

C_f增强 Ti/Al 基层状复合材料的组织与性能

唐迎春, 罗 磊, 骆良顺, 韩宝帅, 苏彦庆, 郭景杰, 傅恒志

(哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 利用箔-纤维-箔 (FFF) 法结合真空热压 (VHP) 技术制备新型的 C_f增强 Ti/Al 基层状复合材料。借助扫描电镜 (SEM)、能谱 (EDS) 分析、X 射线物衍射物相分析 (XRD) 测试、弯曲实验、压缩实验等对不同热压工艺参数下材料的组织及性能进行研究。结果表明, 最佳热压工艺为 700 °C/30 MPa/1 h, 材料抗弯曲强度可达 469 MPa, 抗压强度可达 324 MPa。新型 C_f增强 Ti/Al 基层状复合材料结构为韧-脆相交替的叠层, 该结构可有效阻碍裂纹扩展并延长其扩展路径, 吸收大量的断裂能, 以此提高材料的性能。在 Ti/Al 界面处生成 Al₃Ti 和 Ti₅Si₃ 强化相; 在 Al/C_f界面处形成了 Al₄C₃ 和 SiC 相。Si 元素促进 Ti、Al 结合及强化相 Ti₅Si₃ 的析出, 并提高 Al、C 润湿性。

关键词: 箔-纤维-箔法; C_f; Ti/Al 基层状复合材料; 裂纹扩展

中图分类号: TG333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3693-08

金属基复合材料将不同种类、结构、功能的材料进行复合, 获得高比强度、比刚度、比模量等优异性能。以满足工程应用中对材料综合性能的与日俱增的需求, 在以航空航天为代表的众多领域得到普遍的应用^[1]。连续 C_f拥有良好的抗拉强度, 与单向纤维相比, 其编织结构具有更小的各向异性, 可保证复合材料的完整性, 因此被广泛应用到复合材料的制备中^[2-4]。钛及钛合金具有强度高、密度小、耐腐蚀性强、耐高温等良好的综合性能, 成为复合材料金属基体的主要材料^[5]。

目前, 关于 C_f增强金属基复合材料的制备方法主要有真空热压^[6]、热等静压^[7]、爆炸合成^[8]法等, 且研究主要集中在 Ti-Al 或者 C_f增强 Al 基复合材料。由于不同材料之间的性质差异以及反应状态控制的困难, 故很难获得理想组分结构的层状复合材料, 故而对 C_f增强 Ti-Al 基层状复合材料的研究寥寥无几。

本研究结合仿生结构设计, 采用箔-纤维-箔(FFF)法, 通过真空热压(VHP)技术成功制备出 4 种工艺参数下的新型结构 C_f增强 Ti/Al 基层状复合材料。以层状形式将 C_f织物增强金属基复合材料与钛合金进行复合, 使两者的优势得到充分发挥, 材料整体结构呈层状分布, 具备高强度、高弹性模量等优异性能, 使材料具有较高的抵御外力冲击的能力, 为这类材料在航空航天以及防护领域的广泛应用奠定了基础, 并为后续这类复合材料的研究提供新的思路。

1 实 验

实验原材料主要包括: 雾化的粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$ 的球形铝硅粉 Al-12Si, 质量分数, %)、厚度 200 μm 的 TA1 箔材、厚 100 μm 的 1A99 Al 箔、厚 0.34 mm 东丽 T300-3K 标准碳纤维双向平纹编制布。按 40 mm \times 60 mm 尺寸对箔材和碳纤维布进行裁剪并对原材料进行预处理: 使用 HF₂:HNO₃=1:3 (10%, 质量分数)的混合溶液对 Ti 箔清洗 2 min; 采用 NaOH(20%, 质量分数)溶液对 Al 箔清洗 4 min; 然后在超声波清洗机中利用丙酮进行清洗, 最后使用去离子水和乙醇清洗、吹干备用。C_f进行除胶处理: 在 400 °C下, 保温 1 h。并对 C_f两侧涂刷铝硅粉 Al-12Si (质量分数, %)进行表面处理后备用。将所得材料 Ti (200 μm)、Al (100 μm)、C_f按交替顺序叠层堆垛的方式, 如图 1 中的黑色框单元体所示, 制成 n 个单元体组成的预制件, 其中, 预制件的最上层和最下层各加一层蒙皮 Ti 层且纤维体积分数控制在 14%~18%。

实验以 Al 熔点温度为依据进行真空热压参数 (温度、压力及保温时间) 的调整, 并选取了 4 组典型的材料进行叙述, 具体制备工艺参数如表 1 所示, 温度的选择尽量使 Al 处于熔融态, 便于 C_f以及整个材料的复合。对层叠堆垛完成的组元结构预制件以 10 °C/s 速率升温至热压温度(T) (660~750 °C), 同时对预制件施加 5 MPa 预压力, 消除相邻箔片之间的空隙。保压 15 min 后,

收稿日期: 2018-11-21

基金项目: 国家自然科学基金 (51671073); 国家重点研究发展计划 (2016YFB0301201)

作者简介: 唐迎春, 女, 1992 年生, 硕士, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86413910, E-mail: tangyc-hit@163.com

