



**LABORATORIUM FÜR TECHNISCHE MECHANIK  
UNIVERSITÄT PADERBORN**



**11. Workshop  
Composite Forschung in der Mechanik  
8.-9. Dezember 1998  
Paderborn, Liborianum**

**o. Prof. Dr. rer. nat. K.P. Herrmann  
Laboratorium 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**





---

**PROGRAMM****Dienstag, 8. Dezember 1998**

---

9.00 Eröffnung

**SEKTION I: Analytisch-numerische Methoden**

(Chairman: E. Schnack)

9.10-9.35 **W. Becker**, Siegen: "Geschlossen-analytische Modellierung des Dickeneffekts in Sandwich-Hexagonalwabenkernen"

9.40-10.05 **J. Hohe**, Siegen: "Zur Berechnung der elastischen Effektiveigenschaften allgemeiner Sandwichwabenkerne und Zellstrukturen"

10.10-10.35 **S. Neumann**, Paderborn: "Die diskrete Fouriertransformation zur Spannungs-Dehnungsberechnung heterogener Festkörper aus linear-elastischem Material"

10.40-11.00 Kaffeepause

**SEKTION II: Analytisch-numerische Methoden**

(Chairman: W. Becker)

11.05-11.30 **C. Marotzke**, Berlin: "Ausbreitung von Mikrorissen in Faserverbundwerkstoffen"

11.35-12.00 **K. Linnenbrock**, Paderborn: "Bestimmung der Energiefreisetzungsrate bei räumlicher Rissausbreitung in thermisch beanspruchten Verbundmodellen"

12.15-14.00 Mittagspause

**SEKTION III: Mechanisches Verhalten von Composites**

(Chairman: W. Hufenbach)

14.00-14.25 **W. Dreyer**, Berlin: "Thermodynamik und statistische Mechanik von Zinn/Blei Legierungen"

14.30-14.55 **R. Meske**, Karlsruhe: "Analytische und numerische Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Verbundwerkstoffen"

15.00-15.25 **E. Schrader**, Braunschweig: "Energetische Betrachtungen zur Wahl der Einzelschichtdämpfungen für transversal isotrope Faserverbundwerkstoffe"

15.30-16.00 Kaffeepause

**SEKTION IV: Mechanisches Verhalten von Composites**

(Chairman: C. Marotzke)

- 16.00-16.25    **W. Weikl**, Karlsruhe: "Bestimmung von Delaminationsschäden in CFK-Verbundwerkstoffen - ein inverses Problem"
- 16.30-16.55    **I. Kreja**, Aachen: "Geometrically non-linear analysis of laminated shells"
- 17.00-17.25    **T. Westphal**, Karlsruhe: "Hierarchical BEM for improved plate bending models"
- 17.30-18.30    **F. Ferber**, Paderborn: "Poster-Präsentation des LTM"
- 19.00            Abendessen im Liborianum

**Mittwoch, 9. Dezember 1998**

---

**SEKTION V: Mechanisches Verhalten und Experimentelle Methoden**

(Chairman: K.P. Herrmann)

- 9.00-9.25        **W. Hufenbach**, Dresden: "Temperatur- und schwindungsbedingte Deformationszustände bei unsymmetrischen Mehrschichtverbunden"
- 9.30-9.55        **A. Noe**, Unterlüß: "Zur Identifizierbarkeit konstitutiver Parameter in strukturellen Grenzschichten (Interphases)"
- 10.00-10.25     Kaffeepause
- 10.30-10.55     **J. Woltersdorf**, Halle: "Ternäre Nanocarbide in Metallmatrix-Composites und ihre Rolle bei der Optimierung von Verbundeigenschaften"
- 11.00-12.00     Abschlußdiskussion
- 12.15-14.00     Mittagessen im Liborianum

## **ABSTRACTS**

## **GESCHLOSSEN-ANALYTISCHE MODELLIERUNG DES DICKENEFFEKTS IN SANDWICH-HEXAGONALWABENKERNEN**

***W. Becker***

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

Im Leichtbau der Luft- und Raumfahrt ist die Verwendung der Sandwich-Bauweise sehr verbreitet. Beim Sandwich handelt es sich im wesentlichen um eine dreischichtige Konstruktion, die aus einer oberen und unteren Deckschicht sowie dem dazwischen liegenden Kern besteht. Als Kerne sind vor allem Wabenkerne mit hexagonalen Einzelzellen gebräuchlich. Die Wabenkerne spielen zum einen die Rolle eines Abstandhalters zwischen den Sandwich-Deckschichten, zum anderen tragen sie aber auch zur ebenen Steifigkeit des gesamten Sandwichs bei. Aufgrund der Kopplung der Deformationen des Kerns mit denen der Deckschichten ist der Steifigkeitsbeitrag des Kerns nicht einfach proportional zu seiner Gesamtdicke, wie man erwarten könnte. Vielmehr erweist sich die effektive Kernsteifigkeit als nichtlineare Funktion der Kerndicke, was man als „Dickeneffekt“ bezeichnet. Zur Erfassung und Beschreibung des Dickeneffekts wird eine geschlossen-analytische Modellierung und Analyse vorgestellt. Ausgangspunkt der Betrachtung ist dabei das Verhalten einer repräsentativen Elementarzelle des zellulären Wabenkerns. Für gegebene makroskopische Dehnungen erfolgt zunächst eine näherungsweise Beschreibung des Verschiebungsfeldes in den entsprechenden Zellwänden. Aus den Zellwanddeformationen lassen sich direkt die zugehörigen Dehnungen und schließlich auch die gesamte Formänderungsenergie für die betrachtete Elementarzelle ermitteln. Die effektiven Kernsteifigkeiten erhält man dann einfach über die entsprechenden partiellen Ableitungen der Formänderungsenergie nach den makroskopischen Dehnungen, und zwar in geschlossen-analytischer Form. Es stellt sich heraus, daß der Dickeneffekt praktisch zu einer Verdoppelung ebener Kernsteifigkeiten führen kann. Die erhaltenen Ergebnisse werden durch entsprechende Finite-Elemente-Analysen bestätigt. Im Gegensatz zu den Finite-Elemente-Analysen kommt die geschlossen-analytische Erfassung des Dickeneffekts mit recht geringem numerischen Aufwand aus und ist für Parameterstudien sehr vorteilhaft.

**THERMODYNAMIK UND STATISTISCHE MECHANIK  
VON ZINN/BLEI LEGIERUNGEN  
*W. Dreyer*<sup>1</sup> und *W.H. Müller*<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> **Weierstrass Institute for Applied Analysis and Stochastics, Berlin**

<sup>2</sup> **Department of Mechanical and Chemical Engineering  
Heriot-Watt University, Riccarton, Edinburgh, Great Britain**

Wir beschreiben und berechnen den Entmischungsprozess, welcher während thermo- mechanischer Belastung von Zinn/Blei Legierungen auftritt, die als Lotverbindungen in mikroelektronischen Bauteilen verwendet werden. Die Morphologie der jungfräulichen Legierung besteht aus feinen Lamellen von abwechselnden Schichten hoher Blei und hoher Zinn Konzentration. Im Einsatz ist die Legierung hohen Temperaturen ausgesetzt, die 80% der Schmelztemperatur erreichen können. Darüber hinaus kommt es häufig zu thermo- mechanischer Belastung. Als Folge ändert sich die anfängliche Morphologie drastisch.

