

# 激光熔覆颗粒增强复合涂层微观损伤模型

吕君<sup>1,2</sup> 柴国钟<sup>1</sup> 顾盛挺<sup>1</sup> 鲍雨梅<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>浙江工业大学特种装备制造与先进加工技术教育部/浙江省重点实验室, 浙江 杭州 310014)  
<sup>2</sup>义乌工商职业技术学院, 浙江 义乌 322000)

**摘要** 通过结合 Gologanu-Leblond-Devaux (GLD) 微观损伤模型与 Mori-Tanaka (M-T) 均匀化方法, 建立颗粒增强复合涂层材料损伤破坏的分析模型。将激光熔覆复合涂层制备过程中产生的微气孔、微裂纹等缺陷作为损伤模型的初始孔洞, 通过数值模拟分析孔洞形状、尺寸、分布、颗粒密度以及颗粒损伤等对复合涂层拉伸应力应变曲线以及断裂韧性的影响。另外, 将模型分析与前期的激光熔覆 H13-TiC 复合涂层单轴拉伸实验进行比较。结果显示, 应力应变曲线理论预测与实验结果基本吻合, 最大拉伸断裂应变则在一定的误差范围内。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 复合涂层; 初始孔洞; 微观损伤模型

**中图分类号** TB333; TG115.5 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201340.0203003

## A Micro-Damage Model of Laser Cladding Particle Reinforced Composite Coatings

Lü Jun<sup>1,2</sup> Chai Guozhong<sup>1</sup> Gu Shengting<sup>1</sup> Bao Yumei<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>Key Laboratory of E&M of Ministry of Education & Zhejiang Province, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, Zhejiang 310014, China)  
<sup>2</sup>Yiwu Industrial & Commercial College, Yiwu, Zhejiang 322000, China)

**Abstract** Combining a microscopic damage model based on the Gologanu-Leblond-Devaux constitutive behavior with Mori-Tanaka mean-field homogenization scheme, a ductile fracture model is established, which can describe damage progress of the particle reinforced composites coatings. The numerical simulations of damage model accounting for the effects of initial void shape, void size, void volume and particle damage on tensile behavior of laser-processed composite coatings are carried out. In addition, the prediction of the integrated homogenization-damage model is compared with experimental results of laser-cladding H13-TiC composite coatings. The results show that the theoretical prediction and experimental results on uniaxial tension stress-strain curves match well, and the error of maximum fracture strain is in certain range.

**Key words** laser technique; laser cladding; composites coatings; initial voids; microscopic damage model

**OCIS codes** 000.4430; 310.4925; 310.3840

## 1 引言

激光熔覆复合涂层中的微孔洞、微裂纹等缺陷是熔覆过程中很容易出现的质量问题。这些缺陷降低了材料的弹性模量、屈服强度, 加剧涂层的开裂破坏行为<sup>[1~3]</sup>。另外, 复合涂层在受到外载荷作用时,

内部会发生颗粒断裂、颗粒与基体的界面开裂等各种形式的损伤, 如 Gu 等<sup>[1]</sup>研究了激光堆焊铜基 WC 增强材料的断裂强度, 指出孔洞分布随着 WC 颗粒的质量分数呈正态分布, 然而孔洞含量越高, 其断裂强度越小, 顾盛挺等<sup>[4]</sup>研究了激光熔覆 H13-TiC 复合

收稿日期: 2012-07-24; 收到修改稿日期: 2012-09-28

基金项目: 国家自然科学基金(50975259, 51105339)资助课题。

作者简介: 吕君(1980—), 女, 博士研究生, 主要从事激光熔覆涂层强度分析方面的研究。

E-mail: lvjun61258@163.com

导师简介: 柴国钟(1957—), 男, 博士, 教授, 主要从事机械强度及 CAE 计算机辅助设计等方面的研究。

E-mail: chaigz@zjut.edu.cn(通信联系人)

涂层的单轴拉伸性能,指出随着 TiC 颗粒体积分数的提高,气孔增多,涂层断裂方式从韧性向脆性转变。

颗粒增强复合材料的损伤破坏包括孔洞成核(颗粒与界面的损伤,颗粒破碎或基体失效),孔洞扩展以及孔洞汇聚三个阶段。这三种机制与其相应的微观特征密切相关,因此利用微观力学研究复合材料力学响应具有重要的意义。近年来,国内外学者基于微观力学,对复合材料的弹塑性进行了广泛的研究<sup>[5~8]</sup>,主要涉及复合材料的失效机制,如颗粒的断裂、基体和增强颗粒界面的脱粘、基体的延性失效对复合材料的性能影响。微观理论的优势在于能够计算出颗粒相与基体的平均应力应变,同时又能预测复合材料的宏观应力应变响应。但未能很好地反映材料在三轴应力下的损伤演变,如复合材料的孔洞扩展以及汇聚阶段。而 Gurson<sup>[9]</sup>微观模损伤模型刚好弥补了这一点,近来发展起来的多层次微观力学很好地预测了复合材料损伤破坏过程。

本文假定激光熔覆后涂层内部含有初始孔洞缺陷,把基体服从 Mises 屈服准则推广到服从 Gologanu-Leblond-Devauux(GLD)屈服势,然后利用 Mori-Tanaka(M-T)均匀方法计算复合涂层材料应力应变响应。通过数值模拟研究分析初始孔洞含量、形状、分布以及颗粒损伤对复合涂层单轴拉伸应力应变曲线以及拉伸断裂应变的影响。最后,把理论预测结果与激光熔覆 H13-TiC 复合涂层单轴拉伸实验进行比较。

