

# TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金层状梯度材料 力学测试与结构设计

鲁明远, 韩保红, 赫万恒, 赵忠民

(陆军工程大学石家庄校区, 石家庄, 050003)

**摘要:** 在以往超重力场合成梯度材料的基础上, 制备出组分含量 TiB<sub>2</sub>-TiC-Fe 呈连续梯度变化的 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金梯度材料. 对材料进行 XRD, SEM, 硬度测试以及三点弯曲强度测试, 并采用电测法获取陶瓷基体部分的弹性模量, 并在此基础上, 对中间过渡区的弹性模量进行拟合, 最后再采用解析方法计算梯度材料的应力应变分布. 结果表明, TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金相界呈连续梯度变化, 硬度自陶瓷顶部至合金底部呈梯度递减. 三点弯曲测试发现 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金材料具有类似于金属的塑性变形特征, 从而出现明显的失效延迟行为. 采用电测法得出纯陶瓷组分的弹性模量约为 560 GPa, 参数拟合得出中间过渡区的弹性模量变化形式更趋近于三角函数, 计算得出的应力表示自金属底部出现损伤, 而后裂纹向陶瓷顶部方向扩展, 与该材料试验现象契合.

**创新点:** (1) 采取参数拟合方法, 计算梯度材料弹性模量.

(2) 采用数学解析法计算梯度材料的应力分布, 并对材料结构进行优化.

**关键词:** 梯度材料; 力学性能; 损伤失效; 应变测量

**中图分类号:** TG 404

**文献标识码:** A

**doi:** 10.12073/j.hjxb.20210405001

## 0 序言

陶瓷材料具有脆性本质, 其破坏呈现出非塑性变形的脆性断裂, 对其作为防护材料的性能产生较大的影响. 当前技术较为成熟是采取较为简单的压制、粘结方法, 将陶瓷材料的高强度与金属材料的韧性特点相结合, 制备出陶瓷面板/金属背板层状复合装甲材料<sup>[1-6]</sup>. 经目前国内外动态力学研究表明因陶瓷与金属之间为胶粘连接, 陶瓷/金属层间横向抗剪强度低, 损伤失效往往出现在两相的结合处, 使得在遭受外部载荷冲击时, 两相界面处发生界面脱粘现象, 当高强度面板的陶瓷材料脱落后, 强度较低的金属材料直接暴露在外环境下, 使得第二次冲击可轻易击穿金属背板, 因此界面结构缺陷致使该种陶瓷/金属层状复合装甲尚不能大规模推广<sup>[7-13]</sup>. 若陶瓷与金属能够以某种方式结合, 从而最大限度发挥陶瓷的高强度与金属的强韧性特性, 因而具有梯度过渡结构的复合材料成为了广大研究学者关

注的焦点.

采用离心热爆熔铸技术, 通过优化陶瓷/金属梯度纳米结构复合材料的工艺参数制备出 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金层状梯度材料. 在采用 XRD, SEM 分析其不同位置的组成元素、微观组织相成分的基础上, 探究梯度结构对材料损伤及失效的影响, 并着重对中间过渡区的力学性质进行测试与研究. 通过维氏硬度测试、三点弯曲强度测试以及电测法获取梯度材料的力学参数, 再在 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷性能测试的基础上, 结合解析数学方法, 定量求解出单向载荷加载条件下梯度材料的应力应变分布, 为梯度材料的结构与性能预报提供理论指导.

## 1 试验方法

### 1.1 试验材料

试验所用的粉末原料主要包括: Ti 粉、B<sub>4</sub>C 粉, 其规格参数如表 1 所示. 选用 42CrMo 合金调质钢作为梯度复合材料的金属基底, 其成分及力学性能如表 2 和表 3 所示.

根据燃烧合成原理、金属凝固及陶瓷复合材料

表 1 试验材料的化学成分  
Table 1 Chemical compositions of experimental material

材料	粒度/ $\mu\text{m}$	化学成分(质量分数, %)							
		Ti	Fe	Al	Si	B <sub>4</sub> C	C	B	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Ti粉	$\leq 39$	$\geq 98.5$	$<0.10$	$<0.10$	$<0.10$	—	—	—	—
B <sub>4</sub> C粉	$\leq 30$	—	—	—	—	$\geq 97.5$	$<0.20$	$<0.15$	$<0.30$

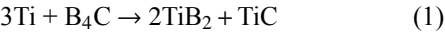
表 2 42CrMo 合金调质钢的化学成分 (25 ℃)(质量分数, %)  
Table 2 Chemical compositions of of 42CrMo steel

Fe	C	Cr	Mo	S	P	Si	Cu	Ni	Mn
96.80 ~ 97.77	0.38 ~ 0.45	0.90 ~ 1.20	0.15 ~ 0.25	$\leq 0.035$	$\leq 0.035$	0.17 ~ 0.37	$\leq 0.03$	$\leq 0.03$	0.50 ~ 0.80

