

IVW - Schriftenreihe Band 56

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

Wolfgang Förtsch

Mikrofraktographische Untersuchungen
zum Ermüdungsversagen vorgeschädigter
Preform-CFK-Werkstoffe mit EP-Matrizes

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <<http://dnb.ddb.de>> abrufbar.

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.ddb.de>>.

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb
Erwin-Schrödinger-Straße
TU Kaiserslautern, Gebäude 58
67663 Kaiserslautern
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Technische Universität Kaiserslautern
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D 386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2005

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X
ISBN 3-934930-52-2

**Mikrofraktographische Untersuchungen
zum Ermüdungsversagen vorgeschädigter Preform-CFK-Werkstoffe
mit EP-Matrizes**

Vom Fachbereich für Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Universität Kaiserslautern
genehmigte Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Wolfgang Förtsch
aus Bruchsal / Baden

Tag der Prüfung: 14.06.2005

Berichterstatter:
Prof. Dr. Dr. h.c. Klaus Friedrich
Prof. Dr. Klaus Drechsler

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit in der Arbeitsgruppe Physikalische Analytik / Schadensanalytik im Corporate Research Center (CRC) der EADS Deutschland GmbH in Ottobrunn bei München.

Herzlich möchte ich mich bei meinem Doktorvater, Prof. Dr. Dr. hc. Klaus Friedrich, bedanken. Durch seinen Überblick und seine Geduld half er mir, in der richtigen Bahn zu bleiben und gab mir in entscheidenden Momenten die richtigen Anstöße. Ebenfalls Dank den Mitarbeitern am Institut für Verbundwerkstoffe GmbH der TU Kaiserslautern, die mir immer wieder bereitwillig Unterstützung gewährten.

Mein Dank auch an Prof. Dr. Klaus Drechsler vom Institut für Flugzeugbau der Universität Stuttgart für die Übernahme des Koreferates sowie Prof. Dr. Paul Steinmann, TU Kaiserslautern, für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Mein besonderer Dank gilt Dr. Horst E. Franz vom CRC Ottobrunn, der als mein Betreuer jederzeit zu fachlichen Diskussionen bereit und durch seine langjährige Erfahrung im Bereich der Mikrofraktographie eine große Hilfe bei vielen Fragestellungen war. Ebenfalls bedanken möchte ich mich bei meinen Kollegen Max Kolb und Thomas Sikora, die bei fachlichen sowie praktischen Aufgabenstellungen verlässliche Ansprechpartner waren. Auch allen anderen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des CRC möchte ich für die mir gewährte Unterstützung meinen Dank aussprechen.

Weiterhin schulde ich den Mitarbeitern der verschiedenen Projekte, auf deren Ergebnissen diese Arbeit beruht, herzlichen Dank. Stellvertretend für alle Beteiligten möchte ich an dieser Stelle Detlef Paulisch vom Wehrwissenschaftlichen Institut für Werk-, Explosiv- und Betriebsstoffe in Erding, Gerard Lorient vom Centre d'Essais Aéronautique de Toulouse und Alain Vinet vom Centre Commune de Recherche der EADS France danken. Ohne ihre große Unterstützung und ihr Interesse am Thema wäre vieles nicht möglich gewesen.

Meiner Familie möchte ich an dieser Stelle für die Unterstützung und Geduld, die sie mir über die Jahre entgegengebracht hat, besonders danken.

Meine Frau, Anja von Bestenbostel, weiß, dass es diese Arbeit ohne sie heute noch nicht geben würde – zumindest nicht ohne Rechtschreibfehler. Dennoch: Ich danke dir und Rufus von Herzen.

Abstract

Carbon-fibre reinforced plastics have been widely used in the aerospace industry as materials for structural components. During recent years, the focus has been on preform/RTM materials with the aim of improving material properties and reducing costs. Harnessing the full potential of these materials requires a model for assessing the properties and in particular long-term behaviour. Such a model needs to take into account the special conditions of these materials. Basic failure mechanisms have to be analysed in order to develop this kind of model.

Consequently, the aim of the work was to investigate the fatigue phenomenon in preform-CFRP materials with thermoset matrices on a microstructural level. The influence of the dynamic loading and the temperature on the emerging fracture phenomena should be identified. Based on the results, a common fracture mechanism should be found. The failure should be described on a mesoscopic level so that it is not restricted on the fatigue failure at a single crack front.

To achieve this aim, different preform materials with EP matrix (some of which had been subjected to impact) were loaded with dynamic compression load and high frequent alternate bending. The fatigue behaviour of the matrix systems was investigated by CT tests.

By means of microfractography, the only method for detecting fatigue failure as such, the failure mechanisms were analysed at submicroscopic level. The results showed correlations between microstructure and failure.

It became apparent that what in the technical literature has been given as an explanation for the appearance of the fatigue striations in the scanning electron microscope had to be corrected. As undercuts are not reflected in the SEM as dark striations, the appearance of the striations must be based on different inclinations of the local fractured surface to the primary electron beam.

On the basis of this result the shape and the formation of the fatigue striations could be shown in resin pockets and fibre imprints. Fatigue striations have a shape which sticks out from the fracture plane, preferably in the form of steps.

There was no proof for an influence of the high frequent load on the formation of fatigue striations. However, it was possible to find lamellar fracture phenomena which have not been described in the technical literature yet. Due to their shape and their

occurrence these can be understood rather as a sign of a dynamic load than as a fracture phenomenon of a high frequent cyclic loading.

The examinations of the high frequent loaded samples, where temperatures up to 120°C occurred, as well as in the CT tests with elevated temperatures (60% T_g) yielded no proof that the temperature has an influence on the mechanical failure behaviour. However, the formation of the fatigue striations in high frequent loaded specimens leads to the deduction that adiabatic heating exists at the crack tip which leads to large plastic deformations because the glass transition temperature is exceeded locally.

The microfractographic investigations showed that the fatigue striations appear as separate static fractures. On account of their shape and in relation to the matching fracture surfaces plastic processes can be held responsible for the formation of the striations. Altogether this leads to a modification of the models for the origin of fatigue striations prevalent in the technical literature. The suggested model associates the real fracture growth under fatigue loading only with a small part of the loading cycle. Crack propagation only occurs when the maximum stress intensity is reached in the area of the upper loading of the cycle. Microplastic processes by molecular rearrangement in the stress field ahead of the crack tip lead to the blunting of the crack tip, which is reflected as fatigue striations on the fracture surface. Simultaneously, the cyclic loading causes damages in the molecular network of the thermoset. This leads to the possibility of fracture formation below the static stress at break.

On the basis of the model and of fatigue crack growth diagrams it is possible to establish thresholds for the stress intensity necessary for crack propagation under cyclic load. The upper threshold of the stress intensity corresponds to K_C , because it marks the transition to unstable crack growth. The lower threshold is determined by the value of the cyclic stress intensity factor where crack growth has just ceased to be ascertainable.

With the existing model of local crack growth under fatigue loading and the results of the chronological course of failure from the microfractographic investigations of the different materials it was possible to detect a general failure mechanism for the preform-CFRP materials.

When an external alternating load is applied, an inhomogeneous stress field forms in the composite material. In areas stressed within the growth stress, fatigue growth

occurs in the form of secondary fractures within the matrix. The primary crack front runs along these damaged points in the material until global failure occurs. This leads to a discontinuous, stepwise failure expiration under fatigue loading. This general mechanism permits assessment of the damage behaviour and the progression of failure in various types of fibre reinforcement.

Inhalt

1	Einleitung	1
2	Grundlagen	3
2.1	Textile Verstärkungsstrukturen	3
2.1.1	Zweidimensionale Verstärkungen	3
2.1.2	Dreidimensionale Verstärkungen	5
2.1.3	Herstellungsfehler 3d-verstärkter Werkstoffe	7
2.2	Werkstoffe	8
2.2.1	Duroplastische Matrixsysteme	8
2.2.2	Schlagzähmodifikationen	10
2.2.3	Verschiedene Faserarten	11
2.3	Herstellungsverfahren	13
2.3.1	Verfahren mit allseitig geschlossenem Werkzeug	14
2.3.2	Verfahren mit einschaligem Werkzeug	14
2.4	Festigkeit und Versagen von Verbundwerkstoffen	15
2.4.1	Belastungsarten	15
2.4.2	Versagen und Bruchmechanismen zähmodifizierter Epoxidharze	18
2.4.3	Materialverhalten unter Impactbelastung	20
2.4.4	Materialverhalten unter zyklischer Belastung	21
2.4.5	Darstellung vorhandener Versagensmodelle	28
3	Mikrofraktographische Versagensphänomene	32
3.1	Die Kontrastentstehung im Rasterelektronenmikroskop	32
3.2	Übersicht der Bruchmorphologien	34
3.2.1	Statische Bruchmorphologien	35
3.2.2	Schwingbruchmorphologien	38
4	Problemstellung und Zielsetzung	43
5	Experimentelles	45
5.1	Reinharzversuche	45
5.1.1	CT-Tests - Ermittlung von K_{IC}	45
5.1.2	Dynamisch mechanische Thermoanalyse DMTA	46

5.2	Schädigung unter Druckbelastung.....	46
5.2.1	Werkstoffaufbau	46
5.2.2	Impactbelastung	49
5.2.3	Statischer Druckversuch.....	50
5.2.4	Zyklische Druckversuche.....	51
5.3	Ermüdungsverhalten im höherfrequenten Bereich	51
5.3.1	a _x f-Versuch	51
5.3.2	Werkstoffaufbau und Probengeometrie	53
5.3.3	Voruntersuchungen und Auswerteverfahren	55
5.4	Mikrostrukturelle Untersuchungen	57
5.4.1	Präparation.....	57
5.4.2	Rasterelektronenmikroskopie	58
5.4.3	Rasterkraftmikroskopie AFM	58
6	Ergebnisse	59
6.1	Bruchverhalten der Matrixmaterialien	59
6.1.1	Mechanische Kennwerte der Reinharze.....	59
6.1.2	Mikrofraktographische Untersuchungen an Reinharzen.....	61
6.1.3	Mikrofraktographische Untersuchungen von Harzen im Verbund	64
6.2	Impact und Druckversuche.....	68
6.2.1	Schädigung durch Impact.....	68
6.2.2	Schwingende Druckbelastung	93
6.2.3	Zusammenfassung der strukturellen Untersuchungen	116
6.3	Höherfrequente Belastung.....	122
6.3.1	Mechanisch-physikalische Kennwerte.....	122
6.3.2	Mikrofraktographische Untersuchungen	130
6.3.3	FE-Modellierung des Versagens	141
7	Diskussion	146
7.1	Ermüdungsverhalten und Bruchcharakteristika duroplastischer Matrixsysteme	146
7.1.1	Darstellung und Form der Schwingstreifen im REM.....	146
7.1.2	Einfluss der Zähmodifizierung	150
7.1.3	Frequenzabhängigkeit der Bruchphänomene.....	152
7.1.4	Temperatureinfluss.....	155

7.1.5	Die Entstehung der Schwingstreifen.....	157
7.1.6	Der Ermüdungsvorgang in Duroplasten	165
7.2	Das Versagen 3d-verstärkter Preform-Werkstoffe.....	167
7.2.1	Allgemeiner Schadensmechanismus des Ermüdungsversagens	167
7.2.2	Der Schadensmechanismus unter Impactbelastung	171
7.2.3	Korrelation von Mikrostruktur und Versagen	172
8	Zusammenfassung und Ausblick	175
9	Literatur	179

1 Einleitung

Ist die Verwendung von CFK-Strukturen in der Luft- und Raumfahrttechnik heute Stand der Technik, so kommt der wirtschaftlichen Fertigung von CFK-Bauteilen eine zunehmende Bedeutung zu. Bisher verwendete 2dimensional verstärkte Faserverbunde haben einen breiten Eingang bei der Herstellung von Strukturbauteilen gefunden. Ihre aufwändige und damit teure Fertigung steht jedoch den wachsenden wirtschaftlichen Aspekten entgegen. Es finden daher RTM-Preformwerkstoffe, deren Verstärkungsstruktur als fertige Halbzeuge aus der Textilindustrie geliefert werden können, zunehmende Beachtung. Die äußerst wirtschaftliche Herstellungsweise mittels RTM-Technologie, verbunden mit fallenden Qualitätssicherungskosten, aufgrund der hohen Reproduzierbarkeit des Verfahrens, können zu Kosteneinsparungen bis zu 90%, verglichen mit herkömmlichen Prepreg-Bauteilen, führen.

Abgesehen von Kostenfaktoren können durch die RTM-Preformtechnologie auch wesentliche strukturelle Eigenschaften des Materials verbessert werden. Grundidee ist dabei, durch das Einbringen einer z-Komponente in die Verstärkungsstruktur die interlaminare Festigkeit und damit die Schadenstoleranz des Verbundes zu erhöhen. Zudem können, beispielsweise durch die Verwendung der Nähetechnologie, bisher nicht zu verwirklichende Geometrien und hoch integrierte Bauteile hergestellt werden.

Blickt man auf den derzeitigen Stand der Technik dieser Materialien, ist eine Vielzahl von Entwicklungen zu beobachten. Neben der realen Steigerung der interlaminaren Festigkeit ergibt sich im Allgemeinen eine Abnahme anderer Eigenschaften, wie z.B. Steifigkeit, Zug-, Druck- und Ermüdungsfestigkeit. Teils sind sehr widersprüchliche Ergebnissen der mechanischen Kennwerte zu finden (Mouritz u.a. 1997). Der Grund für die Streuung der beobachteten Festigkeiten spröder Materialien liegt an den innewohnenden Schwankungen bezüglich Größe, Form, Orientierung und Natur der molekularen, mikroskopischen und makroskopischen Defekte, die nahezu immer in solchen Materialien vorhanden sind (Wagner 1989).

Mit dem Einbringen von z-Fasern wird eine Anzahl von Strukturvariablen geschaffen, die sich auf komplexe Weise gegenseitig beeinflussen. So wird allgemein eine Aufweitung in der x-y-Ebene gegeben sein, die je nach Flächendichte der z-Fasern von lokaler Natur sein kann, oder unter hochgradiger Orientierung der Fasern in der

Ebene als eigene Phase im Material wirkt. Gleichzeitig kann es durch verschiedene Herstellparameter zu einer Weitung in z-Richtung kommen, die den interlaminaren Bruchwiderstand verändert. Diese interagierenden Parameter werden parallel von der Materialauswahl der einzelnen Phasen beeinflusst.

Verschiedene Arbeiten versuchten das daraus resultierende Materialverhalten zu untersuchen, beschränkten sich bisher jedoch lediglich auf grundsätzliche mechanische Eigenschaften dieser Materialien. Dabei wurde besonderes Augenmerk auf bruchmechanische Ansätze gelegt, die sich auf einfache, statische Modellvorstellungen des Versagens auf Gefügebene stützten.

Um das volle Potential der RTM/Preform Materialien nutzen zu können, muss ein den speziellen Bedingungen von 3d-Materialien Rechnung tragendes Modell zur Abschätzung der Eigenschaften und des Langzeitverhaltens vorhanden sein. Zur Entwicklung eines solchen Modells ist die Untersuchung der grundlegenden Schadensmechanismen notwendig. Dieser Korrelation zwischen Versagen und Mikrostruktur wurde bei bisherigen Untersuchungen oft nur wenig Platz eingeräumt. Man beschränkte sich dabei im Allgemeinen auf grundsätzliche Beschreibungen des Gefüges, konnte aber nur bedingt Wechselbeziehungen herstellen.

Trotzdem in den letzten Jahren eine Vielzahl von Arbeiten zum Ermüdungsverhalten von CFK-Werkstoffen veröffentlicht wurde, ist speziell dieses Phänomen aus der Sicht seiner mikrostrukturellen Ursachen nur unbefriedigend untersucht.

Korrelationen des Ermüdungsversagens zur Mikrostruktur auf Basis von Schadensabläufen wurden in einzelnen Arbeiten an 2dimensional verstärkten Faserverbundwerkstoffen hergestellt (Talrea 1987). Dies erfolgte meist mittels röntgenographischer Methoden und einzelner REM-Untersuchungen, eine lückenlose Beschreibung der beim Versagen ablaufenden Prozesse ist aber auch hier nicht zu finden. Mikroskopische Beobachtungen des Versagensprozesses konnten die ablaufenden Bruchprozesse nicht beschreiben.

Mittels der Mikrofraktographie als einziger Methode, die Ermüdung als solche nachweisen kann, ist eine solche Darstellung möglich. In vielen Arbeiten wurden in den letzten Jahren die Grundlagen entwickelt, die es heute erlauben, die örtlich ablaufenden Bruchvorgänge auf mikroskopischer Ebene mittels der Mikrofraktographie zu beschreiben (GARTEUR 1994, Purslow 1986, Franz 1980,1991, Heutling 1998). Allerdings wurde diese Methode bisher ausschließlich zur Schadensanalyse einge-

setzt. Mittels der lokal gewonnen Aussagen ist es jedoch mit entsprechendem Aufwand möglich, den gesamten Schadensablauf auf einer mesoskopischen Ebene im Material nachzuvollziehen und einen generellen Schadensmechanismus festzustellen.

2 Grundlagen

2.1 Textile Verstärkungsstrukturen

Allgemein wird bei kontinuierlichen Faserverstärkungen zwischen zwei- und dreidimensionalen Strukturen unterschieden. Hierbei werden Verstärkungen, die vornehmlich in der x-y-Ebene orientiert sind, als zweidimensional und Verstärkungen, die eine Komponente in der z-Richtung enthalten, als dreidimensional bezeichnet. Aufgrund der Menge verschiedener Aufbaumöglichkeiten sind die Übergänge dabei fließend, es hat sich jedoch eingebürgert, nur die Verstärkungsaufbauten als dreidimensional zu bezeichnen, die gezielt Fasern als Wirkkomponente in z-Richtung enthalten.

2.1.1 Zweidimensionale Verstärkungen

2d-Verstärkungen sind heute Standard in der CFK-Technologie und werden in einer Vielzahl verschiedener Variationen von unidirektional Geweben und (UD) - Gelegen eingesetzt. Sie können als, für den RTM-Prozess notwendige, trockene Verstärkungen und als vorimprägnierte Verstärkungen (Prepreg) geliefert werden.

Für den RTM-Prozess typische trockene UD-Gelege werden als verwirkte Lagenaufbauten verschiedener Orientierung mit i.a. zwei bis vier Lagen hergestellt.

Zum Aufbau einer Verstärkungsstruktur werden, entsprechend der benötigten Faserorientierungen, mehrere dieser Lagenpakete übereinandergelegt, um so die gewünschten Eigenschaften des Gesamtverbundes zu erreichen. Die Wirkfäden dienen innerhalb solcher Verbunde nicht zur Festigkeitssteigerung, sondern fixieren lediglich die Lagenpakete bis zum Aushärtungsprozess. Trotzdem werden diese Aufbauten von verschiedenen Autoren bei den 3d-Verstärkungen als sogenannte Non-Crimp-Fabrics eingeordnet (Tong u.a. 2002).

Trockene, einlagig UD-orientierte Textile können nur als sogenannte UD-Gewebe geliefert werden, deren Schussfäden aus C-Fasern und deren Kettfäden aus möglichst dünnen, nur als Drapierhilfe dienenden, Glasfasern bestehen. Die C-Fasern liegen dadurch sehr gerade mit nahezu gleichen Charakteristiken wie UD-Prepreg-

Tapes (Niu 1992). Mit Hilfe dieser UD-Gewebe ist ein flexiblerer Aufbau von Verstärkungsstrukturen erzielbar, als dies mit den schon vorgefertigten multiaxialen UD-Verstärkungen möglich ist.

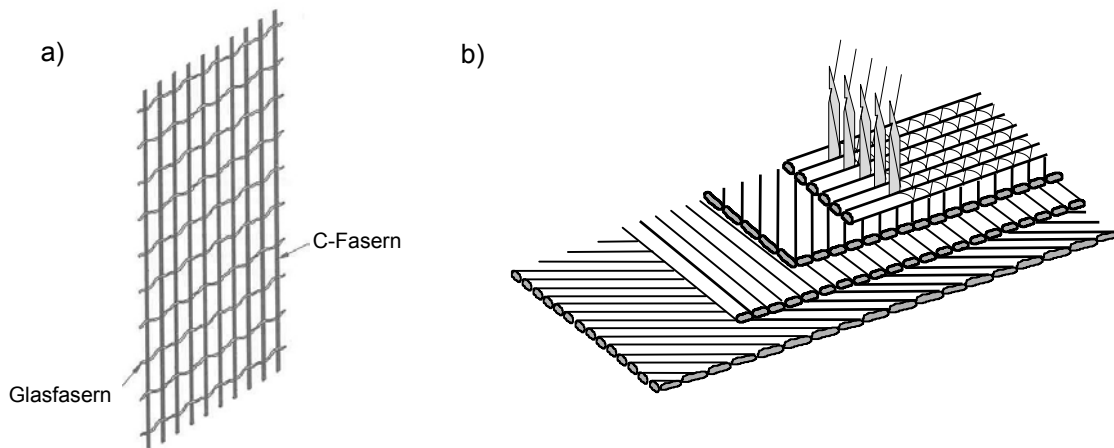


Bild 1: a) unidirektionales Gewebe b) verwirktes, quasiisotropes UD-Gelege

Herkömmliche 2d-Gewebe bestehen aus Kett- und Schussfäden, die sich unter einem Winkel von 90° kreuzen. In Abhängigkeit von der Art der Überkreuzung wird zwischen Leinwand-, Köper- und Atlas- oder Satinbindung unterschieden. Wesentliche Unterschiede sind dabei die sich für das Gewebe ergebende Schubfestigkeit und die Welligkeit, die jeweils zur Atlasbindung hin abnehmen (Drechsler 1992). Dies hat zur Folge, dass Atlasgewebe eine gute Drapierbarkeit und bessere mechanische Eigenschaften des Laminats besitzen, Leinwandgewebe dagegen eine höhere Dimensionsstabilität zeigen und beim Zuschnitt weniger ausfransen.

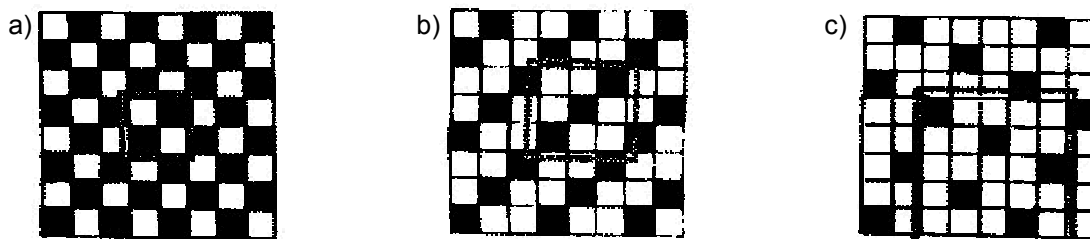


Bild 2: Verschiedene Gewebearten mit eingezeichneten Einheitszellen

a) Leinwandbindung b) Köperbindung c) Atlas- oder Satinbindung

Eine Sonderform zweidimensionaler Gewebe sind so genannte Triaxialgewebe, die sich durch eine geringe Anisotropie und gute Drapierbarkeit auszeichnen, indem sich drei Fadensysteme unter einem Winkel von 60° kreuzen.

Gewirke, als Überbegriff verschiedener Techniken wie Rascheln oder Stricken, sind dadurch gekennzeichnet, dass die Faserstruktur im Wesentlichen durch Maschen gebildet wird. Je nach Verarbeitungstechnik stehen sie am Übergang zu 3d-Strukturen. Während mit dem Rascheln im Wesentlichen ebene Faserstrukturen hergestellt werden, liegt der Vorteil des Strickens vor allem in der Möglichkeit der Herstellung dreidimensionaler, sphärisch gekrümmter textiler Vorformlinge. Da durch die Wirkfäden bzw. die Maschenstruktur nur eine gewisse z-Komponente in die Verstärkung eingebracht wird und mehrere Gestricklagen zur Herstellung dickerer Platten notwendig sind, werden sie nicht zu den 3d-Werkstoffen gezählt (Drechsler 1992).

Ebenfalls am Übergang zu dreidimensionalen Verstärkungen stehen mehrlagige Gewebe, deren Kettfäden von einer Anzahl Schussfäden unterkreuzt werden (Angle-Interlock-Gewebe). Es ist bei diesen Geweben jedoch kein drittes Fadensystem vorhanden, das bei 3d-Geweben die Einzellagen verbindet. Die Kettfäden bekommen mit zunehmender Anzahl an Lagen eine immer steilere, bis zu 45° betragende Richtung, die eine z-Komponente in das Verstärkungsmaterial einbringt. Es können auf diese Weise sehr dicke Gewebelagen hergestellt werden, die eine erhöhte Schubfestigkeit besitzen.

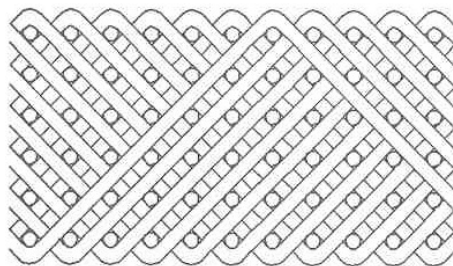


Bild 3: Angle-Interlock-Gewebe

2.1.2 Dreidimensionale Verstärkungen

Materialien mit integralen 3d-Faserstrukturen, aber auch vernähte Verstärkungen, haben sowohl verbesserte interlaminaire Brucheigenschaften als auch eine gute Festigkeit und Steifheit in der Ebene (Mouritz u.a. 1997).

Die erwartete Verbesserung der Bauteileigenschaften betrifft hierdurch vor allem eine gesteigerte interlaminaire Scherfestigkeit, eine erhöhte Impacttoleranz und eine Steigerung der Festigkeit in Querrichtung. Zudem können mit der Verwendung von 3d-Verstärkungsstrukturen, durch die hohe Automatisierbarkeit der Verbundherstel-

lung, erhebliche Kosten eingespart werden.

Typische Verfahren zur Herstellung integraler 3d-Strukturen sind das Weben oder das Flechten, bei denen ein drittes Fadensystem eine Verbindung in z-Richtung herstellt. Mittels Flechten können kleinere, komplexe Teile mit verschiedenen Faserorientierungen, Wandstärke und Faserarten hergestellt werden. Allen 3d-Flechtprozessen ist jedoch eigen, dass relativ zur Größe der Maschinen nur kleine Preforms hergestellt werden können und dass die Prozesse immer noch größtenteils im Stadium der Maschinenentwicklung sind (Tong u.a. 2002).

Im Unterschied zu den 3d-Geflechten, die sich durch parallel liegende Faserbündel in der Struktur auszeichnen, findet beim 3d-Weben eine abwechselnde Über- und Unterkreuzung der Faserbündel statt, die zu lokalen Faserkrümmungen führt. Man kann grundsätzlich drei Typen der 3d-Gewebe unterscheiden, die sich in der Form der Lagenverbindung unterscheiden.

- Typ1: Das z-Faserbündel verbindet alle Lagen, indem es durch die gesamte Struktur geführt wird.
- Typ2: Die z-Fasern verbinden lediglich die direkt benachbarten Einzellagen.
- Typ3: Eine Kombination aus Typ 1+2, bei der beide Verbindungsarten genutzt werden.

Im Gegensatz zu den oben erwähnten Verfahren ist der Stitching-Prozess dadurch einzig, dass die vernähte Preform keine integrale Struktur ist, weil der Nähfaden in einem zusätzlichen Prozess in einen herkömmlichen 2d-Lagenaufbau eingebracht wird. Trotz dieses Unterschiedes zeigen auch vernähte Lamine stark verbesserte translaminare Eigenschaften, die mit gewebten 3d-Verbunden verglichen werden können (Portanova 1994). Eine Unterscheidung wird zwischen den zwei grundsätzlichen Anwendungen getroffen: zum einen der Fixierung und Stabilisierung von Preforms zur Gewährleistung einer guten Lagerung und Drapierbarkeit, zum anderen der Verbesserung der strukturellen Leistungsfähigkeit. Trotz des relativ einfachen Verfahrens zeigen sich eine Vielzahl von Parametern, die den Verarbeitungsprozess und die erzielten Materialeigenschaften beeinflussen. Neben der Art des Nähfadens, heute üblicherweise Aramid-, Glas- oder Kohlefasern, erwiesen sich u.a. Stichabstände, Nahtposition und Einstichwinkel als wichtige Einflussfaktoren (Brandt u.a. 2002).

Die Möglichkeit sehr große Bauteile zu verwirklichen, verschiedene Textilstrukturen miteinander zu kombinieren und vor allem gezielt lokale 3d-Verstärkungen einzubringen, machen das Stitching zu einem hochinteressanten Prozess für die Industrie. Es wurde deshalb in einer Vielzahl von Studien beschrieben, die von der Untersuchung neuartiger Nähverfahren (z.B. einseitiges Nähen) bis hin zu verschiedensten Belastungsversuchen reichen. In einer Übersicht konnte gezeigt werden, dass von den einzelnen Autoren teils sehr widersprüchliche Ergebnisse gefunden wurden (Mouritz u.a. 1997). Der Zusammenhang zwischen mikrostrukturellen Gegebenheiten und den Eigenschaften des Materials konnte bisher nur unzureichend geklärt werden.

2.1.3 Herstellungsfehler 3d-verstärkter Werkstoffe

Sind bei der hoch automatisierten Herstellung von 2d-Verstärkungen Schädigungen der Fasern und der Verstärkungsstruktur nur in geringem Maß vorhanden, so kommt deren Vorhandensein in den sehr komplexen 3d-Aufbauten eine größere Bedeutung zu:

- Eine hohe Zugspannung der z-Fasern führt sowohl beim 3d-Weben als auch beim Vernähen zu kompakten Preforms und „schönen“ Nähten, schnürt jedoch die Schussfäden bzw. die orthogonal zur Nahrichtung liegenden Fasern ein. Diese Einschnürungen führen zu einer starken Fehlausrichtung der Fasern in den obersten Lagen und es entstehen nach dem Infiltrationsprozess trichterförmige Harzmulden, die die Festigkeit des Verbundes herabsetzen.
- Ebenso wie bei integralen 3d-Werkstoffen, vor allem bei gestrickten Materialien, können auch beim Vernähen Schädigungen der z-Fasern durch zu enge Krümmungsradien entstehen.
- Durch das unkontrollierte Einstechen von Nadel und Garn in das Material beim Vernähen entstehen lokale Schädigungen, indem Fasern im Nahtloch brechen (Drechsler 1992). Bei Prepregsystemen geschieht dies beim Eindringen der Nadelspitze und bei nicht vorimprägnierten Strukturen durch Reibung der Nadel und des Garns an den Fasern. Messungen des gebrochenen Faseranteils zeigen jedoch, dass z.B. beim Vernähen eines trockenen C-Fasergewebes weniger als 0,5% der Fasern geschädigt wurden (Herszberg/Bannister 1993).

Als weitere übliche Schädigung kann die Fehlausrichtung der Fasern bezeichnet werden, die durch die Aufweitung der Faserstruktur aufgrund der z-Fasern entsteht.

Hierbei werden Fehlwinkel zwischen $2,5^\circ$ und 20° angegeben, wobei vermutet wird, dass der Betrag der Abweichung von der Nähgarndicke abhängt (Mouritz u.a., 1997). Diese Fehlausrichtung kann jedoch streng genommen nicht als Herstellungsfehler bezeichnet werden, da sie aus geometrischen Gründen eine intrinsische Eigenschaft aller dreidimensionalen Verstärkungsstrukturen ist.

2.2 Werkstoffe

2.2.1 Duroplastische Matrixsysteme

Duroplastformstoffe bestehen aus dreidimensional chemisch vernetzten Makromolekülen. Im Ausgangsharz sind lineare Polymere gelöst (Resol), die in einem zweiten Verarbeitungsschritt durch Additionspolymerisation ohne Abspaltung flüchtiger Komponenten chemisch vernetzt werden. Die Reaktionsharze liegen im unvernetzten Zustand flüssig vor. Bei der Verarbeitung werden sie nur weitmaschig vernetzt. Die mechanischen Eigenschaften des Endproduktes ergeben sich aus der Kombination von chemischer Vernetzung durch Hauptvalenzen und der konstitutionell bedingten Steifheit im Netzwerk der Makromolekülketten (Frank 1996).

Neben einigen anderen, eher seltener verwendeten Harzsystemen, finden in der Herstellung von Hochleistungsverbundwerkstoffen hauptsächlich Epoxidharzsysteme ihre Anwendung.

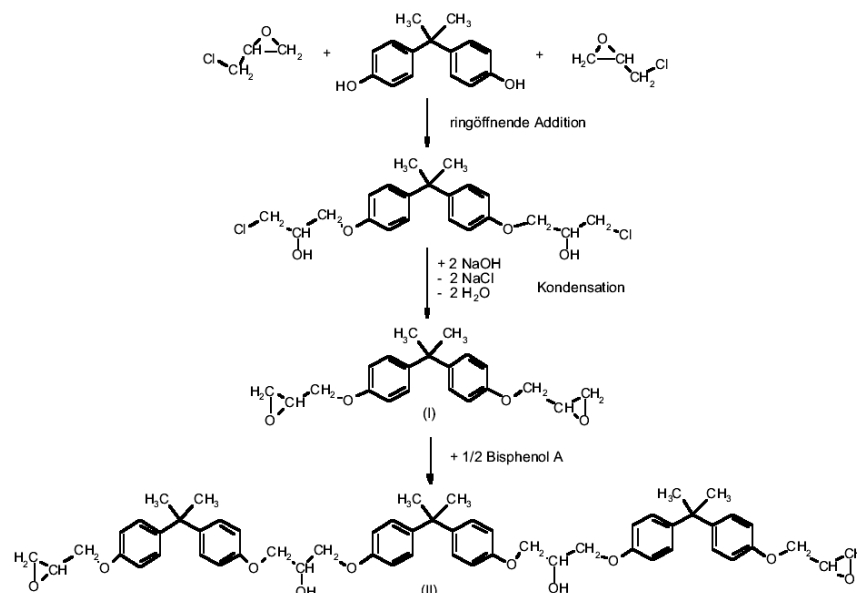


Bild 4: Bildung von Bisepoxiden aus einer (I) bzw. drei Bisphenol-A-Einheiten (II) durch Kondensation mit Epichlorhydrin (Müller 2001)

Grundsätzlich wird bei der Polyepoxidierung der Dreiring einer Epoxidgruppe durch Reaktion mit Verbindungen, die ein bewegliches Wasserstoffatom enthalten, aufgesprengt. Dies sind vor allem Verbindungen wie Alkohole, Amine oder Carbonsäuren. Als Ausgangsstoff wird hauptsächlich eine Verbindung eingesetzt, die aus dem sogenannten Bisphenol-A und Epichlorhydrin gewonnen wird (Heyke 1983).

Als Härtungsmittel können praktisch alle mit Epoxigruppen reagierenden, mindestens bifunktionellen Verbindungen eingesetzt werden. Bei der für Hochleistungsverbunde eingesetzten Warmhärtung können sowohl Dicarbonsäuren und deren Anhydride als auch Polyester mit Säureendgruppen eingesetzt werden. Dicarbonsäuren und deren Anhydride vernetzen die Molekülketten, indem sie mit Epoxigruppen oder mit OH-Gruppen reagieren, wobei sich bei der ablaufenden Addition keine niedermolekularen Produkte abspalten. Polyester mit Säureendgruppen bewirken wie Dicarbonsäuren eine Vernetzung. Seitenständige OH-Gruppen reagieren z. B. mit Phtalsäureanhydrid. Dabei wird eine Carbonsäuregruppe gebildet, die nun wieder gemäß obiger Addition reagieren kann (Frank 1996).

Epoxidharze befinden sich bis zur Glasstemperatur in ihrem Gebrauchsbereich, bei dem ein hartelastisch-sprödes Verhalten vorliegt. In diesem Bereich sind die Makromoleküle aufgrund ihrer Vernetzung fixiert und verfestigt. Nach Überschreiten der Glasstemperatur befindet sich der Werkstoff im Haupterweichungsbereich und ist weichelastisch. Die Makromoleküle können unter Spannung einen Platzwechsel vollziehen, gleiten jedoch aufgrund ihrer dreidimensionalen Vernetzung nicht voneinander ab. Dieser weichelastische Bereich wird vom Zersetzungsbereich überlagert.

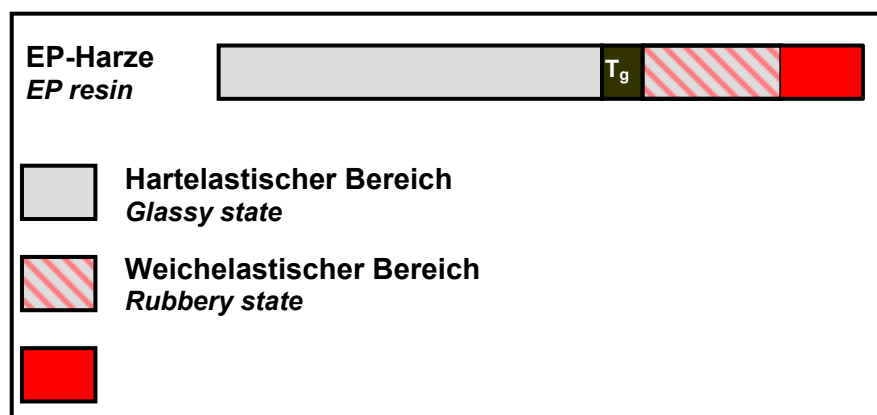


Bild 5: Temperaturverhalten von EP-Harzen

2.2.2 Schlagzähmodifikationen

Gut zu verarbeitende, temperaturstabile Epoxidharze niedrigen Molekulargewichtes sind spröde und können nicht effektiv schlagzäh modifiziert werden. Im Gegensatz dazu zeigen Harze mit einem hohen Molekulargewicht des Monomers eine viel bessere Möglichkeit zur Schlagzähmodifikation, ihre Verarbeitbarkeit und Gebrauchstemperatur sind jedoch stark reduziert (Sue u.a. 1999). Es wurden daher verschiedene Wege beschritten, um die Schlagzähigkeit der Harze mittels der Einbringung einer zweiten Phase zu erhöhen. Um eine möglichst gute Wirkung des Zähmodifikators zu erreichen, müssen einige grundsätzliche Bedingungen erfüllt sein: neben einer kleinen, möglichst einheitlichen Partikelgröße sollen möglichst keine Agglomeration vorkommen, was durch thermodynamische und kinetische Effekte während der Aushärtung des Harzes erreicht wird. Einen weiteren wesentlichen Einfluss auf die Effektivität eines Modifikators hat das Interface, also die Anbindung der separierten Partikel an die unmittelbar angrenzende Harzmatrix. Bei nur geringer Wechselwirkung wird einerseits das Festigkeitsverhalten des Harzes beeinträchtigt, andererseits können die unter Belastung anliegenden Kräfte nur unzureichend auf Partikel übertragen werden und so die zähigkeitserhöhenden Mechanismen nicht zum Tragen kommen (Schröder 1998).

Moderne als Zähmodifikator im Harz wirkende Elastomerpartikel bestehen aus Oligomethacrylat-Flüssigkautschuk verschiedener Zusammensetzungen, die durch einen Prozess der Mikrophasenseparation während der Härtung wachsen. Das Auftreten, bzw. das Ausmaß der Phasenseparation kann durch eine Vielzahl von Parametern gesteuert werden, deren zentrale Bestimmungsgröße die Kompatibilität zwischen Harzsystem und Modifikator ist. (Schröder 1998). Bei der Einbringung von Elastomerpartikeln zur Schlagzähmodifikation müssen jedoch Kompromisse bezüglich der gleichzeitigen Reduzierung des E-Moduls, der thermischen Stabilität, der Dimensionsstabilität und der Verarbeitbarkeit gemacht werden (Sue u.a. 1993).

Um diese Nachteile auszugleichen, wurden Versuche unternommen, die Elastomerpartikel durch Thermoplaste zu ersetzen. Leider konnte nur dann eine nennenswerte Erhöhung der Schlagzähigkeit gefunden werden, wenn entweder mindestens 30 Gew.-% Thermoplastanteil in der Legierung vorhanden ist oder gar eine Phaseninversion stattfindet (Heiden u.a. 1998).

Sowohl das Bruch- als auch das Ermüdungsverhalten konnten mit den vorhandenen Molekularmassen zwischen den Vernetzungsketten korreliert werden (Karger-Kocsis/Friedrich 1993). Dem wurde in einem anderen Ansatz Rechnung getragen, schlagzäh modifizierte Harze mit hohem T_g , hohem E-Modul und niedriger Viskosität herzustellen. Die sogenannte CET (Crosslinkable Thermoplastics) - Technologie basiert auf zwei grundsätzlichen Konzepten (Bertram u.a. 1986):

- (1) Der Gebrauch von d-Monomeren niedrigen Molekulargewichtes mit steifen Grundketten (Backbones) oder sterisch behinderten Seitenketten, um einen hohen E-Modul und T_g zu erreichen.
- (2) Der Förderung der in-situ Kettenverlängerung der d-Grundketten während der Härtung, welche zu einem niedrig vernetzten Netzwerk führt mit einer guten Verarbeitbarkeit und Möglichkeit zur Schlagzähmodifikation.

Zusammen mit sogenannten CSR (Core-Shell-Rubber) - Partikeln, einer Variante von vorgeformten Partikeln mit einem Kautschukern und einer Thermoplastschale, die nicht am Aushärtungsprozess teilnehmen, kann mittels der CET - Technologie eine wesentlich erhöhte Schlagzähigkeit und verbesserte mechanische Eigenschaften, verglichen mit konventionellem DGBA, erreicht werden. Dabei scheint die Glasübergangstemperatur durch beides, der Vernetzungsdichte wie der Steifigkeit der Grundketten, beeinflusst zu sein, während der E-Modul im Wesentlichen nur durch die Grundkettensteifigkeit beeinflusst wird (Sue u.a. 1999).

2.2.3 Verschiedene Faserarten

In modernen Faserverbundwerkstoffen werden eine Vielzahl verschiedener Faserarten eingesetzt. Die dabei üblichsten sind zweifellos Glasfasern, die jedoch, abgesehen von geringen Anteilen in UD-Geweben, in der Herstellung von Hochleistungswerkstoffen für die Luft- und Raumfahrt eine eher untergeordnete Rolle spielen. Fasern aus Aramid (Kevlar®) werden seit den frühen 1970ern für Strukturanwendungen verwendet. Durch ihre sehr hohe Zähigkeit, Zugfestigkeit und Steifigkeit bei gleichzeitig geringer Dichte bieten sie sehr gute spezifische Zugeigenschaften. Mäßige Eigenschaften unter Druckbelastung jedoch verhinderten eine Verwendung in vielen Luft- und Raumfahrtanwendungen (Niu 1992).

Kohlenstofffasern, die durch die gezielte thermische Behandlung organischer Fasern aus Rayon (Cellulose), Pech (MPP = Mesophasenpech) oder Polyacrylnitril (PAN)

hergestellt werden, weisen technisch interessante, anderen Faserarten teils weitaus überlegene Eigenschaften aus:

Die Ursache für die außergewöhnlichen Eigenschaften erklärt sich durch die Faserstruktur. Die Fasern bestehen aus elementarem Kohlenstoff graphitischer Modifikation. Die hexagonale Struktur zeigt aufgrund kovalenter Bindungen in Faserrichtung sehr starke Bindungskräfte, senkrecht dazu jedoch, wegen den einzig vorhandenen zwischenmolekularen Kräften, nur eine schwache Anbindung (Weber 1997).

Infolge dieser Struktur resultiert ein sehr stark anisotropes Verhalten der chemischen und physikalischen Eigenschaften. Als Beispiele seien hier Elastizitätsmodul und thermische Ausdehnung der Fasern genannt. Parallel der Schichtebenen werden theoretisch Werte von bis zu 1000 GPa für den E-Modul erreicht, während er senkrecht dazu nur bei etwa 35 GPa liegt. Der thermische Ausdehnungskoeffizient besitzt in Faserlängsrichtung ein negatives, senkrecht zur Faserachse ein positives Vorzeichen. Die Schwankungen in den Werkstoffkennwerten wurzeln in den verwendeten Precursormaterialien zur Faserherstellung und den Herstellungsverfahren. Auftretende Gitterdefekte, wie beispielsweise falsche Stapelfolgen, wirken sich auf den Vernetzungsgrad und den gesamten Gitteraufbau aus. Insgesamt bildet sich eine Struktur von unterschiedlich stark gekrümmten Bändern, die aus Graphitringen zusammengesetzt sind (Chawla 1993).

Vor allem bei den heute vorzugsweise eingesetzten PAN-Fasern resultiert am äußeren Faserrand ein höherer Ordnungsgrad als im Faserkern. Aufgrund dessen können teilweise nur 20 bis 80 % des theoretisch erreichbaren Wertes des E-Moduls erreicht werden.

Die Einteilung der C-Fasern erfolgt nach ihren mechanischen Eigenschaften. Diese werden im wesentlichen von dem Orientierungsgrad der Graphitebenen und infolgedessen von der Glühtemperatur bei der Hochtemperaturbehandlung bestimmt. Dabei ist zu beachten, dass ein hoher Orientierungsgrad der Graphitebenen nicht gleichbedeutend mit einer hohen Festigkeit ist (Moreton 1985). Man unterscheidet deshalb auch zwischen hochmoduligen und hochfesten C-Fasern:

- HT (High-Tensile)-Fasern: hohe Festigkeit, relativ niedriger E-Modul, Carbonisierung bis 1500 °C; stellen immer noch 90 % des gesamten Faserverbrauches.

- HM (High-Modulus)-Fasern: hochsteif, hoher E-Modul, niedrige Festigkeit, Graphitierung oberhalb 2000 °C.
- IM (Intermediate-Modulus)-Fasern: mittlerer E-Modul, $T \approx 1700$ °C.
- HMS (High-Modulus/Strength)-Fasern: hoher E-Modul, hohe Festigkeit, Hochtemperaturbehandlung bei 3000 °C (Blumberg 1989).

Besonders die HMS-Fasern wurden in den letzten Jahren weiterentwickelt. Durch verbesserte Precursoren kann eine höhere Orientierung der planaren Graphitebenen erreicht werden, wobei sich die Anzahl der Strukturfehler verringert.

2.3 Herstellungsverfahren

Klassische Verfahren, die zur Herstellung zweidimensional verstärkter Verbundwerkstoffe üblich sind, können zur Konsolidierung von 3d-Preforms nicht verwendet werden. Die Handimprägnierung verlangt die Verwendung von Pinseln und Rollen, um das Harz in die Preform einzuarbeiten, was eine Schädigung der Architektur verursachen würde. Aufgrund der Verarbeitung unter Normaldruck wäre es nicht möglich, alle eingeschlossene Luft aus der Preform zu entfernen.

Auch eine Verarbeitung mittels des Pultrusionsverfahrens hätte bei der Harzeinbearbeitung eine Schädigung der Faserarchitektur der Preform zur Folge, ebenso wie die Verarbeitung mittels „commingled yarns“, die einen starken Schrumpf während der Konsolidierung verlangt (Tong u.a. 2002).

In der folgenden Zusammenstellung sind nur Verfahren zur Konsolidierung von Preforms berücksichtigt, mit denen sich die Anforderungen an Hochleistungsverbundwerkstoffe erfüllen lassen. Die Qualität des Aushärteprozesses ist dabei wesentlich durch folgende Eigenschaften bestimmt:

- Härtetemperatur bzw. Einsatztemperatur
- Faservolumengehalt
- Lunker- oder Porengehalt
- Faserausrichtung

Die für die Imprägnierung komplexer Preforms in Frage kommenden Verfahren lassen sich in solche mit allseitig geschlossenem Werkzeug und solche mit einschaliger Form einteilen, wo die Gegenseite durch einen Vakuumaufbau gebildet wird.

2.3.1 Verfahren mit allseitig geschlossenem Werkzeug

Bei der RTM-Technik (Resin Transfer Moulding) wird das Harz-Härtergemisch unter Druck in den Hohlraum mit der Preform eingespritzt. Zusätzlich wird die Form mit dem Textil vor der Injektion des Harzes evakuiert, um einen geringen Lunkeranteil zu erzielen. Die Form muss sehr steif ausgelegt werden, damit sie bei den hohen Innendrücken nicht verformt wird. Auch die Anforderungen an die Maßhaltigkeit der Faserpreforms sind sehr hoch, da Dickenvariationen unmittelbar zu Veränderungen im Fasergehalt führen. Hohlräume entlang der Bauteilkanten bedingen ein Vorauslaufen des Harzes und führen u.U. zu Lufteinschlüssen und trockenen Bereichen.

Die Presstechnik ist der Herstellung von Blechteilen ähnlich. Die Preform wird in die untere Formhälfte eingelegt und das Harz zentral zugegeben. Beim Schließen der Presse erhält der Vorförmling seine endgültige Gestalt, das Harz wird verteilt und drückt dabei die im Textil vorhandene Luft nach außen. In der Kombination mit schnellhärtenden Harzsystemen erlaubt das Verfahren die kürzesten Taktzeiten (INTEX 2002).

2.3.2 Verfahren mit einschaligem Werkzeug

Anders als beim RTM werden beim DP-RTM (Differential-Pressure-RTM) die Schließkräfte nicht durch die Form selbst, sondern durch den Autoklavdruck aufgebracht. Man kommt mit einer erheblich leichter ausgeführten harten Formseite aus, während die andere Formseite nur aus einem Vakuumaufbau besteht. Die Harzinjektion erfolgt im Anschluss an die Evakuierung der im Vakuumaufbau eingeschlossenen Preform. Es können mehrere Vakuumanschlüsse und Injektionsstellen vorhanden sein.

Die Verfahren VARIM (Vacuum Assisted Resin Injection Moulding) und SCRIMP (Seamans Composite Resin Infusion Manufacturing Process) arbeiten nach einem ähnlichen Prinzip. Hier wird aber nicht in einem Autoklav gearbeitet, sondern lediglich bei Atmosphärendruck. Der Vorteil besteht darin, dass die Bauteilgröße nicht durch die verfügbaren Autoklaven begrenzt ist. Andererseits sind die erzielbaren Fasergehalte geringer und man ist auf Niedertemperaturharzsysteme (Raumtemperatur bis 80°C) beschränkt. Die Harze müssen vorher gründlich entgast werden.

Beim RFI-Verfahren (Resin Film Infusion) wird das Harz in Form eines festen oder gelartigen Films flächig der Preform beigelegt. Man erreicht dadurch kurze Fließwege

(nur in Dickenrichtung) ohne das Risiko, dass Teile komplexer Strukturen vom Harz nicht erreicht werden. Das Harz braucht zunächst neben der Preform zusätzlichen Platz in der Form. Die dadurch entstehenden Setzwege bergen das Risiko von Faserverschiebungen während des Aushärteprozesses.

Beim MRI-Verfahren (Membrane Assisted Resin Infusion) wird die benötigte Harzmenge mit der Preform in einem Sack aus semipermeabler Folie eingeschlossen. Durch Anlegen von Vakuum außerhalb des Membransacks kann die in der Preform und im Harz enthaltene Luft großflächig entweichen. Das Verfahren ermöglicht eine sichere Imprägnierung komplexer Bauteile, da infolge der ganzflächigen Evakuierung auch an kritischen Stellen keine Luftblasen eingeschlossen werden können und exakt die benötigte Harzmenge im Reaktionsraum verbleibt. Eine Variante des Verfahrens, das bei Atmosphärendruck arbeitet, ist zwischenzeitlich unter dem Namen VAP (Vacuum Assisted Process) patentiert (INTEX 2002).

2.4 Festigkeit und Versagen von Verbundwerkstoffen

In den letzten Jahrzehnten wurde in großem Ausmaß an verschiedenen Konzepten zur Beschreibung von Festigkeit und Versagen von Verbundwerkstoffen gearbeitet. Ausgehend von der an Metallen entwickelten linear-elastischen Bruchmechanik wurden Ansätze gesucht, Rissentstehung und –ausbreitung zu beschreiben. Es sollen hier nur einige wenige grundsätzliche Aspekte erwähnt werden, ansonsten muss auf die Vielzahl an Literatur verwiesen werden.

2.4.1 Belastungsarten

Für Bauteile mit Anriss bestehen verschiedene Grundmodelle. In Abhängigkeit der Verschiebung der Rissflächen zueinander wird dabei allgemein zwischen drei grundsätzlichen Belastungsmodi unterschieden, mit deren Hilfe sich alle auftretenden Brucharten durch Kombination ableiten und beschreiben lassen (Bild 6).

- Modus I - Zugmodus: reine Zugbelastung, bei der sich die beiden Rissflächen öffnend bewegen.
- Modus II - Schermodus: ebene Scherung, durch reine Schubbeanspruchung senkrecht zur Rissfront. Abgleiten der Rissoberflächen in der Rissebene.
- Modus III - Torsionsmodus: Beanspruchung parallel zur Rissfront, was ein Torsionsmoment zur Folge hat.

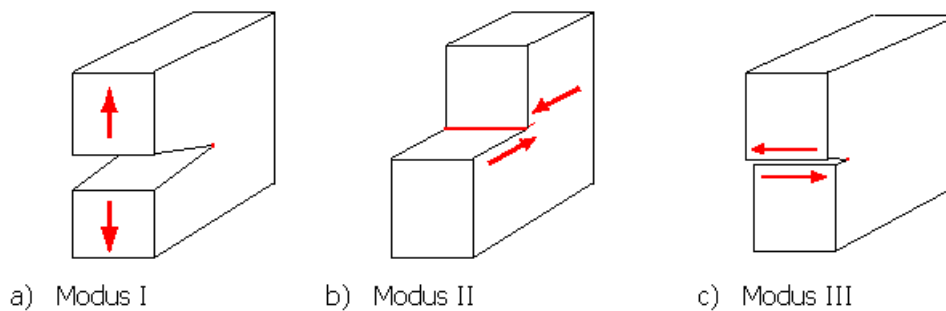


Bild 6: Die Grundtypen der lokal vorhandenen Spannungen (Modi) bei Brüchen

Zur Beschreibung des für Laminatwerkstoffe besonders kritischen interlaminaren Versagens wird häufig die linear-elastische Bruchmechanik herangezogen. Sie geht von der Annahme aus, dass sich ein Werkstoff bis zum Bruch linear-elastisch verhält und nur lokal an der Risspitze plastische Verformungen vorhanden sind.

Griffith entwickelte ein Energiekonzept zur Rissausbreitung, bei dem lediglich die Gesamtenergien einbezogen werden, wobei eine Kenntnis der vorliegenden Spannungen nicht notwendig ist (Griffith 1920). Dabei wird die Energiefreisetzungsrate G als die Energie bestimmt, die zur Schaffung einer neuen Oberfläche durch Aufbrechen zwischenatomarer Bindungen notwendig ist und dem Riss bei Verlängerung pro Rissfläche zur Verfügung steht.

In einem weiteren Konzept kann die Rissausbreitung auch über den Spannungsanstieg vor der Risspitze verstanden werden. Der hier gefundene kritische Spannungsintensitätsfaktor (Risszähigkeit) K_{IC} ist die Spannung, bei der unter Mode I - Belastung und ebenen Dehnungszustand gerade Rissverlängerung eintritt.

Zur Beschreibung der sich vor einer Risspitze bildenden plastischen Zone, in der eine konstante Spannung gleich der Fließspannung ist, gibt es verschiedene Ansätze. Im Ansatz nach Irwin (Irwin 1958) wird das Kräftegleichgewicht einer linear-elastischen Näherung bestimmt. Da sich kein Werkstoff entsprechend der Vorgaben ideal-elastisch-ideal-plastisch verhält, ist das Modell nach Irwin nur zur Abschätzung der realen Verhältnisse geeignet.

Im Modell von Dugdale (Dugdale 1960) wird ein Innenriss in einer unendlich großen Platte betrachtet, dessen reale Länge von einer fiktiven Risslänge überlagert wird. Dieses Modell ist für viele Polymere gut anwendbar, da diese oft Craze-Zonen an der Risspitze zeigen, die in ihrer Form der im Modell angenommenen entsprechen.

Verschiedene Autoren versuchten anhand des von-Mises-Kriteriums die Form der plastischen Zone an der Rissspitze zu bestimmen (Hertling 1999, Heutling 2000). Es ergibt sich für ein dickes Bauteil mit Riss unter Modus I - Belastung eine „Hundeknochenform“ als Übergang zwischen der plastischen Zone im ebenen Spannungszustand und der im ebenen Dehnungszustand im Inneren des Werkstoffes. Der für bruchmechanische Betrachtungen im CFK-Verbund wesentlichere ebene Dehnungszustand zeigt, dass die größte Ausdehnung der plastischen Zone nicht in der Riss-ebene, sondern in keulenförmigen Bereichen oberhalb und unterhalb der Rissspitze stattfindet. Eine zusätzliche Bestimmung des Spannungsfeldes (Bild 7) für Modus II – Belastung ergab eine wesentlich schmalere, gestrecktere Form mit wesentlich langsameren Abfall der Spannungen vor der Rissspitze (Hertling 1999).

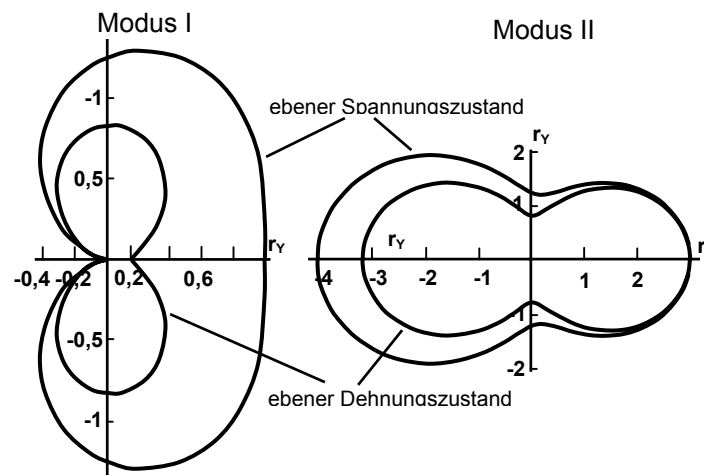


Bild 7: Plastische Zone unter Modus I und Modus II – Belastung (Heutling 2000)

Gleiches findet auch Corleto u.a., der mittels FEM Spannungskonturen an der Rissspitze berechnete (Bild 8). Eine Darstellung der von-Mises-Spannung als Funktion des Abstandes von der Rissspitze für isotropes Material und orthotropes Material zeigt für letzteres einen wesentlich langsameren Abfall der Spannungen für Modus I und Modus II – Belastung (Corleto u.a. 1987).

Heutling zeigt für ein duroplastisches, sprödes Harzsystem, dass die Größe der plastischen Zone unterhalb des Bereichs des Faserdurchmessers liegt (Heutling 2000). Damit sind die zur Bruchzähigkeit beitragenden Vorgänge bei einem Verbundwerkstoff mit Duroplastmatrix hauptsächlich auf die Zwischenfaserbereiche begrenzt.

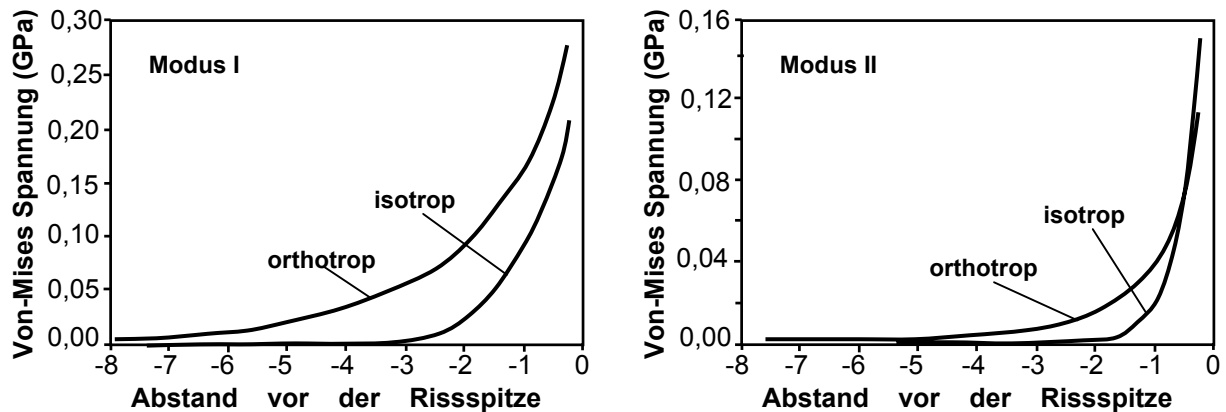


Bild 8: Schematischer Verlauf der Von – Mises Spannung vor der Rissspitze für isotropes und orthotropes Material (nach Corleto 1987)

Der Widerstand eines Verbundwerkstoffes gegen Delaminationswachstum kann durch die o.g. Größen wie Energiefreisetzungsrate oder kritischen Spannungsintensitätsfaktor beschrieben werden. Zur Energieabsorption während des Delaminationswachstums tragen vor allem die Verformung der Matrix und der Matrixbruch zwischen den Fasern sowie zwischen benachbarten Lagen bei. Während der Faserbruch selbst eine untergeordnete Rolle spielt, übt die Haftfestigkeit des Interfaces ebenfalls einen wichtigen Einfluss aus (Friedrich 1989).

Die durch den Aufbau des Verbundwerkstoffs vorgegebene Struktur, die unterschiedlichen Eigenschaften von Harz und Faser und die Anisotropie der Fasern an sich verursachen komplexe Spannungszustände, die lokal zu völlig unterschiedlichem Versagen führen können. In der Realität treten damit meist Mischbeanspruchungen zwischen den idealisierten Grundtypen auf, reine Belastungsformen, die nur einen Modus enthalten, kommen kaum vor. So spielt beispielsweise der bekannte Einfluss der relativen Faserorientierung auf die Zug- und Druckfestigkeit vor allem bei RTM/Preform - Werkstoffen über die Faserwelligkeit in Dickenrichtung eine wichtige Rolle (Joyce/Moon 1998).

2.4.2 Versagen und Bruchmechanismen zähmodifizierter Epoxidharze

Allgemein kann die Verbesserung der Bruchzähigkeit modifizierter Epoxidharze durch energiedissipierende Versagensmechanismen der eingebrachten Partikel und der sie umgebenden Matrix erklärt werden.

Für das Versagen der Partikel werden verschiedene Mechanismen beschrieben, als deren zwei wichtigste Kavitation und Grenzflächenversagen (debonding) zu nennen sind (Sue u.a. 1993). In beiden Fällen kommt es im Spannungsfeld vor der Rissspitze

ze bei ausreichender Phasenanbindung zu inneren Spannungen im Modifikatorpartikel. Durch die andauernde mikroplastische Deformation des Matrixmaterials wird das Partikel elastisch verstreckt, bis es zum Versagen kommt.

Im Fall des Versagens durch Kavitation wird durch die Entstehung eines Unterdrucks im Partikel die kohäsive Festigkeit des Modifikatormaterials übertroffen und es kommt zum Aufreißen im Zentrum des Partikels unter Erhalt der Matrixanbindung. Die Reste des in der Folge entspannten Modifikators bleiben in dem gebildeten Hohlraum erhalten (Karger-Kocsis/Friedrich 1992). Durch das Aufreißen des relativ weichen Modifikatormaterials kommt es zu einer Abstumpfung der Rissspitze, so dass ein zusätzlicher Energiebetrag zur Bildung einer neuen scharfen Rissspitze benötigt und der Riss zeitweilig arretiert wird.

Beim Versagen der Modifikator-Matrix-Anbindung (debonding) verläuft der Riss entlang des Interfaces und auf der Bruchoberfläche bleiben Hohlräume oder ellip-tisch geformte Reste des Modifikatorpartikels zurück. Zu der elliptischen Form kommt es teils dadurch, dass der Riss nicht über eine gesamte Halbkugel verläuft und teils durch eine elastische Rückstellung des vor der Rissspitze verformten Partikels.

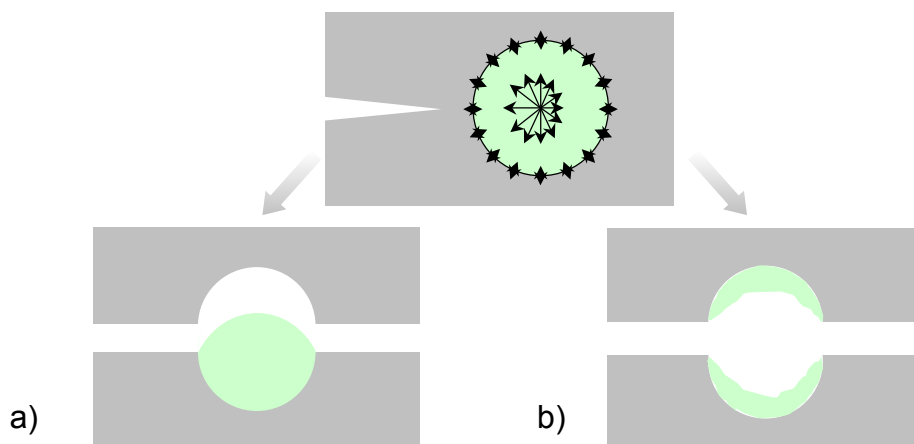


Bild 9: a) Debonding und b) Kavitationsversagen eines Modifikatorpartikels.

Als die wichtigsten zähigkeitserhöhenden Mechanismen werden das Scherfließen der Matrix, also eine plastische Deformation des Materials ohne signifikante Volumenänderung, und die Rissverankerung bezeichnet.

Beim Scherfließen der Matrix kommt es, bei hinreichend großer Spannung an der Rissspitze, zu Spannungsüberhöhungen an den Äquatoren der Modifikatorpartikel. Hierdurch erfolgen insbesondere in den Stegbereichen lokal begrenzte kooperative Kettenbewegungen der Matrix-Netzketten, die als mikroplastische Deformationen auf

der Bruchoberfläche in Form von Flusslinien beobachtbar sind. Bei diesem als Spannungsweichmachung bezeichneten Prozess kommt es zu einem von der Vernetzungsdichte abhängigen, energieverzehrenden Abgleiten von Kettensegmenten, gegebenenfalls sogar zum Abscheren bzw. Durchreißen einzelner Netzketten (Schröder 1998).

Die Wirkungsweise des Mechanismus der Rissverankerung basiert auf der Arretierung der Rissfront an den Partikel. Hierdurch kommt der Riss an den Partikeln selbst zum Stillstand und wächst zwischen ihnen bogenförmig weiter, bis es zu einer Wiedervereinigung der Rissfronten kommt (Lange 1974). Durch die Aufweitung der Rissfront kommt es zu einer Verteilung der Primärrissenergie auf eine größere Fläche, wobei diese Energie dissipiert wird. Aufgrund von geringfügigen Änderungen der Rissebenen beim bogenförmigen Risswachstum ergeben sich Markierungen hinter den Partikeln, womit der Mechanismus gut identifiziert werden kann.

2.4.3 Materialverhalten unter Impactbelastung

Im Gegensatz zu Metallen können faserverstärkte Kunststoffe bei Schlagbelastung die Stoßenergie nicht durch plastische Verformung aufnehmen. Aufgrund der höheren Sprödigkeit, der Anisotropie und der Inhomogenität der Verbunde können gleichzeitig verschiedene Schädigungsmechanismen auftreten. Diese sind insbesondere: die Ausbildung von Matrixrissen, Delaminationen, Faser/Matrix-Ablösung und Faserbrüche (Schulte 1992). Dies führt insgesamt zu einer komplexen Verteilung innerer Schädigungen, die die Eigenschaften des Verbundes erheblich reduzieren. Insbesondere die Druckfestigkeit nach Impact (Compression strength After Impact, CAI) zeigt nach einer Impactschädigung eine besondere Empfindlichkeit, was diese Messgröße zu einem typischen Kennwert in der Luft- und Raumfahrtindustrie macht (Heutling 2000).

Zur Ausbreitung der Schäden und der sie verursachenden Mechanismen wurden in den vergangenen Jahrzehnten viele Arbeiten durchgeführt. Für Verbundwerkstoffe mit unidirektionalem Lagenaufbau konnte als wesentliches Ergebnis eine typische Schadensstruktur in Form von Delaminationen der Einzellagen gefunden werden, die im US-Bild wendeltreppenartig vom Aufprallpunkt ausgehend durch den Verbund verläuft. In Schlifffeldern der Impactzone ergibt sich so das Bild einer sogenannten Tannenbaumstruktur.

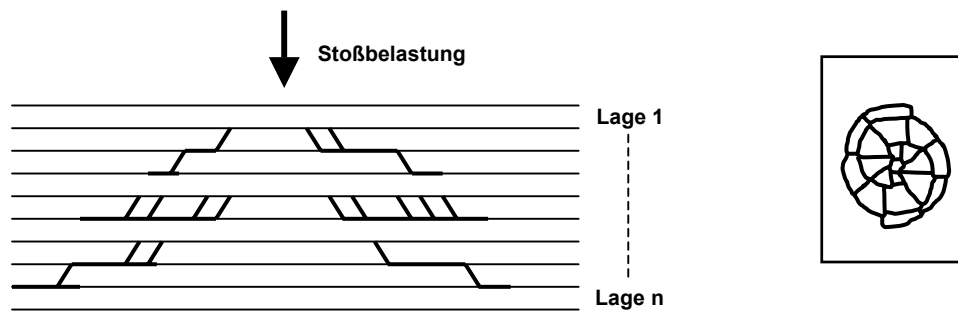


Bild 10: Schematische Darstellung der typischen Ausprägung eines Impactschadens im Schliiffbild (links) oder im US-Bild (rechts)

Erklärt wird dieses Bruchverhalten durch die Ausbreitung interlaminarer, bogenförmiger Risse, die durch globales Biegen ausgehend vom Impactzentrum induziert sind. Parallel der Faserorientierung der Einzellage kommt es zu intralaminaren Rissen, die die Primärbruchfront auf die jeweils nächste untere Lage weiterleitet (Hull/Yi 1993).

Komplexere, speziell 3d-aufgebaute Verstärkungen, zeigen keine solch typischen Schädigungsmuster, können aber den UD-Aufbauten teils weit überlegene Impacteigenschaften und CAI-Werte besitzen. Wie ihre Struktur selbst, beruht ihr Versagen auf einer Vielzahl zähigkeitserhöhender Mechanismen nämlich Debonding, Faserbruch und –auszug und insbesondere Rissbrückenbildung der z-Fasern (Tong u.a. 2002).

2.4.4 Materialverhalten unter zyklischer Belastung

Das Ermüdungsverhalten von faserverstärkten Verbundwerkstoffen ist abhängig von den komplexen Wechselwirkungen zwischen mechanischen Eigenschaften, Volumenverhältnis von Faser und Matrix, der Faser-Matrix-Haftung, der Belastungssituation und der Belastungsgeschichte, sowie der auftretenden Temperatur und der Belastungsfrequenz.

Im Gegensatz zu metallischen Werkstoffen, bei denen unter zyklischer Belastung konkurrierende Verfestigungs- und Entfestigungsprozesse auftreten, zeigen Polymere unter Ermüdungsbelastung immer nur eine Entfestigung, sehr selten zyklische Stabilität (Rabinowitz/Beardmore 1974). Man spricht generell von der Ermüdung des Werkstoffes, wenn es nach einer endlichen Anzahl von Lastwechseln zu einer Abnahme der Restfestigkeit oder der Steifigkeit kommt, oder das Bauteil bereits versagt (Schmiedel, 1992).

Dementsprechend kommen zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens verschiedene Kriterien zur Anwendung:

- Bruch- oder Totalversagen
- Reststeifigkeit und Restfestigkeit
- Schädigung auf mikroskopischer Ebene

Diese Kriterien ermöglichen entsprechend ihrer Reihenfolge zunehmend differenziertere Aussagen über den zeitlichen Verlauf und die Ursachen des Ermüdungsverhaltens (Hoffmann 1999).

Führt das Bruch- oder Totalversagen als Beschreibung des Ermüdungsverhaltens meistens zu Wöhlerkurven und damit zu einer Bruchwahrscheinlichkeit, so kann mittels der Aufzeichnung der Restfestigkeit oder –steifigkeit das „innere“ Versagen eines Verbundes über die Zeit dargestellt werden. Sowohl Wöhlerlinien als auch Steifigkeitsverläufe zeigen einen direkten Zusammenhang zu dem geprüften Laminataufbau. Bild 11 zeigt charakteristische Verläufe der Sekantenmodule dreier verschiedener Laminataufbauten. Mit Ausnahme des UD-Verbundes zeigen die Aufbauten typischerweise einen mehr oder weniger ausgeprägten Steifigkeitsverlust zu Beginn der Belastung. Danach kommt es zu einem über weite Bereiche nahezu linearem Verlauf der Kurven bis das Totalversagen des Werkstoffes eintritt.

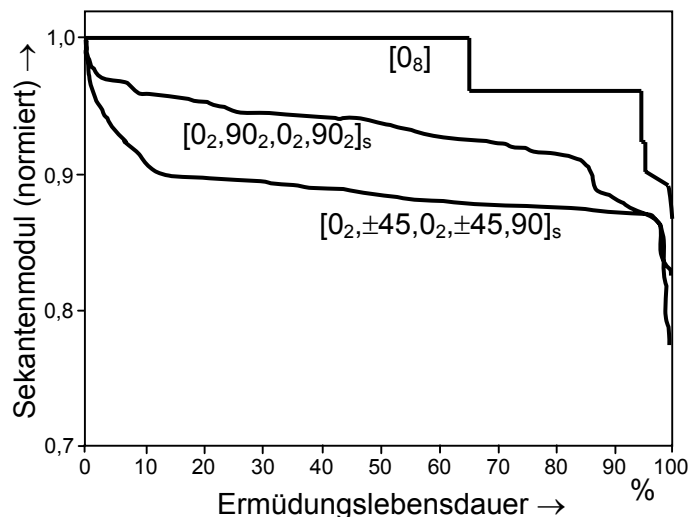


Bild 11: Charakteristischer Verlauf der Sekantenmodule dreier typischer Laminataufbauten (nach Baron 1992)

Für komplexere Verstärkungsaufbauten, speziell 3d-verstärkte Verbunde und RTM-Werkstoffe, konnten keine typischen Steifigkeitsverläufe als Beschreibung des Er-

müdungsverhaltens in der Literatur gefunden werden. Allgemein konnte jedoch zum Versagensverhalten dieser Werkstoffe gefunden werden, dass eine 3d-Verstärkung zu einer signifikanten Verbesserung der Schadenstoleranz im Vergleich zu 2d-Laminaten führt. Für 3d-Gewebe konnte ein hohes Kraftniveau beobachtet werden, bis erste Schäden eintreten, hohe Rissantriebskraft im statischen Versuch und nahezu völlige Verhinderung eines Rissfortschritts im dynamischen Versuch (Drechsler/Franz 1995).

Die Schädigung auf mikroskopischer Ebene als drittes Kriterium zur Beschreibung des Ermüdungsprozesses ist in dieser Arbeit von besonderer Bedeutung und soll im folgenden Abschnitt detaillierter beschrieben werden.

2.4.4.1 Ermüdungsrisswachstum

Ermüdungsschäden in faserverstärkten Verbundwerkstoffen entstehen auf Grund von Mikromechanismen und können in Form von unelastischen Deformationen (plastisches Fließen, viskoelastisches Verhalten), Mikrorissbildung in der Matrix, Enthftung zwischen Faser und Matrix, Delamination und Faserbrüchen oder Kombinationen davon auftreten. Die Grundcharakteristik von Ermüdungseffekten ist eine inhomogene Deformation im Werkstoff. Physikalisch bedeutet dies, dass nicht die gesamte durch Spannungen oder Verzerrungen in das Material eingebrachte Energie in Form von Dehnungsenergie gespeichert wird, sondern zum Teil für thermodynamische Vorgänge oder zur Bildung und zum Wachstum von Mikrorissen dissipiert wird (Reifsnider 1991). Mit fortschreitender Schädigung werden mit zunehmenden Lastwechseln immer mehr neue Risse gebildet, wobei die makroskopische physikalische Unversehrtheit bis zu hohen Belastungszyklen bewahrt bleiben kann. Das endgültige Versagen findet mehr oder weniger zufällig und schwer vorhersagbar statt. Das Gleichgewicht der Mikromechanismen wie oben beschrieben ist abhängig von Faktoren wie der hysteretischen Erwärmung, der relativen Orientierung zwischen Faser und Belastungsrichtung, der Belastungsmodi und der Existenz sowie der Natur bestehender Fehler.

Das Anfangsstadium der Rissentstehung ist bisher noch unzureichend untersucht. Untersuchungen mittels Röntgenrefraktion zeigten, dass es unter schwingender Belastung zu einer Vielfachbruchinitiierung unter Entstehung einer Vielzahl von Mikrorissen kommt. Es ist allerdings keine genaue Messung der entstandenen Riss-

flächen möglich, es kann nur eine relative Zunahme der Schädigungen festgestellt werden (Hentschel u.a. 1994).

Letztlich ist die Lebensdauer von CFK – Verbunden sowohl unter zyklischer Zug – als auch unter zyklischer Scherbelastung durch matrixkontrollierte Schadensmechanismen begrenzt. Die Eigenschaften der Matrix unter Scherbelastung, d.h. die Lastübertragung zwischen benachbarten Fasern, spielen dabei eine bestimmende Rolle (Pannkoke 1992).