Das thermomechanische Modell basiert auf einer binären Mischungstheorie, die höhere Dehnungs- und Konzentrationsgradienten berücksichtigt. Diese treten als nichtklassische Beiträge in der Freien Energie auf und verändern hierdurch die resultierenden Material- gleichungen für Spannung und Diffusionsfluß. Die explizite Form der Freien Energie wird motiviert auf der Basis der statistischen Mechanik des Kristallgitters. Der zweite Hauptsatz der Thermodynamik setzt Spannung und Diffusionsfluß in komplexer Weise zu Ableitungen der freien Energie in Beziehung.

Drei Mechanismen offenbaren sich als treibende Kräfte für die beobachteten Morphologieänderungen: Der erste Mechanismus ist klassische Diffusion, wodurch der Entmischungsprozess überhaupt in Gang gesetzt wird. Der zweite Mechanismus ist die Oberflächen- spannung an den Phasengrenzen, welche ihre Zahl, Steilheit, Orientierung und die endgültige Gestalt kontrolliert. Die Anisotropie der Oberflächen- spannung erklärt auch die typische eutektische Struktur, so wie sie in Zinn/Blei Legierungen beobachtet wird. Drittens treten thermomechanische Spannungen auf, die ebenfalls zu einer Entmischung der Zinn/Blei Mikrostruktur führen. Ihr Beitrag zum Diffusionsfluß basiert auf Eigendehnungen, die zurückgehen auf lokal unterschiedliche thermische Ausdehnungsparameter der anisotropen Phasen, sowie auf globale Spannungen, welche eine Folge der unterschiedlichen Materialien sind, die in einem mikroelektronischen Bauteil Verwendung finden.

Das resultierende System von Feldgleichungen für die Felder der Dehnung und der Konzentration ist vom elliptisch-parabolischen Typ. Fourier Transformation und Spektral Theorie werden zur numerischen Auswertung des thermomechanischen Diffusionsproblems in einem repräsentativen Volumenelement verwendet.

## ZUR BERECHNUNG DER ELASTISCHEN EFFEKTIVEIGENSCHAFTEN ALLGEMEINER SAND-WICHWABENKERNE UND ZELLSTRUKTUREN

*J. Hohe und W. Becker*

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

Wabenförmige Zellstrukturen spielen im Bereich der Sandwichkonstruktion als Kernmaterial eine große Rolle. Die am weitesten verbreitete Konfiguration ist hierbei der reguläre Hexagonal-Wabenkern. Daneben besteht jedoch eine Vielzahl an weiteren Möglichkeiten zum Aufbau von zellulären Strukturen. Im Rahmen des gegenwärtigen Beitrages sollen die Komponenten des effektiven Elastizitätstensors von zellulären Materialien mit allgemein unsymmetrischem Zellaufbau als Funktion der Zellgeometrie und -topologie ermittelt werden. Vergleichend werden dabei Strukturen mit dreieck-, viereck- und sechseckförmigen Zellen untersucht.

Zur Ermittlung der elastischen Effektiveneigenschaften wird ein energetisches Homogenisierungsverfahren hergeleitet und angewandt. Hierzu wird ein repräsentatives Volumenelement der jeweils vorliegenden Zellstruktur betrachtet. Zum Vergleich wird ein zweites Volumenelement gleicher Form und Größe herangezogen, welches aus homogenem Material mit vorerst unbekanntem Eigenschaften besteht. Die Materialeigenschaften dieses "effektiven" Materials können dann aus der Forderung abgeleitet werden, daß das mechanische Verhalten beider Volumenelemente auf makroskopischer Ebene identisch sein muß. Im Rahmen dieses Beitrages wird davon ausgegangen, daß gleiches mechanisches Verhalten auf makroskopischer Ebene dann vorliegt, wenn bei makroskopisch gleicher Deformation in beiden Volumenelementen die gleiche Verzerrungsenergie auftritt. Postuliert man ein effektives Stoffgesetz vom linear elastischen Typ, so sind zur Bestimmung von dessen 21 Werkstoffkonstanten 21 unabhängige Deformationszustände zu betrachten.

Die Deformationszustände beider Volumenelemente werden als makroskopisch äquivalent angesehen, wenn das Integral des infinitesimalen Verzerrungstensors über das gesamte Zellvolumen gleich ist, wobei auch die Verzerrungen der Hohlräume zu berücksichtigen sind. Durch Anwendung des GREENSchen Theorems wird das Volumenintegral in ein Oberflächenintegral überführt. Wird im Fall des repräsentativen Volumenelementes mit der realen Mikrostruktur das Verschiebungsfeld der Hohlräume in geeigneter Weise aus dem Verschiebungsfeld der umgebenden Zellwände interpoliert, so ist eine direkte Auswertung der Oberflächenintegrale und somit eine Zuordnung makroskopisch gleicher Deformationszustände beider Volumenelemente möglich.

Die Berechnung der Verzerrungsenergie erfolgt vergleichend mit einem vereinfachten, auf der klassischen TIMOSHENKO-Balkentheorie basierenden Ansatz und unter Zuhilfenahme einer ebenfalls schubweichen Schalentheorie, welche die Einbeziehung von transversalen Gradienten ermöglicht. Im ersten Fall ist eine voll analytische Lösung möglich, während die Auswertung im zweiten Fall numerisch mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente erfolgt.

Das Verfahren wird exemplarisch zur vergleichenden Analyse allgemeiner nicht-orthotroper Sandwichkerne und Gitterstrukturen mit dreieck-, viereck- und sechseckförmigen Zellen eingesetzt und verifiziert. Hierbei zeigt sich eine gute Genauigkeit der vereinfachten analytischen Lösung bei gleichzeitig hoher numerischer Effizienz.

## TEMPERATUR- UND SCHWINDUNGSBEDINGTE DEFORMATIONSZUSTÄNDE BEI UNSYMMETRISCHEN MEHRSCICHTVERBUNDEN

*W. Hufenbach, L. Kroll und M. Gude*

**Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik (ILK),  
Technische Universität Dresden**

Bei der Herstellung von Mehrschichtverbundstrukturen aus unterschiedlich orientierten faserverstärkten Kunststoffen entstehen aufgrund der hier vorliegenden richtungsabhängigen Ausdehnung der orthotropen Einzelschicht un stetige Eigenspannungsverläufe über die Laminatdicke. Dabei wird das Eigenspannungsniveau bei den oft eingesetzten Verbunden mit duroplastischer Matrix nicht nur durch die thermischen und die zeitlich verzögerten feuchtigkeitsbedingten Einwirkungen sondern auch durch die chemische Schwindung infolge Aushärtung wesentlich bestimmt. Derartige Einflüsse dürfen daher bei einem zuverlässigen Dimensionierungsnachweis nicht unberücksichtigt bleiben.