表 3 42CrMo 合金调质钢的力学性能 (25 ℃)  
Table 3 Mechanics properties of 42CrMo steel

密度 $\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	熔点 $T_{\text{m}}/^\circ\text{C}$	抗拉强度 $R_{\text{m}}/\text{MPa}$	屈服强度 $R_{\text{eL}}/\text{MPa}$	冲击韧性 $a_{\text{k}}/(\text{J}\cdot\text{cm}^{-2})$	热导率 $\lambda/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	线膨胀系数 $\alpha/(10^{-6}\text{K}^{-1})$
7.85	1 399	$\geq 1\ 080$	$\geq 931$	$\geq 78$	6.8	11.1

学等理论, 以 (Ti+B<sub>4</sub>C) 构建燃烧反应体系, 采用离心热爆熔铸工艺可以成功制备出 TiB<sub>2</sub> 基复相陶瓷. 采用 Ti 与 B<sub>4</sub>C 化学摩尔比为 3:1 的燃烧反应体系, 其中反应方程如式 (1) 所示.



将经表面处理后的  $\phi 100\text{ mm}$  42CrMo 的圆柱形实心钢板 (厚度 10 mm、直径 100 mm) 预置入坩埚底部. 先后进行粉料配制、球磨机研磨混合、物料装填、预热处理. 将经烘箱预热处理后的坩埚固定于离心机两端悬臂燃烧室内并连接好点火钨丝. 运转悬臂式离心机至预定的离心加速度后, 令钨丝通电引燃反应物料, 在超重力场环境下, 促使离心热爆燃烧模式迅速生成. 待热爆反应结束后继续保持离心机高速运转 2 min, 随即停机并迅速取出坩埚. 随后将坩埚置于高温退火炉中进行后续高温退火, 实现缓解、消除材料内部残余热应力的作用.

1.2 硬度及三点弯曲强度测试

采用 HVS-50 型维氏硬度仪测量试验制备材料层间界面区的硬度分布, 其中加载载荷为 98 N, 加载时间为 10 s, 测试点的选择沿界面呈 30° 的方向, 测试点间距为 0.25 mm, 如图 1 所示. 硬度试验以切割硬度变化部分作为研究对象, 文中统称该部分为中间过渡区.

采用电火花线切割技术加工试样成纯梯度材料部分 (即顶端为纯陶瓷, 底端为纯金属, 中间

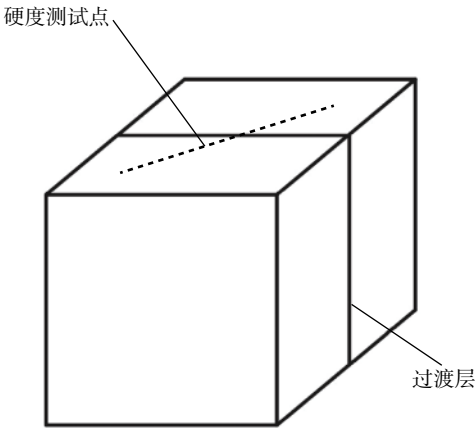


图 1 维氏硬度测试图  
Fig. 1 Vickers hardness test diagram

呈梯度过渡), 而后用研磨料打磨掉样品的划痕, 并用抛光剂抛光. 在 CMT5105 型电子万能试验机上对梯度材料中间过渡区进行三点弯曲试验. 结合功能梯度材料装备防护时的实际受载情况, 以陶瓷部分为载荷加载面板, 金属部分为背板. 按照 GB/T 6569—2006 《精细陶瓷弯曲强度试验方法》, 三点弯曲跨距为 30 mm, 加载速率为 0.1 mm/min, 取出反应生成产物, 首先进行硬度测试, 而后利用线切割技术将制备材料加工并进行三点弯曲强度测试, 取 5 组试样中最具代表性结果.

1.3 材料弹性模量及泊松比的测量

在待测单一组分材料中间部位施加集中载荷, 材料在压缩比例极限范围之内服从胡克定律, 在单

向受力状态下满足式 (2) 要求.

$$\sigma = E\varepsilon \quad (2)$$

式中:  $\sigma$  为应力;  $E$  为弹性模量;  $\varepsilon$  为应变. 进一步推导出单一组分材料 (纯陶瓷材料) 弹性模量为

$$E = \frac{F_N}{A\varepsilon} \quad (3)$$

式中:  $A$  为待测部件受载荷横截面面积;  $F_N$  为集中载荷. 为防止横纵应变片结果相互影响, 黏贴时适当留出间距, 其中 1(2) 表示横向黏贴应变片, 3(4) 表示纵向黏贴应变片. 在比例极限范围内, 横向应变  $\varepsilon_3$  与纵向应变  $\varepsilon_1$  之比  $\mu$  即为所求材料泊松比.

$$\mu = \frac{\varepsilon_3}{\varepsilon_1} \quad (4)$$

当待测试件受外部载荷发生形变时, 与其粘结的应变片同样发生形变, 此时敏感栅的电阻由初始值  $R$  变为  $R + \Delta R$ . 在一定范围内电阻变化率与应变  $\varepsilon$  成正比.

$$\frac{\Delta R}{R} = k\varepsilon \quad (5)$$

式中:  $k$  为应变片灵敏系数;  $\Delta R$  为由应变引起的应变片电阻变化.

