



**LEHRSTUHL FÜR TECHNISCHE MECHANIK  
UNIVERSITÄT PADERBORN**



**16. Workshop  
Composite Forschung in der Mechanik  
01. - 03. Dezember 2003  
Paderborn, Liborianum**

**Prof. Dr.-Ing. R. Mahnen  
o. Prof. em. Dr. rer. nat. K.P. Herrmann  
Lehrstuhl für Technische Mechanik  
Universität Paderborn  
Pohlweg 47-49  
33098 Paderborn**

**o. Prof. Dr.-Ing. E. Schnack  
Institut für Technische Mechanik  
und Festigkeitslehre  
Universität Karlsruhe  
Kaiserstraße 12  
76128 Karlsruhe**





---

**Dienstag, 02. Dezember 2003**

---

**9.00            Eröffnung**

**SEKTION I:    Analytische und numerische Methoden**

(Chairman: R. Mahnken)

9.10-9.35        **S. Schmauder**, Stuttgart: "Micromechanics of heterogeneous materials"

9.40-10.05      **W. Schlimmer**, Kassel: "Kontinuumsmechanische Ansätze zur Berechnung von strukturellen Klebverbindungen"

10.10-10.35     **C. Mittelstedt**, Siegen: "Eine Variationsformulierung für die Untersuchung von Spannungen und Verschiebungen an kräftefreien Ecken ebener Laminare basierend auf einem schichtweisen Verschiebungsansatz"

**10.40-11.00    Kaffeepause**

**SEKTION II:   Analytische und numerische Methoden**

(Chairman: W. H. Müller)

11.05-11.30     **I. Andrianov**, Aachen: "Asymptotic study of a fiber-reinforced composites with imperfect interface bonding and with coated fibers"

11.35-12.00     **V. V. Koblelev**, Attendorn: "Analytical sensitivity analysis for the aeroelastical effects of composite wing"

**12.15-14.00    Mittagspause**

---

**Dienstag, 02. Dezember 2003**

---

**SEKTION III: Schädigung und Rissbildung in Composites**

(Chairman: E. Schnack)

14.00-14.25 **O. Kyrkach**, Halle (Saale): "Simulation des Schädigungs- und Festigkeitsverhaltens von CFK-Laminaten mit belasteten Löchern"

14.30-14.55 **V. Trappe**, Berlin: "Description of the micro cracking of CFRP under matrix dominated fatigue loading"

15.00-15.25 **L. Figiel**, Dresden: "Parameter sensitivity analysis in fracture and fatigue of a composite laminate model"

**15.30-15.55 Kaffeepause**

**SEKTION IV: Verbundwerkstoffe als Konstruktionswerkstoffe**

(Chairman: M. Schlimmer)

16.00-16.25 **J. Hohe**, Freiburg: "A higher-order sandwich shell model accounting for transverse core compressibility"

16.30-16.55 **I. Lepenies**, Dresden: "About the meso-mechanical modelling of textile reinforced concrete"

17.00-17.25 **S. Demiray**, Siegen: "Verzerrungsenergiebasierte Homogenisierung zellulärer Festkörper –Vergleich zwei- und dreidimensionaler Ansätze–"

17.30-17.55 **R. G. Cuntze**, Augsburg: "Determination of reserve factors in case of bi-axially loaded FRP laminates composed of UD laminae"

**18.30 Abendessen im Liborianum**

---

**Mittwoch, 03. Dezember 2003**

---

**SEKTION V: Mikrostrukturelle Untersuchungen und Experimentelle Methoden**

(Chairman: K. P. Herrmann)

- 8.45-9.10      **J. Woltersdorf**, Halle (Saale): "Atomare Prozesse in Composit-Grenzflächen"
- 9.15-9.40      **W. H. Müller**, Berlin: "Micromechanics of fracture in a ceramic/metal composite studied by in situ fluorescence spectroscopy"
- 9.45-10.10     **T.-A. Langhoff**, Karlsruhe: "Mikrostruktur-Evolution im Grenzbereich Faser-Matrix in CFC"
- 10.15-10.35    Kaffeepause**
- 10.40-11.05    **J. Hemptenmacher**, Köln: "Rissfortschritt mit Faserüberbrückung in der SiC (SCS-6) – Faserverstärkten Legierung Ti-6-2-4-2"
- 11.10-11.35    **R. Piat**, Karlsruhe: "Carbon/Carbon composites under thermal loading"
- 11.40            Schlußwort
- 12.15-14.00    Mittagessen im Liborianum**



## **ABSTRACTS**

**ASYMPTOTIC STUDY OF A FIBER-REINFORCED COMPOSITES  
WITH IMPERFECT INTERFACE BONDING  
AND WITH COATED FIBERS**

***I. V. Andrianov*<sup>1</sup>, *Vladyslav Danishevs'kyi*<sup>2</sup>, *Dieter Weichert*<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup> **Institute of General Mechanics of RWTH, Aachen, Germany**

<sup>2</sup> **Prydniprovskya State Academy of Civil Engineering, Dnepropetrovsk, Ukraine**

<sup>3</sup> **Institut National des Sciences Appliquées de Rouen, France**

An asymptotic approach for an analytical investigation of the elastic behavior of periodic composite materials is proposed [1,2]. As an illustrative example we consider a longitudinal shearing deformation of a simple square array of circular fibers. We start with the asymptotic homogenization technique, which allows to link the effective properties of the composite with local variations of physical fields within heterogeneities. One of the main difficulties of the homogenization procedure consists in the solution of the local problem, considered within a distinguished unit cell of the composite structure. Here for this aim we apply a modified boundary perturbation method and derive an approximate analytical solution uniformly valid for all values of the fibers' rigidity and volume fraction. As the results we evaluate the effective shear modulus and determine the distribution of local stresses, which in the case of rigid fibers reach maximum at the interface boundary between the components. Knowing the local stresses we predict the appearance of plastic domains and calculate the effective yield limit of the composite. In order to study the phenomenon of the imperfect interfacial bonding we introduce an additional layer between the components and tend its thickness to zero. Then in the asymptotic limit varying the elastic properties of this layer we simulate different types of the interface response and describe different rates of debonding. The effective modulus and the local stresses are derived. The developed solution gives also a possibility to study a composite with coated fibers. The influence of the properties of the coating film on the effective modulus is determined. It should be pointed out that obtained analytical solutions correctly works in those situations, which can present difficulties for the FEM modeling: e.g., in the case of nearly touching perfectly rigid fibers and in the case of significantly thin coating films.

- [1] Andrianov, I.V., Danishevs'kyi, V.V. & Kalamkarov A.L. 2002 Asymptotic analysis of effective conductivity of composite materials with large rhombic fibers. *Composite Structures* **56**, No.3, 229-234.
- [2] Andrianov, I.V., Danishevs'kyi, V.V. & Weichert, D. 2002 Asymptotic determination of effective elastic properties of composite materials with fibrous square-shaped inclusions. *Eur. J. Mech. A / Solids* **21**, 1019-1036.



## DETERMINATION OF RESERVE FACTORS IN CASE OF BI-AXIALLY LOADED FRP LAMINATES COMPOSED OF UD LAMINAE

*R. G. Cuntze*

MAN Technologie AG, Augsburg, Germany

### Abstract

A designer, in general, has to dimension a laminate against two main types of failure modes, namely inter-fibre-failure (IFF) of the *laminae* and fibre-failure (FF). An IFF mode normally indicates the *initial failure* or *onset of failure* in a laminate whereas the appearance of a FF mode in a single *lamina* usually marks the *final failure* of the laminate. In the case of brittle FRP composites failure coincides with fracture.

Designers tend to carry out refined stress analyses, but then, they are forced to assess the stresses with non-adequate justification tools. However, reliable application of composites requires verified tools that include the determination of *accurate* reserve factors and composite failure conditions for UD laminae verified by a sufficient amount of experimental data.

The paper presents formulae for the determination of reserve factors  $f_{Res}$  as well as a set of 2D strength failure conditions for fibre-reinforced plastic (FRP) unidirectional (UD) laminae.

The reserve factor usually is defined that factor all *mechanical load*-induced stresses applied have to be multiplied with to generate failure. This definition is valid as far as *linear* modelling can be applied. If there are no residual stresses and high design *factors of safety*, then a linear elastic modelling is almost always permissible and just a stress-based  $f_{Res}$  needs to be predicted, only. In case of *non-linear* material behaviour *accurate* reserve factors have to be referred to loads according to their original definition.

