



**LABORATORIUM FÜR TECHNISCHE MECHANIK  
UNIVERSITÄT PADERBORN**



**8. Workshop  
Composite Forschung in der Mechanik  
5.-6. Dezember 1995  
Paderborn, Liboranium**

**o. Prof. Dr. rer. nat. K.P. Herrmann  
Laboratorium für Technische Mechanik  
Universität Paderborn  
Pohlweg 47-49  
33098 Paderborn**

**o. Prof. Dr.-Ing. E. Schnack  
Institut für Technische Mechanik  
und Festigkeitslehre  
Universität Karlsruhe  
Kaiserstraße 12  
76199 Karlsruhe**

## PROGRAMM

### Dienstag, 5. Dezember 1995

---

- |       |  |
|-------|--|
| 08.35 | Eröffnung                                    |
| 08.45 | Sektion I "Analytisch-numerische Methoden"   |
| 10.25 | Kaffeepause                                  |
| 10.40 | Sektion II "Analytisch-numerische Methoden"  |
| 12.20 | Mittagspause                                 |
| 13.30 | Sektion III "Analytisch-numerische Methoden" |
| 14.45 | Kaffeepause                                  |
| 15.15 | Sektion IV "Experimentelle Methoden"         |
| 17.10 | Besichtigung des LTM                         |
| 19.00 | Abendessen im Liborianum                     |

### Mittwoch, 6. Dezember 1995

---

- |       |  |
|-------|--|
| 09.00 | Sektion V "Mechanisches Verhalten von Composites"  |
| 10.15 | Kaffeepause  |
| 10.45 | Sektion VI "Mechanisches Verhalten von Composites" |
| 12.15 | Mittagessen im Liborianum                          |

## **ABSTRACTS**

# Spannungsanalyse am Einzelfaserverbund (SiC/Titanlegierung) bei thermo-mechanischer Belastung

H. Assler, P. W. M. Peters, A. Werner

DLR, Institut für Werkstoff-Forschung  
51140 Köln

Bei der Entwicklung von SiC-langfaserverstärkten Titanbasislegierungen wird das Ziel verfolgt, hochwarmfeste, oxidationsbeständige und spezifisch leichte Werkstoffe für Anwendungen im Flugtriebwerksbau bereitzustellen.

Ein bei der DLR entwickeltes Herstellungsverfahren der Verbundbauteile umfaßt im wesentlichen die Prozesse

- Beschichtung von Einzelfasern mit Matrix (Magnetron Sputtern bei 500°C) und
- heißisostatisches Pressen (bei 920°C und 1900bar) von Faserbündeln.

Ein grundsätzliches Problem bei der mechanischen Beschreibung der auf diese Weise gefertigten Verbundwerkstoffe ist die unzureichende Kenntnis über die Einflüsse der thermo-mechanischen Belastungen auf die Verbundkomponenten während des Herstellungsprozesses.

In einem ersten Schritt sollen die beschichteten Einzelfasern näher untersucht werden. Der *experimentelle* Teil der Untersuchungen umfaßt Zugversuche an Einzelfaserverbunden mit der Messung der Verbundfestigkeit bei Raumtemperatur. Der *theoretische* Teil beschäftigt sich mit der Bereitstellung eines mechanischen Modells, mit dessen Hilfe die Spannungsverteilungen in den einzelnen Verbundkomponenten in Abhängigkeit einer äußeren Axiallast bestimmt werden können. Dabei wird auf ein axialsymmetrisches Zylindermodell (Faserzylinder, Matrixzylinder-mantel) zurückgegriffen, welches thermische Eigenspannungen aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten von Faser und Matrix berücksichtigt [1]. Ferner werden Erkenntnisse von [2] genutzt, um die plastische Deformation der Matrix (mit Verfestigung) im Modell zu erfassen.

Eine konkrete Durchführung der Spannungsanalyse erfolgt an einem SiC-IMI834-Einzelfaserverbund. Da das Verbundversagen wegen  $\epsilon_{br}^m > \epsilon_{br}^f$  ( $\epsilon_{br}^m, \epsilon_{br}^f$  Bruchdehnung der Matrix bzw. Faser) faserdominant ist, kann eine eindeutige Zuordnung von experimentell bestimmten Verbundfestigkeitswerten zu analytisch bestimmten Faserlängsspannungen durchgeführt werden. Diese Faserlängsspannungen können als Faserbruchspannungen interpretiert und mit Ergebnissen aus Zugversuchen an unbeschichteten Fasern verglichen werden. Auf diese Weise können Aussagen über den Einfluß des Faserbeschichtungsprozesses auf die Faserfestigkeit gemacht werden, was zu einem besseren Verständnis der Verbundeigenschaften beiträgt.

[1] Mikata, Y. and Taya, M. : *Stress Field in a Coated Continuous Fiber Composite Subjected to Thermo-Mechanical Loadings*, J. Comp. Mater., Vol. 19, pp. 554-578 (1985)

[2] Hecker S. S., Hamilton, C. H. and Ebert, L. J. : *Elastic-Plastic Analysis: A Simplified Approach*, Scr. Met., Vol. 3, pp. 793-798 (1969)

## Analyse des Einspanneffekts bei $[\pm\alpha]_S$ -Winkelverbund-Zugproben

Wilfried Becker

Dornier GmbH, Daimler-Benz Aerospace, Abteilung RST43  
D-88039 Friedrichshafen

Gegenstand der Betrachtung ist die effektive Zugsteifigkeit endlich langer und breiter Zugproben mit einem symmetrischen  $[\pm\alpha]_S$ -Lagenaufbau. Gemäß der klassischen Laminattheorie würde man für diese Zugproben eine effektive Zugsteifigkeit erwarten, die sowohl unabhängig von der gegebenen Probenlänge als auch von der Probenbreite ist.

Wenn beim einachsigen Zugversuch die Lasteinleitung in die Laminatprobe über Spannbacken erfolgt, beobachtet man jedoch einen deutlichen nichtlinearen Einfluß der Probenabmessungen auf die effektive Zugsteifigkeit.

Die Ursache hierfür liegt im Einfluß der Einspannung auf das Verhalten der Laminatprobe. An der Einspannung selbst ist nämlich die Querkontraktion des Laminats weitgehend unterbunden, und demgemäß gibt es dort nur eine reine Längsverschiebung im Laminat. Mit zunehmendem Abstand von den Spannbacken geht andererseits der Einfluß der Einspannung mehr und mehr verloren, und es stellt sich eine entsprechende Querkontraktion ein, bis im Grenzfall einer unendlich langen Laminatprobe eine rein einachsige Beanspruchung des Laminats vorliegt.

Zur Erfassung dieses Effekts wird ein geeigneter geschlossen-analytischer Zugang vorgestellt, und die resultierende Proben-Zugsteifigkeit wird in einer konsistenten Weise hergeleitet. Der Vergleich mit entsprechenden Finite-Elemente-Analysen ergibt eine gute Übereinstimmung und weist die vorgestellte geschlossen-analytische Beschreibung als sehr brauchbar aus.

**Bruchtyp-Festigkeitskriterien**, formuliert mit Invarianten, die die Werkstoffsymmetrien des jeweiligen isotropen/anisotropen Werkstoffs beinhalten

R.G. Cuntze, MAN-Technologie, München/Karlsfeld

Bruchkriterien oder allgemeiner Versagenskriterien sollen dazu verhelfen, mit wenigen, experimentell einfach zu ermittelnden Festigkeitswerten die Bewertung eines beliebigen Spannungszustandes, d. h. einer Kombination von Spannungen durchführen zu können.

Ziel der Ausarbeitung ist mit wenigen charakteristischen Versuchen kostenminimierend Bruchkriterien für den Bruchbeginn in einem Werkstoffpunkt zu kalibrieren.

