



**5. Workshop  
Composite Forschung in der Mechanik  
21.-22. Oktober 1992  
Paderborn, Liborianum**

o. Prof. Dr. rer. nat. **K. Herrmann**  
Laboratorium für Technische Mechanik  
Universität Paderborn  
Pohlweg 47-49  
D-4790 Paderborn

o. Prof. Dr.-Ing. **E. Schnack**  
Institut für Technische Mechanik  
und Festigkeitslehre  
Universität Karlsruhe  
Kaiserstraße 12  
D-7500 Karlsruhe

## PROGRAMM

**Mittwoch, 21. Oktober 1992**

---

- 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"
- 16.00      Kaffeepause
- 16.45      Möglichkeit zur Besichtigung des LTM
- 19.00      Abendessen im Liborianum

**Donnerstag, 22. Oktober 1992**

---

- 09.00      Sektion IV "Experimentelle Methoden"
- 10.30      Kaffeepause
- 11.00      Stadtbesichtigung
- 13.00      Mittagessen im Liborianum

# Über die Lokalisierung der elastischen Schädigung und ihren Einfluß auf die Entfestigungskurve spröder Werkstoffe

F.E. Buresch und G. Noetzel

Institut für Computeranwendungen  
Universität Stuttgart

Spröde Werkstoffe wie Keramiken oder Beton verformen sich bei einer Belastung oberhalb der Elastizitätsgrenze nichtlinear elastisch, weil eine elastische Schädigung eine anisotrope Mikrorißporosität mit einer entsprechenden Erniedrigung des E-Moduls erzeugt. Mikrorisse entstehen durch eine spannungsinduzierte Aktivierung von Mikrorißkeimen. Als Mikrorißkeime wirken wesentlich Konzentrationen von Eigenspannungen 2. Art an Gefügeinhomogenitäten wie z.B. Tripelpunkten von Korngrenzen. Die eigenspannungsinduzierte elastische Dehnungsenergiedichte  $W_m$  von Mikrorißkeimen nimmt bei der werkstoffspezifischen mikromechanischen Bruchenergie  $G_{rm}$  mit der Kornfacettenlänge  $a_m$  wie  $W_m = G_{rm}/a_m$  ab. Entsprechend den Herstellungsbedingungen können die Kornfacettenlängen durch eine Verteilungsfunktion quantifiziert werden.

Bei konstanten geringen Laststeigerungsraten beginnt Mikrobruch mit der Aktivierung der Mikrorißkeime mit der minimalen Dehnungsenergiedichte bei der Elastizitätsgrenze. Eine Schädigung wird dabei mikroskopisch in Zeitintervallen  $\Delta t$  an großen Korngrenzenfacetten metastabil verankert. Im Abstand der größten Kornfacetten  $\Delta a_{mmax}$  erfolgt dann als Folge von Spannungsumlagerungen eine Lokalisierung der elastischen Schädigung  $\psi$  bezeichnet die Größe dieser Schädigungszone. Eine lokale Schädigung steht somit in Relation zur Verteilungsfunktion der Kornfacettenlängen.

Die Mikrorißporosität erzeugt eine E-Modulabsenkung in der Schadenszone und damit Eigenspannungen 1. Art. Im Bereich des Lastmaximums einer Last-Verformungskurve erreicht die eigenspannungsinduzierte Dehnungsenergiedichte  $dU/dV = G_R/\psi$  einen Extremwert, d.h. den kritischen Quotienten aus den materialspezifischen Werten der Bruchenergie  $G_R$  und der Größe der Schadenszone  $\psi$  (siehe G.C. Sih 1985). Erste Ergebnisse zeigen, daß in der Entfestigungskurve die eigenspannungsinduzierte Dehnungsenergie konstant ist, d.h. die lokale elastische Schädigung induziert ein elastisches Versagen bei dieser Werkstoffgruppe. Mithin stellt sich die Frage nach der sicherheitsrelevanten Bruchenergie, d.h. nach dem kritischen Rißwiderstand. In diesem Zusammenhang wird der differenzierte Einfluß der Verzerrungs- und Volumenänderungsenergiedichte auf den zeitlichen Schädigungsablauf und damit auf das Versagen von Komponenten aus spröden inhomogenen Werkstoffen durch experimentelle Daten aus der Literatur (z.B. SAXS, SAM, SEA) qualitativ belegt.

# EIN ERWEITERTES KONZEPT FÜR DIE ENERGIEFREISETZUNGSRATEN, VERGLEICH MIT VERSUCHEN

H. Eggers

DLR-Institut für Strukturmechanik  
D-3300 Braunschweig/Flughafen

Unter Betriebsbelastung entstehen in multidirektionalen Laminaten aus kohlenstoffaserverstärkten Epoxidharzen neben Mikrorissen und einzelnen Faserbrüchen i.w. Schichttrisse parallel zur Faser und Delaminationen. I.a. wachsen Delaminationen nur dann, wenn die Grenzschichten durch enge Folgen von Schichtbrüchen hinreichend geschädigt sind. Beide Schädigungsmechanismen beeinflussen sich gegenseitig. Besonders der Delaminationsfortschritt wird durch die Faserorientierungen der angrenzenden Schichten gesteuert, so daß häufig lange, nahezu geradlinige Delaminationsfronten parallel zu den Schichtbrüchen entstehen. Unter Druckbelastung kann hier die Delamination auf eine benachbarte, näher an der Oberfläche liegenden Grenzschicht übergehen, so daß lokales Beulen möglich wird. Durch den Synergismus entstehen komplizierte Bruchmechanismen, deren Struktur zusammen mit den Festigkeitseigenschaften des Materials den Schadensfortschritt beeinflußt. An einigen Beispielen werden diese Probleme erläutert und mögliche Schädigungsparameter diskutiert.