采用 XL2118A16U 型静态电阻应变仪测试出相应位置的应变, 由于该应变仪符合静态多点测量与应变片公共补偿技术, 一个放大器服务于多个通道. 其基本测量电路电桥 B, D 端输出电压为

$$U_{BD} = \frac{R_1 R_4 - R_2 R_3}{(R_1 + R_2)(R_3 + R_4)} U_{AC} \quad (6)$$

式中:  $U_{BD}$  为 BD 间电压;  $U_{AC}$  为 AC 间电压;  $R_1, R_2, R_3, R_4$  分别为对应电阻值.

电阻发生改变时:

$$\Delta U = \frac{(R_1 + \Delta R_1)(R_4 + \Delta R_4) - (R_2 + \Delta R_2)(R_3 + \Delta R_3)}{(R_1 + \Delta R_1 + R_2 + \Delta R_2)(R_3 + \Delta R_3 + R_4 + \Delta R_4)} U \quad (7)$$

测试仪器一般 4 个电阻值相等, 即

$$\Delta U_{BD} = \frac{kU}{4} (\varepsilon_1 - \varepsilon_2 - \varepsilon_3 + \varepsilon_4) \quad (8)$$

此时应变仪读数与各个电阻应变间满足式 (9) 要求.

$$\bar{\varepsilon} = \frac{4\Delta U_{BD}}{kU} = (\varepsilon_1 - \varepsilon_2 - \varepsilon_3 + \varepsilon_4) \quad (9)$$

## 2 试验结果与分析

### 2.1 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金梯度材料梯度相组成

为更好地对界面组成和组织进行分析, 分别在

陶瓷基体区域、中间过渡区、合金基底区域取样并对试样进行 B<sub>4</sub>C 研磨而后采用 XD6 型多晶 X 射线衍射仪对 3 个试样进行 XRD 分析. 图 2 为 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金各层 XRD 图谱, 靠近陶瓷区域主要由 TiB<sub>2</sub>, TiC 和 Fe 组成, 和陶瓷相成分一致; 中间过渡区域主要分布 TiB<sub>2</sub>, TiC<sub>1-x</sub> 和 Fe 基合金, 和靠近陶瓷区域类似, 但与靠近陶瓷区域相比, 陶瓷相 TiB<sub>2</sub> 和 TiC 衍射峰强度下降, 而金属相衍射峰升高, 即从靠近陶瓷区域到中间过渡区, 陶瓷相含量逐渐降低, 金属相慢慢增长. 到靠近 42CrMo 合金钢区域, 主要由 Fe 基合金和 TiC<sub>1-x</sub> 组成.

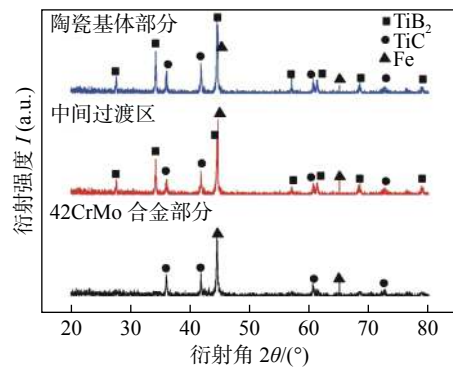


图 2 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金各层 XRD 图谱  
Fig. 2 XRD pattern of the interface area of TiB<sub>2</sub>-based ceramic/42CrMo alloy

采用德国 ZEISS 公司研发的 Ultra55 型场发射扫描电镜来观察样品材料的显微形貌与组织分布. 图 3 为 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金过渡区域 FESEM 图片, 其中图 3a 为陶瓷基体区的显微组织, 可以看出 TiB<sub>2</sub> 和 TiC 分别以棒状和类球状分布, 而 Fe 金属相填充在两陶瓷相之间网状分布; 图 3b 为中间过渡区形貌, 主要是棒晶 TiB<sub>2</sub> 与非计量比的 TiC<sub>1-x</sub> 以及 Fe 基合金, 但与陶瓷基体部分相比, 陶瓷晶粒明显细化, Fe 基合金相所占分数增大, 甚至出现块状分布于陶瓷相之间; 图 3c 为靠近 42CrMo 金属区, 图中微纳米晶 TiC<sub>1-x</sub> 镶嵌在 Fe 基金属相上, 且随着距金属基底距离的减小, 陶瓷相 TiC<sub>1-x</sub> 也逐渐减少直至消失; 图 3d 为 42CrMo 合金基底, 其中 Cr 等金属元素以条、块状分布在 Fe 基底上.