## 2 微观损伤模型

### 2.1 M-T 微观均匀化方法

M-T 均匀场理论<sup>[10]</sup>是考虑颗粒相互作用,在远场的均匀边界条件下求得其内部颗粒与基体的均匀应力应变的微观理论。假设基体与颗粒均为各向同性材料,增强颗粒仅产生弹性形变,基体产生弹塑性形变,且满足 Mises 屈服准则和等向强化准则。本文认为复合材料只有颗粒相(上标 p 表示)和基体相(上标 m 表示)构成,其宏观弹塑性刚度矩阵为

$$\mathbf{C}_{ep} = [\nu^p \mathbf{C}^p : \mathbf{A}^p + (1 - \nu^p) \mathbf{C}_{ep}^m] : [\nu^p \mathbf{A}^p + (1 - \nu^p) \mathbf{I}]^{-1}, \quad (1)$$

式中  $\mathbf{A}^p = [\mathbf{I} + \mathbf{E} : (\mathbf{C}^m)^{-1} : \mathbf{C}^p - \mathbf{I}]^{-1}$ ,  $\mathbf{C}_{ep}^m$  为基体的弹塑性刚度矩阵,当基体仅发生弹性变形时,  $\mathbf{C}_{ep}^m$  变为  $\mathbf{C}^m$ ,  $\mathbf{E}$  张量不仅与颗粒的形状有关,而且取决于基体弹塑性刚度矩阵  $\mathbf{C}_{ep}^m$ , Doghri 等<sup>[11]</sup>认为对于弹性形变的颗粒和弹塑性形变的基体,取  $\mathbf{C}_{ep}^m$  各向同性部

分  $(\mathbf{C}_{ep}^m)^{iso}$ , 能够很好地解决过高估计复合涂层的宏观弹塑性模量问题。在这里,使用  $(\mathbf{C}_{ep}^m)^{iso}$  来计算  $\mathbf{E}$  张量

$$(\mathbf{C}_{ep}^m)^{iso} = (\mathbf{I}^{vol} :: \mathbf{C}_{ep}^m) \mathbf{I}^{vol} + \frac{1}{5} (\mathbf{I}^{dev} :: \mathbf{C}_{ep}^m) \mathbf{I}^{dev}. \quad (2)$$

### 2.2 基体的 GLD 微观损伤本构关系

考虑到基体内部含有初始孔洞,这里把基体服从 Mises 屈服准则推广到服从 GLD 屈服势<sup>[12]</sup>。其屈服势为

$$\phi = \frac{C}{\sigma_y} \|\boldsymbol{\sigma}' + \eta \mathbf{X}\|^2 + 2q(g+1)(g+f) \times \cosh\left(\kappa \frac{\sigma_h}{\sigma_y}\right) - (g+1)^2 - q^2(g+f) = 0, \quad (3)$$

式中  $\sigma_y$  为屈服应力,  $\sigma_h = \alpha_2(\sigma_{xx} + \sigma_{zz}) + (1 - \alpha_2)\sigma_{yy}$ ,  $\mathbf{X} = (2/3)e_y \otimes e_y - (1/3)e_x \otimes e_x - (1/3)e_z \otimes e_z$ , 参数  $C, \eta, g, \kappa, \alpha_2$  都为内变量形状比  $S$  与孔洞  $f$  的函数,  $q$  取决于基体硬化指数  $n$ 、初始孔洞  $f_0$  以及形状比  $S$ , 详见文献<sup>[12]</sup>。

复合涂层形变过程中,基体孔洞会随着材料变形不断扩展

$$\dot{f}_g = (1 - f) \dot{\epsilon}_{kk}^p, \quad (4)$$

式中  $\dot{\epsilon}_{kk}^p$  为基体塑性应变增量。

相应地,孔洞形状  $S$  也发生改变

$$\dot{S} = \frac{3}{2} \xi_1 \dot{\epsilon}_{ij}^p X_{ij} + \xi_2 \dot{\epsilon}_{kk}^p, \quad (5)$$

式中  $\xi_1, \xi_2$  为内变量  $S$  与  $f$  的函数。

等效屈服应力的演化表达式为

$$\dot{\sigma}_y = \frac{h' \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p}{\sigma_y (1 - f)}, \quad (6)$$

式中  $h'$  为基体硬化切线刚度。

塑性应变率可以由流动法则给出

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = d\lambda \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{ij}}, \quad (7)$$

式中  $d\lambda$  为塑性因子,  $\frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{ij}}$  为塑性流动方向。

因此可以求得基体的弹塑性本构关系为

$$\dot{\sigma}_{ij} = \left[ D_{ijkl} - \frac{\frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{op}} C_{ijop}^m \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{mm}} C_{nmkl}^m}{\frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{mm}} C_{mnop}^m \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{op}} - \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} h_1 - \frac{\partial \phi}{\partial S} h_3 - \frac{\partial \phi}{\partial f} h_2} \right] \dot{\epsilon}_{kl}, \quad (8)$$

式中  $h_1 = (1 - f) \delta_{ij} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{ij}}$ ,  $h_2 = \frac{h' \sigma_{ij}}{\sigma_y (1 - f)} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{ij}}$ ,  $h_3 = \frac{3}{2} \xi_1 X_{ij} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{ij}} + \xi_2 \delta_{ij} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{ij}}$ 。

