



---

**Forschungszentrum Karlsruhe**  
Technik und Umwelt

---

**Wissenschaftliche Berichte**  
FZKA 5694

**Zug- und Schereigenschaften  
von Kreuzverbunden aus  
kohlenstoffaserverstärkten  
Polymeren bei tiefen  
Temperaturen**

**R. Hübner**

Institut für Materialforschung

Februar 1996

---



FORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 5694

**Zug- und Schereigenschaften  
von Kreuzverbunden aus  
kohlenstoffaserverstärkten Polymeren  
bei tiefen Temperaturen\***

Ralph Hübner

Institut für Materialforschung

\* Von der Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe (TH) genehmigte Dissertation

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

1996

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

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH  
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe

ISSN 0947-8620

## Abstract

Ziel der Arbeit ist die Bestimmung der statischen und der Dauerfestigkeiten von  $[0/90^\circ]$ - und  $[\pm 45^\circ]$ -Kreuzverbunden unter Zug- und Scherbelastung bei 77K. Dabei stellt sich die Frage, inwieweit die Festigkeiten der Kreuzverbunde aus den Festigkeiten der UD-Verbunde berechnet werden können, und welchen Einfluß die Matrix auf die Festigkeit hat.

Die verwendeten Matrices waren das thermoplastische Polyetheretherketon, ein flexibilisiertes und ein sprödes Epoxidharz. Die verwendeten Fasern waren hochfeste Kohlenstofffasern.

Im allgemeinen stimmen die, mit gängigen Versagenskriterien berechneten, und die beobachteten Festigkeiten nicht überein. Wenn eine gute Laminatbindung vorliegt, können Wechselwirkungen zwischen den Schichten auftreten, welche die Festigkeiten in bestimmten Fällen reduzieren, oder durch gegenseitige Stützwirkung erhöhen können. (Nur wenn Delaminationen auftreten, stimmen die berechneten und die beobachteten Festigkeiten überein.)

Für  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Torsionsbelastung tritt ein starker Einfluß des Laminataufbaus in Relation zur Torsionsrichtung auf. Ein vorzeitiges Versagen kann durch Ausknicken von Fasern auf der Außen- oder Innenseite des Torsionsrohres verursacht werden. Durch geeignete Wahl des Laminataufbaus kann das vorzeitige Versagen zumindest für eine Torsionsrichtung verhindert werden. In diesem Fall wird die Verbundfestigkeit durch die Druckfestigkeit bestimmt, die für Kohlefaserverbunde kleiner als die Zugfestigkeit ist.

## Tensile and Shear Properties of Crossply Carbon Fibre Reinforced Plastics at Cryogenic Temperatures

The main topics of this thesis comprise the following questions:

- Is the crossply strength predictable from the strength of UD-composites or are there interactions between the layers.
- What is the influence of the matrix. For comparison the ductile thermoplastic Polyetheretherketone, a rigid and a toughened epoxy resin were applied as matrices.

Therefore the static and fatigue strength has been determined for  $[0/90^\circ]$ - and  $[\pm 45^\circ]$ -crossply composites under tensile and shear loading at 77K.

Generally, the strength calculated from a fracture criterion and the observed strength do not coincide. If the bond between the layers is strong, the layers are no more independent and interactions between the layers could occur. These interactions could reduce the strength in certain cases or increase it because of the constraint by neighbouring layers. Only if delaminations occur, the calculated and the observed strengths coincide.

The strength of  $[\pm 45^\circ]$ -composites under shear loading is very sensitive to the twist direction related to the layup. A premature failure could occur because of buckling of fibres on the outer or inner surface of the torsion tube. With a certain layup this premature failure can be prevented for at least one twist direction. In this case the composite strength is determined by the compressive strength which for carbon fibre composites is lower than the tensile strength.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1.</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Einführung	1
1.2	Erkenntnisstand	2
1.3	Zielsetzung der Arbeit	3
<b>2.</b>	<b>Theoretische Grundlagen</b>	<b>4</b>
2.1	Elastische Eigenschaften einer UD-Schicht	4
2.2	Elastische Eigenschaften eines Kreuzverbundes	6
2.3	Innere thermische Vordehnung der Matrix in der UD-Schicht	8
2.4	Zusätzliche thermische Vordehnung einer UD-Schicht im symmetrischen Kreuzverbund	10
2.5	Festigkeiten eines Kreuzverbundes	11
2.5.1	[0/90°]-Verbund unter Zugbelastung	12
2.5.2	[±45°]-Verbund unter Zugbelastung	13
2.5.3	[0/90°]-Verbund unter Torsionsbelastung	13
2.5.4	[±45°]-Verbund unter Torsionsbelastung	14
2.6	Schädigungsentwicklung eines [0/90°]-Verbundes unter Zugbelastung	15
2.7	Wöhlerkurven	18
<b>3.</b>	<b>Durchführung der Versuche</b>	<b>19</b>
3.1	Beschreibung der untersuchten Faserverbunde	19
3.2	Apparatur und Versuchsdurchführung	22
3.3	Probenformen	24
3.4	Methoden der Schadensanalyse	26
<b>4.</b>	<b>Versuchsergebnisse</b>	<b>28</b>
4.1	Zugversuche an UD-Verbunden	28
4.1.1	UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung in Faserrichtung	28
4.1.2	UD-Verbunde unter schwellender Zugbelastung in Faserrichtung	28
4.1.3	UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung senkrecht zur Faser	30
4.2	Torsionsversuche an UD-Verbunden	31
4.2.1	UD-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung	31
4.2.2	UD-Verbunde unter schwellender Scherbelastung	32
4.3	Zugversuche an Kreuzverbunden	33
4.3.1	[0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung	33
4.3.2	[0/90°]-Verbunde unter schwellender Zugbelastung	37
4.3.3	[±45°]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung	41

4.3.4	[±45°]-Verbunde unter schwellender Zugbelastung	44
4.4	Torsionsversuche an Kreuzverbunden	46
4.4.1	[0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung	46
4.4.2	[0/90°]-Verbunde unter schwellender Scherbelastung	48
4.4.3	[±45°]-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung	50
<b>5.</b>	<b>Diskussion</b>	<b>53</b>
5.1	[0/90°]-Verbunde unter Zugbelastung	53
5.1.1	Statische Zugbelastung	53
5.1.2	Zyklische Zugbelastung	54
5.2	[±45°]-Verbunde unter Zugbelastung	55
5.2.1	Statische Zugbelastung	55
5.2.2	Zyklische Zugbelastung	56
5.3	[0/90°]-Verbunde unter Scherbelastung	57
5.4	[±45°]-Verbunde unter Scherbelastung	57
<b>6.</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>59</b>
<b>7.</b>	<b>Anhang</b>	<b>61</b>
7.1	Faservolumengehalt	61
7.2	Statistische Auswertung	62
7.3	Wöhlerkurven	65
7.3.1	0°-Verbunde unter Zugbelastung	66
7.3.2	Reine Matrixpolymere unter Torsionsbelastung	66
7.3.3	[0/90°]-Verbunde unter Zugbelastung	67
7.3.4	[±45°]-Verbunde unter Zugbelastung	68
7.3.5	[0/90°]-Verbunde unter Scherbelastung	70
<b>8.</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>71</b>

# Abbildungsverzeichnis

2.1	Koordinatensystem einer UD-Schicht	4
2.2	Prinzipieller Aufbau eines [0/90°]-Verbundes	6
2.3	Prinzipieller Aufbau eines [±45°]-Verbundes	7
2.4	Spannungszustände in einem ±45°-Torsionsrohr	14
2.5	Prinzipieller Spannungsverlauf im Bereich der Querrisse	16
3.1	Laminattypen der ±45°-Rohre	21
3.2	Tieftemperatur-Prüfmaschine 160kN / 1000Nm	23
3.3	Zugprobenformen	24
3.4	Torsionsprobenkörper	25
3.5	Änderung des normierten Dämpfungsfaktors $\Delta \tan \delta$ gegen die Zahl der thermischen Zyklen N	27
4.1	$\varepsilon$ -N-Diagramm für UD-Verbunde bei 77K	29
4.2	Änderung der mechanischen Dämpfung $\Delta \tan \delta$ gegen die Zahl der Lastwechsel N	30
4.3	$\tau$ -N-Diagramm für verschiedene UD-Verbunde und ihre Matrixpolymere bei 77K	32
4.4	Bruchbilder der [0/90°]-Verbunde bei 77K	34
4.5	Bruchfläche einer HTA/Epoxid F [0/90°]-Zugprobe	34
4.6	REM Aufnahmen der 0°-Lagen gebrochener [0/90°]-Verbunde	35
4.7	Mittlere Reißdichte $\rho_{90}$ der [0/90°]-Verbunde in Abhängigkeit von der Verbunddehnung $\varepsilon_x$ bei 77K	36
4.8	Ultraschallscans einer sukzessive belasteten Probe mit Epoxidharz F	37
4.9	S-N-Diagramm der [0/90°]-Verbunde bei 77K	38
4.10	Mittlere Reißdichte $\rho_{90}$ der [0/90°]-Verbunde unter Zugbelastung gegen die Zahl der Lastwechsel bei 77K und verschiedenen Oberlaste	39
4.11	REM-Aufnahme einer 0°-Faser aus einem [0/90°]-Verbund mit Epoxid F	40
4.12	Kraft-Weg-Diagramm der [±45°]-Verbunde unter Zugbelastung bei 77K	41
4.13	Bruchbilder der [±45°]-Verbunde unter Zugbelastung bei 77K	43
4.14	S-N-Diagramm der [±45°]-Verbunde bei 77K	44
4.15	Normiertes S-N-Diagramm der [±45°]-Verbunde bei 77K	45
4.16	Reißdichte $\rho_{45}$ der [±45°]-Verbunde unter zugschwellender Belastung bei 77K	46
4.17	Schubspannungs-Scherungs-Diagramm der [0/90°]-Verbunde bei 77K	47
4.18	$\tau$ -N-Diagramm der [0/90°]-Verbunde bei 77K	48
4.19	Normierter Schubmodul $G_{xy}$ gegen die Zahl der Lastwechsel N bei 77K	48
4.20	$\tau$ -N-Diagramm des UD- und [0/90°]-Verbundes mit Epoxid S-Matrix bei 77K	49
4.21	REM-Aufnahmen der Drucklagen zweier [+45/-45] <sub>3</sub> -HTA/Epoxid S Proben.	51
5.1	Reaktion der gekrümmten Fasern der [±45°]-Torsionsrohren auf Zug- und Druckbelastung am Beispiel eines gekrümmten Stabes	58



# Tabellenverzeichnis

2.1	Thermische Vordehnung und -spannung der Kreuzverbunde bei Abkühlung von Herstellungstemperatur auf 77K	10
3.1	Mechanische Kennwerte der verwendeten Kohlenstoffasern nach Herstellerangaben bei Raumtemperatur.	19
3.2	Mechanische und thermische Eigenschaften der Matrixpolymere bei Raumtemperatur nach Herstellerangaben	20
4.1	Mechanische Kennwerte der UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung in Faserrichtung bei 77K	28
4.2	Mechanische Kennwerte der UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung senkrecht zur Faser bei 77K	31
4.3	Mechanische Kennwerte der UD-Verbunde und ihrer Matrixpolymere unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K	31
4.4	Elastische Eigenschaften der [0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K	33
4.5	Festigkeiten der [0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K	33
4.6	Oberspannung $\sigma_0$ nach $10^7$ Lastwechseln der [0/90°]-Verbunde bei 77K	40
4.7	Elastische Kennwerte der [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K	41
4.8	Schubmoduln $G_{12}$ der untersuchten Verbunde bei 77K	42
4.9	Festigkeiten der [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K	43
4.10	Mittlere Oberlast nach $10^7$ Lastwechseln der [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunde unter zugschwellender Belastung bei 77K	44
4.11	Elastische Eigenschaften der [0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K	46
4.12	Festigkeiten der [0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K	47
4.13	Elastische Eigenschaften der [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K	50
4.14	Festigkeiten der [+45/-45] <sub>3</sub> -Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K	50
4.15	Festigkeiten der [ $\pm 45^\circ$ ]-HTA/Epoxid S-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K mit verschiedenen Laminataufbauten	52
7.1	Faservolumengehalte und Lagenaufbau der Halbzeuge	60
7.2	Form- und Lageparameter der Weibullverteilung	63
7.3	Formfaktoren der Wöhlerkurven	

## Liste der verwendeten Symbole

B	Konstante aus der klassischen Laminattheorie	----
$C_{ij}$	Steifigkeitsmatrix	[Pa]
E	Elastizitätsmodul	[Pa]
G	Schubmodul	[Pa]
$G_{lc}$	Energiefreisetzungsrate	[J/m <sup>2</sup> ]
L	Länge	[m]
M	Torsionsmoment	[Nm]
$S_{ij}$	Nachgiebigkeitsmatrix	[Pa <sup>-1</sup> ]
T	Temperatur	[K]
$V_f$	Faservolumengehalt	----
d	Dicke	[m]
h	halber Rißabstand	[m]
$\alpha$	Thermische Ausdehnung	[K <sup>-1</sup> ]
$\varepsilon$	Dehnung	----
$\Lambda$	logarithmisches Dekrement	----
$\rho$	Dichte	[g/cm <sup>3</sup> ]
$\rho_{90}$	Querrißdichte im [0/90°]-Verbund	[1/mm]
$\rho_{45}$	Rißdichte im [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbund	[1/mm]
$\sigma$	Normalspannung	[Pa]
$\tan\delta$	Dämpfungsfaktor	----
$\nu_{ij}$	Querkontraktionszahl 1.Index: Kontraktionsrichtung 2.Index: Belastungsrichtung	----
$\tau$	Scherspannung	[Pa]
$\emptyset$	Durchmesser	[m]

## Verwendete Indizes

### Tiefgestellte Indizes

a	außen
B	Meßgröße beim Bruch
f	Faser
i	innen
m	Matrix
v	Verbund
1	in Faserrichtung
2	senkrecht zur Faserrichtung

## Hochgestellte Indizes

th	Thermisch induziert
0	Die 0°-Lage betreffend
90	Die 90°-Lage betreffend
+45	Die +45°-Lage betreffend
-45	Die -45°-Lage betreffend
x,y,z	Kartesische Koordinaten
r,φ,θ	Polarkoordinaten

# 1. Einleitung

## 1.1 Einführung

Kohlenstoffaserverstärkte Polymere bieten sich aufgrund ihres Eigenschaftsprofils für die Anwendung in der Tieftemperaturtechnologie an. Hierzu gehört der Einsatz in der Weltraumtechnik, die Verwendung als Strukturmaterialien für supraleitende Magnete und der Bau von Kryobehältern /1/.

Kohlenstoffaserverbunde verfügen über ein hohe Festigkeit, verbunden mit einem sehr gutem Ermüdungsverhalten. Sie weisen außerdem eine sehr geringe Wärmeleitfähigkeit auf, die unterhalb von 40K sogar kleiner als die der Polymermatrix ist. Eine weitere Besonderheit ist die thermische Ausdehnung, die in Faserrichtung sehr gering ist. Werden die mechanischen Eigenschaften auf das Gewicht bezogen, bzw. die thermischen Eigenschaften auf die Festigkeit, so werden die Vorteile dieser Verbunde besonders deutlich /2/.

Aufgrund der Struktur von Faserverbunden sind alle Eigenschaften anisotrop. Dies bietet die Möglichkeit, die Eigenschaften der Verbunde gezielt den Anforderungen anzupassen. Zu den Variationsmöglichkeiten gehört neben der Auswahl von Faser- und Matrixtyp, die Faserorientierung.

Die einfachsten Strukturen enthalten Fasern, die nur in einer Richtung verlaufen. Man spricht hier von unidirektionalen Verbunden. In Bauteilen sind die Fasern jedoch nicht nur in einer Richtung, sondern, entsprechend den erwarteten Belastungen, in verschiedenen Richtungen angeordnet. Ein Beispiel hierfür sind sogenannte Winkelverbunde. Hierbei werden unidirektionale Lagen alternierend in einem Winkel von  $+\theta$  und  $-\theta$  geschichtet. Mit derartigen Verbunden läßt sich sogar eine negative thermische Ausdehnung erreichen /3/. Für bestimmte Anwendungen werden auch sogenannte quasiisotrope Lamine verwendet, bei denen unidirektionale Lagen sukzessive in  $45^\circ$ -Schritten geschichtet werden, um möglichst isotrope Eigenschaften in der Plattenebene zu erhalten.

Für die Festigkeitsvorhersage dieser beliebigen Winkelverbunde ist es wichtig, zu wissen, inwieweit die Festigkeiten der unidirektionalen Verbunde auf die Winkelverbunde übertragen werden können und welche Auswirkungen benachbarte Lagen auf die unidirektionale Schicht im Winkelverbund haben. Ein Einfluß, der bei Temperaturänderungen immer auftritt, sind thermische Spannungen zwischen den Schichten aufgrund des anisotropen thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Dieser Effekt ist bei der Anwendung im Tieftemperaturbereich von besonderer Bedeutung.

Aus diesem Grunde wurden in der vorliegenden Arbeit sogenannte Kreuzverbunde untersucht. Bei diesen Verbunden bilden die Fasern einen Winkel von  $90^\circ$  zueinander und die thermischen Spannungen sind maximal. Die Verbunde wurden unter faser- und matrixdominierter Orientierung ( $[0/90^\circ]$ ,  $[\pm 45^\circ]$ ) durch Zug und Scherung belastet. Sie bestanden aus hochfesten Fasern und verschiedenen Matrices. Es handelt sich um das thermoplastische Polyetheretherketon (PEEK), ein rißzähes, flexibilisiertes Epoxidharz (Epoxid F) und ein sprödes Epoxidharz (Epoxid S).

## 1.2 Erkenntnisstand

Die meisten vergleichbaren Publikationen betreffen Kreuzverbunde für den Einsatz unter faserdominierter Zugbelastung ( $[0/90^\circ]$ -Verbunde) bei Raumtemperatur. In diesen Verbunden tritt ein schrittweises Versagen auf. Zuerst beginnen sich Risse in der  $90^\circ$ -Lage senkrecht zur angreifenden Last zu bilden. Bailey /4/ zeigte, daß sich der Beginn der Rißbildung durch Reduzieren der Lagendicke zu höheren Dehnungen verschieben läßt. Baron /5/ untersuchte den Einfluß der Matrixbruchdehnung und fand, daß der Beginn der Rißbildung durch die Verwendung von Matrices mit höherer Bruchdehnung verzögert werden kann. Auch unter zyklischer Belastung konzentrieren sich die Untersuchungen auf die Rißbildung in der  $90^\circ$ -Lage in Verbunden mit Epoxidharz-Matrix und die damit verbundene Degradation des Elastizitätsmoduls /6-9/. Die Zahl der Risse steigt unter zyklischer Belastung, bis ein Sättigungsniveau erreicht wird. Dieses Sättigungsniveau wird als charakteristischer Schädigungszustand (engl.: characteristic damage state, CDS) bezeichnet. Die Moduldegradation ist dabei proportional zur Rißdichte /10/. Die Festigkeiten werden in diesen Untersuchungen nicht betrachtet und es gibt keinen Vergleich zwischen unidirektionalem Verbund und Kreuzverbund.

Zwei Untersuchungen beschäftigen sich mit den Tieftemperatureigenschaften von  $[0/90^\circ]$ -Verbunden unter Zugbelastung. Ahlborn /11/ betrachtete in seiner Dissertation nur Verbunde mit thermoplastischen Matrices bei 77K. Er erhält übertragbare Festigkeiten für unidirektionale Verbunde und Kreuzverbunde mit PEEK-Matrix. Während der Ermüdung der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde tritt kein charakteristischer Schädigungszustand auf. Eggers /12/ untersuchte einen Verbund mit Epoxidharz-Matrix bei 77K und stellte die Ausbildung eines charakteristischen Schädigungszustandes während der Ermüdung fest. Ein Vergleich zur Festigkeit des unidirektionalen Verbundes wird nicht gezogen.

Untersuchungen an Kreuzverbunden unter matrixdominierter Zugbelastung ( $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde) liegen nur bei Raumtemperatur vor.

Lafarie-Frenot /13/ vergleicht die statischen Zugfestigkeiten zweier Verbunde mit PEEK- und Epoxidharz-Matrix. Der Verbund mit PEEK-Matrix zeigt dabei eine höhere Festigkeit, verbunden mit starker plastischer Deformation.

Den Einfluß von Probenform und Prüffrequenz auf die Ermüdung betrachtet Curtis /14/. Während die Probenform kaum Einfluß hat, sollte die Prüffrequenz bei Raumtemperatur und einer Probendicke von 2mm nicht über 0,5Hz liegen, um eine Probenerwärmung auch bei hohen Lastniveaus zu vermeiden.

Moore /15/ vergleicht in seinem Übersichtsartikel das Ermüdungsverhalten von PEEK- und Epoxidharz-Verbunden. Er findet eine höhere statische Zugfestigkeit für den PEEK-Verbund. Dagegen sind die Ergebnisse der Ermüdungsversuche widersprüchlich. Moore erklärt dies durch unterschiedliche Versuchsbedingungen und schließt auf ein besseres Ermüdungsverhalten des PEEK-Verbundes.

Andere Untersuchungen /16, 17/ beschränken sich auf die statistische Auswertung der Ermüdungsversuche ohne vergleichende Untersuchungen verschiedener Faser-Matrix-Kombinationen.

Zur Torsion an Rohren mit  $[0/90^\circ]$ -Faseranordnung gibt es nur Veröffentlichungen über Verbunde aus Glasfasergewebe /18-20/.

Marlowe /21/ und Krempf /22/ untersuchten die statische Torsion von Rohren mit  $[\pm 45^\circ]$ -Faseranordnung und Epoxidharz-Matrix. Beide verwendeten hierzu Rohre mit gleichem Lageraufbau. Sie stellten übereinstimmend eine Abhängigkeit der Festigkeit von der Torsionsrichtung fest. Marlowe erklärt dieses Verhalten mit dem elastischen Beulen zylindrischer Schalen mit orthotropen Materialeigenschaften.

Fujczak /23/ betrachtete das Ermüdungsverhalten von  $[\pm 45^\circ]$ -Torsionsrohren mit Gewebestruktur und Epoxidharz-Matrix. Ein Einfluß der Torsionsrichtung wurde nicht untersucht.

### 1.3 Zielsetzung der Arbeit

In den Untersuchungen sollen die mechanischen Eigenschaften von Kreuzverbunden mit hochfesten Fasern und verschiedenen Matrices bei tiefen Temperaturen bestimmt werden. Hierzu werden je eine faser- und matrixdominierte Anordnung unter Zug- und Scherbelastung betrachtet.

Von besonderem Interesse ist, ob man die Eigenschaften der unidirektionalen Verbunde auf die Kreuzverbunde übertragen kann. Dies betrifft die elastischen Eigenschaften und die Festigkeiten unter statischer und zyklischer Belastung. Hierzu werden diese Eigenschaften der unidirektionalen Verbunde bestimmt. Mit Hilfe der klassischen Laminattheorie und einem Versagenskriterium werden die Eigenschaften der Kreuzverbunde berechnet. Durch den Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen soll die Übertragbarkeit überprüft werden.

Insbesondere soll untersucht werden, ob die Übertragbarkeit durch folgende Faktoren beeinflusst wird:

- Innere thermische Spannungen
- Wechselwirkungen zwischen den Schichten
- Verwendeter Matrix-Typ

## 2. Theoretische Grundlagen

Faserverstärkte Werkstoffe sind heterogene Werkstoffe, bei denen äußere Belastungen und Temperaturänderungen zu komplexen Spannungszuständen im Werkstoff führen. Die in dieser Arbeit betrachteten Verbunde sind Mehrschichtverbunde, die aus einzelnen unidirektionalen (UD-) Schichten unter definierten Winkeln zusammengesetzt sind. Die elastischen Eigenschaften der Mehrschichtverbunde lassen sich mit der klassischen Laminattheorie aus den elastischen Eigenschaften der UD-Schichten bestimmen. Deren Eigenschaften lassen sich wiederum aus den Eigenschaften von Faser und Kunststoffmatrix berechnen.

Im folgenden wird auf die Eigenschaften der UD-Schicht kurz eingegangen. Anschließend wird die klassische Laminattheorie vorgestellt, mit deren Hilfe eine Reihe von elastischen Konstanten der Mehrschichtverbunde bestimmt werden kann. Außerdem werden die Spannungen im Verbund betrachtet, die durch Temperaturänderungen entstehen. Am Ende des Kapitels wird die Festigkeit bzw. der Schadensverlauf in Kreuzverbunden näher erläutert.

### 2.1 Elastische Eigenschaften einer UD-Schicht

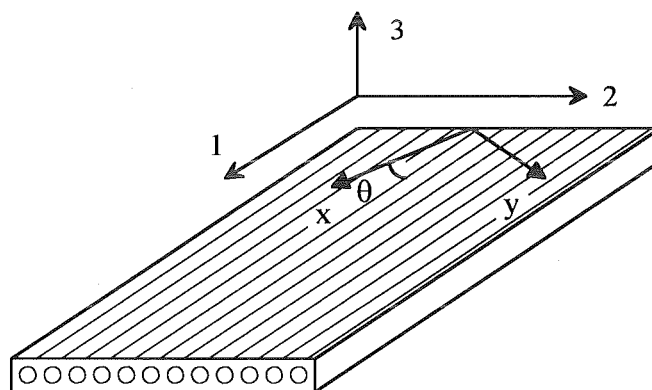
Das Materialverhalten unter mechanischer Belastung läßt sich im linear elastischen Fall mit dem Hooke'schen Gesetz beschreiben:

$$\sigma_i = C_{ij} \cdot \varepsilon_j \quad (2.1a)$$

oder

$$\varepsilon_i = S_{ij} \cdot \sigma_j \quad (2.1b)$$

mit  $\sigma_i$  = Spannungskomponenten  
 $\varepsilon_j$  = Verzerrungskomponenten  
 $C_{ij}$  = Steifigkeitsmatrix  
 $S_{ij}$  = Nachgiebigkeitsmatrix  
und  $C_{ij} = C_{ji}$  und  $S_{ij} = S_{ji}$ .



**Bild 2.1:** Koordinatensystem einer UD-Schicht.

1,2,3: Koordinatensystem einer separaten UD-Schicht

x,y: Koordinatensystem der äußeren Belastungen

In faserverstärkten Kunststoffen sind aufgrund der verstärkenden Fasern die Moduln und auch die Festigkeiten stark richtungsabhängig. In der UD-Schicht ist die Faseranordnung zu zwei orthogonalen Achsen symmetrisch. Man spricht daher von orthogonaler Anisotropie oder "Orthotropie". Die Symmetrieachsen werden auch als Orthotropie- oder Hauptachsen bezeichnet. Wirken die Beanspruchungen in Richtung der Symmetrieachsen, so sind die Normalspannungen  $\sigma_1$  und  $\sigma_2$  von der Scherspannung  $\tau_{12}$  entkoppelt. Beschränkt man sich weiterhin auf den ebenen Spannungszustand, so vereinfacht sich Gleichung (2.1b) zu:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{pmatrix} \quad (2.2)$$

mit  $E_1, E_2$  = Elastizitätsmoduln in 1- bzw. 2-Richtung

$G_{12}$  = Schubmodul in der 1-2-Ebene

$\nu_{12}$  = Poisson-Verhältnis

und  $\frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2}$

Die vier Grundelastizitätskonstanten ( $E_1, E_2, G_{12}$  und  $\nu_{12}$ ) lassen sich aus den Konstanten der Faser ( $E_{1f}, E_{2f}, G_{12f}$  und  $\nu_{12f}$ ) und der Matrix ( $E_m, G_m$  und  $\nu_m$ ) und dem Faservolumenanteil  $V_f$  bestimmen. Dabei ist nur der Elastizitätsmodul der Kohlenstofffaser temperaturunabhängig. Bei den mikromechanischen Berechnungen nimmt man isotropes und linear elastisches Verhalten von Faser und Matrix an. Außerdem geht man von einer perfekten Ausrichtung und einer gleichmäßigen Verteilung der Fasern aus.

Für die einachsige Belastung einer UD-Schicht in Faserrichtung kann die Mischungsregel angewendet werden, da hierbei Faser und Matrix parallel geschaltet sind und die gleiche Dehnung, nämlich die Verbunddehnung erfahren /24/.

$$E_1(T) = V_f \cdot E_{1f} + (1 - V_f) \cdot E_m(T) \quad (2.3)$$

Für die anderen Elastizitätsgrößen gibt es keine so einfachen Mischungsregeln. Meist sind die Formeln halbempirisch und von der Mischungsregel abgeleitet. Puck /25/ gibt für glasfaserverstärkte Kunststoffe folgende Gleichungen an:

$$E_2(T) = \frac{E_m(T) \left( 1 + 0,85 \cdot V_f^2 \right)}{(1 - \nu_m^2(T))(1 - V_f)^{1,25} + V_f \frac{E_m(T)}{E_{2f}}} \quad (2.4)$$

$$G_{12}(T) = G_m(T) \cdot \frac{1 + 0,6 \cdot V_f^{1/2}}{(1 - V_f)^{1,25} + V_f \frac{G_m(T)}{G_{12f}}} \quad (2.5)$$

$$\nu_{21}(T) = V_f \cdot \nu_{12f} + (1 - V_f) \cdot \nu_m(T) \quad (2.6)$$



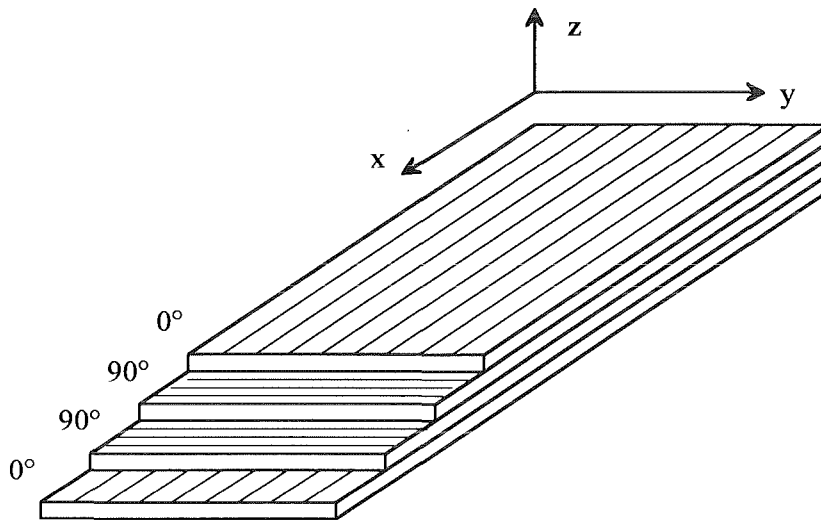
Sind die Beanspruchungen nicht entlang der Orthotropieachsen gerichtet, so gelangt man zur entsprechenden Nachgiebigkeitsmatrix durch eine Transformation [24]. In diesem Fall sind die Normalspannungen nicht mehr von den Scherspannungen entkoppelt.

## 2.2 Elastische Eigenschaften eines Kreuzverbundes

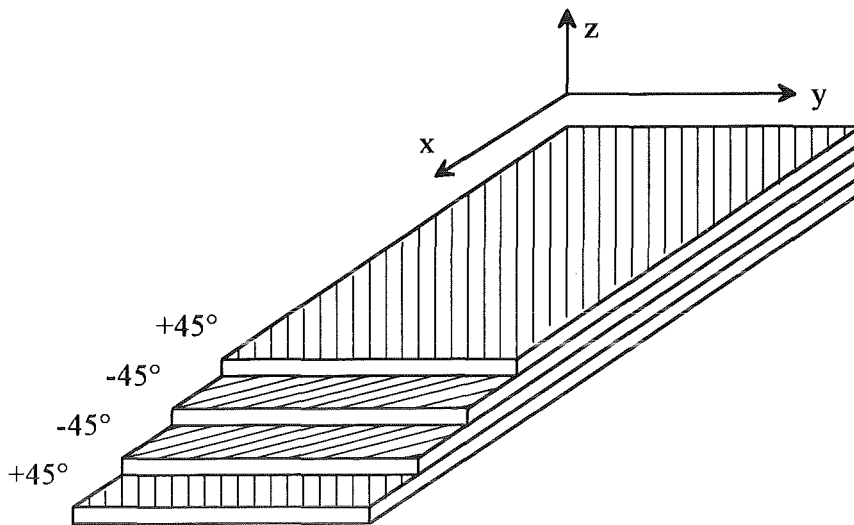
Ein Mehrschichtenverbund besteht aus mindestens 2 UD-Schichten, die, um einen Winkel  $\theta$  versetzt, miteinander verbunden sind. Der Kreuzverbund ist ein Spezialfall, bei dem die einzelnen Schichten in einem Winkel von  $90^\circ$  zueinander angeordnet sind. Um Verwölbungen durch Temperaturänderungen oder Belastungen zu verhindern, sind die Schichten symmetrisch zur Mittelebene angeordnet. Innerhalb eines Mehrschichtenverbundes wird die einzelne Schicht als homogen aber orthotrop betrachtet.

In einem Kreuzverbund gibt es nicht nur zwei Symmetrieachsen wie in der UD-Schicht, sondern vier. Damit gibt es zwei nicht orthogonale Belastungsrichtungen, in denen Normal- und Scherspannungen entkoppelt sind.