Dies trifft auch auf vorgeschädigte Werkstoffe zu. Eine Initiierung und ein Wachstum der schon durch Impact-Schädigung vorhandenen Delaminationen ist auf lokal erhöhte Spannungskonzentrationen zurückzuführen. Es wachsen allerdings nur einzelne Delaminationen des gesamten durch Impact erzeugten Schadensmusters. (Heutling u.a. 1998).

Eine immer wieder diskutierte Fragestellung ist das Ermüdungsverhalten unter einem Lastkollektiv. Verschiedene Autoren beschreiben die Lebensdauer der Werkstoffe unter diesen Belastungen als gänzlich abweichend von den üblichen Einstufenversuchen. Es sind allerdings sehr unterschiedliche Aussagen zu finden. Versuche unter Zugschwellbelastung zeigten, dass hohe Belastungen gefolgt von niedrigeren Lasten zu einer Verkürzung der Lebensdauer führen, während eine umgedrehte Belastungsgeschichte die Lebensdauer erhöht (van Paepegem/Degriek 2002, Gamstedt/Sjögren 2002). Anhand mikrofraktographischer Untersuchungen und eines auf dem Paris-Gesetz basierenden Modells konnte dieses Verhalten nachvollzogen werden (Gamstedt/Sjögren 2004). Dem widersprechend fanden beispielsweise Bartley-Cho u.a. 1997 unter gleichen Belastungsbedingungen ein umgekehrtes Verhalten.

2.4.4.2 Einfluss von Temperatur und Frequenz

Im Zusammenhang des Einflusses von Temperatur und Frequenz, als dem zeitabhängigen Verhalten, kommt der Viskoelastizität des Matrixmaterials eine tragende Rolle zu. Ausgehend von dem bekannten Unterschied zwischen Relaxation ($\varepsilon = \text{const.}$) und Retardation ($\sigma = \text{const.}$) können zeitabhängige E-Module definiert werden, die als Kriech- (E_c) bzw. Relaxationsmodul (E_r) bezeichnet werden:

$$E_c(t) = \frac{\sigma_0}{\varepsilon(t)} \quad \text{bzw.} \quad E_r(t) = \frac{\sigma(t)}{\varepsilon_0} \quad [1]$$

mit $E_c(t)/E_r(t)$ als zeitabhängigem Kriech-/Relaxationsmodul, σ_0/ε_0 jeweils konstanter Spannung/Dehnung und $\sigma(t)/\varepsilon(t)$ der Spannung/Dehnung in Abhängigkeit von der Zeit. Für den Kriechmodul ergibt sich damit, je länger die Belastungszeit, desto niedriger der Modul und desto größer die Dehnung. Die sich ergebende Abnahme des Kriechmoduls über der Zeit verläuft analog dem E-Modulabfall über der Temperatur. Dies bedeutet, dass der Modul eines viskoelastischen Materials bei niedriger Temperatur und langer Belastungszeit dem bei hoher Temperatur und entsprechend kurzer Belastungszeit entspricht (Hertzberg 1996).

Bei der zyklischen Beanspruchung eines Verbundwerkstoffs tritt, abhängig von der Werkstoffkonstruktion und der Art der Beanspruchung, eine Erwärmung auf. Im wesentlichen ist dies auf drei Effekte zurückzuführen:

- Reversible Volumenänderungen (thermoelastischer Effekt): Erhöhung der Temperatur durch die innere Reibung (Dämpfung) des Materials. Es erfolgt innerhalb der Phasen und an den Phasengrenzen eine Dissipation von Energie, während gleichzeitig, als Reaktion auf die schwingende Beanspruchung, eine elastischen Volumenänderung eintritt.
- Äußere Reibung: Während der Ermüdungsbelastung werden durch die fortlaufende Schädigung neue Oberflächen an den Rissen im Inneren des Materials gebildet, die aneinander reiben und so zu einer Temperaturerhöhung im Schädigungsbereich beitragen.
- Dissipation von Verformungsarbeit während Schädigungsvorgängen an den Bruchfronten.

Da die Raumtemperatur einen beträchtlichen Anteil der homologen Temperatur ausmachen kann, und da strukturviskose Dämpfungseffekte in Polymeren bekannt sind, kann eine zyklische Belastung unter hohen Frequenzen aufgrund der Hysterese zu einer deutlichen Erwärmung und damit einer thermischen Erweichung des Polymers führen (Suresh 1993).

Verursacht durch die geringe Wärmeleitfähigkeit des Matrixharzes ist es nicht möglich, die entstandene Wärmeenergie unter höheren Belastungsfrequenzen abzuführen, und es kommt zu einem starken lokalen Temperaturanstieg im Schädigungsbereich. Durch Fließprozesse in der Umgebung der Risspitze kommt es zu einer Vergrößerung des Radius, damit eines effektiv niedrigeren ΔK und in der Folge zu

einer Abnahme des Ermüdungsrisswachstums mit höheren Frequenzen. Abhängig vom Dämpfungsgrad kann es jedoch auch zu einer generellen Erwärmung des Materials kommen, was zu einer Zunahme der Risswachstumsgeschwindigkeit führt (Hertzberg 1996).

Bei niedrigen Lastfrequenzen fallen diese temperaturerhöhenden Effekte entsprechend gering ins Gewicht, zumal wesentlich mehr Zeit gegeben ist, die Energie in Richtung Probenoberfläche abzuleiten. Es kommt zu einem geringfügigen Temperaturanstieg im Inneren des Materials, der nach Messungen von Swanson u.a. 1993 vernachlässigbar klein ist.

Miyano u.a. berichten, dass sowohl das statische als auch das Ermüdungsverhalten unter Biegebelastung eine Abhängigkeit von Zeit und Temperatur aufweisen. Ermüdungstests mit verschiedenen Belastungsfrequenzen zeigten, dass sich allgemein mit steigender Frequenz die ertragene Anzahl der Belastungszyklen erhöht. Dies ist allerdings nur für niedrige Frequenzen mit geringer innerer Erwärmung gültig, eine deutliche Temperaturzunahme bewirkt den gegenläufigen Effekt einer Reduzierung der Lebensdauer (Miyano u.a. 1995, Sun/Chan 1979). Dies wird auch an vernähten Glasfaserverstärkungen gefunden, was zeigt, dass die Empfindlichkeit gegenüber der Ermüdungsfrequenz durch die Vernähung nicht deutlich beeinflusst wird (Shah Khan/Mouritz 1997).

Sun/Chan 1979 leiteten ein auf Kriechvorgänge basiertes Modell her, um die Lebensdauer N als Funktion der Frequenz ω eines FVK vorhersagen zu können.

$$N(\omega) = N(\omega_1) \frac{1 + \alpha(\omega_1)}{1 + \frac{\omega_1}{\omega} \alpha(\omega_1)} \quad [2]$$

wobei $N(\omega_1)$ der gemessenen Lebensdauer unter Frequenz ω_1 entspricht und $\alpha(\omega_1)$ den durch Kriechen verursachten Rissfortschritt pro Lastzyklus darstellt

$$\alpha(\varpi_1) = \left[1 - \frac{N(\varpi_1)}{N(\varpi_2)} \right] \div \left[\frac{N(\varpi_1)}{N(\varpi_2)} - \frac{\varpi_1}{\varpi_2} \right] \quad [3]$$

Damit ist mit zwei Ermüdungstest bei zwei verschiedenen Frequenzen die Lebensdauer für andere Frequenzen bestimmbar. Einschränkungen bestehen jedoch dahingehend, dass dieses Modell nur bei kriechdominierten Ermüdungsprozessen bei niedrigen Temperaturen und niedrigen Frequenzen anwendbar ist, hysteretische Erwärmung also vernachlässigbar ist.

Zur besseren Vergleichbarkeit von Untersuchungen unter verschiedenen Belastungsfrequenzen wurde vorgeschlagen, in Lebensdauerdiagrammen die Belastungszeit anstelle der Anzahl der Lastzyklen darzustellen (Yokobori/Sato 1976). Dies entspricht eher den realen Bedingungen unter denen ein Bauteil belastet wird.

Wurden bislang eine Vielzahl von Arbeiten über das Ermüdungsverhalten von CFK-Werkstoffen veröffentlicht (Harris 2003), so wurde dieses bisher nur mit niedrigen Frequenzen zwischen 1-30 Hz meist im Zug- und/oder Druckversuch ermittelt (Schulte 1994). Im realen Belastungsfall sind viele Bauteile, wie z.B. Klappen und Verkleidungsteile im Flugzeugbau, durch die Umgebungsbedingungen und ihre Konstruktion Schwingungen ausgesetzt. Speziell Bauteile, die einer Schallbelastung oder Strömungen ausgesetzt sind, werden in ihren Eigenfrequenzen belastet, womit dem Versagensverhalten unter diesen Bedingungen eine Bedeutung zukommt. Allgemein wird das Versagen in der Literatur als sonic fatigue bezeichnet. Die aus der Literatur bekannte Unterscheidung in Low- und High-Cycle Fatigue (LCF bzw. HCF) bezieht sich nicht auf die Frequenz sondern einzig auf die Anzahl der Lastwechsel und die vorhandenen Lasten.

Insgesamt sind nur wenige Daten über das Ermüdungsverhalten im höherfrequenten Bereich zu erhalten (ESDU 2001). Dies hat seinen besonderen Grund darin, dass die Form der Testkörper bei den jeweiligen Schwingungsmoden einen entscheidenden Einfluss auf die auftretenden lokalen Belastungen haben. Die einzelnen Testkörper sind damit nicht vergleichbar und müssen in jeweils gesonderten Testreihen charakteristischer Probenformen untersucht werden (Holehouse 1984). Die Versuche sind also nicht zur Bestimmung von allgemeinen Werkstoffeigenschaften geeignet, sondern immer bauteilbezogen.

Da sich Änderungen der Steifheit und Hysterese von ermüdungsbelasteten Verbundstrukturen in korrespondierenden Verschiebungen von Eigenfrequenzen und Dämpfung reflektieren, kann eine dynamische Strukturanalyse zur Abschätzung des Schadensausmaßes genutzt werden (Roylance u.a. 1983). Dies gilt allerdings nur für Bauteile mit relativ hohen Eigenfrequenzen. Untersuchungen an Großbauteilen zeigten, dass Eigenfrequenz- und Dämpfungsmessungen es nicht erlauben, rechtzeitig ein Versagen der Gesamtstruktur anzuzeigen. Aufgrund der relativ geringen Eigenfrequenz kommen Einflüssen durch Randparameter, wie beispielsweise Umgebungstemperatur und reproduzierbare Klemmbedingungen, eine Bedeutung zu, die

die Veränderungen der Eigenfrequenz überwiegen (Kensche 1992).

Die typische Darstellung der Versagensgrenzwerte erfolgt in Diagrammen mit gemittelter Spannung σ_{rms} über der Lastspielzahl, da üblicherweise für die Belastungen Zufallsverteilungen aufgebracht werden. Der die Lage der Grenzlinien bestimmende Versagensgrenzwert selbst ist nicht eindeutig definiert und wird teils durch einen relativ willkürlich festgelegten Prozentsatz der Eigenfrequenzabnahme bestimmt. Die zu erwartende Art des Versagens, nämlich Delaminationen und Faserbruch an den obersten Randlagen, ist größtenteils bekannt (Wolf/Jacobson 1972).

Arbeiten, die sich mit den Zusammenhängen zwischen Versagen und Werkstoffstruktur, den ablaufenden Versagensmechanismen und sich daraus ergebenden Grenzwerten des Versagens für den höherfrequenten Belastungsfall beschäftigen, konnten nicht gefunden werden. Die unter höheren Frequenzen zu Faserbruch und Delaminationen führenden Versagensmechanismen und die jeweilige Wechselbeziehung zwischen Belastung und Versagen auf Gefügebene sind bisher noch gänzlich unbekannt, ebenso wie der Einfluss der durch das RTM-Verfahren eingebrachten bzw. allgemein vorhandenen Fehlstellen.

2.4.5 Darstellung vorhandener Versagensmodelle

2.4.5.1 Das Versagen auf mikrostruktureller Ebene

Betrachtet man das makroskopische Versagensverhalten der CFK-Werkstoffe unter verschiedenen Belastungsarten, so ist es unabdingbar nach den Ursachen auf mikrostruktureller bzw. molekularer Ebene zu suchen.

Auf den Bruchflächen versagter Werkstoffe sind charakteristische Bruchmerkmale zu finden, die sich in Abhängigkeit von den jeweils vorhandenen lokalen Belastungsbedingungen ausbilden. Dies sind typische Strukturen wie beispielsweise Flusslinien bei statischen Mode I Brüchen oder Schwingstreifen unter Ermüdungsbelastung, anhand derer die zum lokalen Versagen führende Belastung eindeutig nachgewiesen werden kann.

Der Bildungsmechanismus, der zu Schwingstreifen in Bruchflächen führt, ist für Metalle weitgehend bekannt, für CFK – Werkstoffe ist er dagegen noch ungeklärt (Heutling u.a. 1998). Es wurden verschiedene Modelle zum Ermüdungsversagen von Metallen entwickelt, die alle auf einem ähnlichen Ansatz basieren (McEvily u.a. 1964, Laird 1967). Im von McEvily vorgeschlagenen Modell (Bild 12) entsteht durch plasti-

sche Verformung während der Lastzunahme des Zyklus' eine neue Bruchfläche ohne deutlichen Rissfortschritt. Während der Lastabnahme werden, durch elastische Kontraktion des den Riss umgebenden Materials, Druckspannungen auf die plastisch verformte Rissspitze eingebracht. Durch diesen Vorgang erfolgt eine Anschärfung der Rissspitze mit gleichzeitigem Rissfortschritt entlang des sich vor dem Riss befindlichen Materials, dessen Duktilität nach der starken plastischen Deformation reduziert ist. Es entsteht ein Riefenprofil, dessen ebene Flächen durch die plastische Deformation während des Belastungsvorgangs und dessen Riefen durch die Kontraktionsvorgänge während des Entlastens verursacht sind. Eine modifizierte Version dieses Modells wurde von Jacoby 1969 an Polycarbonatbruchflächen entwickelt, bei der der Rissfortschritt mit der gesamten Lastzunahme in Verbindung gebracht wird, also eine neue Bruchfläche auch durch Risswachstum während der Belastungsphase entsteht. Im Ergebnis entsteht ebenfalls Riefen, die durch Rissfaltung aufgrund von Kontraktionsvorgängen hervorgerufen werden.

Beiden Modellen ist gemeinsam, dass sich der Bildungsmechanismus über den gesamten Lastzyklus erstreckt.

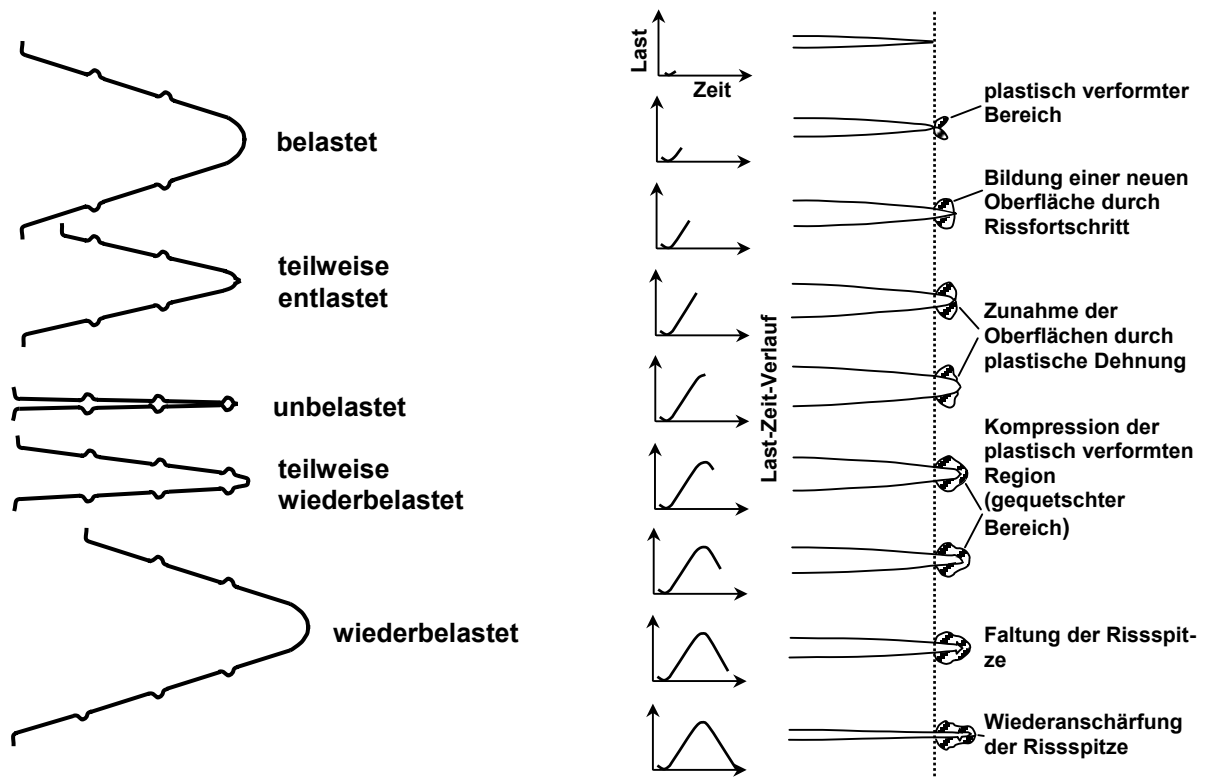


Bild 12: Modelle der Schwingstreifenbildung nach McEvily 1964 (links) und Jacoby 1969 (rechts)

Beiden Modellen widerspricht die allgemein gefundene treppenförmige Ausbildung der Schwingstreifen in duroplastischen Werkstoffen, bei der die Rissfortschrittsrichtung treppauf verläuft (Franz 1991a).

Die sich auf den Bruchflächen ergebenden Morphologien sind letztlich Ergebnisse der während des Bruchvorgangs an der Rissspitze ablaufenden Prozesse auf molekularer Ebene. Es wurde in den letzten Jahrzehnten versucht, diese mittels atomistischer Modelle zu beschreiben, indem man sich von der klassischen Physik des Kontinuums entfernte. Mittels Simulationen auf atomarer Ebene, bei denen entweder der Körper als Kristall angesehen wird (Holian/Thomson 1997) oder eine Modellierung des Risses mittels Federmodell stattfindet (Marder 1993), konnten so einige Morphologien beschrieben werden oder auch die teils erheblich von der Theorie abweichenden realen Bruchgeschwindigkeiten erklärt werden.

So konnte das für spröde Thermoplaste bekannte Bruchbild einer Zone mit glatten Terrassen für niedrige Rissgeschwindigkeiten und mit Stufenbildung und Rissverzweigung bei schneller Rissausbreitung (Friedrich 1975) mittels eines energetischen Ansatzes auf atomarer Ebene nachvollzogen werden. Der Riss wird dabei in seinem Anfangsstadium als eine ein Atom breite Trennfläche durch ein sprödes Material angesehen. Die effektive Schärfe dieses Risses wird durch die Kraft bestimmt, mit der er durch das Material gepresst wird und ist damit abhängig von der außen anliegenden Kraft. Bei zu hohem Druck kommt es zur Abstumpfung und zur Seitenrissbildung. Während sich Risse ausbreiten, absorbieren und vernichten sie Energie aus dem sie umgebenden Material. Die Menge der an die Rissspitze gelieferten Energie ist dabei abhängig von der anliegenden Belastung. Wenn unter niedriger Last wenig Energie zugeführt wird, kommt es zu einer einheitlichen Aufspaltung des Materials mit ebenen Bruchflächen. Ab einer kritischen Energie kommt es zu einer dynamischen Instabilität mit alternierenden Bruchgeschwindigkeiten, die zu einer Stufenbildung führt (Fineberg u.a. 1991, Marder 1996).

Neueste Arbeiten verwenden ebenfalls den Ansatz des Energietransportes an die Rissspitze. Für spröde Werkstoffe wird eine charakteristische Längenskala gefunden, aus der Energie transportiert werden muss, damit ein Riss sein Wachstum fortsetzen kann. Gegenüber dem bisherigen Verständnis ist dabei kein Energietransport über größere Entfernungen zum Riss notwendig, sondern nur von einem lokal abgegrenzten Bereich innerhalb der charakteristischen Längenskala. Die Größe dieser Skala h^*

ist proportional zur Rissoberflächenenergie γ und den elastischen Eigenschaften E und umgekehrt proportional zum Quadrat der angelegten elastischen Spannung σ (Buehler u.a. 2003, Gao u.a. 2003).

$$h^* \approx \frac{\gamma \cdot E}{\sigma^2} \quad [4]$$

Aufgrund der Abhängigkeit der Elastizität eines Materials von seinem Verformungszustand, kann der E-Modul nur für infinitesimal kleine Verformungen als konstant angenommen werden und damit die Elastizität als linear. Trotzdem nutzen viele existierende Modelle lineare Elastizität unabhängig davon, dass Materialien extreme Deformationen an den Rissspitzen erfahren. Mittels atomistischer Simulationen wird das elastische Verhalten bei hohen Dehnungen - Hyperelastizität - beschrieben, das eine dominierende Rolle in der Bruchdynamik spielen kann. Diese dominiert die Rissdynamik, wenn die hyperelastischen Zone eine ähnliche Größe wie die charakteristische Längenskala für den Energietransport erreicht. Bei der Rissausbreitung bricht also das Material an der Rissspitze gerade wegen der sehr hohen lokal vorhandenen Deformationen (Buehler u.a. 2003).

2.4.5.2 Das Versagen langfaserverstärkter Kunststoffe

Bedingt durch das komplexe Versagen wurden über die Jahre eine Reihe von Modellen entwickelt, um das Versagen langfaserverstärkter Kunststoffen zu beschreiben.

Dabei wurde jedoch besonderes Augenmerk auf bruchmechanische Ansätze gelegt, die sich auf einfache Modellvorstellungen des Versagens auf Gefügeebe ne stützten. In der Fülle der Autoren seien hier Talreja 1987 und Mohlin u.a. 1985 erwähnt, die Modelle nutzen, die einen stark vereinfachten Versagensablauf meist in zweidimensionaler Ebene beschreiben. Die eigentlich an den Rissen ablaufenden Prozesse, die letztlich ursächlich für die Bildung neuer Bruchflächen und grundlegend für eine rechnerische Modellierung sind, werden dabei nicht betrachtet.

Weitere Autoren (Schulte 1992) stellen Gefüge-Eigenschafts-Korrelationen auf Basis von Schadensabläufen her, die mittels röntgenographischer Methoden und einzelner REM-Untersuchungen gefunden wurden. Eine lückenlose Beschreibung der beim Versagen ablaufenden Prozesse ist aber auch hier nicht zu finden. Eine mikroskopische Beobachtung des gesamten Versagensprozesses wurde von einzelnen Autoren unternommen (Bradley/Cohen 1985), konnte allerdings nicht die ablaufenden Bruch-

prozesse beschreiben.

Anhand mikrofraktographischer Untersuchungen wurde ein chronologischer Bruchverlauf zum Ermüdungsversagen in C-faserverstärkten Kunststoffen hergeleitet: Zunächst lösen sich die C-Fasern schrittweise vom Matrixharz in einer Art „adhäsiver Ermüdung“. Ist der Bruch im Faserbett eine bestimmte Weglänge fortgeschritten und das Matrixharz zwischen den Fasern bis zur Bruchdehnung belastet, reißt das Harz quer zur Faserrichtung als reiner Gewaltbruch (Franz 1991b). Der Ermüdungsbruch verläuft also zunächst längs der Fasern; erst im Rückfeld kommt es zu einer Gesamtdelamination.

3 Mikrofraktographische Versagensphänomene

Die Mikrofraktographie ermöglicht den Einblick in das von den Mikrostrukturen beeinflusste Bruchverhalten der Werkstoffe im submikroskopischen Bereich. Aus den entstehenden typischen Morphologien an den Versagensflächen kann auf die Belastungsverhältnisse und die gesamte Entstehung und Entwicklung des Bruchs zurück geschlossen werden. In bisherigen Untersuchungen konnten typische Bruchmorphologien gefunden werden, die den jeweils lokal vorhandenen Belastungsmodus beschreiben. Hierzu wurden in den vergangenen dreißig Jahren in einer Vielzahl mikrofraktographischer Untersuchungen die Grundlagen erarbeitet. Eine einheitliche Terminologie wurde erarbeitet (GARTEUR 1994), ein zusammenfassender Bruchatlas wurde jedoch bisher noch nicht zusammengestellt.

Neben einer kurzen Darstellung der Kontrastentstehung im Rasterelektronenmikroskop, die für das Verständnis der Bruchbilder unabdingbar ist, sollen hier in aller Kürze die typischen Bruchmorphologien langfaserverstärkter Kunststoffe mit Duroplastmatrizes dargestellt werden.

3.1 Die Kontrastentstehung im Rasterelektronenmikroskop

Für die Untersuchung polymerer Strukturen werden die durch den Primärelektronenstrahl im Material ausgelösten Sekundärelektronen herangezogen, die aufgrund ihrer geringen Entstehungstiefe eine gute Darstellung der Oberfläche zulassen.

Analog zu einem konventionellen Lichtmikroskop erfolgt die Beobachtung von oben, das heißt der Elektronenstrahl entspricht dem „Auge“ des Betrachters, da nur dort Sekundärelektronen entstehen können, wo der Primärstrahl auftrifft. Entsprechend

der räumlichen Anordnung des Detektors im REM kommt es zu Abschattungseffekten, so dass dieser der Lichtquelle entspricht.

Aufgrund der Entstehung der Sekundärelektronen innerhalb eines, wenn auch geringen, Materialvolumens kommt es zu einer Reihe von Effekten, die die Kontrastentstehung im REM von der eines Lichtmikroskops unterscheiden.

Durch eine Veränderung der relativen Neigung von Probenoberfläche zum Primärelektronenstrahl ergibt sich eine Änderung der Emission von Sekundärelektronen. Dies kann einfach anhand geometrischer Zusammenhänge dargestellt werden. Wie Bild 13 a) zeigt, wird ein Primärelektronenstrahl der Energie I_{PE} im Material über eine Entfernung A absorbiert. Die Menge der Sekundärelektronen, die dabei die Möglichkeit haben, emittiert zu werden, hängt vom relativen Abstand zur Oberfläche ab und ist proportional $1/\cos\Theta$ (Reimer/Pfefferkorn 1977). Die absolute Menge E_{SE} der entstehenden Sekundärelektronen kann allgemein nach

$$E_{SE} = \frac{1}{\cos\Theta} \cdot A \quad [5]$$

in Abhängigkeit vom Neigungswinkel Θ bestimmt werden, wobei der Faktor A als Funktion des Absorptionskoeffizienten der Primärelektronen und deren mittlerer Eindringtiefe materialabhängig ist.

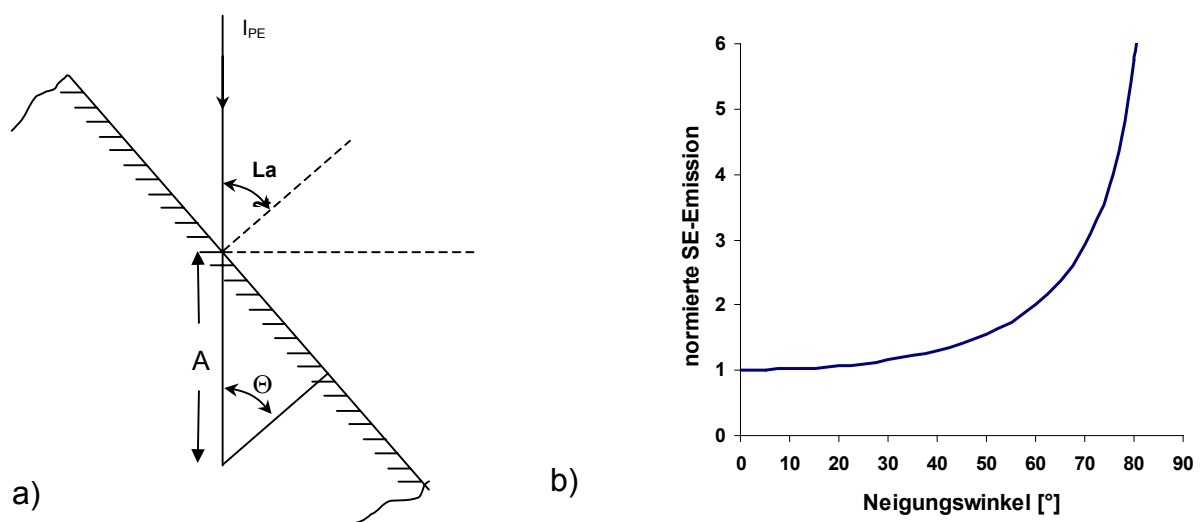


Bild 13: a) schematische Darstellung der geometrischen Verhältnisse im Emissionsbereich der SE-Elektronen, b) normierte SE-Emission über den Neigungswinkel der Probenoberfläche.

Ein weiterer Effekt, der zu topologischen Variationen der Sekundärelektronenemission führt, ist der Beitrag der in der Tiefe ausgelösten SE-Elektronen. Im Fall relativ ebener Oberflächen tragen diese wenig zur Ausbeute bei. Sind jedoch Ecken und Kanten vorhanden, so ist es diesen Sekundärelektronen möglich, aus der Oberfläche auszutreten → Kanteneffekt (Thornton 1968).

3.2 Übersicht der Bruchmorphologien

Zur umfassenden Beschreibung eines Bruches muss, neben der Art des Bruches, auch die Art des zeitlichen Verlaufs der Belastung und die das lokale Versagen verursachende Belastung angegeben werden.

Die Art der Bruchausbreitung lässt sich in interlaminare, intralaminare und translaminare Brüche einteilen. Interlaminare Brüche verlaufen zwischen zwei Lagenebenen, intralaminare Brüche parallel und translaminare Brüche quer zu den Faserlagen.

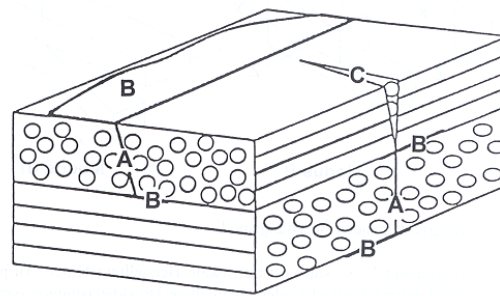


Bild 14: A: intralaminare, B: interlaminare und C: translaminare Rissausbreitung

Allgemein wird bei Brüchen in Primär- und Sekundärbruchfronten unterschieden, wobei unter der Primärbruchfront der Hauptriss verstanden wird, der zur Enttrennung des Materials führt. Sekundärbruchflächen entstehen als Folge von Sekundärbruchfronten im Spannungsfeld vor oder an Restbrüchen hinter der Primärbruchfront. Mikromechanische Prozesse, die bei Brüchen und Deformationen an der Rissfront ablaufen, hinterlassen typische mikrofraktographische Merkmale auf den Bruchflächen.

Der zeitliche Verlauf der Belastung ist durch eine Einteilung in statische, dynamische oder zyklische Lasten gegeben. Die lokal zum Versagen führenden Bruchmoden können anhand der von ihnen verursachten, charakteristischen Bruchmorphologien bestimmt werden. Aus den typischen Merkmalen an den Versagensflächen kann auf die Belastungsverhältnisse und die gesamte Entstehung und Entwicklung des Bruchs zurück geschlossen werden.

Es hat sich eingebürgert, Brüche in statische- und Ermüdungsbrüche einzuteilen. Dabei werden alle kontinuierlich verlaufenden Brüche, die keinem zyklischen Versagen zuzuordnen sind, gleich welcher Bruchgeschwindigkeit als statisch bezeichnet.

3.2.1 Statische Bruchmorphologien

Delamination:

Als Delamination bezeichnet man einen Matrixriss, der parallel zwischen zwei Laminatenebenen verläuft. Ursächlich für dieses Phänomen sind die innere Grenzschicht zwischen Harz und Faser, Orientierungsunterschiede der Laminatenebenen, geometrische Effekte sowie der nahezu unvermeidlich größere Matrixanteil, der zwischen zwei Schichten existiert.

Die deutlich schlechteren mechanischen Eigenschaften dieser reinen Matrixgebiete im Faserverbundwerkstoff ergeben eine Schwächung im Zwischenlagenbereich und damit den Ausgangspunkt für ein späteres Versagen. Dabei kann der Bruch sowohl rein in der Matrix als auch entlang einer Faser / Matrixgrenzschicht verlaufen, was hauptsächlich von den Eigenschaften des Interfaces abhängig ist.

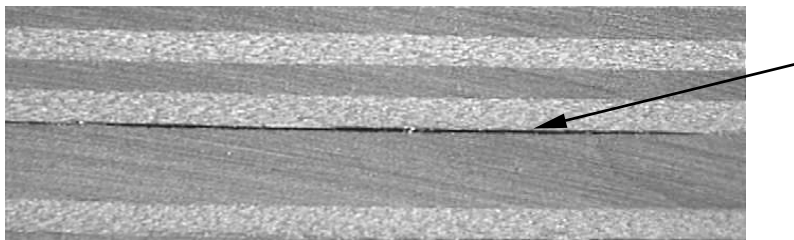


Bild 15: Lichtmikroskopische Aufnahme einer Delamination

Faser- / Matrixablösung:

Als Faser- / Matrixablösung bezeichnet man das Ablösen der Matrix von der Faser. Ausgelöst wird dieses Versagensverhalten vom Steifigkeitssprung zwischen den Fasern und der Matrix, die im Faserverbundwerkstoff Spannungs- und Dehnungsspitzen auslösen. Das durch Mikrorisse eingeleitete Versagen verläuft entlang der größten örtlichen Spannung (in der Grenzfläche) weiter. Die stark unterschiedlichen Festigkeitswerte von Fasern und Matrix sowie eine mangelhafte Faser / Matrix - Haftung sind als mögliche Ursachen zu nennen.

Flusslinien / Mikroflusslinien / Gradbildung:

Flusslinien entsprechen Niveauunterschieden, die bei kleinen Verschiebungen der Bruchebenen entstehen. Aus energetischen Gründen laufen die verschiedenen

Rissebenen mit zunehmendem Rissfortschritt zusammen, so dass ein flussähnliches Muster entsteht. Die Richtung des Zusammenfließens der Flüsse zeigt die lokale Bruchrichtung an (Hiley 1999).

Flusslinien treten meist bei Brüchen auf, bei denen ein hoher Anteil an Modus I Beanspruchung vorherrscht. Die durch die Flusslinien eingegrenzten Bruchebenen liegen größtenteils in der Delaminationsebene innerhalb der Zwischenfaserbereiche. Beim Zusammentreffen dieser Ebenen kommt es hierdurch zur Grabbildung.

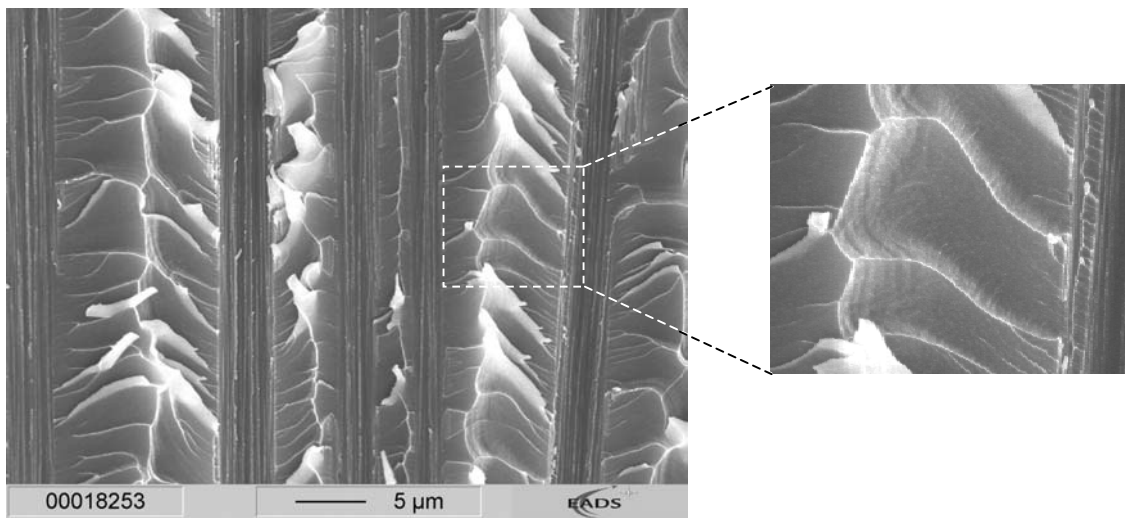


Bild 16: Flusslinien, Grabbildung und Mikroflusslinien auf den Bruchebenen.

Ein weiteres typisches mikrofraktographisches Merkmal Modus I – belasteter Bruchflächen sind die sogenannten Mikroflusslinien („textured Microflow“) auch Federstruktur („Feathering“) genannt. Sie zeichnen sich bei manchen Harzen als körnige Morphologie im submikroskopischen Bereich ab und entsprechen den Flusslinien im mikroskopischen Bereich. Das körnige Erscheinungsbild der Mikroflusslinien wird durch Inhomogenitäten der Vernetzungsdichte des Matrixharzes erklärt (Purslow 1981).

Hackle (Cusp):

Unter örtlicher Scherspannung kommt es zur Bildung von aufgerissenen Zwischenfaserbereichen, die eine typische, S - förmige Morphologie besitzen und als Hackle oder „Cusp“ bezeichnet werden. Ihre Entstehung wird dahingehend erklärt, dass unter Scherspannung örtliche Zugspannungen in einem Scherband auftreten und Mikrorisse auslösen. Diese erreichen mit zunehmender Scherspannung die Begrenzung des Scherbandes (die nächste Faserlage) und erfahren eine Drehung der Rissrichtung. Wenn sich die Mikrorisse vereinigen, entsteht die typische Scher-

bruchmorphologie (Purslow 1989). Hackles entstehen nur, wenn die Scherspannung in Richtung der lokalen Faserorientierung wirkt.

Die auf der Gegenbruchfläche entstehenden Mulden werden im englischen Sprachgebrauch als „Scallops“ bezeichnet. Sowohl Hackles als auch Scallops setzen sich aus Sekundärbruchflächen zusammen, auf denen Mikroflusslinien zu finden sind, anhand derer man die örtliche Bruchrichtung feststellen kann.

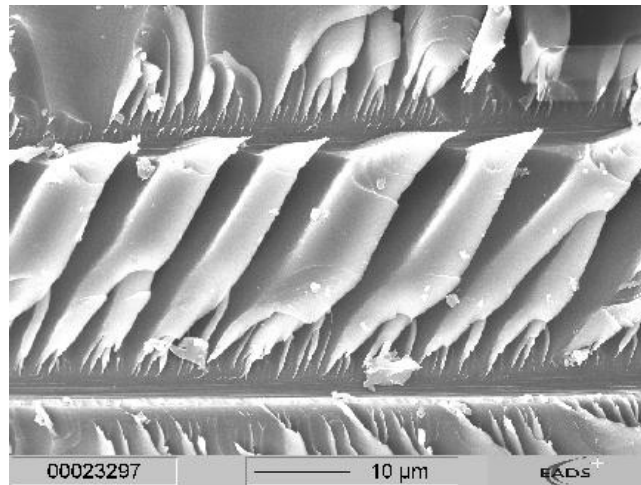


Bild 17: Hackles

Heutling u.a. 1998 finden in diesen Sekundärbrüchen häufig den Bruchausgang an Faseroberflächen, was durch den dort vorhandenen rissinitiierenden Steifigkeitsprung begründet wird, aber eigentlich dem Entstehungsmechanismus nach Purslow widerspricht. Zu einem ähnlichen Ergebnis kommen auch andere Autoren. Es wird darin von einem faser- / grenzschichtinitiiertem Versagen zur Entstehung der Hackles in $0^\circ/90^\circ$ -Laminaten ausgegangen (Singh/Greenhalgh 1998).

Die Größe der Hackles ist von der Menge des Harzes abhängig, das sich zwischen den Fasern deformieren kann. Mit zunehmendem Harzanteil werden wenige große Hackles beobachtet, während in Bereichen mit wenig Harz viele kleine Hackles zu finden sind (Hiley 1999).

In standardisierten Modus II – Proben (ENF-Proben) werden auf der oberen Bruchhälfte, der Druckseite, die abgelösten Fasern gefunden, während auf der unteren Bruchhälfte die Faserbetten mit den Hackles in den Zwischenfaserbereichen zu finden sind. Die Spitzen der Hackles sind immer in Ausbreitungsrichtung des Risses geneigt, was mit der örtlich vorhandenen Hauptspannungsrichtung zusammenhängt. Die bekannte Zunahme der gemessenen Bruchzähigkeit mit zunehmendem Modus II – Anteil wird durch die Vergrößerung der Bruchfläche mit der Entwicklung ausge-

prägterer Hackles erklärt, die eine größere Anzahl aufgebrochener Atombindungen benötigen (Singh/Greenhalgh 1998).

Mittels der Elastizitätstheorie kann die Neigung und Form der Sekundärbruchflächen beschrieben werden. Für verschiedene Belastungsverhältnisse zwischen reiner Modus I - und reiner Modus II – Belastung hängt die Neigung der Sekundärbruchflächen vom Verhältnis der örtlichen Schubspannung τ_{12} zur Normalspannung σ_2 ab. Es ergibt sich für die reine Modus I – Belastung ein Winkel θ von 0° und für die reine Modus II – Belastung ein Winkel θ von 45° mit dazwischenliegenden Winkeln für Mischmodus - Belastungen, was mit den mikrofraktographischen Ergebnissen korreliert (Heutling u.a. 1998).

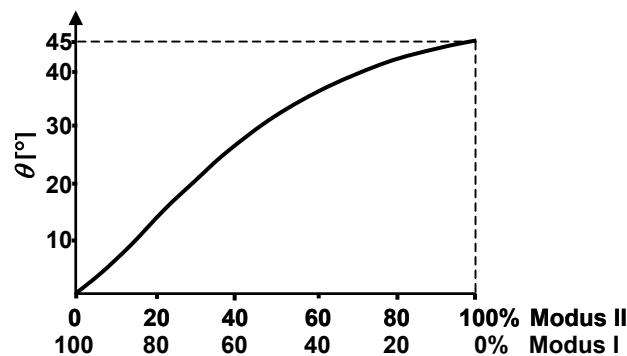


Bild 18: Darstellung des Zusammenhangs zwischen Neigungswinkel der Sekundärbruchfläche und Prozentanteil der Moden (Heutling u.a. 1998)

3.2.2 Schwingbruchmorphologien

Die erst in jüngerer Zeit gefundenen typischen Bruchmorphologien ermüdeter Faserverbundwerkstoffe mit Duroplastmatrizes können teils nur mit erheblichem präparativem und instrumentellem Aufwand gefunden werden.

Die im Vergleich zu matten statischen Bruchflächen eher glänzend erscheinenden Bruchflächen ermüdeter Proben werden Glättungseffekten zugeschrieben, die durch das wiederholte in Kontakt kommen der beiden Bruchflächen stattfinden. So ist es z.B. auf zyklisch belasteten Modus I – Bruchflächen oft nicht mehr möglich, Mikroflusslinien zu erkennen (Hiley 1999). Dies heißt allerdings auch, dass nicht notwendigerweise auf jeder zyklisch belasteten Bruchfläche charakteristische Ermüdungsbruchmorphologien zu finden sind – die Abwesenheit dieser Merkmale ist also eine notwendige aber nicht hinreichende Bedingung, um auf einen statischen Bruch zu schließen.

Durch einfache Überlegungen zur Bruchdehnung von Fasern und Matrix gelangt man zu dem Schluss, dass bei translaminaren Brüchen an CFK keine spezifischen Schwingbruchmorphologien in der Matrix auftreten können. Speziell Schwingstreifen sind nur in interlaminaren Brüchen zu erwarten (Franz 1991a).

Die Entstehungsmechanismen der Schwingbruchmorphologien sind nur teilweise geklärt. Mikrofraktographische Untersuchungen an CFK-Proben die mit Modus I, Mischmodus und Modus II belastet wurden, zeigten jedoch für statische wie zyklische Belastung ähnliche Bruchflächen, was ähnliche Bildungsmechanismen der Bruchmorphologien impliziert (Asp u.a. 2001).

Schwingstreifen:

Unter Schwingstreifen versteht man senkrecht zur Rissfortbildung verlaufende, mehr oder weniger starke streifenartige Markierungen in Faserbetten oder in Harzbereichen. Aufgrund ihrer geringen Höhe sind sie nur unter sehr hoher Kippung, bzw. einer günstigen Lage relativ zum Primärelektronenstrahl zu erkennen.

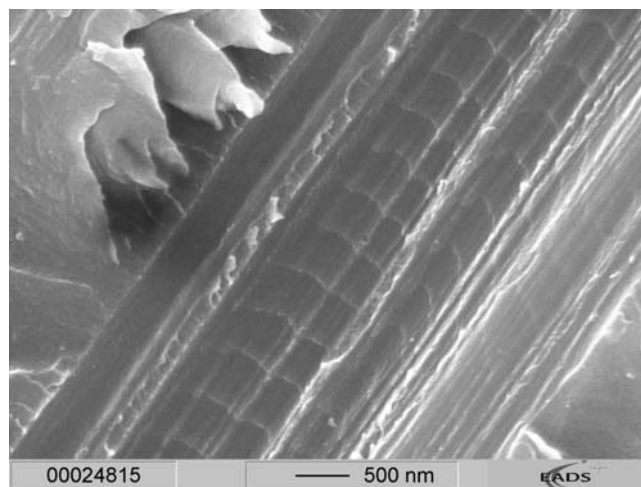


Bild 19: Schwingstreifen

Die Schwingstreifen werden im allgemeinen als stufenförmig beschrieben, wobei die lokal vorhandene Bruchrichtung immer entlang der Stufen orientiert ist, d.h. der Bruch verläuft immer treppauf (Franz 1991a). Es sind jedoch Unterschiede in der Morphologie der Streifen zwischen Faserbetten und Harzbereichen zu finden. Während im faserverstärkten Kunststoff vorwiegend eine stufenförmige Form der Streifen zu beobachten ist, liegen die Schwingstreifen im Harz in einer Ebene (Franz 1980).

Die Streifen stellen sich im REM bei einer Betrachtung aus zwei um 180° gedrehten Blickrichtungen im Kontrast invertiert dar. Verschiedene Autoren (Franz 1991b,

Heutling 2000, Hiley 1999) versuchen diese Darstellung aufzuzeigen, indem die Entstehung des hell / dunkel – Kontrastes über Abschattungseffekte erklärt wird.

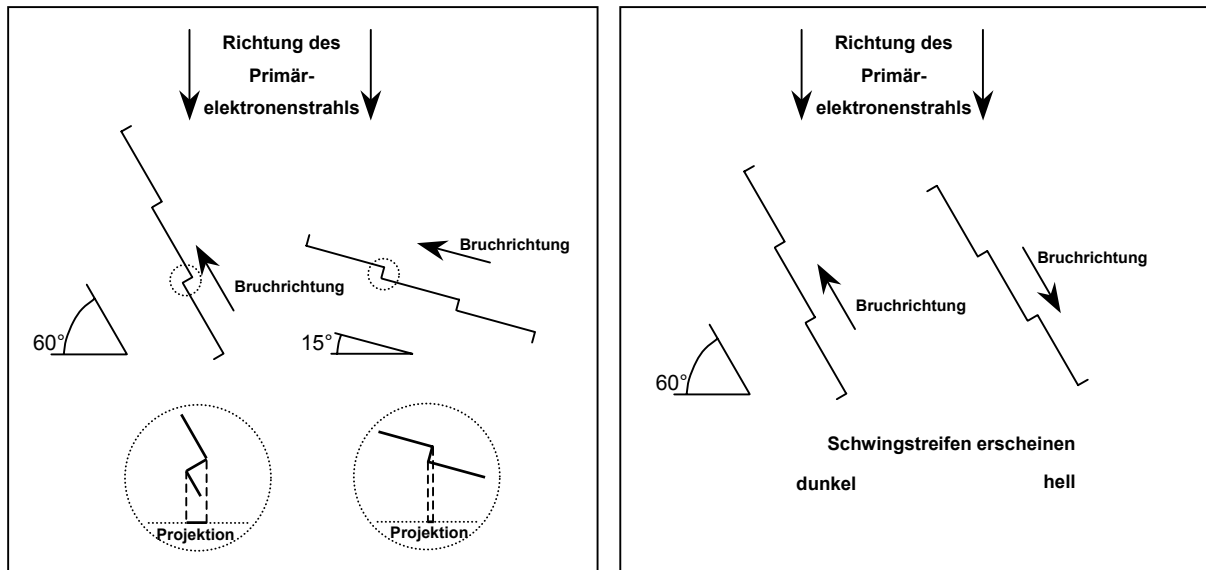


Bild 20: Schematische Darstellung der Schwingstreifen im REM

Aus der Tatsache, dass Schwingstreifen oft nur in Faserbetten gefunden werden, bzw. in ihnen am deutlichsten ausgeprägt sind, wird geschlossen, dass die Kraftübertragung über die Fasern geschieht. Daraus kann vermutet werden, dass zur Entstehung der Streifen eine bestimmte Spannungsintensität notwendig ist (Franz 1980). Ebenso korrespondiert die Breite der gefundenen Schwingstreifen mit den vorhandenen Spannungsintensitätsbedingungen (Hertzberg 1996). In Zwischenfaserbereichen werden Schwingstreifen eher selten gefunden. Sie werden als Sekundärbrüche angesehen, die sich, ausgehend von einem Sekundärbruchzentrum an der Faseroberfläche, fächerförmig in die umgebende Harzmatrix ausbreiten (Franz 1991b). Die sekundären Schwingbrüche sind vornehmlich in gewebeverstärkten und in dicken Proben zu finden. Das Vorkommen in letzteren wird auf die höhere Spannungsintensität aufgrund der größeren Steifigkeit zurückgeführt, was durch den Einfluss der Spannungsintensität auf die Schwingstreifenbildung erklärt wird (Franz 1991a).

In Untersuchungen an thermoplastischen PEEK/C-Faser - Verbunden stellt Purslow die Schwingstreifenbildung als abhängig von der Risswachstumsgeschwindigkeit dar. Die Entstehung der Streifen wird also letztlich durch die Energieabsorption bestimmt (Purslow 1987).

In CFK – Verbunden konnten nur auf Bruchflächen, die unter dominierender Modus II (Scher) – Belastung oder Mischmodusbelastung versagten, Schwingstreifen gefun-

den werden (Hiley 1999). Im Gegensatz dazu konnten Karger-Kocsis/Friedrich 1988 Schwingstreifen in Modus I – belasteten Glass/Polyamid 66 – Proben ebenso finden wie Takemori in Polycarbonat. Der Autor beschreibt zudem die Abhängigkeit der Entstehung der Schwingstreifen vom Belastungsverhältnis. Allgemein scheint ein niedriges Spannungsniveau während des Ermüdungstests zur Entwicklung von Schwingstreifen beizutragen (Takemori 1982).

In einem Ermüdungsbereich müssen nicht alle Faserbetten Schwingstreifen aufweisen. Dies wird durch unterschiedliche Kraftübertragungen der Einzelfasern erklärt, indem sich lediglich an den Fasern Schwingstreifen bilden, auf die die höchsten örtlichen Spannungsintensitäten wirken. Ebenso muss die Breite der Streifen als Folge des inhomogenen Spannungszustandes nicht unbedingt in Rissfortschrittsrichtung kontinuierlich anwachsen. Es können Bereiche gefunden werden, die eine gute 1:1 – Korrelation zwischen Schwingstreifen und Lastzyklen ergeben, dies ist aus oben genannten Gründen aber nicht zwingend erforderlich.

Untersuchungen an Proben, die mit verschiedenen Frequenzen belastet wurden, zeigten bis zu einer Frequenz von 92 Hz keinen Einfluss auf die Entstehung und Morphologie von Schwingstreifen. Ebenso zeigte eine Erhöhung der Amplitude während des Schwingversuches und damit der Rissfortschrittsgeschwindigkeit keine Veränderung der Morphologie (Franz 1991a).

Roller:

Roller sind längliche, verrundete Matrixstücke, die freiliegend auf der Bruchoberfläche gefunden werden können.

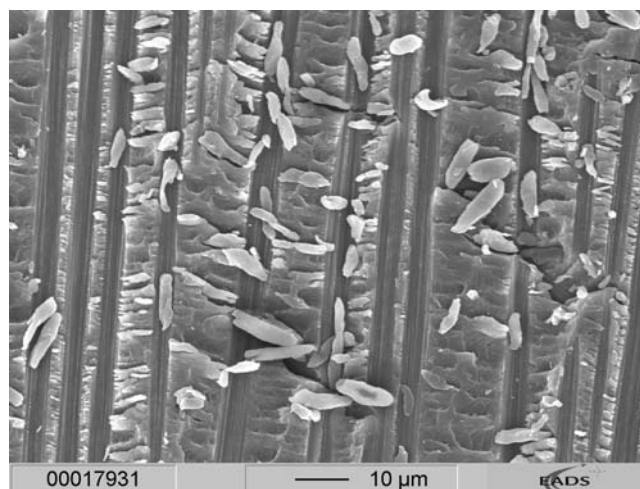


Bild 21: Roller

Sie sind unverkennbare mikrofraktographische Merkmale für interlaminaire Ermüdungsbrüche mit dominierendem Scherspannungsanteil (Friedrich u.a. 1991). Ihre Form erhalten sie durch wiederholtes Aufeinanderreiben der beiden Bruchhälften. Zur Belastungsrichtung sind sie meist quer ausgerichtet (Hiley/Curtis 1992).

Der Bildungsmechanismus konnte von Heutling u.a. anhand mikrofraktographischer Untersuchungen beobachtet werden: Ausgehend von den Fasern bilden sich Sekundärbruchflächen, die in den Zwischenfaserbereich entlang einer zur Laminebene geneigten Bruchfläche hineinwachsen. Als Ergebnis setzt sich der Zwischenfaserbruch aus Sekundärbrüchen zusammen, die sehr stark gekrümmt und ineinander verwunden sind. Es können auf diesen Sekundärbrüchen Schwingstreifen gefunden werden, was einerseits als sicherer Beleg des wirksamen Ermüdungsmechanismus gelten kann und andererseits die Bildung von Schwingstreifen unter den anfänglich lokal gegebenen Modus I – Rissöffnungskräften zeigt. Nachdem sich durch stabiles Risswachstum ganze Matrixrollen aus den Zwischenfaserbereichen gelöst haben, werden diese aufgrund der anhaltenden Schwingbelastung zwischen den beiden Bruchhälften mechanisch verformt (Heutling u.a. 1998). In der Beschreibung des Mechanismus widerspricht sich der Autor hier in der Bildungsphase allerdings, indem sich während des Ermüdungsrisssbeginns Mikrorisse zwischen den Laminatlagen ausbilden, die dann von den Fasern ausgehend wachsen. Eine Lösung könnte der von Singh/Greenhalgh 1998 unter statischen Bedingungen vorgeschlagene Mechanismus zur Hacklebildung geben, indem ein gleicher Mechanismus unter stabilem Ermüdungsrissswachstum von den Fasern ausgehend abläuft. Die Identität beider Prozesse wird auch durch Untersuchungen von Asp u.a. 2001 bestätigt.

Vergleiche von Schwingbruchflächen mit statischen Bruchflächen zeigten, dass in beiden Fällen die Rissausbreitung einem Pfad der höchsten lokalen Hauptspannungen folgt (Heutling u.a. 1998). Die Neigung der Sekundärbruchflächen entspricht also der der Hackles.

4 Problemstellung und Zielsetzung

In der von Mouritz u.a. 1997 veröffentlichten Übersicht über die mechanischen Eigenschaften vernähter CFK-Werkstoffe wurde festgestellt, dass allgemein wenige Arbeiten zu den Bruch- und Ermüdungseigenschaften von 3d-vernähten FVK veröffentlicht wurden. Bis heute hat sich daran nicht Wesentliches geändert. Speziell das Versagen auf mikrostruktureller Ebene wurde nicht ausreichend untersucht, bzw. nur phänomenologisch beschrieben und nicht in Korrelation zum Versagen gesetzt. Es sind deshalb nur einzelne Beschreibungen von lokalen Schädigungsprozessen vorhanden. Obwohl diese mikrofraktographischen Untersuchungen mit dem Vorhandensein von Schwingstreifen und Rollern gezeigt haben, dass der Ermüdungsbruch eine Rolle beim Versagen von CFK-Werkstoffen spielen kann, gibt es nur sehr wenige systematische Studien zu dieser Fragestellung. Durch das jeweilige Material, den Belastungsmodus und innere Spannungszustände ausgelöste Effekte sind größtenteils immer noch nicht charakterisiert (Hiley 1999). Der von Franz 1991b gefundene Mechanismus zeigt das Ermüdungsversagen auf Faserebene. Eine allgemeine Beschreibung des Versagensmechanismus auf einer mesoskopischen Ebene, wie von Friedrich 1998 gefordert, ist nicht vorhanden. Insbesondere das Versagen von Preformmaterialien mit komplexeren Verstärkungen kann damit nicht ausreichend beschrieben werden.

Ebenfalls auffallend ist der in der Literatur verwendete Begriff des spröden oder glasartigen Kunststoffes. Spröd brechende Thermoplaste, wie beispielsweise Polystyrol, werden unter dem gleichen Blickwinkel betrachtet wie Duroplaste. Aufgrund der völlig anderen Chemie und des molekularen Aufbaus muss zwischen diesen unterschieden werden, da während des Bruchprozesses andere Vorgänge ablaufen werden. Mikromechanisch ist das Bruchverhalten duroplastischer, glasartiger Polymere kaum beschrieben.

Der Ermüdungsvorgang durch zyklische Belastung des Materials wird durch dynamische und thermische Effekte beeinflusst. Verschiedene Veröffentlichungen beschäftigen sich speziell mit letzterem Effekt, Untersuchungen auf submikroskopischer Ebene sind jedoch zu beiden Fragestellungen bisher nicht vorhanden.

Es sollen deshalb in dieser Arbeit folgende Ziele verfolgt werden:

- Untersuchung des Phänomens der Ermüdung auf mikrostruktureller Ebene.
- Da sich Schwingstreifen durch plastische Verformung an der Risspitze bilden, ist die Frage nach dem Mechanismus der plastischen Verformung in den relativ spröden Epoxidharzen bzw. generell nach den Ermüdungsphänomenen in Polymeren relevant (Franz 1991).
- Bestimmung eines allgemeinen Schadensmechanismus in Preform-CFK-Werkstoffen unter Impact- und Ermüdungsbelastung auf mesoskopischer Ebene.
- Bestimmung des Einflusses von Temperatur und Frequenz unter zyklischer Belastung auf das Bruchbild und das Versagen.
- Herstellung einer Korrelation zwischen Mikrostruktur und Versagen.

Allgemeines Werkzeug ist dabei die Mikrofraktographie, mittels der das einzelne Versagen auf der Bruchfläche nachvollzogen werden kann. Über den damit gefundenen Versagensablauf kann damit auf den jeweiligen Mechanismus geschlossen werden.

5 Experimentelles

5.1 Reinharzversuche

Zur Herstellung der Versuchsmaterialien wurden insgesamt drei verschiedene Epoxidharzsysteme genutzt: das unmodifizierte System PR500 und seine schlagzähmodifizierte Variante PR520 von 3M und ein Referenzmaterial RTM6 von Ciba.

Um das Versagensverhalten der Verbunde beurteilen zu können, wurden verschiedene Untersuchungen an Reinharzproben der Systeme PR500 und PR520 durchgeführt. Anhand von CT-Proben wurden bruchmechanische Kennwerte unter statischer und Ermüdungsbelastung bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen am Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, ermittelt. Die Bruchflächen wurden anschließend mikrofraktographisch untersucht. Die Kennwerte der Werkstoffe sind im Anhang (Tab. A1) angegeben.

5.1.1 CT-Tests - Ermittlung von K_{Ic}

Die Prüfung der Reinharze fand in Anlehnung an ASTM E399 und ASTM E647 statt. Es wurden statische Versuche zur Ermittlung der Bruchzähigkeit durchgeführt.

Weiterhin wurden im Ermüdungsversuch die Rissausbreitungskurven bestimmt. Das Spannungsverhältnis der angelegten Zugspannungen wurde einheitlich auf $R=0,2$ festgelegt. Die Materialien wurden unter zwei Temperaturen, bei RT und $60\% T_g$, geprüft:

PR500 → RT + 120°C

PR520 → RT + 96°C

Abweichend von der Norm wurden dünnere Proben als CT-Proben genutzt:

Maße: PR500 → 60 x 60 x 4 mm

PR520 → 60 x 60 x 5 mm

Aufgrund der hohen Sprödigkeit der untersuchten Materialien kann trotzdem davon ausgegangen werden, dass der - entsprechend des Konzeptes der linearelastischen Bruchmechanik geforderte - ebene Dehnungszustand im Inneren der Proben vorhanden ist.

Die nach Norm geforderte keilförmige Einkerbung wurde durch einen Anriss im ebenen Kerbgrund ersetzt, der mittels Rasierklinge unter Vorspannung eingebracht wurde.

5.1.2 Dynamisch mechanische Thermoanalyse DMTA

Das viskoelastische Verhalten der Reinharze wurde mittels dynamisch mechanischer Thermoanalyse entsprechend ISO 6721 (0-300°C, 10°C/min, 10 Hz) bestimmt. Das Messprinzip basiert auf einer erzwungenen Schwingung unterhalb der Resonanzfrequenz der Probe. Die Proben werden einer schwingenden dynamischen Last unterworfen, indem eine statische Vorlast von 3 N mit einer sinusförmig verlaufenden Zusatzlast von 1,5 N konstanter Frequenz überlagert wird. Viskoelastische Werkstoffparameter, wie der mechanische Verlustfaktor $\tan\delta$ und der komplexe E-Modul E^* werden so gemessen. Die Glasübergangstemperatur ist abhängig vom jeweils zur Ermittlung verwendeten Parameter (Ehrenstein 1998). Der T_g - Wert wurde deshalb mittels des komplexen E-Moduls bestimmt.

5.2 Schädigung unter Druckbelastung

Um das Versagensverhalten von Preform/RTM-Werkstoffen unter schwingender Druckbelastung zu ermitteln, wurden insgesamt vier Materialien hergestellt. Die Werkstoffe wurden anschließend stoßgeschädigt, um ein möglichst realitätsnahes Risswachstum im Ermüdungsversuch unter schwellendem Druck zu erzielen. Art und Ausmaß des Versagens der verschiedenen Verstärkungsarten wurden mittels verschiedener Untersuchungsmethoden festgestellt.

5.2.1 Werkstoffaufbau

5.2.1.1 Werkstoffaufbau

Material A: 3D-W (3-Dimensional, Woven):

Dreiminensionales Gewebe

Hersteller: 3TEX (USA)

Faserorientierung: 0/90° + z-Verstärkung

Faser: T300 309 NT

Lagenanzahl: 1

Matrixharz: PR520

Endmaß Probendicke: 3,4 mm

z-Faserabstand: 2,1 x 1,7 mm

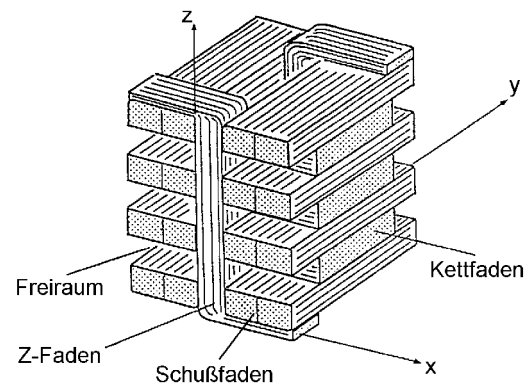


Bild 22: Zelle eines 3D - Gewebes

Fadenzahl: Kett (x): 12k mit 5,9 Faserbündel / cm (quer), gesamt 3 Lagen
 Schuß (y): 12k mit 4,7 Faserbündel / cm (längs), gesamt 4 Lagen
 Z (z): 3k mit 5,9 Faserbündel / cm (quer)

gesamt: 3270 g/m²

Material B: 3D-S (3-Dimensional, Stitched):

Multiaxiales, vernähtes Gelege

Hersteller: Saertex, Wagner GmbH Co KG (Deutschland)

Faserorientierung: quadriaxial, [0/45/90/-45/0/-45/90/45]_s

Faser: Tenax HTA 5131

Lagenanzahl: 4

Matrixharz: PR520

Endmaß Probendicke: 4,4 mm

z-Faserabstand: 5 x 5 mm

Fadenzahl:	0°:	12k, Faser-Ø: 7µm	315 g/m ²
	45/90/-45°:	6k, Faser-Ø: 7µm	267 g/m ²
	Nähfaden:	76 dtex PES, texturiert, gewaschen	6 g/m ²
gesamt:			4524 g/m²

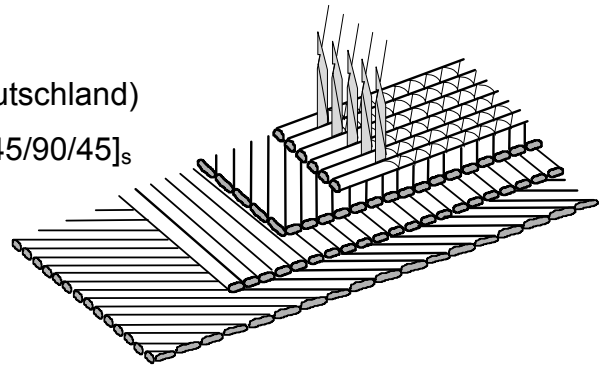


Bild 23: Quadriaxiales Gelege mit Fixierung

Material C: 2D-F (2-Dimensional, Fixed fibres):

Vernähtes Gewebe G1100/1000

Hersteller: Hexcel Fabrics (France)

Faserorientierung: 0/90° + Vernähung der gesamten Lagen

Faser: T 300 JB

Lagenanzahl: 7

Matrixharz: PR520

Endmaß Probendicke: 4,8 mm

z-Faserabstand: 5 x 5 mm

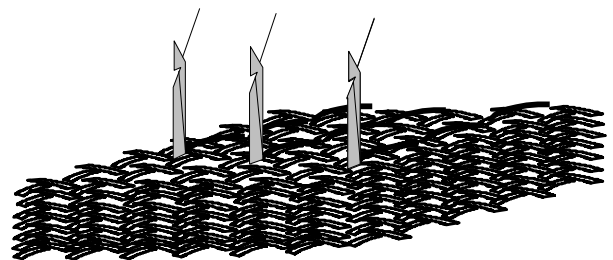


Bild 24: Lagenaufbau 2D-F

Fadenzahl:	Kett (x): 6k mit 7,5 Faserbündel / cm	300 g/m ²
	Schuß (y): 6k mit 7,4 Faserbündel / cm	296 g/m ²
	Vernähung: Kevlar	28 g/m ² _(gesamt)
gesamt:		4200 g/m²

Material D: 2D fabric (RTM-2D-fabric)

Gewebe G1151

Hersteller: Hexcel Fabrics (France)

Faserorientierung: $\pm 45^\circ$

Faser: T300 JB

Lagenanzahl: 8

Matrixharz: RTM6

Endmaß Probendicke: 4,8 mm

Fadenzahl: Kett (x): 6k mit 7,5 Faserbündel / cm

300 g/m²

Schuß (y): 6k mit 7,4 Faserbündel / cm

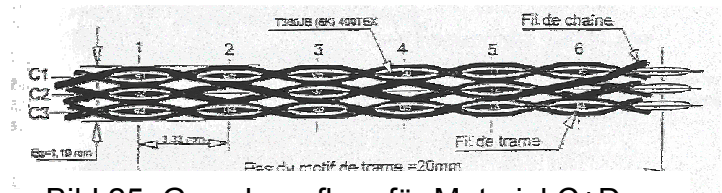
296 g/m²**gesamt: 4800 g/m²**

Bild 25: Gewebeaufbau für Material C+D

Das verwendete Gewebe entsprach dem des Materials C, wobei allerdings keine Vernähungen eingebracht wurden und die Faserorientierung abwich. Als Matrixsystem wurde das Harz RTM 6 der Firma Ciba-Geigy verwendet.

Die Herstellung aller Materialien erfolgte auf ein Maß von $600 \times 600 \text{ mm}^2$. Nach der Fertigstellung wurden die Probenplatten zu Einzelproben mit einem Endmaß von $150 \times 100 \text{ mm}^2$ entsprechend DIN 65561 zugesägt und geschliffen.

In Tabelle 1 sind die nach der Herstellung erreichten Dichten, Faservolumenanteile und der im Gesamtverbund enthaltene z-Faseranteil der Materialien aufgeführt.

Tabelle 1: Faservolumenanteil und z-Faseranteil der Materialien

Material	Dichte [g/cm ³]	Fasergehalt [Vol.-%]	z-Faseranteil [Vol.-%]
A	1,52	51,1	5,0
B	1,54	54,7	0,5
C	1,54	54,0	0,35
D	1,50	56,6	--

5.2.1.2 Herstellungsverfahren

Die Herstellung der Probenplatten aus den Materialien A, B und C erfolgte für das Harz PR520 nach dem RTM-Verfahren durch folgende Prozessschritte:

- Der im Einkomponentenharzsystem im Ausgangszustand noch pulverförmig vorliegende, unzureichend fein verteilte Härter wurde bei 160°C aufgeschmolzen.
- Anordnung der Textilerzeugnisse auf einem Autoklavenblech.

- Einbringung des flüssigen Harzes auf die Oberfläche der Textilerzeugnisse.
- Rasches Aufbringen einer perforierten, luftdurchlässigen Folie und einer weiteren dichten Folie über der Anordnung.
- Aushärtung im Autoklaven bei angelegtem Vakuum bei 120°C und einem Druck von 4 bar über eine Zeit von 10 Stunden.
- Nachhärtung bei einer Temperatur von 180° C unter Normaldruck über eine Zeit von 2 Stunden.

Das Material D wurde ebenfalls nach dem Autoklavenverfahren hergestellt, die Einbringung des Harzes verlief jedoch über ein Injektionssystem und die Aushärtung erfolgte bei einer Temperatur von 180°C über eine Zeit von 2 Stunden.

5.2.2 Impactbelastung

Die Sensibilität von faserverstärkten Kunststoffen gegenüber Schlagbelastungen wird im Fallbolzenversuch („low velocity drop weight impact“) in Anlehnung an DIN EN ISO 6603-2 geprüft.

Im Fallturm (Typ Myrenne Impactanlage) werden die Proben auf einem freien Fenster der Größe 76,2 x 127mm (3“ x 5“) fixiert. Die gewünschte Stoßenergie wird durch Variation der Fallhöhe bei gleichbleibender Impactormasse eingestellt, wobei der Einfluss der unterschiedlichen Aufprallgeschwindigkeiten als vernachlässigbar angesehen wird. Während des Stoßereignisses wird Kraft und Weg (zentrale Auslenkung der Probe) gemessen (Kessler u.a. 1997).

Vor und nach dem Impactversuch wurden die Probenplatten mittels Ultraschall untersucht und die entstandene Schadensgröße festgestellt. Die Restfestigkeit nach Impact (Compression strength after Impact, CAI) wird im Druckversuch gemessen.

Volumenabsorption

Die durch den Impact verursachte Schadensgröße bezieht nicht die verschiedenen Dicken der Probenplatten ein. Im CAI-Wert wird dieser Parameter berücksichtigt, er beschreibt allerdings nur die Restfestigkeit als Funktion der Schädigung des Materials. Es wird deshalb ein Parameter definiert, der die eingebrachte Impactenergie im Vergleich zur Schädigung des Materials beschreibt. Dabei wird mit Hilfe der Schadensgröße und der Probendicke die eingebrachte Energie auf ein Volumen bezogen:

$$E_V = \frac{E_I}{d \cdot A_I} \quad [J/mm^3] \quad [6]$$

mit E_V =Volumenabsorption, E_I =Impactenergie, d =Probendicke und A_I =Schadensfläche aus US-Messung.

5.2.3 Statischer Druckversuch

Beim statischen Druckversuch werden die Prüfplatten mit einer niedrigen Traversengeschwindigkeit kontinuierlich bis zum Versagen belastet. Die Testplatten werden sowohl bei den statischen als auch den zyklischen Tests in der CAI - Einspannvorrichtung abgestützt (Bild 26). In dieser werden die Proben während des Druckversuchs (Zwick Universal Z1494, Ulm, Deutschland) durch seitliche, PTFE-beschichtete, Führungen am Knicken gehindert.



Bild 26: CAI - Einspannvorrichtung für statische und zyklische Druckversuche

Die statischen Druckversuche wurden an geschädigten und nicht vorgeschädigten Probekörpern durchgeführt. Als Ergebnis dieser Versuche erhält man die Druckfestigkeit beziehungsweise Restdruckfestigkeit (CAI-Wert) der Probekörper.

Aus je drei Messwerten der ungeschädigten und geschädigten Probekörpern wurde zur Bestimmung der Ausgangsdruckfestigkeit beziehungsweise der Restdruckfestigkeit jeweils der Mittelwert gebildet.

5.2.4 Zyklische Druckversuche

Die Versuchsdurchführung der zyklischen Druckversuche orientiert sich an der allgemein für die Erstellung von Wöhlerkurven in DIN 50100 bekannten Testdefinitionen und Vorgehensweisen für metallische Werkstoffe. Die Belastung wurde als reine Druckbelastung im Druckschwellbereich angelegt, mit einem einheitlichen Spannungsverhältnis von $R=10$ für alle Versuche.

Wie die statischen Versuche wurden auch die zyklischen Druckversuche in der CAI-Probenhalterung durchgeführt. Der Ermüdungsvorgang wurde mittels Schallemissionsanalyse beobachtet. Entsprechend dieser Werte konnten Proben kurz vor dem katastrophalen Versagen aus der Belastungsvorrichtung entnommen und einer weiteren mikrofraktographischen Analyse zugeführt werden.

5.3 Ermüdungsverhalten im höherfrequenten Bereich

Zur Untersuchung des Materialverhaltens unter höherfrequenter Ermüdungsbelastung wurden verschiedene Werkstoffe einer doppelseitigen Biegung im $a \times f$ -Versuch unterworfen. Da sich Änderungen der Steifheit und Hysterese von ermüdungsbelasteten Verbundstrukturen in korrespondierenden Verschiebungen der Eigenfrequenzen reflektieren, kann eine dynamische Strukturanalyse zur Abschätzung des Schadensausmaßes genutzt werden. Dies kann einerseits durch punktuelle Modalanalysen nach gegebenen Lastwechselzahlen geschehen oder aber durch eine in-Situ-Beobachtung des Frequenzverlaufes während des $a \times f$ -Versuchs.

Da keine Normen für diesen Versuch für Verbundwerkstoffe vorhanden sind, mussten Probengeometrie, Versuchsbedingungen und Auswerteverfahren entwickelt werden.

5.3.1 $a \times f$ -Versuch

Zur Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit im höherfrequenten Bereich wird der $a \times f$ -Versuch herangezogen. Dabei wird die einseitig eingespannte Probe von einem Shaker (Typ: Bruel & Kjaer 1050) in der Eigenfrequenz in Schwingung gebracht und die Amplitude über die gesamte Lastspielzahl konstant gehalten.

Die resultierende maximale Amplitude kann im Versuchsaufbau mit einfachen Mitteln beherrscht werden und wird durch die Shakerleistung begrenzt. Die während des $a \times f$ -Versuches auf die Probe wirkende Belastung wird innerhalb der ersten Eigenfre-

quenz des Biegemodus gewählt. Eingehende Ermüdungsversuche haben gezeigt, dass die größte auftretende Auslenkung und somit die höchste Auslenkung bei der ersten Biegeeigenfrequenz auftritt (Armstrong/Stevenson 1960). Bei der dabei herrschenden Zug/Druck-Wechselast ist ein Spannungsverhältnis $R = -1$ gegeben. Für diese Belastungsart ist bekannt, dass sie, mit oder ohne Vorschädigung, den meist schädigenden Belastungsfall für Verbundwerkstoffe darstellt [Symons/Davis 2000].

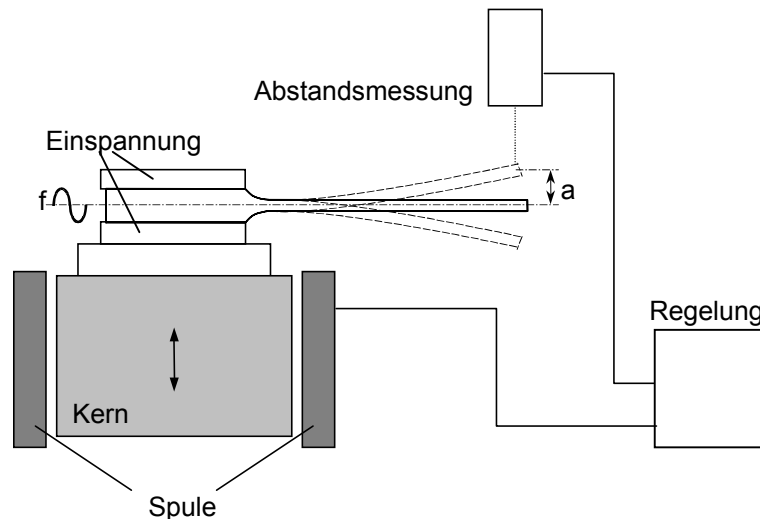


Bild 27: Schematischer Aufbau der Schwingfestigkeitsprüfung im $a \times f$ -Versuch.