The failure conditions are based on Cuntze's Failure Mode Concept (FMC). This concept provides macro-mechanically formulated 3D failure conditions on UD lamina level that allows for a prediction of the critical lamina failure mode and finally of laminate failure. According to the FMC the full set includes five independent conditions: 3 IFF and 2 fibre failure conditions, based on average lamina stresses. A single but effective modification in the presented 2D set consists in the replacement of the originally 3D-based 'shear IFF' equation by a simplified formulation.

By determining the reserve factor for the cases *linear* and *non-linear* structural analysis (linearly behaving laminae and laminates), the practical application of the 2D conditions in the Strength *Proof of Design* ( $f_{Res} \geq 1$ ) has been demonstrated. Verified failure conditions, alone, are just one part to achieve accurate reserve factors and thereby reliable structural parts.

Verification of the 2D failure conditions was achieved as they could be judged versus sufficient experiments. Respecting test data scatter, the verification of the 2D conditions is excellent.

However, one has to keep in mind when analysing the laminates: As failure conditions for a lamina -utilized as building block of a *laminate*- do not cover the *full* failure behaviour of the *embedded laminae*, failure theories are to be addressed that consist, both, of failure conditions and of non-linear analysis to consider the degrading lamina behaviour within the laminate. Test results from isolated UD lamina specimens such as a tensile coupon are load-controlled. They are results of weakest link type whereas the in-situ behaviour of an embedded lamina is strain-controlled and therefore of redundant type.

As application of new textile materials is planned for load-carrying shell structures the Outlook addresses some demands coming up.

## VERZERRUNGSENERGIEBASIERTE HOMOGENISIERUNG ZELLULÄRER FESTKÖRPER – VERGLEICH ZWEI- UND DREIDIMENSIONALER ANSÄTZE

**S. Demiray, W. Becker und J. Hohe**

**Universität Siegen, Institut für Mechanik und Regelungstechnik**

Zelluläre Werkstoffe werden in Form von Polymer- und Metallschäumen zunehmend in modernen Anwendungen des Leichtbaus eingesetzt. Festkörperschäume im Allgemeinen können als Verbundwerkstoffe bestehend aus geschäumtem Grundmaterial und eingeschlossener Luft aufgefasst werden. Die makroskopischen mechanischen Eigenschaften zellulärer Festkörper sollen mit Hilfe einer numerischen Analyse der Mikrostruktur bestimmt werden.

Geschäumte offen- oder geschlossenporige Festkörper bilden dreidimensionale Zellstrukturen. Dagegen verwendet man häufig zweidimensionale Modelle auf der Basis hexagonaler Zellstrukturen. Als weitere Einschränkung werden bisher meist infinitesimale Deformationen betrachtet, obwohl zelluläre Medien auf Grund ihres großen Hohlraumvolumens leicht große makroskopische Deformationen erfahren können.

Im vorliegenden Beitrag werden vergleichend aus hexagonalen Zellen aufgebaute zweidimensionale Modellschäume und der aus kubisch-raumzentrierten Tetrakaederzellen bestehende Kelvin-Schaum untersucht. Die Untersuchungen erfolgen in beiden Fällen an Finite Elemente Modellen eines repräsentativen Volumenelements (RVE), wobei auf der Mikroebene das Grundmaterial als hyperelastisch angenommen wird. Die Homogenisierung erfolgt dann über Äquivalenzforderungen hinsichtlich der gespeicherten Verzerrungsenergie auf der Makro- und Mikroebene [1, 2]. Dazu werden dem RVE große makroskopische Deformationen aufgeprägt.

Im Vordergrund stehen die Ermittlung von effektiven Spannungs-Dehnungskurven und die Verformungsmechanismen unter verschiedenen elementaren Belastungssituationen. Hierbei wird der Einfluss der 3D-Modellierung im Vergleich zur 2D-Modellierung auf das makroskopische mechanische Verhalten aufgezeigt. Da insbesondere bei Druckbelastung Festkörperschäume ein durch Mikroinstabilitäten charakterisiertes Verformungsverhalten aufweisen, werden Eigenwertanalysen durchgeführt, um die grundlegenden Eigenformen zu ermitteln. Im Anschluss wird mittels nichtlinearer FE-Analysen das postkritische Verhalten bei Druckbelastung analysiert.

### **Literatur:**

1. Hohe, J. and Becker, W: *Effective mechanical behavior of hyperelastic honeycombs and two-dimensional model foams at finite strain*, Int. J. Mech. Sci. **45** (2003), im Druck.
2. Ponte Castañeda, P. and Suquet, P: *Nonlinear composites*, Adv. Appl. Mech. **34** (1998) 171-302.

## PARAMETER SENSITIVITY ANALYSIS IN FRACTURE AND FATIGUE OF A COMPOSITE LAMINATE MODEL

*L. Figiel, B. Lauke*

**Department of Mechanics and Fibre Formation  
Institute for Polymer Research, Dresden**

Composite laminates as the classical fibre reinforced laminates or hybrid composites are utilised in many fields of modern engineering. The most common mode of failure of these materials is interlaminar fracture (delamination) under either static or cyclic loads. A source of delamination can be low velocity impact or pre-existing discontinuities in the structure [1]. Thus, understanding of delamination propagation in these materials is of paramount importance for further improved design and optimisation of composite laminates. It is a known fact that several factors affect fatigue life like e.g. crack surface roughness, frequency of loading, temperature, environmental conditions, material properties (e.g. modulus) and geometry of specimen or structural element [2]. Components (layers) material properties and their geometrical parameters as i.e. layer thickness are those factors that can be used as design parameters (variables) in optimisation of fatigue performance of composite laminates. The design structural sensitivity analysis [3] is an introductory step to composite optimisation that enables to estimate a relationship between changes of design variables and state functions or functionals. Furthermore, it can be used to evaluate the most crucial design parameter that affect the composite performance. Ultimately, the sensitivity analysis can also be applied to study accuracy of different phenomenological as well as mathematical fatigue models. There are generally two ways to carry out the structural design sensitivity analysis, analytically or numerically using computer methods of continuum mechanics [4].

The purpose of this work is three-fold. First of all, the influence of design parameters' perturbations on deformation and stresses during delamination propagation is investigated in a two component curved composite laminate model (TCCCLM) subjected to cyclic shear, using the finite element method (FEM) program ANSYS. Then, a FEM-based tool for design sensitivity analysis of fracture and fatigue problems in composite laminates is developed and implemented into ANSYS. The sensitivity analysis tool is combined with the theory of linear elastic fracture mechanics for interface cracks, and complemented by a Paris-like power function fatigue law. Finally, this tool is used to carry out a design sensitivity analysis of the TCCCLM subjected to cyclic shear to reveal the most crucial design parameters from laminae elastic constants and interface crack surface roughness, that affect composite fracture parameter and fatigue life that are chosen as objective parameters.

Two numerical case studies reveal that cyclic deformations and near tip stresses strongly depend on design variables of the presents composite model. Particularly, perturbation of design variables mostly affect normal components of displacement and stress, and mixed mode angle. The present design sensitivity analysis shows that fracture parameter and fatigue life are most sensitive to laminae stiffness. Accuracy of the present sensitivity analysis tool is successfully evaluated through a comparison with a design optimisation gradient tool implemented in ANSYS.

### REFERENCES

- [1] Reifsnider KL (ed). Fatigue of composite materials. Elsevier Science Publishers, 1991.
- [2] Bolotin VV. Mechanics of fatigue. CRC Press, 1999.
- [3] Haug HJ. Choi KK. Komkov V. Design sensitivity analysis of structural systems. Academic Press, 1986.
- [4] Kaminski M. Computational mechanics of composite materials. Springer-Verlag, 2003.

