

# 含夹杂 TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷强度的细观力学分析

付云伟<sup>1</sup>, 倪新华<sup>1</sup>, 刘协权<sup>1</sup>, 张 龙<sup>1</sup>, 李宝峰<sup>2</sup>

(1. 军械工程学院, 河北 石家庄 050003)

(2. 中国人民解放军 72253 部队, 山东 济南 250022)

**摘 要:** 根据超重力合成 TiC-TiB<sub>2</sub> 装甲陶瓷的细观结构和断裂机理, 建立 TiC-TiB<sub>2</sub> 装甲陶瓷细观强度模型, 分 2 种失效形式讨论了氧化铝杂质颗粒对材料强度的影响。首先根据相互作用直推估计法计算了 TiC-TiB<sub>2</sub> 基体的等效刚度, 认为氧化铝杂质颗粒稀疏分布在 TiC-TiB<sub>2</sub> 形成的等效基体中, 根据等效夹杂理论计算了杂质颗粒内部和附近残余应力和应力场分布, 得出氧化铝杂质颗粒可能的失效形式; 然后根据杂质颗粒可能出现的界面脱粘和颗粒破坏 2 种失效形式分别建立模型进行讨论, 并以两者的最小值定义为复合材料的强度, 分析了材料强度随细观结构和性能参数的变化规律, 并与实验结果进行了对比。结果表明, 模型能够反映材料失效机理, 对于具有与本文相似细观结构的材料, 杂质颗粒与等效基体的相对弹性性能和相对热膨胀性能、杂质颗粒尺寸、等效基体韧性等都可能影响杂质颗粒失效形式, 但是杂质颗粒直径增加、基体韧性降低必然降低材料强度。对于含氧化铝杂质颗粒的 TiC-TiB<sub>2</sub> 装甲陶瓷, 界面脱粘是杂质颗粒主要的失效形式。

**关键词:** TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷; 界面脱粘; 强度; 相互作用直推估计法; 等效夹杂理论

中图分类号: TQ174.75<sup>+</sup>8.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)08-3818-07

陶瓷材料由于高强度、高硬度、低密度和耐腐蚀等优点在现代防护装甲中运用越来越广, 尤其是轻量化要求更是促进陶瓷材料的运用<sup>[1]</sup>。而在多种装甲复合陶瓷中, 颗粒结构复合陶瓷占有相当大的比重。由于陶瓷本征脆性以及较高的弹性模量, 颗粒结构陶瓷中异性颗粒的存在通常造成较高的残余应力, 在其他杂质和缺陷的诱导下容易形成颗粒脱粘或开裂。夹杂热膨胀系数较小时, 容易在垂直于外载应力方向上形成沿夹杂赤道面开裂的环形裂纹, 在多种裂纹-夹杂组合的存在方式中, 这是最危险的一种裂纹形式<sup>[2]</sup>; 夹杂热膨胀系数较大时, 则容易诱发夹杂脱粘或夹杂破坏, 最终造成材料断裂。另外, 孔隙多倾向于向杂质区域聚集, 杂质成为降低材料力学性能的罪魁祸首。初始裂纹的存在, 不仅造成材料静态性能显著降低, 而且会造成装甲陶瓷抗弹性能显著降低<sup>[3]</sup>, 因此, 准确把握颗粒周围裂纹产生和扩展的机理和影响因素, 对设计提高装甲陶瓷性能有重要意义。

TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷是一种新兴的高性能陶瓷, 并且有多种体系<sup>[4-8]</sup>, 目前, 赵忠民课题组采用超重力燃烧合成方法生成的陶瓷具有优异的力学性能, 并且易于大批量快速生产<sup>[9-12]</sup>, 但是会不可避免的引入 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等杂质颗粒。对于细观上具有颗粒结构材料的强度及裂

纹扩展问题研究, 目前已有多种细观力学模型<sup>[13-16]</sup>, 但细观力学理论分析主要针对单一夹杂问题, 多晶或多颗粒结构主要通过有限元等数值方法, 由于计算的复杂性, 一般将颗粒抽象为椭球结构, 对于含有类似 TiB<sub>2</sub> 非椭球结构的分析就更少了。

基于 TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷细观结构讨论杂质对材料强度的影响, 并在计算中如实对待 TiB<sub>2</sub> 非椭球的特点, 探索提高 TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷力学性能的方法。

## 1 TiC-TiB<sub>2</sub> 装甲陶瓷细观结构模型

TiC-TiB<sub>2</sub> 主要由 TiB<sub>2</sub> 正六棱片晶和 TiC 球晶构其间夹杂少量 Cr 合金, 氧化铝杂质颗粒 (图 1a 中 particle) 呈近似球形分布在上述 TiC-TiB<sub>2</sub> 等效基体中<sup>[4-7]</sup>。基于陶瓷上述细观结构, 将其抽象为如下结构。

上述结构模型中, 由于杂质颗粒含量较低且尺寸较大, 可以认为其系数分布在均匀等效基体中; 在等效基体中, TiB<sub>2</sub> 的摩尔体积分数一般能达到 40%~70%, 含量较高。为计算等效基体的有效性能参数, 这里采用相互作用直推估计法 (the interaction direct derivative estimate, IDD)<sup>[17]</sup> 进行计算。

## 2 等效基体的有效刚度

收稿日期: 2016-12-06

基金项目: 国家自然科学基金 (11272355)

