

# UNTERSUCHUNGEN ZUR SCHADENSTOLERANZ VON CFK-SCHAUM-SANDWICHSTRUKTUREN MIT HILFE VON DCB- UND ENF-TESTS

M. Rinker, M. John und R. Schäuble  
Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik  
Walter-Hülse-Straße 1, 06120 Halle  
Deutschland

## Zusammenfassung

Sandwichstrukturen weisen ein hohes Leichtbaupotenzial auf, sind jedoch grundsätzlich empfindlich bei Belastungen in Dickenrichtung. Insbesondere Schlagbeanspruchungen im Betrieb der Struktur können dazu führen, dass die Deckschicht vom Kern bereichsweise abgelöst wird. Da derartige Schäden die Tragfähigkeit der Sandwichstruktur erheblich mindern können, ist die Bewertung des Ausbreitungsverhaltens dieser Schäden von zentralem Interesse. Mit Hilfe von modifizierten DCB- und ENF-Versuchen wird das Deckschichtablöseverhalten von CFK-Schaum-Sandwichstrukturen unter quasi-statischen und zyklischen globalen Mode-I- und Mode-II-Belastungen untersucht. Hierbei werden die Methoden der Bruchmechanik angewandt. Zunächst werden die kritischen Energiefreisetzungsraten basierend auf den Bruchlasten und den Kraft-Weg-Verläufen der quasi-statischen Experimente ermittelt. Anschließend werden in zyklischen Versuchen die Risswachstumskurven unter Wechsellast ermittelt und daraus die Rissfortschrittsraten bestimmt.

## 1. EINLEITUNG

Sandwichstrukturen bestehen aus zwei steifen und festen Deckschichten, die durch einen leichten Kern fest miteinander verbunden sind und auf Abstand gehalten werden. Sie weisen eine hohe gewichtsspezifische Biegesteifigkeit und –festigkeit auf [1]. Sandwichstrukturen eignen sich deshalb für biege- und beulgefährdete Luftfahrzeug-Schalenbauteile wie Tragflügel-, Leitwerks- oder Rumpfstrukturen [2]. Die Biegesteifigkeit des Verbundes wird im Wesentlichen durch die Zug- und Drucksteifigkeit der Deckschichten sowie die Kernhöhe bestimmt. Durch die Verwendung von Kohlenstoffasermultiaxialgelegen für die Deckschichten und geschlossenzelligen Polymerhartschäumen als Kernmaterial ist es möglich, große Sandwichschalen mit komplexer Geometrie kostengünstig mittels Vakuuminfusionstechnologie herzustellen [3]. Hierbei werden die Gelegeinfusion und die Konsolidierung der Sandwichstruktur in einem Fertigungsschritt durchgeführt, sodass das Epoxidharz als CFK-Matrix und gleichzeitig als Klebstoff für die Anbindung der Deckschichten an den Kern dient. Diese Strukturen eignen sich somit zur effektiven Umsetzung einer integralen Bauweise durch die Einsparung vieler Versteifungs- und Fügeelemente.

Eine wichtige Anforderung an Luftfahrzeugprimärbauteile ist die Schadenstoleranz [4]. Dies ist die Fähigkeit der Struktur, definierte Schäden ertragen zu können, ohne zu versagen. Schlagbelastungen können beispielsweise durch Vogelschlag, Hagel oder herab fallende Werkzeuge während Wartungsarbeiten auftreten. Bei Sandwichstrukturen können solche Ereignisse in einigen Fällen dazu führen, dass die Bindung zwischen Kern und Deckschicht im Bereich des Aufschlages zerstört wird, während die Deckschicht selbst weitestgehend ungeschädigt bleibt [5]. Solche Beschädigungen sind von

außen häufig nicht sichtbar und können nur schwer detektiert werden. Es muss deshalb sichergestellt werden, dass die Strukturintegrität unter diesen Bedingungen weiterhin vollständig erhalten bleibt. Für den Nachweis der Schadenstoleranz muss die maximal zulässige Defektgröße ermittelt werden. Insofern die Restfestigkeit der Struktur noch gegeben ist, ist zu überprüfen, ob sich der Schaden unter Wechsellast ausbreitet und wie stark der Rissfortschritt ist.

Die Bewertung dieser Anforderungen basiert im Rahmen dieser Arbeit auf experimentellen und theoretischen bruchmechanischen Untersuchungen. Hierfür werden quasi-statische und zyklische DCB- und ENF-Versuche durchgeführt und die Werkstoffkennwerte zur Bewertung der Bauteilrestfestigkeit in Form von kritischen Energiefreisetzungsraten sowie das Paris-Gesetz und die dazugehörigen Paris-Konstanten zur Bewertung des Rissfortschritts bestimmt.

## 2. MATERIALIEN

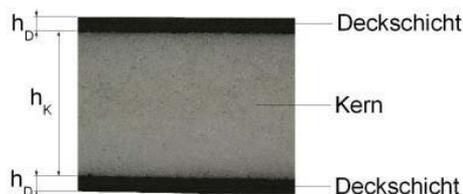


BILD 1. CFK-Hartschaum-Sandwich

Der Sandwichkern besteht aus dem geschlossenzelligen PMI-Hartschaum (Polymethacrylimid) ROHACELL® 71RIST der Firma Evonik Röhm GmbH [6]. Der Schaum hat eine Dichte von  $75 \text{ kg/m}^3$  und einen mittleren Zelldurchmesser  $200 - 300 \text{ }\mu\text{m}$  [7]. Die Deckschichten

setzen sich aus sechs Multiaxialgelegen (MAG) mit jeweils drei unidirektionalen Einzellagen zusammen. Jede Einzellege besteht aus Rovings mit 12000 *High Tenacity* (HT) Kohlenstofffaser-Filamenten und hat eine Dicke von 0,125 mm. Das Multiaxialgelege wurde von Saertex GmbH & Co. KG gefertigt und die Kohlenstofffaser von Toho Tenax Europe GmbH [8]. Die zunächst untersuchten Deckschichten haben einen  $3 \times [+45/0/-45]_s$  Laminataufbau und die Dicke  $h_d = 2,25$  mm. Die Dicke des Sandwichkerns beträgt  $h_K = 25,7$  mm. Bild 1 zeigt das untersuchte Sandwich. Das Epoxidharz HexFlow<sup>®</sup> RTM 6 von Hexcel Corporation [9] dient sowohl als Matrix der CFK-Deckschicht als auch als Klebstoff für die Verbindung Deckschicht-Schaumkern. Dies wird durch die Herstellung des Sandwichs mit Hilfe der Vakuum-Infusionstechnologie ermöglicht. Hierzu werden die trockenen Fasern zusammen mit dem Schaumkern auf einer offenen Form aufgebaut und mit Hilfe einer Vakuumfolie evakuiert. Einzig durch den vor der Fließfront herrschenden Unterdruck wird das Epoxidharz in den Sandwichaufbau gesaugt. Somit erfolgen die Herstellung der CFK-Deckschichten und die Verklebung Deckschicht/Kern in einem Fertigungsschritt. Diese Technologie ermöglicht eine vergleichsweise kosteneffiziente Fertigung komplex geformter integraler Faserverbund-Sandwichschalen und wird deshalb zunehmend in der Luftfahrtindustrie eingesetzt [3]. Die Fertigung der Sandwichstrukturen erfolgte bei der CTC GmbH Stade und bei Premium AEROTECH GmbH. Grundlage der folgenden Untersuchungen sind die im Rahmen von Vorarbeiten abgesicherten Materialkennwerte der transversal-isotropen CFK-UD-Schicht sowie die des isotropen Schaumkerns, aufgeführt in Tabelle 1.

$(E_{\parallel})_{CFK}$	135,00 GPa	$(E)_{71RIST}^{\text{®}}$	105,00 MPa
$(E_{\perp})_{CFK}$	9,75 GPa	$(G)_{71RIST}^{\text{®}}$	42,00 MPa
$(G_{\parallel\perp})_{CFK}$	6,00 GPa		
$(\nu_{\parallel\perp})_{CFK}$	0,28		
$(\nu_{\perp\perp})_{CFK}$	0,64		

TAB 1. Materialkennwerte der CFK-UD-Schicht und des Schaumkerns ROHACELL<sup>®</sup> 71RIST

### 3. VERSUCHSAUFBAU

Die Untersuchungen beruhen auf zwei bruchmechanischen Experimenten, die zur Delaminationsbewertung von Faserverbundwerkstoffen etabliert und für Faserverbund-UD-Laminare genormt sind, dem DCB-Test und dem ENF-Test. Bei dem DCB-Test wird der Riss mit einer globalen Mode-I-, beim ENF-Test mit einer globalen Mode-II-Belastung beansprucht, wobei die Risspitze aufgrund der unterschiedlichen Steifigkeitseigenschaften der beiden aneinander grenzenden Materialien immer unter einer Mixed-Mode-Belastung steht. Für Sandwichstrukturen existieren bisher keine Normen für diese Versuche. Jedoch wurden in den letzten 20 Jahren verschiedene Untersuchungen bekannt, bei denen sowohl der DCB- als auch der ENF-Test auf Sandwichstrukturen übertragen worden sind.

