

三维网络结构增强复合材料磨损模型的研究

王守仁^{1,2}, 耿浩然³, 张景春¹, 王英姿³

(1. 济南大学 机械工程学院, 山东 济南 250022;

2 山东大学 液态金属结构与遗传重点实验室, 山东 济南 250014;

3 济南大学 材料科学与工程学院, 山东 济南 250022)

摘要: 考虑网络结构增强体特殊的拓扑结构因素和弹性模量影响, 利用复合材料磨损率最小化和最大化假设, 建立了网络结构增强复合材料的磨损模型, 同时制备了不同体积分数的 Si_3N_4 陶瓷增强 AlMg 合金复合材料, 并将其磨损试验结果数据拟合到模型中. 结果表明, 所建立的模型可以反映复合材料增强相的体积分数、复合材料的弹性模量和磨损率之间的数学关系, 证明复合材料的摩擦磨损率随增强相体积分数的增加而逐渐降低, 当体积分数超过 45% ~ 50% 时, 磨损率随增强相体积分数的增加而逐渐增大. 该模型不同于 Khrushov 模型和 Zum-Gahr 模型, 其关系不遵循线性规则. 与增强体复合材料的磨损试验数据拟合表明, 该模型能够较好地反映网络结构增强复合材料的磨损性能, 具有一定普遍性.

关键词: 金属基复合材料; 网络结构增强体; 磨损性能; 磨损模型

中图分类号: TB84 & 5; TH117. 3

文献标识码: A

文章编号: 1004-0595 (2006) 05-0456-05

由于颗粒、晶须及纤维增强复合材料存在增强体分布不均匀^[1]、增强体容易团聚^[2]以及难以制备高体积分数增强相^[3]等缺点, 使其发展和应用受到一定限制. 近年来, 三维网络结构增强复合材料 (简称 3DNSRCs) 已引起人们的广泛关注^[4~6]. 这种复合材料增强相与基体相之间相互贯穿, 相互渗透, 从而具有特殊的物理化学性能和机械性能, 特别是具有优良的摩擦磨损性能, 在航空航天、汽车、机械及化工等领域具有广泛的应用前景^[7~8].

为了准确地估计 3DNSRCs 复合材料在磨料磨损条件下的使用寿命, 探讨材料在摩擦学领域的应用前景, 非常有必要建立其摩擦磨损模型. 1958 年, Khrushov 等^[9]最早开始了复合材料的建模, 并建立了经典两相复合材料的摩擦磨损模型 (Khrushov 模型)^[10]. 1985 年, Zum-Gahr^[11]提出了在稳定条件下, 假定在基体相和增强相磨损率相同情况下相反的摩擦磨损模型 (Zum-Gahr 模型), Yen 等^[12]也推导出同样结果. Lee 等^[13]对上述 2 个模型进行了分析, 认为复合材料的摩擦磨损性能主要取决于增强相和基体相的机械性能指标, 例如, 材料的硬度是考察摩擦磨损性能的主要参数. Yen 等^[12]认为, 材料的杨氏

弹性模量是影响摩擦磨损性能的关键参数, 并通过对纤维增强金属基复合材料的试验研究, 对 Zum-Gahr 模型进行了修正, 所修正的模型能够更准确地预测两相复合材料的磨损率, 为耐磨复合材料设计提供新的理论基础.

对于 3DNSRCs 复合材料而言, 由于网络结构增强体具有特殊的空间拓扑结构, 其相互贯穿的基体和增强相的孔隙率、孔的形状、孔杆的形状、尺寸及多孔结构的杨氏模量等对其摩擦磨损性能影响较大, 上述模型的使用受到了限制. 因此需要对其重新建模, 以更准确预测 3DNSRCs 的摩擦磨损性能. 本文作者充分考虑上述因素, 基于 Khrushov 模型和 Zum-Gahr 模型, 建立了适用于 3DNSRCs 复合材料的磨损模型, 并通过实验进行验证.

1 模型建立

1.1 磨损率最小化模型

只考虑复合材料增强体网络结构的特殊拓扑几何特性, 忽略界面及脆性相裂纹扩展影响, 在理想状态下考察其磨损率.