An Hand von Versuchen und numerischen Analysen kann gezeigt werden, daß die Energiefreisetzungsrates (ERR) bei faserverstärkten Strukturen keine Materialkonstante ist. Auch die Einführung von ERRn für die einzelnen Modes ist problematisch, da diese Werte nicht koordinateninvariant sind. Da die Rißfront sich nicht wie bei homogenen, isotropen Materialien (Metallen) frei einstellen kann, sondern durch die Schichtbrüche beeinflußt wird, sind die üblicherweise berechneten ERR für die einzelnen Modes nicht eindeutig. Um invariante Parameter zu erhalten, wird der ERR-Tensor

$$G_{ij} = \frac{F_i \cdot \Delta v_j + F_j \cdot \Delta v_i}{4 \cdot \Delta A}$$

eingeführt. Für  $i = j$  ist der obige Ausdruck mit der üblichen Rißschließungsmethode identisch. In dem vorgeschlagenen ERR-Tensor entsprechen die erste Invariante der üblichen ERR und die Hauptwerte den ERRn für die einzelnen Modes. Darüberhinaus liefert der  $G_{ij}$ -Tensor noch zwei weitere Invarianten, die zum Beschreiben von Bruchvorgängen herangezogen werden können. An einigen Beispielen werden die Vor- und Nachteile des erweiterten ERR-Konzepts zur Beschreibung von Bruchvorgängen diskutiert.

**Prediction of the Distribution of Inter-Fibre Failure Test Data  
of Radial Loaded, Prestrained CFRP Tubes composed of thin layers**

by R.G. Cuntze, MAN Technologie AG, München D

**ABSTRACT**

The limit of usability of a CFRP structure is often determined by Inter-Fibre Failure (IFF) indicated by interfibre/matrix cracking. It will be shown how for certain types of CFRP structures this crack initiation threshold can be delayed. The process used here is pre-straining in analogy to that of prestressed concrete. It is a so-called thermo-mechanical after-treatment inducing advantageous compression built-in stresses. These are her compression (negative) strains transverse to the fibres.

Cylindrical tube specimens were wound and prestrained by hydraulic pressurisation. Acoustic emission monitoring and crack counting following sectioning of the tube confirmed an increase in crack-threshold level for this specimen type from  $\epsilon_{\text{hoop}} = 0.8\%$  to  $1.3\%$ , which is higher then the operational strain, normally defined as tensile failure strain  $\epsilon_{\text{f}}$  of the fibre divided by the usual design factor  $j_{\text{a}} = 1.5$ .

The theoretical investigations aimed at both a deterministic and a probabilistic prediction of the IFF test results. Basis for the prediction are firstly all design parameters, mainly the material properties of the laminae, secondly the classical laminate theory and finally a programme for probabilistic computations to treat the large set of the stochastic design parameters respectively uncertain basic variables. Included in the mechanics applied is the so-called Thin-Layer Effect representing the decreasing sensitivity of an embedded lamina to IFF with decreasing thickness of the lamina.

The probabilistic test data predictions are compared with as well the deterministic predictions as the measured test data distributions. They show a very satisfying agreement.



**FINITE ELEMENT BERECHNUNGEN BRUCHMECHANISCHER PARAMETER  
FÜR GRENZFLÄCHENRISSE IN THERMISCH BEANSPRUCHTEN  
ZWEIKOMPONENTENWERKSTOFFEN**