Zur Untersuchung der Änderungen der Steifheit wurden in einer Taktrate von 10s jeweils die Lastwechselzahl, die momentane Eigenfrequenz, die erreichte Amplitude und die Beschleunigung des Shakers über die gesamte Messzeit aufgenommen.

In mehreren Probekörpern angebrachte Thermolemente erlauben zusätzlich die Messung der durch die innere Reibung erzeugten Erwärmung.

Ergänzend werden online Vibrothermographie-Untersuchungen zur Verfolgung des Schadensverlaufs im Vergleich zum Frequenzverlauf und zur Überprüfung der Thermolementmessung durchgeführt.

Weitere Messungen an mittels Luftstrom gekühlten Probekörpern wurden durchgeführt, um den Einfluss der Erwärmung auf das Versagensverhalten sichtbar zu machen.

5.3.2 Werkstoffaufbau und Probengeometrie

5.3.2.1 Probengeometrie

Für die Untersuchungen sollte eine Geometrie gefunden werden, die einerseits einfach erfassbar ist, andererseits die Realität in Form einer möglichen Einspannungsgeometrie widerspiegelt. An dieser Geometrie vorkommende typische Herstellungsfehler und intrinsische Strukturen sollen bewusst nach ihren Auswirkungen auf das Bauteilversagen untersucht werden. Gewählt wird ein einfacher Rechteckquerschnitt als frei schwingender Träger mit einer Aufdopplung im Einspannungsbereich. Die Ausführung als rechteckiger Biegeträger ist mathematisch leicht erfassbar und hat auf die Art des dynamischen Versagens nur einen geringen Einfluss. Mit den Aufdopplungen kann der Einspannungseinfluss auf den schwingenden Probekörper reduziert werden, da sich ansonsten durch Dehnungsbehinderung an dieser Stelle eine Verschiebung der Biegelinie ergäbe. Durch die Querschnittsänderung in den Aufdopplungen werden weiterhin die realen Spannungsbedingungen einer Einspannungsgeometrie angenähert und bewusst Fehlstellen in Form von Lagenunregelmäßigkeiten und Harznestern erzeugt, wie sie typisch in realen Bauteilen sind.

Material U hatte eine Probenbreite von 50mm, die anderen Materialien W-Z hatten eine Breite von 45mm. Mit einem Verhältnis von Breite zu freier Länge von ca. 1:2 soll der Einfluss des „Free - Edge“ - Effektes, d.h. ein vorzeitiges Versagen der freien Kanten, ausgeschlossen werden.

Die Geometrie des Probekörpers, sowie die Position des Thermoelements sind in Bild 28 dargestellt.

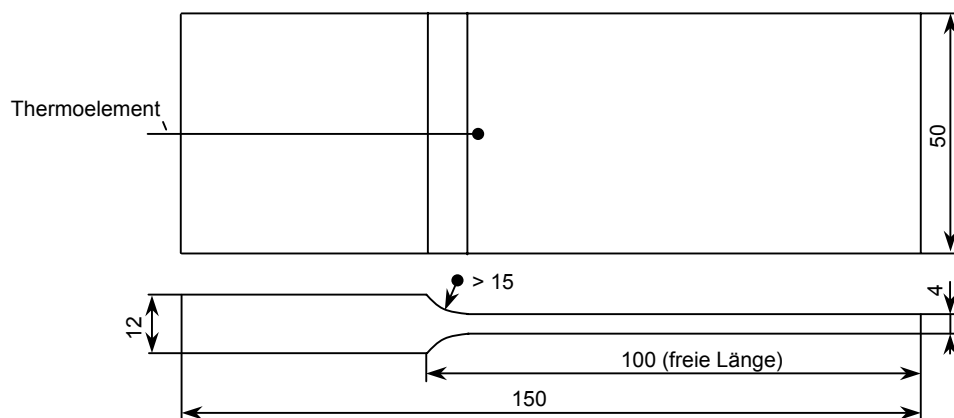


Bild 28: Probenform und -abmessungen

Die Ermittlung des Faservolumengehaltes erfolgte in Anlehnung an ASTM D3171-76. Die Dichte der Werkstoffe wurde unabhängig davon mittels der Eintauchmethode nach Aristoteles bestimmt.

Die Aufdopplungslagen sind aus 8 Lagen $[0^\circ, 90^\circ, -45^\circ, 45^\circ]_2$ der Faser Torayca T300 aufgebaut und mit der Faser 80 tex Torayca T900 in z-Richtung vernäht.

Der Standardlagenaufbau der Verbunde wurde so gestaltet, dass die oberste Gewebelage der Schwinglippe über den Radius an der Oberfläche entlanggezogen und auch über die Aufdopplungen gelegt wurde.

5.3.3 Voruntersuchungen und Auswerteverfahren

5.3.3.1 Zugversuch

Der Zugversuch wurde nach DIN EN ISO 527-4 (Zwick Universal Z1494) durchgeführt. Bei der Bestimmung der Zugfestigkeit am ungeschädigten Verbund wurde der Schwingprobekörper auf eine Breite von 20 mm reduziert. Die Restzugfestigkeit nach dem Schwingversuch wurde am vollständigen Probekörper ermittelt.

5.3.3.2 Dreipunktbiegeversuch

Der Dreipunktbiegeversuch wurde nach DIN EN ISO 14125 (Zwick Universal Z1474) durchgeführt. Der Probekörper mit den Abmaßen $80 \times 20 \times 4$ mm wurde aus der Schwinglippe des Schwingprobekörpers herausgeschnitten und an den Schnittflächen geschliffen. Der Auflagerabstand beim Dreipunktbiegeversuch betrug 60 mm und lag somit etwas unter dem nach der Norm verlangten Abstand von $L=20 \cdot d$. Es musste dadurch genauer darauf geachtet werden, dass für die Biegefestigkeit nur Proben herangezogen werden, die tatsächlich aufgrund von Biegung im Mode I gebrochen sind. Ist das Versagen des Probekörpers nach Mode II durch Scherung hervorgerufen worden, war die Probe zu verwerfen.

5.3.3.3 Bestimmung der Biegelast

Zur Bestimmung der real an den Probekörpern anliegenden Belastungen wurden, mittels aufgeklebter DMS, Kalibrierungsmessungen an einzelnen Probekörpern durchgeführt. Es zeigt sich, dass die gemessene Dehnung sehr gut dem Ansatz eines einseitig eingespannten, statisch belasteten Trägers mit Streckenlast entspricht. Damit kann σ_r bestimmt werden mit:

zu

$$w(x) = \frac{q \cdot l^4}{24 \cdot E \cdot I_y} \cdot \left[3 - 4 \frac{x}{l} + \left(\frac{x}{l} \right)^4 \right] \quad M = E \cdot I_y \cdot \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \quad \sigma_{\max} = \frac{M \cdot z_0}{I_y}$$

$$\sigma_r = 4 \cdot E \cdot z_0 \cdot \frac{a_{\max}}{l^2} \cdot C \quad [7]$$

q = Streckenlast

I_y = Flächenmoment 2. Grades

z_0 = max. Randfaserabstand = $h/2$

E = Elastizitätsmodul

l = freie Länge

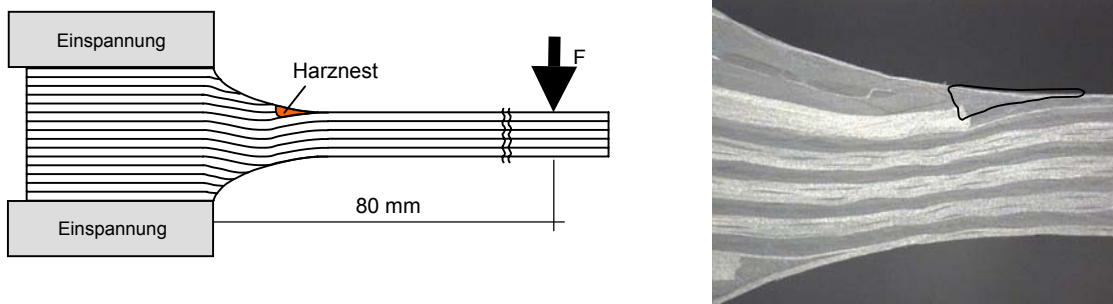
a_{\max} = maximale Amplitude

x = Abstand zur Einspannung

C = Korrekturfaktor aus der Kalibrierung ($= 0,884$)

5.3.3.4 Biegeprüfung als einseitig eingespannter Träger

Aufgrund von herstellungsbedingten Unregelmäßigkeiten des Lagenaufbaus ergibt sich eine Verschiebung der Symmetrie innerhalb der Proben, so dass die Materialeigenschaften richtungsabhängig werden. Die Werte für die statische Biegefestigkeit σ_{\max} wurden deshalb als minimale Versagensspannungen eines einseitig eingespannten Biegeträgers bestimmt.



a)

b)

Bild 29: a) schematischer Versuchsaufbau als einseitig eingespannter Biegeträger mit Faserlage unten b) Material U in Faserlage unten mit verschobenen Gewebelagen und Harznest

Bestimmt wird bei diesem Versuch die minimale Versagensspannung, die sich als die Spannung definiert, die im Moment des ersten Versagens, im allgemeinen der Delamination der obersten Lagen im Radiusbereich, anliegt. In den Messungen bedeutet Faserlage unten, dass die Gewebelagen im Radius relativ zur Belastungsrichtung unten im Druckteil und das gegenüberliegende Harznest im Zugteil liegen.

5.3.3.5 Auswertung des αf – Versuchs

Im αf -Versuch tritt, abhängig von Zeit und beaufschlagter Belastung, durch Ermüdungserscheinungen eine Schädigung des Materials ein. Die sich hierdurch ändernde Steifigkeit des Materials äußert sich in einer Änderung der Eigenfrequenz. Zeichnet man den Frequenzverlauf über der Lastspielzahl auf, so kommt man zu einer in-Situ - Beobachtung des Schadensverlaufs über der Zeit. Art und Verlauf dieser Kurven hängen vom Material der Geometrie sowie der Belastung ab und können als Kriterium zur Schädigungsbeurteilung herangezogen werden.

Als Ergebnis der Einzelversuche ist es möglich, einfache Lebensdauerlinien nach Art von Wöhlerlinien zu erstellen. Ebenso wie in diesen wird die relative Maximalspannung σ_r/σ_{\max} über der Lastwechselzahl bzw. Belastungszeit aufgetragen. In dieser Art Diagramm werden jedoch die Lebensdauerlinien als Linien gleichen Frequenzabfalls in Form von logarithmischen Regressionsgeraden eingetragen. Da der Frequenzabfall direkt mit dem Schadensausmaß korreliert, werden also, ähnlich wie bei den Wöhlerlinien, Grenzl意思 eines Schädigungsmaßes dargestellt. Um das durch die Wechsellast verursachte Schädigungsmaß beurteilen zu können, wurden die Proben auf ihre Restzugfestigkeit untersucht.

5.4 Mikrostrukturelle Untersuchungen

Neben herkömmlichen mikroskopischen Schliffuntersuchungen zur Bestimmung des mikrostrukturellen Aufbaus der Werkstoffe wurden Analysen mittels Rasterelektronenmikroskopie und Rasterkraftmikroskopie durchgeführt.

5.4.1 Präparation

Sowohl nach Impactbelastung als auch nach den Ermüdungsversuchen wurden die sich ergebenden Schädigungen mittels Ultraschalluntersuchung detektiert. Diese wurden entsprechend ihres Ortes aus den Probenplatten herausgetrennt. Durch einen Anschliff der Querschnittsflächen konnten die Bruchebenen im Mikroskop festgestellt und mittels Skalpell voneinander getrennt werden. Die in den RTM-Werkstoffen vorhandenen z-Fasern stellten beim Auftrennen eine Schwierigkeit dar. Diese wurde umgangen, indem die Probestücke von den Oberflächen her soweit abgeschliffen wurden, dass die z-Fasern einen möglichst geringen Halt im Restmaterial hatten.

5.4.2 Rasterelektronenmikroskopie

Für die mikrofraktographischen Analysen standen zwei Rasterelektronenmikroskope zur Verfügung. Ein konventionelles REM des Typs LEO 1430 mit Wolframkathode und einem Auflösungsvermögen von 4nm wurde für die Erstellung von Übersichtsaufnahmen und Bildern unter sehr hohen Kippwinkeln genutzt.

Ein zweites REM, Typ JEOL JSM6320F, ist speziell für die Untersuchungen an Kunststoffen geeignet. Durch die Ausrüstung mit einer Feldemissionskathode und einem semi-in-lens-Detektor sind sehr hohe Auflösungen bis zu 1nm bei gleichzeitig niedrigen Beschleunigungsspannungen möglich. Hierdurch werden die Untersuchungen an Modifikatorpartikeln schlagzähmodifizierter Harze ebenso ermöglicht, wie die Analyse von an sich schwer zu detektierenden Strukturen wie Schwingstreifen oder Mikroflusslinien in statischen Brüchen. Alle Präparate wurden mit einer ca. 6nm dicken Platinschicht besputtert, um Aufladungseffekte im Rasterelektronenmikroskop zu vermeiden.

Zu allen unter Kippung aufgenommenen Bildern wird der Kippwinkel in Klammern angegeben. Für alle Aufnahmen gilt, dass die Bilder nach oben gekippt sind.

5.4.3 Rasterkraftmikroskopie AFM

Die Untersuchungen mittels Rasterkraftmikroskopie wurden am Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, durchgeführt. Zur Verfügung stand ein AFM, Typ Digital Instruments Nanoscope. Vorteil der auf einem ganz anderen Messprinzip beruhenden Methode gegenüber der Rasterelektronenmikroskopie ist eine unabhängige Darstellung der Bruchoberflächen, die ein Vergleich der im REM gefundenen Strukturen ermöglicht. Da im AFM nur Strukturen mit sehr geringen Höhenunterschieden untersucht werden können, wurde das Gerät lediglich für die Untersuchung der sehr ebenen Reinharzbruchflächen genutzt.

6 Ergebnisse

6.1 Bruchverhalten der Matrixmaterialien

6.1.1 Mechanische Kennwerte der Reinharze

Die mittels des CT-Tests ermittelten Bruchzähigkeiten für Raumtemperatur und 60% T_g sind in Bild 30 dargestellt. Im statischen Versuch zeigt sich für beide Harze eine deutliche Zunahme der Bruchzähigkeit bei erhöhter Temperatur. Während sich für das Harz PR500 eine Verdopplung des Wertes ergibt, verdreifacht er sich fast für das schlagzähmodifizierte Harz PR520.

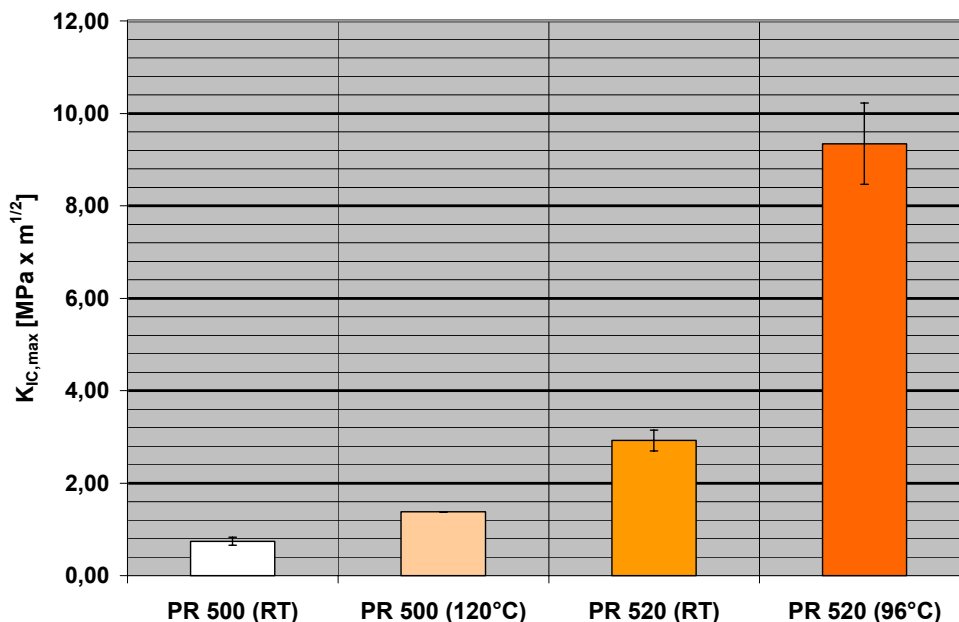


Bild 30: Bruchzähigkeit der Harze bei RT und erhöhter Temperatur

Das viskoelastische Verhalten der Harze wurde mittels DMTA bestimmt (Bild 31). Die gefundenen Glasübergangstemperaturen stimmten mit den Datenblättern überein. Für das nicht modifizierte Harz PR500 kann eine erhöhte Abhängigkeit des E-Moduls schon für relativ geringe Temperaturerhöhungen festgestellt werden. Bei 60% des T_g hat das nicht modifizierte Harz nur mehr 70% des Ausgangswertes, während das zähmodifizierte Harz 87% des bei RT vorhandenen E-Moduls besitzt. Dies ist sowohl für das Versagensverhalten der Verbunde insgesamt als auch für die Interpretation des Risswachstums von Bedeutung, da sich bei einer Darstellung über ΔK für erhöhte Temperaturen niedrigere Werte ergeben können.

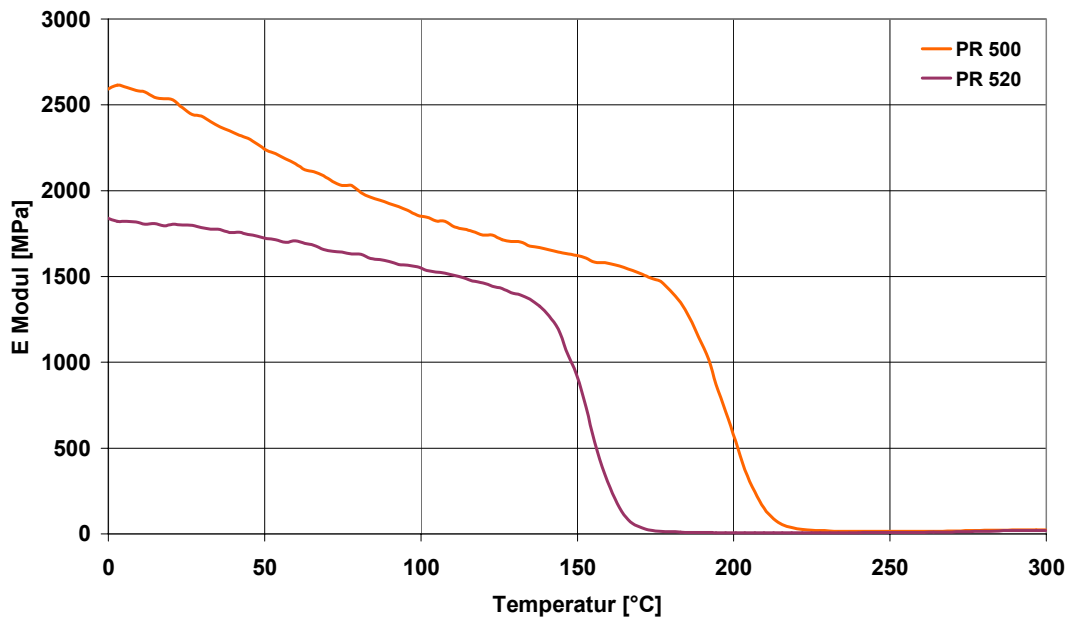


Bild 31: Ergebnisse der DMTA für die Harze PR520 und PR500

Aus diesem Grund werden die Ergebnisse der Einzelmessungen in einem Gesamt-
diagramm als Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN über der zyklischen Energie-
freisetzungsrate ΔG dargestellt.

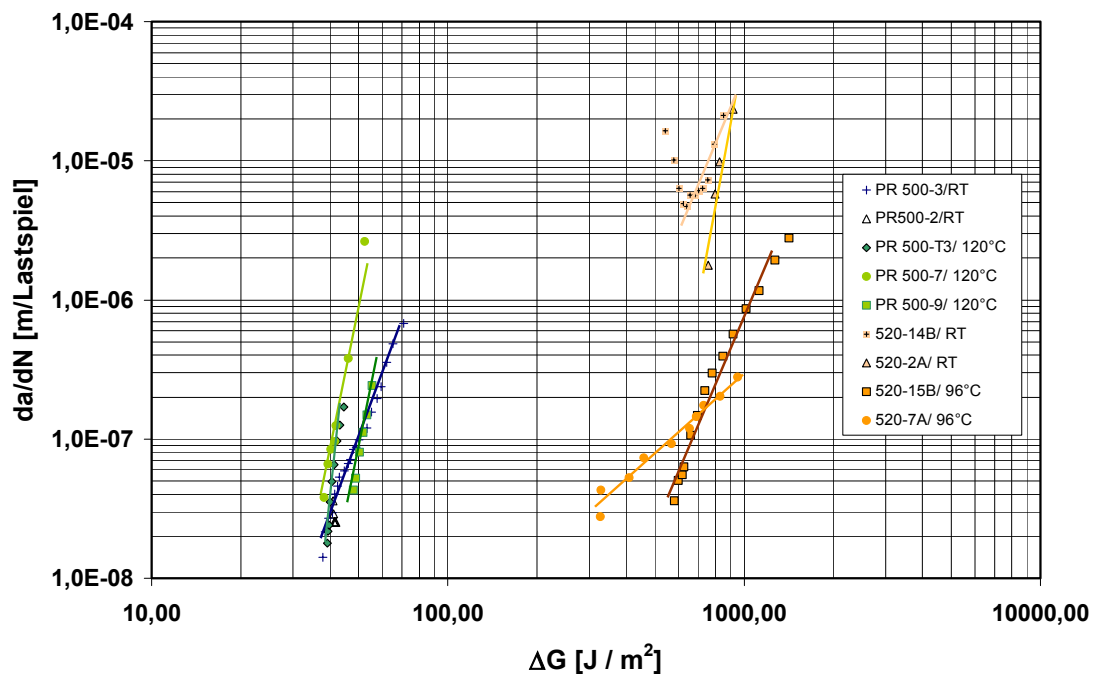


Bild 32: Zusammenfassung da/dN über der zyklischen Energiefreisetzungsrate

Es ergibt sich ein deutlicher Unterschied von einer Größenordnung in der Energie-
freisetzungsrate im Vergleich von PR500 zum zähmodifizierten Harz PR520. Für

erhöhte Temperaturen im Vergleich zu RT zeigen sich keine signifikanten Unterschiede, was den Ergebnissen der Bruchzähigkeitsmessung widerspricht. Einzig die Rissausbreitungsgeschwindigkeit scheint für das zähmodifizierte Harz bei erhöhter Temperatur etwas erniedrigt zu sein.

6.1.2 Mikrofraktographische Untersuchungen an Reinharzen

Makroskopisch zeigten alle Ermüdungsbruchflächen ein glattes, glänzendes Erscheinungsbild (Bild 33). Beim Vergleich im REM zeigte das zähmodifizierte Harz jedoch eine mikroskopisch rauere Oberfläche, was durch die Modifikatorpartikel verursacht wird. Mittels Auszählverfahren wurde ein Zähmodifikatoranteil von ca. 8 Vol.-% bestimmt. Auf allen Ermüdungsbruchflächen des zähmodifizierten Harzes ist Kavitationsversagen als dominierender Versagensmechanismus der Modifikatorpartikel zu finden, während Debonding nur vereinzelt gesehen werden kann. Die Bruchrichtung kann entsprechend der Bildung von Markierungen, verursacht durch crack pinning, erkannt werden, aber auch an Verformungen, die in Relation zur Bruchrichtung hinter den Kavitationshohlräumen zu finden sind.

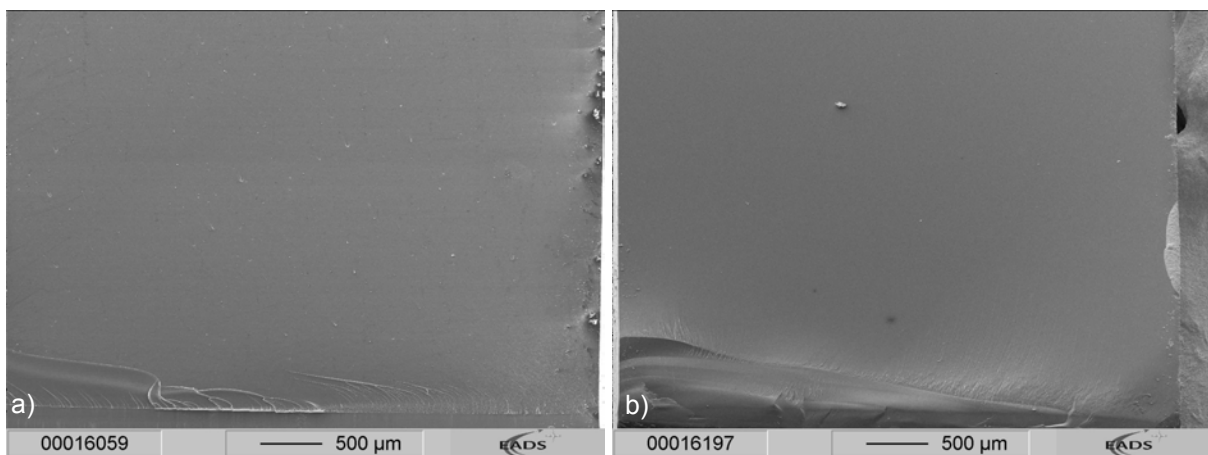


Bild 33: Vergrößerung der Bruchfläche, a) PR520 und b) PR500 (45°)

Schwingstreifen, als die für Ermüdung charakteristische Bruchmorphologie, konnten nur auf den Bruchflächen des bei RT zyklisch belasteten zähmodifizierten Harzes PR520 gefunden werden. Alle anderen Proben zeigten auch bei hohen Auflösungen teils abweichende Bruchebenen, jedoch keine sichtbare Streifenbildung.

Bild 34 zeigt die Schwingstreifenbildung an verschiedenen Stellen auf der Ermüdungsbruchoberfläche unter starker Kippung. Die wachsenden Abstände der Streifen korrelieren mit einer Zunahme der Risswachstumsgeschwindigkeit bei zunehmender

Risslänge und Spannungsintensität. Durch Auszählung der Streifen und Vergleich mit der Lastwechselzahl kann eine 1:1-Korrelation von Schwingstreifen zu Lastwechseln festgestellt werden.

Die Streifen selbst sind schwach, aber deutlich ausgebildet. Ihre Form relativ zur Bruchrichtung ist nicht eindeutig, kann aber aufgrund der Kontrastentstehung im REM als aus der Bruchebene herausstehende Ausformung interpretiert werden, die bogenförmig in Bruchrichtung auf der Ebene ausgebildet ist.

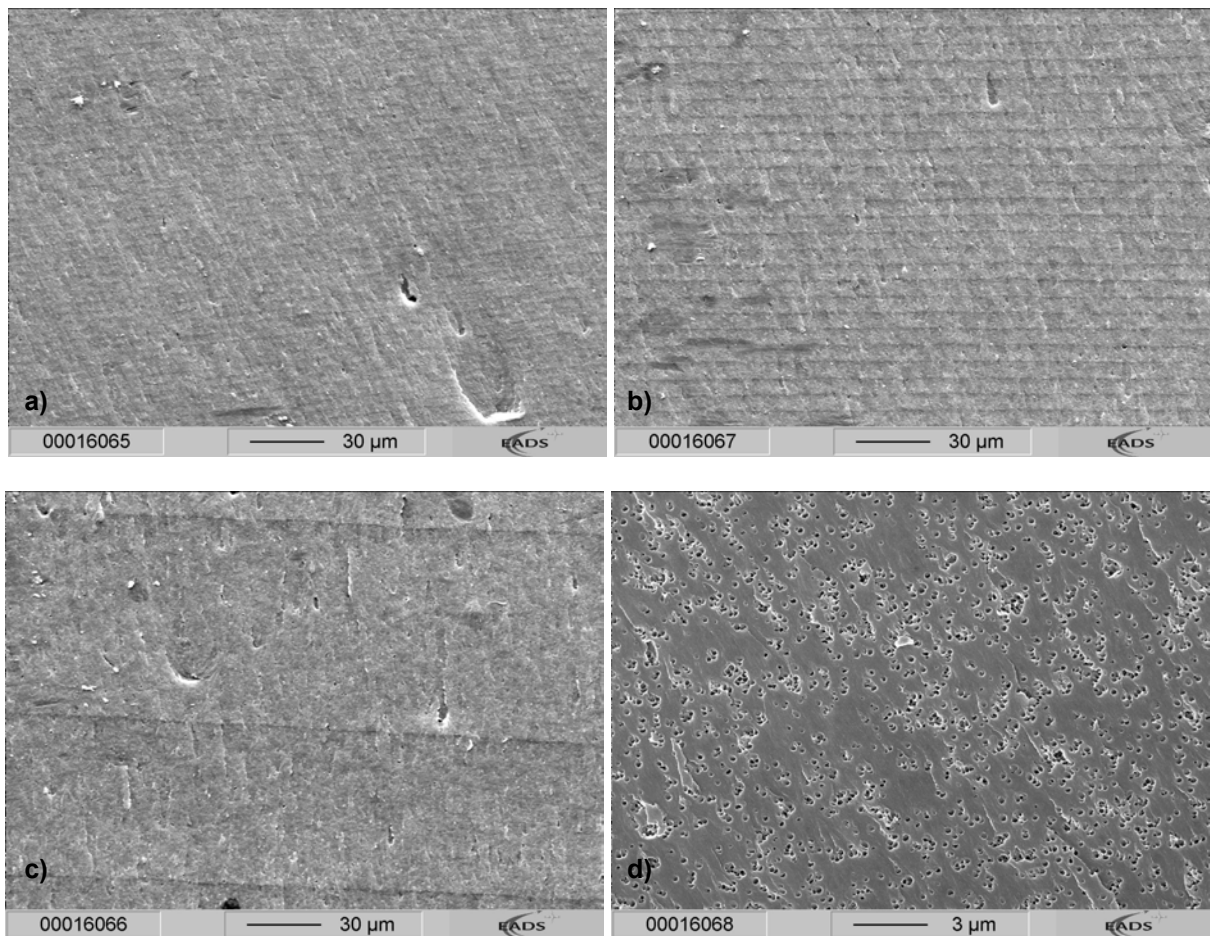


Bild 34: Schwingstreifen auf der Probe PR520 14bRT. a) am Bruchausgang, b) in der Mitte und c) am Ende der Ermüdungsbruchfläche. Bruchrichtung von unten nach oben, (45°) - d) Vergrößerung der Bruchfläche (0°)

Um die auf den Bruchoberflächen zu findenden Charakteristika in ihrer real vorhandenen Form besser beschreiben zu können, wurden vergleichende Untersuchungen mit dem AFM durchgeführt. Bild 35 zeigt in einer Übersicht die Streifen auf der Bruchfläche des PR520/RT. Wie schon im REM gesehen, zeigt sich eine mikroskopisch raue Oberfläche mit deutlich sichtbaren Streifen. Es sind teils erhebliche Unter-

schiede in der Höhe der Ausformungen vorhanden, obgleich diese im Vergleich zu den Ausschnittsdimensionen sehr gering sind.

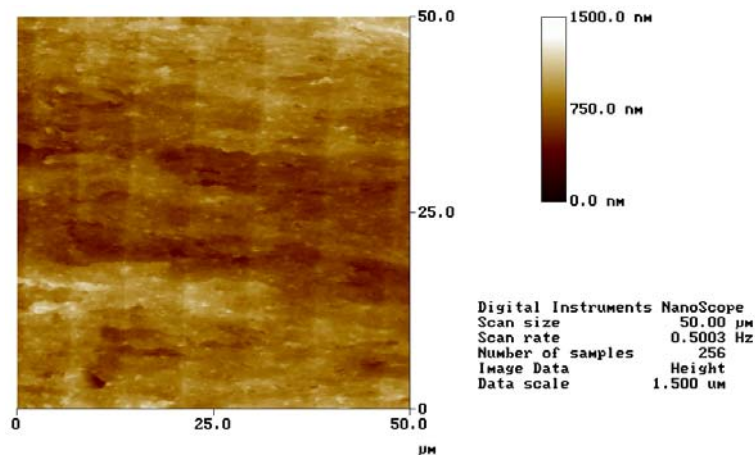


Bild 35: Schwingstreifendarstellung im AFM. Bruchrichtung von links nach rechts.

Die gefundenen Streifen haben eine zwar deutliche, aber sehr geringe Ausformung in ihrer Höhe. Dies zeigt sich auch in der Profilanalyse eines Streifens (Bild 36). Es wurden die Höhen stark verzerrt dargestellt und die gefundene Form schematisch eingezeichnet. Die Streifen zeigen eine Stufenform, die bei einer Schrittweite von ca. 7 μm lediglich eine Höhe von ca. 100-150 nm aufweist, also ein Abstands-Höhen-Verhältnis von etwa 50:1 hat.

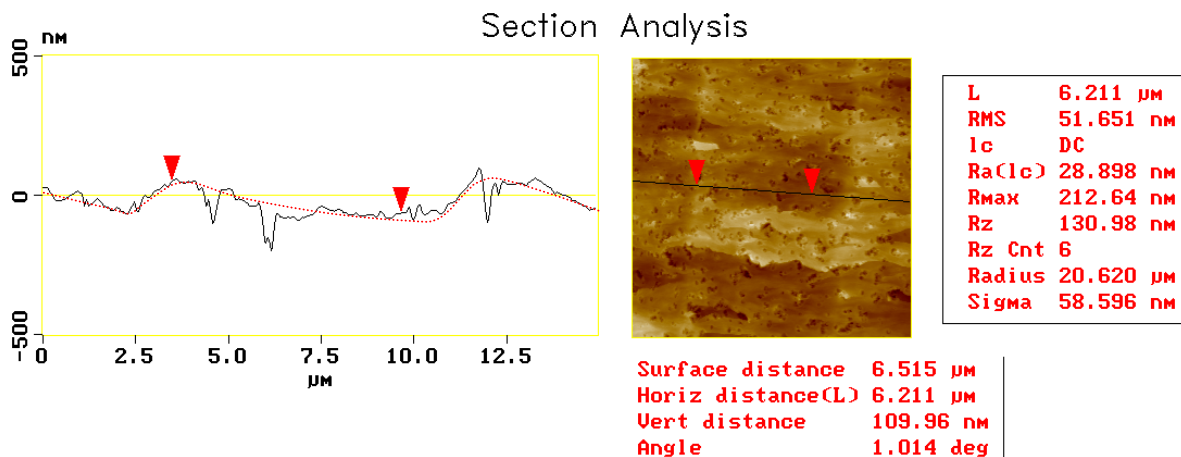


Bild 36: Profilanalyse eines Streifens. Bruchrichtung von links nach rechts.

Die kavitierten Modifikatorpartikel sind in der Profilanalyse als tiefe Einschnitte auf der Oberfläche zu erkennen, was durch die verzerrte Darstellung und die relativ niedrige Vergrößerung verursacht wird. In höherer Vergrößerung (Bild 37), bei der auch eine geringere Verzerrung gewählt werden konnte, kann der Rest des Modifika-

torpartikels gut in der durch ihn verursachten Höhlung erkannt werden. Die sich an einer Seite ergebende Aufwölbung auf der Bruchoberfläche kann nicht eindeutig als typisch bezeichnet oder der Bruchrichtung zugeordnet werden.

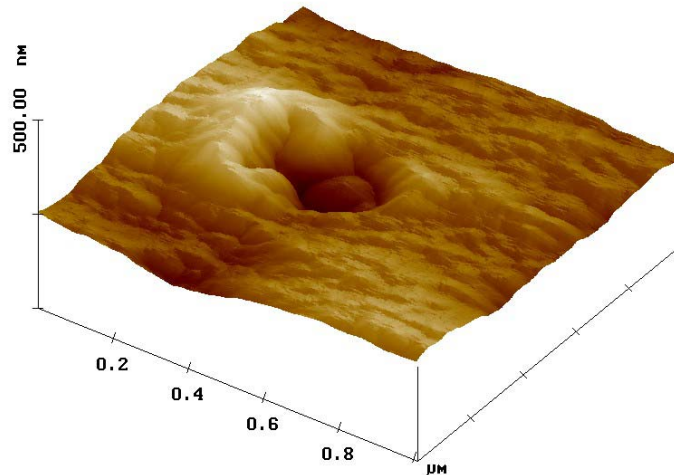


Bild 37: AFM - Vergrößerung eines kavitierten Modifikatorpartikels

Gut sichtbar in dieser Vergrößerung ist auch die mikroskopisch raue Bruchoberfläche seitlich des Kavitationshohlraumes, deren Strukturen sich entlang der Bruchrichtung orientieren. Ihre Entstehung kann keiner eindeutig plastischen Deformation zugeordnet werden, folgt aber nach Purslow 1981 dem lokal vorhandenen, energetisch günstigsten Bruchpfad. Vom Erscheinungsbild stellt es das von der Rasterelektronenmikroskopie bekannte Phänomen der Mikroflusslinien dar.

6.1.3 Mikrofraktographische Untersuchungen von Harzen im Verbund

Im Vergleich von Reinharzproben zu den in Verbundwerkstoffen zu findenden Harzbereichen sind teils erhebliche Unterschiede der Bruchmorphologien zu finden.

So können in allen Materialien innerhalb der Ermüdungsbereiche und hier vor allem in Harznestern Schwingstreifen gefunden werden (Bild 38). Die Ausbildung der Streifen ist schwach, zeigt aber in den Übersichten regelmäßige Abstände und einen bogenförmigen Verlauf in Bruchrichtung.

In den Vergrößerungen ist zu erkennen, dass ihnen keine eindeutige Ausformung in der Art von Wellen oder Stufen zugeordnet werden kann. Die Breite und Lage der hellen und dunklen Bereiche zeigen dies normalerweise an.

Dies weist schon auf die besondere Problematik hin, dass für eine Zuordnung bestimmter Formen zu einer Struktur im REM immer der Kippwinkel und die Richtung

der Kippung bekannt sein muss. Besonders schwierig zeigt sich dies für Unterstrukturen in Mulden oder auf Beulungen in Harznestern, wie sie Schwingstreifen in diesem Fall darstellen.

Aufgrund der in den Vergrößerungen gefundenen Streifen scheint jedoch auch hier eine Ausformung aus der Ebene typisch zu sein, deren Ausbildung stufenförmig bis wellig ist.

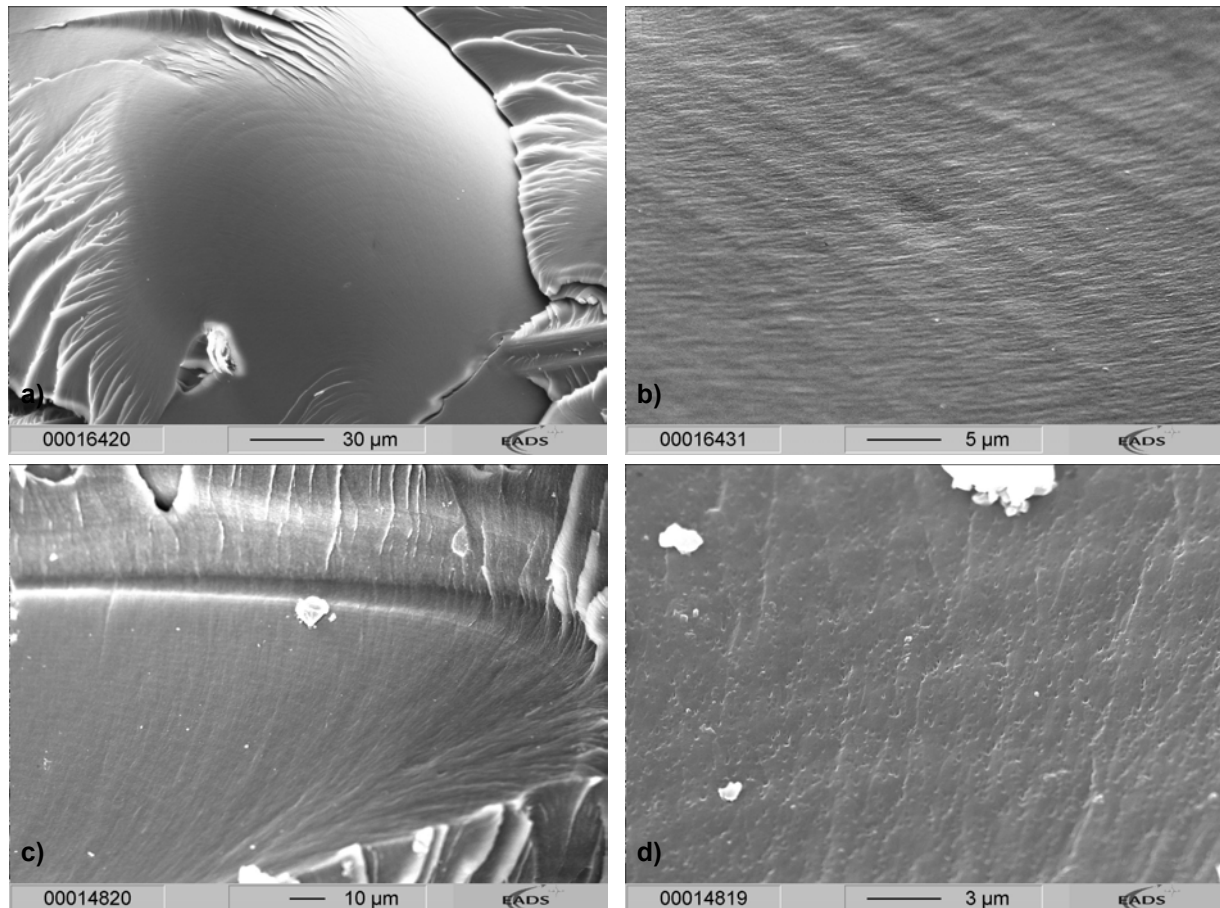


Bild 38: Ermüdungsbereiche im Verbund a) Übersicht RTM6 b) Vergrößerung RTM6
c) PR520 und d) Vergrößerung PR520 (alle 45°)

Spezielle Unterschiede zum Versagen im Reinharzprobekörper zeigt das zähmodifizierte Harz PR520. Es ist Kavitationsversagen vornehmlich auf Bruchoberflächen statisch gebrochener Bereiche zu finden, während in Ermüdungsbereichen vorwiegend ein Versagen als Debonding in der Grenzfläche zwischen Matrix und Modifikatorpartikel stattfindet.

Im Vergleich von Bruchoberflächen, die vornehmlich Kavitationsversagen oder Versagen durch Debonding aufweisen (Bild 39), kann gesehen werden, dass letztere ein allgemein glatteres und ebeneres Aussehen zeigen. Aufgrund der flachen Hohlräume bzw. Erhebungen ist die Kontrastentstehung im REM behindert und die Mikrostruktur der Oberflächen ist schwieriger zu erkennen.

Die Bruchfläche, die vornehmlich Kavitationsversagen aufweist, zeigt trotz niedrigerer Vergrößerung wesentlich klarere Kontraste an den zurückgebliebenen, deutlich ausgeprägten Hohlräumen. Ebenfalls ist es nur an diesen Bruchflächen sehr leicht möglich, die lokale Bruchrichtung anhand der schon erwähnten Deformationen und Markierungen hinter den Hohlräumen festzustellen.

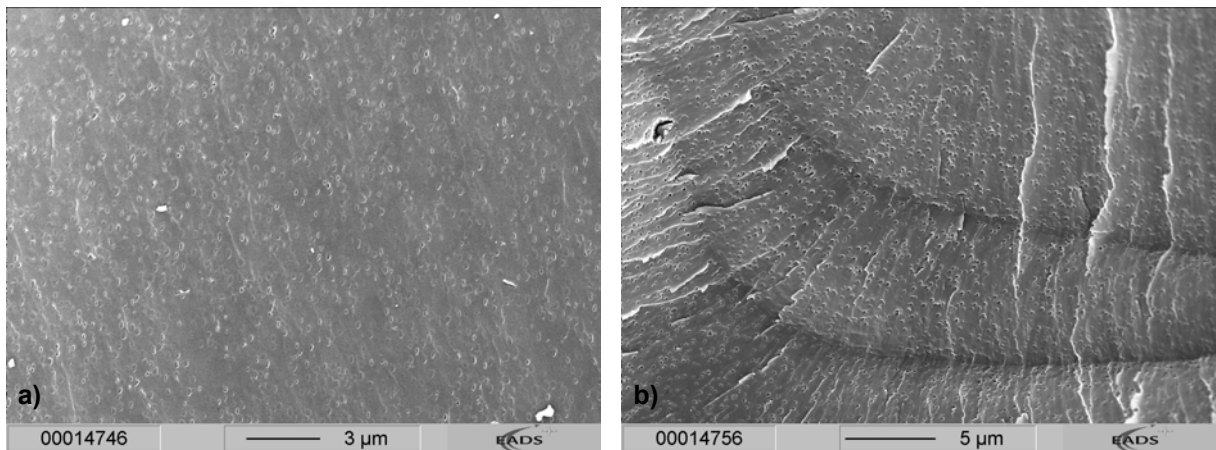


Bild 39: a) Ermüdungsbereich und b) statisch gebrochener Bereich des Materials PR520 innerhalb des Verbundes

In sehr hohen Vergrößerungen und unter starkem Kippwinkel kann die Form der Bruchoberfläche erkannt werden (Bild 40).

Im Fall des Grenzflächenversagens können die elliptisch geformten Reste der Partikel und deren korrespondierende Kuhlen gesehen werden. Auf diesen, typischerweise ermüdeten, Bruchoberflächen ist es sehr schwierig, die lokale Bruchrichtung zu bestimmen, da typische Charakteristika, wie die durch das crack-pinning verursachten Markierungen, fehlen. Trotzdem kann diese, neben den in diesen Bruchflächen auftretenden Stufen, durch einzelne plastische Verformungen der Harzmatrix an den Partikeln bestimmt werden.

Die fehlenden Markierungen weisen darauf hin, dass im Falle des Debonding der crack-pinning Mechanismus nicht zu wirken scheint. Bei wesentlich geringeren Bruchgeschwindigkeiten scheint die zyklische Belastung im Vorfeld der Risspitze

die Haftung zwischen Modifikatorpartikel und umgebender Harzmatrix zu schwächen. Hierdurch kommt es wahrscheinlich zu einem Risswachstum über die Partikel hinweg mit einer gleichmäßig verlaufenden Rissfront, so dass sich keine Markierungen hinter den Partikeln bilden können.

Ganz im Gegensatz dazu zeigen die statisch, durch Kavitation versagten Bruchflächen in sehr hohen Vergrößerungen sehr deutliche Markierungen hinter den Partikeln, womit sehr leicht die lokale Bruchfortschrittsrichtung zu erkennen ist. Ebenfalls sehr gut zu erkennen sind die schon im vorigen Kapitel beschriebenen, im Vergleich zur Bruchrichtung hinter den Partikeln liegenden, Deformationen, die bisher in der Literatur noch nicht erwähnt wurden.

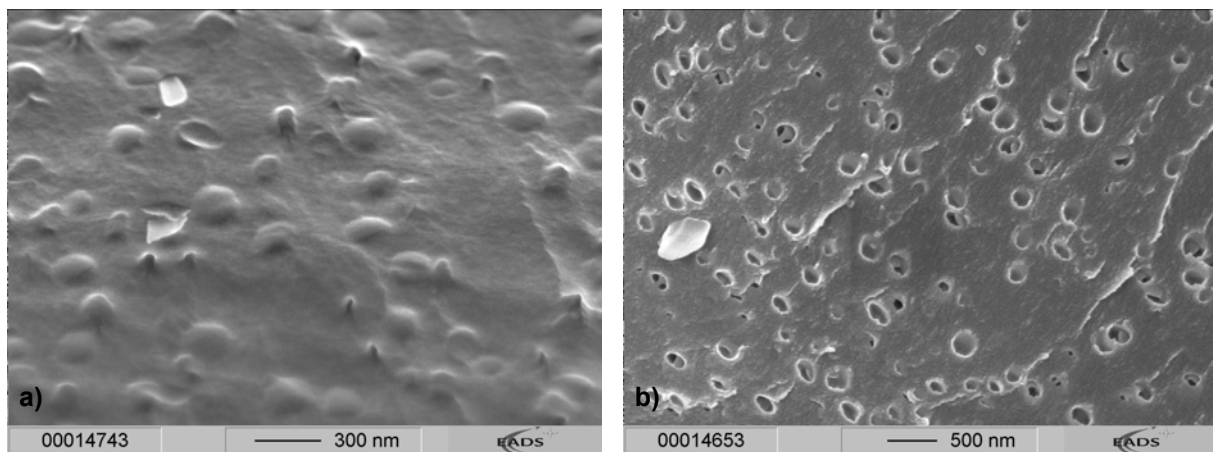


Bild 40: Vergrößerung des a) Ermüdungsbereichs und b) statisch gebrochenen Bereichs des Materials PR520 (45°)

In manchen Hohlräumen können Reste der Modifikatorpartikel erkannt werden. Dass dies nur teilweise möglich ist, kann durch die Bildentstehung im REM erklärt werden, die nur einen Kontrast an Kanten und deutlichen Neigungsänderungen zulässt. Der Rest eines Modifikatorpartikels kann also nur dann gesehen werden, wenn er sich etwas vom Rand abgelöst hat und eine Kante bietet, oder wenn er stark verwölbt ist.

6.2 Impact und Druckversuche

6.2.1 Schädigung durch Impact

6.2.1.1 Mechanische Kennwerte

Die Werkstoffe wurden, entsprechend der erzeugten Schadensgröße, mit unterschiedlichen Impactenergien beaufschlagt. Trägt man die Schadensgröße über den Energien auf (Bild 41), zeigen sich für das Material D die geringsten Schädigungen. Erst mit sehr hoher Impactenergie von 42 J wird eine Schadensfläche erreicht, wie sie sich beispielsweise für Material A schon bei 24 J ergibt. Allgemein kann beobachtet werden, dass bei hohen Energien eine verlangsamte Zunahme der Schadensgröße stattfindet, was mit der Literatur übereinstimmt. Mit zunehmender Impactenergie wird das Material aus dynamischen Gründen weniger geschädigt (Ambur/Kemmerly 1998). Ausnahme ist das vernähte Quadriaxialgelege Material B, das im Gegensatz zu den anderen Materialien innerhalb des untersuchten Bereichs der Impactenergien eine starke Zunahme der Schadensflächen zeigt.

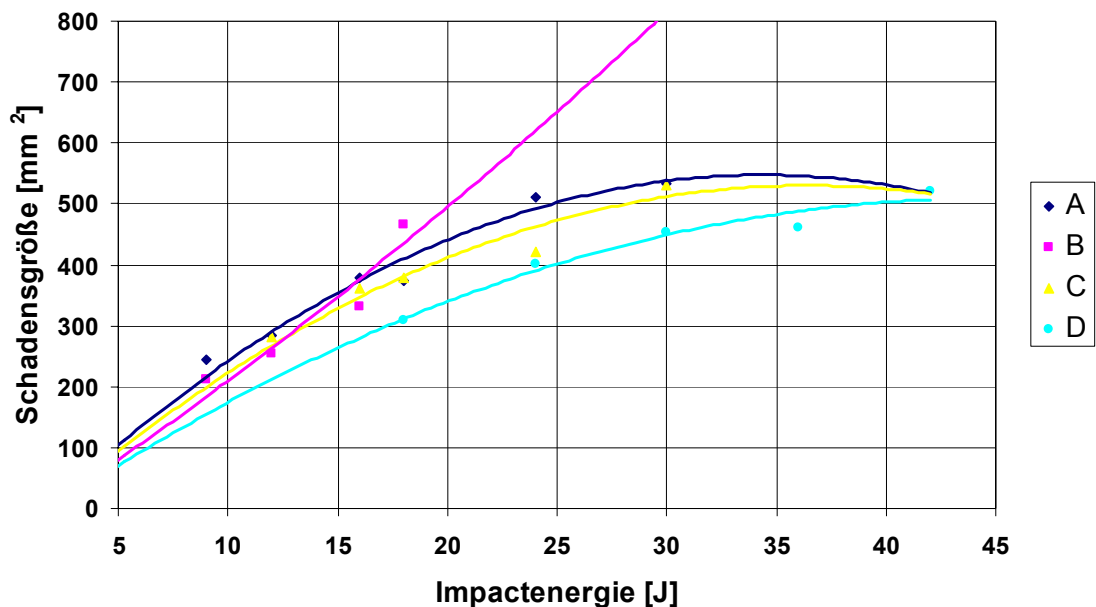


Bild 41: Mittels US gemessene Schadensgrößen für verschiedene Impactenergien
 Ein Vergleich der Restfestigkeiten (CAI) der Materialien kann bezüglich einheitlicher Impactenergien stattfinden, oder aber, da unterschiedliche Schäden erzeugt werden, anhand ähnlicher Schadensgrößen.

Bild 42 zeigt die erreichten Schadensgröße für einheitlich 18 J Impactenergie. Wie in Bild 41 zeigt sich auch hier, dass Material D die geringste Schadensfläche aufweist, während Material A und C ähnliche mittlere Werte erreichen. Der starke Anstieg der Schadensgröße zeigt sich für Material B, indem sich für 18J der höchste Wert ergibt, während für 12J die geringste Schädigung im Vergleich zu den anderen Materialien vorliegt.

Berechnet man die Volumenabsorption, bezieht also die Impactenergie und die unterschiedliche Probendicke mit ein, so ergibt sich ein verändertes Bild. Material A absorbiert je Volumeneinheit am meisten Energie, während das Material B am geringsten absorbiert. Material D erreicht den zweithöchsten Wert der Absorption, trotzdem es die geringste Schadensgröße aufweist.

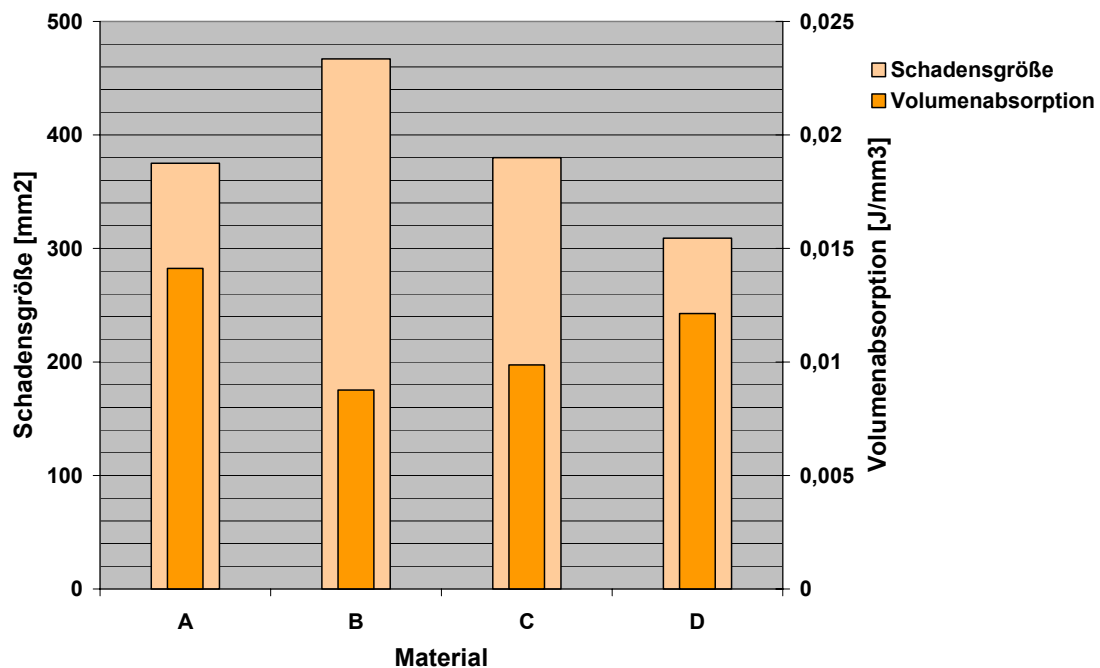


Bild 42: Schadensgröße und Volumenabsorption der Materialien nach 18 J Impact

Betrachtet man die erreichten Schadensgrößen für verschiedene Impactenergien nebeneinander (Bild 43), so zeigt sich auch hier der starke Anstieg der Schadensgröße für Material B und die geringen Werte des unvernähten Gewebes, Material D. Das 3d-gewebe Material A und das vernähte Gewebe Material C haben nahezu identische Schädigungen.

Die geringen Werte des Materials D lassen es für einen Vergleich der Restfestigkeiten anhand der erreichten Schadensgrößen sinnvoll erscheinen, für dieses Material höhere Impactenergien zu verwenden. Es wurden deshalb für die Materialien A - C

einheitlich 12 + 18 J und für Material D 18 + 30 J als Standardenergien festgelegt, für die jeweils mindestens 3 Proben untersucht wurden.

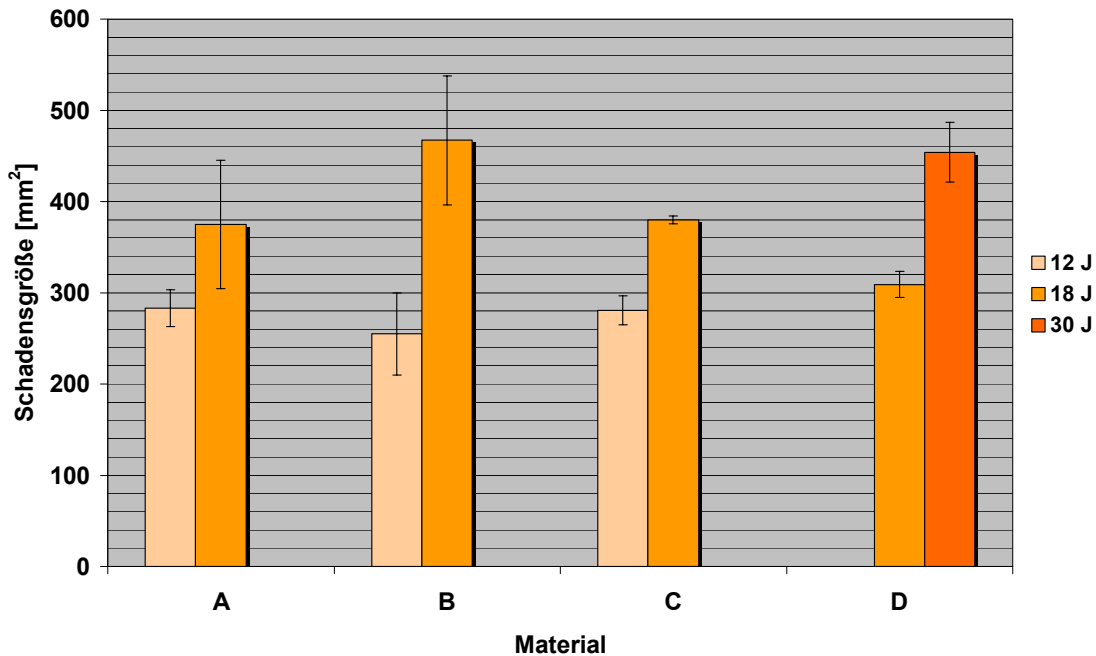


Bild 43: Erreichte Schadensgrößen für verschiedene Impactenergien

Die im statischen Druckversuch gemessenen Werte am ungeschädigten Werkstoff und nach Impactschädigung (CAI) bei den festgelegten Impactenergien sind in Tabelle 3 und Bild 44 dargestellt. Das 3d-Gewebe Material A hat die geringste Druckfestigkeit im ungeschädigten Zustand. Das vernähte Quadiaxialgelegte Material B zeigt, trotz der größten erreichten Schadensflächen, den höchsten Absolutwert vor und nach Schädigung. Den niedrigsten CAI-Wert erreicht das unvernähte Gewebe Material D, das auch die größte relative Abnahme auf 50% im Vergleich zum ungeschädigten Zustand aufweist. Die anderen Materialien haben bei 18 J ähnlich große relativen Abnahmen der Druckfestigkeit nach Impact. Eine Korrelation von Schadensgröße zu Restfestigkeit fällt schwer, zeigen zwar alle Werkstoffe signifikante Größenunterschiede der Impactschädigungen für verschiedene Energien, jedoch nur bei Material B spiegelt sich dies in einem steilen aber mehr oder weniger kontinuierlichen Abfall der Restfestigkeit. Alle anderen Materialien weisen eine Unstetigkeit in Form eines starken Festigkeitsverlusts schon mit geringen Schädigungen auf. Auffallend ist, dass die weitere Abnahme der Druckfestigkeit dann geringer ausfällt, im Fall des Materials A sogar nahezu auf einem Niveau bleibt.

Tabelle 3: Druckfestigkeit vor und nach Impactbelastung

Impactenergie	A		B		C		D	
	CAI	Abnahme	CAI	Abnahme	CAI	Abnahme	CAI	Abnahme
	(N/mm ²)	%	(N/mm ²)	%	(N/mm ²)	%	(N/mm ²)	%
0 J	389	0%	486	0%	444	0%	461	0%
12 J	238	39%	391	19%	284	36%		
18 J	250	36%	302	38%	264	41%	237	49%
30 J							230	50%

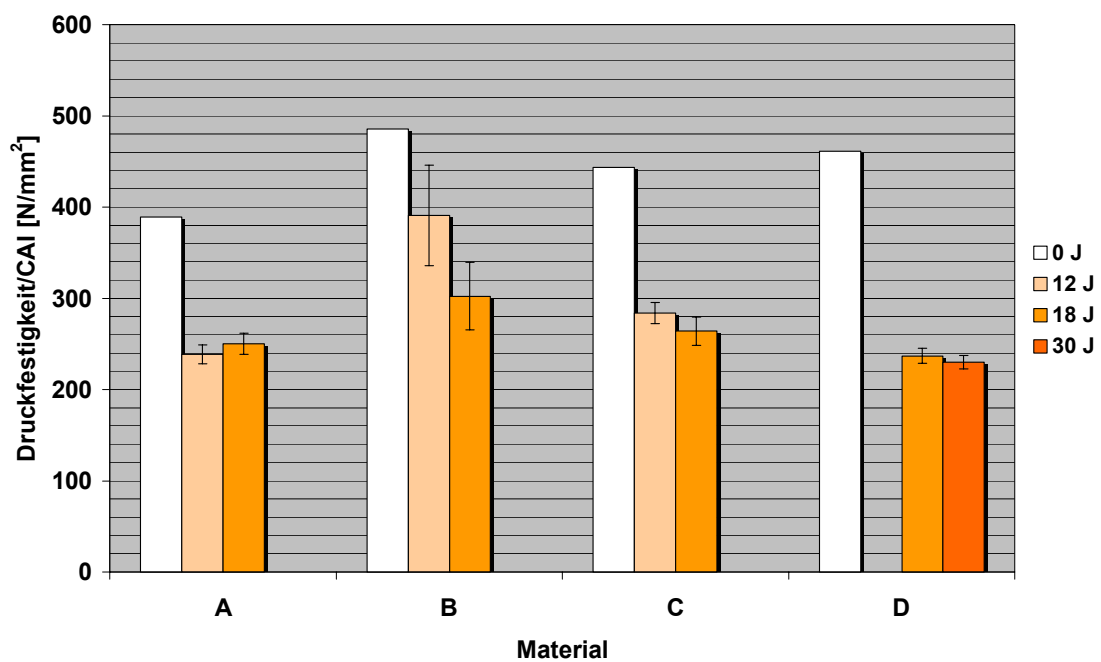


Bild 44: Druckfestigkeit und CAI-Werte der Materialien

6.2.1.2 Werkstoffstruktur und erzeugte Impactschäden

Material A

Der Schliffwürfel des Materials A zeigt den Zustand nach der Herstellung im RTM-Prozess. Deutlich zu erkennen sind die in Kettrichtung liegenden Harznester am Schnitt durch die z-Faserbündel, die durch die Befüllung der Freiräume mit Matrixharz entstehen. Auf der rechts liegenden Querseite sind diese Harznester als helle Flecken erkennbar und verdeutlichen deren blockartige Form. Nicht zu sehen in dieser Darstellung sind die längs der Schussrichtung verlaufenden Harznester, welche aber in Ausbildung und Art den in Kettrichtung liegenden entsprechen.

Durch den im RTM-Prozess auf die Form wirkenden Druck wird während des Aushärtens eine Last auf die z-Fasern ausgeübt, was sich an der Verwölbung der z-Fasern im Inneren des Materials zeigt. Hieraus ergibt sich eine leichte Verschiebung der strengen in 90°-Winkeln aufeinander stehenden Struktur.

Durch diese Verschiebung einerseits, andererseits aber auch durch die Gewebestruktur an sich, können sich harzgefüllte Aufweitungen zwischen den Lagenbündeln und den z-Fasern ergeben. Dies geschieht besonders an den äußeren Lagen, wo die Verschiebung der z-Fasern besonders groß ist, da der Umlenkradius durch das Pressen geweitet wird.

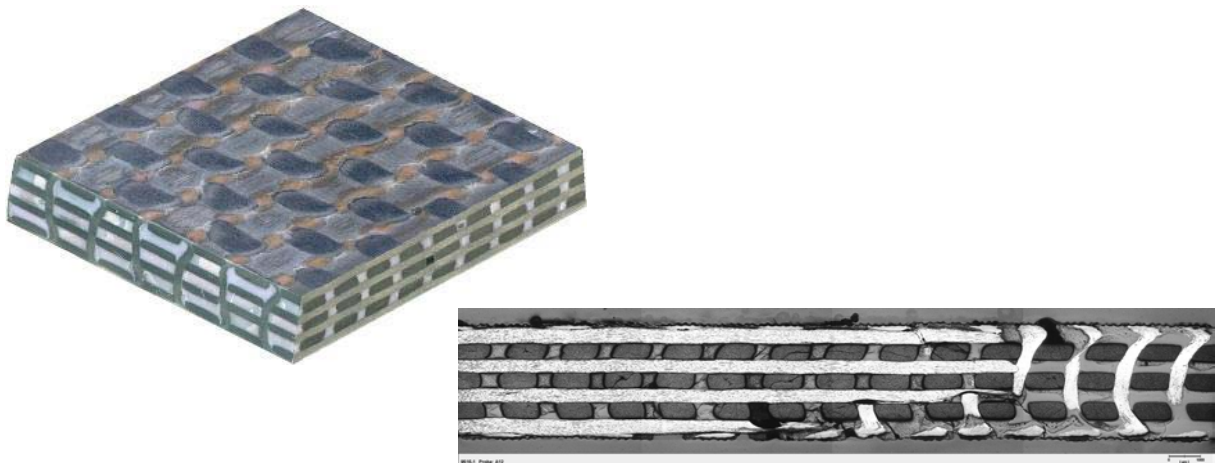


Bild 45: Schliffwürfel und Querschliff des Materials A nach Impact

Im Querschliff durch die Impactzone sind innerhalb der sehr regelmäßigen Struktur Delaminationen entlang der Lagen und intralaminare Risse, also Brüche quer durch Faserbündel, zu erkennen. Weitere Risse sind in den blockartigen Harznestern zu beobachten. Diese Risse verlaufen entweder nur innerhalb der Nester oder können

entlang der z-Fasern die Ebene wechseln. Insgesamt zeigt sich ein sehr starkes Verzweigen der Risse innerhalb der Impactzone, die sich über einen breiten Bereich erstreckt. Die eingebrachte Impactenergie scheint durch die eng beieinander liegenden z-Fasern auf einer großen Fläche in den gesamten Querschnitt übertragen zu werden. Die Ausdrücke „Lagen“ und „intralaminar“ sind im Zusammenhang mit diesem Material nur mit Vorsicht zu verwenden, da aufgrund des extrem dreidimensionalen Aufbaus keine Lagen im Sinne großflächigerer, zusammenhängender Bereiche vorhanden sind, sondern lediglich lokal verschieden orientierte Faserbündel.

Material B

Im Schliwwürfel können die vier quadiaxialen Lagenpakete des Materials B deutlich unterschieden werden, wobei deren Fixierungen in dieser Ansicht nicht sichtbar sind. Es zeigt sich ein sehr regelmäßiger Aufbau mit einer nur geringen Welligkeit der Lagenstruktur. Entlang der z-Richtung weist die Lagenstruktur eine offenbare Aufweitung an den z-Fasern der Gesamtvernähung auf. An der Oberfläche ist dies gut sichtbar in Form von langgestreckten, ovalen Harznestern, die sich längs der 45° Faserlage orientieren. Diese Harznester sind auch innerhalb des Materials an den Lagen orientiert und ergeben in der Draufsicht ein sternförmiges Muster, was im Schliff, trotzdem die Ebene sehr zentrumsnah getroffen ist, eine Versetzung der Harznester in den Lagen ergibt.

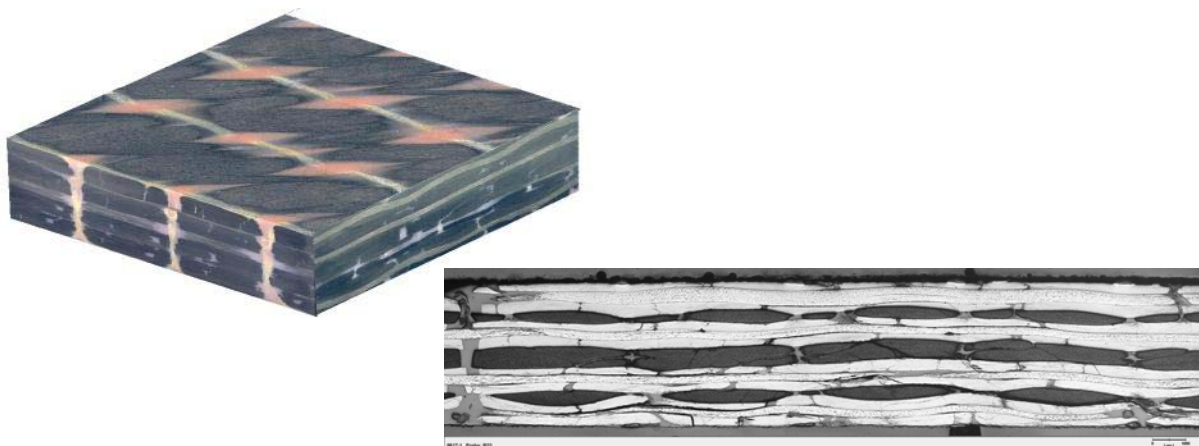


Bild 46: Schliwwürfel und Querschliff des Materials B nach Impact

Im Gegensatz zu Material A ist keine durchgehende Verbindung zwischen den Harznestern gegeben, was durch die wesentlich größeren z-Faserabstände (ca.

5mm) zu erklären ist. Die einzelnen Nahtpunkte quer zur Nahrichtung sind leicht zueinander versetzt.

Vereinzelte können auch innerhalb des Materials kleine Harznester vorkommen, die entweder durch die Vernähungen der Lagenpakete, Fehler im Lagenaufbau oder eine lokale Aufweitung der Struktur während des RTM-Prozesses entstehen.

Im Schliff nach Impactbelastung (Bild 46) können die Schädigungen deutlich erkannt werden. Auch hier ist der regelmäßige Aufbau und die Versetzung der Harznester längs der z-Achse gut zu erkennen. Zusätzlich kann gesehen werden, dass die Welligkeit des Materials sich an den z-Fasern orientiert und so in der Nähe der z-Fasern eine höhere Packungsdichte der Lagen vorhanden ist.

Es sind über den gesamten Querschnitt durch den Impact verursachte Risse und Delaminationen zu beobachten. Intralaminare Risse sind entlang der Lagen zu finden, deren Fasern zum Betrachter hin orientiert sind. Besonders auffällig ist der Verlauf der Risse in diesen Lagen durch die Harznester. Insgesamt kommt es zu einer Häufung von Schädigungen in der Mittellage und im unteren Teil der Probe.

Material C

Im Schliffwürfel kann gesehen werden, dass sich innerhalb des Lagenaufbaus eine starke Welligkeit ergibt. Dies ist auf die besondere Webart des Gewebes zurückzuführen, in der die Kettfäden abwechselnd über zwei bzw. drei Schussfäden geführt werden. Es kommt dadurch eine gewisse Dicke der Einzellage zustande, die zu dem stark welligen Erscheinungsbild im Schliff führt. Weiterhin kann davon gesprochen werden, dass durch diese Webart eine Art z-Komponente in der Einzellage vorhanden ist.

An den z-Fasern kann keine signifikante Einschnürung des Lagenaufbaus beobachtet werden, es bilden sich jedoch durch die engen Radien der Vernähung an den Umlenkpunkten auf der Oberfläche muldenförmige Harznester. Diese mehr oder weniger kreisförmigen Harzgebiete sind entlang der z-Fasern durch das Material zu beobachten und bilden sich aufgrund von Faseraufweitungen der Einzellagen in Verbindung mit nicht passend aufeinander liegenden Gewebelagen.

Im Schliff einer geimpacteten Probe ist die stark geschwungene Lagenstruktur deutlich zu erkennen (Bild 47), die schmale, harzgefüllte Lagenzwischenräume verursacht.

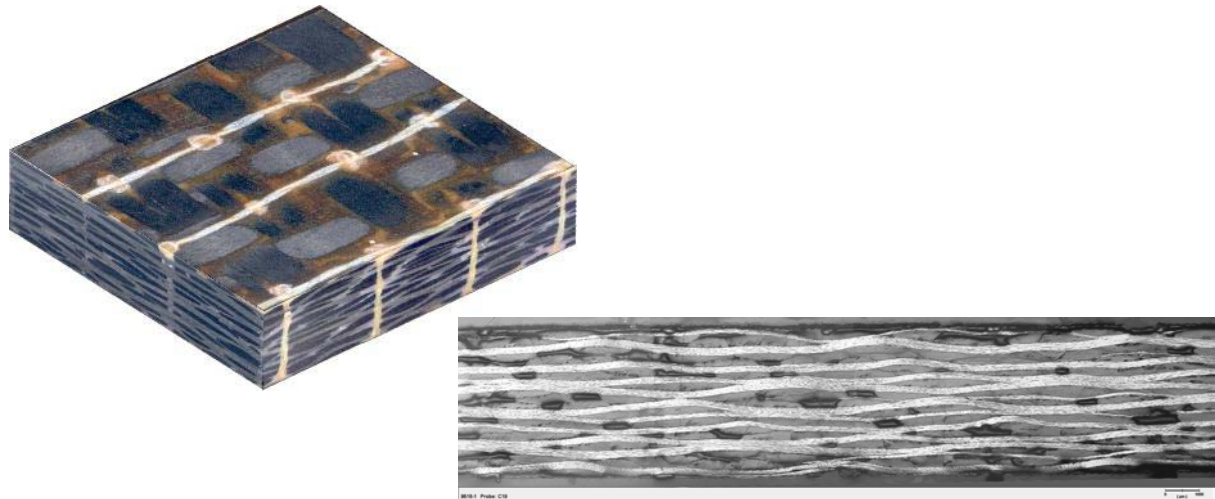


Bild 47: Schiffswürfel und Querschliff des Materials C nach Impact

Über den gesamten Probenquerschnitt sind große Harznester verteilt, welche, neben herstellungsbedingten Unregelmäßigkeiten der Lagenstruktur, vor allem auf die Geweberadien und Freiräume an Kreuzungspunkten zurückzuführen sind. Der Schnitt durch die Probe erfolgte in diesem Fall nicht durch eine z-Faserebene, so dass davon ausgegangen werden kann, dass es eine gleichmäßige Verteilung dieser Harznester über die Probe gibt.

Material D

Im Schiffswürfel ist der unterschiedliche $\pm 45^\circ$ Lagenaufbau im Vergleich zu Material C zu sehen. Es zeigt sich eine dichte Beschaffenheit der Struktur mit deutlich geringerer Welligkeit durch weniger stark geschwungene Einzellagen.

