

具有扩散层的层状 Ti/TiNb 复合材料断裂行为

寇文娟¹, 尹雁飞², 周 峰¹, 史朝辉¹, 赵永庆²

(1. 空军工程大学, 陕西 西安 710051)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 通过放电等离子烧结与热轧相结合的工艺制备了具有扩散层的层状 Ti/TiNb 复合材料, 采用基于 SEM 的原位拉伸试验分析了不同状态复合材料的裂纹萌生与扩展行为, 研究了 Ti 组元的厚度以及扩散层的组织状态对复合材料断裂行为的影响。结果表明, 通过减小 Ti 组元的厚度, 能够有效控制其内形成的贯穿裂纹的长度, 进而延缓相邻 TiNb 层内剪切带的扩展; 扩散层的组织状态对于复合材料的断裂行为有着显著影响, 相比于具有“硬”扩散层的复合材料, 具有“软”扩散层的复合材料在拉伸断裂前形成了更多的裂纹和剪切带, 同时整体断裂后呈现出更加曲折的裂纹扩展路径。

关键词: 金属基复合材料; 层状结构; 扩散层; 裂纹萌生; 裂纹扩展

中图法分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)04-0945-07

1 引 言

钛及钛合金具有优异的综合力学性能, 如高的比强度、优良的耐热和耐低温性能、良好的抗冲击及抗疲劳性能等, 其作为重要的结构材料在各个工业领域都得到广泛的应用^[1-3]。但是随着现代科技和产业的高速发展, 日益严苛的服役环境对钛合金结构件的综合性能提出了更高的要求。而目前钛合金材料及制备方法趋于成熟, 通过传统材料设计与制备手段, 合金性能已难以获得大幅的提升。将钛合金与其他金属材料通过层状构型设计制备钛基层状复合材料, 可以在进一步发挥钛合金性能优势的同时弥补其部分性能的不足, 相关材料在航空航天、船舶、汽车、能源和医疗等领域表现出一定的应用潜力^[4-6]。

常见的钛基层状复合材料包括 Ti/Al^[7-8]、Ti/Ni^[9-10]、Ti/Fe^[6,11]、Ti/Cu^[12]、Ti/Nb^[13]和 Ti/Ti^[14-15]等。与传统均质材料相比, 影响层状金属复合材料力学行为的因素更多, 除了显微组织及相结构外, 界面状态、组元层厚度以及组元体积比等都对其力学行为有着显著影响。前期研究表明, 层状结构赋予了层状金属复合材料一系列区别于传统均质金属材料的力学行为, 包括背应力强化^[16]、应变硬化增强^[17]、局域应变延迟^[14,18]等, 这些变形行为能够一定程度缓解层状金属复合材料中不同组元间的变形不协调。

近年来, 围绕如何通过层状构型设计以及组织调控实现钛基层状复合材料各组元协同变形, 以优化其

强度-塑性匹配, 材料科学家已取得一系列成果。Huang 等^[7]研究了 Ti/Al 层状复合材料在变形过程中的应力应变演化。研究表明, 弹塑性变形阶段的应力分配促进了复合材料中应变的均匀分布; 组元间应变的相互转移有效缓解了 Ti 层中的应变集中, 而层间界面对 Al 层内微裂纹扩展的限制作用减缓了 Al 层的应力集中, 综合作用下使得复合材料获得了比单层 Ti 或 Al 板更优的延伸率。作者所在课题组前期研究了扩散层对层状 Ti/TiNb 复合材料变形行为的影响^[19]。研究表明, 扩散层的形成有效促进了应变在 Ti 和 TiNb 组元之间的传递, 同时 TiNb 组元在三轴应力状态的作用下发生晶粒旋转, 有效改善了 TiNb 组元的塑性变形能力, 使得层状 Ti/TiNb 复合材料具有比单层 Ti 或 TiNb 板更优的均匀延伸率。

目前, 关于钛基层状复合材料的研究主要集中在力学性能优化及变形行为调控等方面, 对于其断裂行为的研究较少。而铁基、铝基等其他层状复合材料的有关研究表明, 层状结构及层间界面的存在同样显著影响着复合材料中裂纹的萌生及扩展行为^[20-22]。因此, 通过调控钛基层状复合材料的结构参数或界面状态, 协调优化复合材料的变形与断裂行为, 有望实现钛基层状复合材料的强韧化。本研究针对具有扩散层的层状 Ti/TiNb 复合材料, 通过改变 Ti 组元的厚度以及界面处扩散层的组织状态, 对比研究裂纹的萌生与扩展行为差异, 分析组元厚度和界面状态对复合材料断裂行为的影响。

