

DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20151123.001

Ti 合金插层厚度对反应连接 TiB₂ 基陶瓷/ Ti-6Al-4V 梯度复合材料的影响

宋亚林, 张龙*, 潘传增, 朱冰

(军械工程学院 车辆与电气工程系, 机械制造教研室, 石家庄 050003)

摘 要: 将 Ti 合金插层引入(Ti+B₄C)反应原料和 Ti 合金底板之间, 研究 Ti 合金插层厚度变化对超重力反应连接 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面显微组织与力学性能的影响。热力学计算表明:合成反应的绝热温度远超 Ti 合金的熔点, 可以保证不同厚度的 Ti 合金插层全部熔化。XRD、FESEM 及 EDS 分析结果表明:在陶瓷和 Ti 合金底板之间形成梯度界面区, 且随着 Ti 合金插层厚度的增加, 梯度界面区的厚度也不断增大。自陶瓷基体至 Ti 合金底板, TiB₂ 和 TiC_{1-x} 的体积分数不断减少, 而 TiB 的体积分数先增加而后减少, 最终形成以 TiB₂、TiC_{1-x} 及 TiB 陶瓷相尺寸和分布为特征的梯度复合结构。而梯度连接区的硬度分布趋势更加平缓, 其剪切强度不断提升。

关键词: TiB₂ 基陶瓷; Ti-6Al-4V 梯度复合材料; 反应连接; Ti 合金插层; 显微组织; 维氏硬度; 剪切强度
中图分类号: TB333 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2016)08-1769-08

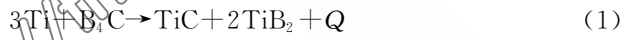
TiB₂ 基陶瓷材料具有低密度、高硬度、高模量、抗蠕变及抗氧化等优点^[1-2], 可以广泛应用于机械加工、冶金、采矿和化工等领域^[3-6]。但由于固有脆性及较差的抗热震性, 这限制了其在工程构件、航空航天及国防工业等方面的使用。为了克服陶瓷材料的自身缺陷, 笔者^[7]采用超重力场反应合成工艺, 通过 TiB₂ 基细晶陶瓷与钛合金板熔化连接, 制备出 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料。将陶瓷的高模量、高硬度与钛合金的高强度、高韧性结合起来, 使之同时具备高硬度、高强度和高韧性等优异的物理特性^[8-9]。然而, 由于超重力场熔化连接过程较为复杂, 涉及熔化、扩散及快速凝固等一系列物理化学反应, 加之, 反应生成的陶瓷与厚度较大的 Ti 合金底板之间热膨胀系数和弹性模量差异较大, 引发较大的残余应力, 易导致梯度界面开裂, 造成连接失效^[10]。为了改善陶瓷/Ti 合金熔化连接质量, 缓解连接区的残余应力, 在二者之间引入插层, 以期缓解界面残余应力, 提高连接强度^[11]。

在前期研究的基础上, 为了不引入其他活性元素生成金属间化合物而影响陶瓷-金属连接性

能^[12], 在反应原料与 Ti 合金底板之间引入厚度较小(0.5、1.0、1.5 mm)的 Ti 合金插层, 在凝固过程中, 通过熔化 Ti 合金插层, 增加 Ti 合金液相体积, 进而增大 Ti 原子浓度, 使之发生一系列物理、化学反应, 研究其对梯度连接区的界面结构与力学性能的影响。

1 实验材料及方法

实验原料采用粒度为 3.5 μm、纯度大于 98% 的 B₄C 粉, 粒度小于 43 μm、纯度大于 99% 的 Ti 粉, 共 1 500 g。(Ti+B₄C)体系按化学物质的量之比(3:1)配制:



先用碱液清洗 6 mm 的 Ti 合金底板及厚度较小的 Ti 合金插层表面, 再用水洗净、烘干, 随后将不同厚度(0.5、1.0、1.5 mm)的 Ti 合金插层分别置于 Ti 合金底板之上, 放入陶瓷坩埚底部。将配制的反应物料放入球磨机中, 经球磨活化 4 h 后取出, 而后被压入坩埚内, 并将坩埚固定在离心机悬臂上。启动离心机, 当坩埚底部离心加速度达到

收稿日期: 2015-07-29; 录用日期: 2015-10-29; 网络出版时间: 2015-11-23 09:53
网络出版地址: www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20151123.0953.002.html
基金项目: 国家自然科学基金(51072229, 51202293)
通讯作者: 张龙, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为陶瓷基复合材料。 E-mail: 18632126356@163.com

引用格式: 宋亚林, 张龙, 潘传增, 等. Ti 合金插层厚度对反应连接 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料的影响[J]. 复合材料学报, 2016, 33(8): 1769-1776. SONG Y L, ZHANG L, PAN C Z, et al. Effect of thickness of Ti alloy interlayer on TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites prepared by reaction bonding[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(8): 1769-1776 (in Chinese).