Im ersten Fall sind die Normalspannungen immer senkrecht oder parallel zur Faserrichtung der UD-Schichten gerichtet. Im folgenden wird in diesem Fall von einem  $[0/90^\circ]$ -Verbund gesprochen. Die Lagen, deren Fasern in Belastungsrichtung liegen, werden als  $0^\circ$ -Lagen bezeichnet. Im zweiten Fall liegen die Fasern in einem Winkel von  $\pm 45^\circ$  zu den Normalspannungen. Hier spricht man von einem  $[\pm 45^\circ]$ -Verbund.



**Bild 2.2:** Prinzipieller Aufbau eines  $[0/90^\circ]$ -Verbundes



**Bild 2.3:** Prinzipieller Aufbau eines  $[\pm 45^\circ]$ -Verbundes

Mittels der klassischen Laminattheorie können die Elastizitätskonstanten  $\hat{C}_{ij}$  der Mehrschichtverbunde aus denen der einzelnen Schichten  $C_{ijk}$  bestimmt werden. Voraussetzung hierfür ist die Erfüllung der Kompatibilitätsbedingung /25/. Dies bedeutet, die Einzelschichten sind so miteinander verbunden, daß sie alle die gleiche Verzerrung wie der Gesamtverbund erfahren. Ist diese Bedingung erfüllt, werden zunächst die Steifigkeitsmatrizen der Einzelschichten in das entsprechende Koordinatensystem transformiert. Die Elastizitätskonstanten erhält man durch eine, nach der Schichtdicke gewichteten Summation der Konstanten der Einzelschichten.

$$\{\hat{C}_{ij}\} = \sum_{k=1}^n \frac{d_k}{d} \cdot C_{ijk} \quad (2.7)$$

mit  $d = \sum_{k=1}^n d_k$ ,

$d_k$ : Dicke der k-ten Schicht.

$d$ : Gesamtdicke des Verbundes

Sind die Normalspannungen entlang der Orthotropieachsen der  $[0/90^\circ]$ - und  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde gerichtet, so gilt:

$$\hat{S}_{13} = \hat{S}_{23} = \hat{S}_{31} = \hat{S}_{32} = 0 \quad (2.8)$$

Dies bedeutet, die Normal- und Scherspannungen sind entkoppelt. Bei einachsiger Belastung durch  $\sigma_x$  oder  $\tau_{xy}$  gilt dann für die Elastizitätsmoduln und die Querkontraktionszahlen:

**[0/90°]-Verbund:**

$$E_x = \frac{1}{1 - \nu_{21}\nu_{12}} \cdot \left[ d_0 E_1 + d_{90} E_2 - \frac{(\nu_{21} E_2)^2}{d_0 E_1 + d_{90} E_2} \right] \quad (2.9a)$$

$$\cong d_0 E_1 + d_{90} E_2$$

$$\nu_{xy} = \frac{\nu_{21}}{d_{90} + d_0 \frac{E_1}{E_2}} \quad \nu_{yx} = \frac{\nu_{21}}{d_0 + d_{90} \frac{E_1}{E_2}} \quad (2.9b)$$

$$G_{xy} = G_{12} \quad (2.9c)$$

mit  $d_0, d_{90}$ : Relative Schichtdicken der 0°- bzw. 90°-Lagen.

**[±45°]-Verbund:**

$$E_x = \frac{2E_1 \left( \frac{G_{12}}{E_2} + \frac{G_{12}}{E_1} + 2\nu_{21} \right)}{2 \frac{G_{12}}{E_2} + \frac{G_{12}}{E_1} \cdot \nu_{21}^2 + \frac{1}{2} \frac{E_1}{E_2} - \frac{1}{2} \nu_{21}^2 + 1} \quad (2.10a)$$

$$\nu_{xy} = \frac{\nu_{21} - 2 \frac{G_{12}}{E_2} + 2 \frac{G_{12}}{E_1} \cdot \nu_{21}^2 + \frac{1}{2} \frac{E_2}{E_1} + \frac{1}{2}}{\nu_{21} + 2 \frac{G_{12}}{E_2} - 2 \frac{G_{12}}{E_1} \cdot \nu_{21}^2 + \frac{1}{2} \frac{E_2}{E_1} + \frac{1}{2}} \quad (2.10b)$$

$$G_{xy} = E_1 \cdot \frac{\frac{1}{2} \frac{E_1}{E_2} + \frac{1}{2} - \nu_{21}}{2 \frac{E_1}{E_2} - \nu_{21}} \quad (2.10c)$$

mit  $d_{+45} = d_{-45} = \frac{1}{2} d$ , d.h. ausgeglichener Winkelverbund.

### 2.3 Innere thermische Vordehnung der Matrix in der UD-Schicht

Die thermische Ausdehnung eines Verbundes  $\alpha_v$  ist durch die thermische Ausdehnung der Komponenten und der Faseranordnung bestimmt. Sie ist wie alle mechanischen Eigenschaften anisotrop:

$$\{\alpha_v\} = \begin{pmatrix} \alpha_{1v} \\ \alpha_{2v} \\ \alpha_{3v} \end{pmatrix} \quad (2.11)$$

Die thermische Ausdehnung der Kunststoffmatrix ist isotrop. Dagegen ist die thermische Ausdehnung der Kohlenstofffaser bedingt durch ihre Mikrostruktur anisotrop. Bei Abkühlung ( $\Delta T < 0$ ) dehnt sich die Faser in Faserrichtung aus ( $\alpha_{1f} < 0$ ). In Dickenrichtung kontrahiert die Faser ( $\alpha_{2f} > 0$ ). Dabei ist die Kontraktion der Matrix ca. 2 - 4mal größer als die der Faser. Bei einer Temperaturänderung  $\Delta T$  ergibt sich eine Verbunddehnung gemäß

$$\varepsilon_i = \{S_{ij}\} \cdot \sigma_i + \int_T^{T+\Delta T} \alpha_{iv} dT \quad (2.12)$$

Solange keine äußeren Kräfte angreifen entspricht  $\sigma_i$  den inneren thermischen Spannungen. Mit Hilfe der Kompatibilitätsbedingung  $\varepsilon_f = \varepsilon_m = \varepsilon_v$  und des Kräftegleichgewichts lassen sich die thermischen Ausdehnungen in Richtung der Orthotropieachsen bestimmen /26/.

Es gilt:

$$\alpha_{1v}(T) = \alpha_{1f} + \frac{\alpha_m(T) - \alpha_{1f}}{\left(\frac{V_f}{1-V_f}\right) \frac{E_f}{E_m(T)} + 1} \quad (2.13a)$$

$$\alpha_{2v}(T) = V_f \cdot \alpha_{2f} + (1 - V_f) \cdot \alpha_m(T) \quad (2.13b)$$

Die Mischungsregel für die transversale Ausdehnung ergibt einen Fehler kleiner 10% /3/.

Die thermische Ausdehnung des Verbundes in Faserrichtung  $\alpha_{1v}$  ist im wesentlichen durch die Ausdehnung der (steiferen) Faser bestimmt. Da diese negativ ist, geht die Verbundausdehnung gegen Null. Damit wird die Matrix bei einer Temperaturänderung  $\Delta T < 0$  in Faserrichtung gedehnt. Den Betrag der Dehnung erhält man aus der Differenz der integralen thermischen Ausdehnungen  $\Delta L/L_0$  des Verbundes in Faserrichtung und der Matrix.

$$\varepsilon_{1m}^{th} = \int_T^{T+\Delta T} (\alpha_{1v} - \alpha_m) \cdot dT \cong \left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)_v - \left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)_m \quad (2.14)$$

Senkrecht zur Faser schrumpft die Matrix auf die Faser auf. Dies führt zu azimuthalen und radialen Zugdehnungen. Hierbei sind die radialen Zugdehnungen allerdings vernachlässigbar klein. Die azimuthale Dehnung der Faser kann man wiederum durch die Differenz der integralen thermischen Ausdehnungen abschätzen.

$$\varepsilon_{2m}^{th} = \varepsilon_{\theta m}^{th} \cong \left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)_{2f} - \left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)_m \quad (2.15)$$

Die freie Restdehnung der Matrix in Faserrichtung läßt sich aus der Differenz der Matrixbruchdehnung  $\varepsilon_{mB}$  und der thermischen Vordehnung  $\varepsilon_{1m}^{th}$  abschätzen.

## 2.4 Zusätzliche thermische Vordehnung einer UD-Schicht im symmetrischen Kreuzverbund

Durch die anisotrope thermische Ausdehnung der UD-Schicht kommt es in Mehrschichtverbunden zu zusätzlichen thermischen Spannungen. Um diese mit der klassischen Laminattheorie abschätzen zu können, wird angenommen, daß die Spannungen zwischen einzelnen Schichten innerhalb einer infinitesimalen Zwischenschicht übertragen werden. Die dabei in dieser Schicht auftretenden Scherspannungen werden vernachlässigt. Ansonsten gelten dieselben Voraussetzungen, wie sie zur Bestimmung der Elastizitätskonstanten verwendet werden: Kompatibilität und Kräftegleichgewicht.

Im symmetrischen Kreuzverbund treten nur thermische Normalspannungen auf. Durch die behinderte Kontraktion senkrecht zur Faser ergibt sich in dieser Richtung eine Zugspannung und eine Druckspannung in Faserrichtung. Für gleiche Schichtdickenanteile ( $d_0 = d_{90}$ ) und  $E_1 \gg E_2$  gilt /3/:

$$\sigma_2^{\text{th}} = \int_T^{T+\Delta T} \frac{\alpha_{2v} - \alpha_{1v}}{2\nu_{12} + 1} \cdot E_2 \, dT = -\sigma_1^{\text{th}} \quad (2.16)$$

Die thermisch induzierten Dehnungen lassen sich wieder aus den integralen thermischen Ausdehnungen abschätzen. Dabei ist die Dehnung in Faserrichtung aufgrund der hohen Steifigkeit vernachlässigbar. Für die thermische Dehnung senkrecht zur Faserrichtung gilt:

$$\varepsilon_2^{\text{th}} = \frac{\left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)_2 - \left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)_1}{2\nu_{12} + 1} \quad (2.17)$$

Bei allen Betrachtungen der Festigkeiten in Kreuzverbunden müssen diese thermischen Vordehnungen mit berücksichtigt werden. Hierbei ist auch die Temperaturdifferenz von Herstellungstemperatur und Raumtemperatur zu beachten /4/. Auch bei Thermoplasten werden diese Spannungen nur um ca. 25% durch Relaxation abgebaut /11/.

In Tabelle 2.1 sind die berechneten thermischen Vordehnungen und -spannungen für die untersuchten Verbunde bei Abkühlung auf 77K angegeben. Der Bereich zwischen Raum- und Herstellungstemperatur wurde linear extrapoliert. Wegen der ähnlichen thermischen Eigenschaften der Verbunde wirkt sich die Herstellungstemperatur stark aus (siehe Abschnitt 3.1).

**Tabelle 2.1:** Thermische Vordehnung und -spannung der Kreuzverbunde bei Abkühlung von Herstellungstemperatur auf 77K

	$\sigma_2^{\text{th}}$ [MPa] berechnet (2.16)	$\varepsilon_2^{\text{th}}$ [%] berechnet (2.17)
AS4/PEEK /27/	200	1,4
HTA/Epoxid F /28/	164	1
HTA/Epoxid S /28/	116	0,8

## 2.5 Festigkeiten eines Kreuzverbundes

Die Berechnung der Festigkeit eines Mehrschichtverbundes beruht, ebenso wie die Bestimmung der Elastizitätskonstanten, auf den Eigenschaften der UD-Schicht. Grundlage ist also die Bestimmung der Bruchkennwerte  $\sigma_{1B}$ ,  $\varepsilon_{1B}$ ,  $\sigma_{2B}$ ,  $\varepsilon_{2B}$ ,  $\tau_{12B}$ ,  $\gamma_{12B}$  der UD-Schicht. Mit diesen Größen und einem Versagenskriterium kann die Festigkeit des Kreuzverbundes abgeschätzt werden.

Die gängigsten Versagenskriterien sind die Kriterien der Maximalen Hauptspannungen und -verzerrungen /29/. Hierbei werden für eine gegebene äußere Belastung die Spannungen bzw. die Dehnungen in Richtung der Orthotropieachsen der einzelnen UD-Schichten bestimmt. Wird der einachsige bestimmte Festigkeitswert einer Schicht überschritten, nimmt man deren Versagen an, d.h. diese Schicht leistet keinen Beitrag mehr zur Festigkeit des Verbundes. Für den geschädigten Verbund werden die neuen inneren Spannungen und Dehnungen bestimmt. Kann der Restverbund die anliegende Spannung ertragen, wird die Belastung erhöht bis zum endgültigen Versagen. In diesem Fall spricht man vom "Erste-Schicht-Versagen" (engl.: first ply failure). Der Unterschied zwischen Maximalem Spannungs- und Verzerrungskriterium liegt in der Berücksichtigung der Querkontraktion im Maximalen Verzerrungskriterium. Die Bedingungen für ein Nichtversagen können folgendermaßen zusammengefaßt werden:

$$\sigma_1 < \sigma_{1B} \text{ und } \sigma_2 < \sigma_{2B} \text{ und } \tau_{12} < \tau_{12B} \quad (2.18)$$

$$\varepsilon_1 < \varepsilon_{1B} \text{ und } \varepsilon_2 < \varepsilon_{2B} \text{ und } \gamma_{12} < \gamma_{12B} \quad (2.19)$$

mit: Index B = Grenzwert für Versagen.

Die Grenzkennwerte werden entweder im Experiment oder durch mikromechanische Berechnungen bestimmt.

Bei beiden Kriterien wird jedoch kein Einfluß durch biaxiale Zustände im Verbund berücksichtigt. Dies wird im Tensor-Polynom-Kriterium von Tsai und Wu getan /30/. Hierbei wird eine Versagensoberfläche im Spannungsraum definiert. Ein Teil der Parameter kann mit einachsigen Versuchen bestimmt werden. Jedoch werden auch biaxiale Versuche benötigt, um die Versagensoberfläche vollständig zu bestimmen.

Wenn mehraxiale Spannungszustände auftreten, liegen die Festigkeitswerte, die nach den Kriterien der maximalen Hauptspannungen oder -verzerrungen berechnet werden, immer über den Voraussagen durch andere Kriterien, die eine Wechselwirkung zwischen den Spannungen berücksichtigen.

Im folgenden werden die Spannungen und Dehnungen in einem Kreuzverbund bei verschiedenen Belastungen beschrieben. Die resultierenden Größen wurden mit der klassischen Laminate Theorie berechnet /25/. Man bestimmt dabei aus der vorgegebenen Belastung und den Elastizitätskonstanten des Verbundes die Verzerrungen  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$ ,  $\gamma_{xy}$ . Durch Einsetzen der Verzerrungen in das Elastizitätsgesetz der Einzelschichten erhält man die Spannungen in den Einzelschichten im Koordinatensystem der äußeren Belastung. Durch eine Transformation werden schließlich die Spannungen in Orthotropieachsenrichtung der Einzelschicht bestimmt. Zur Veranschaulichung werden die Proportionalitätsfaktoren für einen Verbund mit hochfester Faser und Epoxidharzmatrix angegeben.

### 2.5.1 [0/90°]-Verbund unter Zugbelastung

Im folgenden wird ein symmetrischer [0/90°]-Verbund ( $d_0 = d_{90}$ ) unter Zugbelastung mit  $\sigma_x > 0$  und  $\sigma_y = \tau_{xy} = 0$  betrachtet.

Für die Spannungen in der 0°-Lage gilt:

$$\begin{aligned}\sigma_1^0 &= \frac{1}{B} \left( \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \cdot \frac{E_1}{E_2} - \nu_{21} \nu_{12} \right) \cdot \sigma_x & (2.20a) \\ &\cong 1,8 \cdot \sigma_x\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}\sigma_2^0 &= \frac{1}{B} \cdot \frac{1}{2} (\nu_{21} - \nu_{12}) \cdot \sigma_x & (2.20b) \\ &\cong \frac{1}{20} \cdot \sigma_x\end{aligned}$$

$$\tau_{12}^0 = 0 \quad (2.20c)$$

Die Spannungen in der 90°-Lage sind:

$$\begin{aligned}\sigma_1^{90} &= -\sigma_2^0 & (2.21a) \\ &\cong -\frac{1}{20} \cdot \sigma_x\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}\sigma_2^{90} &= \frac{1}{B} \cdot \left( \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \cdot \frac{E_2}{E_1} - \nu_{21} \nu_{12} \right) \cdot \sigma_x & (2.21b) \\ &\cong 0,2 \cdot \sigma_x\end{aligned}$$

$$\tau_{12}^{90} = 0 \quad (2.21c)$$

$$\text{mit } B = \frac{1}{4} \left( \frac{E_1}{E_2} + \frac{E_2}{E_1} - 2 \right) + (1 - \nu_{21} \nu_{12})$$

Für die Dehnungen gilt:

$$\varepsilon_1^0 = \varepsilon_2^{90} = \varepsilon_x \quad (2.22a)$$

$$\varepsilon_2^0 = \varepsilon_1^{90} = \varepsilon_y \quad (2.22b)$$

$$\gamma_{12}^0 = \gamma_{12}^{90} = 0 \quad (2.22c)$$

Durch die Zugbelastung kommt es zu einer gleichmäßigen Dehnung in der 0°- und der 90°-Lage. Aufgrund der unterschiedlichen Moduln entstehen unterschiedliche Spannungen. Da die Bruchdehnung quer zur Faser,  $\varepsilon_{2B}$ , jedoch sehr viel kleiner ist als die in Faserrichtung  $\varepsilon_{1B}$ , kann es zum vorzeitigen Versagen der 90°-Lage kommen. Der genaue Schadensverlauf wird in Abschnitt 2.6 beschrieben.

### 2.5.2 [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbund unter Zugbelastung

Für die Spannungen und Dehnungen im ausgeglichenen [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbund unter Zugbelastung mit  $\sigma_x > 0$  und  $\sigma_y = \tau_{xy} = 0$  gilt:

$$\sigma_1^{+45} = \sigma_1^{-45} = \frac{\frac{E_1}{E_2} + \nu_{21}}{\frac{E_1}{E_2} + 1 + 2\nu_{21}} \cdot \sigma_x \quad (2.23a)$$

$$\cong 0,9 \cdot \sigma_x$$

$$\sigma_2^{+45} = \sigma_2^{-45} = \frac{1 + \nu_{21}}{\frac{E_1}{E_2} + 1 - 2\nu_{21}} \cdot \sigma_x \quad (2.23b)$$

$$\cong 0,15 \cdot \sigma_x$$

$$\tau_{12}^{+45} = -\tau_{12}^{-45} = \frac{1}{2} \cdot \sigma_x \quad (2.23c)$$

$$\varepsilon_1^{+45} = \varepsilon_1^{-45} = \varepsilon_2^{+45} = \varepsilon_2^{-45} = \frac{1}{E_1} \cdot \frac{\frac{E_1}{E_2} - \nu_{21}}{\frac{E_1}{E_2} + 1 - 2\nu_{21}} \cdot \sigma_x \quad (2.24a)$$

$$\cong 0,9 \cdot \frac{\sigma_x}{E_1}$$

$$\gamma_{12}^{+45} = -\gamma_{12}^{-45} = \frac{1}{G_{12}} \cdot \frac{1}{2} \cdot \sigma_x \quad (2.24b)$$

$$= \varepsilon_x - \varepsilon_y$$

Im [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbund unter Zugbelastung treten sowohl Normal- als auch Scherspannungen auf. Vergleicht man die Festigkeiten mit den Spannungsverhältnissen im Verbund, so sieht man, daß die Scherspannung die kritischste Spannung ist.

Der Zusammenhang zwischen Zugspannung, Längs- und Querdehnung aus Gleichung (2.24b) kann zur Bestimmung des Schubmoduls  $G_{12}$  benutzt werden /31/.

### 2.5.3 [0/90°]-Verbund unter Torsionsbelastung

Für die Spannungen und Dehnungen im symmetrischen [0/90°]-Verbund unter Torsionsbelastung mit  $\tau_{xy} > 0$  und  $\sigma_x = \sigma_y = 0$  gilt:

$$\sigma_1^{90} = \sigma_2^{90} = \sigma_1^0 = \sigma_2^0 = 0 \quad (2.25a)$$

$$\tau_{12}^{90} = -\tau_{12}^0 = \tau_{xy} \quad (2.25b)$$

$$\varepsilon_1^{90} = \varepsilon_2^{90} = \varepsilon_1^0 = \varepsilon_2^0 = 0 \quad (2.26a)$$

$$\gamma_{12}^{90} = -\gamma_{12}^0 = \gamma_{xy} \quad (2.26b)$$

Die Scherspannungen in den einzelnen UD-Schichten sind gleich der Scherspannung des Verbundes. Es treten keine Normalspannungen auf. Da die Scherfestigkeit unabhängig vom Vorzeichen ist, ist keine gesonderte Betrachtung der einzelnen Lagen notwendig.



### 2.5.4 [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbund unter Torsionsbelastung

Für die Spannungen und Dehnungen im ausgeglichenen [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbund unter Torsionsbelastung mit  $\tau_{xy} > 0$  und  $\sigma_x = \sigma_y = 0$  gilt:

$$\sigma_1^{+45} = -\sigma_1^{-45} = 2 \cdot \frac{\frac{E_1}{E_2} - \nu_{21}}{\frac{E_1}{E_2} + 1 - 2\nu_{21}} \cdot \tau_{xy} \quad (2.27a)$$

$$\cong 1,9 \cdot \tau_{xy}$$

$$\sigma_2^{+45} = -\sigma_2^{-45} = -2 \cdot \frac{1 - \nu_{21}}{\frac{E_1}{E_2} + 1 - 2\nu_{21}} \cdot \tau_{xy} \quad (2.27b)$$

$$\cong -0,14 \cdot \tau_{xy}$$

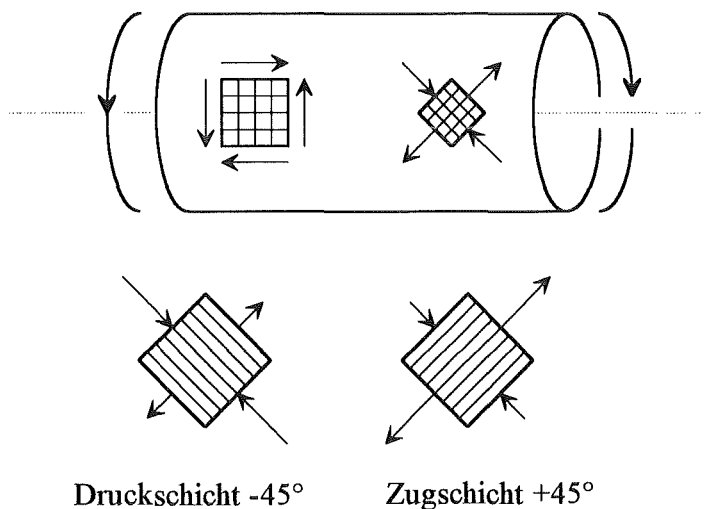
$$\tau_{12}^{+45} = \tau_{12}^{-45} = 0 \quad (2.27c)$$

$$\varepsilon_1^{+45} = \varepsilon_2^{-45} = -\varepsilon_2^{+45} = -\varepsilon_1^{-45} = \frac{2}{E_1} \cdot \frac{\frac{E_1}{E_2} - \nu_{21}}{\frac{E_1}{E_2} + 1 - 2\nu_{21}} \cdot \tau_{xy} \quad (2.28a)$$

$$\cong 3,8 \cdot \frac{1}{E_1} \cdot \tau_{xy}$$

$$\gamma_{12}^{+45} = \gamma_{12}^{-45} = 0 \quad (2.28b)$$

Die Scherung eines [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbundes verursacht eine Zug- bzw. Druckbelastung entlang der Orthotropieachsen. Es tritt keine Scherspannung  $\tau_{12}$  auf. Wegen der unterschiedlichen Festigkeiten unter Zug und Druck in Faserrichtung /1/ geht das Versagen von der Druckschicht aus. Im folgenden wird die Lage, die eine Druckspannung aufweist als  $-45^\circ$ -Lage bezeichnet.



**Bild 2.4:** Spannungszustände in einem  $\pm 45^\circ$ -Torsionsrohr.

## 2.6 Schädigungsentwicklung eines [0/90°]-Verbundes unter Zugbelastung

Wie in Abschnitt 2.5.1 gezeigt, erfahren im [0/90°]-Verbund unter Zugbelastung alle Schichten die gleiche Dehnung. Da die Bruchdehnung  $\varepsilon_{2B}$  senkrecht zur Faser deutlich kleiner ist als die Bruchdehnung  $\varepsilon_{1B}$  in Faserrichtung ( $\varepsilon_{1B} \cong 1,4\%$ ,  $\varepsilon_{2B} \cong 0,3 - 0,7\%$ , siehe Tabelle 4.2) tritt zuerst eine Schädigung der 90°-Lage ein. Diese Schädigung manifestiert sich in einem Riß parallel zur Faserrichtung der 90°-Lage und somit senkrecht zur Belastungsrichtung. In der Literatur werden solche Risse als Querrisse bezeichnet /2/. Da die äußeren 0°-Lagen eine Stützwirkung ausüben, ist die Verbunddehnung  $\varepsilon_{2B}^{90}$ , bei welcher der erste Querriss auftritt, nicht gleich der Bruchdehnung  $\varepsilon_{2B}$ , sondern größer. Parvizi /32/ leitet aus einer Energiebetrachtung einen Ausdruck für  $\varepsilon_{2B}^{90}$  ab. Er berücksichtigt dazu die elastische Energie, die zur Rißöffnung nötige Energie und die von der angelegten Kraft verrichtete Arbeit. Für die Bruchdehnung der 90°-Lage im symmetrischen [0/90°]-Verbund gilt:

$$\varepsilon_{2B}^{90} = \sqrt{\frac{E_1 G_{Ic}}{E_2 E_x}} \sqrt{\Phi} \quad (2.29)$$

mit  $G_{Ic}$ : Energiefreisetzungsrate

$$\Phi = \frac{E_x G_{12}}{E_1 E_2} \cdot \frac{d_0 + d_{90}}{d_0 d_{90}^2}$$

Aus Gleichung (2.29) folgt, daß der Beginn der Querrissbildung auch von den Lagenstrken abhängt. Grundsätzlich beginnt die Querrissbildung umso später, je dünner die 90°-Lage ist. In Gleichung (2.29) ist die thermische Vordehnung, die im Abschnitt 2.4 beschrieben ist, unberücksichtigt. Nach Bailey /4/ gilt für die Verbunddehnung, bei der der erste Riß auftritt:

$$\varepsilon_x^{1. \text{Querri}} = \varepsilon_{2B}^{90} - \varepsilon_2^{th} \quad (2.30)$$

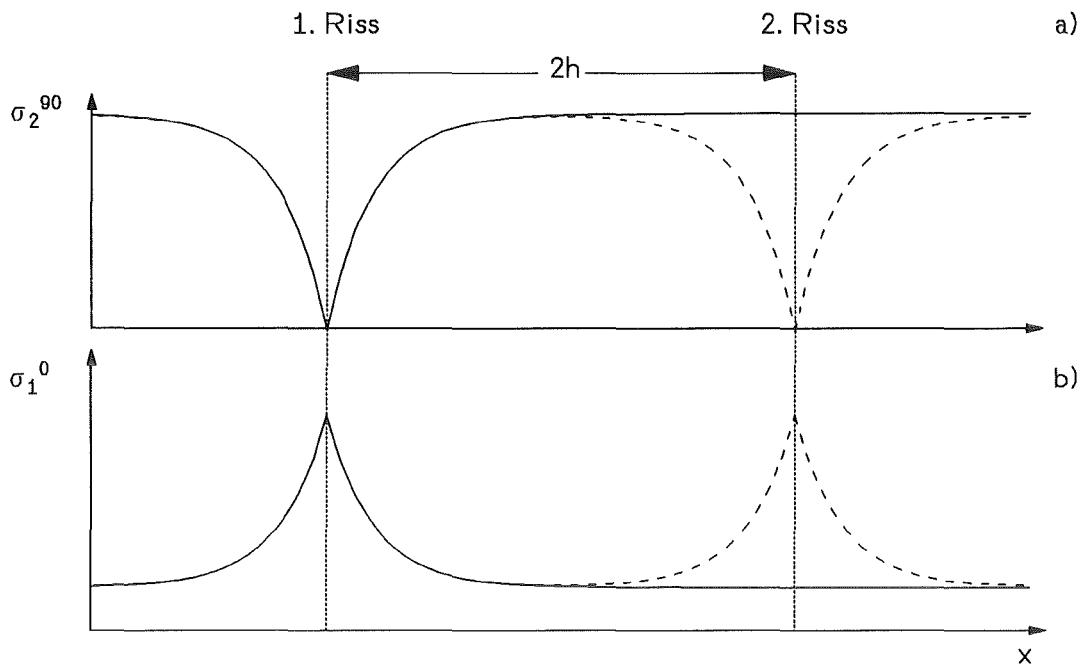
Im Bereich des Risses kommt es zu einer Umverteilung der Spannung. An der Stelle des Risses ist die 90°-Lage spannungsfrei. Die Spannung in der 0°-Lage ist maximal. Zusätzlich tritt eine Scherspannung in der Grenzschicht auf. Für den Verlauf der Spannungen in Belastungsrichtung gilt /33,34/:

$$0^\circ\text{-Lage:} \quad \sigma_1^0(x) = \sigma_1^0 + \left( \sigma_x \frac{d_0 + d_{90}}{d_0} - \sigma_1^0 \right) \cdot e^{-\sqrt{\Phi} x} \quad (2.31a)$$

$$90^\circ\text{-Lage:} \quad \sigma_2^{90}(x) = \sigma_2^{90} \cdot \left( 1 - e^{-\sqrt{\Phi} x} \right) \quad (2.31b)$$

$$\text{Grenzschicht:} \quad \tau(x) = \left( \sigma_x \frac{d_0 + d_{90}}{d_0} - \sigma_1^0 \right) \cdot d_0 \sqrt{\Phi} \cdot e^{-\sqrt{\Phi} x} \quad (2.31c)$$

mit  $\sigma_1^0, \sigma_2^{90}$ : Spannungen im rißfreien Verbund bei Belastung durch  $\sigma_x$



**Bild 2.5:** Prinzipieller Spannungsverlauf im Bereich der Querrisse.

a) Zugspannung in der 90°-Lage

b) Zugspannung in der 0°-Lage

Erhöht man die Spannung weiter, so kommt es zu weiteren Querrissen mit der gleichen Spannungsverteilung. Beobachtungen zeigen, daß der nächste Riß ungefähr in der Mitte zwischen zwei Rissen auftritt. Laws /10/ gibt einen analytischen Ausdruck für die Verbundspannung an, bei der ein weiterer Riß zwischen zwei Rissen auftritt.

$$\sigma_x(h) = \left( \sigma_x^{1. Riß} + \frac{E_x}{E_2} \sigma_2^{th} \right) \cdot \left( 2 \tanh \left( \sqrt{\Phi} \frac{h}{2} \right) - \tanh \left( \sqrt{\Phi} h \right) \right)^{1/2} - \frac{E_x}{E_2} \sigma_2^{th} \quad (2.32)$$

mit  $h$ : halber Rißabstand.

Aus der Umkehrung von Gleichung (2.32) kann die Änderung des Riabstandes als Funktion der Spannung bestimmt werden.

Die Querrisse in der 90°-Lage bewirken eine verminderte Steifigkeit des Verbundes. Die Modulnderung läßt sich aus der Probenverlngerung beim Entstehen eines Querrisses bestimmen. Laws /10/ erhält folgende Funktion:

$$E(h) = E_x \cdot \left( 1 + \frac{d_{90} E_2}{d_0 E_1} \frac{1}{\sqrt{\Phi} h} \cdot \tanh \sqrt{\Phi} h \right)^{-1} \quad (2.33)$$

$$\cong E_x \cdot \left( 1 - \frac{d_{90} E_2}{d_0 E_1} \frac{1}{\sqrt{\Phi} h} \right)$$

Führt man die Rißdichte als reziproken Rißabstand ein:  $\rho_{90} = 1/2h$ , so ist die Moduldegradation proportional zur Rißdichte.

$$\frac{E(\rho_{90})}{E_x} = 1 - \frac{d_{90}E_2}{d_0E_1} \cdot \frac{2}{\sqrt{\Phi}} \cdot \rho_{90} \quad (2.34)$$

Im Grenzfall der totalen Auflösung der 90°-Lage ( $h \rightarrow 0, \rho_{90} \rightarrow \infty$ ) ergibt Gleichung (2.33) für den Modul:

$$E(\rho_{90} \rightarrow \infty) = \frac{d_0E_1}{d_0 + d_{90}} \quad (2.35)$$

Dieser Wert bestimmt die Untergrenze des Elastizitätsmoduls eines rißbehafteten Verbundes.

Takeda /35/ berücksichtigt auch Delaminationen an der Rißspitze. Er erhält dadurch eine stärkere Moduldegradation bei gleicher Rißdichte. Diese Delaminationen wirken sich jedoch nur bei Verbunden mit einem höherem Anteil an 90°-Lagen aus ( $d_{90}/d_0 > 6$ ).