加载至合适的压强(P) (P 过大会直接破坏材料的完整性或者冷却后期材料内部的应力集中造成裂纹, P 过小则无法使得材料复合), 接着保压时间(t)小时, 之后随炉冷却至 600 °C 后缓慢卸载。预压并保持 15 min 是为了保持制件内部温度均匀及 Al 的完全渗透。

对所得制件进行切割、打磨和抛光, 利用 Olympus-GX 71 型金相显微镜和 FEI Quanta 200 扫描电镜(SEM)进行显微组织分析以及对断口形貌进行观察, 并借助能谱 (EDS) 分析仪和 D/max-rB 型的 X 射线衍射 (XRD) 仪对材料进行相分析。

在 Instron 5569 万能试验机上进行单轴压缩及三点弯曲实验。压缩试验加载速率 0.5 mm/min 的进行, 主要包括 $\phi 3$ mm \times 6 mm 圆柱体和 10 mm \times 6 mm \times 6 mm 长方体试样, 样品表面都用 SiC 砂纸打磨, 采用 SEM 分析裂纹扩展情况。三点弯曲试验加载速率为 0.5 mm/min, 跨距 30 mm, 试样尺寸为 40 mm \times 5 mm \times 4 mm, 最大载荷为 50 kN。力学性能测试中, 负载均于平行堆叠方向施加^[9]。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

图 2 为不同工艺下的材料整体微观组织形貌。由图中可以看出材料整体上呈层状结构且轮廓分明, 层与层之间结合良好, 界面位置无明显空隙与裂纹等缺陷。Ti 层呈现弯曲状态, 其中图 2c 中更为明显。原因是温度压力以及保温保压时间的耦合作用, 使得熔融态的 Al 浸渗入 C_r 束丝后, 原来的 Al 层的位置发生改变而 Ti 层进行相应的调整, 与其进行良好的匹配引起的。

图 3 和表 2 分别是不同工艺参数下的 Ti/Al 界面的微观组织形貌及界面反应层厚度。由热力学以及扩散动力学可知, Ti/Al 界面会优先形成 Al_3Ti ^[10,11], 具体的后续会进一步分析。由图 2 和图 3 可知, Ti/Al 界面呈不规则状, 是由于 Ti 与 Al 相互接触时, 反应

速率不同引起的^[12]。局部区域反应不均现象加剧并形成波浪状的 Ti/Al 界面。由表 2 可知, 不同工艺下, 界面反应层厚度明显不同, 这是因为 Ti 和 Al 之间的界面反应主要由温度控制, 且 Al 原子的扩散速度大于 Ti 原子的扩散速度^[13], 当移动至固液界面处的 Al 原子增加, 就会使 Ti 和 Al 之间的界面反应增强; 反之, 则界面反应减弱。随着温度的升高, 界面反应层的厚度呈现明显增加趋势, 当温度达到 750 °C 时, 界面反应层厚度达到其他温度下的 20~30 倍, 然而在温度为 700 °C 时界面层厚度出现下降的趋势。这是因为在 660~720 °C 范围时, 随温度的升高, 纯 Al 粘度呈先降

表 1 工艺参数

Table 1 Specific process parameters

No.	$T/^\circ\text{C}$	Pressure, p/MPa	t/h
1	660	40	2.75
2	680	40	1.5
3	700	30	1
4	750	30	1

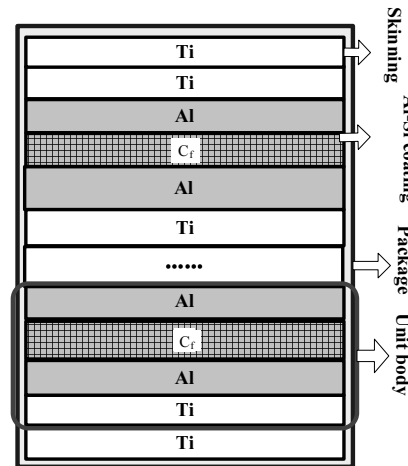


图 1 试样内部各组元结构堆垛示意图

Fig.1 Stacking diagram of each component inside the sample

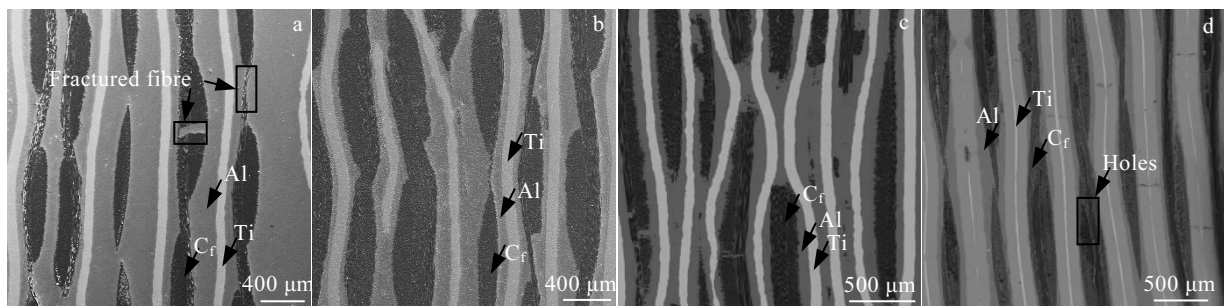


图 2 不同工艺下材料的整体微观组织形貌

Fig.2 Overall microstructures of the material under different processes: (a) 660 °C/40 MPa/2.75 h; (b) 680 °C/40 MPa/1.5 h; (c) 700 °C/30 MPa/1 h; (d) 750 °C/30 MPa/1 h

