

# 钛基复合材料中的微区应力分布\*

原梅妮 杨延清 罗贤 张荣军

(西北工业大学材料学院 西安 710072)

**摘要** 使用三纤维/基体有限元模型研究了纤维失效和基体屈服后钛基复合材料内微区应力分布, 结果表明: 钛基复合材料内纤维失效端面的轴向应力降为 0, 承载能力降低, 相邻基体和未失效纤维的承载能力升高; 随着纤维体积分数的增大, 失效后应力和失效前应力的比值增大; 当中心纤维断裂时, 纤维体积分数高的复合材料立即失效, 且失效形式为共面失效; 对于纤维体积分数低的复合材料, 基体屈服对纤维与基体之间的载荷传递有重要的影响.

**关键词** 材料科学基础学科, 钛基, 纤维失效, 微区应力, 有限元分析

**分类号** TB333

**文章编号** 1005-3093(2008)04-0389-05

## Microstress distribution of titanium matrix composites

YUAN Meini YANG Yanqing\*\* LUO Xian ZHANG Rongjun

(School of Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072)

\* Supported by the China Natural Science foundation No.50371069, the Chinese Education Ministry Foundation for Doctors No.20030699013, and the Doctoral Innovation Foundation of Northwestern Polytechnical University No.521030102-0400-W016133.

Manuscript received September 7, 2007; in revised form April 21, 2008.

\*\* To whom correspondence should be addressed, Tel:(029)88460499, E-mail: yqyang@nwpu.edu.cn

**ABSTRACT** The three fiber/matrix finite element model was developed to study the microstress distribution of titanium matrix composites under the condition of the fiber failure and the matrix yield. The results showed that the axial stress at the position of fiber failure drops to zero, the load-carrying capacity of failure fiber decreases, while the load-carrying capacity of the neighboring matrix and fiber increases. The ratio of stress after and before fiber failure increases with increasing fiber volume fraction. When the middle fiber breaks, the failure occurs immediately in composites at high fiber volume fraction, and the failure location in neighboring fiber occurs in the identical fracture plane. For composites at low fiber volume fraction, the matrix plasticity significantly influences on the load transfer between the fiber and the matrix.

**KEY WORDS** foundational discipline in materials science, Ti-matrix, fiber broken, local stress, finite element analysis

SiC 纤维增强 Ti 基复合材料具有高比强度、高比模量、使用温度高及疲劳和蠕变性能好等优点, 在航空、航天领域有良好的应用前景<sup>[1-5]</sup>. 但是, 这种复合材料的低应力破坏、低塑性和低断裂韧性、尺寸不稳定以及热循环条件下力学性能的变化, 严重地阻碍了它的推广应用. SiC 纤维增强 Ti 基复合材料中的微区应力分布不均匀, 是造成其力学性能下降的主要因素. 例如: SiC 纤维增强 Ti 基复合材料中局部

较高的应力状态降低了基体的塑性应变水平, 加速了基体中孔洞的形核、长大和聚合, 不能有效的钝化裂纹, 从而导致其低应力破坏<sup>[6]</sup>. 因此, 研究 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料微区力学性能及其影响因素, 有利于理解其深层失效机理, 对其制备技术的改进有重要的意义.

目前分析纤维失效导致复合材料微区应力发生变化的方法, 主要有剪切滞后理论和有限元模拟. Gao 等<sup>[6-9]</sup>用剪切滞后理论分析了复合材料中的纤维失效后载荷的重新分布, Landis<sup>[10]</sup>用剪切滞后理论分析了失效纤维附近的应力集中问题. 但是, 剪滞模型进行了大量简化, 如拉伸载荷仅由纤维承担, 复合材料中载荷的传递只由基体的剪切变形引起. 剪

\* 国家自然科学基金 50371069、教育部博士点基金 20030699013 和博士创新基金 521030102-0400-W016133 资助项目.

2007 年 9 月 7 日收到初稿; 2008 年 4 月 21 日收到修改稿.

本文联系人: 杨延清, 教授

滞模型大量的简化使其只适用计算低纤维体积分数的复合材料,对高纤维体积分数的复合材料计算出的微区应力远低于实际值<sup>[11]</sup>.有限元方法模拟复合材料的破坏和失效过程比较准确和灵活,已经成为计算应力分布和研究复合材料微观力学性能广泛使用的方法<sup>[6,12,13]</sup>.Ananth<sup>[11]</sup>用有限元方法分析了纤维失效和界面脱粘对金属基复合材料失效的影响,准确计算了相邻未失效纤维上应力分布,但是没有分析纤维体积分数的复合材料微区应力分布的影响.Ladeveze<sup>[12]</sup>在宏观层次定性分析了破坏张量对微区应力分布的影响.He等<sup>[13]</sup>用轴对称有限元模型分析了失效纤维周围的应力分布情况,设定基体材料为线弹性,但是没有考虑基体塑性变形对应力分布的影响.

