



**LABORATORIUM FÜR TECHNISCHE MECHANIK
UNIVERSITÄT PADERBORN**



**6. Workshop
Composite Forschung in der Mechanik
23.-24. November 1993
Paderborn, Liboranium**

**o. Prof. Dr. rer. nat. K. 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
76131 Karlsruhe**



Prof. Dr. Klaus Herrmann
Scherfeder Str. 68
D-33100 Paderborn
Tel. (05251) 6 16 78
Fax. (05251) 8 79 11 19

Herrn Dr. Ferber
mit der Bitte
um Rückgabe.

PROGRAMM

Dienstag, 23. November 1993

- 09.00 Eröffnung
- 09.10 Sektion I "Analytisch-numerische Methoden"
- 10.40 Kaffeepause
- 11.00 Sektion II "Analytisch-numerische Methoden"
- 12.30 Mittagspause
- 14.00 Sektion III "Mechanisches Verhalten von Composites"
- 15.30 Kaffeepause
- 16.00 Sektion IV "Mechanisches Verhalten von Composites"
- 17.30 Kaffeepause
- 19.00 Abendessen im Liborianum

Mittwoch, 24. November

- 09.00 Sektion V "Experimentelle Methoden"
- 10.30 Kaffeepause
- 11.00 Sektion VI "Experimentelle Methoden"
- 12.30 Mittagessen im Liborianum

ABSTRACTS

Ein neues, physikalisch begründetes Zwischenfaserbruchkriterium für Schichtverbunde bestehend aus unidirektionalen (UD) Faserkunststoffverbund (FKV)-Einzelschichten

Ralf Georg Cuntze, MAN Technologie AG, München
Dirk Huybrechts, Institut für Kunststoffverarbeitung, Aachen (Vortragender)

Im Bereich der Strukturanalyse hat insgesamt eine enorme Entwicklung stattgefunden, was jedoch nicht für den Teilbereich 3D-FKV-Spannungsanalyse (Bild 1) gilt. Weiter müssen die heute zur Verfügung stehenden Festigkeitskriterien im Bereich des FKV als "nicht mehr dem Stand der Technik angepaßt" bewertet werden, wobei hier speziell die Verwendbarkeit der herkömmlichen Zwischenfaserbruchkriterien (ZFB) angesprochen ist (Faserbruch ist relativ gut vorhersagbar). Dieses ist ausschlaggebend in Anwendungsfällen, in denen so dimensioniert werden muß, daß das erste Auftreten eines ZFB in irgendeiner UD-Einzelschicht schon die SV-Versagensgrenze darstellt.

Puck lieferte hierzu einen neuen Ansatz, der nicht nur für die UD-Schichtebene anwendbar ist, d.h. für 2D-Probleme der klassischen Laminattheorie, sondern auch für 3D-Probleme, die zunehmend durch Finite-Element-Programme bearbeitet werden können. Einige Anwendungsbeispiele, bei denen ein 3D-Festigkeitskriterium notwendig ist, sind eine LKW-Blattfeder, ein Hochdrucktank, strukturelle Anschlüsse/Verbindungen, Außendruckbehälter in der Tiefsee. Dieser neue Ansatz basiert auf der folgenden physikalisch begründeten Festigkeitshypothese: Werkstoffversagen wird nur von den in einer gemeinsamen Wirkebene auftretenden Zug- und Schubspannungen bewirkt. Eine solche plausible Annahme wird in keiner anderen Festigkeitshypothese getroffen. Daher wird die Weiterentwicklung des hier verfolgten neuen Ansatzes zu einer verbesserten Festigkeitsanalyse und damit einer zuverlässigeren Dimensionierung und Nachweisführung in der Konstrukteurpraxis von aus UD-Schichten aufgebauten Laminaten führen. Es wird erwartet, daß nicht nur für statische sondern auch schwingende Belastung ein verbessertes Festigkeitskriterium ausgearbeitet werden kann, da der Ansatz bruchmechanische Aspekte beinhaltet.

Ausgehend von der oben formulierten Festigkeitshypothese, die schon von Hashin (1980) verfolgt, aber nicht umgesetzt werden konnte, wurde von Puck ein neues Festigkeitskriterium (Bild 2) für UD-FKV-Körper entwickelt, die einem dreidimensionalen Beanspruchungszustand unterliegen. Der wesentliche Unterschied zu herkömmlichen Festigkeitskriterien ist, daß hier beim Bruch eines UD-Körpers - das kann ein reiner UD-Körper aber auch eine Schicht eines aus UD-Schichten aufgebauten Laminats sein - der in der Bruchebene wirkende Spannungszustand $\{\sigma^A\}$ berücksichtigt wird (Bild 3). Dies bedingt eine aufwendigere Vorgehensweise. Herkömmliche Festigkeitskriterien hingegen basieren auf den Spannungen im "Schicht-Koordinatensystem" $\{\sigma\}$ und sind lediglich Interpolationspolynome.

Aufgrund der transversalen Isotropie eines UD-Körpers wird ein ZFB aufgrund eines 3D-Spannungszustandes $\{\sigma\}$ in (irgend-) einer faserparallelen Fläche, d.h. Wirkebene auftreten. Der Winkel Θ_B der Wirkebene mit der höchsten Bruchgefahr wird analytisch oder numerisch iterativ ermittelt, indem die am UD-Körper anliegenden Spannungen in alle möglichen Wirkebenen transformiert werden und für jeden daraus resultierenden "Wirkebenenspannungszustand" die Bruchgefahr mit Hilfe des neuen Festigkeitskriteriums bestimmt wird. Der Festigkeitsnachweis wird dann für diejenige Wirkebene durchgeführt, in der die Bruchgefahr maximal ist.

Der in einem Werkstoffpunkt einer UD-Schicht vorliegende 3D-Spannungsvektor läßt sich in der Form schreiben $\{\sigma\} = (\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \tau_{23}, \tau_{31}, \tau_{21})^T$ (Bild 4), wobei gegenüber der üblichen Darstellung mit τ_{13}, τ_{12}

die wirklich wirkenden, zugeordneten Schubspannungen τ_{31} , τ_{21} eingesetzt wurden. Daraus gewinnt man durch Transformation im Gegenuhrzeigersinn um die Faserrichtung den Spannungsvektor $\{\sigma^\theta\}$ der Wirkebene (Bild 5). Ein Teilsatz von $\{\sigma^\theta\}$ bildet den Vektor der "Brucheffektiven Spannungen" $\{\sigma^A\} = (\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl})^T$, siehe Pfeile. Die Ermittlung der unbekanntenen Widerstände $R_{\perp}^A, R_{\perp\perp}^A$ der Wirkebene erfolgt aus den üblichen einachsigen Festigkeitswerten R_{\perp}^d, R_{\perp}^z .

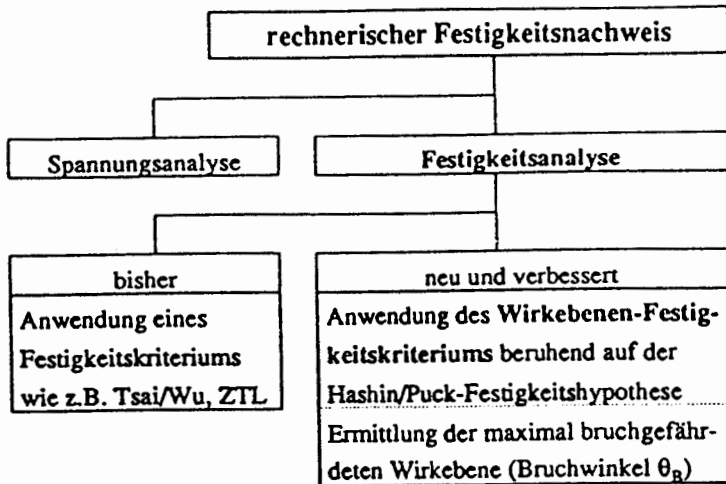


Bild 1: Begriffsdefinitionen des Festigkeitsnachweises

Festigkeitshypothese von Puck
 "Nur die in der Bruchebene auftretenden Zug- (σ_n) und Schubspannungen (τ_{nt}, τ_{nl}) bewirken Bruch in dieser Ebene". Druckspannungen (σ_n) erschweren den Bruch

Festigkeitskriterium = Mathematische Formulierung zur Quantifizierung der Bruchgefahr

$$F = \left(\frac{\sigma_n}{R_{\perp}^A}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{nt}}{R_{\perp\perp}^A}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{nl}}{R_{\perp\parallel}}\right)^2 \quad \text{Puck 1992, "Glg.10"}$$

Bruchebene wird diejenige faserparallele Wirkebene, in der maximale ZFB-Gefahr (d.h. $F \rightarrow \max F$) für einen gegebenen Beanspruchungszustand $\{\sigma^A\} = (\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl})^T$ vorliegt

Bild 2: Zum Hashin/Puck-Wirkebenen-Festigkeitskriterium.

$R_{\perp}^A, R_{\perp\perp}^A, R_{\perp\parallel}$ sind die zugehörigen Widerstände in der Wirkebene, $R_{\perp\parallel}$ ist übliche Schubfestigkeit.