Senkrecht zur Belastungsrichtung behindert die 90°-Lage die Querdehnung der 0°-Lage. Es entsteht daher eine Zugspannung senkrecht zur Faser in der 0°-Lage:  $\sigma_2^0$  nach Gleichung (2.20b). Zu dieser Spannung wirkt noch die thermische Vordehnung  $\sigma_2^{th}$ . Durch diese Spannungen kann es zu Rissen parallel zu Faser in der 0°-Lage kommen. Diese Risse werden als Längsrisse bezeichnet.

Die Dehnung der 0°-Lage läßt sich aus der Differenz der der Querdehnung der freien 0°-Lage und der der 0°-Lage im Verbund abschätzen.

$$\varepsilon_2^0 \cong \nu_{21}\varepsilon_x - \nu_{xy}\varepsilon_x \quad (2.36)$$

Berücksichtigt man die thermische Vordehnung und nimmt die gleiche Bruchdehnung im Verbund für die 0°- und die 90°-Lage an, so gilt für den Beginn der Längsrißbildung:

$$\varepsilon_x^{1. \text{ Längsriß}} = \frac{\varepsilon_{2B}^{90} - \varepsilon_2^{th}}{\nu_{21} - \nu_{xy}} = \frac{\varepsilon_x^{1. \text{ Querriß}}}{\nu_{21} - \nu_{xy}} \quad (2.37)$$

Diese Dehnung ist ungefähr 3-5-mal größer als der Beginn der Querrißbildung

Das endgültige Probenversagen wird durch das Versagen der 0°-Lage verursacht. Wird die 0°-Lage nicht durch Querrisse in der 90°-Lage beeinflusst, so versagt der Verbund beim Erreichen der Bruchdehnung der 0°-Lage.

$$\varepsilon_{xB} = \varepsilon_{1B} \quad (2.38)$$

## 2.7 Wöhlerkurven

Das Ermüdungsverhalten von Faserverbunden unter zyklischer Belastung wird mit Hilfe von Wöhlerkurven ausgewertet. Hierbei trägt man die Oberlast  $\sigma_o$  gegen den Logarithmus der Lastwechselzahl  $N_B$  bis zum Bruch auf. Die Meßpunkte werden mit folgender Ausgleichskurve gemittelt /36/:

$$\sigma_o(N_B) = \sigma_D + \frac{\sigma_B - \sigma_D}{\exp\left[\left(\log N_B/g\right)^h\right]} \quad (2.39)$$

mit:  $N_B$  = Zahl der Lastwechsel bis zum Probenversagen  
 $\sigma_o$  = Oberlast  
 $\sigma_D$  = Grenzwert für  $N \rightarrow \infty$   
 $\sigma_B$  = statische Festigkeit  
 $g, h$  = Formfaktoren

Im Gegensatz zu herkömmlichen Verfahren, die nur lineare Zusammenhänge beschreiben können, sind mit dieser Funktion auch Wöhlerkurven mit horizontalen Asymptoten im Low- bzw. High-Cycle Bereich oder stetige, konkave Kurven darstellbar. Je flacher diese Kurven sind, umso besser ist der untersuchte Werkstoff bezüglich seiner Schwingfestigkeit. Die Formfaktoren und Meßwerte der einzelnen Kurven sind im Anhang angegeben.

### 3. Durchführung der Versuche

In den folgenden Abschnitten werden die untersuchten Faserverbunde, die Versuchsanlagen und die verwendeten Probenformen beschrieben.

#### 3.1 Beschreibung der untersuchten Faserverbunde

Faserverbunde werden nach der Art der Faser und der verwendeten Matrix unterschieden. Die Kohlenstofffasern werden nach ihren mechanischen Eigenschaften in verschiedene Gruppen eingeteilt. Man unterscheidet die Fasern nach ihrer Festigkeit, ihrer Bruchdehnung und ihrem Modul. Für die untersuchten Faserverbunde wurden drei hochfeste Fasertypen mit sehr ähnlichen Eigenschaften verwendet.

Tabelle 3.1: Mechanische Kennwerte der verwendeten Kohlenstofffasern nach Herstellerangaben bei Raumtemperatur.

Bezeichnung	$\sigma_B$ [MPa]	E [GPa]	$\varepsilon_B$ [%]	$\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	$\varnothing_f$ [10 <sup>-6</sup> m]
AS4	3850 ± 400	227	1,6	1,77	7.2 ± 0.3
HTA	3960 ± 400	236	1,6	1,77	7.2 ± 0.3
T300	3500	230	1,5	1,77	7

Die Matrices kann man in thermoplastische und duroplastische Kunststoffe einteilen. Die meisten duroplastischen Matrices, die in Kohlenstofffaserverbunden verwendet werden, sind Epoxidharze. In Duroplasten sind die Makromoleküle durch kovalente chemische Bindungen miteinander vernetzt. Die Vernetzung geschieht über eine chemische Reaktion zwischen multifunktionellen Harz und Härter. Durch die Vernetzung besitzen Duroplaste vergleichsweise niedrige Bruchdehnungen. Außerdem sind sie nicht schmelzbar. Als Vertreter dieser Matrixklasse wurde das Standardsystem LY556 HY917 von Ciba Geigy verwendet. Es besteht aus dem aromatischen, bifunktionellen Epoxidharz LY556 auf der Basis von Bisphenol A/Epichlorhydrin und dem aromatischen Diaminhärter HY917. Die Härtungstemperatur beträgt 140°C /37/.

Die Hersteller versuchen die Eigenschaften der Epoxidharze durch Modifikationen der Komponenten zu verändern. Zur Erhöhung der Duktilität werden thermoplastische Anteile in die Struktur eingefügt. Man spricht in diesem Zusammenhang von Thermoplast modifizierten oder flexibilisierten Epoxidharzen<sup>1</sup> (engl.: toughened epoxy resin). Die genaue chemische Zusammensetzung ist nur den Herstellern bekannt. Das Epoxidharz 977-2 (ICI Fiberite) gehört zu dieser Gruppe. Die Härtungstemperatur beträgt 177°C /38/.

In Thermoplasten sind die Molekülketten nur durch van der Waals-Kräfte und Verschlingungen miteinander verknüpft. Die Verschlingungen lassen sich durch Wärmezufuhr und durch äußere Deformationen lösen. Daher sind diese Kunststoffe schmelzbar und verfügen über eine

<sup>1</sup> Im Gegensatz zu dem hier verwendeten (Thermoplast) modifiziertem Epoxidharz, das duktiler als das Standardsystem LY556 HY971 ist, ist das in /48/ verwendete modifizierte Epoxidharz sehr spröde.

hohe Bruchdehnung. Als Vertreter dieser Materialklasse wurde das teilkristalline Polyetheretherketon (PEEK) untersucht.

Die Eigenschaften der Matrices bei Raumtemperatur sind in Tabelle 3.2 angegeben. Die Bruchdehnung des thermoplastischen PEEK ist deutlich größer als die des Standardepoxidharzes. Für das flexibilisierte Epoxidharz liegen keine Angaben über die Bruchdehnung bei Raumtemperatur vor.

**Tabelle 3.2:** Mechanische und thermische Eigenschaften der Matrixpolymere bei Raumtemperatur nach Herstellerangaben /37,39,11/

Kurzzeichen	Bezeichnung	$\sigma_B$ [MPa]	E [MPa]	$\epsilon_B$ [%]	$T_g$ [K]
Epoxid S	LY556 HY917	86	2,8	11	436
Epoxid F <sup>1)</sup>	977-2	151	3,5	---	455
PEEK <sup>2)</sup>	Victrix	90	3,9	150	416

<sup>1)</sup> Modul und Festigkeit wurden im Biegeversuch bestimmt.

<sup>2)</sup> In AS4/PEEK-Verbunden wird ein modifiziertes PEEK mit verändertem Kristallanteil verwendet.

Die Faser-Matrix-Haftung ist in den untersuchten Verbunden unterschiedlicher Natur. In den Verbunden mit PEEK-Matrix kristallisiert die Matrix während des Erstarrungsvorganges auf die Faser auf, was zu einer sehr hohen Haftfestigkeit führt /40,41/. Hingegen ist die Faser-Matrix Anbindung zwischen den unpolaren Kohlenstoffasern und den Epoxidharzen problematisch. Zumeist werden die Fasern chemisch oxidiert /42/. Dies führt zu einer Erhöhung der Scher- und Zugfestigkeit der Faser-Matrix Grenzfläche, wobei eine Erklärung dieses Effektes noch aussteht. In Verbindung mit dem Epoxidharz LY556 HY917 wurde ein Haftvermittler verwendet /43/.

Für die Herstellung der Faserverbunde wurden je nach Verfügbarkeit der Ausgangsmaterialien verschiedene Herstellungsmethoden verwendet.

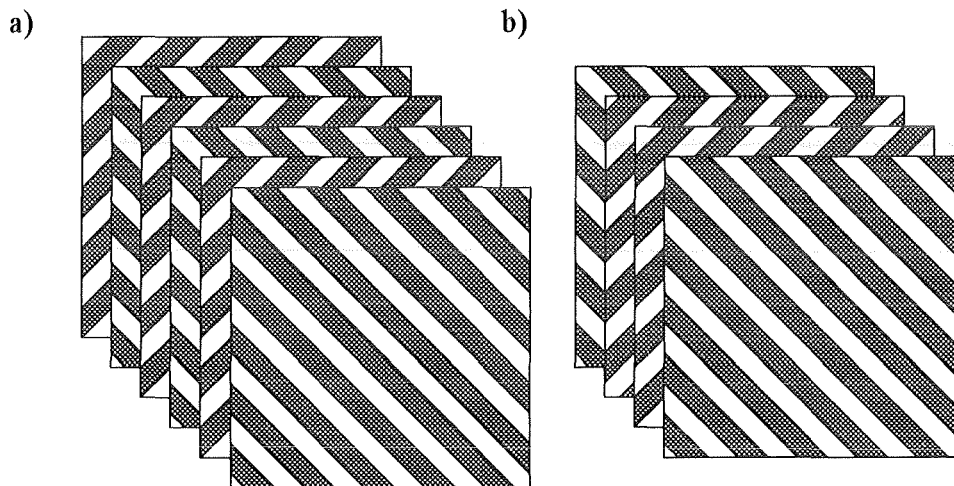
Das System mit flexibilisiertem Epoxidharz 977-2 (Epoxid F) lag als Prepreg vor. Für die Herstellung der Plattenhalbzeuge wurden die Prepregs geschichtet und bei einer Temperatur von 177°C im Autoklaven verpresst /38/. Die Rohrhalfzeuge wurden durch Abwickeln eines Prepregfadens auf einem rotierenden Dorn hergestellt. Der Verbund härtet auf dem rotierenden Dorn im Wärmeschrank aus. Die mittlere Lagendicke beträgt ca. 1/8mm.

Die Verbunde mit Epoxidharz LY556 HY917 (Epoxid S) wurden im Naßwickelverfahren hergestellt. Die Plattenhalbzeuge wurden durch Umwickeln einer Platte im  $\pm 45^\circ$ -Winkel hergestellt. Hierzu wurde ein 12K-Faden (12000 Filamente pro Faden) verwendet. Dies bewirkt eine mittlere Lagendicke von 1/4mm. Die Rohrhalfzeuge wurden mit 6K-Fäden hergestellt, wodurch eine Lagenstärke von 1/8mm entsteht. Um den Einfluß des Lagenaufbaus auf die Scherfestigkeit zu bestimmen, wurden drei verschiedene Laminattypen der  $\pm 45^\circ$ -Rohre produziert:

$[+45/-45]_3$  : 6 Lagen wurden abwechselnd gewickelt. Dadurch ist der Verbund nicht mittensymmetrisch. Die Lagen auf der Rohraußen- und Innenseite haben unterschiedliche Orientierung und werden somit unterschiedlich belastet.

$[+45/-45]_s$  : 4 Lagen wurden mittensymmetrisch gewickelt. Hierbei sind die Lagen auf der Rohraußen- und der Innenseite gleich orientiert.

$[90/+45/-45]_s$  : Zusätzlich zu vier mittensymmetrischen Lagen wie bei  $[+45/-45]_s$ -Rohren wurden jeweils innen und außen eine umfangsgewickelte Lage hinzugefügt. Diese Lagen sollen das Ausknicken der Fasern unter Druckspannung verhindern.



**Bild 3.1:** Laminattypen der  $\pm 45^\circ$ -Rohre:

a)  $[+45/-45]_3$ , 6 Lagen, nicht mittensymmetrisch

b)  $[+45/-45]_s$ , 4 Lagen, mittensymmetrisch.

Die Verbunde mit PEEK-Matrix wurden aus geschichteten Prepregs hergestellt. Diese wurden bei einem Druck von 5 bar auf  $380^\circ\text{C}$  erwärmt. Wenn sich das thermische Gleichgewicht eingestellt hat, wird der eigentliche Verfestigungsdruck von 14 bar für 5 Minuten aufgebracht. Eine optimale Kristallisation stellt sich ein bei Abkühlung von  $380^\circ\text{C}$  auf  $200^\circ\text{C}$  innerhalb 5 Minuten /44/.

Auf alle Rohrproben wurden nachträglich konische Aufdoppler aus HTA/Epoxidharz mit einem Wickelwinkel von  $\pm 88^\circ$  gewickelt. Sie dienen der Momenteinleitung im Torsionsversuch.

Der Faservolumengehalt der Halbzeuge ist im Anhang zusammengefaßt.

Die Qualität der Plattenhalbzeuge und der daraus gefertigten Proben wurde mit Hilfe der Ultraschallprüfung untersucht. Die Ultraschallprüfung basiert auf dem Einfluß von Fehlstellen auf die akustischen Kennwerte eines Werkstoffes /45/. Eine Schallwelle wird in einem Prüfkopf erzeugt und über eine Wasservorlaufstrecke in die Probe eingeleitet. Je nach Art der Fehlers werden Anteile der Schallwelle reflektiert oder gestreut. Im hier verwendeten Impuls-Echo-Verfahren dient der Prüfkopf sowohl als Sender wie auch als Empfänger. Es können zwei



Meßgrößen aufgenommen werden. Zum einen das von der Rückwand reflektierte Echo und zum anderen das sogenannte Fehlerecho, das von Defekten innerhalb des Prüfkörpers reflektiert wird.

Die Höhe des Rückwandechos ist ein Maß für die aufgetretene Streuung und Reflektion, wohingegen mit dem Fehlerecho nur reflektierende Defekte, aber keine streuenden Defekte berücksichtigt werden. Mit der Ultraschallprüfung können besonders gut Delaminationen und Einschlüsse bestimmt werden. Die Detektion von Rissen ist abhängig von der Orientierung der Ribebene relativ zur Ausbreitungsrichtung der Schallwelle. Die Vorteile der Ultraschallprüfung sind die Lokalisierbarkeit der Fehler und der Verzicht auf Kontrastmittel, wie sie für röntgenographische Verfahren notwendig sind.

Die Untersuchung der HTA/Epoxid F Kreuzverbunde und der AS4/PEEK  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde ergab eine gleichmäßig gute Qualität. Die Intensität des Rückwandechos war größer als 15dB. Erst ein Rückwandecho kleiner als 9dB kann als sicheres Zeichen für einen Fehler angesehen werden.

Die Untersuchung der HTA/Epoxid S Kreuzverbunde ergab einige Fehler. Die Platten, aus denen die  $[0/90^\circ]$ -Proben gefertigt wurden weisen zwar ein Rückwandecho  $\geq 12$ dB, jedoch kann auf Ultraschallaufnahmen eine Fehlorientierung der Fasern festgestellt werden. Diese Fehlorientierung betrug innerhalb des Prüfbereiches für die  $0^\circ$ -Fasern maximal  $2^\circ$ . Sie ist auf die Herstellung der Platten durch Wickeltechnik zurückzuführen. Wenn beim Ablegen der Fasern die Fadenspannung nicht ausreichend ist, kann es beim anschließenden Verpressen im Autoklaven zu Verschiebungen der Fasern kommen. Die Platten für  $[\pm 45^\circ]$ -Proben weisen stellenweise eindeutige Fehler auf, d. h. ein Rückwandecho  $< 9$ dB.

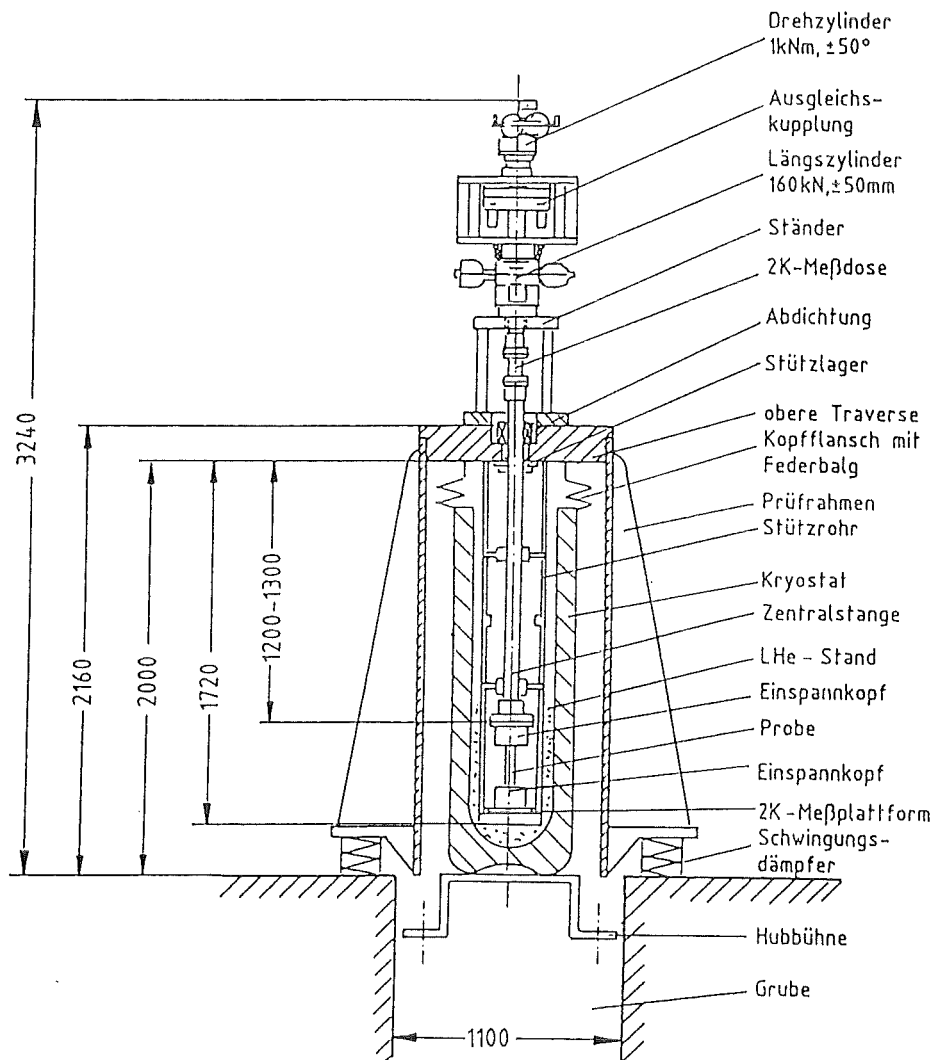
### 3.2 Apparatur und Versuchsdurchführung

Alle Zugversuche an Kreuzverbunden und alle Torsionsversuche wurden durchgeführt an einer servohydraulischen Prüfmaschine mit 160kN maximaler Zuglast und 1000Nm maximaler Torsionslast. (Bild 3.2) Die Probe wird in einem Badkryostaten mit flüssigem Stickstoff auf die Versuchstemperatur von 77K abgekühlt. Der Kryostat ist durch Isolationsvakua und Superisoliationsfolien thermisch von der Umgebung abgekoppelt.

Die Antriebseinheit der Prüfmaschine besteht aus einem Drehzylinder, einer Ausgleichkupplung und einem Axialzylinder. Diese Antriebseinheit sitzt auf einem Prüfrahmen, der auch das Stützrohr trägt, welches in den Kryostaten hineinragt. Durch den Prüfrahmen hindurch verläuft die Zentralstange von der Antriebseinheit in den Kryostaten. Die Zentralstange überträgt die Zugkraft und das Torsionsmoment über die Probe an das Stützrohr. Im Boden des Stützrohres ist eine mit DMS beklebte Zwei-Komponenten-Meßplattform eingebaut. Durch die Länge von Stützrohr und Zentralstange wird eine ausreichende thermische Entkopplung von der Antriebseinheit garantiert. Um trotz der Länge der Zentralstange eine biegemomentfreie Krafteinleitung zu gewähren und Biegeschwingungen zu vermeiden, wurden 3 Stützlager eingebaut. Damit sowohl axiale als auch drehende Bewegungen möglich sind, wurden Kunststoffgleitlager mit hohem Teflonanteil gewählt. Nach dem Einbau ergab sich ein Lagerspiel von 20 - 200µm.

Die quasistatischen Versuche wurden mit einer Geschwindigkeit von 0,1mm/s für die Zugversuche und mit 0,1°/s für die Torsionsversuche weggesteuert durchgeführt.

Die Probendeformation wurde mit Ansatzwegaufnehmern nach dem Biegebalkenprinzip bestimmt. Für die Zugversuche wurde ein Zwei-Punkt-Ansatzwegaufnehmer mit einer Bezugs-länge von 20mm verwendet. Für die Torsionsversuche wurde ein Drei-Punkt-Ansatzwegaufnehmer mit 25mm Bezugs-länge benutzt. Beide Ansatzwegaufnehmer wurden durch kräftefreien Abgleich mit den in der Prüfmaschine integrierten Wegaufnehmern bei 77K kalibriert. Der Fehler in der Modulbestimmung mit diesen Ansatzwegaufnehmern liegt bei 4%. Dies ist ausreichend für die Bestimmung des quasistatischen Moduls. Diese Schwankung kann aber eine eventuell auftretende Moduldegradation überdecken. Aus diesem Grund wurde die Moduldegradation mit Tieftemperatur-DMS bestimmt.



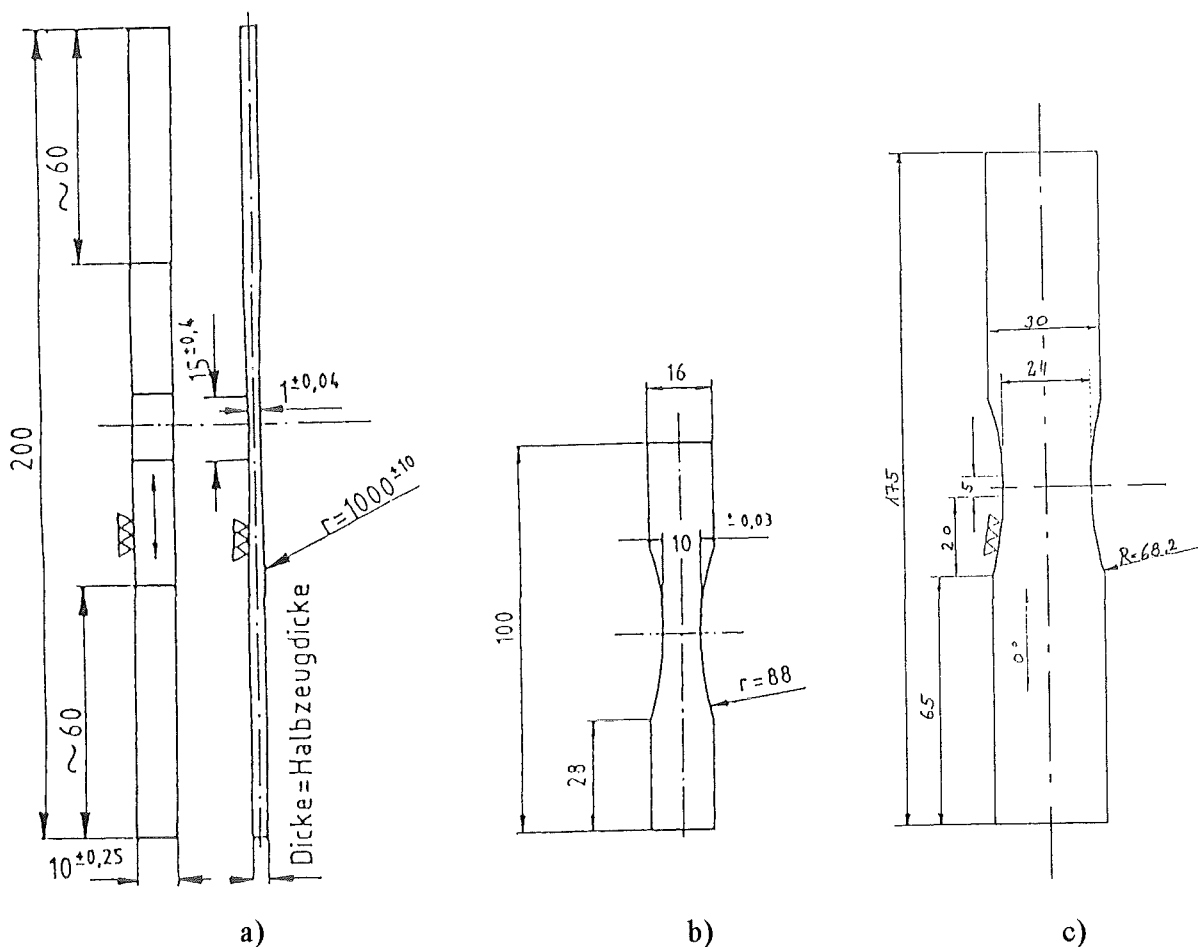
**Bild 3.2:** Tieftemperatur-Prüfmaschine 160kN / 1000Nm /46/.

Die Versuche zur Materialermüdung werden mit einer Frequenz von 30-40Hz für Zug- und Scherermüdung durchgeführt. Bei dieser Frequenz kann eine Erwärmung der Probe ausgeschlossen werden, wenn sie mit flüssigem Stickstoff bedeckt ist /47/. Die Schwingung ist sinusförmig und wird über den Spitzenwertregler der Prüfmaschine gesteuert. Die Versuche sind kraft- bzw. momentgesteuert.

### 3.3 Probenformen

#### 3.3.1 Zugproben

Zur Bestimmung der Materialkennwerte der UD-Verbunde wurden dickentaillierte Proben für 0°-Verbunde und breitentaillierte Proben für 90°-Verbunde verwendet /48/.



**Bild 3.3:** Zugprobenformen für UD-Verbunde a) in Faserrichtung und b) senkrecht zur Faserrichtung sowie c) für Kreuzverbunde.

Für die Zugversuche an Kreuzverbunden wurden die in Bild 3.3 dargestellten breitentaillierten Zugproben verwendet. Da die Proben bei Raumtemperatur in die Spannbacken eingebaut werden, die Proben aber beim Abkühlen stärker kontrahieren als die Spannbacken, müssen sie mit hohen Druckkräften vorgespannt werden. Um einen Einfluß dieser Druckkräfte möglichst ausschließen zu können, muß die Probe tailliert sein. Aufdoppler können nicht verwendet werden,

denn sie lösen sich aufgrund der unterschiedlichen Kontraktion von Klebschicht und Verbundprobe und können dann nicht mehr zur Krafteinleitung beitragen /47/. Es können auch keine dickentaillierten Proben verwendet werden, wie sie sich für UD-Verbunde bewährt haben, weil der Lagenaufbau von Kreuzverbundproben genau definiert sein muß.

### 3.3.2 Torsionsproben

Für die Bestimmung der Materialeigenschaften unter Scherbelastung gibt es verschiedene Ansätze /31/. Die meisten Versuchsanordnungen verwenden Flachproben und modifizierte Zugprüfmaschinen. Zumeist ist der Spannungszustand in der Probe keine reine Scherspannung. Sie ist meist von Zug- und Druckspannungen überlagert und ist außerdem noch inhomogen. Daher können die Ergebnisse nur qualitativ bewertet werden. Häufig kann auch nur eine Größe (Modul oder Festigkeit) bestimmt werden.

Die Probenform mit der reinsten Scherspannung ist das Torsionsrohr. Innerhalb der Rohrwand liegt nur eine Scherspannungskomponente vor. Über die Wanddicke tritt ein Spannungsgradient auf, der proportional zum Radius ist. Eine geringe Wandstärke im Verhältnis zum Rohrradius minimiert diesen Gradienten.

Diese Versuchsmethode stellt jedoch hohe Ansprüche an die Probenherstellung, da die Scherspannung von der Differenz aus Innen- und Außendurchmesser in der 4. Potenz abhängt /49/. Für die Scherspannung in einem Torsionsrohr gilt:

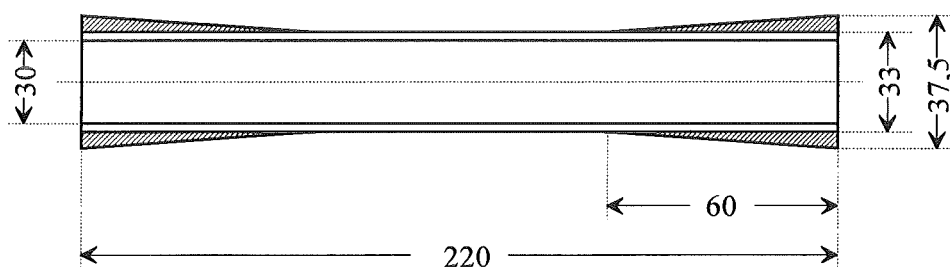
$$\tau_{xy} = \frac{16 \cdot \varnothing_a}{\pi (\varnothing_a^4 - \varnothing_i^4)} \cdot M \quad (3.1)$$

mit M : Torsionsmoment

$\varnothing_a$  : Außendurchmesser

$\varnothing_i$  : Innendurchmesser

Der unter diesen Vorgaben gewählte Probenkörper ist in Bild 3.4 dargestellt. Innendurchmesser, Länge des Prüfbereiches und die Wandstärke sind so gewählt, daß die Designkriterien für Torsionsrohre erfüllt sind. /31/.



**Bild 3.4:** Torsionsprobenkörper ( $\varnothing_i=30\text{mm}$ , Meßlänge 100mm, Wandstärke 0,8 -1,5mm)

### 3.4 Methoden der Schadensanalyse

Die Schadensanalyse der ermüdeten und gebrochenen Proben erfolgt durch Rasterelektronenmikroskopie, Bestimmung der mechanischen Dämpfung und Ultraschalluntersuchungen.

Zur Bestimmung der mechanischen Dämpfung werden mit einem Torsionspendel /50/ die freien, gedämpften Schwingungen der UD-Flachproben aufgenommen. Das Maß für die innere Reibung, der Dämpfungsfaktor  $\tan \delta$  bestimmt sich aus dem logarithmischen Dekrement  $\Lambda$  der Schwingung gemäß

$$\tan \delta = \frac{\Lambda}{\pi} \quad (3.2)$$

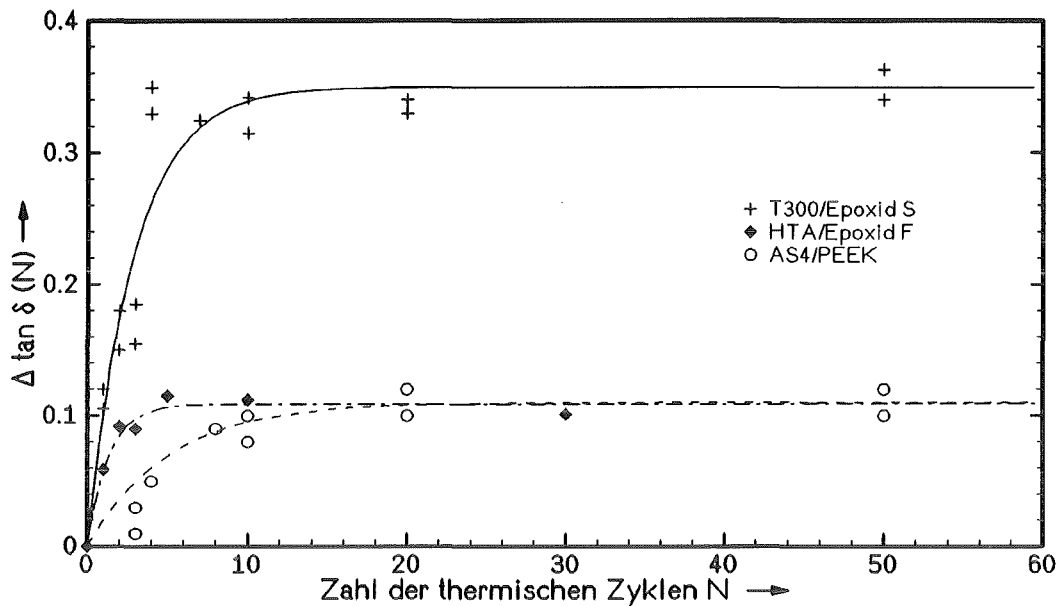
Zuerst wird die Dämpfung der ungeschädigten Probe bestimmt. Anschließend wird die Probe einer Belastung unterworfen, die entweder mechanischer oder thermischer Natur sein kann. Durch diese Belastung entstehen Risse und Delaminationen, an deren Bruchflächen Reibung auftritt. Dadurch steigt  $\tan \delta$  mit der Zahl der Belastungszyklen. Um den Einfluß anderer Faktoren ausschließen zu können, wird die Änderung des  $\tan \delta$  auf den Ausgangswert normiert.

$$\Delta \tan \delta(N) = \frac{\tan \delta(N) - \tan \delta(N=0)}{\tan \delta(N=0)} \quad (3.3)$$

mit N: Zahl der Belastungszyklen

Als Beispiel für diese Analysemethode wird im folgenden die Änderung der Dämpfung durch wiederholtes Abkühlen von Raumtemperatur auf 77K betrachtet. Das Abkühlen führt zu Schädigungen im Verbund aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungen von Faser und Matrix (siehe Abschnitte 2.3 und 2.4). Bild 3.5 zeigt die Änderung des Dämpfungsfaktors  $\tan \delta$  in Abhängigkeit von der Zahl der thermischen Zyklen für verschiedene UD-Verbunde. Man erkennt eine deutliche Zunahme der Dämpfung schon nach wenigen Zyklen. Die Ultraschalluntersuchung thermisch gezykelter Kreuzverbundproben erbrachte jedoch keine Änderung im Ultraschallbild, obwohl die thermische Vordehnung im Kreuzverbund größer als im UD-Verbund ist.

