

TiAl 合金复合韧化及其复合材料研究进展

胡锐, 李劲光, 周咪, 罗贤

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘要: TiAl 合金具有低密度、高比强度及优异的高温性能等特点, 成为航空航天领域极具发展潜力的轻质高温结构材料。然而, TiAl 合金在室温下断裂韧性较低及 800 °C 以上时热稳定性不佳等问题限制了该合金的应用, 解决这些难题的重要方向之一是发展 TiAl 基复合材料。介绍了近年来国内外对 TiAl 基复合材料研究的进展情况, 主要包括颗粒、连续纤维及改性涂层纤维增强增韧 TiAl 基复合材料的研究, 并对未来 TiAl 基复合材料的发展方向提出展望。

关键词: TiAl 基复合材料; 颗粒; 连续纤维; 涂层; 多尺度韧化

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2022.11.013

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2022)11-0133-10

Recent Advance on Toughening of TiAl Composite and TiAl Matrix Composites

HU Rui, LI Jin-guang, ZHOU Mi, LUO Xian

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnic University, Xi'an 710072, China)

ABSTRACT: TiAl alloy with low density, high specific strength and excellent high-temperature properties has been regarded as a potential high-temperature light structural material for use in aerospace. However, insufficient fracture toughness at room temperature and poor thermostability above 800 °C have limited its application. One of the important ways to solve these problems is to develop TiAl-based composites. In this paper, the research progress of TiAl-based composites at home and abroad in recent years is introduced, including researchs of TiAl matrix composites reinforced and toughened by particles, continuous fibers and the fibers modified by coating reinforced TiAl-based composites. Meanwhile, the development direction of the TiAl-based composites in the future is prospected.

KEY WORDS: TiAl-based composites; particle; continuous fiber; coating; multiscale toughening

当前, 高推重比航空发动机、高超声速航天飞行器、空天运载飞行器等先进航空航天装备的动力系统对轻质耐热结构材料的需求十分迫切。TiAl 合金凭借其低密度、高比模量、高蠕变抗力和优良的抗氧化性等优异特性而受到广泛关注^[1-2]。目前, 通用电气公司 (GE) 研发的 4822 合金 (Ti-48Al-2Cr-2Nb) 因其良好的综合力学性能, 成功装备于 GEnx™ 发动机低压涡轮叶片^[3]。欧盟开发的锻造 TNM 合金 (Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B) 和铸造 45XD 合金 (Ti-

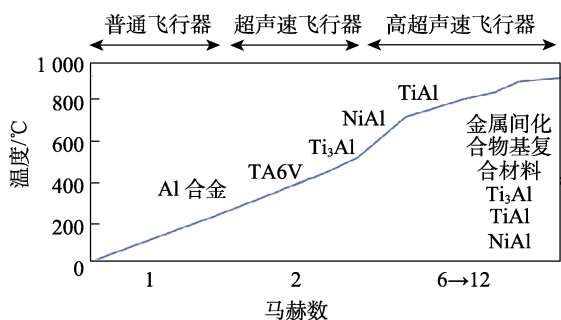
48Al-2Nb-2Mn-1B) 也分别在 GTF 发动机 (2016 年) 和 RR 发动机 (2018 年) 上实现了初步试车^[4-5]。但 TiAl 合金塑性低、韧性差, 尤其是在 700~800 °C 以上片层退化等问题仍比较突出。实践证明, 通过合金化改性的 TiAl 合金, 其室温韧性和高温力学性能的改善效果有限, 目前依然存在室温时断裂韧性弱、800 °C 以上片层热稳定性不佳等问题^[6-10]。尤其是在高超声速飞行器等服役领域会面临高温、强震等严峻挑战, TiAl 合金性能方面存在的上述本征缺陷大大限

收稿日期: 2022-07-04

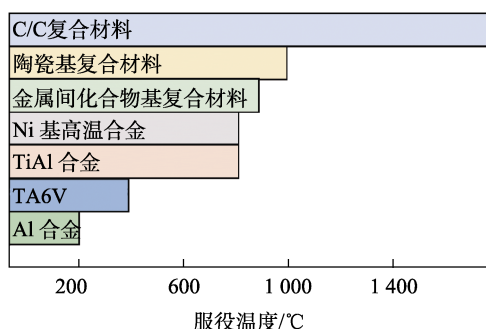
基金项目: 国家自然科学基金 (51971176)

作者简介: 胡锐 (1968—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为复合材料、高温合金等组织及性能。

制了其进一步推广应用。而通过颗粒、纤维等增强体对 TiAl 基体进行复合化改性得到的 TiAl 基复合材料不仅可以使 TiAl 合金保持诸多优良性能,还具备了更加优异的弹性模量、高温强度及蠕变性能,并获得了高温强度、室温塑性和韧性的良好组合。研究表明, TiAl 基复合材料可以适应更高的服役温度,并有望实现在更高马赫数的飞行条件下,尤其是在高超声速飞行器上的服役,如图 1 所示^[11]。因此, TiAl 基复合材料的研究现已成为先进轻质耐高温结构材料的主要研究方向之一,为突破 TiAl 合金在 800~900 °C 温度下的服役瓶颈提供更多可能性。



a 飞行器结构材料的发展与温度和飞行器马赫数的关系



b 各类高温结构材料的服役温度

图 1 高温结构材料的应用^[11]

Fig.1 The application of high-temperature structural materials^[11]

复合材料增强体强韧化的本质是阻碍微观裂纹的扩展,主要体现在两个方面:一方面是借助增强体自身优异的力学性能阻碍裂纹扩展;另一方面是通过增强体与基体之间形成弱结合,产生增强体脱粘与桥连、裂纹弯曲与偏转等机制,消耗大量能量,阻碍裂纹扩展^[12-13]。实际上,相较于增强体靠自身性能优势实现复合材料强韧化,弱界面结合的强韧化效果更佳,尤其是增韧效果^[14]。因此,选择自身性能优异、又可与 TiAl 基体实现弱界面结合的增强体是同时提升 TiAl 基复合材料强度与韧性的关键。这就要求增强体与 TiAl 基体存在一定的化学、物理相容性,主要包括:增强体与基体化学性质相匹配、增强体与基体热膨胀系数相匹配、增强体较基体弹性模量更高。

TiAl 基复合材料中的颗粒、纤维等增强体种类非常丰富,可分为非金属增强体和金属增强体两大类,

其中部分常用增强体的物理性能参数如表 1 所示。部分增强体在弹性模量上具备突出优势,如 TiB、TiB₂、TiC、SiC、C、W、Mo 等,有望使材料得到进一步强化,然而其较小的热膨胀系数导致复合材料制备过程中会产生较大的热残余应力,诱发裂纹萌生。虽然这种由于热膨胀系数不同而产生的残余应力可以通过中间涂层改善,但是涂层的选择标准也极为苛刻,大大提高了材料的制备难度与成本。部分增强体,如 TiNb、TiNi、Nb 等具备与 TiAl 基体相近的热膨胀系数,但其较低的模量会削弱载荷分担能力,不利于复合材料强度的提升。此外, Ti₂AlC、Ti₂AlN、Al₂O₃ 等在密度、弹性模量、热膨胀系数等方面均表现优异,理论上是 TiAl 基复合材料的理想增强体。但 Ti₂AlC、Ti₂AlN 仅适用于以颗粒形态增强,无法制备成稳定的纤维。低纯度 Al₂O₃ 纤维会因界面反应遭受严重侵蚀,而高纯度的 Al₂O₃ 纤维成本极其高昂,限制了其进一步应用。尽管用于 TiAl 基复合材料中的各类增强体难以尽善尽美,但是大都可实现材料在强度或韧性等特定性能上的显著提升。尤其在 TiAl 韧性瓶颈的突破方面,近年来研究人员已经开展了大量深入的研究,根据增强体形态主要分为颗粒增强 TiAl 基复合材料和纤维增强 TiAl 基复合材料两种。