T. Hauck, K. P. Herrmann

Laboratorium für Technische Mechanik  
Universität Paderborn

Es werden numerische Untersuchungen zum Spannungs- und Deformationszustand in einem thermisch eigengespannten inhomogenen Scheibenmodell vorgestellt. Das Modell bestand aus zwei Materialbereichen. In der Diskontinuitätsfläche zwischen den beiden Materialbereichen befand sich ein Grenzflächenriß. Für den Fall einer homogenen Temperaturänderung der Verbundscheibe wurden die Spannungs- und Deformationsfelder in der Umgebung des Grenzflächenrisses berechnet. Dabei wurde berücksichtigt, daß sich während der Beanspruchung um die Rißspitze eine lokale plastische Zone bildet. Die Approximation des elastoplastischen Materialverhaltens erfolgte durch die inkrementellen Prandtl-Reuß Gleichungen. Hierbei wurde ein bilineares Gesetz der Spannungs-Verzerrungsbeziehungen für den einachsigen Spannungszustand zu Grunde gelegt. Die Lösung des zugeordneten Randwertproblems erfolgte mittels der Methode der Finiten Elemente. Dabei wurden die nichtlinearen Gleichgewichtsbedingungen für jeden Lastschritt durch die modifizierte Newton-Raphson Iteration gebildet. Für die Diskretisierung des Modells kamen isoparametrische 6- und 8-Knoten-Elemente zur Anwendung. Unter der Voraussetzung einer monoton wachsenden Beanspruchung der Verbundscheibe wurde aus den numerisch berechneten Spannungs- und Deformationsfeldern das J-Integral gebildet. Die Integration erfolgte dabei in den lokalen krummlinigen Koordinaten der isoparametrischen Elemente mittels einer eindimensionalen Gauss-Quadratur. Zusätzlich wurden für jeden Lastschritt Isochromaten der Spannungsoptik und Kaustiken der Schattenoptik simuliert. Die Simulationen sollen der Untersuchung qualitativer Charakteristika zu erwartender Ergebnisse dieser experimentellen Methoden dienen.

**EINSATZ DER BILDANALYSE  
ZUR SPANNUNGSOPTISCHEN AUSWERTUNG UND SIMULATION  
VON RISSSPITZENSPANNUNGSFELDERN**

O. HINZ und K. P. HERRMANN

*Laboratorium für Technische Mechanik*

*Universität Paderborn*

In jüngster Zeit haben die Spannungsoptik sowie die schattenoptische Kaustikenmethode in Verbindung mit den Verfahren der digitalen Bildanalyse in der modernen Materialforschung speziell für bruchmechanische Untersuchungen eine besondere Bedeutung erlangt.

So sollen im Rahmen des vorliegenden Beitrages Auswertalgorithmen und Meßwertgleichungen, die auf der Grundlage bekannter spannungsoptischer Ansätze durch Vermessung der Geometrie von Isochromaten die Bestimmung von Spannungsintensitätsfaktoren zulassen, vorgestellt werden. Es werden Simulationsergebnisse von Isochromatenverteilungen vorgestellt, wobei für ausgewählte Modellvarianten, hinsichtlich der Variation von Werkstoffkombinationen und Belastungsarten, der Spannungszustand numerisch oder analytisch berechnet werden konnte. Aus den gewonnenen Spannungszuständen werden Grauwertbilder für Isochromaten der Spannungsoptik simuliert. Durch die Ermittlung von Lichtintensitätsverteilungen und deren Umsetzung in eine äquivalente Grauwertdarstellung wurde letztere für eine Pseudobildanalyse aufbereitet. Hierzu wurden die zugehörigen Numerik-Programmrouinen an ein Bildanalyzesystem adaptiert, mit dem eine vollständige Erfassung optischer Erscheinungsformen, wie etwa der Isochromateninformation, erfolgen kann, so daß der unmittelbare Vergleich zu experimentell ermittelten Interferenzliniensystemen möglich wird. In diesem Zusammenhang werden Ergebnisse zur Anwendbarkeit von unterschiedlichen Spannungsfunktionsansätzen zur Beschreibung des Rißspitzen Spannungsfeldes einer CT-Probe vorgestellt. Erste Ergebnisse zur Beschreibung der Grenzflächenrißbelastung in einem ebenen Zweischicht-Verbundmodell demonstrieren die Anwendbarkeit auch auf spezielle bruchmechanische Probleme. Durch die Erstellung einer Programmbibliothek zur Implementierung bekannter mathematischer Ansätze zur Beschreibung von Spannungs- und Verformungszuständen an Kerben und Rißspitzen sowie an Grenzflächenrißspitzen konnte ein leistungsfähiges Werkzeug für die experimentelle Vorgehensweise in Verbindung mit der numerischen Simulation von optischen Interferenzliniensystemen entwickelt werden.



## Statistische innere Spannungen in ungeordneten Verbundwerkstoffen

Wolfgang Kreher

Max-Planck-Gesellschaft, Arbeitsgruppe Mechanik heterogener Festkörper  
Hallwachsstraße 3, 0-8027 Dresden

Durch die Heterogenität der Mikrostruktur von Verbundwerkstoffen entstehen bereits im Herstellungsprozeß oder bei Belastung fluktuierende innere Spannungen. Diese Spannungen können zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften des Verbundes führen, sie können sich jedoch auch positiv auswirken (z.B. Initiierung von Rißablenkung, Rißüberbrückung, energiedissipativen Mechanismen). Dies zeigt sich bereits bei einer einfachen Diskussion von Grenzfällen der Ausbreitung eines Risses in einem Verbundwerkstoff.

Im Vortrag werden einige Berechnungsmethoden für die inneren Spannungen vorgestellt, wobei lineares elastisches Verhalten der Bestandteile des Festkörpers angenommen wird. Wesentlich für die Modellierung ist neben der Analyse von speziellen determinierten Gefügeelementen die Berücksichtigung des statistischen Charakters der Mikrostruktur. In diesem Fall muß die Beschreibung der Spannungsfelder mit Methoden der Wahrscheinlichkeitstheorie erfolgen.