### 3.1. DCB-Test

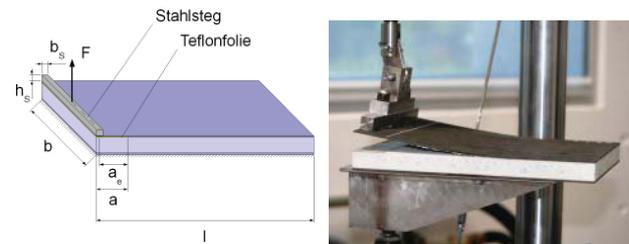


BILD 2. Versuchsaufbau DCB-Test

Der DCB-Test wurde 1994 von Prasad und Carlsson erstmals für Sandwichstrukturen angewendet [10, 11]. Sie führten Berechnungen zum Probendesign und quasi-statische Versuche an Sandwiches mit Aluminium-Deckschichten und PVC- und PMI-Schaumkernen durch. Cantwell und Davies untersuchten 1996 die Grenzschicht-Rissausbreitung in Balsa- und PVC-Kern-Sandwiches mit GFK-Deckschichten mit Hilfe eines angepassten DCB-Tests unter quasi-statischer Belastung [12]. Burman und Shipsha führten Ende der 1990er Jahre DCB-Versuche zur Bewertung des Grenzschicht-Ermüdungsrisswachstums unter zyklischer Belastung an Sandwiches mit GFK-Deckschichten und PVC- und PMI-Schaumkernen durch [13, 14, 15]. DCB-Versuche an Sandwiches mit CFK-Deckschichten wurden 2001 von Shivakumar mit einem PVC-Schaumkern [16] und 2005 von Berkowitz und Johnson mit einem Honigwabenkern durchgeführt [17]. Li und Carlsson führten 1999 den TSD-Test ein. Der TSD-Test ist ein modifizierter DCB-Test, bei dem der Winkel zwischen der Sandwichebene und der angreifenden Last variiert werden kann, um verschiedene Modenverhältnisse an der Risspitze einstellen zu können [18, 19, 20]. Ein weiterer aus dem DCB-Test abgeleiteter Versuch ist der von Sørensen und Lundsgaard-Larsen definierte DCB-UBM-Test, bei welchem neben der Normalkraft unter verschiedenen Winkeln zusätzlich Momente an beiden Lasteinleitungspunkten aufgebracht werden können [21, 22, 23]. Die Probengeometrie und der Versuchsaufbau der in dieser Arbeit durchgeführten DCB-Versuche sind in Abbildung 2 dargestellt. Die DCB-Proben haben die Länge  $l = 350$  mm und die Breite  $b = 250$  mm. Diese verhältnismäßig große Breite wurde so gewählt, um den Einfluss auftretender Randeffekte, wie das Ausrunden der Rissfront, auf die Rissausbreitung innerhalb der Probe so gering wie möglich zu halten. Der erforderliche künstliche Anriss wurde mit einer in den Sandwichaufbau eingelegten Teflonfolie realisiert. Sie hat die Länge  $a = 50$  mm und verhindert in diesem Bereich das Verkleben von Deckschicht und Kern. Da die Proben im Vergleich zu monolithischen DCB-Proben deutlich größer und dementsprechend auch schwerer sind, wurde befürchtet, dass die beim DCB-Test etablierte Probenfixierung an nur einer Probekante unzureichend ist. Bei den zyklischen Versuchen wurde erwartet, dass die sich eventuell einstellenden Probenschwingungen zu einer Verfälschung der Risspitzenbelastung führen können. Deshalb wurde der DCB-Test modifiziert. Die Sandwichprobe ist auf der kompletten Unterseite durch eine Verklebung fest mit dem Stahl-Lastgeschirr verbunden. Die Lasteinleitung auf der anderen Sandwichseite erfolgt durch einen aufgeklebten Stahlsteg mit einem Querschnitt  $b_s \times h_s$  von  $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ . Durch die mittige Anbringung der Lastaufnahme der Prüfmaschine in den Steg verringert sich die effektive Ausgangsrisslänge auf  $a_e = 45$  mm. Sowohl die quasi-

statischen als auch die zyklischen Versuche wurden mit der servo-hydraulischen Prüfmaschine HYDROPULS PSA10 durchgeführt.

### 3.2. ENF-Test

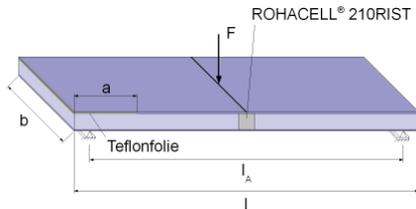


BILD 3. Versuchsaufbau ENF-Test

Zenkert wendete bereits 1989 den ENF-Test an Sandwichstrukturen aus GFK-Deckschichten und einem PVC-Schaumkern an, um die Mode-II-Bruchzähigkeit des Schaums zu bestimmen. Der seitliche Anriss war deshalb mittig zwischen beiden Deckschichten im Schaum [24]. Carlsson erweiterte 1991 den ENF-Test für Sandwichstrukturen, um die Mode-II-Bruchzähigkeit im Interface Kern-Deckschicht zu ermitteln und nannte seinen Test CSB-Test [25]. Er versetzte den künstlichen Anriss zwischen die obere Deckschicht und den Kern. Burman und Shipsha untersuchten Ende der 1990er Jahre das Grenzschicht-Ermüdungsrissswachstum unter zyklischer globaler Mode-II-Belastung an Sandwiches mit GFK-Deckschichten und PVC- und PMI-Schaumkernen mit Hilfe dieses Tests [13, 15]. Quispitupa, Berggreen und Carlsson erweiterten den Test 2008 auf einen MMB-Test und untersuchten das Grenzschicht-Ermüdungsrissswachstum in Sandwiches mit GFK-Deckschichten und PVC-Schaumkernen bei verschiedenen Modenverhältnissen [26, 27]. In Abbildung 3 sind die ENF-Probengeometrie und der ENF-Versuchsaufbau der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Experimente dargestellt. Der Versuchsaufbau entspricht im Wesentlichen dem des von Carlsson definierten, aus dem ENF-Test abgeleiteten CSB-Test [25], wobei die Probenbreite aus den im vorherigen Abschnitt erläuterten Gründen mit  $b = 250$  mm verhältnismäßig groß ist. Die Probe hat die Gesamtlänge  $l_G = 550$  mm. Der Auflagerabstand beträgt  $l_A = 500$  mm und die Ausgangsrissslänge  $a = 100$  mm. Um eine eventuelle Druckschädigung des Schaumkerns im Bereich der mittigen Lasteinleitung zu verhindern, wurde dort ein schwererer, steiferer und festerer Schaumkern (ROHACELL® 210RIST) in das Sandwich eingebracht. Im Bereich der Auflager wurde hierauf verzichtet, da dort nur jeweils die Hälfte der mittig angreifenden Querkraft wirkt. Zusätzlich wurden zwischen Lasteinleitung und Probe sowie zwischen Auflager und Probe, wie in der Norm ASTM C393 (4-Punkt-Biegeversuch an Sandwich) empfohlen, Gummimatten eingelegt, um die lokalen Lasten zu verteilen. Die im Vergleich zum Sandwich (in Dickenrichtung) weicheren Gummimatten wirken sich auf das mit Hilfe der Kraft- und Verformungsverläufe der Prüfmaschine ermittelte Steifigkeitsverhalten der Probe im Versuch aus. Die Signifikanz dieses Effekts wurde deshalb durch den Vergleich analytischer, numerischer und experimentell ermittelter Steifigkeitsverläufe untersucht. Wie beim DCB-Versuch wurden sowohl die quasi-statischen als auch die zyklischen Versuche mit der servo-hydraulischen Prüfmaschine HYDROPULS PSA10 durchgeführt.