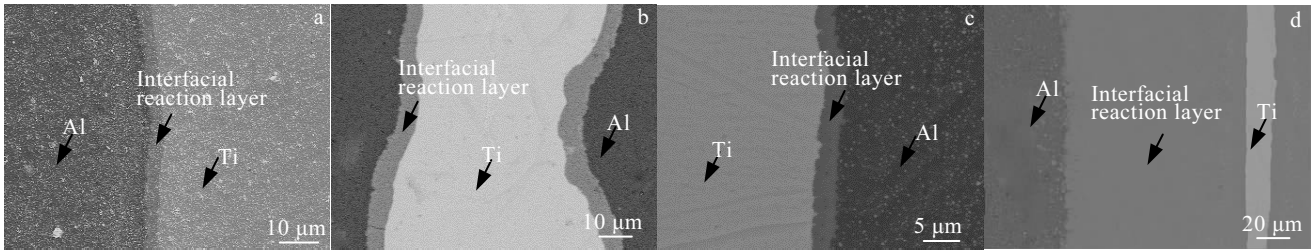


图 3 Ti-Al界面的微观组织形貌

Fig.3 Microstructures of Ti-Al interface: (a) 660 °C/40 MPa/2.75 h; (b) 680 °C/40 MPa/1.5 h; (c) 700 °C/30 MPa/1 h; (d) 750 °C/30 MPa/1 h

表 2 Ti-Al 反应层厚度

Table 2 Thickness of Ti-Al reaction layer under different processes

No.	Process parameters	Thickness/ μm
1	660 °C/40 MPa/2.75 h	4.2
2	680 °C/40 MPa/1.5 h	6.0
3	700 °C/30 MPa/1 h	3.5
4	750 °C/30 MPa/1 h	104.5

低后升高的趋势^[14], 680 °C为分界点, 即 Al 液流动性先增大后降低, 熔体流动性的改变会影响 Ti、Al 的界面反应。

界面反应层厚度主要由 3 个参数决定: 温度, 压力以及保温时间。由图 3a 和 3b 可知, 图 3b 比 3a 界面反应程度强, 虽然 660~680 °C时, 该温度范围 Al 的粘度降低, 但图 3a 延长了保压时间, 使得 Al 和 Ti 层反应时间更长, 故而图 3a 中界面反应层厚与图 3b 相差不太大。由图 3b 与 3c 及表 2 可知, 图 3c 中的界面层厚度比图 3b 薄, 原因是虽然前者温度更高, 理论上界面层会比后者厚, 但由于在 700 °C时, Al 的粘度上升, Al 液流动性减弱, 且另外两因素即压力和保温时间较图 3b 中的参数低, 故而图 3c 中的界面层比较薄。由图 3d 及表 2 可知, 图 3d 中的界面反应层厚度远远大于其他 3 种工艺下的界面, 这是因为在 750 °C时, Al 的粘度急剧下降, Al 原子活动更激烈, 加剧了 Ti 和 Al 之间的反应。因此, 界面层厚骤增。由此可知, 温度是影响界面层厚差最主要的因素。

图 4 为不同工艺参数下 C_f/Al 界面处组织形貌。由图 4a、4b 及 4d 可以发现, C_f 织物在 Al 中分布不均, 局部区域出现 C_f 搭接现象, 但 4c 中上述情况并未出现。从图 4a 中可清楚观察到 C_f/Al 界面的裂纹, 由于不同材料间的弹性模量差异造成局部应力集中会形成潜在的裂纹源, 进而在该工艺参数下的压强(40 MPa)与保温保压时间(2.75 h)的共同作用(对比其余 3 组的

压强与时间相对更长), 那么冷却后期材料内部极易产生裂纹缺陷; 图 4b 中 C_f/Al 界面复合良好, 无明显的空隙、孔洞缺陷存在, 但在 C_f 四周的 Al 基体中可观察到很多针状或棒状的组织, 说明 C_f/Al 界面生成了化合物, 后续会对物相进行深入的分析; 图 4d 中金属 Al 并未完全浸渗 C_f, 在 C_f 束丝存在较多孔洞以及缩孔^[15], 且 C_f 横截面形态各异, C_f 结构受到严重破坏。这是因为当温度升高至 750 °C时, Al 熔体粘度下降至极低, Al 熔体的流动性显著增强, 在一定压力作用下, Al 熔体的流动加剧, 与 Ti 发生较为严重的界面反应, 且出现部分 Al 液漏出缺失情况, 导致 C_f 和 Al 之间由于 Al 液的不足而出现空隙、孔洞等缺陷, 并且 C_f/Al 界面发生反应, 生成化合物。对比得到, 图 4c 中 C_f 的横截面呈圆形, 且未受到破坏, Al 液向纤维束中浸渗较为充分, 且 C_f 在材料中分布较为均匀, 材料无明显的空隙、裂纹等缺陷。由于 C_f 和 Al 之间的微小界面是该材料微观结构的重要组成部分, 对界面质量的好坏和性能起到重要作用, 在应力传播过程中存在的多界面, 可吸收大量的能量, 即多界面效应。综上所述, 材料的组织与性能密切相关, 以上分析不同工艺下材料界面组织的情况, 当温度、压力以及保温时间三因素耦合的情况下, 才能制备出相对理想微观组织的材料。因此, 700 °C/30 MPa/1 h 为优化后的工艺参数, 故后面选取优化后工艺参数下的材料组织与性能并对其深入分析。