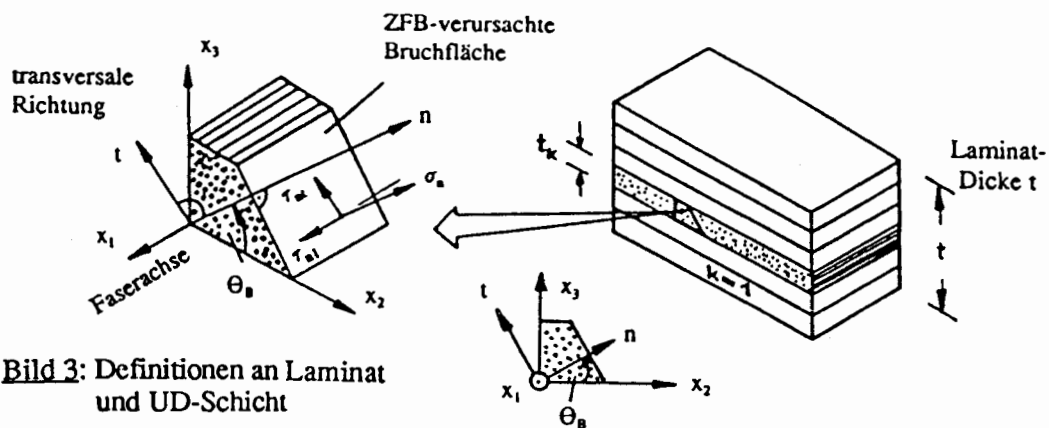


Bild 3: Definitionen an Laminat und UD-Schicht

$$\{\sigma^\theta\} = [T_\sigma(\theta)] \cdot \{\sigma\}$$

$$\begin{matrix} \rightarrow \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_n \\ \sigma_t \\ \tau_{nt} \\ \tau_{nl} \\ \tau_{nl} \end{bmatrix} \\ \rightarrow \\ \rightarrow \\ \rightarrow \end{matrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & c^2 & s^2 & 2sc & 0 & 0 \\ 0 & s^2 & c^2 & -2sc & 0 & 0 \\ 0 & -sc & sc & c^2 - s^2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c & -s \\ 0 & 0 & 0 & 0 & s & c \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{bmatrix}$$

$$\{\sigma^A\} = (\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl})^T$$

Bild 5: Transformation der Schichtspannungen

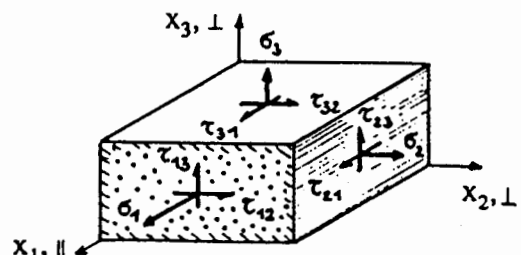


Bild 4:

3D-Spannungen der UD-Schicht (Indizes: $\parallel = 1$ = Faserrichtung, \perp = senkrecht zur Faserrichtung $c = \cos \theta, s = \sin \theta$)

Wärmespannungsrißbildung in Zweikomponentenmodellen von Schichtverbundwerkstoffen

M. Dong und K.P. Herrmann

Laboratorium für Technische Mechanik, Universität Paderborn,

Pohlweg 47-49, D-33098 Paderborn

Abstract

Die Wärmespannungsrißbildung, insbesondere die Grenzflächenrißbildung, in eigengespannten zwei- bzw. dreidimensionalen Zweikomponentenmodellen von Schichtverbundwerkstoffen, die wohldefinierten Temperaturverteilungen unterworfen sind, wurde untersucht. Mit Hilfe geeigneter Rißausbreitungskriterien für Mehrphasenmedien wurden die Verläufe von geraden Grenzflächenrissen bzw. gekrümmten Rissen in einem Materialsegment numerisch berechnet, wobei scheibenförmige, zylinderförmige und kugelförmige Zweikomponentenmodelle von Schichtverbundwerkstoffen unter Temperaturbelastung betrachtet worden sind. Die dreidimensionale Rißausbreitung wurde dabei mit der entsprechenden zweidimensionalen Rißausbreitung verglichen. Außerdem wurde die Wärmespannungsrißbildung unter Berücksichtigung der Dicke der Materialbindungsgrenzschicht untersucht. Gemäß den numerischen Berechnungen wurde dabei die Abhängigkeit der Rißbildung von dem Verhältnis der Elastizitätsmoduli $E^{(I)}$ und $E^{(II)}$ für Zweiphasenmedien bzw. die Abhängigkeit der Rißbildung von den Materialeigenschaften sowie der Geometrie der Grenzschicht festgestellt. Dabei konnte eine Reihe von bemerkenswerten Wechselwirkungseffekten zwischen dem materialabhängigen Rißausbreitungsverhalten und der thermischen Belastungsart bzw. der geometrischen Gestalt der entsprechenden Materialverbunde aufgedeckt werden.

Charakterisierung der interlaminaren Bruchzähigkeit und Delaminationswachstum von CFK unter Schwingbelastung

- Mode I/Mode II/Mixed Mode-Versagen -

Dr.-Ing. Michael GÄDKE, DLR Inst. f. Strukturmechanik, Braunschweig

Summary / Übersicht

The end notched flexure (ENF) test was employed in an investigation of interlaminar fracture behaviour in Mode II static and fatigue loading of the epoxy-based composites T300/M10, T300/914C and HTA/6376 and the thermoplastic PEEK-based composite AS4/PEEK (APC-2). The Mode II interlaminar fracture toughness for all materials was determined by compliance calibration method. Various data reduction schemes for G_{IIc} are compared and some experimental parameters are discussed. The tests were performed in a range of a/L ratio from 0.5 to 0.9. T300/M10, T300/914C and HTA/6376 composites exhibited brittle unstable and brittle stable behavior of crack growth while the AS4/PEEK composite behaved in brittle unstable and ductile stable fashion.

Stable Mode II crack growth was observed during fatigue loading with $R = 0.1$ in the larger range of cyclic Strain Energy Release Rate (SERR). A consistent relation of crack growth rate to the cyclic SERR was obtained for both T300/M10 and HTA/6376 composites. Within the range of moderate crack growth rate, the data of Mode II fatigue crack growth for the composites obeyed a power law. The trend of reduction in crack growth rate data with degradation in cyclic SERR suggests the presence of a threshold SERR. Compared to T300/914C, HTA/6376 and T300/M10 have higher crack growth resistance.

The effects of moisture on Mode II interlaminar fracture in unidirectional T300/914C and T300/M10 carbon/epoxy composites were investigated. ENF specimens in a dry state and exposed to different hygrothermal conditions were utilized to evaluate their Mode II interlaminar fracture toughness. Crack growth behavior, interlaminar shear strength, glass transition temperature and fractographs of the investigated materials were examined towards the establishment of the possible mechanisms of moisture effects.

The mixed-mode bending (MMB) test was employed in an investigation of delamination fracture behavior in static and fatigue loading for carbon/epoxy composites T300/M10 and HTA/6376. The load-displacement responses for all materials tested were linear in the larger range of mixed-mode ratios. As specimens are loaded at different ratios of a/L for different mixed-mode ratios, both investigated composites exhibited brittle unstable or brittle stable behavior of crack growth. Mixed-mode delamination fracture toughness were determined at $a/L = 0.5$. The results show that the total delamination fracture toughness G_c decreases with increase in mixed-mode ratio m . The Mode I components of the total delamination toughness G_{Ic}^m plotted against the corresponding Mode II components G_{IIc}^m showed different delamination failure criterions for both the studied materials. Within the range of moderate crack growth rate, $10^{-5} - 10^{-3}$ mm/cycle, the data of mixed-mode fatigue crack growth obeyed a power law.

The fracture surfaces of ENF and MMB specimens were examined using scanning electron microscopy. Some of the fractography features are described. The fracture micro-mechanisms in T300/914C or T300/M10 laminates are commonly interfacial debonding and matrix failure (cleavage) characterized by granular fracture surfaces or hackles. In HTA/6376 laminate, the fracture surface reveals fibres coated with a thin sheathing of the matrix and hackles in a thinner scallop-like fashion. Both the increased surface area and the more tortuous path of crack growth seem to be responsible for the observed higher fracture toughness. In AS4/PEEK composite the fractography feature is large plastic deformation of the polymer matrix. In all materials, the resin deformation occurred in the case of slow crack propagation was larger than that occurred in the case of fast crack propagation.

Zur Wellenfortpflanzung in 2-Phasen-Materialien mit Interface Defekten

D. Gross and Ch. Zhang
Institut für Mechanik, TH Darmstadt
64289 Darmstadt

Abstract

Interface defects such as interface debonding or interface microcracks in two-phase materials may produce additional wave attenuation and dispersion. Here, attenuation refers to the diminishing of wave intensity or wave amplitude as a wave propagates through a two-phase material, while dispersion refers to the shape distortion of a wave due to the frequency dependence of the phase velocity. Since both attenuation and phase velocity are measurable quantities and their changes are related to the damage level of a material, analysis of wave propagation in two-phase materials with interface defects is of particular interests to ultrasonic quantitative nondestructive evaluation for detecting and characterizing the damage states of particulate or fiber-reinforced composites. With this goal in mind, wave propagation in a two-phase material with interface defects is analyzed in this paper.

To simplify the analysis, wave propagation in a solid permeated by randomly distributed cylindrical elastic inclusions with interface defects is investigated. The incident wave is taken as a plane time-harmonic SH-wave and the interface defects are assumed to be present in form of interface cracks, whose location and orientation are random. Wave scattering by a single inclusion with an interface crack is first considered. By using the eigenfunction expansion method and by considering the traction-free condition on the debonded interface, a boundary integral equation is obtained for the crack opening displacement across the crack-surfaces. Expanding the crack opening displacement into a series of Tshebysheff-polynomials and adopting a Galerkin method, the boundary integral equation is converted into a system of linear and algebraic equations for the expansion coefficients which is solved numerically. The scattered far-field quantities such as the scattering amplitude and the scattering cross section are subsequently calculated from the expansion coefficients. Assuming that the microcrack density is sufficiently low for neglecting the interaction effects among individual microcracks, the effective complex wave number for a randomly damaged composite is determined by using the Foldy's equation. Attenuation coefficient and effective wave (phase) velocity are immediately obtained by taking the real and the imaginary part of the effective wave number. Then, the analysis is proceeded to determine the group velocity and the effective dynamic stiffness of the material under consideration. Numerical results will be presented and discussed to reveal the effects of the microcrack density and the frequency of incident wave on the wave propagation constants. Moreover, elastodynamic stress intensity factor for a single interface crack is also given, as functions of the crack-length, the wave frequency and the angle of wave incidence.

Schubmodulmessungen am Carbonfaser-Epoxydharz-System BASF 5212

J. Grunwald und E. Schnack
Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre
Universität Karlsruhe

Abstract:

Im Bereich des modernen Maschinenbaus kommen immer mehr Faserverbundwerkstoffe zur Anwendung. Der Grund dafür liegt im günstigen Festigkeits- Dichteverhältnis und in der Konstruktionsfähigkeit des Werkstoffes durch Anordnung der Laminatfolgen.

Leider sind bis heute die Schädigungsabläufe für diese Werkstoffe nur unzureichend bekannt. Außerdem kennt man auch die Materialkennwerte nur vage, da besondere Schwierigkeiten bei der Messung dieser Kennwerte auftreten.