### 2.3 颗粒的损伤破坏

颗粒损伤破坏包括颗粒的断裂和颗粒与界面的开裂两种机制。颗粒的断裂,是由于临界的最大主应力超过了其颗粒内部纳米尺度的缺陷传播所需的临界应力引起的颗粒脆性断裂<sup>[13]</sup>。而界面开裂机制是由于颗粒周围基体的位错堆积引起的弹塑性破裂<sup>[14]</sup>。假设颗粒破坏概率受颗粒内部拉伸应力  $\sigma^p$  控制<sup>[5]</sup>,符合 Weibull 分布:

$$P_v = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma^p}{S_0}\right)^m\right], \quad (9)$$

式中  $m$  及  $S_0$  分别为形状和尺度参数。颗粒的平均破坏应力为

$$\bar{\sigma}^p = S_0 \Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right), \quad (10)$$

式中  $\Gamma(\cdot)$  是 Gamma 函数。如果颗粒体积分数为  $v^p$ ,则累计颗粒损伤体积分数为  $v^p P_v$ 。

### 2.4 耦合基体 GLD 与 M-T 微观理论的损伤本构模型

微观损伤理论模型如图 1 所示,基体内部含有初始孔洞,其塑性性能服从 GLD 屈服势,采用 M-T 均匀化方法来预测复合材料的宏观性能。在复合涂层经历颗粒断裂、孔洞扩展至宏观断裂的不同阶段中,认为服从 GLD 屈服势的代表元为 M-T 微观模型中的基体,因此在整个计算过程中,复合材料只有基体与颗粒相构成。

在颗粒破坏之前,假设基体内部孔洞均匀分布,其代表元的初始形状比为  $W_0 = R_{0y}/R_{0x}$ ,初始孔洞分布为  $\lambda_0 = L_y/L_x$ ,可以计算出初始孔洞的相对间距为

$$\chi_0 = \frac{R_{0x}}{L_x} = \left(\frac{f_0 \lambda_0}{\gamma W_0}\right)^{1/3}, \quad (11)$$

式中  $\gamma$  为几何参数<sup>[15]</sup>,  $f_0$  为初始孔洞体积分数。

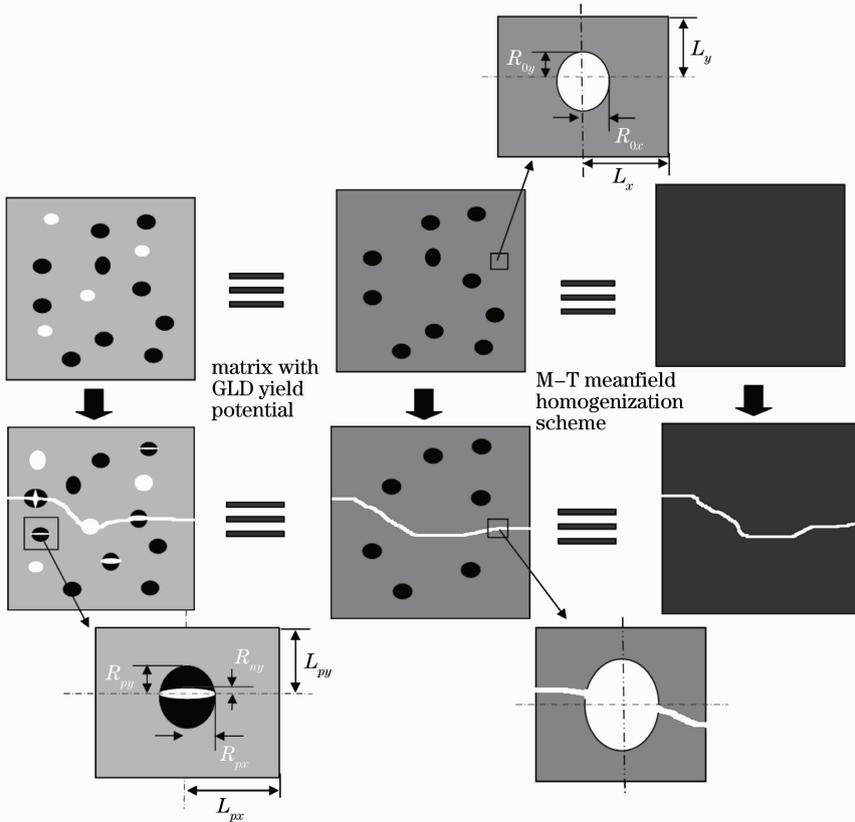


图 1 微观损伤理论模型框架

Fig. 1 Framework of micro-damage theoretical model

随着复合涂层的不断变形,增强颗粒开始发生破坏。假设破坏的颗粒均匀分布,其破坏概率服从 Weibull 分布,详见 2.3 节,其微观结构可以用周期分布的代表元来表示,如图 1 所示。孔洞形状比为  $W_p = R_{py}/R_{px}$ ,孔洞分布为  $\lambda_p = L_{py}/L_{px}$ ,可以得到颗粒破坏产生的孔洞相对间距为

$$\chi_p = \frac{R_{px}}{L_{px}} = \left(\frac{f_n \lambda_p}{\gamma W_p}\right)^{1/3}, \quad (12)$$

式中  $f_n$  为颗粒破坏产生的孔洞体积分数。显而易见,颗粒破坏的孔洞形状  $W_p$  与基体内部的初始孔洞形状  $W_0$  是不同的,Lassance 等<sup>[15]</sup>提出不同类型孔洞形状等效方法,具体为

$$\Delta f_n = \frac{W_p}{W_0} \Delta v_p^b, \quad (13)$$

式中  $\Delta v_p^b$  为颗粒破坏的体积分数增量。另外,颗粒的破坏降低了其承载能力,在利用 M-T 均匀方法计算时,颗粒体积分数相应减少

$$\Delta v_p^b = (1 - \delta) \Delta v_p^b, \quad (14)$$

式中  $\delta \in [0, 1]$  为颗粒承载系数。

随着孔洞的不断扩展,微孔洞附近的基体发生塑性失稳,造成孔洞汇聚联带,形成宏观裂纹。本文采用 Thomanson 汇聚准则<sup>[16]</sup>,假设认为当基体孔洞满足

$$\frac{\sigma_n}{\sigma_y^0} = \frac{2}{3} (1 - \chi^2) \left\{ \alpha \left[ \frac{1 - \chi}{\chi \exp(S)} \right]^2 + \beta \sqrt{\frac{1}{\chi}} \right\}, \quad (15)$$