收稿日期: 2024-04-03

作者简介: 寇文娟, 女, 1987年生, 博士, 空军工程大学, 陕西 西安 710051, E-mail: kouwj531@163.com

2 实验

实验选用纯钛(TA1)和 TiNb(Ti-50Nb)合金的板/箔材作为原材料制备钛基层状复合材料,相关材料均由西北有色金属研究院提供。其中 TA1 为冷轧态的板/箔材,厚度为 600 和 190 μm 2 种,用于制备 2 种具有不同层状构型设计参数的钛基层状复合材料(层状 Ti/TiNb 复合材料的层状构型设计参数如表 1 所示);Ti-50Nb 合金为冷轧态的板材,厚度为 500 μm 。实验采用放电等离子烧结(SPS)与热轧相结合的工艺制备钛基层状复合材料,具体可分为 4 个步骤,包括板材表面预处理、板材堆叠、SPS 烧结以及多道次热轧制。其中经过 SPS 烧结的复合材料板材厚度约为 6 mm;轧制总变形量为 75%,经过轧制的复合材料板材厚度约为 1.5 mm。各步骤所涉及的具体工艺参数详见文献[14,19]。随后,对于具有层状构型 I 的轧制态层状 Ti/TiNb 复合材料,选取 800 $^{\circ}\text{C}$ /25 h 空冷(air cooling, AC)进行退火处理(简称为 11-800AC);对于具有层状构型 II 的轧制态层状 Ti/TiNb 复合材料,分别选取 800 $^{\circ}\text{C}$ /25 h AC 和 800 $^{\circ}\text{C}$ /25 h 水淬(water quenching, WQ)试样进行退火处理(分别简称为 17-800AC 和 17-800WQ)。

采用配有能谱仪(EDS)和电子背散射衍射仪(EBSD)的 JSM-6460 扫描电子显微镜(SEM)进行显微组织观察。相关样品的制备方法为首先采用 160#~2000# 砂纸进行打磨,随后通过电解抛光消除机械减薄过程中在样品表面引入的残余应力。电解抛光液采用体积比为 1:16 的高氯酸和冰乙酸混合溶液,设备电压为 50~60 V,电流为 0.7~1.0 A,温度为 0~20 $^{\circ}\text{C}$,抛光时间为 10~20 s。

采用配有 Gatan 加载系统的 ZEISS GeminiSEM 500 型扫描电镜,对不同状态的层状 Ti/TiNb 复合材料开展了原位拉伸试验。为了不破坏试样的层状构型,试验采用的是无缺口的原位拉伸试样。设备最大加载应力为 2000 N,拉伸速率选取为 0.05 mm/min,拉伸方向与试样的轧制方向(RD)平行,观察平面为 RD-ND 平面。在拉伸过程中,当试样承受的应力或应变达到预先设定的值后,设备维持当前加载状态使试样承受的应力/应变保持不变,同时对试样的组织及裂纹形貌进行观察。拉伸试验完成后对试样的断口形貌进行了观察,相关样品制备过程为首先采用电火花线切割机将断口部位切下,随后

置于无水乙醇中利用超声波清洗仪清洗 5 min 并烘干。

3 结果与分析

3.1 组织形貌与微区成分

轧制态层状 Ti/TiNb 复合材料的组织形貌如图 1 所示。由于 Ti 和 TiNb 组元间变形抗力的不同导致界面两侧变形不一致,轧制态复合材料的 Ti/TiNb 界面呈扭曲状。同时复合材料的层状构型完整,未发现界面开裂或局部组元层断裂等现象。对于具有层状构型 I 的层状 Ti/TiNb 复合材料,其内 Ti 组元厚度为 150~200 μm , TiNb 组元厚度为 100~150 μm ;对于具有层状构型 II 的层状 Ti/TiNb 复合材料,其内 Ti 组元厚度为 30~60 μm , TiNb 组元厚度为 100~150 μm 。经过轧制变形后,层状 Ti/TiNb 复合材料中 Ti 和 TiNb 组元的体积比未发生明显变化。

经 800 $^{\circ}\text{C}$ /25 h AC 退火后的层状 Ti/TiNb 复合材料(11-800 AC 和 17-800 AC)组织形貌如图 2 所示。由于退火温度高于 Ti 和 Ti-50Nb 合金的再结晶温度,经过长达 25 h 的退火处理后,复合材料中 Ti 层和 TiNb 层的晶粒均发生明显长大,且部分晶粒尺寸与层厚相当(图 2a 和 2d)。相应的 SEM 形貌及局部区域的能谱分析结果表明,在 Ti/TiNb 界面处形成了扩散层,扩散层的形状与 Ti/TiNb 界面的形状保持一致且厚度均匀(图 2b 和 2e)。扩散层的厚度为 30~35 μm ;扩散层内的 Nb 元素质量分数在 20%~50% 之间呈连续梯度分布(图 2c 和 2f)。经过退火后,层状 Ti/TiNb 复合材料的组元类型已由退火前的 Ti 和 TiNb 2 种转变为退火后的 Ti、扩散层和 TiNb 3 种。Ti/Zr 和 Ti/Ti(Mo)等层状复合材料中同样观察到类似的扩散层^[23-24]。此外,扩散层的形成导致 Ti 和 TiNb 组元的厚度减少,这一现象在 Ti 层厚度较薄的复合材料 17-800AC 中更加突出。对比图 1b 和图 2e 发现,原本厚 30~60 μm 的 Ti 层,由于扩散层的形成,厚度减少为 0~30 μm 。