本文建立三纤维/基体弹塑性有限元模型,在平面应力状态计算失效纤维、相邻纤维和纤维失效面上的应力分布,研究纤维体积分数和基体塑性变形的影响.

## 1 有限元模型

在纵向拉伸实验的初期, SiC 纤维增强 Ti 基复合材料中受力较大的纤维和有缺陷的纤维先失效,且其附近的基体产生微区塑性变形.本文使用 MARC 有限元软件分析纤维失效后 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料中的应力分布,以及基体塑性变形对应力分布的影响.使用的三纤维/基体平面应力有限元模型由三根纤维组成,并假定在中间纤维中心处断裂.由于对称性,只考虑与断裂纤维相邻的一根完整纤维.纤维的半径为 70  $\mu\text{m}$ ,两个相邻纤维表面之间的距离为 213  $\mu\text{m}$ ,试样的高度为 600  $\mu\text{m}$ .

纤维和基体单元采用 4 结点四边形单元,纤维与基体之间完全粘结.在纤维的轴向方向上选取单元长度为 30  $\mu\text{m}$ ,在纤维的径向方向上选取单元长度为 10  $\mu\text{m}$ .有限元模型共包含 800 个单元,其中纤维单元 180 个.尽管三纤维/基体模型与复合材料的实际情况有一定的差异,但是计算简单且易于理解复合材料的失效机理.

选用 SiC/Ti-15-3 复合材料为模型材料.在有限元分析中,设定钛合金 Ti-15-3 基体为各向同性的弹塑性材料,遵循 Von Mises 屈服准则,屈服强度为 690 MPa,杨氏模量为 95.4 GPa,剪切模量为 4 GPa,泊松系数为 0.34;设定 SiC 纤维为各向同性的线弹性材料,杨氏模量为 469 GPa,泊松系数为 0.17.

## 2 结果与讨论

### 2.1 纤维断裂对 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料应力分布的影响

图 1 给出了用有限元方法预测的 SiC/Ti-15-3

复合材料试样中心面(即 X 轴所在的平面)轴向的应力分布,图中两条曲线分别表示纤维失效前后试样中心面上微区应力分布,外加的拉伸应力为 2622 MPa.从图 1 可以看出,在纤维失效处轴向应力降为 0,钛合金基体和相邻纤维上的轴向应力升高.由于纤维断裂导致纤维失效处几乎所有的轴向应力被释放,释放的应力向基体和相邻纤维传递导致了钛合金基体和相邻纤维上轴向应力升高<sup>[14]</sup>.图 2 给出了用有限元方法预测的失效纤维上轴向应力比值(失效后应力  $\sigma_f$  与失效前应力  $\sigma_p$  的比值)沿纤维轴向分布(即 Y 轴).图 2 表明,应力比值沿纤维轴向从 1 降到 0,也就是应力从施加应力(2622 MPa)降到 0,与图 1 中失效纤维端面应力为 0 的结果吻合.忽略纤维中轴向应力沿径向的变化,根据受力平衡可得到