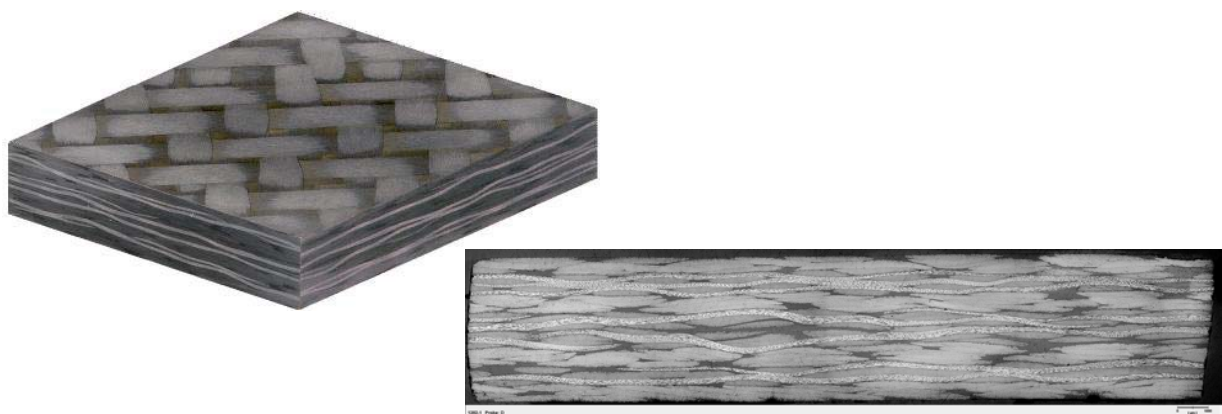


Bild 48: Schiffswürfel und Querschliff des Materials D nach Impact

Innerhalb der Seitenflächen sind nur wenige Harznester erkennbar. Bedingt durch die höhere Anzahl Lagen bei vergleichbarer Dicke des Materials und der daraus folgenden dichteren Struktur, können sich Harznester nur innerhalb der Freiräume an

den Kreuzungspunkten des Gewebes bilden. An den Geweberadien entstehen nur kleine Harznester, ebenso wie keine flächigen Reinharzgebiete zu erkennen sind. Der Schliff einer geimpacteten Probe (Bild 48) verdeutlicht die beschriebene dichte Lagenstruktur, innerhalb der keine breiten harzreichen Gebiete vorhanden sind. An den wenigen, kleinen Harznestern sind Risse sichtbar, die entweder an ihnen beginnend oder durch sie hindurchgehend interlaminar zwischen den Einzellagen verlaufen. In Faserbündeln, deren Orientierung zum Betrachter hin verläuft, können teilweise intralaminare Risse gesehen werden. Über den gesamten Querschnitt sind einzeln entstandene Risse zu erkennen, die insgesamt aber kein Netzwerk bilden.

Erzeugte Impactschäden

Die Werkstoffe wurden mit verschiedenen Impactenergien belastet und das Schadensausmaß mittels Ultraschall ermittelt (Bild 49). Die erzeugten Bilder zeigen typische Formen für die verschiedenen Materialien.

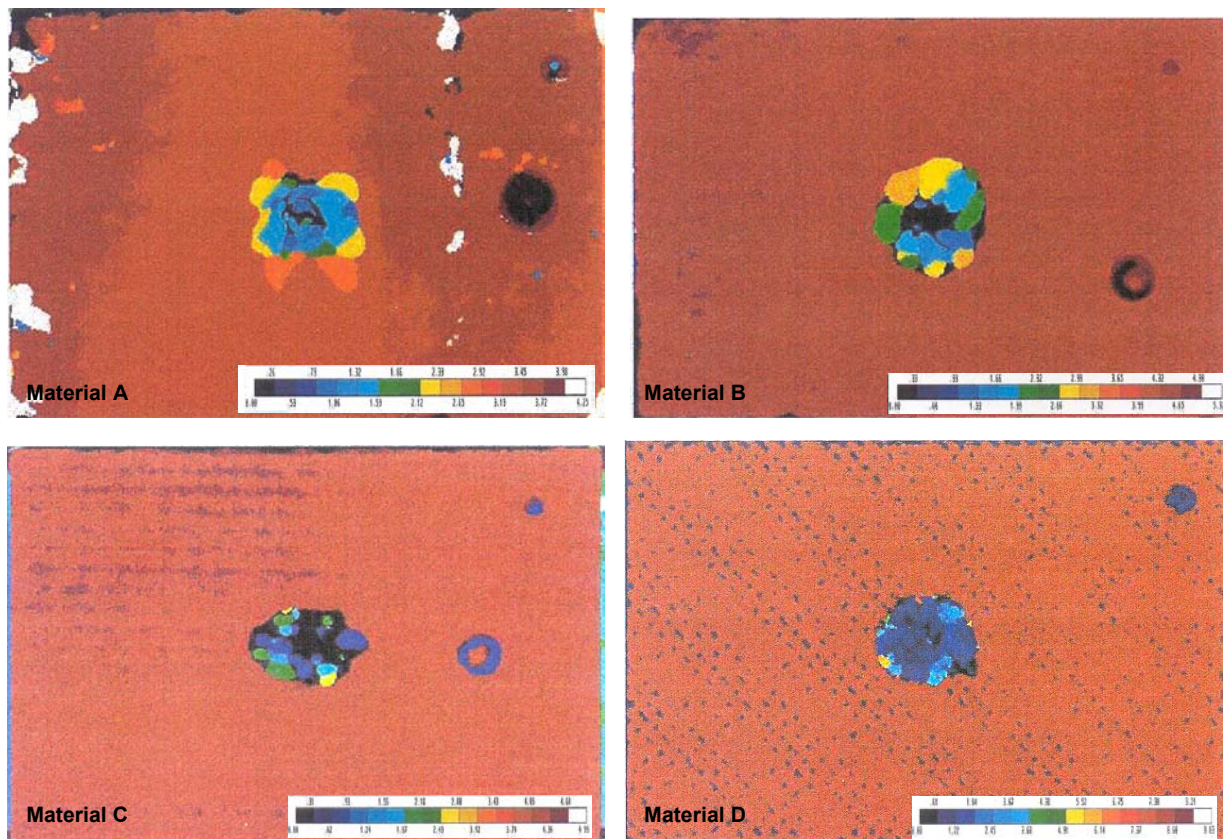


Bild 49: US-Abbildungen der erzeugten Impactschäden

Die Ultraschallaufnahme des Materials A nach Impactbelastung zeigt ein typisches Schadensbild ähnlich eines Kleeblatts. Diese Form ist umso mehr ausgeprägt, je

höher die eingebrachte Impactenergie ist. Bei steigenden Energien zeigt sich von der Kreisform ausgehend erst eine Begradigung der Außenkante zu einer Rechteckform mit abgerundeten Ecken, zuletzt immer mehr die Ausformung eines Kleeblattes. Wie in dem US-Bild zu erkennen ist, breitet sich der Impactschaden von oben immer mehr in die Breite aus, bis das Maximum bei einer Tiefe von etwa $2/3$ der Probendicke erreicht ist. Das Schadensbild kann anhand von Untersuchungen von Glaessgen u.a. 1998 erklärt werden. Es wurde festgestellt, dass die Energieabsorptionsrate G_I im Vergleich zu G_{II} durch die z-Fasern beeinflusst wird. In Abhängigkeit von der Entfernung vom Impactzentrum nimmt G_I an jeder z-Faser schnell ab, während das Energieniveau von G_{II} auf einem reduzierten aber signifikanten Niveau bleibt. Für das hier vorliegende Material bedeutet dies, dass sich der Schaden aufgrund von Scherspannungen diagonal zu den Kett- und Schussfäden, durch die weiteren z-Faserabstände, weiter ausbreiten kann. Dafür spricht auch das Seitenverhältnis der entstehenden Rechteckform, das dem der z-Faserabstände entspricht.

Die US-Aufnahme des Materials B zeigt das typische Versagensbild in Form einer Wendeltreppe. Der Schaden wächst vom Zentrum in Stufen nach unten, wobei er, sich nach der jeweiligen Orientierung einer Faserlage richtend, über interlaminaire Risse die Ebenen wechselt. Eine Aufweitung des Schadens nach unten findet nur wenig statt, was wahrscheinlich auf die Querverfestigung durch die z-Fasern zurückgeführt werden kann. Insgesamt jedoch kann der Einfluss der z-Fasern auf das Versagensverhalten bei Impact nicht gesichert festgestellt werden.

Material C zeigt eine unregelmäßige Ausprägung des Impactschadens. Innerhalb des Impactbereichs kann kein Versagen in Form einer Wendeltreppe detektiert werden, statt dessen sind viele verschiedene, kleine Versagensebenen nebeneinander sichtbar. Dieses Verhalten lässt darauf schließen, dass der Gewebelagenaufbau einen sehr starken Einfluss hat und dass durch die z-Fasern die Kraft über den Querschnitt verteilt eingebracht wird. Dies löst den Bruch auf verschiedenen Ebenen aus. Die Ränder der Versagensfläche zeigen einen unregelmäßigen Verlauf. Ob diese, neben der Gewebeverstärkung, als Auswirkung der z-Faserverstärkung gedeutet werden können, kann im US-Bild nicht eindeutig gesehen werden.

Im Gegensatz zu Material C zeigt das US-Bild des Materials D mittelgroße, auf verschiedenen Ebenen übereinander liegende Schadensbereiche. Dies bestätigt den

im Schliff beobachteten Rissverlauf. Es ist ebenfalls ein unregelmäßiger Verlauf der Ränder des Schadensgebietes zu beobachten, was wahrscheinlich auf die Verstärkung mittels Gewebelagen zurückzuführen ist.

6.2.1.3 Mikrofraktographische Untersuchungen der Impactschädigungen

Material A

In niedriger Vergrößerung können im REM innerhalb des Impactschadens Delaminationen auf fast allen Ebenen gesehen werden (Bild 50, links). Gut sichtbar ist die regelmäßige Struktur des Materials, die zu blockähnlichen Harznestern und z-Faserbündeln mit nahezu quadratischem Querschnitt führt. Der Bruch verläuft makroskopisch zwischen den Faserlagen vom Impactschaden weg. Schon in dieser Vergrößerung ist, im Vergleich zu Bruchflächen über den Harznestern, ein Einfluss von unter der Bruchoberfläche liegenden Fasern zu erkennen.

Innerhalb der Bruchflächen, die auf einem Harznest verlaufen, ist eine ausgeprägte Hacklebildung als typisches Anzeichen eines Modus II - Versagens (Bild 50, rechts) festzustellen. Dies ist ein deutlicher Hinweis auf Scherversagen in diesen Bereichen.

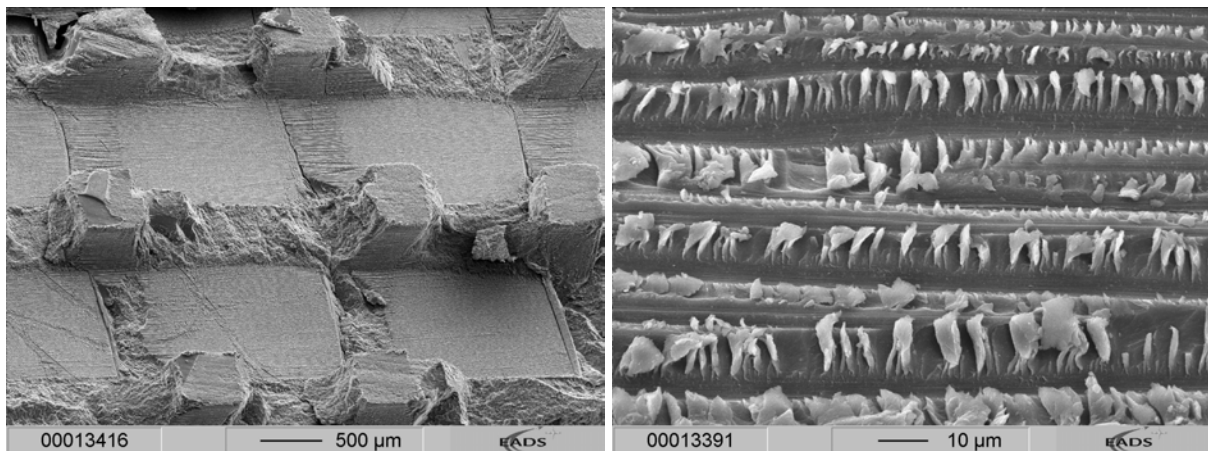


Bild 50: Material A - Übersicht der Bruchfläche und Hacklebildung (45°)

In Gebieten, die über Faserbündel liegen, sind ebenfalls ausgeprägte Hacklestrukturen zu finden, die jedoch deutlich durch die orthogonal laufenden, darunter liegenden Fasern beeinflusst sind (Bild 51, links). Diese verursachen Querrisse innerhalb der Fläche und es ergibt sich aufgrund der 0°/90°-Orientierungen ein enges Rechteckmuster aus Hackles zwischen Faserbetten, die durch diese Risse unterbrochen sind. Es lässt sich daraus schließen, dass die Abstände der Faserbündel im Material sehr gering sind und auch während des RTM - Prozesses nicht geweitet werden. In Bild

51, rechts, ist der Übergang einer solchen Zone zu einem Harznest abgebildet. Der Einfluss der Fasern ist deutlich sichtbar und es kommt teilweise zu Ausbrüchen bis auf die darunter liegenden Fasern.

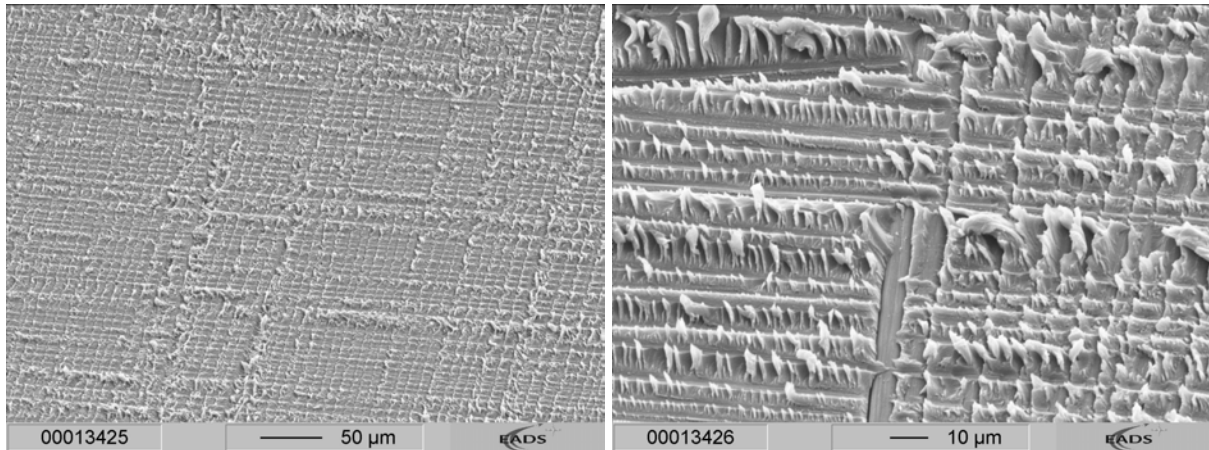


Bild 51: Material A - Rechteckmuster und Übergang am Harznest (rechts) (45°)

Dies ist auch auf der Gegenbruchfläche zu erkennen (Bild 52, links). Dargestellt ist ein Bereich, der von einem Harznestausbruch über eine kurze Fläche des Reinharz-Faser-Bruches bis zu einer Fläche mit gegenüberliegendem Faserbündel reicht. Es kann auch hier ein Muster gesehen werden, das allerdings als Positiv von den Resten der auf der Bruchfläche vorhandenen ausgebrochenen Kanten gebildet wird (Bild 52, rechts). Ebenfalls können die korrespondierenden Reste gesehen werden, die auf der Bruchfläche bis zu den Fasern gerissen sind.

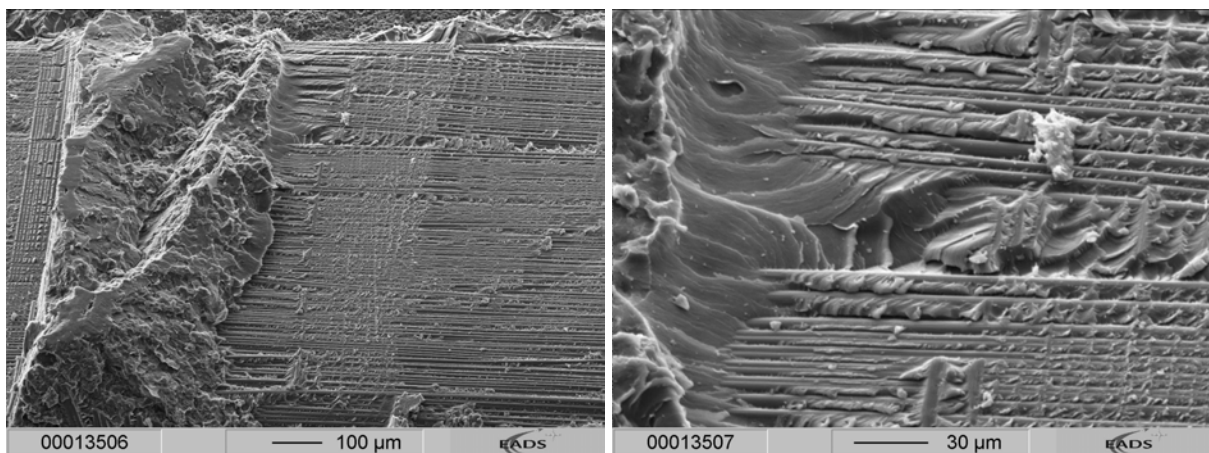


Bild 52: Material A - Gegenbruchfläche und Übergang am Harznest (rechts) (45°)

Wie schon in der Übersicht und auf der Gegenbruchfläche gesehen, kommt es an den Harznestern häufig zu Rissverzweigung und Ausbrüchen des Reinharzes. Teils können Hackles an Kanten gesehen werden (Bild 53, links), was auf Scherspannun-

gen relativ zum Harznest hinweist, teils verläuft der Riss in das Harznest ausgehend von einer Faserbündeloberfläche durch einen Steifigkeitssprung an dieser Stelle. Versagen durch Scherspannungen kann auch in den Bereichen zwischen z-Fasern und querliegenden Fasern gefunden werden. Es bilden sich dabei die selben Muster wie bei den in der Ebene liegenden Flächen (Bild 53, rechts).

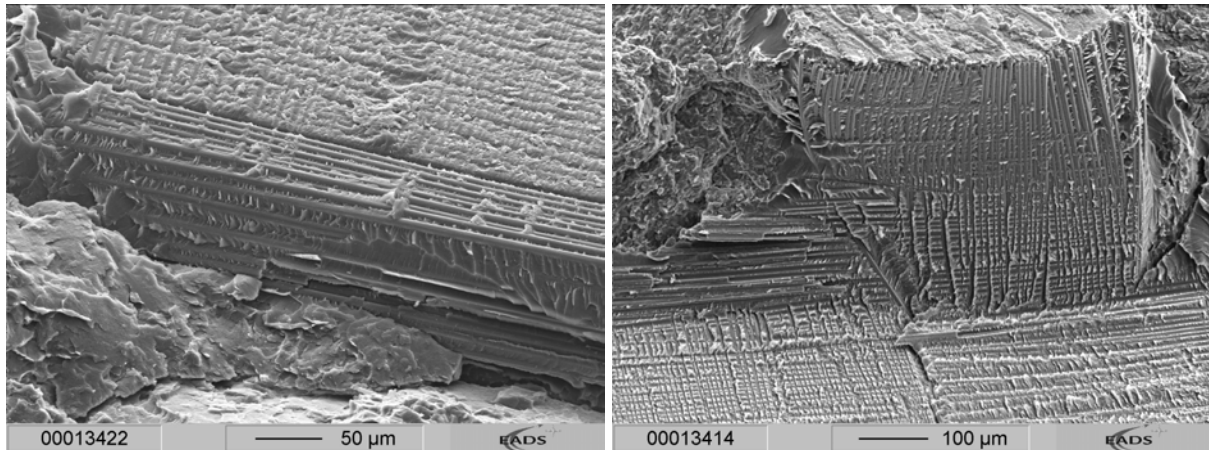


Bild 53: Material A - Bruch im Harznest und Hacklebildung an z-Faser (rechts) (45°)

In starker Vergrößerung ist das Kavitationsversagen der Modifikatorpartikel auf der Oberfläche von Hackles zu erkennen. Deutlich ist die Bildung von Markings und verwischten Kanten, die eine lokale Bestimmung der Bruchrichtung zulassen, zu erkennen (Bild 54). Ebenso sind die in Bruchrichtung orientierten Mikroflusslinien sichtbar, die als Folge des Bruchs auf molekularer Ebene entstehen.

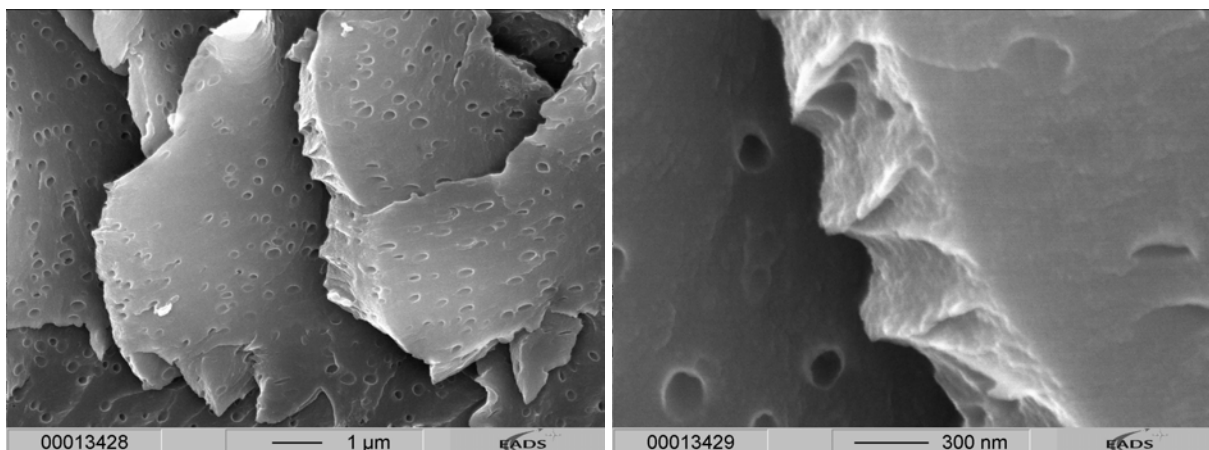


Bild 54: Material A - Kavitationsversagen der Modifikatorpartikel

Material B

Auf der Übersichtsaufnahme (Bild 55) ist eine typische Delaminationsfläche als Bruch- und Gegenbruchfläche nach Impact zu sehen. Die Kevlarfäden der Gesamtvernähung sind leicht zueinander versetzt bei einem regelmäßigen Abstand von ca. 5mm in beide Richtungen. Sie weiten die Lagenstruktur erheblich auf und führen zu

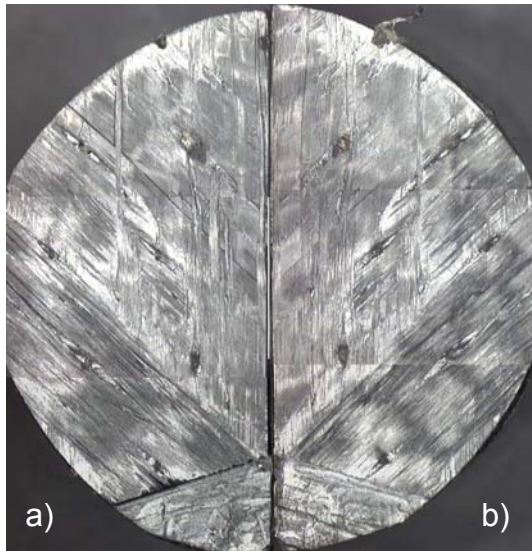


Bild 55: Übersicht der Delaminationsfläche Material B - a) Bruch- ,
und b) Gegenbruchfläche

langgestreckten, ovalen Harznestern. Reste der PES-Fäden der Fixierung sind ebenfalls zu erkennen. Die Abstände der Fixierung sind parallel der Nährichtung mit ca. 2,5mm doppelt so eng gesetzt wie senkrecht dazu. Die Reste zeigen, dass der Bruch interlaminar zwischen zwei UD-Lagen innerhalb eines Lagenpaketes erfolgt. In der unteren Hälfte der Probe, ausgehend vom Trennschnitt, ist ein intralaminarer Übergang der Rissfront von einer Lagenebene zur nächsten zu erkennen. Diese Übergänge finden immer parallel der Faserorientierung statt (Heutling 2000).

Auf der Bruchfläche sind verschiedene harzreiche Gebiete zu finden: Die breiten, lang gestreckten Harznester erreichen nur die Dicke einer Faserlage, da die jeweils anliegende Lage eine andere Orientierung und damit Richtung der Faseraufweitung hat. Sie übertreffen aber in ihrer Länge das Vielfache ihrer Breite. Faserbetten der ehemals oben anliegenden Lagen sind teils in den Harznestern zu finden (Bild 56, links).

In Bereichen zwischen den z-Vernähungen können große, flächige Harzbereiche gefunden werden (Bild 56, rechts). Sie entstehen aufgrund des geringeren Zusammenhaltes an diesen Stellen und der Aufweitung in z-Richtung, die durch die Vernähung verursacht wird. In diesen Bereichen erfolgt ein kohäsives Versagen mit innerhalb des Harzes verlaufendem Riss, an dessen Bruchfläche keine Bruchausbreitungsrichtung festgestellt werden kann. Bild 57 zeigt einen typischen Ausschnitt der Bruchfläche eines solchen flächigen Harzbereiches.

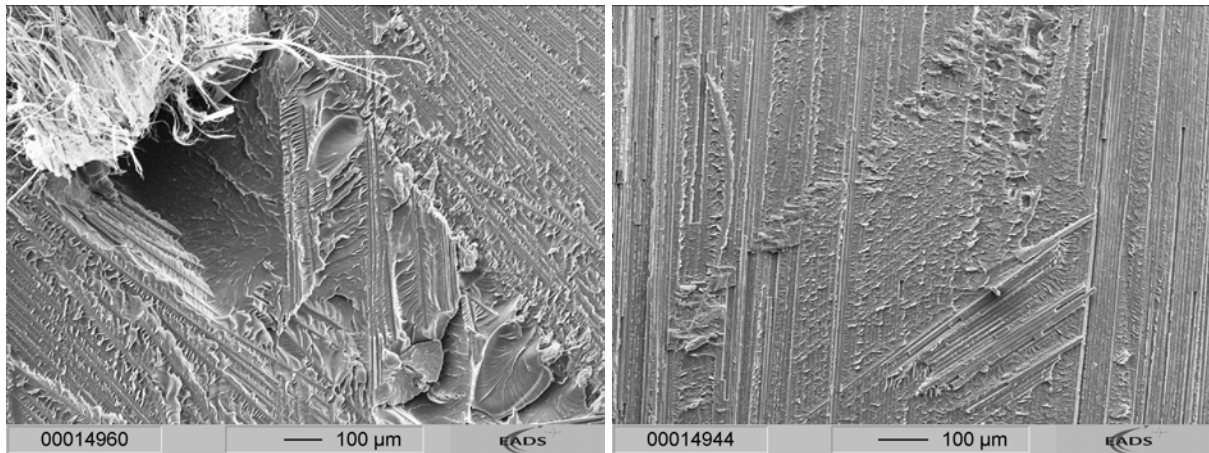


Bild 56: Material B - Harznest (links) und flächiger Harzbereich (rechts)

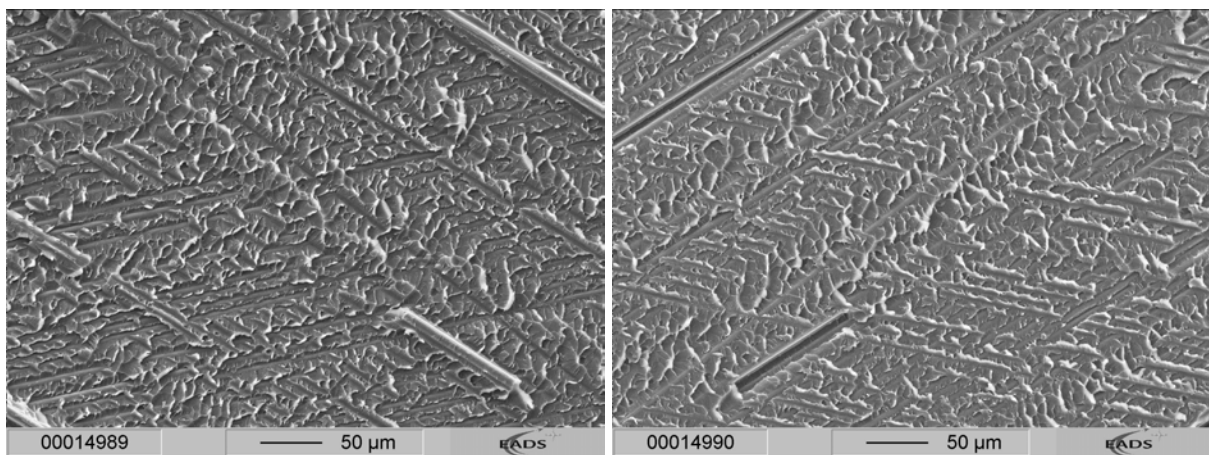


Bild 57: Material B - Bruch- und Gegenbruchfläche des flächigen Harzbereichs (45°)

Gebiete, die in der Nähe von z-Fasern liegen, zeigen geringe Lagenabstände, was an den Faserbetten gesehen werden kann, die durch die darunter liegenden Fasern in ihrer Ausformung beeinflusst werden. Dies ist mit dem in Material A gefundenen Rechteckmuster vergleichbar, drückt sich hier aber, aufgrund der Lagenorientierungen, als Rautenmuster aus. Teils sind lange, zusammenhängende Faserbetten zu erkennen, teils liegen die sich in der unteren Lage befindenden Fasern frei (Bild 58, links). Im Vergleich zum sich ergebenden Rechteckmuster des Materials A ist jedoch ein deutlich höherer Harzanteil in diesen Bereichen vorhanden.

Es findet sich auf diesen Bruchflächen eine ausgeprägte Hacklebildung mit hochstehenden Matrixresten als mikrofraktographisch typisches Merkmal eines Mixed - Mode - Versagens. Die Modus II - Komponente verursacht die Hacklebildung und eine interlaminaire Modus I - Komponente ist verantwortlich für die nach oben stehenden Matrixreste (Bild 58, rechts).

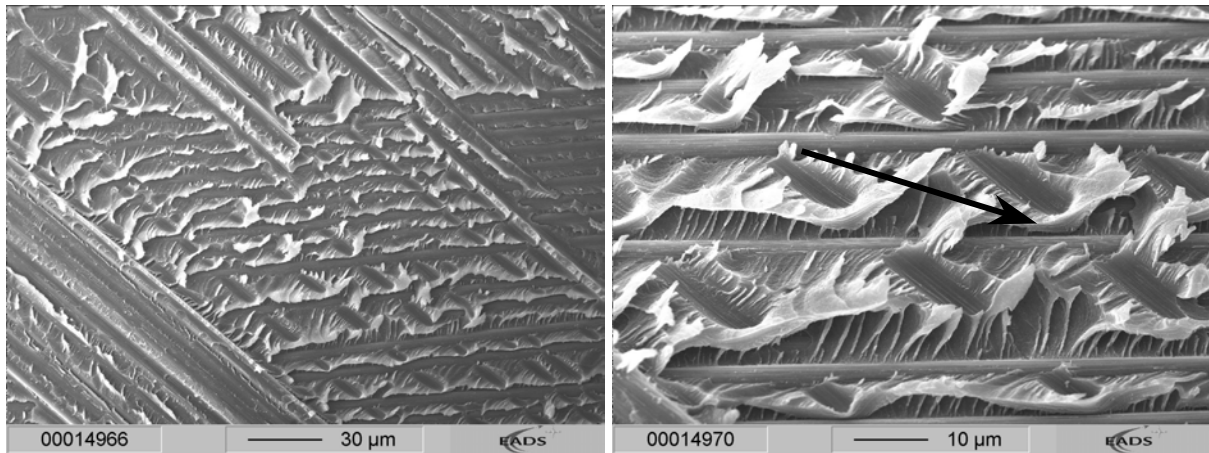


Bild 58: Material B - Mixed-Mode-Versagen mit eingezeichneter lokaler Richtung der Primärbruchfront (45°)

Die Abbildungen zeigen ein typisches Bruchphänomen für die Bereiche in der Nähe des Impactschadens. Durch die eingebrachte hohe Impactenergie ergibt sich eine Scherspannung in den Zwischenlagenbereichen, die zu einem Versagen führt, bei dem sich der Riss lokal an den Faserrichtungen orientiert. Die Brüche gehen also von den Fasern beider Lagen aus, was durch Flusslinien zu erkennen ist. An ihnen kann gesehen werden, dass die örtliche Bruchrichtung von der Hauptbruchrichtung abweicht. Die von den Fasern ausgehenden Sekundärbrüche bilden, bedingt durch die lokal wirkenden Scherkomponenten, unterschiedliche Bruchebenen, die beim Zusammentreffen Überlappungen und Grate bilden.

Hackles als Kennzeichen einer reinen Scherbelastung bilden sich nur dann deutlich aus, wenn die Scherbelastung in Faserrichtung wirkt. Liegt die Scherbelastung quer zur Faserrichtung, bilden sich keine Hackles aus. Im vorliegenden Fall wirken die Scherkräfte offensichtlich in der in Bild 58, rechts markierten Richtung, also quer zu den Fasern, weshalb sich trotz Scherbeanspruchung keine deutliche Hacklestruktur ausbilden kann. Hinzu kommt, dass örtlich eine, im Vergleich zur Scherspannungskomponente kleinere, Zugspannungskomponente wirkt, so dass eine Mixed-Modus-Beanspruchung mit überwiegendem Modus II - Anteil vorliegt.

Die Richtung der wirkenden Scherkräfte kann aus den unterschiedlichen Sekundärbrüchen bestimmt werden und entspricht der makroskopischen Bruchrichtung. Insgesamt erhält man eine Bruchrichtung, die vom Zentrum des Auftreffpunktes des Impacts wegzeigt und sich als Resultierende der von den Fasern ausgehenden Sekundärbrüchen, bzw. der beiden anliegenden Faserorientierungen ergibt.

Im Vergleich von Bruch- und Gegenbruchfläche dieser Gebiete (Bild 59) zeigt sich, dass die Bruchmerkmale auf beiden Seiten vorhanden sind. Es lässt sich daraus schließen, dass für die Ausbildung dieser Bruchmerkmale ein relativ hoher Harzanteil vorhanden sein muss, der in diesem Fall durch weite Faserabstände entsteht.

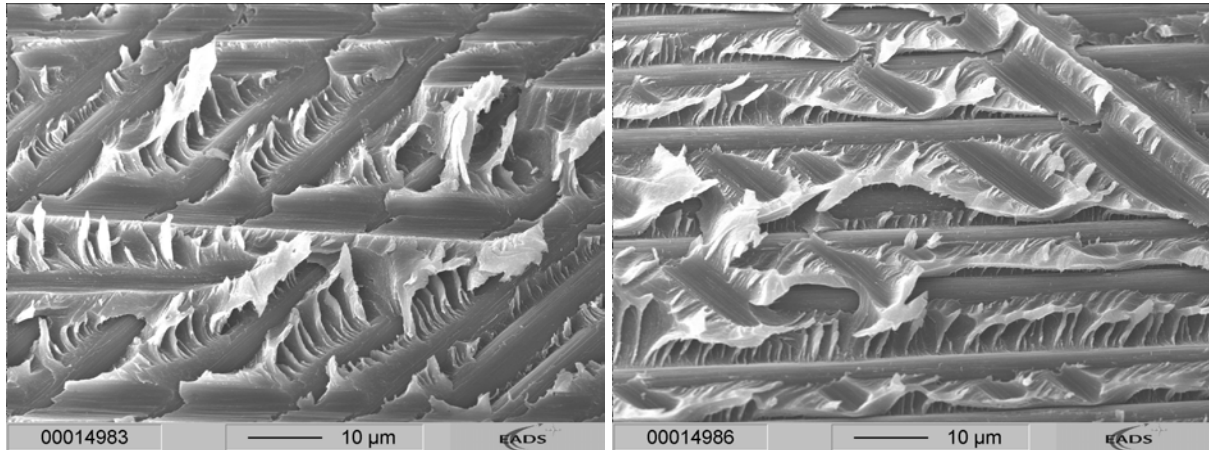


Bild 59: Material B - Bruch- und Gegenbruchfläche im Bereich des Mixed-Mode-Versagens (45°)

In weiter vom Impact entfernten Gebieten ist der Bruchverlauf ein anderer. Dort entspricht die lokale Bruchrichtung der Faserorientierung. Als typische Zeichen eines Mixed-Modus-Versagens zeigen sich in den Zwischenfaserbereichen Hackles und Matrixflügel, besonders in Bereichen, die einen sehr geringen Lagenabstand besitzen. Überlagerungen durch Zug gebrochener Flächen mit Hackles sind nicht zu finden (Bild 60). Die Gegenbruchfläche zeigt nur harzfreie Fasern ohne markante Brucherscheinungen in den Zwischenfaserbereichen.

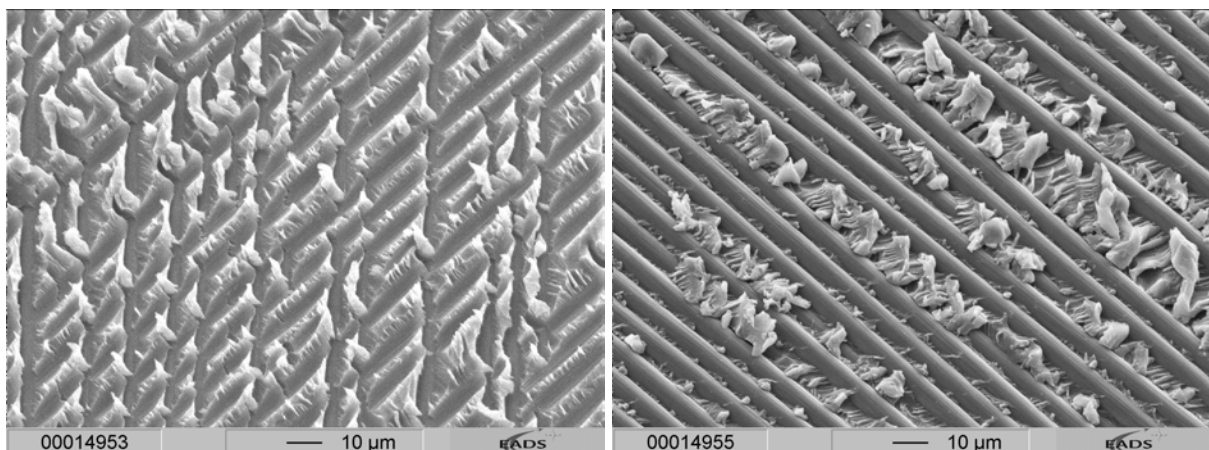


Bild 60: Material B - Bruch- und Gegenbruchfläche im äußeren Bereich des Impactschadens

Material C

Bild 61 zeigt zwei typische Ausprägungen der Harznester im vernähten Gewebe Material C. Zum einen können sich Reinharzbereiche in der Form der schon bekannten, langgestreckten Harznester bilden, wenn die z-Faser beim Vernähen durch ein Faserbündel verläuft und dort die Faserstruktur aufweitet. Wenn ein Kreuzungspunkt des Gewebes getroffen wird, entstehen durch die dort oft vorhandenen Freiräume und Unterschneidungen undefinierte, sich den jeweiligen lokalen Gegebenheiten anpassende Reinharzgebiete verschiedener Größe (Bild 61, rechts). Ein weiterer Effekt, der sich in der Größe der Harznester ausdrückt, ist wahrscheinlich die örtliche Wirkung der z-Faser als Abstandhalter zwischen den Lagen. Die schon am Schliffbild gesehenen großen Harznester, die über die ganze Probe verteilt sind, können auch auf der Bruchfläche beobachtet werden.

Beide Arten von Harznestern können als Rissinitiationsstellen wirken, oder, im Fall dass ein Riss auf sie trifft, als Orte der Rissumlenkung und Energiedissipation.

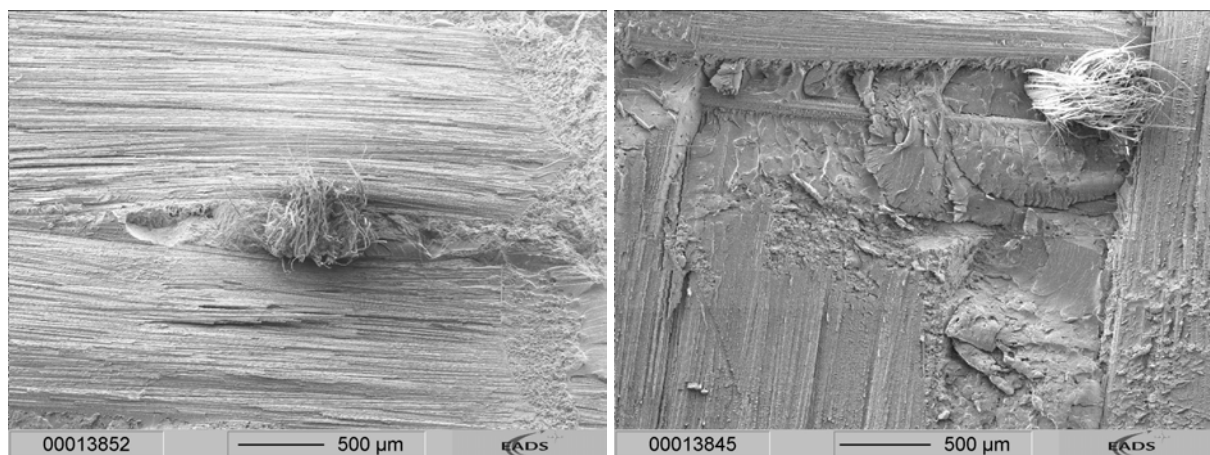


Bild 61: Material C - verschiedene Harznestformen

In Bild 62 ist eine typische Bruchfläche in der Nähe des Impactes abgebildet. Es zeigt sich ein Versagensbild, das dem des Materials B in diesem Gebiet vergleichbar ist, indem es zu einer Überlagerung mehrerer Bruchphänomene kommt. Die Ausbildung der einzelnen Strukturen unterscheidet sich jedoch deutlich. In der Draufsicht zeigt sich das Schadensbild einer unter Mixed-Modus, mit dominierendem Modus I Anteil, versagten Fläche mit allen wesentlichen Merkmalen, wie Flusslinien, Gradbildung und Stufen. Weiterhin ist eine starke Ausbildung von Spänen erkennbar.

Unter einem starken Neigungswinkel (Bild 62, rechts) ist feststellbar, dass ähnlich wie bei Material B ein Mixed - Mode - Versagen mit einer von der lokalen Faserorien-

tierung abweichenden Richtung der Primärrissfront stattfindet. Die örtliche Bruchrichtung geht von den Fasern aus. Die von den Fasern ausgehenden Bruchebenen der Sekundärbrüche sind gegeneinander geneigt und bilden auf der Unterseite hackleartige Strukturen aus. Beim Zusammentreffen der Sekundärbrüchebenen bilden sich Überlappungen und teilweise Späne. Die Neigung der lokal gebildeten Sekundärbrüchebenen gegenüber der Faserlage ist ein Zeichen für die örtliche Scherspannungskomponente.

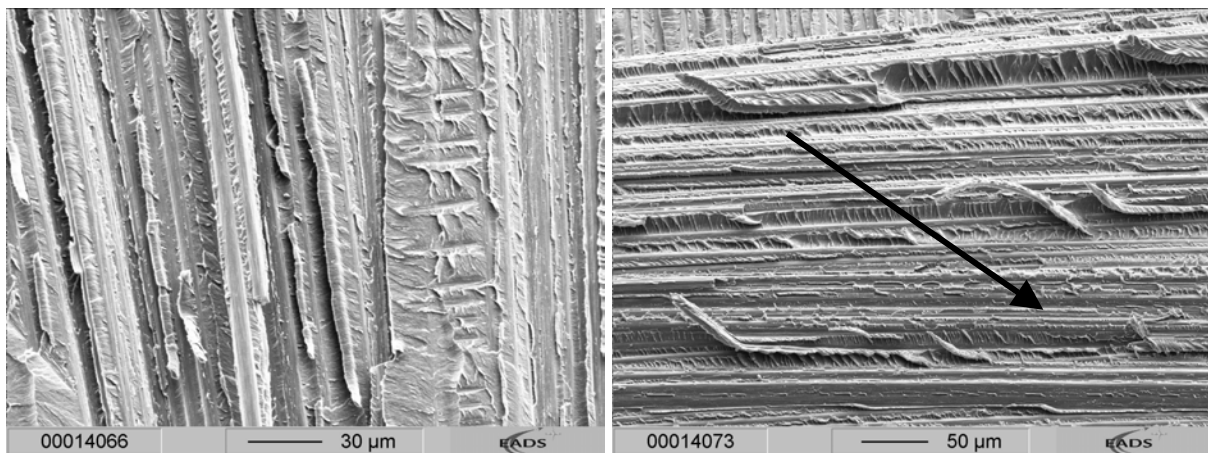


Bild 62: Material C - Bereich in der Nähe des Impactpunktes, rechts: um 90° gedreht (45°), mit eingezeichneter Bruchrichtung

Es ergibt sich also für die Gebiete in der Nähe des Impactschadens ein Mixed-Mode-Versagen, bei dem die Bruchrichtung nicht mit der lokalen Faserorientierung übereinstimmt, sondern über die Fasern hinwegläuft. Es zeigt sich, dass diese Bruchrichtung der Resultierenden aus den beiden Faserorientierungen der Lagen, zwischen denen der Bruch stattfindet, entspricht.

In Bereichen, die in einem größeren Abstand zum Impact liegen, zeigt sich, ähnlich Material B, eine Bruchfortschrittsrichtung entsprechend der lokalen Faserorientierung (Bild 63, links). An Kreuzungspunkten des Gewebes und Überlagerungen von Faserbündeln erfolgt eine Umleitung des Risses in Richtung der Orientierung der jeweilig anderen Fasern. Diese Rissumleitung wird begünstigt durch Harzreste und Harznesster, die besonders an diesen Orten vorhanden sind, und führt zu einer Dissipation von Energie, die den Bruch letztlich zum Stillstand bringt.

Verursacht durch große Lagenabstände und der Welligkeit der Lagen sind auf der gesamten Bruchfläche breite, flächige Harzgebiete zu beobachten (Bild 63, rechts), welche sich mit Bereichen sehr niedriger Lagenabstände abwechseln.

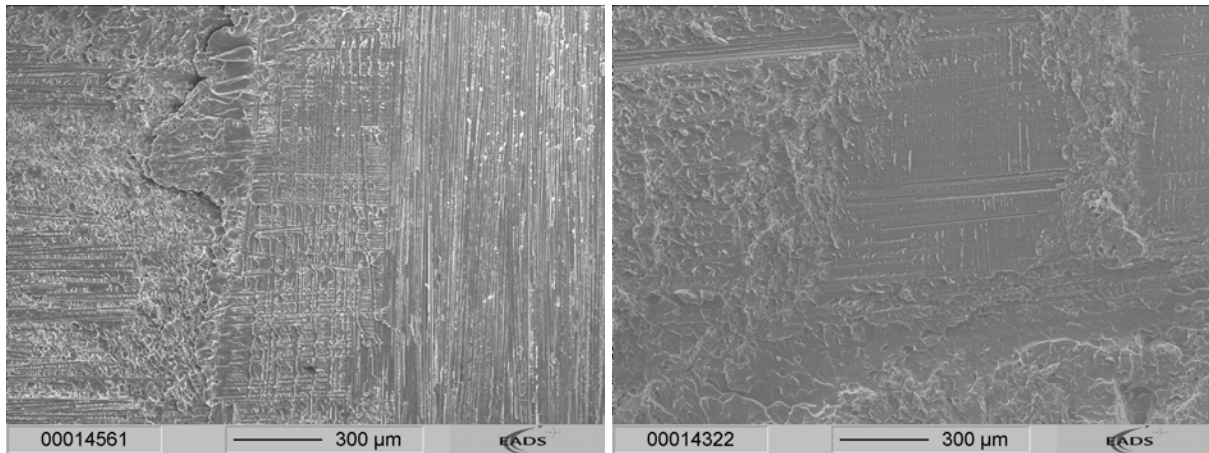


Bild 63: Material C - links: Rissumlenkung an Kreuzungspunkt, rechts: flächige Harz-bereiche

Die flächigen Harzgebiete versagen kohäsiv, was auch auf der Gegenbruchfläche zu erkennen ist. Innerhalb dieser Flächen (Bild 64) ist es nicht möglich, die lokale Bruchfortschrittsrichtung zu erkennen. In den Orten mit niedrigen Lagenabständen (Bild 64, rechts) zeigt sich ein Versagen der Grenzflächen zwischen Fasern und Matrix. Ihr Erscheinungsbild entspricht dem Rechteckmuster, das durch Querrisse zu den darunter liegenden Fasern entsteht.

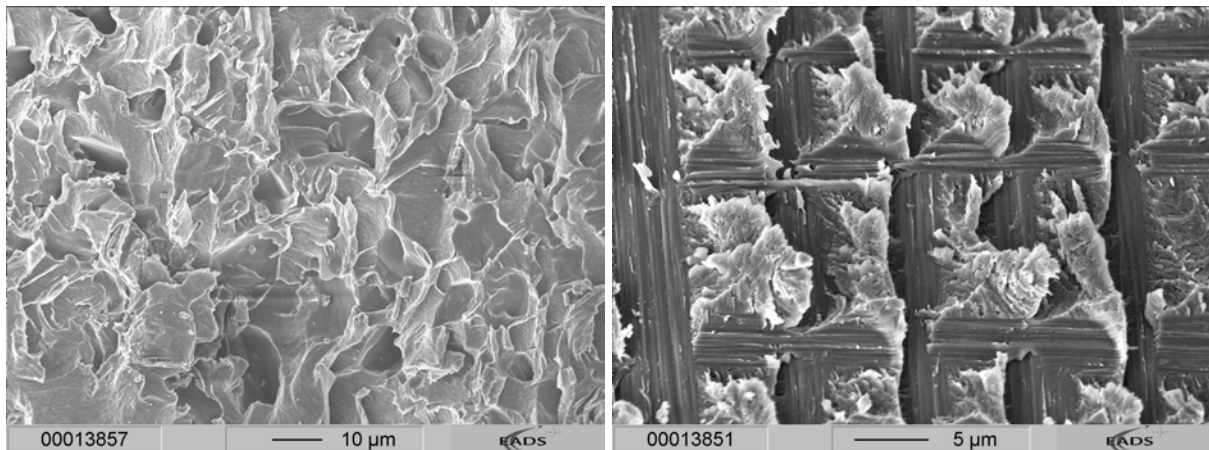


Bild 64: Material C - Vergrößerungen, links: flächiger Harzbereich, rechts: niedriger Faserabstand

Der Bruch verläuft insgesamt alternierend zwischen Bruch und Gegenbruchfläche, indem er in Bereichen geringer Lagenabstände entlang der Grenzflächen zu den Fasern verläuft und an harzreichen Gebieten, in denen er innerhalb des Harzes verläuft, die Fläche wechseln kann.

Bild 65 zeigt beispielhaft den Bruchverlauf in der Nähe eines Harznestes. Es zeigt sich, dass entlang des Harznestes verschiedene Bruchrichtungen vorhanden sind. Dies ist entweder darauf zurückzuführen, dass zwei getrennt gewachsene Risse aufeinandertreffen oder dass es zu einer Bruchrichtungsänderung an diesen Orten kommt. Letzteres könnte durch Momente verursacht werden, die durch die entlang der z-Faser erhöhte Steifigkeit in das Material eingebracht werden.

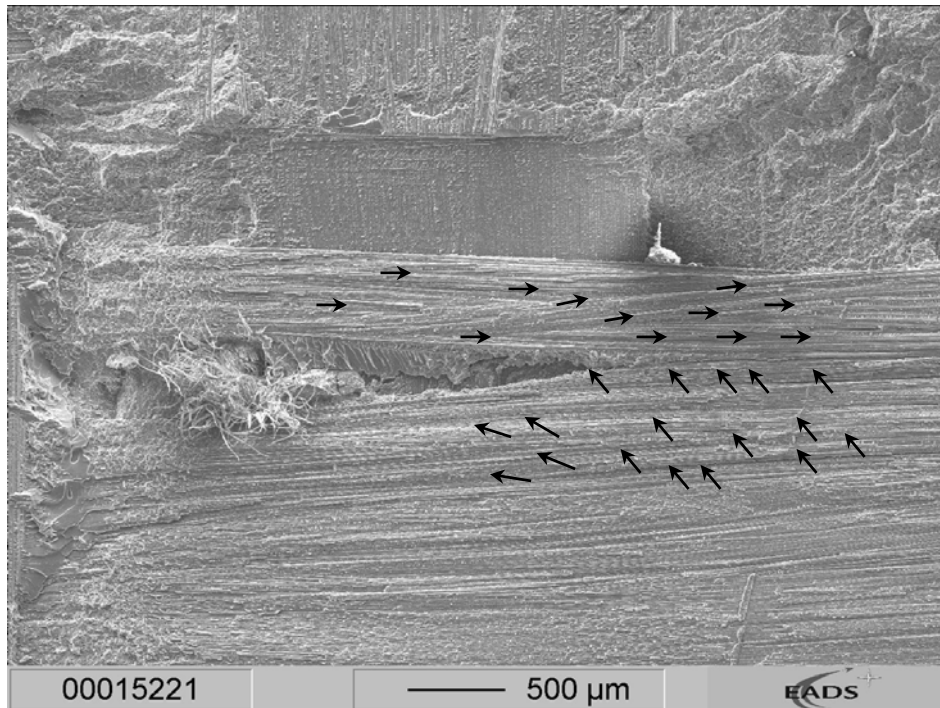


Bild 65: Material C - Bruchverlauf in der Nähe eines Harznestes

Material D

In niedriger Vergrößerung (Bild 66, links) ist das typische Versagensbild des unvernähten Gewebes Material D zu erkennen.

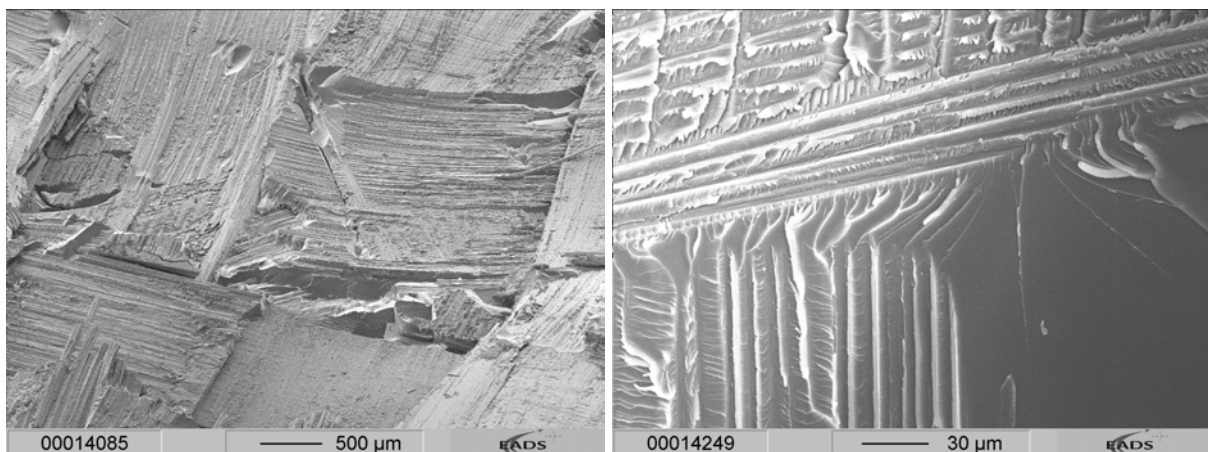


Bild 66: Material D - Übersicht der Bruchfläche und Rissumlenkung (links) (45°)

Es zeigen sich die verschiedenen Faserorientierungen des Gewebes als geschlossene Bereiche, an deren Ränder der Bruch teils über kleine Harzgebiete oder direkt in den jeweils Nebenanliegenden übergeht (Bild 66, rechts). Weiterhin können auf der Bruchfläche kleine Harznester, die sich an Unterschneidungen der Faserbündel und an Kreuzungspunkten des Gewebes bilden, gesehen werden, ebenso wie gebrochene Fasern und Brüche in die Struktur hinein.

Auf der Bruchfläche sind, im Vergleich zu Material C, kleinere Harznester zu finden, die sich innerhalb der an den Kreuzungspunkten des Gewebes vorhandenen Freiräume bilden (Bild 67, links). Die Oberflächen zeigen, auch in der Vergrößerung, sehr glatte Bruchflächen mit charakteristischen Merkmalen verschiedener Versagensmodi, wie Hacklebildung in den mehr auf Schub beanspruchten Randbereichen sowie Flusslinien und Stufenbildung innerhalb der auf Zug belasteten Gebiete. Die sehr glatte Oberfläche ist Konsequenz des spröden, nicht zähmodifizierten Matrixmaterials.

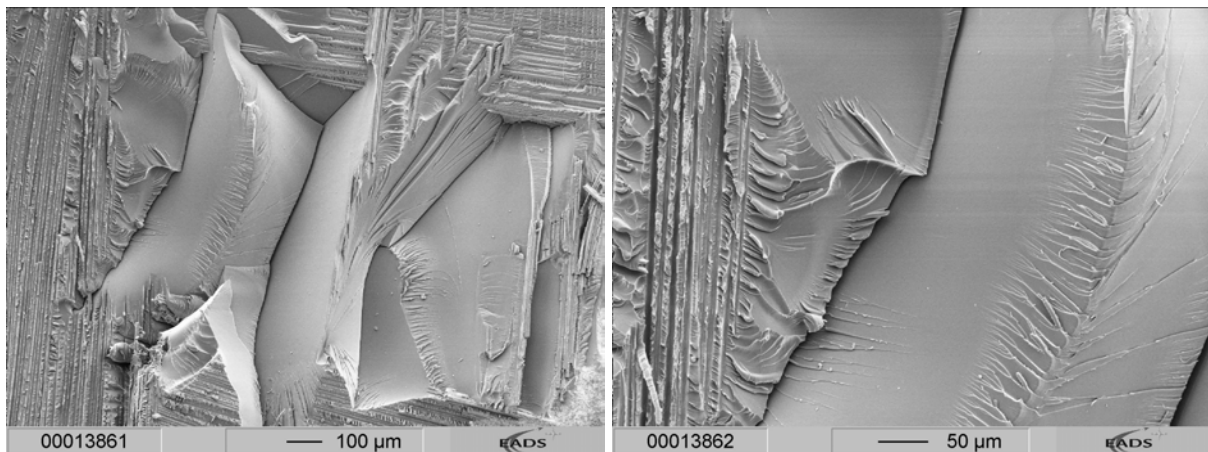


Bild 67: Material D - kleine Harznester an Kreuzungspunkten. Bruchbild verschiedener Versagensmodi (rechts)

Es sind sehr schmale, breitflächige Reinharzgebiete vorhanden, in deren Vergrößerung teils darunter liegende Fasern erkannt werden können. Trotzdem verläuft das Risswachstum kohäsiv in der Harzmatrix (Bild 68). Im Gegensatz zu dickeren Harzwischenschichten, wie bei Material B und C, bilden sich innerhalb dieser Zonen Bruchflächen aus, auf denen charakteristische Bruchphänomene gesehen werden können. Auf der abgebildeten Fläche sind dies Flusslinien und Gradbildung als ein Zeichen lokalen Modus I - Versagens. Zusätzlich sind Späne zu erkennen, die durch das Zusammentreffen zweier Risse, die auf verschiedenen Ebenen wachsen, entstehen.

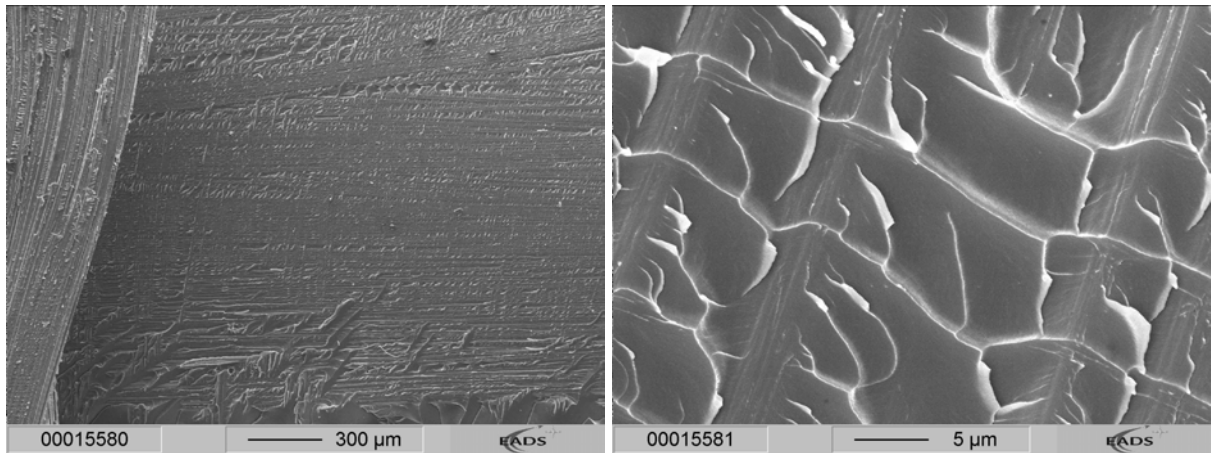


Bild 68: Material D - sehr schmale Reinharzgebiete mit kohäsivem Versagen

Gegenüber den anderen Materialien sind auf der Bruchfläche häufig gebrochene Fasern zu finden. Dies ist besonders an Orten an denen der Bruch innerhalb einer Gewebelage verläuft der Fall (Bild 69, links), wo also translaminare und intralaminare Risse vorhanden sind. Der Verlauf in eine Gewebelage hinein kann durch die dichte Lagenstruktur des Materials erklärt werden, die den Effekt der Zwischenlagenabstände als schwache, innere Grenzflächen verringert.

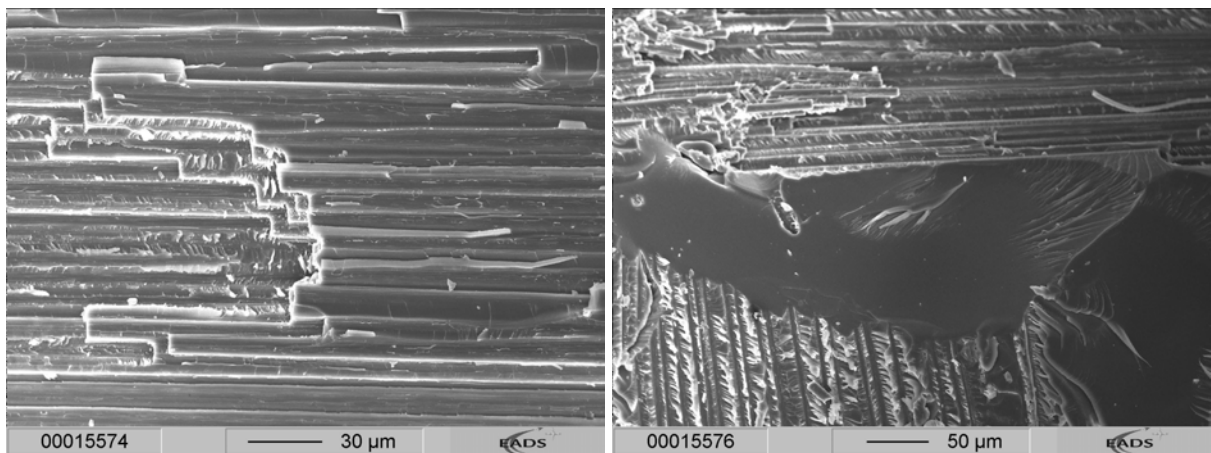


Bild 69: Material D - Faserbruch und Sprödbruch im Harznest

Die Bruchflächen dickerer Reinharzbereiche und Harznester zeigen ebenfalls kohäsives Versagen, das jedoch durch die Merkmale eines typischen Sprödbruchs gekennzeichnet ist. In Bild 69, rechts, zeigt sich dies am Übergang zwischen zwei Faserorientierungen durch eine sehr glatte Bruchoberfläche, die lediglich wenige Flusslinien und Stufenbildung als Zeichen eines Modus I - Versagens aufweist. Innerhalb der Fasergebiete findet im allgemeinen Interfaceversagen statt, das keine Schlüsse auf die Bruchrichtung zulässt. Mit den dazu korrespondierenden Gegen-

bruchflächen kann gesehen werden, dass in diesen Gebieten üblicherweise nur sehr geringe Lagenabstände vorhanden sind (Bild 70, links). Dies zeigt sich in dem charakteristischen Bild des Rechteckmusters, verursacht von Faserbetten der abgelösten Lage, die durch die sehr eng darunter liegenden, im 90°-Winkel dazu orientierten Fasern beeinflusst sind. Diese Erscheinung der Faserbetten mit Querrissen zu den darunter liegenden Fasern kann bei allen untersuchten Materialien gefunden werden. In den Zwischenfaserbereichen finden sich Hackles als Zeichen einer lokalen Scherbeanspruchung. Die Hacklestrukturen finden sich überall auf der Bruchfläche, was darauf hinweist, dass der größte Teil des Versagens innerhalb des Materials bei Impactbelastung auf Scherbeanspruchungen zurückzuführen ist. Bild 70, rechts, zeigt charakteristische Ausformungen der Hackles und der dazu korrespondierenden Mulden (Scallops), die eine, dem spröden Harz entsprechende, ebene Oberfläche aufweisen, einzig ausgezeichnet durch wenig Stufenbildung und Mikroflusslinien.

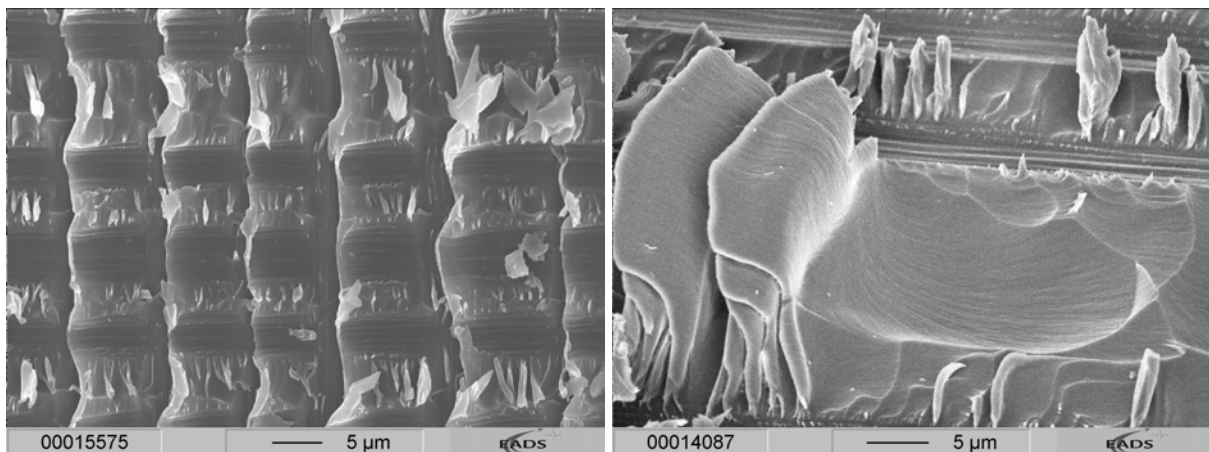


Bild 70: Material D - Faserbetten mit Querrissen und Hackles/Scallops (rechts, 45°)

Ähnlich wie bei Material B und C kann in der Nähe des Impactpunktes ein Bruchwachstum diagonal der lokalen Faserorientierung festgestellt werden. Dies zeigt sich allerdings nicht in der Überlagerung mehrerer Bruchmorphologien, sondern im Bestehen verschiedener Bruchmerkmale nebeneinander (Bild 71). Aus der Form der Hackles kann nicht auf die lokale Bruchrichtung geschlossen werden, jedoch auf eine Bruchachse.

In einzelnen Zwischenfaserbereichen dieses Gebietes können Sekundärbrüche in Form von schräg stehenden Bruchflächen, die sich durch Mikroflusslinien und Gradbildung auszeichnen, gefunden werden. Diese durch ein lokales Modus I - Versagen entstandenen Bruchflächen lassen die Bestimmung der örtlichen Bruchrichtung zu.

In weiter vom Impactbereich wegliegenden Gebieten sind diese diagonal zur lokalen Faserorientierung gerichteten Bruchmerkmale nicht mehr zu finden. Der Riss verläuft hier entsprechend der örtlichen Richtung der Fasern.

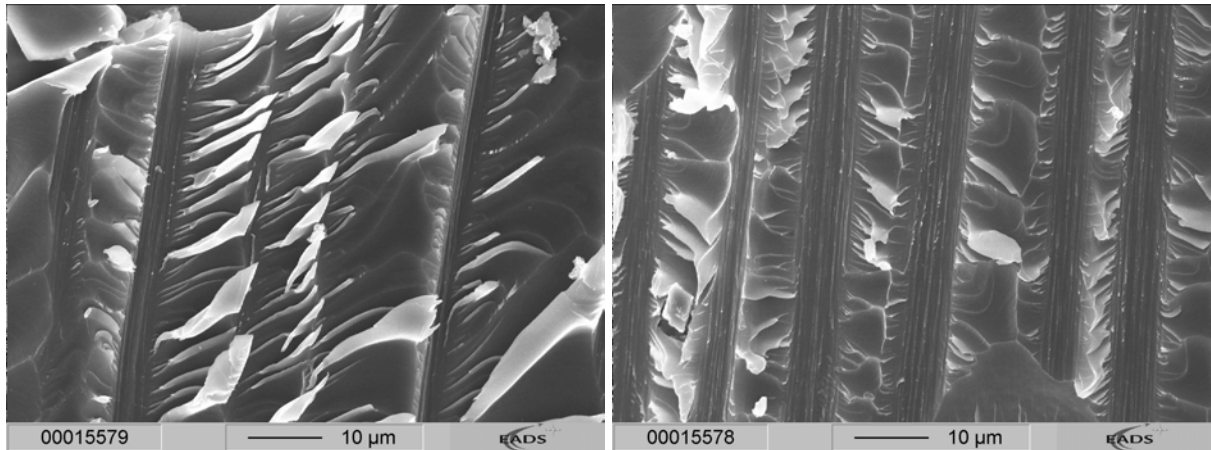


Bild 71: Material D - Nähe des Impactpunktes mit Mixed-Mode- Versagen

6.2.2 Schwingende Druckbelastung

6.2.2.1 Mechanische Kennwerte

Die Proben für die Beanspruchung unter zyklischer Druckbelastung wurden entsprechend der in den Impactversuchen festgelegten Standardenergien vorgeschädigt, um vergleichbare Ausgangsschadensgrößen zu erhalten.

Bild 72 zeigt die auf den jeweiligen CAI-Wert normierten Wöhlerlinien als logarithmische Regressionsgeraden für die niedrigere Impactenergie, Bild 73 für die höhere Impactenergie.

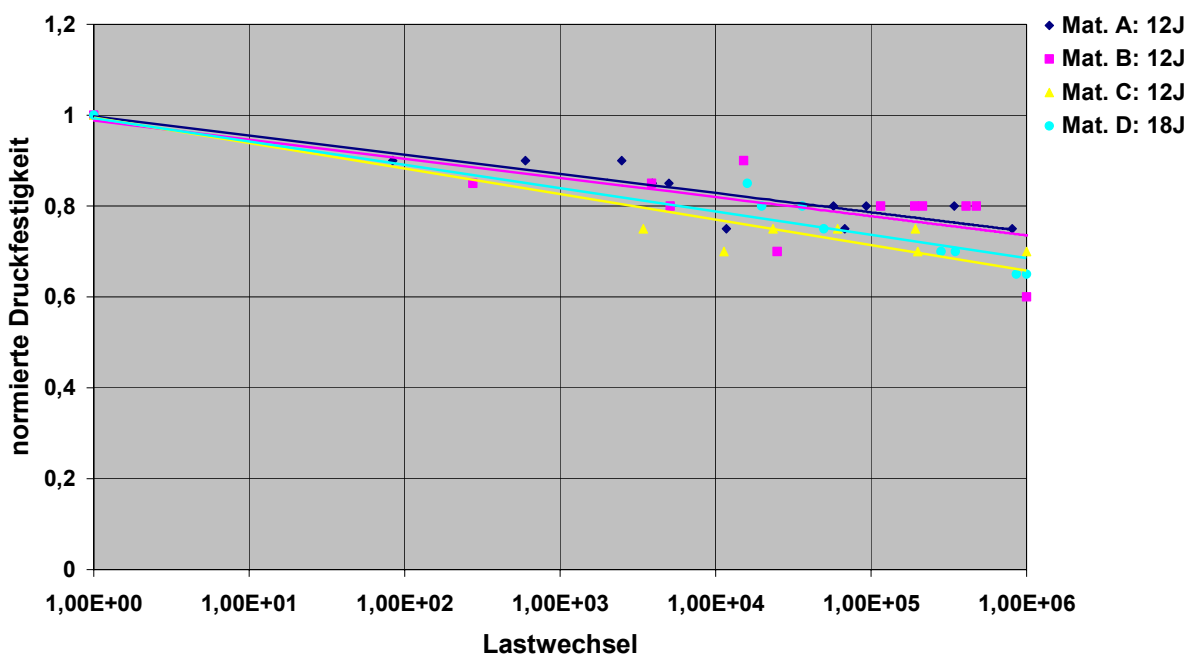


Bild 72: Normiertes Wöhlerdiagramm der Werkstoffe bei kleinerer Vorschädigung

Für beide Vorschädigungen zeigen die Werkstoffe allgemein nur flache Wöhlerlinien mit großen Streuungen der Einzelwerte.

Für das Ermüdungsverhalten des 3d-Gewebes, Material A, ist festzustellen, dass die Größe des Ausgangsschadens innerhalb des festgelegten Bereichs scheinbar keinen Einfluss auf das Ermüdungsversagen hat. So wie kein signifikanter Unterschied der CAI-Werte gefunden werden konnte, so liegen für beide Vorschädigungen die erhaltenen Wöhlerlinien auf identischem Niveau. Allgemein zeigt Material A trotz seiner niedrigen Ausgangsdruckfestigkeit im ungeschädigten Zustand eine gute Ermüdungsfestigkeit mit einem Abfall der Wöhlerlinie auf ca. 75%.

Das vernähte quasiisotrope Gelege Material B hat erwartungsgemäß die höchste Ermüdungsfestigkeit. Es kann allerdings bezüglich des Verhaltens für verschiedene Vorschädigungen keine Aussage getroffen werden, da dieses Material die höchste Streuung der Einzelwerte aufweist und so die Wöhlerlinie für die größere Vorschädigung flacher verläuft als mit kleinerem Schaden. Allgemein zeigt das Material B unter schwingender Belastung die typischen Merkmale des „sudden death“-Verhaltens. Bei verschiedenen Lastniveaus, meist jedoch nahe der statischen Festigkeit, findet kaum ein vom Impactschaden ausgehendes Ermüdungsrisswachstum statt. Nach sehr unterschiedlichen Lastspielzahlen kommt es zu einem plötzlichen, katastrophalem Versagen der Probe.

Material C und Material D weisen den niedrigsten Ermüdungsbeginn auf. Die Geraden beider Werkstoffe liegen sehr nahe beieinander und haben bei größerer Vorschädigung, entsprechend der Erwartung, einen etwas größeren Abfall der Linie bis auf 60% des CAI-Wertes. Das vernähte Material C zeigt sehr große Streuungen der Einzelwerte, ist aber im Versuch gut beherrschbar, da sich sein Versagen in der Schallemissionsanalyse deutlich ankündigt.

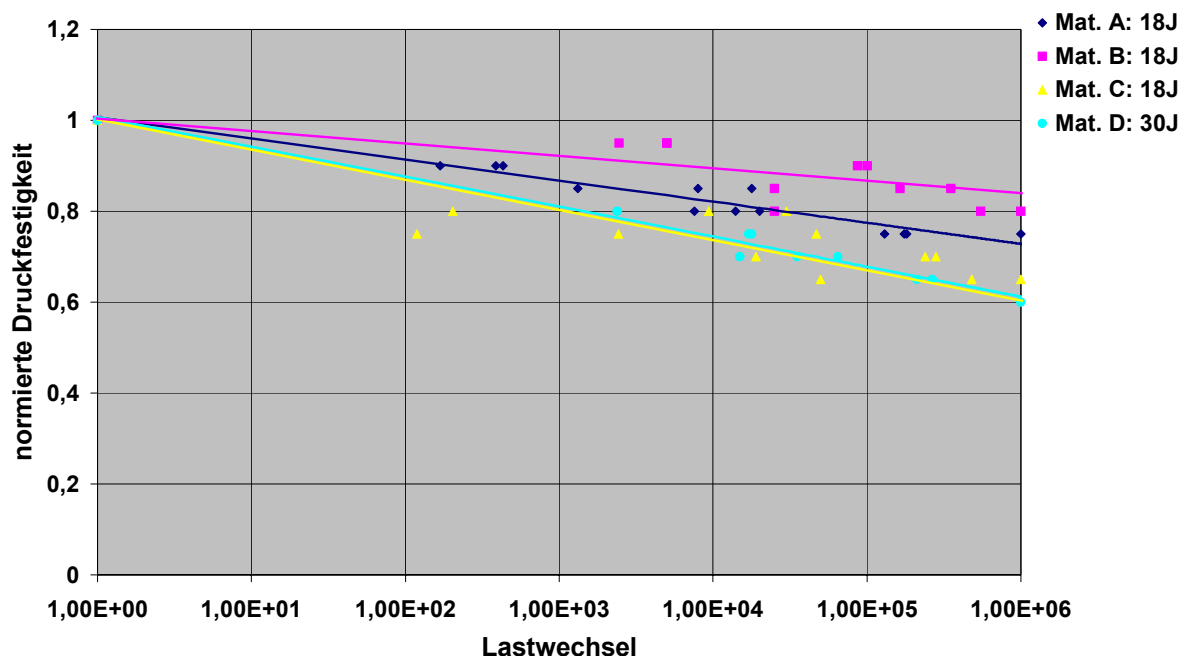


Bild 73: Normiertes Wöhlerdiagramm der Werkstoffe bei größerer Vorschädigung

In Bild 74, links, sind die mittels US gemessenen Zunahmen der Schadensflächen durch die zyklische Belastung über den Belastungsniveaus dargestellt.

