

**In situ Thermographie zur Prognose des  
Ermüdungs-Risswachstums in intrinsischen  
Al-CFK Hybridbauteilen unter zugschwellender  
Ermüdung im High-Cycle Regime**

**Dissertation**

Zur Erlangung des Grades

des Doktors der Ingenieurwissenschaften

der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät

der Universität des Saarlandes

von

**Jannik Summa**

Saarbrücken

2018

Tag des Kolloquiums:	14.01.19
Dekan:	Prof. Dr. rer. nat. Guido Kickelbick
Berichterstatter:	Prof. Dr. Hans-Georg Herrmann
	Prof. Dr. Markus Stommel
	Prof. Dr. Christian Motz
Vorsitz:	Prof. Dr. Dirk Bähre
Akad. Mitarbeiter:	Dr.-Ing Wolfgang Ripplinger



## **Zusammenfassung**

Die Lebensdauer von intrinsischen Multimaterialhybriden wird maßgeblich von der Resistenz gegen ermüdungsbedingte Schädigung bestimmt. Eine Zustandsbewertung und Prognose dieser ist bis dato schwierig, da die zugrundeliegenden Prozesse an intrinsischen Grenzflächen in hybriden Strukturen nur wenig bekannt und die Anwendung der Bruchmechanik nur schwer möglich sind. Daher kommen den zerstörungsfreien Prüfverfahren in Methoden zur Zustandsbewertung und Lebensdauerprognose eine zentrale Rolle zu, da bei in situ Anwendung die Schädigung direkt lokalisiert und bestimmt werden kann. In dieser Arbeit findet zur Prognose der ermüdungsbedingten Schädigung in Aluminium-CFK Hybridverbindungen mit thermoplastischer Zwischenschicht die passive Thermographie in situ während quasi-statischer und ermüdender Zugbelastung Anwendung. Durch die thermische Dissipation wird die ermüdungsbedingte Schädigung an den intrinsischen Grenzflächen in  $\Delta T$ - und Lock-In-Amplituden-Bildern erfasst. Die gefundenen Schädigungsmechanismen, translaminare Risswachstum und Delaminationen, verhelfen zu einem besseren Verständnis der Schädigungsprozesse und verschiedener Einflussgrößen. Die Korrelation der Fehlergröße mit mechanischen Messgrößen führt zu einer Abschätzung des Schädigungsverlaufs. Zusätzlich geht die Korrelation der thermischen Dissipation mit der Energiefreisetzungsrate über den Stand der Forschung hinaus und realisiert die Verknüpfung von Thermographie und Bruchmechanik.



## Abstract

The lifecycle performance of multi-material-hybrids is mainly determined by the structural resistance to fatigue damage propagation. The assessment and prognosis of the damage evolution come along with numerous difficulties, as the underlying damage processes at the intrinsic interfaces are hardly known. Also, the application of fracture mechanics is hard to pursue for non-self-similar damage growth. Hence, non-destructive testing methods became of major importance to methods of damage-evaluation and failure assessment, as they enable to locate and to evaluate the occurring damage during mechanical testing. In this work the damage propagation in aluminum-CFRP hybrid-joints with a thermoplastic interlayer is monitored with in situ passive thermography under quasi-static and fatigue tensile loading. Since any damage arouses thermal dissipation, it is evaluated using  $\Delta T$ - or Lock-In-amplitude images. The results reveal two competing damage mechanisms, translaminar cracking and delamination of the intrinsic interfaces and between the middle CFRP-ply, which helps to better understand the effect of influencing factors on the damage processes. The correlation of the damage-size with mechanical quantities leads to an estimation of the damage evolution up to failure. In a novel approach, the prognosis is achieved by correlating the thermal dissipation with the strain-energy-release-rate. Hence, the link between a quantitative thermography-measure with fracture mechanics is obtained.