复合材料形成宏观裂纹。式中,  $\sigma_n$  为垂直于孔洞汇聚平面的应力,  $\sigma_y^0$  为基体初始屈服应力, 参数  $\alpha = 0.1, \beta = 1.2$ 。

### 3 模拟计算及与实验结果比较

#### 3.1 材料参数的影响分析

在前期单轴拉伸实验<sup>[4]</sup>中,本工作采用了相同的激光功率密度制备不同 TiC 颗粒含量的 H13-TiC 复合涂层,这里假定激光熔覆纯 H13 的力学性能与含有 TiC 颗粒涂层基体的性能一致,颗粒形状为球形,利用微观损伤模型耦合 ABAQUS 子程序 UMAT 来计算 H13-TiC 复合涂层受单向拉伸时的

应力应变曲线,研究各个参数对模型计算的影响。材料参数如下:颗粒弹性模量  $E^p = 460$  GPa,泊松比  $\nu^p = 0.17$ 。基体的弹性模量  $E^m = 192.4$  GPa,泊松比  $\nu^m = 0.3$ 。基体的有效应力与有效应变关系服从指数形式

$$\sigma_y = \sigma_y^0 + h(\epsilon_p)^n, \quad (16)$$

式中  $\sigma_y^0$  为初始屈服应力,  $h(\epsilon_p)^n$  为硬化部分。基体初始屈服应力为 610 MPa, 设指数硬化率  $h(\epsilon_p)^n = K \epsilon_p^n$ , 这里  $K$  为 3.74 GPa,  $n$  为 0.65。

图 2 显示了在形状参数  $m = 5$ , 颗粒平均破坏应力  $\bar{\sigma}_p = 3.0 \sigma_y^0$ , 初始孔洞体积分数  $f_0 = 0.02$ , 颗粒体积分数  $v^p = 0.22$ , 初始孔洞形状比  $W_0 = 1$ , 破坏颗粒孔洞形状比  $W_p = 1/6$ , 以及初始孔洞分布  $\lambda_0 = 1$  时, 复合涂层应力应变曲线以及拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  与承载系数  $\delta$  的关系。从图 2 可以看出, 随着承载系数  $\delta$  的提高, 复合涂层的硬化效应更加明显, 然而拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  稍微降低, 但不明显。这是因为复合材料的宏观应力由基体应力和颗粒应力组成, 随着承载系数  $\delta$  的提高, 颗粒平均应力加大, 复合涂层宏观应力相对增强。在复合涂层单轴拉伸过程中, 汇聚准则中应力  $\sigma_n$  方向与拉伸方向一致, 颗粒平均应力的加大, 提高了颗粒破坏率, 与此同时基体孔洞相对增加, 降低了基体汇聚准则中的  $\frac{\sigma_n}{\sigma_y^0}$ , 复合材料提早进入断裂阶段。该分析结果与文献<sup>[16]</sup>吻合, 其承载系数定义不同。

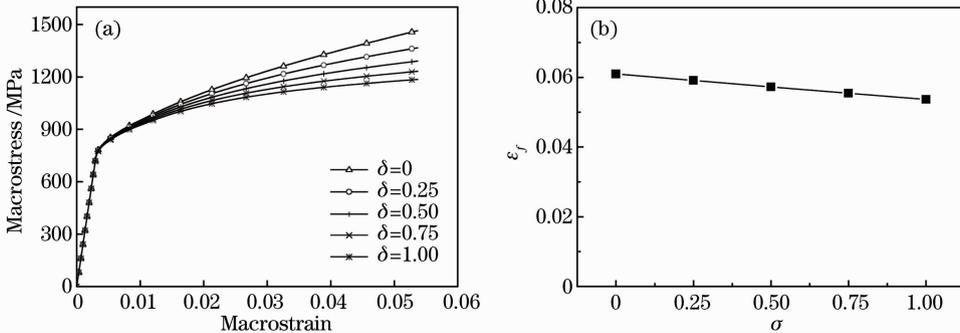


图 2 不同承载系数  $\delta$  下复合涂层(a)应力应变曲线和(b)拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的变化

Fig. 2 Variation of (a) stress-strain curve and (b) tensile fracture strain  $\epsilon_f$  of composite coating with different load capacity  $\delta$

图 3(a)显示了当  $f_0 = 0.02, v^p = 0.22, W_0 = 1, W_p = 1/6, \lambda_0 = 1$  时, 复合涂层宏观的应力应变曲线, 每条曲线对应不同形状参数  $m$ 。可以看出, 形状参数  $m$  对应力应变曲线的影响不敏感。随着损伤参数  $m$  的增大, 复合涂层拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  稍微降低, 软化效应加大。图 3(b)为对应孔洞含量与宏观应变

之间的关系, 在复合涂层变形前期,  $m$  值较小的复合涂层, 颗粒破坏速率相对较高。之后, 损伤速率随着  $m$  增大而提高。在塑性应变为 0.045 的时候,  $m = 10$  的复合涂层孔洞含量超过了  $m = 2$  时的孔洞含量, 从而导致了其对应复合涂层最大拉伸应力降低。图 3(c)为不同  $m$  值下, 孔洞形状与宏观应力应变