$$\frac{d\sigma_z}{dz} = \frac{2\tau}{r_f} \quad (1)$$

其中  $\sigma_z$  为纤维轴向应力,  $r_f$  为纤维半径.根据公式(1)同样可以得到纤维失效面上的轴向应力为 0,失

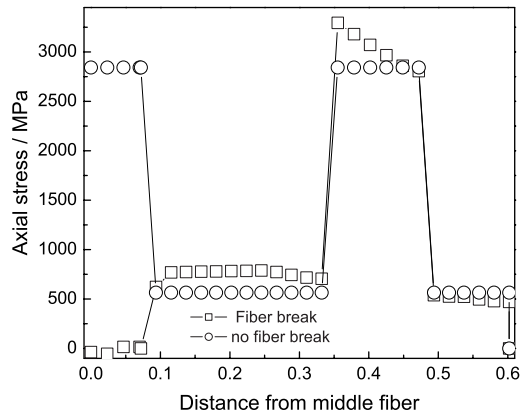


图 1 纤维失效面上的轴向应力分布

Fig.1 Distribution of axial stress in the fracture plane

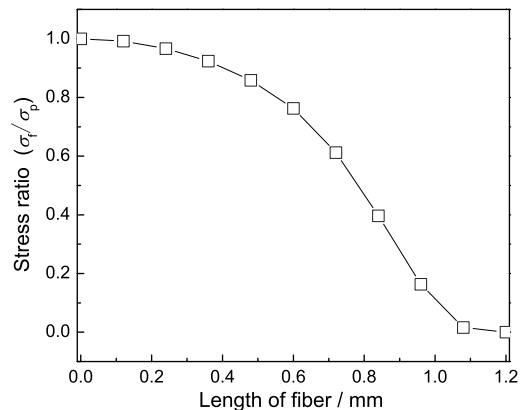


图 2 失效纤维上轴向应力比值分布

Fig.2 Variation of the stress ratio along fiber axial direction in the fracture fiber ( $v_f=35\%$ )

效纤维上承载能力的降低必然导致相邻纤维和基体承受的载荷增大<sup>[15]</sup>。

## 2.2 纤维体积分数对相邻纤维上应力比值的影响

为了分析纤维体积分数对相邻纤维上应力比值的影响,建立有限元模型时通过改变基体厚度来实现纤维体积分数的变化.有限元计算结果表明,随着基体厚度的增大相邻纤维上应力比值降低,即随着纤维体积分数增大相邻纤维上应力比值增大(图3).Jun He<sup>[16]</sup>在分析 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 纤维增强铝基复合材料纤维失效对其微区应力分布影响时,得到了同样的结果.随着纤维体积分数的增大,纤维承受的载荷增大,基体上承受的载荷减小,所以相邻纤维上的应力比值增高.同时,随着纤维体积分数增大,硬质SiC纤维与Ti合金基体之间的变形协调能力越差,纤维断口处的应力奇异性越高,并且随纤维体积分数的增大纤维之间的距离进一步降低,所以纤维断口处应力奇异性对相邻纤维影响越大,相邻纤维上的应力比值越高<sup>[17]</sup>.从图3还可以得出,当基体距离大于0.4 mm时应力比值变化相对较小,即纤维的体积分数低于20%,应力比值变化相对较低.为了降低应力比值,复合材料中的纤维体积分数应该较低.

## 2.3 相邻纤维上的应力分布

在Ti基复合材料的纵向拉伸实验过程中,纤维断裂引起相邻未失效纤维上应力升高,影响复合材料的断裂过程和失效模式.图4给出了用有限元方法计算的中心纤维断裂时相邻完整纤维上应力比值沿纤维轴向的分布(纤维体积分数为 $v_f=35\%$ ).从图4可见,应力比值从1增加到1.18,相应的轴向应力从2622 MPa增加到3093 MPa.这是失效纤维释放的应力转移到相邻未失效纤维上的缘故.Chou<sup>[18]</sup>用剪滞模型预测相邻纤维上轴向应力,得到了类似的结果.由于剪滞分析计算中忽略了基体中承受载荷的提高,预测的应力比值比用有限元方法计算出的比值高.相邻纤维上应力比值的提高导致了复合材料在第一根纤维断裂后立即失效,这一现象也被Ananth<sup>[11]</sup>和Majumdar<sup>[19]</sup>的试验观察所证实.对于 $v_f=35\%$ 的钛基复合材料,相邻纤维上的最大应力位于失效纤维的断裂面,复合材料的失效形式为共面失效.根据2.2的分析,随着纤维体积分数的增大,相邻纤维上的应力比值增大,所以对于高纤维体积分数的复合材料,在第一根纤维断裂后,复合材料均立即失效,且失效形式为共面失效.

同时,当纤维失效时,相邻纤维上轴向应力沿径向分布变得不均匀,由于纤维弯曲,最大轴向应力在纤维的左边(即靠近断裂纤维一侧)(图5).图6表明,X位移在纤维失效端面上最大(有限元模型的底部),因此相邻纤维上存在弯曲应力,相邻纤维左边为弯曲