表 1 TiAl 与常用增强体的物理性能参数^[7,15-28]

Tab.1 Physical properties of TiAl and commonly used enhancers^[7,15-28]

名称	密度/ (g·cm ⁻³)	热膨胀系数/ (10 ⁻⁶ ·K ⁻¹)	弹性模量/ GPa	熔点/°C
TiAl	3.7~4.0	10~14	160~180	>1 450
TiB	4.51	8.6	550	2 473
TiB ₂	4.52	4.6~8.1	350~500	3 150
TiC	4.99	6.5~7.2	440	3 160
Ti ₂ AlC	4.21	8.7	200	2 270
Ti ₂ AlN	4.31	9.2	259	2 400
Ti ₅ Si ₃	4.32	0.97	160	2 130
C	2.17	-0.2~2	850	2 052
SiC	3.18	4.6~5.0	420	2 500
Al ₂ O ₃	3.90	9.5	380	2 010
TiNb	6.0	8~9.8	80~110	>1 630
TiNi	6.5	10~11.4	83	1 310
W	19.3	4.0	400	3 410
Mo	10.2	5.8~6.2	320	2 617
Nb	8.57	7.1	104	2 468

1 颗粒增强 TiAl 基复合材料的研究现状

颗粒增强 TiAl 基复合材料具有各向同性,制备工艺简单、成本低廉、易于二次加工等优点突出,具

有良好的应用前景。目前 TiAl 基复合材料中常用的颗粒增强体大致可分为金属颗粒与非金属颗粒。

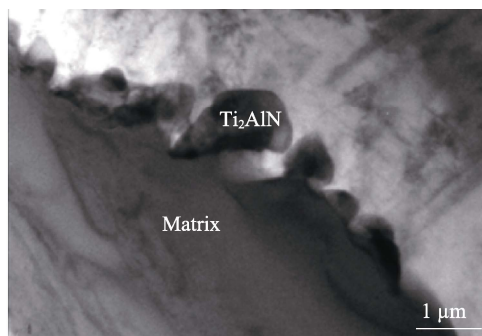
1.1 非金属颗粒增强 TiAl 基复合材料

在非金属颗粒强韧化 TiAl 基复合材料方面, 常用增强体主要包括 SiC、TiC、Ti₂AlC 等碳化物; Ti₂AlN、Si₃N₄、TiN、AlN、BN 等氮化物; Al₂O₃、ZrO₂、TiO₂ 等氧化物; Ti₅Si₃ 和 TiB₂ 等。其中, Al₂O₃、Ti₂AlC、Ti₂AlN、TiB₂ 与 TiAl 合金基体化学相容性好, 能显著提高 TiAl 合金的强度、韧性、抗蠕变性能和热加工性能, 成为被广泛选用的增强体材料^[29]。

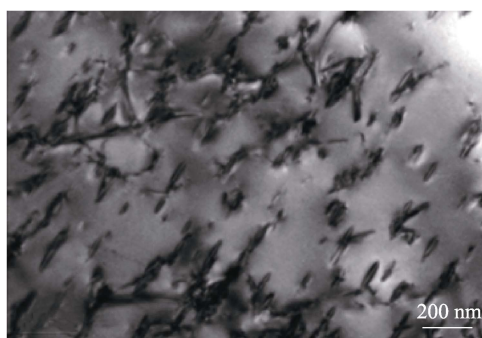
Xiang 等^[30]用热压辅助反应合成 (HPRS) 法制备了 Al₂O₃_p/TiAl 复合材料, 材料内的 Al₂O₃ 颗粒呈连续网络状分布, 有效限制了 TiAl 基体的生长。此外, 适当增加 Cr 元素含量可以提升 Al₂O₃ 分布的均匀性, 复合材料的抗弯强度和断裂韧性分别达到 820 MPa 和 8.3 MPa·m^{1/2}。Zhu 等^[31]同样采用热压辅助反应合成 (HPRS) 法, 以 Ti、Al 和 Nb₂O₅ 的粉末混合物为原料, 成功地合成了 Nb₂O₅_p/TiAl 复合材料。原位自生的细小 Al₂O₃ 颗粒倾向于均匀分布在 TiAl 基体的晶界上, 从而使基体晶粒细化。通过细晶强化、弥散强化及固溶强化等机制, 复合材料的弯曲强度达到 634 MPa, 比基体提升了近一倍, 断裂韧性提升至 9.78 MPa·m^{1/2}。然而, 虽然 Al₂O₃ 颗粒对提升 TiAl 的强度有一定作用, 但是其对于提升复合材料断裂韧性的贡献依然具有局限性。从学者们目前的研究结果来看, Al₂O₃_p/TiAl 复合材料的断裂韧性普遍低于 10 MPa·m^{1/2}^[32]。

相比之下, Perdrix 等^[33]和 Lapin 等^[34]制备的原位自生 Ti₂AlN、Ti₂AlC 颗粒增强 TiAl 基复合材料具有更优异的力学性能。Ti₂AlN 和 Ti₂AlC 均属于 MAX 相, 兼具金属与陶瓷的优异特性。研究表明, MAX 相能够存在于 TiAl 基体的 γ/α_2 片层团内, 在时效过程中又可以在 γ/α_2 片层界面、片层团界面处析出纳米级的二次 MAX 颗粒相, 同时, 在 γ 基体中有细小沉淀相——P 相析出, 如图 2 所示^[35]。这些沉淀相均与 γ -TiAl 基体保持良好的物理、化学匹配性, 有利于它们之间的有效界面结合, 从而减少复合化过程中产生的残余应力, 有效提高复合材料的高温强度及蠕变抗性^[36-37]。

Ti₂AlN、Ti₂AlC 颗粒除了可以在 TiAl 基体中多尺度沉淀析出并形成增强体颗粒弥散分布状态, 还可以显著细化 TiAl 合金的凝固组织和片层结构, 在沉淀强化和细晶强化的共同作用下有效提升复合材料的韧性^[33,38-39]。Kakitsuji 等^[40]对组织细化的体积分数 3.3% Ti₂AlN/TiAl 复合材料进行了三点弯曲试验和断裂韧性性能测试。结果表明, 复合材料具有 0.3%~1.0% 的塑性应变, 几乎等于甚至大于 TiAl 基体合金的塑性应变; TiAl 基体中的弥散 Ti₂AlN 颗粒阻碍了裂纹扩展, 复



a 片层团边界处的初生 Ti₂AlN 相



b γ 晶粒内的二次 Ti₃AlN 相 (P 相)

图 2 Ti₂AlN/TiAl 复合材料的显微组织^[35]

Fig.2 Microstructures of Ti₂AlN/TiAl composite^[35]