Aufbauend auf Kenntnissen, die neben und im Rahmen der Arbeiten des Verfassers mit A. Puck's neuen Wirkebene-Bruchkriterien für Zwischenfaserbruch gewonnen wurden, wird entsprechend für isotrope Werkstoffe und anisotrope Faserkunststoffverbunde (FKV) ein Gebäude zur Ermittlung von Bruchkriterien vorgestellt. Basis dieses Gebäudes sind die Annahmen:

- Der Bruch eines Werkstoffs wird physikalisch am einfachsten durch Betrachtung eines seiner beiden Bruchtypen erfaßt, den *normalspannungsbedingten Bruch (NB)* oder den *schubspannungsbedingten Bruch (SB)*. Hierdurch sind sich unter Zug spröde oder zäh verhaltende Werkstoffe gleichermaßen einbezogen.
- Jeder Bruchtyp wird im wesentlichen durch *1 Festigkeitswert* (aufgrund einer Spannung  $\sigma$  (einachsige) oder  $\tau$ , d.h. Grundbeanspruchungsart) charakterisiert. Damit läßt sich mit einem Bruchtyp-Festigkeitskriterium eine Bruchaussage auch für alle bruchtyp-zugehörigen *mehrachsig*en Spannungszustände machen.
- Jedes Bruchtyp Festigkeitskriterium (*mechanisches Modell* oder *Bruchmodell*) bildet einen Teil der Bruchgrenzfläche oder Oberfläche des mehrdimensionalen Bruchkörpers des Werkstoffs ab und kennzeichnet mit *1 Gleichung* den vorliegenden Bruchmechanismus.
- Die stückweise glatten Teil-Bruchgrenzflächen der voneinander unabhängigen Bruchtypen werden in ihren Übergangsbereichen (Mischbruchgebieten) - wie es die Testdaten zeigen - ausgerundet entsprechend dem im sog. *probabilistischen Modell* (z.B. Serien-Versagenssystem für die probab. Interaktion oder Vereinigung) formulierten, gemeinsamen Versagenswahrscheinlichkeitsverhalten.
- Eine mechanische Interaktion ist nur erlaubt, wenn derselbe Bruchmechanismus gegeben ist (bei der UD-Schicht kommt dies z.B. zum Tragen, weil es mehrere SB-Typen gibt).
- Die *Teil-Bruchgrenzflächen* oder die Bruchtestdatenverläufe seien auch mit Invarianten beschreibbar (*keine* globale Beschreibung wie bei *Tsai-Wu* oder beim Kegele Kriterium!).
- Defekte wie Einschlüsse, Fasereinlage, Hohlräume und Korngrenzenausscheidungen sind statistisch gleichmäßig verteilt und klein. Es werden nur Last- aber keine Eigenspannungen betrachtet. Bei größeren inneren Defekten können die Ansätze für die Bruchmodelle zusätzlich bruchmechanisch verbessert werden.
- Die Anzahl der Bruchmodi sind beim isotropen Werkstoff 2 (ein NB und ein SB), bei der transversal-isotropen UD-Schicht (davon 3 Zwischenfaserbruchtypen) und der Fasermatten-Schicht 5, sowie bei der Gewebesicht allgemein 9, für die ausgeglichene Kreuzgewebesicht nur 7.

Generell angestrebt wird eine mikromechanische Betrachtung des Bruchtyps zwecks richtiger Interaktionserfassung, jedoch dann eine ingenieurpraktische, makromechanische Beschreibung mit homogenisierten Spannungen (aus z.B. einer FE-Rechnung).

Als Bewertung für ein gutes Festigkeitskriterium gelte: die physikalische Begründbarkeit, die Abbildbarkeit der Testdaten (curve fitting) und die einfache Handhabbarkeit.

Anwendungsbeispiele sind verschiedene isotrope und transversal-isotrope Werkstoffe.

# Morphologieänderungen in einkristallinen Superlegierungen

Wolfgang Dreyer & Jürgen Olschewski

Bundesanstalt für Materialforschung und Prüfung - Lab. V.31

Unter den Eichen

12205 Berlin

Phone: 493081043191 Fax: 49308112029 Email: Juergen.Olschewski@mailgw1.bam-berlin.de

Einkristalline zweiphasige Superlegierungen werden aufgrund ihrer außergewöhnlich günstigen mechanischen Eigenschaften bei Temperaturen um und oberhalb 1000°C in Fluggturbinen als Rotorschaukeln eingesetzt. Hierbei kommt es zu extremen thermischen und mechanischen Belastungen, die aus einem Wechsel zwischen hohen und tiefen Temperaturen bestehen, als auch Torsions-, Zug- und Druckbelastungen beinhalten.

Im jungfräulichen Zustand besteht eine einkristalline Superlegierung aus einer geordneten Phase, welche in Form nahezu periodisch angeordneter Kuboiden innerhalb einer ungeordneten zweiten Phase metastabil existieren kann. Die Kristallstruktur beider Phasen ist kubisch flächenzentriert, (kfz). Jedoch haben die beiden Phasen leicht unterschiedliche Gitterparameter, was insbesondere in der Nähe der Phasengrenzen zu beträchtlichen Eigenspannungen führt.

Diese Eigenspannungen und die zusätzlichen externen Belastungen führen zu Diffusion und zu Ordnungs/Unordnungsübergängen. Beiden Prozessen werden durch die lokalen Spannungen anisotrope Ausbreitungsrichtungen aufgezwungen. Es kommt zu großen Veränderungen der metastabilen Morphologie.

Als Folge einer rein thermischen Last findet meistens nur eine Vergrößerung der anfänglichen Kuboiden statt, während diese sich bei einer mechanischen Last zu Platten ausbilden, welche sich häufig parallel oder senkrecht zur Lastachse ausrichten. Auch andere Morphologien sind möglich. Was im einzelnen passiert, hängt ab vom Vorzeichen der Last sowie von verschiedenen Materialparametern wie z.B. dem Verhältnis der Steifigkeitsmatrizen der Phasen.

Diese Phänomene berechnen wir mittels mikromechanischer Feldgleichungen für die lokalen Variablen Verzerrung, Konzentration der Legierungselemente und Ordnungsparameter, welcher die Verteilung der Legierungselemente auf Flächenplätzen bzw. Eckplätzen des kfz Kristallgitters angibt.

Die resultierenden Morphologien werden für verschiedene äußere Belastungen in einem Videofilm dargestellt.

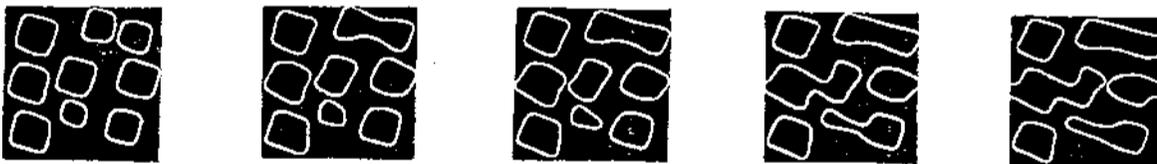


Abbildung: Morphologieänderung unter äußerer Last

Beispielsweise zeigt die Abbildung die zeitliche Abfolge einer sich ändernden Morphologie bei 950°C, wenn die Legierung einer äußeren Zuglast von 450MPa ausgesetzt ist, welche hier in vertikale Richtung zeigt und zur [001] Kristallrichtung einen Winkel von 12° in der gezeichneten Ebene hat. Zwischen dem ersten und dem letzten Bild liegen etwa 200 Stunden.