---

## Danksagung

Als erstes möchte ich mich bei meinem Doktorvater Prof. Hans-Georg Herrmann für die Betreuung der Doktorarbeit und die Möglichkeit bedanken, diese Arbeit an seinem Lehrstuhl durchzuführen und dabei im Rahmen eines Forschungsprojekts auf dem technologisch reizvollen und hochspannenden Themengebiet der Multimaterialverbunde zu forschen. Meinen besonderen Dank möchte ich dabei für die gute Betreuung, das entgegengebrachte Vertrauen und den großen Selbstgestaltungsspielraum bei der Forschungsarbeit aussprechen, was zusammen mit der angenehmen Arbeitsatmosphäre die Arbeit äußerst spannend und interessant gestaltet haben. Zudem wurde mir neben den Denkweisen der universitären Forschung auch ein Einblick in industrielle Sichtweisen vermittelt, was wiederum im Bereich der Softskills sehr lehrreich war.

Weiter danke ich meinem wissenschaftlichen Begleiter Prof. Christian Motz, durch dessen Kooperation die mechanischen Versuche erst möglich waren. Zudem hatte er bei bruchmechanischen und methodischen Fragen immer ein offenes Ohr für mich.

Außerdem gilt mein besonderer Dank Prof. Markus Stommel. Einerseits für die Erstellung des Zweitgutachtens aber auch für seinen wissenschaftlichen Rat und die fachlichen Diskussionen im Forschungsprojekt. Daran möchte ich die weiteren Projektkollegen vom LKT der TU Dortmund und vom wbk des KIT anschließen. Ihnen, insbesondere Markus Pohl und Dietrich Berger, möchte ich für die gute und enge Zusammenarbeit, die Dimensionierung und die Herstellung der untersuchten Hybridproben sowie das bereitgestellte Bildmaterial danken. Ferner danke ich Florentin Pottmeyer vom IAM am KIT für die Durchführung und Auswertung der  $G_{IC}$  Versuche zur Bestimmung der Grenzflächenscherfestigkeit des untersuchten CFK-Laminats.

Für Ihre hilfreiche Beratung möchte ich außerdem Stefan Schmitz und Prof. Dimitru Dragos Cioclov danken. Letzterem vor allem für die interessanten Erzählungen und Berichte über Forschungsaktivitäten der früheren Generation sowie für die Hilfe, einen roten Faden in der Interdisziplinarität aus Bruchmechanik und zerstörungsfreier Prüfung zu finden und mich zielorientiert mit der Unmenge an Literatur auseinanderzusetzen.

Dem Fraunhofer Institut für zerstörungsfreie Prüfung, speziell Frau Rabe und Herr Netzelmann, möchte ich zudem für die informativen Gespräche zum Thema Thermographie sowie für die Bereitstellung der Bolometerkamera danken.

Daran anknüpfend möchte ich ebenfalls den Arbeitskollegen vom LLB danken: insbesondere Simon Bernarding, Felix Grossmann, Jochen Schulz, Hendrik Jost und Michael Schwarz für die gute Zusammenarbeit sowie kritische Fragen bzw. Hendrik Jost für das Korrekturlesen der Arbeit.

---

Auch wenn ich meinem Arbeitsumfeld eine hohe Anerkennung zolle, glaube ich, dass uns oft erst die mentale Unterstützung der Menschen im familiären und privaten Umfeld zu der Ausdauer, Stärke und Sturheit verhilft, die zur Bewältigung einer so herausfordernden Arbeit notwendig sind. So bin ich gegenüber meiner Familie, insbesondere meiner Eltern Birgit und Hans-Peter sowie meiner Brüder Julian und Joshua, für die liebevolle Unterstützung und den mentalen Rückhalt von tiefster Dankbarkeit erfüllt.

Zu guter Letzt will ich die Freunde aus dem Studium nennen, die selbst eine Lerngruppe an einem Samstagnachmittag zu einem Circus werden lassen konnte. Auch Ihnen gilt mein besonderer Dank, denn finden wir nicht oft Entschlossenheit und Bestärkung auf unserem eigenen Weg in der Diskussion mit bzw. dem Rückhalt unserer Freunde? –Egal ob der Weg (das Studium) gerade so angenehm ist, wie die Fahrt in einem roten Strandbuggy, oder so beschwerlich, als würde man mit Golfschuhen durch den reinsten Schlick laufen... Am Ende wirken 10 Jahre Uni schnell wie eine 13 stündige Zugfahrt mit einer historischen Bahn durch Berge und Täler. Es bleiben die Erinnerungen an schwere Herausforderungen und paradiesische Zeiten, sowie die Neugier vor dem was mir verborgen liegt.