Neben diesen Verfahren wird auch die Änderung des Moduls als Funktion der Lastwechselzahl und die Zahl der an der Probenkante sichtbaren Risse als Maß für die Schädigung bestimmt. Die Risse werden unter einem Lichtmikroskop ausgezählt. Hierzu wird der Versuch unterbrochen und die Probe auf Raumtemperatur erwärmt. Für die Sichtbarkeit der Risse stellte es sich als vorteilhaft heraus, die Probenkante mit einer dünnen Lackschicht zu überziehen. Der auf diese Weise beobachtete Rißbeginn stimmt mit dem Beginn, der im Ultraschall sichtbaren Schäden überein.



**Bild 3.5:** Änderung des normierten Dämpfungsfaktors  $\Delta \tan \delta$  gegen die Zahl der thermischen Zyklen  $N$ .

Für  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung ist nach Gleichung (2.32) die Zahl der Risse in der  $90^\circ$ -Lage proportional zur Änderung des E-Moduls. Dvorak /51/ betrachtet den Fall einer UD-Schicht mit Rissen in Faserrichtung. Dies entspricht einer isolierten, rißbehafteten  $90^\circ$ -Lage im  $[0/90^\circ]$ -Verbund. Außer dem Elastizitätsmodul senkrecht zur Faser  $E_2$  ändert sich auch der Schubmodul  $G_{12}$ . Für kleine Rißdichten ist die Änderung des Schubmoduls proportional zur Rißdichte  $\rho_{90}$ :

$$G_{12} - G_{12}(\rho_{90}) \propto \rho_{90} \quad (3.4)$$

Da der Schubmodul eines  $[0/90^\circ]$ -Verbundes nach Gleichung (2.9c) gleich dem Schubmodul der UD-Schicht ist, gilt Gleichung 3.4 auch für den  $[0/90^\circ]$ -Verbund.

## 4. Versuchsergebnisse

Im folgenden Kapitel werden die erzielten Versuchsergebnisse beschrieben. Um die Ergebnisse der Kreuzverbunde einordnen zu können, ist der Vergleich mit den Kennwerten der UD-Verbunde erforderlich. Daher werden in den ersten Abschnitten deren Eigenschaften unter statischer und zyklischer Belastung betrachtet. Im Anschluß daran werden die Ergebnisse der Versuche an Kreuzverbunden vorgestellt.

### 4.1 Zugversuche an UD-Verbunden

#### 4.1.1 UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung in Faserrichtung

In einer vorangegangenen Arbeit zeigte Pannkoke /48/, daß die statische Zugfestigkeit und Bruchdehnung von UD-Verbunden in Faserrichtung durch die verwendeten Fasern bestimmt ist. Allerdings erzielen Verbunde aus hochfesten Fasern, die bei Raumtemperatur sehr ähnliche Eigenschaften haben, bei 77K deutlich unterschiedliche Festigkeiten. So erreichen Verbunde mit T300-Fasern bei 77K nur 70% der Festigkeit von AS4- bzw. HTA-Fasern. Eine Erklärung für diesen Effekt steht noch aus. Die Matrix hat keinen Einfluß auf die statische Festigkeit, da die Spannungskonzentration an einer gebrochenen Faser so hoch ist, daß die Matrix sofort versagt und keinen Einfluß auf den weiteren Schadensverlauf hat.

Auch die Steifigkeiten der Verbunde werden durch die Steifigkeiten der verwendeten Fasern bestimmt.

In Tabelle 4.1 sind die mechanischen Kennwerte der UD-Verbunde in Faserrichtung angegeben. Alle statischen Ergebnisse werden mit einer zwei-parametrischen Weibullverteilung ausgewertet. Die zugehörigen Weibullparameter sind im Anhang aufgeführt. Für das System HTA/Epoxid S liegen keine Ergebnisse vor. Der Modul in Faserrichtung ist aus Gleichung (2.3) berechnet. Für die Berechnung der Festigkeit wurde die Bruchdehnung des zweiten Verbundes mit HTA-Fasern verwendet.

**Tabelle 4.1:** Mechanische Kennwerte der UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung in Faserrichtung bei 77K.

	$\sigma_{1B}$ [MPa]	$\varepsilon_{1B}$ [%]	$E_1$ [GPa]	$E_1$ [GPa] berechnet (2.3)	$\nu_{21}$
AS4/PEEK /48/	2495 ± 91	1,56 ± 0,07	154,2 ± 5,3	141	0,35
HTA/Epoxid F	2239 ± 42	1,44 ± 0,04	130,6 ± 4,9	142	0,36
HTA/Epoxid S	2094 <sup>1)</sup>	1,45 <sup>1)</sup>	----	145	

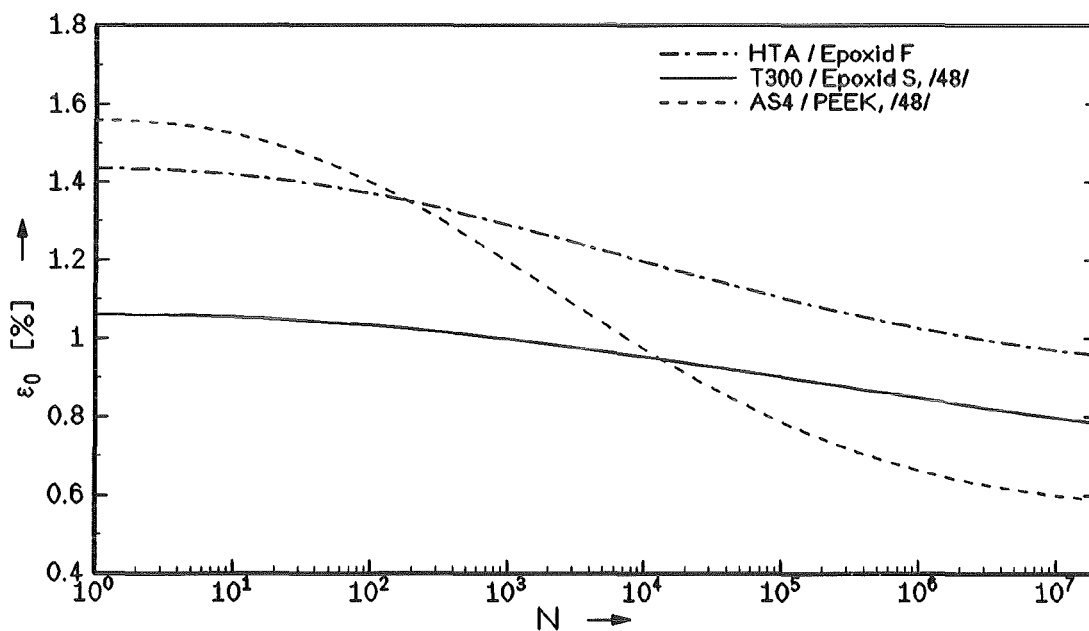
<sup>1)</sup> berechnet

#### 4.1.2 UD-Verbunde unter schwellender Zugbelastung in Faserrichtung

Für UD-Verbunde, die in Faserrichtung zyklisch belastet werden, bleibt der Elastizitätsmodul über die Lebensdauer einer Probe konstant /11/. Daher kann man auch die Oberdehnung  $\varepsilon_0$  anstelle der Oberspannung  $\sigma_0$  in Abhängigkeit von der Lastwechselzahl auftragen. Der Vergleich verschiedener Verbundsysteme mit unterschiedlichen Faser- und Matrixkombinationen ergibt nach Pannkoke /48/:

- Das Dauerlastniveau  $\sigma_0 (10^7)$  ist bei gleicher Faser von der Matrix abhängig.
- Trägt man anstelle der Oberlast die Oberdehnung auf, so haben Verbunde mit gleicher Matrix und unterschiedlicher Faser das gleiche Dauerlastniveau  $\varepsilon_0 (10^7)$ .

In Bild 4.1 sind die Wöhlerkurven für UD-Verbunde mit den untersuchten Matrices dargestellt. Die Meßpunkte der Kurven sind im Anhang zusammengestellt. Der Epoxid F-Verbund weist das höchste Dauerlastniveau auf mit  $\varepsilon_0(10^7) = 1\%$ . Der Verbund mit Epoxid S besitzt ein Dauerlastniveau von  $\varepsilon_0(10^7) = 0,8\%$ . Nach Pannkoke /48/ beeinflusst die niedrigere statische Festigkeit das Dauerlastniveau nicht. Der Verbund mit der thermoplastischen PEEK-Matrix verfügt mit  $\varepsilon_0(10^7) = 0,6\%$  über das geringste Dauerlastniveau.



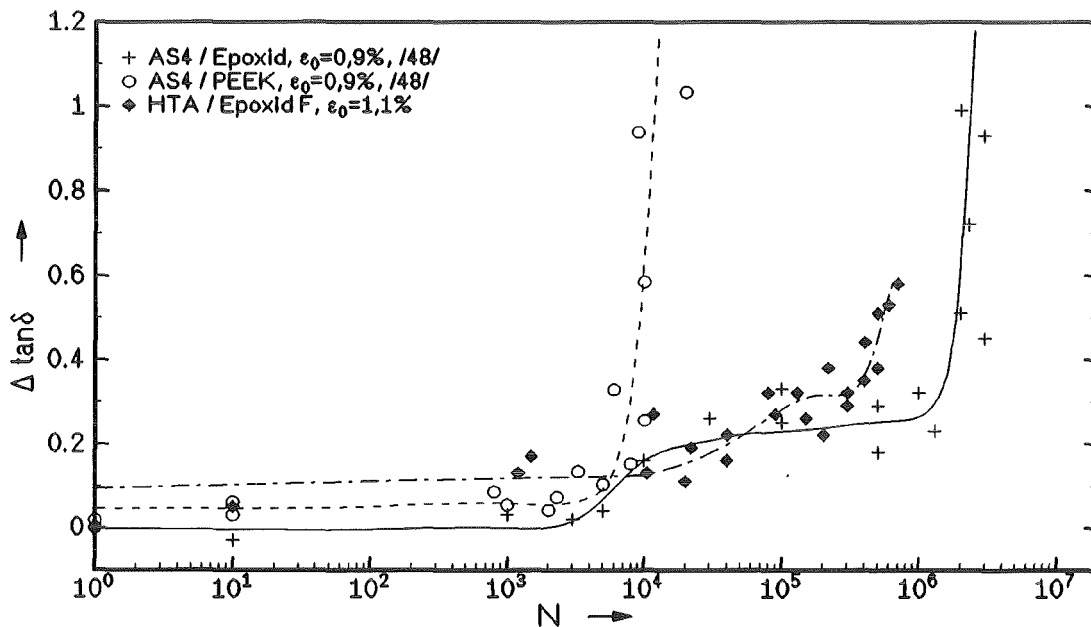
**Bild 4.1:**  $\varepsilon$ -N-Diagramm für UD-Verbunde bei 77K

Die duroplastischen und thermoplastischen Matrices weisen unterschiedliche Schädigungsmechanismen auf. Während die Duroplaste eine Vielzahl von Mikrorissen senkrecht zur Faser ausbilden, verhindert die hohe Duktilität des PEEK die Bildung dieser Mikrorisse. Stattdessen bilden sich Risse in der Matrix, die parallel zur Faser verlaufen /48/.



Die Schadensanhäufung während der Zugermüdung kann mit Hilfe der Änderung der mechanischen Dämpfung  $\Delta \tan \delta$  bestimmt werden. In Bild 4.2 ist die Dämpfung gegen die Anzahl der Lastwechsel  $N$  für einen PEEK-Verbund, einen Epoxid-Verbund und einen Verbund mit Epoxid F aufgetragen. Das Epoxidharz ist das System E162 E113 von Shell. Es unterscheidet sich in seinen Eigenschaften nur geringfügig von dem in dieser Arbeit betrachteten Epoxid S. Die Oberdehnung wurde so gewählt, daß die Verbunde mit Epoxidharzen vergleichbare Lebensdauern haben. Die Dämpfung des Verbundes mit einer PEEK-Matrix bleibt über weite Teile der Belastungsdauer konstant, bis sie kurz vor Eintreten des Bruches steil ansteigt. Dagegen nimmt die Dämpfung des Epoxid F-Verbundes und des Epoxid-Verbundes kontinuierlich zu.

Das flexibilisierte Epoxid F verhält sich innerhalb eines Verbundes unter Zugbelastung in Faserrichtung wie ein reines Epoxidharz. Die thermoplastische Modifikation scheint keinen Einfluß zu haben.



**Bild 4.2:** Änderung der mechanischen Dämpfung  $\Delta \tan \delta$  gegen die Zahl der Lastwechsel  $N$  bei 77K

#### 4.1.3 UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung senkrecht zur Faser

Bei Belastung senkrecht zur Faser sind Faser, Grenzschicht und Matrix hintereinander geschaltet. Daher ist der Modul  $E_2$  im wesentlichen vom Faservolumengehalt  $V_f$  und dem Modul der Matrix abhängig. Die Festigkeit ist durch das schwächste Glied in der Kette Faser-Grenzschicht-Matrix bestimmt. Für den Epoxid S-Verbund ist dies die Grenzschicht. Die Verbunde mit Epoxid F und PEEK versagen dagegen innerhalb der Matrix. Entsprechend der Festigkeit der Matrix hat der PEEK-Verbund auch die höchste Querkzugfestigkeit. Der Verbund mit Epoxid F erreicht eine höhere Festigkeit als der Epoxid S-Verbund. Ob die höhere Festigkeit

durch die bessere Faser-Matrix-Haftung oder durch die höhere Festigkeit des Harzes verursacht wird, kann im Rahmen dieser Arbeit nicht bestimmt werden.

Die niedrigere Bruchdehnung gegenüber den reinen Polymeren kann durch den mehraxialen Spannungszustand der Matrix im Verbund erklärt werden /52/.

**Tabelle 4.2:** Mechanische Kennwerte der UD-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung senkrecht zur Faser bei 77K.

	$\sigma_{2B}$ [MPa]	$\varepsilon_{2B}$ [%]	$E_2$ [GPa]	$\nu_{12}$
AS4/PEEK /48/	106,7 ± 13,4	0,72 ± 0,13	14,3 ± 2	0,08
PEEK	192	5,45	6,14	----
HTA/Epoxid F	66 ± 12	0,42 ± 0,07	16,4 ± 0,2	0,081
Epoxid F	154	2,2	7,8	----
AS4/Epoxid S /48/	41 ± 4,2	0,29 ± 0,02	14,5 ± 0,8	0,098
Epoxid S	140	2	7,3	----

## 4.2 Torsionsversuche an UD-Verbunden

Bei der Torsion umfangsgewickelter Rohre sind die Fasern in einem Winkel von 90° zur Rohrachse angeordnet. Die Torsion bewirkt eine interlaminare Scherspannung  $\tau_{12}$  in der Rohrwand.

### 4.2.1 UD-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung

Unter Scherbelastung sind, wie unter transversaler Zugbelastung Faser, Grenzschicht und Matrix hintereinander geschaltet. In Tabelle 4.3 sind die Ergebnisse der Torsionsversuche an umfangsgewickelten Rohren dargestellt. Zusätzlich sind die Ergebnisse der Versuche an reinen Matrixpolymeren angegeben.

**Tabelle 4.3:** Mechanische Kennwerte der UD-Verbunde und ihrer Matrixpolymere unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K

	$\tau_{12B}$ [MPa]	$\gamma_{12B}$ [mrad]	$G_{12}$ [GPa]
AS4 / PEEK /48/	151 ± 5	30 ± 4	10,9 ± 0,6
PEEK /48/	148	87	2,2
AS4 / Epoxid S /48/	121 ± 10	15 ± 2	9,1 ± 0,5
Epoxid S	108 ± 15	35 ± 4	2,4

Die Scherfestigkeit der UD-Verbunde ist direkt mit der Scherfestigkeit der Matrix verbunden. Dies konnte auch für einen weiteren Epoxid-Verbund gezeigt werden /53/.

#### 4.2.2 UD-Verbunde unter schwellender Scherbelastung

Da die Verbundkomponenten unter Scherbelastung hintereinander geschaltet sind, erfahren sie die gleiche Scherspannung  $\tau_{12}$ . Daher ist in den folgenden Wöhlerkurven die Oberspannung  $\tau_o$  als Funktion der Lastwechselzahl aufgetragen. In Bild 4.3 sind die Wöhlerkurven eines PEEK-, eines Epoxid S-Verbundes und der zugehörigen Matrixpolymere dargestellt.

Der Verbund mit der Epoxid S-Matrix hat ein höheres Dauerlastniveau mit  $\tau_o(10^7) \cong 80\text{MPa}$  als der PEEK-Verbund mit  $\tau_o(10^7) \cong 60\text{MPa}$ . Wie im Falle der  $0^\circ$ -Verbunde unter Zugbelastung sind die Schadensmechanismen unterschiedlich. Pannkoke /48/ stellt fest, daß sich in Epoxid-Verbunden ein Vielzahl von Mikrorissen in der Matrix senkrecht zur Faser bilden. Dagegen treten in Verbunden mit der duktilen PEEK-Matrix nur vereinzelt Mikrorisse auf. Stattdessen werden Risse innerhalb der Matrix beobachtet, die parallel zur Faser verlaufen.

Dieses Verhalten erklärt auch die Wöhlerkurven der Matrixpolymere. Das Dauerlastniveau von reinem PEEK und dem PEEK-Verbund sind gleich, da sich in beiden Fällen der Riß innerhalb der Matrix ausbreitet, und auch im Verbund von den Fasern nicht beeinflusst wird. Dagegen liegt das Dauerlastniveau des Epoxidharzes deutlich unter dem des Verbundes. Die in der Epoxid-Matrix entstehenden Mikrorisse werden im Verbund gestoppt, wenn sie senkrecht auf eine Faser stoßen. Daher kann sich eine Vielzahl von Rissen bilden, ohne zum Versagen zu führen. Im Gegensatz dazu führt im reinen Polymer das Auftreten des ersten Risses zum Versagen.

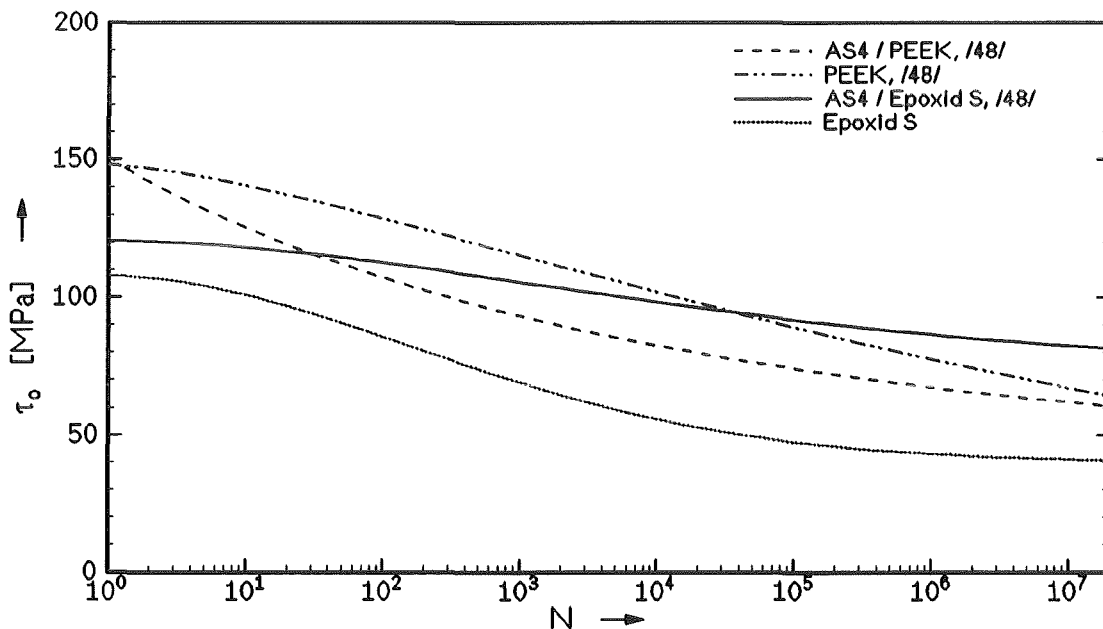


Bild 4.3:  $\tau$ -N-Diagramm für verschiedene UD-Verbunde und ihre Matrixpolymere bei 77K.

### 4.3 Zugversuche an Kreuzverbunden

#### 4.3.1 [0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung

Die elastischen Eigenschaften der [0/90°]-Verbunde werden nach Gleichung (2.9a) durch die Elastizitätsmoduln in Richtung der Orthotropieachsen,  $E_1$  und  $E_2$ , und dem Verhältnis der Anzahl der 0°- und der 90°-Lagen bestimmt. In Tabelle 4.4 sind die elastischen Eigenschaften der [0/90°]-Verbunde und die berechneten Größen angegeben.

Tabelle 4.4: Elastische Eigenschaften der [0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K.

	$E_x$ [GPa]	$E_x$ [GPa] berechnet (2.9a)	$\nu_{xy}$	$\nu_{xy}$ berechnet (2.9b)
AS4/PEEK /11/	$80 \pm 7$	79	0,05	0,058
HTA/Epoxid F	$84,3 \pm 2,6$	75,7	$0,08 \pm 0,003$	0,08
HTA/Epoxid S	$82,5 \pm 8,6$	74,8	$0,074 \pm 0,004$	0,07

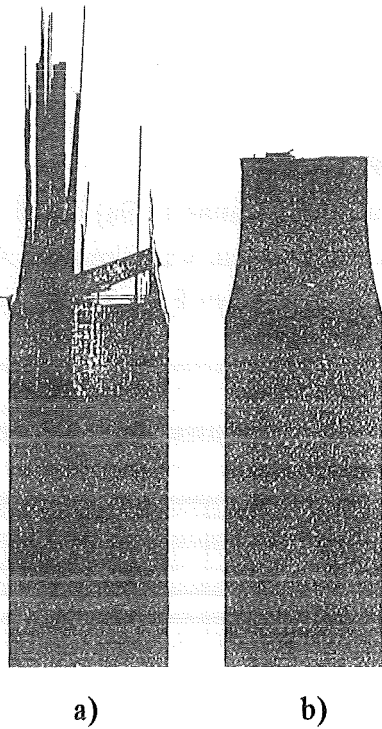
Da die elastischen Eigenschaften der Einzelschichten nur wenig variieren, und alle Verbunde ausgeglichen sind, unterscheiden sich die gemessenen Moduln nur geringfügig voneinander.

In Tabelle 4.5 sind die Festigkeitswerte der [0/90°]-Verbunde angegeben. Die Bruchdehnung  $\epsilon_{x_B}$  wurde mit dem Maximalen Verzerrungskriterium nach Gleichung (2.19) berechnet. Sie entspricht der Bruchdehnung  $\epsilon_{1B}$  des UD-Verbundes in Faserrichtung.

Tabelle 4.5: Festigkeiten der [0/90°]-Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K.

	$\sigma_{x_B}$ [MPa]	$\sigma_{x_B}$ [MPa] berechnet (2.18)	$\epsilon_{x_B}$ [%]	$\epsilon_{x_B}$ [MPa] berechnet (2.19)
AS4/PEEK /11/	$1260 \pm 40$	1248	$1,6 \pm 0,1$	-1,56
HTA/Epoxid F	$832 \pm 49$	1214	$0,95 \pm 0,05$	1,44
HTA/Epoxid S	$976 \pm 153$	1196	$1,2 \pm 0,1$	1,44

Man erwartet für alle Verbunde aufgrund der verwendeten Fasern ungefähr die gleiche Festigkeit. Jedoch erreicht nur der PEEK-Verbund die maximal mögliche Bruchdehnung und besitzt daher die höchste Festigkeit. Die Bruchdehnung des Epoxid S-Verbundes liegt unterhalb der möglichen Bruchdehnung. Die große Streuung der Festigkeit ist mit der Streuung des Moduls verbunden. Dies ist durch die schlechte Faserausrichtung bei diesen Verbunden erklärbar. Der Verbund mit Epoxid F weist die geringste Bruchdehnung auf. Er erreicht gerade 65% der möglichen Festigkeit. In Bild 4.4 sind die Bruchbilder der Verbunde mit Epoxid S bzw. Epoxid F dargestellt. Der Verbund mit Epoxid S versagt unter nahezu vollständiger Auflösung. Es besteht kein Zusammenhalt mehr zwischen 0°- und 90°-Lagen. Dagegen versagt der Verbund mit Epoxid F in einem nahezu glatten Bruch.



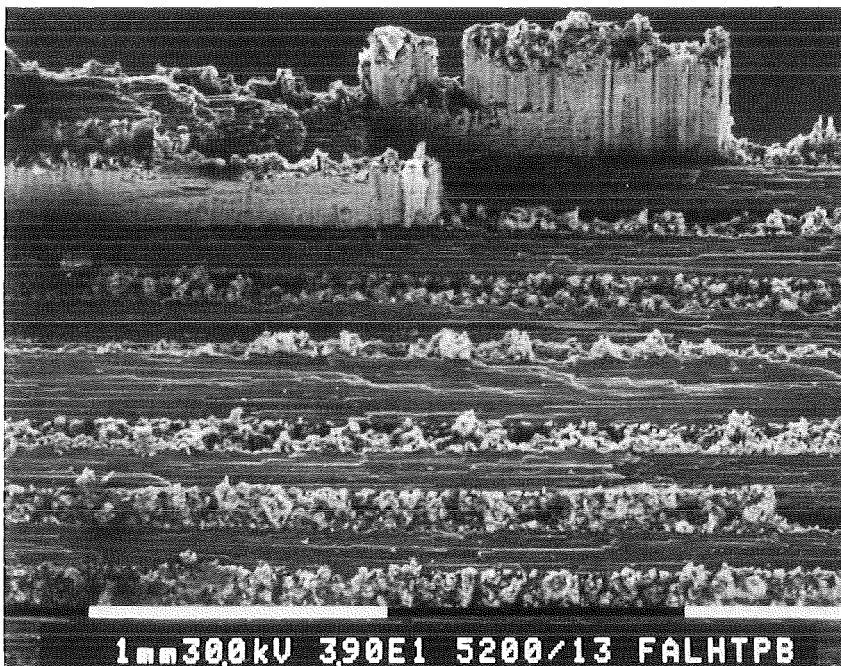
**Bild 4.4:**

Bruchbilder der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde bei 77K.

a) HTA/Epoxid S,

b) HTA/Epoxid F

In Bild 4.5 ist die REM-Aufnahme der Bruchfläche einer Probe mit Epoxid F abgebildet. Man erkennt, daß die lasttragenden  $0^\circ$ -Lagen alle in einer Ebenen versagen, die parallel zu den  $90^\circ$ -Lagen verläuft.



**Bild 4.5:**

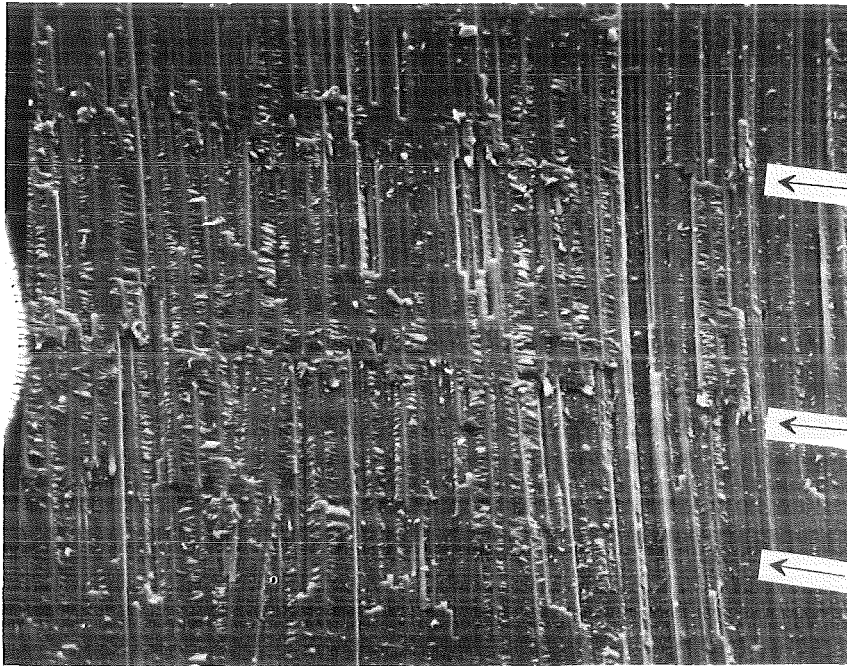
Bruchfläche einer

HTA/Epoxid F

$[0/90^\circ]$ -Zugprobe.

—| 250 $\mu$ m

In Bild 4.6 sind die REM-Aufnahmen der  $0^\circ$ -Lagen der Kreuzverbunde mit Epoxid S und Epoxid F dargestellt. Es ist die Grenzfläche zur  $90^\circ$ -Lage abgebildet. Im Verbund mit Epoxid F erkennt man die Konzentration gebrochener  $0^\circ$ -Fasern entlang dazu senkrecht verlaufender Linien. Der mittlere Abstand dieser Linien von einigen Zehntel Millimetern entspricht der mittleren Querrißdichte in der  $90^\circ$ -Lage beim Probenversagen. Dagegen sind im Verbund mit Epoxid S keine gebrochenen  $0^\circ$ -Fasern zu finden.



**Bild 4.6:**  
REM Aufnahmen der  
0°-Lagen gebrochener  
[0/90°]-Verbunde

a) HTA/Epoxid F  
|——| 100µm



b) HTA/Epoxid S  
|——| 100µm

Querrisse in der 90°-Lage treten in allen Kreuzverbunden auf. In Bild 4.7 ist die Rißdichte in der 90°-Lage in Abhängigkeit von der Verbunddehnung dargestellt. Die Ausgleichskurven wurden nach Gleichung (2.32) angepaßt. Der Anstieg der Rißdichte nach den ersten Rissen wird gut beschrieben. Allerdings ist die Beschreibung des Beginns der Rißbildung ungenügend.

In keinem der untersuchten Kreuzverbunde konnten nach mehrmaligen Abkühlen von Raumtemperatur auf 77K Querrisse nachgewiesen werden.

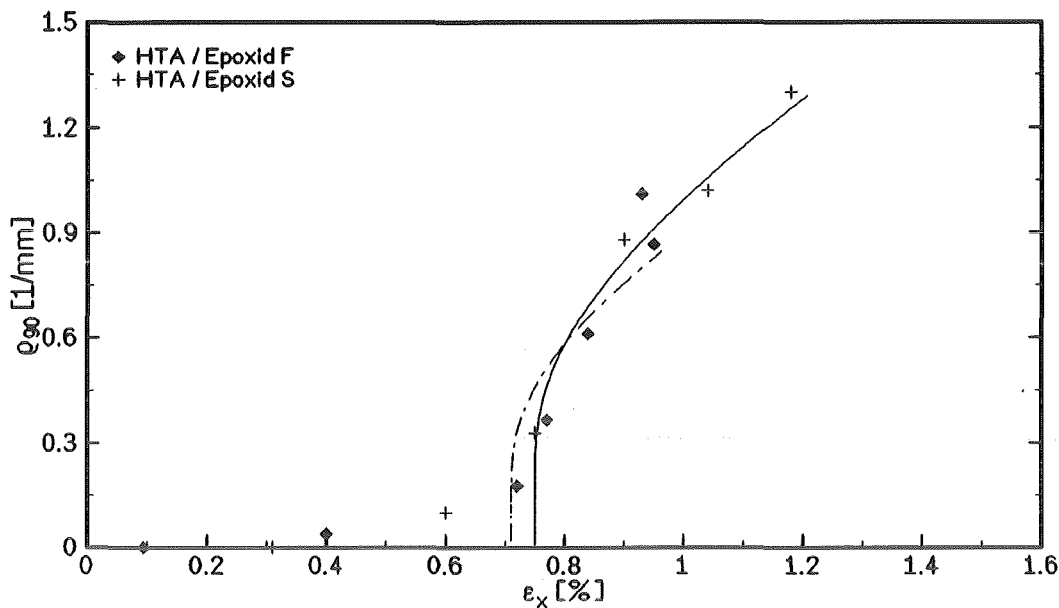
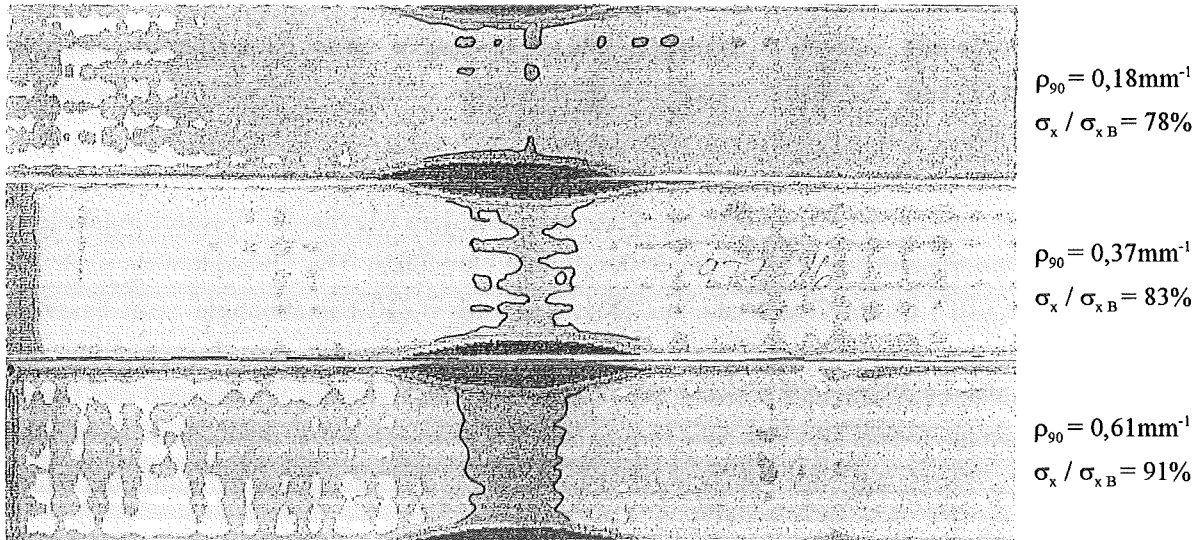


Bild 4.7: Mittlere Rißdichte  $\rho_{90}$  der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde in Abhängigkeit von der Verbunddehnung  $\varepsilon_x$  bei 77K.

