

**12. Workshop  
Composite Forschung in der Mechanik  
30. November - 1. Dezember 1999  
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**





---

**Dienstag, 30. November 1999**

---

9.00 Eröffnung

**SEKTION I: Analytisch-numerische Methoden**

(Chairman: W. Becker)

9.10-9.35 **C. Marotzke**, Berlin: "Elementare Versagensprozesse in Faserverbundwerkstoffen"

9.40-10.05 **V. Petrova**, Voronezh: "An interface crack in a bimaterial with internal microcracks under uniform heat flux"

10.10-10.35 **S. Neumann**, Paderborn: "Die diskrete Fouriertransformation bei Verbundwerkstoffen"

10.40-11.00 Kaffeepause

**SEKTION II: Analytisch-numerische Methoden**

(Chairman: W. Becker)

11.05-11.30 **H. Andrä**, Karlsruhe: "Effiziente numerische Verfahren zur Rekonstruktion von Interface-Rissen in Verbundwerkstoffen"

11.35-12.00 **A. Noe**, Unterlüß: "Zur Identifizierbarkeit konstruktiver Parameter in strukturellen Grenzschichten (Interphases)"

12.15-14.00 Mittagspause

**SEKTION III: Mechanisches Verhalten von Composites**

(Chairman: E. Schnack)

14.00-14.25 **W. Becker**, Siegen: "Über den Eckeneffekt in thermisch beanspruchten Laminaten"

14.30-14.55 **J. Hohe**, Siegen: "Modellierung des Kern-Deckschicht-Constraints bei allgemeinen zellulären Sandwichkernen"

15.00-15.25 **V. Koblelev**, Attendorn: "Exakte analytische Lösungen im Rahmen eines nichtlinearen Modells für Composites"

15.30-16.00 Kaffeepause

**SEKTION IV: Mechanisches Verhalten von Composites**

(Chairman: R.G. Cuntze)

- 16.00-16.25 **A. Hachemi**, Aachen: "Application of shakedown theory for the assessment and design of composites"
- 16.30-16.55 **O. Hesebeck**, Karlsruhe: "Schadensmechanische Materialmodellierung auf der Grundlage thermomechanischer Postulate"
- 17.00-17.25 **T. Westphal Jr.**, Karlsruhe: "Homogenisierung mikromechanischer Sprödbruchmechanismen"
- 17.30-17.55 **C. Sickinger**, Braunschweig: "Design, Analyse und Herstellung entfaltbarer CFK-Booms"
- 18.15-19.00 **T. Herrmann**, Amsterdam: Klavier - Recital
- 20.00 Abendessen im Liborianum

**Mittwoch, 1. Dezember 1999**

---

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

(Chairman: K.P. Herrmann)

- 9.00-9.25 **R.G. Cuntze**, Karlsfeld: "Vorhersage des progressiven Versagensverhaltens von Faserkunststoffverbund-Laminaten aus UD-Schichten und Vergleich mit Versuchsergebnissen"
- 9.30-9.55 **V.S. Nguyen**, Paderborn: "Parameteridentifikation von SMT-Lotmaterialien mittels des Miniaturmeßverfahrens *Small-Punch-Test*"
- 10.00-10.25 Kaffeepause
- 10.30-10.55 **W. Weikl**, Karlsruhe: "Bestimmung von Delaminationsschäden in CFK-Verbundwerkstoffen"
- 11.00-11.25 **T.-A. Langhoff**, Karlsruhe: "Über die Modellierung der chemischen Gasphaseninfiltration"
- 11.30-11.55 **W. Dreyer**, Berlin / **W.H. Müller**, Edinburgh: "Molecular and continuum modeling of diffusional coarsening in eutectic tin/lead solders: a quantitative approach"
- 12.15-14.00 Mittagessen im Liborianum

## **ABSTRACTS**

## EFFIZIENTE NUMERISCHE VERFAHREN ZUR REKONSTRUKTION VON INTERFACE-RISSEN IN VERBUNDWERKSTOFFEN

*Heiko Andrä<sup>1</sup>, Kanwalpreet Singh<sup>2</sup> und Wolfgang Weikl<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre, Universität Karlsruhe (TH)

<sup>2</sup>Applied Mechanics Dept., Block IV, IIT Delhi, Hauz Khas, 110016 New Delhi,  
India.

In einem geschichteten Verbundwerkstoff sollen Delaminationen, d.h. Risse zwischen den Schichten, zerstörungsfrei detektiert werden. Mit einem optischen Verfahren können die Verschiebungen auf der äußeren Oberfläche der aus diesem Verbundwerkstoff bestehenden Struktur sehr genau ermittelt werden.

Das Problem besteht nun in der Rekonstruktion der Interface-Risse aus den bekannten Belastungen und den gemessenen Verschiebungen der Oberfläche. Wenn die Belastung so gewählt ist, daß die Risse geöffnet sind bzw. die Spannungsintensitätsfaktoren nicht verschwinden, dann können theoretisch die Rißfronten eindeutig bestimmt werden. Im Beweis dieser Behauptung wird gezeigt, daß die Sprünge der Verschiebungen auf den Interface-Flächen eindeutig berechenbar sind und der Träger der Sprungfunktion identisch mit der Rißfläche ist.

Im ersten Teil des Vortrags wird erläutert, wie bei einer näherungsweisen Berechnung der Sprünge der Verschiebungen die Risse rekonstruiert werden können. Neuartige a-priori Fehlerabschätzungen für die Approximation der Rißfront werden angegeben.

Im zweiten Teil des Vortrags werden numerische Verfahren zur Berechnung der Sprünge der Verschiebungen auf den Rissflächen diskutiert. Unter Verwendung von modernen Randlelementdiskretisierungen und deren Kopplung mit FE-Diskretisierungen können auch Risse mit gekrümmten Rißflächen und komplizierten Rändern rekonstruiert werden.

## ÜBER DEN ECKENEFFEKT IN THERMISCH BEANSPRUCHTEN LAMINATEN

*W. Becker, J. Lindemann und P. P. Jin*

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

Das Auftreten von interlaminaren Spannungslokalisierungen entlang der freien Ränder eines Laminats ist ein wohlbekanntes Phänomen, das aus den im allgemeinen unterschiedlichen anisotrop-elastischen Eigenschaften der Laminat-Einzelschichten resultiert und von der klassischen Laminattheorie nicht erfaßt wird. Dabei sind die interlaminaren Spannungen nicht nur von grundlegend theoretischem Interesse, sondern auch von praktischer Relevanz, da sie zur Randdelamination und zum vorzeitigen Laminatversagen führen können.

Zum Auftreten von lokalisierten hohen interlaminaren Spannungen kommt es aber nicht nur entlang der freien geraden Ränder eines Laminats, sondern zum Beispiel auch im Bereich freier Ecken. Bei technischen Anwendungen kommt insbesondere häufig die freie rechteckige Laminat-Ecke vor. In Analogie zum Randeckeneffekt kann man im Bereich einer Laminat-Ecke vom „Laminat-Eckeneffekt“ sprechen. Dabei ist die Analyse des Eckeneffekts insofern schwieriger, als die resultierenden Spannungsfelder wesentlich 3-dimensional sind und nicht wie im Fall des Laminat-Randeckeneffekts über eine 2-dimensionale Modellierung erfaßt werden können.