# Lebenslauf

## Persönliche Angaben

Name: Jannik Summa  
Geburtsdatum und –Ort: 05.09.1989 in Quierschied  
Familienstand: Ledig

## Beruflicher Werdegang

Seit 05/2014 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Leichtbausysteme der Universität des Saarlandes, Saarbrücken  
10/2011 – 03/2014 Wissenschaftliche Hilfskraft am Lehrstuhl für Adhäsion und Interphasen in Polymeren an der Universität des Saarlandes, Saarbrücken  
10/2009 – 10/2010 Wissenschaftliche Hilfskraft am Lehrstuhl für Technische Mechanik an der Universität des Saarlandes, Saarbrücken

## Studium und Schulbildung

10/2011 – 03/2014 Master Werkstofftechnik an der Universität des Saarlandes, Master-Thesis: „Co-Adsorption von Polyurethanmonomeren auf nativem Aluminium“  
10/2008 – 09/2011 Bachelor Materialwissenschaft und Werkstofftechnik an der Universität des Saarlandes, Bachelor-Thesis: „Untersuchung der Adsorption von 2,4'-MDI auf Gold und Aluminium“  
08/99 – 07/2008 Max-Planck Gymnasium in Saarlouis, Erwerb der Allgemeinen Hochschulreife  
07/95 – 07/99 Grundschule Saarwellingen

---

## Publikationen

Jannik Summa, Michael Becker, Felix Grossmann, Markus Pohl, Markus Stommel, Hans-Georg Herrmann; Fracture Analysis of a metal tp CFRP hybrid with thermoplastic interlayers for interfacial stress relaxation using in situ thermography; Composite Structures 193, 2018, p. 19-28

Jannik Summa, Michael Schwarz, Hans-Georg Herrmann; Evaluating the severity of defects in a metal to CFRP hybrid-joint with in situ passive thermography damage monitoring; Proceedings of the 5<sup>th</sup> international conference on Integrity-Reliability and Failure, Porto/ Portugal, 2016, p. 127-136

Jannik Summa, Michael Schwarz, Simon Bernarding, Hans-Georg Herrmann; Thermography assisted characterisation of production-induced defects in CFRP and their influence on the mechanical behavior, 2<sup>nd</sup> International Conference Euro Hybrid – Materials and Structures, Kaiserslautern, 2016, p. 201-206

Hans-Georg Herrmann, Michael Schwarz, Jannik Summa, Felix Grossmann; Non-destructive testing for evaluation of defects and interfaces in metal-carbon fiber reinforced polymer hybrids; International journal of materials and metallurgical engineering, 11 (8), 2017, p. 546-552

Dietrich Berger, Daniel Brabandt, Can Bakir, Tim Hornung, Gisela Lanza, Jannik Summa, Michael Schwarz, Hans-Georg Herrmann, Markus Pohl, Markus Stommel; Effects of defects in series production of hybrid CFRP lightweight components – Detection and evaluation of quality critical characteristics, Measurement, 95, 2017, p.389-394

Michael Schwarz, Jannik Summa, Hans-Georg Herrmann; New approaches in nondestructive characterisation of defects in metal-CFRP hybrids; Material Science Forum, 825-826, 2015, p. 976-982

M. Pohl, M. Stommel, F. Baumann, D. Berger, G. Lanza, J. Summa, M. Schwarz, H.-G. Herrmann, Entwicklungsstrukturen instrinsischer Hybride: Von der Entwicklung über die Produktion zur Schadenscharakterisierung, WT-Online (2017) 550

## Wissenschaftliche Vorträge

7<sup>th</sup> International Conference on Fatigue of Composites, 2018: Using in situ thermography for quantitative evaluation of fatigue damage at intrinsic interfaces in metal-CFRP hybrid structures