图 5 是复合材料界面的 XRD 图谱以及典型微观形貌。表 3 中前 3 组数据和后 3 组数据分别对应图 5f 和 5g 的 EDS 结果。图 5a~5d 并结合表 3 的结果可知, 在 Ti/Al 界面处, 生成了 Ti₅Si₃ 相和 Al₃Ti 相。而在 Al/C_f 界面处, 棒状或者针状的连续相是 Al₄C₃ 相^[16,17]和 SiC^[18]相。其中, Si 元素起到促进 Al、C 润湿性的作用, 使 Al 更易在 C_f 束丝浸渗, C_f 分布更均匀, 可改善材料组织。为进一步论证物相的可靠性, 故选取典型的界面区域进行 EDS 面扫描分析, 以确认元素的面分布特点, 如图 6 所示。

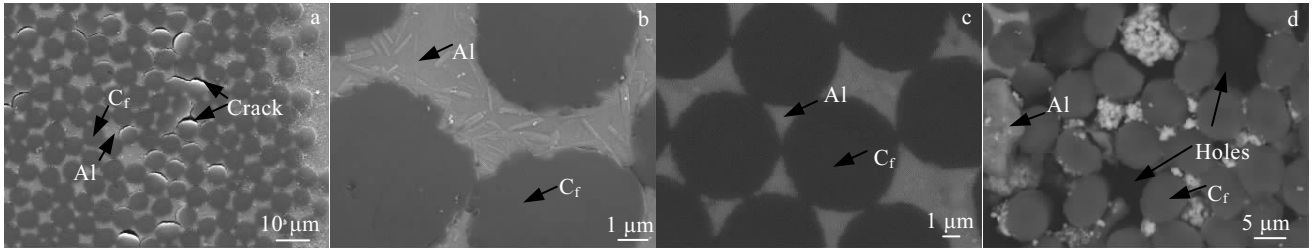


图 4 C_f/Al界面的微观组织形貌

Fig.4 Microstructures of C_f/Al interface: (a) 660 °C/40 MPa/2.75 h; (b) 680 °C/40 MPa/1.5 h; (c) 700 °C/30 MPa/1 h; (d) 750 °C/30 MPa/1 h

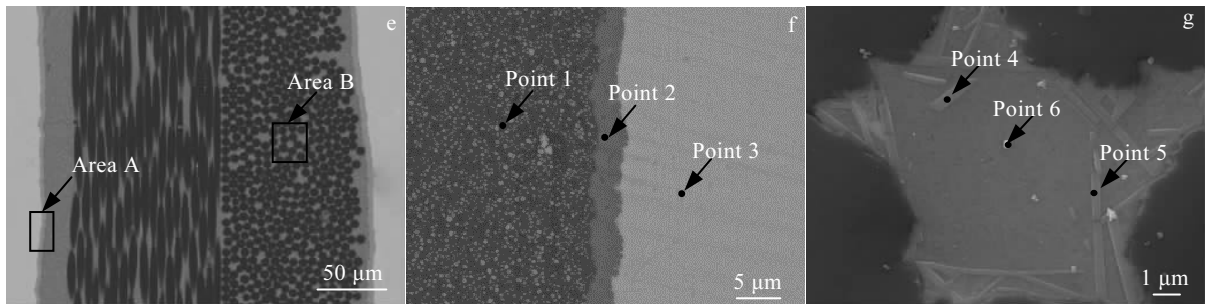
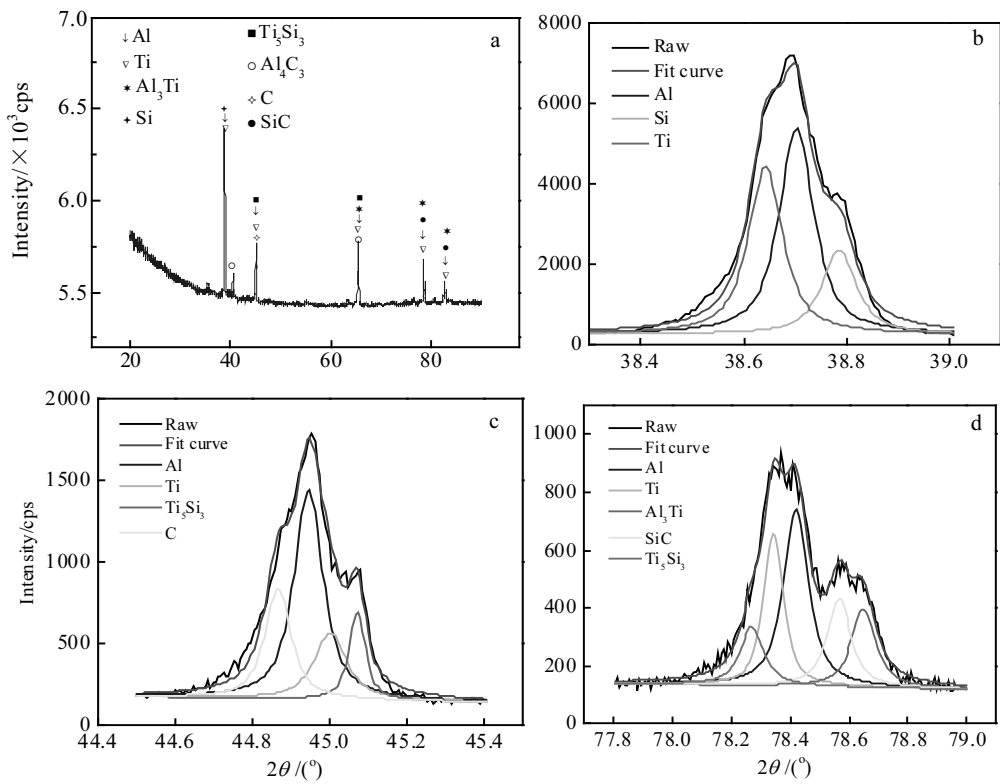


