

TiB₂/42CrMo 连续梯度材料力学分析与结构设计

韩保红, 鲁明远, 赫万恒, 赵忠民

(陆军工程大学 石家庄校区, 河北 石家庄 050003)

摘要: 在以往超重力场合合成梯度材料的基础上优化制备的工艺参数, 制备出 TiB₂-TiC-Fe 组分呈连续梯度变化的 TiB₂/42CrMo 复合材料。经 XRD、SEM 观察其梯度层间陶瓷/合金相界呈连续梯度变化。通过硬度测试, 得出硬度自陶瓷部分至金属部分呈梯度递减变化, 中间梯度层的弹性模量变化形式更趋近于三角函数。在相关参数提取研究的基础上, 建立层状强度解析模型。之后采取 ANSYS 有限元仿真的方法, 模拟分析了在施加外部位移载荷的条件下, 层状模型的正应力与切应力分布, 得出了梯度材料底部金属所承受的最大拉应力为造成该型材料损伤失效的主要原因, 与实际材料的三点弯曲实验现象相对应。最后通过研究材料长厚比对应力分布的影响, 得出在一定的尺度范围内, 梯度材料的力学性质不会随长厚比的增大而线性无限增大, 对下一步工程材料设计具有一定指导意义。

关键词: TiB₂/42CrMo 梯度材料; 应力分布; 分层设计; 仿真分析

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)02-0689-09

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, 故而在受到弹体侵彻时, 陶瓷材料装甲的耗能机制与装甲钢有很大的不同。当前较为成熟的技术是采取较为简单的压制、粘结方法, 将陶瓷材料的高强度尤其是抗压强度与金属材料的韧性特点尤其是抗拉能力相结合, 制备出陶瓷面板/金属背板层状复合装甲^[1-3]。但是, 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/金属层间横向剪切强度低, 损伤失效往往出现在两相结合处, 使得在遭受外部载荷冲击时, 两相界面处发生界面脱黏现象, 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部环境下, 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^[4-6]。但陶瓷与金属以某种方式结合, 从而最大限度发挥陶瓷的高强度与金属的强韧性的课题极具研究价值和提升空间, 因而具有梯度过渡结构的复合材料成为了广大研究者关注的焦点。

梯度材料作为一种新型材料, 其研发制备存在一定的周期性, 而采用数值模拟方法并结合计算机技术可以较为精确地描述材料在测试制备环节的复杂形变和失效方式, 缩短梯度材料的研发时间, 缩减样品实验次数, 精简工作量, 有助于理解和掌握测试过程中

的损伤机制, 对梯度材料设计的高效性有十分重要的应用价值。近年来, 广大研究者也在梯度材料数值模拟方面取得了一定的进展。Barchiesi 基于最大能量释放率原理, 模拟研究了应变梯度材料的脆性断裂问题, 证明了损伤梯度不受边界约束^[7]; Sufiiarov 采用多线性塑性材料模型, 通过与梯度材料拉伸试验的对比, 证明了试件加工的尺寸与几何形状可改变试件的力学特性^[8]; Mehditabarji 基于反向欧拉与返回映射算法预测了功能梯度材料管在内压力与弯矩的联合作用下的循环响应问题^[9]; Cheng 采用复合加权键的近场动力学方法预测了微模函数与材料梯度形式对功能梯度材料裂纹产生与扩展的影响^[10]; Nikmehr 基于无网格法, 将剪切模量分配到截面上每一个点, 对含裂纹的功能梯度材料棒材的扭转刚度进行了预报^[11-13]。以上对于梯度材料的数值模拟的研究, 是基于某一种材料或某一种结构, 采用解析数学的方法或是在仿真软件内置算法的基础上, 对材料的某种力学性能进行预报, 均取得了一定的成果, 这也与本课题组对离心热爆熔铸 TiB₂/42CrMo 梯度材料的性能研究思路不谋而合。

本研究采用离心热爆熔铸技术, 在之前的基础上通过引入预热工艺、增大离心力、加入金属薄片及钢套结构设计, 优化陶瓷/金属梯度纳米结构复合材料制备的工艺参数, 制备 TiB₂/42CrMo 连续梯度材

收稿日期: 2021-04-30

基金项目: 国家自然科学基金 (11272355)

作者简介: 韩保红, 男, 1968 年生, 博士, 教授, 陆军工程大学石家庄校区车辆与电气工程系机械工程教研室, 河北 石家庄 050003, 电话: 0311-87994715, E-mail: tabcaps@163.com

料, 在 XRD、SEM 测试的基础上, 将梯度材料离散为层状模型, 继而采用有限元仿真方法, 对材料力学性能进行预报并优化结构设计。

1 实验

1.1 实验材料制备

本实验所用到的粉末原料主要包括: Ti 粉、B₄C 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, 其成分及物理和力学性能如表 2, 表 3 所示^[14]。根据燃烧合成原理^[15]、金属凝固^[16]及陶瓷复合材料学^[17,18]等理论, 以(Ti+B₄C)构建燃烧反应体系, 采用离心热爆熔铸工艺制备 TiB₂ 基复相陶瓷。采用 Ti 与 B₄C 的反应体系, 其中反应方程如下所示:



将经表面处理后的 42CrMo 钢板 (厚度 10 mm、直径 100 mm) 预置入坩埚底部。由于金属板材表面存在氧化层且极易沾染灰尘等杂质, 易对材料间梯度熔合产生不利影响。首先使用砂纸将金属基底的氧化层及杂质打磨干净, 并用无水乙醇对金属表面进行二次处理, 使附着在表面灰尘等杂质溶解, 再用鼓风机吹干以备使用。