合材料的断裂韧性从非增强 TiAl 合金的 11.5 MPa·m^{1/2} 提高到 13.0~14.9 MPa·m^{1/2}。然而, 随着 Ti₂AlN 相体积分数的增加, 尽管因异质形核点数量增加而获得了具有更小片层团尺寸的 γ -TiAl 基体组织, 但是 N 元素过饱和度过大致使 Ti₂AlN 相粗化而增大了片层厚度, 对复合材料的力学性能, 尤其对材料的塑性产生了负面影响。Liu 等^[41]研究表明, 随着 Ti₂AlN 体积分数从 3% 上升至 5%, 复合材料的断口将由脆性解理断裂和韧性断裂共存的混合断裂特征转变为单一的脆性断裂特征。与上述 Ti₂AlN 的影响规律相似, 过高含量的 Ti₂AlC 也会降低复合材料的力学性能。Lapin 等^[34,42]研究表明, 随着 Ti₂AlC 体积分数从 5.9% 增大至 20%, TiAl 基复合材料断裂韧性从 18.4 MPa·m^{1/2} 降低至 14.7 MPa·m^{1/2}, 抗压强度和屈服强度也显著下降。由此可知, 低体积分数 (3%~5%) 的 Ti₂AlC、Ti₂AlN 颗粒含量 (对应原子数分数 1%~1.4% C、N 元素含量) 是保证 TiAl 基体中晶粒、片层尺寸细化, 且具备优异强度及韧性的关键^[42-44]。

类似于 Ti₂AlC、Ti₂AlN 等 MAX 相颗粒, 原位自生的 TiB₂ 颗粒相也能显著细化 TiAl 基体组织^[45], TiB₂ 体积分数为 2% 时具有最好的细化作用^[29]。45XD 合金即是利用 TiB₂ 及在片层中析出的二次 TiB₂ 颗粒来提高材料力学性能的^[46]。随着 TiB₂ 颗粒含量的增加, 复合材料强度显著提升, Hirose 等^[46]研究表明, 体积分数 5% 的 TiB₂_p/TiAl 复合材料的室温抗拉强度达到了 550 MPa, 比 TiAl 基体高 140 MPa, 在 900 °C 下

的高温抗拉强度比 TiAl 基体高 65 MPa。但是当 TiB₂ 体积分数超过 5% 时, TiB₂ 会产生局部团簇现象, 容易成为裂纹源, 使得材料强度和塑性均出现大幅下降。

由此可见, 尽管非金属颗粒的加入可以显著提高 TiAl 的室温/高温强度, 但是碍于增强体的硬脆特性, 其对复合材料韧性提升的贡献相当有限, 高体积分数的非金属颗粒甚至会导致复合材料力学性能的恶化。目前, 非金属颗粒增强 TiAl 基复合材料的断裂韧性普遍低于 20 MPa·m^{1/2}。仅有含低体积分数 TiB₂ 颗粒的 TiAl 基复合材料具备一定的应用前景, 如美国 GE 公司已经开发了 Ti-47Al-2Mo-2Mn-0.8%TiB₂ 熔模铸造产品^[29]。

1.2 金属颗粒增强 TiAl 基复合材料

相比于硬脆的非金属颗粒, 金属颗粒自身具有高韧性、易变形特征, 往往可以有效提高 TiAl 的韧性。目前对于金属颗粒强韧化 TiAl 基复合材料的研究主要分为 Nb 颗粒和 TiNb 颗粒两种。

Yang 等^[47]和 Wang 等^[48]用 SPS 方法制备了颗粒体积分数为 11% 的 Nb_p/TiAl 复合材料, 强韧性的 Nb 颗粒可以有效吸收能量, 界面反应生成的 B2 相也可以与裂纹发生交互作用, 诱导裂纹分叉, 最终得到的复合材料断裂韧性高达 28.7 MPa·m^{1/2}, 在 850 °C 时复合材料的抗压强度依然高达近 550 MPa。Li 等^[49]通过 HIP 法制备了低增强体体积分数的 2% Nb_p/TiAl 复合材料, 其韧性显著提升至 12.9 MPa·m^{1/2}。除此之外, Venkateswara Rao 等^[50]用“真空热压+锻造”两步法制备的体积分数 20% 的 Nb_p/TiAl 基复合材料的断裂韧性为 21.2 MPa·m^{1/2}, 同时证明了 Nb 颗粒的大量脱粘使其具有优异的抗疲劳裂纹扩展能力, 可以提高 TiAl 基复合材料的疲劳寿命。

而 TiNb 颗粒在提升 TiAl 基复合材料韧性方面比 Nb 颗粒更有优势。含有体积分数为 20% TiNb 颗粒的 TiAl 基复合材料断裂韧性可以高达 40 MPa·m^{1/2}, 约为 Nb_p/TiAl 复合材料的 2 倍, 是同成分 TiAl 合金基体的 5 倍。这是由于, TiNb 合金颗粒的存在不仅可以使裂纹尖端钝化, 从而抑制裂纹扩展, 还可以依靠相比于 Nb 颗粒更加优异的高强特性来提高材料的承载能力, 使获得的复合材料断裂韧性远高于 Nb_p/TiAl 复合材料。然而当温度升高至 650 °C 时, TiNb 颗粒的强度会出现退化, 使得 TiNb_p/TiAl 复合材料的断裂韧性下降至 27 MPa·m^{1/2}。即便如此, 直至温度升高至 TiAl 基体的韧脆转变温度之上, TiNb_p/TiAl 复合材料的断裂韧性都一直远高于 TiAl 基体的断裂韧性^[51]。

由此可见, 金属颗粒增强体对于 TiAl 基复合材料韧性的提升效果要比非金属颗粒更显著, 其断裂韧性普遍在 20 MPa·m^{1/2} 以上。然而, 目前国内外关于金属颗粒增强 TiAl 基复合材料的研究较少, 增强体

种类颇具局限性, 这主要与金属颗粒与 TiAl 基体的界面反应严重有关。金属颗粒在复合化过程中会受到反应侵蚀并产生硬脆的金属间化合物, 削弱复合材料的力学性能^[52]。而 Nb、TiNb 与 TiAl 的界面反应产物相对单一, 主要以 β 相、α₂ 相为主, 均属于 TiAl 基体的主要组成相, 故在众多金属颗粒增强体中更具竞争力^[53]。虽然金属颗粒的增韧效果显著, 但金属颗粒在高温下会因再结晶而出现强度退化, 使得复合材料的高温强度有恶化倾向, 这也是限制其进一步应用的重要原因。相比于金属颗粒, 学者们对金属纤维增强 TiAl 基复合材料的研究更加深入且广泛。

2 连续纤维增强 TiAl 基复合材料的研究现状

连续纤维在改善 TiAl 合金韧性方面具有很大的潜力, 然而 TiAl 基复合材料较高的成型温度及高温下 Ti 元素较强的活性为 TiAl 基复合材料的进一步研究带来一系列挑战, 国内外许多学者对此展开了广泛而深入的研究, 主要集中在两方面: 一是针对不同的复合材料体系采用不同的增强纤维, 主要包括非金属纤维和金属纤维两大类; 二是改善复合材料界面形态, 即通过不同方式在纤维表面涂覆涂层, 达到调控纤维/基体界面的目的。