对于层状 Ti/TiNb 复合材料,其中的 Ti 和 TiNb 组元分别为单一的 α 相和单一的 β 相结构,冷却速率对组元显微组织的影响可忽略不计。但是对于扩散层,其内 Nb 质量分数在 20%~50% 之间呈连续梯度分布,大部分区域与亚稳 β 钛合金类似,冷却速率的变化会显著改变其内的显微组织与相结构。对于复合材料 17-800AC 与 17-800WQ,二者组织结构方面的差异主要集中在扩散层。

表 1 层状 Ti/TiNb 复合材料的层状构型设计参数

Table 1 Design parameters of laminated structure of the laminated Ti/TiNb composites

Sample	TA1		Ti-50Nb		Ti:TiNb (vol%)	Total number of layers	Total thickness/mm
	Thickness/ μm	Number of layers	Thickness/ μm	Number of layers			
Laminated structure I	600	5	500	6	1:1	11	6
Laminated structure II	190	8	500	9	1:3	17	6

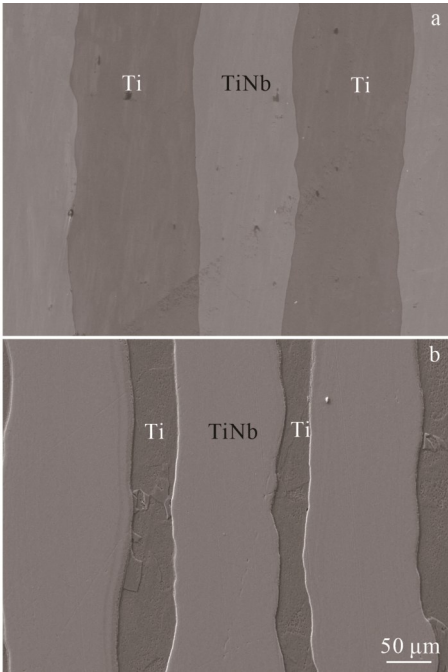


图1 轧制态层状Ti/TiNb复合材料的SEM照片
Fig. 1 SEM images of the rolled-laminated Ti/TiNb composites with laminated structure I (a) and laminated structure II (b)

课题组前期已对层状Ti/TiNb复合材料扩散层的组织结构进行了分析^[19, 25-26]。对于复合材料17-800AC, 扩散层内析出了大量细小的 α 相和 ω 相, 显微组织为具有分层结构的 $\alpha_{\text{Ti(Nb)}}/(\alpha+\beta)/(\alpha+\beta+\omega)/(\beta+\omega)/\beta_{\text{亚稳}}$ 转变组织^[19, 25]。对于复合材料17-800WQ, 扩散层内析出了细小

的 α'' 相和少量的 ω 相, 显微组织为具有分层结构的 $\alpha_{\text{Ti(Nb)}}/(\alpha''+\beta)/(\beta+\alpha''+\omega)/\beta_{\text{亚稳}}$ 转变组织^[26]。

3.2 裂纹萌生及扩展

为了进一步分析组元厚度和扩散层的组织状态对层状Ti/TiNb复合材料断裂行为的影响, 对复合材料11-800AC、17-800AC和17-800WQ分别进行了基于SEM的原位拉伸测试, 相应的应力-应变曲线如图3所示, 复合材料内裂纹的萌生位置及形貌分别如图4~6所示。原位拉伸过程中选定了若干个应变值对试样进行组织观察, 对应于应力-应变曲线中的断点, 观察时保持原有应变不变, 但应力水平有小幅下降。

对于层状复合材料11-800AC, 在拉伸变形过程中, 裂纹首先在强度较低的Ti层中萌生; 由于Ti层内晶粒尺寸普遍与层厚相当, 部分裂纹沿晶界快速扩展并贯穿所在Ti层(图4a)。随着应变的增加, Ti层内裂纹密度显著增大, 同时TiNb层在相邻Ti层中裂纹的剪切作用下形成剪切带(图4b), 部分剪切带快速扩展并贯穿所在的TiNb层(图4c), 导致复合材料的应力水平大幅跌落(图3); 此外, 微裂纹在Ti层中分布不均匀, 其中在作为次外层的Ti层内萌生的微裂纹密度最高^[19]。次外层内的部分微裂纹贯通形成长裂纹, 导致最外侧的TiNb层提前发生局部失稳并开裂(图4b)。随着应变的进一步增加, Ti层通过已有裂纹的粗化来适应整体应变的增加(图4d、4e), 整个试样主要依靠TiNb层来承担塑性应变。随着更多的TiNb层中形成大尺寸的剪切带并发生塑性失稳, 最终试样整体发生断裂(图4f), 其中TiNb层均呈现明显的45°