Zur Beschreibung des Laminat-Eckeneffekts wird ein näherungsweise geschlossen-analytischer Zugang vorgestellt, und zwar für eine Klasse relativ einfacher Laminat-Lagenaufbauten und den Fall einer bloßen thermischen Belastung. Dabei wird von einem Spannungsfeld-Ansatz ausgegangen, der das infinitesimale Gleichgewicht erfüllt. Zur Ermittlung freier Konstanten wird das Prinzip vom Minimum des Komplementärpotentials herangezogen. Die damit ermittelten interlaminaren Spannungen weisen eine gute Übereinstimmung mit vergleichenden 3-dimensionalen Finite-Elemente-Analysen auf. Es zeigt sich, daß der Laminat-Eckeneffekt im Vergleich zum Laminat-Randeckeneffekt sowohl kritischer als auch unkritischer sein kann. In jedem Fall sollte man den Laminat-Eckeneffekt im Hinblick auf seine möglichen negativen Auswirkungen immer sorgfältig im Auge behalten.

## VORHERSAGE DES PROGRESSIVEN VERSAGENSVERHALTENS VON FASERKUNSTSTOFFVERBUND-LAMINATEN AUS UD-SCHICHTEN UND VERGLEICH MIT VERSUCHSERGEBNISSEN

*R.G. Cuntze*

### MAN Technologie, Karlsfeld/München

Progressive Versagensanalyse von Schichtverbunden (Laminaten) und die Vorhersage des Spannungs-Dehnungsverhaltens waren Ziele der weltweit ausgeschriebenen 'Olympischen Spiele' bzgl. UD-Fließbedingungen und Festigkeitskriterien, die vor einigen Jahren eröffnet wurden. Die Veranstalter dieses Wettbewerbs (M. Hinton, P. Soden) ermittelten eine äußerst hohe Streuung in den Vorhersagen der Teilnehmer [Hin98]. Der Vergleich der Vorhersagen mit Testresultaten wird demnächst veröffentlicht.

Der Autor hofft mit seinem ingenieurmäßigen, phänomenologischen Ansatz die Qualität der Vorhersage zu verbessern. Dabei beruht sein Ansatz auf seinem *Versagensmoduskonzept*, das, außer einer strengen Versagensmodus-Betrachtungsweise die Verwendung sowohl von Invarianten für den UD-'Werkstoff' als auch von probabilistischen Elementen beinhaltet. Weitere Basis ist die schichtweise Analyse unter Verwendung der (makromechanischen) UD-Schichtspannungen.

Versagensmoduskonzept und nichtlineare Laminatanalyse werden vorgestellt. Die Ergebnisse der nichtlinearen Analysen bis hin zum Bruch werden mit den Versuchsergebnissen verglichen, soweit diese veröffentlicht sein werden.

### Literatur

[Cun99a] *Cuntze, R.G.*: The Failure Mode Concept - A new comprehensive 3D-strength Analysis Concept for Any Brittle and Ductile behaving Material. Europ. Conf. On Spacecraft Structures, Materials and Mechanical Testing. ESA-CNES-DGLR-DLR; Braunschweig, Nov. 1998, ESA SP-428, (1999), 269-287

[Cun99b] *Cuntze, R.G.*: Progressive Failure of 3D-stressed Laminates: Multiple Non-linearity treated by the Failure Mode Concept (FMC). DURACOSYS99, Brussels, July 1999 (to be published with Balkema, 2000)

[Hin98] *Hinton, M.J., Soden, P.D. and Kaddour, A.S.*: Failure Criteria in Fibre-Reinforced-Polymer Composites. Special Issue, Composites Science and Technology 58 (1998), Part A

Danksagung: Die nichtlinearen Berechnungen wurden von Herrn A. Freund (Student) durchgeführt.



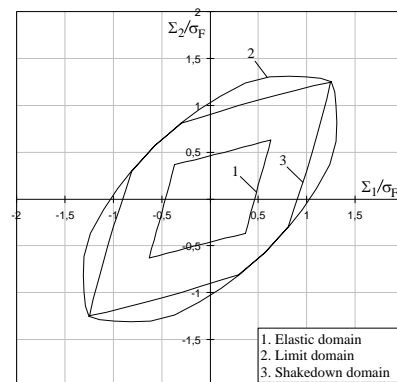
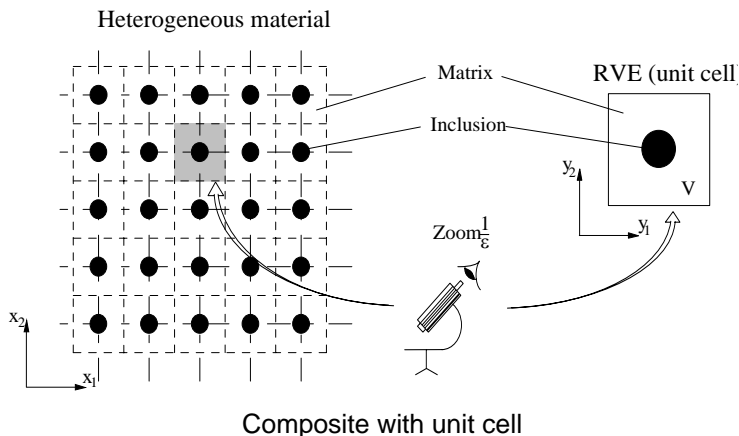
## APPLICATION OF SHAKEDOWN THEORY FOR THE ASSESSMENT AND DESIGN OF COMPOSITES

*D. Weichert, A. Hachemi and F. Schwabe*

**Institute of General Mechanics, RWTH Aachen**

Shakedown theory offers the possibility to predict if a mechanical structure under variable loads will deteriorate or not due to accumulated inelastic deformations without knowing precisely the loading history. Usually, this theory is applied on the macroscopic level for the long-term assessment of heavily loaded structural components in mechanical and civil engineering such as power plant components, lightweight structures or buildings under seismic loading [1].

In this paper, this theory is applied on the mesoscopic level to assess metal-matrix-composites. The aim is to determine domains of plastically admissible macroscopic stresses for these composites under variable loads and to find for the addressed class of materials such morphologies that these domains are maximum. For this, shakedown-analysis is carried out on the micro-level by finite element analysis. By use of the technique of homogenisation the results from these numerical calculations are then linked to the overall material properties on the macro-level. The methodology which is analogous to that given by Suquet [2] for the case of limit analysis of heterogeneous media is illustrated by examples for composites with inclusions, embedded according to a regular pattern in an elastic-perfectly plastic metal matrix.



Typical admissible domain of macroscopic stress states

### References

1. D. Weichert and A. Hachemi, *Int. J. Plast.* **14**, 891. (1998).
2. P. Suquet, *C.R. Acad. Sci.* **296**, 1355. (1983).

## SCHADENSMECHANISCHE MATERIALMODELLIERUNG AUF DER GRUNDLAGE THERMOMECHANISCHER POSTULATE

*O. Hesebeck und E. Schnack*

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

Um ein elastoplastisches schadensmechanisches Materialmodell zu formulieren, dessen Evolutionsgleichungen nicht willkürlich gewählt werden, kann die Gestalt der Gleichungen durch allgemeine physikalische Annahmen festgelegt werden. Hierzu bieten sich drei Postulate an: das Irreversibilitätspostulat von Ilyushin, die Stabilitätsbedingung von Drucker und das Prinzip der maximalen Dissipation. Es ist bereits bekannt, daß diese Postulate bei einfachen elastoplastischen Modellen zu einer assoziierten Normalenregel im Spannungsraum führen.

