

KfK 5371
August 1994

Festigkeit und elastische Eigenschaften einiger Graphit-, CFC- und SiC/SiC-Materialien

H. Zimmermann
Institut für Materialforschung
Projekt Kernfusion

Kernforschungszentrum Karlsruhe

**Kernforschungszentrum Karlsruhe
Institut für Materialforschung
Projekt Kernfusion**

KfK 5371

**Festigkeit und elastische Eigenschaften
einiger Graphit-, CFC- und SiC/SiC-Materialien**

H. Zimmermann

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Als Manuskript gedruckt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe

ISSN 0303-4003

Zusammenfassung

Es wurden die Biegefestigkeiten und die E-Moduln einiger Graphit-, CFC- sowie SiC/SiC-Faserverbund-Werkstoffe gemessen. Bei den meisten faserverstärkten Materialien wurde auch die Scherfestigkeit bestimmt. Das am gründlichsten in allen drei Verstärkungsrichtungen untersuchte Material war das dreidimensional verstärkte CFC Sepcarb N112. Bei den untersuchten Kompositen nimmt die Biegefestigkeit mit zunehmender Zahl der Verstärkungsrichtungen ab, die Scherfestigkeit dagegen zu.

Strength and Elastic Properties of Some Graphites, Carbon/Carbon and SiC/SiC Composite Materials

Abstract

The ultimate bending strengths and the Young's moduli of some graphites, carbon/carbon and SiC/SiC composites have been measured. For most of the composite materials also the shear strength was determined. The material most thoroughly investigated in three directions was Sepcarb N112, a three dimensional CC composite. For the composite materials investigated the bending strength decreases with increasing number of the directions of reinforcement whereas the shear strength increases.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	-	1	-
2	Untersuchte Materialien	-	1	-
	2.1 Graphit	-	1	-
	2.2 CFC-Materialien	-	1	-
	2.3 SiC/SiC-Materialien	-	3	-
3	Untersuchungsmethoden	-	4	-
	3.1 Vier-Punkt-Biegeversuch	-	4	-
	3.2 Drei-Punkt-Biegeversuch	-	4	-
	3.3 E-Modul-Bestimmung durch Messung der Eigenfrequenz	-	5	-
	3.4 E-Modul-Bestimmung durch Ultraschallaufzeitmessungen	-	6	-
4	Versuchsergebnisse	-	6	-
	4.1 Graphit	-	6	-
	4.2 CFC-Materialien	-	7	-
	4.2.1 Sepcarb N112	-	7	-
	4.2.2 Aerolor 05	-	11	-
	4.2.3 FMI 3333	-	11	-
	4.2.4 CC 1001 G	-	11	-
	4.3 SiC/SiC-Materialien	-	12	-
5	Diskussion	-	13	-
6	Schlußfolgerungen	-	16	-
7	Literatur	-	17	-
8	Abbildungen	-	18	-

1 Einleitung

Zum Schutz der Ersten Wand und der Divertorplatten eines Kernfusionsreaktors werden hochtemperaturbeständige und plasmaerosionsfeste Materialien mit einer hohen strukturellen Stabilität gegen Thermoschocks sowie gegen die unter normalen Betriebsbedingungen auftretenden Wärmeflüsse benötigt. Die Thermoschockbeständigkeit eines Materials wird wesentlich bestimmt von seiner Festigkeit und seinem E-Modul. Deshalb wurden die Biegefestigkeiten und die elastischen Moduln einiger Sorten kommerzieller Werkstoffe aus Graphit, kohlenstoffaserverstärktem Kohlenstoff (CFC) und SiC-faserverstärktem Siliziumkarbid (SiC/SiC) bestimmt.

2 Untersuchte Materialien

2.1 Graphit

Hersteller: Ringsdorf-Werke GmbH, Bad Godesberg

Für die Untersuchungen standen drei Feinkorngraphite zur Verfügung: EK 98, V 1325 und V 1383. Die Materialien waren in Form von Blöcken (130 x 50 x 40 mm³) geliefert worden, aus denen Biegeproben der Abmessungen 3,5 x 4,5 x 45 mm³ gefertigt wurden. Tab. 1 gibt eine Übersicht über die wichtigsten Materialeigenschaften.

Tab. 1: Eigenschaften der untersuchten Graphitsorten bei Raumtemperatur (Herstellerangaben)

Eigenschaft	EK98	V1325	V1383
Biegefestigkeit, MPa	45,3	81,7	42,6
E-Modul, GPa	11,5	14,75	10,8
Wärmeleitfähigkeit, W/mK	70	72	120
Thermischer Ausdehnungskoeff., 10 ⁻⁶ /K	2,85	3,4	3,9
Thermoschockparameter R', W/cm	970	1170	1210

2.2 CFC-Materialien

Sepcarb N112

Hersteller: Société Européenne de Propulsion, Frankreich

Bei dem Material handelt es sich um ein 3D (dreidimensional verstärktes) Material, das aus verschiedenen Gewebelagen besteht, die senkrecht (Z-Richtung) zu den Geweebenen (XY) mit Kohlenstofffasern vernäht werden (NOVOLTEX®). Die Matrix wird durch CVI (Chemical Vapor Infiltration) aus

pyrolytischem Graphit gebildet. Das Material wird zur Verdichtung einer abschließenden Wärmebehandlung bei 2200 °C unterzogen. Tab. 2 gibt die wichtigsten Materialeigenschaften wieder.

Tab. 2: Eigenschaften des Sepcarb N112 bei Raumtemperatur (Mittelwerte mit 15% Streuung laut Hersteller)

Eigenschaft	Richtung	
	X,Y	Z
Zugfestigkeit, MPa	65	35
Druckfestigkeit, MPa	160	180
Scherfestigkeit, MPa	30 (XZ, YZ)	40 (XY)
E-Modul, GPa	28	24
Wärmeleitfähigkeit, W/mK	280	210
Therm. Ausdehnungskoeff. (0-1000 °C), 10 ⁻⁶ /K	2,4	3,7

Es standen 2 Platten mit den Abmessungen 130 x 115 x 35 x mm³ zur Verfügung, aus denen Proben für Biege-, Scher- und Schwingungsversuche in allen drei Richtungen gefertigt wurden.

Aerolor A05

Hersteller: Carbone Lorraine, Frankreich

Die Verstärkung des Aerolor 05 wird als 2,5D bezeichnet. Die Fasern werden aus Polyacrylonitril (PAN) hergestellt. Sie haben Durchmesser von 7 - 10 µm und Längen zwischen 100 und 300 µm (Kurzfasertyp). Sie sind in der Verstärkungsebene regellos verteilt. Ein Teil der Fasern wird durch Häkeln ("needling") senkrecht zur Verstärkungsebene aufgerichtet. Die Matrix wird durch CVI von pyrolytischem Graphit und anschließender flüssiger Infiltration von Pech erzeugt. Der Verbundkörper von maximal 12 mm Dicke wird abschließend bei 2800 °C gepreßt. Die wichtigsten Materialeigenschaften sind in der Tab. 3 aufgeführt.

Die 4-Punkt-Biegefestigkeit (Probendicke 8 mm, Breite 6,2 mm, Stützweite 40 mm) beträgt nach /1/ parallel zur Verstärkungsrichtung 93 MPa.

FMI 3333

Hersteller: Fiber Materials Inc., USA

FMI 3333 wird als 4D-Material bezeichnet. Die Anordnung der Fasern (Langfasertyp) ist schematisch in Abb. 1 nach /2/ dargestellt. Die Matrix wird durch Infiltration von Pech erzeugt.

Tab. 3: Eigenschaften des Aerolor A05 bei Raumtemperatur (Herstellerangabe nach /1/)

Eigenschaft	Richtung zur Verstärkungsebene	
	parallel	senkrecht
Dichte, g/cm ³	1,9	
3-Punkt-Biegefestigkeit, MPa ¹⁾	98	19
Wärmeleitfähigkeit, W/mK	260	78
Therm. Ausdehnungskoeff., 10 ⁻⁶ /K	1	9

¹⁾ Probenquerschnitt 5 x 5 mm², Stützweite bei Messung parallel zur Faserrichtung 30 mm, senkrecht zur Faserrichtung 10 mm

CC 1001 G

Hersteller: Sigri Elektrographit GmbH, Meitingen

CC 1001 G ist ein zweidimensional verstärktes Material, das durch Laminieren und Pressen der Fasergewebe hergestellt wird. Tab. 4 gibt die wichtigsten Materialeigenschaften (Festigkeit in Faserrichtung) wieder.