Die Materialien C und D zeigen das erwartete Verhalten eines mit zunehmender Belastung größeren Schadenswachstums. Dem gegenüber scheint sich für die Materialien A und B mit steigender Belastung eine Abnahme der erreichten Schadensflächen vor dem Versagen zu ergeben. Bei geringen Belastungen kommt es zu einer ausgeprägten Zunahme der Schadensflächen. Während dies für Material B nicht eindeutig ist, weist Material A mit Abstand das höchste Wachstum von bis zu 600% der Ausgangsschadensfläche auf. Dies zeigt, dass Material A, neben der guten Ermüdungsfestigkeit, auch die mit Abstand höchste Schadenstoleranz der untersuchten Werkstoffe besitzt.

Die im Diagramm dargestellten hohen Werte für das Schadenswachstum sind nicht gleichbedeutend mit hohen ertragenen Lastwechselzahlen. Teils kann es zu erheblichem Wachstum nach nur wenigen Lastzyklen kommen. Nur für das 3d-Gewebe Material A ist es möglich, die Zunahme der Schadensfläche den ertragenen Lastwechseln zuzuordnen (Bild 74 rechts). Es zeigt sich, dass mit niedrigen Lasten ein großes Schadenswachstum bis zum Versagen erreicht wird bei gleichzeitig hohen ertragenen Lastzyklenzahlen. Unter hoher Last kommt es nur zu einem geringen Wachstum bis zum Versagen nach wenigen Lastspielen.

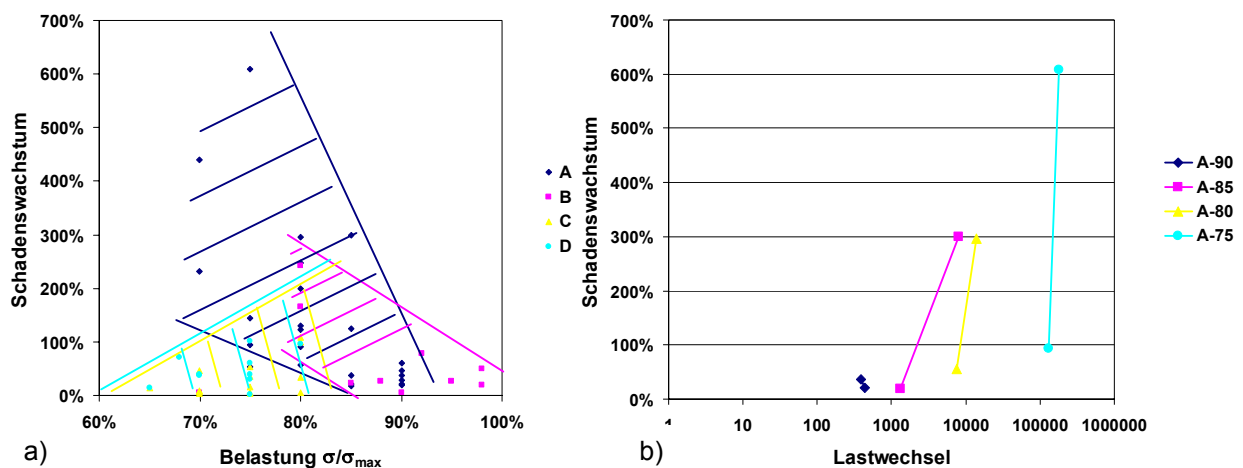


Bild 74: a) Vergleich des Schadenswachstums für verschiedene Lastniveaus
 b) Material A - Schadenswachstum und erreichte Lastwechsel für verschiedene Belastungen

6.2.2.2 Mikrofraktographische Untersuchungen der Ermüdungsschäden

Material A

Typische Form und Größe des ausgeprägten Ermüdungsrisswachstums ist in Bild 75 im US-Bild dargestellt. Das Wachstum beginnt mit einer Ausweitung des kleeblattförmigen Impactschadens im Inneren der Probe und setzt sich danach in Richtung der Probenkanten, quer zur Belastungsrichtung, fort. Dieses Wachstum muss sich nicht auf eine Ausweitung beschränken, sondern kann sich auch aus dem gesamten Impactschaden heraus quer über die Probe entwickeln.

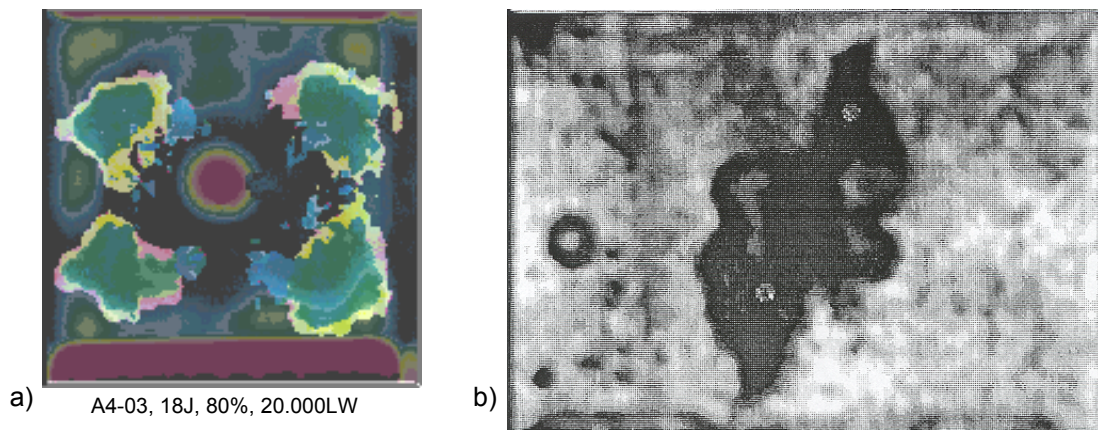


Bild 75: Material A – a) Typische Form und
b) Ausbreitung des Ermüdungsrisswachstums

Mit höheren Lastspielzahlen beginnen die Risse in Richtung der Oberfläche der Probe zu wachsen, wie in Bild 76 zu erkennen ist. Auf der rechten Seite, der Draufsicht einer Probe im Übergangsbereich zwischen Impactzone und Ermüdungszone, sind die Oberflächenrisse eingezeichnet.

Im Impactbereich können Risse um einen Großteil der z-Fasern gesehen werden, während innerhalb der Ermüdungszone entsprechend dem Wachstumsfortschritt lange Risse, die sich in ihrem Verlauf an den z-Fasern orientieren, existieren.

Das Schlibbild des Schnittes A-A zeigt den Verlauf eines solchen Ermüdungsrisses im Inneren des Materials. Es zeigt sich, dass das Wachstum in beide Richtungen diagonal zu den z-Fasern hin stattfindet und dabei translaminar durch Faserbündel wächst.

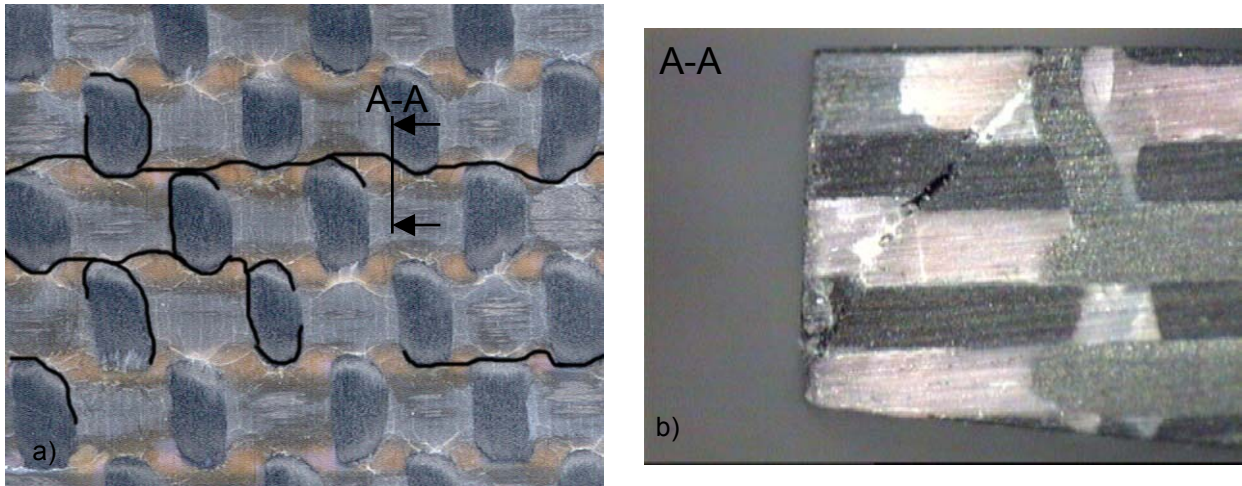


Bild 76: Material A – a) Draufsicht im Übergangsbereich zwischen Impactzone und Ermüdungszone, b) Schlibbild des Schnittes A-A

Bild 77 zeigt eine Übersichtsaufnahme einer typischen Ermüdungsbruchfläche des Materials A mit einer Ausschnittsvergrößerung des freigelegten z-Faserbettes. Deutlich zu erkennen sind die quer zur Faserrichtung gebrochenen Kettfaserbündel und die zur z-Faser hin verlaufende Neigung der Bruchebene. In der Vergrößerung sind große statisch gebrochene Bereiche innerhalb des am Faserbündel anliegenden Harznestes zu sehen.

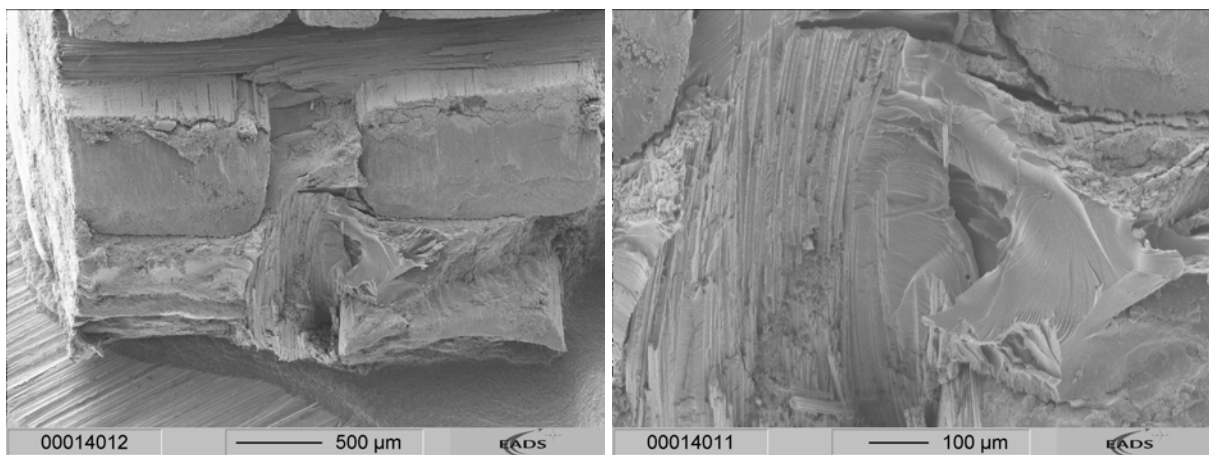


Bild 77: Material A - Übersichtsaufnahme einer Ermüdungsbruchfläche mit einer Ausschnittsvergrößerung des freigelegten z-Faserbettes (45°)

Innerhalb der z-Faserbetten können Schwingstreifen gefunden werden, welche eine charakteristische, undeutliche Ausformung haben (Bild 78, durch die Lage im Harznest einer z-Faser sind die Bilder relativ nach unten gekippt). Der durchschnittliche Abstand der Streifen liegt bei ca. 500 nm, was auf relativ langsames Risswachstum schließen lässt. Die undeutliche Ausformung kann auf mikroplastische Verformungen

des Harzes während des langsamen Ermüdungsvorgangs zurückgeführt werden und lässt keine eindeutige Aussage über die Richtung des Rissfortschrittes zu. Dies ist auch gut in der Vergrößerung zu erkennen, in der keine klare Streifenbildung zu sehen ist, statt dessen sind starke Verformungen innerhalb des Faserbettes vorhanden.

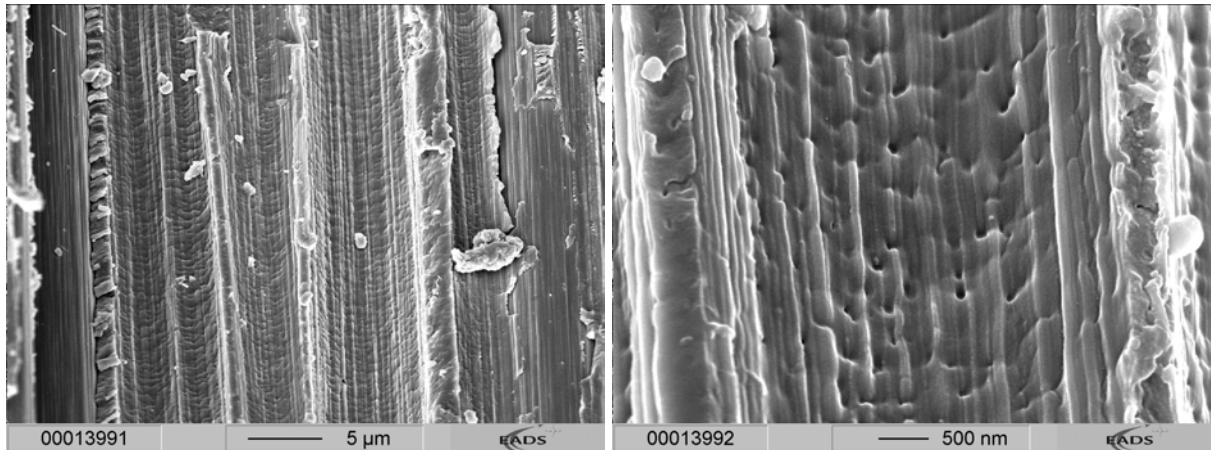


Bild 78: Material A - Schwingstreifen innerhalb eines z-Faserbettes (45°)

Das für Ermüdungsflächen von Reinharzgebieten bekannte typische Versagen der Modifikator-Harz-Grenzfläche, Debonding, kann innerhalb der Faserbetten nicht gefunden werden. Dies liegt wahrscheinlich daran, dass mit den Fasern eine dritte Phase vorhanden ist, deren lokale Auswirkungen, z.B. die Anbindung der Partikel an den Fasern, nicht bekannt sind. Auf den Bruchflächen eines zum Vergleich hergestellten statischen Laborbruchs, sind keine Streifen erkennbar und die Oberfläche ist durch die typischen Bruchmerkmale statisch gebrochener Flächen charakterisiert.

Auf Ermüdungsbruchflächen der Kettfaserbündel sind Schwingstreifen nur schwer zu erkennen (Bild 79 links). In diesen Bereichen findet scheinbar sehr langsames Risswachstum statt und es entstehen Flächen, deren Erscheinungsbild dem von Metallen bekannten Verhämmern von Bruchflächen ähnelt. Das heißt, nach erfolgtem Risswachstum kommen die Bruchflächen während der weiteren Lastspiele immer wieder miteinander in Kontakt und die auf den Flächen vorstehenden Bruchcharakteristika werden dabei eingeebnet. Zurück bleiben relativ ebene, kontrastarme Flächen und Trümmerstücke. Die ursprüngliche Richtung des Risswachstums kann nicht mehr erkannt werden.

Dies gilt auch für translaminare Brüche der Faserbündel (Bild 79 rechts). Im Vergleich eines Bruches aus dem Ermüdungsgebiet mit einem Laborbruch zeigt sich,

dass der Ermüdungsbruch ebene, abgeflachte Oberflächen der Faserstirnflächen und Zwischenfaserbereiche aufweist. Im Gegensatz dazu zeigt der Laborbruch ein sehr raues und zerklüftetes Erscheinungsbild. Daraus lässt sich schließen, dass auch beim Ermüdungsbruch eines Kettfaserbündels eine Art Verhämmerung stattfindet, was aufgrund der relativen Lage zur Belastungsrichtung wahrscheinlich ist.

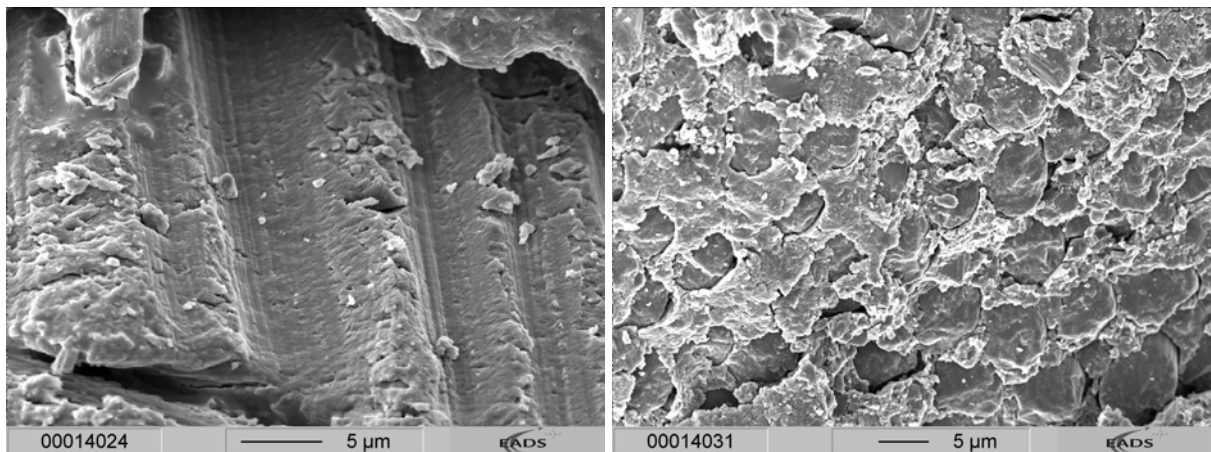


Bild 79: Material A - Ermüdungsbruchfläche an einem Kettfaserbündel (links, 45°) und translaminarer Ermüdungsbruch (rechts)

Betrachtet man die Bruchfläche eines Harznestes in der Übersicht (Bild 80 links), so können verschiedene Bereiche gesehen werden. Glatte Gewaltbrüche auf den Flächen sind ebenso vorhanden wie muldenförmige Ermüdungsbereiche.

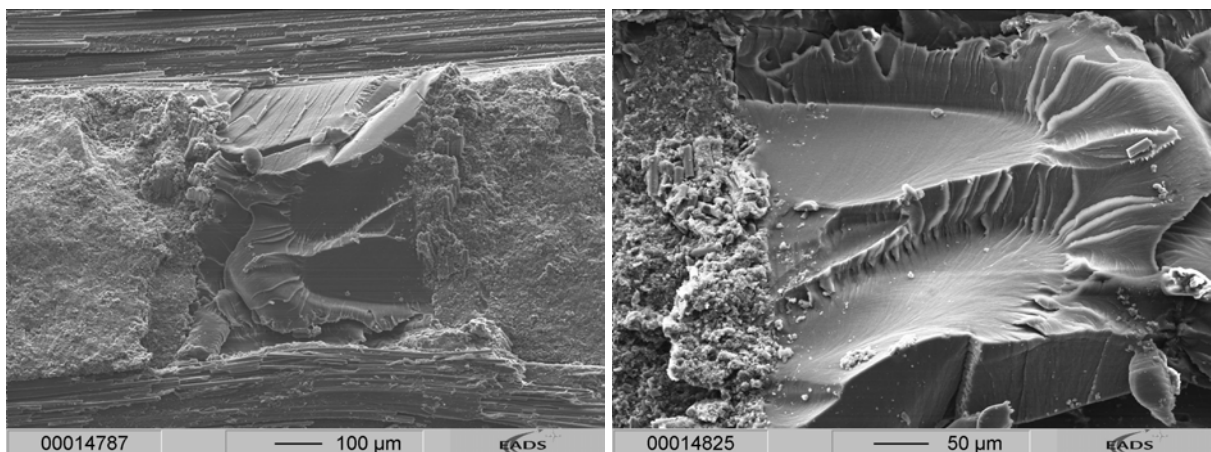


Bild 80: Material A – Übersicht eines Harznestes (links) und muldenförmiger Ermüdungsbereich (rechts, 45°)

Bild 80, rechts, zeigt einen Ausschnitt des Harznestes unter starker Kippung. Die auf der Bruchfläche zu findenden Ermüdungsgebiete mit ausgeprägter Schwingstreifenbildung sind von statisch gebrochenen Zonen umgeben. Der jeweilige Bruchausgang

des Ermüdungsrisswachstums findet sich als Punkt im Grenzbereich am Rand des Harznestes zwischen Harz und Faserbündel, wo ein Steifigkeitssprung vorhanden ist. Das Wachstum findet auf verschiedenen Ebenen statt und beschränkt sich auf die jeweilige Ebene. Dies, zusammen mit den statisch gebrochenen Bereichen um das Harznest, die teilweise die Ermüdungsbruchfläche an den Rändern zerstörten, zeigt den zeitlichen Verlauf eines diskontinuierlichen Wachstums an dieser Stelle. Die Ermüdungsbruchfläche war schon vor dem statischen Bruch vorhanden.

Es finden sich auf allen Ermüdungsbruchebenen ausgeprägte Schwingstreifen, deren Abstände mit ca. $5\mu\text{m}$ wesentlich größer sind als die in den Faserbetten zu findenden (Bild 81) Aufgrund der Ausprägung und der bogenförmigen Ausbreitung der Schwingstreifen, kann an ihnen die lokale Bruchrichtung bestimmt werden.

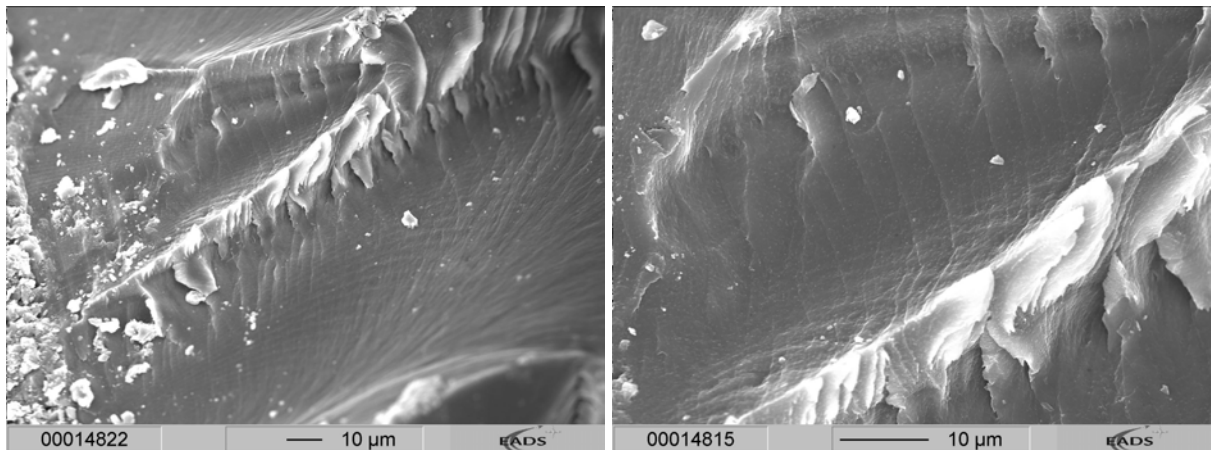


Bild 81: Material A – Ermüdungsbruchfläche mit Schwingstreifen (45°)

Betrachtet man die Ermüdungsbruchflächen auf der Probe, so kann der Ablauf des Versagens nachvollzogen werden (Bild 82; dunkle Pfeile: statisches Versagen, helle Pfeile: Ermüdungsversagen).

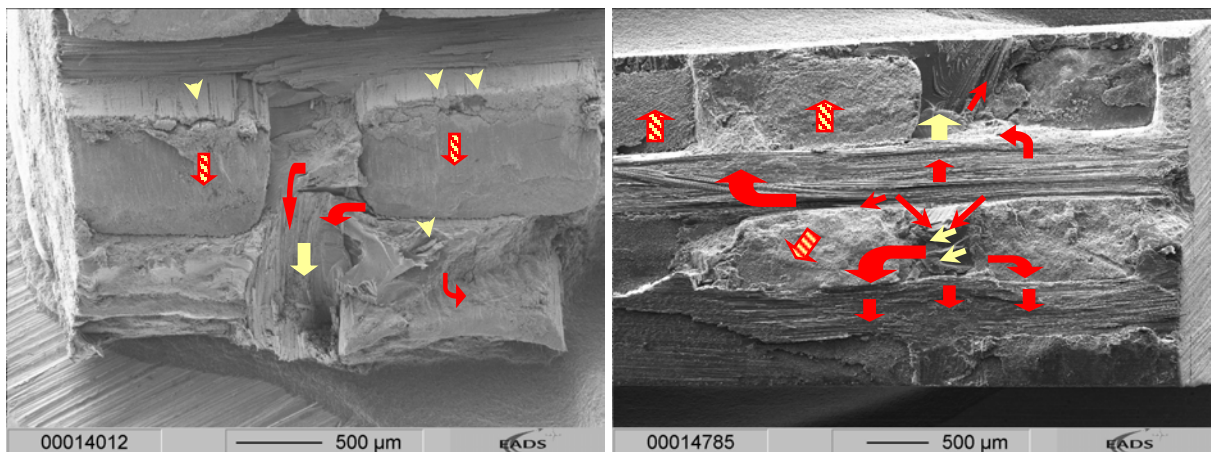


Bild 82: Material A – zwei Beispiele für den Ablauf des Ermüdungsversagens

Es zeigt sich, dass Ermüdung in einzelnen, voneinander unabhängigen Bereichen stattfindet. Nachdem ein einzelner Bereich eine gewisse Größe erreicht hat, kommt es zu einem statischen Bruch hin zu einem anderen Ermüdungsbereich oder zur Oberfläche. Durch das Wachstum der Versagensfläche wird das Spannungsfeld in der Probe weiter verschoben und weitere, bisher ungeschädigte, Bereiche versagen nach dem gleichen Muster.

Material B

Allgemein zeigt das Material B unter schwingender Belastung die typischen Merkmale des „sudden death“-Verhaltens. Bei verschiedenen Lastniveaus, meist jedoch nahe der statischen Festigkeit, findet nur ein minimales, vom Impactschaden ausgehendes, Ermüdungsrisswachstum statt. Nach sehr unterschiedlichen Lastspielzahlen kommt es zu einem plötzlichen, katastrophalen Versagen der Probe.

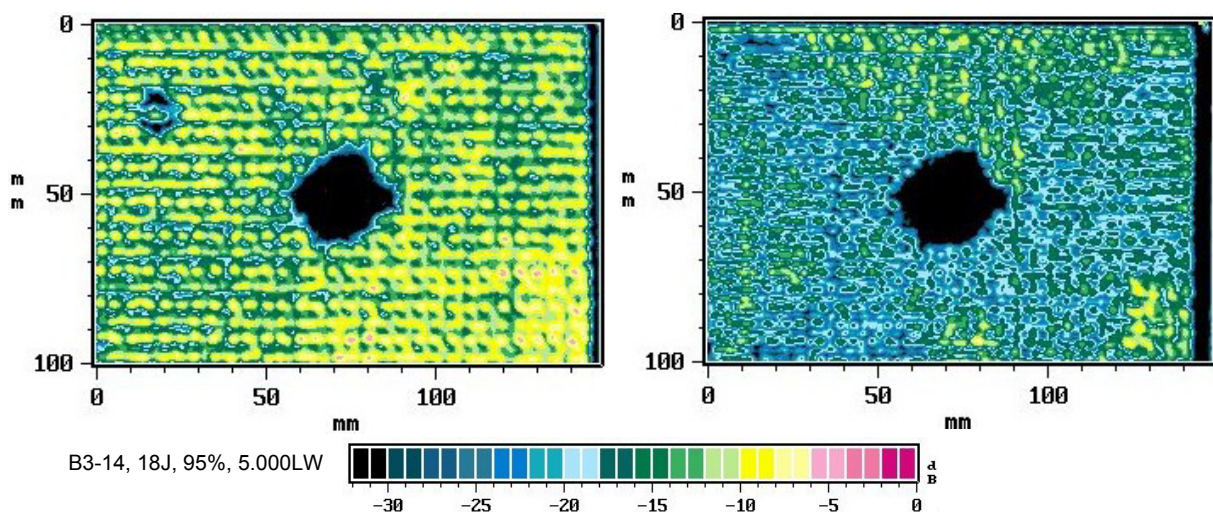


Bild 83: Material B – US-Aufnahmen nach Impact- und Ermüdungsbelastung

Bild 83 zeigt zwei US-Aufnahmen einer Probe nach Impact- und Ermüdungsbelastung mit einer Zunahme der Schadensfläche von ca. 25%. In der Aufnahme nach dem Impact sind die z-Fasern als gelbes Muster zu erkennen. Die ausgefransten Ränder des Impactschadens zeigen, dass die Risse in die Bereiche zwischen die z-Fasern hereinlaufen. Das Wachstum der Vorschädigung unter zyklischer Belastung findet gleichmäßig, ebenfalls vornehmlich in den Zwischenbereichen der z-Fasern, statt, wobei gleichzeitig auf der ganzen Fläche um die z-Fasern Ermüdungsrisswachstum stattzufinden scheint.

In der Übersicht von Bruch und Gegenbruchfläche (Bild 84) zeigt sich, dass der Bruch innerhalb der 0° Lagen in der Mitte der Probe verläuft. Teilweise sind die

ungeschädigten Vernähungen der Lagenpakete zu erkennen, was einen Bruchverlauf genau in der Mitte des Materials zeigt, teilweise sind diese Vernähungen aufgerissen und der Bruch verläuft wellig in die 0°-Lage. Im mittleren Bereich ist ein großes Harznest zu erkennen, in dessen unmittelbarer Verlängerung der Bruch bis zu einer 45°-Lage vordringt, ohne diese jedoch zu schädigen. Es zeigt sich hier schon, dass durch die z-Fasern nicht nur eine Aufweitung der jeweiligen Lage zu einem Harznest stattfindet, sondern auch breitflächige, interlaminaire Harzfelder verschiedener Dicke entstehen können.

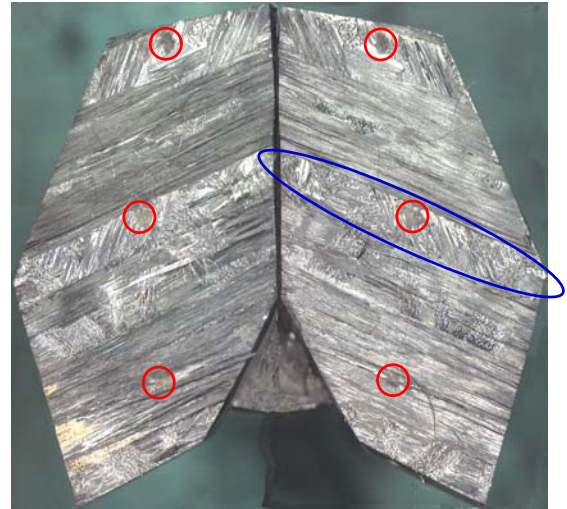


Bild 84 Material B - Übersicht von Bruch und Gegenbruchfläche

Diese Felder können in niedriger Vergrößerung auf der Bruchfläche sehr gut gesehen werden (Bild 85 links). Das Harzfeld ist in diesem Fall während der Präparation durch interlaminaire Zugspannung gebrochen. Es sind in der unmittelbaren Nähe abgerissene PES-Fäden der Paketvernähung zu sehen, die zeigen, dass sich die Bruchebene innerhalb eines Lagenpaketes unterhalb der Probenmitte befindet.

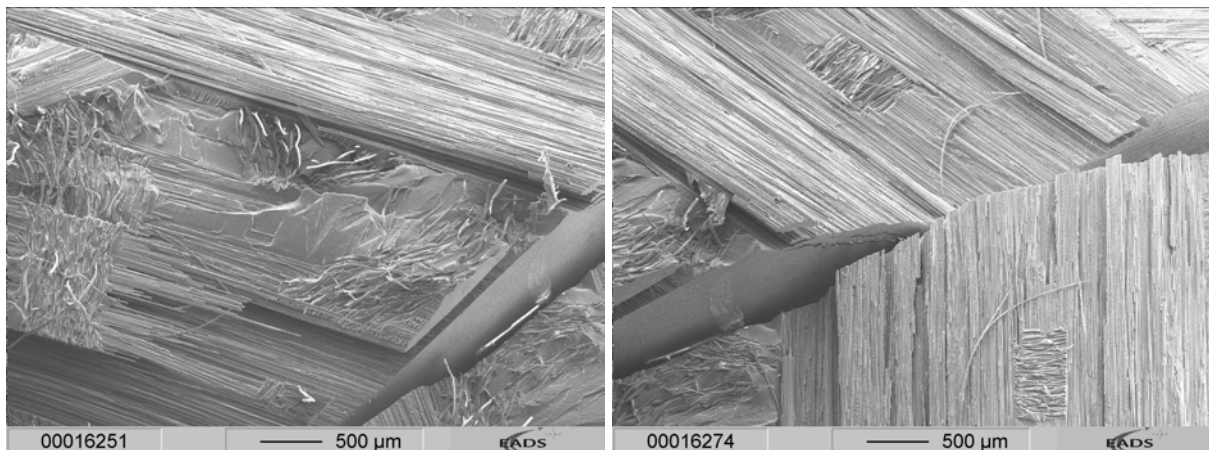


Bild 85: Material B – interlaminares Harzfelder, rechts: intralaminarer Bruch (45°)

Auf der zweiten Abbildung zeigt sich die Welligkeit der Bruchebene. Die ungeschädigten Fixierungen bzw. deren Faserbetten auf beiden Bruchflächen sind der neutralen Ebene in der Probenmitte zuzuordnen, von dort wandert der Bruch intralaminar durch die 0°-Lage bis zu einer angrenzenden 45°-Lage mit einem Harzfeld.

Die ungeschädigten Fixierungsfasern bzw. deren Faserbetten in Bild 86, links, weisen keinerlei nennenswerte Aufweitung der Faserlagen auf. Lediglich in z-Richtung kann von einer gewissen Dicke gesprochen werden, die sehr kleine, flächige Harznester am Randbereich des Faserbündels verursacht.

Innerhalb der jeweiligen Einzellage weiten die z-Fasern die Struktur auf und es kommt zu lang gestreckten Harznestern. Weder in diesen Reinharzbereichen (Bild 86, rechts) noch in deren näherer Umgebung sind Spuren eines Ermüdungsversagens zu erkennen. Die z- Fasern selbst sind teilweise aus der sie umgebenden Harzmatrix herausgezogen oder versagen durch Überdehnung.

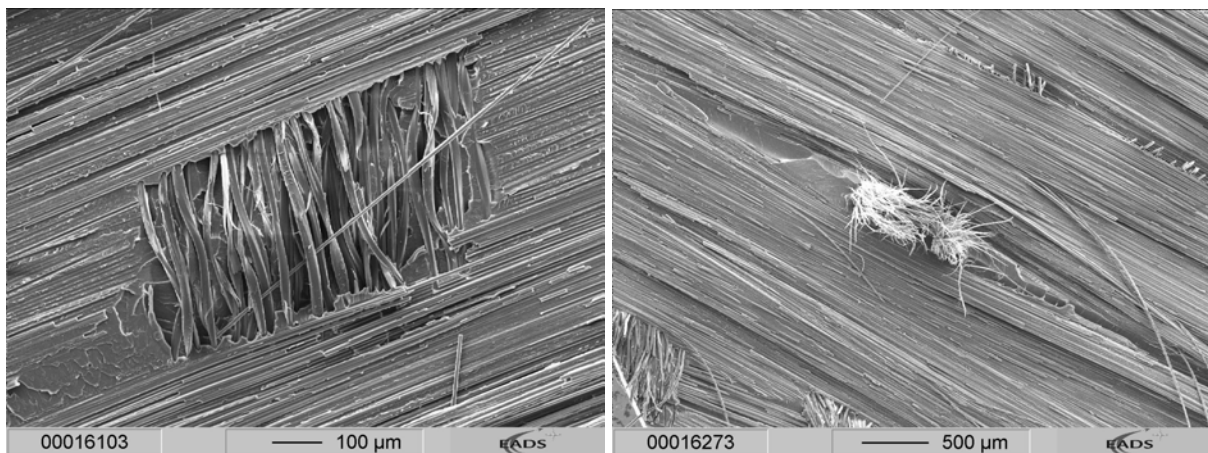


Bild 86: Material B – links: erhaltene Fixierung, rechts: Harznest an einer z-Faser

Ermüdungsbereiche finden sich nur in den Gebieten zwischen den z-Fasern. Es finden sich dort Schwingstreifen, die den in Material A gefundenen sehr ähnlich sind (Bild 87). Sie sind jedoch undeutlicher in ihrer Ausformung bei Abständen zwischen 300-600 nm, was auf relativ langsames Risswachstum schließen lässt. Die undeutlichere Prägung kann wahrscheinlich durch eine geringere Modus I - Komponente während des Ermüdungsvorgangs erklärt werden, die zu geringeren mikroplastischen Verformungen des Harzes während des langsamen Ermüdungsvorgangs führt. Es ist mit diesem Erscheinungsbild der Schwingstreifen nicht möglich, die örtliche Richtung des Rissfortschrittes zu bestimmen.

Im Harz findet Kavitationsversagen der Partikel zur Zähmodifikation statt und es sind nur Bruchflächen mit Merkmalen interlaminarer Zugspannung, wie z.B. Flusslinien, Gradbildung und Matrixflügeln, zu erkennen.

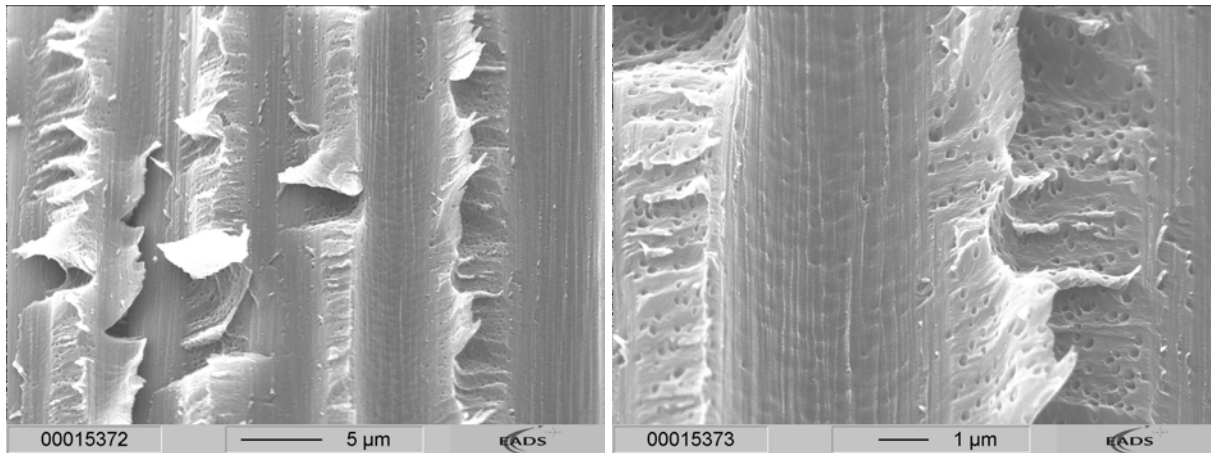


Bild 87: Material B – Faserbetten mit Schwingstreifen im Bereich zwischen den z-Fasern (45°)

Der Vergleich der gefundenen Schwingstreifen mit einem Laborbruch zeigt, dass in den Faserbetten der rein statisch gebrochenen Gebiete des Laborbruches lediglich die in Faserrichtung verlaufende Texturierung der Kohlenstofffaser abgebildet ist (Bild 88). Es sind keinerlei Verformungen der Harzmatrix zu erkennen, wie sie z.B. innerhalb der nebenstehenden Aufnahme eines sehr schwach ausgebildeten Ermüdungsbereiches vorhanden sind.

Von besonderem Interesse ist die Feststellung, dass offensichtlich in den Bereichen um die z-Fasern kein Wachstum stattfindet. Dies korreliert mit den Ergebnissen der US-Untersuchungen, bei denen schon vermutet wurde, dass das Ermüdungsrisswachstum vornehmlich in den Gebieten zwischen den z-Fasern stattfindet. Verursacht wird dies Verhalten wahrscheinlich durch die höhere lokale Packungsdichte, indem die z-Fasern zusätzlichen Halt gegen Mikroknicke und Scherung geben.

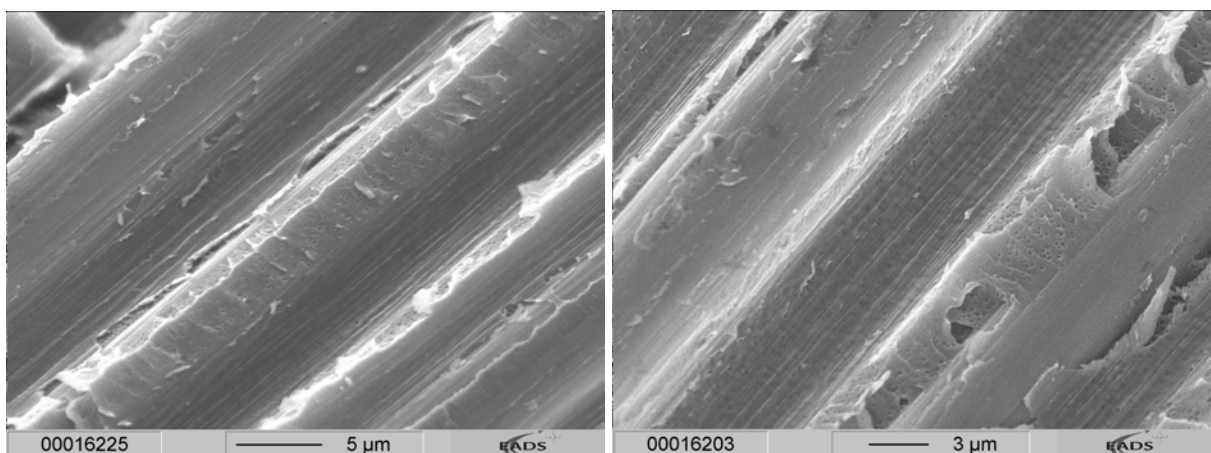


Bild 88: Material B – Vergleich eines statischen Laborbruches (links) zum Ermüdungsbruch (rechts), (45°)

Material C

Korrelierend zu den Schallemissionsmessungen zeigt Material C im US-Bild ein ausgeprägtes Ermüdungsrisswachstum beidseitig des Impactschadens (Bild 89).

C3-13, 18J, 80%, 29.975LW

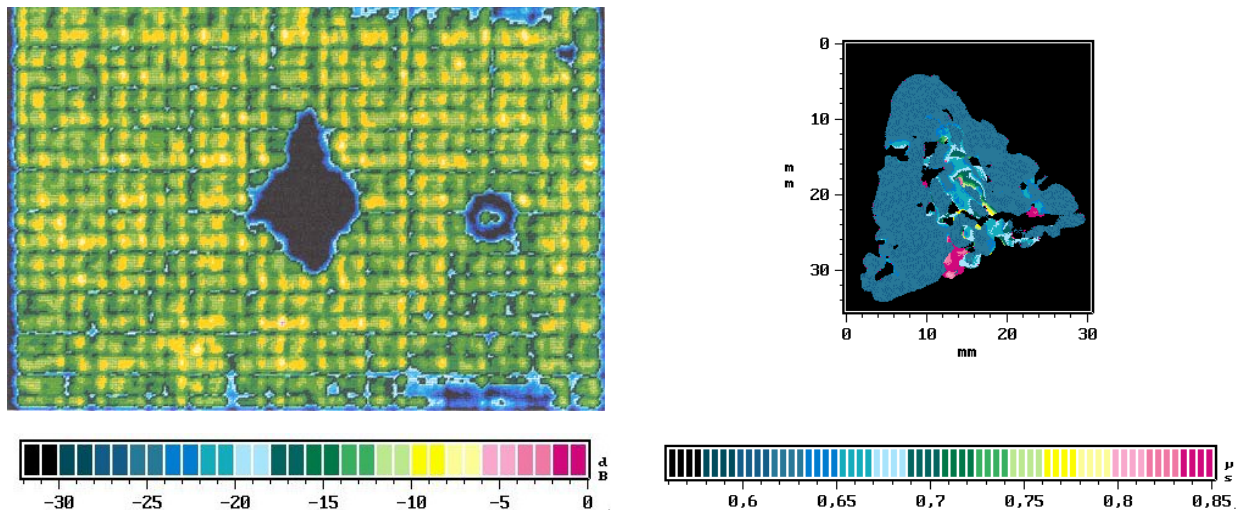


Bild 89: US-Bild des Ermüdungsschadens nach Impact und D-Scan eines Ausschnittes (Fehlerlagenbereich t_f : 1mm)

Das Wachstum erfolgt quer zur Belastungsrichtung zu den Außenseiten des Probekörpers hin und zeigt an seinen Rändern einen unregelmäßigen Verlauf. Im D-Scan, einer tiefenaufgelösten Aufnahme, des Schadens zeigt sich, dass die Ermüdungsflächen sich auf vielen verschiedenen kleinen Ebenen befinden, also kein flächiges interlaminares Wachstum stattfindet. Der Einfluss der z-Fasern kann nicht eindeutig bestimmt werden. Es scheint jedoch, dass das Risswachstum sich ebenfalls bevorzugt in die Bereiche zwischen den Vernähungen ausbreitet. Im Gegensatz zu Material B ist kein deutliches Wachstum von Schädigungen an den z-Fasern außerhalb der Vorschädigung zu erkennen.

Im Schnitt durch einen solchen Ermüdungsbereich zeigt sich denn auch, dass die Ermüdungsrisse diagonal zu den beidseitigen Oberflächen hinwachsen, wobei sowohl interlaminares Wachstum als auch translaminare Versagen der Faserbündel stattfindet (Bild 90). Bedingt durch die großen Abstände kann ein Wachstum hin zu den z-Fasern lediglich in deren direkter Nähe beobachtet werden, ohne dass diese jedoch als Verzweigungsstellen oder Umlenkstellen hin zur Oberfläche wirken.

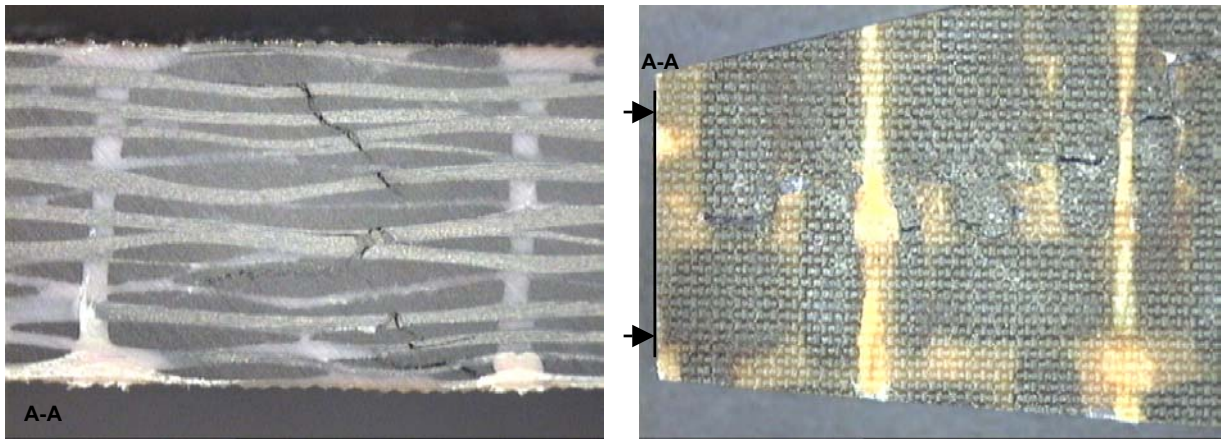


Bild 90: Material C - Schliffbild und Oberfläche im Ermüdungsbereich

Bild 91, links, zeigt die Übersichtsaufnahme einer typischen Ermüdungsbruchfläche des vernähten Gewebematerials. Es zeigen sich große Bereiche interlaminaren Versagens, gebrochene Faserbündel und Risse, die in das Material führen. Weiterhin ist ein großes Harznest zu erkennen und verschiedene harzreiche Gebiete. Die Bruchfläche zieht sich hin bis zu der Oberfläche der Probe.

In der Vergrößerung (Bild 91 rechts) ist zu erkennen, dass sich unterhalb des Harznestes ein Spalt befindet, der als aus dem Material kommender Ermüdungsriss gewertet oder durch die Präparation entstanden sein kann. Am vorderen Rand dieses Harznestes sind Schwingstreifen sichtbar, die sich allerdings lediglich über eine kurze Strecke hinziehen.

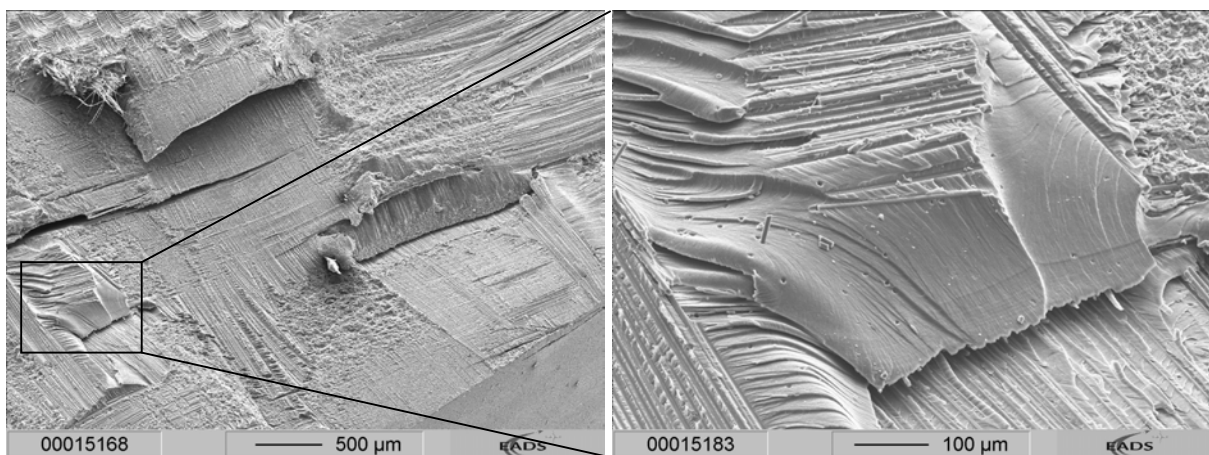


Bild 91: Material C – Übersicht der Bruchfläche und Vergrößerung des Harznestes (rechts), (45°)

In der Ansicht der Bruchfläche dieses Ermüdungsbereiches ist zu sehen, dass nur wenige Schwingstreifen als ein Muster über den statischen Bruchstufen vorhanden sind. Dies zeigt einen stetigen Verlauf eines einzigen Risses an dieser Stelle, der von

einem statischen Bruch in einen diskontinuierlichen Ermüdungsbruch übergeht. Die Schwingstreifen sind nur schwach ausgeprägt und erstrecken sich mit einem durchschnittlichen Abstand von ca. 5 μm nur über die ersten 60 μm des Harznestes (Bild 92, links). Unter einem starken Kippwinkel ist das typische Versagen des zähmodifizierten Matrixharzes in Ermüdungsbruchflächen zu beobachten. Durch das Versagen der Modifikator-Harz-Interfaces ergibt sich eine kontrastarme, im Vergleich zum Kavitationsversagen glatt wirkende Oberfläche, auf der lediglich leichte Erhebungen und dazu korrespondierende Kuhlen zu erkennen sind (Bild 92 rechts).

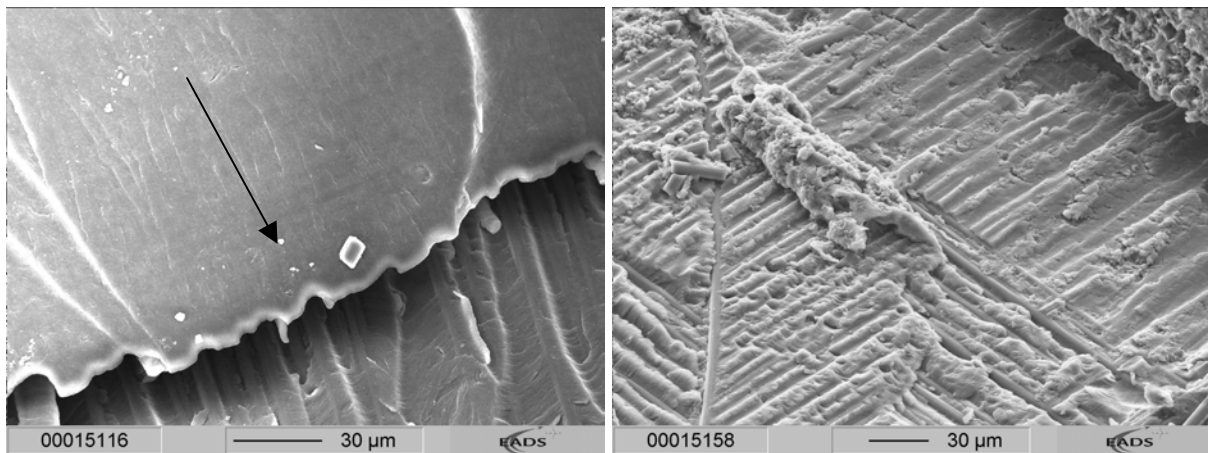


Bild 92: Material C – Schwingstreifenbildung am Harznest (links) und kontrastarme Oberfläche in Ermüdungsbruchflächen (rechts), (45°)

Die in das Material verlaufenden Risse an den Faserbündeln zeigen in der Vergrößerung an den herauslaufenden Bruchflächen ermüdete Oberflächen. Insgesamt lässt die Bruchoberfläche ein glattes, plastisch deformiertes Aussehen erkennen.

In der Ansicht der Bruchfläche zeigt sich eine deutliche Abgrenzung des Ermüdungsbereiches zu dem im Vorfeld vorhandenen statisch gebrochenen Gebiet (Bild 93 links). Auf beiden ist ein relativ hoher Harzanteil vorhanden, der allerdings im Ermüdungsgebiet durch die, auch nach dem Bruch vorhandene, schwingende Belastung in der Art einer Verhämmerung stark plastisch deformiert wurde. Wie in ähnlichen, bei Material A gefundenen Gebieten, sind nur wenige Bruchmerkmale eines Ermüdungsbruches zu erkennen, ebenso wie es nicht mehr möglich ist, die lokale Bruchrichtung und -geschwindigkeit nachzuvollziehen.

Teilweise finden sich über die Faserbetten verlaufende Streifen, die gegebenenfalls als Schwingstreifen gedeutet werden können und deutliche plastische Verformungen aufweisen (Bild 93 rechts). Sie finden sich nur in einem Bereich, der in die statisch

gebrochene Fläche ausgebuchtet ist und können durch einen einzeln in die Fläche gewachsenen Riss entstanden sein.

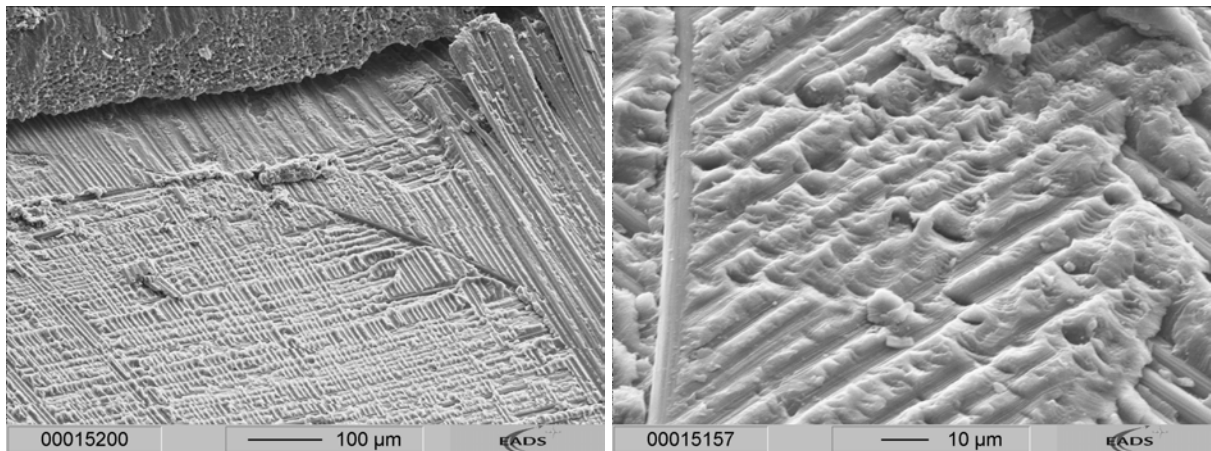


Bild 93: Material C – Ermüdungsbereiche vor den in das Material verlaufenden Rissen (45°)

Auf der Bruchfläche des zur Oberfläche der Probe hinlaufenden Faserbündels können Schwingstreifen gefunden werden (Bild 94). Sie befinden sich innerhalb der Faserbetten vor einem harzreichen Gebiet und sind in ihrer Ausprägung über einen breiten Bereich sehr deutlich. Ihre Entstehung kann nur durch plastische Deformationsprozesse während des Ermüdungsvorgangs erklärt werden, da keinerlei Harzreste auf den korrespondierenden vollständig abgelösten Fasern gefunden werden können (Bild 94 rechts). Innerhalb der Zwischenfaserbereiche finden sich hackleähnliche Strukturen die auf eine überwiegende, lokale Modus II - Komponente des Versagens hinweisen.

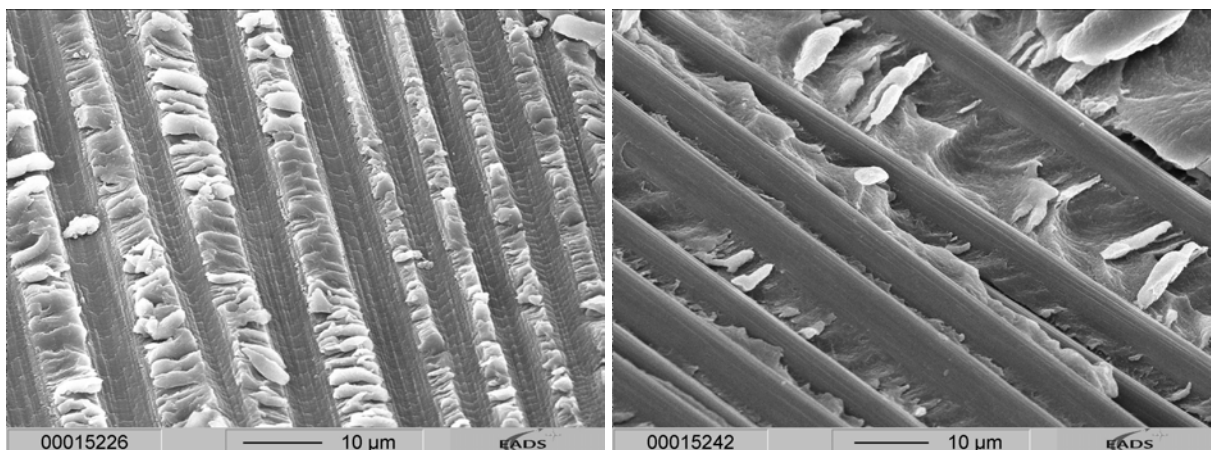


Bild 94: Material C – Bruch- und Gegenbruchfläche eines ermüdeten Faserbereiches (45°)

In der Vergrößerung ist die stufenförmige Ausprägung der Schwingstreifen gut sichtbar (Bild 95 links). Mit durchschnittlichen Abständen der einzelnen Streifen von ca. 1-2µm kann, im Vergleich mit den bei Material A und B gefundenen Abständen innerhalb der Faserbetten, von einem relativ schnellen Wachstum des Ermüdungsrisse an dieser Stelle ausgegangen werden. Die flache Ausprägung ist mit einem geringeren, lokalen Modus I - Anteil zu erklären, worauf auch die Hacklebildung innerhalb der Zwischenfaserbereiche hinweist.

An den Schwingstreifen kann anhand der Kontrastbildung im REM die Rissfortschrittsrichtung bestimmt werden. Die flache Stufencharakteristik der Streifen ist in Bild 95 rechts, noch einmal verdeutlicht, indem unter dem selben Kippwinkel die Probe um 180° gedreht dargestellt ist. Die steilen Flanken der Stufen, in deren Richtung aufwärts der Riss verläuft, sind in dieser Ansicht als schmale, dunkle Streifen zu erkennen, während die flach abfallenden Flanken leicht heller wirkende, breite Streifen erzeugen. Insgesamt sind die Schwingstreifen so wesentlich schwerer zu erkennen, was auf die Schwierigkeiten beim Auffinden von Schwingbruchflächen hinweist.

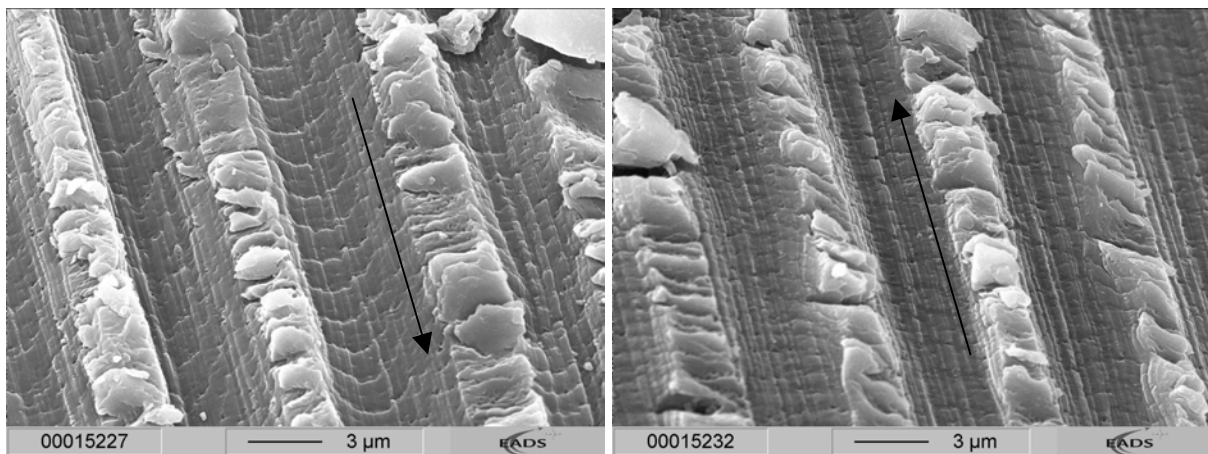


Bild 95: Material C – Stufenförmige Ausbildung der Schwingstreifen.

Rechts: um 180° gedrehte Probe. (45°).

Die dem Ermüdungsbereich vorgelagerte Fläche zeigt das typische Bruchbild eines Reinharzbereiches am Übergang zu einem Faserbündel mit Interfaceversagen für Material C. Innerhalb des Harzes erfolgt ein kohäsiver Bruch, der keine Bestimmung der lokalen Bruchrichtung zulässt (Bild 96 links). Der Zwischenfaserbereich des angrenzenden ehemaligen Fasergebietes zeigt deutliche Hacklebildung als Zeichen lokaler Scherbelastung. Aufgrund der Ausformung der Hackles kann vermutet werden, dass der Bruch aus dem Faserbereich in das Harznest eingeleitet wurde. Der

dort vorhandene Steifigkeitssprung führt zu einer Umlenkung des Risses entlang des energetisch günstigeren Weges in das Harz in Form eines kohäsiven Versagens.

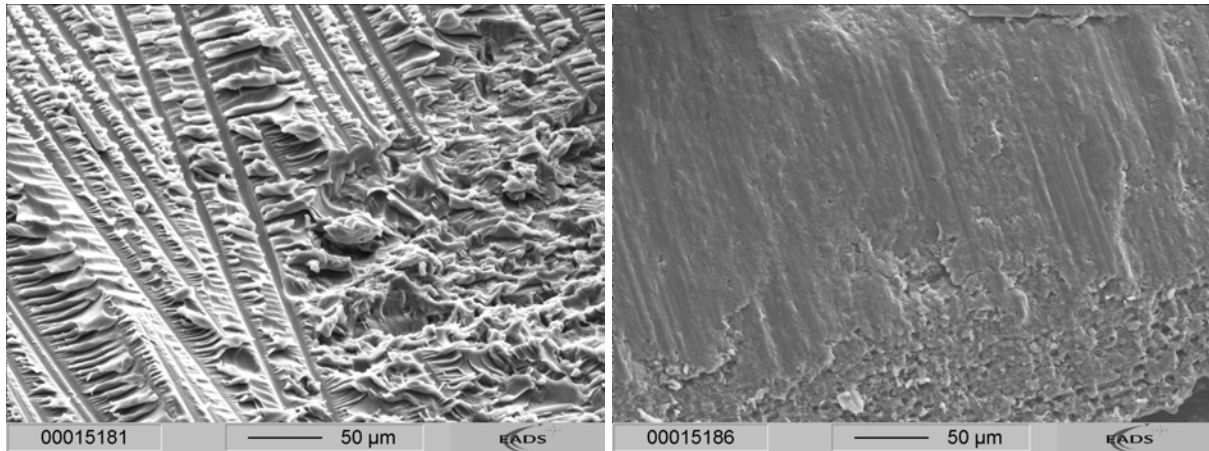


Bild 96: Material C – Kohäsives Versagen im Harzbereich. Rechts: Verhämmerter translaminarer Bruch. (45°)

Auf den Bruchflächen der translaminar gebrochenen Faserbündel sind Ermüdungsbruchmorphologien nach Art der Verhämmerungen, wie sie schon bei Material A beschrieben worden sind, zu erkennen (Bild 96 rechts). Dies findet allerdings auf diesen Flächen wesentlich ausgeprägter statt. Auf großen Teilen der Bruchfläche ist keine Unterscheidung zwischen den Stirnflächen der Fasern und der sie umgebenden Matrix mehr möglich, auf der restlichen Bruchfläche können ebenfalls nur abgeflachte und eingeebnete Reststrukturen gesehen werden. Die auf den verhämmernten Gebieten zu findenden Streifen können nicht eindeutig erklärt werden, eine Begründung für ihr Entstehen könnte jedoch durch ein gegenseitiges Abgleiten der Flächen durch ein Öffnen der Materialstruktur während des Ermüdungsvorganges sein.

Es kann ein ausgeprägtes Ermüdungsrisswachstum gefunden werden. Das Wachstum beginnt in den höchst belasteten Bereichen innerhalb der Probe am Impactschaden (Bild 97; dunkle Pfeile: statisches Versagen, helle Pfeile: Ermüdungsversagen). Durch den komplexen Aufbau des Gewebes erfolgt der Rissfortschritt auf vielen Ebenen, durch Rissumlenkung und Lagenwechsel nach außen wachsend. Wie bei Material A zeigt sich, dass Ermüdungsrisswachstum in einzelnen, voneinander unabhängigen Bereichen als Sekundärbrüche vor der Rissfront oder auch als stetiges Wachstum mit der Primärbruchfront vorkommt.

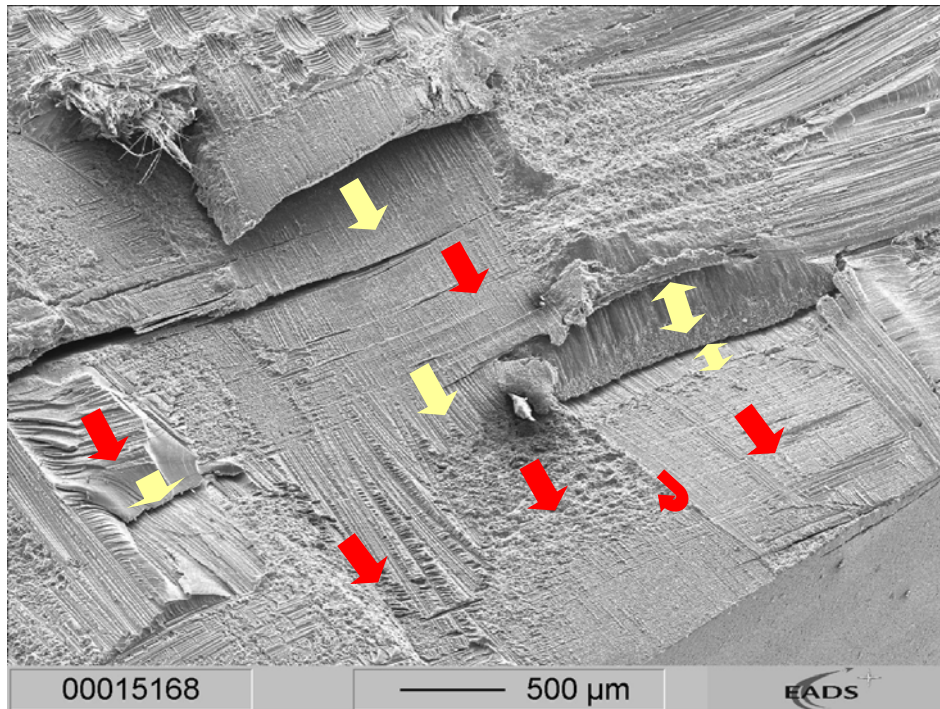
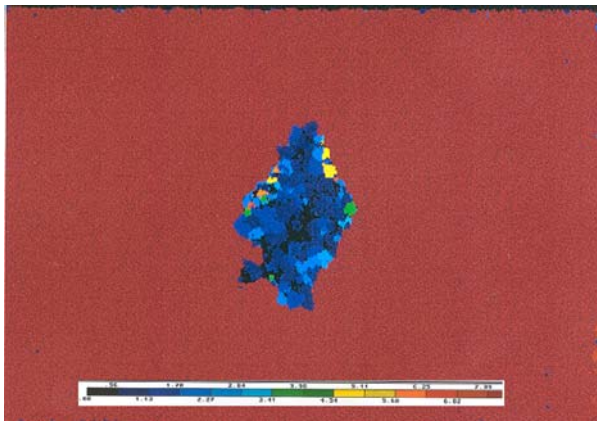


Bild 97: Material C – Versagensverlauf auf der Bruchfläche

Material D

Im tiefenaufgelösten US-Bild (Bild 98) nach der Ermüdungsbelastung zeigt Material D ein ausgeprägtes Schadenswachstum quer zur Belastungsrichtung. Auffällig ist auch hier der unregelmäßige Verlauf der Randbereiche, der an einer Stelle sogar halbinselförmig aus dem Schaden herauswächst. Innerhalb der Ermüdungszone ergibt sich das gleiche Bild wie im Impactbereich, bei dem mittelgroße Delaminationen auf verschiedenen Ebenen übereinander liegen. Die oberste detektierte Schadenssebene liegt bei ca. einem Drittel der Probendicke. Es zeigen sich aber in den Randbereichen tiefer liegende Delaminationen, was auf ein Wachstum in verschiedenen Ebenen hinweist.

Dies zeigt sich auch im Schliff (Bild 98), an dem Risse auf den verschiedenen Ebenen gesehen werden können. Während vereinzelt in Zwischenlagenbereichen und innerhalb von Faserbündeln große zusammenhängende Risse beobachtet werden können, sind ein Großteil der Delaminationen als kleine, nichtzusammenhängende Risse auf verschiedenen Ebenen des gleichen Bereiches zu finden. Harznester sind in dieser Ansicht nur wenige zu erkennen. Die Schäden im untersten Teil der Probe sind durch die Präparation verursacht.



D6, 30J, 75%, 20303LW



Bild 98: Material D – US-Aufnahme nach zyklischer Belastung und Schliffbild in der Ermüdungszone

Bild 99 zeigt in der Übersicht Bruch- und Gegenbruchfläche eines durch Ermüdung versagten Bereiches. Deutlich sind zwei Harznester zu erkennen, die sich innerhalb der Freiräume an den Kreuzungspunkten des Gewebes gebildet haben. An ihnen anliegend können kleine Harzansammlungen gesehen werden, welche an den Unterschneidungen und Radien entstehen. Ähnlich wie innerhalb der Impactzone zeigen sich die verschiedenen Faserorientierungen des Gewebes als geschlossene Bereiche, an deren Ränder der Bruch teils über kleine Harzgebiete oder direkt in den jeweils nebenan liegenden übergeht. Das Wachstum beschränkt sich hier aber nicht allein auf eine Lagenebene, sondern führt über die Reinharzgebiete auch zu einem weiter oben liegenden Faserbündel.

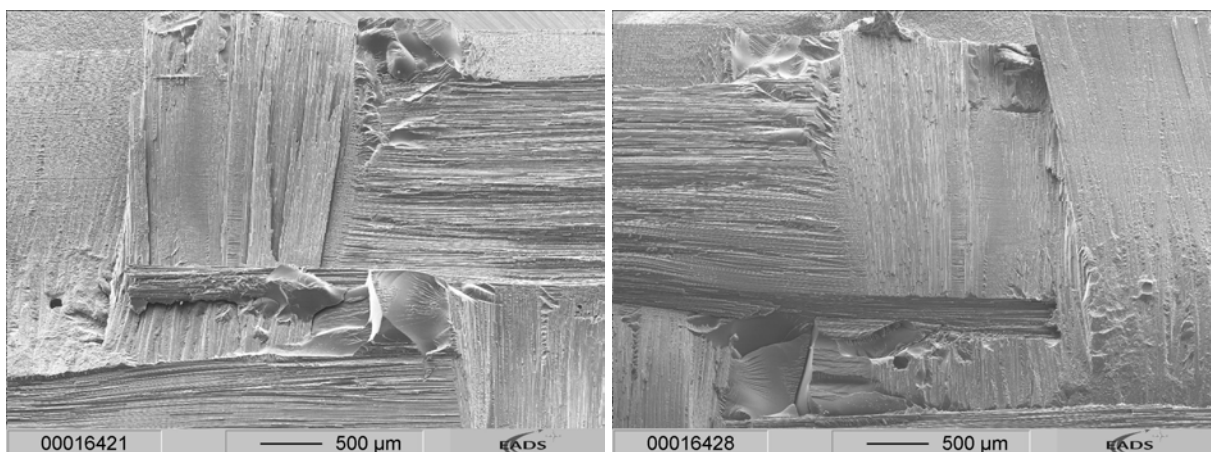


Bild 99: Material D – Übersicht der Bruchfläche, (45°)

Allgemein sind auf der Bruchoberfläche größtenteils mikrofraktographische Merkmale statischen Versagens zu finden (Bild 100). Dies sind besonders Hackles und Mulden

in den Zwischenfaserbereichen als Zeichen für interlaminares Scherversagen. Es sind jedoch vereinzelt auch Merkmale eines Modus I - Versagens als Sekundärbrüche in Form von Grabbildung und Flusslinien zu erkennen.

Auf Bruch- und Gegenbruchfläche sind sowohl Faserbetten mit den beschriebenen Bruchmerkmalen als auch die dazu korrespondierenden delaminierten Fasern mit nur wenigen Harzresten in den Zwischenfaserbereichen zu beobachten.

Bild 100, rechts, zeigt die Bruchfläche im Bereich eines Harznestes. Der Bruch verläuft auf verschiedenen Ebenen, in denen sich Flusslinien als Anzeichen eines statischen Modus I - Versagens befinden. Die Oberflächen der einzelnen Ebenen erscheinen in dieser Ansicht glatt, was durch die Sprödigkeit des Matrixmaterials verursacht wird.