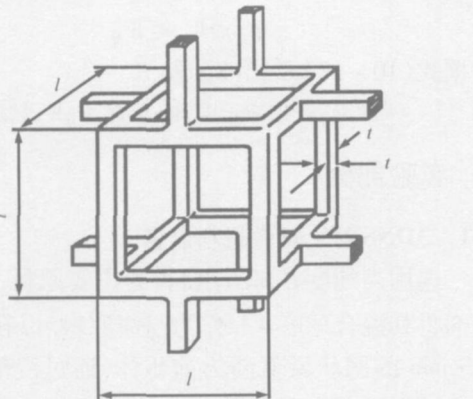
首先假定网络结构增强体的孔棱内部密实, 没

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (50371047); 济南大学科技基金资助项目 (Y0419).

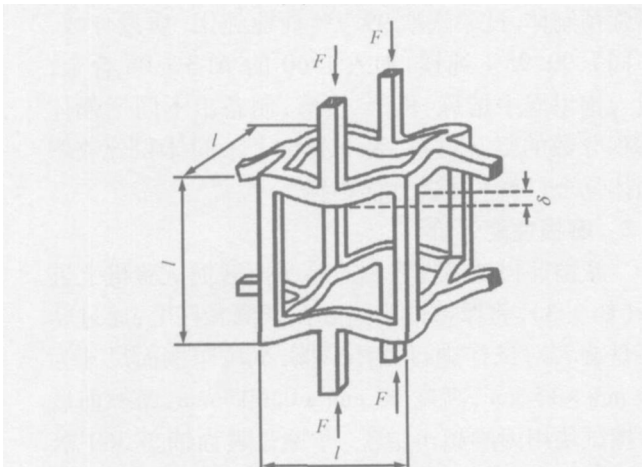
收稿日期: 2005-09-29; 修回日期: 2006-01-23 联系人王守仁, e-mail: sheman0158@tom.com

作者简介: 王守仁, 男, 1966 年生, 副教授, 目前主要从事金属基复合材料的研究.

有孔洞,增强体与基体界面结合良好,二者相互贯穿、相互渗透,在复合材料摩擦磨损过程中,增强体发挥最大作用,处于理想状态,即磨损率最小.假设三维网络结构多孔增强体可模型化为棱长 l 和棱的正方截面边长 t 的立方结构^[14] [见图 1(a)].



(a) Cube model



(b) Line elastic deformation model

Fig 1 Idealization model of 3-dimensional network structure

图 1 三维网络多孔结构理想化模型

多孔增强体的相对密度 $\frac{\rho^*}{\rho_s}$ 和棱边面积的二次矩 I ,与尺寸 l 和 t 建立的关系为:

$$\frac{\rho^*}{\rho_s} \propto \left(\frac{t}{l}\right)^2 \quad (1)$$

$$I \propto t^4 \quad (2)$$

多孔增强体的杨氏模量可以通过长度 l 的梁的线弹性挠曲计算.标准梁理论^[13]得出这种挠曲的挠度与 $\frac{Fl^3}{E_s I}$ 成正比 (其中 F 为标准梁所受作用力, E_s 为增强体材料的杨氏模量),如图 1(b)所示^[14].而作用力 F 与 σl^2 成正比 (σ 为远程压缩应力),应变 ϵ

与 $\frac{Fl}{l^3}$ 成正比.根据上述分析可以得出三维网络结构增强体的杨氏模量:

$$E^* = \frac{CE_s I}{L^4} \quad (3)$$

由此运用式 (1~3)有:

$$\frac{E^*}{E_s} = C \left(\frac{t}{l}\right)^2 \quad (4)$$

C 为几何比例常数,考虑相对密度与体积分数的关系得:

$$\frac{E_M^*}{E_{MS}} = C_M \left(\frac{t_M}{l_{MS}}\right)^2 = C_M V_M^2 \quad (5)$$

$$\frac{E_R^*}{E_{RS}} = C_R \left(\frac{t_R}{l_{RS}}\right)^2 = C_R V_R^2 \quad (6)$$