Tab. 4: Eigenschaften des CC 1001 G bei Raumtemperatur (Herstellerangabe)

Eigenschaft	
Rohdichte, g/cm ³	1,35 - 1,40
Biegefestigkeit, MPa	135 - 150
Zugfestigkeit, MPa	85 - 105
Interlaminare Scherfestigkeit, MPa	10 - 15
Dynamischer E-Modul, GPa	35 - 40

2.3 SiC/SiC-Materialien

Eindimensional verstärktes SiC/SiC

Hersteller: Dornier, Friedrichshafen

Das verwendete Fasermaterial NICALON ist eine SiC-Faser des Herstellers Nippon Carbon Co., Tokyo mit folgenden Eigenschaften:

Faserdurchmesser: 10 - 20 µm
 Dichte: 2,55 - 2,56 g/cm³
 Zugfestigkeit: 2,5 - 3,3 GPa
 Elastizitätsmodul: 180 - 210 GPa

Die Fasern sind in einer Richtung parallel zur Plattenoberfläche angeordnet und nicht gebündelt. Die Matrix wurde durch Pyrolyse von Methyltrichlorsilan erzeugt. Gefügebilder des Materials finden sich in /3/.

Zweidimensional verstärktes SiC/SiC

Hersteller: General Atomics, USA

Die NICALON-Faserstruktur einer Platte besteht aus vier zweidimensionalen Gewebelagen, die aus Faserbündeln von etwa 500 Einzelfasern erzeugt wurden. Das Gewebe wurde mit einer 0,3 µm dicken Kohlenstoffschicht versehen. Die SiC-Matrix wurde durch Tränken mit einer organischen Si-Verbindung und anschließende thermische Zersetzung bei 1100 °C gebildet. Der Faseranteil beträgt ca. 35%, und die Gesamtporosität liegt bei ca. 10% (Herstellangaben). Gefügebilder des Materials werden in /3/ gezeigt.

3 Untersuchungsmethoden

In diesem Abschnitt wird ein Überblick über die angewandten Untersuchungsmethoden gegeben. Nicht jede Methode konnte für jedes Material angewandt werden. Zum einen wurden die Untersuchungen über einen längeren Zeitraum mit unterschiedlichen Ausbauständen der Prüfvorrichtungen durchgeführt, zum anderen ließen die Anzahl der zur Verfügung stehenden Proben oder ihre gegebenen Abmessungen nicht jede Prüfmethode zu. Bei der Darstellung der Versuchsergebnisse für die einzelnen Materialien im Abschnitt 4 sind die jeweils angewandten Prüfverfahren zusammen mit den Versuchsparametern aufgeführt.

3.1 Vier-Punkt-Biegeversuch

Die Festigkeitsuntersuchungen wurden auf Universalprüfmaschinen Instron 1362 oder UTS 2 vorgenommen. Die Standardabmessungen der Proben für den Vier-Punkt-Biegeversuch waren 3,5 x 4,5 x 45 mm³. Es wurden Biegevorrichtungen mit oben und unten drehbar gelagerten gehärteten und geschliffenen Stahlrollen verwendet. Für die am Probenrand auftretende maximale Biegespannung gilt

$$\sigma_{4B} = \frac{3 F_{\max} (L-l)}{2 b d^2}, \text{ MPa.} \quad (1)$$

F_{\max} Höchstkraft in N

L Abstand der Stützrollen in mm

l Abstand der Lastrollen in mm, wobei $l=L/2$ ist

b Breite des Probekörpers in mm

d Dicke des Probekörpers in mm

Alle Biegeversuche wurden lastgesteuert gefahren. Die jeweiligen Belastungsgeschwindigkeiten sind bei den einzelnen Materialien oder Materialgruppen angegeben.

3.2 Drei-Punkt-Biegeversuch

Bei Verbundwerkstoffen wird häufig der 3-Punkt-Biegeversuch angewandt. Mit ihm werden die Biegefestigkeit und die interlaminare Scherfestigkeit be-

stimmt. Zur Bestimmung der Biegefestigkeit wurden auch hier nach Möglichkeit Proben mit den Standardabmessungen wie beim Vier-Punkt-Biegeversuch verwendet. Die am Probenrand auftretende maximale Zugspannung ist gegeben durch

$$\sigma_{3B} = \frac{3 F_{\max} L}{2 b d^2}, \text{ MPa.} \quad (2)$$

Die interlaminare Scherfestigkeit ILS wurde in Anlehnung an die europäische Vornorm ENV 658 (Teil 5) für keramische Verbundwerkstoffe im Drei-Punkt-Biegeversuch mit kurzem Auflagerabstand bestimmt. Der Auflagerabstand S in mm soll betragen

$$L = 5d \pm 1. \quad (3)$$

Die Scherfestigkeit wird nach folgender Gleichung berechnet

$$ILS = \frac{3 F}{4 b d}, \text{ MPa.} \quad (4)$$

F Scherbruchkraft in N

Die Schubspannung zeigt nach der elementaren Balkentheorie eine parabolische Verteilung über die Probendicke. Ihr Maximum liegt in der neutralen Faser, und an den Oberflächen hat sie den Wert Null. Bei der gegebenen Probengeometrie und der Belastungsart herrscht in der Probe keine reine Scherspannung. Zug- und Druckspannungen in den äußeren Probenbereichen können zum Versagen beitragen.

Bei neueren Untersuchungen wurden auch Verformungsmessungen mit einem Laserscanmikrometer zur Bestimmung des isothermen E-Moduls aus dem 3-Punkt-Biegeversuch durchgeführt. Der E-Modul ergibt sich zu

$$E = \frac{L^3 F}{4 b d^3 f}, \text{ MPa.} \quad (5)$$

f Durchbiegung in Probenmitte in mm

3.3 E-Modul-Bestimmung durch Messung der Eigenfrequenz

Bei geometrisch einfachen Körpern läßt sich der adiabatische E-Modul aus den Eigenfrequenzen ermitteln. Dazu wird die Probe durch einen mechanischen Anschlag zu Schwingungen angeregt. Kurz vor Erreichen des Ruhezustandes schwingt der Körper dann mit seiner Eigenfrequenz. Aus dieser Eigenfrequenz sowie den Abmessungen und der Masse des Körpers kann der E-Modul berechnet werden. Für die Messungen wurden Biegeproben benutzt.

Die Messungen wurden mit einem Grindo-Sonic-Gerät (Hersteller Lemmens-Elektronika, Köln) durchgeführt. Die Proben wurden in den Schwingungsknoten gelagert und mit einem kleinen Hammer, einem mit einer Lötperle versehenem Draht, auf halber Probenlänge leicht angeschlagen und damit zu Biegeschwingungen angeregt. Die Signalaufnahme erfolgte mit einem Mikrofon, das in Schwingungsrichtung unter der Biegeprobe aufgestellt war. Aus der gemessenen Eigenfrequenz wurde mit einem von der Fa. Lemmens-Elektronika gelieferten Programm, das sich auf die Arbeit von Spinner und Tefft /4/

stützt, der E-Modul berechnet. In einigen Fällen konnte der E-Modul auch durch Auswertung der Longitudinalschwingungen bestimmt werden. An plattenförmigen Proben war auch eine Bestimmung des Schubmoduls durch Torsionsschwingungen möglich. Das Verfahren ist zwar prinzipiell auf alle Probenabmessungen anwendbar, wird aber durch den vom Mikrofon erfaßbaren Frequenzbereich begrenzt.

3.4 E-Modul-Bestimmung durch Ultraschall-Impulslaufzeitmessung

Die Fortpflanzungsgeschwindigkeiten der longitudinalen und transversalen Schallwellen wurden über die Probenbreite und -höhe gemessen. Der adiabatische E-Modul ergibt sich dann aus der Formel

$$E = v_l^2 \rho \frac{(1 + \mu)(1 - 2\mu)}{1 - \mu}, \text{ GPa} \quad (7)$$

mit der Poissonzahl

$$\mu = \frac{0,5 v_l^2 - v_t^2}{v_l^2 - v_t^2}. \quad (8)$$

v_l Geschwindigkeit der longitudinalen Schallwellen, km/s

v_t Geschwindigkeit der transversalen Schallwellen, km/s

ρ Dichte der Probe, g/cm³

Zur Messung der Geschwindigkeit der longitudinalen Schallwellen wurde ein 10 MHz-Prüfkopf benutzt, zur Messung der Geschwindigkeit der transversalen Schallwellen ein 4 MHz-Prüfkopf. Die Dichte der Proben wurde in allen Fällen durch Vermessen und Wiegen bestimmt.