## RISSFORTSCHRITT MIT FASERÜBERBRÜCKUNG IN DER SiC (SCS-6) - FASERVERSTÄRKTEN LEGIERUNG Ti-6-2-4-2

*J. Hemptenmacher, K.H. Trautmann, H. Schurmann, P.W.M. Peters*

**DLR, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt,  
Institut für Werkstoff-Forschung, Köln, Germany**

Im Rahmen eines von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderten Projektes [1] wurde der Rissfortschritt in der unverstärkten und mit SiC (SCS-6) Fasern verstärkten Titanlegierung Ti-6-2-4-2 ermittelt. In der unverstärkten Legierung Ti-6-2-4-2 wurde der Rissfortschritt mit Hilfe der Potentialsonde unter Verwendung üblicher CT-Proben bei Raumtemperatur und 550°C ermittelt. Mit Hilfe der  $K - a$  Beziehung der linear elastischen Bruchmechanik und der Beziehung zwischen Potential und Risslänge  $a$  wurden an Hand weniger Proben die  $da/dN - \Delta K$  Kurven abgeleitet.

In den Ti-Matrix Verbundwerkstoffen mit kontinuierlichen SiC-Fasern kann man so einfach nicht vorgehen. Hier stellt sich das Problem der den Riss überbrückenden Fasern [2-4]. Sie schirmen die Matrixrisssspitze durch Schubspannungen in der Faser/Matrix Grenzfläche ab und reduzieren damit den Spannungsintensitätsfaktor an der Risssspitze. In der vorliegenden Arbeit wurde der Rissfortschritt durch Rissbeobachtung an der Probenoberfläche und schließlich Markierung der Ermüdungsbruchfläche durch Wärmebehandlung (heat tinting) ermittelt. Eine Abschätzung des Spannungsintensitätsfaktors (und  $\Delta K$ ) im SCS-6 / Ti-6-2-4-2 Verbundwerkstoff erfolgte unter der Annahme, dass die Rissfortschrittsgeschwindigkeit in der verstärkten und unverstärkten Ti-6-2-4-2 Legierung bei gleichem  $\Delta K$ -Wert identisch ist. Somit konnte die Größe des Spannungsintensitätsfaktors an der Matrixrisssspitze in dem SCS-6/Ti-6-2-4-2 Verbundwerkstoff abgeschätzt werden [5]. Ein Vergleich mit  $K_{max}$  und  $\Delta K$ -Werten für faserüberbrückende Matrixrisse im System SCS-6/Timetal 834 [6] lässt auf eine gute Spannungsübertragung in der Faser/Matrix-Grenzfläche schließen.

### Literatur

- [1] Bettge, D., Günther, B., Wedell, W., Portella, P., Hemptenmacher, J., Peters, P.W.M.: Quantitative Analysis of the Fatigue Damage of Ti-6242 / SCS-6 Metal Matrix Composite, Proc. Ti-2003, Hamburg, in press
- [2] Walls, D.P., Bao, G., Zok, F.W.: Mode I fatigue cracking in a fibre reinforced metal matrix composite, Acta Metall Mater., Vol. 41.7 (1993) p. 2061-2071
- [3] Cornell, S.J., Zok, F.W.: Measurement of the cyclic bridging law in a titanium matrix composite and its application to simulating crack growths, Acta Mater., Vol. 45 and 12 (1997) p. 5203-5211
- [4] Bakuckas, J.G., Johnson, W.S.: Application of fibre bridging models to fatigue crack growth in unidirectional titanium matrix composites, J. Comp. Techn. Res., Vol. 15.3 (1993) p. 242-255
- [5] Hemptenmacher, J., Trautmann, K.H., Schurmann, H., Peters, P.W.M.: Fibre Bridged Fatigue Crack Growth in SiC (SCS-6) – Fibre Reinforced Ti-6-2-4-2 Alloy, Proc. LCF-5 – Fifth Intern. Conf. on LCF, Sept. 2003, Berlin, in press
- [6] Peters, P.W.M., Zeng, W., Hemptenmacher, J., Xia, Z.: Fatigue Life of SCS-6/Timetal 834 at Room Temperature and 600°C: Experiments and Modeling, Composite Materials: Vol. 14, ASTM STP 1436, C.E. Bakis, Ed., West Conshohocken, PA (2003) p. 273-288

## A HIGHER-ORDER SANDWICH SHELL MODEL ACCOUNTING FOR TRANSVERSE CORE COMPRESSIBILITY

*J. Hohe*<sup>1</sup>, *S. Demiray*<sup>2</sup>, *W. Becker*<sup>2</sup>, *L. Librescu*<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg/ Brsg.

<sup>2</sup> Universität Siegen, Institut für Mechanik und Regelungstechnik

<sup>3</sup> Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, VA, USA

Sandwich panels consisting of two thin high-density face sheets which are adhesively bonded to a thick core made from a weak, low-density material are important elements in modern lightweight construction. The deformation and buckling behavior of this type of structure is essentially different from the corresponding behavior of classical laminated and monolayer panels. In addition to the overall buckling mode, sandwich structures feature a local face wrinkling instability which is related to the presence of the thick core layer consisting of a soft material. It has been pointed out, by Frostig et al. [2] that both instability modes are coupled effects rather than being independent features.

The present study is concerned with a higher-order multilayer model for the deformation and postbuckling analysis of sandwich shells accounting for the transverse core compressibility and thus for the face wrinkling instability [3]. The model is based on the standard Kirchhoff-Love hypothesis for the face sheets whereas a higher-order displacement expansion is used for the core. Consistent equations of motion and boundary conditions are derived using Hamilton's principle.

The model is applied to the deformation and buckling analysis of structural sandwich panels loaded in in-plane and bending modes. The corresponding boundary value problems are solved by means of an extended Galerkin procedure [3] and by a finite element implementation of the shell model [1]. It is observed that the occurrence of the local face wrinkling instability has distinct effects on the global response of sandwich structures. Therefore, the standard engineering approach to assess the local instability mode in an approximate manner as a postprocessing calculation following a simplified structural analysis under the assumption of transverse incompressibility of the core might yield inaccurate results.

### References:

1. Demiray, S., Becker, W and Hohe, J.: *A triangular v. Kármán type finite element for sandwich plates with transversely compressible core*, Comput. Meth. Appl. Mech. Eng., accepted for publication.
2. Frostig, Y., Baruch, M., Vilnay, O. and Sheiman, I.: *High-order buckling theory for sandwich-beam behavior with transversely flexible core*, J. Eng. Mech. **118** (1992) 1026-1043.
3. Hohe, J. and Librescu, L.: *A nonlinear theory for doubly curved anisotropic sandwich shells with transversely compressible core*, Int. J. Solids Struct. **40** (2003) 1059-1088.

## ANALYTICAL SENSITIVITY ANALYSIS FOR THE AEROELASTICAL EFFECTS OF COMPOSITE WING

V.V. Kobelev

Muhr und Bender, Attendorn  
and

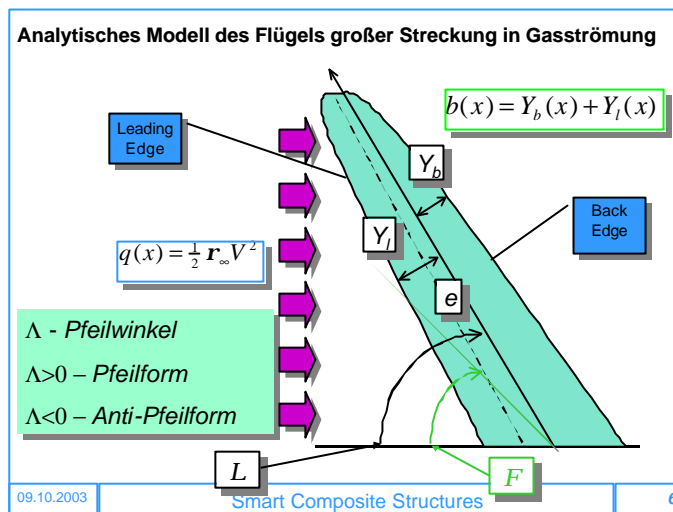
Institute for Mechanics and Regelungstechnik, Universität Siegen

The problem of aero elastic behavior the wing made from composite material is investigated in this lecture.

This paper presents a new analytical framework for the coupled optimization of aero-structural systems.

The framework permits the use of analytical modeling of both the aerodynamics and the structures and represents our first step in an effort towards the development of a high-fidelity multidisciplinary optimization capability.

The approach is based on efficient analysis methodologies for the solution of the aerodynamics and structures subproblems, an adjoint solver to obtain aerodynamic sensitivities.



In addition, simplified design examples are presented to illustrate the possible advantages of the new aero-structural design methodology in evaluating trade-offs between aerodynamic performance and structural weight for complete aircraft configurations. The analytical methods for the bimodal dynamical instability are applied to study the nonconservative eigenvalue problem for governing equations.