图 5 复合材料界面的 XRD 图谱及典型微观结构形貌

Fig.5 XRD patterns (a~d) and typical microstructures (e~g) of composite interface: (a) XRD pattern of composite; (b) the peak processing of 38°~39° in Fig.5a; (c) the peak processing of 44.4°~45.4° in Fig.5a; (d) the peak processing of 77.8°~79° in Fig.5a; (e) local interfacial reaction of composite; (f) magnification of area A in Fig.5e; (g) magnification of area B in Fig.5e

表 3 图 5f 和 5g 中不同标准点 EDS 能谱分析

Table 3 EDS analysis of marked points in Fig.5f and Fig.5g (at/%)

Point	Ti	Al	Si	C	Phase
1	0	100	0	-	Al
2	21.63	72.22	6.15	-	TiAl ₃ +Ti ₅ Si ₃
3	98.01		1.99	-	Ti+Ti ₅ Si ₃
4	-	91.5	-	8.5	Al+Al ₄ C ₃
5	-	59.6	-	40.4	Al ₄ C ₃
6	-	80.15	19.85	-	Al+Si

图 6 为材料界面主要元素的 EDS 面扫描分析。由图 6a~6c 可以看出, 在 Ti/Al 界面, Ti 和 Al 互相扩散并发生界面反应, 熔融态的 Al 在压力作用下, 与 Ti 产生接触。在富 Al 的条件下, Al 原子扩散至固液界面处和充足的 Ti 原子发生反应, 在 Ti/Al 界面形成初生相 Al₃Ti。当熔融 Al 未完全消耗时, 随着 Ti 原子的溶解、扩散与熔融态 Al 反应并达到其化学平衡^[19], 最终形成 Al₃Ti 和 Al 的混合相。当温度升高时, Ti 的溶解速度增加, 足够的 Ti 原子扩散进入 Ti/Al 固液界面前沿和熔融 Al 接触反应, 形成 Al₃Ti 相^[20], 随着保温时间的延长, Ti 原子继续溶解、扩散和 Al 发生反应, 使得界面层变厚。由图 6d 可知, Si 元素由 C_f 表面处扩散至 Ti/Al 界面反应层, 并在此区域形成 Ti₅Si₃ 强化相^[21]。

图 6e~6h 为 C_f/Al 界面主要元素的 EDS 面扫描分析。由图可知, 在 C_f/Al 界面处存在元素浓度梯度区域。由 C_f 至 Al 的方向, C 元素的浓度逐渐降低, 随着距离 C_f 的位置增大, Al 的浓度逐渐增加。结合图 5 的 EDS 分析和 XRD 的结果, 可知在 C_f/Al 界面处生

成了针状或棒状的 Al₄C₃ 相。对 C_f 进行表面处理刷涂 Al-12Si (质量分数, %) 粉, 可改善 C_f 纤维和 Al 之间的润湿性, 故分析测试出 Si 元素的存在(图 6h)。从图 6g 可以发现 C 元素向四周进行了扩散, 由此说明对 C_f 表面进行表面处理并未保护到其结构。XRD 和 EDS 分析结果表明, 在 C_f/Al 界面生成了 SiC。

2.2 材料的力学性能

2.2.1 弯曲性能

图 7a 是材料的弯曲应力-应变曲线。从曲线可以看出材料在承受弯曲载荷时, 在弹性变形阶段, 随着应力的增加, 应变逐渐增加, 应力-应变呈线性相关。持续加载, 应力值虽有略微下降却仍可在较高应力下继续变形而不完全失效。随着外加载荷的进一步增加, 应力最大值可达 469 MPa, 此时的应变为 5.6%。对失效后材料的侧面形貌进行分析(图 7b~7d), 图 7b 中可观察到主裂纹断口呈阶梯状, 其中材料内尚存未完全断裂的延性金属 Ti 层。由此可证明, 该韧-脆交替结合的材料结构, 在失效时不会发生灾难性脆断, 对工程应用具有十分重要的意义。

材料承载时, 大部分裂纹率先在层状复合材料中金属间化合物 Al₃Ti 与 Ti 接触的位置处形核并扩展(图 7b), 且初始裂纹的扩展方向几乎垂直相邻的韧性金属 Ti 层(图 7d)。由于该复合材料拥有韧-脆结合的结构特征而具有良好的裂纹偏转和钝化能力, 裂纹的扩展路径延长, 材料可在这个过程中吸收大量的断裂能^[22]。故而从弯曲应力-应变曲线可以看到, 随着外加载荷的持续增加, 应力先升高后略微下降而后保持在较高应