4 Versuchsergebnisse

4.1 Graphit

Die Biegefestigkeit wurde im 4-Punkt-Biegeversuch mit den Standardabmessungen auf einer Universalprüfmaschine Instron 1362 mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 2 N/s bestimmt. Beim Material EK98 wurden auch Biegeversuche mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 0,3 N/s durchgeführt. Die gemessenen Festigkeiten waren in beiden Fällen gleich. Der E-Modul wurde aus Ultraschall-Laufzeitmessungen sowie aus Frequenzmessungen bestimmt. Die Versuchsergebnisse sind in der Tab. 5 aufgeführt. Die gemessenen Werte entsprechen weitgehend den Herstellerangaben, lediglich beim E-Modul liegen sie etwas niedriger. Ein direkter Vergleich ist hier aber auch nur bei Kenntnis der Bestimmungsmethode und des Berechnungsverfahrens möglich. So wird bei der Auswertung von Ultraschalllaufzeitmessungen teilweise der E-Modul nach der einfachen Formel $E = \rho v^2$ berechnet, die einen höheren Wert ergibt. Die Biegefestigkeiten wurden an je 30 Proben, die E-Moduln an je 10 Proben bestimmt.

Tab. 5: Biegefestigkeiten, E-Moduln und Poissonzahlen der untersuchten Graphitsorten

Eigenschaft	EK98	V1325	V1383
Dichte, g/cm ³	1,85	1,88	1,82
4-Punkt-Biegefestigkeit , MPa	45 ± 2,3	84 ± 12	41 ± 1,8
Weibullmodul	21,1	6,6	23,3
E-Modul, GPa			
aus Laufzeitmessungen	10,5 ± 0,3	14,6 ± 0,4	9,9 ± 0,3
aus Frequenzmessungen	10,3 ± 0,2	14,2 ± 0,3	9,7 ± 0,2
Poissonzahl	0,14 ± 0,01	0,16 ± 0,02	0,19 ± 0,02

4.2 CFC-Materialien

Bei allen Materialien wurden die Biegefestigkeiten im 3- oder 4-Punkt-Biegeversuch auf der Universalprüfmaschine UTS 2 mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 2 N/s bestimmt.

Sepcarb N112

Von den zur Verfügung stehenden zwei Platten wurde nur an einer (Platte 1) das volle Untersuchungsprogramm durchgeführt, das die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften in allen drei Faserrichtungen beinhaltet. Abb. 2 zeigt den Schnittplan für die Probenherstellung. Für die 3-Punkt-Biegeversuche wurden die Standard-Probenabmessungen verwendet. Zur Untersuchung des Einflusses der Probengeometrie auf die Festigkeit wurde in einem Fall mit größeren Proben (5,5 x 6 x 130 mm³) und 125 mm Stützrollenabstand gearbeitet. Wenn die Probenlängsachse in Z-Richtung lag und nicht die Standardlänge erreichte, wurden auch Probendicke und -breite sowie der Stützrollenabstand im gleichen Maßstab verkleinert. Die Scherfestigkeit wurde stets mit einem Verhältnis Auflagerabstand:Probendicke von 5 ± 0,5 bestimmt. Die Ergebnisse der Festigkeitsmessungen sind in der Tab. 6 aufgeführt. Abb. 3 zeigt die Verteilung der Biegefestigkeit in der Weibull-Darstellung für den Bereich I der Platte 1. Die Dichte wurde geometrisch zu 2,01 ± 0,01 g/cm³ bestimmt.

Auffallend sind die Festigkeitsunterschiede zwischen den beiden Platten. Sowohl die Biegefestigkeit als auch die Scherfestigkeit der Platte 2 liegen deutlich höher als die der Platte 1. Die Ursache ist möglicherweise in einem etwas höheren Faseranteil der Platte 2 zu suchen; diese Platte weist eine um etwa 0,5% höhere Dichte auf als die Platte 1. Eine etwas niedrigere Porosität der Matrix dürfte wegen ihrer geringeren Festigkeit nicht zu einer derartigen Festigkeitssteigerung führen. Die höchsten Festigkeitswerte werden erwartungsgemäß in der Ebene der Gewebelagen gemessen, wobei allerdings X- und Y-Richtung, zumindest bei der Platte 1, nicht ganz gleichwertig

Tab. 6: Biege- und Scherfestigkeiten von Sepcarb N112 in verschiedenen Richtungen

Platte	Bereich, Lage ¹⁾	Proben-Zahl	Biegefestigkeit σ_{3B} MPa	Scherfestigkeit MPa
1	I, YXZ	20	83,7 ± 5,6 m = 14,1	10,3 ± 0,7
	III, YXZ	10	88,5 ± 5,5 m = 15,6	
	II, XYZ	20	83,1 ± 6,6 m = 13,4	9,8 ± 0,6
	IV, YZX	15	86,2 ± 9,6 m = 9,1	10,7 ± 1,1
	VII, ZYX	10	60,9 ± 6,7 m = 8,6	6,9 ± 0,7
	V, XZY	15	81,0 ± 11,1 m = 7,6	10,0 ± 1,1
2	VI, ZXY	10	69,4 ± 9,6 m = 6,9	6,6 ± 0,9
	I, YXZ	20	99,2 ± 7,5 m = 14,1	11,3 ± 1,3

- ¹⁾ 1. Buchstabe: Probenlängsachse
 2. Buchstabe: Probenbreite
 3. Buchstabe: Probendicke (Richtung der Auslenkung)

sind. Die Y-Richtung weist eine geringfügig höhere Festigkeit auf. Das kommt nicht nur in den Daten der Biegefestigkeit, sondern auch in den der Scherfestigkeit zum Ausdruck. Die Biegefestigkeit der großen Proben (Bereich III) mit dem deutlich größeren Verhältnis Stützrollenabstand:Probendicke von 22,7 zu 11,4 des der Standardproben liegt bei annähernd gleichem Weibullmodul knapp 6% höher als die der Standardproben. Scherspannungen beeinflussen also noch die an den Standardproben gemessenen Werte der Biegefestigkeit.

Abb. 4 zeigt eine typische Spannungs-Durchbiegungs-Kurve aus dem Biegeversuch. Das Material verhält sich nur unmittelbar zu Beginn des Versuchs nahezu linear-elastisch. Danach weist die Kurve bis zur maximalen Spannung einen zunehmend konvex gekrümmten Verlauf auf, hauptsächlich bedingt durch die Bildung von Matrixrissen und Faser-Matrix-Debonding. Nach einem plötzlichen geringen Spannungsabfall tritt ein neuer leichter Spannungsanstieg ein, dem dann zunehmend stärkere abrupte Abfälle jeweils gefolgt von schwächeren Abnahmen folgen. Die plötzlichen Spannungsabfälle sind auf Faserisse zurückzuführen. Die Proben sind nach dem Versuch nicht vollständig zerbrochen, sondern an der Stelle der Krafteinleitung geknickt. Die Fasern auf der Druckseite halten sie noch zusammen.

Die gemessenen Biegefestigkeiten liegen mit Werten um 85 MPa in X,Y-Richtung höher als die vom Hersteller angegebene Zugfestigkeit von 65 MPa. Das Verhältnis Biege-:Zugfestigkeit beträgt 1,3. In der Z-Richtung ist es mit ca. 1,8 sogar noch größer. Die gemessenen Scherfestigkeiten dagegen liegen in allen Richtungen deutlich unter den Herstellerangaben. Der Grund für diese Diskrepanz liegt möglicherweise in unterschiedlichen Prüfverfahren.

Tab. 7 zeigt die Ergebnisse der Bestimmung der elastischen Moduln aus Verformungsmessungen im 3-Punkt-Biegeversuch sowie aus Messungen der Schwingungsperioden der Biege-, Torsions- und bei den langen Proben auch Longitudinalschwingungen.

Tab. 7: Elastizitäts- und Schubmoduln von Sepcarb N112 in verschiedenen Richtungen

Platte	Bereich	Isothermer E-Modul, GPa	Adiabatischer E-Modul, GPa	Ad. Schubmodul GPa
1	I	28,7 ± 3,6	27,2 ± 1,8 ¹⁾	6,7 ± 0,2
	III	-	26,6 ± 3,4 ¹⁾ 27,9 ± 3,2 ²⁾	-
	II	22,3 ± 4,1	24,9 ± 3,3 ¹⁾	7,5 ± 0,5
	IV	-	27,3 ± 1,3 ¹⁾	5,4
	VII	-	16,9 ± 0,2 ¹⁾	6,3
	V	-	24,6 ± 2,2 ¹⁾	5,0
	VI	-	14,1 ± 4,7 ¹⁾	5,1
2	I	-	32,1 ± 3,5 ¹⁾	

¹⁾ Biegeschwingungen

²⁾ Longitudinalschwingungen

In Bezug auf den E-Modul weist die Platte 2 ebenfalls einen deutlich höheren Wert auf als die Platte 1. Auch der Vergleich der verschiedenen Richtungen zeigt, daß der E-Modul den gleichen Trend zeigt wie die Festigkeit. Isothermer und adiabatischer E-Modul stimmen befriedigend überein, vorausgesetzt, die Bestimmung aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve erfolgt im Bereich sehr kleiner Verformungen; denn die Kurve ist von Anfang an nicht exakt linear. In X,Y-Richtung stimmen die gemessenen E-Moduln gut mit den Herstellerangaben überein, in Z-Richtung (Bereiche VI und VII) dagegen wurden deutlich niedrigere Werte gefunden.