Aufgrund der Schwierigkeiten bei der direkten experimentellen Bestimmung der für Konstruktionszwecke erforderlichen charakteristischen Schwindungsmaße der Einzelschicht ist auf Basis der aus den Eigenspannungen resultierenden Verformungen unsymmetrischer Lamine eine indirekte Methode zur Berechnung dieser richtungsabhängigen Maße entwickelt worden.

Den Ausgangspunkt zur mathematischen Beschreibung der out-of-plane Deformationen bilden dabei erweiterte nichtlineare Spannungs-Verformungs-Beziehungen (z. B. [1]). Das Extremalprinzip des elastischen Potentials und die Verwendung des Rayleigh-Ritz-Verfahrens führen dann auf ein nichtlineares Gleichungssystem zur Bestimmung der Laminatverformungen (etwa [2]). In Abhängigkeit von der Laminatgröße und vom Aufbau der unsymmetrischen Lamine ergeben sich unterschiedliche Lösungen für den Deformationszustand. So stellen sich beispielsweise bei  $[0_n/90_n]$ -Verbunden entweder eine Sattelform oder zwei gleichwertige zylindrische Formen ein, während beim allgemeinen  $[+\theta_n/-\theta_m]$ -Aufbau eine Verdrillung bzw. eine oder zwei zylindrische Formen auftreten können.

Mit Hilfe der entwickelten indirekten Methode können aus den theoretisch ermittelten Laminatkrümmungen und den experimentell bei Raum- und bei Aushärtetemperatur bestimmten Krümmungen die benötigten richtungsabhängigen Schwindmaße berechnet werden. Das erstellte Berechnungsmodell wurde zunächst für Grenzzustände asymptotischer Werte unendlich großer und unendlich kleiner Laminatabmessungen mittels der klassischen Laminattheorie und in umfangreichen Experimenten bei glas- und kohlenstofffaserverstärkten Epoxidharzlaminate unterschiedlicher Schichtanordnungen verifiziert [3].

### Literatur

- [1] Kauderer, H.: Nichtlineare Mechanik, Springer Verlag, Berlin (1958)
- [2] Hyer, M.W.: Calculation of the Room-Temperature Shapes of Unsymmetric Laminates, Journal of Composite Materials 15 (1981), 296-310
- [3] Hufenbach, W.; Kroll, L.; Gude, M.: Residual stresses and deformation behaviour of unsymmetric composites. Proceedings of the International Technical Conference "Engineering Polymers and Composites", 06.-09.10.1998, Ustron, Polen

## GEOMETRICALLY NON-LINEAR ANALYSIS OF LAMINATED SHELLS

V. Ferro <sup>1</sup>, I. Kreja <sup>2</sup> und D. Weichert <sup>3</sup>

<sup>1</sup> University of Lille, Lille, France

<sup>2</sup> Technical University of Gdansk, Gdansk, Poland

<sup>3</sup> Rheinisch Westfälische Technische Hochschule, Aachen

A numerical algorithm for elastic large deformation analysis of anisotropic shells is presented. A large rotation shell theory proposed by Librescu [1] has been adopted as the basis in the presented approach. It is assumed that the shell is composed of a finite number of individually homogeneous layers. Each layer is made of linearly elastic and anisotropic material. The layers are perfectly bonded and no slip between them is possible. The displacement field in the shell is described with the simple first-order shear deformation model.

The incremental, Total Lagrangian formulation of the theory has been developed and implemented in the Finite Element Method computer code. The 8-node Serendipity-type finite elements with reduced integration have been applied in the program. The Riks-Wempner-Ramm arc-length control method has been provided in the present algorithm to allow for the investigation of snap-through and snap-back problems. The possibility of the proposed algorithm is tested in several illustrative numerical examples. The results of the refined von Kármán shell theory and the moderate rotation shell theory [2] are included for comparative analyses.

### References

1. Librescu L.: Refined geometrically nonlinear theories of anisotropic laminated shells, Quarterly of Applied Mathematics, Vol. XLV (1987), pp. 1-22.
2. Kreja I., Schmidt R. and Reddy J. N.: Finite elements based on a first-order shear deformation moderate rotation shell theory with applications to the analysis of composite structures, *Int. J. Non-Linear Mechanics*, Vol. 32 (1997), pp.1123-1142.

## BESTIMMUNG DER ENERGIEFREISETZUNGSRATE BEI RÄUMLICHER RISSAUSBREITUNG IN THERMISCH BEANSPRUCHTEN VERBUNDMODELLEN

*K. Linnenbrock, F. Ferber und K.P. Herrmann*

**Laboratorium für Technische Mechanik,  
Universität Paderborn**

Die systematische Untersuchung zur Entstehung und zum Ausbreitungsverhalten von Rissen in dreidimensionalen Verbundkörpern unter Einwirkung homogener stationärer Temperaturlasten, wie sie insbesondere in modernen Bauelementen der Mikroelektronik auftreten, wurde mittels Eigenspannungsexperimenten durchgeführt, deren Ergebnisse in Form von Stützpunkten der Rißfläche zu verschiedenen Zeitpunkten genutzt werden, um eine Finite-Element Modellierung vorzunehmen. Hierzu wurde das Verbundmodell für sechs verschiedene Rißstadien mit 20 Knoten Elementen vernetzt.

Zur Ableitung eines Rißfortschrittskriteriums wurde sowohl das J-Integral, durch Anwendung eines im FE-Programm implementierten Postprozessors, als auch das 3-D-Modified-Virtual-Crack-Closure-Integral auf der Basis der Energiefreisetzungsrates nach Irwin eingesetzt. Hierzu wurde ein FE-Postprozessor auf Grundlage der in Gleichung (1) für die Eckknoten und in Gleichung (2) für die Seitenmittelknoten dargestellten Auswertalgorithmen entwickelt.

$$G_i^{(k)} = \frac{1}{\Delta t \Delta a} \left( \frac{1}{4} F_{2i}^{(k)} u_{2i}^{(k)} + \frac{1}{2} (F_{1i}^{(k)} u_{1i}^{(k)} + F_{3i}^{(k)} u_{3i}^{(k)}) + \frac{1}{4} F_{4i}^{(k)} u_{4i}^{(k)} \right), i = \text{I, II, III} \quad (1)$$

$$G_i^{(k)} = \frac{1}{\Delta t \Delta a} \sum_{j=1}^5 F_{ji}^{(k)} u_{ji}^{(k)}, i = \text{I, II, III} \quad (2)$$

Das J-Integral konnte hierbei keine zufriedenstellenden Ergebnisse liefern, da durch die ungleichmäßige Integration in den beiden Teilsystemen stark oszillierende Werte auftraten. Die Gesamtenergiefreisetzungsrates  $G$  und die nach den Rißmodi separierten Energiefreisetzungsrates wurden für verschiedene virtuelle Rißablenkwinkel eines Rißstadiums mit dem 3-D-Modified-Virtual-Crack-Closure-Integral bestimmt. Durch den Vergleich des experimentell aufgenommen Rißfortschritts mit den simulierten Rißablenkwinkeln kann deduziert werden, daß sich der Riß in die Richtung ausbreitet, in der die Mode II Energiefreisetzungsrates  $G_{II}$  minimal und die Mode I Energiefreisetzungsrates  $G_I$  maximal wird. Eine Aussage über den Einfluß von  $G_{III}$  auf den Rißfortschritt kann die Simulation noch nicht liefern.