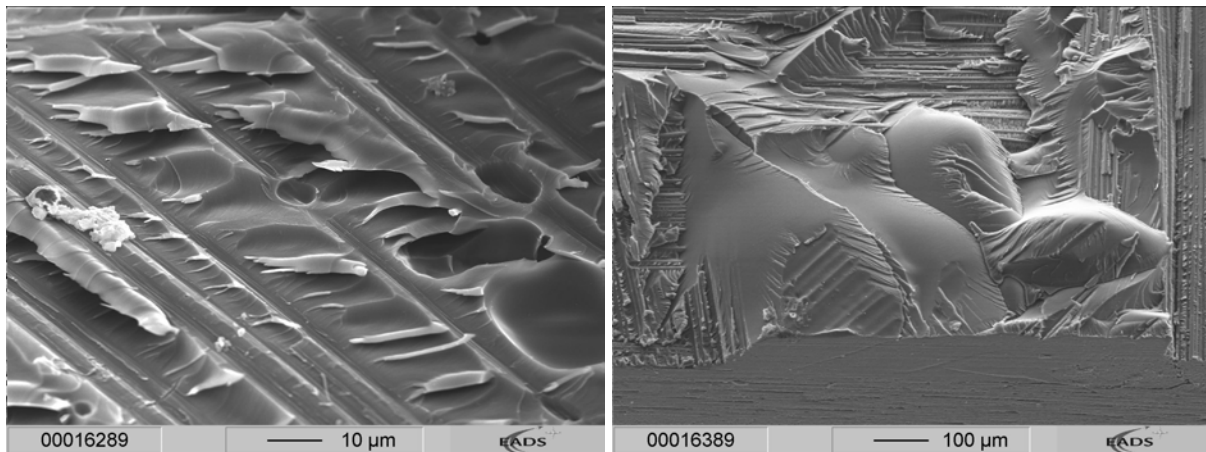


Bild 100: Material D – links: statisches Versagen im Zwischenfaserbereich, rechts: Bruchfläche im Bereich eines Harznestes, (45°)

In höheren Vergrößerungen können auf beiden Bruchhälften innerhalb der Harznestes typische Merkmale des Ermüdungsversagens in Form von Schwingstreifen gefunden werden (Bild 101).

In allen Fällen bilden sich verwölbte Flächen aus, die mit zunehmenden Wachstum breiter werden und in einen statischen Bruch mit Flusslinien, Span- und Stufenbildung enden. Ein eindeutiger Bruchausgang kann nicht festgestellt werden, es scheint jedoch, dass die Rissinitiierung im Allgemeinen in den Randbereichen des Harznestes mit einem statischen Mikroriss am Faser-Harz Übergang stattfindet.

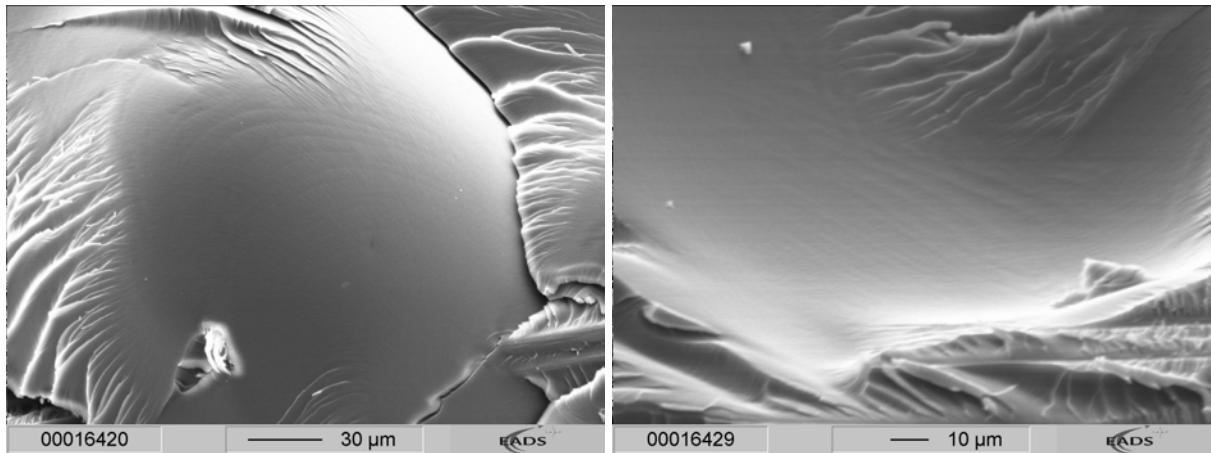


Bild 101: Material D – Schwingstreifen: Bruch und Gegenbruchfläche im Harznest

In hohen Vergrößerungen können die Schwingstreifen gut gesehen werden (Bild 102 links). Aufgrund der hohen Sprödigkeit des Materials und der damit verbundenen geringen Möglichkeit zur mikroplastischen Verformung sind die Streifen nur sehr schwach ausgeformt. Trotzdem kann die grundsätzliche Ausprägung gut erkannt werden: es finden sich leichte Erhebungen mit je einer steilen und einer flach abfallenden Flanke, die quer zu den die lokale Bruchrichtung anzeigenden Mikroflusslinien verlaufen. Der Schwingbruch verläuft „treppauf“ über die steilen Flanken der Streifen, die sich aufgrund der Kontrastentstehung im REM dunkel abbilden.

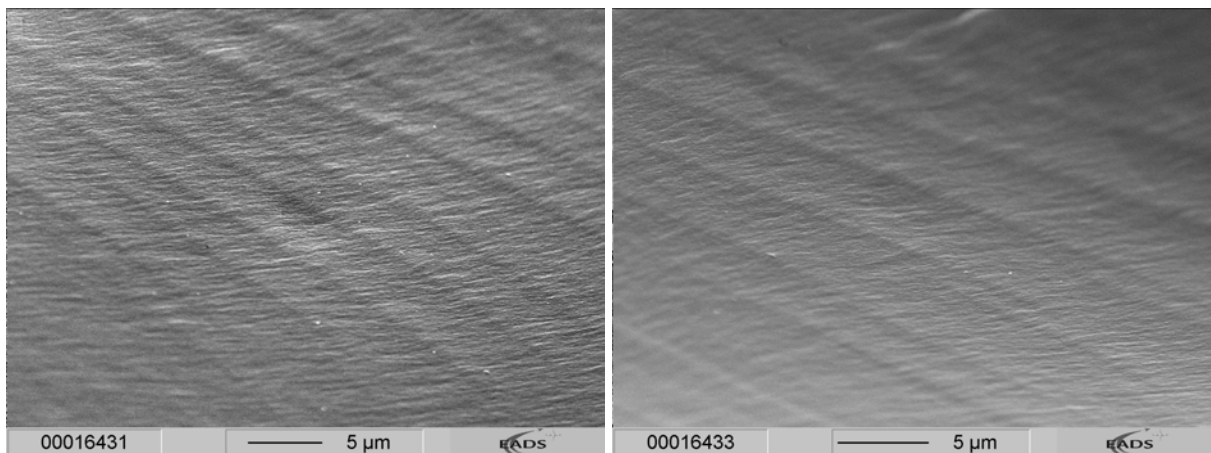


Bild 102: Material D – Vergrößerungen von Ermüdungsbereichen mit Schwingstreifen, (45°)

Die Abstände der Schwingstreifen variieren teilweise sehr stark und liegen zwischen 2-6µm mit einer Höhe, die nur schlecht messbar ist, aber wahrscheinlich bei unter 200nm liegt. Die verschiedenen Abstände lassen sich mit der relativen Lage der Ermüdungsbruchfläche zum lokalen Spannungsfeld erklären, indem die Schwing-

streifen als Isodynen, also als Verbindungslinien von Orten gleicher Spannung, verstanden werden.

Im zweiten auf der Bruchfläche vorhandenen Harznest sind ebenso Schwingstreifen zu finden. In der Übersichtsaufnahme (Bild 103, links) zeigt sich gleichfalls wieder eine leichte Wölbung der Bruchfläche. Im Unterschied zu den anderen in Reinharzbereichen gefundenen Ermüdungsbruchflächen sind die Streifen in einem Bereich zu finden, der zwischen zwei statisch gebrochenen Zonen liegt. Die Rissinitiierung findet auch in diesem Fall im Randbereich des Harznestes in Form eines Mikrorisses statt. Aufgrund des lokalen Spannungsfeldes kommt es dann aber zunächst zu einem statischen Bruch mit ausgeprägter Flusslinienbildung. Nach dem Abbau der lokalen Spannungen kommt es zum Stillstand des Risses und durch die schwingende Belastung zu einem Ermüdungsrisswachstum, bei dem sich Schwingstreifen bilden und Flusslinien in Form von Stufen erhalten bleiben (Bild 103 rechts). Nach Erreichen einer gewissen Bruchgröße ist das lokale Spannungsfeld so weit gewachsen, dass es zum statischen Versagen der Restbruchfläche kommt.

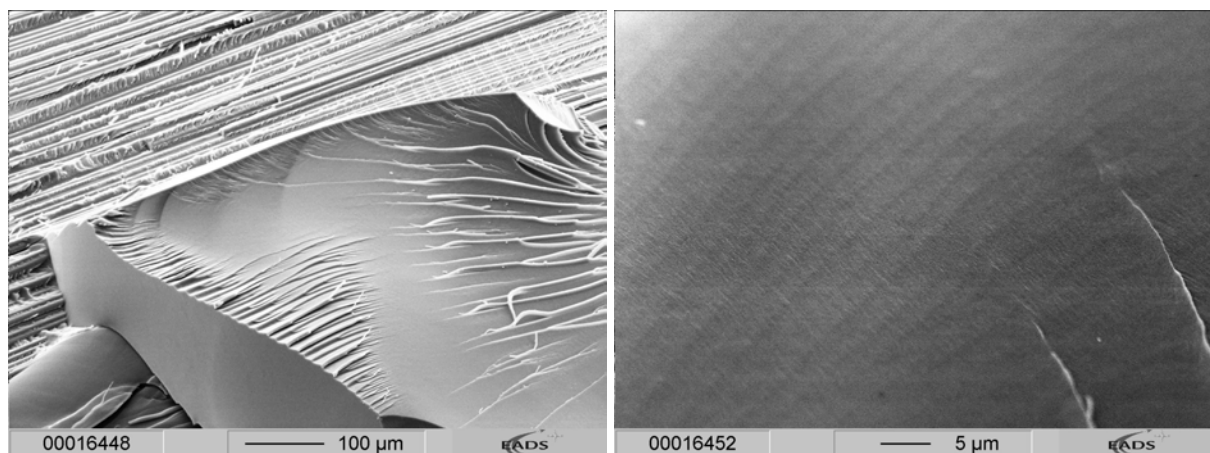


Bild 103: Material D – Übersicht des Harznestes, rechts: Bruchfläche mit Schwingstreifenbildung zwischen statischen Brüchen, (45°)

An sehr wenigen Stellen der Faserbereiche sind Bruchcharakteristika zu sehen, die als Anzeichen eines dynamischen Versagens gewertet werden könnten (Bild 104). Auf der Bruchfläche sind innerhalb der Faserbetten Deformationen, ähnlich den in Material A gefundenen, zu erkennen, die quer zu den von den Fasern stammenden Texturen verlaufen und sich bis in die Zwischenfaserbereiche erstrecken. Dort befinden sich lediglich Merkmale eines überwiegenden Modus I - Versagens in Form von muschelartigen Sekundärbrüchen. Wegen der an und für sich hohen Sprödigkeit des

Matrixmaterials ist es schwierig, die plastischen Deformationen trotz ihrer Lage zur Faserrichtung als Anzeichen eines Ermüdungsbruches zu deuten.

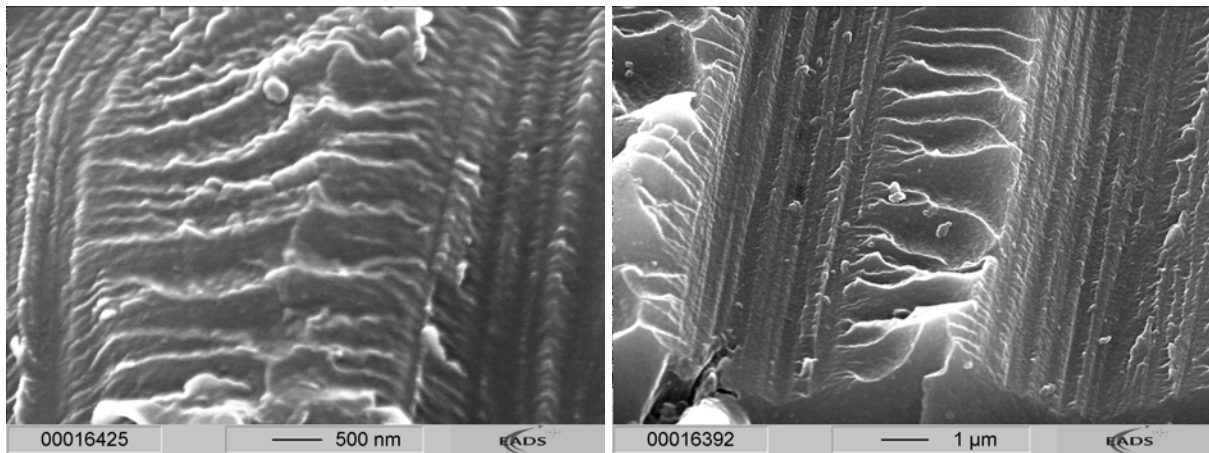


Bild 104 Material D – Faserbereiche mit Anzeichen eines dynamischen Versagens, (45°)

6.2.3 Zusammenfassung der strukturellen Untersuchungen

Material A:

Der extrem dreidimensionale Aufbau des Materials führt zu einer Gefügestruktur, die in der x-y-Ebene als UD-Lagenaufbau verstanden werden kann. Die sehr geringen z-Faserabstände bewirken jedoch, dass keine Lagen im Sinn großflächiger zusammenhängender Bereiche vorhanden sind, sondern lediglich in x- und y- Richtung orientierte Faserbündel, zwischen denen große, blockartige Harznester liegen. Der dichte Aufbau des Materials zeigt sich in sehr geringen Abständen der Faserbündel, die aufgrund der Orientierung in alle drei Raumrichtungen jeweils einen großen Orientierungsunterschied von 90° zueinander haben.

Während der Impactbelastung wird die eingebrachte Energie von den nahe beieinander sitzenden z-Fasern über den gesamten Querschnitt verteilt. Grundsätzlich bewirken geringe Lagenabstände eine höhere Festigkeit zwischen den Lagen, da die in der Nähe liegenden Fasern Kräfte aufnehmen können und der Steifigkeitssprung verringert wird. Dieser Effekt wird durch die sehr großen Unterschiede der lokalen Faserorientierung dieses Materials jedoch überlagert. Es kommt an den Kontaktstellen zu Scherversagen, so dass ein Risswachstum längs der Faserbündel erkennbar ist. Die sehr großen Harznester wirken durch Steifigkeitssprünge als Rissinitiationsstellen und geben dem Risswachstum die Möglichkeit der Überbrückung ganzer

Ebenen in alle Raumrichtungen.

Die im allgemeinen in z-Richtung versteifende Wirkung der z-Fasern wird durch die sehr nahe nebeneinander sitzenden z-Fasern relativiert, da es zu einer Überlagerung der Bereiche lokal höherer Festigkeit in z-Richtung kommt. Durch das Vorhandensein sehr großer, bis zu den nächsten z-Fasern reichender Harznester einerseits, und den dazwischenliegenden, kleinen tragenden Bereichen andererseits wird jedoch gleichzeitig die Festigkeit herabgesetzt. Makroskopisch ist die Überlagerung der Bereiche höherer Festigkeit in z-Richtung an der Form des Impactschadens erkennbar.

Insgesamt kommt es zu einer Energie dissipierenden Netzwerkbildung der Risse, die zu einer vollkommenen Auflösung des inneren Zusammenhaltes des Materials führt, wobei gleichzeitig jedoch die z-Fasern erhalten bleiben. Diese bewirken die gute Restfestigkeit des Materials.

Unter nachfolgender Ermüdungsbelastung zeigt das Material ein ausgeprägtes Schadenswachstum. Auch hierbei kommt den Harznestern große Bedeutung zu, indem sie als Rissinitiationsstellen und Brücken wirken. Grundsätzlich ist ein Mechanismus der Ermüdung erkennbar, bei dem ein aus dem Inneren der Probe kommender Primärbruch statisch über jeweils vor der Rissfront gewachsene sekundäre Schwingbrüche wegbricht. Ausgehend vom Bereich des Impactschadens, wo die größten Spannungen herrschen, erfolgt ein Wachstum in Richtung der Oberfläche. Dies wird durch die Vergrößerung des Schadens im Inneren der Probe und einer damit einhergehenden allmählichen Verlagerung des Spannungsfelds nach außen verursacht. Durch die relative Orientierung der z-Fasern zur Belastungsrichtung und das an ihnen herrschende Spannungsfeld erfolgt dabei das Bruchwachstum in Richtung der z-Fasern, an denen der Riss bis zur Oberfläche wächst, ohne jedoch, zumindest anfänglich, das Faserbündel selbst zu schädigen. Insgesamt kann die ausgeprägte Schadenstoleranz unter Impact- und Ermüdungsbelastung also mit der Möglichkeit der Energiedissipation innerhalb von Harznestern, des vielfachen Wachstums entlang der Fasern und dem anfänglichen Erhalt der Faserbündel erklärt werden.

Material B:

Der weite Abstand der z-Fasern bei diesem Material führt zu schmalen, länglich geformten Harznestern auf jeder Lagenebene entlang der Faserorientierung. Durch das Vernähen besteht in den Bereichen der z-Fasern eine dichtere Lagenstruktur und in den Zwischenbereichen eine gewisse Aufweitung mit breiteren Lagenabständen. Mit jeweils 45° sind nur geringere Unterschiede der Faserorientierungen vorhanden.

Der Einfluss der z-Fasern während der Impactbelastung ist aufgrund der weiten Abstände gering. Durch die dichtere Lagenpackung im Vergleich zu den Zwischenbereichen kommt es zu keiner Rissinitiierung an den z-Fasern durch die dort vorhandene Scherkomponente. Statt dessen wirken die Harznester als Rissinitiationsstellen, da durch die z-Fasern mechanische Momente in das Material eingebracht werden. Das Risswachstum erfolgt dann vornehmlich in den Bereichen zwischen den z-Fasern, wo relativ große Lagenabstände vorhanden sind und häufig kohäsives Risswachstum innerhalb des Reinharzes beobachtbar ist. Bei hoher vorhandener Energie verläuft der Riss dabei quer über die lokale Faserorientierung. Wurde durch den Bruchverlauf schon mehr Energie dissipiert, folgt die Rissfront der lokalen, vom Impactschaden abgewandten Faserorientierung. Jeweils parallel dieser Orientierungen kann die Primärbruchfront die Lagenebene durch energetisch günstigere, intralaminare Risse wechseln.

Der Bruchverlauf während der Impactbelastung zeigt sich damit makroskopisch ähnlich unvernähten vergleichbaren Materialien. Es ist ein wendeltreppenförmiges Wachstum des Schadens beobachtbar, das jeweils entsprechend der Orientierung der Lagenebene intralaminar auf eine andere Ebene wechselt.

Das geringe Ermüdungsrisswachstum des Materials findet in den Gebieten zwischen den z-Fasern statt, wo die Lagenabstände geringfügig größer sind und vor allem ein Ausweichen des Materials unter Belastung in z-Richtung möglich ist, also eine lokale Modus I - Komponente vorhanden ist. Diese Beulkräfte bewirken auch das Schadenswachstum außerhalb der Vorschädigung, wo die steiferen Vernähungsgebiete als Rissinitiationsstellen wirken. Die Ausbildung der Schwingstreifen ist sehr schwach. Zum einen ist dies wahrscheinlich durch die niedrige Rissfortschrittsgeschwindigkeit zu begründen, zum anderen ergibt sich eine im Vergleich zu Material A geringere Modus I - Komponente, verursacht durch den Gesamtzusammenhalt durch

die z-Fasern bei gleichzeitig wesentlich höherer Steifigkeit des UD-Geleges. Ausgehend vom Impactschaden kann der Riss nur innerhalb der breiteren Lagenabstände wachsen, während in den direkten Einflusszonen der z-Fasern kein Wachstum sichtbar ist. Dies kann ebenfalls auf den Effekt der höheren Steifigkeit in z-Richtung an diesen Stellen zurückgeführt werden. Bevorzugte Bereiche des Ermüdungsversagens sind die Flächen zwischen den Lagenpaketen, während innerhalb der Pakete das Wachstum durch den festeren Zusammenhalt der Lagen behindert ist. Indem die hauptsächlichsten Impactschädigungen in der Mitte, am Ort der höchsten Spannungen, der Probe zu finden sind, ergibt sich ein Schadenswachstum ausgehend von der neutralen Ebene der Probe.

Insgesamt kann also das Sudden - death – Verhalten, das bei diesem Material beobachtbar ist, damit erklärt werden, dass durch den Versteifungseffekt der z-Fasern Ermüdung nur dann erfolgen kann, wenn das Material auf einem sehr hohen Lastniveau beansprucht wird. Gleichzeitig wirken die z-Faserbereiche als bruchinitiierende Stellen mit Risswachstum in die Zwischenbereiche. Unter diesen Bedingungen ist dann nur ein geringes makroskopisches Schadenswachstum notwendig, um zu einem plötzlichen, kaum vorhersagbaren, katastrophalen Versagen zu führen.

Material C:

Der Aufbau des Verstärkungsmaterials mittels in sich stark gekrümmter Gewebelagen führt zu großen Harznestern an den Radien und Kreuzungspunkten der Faserbündel. Durch die Vernähung des Materials kommt es zu zusätzlichen Harznestern an den z-Fasern und zu erweiterten Lagenabständen in den Bereichen zwischen den z-Fasern. Lokal bestehen große Unterschiede der Faserorientierungen, was aufgrund der hohen z-Faserabstände jedoch vornehmlich auf der x-y-Ebene von Bedeutung ist. Durch starke Krümmung der Gewebelagen sind die Fasern, im Gegensatz zu Material B, zum Teil aus der x-y-Ebene herausorientiert, so dass eine gewisse z-Komponente vorhanden ist.

Während der Impactbelastung wirken alle Harznester als Rissinitiationsstellen, was zu einer ausgeprägten Vielfachbruchinitiierung führt. Das Risswachstum erfolgt dann aufgrund der weiten Lagenabstände zwischen den Lagen und ist häufig als Kohäsivbruch des Harzes beobachtbar. Ähnlich wie bei Material B verläuft die Rissfront mit anfänglich hoher Energie über die lokale Faserorientierung hinweg. Mit niedrige-

rer Energie kommen die verschiedenen lokalen Faserorientierungen innerhalb einer Ebene zum Tragen. Der Riss verläuft jeweils entlang der lokalen Faserrichtung mit der Möglichkeit der Rissverzweigung und -umlenkung an den Kreuzungspunkten des Gewebes. Diese Vorgänge wirken Energie dissipierend und führen letztlich zum Stillstand des Bruches. Damit kann trotz des höheren Gehaltes an Fehlstellen im Vergleich zu Material B die vergleichbare Schadensgröße des Materials bei niedrigen Impactenergien erklärt werden.

Während der Ermüdungsbelastung ist ein mittleres Schadenswachstum beobachtbar. Ausgehend von der Einflusszone des Impactschadens erfolgt Rissinitiation und Wachstum innerhalb der Harznester. Vergleichbar mit Material A läuft die Primärbruchfront über diese sekundären Schwingbrüche weg. Das Wachstum erfolgt dann zum großen Teil in den Bereichen zwischen den Faserbündeln. Durch die Vergrößerung des Schadens kommt es zu einer Verlagerung des Spannungsfeldes. Durch die Gewebestruktur ist es dem Ermüdungsriss möglich, zwischen den Faserbündeln in Richtung Oberfläche zu wachsen, während gleichzeitig innerhalb des Schadensgebietes durch die Rissöffnung und damit einhergehende Auflösung der tragenden Faser-Matrix-Verbindung ganze Faserbündel brechen können. Auch bei diesem Material ist eine gewisse Erhöhung der Steifigkeit und damit Resistenz gegen Ermüdungsbelastung in den Bereichen der z-Fasern erkennbar. Dieser Effekt wird allerdings durch die Häufigkeit und Größe der Harznester an den z-Fasern relativiert, so dass diese Bereiche ebenfalls typische Ermüdungskennzeichen aufweisen. Im Vergleich zu Material B kommt es außerhalb der Vorschädigung kaum zum Risswachstum an den z-Fasern, was wahrscheinlich durch die geringeren lokalen Orientierungsunterschiede der Fasern im Gewebe zueinander begründet ist. Aus der y-x-Ebene heraus orientierte Fasern reduzieren den örtlichen Steifigkeitssprung. Insgesamt kann das schadenstolerante Verhalten des Materials also mit der Möglichkeit des Risswachstums sowohl in den Zwischenlagenbereichen als auch in den z-Faserbereichen unter gleichzeitigem Erhalt der Festigkeit in z-Richtung erklärt werden.

Material D:

Der trotz der $\pm 45^\circ$ -Orientierung der Faserlagen vergleichbare Aufbau des Materials mit Material C führt zu einer ähnlichen Gefügestruktur. Aufgrund der fehlenden Vernähung ist allerdings ein deutlich dichter Lagenaufbau möglich. Dies führt zu

geringeren bis sehr engen Lagenabständen und zu einer deutlichen Verkleinerung der Harznester, wobei die absolute Anzahl bei gleichmäßigerer Verteilung vergleichbar ist.

Die unter Impactbelastung eintretenden Schädigungen und Rissverläufe sind sehr gut mit denen des Materials C zu vergleichen. Es erfolgt Vielfachbruchinitiierung an den Harznestern mit nachfolgendem Risswachstum und Energiedissipation durch Rissumlenkung. Im Unterschied zu Material C ist Risswachstum häufig auch in die Lagenebenen hinein beobachtbar. Dies ist durch die geringen Lagenabstände erklärbar, die dazu führen, dass der Riss nicht nur interlaminar, entlang schwächerer innerer Grenzflächen wächst, sondern auch, durch die vorhandenen Scherkräfte und die geschwungene Lagenstruktur, zu Energie dissipierenden, intralaminaren Rissen und Faserbrüchen führt. Die geringen Lagenabstände bewirken damit einen deutlich höheren inneren Zusammenhalt des Materials und erklären damit auch die sehr gute Impactfestigkeit und Energieabsorption.

Unter Ermüdungsbelastung zeigt sich, bei ähnlich ausgeprägtem Wachstum, ein deutlich unterschiedliches Schadensbild zu Material C. Verursacht einerseits durch das sprödere Matrixharz, andererseits durch die geringen Lagenabstände, ist kein Ermüdungsrisswachstum in den Faserbereichen nachweisbar. Es zeigt sich, dass Rissinitiation und -wachstum jeweils in Form von Sekundärbrüchen innerhalb der Harznester stattfindet. Wiederum erfolgt also ein Wachstum in Sprüngen, bei dem der Primärbruch über die vor der Bruchfront gewachsenen sekundären Schwingbrüche wegbricht. Durch die geringen Lagenabstände ist allerdings eine hohe lokale Festigkeit gegeben, so dass ausschließlich statische Brüche, nach erfolgter Schwächung des Materials innerhalb der Harznester, vor der Rissfront stattfinden. Die dem Material C ähnliche geringe Ermüdungsfestigkeit kann insgesamt damit erklärt werden, dass gerade durch eine Erhöhung der Steifigkeit mit einem sehr dichten Lagenaufbau die Möglichkeit eines langsamen und damit kontrollierten Risswachstums verringert wird. Stattdessen findet ein über größere Bereiche statischer Rissfortschritt statt, der letztlich zu einem früheren Restversagen des Materials führt.

6.3 Höherfrequente Belastung

6.3.1 Mechanisch-physikalische Kennwerte

6.3.1.1 Messung als einseitig eingespannter Biegeträger

In Bild 105 sind die Ergebnisse der Festigkeitsmessungen als einseitig eingespannter Biegeträger im Vergleich zu den Messungen aus der 3-Punkt-Biegung dargestellt. In den Messungen bedeutet Faserlage unten, dass die Gewebelagen im Radius relativ zur Belastungsrichtung unten im Druckteil und das gegenüberliegende Harz-
nest im Zugteil liegen. Trotz fehlender Statistik liegen die Werte der Messung in einem schlüssigen Bereich und können in ihren Tendenzen und relativen Höhen das Versagen im α f-Versuch erklären helfen.

Es zeigt sich, dass die Faserlage durchgängig höhere Werte besitzt, die im meistbelasteten Querschnitt oben liegenden Fasern aufweist. Für die UD-Materialien W – Z kann eine gute Korrelation zum Faservolumengehalt gesehen werden, indem mit abnehmendem Fasergehalt eine Abnahme der Festigkeit stattfindet. Gleichermaßen ergeben sich höhere Differenzen zwischen der Faserlage oben oder unten.

Im Vergleich liegen die Biegefestigkeiten aller Werkstoffe, mit Ausnahme von Material W, unterhalb der Werte aus dem 3-Punkt-Biegeversuch.

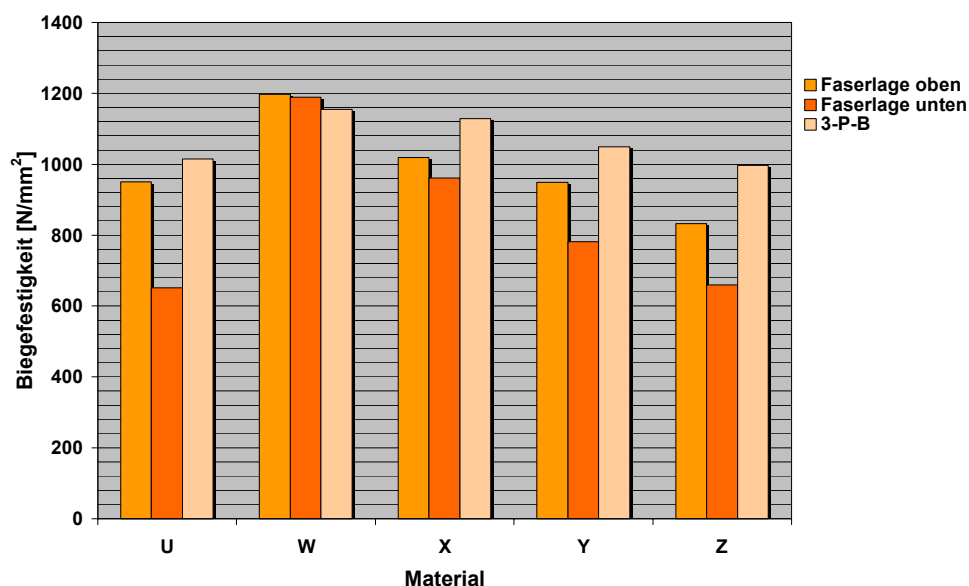


Bild 105: Vergleich der Biegefestigkeiten aus den Messungen von 3-Punkt-Biegung und als einseitig eingespanntem Biegeträger mit verschiedenen Faserlagen

Das quasiisotriope Material U zeigt, bei gleichem Faservolumengehalt wie Material W, geringere und stark differierende Werte.

Insgesamt zeigen die Messungen, dass unter statischer Belastung als einseitig gespannten Biegeträger höhere Lasten beaufschlagt werden können, wenn ein Harznest im Druckbereich liegt und die lasttragenden Fasern auf Zug beansprucht werden. Dies korrespondiert auch mit der Gegebenheit, dass Reinharze i.a. deutlich höhere Druckspannungen im Vergleich zu Zugspannungen ertragen können. Die deutlich über der Biegefestigkeit aus dem 3-Punkt-Biegeversuch liegenden Werte des Materials W können durch Abstützungseffekte der Aufdopplung erklärt werden.

Diese Abstützungseffekte führen auch im Vergleich der E-Moduln (Bild 106) zu deutlich höheren Werten aus den Messungen als einseitig eingespannter Biegeträger. Wie beim Vergleich der Biegefestigkeiten zeigen sich ähnliche Tendenzen bezüglich der erreichten Werte.

Es ist nicht möglich die E-Moduln bezüglich der Belastungsrichtung zuzuordnen. Die sich ergebenden Unterschiede der Werte sind auf mangelnde Statistik zurückzuführen. Sie liegen jedoch im Vergleich in einem schlüssigen Bereich und werden als Mittelwerte angenommen.

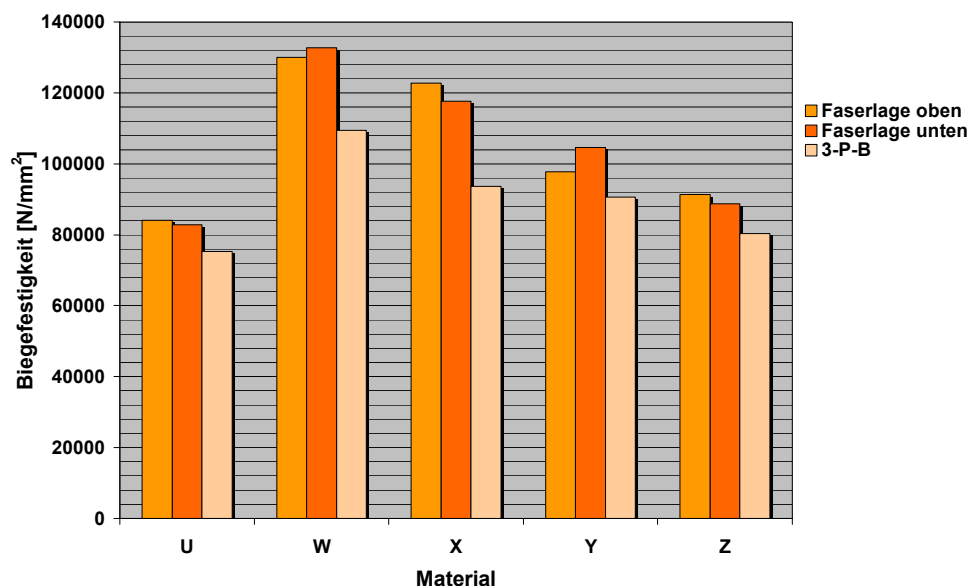


Bild 106: Vergleich der E-Moduln aus den Messungen von 3-Punkt-Biegung und als einseitig eingespanntem Biegeträger mit verschiedenen Faserlagen

6.3.1.2 Verlauf der Eigenfrequenz

Im $\alpha \times f$ -Versuch tritt, abhängig von Zeit und beaufschlagter Belastung, durch Ermüdungserscheinungen eine Schädigung des Materials ein. Die sich hierdurch ändernde Steifigkeit des Materials äußert sich in einer Änderung der Eigenfrequenz. Zeichnet man den Frequenzverlauf über der Lastspielzahl auf, so kommt man zu einer in-Situ - Beobachtung des Schadensverlaufs über der Zeit. Art und Verlauf dieser Kurven hängen vom Material, der Geometrie und der Belastung ab und können als Kriterium zur Schädigungsbeurteilung herangezogen werden. In Bild 107 ist der typische Verlauf der Eigenfrequenz einer Probe des quasiisotropen Materials U über der Lastspielzahl dargestellt.

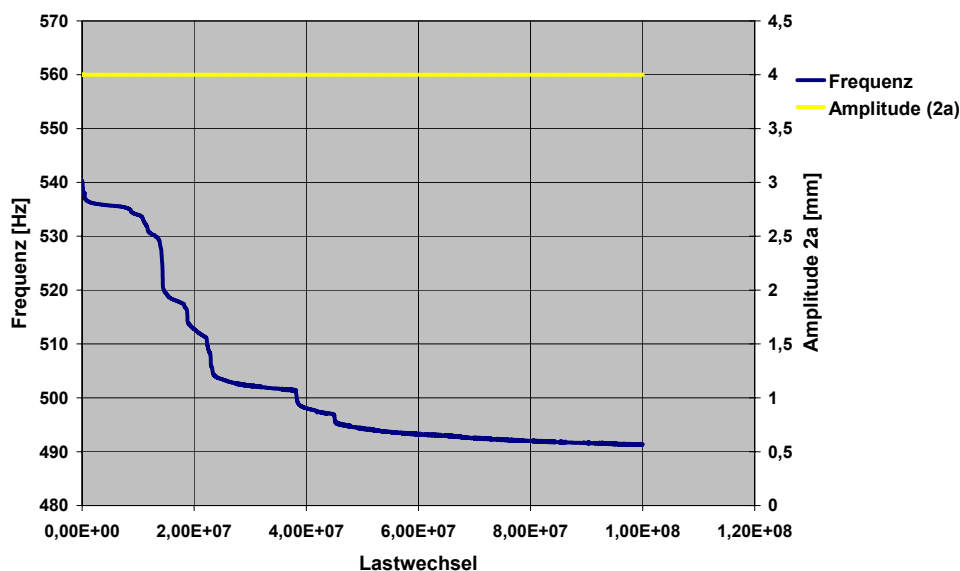


Bild 107: Typischer Verlauf der Eigenfrequenz des Materials U (U3-1)

Es zeigt sich, dass der Abfall der Eigenfrequenz stufenförmig verläuft und damit auf einen unregelmäßigen Versagensablauf innerhalb des Gefüges hinweist.

Bis zu einer konstanten Belastung mit einer Amplitude von 3mm erfolgt über der Schwingspielzahl keine Abnahme der Eigenfrequenz des Materials. Der erste Frequenzabfall ist bei einer Amplitude von 4 mm festzustellen, was einer Belastung von lediglich 18% der minimalen statischen Versagensspannung entspricht bei einer Frequenzabnahme von ca. 9%. Sowohl die Stärke des Frequenzabfalls als auch die Art des stufenförmigen Verlaufs der Kurven unterliegen einer breiten Streuung. Trotzdem kann eine stetige Zunahme der Frequenzabfälle mit steigender Belastung beobachtet werden und eine Art Belastungsgrenzwert, bei dem es zum vollständigen

Einbrechen der Eigenfrequenz und damit letztlich zum Materialversagen kommt. Dieser Grenzwert ist bei einer Amplitude von 11 - 12 mm zu finden, welcher einer realen Belastung von ca. 50% der minimalen statischen Versagensspannung entspricht.

Für die weiteren UD-Materialien W - Z mit verschiedenen Faservolumengehalten (FVG) konnte dieser Wert nicht gefunden werden, was teils an zu geringen Probenanzahlen und teils, besonders bei einem hohen FVG, an einer nicht ausreichenden Shakerleistung liegt. Es zeigt sich jedoch für die UD-Materialien ein eigener allgemeiner Kurvenverlauf des Frequenzabfalls (Bild 108).

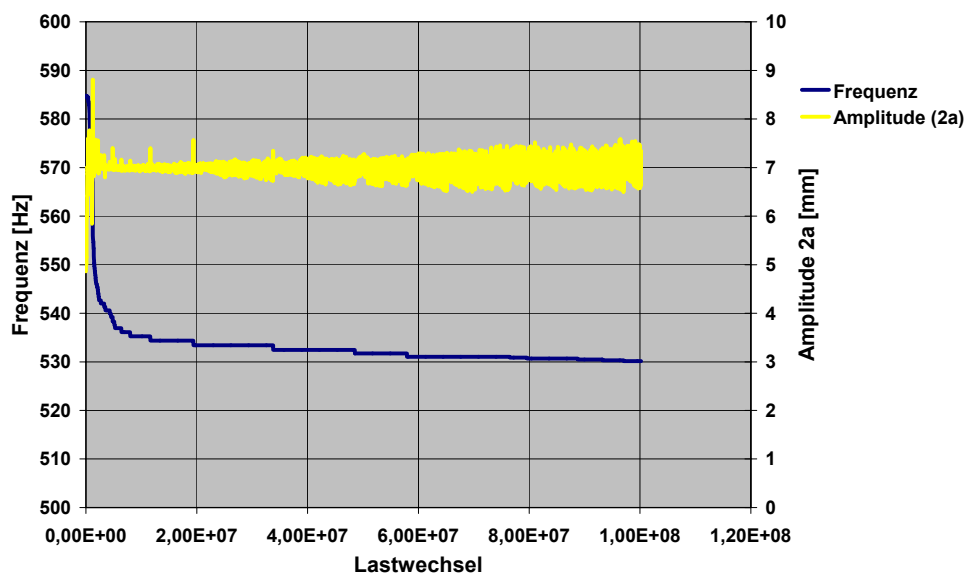


Bild 108: Typischer Verlauf der Eigenfrequenz der Materialien W - Z (X1-2)

Die Werkstoffe zeigen nach einem mehr oder weniger großen anfänglichen Abfall keine kontinuierliche Abnahme der Eigenfrequenz über den Lastwechseln sondern nur vereinzelte Stufen.

Der charakteristische Verlauf der Kurven, sowohl des quasiisotropen Materials U als auch der unidirektionalen Materialien W-Z, sind direkt vergleichbar mit der Abnahme des Sekantenmoduls über der Lebensdauer, wie sie von Baron/Schulte 1987 für Verbundwerkstoffe mit verschiedenen Lagenaufbauten beschrieben wurden.

Unabhängig vom weiteren Frequenzverlauf ist in allen Versuchen ein mehr oder weniger ausgeprägter Frequenzabfall direkt mit den ersten Lastwechseln zu beobachten. Es scheint sich bei diesem Verhalten um Einschwingvorgänge zu handeln, bei denen lokale Spannungsspitzen im Material abgebaut werden. Deren Ursachen

sind wahrscheinlich in herstellungsbedingten Fehlern, wie beispielsweise vereinzelt ungeordnet liegenden Fasern, zu suchen.

Trotz der oben erwähnten breiten Streuungen der Einzelwerte des Frequenzabfalls können jedoch in der Gesamtheit der Werte Aussagen über das Versagensverhalten bezüglich der verschiedenen Faservolumenanteile (FVG) getroffen werden.

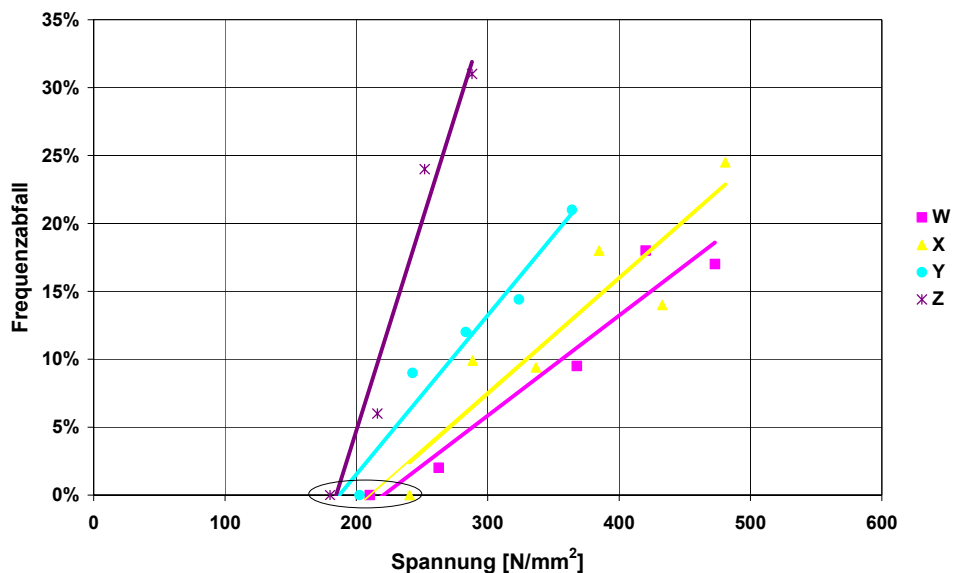


Bild 109: Typischer Verlauf der Eigenfrequenz der Materialien W - Z

Wie in Bild 109 zu sehen ist, entsprechen die verschiedenen Steigungen der eingezeichneten Tendenzlinien für die einzelnen Materialien der Reihenfolge der entsprechenden FVG. Der exakte Zusammenhang zwischen der Größe der Steigung und dem FVG kann nicht dargestellt werden, was neben der erwähnten breiten Streuung der Werte vor allem an den Fehlstellen in den Radien der Probekörper liegt. Damit müssen die Steigungen ebenso mit den niedrigsten Versagensspannungen aus den statischen Untersuchungen verglichen werden und zeigen auch hier einen stetigen Zusammenhang.

Als wichtigste Aussage kann festgehalten werden, dass mit zunehmenden Faservolumenanteil höhere Ermüdungsspannungen ertragen werden können. Weiterhin ist aus den niedrigeren Steigungen zu erkennen, dass im Vergleich zu niedrigen FVG gleichzeitig auch ein geringerer Frequenzabfall und damit ein geringeres Schadenswachstum stattfindet bis es zu einem katastrophalen Versagen kommt. Allgemein kann also festgehalten werden, dass mit steigendem FVG die Materialfestigkeit ansteigt, was sich in höheren Eigenfrequenzen ausdrückt. Es werden höhere Ermü-

nungsspannungen ertragen, während gleichzeitig der ertragene Frequenzabfall bis zum Versagen, und damit die Schadenstoleranz des Werkstoffs, abnimmt.

Auffällig sind weiterhin die in Bild 109 sehr nahe beieinander liegenden Ausgangsspannungen der verschiedenen Werkstoffe, bei denen noch kein Abfall der Eigenfrequenz feststellbar ist. Dieses enge Zusammenliegen der Werte weist darauf hin, dass das jeweilige erste Versagen nur wenig mit dem FVG zusammenhängt.

Die mittels einlamierten Thermoelementen gemessenen Temperaturen deckten sich mit den vibrothermographischen Ergebnissen (Anlage Bild A1). Es konnten maximale Temperaturen von 120°C gemessen werden, die das Versagenverhalten allerdings nicht beeinflussen. Das Versagen wurde nicht durch den Free-Edge-Effekt ausgelöst, sondern begann im mittleren Bereich der Probekörper. Mehrere Vergleichsproben, die mittels Luftstrom während des Versuch gekühlt wurden und praktisch keine messbare innere Erwärmung erfuhren, zeigten einen identischen Frequenzverlauf und Schädigungsbeginn.

6.3.1.3 Lebensdauerdiagramme

Als Ergebnis der Einzelversuche ist es möglich, einfache Lebensdauerlinien nach Art eines Wöhlerdiagramms zu erstellen. Ebenso wie in diesen wird die relative Maximalspannung σ_r/σ_{\max} über der Lastwechselzahl in Form von logarithmischen Regressionsgeraden aufgetragen. In dieser Art Diagramm werden jedoch die Lebensdauerlinien als Linien gleichen Frequenzabfalls eingetragen. Da der Frequenzabfall direkt mit dem Schadensausmaß korreliert, werden also, ähnlich wie bei den Wöhlerlinien, Grenzzlinien eines Schädigungsmaßes dargestellt.

Für den untersuchten Probenaufbau Material U liegen die zulässigen Spannungen für eine Grenzlastspielzahl von 10^8 zwischen ca. 10-30% der Versagensspannung σ_{\max} abhängig vom jeweiligen Frequenzabfall (Bild 110). Für einen Frequenzabfall von 3% konnte die Grenzlastspielzahl nicht erreicht werden. Insgesamt ergibt sich eine sehr starke Streuung der Werte, trotzdem können der Frequenzabnahme entsprechende Linien eingetragen werden.

Es zeigt sich eine Unstetigkeit zwischen 15% und 18% Frequenzabfall, indem für höhere Abnahmen der Eigenfrequenz schlagartig nur noch relativ geringe Lastwechselzahlen erreicht werden konnten (Bild 111). Trotzdem zeigen sich auch hier die entstehenden Regressionsgeraden in einer schlüssigen Folge. Es lässt sich vermu-

ten, dass dies mit dem völligen Versagen des Harznestes im Radius zusammenhängt.

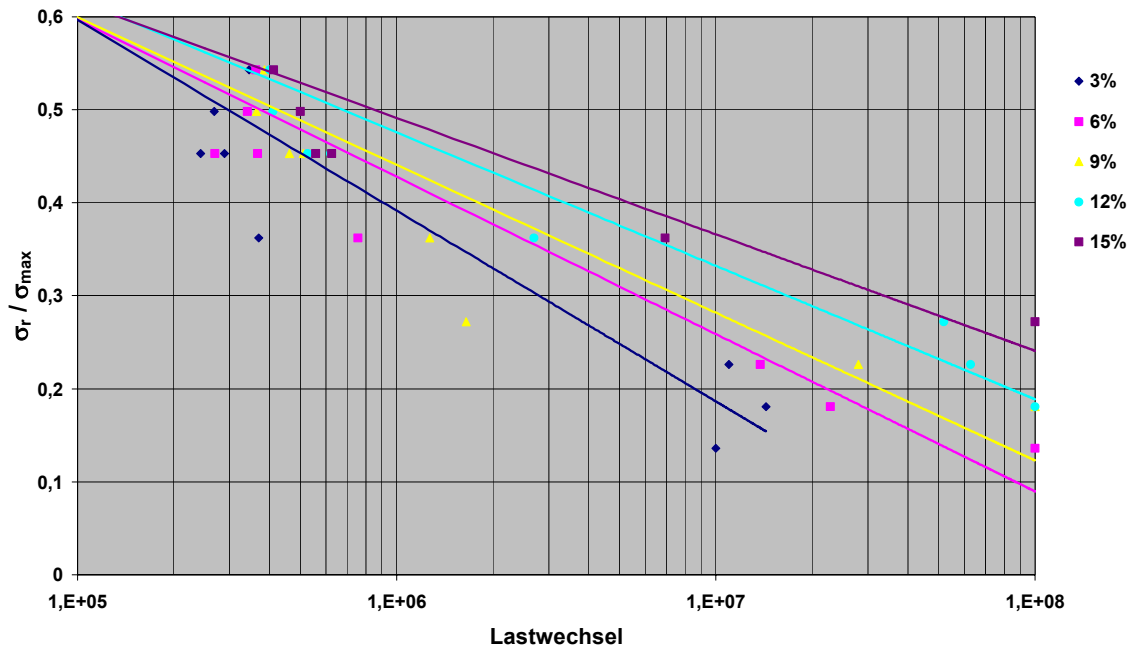


Bild 110: Lebensdauerdiagramm des Materials U für 3% - 15% Frequenzabfall

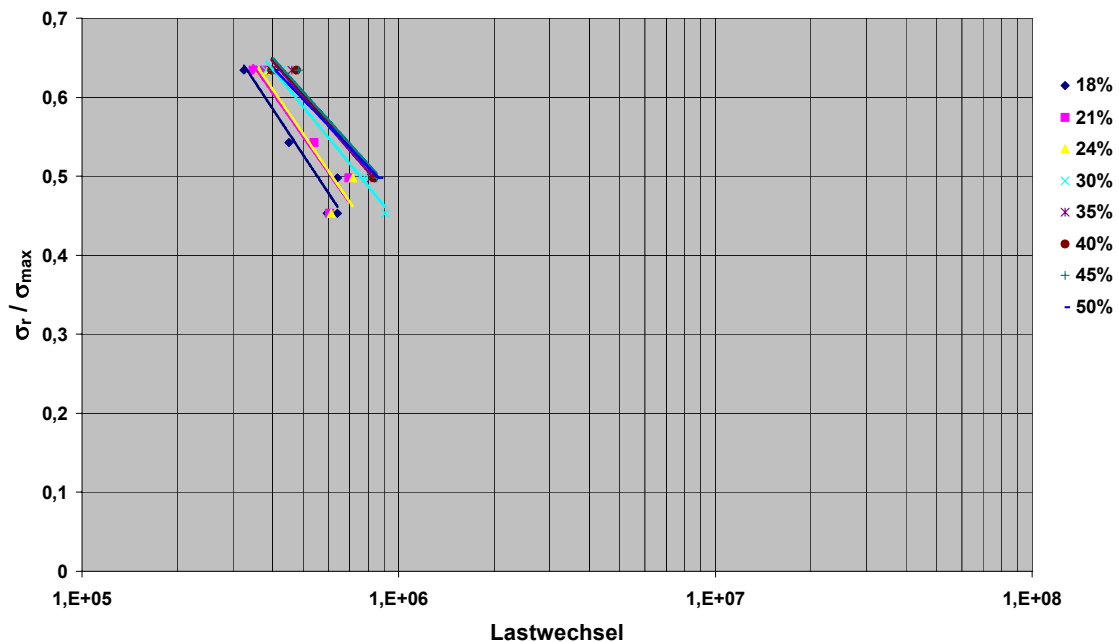


Bild 111 Lebensdauerdiagramm des Materials U für 18% - 50% Frequenzabfall

Trotzdem die Diagramme bauteilbezogen und somit eigentlich nicht vergleichbar sind, soll angenommen werden, dass die Linie des 15%igen Frequenzabfall ungefähr

der Versagenslinie eines Wöhlerdiagramms entspricht. Dabei fällt auf, dass die Linie, bei einer Betrachtung über der Lastspielzahl, in ihrer Höhe entsprechend der von Wechsellast bekannten liegt. Gleichzeitig ist sie, entsprechend Sun/Chan 1979, zu höheren Lastwechselzahlen verschoben. Bei einer Betrachtung über der ungefähren Belastungszeit, also in etwa der gleichen Zeit, die eine mit 5Hz belastete Probe bis zum Erreichen einer Grenzlastspielzahl von 10^6 braucht, liegt die Gerade fast deckungsgleich. Beides würde auf viskoelastische Vorgänge an der Riss Spitze schließen lassen.

Aus verschiedenen Gründen war es nur sehr bedingt möglich, Lebensdauerdiagramme dieser Art für die unidirektionalen Materialien W-Z zu erstellen (Anhang Bild A2). Zum einen können für niedrige Frequenzabnahmen wegen zu geringer Probenanzahlen nur Anfangswerte gefunden werden, zum anderen finden mit steigendem FVG geringere Frequenzabnahmen bis zum globalen Versagen statt, so dass die Anzahl der Kurven nach oben beschränkter ist. Insgesamt sind aus diesen Gründen die im Anhang dargestellten Diagramme wenig aussagekräftig und unterliegen sehr starken Streuungen.

6.3.1.4 Restzugfestigkeit

In Zugversuchen wurde die nach der Ermüdungsbelastung noch vorhandene Restzugfestigkeit ermittelt (Bild 112). Wegen einer zu kleinen Probenanzahl kann keine eindeutige Aussage über einen linearen Zusammenhang zwischen der Restzugfestigkeit und dem Schadensausmaß in Form der Frequenzabnahme getroffen werden. Es zeigt sich jedoch insgesamt eine sehr starke Abnahme der Werte bis auf ca. 30% der statischen Zugfestigkeit des ungeschädigten Probekörpers.

Der hohe Festigkeitsverlust weist darauf hin, dass im Material schon bei geringer Abnahme der Eigenfrequenz lokal sehr starke Schädigungen stattfinden. Dies kann auch an der unterschiedlichen Ausprägung der Restbrüche der Proben nach ihrem Totalversagen im Zugversuch gesehen werden. Mit zunehmendem Frequenzabfall und einer damit größeren lokalen Schwächung des Materials nimmt die Größe der Delaminationen längs der Probenachse ab. Diese werden normalerweise durch die unter Zugbelastung bestehenden Querkräfte verursacht, können aber mit zunehmender Schwächung des Querschnittes im Bereich der Aufdopplung nicht mehr entstehen.

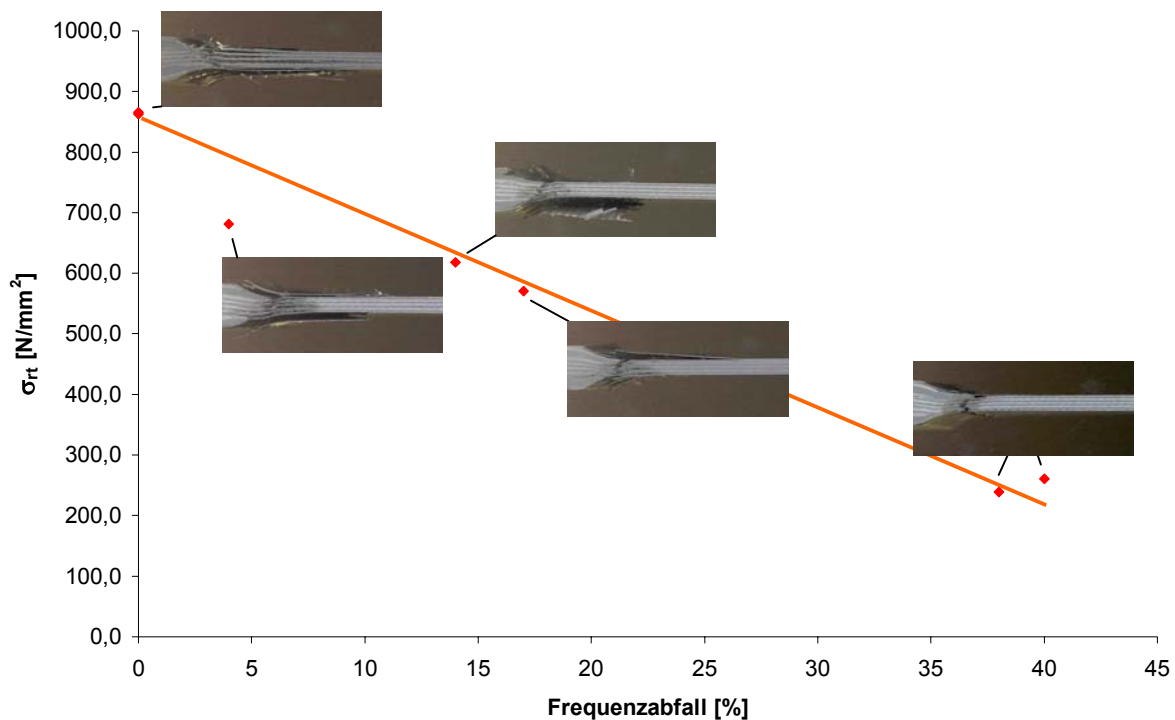


Bild 112: Restzugfestigkeiten des Materials U und Schliffbilder der zugehörigen Brüche

6.3.2 Mikrofraktographische Untersuchungen

Es wurden Proben untersucht, die im $\alpha \times f$ -Versuch einen charakteristischen Frequenzabfall zeigten. An thermographischen Aufnahmen zeigte sich je im Bereich des Radius eine Zunahme der Schadensgröße mit steigendem Wert des Frequenzabfalls (Anhang Bild A3). Es ist keine Abhängigkeit der Schädigung von der jeweiligen Oberseite / Unterseite zu erkennen – die ausgeprägtere Schädigung entwickelt sich in Abhängigkeit der Fehlstellen. Im Fall von sich ähnelnden Frequenzabfällen ist das erkennbare Schadensausmaß ebenfalls ähnlich groß.

Schon in den Schliffaufnahmen ist zu erkennen, dass die Hauptschädigungen im Bereich des Harznestes und den direkt angrenzenden Gewebelagen stattfanden. Eine mit lediglich 9% Frequenzabfall behaftete Probe zeigt im Harznest zwei senkrecht zur Belastungsrichtung liegende Risse und ein Delaminationsversagen lediglich in der obersten Gewebelage am Radius (Anhang Bild A4). Auch eine Probe mit hohem Frequenzabfall (Bild 113) zeigt Risse quer zur Lastrichtung im Harznest. Es sind jedoch, zusätzlich zu den Delaminationen an den obersten Lagen, Ablösungen des Harznestes von seiner Umgebung zu erkennen. Teils kommt es zu kompletten

Ablösungen der obersten Gewebelagen bis hin zu translaminaren Versagen, also einem gänzlichen Abreißen der Faserbündel. Das Harznest ist vollkommen aufgerieben, ebenso wie die Struktur im meistbelasteten Bereich gegenüber, wo die oberste 0°-Lage in sich erhalten delaminiert ist. Die darunter liegenden $\pm 45^\circ$ - und 0°-Lagen sind jedoch lokal zerstört.

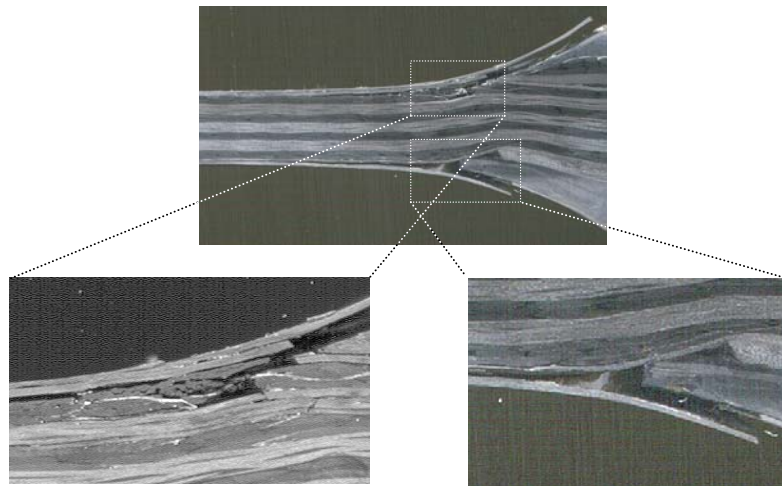


Bild 113: Querschliff des Versagensgebiets U2-5D, T2, 2-3

Da sich für das Versagen höherfrequent belasteter Materialien auf den Bruchflächen aller untersuchten Materialien unbekannte Bruchphänomene zeigen, diese sich jedoch weder in Abhängigkeit vom Lagenaufbau noch der Größe der Belastung in relevanter Weise ändern, sollen diese exemplarisch an der charakteristischen Probe U3-1 (Bild 114) dargestellt werden.

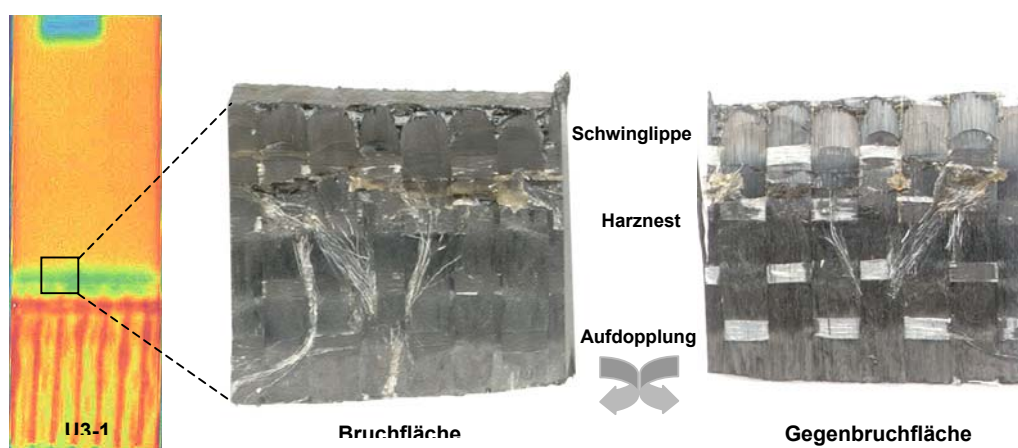


Bild 114: Lage der Bruchfläche in der Probe und Übersichtsaufnahmen

In Bild 115 ist eine REM- Aufnahme der Bruchoberfläche der Probe U3-1 mit 9% Frequenzabfall in der Seitenansicht dargestellt. Sehr gut sichtbar in Richtung der Schwinglippe sind die bogenförmigen Fronten, an denen es zum Stillstand der Primärfront der Ermüdungsrissausbreitung kam. Ebenfalls gut sichtbar sind die im Harznest verlaufenden Risse und ihr weiterer Verlauf im Material, der teilweise auch große Ausbrüche des Harzes aufgrund von Rissverzweigung aufweisen kann. In der Abbildung wurden die Bereiche mit Buchstaben gekennzeichnet, die bei den mikrofraktographischen Untersuchungen charakteristische Merkmale aufwiesen, bzw. untersucht wurden um den chronologischen Versagensablauf nachvollziehen zu können.

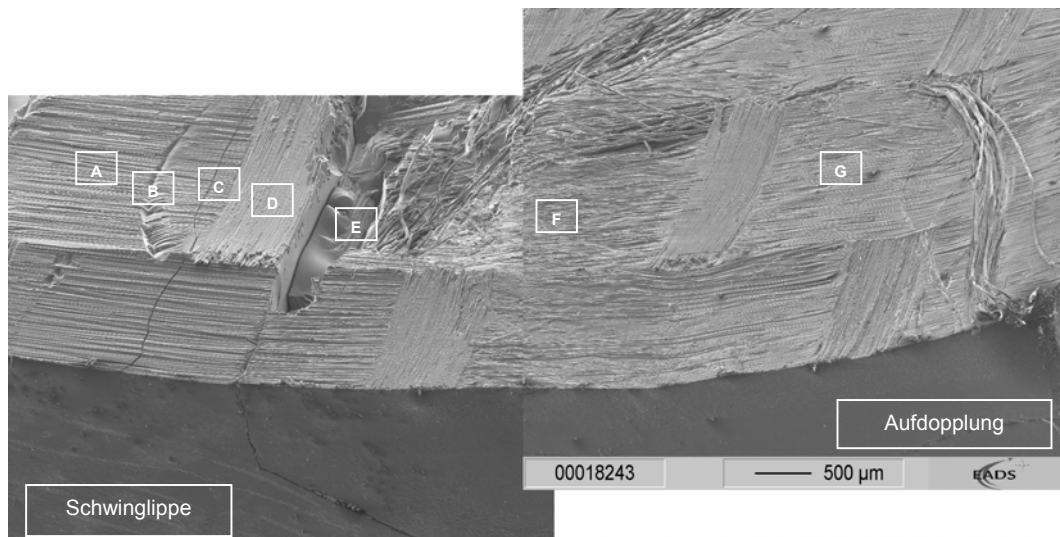


Abb: 115: Übersichtsaufnahme der Bruchoberfläche der Probe U3-1, (45°)

Die in diesem Abschnitt beschriebenen Bruchmerkmale sind charakteristisch für die höherfrequent belasteten Bauteile und sind größtenteils aus der Literatur noch nicht bekannt. Sie werden deshalb zunächst, ausgehend von bereits bekannten mikromorphologischen Details, rein in ihrer Ausprägung beschrieben.

Der Übergang vom Ermüdungsbereich B zum statischen Restbruch A erfolgt abrupt in Form einer bogenförmigen Vertiefung im Reinharz, deren eine Flanke statisch gebrochen ist und deren andere Flanke schuppige Strukturen aufweist (Bereich B, Bild 116). Diese sind in der Vergrößerung als einzelne für sich bestehende Merkmale mit fließender Abgrenzung zu den benachbarten zu erkennen. Aneinandergereiht befinden sie sich auf verschiedenen, zur Bruchrichtung parallelen, Ebenen. Auf der Gegenbruchfläche können die dazu korrespondierenden Strukturen gesehen wer-

den. Hier zeigt sich der Rissfortschritt ebenfalls auf verschiedenen Bruchebenen, die in Bruchrichtung verlaufen und stufenförmig ineinander übergehen.

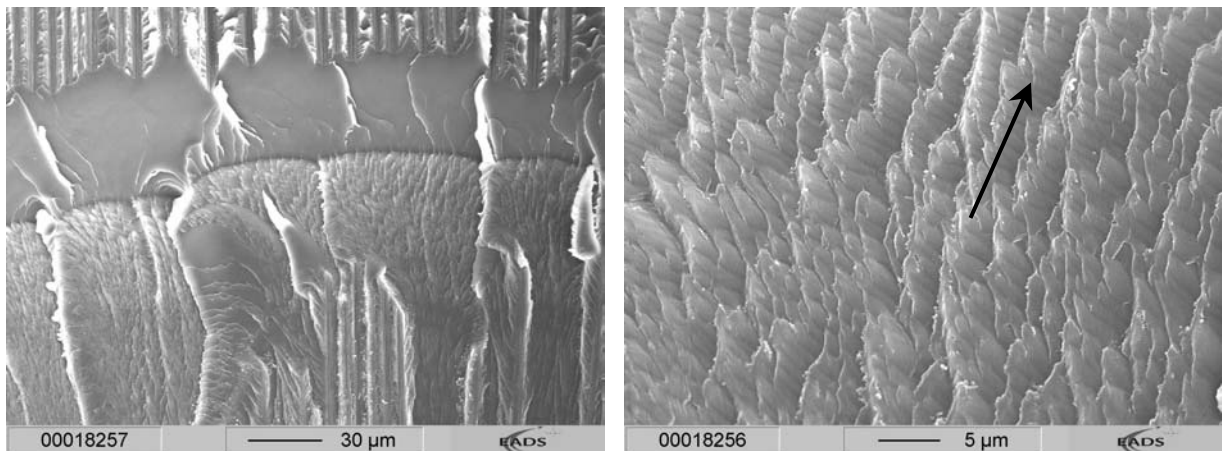


Bild 116: Bereich B – schuppige Strukturen am Ende des Ermüdungsbereiches mit eingezeichneter Bruchrichtung

Unter starker Kippung und Vergrößerung können die Bruchbahnen und die der gesamten Struktur überlagerten Schwingstreifen gesehen werden (Bild 117). Die fließenden Übergänge der schuppigen Strukturen zeigen sich stufenförmig und stellen die zyklische Komponente der Bruchmorphologie in Form von Schwingstreifen dar. Sie sind so ein eindeutiger Nachweis des ermüdenden Versagens in diesem Bereich.

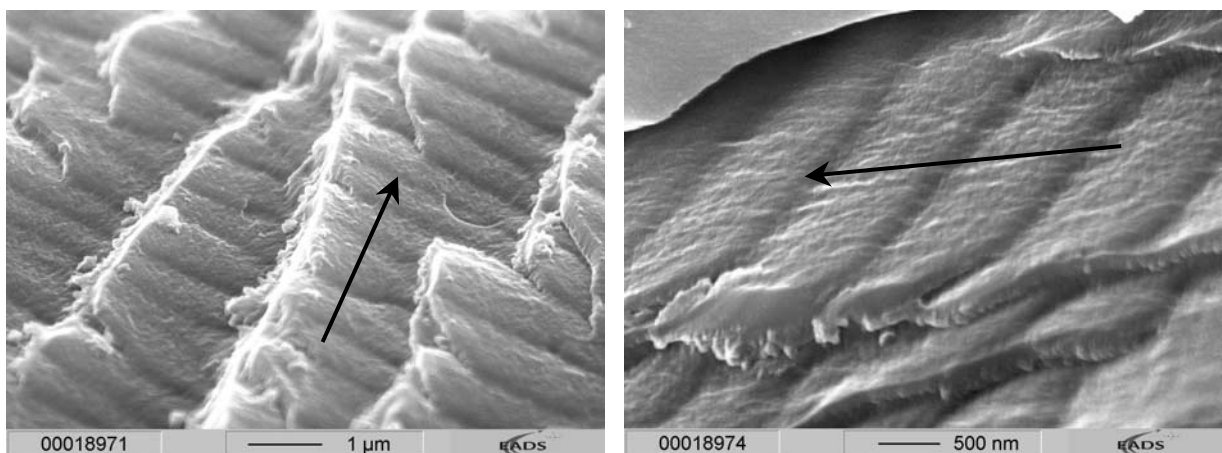


Bild 117: Bereich B – Vergrößerung der Bruchstrukturen (45°)

Es scheint in dem gesamten Bereiche Ermüdungsversagen unter vorherrschender Mode I -Komponente vorzuliegen, was sich auch durch typische Stufen auf der Bruchoberfläche ausdrückt, woraus die örtliche Bruchrichtung bestimmt werden kann. Die Verwölbung der Bruchfläche insgesamt wird dabei durch eine lokal vor-

handene Modus III – Komponente verursacht.

In den zwischen den beiden Querrissen im Harznest liegenden Bereichen C und D können nur in ersterem, dessen Faserorientierung parallel der Bruchrichtung verläuft, charakteristische Bruchmerkmale gefunden werden. Die sich zeigenden Bruchflächen haben eine eigene, für den $\alpha \times f$ -Versuch typische, Ausprägung (Bild 118).

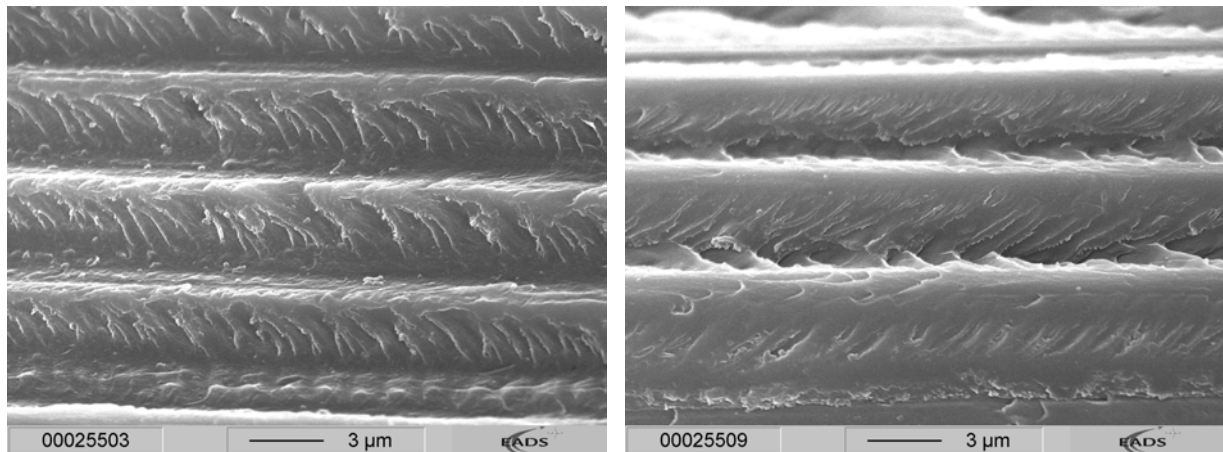


Bild 118: Bereich C – Bruch- und Gegenbruchfläche (30°)

Die Bruchphänomene haben von den Faserbetten ausgehende blättrige Formen, die sich an den Spitzen zulaufend teils wieder vereinigen und eine geschlossene Fläche bilden. Es sind keine Abdrücke der Faseroberfläche in den Faserbetten zu finden. Auf der Gegenbruchfläche ist ein korrespondierendes Bruchbild zu erkennen. Die Fasern sind gänzlich von Harz ummantelt und werden gleichsam von der blättrigen Struktur festgehalten. Der Vergleich von Bruch- und Gegenbruchfläche zeigt, dass reines Matrixversagen als kohäsiver Bruch des Harzes vorliegt, d.h. es findet kein Interfaceversagen statt.

Von bisher bekannten Bruchmerkmalen drängt sich ein Vergleich zu den von statisch Mode II - belasteten Bruchflächen bekannten Hackles auf. Bruchebenen und Ausformung sind ähnlich, jedoch weist das rein kohäsive Versagen auf veränderte Lastbedingungen hin, wie sie im $\alpha \times f$ -Versuch gegeben sind.

Die am Grund des Harznestes (Bereich E) vorhandenen Bruchmerkmale entsprechen den in Bereich C gefundenen. Es zeigt sich jedoch eine ausgeprägtere blättrige Struktur, was durch einen lokal größeren Faserabstand verursacht werden kann, und das Versagen erfolgt entlang der Fasern im Interface. In der Vergrößerung (Bild 119) ist zu erkennen, dass das Risswachstum jeweils entlang der Faserbetten in die Zwischenfaserbereiche hineinwachsend initiiert wurde.

An den Flanken des Querrisses und des Ausbruches im Harznest sind keine Anzeichen eines Ermüdungsrisswachstum zu finden. Statt dessen findet man alle Anzeichen eines statisch entstanden Bruches.

Auf zum Vergleich hergestellten statisch gebrochenen Laborbrüchen konnten diese Strukturen nicht gefunden werden, sind aber aufgrund ihrer Ausprägung wohl einem Versagen unter vorwiegender Mode II - Komponente zuzuordnen. Dynamisch gebrochene Laborproben zeigten ähnliche Strukturen, die allerdings nicht so deutlich ausgeprägt waren (Bild 120 rechts).