## **Berechnung des Dämpfungsverhaltens von Strukturen aus polymeren Faserverbundwerkstoffen mittels der Methode der Finiten Elemente**

Dr.-Ing. Holger Hanselka (Institut für Strukturmechanik der DLR in Braunschweig)  
Dipl.-Math. Erik Schrader (Institut für Strukturmechanik der DLR in Braunschweig)

Das dynamische Verhalten eines Bauteils hängt neben Steifigkeit, Masse und Geometrie stark von der Dämpfung des Materials ab. Die Dämpfung wiederum variiert je nach Art der tatsächlich ausgeführten Schwingungsform erheblich. Erregt man beispielsweise einen unidirektional in Längsrichtung verstärkten Plattenstreifen mit einer seiner Eigenfrequenzen, so führt er je nach Ordnung der korrespondierenden Eigenform eine Längs-, Biege- oder Torsionsschwingung aus. Da bei Längs- und Biegeschwingungen die Belastung überwiegend von der Faser getragen wird ist die Dämpfung hier deutlich geringer als bei Torsionsschwingungen, die hauptsächlich den (viskoelastischen) Matrixwerkstoff beanspruchen.

Um diesem Sachverhalt auch bei allgemeinen Strukturen Rechnung tragen zu können, müssen neben den Dämpfungskennwerten des eingesetzten Materials auch Informationen über das modale Schwingungsverhalten der Struktur vorliegen. Hierfür bietet sich eine Finite-Elemente-Formulierung an, die entweder auf Energieverhältnissen basieren kann, oder komplexe Moduln benutzt. Beide Methoden führen jedoch zu gewissen Schwierigkeiten, die durch die Struktur üblicher Finite-Elemente-Programme entstehen. Bei der Methode der komplexen Moduln ist ein (i. a. sehr großes) komplexes Eigenwertproblem zu lösen, während die Energiemethode auf unsymmetrische Systemmatrizen führt.

Im Rahmen dieses Vortrags soll gezeigt werden, daß sich die Ergebnisse beider Verfahren bei geringen Dämpfungen ( $< 1\%$ ) nur unwesentlich unterscheiden. Daher sollte in diesem Fall die Energiemethode vorgezogen werden, da sie, wie einige interessante Ergebnisse zeigen werden, der Methode der komplexen Moduln an Flexibilität weit überlegen ist.

## **The Gurson-Tvergaard-Needleman-Model for rate- and temperature-dependent materials with isotropic and kinematic hardening**

S. Hao & W. Brocks

Institute of Material Research, GKSS, D-21052 Geesthacht, Germany

It is well known that the damage in the form of voids nucleation, growth and coalescence play a center role in ductile rupture and creep of metals. For composite materials the evolution and accumulation of damage are more complicated because of the high constraint state caused by material heterogeneity. Using the methodology introduced in [1], in the present work a general theoretical framework and the correspondent numerical algorithm for a class of temperature and rate dependent pressure sensitive materials with kinematics hardening has been developed. The material is modeled by a modified Gurson-Tvergaard-Needlemen constitutive law. Euler backward method has been used in the numerical analysis. The algorithm has been implemented as a user's subroutine in the ABAQUS code. From the analysis for several specimens, the conclusions as following have been obtained:

1. The procedure of the algorithm introduced in the present work has been verified under quasi-static isothermal loading conditions by comparison with theoretical solutions as well as test results. It provided a satisfactory accuracy and stability.
2. From the calculation of the interface crack in the laminate-like composite material, it has been found that due to high constraint the rupture in the form of coalescence between voids may take place at the point ahead of crack tip with several times layer height distance. This result coincides to both the theoretic solution for the slip-line and the experiment observation [2].
3. From the calculation of 3D problem it can be concluded that the suggested model is suited to predict 3D ductile crack growth. Some experimentally observed phenomena such as the thumbnail shape of the crack front can be explained quantitatively. The interaction between global constraint, plastic strain and damage evolution works quite naturally for any specimen or structure without any additional artificial parameters.

**EQUIVALENT-DOMAIN-INTEGRAL  
BRUCHMECHANISCHE BEWERTUNG THERMISCH EIGENGESPANNTER  
GRENZFLÄCHENRISSE**

K.P. HERRMANN, T. HAUCK  
*Laboratorium für Technische Mechanik  
Universität GH Paderborn  
Pohlweg 47-49  
33098 Paderborn*

Für das Festigkeitsverhalten inhomogener Verbundkörper sind vorhandene oder sich während der Beanspruchung ausbildende Defekte von großer Bedeutung. Das singuläre Verhalten der Spannungs- und Verzerrungsfelder in der Umgebung dieser Defekte führt häufig zum vorzeitigen Versagen der gesamten Struktur. Eine wichtige Klasse von Defekten stellen Grenzflächenrisse in den Fügeflächen inhomogener Verbundkörper dar. Diese können infolge der Fehlpassung der thermomechanischen Materialkonstanten bereits durch die Abkühlung des Körpers nach dem Fügeprozeß initiiert werden.

Zur bruchmechanischen Bewertung der singulären Spannungs- und Verzerrungsfelder wird für eine virtuelle Ausbreitung der Rißspitze in Richtung  $x_i$  das  $J_i$ -Integral berechnet. Aus physikalischer Sicht kann  $J_i$  als eine materielle Kraft auf die Rißspitze aufgefaßt werden, und stellt somit einen Parameter für die Initiierung und Ausbreitung von Rissen dar. Für Randwertprobleme der Elastostatik ergibt sich  $J_i$  aus einem wegunabhängigen Oberflächenintegral. Die Wegunabhängigkeit des Oberflächenintegrals kann bei der Bewertung von Defekten in duktilen Materialien, bei der Berücksichtigung thermischer Belastungen, belasteter Rißflanken oder vorhandener Materialgrenzflächen verloren gehen. Der Parameter  $J_i$  ergibt sich dann aus einem Oberflächen- und einem Gebietsintegral. Ersetzt man diese Integrale durch ein äquivalentes Gebietsintegral, so folgt das aus der Literatur bekannten Equivalent-Domain-Integral (EDI).

In diesem Beitrag wurde das EDI zur Bewertung thermomechanisch eigengespannter Grenzflächenrisse verwendet. Die Anwendbarkeit dieser Berechnungsmethode wurde auf Probleme mit belasteten Rißflanken und mit Materialinhomogenitäten erweitert.

# Modellierung der Delaminationskinetik: ein elasto-plastisches schädigungsmechanisches Modell

O.Hesebeck und E. Schnack

Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre  
Universität Karlsruhe

Einer der bedeutendsten Versagensmechanismen für geschichtete Composite ist die Delamination. Um das Fortschreiten der Delamination numerisch zu simulieren, wurde ein schädigungsmechanisches Modell gewählt.

Schädigungsmechanische Modelle beschreiben die Akkumulation mikroskopischer Schäden vor dem Auftreten eines makroskopischen Versagens. Diese Schädigung wird im einfachsten Fall (isotrope Schädigung) durch eine skalare Variable  $D$  ausgedrückt, welche über die Reduktion der Steifigkeit im Vergleich zum ungeschädigten Material definiert wird. Die zeitliche Entwicklung kann mit Hilfe eines Dissipationspotentials modelliert werden.

Bei der Delamination ist die Schädigung im wesentlichen auf eine kleine Prozeßzone vor der Delaminationsfront beschränkt. Die Prozeßzone erstreckt sich innerhalb der Delaminationsebene, ihre Ausdehnung senkrecht zur Ebene ist sehr klein.

Um die Prozeßzone darzustellen, bieten sich zwei Möglichkeiten an: die Modellierung als Ebene mit inneren Eigenschaften (zweidimensional) und die Definition einer dreidimensionalen Zwischenschicht. Beide Ansätze sollen in diesem Vortrag diskutiert werden.