Bei komplexeren Modellen mit inneren Variablen liefern die Postulate von Ilyushin und Drucker eine Restriktion für die Richtung der dissipativen Flüsse, die weniger streng als das Prinzip der maximalen Dissipation ist. In der Darstellung durch Variationsungleichungen erscheint das Prinzip der maximalen Dissipation als eine natürliche Erweiterung von Ilyushins Bedingung. Druckers Postulat impliziert dieselbe Variationsungleichung wie Ilyushins Bedingung, verlangt aber zusätzlich eine strengere lokale Stabilitätsbedingung.

Übliche nicht-assozierte, elastoplastische schadensmechanische Modelle verletzen das Irreversibilitäts- und Stabilitätspostulat. Falls die Fließfunktion nicht von der Schädigungskraft abhängt, kann Ilyushins Bedingung nicht erfüllt werden, wenn die Fließfläche der von-Mises-Bedingung ähnelt oder eine Normalenregel im Spannungsraum gilt.

Zur Beschreibung des Schädigungsprozesses in elastoplastischen Materialien findet man in der Literatur mehrere Modelle, die auf separaten Fließflächen für Plastizität und Schädigung basieren. Es wird gezeigt, daß diese Modelle einen Spezialfall von maximal dissipativen Modellen darstellen, bei dem die Fließfläche im Raum aller Kräfte aus orthogonalen Teilflächen besteht und bei dem die beiden dissipativen Prozesse weitgehend entkoppelt sind. Mit einer glatten Fließfläche hingegen erhält man eine starke Kopplung von Plastizität und Schädigung. In einem neuen Modell wurde dieser Ansatz starker Kopplung erstmalig konsequent umgesetzt.

An Proben aus einem Vergütungsstahl 30CrNiMo8 wurden kraftgesteuerte, einachsige Zugentlastungsversuche durchgeführt, um die Entwicklung von plastischer Dehnung und Schädigung zu beobachten. Die Meßergebnisse können durch ein elastoplastisches Modell mit isotroper Verfestigung und Schädigung, das auf dem Prinzip der maximalen Dissipation basiert, sehr gut reproduziert werden. Das Modell verwendet einen exponentiellen Ansatz für die Verfestigungsenergie. Der Schädigungsanteil der Fließfunktion ist quadratisch in der Schädigungskraft und exponentiell von der Schädigungsvariable abhängig. Das Modell konnte für mehrachsige Spannungszustände mangels experimenteller Daten noch nicht verifiziert werden, liefert aber qualitativ richtige Vorhersagen.

## MODELLIERUNG DES KERN-DECKSCHICHT-CONSTRAINTS BEI ALLGEMEINEN ZELLULÄREN SANDWICKKERNEN

*J. Hohe und W. Becker*

Institut für Mechanik und Regelungstechnik,  
Universität Siegen

In klassischen Sandwich-Platten und -Schalen mit zellulärem Kern kommt es bei Belastung zu einer Verspannung zwischen Kern und Deckschichten. Der Grund für diese Verspannung liegt in einer Inkompatibilität der Deformationsmoden des freien Kernes und der Deckschichten. Diesem Effekt kommt eine große praktische Bedeutung zu, da er zu einem signifikanten Anstieg der im Kern gespeicherten Verzerrungsenergie und damit zu einem starken Anstieg der effektiven Elastizitätskonstanten des Kernes – insbesondere bezüglich der in-plane-Deformation – führen kann [1], [2].

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Bestimmung des effektiven Elastizitätstensors von zellulären Sandwichkernen mit allgemeiner Zellgeometrie und Topologie unter Berücksichtigung der Interaktion des Kernes mit den Deckschichten im eingebauten Zustand. Hierzu wird ein zur Analyse des freien Kernes abgeleitetes Verfahren [3] entsprechend erweitert. Dieses Verfahren bestimmt die effektiven Materialeigenschaften aus der im Kern gespeicherten Verzerrungsenergie für eine Anzahl an Referenzdehnungszuständen.

Zur Einbeziehung des Kern-Deckschicht-Constraints im Rahmen dieser Homogenisierungsprozedur werden zwei Grenzfälle betrachtet: In der direkten Umgebung der Deckschichten wird dem Kern die Deformation der Deckschichten aufgezwungen, während der Deformationsmode des Kernes in hinreichender Entfernung zu den Deckschichten dem Deformationsmode des freien Kernes zustrebt. Für beide Grenzfälle wird das Verschiebungsfeld der Zellwände bestimmt. Als Ansatz für das reale Verschiebungsfeld wird dann eine gewichtete Superposition beider Felder verwendet. Die Gewichtungsfunktion wird hierbei so gewählt, daß sich im Bereich des Anschlusses an die Deckschichten deren Verschiebungsfeld ergibt, dieser Einfluß jedoch exponentiell mit steigender Entfernung von den Deckschichten abklingt.

Die Analyse wird vergleichend auf analytischem Wege unter Verwendung verschiedener Verschiebungsansätze und rein numerisch mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente durchgeführt. Für die üblichen kommerziellen Sandwichkerne zeigt sich eine gute Übereinstimmung beider Ansätze.

### Literatur

- [1] Grediac, M: *A Finite Element Study of the Transverse Shear in Honeycomb Cores*, Int. J. Solids Struct. **30** (1993) 1777-1788
- [2] Becker, W: *The Inplane Stiffness of a Honeycomb Core Including the Thickness Effect*, Arch. Appl. Mech. **68** (1998) 334-341
- [3] Hohe, J., Becker, W: *An Energetic Homogenization Procedure for the Elastic Properties of General Cellular Sandwich Cores*, Composites B, eingereicht

## EXAKTE ANALYTISCHE LÖSUNGEN IM RAHMEN EINES NICHTLINEAREN MODELLS FÜR COMPOSITES

V. Kobelev

**Muhr und Bender, Attendorn**

In vorliegender Arbeit wird das Modell eines faserverstärkten Composites mit nichtlinear-elastischen, einachsigen Fasern untersucht. Das Modell stellt eine Verallgemeinerung des klassischen, linearen Modells<sup>[1]</sup> von HEDGEPEETH und VAN DYKE dar. Die Verstärkungsfasern im neuen Modell sind im Gegensatz zu den Fasern des klassischen Modells nichtlinear-elastisch. Die Modellgleichungen werden in Form eines unendlichen Differentialgleichungssystems niedergeschrieben<sup>[2]</sup>:

$$\frac{d^2 P_n}{d\xi^2} + e^{P_{n+1}} - 2e^{P_n} + e^{P_{n-1}} = 0, \quad -\infty < n < \infty.$$

Hierbei ist:  $P_n$  eine axiale Kraft in der Faser mit der Nummer  $n$  und  $\xi$  die Koordinate entlang der Faser

Im allgemeinen erlauben solche nicht - linearen Modelle ausschließlich eine numerische Analyse des Spannungs – Verzerrungszustandes.

Im speziellen Ausnahmefall des nichtlinearen Verformungsgesetzes der Fasern entsteht eine seltene, bemerkenswerte Symmetrie der Gleichungen des Mediums. Die Modellgleichungen lassen eine Darstellung zu, die der bekannten LAXischen Darstellung aus der Theorie des *Solitons*<sup>[3,4]</sup> ähnelt:

$$\frac{dL}{d\xi} + [K, L] = 0,$$

$$[K, L] = KL - LK.$$

Dabei sind  $L, K$  unendliche JACOBI Matrizen mit Komponenten:

$$L_{mm} = b_n, \quad L_{n+1,n} = a_n, \quad L_{n,n+1} = -a_n,$$

$$K_{n+1,n} = K_{n,n+1} = a_n,$$

$$a_n = \frac{1}{2} \exp\left(\frac{P_n}{2}\right), \quad b_n = -\frac{1}{2} \frac{dQ_n}{d\xi}, \quad P_n = Q_n - Q_{n+1}.$$

Die quasi-LAXische Darstellung führt zur Entdeckung einer unendlichen Reihe der Invarianten des Differentialgleichungssystems. Es ist folglich weiterhin möglich, die unendliche Reihe der nichtlinearen Differential - Differenzgleichungen zu einer Reihe von nichtlinearen, algebraischen Gleichungen zu überführen.