Diese Probleme werden heute dadurch berücksichtigt, daß relativ hohe Sicherheitsfaktoren bei der Konstruktion der Bauteile benutzt werden.

Ein Großteil der möglichen Gewichtseinsparungen geht durch eine solche Vorgehensweise verloren.

Für eine effektive Computersimulation sowohl zur Konstruktion von Bauteilen als auch zur Modellierung der Schädigungsabläufe im Verbundwerkstoff ist die genaue Kenntnis der Materialkennwerte unumgänglich.

Der Messung des Schubmoduls kommt hierbei besondere Bedeutung zu.

Im Vortrag werden verschiedene Methoden zur Messung des Schubmoduls vorgestellt und diskutiert. Insbesondere wird auf Schubmodulmessungen an dünnwandigen Rohrproben mittels Torsion eingegangen. Ergebnisse für das Prepreg-System BASF 5212 werden präsentiert.

Modellierung der statistischen Rißausbreitung in Teilchenverbunden

Wolfgang Kreher

Max-Planck-Gesellschaft, Arbeitsgruppe Mechanik heterogener Festkörper
Hallwachsstrae 3, 01069 Dresden

1. Einleitung

Durch die heterogene Mikrostruktur von Verbundwerkstoffen entstehen im Herstellungsprozeß und bei Belastung innere Spannungen, die im Bereich der charakteristischen Gefügeabmessungen statistisch fluktuieren. Ebenso ist der lokale Bruchwiderstand entlang der Front eines sich ausbreitenden Risses eine statistische Größe. Deshalb wird die Rißausbreitung als stochastischer Prozeß modelliert. Ziel der Arbeit ist es, für Werkstoffe aus spröden Komponenten (z.B. Keramikverbunde) den Einfluß der verschiedenen Gefügeparameter (Komponentenanteile, thermoelastische Eigenschaften und spezifische Bruchflchenenergien der Komponenten, Topologie des Gefüges) auf den Bruchprozeß zu untersuchen.

2. Berechnung innerer Spannungen

Zur Berechnung der an der Spitze eines Risses entstehenden Rierweiterungskraft (oder der Spannungsintensität) mittels der Gewichtsfunktionsmethode ist die Analyse der vor Rientstehung wirkenden inneren Spannungen notwendig. Dabei wird lineares elastisches Verhalten der Bestandteile des Verbundes angenommen. Wesentlich für die Modellierung ist die Berücksichtigung des statistischen Charakters der Mikrostruktur. Im Rahmen einer entsprechenden statistischen Theorie können die inneren Spannungsfelder durch Gaußverteilungen beschrieben werden.

3. Bruchmodell

Es wird ein Element der Rifront eines Risses in einem spröden Werkstoff betrachtet. Als lokales Kriterium für Rißausbreitung wird angenommen, daß die lokale Energiefreisetzungsrate G an der Rißspitze die spezifische Brucharbeit Γ übersteigen muß ($\Gamma = 2\gamma$)

$$G(\theta_c) \geq \Gamma(\theta_c) \quad (1)$$

wobei der Winkel Θ_c die Abweichung des Rißzuwachses von der ursprünglichen Rißebeine beschreibt. Im Rahmen des Energiekriteriums kann dieser Winkel aus der Bedingung

$$(G(\Theta) - \Gamma(\Theta)) \rightarrow \max \quad \text{for } \Theta = \Theta_c \quad (2)$$

bestimmt werden.

Die lokale Energiefreisetzung G variiert aufgrund der räumlich fluktuierenden lokalen Spannungsfelder am Beginn und im Verlauf der Rißausbreitung. Allgemein kann G wie folgt zerlegt werden:

$$G = G(a) = G^e + \delta G^i(a) + \delta G^{ww}(a - \langle a \rangle) - G^d(\langle a \rangle) \quad (3)$$

Hier beschreibt a die Position der Rißspitze (Rißlänge) und $\langle a \rangle$ ist der statistische Mittel- oder Erwartungswert (die Abhängigkeit von Θ wurde zur besseren Übersichtlichkeit hier weggelassen). Weiterhin bedeuten G^e die durch die äußere Belastung der Probe bewirkte Energiefreisetzung, δG^i entsteht durch die fluktuierenden Eigenspannungen, δG^{ww} beschreibt näherungsweise die Wechselwirkung der Elemente der gekrümmten dreidimensionalen Rißfront und $G^d(\langle a \rangle)$ enthält nichtfluktuierende Terme die sich aus Abschirmungseffekten bei Existenz von Dissipations- und/oder Rißüberbrückungszonen ergeben (zu diesen Effekten gibt es gut ausgearbeitete Theorien, deren Ergebnis im vorliegenden Modell nur summarisch berücksichtigt wird).

4. Monte Carlo Simulation der Rißausbreitung

Es ist das Ziel der Theorie, makroskopische oder effektive Rißausbreitungsgleichungen (R-Kurven) der Form

$$\langle a \rangle = A^*(G^e) \quad (4)$$

aus den mikroskopischen Gleichungen (1-3) zu berechnen. Dies kann durch Simulation der statistischen Rißausbreitung geschehen. Im Vortrag werden die bisher erreichten Ergebnisse zu effektiven R-Kurven und zu Wahrscheinlichkeitsverteilungen für die effektive Bruchzähigkeit vorgestellt.

Das Grenzwertkonzept für mechanische und thermochemische Eigenschaften - Modifikationen und Anwendung auf Silber-Glas-Verbundwerkstoffe

Stefan Kreuzberger, Dipl.-Wirtschafts-Ing.

Institut für Material- und Festkörperforschung, Kernforschungszentrum Karlsruhe

Institut für Gesteinshüttenkunde, RWTH Aachen

Verbundwerkstoffe nehmen in der Werkstoffwissenschaft und in der Werkstofftechnik einen immer breiteren Raum ein. Durch die Kombination von Werkstoffen zu mehrphasigen Verbundwerkstoffen können Materialien entwickelt werden, deren Eigenschaften sich wesentlich von denen der reinen Phasen unterscheiden, so daß für die unterschiedlichsten Anwendungen "maßgeschneiderte" Werkstoffe hergestellt werden können.

Ein wichtiges Werkzeug zur (theoretischen) Ermittlung verschiedener Verbundwerkstoffeigenschaften stellt das Grenzwertkonzept dar. Die oberen und unteren Grenzkurven, das Ergebnis der Grenzwertbetrachtung, schließen für alle Konzentrationen den Bereich der Verbundwerkstoffeigenschaften ein. Dieser Variationsbereich wird umso kleiner, d.h. bestimmter, je größer die Informationsfülle über die Gefügestruktur ist. Ein Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit befaßt sich mit der Weiterentwicklung bzw. Vereinfachung der Grenzwertgleichungen 2. Ordnung für den Elastizitätsmodul, indem die Poissonzahlen der reinen Phasen (die häufig nicht bekannt sind) aus den Gleichungen eliminiert werden.

Die Elimination der Poissonzahlen wurde durch das Einsetzen von Poissonzahl-Wertepaaren, die die oberen Grenzwerte maximieren und die unteren Grenzwerte minimieren, erreicht.

Der Vorteil, ohne die Poissonzahlen der reinen Phasen auskommen zu können, wird erkaufte durch eine Ausweitung des Variationsbereiches, der von den oberen und unteren Grenzkurven eingeschlossen wird.

Neben dem Elastizitätsmodul werden auch die Eigenschaften Querkontraktion und thermische Dehnung betrachtet.

Anhand von Literaturanalysen und experimenteller Untersuchungen werden die jeweiligen Grenzwertkonzepte verifiziert. Die experimentellen Untersuchungen wurden an verschiedenen Silber-Glas- bzw. Silber-Keramik-Verbundwerkstoffen durchgeführt. Diese Werkstoffe bieten ein hohes Potential für den Einsatz in der Medizintechnik, insbesondere als Dentalwerkstoff.

Die berechneten Eigenschaftsbereiche und die experimentell ermittelten Eigenschaftsgrößen zeigen eine gute Übereinstimmung.

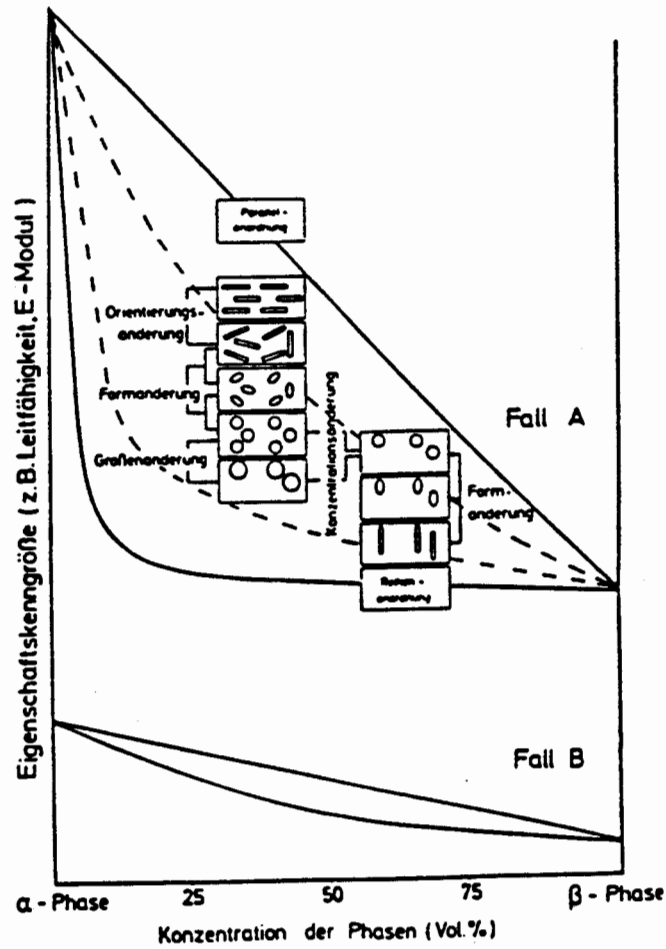


Abb. 1 Grenzwertkonzept, Abhängigkeit der Verbundwerkstoffeigenschaft von den Eigenschaften der reinen Phasen und von der Gefügestruktur

Vergleich mikromechanischer Testmethoden zur Bestimmung der Interface Festigkeit

Ch. Marotzke

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

Im Rahmen der Entwicklung von Hochleistungsfaserverbundwerkstoffen werden zur Bestimmung der Festigkeit des Interfaces mikromechanische Testmethoden wie Single Fiber Pull-out Tests, Indentation Tests und Fragmentation Tests eingesetzt. Die Meßergebnisse werden üblicherweise ausgewertet, indem eine 'Scherfestigkeit' des Interfaces entweder unter der Annahme einer konstanten oder einer nach der Shear-Lag Theorie ermittelten Schubspannungsverteilung berechnet wird. Werden die Daten verschiedener Testverfahren für identische Materialkombinationen verglichen, so wird häufig mit Erstaunen festgestellt, daß die einzelnen Methoden zum Teil sehr unterschiedliche Werte liefern.