2.1 非金属纤维增强 TiAl 基复合材料

用于增强 TiAl 合金的非金属纤维主要包括 C、SiC、Al₂O₃ 等单体纤维, 其具有熔点高、密度小、抗拉强度高及弹性模量大等特点, 是研究者早期主要的关注对象。Cui 等^[54]制备的石墨烯-C_f/TiAl 复合材料, 其压缩断裂应变从 16% 提升至 26.27%, 压缩强度由 1 801 MPa 提升至 2 312 MPa。然而, 石墨烯和碳纤维均会与 TiAl 基体发生剧烈的化学反应生成 TiC, 反而造成 C 纤维结构被破坏, 进一步加强了 TiAl 基体的脆性特性。Vecchio 等^[55]制备的 Al₂O₃ 长纤维增韧 TiAl 基复合材料断裂韧性达到 23.3 MPa·m^{1/2}, 这主要得益于 Al₂O₃ 纤维较高的抗拉强度及基体中残留的 Al 液对裂纹的钝化作用。而 Al₂O₃ 纤维在制备过程中会加入 SiO₂ 作为粘结剂和晶粒细化剂^[56], Si 元素的引入造成界面处形成脆性 Ti₅Si₃ 相, 同时, Al₂O₃ 纤维在高温下也会逐渐被基体元素侵蚀破坏, 造成复合材料性能的逐步退化^[57]。Yu 等^[58]制备的 W 芯 SiC 长纤维增韧叠层型 TiAl 基复合材料的室温断裂韧性达到了 37 MPa·m^{1/2}, 与高温合金的韧性相当; 但层叠材料在高温下分层开裂现象严重, 导致其高温性能不佳。沈莹莹等^[59]制备的 SiC 纤维增强 TiAl 复合材料的室温抗拉强度相比基体材料提高了 7%, 800 °C 高温拉伸强度提高了 14%。对其断口的分析结果表明,

SiC 纤维与 TiAl 基体反应形成 TiC 及 Ti_5Si_3 脆性反应层, 导致界面结合强度高或过低, 仅有极少量界面结合适量的纤维, 从而起到了增强作用, 这可能是复合材料性能提升不明显的主要原因。

纤维/基体界面性能及增强纤维的热稳定性是决定 TiAl 基复合材料宏观性能至关重要的因素。界面层的存在主要是为了改变基体与增强体间的性能匹配关系。界面结合强度越低, 纤维在复合材料受载过程中被拔出得越长, 复合材料的断裂应变也越高, 但强度和断裂韧性都会大幅下降; 而纤维/基体间适度的界面反应可以使纤维/基体具有强度适中的结合力, 在受载过程中不仅有利于将基体载荷传递至纤维, 达到强化效果, 而且可以通过裂纹弯曲、偏转、分叉及纤维脱粘、桥联、拔出等机制消耗断裂能, 延缓裂纹扩展, 从而在宏观上表现出较高的韧性和塑性^[60]。除了需要考虑纤维与 TiAl 基体间的化学相容性外, 物理特性也是影响界面性能的重要因素。基体与纤维间热膨胀系数的不匹配会导致复合材料界面处存在很大的热残余应力, 受载时界面处过早开裂而使材料性能恶化。而高温下 C、SiC 纤维与 TiAl 基体的界面反应难以控制, 易生成脆性的 TiC 反应层, 造成界面处残留热应力。同时, 非金属纤维呈脆性的断裂模式, 加剧了 TiAl 合金的脆性特征。此外, TiB_2 、SiC、C 纤维不仅易与 TiAl 基体反应, 而且热膨胀系数远小于 TiAl 基体, 界面处性能的不匹配也会造成裂纹的形成, 使得其对 TiAl 合金的增韧效果远低于预期。最后, 这些非金属纤维多从国外进口, 成本高、工程化应用困难。

2.2 金属纤维增强 TiAl 基复合材料

金属纤维兼具了非金属纤维无可比拟的优良塑性和韧性, 因而在对脆性较强的 TiAl 基合金的强韧化方面具有非常大的潜力。研究证明, 当引入 Mo、W、Ta、Nb、Ti、TiNb 等金属纤维时, TiAl 基复合材料的强度、弹性模量、延性及断裂韧性都有明显的提高。Zhou 等^[61]利用粉末冶金法制备了 Mo_f/TiAl 基复合材料, 其断裂韧性为 $24.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 相比于基体提高了 81%。Zhou 等^[62]制备了 Ta_f/TiAl 基复合材料, 相比基体材料, 其断裂韧性提升了 58%。朱纳新等^[63]用粉末热压工艺和框架纤维缠绕方法制备了 Nb、TiNb 连续纤维增韧的 TiAl 基复合材料, 复合材料的断裂韧性分别提升至 37、32 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (非标准试样)。王微等^[64]采用熔模精密铸造和离心浇注工艺制备了连续 Nb 纤维增韧 TiAl 基复合材料, 其冲击韧性 (α_k) 达到 8.3 J/m^2 , 是基体材料的 3 倍。Li 等^[53]还研究发现, TiNb 合金纤维的组织对 TiNb/TiAl 复合材料性能有较大的影响, 利用 α -Ti 强化后的 TiNb 纤维增强 TiAl 基复合材料的断裂韧性达到 $20.81 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,

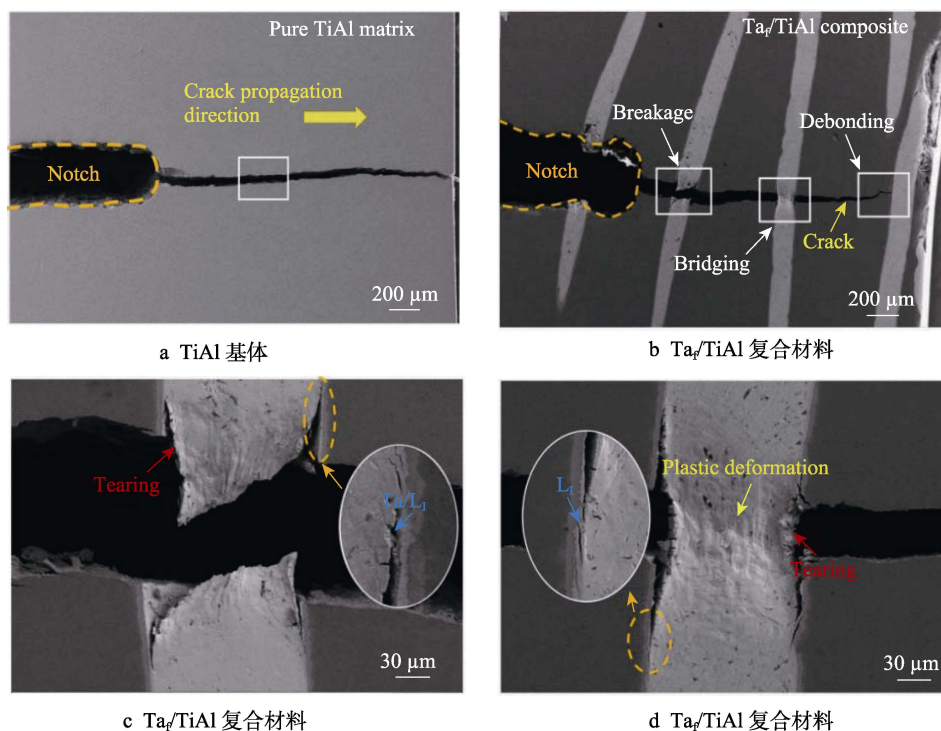
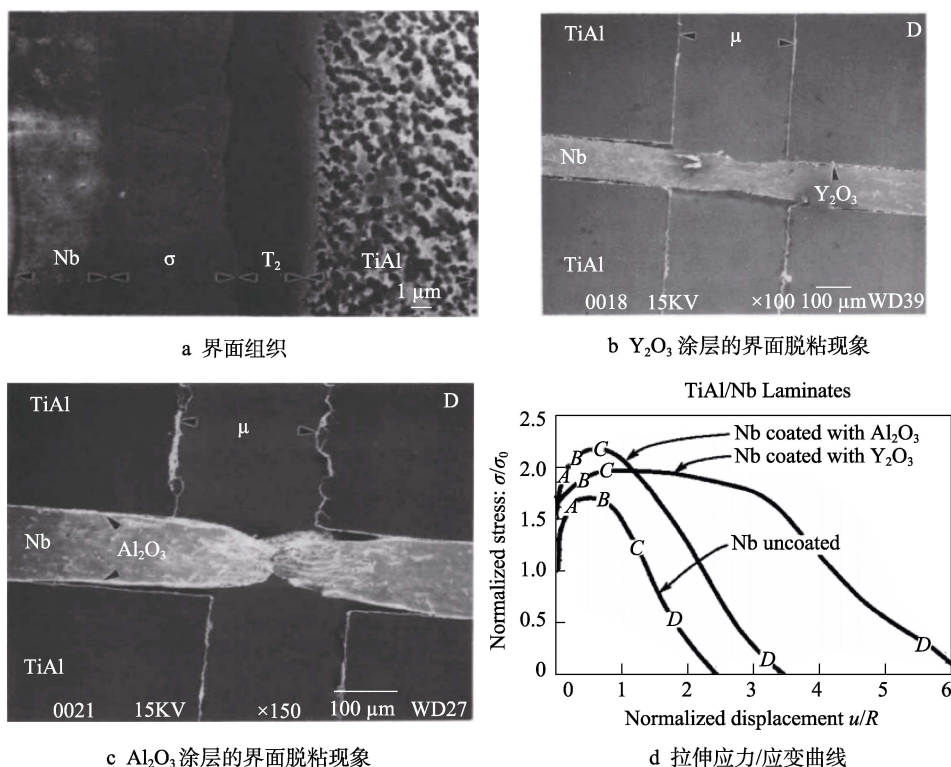
较于基体材料提高了 83.83%。相比之下, 纯金属 Nb 纤维在热条件下会遭遇一定程度的再结晶软化, 而纤维强度的降低不利于复合材料性能的进一步提升, 这可能是 TiNb 合金纤维增强的 TiAl 基复合材料性能提升更加显著的原因。