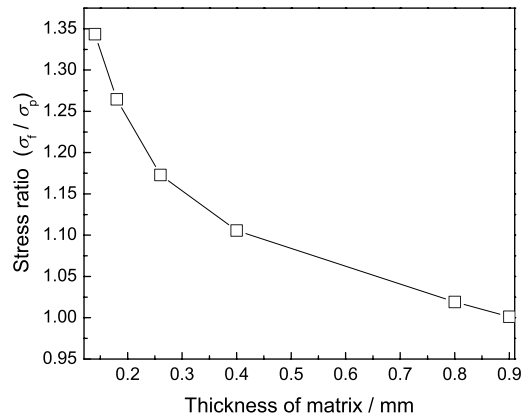


图3 应力比值随基体厚度的变化

Fig.3 Variation of the stress ratio with thickness of matrix

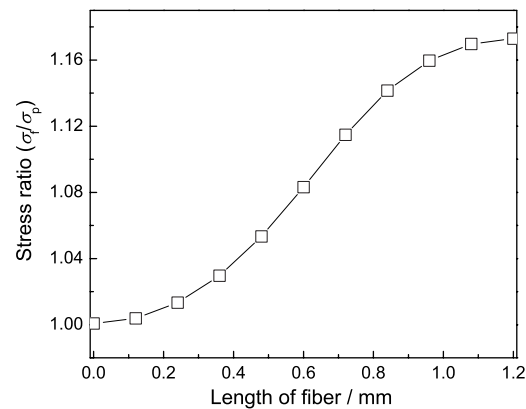


图4 相邻纤维上应力比值沿纤维轴向分布

Fig.4 Variation of the stress ratio along fiber axial direction in the intact fiber ( $v_f=35\%$ )

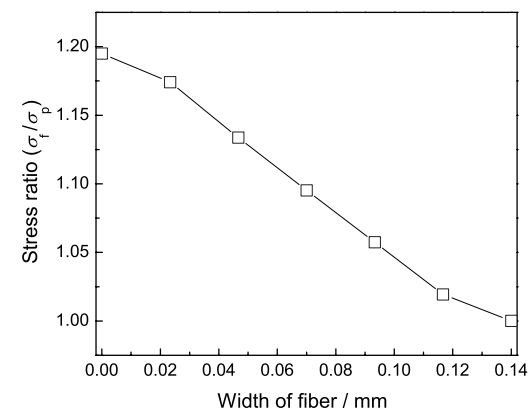


图5 相邻纤维上应力比值沿纤维径向分布

Fig.5 Variation of the stress ratio along fiber radial direction in intact fiber

压应力,右边为弯曲拉应力.弯曲压应力与拉伸应力方向相同,所以相邻纤维左端应力增大,而右边的弯曲拉应力与拉伸应力方向相反,应力降低.

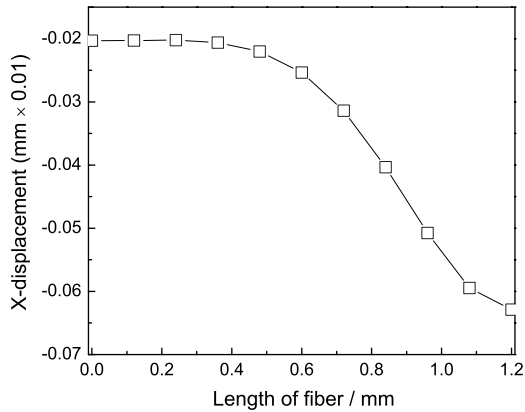


图6 相邻纤维上 X 位移沿纤维轴向分布

Fig.6 Distribution of X-displacement along fiber axial direction in intact fiber

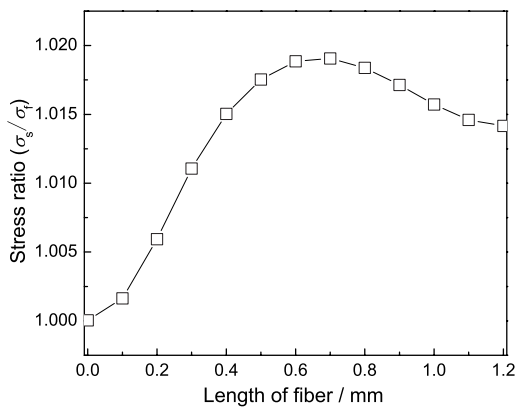


图7 相邻纤维上应力比值沿纤维轴向分布 ( $v_f=15\%$ )

Fig.7 Variation of the stress ratio along fiber axial direction in intact fiber ( $v_f=15\%$ )