**Dynamisches Modell des Tragflügels großer Streckung in Gasströmung**

$$m W_{tt} + (b d_{11} W_{xx})_{xx} + 2(b d_{16} \Theta_x)_{xx} = M_B,$$

$$M_B(x, t) = I \int_{-\infty}^t K(t, \tau) \left( \Theta(x, \tau) + \tan \Lambda \frac{\partial W(x, \tau)}{\partial x} \right) d\tau,$$

$$I = C_y^a \rho b V_\infty^2$$

$$I_m \Theta_{tt} + 2(b d_{16} W_{xx})_{xx} - 4(b d_{66} \Theta_x)_x + (b^3 L_{11} \Theta_{xx})_{xx} = M_T,$$

$$M_T = e M_B, \quad e = \frac{C_m^a}{C_y^a} b$$

Effektive Biegesteifigkeiten

$$L_{11}(x) = \frac{1}{b^3(x)} \int_{y_1}^y y^2 D_{11}(x, y) dy \quad d_{\theta}(x) = \frac{1}{b(x)} \int_{y_1}^y D_{\theta}(x, y) dy$$

09.10.2003 | Smart Composite Structures | 8.

## **SIMULATION DES SCHÄDIGUNGS- UND FESTIGKEITSVERHALTENS VON CFK-LAMINATEN MIT BELASTETEN LÖCHERN**

***O. Kyrkach, R. Schäuble***

**Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik, Institutsteil Halle/Saale**

In vielen modernen Produkten und Konstruktionen werden faserverstärkte Polymerbauteile (GFK,CFK) zusammen mit anderen Materialien eingesetzt. Dabei müssen die Faser-Kunststoff-Komponenten fest mit anderen Bauteilen verbunden werden. Neben den Klebeverbindungen werden dabei auch mechanische Niet- und Schraubverbindungen eingesetzt, die sich wegen ihrer spezifischen Vorteile sowohl fertigungstechnisch als auch im Hinblick auf die Steifigkeit und Festigkeit der Fügung als hochleistungsfähig etabliert haben. Die Methoden der Festigkeitsbewertung von solchen Verbindungen in Metallen sind jedoch im Falle von Faserverbundkomponenten nicht mehr anwendbar wegen des völlig anderen Festigkeits- und Versagensverhaltens von Faserverbundwerkstoffen. In der Umgebung der Fügungen treten im Werkstoff sehr unhomogene Spannungsfelder auf, die in den einzelnen Lagen des Laminates charakteristische Schädigung verursachen. Die Merkmale und das Ausmaß dieser Schädigung haben direkten Einfluss auf die Festigkeit der Verbindung. Andererseits zeigen systematische experimentelle Untersuchungen, dass das Versagenverhalten in komplexer Weise u.a. von Loch- bzw. Bolzendurchmesser, Laminataufbau, Tapedicke sowie geometrischen Abmessungen der Verbindung abhängt. Es treten dabei unterschiedliche charakteristische Bruchmodi auf.

Im Vortrag wird eine theoretisch-numerische Methode vorgestellt, auf deren Basis das Schädigungs- und Festigkeitsverhalten von Laminaten mit belasteten Löchern durch Simulation der Materialschädigung im Vorfeld des Versagens studiert werden kann. Dafür wurde ein dreidimensionales Finite-Elemente-Modell auf der Basis des FE-Codes ANSYS entwickelt. Das Modell berechnet die sukzessive Schädigung durch direkte Modellierung des lokalen Versagens der Einzellagen multidirektional verstärkter Verbunde in der Umgebung belasteter Löcher auf der Basis geeigneter Schädigungskonzepte sowie der in ANSYS implementierten Algorithmen zur Lösung von Kontaktproblemen. Die Modellierung der Materialdegradation basiert auf der Vorstellung von Faser- und Zwischenfaserbruch als den fundamentalen Bruchmechanismen in einem charakteristischen Materialvolumen innerhalb einer UD-Lage.

Im Vergleich mit experimentellen Befunden werden Simulationsergebnisse für ein Hochleistungs-CFK-Laminat aus dem Verkehrsflugzeugbau diskutiert.

## MIKROSTRUKTUR-EVOLUTION IM GRENZBEREICH FASER-MATRIX IN CFC

***T.-A. Langhoff, E. Schnack***

**Institut für Technische Mechanik, Universität Karlsruhe (TH)**

Ein wichtiges Verfahren zur Herstellung kohlenstoffaserverstärkter Kohlenstoffe (CFC) ist die chemische Gasphaseninfiltration (CVI), bei der sich aus der Gasphase abscheidender fester Kohlenstoff auf der Oberfläche eines porösen Werkstoffes bzw. einer Faserstruktur ablagert. Die Eigenschaften des resultierenden Werkstoffes werden bereits durch Strukturen auf Längenskalen im Nanometerbereich beeinflusst. Aufnahmen infiltrierter Kohlenstoffsubstrate mittels Polarisations- und Transmissionselektronenmikroskopie zeigen diese charakteristischen texturierten Mikrostrukturen unabhängig von der Substratgeometrie [1]. Die Textur wird durch die relative Orientierung der turbostratischen Domänen innerhalb der Kohlenstoffschicht determiniert. Zum Verständnis der Ausbildung der Mikrostrukturen existieren bisher nur qualitative Ansätze [2]. Ziel dieser Arbeit ist die quantitative Modellierung der Strukturbildung und deren Entwicklung.

Das zu entwickelnde Modell kann in zwei Abschnitte unterteilt werden:

1. *Beschreibung der Evolution der Substratoberfläche aufgrund der Abscheidung festen Kohlenstoffs.*
2. *Modellierung der Evolution der Mikrostruktur innerhalb der abgeschiedenen Schicht.*

Die Evolution der Substratoberfläche wird unter Verwendung eines diffusen Grenzflächenmodells beschrieben. Dafür wird ein skalares Phasenfeldmodell entwickelt, das die Infiltration in mehreren räumlichen Dimensionen beschreiben kann, und in einer Kopplung modifizierter Navier-Stokes-Gleichungen mit der Ginzburg-Landau-Gleichung resultiert. Diese Modellierung wird gestützt auf Ergebnisse des Studiums der CVI pyrolytischen Kohlenstoff als freies Anfangs-Randwert-Problem [3] und wird detailliert im Vortrag beschrieben.

Zur Beschreibung der Evolution der Mikrostruktur innerhalb der abgeschiedenen Kohlenstoffschicht wird ein inkrementelles Minimierungsprinzip angewandt [4]. Dies liefert die Evolution der Verteilungsfunktion der Orientierungen der turbostratischen Domänen und erlaubt direkt Aussagen über die Textur der Kohlenstoffschicht.

Das Verbindungsglied beider Abschnitte muss die Verteilung der Orientierungen der Domänen auf der Oberfläche modellieren, um so die Informationen des Phasenfeldmodells auf die Ebene der Mikrostruktur weiterzugeben. Hierzu werden Methoden der klassischen Molekulardynamik verwendet und Potentiale für die Wechselwirkung der sich abscheidenden Moleküle definiert.

Auf Grundlage dieses Modells können die am Interface zwischen Faser und Matrix beobachteten kolumnaren Strukturen besser charakterisiert werden. Außerdem ergeben sich aus der Mikrostruktur an der Grenzfläche direkte Konsequenzen für den Prozess des „Debonding“.

### **Literatur:**

- [1] B. Reznik, D. Gerthsen, W. G. Zhang, K. J. Hüttinger, Texture changes in the matrix of an infiltrated carbon fiber felt studied by polarized light microscopy and selected area electron diffraction, *Carbon* **41**, 369-384 (2003)
- [2] W.G. Zhang, Z. J. Hu, K. J. Hüttinger, Chemical vapor infiltration of carbon fiber felt: optimization of densification and carbon microstructure, *Carbon* **40**(14), 2529-2545 (2003)
- [3] T.-A. Langhoff, E. Schnack: Modelling chemical vapour infiltration of pyrolytic carbon as moving boundary problem, *Chemical Engineering Science*, submitted
- [4] A. Mielke, Energetic formulation of multiplicative elastoplasticity using dissipation distances, *Continuum mechanics and Thermodynamics* **15**(4), 351-382 (2003)



## ABOUT THE MESO-MECHANICAL MODELLING OF TEXTILE REINFORCED CONCRETE

*I. Lepenies, M. Richter, B. W. Zastrau*

**Institute of Mechanics and Shell Structures,  
Department of Civil Engineering, Technische Universität Dresden**

### **Abstract**

Textile reinforced concrete (TRC) is a composite made of long fibers (filaments), e.g. glass fibers, and a fine concrete (aggregate size less than  $1\text{mm}$ ). The bundles of fibers (roving) consist of a huge number of filaments (400-2000 filaments). These are acting as a tension reinforcement in the brittle concrete, which leads to an enhancement of the ductility of the whole composite.