与非金属纤维相似, 金属纤维与 TiAl 基体也会发生一定的界面反应, 生成脆性化合物。该类脆性产物与金属纤维间形成弱结合界面, 有助于纤维/基体界面脱粘与裂纹的偏转^[61-63], 如图 3 所示。金属纤维优异的塑性使得扩展至界面处的裂纹尖端发生钝化, 防止裂纹迅速穿过界面甚至纤维而造成破坏性断裂。此外, 受载过程中金属纤维的塑性变形可消耗大量断裂能。由图 3 可知, 在变形过程中, Ta 纤维/TiAl 界面发生脱粘, 且 Ta 纤维发生了明显的塑性变形, 从而提高了断裂韧性^[62]。然而, 界面结合强度与界面反应程度有很大关联, 若反应过于强烈, 界面处的残余应力反而会导致裂纹产生, 使得界面处过早开裂, 进而降低 TiAl 基复合材料的强度和韧性。此外, 该种反应界面在后续热调控或服役过程中极不稳定, 使 TiAl 复合材料的性能无法得到有效保障。因此, 防护性涂层是一种改善纤维与基体界面的重要方法。

2.3 纤维涂层制备工艺及应用现状

在 TiAl 基复合材料制备过程中, 由于温度和压力较高, 基体与纤维间的反应活性增强, 易加重界面反应并引起纤维损伤。同时, 基体与纤维间热膨胀系数的不匹配也会导致复合材料界面处存在很大的热残余应力, 加载过程中容易引起开裂, 从而加速材料失效。纤维表面涂层改性可很好地解决这类问题^[65-66]。一方面, 涂层本身即可修复纤维表面缺陷, 提高纤维性能; 另一方面, 涂层可以阻止纤维与基体的直接接触, 防止二者反应, 有效保护纤维免受反应损伤。此外, 适宜的涂层可减少基体与纤维热膨胀系数的不匹配性, 减小热应力的集中程度, 从而避免基体及纤维因热应力而产生的开裂现象。

Feng 等^[67]利用磁控溅射法在 SiC 纤维表面沉积了 Mo 涂层, 通过高温处理与 TiAl 基体发生反应使界面产生韧性相, 从而提高了界面处的协调变形能力。何贵玉等^[68]采用物理气相沉积方法在 Ti 纤维表面沉积了 $2.65 \mu\text{m}$ 的 Al_2O_3 涂层, 使得 Ti 纤维与 TiAl 基体的反应层厚度由 $30 \mu\text{m}$ 减小至 $20 \mu\text{m}$, 弯曲强度由 449 MPa 提升至 573 MPa。Dève 等^[69]采用磁控溅射方法在薄 Nb 板表面分别沉积了 $2 \mu\text{m}$ 厚的 Al_2O_3 和 Y_2O_3 涂层, 制备了 TiAl/Nb 的层叠材料。试验结果表明, 界面反应完全被抑制, 且得益于强度适当的弱界面结合, 复合材料的冲击韧性分别提高了 60% 和 220%。相较于 Al_2O_3 涂层, Y_2O_3 涂层的稳定性更好。如图 4 所示, 受到外界载荷时, 含 Y_2O_3 涂层优化的

图3 TiAl 基体及 Ta_f/TiAl 复合材料三点弯曲裂纹扩展图^[62]Fig.3 Three-point bending crack growth diagram of the TiAl matrix and Ta_f/TiAl composite^[62]图4 涂层后的 Nb/TiAl 层叠材料界面形貌及界面脱粘现象^[69]Fig.4 Interfacial morphology and debonding of Nb/TiAl laminated materials after coating^[69]

界面脱粘长度明显大于含 Al₂O₃ 涂层优化的界面，因此，复合材料的断裂韧性提升更加显著。但是界面的结合并不是越弱越好，研究发现，材料韧性的提升与增强体的屈服强度及界面结合强度息息相关^[69]。增强体的屈服强度大于界面结合强度时，有助于纤维脱粘

的发生；但结合强度过小时，裂纹虽然更易在界面处扩展，但其消耗的断裂能却十分有限，反而不利于断裂韧性的提升。由此可见，引入适宜的涂层确实是减缓纤维界面反应、调控界面组织，进而提升复合材料宏观性能的有效途径。

传统的涂层制备方法有气相沉积法、化学电镀法、溶胶-凝胶法等。气相沉积法制备的涂层厚度容易控制,但对设备真空度要求高,而且沉积速率缓慢,不适用于大批量纤维涂层的制备^[67-68]。化学电镀法制备工艺简单、成本低,适用于制备金属涂层^[70];溶胶-凝胶法制备成本低,但工序较为繁杂,且溶液与金属纤维的润湿性不好,导致涂层孔隙率高且厚度不均匀^[71]。Li 等^[72]首次将阴极等离子电解沉积技术

(CPED) 用于制备 TiNb 纤维表面涂层,在沉积电压 300~400 V、沉积时间 4 min 时获得相对致密且均匀的 Al_2O_3 涂层,该涂层不仅有效修复了纤维表面由于拉拔作用产生的孔洞缺陷,还提高了纤维的力学性能,如图 5 所示。该方法直接在大气下进行,所需设备简单、成本低、制备涂层高效,易实现工程化应用,是一种极具发展潜力和应用前景的金属纤维涂层技术^[73-74]。