Diese Klasse der elliptischen Differentialgleichungen ermöglicht nun eine weitergehende, konstruktive Untersuchung. Einige exakte Lösungen mikromechanischer Probleme eines solchen Composites werden in geschlossener, analytischer Form präsentiert.

### Literatur

1. HEDGEPEETH, J.M.; VAN DYKE, P.: Local stress concentrations in imperfect filamentary composite materials. *J. of Composite Materials* **1** (1967), 294-309.
2. KOBELEV, V.V.: Microstructural model of a fibrous composite fracture. *Mech. Struct. & Mach.* **20** (1992), 1-16.
3. LAX, P.D.: Integrals of nonlinear equations of evolution and solitary waves. *Comm. Pure Appl. Math* **21** (1968), 467-490.
4. FLASCHKA, H.: The Toda lattice, I, *Phys. Rev.* **9B** (1974), 1924 - 1925.

## ÜBER DIE MODELLIERUNG DER CHEMISCHEN GASPHASENINFILTRATION

*Heiko Andrä und Tom-Alexander Langhoff*

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

CFC-Werkstoffe erlangen immer größere Bedeutung und finden in der Industrie vielfältige Anwendungsbereiche. Ein wichtiges Verfahren für deren Herstellung ist die chemische Gasphaseninfiltration, bei der sich aus der Gasphase abscheidender fester Kohlenstoff auf der Oberfläche eines porösen Werkstoffes bzw. einer Faserstruktur ablagert.

Die Modellierung der chemischen Gasphaseninfiltration liefert wichtige Erkenntnisse über optimale Bedingungen bei der Herstellung von CFC. Ziel ist die Bestimmung des Profils des sich abscheidenden Kohlenstoffs in Abhängigkeit äußerer Parameter (Temperatur, Druck, Zusammensetzung des Gases, usw.). Hierzu muß die Wechselwirkung verschiedenster Effekte (chemische Reaktionen, Transportvorgänge, Änderung der Geometrie und der Porosität durch zunehmende Abscheidung u.a.) studiert werden.

Bisherige Arbeiten auf diesem Gebiet gründeten sich fast ausnahmslos auf eine sehr stark vereinfachte chemische Kinetik [1]: die Bildung des festen Kohlenstoffs wurde durch eine einzige, direkt verlaufende Reaktion modelliert. Neue experimentelle Resultate [2] zeigen allerdings, daß eine genauere Berücksichtigung der Vorgänge in der Gasphase erforderlich ist. Reduzierte Reaktionsschemata beschreiben eine Reihe aufeinanderfolgender homogener Gasphasenreaktionen (sogenannte Aufbaureaktionen), wobei Abscheidung durch heterogene Oberflächenreaktionen aus verschiedenen Spezies möglich ist. Vor allem die Änderung der Geometrie infolge stattfindender Abscheidung und deren Konsequenzen auf den gesamten Prozeß wurden bislang nicht ausreichend berücksichtigt.

Im Vortrag wird auf die mathematische Beschreibung sowie auf die Reaktionskinetik näher eingegangen. Simulationsergebnisse über Konzentrationsverteilungen in der Gasphase und Abscheidungsprofile werden vorgestellt und ein Ausblick auf das weitere Vorgehen gegeben.

### Literatur

1. P. McAllister, E. E. Wolf: Modeling of chemical vapor infiltration of carbon in porous carbon substrates. Carbon 29 (1991), 387-396
2. Becker, K. J. Hüttinger: Chemistry and kinetics of chemical vapor deposition of pyrocarbon IV. Pyrocarbon deposition from methane in the low temperature regime. Carbon 36 (1998), 213-224

## ELEMENTARE VERSAGENSPROZESSE IN FASERVERBUNDWERKSTOFFEN

C. Marotzke

### Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin

Das makroskopische Versagen von Faserverbundwerkstoffen erfolgt durch Akkumulation lokaler Versagensprozesse wie Faserbruch, Matrix- oder Interfacebruch. Alle drei Versagensprozesse können in unterschiedlicher Kombination auftreten, abhängig von den spezifischen Materialeigenschaften. Des Weiteren hat die Interface Reibung großen Einfluß auf die Energiedissipation während des Versagensprozesses. Da es nicht möglich ist, den Versagensprozess im Detail experimentell zu untersuchen, wird in dieser Arbeit eine Modelluntersuchung auf der Basis einer Finite Element Analyse durchgeführt.

Das Modell entspricht dem eines Fragmentation Tests, bestehend aus einer Einzelfaser, eingebettet in Matrix, die wiederum in ein äquivalentes Composite Material eingebettet ist. An diesem System werden verschiedene Kombinationen von Faserrissen, überlagert mit radialen Matrix- bzw. Interface- Rissen simuliert. Dabei wird die freigesetzte Energie bzw. die Energiefreisetzungsrate unter Einbeziehung der bei thermoplastischen Matrices auftretenden thermischen Eigenspannungen berechnet.

Bei einem reinen Faserriß, der sich von der Faseroberfläche Richtung Zentrum ausbreitet, wächst die Energiefreisetzungsrate erwartungsgemäß überproportional an, so daß eine instabile Rißausbreitung stattfindet. Ein gleichzeitig auftretender radialer Riß in der Matrix führt zu einem erheblichen Anwachsen der freigesetzten Energie, da die Faser stärker entlastet wird, gleichzeitig wird durch die höhere Bruchzähigkeit der Matrix ein erheblich größerer Energieanteil kompensiert. Als Grenzfall wird die vollständige Kompensation der freigesetzten Energie durch den Matrixriß für zwei verschiedene Bruchzähigkeiten der Matrix untersucht. Es zeigt sich, daß ein Faserriß aufgrund der hohen freigesetzten Energie, elastisches Materialverhalten vorausgesetzt, immer mit einem Matrix- oder Interface Riß einhergehen muß. Dies zeigen auch Modellexperimente an transparenten Einzelfaserproben. Interface- Risse führen, insbesondere bei hohem Reibkoeffizienten, zu einer erheblichen Energiedissipation.