The failure mechanisms of TRC are complex. The five most important failure mechanisms are: the failure of the concrete, the delamination process between the reinforced concrete ply and the plain concrete, the debonding of the fibers from the surrounding matrix, the bond failure between the filaments themselves and finally the breakage of the filaments.

If the brittle matrix is cracked the fibers in TRC can develop their full load carrying capacity. The improvement of load carrying capacity of TRC in comparison to plain concrete is due to the crack bridging mechanism of the fibers.

To model the material behavior of the new composite material a meso mechanical approach is chosen. By means of a representative volume element (RVE) the relevant damage and failure mechanisms will be simulated. The damage and failure of the concrete and the textile reinforcement are modelled in a smeared sense.

One of the main issues is the simulation of the bond behavior between the reinforcement and the matrix. Based on pullout tests both analytically and numerically solvable interface bond models are developed.

The analytically treatable interface model is slip-based with a piecewise linear shear stress-slip-relation. The related governing differential equation of the shear stress transfer mechanism can be solved in a closed form.

The developed constitutive equations of the bond characteristics on a meso level will be used for the analysis of the RVE. A homogenization method is used to derive the effective material parameters of the composite for a macroscopic analysis. Now a numerical treatment by means of the FE-method allows to model various types of composites with different reinforcement orientations and reinforcement grades in a macroscopic scale under consideration of meso mechanical failure mechanisms.

# EINE VARIATIONSFORMULIERUNG FÜR DIE UNTERSUCHUNG VON SPANNUNGEN UND VERSCHIEBUNGEN AN KRÄFTEFREIEN ECKEN EBENER LAMINATE BASIEREND AUF EINEM SCHICHTWEISEN VERSCHIEBUNGSANSATZ

C. Mittelstedt, W. Becker

Fachbereich Maschinentechnik, Institut für Mechatronik, Universität Siegen

Das Auftreten lokaler dreidimensionaler singulärer Spannungsfelder im Interfacebereich von kräftefreien Rändern mechanisch und / oder thermisch belasteter ebener Lamine, hervorgerufen durch den lagenweisen Wechsel der elastischen und thermischen Eigenschaften der Einzelschichten, ist unter der Bezeichnung Laminatrandeffekt bzw. Free-Edge Effect bekannt und seit fast 4 Jahrzehnten der Gegenstand ausgiebiger Forschungsaktivitäten [1]. Ähnliche, wenngleich i.a. auch kompliziertere Verhältnisse trifft man an kräftefreien Ecken ebener Lamine an [2-4]. Der auftretende Spannungszustand ist dort ebenfalls vollständig dreidimensionaler singulärer Natur. Ein erstes Erklärungsmodell bietet die Vorstellung zweier Randeffekte, die sich im Bereich der kräftefreien Laminatdecke zu einer Art Eckeneffekt überlagern. Analog zum Randeffekt klingen auch Eckeneffekte zum Laminatinneren hin ab, wo die klassische Laminattheorie wieder Gültigkeit erlangt.

Da rein numerische Untersuchungen von Spannungskonzentrationsproblemen z.B. mit Hilfe der FEM i.a. sehr aufwendig sind und umfangreiche Parameterstudien und Optimierungsprozeduren erheblich erschweren, ist es von großem Interesse, näherungsweise analytische Verfahren zu entwickeln, die mit einer hinreichenden Genauigkeit Aussagen über Spannungskonzentrationen erlauben, aber mit einem vertretbarem Rechenaufwand auskommen. Der vorliegende Beitrag ist daher der Entwicklung eines näherungsweise analytischen Verfahrens zur Beschreibung der Zustandsgrößen - Verschiebungen, Verzerrungen und Spannungen - im Nahbereich kräftefreier rechtwinkliger Ecken in Kreuzschichtverbunden (sog. Cross-Ply Lamine) unter thermischer Last gewidmet. Das Laminat wird in Dickenrichtung in eine beliebige Anzahl von Subschichten eingeteilt, womit die gegenwärtige Methode diskretisierenden Charakter in einer Koordinatenrichtung aufweist. Verwendet wird ein lagenweiser  $C^0$ -kontinuierlicher Verschiebungsansatz, der sich aus Termen der klassischen Laminattheorie und speziellen Termen höherer Ordnung zur Beschreibung der Ecken- und Randstörungen zusammensetzt. Neben linearen Interpolationsfunktionen über die Lagendicke bestehen die Terme höherer Ordnung aus unbekanntem Inplane-Funktionen in den Interfaces. Die Anwendung des Prinzips vom Minimum des elastischen Potentials des Laminats führt auf ein System gekoppelter linearer Differentialgleichungen. Diese Euler-Lagrange-Gleichungen des Minimierungsproblems bestimmen die unbekanntem Inplane-Funktionen und lassen durch einige vereinfachende Annahmen im Rahmen der Formulierung des Verschiebungsansatzes eine geschlossen-analytische Lösung zu. Hinsichtlich der beiden Inplane-Koordinatenrichtungen handelt es sich damit im Gegensatz zur Dickenrichtung um eine geschlossen-analytische Lösung. Gegebene Randbedingungen bzgl. kräftefreier Laminatränder können im integralen Mittel erfüllt werden. Die gegenwärtige Methode benötigt nur unwesentlichen Rechenaufwand, ist auf jedem Standard-PC einfach einsetzbar und weist eine überzeugende Übereinstimmung mit vergleichenden FEM-Berechnungen auf.

## Literatur

- [1] Mittelstedt, C. / Becker, W.: *Interlaminar Stress Concentrations in Layered Structures - Part I: A Selective Literature Survey on the Free-Edge Effect since 1967*, zur Veröffentlichung eingereicht.
- [2] Mittelstedt, C. / Becker, W.: *Free-Corner Effects in Cross-Ply Laminates: An Approximate Higher-Order Theory Solution*, zur Veröffentlichung in *Journal of Composite Materials* angenommen, im Druck.
- [3] Labossiere, P.E.W. / Dunn, M.L.: *Fracture Initiation at Three-Dimensional Bimaterial Interface Corners*, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 49, 2001, pp. 609-634.
- [4] Dimitrov, A. / Andrae, H. / Schnack, E.: *Efficient Computation of Order and Mode of Corner Singularities in 3D-Elasticity*, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Vol. 51, 2001, pp. 1-24.

**MICROMECHANICS OF FRACTURE  
IN A CERAMIC/METAL COMPOSITE STUDIED  
BY IN SITU FLUORESCENCE SPECTROSCOPY**

*G. Pezzotti<sup>†</sup>, W. H. Müller<sup>‡</sup>*

**†Ceramic Physics Laboratory & Research Institute for Nanoscience, RIN, Kyoto  
Institute of Technology Sakyo-ku, Matsugasaki, Kyoto, Japan**

**‡ Technische Universität Berlin, Fakultät V. Verkehrs- und Maschinensysteme,  
Institut für Mechanik, Berlin, Germany**

Fluorescence microprobe spectroscopy is used to characterize in situ microstress fields that develop during fracture in an exemplary ceramic/metal composite. Stress maps are obtained over a relatively large area in the neighborhood of a propagating crack at both zero and critical loading conditions. Theoretical and experimental issues of concern for measurement of local complex stress fields are dealt with. In particular, experimental procedures are proposed: (i) to deconvolute the experimental peak-shift in individual components arising from (pre-existing) residual stress fields and microstress fields additionally developed during fracture (e.g., bridging stresses); (ii) to assess the dependence of the bridging stress field on the laser spot-size (and depth). The results illustrate that, despite the approximations involved with applying piezo-spectroscopic equations for assessing microstress fields, fluorescence microprobe spectroscopy is a viable method for quantitative investigations of crack-wake microfracture mechanisms in ceramic materials.