Mit der mittleren Lagendicke  $d_{90}$ , der thermischen Vordehnung  $\varepsilon_2^{\text{th}}$  (Tabelle 2.1) und dem Beginn der Rißbildung  $\varepsilon_x^{1. \text{RiB}}$  kann man die Energiefreisetzungsrate  $G_{I_0}$  nach Gleichung (2.27) bestimmen. Man erhält für alle Verbunde Werte von  $350\text{J/m}^2$ . Aufgrund der Ungenauigkeit der, in die Rechnung eingehenden Werte, kann diese Methode nur eine Abschätzung der Größenordnung sein. In der Literatur findet man nur einen Wert bei Raumtemperatur für einen Verbund mit Epoxidharz F:  $G_{I_0} = 330\text{J/m}^2$  /54/. Für einen Verbund mit einem anderem, als dem hier untersuchten Epoxidharz, gilt  $G_{I_0} = 135\text{J/m}^2$  /54/.

Längsrisse in der  $0^\circ$ -Lage konnten nur in gebrochenen Proben beobachtet werden. Eine Abschätzung des Beginns der Längsrißbildung nach Gleichung (2.37) ergab für alle Verbunde Werte, die größer als die gemessene Bruchdehnung sind.

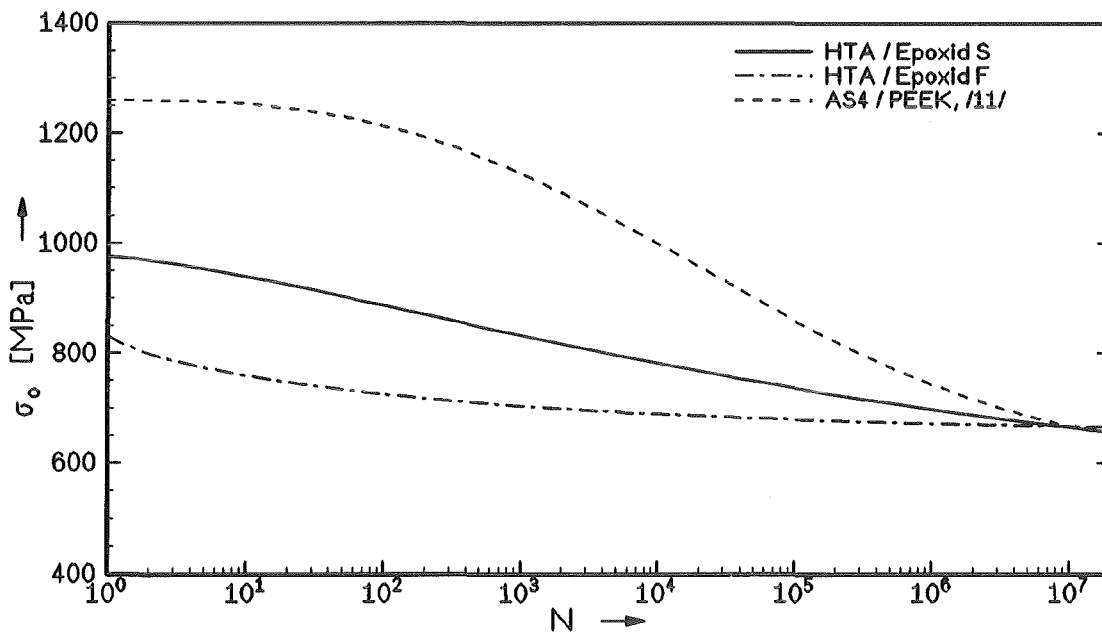
In Bild 4.8 sind Ultraschallscans einer sukzessive belasteten Probe mit Epoxid F dargestellt. Man erkennt die Entwicklung der Rißdichte und die Verteilung innerhalb des Prüfbereiches. Diese Aufnahmen stellen das Rückwandecho dar. Eine Messung mit der Fehlerechomethode zeigt keine reflektierenden Fehler. Es handelt sich bei den detektierten Fehlern also nicht um Delaminationen.



**Bild 4.8:** Ultraschallschans einer sukzessive belasteten Probe mit Epoxidharz F.  
 Der Unterschied zwischen zwei Farben entspricht einer 3dB höheren Dämpfung.  
 Prüffrequenz 10MHz, Verstärkung 36dB.

#### 4.3.2 [0/90°]-Verbunde unter schwellender Zugbelastung

In Bild 4.9 sind die Wöhlerkurven der untersuchten Faserverbunde dargestellt. Alle Verbunde weisen das gleiche Dauerlastniveau  $\sigma_o(10^7) \cong 665\text{MPa}$  auf. Die Wöhlerkurve des Verbundes mit Epoxid F verläuft nahezu horizontal. Eine Probe erreichte  $10^7$  Lastwechsel mit einer relativen Oberlast von  $\sigma_o / \sigma_{xB} = 85\%$ .



**Bild 4.9:** S-N-Diagramm der [0/90°]-Verbunde bei 77K.



Die Bruchbilder unter zyklischer Belastung stimmen mit denen unter statischer Belastung überein. Verbunde mit Epoxid F versagen mit einer glatten Bruchfläche parallel zu den 90°-Lagen. Der Epoxid S-Verbund versagt dagegen unter völliger Auflösung und Zerpinselung des Verbundes.

Das Dauerlastniveau der [0/90°]-Verbunde kann man mit dem Maximalen Verzerrungskriterium und dem Dauerlastniveau  $\epsilon_o(10^7)$  der 0°-Verbunde berechnen. Die Oberdehnung nach  $10^7$  Lastwechseln  $\epsilon_o(10^7)$  ist im Gegensatz zur Oberspannung  $\sigma_o(10^7)$  unabhängig vom Fasertyp /48/ und damit die allgemeinere Größe. Bei der Umrechnung auf die Zugspannung des [0/90°]-Verbundes muß beachtet werden, daß dessen Elastizitätsmodul  $E_x$  während der Ermüdung nicht konstant bleibt. Bei den hier untersuchten Kreuzverbunden degradiert der Modul um maximal 4%. Damit liegt der Fehler dieser Abschätzung im Bereich der Streuung der Meßwerte. In Tabelle 4.6 sind die berechneten und die gemessenen Dauerlastniveaus dargestellt. Die Fehler ergeben sich aus den Fehlern der statischen Festigkeiten und der Annahme konstanter Streuung über den gesamten Lastspielbereich.

**Tabelle 4.6:** Oberspannung  $\sigma_o$  nach  $10^7$  Lastwechseln der [0/90°]-Verbunde bei 77K.

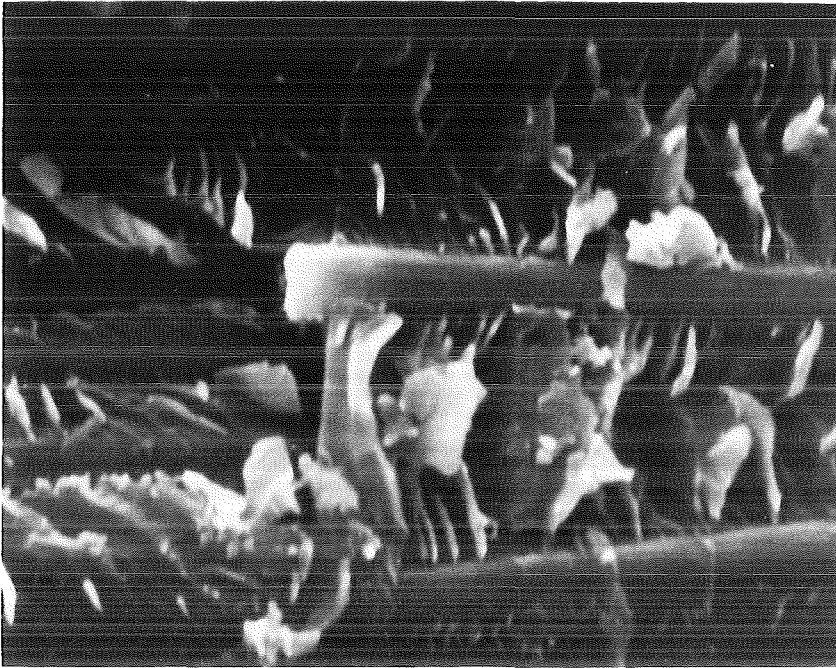
	$\sigma_o(10^7)$ [MPa] gemessen	$\sigma_o(10^7)$ [MPa] berechnet (2.19)
AS4/PEEK /11/	667 ± 21	480 ± 15
HTA/Epoxid F	666 ± 40	843 ± 50
HTA/Epoxid S	665 ± 100	660 ± 100

Entsprechend den Dauerlastniveaus der 0°-Verbunde unter Zugbelastung, erwartet man das höchste Dauerlastniveau für den Verbund mit Epoxid F, gefolgt von dem Epoxid S-Verbund. Der PEEK-Verbund sollte das geringste Dauerlastniveau aufweisen.

Der Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen ergibt jedoch nur für den Epoxid S-Verbund eine Übereinstimmung von gemessenem und berechnetem Wert.

Für den Verbund mit Epoxid F ist der gemessene Wert kleiner als der berechnete. Dies liegt an der geringen statischen Festigkeit, die gleich dem berechneten Dauerlastniveau ist. Daher tritt ein Versagen auch nur innerhalb der Streuung der statischen Festigkeit auf und man erhält eine sehr flache Wöhlerkurve. Die Spannungen an gebrochenen 0°-Fasern werden wie im UD-Verbund durch Bildung von Mikrorissen abgebaut, wie in Bild 4.10 zu sehen ist.

Für den AS4/PEEK-Verbund ist das beobachtete Dauerlastniveau höher als das vorhergesagte.



**Bild 4.10:**  
REM-Aufnahme einer  
0°-Faser aus einem  
[0/90°]-Verbund mit  
Epoxid F.

$$\sigma_0 = 707 \text{ MPa}$$

$$N_B = 2,07 \cdot 10^5$$

$$\text{—|—| } 7,5 \mu\text{m}$$

Während der zyklischen Belastung wurde die Schadensakkumulation durch Bestimmung der Rißdichte in der 90°-Lage und der Moduldegradation bestimmt. In Bild 4.11 ist die Änderung der Rißdichte mit der Lastwechselzahl aufgetragen. Die Moduldegradation ist proportional der Rißdichte und beträgt für den PEEK-Verbund maximal 2% und für den Verbund mit Epoxid F maximal 4%. Die aus Gleichung (2.35) bestimmte maximale Moduldegradation ergibt für den PEEK-Verbund 11%, für den Epoxid S-Verbund 12% und für den Verbund mit Epoxid F 14%.

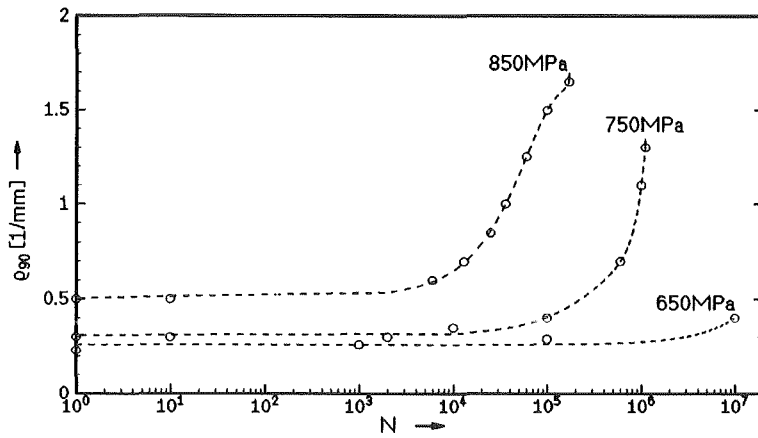
Der Verlauf der Rißdichte ist für die Verbunde grundsätzlich verschieden. Während im PEEK-Verbund die Rißdichte kontinuierlich wächst, geht sie für den Verbund mit Epoxid F in ein Sättigungsniveau über. Dieses Niveau ist für alle Proben ungefähr gleich. Ob dies materialspezifisch ist oder von der Oberlast abhängig ist, kann aufgrund der flachen Wöhlerkurve nicht entschieden werden. Die Rißdichte nimmt auch kurz vor Probenversagen nicht mehr zu, wie an gebrochenen Proben festgestellt werden kann.

Die Ergebnisse an Verbunden mit Epoxid S und Epoxid F können durch eine von Gamby [9/ vorgeschlagenen Funktion beschrieben werden:

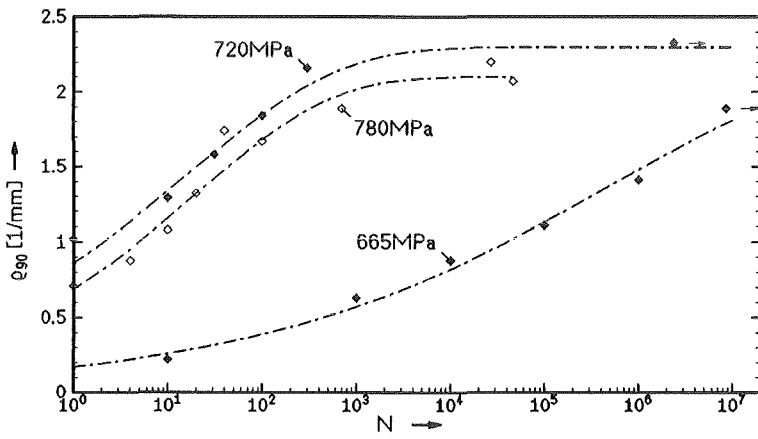
$$\rho_{90}(N) = \rho_{90}(N = \infty) \left\{ 1 - \exp \left[ -(\beta N)^{1/r} \right] \right\} \quad (4.1)$$

Gamby benutzt diese Funktion zur Beschreibung der Rißdichte an der Probenkante für Verbunde, die einen charakteristischen Schädigungszustand aufweisen. Er beobachtete, daß das Verhalten der Rißdichte Ähnlichkeiten mit Diffusionvorgängen aufweist, und leitete daraus diese Funktion ab.

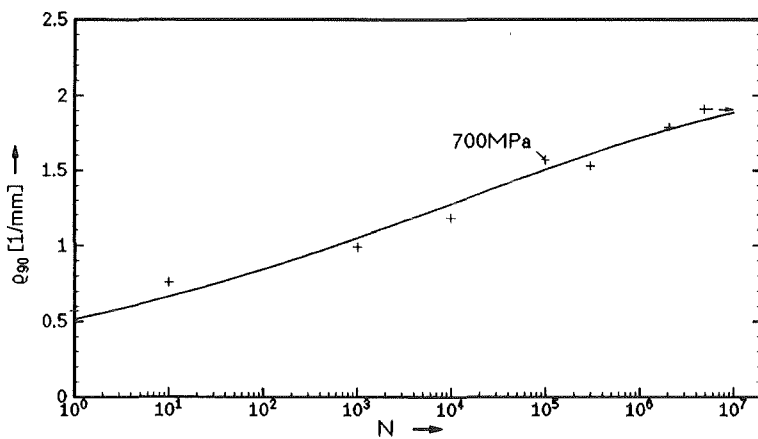
Die Ergebnisse des PEEK-Verbundes können mit dieser Funktion nicht beschrieben werden.



a) AS4 / PEEK / 11/



b) HTA / Epoxid F



c) HTA / Epoxid S

**Bild 4.11:** Mittlere Rißdichte  $\rho_{90}$  der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung gegen die Zahl der Lastwechsel bei 77K und verschiedenen Oberlasten.

### 4.3.3 $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung

Das elastische Verhalten der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung ist aufgrund der auftretenden interlaminaren Scherspannung matrixdominiert. Dies wird durch die Kraft-Weg-Diagramme der untersuchten Verbunde deutlich. Vor allem der Verbund mit der duktilen PEEK-Matrix zeigt plastisches Verhalten. Auch die beiden Verbunde mit Epoxiden weisen nichtlineares Verhalten auf.

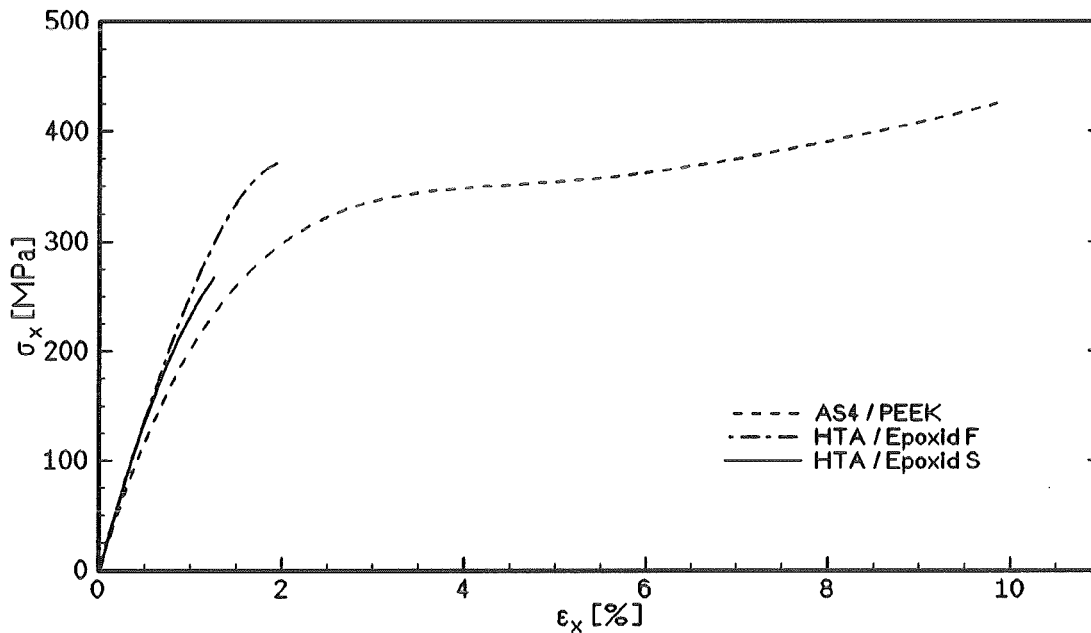


Bild 4.12: Kraft-Weg-Diagramm der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung bei 77K.

In Tabelle 4.7 sind die elastischen Kennwerte der untersuchten Verbunde und die berechneten Größen angegeben.

Tabelle 4.7: Elastische Kennwerte der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K.

	$E_x$ [GPa]	$E_x$ [GPa] berechnet (2.10a)	$\nu_{xy}$	$\nu_{xy}$ berechnet (2.10c)
AS4/PEEK	$23,9 \pm 4,8$	34,7	0,69	0,59
HTA/Epoxid F	$30,1 \pm 0,9$	28,9	$0,66 \pm 0,02$	0,61
HTA/Epoxid S	$27,2 \pm 1,7$	29,3	$0,70 \pm 0,02$	0,61

Da die elastischen Eigenschaften der verwendeten Matrixmaterialien nicht stark variieren, sind auch die Elastizitätsmoduln der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde sehr ähnlich. Auffallend ist der niedrige Elastizitätsmodul des AS4/PEEK-Verbundes, verbunden mit einer großen Streuung. Eine Erklärung hierfür konnte nicht gefunden werden.

Aufgrund der entstehenden interlaminaren Scherspannungen können die elastischen Eigenschaften der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde zur Bestimmung des Schubmoduls  $G_{12}$  benutzt werden. Aus Gleichung (2.24b) folgt /31/.

$$G_{12} = \frac{E_x}{2(1 + \nu_{xy})} \quad (4.2)$$

In Tabelle 4.8 sind die so ermittelten Schubmoduln angegeben. Die Fehler ergeben sich aus den Fehlern der Eingangsgrößen. Zum Vergleich sind die an Torsionsrohren bestimmten Schubmoduln angeführt. Für den Epoxid F-Verbund ist der Wert des  $[0/90^\circ]$ -Verbundes aus Abschnitt 4.4.1 verwendet worden.

**Tabelle 4.8:** Schubmoduln  $G_{12}$  der untersuchten Verbunde bei 77K.

	AS4/PEEK	HTA/Epoxid F	HTA/Epoxid S
$G_{12}$ [GPa] berechnet (4.2)	$7,1 \pm 1,4$	$9,2 \pm 0,8$	$8 \pm 0,5$
$G_{12}$ [GPa] gemessen	$10,9 \pm 0,6$	$9 \pm 0,5$	$9,1 \pm 0,5$

Der niedrige Wert des PEEK-Verbundes resultiert aus dem niedrigen Elastizitätsmodul  $E_x$  dieses Verbundes. Für die Verbunde mit Epoxiden stimmen die berechneten Werte gut mit den an Torsionsrohren bestimmten Werten überein.

Die Festigkeiten der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde sind in Tabelle 4.9 angegeben. Die berechneten Festigkeiten sind nach dem maximalen Spannungskriterium und die Bruchdehnungen nach dem maximalen Verzerrungskriterium bestimmt worden. Dabei ist die thermische Vordehnung senkrecht zur Faser nach Abschnitt 2.4 mitberücksichtigt worden. Durch diese Berücksichtigung ändert sich die berechnete Bruchdehnung für den PEEK-Verbund durch die hohe thermische Vordehnung und für den Epoxid S-Verbund wegen der geringen Bruchdehnung  $\varepsilon_{2B}$ . Für diese Verbunde wird Versagen aufgrund der überschrittenen Bruchdehnung  $\varepsilon_{2B}$  senkrecht zur Faser vorhergesagt. Der Epoxid F-Verbund dagegen soll durch Überschreiten der Scherbruchdehnung versagen. Das maximale Spannungskriterium sagt für alle Verbunde unter Berücksichtigung der thermischen Vorspannung Versagen durch Überschreiten der Scherbruchspannung voraus.

**Tabelle 4.9:** Festigkeiten der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Zugbelastung bei 77K.

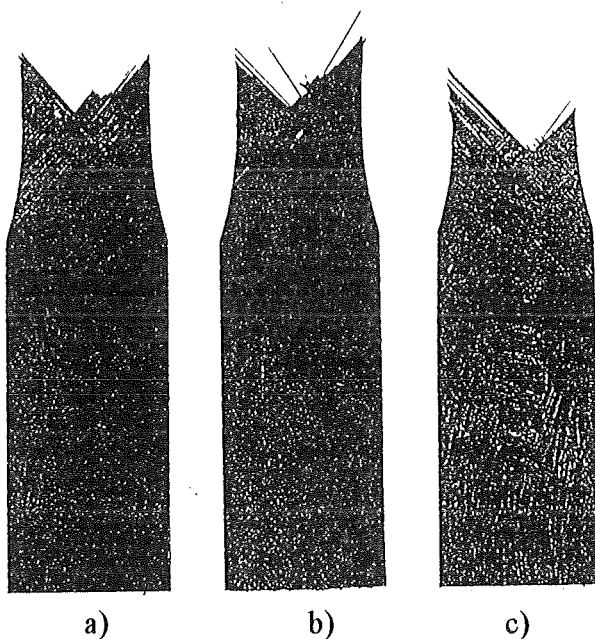
	$\sigma_{xB}$ [MPa]	$\sigma_{xB}$ [MPa] berechnet (2.18)	$\epsilon_{xB}$ [%]	$\epsilon_{xB}$ [%] berechnet (2.19)
AS4/PEEK	435 ± 38 (338 ± 16)	300 ± 10	11 ± 1 (4,6 ± 0,6)	1,4
HTA/Epoxid F	372 ± 6	290 ± 35	2,1 ± 0,1	1,1
HTA/Epoxid S	255 ± 13	242 ± 20	1,25 ± 0,07	0,6

Die Festigkeitswerte, die bei AS4/PEEK in Klammern stehen beziehen sich auf das Plateau im Kraft-Weg-Diagramm des Verbundes. Sowohl im Ultraschallbild, als auch durch Risse an der Probekante erkennt man in diesem Bereich eine starke Schädigung. Hingegen kann keine Schädigung bis zum Probenversagen für beide Epoxidverbunde festgestellt werden.

Die Festigkeit unter matrix-dominierter Belastung spiegelt die Matrixfestigkeit und die Faser-Matrix-Haftung wieder. Unter diesen Bedingungen erzielt der Verbund mit PEEK-Matrix die höchste Bruchspannung, gefolgt von dem Verbund mit Epoxid F und dem Epoxid S-Verbund. Unter matrix-dominierter Zugbelastung senkrecht zur Faser sind die erreichten Festigkeiten in gleicher Weise gestaffelt (s. Tabelle 4.2).

Die berechneten Festigkeiten sind mit beiden Kriterien kleiner als die beobachteten. Dabei ergibt das Spannungskriterium realistische Werte, wohingegen das Verzerrungskriterium um mindestens 50% zu kleine Bruchdehnungen ergibt. Dies ist erstaunlich, da im Spannungskriterium keine Wechselwirkungen zwischen Spannungen berücksichtigt werden, und die Scherfestigkeit der Einzelschicht durch die gleichzeitig auftretende Zugspannung senkrecht zur Faser reduziert wird /56, 57/. Nur für den Epoxid S-Verbund stimmen Berechnung und Beobachtung innerhalb der Fehlergrenzen überein.

In Bild 4.13 sind die Bruchbilder der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde dargestellt. Für alle Verbunde verlaufen die Risse entlang der Fasern.



**Bild 4.13:**

Bruchbilder der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung bei 77K.

- a) HTA/Epoxid S
- b) HTA/Epoxid F
- c) AS4/PEEK

#### 4.3.4 $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter schwellender Zugbelastung

In Bild 4.14 sind die Wöhlerkurven der untersuchten  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter zugschwellender Belastung abgebildet.

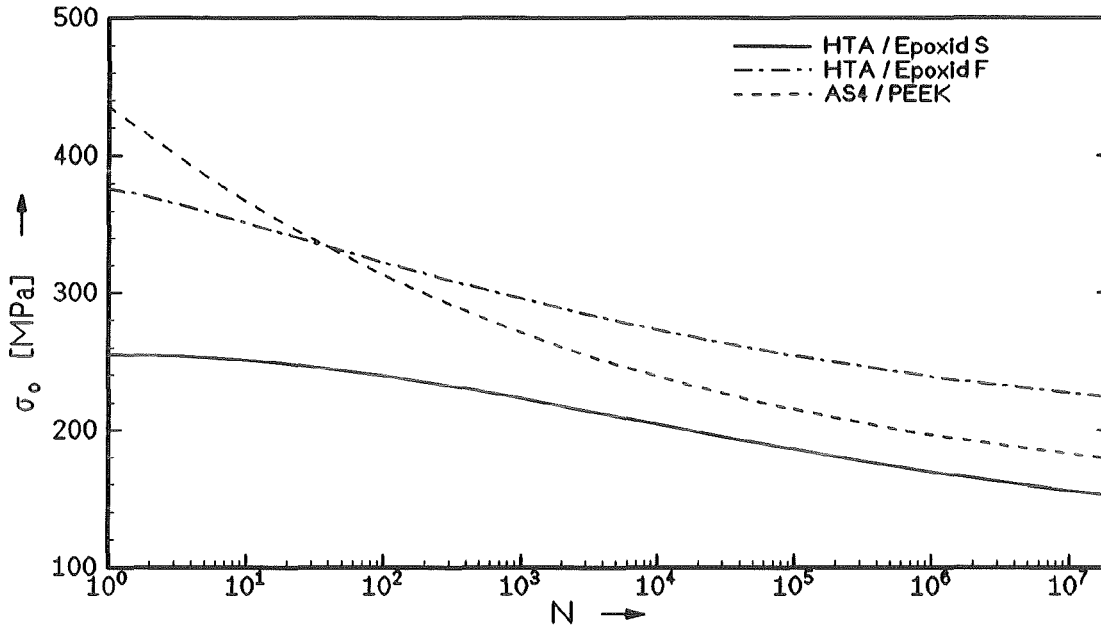


Bild 4.14: S-N-Diagramm der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde bei 77K.

In Tabelle 4.10 sind die beobachteten Dauerlastniveaus und die aus dem maximalen Spannungskriterium bestimmten Werte aufgeführt. Für die Berechnung wurden die Dauerlastniveaus der UD-Verbunde bzw. des  $[0/90^\circ]$ -Verbundes unter scherschwellender Belastung verwendet. Die Fehler ergeben sich aus den relativen Streuungen der statischen Festigkeiten.

Tabelle 4.10: Mittlere Oberlast nach  $10^7$  Lastwechseln der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter zugschwellender Belastung bei 77K.

	$\sigma_0(10^7)$ [MPa] gemessen	$\sigma_0(10^7)$ [MPa] berechnet (2.18)
AS4/PEEK	$183 \pm 16$	$126 \pm 11$
HTA/Epoxid F	$228 \pm 4$	$154 \pm 3^{1)}$
HTA/Epoxid S	$156 \pm 8$	$164 \pm 8$

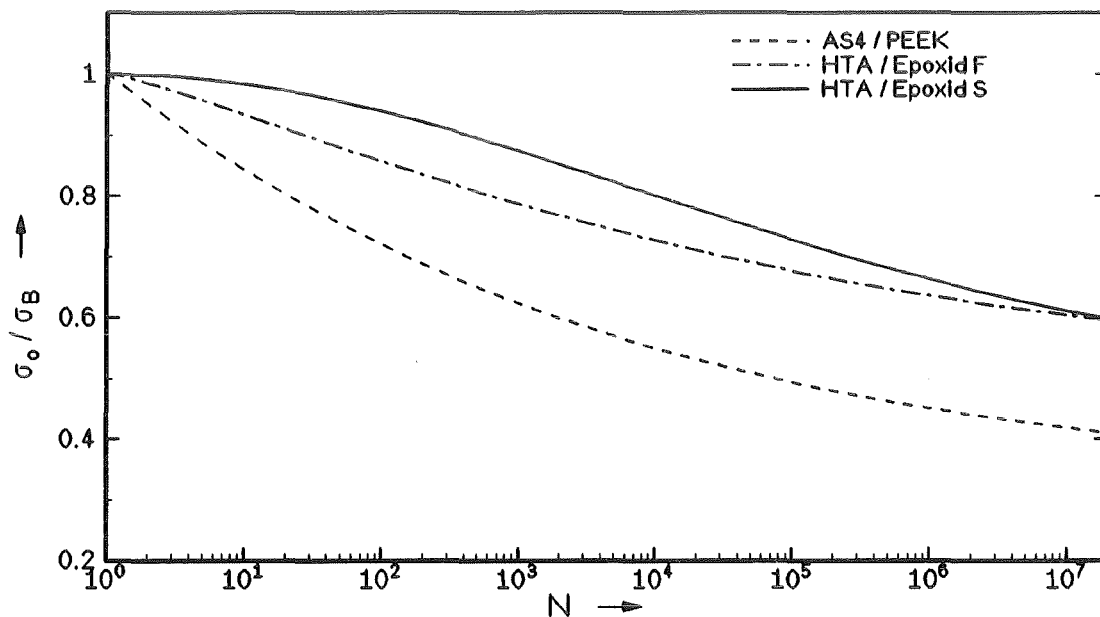
<sup>1)</sup> aus Dauerlastniveau des  $[0/90^\circ]$ -Verbundes unter Scherung berechnet.

Wie unter quasistatischer Zugbelastung treten für die Verbunde die gleichen Verhältnisse aus Vorhersage und Messung auf. Für die Verbunde mit PEEK und Epoxid F sind die vorhergesagten Dauerlastniveaus deutlich kleiner als die beobachteten. Nur für den qualitativ

schlechten Verbund mit Epoxid S-Matrix stimmen die berechneten und die beobachteten Werte überein.

Unter zyklischer Belastung degradiert der PEEK-Verbund sehr stark, so daß sein Dauerlastniveau unter dem des Verbundes mit Epoxid F liegt. Der Epoxid S-Verbund weist wie unter statischer Belastung die niedrigste Festigkeit auf.