Bei der Beschreibung mittels einer Grenzebene wird für die freie Energie und das Dissipationspotential ein Ansatz gewählt, der üblichen dreidimensionalen Modellen analog ist. Hierbei tritt das Problem auf, daß einige Observablen des dreidimensionalen Modells, z.B. die Dehnung in Normalenrichtung, für eine Ebene nicht definiert sind. Ein Vorteil einer zweidimensionalen Modellierung ist der geringere numerische Aufwand.

Der Ansatz einer dreidimensionalen Zwischenschicht verspricht eine präzisere Modellierung von Effekten, die von der Variation physikalischer Größen längs der Normalenrichtung hervorgerufen werden. Jedoch bedingt die geringe Dicke der Zwischenschicht sowohl numerische als auch begriffliche Probleme.

# **Physikalisch begründete Festigkeitshypothese zur Auslegung dickwandiger Mehrschichtverbunde**

L. Kroll, W. Hufenbach

Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik (ILK)  
TU Dresden, D-01062 Dresden

In den letzten Jahren hat eine enorme Entwicklung im Bereich der Strukturanalyse von Bauteilen aus Faserverbundwerkstoffen stattgefunden. Demzufolge lassen sich mit den erarbeiteten Lösungsansätzen und den heute vorhandenen Rechnerkonfigurationen auch komplizierte räumliche Beanspruchungszustände dickwandiger Lamine berechnen.

Leider ist die entsprechende Entwicklung von angepaßten Versagenskriterien zur Bewertung derartiger Spannungs- bzw. Dehnungszustände nicht im gleichen gewünschten Maße vorangetrieben worden. So sind die derzeit oft angewandten "Pauschal"-Bruchkriterien, wie etwa das häufig benutzte Tsai/Wu-Kriterium für die rechnerische Verfolgung des in aller Regel sukzessiven Bruchgeschehens in Laminen gänzlich ungeeignet, da diese Hypothesen den Zwischenfaserbruch und den Faserbruch nicht unterscheiden. Darüber hinaus liefern die konventionellen Versagenskriterien für einige Bereiche der Bruchflächen physikalisch nicht plausible Aussagen.

Von Hashin ist 1980 eine physikalisch begründete Versagenshypothese vorgestellt worden, die jedoch keine geeignete Umsetzung gefunden hat. Eine erweiterte Formulierung der Zwischenfaserbruch-Hypothese wurde basierend auf Hashins Idee von Puck entwickelt. Die Hypothese beinhaltet dabei die Grundelemente der Versagenskriterien von Mohr und Coulomb und gestattet, auch 3D-Spannungszustände wirklichkeitsnah zu bewerten. Dabei wird vorausgesetzt, daß nur Zug- und Schubspannungen in einer Wirkebene parallel zur Faserrichtung ein Versagen des einachsigen verstärkten Verbundes einleiten, wogegen sich Druckspannungen versagenshemmend auswirken.

Im Unterschied zu den konventionellen Versagenskriterien, die als Interpolationspolynome auf die Spannungen im festen, fasergepaßten Schicht-Koordinatensystem bezogen sind, wird das neue Kriterium in einem vom Bruchwinkel abhängigen lokalen Koordinatensystem formuliert. Dabei gibt der Bruchwinkel an, bei welcher Orientierung der Wirkebene die Bruchgefahr am größten ist. Die Einführung des Bruchwinkels in das Versagenskriterium vereinigt gleichzeitig zwei Vorteile. Zum einen ergibt sich eine noch relativ einfache und überschaubare mathematische Formulierung der Bruchbedingung und zum anderen erlaubt der Bruchwinkel, rechnerisch die Bruchfläche zu identifizieren, was besonders bei der praktischen Auslegung von dickwandigen Verbundstrukturen sehr hilfreich ist.

## Reibungsbehaftete Rißausbreitung im Interface

C. Marotzke

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Die Ausbreitung eines Grenzflchenrisses beim Pull-out Versuch erfolgt in der Regel von der Matrixoberfläche ausgehend in Richtung auf das Faserende hin. Dabei tritt zunächst eine Öffnung des Risses ein. Hat der Riß eine Länge von ein bis zwei Faserdurchmessern erreicht, schließen sich die Riufer ausgehend von der Matrixoberfläche wieder und es entsteht eine Kontaktzone. Lediglich in der unmittelbaren Umgebung der Rißspitze liegt weiterhin eine Rißöffnung vor. Die in der Kontaktzone wirkenden Reibspannungen führen zu einer starken Energiedissipation und beeinflussen maßgeblich die Nachgiebigkeit des Systems bzw. die weitere Rißausbreitung.

Im Rahmen des Vortrages wird die Ausbreitung eines Grenzflchenrisses mit Reibung mit Hilfe der Finite Element Methode simuliert. Die Spannungen in der Umgebung der Grenzfläche werden für verschiedene Phasen des Risses dargestellt. Es werden die Bereiche stabilen bzw. instabilen Rifortschritts in Abhängigkeit von der Reibung analysiert.

Während der Ausbreitung des Grenzflchenrisses findet eine Verschiebung des Mode Verhältnisses statt. Während in der Anfangsphase des Risses der Mode I überwiegt, wird während des weiteren Rifortschritts der Mode II dominierend. In diesem Zusammenhang werden verschiedene Versagenskriterien für die Grenzfläche untersucht und die simulierten Kraft-Weg Kurven mit experimentellen Ergebnissen verglichen. Dabei zeigt sich, daß die Grenzfläche eine höhere Festigkeit gegenüber Schubspannungen als gegenüber Radialspannungen aufweist.

# Interlaminare Eigenspannungen bei faserverstärkten Kunststoffen

R. Meske, E. Schnack

Institut für Technische Mechanik / Festigkeitslehre  
Universität Karlsruhe

Der dreidimensionale Spannungszustand im interlaminaren Bereich bei carbonfaserverstärkten Kunststoffen kann mit der Methode der röntgenographischen Spannungsanalyse durch Röntgenbeugung an metallischen Füllpartikeln ermittelt werden. Bei der Auswertung dieser Messungen muß der bereits vorhandene Eigenspannungszustand berücksichtigt werden, um den korrekten Lastspannungsanteil berechnen zu können.

Dieser Eigenspannungszustand wird auf analytische Weise diskutiert. Besondere Betonung wird dabei auf die Existenz und den Einfluß der interlaminaren Zwischenschicht gelegt. Die Dicke dieser Schicht wird durch die Einlagerung der Metallpartikel vergrößert, wodurch auch der Einfluß auf den Eigenspannungszustand geändert wird. Die Zwischenschicht soll mittels der Methode der Homogenisierung von Differentialgleichungen mit stark oszillierenden Koeffizienten als einheitliches Kontinuum dargestellt werden. Weiterhin werden auch die Eigenspannungen II. Art zwischen den eingelagerten Partikeln und der umgebenden Matrix untersucht. Der gegenwärtige Stand der Forschung am Institut wird vorgestellt und Perspektiven zur Weiterentwicklung werden diskutiert.

# Zur Anwendung der Fouriermethode bei mikromechanischen Problemen

von

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

Inhomogenitäten in Festkörpern wie Einschlüsse oder Fasern führen häufig zu lokalen Eigenspannungen, eben aufgrund unterschiedlicher thermischer Fehlpassung oder auch aufgrund von Phasenumwandlungen. Konkrete Beispiele für die erste Art von Eigenspannungen sind Faser-Matrix Verbunde, wie sie beispielweise von Herrmann und Ferber experimentell wie auch numerisch (mit Hilfe der Methode der finiten Elemente) untersucht wurden: [1]. Eigenspannungen aufgrund von Phasenumwandlungen ergeben sich etwa in keramischen mit Zirkondioxid verstärkten Verbundmaterialien [2] oder auch in Einkristallsuperlegierungen [3]. In diesen Werkstoffen zeigen sich im Laufe der Zeit, als Folge der Eigenspannungen, beträchtliche Änderungen in der Morphologie und Textur des Werkstoffes.

