基金(2024MD753996); 材料成形与模具技术全国重点实验室开放基金(P2024-017)

通讯作者: 陈占兴(1985—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为轻质高温结构材料制备及成形, 联系地址: 河南省郑州市金水区文苑西路15号(450046), E-mail: zxchen_hit@zua.edu.cn

(本文责编: 陈 卉)