In Bild 4.15 sind die Wöhlerkurven mit der, auf die statische Festigkeit normierten Oberlast aufgetragen. Deutlich erkennbar ist die starke Degradation des PEEK-Verbundes, während die Verbunde mit Epoxid F und Epoxid S sich in dieser Darstellung nahezu identisch verhalten



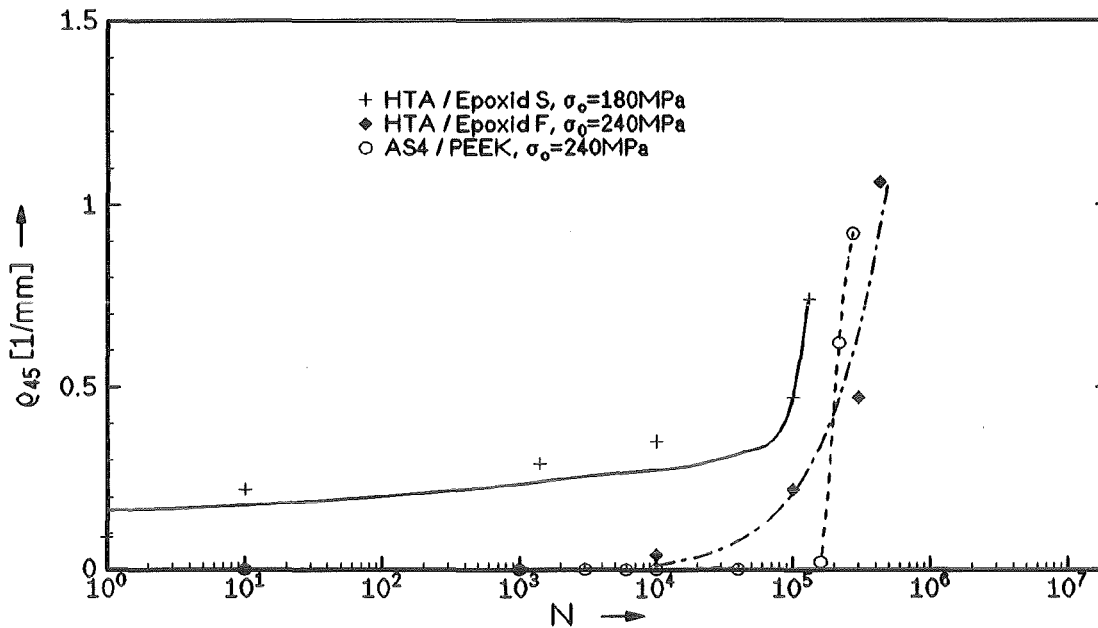
**Bild 4.15:** Normiertes S-N-Diagramm der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde bei 77K.

Während der Ermüdung wurde die Rißdichte an der Probenkante bestimmt. Die Rißdichte  $\rho_{45}$  in Abhängigkeit von der Lastwechselzahl ist in Bild 4.16 dargestellt.

Trotz der höheren Lebensdauer beginnt die Rißbildung im Verbund mit Epoxid F früher als im PEEK-Verbund. Nach den ersten Lastwechseln ist für beide Verbunde noch keine Schädigung erkennbar.

Für den Epoxid S-Verbund beginnt die Schädigung schon nach den ersten Lastwechseln. Die Rißdichte wächst auch diesen Verbund kontinuierlich. Für keinen der Verbunde ergibt sich ein Sättigungsniveau.





**Bild 4.16:** Rißdichte  $\rho_{45}$  der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter zugschwellender Belastung bei 77K.

## 4.4 Torsionsversuche an Kreuzverbunden

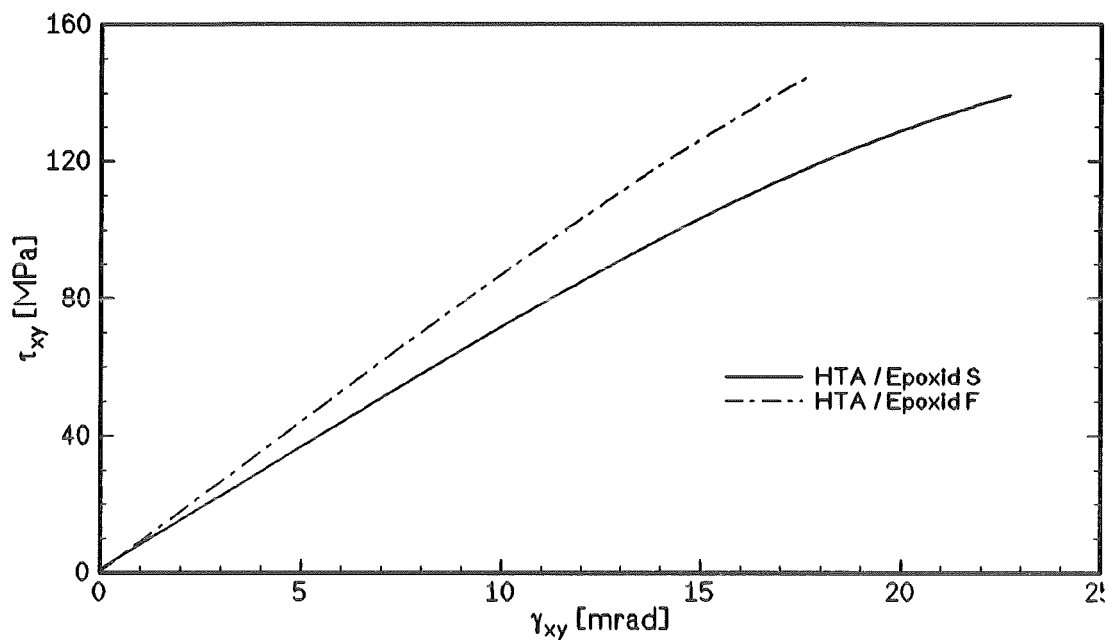
### 4.4.1 $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung

Wird eine  $0^\circ$ -Lage durch Scherung belastet, so tritt in ihr derselbe Spannungszustand auf, wie in einer  $90^\circ$ -Lage unter Scherung (s. Gleichung 2.25). Daher folgt aus der klassischen Laminattheorie, daß der Schermodul eines  $[0/90^\circ]$ -Verbundes identisch mit dem eines UD-Verbundes ist (s. Gleichung 2.9c). In Tabelle 4.11 sind die elastischen Eigenschaften der Verbunde angegeben. Zum Vergleich sind die nach Gleichung (4.2) bestimmten Schermoduln angegeben.

**Tabelle 4.11:** Elastische Eigenschaften der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K.

	$G_{xy}$ [GPa]	$G_{xy}$ [GPa] berechnet (2.9c)	$G_{xy}$ [GPa] berechnet (4.2)
HTA/Epoxid S	$8,1 \pm 1$	$9,1 \pm 0,5$	$8,0 \pm 0,5$
HTA/Epoxid F	$9,0 \pm 0,5$	----	$9,2 \pm 0,8$

Die Schermoduln des Kreuz- und UD-Verbundes stimmen gut überein. Beide Verbunde zeigen aufgrund der matrixdominierten Belastung nichtlineares Verhalten.



**Bild 4.17:** Schubspannungs-Scherungs-Diagramm der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde bei 77K.

In Tabelle 4.12 sind die Festigkeiten der untersuchten Verbunde angegeben. Die nach dem maximalen Spannungs- und Verzerrungskriterium berechneten Festigkeiten sind identisch mit den Festigkeiten der UD-Verbunde, da eine Wechselwirkung zwischen Scherspannung und thermisch induzierter Zugspannung in den hier verwendeten Kriterien nicht berücksichtigt wird.

**Tabelle 4.12:** Festigkeiten der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K.

	$\tau_{xyB}$ [MPa]	$\tau_{xyB}$ [MPa] berechnet (2.18)	$\gamma_{xyB}$ [mrad]	$\gamma_{xyB}$ [mrad] berechnet (2.19)
HTA/Epoxid S	$139 \pm 5$	$121 \pm 10$	$22,6 \pm 1,1$	$15 \pm 2$
HTA/Epoxid F	$145 \pm 18$	----	$17,7 \pm 2,2$	----

Die Scherbruchspannung ist für den Kreuzverbund etwas höher als die berechnete Bruchspannung. Dies ist jedoch nicht signifikant. Allerdings hat die thermisch induzierte Spannung  $\sigma_2^{\text{th}}$  wie in den  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunden unter Zugbelastung keinen negativen Einfluß auf die Festigkeit.

Die Proben beider Verbunde versagen innerhalb eines gürtelförmigen Streifens über den gesamten Umfang des Torsionsrohres. Da die parallel zur Rohrachse angeordneten  $0^\circ$ -Lagen durch das Scherversagen zwar zerstört werden, die Fasern selbst aber nicht durchtrennt werden, gibt es keine offene Bruchfläche.

#### 4.4.2 [0/90°]-Verbunde unter schwellender Scherbelastung

In Bild 4.18 sind die Wöhlerkurven der untersuchten [0/90°]-Verbunde unter schwellender Scherbelastung dargestellt. Die Verbunde verhalten sich sehr ähnlich und erreichen ein Dauerlastniveau von  $\tau_o(10^7) \cong 80\text{MPa}$ .

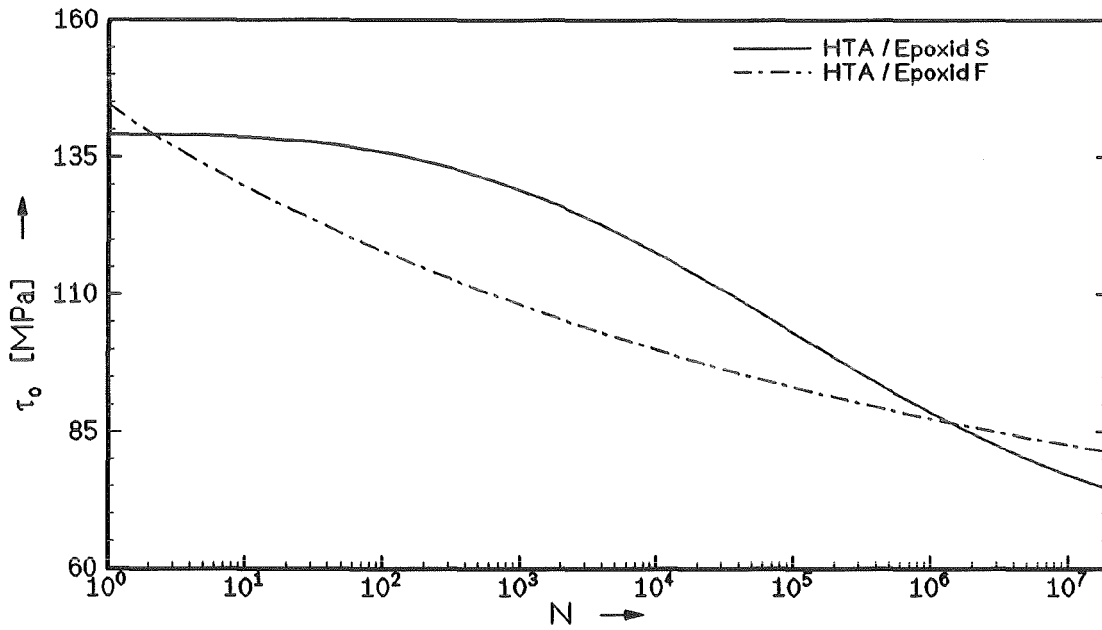


Bild 4.18:  $\tau$ -N-Diagramm der [0/90°]-Verbunde bei 77K.

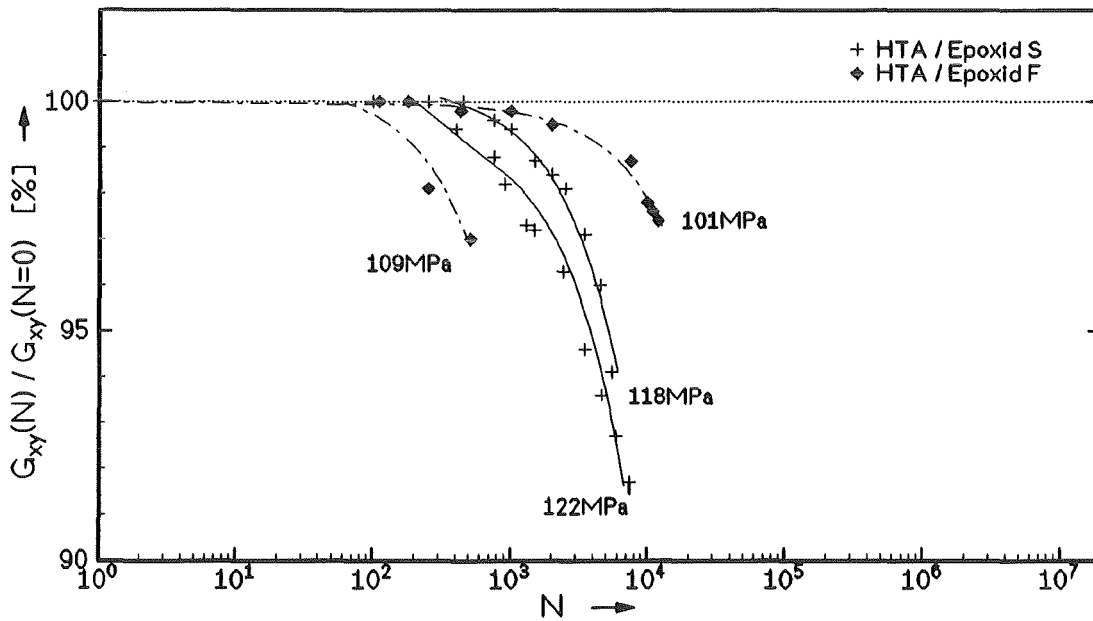


Bild 4.19: Normierter Schubmodul  $G_{xy}$  gegen die Zahl der Lastwechsel  $N$  bei 77K.

Während der Ermüdung wurde der Schubmodul in Abhängigkeit von der Lastwechselzahl bestimmt. In Bild 4.19 sind die Ergebnisse dargestellt. Für beide Verbunde nimmt der Schubmodul kontinuierlich ab, ohne ein Sättigungsniveau aufzuweisen. Die Änderung des Schubmoduls ist für den Epoxid S-Verbund mit maximal 8% größer als für den Verbund mit Epoxid F mit maximal 3%.

Die Proben des Epoxid S-Verbundes versagen unter zyklischer Beanspruchung mit den gleichen Bruchbild wie unter quasistatischer Beanspruchung.

Im Gegensatz dazu treten bei Verbunden mit Epoxid F zwei Bruchbilder auf. Das erste entspricht wiederum dem statischen Bruchbild mit einer gürtelförmigen Versagenszone. Ein Drittel der Proben versagt jedoch in einem Streifen parallel zur Rohrachse, d.h. entlang der 0°-Fasern. Es läßt sich kein Zusammenhang zwischen Lastniveau bzw. Lastwechselzahl bis zum Bruch und dem Bruchbild feststellen. Dies ist im Einklang mit der Vorhersage nach der Spannungsanalyse aus Abschnitt 2.5.3, die für beide Lagen die gleiche Scherspannung, und damit die gleiche Versagenswahrscheinlichkeit ergibt.

In Bild 4.20 sind die Wöhlerkurven des UD- und [0/90°]-Verbundes mit Epoxid S-Matrix dargestellt. Beide Verbunde weisen dasselbe Dauerlastniveau nach  $10^7$  Lastwechseln auf. Dies entspricht der Vorhersage des maximalen Spannungskriteriums. Ein Einfluß der thermischen Vordehnung kann wie im statischen Fall nicht festgestellt werden.

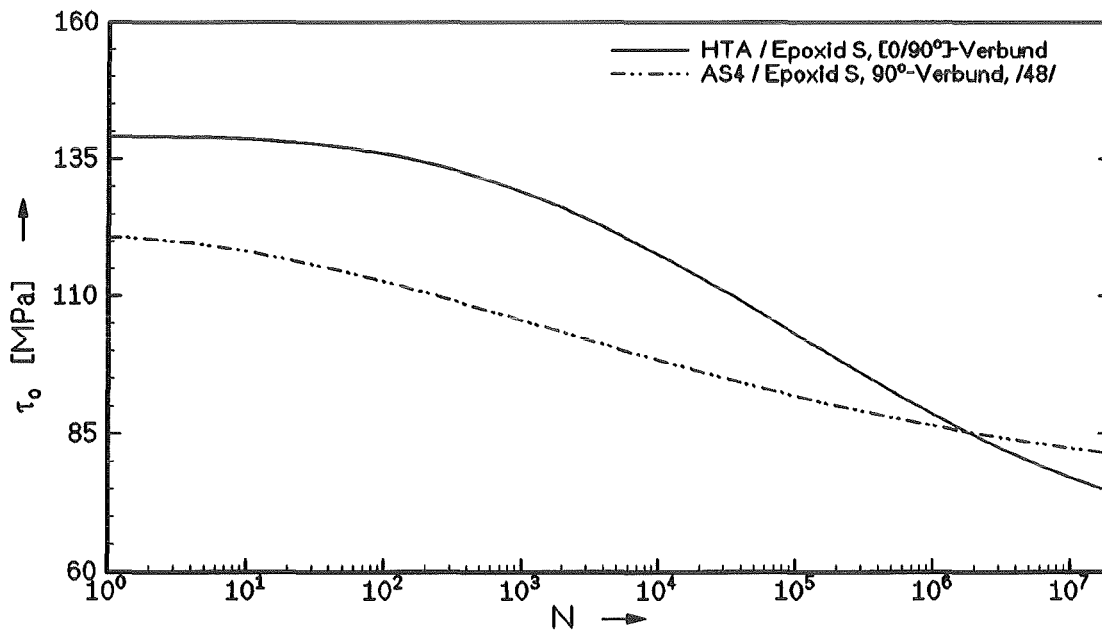


Bild 4.20:  $\tau$ -N-Diagramm des UD- und [0/90°]-Verbundes mit Epoxid S-Matrix bei 77K.

#### 4.4.3 $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung

Wie in Abschnitt 2.5.4 gezeigt, verursacht die Scherung eines  $[\pm 45^\circ]$ -Verbundes eine Zug- bzw. Druckspannung gleichen Betrages in Faserrichtung der Einzelschichten. Die Schubmoduln werden daher von den Elastizitätsmoduln in Faserrichtung dominiert. In Tabelle 4.13 sind die Schubmoduln der untersuchten Verbunde angegeben. Für die Berechnung wurde der gleiche E-Modul unter Zug- und unter Druckbelastung angenommen. Für den Verbund mit Epoxid S wurden drei verschiedene Laminattypen untersucht. Der Schubmodul für den Verbund mit zusätzlichen  $90^\circ$ -Lagen kann nach Gleichung (2.7) aus dem Schubmodul der  $90^\circ$ -Lage und dem der  $\pm 45^\circ$ -Lagen berechnet werden.

**Tabelle 4.13:** Elastische Eigenschaften der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K.

		$G_{xy}$ [GPa]	$G_{xy}$ [GPa] berechnet (2.10c), (2.7)
HTA/Epoxid F	$[+45/-45]_3$	$32,8 \pm 2,8$	36,1
HTA/Epoxid S	$[+45/-45]_3$	$36,4 \pm 4,5$	35,6
	$[+45/-45]_s$	$37,6 \pm 3,4$	35,6
	$[90/+45/-45]_s$	$22,4 \pm 2,5$	26

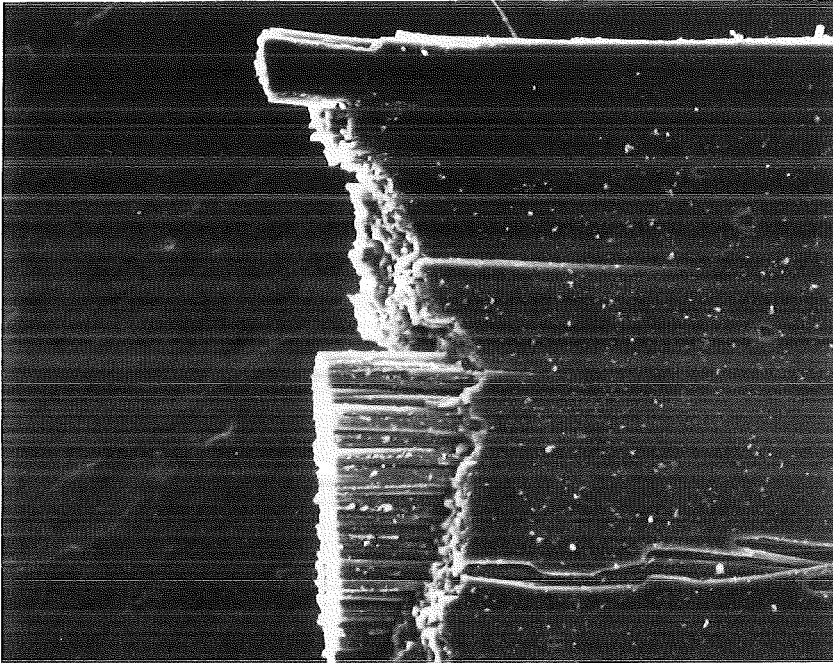
Die beobachteten Schubmoduln stimmen gut mit den berechneten Werten überein. Alle Verbunde zeigen linear elastisches Verhalten bis zum Probenversagen. In Tabelle 4.14 sind die Festigkeiten der Verbunde mit gleichem Laminataufbau und unterschiedlichen Matrices angegeben. Diese Festigkeiten sind abhängig von der Torsionsrichtung. Im Weiteren wird die Torsionsrichtung durch das Vorzeichen der Scherwinkeländerung  $\Delta\gamma$  beschrieben

**Tabelle 4.14:** Festigkeiten der  $[+45/-45]_3$ -Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K.

	HTA/Epoxid F		HTA/Epoxid S	
	$\Delta\gamma > 0$	$\Delta\gamma < 0$	$\Delta\gamma > 0$	$\Delta\gamma < 0$
$\tau_B$ [MPa]	$525 \pm 26$	$430 \pm 20$	$560 \pm 10$	$360 \pm 19$
$\gamma_B$ [mrad]	$16 \pm 1,5$	$11,5 \pm 1,5$	$15,5 \pm 1,3$	$10 \pm 1$

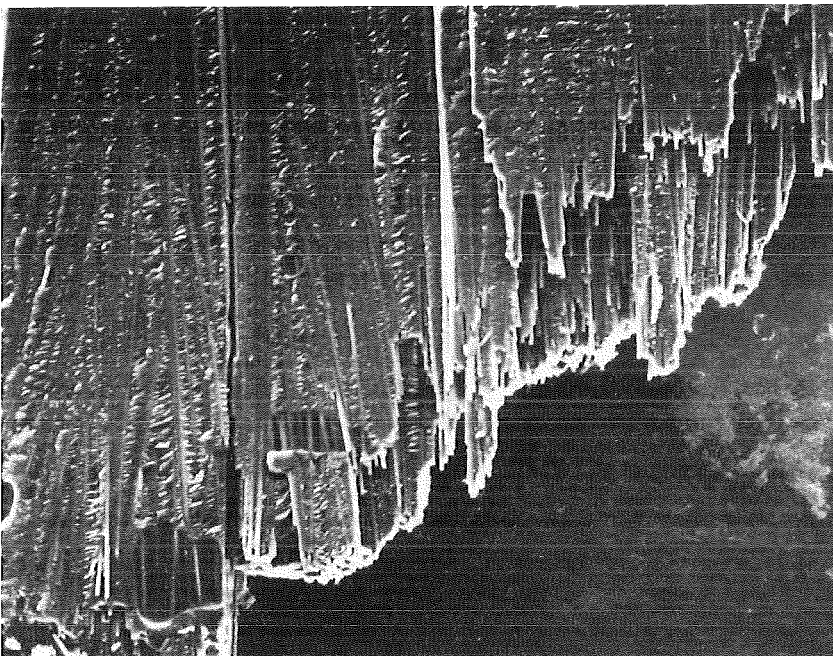
Die Festigkeit der Verbunde ist primär von der Torsionsrichtung bestimmt. Der Einfluß der Matrix dagegen ist vernachlässigbar. Die Bruchlinien der Rohrproben verlaufen immer senkrecht zu den unter Druckspannung stehenden Fasern. Wenn die Lagen unter Druckspannung auf der Außenseite des Rohres liegen, ist diese Lage im Bereich der Bruchlinie delaminiert. Sie löst sich nach außen ab.

In Bild 4.21 sind REM-Aufnahmen der Bruchkanten abgebildet. Liegt die Lage unter Druckspannung auf der Innenseite, so erhält man eine glatte Bruchfläche. Dagegen ist die Bruchlinie zerfasert, wenn die Drucklage auf der Außenseite des Rohres liegt.



**Bild 4.21:**  
REM-Aufnahmen der  
Drucklagen zweier  
[+45/-45]<sub>3</sub>-  
HTA/Epoxid S Proben.

a) Drucklage auf der  
Innenseite,  $\Delta\gamma > 0$   
|——| 800µm



b) Drucklage auf der  
Außenseite,  $\Delta\gamma < 0$   
|——| 1,6mm

Die Spannungen in Hauptachsenrichtung liegen deutlich unterhalb der Zugfestigkeit in Faser-  
richtung. Die Angaben über die Druckfestigkeit schwanken stark und liegen bei ca. 750MPa  
/1/.

Man kann daher davon ausgehen, daß der Probenbruch durch das Versagen der Lagen unter Druckspannung ausgelöst wird.

Durch die Änderung der Torsionsrichtung wird die Position dieser Drucklagen geändert. Somit ist der Einfluß der Torsionsrichtung auf die Festigkeit gleichbedeutend mit dem Einfluß der Position der Drucklage. Zur Bestimmung dieses Einflusses wurden Versuche mit unterschiedlichen Laminataufbauten für einen Verbund (HTA/Epoxid S) durchgeführt. Die dabei erzielten Festigkeiten sind in Tabelle 4.15 zusammengestellt.

**Tabelle 4.15:** Festigkeiten der  $[\pm 45^\circ]$ -HTA/Epoxid S-Verbunde unter quasistatischer Scherbelastung bei 77K mit verschiedenen Laminataufbauten.  $|\sigma_1|$ : Betrag der Spannung in Faserichtung bei Probenversagen.

		$\tau_B$ [MPa]	$\gamma_B$ [mrad]	$ \sigma_1 $ [MPa]	Bemerkung
[+45/-45] <sub>3</sub>	$\Delta\gamma > 0$	560 ± 10	15,5 ± 1,3	1014	Außenlage: Zug Innenlage: Druck
	$\Delta\gamma < 0$	360 ± 19	10 ± 1	652	Außenlage: Druck Innenlage: Zug
[+45/-45] <sub>s</sub>	$\Delta\gamma > 0$	315 ± 15	8,1 ± 0,8	565	Außenlage: Druck Innenlage: Druck
	$\Delta\gamma < 0$	306 ± 10	8,3 ± 0,3	554	Außenlage: Zug Innenlage: Zug
[90/+45/-45] <sub>s</sub>	$\Delta\gamma > 0$	293 ± 5	12,3 ± 1,2	800	Außenlage: Druck Innenlage: Druck
	$\Delta\gamma < 0$	478 ± 37	23,4 ± 1	1500	Außenlage: Zug Innenlage: Zug

Die Ergebnisse der Versuche lassen sich folgendermaßen zusammenfassen:

Rohre mit wandsymmetrischen Lagenaufbau zeigen keinen Einfluß der Torsionsrichtung. Ihre Festigkeit liegt unter der niedrigsten Festigkeit der [+45/-45]<sub>3</sub>-Rohre.

Die Bruchlinie verläuft für beide Torsionsrichtungen senkrecht zu den unter Druckspannung stehenden Fasern. Wenn die Drucklagen auf der Außenseite des Rohres liegen, zeigt sich das gleiche Bruchbild wie für [+45/-45]<sub>3</sub>-Rohre mit Drucklagen auf der Rohraußenseite. Stehen die Außen- und Innenseite dagegen unter Zugspannung tritt eine Delamination der Innenlage ein.

Wandsymmetrische Rohre mit zusätzlichen 90°-Lagen zeigen wieder von der Torsionsrichtung abhängige Festigkeiten. Hierbei wird die höchste Festigkeit erzielt, wenn die Lagen unter Druckspannung die innersten Lagen bilden. In diesem Fall wird die höchste Spannung in Hauptachsenrichtung  $|\sigma_1|$  der 45°-Lagen erreicht.

Aufgrund der 90°-Lagen auf den Außen- und Innenseiten der Rohre, kann das Bruchbild nicht beurteilt werden.

## 5. Diskussion

Bei der Betrachtung der Kreuzverbunde müssen gegenüber UD-Verbunden nicht nur die von außen aufgebrachten Spannungen, sondern auch die thermischen Spannungen berücksichtigt werden, die durch die anisotrope thermische Ausdehnung der UD-Schicht entstehen. Hierbei ist die Zugspannung senkrecht zur Faser aufgrund der geringen Festigkeit in dieser Richtung von besonderer Bedeutung. Jedoch bewirken die benachbarten Lagen nicht nur thermische Spannungen, sondern sie üben auch eine gegenseitige Stützwirkung aus. Für  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung kann gezeigt werden, daß die Bruchdehnung der  $90^\circ$ -Lage im Verbund größer ist, als die der freien  $90^\circ$ -Lage. Diese Stützwirkung tritt, wie gezeigt wird, nicht nur in diesem speziellen Fall auf.

### 5.1 $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung

Die Schädigung in  $[0/90^\circ]$ -Verbunden unter Zugbelastung beginnt mit der Bildung von Querrissen in der  $90^\circ$ -Lage. Der Beginn der Querrissbildung wird von der inneren thermischen Spannung und der Stützwirkung der Nachbarlagen beeinflusst.

Entscheidend für das Versagen des Verbundes ist die Wechselwirkung zwischen den Querrissen und den lasttragenden  $0^\circ$ -Lagen. Es lassen sich drei Versagenstypen unterscheiden:

- 1.) Starke destruktive Wechselwirkung zwischen den Querrissen und den lasttragenden Fasern. Durch die Spannungskonzentration an der Rißspitze werden die Fasern vor Erreichen der einachsigen bestimmten Bruchdehnung geschädigt und es kommt zum Versagen entlang eines Querrisses.
- 2.) Entkopplung von  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Lage durch Delaminationen. Bei schwacher Faser-Matrix-Haftung kann die Scherspannung in der Grenzschicht im Bereich eines Querrisses zu Delaminationen führen.
- 3.) Umlenkung der Querrisse in Längsrisse innerhalb der Matrix, bevor eine Schädigung der  $0^\circ$ -Lagen initiiert wird.

Hervorzuheben ist, daß diese Versagenstypen und damit auch die Festigkeiten wesentlich von der Matrix bestimmt werden.

Im folgenden werden wir auf die einzelnen Ergebnisse genauer eingegangen.

#### 5.1.1 Statische Zugbelastung

Die elastischen Eigenschaften der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde lassen sich mit der klassischen Laminattheorie gut vorhersagen.

Da die Verbundspannung vom relativen Anteil der  $0^\circ$ -Lagen abhängt, ist die Verbunddehnung für den Vergleich zwischen UD- und  $[0/90^\circ]$ -Verbunden zweckmäßiger.

Aufgrund der verwendeten hochfesten Fasern erwartet man für alle  $[0/90^\circ]$ -Verbunde ungefähr die gleiche Zugfestigkeit. Jedoch bieten die experimentellen Ergebnisse ein uneinheitliches Bild. Die Bruchdehnung  $\epsilon_{1B}$  der freien  $0^\circ$ -Lage wird nur durch den AS4/PEEK-Verbund und mit Einschränkung durch den HTA/Epoxid S-Verbund erreicht. Der Verbund HTA/Epoxid F erreicht gerade 65% dieser Bruchdehnung.



Für diesen Verbund kann eine destruktive Wirkung der Querrisse in der 90°-Lage durch REM-Aufnahmen nachgewiesen werden (Bild 4.6). Es tritt hier der 1. Schadenstyp auf. Die Scherspannung, die im Bereich der Rißspitze in der Grenzschicht entsteht, führt aufgrund der Faser-Matrix-Haftung und der Rißzähigkeit der Matrix nicht zu Delaminationen. Der Verbund versagt in einer glatten Bruchfläche entlang eines Querrisses.

Ein Maß für die Wahrscheinlichkeit, daß Delaminationen auftreten, gibt die interlaminare Scherfestigkeit an. Sie liegt für den HTA/Epoxid F-Verbund bei ca. 110MPa /57/ und für den Verbund mit Epoxid S bei 80MPa /48/. Daher können für den Verbund mit Epoxid S die Querrisse leichter durch Delaminationen entschärft werden. Für diesen Verbund wird der 2. Schadenstyp beobachtet. Es werden keine gebrochenen 0°-Fasern im Bereich der Querrisse gefunden. Die Delaminationen führen zum vollständigen Auflösen des Verbundes, wie die Bruchbilder zeigen. Allerdings erreicht der [0/90°]-Verbund nur 85% der Bruchdehnung der 0°-Lage bzw. der berechneten Festigkeit. Eine Ursache hierfür konnte nicht gefunden werden.