Die niedrigeren mechanischen Kennwerte der Platte 1 sind offenbar die typischen Werte für dieses Material; denn frühere E-Modul-Bestimmungen an Proben aus verschiedenen Lieferungen dieses Materials ergaben ebenfalls einen E-Modul von ca. 27 GPa wie er an Platte 1 bestimmt wurde. Dieser Wert liegt auch näher an der Herstellerangabe von 28 GPa. Der E-Modul, der aus den Longitudinalschwingungen ermittelt wurde ist um ca. 5% höher als der aus den Biegeschwingungen berechnete. Dieser Befund entspricht Literaturangaben, nach denen der in Zugversuchen gemessene E-Modul höher ist als der aus Biegeversuchen bestimmte.

Es ist in der Literatur allgemein üblich, bei der Beschreibung elastischer Eigenschaften faserverstärkter Materialien den gleichen Formalismus wie bei Einkristallen zugrundezulegen. Da die Richtungen X und Y auf Grund der bisherigen Untersuchungen nicht als gleichwertig angesehen werden können,

muß das Material als orthorhombisch betrachtet werden. Es gibt also 9 unabhängige Konstanten. Die Konstanten c_{11} , c_{22} , c_{33} , c_{44} , c_{55} und c_{66} sind nach der Gleichung

$$c_{ii} = \rho v_{ii}^2 \quad (9)$$

direkt aus den Ultraschalllaufzeitmessungen bestimmbar. Dabei gilt folgende Zuordnung der Zahlenindizes der Konstanten zu den Richtungsindizes der Schallgeschwindigkeiten: 11=XX, 22=YY, 33=ZZ, 44=ZY, 55=XZ=ZX und 66=XY. Die Konstanten c_{12} , c_{13} und c_{23} werden aus folgenden Gleichungen abgeleitet:

$$c_{12} = [(l^2 c_{11} + m^2 c_{66} - \rho v^2) (l^2 c_{66} + m^2 c_{22} - \rho v^2) / l^2 m^2]^{1/2} - c_{66}, \quad (10)$$

$$c_{13} = [(l^2 c_{11} + n^2 c_{55} - \rho v^2) (l^2 c_{55} + n^2 c_{33} - \rho v^2) / l^2 n^2]^{1/2} - c_{55}, \quad (11)$$

$$c_{23} = [(m^2 c_{22} + n^2 c_{44} - \rho v^2) (m^2 c_{44} + n^2 c_{33} - \rho v^2) / m^2 n^2]^{1/2} - c_{44}. \quad (12)$$

Die Größen l, m und n sind die Richtungscosinus der entsprechenden Schallwellenausbreitung. Da die Proben jeweils unter einem Winkel von 45° geschnitten wurden, gilt $l = m = n = 0,7071$. Die in den verschiedenen Richtungen gemessenen longitudinalen und transversalen Schallwellengeschwindigkeiten und die daraus berechneten elastischen Konstanten und Koeffizienten sind in der Tab. 8 aufgeführt. Die elastischen Koeffizienten ergeben sich aus den Konstanten durch Matrixinversion.

Tab. 8: Schallgeschwindigkeiten, elastische Konstanten und Koeffizienten von Sepcarb N112

Richtung der Ausbreitung		Polarisation	Schallgeschw. m/s	ij	c_{ij} GPa	s_{ij} pPa ⁻¹
(100)	X	(100) X	v_{xx} 3850 ± 210	11	29,6	34,6
(010)	Y	(010) Y	v_{yy} 3820 ± 200	22	29,2	35,2
(001)	Z	(001) Z	v_{zz} 3520 ± 180	33	24,8	41,8
(001)	Z	(010) Y	v_{zy} 1790 ± 140	44	6,4	156,2
(100) (001)	X Z	(001) Z (100) X	v_{xz} 1710 ± 210 v_{zx}	55	5,8	172,4
(100)	X	(010) Y	v_{xy} 1810 ± 150	66	6,6	151,5
(110)		(110)	v_{10} 3370 ± 210	12	2,9	-2,8
(101)		(101)	v_{11} 3270 ± 190	13	3,6	-4,5
(011)		(011)	v_{12} 3490 ± 200	23	3,9	-5,1

Die nach dem Ultraschalllaufzeitverfahren gemessenen E-Moduln von ca. 29 GPa in X- und Y-Richtung und 25 GPa in Z-Richtung stimmen sehr gut mit den Herstellerangaben überein, so daß zu vermuten ist, daß die E-Moduln vom Hersteller nach dem gleichen Verfahren bestimmt wurden. In X- und besonders in Y-Richtung existiert auch eine befriedigende Übereinstimmung mit den

Werten aus den Frequenzmessungen und den Biegeversuchen, wobei allerdings die bei diesen Verfahren gefundene deutliche Differenz zwischen den Werten in X- und Y-Richtung beim Ultraschallaufzeitverfahren nicht zum Ausdruck kommt. Das ist darauf zurückzuführen, daß in beiden Richtungen die Schallgeschwindigkeit im Komposit einzig durch die Schallgeschwindigkeit der Fasern, die in der Ausbreitungsrichtung des Schalles liegen, bestimmt wird. Unterschiedliche Faseranteile in beiden Richtungen beeinflussen nicht die gemessenen Schallgeschwindigkeiten, wohl aber die Eigenfrequenz und auch die Biegesteifigkeit des Komposits.

Die aus den elastischen Koeffizienten berechneten Poissonzahlen sind wegen der großen Streuungen der transversalen Schallwellengeschwindigkeiten, die sich insbesondere in den nur indirekt bestimmbareren Koeffizienten s_{12} , s_{13} und s_{23} , niederschlägt, mit hohen Unsicherheiten behaftet, so daß auf eine Angabe der Richtungsabhängigkeit verzichtet wird. Gemittelt über alle Richtungen ergab sich für die Poissonzahl ein Wert von $0,11 \pm 0,04$.

Aerolor 05

Es wurde eine geometrische Dichte von $1,9 \pm 0,01 \text{ g/cm}^3$ ermittelt. Festigkeitsuntersuchungen an diesem Material wurden im IMF I nicht durchgeführt. Der E-Modul wurde aus Frequenzmessungen zu $17 \pm 2 \text{ GPa}$ bestimmt. Er befindet sich damit in guter Übereinstimmung mit dem Mittelwert von $17,5 \pm 1,8 \text{ GPa}$ aus Biegeversuchen an Proben der gleichen Herstellungscharge nach /1/, liegt aber etwas unter dem Wert von 20 GPa nach Literaturangaben /5/.

FMI 3333

Die geometrische Dichte beträgt $1,99 \pm 0,02 \text{ g/cm}^3$. Die 4-Punkt-Biegefestigkeit wurde an Proben mit den Standardabmessungen zu $71,8 \pm 14,5 \text{ MPa}$ bestimmt. Der Weibullmodul ist 4,6.

Aus Frequenzmessungen an Biegeproben ergab sich der E-Modul zu $36,7 \pm 5,7 \text{ GPa}$ bei Schwingungsanregung in Richtung der Probendicke und zu $34,2 \pm 7,0 \text{ GPa}$ bei Schwingungsanregung in Richtung der Probenhöhe. E-Modul-Bestimmungen durch Frequenzmessungen an zylindrischen Proben (Durchmesser 6 mm, Höhe 25 mm) waren nur an der Z-Probe, deren Achse senkrecht zur Hauptverstärkungsebene lag, möglich. Der E-Modul war auch hier abhängig von der Schwingungsrichtung. Der Minimalwert betrug $10,2 \text{ GPa}$, der Maximalwert, im 90° -Winkel zum Minimalwert gemessen, wurde zu $11,3 \text{ GPa}$ bestimmt.