2 000 g (1 g=9.8 m·s⁻²)时, 触发点火装置, 诱发超重力场燃烧合成反应及陶瓷/Ti 合金之间熔化连接; 待反应结束后, 关闭离心机并取下坩埚, 经过磨削及线切割加工后, 即可获得 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料, 其宏观照片如图 1 所示。

以 Rigaku RINT X-ray 衍射仪对连接区进行物相分析。以 FESEM Sirion-200 场离子扫描电子显微镜对连接区进行显微组织、断口形貌与裂纹扩展路径观察, 并以 Link ISIS-300 EDS 能谱仪进行微区分析。采用 HVS-50 型数显维氏硬度计对连接区进行硬度测定。利用 CMT5105 型电子万能拉力机测量复合材料连接区的剪切强度。其中, 试样尺寸为 7 mm×7 mm×δ mm, 加载速率为 0.5 mm/min, 加载力 *P* 为 100 kN, 梯度连接区的剪切强度取 5 个有效试样的平均值, TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面抗剪切实验示意图如图 2 所示。

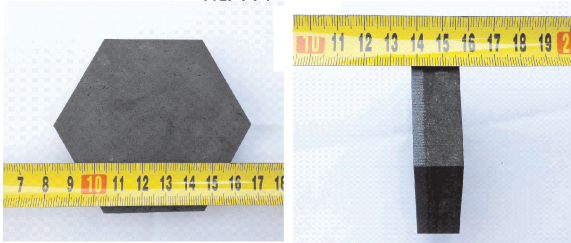


图 1 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料宏观照片
Fig. 1 Macrographs of TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites

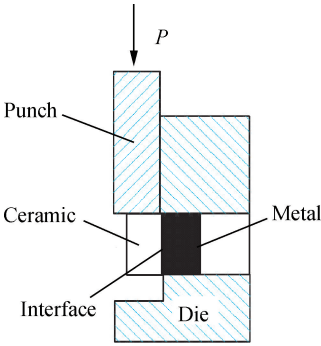


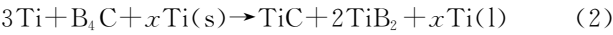
图 2 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面抗剪切实验示意图
Fig. 2 Schematic of shear resistance experiment of interface for TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites

2 结果与讨论

2.1 反应体系热力学分析

增大连接区液相 Ti 原子的浓度, 强化 Ti 与 B、

C 原子液相熔合及双向扩散, 是有效改善 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料之间连接性能的关键所在。因此, 有必要讨论在反应过程中引入的 Ti 合金插层是否全部发生相变(固相→液相)。其化学反应式演变为



假设维持燃烧反应进行所需的热量完全是由 (Ti+B₄C) 燃烧反应提供, 且放出的热量仅被用于加热生成物及 Ti 合金插层, 其由固相转化为液相的过程中, 不与其他物质发生反应, 根据热力学理论可知, 反应摩尔定压热熔与焓值的关系为

C_p = dH/dT (3)

C_p = A₁ + A₂ × 10⁻³ T + A₃ × 10⁵ T⁻² + A₄ × 10⁻⁶ T² + A₅ × 10⁸ T⁻³ (4)

式中: C_p 为摩尔定压热容, J·mol⁻¹·K⁻¹; *H* 为摩尔焓值, J·mol⁻¹; *T* 为热力学温标, K; A₁、A₂、A₃、A₄、A₅ 均为热力学常数。假设从 298 K 到 *T* 的温度区间 Ti 发生相变, 则升温焓变量为

H_T⁰ - H₂₉₈⁰ = ∫₂₉₈^T C_p dT + ΔH_{tr} + ∫_{T_{tr}}^T C_p' dT (5)

式中: H₂₉₈⁰ 为标准摩尔生成焓, J·mol⁻¹; H_T⁰ - H₂₉₈⁰ 为标准摩尔相对焓, J·mol⁻¹; C_p 为摩尔定压热容, J·mol⁻¹·K⁻¹; ΔH_{tr} 为相变潜热, J·mol⁻¹; T_{tr} 为相变温度, K。

基于式 (5), 参照热力学数据手册, 利用 Matlab 编程计算得出绝热温度 *T_{ad}* 与反应 (2) 中的物质的量比 *x* 之间对应关系如表 1 所示。可以发现, 引入 Ti 合金插层, 虽然会吸收部分反应放热, 但由于 *x* 的值较小, 反应体系的绝热温度均为 3 193 K, 远远超过 Ti 合金片的熔点 1 933 K, 不仅能够保证其全部熔化, 而且还能促使 Ti 合金底板部分熔化, 极大地提高了连接区液相 Ti 原子的浓度。

表 1 反应 (2) 中的物质的量比 *x* 及绝热温度 *T_{ad}* 关系
Table 1 Relation of amount of substance ratio *x* and adiabatic temperature *T_{ad}* of reaction (2)

Thickness of Ti interlayer/mm	<i>m</i> /g	<i>x</i>	<i>T_{ad}</i> /K
0.5	17.7	0.05	3 193
1.0	35.3	0.10	3 193
1.5	53.0	0.15	3 193

Notes: *m* — Mass of Ti interlayer; *x* — Amount of substance ratio of Ti interlayer; *T_{ad}* — Reaction adiabatic temperature.