### Literatur:

1. Herrmann, K.P.; Dong, M.: Wärmespannungsrisse in Zweiphasenmedien unter homogenen und inhomogenen Temperaturverteilungen. In: Werkstoffkunde. Beiträge zu den Grundlagen und zur interdisziplinären Anwendung. (Eds. P. Mayr, et al.), DGM Informationsgesellschaft Verlag, 343-352, (1991).
2. Buchholz, F. G.; Umlauf, B.; Dietrich, S.: Mixed-Mode- und Mehrachsigkeitseinflüsse bei der FE-Analyse von CTS-Proben endlicher Dicke. Proceed. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, 371-381, (1993).
3. Shivakumar, K. N.; Tan, P. W.; Newman J. C.: A virtual crack-closure technique for calculating stress intensity factors for cracked three-dimensional bodies. Int. Journal of Fracture 36, R43-R50, (1988).

**FRACTURE MECHANICAL ANALYSIS  
OF FAILURE PROCESSES  
IN MICROMECHANICAL TESTS**

*C. Marotzke*

**Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM), Berlin**

The debonding process arising in micromechanical tests such as pull-out and fragmentation tests is investigated by means of the finite element method. To this end, the propagation of interface and radial cracks is simulated. In order to prevent interpenetration of the crack faces and to allow frictional shear stresses to act in the debonded interface, contact elements are used. The mixed-mode energy release rate as well as the mode I and mode II parts are calculated by using the virtual crack closure method. The analyses are performed for glass and carbon fibers embedded in thermoplastic matrices. It is shown that in case of the pull-out test, the mode ratio changes dramatically during the first phase of the crack from dominating mode I to mode II. It turns out that the strain energy stored during the cooling process strongly increases the total energy release rate and must not be neglected in the evaluation of experimental data. The frictional shear stresses arising in the debonded interface as a result of the thermally induced radial compressive stresses, on the other hand, lead to a significant reduction of the energy release rate.

In order to gain some insight into the elementary fracture processes taking place in fiber reinforced composites, the pull-out process of a single fiber from a composite is analysed using a three-phase model, this is, a single fiber embedded in a matrix cylinder surrounded by an equivalent composite material. The calculations reveal, that the neighbouring fibers lead to a strong reduction of the energy release rate, especially of the thermally induced part. In addition to the numerical work, some experimental results of pull-out tests are presented showing the stable propagation of interface cracks.

A totally different fracture process is encountered in fragmentation tests. The intensity of the stress concentrations around the broken fiber end are much higher compared with pull-out tests, and the fiber break causes the release of an enormous amount of strain energy. This means that the first phase of failure takes place unstably. Several combinations of radial and interface cracks are analysed. Furthermore, the energy release rate is calculated for the subsequent stable interface crack by varying the interfacial friction and the stiffness ratio of fiber to matrix. Contrary to the pull-out test, the interfacial failure is due to shear stresses. The role of the initial stresses due to cooling as well as the influence of friction on the interfacial crack propagation is studied. Furthermore, the stress field in the vicinity of the interface is compared with results of the simple data reduction schemes, e.g. shear lag analyses. It comes out that the simple models lead to serious discrepancies, for example due to the neglect of the radial stresses in the interface as well as of the initial stresses.

The calculations show that the evaluation of pull-out and fragmentation experiments requires an advanced analysis, taking into account the initial stresses as well as friction in the interface, since they have an essential influence on the fracture process.

**ANALYTISCHE UND NUMERISCHE BESTIMMUNG  
DER MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN  
VON VERBUNDWERKSTOFFEN**

**R. Meske und E. Schnack**

**Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre,  
Universität Karlsruhe**

Die mechanischen Eigenschaften von Verbundwerkstoffen können mit theoretischen Modellen bei entsprechenden Annahmen über die Geometrie der einzelnen Phasen aus der Volumenkonzentration und den Materialkonstanten der Phasen berechnet werden. Ein solches Modell stellt die selbstkonsistente Methode nach Hill (1965) dar, bei der die Materialeigenschaften des Verbundes durch Einlagerung eines Partikels direkt in den Verbund mit den zu bestimmenden Eigenschaften berechnet werden. Bei diesem Ansatz wird auf die Ergebnisse von Eshelby (1957) für einen ellipsoidförmigen Einschuß zurückgegriffen. Eine Verbesserung der selbstkonsistenten Methode ist das Drei-Phasen-Modell nach Christensen & Lo (1979), bei dem das eingelagerte Partikel zusätzlich mit einer Matrixschale umgeben wird, wodurch das Modell auf der Mesoebene korrekt definiert wird.

Das Drei-Phasen-Modell kann auch verwendet werden, um mechanische Eigenschaften eines Verbundes numerisch zu berechnen. Dabei wird eine Verbund-Kugel (Einschuß mit Matrixschale) in ein genügend großes Gebiet des unbekanntes effektiven Mediums eingelagert. Die mechanischen Eigenschaften werden dann iterativ aus der Spannung und Dehnung in der Einschuß und in Matrixschale bei einer bestimmten Belastung berechnet. Der Vorteil dieser Vorgehensweise ist, daß nichtlineares Materialverhalten und komplizierte Geometrien der Einschlüsse auf einfache Weise berücksichtigt werden können.

Die analytischen und numerischen Ergebnisse werden mit FEM-Berechnungen von repräsentativen Volumenelementen aus bis zu 90 kugel- oder würfelförmigen Einschlüssen in einem Matrixmaterial verglichen, wodurch Aussagen über die Genauigkeit und Gültigkeit des Modells möglich werden.

### **Literatur**

1. Hill, R. (1965), A self-consistent mechanics of composite materials. *J. Mech. Phys. Solids* **13**, 213-222.
2. Eshelby, J. D. (1957), *Proc. Roy. Soc. A* **241**, 376.
3. Christensen, R. M. and Lo, K. H. (1979), Solutions for effective shear properties in three phase sphere and cylinder models. *J. Mech. Phys. Solids* **27**, 315-330.
4. Hashin, Z. (1983), Analysis of composite materials - A survey. *Journal of Applied Mechanics* **50**, 481-505.