CC 1001 G

Die Dichte wurde geometrisch zu $1,35 \pm 0,01 \text{ g/cm}^3$ bestimmt. Festigkeitsuntersuchungen an diesem Material wurden im IMF I nicht durchgeführt. Der E-Modul wurde durch Frequenzmessungen zu $32 \pm 1 \text{ GPa}$ bestimmt. Dieser Wert liegt etwas unter der Herstellerangabe. An den plattenförmigen Proben konnten die Frequenzen von Torsionsschwingungen gemessen werden. Daraus berechnete sich ein Schubmodul von $7,3 \pm 0,6 \text{ GPa}$.

4.3 SiC/SiC-Materialien

Eindimensional verstärktes SiC/SiC (Dornier)

Für die Untersuchungen standen 5 Proben mit den Abmessungen 1,38 x 9,55 x 60 mm³ zur Verfügung, an denen nach der Bestimmung des E-Moduls die 3-Punkt-Biegefestigkeit gemessen wurde. Anschließend wurde die Scherfestigkeit an den halben Biegeproben bestimmt. In beiden Fällen wurde mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 2 N/s gearbeitet.

Folgende Eigenschaften wurden bestimmt:

Geometrische Dichte: $2,15 \pm 0,01 \text{ g/cm}^3$

Biegefestigkeit: $\sigma_{3B} = 492 \pm 43 \text{ MPa}$, Weibullmodul $m = 9,4$
(Auflagerabstand: 55 mm)

Scherfestigkeit: $18 \pm 1 \text{ MPa}$, Weibullmodul $m = 17,9$
(Auflagerabstand: 7,5 mm, Auflagerabstand: Probendicke: 5,43)

E-Modul aus Frequenzmessungen: $127 \pm 3 \text{ GPa}$

E-Modul aus Biegeversuchen: $126 \pm 8 \text{ GPa}$

Schubmodul aus Frequenzmessungen: $26 \pm 4 \text{ GPa}$

Eine typische Kraft-Durchbiegungs-Kurve aus dem Biegeversuch ist in der Abb. 5 dargestellt. Das Material verhält sich in einem weiten Bereich nahezu linear-elastisch. Erst unmittelbar vor dem Versagen, gekennzeichnet durch einen sehr starken Lastabfall, nimmt die Kurve einen leicht konvex gekrümmten Verlauf an. Nach dem ersten Lastabfall tritt ein neuer leichter Spannungsanstieg ein, dem dann weitere kleinere Lastabnahmen folgen. Die Lastabnahmen sind bedingt durch ein Reißen der jeweils äußeren Faserlagen auf der Zugspannungsseite. Die REM-Aufnahme der Bruchfläche auf der Zugspannungsseite (Abb. 6) zeigt eine gerissene Faserlage. Die Fasern auf der Druckseite verhindern ein vollständiges Durchbrechen der Proben.

Zweidimensional verstärktes SiC/SiC (General Atomics)

Von diesem Material waren 9 Proben mit den Abmessungen 1,98 x 3,8 x 45 mm³ vorhanden, die ebenfalls im 3-Punkt-Biegeversuch mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 2 N/s geprüft wurden.

Folgende Eigenschaften wurden bestimmt:

Geometrische Dichte: $2,25 \pm 0,03 \text{ g/cm}^3$

Biegefestigkeit: $\sigma_{3B} = 278 \pm 22 \text{ MPa}$, Weibullmodul $m = 11,8$
(Auflagerabstand: 40 mm)

Scherfestigkeit: $36,5 \pm 2,3 \text{ MPa}$, Weibullmodul $m = 15,0$
(Auflagerabstand: 8 mm, Auflagerabstand: Probendicke: 4,04)

E-Modul aus Frequenzmessungen: $182 \pm 6 \text{ MPa}$

Abb. 7 zeigt eine typische Spannungs-Durchbiegungs-Kurven aus dem Biegeversuch des 2D-Materials. Die Kurve zeigt einen zunehmend konvex gekrümmten Verlauf. Im oberen Teil tritt ein leichter Lastabfall ein, dem dann ein geringer Lastanstieg bis zum Maximalwert folgt. Danach erfolgt ein stetiger Lastabfall bis zum Bruch der Probe. Dieses Verhalten ist von dem des eindimensional verstärkten Materials völlig verschieden. Beim 1D-Material kommt es stufenweise zum gleichzeitigen Bruch vieler in einer Schichtebene liegenden Einzelfasern und daraus resultierenden plötzlichen starken Lastabfällen. Beim 2D-Material dagegen verhindert die relativ schlechte Faser-Matrix-Bindung in Verbindung mit der anderen geometrischen Anordnung durch die Verflechtung der Faserbündel den gleichzeitigen Bruch vieler Fasern. In der Abb. 8 ist die Bruchoberfläche in einer REM-Aufnahme dargestellt.

5 Diskussion

Ein Vergleich der Biegefestigkeiten der untersuchten Feinkorngraphite und CFC-Materialien zeigt, daß die der CFC-Sorten i.a. deutlich höher liegt. Lediglich die Biegefestigkeit des Graphits V1325 reicht an die CFC-Festigkeiten heran. Als Obergrenze der Biegefestigkeit eindimensional verstärkter CFC-Materialien können nach Literaturangaben /6/ in Einzelfällen Werte bis zu 900 MPa erreicht werden. Hier wurde bei dem technisch relevanten mehrdimensional verstärkten CFC-Material Sepcarb N112 maximal 99 MPa gemessen. Trotz des inhomogenen Gefügebau eines faserverstärkten Materials wird beim N112 mit $m=14$ ein recht hoher Weibullmodul gefunden, der fast an den vieler Graphite heranreicht und den des hochfesten Graphits V1325 sogar übertrifft.

Die Biegefestigkeit des eindimensional verstärkten SiC/SiC entspricht in etwa der eines hochdicht gesinterten SiC. Sie wird bestimmt von den auf Zug beanspruchten NICALON-Fasern, deren Zugfestigkeit nach Herstellerangaben im Bereich von 2,5 bis 3,3 GPa liegt. Diese hohe Festigkeit kommt jedoch wegen des hohen Porositätsanteils in der SiC-Matrix und einer schlechten Faser-Matrix-Bindung nicht voll zum Tragen. Die Biegefestigkeit des 2D-Materials ist niedriger als die des 1D-Materials, offenbar weil der Anteil der auf Zug beanspruchten Fasern geringer ist. Sie liegt mit einem mittleren Wert von 278 MPa jedoch deutlich höher als die Biegefestigkeit von ca. 195 MPa, die in /7/ für ein anderes zweidimensional NICALON-verstärktes SiC/SiC-Material mit ebenfalls 30% Porosität angegeben wird. Der Vergleich der Scherfestigkeiten beider Materialien zeigt, daß die zweidimensionale Faseranordnung zu einer deutlichen Verbesserung der Scherfestigkeit führt. Das Verhältnis Scher-:Biegefestigkeit steigt von 0,04 in der 1D-Anordnung auf 0,13 in der 2D-Anordnung. Auch bei den CFC-Materialien ist ein ähnlicher Trend zu beobachten. Hier steigt dieses Verhältnis von ca. 0,08 beim zweidimensional verstärkten CC 1001 auf 0,12 beim dreidimensional verstärkten N112.

Die E-Moduln aller untersuchten CFC-Materialien liegen deutlich höher, im Mittel um den Faktor zwei, als die der Feinkorngraphite. Mit Ausnahme des zweidimensional verstärkten CC 1001, das trotz seiner geringen Dichte von ca. $1,4 \text{ g/cm}^3$ mit 32 GPa einen sehr hohen E-Modul aufweist, nimmt bei den höher dichten Materialien der E-Modul mit zunehmender Zahl der Verstärkungsrichtungen zu, von 17 GPa beim Aerolor 05 (2,5D) über 28 GPa beim N122

(3D) bis zu 36 GPa beim FMI 333 (4D). Bei den SiC/SiC Kompositen ist dieser Effekt ebenfalls zu beobachten. Hier steigt der E-Modul von 127 GPa beim eindimensional verstärkten auf 278 GPa beim zweidimensional verstärkten SiC/SiC.

Der E-Modul eindimensional faserverstärkter Materialien läßt sich unter der Annahme gleicher Dehnung von Matrix und Fasern aus den E-Modulen der Komponenten nach der einfachen Mischungsregel ableiten /8/:

$$E_c = V_f E_f + V_m E_m \quad (13)$$

E	E-Modul
V	Volumenanteil
Indizes:	
c	Komposit
f	Faser
m	Matrix

Eine grobe Abschätzung aus Gefüge- und REM-Aufnahmen des 1D-SiC/SiC ergibt einen Faseranteil zwischen 40 und 50 vol-%. Bei einer Faserdichte von 2,55 g/cm³ und einer Gesamtdichte des Komposits von 2,15 g/cm³ errechnet sich damit eine Dichte der SiC-Matrix von 1,88 bis 1,75 g/cm³. Das entspricht einer Porosität von 41 bis 45%. Der mittlere E-Modul der Fasern beträgt 195 GPa. Schätzt man den E-Modul der Matrix auf Grund der Porositätsabhängigkeit des E-Moduls von monolithischem SiC nach der Formel /9/

$$E = 448 \cdot \exp(-4,19 P), \text{ GPa} \quad (14)$$

ab, so erhält man für die Matrix E-Moduln von 80 bis 67 GPa und für das Komposit 126 bis 131 GPa. Diese Werte befinden sich in guter Übereinstimmung mit dem Meßwert von 127 GPa.