将 Ti 粉、B₄C 粉按照摩尔比为 3:1 的比例进行称量, 同时在称量过程中保证各实验粉末误差量不超过

0.1 g。为使各粉末充分混合, 将称量后的粉末置于高能球磨机中进行机械球磨混合 6 h。粉粒在磨球的高速撞击作用下, 互相反复的塑变、断裂与焊合, 物料充分混合的同时粉末粒度降低、比表面积增大, 粉料内能急剧升高, 传热与传质效率升高, 迅速生成离心“热爆”燃烧模式。

将经预处理后的金属基底放置在预先加工好的钢套结构中。然后将经高能球磨混合后的粉料装填到坩埚中, 随后将坩埚置于离心机上, 利用高速离心力将反应粉末物料压实成坯。最后, 将呈螺旋状的钨丝置于坯体顶端, 作为反应的点火装置。再将含物料的坩埚放入烘箱中进行预热处理, 加热烘干粉末压坯, 排除空隙间残余的水蒸气, 同时通过引入外部能量增大反应体系内能、提高反应温度。

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, 以缓解乃至消除制备材料内部的残余热应力。最后取出产物, 采用电火花线切割技术制备成指定尺寸。

1.2 梯度材料力学性能分析

表 1 实验原料的各项参数

Table 1 Various parameters of experimental materials

Material	Particle size/ μm		Element content, $\omega\%$		
Ti	≤ 39	$\text{Ti} \geq 98.5$	$\text{Fe} < 0.10$	$\text{Al} < 0.10$	$\text{Si} < 0.10$
B ₄ C	≤ 30	$\text{B}_4\text{C} \geq 97.5$	$\text{C} < 0.20$	$\text{B} < 0.15$	$\text{B}_2\text{O}_3 < 0.30$

表 2 42CrMo 合金调质钢的化学成分

Table 2 Composition of 42CrMo steel ($\omega\%$)^[14]

C	Cr	Mo	S	P	Si	Cu	Ni	Mn
0.38~0.45	0.90~1.20	0.15~0.25	≤ 0.035	≤ 0.035	0.17~0.37	≤ 0.03	≤ 0.03	0.50~0.80

表 3 42CrMo 合金调质钢的物理和力学性能

Table 3 Physical and mechanical properties of 42CrMo steel^[14]

Density/ g cm^{-3}	Melting point/ $^{\circ}\text{C}$	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Impact toughness/ J cm^{-2}	Thermal conductivity/ $\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$	Coefficient of linear expansion/ $\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$
7.85	1399	≥ 1080	≥ 931	≥ 78	6.8	11.1

制备出的材料样品如图 1 所示。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 2 为陶瓷/金属界面区域低倍 FESEM 形貌图片, 从图中可以看出, 陶瓷/金属呈冶金结合, 组织逐渐演化无尖锐界面, 无明显缺陷, 界面组织可分为 3 个区域, 即靠近陶瓷基体区域、中间层部分和靠近金属区域。其中中间过渡区厚度约 $600\ \mu\text{m}$, 并且, 纵览从陶瓷到金属组织, 白色组织逐渐增多, 即自陶瓷组分至金属组分相组成呈渐近连续梯度演化。

为更好地对界面组成和组织进行分析, 分别在 3 个区域取样并对试样进行 B_4C 研磨而后采用 XD6 多晶 X 射线衍射仪对 3 个试样进行 XRD 分析, 如图 3 所示。

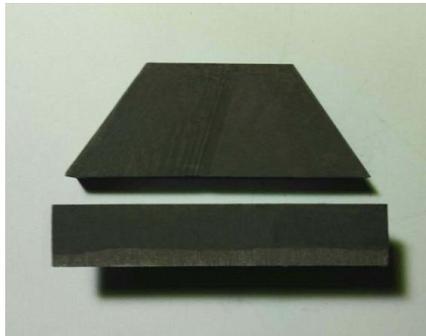


图 1 $\text{TiB}_2/42\text{CrMo}$ 连续梯度材料制品

Fig.1 $\text{TiB}_2/42\text{CrMo}$ continuous gradient materials products

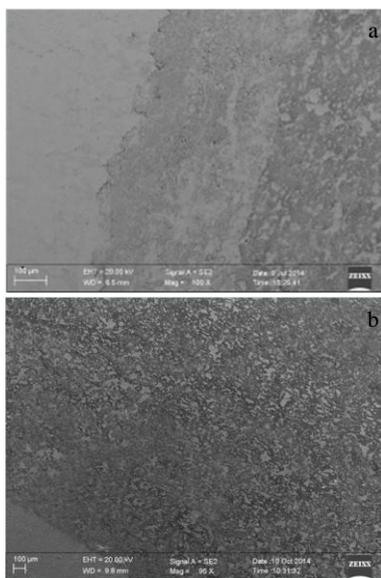


图 2 陶瓷/金属界面区域 FESEM 照片

Fig.2 FESEM images of the interfacial area of ceramic/metal: (a) metal basal to middle transition area and (b) ceramic substrate to transition zone in the middle

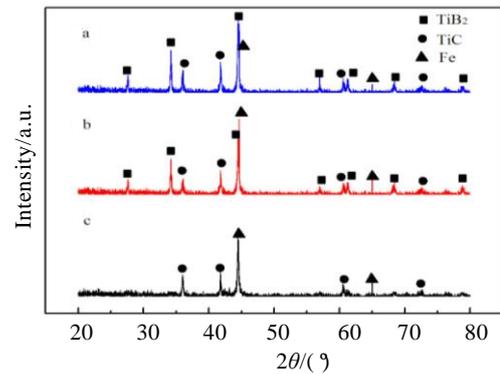


图 3 $\text{TiB}_2\text{-TiC-Fe}/42\text{CrMo}$ 界面 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of the interface area of $\text{TiB}_2\text{-TiC-Fe}/42\text{CrMo}$ composite: a-ceramic substrate part, b-intermediate section and c-42CrMo substrate part