2.2 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面显微组织及力学性能

图 3 为引入不同厚度的 Ti 合金插层制备的 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面的低倍 FESEM 照片, 图 4 为引入 0.5 mm Ti 合金插层制备的 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面的 FESEM 照片。可以看出, 不同厚度的 Ti 合金插层全部融化, 陶瓷和 Ti 合金通过液相熔合及原子扩散, 形成了显微组织过渡分布的界面区, 消除了陶瓷-Ti 合金之间的突变界面, 且未发现缩孔、缩松及微裂纹等缺陷, 同时, 也验证了热力学温度计算的有效性。随着 Ti 合金插层厚度的增加, TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度界面状态也随之发生变化, 即添加的 Ti 合金插层越厚, 梯度连接区厚度越大, Ti 合金底板热影响区厚度(主要为粗大柱状晶铸态组织)越小。经测试得出, 当 Ti 合金插层厚度为 0.5 mm 时, 梯度界面区厚度约为 0.8 mm, 钛合金热影响区厚度约为 1.4 mm; 当 Ti 合金插层厚度为 1.0 mm 时, 梯度界面区厚度约为 1.3 mm, 钛合金热影响区厚度减小; 当 Ti 合金插层厚度为 1.5 mm 时, 梯度界面区宽度为 1.6 mm, 钛合金热影响区厚度降至最低。

对引入厚度为 1.5 mm Ti 合金插层制备的 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料连接区进行 XRD 分析, 其结果如图 5 所示。可以看出, 自陶瓷基体至 Ti 合金底板之间不同位置的物相组成发生变化, 即靠近界面区的陶瓷基体由 TiB₂、TiC_{1-x} 以及少量 TiB 组成, TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面区则由 α'-Ti、TiB、TiC_{1-x} 及 TiB₂ 组成, Ti 合金基体主要由 (α+β) 双相组成(即原始相组

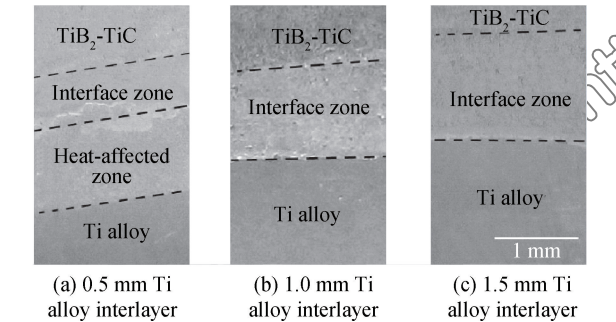


图 3 引入不同厚度的 Ti 合金插层制备的 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面的低倍 FESEM 照片

Fig. 3 Low-magnification FESEM photographs of interface of TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites with different thicknesses of Ti alloy interlayer

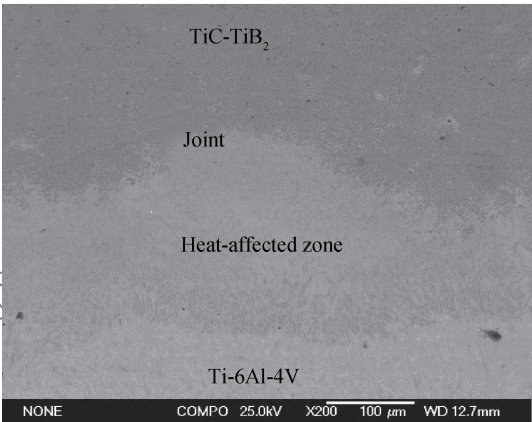


图 4 引入 0.5 mm Ti 合金插层制备的 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面的 FESEM 照片

Fig. 4 FESEM photograph of interface of TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites with 0.5 mm Ti alloy interlayer

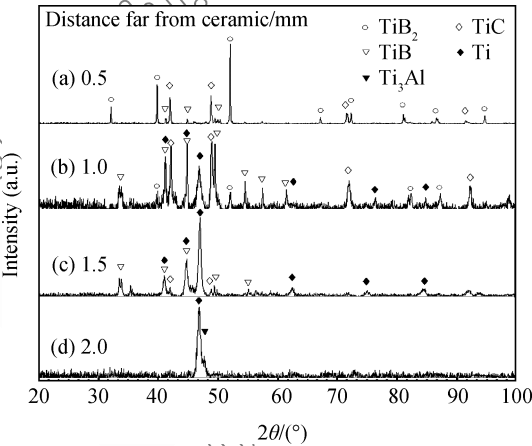


图 5 Ti 合金插层厚度为 1.5 mm 时梯度界面 XRD 谱图

Fig. 5 XRD patterns of graded interface with 1.5 mm thickness of Ti alloy interlayer