作者简介: 付云伟, 男, 1986 年生, 博士生, 军械工程学院火炮工程系, 河北 石家庄 050003, E-mail: fywoec@163.com

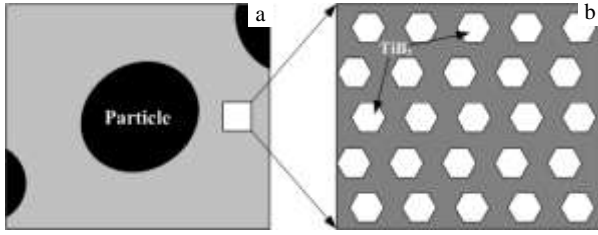


图 1 TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷结构模型

Fig. 1 Theoretical structure models for included TiC-TiB<sub>2</sub> ceramic: (a) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sparse distribution in TiC-TiB<sub>2</sub> equivalent matrix and (b) TiC-TiB<sub>2</sub> equivalent matrix, hexagonal prism TiB<sub>2</sub> randomly located in the TiC matrix

基于相互作用直推估计法, 夹杂材料可以视为下图所示结构, 即夹杂置于基体中, 夹杂和基体构成的胞元置于无限大等效介质中, 等效介质具有与材料相同的弹性性能。其中, 夹杂可以为其他任何形状, 但是当其不是椭球形时, 计算等效刚度时应当代平均 Eshelby 张量进行计算, 相互作用直推估计法模型结构如图 2 所示。

基于相互作用直推估计法, TiC-TiB<sub>2</sub> 以及少量金属构成的等效基体的有效刚度为

$$\begin{aligned} \mathbf{C} &= (\mathbf{S}_0 + \mathbf{H})^{-1} \\ \mathbf{H} &= (\mathbf{I} - \sum \Omega_i \mathbf{H}_i^d)^{-1} \mathbf{H}^d \\ \mathbf{H}_i^d &= \sum [f_i (\mathbf{H}_i^{-1} + \Omega_i)^{-1}] \\ \mathbf{H}^d &= \sum \mathbf{H}_i^d, \quad \Omega_i = \mathbf{C}_0 (\mathbf{I} - \bar{\mathbf{M}}_i), \quad \mathbf{H}_i = \mathbf{S}_i - \mathbf{S}_0 \end{aligned} \quad (1)$$

式中,  $i$  表示第  $i$  种类型的夹杂,  $0$  表示基体,  $\Omega_i$  为夹杂的本征刚度,  $\mathbf{H}_i$  为柔度增量,  $\mathbf{S}_0$  为基体柔度,  $\mathbf{I}$  为单位矩阵,  $\mathbf{C}_i$  和  $\mathbf{S}_i$  分别为第  $i$  类夹杂刚度和柔度矩阵, 且有  $\mathbf{S}_i = \mathbf{C}_i^{-1}$ ,  $f_i$  为第  $i$  类夹杂的体积含量,  $\bar{\mathbf{M}}_i$  为第  $i$  类粒子的平均 Eshelby 张量, 对于非椭球夹杂, 可通过数值方法计算。

三维条件下, 各相同性基体中任意形状夹杂的 Eshelby 张量计算表达式如下<sup>[17,18]</sup>:

$$M_{ijmn}(\mathbf{x}) = \frac{1}{16\pi\mu(1-\nu_0)} \times \{2(1-2\nu_0)[\delta_{ij}J_{jk}(\mathbf{x}) + \delta_{jl}J_{ik}(\mathbf{x})] - 2\delta_{ij}J_{lk}(\mathbf{x}) + 4I_{ijkl}(\mathbf{x})\} \quad (2)$$

$$J_{ij}(\mathbf{x}) = \int_{\partial\Omega^+} \frac{y_i}{|\mathbf{y}|^3} m_j(\mathbf{x}') dS(\mathbf{x}') \quad (3)$$

$$I_{ijkl}(\mathbf{x}) = \int_{\partial\Omega^+} \frac{y_i y_j y_k y_l}{|\mathbf{y}|^5} m_l(\mathbf{x}') dS(\mathbf{x}') \quad (4)$$

其中  $\mu$  和  $\nu_0$  为剪切模量和泊松比,  $\mathbf{y} = \mathbf{x}' - \mathbf{x}$ ,  $\mathbf{m}(\mathbf{x}')$  为夹杂表面  $\partial\Omega^+$  在  $\mathbf{x}'$  处外法线方向向量, 对于椭球夹杂, Eshelby 张量是位置无量纲, 在夹杂中为常

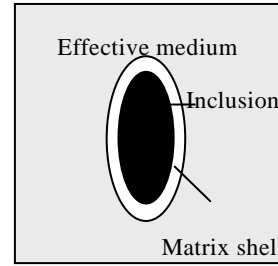


图 2 相互作用直推估计法胞元模型

Fig. 2 Cell model of IDD

量, 但是非椭球夹杂的 Eshelby 张量只能通过数值计算得到。

平均 Eshelby 张量为

$$\bar{\mathbf{M}}_{ijmn} = \frac{1}{V(\Omega)} \int_{\Omega} M_{ijmn} dV \quad (5)$$

其中,  $V(\Omega)$  为夹杂区域  $\Omega$  的体积, 对于像 TiB<sub>2</sub> 这样的六角棱柱夹杂, 数值积分比较困难, 这里通过蒙特卡洛法 (Monte Carlo) 计算。对于椭球夹杂, Eshelby 张量为常数, 平均 Eshelby 张量等于 Eshelby 张量。