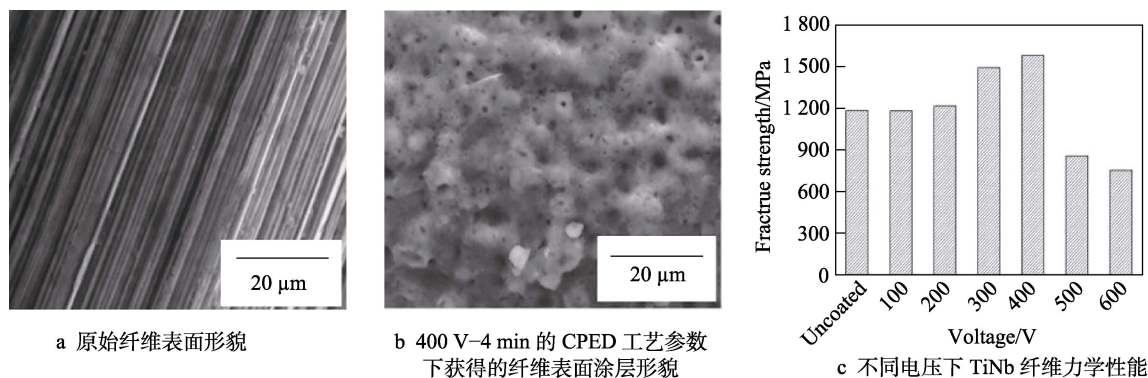


图 5 NbTi 纤维表面形貌及其力学性能^[72]

Fig.5 Surface morphology and mechanical properties of NbTi fiber^[72]

3 总结和展望

目前,“复合化”成为突破 TiAl 固有的低拉伸应变和较低断裂韧性瓶颈的主要思路和手段之一。近年来 TiAl 基复合材料中选用的增强体可分为金属类增强体和非金属类增强体,所对应复合材料特性总结如下。

1) 非金属颗粒、纤维增强体主要用于提升 TiAl 基复合材料的强度,但碍于硬脆特性及与基体间严重的热失配现象,其对复合材料韧性的提升效果并不明显。其中,加入低体积分数的非金属颗粒可以实现复合材料强度与韧性双增,但断裂韧性依旧普遍小于 $20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。此外,高体积分数非金属增强体的加入会使得复合材料的力学性能发生显著恶化。

2) 相比之下,金属颗粒、金属纤维增强体对脆性 TiAl 基体起到的增韧效果更为显著,复合材料的断裂韧性甚至可以超过 $30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,这主要得益于金属增强体自身优异的韧性特征。然而,金属增强体与基体之间的界面反应难以避免,且反应界面在后续热调控或服役过程极不稳定,使 TiAl 复合材料的性能无法得到有效保障。通过金属增强体表面涂层改性,可以有效避免金属增强体与 TiAl 基体的界面反应问题,获得“洁净”的界面。此外,金属增强体在高温下会存在再结晶软化现象,将直接导致复合材料高温性能尤其是高温强度的退化。

3) 综合非金属和金属增强 TiAl 基复合材料的特性,在金属纤维有效增韧的基础上进一步加入非金属

颗粒增强体对复合材料进行高温补强是必要的,尤其是原位自生 MAX 相颗粒或 TiB_2 颗粒可以为 TiAl 复合材料高温强度的提升提供有力保障。因此,设计一类由非金属颗粒增强、金属纤维增韧协同作用的多尺度强韧化 TiAl 基复合材料,将有望同时提升材料的室温韧性与高温强度。

参考文献:

- [1] KARTAVYKH A V, KALOSHKIN S D, CHERDYNTSEV V V, et al. Application of Microstructured Intermetallides in Turbine Manufacture. Part 1: Present State and Prospects (a Review)[J]. Inorganic Materials: Applied Research, 2013, 4(1): 12-20.
- [2] CLEMENS H, MAYER S. Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.
- [3] BEWLAY B P, WEIMER M, KELLY T, et al. The Science, Technology, and Implementation of TiAl Alloys in Commercial Aircraft Engines[J]. MRS Online Proceedings Library, 2013, 1516(1): 49-58.
- [4] SMARSLY W, ESSLINGER J, CLEMENS H. MTU, Germany, Research and Development Results Presented at GTA-2014[C]. San Diego: TMS, 2014.
- [5] HABEL U, HEUTLING F, KUNZE C, et al. Forged Intermetallic γ -TiAl Based Alloy Low Pressure Turbine Blade in the Geared Turbofan[M]//Proceedings of the 13th World Conference on Titanium. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2016: 1223-1227.

- [6] SUN Z M, KOBAYASHI T, FUKUMASU H, et al. Tensile Properties and Fracture Toughness of a Ti-45Al-1.6Mn Alloy at Loading Velocities of up to 12 m/s[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, 29(1): 263-277.
- [7] KIM Y W, KIM S L. Advances in Gammalloy Materials-Processes-Application Technology: Successes, Dilemmas, and Future[J]. *JOM*, 2018, 70(4): 553-560.
- [8] WANG Qiang, DING Hong-sheng, ZHANG Hai-long, et al. Influence of Mn Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of a Directionally Solidified γ -TiAl Alloy[J]. *Materials Characterization*, 2018, 137: 133-141.
- [9] LORETTO M H, WU Z, CHU M Q, et al. Deformation of Microstructurally Refined Cast Ti46Al8Nb and Ti46Al8Ta[J]. *Intermetallics*, 2012, 23: 1-11.
- [10] CHEN Guang, PENG Ying-bo, ZHENG Gong, et al. Polysynthetic Twinned TiAl Single Crystals for High-Temperature Applications[J]. *Nature Materials*, 2016, 15(8): 876-881.
- [11] DJANARTHANY S, VIALA J C, BOUIX J. An Overview of Monolithic Titanium Aluminides Based on Ti₃Al and TiAl[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2001, 72(3): 301-319.
- [12] 周毅. Mo₆/TiAl 复合材料的制备及变形断裂行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013: 24-25.
ZHOU Yi. Study on Fabrication of Mo₆/TiAl Composites and Their Deformation and Fracture Behavior[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013: 24-25.
- [13] 李振亚. Nb 丝增韧 TiAl/Ti₅Si₃ 复合材料铸造成形及组织和性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012: 12.
LI Zhen-ya. Research on Casting and Microstructures and Properties of TiAl/Ti₅Si₃ Matrix Composites Toughened by Nb Wires[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012: 12.
- [14] 梁飞, 赵婧. 晶须增韧陶瓷基复合材料匹配原则及影响因素[J]. *陶瓷*, 2018(9): 59-64.
LIANG Fei, ZHAO Jing. Matching Principle and Influencing Factors of Whisker Toughened Ceramic Matrix Composites[J]. *Ceramics*, 2018(9): 59-64.
- [15] 陈武. 熔铸法制备 Nb 丝增韧 Ti-48Al-2Cr 复合材料及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013: 12.
CHEN Wu. Research on Microstructures and Properties of Nb Wires Reinforced Ti-48Al-2Cr Composites Made by Melting-Casting Process[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013: 12.
- [16] 何贵玉, 储双杰. 纤维增强钛铝金属间化合物基复合材料[J]. *纤维复合材料*, 1994, 11(1): 22-27.
HE Gui-yu, CHU Shuang-jie. Fiber Reinforced Ti-Al Intermetallic Compound Matrix Composites[J]. *Fiber Composites*, 1994, 11(1): 22-27.
- [17] 王文生, 阎蕴琪, 李中奎. 纤维增强 TiAl 基复合材料的研究[J]. *钛工业进展*, 2003, 20(2): 5-8.
WANG Wen-sheng, YAN Yun-qi, LI Zhong-kui. Study on Fiber Reinforced TiAl Matrix Composites[J]. *Titanium Industry Progress*, 2003, 20(2): 5-8.
- [18] BARSOUM M W, BRODKIN D, EL-RAGHY T. Layered Machinable Ceramics for High Temperature Applications[J]. *Scripta Materialia*, 1997, 36(5): 535-541.
- [19] BARSOUM M W, EL-RAGHY T, ALI M. Processing and Characterization of Ti₂AlC, Ti₂AlN, and Ti₂AlC_{0.5}N_{0.5}[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(7): 1857-1865.
- [20] BYEON J W, LIU J, HOPKINS M, et al. Microstructure and Residual Stress of Alumina Scale Formed on Ti₂AlC at High Temperature in Air[J]. *Oxidation of Metals*, 2007, 68(1/2): 97-111.
- [21] WANG Xiao-hui, ZHOU Yan-chun. Solid-Liquid Reaction Synthesis and Simultaneous Densification of Polycrystalline Ti₂AlC[J]. *Zeitschrift Für Metallkunde*, 2002, 93(1): 66-71.
- [22] BARSOUM M, EL-RAGHY T. The MAX Phases: Unique New Carbide and Nitride Materials[J]. *American Scientist*, 2001, 89(4): 334.
- [23] 薛轶, 王华明. 激光熔炼 TiCo/Ti₅Si₃ 双相金属间化合物合金组织及耐磨性[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(12): 2194-2198.
XUE Yi, WANG Hua-ming. Microstructure and Wear Resistance of Laser Melted TiCo/Ti₅Si₃ Dual-Phase Intermetallic Alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(12): 2194-2198.
- [24] 刘明. 原位合成 Ti₅Si₃ 基复合材料及其性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2012: 7.
LIU Ming. Synthesis and Properties of Ti₅Si₃ Matrix In-Situ Composites[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2012: 7.
- [25] 姚强, 邢辉, 郭文渊, 等. Ti-Nb 合金 β 结构稳定性和弹性性质[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(1): 126-131.
YAO Qiang, XING Hui, GUO Wen-yuan, et al. β Phase Stability and Elastic Property of Ti-Nb Alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(1): 126-131.
- [26] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology [M]. John Wiley & Sons, 2011.
- [27] 黄旭, 齐立春, 李臻熙. TiAl 基复合材料的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(11): 1845-1848.
HUANG Xu, QI Li-chun, LI Zhen-xi. Progress in Research of TiAl Matrix Composites[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35(11): 1845-1848.
- [28] 张伟. SiC 纤维增强 TiAl 基复合材料的微观组织研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2014.
ZHANG Wei. Studies on the Microstructure of SiC Fiber Reinforced TiAl Composites[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014.
- [29] 陈玉勇, 牛红志, 田竟, 等. 颗粒增强 TiAl 基复合材料的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(11):