5th International Conceference on Integrity, Reliability and Fatigue, 2016: Evaluating the severity of defects in a metal to CFRP hybrid-joint with in situ passive thermography damage monitoring

International Conference Euro Hybrid – Materials and Structures, 2016: Thermography assisted characterisation of production-induced defects in CFRP and their influence on the mechanical behavior

---

# Inhalt

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis .....	12
Abbildungsverzeichnis .....	14
Tabellenverzeichnis .....	22
1. Motivation und Zielsetzung .....	1
1.1 Problematik .....	3
1.2 Lösungsstrategie .....	5
2. Grundlagen und Stand der Forschung .....	8
2.1 Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe .....	8
2.1.1 Herstellung Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe .....	8
2.1.2 Aufbau Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe .....	11
2.2 Schädigungsmechanismen in Kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen .....	16
2.2.1 Mechanismen in UD Laminaten .....	17
2.2.2 Mechanismen in 2D-Gewebe .....	23
2.2.3 Effekt der Interphase auf die Ermüdungseigenschaften .....	26
2.2.4 Bruchmechanische Betrachtung .....	27
2.3 Metall-CFK Hybridverbindungen .....	33
2.4 Methoden der Thermografie zur Schadensüberwachung .....	36
2.4.1 Theoretische Grundlagen .....	37
2.4.2 Thermoelastischer Effekt .....	38
2.4.3 Analyse der mechanisch induzierten dissipierten Wärme .....	40
2.4.4 Thermische Verlustleistung an die Umgebung .....	43
2.5 Probabilistische Bruchmechanik .....	44
3. Aufbau und Herstellung der Proben .....	47
3.1 Herstellung der CFK-Flachzugproben .....	47
3.2 Herstellung der Metall-CFK Hybridverbindungen .....	48
4. Methodik und Versuchsdurchführung .....	53
4.1 Passive Thermographie .....	53
4.2 Optische Lichtmikroskopie .....	55

---

---

4.3	Computertomographie.....	56
4.4	Digitale Bildkorrelation.....	56
4.5	Mechanische Versuche und Thermographie bei quasi-statischer Prüfung.....	57
4.6	Mechanische Prüfung und in situ Thermographie bei dynamischer Ermüdungsprüfung .....	60
5.	Vorbetrachtungen .....	62
5.1	Betrachtung der Maschinensteifigkeit.....	62
5.2	Wahl der Prüffrequenz für Dauerversuche.....	64
5.3	Bestimmung der thermischen Verluste .....	64
5.4	Spannungsverhältnisse im Laminat.....	66
6.	V Versuchsergebnisse .....	68
6.1	Passive Thermographie zur in situ Schädigungscharakterisierung .....	68
6.2	Ergebnisse am CFK-Laminat .....	70
6.2.1	Schädigungsverhalten unter quasi-statischer Belastung.....	70
6.2.2	Schädigungsverhalten unter zyklisch dynamischer Ermüdung .....	82
6.2.3	Einfluss produktionsbedingter Defekte .....	88
6.2.4	Zwischenfazit der Untersuchungen am CFK-Laminat.....	91
6.3	Ergebnisse am 2D-Hybridverbund.....	92
6.3.1	Schädigungsverhalten des 2D-Hybrids: Grenzflächenanbindung und Einfluss der Geometrie.....	93
6.3.2	Einfluss der thermoplastischen Zwischenschicht .....	101
6.3.3	Quantitative Analyse mit Thermographie .....	121
6.3.4	Einfluss von Defekten auf 2D Hybrid-Struktur.....	140
6.3.5	Inkrementelle Laststeigerung .....	144
7.	Zusammenfassung.....	149
8.	Ausblick .....	154
9.	References .....	157
10.	Anhang .....	165

---

## Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

CFK	Kohlefaserverstärkte Kunststoffe
Fps	Frames per Second (Bilder pro Sekunde)
PPAGF30	Polyphthalamid mit 30 vol% Kurzglasfasern
PPA	Polyphthalamid
TPU	Technisches Polyurethan
Al	Aluminium
zfP	Zerstörungsfreie Prüfung
RTM	Resin Transfer Molding (Harzinjektionsverfahren)
NUC	Non-Uniformity Correction (Ungleichmäßigkeits Korrektur des Bolometerdetektors)
DIC	Digital Image Correlation (Digitale Bildkorrelation)
CT	Computertomographie