Als günstigste Methode zur Bestimmung des E-Moduls faserverstärkter Materialien erwies sich die Messung der Eigenfrequenz. Die Bestimmung aus dem Spannung-Durchbiegungs-Diagramm ist nur im Bereich sehr niedriger Verformungen möglich, da sich die meisten Materialien nicht linear elastisch verhalten. Problematisch erwies sich die Bestimmung des E-Moduls mittels Ultraschalllaufzeitverfahren bei den Faserverbundwerkstoffen. Hierbei werden zu hohe Werte gemessen. Sehr hohe E-Modul-Werte, die von einem Hersteller angegeben werden, sind vermutlich auf diese Bestimmungsmethode zurückzuführen.

Ein wesentliches Auswahlkriterium für ein Schutzmaterial für die erste Wand eines Fusionsreaktors ist seine Stabilität gegen Thermoschocks und gegen thermische Spannungen. Als geeigneter Kennwert für die Charakterisierung der Thermoschockbeständigkeit eines Materials wird der Wärmespannungsparameter R' angesehen, der sich aus folgender Beziehung ergibt

$$R' = \frac{\sigma(1-\mu)\lambda}{E\alpha} \quad (15)$$

σ	Zugfestigkeit
μ	Poissonzahl
E	Elastizitätsmodul
α	thermischer Ausdehnungskoeffizient
λ	Wärmeleitfähigkeit

Da die Zugfestigkeit in den meisten Fällen nicht bekannt ist, wurde statt dessen die Biegefestigkeit bei den folgenden Abschätzungen verwendet. Bei der Berechnung wurde auf die eigenen Meßwerte der Festigkeit und des E-Moduls zurückgegriffen. Die thermophysikalischen Daten wurden der Literatur entnommen. Es wurde nur der technisch relevante Fall des Wärmestroms senkrecht zur Hauptverstärkungsrichtung (Z-Richtung) und der daraus in der XY-Ebene resultierenden Spannung berücksichtigt.

Tab. 9: Berechnete Wärmespannungsparameter R' der untersuchten Materialien

Material	σ_B MPa	E-Modul GPa	σ_B/E $\cdot 10^3$	Poisson- Zahl	α $10^{-6}/K$	λ_Z W/cmK	R' W/cm
Feinkorngraphite							
EK98	45	10,5	4,29	0,14	2,85	0,70	905
V1325	84	14,6	5,75	0,16	3,4	0,72	1025
V1383	41	9,9	4,14	0,19	3,9	1,20	1030
CFC							
N112	88	28	3,14	0,11	2,4	2,1	1165
A 05	98	17	5,76	0,2 ¹⁾	1	0,8	4610
FMI 3333	72	37	1,95	0,2 ¹⁾	-	-	-
CC1001 G	135-150	32	4,22- 4,69	0,2 ¹⁾	-	-	-
sic/sic							
1D	492	127	3,87	0,2 ¹⁾	-	-	-
2D	278	182	1,53	0,2 ¹⁾	-	-	-

¹⁾ kein Meßwert vorhanden

Aus den Zahlenwerten der Wärmespannungsparametern R' bzw. aus den Verhältnissen Festigkeit:E-Modul, das diesen Parameter von Seiten der mechanischen Eigenschaften entscheidend mitbestimmt, ist die Überlegenheit der Komposits in Bezug auf das Thermoschockverhalten nicht so ohne weiteres erkennbar. Der entscheidende Vorteil der faserverstärkten Materialien unter mechanischer Beanspruchung, nämlich der hohe Widerstand gegen Rißausbreitung (s. Abb. 7), der ein katastrophales Versagen verhindert, kommt in diesen Parametern nicht zum Ausdruck. Experimentelle Ergebnisse zum Verhalten verschiedener Graphite und CFC-Sorten unter hohen Wärmeflüssen zeigten jedoch die eindeutige Überlegenheit der faserverstärkten Materialien in Bezug auf Rißbildung und Bruch /10/.

6 Schlußfolgerungen

Die höchsten Festigkeitswerte werden an den SiC/SiC-Komposits gemessen, die niedrigsten an den Graphiten. Die faserverstärkten Materialien besitzen gegenüber den Graphiten den Vorteil viel höherer Bruchzähigkeit. Sowohl beim CFC als auch beim SiC/SiC wurde eine Abnahme der Biegefestigkeit und ein Anstieg der Scherfestigkeit mit zunehmender Zahl der Verstärkungsrichtungen gefunden.

Auf die Anwendung des Ultraschallaufzeitverfahrens zur E-Modul-Bestimmung bei Faserverbundwerkstoffen sollte verzichtet werden. Es ergibt höhere Werte als Bestimmungen durch Eigenfrequenzmessungen und durch Auswertung von Kraft-Weg-Messungen. Die aus Schallgeschwindigkeiten abgeleiteten Werte entsprechen nicht realistischen statischen und dynamischen Beanspruchungen von Bauteilen.

Der Wärmespannungsparameter R' , der bei monolithischen Keramiken ein brauchbares Maß für die Thermoschockbeständigkeit darstellt, ist zum Vergleich des Thermoschockverhaltens von monolithischen mit faserverstärkten Materialien ungeeignet. Er berücksichtigt nicht die hohe Bruchzähigkeit der Komposits.

Danksagung

Die Biegebruch- und Scherfestigkeiten wurden von Herrn Blumhofer, IMF bestimmt. Herr Burbach, IMF fertigte die REM-Aufnahmen an. Herr Kleefeldt, IRS und Herr Hofmann, IATF stellten freundlicherweise Proben für die E-Modul-Bestimmungen zur Verfügung.

7 Literatur

- /1/ K.W. Kleefeldt, K. Schramm, C. Strobl
Unveröffentlichter Bericht, KfK, 1991
- /2/ S. Gieskes, M. Terpstra
Reinforced Ceramic Composites
London, New York, 1991
- /3/ J. Halbritter, H. Kleykamp, V. Schauer, A. Skokan, H. Zimmermann
Mechanische und chemische Eigenschaften von SiC-faserverstärktem SiC
KfK 5321, 1994
- /4/ S. Spinner, W.E. Tefft
A Method for Determining Mechanical Resonance Frequencies and for
Calculating Elastic Moduli from these Frequencies
Am. Soc. Test. Mat. 61 (1961) 1221-1238
- /5/ I. Smid, R.D. Watson, C.D. Croessman
Numerical Analysis as a Tool to Corroborate Loading Experiments and
Benchmark Properties of First-Wall Materials for Fusion Devices
High Temp. - High Press. 23 (1991) 111-117
- /6/ G. Savage
Carbon-Carbon Composites
Chapman and Hall, London u.a., 1993
- /7/ G. Grathwohl, A. Hähnel, B. Meier, E. Pippel, G. Richter, J. Wol-
tersdorf
Fibre-reinforced SiC-Matrix Composites: Microstructure, Interfaces and
Mechanical Properties
J. Europ. Ceram. Soc. 10 (1992) 1-12
- /8/ R.W. Davidge, J.J.R. Davies in Dyson, Lohr, Morrell (Ed.), Mechanical
Testing of Engineering Ceramics at High Temperatures, London und New
York, 1989
- /9/ F.P. Knudsen
Dependence of Mechanical Strength of Brittle Polycrystalline Specimens
on Porosity and Grain Size
J. Am. Ceram. Soc. 42 (1959) 376-387
- /10/ H. Bolt, A. Miyahara, T. Kuroda
Experimental Evaluation of CC Composite Materials Under High Heat
Fluxes
J. Nucl. Mat. 158 (1988) 224-234