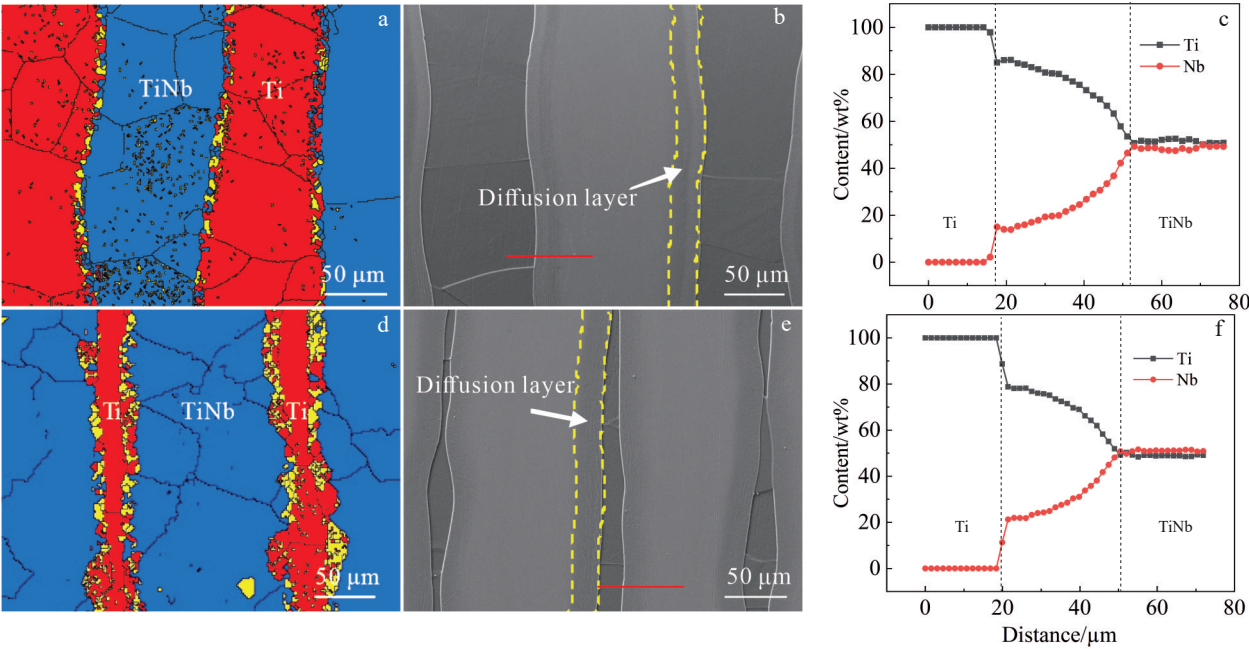


图2 层状复合材料11-800AC和17-800AC的组织形貌和局部EDS分析结果
Fig.2 Microstructures (a–b, d–e) and EDS analysis results (c, f) of 11-800AC (a–c) and 17-800AC (d–f) laminated composites: (a, d) EBSD images; (b, e) SEM images; (c, f) EDS analysis results of red lines in Fig.2b and Fig.2e

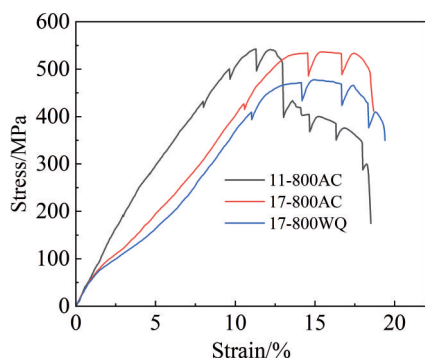


图3 层状复合材料 11-800AC、17-800AC 和 17-800WQ 在原位拉伸过程中的应力-应变曲线

Fig.3 In-situ tensile stress-strain curves of 11-800AC, 17-800AC and 17-800WQ laminated composites

剪切断裂形貌。

对于层状复合材料 17-800AC, 在拉伸变形过程中, 裂纹同样优先萌生于 Ti 层(图 5a)。与复合材料 11-800AC 相比, 其内 Ti 组元厚度显著减小, 有效限制了贯穿裂纹的长度。较短的贯穿裂纹并未导致相邻 TiNb 层内形成明显的剪切带(图 5b)。随着应变的增加, Ti 层内的裂纹数量有所增加, 同时部分已有裂纹发生粗化(图 5c)。粗化的裂纹导致相邻的 TiNb 层中形成了剪切带(图 5d), 但剪切带的扩展距离有限, 不足 TiNb 层厚度的 50%。次外层中部分裂纹的粗化与贯通形成长裂纹, 并导致最外层提前发生开裂(图 5d)。最外层的断裂使得剩余 TiNb 层承担的应力大幅增加, 促使其内剪切带快速扩展并导致试样整体断裂(图 5e)。断口侧面形貌进一步表明, TiNb 层中较大尺寸的剪切带均由相邻 Ti 层内显