成)。同时, 随着距离变化, TiB₂ 相衍射峰逐渐降低, TiB 相衍射峰急剧升高, 且距陶瓷基体 1.5 mm 处其最强衍射峰又开始下降, 至 Ti 合金基体处其衍射峰与背景衬度几乎相近, 可认为 TiB 相在钛合金基体处几乎完全消失。

图 6 为 Ti 合金插层厚度为 1.5 mm 时 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面 FESEM 照片。图 6(a)中标注区域的 EDS 分析如表 2 所示。可以发现, 陶瓷-Ti 合金梯度界面区的显微组织发生明显变化。距陶瓷基体 0.5 mm 处, 其显微组织主要由具有一定长径比的 TiB₂ 片晶、不规则的 TiC 球晶及少量小尺寸 TiB 片晶组成。随着距离的增加, TiB₂ 与 TiC 的尺寸和体积分数不断减少, TiB 和

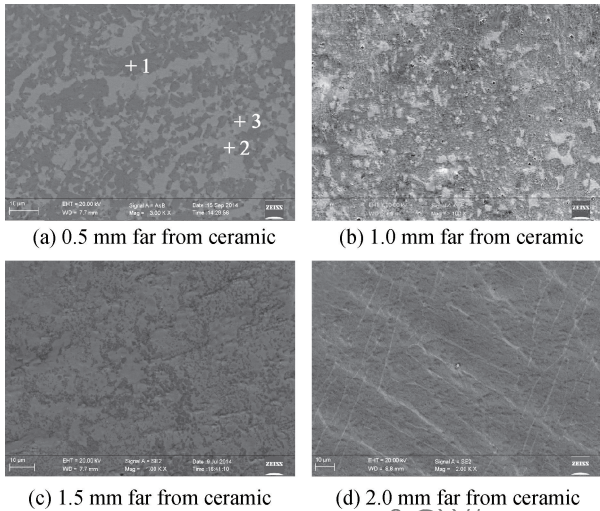


图 6 Ti 合金插层厚度为 1.5 mm 时 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面 FESEM 照片

Fig. 6 FESEM photographs of interface of TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites with 1.5 mm thickness of Ti alloy interlayer

表 2 图 6(a) 中标注区域的 EDS 分析

Table 2 EDS analysis of area marked in Fig. 6(a)

Area	Atomic fraction/%			Possible phase
	Ti	C	B	
1	33.9	—	66.1	TiB ₂
2	59.1	40.1	—	TiC _{1-x}
3	50.8	49.2	—	TiB

Ti 金属相的含量不断增加, 距离陶瓷基体 1.5 mm 处, TiB 体积分数达到最大值, 而后不断降低, 同时, 显微组织不断细化, 甚至出现 TiB₂ 片晶尺寸小于 1 μm 的超细晶组织。最终自陶瓷基体至 Ti 合金底板呈现出 TiC_{1-x}-TiB-TiB₂ → TiB₂-Ti-TiC_{1-x}-TiB → TiB₂-TiC_{1-x}-TiB-Ti → TiB-TiC_{1-x}-Ti → TiC_{1-x}-Ti 梯度复合结构。

结合前期研究^[7]可知, 由于 Ti 合金插层与反应生成的高温陶瓷熔体直接接触, 且 Ti 合金自身的低热导率及 Ti 合金插层与 Ti 合金底板之间的接触热阻^[13-14], 影响热量向 Ti 合金底板传递, 易造成热量集中, 从而使 Ti 合金插层完全熔化而转化为液相, 导入 Ti 合金底板的热量则相应减少, 所以, Ti 合金插层的厚度越大, Ti 合金底板表面的热累积效应越弱。当 Ti 合金插层的厚度为 1.5 mm 时, 燃烧反应放出的热量首先被用于熔化 Ti 合金插层, 然后才导入 Ti 合金底板, 使其表面温度相对降低, 缩短了 α/β 相变点以上的高温停留时间, 减