陶瓷基体部分主要由大量 TiB<sub>2</sub>、部分 TiC 以及少量 Fe 组成; 中间过渡区主要由大量 TiC<sub>1-x</sub>、部分 TiB<sub>2</sub> 以及 Fe 组成, 与陶瓷基体部分类似, 但与之相比, 金属相衍射峰显著升高, 即从靠近陶瓷区域到中间过渡区, 陶瓷相含量逐渐降低, 金属相含量逐渐升高. 随着梯度层逐渐达到 42CrMo 基底, TiB<sub>2</sub>



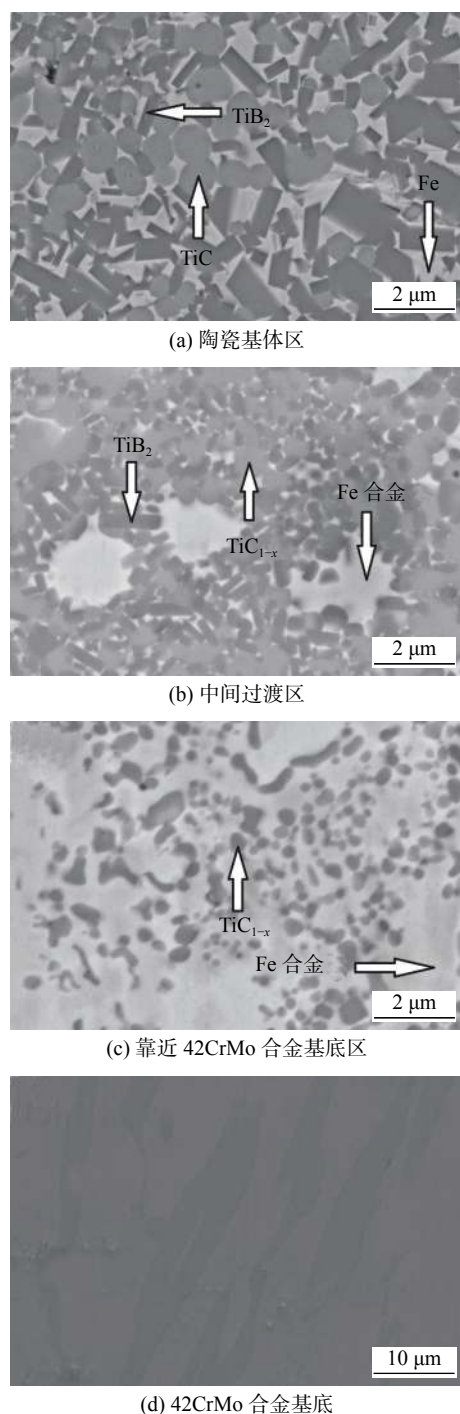


图3  $\text{TiB}_2$  基陶瓷/42CrMo 合金过渡区域 FESEM 图

Fig. 3 FESEM pattern of the interface area of  $\text{TiB}_2$ -based ceramic/42CrMo alloy. (a) ceramic base area; (b) intermediate transition area; (c) close to 42CrMo alloy base area; (d) 42CrMo alloy base

相逐渐消失, 剩余相由大量 Fe 基合金中夹杂  $\text{TiC}_{1-x}$  组成. 说明梯度材料越向下陶瓷相含量逐渐降低, 同时金属相含量逐渐升高, 这达到了铺层设计的预期, 验证了材料结构呈梯度连续分布.

## 2.2 梯度材料硬度及三点弯曲强度测试结果

图4为  $\text{TiB}_2$  基陶瓷/42CrMo 合金层状梯度材

料硬度测试分布. 从图4可以看出, 由陶瓷部分到金属部分硬度整体呈下降趋势, 在陶瓷区域部分, 最外侧陶瓷硬度达到最高值, 约 24.0 GPa, 到中间过渡区, 由于大量软质合金的进入, 硬度有转折性的下降, 在金属区域部分, 硬度值近似保持不变, 约 2.0 GPa, 中间过渡区整体厚度约 5 mm. 因此, 从  $\text{TiB}_2$  基陶瓷/42CrMo 合金层状梯度材料硬度分布趋势可知, 中间过渡区的成分、相尺寸和体积分数的连续梯度变化使得其硬度产生相应变化.