Für die Berechnung der statistischen Momente 1. und 2. Ordnung können sowohl exakte als auch Näherungsverfahren angegeben werden. Eine sehr erfolgversprechende Methode ist es dabei, die experimentell oder theoretisch verfügbaren effektiven thermoelastischen Konstanten des Verbundes als Eingangsgrößen für die Theorie zu nutzen, da so auf einfache Weise Information über die topologische Anordnung der Verbundkomponenten in die Berechnung der inneren Spannungen einbezogen werden kann. Die Anwendung der Theorie wird am Beispiel von Wolframkarbid-Kobalt-Verbundwerkstoffen und Glas-Keramik-Verbunden diskutiert

# Berechnung lokaler Energiefreisetzungsraten entlang gerader und gekrümmter Rißfronten unidirektional verstärkter DCB- und ENF-Proben

R. Krüger\*

ISD, Universität Stuttgart

Zur experimentellen Bestimmung der kritischen Energiefreisetzungsraten  $G_c$  sind mehrere einfache Proben entwickelt worden. Die DCB (Double Cantilever Beam)-Probe dient der Bestimmung von  $G_{Ic}$ , die ENF (End Notched Flexure)-Probe der Bestimmung von  $G_{IIc}$  (DIN 65563). Die kritischen Energiefreisetzungsraten unter quasistatischer Belastung wurden an DCB- und ENF-Proben mit unidirektionalem Lagenaufbau aus T300/1076 experimentell mit Hilfe verschiedener Auswerteverfahren bestimmt, die auf unterschiedlichen Theorien und Annahmen basieren.

Um nun die Ausbreitung von Delaminationen in einem CFK-Bauteil vorhersagen zu können, sind - neben der Kenntnis der kritischen Energiefreisetzungsraten des Werkstoffs für die drei Rißöffnungsarten und für ihre Überlagerung - numerische Verfahren erforderlich, mit denen die verfügbaren Energiefreisetzungsraten  $G_I$ ,  $G_{II}$  und  $G_{III}$  für ein komplexes Bauteil unter der gegebenen Belastung berechnet werden können. Hierzu stehen verschiedene Verfahren zur Verfügung, die auf der Methode der Finiten Elemente beruhen.

Da sowohl die virtuelle Rißerweiterungsmethode als auch die modifizierte Rißschließungsmethode gute Ergebnisse für zweidimensionale Modelle lieferten und ferner für beide nur eine vollständige FE-Analyse für eine gegebene Rißfront erforderlich ist, wurden beide Verfahren für nichtlineare Berechnungen mit dreidimensionalen Modellen weiterverwendet. Die modifizierte Rißschließungsmethode bietet gegenüber der virtuellen Rißerweiterungsmethode, so wie sie vom Verfasser implementiert wurde, den Vorteil, daß eine Aufspaltung der gesamten Energiefreisetzungsrate  $G$  in die zu den Rißöffnungsarten gehörenden Anteile  $G_I$ ,  $G_{II}$  und  $G_{III}$  möglich ist.

Dreidimensionale Analysen ermöglichen es, den örtlichen Verlauf der Energiefreisetzungsrate entlang der Rißfront zu bestimmen, während eine zweidimensionale FE-Rechnung nur einen über die Probenbreite gemittelten Wert liefern kann. Dies

---

\*Dipl.-Ing. R. Krüger, Institut für Statik und Dynamik der Luft- und Raumfahrtkonstruktionen, Pfaffenwaldring 27, 7000 Stuttgart 80

mag für einfache Proben genügen, für kompliziertere Proben oder reale Bauteile wird in der Regel jedoch eine dreidimensionale Analyse erforderlich sein. Es war in dieser Untersuchung von primärem Interesse zu erfahren, ob die Verfahren Aussagen über den Verlauf der Rißfront innerhalb der Probe ermöglichen. Ferner war die Überprüfung der numerischen Verfahren auf Zuverlässigkeit und der Vergleich mit Werten aus der zweidimensionalen Analyse und dem Experiment von Bedeutung.

Für eine angenommene gerade Rißfront innerhalb der DCB-Probe liefern die 3D-Ergebnisse einen nahezu konstanten Verlauf der Energiefreisetzungsrate in der Probenmitte über ca. 60 % der Probenbreite. Die Energiefreisetzungsrate nimmt zum Rand hin erst allmählich und dann immer stärker ab. In der Probenmitte liegen die Ergebnisse der dreidimensionalen Analyse etwas oberhalb derer aus der zweidimensionalen Rechnung am Rand deutlich darunter. Das Ergebnis der 2D-Analyse entspricht wie erwartet einem über die Probendicke gemittelten Wert.