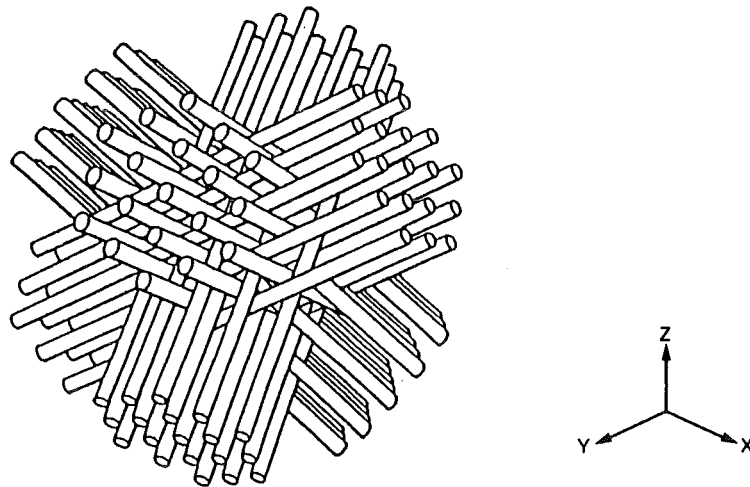


Abb. 1: Schematische Darstellung der Faseranordnung in einem 4D-Material nach /gi/

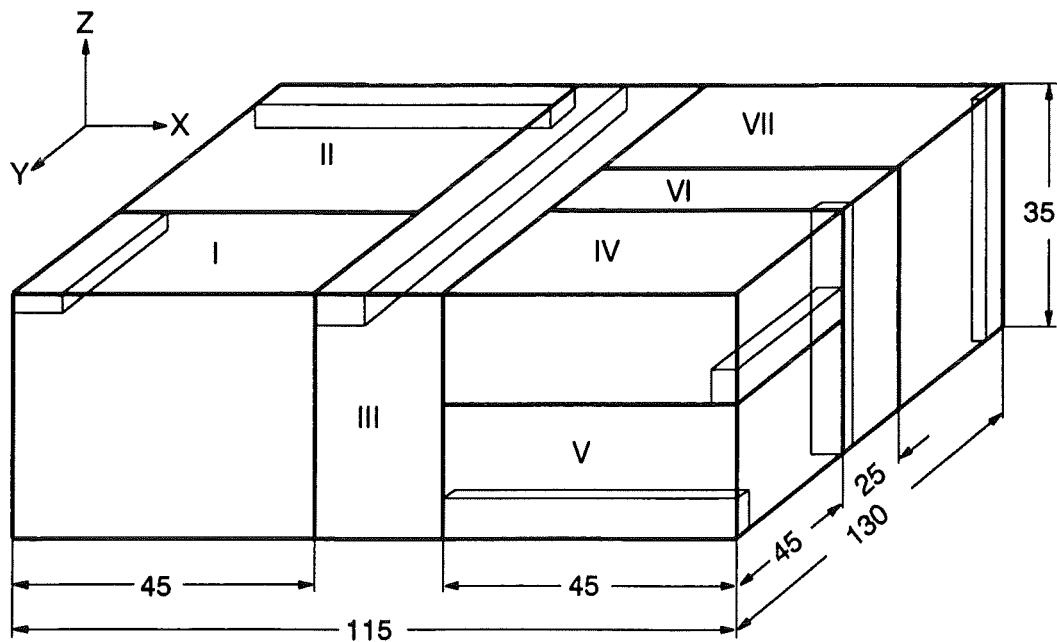


Abb. 2: Schnittplan für die Herstellung der Sepcarb N112-Proben

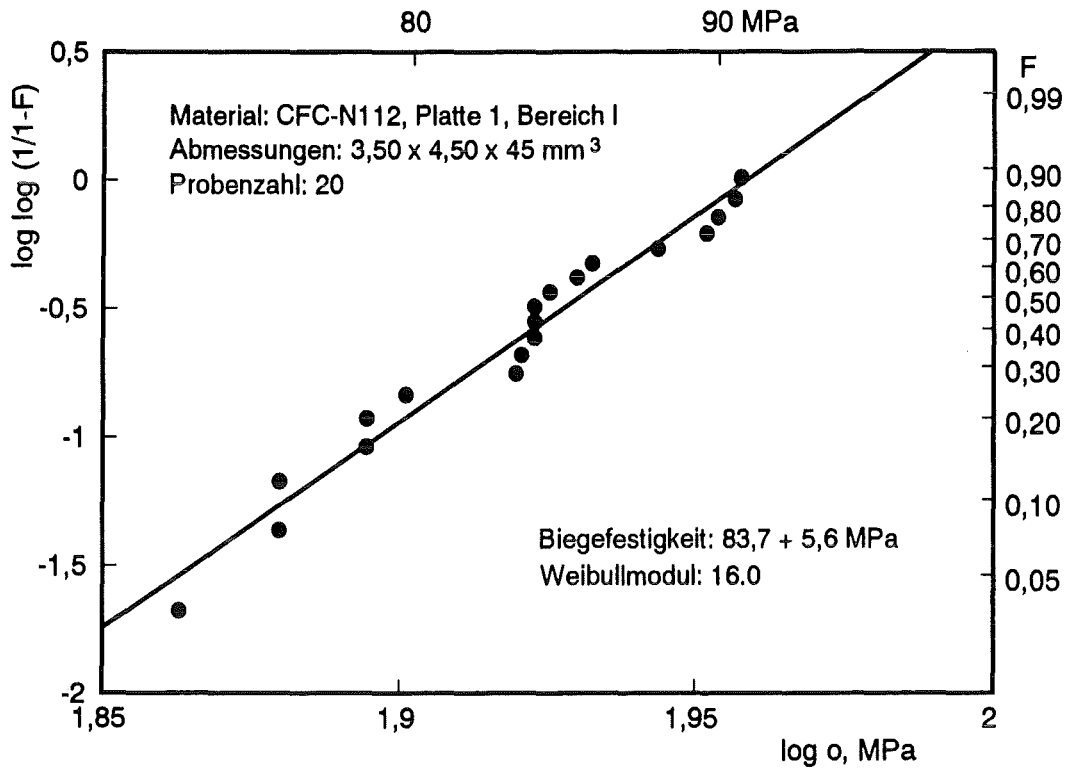


Abb. 3: Weibull-Darstellung der Biegefestigkeit von Sepcarb N112 (Platte 1, Bereich 1)

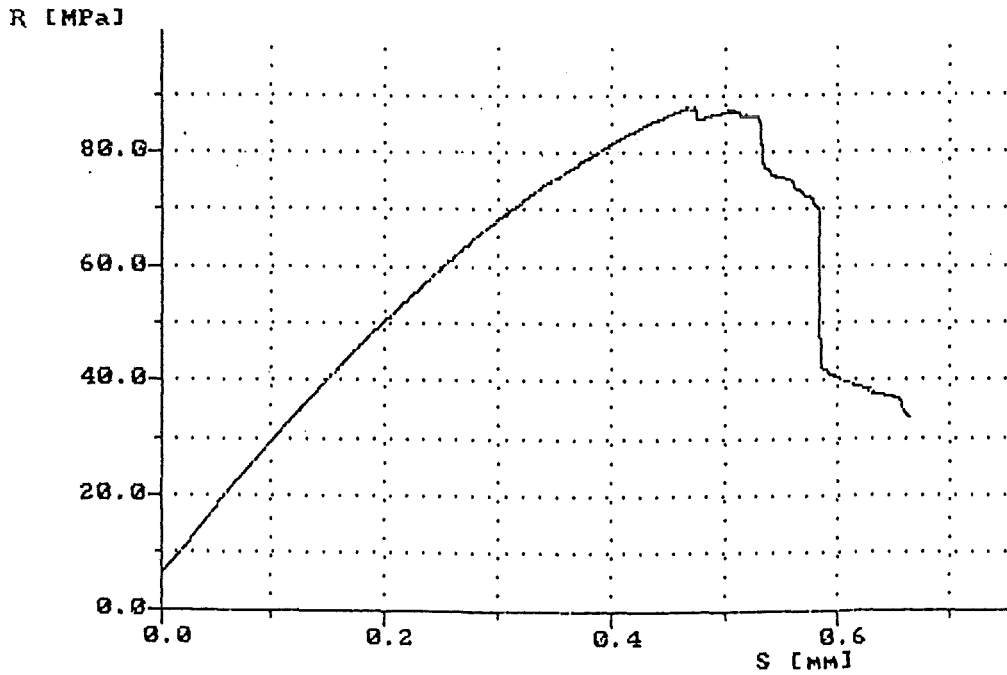


Abb. 4 Typisches Spannungs-Durchbiegungs-Diagramm des Sepcarb N112 (Platte 1, Bereich 1) im 3-Punkt-Biegeversuch