## 4. VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

Zunächst wurden quasi-statische DCB- und ENF-Versuche mit einer Prüfgeschwindigkeit von 12 mm/min weggesteuert durchgeführt. Während der Versuche wurden der Kraft-Weg-Verlauf aufgezeichnet und die Bruchlasten bestimmt. Die quasi-statischen Versuche dienten zwei Zielen. Zum einen wurden die kritischen Energiefreisetzungsraten  $G_C$  basierend auf den gemessenen Bruchlasten ermittelt. Insofern im Versuch stabiles Rissswachstum stattfindet, kann die kritische Energiefreisetzungsraten auch basierend auf den Kraft-Weg-Verläufen berechnet werden. Die quasi-statischen Versuche dienten zudem als Grundlage für die zyklischen Wechsellastversuche. Diese wurden kraftgesteuert mit Spitzenwertregelung durchgeführt, sodass sich ein sinusförmiger Kraftverlauf und ein nahezu sinusförmiger Wegverlauf ergaben. Die Prüffrequenz betrug  $f = 2$  Hz, das Lastverhältnis wurde zu  $R = 0,1$  gewählt. Die aufgebrachten Lasten ergaben sich aus den Bruchlast-Mittelwerten der quasi-statischen Versuche. Die jeweilige Maximallast  $F_0$  betrug 45 – 90 % der quasi-statischen Bruchlast. Während der Versuche wurden der Kraft-Lastwechsel-Verlauf sowie der Weg-Lastwechsel-Verlauf aufgezeichnet. Aus den Wechsellastversuchen wurden die Rissswachstumskurven und die Rissfortschrittsraten bestimmt. Hierzu musste zum einen die Risslänge in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl bestimmt werden, was ausführlich im nächsten Abschnitt beschrieben ist. Zur Ermittlung der Rissfortschrittsrate ist zusätzlich die Berechnung der Energiefreisetzungsraten in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl, von den aufgebrachten Ober- und Unterlasten sowie von der Risslänge erforderlich. Dies erfolgte analog zu den quasi-statischen Versuchen mit Hilfe von analytischen Herleitungen. Basierend auf den Rissfortschrittsraten wurden das Paris-Gesetz sowie dessen Parameter  $C$  und  $m$  bestimmt.

### 4.1. Bestimmung der Risslänge

Die Risslängenmessung ist bei den durchgeführten Versuchen, insbesondere bei den Wechsellastversuchen, schwierig. Dies liegt vor allem an der Porosität des Schaumkerns, welche eine optische Risslängenmessung auf der Schaumoberfläche erschwert, insbesondere bei geschlossenen Rissen (ENF-Test). Wenn, wie bei den hier durchgeführten DCB- und ENF-Versuchen beobachtet, das Rissswachstum gleich entlang eines definierten Weges verläuft, kann die Risslänge mit Hilfe der Nachgiebigkeitsmethode ermittelt werden. Mit zunehmender Risslänge sinkt die im Versuch gemessene Probensteifigkeit. Ist die Abhängigkeit der Steifigkeit von der Risslänge bekannt, kann diese direkt aus den Kraft-Lastwechsel-Verläufen und den Weg-Lastwechsel-Verläufen der Experimente bestimmt werden. Diese Methode der Risslängenbestimmung wird zumeist als Nachgiebigkeitsmethode bezeichnet.

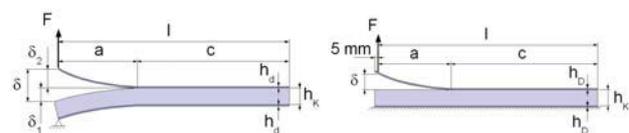


BILD 4. Bestimmung der Risslänge im DCB-Versuch mit Hilfe der Nachgiebigkeitsmethode nach Avilés (links) und deren Anpassung auf den modifizierten DCB-Test (rechts)

#### 4.1.1. DCB-Versuch

Avilés leitete 2008 eine Lösung zur Berechnung der Nachgiebigkeit einer Sandwich-DCB-Probe in Abhängigkeit von der Risslänge her [28]. Zunächst kann die Verschiebung der Prüfmaschinentraverse  $\delta$  berechnet werden, welche sich nach Abbildung 4 links aus zwei Anteilen zusammensetzt, der Verschiebung durch die Biegung der abgelösten Deckschicht  $\delta_2$  und der durch die Verformung des Verbunds aus Deckschicht (einseitig) und Schaum  $\delta_1$ :

$$(1) \delta = \delta_1 + \delta_2$$

$$(2) \delta_1 = \frac{Fa}{bh_K G_K} + \frac{Fa^3}{3b \left( D_{deb} - \frac{B_{deb}^2}{A_{deb}} \right)}$$

$$(3) \delta_2 = \frac{Fa^3}{3D_D}$$

F ist die wirkende Kraft, a die Risslänge, b die Probenbreite,  $h_K$  die Kernhöhe,  $G_K$  der Schubmodul des Schaums und  $D_D$  die Biegesteifigkeit der Deckschicht.  $A_{deb}$ ,  $B_{deb}$  und  $D_{deb}$  sind die Normal-, Koppel- und Biegeanteile der Laminatsteifigkeitsmatrix des nach einseitiger Deckschichtablösung verbleibenden CFK-Schaum-Verbunds:

$$(4) A_{deb} = E_D h_D + E_K h_K$$

$$(5) B_{deb} = h_D h_K \left( \frac{E_K - E_D}{2} \right)$$

$$(6) D_{deb} = \frac{1}{12} \left[ E_D (h_D^3 + 3h_D h_K^2) + E_K (h_K^3 + 3h_K h_D^2) \right]$$

Hierbei sind  $E_D$  und  $E_K$  die E-Moduli von Deckschicht und Kern und  $h_D$  und  $h_K$  deren Dicken. Bei dem in diesen Untersuchungen angewendeten modifizierten DCB-Test wird lediglich die abgelöste Deckschicht ausgelenkt, da die komplette untere Probenseite fixiert ist (Abbildung 4 rechts). In Gleichung 1 entfällt somit der Anteil  $\delta_1$ . Die Nachgiebigkeit  $C_{DCB}$  ist das Verhältnis von der Verschiebung zur aufgebrachtten Last:

$$(7) C_{DCB} = \frac{\delta}{F} = \frac{a^3}{3D_D}$$

Die Risslänge errechnet sich hieraus zu:

$$(8) a = \sqrt[3]{3D_D C_{DCB}}$$

Die Berechnung der Auslenkung nach Gleichung 3 beruht auf der einfachen Annahme der Biegung eines einseitig eingespannten Balkens. Avilés leitete eine Lösung her, welche die Bettung der nicht abgelösten Deckschicht durch den Schaum vor der Rissfront berücksichtigt [28]. Quispitupa vereinfachte die Lösung zu [27]:

$$(9) \delta_2 = \frac{F}{3D_D} \left[ a^3 + 3a^2 \eta^{\frac{1}{4}} + 3a \eta^{\frac{1}{2}} + \frac{3}{2} \eta^{\frac{3}{4}} \right]$$

$$(10) C_{DCB} = \frac{1}{3D_D} \left[ a^3 + 3a^2 \eta^{\frac{1}{4}} + 3a \eta^{\frac{1}{2}} + \frac{3}{2} \eta^{\frac{3}{4}} \right]$$

Der Faktor  $\eta$  ergibt sich zu:

$$(11) \eta = \frac{2D_D h_K}{bE_K}$$

#### 4.1.2. ENF-Versuch

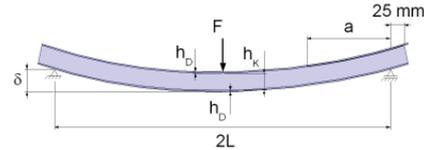


BILD 5. Bestimmung der Risslänge im ENF-Test mit der Nachgiebigkeitsmethode nach Carlsson

Carlsson leitete 1991 für den durch ihn eingeführten CSB-Test die Nachgiebigkeitsmethode her [25]. Sie errechnet sich zu:

$$(12) C_{CSB} = \frac{L^3}{6bD_{in}} + \frac{L}{2h_K b G_K} + \frac{a^3}{12b} \left[ \frac{1}{D_{del}} - \frac{1}{D_{in}} \right]$$