In letzter Zeit wurde von verschiedenen Autoren [4-6] erfolgreich versucht, die Fouriermethode, entweder in kontinuierlicher oder auch in diskreter Version, zur Berechnung von Eigenspannungszuständen und den daraus resultierenden Morphologieänderungen einzusetzen. In diesem Beitrag geht es darum:

1. Die kontinuierliche wie auch die diskrete Fouriermethode kurz vorzustellen;
2. Ihre Anwendung auf Eigenspannungsprobleme in der linearen Elastizitätstheorie aufzuzeigen;
3. Analytische Gleichungen zur Berechnung des Spannungszustandes um zylinderförmige Einschlüsse aus schwach kubischem Material anzugeben und diese zur Charakterisierung von Mikrorissen in der Nähe solcher Teilchen zu verwenden;
4. Analytische Ausdrücke für die Wechselwirkungsenergie zweier schwach kubischer, eigengespannter, zylinderförmiger Einschlüsse vorzustellen.

## Literatur

- [1] F. Ferber, *Bruchmechanische Analyse der Entstehung und Ausbreitung von Matrix- und Grenzflächenrissen in thermisch belasteten Faserverbundwerkstoffmodellen*, Dissertation, Universität-GH-Paderborn, 1986.
- [2] R. Stevens, *An Introduction to Zirconia*, Magnesium Elektron Publication No. 113, Second Edition, Twickenham, 1986.
- [3] J.F. Ganghoffer, A. Hazotte, S. Denis, A. Simon, *Finite Element Calculation of Internal Mismatch Stresses in a Single Crystal Nickel Base Superalloy*, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **25**, 2491-2496, 1991.
- [4] Y. Wang, L.-Q. Chen., A.G. Khachaturyan, *Particle Translational Motion and Reverse Coarsening Phenomena in Multiparticle Systems Induced by a Long-Range Elastic Interaction*, *Physical Review B*, **46** (17), pp. 11194-11197, 1992.
- [5] W.H. Müller, *Mathematical vs. Experimental Stress Analysis of Inhomogeneities in Solids*, *Proc. Mecamat 95*, La Bresse, 1995.
- [6] W. Dreyer, J. Olschewski, *Micromechanics of Superalloys in a Cyclic Test*, *Mecamat '95*, Technical Program and Abstracts, La Bresse, 1995.

## Matrixrißbildung und Ausbreitung in unidirektional faserverstärkten Keramiken

P.W.M. Peters

DLR

Institut für Werkstoff-Forschung

Faserverstärkte Keramiken zeigen im allgemeinen ein quasi-duktiler Verhalten, wenn die Faser/Matrix-Haftung klein gehalten werden kann. In vielen Fällen kann die Haftung vernachlässigt werden, so daß die Spannungsübertragung zwischen Faser und Matrix praktisch nur als Folge von Reibung erfolgt. Unter solchen Bedingungen zweigen Matrixrisse an der Faseroberfläche ab, was bei gleichzeitigem Matrixrißwachstum in der Rißebeine zu einer Überbrückung der Matrixrisse führt. Die Entstehung einer Vielzahl von Matrixrisen führt dann zu einer Abnahme der Steifigkeit des Werkstoffs (quasi Duktilität) .

Bruchmechanische Analysen [1, 2] sagen eine instabile Matrixrißentwicklung voraus. Tatsächlich wird in Experimenten jedoch eine stabile Matrixrißbildung gemessen. Aus diesem Grunde wurde versucht die Rißentwicklungsphase mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode zu beschreiben.

Dabei wurde von einem 3-D Faser-Verbundmodell mit hexagonaler Faseranordnung ausgegangen. Die Faser/Matrix-Spannungsübertragung in der Nachbarschaft der von Fasern überbrückten Matrixrisen wurde nur als Folge von Reibung beschrieben, wobei Coulombsche Reibung vorausgesetzt wird. Für zwei verschiedene Faser/Keramik Materialsysteme (SiC/Glas und SiC/SiC) wurde auf diese Weise die Bildung von Matrixrisen auf der Grundlage der kritischen Energiefreisetzungsrates der Matrix und verschiedenen Reibungsbedingungen (Reibungskoeffizient  $\mu$  mit  $0 < \mu < 1$ ) modelliert.

1. L.N. McCartney

Proc. R.Soc. London, A 409, 329-350 (1987)

2. D.B. Marshall, B.N. Cox, A.G. Evans

Acta metall. 33, 2013-2021 (1985)

## Elasto-plastische Materialcharakterisierung von MMCs mittels eines inkrementellen Mori-Tanaka Ansatzes

H.E. Pettermann, H.J. Böhm, F.G. Rammerstorfer

Institut für Leichtbau und Flugzeugbau  
und

Christian Doppler Laboratorium für Mikromechanik der Werkstoffe

Technische Universität Wien, Gußhausstr. 27-29, A-1040 Wien, Österreich

Das globale elasto-plastische Werkstoffverhalten wird mit Hilfe eines inkrementellen Mori-Tanaka Mean-Field Ansatzes analysiert. Die Einschlüsse werden durch transversal isotropes, linear elastisches Materialverhalten, das elasto-plastische Matrixmaterial durch *von Mises* Fließtheorie mit isotroper Verfestigung beschrieben. Der Eshelby-Tensor wird unter Heranziehung der instantanen, anisotropen Matrixsteifigkeit ermittelt. Das Interface zwischen Matrix und Einschlüssen wird als ideal vorausgesetzt. Die inkrementelle Vorgangsweise, die sowohl bei der Ermittlung des Matrixzustandes auf dem Mikrolevel als auch bei der Ermittlung des Composite-Zustandes auf dem Makrolevel angewendet wird, gestattet die Beschreibung des globalen Verhaltens unter Berücksichtigung der Geschichte der plastischen Verformungen. Weiters ermöglicht der Mori-Tanaka Ansatz die Berechnungen der Phasenmittelwerte der Spannungen und Verzerrungen in den Einschlüssen sowie in der Matrix.

Die beschriebene Methode wurde als konstitutives Materialgesetz im Finite Elemente Programm ABAQUS implementiert. Dies gestattet neben der Materialcharakterisierung von MMCs auch die Berechnung von MMC-Bauteilen, sowie (unter gewissen Einschränkungen) die Analyse von Gradientenwerkstoffen.

Anhand von Anwendungsbeispielen wird gezeigt, daß auch bei einfachen globalen Lastfällen die phasengemittelte Matrixspannung vom radialen Belastungspfad im Spannungsraum abweicht, also Deformationstheorie nur als grobe Näherung herangezogen werden könnte, und daß bei Lastumkehr ein Pseudo-Bauschinger Effekt auftritt.

## **Numerische Modellierung der Schädigung von Keramikmatrix-Faserverbundwerkstoffen**

R. Schäuble, S. Wagner, H. Maschke  
Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, Außenstelle Halle  
06120 Halle, Heideallee 19

Keramikmatrix-Faserverbundwerkstoffe (Faserkeramiken) zeigen ein komplexes Schädigungsverhalten, das so bei keiner anderen Werkstoffklasse beobachtet wird. Die sukzessive Schädigung des Materials durch Mikrorißbildung setzt in der Regel bereits bei geringer Beanspruchung ein. Der Umfang und die charakteristischen Merkmale der Rißbildung unter Belastung bestimmen bei dieser Werkstoffklasse nicht nur das Bauteilversagen, sondern das gesamte Materialverhalten.