- 2060-2064.
- CHEN Yu-yong, NIU Hong-zhi, TIAN Jing, et al. Research Progress of Particulates Reinforced TiAl Based Composites[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(11): 2060-2064.
- [30] XIANG Liu-yi, WANG Fen, ZHU Jian-feng, et al. Mechanical Properties and Microstructure of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}$ in Situ Composites Doped with Cr[J]. Rare Metals, 2011, 30(1): 482-485.
- [31] ZHU Jian-feng, YANG Wen-wen, YANG Hai-bo, et al. Effect of Nb_2O_5 on the Microstructure and Mechanical Properties of TiAl Based Composites Produced by Hot Pressing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(21): 6642-6646.
- [32] PENG L M, LI Z, LI H, et al. Microstructural Characterization and Mechanical Properties of $\text{TiAl-Al}_2\text{Ti}_4\text{C}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ in Situ Composites by Hot-Press-Aided Reaction Synthesis[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 414(1-2): 100-106.
- [33] PERDRIX F, TRICHET M F, BONNENTIEN J L, et al. Influence of Nitrogen on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-48Al Alloy[J]. Intermetallics, 2001, 9(2): 147-155.
- [34] LAPIN J, ŠTAMBOŘSKÁ M, PELACHOVÁ T, et al. Fracture Behaviour of Cast In-Situ TiAl Matrix Composite Reinforced with Carbide Particles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 721: 1-7.
- [35] LIU Yi-wen, HU Rui, ZHANG Tie-bang, et al. Microstructure Evolution and Nitrides Precipitation in In-Situ $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{TiAl}$ Composites during Isothermal Aging at 900 °C[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(5): 1372-1378.
- [36] GOUMA P I, KARADGE M. In Situ Observation of Carbide and Silicide Precipitation in C+Si Alloyed $\gamma\text{-TiAl}$ [J]. Materials Letters, 2003, 57(22/23): 3581-3587.
- [37] TIAN W H, NEMOTO M. Effect of Carbon Addition on the Microstructures and Mechanical Properties of $\gamma\text{-TiAl}$ Alloys[J]. Intermetallics, 1997, 5(3): 237-244.
- [38] GABRISCH H, STARK A, SCHIMANSKY F P, et al. Investigation of Carbides in Ti-45Al-5Nb-xC Alloys ($0 \leq x \leq 1$) by Transmission Electron Microscopy and High Energy-XRD[J]. Intermetallics, 2013, 33: 44-53.
- [39] PERDRIX F, TRICHET M F, BONNENTIEN J L, et al. Relationships between Interstitial Content, Microstructure and Mechanical Properties in Fully Lamellar Ti-48Al Alloys, with Special Reference to Carbon[J]. Intermetallics, 2001, 9(9): 807-815.
- [40] KAKITSUJI A, MIYAMOTO H, MABUCHI H, et al. Microstructure and Mechanical Properties of $\text{TiAl}/\text{Ti}_2\text{AlN}$ Composites Prepared by Combustion Synthesis[J]. Materials Transactions, 2001, 42(9): 1897-1900.
- [41] LIU Yi-wen, HU Rui, YANG Jie-ren, et al. Tensile Properties and Fracture Behavior of In-Situ Synthesized $\text{Ti}_2\text{AlN}/\text{Ti48Al2Cr2Nb}$ Composites at Room and Elevated Temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 679: 7-13.
- [42] LAPIN J, KLIMOVÁ A, GABALCOVÁ Z, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Cast In-Situ TiAl Matrix Composites Reinforced with $(\text{Ti}, \text{Nb})_2\text{AlC}$ Particles[J]. Materials & Design, 2017, 133: 404-415.
- [43] NAM C Y, OH M H, KUMAR K S, et al. Effect of Nitrogen on the Mean Lamellar Thickness of Fully Lamellar TiAl Alloys[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(6): 441-446.
- [44] YUKI I, AMANO N, UOZUMI M, et al. Effect of Nitrogen Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Cast γ Titanium Aluminide Alloys[J]. Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, 1994, 58(5): 564-570.
- [45] BRYANT J D, CHRISTODOULOU L, MAISANO J R. Effect of TiB_2 Additions on the Colony Size of near Gamma Titanium Aluminides[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(1): 33-38.
- [46] HIROSE A, HASEGAWA M, KOBAYASHI K F. Microstructures and Mechanical Properties of TiB_2 Particle Reinforced TiAl Composites by Plasma Arc Melting Process[J]. Materials Science and Engineering: A, 1997, 239-240: 46-54.
- [47] YANG Xin, XI Zheng-ping, LIU Yong, et al. Microstructure and Fracture Toughness of a TiAl-Nb Composite Consolidated by Spark Plasma Sintering[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(11): 2628-2632.
- [48] WANG Li, LIANG Xiao-peng, JIANG Fu-qing, et al. Phase Transformation and Deformation Behavior of a TiAl-Nb Composite under Quasi-Static and Dynamic Loadings[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 829: 142155.
- [49] LI Jian-bo, LIU Bin, WANG Yan, et al. A Study on the Zener-Holloman Parameter and Fracture Toughness of an Nb-Particles-Toughened TiAl-Nb Alloy[J]. Metals, 2018, 8(4): 287.
- [50] VENKATESWARA RAO K T, ODETTE G R, RITCHIE R O. Ductile-Reinforcement Toughening in $\Gamma\text{-TiAl}$ Intermetallic-Matrix Composites: Effects on Fracture Toughness and Fatigue-Crack Propagation Resistance[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42(3): 893-911.
- [51] VENKATESWARA RAO K T, RITCHIE R O. High-Temperature Fracture and Fatigue Resistance of a Ductile $\beta\text{-TiNb}$ Reinforced $\gamma\text{-TiAl}$ Intermetallic Composite[J]. Acta Materialia, 1998, 46(12): 4167-4180.
- [52] LI Jin-guang, HU Rui, YANG Jie-ren, et al. Evolution and Micromechanical Properties of Interface Structures in $\text{TiNb}_f/\text{TiAl}$ Composites Prepared by Powder Metallurgy[J]. Journal of Materials Science, 2020, 55(26): 12421-12433.
- [53] LI Jin-guang, HU Rui, ZHOU Mi, et al. Performance Assessment of $\text{TiNb}_f/\text{TiAl}$ Composites with Different Fiber Structural Characteristics[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 11: 2265-2276.