小过热度, 有利于再结晶的 β-Ti 及生成的 α'-Ti 晶粒细化, 从而极大减小热影响区(主要为粗大柱状晶铸态组织)面积^[15-16], 如图 3 所示。而大量 Ti 原子与陶瓷熔体中的 C、B 原子由于化学势差异, 加之 C、B 原子在 Ti 液中具有较高的扩散速率, 在超重力的作用下, 不同原子之间发生强烈地互扩散, 增大了 Ti 原子在陶瓷熔体中的扩散范围及浓度^[17], 促使更多的 Ti、B、C 原子参加反应生成 TiB₂、TiC_{1-x}, 细化显微组织, 减少缩孔、缩松, 抑制裂纹的萌生, 且进一步增大了梯度连接区的范围。根据 Ti-B 二元平衡相图^[18], 如图 7 所示, 可以认为因液态陶瓷(尤其靠近底部区域)的 Ti 浓度远大于 B 浓度时, 在富 Ti 的环境里, 陶瓷-钛互熔液相将直接析晶反应生成 TiB^[16], 且随着位置的变化, 靠近钛合金底板处的 TiC_{1-x} 相的含量也逐渐降低。因此, 自陶瓷基体至钛合金底板形成 TiB₂、TiB 及 TiC_{1-x} 相尺寸与体积分数均呈连续梯度变化的界面组织结构, 且随着引入的中间钛片厚度增加, TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度连接区厚度增大, 界面组成相(如 TiB₂、TiB、TiC_{1-x})尺寸愈细小, 其体积分数变化愈加平缓, 则界面梯度性质愈加明显, 如图 6 所示。

图 8(a)为引入不同厚度 Ti 合金插层制备 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面的维氏硬度分布。可以看出, 从 Ti 合金基底到陶瓷基体, 维氏硬度均保持上升趋势, 但随着 Ti 合金插层厚度增加, 靠近界面附近的陶瓷基体维氏硬度逐渐下降。当 Ti 合金插层厚度为 0.5 mm→1.0 mm→1.5 mm 时, 界面区附近陶瓷基体维氏硬度相应为 13.1 GPa

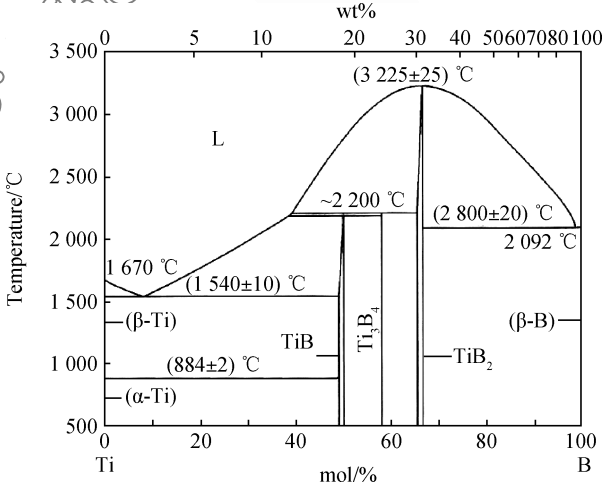


图 7 Ti-B 二元平衡相图^[18]

Fig. 7 Ti-B binary equilibrium phase diagram^[18]

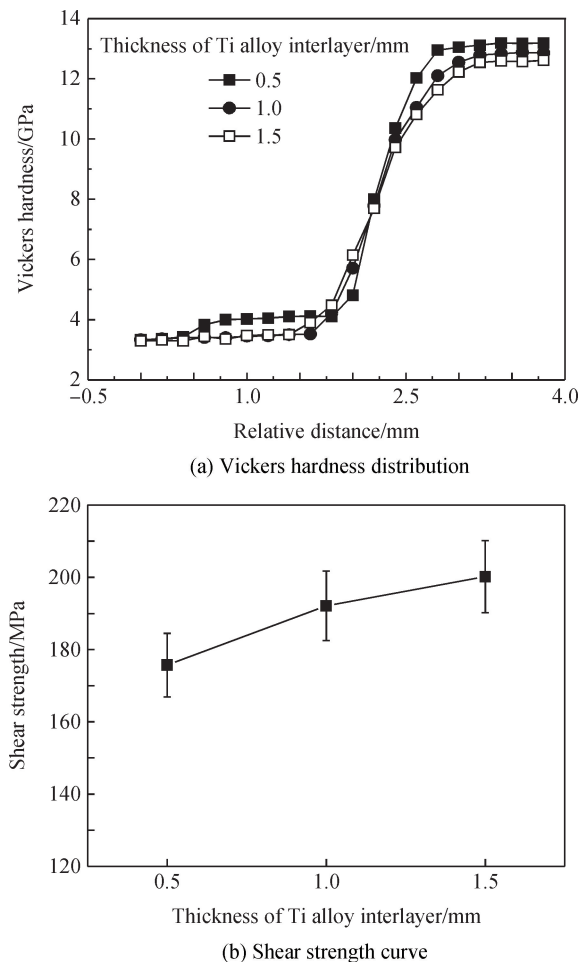


图 8 引入不同厚度 Ti 合金插层制备 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面的维氏硬度分布与剪切强度曲线

Fig. 8 Vickers hardness distribution and shear strength curve of interface of TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites with different thicknesses of Ti alloy interlayer