Eine Analyse der Spannungsfelder in Fasernähe zeigt allerdings, daß in den drei Testanordnungen sehr unterschiedliche Spannungsverteilungen vorliegen. Grundsätzlich treten infolge der Singularitäten an den Fasernenden sowie an der Matrixoberfläche starke Spannungskonzentrationen in den Radial- und Schubspannungen auf. Während beim Pull-out Versuch beim Fasereintritt hohe radiale Zugspannungen die dominierende und somit rißauslösende Belastung darstellen, sind dies beim Indentation und Fragmentation Test die Schubspannungen. In jedem Fall tritt also ein Mixed-Mode Versagen ein, wobei das Verhältnis der Moden stark von dem Verhältnis der elastischen Konstanten von Faser und Matrix sowie beim Pull-out Test von der Geometrie in der Nähe des Fasereintritts abhängt.

Weiterhin wird gezeigt, daß beispielsweise beim Pull-out Test durch die Rißenstehung ein Umschalten des vorherrschenden Modes von Radial- zu Schubspannungen eintritt. Beim Indentation Test wird der Einfluß der Nachbarfasern auf die Grenzflächen-spannungen untersucht. Ferner wird gezeigt daß der Bruch der Faser beim Fragmentation Test einen instabilen Zustand erzeugt, der ein Fortschreiten des Risses in die Matrix oder entlang des Interfaces zur Folge hat.

Die Ergebnisse verdeutlichen, daß die üblichen Auswertungsmethoden lediglich geeignet sind, relative Vergleiche für verschiedene Materialkombinationen mit derselben Testmethode durchzuführen, nicht jedoch Absolutwerte einer 'Interface Festigkeit' zu ermitteln. Eine Alternative zu diesen Verfahren besteht in einer bruchmechanischen Auswertung, wobei die Probleme der Erzeugung eines stabilen Rißwachstums und einer Aufzeichnung der Rißlänge entstehen. An der BAM wurden hierzu Versuche am Pull-out Test durchgeführt. Es werden erste experimentelle Ergebnisse für den Pull-out Versuch mit einer transparenten Matrix gezeigt.

Mechanische Modellierung des Versagens von Verbundwerkstoffen aus elastischen Komponenten mit der Randelementmethode (BEM)

H. Maschke, R. Schäuble, M. Kuna

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik
06120 Halle

Das theoretische Verständnis von Festigkeit, Zähigkeit und Versagen von Prüfkörpern oder Bauteilen aus Verbundwerkstoffen erfordert häufig die exakte Spannungsanalyse auf der Grundlage einer geeigneten mechanischen Modellbildung. Rein analytische Berechnungsverfahren sind dafür nicht immer geeignet. Andererseits haben kommerzielle FEM-Programme einen sehr weiten Anwendungsspielraum, tragen aber einigen speziellen Gegebenheiten moderner Kompositwerkstoffe nur unzureichend Rechnung.

Ein charakteristisches Merkmal von Verbundwerkstoffen ist ihre Inhomogenität. Geordnete Verbunde weisen darüber hinaus in der Regel starke mechanische Anisotropien auf. Entscheidenden Einfluß auf die Verbund-Qualität haben die Eigenschaften der Grenzflächen bzw. -schichten zwischen den Komponenten. Für Schädigung und Versagen sind die speziellen elastischen Singularitäten, die dort auftreten, von Interesse.

Nichtlineares Materialverhalten von Verbunden versucht man vielfach phänomenologisch analog dem Vorgehen bei Metallen zu beschreiben. Jedoch sind häufig statt des plastischen Fließens ganz andere zähigkeitssteigernde Mechanismen wirksam. Auch Verbunde aus rein elastisch verformenden Komponenten können nichtlineares Materialverhalten aufweisen. Es wird durch die Bildung von Mikrorißfeldern, Rißablenkung und -verzweigung sowie durch Energiedissipation an Oberflächen bzw. Grenzflächen hervorgerufen. Ein Beispiel ist die Zähigkeitssteigerung von Faserverbunden durch "Brückenspannungen", die beim Faserde-bonding und -pullout entstehen.

Während die Berücksichtigung ausgedehnten plastischen Fließens im Rahmen der BEM zu Problemen führt, die die Vorteile des Verfahrens gegenüber der FEM in den Hintergrund treten lassen, ist es leicht möglich, die für viele Verbunde charakteristischen Oberflächen-Nichtlinearitäten zu berücksichtigen. Da sowohl Verschiebungs- als auch Spannungsverläufe mit geeigneten Formfunktionen modelliert werden, können die speziellen Singularitäten, die an Grenzflächen auftreten, mit hoher Genauigkeit berechnet werden. Schließlich kann mit Hilfe der BEM Rißwachstum bzw. die Bildung von Rißmustern mit vertretbarem Aufwand algorithmiert werden. Das ermöglicht die Berechnung der Zähigkeitssteigerung (R-Kurve), die auf Rißverzweigung beruht.

Aus den genannten Gründen kann für viele Untersuchungen an Verbundwerkstoffen die linear elastische Randelementmethode (BEM) mit Vorteil eingesetzt werden. Im Vortrag werden Beispiele gezeigt zur Spannungsberechnung in anisotropen Prüfkörpern, zur Berechnung elastischer Singularitäten, zur Ermittlung von R-Kurven auf Grund von Brückenspannungen und zur Simulation zweidimensionaler Rißmuster mit Hilfe der BEM.

FE-Simulation von Delaminationseffekten in symmetrischen Faser-Matrix-Verbunden

R. Meyer und E. Schnack
Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre
Universität Karlsruhe

Abstract:

Bei der Verwendung von faserverstärkten Kunststoffen im Leichtbau der Luft- und Raumfahrt besteht eine der Schwierigkeiten für die Auslegung in der noch unvollständigen Erfassung der vielseitigen Schädigungsformen und -mechanismen, die in diesen Werkstoffen auftreten. Da Defekte selbst in der Herstellung nicht vermieden werden können, und im Betrieb neue Defekte hinzukommen können, die aber nicht zwangsläufig zum Versagen eines Bauteils führen müssen, stellt sich neben dem Problem der Detektierung von Defekten vor allem die Frage, wie sich die Defekte auf die Betriebssicherheit des Bauteils auswirken.

Das 3D-Programmpaket COMPOUND für die Modellierung und rechnerische Behandlung von Faser-Matrix-Verbunden wurde bereits früher vorgestellt. Es konnte in der jüngsten Zeit weiter ausgebaut werden. Neben einem leistungsstärkeren Netzgenerator wurde vor allem eine Möglichkeit geschaffen, einen bekannten ebenen Delaminationsverlauf, d.h. die Umgrenzung einer flächigen Schichtablösung zwischen zwei Faserlagen, in ein vorhandenes FE-Netz einzubauen.

Damit lassen sich die optisch meßbaren Oberflächenverschiebungsfelder über derartigen Defektstellen auch über eine Simulationsrechnung bestimmen. Die zukünftigen Möglichkeiten dieser Simulation bestehen aber auch in der Lösung der inversen Aufgabenstellung, d.h. in der Berechnung der Defektlage bei Kenntnis des Oberflächenverschiebungsfeldes mit Hilfe eines Iterierungsprozesses.

Im Vortrag werden Ergebnisse der Netzgenerierung und der Simulationsrechnung vorgestellt und diskutiert.

**Risse vor Einschlüssen:
Ein Vergleich analytischer und numerischer Verfahren zur Berechnung
ihrer Spannungsintensitätsfaktoren**

Wolfgang H. Müller
Universität Paderborn (GH)
Laboratorium für Technische Mechanik, FB 10
Pohlweg 47-49
33098 Paderborn

Teilchen oder faserverstärkte Verbundmaterialien finden viele Anwendungen in der modernen Technik. Aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnung der Einschlüsse (oder der Fasern) und der umgebenden Matrix ergeben sich während der Herstellung des Verbundes häufig thermische Spannungen, die an eventuell vorhandenen Mikrorissen angreifen und so, entweder sofort oder über längere Zeit, zum Versagen des Bauteiles beitragen.

Um das Fehlverhalten quantitativ zu erfassen, hat sich der sogenannte Spannungsintensitätsfaktor als sinnvolle Kenngröße erwiesen, jedenfalls solange plastische Verformungen des Materials nicht oder nur im geringen Maße auftreten. Ziel dieses Vortrages ist es, Spannungsintensitätsfaktoren für Risse in der Umgebung von Einschlüssen oder Fasern zu berechnen und dabei den Zusammenhang zwischen Geometrie, Materialparametern (elastische und thermische Konstanten) und aufgeprägter Last zu studieren.

Zu diesem Zweck werden verschiedene numerische und analytische Verfahren vorgestellt. Im allgemeinen Fall, d.h. bei stark unterschiedlichem elastischen und thermischen Verhalten des Einschlusses und der Matrix, lassen sich Spannungsintensitätsfaktoren nur numerisch berechnen. Die hier vorgestellte Methode zur Lösung zweidimensionaler, ebener Probleme ist das Integralgleichungsverfahren nach Erdogan. Sind hingegen die elastischen Konstanten nur leicht unterschiedlich, lassen sich analytische Lösungen nach der Störungs- methode von Gao gewinnen. Der Gültigkeitsbereich dieser Lösungen kann wiederum mit dem zuvor erwähnten numerischen Verfahren überprüft werden. Sind schließlich Unterschiede in den elastischen Konstanten vernachlässigbar, lassen sich analytische Ausdrücke für den Spannungsintensitätsfaktor durch direkte Lösung der auf diesen Fall spezialisierten Integralgleichungen erhalten. Alternativ kann man dieselben Formeln auch durch Integration von Punktkraftlösungen (Methode der Green'schen Funktion) gewinnen, wie sie in Handbüchern über Spannungsintensitätsfaktoren zu finden sind. Diese Methode erlaubt es schließlich auch, Spannungsintensitätsfaktoren für dreidimensionale Risse (pfennigförmiger oder elliptischer Riß) vor kugelförmigen Einschlüssen zu bestimmen.