Hierbei sind L der halbe Auflagerabstand, b die Probenbreite,  $h_K$  die Kernhöhe und  $G_K$  der Schubmodul des Kerns. Die Geometriedaten sind in Abbildung 5 zu sehen.  $D_{in}$  und  $D_{del}$  sind die Biegesteifigkeiten des intakten bzw. des delaminierten Kernverbunds. Sie werden wie folgt berechnet:

$$(13) D_{in} = \frac{E_D h_D}{2} (h_K + h_D)^2 + \frac{E_D h_D^3}{6} + \frac{E_K h_K^3}{12}$$

$$(14) D_{del} = (1 - \Psi) \left( D_{deb} - \frac{B_{deb}^2}{A_{deb}} \right)$$

$E_D$  und  $E_K$  sind wiederum die E-Moduli der Deckschicht und des Kerns,  $h_D$  und  $h_K$  deren Dicken.  $A_{deb}$ ,  $B_{deb}$  und  $D_{deb}$  errechnen sich mit den Gleichungen 4, 5 und 6. Der Parameter  $\Psi$  berechnet sich zu:

$$(15) \Psi = \frac{\frac{a^3}{3} \frac{1}{D_2} + \frac{a}{\kappa G_D h_D} \frac{1}{G_D h_D + G_K h_K}}{\frac{a^3}{3} \frac{1}{D_2} + \frac{a}{\kappa G_D h_D} \frac{1}{G_D h_D + G_K h_K} + \frac{a^3}{3} \frac{1}{D_1} + \frac{a}{\kappa G_D h_D} \frac{1}{G_D h_D}}$$

Hierbei ist a die Risslänge und  $G_D$  die Schubsteifigkeit  $G_{xy}$  der CFK-Deckschicht.  $D_1 = D_D$  ist die Biegesteifigkeit der abgelösten Deckschicht,  $D_2 = D_{deb} - (B_{deb})^2/A_{deb}$  und  $\kappa = 1,2$  ein Schubkorrekturfaktor.

#### 4.2. Berechnung der Energiefreisetzungsrates

Die Energiefreisetzungsrates ergibt sich durch das Differenzieren der Nachgiebigkeit nach der Risslänge, multipliziert mit  $F^2/2b$ :

$$(16) G = \frac{F^2}{2b} \frac{dC}{da}$$

Ausgehend von Gleichung 10 und Gleichung 12 kann die Energiefreisetzungsrate für die Grenzschicht-Rissausbreitung im DCB- und im ENF-Test hergeleitet werden:

$$(17) G_{DCB} = \frac{F^2}{2bD_D} \left[ a^2 + 2a\eta^{\frac{1}{4}} + \eta^{\frac{1}{2}} \right]$$

$$(18) G_{CSB} = \frac{F^2 a^2}{8b^2} \left[ \frac{1}{D_{del}} - \frac{1}{D_{in}} \right]$$

## 5. ERGEBNISSE

### 5.1. Steifigkeits-Risslängen-Verlauf

Ziel der im Folgenden dargestellten Untersuchungen war die Überprüfung der Anwendbarkeit der vorgestellten Nachgiebigkeitsmethode zur Bestimmung der Risslänge bei den in dieser Arbeit durchgeführten DCB- und ENF-Tests mit den betrachteten CFK-Schaum-Sandwichstrukturen. Die Nachgiebigkeitsmethode wurde im Rahmen dieser Arbeit derart modifiziert, dass nicht die gemessene Nachgiebigkeit, sondern die normierte gemessene Steifigkeit zur Risslängenbestimmung diente. Die normierte Steifigkeit ist die im Versuch mit zunehmender Risslänge abnehmende Steifigkeit bezogen auf die Ausgangssteifigkeit vor dem Risswachstum. So wird der Einfluss der (geringen) Streuung der Ausgangssteifigkeiten der einzelnen Proben weiter reduziert. Zunächst wurde die normierte Steifigkeit durch eine schrittweise, definierte, manuelle Rissverlängerung an einer DCB- und einer ENF-Probe experimentell bestimmt. Anschließend wurden FEM-Berechnungen zur numerischen Ermittlung der Abhängigkeit der normierten Steifigkeit von der Risslänge durchgeführt.

#### 5.1.1. DCB-Versuch

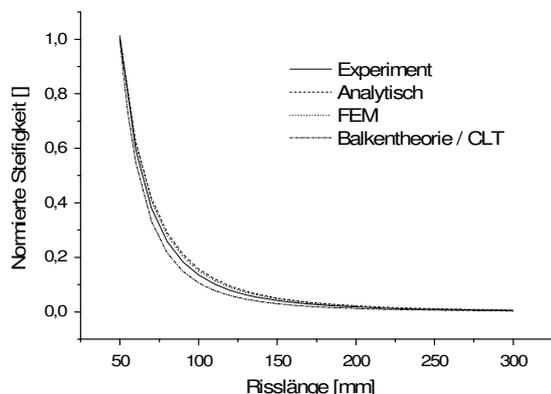


BILD 6. Anwendung der Nachgiebigkeitsmethode im DCB-Test

In Abbildung 6 sind die Ergebnisse des DCB-Versuchs zusammengefasst. Der nach Quispitupa und Avilés

analytisch berechnete Verlauf (Gleichung 10) stimmt sehr gut mit dem numerisch berechneten überein. Die Abweichung beider Kurven zum experimentell bestimmten Verlauf ist sehr gering. Die vereinfachte Annahme des einseitig eingespannten Balkens nach Gleichung 7 ergibt einen Steifigkeitsverlauf, der stärker vom Experiment abweicht und mit zunehmender Risslänge einen größeren Steifigkeitsabfall darstellt.

#### 5.1.2. ENF-Versuch

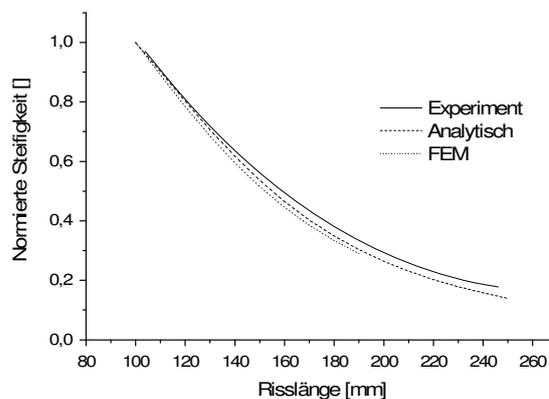


BILD 7. Anwendung der Nachgiebigkeitsmethode im ENF-Test

In Abbildung 7 sind die Verläufe aus dem ENF-Versuch dargestellt. Auch hier stimmt die analytische Lösung (Gleichung 12 nach Carlsson) sehr gut mit den FEM-Berechnungen überein. Die im Experiment bestimmte Steifigkeit fällt mit zunehmender Risslänge weniger stark ab, sodass die Kurven bei größeren Risslängen leicht von einander abweichen. Hier zeigt sich der Einfluss der Gummimatten. Bei geringen Risslängen weichen die Absolutsteifigkeiten mit und ohne Gummimatten stärker voneinander ab, während dieser Einfluss mit zunehmender Risslänge stetig abnimmt. In der normierten Betrachtungsweise ist daher der mit Gummimatten gemessene Steifigkeitsverlauf über dem ohne Gummimatten, was den Annahmen der berechneten Verläufe entspricht. In dem für das Ermüdungsrisswachstum hauptsächlich relevanten Bereich bis 150 mm Risslänge ist eine sehr gute Übereinstimmung festzustellen.

Die Ergebnisse bestätigen die Anwendbarkeit der Nachgiebigkeitsmethode sowohl für die DCB- als auch für die ENF-Experimente an den hier betrachteten CFK-Schaum-Sandwichstrukturen.

## 5.2. Kraft-Weg-Verläufe im statischen Versuch

### 5.2.1. DCB-Versuch

Bild 8 zeigt die Kraft-Verformungs-Verläufe aus den quasi-statischen DCB-Versuchen. Das Verformungsverhalten war bei den DCB-Versuchen bis zum Erreichen der Maximallast linear. Diese ergab sich für die drei Proben zu  $1063,23 \pm 35,65$  N. Mit weiterer Verformung der Deckschicht trat zunächst stabiles Risswachstum entlang des Interface Kern/Deckschicht ein. Der Riss breitete sich mit Überschreiten der kritischen

Energiefreisetzungsrate soweit fort, bis die Rissspitze ausreichend entlastet war und Rissarrest eintrat. Mit weiterer Deckschichtverformung stieg die Rissbelastung wieder an, bis erneutes Risswachstum einsetzte. Somit ergab sich der für DCB-Tests typische (gezackte) Kraft-Verformungs-Verlauf.