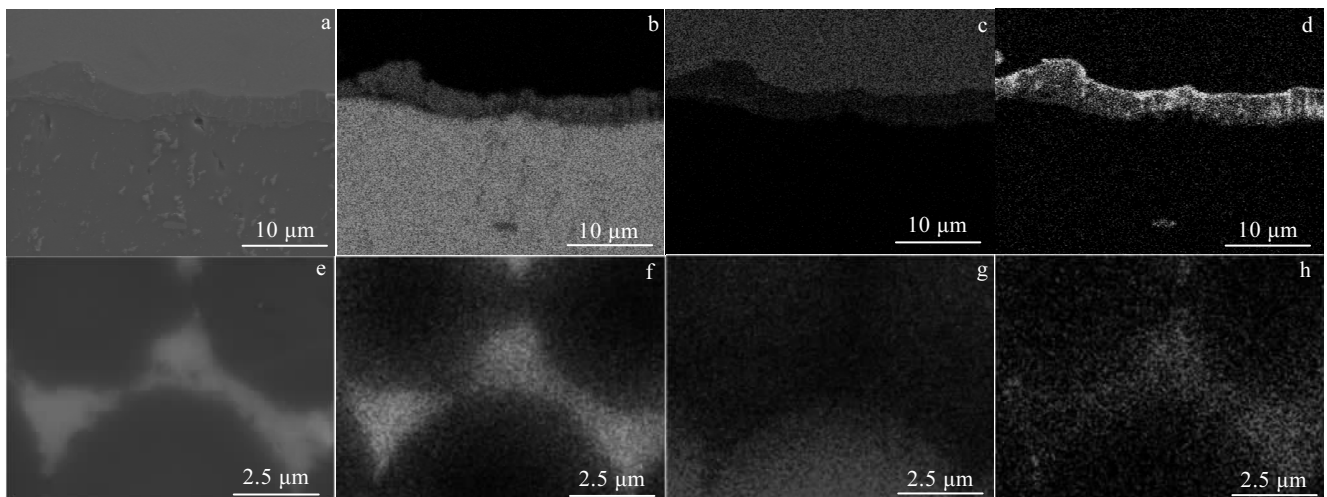


图 6 界面主要元素 EDS 面扫描

Fig.6 EDS element mapping of the interface: (a) selected area of Ti/Al interface; (b) Al element distribution; (c) Ti element distribution; (d) Si element distribution; (e) selected area of C_f/Al interface; (f) Al element distribution; (g) C element distribution; (h) Si element distribution

力值，当材料中大部分发生断裂后，应力显著下降，材料呈失效状态(图 7a)。由于材料内部 C_f 纤维的增强作用，与不加 C_f 的 Ti/Al 层状复合材料相比，材料整体上展现出更好的弯曲性能^[23]。从图 7d 中发现大量的碎断纤维，原因是纤维是主要的承载体且与基体材料弹性模量存在较大的差异。同时，这个差异也导致材料中 C_f 纤维增强 Al 部分和 Al_3Ti 连接的过渡界面处出现分层现象(图 7c)。此外，材料承载初期形成的裂纹会分成 2 类，一类裂纹会经过 C_f 纤维增强 Al 多界面路径的过程中发生偏转，并在这个界面中充分增殖并蜿蜒扩展开来，裂纹扩展的阻力增加，材料吸收大量的断裂能，以此提高材料的韧性；另一类裂纹经过多界面后延伸至延性 Ti 层，并终止于 Ti 层的两侧(图 7c)，延性金属 Ti 层则起裂纹钝化作用，阻断裂纹继续向前扩展。而当裂纹尖端的应力强度因子大于金属 Ti 的断裂韧性强度时，裂纹则贯穿延性 Ti 层，材料则开始进一步的失效。随着载荷的持续增加，超过材料可承受的载荷后，由于材料内部韧-脆结合的层状结构特征，则发生层层断裂失效，当材料中的所有层发生断裂后，材料呈现一个完全失效的状态。

2.2.2 压缩性能

图 8 是材料的压缩失效后的结果。由图 8a 可知，

材料抗压强度可达 324 MPa。由图 8b~8d 可以得出，弹性变形阶段，裂纹在金属间化合物 Al_3Ti 中形核且出现多重裂纹位于 Ti 层两侧，并有大量的裂纹在 C_f 增强 Al 部分充分扩展，可知这一过程可消耗大量的能量，故材料可承受的应力值在这一阶段持续上升。随着外加载荷的进一步增加，裂纹尖端的应力强度因子大于金属 Ti 的断裂韧性强度值后，裂纹便贯穿 Ti 层，金属 Ti 层发生剪切变形(图 8c)。由于延性 Ti 层优异的韧性，在裂纹扩展过程中可以起到良好的裂纹屏蔽作用，阻碍裂纹的继续扩展，与不加韧性 Ti 层的 C_f 增强 Al 基的多层复合材料相比，延性 Ti 的存在可进一步提高材料的韧性。同时，由于 Si 元素促进强化相 Ti_5Si_3 的形成，相对于 Ti-Al 基复合材料，强度得到较大的提升。此外，材料中 C_f 增强 Al 部分和 $TiAl_3$ 连接的过渡界面处出现明显的分层现象并伴有较多的碎块(图 8c 和 8d)，与 Ti/Al 层状复合材料相比，这体现出 C_f 增强 Al 部分的设计可充分吸收能量以实现材料增韧的优势。随着外加载荷的继续增加，应力强度达到一定数值后，材料中 C_f 增强 Al 部分和延性 Ti 层先后发生断裂，材料内部结构逐层的失效后，材料可承载的强度值逐渐降低，导致复合材料最终失效。