DYNAMISCHE AUSBREITUNG GEKRÜMMTER GRENZFLÄCHENRISSE IN THERMOMECHANISCH BELASTETEN COMPOSITES

A. Noe und K.P. Herrmann

Laboratorium für Technische Mechanik (LTM), Universität Paderborn

ABSTRACT

Zwischen den Materialkomponenten von Composites entstehen als Folge von Fertigungsfehlern sowie der thermischen und/oder mechanischen Betriebsbelastung im allgemeinen Grenzflächenrisse. Die Spannungskonzentrationen in der Umgebung der Rißspitzen dieser Grenzflächenrisse sind die Quellen elementarer Schädigungsmechanismen in Verbundwerkstoffen. In diesem Beitrag wird die schnelle Ausbreitung von Rissen entlang gekrümmter Grenzflächen in spröden Verbundkörpern mit Hilfe der linearen Thermoelastizitätstheorie analysiert, wobei mechanische Rißflankenbelastungen und Belastungen des Ligaments infolge von Eigenspannungen, die infolge einer Abkühlung des Verbundkörpers um ein konstante Temperatur entstehen, betrachtet werden. Zusätzlich wird der Einfluß der Rißkrümmung explizit untersucht. Die Abbildung 1 zeigt das verwendete ebene mechanische Modell.

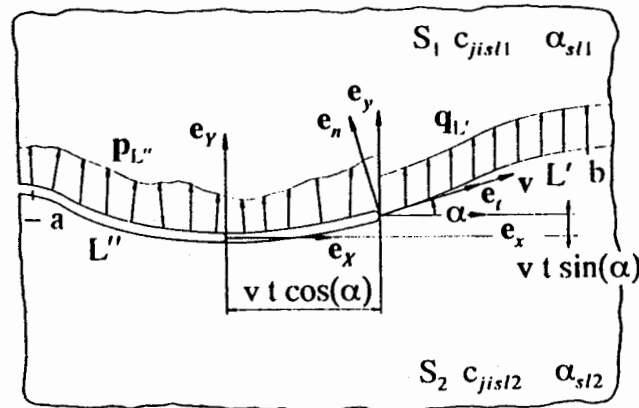


Abb. 1 Gekrümmter Grenzflächenriß

Die resultierenden Spannungs- und Verschiebungsfelder können nach Stroh mittels verallgemeinerter komplexer Potentialvektoren beschrieben werden. Die Potentialvektoren folgen aus den Lösungen von zwei vektoriellen Hilbert-Problemen für den Fall mechanischer bzw. thermischer Belastung, die sich aus den Rand- und Übergangsbedingungen ergeben. Die Hilbert-Probleme sind mittels der Methode der konformen Abbildung in einer mathematischen Hilfsebene formuliert und gelöst worden. Es werden Spannungsintensitätsvektoren definiert, die mittels entkoppelter Spannungs-Spannungsintensitätsvektor-Relationen der Eigenvektorräume der Hilbert-Probleme sowohl für mechanische als auch für thermische Belastung ermittelt werden. Die Spannungsintensitätsfaktoren, die zugeordneten Energiefreisetzungsraten und die T-Spannungen (residual stresses) werden für ausgewählte Beispiele in Abhängigkeit von der thermomechanischen Belastung sowie von der Rißkrümmung diskutiert.

Gleiten und Reibschubspannungen in der Faser/Matrix-Grenzfläche von langfaserverstärkter Keramik (SiC/SiC)

Der entscheidende Einfluß der Faser/Matrix-Grenzfläche auf die mechanischen Eigenschaften von langfaserverstärkter Keramik wird diskutiert. Gute mechanische Eigenschaften werden generell erzielt, wenn (absichtlich oder unbeabsichtigt) die Fasern von einer Kohlenstoff-Schicht umgeben sind. Dadurch tritt eine reduzierte Faser/Matrix-Spannungsübertragung praktisch nur als Folge von Reibung auf. Die Faser/Matrix-Spannungsübertragung wird mit Hilfe von Einzelfaserverbundwerkstoffen modelliert, die aus einer Faser bestehen, umgeben von einem Ring aus dem Matrixmaterial. Die Spannungen werden für den Fall ermittelt, wo ein Riß in der Matrix aufgetreten ist.

Die beiden Verfahren unterscheiden zwei Bereiche in der Spannungsübertragungszone:

1. die Gleitzzone in der die Spannungsübertragung durch Coulombsche Reibung (Reibschubspannung ist proportional zur radialen Druckspannung in der Faser/Matrix Grenzfläche) stattfindet.

und

2. eine Zone mit linear-elastischen Spannungen.

Thermisch induzierte Spannungen (als Folge der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Faser und Matrix) und unterschiedliche Poisson Zahlen für Faser und Matrix werden berücksichtigt.

Somit ist die ermittelte Spannungsverteilung genauer als die von bisherigen Modellen, die z.T. von einer konstanten Schubspannung in der Gleitzone ausgehen (z.B. das Aveston, Cooper, Kelly-Modell).

Abweichungen im Vergleich zu experimentellen Ergebnissen treten jedoch als Folge der Annahme, daß die Gleitflächen ideal glatt sind, auf. Die Abweichungen zwischen Rechnung und Experiment werden an Hand von experimentellen Daten unterschiedlicher Labors besprochen.

Gleitlängen und Faser/Matrix-Grenzflächenspannungen werden für Einzelfaserverbundwerkstoffe aus SiC/Glas und SiC/SiC berechnet. Die angewendete analytische (entwickelt von McCartney) und die Finite-Element-Methode führten zu übereinstimmenden Ergebnissen.

Röntgenografische Ermittlung und FE-Simulation interlaminarer Spannungen

B. Prinz und *E. Schnack*

Institut für Technische Mechanik / Festigkeitslehre
Universität Karlsruhe

Abstract:

Die Methode der röntgenografischen Spannungsermittlung bei carbonfaser-verstärkten Kunststoffen (CfK) durch Röntgenbeugung an Füllstoffen ermöglicht einen direkten Zugang zu den dreidimensionalen Spannungsfeldern im interlaminaren Bereich, die für das Versagen von Laminaten durch Zwischenschichtbrüche (Delaminationen) entscheidend sind.

Am Beispiel von Kreuzlagenlaminaten ohne und mit Innenkerbe (Bohrung) wird die Vorgehensweise zur Ermittlung interlaminarer Spannungsverteilungen demonstriert. Anschließend werden experimentell (röntgenografisch) ermittelte Spannungsverläufe numerischen Ergebnissen gegenübergestellt, die mittels Finite-Element-Analyse berechnet wurden. Dabei wird erstmals auch die (partikelverstärkte) interlaminare Zwischenschicht in das Simulationsmodell miteinbezogen.

Nach einer Bewertung der Leistungsfähigkeit der Röntgenmethode im Vergleich zu anderen experimentellen Verfahren wird abschließend der gegenwärtige Stand der Forschung diskutiert sowie Perspektiven zur Weiterentwicklung im Hinblick auf die Beschreibung von Schädigungsprozessen aufgezeigt.

Rißfortschritt in Keramik - Matrix Verbundwerkstoffen mit integrierten Metallfasern

Jürgen Rödel, Helge Prielipp, Mathias Knechtel und Nils Claussen

Modellwerkstoffe mit keramischer Matrix (Aluminiumoxid) und integrierten Metallfasern (Aluminium, Durchmesser 350 μm) wurden hergestellt um den Einfluß der Metallverstärkung auf das R-Kurvenverhalten des Verbundwerkstoffes gezielt zu untersuchen. Dabei war es möglich, bis zu 150 Fasern mit Abstand von $800 \pm 20 \mu\text{m}$ in Kompaktproben von 50 x 48 x 2 mm einzubringen und den Winkel zwischen Faserachse und Rißebeine gezielt zu variieren (0° , 30° , 60° , 90°).

Die Herstellung beginnt mit einem mit Angelschnüren bespannten Webrahmen, der mit Aluminiumoxid Schlicker infiltriert wird, dann werden die Vorformen getrocknet, die Schnüre herausgezogen, und die keramische Matrix gesintert. Danach werden die von den Polymerfäden gebildeten Kanäle mit Aluminium in einem speziellen Gasdrucksinterofen mit eingebauter hydraulischer Ausziehvorrichtung infiltriert und daraus Kompaktproben hergestellt.

Die mechanische Charakterisierung fußt auf der Messung der R - Kurve, der Messung des Rißöffnungsprofils in situ im REM, der Messung der Rißschließkraft - Rißöffnungs - Funktion im Zugversuch an Proben, durch die der Riß bereits hindurch getrieben wurde und schließlich fraktographischen Untersuchungen. Die Bestimmung des Rißöffnungsprofils dient wiederum als Grundlage zur Berechnung der durch die duktilen Elemente hervorgebrachten Rißschließkräfte.

Es zeigt sich, daß R-Kurve und Rißöffnungsprofil gut korrelierbar sind und nicht mit den direkten Messungen durch den Zugversuch korreliert werden können, da im letzteren der wichtigste Beitrag der Rißschließkräfte (vor Beginn der plastischen Verformung) nicht erfaßt wird. Senkrecht zur Rißebeine stehende Fasern zeigen keine Ablösung, msorientierte Fasern zeigen teilweise Ablösung und damit auch eine größere Nachgiebigkeit, was sich in einer geringeren Steigung in der Rißschließkraft - Rißöffnungs - Funktion wieder findet und weiterhin zu größeren Überbrückungslängen führt.

Weiteres Ziel ist die Modellierung mit einem Ansatz über Einbeziehung der Gleitebenen wie eine Messung der Ablösung und des plastisch verformten Volumens als Funktion der Rißöffnung. Weiterhin ist eine gezielte Beeinflussung der Grenzschichtbruchzähigkeit durch Ausscheidungshärtung und Bildung von Ausscheidungen an der Metall/Keramik Grenzschicht geplant.