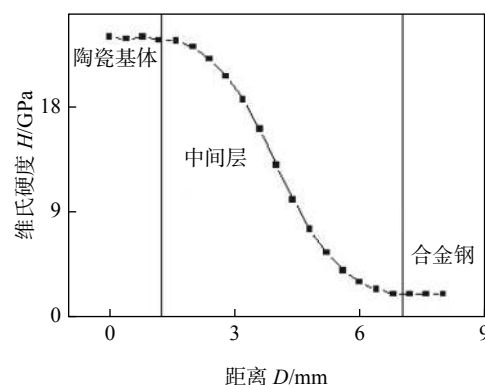


图4 陶瓷/合金层状梯度复合材料界面区域的硬度分布  
Fig. 4 Hardness distribution at the interface region of ceramic/ally layer gradient composites

根据 GB/T 6569—2006《精细陶瓷弯曲强度试验方法》截取连续梯度材料中间过渡区材料尺寸为  $36\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ , 结合硬度测试结果截取高度为 5mm, 整体尺寸为  $36\text{ mm} \times 3\text{ mm} \times 5\text{ mm}$  的长方体在 CMT5105 型电子万能试验机上对梯度材料中间过渡区进行三点弯曲强度测试. 结合功能梯度材料实际防护受载情况, 以陶瓷部分为载荷加载面板, 金属部分为背板, 发现该梯度材料载荷-位移曲线呈现出近似于金属的塑性变形力学特征, 如图5所示. 从图5可以看出, 当外部载荷达到稳定状态后,

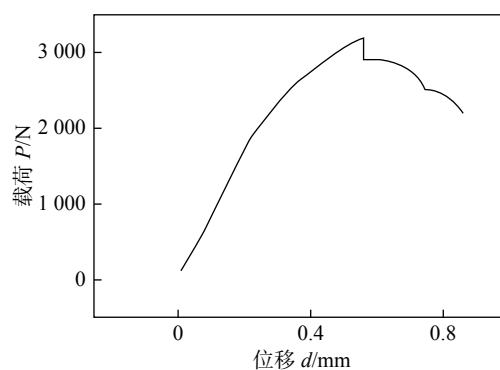


图5 陶瓷/金属梯度材料弯曲强度测试载荷-位移曲线  
Fig. 5 Load-displacement curve of the ceramic/metal gradient material bending strength test

材料所承受的载荷先表现出类似于陶瓷的斜率逐渐减小的非线性增长形式. 当位移达到 0.59 mm 左右时, 材料承载达到极值, 此时承载值约 3.2 kN. 急剧下降至约 2.7 kN 后, 出现类似金属的屈服表现, 缓慢下降持续至位移达 0.73 mm. 当位移达到 0.79 mm 时, 出现类似于金属的局部变形阶段.

虽然陶瓷材料为脆性材料, 但其应力-应变曲线出现了类似于金属材料的弹性阶段、强化阶段以及局部变形阶段 3 个阶段, 这与制备过程中形成的  $\text{TiB}_2\text{-TiC-Fe}$  的相结构有密切关系. 除此之外, 在塑性变形阶段, 载荷-位移曲线有阶梯状变化, 一方面, 可能与弯曲试验过程中压头加载速度尚未达到足够小的量级有关; 另一方面, 材料制备过程中, 由于冷却速度与时间的不完全可控性, 导致材料尚未形成足够好的梯度结构. 在下一步制备过程中, 可根据此试验现象进行针对性的提升.

三点弯曲试验与梯度材料损伤过程有相似之处, 若为拉伸破坏, 表面裂纹呈直线状; 若为压缩破坏表面, 表面裂纹呈龟壳网状, 即龟裂. 由于 5 组试验结果, 均具有类似的裂纹扩展路径, 通过对试件宏观断裂观察, 发现裂纹自金属部分底面产生且为直线状, 沿着金属部分向陶瓷部分扩展. 取具有代表性的测试结果如图 6 所示. 之后通过对过渡区域的 SEM 观察发现, 在该部分萌生许多微裂纹, 但裂纹未沿层间扩展, 如图 7 所示. 弯曲强度测试过程中, 陶瓷部分为表面, 即该部分承受最大的压应力, 金属部分为底面, 即该部分承受最大的拉应力. 中



图 6 三点弯曲测试后材料试样

Fig. 6 Material sample after three point bending test

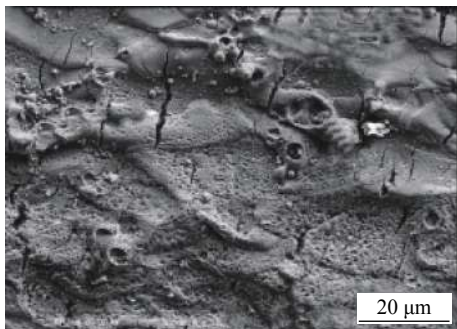


图 7 过渡区微裂纹形貌

Fig. 7 Microcrack morphology of transition zone

间过渡区结合紧密, 并未出现传统压制、粘合方式的剪切脱落现象, 从而较好地承担了载荷传递作用.