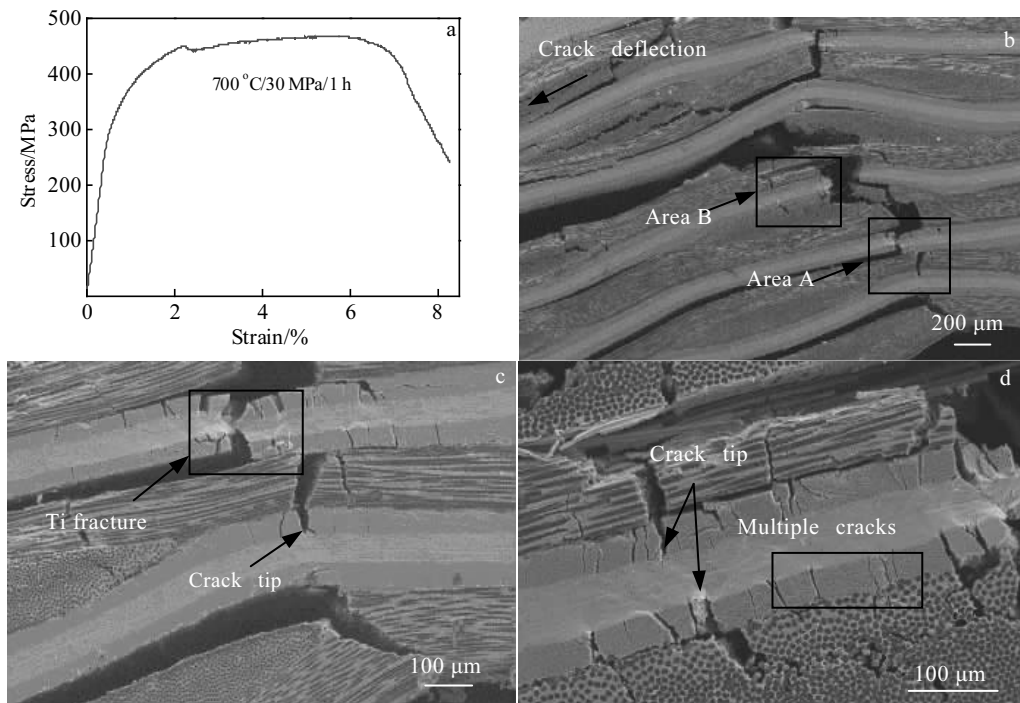


图 7 弯曲试验结果

Fig.7 Results of bending tests: (a) typical bending stress-strain curve of composite; (b) fracture morphology of composite in lateral section; (c) magnification of area A in Fig.7b; (d) magnification of area B in Fig.7b

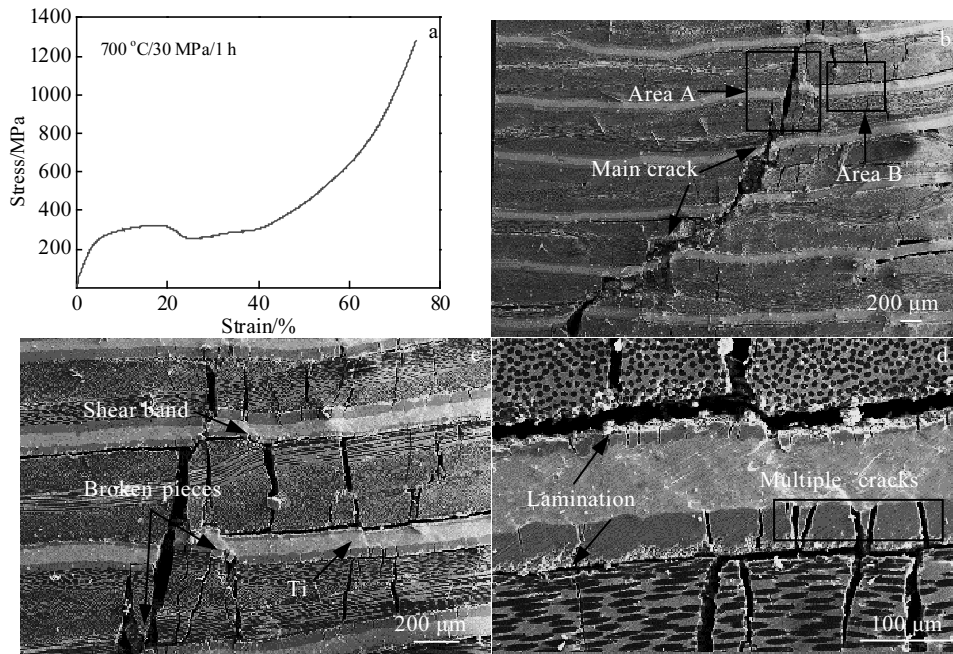


图 8 压缩试验结果

Fig.8 Results of compressive tests: (a) typical compressive stress-strain curve of composite; (b) fracture morphology of composite in lateral section; (c) magnification of area A in Fig.8b; (d) magnification of area B in Fig.8b