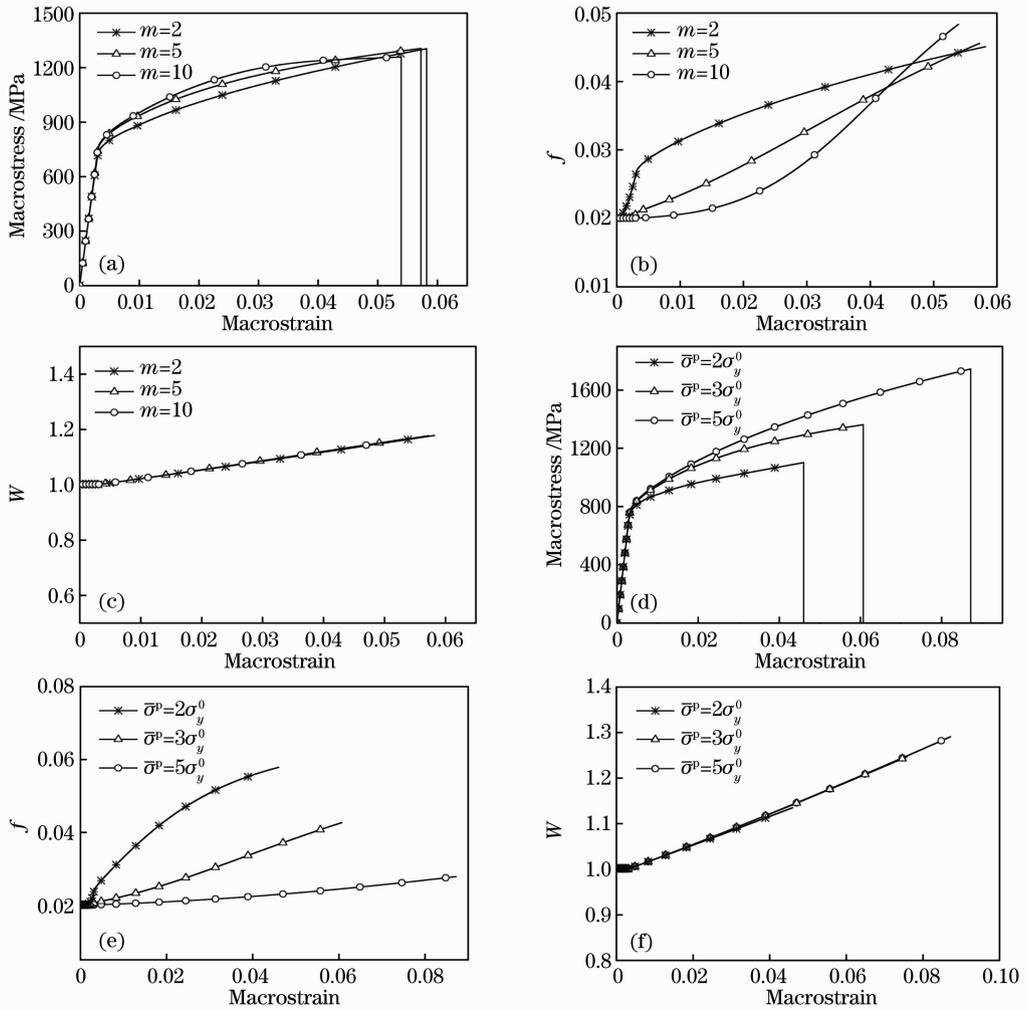


图3 不同损伤参数  $m$  下复合涂层的(a)应力应变曲线;(b)孔洞含量  $f$ ;(c)孔洞形状扩展  $W$  的变化。不同平均破坏应力  $\sigma^p$  下复合涂层的(d)应力应变曲线;(e)孔洞含量  $f$ ;(f)孔洞形状扩展  $W$  的变化

Fig.3 Variation of (a) stress-strain curve; (b) voids volume  $f$ ; (c) expansion of the hole shape  $W$  of the composite coatings with different damage parameters  $m$ . Variation of (d) stress-strain curve; (e) voids content  $f$ ; (f) expansion of the hole shape  $W$  of composite coatings with different average failure stress  $\sigma^p$

的关系。随着复合涂层不断变形,孔洞形状  $W$  增大,然而形状参数  $m$  对孔洞形状增加率的影响不明显。图 3(d) ~ (f) 分别为颗粒平均破坏应力  $\sigma^p$  对复合涂层应力应变、孔洞含量以及孔洞形状的影响。由图 3 可知,损伤参数  $\sigma^p$  对复合涂层整个变形过程影响都非常大。随着  $\sigma^p$  增大,孔洞破坏率相对降低,孔洞含量减少[见图 3(e)],从而导致涂层拉伸汇聚延后,硬化效应更加明显[见图 3(d)]。因此,增大颗粒平均破坏应力  $\sigma^p$  有助于提高涂层的强度。由图 3(f)可知, $\sigma^p$  对孔洞的形状增加率影响不大。

图 4(a)、(b)分别为初始孔洞含量  $f_0$  对复合涂层宏观应变以及拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的影响。由图可知,随着初始孔洞含量的提高,屈服强度不断降低,复合涂层的软化效应更加明显。初始孔洞对拉伸断裂应变影响比较大,初始孔洞体积由 0 增加到 10%