由于  $\text{TiB}_2\text{-TiC-Fe}$  相界尺度呈空间连续梯度变化, 当施加外部载荷致使材料发生整体弯曲,  $\text{TiB}_2\text{-TiC-Fe}$  连接界面未发生解离. 究其原因, 中间过渡区大量的 Fe 基合金相发生塑形变形, 缓解应力集中, 使裂纹的扩展阻力增大, 延滞了裂纹的损伤, 因而提高复合材料的抗弯强度. 同时  $\text{TiB}_2\text{-TiC-Fe}$  较强的结合强度使得弯曲过程中金属钢板为陶瓷提供有力的支撑, 在裂纹互锁与载荷传递的作用下, 强烈阻碍了界面的解离, 通过陶瓷产生微裂纹及金属发生塑形变形来吸收能量.

### 3 梯度材料弹性模量预报与失效分析

根据 GB/T 6569—2006《精细陶瓷弯曲强度试验方法》加工梯度材料顶部的纯陶瓷部分尺寸为  $36\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 3\text{ mm}$  的长方体, 进行三点弯曲强度测试, 并依式 (10) 计算陶瓷部分的弯曲强度.

$$\sigma_f = \frac{3P_{\max}L}{2bh^2} \quad (10)$$

式中:  $\sigma_f$  为弯曲强度;  $P_{\max}$  为试样断裂时的最大载荷;  $L$  为三点弯曲的跨距, 30 mm;  $b$  为试样的宽度, 3 mm;  $h$  为试样的高度, 4 mm. 计算出  $\text{TiB}_2\text{-TiC}$  陶瓷弯曲强度为  $720\text{ MPa} \pm 25\text{ MPa}$ .

另取  $\text{TiB}_2\text{-TiC}$  陶瓷将其加工为直径 9 mm, 厚度 6 mm 的圆柱体, 将两端面研磨成平面, 使之平行, 继而进行压缩强度测试, 得出  $\text{TiB}_2\text{-TiC}$  陶瓷压缩强度为  $7\,600\text{ MPa} \pm 50\text{ MPa}$ .

根据精细陶瓷弹性模量试验方法, 并结合应力试验台尺寸另取  $\text{TiB}_2$  基陶瓷加工成  $70\text{ mm} \times 5\text{ mm} \times 4\text{ mm}$  的长方体采取双臂半桥法测量试件的弹性模量, 具体运算如式 (11) 所示.

$$E = \frac{2P}{\varepsilon_{dl}S} \quad (11)$$

式中:  $E$  为弹性模量;  $P$  为施加的外力载荷;  $\varepsilon_{dl}$  为应变仪读数;  $S$  为长方体截面的横截面积. 计算出其弹性模量约为 560 GPa.

假设参考梯度材料厚度与硬度的拟合中间过渡区遵循指数函数变化<sup>[14]</sup>, 具体关系如式 (12) 所示.

$$E(y) = E_0 e^{\lambda \left( \frac{y_0 - y}{h} \right)} \quad (12)$$

式中:  $E(y)$  为距底板竖直距离为  $y$  的弹性模量;  $E_0$  为金属底板的弹性模量;  $\lambda$  为修正系数;  $y$  为距底板竖

直距离的坐标;  $y_0$  为底板坐标;  $h$  为材料厚度. 将压缩强度测试陶瓷弹性模量结果与 42CrMo 材料弹性模量参数带入式 (12) 可得  $\lambda = -1.04$ .

纯弯曲情况下, 截面上仅有轴向正应力, 在弹性阶段, 根据梁轴线方向力的平衡可确定梁弯曲变形时满足式 (13) 关系.

$$y_0 = \frac{h(1 - e^\lambda + \lambda e^\lambda)}{(-1 + e^\lambda)\lambda} \quad (13)$$

由式 (13) 计算可得, 当弹性模量遵循指数函数时中性轴位置距底端 2.94 mm.

由于式 (13) 指数模型为理想化推导, 而对于制备出的 TiB<sub>2</sub> 基陶瓷/42CrMo 合金梯度材料, 还需结合实际材料属性进行修正. 结合电测法测试不同层材料的弹性模量, 再利用梯度材料截面弹性模量的函数变化与中性轴距离之间的关系, 推导出拟合后的弹性模量函数关系.

当中间过渡区材料所受应力小于屈服极限时, 应力应变关系遵从胡克定律, 由受力分析平衡关系可得到.

$$M = \frac{PL_s}{2} \quad (14)$$

式中:  $M$  为弯矩;  $P$  为施加的外力载荷;  $L_s$  为黏贴应变片点至三点弯曲支撑点的距离.