之所以梯度材料具备与传统陶瓷、钢板以及二者机械层叠所不具备的防护性能, 其微观组织结构发挥了重要作用。随着 Fe 的进入, 体系中液相增加, 液相陶瓷流动性增大, 液相驻留时间延长, 有利于体系中气体的排出, 同时, 凝固时液相 Fe 的补缩减少了缩松和缩孔, 因此陶瓷不断致密, 相对密度升高。并且, 由于 Fe 添加的增多, 陶瓷韧性增加, 同时, Fe 金属和陶瓷良好的润湿性, 陶瓷颗粒逐渐细化、均匀, 陶瓷的自增韧机制和延性相增韧加强, 故而陶瓷弯曲强度和断裂韧性逐渐增大。由于 Fe 的添加, 陶瓷晶粒逐渐细化, 致使 TiB_2 棒晶拔出形成的裂纹较小, 同时, TiB_2 棒晶拔出和裂纹偏转形成新的自由表面, 致使临界断裂应力增大, 陶瓷自增韧机制增强。TiC 生长成球形, TiC 晶体生长层的液/固界面为凸型界面, 最后铺展成生长层的外圆轮廓。

当材料受到外部冲击时, 其内部产生的裂纹扩展时遇到 Fe 基合金相, 使得裂纹扩展的张口位移得到抑制, 因此对裂纹尖端应力集中区产生屏蔽作用。如图 4 所示, 由于 $\text{TiB}_2/42\text{CrMo}$ 相界尺度呈空间连续梯度变化, 当外部载荷致使材料发生弯曲变形时, 陶瓷部分附近萌生许多微裂纹, 部分微裂纹向金属部分扩展, 然而扩展到中间层附近时出现停滞。究其原因, 中间层大量的 Fe 基合金相发生塑形变形, 吸收裂纹扩展能力, 缓解集中应力, 使裂纹的扩展阻力增大, 延滞了裂纹的损伤。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, 在剪切耦合和载荷传递的作用下, 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。因此, 陶瓷基体区域大量小尺寸的 TiB_2 棒晶引发裂纹偏转、裂纹桥接等多重增韧机制和 Fe 金属相的延

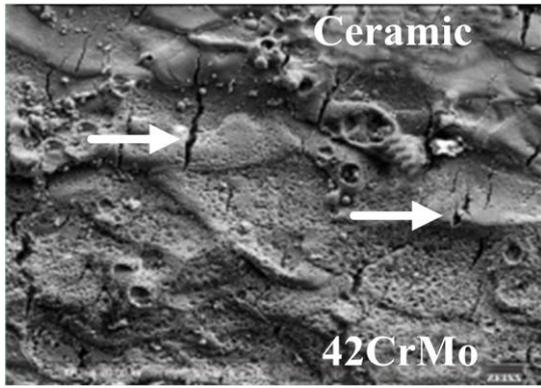


图 4 经三点弯曲测试后过渡区域微裂纹

Fig.4 Micro-cracks nearby the interfacial region after the three point bending test

性断裂的混合增韧机制，对微裂纹有极大的应力屏蔽作用和互锁效应，增大了裂纹的扩展阻力，提高了界面的剪切强度。对于中间过渡区，非计量比的 TiC_{1-x} 对基体产生沉淀强化机制，显著提高了合金基体的强度，使得中间过渡区也拥有极高的剪切强度。

1.3 梯度材料参数确定

采用 HVS-50 型维氏硬度计测量实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° 角的方向。而后根据测试结果切割硬度呈梯度变化材料部分为研究对象，以下统称该部分为中间层部分。硬度测试结果如图 5 所示。

采用电火花线切割技术截取连续梯度材料中间层部分并加工成 36 mm×3 mm×5 mm 的长方体，在 CMT5105 的电子万能试验机上对梯度材料中间层部

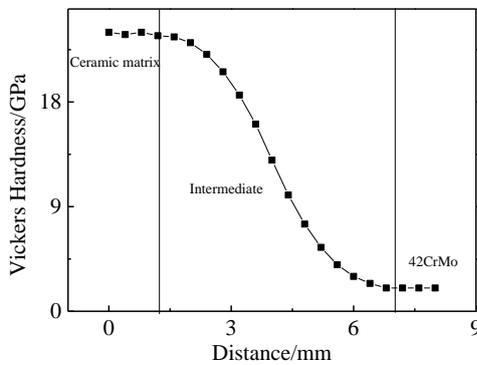


图 5 陶瓷/金属层间连续梯度复合材料界面区域维氏硬度分布
Fig.5 Vickers hardness distribution at the interface region of ceramic/metal graded-fusion composites

分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 6 所示。

通过上述实验测试数据，采用 Matlab 拟合方法得出中间层的弹性模量及泊松比近似符合下式三角函数关系^[19,20]，其中 E_0 、 μ_0 分别为梯度材料顶部弹性模量与泊松比：

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

$$\mu(y) = \mu_0 \left(-0.28 \sin \left(\frac{\pi}{h} y - \frac{\pi}{2} \right) + 0.78 \right) \quad (3)$$