INTERLAMINAR STRESSES AND FREE EDGE EFFECTS IN THE SKIN-STRINGER TRANSITION OF INTEGRALLY STIFFENED, LAYERED COMPOSITE PANELS

I. SKRNA-JAKL and F.G. RAMMERSTORFER

*Institute of Lightweight Structures and Aerospace Engineering,
Vienna Technical University, Vienna, Austria*

1. INTRODUCTION

A numerical approach is presented, which uses the finite element method for investigating the displacement behaviour, the interlaminar stresses and the free edge effects in an integrally stiffened composite panel under uniform inplane tension. Symmetric ($+\Phi, -\Phi, 0, +\Phi, -\Phi$) layups made of T300/5208 graphite epoxy laminates with various fiber orientations in the off-axis plies are considered. The interlaminar stresses in the stiffened structure as well as the displacements are computed as a function of the fiber orientation in the off-axis plies.

2. FINITE ELEMENT ANALYSIS

The finite element model represents one periodic stiffener section of a thin walled stiffened panel. Due to the non-symmetric fiber orientation in the laminates the whole stiffener is modelled. In order to minimize computer requirements a coupled 3D solid-shell finite element approach is used. Most of the unstiffened panel parts are modelled with shell elements, and 3D solid elements are applied in the skin-stiffener transition to compute the triaxial stress state. To obtain detailed information on the stress distribution in the vicinity of the free edge, the 3D-mesh is refined towards the free edge (Fig. 1). The structure is loaded under uniform inplane tension of 445 N/mm transversally to the direction of the stiffener.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The results of the linear finite element analysis show that the interlaminar stresses at the $+\Phi/-\Phi$ and $-\Phi/0$ interfaces increase rapidly with s (see Fig. 1) in the skin-stringer transition. In contrast to the behaviour of the interlaminar stresses at the free edge of unstiffened composite panels, which vanish at some distance from the free edge, the interlaminar stresses in the skin-stiffener transition are observed at the free edge as well as at some distance from

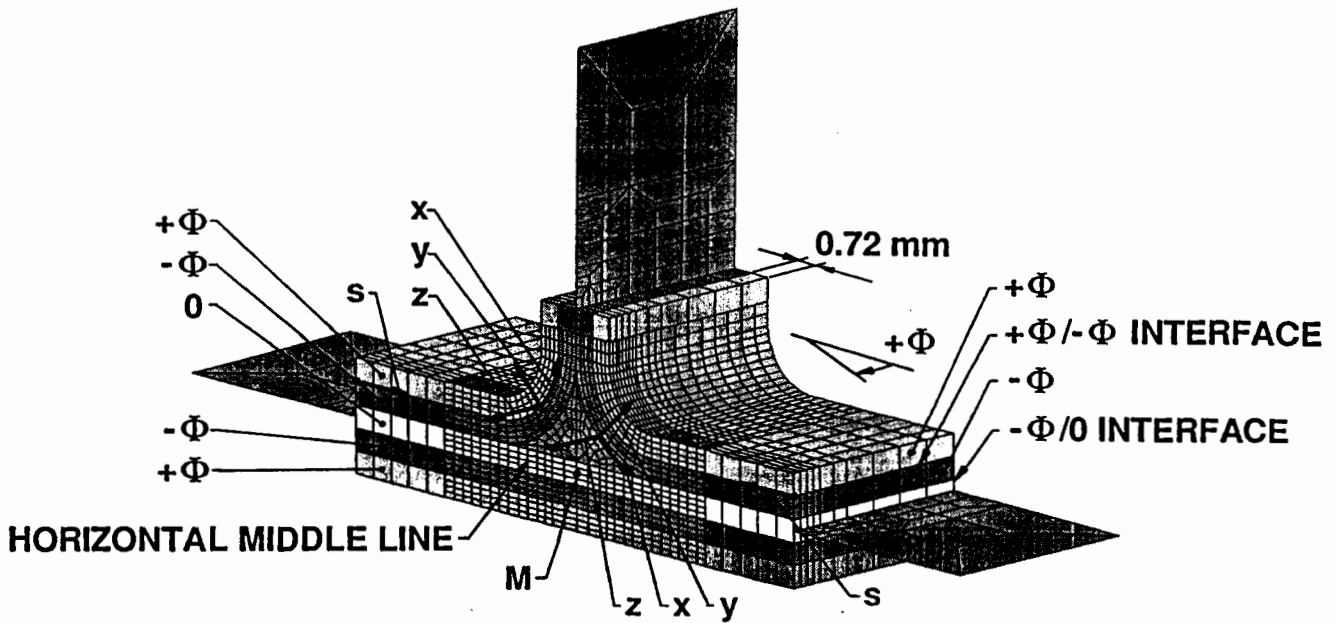


Figure 1. Refined 3D-mesh at the free edge

it. Figure 2 shows the different behaviour of the interlaminar stresses observed in the skin-stringer transition (position A) and in the unstiffened parts of the panel (position B) along a horizontal nodeline parallel to the axis of the stiffener. The off-axis ply angle for this example is chosen to be 45° .

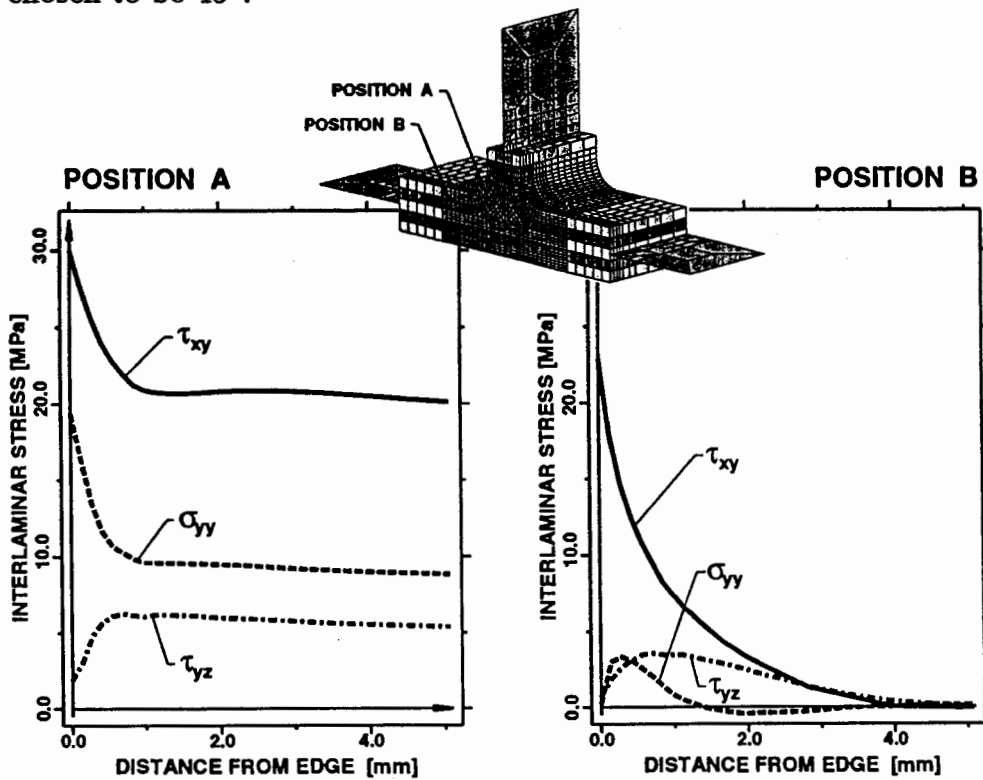


Figure 2. Interlaminar stresses at the skin-stringer transition (position A) and in the unstiffened part of the panel (position B)

The overall displacements are predicted to be strongly influenced by the fiber orientation of the off-axis plies. The variation of the vertical displacements along the "horizontal middle line" at the free edge, see Fig. 1, with the fiber angle in the off-axis plies is shown in Fig. 3. It can be seen that for $\Phi < 30^\circ$ the deformations of the stiffener section are dominated by bending and for $45^\circ < \Phi < 75^\circ$ the deformations are dominated by torsion. The mode change occurs between $\Phi = 30^\circ$ and $\Phi = 45^\circ$.

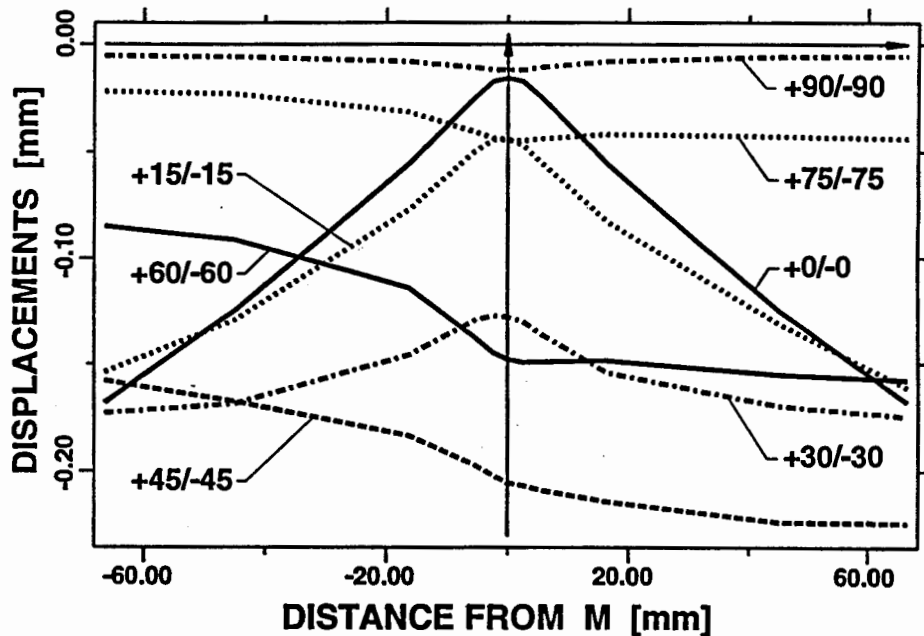


Figure 3. Vertical displacements at the free edge

A failure analysis is carried out to examine the critical failure mode in the skin-stringer transition. The quadratic stress criterion, the Tsai-Wu criterion and the maximum stress criterion are used to compute risk parameters for initiation of delamination, first ply failure and matrix cracking in the neat resin core. As the interlaminar stresses at the $+\Phi/-\Phi$ and $-\Phi/0$ interfaces increase rapidly in the skin-stringer transition, delamination will initiate in the transition area. However, for the considered configuration matrix cracking ($0^\circ < \Phi < 48^\circ$) and ply failure ($48^\circ < \Phi < 90^\circ$) are predicted to occur prior to delamination.