Die Berechnung einer DCB-Probe mit einer angenommenen gekrümmten Rißfront ergibt einen  $G$ -Verlauf, der bis in die Nähe des Randes zu einer nahezu konstanten Energiefreisetzungsrate über die Probenbreite führt. Vergleicht man nun den Verlauf der Energiefreisetzungsrate bei der angenommenen gekrümmten Rißfront mit jener der geraden Rißfront, so kann vermutet werden, daß eine Rißfront existiert, für die die Energiefreisetzungsrate  $G(s)$  entlang der Rißfront  $s$  konstant ( $G(s) = G_I = konst.$ ) bis zum Rand der Probe ist. Aus der Symmetrie der Probengeometrie und der aufgetragenen Belastung zur Ebene des Rißverlaufs folgt  $G = G_I$ . Dies gilt auch für die gekrümmte Rißfront, d.h.  $G_{II} = G_{III} = 0$  entlang der gesamten Rißfront. Es wird somit postuliert, daß sich bei der DCB-Probe aus einer durch eine Trennfolie gebildeten geraden Ausgangsrißfront eine gekrümmte Rißfront mit  $G(s) = G_I = konst.$  bildet und diese gleichförmig wächst, sobald  $G(s)$  den kritischen Wert  $G(s) = G_{Ic}$  erreicht. Um diese Annahme zu bestätigen, müßten Versuche in statistisch relevanter Anzahl durchgeführt und ein mittlerer Rißfrontverlauf bestimmt werden. Eine FE-Analyse mit diesem Rißfrontverlauf würde dann zeigen, ob tatsächlich die Annahme  $G(s) = G_I = konst.$  bis an den Rand der Probe erfüllt ist.

Für eine gerade Rißfront innerhalb der ENF-Probe erhält man einen über die gesamte Probenbreite nahezu konstanten Verlauf der Energiefreisetzungsrate. Die Werte aus zwei- und dreidimensionaler Analyse stimmen sehr gut überein. Die Ergebnisse lassen den Schluß zu, daß bei der ENF-Probe die Rißfront nahezu gerade bleiben und gleichförmig fortschreiten wird, da  $G_{Ic}$  längs der vorgegebenen Ausgangsrißfront gleichmäßig erreicht wird. Dies wird durch die an aufgebrochenen ENF-Proben beobachteten Rißfronten bestätigt.

## Einfluß von geometrischen und materiellen Faktoren auf den Versagensprozeß beim Single Fiber Pull-out Test

Dr. Christian Marotzke

I.N. Stransky Institut für  
Physikalische und Theoretische Chemie  
Technische Universität Berlin

Die Analyse der Meßwerte beim Single Fiber Pull-out Test erfordert die Kenntnis des Spannungsfeldes in der Faserumgebung bei der Versagensinitiierung und während des Versagensprozesses. Es wird gezeigt, daß während des Versagens der Grenzschicht eine mixed-mode Beanspruchung vorliegt, wobei das Verhältnis der Moden nicht konstant bleibt. Ferner wird untersucht, wie sich die Ausbildung des Überganges von Faser zu Matrix im Bereich des Fasereintritts auf den Spannungszustand und damit auf die Versagensinitiierung auswirkt. Weiterhin werden die Unterschiede bei der Kraftübertragung von isotropen Fasern (Glasfasern) und anisotropen Fasern (Carbonfasern) in die Matrix verglichen, und es wird der Einfluß der eingebetteten Faserlänge untersucht. Anhand eines Beispiels wird der Pull-out Test dem häufig verwendeten Fragmentation Test gegenübergestellt. Anhand der Untersuchungen werden die Probleme bei der Bestimmung von Grenzflächenfestigkeiten mit Hilfe mikromechanischer Experimente aufgezeigt.

# Aufbau eines FE-Programms zur Simulation von Defekten in Compositwerkstoffen

*R. Meyer und E. Schnack*

Institut für Technische Mechanik / Festigkeitslehre  
Universität Karlsruhe

## **Abstract:**

Für die Berechnung von faserverstärkten Werkstoffen werden in der Praxis meist FE-Methoden eingesetzt, wobei die Elemente i.d.R. Schalen- oder Plattenform haben.

Den Werkstoffeigenschaften wird dabei oft nur insofern Rechnung getragen, wie für den gesamten Verbund von Fasern und Matrix Mischungswerte der Elastizitäten berechnet werden. Gerade bei geschichteten Composites mit unidirektionalen Laminae treten jedoch interlaminare Spannungen auf, die durch eine derartige vollständige Vermischung der Werkstoffeigenschaften unterdrückt werden.

Das vorgestellte Programmpaket "COMPOUND" berechnet die Werkstoffeigenschaften schichtweise und gestattet durch die feine Diskretisierung mit Tetraederelementen eine genauere Untersuchung von geschädigten Bereichen in geschichteten Composites.

Beim Aufbau des Programmpakets wurde vor allem Wert gelegt auf die Kompatibilität zu bestehenden Netzgenerierungsprogrammen und Gleichungslösern. Es umfaßt im wesentlichen Pre- und Postprocessingprogramme für die PC- bis Workstationebene, bei denen der Benutzer ohne Kenntnis der Netzstruktur interaktiv die notwendigen Eingaben macht. Er kann dabei Einfluß nehmen auf die lokale und die globale Netzdichte, auf die Zusammensetzung des Composites und den Belastungszustand. Darüberhinaus besteht die Möglichkeit des nachträglichen Einbaus von delaminierten Bereichen in bestehende Netze. Verschiedene Graphikprogramme gestatten einen einfachen Überblick über den Spannungs- und Dehnungszustand in beliebigen Schnittflächen sowie über die Verschiebungsfelder an der Oberfläche des Körpers.