假设 TiB<sub>2</sub> 体积含量为 50%, 金属 Cr 含量为 10%, 由于其填充于各晶粒间, 将其视为扁椭球形, TiB<sub>2</sub> 径厚比为 4~6, 这里取 5 进行计算。则等效基体的有效弹性模量为 480 GPa, 有效泊松比为 0.271。

### 3 杂质和杂质颗粒附近的应力场

假设夹杂为椭球形。考虑残余应力影响。根据等效夹杂理论, 在外加均匀应力  $\sigma_\infty$  作用下, 夹杂内外应力场  $\sigma_i$  和  $\sigma_0$  可分别表示为:

$$\begin{cases} \sigma_i = \sigma_\infty + \sigma_1 = \mathbf{C}_p (\boldsymbol{\varepsilon}_\infty + \boldsymbol{\varepsilon}_1 - \boldsymbol{\varepsilon}_i) & \text{in } \Omega \\ \sigma_0 = \sigma_\infty + \sigma_1 = \mathbf{C} (\boldsymbol{\varepsilon}_\infty + \boldsymbol{\varepsilon}_1) & \text{in } D - \Omega \end{cases} \quad (6)$$

其中  $\boldsymbol{\varepsilon}_i$  为异性夹杂本身存在的非弹性失配应变, 如热应变、塑性应变等。根据等效夹杂理论, 异性夹杂可以用弹性张量与基体相同的夹杂物的本征应变  $\boldsymbol{\varepsilon}^*$  来模拟异性夹杂引起的应变变化, 即

$$\mathbf{C}_p (\boldsymbol{\varepsilon}_\infty + \boldsymbol{\varepsilon}_1 - \boldsymbol{\varepsilon}_i) = \mathbf{C} (\boldsymbol{\varepsilon}_\infty + \boldsymbol{\varepsilon}_1 - \boldsymbol{\varepsilon}_i^*) \quad (7)$$

上述方程被称为等效方程, 通过等效方程可求得:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_i^* = \boldsymbol{\varepsilon}_1 + \boldsymbol{\varepsilon}_i^* = [\mathbf{M} + \mathbf{A}]^{-1} [\mathbf{B}\boldsymbol{\varepsilon}_1^* - \boldsymbol{\varepsilon}_\infty] \quad (8)$$

其中,  $\mathbf{A} = (\mathbf{C}_p - \mathbf{C}_0)^{-1} \mathbf{C}_0$ ,  $\mathbf{B} = (\mathbf{C}_p - \mathbf{C}_0)^{-1} \mathbf{C}_p$ , 外加载荷均匀时, 在夹杂内 (in  $\Omega$ )、外 (in  $D - \Omega$ ) 分别满足:

$$\begin{cases} \boldsymbol{\varepsilon}_1 = \mathbf{M} (\boldsymbol{\varepsilon}_1 + \boldsymbol{\varepsilon}_i^*) = \mathbf{M}\boldsymbol{\varepsilon}_i^* & \text{in } \Omega \\ \boldsymbol{\varepsilon}_1 = \mathbf{D}\boldsymbol{\varepsilon}_i^* & \text{in } D - \Omega \end{cases} \quad (9)$$

其中, 对于椭圆夹杂, Eshelby 张量  $\mathbf{M}$  和  $\mathbf{D}$  张量可通过式(2)数值计算, 也可参考文献[19,20]。

不考虑任何损伤, 也忽略材料中缺陷, 取氧化铝杂质弹性模量为  $E_0=465$  GPa, 泊松比为  $\nu_0=0.233$  的球形, 假设在 3 方向上加载简单拉伸, 不同的外载应力  $\sigma_\infty$  下, 氧化铝杂质附近的径向应力  $\sigma_r$  和周向应力  $\sigma_\theta$  如图 3 和图 4 所示。其中  $a$  为球形夹杂的半径。

从上图可以看出, 杂质颗粒周围应力波动较大, 即使在较小的外载应力下, 氧化铝杂质颗粒周围也存在较大的局部应力, 尤其等效基体中沿拉伸方向拉应力较大, 容易造成颗粒界面处脱粘, 形成弧形裂纹。另外, 材料中存在不少孔隙缺陷, 这些孔隙倾向于分布在氧化铝杂质中, 因此, 杂质中孔隙含量相对较高, 在残余应力和外载应力下容易造成颗粒破裂。因此, 杂质颗粒周围可能有不同的失效形式发生, 最终造成材料破坏。