FE-Werkzeuge für die Simulation der diskreten Porenbildung in grob zweiphasigen Materialien

**Thorsten Steinkopff
Max-Planck-Institut für Metallforschung
Institut für Werkstoffwissenschaft
Seestr. 92, 70174 Stuttgart 1**

Die Simulation der diskreten Porenbildung in grob zweiphasigen Materialien stellt besondere Bedingungen an die Anwendung der Finite-Elemente-Methode. Gibt die Deformationsanalyse örtliche Hinweise über wahrscheinliche Porenbildung entsprechend gewählter Kriterien, so ist an diesen Orten des beginnenden Porenwachstums (beispielsweise durch Elementausfall) eine Umgestaltung des FE-Netzes hinsichtlich einer hohen Netzdichte in unmittelbarer Umgebung der Poren erforderlich. Anschließend muß das so modifizierte Netz dahingehend korrigiert werden, daß sich die Phasengrenzen wieder vollständig aus Finite-Elemente-Kanten zusammenfügen.

Es wird ein Rezoning-Algorithmus für die Simulation der diskreten Porenbildung vorgestellt. Das Verfahren besteht im wesentlichen aus einer Kontraktion des Netzes an Orten der Porenbildung und einer Projektion der in unmittelbarer Nähe der Phasengrenzen befindlichen Knotenpunkte auf diese. Die Auswahl der zu projizierenden Knotenpunkte erfolgt über einen Algorithmus mit speziellen topologischen und geometrischen Kriterien und liefert für jede Phasengrenze einen "geometrisch gerichteten" Graphen auf dem ursprünglichen Netz.

Der wesentliche Vorteil von Rezoning-Verfahren besteht darin, daß die Zahl der Freiheitsgrade nicht zunimmt.

Verfahren zur Netzanpassung bzw. -korrektur schließen die Übertragung der Zustandsvariablen vom alten Netz auf das neue Netz ein. Diese Übertragung der unregelmäßig verteilten Daten erfolgt mittels Akima-Interpolation, einer lokalen Interpolationsart, die in ihrer Herangehensweise der Methode der finiten Elemente gleicht. Dabei bedient sie sich solcher Interpolationsfunktionen, wie sie bei konformen Plattenelementen Anwendung finden.

Für die weitere elastoplastische Analyse müssen sowohl die Verschiebungen (gegeben in den Knotenpunkten) als auch die Spannungen (gegeben in den Gauß-Punkten) auf dem neuen Netz bereitgestellt werden, die sich aufgrund der Belastungsgeschichte der Elemente nicht voneinander ableiten lassen, also jeweils interpoliert werden müssen. Die Interpolation der Gauß-Punkteigenschaften erfolgt unüblicherweise direkt aus den Gauß-Punktdateien des alten Netzes ohne Extrapolation auf die Knotenpunkte.

Das Konvergenzverhalten der sich anschließenden FE-Analyse auf dem neuen Netz ist ein geeigneter Indikator für die Verträglichkeit der

interpolierten Verschiebungen und Spannungen, d.h. für die Qualität der Interpolation der Netzdaten. Die bisherigen Untersuchungen an zweiphasigen Gefügen mit stark unterschiedlichen elastischen und plastischen Eigenschaften der Phasen haben bzgl. des Konvergenzverhaltens sehr zufriedenstellende Resultate erbracht.

Die entwickelten FORTRAN-Programme wurden in das nichtlineare FE-Softwarepaket LARSTRAN implementiert.

Das oben erwähnte Projektionsverfahren bietet die Möglichkeiten, stark unregelmäßig berandete Strukturen zu vernetzen und sich bei Netzkorrekturen und -anpassungen nur auf Teilbereiche zu beschränken. Es findet Anwendung bei der Netzgenerierung auf Realgefügen und somit auch bei der Untersuchung des Deformationsverhaltens grob zweiphasiger Materialien bei sehr hohen Verformungsgraden.

Interlaminare Scherfestigkeit von CFC - Untersuchungen zur Anwendbarkeit unterschiedlicher Schertests

B. Thielicke, U. Soltész, H.-G. Maschke

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg i. Brsg.

Die Kohlenstofffaser-verstärkten Kohlenstoffe (CFC) zeichnen sich insbesondere dadurch aus, daß ihre mechanischen Eigenschaften in sauerstofffreier Atmosphäre bis weit über 2000°C erhalten bleiben. Allerdings stehen materialgerechte Prüfverfahren, insbesondere für diese extrem hohen Temperaturen, bisher nicht in ausreichendem Maße zur Verfügung.

Da die relativ niedrigen Festigkeiten senkrecht zu den Schichten das Versagensverhalten von CFC unter allen Belastungsbedingungen (Zug-, Druck-, Scher-) stark beeinflussen, stellt die interlaminare Scherfestigkeit eine wesentliche Größe zur mechanischen Charakterisierung dieser Materialien dar.

Bei der Auswahl bzw. Entwicklung eines geeigneten Schertests sind aufgrund bisheriger Erfahrungen vor allem zwei Forderungen zu berücksichtigen: Im Versagensbereich der Probe sollte 1. eine möglichst homogene Schubspannungsverteilung vorliegen und 2. eine Überlagerung von Normalspannungen senkrecht zu den Schichten weitgehend ausgeschlossen sein.

Zur Überprüfung der Anwendbarkeit unterschiedlicher Testmethoden sowie zur Bewertung der damit ermittelten Festigkeiten wurden experimentelle Untersuchungen zum Versagensverhalten und numerische Analysen zu den Spannungsverteilungen durchgeführt. Dabei hat sich gezeigt, daß die beiden oben aufgeführten Forderungen im sogenannten Kurzbiegeversuch und im Iosipescu-Scherversuch nicht erfüllt sind. In beiden Fällen wird das Versagen der Proben von überlagerten Normalspannungen beeinflusst, so daß man aus solchen Messungen keine Scherfestigkeitswerte im Sinne eines Materialkennwertes erwarten kann.

Als eine mögliche Alternative werden symmetrische und unsymmetrische Zug- bzw. Druck-Scherversuche angesehen. Es wurden unterschiedliche Probentypen untersucht, wobei vor allem die Art der Einkerbungen und die Größe der Scherflächen variiert wurden. Ziel dieser Untersuchungen war es, zu überprüfen, inwieweit das Scherversagen dieser Proben durch Kerbspannungen, Volumen- oder Randeffekte beeinflusst wird. Im Hinblick auf eine einfache Lasteinleitung bei extrem hohen Temperaturen liegt die Präferenz z.Z. bei einem unsymmetrischen Druck-Scherprobentyp. Der Aufbau einer Hochtemperatur-Prüfanlage für Druck-Scherversuche bis zu 1800°C ist fertiggestellt und erprobt. Die Besonderheit dieser Apparatur besteht darin, daß die gesamte Probe und die Belastungseinrichtungen im Ofen untergebracht und den Prüftemperaturen ausgesetzt sind.

Interaction of Cracks with Inclusions in Thermally Stressed Materials

R. Wang and K. P. Herrmann

Laboratorium für Technische Mechanik, Universität Paderborn,
33098 Paderborn, Germany

Abstract

The crack-inclusion interaction problems are of importance for the fracture behavior of reinforced composites. Because of the principal difficulties in getting closed form solutions of such problems the general case can only be treated numerically. In the present paper, the influence of a thermal inclusion on the stress intensity factors of cracks is investigated. The stress intensity factors at the tips of an interacting crack with a circular thermal inclusion at an arbitrary position are determined analytically by using the dislocation method of cracks. The corresponding stress intensity factors are derived from an appropriate dislocation density function which describes a crack in the dislocation theory. Firstly, the stress field of a thermally mismatched inclusion in an infinite elastic medium is calculated by using Eshelby's point-force method and Muskhelishvili's complex potential technique. The dislocation density function of a crack under the loading due to the thermal misfit of an inclusion is determined by an integral equation following from the equilibrium of forces acting on the crack surface. The stress intensity factors at both tips of a crack are calculated by using the obtained dislocation density function.

The explicit expressions for the stress intensity factors K_I and K_{II} have been obtained for a plane strain system with a crack and a thermal inclusion. Further, special relations between the parameters c , R , ϵ , ζ , (half length of crack, radius of inclusion, thermally misfit strain of inclusion, position of inclusion) and the stress intensity factors K_I and K_{II} were formulated. Some characteristics of the stress intensity factors are analyzed and illustrated. Finally, it can be shown that the obtained results can be used for an understanding of the influence of a thermal inclusion on the stress intensity factors of an interacting crack.

Nanostruktur und -chemie von Grenzschichten in Kompositwerkstoffen

J. Woltersdorf

Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik Halle, D-06120 Halle, Weinberg

Bei der Aktivierung energieabsorbierender Prozesse in Kompositwerkstoffen, durch welche im Beanspruchungs- und Versagensfall die Sprödigkeit drastisch verringert werden kann, spielen die speziellen Eigenschaften der zwischen den Verbundkomponenten auftretenden Grenzschichten eine entscheidende Rolle: Die in derartigen Verbunden, insbesondere in Faser/Matrix-Systemen, wirksamen Energiedissipations- bzw. Verstärkungsmechanismen (Rißabschirmung, Rißumlenkung, Mehrfachrißbildung, Rißverzweigung, Debonding und Pullout der Fasern) sind im wesentlichen in ihnen lokalisiert. Diese *interlayer systems* oder *interphases* sind im allgemeinen komplex aufgebaut und können sowohl durch Faserbeschichtung als auch durch festkörperchemische Transport- und Austauschreaktionen während der Verbundherstellung entstehen. Die große Zahl der dadurch möglichen Einflußparameter führt entsprechend zu einer großen Variationsbreite von unterschiedlich ausgeprägten komplexen Grenzschicht-Realstrukturen /1-3/.