时,拉伸断裂应变从 0.08 减少到 0.02。因此减少制备过程引入的气孔,对于提高复合涂层强度有显著的意义。图 4(c)、(d)为初始孔洞形状比  $W_0$  对复合涂层宏观应力以及拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的影响。初始孔洞形状比  $W_0$  的提高,增强了屈服强度以及复合涂层的硬化效应。由(13)式可以看出,当初始孔洞含量一定时,孔洞形状加大,由颗粒断裂形成的等效孔洞密度相应减少,因此宏观应变硬化效应更加明显。由(11)式可得,当初始孔洞分布与孔洞密度不变时,孔洞形状比的加大增加了初始孔洞相对间距  $\chi$ ,造成复合涂层汇聚延后。对于复合涂层材料,币状孔洞比球形孔洞更容易造成材料的损伤破坏。图 4(e)、(f)为初始孔洞分布  $\lambda_0$  对复合涂层宏观应力应变以及拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的影响。由图可知,初始孔洞分布  $\lambda_0$  对复合涂层的宏观应力应变影响很

小,但对拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  影响较大。初始孔洞分布  $\lambda_0$  从 1/6 增加到 6,拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  从 0.21 减少到 0.006。初始孔洞分布的方向垂直于孔洞汇聚的方

向,因此增大汇聚方向上的孔洞间距有助于提高复合涂层强度。

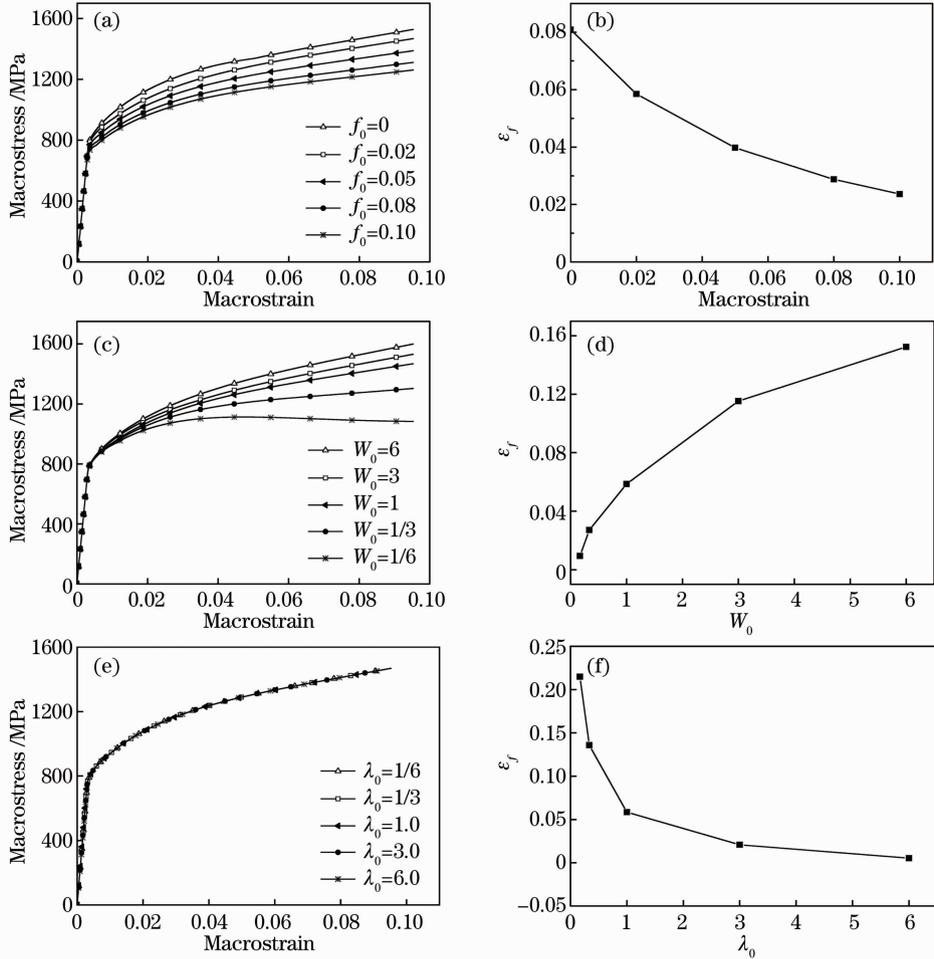


图 4 不同初始孔洞含量  $f_0$  下复合涂层(a)应力应变曲线;(b)拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的变化。不同初始孔洞形状比  $W_0$  下复合涂层(c)应力应变曲线;(d)拉伸断裂应变  $\epsilon_f$ 。不同初始孔洞分布  $\lambda_0$  下,复合涂层的(e)应力应变曲线;(f)拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的变化

Fig. 4 Variation of (a) stress-strain curve; (b) tensile fracture strain  $\epsilon_f$  of composite coatings with different volume of the initial voids  $f_0$ . Variation of (c) stress-strain curve; (d) tensile fracture strain  $\epsilon_f$  of composite coatings with different initial void ratio  $W_0$ . Variation of (e) stress-strain curve; (f) tensile fracture Strain  $\epsilon_f$  of composite coatings with different initial void distribution  $\lambda_0$

图 5 为  $m = 5, \bar{\sigma}_p = 3\sigma_y^0, W_0 = 1, W_p = 1/6, f_0 = 0.02, \delta = 0.5, \lambda_0 = 1.0$  时,颗粒体积分数  $v^p$  对复合涂层宏观应变以及拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的影响。由图 5 可知,随着颗粒体积分数的提高,复合涂层的屈服强度增加,硬化效应也更加明显,但是拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  相对降低。由于颗粒体积分数的提高,颗粒应力加大,虽然一定程度上加大了屈服强度,然而颗粒的破坏率也相应提高,涂层内部孔洞形核位置以及含量增加,从而导致复合涂层提早进入孔洞汇聚断裂阶段。因此合理配置颗粒体积分数对于防止复合涂层的破坏有重要的意义。