# A Finite Element for the Structural Analysis of Delamination Problems

S. Rinderknecht, B. Kröplin

Institut für Statik und Dynamik der Luft- und Raumfahrt-  
konstruktionen, Universität Stuttgart

Delamination is a failure mechanism in laminated composite plates, causing a separation of the laminate between two adjacent layers. The bigger one of the separated parts is called baselaminate the smaller one sublaminare.

A twodimensional finite element named delamination process element was developed in order to have a simple and efficient tool for the structural analysis of delaminated plates. The element includes both baselaminate and sublaminare as well as a delamination process layer, in which the connection between base- and sublaminare can be controlled by continuity or damage parameters respectively. The delamination process layer can be modeled as a threedimensional continuum with characteristic thickness and linear transversal shape functions or as an elastic interface. Mindlin's plate theory is applied to the base- and sublaminare part by using the surfaces adjacent to the delamination process layer as reference planes instead of the mid planes.

A constant mesh topologie can be used independently of the stadi of delamination growth, i.e. a separation of elements into two elements is not necessary when delamination occurs. The usage of absolute degrees of freedom for the baselaminare and relative degrees of freedom between sub- and baselaminare in the element formulation prevents bad conditioning of the stiffness matrix in the case of quasi infinitely stiff delamination process layers. Additionally the element formulation allows to integrate baselaminare, sublaminare and delamination process layer simultaneously, which helps to save computation time during the calculation of the stiffness matrix.

# Röntgenografische Ermittlung interlaminarer Spannungen an geraden und gekrümmten freien Rändern

*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.

Eine wesentliche Voraussetzung für die Anwendbarkeit des Verfahrens ist die genaue Kenntnis des Dehnungs- bzw. Spannungsübertragungsverhaltens zwischen Füllpartikel und umgebender Matrix. Diese Übertragungskonstanten wurden für verschiedene Partikel/Epoxid-Verbunde (1 Vol.-% Füllsubstanz) mittels theoretischer Modelle berechnet und mit experimentell ermittelten Werten verglichen.

Diese Konstanten können jedoch nicht ohne weiteres auf mit Füllpulver präparierte Laminat übertragen werden. Versuche deuten darauf hin, daß dieses auf eine lokal hohe Konzentration von Füllpartikeln und damit eine lokal höhere Steifigkeit der Matrix zurückzuführen ist.

Das Röntgenbeugungsverfahren wurde für Messungen an besonders beanspruchten Randzonen von Laminaten eingesetzt. Gute Ergebnisse wurden im Falle des geraden Randes erzielt, wenn nur ein Spannungsgradient in einer Richtung vorhanden ist. Bei gekrümmten Rändern (Lochkerben) treten jedoch Spannungsgradienten sowohl in radialer als auch in tangentialer Richtung auf. Dadurch wird eine Vergrößerung des vom Röntgenstrahl erfaßten Volumens erforderlich, was eine deutlich verringerte Ortsauflösung zur Folge hat. Zur Zeit können daher nur Spannungsgradienten in Umfangsrichtung ausgemessen werden.

## Flow stress of a two phase solid – Influence of the microstructure

Th. Siegmund F.D. Fischer

Christian Doppler Laboratorium für Mikromechanik der Werkstoffe  
Montanuniversität Leoben, Austria

Micromechanical models investigating the properties of composite materials generally assume a specific type of topology: an inclusion embedded in a matrix. Microstructures of technically important two-phase alloys, e.g. dual phase steels, can deviate considerably from this type of topology as the volume fraction of the material's constituents ( $\alpha$ ,  $\beta$ ) is varied.

At low volume fractions of phase  $\beta$  microstructures of isolated  $\beta$ -inclusions in a continuous  $\alpha$ -matrix are found whereas at high volume fractions of phase  $\beta$  microstructures with a continuous  $\beta$ -matrix and isolated  $\alpha$ -inclusions are present. In the range of intermediate volume fractions both phases form continuous paths [1].

A micromechanical model for the calculation of the composite's flow stress is presented which allows flexible modelling of the microstructural features of a real two-phase alloy. In an array of regular hexagonal grains two phases are placed. The microstructural characterization is done by stereological parameters known from quantitative metallography. These parameters are applicable to the model system and to real microstructures.

Both phases are modelled as elastic-perfectly plastic solids with flow stresses  $\sigma^\alpha$ ,  $\sigma^\beta$ . Similar to the analysis of Bao, Hutchinson, McMeeking [2] the limit tensile flow stress  $\sigma_L^C$  of the composite is calculated as a function of the flow stress ratio  $\sigma^\alpha/\sigma^\beta$  and the material's microstructural parameters.

For the case of equal volume fraction  $f^\alpha=f^\beta=0.5$  it is shown that microstructures with hard inclusions in a weak matrix behave distinctly different from those with weak inclusions in strong matrix. For these limiting topologies results from the present model compare well to the results of [2]. For microstructures with continuous paths in both phases the results lie between these two limits. The limit tensile flow stress of the composite is related to its microstructural parameters.