Weil die Dicke, die interne Unterteilung, die chemische Zusammensetzung und die spezielle Mikrostruktur derartiger Grenzschichten die Eigenschaften des Verbundsystems bestimmen, werden diese Größen auch als Steuerparameter des mechanischen und thermischen Verhaltens des Kompositmaterials angesehen. Um eine Eigenschaftsteuerung durch eine "Grenzschicht nach Maß" systematisch ausführen zu können, müssen vier Voraussetzungen erfüllt sein:

1. die mikrochemische und mikrostrukturelle Charakterisierung der Grenzschicht und ihrer Veränderungen durch Prozeß- und Belastungsparameter, möglichst bis zum atomaren Niveau
2. die Beschreibung des Grenzschichtverhaltens durch ein adäquates mechanisches Modell, das Hinweise auf die jeweils geeigneten Parametervariationen liefern kann
3. eine Prozeßstrecke, die eine reproduzierbare Einstellung von Grenzschichtparametern ermöglicht
4. hochentwickelte mechanische Prüfverfahren, welche die Einstellung von Grenzschicht-mikrostruktur-Eigenschafts-Beziehungen erlauben.

Im Vortrag werden zunächst die mechanischen Funktionen der Grenzschicht zwischen Faser und Matrix erläutert, ihre quantitativen Parameterabhängigkeiten mit den heute diskutierten Modellen dargestellt und ihre Auswirkungen auf das Verhalten des Verbundwerkstoffs gezeigt. Anschließend werden die in unterschiedlichen Arten neuerer Faserkeramiken (SiC/SiC, C/SiC, SiC/Glas) auftretenden Realstrukturen der Grenzschichten mittels ausgewählter HVEM-, HREM-, EDXS- und EELS-Analysen bis zu atomaren Dimensionen vorgestellt und ihr Einfluß auf die Eigenschaften des Kompositmaterials diskutiert.

- /1/ J. Woltersdorf, E. Pippel, *Microstructure of Interfaces in Fibre-Reinforced Ceramics and Glasses*, Euroceramics II (Eur. Ceram. Soc.), 2, 1651 (1993).
- /2/ M. Kuntz, G. Grathwohl, E. Pippel, J. Woltersdorf, *Die Realstruktur der Grenzschicht zwischen Faser und Matrix und ihr Einfluß auf die Eigenschaften keramischer Verbundsysteme*, Z. Metallkde., im Druck.
- /3/ J. Woltersdorf, E. Pippel, *Ceramic Materials: Microstructural and Interface Analysis as a Prerequisite for the Optimisation of Microstructures*, Pract. Metallogr. 29, 204, 241, 388 (1992).

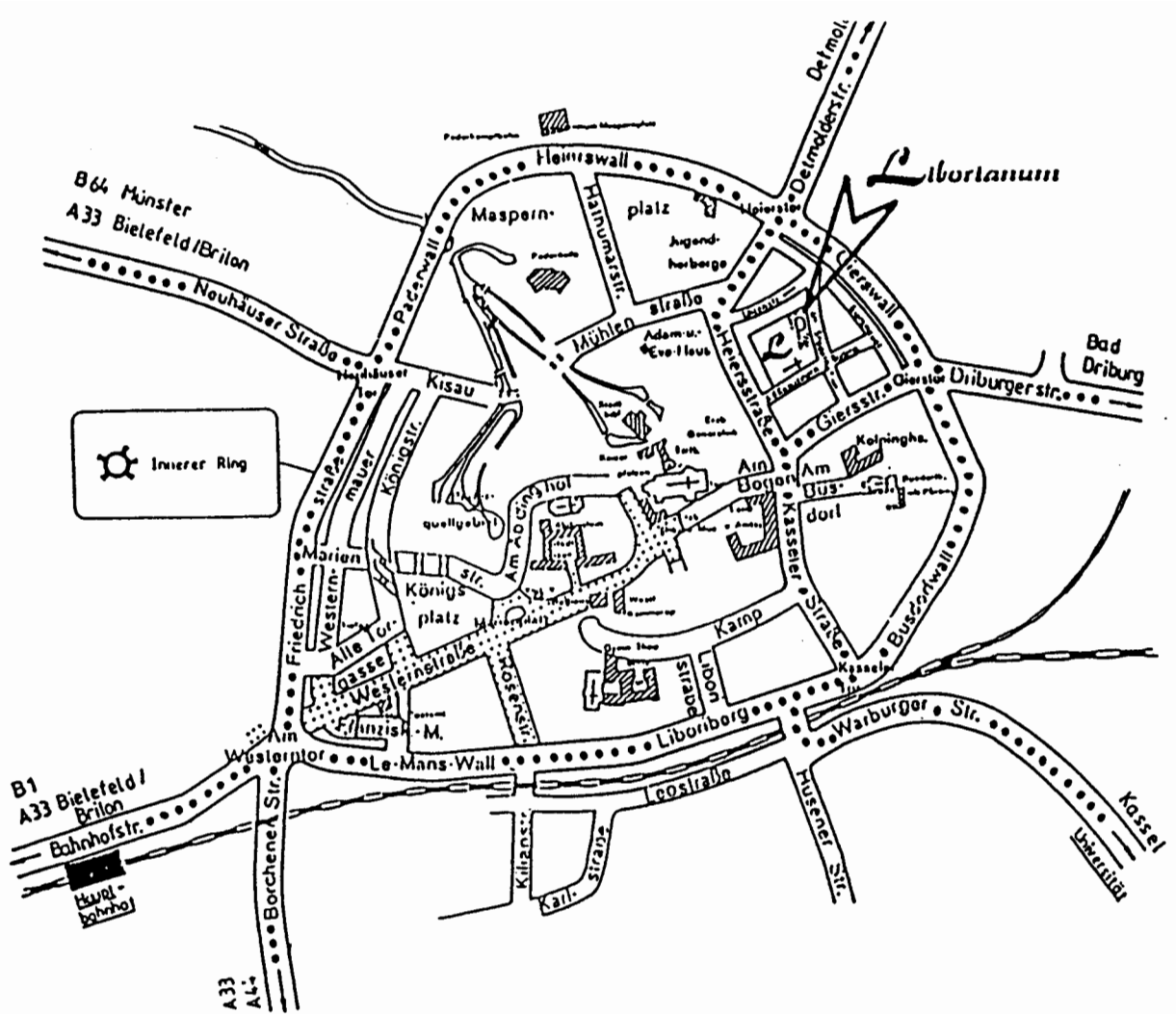
TEILNEHMERLISTE

CUNTZE	Ralf-Georg	Dr.-Ing. habil. MAN Technologie AG Postfach 500426 80974 München
DONG	Ming	Dr.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
FERBER	Ferdinand	Dr.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
FISCHER	Karl-Friedrich	Prof. Dr. Technische Mechanik Hochschule für Technik und Wirtschaft 08001 Zwickau
GÄDKE	Michael	Dr.-Ing. DLR- Institut für Strukturmechanik Lilienthalplatz 7 38108 Braunschweig
GROSS	Dietmar	Prof. Dr.-Ing. Institut für Mechanik Technische Hochschule Hochschulstr. 1 64289 Darmstadt
GRUNWALD	Jürgen	Dipl.-Phys. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe
HAUCK	Torsten	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
HERRMANN	Klaus P.	Prof. Dr. rer.nat. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn

HOFFMANN	Uwe	Dr.-Ing. Ministerium für Finanzen und Energie des Landes Schleswig-Holstein Abt. Reaktorsicherheit Brunswiker Straße 16-22 24105 Kiel
HOLLMANN	Andreas	cand. mach. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12 76128 Karlsruhe
HUFENBACH	Werner	Prof. Dr.-Ing. habil. Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik Technische Universität Dresden Mommsenstraße 13 01062 Dresden
HUYBRECHTS	Dirk	Dipl.-Ing. Institut für Kunststoffverarbeitung RWTH Aachen Pontstraße 49 52056 Aachen
KLÄR	Patrick	Dipl.-Ing. Lehrstuhl für Technische Mechanik Universität des Saarlandes Im Stadtwald 66123 Saarbrücken
KREHER	Wolfgang	Dr. rer. nat. AG Mechanik heterogener Festkörper Max-Planck-Gesellschaft Hallwachsstraße 3 01069 Dresden
KREUZBERGER	Stefan	Dipl.-Wirtschafts-Ing. Institut für Gesteinshüttenkunde RWTH Aachen Mauerstr. 5 52064 Aachen
KROLL	Lothar	Dr.-Ing. Institut für Technische Mechanik Technische Universität Clausthal-Zellerfeld Graupenstraße 3 38678 Clausthal-Zellerfeld

MAROTZKE	Christian	Dr.-Ing. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Lab 3.32 Unter den Eichen 87 12200 Berlin
MASCHKE	Hans-Günter	Dr. rer. nat. Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Heideallee 19 06120 Halle
MEINERS	Wolfgang	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
MEYER	Ralf	Dipl.-Ing. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12 76128 Karlsruhe
MÜLLER	Wolfgang H.	Dr. rer. nat. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
NAIMARK	Oleg B.	Prof. Dr. International Computer Club (ICC) Branch Office in Perm Acad. Korolev Street, 1 614061 Perm, Rußland
NOE	Alfons	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
PETERS	P.W.M.	Dr.-Ing. DLR- Institut für Werkstoff-Forschung Linder Höhe 51147 Köln

PLEITNER	Jürgen	Dipl.-Ing. Institut für Flugzeugbau und Leichtbau TU Braunschweig Langer Kamp 19 38106 Braunschweig
PRINZ	Bernhard	Dipl.-Phys. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe
RÖDEL	Jürgen	Dr. habil. TU Hamburg-Harburg AB Technische Keramik Denickestr. 15 21073 Hamburg
SCHNACK	Eckard	Prof. Dr.-Ing. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe
SKRNA-JAKL	Isabella	Dipl.-Ing. Institut für Leichtbau und Flugzeugbau Technische Universität Wien Gußhausstraße 27-29/317 A-1040 Wien
STEINKOPFF	Thorsten	Dr. rer. nat. MPI für Metallforschung Seestraße 92 70174 Stuttgart
THIELICKE	Bärbel	Dipl.-Ing. Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Wöhlerstr. 11 79108 Freiburg
WANG	Rui	Prof. Dr. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn



CITY CENTER OF PADERBORN

KONTAKTADRESSE

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

Tel. 05251/60-2284
 Fax 05251/60-3483

TAGUNGSADRESSE

Liborianum Paderborn
 An den Kapuzinern 5-7
 33098 Paderborn
 Tel. 05251/1213