Faserkeramiken sind inhomogene Stoffe mit einer komplizierten hierarchischen Struktur und zumeist erheblichen Fluktuationen der Geometrieparameter sowie der Steifigkeiten und Festigkeiten von Strukturelementen. Die hierarchische Materialstruktur führt zu einer entsprechenden Hierarchie von Rissen verschiedener Typen, die auch sehr unterschiedliche charakteristische Längen haben. Schon im relativ einfachen Fall eines 2D-Gewebeverbundes mit Längs- und Querfaserbündeln müssen für die Analyse des Schädigungsverlaufes Delaminationsrisse, Risse zwischen Faserbündeln innerhalb von Gewebelagen, Längs- und Querrisse in Längs- und Querfaserbündeln sowie Faserrisse unterschieden werden. Die Schädigungsentwicklung in Keramikmatrix-Faserverbunden wird durch eine komplizierte elastische und bruchmechanische Wechselwirkung zwischen den Strukturelementen bestimmt, die außerdem durch Form und Größe der Bauteile und die globalen Beanspruchungsbedingungen beeinflusst wird.

Mit Hilfe eines geeigneten Simulationsmodells ist es möglich, die Schädigungsentwicklung in so komplizierten Materialien wie Faserkeramiken in ihrer Abhängigkeit von der Struktur und den mechanischen Eigenschaften der einzelnen Komponenten sowie der äußeren Belastungssituation unmittelbar zu studieren. Ein solches Modell wurde bereits im 7. Workshop "Composite Forschung in der Mechanik" vorgestellt. Es basiert auf der Simulation der Rißmusterbildung in inhomogenem, anisotropem, linear-elastischem Material, die mit Hilfe einer entwickelten Randelementemethode (BEM) erfolgt. Im Vortrag werden simulierte Rißmuster und die entsprechenden Spannungs-Dehnungskurven für unterschiedliche Typen von 2D-Gewebe-Faserkeramiken gezeigt. Die Parameter des Simulationsmodells wurden teilweise aus (Verformungs-)Experimenten an kleinen Materialproben bzw. Einzelkomponenten bestimmt.

# Anwendung der inversen Methode zur Berechnung von Delaminationskonturen aus kohärent-optischen Oberflächenmessungen

S. Staroske, E. Schnack  
Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre  
Universität Karlsruhe

Eine typische Schadensform für geschichtete Verbundwerkstoffe ist das Auftreten von Delaminationen. Dieser Schadensmechanismus spielt insbesondere bei Schichtverbunden aus kohlefaserverstärkten Kunststoffen (CFK-Laminaten) eine herausragende Rolle.

Zum Nachweis von Delaminationen in CFK-Laminaten werden i.a. Verfahren der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung eingesetzt. Mit Hilfe von optischen Verfahren kann die Veränderung des Verschiebungsfeldes an der Laminatoberfläche nach dem Zwischenschichtbruch registriert werden.

Ein kohärentoptisches Meßverfahren, das eine Bestimmung des Verzerrungs- bzw. Verschiebungsfeldes an der Oberfläche einer Zugprobe mit sehr guter Auflösung erlaubt, ist die Shearografie. Mit Hilfe dieser Methode wurden Oberflächenverformungen von CFK-Zugproben gemessen.

Die Lösung des inversen Problems für das Naviersche Differentialgleichungssystem eines Schichtverbundes ermöglicht die Berechnung der tatsächlichen Delaminationskontur aus den Oberflächendaten. Dabei wird durch Minimierung der Fehlerfunktion die Delaminationslänge als Randbedingung des Differentialgleichungssystem gewonnen. Zur Lösung des direkten Problems wird die Methode der Finiten Elemente verwendet.

Im Rahmen des Vortrags soll auf die shearografischen Messungen sowie auf das verwendete Berechnungsverfahren eingegangen werden.

## **Vorteile des unsymmetrischen Druck-Scherversuchs zur Ermittlung der ILSS von laminierten Faserverbundwerkstoffen bei unterschiedlichen Beanspruchungsbedingungen**

B. Thielicke, U. Soltész

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, 79108 Freiburg, Wöhlerstraße 11

Im Arbeitskreis "Composites in der Mechanik" wurde bereits in früheren Beiträgen über die Anwendbarkeit des Druck-Scherversuchs zur Ermittlung der interlaminaren Scherfestigkeit (ILSS) von laminierten Verbundwerkstoffen sowie über die Aussagekraft der mit diesem Versuch ermittelten Festigkeitswerte berichtet.

Die wesentlichen Vorteile des inzwischen bevorzugten Druck-Scherversuchs bestehen in der einfachen Art der Lasteinleitung und einer relativ homogenen Spannungsverteilung. Außerdem werden aufgrund der Probengeometrie der Druck-Scherprobe in der Scherfläche zwischen zwei Laminaten vor allem die Matrix und das Interface beansprucht. Damit ist der bei Scherfestigkeitsmessungen unerwünschte Einfluß der Fasereigenschaften im Gegensatz zu anderen Versuchsanordnungen (z.B. Kurzbiege-, Iosipescu-) vernachlässigbar. Beim Versagen der Proben entstehen tatsächlich interlaminare Bruchflächen, die über die Ermittlung von Festigkeitswerten hinaus auch nachträgliche fraktographische Untersuchungen zur Bewertung der Versagensmechanismen erlauben. Dies gilt auch für höherfeste Materialien wie z.B. C/C-SiC, für das bisher mit anderen Methoden kein interlaminares Scherversagen erzielt werden konnte.

Inzwischen wurde der Druck-Scherversuch auch zur Messung der Hochtemperatur-Scherfestigkeit von CMC-Werkstoffen bei Temperaturen bis zu 2000°C erfolgreich eingesetzt. Im gleichen Temperaturbereich konnte darüberhinaus der Einfluß von senkrecht zu den Laminaten überlagerten Druckspannungen auf die Scherfestigkeit von CFC gemessen werden, indem die Probengeometrie entsprechend modifiziert wurde. Mit zunehmender Temperatur sowie mit der Überlagerung von Druckspannungen steigen die Scherfestigkeitswerte deutlich an.

Der Druck-Scherversuch eignet sich außerdem auch gut zur Messung der ILSS unter zyklischen Beanspruchungen. Dies wird am Beispiel einer Wöhler-Kurve gezeigt, in der die ILSS über der Lastwechselzahl aufgetragen ist. Die Proben überleben bei einer Oberspannung von 70% des quasistatischen Festigkeitswertes bis zu  $10^7$  Zyklen.

# Ein hierarchisches FE-Modell zur Analyse von Composites

K. Türke und E. Schnack, Karlsruhe

Institut für Technische Mechanik/Festigkeitslehre, Universität Karlsruhe, 76128 Karlsruhe

Zusammenfassung: Es wird ein Modell zur numerischen Behandlung elastischer Körper, die sich aus orthotropen Laminaten zusammensetzen, vorgestellt. Das vorliegende Modell wurde auf der Basis der Arbeit von *Babuška, Szabó* und *Actis* [1] entwickelt.

Laminatstrukturierte Composites zeichnen sich durch um mehrere Größenordnungen unterschiedliche Längenabmessungen zwischen der Schichtenebene und der Schichtendicke aus. Trotz der i.a. geringen Schichtendicke werden Schädigungen der Struktur, z.B. Delaminationen, oft durch Spannungen bzw. deren Gradienten in Dickenrichtung verursacht. Für eine numerische Strukturanalyse ist daher weder eine rigorose Dimensionsreduzierung auf 2D-Schalenelemente noch eine globale 3D-Berechnung aufgrund der Generierung entarteter Gebiets Elemente sinnvoll.