Für die Verbunde mit rißzähem PEEK als Matrix tritt der 3. Versagenstyp auf. Ahlborn /11/ beobachtete bei diesen Verbunden, daß die Querrisse vor den 0°-Lagen stoppen oder sogar umgelenkt werden. Bei der Herstellung der AS4/PEEK-Verbunde wird der Verbund über die Schmelztemperatur der Matrix erhitzt. Während des Abkühlvorganges bilden sich Kristallite bevorzugt auf der Oberfläche der Kohlenstoffaser. Vermutlich existiert ein Kristallinitätsgradient von der Faseroberfläche hin zur reinen Matrix /59/. Diese Hülle aus Matrixkristalliten schützt die Faser und beeinflusst das Rißwachstum. Daher erreichen diese Verbunde die Bruchdehnung des 0°-Verbundes.

### 5.1.2 Zyklische Zugbelastung

Unter zyklischer Belastung erwartet man in Anlehnung an die 0°-Verbunde unterschiedliche Dauerlastniveaus in Abhängigkeit von der verwendeten Matrix. Das Experiment ergibt jedoch für alle Verbunde das gleiche Dauerlastniveau.

Nur für den Verbund mit Epoxid S stimmen Meßwert und Voraussage überein. Bei dieser Materialkombination gibt es aufgrund der Delaminationen keine Wechselwirkung zwischen der 0°- und der 90°-Lage. Daher kann das Verhalten der 0°-Lage unter zyklischer Belastung auf den [0/90°]-Verbund übertragen werden.

Für den Verbund mit Epoxid F ist das berechnete Dauerlastniveau höher als das experimentelle Ergebnis. Die Degradation des [0/90°]-Verbundes ist mit  $\sigma_o(10^7)/\sigma_B=85\%$  sehr gering. Das Dauerlastniveau des 0°-Verbundes ist mit  $\varepsilon_o=1\%$  gleich der statischen Bruchdehnung des [0/90°]-Verbundes. Daher tritt ein Versagen unter zyklischer Belastung nur innerhalb des Streubandes der statischen Festigkeit auf und man erhält die beobachtete, geringe Degradation. Die Querrisse wirken sich unter zyklischer Belastung nicht aus, da die Spannungen an gebrochenen 0°-Fasern wie im UD-Verbund durch die Bildung von Mikrorissen abgebaut wird.

Für den AS4/PEEK-Verbund ist das berechnete Dauerlastniveau kleiner als der experimentelle Wert. Der entsprechende 0°-Verbund versagt durch die Bildung von Längsrissen in der Matrix in der Nachbarschaft gebrochener Fasern. Ahlborn /11/ erklärt das hohe Dauerlastniveau des [0/90°]-Verbundes durch die Unterdrückung dieser Längsrißbildung in den dünneren

0°-Lagen. Wie im statischen Fall werden die Querrisse innerhalb der Matrix gestoppt oder umgelenkt. Dies ist in Übereinstimmung mit den Beobachtungen von Karger-Kocsis /59/. Er bestimmte die Ermüdungsrissausbreitung in kurzfaserverstärktem PEEK mit Kohlenstoff- und Glasfasern, sowie von reinem PEEK. In kohlenfaserverstärktem PEEK verläuft der Riß nicht wie bei Glasfasern entlang der Faser-Matrix-Grenzfläche, sondern innerhalb der Matrix.

Auch der Vergleich der relativen Oberlasten nach  $10^7$  Lastwechseln ergibt keine Korrelation zwischen [0/90°]- und 0°-Verbund.

**Tabelle 5.1:** Normierte Oberspannungen nach  $10^7$  Lastwechseln der [0/90°]- und der 0°-Verbunde unter Zugbelastung.

	AS4/PEEK	HTA/Epoxid F	HTA/Epoxid S
$\sigma_o(10^7) / \sigma_B, 0^\circ$	35 %	66 %	57 %
$\sigma_o(10^7) / \sigma_B, [0/90^\circ]$	53 %	85 %	68 %

Aufgrund der verschiedenen Schadensmechanismen kann daher grundsätzlich keine Beziehung zwischen den Festigkeiten der 0°- und [0/90°]-Verbunden bestimmt werden.

## 5.2 [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunde unter Zugbelastung

Die Zugbelastung von [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunden ist matrixdominiert. Innerhalb des Verbundes tritt eine Scherspannung auf, die zum Versagen führt. Entsprechend wird die Verbundfestigkeit von der Matrixscherfestigkeit und der Faser-Matrix-Haftung bestimmt.

### 5.2.1 Statische Zugbelastung

Die elastischen Eigenschaften der [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunde mit Epoxidharz-Matrix unter Zugbelastung stimmen gut mit den Vorhersagen überein. Nur für den AS4/PEEK-Verbund weicht der gemessene Wert deutlich von der Vorhersage ab. Aufgrund der matrix-dominierten Belastung zeigen die Verbunde nichtlineares Verhalten.

Die höchste Festigkeit wird durch den AS4/PEEK-Verbund erzielt. Dies läßt sich mit der hohen Matrixscherfestigkeit und der guten Faser-Matrix-Haftung erklären. Außerdem weist dieser eine starke plastische Verformung auf und es zeigen sich schon vorzeitig erste Schäden bei der Ultraschall-Untersuchung. Der Verbund mit Epoxid S erreicht die niedrigste Festigkeit. Dies spiegelt die schlechten Festigkeitseigenschaften unter matrix-dominierte Belastung wieder, wie sie auch für den UD-Verbund unter Zugbelastung senkrecht zur Faser beobachtet wird. Der Verbund mit Epoxid F nimmt eine Mittelstellung ein.

Nach dem maximalen Spannungskriterium versagen die Verbunde durch Erreichen der Scherbruchspannung. Die beobachteten Festigkeiten liegen allerdings über den Vorhersagen, wenn die thermischen Spannungen berücksichtigt werden. Man kann daher davon ausgehen, daß auch in diesem Fall die Nachbarlagen eine Stützwirkung aufeinander ausüben. Da die mit dem maximalen Spannungskriterium bestimmten Festigkeiten unter den experimentell bestimmten

Werten liegen, übertrifft der positive Effekt der stützenden Nachbarlagen den negativen Einfluß der thermischen Vordehnung.

Zugversuche an  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunden werden oft verwendet zur Bestimmung der Verbundeigenschaften unter Scherbelastung. Für die elastischen Eigenschaften ergibt der Vergleich mit den Versuchen an  $90^\circ$ - bzw.  $0/90^\circ$ -Torsionsrohren eine gute Übereinstimmung für die Verbunde mit Epoxidharz-Matrix.

### 5.2.2 Zyklische Zugbelastung

Die Festigkeiten der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter zyklischer Zugbelastung nach  $10^7$  Lastwechseln verhalten sich in ähnlicher Weise wie die statischen Festigkeiten. Wiederum liegen die berechneten Festigkeiten unter den gemessenen Dauerlastniveaus.

Wegen der starken Degradation des AS4/PEEK-Verbundes erreicht der Epoxid F-Verbund das höchste Dauerlastniveau. Wie unter statischer Belastung erreicht der Epoxid S-Verbund die niedrigste Festigkeit. Normiert man jedoch die Oberspannung auf die statische Festigkeit, so erreicht der Epoxid S-Verbund das gleiche, hohe Dauerlastniveau wie der Verbund mit Epoxid F.

Die Degradation der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung ist ähnlich der Degradation der  $90^\circ$ - bzw. der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter Scherbelastung. Die normierten Dauerlastniveaus sind in Tabelle 5.2 zusammengestellt.

**Tabelle 5.2:** Normierte Oberspannungen nach  $10^7$  Lastwechseln der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung und der  $[0/90^\circ]$ - bzw.  $90^\circ$ -Verbunde unter Scherbelastung.

	AS4/PEEK	HTA/Epoxid F	HTA/Epoxid S
$\sigma_o(10^7) / \sigma_B$	42 %	62 %	60 %
$\tau_o(10^7) / \tau_B$	40 %	55 %	66 %

Der Vergleich zwischen der Rißakkumulation der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung mit der Moduldegradation der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter Torsionsbelastung, ergibt einen vergleichbaren Kurvenverlauf. Daraus läßt sich schließen, daß die Degradation der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung durch die auf die Einzelschichten wirkende Scherspannung bestimmt wird. Der Einfluß der thermischen Vorspannung und der Stützwirkung benachbarter Schichten sind quantitativ von der gleichen Größenordnung wie im statischen Fall.

### 5.3 [0/90°]-Verbunde unter Scherbelastung

Die klassische Laminattheorie sagt für 90°- und [0/90°]-Verbunde gleiches elastisches Verhalten unter Scherbelastung voraus. Dies ist im Rahmen der materialspezifischen Streuung erfüllt.

Werden die Festigkeiten des 90°- und des [0/90°]-Verbundes verglichen, so ergibt sich eine etwas höhere statische Festigkeit für den Kreuzverbund, aber das gleiche Dauerlastniveau nach  $10^7$  Lastwechseln wie der UD-Verbund. Auch in diesem Belastungsfall wird die festigkeitsreduzierende Wirkung der thermischen Spannung durch die Stützwirkung benachbarter Lagen ausgeglichen.

Vergleicht man die [0/90°]-Verbunde mit verschiedenen Matrizes miteinander, so erwartet man aufgrund der matrix-dominierten Belastung, wie bei [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunden unter Zugbelastung, eine höhere Festigkeit für den Verbund mit Epoxid F. Jedoch ergibt der Vergleich keinen signifikanten Unterschied in der Festigkeit. Die Verbunde verfügen sowohl unter statischer, als auch unter zyklischer Scherbelastung über die gleichen Festigkeiten. Ein Einfluß der Matrix kann allerdings bei der Moduldegradation festgestellt werden. Proben mit dem rißzäheren, flexibilisierten Epoxidharz F weisen eine geringere Moduldegradation auf als Verbunde mit sprödem Epoxidharz S als Matrix. Nach Gleichung (3.4) kann von der Moduldegradation direkt auf die Rißdichte im Verbund geschlossen werden. Dies bedeutet, der Verbund mit der rißzäheren Matrix weist bei gleichem Dauerlastniveau eine geringere Rißdichte auf.

### 5.4 [ $\pm 45^\circ$ ]-Verbunde unter Scherbelastung

Die elastischen Eigenschaften der Torsionsrohre lassen sich mit der klassischen Laminattheorie gut vorhersagen.

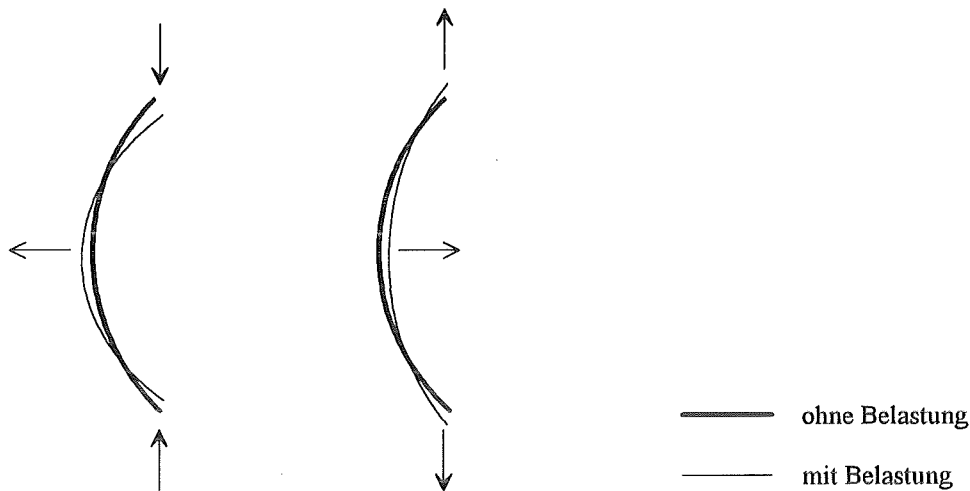
Zur Bestimmung der Versagensursache wurden Versuche an Torsionsrohren mit verschiedenen Laminataufbauten durchgeführt. Dabei ergab sich ein starker Einfluß der Torsionsrichtung auf die Festigkeit. Dieser Einfluß ist größer als der Einfluß der unterschiedlichen Matrizes. Zur Erklärung der unterschiedlichen Festigkeiten werden zuerst die möglichen Versagensmechanismen beschrieben. Hierbei ist zu berücksichtigen, daß die Fasern der Torsionsrohre im Raum eine Schraubenlinie beschreiben. Aufgrund der Krümmung der Fasern werden diese unter Druckbelastung bevorzugt in eine Richtung ausweichen. Ebenso werden unter Zugspannung stehende Fasern auf die Belastung reagieren, indem sie sich strecken, so daß der Krümmungsradius vergrößert wird. Diese Mechanismen werden in Bild 5.1 am Beispiel eines gekrümmten Stabes unter Zug- bzw. Druckbelastung dargestellt. In beiden Fällen führt die Reaktion der Fasern zu den beobachteten Delaminationen.

Im wandsymmetrischen Aufbau [ $+45/-45$ ]<sub>s</sub> tritt je ein Versagensmechanismus für eine Torsionsrichtung auf:

$\Delta\gamma < 0$ :      Außen- und Innenlage unter Zugspannung  
                            → Innenlage versagt

$\Delta\gamma > 0$ :      Außen- und Innenlage unter Druckspannung  
                            → Außenlage versagt

Es kommt in beiden Fällen zum vorzeitigen Versagen. Daß beide Versagensarten zur gleichen Festigkeit führen, kann zufällig sein.



**Bild 5.1:** Reaktion der gekrümmten Fasern der  $[\pm 45^\circ]$ -Torsionsrohren auf Zug- und Druckbelastung am Beispiel eines gekrümmten Stabes.

Im nicht wandsymmetrischen Aufbau  $[+45/-45]_3$  treten beide Mechanismen nur bei einer Torsionsrichtung auf:

- $\Delta\gamma < 0$ : Außenlage unter Druckspannung und Innenlage unter Zugspannung  
→ Außen- oder Innenlage versagen mit gleicher Wahrscheinlichkeit
- $\Delta\gamma > 0$ : Außenlage unter Zugspannung und Innenlage unter Druckspannung  
→ kein vorzeitiges Versagen

Die für  $\Delta\gamma < 0$  erzielte Festigkeit liegt in der Größenordnung der Festigkeiten der Rohre mit wandsymmetrischen Aufbau.

Ist  $\Delta\gamma > 0$ , so sind die beiden obengenannten Versagensmechanismen unterdrückt und man erzielt die höchste Festigkeit. Die Proben versagen in diesem Fall durch Faserbruch unter Druckspannung ohne makroskopisches Ausknicken.

Durch zusätzliche umfangsgewickelte Lagen auf der Innen- und Außenseite der Rohre kann die Spannung in Faserrichtung  $\sigma_1$  beim Versagen erhöht werden. Dieser Effekt ist jedoch nicht für beide Torsionsrichtungen gleich. So wird das Ausknicken der Außenlage unter Druck bis zu einer Druckspannung von 800MPa verhindert. Durch das Abstützen der Innenlage unter Zug durch die innere  $90^\circ$ -Lage wird eine Druckspannung von 1500MPa erreicht. Dieser Wert liegt im Bereich der höchsten gemessenen Druckfestigkeiten /1/.

## 6. Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die mechanischen Eigenschaften kohlenstoffaserverstärkter Polymere bei 77K unter statischer und zyklischer Zug- und Scherbelastung bestimmt. Die untersuchten Verbunde waren ausgeglichene Kreuzverbunde mit faser- bzw. matrixdominierter Orientierung.

Die elastischen Eigenschaften der Verbunde können mit Hilfe der klassischen Laminattheorie und den Kennwerte der UD-Schichten bestimmt werden. Die Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen ist gut.

Im Gegensatz zu den elastischen Eigenschaften sind die Festigkeiten der UD-Schichten nicht auf die Festigkeiten der Kreuzverbunde übertragbar.

Im Falle der  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter statischer Zugbelastung ist der Einfluß der in den  $90^\circ$ -Lagen auftretenden Querrisse von entscheidender Bedeutung. Nur wenn keine Wechselwirkung zwischen diesen Rissen und den lasttragenden  $0^\circ$ -Faserlagen auftritt, kann die Bruchdehnung der freien  $0^\circ$ -Lage erreicht werden. Eine Wechselwirkung kann entweder durch Delaminationen in der Grenzschicht (HTA/Epoxid S) oder durch die besondere Mikrostruktur der Matrix an der Faseroberfläche (AS4/PEEK) verhindert werden. Dies bedeutet, die statische Zugfestigkeit von  $[0/90^\circ]$ -Verbunden ist vom verwendeten Matrixtyp abhängig, und es besteht keine Korrelation zu den berechneten Zugfestigkeiten, die im wesentlichen vom verwendeten Fasertyp abhängen.

Unter zyklischer Belastung erwartet man entsprechend den Dauerlastniveaus der  $0^\circ$ -Verbunde unter Zugbelastung einen deutlichen Einfluß der Matrix. Das Experiment ergibt jedoch für die untersuchten Verbunde das gleiche Dauerlastniveau unabhängig von der Matrix. Die experimentellen Werte sind sowohl besser (AS4/PEEK) als auch schlechter (HTA/Epoxid F) als die Vorhersagen.

Die  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter statischer Zugbelastung reagieren entsprechend der Duktilität ihrer Matrix nichtlinear. Hierbei sind die beobachteten Festigkeiten höher als die Vorhersagen aus den UD-Festigkeitswerten. Dies trifft auch auf den HTA/Epoxid S-Verbund mit schlechter Herstellungsqualität zu. Somit kann keine Festigkeitsreduktion durch die thermische Vordehnung innerhalb der Kreuzverbunde festgestellt werden. Die höhere Festigkeit gegenüber den UD-Verbunden kann durch eine Stützwirkung der benachbarten Faserlagen erklärt werden. Die höchste Festigkeit wird durch den AS4/PEEK Verbund erzielt. Dieser Verbund weist auch das am stärksten ausgeprägte plastische Verhalten auf.

Unter zyklischer Belastung sind die Dauerlastniveaus im gleichen Verhältnis wie die statischen Festigkeiten höher als die Vorhersagen. Die Degradation der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung verläuft analog der Degradation der  $90^\circ$  umfangsgewickelten UD-Verbunde unter Scherbelastung. Auch die Schadensakkumulation verhält sich in beiden Fällen gleich. Somit ist das Verhalten der  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung bestimmt durch die Degradation der UD-Schicht unter Scherbelastung.

Für  $[0/90^\circ]$ -Verbunde unter statischer und zyklischer Scherbelastung sind die Festigkeiten gleich denen des  $90^\circ$ -Verbundes. Die thermische Vordehnung innerhalb des Kreuzverbundes wirkt sich somit nicht durch eine verminderte Festigkeit aus.

Die Verwendung eines flexibilisierten Epoxidharzes führt zu keiner Verbesserung des Dauerlastniveaus unter Scherung gegenüber einem Verbundes mit sprödem Epoxidharzes. Jedoch weist der Verbund mit flexibilisiertem Epoxidharz eine geringere Schermoduldegradation und damit eine geringere Rißdichte auf, als der Verbund mit sprödem Epoxidharz.

Bei den  $[\pm 45^\circ]$ -Verbunden unter Torsionsbelastung sind die beobachteten Festigkeiten von der Torsionsrichtung abhängig. Bei dieser Belastung stehen die Fasern unter Zug- bzw. Druckspannung. Aufgrund der Krümmung der Fasern kann ein vorzeitiges Versagen eintreten, wenn die Faserlagen unter Druckspannung auf der Außenseite bzw. die Faserlagen unter Zugspannung auf der Innenseite des Rohres liegen. Da sich mit der Änderung der Torsionsrichtung auch das Vorzeichen der Spannung in der einzelnen Lage ändert, können für die zwei Torsionsrichtungen unterschiedliche Versagensmechanismen auftreten. Durch geeignete Wahl des Laminataufbaus kann das vorzeitige Versagen zumindest für eine Torsionsrichtung verhindert werden.

Abschließend kann gesagt werden, daß die Festigkeit von Kreuzverbunden nicht nur durch die Festigkeit der UD-Schichten bestimmt wird, sondern es treten auch Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Schichten auf. Wie bei  $[0/90^\circ]$ -Verbunden unter Zugbelastung können diese Wechselwirkungen zum einen vom Matrixtyp abhängig sein, und zum anderen unterschiedliche Auswirkungen auf die Festigkeit haben. Schließlich kann auch der Laminataufbau von Bedeutung sein. Daher ist ohne genaue Kenntnis dieser Wechselwirkungen keine Vorhersage der Kreuzverbundfestigkeit möglich und die einfache Übertragung der UD-Verbundfestigkeit auf den Kreuzverbund ist häufig falsch.

## 7. Anhang

### 7.1 Faservolumengehalt

In den folgenden Tabellen sind die Faservolumengehalte und der Lagenaufbau der untersuchten Verbunde nach Herstellerangaben zusammengestellt. Für die AS4/PEEK-Verbunde gibt der Hersteller einen einheitlichen Faservolumengehalt für alle Halbzeuge an.

Bei der Beschreibung des Lagenaufbaus wird folgende Nomenklatur verwendet /58/:

- Die Indizes bestimmen die Anzahl der Lagen mit einer Faserrichtung.
- Der Index s beschreibt ein zur Mittelebene symmetrisches Laminat.
- Der Querstrich über einer Lage bedeutet, daß diese Lage in der Symmetrieebene des Verbundes liegt.

Als Beispiel ist der folgende Verbund in der ausführlichen und der Kurzschreibweise dargestellt:

$$[0/45/-45/45/-45/0/-45/45/-45/45/0] \Leftrightarrow [0/(\pm 45)_2/\bar{0}]_s$$

**Tabelle 7.1: Faservolumengehalte und Lagenaufbau der Halbzeuge**

#### a) Plattenhalbzeuge.

Lagenaufbau	Faser / Matrix	Faservolumengehalt $V_f$ [%]
$[0^\circ]_{16}$	HTA / Epoxid F	$61,5 \pm 3,0$
$[0/90^\circ]_{8s}$	AS4 / PEEK	$61,0 \pm 3,8$
	HTA / Epoxid F	$58,9 \pm 1,1$
$[0/90^\circ]_{4s}$	HTA / Epoxid S	$64,2 \pm 1,1$
$[\pm 45^\circ]_{8s}$	AS4 / PEEK	$61,0 \pm 3,8$
	HTA / Epoxid F	$59,2 \pm 0,3$
$[\pm 45^\circ]_{4s}$	HTA / Epoxid S	$62,0 \pm 1,0$

#### b) Rohrhalbzeuge.

Faseranordnung	Faser / Matrix	Faservolumengehalt $V_f$ [%]
$[90/0/90/\bar{0}]_s$	HTA / Epoxid F	$59,2 \pm 3,5$
	HTA / Epoxid S	$58,1 \pm 2,0$
$[+45/-45^\circ]_3$	HTA / Epoxid F	$55,7 \pm 2,2$
$[+45/-45^\circ]_3$	HTA / Epoxid S	$66,2 \pm 5,2$
$[+45/-45^\circ]_s$		$61,4 \pm 4,0$
$[90/+45/-45^\circ]_s$		$55,7 \pm 3,0$



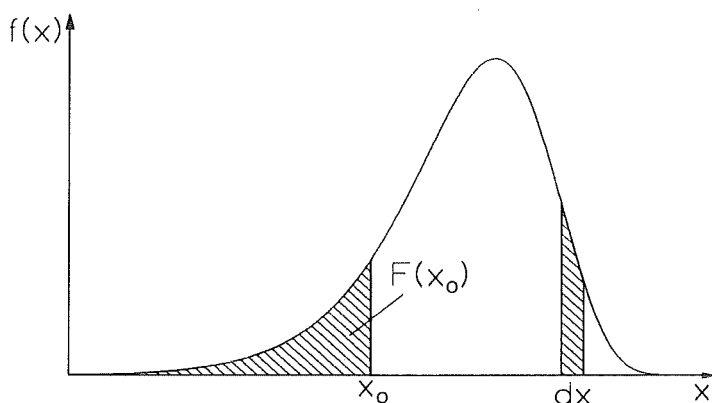
## 7.2 Statistische Auswertung

Zur statistischen Auswertung der Meßergebnisse aus den statischen Versuchen wird eine zweiparametrische Weibullverteilung mit folgender Verteilungsdichtefunktion herangezogen:

$$f(x, \alpha, \beta) = \left(\frac{\beta}{\alpha}\right) \cdot \left(\frac{x}{\alpha}\right)^{\beta-1} \cdot \exp\left[-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta\right] \quad (7.1)$$

$f(x, \alpha, \beta)dx$  (Bild 7.1) bezeichnet die Wahrscheinlichkeit, daß ein Wert im Bereich  $x, x+dx$  liegt.  $\alpha$  und  $\beta$  sind die charakteristischen Lage- und Formparameter der Verteilung.

a)

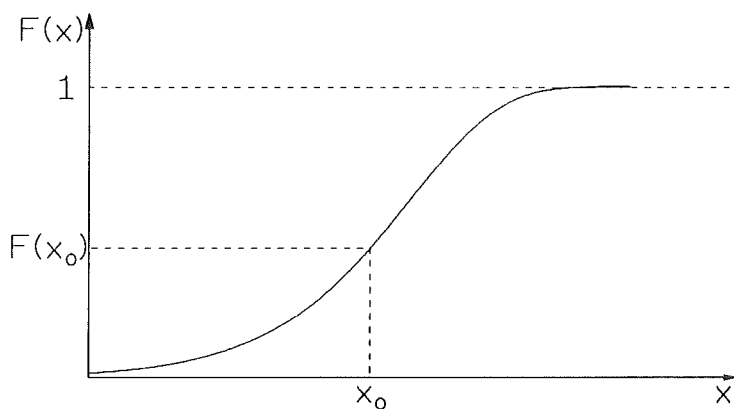


**Bild 7.1:** Weibull-Verteilungsdichtefunktion  $f(x)$

Durch die Integration von  $f(x, \alpha, \beta)$  erhält man die entsprechende Verteilungsfunktion  $F(x, \alpha, \beta)$ :

$$F(x, \alpha, \beta) = \int_{-\infty}^x f(\bar{x}, \alpha, \beta) d\bar{x} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta\right] \quad (7.2)$$

b)



**Bild 7.2:** Weibull-Verteilungsfunktion  $F(x)$ .

$F(x_0, \alpha, \beta)$  (Bild 7.2) ist gleich dem relativen Anteil der Meßwerte kleiner als  $x_0$ . Die Parameter  $\alpha$  und  $\beta$  der Weibullverteilung lassen sich mit Hilfe der Maximum-Likelihood-Methode rechnerisch bestimmen. Sie beruht auf der Überlegung, daß die Wahrscheinlichkeit einen Stichprobenwert  $x_i$  zu messen, durch den Wert der Verteilungsfunktion  $f(x_i, \alpha, \beta)$  mit den Parametern  $\alpha$  und  $\beta$  gegeben ist. Die Wahrscheinlichkeit, eine Stichprobenmenge  $x_1, x_2, \dots, x_n$  zu messen, ist dann durch die Maximum-Likelihood-Funktion  $L(\alpha, \beta)$  gegeben, mit

$$L(\alpha, \beta) = n! \prod_{i=1}^n f(x_i, \alpha, \beta) \quad (7.3)$$

Bei vorgegebenen Stichprobenwerten  $x_1, x_2, \dots, x_n$  sind die Parameter  $\alpha$  und  $\beta$  am wahrscheinlichsten, für die  $L(\alpha, \beta)$  ein Maximum besitzt. Daraus ergibt sich:

$$\frac{dL(\alpha, \beta)}{d\alpha} = \frac{dL(\alpha, \beta)}{d\beta} = 0 \quad (7.4)$$

bzw., da  $F(x) > 0$  und  $L \neq 0$ ,

$$\frac{d \ln L(\alpha, \beta)}{d\alpha} = \frac{d \ln L(\alpha, \beta)}{d\beta} = 0 \quad (7.5)$$

$\alpha$  und  $\beta$  werden durch die Lösung von Gleichung (7.5) gefunden. Nach Einsetzen von  $f(x, \alpha, \beta)$  und einigen Umformungen erhält man:

$$\alpha(x, \beta) = \left[ \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i^\beta \right]^{1/\beta} \quad (7.6)$$

$$\sum_{i=1}^n \left[ \frac{1}{\beta} - \ln \alpha(x, \beta) + \ln x_i - \left( \frac{x_i}{\alpha(x, \beta)} \right)^\beta \cdot \ln \left( \frac{x_i}{\alpha(x, \beta)} \right) \right] = 0 \quad (7.7)$$

Der Mittelwert  $\mu_x$  und die Standardabweichung  $\sigma_x$  der zweiparametrischen Weibullverteilung hängen mit den Parametern  $\alpha$  und  $\beta$  folgendermaßen zusammen:

$$\mu_x(\alpha, \beta) = \alpha \cdot \Gamma\left(\frac{1}{\beta} - 1\right) \quad (7.8)$$

$$\sigma_x(\alpha, \beta) = \alpha \cdot \left[ \Gamma\left(\frac{2}{\beta} + 1\right) - \left( \Gamma\left(\frac{1}{\beta} + 1\right) \right)^2 \right]^{1/2} \quad (7.9)$$

mit der tabellierten Gammafunktion  $\Gamma$ .

In den folgenden Tabellen sind die Form- und Lageparameter der Verbunde unter statischer Zug- und Scherbelastung zusammengestellt.

**Tabelle 7.2: Form- und Lageparameter der Weibullverteilung**

**a) Quasistatische Zugbelastung bei 77K.**

Faseranordnung	Faser/Matrix	$\sigma_B$		$\varepsilon_B$		E	
		$\alpha$	$\beta$	$\alpha$	$\beta$	$\alpha$	$\beta$
0°	HTA / Epoxid F	2258	66,9	1,45	53,9	132,7	33,6
90°	HTA / Epoxid F	71,3	6,25	0,45	7,39	16,53	90,7
[0/90°]	HTA / Epoxid F	854	21,2	0,98	24,2	85,47	40,4
	HTA / Epoxid S	1048	7,5	1,25	14,1	86,2	11,7
[±45°]	AS4 / PEEK	452	13,9	12,2	11,1	25,6	5,35
	HTA / Epoxid F	374	86,8	2,08	61	30,48	43,2
	HTA / Epoxid S	261	25,4	1,28	21,4	27,96	19,6

**b) Quasistatische Scherbelastung bei 77K.**

Faseranordnung	Faser/Matrix	$\tau_B$		$\gamma_B$		G	
		$\alpha$	$\beta$	$\alpha$	$\beta$	$\alpha$	$\beta$
[0/90°]	HTA / Epoxid F	152	9,9	18,5	22,9	9,59	6,9
	HTA / Epoxid S	141,3	33,6	23,1	23,3	8,54	9,9
[+45/-45°] <sub>3</sub>	HTA / Epoxid F	537 <sup>1)</sup> 440 <sup>2)</sup>	25,2 <sup>1)</sup> 12,2 <sup>2)</sup>	16,3 <sup>1)</sup> 12,1 <sup>2)</sup>	25,4 <sup>1)</sup> 11,5 <sup>2)</sup>	41,2	21,2
[+45/-45°] <sub>3</sub>	HTA / Epoxid S	565 <sup>1)</sup> 368 <sup>2)</sup>	73,1 <sup>1)</sup> 24,2 <sup>2)</sup>	16,0 <sup>1)</sup> 10,2 <sup>2)</sup>	14,2 <sup>1)</sup> 20,7 <sup>2)</sup>	34,3	-11,1
[+45/-45°] <sub>s</sub>		319 <sup>1)</sup> 310 <sup>2)</sup>	26,9 <sup>1)</sup> 38,3 <sup>2)</sup>	8,45 <sup>1)</sup> 8,47 <sup>2)</sup>	12,1 <sup>1)</sup> 30,5 <sup>2)</sup>	39,1	13,5
[90/+45/-45°] <sub>s</sub>		294 <sup>1)</sup> 494 <sup>2)</sup>	116 <sup>1)</sup> 16,0 <sup>2)</sup>	12,8 <sup>1)</sup> 21,3 <sup>2)</sup>	12,7 <sup>1)</sup> 17,0 <sup>2)</sup>	23,4	10,8
----	Epoxid S	114	8,7	42,1	3,49	2,76	-4,8

<sup>1)</sup>  $\Delta\gamma > 0$

<sup>2)</sup>  $\Delta\gamma < 0$

## 7.3 Wöhlerkurven

In diesem Abschnitt werden die Formfaktoren der gemittelten Wöhlerkurven, wie sie in Kapitel 4 dargestellt sind, angegeben. Im weiteren sind die Diagramme der Meßwerte und der Mittelwertskurven abgebildet.