**Literature:**

1. Pezzotti, G., Müller, W.H.: Micromechanics of fracture in a ceramic/metal composite studied by in situ fluorescence spectroscopy I: Foundations and stress analysis. *Continuum Mechanics and Thermodynamics* 14(1), 113-126 (2002)
2. Pezzotti, G., Müller, W.H.: Micromechanics of fracture in a ceramic/metal composite studied by in situ fluorescence spectroscopy II: Fracture mechanics analysis. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, submitted

## CARBON/CARBON COMPOSITES UNDER THERMAL LOADING

*R. Piat, E. Schnack*

Institute of Solid Mechanics, University of Karlsruhe, Germany

### ABSTRACT

Carbon/carbon composites fabricated by chemical vapor infiltration (CVI) consisting of carbon fibers in a pyrolytic carbon matrix are particularly interesting for industrial application due to their high strength and light weight. One of the difficulties in hierarchical modelling of this composite is that the material constants of pyrolytic carbon are unknown [1]. The pyrolytic carbon shows four forms with a different polycrystalline structure: isotropic, low textured, medium textured and high textured [2]. The effective compliance and elasticity tensors were theoretically identified with a help of hierarchical homogenization [3].

This paper discusses a method for calculation of effective coefficients of thermal expansion for different structural modifications of pyrolytic carbon [4]. In essence, we model the pyrolytic carbon as a system of single graphite crystals with stochastically distributed orientations (spatial angular positions) embedded in an infinite homogeneous matrix. For description of spatial angular positions in a graphite pattern we utilise normal probability density function. The later, was experimentally identified and discussed in more details in [2]. For unidirectional carbon/carbon composite with multi-layered matrix (where each layer corresponds to one of the pyrolytic carbon modifications) the overall coefficients of thermal expansion are identified numerically using the finite element method.

### REFERENCES

- [1] Piat R, Schnack E. Hierarchical material modeling of carbon/carbon composites. *Carbon*, 41 (11), 2121-2129 (2003)
- [2] Reznik B., Hüttinger K.J. On the terminology for pyrolytic carbon. *Carbon* 2002, 40: 621-624.
- [3] Piat R., Reznik B., Schnack E. and Gerthsen D. Modeling the effect of microstructure on the elastic properties of pyrolytic carbon. *Carbon*, 41(9):1858-1861 (2003)
- [4] Piat R., Schnack E. Modeling the effect of microstructure on the coefficients of thermal expansion of pyrolytic carbon. *Carbon* 41 (11), 2163-2166 (2003)

## KONTINUUMSMECHANISCHE ANSÄTZE ZUR BERECHNUNG VON STRUKTURELLEN KLEBVERBINDUNGEN

*M. Schlimmer*

**Institut für Werkstofftechnik, Universität Kassel**

Die Klebtechnik wird nach vielen erfolgreichen Anwendungen aber auch nach Misserfolgen mittlerweile als die Schlüsseltechnologie des 21. Jahrhunderts für Werkstoffverbunde bzw. in der sog. Mischbauweise angesehen. So soll z. B. das Kleben die wesentliche Fügetechnik für die kohlenstoffaserverstärkte Kunststoffbauweise des Rumpfs des Airbus A 380 werden /1/. Aus einem Zitat aus dem Hause DaimlerChrysler /2/ stammt folgende Auffassung: „Erst wenn sich die Eigenschaften geklebter Bauteile durch Berechnung sicher voraussagen lassen, wird die Fügetechnik Kleben weiter an Bedeutung zunehmen und ihre Vorteile ausspielen können. Verlässliche Berechnungen erlauben eine gezielte Auslegung der Verbindung und vermindern das Risiko der Unter- oder Überdimensionierung. Der Umfang zeitraubender, experimenteller Untersuchungen lässt sich durch geeignete Berechnungsverfahren senken, Entwicklungsprozesse werden beschleunigt. Immer kürzere Entwicklungszeiten für neue Baureihen machen die Berechnung und Simulation zwingend erforderlich.“

Zur Berechnung betrachtet man die Klebverbindung als ein ebenes oder rotationssymmetrisches Bauteil, als eine Überlappungsklebung, die aus 2 Fügeteilen und der sich dazwischen befindenden Klebschicht besteht. Die Fügeteile mit jeweils eigenen chemischen, physikalischen und mechanischen Eigenschaften und eigener Oberflächenbeschaffenheit stammen aus den einzelnen Werkstoffgruppen und bilden entweder artgleiche Verbindungen oder artfremde gefügte Strukturen, sog. Mischbauweisen. Industrielle Klebstoffe sind im wesentlichen organische Verbindungen, die entweder physikalisch oder durch einen der Polymerisationsmechanismen abbinden bzw. aushärten.

Nachdem durch die Klebstoffentwicklung und durch optimierte Vorbehandlungsverfahren die Haftung der polymeren Schichten an den angrenzenden Fügeteilflächen hervorragende Verbindungen mit hoher Haftfestigkeit hergestellt werden konnten, stellte sich zunächst für höher beanspruchte Bauteile und Strukturen die Frage nach der Auslegung der jeweiligen Klebverbindungen und der Berechnung der mechanischen Beanspruchung der klebenden Schicht zwischen den Fügeteilen und nach ihrer Beanspruchbarkeit in Abhängigkeit von der äußeren Last. Dazu benötigt man einerseits die Kenntnis über das mechanische Verhalten des Klebstoffs bzw. der dünnen Klebschicht selbst und andererseits mathematische Modelle, mit denen dieses Verhalten beschrieben und Spannungs- bzw. Verformungszustände berechnet werden können. Diese müssen dann unterhalb von experimentell ermittelten Grenzwerten liegen, damit das geklebte Bauteil die gewünschten Anforderungen erfüllt.

### Literaturverzeichnis

1. Räckers, R.: Verbundwerkstoffe im Airbus. Vortrag 14. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Wien 2003. Tagungsband Verbundwerkstoffe 2003, Hrsg.: H. P. Degischer, Wiley-VCH-Verlag, Weinheim 2003, S. 55-57
2. Jennewein, C.-M.: Pers. Mitteilung, DaimlerChrysler AG, 2001

## MICROMECHANICS OF HETEROGENEOUS MATERIALS

*S. Schmauder*

Institut für Materialprüfung,  
Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF),  
Universität Stuttgart, Germany

### **Abstract**

Metal Matrix Composites (MMCs) contain significant residual stresses due to different thermal expansion coefficients from the metal and ceramic constituents which are believed to influence the mechanical properties of these materials to some extent - including changes in their failure behaviour.

In this contribution, a micromechanical approach is applied in order to study the influence of residual stresses on local as well as global properties of MMCs. A representative microstructural cut-out of an Al/10%SiC-composite is carefully meshed with finite elements in order to take phase boundaries into account. This mesovolume possesses all characteristic features of the material, such as volume fraction, distribution characteristics as well as the shape of the particles.

The deformation behaviour of this microstructure is analysed under large compressive external loading up to strains of about 10%. In addition, the failure behaviour is modelled using Rice&Tracey's damage parameter which was previously shown to model microstructural failure to a good approximation. It is found that although residual stresses do have some impact on failure initiation in the microstructure, strains due to external loading are much more of importance in this respect.

In order to illuminate the influence of particle shape and arrangement, artificial two-dimensional microstructures are analysed as well. It is found that particle alignments are not beneficial with respect to failure aspects. Results are given in terms of the maximum value and the distribution of the damage parameter. It is also found that damage follows the pattern of plastic deformation and is much less influenced by hydrostatic stresses than expected. Thus, damage nucleates between clusters of particles where shear deformation is concentrated in the matrix.