式中: E_M^* 为多孔网络结构基体的杨氏模量, E_{MS} 为基体的杨氏模量, E_R^* 为多孔网络结构增强体的杨氏模量, E_{RS} 为增强体的杨氏模量, V_M 和 V_R 分别为基体和增强体材料在复合材料中所占的体积分数, C_M 为多孔网络结构基体的几何比例常数, C_R 为多孔网络结构增强体的几何比例常数,前面假设组成网络结构的棱杆完全致密且网络结构等轴,因此 $C_M = C_R = 1$.根据 Zum-Gahr模型^[9]

$$W_C = V_M W_M + V_R W_R \quad (7)$$

利用复合材料混合规则,考虑杨氏模量的影响可得:

$$W_C E_C = V_M W_M E_M^* + V_R W_R E_R^* \quad (8)$$

利用式 (4~6)和式 (8)得出:

$$W_C E_C = C_M W_M E_{MS} V_M^3 + C_R W_R E_{RS} V_R^3 \quad (9)$$

式中: W_C 为网络结构增强复合材料的磨损率, W_M 为网络结构基体材料的磨损率, W_R 为网络结构增强体材料的磨损率. E_C 为网络结构增强复合材料的杨氏模量, E_{MS} 为基体材料的杨氏模量, E_{RS} 为增强体材料的杨氏模量. V_M 为基体材料在复合材料中所占体积分数, V_R 为增强体材料在复合材料中所占体积分数. C_M 和 C_R 分别为基体和增强体的几何比例常数.此模型为考虑增强体在摩擦磨损过程中发挥最大作用条件下得出的.

1.2 磨损率最大化模型

将网络结构增强体理想化为如图 2(a)所示的空间几何模型. 3DNSRCs 复合材料的制备技术亦很多,其中浸渗技术是制备高体积分数增强体复合材料的主要方法,其复合材料模型如图 2(b)表示.在 3DNSRCs 的磨损过程中,开始时增强相被基体包裹,为基体材料的磨损,很快增强相暴露出来,表现出 2 种材料的复合磨损机理.由于增强相和基体的硬度

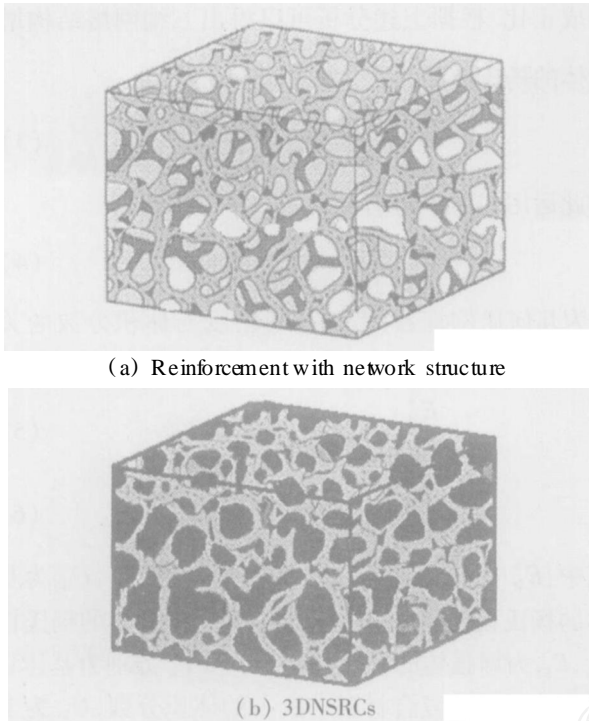


Fig 2 3-dimensional geometry model of 3DNSRCs and its reinforcement

图 2 3DNSRCs及网络结构增强体三维几何模型

差别较大,磨损率差别很大,较软的基体率先磨损,随后较硬的增强相独立承担载荷,增强相内发生裂纹,造成局部脱落,载荷又被基体和增强体共同承担,如此循环往复。Yen等^[12]在修正 Zum-Gahr模型时,通过对纤维增强金属基复合材料摩擦磨损性能的试验研究,验证了上述韧性相和脆性相交替磨损机理的合理性和正确性。我们通过氮化硅陶瓷网络结构增强铝基复合材料摩擦磨损性能的试验研究,认为在基体相和增强相磨损率明显不同的情况下,韧性相先磨损,使脆性相首先暴露并承受较大载荷,在脆性断裂情况下发生磨损,然后软硬两相再共同承担载荷,再循环往复磨损^[15]。根据上述分析,假定在摩擦磨损过程中,由单一材料起作用,第二相材料的作用忽略不计,则有:

$$W_{CR} = \frac{E_R}{E_C} W_R \quad (10)$$

$$W_{CM} = \frac{E_M}{E_C} W_M \quad (11)$$

$$W_C = W_{CM} + W_{CR} \quad (12)$$

式中: W_{CR} 为忽略基体作用而只考虑增强相时,用增强相材料所制备的多孔网络结构的磨损率, W_{CM} 为忽略增强相作用而只考虑基体相时,用基体材料所制备的多孔网络结构的磨损率, W_M 为网络结构基体材

料的磨损率, W_R 为网络结构增强体材料的磨损率。由于考虑网络结构几何拓扑结构特性及其材料弹性模量因素,复合材料的磨损率可以认为是2种不同硬度和韧性材料所制备的网络结构的线性代数叠加。实际上,复合材料磨损率应在两单相材料磨损率之间,即:

$$W_R \quad W_C \quad W_M \quad (13)$$

根据式(10~12)及式(8)得:

$$W_C E_C = C_M E_M W_M V_M^2 + C_R E_R W_R V_R^2 \quad (14)$$

2 实验部分

2.1 3DNSRCs复合材料制备

选用高纯度 $\text{-Si}_3\text{N}_4$ 粉料为主要原料,添加烧结助剂将其混合球磨4h作为浸渍原料。以孔径0.5~1.5mm的网状聚氨酯为前驱体,通过浸渍、烧蚀及烧结过程制备出不同孔隙率的网络结构 Si_3N_4 陶瓷增强预制体。试验选取99.7%商业纯铝(质量分数,下同),99.95%纯镁,加入1/60的Al-3%Be合金,放入钢坩锅中熔炼、扒渣、浸渗,制备出不同增强体体积分数的复合材料。表1列出了不同体积分数增强体复合材料的相关性能指标。

2.2 磨损性能评价

摩擦磨损试验在自制简易摩擦磨损试验机上进行(如图3)。将摩擦试块镶嵌在摩擦套杆上,通过摩擦盘旋转对试样进行循环摩擦,试块摩擦面尺寸为15mm×15mm,高度10mm±0.005mm,摩擦前后摩擦试块用丙酮超声清洗。摩擦盘表面铺盖360#氧化铝砂纸,其表面粗糙度 R_a 为3.2μm。每次试验更新砂纸,磨损试验条件:干摩擦,转速1400r/min,法向载荷25N,滑动距离1000m。磨损后采用读数显微镜(精度为0.001mm)测量试样的磨损高度,并以此计算出磨损体积损失,其结果为8次试验的平均值。

3 分析及讨论

式(9)和式(14)的几何图形具有重要的物理意义。如图4所示,随着增强相体积分数的增加,材料的磨损率逐渐下降,当体积分数增加到一定程度时,基体和增强相相互盘绕和贯穿,复合材料的磨损率降至最低,即具有最佳的耐磨性能,随着体积分数继续增加,具有较大脆性的增强相在载荷作用下出现裂纹而局部脱落,反而使磨损率上升,直至达到增强体材料的理论磨损率。式(9)和式(14)均不遵循线性规则,即随着增强相体积分数的增加,复合材料的

表 1 不同体积分数增强体 Si_3N_4 /AlMg 复合材料及其合金的相关性能

Table 1 Properties of Si_3N_4 /AlMg composites and AlMg alloy with different volume content

Materials	Elastic modul/GPa	Rockwell hardness HRB	Skeleton porosity/%	Density/ $g \cdot cm^{-3}$
AlMg alloy	70	65	-	2.7
12 Si_3N_4 /AlMg	103	70	88	2.8
25 Si_3N_4 /AlMg	121	76	75	3.1
30 Si_3N_4 /AlMg	118	79	70	3.2