用  $I_z$  表示横截面对与力偶作用面垂直的形心轴的惯性矩.

$$I_z = \int y^2 dA \quad (15)$$

由于待测试件厚度与长度比小于 1/7, 宽度与长度比小于 1/10, 其陶瓷面板处的应力  $\sigma_1$  可近似为

$$\sigma_1 = \frac{My_1}{I_z} \quad (16)$$

式中:  $y_1$  为陶瓷面板距离中性轴的距离.

金属背板处的应力  $\sigma_2$  为

$$\sigma_2 = \frac{My_2}{I_z} \quad (17)$$

式中:  $y_2$  为金属背板距离中性轴的距离. 同时  $y_1$  与  $y_2$  满足式 (18) 关系.

$$y_1 + y_2 = h \quad (18)$$

联立求 (14)~式 (18) 可求出  $y_1, y_2$  与  $I_z$ , 进而求出中性轴的位置距离底端约为 2.80 mm. 在材料侧面等间距交错取 10 点黏贴应变片, 测出对应点处的应变值  $\epsilon$ , 利用式 (19) 求出对应点的弹性模量.

$$E(y) = \frac{My}{I_z \epsilon} \quad (19)$$

式中:  $y$  为黏贴应变片点距离中性轴的距离.

通过电测法测试数据, 采用 Matlab 拟合方法得出中间过渡区的弹性模量近似符合式 (20) 关系.

$$E(y) = E_0 \left[ 0.82 \sin\left(\frac{\pi}{h}y - \frac{\pi}{2}\right) + 1.82 \right] \quad (20)$$

由轴力平衡条件可知

$$\int_A \sigma(y) dA = 0 \quad (21)$$

式中:  $\sigma(y)$  为坐标  $y$  处的应力. 计算可得中性轴的位置距离底端约为 2.78 mm.

假设当在受力变形过程中, 其截面始终保持平面, 即满足平截面假定; 在受力变形过程中, 梁的变形与梁的截面尺寸相比是一个微量, 即满足小变形假定. 此时易证得纵向线应变  $\epsilon_y$  与到中性轴的距离  $l$  呈线性关系. 当  $l$  达到最大值时, 线应变  $\epsilon_y$  的绝对值也达到最大. 假设到中性轴的最大距离为  $c$ , 线应变最大值的绝对值为  $\epsilon_m$ , 即

$$\epsilon_y = -\frac{l}{c} \epsilon_m \quad (22)$$

式中:  $\epsilon_y$  为纵向线应变;  $l$  为距中性轴距离;  $c$  为距中性轴的最大距离;  $\epsilon_m$  为线应变最大值的绝对值. 由式 (22) 推导得出  $c = 2.78$  mm,  $l = 2.78 - y$ . 由胡克定律式 (2) 可得, 当  $y$  取 5 时, 应力值取最大, 此时对应梯度材料顶端位置, 由受力分析可知该点承受压应力为 2 278 MPa, 远不到其压缩强度. 然而需考虑, 当顶部材料受到压缩产生轴向压应变的同时, 由于体积畸变, 横向产生拉应变, 并且从试件的失效断口观察发现, 其断裂沿垂直于压力的方向, 如图 8 所示. 即在该外部载荷条件下, 陶瓷面板的损伤失效遵循最大伸长线应变理论. 采用压缩应变测量方法得出 TiB<sub>2</sub> 陶瓷材料泊松比约为 0.12. 联立式 (2) 和式 (22) 可知, 当底面金属达到断裂极限强度时, 陶瓷面板产生的轴向应变约为 0.040 6, 横向应变为 0.004 872, 也未达到陶瓷 0.012 857 的最大伸长线应变极限. 结合实际拉伸断裂试验结果, 施加外部载荷时, 中间过渡区材料的整体失效可认为由金属背板的拉伸极限强度决定.

由式 (22) 可知, 金属背板的塑性屈服强度为 931 MPa, 当背板达到屈服强度时, 根据受力分析陶瓷面板此时未达到弯曲强度, 即金属塑性区开始向中性轴延伸, 当距离中性轴 1.055 mm, 即距离底端 1.725 mm 时, 根据受力分析, 陶瓷面板达到弯曲强度, 由于面板陶瓷材料为脆性材料, 几乎不具备塑性, 此状态即为陶瓷部分损伤状态.