## Symbolverzeichnis

$II$	Potenzielle Energie	[J]
$A$	Fläche des Risses/ des Fehlers	[mm <sup>2</sup> ]
$W_s$	Notwendige Arbeit zur Erweiterung der Rissoberfläche	[J/mm <sup>2</sup> ]
$\sigma$	Mechanische Spannung	[MPa]
$\varepsilon$	Mechanische Dehnung	[-]
$B$	Breite des Bauteils	[mm]
$t$	Dicke des Bauteils	[mm]
$E$	E-Modul des Werkstoffs	[MPa]
$G$	Schubmodul des Werkstoffs	[MPa]
$\gamma_s$	Oberflächenbildungsenergie des Werkstoffs	[J/mm <sup>2</sup> ]
$G, i=1..3$	Energiefreisetzungsrate in den Belastungsmodi 1 bis 3	[J/mm <sup>2</sup> ]
$G_{ic}$	Kritische Energiefreisetzungsrate	[J/mm <sup>2</sup> ]
$K_{IC}$	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor	[MPa · $\sqrt{m}$ ]
$P$	Plastizität bzw. plastische Verformung eines Materials	[-]
$F$	aufgebrachte mechanische Kraft	[N]
$\Delta x$	Verschiebung der Position	[mm]
$C$	Compliance eines Bauteils	[mm/N]



$f$	Frequenz	[Hz]
$R$	Lastverhältnis von unterer zu oberer Last	[-]
$T$	Temperatur	[K]
$T_a$	Temperaturamplitude (bezieht sich auf die Information aus Lock-In Amplitudenbild)	[K]
$D$	Euler Dehnungsratentensor	[s <sup>-1</sup> •mm/mm]
$\rho$	Dichte	[kg/cm <sup>3</sup> ]
$C_{\varepsilon,\alpha}$	Spezifische Wärmekapazität bei konstantem $\varepsilon$ und $\alpha$	[J/(kg•K)]
$\Psi$	Helmholtz freie Energie	[J]
$q$	Vektor des Wärmeeintrags	[W/s]
$d_1$	Intrinsische Dissipation	[W/cm <sup>3</sup> ]
$d_2$	Thermische Dissipation	[W/cm <sup>3</sup> ]
$\lambda$	Wärmeleitungskoeffizient	[W/(m•K)]
$\alpha$	Thermischer Ausdehnungskoeffizient	[1/K]
$S$	Thermisches Signal	[Wm <sup>2</sup> sr <sup>-1</sup> μm <sup>-1</sup> ]
$\underline{k}$	Thermoelastischer Tensor	[J/(kg•K)]
$N_f, \bar{n}_B$	Bruchlastspielzahl bzw. mittlere Bruchlastspielzahl	[-]
$D$	Skalares Maß der Schädigung	[-]
$J, J(a)$	Dynamische Steifigkeit bzw. dynamische Steifigkeit als Funktion der Fehlergröße	[N/mm]
$H$	Mechanische Hysterese	[J/Belastungszyklus]
$V$	Volumen eines Bauteils oder einer Probe	[mm <sup>3</sup> ]
$\mu$	Mittelwert	
$\sigma$	Standardabweichung	