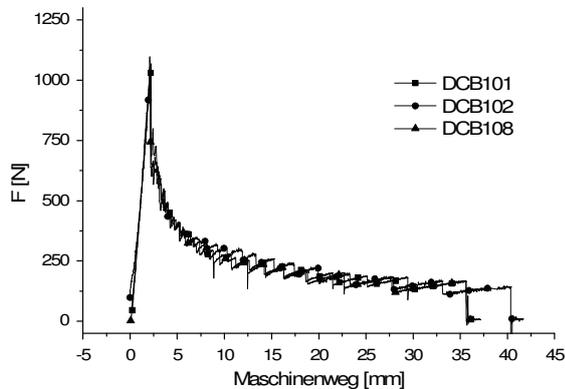


BILD 8. Kraft-Verformungs-Verlauf im quasi-statischen DCB-Versuch

Kurz bevor die Deckschicht komplett abgelöst war, trat instabiles Risswachstum ein. Die Deckschicht riss in einem Schritt ab. Nicht nur die Bruchlasten der geprüften Proben liegen nah beieinander, sondern auch die Kraft-Weg-Verläufe vor und nach Beginn der stabilen Rissausbreitung.

### 5.2.2. ENF-Versuch

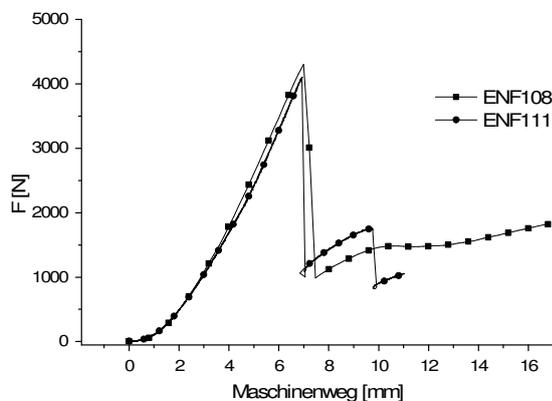


BILD 9. Kraft-Verformungs-Verlauf im quasi-statischen ENF-Versuch

In Abbildung 9 sind die Kraft-Verformungs-Verläufe des quasi-statischen ENF-Versuchs zusammengefasst. Nach Überschreiten des durch die Gummimatten bedingten nichtlinearen Anfahrverlaufs war das Verformungsverhalten im ENF-Test bis zum Erreichen der Maximallast von  $4201,66 \pm 141,56$  N linear. Mit weiterer Verformung trat, im Gegensatz zum DCB-Test, instabiles Risswachstum ein. Der Riss breitete sich zwischen Kern und Deckschicht sofort bis zur Probenmitte aus. Die Probe verlor schlagartig einen Großteil ihrer Steifigkeit, die Kraft-Verformungskurve fiel ab. Dieses Verhalten ist für ENF-Tests charakteristisch. Sowohl beim DCB- als auch beim ENF-Test verlief das Risswachstum im

gesamten Bereich sehr nahe dem Interface Kern/Deckschicht. Nach dem Ablösen der Deckschicht waren auf der Kernseite keine Harz-Reste und auf der Deckschichtseite nur eine sehr dünne, nur eine angerissene Schaumzelle dicke Schaum-Schicht erkennbar. Somit ist sichergestellt, dass die der Auswertung zugrunde liegenden Annahmen zutreffen.

## 5.3. Kritische Energiefreisetzungsrate

### 5.3.1. Globale Mode-I-Belastung

Da im quasi-statischen DCB-Versuch stabiles Risswachstum stattfand, konnte bei diesem Test die kritische Energiefreisetzungsrate durch Auswertung des Kraft-Weg-Verlaufs im gesamten Bereich der stabilen Rissausbreitung bestimmt werden. Dies ermöglicht im Vergleich zur Berechnung basierend auf der Maximallast eine deutlich zuverlässigere Bestimmung, da mehrere Messpunkte pro Probe berücksichtigt werden können. Die kritische Energiefreisetzungsrate wurde so nach Gleichung 17 gemittelt über alle Messpunkte und dann gemittelt über alle Proben zu  $0,19$  N/mm bestimmt. Die Auswertung basierend auf der Maximallast ergibt einen Wert von  $0,43$  N/mm. Die Bruchzähigkeit sinkt mit Beginn der Rissausbreitung um die Hälfte ab. Wie bereits erläutert, fand die Rissausbreitung sehr nahe, jedoch nicht genau in der Grenzschicht statt. Der Riss breitete sich in den ersten Schaumzellen unterhalb der Grenzschicht aus. Dies wird durch den Vergleich der beiden Werte mit der kritischen Mode-I-Energiefreisetzungsrate des Schaums bestätigt, welche am Fraunhofer IWM mit Hilfe des SENB-Tests zu  $0,15$  N/mm bestimmt wurde [29]. Dieser Wert liegt nahe dem über den gesamten Risswachstumsbereich bestimmten und deutlich unter dem auf der Maximallast basierenden Wert. Die Grenzschicht ist deutlich zäher als der Schaumkern. Dies erfüllt die oft an geklebte Strukturen gestellte Forderung, dass die geklebten Teile nicht delaminieren, ohne selbst zu versagen.

### 5.3.2. Globale Mode-II-Belastung

Im ENF-Versuch trat nach Überschreiten der Maximallast sofort instabiles Risswachstum bis zur Probenmitte ein. Deshalb war die Berechnung der kritischen Energiefreisetzungsrate nur auf Basis der Maximallast möglich. Die Berechnung der kritischen Energiefreisetzungsrate nach Gleichung 18, der analytischen Lösung nach Carlsson, ergibt  $0,30$  N/mm. Der Wert liegt deutlich unter dem bei globaler Mode-I-Last.

### 5.3.3. Einfluss der Deckschichtdicke

Um den Einfluss der Deckschichtdicke auf das Risswachstumsverhalten zwischen Deckschicht und Kern zu untersuchen, wurden Sandwichstrukturen mit  $1,5$  und  $3,0$  mm statt den bisher  $2,25$  mm dicken CFK-Decklagen geprüft, wobei sich exemplarisch auf den DCB-Test beschränkt wurde. Die hierbei untersuchten Sandwiches haben nahezu den gleichen Aufbau wie er bereits in Kapitel 1 vorgestellt wurde. Der einzige Unterschied besteht in der Anzahl der UD-Einzellagen. Es wurden nun Sandwiches mit Deckschichten aus  $12$  sowie  $24$  UD-Einzellagen (im Folgenden mit  $12UD$  bzw.  $24UD$

bezeichnet; das bereits in den letzten Abschnitten untersuchte Sandwich mit 18 UD-Einzellagen als Deckschicht wird entsprechend mit 18UD bezeichnet) untersucht. Die Deckschicht-Laminataufbauten ergeben sich beim 12UD-Sandwich somit zu  $2 \times [+45/0/-45]_s$  und beim 24UD-Sandwich zu  $4 \times [+45/0/-45]_s$ . Es wurden jeweils drei 12UD- und 24UD-Proben mit 50 mm Ausgangsrisslänge getestet. Zusätzlich wurde eine weitere Ausgangsrisslänge, 100 mm, bei gleicher Probenanzahl untersucht.

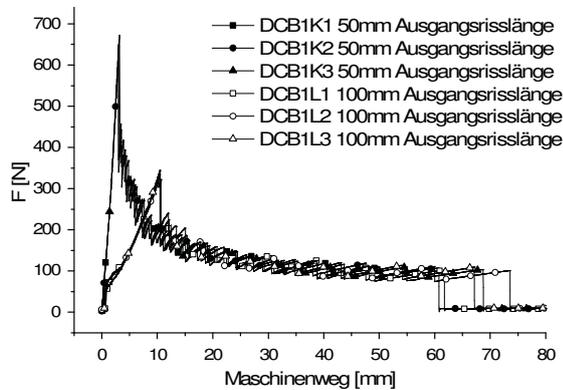


BILD 10. Kraft-Verformungs-Verlauf im quasi-statischen DCB-Versuch mit 1,5 mm dicker Deckschicht