→12.8 GPa→12.5 GPa。因 Ti 合金插层受热熔化后形成 Ti 液, 通过与陶瓷熔体互扩散, 大量的 Ti 原子进入液态陶瓷中, 自互熔区至液相陶瓷形成 Ti 原子浓度梯度。Ti 合金插层厚度增大, Ti 原子的浓度随之增大, 溶入、扩散至液态陶瓷中的 Ti 原子增多, 同时, 由于 C 原子在液相中具有较高的扩散速率, 更容易与过量的 Ti 原子生成非化学计量比的 TiC_{1-x}。根据文献[19]可知, TiC_{1-x}非化学计量比越高, 其弹性模量和硬度越低, 远小于标准化学计量比的 TiC 和 TiB₂ 片晶, 所以, 界面区附近陶瓷基体的维氏硬度随 Ti 合金插层厚度增加而降低。同时, 又因 Ti 合金插层厚度增大, 增大 Ti 原子浓度, 促进凝固后期 Ti 液与液态陶瓷发生析晶反应生成 TiB 相, 使得界面上的 TiB 体积分数增加。综

上所述, 可以认为, 引入适当厚度的 Ti 合金插层, 不仅可缓解 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 两者之间的应力失配状况, 而且使得陶瓷/Ti-6Al-4V 界面硬度变化平缓, 提升界面稳定性, 其结合状况得以改善。

图 8(b)为引入不同厚度 Ti 合金插层制备的 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面剪切强度曲线。可以发现, 随着 Ti 合金插层厚度增加, 材料复合界面剪切强度呈现增大趋势, 当 Ti 合金插层厚度为 1.5 mm 时, 材料复合界面剪切强度达到最大值, 约为 200 MPa。燃烧合成反应放热促使 Ti 合金插层受热熔化, 全部生成 Ti 液, 对 Ti 合金底板与液态陶瓷进行双向扩散, 增大了梯度界面区的范围, 且有效减小了粗大柱状晶铸态组织的面积, 改善与 Ti 合金底板梯度界面的组织性能。同时, 又因 Ti 原子与液态陶瓷中的 B、C 原子发生强烈地互扩散, 在凝固后期诱发析晶反应, 在梯度界面上直接生成 TiB, 且 Ti 合金插层厚度越大, 自由态 Ti 原子含量越高, TiB 的体积分数越高。由文献[20]可知, 材料的弹性模量与其物相组成及体积分数密切相关, TiB 的弹性模量小于 TiB₂, 所以 TiB 体积分数的增加将使梯度界面区(尤其是靠近 Ti 合金底板区域)弹性模量、热膨胀系数得以降低。Ti 合金底板与陶瓷基体之间的热应力失配状况得以缓解, 两者的结合强度得到进一步提升。因此, 当 Ti 合金插层厚度达到 1.5 mm 时, TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面剪切强度达到最大值。

Ti 合金插层厚度为 1.5 mm 时 TiB₂ 基陶瓷/Ti-6Al-4V 梯度复合材料界面的裂纹扩展路径 FESEM 照片如图 9 所示, 发现材料断裂呈现出小尺寸 TiB₂ 片晶沿晶断裂(如 A 所示)与 TiC 穿晶断裂(如 B 所示)以及少量大尺寸 TiB₂ 片晶穿晶断裂(如 C 所示)的混合断裂模式。如 2.2 节中所述, Ti 合金插层在反应过程中吸热熔化, 并与液态陶瓷发生熔合、扩散, 增大液态陶瓷中的 Ti 浓度, 提高其组态熵, 有利于连接区显微组织细化, 特别是有效降低 TiB₂ 片晶尺寸, 减少由于 TiB₂ 晶粒长大导致自身强度下降而诱发穿晶断裂现象的发生, 强化裂纹偏转增韧机制, 提升其抗断裂能力。根据文献[21]可知, 材料界面的断裂模式与行为取决于裂纹扩展与显微组织之间的相互作用, 而小尺寸 TiB₂ 片晶既因其高模量作为增强相, 又可因自增韧机制作为增韧相。当裂纹遇到小尺寸 TiB₂ 片晶时,

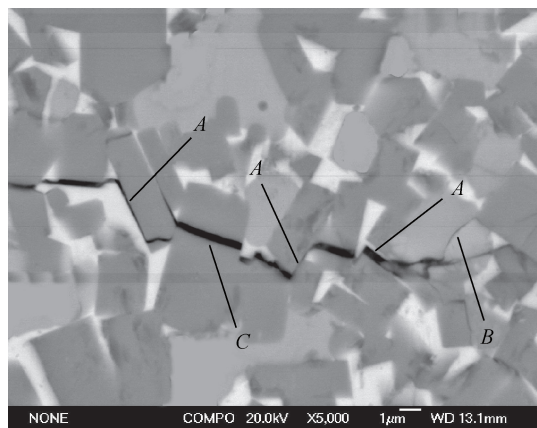


图9 Ti合金插层厚度为1.5 mm时TiB₂基陶瓷/Ti-6Al-4V梯度复合材料界面的裂纹扩展路径FESEM照片

Fig. 9 FESEM photograph of crack propagation path of interface for TiB₂ based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites with 1.5 mm thickness of Ti alloy interlayer