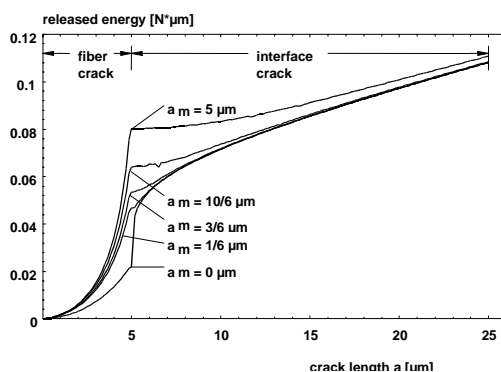


Fig. 1: Freigesetzte Energie während Faserbruchs, Matrix- und Interface- Riß

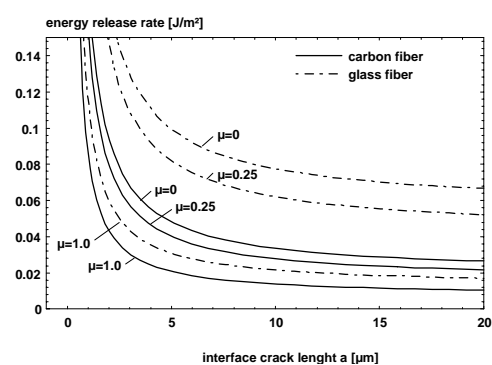


Fig. 2: Einfluß der Interface-Reibung auf die Energiefreisetzungsrate

## MOLECULAR AND CONTINUUM MODELING OF DIFFUSIONAL COARSENING IN EUTECTIC TIN/LEAD SOLDERS: A QUANTITATIVE APPROACH

*W. Dreyer*<sup>1)</sup> and *W.H. Müller*<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Weierstraß Institut für Angewandte Analysis und Stochastik, Berlin, Germany

<sup>2)</sup> Department of Mechanical and Chemical Engineering, Heriot-Watt University,  
Edinburgh, GB

This paper presents a quantitative simulation of the phase separation and coarsening phenomenon in eutectic tin/lead (SnPb) solders. The computer modeling is based on continuum theory and field phase models which were evaluated using "extended" diffusion equations together with the most recently available data for the free energy of the tin/lead system, diffusional and mobility coefficients, elastic constants as well as surface tensions of both phases. The model presented allows to study the influence as well as the interaction between classical diffusion of the Fickian type, surface energies according to Cahn and Hilliard, as well as stresses and strains on phase separation and coarsening. An attempt is made to compare the temporal development of a eutectic SnPb microstructure at different temperature levels and subjected to different stress levels as predicted by the model to actual experiments.

Discrete Fourier Transforms (DFT) have been used before to solve extended diffusion equations. Particularly noteworthy is the work of the school headed by Khachaturyan and the work by Koyama, Miyazaki and co-authors. This paper will briefly discuss the methods of these schools and juxtapose them to an alternative technique which will then be applied to the modeling of micromorphological changes in eutectic SnPb solders. Points of interest will include:

- The physical concepts used by the aforementioned schools are *not* based on continuum theory alone. Rather they rely heavily on a microscopic formalism, also referred to as the stochastic field approach, which requires the use of kinetic coefficients together with atomic interaction energies, and fluctuation potentials.
- Moreover, a complete continuum mechanics solution for the stress and strain fields is *not* performed. Rather the influence of the mechanical stresses and strains are taken into account indirectly. To this end the local elastic strain energy density is used which is usually evaluated by means of the Green's function technique for an average material (the effective medium *approximation*) which is legitimate provided the differences of the stiffnesses between the various phases are not too large.

Simulations with materials that show a higher degree of anisotropy than cubic symmetry have not been reported by the aforementioned authors. However, this will become necessary in the case of tin-lead solders. Also, no attempt was made so far to study the case where the axes of a representative volume element or, in other words, the orientation of the externally applied forces and the main crystallographic axes do not coincide. It will be demonstrated how these issues can be resolved.

## DIE DISKRETE FOURIERTRANSFORMATION BEI VERBUNDWERKSTOFFEN *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, GB Edinburgh

Bedingt durch die heterogene Struktur der Verbundwerkstoffe resultieren in denselben häufig Eigendehnungen. Ursache hierfür können die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Konstituenden des Composite sein, wie zum Beispiel bei Faser-Matrix Verbunden; siehe etwa [1] für experimentelle und numerische Untersuchungen hierzu. Häufig sind auch Phasenumwandlungen der Grund für die Bildung von Eigenspannungen, beispielsweise in keramischen mit Zirkondioxid verstärkten Verbundmaterialien (siehe [2]) sowie in Einkristallsuperlegierungen (siehe [3]).

Die diskrete Fouriertransformation (DFT) wird gegenwärtig in der Festkörpermechanik mit beachtlichem Erfolg vermehrt eingesetzt, etwa zur Simulation von Eigendehnungszuständen und damit verbundenen Morphologieänderungen (siehe [4]).

In unserem Beitrag soll daher die diskrete Fouriertransformation als Alternative zur Spannungs-Dehnungsrechnung bei Verbundwerkstoffen unter Benutzung der Finite Elemente Methode vorgestellt werden.

Der Vortrag gliedert sich folgendermaßen:

- Ein kurzer Überblick zur DFT wird gegeben.
- Die Herleitung des Iterationsverfahrens zur Berechnung der Verzerrungen wird skizziert.
- Eine Methode zur numerischen Berechnung von Spannungsintensitätsfaktoren wird aufgeführt.
- Verschiedene Ergebnisse werden gezeigt.

### Literatur

- [1] F. Ferber: Bruchmechanische Analyse der Entstehung und Ausbreitung von Matrix- und Grenzflächenrissen in thermisch belasteten Faserverbundwerkstoffmodellen, Dissertation, Universität Paderborn, 1986.
- [2] R. Stevens: An Introduction to Zirconia, Magnesium Elektron Publication No 113, Second Edition, Twickenham, 1986.
- [3] J.F. Ganghoffer, A. Hazotte, S. Denis, A. Simon: Finite Element Calculation of Internal Mismatch Stresses in a Single Crystal Nickel Base Superalloy, Scripta Metallurgica et Materialia, 25, 2491-2496, 1991.
- [4] W. Dreyer, W.H. Müller: A Study of Coarsening in Tin/Lead Solders, International Journal of Solids and Structures, in print.



## PARAMETERIDENTIFIKATION VON SMT\*-LOTMATERIALIEN MITTELS DES MINIATURMEßVERFAHRENS „SMALL-PUNCH-TEST“

*V.S. Nguyen, K.P. Herrmann und W.H. Müller*

**Laboratorium für Technische Mechanik,  
Universität Paderborn**

Die rasante Entwicklung der Informationstechnik führt heutzutage zu immer kleineren und dichteren Mikroelektronikeinheiten, wie etwa bei der Leiterplattentechnik und der Computer-Chip-Herstellung. Der Werkstoffverbund in Form von Elektronikbauteilen wird während des Betriebes sowohl einer mechanischen Belastung als auch zeitlich veränderlichen Wärmespannungen ausgesetzt.

Es wurde in verschiedenen Veröffentlichungen versucht, die Lebensdauervorhersage der Lotmaterialien in Leiterplatten analytisch bzw. numerisch zu bestimmen [1]. Dabei wurden Gesetze mechanischer Festigkeit wie z. B. das plastische Fließen und das Kriechen in der Berechnung näherungsweise approximiert. Das Resultat stimmt mit den experimentellen Ergebnissen meist nicht überein [2].

Für eine zuverlässige Modellierung der Alterung des in SMT-Baugruppen verwendeten Lotmaterials und der damit verbundenen Lebensdauervorhersage für den Lotwerkstoff und das gesamte mikroelektronische Bauteil ist die genaue Kenntnis aktueller mechanischer Werkstoffparameter von entscheidender Bedeutung. Unter Werkstoffparametern werden dabei sowohl die Basisgrößen wie Elastizitätsmodul, Fließgrenze, Verfestigungsparameter oder Kriechparameter als auch bruch- und schädigungsmechanische Kenndaten wie Bruchzähigkeit, Energiedichte und J-Integral verstanden. Durch starke Temperaturbelastung, z.B. mehrere tausend Temperaturzyklen, nimmt die Veränderung des Materialverhaltens zu. Hierbei ist die Resteigenschaft von im Einsatz befindlichem Material von besonderem Interesse. Aufgrund der geringen Probenmenge an Material einer in Einsatz befindlichen Lötstelle wird hierbei der Small-Punch-Test benutzt. Es handelt sich dabei um ein Miniaturtiefziehverfahren, bei dem eine Last-Verformungskurve aufgenommen wird. In Kombination mit einer FEM-Simulation lassen sich aus der experimentellen Messung das Spannungs-Dehnungsverhalten und die kritische Energiedichte des Lotmaterials eindeutig bestimmen. Der Small-Punch-Test kann als quasi-zerstörungsfreie Werkstoffprüfung anderer Metalle eingesetzt werden. Gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen bei der Bestimmung der Resteigenschaften von im Betrieb befindlichen Reaktor- und Turbinenstählen konnte bereits erzielt werden [2].