A random placement of the two phases is shown to be a good first approximation of the characteristics of a real two phase alloy system with respect to the material's contiguity and change in topology [3]. The limit tensile flow stress of the composite is demonstrated to reflect these changes in the microstructural features when the volume fraction is varied.

[1] Uggowitzer P., Stüwe H.P.: Plastizität von ferritisch-martensitischen Zweiphasenstählen, Z.Metallkd 73 (1982) 277.

[2] Bao G., Hutchinson J.W., McMeeking R.M.: The flow stress of dual-phase, non-hardening solids, Mech. of Mater. 12 (1991) 85.

[3] Weinhandl H., Werner E.: Proc. 25th Seminaire Lotharigien de Combinatoire.



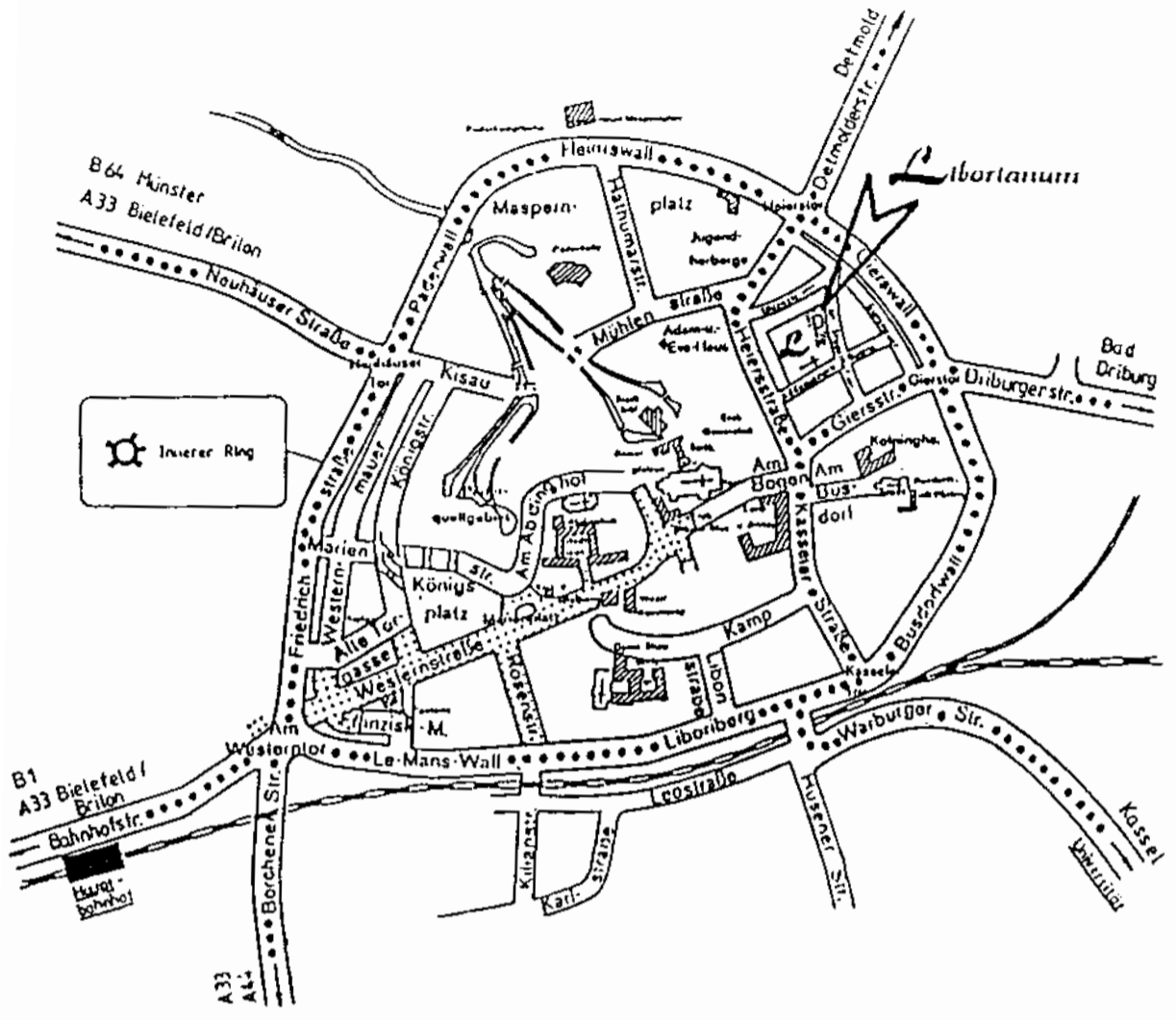
TEILNEHMERLISTE

<b>BURESCH</b>	<b>Friedrich E.</b>	Dr.-Ing. Institut für Computeranwendungen Universität Stuttgart Pfaffenwaldring 27 7000 Stuttgart 80
<b>CUNTZE</b>	<b>Ralf</b>	Dr.-Ing. MAN Technologie AG Bauschingerstr. 20 8000 München 50
<b>DONG</b>	<b>Ming</b>	M.S. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 4790 Paderborn
<b>EGGERS</b>	<b>Hans</b>	Dr.-Ing. DLR-Institut für Strukturmechanik Flughafen 3300 Braunschweig
<b>ESCHENAUER</b>	<b>Hans</b>	Prof. Dr.-Ing. Inst. f. Mechanik u. Regelungstechnik Universität Siegen Paul-Bonatz-Str. 9-11 5900 Siegen
<b>ESKANDARAFSHAR</b>	<b>Bijan</b>	Dipl.-Ing. Lehr- und Forschungsgebiet Baustatik Bergische Universität-GH Wuppertal Pauluskirchstr. 7 5600 Wuppertal 2
<b>FERBER</b>	<b>Ferdinand</b>	Dr.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 4790 Paderborn

<b>HAUCK</b>	<b>Torsten</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 4790 Paderborn
<b>HERRMANN</b>	<b>Klaus P.</b>	Prof. Dr. rer. nat. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 4790 Paderborn
<b>HINZ</b>	<b>Olaf</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 4790 Paderborn
<b>HOFFMANN</b>	<b>Uwe</b>	Dr.-Ing. Institut für Technische Mechanik/Werkstoffmech. Technische Universität Clausthal-Zellerfeld Graupenstr. 3 3392 Clausthal-Zellerfeld
<b>HUFENBACH</b>	<b>Werner</b>	PD Dr.-Ing. Institut für Technische Mechanik/Werkstoffmech. Technische Universität Clausthal-Zellerfeld Graupenstr. 3 3392 Clausthal-Zellerfeld
<b>JÜRSS</b>	<b>Detlef</b>	Dipl.-Ing. Institut für Kunststoffverarbeitung RWTH Aachen Pontstr. 49 5100 Aachen