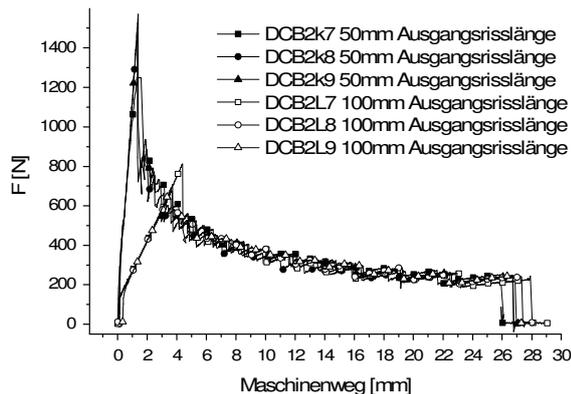


BILD 11. Kraft-Verformungs-Verlauf im quasi-statischen DCB-Versuch mit 3,0 mm dicker Deckschicht

In Abbildung 10 sind die Kraft-Weg-Verläufe der 12UD-Proben dargestellt, in Abbildung 11 die der 24UD-Proben. Es ergibt sich für beide Deckschichten bei beiden Ausgangsrisslängen qualitativ das gleiche, bereits bei den 18UD-Sandwiches erläuterte und für DCB-Versuche typische Verformungs- und Versagensverhalten. Die Kraft-Weg-Verläufe liegen bei gleichen Deckschichten nah beieinander. Die Anfangssteifigkeit der Proben mit 100 mm Ausgangsrisslänge ist aufgrund der größeren Länge der aufbiegenden Deckschicht geringer als bei 50 mm Ausgangsrisslänge. Da die Rissspitzenbelastung bei größerer Risslänge zunimmt, sind auch die Bruchlasten, der Beginn der stabilen Rissausbreitung, bei 100 mm geringer. Sie ergaben sich zu 652 und 334 N beim 12UD-Sandwich sowie zu 1440 und 731 N beim 24UD-Sandwich. Im Bereich der stabilen Rissausbreitung liegen die Kraft-Weg-Verläufe der Proben mit 50 und 100 mm Ausgangsrisslänge bei gleicher Deckschicht, wie erwartet, sehr nah beieinander. Die kritische

Energiefreisetzungsrate ergab sich nach Gleichung 17, ausgewertet über den gesamten Bereich stabiler Rissausbreitung, gemittelt über alle Proben mit 50 und 100mm Ausgangsrisslänge beim 12UD-Sandwich zu 0,26 N/mm und beim 24UD-Sandwich zu 0,24 N/mm. Die Werte liegen trotz der unterschiedlichen Deckschichtdicken sehr nah beieinander und sind bei beiden Sandwichkonfigurationen größer als beim 18UD-Sandwich (0,19 N/mm). Eine Abhängigkeit der kritischen Energiefreisetzungsrate von der Deckschichtdicke ist im Bereich der stabilen Rissausbreitung somit nicht eindeutig zu erkennen.

Wie bereits beim 18UD-Sandwich festgestellt, ergab sich auch bei den hier untersuchten Konfigurationen eine Diskrepanz zu den kritischen Energiefreisetzungsraten, die basierend auf den Bruchlasten bestimmt wurden. Diese ergaben sich bei 50 mm Ausgangsrisslänge nach Gleichung 17 beim 12UD-Sandwich zu 0,48 N/mm und beim 24UD-Sandwich zu 0,37 N/mm. Auch bei diesen Sandwichkonfigurationen fand das Risswachstum nach Überschreiten der Maximallast unterhalb, sehr nahe der Grenzschicht im Schaumkern statt, dessen Bruchzähigkeit offensichtlich geringer ist, als die der Grenzschicht bei dieser Rissspitzenbelastung. Jedoch ist die Diskrepanz zwischen der Mode-I-Bruchzähigkeit des Schaums und der im Bereich der stabilen Rissausbreitung bestimmten kritischen Energiefreisetzungsrate beim 12UD- und beim 24UD-Sandwich noch größer als beim 18UD-Sandwich. Der Unterschied zwischen den Energiefreisetzungsraten bei Beginn und während der Rissausbreitung ist bei beiden Sandwichstrukturen sehr gut in den Kraft-Weg-Verläufen in Abbildung 10 und 11 nachzuvollziehen. Die Bruchlasten der Proben mit 100 mm Ausgangsrisslänge ragen deutlich über die Verläufe der Proben mit 50 mm Ausgangsrisslänge hinaus, die sich in diesem Bereich bereits in der Phase der stabilen Rissausbreitung befinden. Nach Überschreiten der Bruchlast gleichen sich die Kurvenverläufe beider Ausgangsrisslängen sehr gut an. Die kritische Energiefreisetzungsrate basierend auf der Maximallast beträgt beim 18UD-Sandwich 0,41 N/mm und liegt somit zwischen denen des 12- und des 24UD-Sandwich. Demnach steigt die kritische Energiefreisetzungsrate der Grenzschicht bei dieser Belastung mit abnehmender Deckschichtdicke.

Bei den Versuchen konnte kein signifikanter Einfluss der Deckschichtdicke auf das Anbindungsverhalten an den Schaumkern festgestellt werden. Das Verformungs- und Versagensverhalten ist bei allen Deckschichtkonfigurationen gleich. Im Bereich des stabilen Risswachstums ist keine Abhängigkeit der kritischen Energiefreisetzungsrate von der Deckschichtdicke zu erkennen, allerdings stieg die kritische Energiefreisetzungsrate basierend auf der Maximallast mit abnehmender Deckschichtdicke an.

#### 5.4. Ermüdungsrisswachstum

Die Fatigue-Experimente wurden mit 18UD-Sandwiches durchgeführt. Sowohl beim DCB- als auch beim ENF-Versuch konnte Ermüdungsrisswachstum initiiert werden. Der Risspfad entsprach dabei dem der quasi-statischen Versuche, sehr nahe der Grenzschicht in den ersten Schaumzellen. Dieses Rissausbreitungsverhalten entspricht dem von den bereits erläuterten

Untersuchungen an Sandwiches mit GFK-Deckschichten und PVC- bzw. PMI-Schaumkernen [13, 14, 15, 26, 27].

### 5.4.1. Globale Mode-I-Belastung

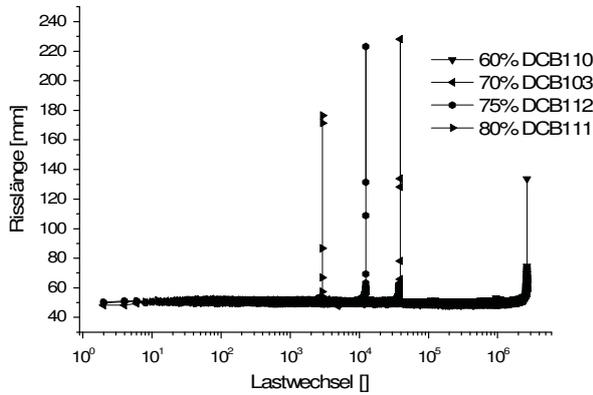


BILD 12. Risswachstumskurven aus dem zyklischen DCB-Versuch

Das Ermüdungsrisswachstum fand beim DCB-Test über eine Länge von 50 - 100 mm statt. Anschließend trat eine instabile Rissausbreitung bis zum Probenende ein, die Deckschicht riss komplett ab und der Versuch wurde beendet. Da, worauf noch weiter eingegangen wird, die Rissfortschrittsraten vergleichsweise hoch sind, war es schwierig, den Belastungsbereich für das Ermüdungsrisswachstum einzustellen. Im DCB-Versuch fand Ermüdungsrisswachstum bei dem gewählten Belastungsverhältnis von 0,1 bei einer oberen Last von 60 - 80% der statischen Bruchlast statt. Die ertragenen Lastwechsel bis zum kompletten Abreißen der Deckschicht unterscheiden sich bei den unterschiedlichen Lastniveaus erheblich. Die 60 %-Probe ertrug 2654317 Lastwechsel, die 70 %-Probe 38881, die 75 %-Probe 12983 und die 80 %-Probe lediglich 2933 Lastwechsel. In Abbildung 12 sind die Risslängen-Lastwechsel-Verläufe der DCB-Proben in einfachlogarithmischer Darstellung aufgeführt. Sie verdeutlichen die hohen Rissfortschrittsraten durch ihren stark geknickten Verlauf. Die Risslängen bleiben über im Verhältnis zur jeweiligen Probenlebensdauer viele Lastwechsel nahezu konstant und wachsen dann schnell bis zum Versagen an.