3 结论

1) 利用箔-纤维-箔 (FFF) 法结合真空热压 (VHP) 技术成功制备新型 C_f 增强 Ti/Al 的韧-脆相交替的层状复合材料, 获得优化的工艺参数为 $700\text{ }^\circ\text{C}/30\text{ MPa}/1\text{ h}$ 。

2) 优化的工艺参数下, 在 Ti/Al 界面处, 材料生成 Al_3Ti 和 Ti_5Si_3 相; 在 Al/ C_f 界面处, 形成 Al_4C_3 和 SiC 两相。Si 促进 Ti、Al 结合及强化相 Ti_5Si_3 的析出。

3) 优化的工艺参数下, 材料抗弯曲强度可达 469 MPa, 抗压强度可达 324 MPa。

4) 材料整体上为韧-脆相间的层状结构, 具有良好的裂纹偏转和钝化能力, 可有效延长裂纹扩展路径。同时这种新型材料结构中形成的 Ti/Al 与 Al/ C_f 2 种典型界面, 它们完好的复合成为一个整体, 并相互配合、共同阻碍裂纹的扩展, 以此提高材料的性能。

参考文献 References

- [1] Sharma P, Khanduja D, Sharma A S. *Journal of Reinforced Plastics & Composites*[J], 2014, 33(23): 2192
- [2] Yao S S, Jin F L, Rhee K Y *et al. Composites Part B Engineering*[J], 2018, 142: 241
- [3] Park S, Seo M. *Polymer Composites*[J], 2012, 1: 135
- [4] Kim M, Sung D H, Kong K *et al. Composites Part B*[J], 2016, 90: 37
- [5] Shirvanimoghaddam K, Hamim S U, Akbari M K *et al. Composites Part A Applied Science and Manufacturing*[J], 2017, 92: 70
- [6] Xie Y, Cheng H, Tang Q *et al. Intermetallics*[J], 2018, 93: 228
- [7] Jiang X, Liu W, Li J *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 618(1): 700
- [8] Guo X, Fan M, Liu Z *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(5): 1192
- [9] Zhang J J, Liu S C, Chen H *et al. Materials Science Forum*[J], 2015, 816: 3
- [10] Wohler S, Bormann R. *Journal of Applied Physics*[J], 1999, 85(2): 825
- [11] Zhang J. *Intermetallics*[J], 2010, 18(12): 2292
- [12] Xu L, Cui Y Y, Hao Y L *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2006, S435-436(4): 638
- [13] Peng L M, Wang J H, Li H *et al. Scripta Materialia*[J], 2005, 52(3): 243
- [14] Mondolfo L F(蒙多尔福). *Aluminum Alloys: Structure and Property*(铝合金的组织与性能)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988
- [15] Nie Mingming(聂明明), Xu Zhifeng(徐志锋), Yu Huan(余欢) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(4): 1266
- [16] Wang Zhenjun(王振军), Dong Jingtao(董敬涛), Wang

- Gui(王 贵) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(12): 3744
- [17] Liu Yanmei(刘艳梅), Wu Gaohui(武高辉), Xiu Ziyang(修子扬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2009, 38(5): 807
- [18] He P, Liu Y Z, Liu D. *Materials Science & Engineering A*[J], 2006, 422(1): 333
- [19] Jiang S Y, Shi-Chun L I, Zhang L. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(12): 3545
- [20] Chen Yuyong(陈玉勇), Su Yongjun(苏勇君), Kong Fantao(孔凡涛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(3): 757
- [21] Jiang S Y, Shi-Chun L I, Zhang L. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(12): 3545
- [22] Cao Y, Zhu S, Guo C *et al. Applied Composite Materials*[J], 2015, 22(4): 437
- [23] Sun Y, Chen J, Ma F *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 102: 165

Microstructure and Properties of C_f Reinforced Ti/Al Based Laminated Composites

Tang Yingchun, Luo Lei, Luo Liangshun, Han Baoshuai, Su Yanqing, Guo Jingjie, Fu Hengzhi

(National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: C_f reinforced Ti/Al-based layered composites were prepared by the foil-fiber-foil (FFF) method combined with vacuum hot pressing (VHP) technology. Scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray diffraction phase analysis (XRD), bending test, and compression test were implemented to explore the microstructure and properties of the materials under different hot pressing parameters. The results show that the optimum parameters of hot-pressing process are 700 °C/30 MPa/1 h. The bending strength and compressive strength of the material can reach 469 and 324 MPa, respectively. The material structure is a stack of tough and brittle phases. This structure can effectively impede crack propagation and extension of the crack path, and absorb a large amount of fracture energy, thereby improving the performance of the material. Al_3Ti and Ti_5Si_3 phases are formed at the Ti/Al interface, and Al_4C_3 and SiC phases are formed at the Al/ C_f interface. Si element promotes the bonding of Ti and Al, and the precipitation of the strengthening phase Ti_5Si_3 , and improves the wettability between Al and C.

Key words: foil-fiber-foil method; C_f ; Ti/Al-based layered composites; crack propagation

Corresponding author: Luo Liangshun, Ph. D., Associate Professor, National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, E-mail: luols_hit@163.com