### 3.2 数值模拟与实验结果比较

为了验证该模型在实际材料中损伤破坏预测的可靠性,这里对微观损伤数值模拟预测与实验结果<sup>[4]</sup>相比较。实验材料为激光熔覆 H13-TiC 复合涂层,由浙江工业大学激光加工中心提供,具体实验过程参看文献[4]。TiC 的性能为颗粒力学性能,激光熔覆下纯 H13 的性能为基体的力学性能,已在 3.1 节给出。TiC 颗粒体积分数为 15% 和 22%,实验测得激光熔覆初始孔洞比接近 1,因此  $W_0 = 1$ 。单轴拉伸过程中的扫描电镜(SEM)照片显示,体积分数为 15% 的复合涂层,其孔洞分布接近于 1;体积

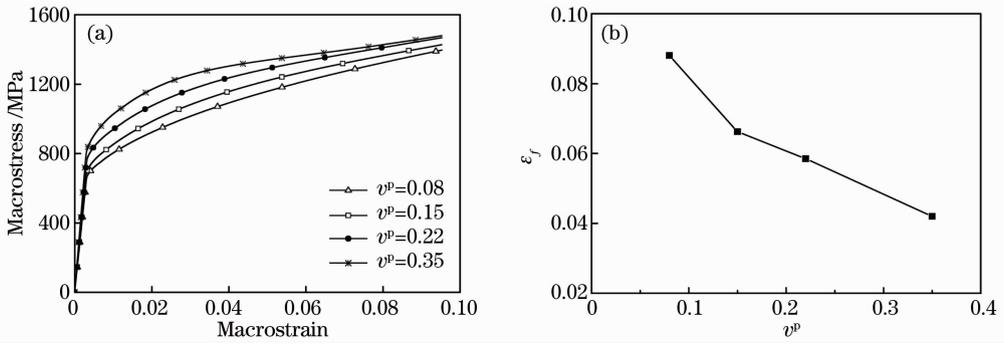


图 5 不同颗粒体积分数  $v^p$  下复合涂层(a)应力应变曲线和(b)拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  的变化

Fig. 5 Variation of (a) stress-strain curve and (b) tensile fracture strain  $\epsilon_f$  of composite coatings with different particle volume fraction  $v^p$

分数为 22% 的复合涂层,初始孔洞分布接近 1.2,这里分布方向垂直于孔洞汇聚方向。由排水法测得体积分数为 15% 的复合涂层其初始孔洞密度为 2.8%,体积分数为 22% 的复合涂层的初始孔洞密

度为 5.1%。颗粒损伤破坏主要表现为颗粒的断裂,其方向与加载方向一致,产生一条非常细小的孔隙,这里取  $W_p = 0.02$ ,具体参数如表 1 所示。

表 1 单轴拉伸实验参数

Table 1 Experimental parameters of uniaxial tension

H13-TiC composite	$\sigma_y^0$ /MPa	$n$	$m$	$\bar{\sigma}_p$ /GPa	$f_0$ /%	$v^p$	$W_0$	$W_p$	$\lambda_0$	$\delta$
15%(TiC)	610	0.65	3.0	2.2	2.8	0.15	1.0	0.02	1.0	0.5
22%(TiC)	610	0.65	3.0	2.2	5.1	0.22	1.0	0.02	1.2	0.5

图 6 为 TiC 颗粒体积分数分别为 15% 和 22% 的激光熔覆 H13-TiC 复合涂层微观损伤理论数值模拟与单轴拉伸实验结果比较。由图 6 可知,应力应变曲线模拟与实验结果吻合较好。然而,对于拉伸断裂应变,数值模拟结果稍微偏大,TiC 体积分数为 15% 与 22% 的拉伸断裂应变最大误差分别约为 37.7% 与 46.8%。从前期实验<sup>[4]</sup> SEM 照片中看出,激光熔覆过程产生的初始孔洞具有一定的团簇

性,且实验过程中颗粒体积分数越高,产生的初始孔洞体积分数  $f_0$  越高;又由数值模拟结果可知,初始孔洞间距虽然对复合涂层的应力应变曲线结果影响较小,但对拉伸断裂应变影响非常显著,因此在复合涂层的局部会引起汇聚的提前,导致数值模拟与实验结果形成一定的误差。总体来说,该损伤模型仍然能够较好地描述颗粒增强复合涂层拉伸力学行为,反映材料的微观力学特性以及损伤机理。

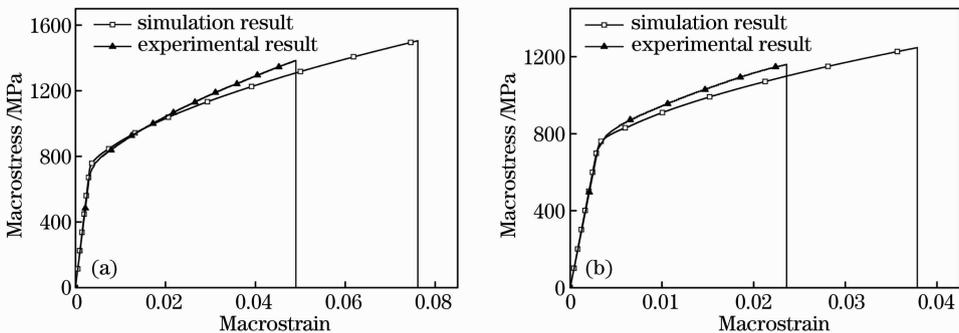


图 6 颗粒体积分数为(a) 15%和(b) 22%的 H13-TiC 复合涂层单轴拉伸数值模拟与实验对比

Fig. 6 Comparison of simulation and experimental results with different particle volume fraction of (a) 15% and (b) 22%