**DIE DISKRETE FOURIERTRANSFORMATION  
ZUR SPANNUNGS-DEHNUNGSBERECHNUNG  
HETEROGENER FESTKÖRPER  
AUS LINEAR-ELASTISCHEM MATERIAL**

***K. Herrmann*<sup>1</sup>, *W.H. Müller*<sup>2</sup> und *S. Neumann*<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Laboratorium für Technische Mechanik, Universität Paderborn

<sup>2</sup>Department of Mechanical and Chemical Engineering

Heriot-Watt University, Riccarton, Edinburgh, Great Britain

Die Anwesenheit einer „zweiten Phase“ in einem Festkörper führt in der Regel zur Bildung von lokalen Eigendehnungen. Ein Beispiel hierfür sind Dehnungen in partikel- oder faserverstärkten Verbundwerkstoffen, die infolge der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der zweiten Phase und des sie umgebenden Matrixmaterials entstehen. Bekannt in diesem Zusammenhang sind Eigendehnungen, die durch die thermische Fehlpassung zwischen einer annähernd kugelförmigen Inklusion aus Zirkondioxid in einer Matrix aus Aluminiumoxid entstehen (vgl. Mader, Philosophical Magazin **A55** (1), pp. 59-83, 1987). Eine weitere Ursache von Eigendehnungen können Morphologieänderungen (Texturbildungen) auf Mikrostrukturebene sein, wie sie bei teilstabilisiertem Zirkondioxid zu beobachten sind.

In jüngerer Zeit hat die diskrete Fouriertransformation (DFT) in der Festkörpermechanik verstärkt Beachtung gefunden, und zwar gerade bei der Berechnung von Spannungen und Dehnungen sowie bei der Untersuchung ihres Einflusses auf Morphologieänderungen (z. B. in den Arbeiten von Dreyer, Periodic Progress Report, BRITE/EURAM BRE2-CT92-0176, 1994; Wang and Khachaturyan, Acta metall. Mater. **45** (2), pp. 759-773, 1995; Müller, Journal de Physique III, 6, C1-139-C1-148, 1996; Moulinec and Suquet, Comp. Math. Appl Mech. Engng., 1998, in print).

In unserem Vortrag geht es darum, die lokalen Spannungen und Dehnungen in einem RVE aus linear-elastischem Material zu berechnen, das Heterogenitäten enthält.

In diesem Sinne wird in diesem Beitrag:

1. Das zugehörige Randwertproblem vorgestellt;
2. Ein kurzer Überblick zur DFT geliefert;
3. Die „equivalent inclusions method“ (Mura 1987) skizziert, mit deren Hilfe eine Integralgleichung für die gesuchten Verzerrungen hergeleitet wird;
4. Diese Integralgleichung mit Hilfe der DFT auf numerischen Wege gelöst;
5. Das numerische Verfahren auf einige klassische Probleme der Elastizitätstheorie angewendet, und die Ergebnisse werden den entsprechenden analytischen Lösungen gegenübergestellt.

## ZUR IDENTIFIZIERBARKEIT KONSTITUTIVER PARAMETER IN STRUKTURELLEN GRENZSCHICHTEN (*INTERPHASES*)

A. Noe

### Forschungs- und Entwicklungszentrum, Unterlüß (TZN), Unterlüß

Die mechanische Leistungsfähigkeit von Werkstoffverbunden, wie Composites, wird wesentlich von den Materialeigenschaften im Übergangsbereich zwischen der Faser und der Matrix beeinflusst. Diese materielle Zone im Übergangsbereich von Faser und Matrix wird als *Interphase* bezeichnet und stellt im Gegensatz zum *Interface*, welches diskontinuierliche Sprünge der Materialeigenschaften von der Faser zur Matrix annimmt, eine verfeinerte Modellbildung dar. Die physikalischen oder chemischen Prozesse bei der Herstellung von Werkstoffverbunden aber auch die ingenieurmäßig gewollte Beeinflussung von (mechanischen) Grenzschichteigenschaften geht mit der Problematik der Identifizierbarkeit der konstitutiven Parameter von *Interphases* einher.

Für die experimentelle Bestimmung der konstitutiven *Interphase*-Parameter stehen mit der Scanning Tunneling Microscopy (STM) oder der Atomic Force Microscopy (AFM) Meßmethoden zur Verfügung [Knauss et al.], deren Auflösungsvermögen die klassischen Methoden der experimentellen Mechanik weit übertreffen und die Identifikation von Grenzschichtparametern durch die Messung von Verschiebungsfeldern prinzipiell ermöglichen.

Um den Zusammenhang zwischen konstitutiven Parametern und Verschiebungen zu quantifizieren, wurden physikalisch realistische Grenzschichtmodelle in eine Einheitszelle implementiert. Für elastisch isotropes und axialsymmetrisches Werkstoffverhalten wurde eine gewöhnliche DGL mit variablen Koeffizienten für die axialen Verschiebungen abgeleitet, die lediglich vom radialen Verlauf eines Materialparameters, des Schubmoduls  $\mu = \mu(r)$ , abhängt und für alle physikalisch relevanten Grenzschichtmodelle analytisch gelöst werden kann. Um Einflüsse der Geometrie der Einheitszelle und der experimentell realisierbaren Belastungen zu erfassen, wurden die axialen Verschiebungen für die Randbedingungen des axialen Zuges (pull-out) und des axialen Schubs berechnet. Die Resultate der durchgeführten Simulationen werden diskutiert.

**ENERGETISCHE BETRACHTUNGEN ZUR WAHL  
DER EINZELSCHICHTDÄMPFUNGEN  
FÜR TRANSVERSAL ISOTROPE FASERVERBUNDWERKSTOFFE**

*E. Schrader*

**Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V.  
Institut für Strukturmechanik, Braunschweig**

Das dynamische Verhalten eines Bauteils hängt neben der Steifigkeit, Masse und Geometrie stark von der Dämpfung des Materials und der Struktur ab. Im Bereich der Materialdämpfung kommt modernen, aus polymeren Kohlenstoffaserverbundwerkstoffen gefertigten Leicht-baustrukturen das hohe Dämpfungspotential des viskoelastischen Matrixwerkstoffes zugute. Zusätzlich erlaubt die Vielzahl der Werkstoffparameter, wie etwa Faser-Matrix-Kombination, Faservolumengehalt, Schichtdicken und Faserorientierungen, einen großen Gestaltungsspielraum bei der strukturendynamischen Auslegung und Optimierung von geschichteten Verbundstrukturen.

Da für Faserverbundwerkstoffe nicht nur die elastischen Kennwerte, sondern auch die Materialdämpfungskenngrößen richtungsabhängig sind, variiert die Dämpfung zusätzlich je nach Art der tatsächlich ausgeführten Schwingungsform erheblich. Dadurch ist es zwingend notwendig, das modale Verformungsverhalten der Struktur in eine Dämpfungsberechnung einzubeziehen, wozu sich die Methode der Finiten Elemente anbietet.

Ausgehend von der Bestimmung der viskoelastischen Kennwerte der Einzelschicht werden die Berechnungsvorschriften für finite Elemente aufgezeigt. Hierzu werden drei verschiedene Modelle der Berechnung des Dämpfungsverhaltens polymerer Faserverbundwerkstoffe mittels finiter Elemente dargestellt und miteinander verglichen. Es handelt sich dabei um eine Energiemethode und zwei Verfahren, die komplexwertige Werkstoffkennwerte benutzen.