<b>KLÄR</b>	<b>Patrick</b>	Dipl.-Ing. Lehrstuhl für Technische Mechanik Universität des Saarlandes Geb. 22 6600 Saarbrücken

<b>KREHER</b>	<b>Wolfgang</b>	Dr. Max-Planck-Gesellschaft Technische Universität Dresden Hallwachsstr. 3 O-8027 Dresden
<b>KRÖPLIN</b>	<b>Bernd</b>	Prof. Dr.-Ing. Institut für Statik und Dynamik der Luft- u. Raumfahrtkonstruktionen Universität Stuttgart Pfaffenwaldring 27 7000 Stuttgart 80
<b>KROLL</b>	<b>Lothar</b>	Dipl.-Ing. Institut für Technische Mechanik/Werkstoffmech. Technische Universität Clausthal-Zellerfeld Graupenstr. 3 3392 Clausthal-Zellerfeld
<b>KRÜGER</b>	<b>Ronald</b>	Dipl.-Ing. Institut für Statik und Dynamik der Luft- u. Raumfahrtkonstruktionen Universität Stuttgart Pfaffenwaldring 27 7000 Stuttgart 80
<b>KUNA</b>	<b>Meinhard</b>	Dr. rer. nat. Fraunhoferinstitut für Werkstoffmechanik Heideallee 19 O-4050 Halle
<b>MAROTZKE</b>	<b>Christian</b>	Dr.-Ing. BAM, LAB. 3.32 Unter den Eichen 87 1000 Berlin 45
<b>MASCHKE</b>	<b>Hans-G.</b>	Dr. rer. nat. Fraunhoferinstitut für Werkstoffmechanik Heideallee 19 O-4050 Halle

<b>MEINERS</b>	<b>Wolfgang</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 4790 Paderborn
<b>MEYER</b>	<b>Ralf</b>	Dipl.-Ing. Institut für Techn. Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 7500 Karlsruhe 1
<b>NOE</b>	<b>Alfons</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität Paderborn Pohlweg 47-49 4790 Paderborn
<b>PRINZ</b>	<b>Bernhard</b>	Dipl.-Phys. Institut für Techn. Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 7500 Karlsruhe 1
<b>RINDERKNECHT</b>	<b>Stephan</b>	Dipl.-Ing. Institut für Statik und Dynamik der Luft- u. Raumfahrtkonstruktionen Universität Stuttgart Pfaffenwaldring 27 7000 Stuttgart 80
<b>SCHUHMACHER</b>	<b>Gerd</b>	Dipl.-Ing. Institut für Mechanik und Regelungstechnik Universität-GH Siegen Paul-Bonatz-Straße 9-11 5900 Siegen
<b>SIEGMUND</b>	<b>Thomas</b>	Dipl.-Ing. Institut für Mechanik Montanuniversität Leoben Franz-Josef Str. 18 A-8700 Leoben, Austria



CITY CENTER OF PADERBORN

**KONTAKTADRESSE**

Laboratorium für Technische Mechanik  
 Universität Paderborn  
 Pohlweg 47-49  
 4790 Paderborn  
 Tel. 05251/60-2284  
 Fax 05251/60-3206

**TAGUNGSADRESSE**

Liborianum Paderborn  
 An den Kapuzinern 5-7  
 4790 Paderborn  
 Tel. 05251/1213