将依次发生裂纹钉扎、偏转、桥接及随后的片晶拔出等增韧效应,使裂纹扩展阻力随之增大,在表观上呈现出强烈R-阻力曲线特征。因此,可以认为,通过适当增加Ti合金插层厚度,进而控制液相陶瓷的凝固行为,细化连接区显微组织,提升其强韧性,使TiB₂基陶瓷/Ti-6Al-4V梯度复合界面剪切强度得以增强。

3 结论

(1) 采用超重力场反应合成工艺,制备TiB₂基陶瓷/Ti-6Al-4V梯度复合材料。经观察发现,随着引入Ti合金插层厚度的增加,梯度界面的厚度增大,而热影响区的厚度减小。当Ti合金插层厚度为1.5 mm时,梯度界面厚度为1.6 mm,钛合金热影响区厚度达到最小值。

(2) 对TiB₂基陶瓷/Ti-6Al-4V梯度复合材料界面进行XRD、FESEM和EDS分析发现,自陶瓷基体至Ti合金底板,TiB₂相衍射峰强度逐渐降低,TiB相衍射峰强度先急剧升高,至Ti合金底板附近又急剧降低,且显微组织不断细化。最终在梯度界面上呈现出TiC_{1-x}-TiB-TiB₂→TiB₂-Ti-TiC_{1-x}-TiB→TiB₂-TiC_{1-x}-TiB-Ti→TiB-TiC_{1-x}-Ti→TiC_{1-x}-Ti梯度复合结构。

(3) 随着Ti合金插层厚度的增加,梯度界面处陶瓷基体的硬度逐渐降低,且梯度连接区的硬度变化趋势更加平缓。而梯度界面的剪切强度则不断升高,最高值约为200 MPa。主要得益于TiB₂基陶

瓷/Ti-6Al-4V梯度连接区厚度的增大,缓解二者之间的应力失配状况,同时,界面处Ti含量的增加促使显微组织细化,诱发TiB₂片晶自增韧、增强机制所致。

参考文献:

- [1] YANG Y F, MU D K, JIANG Q C. A simple route to fabricate TiC-TiB₂/Ni composite via thermal explosion reaction assisted with external pressure in air[J]. Materials Chemistry and Physics, 2014, 143: 480-485.
- [2] ZHAO G L, HUANG C Z, LIU H L. A study on in-situ synthesis of TiB₂-SiC ceramic composites by reactive hot pressing[J]. Ceramics International, 2014, 40: 2305-2313.
- [3] KITIWAN M, ITO A, GOTO T. Spark plasma sintering of TiN-TiB₂ composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2014, 34: 197-203.
- [4] YANG Z L, LIU Z G, OUYANG J H. Synthesis route and mechanical properties of reactive hot pressed TiN-TiB₂ ceramics[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2013, 41: 54-59.
- [5] WANG Y W, QIU F, SHU S L, et al. Effect of Ni content on the compression properties and abrasive wear behavior of the (TiB₂-TiC_xN_y)/Ni composites[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2012, 34: 8-12.
- [6] 张珊珊, 崔洪芝, 赫庆坤, 等. 等离子加热反应合成TiB₂-TiC-Fe₂Ti复合材料[J]. 复合材料学报, 2014, 31(3): 556-562.
- [7] ZHANG S S, CUI H Z, HE Q K, et al. TiB₂-TiC-Fe₂Ti composite synthesized by plasma heating reaction[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2014, 31(3): 556-562 (in Chinese).
- [8] 宋亚林, 张龙, 赵忠民, 等. TiC-TiB₂陶瓷与Ti6Al4V熔化连接及层状复合材料制备[J]. 焊接学报, 2013, 34(5): 37-40.
- [9] SONG Y L, ZHANG L, ZHAO Z M, et al. Layered composite of solidified TiC-TiB₂ ceramic to Ti-6Al-4V alloy achieved by fusion bonding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(5): 37-40 (in Chinese).
- [10] 沈孝芹, 李亚江, 王娟, 等. 陶瓷基复合材料/金属焊接研究现状[J]. 焊接技术, 2007, 36(4): 8-11.
- [11] SHEN X Q, LI Y J, WANG J, et al. Welding study status quo of ceramic matrix composite and metal[J]. Welding Technology, 2007, 36(4): 8-11 (in Chinese).
- [12] 何代华, 傅正义, 王皓, 等. 陶瓷/金属的自蔓延高温合成焊接研究现状[J]. 焊接学报, 2002, 23(1): 85-97.
- [13] HE D H, FU Z Y, WANG H, et al. Welding of ceramic/metal with self-propagating high temperature synthesis[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2002, 23(1): 85-97 (in Chinese).