Derzeit ist kein adäquates Verfahren zur Bestimmung der mit der Querschubspannung  $\tau_{23}$  korrespondierenden Dämpfungskenngröße der Einzelschicht verfügbar. Um eine realistische Einbeziehung der Querschubdämpfung zu ermöglichen, wird ein Verfahren zur rechnerisch-experimentellen Bestimmung aller notwendigen Dämpfungskennwerte einer transversal isotropen Einzelschicht hergeleitet. Bei der für dieses Verfahren genutzten Aufteilung der Formänderungsenergie auf die einzelnen Spannungskomponenten kommt es zu Zwischenergebnissen, welche zunächst aus physikalischen Aspekten nicht plausibel erscheinen.

Zur Absicherung der Ergebnisse wird in einer energetischen Untersuchung gezeigt, daß die Dämpfungsgrößen der Einzelschicht materialabhängigen Einschränkungen unterliegen. Hierzu wird eine in Berechnungsprogrammen leicht auswertbare Bedingung für die Einzelschichtdämpfungen angegeben, welche Ergebnisse für die modalen Dämpfungen vermeidet, die im Hinblick auf Energieerhaltung physikalisch inkonsistent sind.

**Literatur:**

1. Schrader, E., *Optimierung der Werkstoffdämpfung polymerer Faserverbundstrukturen mittels der Methode der Finiten Elemente*. Shaker Verlag, Aachen, 1998.

**BESTIMMUNG VON DELAMINATIONSSCHÄDEN  
IN CFK-VERBUNDWERKSTOFFEN  
– EIN INVERSES PROBLEM**

**W. Weigl und E. Schnack**

**Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre,  
Universität Karlsruhe**

Delaminationen stellen einen häufigen und entscheidenden Versagensmechanismus für Verbundwerkstoffe dar. Insbesondere die Größe und (Zwischenschicht) Lage der Delamination ist ausschlaggebend für die verbleibende Reststeifigkeit des Materials. Die zerstörungsfreie Identifikation solcher innerer Schädigungen besitzt somit ein großes Anwendungspotential, z. B. in der Luft- und Raumfahrtindustrie.

Ausgangspunkt unseres Verfahrens sind shearografische Messungen der Oberflächendeformation einer geschädigten Probe unter definierter Belastung (Klumpp, 1989). Dadurch liegen an der gesamten äußeren Oberfläche sowohl Verschiebungs- als auch Spannungsdaten (vollständige Cauchy-Daten) vor. Durch die Bildung einer Delamination ist im Inneren eine zusätzliche Randfläche vorhanden, die experimentell nicht zugänglich ist. Ziel ist es nun, mit Hilfe der vollständigen äußeren Randdaten das geschädigte Interface sowie den Rand der Delaminationsfront in seinem Inneren zu bestimmen.

Zur Lösung dieses inversen Problems wird ein iteratives Optimierungsverfahren verwendet. Die Identifikation der Schädigung erfolgt dabei durch Minimierung des Kohn-Vogelius-Funktional, bei dem Dirichlet- und Neumann-Randbedingungen gleichgewichtet eingehen, was zu Symmetrisierung und Fehlerreduktion führt (Kohn und McKenney, 1990). Zur Berechnung der äußeren Oberflächendaten bei gegebenem Delaminationsparametersatz im Rahmen der Sensitivitätsanalyse wird ein gekoppeltes FEM/BEM-Programm benutzt. Die FEM dient dabei einer raschen Berechnung der ungeschädigten Teilschichten, wohingegen die BEM im Gebiet um die Delaminationszone eingesetzt wird, um Spannungssingularitäten besser erfassen zu können.

### **Literatur**

1. Klumpp, P. (1989), Delaminationsuntersuchungen an Carbonfaser/Epoxid-Verbunden mit kohärentoptischen Verfahren. *Dissertation, Institut für Technische Mechanik, Universität Karlsruhe*.
2. Kohn, R. and McKenney, A. (1990), Numerical Implementation of a Variational Method for Electrical Impedance Tomography. *Inverse Problems* **6**, 389-414.

## HIERARCHICAL BEM FOR IMPROVED PLATE BENDING MODELS

*T. Westphal Jr. und H. Andrä*

**Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre,  
Universität Karlsruhe**

We consider a transversely isotropic material in order to analyse the influences of transverse direct and shear effects in the behavior of plates in bending, especially those related to boundary layer effects. Departing from an expansion of the displacement field in terms of Legendre polynomials, of order three for the in-plane and two for the out-of-plane components, the corresponding stress field variation is obtained for the plate bending problem. A twelfth-order governing differential equation system is subsequently derived through the Hellinger-Reissner variational principle (Reissner, 1983). It will be shown that for an isotropic material the approximated system of partial differential equations, together with the boundary conditions, gives the best approximation of the corresponding 3D solution (Iyengar et al., 1974a, 1974b; Cheng, 1979; Schwab and Wright, 1995).

All the equations are hierarchically derived, what means that the sixth-order equation system, the well-known Reissner or Mindlin models, can be obtained through direct simplification of coefficients. The hierarchical integral equations are derived by the Weighted Residual Method, and the general fundamental solutions are calculated by the Hörmander's method. The fundamental solution of the sixth-order problem will be investigated for the case of a thin plate, which gives consequently the fundamental solution of the Kirchhoff plate (Westphal Jr., Schnack and de Barcellos, 1998). It will be shown that the general fundamental solution of the twelfth-order system can be effectively calculated. Some numerical results for the sixth-order problem will be presented. Problems with concentrated loads are easily treated and in addition the locking problem is not present.

### References

1. Reissner, E (1983), A Twelfth Order Theory of Transverse Bending of Transversely Isotropic Plates. *ZAMM* **63**, 285-289.
2. Iyengar, K.T.S.R., Chandrashekhara, K. and Sebastian, V.K. (1974a), On the analysis of thick rectangular plates. *Ingenieur-Archiv* **43**, 317-330.
3. Iyengar, K.T.S.R., Chandrashekhara, K. and Sebastian, V.K. (1974b), On the analysis of thick rectangular plates. *ZAMM* **54**, 589-591.
4. Cheng, S. (1979), Elasticity Theory of Plates and a Refined Theory. *Journal of Applied Mechanics* **46**, 644-650.
5. Schwab, C. and Wright, S. (1995), Boundary Layers of Hierarchical Beam and Plate Models. *Journal of Elasticity* **38**, 1-40.
6. Westphal Jr., T.; Schnack, E. and de Barcellos, C.S. (1998), The General Fundamental Solution of the Sixth-Order Reissner and Mindlin Plate Bending Models Revisited. *Comp. Methods Appl. Mech. Engng.* (to be published).