## DESCRIPTION OF THE MICRO CRACKING OF CFRP UNDER MATRIX DOMINATED FATIGUE LOADING

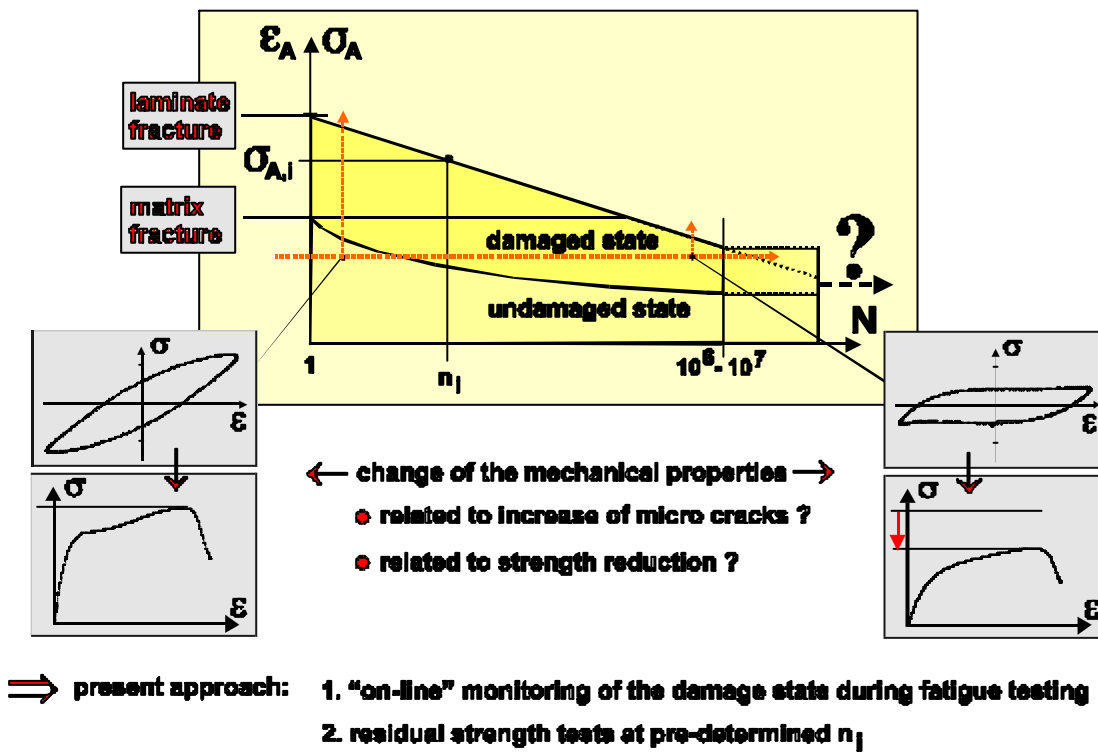
*V. Trappe, K.-W. Harbich*

**Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, Germany**

Advanced structures have to endure high, dynamic loads. Applying higher load levels in progressive CFRP (Carbon Fibre Reinforced Plastics) structures requires the knowledge of the fatigue behaviour, as this is of central importance for design. With respect to the specific non linear properties of CFRP a material model has been developed which enables the description of damage accumulation and fatigue behaviour of FRP with inner state variables.

Numerical calculations on measured stress-strain-time-curves provide a kind of „rheological fingerprint“ from which it is possible to determine a damage parameter which is proportional to the micro crack density. The advantage of this test method is the characterisation of the material properties „on line“ during fatigue testing. Measurements with X-ray refractography of inner surfaces on CFRP samples in the damaged state show a good correlation with the results of the numerical calculations.

In respect to reality loading conditions of FRP, studies on tube samples play a major part in the present investigations to determine the influence of „free edge effects“ and to perform two dimensional (tension-torsion) tests. In conclusion the results show that FRP tube samples enable a better understanding of the intralaminar fatigue behaviour of FRP.



Basic idea of the investigation

## ATOMARE PROZESSE IN COMPOSIT-GRENZFLÄCHEN

*J. Woltersdorf, A. Hähnel*

**Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik, Halle**

Die für Festigkeit und Bruchzähigkeit von Compositwerkstoffen verantwortlichen Mikro-mechanismen sind hauptsächlich in den Grenzschichten zwischen den Verbundkomponenten lokalisiert. Diese meistens komplex aufgebauten Schichten von oft nur atomaren Abmessungen sind eine Folge chemischer Transport- und Austauschreaktionen während der Prozeßführung, können aber auch durch Faservorbeschichtung vorgeprägt sein.

Die Eigenschaftsoptimierung der Composite durch Modifizierung der Grenzschicht-Reaktionskinetik erfordert daher eine Charakterisierung und reaktionskinetische Modellierung dieser Schichten [1-5]. Am Beispiel des ternären Systems Si-C-O, das für mechanisch und thermisch hochbelastbare Bauteile in Energietechnik, Antriebstechnik und Luftfahrt von großer Bedeutung ist, werden die atomaren Strukturen der Grenzschichten und abgeleitete Modelle für die in ihnen ablaufenden thermodynamischen Prozesse vorgestellt.

An Sandwiches aus polykristallinem SiC und Borosilikatglas, die speziellen Wärmebehandlungen ausgesetzt waren, wurde die Gültigkeit des von uns entwickelten Vierstufenmodells der Si-C-O-Reaktionsschichtbildung [5] auch für diese Verbundmaterialien nachgewiesen. Die Untersuchungen mit Methoden der hochauflösenden und analytischen Elektronenmikroskopie (HREM, EDXS, EELS, ELNES, EFTEM) ergaben, daß als Steuerparameter die strukturellen Besonderheiten der Reaktionspartner, die Prozeßtemperatur und der Sauerstoffpartialdruck an der SiC-Reaktionsfront fungieren.

An definiert orientierten SiC-Wafern, die bei 980°C und bei 1167°C in Glas eingeschmolzen wurden, zeigte sich, daß die Kinetik der Schichtbildung nicht nur durch die Vorgänge an der SiC-Interface und durch Diffusionsprozesse bestimmt wird, sondern auch durch Oxidationsprozesse an der Interface der Reaktionsschicht zum Glas [6]. Eine Vorbeschichtung der SiC-Oberfläche mit Platin bewirkt eine Graphitisierung und Mikrotextrurierung des Kohlenstoffes in der Reaktionsschicht zwischen SiC und Glas [7]. Die Identifizierung der chemischen Bindungszustände erfolgte sowohl durch den Vergleich mit ELNES-Strukturen von Standardproben (ELNES-Fingerprinting) als auch mit Hilfe der Ergebnisse quantenchemischer Berechnungen, die mit unterschiedlichen, problemangepaßten Verfahren gewonnen wurden [8].

- [1] WOLTERSDF, J., *Review*. Nova Acta Leopoldina NF 83 (317), 253-282 (2000)
- [2] PIPPEL, E., WOLTERSDF, J., HÄHNEL, A., SCHNEIDER, R., *Ceram. Trans., Amer.Ceram. Soc.* **57**, 273-278 (1995)
- [3] HÄHNEL, A., PIPPEL, E. und WOLTERSDF, J., *J. Microscopy (London)* **177** (3), 264-271 (1995)
- [4] WOLTERSDF, J., PIPPEL, E., HÄHNEL, A., *Z. Angew. Math. u. Mechan. (Wiley-VCH)* **78**, Suppl.1, 81-84 (1998)
- [5] HÄHNEL, A., PIPPEL, E., SCHNEIDER, R., WOLTERSDF, J., SUTTOR, D., *Composites Part A* **27A**, 685-690 (1996)
- [6] HÄHNEL, A., PIPPEL, E., WOLTERSDF, J., *Cryst. Res. Technol.* **35**, 663-674 (2000)
- [7] HÄHNEL, A., WOLTERSDF, J., *Materials Chemistry and Physics* 2003, in press
- [8] PIPPEL, E., LICHTENBERGER, O., WOLTERSDF, J., *J. Mater. Sci. Letters* **19**, 2059-2060 (2000)



## **TEILNEHMERLISTE**

---

<b>Andrianov</b>	<b>Igor</b>	Prof. Dr. Willi-Suth-Allee 28 50769 Köln igor_andrianov@hotmail.com
<b>Cuntze</b>	<b>Ralf-Georg</b>	Prof. Dr.-Ing. habil. MAN Technologie AG Franz-Josef-Strauß-Str. 5 86153 Augsburg, Germany Ralf_Cuntze@mt.man.de.
<b>Demiray</b>	<b>Serkan</b>	Dipl.-Ing. Universität Siegen Institut für Mechanik und Regelungstechnik Paul-Bonatz-Straße 9-11 57068 Siegen demiray@imr-mail.fb5.uni-siegen.de
<b>Dirkmorfeld</b>	<b>Heinrich</b>	Ing. grad. Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn Heinrich.Dirkmorfeld@ltm.uni-paderborn.de
<b>Ferber</b>	<b>Ferdinand</b>	PD Dr.-Ing. habil. Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn Ferdinand.Ferber@ltm.uni-paderborn.de
<b>Figiel</b>	<b>Lukasz</b>	Institut for Polymer Research Department of Mechanics Hohe Strasse 6 01069 Dresden
<b>Fortmeier</b>	<b>Manfred</b>	Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn Manfred.Fortmeier@ltm.uni-paderborn.de
<b>Hemptenmacher</b>	<b>Jörg</b>	Dr. DLR Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt, Institut für Werkstoff-Forschung Linder Höhe 51170 Köln