#### 4 杂质的 2 种破坏方式对材料强度的影响

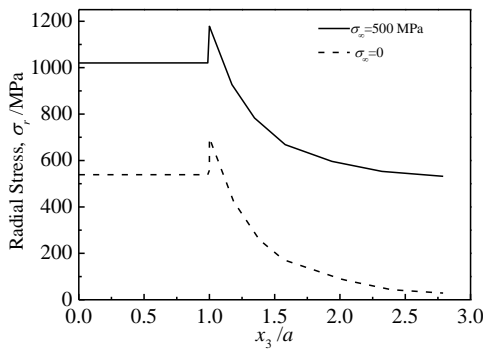


图 3 拉伸方向上的径向应力

Fig.3 Radial stress at tensile direction

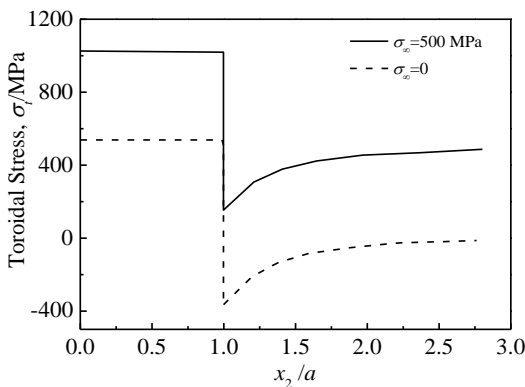


图 4 沿拉伸方向的周向应力分布

Fig.4 Toroidal stress at tensile direction

通过上文应力场分析发现, 相对于基体, 杂质颗粒中和颗粒附近存在较大的应力, 杂质颗粒周围可能两种损伤形式, 一是杂质颗粒与基体的界面脱粘, 二是杂质颗粒破裂, 下面针对不同的情况单独分析。由于理论计算的困难, 其中杂质颗粒脱粘在平面条件下分析。

#### 4.1 杂质颗粒脱粘

由于三维条件下计算颗粒表面裂纹应力强度因子困难, 这里在二维条件下分析, 类似于将颗粒视为圆形纤维形状。计算结果可能略大于三维条件下的结果, 但不影规律性分析。Prasad 等<sup>[21]</sup>计算了无限大基体中圆形颗粒夹杂界面脱粘裂纹尖端应力强度因子, 复数形式应力强度因子为:

$$\mathbf{K} = K_I - iK_{II} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\pi}{a \sin \beta}} e^{-\lambda \beta} e^{-i(\psi + \frac{\beta}{2})} \times \left( -ia e^{i\beta} P_1 + P_0 + \frac{iP_{-1}}{ae^{-i\beta}} - \frac{P_{-2}}{a^2 e^{2i\beta}} \right) \quad (10)$$

其中,  $\mathbf{P}_1 = P_{1r} + iP_{1m}$ ,

$$P_{1r} = \frac{m(1+\alpha)}{(1+m)} \left\{ \frac{(N+T)(1+m) - (N-T)F \cos 2\varphi}{\alpha(1+2m) - e^{-2\lambda\beta} (\cos \beta + 2\lambda \sin \beta)} \right\},$$

$$P_{1m} = -\frac{N-T}{1+m} \frac{m(1+\alpha)F \sin 2\varphi}{\alpha + e^{-2\lambda\beta} (\cos \beta + 2\lambda \sin \beta)},$$

$$F = (\cos \beta - 2\lambda \sin \beta)^2 + 2\lambda \sin 2\beta - \lambda^2 (1 - \cos 2\beta) - \frac{1 + 3\cos 2\beta}{4},$$

$$P_0 = iaP_1 (\cos \beta + 2\lambda \sin \beta),$$

$$P_{-2} = ima^3 e^{2i\beta} \frac{(1+\alpha)}{(1+m)} (N-T) e^{2i\varphi},$$

$$P_{-1} = \frac{iP_{-2}}{a} (\cos \beta - 2\lambda \sin \beta), \quad \alpha = \frac{E_0 + E_1 \kappa_0}{E_1 + E_0 \kappa_1},$$

$$\lambda = \frac{-\ln \alpha}{2\pi}, \quad m = \frac{E_0(1+\kappa_1)}{E_1(1+\kappa_0)}, \quad \psi = \lambda \ln(2a \sin \beta),$$

$$\kappa_0 = \frac{3-\nu_0}{1+\nu_0}, \quad \kappa_1 = \frac{3-\nu_1}{1+\nu_1} \quad (\text{平面应力}),$$

$\kappa_0 = 3-4\nu_0$ ,  $\kappa_1 = 3-4\nu_1$  (平面应变),  $E_0$ 、 $E_1$ 、 $\nu_0$ 、 $\nu_1$  分别为基体和夹杂的弹性模量和泊松比,  $i$  为虚数单位。  $a$  为夹杂的半径,  $2\beta$  为脱粘裂纹弧长在夹杂圆上对应的圆心角,  $N$ 、 $T$  为正交的外载主应力,  $\varphi$  为应力主轴和主坐标的夹角, 如图 5 所示。

如果是双向拉伸, 即假设  $T = N$ , 令

$$\mathbf{P} = \frac{(1+\alpha)m(1+2i\lambda) e^{-\lambda\beta} e^{-i(\psi+\beta/2)}}{\alpha(1+2m) - e^{-2\lambda\beta} (\cos \beta + 2\lambda \sin \beta)} \quad (11)$$

则有,

$$\mathbf{K} = N \sqrt{\pi a \sin \beta} \mathbf{P} \quad (12)$$

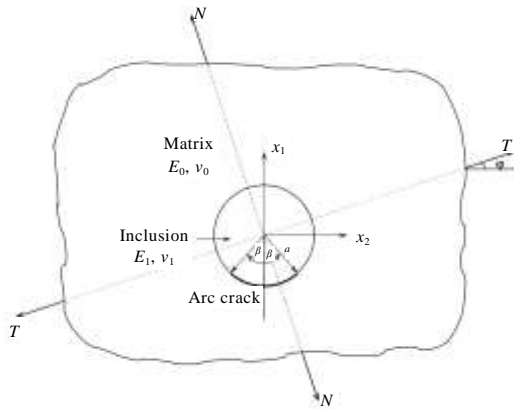


图 5 远场加载下的界面弧形裂纹示意图

Fig.5 Arc crack along the interface subjected to far field loading

如果是单向拉伸, 即  $T=0$  且  $\varphi=0$  时, 令

$$Q = \frac{1}{2} \left\{ \cos \frac{\beta}{2} [D-1] + i \sin \frac{\beta}{2} [D+1] \right\} \quad (13)$$