**TERNÄRE NANOCARBIDE  
IN METALLMATRIX-COMPOSITEN UND IHRE ROLLE  
BEI DER OPTIMIERUNG VON VERBUNDEIGENSCHAFTEN**

***J. Woltersdorf, A. Feldhoff und E. Pippel***

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

Das wegen der geringen Dichte seiner Komponenten (ca.  $1,8 \text{ g cm}^{-3}$ ) und der hohen Festigkeit der Carbonfasern (3...4 GPa) vielversprechende Verbundsystem C-Faser/Mg-Al-Matrix ist hinsichtlich seiner mechanischen Eigenschaften empfindlich abhängig von der spezifischen Ausprägung seiner Faser/Matrix-Grenzgebiete, wie die Untersuchungen des mikromechanischen Versagensverhaltens bei steigender Grenzflächenreaktivität mittels rasterelektronen-mikroskopischer Biegeversuche ergaben [1-4]. Ein Verständnis der chemischen Grenzflächenkinetik während der Verbundherstellung, und zwar bis zum atomaren Niveau, ermöglicht eine gezielte Optimierung der Prozeßparameter. Daher wurden Struktur und Chemie der Faser/Matrix-Grenzschichten mit abbildenden und spektroskopischen transmissionselektronenmikroskopischen Verfahren (Hochauflösungselektronenmikroskopie (HREM), energiedispersive Röntgen-spektroskopie (EDXS) und parallelaufnehmende Elektronenenergieverlustspektroskopie PEELS, speziell an Ionisationskantennähe (ELNES) [5]) untersucht. Es stellte sich heraus [6], daß die chemischen Reaktionen im Faser/Matrix-Grenzgebiet nicht hauptsächlich, wie bisher allgemein angenommen, zur Bildung des binären Carbids  $\text{Al}_4\text{C}_3$ , sondern zu plättchenförmigen, wenige Nanometer bis einige 100 nm großen Ausscheidungen des ternären Carbids  $\text{Al}_2\text{MgC}_2$  führen, welche durch Änderung der Faser/Matrix-Haftung die mechanischen Werkstoffeigenschaften maßgeblich beeinflussen. Aufbauend auf ELNES-Details sowie HREM- und Beugungsergebnissen wurde ein Strukturvorschlag erarbeitet, der das ternäre Carbid als Einlagerungscarbid beschreibt: Die Al-Atome bilden eine kubisch-dichte und die Mg-Atome eine hexagonal-dichte Stapelung; die C-Atome füllen Lücken des Metall-Wirtsgitters derart aus, daß sie zwischen aufeinanderfolgenden Al-Atomlagen eine oktaedrische und in Höhe der Mg-Atomschichten eine trigonal-bipyramidische Umgebung haben.

- [1] FELDHOF, A., PIPPEL, E. & WOLTERS DORF, J., *J. Microsc.* **185** (2), 122-131, 1997
- [2] HÄHNEL, A., PIPPEL, E., FELDHOF, A., SCHNEIDER, R. & WOLTERS DORF, J., *Mat. Sci. & Eng. A* **237**, 173-179, 1997
- [3] FELDHOF, A., PIPPEL, E. & WOLTERS DORF, J. *The role of interface reactions in the fracture behaviour of fibre reinforced metals*, Videofilm, Halle (MPI f. Mikrostrukturphysik), 1995
- [4] ÖTTINGER, O., GRAU, C., WINTER, R., SINGER, R.F., FELDHOF, A., PIPPEL, E. & WOLTERS DORF, J. *Proc. ICCM-10*, Vol. VI, pp. 447-454, Cambridge (Woodhead), 1995
- [5] SCHNEIDER, R., WOLTERS DORF, J. & LICHTENBERGER, O. *J. Phys. D: Appl. Phys.* **29**, 1709-1715, 1996
- [6] FELDHOF, A., PIPPEL, E. & WOLTERS DORF, J., *Phil. Mag. A*, 1998, accepted.



## **TEILNEHMERLISTE**

---

|                  |                  |  |
|------------------|------------------|--|
| <b>BECKER</b>    | <b>Wilfried</b>  | Prof. Dr.-Ing.<br>Institut für Mechanik und Regelungstechnik<br>Universität-GH Siegen<br>Paul-Bonatz-Str. 9-11<br>57068 Siegen<br>beck@fb5.uni-siegen.de               |
| <b>DREYER</b>    | <b>Wolfgang</b>  | Dr. rer. nat.<br>Weierstraß Institut für Angewandte<br>Analysis und Stochastik<br>Mohrenstr. 39<br>10117 Berlin<br>dreyer@wias-berlin.de                               |
| <b>FERBER</b>    | <b>Ferdinand</b> | Dr.-Ing.<br>Laboratorium für Technische Mechanik<br>Universität-GH Paderborn<br>Pohlweg 47-49<br>33098 Paderborn<br>jferb1@ltm.uni-paderborn.de                        |
| <b>FORTMEIER</b> | <b>Manfred</b>   | Laboratorium für Technische Mechanik<br>Universität-GH Paderborn<br>Pohlweg 47-49<br>33098 Paderborn<br>jfort1@ltm.uni-paderborn.de                                    |
| <b>GUDE</b>      | <b>Maik</b>      | Dipl.-Math.<br>Leichtbau und Kunststofftechnik<br>TU Dresden<br>Mommsenstr. 13<br>01062 Dresden<br>mg@mlksrv.mw.tu-dresden.de  |
| <b>HARTWIG</b>   | <b>Günther</b>   | Prof. Dr.<br>Forschungszentrum Karlsruhe GmbH<br>Institut für Materialforschung II<br>- Technik u. Umwelt -<br>Postfach 3640<br>76128 Karlsruhe                        |
| <b>HERBECK</b>   | <b>Lars</b>      | Dr.-Ing.<br>Institut für Strukturmechanik<br>Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V.<br>(DLR)<br>Lilienthalplatz 7<br>38108 Braunschweig<br>Lars.Herbeck@dlr.de |

---

|                    |                    |   |
|--------------------|--------------------|---|
| <b>HERRMANN</b>    | <b>Klaus Peter</b> | Prof. Dr. rer. nat.<br>Laboratorium für Technische Mechanik<br>Universität-GH-Paderborn<br>Pohlweg 47-49<br>33098 Paderborn<br>jherr1@ltm.uni-paderborn.de                |
| <b>HOHE</b>        | <b>Jörg</b>        | Dr.-Ing.<br>Institut für Mechanik und Regelungstechnik<br>Universität-GH Siegen<br>Paul-Bonatz-Str. 9-11<br>57068 Siegen<br>hohe@imr-sun6.fb5.uni-siegen.de               |
| <b>HUFENBACH</b>   | <b>Werner</b>      | Prof. Dr.-Ing. habil.<br>Leichtbau und Kunststofftechnik<br>TU Dresden<br>Mommsenstr. 13<br>01062 Dresden<br>mg@mlksrv.mw.tu-dresden.de                                   |
| <b>KREJA</b>       | <b>Ireneusz</b>    | Dr.-Ing.<br>Institut für Allgemeine Mechanik<br>RWTH Aachen<br>Templergraben 64<br>52056 Aachen<br>kreja@iam.rwth-aachen.de   |
| <b>LINNENBROCK</b> | <b>Klaus</b>       | Dipl.-Ing.<br>Laboratorium für Technische Mechanik<br>Universität-GH-Paderborn<br>Pohlweg 47-49<br>33098 Paderborn<br>jlinn1@ltm.uni-paderborn.de                         |
| <b>MAROTZKE</b>    | <b>Christian</b>   | Dr.-Ing.<br>BAM, Fachgruppe VI. 2<br>Unter den Eichen 87<br>12205 Berlin<br>christian.marotzke@bam.de   |
| <b>MESKE</b>       | <b>Ralf</b>        | Dipl.-Ing.<br>Institut für Technische Mechanik und<br>Festigkeitslehre<br>Universität Karlsruhe<br>Kaiserstraße 12<br>76128 Karlsruhe<br>ralf.meske@mach.uni-karlsruhe.de |