- [10] 唐群, 楚建新, 张晓勇. 陶瓷-金属连接中的残余应力[J]. 电子工艺技术, 2001, 22(4): 166-170.
TANG Q, CHU J X, ZHANG X Y. The residual stress in ceramic-metal joint [J]. Electronics Process Technology, 2001, 22(4): 166-170 (in Chinese).
- [11] 李卓然, 曹健, 冯吉才, 等. 中间层成分对 TiAl/TiB₂ 金属陶瓷 SHS 连接的影响[J]. 焊接学报, 2006, 27(4): 29-32.
LI Z R, CAO J, FENG J C, et al. Effect of composition of interlayer on TiAl/TiB₂ cermet self-propagating high-temperature synthesis joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2006, 27(4): 29-32 (in Chinese).
- [12] 李树杰, 张利. SiC 基材料自身及其与金属的连接[J]. 粉末冶金技术, 2004, 22(2): 91-97.
LI S J, ZHANG L. Joining SiC-based materials to themselves and metals[J]. Powder Metallurgy Technology, 2004, 22(2): 91-97 (in Chinese).
- [13] 邹武装. 钛手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2012: 8.
ZOU W Z. Titanium handbook[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2012: 8 (in Chinese).
- [14] 张平, 宣益民, 李强. 界面接触热阻的研究进展[J]. 化工学报, 2012, 63(2): 335-349.
ZHANG P, XUAN Y M, LI Q. Development on thermal contact resistance[J]. 2012, 63(2): 335-349 (in Chinese).
- [15] 吴巍, 高洪明, 程广福, 等. 高温停留时间对细晶粒钛合金粗晶区组织的影响[J]. 焊接学报, 2009, 30(9): 5-12.
WU W, GAO H M, CHENG G F, et al. Influence of elevated temperature holding time on microstructure and properties in heat affected zone of fine grained titanium alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2009, 30(9): 5-12 (in Chinese).
- [16] 吕维洁, 张小农, 张荻, 等. 原位合成 TiB 和 TiC 增强钛基复合材料热力学[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(2): 220-224.
LV W J, ZHANG X N, ZHANG D, et al. Thermodynamic research on in situ formation of TiB and TiC reinforced titanium matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(2): 220-224 (in Chinese).
- [17] HUANG X G, ZHAO Z M, ZHANG L. Fusion bonding of solidified TiC-TiB₂ ceramic to Ti-6Al-4V alloy achieved by combustion synthesis in high-gravity field[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 564: 400-407.
- [18] 戴永年. 二元合金相图图集[M]. 北京: 科学出版社, 2009: 158.
DAI Y N. Binary alloy phase diagrams[M]. Beijing: Science Press, 2009: 158 (in Chinese).
- [19] VALLAURI D, SHCHERBAKOV V A, KHITEV A V, et al. Study of structure formation in TiC-TiB₂-Me_xO_y ceramics fabricated by SHS and dendification[J]. Acta Materialia, 2008(564): 1380-1389.
- [20] FENG H B, JIA D C, ZHOU Y. Spark plasma sintering reaction synthesized TiB reinforced titanium matrix composites [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2005, 36: 558-563.
- [21] KINGERY W D, BOWEN H K, UHLMANN D R. 陶瓷导论[M]. 2 版. 北京: 高等教育出版社, 2010: 157.
KINGERY W D, BOWEN H K, UHLMANN D R. Introduction of ceramics[M]. 2nd ed. Beijing: Higher Education Press, 2010: 157 (in Chinese).

Effect of thickness of Ti alloy interlayer on TiB_2 based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites prepared by reaction bonding

SONG Yalin, ZHANG Long*, PAN Chuanzeng, ZHU Bing

(Teaching and Research Section of Mechanical Manufacturing, Department of Vehicle and Electric Engineering, Mechanical Engineering College, Shijiazhuang 050003, China)

Abstract: By introducing Ti alloy interlayer between $(\text{Ti}+\text{B}_2\text{C})$ reactant and Ti alloy substrate, the effect of thickness variations of Ti alloy interlayer on the microstructure and mechanical properties of the interface of TiB_2 based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites has been discussed, which were prepared by reaction bonding in high gravity field. The thermodynamic calculation shows that the adiabatic temperature of synthesis reaction is much higher than the melting point of Ti alloy, which ensures Ti alloy interlayer with different thickness completely melts. The XRD, FESEM and EDS analysis results show that the graded interface zone between ceramic and Ti alloy substrate forms, and the thickness of which increases with increasing thickness of Ti alloy interlayer. The volume fraction of TiB_2 phase and TiC_{1-x} gradually reduces, but the volume fraction of TiB first increases and then decreases from ceramic matrix to Ti alloy substrate, finally, on which there is the presence of the graded composite structures characterized by the size and distribution of TiB_2 , TiC_{1-x} and TiB ceramic phases. And hardness distribution trend of the gradient connection area becomes smooth and shear strength improves gradually.

Keywords: TiB_2 based ceramic/Ti-6Al-4V graded composites; reaction bonding; Ti alloy interlayer; microstructure; Vickers hardness; shear strength