# Abbildungsverzeichnis

ABBILDUNG 2.1 A) CHEMISCHE STRUKTUR VON POLYACRYLITRIL (PAN), B) CHEMISCHE STRUKTUR DER C-FASER, DURCH KARBONISIERUNG HERGESTELLT, C) SCHEMATISCHER AUFBAU UND MIKROSTRUKTUR DER C-FASER MIT A: OBERFLÄCHENNAHEM BEREICH, B: KERNBEREICH, C: HAARNADEL FEHLER [16].....	9
ABBILDUNG 2.2 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG VON FASERVERSTÄRKTEN KUNSTSTOFFEN A) REGELLOS VERTEILTE KURZFASERN, B) UNIDIREKTIONAL VERTEILTE KURZFASERN, C) UNIDIREKTIONAL VERTEILTE ENDLOSFASERN .....	11
ABBILDUNG 2.3: A) UD-LAMINAT, 1: THERMOPLASTISCHES GITTER, 2: KLEBEFILM ZUR POSITIONIERUNG, B) BIAXIALES GEWEBE [16], C) MD-LAMINAT MIT $[0^\circ, 45^\circ, 90^\circ]$ LAMINAT [9] .....	12
ABBILDUNG 2.4: BINDUNGSARTE VON 2D-GEWEBE, A) LEINWANDBINDUNG, B) KÖPERBINDUNG, C) ATLASBINDUNG, WEIß: SCHUSSFÄDEN, GRAU: KETTFÄDEN [16] .....	13
ABBILDUNG 2.5: A) REPRÄSENTATIVE ZELLE EINES LEINWANDGEWEBES MIT KETT- (FILL) UND SCHUSSFADEN (WARP) [20], B) SEITENANSICHT DER EINHEITZELLE MIT $H_K$ , $H_S$ : HÖHE KETT- BZW. SCHUSSFADEN, $A_K$ , $A_S$ : BREITE KETT- BZW. SCHUSSFADEN, $L_K$ , $L_S$ : LÄNGE DES ABSTANDS ZWISCHEN ZWEI ANGRENZENDEN KETT- BZW. SCHUSSFÄDEN, $H_L$ : HÖHE DER LAMINATLAGE .....	14
ABBILDUNG 2.6: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER ANORDNUNG EINES GEWEBES A) FLUCHTEND (IN PHASE), B) ÜBERBRÜCKT, C) FLUCHTEND (OUT OF PHASE) [20, 21] .....	14
ABBILDUNG 2.7: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER RISSARTEN A) INTERLAMINARE RISSE, B) INTRALAMINARE RISSE, C) TRANSLAMINARE RISSE (VGL. [30]).....	17
ABBILDUNG 2.8: SCHÄDIGUNGSMECHANISMEN IM UD-LAMINAT UNTER QUASI-STATISCHER ZUGBELASTUNG, A) DELAMINATION DURCH BELASTUNG SENKRECHT ZUR LAMINATEBENE, B) SCHÄDIGUNGSMECHANISMEN 1-5 UNTER QUASI-STATISCHER ZUGBELASTUNG IN FASERRICHTUNG [9, 19] .....	18
ABBILDUNG 2.9 TRANSVERSALE RISSE IN EINEM $[0, 90, 90, 0]$ -LAMINAT: A) RISSBILDUNG IN DER $90^\circ$ -LAGE UND B) PROPAGATION ÜBER INTERLAMINARE GRENZFLÄCHEN IN BENACHBARTER $0^\circ$ -LAGE; 1: PRIMÄRER RISS, 2: INDUZIERTER RISS IN BENACHBARTER $0^\circ$ -LAGE UND 3: DELAMINATION AN INTERLAMINARER GRENZFLÄCHE [21] .....	19