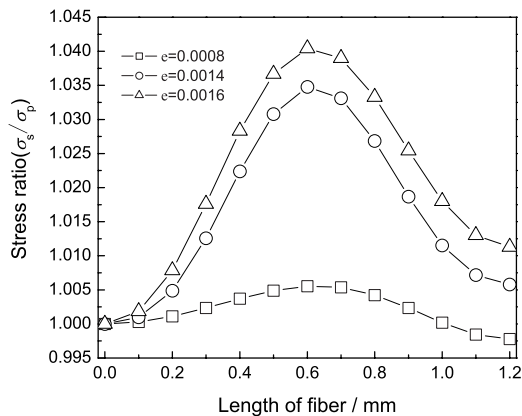


图8 不同塑性变形下相邻纤维上应力比值沿纤维轴向变化

Fig.8 Variation of the stress ratio in intact fiber along the fiber axial with different level of matrix plasticity

## 2.4 钛合金基体塑性变形趋势及其对应力分布的影响

用有限元方法分析 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料

( $v_f=15\%$ ) 塑性应变扩展, 发现塑性应变以一定的角度向相邻纤维扩展. 根据最大剪切应力理论, 最大剪切应力是引起基体塑性屈服的主要因素, 也就是基体屈服沿着最大剪切应力滑移导致的. 最大剪切应力与拉伸应力成  $45^\circ$ , 因此钛合金基体塑性应变以一定的角度向相邻纤维扩展. 观察 SCS-6 纤维增强 Ti 基复合材料微观形貌也发现, 基体屈服是沿着最大剪切应力滑移导致的, 与拉伸应力成  $45^\circ$  方向<sup>[11]</sup>.

图 7 给出了用有限元方法计算得的相邻纤维上应力比值 (塑性变形后应力  $\sigma_s$  和塑性变形前应力  $\sigma_p$  的比) 沿纤维轴向的变化 ( $v_f=15\%$ ). 从图 7 可见, 最大应力比值与纤维失效面 (X 轴) 有一定的距离. 这是塑性区域沿着一定角度向相邻纤维扩展导致的, 同时也说明相邻纤维失效位置与中间纤维的失效位置不在一个平面内. 纤维的体积分数越低, 基体中的塑性扩展越多, 纤维失效均为非共面. Majumdar<sup>[19]</sup> 用声发射技术 AE 和高压相位检测技术 SBR 观察 Ti 基复合材料 ( $v_f=15\%$ ) 中纤维失效位置, 也发现纤维失效位置非共面, 并且与滑移带密切相关, 可见塑性变形对于相邻纤维的失效位置有决定性的作用. 同时, 随着塑性前沿扩展, 基体承受载荷的能力进一步降低, 相邻纤维上承受载荷将相应增大, 相邻纤维上的应力比值也进一步增大 (图 8), 可见基体屈服对纤维与基体之间的载荷传递有重要的影响<sup>[20-24]</sup>.

## 3 结 论

有限元方法可用于研究纤维失效和基体屈服对 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料微区应力分布的影响. 当纤维发生失效时, 失效端面上的轴向应力降为 0, 相邻基体和纤维由于失效纤维承载能力降低将承担更高的应力; 随着纤维体积分数的增大, 应力比值增大; 纤维中弯曲应力的存在导致相邻纤维上轴向应力分布不均匀; 当中心纤维断裂时, 纤维体积分数高的复合材料立即失效, 且失效形式为共面失效; 对于纤维体积分数低的复合材料, 基体屈服对纤维和基体之间的载荷传递有重要的影响.

## 参 考 文 献

- 1 D.B.Miracle, Metal matrix composites-from science to technological significance. *Comp. Sci. Tech.*, **65**, 2526(2005)
- 2 M.N.Yuan, Y.Q.Yang, Z.J.Ma, X.Luo, Analysis of interfacial behavior in titanium matrix composites by using the finite element method (SCS-6/Ti55). *Scripta. Mater.*, **56**, 533(2007)
- 3 YUAN Meini, YANG Yanqing, MA Zhijun, LV Xianghong, Research progress on interfacial bonding strength of SiC fiber reinforced titanium matrix composites, *Rare Metal Materials Engineering.*, **36**, 1115 (2007)