---

<b>Hentrich</b>	<b>Manuel</b>	Dipl. -Ing. Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn Manuel.Hentrich@ltm.uni-paderborn.de
<b>Herrmann</b>	<b>Klaus Peter</b>	o. Prof. em. Dr. rer. nat. Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jherr1@ltm.uni-paderborn.de
<b>Hohe</b>	<b>Jörg</b>	Dr.-Ing. Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik IWM, Wöhlerstraße 11 79108 Freiburg/Breisgau
<b>Kobelev</b>	<b>Vladimir</b>	PD Dr. rer. nat. Firma Muhr und Bender Postfach 360 57427 Attendorn vladimir.kobelev@mubea.com
<b>Kyrkach</b>	<b>Oleksiy</b>	Dipl.-Ing. Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik LB Faserverbundwerkstoffe Heideallee 19 06120 Halle/Saale
<b>Langhoff</b>	<b>Tom-Alexander</b>	Dipl.-Phys. Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12 76131 Karlsruhe Tom-Alexander.Langhoff@mach.uni-karlsruhe.de
<b>Lepenies</b>	<b>Ingolf</b>	Dipl.-Ing. Technische Universität Dresden Fakultät Bauingenieurwesen Institut für Mechanik und Flächentragwerke Georg-Bähr-Straße 1 01062 Dresden Ingolf.Lepenies@mailbox.tu-dresden.de
<b>Mahnken</b>	<b>Rolf</b>	Prof. Dr.-Ing. Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn Rolf.Mahnken@ltm.uni-paderborn.de

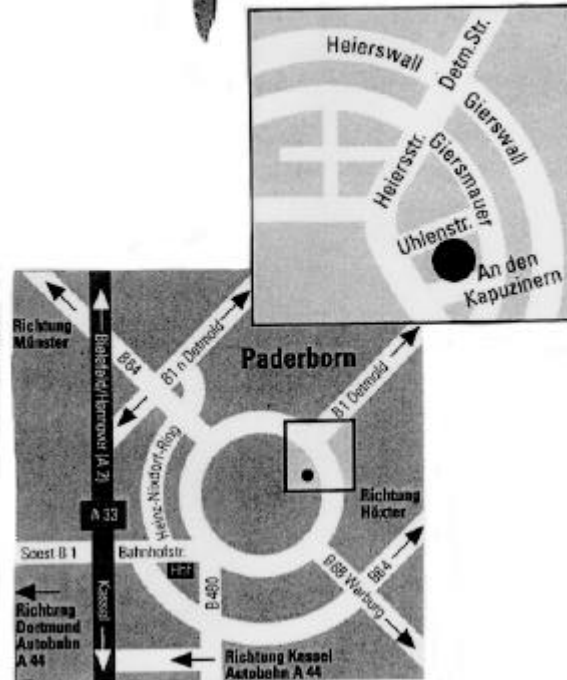
---

<b>Marotzke</b>	<b>Christian</b>	Dr.-Ing. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung Unter den Eichen 87 12205 Berlin Christian.Marotzke@bam.de
<b>Mittelstedt</b>	<b>Christian</b>	Dipl.-Ing. Universität Siegen Institut für Mechanik und Regelungstechnik - Mechatronik Paul-Bonatz-Straße 9-11 57068 Siegen mittelst@imr-mail.fb5.uni-siegen.de
<b>Müller</b>	<b>Wolfgang H.</b>	Prof. Dr. rer. nat. habil. Technische Universität Berlin, Fakultät V. Verkehrs- und Maschinensysteme, Institut für Mechanik, Sekr. MS 2 Einsteinufer 5 10587 Berlin Wolfgang.Mueller@TU-Berlin.de
<b>Neumann</b>	<b>Stefan</b>	Dr.-Ing. Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn Stefan.Neumann@ltm.uni-paderborn.de
<b>Nguyen</b>	<b>Van Son</b>	Dr.-Ing. Lehrstuhl für Technische Mechanik Fakultät für Maschinenbau Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jnguy1@ltm.uni-paderborn.de
<b>Noe</b>	<b>Alfons</b>	Dr.-Ing. Team EV-2 (Virtuelle Tests und Simulation) ZF Lemförder Fahrwerktechnik AG & Co. KG Postfach 1220 49441 Lemförde alfons.noe@zf-group.de
<b>Piat</b>	<b>Romana</b>	Dr. Universität Karlsruhe Institut für Technische Mechanik Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe Romana.Piat@mach.uni-karlsruhe.de

---

<b>Schlimmer</b>	<b>Michael</b>	Prof. Dr.-Ing. Universität Kassel Institut für Werkstofftechnik Mönchebergstr. 3 34109 Kassel schlimmer@uni-kassel
<b>Schmauder</b>	<b>Siegfried</b>	Prof. Dr. rer. nat. Universität Stuttgart Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre(IMWF) Pfaffenwaldring 32 70569 Stuttgart siegfried.schmauder@mpa.uni-stuttgart.de
<b>Schnack</b>	<b>Eckart</b>	Prof. Dr.-Ing. Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12 76128 Karlsruhe eckart.schnack@mach.uni-karlsruhe.de
<b>Trappe</b>	<b>Volker</b>	Dr.-Ing. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung Unter den Eichen 87 12205 Berlin volker.trappe@bam.de
<b>Woltersdorf</b>	<b>Jörg</b>	Prof. Dr. Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik Weinberg 2 06120 Halle wolt@mpi-halle.de

## INFORMATION



## KONTAKTADRESSE

Lehrstuhl für Technische Mechanik  
 Universität Paderborn  
 Warburger Straße 100  
 33100 Paderborn

Tel.: +49-5251-60-2284

Fax: +49-5251-60-3483

email: Rolf.Mahnken@ltm.uni-paderborn.de

www: <http://www-mb.uni-paderborn.de/LTM/Forschung/Workshops/AGC/agc.html>

## TAGUNGSADRESSE

### Liborianum Paderborn

An den Kapuzinern 5-7  
 33098 Paderborn

Tel.: +49-5251-121-3

Fax: +49-5251-121-555

Tagungsbüro: +49-5251-121-442

---

**INDEX**

---

**A**

Andrianov · 3, 8, 27

---

**B**

Becker · 10, 13, 18

---

**C**

Cuntze · 4, 9, 27

---

**D**

Danischevs'kyi · 8  
Demiray · 4, 10, 13, 27  
Dirkmorfeld · 27

---

**F**

Ferber · 27  
Figiel · 4, 11, 27  
Fortmeier · 27

---

**H**

Hähnel · 24  
Harbich · 23  
Hempenmacher · 5, 12, 28  
Hentrich · 28  
Herrmann · 3, 5, 28  
Hohe · 4, 10, 13, 28

---

**K**

Kobelev · 3, 14, 28  
Kyrkach · 4, 15, 28

---

**L**

Langhoff · 5, 16, 28  
Lauke · 11  
Lepenies · 4, 17, 29  
Librescu · 13

---

**M**

Mahnken · 3, 5, 29  
Marotzke · 29  
Mittelstedt · 3, 18, 29  
Müller · 3, 5, 19, 29

---

**N**

Neumann · 29  
Nguyen · 30  
Noe · 30

---

**P**

Peters · 12  
Pezzotti · 19  
Piat · 5, 20, 30

---

**R**

Richter · 17

---

**S**

Schäuble · 15  
Schlimmer · 3, 4, 5, 21, 30  
Schmauder · 3, 22, 30  
Schnack · 3, 4, 5, 16, 20, 30  
Schurmann · 12

---

**T**

Trappe · 4, 23, 31  
Trautmann · 12

---

**W**

Weichert · 8  
Woltersdorf · 5, 24, 31

---

**Z**

Zastrau · 17

## NOTIZEN