ABBILDUNG 2.10 SCHÄDIGUNGSMECHANISMUS EINES TRANSVERSALEN RISSES, DER IN CFK AUF $0^\circ$ -FASER TRIFFT A), B) FASER-BRIDGING, C) ABLÖSUNG DER FASER-MATRIX-INTERPHASE DURCH UNTERSCHIEDLICHE DEFORMATION FASER UND MATRIX, D) FASERBRUCH, E) RÜCKDEFORMATION DER FASER [19].....	20
ABBILDUNG 2.11 INTERLAMINARE GRENZFLÄCHEN AN DENEN DURCH SPANNUNGSSPITZEN DELAMINATIONEN ENTSTEHEN, A) FREIE RÄNDER, B) BOHRLOCH, C) FLÄCHENNEIGUNG AUS DER EBENE, D) KLEBVERBINDUNG, E) SCHRAUB- ODER NIETVERBINDUNG [40]..	20
ABBILDUNG 2.12 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER SCHÄDIGUNGSMECHANISMEN IN UNIDIREKTIONALEN LAMINATEN, A) MATRIXRISSE, FASERBRÜCHE, B) ZUSAMMENWACHSEN VON RISSEN, GRENZFLÄCHENABLÖSUNG UND FASERBRÜCHE, C) DELAMINATION AN INTERLAMINAREN GRENZFLÄCHEN, LOKALE FASERBRÜCHE SENKRECHT ZU BELASTUNG, E) VERSAGEN [20].....	21
ABBILDUNG 2.13 ERMÜDUNGSDIAGRAM FÜR UD-LAMINATE MIT DEN SCHÄDIGUNGSMECHANISMEN IN DEN REGIONEN I: STATISCHE FESTIGKEIT, FASERBRUCH, II: PROGRESSIVE SCHÄDIGUNG DURCH FASER-ÜBERBRÜCKUNG ODER DEBONDING (1-4), III: ERMÜDUNGSFESTIGKEITSBEREICH, RISSSTOPP [42], DEBONDING: 1: FASERBRÜCHE, 2,3: WACHSTUM VON DEBONDING IN LASTTRAGENDE FASERSEGMENTE UND WEITERE FASERBRÜCHE, 4: VERSAGEN ENTLANG DER ABGELÖSTEN SEGMENTE [45].....	22
ABBILDUNG 2.14 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER MAKROSKOPISCHEN SCHÄDIGUNGSMECHANISMEN IN GEWEBEN UNTER QUASI-STATISCHER ZUGBELASTUNG A) VOR DER BELASTUNG, B) WÄHREND DER BELASTUNG; $H_K$ , $H_S$ : HÖHE KETT- BZW. SCHUSSFADEN, $A_K$ , $A_S$ : BREITE KETT- BZW. SCHUSSFADEN, $L_K$ , $L_S$ : LÄNGE DES ABSTANDS ZWISCHEN ZWEI ANGRENZENDEN KETT- BZW. SCHUSSFÄDEN, $H_L$ : HÖHE DER LAMINATLAGE [23] .....	24
ABBILDUNG 2.15 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER MAKROSKOPISCHEN SCHÄDIGUNGSMECHANISMEN IM LAMINAT MIT IN PHASE ANGEORDNETEM GEWEBE [20].....	25