### Literatur

- [1] Darveaux, R.; Banerji, K.: Constitutive relations for Tin-based solder joints, IEEE Trans. on CHMT, vol. 15, no. 6, 1992, pp. 1013-1024.
- [2] Jendryn, J.; Müller, W.H.; Albrecht, H.-J.: Strength and Lifetime Analysis of SMT Solder Joints: An Exemplary Study of the MiniMELF Component, Proc. of the Surface Mount International Conference, San Jose, 1997, pp. 626-636.
- [3] Foulds, J.R.; Woytowitz, P.I.; Parnell, T.K.; Jewett, C.W.: Fracture Toughness by Small Punch Testing, J. Testing and Evaluation, 23, 1995, pp. 3-10.

\* SMT = surface mount technology

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

*Alfons 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 achsialsymmetrisches Werkstoffverhalten wurde eine gewöhnliche DGL mit variablen Koeffizienten für die achsialen 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 achsialen Verschiebungen für die Randbedingungen des achsialen Zuges (pull-out) und des achsialen Schubs berechnet. Die Resultate der durchgeführten Simulationen werden diskutiert.

## AN INTERFACE CRACK IN A BIMATERIAL WITH INTERNAL MICROCRACKS UNDER UNIFORM HEAT FLUX

*Klaus P.Herrmann<sup>1</sup> and Vera Petrova<sup>2</sup>*

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

<sup>2</sup>Research Institute of Mathematics, Voronezh State University, Rußland

Two review articles concerning thermal cracking in elastic and elastoplastic two-phase solids were given in [1,2]. The interaction of a main crack with a microcrack process zone around its tips is extensively investigated in the literature both under mechanical conditions [3-5] and thermal stresses [6-7]. The interaction between an interface crack and a microcrack under antiplane loading was studied in [8]. But up to now, the interface crack in a field of other defects has not been sufficiently studied, in particular, for the case of thermal loading.

The present work deals with a theoretical treatment of the interaction between an interface crack and arbitrary located and oriented internal microcracks in a bimaterial subjected to a uniform heat flow vertically to the interface. It is assumed that the uncoupled, quasi-static thermoelastic theory is applicable to this problem. Thus, the solution of the problem consists of two parts: a) the determination of the temperature distribution and b) the determination of the thermal stresses. The interface crack and microcracks are thermally insulated, whereas perfect contact between the two materials is assumed. The analysis is based on the methods of complex potentials, singular integral equations, and a superposition technique. For the solution of the integral equations a small parameter method and the Chebyshev polynomials are used. The small parameter is equal to the ratio of the microcrack size to the macrocrack size. The temperature distribution in the bimaterial with an interface crack and microcracks is obtained, and then the stress intensity factors at the interface crack tips are calculated.

### References

- [1] Herrmann K.P. (1997), ZAMM 77, 163-188.
- [2] Herrmann K.P., Dong M., and Hauk T. (1997), J. Thermal Stresses 20, 853-904.
- [3] Romalis N. and Tamuzh V. (1984), Mech. Compos. Materials 20(2), 35-43.
- [4] Gong S.X. and Horii H. (1989), J.Mech. Phys. Solids 37(1), 27-46.
- [5] Tamuzs V. and Petrova V. (1993), Fizyko- Khemicheskaya Mekhanika Materialov (3), 147-157 (in Russian).
- [6] Tamuzs V., Romalis N., and Petrova V. (1993), Theor. Appl. Fracture Mech. 19, 207-225.
- [7] Tamuzs V., Petrova V., and Romalis N. (1994), Theor. Appl. Fracture Mech. 21, 207-218.
- [8] Wang X.D. and Meguid S.A. (1996), Int. J. Fracture 76, 263-278.

## DESIGN, ANALYSE UND HERSTELLUNG ENTFALTBARER CFK-BOOMS

C. Sickinger und L. Herbeck

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

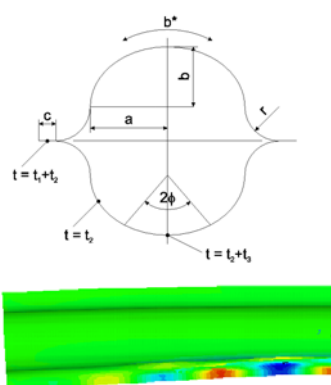
Im Rahmen der Arbeiten für den Demonstrator eines Sonnenseglers „Solar Sail“ [1,2] werden am Institut für Strukturmechanik des Deutschen Zentrums für Luft- und Raumfahrt in Braunschweig ultraleichte, entfaltbare Masten aus kohlenstoffaserverstärktem Kunststoff (sog. CFK-Booms) entwickelt. Neben den großen Steifigkeiten und Festigkeiten, die den jeweiligen Anforderungen gerecht werden müssen, kommt es bei Raumfahrtanwendungen häufig darauf an, ein bestimmtes Transportvolumen zu berücksichtigen. Aus diesem Grund sieht ein Entfaltungskonzept vor, dass die Booms flachgedrückt und auf einer Trommel aufgerollt werden. Die vollen Steifigkeiten werden erst nach dem Entfalten durch die Aufstellung des Querschnitts erreicht (siehe Abbildung). Ziel ist es, ein flugfähiges „Solar Sail“ der Dimension 40x40m<sup>2</sup> mit einer Ariane 5, Piggy-Back Microsat ASAP-5, Startoption in 2001-2002 umzusetzen (60x60x80cm<sup>3</sup>, max. 100kg).

Aufgrund der verhältnismäßig geringen Wandstärken ergeben sich die Belastungsgrenzen in erster Linie als Folge von Stabilitätsversagensformen. Die Faserverbundtechnologie bietet hier zum einen Möglichkeiten, gezielt auf lokale Stabilitätsformen zu reagieren und zum anderen die spezifischen Gewichtsvorteile von CFK zu nutzen. Für die Wahl von CFK als Konstruktionswerkstoff spricht außerdem die Möglichkeit, durch geeignete Schichtwinkelkombinationen das thermische Verhalten zu beeinflussen. Bei „großen“ Strukturen gewinnt der Einfluß der aus den „großen“ Deformationen der Struktur resultierenden Belastungen zunehmend an Bedeutung. So erfährt z.B. ein axial belasteter, „langer“ Druckstab, der infolge unsymmetrischer Temperaturbelastung eine Verkrümmung aufweist, durch das exzentrische „Herauswandern“ des Kraftangriffspunktes Biegemomente, die sich wiederum in einer starken Erhöhung der lokal vorherrschenden Dehnungen bzw. Spannungen und damit in einem Abfall der globalen Beulfestigkeit ausdrücken. Aus diesem Grund ist es sinnvoll, das Material nicht nur entsprechend der maximalen Belastung einzusetzen, sondern gezielt auf die Vermeidung gewisser Lastszenarien hinzuwirken – ein weiterer wesentlicher Vorteil von Faserverbunden. Die Schichtwinkelkombination wird neben der Erzielung hoher Biege- und Torsionssteifigkeiten nicht zuletzt aus Gründen einer annähernden thermischen Neutralität gewählt.