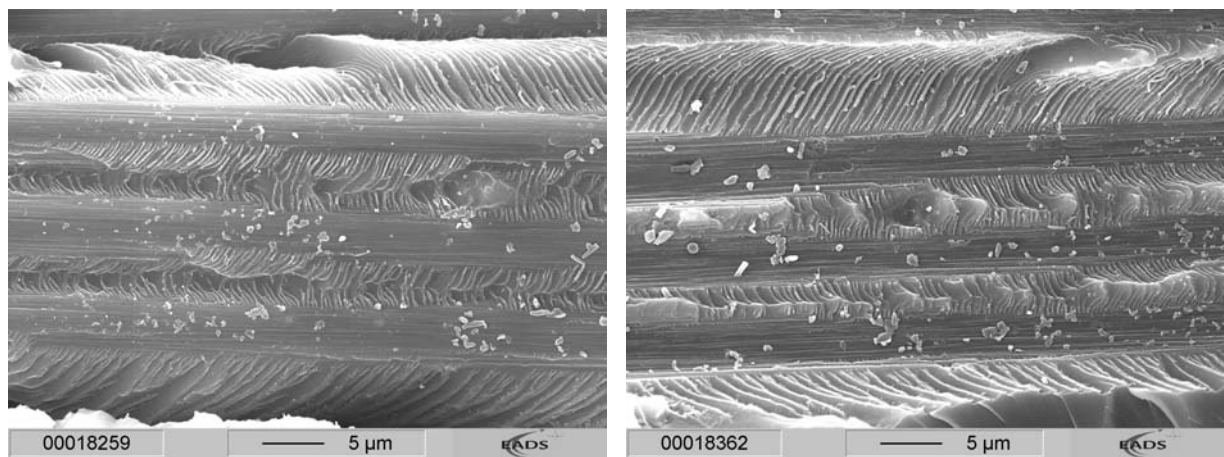


Bild 119 Bereich E – die Strukturen am Grund des Harznestes entsprechen den in Bereich C gefundenen

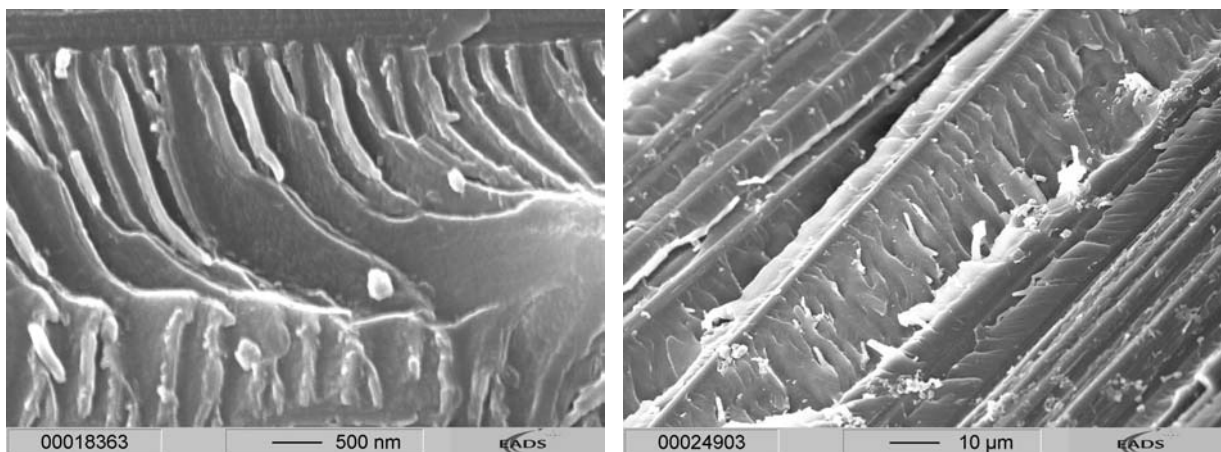


Bild 120: links: Bereich E – Vergrößerung, rechts: dynamischer Laborbruch (45°)

Die Bereiche F und G zwischen Harznest und Einspannung sind in der Ausprägung der zu findenden charakteristischen Bruchmerkmale unterschiedlich. Der näher am Harznest liegende Bereich F (Bild 121) zeigt im Vergleich eine wesentlich undeutlichere Ausformung der Strukturen. Diese können mit niedrigfrequent belasteten

Modus II - Ermüdungsbruchflächen verglichen werden. Die Morphologie der Zwischenfaserbereiche ähnelt einer Restbruchfläche nach Rollerbildung, welche jedoch nur teils zu finden sind.

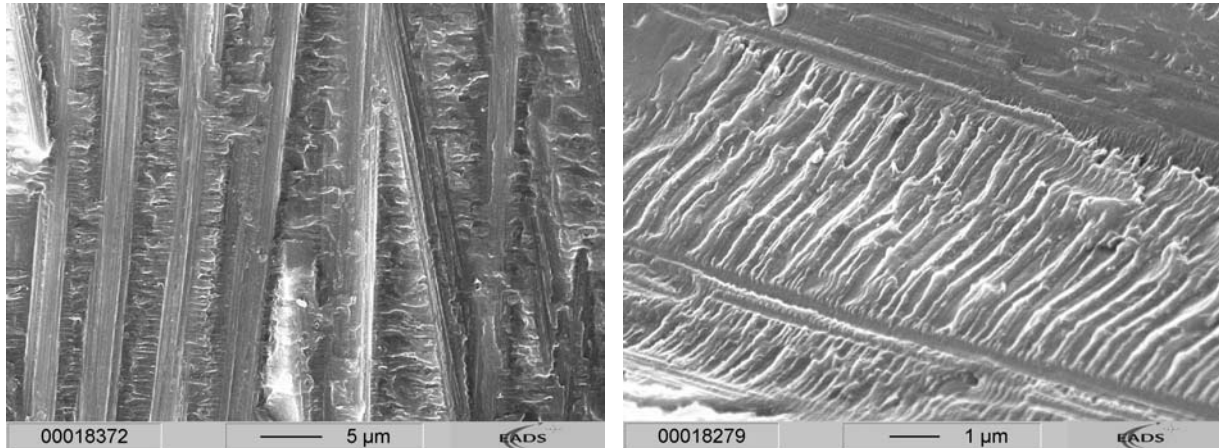


Bild 121: Bereich F – undeutlich ausgeformte Bruchstrukturen, (rechts: 45°)

Eine wesentlich deutlichere Ausformung der Bruchmerkmale findet sich im Bereich G. Die Faserrichtung entspricht hier ebenfalls der Bruchrichtung, wobei der Bruch am Interface zwischen Faser und Matrix verläuft.

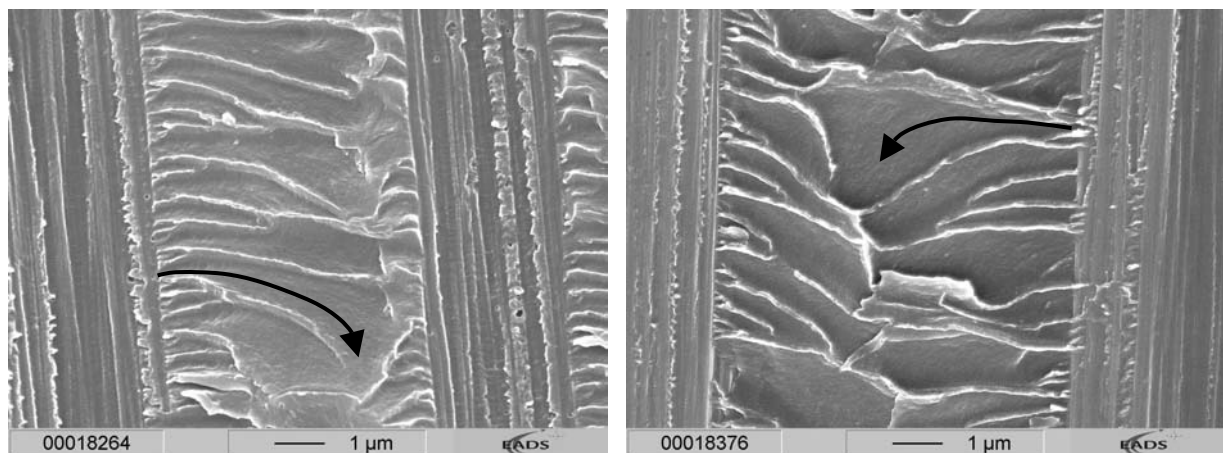


Bild 122: Bereich G – Bruchfläche nach Mischmodus – Belastung mit eingezeichnetem Bruchverlauf (0°)

In höheren Vergrößerungen zeigt sich Interfaceversagen mit lokalen Bruchrichtungen in den Faserzwischenräumen senkrecht zur makroskopischen Bruchrichtung (Bild 122). Im weiteren Verlauf der entstehenden Bruchebenen zeigt sich, dass diese umgelenkt werden und sich in Richtung der Primärbruchfront orientieren, entsprechend einem statischen Bruch unter Mischmodus - Belastung.

Unabhängig vom Ort auf der Bruchfläche konnten auf fast allen Proben typische

Schwingstreifen in den Faserbetten gefunden werden. Im Gegensatz zu den Schwingstreifen im Reinharzbereich zeigen diese eine teils sehr klare, kantige Stufenform. Dies wahrscheinlich dadurch, dass in den Faserbetten lokal kaum ein Torsionsmoment, also eine Modus III – Komponente, vorhanden sein kann.

In Bild 123 sind diese sehr stark ausgeformten Schwingstreifen je in zusammengehöriger Übersicht und Vergrößerung dargestellt. Um ihre genaue Ausformung zu erkennen, wurde eine Azimutdrehung um 180° in 30° -Schritten durchgeführt. Bei 0° kann sehr gut die dunkle Erscheinung der kurzen, steilen Flanke gesehen werden. Bei leicht schrägem Betrachtungswinkel von $\pm 30^\circ$ zeigt sich am Grund der steilen Flanken kleine Einschnürungen. Mit zunehmendem Drehwinkel werden die dunklen Flächen schmaler bis schließlich bei einem Drehwinkel zwischen 130° und 150° eine invertierte Darstellung mit hellen Streifen erreicht ist. Dass diese Invertierung nicht bei 90° Azimutwinkel stattfindet, liegt an einer leichten Schrägstellung der Bruchfläche zum Primärelektronenstrahl.

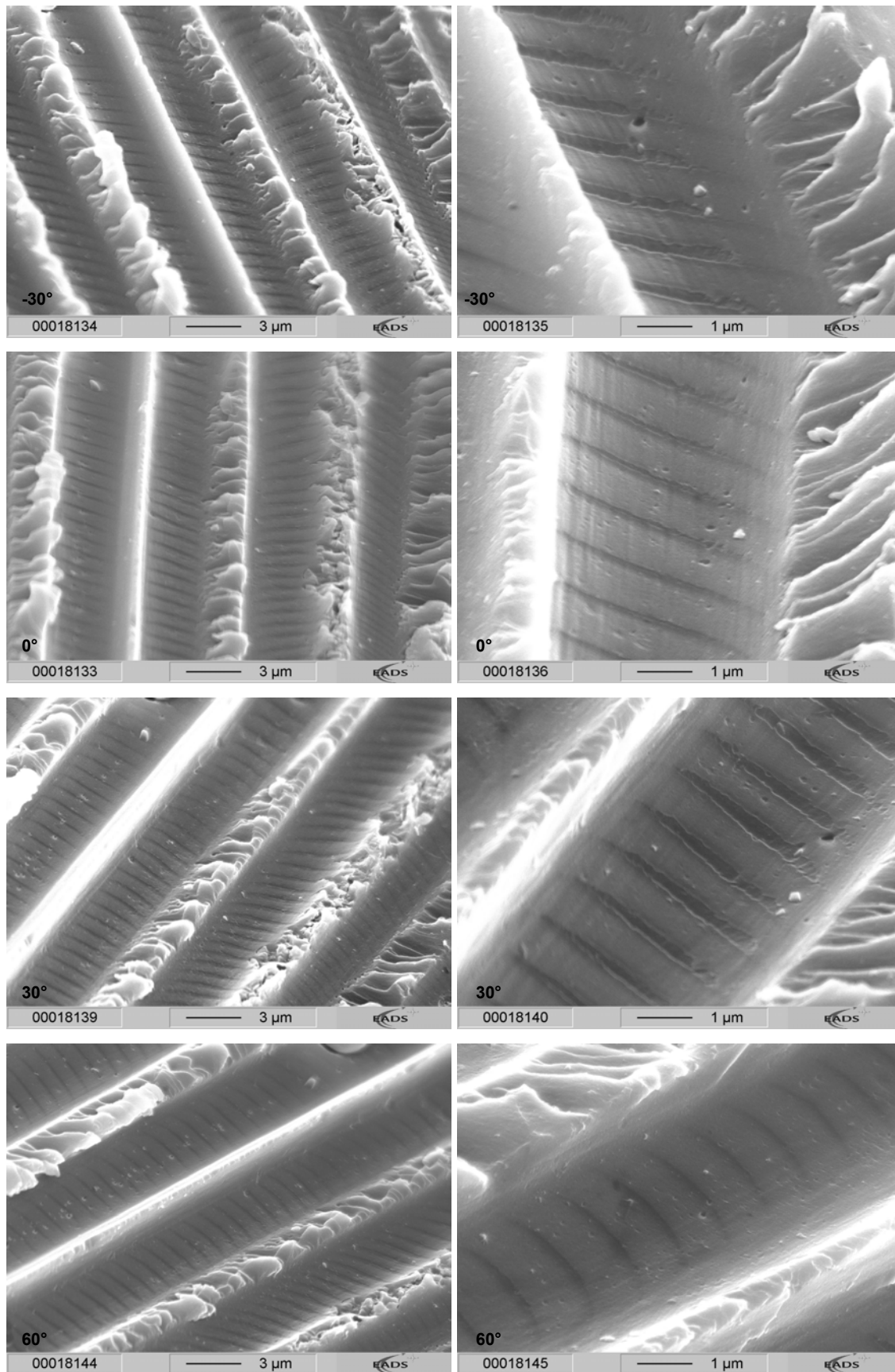


Bild 123a: Darstellung der Schwingstreifen bei Azimutdrehung (45°)

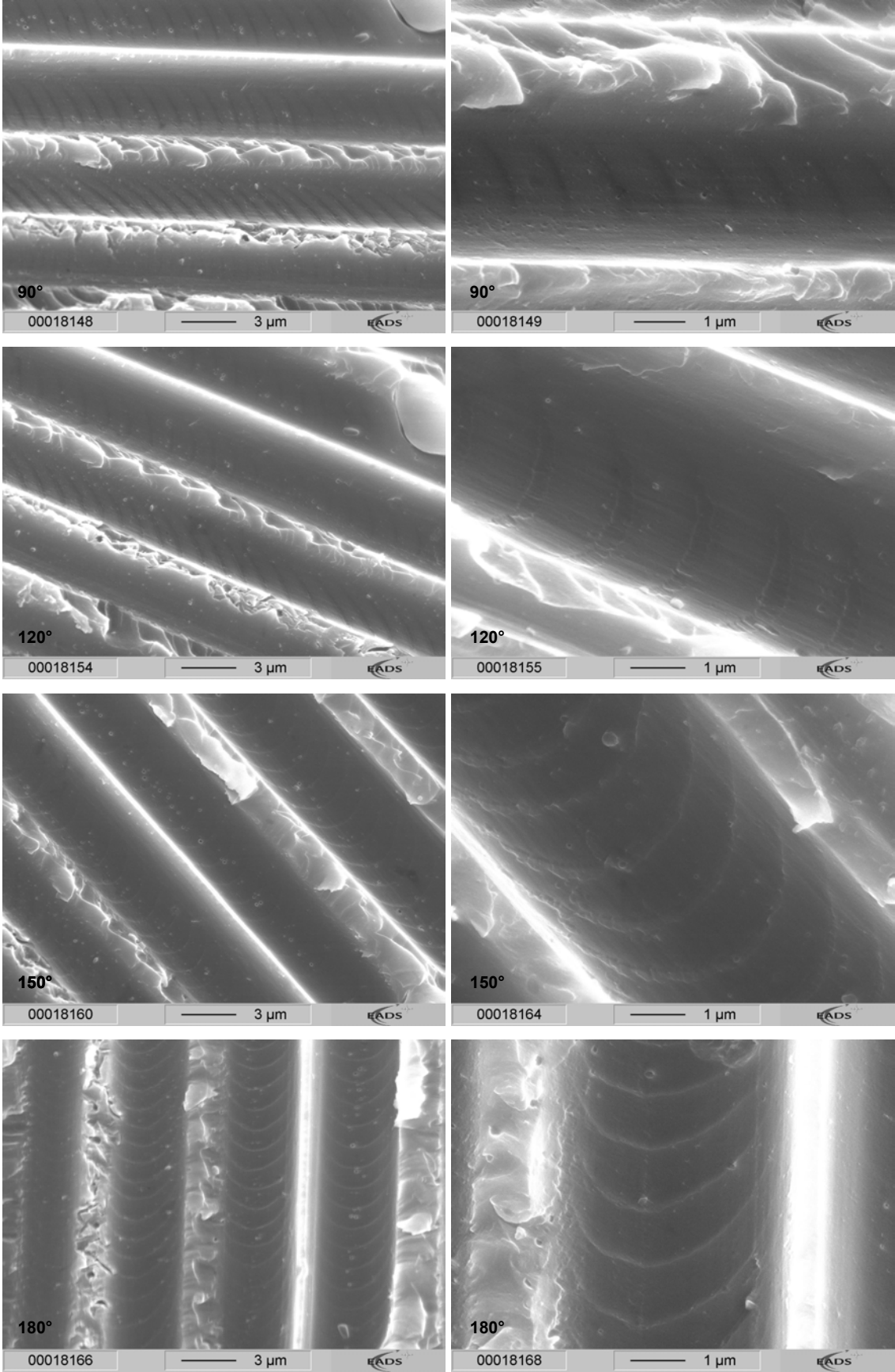


Bild 123b: Darstellung der Schwingstreifen bei Azimutdrehung (45°)

Zusammenfassung

Im Gegensatz zu den mikrofraktographischen Untersuchungen niedrigfrequent belasteter Proben, bei denen der chronologische Versagensablauf aufgrund bekannter lokaler Versagensphänomene nachvollzogen werden kann, stellt sich nach höherfrequenter Belastung die Schwierigkeit, dass die oben dargestellten Bruchmerkmale bisher zum Teil nicht ausreichend beschrieben worden sind. Trotzdem soll auf Basis schlüssiger Zusammenhänge versucht werden, den zeitlichen Ablauf der Schädigung im Material nachzuvollziehen (helle Pfeile: Ermüdungsrissverlauf, dunkle Pfeile: statische Brüche).

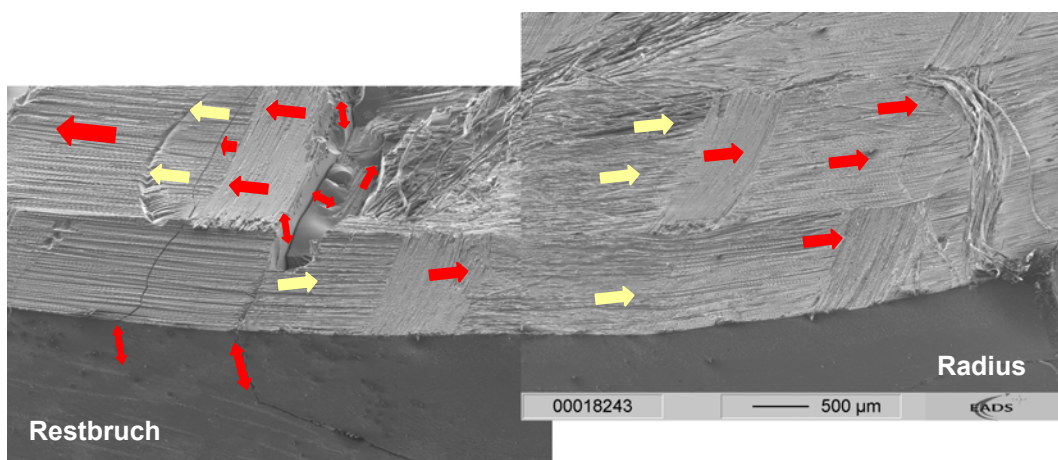


Bild 124: Bruchfläche der Probe U3-1 mit eingezeichnetem Bruchverlauf

Zu Beginn der Belastung entstehen Querrisse am Harznest, die später als Initiationsstellen wirken. Der weitere Verlauf erfolgt anfänglich bevorzugt unter Mode II- Belastung in Richtung Einspannung an den obersten Lagen entlang der höchsten Belastungen. In Richtung der Schwinglippe erfolgt das Ermüdungsrisswachstum verzögert. In beide Richtungen findet eine Veränderung des Belastungsmodus von anfänglich nahezu reiner Modus II - hin zu einer Modus I - Belastung gegen Ende des Risswachstums statt. Erst nach fortschreitender Schädigung oder bei höherer Belastung kommt es zu einer Verschiebung des Spannungsfeldes und zum Risswachstum auch innerhalb des Materials. Durch ein weiteres Schadenswachstum wird der tragende Querschnitt immer kleiner und die stützende Matrixstruktur wird mehr und mehr aufgelöst, bis es zum Totalversagen in Form eines starken Einbruchs der Eigenfrequenz kommt.

Aufgrund des inhomogenen Aufbaus der Faserverbundwerkstoffe interagieren während des Versagens mehrere Effekte miteinander, die zu einem stufenförmigen

Versagen entsprechend dem Verlauf der Eigenfrequenz des Bauteils führen:

- Aufgrund von Inhomogenitäten variiert das Spannungsfeld innerhalb der Probe, was zu Risswachstum an verschiedenen Stellen gleichzeitig führen kann.
- Die wachsende Schädigung ihrerseits verschiebt das Spannungsfeld an sich und führt zu einem Anstieg des Absolutwertes durch eine Verringerung des Restquerschnittes.
- Gleichzeitig kommt es lokal zum Anhalten von Risswachstum, da durch die Bildung neuer Oberflächen Energie dissipiert wird und so lokal die kritische Energiefreisetzungsrates unterschritten wird.

6.3.3 FE-Modellierung des Versagens

Es wurde festgestellt, dass das Ermüdungsversagen der Duroplastmatrizes, und damit das von matrixdominiert versagendem CFK mit Epoxidharzmatrix, statisch mittels der LEBM nach dem von-Mises-Kriterium bestimmt werden kann. Aufgrund dessen wurde das Versagen einer Schwingprobe mittels einer darauf basierenden FE-Rechnung als Einscheibenproblem nachvollzogen. Dies geschah einerseits, um die Eignung des Verfahrens nachzuweisen, andererseits um die Spannungsverteilung im Bauteil zu ermitteln. Mittels letzterer können mögliche Ursachen für die Delamination der Deckschichten geklärt und Korrelationen zu den gefundenen, teils unbekanntem Bruchmorphologien gefunden werden.

Im Berechnungsdurchgang wurde das ungeschädigte Bauteil, unter Berücksichtigung von Faserwelligkeit, Lagenstößen und Harznestern, analysiert. In einem nachfolgenden Prozess wurden Elemente mit maximaler Anstrengung entkoppelt und das Modell erneut berechnet. Die Steifigkeitsänderungen führten zu lokalen Spannungsumlagerungen im Bauteil, so dass weitere Elemente mit maximaler Anstrengung entkoppelt werden konnten. Dieser Prozess wurde iterativ weitergeführt, um eine Rissausbreitung zu simulieren.

Bild 125 zeigt die Unterteilung des Probekörpers in die bei der Modellierung berücksichtigten Bereiche Decklage, Zusatzlagen, Aufdopplungslagen und Harznest sowie den Laminataufbau im Übergangsbereich zur Aufdopplung.

Die Berechnungen wurden anhand eines geänderten Systems und den dort gefundenen Kennwerten durchgeführt, bei dem sich jedoch das gleiche Versagensverhalten zeigte. Als Matrixwerkstoff wurde das Epoxidharzsystem RTM6 mit isotropen Materi-

aleigenschaften verwendet, das in seinen Eigenschaften vergleichbar mit denen des PR500 ist. Als Verstärkungsmaterial wurden Kohlenstofffasern eingesetzt, die transversalisotropes Werkstoffverhalten aufweisen. In den Kern- und Decklagen wurden Fasern des Typs T800 und in den übrigen Lagen Fasern des Typs T300 eingelegt.

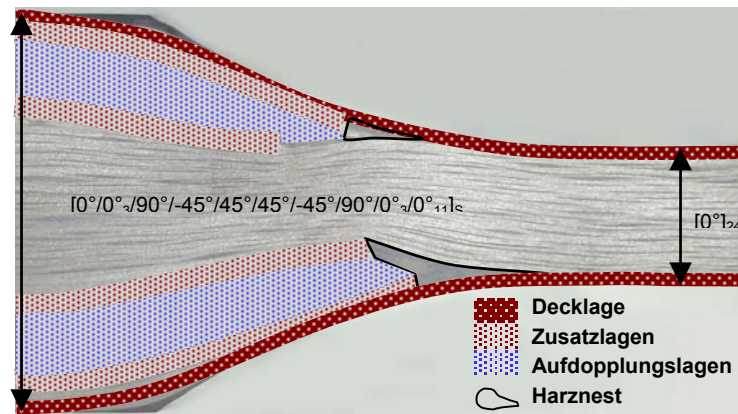


Bild 125: Unterteilung des Probekörpers für die Modellierung

Die Kennwerte der unidirektionalen Einzelschichten wurden berechnet (Anhang Tabelle A3). Für die variierendem Orientierungen der UD-Lagen in der Aufdopplung wurden die transformierten Steifigkeiten ermittelt.

Lastannahme

Um gleiche Verformungsbedingungen zu den Versuchen zu schaffen, wurde eine verformungsäquivalente Flächenlast generiert, die einer Auslenkung von 3,25 mm (6,5 mm bei 2a) entsprach. Es wurden zwei Lastfälle entsprechend der Belastung in positiver oder negativer z-Richtung angenommen. Im Lastfall 1 wirken die Lasten in Richtung der positiven z-Achse nach unten, im Lastfall 2 in Richtung der negativen z-Achse. Aus Gründen der Anschaulichkeit ist es ausreichend, im Folgenden lediglich einen Lastfall, hier Lastfall 2, darzustellen, da die Spannungen in beiden Lastfällen die gleiche Größe mit nur unterschiedlichen Vorzeichen aufweisen.

Ergebnisse der FE-Analyse

Durch die Reduktion des Systems auf ein Scheibenproblem reduzieren sich auch die Anzahl der Schnittgrößen. Die Verteilungen der Scheibenspannungen σ_x , σ_z , τ_{xz} im Übergangsbereich und der Vergleichsspannung σ_v im Bereich der Harznester werden im lokalen Koordinatensystem ausgegeben, wobei σ_x der Spannung in Faserichtung entspricht.

Aus den Spannungsplots (Anhang Bild A5) geht hervor, dass im Bereich des unteren, großen Harznestes Spannungsspitzen entstehen, die im folgenden nochmals hervorgehoben sind.

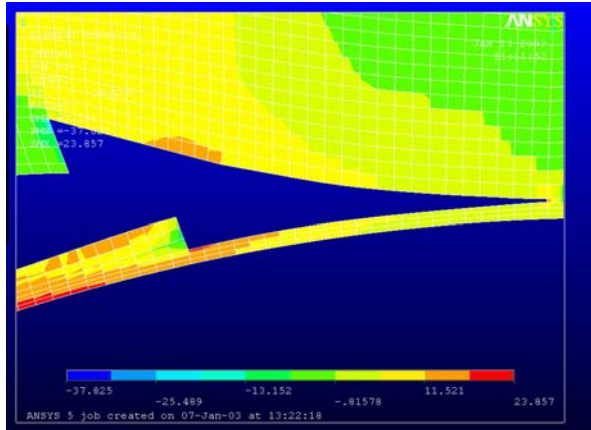
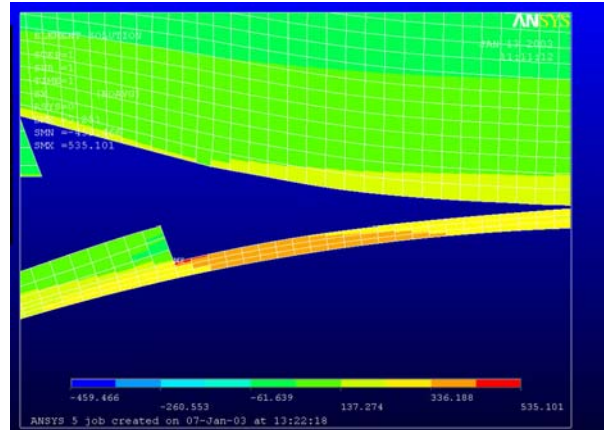
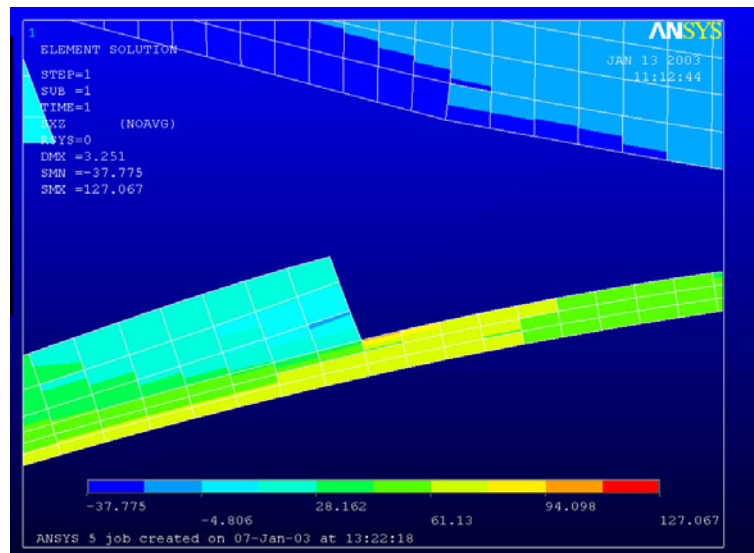
 σ_z -Verteilung σ_x -Verteilung τ_{xz} -Verteilung

Bild 126: Spannungsverteilung im Bereich des unteren Harznestes

Aus Bild 126 zeigt sich, dass ein kritischer Bereich am unteren Eckpunkt des untenliegenden Harznestes zu finden ist. Die Beträge der in der Matrix und in den UD-Lagen herrschenden Normalspannungen liegen bei ca. 50-60% der jeweiligen Festigkeitskennwerte. Eine Ausnahme stellt die Schubspannung τ_{xz} dar, die in Verbindung mit der σ_z -Spannung, aber auch allein, den Grenzwert der interlaminaren Schubspannung (ILS) überschreitet. Es kann daher angenommen werden, dass der „Absatz“ den Ausgangspunkt für einen entstehenden Riss darstellt.

Tabelle 4 fasst die jeweiligen maximalen und minimalen Spannungswerte zusammen.

Tabelle 4: Zusammenfassung der Spannungswerte

Spannung	Minimum	Maximum
σ_x [MPa]	- 459	535
σ_z [MPa]	- 38	24
τ_{xz} [MPa]	- 38	127
σ_v [MPa] (von Mises)	0,3	36

Ausgehend von diesem Punkt als Rissinitiationspunkt wurden die Auswirkungen eines wachsenden Risses auf die Spannungsverteilung und die Gesamtsteifigkeit iterativ ermittelt.

Der Riss und dessen Ausbreitung wurde mittels schrittweiser Änderung der Elementgeometrie im Bereich der Spannungsmaxima simuliert. Die Geometrie der Elemente wurde derart geändert, dass ein Spalt parallel der Lagenebenen im Modell entsteht. Es wurden nun sukzessive die Elemente zu beiden Seiten der Spannungsspitzen „geöffnet“ und anschließend mit den bestehenden Lasten das Gesamtmodell neu berechnet. Die Berechnungsschritte wurden bei insgesamt 16 geöffneten Elementen abgebrochen. Der hierdurch generierte Riss hatte eine Gesamtlänge von ca. 2,5 mm und verlief zur Hälfte in das Harznest, zur anderen Hälfte unter der Decklage entlang.

Die Auswertung der Ergebnisse der jeweiligen Rechenschritte ergibt eine deutliche Spannungszunahme für das Öffnen der Elemente vom Harznest weg. Im Anhang Bild A6 sind die Spannungen und deren Entwicklung für das Öffnen der Elemente nach links hin dargestellt. Des Weiteren wird die Ausgabe auf die für das Versagen relevanten Spannungskomponenten τ_{xz} und σ_z beschränkt.

Bild 127 zeigt die vorhandenen Spannungen für insgesamt 16 geöffnete Elemente in beiden Richtungen vom Ausgangspunkt.

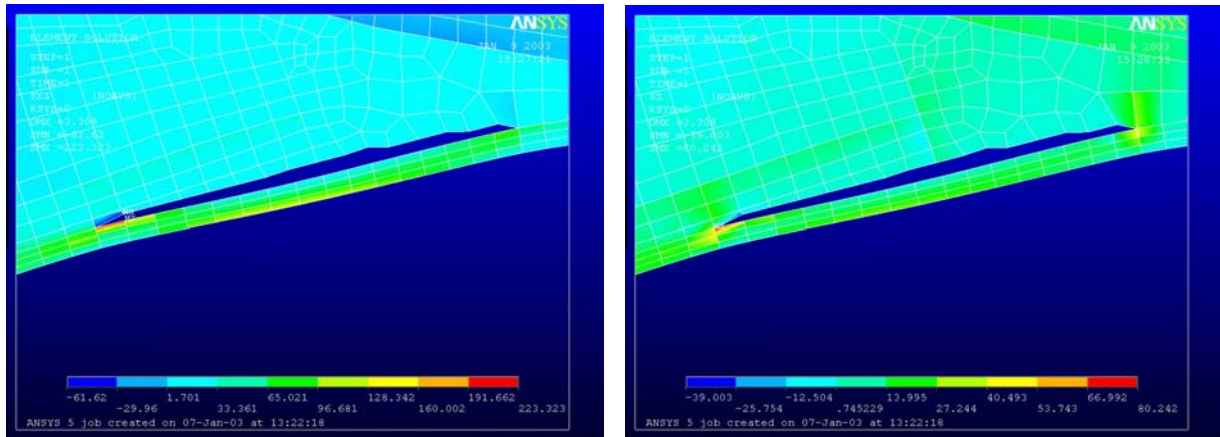
Spannung τ_{xz} , 16 Elemente geöffnetSpannung σ_z , 16 Elemente geöffnet

Bild 127: Spannungsverteilung bei der Rissöffnung: Öffnung bis 16 Elemente.

Insgesamt kann festgestellt werden, dass die Zunahme der interlaminaren Spannungen σ_z und τ_{xz} mit zunehmender Risslänge zu einem Reißverschlusseffekt führt, der das Ablösen der Decklagen vom Untergrund verursacht. Besteht am Rissbeginn noch eine lokale Mixed-Mode Belastung mit sehr hohem Mode II – Anteil, so nimmt dieses mit zunehmender Risslänge um nahezu 50% ab, was mit den mikrofraktographisch gefundenen Bruchstrukturen korreliert. Der in Richtung des Harznests verlaufende Riss zeigt lokale Spannungen, deren Größe in etwa der Hälfte der in Richtung Einspannung verlaufenden entspricht. Damit ergibt sich auch im Modell das im Versuch gefundene bevorzugte Wachstum in Richtung Einspannung.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass beim ungeschädigten Probekörper im Bereich des unteren Harznests Spannungskonzentrationen entstehen. Die Ursache dieser Spannungsspitzen ist in der Konstruktion des Schwingprobekörpers im Übergangsbereich von der Schwinglippe zur Aufdopplung zu finden, indem sich durch den an der Ecke des Harznests vorhandenen Steifigkeitssprung Kerbspannungen bilden. Es ist zu erwarten, dass diese Ecke den Ausgangspunkt für einen entstehenden Riss darstellt. Dieser Ansatz konnte durch die iterative Untersuchung der Rissausbreitung bestätigt werden, da die Beträge der Spannungen mit jeder Iterationsstufe zunehmen.

7 Diskussion

7.1 Ermüdungsverhalten und Bruchcharakteristika duroplastischer Matrixsysteme

7.1.1 Darstellung und Form der Schwingstreifen im REM

Mit den Ergebnissen der mikrofraktographischen Untersuchungen an zyklisch belasteten Proben stellen sich die Schwingstreifen als aus der Bruchebene herausragende Stufen/Wellenform vornehmlich in Faserbetten dar. Die aus der Literatur bekannte Erklärung zur Darstellung von Schwingstreifen im REM (Franz 1991b, Heutling 2000, Hiley 1999 → Bild 20) muss deshalb korrigiert werden.

Im REM wird mit dem Primärstrahl „gesehen“, weshalb Hinterschneidungen damit nicht erreicht und nicht als dunkle Streifen abgebildet werden können. Wie in Vergleichsaufnahmen gezeigt werden konnte, hat die relative Lage des Detektors zwar im allgemeinen einen Einfluss auf die „Beleuchtung“ der Oberfläche, die Darstellung der Schwingstreifen im REM wird dadurch aber nur wenig beeinflusst.

Die hellen oder dunklen Streifen können nur über den Unterschied in der Helligkeit verschieden geneigter Flächen erklärt werden: Der Sekundärelektronenkontrast im REM wird ausschließlich durch die Menge emittierter Elektronen bestimmt. Mit zunehmender Neigung der Probenoberfläche zum Primärelektronenstrahl, aber auch an Kanten, müssen die entstehenden Sekundärelektronen eine geringere Entfernung zur Oberfläche überwinden. Hierdurch nimmt die absolute Emissionsfläche proportional zu (Vgl. [5]) und die geneigte Oberfläche erscheint heller. Die Kontrastentstehung im REM hängt damit zum größten Teil vom Winkel zwischen Primärelektronenstrahl und Probenoberfläche ab. Dies kann in Bild 128 an einer ebenen Probe (Si-Wafer) bei konstanten Verstärkungsbedingungen gezeigt werden:

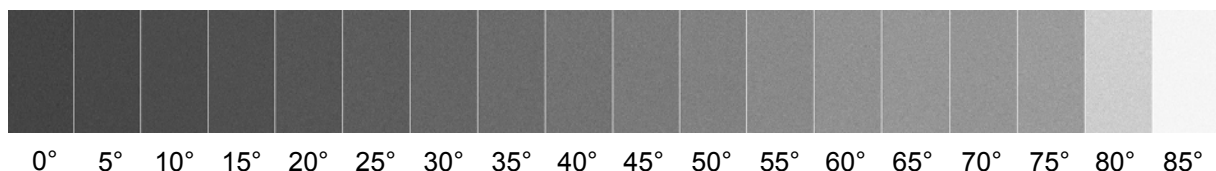


Bild 128: Veränderung der Sekundärelektronenemission in Abhängigkeit vom Kippwinkel (Si-Wafer bei konstanten Verstärkungsbedingungen)

Stellt man den Effekt an einer geneigten Fläche mit Stufenprofil dar, so ergibt sich das typische Muster von Schwingstreifen, wie sie auf ermüdeten Oberflächen gefunden werden. Der Effekt der Invertierung des Kontrastes bei einer 180°-Drehung der Probe kann damit ebenfalls gezeigt werden. Die hellen Streifen entstehen dabei durch die hohe Sekundärelektronenemission, die an scharfen Krümmungen erfolgt (Kanteneffekt).

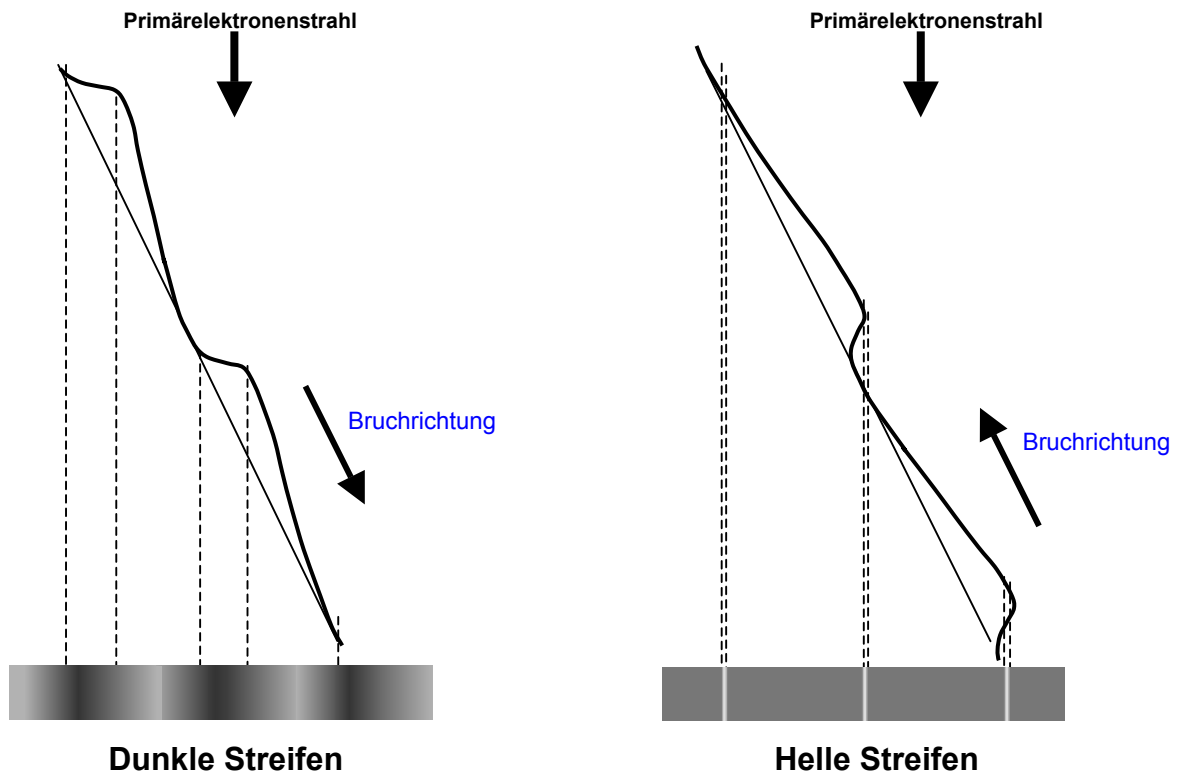


Bild 129: Kontrastentstehung an Schwingstreifen im REM

Die Breite der dunklen Streifen wird durch die Höhe der Stufen und die Breite der hellen Streifen durch den Kantenradius bestimmt.

Die eingangs erwähnte Eigenschaft, Schwingstreifen nur unter hohen Neigungswinkeln sehen zu können, ist auf die im allgemeinen geringe Höhe der Streifen zurückzuführen.

Für den Kontrastwinkel \angle_{contrast} , definiert als der Winkel bei dem zwei schräg zueinander stehende Flächen unterscheidbar sind, ergibt sich die Bedingung:

$$\left(\angle_{\text{flank1}} - \angle_{\text{tilt}} \right) - \left(\angle_{\text{flank2}} + \angle_{\text{tilt}} \right) \geq \angle_{\text{contrast}} \quad [8]$$

Die Streifen müssen also auch unter sehr geringem Neigungswinkel (\angle_{tilt}) zu erkennen sein, wenn eine Flanke einen deutlich höheren Winkel (\angle_{flank}) im Vergleich zur anderen hat. Dies kann gezeigt werden. Mit der Abhängigkeit des Kontrastwinkels von der Auflösung und der Verstärkung benötigt dies im allgemeinen jedoch eine besondere Ausrüstung des REM mit einem Detektor, der aufgrund seiner räumlichen Anordnung die sehr geringe Sekundärelektronenausbeute erfassen kann.

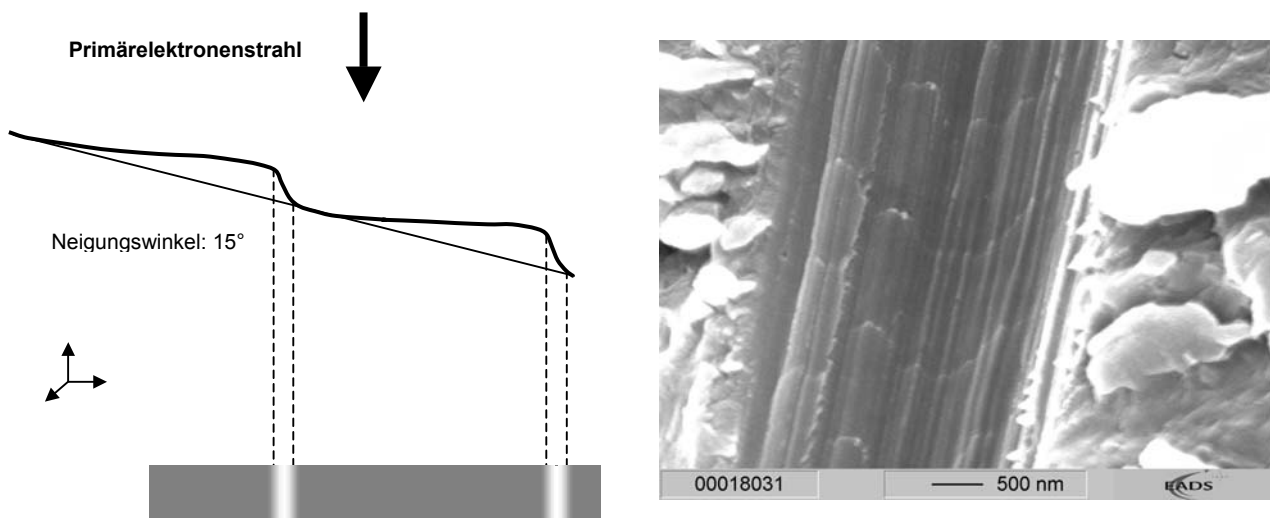
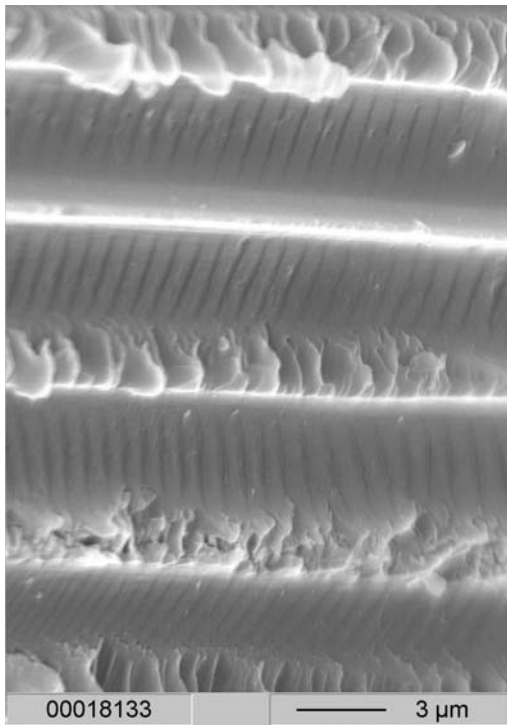


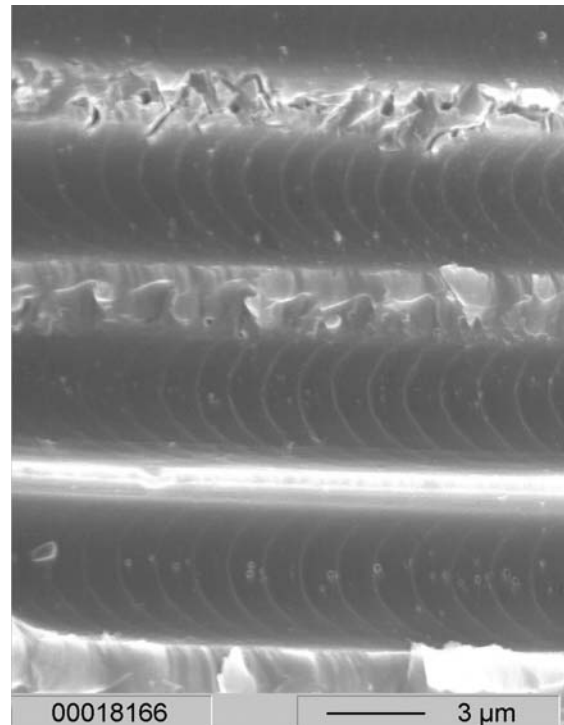
Bild 130: Schwingstreifendarstellung unter niedrigstem erreichbaren Kontrastwinkel von 15°

Mit der Darstellung der Schwingstreifen im REM zeigt sich auch die unbedingte Notwendigkeit, bei rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen von Bruchflächen nicht nur den Kippwinkel, sondern auch die Kipprichtung anzugeben. Andernfalls ist es nicht möglich, die auf den Oberflächen vorhandenen Strukturen richtig zu interpretieren (Anhang Bild A7). Besonders diese fehlende Angabe bzw. deren mangelnde Beachtung führen immer wieder zu Fehlinterpretationen von Bruchflächen.

Neben der Tatsache, dass der Ermüdungsriss treppaufwärts läuft, ist ein weiterer, in der Literatur bisher nicht diskutierter, Punkt die Ausrundung der Streifen im Faserbett bezüglich der Rissfortschrittsrichtung. Betrachtet man die in → 6.3.2 dargestellte Serienaufnahme von Schwingstreifen unter verschiedenen Azimutwinkeln, so kann festgestellt werden, dass die Rundungen der Streifen im Faserbett anscheinend immer in Richtung der lokalen Rissfortschrittsrichtung verlaufen.



Ausgangspunkt, 45° - Kippung rechts



180° gedreht, 45° - Kippung rechts

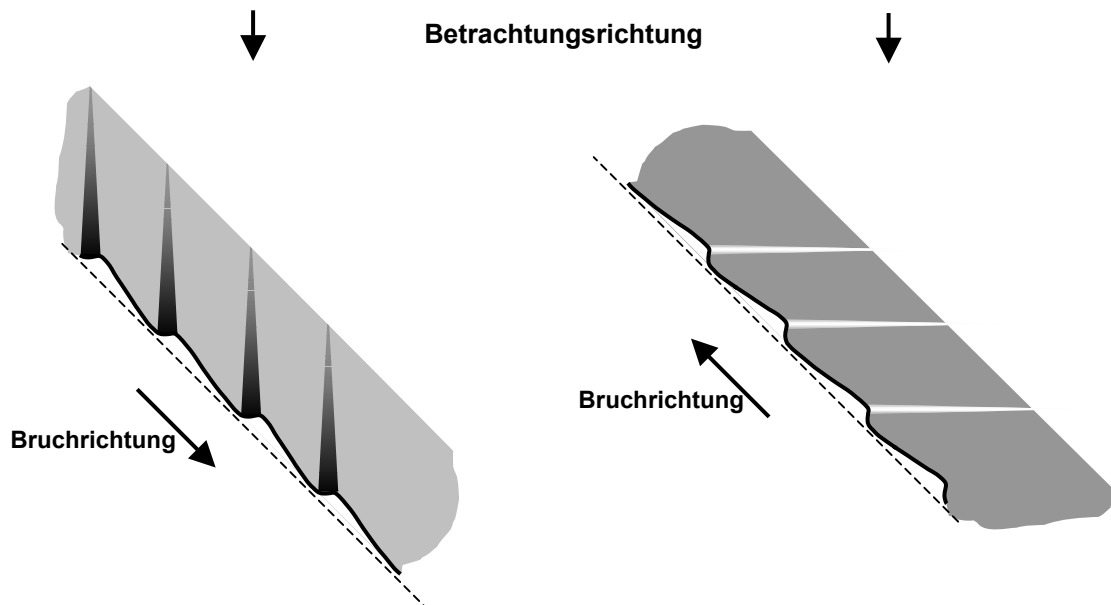


Bild 131: Ausrundung der Schwingstreifen in Bruchrichtung

Aus der Form und Ausbildung der Streifen kann geschlossen werden, dass der vorderste Punkt der Ermüdungsbruchfront sich am Grund des Faserbettes befindet, wo die plastische Verformung am größten ist, und sich der für jeden Streifen vorderste Punkt der Ausrundung befindet. Dies korreliert mit dem von Franz 1991b beschriebenen Versagensmechanismus, wobei der Ermüdungsbruch zuerst in den

Fasern verläuft und es erst im Rückfeld zu einer Gesamtdelamination durch statischen Restbruch in den Zwischenfaserbereichen kommt.

7.1.2 Einfluss der Zähmodifizierung

Eine Erhöhung der Zähigkeit des Materials bewirkt die Vergrößerung der plastischen Zone vor der Risspitze. Eine große plastische Zone wird in einer signifikanten Spannungsumverteilung weg von der Risspitze resultieren, die es schwieriger macht, die notwendige Versagensspannung am Rissradius zu erreichen.

Die beiden wichtigsten in der Literatur beschriebenen Versagensformen von Modifikatorpartikeln können auf den Bruchflächen gefunden werden. Es zeigt sich, dass Kavitationsversagen, also das Reißen des Partikels aus seinem Zentrum, vorwiegend auf statisch gebrochenen Oberflächen, aber auch in Ermüdungsbruchflächen, zu finden ist. Debonding, also das Versagen an den Grenzflächen zwischen Partikel und Harzmatrix, kann nur in Ermüdungsbereichen innerhalb von Harznestern in Verbundwerkstoffen gefunden werden.

Nur im Fall des Kavitationsversagens ist es gesichert möglich, den Mechanismus der Rissverankerung zu erkennen. Die bei diesem Mechanismus wichtige Arretierung der Rissfront an den Partikeln findet im Fall der Kavitation durch Rissspitzenabstumpfung statt. Es bilden sich in Bruchrichtung hinter den Kavitationshohlräumen Markierungen, die durch geringfügige Änderungen der Rissebenen beim bogenförmigen Weiterwachsen des Risses zwischen den Partikeln entstehen.

Ein weiteres typisches Merkmal der Bruchmorphologie durch Kavitation versagter Bruchflächen ist eine gewisse Verwischung der Hohlraumkanten in der Richtung, in die der Bruch erfolgte. Diese kann in ihrer Entstehung durch die Bildung eines neuen scharfen Risses nach der Rissspitzenabstumpfung erklärt werden (Bild 132). Nach dem Reißen des Partikels aus seinem Zentrum heraus ist die Risspitze durch den großen Radius des weichen Partikels abgestumpft. Nur durch einen zusätzlichen Energieeintrag wird der Riss mit anfänglich noch stumpfem Radius der Risspitze weiterwachsen und sich im weiteren Verlauf wieder schärfen. Die Änderung von großem zu kleinem Rissspitzenradius wird am Rand des Kavitationshohlraumes in Form eines stetigen Übergangs abgebildet, was im REM-Bild zum Eindruck einer verwischten Kante führt.

Sowohl durch die Markierungen als auch durch die Richtung der Verwischungen kann die lokale Bruchfortschrittsrichtung bestimmt werden.

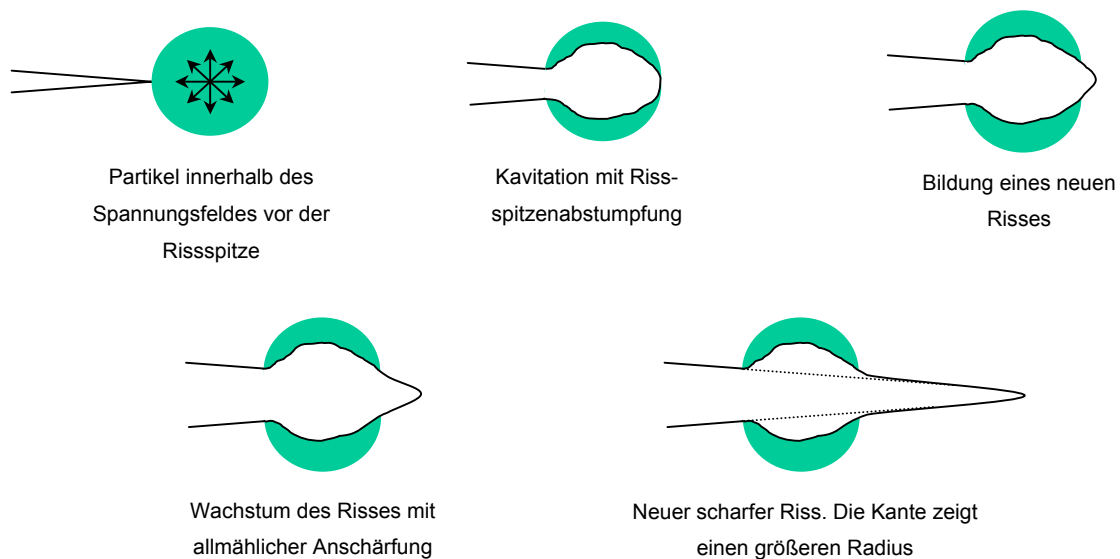


Bild 132 : schematische Darstellung der Entstehung verwischter Kanten an kavitierten Partikeln

Im Fall des Grenzflächenversagens kann vermutet werden, dass lokal eine sehr geringe Geschwindigkeit des Ermüdungsbruchs vorliegt. Im Bereich vor der Risspitze wäre es so möglich, dass das Interface zwischen Partikel und umgebender Harzmatrix durch die zyklische Last geschädigt wird und der Riss entlang dieser inneren Grenzfläche verläuft.

Der Mechanismus der Rissverankerung ist bei dieser Versagensart nicht eindeutig feststellbar. Es sind nur vereinzelt Markierungen zu finden, die auf eine Änderung von Bruchebenen hinweisen. Dies kann ebenfalls dadurch erklärt werden, dass die Bruchgeschwindigkeit in den ermüdeten Bereichen sehr gering ist. Der Bruch wird zwar durch Energiedissipation während der Zerstörung der Grenzflächenhaftung an den Partikeln über eine gewisse Zeit arretiert, das bogenförmige Wachstum findet währenddessen aber über keinen größeren Bereich statt. So ist die Grenzfläche schon überwunden, bevor es zu einem Zusammentreffen der seitlich verlaufenden Bruchfronten kommt. Die lokale Bruchrichtung ist in diesem Fall nur anhand der Stufen, seltener Markierungen und mikroplastischer Verformungen zu bestimmen.

7.1.3 Frequenzabhängigkeit der Bruchphänomene

Das Versagen unter erhöhter Lastfrequenz wurde im Versuch durch die Aufnahme des Verlaufs der Eigenfrequenz über der Lastspielzahl beobachtet. Es zeigte sich eine charakteristische Abnahme der Frequenz in Abhängigkeit vom Lagenaufbau, die mit den von Baron/Schulte 1987 gefundenen Verläufen des Sekantenmoduls korrelieren. Schon aus den Diagrammen kann auf das unterschiedliche Versagen quasiiotrop und unidirektional aufgebauten Materialien geschlossen werden. Erstere zeigen einen mehr oder weniger kontinuierlichen Abfall der Eigenfrequenz über der Lastspielzahl, teils gleichmäßig abnehmend, teils stufenförmig. Dies kann durch das Versagen einzelner, verschieden orientierter, und damit in Hauptspannungsrichtung verschiedene Festigkeitskennwerte besitzende, Lagen erklärt werden. UD-Materialien haben in allen Lagen gleiche Festigkeiten. Das Versagen kann deshalb nach einer geringen Schädigungsakkumulation nur in Stufen erfolgen, während über weite Lastwechselbereiche nahezu kein Frequenzabfall erfolgt.

Unabhängig vom weiteren Frequenzverlauf ist in allen Versuchen ein mehr oder weniger ausgeprägter Frequenzabfall direkt mit den ersten Lastwechseln zu beobachten. Es scheint sich bei diesem Verhalten um Einschwingvorgänge zu handeln, bei denen lokale Spannungsspitzen im Material abgebaut werden, die herstellungsbedingt durch vereinzelt ungeordnet liegende Fasern verursacht werden. Diese sind auf den Bruchoberflächen nicht nachweisbar.

Der jeweilige Beginn des Ermüdungsversagens der untersuchten Materialien lag in einem ähnlichen Spannungsbereich, was auf ein matrixdominiertes Versagen der Werkstoffe hinweist. Dies konnte auch in den Untersuchungen der Bruchflächen gefunden werden, da nur wenig Schädigungen der Fasern zu erkennen waren. Vielmehr zeigte sich auf allen, auch niedrig belasteten, Bruchflächen ein Versagen der Matrix als Ausgang des Ermüdungsschadens. Erst mit weiter fortgeschrittener Delamination und Schädigung der Harznester kam es zu vereinzelt Faserbrüchen. Die direkte Korrelation von Eigenfrequenz und Steifigkeit der untersuchten Materialien kann rechnerisch nicht nachvollzogen werden. Im Fall des $\alpha \times f$ -Versuchs herrscht über der frei schwingenden Probenlänge ein Spannungsgradient, und es wird gezielt nur eine Stelle maximal beansprucht und ermüdet. Das lokale Versagen im Radius kann als Abnahme der Einspannungsfestigkeit eines einseitig eingespannten Biegebalkens betrachtet werden. Als Modell kann man sich hierzu den Radiusbereich als

eine Kreisfeder mit sinkender Federkonstante vorstellen, die durch das Schadenswachstum verursacht wird. Da insgesamt also nur eine lokale, in ihrer absoluten Größe nicht bestimmbare, Schädigung im höchstbelasteten Bereich stattfindet und der mit Abstand größte Teil der Probe unbeeinträchtigt bleibt, ist die Beschreibung eines durch die Ermüdung allgemein sinkenden Moduls des Bauteils im $\alpha \times f$ -Versuch so nicht nachvollziehbar.

Damit wird auch der starke Zusammenhang zwischen der Restfestigkeit und der Frequenzabnahme als Schädigungsparameter klar. Schon mit einem geringen Frequenzabfall unter niedriger Belastung

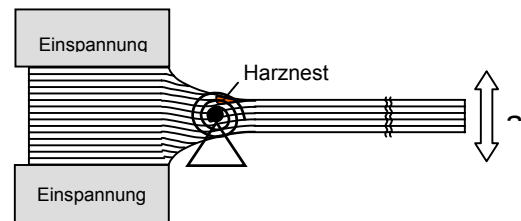


Bild 133: Modell als Kreisfeder

wird der Querschnitt lokal stark geschädigt, so dass es hierdurch zu einer Abnahme der Restfestigkeit kommt. Weiterhin ist die Restfestigkeit mit ihrer Abhängigkeit von den lokalen Schädigungsvorgängen stark durch die örtlich auftretenden Fehlstellen bestimmt.

Lebensdauerdiagramme in Abhängigkeit vom Frequenzabfall zeigten, dass die Lebensdauer bei erhöhten Frequenzen in Richtung höherer Lastspielzahlen verschoben ist. Dies korreliert mit den Ergebnissen von Sun/Chan 1978.

Die Vergleichbarkeit der untersuchten Werkstoffe mit klassischen Biegeproben ist aufgrund der Geometrie und der Belastungsart nicht gegeben. Trotzdem müssen sich alle auf den Oberflächen zu findenden Morphologien durch Bruchvorgänge erklären lassen, die durch die lokal vorhandenen Spannungsbedingungen verursacht sind.

Es können auf allen höherfrequent belasteten Bruchoberflächen Charakteristika gefunden werden, die typisch für diese Belastung sind. Es ergibt sich ein allgemein verändertes Aussehen der Bruchoberfläche.

Es zeigte sich kein eindeutiger Einfluss der Frequenz auf die Morphologie und Entstehung von Schwingstreifen, was mit den Beobachtungen von Franz 1991a korreliert. Betrachtet man jedoch die gefundenen Schwingstreifen in Reinharzgebieten, so zeigen diese eine sehr deutliche Ausprägung mit einem Verlauf über viele Bruchebenen in Belastungsrichtung. Ein lokal vorhandenes Torsionsmoment führt zu einer Krümmung der Primärbruchebene. Ob diese Ausprägung eindeutig der höherfrequenten Belastung zuzuordnen ist, kann nicht eindeutig bestimmt werden. Sie kann-

ten im Verlauf der Arbeiten allerdings nur auf diesen Flächen gefunden werden.

In den Faserbereichen zeigten sich bisher in der Literatur noch nicht beschriebene lamellenförmige Bruchmorphologien, die mit hoher Wahrscheinlichkeit dem Frequenzeinfluss zugeordnet werden können.

Diese Morphologien haben eine gewisse Ähnlichkeit mit Hackles, unterscheiden sich jedoch durch ihren Winkeln zur Bruchfläche und der Regelmäßigkeit der Ausformung. Zum Teil erfolgt rein kohäsives Versagen innerhalb der Matrix in diesen Bereichen, d.h. es kommt zu keinem Bruch entlang der Faser-Matrix-Grenzflächen.

Die einzelne Struktur bricht statisch, es sind keine mikroplastische Deformationen erkennbar. Es kann vermutet werden, dass dies durch den Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit verursacht wird. Der Bruch erfolgt statisch unter Scherbelastung im Rückfeld der in den Faserbetten voranschreitenden Primärbruchfront. Es entsteht gleichzeitig eine Vielzahl von Rissen, die die Lamellenstrukturen bilden. Es liegt die Vermutung nahe, dass der überhöhte Winkel dieser Lamellen durch Rückstellung der elastischen Anteile der Verformung verursacht wird. Im Falle einer schnelleren Belastung ist dem Material weniger Zeit gegeben, um vor der Risspitze plastisch fließen zu können, so dass eine größere elastische Rückstellung erfolgt.

Diese Strukturen sind deshalb zwar als charakteristisch für höherfrequente Belastung einzuordnen, sind selbst wahrscheinlich aber keine Ermüdungsbruchphänomene. Sie müssten deshalb auch auf dynamisch gebrochenen Proben zu finden sein, was nachgewiesen werden konnte. Trotzdem sind hier noch eingehendere Untersuchungen notwendig.

Das Versagen der untersuchten Werkstoffe bei gegebener Probenform konnte mittels FE-Analyse nachvollzogen werden. Bruchausgang und Verlauf des Bruches entsprachen den real gefundenen Ergebnissen. Ausgehend von der höchst belasteten Stelle am Steifigkeitssprung zwischen Harznest und Randfaserlage ergibt sich ein Risswachstum mit den höchsten Spannungen zuerst in Richtung Einspannung und dann verzögert in Richtung der Schwinglippe. Es zeigt sich eine gute Korrelation zu den gefundenen Bruchmorphologien und den aus ihnen geschlossenen lokal vorhandenen Belastungen. Besteht am Rissbeginn noch eine lokale Mixed-Mode Belastung mit sehr hohem Mode II – Anteil, so nimmt dieses mit der Risslänge ab, so dass eine zunehmende Modus I-Belastung vorhanden ist. Die gute Übereinstimmung der FE-Analyse und der Ergebnisse der mikrofraktographischen Untersuchungen

zeigen im Umkehrschluss ebenfalls, dass eine Abbildung des Versagens mittels eines relativ einfachen Modells, wie es das van-Mises-Kriterium darstellt, möglich ist.

7.1.4 Temperatureinfluss

DMTA - Messungen der Reinharze zeigen eine Abhängigkeit des E-Moduls von der Temperatur. Dies spiegelt sich allerdings nicht im Versagen der Materialien im CT-Versuch, bei dem die Proben bei Raumtemperatur und 60% ihrer Glasübergangstemperatur belastet wurden. Sowohl für das unmodifizierte Material PR500 als auch für das schlagzähmodifizierte Material PR520 zeigen sich bei beiden Temperaturen in der Darstellung des Risswachstums über der zyklischen Energiefreisetzungsrates vergleichbare Werte und Geradensteigungen. Dies widerspricht den Ergebnissen der Bruchzähigkeitsmessungen aus den statischen Versuchen, bei denen sich für das Harz PR500 eine Verdopplung und für das schlagzähmodifizierte Harz fast eine Verdreifachung des Wertes bei 60% T_g ergibt. Es kann vermutet werden, dass dies durch verschiedene Radien der erzeugten Anrisse verursacht wird, trotzdem diese im statischen Versuch unter Vorspannung hergestellt werden. Die relativ langsame Belastungsgeschwindigkeit gibt dem viskoelastischen Material Zeit, Spannungen an der Risspitze über eine gewisse plastische Verformung abzubauen, so dass eine vergrößerte Energie zur weiteren Rissbildung benötigt wird. Dies kann bei erhöhten Temperaturen mehr als bei Raumtemperatur geschehen.

Für die untersuchten Verbundwerkstoffe konnte kein eindeutiger Einfluss der Temperatur auf das Versagensverhalten gefunden werden.

An den Außenseiten der Druckproben konnte keine deutliche Erwärmung festgestellt werden, was bei der niedrigen Frequenz von 5 Hz auch nicht zu erwarten war.

Der Temperaturanstieg in den höherfrequent belasteten Schwingproben wurde mittels eingebauter Thermoelemente und vergleichender vibrothermographischer Untersuchungen ermittelt. Je nach Belastung konnten Temperaturen von über 120°C auftreten. Gekühlte Proben unter erhöhter Frequenz zeigten keinerlei Unterschiede im Frequenzverlauf zu ungekühlten Proben.

Für alle Belastungsarten ist die real an der Risspitze entstehende Temperatur jedoch kaum bestimmbar. Diese liegt aufgrund adiabatischer Erwärmung wahrscheinlich wesentlich höher und ist direkt von der Rissgeschwindigkeit, damit indirekt von der Belastungsfrequenz, abhängig. Von der Belastungsfrequenz deshalb nur

mittelbar, da neben ihr verschiedene andere Effekte, wie beispielsweise die lokal vorhandene Bruchrichtung und Spannung, die Bruchgeschwindigkeit und damit die Temperatur an der Rissspitze bestimmen. Es können also auch bei niedrigfrequenter Druckbelastung lokal an der Rissspitze relativ hohe Temperaturen vorhanden sein. Im Fall dass diese, von Reifsnider 1991 erwähnten, thermodynamischen Vorgänge während des Bruchvorgangs zu einer lokalen Überschreitung der Glasübergangstemperatur führen, wäre an der Rissspitze, nach Bild 6 (Harzerweichung), ein weichelastischer Zustand des Matrixmaterials vorhanden. Dieser würde zu deutlichen plastischen Verformungen führen und sich in den Bruchmorphologien ausdrücken.

Bei der Betrachtung der Bruchmorphologien, kann eindeutige plastische Verformung nur an Schwingstreifen gefunden werden. Die starke plastische Verformung der gefundenen Schwingstreifen auf höherfrequent belasteten Bruchflächen wäre durch einen lokalen weichelastischen Zustand an der Rissspitze erklärbar.

Besondere Beachtung muss den Bruchflächen der im CT-Versuch ermüdet gebrochenen Proben geschenkt werden. Das schlagzähmodifizierte Harz zeigte unter der niedrigfrequenten Belastung lediglich bei Raumtemperatur Schwingstreifen auf den Ermüdungsbruchflächen. Bei erhöhter Temperatur von $60\%T_g$ waren keine charakteristischen Merkmale eines Ermüdungsbruchs zu finden.

Betrachtet man die relativ schwache Ausformung der gefundenen Schwingstreifen, so kann angenommen werden, dass eine Temperatur oberhalb T_g , bei der es zu sehr großer plastischer Verformung aufgrund lokaler Erweichung kommt, nicht erreicht wurde. Dass bei erhöhter Temperatur keine Schwingstreifen zu finden sind, ist so nicht zu erklären. Eine mögliche Begründung wäre die schlechte Wärmeableitung im Reinharz zusammen mit der Erwärmung der gesamten Probe in der Klimakammer während des Versuches. Die dadurch lokal vorhandene Wärmeenergie könnte eventuell dazu führen, dass nach einer plastischen Verformung in einen energetisch ungünstigeren Zustand dieser nicht „einfrieren“ kann, sondern eine weitgehende Rückstellung der Verformungen stattfindet. Dem würde auch die vereinzelte Beobachtung entsprechen, dass schwach ausgeformte Schwingstreifen nach langer Lagerungszeit nicht mehr aufzufinden sind.

Das unmodifizierte Harz zeigte im CT-Versuch auf keiner Bruchfläche Schwingstreifenbildung. Dies erklärt sich aus der geringen plastischen Verformbarkeit des Materials, dessen Bruchdehnung weit unterhalb der des schlagzäh modifizierten Harzes

liegt. Auch bei einer Erhöhung der Temperatur scheint sich diese, unter den Belastungsbedingungen im CT-Versuch, nicht in einer Ausformung von Schwingstreifen auszuwirken.

Insgesamt trägt die Temperatur zur Ausbildung von Schwingstreifen wahrscheinlich nur gering bei, indem es zu deutlicheren Verformungen der durch lokale Spannungen verursachten Streifen kommt. Die verschiedenen beschriebenen Effekte können ursächlich für die bekannte Gegebenheit sein, dass Schwingstreifen nicht zwingend auf Ermüdungsbruchflächen von Verbundwerkstoffen zu finden sind.

7.1.5 Die Entstehung der Schwingstreifen

Allein aus der Erscheinungsform der Schwingstreifen als plastisch verformte Stufen oder Wellen im Reinharz müssen die an Metallen entwickelten Modelle zum Bildungsmechanismus (Vgl. Bild 12) für die untersuchten EP-Harze modifiziert werden. Beide Modelle führen zu einem Riefenprofil. Zudem wurden im Reinharz mit der Risslänge stark zunehmende, bis zu 100µm weite Abstände der Schwingstreifen gefunden. Die Abstandsflächen müssten nach dem Modell von McEvily in jedem Fall durch rein plastische Verformung an der Rissspitze entstanden sein, was lediglich bei lokalen Temperaturen oberhalb T_g möglich sein könnte. Die lokal vorhandenen Kräfte und die viskoelastische Antwort des Materials scheinen zur Ausbildung der Schwingstreifen von hauptsächlicher Bedeutung zu sein.

Grundsätzlich werden in den Faserbetten des Verbundes unabhängig von der Temperatur wesentlich ausgeprägtere Schwingstreifen gefunden als in reinem Matrixmaterial. Dieser Unterschied kann mit einer linear orthotropen FEM-Analyse, bei der die Spannungsfelder vor der Rissspitze in einer DCB-Probe mit orthotropen und isotropen Eigenschaften berechnet wurden (Corleto u.a. 1987), erklärt werden. Die Ergebnisse zeigen, dass das Spannungsfeld innerhalb einer Probe mit orthotropen Eigenschaften wesentlich langsamer abfällt. Wenn die Spannungen vor der Rissspitze mehr verteilt sind, werden die Spannungen für eine gegebene Last an der Rissspitze reduziert. Diese Verschiebung bewirkt, dass die kritische Spannung (Dehnung) an der Rissspitze erst erreicht wird, wenn eine höhere Last angelegt wird (Bradley 1989). Neben der praktischen Auswirkung, dass der Widerstand des Materials gegen Rissausbreitung erhöht wird und so das orthotrope Material eine höhere Bruchzähigkeit als das isotrope Material hat, wird dadurch eine größere plastische Verformung

vor der Rissspitze ermöglicht. Dies kann auf den Bruchoberflächen von Ermüdungsproben als Schwingstreifen gesehen werden.

7.1.5.1 Modell zur Entstehung der Schwingstreifen

Geht man von einem Riss aus, dessen Spitze einen hinreichend geringen Radius hat, so wird im Fall einer sinusförmigen Belastung der folgende Vorgang ablaufen: Das Ermüdungsrisswachstum erfolgt jeweils im Bereich der Oberlast des Lastwechsels, bei dem die bei den vorliegenden Verhältnissen vorhandene obere Spannungsintensität K_O eine untere Grenzspannungsintensität K_{fu} überschreitet.

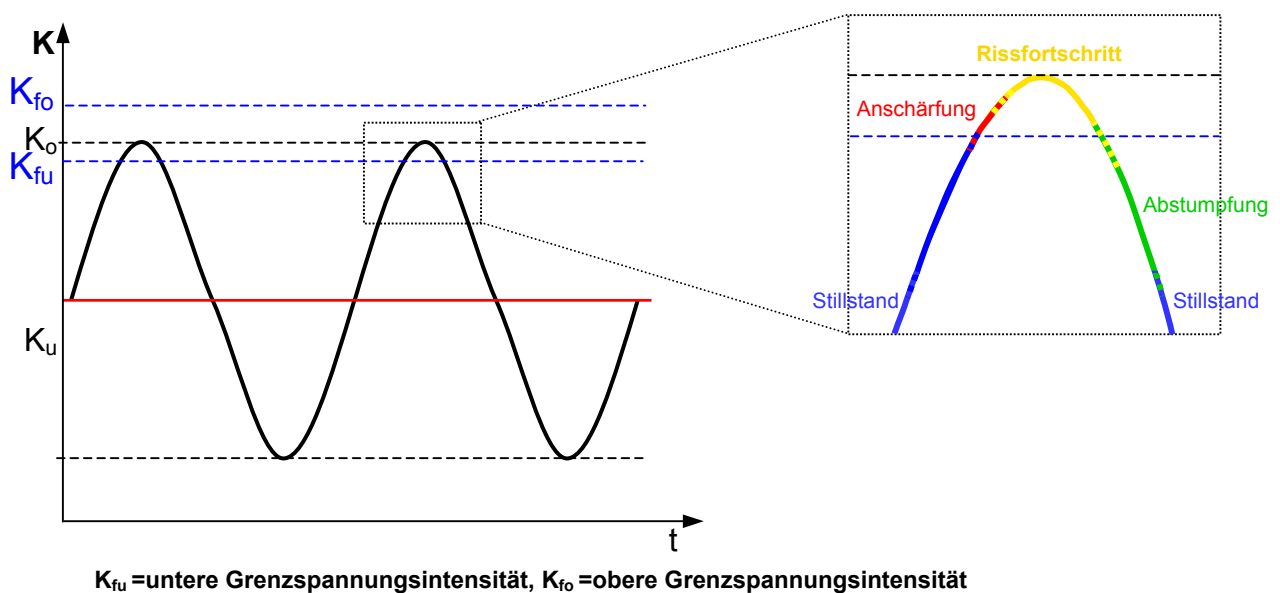


Bild 134: Schwingstreifenentstehung in Korrelation zum Lastzyklus

Dabei kommt es zuerst, abhängig vom Radius, zu einer Anschärfung der Rissspitze, vergleichbar mit der Anschärfung an einem kavitierten Modifikatorpartikel. Während des darauf folgenden Rissfortschrittes erfolgt eine weitere Verkleinerung des Spitzenradius'. Aufgrund der steigenden Rissgeschwindigkeit sinkt dabei die Möglichkeit zur plastischen Verformung. Nach Überschreiten der Höchstlast verringert sich die Rissgeschwindigkeit durch Energiedissipation bis zum Stillstand. Durch das gleichzeitig steigende Vermögen zur mikroplastischen Verformung kommt es zur Abstumpfung der Rissspitze.

Parallel des Entlastungsvorgangs findet eine Überlagerung der plastischen Deformationen mit Druckspannungen statt, die durch elastische Kontraktion des umgebenden Materials hervorgerufen werden. Letzteres begünstigt im nächsten Lastzyklus das Weiterreißen durch das schon stark plastisch deformierte Material und kann sich, bei

starker Verformung, als kleine Faltung am Grund der entstehenden Stufe ausdrücken.