2 梯度材料解析模型建立

结合上述实验分析，假定梯度材料沿 x 方向力学参数恒定，沿 y 方向呈梯度变化，其弹性模量及泊松比分别遵循式 (2)、式 (3)。为便于研究，将梯度材料沿 y 方向离散为 n 层，并于上表面施加外部载荷 P ，具体模型如图 7 所示。

第 n 层的本构方程，其中 u_n 为 y 方向位移、 v_n 为 x 方向位移：

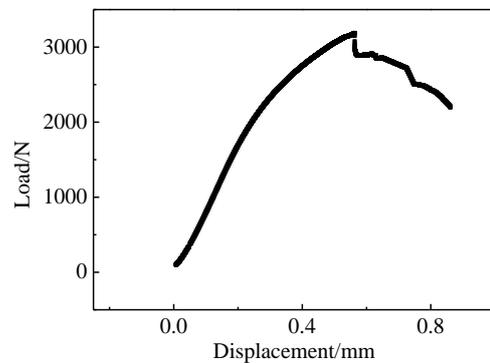


图 6 三点弯曲强度测试载荷-位移曲线

Fig.6 Load-displacement curve by three-point bending strength test

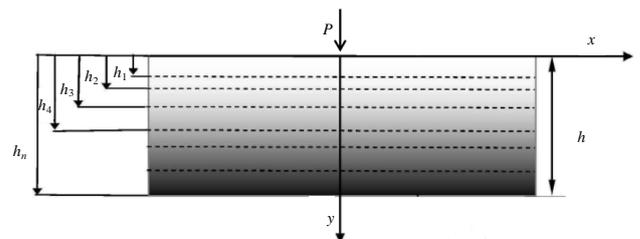


图 7 分层模型示意图

Fig.7 Layered model diagram

$$\begin{cases} \sigma_{ny} = \frac{G_n(y)}{\mu_n(y)-1} \left\{ [1+\mu_n(y)] \frac{\partial u_n}{\partial y} + [3-\mu_n(y)] \frac{\partial v_n}{\partial x} \right\} \\ \sigma_{nx} = \frac{G_n(y)}{\mu_n(y)-1} \left\{ [1+\mu_n(y)] \frac{\partial v_n}{\partial x} + [3-\mu_n(y)] \frac{\partial u_n}{\partial y} \right\} \\ \sigma_{ny} = G_n(y) \left(\frac{\partial u_n}{\partial x} + \frac{\partial v_n}{\partial y} \right) \end{cases} \quad n=1,2,\dots,M \quad (4)$$

平衡方程为:

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_{nyy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{nxy}}{\partial x} = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{nxx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{nxy}}{\partial y} = 0 \end{cases} \quad (5)$$

边界条件为, 其中 r 为横截面宽度:

$$\int \sigma_{1yy}(x,0)r dx = P, \sigma_{1yx}(x,0) = 0, -L_s \leq x \leq L_s \quad (6)$$

$$\int \sigma_{My}(x,h)r dx = 0, \sigma_{My}(x,h_M = h) = 0, -L_s \leq x \leq L_s \quad (7)$$

连续条件为:

$$\begin{cases} u_n(x, h_n) = u_{n+1}(x, h_n) \\ v_n(x, h_n) = v_{n+1}(x, h_n) \end{cases} \quad (8)$$

$$\begin{cases} \sigma_{nyy}(x, h_n) = \sigma_{(n+1)yy}(x, h_n) \\ \sigma_{nxy}(x, h_n) = \sigma_{(n+1)xy}(x, h_n) \end{cases} \quad (9)$$

联立上式求解可得:

$$(1+\mu_n) \frac{\partial^2 u_n}{\partial y^2} + (\mu_n-1) \frac{\partial^2 u_n}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2 v_n}{\partial x \partial y} = 0 \quad (10)$$

$$(1+\mu_n) \frac{\partial^2 v_n}{\partial y^2} + (\mu_n-1) \frac{\partial^2 v_n}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2 u_n}{\partial x \partial y} = 0 \quad (11)$$

对 (10)、(11) 关于 y 进行傅里叶变换, s 为傅里叶变量, 变换方式为 $F(s) = \int_{-\infty}^{+\infty} f(y) e^{isy} dy$ 可得:

$$(-s^2(\mu_n+1) + (\mu_n-1)) \frac{\partial^2 u_n}{\partial x^2} - 2si \frac{\partial v_n}{\partial x} = 0 \quad (12)$$

$$-2si \frac{\partial u_n}{\partial x} + (-s^2(\mu_n-1) + (\mu_n+1)) \frac{\partial^2 v_n}{\partial x^2} = 0 \quad (13)$$

其中

$$u(x, y) = \int_{-\infty}^{+\infty} u(x, y) e^{isy} dy \quad (14)$$

$$v(x, y) = \int_{-\infty}^{+\infty} v(x, y) e^{isy} dy \quad (15)$$

对式 (12) 和式 (13) 进行化简后, 利用微分算子方法, 并进行傅里叶逆变换可得

$$u_n = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} u_n e^{-isy} ds \quad (16)$$

$$v_n = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} v_n e^{-isy} ds \quad (17)$$

将位移分量的表达式 (16)、(17) 代入 (4) 式

化简, 可以求出应力分量的表达式为

$$\sigma_{nyy} = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \sum_{j=1}^2 \frac{G_n}{\mu_n-1} ((3-\mu_n)\lambda_{n1j} - is(1+\mu_n)E_{n1j}) A_{n1j}(s) e^{\lambda_{n1j}x - isy} ds \quad (18)$$

$$\sigma_{nxx} = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \sum_{j=1}^2 \frac{G_n}{\mu_n-1} ((1+\mu_n)\lambda_{n1j} - is(3-\mu_n)E_{n1j}) A_{n1j}(s) e^{\lambda_{n1j}x - isy} ds \quad (19)$$

$$\sigma_{nxy} = \frac{1}{2\pi} G_n \int_{-\infty}^{+\infty} \sum_{j=1}^2 (E_{n1j}\lambda_{n1j} - si) A_{n1j}(s) e^{\lambda_{n1j}x - isy} ds \quad (20)$$