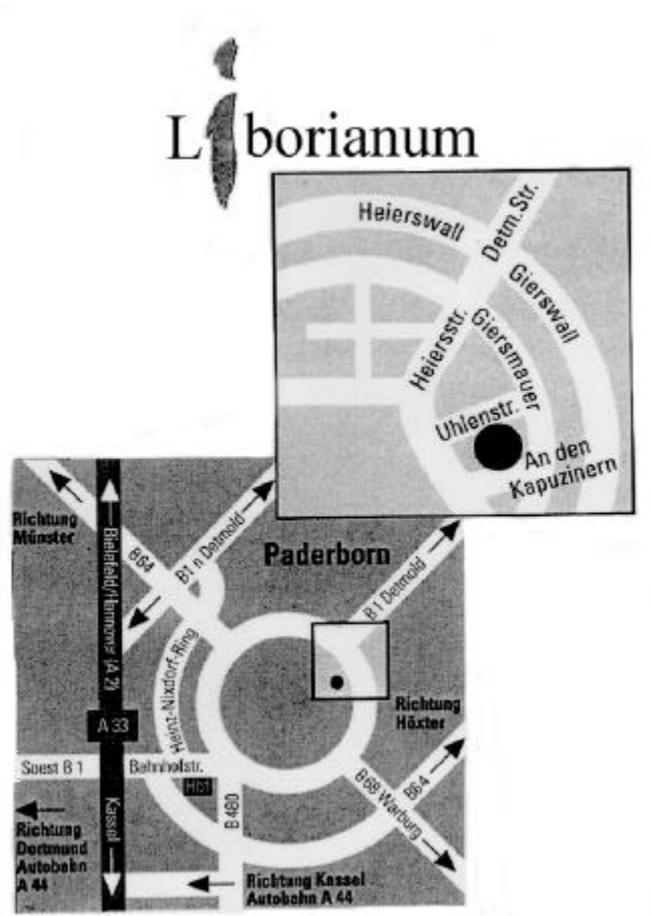
---

|                            |                 |   |
|----------------------------|-----------------|---|
| <b>NEUMANN</b>             | <b>Stefan</b>   | Dipl.-Math.<br>Laboratorium für Technische Mechanik<br>Universität-GH-Paderborn<br>Pohlweg 47-49<br>33098 Paderborn<br>jneum1@ltm.uni-paderborn.de                                      |
| <b>NGUYEN</b>              | <b>Van Son</b>  | Dipl.-Ing.<br>Laboratorium für Technische Mechanik<br>Universität-GH-Paderborn<br>Pohlweg 47-49<br>33098 Paderborn<br>jnguy1@ltm.uni-paderborn.de                                       |
| <b>NOE</b>                 | <b>Alfons</b>   | Dr.-Ing.<br>Forschungs- und Entwicklungszentrum Unterlüß<br>(TZN), Abteilung S<br>Neuensothriether Str. 20<br>29345 Unterlüß<br>noe@tzn.de  |
| <b>SCHNACK</b>             | <b>Eckart</b>   | Prof. Dr.-Ing.<br>Institut für Technische Mechanik und<br>Festigkeitslehre<br>Universität Karlsruhe<br>Kaiserstr. 12<br>76128 Karlsruhe<br>eckart.schnack@imfserv.mach.uni-karlsruhe.de |
| <b>SCHRADER</b>            | <b>Erik</b>     | Dr.-Ing.<br>Institut für Strukturmechanik<br>Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V.<br>Lilienthalplatz 7<br>38108 Braunschweig<br>erik.schrader@dlr.de                          |
| <b>WEIKL</b>               | <b>Wolfgang</b> | Dipl.-Phys.<br>Institut für Technische Mechanik und<br>Festigkeitslehre<br>Universität Karlsruhe<br>Kaiserstr. 12<br>76128 Karlsruhe<br>wolfgang.weikl@mach.uni-karlsruhe.de            |
| <b>WESTPHAL<br/>Junior</b> | <b>Tancredo</b> | Dipl.-Ing.<br>Institut für Technische Mechanik und<br>Festigkeitslehre<br>Universität Karlsruhe<br>Kaiserstr. 12<br>76128 Karlsruhe<br>westphal@imfserv.mach.uni-karlsruhe.de           |

---

|                |             |                 |   |
|----------------|-------------|-----------------|---|
| <b>WOLTERS</b> | <b>DORF</b> | <b>Jörg</b>     | Priv. Doz. Dr.<br>Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik<br>Weinberg 2<br>06120 Halle<br>wolt@mpi-halle.de           |
| <b>YOU</b>     |             | <b>Jeong-Ha</b> | Dr.-Ing.<br>Institut für Allgemeine Mechanik<br>RWTH Aachen<br>Templergraben 64<br>52056 Aachen<br>you@iam.rwth-aachen.de |

## INFORMATION



### KONTAKTADRESSE

Laboratorium für Technische Mechanik  
 Universität-GH Paderborn  
 Pohlweg 47-49  
 33098 Paderborn

Tel.: +49-5251-60-2284

Fax: +49-5251-60-3483

email: sek@ltm.uni-paderborn.de

www: <http://wwwfb10.uni-paderborn.de/LTM/seminar/seminar.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**

Andrä · 18

---

**B**

Becker · 3; 6; 8; 22

---

**D**

Dreyer · 3; 7; 22

---

**F**

Feldhoff · 19  
Ferber · 4; 11; 22  
Ferro · 10  
Fortmeier · 22

---

**G**

Gude · 9; 22

---

**H**

Hartwig · 22  
Herbeck · 22  
Herrmann · 1; 4; 11; 14; 23  
Hohe · 3; 8; 23  
Hufenbach · 3; 4; 9; 23

---

**K**

Kreja · 4; 10; 23  
Kroll · 9

---

**L**

Linnenbrock · 3; 11; 23

---

**M**

Marotzke · 3; 4; 12; 23  
Meske · 3; 13; 23  
Müller · 7; 14

---

**N**

Neumann · 3; 14; 24  
Nguyen · 24  
Noe · 4; 15; 24

---

**P**

Pippel · 19

---

**S**

Schnack · 1; 3; 13; 17; 24  
Schrader · 3; 16; 24

---

**W**

Weichert · 10  
Weigl · 4; 17; 24  
Westphal · 4; 18; 24  
Woltersdorf · 4; 19; 25

---

**Y**

You · 25

## NOTIZEN