Bei dem hierarchischen Modell werden die Verschiebungskomponenten durch einen Produktansatz mit separaten Entwicklungstermen für die Flächenrichtung und die Dickenrichtung approximiert. Während in Flächenrichtung konventionelle, stückweise polynomiale Ansatzfunktionen verwendet werden, wird in Dickenrichtung eine Taylorreihe mit dem Dickenparameter  $h$  als Entwicklungsparameter um  $h = 0$  angesetzt. Die Reihenglieder werden so bestimmt, daß sukzessive die Gleichgewichtsbedingungen des Elastizitätsproblems erfüllt werden. Dies ermöglicht eine adaptive Verbesserung der Näherungslösung in kritischen Bereichen durch Hinzunahme weiterer Reihenglieder.

Das hierarchische Modell weist folgende wesentliche Konvergenzeigenschaften auf:

1. Die exakten Lösungen des hierarchischen Modells  $u_{HM|i}$  ( $i = 1, 2, \dots$ ) konvergieren für  $i \rightarrow \infty$  gegen die exakte Lösung des Elastizitätsproblems bei einer festen Schichtdicke  $h$ .
2. Die exakte Lösung jedes hierarchischen Modells  $u_{HM|i}$  ( $i = 1, 2, \dots$ ) konvergiert gegen denselben Grenzwert wie die exakte Lösung des Elastizitätsproblems, wenn die Schichtdicke  $h$  gegen Null geht.

Als alternative Vorgehensweise zur Analyse lokaler Schädigungszonen bietet sich die partielle Umwandlung von Gebiets- in Oberflächenterme über ein hybrides BE-Modell (vgl. *Schnack* und *Türke* [2]) an. Vor- und Nachteile beider Verfahren werden miteinander verglichen.

## Literatur:

- [1] Babuška I., B.A. Szabó, R.L. Actis: Hierarchic Models for Laminated Composites. *Int. J. Num. Meth. Engng.*, **33** (1992), pp. 503-535
- [2] Schnack E., K. Türke: Macroelements Constructed with a Nonconforming Coupling Technique of BEM and FEM. *Proceedings of 2nd Conference on Numerical Methods in Engineering, La Coruña, Spain, 07 - 11 June 1993.* In: *Métodos Numéricos en Ingeniería*, Ed.: F. Navarrina und M. Casteleiro, Band I, pp. 62-72

## EXPERIMENTAL CHARACTERIZATION OF DAMAGE IN BRITTLE MATRIX COMPOSITES

Mark E. Walter and G. Ravichandran  
Graduate Aeronautical Laboratories  
California Institute of Technology  
Pasadena, California 91125 USA

Future designs for high speed transportation and ultra-high efficiency energy conversion require advanced materials which are light-weight and have high temperature and load-carrying capabilities. These new material demands have put ceramics and ceramic composites at the forefront of advanced materials' research. The desirable low density and refractory nature of ceramics and their composites are offset by the inherent brittleness of this unique class of materials. In comparison to traditional (metallic), structural materials, relatively little is known about ceramic composites. This is especially true since, as different processing techniques are developed, new varieties are constantly being introduced. As was the case with their metallic counterparts, the thermomechanical behavior of ceramics must be fully understood before they can be reliably incorporated into designs. Better understanding and characterization will be achieved through rigorous experimentation.

Uniaxial tension experiments with a ceramic matrix composite (unidirectional SiC fibers reinforcing a calcium aluminosilicate (CAS) matrix) have been performed. Results are presented for specimens with fibers aligned in the loading direction. Axial and transverse strain gauges on all four gauge section surfaces, *in situ* ultrasonic velocity measurements and acoustic emission (AE) measurements were used to monitor the evolution of damage. Interpretation of these experimental results demonstrates the existence of "zones of deformation" which are associated with the dominance of different damage mechanisms. The energy dissipated by the mechanisms in each zone was calculated from the experimental results.

It has been found that even within the quasi-static strain rate regime ( $10^{-2} - 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ), the ceramic matrix composite system exhibits strain rate dependences. The strain rate effects were manifested by changes in matrix cracking and debonding. To further characterize matrix cracking and subsequent debonding, model experiments were developed. The model material system consisted of strips of the brittle polyester resin (Homalite 100) glued between metal reinforcements. During tension experiments, the optical method of Coherent Gradient Sensing was used to investigate the damage interaction and load transfer at different stages of the experiment. As was the case for the ceramic matrix composite, the sequence of damage formation in the model material system also changed with strain rate.

## Thermal stresses in a two-dimensional model of an elastic composite material

Z. Wesolowski  
Institute of Fundamental Technological Research  
Polish Academy of Sciences  
Warsaw, Poland

A rectangular specimen consists of two kinds of grains possessing the form of equal rhombic-octahedra of length  $r$ . Each kind of grains possesses different coefficients of thermal expansion. The grains are randomly distributed in  $J$  rows and  $K$  columns. If the temperature of the whole specimen is increased, internal strains are produced. It is assumed that each grain interacts with its four neighbours. The grain  $(j, k+1)$  acts on the grain  $(j, k)$  with force  $S^{xx}_{j,k}$  in the  $x$ -direction and force  $S^{yx}_{j,k}$  in the  $y$ -direction. It is assumed that these forces are linear dependent from the displacements and temperatures

$$(1.1) \quad S^{xx}_{j,k} = \xi_L \left[ u^x_{j,k+1} - u^x_{j,k} - (rT\alpha_{j,k+1} + rT\alpha_{j,k}) \right],$$

$$(1.2) \quad S^{yx}_{j,k} = \xi_T \left[ u^y_{j,k+1} - u^y_{j,k} \right].$$

The relation (1.1) takes into account the longitudinal rigidity  $\xi_L$  and the thermal expansion coefficient  $\alpha_{j,k}$  of the elastic octagonal prisms. In the absence of the temperature increment  $T$  the interaction force  $S^{xx}_{j,k}$  is proportional to the displacement difference  $u^x_{j,k+1} - u^x_{j,k}$ . The relation (1.2) takes into account the transversal rigidity  $\xi_T$  of the elastic octagonal prisms. If the relative displacement equals the extension due to the thermal expansion, than forces  $S^{xx}_{j,k}$  and  $S^{yx}_{j,k}$  equal zero.

A relaxational method is used concerning the calculation of the equilibrium strains. The average maximal strains for a large number of numerical experiments are calculated and the standard deviations of the strains are determined.

# Das Bruchverhalten faserverstärkter Metalle und seine Steuerung durch Grenzflächenreaktionen

J. Woltersdorf, A. Feldhoff, E. Pippel  
Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik Halle

Ein Metallmatrixfaserverbundwerkstoff (MMC) entsteht durch Kombination einer keramischen oder graphitischen Faser hoher Festigkeit und hohen Elastizitätsmoduls mit einem duktilen Matrixmetall relativ geringer Festigkeit und niedrigen Elastizitätsmoduls. Er unterscheidet sich somit wesentlich von Faserverbundwerkstoffen mit keramischer Matrix (CMC), bei denen eine *spröde Keramik* verstärkt wird. Erreicht bei CMCs die Zugspannung den kritischen Wert der Zugfestigkeit der Matrixkeramik, so treten lokal Sprödbrüche derselben ein. Danach wird das Verhalten im wesentlichen durch den Elastizitätsmodul der Fasern geprägt, bis auch die Fasern spröd versagen. Bei weiterer Dehnung bestimmen die Eigenschaften der Faser/Matrix-Grenzfläche das Verbundverhalten, wobei ein reibungsbehindertes Gleiten der Faser gegenüber den Matrixbruchstücken angestrebt wird.