## 4 结 论

基于微观损伤力学,通过结合 GLD 微观损伤模型与 M-T 均匀化方法,建立颗粒增强复合涂层材料损伤破坏的分析模型。该模型主要针对弹性变形

的颗粒以及弹塑性变形的基体,描述复合涂层由制备过程中引入的初始孔洞以及颗粒破坏对单轴拉伸应力应变曲线和拉伸断裂应变的影响。另外,把模型分析与前期的激光熔覆 H13-TiC 复合涂层单轴

拉伸实验进行比较,得到结论如下:

1) 数值模拟计算表明,随着承载系数  $\delta$  的提高,复合涂层的硬化效应更加明显,然而拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  稍微降低,但不明显;

2) 颗粒损伤参数中的颗粒平均破坏应力  $\sigma^p$  对拉伸应力应变曲线、拉伸断裂应变以及孔洞含量都有很大的影响。随着颗粒平均破坏应力增大,涂层内部孔洞含量减少,硬化效应更加明显,拉伸汇聚断裂延后;

3) 随着初始孔洞含量  $f_0$  的提高以及孔洞形状比  $W_0$  的降低,屈服强度不断降低,复合涂层的软化效应更加明显,而且拉伸断裂应变也相应减小;初始孔洞分布  $\lambda_0$  对拉伸断裂应变  $\epsilon_f$  影响较大,增大汇聚方向上的孔洞间距有助于提高复合涂层强度;

4) 增加颗粒体积分数  $v^p$ ,虽然一定程度上加大了屈服强度,然而颗粒的破坏率也相应提高,颗粒形核位置以及孔洞含量增加,从而导致复合涂层提早进入孔洞汇聚断裂阶段;

5) 应力应变曲线理论预测与实验结果基本吻合,最大拉伸断裂应变则在一定的误差范围内。

### 参 考 文 献

1 Dongdong Gu, Yifu Shen. Influence of reinforcement weight fraction on microstructure and properties of submicron WC-Co/Cu bulk MMCs prepared by direct laser sintering[J]. *J. Alloys and Compounds*, 2007, **431**(1-2): 112~120

2 Zhai Yufeng, Wang Xinhong, Huang Jian. Microstructure and properties of TiC-Mo<sub>2</sub>C particles reinforced Fe-based composite coatings produced by laser cladding[J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3287~3292

翟玉峰,王新洪,黄 坚. 激光熔覆 TiC-Mo<sub>2</sub>C 颗粒增强 Fe 基涂层的组织与性能[J]. *中国激光*, 2009, **36**(12): 3287~3292

3 D. Liu, S. Q. Zhang, A. Li *et al.*. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited TiC/TA15 titanium matrix composites[J]. *J. Alloys and Compounds*, 2009, **485**(1-2): 156~162

4 Gu Shengting, Hou Yifang, Chai Guozhong *et al.*. Laser cladding of elasto-plastical properties of particle reinforced H13-TiC composite coatings[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603019

顾盛挺,侯义芳,柴国钟等. 激光熔覆 H13-TiC 颗粒增强复合涂层的弹塑性性能研究[J]. *中国激光*, 2011, **38**(6): 0603019

5 K. Tohko, T. W. Chou. Incremental theory of particulate-reinforced composites including damage[J]. *JSME International Journal, Series A*, 1996, **39**(3): 389~397

6 C. Gonzalez, J. Llorca. A self-consistent approach to the elasto-plastic behavior of two-phase materials including damage[J]. *J. Mech. Phys. Solids*, 2000, **48**(4): 675~692

7 Young-Tae Cho. Incremental damage mechanics of particle or short-fiber reinforced composites including cracking damage[J]. *KSME International Journal*, 2002, **16**(2): 192~202

8 T. Drabek, H. J. Bohm. Damage models for studying ductile matrix failure in composites [J]. *Computational Materials Science*, 2005, **32**(3-4): 329~336

9 A. L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I—yield criteria and flow rules for porous ductile media[J]. *J. Engng. Mater. Technol.*, 1977, **99**(1): 1~15

10 Y. Benveniste. A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials [J]. *Mechanics of Materials*, 1987, **6**(2): 147~157

11 I. Doghri, A. Ouair. Homogenization of two-phase elasto-plastic composite materials and structures—study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical algorithms[J]. *International J. Solids and Structures*, 2003, **40**(7): 1681~1712

12 M. Gologanu, J. B. Leblond, J. Devaux. Approximate models for ductile metals containing nonspherical voids—case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities[J]. *J. Mech. Phys. Solids*, 1993, **41**(11): 1723~1754

13 M. Kroon, J. Faleskog. Micromechanics of cleavage fracture initiation in ferritic steels by carbide cracking[J]. *J. Mech. Phys. Solids*, 2005, **53**(6): 171~196

14 A. Needleman. A continuum model for void nucleation by inclusion debonding[J]. *J. Appl. Mechanics*, 1987, **54**(3): 525~532

15 D. Lassance, D. Fabregue, F. Delannay *et al.*. Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys [J]. *Progress in Materials Science*, 2007, **52**(1): 62~129

16 C. Tekoglu, T. Pardoen. A micromechanics based damage model for composite materials[J]. *International J. Plasticity*, 2010, **26**(4): 549~569

栏目编辑:韩 峰