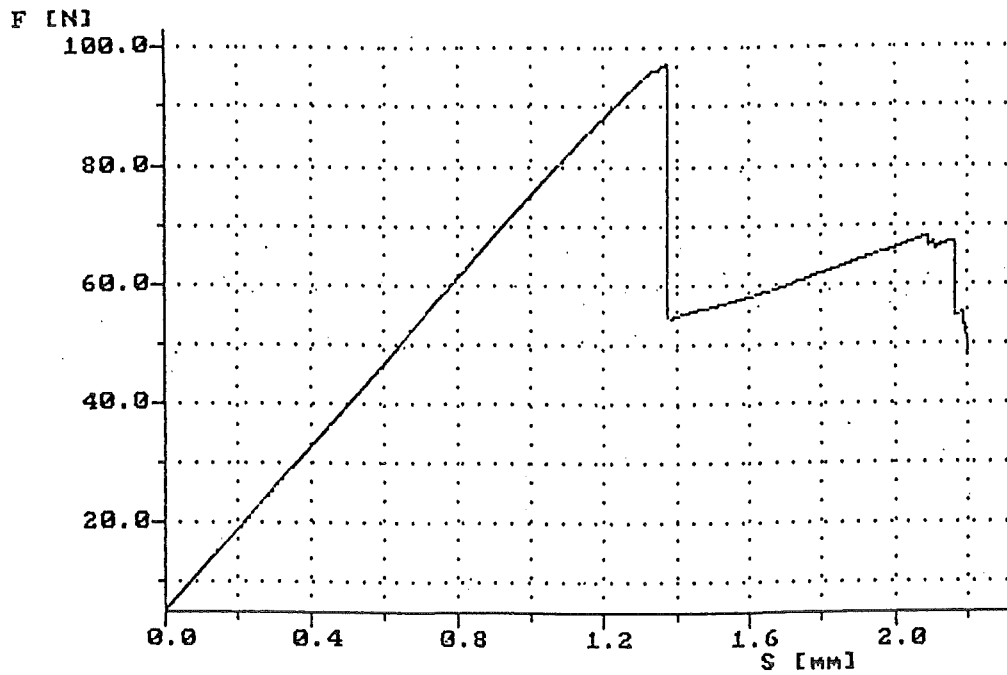


Abb. 5: Typisches Kraft-Durchbiegungs-Diagramm des eindimensional verstärkten SiC/SiC im 3-Punkt-Biegeversuch

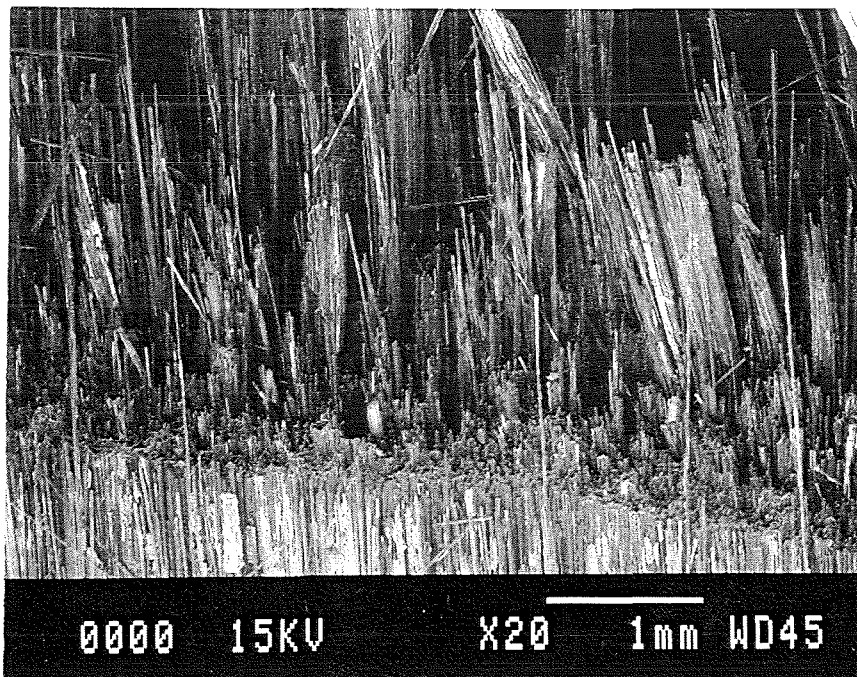


Abb. 6: REM-Aufnahme der Bruchfläche des eindimensional verstärkten SiC/SiC

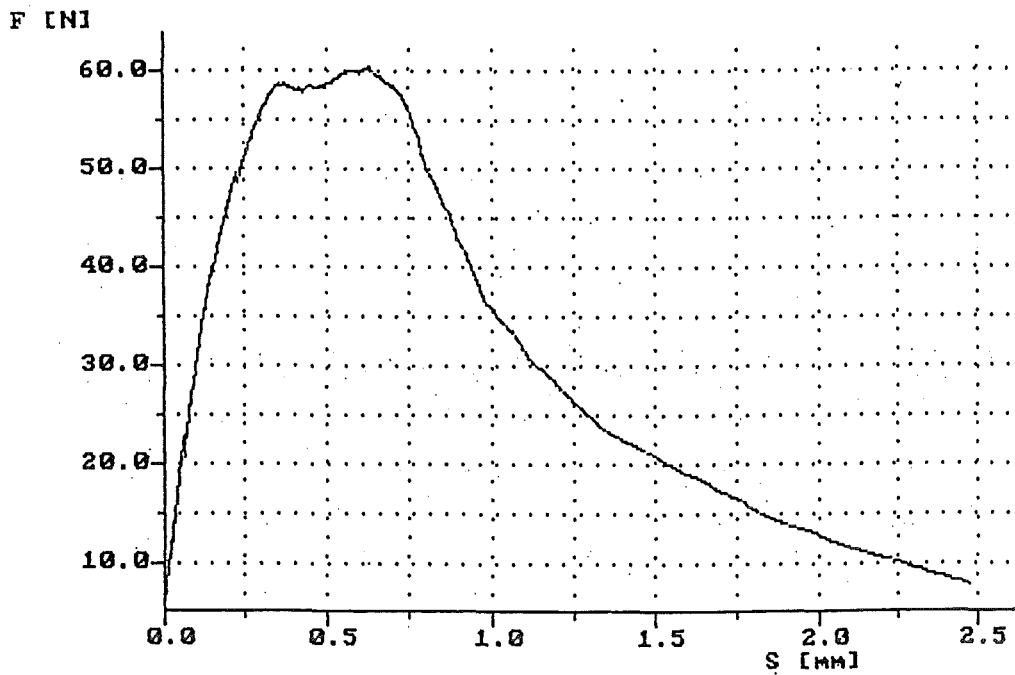


Abb. 7: Typisches Kraft-Durchbiegungs-Diagramm des zweidimensional verstärkten SiC/SiC im 3-Punkt-Biegeversuch

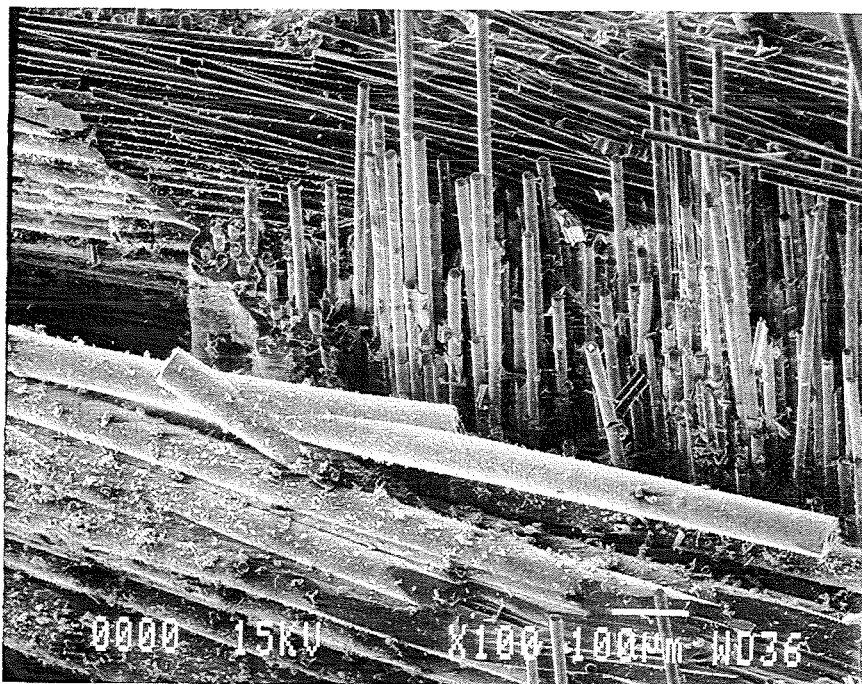


Abb. 8: REM-Aufnahme der Bruchfläche des zweidimensional verstärkten SiC/SiC