其中:

$$E_{n1j} = \frac{-s^2(\mu_n-1) + (\mu_n+1)\lambda_{n1j}^2}{-2si\lambda_{n1j}}$$

$$F_{n1j} = 1$$

$$B_{n1j} = \frac{G_n}{\mu_n-1} ((3-\mu_n)\lambda_{n1j} - is(1+\mu_n)E_{n1j})$$

$$C_{n1j} = \frac{G_n}{\mu_n-1} ((1+\mu_n)\lambda_{n1j} - is(3-\mu_n)E_{n1j})$$

$$D_{n1j} = G_n(E_{n1j}\lambda_{n1j} - si)$$

同理, 还需要对式 (10)、式 (11) 关于 x 进行傅里叶变换, 其中 α 为傅里叶变量, 可得:

$$((1+\mu_n)\lambda_n^2 - (\mu_n-1)\alpha^2)((\mu_n-1)\lambda_n^2 - (\mu_n+1)\alpha^2) - 4i^2\alpha^2\lambda_n^2 = 0 \quad (21)$$

求解可得:

$$u_n = \sum_{j=1}^4 \frac{(-\alpha^2(\mu_n+1) + (\mu_n-1)\lambda_{n2j}^2) u_n}{2\lambda_{n2j}\alpha i} A_{n2j}(s) e^{\lambda_{n2j}x} \quad (22)$$

$$v_n = \sum_{j=1}^4 A_{n2j}(s) e^{\lambda_{n2j}x} \quad (23)$$

联立 x 傅里叶变换方程与 y 傅里叶变换方程可得应力场分布表达式:

$$\begin{cases} \sigma_{nyy}(x, y) = \left[\frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \sum_{j=1}^2 B_{n1j}(s) A_{n1j} e^{\lambda_{n1j}x - isy} ds + \frac{2}{\pi} \int_0^{\infty} \sum_{j=1}^4 B_{n2j}(\alpha) A_{n2j} e^{\lambda_{n2j}(\alpha)y} \cos(\alpha x) d\alpha \right] \\ \sigma_{nxx}(x, y) = \left[\frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \sum_{j=1}^2 C_{n1j}(s) A_{n1j} e^{\lambda_{n1j}x - isy} ds + \frac{2}{\pi} \int_0^{\infty} \sum_{j=1}^4 C_{n2j}(\alpha) A_{n2j} e^{\lambda_{n2j}(\alpha)y} \cos(\alpha x) d\alpha \right] \\ \sigma_{nxy}(x, y) = \left[\frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \sum_{j=1}^2 D_{n1j}(s) A_{n1j} e^{\lambda_{n1j}x - isy} ds + \frac{2}{\pi} \int_0^{\infty} \sum_{j=1}^4 D_{n2j}(\alpha) A_{n2j} e^{\lambda_{n2j}(\alpha)y} \sin(\alpha x) d\alpha \right] \end{cases} \quad (24)$$

其中 λ_{n1j} , λ_{n2j} 分别是特征方程的根, A_{n1j} 和 A_{n2j} 可以通过边界条件和连续条件求解。

利用线性方程的方法求出 A_{n2j} , 由于上述讨论不包含裂纹, 故 A_{n1j} 为 0, 将 A_{n1j} 和 A_{n2j} 所求结果代入式 (24), 即可求出各层的应力场分布。

3 有限元仿真模型分析

基于有限元方法的计算机仿真技术可较为精确地描述材料遭受外部载荷时的复杂形变与应力分布。其应用可以缩短梯度复合防护材料的研发时间, 缩减样品实验次数, 精简工作量, 有助于理解和掌握损伤过程中的机制, 对实现材料设计的高效性有十分重要的

应用价值。在上述分析的基础上，采用 ANSYS 建立 $TiB_2/42CrMo$ 连续梯度材料模型，并与解析模型数学计算结果进行对比。

选取长为 36 mm，高为 5 mm 的梯度材料模型，上表面施加 0.4 mm 的位移载荷，弹性模量与泊松比由上表面至下表面呈表达式 (2)、(3) 变化，根据以上分析将梯度材料离散成 10 层，每层厚为 0.5 mm，模型如图 8 所示。

梯度层正应力分布云图、正应力分布数据图分别如图 9、图 10 所示。

由于所验证危险点位置位于中间截面，故选取由上表面至下表面的中间路径进行分析，选取路径正应力与切应力云图分别如图 11、图 12 所示。

经加载，并在仿真中采用节点应力平均法计算后，上述解析模型与仿真计算结果对比如表 4、附表 5 所示。当 h 厚度取 5 mm 时，中性轴位置距离上表面约 2.3 mm，此时上表面所受压应力最大为 4216.5 MPa，但远达不到陶瓷材料的压缩强度 7600 MPa^[20]。下表面所受拉应力最大为 1169 MPa，已达下表面拉伸极限强度 1080 MPa^[20]，故在实际加载时，该部分因达到拉伸极限强度而损坏。结合实际拉伸断裂试验结果，如图 13 所示。施加外部载荷时，梯度材料的整体失效可认为由金属背板的拉伸极限强度决定。