- [54] CUI Sen, CUI Chun-xiang, XIE Jia-qi, et al. Carbon Fibers Coated with Graphene Reinforced TiAl Alloy Composite with High Strength and Toughness[J]. Scientific Reports, 2018, 8: 2364.
- [55] VECCHIO K S, JIANG Feng-chun. Fracture Toughness of Ceramic-Fiber-Reinforced Metallic-Intermetallic-Laminate (CFR-MIL) Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 649: 407-416.
- [56] HAN Yu-qiang, LIN Chun-fa, HAN Xiao-xiao, et al. Fabrication, Interfacial Characterization and Mechanical Properties of Continuous Al_2O_3 Ceramic Fiber Reinforced Ti/ Al_3Ti Metal-Intermetallic Laminated (CCFR-MIL) Composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 688: 338-345.
- [57] ZHOU Mi, HU Rui, LI Jin-guang, et al. Erosion Behaviors and the Control of Fiber Structure in Al_2O_3 / TiAl Composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 882: 160734.
- [58] YU Wen-bo, ZHU Kai, AMAN Y, et al. Bio-Inspired Design of SiC_f -Reinforced Multi-Layered Ti-Intermetallic Composite[J]. Materials & Design, 2016, 101: 102-108.
- [59] 沈莹莹. 真空吸铸法制备 $\text{SiC}_f/\gamma\text{-TiAl}$ 复合材料界面反应及力学性能研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2021: 59-75.
- SHEN Ying-ying. The Interfacial Reaction and Mechanical Properties of $\text{SiC}_f/\gamma\text{-TiAl}$ Composites Prepared by Suction Casting[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021: 59-75.
- [60] GOO G K, GRAVES J A, MECARTNEY M L. Interfacial Reaction of Coated SiC Fibers with Gamma-TiAl[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992, 26(7): 1043-1048.
- [61] ZHOU Yi, SUN Dong-li, WANG Qing, et al. Effect of Fabrication Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Unidirectional Mo-Fiber Reinforced TiAl Matrix Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 575: 21-29.
- [62] ZHOU Mi, HU Rui, LI Jin-guang, et al. Investigations of Interfacial Reaction and Toughening Mechanisms of Ta Fiber-Reinforced TiAl-Matrix Composites[J]. Materials Characterization, 2022, 183: 111584.
- [63] 朱纳新, 张太贤, 蔡学章. 用 Nb, TiNb 连续纤维增韧的 TiAl 基复合材料[J]. 稀有金属材料与工程, 1999, 28(1): 56-59.
- ZHU Na-xin, ZHANG Tai-xian, CAI Xue-zhang. TiAl Matrix Composites Toughened by Nb and TiNb Continuous Fibers[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1999, 28(1): 56-59.
- [64] 王微, 陈武, 彭德林. Nb 纤维/TiAl 复合材料力学性能[J]. 陕西理工大学学报(自然科学版), 2020, 36(2): 1-6.
- WANG Wei, CHEN Wu, PENG De-lin. Mechanical Properties of Nb Fiber/TiAl Composites[J]. Journal of Shaanxi University of Technology (Natural Science Edition), 2020, 36(2): 1-6.
- [65] LUO X, WANG Y Q, YANG Y Q, et al. Effect of C/Mo Duplex Coating on the Interface and Tensile Strength of $\text{SiC}_f/\text{Ti-21Al-29Nb}$ Composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 721: 653-660.
- [66] DU J, HÖSCHEN T, RASINSKI M, et al. Interfacial Fracture Behavior of Tungsten Wire/Tungsten Matrix Composites with Copper-Coated Interfaces[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(6): 1623-1629.
- [67] FENG Guang-hai, YANG Yan-qing. Improvement of Interfacial Compatibility of $\text{SiC}_f/\text{Ti-6Al-4V}$ Composites by Applying Fiber Coating and Heat Treatment[J]. Materials & Design, 2021, 210: 110042.
- [68] 何贵玉, 胡世平, 储双杰, 李烈凤, 张太贤, 蔡学章. 两种不同涂层的 Ti 纤维增强 TiAl 基复合材料[J]. 中国有色金属学报, 1996, 6(4): 110-113, 118.
- HE Gui-yu, HU Shi-ping, CHU Shuang-jie, et al. TiAl Matrix Composites Reinforced by Ti Fiber Coated with Y_2O_3 or Al_2O_3 [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 1996, 6(4): 110-113, 118.
- [69] DÈVE H E, EVANS A G, ODETTE G R, et al. Ductile Reinforcement Toughening of $\gamma\text{-TiAl}$: Effects of Debonding and Ductility[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1990, 38(8): 1491-1502.
- [70] ZHANG Jun-jia, LIU Shi-chao, LIU Jia-ming, et al. Electroless Nickel Plating and Spontaneous Infiltration Behavior of Woven Carbon Fibers[J]. Materials & Design, 2020, 186: 108301.
- [71] ZHU Cheng-nan, SU Yi-shi, ZHANG Di, et al. Effect of Al_2O_3 Coating Thickness on Microstructural Characterization and Mechanical Properties of Continuous Carbon Fiber Reinforced Aluminum Matrix Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 793: 139839.
- [72] LI Jin-guang, HU Rui, LIU Han-yuan, et al. Plasma Electrolytic Deposition of A- Al_2O_3 on TiNb Fibres and Their Mechanical Properties[J]. Ceramics International, 2021, 47(23): 32915-32926.
- [73] 张曙光. 阴极等离子电解沉积陶瓷涂层的结构性能及放电机理研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021: 7-15.
- ZHANG Shu-guang. Study on the Structure and Properties of Cathode Electrolytic Plasma Deposited Ceramic Coatings and Its Electrical Breakdown Mechanism[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2021: 7-15.
- WANG Shao-qing, XIE Fa-qin, WU Xiang-qing, et al. Microstructure and High Temperature Oxidation Behavior of the Al_2O_3 CPED Coating on TiAl Alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 828: 154271.