著粗化的裂纹诱导形成(图 5f)。

对于层状复合材料 17-800WQ, 在拉伸变形过程中, 同样首先在 Ti 层中萌生裂纹(图 6a)。随着应变的增大, Ti 层内的裂纹数量显著增加(图 6b); 同时部分萌生较早的裂纹不断粗化, 其尖端应力导致相邻的 TiNb 层内形成了剪切带(图 6c); 而作为最外层的 TiNb 层由于缺少相邻 Ti 层来分担应变, 与其他 TiNb 层相比会提前发生开裂(图 6b)。随着应变的进一步增加, 最外层的断裂使得复合材料进入了快速颈缩阶段(图 3), TiNb 层中的剪切带显著扩展直至贯穿所在 TiNb 层(图 6d)。对比图 5c 与图 6e 可知, 相比于复合材料 17-800AC, 复合材料 17-800WQ 在拉伸断裂前形成的裂纹密度更高, 表明其 Ti 组元更多通过不断萌生裂纹来适应整体应变的不断增大。最终, 随着越来越多的 TiNb 层发生剪切失稳, 层状复合材料整体发生断裂, 与复合材料 17-800AC 不同之处在于, 复合材料 17-800WQ 的裂纹扩展路径更为曲折(图 6f)。

4 讨论

4.1 构型设计对层状复合材料断裂行为的影响

对于层状复合材料 11-800AC 和 17-800AC, 2 种层状复合材料采用了不同的层状构型进行设计(详见表 1), 主要区别在于 Ti 组元厚度和组元体积比不相同。考虑到裂纹优先萌生于 Ti 层, Ti 组元厚度的变化对裂纹萌生及扩展的影响应占据主导地位。经过轧制及退火处理后, 层状复合材料 11-800AC 和 17-800AC 中 Ti 层的厚度分别为 100~150 和 0~30 μm 。Ti 层厚度的大小直接决定了其内贯穿 Ti 层裂纹的最大长度。根据断裂力学的相关公式(公式(1))可以对 Ti 层中裂纹尖端的应力强度因

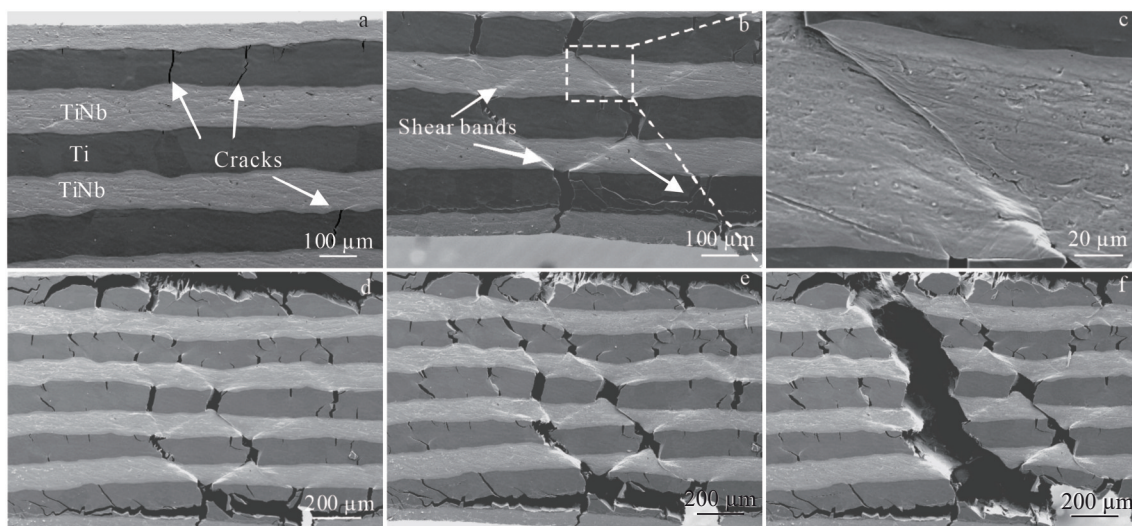


图4 层状复合材料 11-800AC 在原位拉伸过程中不同应变下的裂纹萌生及扩展形貌

Fig.4 SEM images of formation and propagation of cracks of 11-800AC laminated composite in in-situ tensile test at different strains: (a) strain=6.7%; (b-c) strain=11.7%; (d) strain=13.3%; (e) strain=16.7%; (f) overall fracture of the sample