此外由表中数据可以看出，解析模型的计算结果与 ANSYS 仿真计算结果误差均在 8% 之内，满足精度需求，可以认为本研究建立的理论模型与实际仿真受力情况相符，满足该型梯度材料应力场预报的需要。

4 长厚比对应力场分布的影响

基于剪切变形理论模型位移场满足：

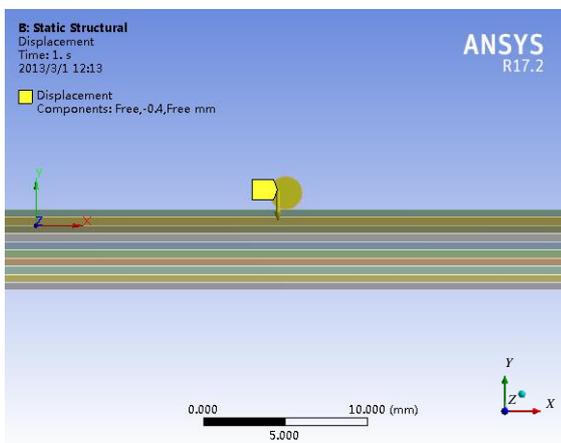


图 8 有限元模型

Fig.8 Finite element model

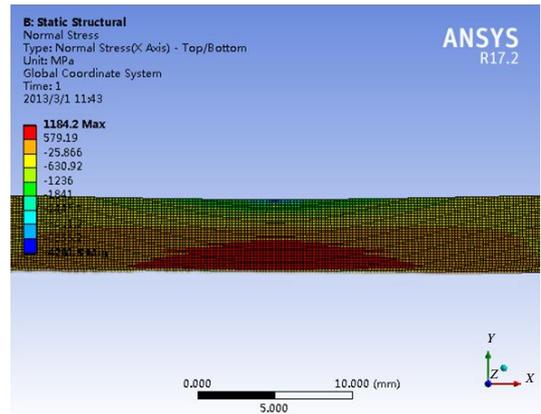


图 9 梯度层正应力分布云图

Fig.9 Normal stress distribution of the gradient layer

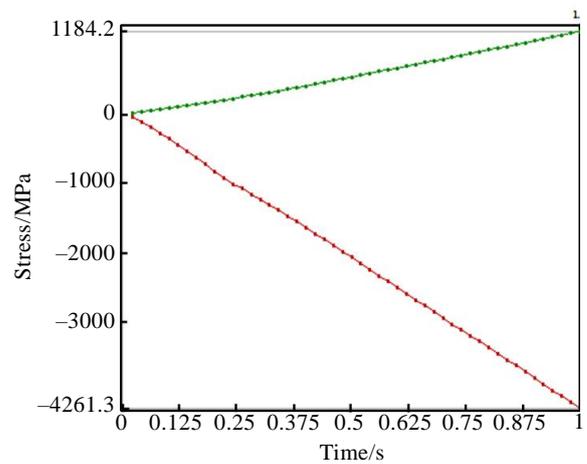


图 10 梯度层正应力分布数据图

Fig.10 Normal stress distribution data graph of the gradient layer

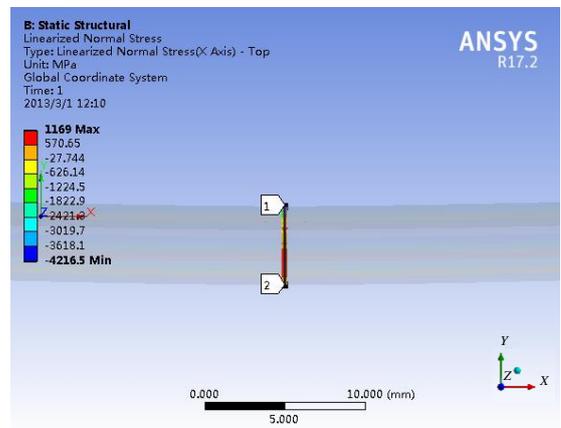


图 11 路径正应力分布云图

Fig.11 Path to the normal stress distribution nephogram

表 4 路径截面正应力

Table 4 Normal stress path section

Position, y/mm	0	0.5	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5	5
Analytic solution	-4579.6	-2179.3	-1060.6	-370.69	121.36	301.76	543.16	626.62	740.13	879.34	1080
ANSYS result	-4216.5	-2014.8	-1030.5	-360.78	124.02	320.44	563.60	668.83	782.27	943.78	1169
Difference value	363.1	164.5	30.1	9.91	2.66	18.68	20.44	42.21	42.14	67.44	116
Error rate/%	7.9	7.5	2.8	2.6	2.1	6.1	3.7	6.7	5.6	7.6	7.6

表 5 路径截面切应力

Table 5 Shear stress path section

Position, y/mm	0	0.5	1	1.5	2	2.5	3	3.5	4	4.5	5
Analytic solution	0	0.681	2.46	16.14	61.14	50.98	7.44	1.308	0.31	0.18	0
ANSYS result	0.0009	0.68	2.45	15.92	63.309	52.263	7.38	1.31	0.31	0.19	0.0002
Difference value	0.0009	0.001	0.01	0.22	2.169	1.283	0.06	0.002	0	0.01	0.0002
Error rate/%	0.09	1.4	4	1.3	3.5	2.5	5.9	1.5	0	5.5%	-