则有

$$K = N \sqrt{\pi a \sin \beta} Q \quad (14)$$

其中,  $D = \frac{4 - \sin^2 \beta}{4[1 + \sin^2(\beta/2)]} + 2 \cos \beta$ 。如果等效外载应力  $\sigma'_\infty$  和等效残余应力  $\sigma''_\infty$  产生的应力强度因子分别为

$K_\infty = K_{I\infty} - iK_{II\infty}$ ,  $K_I = K_{Ir} - iK_{Iir}$ , 则脱粘界面裂纹尖端应力强度因子应当为  $K = K_\infty + K_I$ 。

下面以  $y$  方向的简单拉伸为例研究脱粘界面扩展引起复合材料失效的极限外载应力。为便于应力强度因子公式运用, 将等效外载应力  $\sigma'_\infty$  和等效残余应力  $\sigma''_\infty$  叠加后分解为双向等值部分和单向部分进行计算, 假设  $\sigma = (\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}, 0, 0, 0)$  为等效外载应力的叠加, 即

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_\infty + \sigma'_\infty & (15) \\ \sigma'_\infty &= [I + (I - M)(M + A)^{-1}]^{-1} \sigma'_i \\ \sigma'_i &= C_p (\varepsilon_i - \varepsilon_i) = C_p [M(M + A)^{-1} B - I] \varepsilon'_i \end{aligned}$$

若外载应力为竖直方向 (设为 3 方向) 的简单拉伸, 即

$$\sigma_\infty = (0, 0, \sigma_\infty, 0, 0, 0)^T \quad (16)$$

令  $\sigma_R$  表示双向拉伸应力大小,  $\sigma_T$  表示单向拉伸应力大小, 则

$$\begin{cases} \sigma_R = \sigma'_{\infty 22} \\ \sigma_T = \sigma_\infty \end{cases} \quad (17)$$

等效外载应力的应力强度因子可记为

$$K = \sigma_R P \sqrt{\pi a \sin \beta} + \sigma_T Q \sqrt{\pi a \sin \beta} \quad (18)$$

脱粘界面扩展的能量释放率由下式确定为

$$G = \frac{(b_0 + b_1) K \bar{K}}{16 \cosh^2 \pi \lambda} \quad (19)$$

式中,  $b_0 = (1 + \kappa_0) / E_0$ ,  $b_1 = (1 + \kappa_1) / E_1$ ,  $\bar{K}$  为复相应力强度因子的共轭。设  $G_c$  为界面极限能量释放率,  $G_c = (1 - \nu_0^2) K_{Ic}^2 / E_0$ , 令  $G = G_c$ , 将式(18)代入式(19), 得到

$$G_c = \frac{(b_0 + b_1) \pi a \sin \beta}{16 \cosh^2 \pi \lambda} \times [\sigma_R^2 P \bar{P} + \sigma_R \sigma_T (P \bar{Q} + \bar{P} Q) + \sigma_T^2 Q \bar{Q}] \quad (20)$$

解上述方程即可得到由于脱粘界面扩展极限外载应力  $\sigma_{c1}$ 。显然, 上式为外载应力  $\sigma_\infty$  的一元二次方程, 将上述方程改写为

$$g_1 \sigma_\infty^2 + g_2 \sigma_\infty + g_3 = 0 \quad (21)$$

其中,

$$g_1 = Q \bar{Q}, \quad g_2 = (P \bar{Q} + \bar{P} Q) \sigma_T,$$

$$g_3 = P \bar{P} (\sigma'_\infty)^2 - \frac{16 (\cosh \pi \lambda)^2 G_c}{(b_0 + b_1) \pi a \sin \beta}.$$

解方程(21)即得到界面裂纹扩展的极限外载应力  $\sigma_{c1}$ 。

$$\sigma_{c1} = \frac{\sqrt{g_2^2 - 4g_1g_3} - g_2}{2g_1} \quad (22)$$

#### 4.2 杂质颗粒断裂

由于孔隙等的存在, 氧化铝杂质可能变得疏松, 造成其强度的迅速下降, 有可能在基体损伤前先破裂, 这样就形成了一定的初始裂纹, 相当于将直径为杂质直径的裂纹置于等效基体中。假设杂质颗粒强度为  $\sigma_R$ , 根据等效夹杂理论, 杂质颗粒破坏的条件为

$$\begin{aligned} \sigma_R &= (I - (M - I)[M + A]^{-1}) \sigma_\infty \\ &+ C [(M - I)(M + A)^{-1} B \varepsilon'_i] \end{aligned} \quad (23)$$

得到杂质颗粒破坏的外载条件为

$$\begin{aligned} \sigma_{c21} &= [I - (M - I)(M + A)^{-1}]^{-1} \\ &\times \left\{ \sigma_R - C [(M - I)(M + A)^{-1} B \varepsilon'_i] \right\} \end{aligned} \quad (24)$$