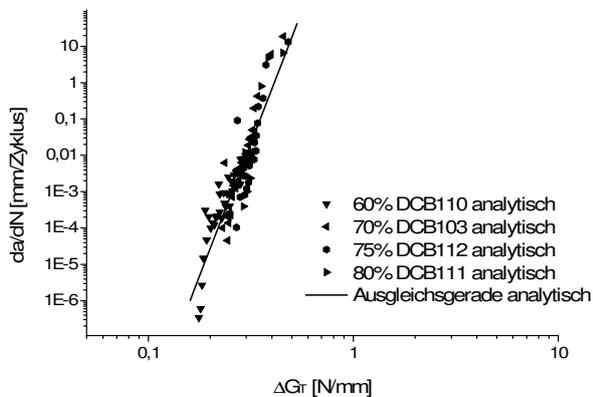


BILD 13. Rissfortschrittsraten aus dem zyklischen DCB-Versuch

Die Rissfortschrittsraten aus den zyklischen DCB-Versuchen sind in Abbildung 13 doppellogarithmisch aufgeführt. Aus den Einzelschaubildern wird ersichtlich, dass die Messungen aller Proben sehr gut zueinander passen. Die einzelnen Messpunkte lassen sich gut durch eine Ausgleichsgerade, die Paris-Gerade, beschreiben. Wie zu erwarten war, konnten bei geringeren Belastungen auch kleinere Rissfortschrittsraten gemessen werden, während die Proben mit höherer aufgebracht Belastung vorrangig größere Rissfortschrittsraten aufwiesen. Die Konstanten der Geraden sind der Exponent  $m$  und der Faktor  $C$  des Paris-Gesetzes. Sie lassen sich direkt aus den Messpunkten bzw. der Ausgleichsgerade bestimmen. Der Paris-Parameter  $C$  beträgt 5,61,  $m$  beträgt 14,55.

Der Paris-Exponent  $m$  beeinflusst maßgeblich die Zunahme der Risswachstumsgeschwindigkeit bei Rissfortschritt. Je größer  $m$  ist, umso weniger Lastwechsel erträgt die Struktur nach Beginn des Ermüdungsrisswachstums bis zum Erreichen der kritischen Schadensgröße. Die Werte aus den DCB-Experimenten sind vergleichsweise hoch. Ein Vergleich mit anderen Werten aus Experimenten mit CFK-Schaum-Sandwiches, insbesondere mit einem Schaumkern aus ROHACELL® 71RIST kann nicht erfolgen, da keine Untersuchungen hierüber bekannt sind. Auch für den Schaumkern selbst sind keine Daten zum Ermüdungsrisswachstum vorhanden. Zenkert ermittelte die Mode-I-Paris-Parameter für ROHACELL® WF, einem ähnlichen PMI-Schaum mit größerem Zelldurchmesser, bei verschiedenen Schaumdichten mit Hilfe des *Compact Tension* Tests und stellte fest, dass der Exponent unabhängig von der Dichte ist. Er ermittelte ihn zu 13,0 in der Darstellung der Rissfortschrittskurven basierend auf dem Spannungsintensitätsfaktor [30]. In der hier gewählten Darstellung ergäbe er sich durch die Abhängigkeit der Energiefreisetzungsrates vom Quadrat des Spannungsintensitätsfaktors zu 6,25. Shipsha bestimmte  $m$  mit den in dieser Arbeit durchgeführten Versuchen ähnlichen DCB-Experimenten an einem Sandwich aus 51WF®-Schaum und GFK-Deckschichten zu 17,2, also 8,6 in der hier gewählten Darstellung [14]. Der Rissfortschritt ist bei dem hier untersuchten Sandwich noch kritischer, die Zunahme der Risswachstumsgeschwindigkeit stärker.

### 5.4.2. Globale Mode-II-Belastung

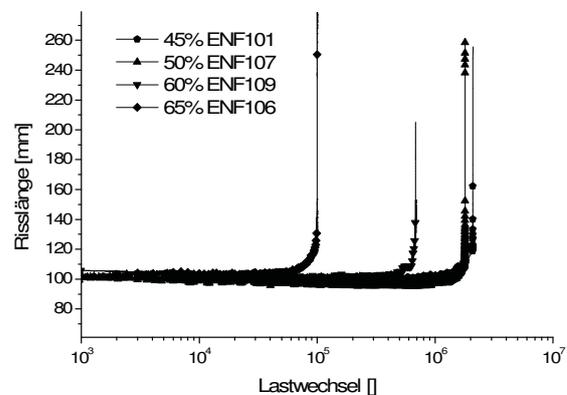


BILD 14. Risswachstumskurven aus dem zyklischen ENF-Versuch

Beim ENF-Versuch fand Ermüdungsrisswachstum über eine Länge von 100 - 150 mm statt, bevor instabiles Risswachstum bis zur Probenmitte eintrat. Wie im quasi-statischen Versuch, wurden die Tests abgebrochen, wenn der Riss die Probenmitte erreicht hatte. Die Deckschicht ist dabei nur zur Hälfte abgelöst. Das Ermüdungsrisswachstum fand beim ENF-Versuch in einem Lastbereich statt, bei dem die obere Last 45 - 65 % der statischen Bruchlast betrug. Das Lastverhältnis glich dabei dem des DCB-Tests. Die ENF-Proben erreichten bei einem Lastniveau von 45 % 2123301 Lastwechsel, bei 50% 1794689, bei 60% 684370 und bei 65% 100289 Lastwechsel. Die Risslängen-Lastwechsel-Verläufe der ENF-Proben sind in Abbildung 14 dargestellt. Der Rissfortschritt ist ebenfalls vergleichsweise stark, jedoch geringer als beim DCB-Versuch.

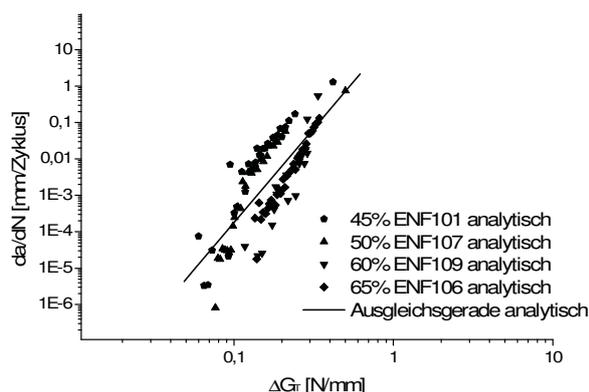


BILD 15. Rissfortschrittsraten aus dem zyklischen ENF-Versuch

Auch für die ENF-Versuche konnten die Rissfortschrittskurven erstellt werden. Sie sind in Abbildung 15 aufgeführt. Bei Betrachtung der Einzelschaubilder fällt auf, dass sich die Kurven der einzelnen Proben wie beim DCB-Versuch sehr gut durch eine Ausgleichsgerade beschreiben lassen. Jedoch liegen jeweils nur zwei Kurven sehr nah beieinander. Diese beiden Kurvenpaare weisen leicht unterschiedlich hohe Energiefreisetzungsraten bei gleicher Risswachstumsgeschwindigkeit auf. Der Paris-Parameter C ergab sich aus allen Proben zu 1,41 und m zu 5,16. Der Paris-Exponent ist unter globaler Mode-II-Belastung im ENF-Versuch deutlich geringer als im DCB-Test unter globaler Mode-I-Last. Ein Vergleich mit Untersuchungen am gleichen Sandwichtyp kann nicht erfolgen, da keine Daten zur Verfügung stehen. Jedoch zeigen Untersuchungen von Shipsha und Burman an Sandwiches mit GFK-Deckschichten und einem Schaumkern aus ROHACELL® WF ebenfalls, dass m bei globaler Mode-I-Last gegenüber globaler Mode-II-Belastung deutlich größer ist [13, 15]. Obwohl sich die Versuche durch eine starke Zunahme der Risswachstumsgeschwindigkeit auszeichneten, konnten die Rissfortschrittskurven erstellt und durch Ausgleichsgeraden beschrieben werden. Die Paris-Exponenten sind vergleichsweise hoch, was eine schadenstolerante Auslegung einer derartigen Sandwichstruktur mit teilweise abgelöster Deckschicht erschwert. Es ist zu vermuten, dass das Rissfortschrittsverhalten stark von der Schaummorphologie beeinflusst wird [30].

Untersuchungen von Olurin an Aluminiumschäumen haben einen Paris-Exponenten von 25 ergeben, während der von Aluminiumlegierungen 2 - 4 beträgt [31].