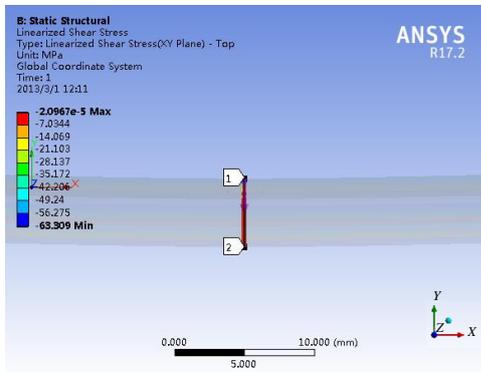


图 12 路径切应力分布云图

Fig.12 Path to the shear stress distribution nephogram



图 13 三点弯曲测试后 TiB₂/42CrMo 功能梯度材料试样

Fig.13 Samples of TiB₂/42CrMo functionally graded material after three-point bending test

$$U_x(x, y, t) = v(x, t) - y \frac{\partial u(x, t)}{\partial x} + \frac{h}{\pi} \sin\left(\frac{\pi y}{h}\right) \varphi(x, t) \quad (25)$$

$$U_y(x, y, t) = u(x, t) \quad (26)$$

其中, v 和 u 分别为 x 、 y 方向的位移; φ 为截面转角。

由胡克定律可知, 梯度材料正应力与切应力满足:

$$\sigma = (\lambda_e + 2G_e) \left(\frac{\partial v}{\partial x} - y \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{h}{\pi} f^{(s)} \frac{\partial \varphi}{\partial x} \right) \quad (27)$$

$$\tau = G_e f^{(c)} \varphi \quad (28)$$

$$\lambda_e = K_e - \frac{2G_e}{3} \quad (29)$$

$$f^{(s)} = \sin\left(\frac{\pi y}{h}\right) \quad f^{(c)} = \cos\left(\frac{\pi y}{h}\right) \quad (30)$$

式中: G_e 为等效剪切模量, K_e 为等效体积模量, λ_e 为拉梅第一弹性常数。

下一步借助 ANSYS Design Exploration 功能研究不同长厚比下, 模型计算与仿真模拟结果进行对比。

首先在 Designmoderal 界面设置梯度材料模型长度 L 为自变量 P1, 柱体加载位置始终与梯度材料表层中点相切。之后在 Model 界面设置 Normal Stress、Shear Stress 分别为因变量 P2、P3。选中 Response Surface 中的 Design of Experiments 项, 在 Outline of Schematic 中设置 L 分别取 36、72、144 mm, 继而进行优化设计计算对比。

根据上述研究确定中间梯度层厚度约为 5 mm, 继而分别研究不同长度, 即长厚比分别为 7.2、14.4、28.8 时的应力分布情况。图 14 为不同长厚比时的梯度材料模型正应力分布情况, 通过对比得出梯度材料正应力与长厚比呈负相关且减小幅度趋缓, 正应力随材料长厚比变化趋势, 与材料的力学性质一致。图 15 为不同长厚比时的梯度材料模型切应力分布情况, 可以发现, 长厚比的变化对梯度材料切应力的影响较小, 但随着长厚比的增加, 切应力略微减小, 且减小幅度趋缓。总体应力分布与解析模型计算结果相一致, 同时佐证了该型梯度材料的损伤主要由正应力决定。

当设置在实验设计环节假定长厚比 $L/h < 5$ 时, 此时由于横向剪切变形的影响, 模型弯曲刚度减小, 尺度效应致使此模型不再适用, 需进一步考虑各向应力的叠加作用。以上分析可以看出, 功能梯度材料在弯曲性能方面存在明显的尺度效应, 长厚比越小, 尺度效应越明显, 因而在实际材料的设计过程中, 可在长厚比 6~10 的有限尺度范围内最大限度发挥梯度材料性能。

此外由于材料为连续梯度层状复合, 在开裂损伤过程中, 层与层间所受剪切应力是需要参考的。从测试数据拟合中发现, 随着陶瓷含量由 100% 下降至 88.3%, 梯度材料剪切强度迅速攀升至 425 MPa, 而后缓慢增长至约 540 MPa, 为满足梯度材料的综合特性, 将陶瓷含量约为 85% 位置设置为中性层位置, 可最大程度发挥梯度材料的特性。

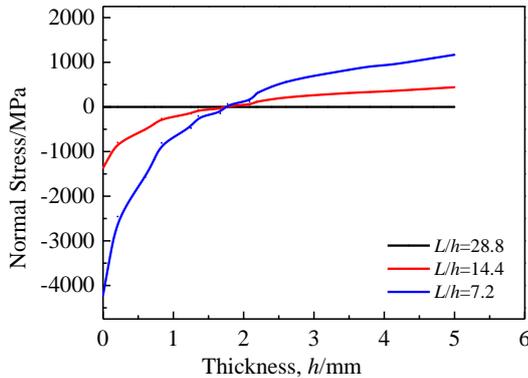


图 14 不同长厚比功能梯度材料轴向正应力($h=5$)

Fig.14 Axial normal stress of functionally graded materials with different length-thickness ratio ($h=5$)

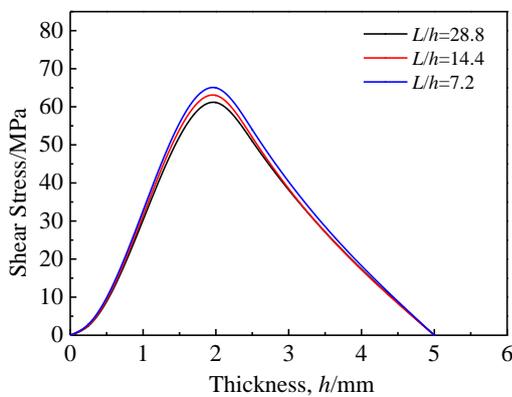


图 15 不同长厚比功能梯度材料切应力($h=5$)