由于氧化铝杂质颗粒与基体弹性模量差别不大, 且并非理想规则界面, 可以认为杂质颗粒破坏后, 裂纹能够直接扩展进入周围基体中, 这样, 杂质破坏后, 材料中产生直径为  $a$  的裂纹, 此种条件下, 裂纹继续扩展需要的极限外载应力为

$$\sigma_{c22} = \frac{K_I \sqrt{\pi}}{2\sqrt{a}} \quad (25)$$

其中  $K_I$  为等效基体断裂韧性。在这种断裂模式下, 材料强度为

$$\sigma_{c2} = \max(\sigma_{c21}, \sigma_{c22}) \quad (26)$$

综上所述，由于杂质颗粒中可能存在 2 种破坏方式，这里取上述 2 种情况的最小值作为材料强度，即

$$\sigma_c = \min(\sigma_{c1}, \sigma_{c2}) \quad (27)$$

其中， $\sigma_{c1}$  为杂质颗粒界面裂纹扩展的决定的材料强度，由式(22)得到， $\sigma_{c2}$  为杂质颗粒断裂决定的材料强度，由式(26)得到。显然，杂质颗粒尺寸，强度，模量等对强度都有较大影响。

### 5 数值结果分析

为分析颗粒尺寸、强度、模量以及基体性能对材料强度的影响，弄清楚材料失效的控制因素，下面分析一些参数对材料强度的影响规律。杂质颗粒脱粘和断裂两种形式所决定的材料强度  $\sigma_{c1}$  和  $\sigma_{c2}$  随杂质颗粒直径的变化规律如图 6 所示。

图 6 中所示，杂质颗粒直径增加将导致 2 种失效模式所决定的材料强度都降低，并且在某些条件下，颗粒脱粘所决定的强度低于颗粒断裂决定的强度。但当其他条件变化时，这种大小关系可能发生变化，如图 7 所示。

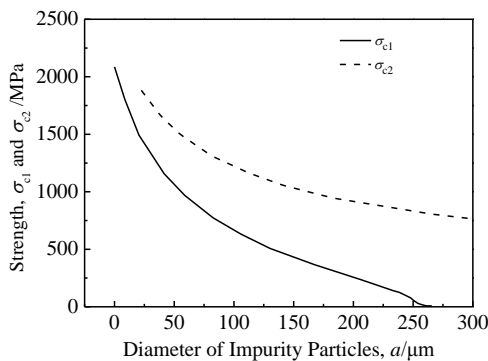


图 6 强度随杂质颗粒尺寸的变化规律

Fig.6 Relationship between strength and impurity particles size

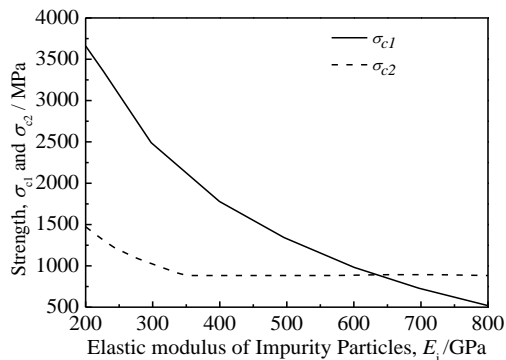


图 7 强度随杂质颗粒弹性模量的变化规律

Fig.7 Relationship between strength and impurity elastic modulus of particles

从图 7 可看出，杂质颗粒弹性模量增加时，脱粘决定的材料强度迅速降低，而颗粒破坏决定的材料强度先随颗粒模量增加而降低，当颗粒刚度增加到一定程度后，颗粒破裂所决定的材料强度受颗粒直径的控制，因此当其降低到一定程度后不再降低，材料强度的控制因素发生变化。由于杂质颗粒刚度增加，杂质颗粒中讲分担更大的应力，更容易造成颗粒破坏，以至于当杂质弹性模量大于一定值时，杂质颗粒的强度将直接决定材料强度，因此，不仅杂质颗粒和基体的相对刚度对失效形式有重要影响，杂质刚度和强度比也有重要的影响，显然，高刚度低强度杂质是最有害的。

杂质颗粒和基体的热膨胀系数差异同样可能导致基体和颗粒中应力分布的变化，从而导致材料强度控制因素的变化，如图 8 所示。

从图 8 可以看出，对于颗粒破坏，随着杂质颗粒热膨胀系数的增加，热残余应力线性增加，当杂质颗粒破坏决定的材料强度大于裂纹扩展决定的材料强度时，材料强度随热膨胀系数增加而降低，直到材料强度降低到由颗粒直径（裂纹直径）控制为止。并且从图 8 可以看出，颗粒脱粘所决定的强度对热膨胀系数更加敏感。

上述分析知，在不同机理的控制下，材料强度受多种因素的影响，一种因素变化时，有可能造成材料强度的显著变化，也有可能对强度并没有多大影响，对于具体因素应当具体分析。对于含氧化铝杂质颗粒的 TiB<sub>2</sub>-TiC 材料，强度受基体中 TiB<sub>2</sub> 含量和基体韧性变化关系如图 9，10 所示。

图 9 中可见，强度随 TiB<sub>2</sub> 含量变化规律和实际材料强度随 TiB<sub>2</sub> 含量变化规律相反，实际材料中 TiB<sub>2</sub> 含量增加时，材料强度也随之增加，这主要是由于上图中只反映了一种因素变化的影响，而实际材料强度受多种因素影响，TiB<sub>2</sub> 含量增加时，材料中孔隙率，杂质含量和尺寸，TiB<sub>2</sub> 颗粒大小，基体韧性等都会变化，这些因素共同决定了材料强度。上图中反映的本质是基体有效性能（刚度和热膨胀系数）与杂质颗粒性能的相对关系对材料强度的影响。