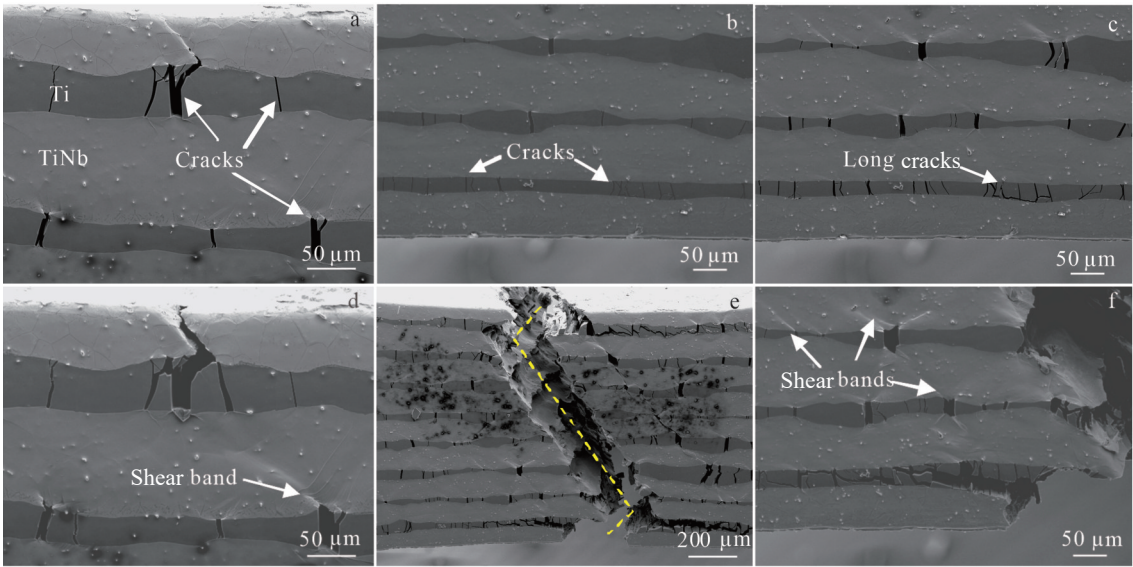


图5 层状复合材料 17-800AC 在原位拉伸过程中不同应变下的裂纹萌生及扩展形貌

Fig. 5 SEM images of formation and propagation of cracks of 17-800AC laminated composite in in-situ tensile test at different strains: (a-b) strain=14.5%; (c-d) strain=16.7%; (e-f) overall fracture of the sample

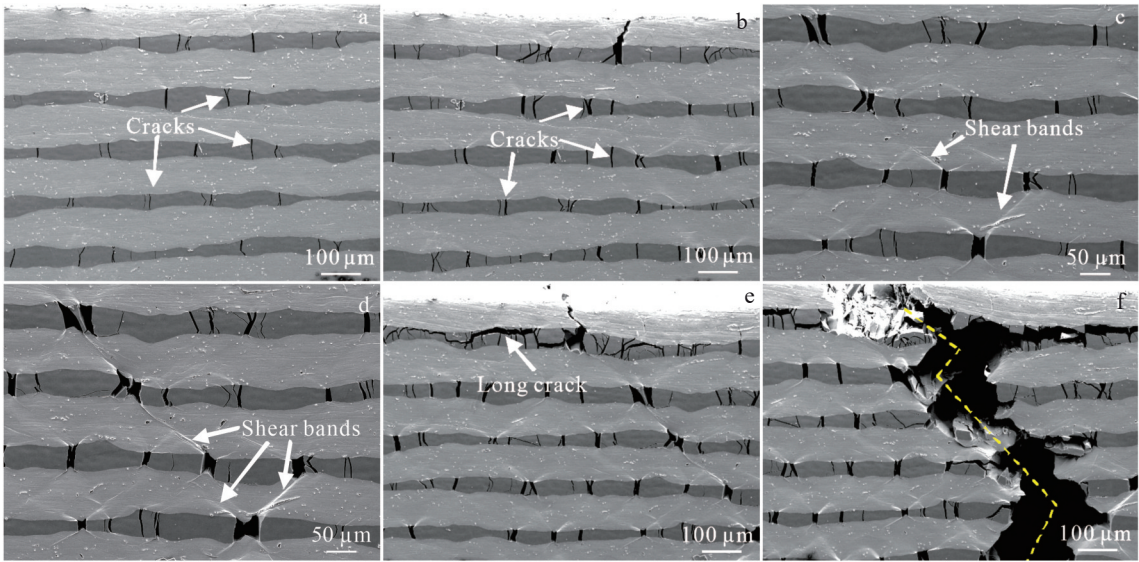


图6 层状复合材料 17-800WQ 在原位拉伸过程中不同应变下的裂纹萌生及扩展形貌

Fig. 6 SEM images of formation and propagation of cracks of 17-800WQ laminated composite in in-situ tensile test at different strains: (a) strain=11.0%; (b-c) strain=16.7%; (d-e) strain=18.3%; (f) overall fracture of the sample