Fig.15 Shear stress of functionally graded materials with different length-thickness ratio ($h=5$)

5 结 论

1) 在以往超重力场合成梯度材料的基础上优化制备的工艺参数, 制备出组分含量 $TiB_2-TiC-Fe$ 呈连续梯度变化的 $TiB_2/42CrMo$ 连续梯度复合材料。

2) 在相关研究的基础上, 建立层状强度解析模型。采取 ANSYS 有限元仿真的方法, 模拟分析了在施加外部位移载荷的条件下, 模型计算结果与仿真计算结果相近, 证明了强度模型的适用性。

3) 得出了梯度材料底部金属所承受的最大拉应力为造成该型材料损伤失效的主要原因, 与实际材料的三点弯曲实验现象相对应。

4) 通过对比不同长厚比时模型应力分布, 得出梯度材料正应力与长厚比呈负相关且减小幅度趋缓; 长厚比的变化对梯度材料切应力的影响较小, 说明在一定尺度范围内, 该型材料存在最优长厚比, 为下一步工程材料设计提供一定指导。

参考文献 References

[1] Gao Yubo(高玉波), Qin Guohua(秦国华), Zhang Wei(张伟) et al. *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2019, 40(11): 2304

[2] Zhou Yicong, Lin Qiyin, Hong Jun et al. *Structures*[J], 2021, 29: 561

[3] Zhang Guannan(张冠男), Yang Xiao(杨潇), Li Jiangtao(李江涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(2): 582

[4] Zhao Kai, Zhang Guohui, Ma Guangyi et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 56(Pt A): 616

[5] Garshin A P, Kulik V I, Nilov A S. *Refractories and Industrial Ceramics*[J], 2019, 60(4): 376

[6] Burlayenko V N, Sadowski T. *Meccanica*[J], 2020, 55(4): 815

[7] Barchiesi E. *Mathematics and Mechanics of Solids*[J], 2021, 26(3): 325

[8] Sufiiarov V S. *Technical Physics*[J], 2021, 66(1): 23

[9] Mehditabar Aref. *Applied Sciences*[J], 2020, 10(8): 100

[10] Cheng Zhanqi. *Engineering Analysis with Boundary Elements*[J], 2019, 105: 31

[11] Nikmehr Omid, Lashkarbolok Mohsen. *Iranian Journal of Science and Technology, Transactions of Civil Engineering*[J], 2019, 43(2): 117

[12] Li Weikai(李维锴), Han Baohong(韩保红), Zhao Zhongmin(赵忠民). *Special Casting and Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2018, 38(3): 259

[13] Zhao Zhongmin(赵忠民), Peng Wenbin(彭文斌). *Generation of Ceramic Technology*(现代技术陶瓷)[J], 2016, 37(6): 412

- [14] Gan Yong(干勇), Tian Zhiling(田志凌), Dong Han(董瀚) *et al.* *Steel Material Manual*(钢铁材料手册)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009
- [15] Yin Sheng(殷声). *Combustion Synthesis*(燃烧合成)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999: 9
- [16] Hu Hanqi(胡汉起). *Principle of Metal Solidification*(金属凝固原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2000: 8
- [17] Qu Yuanfang(曲远方). *Modern Ceramic Materials and Techniques*(现代陶瓷材料及技术)[M]. Shanghai: East China University of Science and Technology Press, 2008: 72
- [18] Li Yunkai(李云凯), Zhou Zhangjian(周张健). *Ceramics and Their Composites*(陶瓷及其复合材料)[M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 2007: 32
- [19] Tao Qiufan(陶秋帆), Fan Qinshan(范钦珊). *Mechanics of Materials*(材料力学,第六版)[M]. Beijing: China Machine Press, 2015: 202
- [20] Li Weikai(李维锴). *Study on Defect Control and Ballistic Performance of Ceramic/Metal Graded-fusion Composite Armor*[D]. Shijiazhuang: Army University of Engineering, 2018

Mechanical Analysis and Structure Design of TiB₂/42CrMo Continuous Gradient Materials

Han Baohong, Lu Mingyuan, He Wanheng, Zhao Zhongmin

(Shijiazhuang School, Army Engineering University of PLA, Shijiazhuang 050003, China)

Abstract: Based on the previous synthesis process of superheavy force field gradient materials, preparation parameters of gradient materials were optimized and TiB₂/42CrMo composites with continuous gradient TiB₂-TiC-Fe component were prepared. XRD and SEM observations show a continuous gradient variation of ceramic/metal phase boundary between the gradient layers. Hardness tests indicate that the hardness of the ceramic part to the metal part decreases with gradient, and the elastic modulus variation form of the intermediate gradient layer approaches trigonometric functions. A laminar strength analytical model was established based on the related parameter extraction. Then a layered model of normal stress and shear stress distribution was obtained under external displacement loading conditions by ANSYS finite element simulation. It is found that the maximum tensile stress of the bottom metal of the gradient material is the main reason for the damage and failure of the material, which corresponds to the three point bending experiment phenomenon of actual material. Finally, the effect of length-thickness ratio on the stress distribution was investigated. It is concluded that in a certain scale, mechanical properties of gradient material do not increase linearly and infinitely with the increase in length-thickness ratio, which is of guiding significance for engineering materials design.

Key words: TiB₂/42CrMo gradient materials; stress distribution; layered design; simulation analysis

Corresponding author: Han Baohong, Ph. D., Professor, Department of Vehicles and Electrical Engineering, Shijiazhuang School, Army Engineering University of PLA, Shijiazhuang 050003, P. R. China, Tel: 0086-311-87994715, E-mail: tabcaps@163.com