从图 10 可以看出，韧性增加时，材料强度随基体韧性线性增加，只是在基体韧性较低时，可能出现杂质颗粒在残余应力下自动扩展。

为验证上述假设的破坏机理的有效性。根据超重力合成的含有氧化铝杂质颗粒的 TiC-TiB<sub>2</sub> 陶瓷的细观结构和组成成分，代入式(27)计算得到材料强度与部分实际测得的材料强度对比结果如表 1 所示。其中氧化铝杂质直径根据文献或材料显微图像处理得到，较大杂质颗粒直径能达到 100 微米左右，基体中还含有

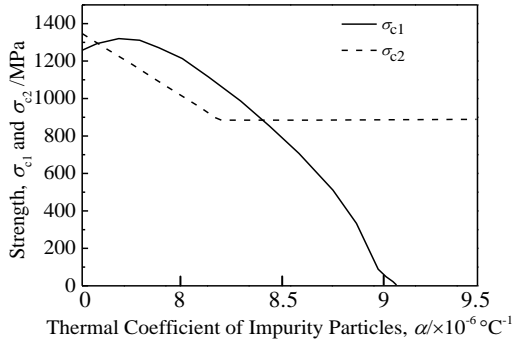


图 8 强度随杂质颗粒热膨胀系数的变化规律

Fig. 8 Relationship between strength and thermal coefficient of impurity particles

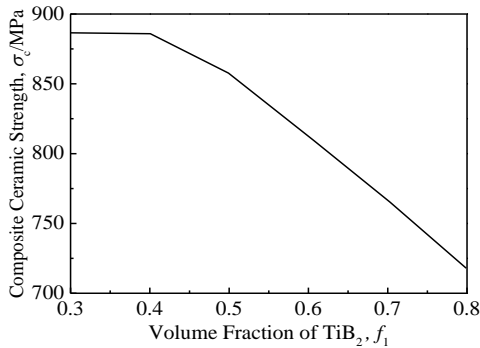


图 9 基体中 TiB<sub>2</sub> 含量变化对强度的影响

Fig. 9 Influence of TiB<sub>2</sub> volume fraction in matrix on composite strength

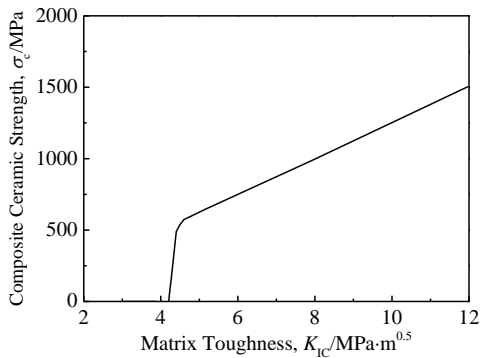


图 10 强度随等效基体韧性增加而增加

Fig. 10 Strength increasing with the matrix toughness

少量 Cr 等金属, 含量在 10%~20%, TiB<sub>2</sub> 直径约为 2 μm, 径厚比为 4~6, 氧化铝强度取 300 MPa。计算中材料性能参数如表 1 和表 2 所示。

表 1 中  $g$  为重力加速度 (一般取  $g=9.8 \text{ m/s}^2$ ), 并认为材料强度为室温 (25 °C) 下得到。上述结果表明, 只要结构类似, 文中建立的模型是合理的, 材料破坏

表 1 计算强度与实验结果对比

High gravity level, g	Tested strength /MPa	Toughness/MPa m <sup>0.5</sup>	Calculated strength/MPa	Error/%
1000	652 <sup>[6]</sup>	9.5	697	7
1500	460 <sup>[5]</sup>	8.8	509	11
2000	650 <sup>[7]</sup>	12.6	768	18
2500	982 <sup>[5]</sup>	16.5	1330	39

表 2 材料性能参数

Material	Elastic modulus, E/GPa	Poisson ratio, ν	Thermal coefficient/ × 10 <sup>-6</sup> · °C <sup>-1</sup>	Melting point/°C
TiB <sub>2</sub>	560	0.24	7.8	2980
TiC	450	0.34	7.5	3140
Cr	250	0.12	6.2	1855
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	465	0.23	8.2	2050

主要是由于氧化铝杂质颗粒脱粘后扩展引起, 模型能够反映材料细观结构与材料性能的关系。但当制备中超重力水平较高, 材料中杂质含量极少时, 氧化铝杂质颗粒直径也比较小, 甚至小于基体中 TiC 或 TiB<sub>2</sub> 直径, 此时基体中 TiB<sub>2</sub> 颗粒与氧化铝杂质颗粒相互作用, 上述模型中将 TiC-TiB<sub>2</sub> 视为等效均匀介质前提已不适用, 并且基体中存在的微裂纹以及其他缺陷也可能导致 TiC-TiB<sub>2</sub> 基体在氧化铝杂质颗粒失效前先发生裂纹扩展, 并非首先发生在杂质附近, 因此表 1 中杂质颗粒直径较小时预测结果不够准确。