线应变与到横截面中性轴的距离呈线性关系, 金属断裂拉伸应变与陶瓷断裂压缩应变之比为 0.475 3, 即为金属底端与陶瓷顶端到中性轴的距离比。然而由于陶瓷的弹性模量较大, 中性轴位置始终靠近陶瓷面板。当下表面金属塑性屈服, 上表面陶瓷尚处于弹性状态, 塑性区由金属部分向陶瓷部分传递, 当传递至纯陶瓷部分时, 由于陶瓷几乎不具备塑性, 继而因拉应力而断裂。因此, 由应变分布比例关系可得, 中性轴以下材料部分受拉应力, 以上材料部分受压应力, 当金属底板位置因拉应力导致失效与中性轴以下纯陶瓷部分因拉应力导致失效同时达到时, 可最大限度发挥梯度材料的力学性能。如图 8 所示, 此时最底部为 5 mm 的梯度材料部分, 陶瓷损伤位置至中性轴以上部分为纯陶瓷, 中性轴以上部分纯陶瓷厚度为 5.138 mm, 中性轴以下部分纯陶瓷厚度为 1.688 mm, 优化设计的功能梯度材料总厚度为 11.826 mm。



图 8 梯度材料优化设计截面图

Fig. 8 Optimal design cross section of gradient materials

## 4 结论

(1) 在以往超重力场合成梯度复合材料的基础上优化制备的工艺参数, 制备出组分含量  $\text{TiB}_2$ - $\text{TiC}$ - $\text{Fe}$  呈连续梯度变化的  $\text{TiB}_2$  基陶瓷/42CrMo 合金层状梯度复合材料。

(2) 由于  $\text{TiB}_2$  基陶瓷/42CrMo 合金层状梯度复合材料中间过渡区呈空间连续梯度变化, 施加外部载荷时, 大量的 Fe 基合金相发生塑形变形, 缓解应力集中, 延滞了材料的损伤, 使得材料的抗弯强度得以增强。

(3) 通过力学分析发现, 梯度材料首先自金属底部出现损伤, 而后裂纹向陶瓷顶部方向扩展, 中间过渡区的整体失效可认为由金属背板的拉伸极限强度决定, 约为 1 080 MPa。

(4) 当中间过渡区弹性模量遵循指数函数变化时, 中性轴位置距离底部约为 2.94 mm。借助试验数据并采用拟合方法, 得出中间过渡区弹性模量变化更趋近于三角函数, 此时中性轴位置距离底部约

为 2.78 mm。材料中间过渡区实际损伤根源仍为金属底部所受拉应力。

## 参考文献

- [1] 张宇昆, 陈继春, 张劲松. 碳化硅复合材料与碳钢钎焊接头的抗剪强度及微观结构 [J]. 焊接学报, 2020, 41(7): 78 - 82.  
Zhang Yukun, Chen Jichun, Zhang Jinsong. Shear strength and microstructure of SiC composites welded with carbon brazing joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(7): 78 - 82.
- [2] Zhou Y C, Lin Q Y, Hong J, *et al.* Optimal design of functionally graded material for stress concentration reduction[J]. Structures, 2021, 29: 561 - 569.
- [3] Yu W, Zheng Y, Yu Y, *et al.* The reaction mechanism analysis and mechanical properties of large-size  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  eutectic ceramics prep-ared by a novel combustion synthesis[J]. Ceramics International, 2018, 44(11): 987 - 995.
- [4] 谢玉江, 杨玉乐, 迟长泰. 不同气氛激光直接沉积成形 24CrNiMo 合金钢的显微组织和力学性能 [J]. 焊接学报, 2020, 41(5): 19 - 24.  
Xie Yujang, Yang Yule, Chi Changtai. Microstructure and mechanical properties of laser direct deposition forming different atmosphere 24CrNiMo steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(5): 19 - 24.
- [5] Vatulyan A O, Yurov V O. On the determination of the mechanical characteristics of rod elements made of functionally graded materials[J]. Mechanics of Solids, 2021, 55(6): 907 - 917.
- [6] 王子晨, 曹健, 代翔宇, 等. Ag-Cu+WC 复合钎料钎焊  $\text{ZrO}_2$  陶瓷和 TC4 合金 [J]. 焊接学报, 2019, 40(1): 5 - 9.  
Wang Zichen, Cao Jian, Dai Xiangyu, *et al.* Ag-Cu+WC composite solder brazing  $\text{ZrO}_2$  ceramic and TC4 alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(1): 5 - 9.
- [7] Zhao K, Zhang G H, Ma G Y, *et al.* Microstructure and mechanical properties of titanium alloy/zirconia functionally graded materials prepared by laser additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 56(1): 616 - 622.
- [8] Abdelrahman Wael G. Effect of material transverse distribution profile on buckling of thick functionally graded material plates according to TSDT[J]. Structural Engineering and Mechanics, 2020, 74(1): 83 - 90.
- [9] Garshin A P, Kulik V I, Nilov A S. Analysis of occurrence, properties, and methods of minimizing production defects in ceramic composites with an sic-matrix prepared by liquid-phase siliciding[J]. Refractories and Industrial Ceramics, 2019, 60(4): 376 - 384.