Stabilitätsrechnungen werden sowohl vereinfacht analytisch, als auch nichtlinear numerisch unter Berücksichtigung geometrischer Imperfektionen durchgeführt. Gegenstand der Untersuchungen ist das Verhalten infolge von Momentenbelastungen um die drei Stabachsen (Biegung, Torsion) sowie kombinierter Lastfälle. Dabei hat sich gezeigt, dass neben den typischen Schalenbeulproblemen (Durchschlagen) auch – bei bestimmten Lastfällen – mit stabilen Nachbeulbereichen zu rechnen ist. Die Ausnutzung dieser Bereiche jenseits der beulkritischen Lasten ist eine Maßnahme, die das Einsatzspektrum der Booms deutlich erhöht. Gegenüber Metallausführungen (CuBe, Fe) sowie gänzlich anderen Konzepten werden gute Ergebnisse hinsichtlich der Steifigkeiten und u.a. in bezug auf die Beulfestigkeiten erwartet. Das Entfaltungskonzept der CFK-Booms ist dabei so universell einsetzbar, dass sich seine Anwendung auch auf andere Missionen, etwa eine ausfahrbare Antenne, übertragen läßt.

### Literatur

1. M. Leipold, D. Kassing, M. Eiden and L. Herbeck. *Solar Sails for Space Exploration – The Development and Demonstration of Critical Technologies in Partnership*. ESA Bulletin 98, pp. 102- 107, June 1999.
2. L. Herbeck, C.Sickinger und A. Herrmann. *Ultraleichte, entfaltbare Maststrukturen aus CFK*. In *Jahrbuch 1999*. Deutsche Gesellschaft für Luft- und Raumfahrt, 1999.



Design, Beulanalyse und Herstellung ultraleichter, entfaltbarer Masten aus kohlenstoffaserverstärktem Kunststoff (CFK).

## BESTIMMUNG VON DELAMINATIONSSCHÄDEN IN CFK- VERBUNDWERKSTOFFEN

*Wolfgang Weigl, Heiko Andrä und Eckart Schnack*

**Institut für Technische Mechanik, Universität Karlsruhe**

Die zerstörungsfreie Bestimmung von inneren Delaminationsschäden in geschichteten Verbundwerkstoffen aus gemessenen Oberflächendaten stellt ein inverses Problem dar, das im allgemeinen Fall im Rahmen eines aufwendigen Optimierungsverfahrens gelöst werden muß (s. Vortrag von H. Andrä).

Für einfache Spezialfälle mit wenigen Schichten und identischem Material auf beiden Seiten des Risses läßt sich das delaminierte Gebiet jedoch über ein direktes Verfahren nachweisen, unter Verwendung des sogenannten Reciprocity-Gap-Konzepts. Dieses wurde 1992 von S. Andrieux und A. BenAbda [1] ursprünglich für den Fall ebener Risse in leitenden Materialien entwickelt, die elektrostatisch untersucht wurden.

Das Reciprocity-Gap-Konzept wird nun auf einfache Sonderfälle der elastostatischen Problemstellung angewandt. Man erhält singuläre Integralgleichungen für die Sprünge der Verschiebungsfunktion über die Delaminationsebene, die mit Galerkin-BEM diskretisiert und numerisch gelöst werden können.

Im Vortrag werden die Anwendung des Reciprocity-Gap-Konzepts bei geschichteten Verbundwerkstoffen diskutiert, sowie erste Ergebnisse für Sonderfälle präsentiert.

### Literatur

- [1] Andrieux, S. and Ben Abda, A., Identification de fissures planes par une donnée de bord unique: une procédé direct de localisation et d'identification, C. R. Acad. Sci. Paris, Série I, 315, pp. 1323-1328, 1992.

## HOMOGENISIERUNG MIKROMECHANISCHER SPRÖDBRUCHMECHANISMEN

*T. Westphal Jr. und K. Türke*

### Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre, Universität Karlsruhe

Das Ziel des Forschungsprojekts besteht darin, makroskopische Schädigungseffekte durch nichtproportionale mechanische Belastungen mit Hilfe eines adäquaten mikromechanischen Spödbbruchmodells auf der sogenannten Meso-Skala zu beschreiben. Das mikromechanische Prozessmodell kann mittels einer Homogenisierungstechnik auf die Makro-Skala „gehoben“ werden und erscheint dort als Evolutionsgleichung einer anisotropen (tensoriellen) Schädigungsvariable.

Das statische Modell für ein Material mit Mikrodefekten (z.B. Risse, Poren, Einschlüsse), welches durch Sprödbbruch versagt, verwendet die Konzepte von M. Kachanov [1]. Da es im Rahmen dieses Projekts notwendig ist, Defekte in einer anisotropen Matrix zu analysieren, reichen die Modelle von Kachanov nicht aus. Eine entsprechende Erweiterung wurde von Mauge [2] durchgeführt. Das Prozeßmodell dieses Versagensmechanismus basiert auf einem System von Energiebarrieren auf der Meso-Skala (Krajcinovic & Sumarac [3]). Um die mikromechanischen Schädigungen als eine reduzierte elastische Steifigkeit auf der Makro-Skala interpretieren zu können, berücksichtigen wir den Zuwachs an Komplementärenergie, der sich aus der Arbeit ergibt, die zur elastischen Aufweitung der lokalen Defekte aufgewendet werden muß. Je nach Orientierung der eingelagerten Defekte ergibt sich auch bei einer ursprünglich isotropen Matrix ein nun gemitteltes anisotropes Materialverhalten.

Das dargestellte Modell findet Anwendung zur Simulation von Matrix-Frühschädigungen in karbonfaserverstärkten Kohlenstoffen. Die aus graphitartigem Kohlenstoff bestehende Matrix zeigt auf Grund ihrer Mikrostruktur ein hochgradig anisotropes Verhalten, welches zusätzlich durch eine Vielzahl von Matrixrissen beeinflusst wird (Savage [4]).

### Literatur

1. M. Kachanov: Elastic solids with many cracks and related problems. In: Advances in Appl. Mech., vol. 30, eds.: J.W. Hutchinson, T. Y. Wu, 1994.
2. C. P. Mauge: Analysis of linear elastic anisotropic solids with arbitrarily oriented cracks, PhD Thesis, Tufts University, USA, 1993.
3. D. Krajcinovic, D. Sumarac: Micromechanics of the damage processes. In: Continuum Damage Mechanics, eds.: D. Krajcinovic, J. Lemaitre, Springer-Verlag Wien, 1987.
4. G. Savage: Carbon-carbon composites, Chapman & Hall London, 1993.