## 6 结 论

1) 含杂质材料中, 杂质颗粒以脱粘或者断裂是 2 种可能的杂质失效形式。

2) 杂质颗粒失效方式受多种因素影响, 杂质与基体相对刚度、热膨胀系数、杂质强度和尺寸等因素都可能改变杂质失效形式。

3) 对于含氧化铝杂质颗粒的 TiC-TiB<sub>2</sub> 复合陶瓷, 陶瓷强度与基体韧性大致呈线性关系。

4) 模型适用于杂质系数分布, 且杂质尺寸远大于杂质周围基体细观结构尺寸的材料, 若结构差异较大, 破坏发生机理可能不符合本模型的假设前提。

## 参考文献 References

[1] Jang Zhigang(蒋志刚), Zeng Shouyi(曾首义), Shen Zhiqiang(申志强) *et al.* *Acta Armamentarii* (兵工学报)[J], 2010, 31(5): 603

[2] Lawn B. Translated by Gong Jianghong(龚江宏). *Fracture of Brittle Solids, 2nd Ed*(脆性固体断裂力学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2010: 266

- [3] Zhang Xinjie(张新杰). *Development and Application of Materials(材料开发与应用)*[J], 2012, 27(2): 103
- [4] Wang H H, Sun S C, Wang D Y *et al. Powder Technology*[J], 2012, 217: 340
- [5] Zou B L, Xu J Y, Zhao S M *et al. Chemical Engineering Journal* [J], 2013, 233: 138
- [6] Zou B, Huang C Z, Song J P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 540: 235
- [7] Cui H Z, Ma L, Cao L L *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2014, 24(2): 346
- [8] Yang Y F, Jiang Q C. *Int Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2013, 38: 137
- [9] Zhang Hao(张昊), Zhao Zhongmin(赵忠民), Zhang Long(张龙) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy(粉末冶金材料科学与工程)*[J], 2014, 19(4): 530
- [10] Huang X G *et al. Journal of Asian Ceramic Societies*[J], 2014, 2: 144
- [11] Huang Xuegang, Zhao Zhongmin, Zhang Long *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2014, 43: 1
- [12] Liu Liangxiang, Zhang Long, Zhao Zhongmin *et al. Key Engineering Materials*[J], 2012; 512-515: 344
- [13] Lee H K, Pyo S H. *Composites Science and Technology*[J], 2008, 68(2): 387
- [14] Brassart L, Inglis H M, Delannay L *et al. Computational Materials Science*[J], 2009, 45(3): 611
- [15] Huang M S, Li Z H. *International Journal of Plasticity*[J], 2005, 21(8): 1568
- [16] Matouš K, Inglis H M, Gu X *et al. Composites Science and Technology*[J], 2007, 67(7-8): 1694
- [17] Zheng Q S, Du D X. *J Mech Phys Solids*[J], 2001, 49(11): 2765
- [18] Huang M J, Wu P, Guan G Y *et al. Acta Mech*[J], 2011, 217: 17
- [19] Mura T. *Micromechanics of Defects in Solids, 2nd Ed*[M]. Dordrecht: Martinus Nijhoff Publishers, 1987: 74
- [20] David H. *Computers & Geosciences*[J], 2009, 35(10): 2170
- [21] Prasad P B N, Simha K R Y *et al. Engineering Fracture Mechanics* [J], 2003, 70(2): 285

## Micromechanical Analysis of TiC-TiB<sub>2</sub> Ceramic with Impurity Particles

Fu Yunwei<sup>1</sup>, Ni Xinhua<sup>1</sup>, Liu Xiequan<sup>1</sup>, Zhang Long<sup>1</sup>, Li Baofeng<sup>2</sup>

(1. Ordnance Engineering College, Shijiazhuang 050003, China)

(2. 72253 Troops of PLA, Jinan 250022, China)

**Abstract:** A micromechanical model was established based on the microstructure and the fracture mechanism of TiC-TiB<sub>2</sub> ceramic prepared by combustion synthesis under high gravity. Two different failure modes were assumed in the micromechanical model to analyze the influence of alumina impurity particles on ceramic strength. The equivalent stiffness of TiC-TiB<sub>2</sub> matrix was calculated using the Interaction Direct Derivative (IDD) estimate. The alumina particles were considered to be of sparse distribution in the TiC-TiB<sub>2</sub> equivalent matrix, stress field containing residual stress in and around alumina particles was obtained by the equivalent inclusion method. According to the stress field around the particles, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles failure was considered as the origin of the composite fracture. Interface debonding and particle fracture were assumed as the two failure modes of particle failure, micro strength mechanical models based on these two models were established and the minimum strength was defined as the composite strength. Composite strength variation with microstructure parameters and property parameters of different micro components was obtained, and the calculated strength was compared to the experimental data. The result shows that the strength model is reasonable in reflecting the composites failure mechanism; relative elastic and thermal properties between the particle and matrix, particle size and the equivalent matrix toughness can change the particle failure mode, and the particle size increasing and the equivalent matrix toughness decreasing decrease the composite strength necessarily. For TiC-TiB<sub>2</sub> combustion synthesized composite with alumina impurity particles, particle interface debonding is the primary fracture mechanism.

**Key words:** TiC-TiB<sub>2</sub> composite; interface debonding; strength; IDD estimate; the equivalent inclusion method

Corresponding author: Ni Xinhua, Ph. D., Professor, Department of Vehicle and Electric Engineering, Ordnance Engineering College, Shijiazhuang 050003, P. R. China, E-mail: jxxynxh@163.com