Bei der Faserverstärkung einer *duktilen, relativ bruchzähen Metallmatrix* kommt es im wesentlichen darauf an, die hohen Festigkeiten und Elastizitätsmoduln der Fasern in einem kompakten Werkstoff (auch bei hohen Einsatztemperaturen) nutzbar zu machen. Das Verhalten von MMCs unter Zugbeanspruchung in Richtung der verstärkenden Fasern wird wesentlich dadurch bestimmt, daß die Bruchdehnung der Fasern geringer ist als die der Matrix und so die Fasern, der Weibullstatistik ihrer Festigkeiten folgend, nach und nach reißen (primäre Mikroprozesse), während sich die Metallmatrix elastisch bzw. plastisch verformt und erst versagt, wenn die Verbunddehnung die Bruchdehnung des Metalles erreicht. Die bei zunehmender Dehnung den Einzelfaserrissen nachfolgenden sekundären Mikroprozesse des Verbundversagens hängen wieder empfindlich von Grenzflächenreaktionen ab, welche Einfluß nehmen auf die verbleibenden Faserfestigkeiten, die Grenzflächenhaftung und eine mögliche Matrixversprödung.

Durch die Kombination transmissionselektronenmikroskopischer Verfahren mit EM in-situ-Biegeversuchen wird experimentell gezeigt, daß sich im Verbundsystem Kohlenstofffaser/Magnesiumlegierungen durch unterschiedliche Anteile des grenzflächenaktiven Legierungselementes Aluminium und Verwendung von Kohlenstofffasern unterschiedlicher Oberflächenbeschaffenheit (HT- und HM-Fasern) das Ausmaß von Grenzflächenreaktionen über weite Bereiche einstellen läßt und eng mit dem mikromechanischen Bruchverhalten der Metallmatrixverbunde korreliert ist:

1. Bei geringem Al-Anteil der Mg-Matrix von 2 wt% (AM20) und Verwendung einer relativ inerten HM-Kohlenstofffaser (M40J) resultieren keine merklichen Grenzflächenreaktionen, und die Faser/Matrix-Haftung im Verbund ist niedrig, so daß starkes Debonding erfolgt. Der Verbund verhält sich eher als loses Faserbündel denn als kompakter Werkstoff, und seine Bruchfläche ist bei mittlerer Verbundfestigkeit durch extensives Einzelfaser-pullout gekennzeichnet.
2. Die gleiche Magnesiumlegierung (AM20) bewirkt in der Kombination mit einer HT-Kohlenstofffaser (T300J) mäßige Grenzflächenreaktionen, die zu einem Verbund hoher Festigkeit führen, dessen Bruchfläche durch Bündelreißen charakterisiert ist.
3. Durch Erhöhung des Al-Gehaltes der Mg-Legierung auf 9 wt% (AZ91) entsteht in Kombination mit einer HT-Kohlenstofffaser (T300J) ein Metallmatrixverbund, der aufgrund ausgeprägter Grenzflächenreaktionen schon bei kleinen Lasten spröd wie ein monolithischer keramischer Werkstoff versagt und dessen relativ glatte Bruchfläche praktisch keine Kennzeichen eines Verbundwerkstoffes aufweist.

Die durchgeführten elektronenmikroskopischen und mikromechanischen Untersuchungen machen deutlich, daß ein optimal beschaffener Metallmatrixverbund durch ein Bündelbruchverhalten gekennzeichnet ist, das sich durch ein geeignetes Ausmaß an Grenzflächenreaktionen einstellen läßt.

## **TEILNEHMERLISTE**

<b>ASSLER</b>	<b>Herwig</b>	Dipl.-Ing. Institut für Werkstoff-Forschung DLR Linder Höhe 51147 Köln
<b>BECKER</b>	<b>Wilfried</b>	Dr.-Ing. Dornier GmbH, Daimler-Benz Aerospace Abteilung RST 43 88039 Friedrichshafen
<b>CUNTZE</b>	<b>Ralf</b>	Dr.-Ing. habil MAN-Technologie AG Postfach 1347 85751 Karlsfeld
<b>DREYER</b>	<b>Wolfgang</b>	Dr. rer. nat. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Unter den Eichen 12205 Berlin
<b>FERBER</b>	<b>Ferdinand</b>	Dr.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>HANSELKA</b>	<b>Holger</b>	Dr.-Ing. Institut für Strukturmechanik Deutsche Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt e.V. Lilienthalplatz 7 38108 Braunschweig
<b>HAO</b>	<b>Su</b>	Dr. Institut für Werkstoffforschung GKSS, Abt. WMG 21502 Geesthacht
<b>HARTWIG</b>	<b>Günther</b>	Dr. Institut für Technische Physik Kernforschungszentrum, IMF II Postfach 3640 76021 Karlsruhe

<b>HAUCK</b>	<b>Torsten</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>HERRMANN</b>	<b>Axel S.</b>	Dr.-Ing. Institut für Strukturmechanik Deutsche Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt e.V. Lilienthalplatz 7 38108 Braunschweig
<b>HERRMANN</b>	<b>Klaus P.</b>	Prof. Dr. rer. nat. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>HESEBECK</b>	<b>Olaf</b>	Dipl.-Phys. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12, Postfach 6980 76128 Karlsruhe
<b>KROLL</b>	<b>Lothar</b>	Dr.-Ing. Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik Technische Universität Dresden Dürerstraße 26 01062 Dresden
<b>LINNENBROCK</b>	<b>Klaus</b>	Dipl.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>MAIER</b>	<b>Christine</b>	Dr. rer. nat. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>MAROTZKE</b>	<b>Christian</b>	Dr.-Ing. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Lab. 3.23 Unter den Eichen 87 12205 Berlin

<b>MESKE</b>	<b>Ralf</b>	Dipl.-Ing. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12, Postfach 6980 76128 Karlsruhe
<b>MÜLLER</b>	<b>Wolfgang-H.</b>	Dr. rer. nat. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>NOE</b>	<b>Alfons</b>	Dr.-Ing. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>PETERS</b>	<b>P.W.M.</b>	Dr.-Ing. Institut für Werkstofforschung DLR Linder Höhe 51140 Köln
<b>PETTERMANN</b>	<b>Heinz E.</b>	Dipl.-Ing. Institut für Flugzeugbau und Leichtbau TU Wien E 317/Gußhausstr. 27-29 A-1040 Wien
<b>POTTHAST</b>	<b>Bernd</b>	Dipl.-Math. Laboratorium für Technische Mechanik Universität-GH-Paderborn Pohlweg 47-49 33098 Paderborn
<b>SCHÄUBLE</b>	<b>Ralf</b>	Dipl.-Ing. Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Heideallee 19 06120 Halle
<b>SCHNACK</b>	<b>Eckart</b>	Prof. Dr.-Ing. Institut für Technische Mechanik und Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12, Gebäude 10.50 76199 Karlsruhe

<b>SCHRADER</b>	<b>Erik</b>	Dipl.-Math. Institut für Strukturmechanik Deutsche Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt e.V. Lilienthalplatz 7 38108 Braunschweig
<b>STAROSKE</b>	<b>Sandro</b>	Dipl.-Phys. Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstraße 12 76131 Karlsruhe
<b>THIELICKE</b>	<b>Bärbel</b>	Dipl.-Ing. Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Wöhlerstraße 11 79108 Freiburg
<b>TÜRKE</b>	<b>Karsten</b>	Dr.-Ing. Technische Mechanik/Festigkeitslehre Universität Karlsruhe Kaiserstr. 12 76128 Karlsruhe
<b>WAGNER</b>	<b>Susanne</b>	Dipl.-Ing. Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik Heideallee 19 06120 Halle/S.
<b>WALTER</b>	<b>Mark</b>	Dr. Graduate Aeronautical Laboratories California Institute of Technology Pasadena, California 91125
<b>WESOLOWSKI</b>	<b>Zbigniew</b>	Institute of Fundamental Techno- logical Research Polish Academy of Sciences Swietokrzyska 21 00-049 Warschau/Polen
<b>WOLTERS DORF</b>	<b>Jörg</b>	Dr. rer. nat. habil. Max-Planck-Institut für Mikrostruktur- physik Halle Weinberg 2 06120 Halle