## **TEILNEHMERLISTE**

---

<b>Andrä</b>	<b>Heiko</b>	Dr.-Ing. Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76131 Karlsruhe Heiko.Andrae@mach.uni-karlsruhe.de
<b>Becker</b>	<b>Wilfried</b>	Prof. Dr.-Ing. Institut für Mechanik u. Regelungstechnik Universität-GH Siegen Paul-Bonatz-Str. 9-11 57068 Siegen beck@fb5.uni-siegen.de
<b>Cuntze</b>	<b>Ralf</b>	Prof. Dr.-Ing. habil. MAN Technologie AG Liebigstr. 5a 85757 Karlsfeld Ralf_Cuntze@MT.MAN.de
<b>Dreyer</b>	<b>Wolfgang</b>	Dr. rer. nat. habil. Weierstraß-Institut für Angewandte Analysis und Stochastik Mohrenstr. 39 10117 Berlin dreyer@wias-berlin.de
<b>Ferber</b>	<b>Ferdinand</b>	Dr.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jferb1@ltm.uni-paderborn.de
<b>Fortmeier</b>	<b>Manfred</b>	Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jfort1@ltm.uni-paderborn.de
<b>Hachemi</b>	<b>A.</b>	Dr.-Ing. Institut für Allgemeine Mechanik RWTH Aachen Templergraben 64 52056 Aachen



---

<b>Hauck</b>	<b>Torsten</b>	Dr.-Ing. Geschäftsbereich Halbleiter MOTOROLA GmbH/AISL Europe Schatzbogen 7 81829 München Torsten.Hauck@Motorola.com
<b>Herrmann</b>	<b>Klaus</b>	Prof. Dr.rer. nat. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jherr1@ltm.uni-paderborn.de
<b>Hesebeck</b>	<b>Olaf</b>	Dipl.-Phys. Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe mail@hesebeck.de
<b>Hohe</b>	<b>Jörg</b>	Dr.-Ing. Institut für Mechanik und Regelungstechnik Universität-GH Siegen Paul-Bonatz-Str. 9-11 57068 Siegen hohe@imr-sun4.fb5.uni-siegen.de
<b>Kobelev</b>	<b>Vladimir</b>	Dr. rer. nat. Firma Muhr und Bender Postfach 360 57427 Attendorn vladimir.kobelev@mubea.com
<b>Langhoff</b>	<b>Tom- Alexander</b>	Dipl.-Phys. Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76131 Karlsruhe Tom-Alexander.Langhoff@mach.uni- karlsruhe.de

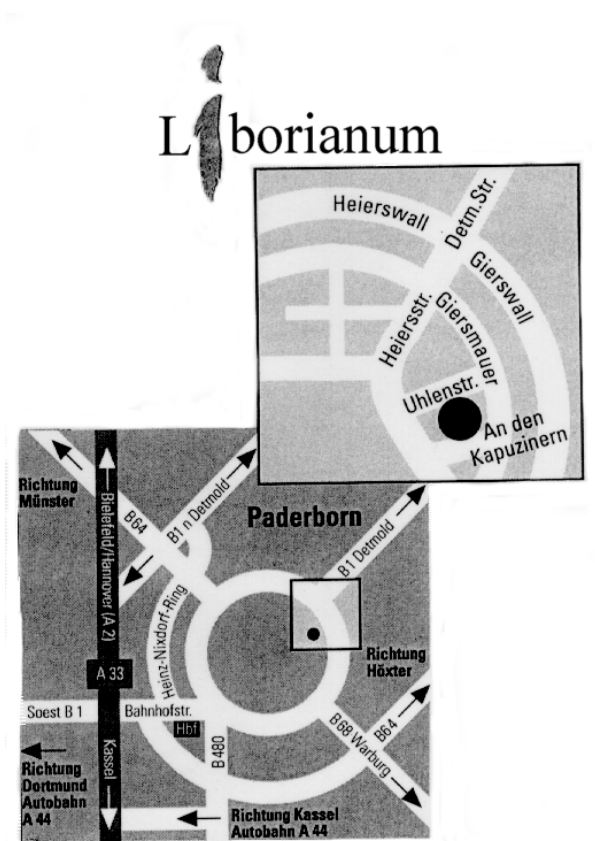
<b>Linnenbrock</b>	<b>Klaus</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jlinn1@ltm.uni-paderborn.de
<b>Marotzke</b>	<b>Christian</b>	Dr.-Ing. Fachgruppe VI. 2 BAM Unter den Eichen 87 12205 Berlin christian.marotzke@bam.de
<b>Matczynski</b>	<b>Marek</b>	Dozent Dr. rer. nat. Institute of Fundamental Technol. Research Swietokrzyska 21 PI-00-901 Warschau Polen
<b>Müller</b>	<b>Wolfgang H.</b>	PD Dr. rer. nat. habil., Reader Department of Mechanical and Chemical Engineering Heriot - Watt University EH14 4AS Edinburgh U.K. W.H.Muller@hw.ac.uk
<b>Neumann</b>	<b>Stefan</b>	Dipl.-Math. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jneum1@ltm.uni-paderborn.de
<b>Nguyen</b>	<b>Van Son</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn jnguy1@ltm.uni-paderborn.de

---

<b>Noe</b>	<b>Alfons</b>	Dr.-Ing. Forschungs- und Entwicklungszentrum Unterlüß GmbH, Abteilung S TZN Neuensothriether Str. 20 29345 Unterlüß noe@tzn.de
<b>Petrova</b>	<b>Vera</b>	Dr. rer. nat. Research Institute of Mathematics Voronezh State University 1, University sq. 394693 Voronezh Rußland petrova@imath.vucnit.voronezh.su
<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>Schrader</b>	<b>Erik</b>	Dr.-Ing. Institut für Strukturmechanik DLR Lilienthalplatz 7 38108 Braunschweig erik.schrader@dlr.de
<b>Sickinger</b>	<b>Christoph</b>	Dipl.-Ing. Institut für Strukturmechanik DLR Lilienthalplatz 7 38108 Braunschweig christoph.sickinger@dlr.de
<b>Weikl</b>	<b>Wolfgang</b>	Dipl.-Phys. Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe wolfgang.weikl@mach.uni-karlsruhe.de

<b>Westphal Jr.</b>	<b>Toncredo</b>	Dipl.-Ing. Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe westphal@imfpen6.mach.uni-karlsruhe.de
<b>Wilmes</b>	<b>Holger</b>	Dipl.-Ing. Institut für Strukturmechanik DLR Lilienthalplatz 7 38108 Braunschweig holger.wilmes@dlr.de
<b>Zhang</b>	<b>Junqian</b>	Prof. Dr. Department of Engineering Mechanics Chongqing University dong ling cun 14-3-3 400044 Chongqing P.R. China jzhang@cqu.edu.cn

## 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](mailto:sek@ltm.uni-paderborn.de)

www: <http://wwwfb10.uni-paderborn.de/LTM/Forschung/Workshops/AGC/agc.htm>

## 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 · 3, 6, 13, 21, 24

---

**B**

Becker · 3, 7, 11, 13, 24

---

**C**

Cuntze · 4, 8, 24

---

**D**

Dreyer · 4, 15, 16, 24

---

**F**

Ferber · 24  
Fortmeier · 24

---

**H**

Hachemi · 4, 9, 24  
Hauck · 25  
Herbeck · 20  
Herrmann · 16, 17, 19, 25  
Hesebeck · 4, 10, 25  
Hohe · 3, 11, 25

---

**J**

Jin · 7

---

**K**

Kobelev · 3, 12, 25

---

**L**

Langhoff · 4, 13, 25  
Lindemann · 7  
Linnenbrock · 26

---

**M**

Marotzke · 3, 14, 26  
Matczynski · 26  
Müller · 4, 15, 16, 17, 26

---

**N**

Neumann · 3, 16, 26  
Nguyen · 4, 17, 26  
Noe · 3, 18, 27

---

**P**

Petrova · 3, 19, 27

---

**S**

Schnack · 3, 10, 21, 27  
Schrader · 27  
Schwabe · 9  
Sickinger · 4, 20, 27  
Singh · 6

---

**T**

Türke · 22

---

**W**

Weichert · 9  
Weigl · 4, 6, 21, 27  
Westphal Jr. · 4, 22, 28  
Wilmes · 28

---

**Z**

Zhang · 28

## NOTIZEN