子进行估算。

$$K_I = \sigma(\pi a)^{1/2} \tag{1}$$

式中, K_I 是裂纹尖端的应力强度因子($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$), σ 是裂纹尖端的应力(MPa), a 是裂纹长度(m)。

由公式(1)可知, 裂纹长度越长, 相应的裂纹尖端的应力强度因子越高, 其在相邻 TiNb 层内诱导形成的剪切带扩展更加迅速。如图 4 所示, 在相邻 Ti 层内长裂纹的作用下, 层状复合材料 11-800AC 的部分 TiNb 层在应变

较低时即发生剪切断裂, 这使得层状复合材料整体快速失稳(图 3), 仅由剩余的部分 TiNb 层支撑整体继续变形。对于层状复合材料 17-800AC, 其内贯穿裂纹的长度不足复合材料 11-800AC 中裂纹长度的 1/3, 相应的 TiNb 层内诱导形成的剪切带扩展相对缓慢(图 5a~5d), 说明减小复合材料中 Ti 组元的厚度, 能够有效控制其内形成的贯穿裂纹的长度, 从而延缓相邻 TiNb 层内剪切带的扩展, 整体呈现出更加优异的塑性变形能力(图 3)。

4.2 扩散层组织状态对层状复合材料断裂行为的影响

对于层状复合材料 17-800AC 和 17-800WQ, 二者的唯一区别在于退火后冷却方式不同, 分别为空冷和水冷, 相应地分别在 2 种层状复合材料中形成了组织状态不同的扩散层。对于复合材料 17-800AC, 其扩散层内析出了大量的细小 α 相和 ω 相, 使复合材料整体表现出更高的强度, 其扩散层相应简称为“硬”扩散层; 对于复合材料 17-800WQ, 其扩散层内的析出相则主要为细小的 α'' 相和少量的 ω 相, 复合材料整体的强度相对较低, 其扩散层相应简称为“软”扩散层^[25-26]。扩散层的形成显著增强了 Ti 和 TiNb 组元间的结合程度, 使得复合材料的断裂行为明显区别于无扩散层的层状 Ti/TiNb 复合材料, 其裂纹优先萌生于强度较低的 Ti 组元而非 Ti/TiNb 界面处^[14,19]。在变形过程中扩散层作为应变和载荷的传递者与组元协同变形, 同时对 Ti 层内形成的裂纹具有明显的钝化作用^[19]。

对于复合材料 17-800AC, 大量 α 相和 ω 相的析出使得扩散层不易发生塑性变形, 裂纹尖端需要具有足够高的应力水平才能在扩散层内形成剪切带, 因此在 TiNb 组元断面中观察到的剪切带数量较少, 仅有的剪切带主要集中在部分较长或明显粗化的裂纹尖端附近(图 5e、5f)。此外, “硬”扩散层主要作为高强度组元与 Ti 层和 TiNb 层协同变形, 与“软”扩散层相比承担的塑性应变偏少, 相应的对塑性应变的传递作用有所减弱^[26]。这导致在变形过程中复合材料 17-800AC 的 Ti 层内形成的裂纹数量较少, 主要通过裂纹粗化来适应整体应变的增加(图 5a~5d)。

对于复合材料 17-800WQ, 其内的“软”扩散层不同于“硬”扩散层, 在变形过程中伴随有马氏体相变和大量变形孪晶, 主要作为高塑性组元与 Ti 层和 TiNb 层协同变形, 能够使 Ti 层内的应变分布更加均匀^[26]。因此随着应变的增加 Ti 层内不断萌生新的裂纹, 通过裂纹萌生及裂纹粗化来适应整体应变的增加(图 6a、6b)。相对地, “软”扩散层对于 Ti 组元中的裂纹扩展表现出较弱的阻碍作用, 使得复合材料内 TiNb 层在裂纹尖端应力作用下形成了更多的剪切带(图 6c、6d), 而大量剪切带的形成则有助于进一步缓解复合材料整体在颈缩变形过程中的应变集中程度^[27-28]。Ti 层内裂纹密度的增大以及 TiNb 层内剪切带数量的增多, 为裂纹在 Ti 和 TiNb 层间扩展提供了更多的选择通道。因此相比于复合材料 17-800AC, 复合材料 17-800WQ 的裂纹扩展路径更加曲折(图 5e 和图 6f)。

5 结论

1) 对于具有扩散层的层状 Ti/TiNb 复合材料, 拉伸变形过程中, Ti 组元中优先萌生裂纹, 相邻的 TiNb 层在

裂纹尖端应力的作用下形成剪切带, 剪切带的扩展导致 TiNb 层发生塑性失稳并导致复合材料整体断裂。

2) 减小复合材料中 Ti 组元的厚度, 能够有效控制其内形成的贯穿裂纹的长度, 从而延缓相邻 TiNb 层内剪切带的扩展, 提升复合材料整体的塑性变形能力。

3) 与复合材料 17-800WQ 相比, 复合材料 17-800AC 中形成的“硬”扩散层对 Ti 组元内的裂纹扩展具有更强的钝化作用, 使得在裂纹尖端应力作用下 TiNb 组元内形成的剪切带数量较少。