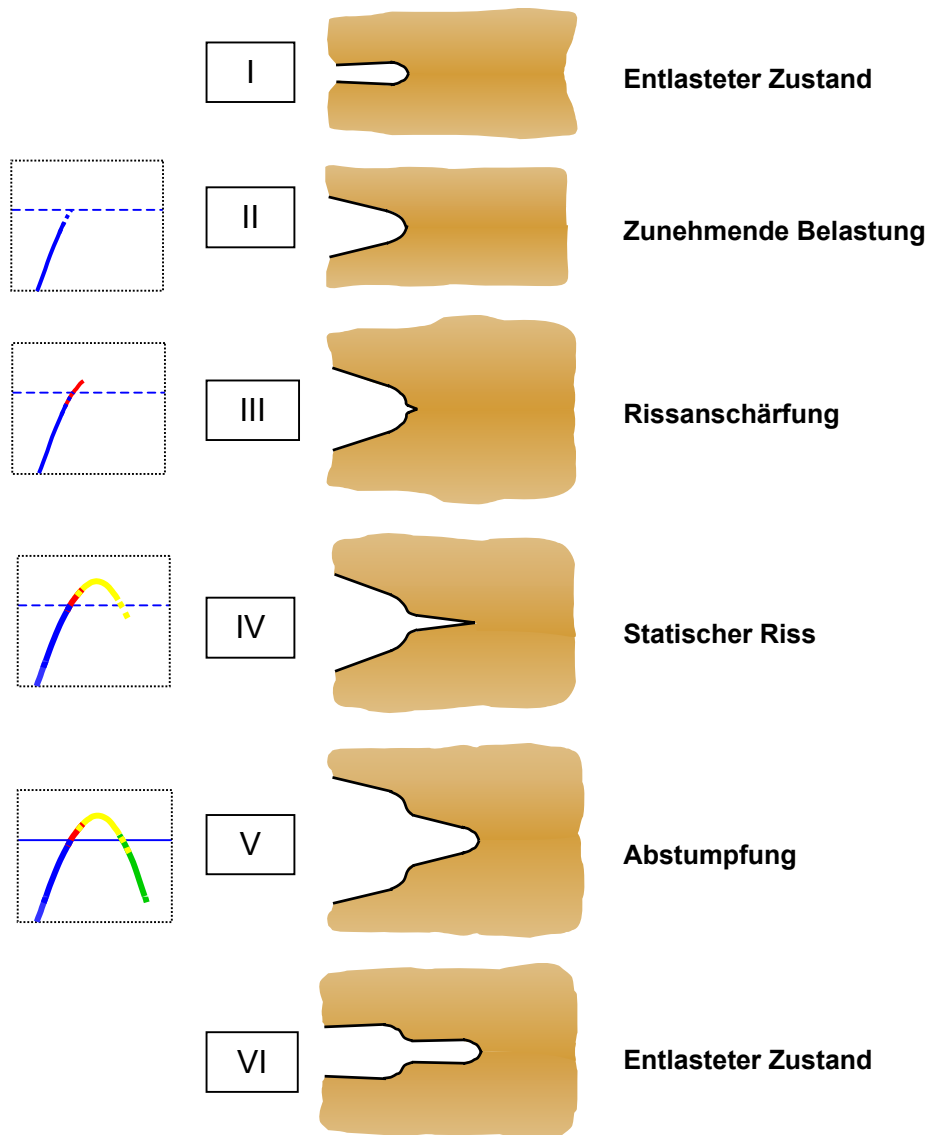


Bild 135: Schematische Darstellung der Entstehung von Schwingstreifen

Der Vorgang des Rissfortschritts, und damit der Schwingstreifenbildung, wird also nur mit einem kleinen Bereich des Lastzyklus' assoziiert. Durch diesen sich abwechselnden Prozess innerhalb eines eingegrenzten Spannungsbereiches, in dem in weiten Bereichen der Riss stillsteht, entsteht auf der Bruchoberfläche das charakteristische Bruchmerkmal der Schwingstreifen. Dabei bildet die bei Lastabnahme entstehende, stark plastisch verformte Zone die steile Flanke und der Bereich des statischen Rissfortschrittes die flache Flanke der Stufenform.

Die in Bild 135 schematisch dargestellte Entstehung von Schwingstreifen findet zur Verdeutlichung in isotropem Material statt. Bei der wesentlich typischeren Entstehung der Streifen an der Grenzfläche zu einer Faser übernimmt nur das Harz die plastische Verformung.

7.1.5.2 Verhalten im Bereich der Grenzspannungsintensität

Um die real auf den Bruchflächen zu findenden verschiedenen Ausprägungen und Charakteristika der Schwingstreifen zu erklären, können folgende Betrachtungen angestellt werden:

- Bleibt die obere Spannungsintensität K_O unterhalb K_{fu} wird es nur zu elastischen Verformungsvorgängen und keinem Rissfortschritt kommen.
- Im Bereich von K_{fu} findet sehr langsames Risswachstum statt, indem die jeweilig erfolgende Rissanschärfung allein für das weitere Wachstum verantwortlich ist. Es entstehen keine sichtbaren Bruchmerkmale, da der Rissfortschritt innerhalb eines schon plastisch verformten Bereiches erfolgt. Wenn der Riss durch diese Zone hindurchgewachsen ist, kann Rissstillstand durch eine mögliche plastische Verformung der Riss Spitze eintreten oder es findet ein größerer statischer Riss bei gleichzeitiger Entstehung eines sehr schwachen Schwingstreifens statt. Gleiches kann auch bei deutlich einer über K_{fu} liegenden oberen Spannungsintensität durch Inhomogenitäten innerhalb des Harzes eintreten, wie z.B. einer lokal erhöhten Vernetzungsdichte. Beides drückt sich in einer fehlenden 1:1 Korrelation zwischen Streifenanzahl und Lastwechseln aus.
- Liegt die obere Spannungsintensität K_O über K_{fu} findet der beschriebene Wachstumsmechanismus statt. In diesem Bereich kommt es zu einem 1:1 - Verhältnis zwischen Streifenanzahl und Lastwechseln genauso wie zu einer gleichmäßigen Zunahme der Schwingstreifenabstände aufgrund einer stetig wachsenden Spannungsintensität vor der Riss Spitze. Entsprechend der vorhandenen Spannungsfelder in isotropem oder orthotropem Material entstehen undeutliche, wellenförmige Schwingstreifen oder deutlich ausgeformte Stufen.
- Es muss eine obere Grenzspannungsintensität K_{fo} geben, oberhalb der instabiles Risswachstum erfolgt. Bei Überschreiten dieser Spannungsintensität kommt es zum Restbruch, da die eingebrachte Energie nicht mehr durch die plastische Deformation bis zum Stillstand des Risses dissipiert werden kann.

Die äußeren Belastungsbedingungen, wie Spannungsverhältnis R , Belastungsgeschwindigkeit und Spannungsbreite, haben einen eigenen Einfluss auf die Bildung und Ausformung der Streifen. Takemori fand beispielsweise für Polycarbonat eine Abnahme der Streifenbildung mit zunehmendem R -Verhältnis (Takemori 1982). Dies kann anhand des Modells durch längere gegebene Zeiten zur plastischen Verformung erklärt werden. Dagegen sind auch bei hohen Frequenzen deutlich ausgeformte Schwingstreifen zu finden. Dies lässt sich nur durch adiabatische Erwärmungsvorgänge an der Rissspitze und daraus folgender lokaler Materialerweichung begründen. Der einzelne Einfluss der Belastungsbedingungen muss dementsprechend in weiteren Arbeiten geklärt werden.

Die oben beschriebenen Vorgänge finden in jedem Fall statt, spiegeln sich jedoch nicht unbedingt in sichtbaren Bruchphänomenen. Insgesamt scheinen für die Entstehung der Streifen eine Vielzahl von Parametern verantwortlich zu sein. Konsequenz daraus ist sowohl das nicht notwendige Vorhandensein der Streifen auf Ermüdungsbruchflächen als auch die Verschiedenheit ihrer Ausformungen.

7.1.5.3 Definition der Grenzspannungsintensitäten

Betrachtet man das Modell der Schwingstreifenentstehung in Korrelation zum Belastungszyklus, so wird die Streifenentstehung nur mit einem kleinen Bereich des Zyklus' assoziiert. Rissfortschritt entsteht, d.h. das Ermüdungsrisswachstum beginnt, wenn eine gewisse Spannungsintensität an der Rissspitze überschritten wird. Es gibt also eine untere Grenzspannungsintensität K_{fu} an der Ermüdungsrisswachstum beginnt und eine obere Grenzspannungsintensität K_{fo} an der es zu instabilem Risswachstum kommt.

Es liegt nahe, zur Bestimmung der Grenzlaster das Diagramm der Rissausbreitungsgeschwindigkeit über der zyklischen Spannungsintensität heranzuziehen. Nach Paris 1962 ist die entscheidende Belastungsvariable der Ermüdungsrissausbreitung die Spannungsbreite $\Delta\sigma = \sigma_o - \sigma_u$ mit σ_o als der Oberspannung und σ_u als der Unterspannung. Im Diagramm wird die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dN in Beziehung zum zyklischen Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K = K_o - K_u$ (K_o, K_u : die sich aus Ober- und Unterspannung ergebenden Spannungsintensitätsfaktoren) gesetzt.

Allgemein kann aus der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK bei gegebenem Spannungsverhältnis R die obere Spannungsintensität K_O bestimmt werden mit (Macherauch 1987):

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} = \frac{K_U}{K_O} \quad \Delta K = K_O - K_U \quad [9]$$

ist

$$K_O = \frac{\Delta K}{(1 - R)} \quad [10]$$

Betrachtet man zunächst die obere Grenzspannungsintensität K_{fo} , so kann diese mit dem bei den vorliegenden Verhältnissen gültigen K_C -Wert des Materials gleichgesetzt werden. Da Rissfortschritt nur mit der oberen Spannungsintensität verbunden wird, erfolgt instabiles Risswachstum in dem Moment, in dem die obere Spannungsintensität den K_C – Wert des Materials erreicht. Demnach ist $K_{fo} = K_C = K_O$ der oberen Grenzschiwingbreite.

Für die obere Grenzspannungsintensität K_{fo} gilt also

$$\lim_{\Delta K \rightarrow K_{fo}(1-R)} \left(\frac{da}{dN} \right) \rightarrow \infty \quad [11]$$

Entsprechend ist die untere Grenzspannungsintensität K_{fu} der Grenzwert, bei dessen Unterschreitung die Ermüdungsbeanspruchung zu keinem messbaren Rissfortschritt mehr führt. Da aufgrund des vorgeschlagenen Modells auch hier nur die obere Spannungsintensität K_O zu Rissfortschritt führt, kann die untere Grenzschiwingbreite der Spannungsintensität mit zugehöriger K_O zur Bestimmung von K_{fu} herangezogen werden. Bei Metallen ist dieser Wert als K_{th} (th = threshold) bekannt

Für die untere Grenzspannungsintensität K_{fu} gilt also

$$\lim_{\Delta K \rightarrow K_{fu}(1-R)} \left(\frac{da}{dN} \right) \rightarrow 0 \quad [12]$$

Beide Grenzwerte sind belastungsspezifisch und gelten nur für den Fall, dass Ermüdungsrisswachstum entsprechend des vorgeschlagenen Modells stattfindet. Sie können mittels der minimalen und maximalen Werte für ΔK festgelegt werden, wie sie im Versuch zur Messung der Ermüdungsrisswachstumsraten (ASTM E647) bestimmt werden.

In Bild 136 sind die Werte der oberen und unteren Grenzspannungsintensität K_{fo} bzw. K_{fu} für die Reinharze PR500 und PR520 bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur dargestellt. Zum Vergleich sind die aus der statischen Messung bestimmten K_{IC} – Werte eingetragen.

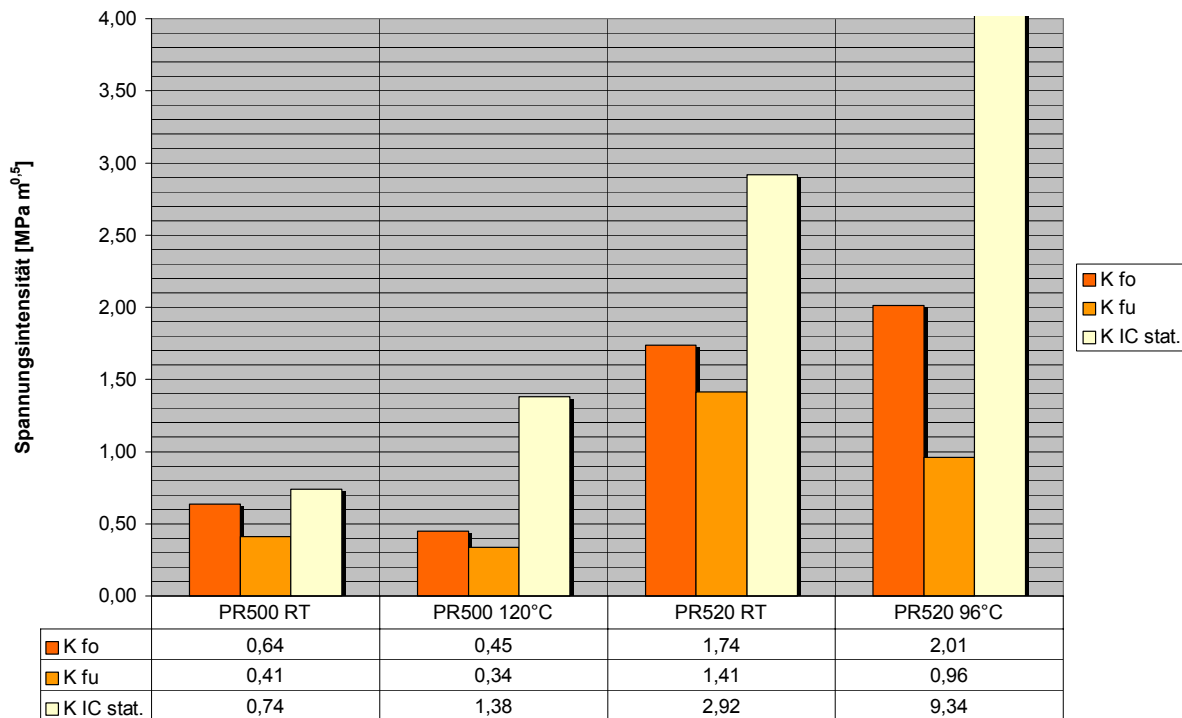


Bild 136: Statisch gemessener K_{IC} - Wert, obere und untere Grenzspannungsintensitäten der Reinharze PR500 und PR520 bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur

Im Vergleich vom statischen K_{IC} zu den Ergebnissen für K_{fo} , die einander entsprechen müssten, zeigt sich, dass nur für PR500 RT ein ähnlicher Wert erreicht wird. Alle anderen statischen K_{IC} – Werte liegen weit über den in den zyklischen Versuchen ermittelten. Dieses Ergebnis, das schon im da/dN vs. ΔG – Diagramm zu erkennen war, lässt sich durch die Vorgehensweise im statischen Versuch erklären. Zum einen wird zwar der künstliche Anriss unter Vorspannung eingebracht, es ist jedoch zu erwarten, dass trotzdem ein gewisser Radius an der Rissspitze vorhanden ist. Zum anderen ist der Rissspitze bei der langsamen quasistatischen Belastung die maximale Zeit gegeben, sich plastisch zu verformen, dabei abzustumpfen und so einen höheren Risswiderstand zu bilden. Im Gegensatz dazu findet, entsprechend dem vorgeschlagenen Modell, unter zyklischer Belastung lediglich die plastische Verformung an der Rissspitze statt, für die in der relativ kurzen Entlastungsphase

Zeit gegeben ist. Dementsprechend geringer ist die notwendige Spannungsintensität zum Wachstum des Risses.

Im Vergleich der oberen und unteren Grenzspannungsintensitäten in Bild 136 muss zwischen dem unmodifiziertem EP-Harz PR500 und dem schlagzähmodifizierten PR520 unterschieden werden. Das unmodifizierte Harz zeigt einen Abfall der Grenzwerte mit steigender Temperatur. Betrachtet man die DMTA – Messung in Bild 31, so zeigt sich für das Harz eine sehr hohe Abnahme des E-Moduls mit der Temperatur (um ca. 33% bei 120°C). Dieser verringert unter dem an der Risspitze vorhandenen ebenen Dehnungszustand die zum Bruch notwendige Spannungsintensität.

Dieser Effekt ist bei dem schlagzähmodifizierten PR520 nicht zu erkennen. Allgemein liegen, entsprechend der Modifizierung, die Spannungsintensitäten um ein Vielfaches höher. Trotzdem auch hier eine Abnahme des E-Moduls zu finden ist, steigt die obere Grenzspannungsintensität K_{f0} mit der Temperatur, während der untere Grenzwert abnimmt. Ersteres ist mit einer erhöhten Duktilität des zähmodifizierten Harzes bei der höheren Temperatur zu erklären. Diese vergrößert die plastische Zone vor der Risspitze und die zur Bildung der Bruchflächen notwendige Energie und verlangt dementsprechend eine deutlich vergrößerte Spannungsintensität, um zur instabilen Rissausbreitung zu führen.

Gleichzeitig scheint die erhöhte Duktilität bei höherer Temperatur jedoch auch zu einer Zunahme der Schädigung der plastischen Zone durch die zyklische Belastung zu führen. Dies zeigt sich in der Erniedrigung des unteren Grenzwertes K_{fu} , indem es zu einem früheren Risswachstum in der plastischen Zone kommt.

Allgemein setzt sich damit die für einen stabilen Rissfortschritt notwendige Bruchenergie E_F aus der zu bildenden Grenzflächenenergie U_γ und der für plastische Umlagerungsprozesse unter zyklischer Belastung benötigten Energie U_{pz} zusammen. Für den Grenzwert K_{fu} , an dem gerade kein Rissfortschritt stattfindet, und damit auch keine neue Grenzfläche entsteht, bedeutet dies, dass er die Spannungsintensität bezeichnet, die notwendig ist, die unter den gegebenen Bedingungen entstehenden plastischen Verformungen zu überwinden. Diese sind nicht mit den Verformungen unter statischer Belastung zu verwechseln. Im Fall der zyklischen Belastung findet parallel des Entlastungsvorgangs eine Überlagerung der plastischen Deformationen mit Druckspannungen statt, die durch elastische Kontraktion des umgebenden Materials hervorgerufen werden. Diese rufen neben den, auch bei einer statischen Belas-

tung entstehenden, Umlagerungsprozessen und Bindungsbrüchen weitere Schädigungen durch Brüche der Hauptvalenzen bei der Entlastung hervor.

Der Zusammenhang zwischen den definierten Grenzwerten und den Grenzen des Ermüdungsversagens eines Werkstoffes muss noch eingehender untersucht werden. Besonders interessant ist die Fragestellung, inwieweit eine Korrelation zu dem im Wöhlerversuch zu findenden Ermüdungsbeginn hergestellt werden kann, scheint doch die Ähnlichkeit der Kurven auffallend zu sein.

Die Neigung der Wöhlerlinie ist durch die Duktilität und der damit verbundenen Möglichkeit der Energieabsorption an der Riss Spitze gegeben.

7.1.6 Der Ermüdungsvorgang in Duroplasten

Der Ermüdungsvorgang von Duroplasten zeigt makroskopisch einen ähnlichen Ablauf wie der von Metallen oder Thermoplasten. Während es bei letzteren jedoch zu einer Zerrüttung des Werkstoffes aufgrund von Versetzungsbewegung und Versetzungsquellen bzw. atomarer Umordnung kommt, muss in Duroplasten ein anderer Mechanismus stattfinden. Da es im duroplastischen Molekülnetzwerk keine Fehlstellen gibt, sondern lediglich Inhomogenitäten in Form von unterschiedlichen Vernetzungsdichten und nicht gesättigten Bindungen, kann es zu keiner Fehlstellenwanderung oder zu großräumigen Molekülumorientierungen kommen. Im Gegensatz zu Thermoplasten sind im relativ starren Netzwerk des Duroplasten vor den Riss Spitzen lediglich mikroplastische Umorientierungen durch eine Verstreckung des Raumgitters mit einem geringen Anteil gebrochener Hauptvalenzbindungen möglich. Es kommt also nicht zum Crazing in Form einer Fibrillierung durch das Abgleiten und Auseinanderziehen der nur durch Nebervalenzen miteinander verbundenen Makromoleküle. Singh/Greenalgh 1998 stellten deshalb fest, dass aufgrund der vernetzten Makromoleküle (kovalente Bindung) sowohl statische als auch Ermüdungsbrüche bei Duroplasten auf ähnlichen Versagensmechanismen basieren.

Dies zeigen auch die mikrofraktographischen Untersuchungen, bei denen eine Art Hierarchie der Bruchmorphologien besteht. Sowohl statische Bruchcharakteristika als auch Ermüdungsbruchmorphologien, wie z.B. die sehr kleinen Einheiten der Schwingstreifen, sind Überstrukturen: Diese sind selbst wieder aus statisch gebrochenen Bruchflächen zusammengesetzt, die letztlich nur die körnige Form der Mikroflusslinien enthalten. Dies heißt, dass der einzelne Bruch entlang des energetisch

günstigsten Wegs entlang der molekularen Inhomogenitäten verläuft. Die Gestalt der Überstrukturen ergibt sich als Ergebnis der lokal wirkenden Hauptspannungsrichtungen und der mikromechanischen Prozesse, die an der Rissspitze ablaufen. Der Ermüdungsbruch ist ähnlich einer Abfolge unterbrochener quasistatischer Brüche.

Die einzeln statisch gebrochenen Flächen einerseits und die Form der Schwingstreifen, als die den Ermüdungsbruch kennzeichnende Morphologie, andererseits, führen zu dem vorgeschlagenen Modell des Entstehungsmechanismus', der den Ermüdungsablauf in den untersuchten vorgeschädigten Materialien charakterisiert.

Der skizzierte Entstehungsmechanismus basiert auf der Entstehung mikroplastischer Verformungen vor der Rissspitze. Diese Verformungen und der Rissfortschritt finden nur in einem kleinen Teil des Belastungszyklus' statt, während über den Rest des Zyklus' der Riss still steht. Die während der Belastungszyklen stattfindenden wiederholten mikroplastischen Verformungen gehen mit Bindungsbrüchen einher, die die lokale Festigkeit des Materials im Vergleich zum statischen Bruch reduzieren. Dies ist letztlich die Ursache des Phänomens der Ermüdung in Duroplasten.

Der Ermüdungsvorgang in Duroplasten muss also, aufgrund des viskoelastischen Verhaltens des Materials, als komplexe Interaktion zwischen dem Vermögen zur mikroplastischen Verformung, der anliegenden Spannung, der entstehenden Temperaturen und der Frequenz beschrieben werden. Entsprechend der gefundenen Ergebnisse spielt letzteres nur bei sehr niedrigen Frequenzen oder hohen Temperaturen eine Rolle (vgl. auch Sun/Chan 1979).

Allgemein scheint zu gelten: je duktiler der Duroplast ist, desto höher ist der K_C -Wert, der den Übergang zu instabilem Risswachstum markiert, da ein größeres mikroplastisches Verformungsvermögen einen erhöhten Risswiderstand darstellt. Gleichzeitig scheint jedoch der Ermüdungsbeginn zu niedrigeren Spannungsintensitäten verschoben zu sein, da das duktilere Material leichter durch die zyklische Belastung geschädigt wird.

In der vorliegenden Arbeit wurden ausschließlich Proben mit Vorschädigung in Form eines künstlich erzeugten Anrisses oder eines Impactschadens untersucht. Das Ermüdungsverhalten in ungeschädigtem Material muss noch eingehend untersucht werden. Trotzdem kann versucht werden, einige Ableitungen zu finden.

Da noch keine Risse vorhanden sind, wird Rissinitiation unter Ermüdungsbelastung an Fehlstellen, z.B. Oberflächenfehlern, Mikroporen und lokalen Inhomogenitäten in

Form von unterschiedlichen Vernetzungsdichten oder thermischen Spannungen, stattfinden. Diese Inhomogenitäten, bei Verbunden singuläre Fehlstellen, führen zu lokalen Spannungsüberhöhungen, die zu Mikrorissen unterhalb der normalen Bruchspannung führen. Das Ermüdungsversagen im ungeschädigten Werkstoff gehorcht deshalb statistischen Ansätzen, indem es zu einer Vielfachbruchinitiierung kommt.

Entsprechend des vorgeschlagenen Modells, würde es nach der Rissinitiierung zu einer Abstumpfung der entstandenen Mikrorisse kommen. Speziell in diesem Fall, in dem nicht eine geringe Anzahl großer Risse, wie im vorgeschädigten Material, wächst, kommt der Aspekt der Ähnlichkeit zwischen Ermüdung und Kriechen des Materials zum tragen. Es kann vermutet werden, dass die Rissabstumpfung unter relativ hohen Lasten die in der Literatur beschriebenen Effekte von Lastkollektiven erklären helfen könnte (z.B. Sun/Chim 1981). Ebenso könnte so die von Petermann/Schulte 2002 gezeigte Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit nach Kriechbelastung erklärt werden.

7.2 Das Versagen 3d-verstärkter Preform-Werkstoffe

7.2.1 Allgemeiner Schadensmechanismus des Ermüdungsversagens

Das Ermüdungsversagen der untersuchten CFK-Werkstoffe erstreckt sich in der gesamten Bandbreite zwischen hoher Schadenstoleranz bei Material A bis zum „Sudden-Death“-Verhalten des Materials B. Im ersten Fall findet ein über viele Lastwechsel andauerndes Schadenswachstum bis zum Versagen statt, im zweiten tritt ein kaum vorhersehbares Versagen der Struktur nach nur sehr geringem Wachstum aber sehr unterschiedlichen Lastspielzahlen ein.

Die mikrofraktographischen Untersuchungen zeigten das von Franz 1991b beschriebene allgemeine Ermüdungsrisswachstum: zuerst lösen sich die Fasern schrittweise vom Matrixharz, als eine Art kohäsives Ermüdungsversagen, unter gleichzeitige Bildung von Schwingstreifen durch örtliche plastische Verformung im Faserbett. Ist die Faserablösung eine gewisse Wegstrecke fortgeschritten, kommt es zu einem statischen Sekundärbruch des Matrixharzes zwischen den Fasern, da es durch die entstehenden lokalen Biegekräfte bis zur Bruchdehnung belastet wird. Dieser Mechanismus beschreibt allerdings nur das mikroskopische Wachstum an der jeweiligen Rissfront selbst.

Auf mesoskopischer Ebene kann das unterschiedliche Ermüdungsverhalten auf

einen grundsätzlichen Versagensmechanismus zurückgeführt werden (Förtsch u.a. 2002).

7.2.1.1 Mechanismus

Im Verbundwerkstoff bildet sich bei einer angelegten äußeren Wechsellast ein inhomogenes Spannungsfeld aus. In Bereichen, die innerhalb der Wachstumsspannung belastet sind, findet Ermüdungswachstum in Form von Sekundärbrüchen innerhalb der Matrix statt. Die Primärbruchfront verläuft entlang dieser geschädigten Stellen im Material bis es zum globalen Versagen kommt.

7.2.1.2 Ausbildung des inhomogenes Spannungsfeldes

Der CFK-Werkstoff besteht prinzipiell aus zwei Phasen: den Fasern als Festigkeitselemente, die die auf den Werkstoff einwirkenden Kräfte aufnehmen sollen und der Matrix als Stütz- und Ordnungselement, die, neben einer Verteilung der Kräfte, auch eine Schutzfunktion für die Fasern übernimmt.

Beide Phasen sind räumlich geometrisch zueinander angeordnet, um die ihnen zugeordneten Aufgaben zu erfüllen. Aufgrund dieser Anordnung ergeben sich Fehlstellen im Material, die zu einem mikroskopisch inhomogenen Gefüge führen. Fehlstellen dieser Art sind z.B. Harznester, die durch die Aufweitung der Struktur beim Einbringen von z-Fasern entstehen oder zwischen den Lagen von Gewebeverstärkungen durch die vorhandenen Überschneidungen vorhanden sind.

Zusätzlich kommt es zu Fehlstellen aufgrund der herstellungsbedingten Differenzen zwischen realem und theoretischem Werkstoffgefüge. Dies sind vor allem Fehlorderungen der Fasern, wie z.B. lokale Abweichungen der Faserorientierung, Faserverwindungen und Faserbrüche.

Bei Anlegen einer von außen wirkenden Kraft entsteht innerhalb des Werkstoffes ein inhomogenes Spannungsfeld. Dies geschieht einerseits aufgrund der oben aufgeführten Fehlstellen und Missorientierungen der Fasern, andererseits jedoch auch als eine der Konstruktion innewohnende Reaktion infolge der verschiedenen Faserorientierungen und Phasenübergänge.

7.2.1.3 Wachstumsspannung/Versagen der Matrix

Die übliche Darstellungsweise des Ermüdungsverhaltens von Werkstoffen ist die Charakterisierung mittels Wöhlerdiagrammen. Für Duroplaste wurde gezeigt, dass

die Steigung dieser Kurve in Abhängigkeit von der Duktilität verläuft. Für spröde Kunststoffe verlaufen diese Kurven i.a. sehr flach und es kann im Gegensatz zu Stählen kein Dauerfestigkeitsbereich gefunden werden. Dies wird durch die Definition einer Grenzlastspielzahl gelöst, bei deren Erreichen der Werkstoff als dauerhaft gilt. Stellt man diesen sehr flachen Kurvenverlauf schematisch dar (Bild 137), sieht man deutlich den sehr engen Spannungsbereich, in dem überhaupt Wachstum erfolgt. Für den Verbundwerkstoff bedeutet dies, dass innerhalb des in ihm herrschenden inhomogenen Spannungsfeldes nur drei mögliche Vorgänge ablaufen. An Stellen, die innerhalb des Dauerfestigkeitsbereiches belastet sind, wird keine oder nur geringe Ermüdung stattfinden. An hoch belasteten Stellen erfolgt ein statischer Bruch bis die überschüssige Energie dissipiert und ein Gleichgewichtszustand hergestellt ist. Die entstandenen Risse können als Ausgangsstellen für Ermüdungsbrüche wirken.

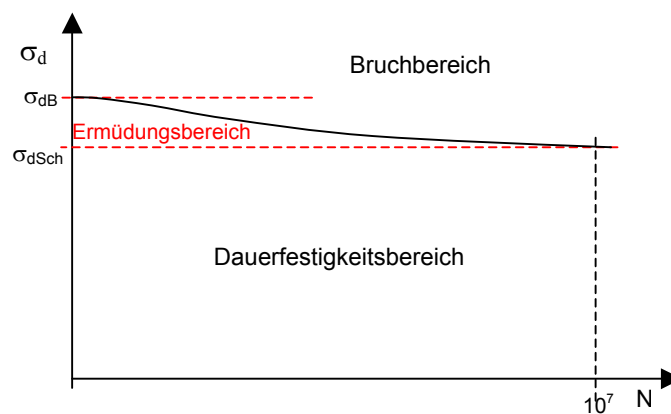


Bild 137: schematisches Wöhlerdiagramm mit Ermüdungsbereich

Das Wachstum eines Ermüdungsbruches kann nur in den Bereichen stattfinden, die innerhalb der Ermüdungsspannungsgrenzen beansprucht sind. Diese Ermüdungsbereiche sind vor allem in Harznestern zu finden. Im Bereich eines Harznestes findet ein Steifigkeitssprung statt: Im Gegensatz zu den Zwischenfaserbereichen, wo die herrschende Spannung über die Harzmatrix auf die nur wenige μm entfernten Fasern übertragen wird und so in der Matrix nur eine geringe Spannung herrscht, kann die Spannung nur im Inneren eines Harznestes abgebaut werden. Es ergibt sich ein in das Innere des Harznestes abfallendes Spannungsfeld. Liegt die am Harznest vorhandene Spannungsintensität über der unteren Spannungsintensitätsgrenze, wird die Energie durch die Bildung eines Mikrorisses abgebaut, bis an dessen Spitze ein Spannungsniveau unterhalb dieser Grenze erreicht wird. Bei weiterer Ermüdungsbe-

lastung wächst dieser Riss, da das Spannungsfeld an der Spitze sich immer innerhalb der Ermüdungsspannung befindet. Bei genügend großem Wachstum wird die Spannungsintensität so groß, dass ein statisches Weiterreißen hin zu einem nahe gelegenen anderen Ermüdungsbereich möglich wird.

Die oben erwähnten Zwischenfaserbereiche können ebenfalls durch Ermüdung versagen. Durch lokale Fehlorientierungen der Fasern oder Konditionen wie sie häufig in 3d-Strukturen und gewellten Lagenaufbauten vorkommen, können sich Mode - I, - II oder Mixed - Mode Bedingungen einstellen und zu einem lokalen Risswachstum führen. Dieser Mechanismus ist allerdings in diesem Stadium noch nicht vorherrschend.

7.2.1.4 Veränderung des Spannungsfelds durch fortschreitende Schädigung

Bei fortschreitender Ermüdung entstehen parallel Überlagerungen verschiedener Spannungsfelder.

Im inhomogenen Spannungsfeld des ungeschädigten Materials kommt es durch das Risswachstum zum Abbau von Energie durch die Bildung neuer Oberflächen. Diese anfänglich infinitesimal kleinen Änderungen führen mit steigender Rissgröße zu einer Verschiebung des Spannungsfeldes weg von der Rissoberfläche, an der sich ein ebener Spannungszustand ausbilden kann.

Parallel dazu wächst mit zunehmender Risslänge die Spannungsintensität an der Rissspitze stetig an und es kommt zu einer lokal wachsenden Zunahme der Mode I – Komponente.

Diese Überlagerung verschiedener Spannungsfelder findet auch innerhalb von Impactzonen statt. Im Vergleich zum Ermüdungswachstum im nicht vorgeschädigten Material ist dabei aber zu beachten, dass ein unterschiedlicher Schädigungsbereich vorhanden ist. Durch den Impact werden relativ wenige aber große Risse eingebracht, was zu anderen Spannungsfeldern führt. Der darauf folgende weitere Mechanismus des Versagens ist jedoch identisch.

7.2.1.5 Weiteres Ermüdungswachstum / Versagen des Materials

Die Veränderung des Spannungsfelds durch fortschreitende Schädigung führt zu weiteren Versagensphänomenen innerhalb des Preform-Werkstoffes.

Mit steigendem Ermüdungsrisswachstum ergeben sich durch die wachsende Spannungsintensität an den Rissspitzen Spannungszustände, die zu einem lokalen Ver-

sagen in Form eines statischen Weiterreißen führen, oder, im Falle des „sudden death“-Verhaltens zu einem schnellen, katastrophalen Versagen der Probe führen.

Die Verschiebung des Spannungsfeldes durch die steigende Risslänge bewirkt weitere Ermüdung in den nach außen liegenden Zonen der Probe und führt zu einem Wachstum der Ermüdungsrissse in Richtung der Probenoberfläche. Dies kann entlang der Orientierung eines Faserbündels, z.B. den z-Fasern der 3d-Materialien (Drechsler/Franz 1995), geschehen. Die Spannungszustände können aber auch dazu führen, dass lokal die Faserfestigkeit überwunden wird und ganze Faserbündel reißen. Dieses translaminare Risswachstum bewirkt Sprünge über Laminebenen und eine erhebliche Verringerung des tragenden Restquerschnittes, was die lokal vorhandenen Spannungen noch einmal steigert. Bei einem geeignet niedrigen Restquerschnitt kommt es schließlich zu katastrophalem Versagen.

Bei Materialien, die nicht am Microbuckling gehindert sind, kommt es mit steigender Risslänge zu einer Erhöhung der lokalen Mode I – Komponente, was zu einem dominanten Anteil des Ermüdungsrisswachstums in der Endphase führen kann. Das Wachstum erfolgt dann innerhalb einer oder weniger Laminebenen bis zu einem Punkt, an dem aufgrund eines zu geringen Restquerschnittes oder Ausknickens katastrophales Versagen erfolgt.

7.2.2 Der Schadensmechanismus unter Impactbelastung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Impactschädigungen vornehmlich deshalb untersucht, um den Ausgangszustand vor der nachfolgenden Ermüdungsbelastung zu bestimmen. Vergleicht man jedoch den angeführten Mechanismus des Ermüdungsversagens mit den Ergebnissen der mikrofraktographischen Untersuchungen nach Impactbelastung, so scheint ein ähnlicher Ablauf gegeben zu sein. Wie bereits erwähnt, basieren sowohl statische als auch Ermüdungsbrüche aufgrund der vernetzten Makromoleküle bei Duroplasten auf ähnlichen Versagensmechanismen.

Der Versagensablauf der Preform-Werkstoffe unter Ermüdungsbelastung ist vornehmlich durch deren komplexen Aufbau bestimmt. Die unterschiedlichen Faserorientierungen mit gleichzeitig vorhandenen großen Harznestern führen zu Sekundärissen, die im Spannungsfeld vor der Risspitze entstehen. Das Versagen verläuft dann stufenförmig entlang der vorhandenen Sekundärbrüche. Das Impactversagen scheint auf gleichem Wege zu verlaufen. Allerdings sind wesentliche Unterschiede

durch die Bruchgeschwindigkeit und die Belastungsrichtung gegeben, was sich in grundsätzlich anderen, also statischen, Bruchcharakteristika auf der Bruchfläche widerspiegelt. Durch die dynamisch eingebrachte Biegelast kommt es vornehmlich zu Scherversagen mit dem mikrofraktographischen Bruchbild der Hacklestrukturen auf der Oberfläche. Soweit der Bruchverlauf auf den Bruchoberflächen nachvollzogen werden konnte, werden an den Singularitäten, wie beispielsweise Harznestern und Faserkreuzungspunkten, Sekundärrisse ausgelöst, die dann als Pfad für die Primärbruchfront dienen.

Ein wesentlicher Einflussfaktor scheint die Belastungsgeschwindigkeit zu sein. Im Allgemeinen wird die Spannungsverteilung innerhalb des Impactbereichs eines Low-Velocity-Impacts im Gleichgewichtszustand betrachtet. Die Definition eines „Low-Velocity-Impacts“ erfolgt über die Aufprallgeschwindigkeit. Es muss jedoch der Kontakt des Impactors in Relation zur Lastausbreitung im Material gesetzt werden. Hierzu sind noch weitere Untersuchungen notwendig.

7.2.3 Korrelation von Mikrostruktur und Versagen

Neben den Festigkeiten der einzelnen Phasen im Verbundwerkstoff beeinflusst vor allem der Aufbau der Verstärkungsstruktur das Schadensverhalten des Materials. Es konnten wesentliche Strukturmerkmale festgestellt werden, als deren wichtigste die Webart, also die Verwendung von Gewebelagen oder unidirektionalen Lagenaufbauten, die Lagenorientierung und das Vorhandensein von in z-Richtung wirkender Fasern und deren relative Abstände zu nennen sind. Gerade die z-Fasern sind unter dem Aspekt der Textiltechnik als kostengünstige Halbzeugherstellung und als gezielte Verstärkungsmodifikation besonders hervorzuheben.

Allein die Variation dieser Strukturmerkmale führt zu einer Vielzahl verschiedenster Aufbauten der Verstärkungsstrukturen. Es kann jedoch gezeigt werden, dass das gesamte Bruchverhalten der Werkstoffe letztlich nur auf drei charakteristische Gefügeparameter zurückgeführt werden kann. Diese sind:

- Lokale Faserorientierung
- Lagenabstände und
- Harznester.

Die lokale Faserorientierung und die Größe der Lagenabstände sind in allen Materialien essentiell. Harznester sind typische Inhomogenitäten bzw. Singularitäten, die

besonders durch die Textiltechnik und die Art der Herstellung im RTM-Verfahren in das Material eingebracht werden. Sie sind charakteristisch für dreidimensional verstärkte Werkstoffe.

Auf Basis der Untersuchungsergebnisse kann für den inneren Zusammenhalt und das Versagensverhalten der Werkstoffe folgende Bedeutung der Gefügeparameter abgeleitet werden:

Lokale Faserorientierung

Die lokale Richtung der Fasern hat einen Einfluss in ihrer relativen Lage sowohl zur Belastungsrichtung, als auch zu benachbarten Faserbündeln. Liegt die Faser in einem Winkel relativ zur Belastungsrichtung, kommt es zu längs der Faser wirkenden Scherkräften und in Richtung der Normalen wirkenden Zugkräften.

Im Fall von nahe liegenden benachbarten Fasern mit unterschiedlicher Orientierung kommt es durch die verschiedenen Richtungen der Spannungsübertragung zu Scherspannungen. Je stärker der Orientierungsunterschied ist, desto größer sind die Scherspannungen. Zusätzlich wirkende Zugkräfte führen zu einem dreiachsigen Spannungszustand.

Lagenabstände

Breite, harzgefüllte Lagenabstände verstärken den Effekt der Zwischenlagenbereiche als innere Grenzfläche im Material. Gesteigert durch Orientierungsunterschiede, jedoch auch im idealen unidirektional verstärkten Material vorhanden, kommt es zu Steifigkeitssprüngen im Bereich der Grenzflächen in das weniger steife Matrixmaterial. Es bilden sich, bei entsprechend hoher Interfacefestigkeit zwischen Faser und Matrix, innerhalb des Reinharzes Kohäsivbrüche aus und das Risswachstum erfolgt längs dieser Schichten, die als innere Grenzflächen wirkenden.

Harznester

Steifigkeitssprünge zwischen Faser und Harz verursachen an Harznestern, ähnlich wie bei großen Lagenabständen, ein Risswachstum in das Matrixmaterial.

Sie sind typische Rissinitiationsstellen sowohl für Impact- als auch für Ermüdungsbelastung. Da an Harznestern im Allgemeinen verschieden orientierte Faserbündel anliegen, sind sich überlagernde Spannungsfelder verschiedener Faserorientierungen als hauptsächlicher Grund für die Rissinitiation anzusehen.

Der entstehende dreiachsige Spannungszustand gleicht dem schon bei den Faserorientierungen dargestellten. Tatsächlich ist ein Harznest lediglich ein Ort an dem lokal sehr unterschiedliche Orientierungen bestehen und aufgrund des Faservolumens gleichzeitig auch die Struktur geweitet ist.

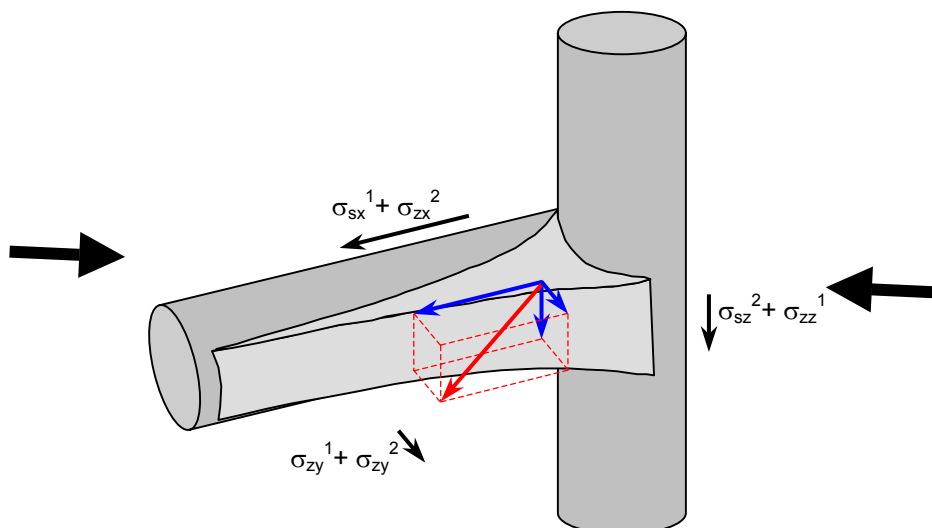


Bild 138: Mehrachsiger Spannungszustand innerhalb eines Harznestes

Je nach Aufbau des Materials können diese Gefügeparameter verschieden starke Bedeutung haben, sich gegenseitig verstärken oder in ihrer Wirkung aufheben. Ebenso ist keine deutliche Abgrenzung möglich, da beispielsweise der Übergang zwischen breiten und flächigen harzreichen Gebieten, die durch große Lagenabständen verursacht werden, sowie Harznestern fließend ist.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel der Arbeit war es, das Phänomen der Ermüdung in Preform-CFK-Werkstoffen mit duroplastischen Matrixsystemen auf mikrostruktureller Ebene zu untersuchen. Der Einfluss der dynamischen Belastung und der Temperatur auf die entstehenden Bruchcharakteristika sollte bestimmt werden. Auf Basis der Ergebnisse sollte ein allgemeiner Schadensmechanismus gefunden werden, der das Versagen auf mesoskopischer Ebene beschreibt, sich also nicht auf den Ermüdungsvorgang an einer einzelnen Rissfront beschränkt.

Hierzu wurden verschiedene Preform-Werkstoffe mit EP-Matrix mit schwellender Ducklast und höherfrequenter, wechselnder Biegelast beaufschlagt. Die verwendeten Matrixsysteme wurden im CT-Test auf ihr Ermüdungsverhalten untersucht. Mittels anschließender mikrofraktographischer Untersuchungen wurde der lokal zum Versagen führende Spannungszustand bestimmt und der jeweilige Bruchverlauf nachvollzogen.

Es zeigte sich, dass die in der Literatur gegebene Erklärung zur Darstellung der Schwingstreifen im Rasterelektronenmikroskop korrigiert werden musste. Da sich im REM Hinterschneidungen nicht als dunkle Streifen abbilden, muss die Darstellung der Streifen auf unterschiedlichen Neigungen der lokalen Bruchfläche zum Primärelektronenstrahl beruhen.

Auf Basis dieses Ergebnisses konnte die Form und Ausbildung der Schwingstreifen in Harznestern und Faserbetten gezeigt werden. Schwingstreifen haben eine aus der Bruchebene herausragende, bevorzugt stufenförmige Ausbildung. Entsprechend Franz 1991a konnte nachgewiesen werden, dass die Risswachstumsrichtung immer „treppauf“ entlang der Schwingstreifen verläuft.

Es konnte kein Einfluss der höherfrequenten Belastung auf die Schwingstreifenbildung nachgewiesen werden. Dennoch konnten eigene, bisher in der Literatur noch nicht beschriebene, lamellenförmige Bruchphänomene gefunden werden. Aufgrund ihrer Ausbildung und ihres Vorkommens können diese jedoch eher als Anzeichen einer dynamischen Belastung denn als Bruchphänomen einer höherfrequenten zyklischen Beanspruchung verstanden werden.

Sowohl in den höherfrequenten Untersuchungen, bei denen Temperaturen bis zu 120°C auftraten, als auch in den CT-Tests bei erhöhten Temperaturen (60% T_g)

konnte kein Einfluss der Temperatur auf das mechanische Versagensverhalten nachgewiesen werden. Aus der Ausbildung von Schwingstreifen in den höherfrequent belasteten Proben kann jedoch vermutet werden, dass adiabatische Erwärmung an der Rissspitze vorhanden ist, die zu sehr großen plastischen Verformungen durch lokale Überschreitung von T_g führen.

Die mikrofraktographischen Untersuchungen zeigten, dass die Streifen selbst als einzelne statische Brüche entstehen. Aufgrund ihrer Ausbildung und in Relation zu den Gegenbruchflächen können plastische Prozesse für die Ausformung der Schwingstreifen verantwortlich gemacht werden. Dies zusammengenommen führt zu einer Modifizierung der aus der Literatur bekannten Modelle zur Entstehung von Schwingstreifen. Das vorgeschlagene Modell assoziiert das eigentliche Risswachstum unter Ermüdungsbelastung nur mit einem kleinen Teil des Belastungszyklus'. Nur während des Erreichens der maximalen Spannungsintensität im Bereich der Oberlast des Zyklus kommt es zu Rissfortschritt. Mikroplastische Prozesse durch molekulare Umordnung im Spannungsfeld vor der Rissspitze führen zur Abstumpfung, was sich als Streifenform auf der Bruchfläche abbildet. Gleichzeitig verursacht die zyklische Beanspruchung Schädigungen im Molekülnetzwerk des Duroplasten. Dies führt zur Möglichkeit der Rissbildung unterhalb der statischen Bruchspannungen.

Aus dem Modell lassen sich, auf Basis der Ermüdungsrisswachstumsdiagramme, Grenzwerte der notwendigen Spannungsintensität für das Risswachstum unter zyklischer Belastung ableiten. Die obere Grenzspannungsintensität entspricht K_C , da sie den Übergang zu instabilem Risswachstum markiert. Die untere Grenze wird aus dem Wert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors bestimmt, bei dem gerade kein Risswachstum mehr feststellbar ist.

Mit dem vorhandenen Modell des lokalen Ermüdungsrisswachstums und den Ergebnissen der chronologischen Versagensabläufe aus den mikrofraktographischen Untersuchungen der verschiedenen Materialien konnte ein allgemeiner Versagensmechanismus der Preform-CFK-Werkstoffe gefunden werden.

Im Verbundwerkstoff bildet sich bei einer angelegten äußeren Wechsellast ein inhomogenes Spannungsfeld aus. In Bereichen, die innerhalb der Wachstumsspannung belastet sind, findet Ermüdungswachstum in Form von Sekundärbrüchen innerhalb der Matrix statt. Die Primärbruchfront verläuft entlang dieser geschädigten Stellen im

Material bis es zum globalen Versagen kommt. Es kommt so zu einem stufenförmigen Versagensablauf unter Ermüdungsbelastung. Für das Versagen unter Impactbelastung kann grundsätzlich der gleiche Mechanismus angenommen werden. Dabei sind allerdings dynamische Effekte mit einzubeziehen, die innerhalb des mehrphasigen Werkstoffes zum Tragen kommen.

Keine Beachtung fand die Problematik des Grenzflächenübergangs zwischen Faser und Matrix, dessen Haftungseigenschaften und den Konsequenzen auf die an diesen Stellen vorkommenden Steifigkeitssprünge. Dies sollte Gegenstand zukünftiger Untersuchung sein. Mit der Klärung der Fragestellung, wann aus einem Zwischenfasergebiet ein Harznest entsteht, wird nicht nur eine gezielte Einstellung bestimmter Eigenschaften eines Werkstoffes sondern auch die Bestimmung von Grenzwerten des Impact- und Ermüdungsversagens möglich.

Des Weiteren sind intensive Untersuchungen zu den Vorgängen in der Zone vor der Rissspitze notwendig. Speziell die Größen und Übergänge der plastisch und elastisch verformten Bereiche und die darin ablaufenden Schädigungsprozesse sind von Interesse.

9 Literatur

3M 1994: Technical Bulletin: PR 520 Epoxy Resin. Neuss: 3M Deutschland GmbH 11/1994 - Firmenschrift

Ambur/Kimmerly 1998: Ambur, R.A.; Kemmerly, H.L.: Influence of impactor mass on the damage characteristics and failure strength of laminated composite panels. AIAA Paper No. 98-1784. Long Beach, California: April 20-23, 1998

Armstrong/Stevenson 1960: Armstrong, E. K.; Stevenson, R. E.: Some Practical Aspects of Compressor Blade Vibration. Journal of the Royal Aeronautical Society, 591 (1960), 117 - 130

Asp u.a. 2001: Asp, L.E.; Sjögren, A.; Greenhalgh, E.S.: Delamination growth and thresholds in a carbon /epoxy composite under fatigue loading. Journal of Composites Technology & Research, 23, No.2 (2001), 55 - 68

ASTM D3171-99: ASTM D3171-99: Bestimmung des Fasermassenanteils bei Harzbinder - Verbundstoffen durch Matrixersetzung. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1999

ASTM E399: ASTM E 399-90: Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1990

ASTM E647: ASTM E 647-95a: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rate. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1995

Barkhausen 1932: Barkhausen, H.: Einführung in die Schwingungslehre. Leipzig: Hirze, 1932

Baron 1992: Baron, C.: Mechanische Eigenschaften kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe (CFK) bei Variation der Matrixduktilität und der Bruchdehnung der Fasern. DLR-FB 92-06. Köln: DLR, 1992

Baron/Schulte 1987: Baron, C.; Schulte, K.: Einfluss der Laminatkomponenten von CFK-Werkstoffen auf das statische und dynamische Verhalten. Z. Werkstofftechnik, 18 (1987), 306 - 313

Bartley-Cho u.a. 1997: Bartley-Cho, J.; Lim, S.G.; Hahn, H.T.; Shyprykevich, P.: Damage accumulation in quasi-isotropic graphite/epoxy laminates under constant-amplitude fatigue and block loading. Composite Science and Technology. 58, No.9 (1997), 1535 - 1547

Bertram u.a. 1986: US Patent 4 594 291 Bertram, J.L.; Walker, L.L.; Berman, J.R.; Clark, J.A. (1986)

Blumberg 1989: Blumberg, H.: Stand und Entwicklungstendenzen für Hochleistungs-Polymer- und Kohlenstofffasern. 28. Internationale Chemiefasertagung. Dornbirn, 1989

Bradley 1989: Bradley, W.L.: Relationship of matrix toughness to interlaminar fracture toughness. In: Friedrich K. (Hrsg): Composite Materials Series, Vol.6: Application of fracture mechanics to composite materials. Amsterdam: Elsevier, 1989

Bradley/Cohen 1985: Bradley, W.L.; Cohen, R.N.: Matrix Deformation and Fracture in Graphite-Reinforced Epoxies. In: Johnson W. S. (Ed.): Delamination and Debonding of Materials. ASTM 876. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1985

Brandt u.a. 2002: Brandt, J.; Drechsler K.; Gessler, A.: Manufacturing highly integrated fibre performs by stitch bonding basic textiles. In: ESCM, European Society for Composite Materials: Composites for the future. Tenth European Conference on Composite Materials (ECCM-10): Brugge, Belgium, June 3-7, 2002. Brugge: o.V., 2002, CD-ROM

Buehler u.a. 2003: Buehler, M.J.; Abraham, F.F.; Gao, H.: Hyperelasticity governs dynamic fracture at a critical length scale. Nature, 426 (2003), 141 - 146

Chawla 1993: Chawla, K.K.: Ceramic matrix composites. London: Chapman & Hall, 1993

Chou 1992: Chou, T.-W.: Microstructural Design of Fiber Composites. Cambridge: Cambridge University Press, 1992

Ciba 1994: Product data sheet N° 000621Y. Issue 3. Ciba Composites 10/1994 - Firmenschrift

Corleto u.a. 1987: Corleto, C.; Bradley, W.; Henriksen, M.: Correspondence between stress fields and damage zones ahead of crack tip of composites under mode I and mode II loading. In: Matthews, F.L.; Buskell, N.C.R.; Hodgkinson, J.M. a.o.: ICCM-6. 6th Int. Conf. on Composite Materials & ECCM Second European Conference on Composite Materials. London: Elsevier, 1987

Cramer 1994: Technisches Datenblatt, UD-Gewebe Style 863. Heek-Nienborg: C. Cramer & Co. 1994 - Firmenschrift

DIN 50100: DIN 50100: Werkstoffprüfung; Dauerschwingversuch, Begriffe, Zeichen, Durchführung, Auswertung. 1978

DIN 65561: DIN 65561: Luft- und Raumfahrt; Faserverstärkte Kunststoffe; Prüfung von Multidirektionalen Laminaten; Bestimmung der Druckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung. 1991

DIN EN ISO 14125: DIN EN ISO 14125: Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften. 2003

DIN EN ISO 527-4: DIN EN ISO 527-4: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe. 1997

DIN EN ISO 6603-2: DIN EN ISO 6603-2: Kunststoffe - Bestimmung des Durchstoßverhaltens von festen Kunststoffen - Teil 2: Instrumentierter Schlagversuch. 2000

Drechsler 1992: Drechsler, K.: Beitrag zur Gestaltung und Berechnung von Faserverbundwerkstoffen mit dreidimensionaler Textilverstärkung. Stuttgart: Universität, Dissertation, 1992

Drechsler/Franz 1995: Drechsler, K.; Franz, H.E.: Untersuchung des Schadensverhaltens dreidimensional verstärkter Faserverbundwerkstoffe im Rasterelektronenmikroskop. Mat.-wiss. u. Werkstofftech, 26 (1995), 469 - 476

Dugdale 1960: Dugdale, D.S.: Yielding of steel sheets containing slits. J. Mech. Phys. Solids, 8 (1960), 100 - 104

Ehrenstein 1998: Ehrenstein, G. W.: Praxis der thermischen Analyse von Kunststoffen. München, Wien: Hanser, 1998

ESDU 2001: Engineering Science Data Unit: Endurance of fibre-reinforced composite, laminated structural elements subjected to simulated random acoustic loading ESDU 84027. In: ESDU Series on Vibration and Acoustic Fatigue. London: ESDU International plc., 2001

Fineberg u.a. 1991: Fineberg, J.; Gross, S.P.; Marder, M.; Swinney, H.L.: Instability in dynamic fracture. Physical Review Letters, 67, No.4 (1991), 457 - 460

Förtsch u.a. 2002: Förtsch, W; Franz, H.E.; Friedrich, K.: Investigation into damage mechanisms in advanced composite materials for the purpose of material improvement and damage prediction. In: ESCM, European Society for Composite Materials: Composites for the future. Tenth European Conference on Composite Materials (ECCM-10): Brugge, Belgium, June 3-7, 2002. Brugge: o.V., 2002, CD-ROM

Frank 1996: Frank, A.: Kunststoffkompendium: Herstellung, Aufbau, Verarbeitung, Anwendung, Umweltverhalten und Eigenschaften der Thermoplaste, Polymerlegierungen, Elastomere und Duroplaste. Würzburg: Vogel, 1996

Franz 1980: Franz, H.E.: Schwingbruchstrukturen an faserverstärkten Kunststoffen. Z. Werkstofftech, 11 (1980), 343 - 360

Franz 1991a: Franz, H.E.: Beitrag zu Schwingbruchmorphologien in faserverstärkten Kunststoffen. Mat.-wiss. u. Werkstofftech, 22 (1991), 435 - 444

Franz 1991b: Franz, H.E.: Mikrofraktographie an faserverstärkten Verbundwerkstoffen. Prakt. Met., 26 (1991), 404 - 419

Friedrich 1975: Friedrich, K.: Microscopic investigations of fracture in polystyrene. Praktische Metallographie, 12, No.11 (1975), 587 - 603

Friedrich 1989: Friedrich, K.: Fractographic analysis of polymer composites. In: Friedrich, K. (Ed.): Application of fracture mechanics to composite materials. Amsterdam: Elsevier, 1989

Friedrich u.a. 1991: Friedrich, K.; Carlsson, L.A.; Gillespie, J.W. Jr.; Karger-Kocsis, J.: Fracture of thermoplastic composites. In: Carlsson L.A. (Ed.): Thermoplastic Composite Materials. Amsterdam: Elsevier, 1991

Friedrich 1998: Friedrich, K.: Mesoscopic aspects of polymer composites: Processing, structure and properties. Journal of Materials Science, 33 (1998), 5535 - 5556

Gamstedt/Sjögren 2002: Gamstedt, E.K., Sjögren, B.A.: An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-ply composite laminates. International Journal of Fatigue, 24, No.2-4 (2002), 437 - 446

Gamstedt/Sjögren 2004: Gamstedt, E.K., Sjögren, B.A.: Sequence effects in block amplitude fatigue loading of composite laminates. European Association for Composite Materials, Institute of Materials, Composites Division (Ed.): ECCM-11. 11th European Conference on Composite Materials: From nano-scale interactions to engineering structures. May 31 – June 3, 2004, Rhodes, Greece. o.O.: o.V., 2004

Gao u.a. 2003: Gao, H.; Ji, B.; Jäger, I.L.; Arzt, E.; Fratzl, P.: Materials become insensitive to flaws at nanoscale: Lessons from nature. Proc. Natl. Acad. Sci. USA, 100, No.10 (2003), 5597 – 5600

GARTEUR 1994: Group for Aeronautical Research and Technology in Europe GARTEUR, AG 14: Fractography of composites, Final Report. GARTEUR Report No. TP083, 1994

Glaesgen u.a. 1998: Glaesgen, E.H.; Raju I. S.; Poe Jr., C. C.: Debond Analysis for Stitched Composite Structures. 1998 International Conference on Computational Engineering Sciences. Atlanta, Georgia: October 6-9, 1998

Griffith 1920: Griffith, A.A.: The phenomena of rupture and flow in solids. Phil. Trans. Soc., A221 (1920), 163 - 198

Harris 2003: Harris, B. (ed.): Fatigue in composites. Cambridge: Woodhead, 2003

Heiden u.a. 1998: Heiden, P.; Gopala, A.; Wu, H.; Harris, F.: Investigation of readily processable thermoplastic-toughened thermosets. I. BMIs Toughened via a Reactive Solvent Approach. Journal of Applied Polymer Science, 69, No.3 (1998), 469 - 477

Hentschel u.a. 1994: Hentschel, M.P.; Harbich, K.W.; Lange, A.: Nondestructive evaluation of single fibre debonding by X-ray refraction. NDT and E International – Non Destructive Testing and Evaluation, 27, 5 (1994), 275 - 280

Herszberg/Bannister 1993: Herszberg, I.; Bannister, M.K.: Tensile properties of thin stitched carbon/epoxy composites. In: Institution of Engineers, Australia a.o. (Ed.): 5th Australian Aeronautical Conference. 13 – 15 September 1993, Melbourne, Australia. Preprints of papers. Barton: Institution of Engineers, Australia, 1993

Hertling 1999: Hertling, J.: Ausbreitungsgeschwindigkeit von instabilen Rissen in Polymeren bei tiefen Temperaturen. Wissenschaftliche Berichte FZKA 6326. Karlsruhe: Forschungszentrum Karlsruhe, 1999

Hertzberg 1996: Hertzberg, R.W.: Deformation and fracture mechanics of engineering materials. New York: Wiley, 1996

Heutling 2000: Heutling, F.: Mikrofraktographie an CFK-Verbundwerkstoffen als Instrument zur Charakterisierung von Materialeigenschaften und zur Interpretation von Versagensphänomenen. Düsseldorf: VDI, 2000

Heutling u.a. 1998: Heutling, F.; Franz, H.E.; Friedrich, K.: Mikrofraktographische Analyse des Delaminationswachstums in zyklisch belasteten Kohlenstofffaser / Duroplastharz - Verbundwerkstoffen. Mat.-wiss. und Werkstofftechnik., 29 (1998), 239 - 253

Heyke 1983: Heyke, H.-E.: Grundlagen der allgemeinen Chemie und technischen Chemie. Heidelberg: Hüthig, 1983

Hiley 1999: Hiley, M.J.: Fractographic study of static and fatigue failures in polymer composites. Plastics, Rubber and Composites, 28, No.5 (1999), 210 - 227

Hiley/Curtis 1992: Hiley, M.J.; Curtis, P.T.: Mode II damage development in carbon fibre reinforced plastics. In: AGARD Advisory Group for Aerospace Research & Development (Ed.): Debonding/Delamination of composites. 74th meeting of the AGARD Structures and Materials Panel, Patras, Greece 24. – 29. May 1992. AGARD Conference Proceedings 530. o.O.: North Atlantic Treaty Organization, 1992

Hoffmann 1999: Hoffmann, L.: Ermüdungsverhalten glasfaserverstärkter Kunststoffe. Erlangen: Universität, Dissertation, 1999

Holehouse 1984: Holehouse, I.: Sonic fatigue design techniques for advanced composite airplane structures. Southampton, Great Britain, University, Ph.D. Thesis, 1984

Holian/Thomson 1997: Holian, B.L.; Thomson, R.: Crack limiting velocity. Phys. Rev. E., 56, No.1 (1997), 1071 - 1079

Hull 1999: Hull, D.: Fractography: observing, measuring, and interpreting fracture surface topography. Cambridge: Cambridge University Press, 1999

Hull/Yi 1993: Hull, D.; Yi, B.S.: Damage mechanism characterization in composite damage tolerance investigations. Composite Structures, 23 (1993), 99 - 120

INTEX 2002: Geßler A. (Bearb.): INTEX; Textile Integrationstechniken zur Herstellung vorkonfektionierter Verstärkungsstrukturen für FVK. Zusammenfassender Schlussbericht. BMBF FKZ 03N3060A/9. München: EADS Research and Technology, 2002

Irwin 1958: Irwin, G.R.: Fracture. In: Flügge, S. (Hrsg.): Handbuch der Physik, Bd. 6. Berlin: Springer, 1958, 551 - 590

ISO 6721: ISO 6721-5: Plastics - Determination of dynamic mechanical properties - Part 5: Flexural vibration - Non-resonance method. International Organization for Standardization, 1996

Jacoby 1969: Jacoby, G.: Fracture surface and processes in polycarbonate. ASTM STP 435. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1969

Jain 1994: Jain, L.K.; Mai, Y.W.: On the effect of stitching on mode I delamination toughness of laminated composites. Comp. Sci. and Tech., 51 (1994), 331-345

Jain 1995: Jain, L.K.; Mai, Y.W.: Determination of Mode II delamination toughness of stitched laminated composites. Comp. Sci. and Tech., 55 (1995), 241-253

Joyce/Moon 1998: Joyce, P.J.; Moon, T.J.: Compression Strength Reduction in Composites with In-Plane Fiber Waviness. In: Bucinell, R. B. (Ed.): 7th Symposium on Composites: Fatigue and Fracture. ASTM STP 1330. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1998

Karger-Kocsis/Friedrich 1988: Karger-Kocsis, J.; Friedrich, K.: Fatigue crack propagation in short and long-fibre reinforced injection moulded Pa 6.6 composites. Composites, 19, No.2 (1988)

Karger-Kocsis/Friedrich 1992: Karger-Kocsis, J.; Friedrich, K.: Fatigue crack propagation and related failure in modified, anhydride-cured epoxy resins. Colloid & Polymer Science, 270 (1992), 549 - 562

Karger-Kocsis/Friedrich 1993: Karger-Kocsis, J.; Friedrich, K.: Microstructure-related fracture toughness and fatigue crack growth behaviour in toughened, anhydride-cured epoxy resins. Composite Science and Technology, 48 (1993), 263 - 272

Kausch 1978: Kausch, H.H.: Polymer Fracture. Berlin: Springer, 1978

Kensche 1992: Kensche, C.W.: High cycle fatigue of glass-fibre reinforced epoxy materials for wind turbines. DLR-FB 92-17. Stuttgart: DLR, 1992

Kessler u.a. 1997: Kessler, A.; Bledzki, A.; Wacker, G.: Einfluss der Grenzschicht auf die Dämpfungseigenschaften von unidirektional verstärkten Glas/Epoxidharz-Verbunden unter Impactbelastung. In: Friedrich K. (Hrsg.): Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde. Frankfurt: DGM Informationsgesellschaft, 1997

Kim/Wang 1994: Kim, H.S.; Wang, X.M.: Temperature and frequency effects on fatigue crack growth in uPVC. J. Mat. Sci., 29 (1994), 3209 - 3214

Kinloch/Young 1983: Kinloch, A.J.; Young, R.J.: Fracture behaviour of polymers. London: Elsevier, 1983

Laird 1967: Laird, C.: The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. In: 69 annual meeting American Society for Testing and Materials: Fatigue crack propagation. ASTM STP 415. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1967, 131 - 168

Lange 1974: Lange F.F.: Fracture of brittle Matrix particulate composites. In: Broutman L.J. (Ed.): Composite Materials Vol.5: Fracture and fatigue. New York: Academic Press, 1974

Macherauch 1987: Macherauch, E.: Praktikum in Werkstoffkunde. 7. Aufl. Braunschweig, Wiesbaden: Vieweg, 1987

Marder 1993: Marder, M.: Simple models of rapid fracture. Physica, D 66 (1993), 125 - 135

Marder 1996: Marder, M.: Energetic developments in fracture. Nature, 381 (1996), 275 - 276

McEvily 1964: McEvily, A.J. Jr., Boettner, R.C., Johnston, T.L.: On the formation and growth of fatigue cracks in polymers. In: Burke, J.J. (Ed.): Fatigue – An Interdisciplinary approach. Syracuse, N.Y.: Syracuse University Press, 1964

Miyano u.a. 1995: Miyano, Y.; McMurray, M.; Norimitsu, K.: Loading rate and temperature dependence of flexural behaviour of unidirectional pitch-based CFRP laminates. Composites, 26 (1995), 713 - 717

Mohlin u.a. 1985: Mohlin, T.; Blohm, F.A.; Carlsson, L.A.; Gustavsson, A.I.: Delamination growth in a notched graphite/epoxy laminate under compression fatigue loading. In: Johnson, W. S. (Ed.): Delamination and Debonding of Materials. ASTM 876. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1985

Moreton 1985: Moreton, R.: The tensile strength of PAN based carbon fibers. In: Watt, W.; Perov, P.V. (Ed.): Handbook of Composites; Vol. 1: Strong Fibers. Amsterdam: Elsevier, 1985

Mouritz u.a.. 1995: Miyano, Y.; McMurray, M.K.; Kitade, N.; Nakada, M.; Mohri, M.: Loading rate and temperature dependence of flexural behaviour of unidirectional pitch-based CFRP laminates. Composites, 26 (1995), 713-717

Mouritz u.a.. 1997: Mouritz, A.P.; Leong, K.H.; Herzberg, I.: A review of the effect of stitching on the in-plane mechanical properties of fibre-reinforced polymer composites. Composites, Part 28A (1997), 979-991

Müller 2001: Müller, M.: Kunststoffe aus Makromolekülen. Leverkusen: Bayer AG, 2001 - Firmenschrift.

Niu 1992: Niu, M.C.Y.: Composite airframe structures. Hong Kong: Hong Kong Conmilit Press, 1992

Pannkoke 1992: Pannkoke, K.: Statische und zyklische Eigenschaften von unidirektionalen kohlenstofffaserverstärkten Polymeren unter Axial- und Scherbelastung bei tiefen Temperaturen. Karlsruhe: Universität, Dissertation, 1992

Paris 1962: Paris, P.C.: The growth of cracks due to variations in load. Lehigh, Great Britain: University, Ph.D. Thesis, 1962

Petermann/Schulte 2002: Petermann, J., Schulte, K.: Creep prediction and creep-fatigue interaction in angle-ply laminates. In: ESCM, European Society for Composite Materials: Composites for the future. 10th European Conference on Composite Materials (ECCM-10): Brugge, Belgium, June 3-7, 2002. Brugge: o.V., 2002, CD-ROM

Portanova 1994: Portanova, M.A.: Impact testing of textile composite materials. Proc. Textile Mechanic Working Group Meeting, Dec. 6-8 1994

Purslow 1981: Purslow, D.: Matrix fractography of fibre-epoxy composites. RAE technical report. Farnborough, UK: RAE, 1981

Purslow 1987: Purslow, D.: Matrix fractography of fibre-reinforced thermoplastics. Composites, 18, No.5 (1987), 365 – 374

Purslow 1989: Purslow, D.: Matrix fractography of fibre reinforced epoxy composites. J. of Material Science, 24 (1989), 176 – 172

Rabinowitz/Beardmore 1974: Rabinowitz, S.; Beardmore, P.: Cyclic deformation and fracture of polymers. Zyklische Deformation und Bruch von Polymeren. J. Mater. Sci., 9 (1974), 81

Reifsnider 1991: Reifsnider, K.L.: Damage and damage mechanics. In: Reifsnider, K.L. (Ed.): Composite Materials Series Vol.6: Fatigue of composite materials. Amsterdam: Elsevier, 1991

Reimer/Pfefferkorn 1977: Reimer, L.; Pfefferkorn, G.: Rasterelektronenmikroskopie. Berlin: Springer, 1977

Roylance u.a. 1983: Roylance, M.E., Houghton, W.W., Foley, G.E.: Characterisation of cumulative damage in composites during service. In: Characterization, Analysis and Significance of Defects in Composite Materials, AGARD – CP – 355, 1983

Schmiedel 1992: Schmiedel, H. (Hrsg.): Handbuch der Kunststoffprüfung. München: Hanser, 1992

Schröder 1998: Schröder, N.: Strukturbildung und Bruchverhalten von Multiphasen-Epoxidharzen und Hybridkompositen modifiziert mit Oligomethacrylat-Flüssigkautschuken. Freiburg: Fraunhofer IWM, 1998, Zugl.: Freiburg (Breisgau), Univ., Diss., 1998

Schulte 1992: Schulte, K.: Faserverbundwerkstoffe mit Polymermatrix – Aufbau und mechanische Eigenschaften. DLR-FB 92-28. Köln: DLR, 1992

Schulte 1994: Schulte, K.: Compressive static and fatigue loading of continuous fiber-reinforced composites. In: Groves S.E.; Highsmith, A.L. (Ed.): Compression response of composite structures. ASTM STP 1185. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1994, 278 - 305

Schulte/Stinchcomb 1989: Schulte, K.; Stinchcomb, W.W.: Complex fractures in composite laminates. In: Friedrich, K. (Hrsg.): Composite Materials Series, Vol.6: Application of fracture mechanics to composite materials. Amsterdam: Elsevier, 1989

Shah Khan/Mouritz 1997: Shah Khan, M.Z.; Mouritz, A.P.: Loading rate dependence of the fatigue fracture toughness and fatigue life of stitched GRP composites. In: International Conference on Fracture - ICF: Recent advances in analytical of fracture mechanics and fatigue, ICF9, 9th International Conference on Fracture held in Sidney, Australia, April 1 – 5, 1997. Dordrecht [u.a.]: Kluwer, 1999, 809 - 817

Singh/Greenhalgh 1998: Singh, S; Greenhalgh, E.: Micromechanisms of interlaminar fracture in carbon fibre reinforced plastics at multidirectional ply interfaces under static and cyclic loading. *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications*, 27, No.5 (1998), 220 - 226

Sue u.a. 1993: Sue, H.-J.; Jones, R.E.; Garcia-Meitin, E.I.: Fracture behaviour of model toughened composites under Mode I and Mode II delaminations. *Journal of Materials Science*, 28 (1993), 6381 - 6391

Sue u.a. 1999: Sue, H.-J.; Puckett, P.M.; Bertram, J.L.; Walker, L.L.; Garcia-Meitin, E.I.: Structure and property relationships in model diglycidyl ether of bisphenol-A and diglycidyl ether of tetramethyl bisphenol-A epoxy systems. I. Mechanical property characterizations. *Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics*, 37 (1999), 2137 - 2149

Sun/Chan 1979: Sun, C.T.; Chan, W.S.: Frequency effect on the fatigue life of a laminated composite. In: Tsai, S.W. (Ed.): *Composite Materials: Testing and Design Vol.5*. ASTM STP 674. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1979, 418 - 430

Sun/Chim 1981: Sun, C.T.; Chim, E.S.: Fatigue retardation due to creep in a fibrous composite. In: *Fatigue of Fibrous Composite Materials*. ASTM STP 723. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1981, 233 – 242

Suresh 1993: Suresh, S.: Cyclic Deformation and Fatigue of Polymers. In: Mughrabi, H. (Ed.): *Materials science and technology Vol.6: Plastic deformation and fracture of materials*. Weinheim: VCH, 1993

Swanson u.a. 1993: Swanson, R.; Cairns, D. S.; Gyll, M. E.; Johnson, D.: Compression fatigue response for carbon fibre with conventional and toughened matrices with damage. *Trans ASME – J. Eng. Mat. Technol.*, 115 (1993), 116-121

Symons/Davis 2000: Symons, D.D.; Davis G.: Fatigue testing of impact damaged T300/914 carbon-fibre-reinforced plastic. *Composite Science and Technology*, 60 (2000), 379 – 389

Takemori 1982: Takemori, M.T.: Fatigue fracture of polycarbonate. *Pol. Eng Sci.*, 22, No. 15 (1982), 937 - 945

Talreja 1987: Talreja, R.: *Fatigue of Composite Materials*. Lancaster: Technomic Publishing Company, 1987

Thornton 1968: Thornton, P.R.: *Scanning electron microscopy*. London: Chapman and Hall, 1968

Tong u.a. 2002: Tong, L.; Mouritz, A.; Bannister, M.: *3D Fibre Reinforced Polymer Composites*. Oxford: Elsevier, 2002

Van Paepegem/Degrieck 2002: van Paepegem, W.; Degrieck, J.: Effects of load sequence and block loading on the fatigue response of fibre reinforced plastics. *Mech. Adv. Mat. Struct.*, 9 (2002), 19 - 35

Wagner 1989: Wagner, H.D.: Statistical concepts in the study of fracture properties of fibres and composites. In: Friedrich, K. (Ed.): *Composite Materials Series Vol.6: Application of fracture mechanics to composite materials*. Amsterdam: Elsevier, 1989

Weber 1997: Weber, J.P.: Einfluß der Matrixzusammensetzung auf die Herstellung von 2D-SiC/X/SiC Composites über das Flüssigsiliciumverfahren. Clausthal: Universität, Dissertation, 1997

Wolf/Jacobson 1972: Wolf, N.D., Jacobson, M.J.: Design and sonic fatigue characteristics of composite material components. In: *Symposium on acoustic fatigue. 35th Meeting of the Structures and Materials Panel in Toulouse, France, 26 – 27 September 1972*. AGARD – CP – 113. London: AGARD, 1973

Yokobori/Sato 1976: Yokobori, T.; Sato, K.: The effect of frequency on fatigue crack propagation rate and striation spacing in 2024-T3 aluminium alloy and SM-50 steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 8 (1976), 81 - 88