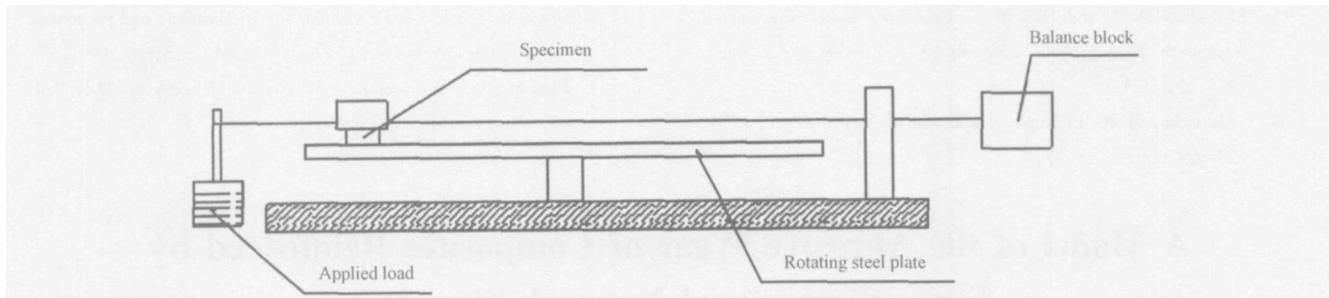


Fig 3 Sketch of friction machine

图 3 摩擦磨损试验装置示意图

磨损率并不是直线下降. 图 4 同时也标出了不同体积分数增强体金属基复合材料磨损率的实验数据. 可以看出,不同体积分数增强体复合材料磨损试验

具有较大脆性的增强相在载荷作用下出现裂纹而局部脱落,反而使磨损率上升.

b 所建立的 3DNSRCs 磨损模型不遵循线性规则,经试验验证,其能够准确预测 3DNSRCs 复合材料的摩擦磨损性能,具有一定普遍性.

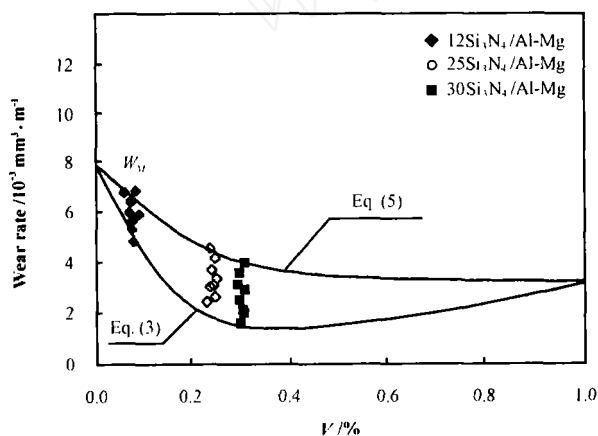


Fig 4 Scheme of modified friction and wear model of composites

图 4 3DNSRCs 的磨损模型及其实验数据对比

的 8 次磨损率数据基本落在式 (9)和式 (14)的 2 条曲线之间,由此验证了模型的正确性. 而增强体体积分数大于 50% 复合材料的磨损率是否与上述模型拟合还有待进一步的试验验证.

4 结论

a 随增强相体积分数增加,复合材料的磨损率下降,当增强相体积分数增加到一定程度时,复合材料的磨损率达到最小值;随着体积分数继续增加,

参考文献:

- [1] Zheng M Y, Wu K, Kamado S, *et al* Aging behavior of squeeze cast SiCw/AZ91 magnesium matrix composite [J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 348 : 67-75.
- [2] Wang H Y, Jiang Q C, Zhao Y Q, *et al* Fabrication of TB_2 and TB_2 -TiC particulates reinforced magnesium matrix composites [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 372: 109-114.
- [3] Srinivasa Rao B, Jayaram V. Pressureless infiltration of AlMg based alloys into Al_2O_3 preforms: mechanisms and phenomenology [J]. Acta Mater, 2001, 49: 2 373-2 385.
- [4] Feng X Q, Mai Y W, Qin Q H. A micromechanical model for interpenetrating multiphase composites [J]. Computational Materials Science, 2003, 28: 486-493.
- [5] Randriamahazaka H, Noaal V, Guillerez S, *et al* Interpenetrating organic conducting polymer composites based on polyaniline and poly (3,4-ethylenedioxythiophene) from sequential electropolymerization [J]. Journal of Electroanalytical Chemistry, 2005, 585: 157-166.
- [6] 张永振,邱明,上官宝,等. 高速干摩擦条件下铝基复合材料的摩擦磨损行为研究 [J]. 摩擦学学报, 2005, 25 (4): 343-347. Zhang Y Z, Qiu M, Shang Guan B, *et al* Friction and wear behavior of the materials under very high sliding velocity [J]. Tribology, 2005, 25 (4) : 343-347.
- [7] 周伟,胡文彬,张荻. 三维连续网络结构增强金属基复合材料及其制备 [J]. 科学通报, 1999, 44 (6) : 608-612.

- Zhou W, Hu W B, Zhang D. Fabrication of metal matrix composites reinforced by 3-D continuous network structure [J]. Chinese Science Bulletin, 1999, 44 (6): 608-612.
- [8] 耿浩然,王守仁,崔峰,等. 网络结构陶瓷增强金属基复合材料的制备 [J]. 济南大学学报 (自然科学版), 2005, 19 (2): 186-186.
- Geng H R, Wang S R, Cui F, *et al* Fabrication of metal matrix composites reinforced by network structure ceramic [J]. Journal of Jinan University (Sci &Tech), 2005, 19 (2): 186-186.
- [9] Khrushchov M M, Babichev M A. Resistance to abrasive wear of structurally heterogeneous materials [J]. Friction Wear Mach, 1958, 12: 5-24.
- [10] Khrushchov M M. Principle of abrasive wear [J]. Wear, 1974, 28: 69-88.
- [11] Zum-Gahr K H. Abrasive wear of two-phase metallic materials with a coarse microstructure [C]. In: K C Ludema (Ed), International Conference on Wear of Materials, American Society of Material Engineering, Vancouver, 1985. 793.
- [12] Yen B K, Dharan C K H. A model for the abrasive wear of fiber-reinforced polymer composites [J]. Wear, 1996, 195: 123-127.
- [13] Lee Gun Y, Dharan C K H, Ritchie R O. A physically-based abrasive wear model for composite materials [J]. Wear, 2002, 252: 322-331.
- [14] Gibson L J, Ashby M F. Cellular solids: Structure and properties [M]. Cambridge University Press, 2nd ed Cambridge, 1997.
- [15] Timoshenko S P, Goodier J N. Theory of elasticity [M]. 3rd edn McGraw-Hill, New York.

A Model of the Abrasive Wear of Composites Reinforced by Three-dimensional Network Structure

WANG Shou-ren^{1,2}, GENG Hao-ran³, ZHANG Jing-chun¹, WANG Ying-zi³

(1. College of Mechanical Engineering, Jinan University, Jinan 250022, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Shandong University, Jinan 250014, China;

3. College of Materials Science and Engineering, Jinan University, Jinan 250022, China)

Abstract: An abrasive wear model of composites reinforced by three-dimensional (3-D) network structure is proposed. Factors such as special topology structure characteristic of reinforcement and elastic module were discussed in this model. The model based on the maximal and minimal hypothesis posts the mathematic relation among volume content of reinforcement, elastic module and wear rate. Unlike the Khrushchov model and Zum-Gahr model, the proposed model was no longer follow linear rule. $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{AlMg}$ composites with different volume content were fabricated and friction and wear test were done. The data agree with the model very well. With increase of volume content of reinforcement, wear rate of composites decreases gradually. When increase of volume contents exceed 45% ~ 50%, wear rate increases in reverse.

Key words: composites, network structure reinforcement, wear properties, model

Author: GENG Hao-ran, male, born in 1954, Ph.D., Professor, e-mail: strong-422@163.com