4) 与复合材料 17-800AC 相比, 复合材料 17-800WQ 中形成的“软”扩散层有助于 Ti 和 TiNb 组元间的应变传递, Ti 组元更多地通过裂纹萌生来适应整体应变的增大, 同时 TiNb 组元内形成的剪切带数量更多, 整体呈现出更加曲折的裂纹扩展路径。

参考文献

References

- [1] Zhao Qinyang, Sun Qiaoyan, Xin Shewei *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 845: 143260
- [2] Boyer R R. *JOM*[J], 2010, 62(5): 21
- [3] Geetha M, Singh A K, Asokamani R *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(3): 397
- [4] Lesuer D R, Syn C K, Sherby O D *et al.* *International Materials Reviews*[J], 1996, 41: 169
- [5] Li Long, Nagai Kotobu, Yin Fuxing. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2008, 9(2): 023001
- [6] Song J, Kostka A, Veehmayer M *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2641
- [7] Huang Meng, Xu Chao, Fan Guohua *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 153: 235
- [8] Tang Yingchun(唐迎春), Luo Lei(罗磊), Luo Liangshun(骆良顺) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3693
- [9] Zhang Youjing, Cheng Xingwang, Cai Hongnian *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 699: 695
- [10] Zhao Tianli, Zhang Bing, Zhang Zhijuan *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(10): 3663
- [11] Xie M X, Zhang L J, Zhang G F *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 87: 181
- [12] Uscinowicz Robert. *Materials Today Communications*[J], 2021, 28: 102687
- [13] Jiang S, Peng R L, Zhao X *et al.* *Materials Research Letters*[J], 2023, 11(2): 126
- [14] Yin Yanfei, Kou Wenjuan, Zhao Yongqing *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 841: 143005
- [15] Liu B X, Huang L J, Kaveendran B *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2017, 108: 377
- [16] Yang Muxin, Pan Yue, Yuan Fuping *et al.* *Materials Research Letters*[J], 2016, 4(3): 145
- [17] Wu Xiaolei, Zhu Yuntian, Lu Ke. *Scripta Materialia*[J], 2020, 186: 321

- [18] Liang Fei, Tan Haifeng, Zhang Bin *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 134: 28
- [19] Yin Yanfei, Kou Wenjuan, Zhao Yongqing *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 933: 167754
- [20] Cohades Amaël, Mortensen Andreas. *Acta Materialia*[J], 2014, 71: 31
- [21] Kümmel Frank, Hausöl Tina, Höepfel Heinz Werner *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 120: 150
- [22] Nambu S, Michiuchi M, Inoue J *et al. Composites Science and Technology*[J], 2009, 69(11–12): 1936
- [23] Ma Jiateng, He Weijun, Liu Qing. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 737: 1
- [24] Yang Peng, Zhang Weidong, Chen Fulin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 897: 163115
- [25] Yin Yanfei, Kou Wenjuan, Zhao Yongqing *et al. Scripta Materialia*[J], 2022, 219: 114854
- [26] Yin Yanfei, Kou Wenjuan, Zhao Yongqing *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 873: 144996
- [27] Liu Zhiying, Li Renkai, Chen Daolun *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2022, 157: 103387
- [28] Chen C, Xu J, Liu R *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2019, 768: 138450

Fracture Behavior of Laminated Ti/TiNb Composites with Diffusion Layers

Kou Wenjuan¹, Yin Yanfei², Zhou Feng¹, Shi Zhaohui¹, Zhao Yongqing²

(1. Air Force Engineering University, Xi'an 710051, China)

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

Abstract: The laminated Ti/TiNb composites with diffusion layers were fabricated by spark plasma sintering combined with hot rolling. In-situ tensile test monitored by SEM was applied to analyze the crack initiation and propagation behaviour of the composites in different states, so as to understand the effects of Ti component thickness and diffusion layer microstructure on the fracture behavior of the composites. The results show that the length of microcracks can be effectively controlled by reducing the thickness of Ti component, thus delaying the extension of shear bands in adjacent TiNb layers. The microstructure of diffusion layer has a significant effect on the fracture behavior of the composite. Compared with the composite with “hard” diffusion layer, the composite with “soft” diffusion layer has more cracks and shear bands before tensile fracture, and shows a more tortuous crack propagation path after the overall fracture.

Key words: metal matrix composite; laminated structure; diffusion layer; crack initiation; crack propagation

Corresponding author: Kou Wenjuan, Ph. D., Air Force Engineering University, Xi'an 710051, P. R. China, E-mail: kouwj531@163.com