## 6. FAZIT UND AUSBLICK

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde das Deckschicht-Ablöseverhalten von CFK-Schaum-Sandwichstrukturen untersucht. Die Rissausbreitung fand sowohl bei den quasi-statischen, als auch bei den zyklischen DCB- und ENF-Versuchen nicht in der Grenzschicht Deckschicht/Schaumkern, sondern sehr nahe dieser im Schaumkern statt. Dies bestätigt eine ausreichend gute Verklebung der Deckschichten an den Kern und korreliert mit Untersuchungen an GFK-Sandwichstrukturen mit ähnlichen Schaumkernen. Anschließend wurde das Ermüdungsrisswachstum unter Wechsellast charakterisiert. Die dabei bestimmten Paris-Exponenten sind vergleichsweise hoch. Insofern Rissfortschritt eintritt, wird er schnell verstärkt und die Restfestigkeit erreicht. Der Rissfortschritt ist unter globaler Mode-II-Belastung im ENF-Versuch deutlich geringer als im DCB-Test unter globaler Mode-I-Last.

Eine Möglichkeit, das Deckschicht-Debonding einzugrenzen oder zumindest zu verlangsamen, ist die Integration von Rissstoppnern in die Sandwichstruktur. In weiterführenden Arbeiten werden derartige Rissstopppkonzepte untersucht, was jedoch nicht im Rahmen dieses Beitrags vorgestellt werden kann. Zusammengefasst zeigen jedoch die bisherigen Ergebnisse, dass damit die Schadenstoleranz der Sandwichstruktur hinsichtlich Deckschicht-Debonding signifikant erhöht werden kann [32].

## Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde durch die CTC Stade GmbH, Premium AEROTEC GmbH und das Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie unterstützt. Hierfür danken die Autoren.

- [1] D. Zenkert, *An Introduction To Sandwich Construction*, Engineering Materials Advisory Services Ltd, Cradley Heath, UK, (1997).
- [2] A. S. Herrmann, P. C. Zahlen and Ichwan Zuardy, "Sandwich Structures Technology in Commercial Aviation", Proceedings of the 7th International Conference on Sandwich Structures, Aalborg, Denmark, pp. 13-26 (2005).
- [3] P. C. Zahlen, M. Rinker and C. Heim, "Advanced Manufacturing of Large, Complex Foam Core Sandwich Panels", Proceedings of the 8th International Conference on Sandwich Structures, Porto, Portugal, pp. 606-623 (2008).

- [4] FAA, *Damage Tolerance Assessment Handbook, Vol. 1, Introduction Fracture Mechanics Fatigue*, Federal Aviation Administration, U.S. Department of Transportation, Washington, USA, (1993).
- [5] C. Berggreen, *Damage Tolerance of Debonded Sandwich Structures*, Phd Thesis, Technical University of Denmark, Lyngby, Denmark, (2004).
- [6] Röhm Kunststoffe, *ROHACELL® Leichtbauhartschaumstoff Handbuch*, Röhm GmbH Chemische Fabrik, Darmstadt, Deutschland, (1989).
- [7] E. Saenz, A. Roth, F. Rosselli, X. Liu and R. Thomson, "Mode I Fracture Toughness of PMI Sandwich Core Materials", Proceedings of the 8th International Conference on Sandwich Structures, Porto, Portugal, pp. 499-510 (2008).
- [8] Toho Tenax Europe GmbH, *Produktprogramm und Eigenschaften für Tenax HTA/HTS Filamentgarn*, Toho Tenax Europe GmbH, (2007).
- [9] Hexcel Corporation, *HEXFLOW® RTM6 Product Data*, Hexcel Corporation, (2007).
- [10] S. Prasad and L. A. Carlsson, "Debonding and Crack Kinking in Foam Core Sandwich Beams – I. Analysis of Fracture Specimens", *Engineering Fracture Mechanics*, 47, 813-824 (1994).
- [11] S. Prasad and L. A. Carlsson, "Debonding and Crack Kinking in Foam Core Sandwich Beams – II. Experimental Investigation", *Engineering Fracture Mechanics*, 47, 825-841 (1994).
- [12] W. J. Cantwell and P. Davies, "A Study of Skin-Core Adhesion in Glass Fibre Reinforced Sandwich Materials", *Applied Composite Materials*, 3, 407-420 (1996).
- [13] M. Burman, *Fatigue Crack Initiation and Propagation in Sandwich Structures*, Phd Thesis, KTH Stockholm, Stockholm, Sweden, (1998).
- [14] A. Shipsha, M. Burman and D. Zenkert, "A Comparative Study of Mode I Fatigue Crack Propagation in Foam Cores for Sandwich Structures by Using Different Test Specimens", Proceedings of the 12th International Conference on Composite Materials, Paris, France, (1999).
- [15] A. Shipsha, M. Burman and D. Zenkert, "Interfacial Fatigue Crack Growth in Foam Core Sandwich Structures", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 22, 123-131 (1999).
- [16] K. Shimakuvar, *Approaches To Design and Evaluation of Sandwich Composites*, Technical Report, North Carolina A&T State University, USA, (2001).
- [17] C. K. Berkowitz and W. S. Johnson, "Fracture and Fatigue Tests and Analysis of Composite Sandwich Structure", *Journal of Composite Materials*, 39, 1417-1431 (2005).
- [18] X. Li and L. A. Carlsson, "The Tilded Sandwich Debond TSD Specimen for Face/Core Interface Fracture Characterization", *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 1, 60-75 (1999).
- [19] C. Berggreen and L. A. Carlsson, "Fracture Mechanics Analysis of a Modified TSD Specimen", Proceedings of the 8th International Conference on Sandwich Structures, Porto, Portugal, pp. 173-185 (2008).
- [20] C. Berggreen, J. H. Andreasen, J. Jakobsen, L. A. Carlsson and O. T. Thomsen, "Mixed Mode Fracture Toughness Characterization of Sandwich Interface Using The Modified TSD Specimen", Proceedings of the 17th International Conference on Composite Materials, Edinburgh, UK, (2009).
- [21] B. F. Sørensen, K. Jørgensen, T. K. Jacobsen and R. C. Østergaard, "DCB-Specimen Loaded with Uneven Bending Moments", *International Journal of Fracture*, 41, 163-176 (2006).
- [22] C. Lundsgaard-Larsen, B. F. Sørensen, C. Berggreen and R. C. Østergaard, "A Modified DCB Sandwich Specimen for Measuring Mixed-Mode Cohesive Laws", *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 2514-2530 (2008).
- [23] C. Lundsgaard-Larsen, C. Berggreen, A. Quispitupa and L. A. Carlsson, "Improved Damage Tolerant Face/Core Interface Design in Sandwich Structures", Proceedings of the 17th International Conference on Composite Materials, Edinburgh, UK, (2009).
- [24] D. Zenkert, "PVC Sandwich Core Materials Fracture Behaviour Under Mode II Loading and Mixed-Mode Conditions", *Materials Science and Engineering, A* 108, 233-240 (1989).
- [25] L. A. Carlsson, L. S. Sendlein and S. L. Merry, "Characterization of Face Sheet/Core Shear Fracture of Composite Sandwich Beams", *Journal of Composite Materials*, 25, 101-116 (1991).
- [26] A. Quispitupa, C. Berggreen and L. A. Carlsson, "A Debond Sandwich Specimen Under Mixed Mode Bending (MMB)", Proceedings of the 8th International Conference on Sandwich Structures, Porto, Portugal, pp. 186-198 (2008).
- [27] A. Quispitupa, C. Berggreen and L. A. Carlsson, "On the Analysis of a Mixed Mode Bending Sandwich Specimen for Debond Fracture Characterization", *Engineering Fracture Mechanics*, 76, 594-613 (2009).
- [28] F. Avilés and L. A. Carlsson, "Analysis of the Sandwich DCB Specimen for Debond Characterization", *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 153-168 (2008).
- [29] M. John, M. Rinker, und R. Schäuble, "Bruchmechanische Kennwertermittlung an Polymethacrylimid-Hartschäumen", 12. Tagung Problemseminar Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen, Merseburg, Deutschland, (2009).
- [30] D. Zenkert, A. Shipsha, and M. Burman, "Fatigue of Closed Cell Foams", *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 8, 517-538 (2006).
- [31] O. B. Olurin, K. Y. G. Mc Cullough, N. A. Fleck, and M. F. Ashby, "Fatigue Crack Propagation in Aluminium Alloy Foams", *International Journal of Fatigue*, 23, 375-382 (2001).
- [32] M. Rinker, M. John and R. Schäuble, "Investigation of Sandwich Crack Stop Elements under Fatigue Loading", Proceedings of the 9th International Conference on Sandwich Structures, Pasadena, California, USA (2010).