**Tabelle 7.3: Formfaktoren der Wöhlerkurven**

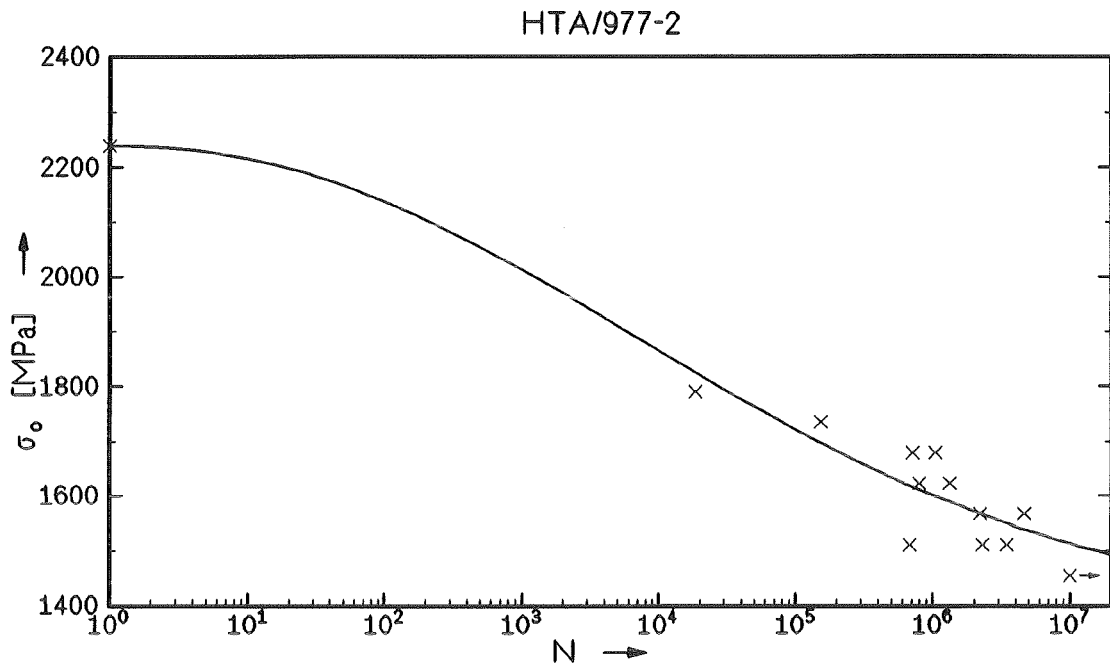
a) schwellende Zugbelastung bei 77K.

Faseranordnung	Faser/Matrix	g	h	$\sigma_D$
0°	HTA / Epoxid F	5,09	2,17	1400
[0/90°]	AS4 / PEEK /11/	5,08	2,78	610
	HTA / Epoxid F	2,32	0,79	650
	HTA / Epoxid S	5,75	1,37	550
[±45°]	AS4 / PEEK	3,68	1,03	100
	HTA / Epoxid F	4,76	1,24	190
	HTA / Epoxid S	5,57	1,98	130

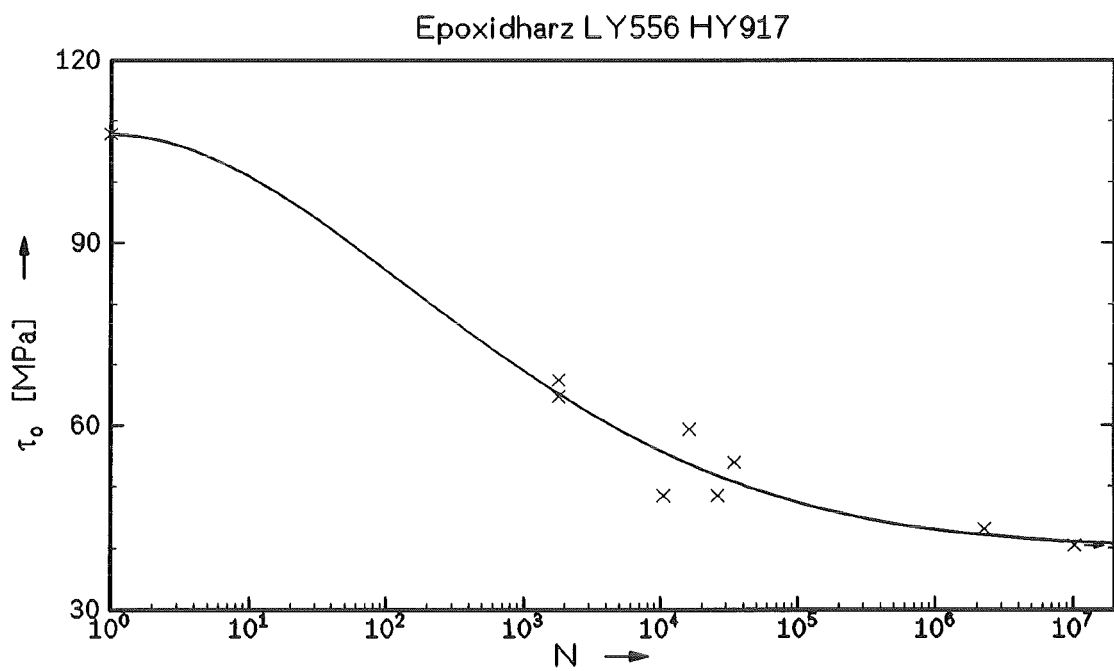
b) schwellende Scherbelastung bei 77K.

Faseranordnung	Faser/Matrix	g	h	$\tau_D$
[0/90°]	HTA / Epoxid F	5,9	0,96	55
	HTA / Epoxid S	5,73	2,99	65
Reinharz	Epoxid S	3,27	1,87	40

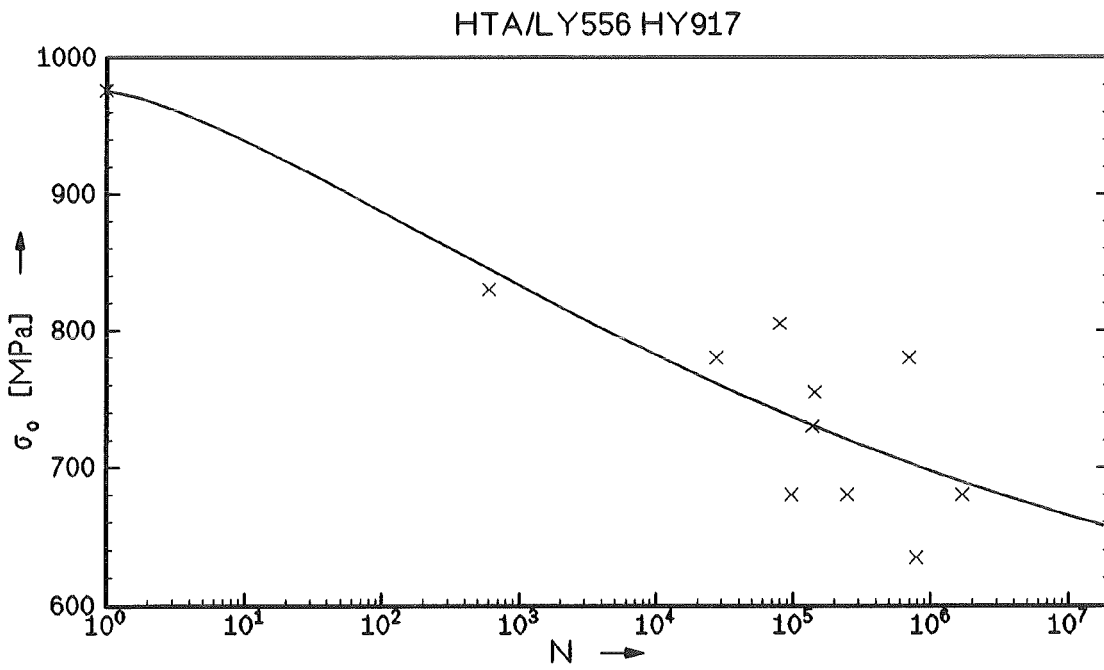
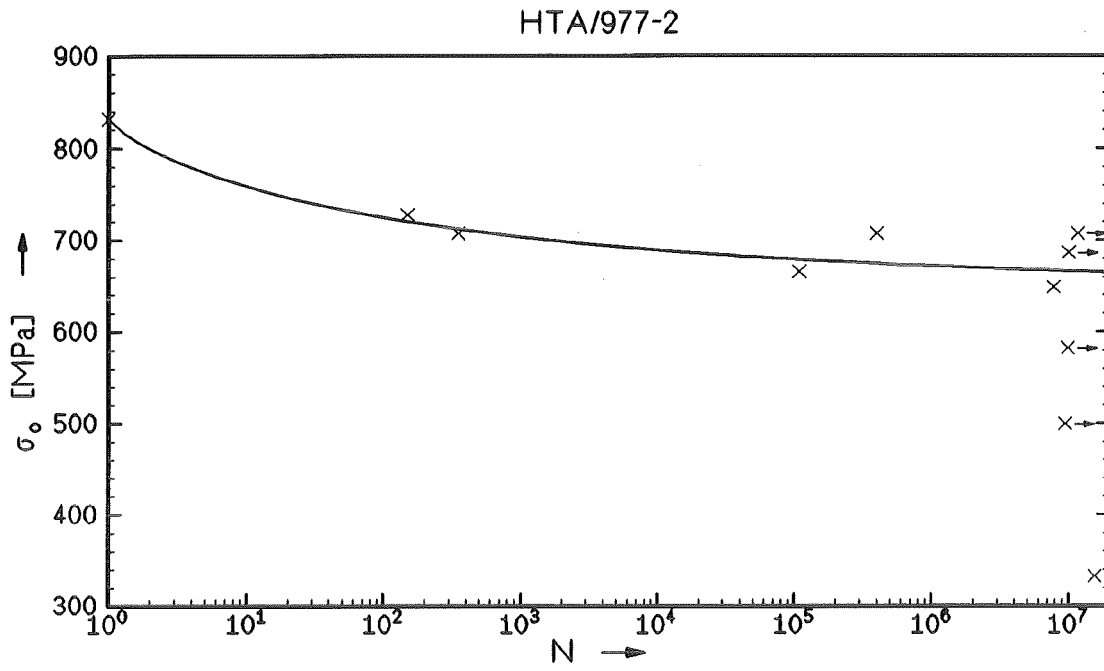
### 7.3.1 0°-Verbunde unter Zugbelastung



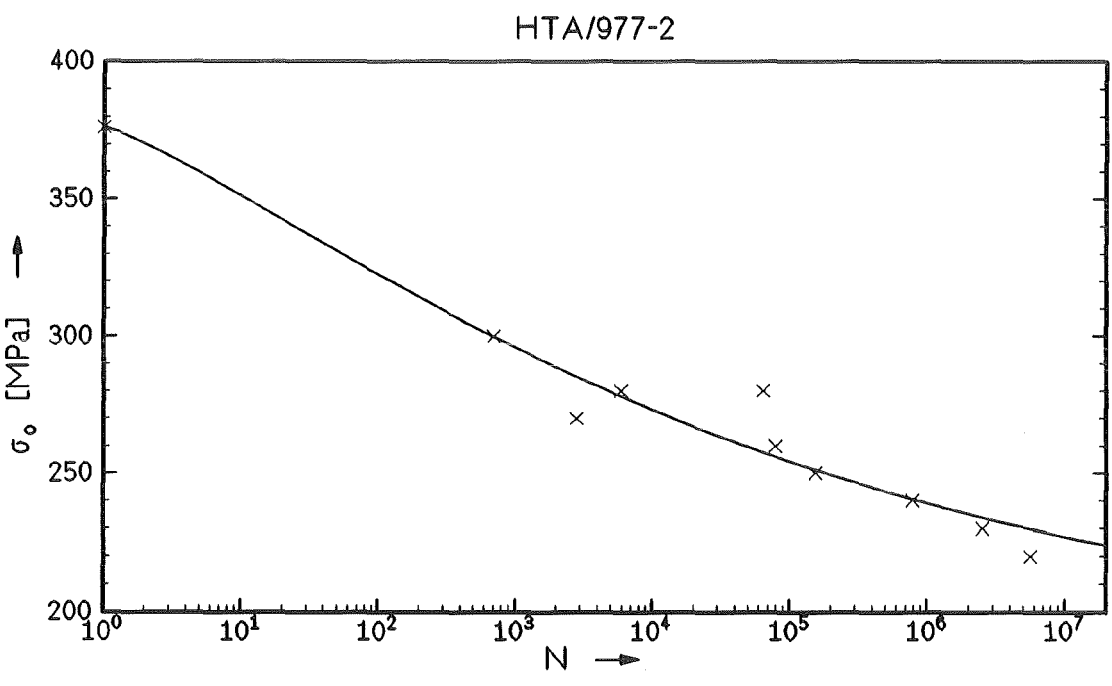
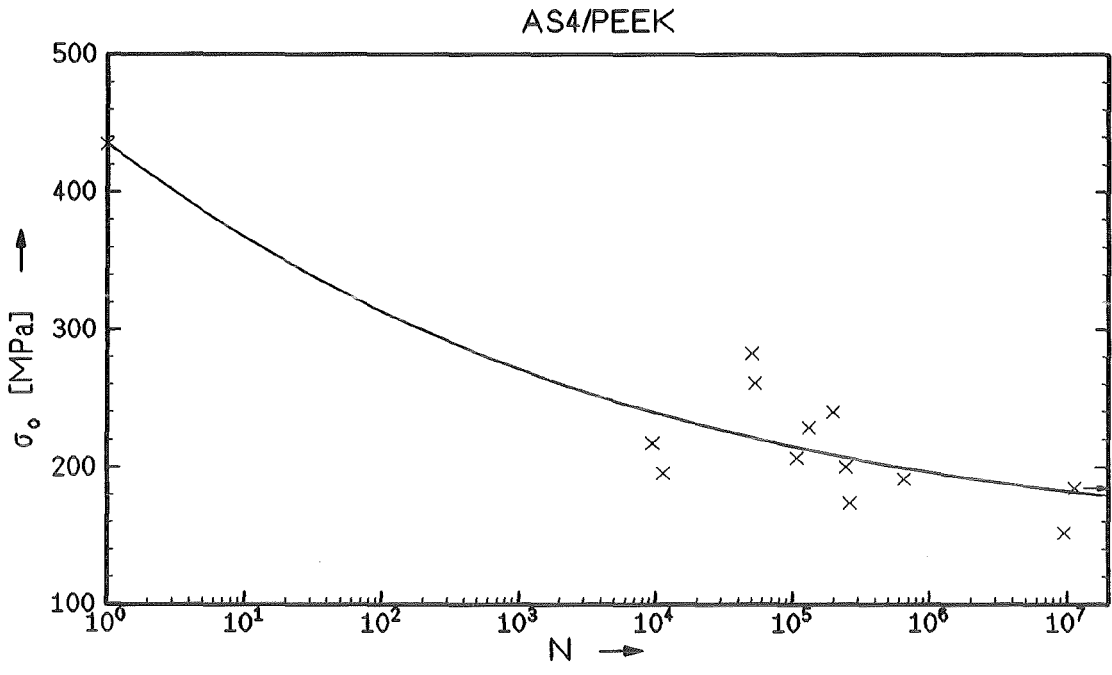
### 7.3.2 Reine Matrixpolymere unter Torsionsbelastung



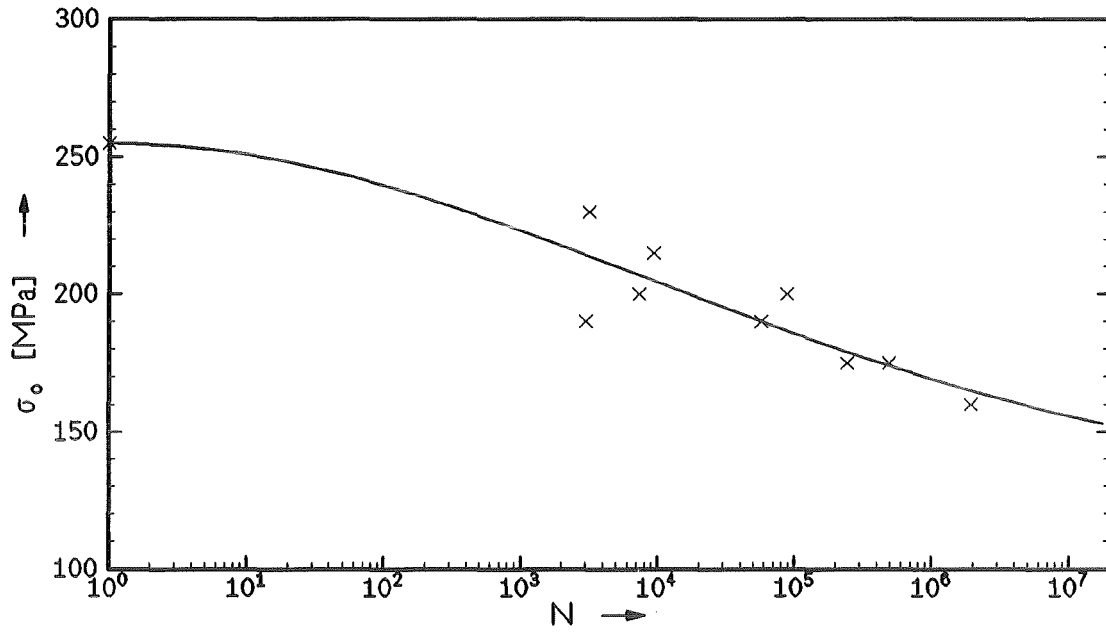
### 7.3.3 [0/90°]-Verbunde unter Zugbelastung



### 7.3.4 $[\pm 45^\circ]$ -Verbunde unter Zugbelastung

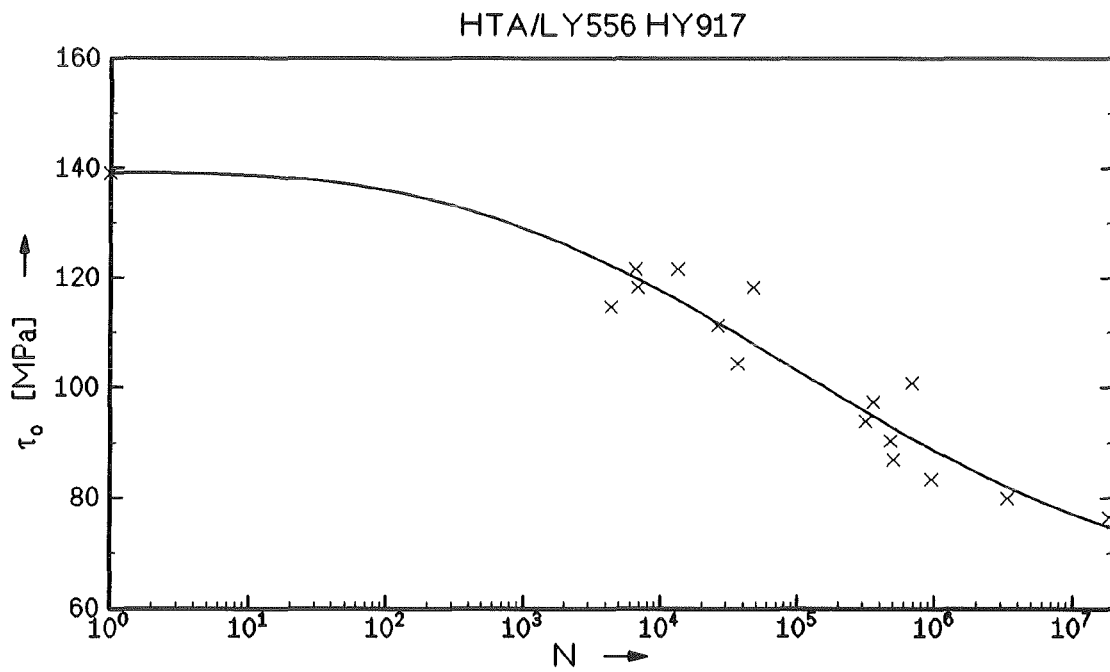
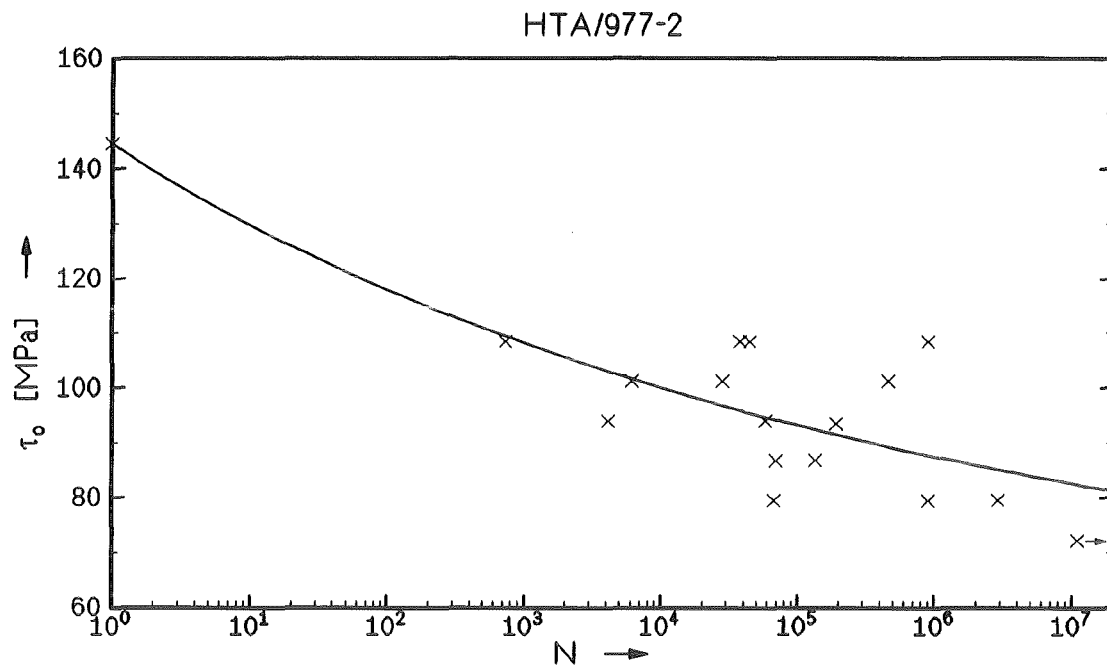


HTA/LY556 HY917





### 7.3.5 [0/90°]-Verbunde unter Scherbelastung



## 8. Literaturverzeichnis

- /1/ Reed, R. P.; M. Golda  
Cryogenic properties of unidirectional composites  
Cryogenics, 34, 1994, S. 909 - 928
- /2/ Schulte, K.  
Faserverbundwerkstoffe mit Polymermatrix  
Aufbau und mechanische Eigenschaften  
DLR - Forschungsbericht 92 - 28, 1992
- /3/ Hartwig, G.  
Thermal expansion of fibre composites  
Cryogenics, 28, 1988, S. 255 - 266
- /4/ Bailey, J. E.; P. T. Curtis; A. Parvizi  
On the transverse cracking and longitudinal splitting behaviour of glass and carbon fibre reinforced epoxy crossply laminates and the effect of Poisson and thermally induced strain  
Proc. R. Soc. London A, 366, 1979, S. 599 - 623
- /5/ Baron, Ch.; K. Schulte  
Fatigue damage response of CFRP with toughened matrices and improved fibers  
Proc. 6th Int. Conf. Comp. Mat., London 1984, Vol 6, S. 465 - 475
- /6/ Ogin, S. L.; P. A. Smith  
A model for matrix cracking in crossply laminates  
ESA Journal 1987, 11, S. 45 - 60
- /7/ Lafarie-Frenot, M. C.; C. Henaff-Gardin  
Formation and growth of 90° ply fatigue cracks in carbon/epoxy laminates  
Comp. Sci. Techn., 40, 1991, S. 307 - 324
- /8/ Henaff-Gardin, C.; M. C. Lafarie-Frenot; J. Brillaud; A. El Mahi  
Influence of the stacking sequence on fatigue transverse ply cracking in cross ply laminates  
Damage detection in composite materials, ASTM STP 1128, ed. J.E. Masters, Philadelphia 1992, S. 236 - 255

- /9/ Gamby, D.  
A numerical model for the accumulation of transverse cracks in a composite subjected to tensile fatigue loading  
Comp. Sci. Techn., 50, 1994, S. 285 - 291
- /10/ Laws, N.; G. J. Dvorak  
Progressive transverse cracking in composite laminates  
J. Comp. Mat., 22, 1988, S. 900 - 916
- /11/ Ahlborn, K.  
Mechanische Eigenschaften kohlenstoffaserverstärkter Thermoplaste für die Anwendungen in der Tieftemperaturtechnologie  
Dissertation, Universität Karlsruhe, 1989
- /12/ Eggers, H.; W. Hartung; S. Knaak  
Damage in carbon fibre reinforced epoxy after thermal cycling and T-fatigue loading  
Cryogenics, 31, 1991, S. 265 - 268
- /13/ Lafarie-Frenot, M. C.; F. Touchard  
Comparative in-plane shear behaviour of long-carbon-fibre composites with thermoset or thermoplastic matrix  
Comp. Sci. Techn., 52, 1994, S. 417 - 425
- /14/ Curtis, D. C.; D. R. Moore; B. Slater; N. Zahlan  
Fatigue testing of multi-angle laminates of CF/PEEK  
Composites, 19, 1988, S. 446 - 452
- /15/ Moore, D. R.  
Fatigue of thermoplastic composites  
Thermoplastic composites Materials, ed. L.A. Carlson, Elsevier 1991,  
(Comp. Mat. Ser., Vol. 7), S. 331 - 369
- /16/ Yang, J. N.; D. L. Jones  
Statistical fatigue of graphite/epoxy angle ply laminates in shear  
J. Comp. Mat., 12, 1978, S. 371 - 389
- /17/ Lee, L. J.; J. N. Yang; D. Y. Shen  
Prediction of fatigue life for matrix dominated composite laminates  
Comp. Sci. Techn., 46, 1993, S. 21 - 23

- /18/ Owens, M. J.; J. R. Griffiths  
Evaluation of biaxial stress failure surfaces for a glass fabric reinforced polyester resin under static and fatigue loading  
J. Mat. Sci., 13, 1978, S. 1521 - 1537
- /19/ Wang, S. S.; E. S.-M. Chim  
Degradation of fiber-reinforced composite materials at cryogenic temperatures, Part I Uniaxial tensile and pure torsional fatigue  
Adv. in Cryo. Eng., 28, 1981, S. 191 - 200
- /20/ Fujii, T.; S. Amijima, F. Lin  
Study on the strength and nonlinear stress strain response of plain woven glass fiber laminates under biaxial loading  
J. Comp. Mat., 26, 1992, S. 2493 - 2510
- /21/ Marlowe, D. E.; G. F. Sushinsky, H. B. Dexter  
Elastic torsional buckling of thin-walled composite cylinders  
Composite materials: Testing and design (Third conference)  
ASTM STP 546, 1974, S. 84 - 108
- /22/ Krempf, E.; T. M. Niu  
Graphite/epoxy [ $\pm 45^\circ$ ], tubes. Their static axial and shear properties and their fatigue behavior under completely reversed load controlled loading  
J. Comp. Mat., 16, 1982, S. 172 - 187
- /23/ Fuczak, R.R.  
Torsional fatigue behaviour of graphite epoxy cylinders  
Proc. 2nd Int. Conf. Comp. Mat., 1978, S. 635 - 648
- /24/ Jones, R. M.  
Mechanics of Composites  
Hemisphere Publishing Corporation, 1978
- /25/ Puck, A.  
Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichtverbund-Bauelementen  
1. Grundlagen der Spannungs- und Verformungsanalyse  
Kunststoffe, 57, 1967, S. 284 - 293
- /26/ Schneider, W.  
Wärmeausdehnungskoeffizienten und Wärmespannungen von Glasfaser / Kunststoff - Verbunden aus unidirektionalen Schichten  
Kunststoffe, 61, 1971, S. 273 - 277

- /27/ Schwarz, G.; F. Krahn, G. Hartwig  
 Thermal expansion of carbon fiber composites with thermoplastic matrices  
 Cryogenics, 31, 1991, S. 244 - 247
- /28/ Schneider, B.  
 Thermische Ausdehnung von Faserverbunden bei tiefen Temperaturen  
 KfK-Bericht 4882, 1991, Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
- /29/ Moser, K.  
 Faser - Kunststoff - Verbund  
 VDI - Verlag Düsseldorf, 1992
- /30/ Tsai, S. W.; E. M. Wu  
 A general theory of strength for anisotropic materials  
 J. Comp. Mat., 5, 1971, S. 58 - 80
- /31/ Wilson, D. W.  
 An overview of test methods used for shear characterization of advanced composite materials  
 Adv. in Cryo. Eng. Mat., 36, 1990, S. 793 - 810
- /32/ Parvizi, A.; K. W. Garrett; J. E. Bailey  
 Constrained cracking in glass fibre reinforced epoxy crossply laminates  
 J. Mat. Sci., 13, 1978, S. 195 - 201
- /33/ Garret, K. W.; J. E. Bailey  
 Multiple transverse fracture in 90° crossply laminates of glass fibre reinforced polyester  
 J. Mat. Sci., 12, 1977, S. 157 - 168
- /34/ Wang, Y.; C.-Y. Hui; A. Jagota  
 Transverse fracture in laminated fiber reinforced brittle matrix composites  
 Mec. of Mat., 15, 1993, S. 183 - 199
- /35/ Takeda, N.; S. Ogihara  
 Initiation and growth of delaminations from the tips of transverse cracks in CFRP crossply laminates  
 Comp. Sci. Techn., 52, 1994, S. 309 - 318
- /36/ Gecks, M.; F. Och  
 Ermittlung dynamischer Festigkeitskennlinien durch nichtlineare Regressionsanalyse  
 Sonderheft DFVLR, Strukturmechaniktagung Ottobrunn, 1977, S. 47 - 56

- /37/ Weiß, R.  
Die Natur der Haftung an der Faser/Matrix-Grenzfläche von kohlenstoffaser-  
verstärkten Polymer-Verbundkörpern und deren Modifizierbarkeit zur Erzielung  
maßgeschneiderter Verbundkörpereigenschaften  
Dissertation, Universität Karlsruhe, 1984
- /38/ Data Sheet Epoxy Resin 977-2  
Fa. ICI Fiberite
- /39/ Stepprath, K.  
Fa. Fiberite Europe GmbH  
persönliche Mitteilung
- /40/ Saiello, S.; J. Kenny; L. Nicolas  
Interface morphology of carbon fibre/PEEK composites  
J. Mat. Sci., 25, 1990, S. 3493 - 3496
- /41/ Weiß, R.  
Fabrication techniques for thermoplastic composites  
Cryogenics, 31, 1991, S. 319 - 322
- /42/ Bader, M.; I. Verpoest; M. Desaeger; J. Ivens; P. Peters; H. Albertsen; M. Pereira Dos  
Reis; V. Sa Da Costas; A. M. Botelho Do Rego; J. D. Lopes Da Silva; R. Robinson;  
D. Hodge  
The influence fibre surface treatment on the mechanical behavior carbon-fibre  
reinforced composites  
Proc. ECCM-5, 1992, S.367 - 372
- /43/ Fitzer, E.; H. Jäger  
Oberflächenbehandlung von Kohlenstoffasern und mechanische Eigenschaften von  
Laminaten  
Z. f. Werkstofftechnik, 16, 1985, S.215 - 255
- /44/ ICI Fiberite APC-2 Data Sheet 2  
Making consolidated sheet from aromatic polymer composite, APC-2
- /45/ Schuster, J.; K. Friedrich  
Polymere Verbundwerkstoffe zerstörungsfrei geprüft  
Materialprüfung, 36, 1994, 11 - 12, S. 468 - 474

- /46/ S. Knaak  
unveröffentlichter Bericht, Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, 1989
- /47/ Mayer, A.; K. Pannkoke  
Experimentelle Überprüfung des Ermüdungsverhaltens von Faserverbundwerkstoffen mit unterschiedlichen Probenformen bei 77K mit Flüssigkeits- und Gaskühlung  
KfK-Bericht 4887, August 1991, Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
- /48/ Pannkoke, K.  
Statische und zyklische Eigenschaften von unidirektionalen, kohlenstoffaserverstärkten Polymeren unter Axial- und Scherbelastung bei tiefen Temperaturen  
Dissertation, Universität Karlsruhe, 1992
- /49/ Purslow, D.  
The shear properties of unidirectional carbon fibre reinforced plastics and their experimental determination  
Aeronautical Research Council Current Paper CP1381, 1977
- /50/ Hartwig, G.; G. Schwarz  
Correlation of dielectric and mechanical damping at low temperatures  
Adv. in Cryo. Eng. Mat., 30, 1984, S. 61 - 70
- /51/ Dvorak, G. J.; N. Laws; M. Hejazi  
Analysis of progressive matrix cracking in composite laminates  
I. Thermoelastic properties of a ply with cracks  
J. Comp. Mat., 19, 1985, S. 216 - 234
- /52/ Asp, L.E.; L.A. Berglund; P. Gudmundson  
Effects of a composite like stress state on the fracture of Epoxies  
Comp. Sci. Techn., 53, 1995, S. 27 - 37
- /53/ Harwig, G.; R. Hübner  
Thermal and fatigue cycling on fiber composites  
Cryogenics, 35, 1995, S. 727 - 730
- /54/ Dahlen, C.; G. S. Springer  
Delamination growth in composites under cyclic loading  
J. Comp. Mat., 28, 1994, S. 732 - 781

- /55/ Swanson, S. R.; G. R. Toombes  
Characterization of prepreg tow carbon/epoxy laminates  
J. Eng. Mat. Tech., 111, 1989, S. 150 - 153
- /56/ Colvin jr., G. E.; S. R. Swanson  
Mechanical characterization of IM7/8551-7 carbon epoxy under biaxial stress  
J. Eng. Mat. Tech., 112, 1990, S. 61 - 67
- /57/ Schunk Kohlenstofftechnik GmbH  
Datenblatt Qualität 977-2
- /58/ Mallick, P. K.  
Fiber-reinforced composites.  
Materials, manufacturing and design  
Marcel Dekker Inc., New York and Basel, 1988
- /59/ Karger-Kocsis, J.; R. Walter; K. Friedrich  
Annealing effects on the fatigue crack propagation of injection moulded PEEK and it's  
short-fibre composites  
J. Pol. Eng., 8, 1988, S. 221 - 255