- (原梅妮, 杨延清, 马志军, 吕祥鸿, SiC 纤维增强钛基复合材料界面强度研究进展, 稀有金属材料与工程, **36**, 1115(2007))
- 4 Y.Q.Yang, H.J.Dudek, Interface stability in SCS-6 SiC/Super $\alpha_2$  composites, Scripta. Mater., **374**, 503(1997)
  - 5 YANG Yanqing, MA Zhijun, LI Jiankang, LV Xainghong, Interfacial reaction and its effects on mechanical property of SiCf/Super  $\alpha_2$  composites, Rare Metal Materials Engineering., **35**, 43(2006)  
(杨延清, 马志军, 李健康, 吕祥鸿, SiCf/Super  $\alpha_2$  复合材料的界面反应及对性能的影响, 稀有金属材料与工程, **35**, 43(2006))
  - 6 Z.Gao, K.L.Reifsnider, G.S.Carman, Strength prediction and optimization of composites with statistical fiber flaw distributions, J. Comp. Mater., **26**, 1678(1992)
  - 7 J.Q.Zhang, J.Wu, S.L.Liu, Cyclically thermomechanical plasticity analysis for a broken fiber in ductile matrix composites using shear lag model, Comp. Sci. Tech., **62**, 641(2002)
  - 8 D.Liangbo, F.Fuqun, Statistical analysis of failure of unidirectionally fiber-reinforced composites with local load-sharing, Int. J. Fracture., **59**(1), 69(1993)
  - 9 Z.Xia, T.Okabe, W.A.Curtin, Shear-lag versus finite element models for stress transfer in fiber-reinforced composites, Comp. Sci. Tech., **62**, 1141(2002)
  - 10 C.M.Landis, R.M.Mcmeekng, A shear-lag model for a broken fiber embedded in a composite with a ductile matrix, Comp. Sci. Tech., **59**, 447(1999)
  - 11 C.R.Ananth, S.R.Voletl, N.Chandra, Effect of fiber fracture and interfacial debonding on the evolution of damage in metal matrix composites, Comp. Part A, **29**, 1203(1998)
  - 12 P.Ladeveze, E.Ledantec, Damage modelling of the elementary ply for laminated composites, Comp. Sci. Tech., **43**, 257(1992)
  - 13 M.Y.He, A.G.Evans, W.A.Curtin, The ultimate tensile strength of metal and ceramic-matrix composites, Acta. Metal. Mate., **41**(3), 871(1993)
  - 14 LING Wei, ZHANG Junqian, WANG Fang, Stresses in metal matrix composites with multiple broken fibers under thermomechanical loading, Shanghai university, **12**, 493(2006)  
(凌 伟, 张俊乾, 王 放, 热/机械载荷作用下金属基复合材料多纤维断裂的应力场, 上海大学学报, **12**, 493(2006))
  - 15 C.R.Ananth, N.Chandra, Elevated temperature interfacial behaviour of MMCs: a computational study, Comp. Part A, **27**, 805(1996)
  - 16 J.He, I.J.Beyerlein, D.R.Clarke, Load transfer from broken fibers in continuous fiber Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al composites and dependence on local volume fraction, J. Mech. Phy. Solid., **47**, 465(1999)
  - 17 MAO Renjie, SUN Guojun, LIU Zhonghua, Fiber breakage and its development in fiber reinforced composites, Chinese Quaterly of Mechanics, **2**, 162(1997)  
(茅人杰, 孙国钧, 刘仲华, 单向纤维增强复合材料中纤维断裂及其发展, 力学季刊, **2**, 162(1997))
  - 18 T.W.Chou, Three-dimensional textile structural composites. In: Microstructural Design of Fiber Composites, Cambridge University Press, **7**, 374(1992)
  - 19 B.S.Majumdar, G.M.Newaz, Inelastic deformation of metal matrix composites: plasticity and damage mechanisms-Part II, Philosophical Magazine A, **66**(2), 187(1992)
  - 20 J.A.Nairn, Y.C.Liu, Stress transfer into a fragmented, anisotropic fibre though an imperfect interface, Int. J. Solids. Strut., **34**, 1255(1997)
  - 21 W.Wu, I.Verpoest, J.Varna, An improved analysis of the stresses in a single-fibre fragmentation test-II. 3-phase model, Comp. Sci. Tech., **59**, 41(1998)
  - 22 D.Tripathi, F.Chen, F.R.Jones, A comprehensive model to predict the stress fields in a single fiber composite, J. Compos. Mater., **30**, 1514(1996)
  - 23 E.Jacobs, I.Verpoest, Finite element modelling of damage development during longitudinal tensile loading of coated fibre composites, Comp. Part A., **29**, 1007(1998)
  - 24 R.Lane, S.A.Hayes, F.R.Jone, Fibre/matrix stress transfer through a discrete interphase: 2. High volume fraction systems, Compos. Interfaces., **6**, 425(1999)