ABBILDUNG 2.16 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DE MAKROSKOPISCHEN SCHÄDIGUNGSMECHANISMEN IM LAMINAT MIT ÜBERBRÜCKEND ANGEORDNETEM GEWEBE [20].....	25
ABBILDUNG 2.17 VERLAUF DER STEIFIGKEIT UND DER SCHADENSAKKUMULATION VON GEWEBTEN CFK-LAMINATEN WÄHREND DER ERMÜDUNGSLEBENSDAUER [20] .....	26
ABBILDUNG 2.18 SCHEMATA DES KOHESIVZONENMODELLS IN DEN REINEN MODEN A) II UND III (SCHERUNG BZW. ANTI-PLANE SCHERUNG), B) MODE I (ZUG) MIT BILINEARER ENTFESTIGUNG, K: STEIFIGKEIT, D: SCHADENSKOEFFIZIENT, N: INTERLAMINARE ZUGFESTIGKEIT, T,S: INTERLAMINARE SCHERFESTIGKEIT, $w^0$ : DEFORMATION AB DER SCHÄDIGUNG EINTRITT, $w^F$ : DEFORMATION DER VOLLSTÄNDIGEN SCHÄDIGUNG [67] .....	32
ABBILDUNG 2.19 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG KONVENTIONELLER HYBRIDFÜGEVERBINDUNGEN A) KLEBVERBINDUNG, B) SCHWEIßVERBINDUNG, C) SCHRAUBVERBINDUNG, D) NIETVERBINDUNG, E) FORMSCHLÜSSIGER HYBRID [5, 74–76] .....	33
ABBILDUNG 2.20 HAUPT-BRUCHBILDER GEKLEBTER HYBRID- UND LAMINATVERBINDUNGEN; A) KOHÄSIVER BZW. B) KOHÄSIVER RISS NAHE DER GRENZFLÄCHE, C) ADHÄSIVER RISS, D), E) ALTERNIERENDER ADHÄSIVER RISS, F) RISSWACHSTUM IN DAS ADHÄRENT [77] .....	34
ABBILDUNG 2.21 VERSAGENSMODEN VON MECHANISCH GEFÜGTEN HYBRIDVERBINDUNGEN [69].....	35
ABBILDUNG 3.1: A) CFK-FLACHZUGPROBEN, DARGESTELLT MIT 25 MM EINSPANNLÄNGE; BLITZLICHT-THERMOGRAPHIE IN FRONTALANSICHT, L-IR B) CFK 13-2 ZWISCHEN 1. UND 2. LAGE, HOHE INTENSITÄT AN POREN, UND C) CFK 1-7 ZWISCHEN 1. UND 2. LAGE, HOMOGENE INTENSITÄT DA KAUM POREN (AUFNAHMEN: MICHAEL SCHWARZ, LLB Uds) .....	48
ABBILDUNG 3.2 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER INS CFK-LAMINAT EINGEBRACHTEN FEHLERTYPEN .....	48
ABBILDUNG 3.3 A) MAßE DES OPTIMISIERTEN ALUMINIUM-THERMOPLAST EINLEGERS, B) QUERSCHNITT DER AL-ARME MIT KONTUR DES UMGEBENDEN THERMOPLASTEN, C) PLATZIERUNG DES EINLEGERS IN DER MITTENEBE NE DES CFK-LAMINATS BEI DER DRAPIERUNG DES CFK-LEINWANDGEWEBES (MARKUS POHL, LKT DORTMUND) .....	49
ABBILDUNG 3.4 A) KAVITÄTEN IN INFILTRATIONSWERKZEUG ZUM KONSOLIDIEREN VON VIER HYBRIDPROBEN PRO CHARGE, B) OBER- UND UNTERSEITE DES WERKZEUGS (DIETRICH BERGER, WBK KIT) .....	50
ABBILDUNG 3.5 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER REFERENZEN MIT A) RECHTECKIGEM AL-EINLEGER, B) SECHSARMIGEM AL-EINLEGER, C) VOLL-ALUMINIUM EINLEGER, SOWIE D) HYBRIDPROBEKÖRPER MIT AL-THERMOPLAST EINLEGER.....	51
ABBILDUNG 3.6 SCHEMA DER KÜNSTLICHEN FEHLERERZEUGUNG IN DEN HYBRIDPROBEN (VGL. [112]) .....	52
ABBILDUNG 4.1 SCHEMATISCHER AUFBAU EINER MIKROBOLOMETER-ZELLE (NACH [85]).....	54
ABBILDUNG 4.2 A) EINSpanNUNG DER CFK-FLACHZUGPROBE, B) EINSpanNUNG DER HYBRIDPROBE, ROT HERVORGEHOBEN: MESSSTELLEN FÜR KORREKTUR DER THERMISCHEN VERLUSTE.....	58
ABBILDUNG 4.3 A) VERSUCHSAUFBAU DER MECHANISCHEN PRÜFUNG MIT JUSTIERTER IR-KAMERA, B) SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DES GERÄTEANSCHLUSSES.....	58
ABBILDUNG 4.4 JUSTIERUNG DER FOKUSEBENE DER THERMOGRAPHIEKAMERA AUF DIE OBERFLÄCHE DES HYBRIDBAUTEILS.....	59
ABBILDUNG 4.5 ZEITLICHER VERLAUF VON VERSCHIEBUNG UND ZUGEHÖRIGER KRAFT BEI SCHERVERSUCHEN .....	59
ABBILDUNG 4.6 AUFNAHME SCHEMA DER PASSIVEN THERMOGRAPHIE BEI DER ERMÜDUNGSPRÜFUNG .....	61
ABBILDUNG 5.1 A) VERGLEICH DER VERSCHIEBUNGEN VON AKTUATOR, PROBE UND MASCHINE, B) MASCHINENCOMPLIANCE ALS FUNKTION DER KRAFT .....	63
ABBILDUNG 5.2 UNTERSUCHUNG DER EIGENERWÄRMUNG DES CFK-LAMINATS BEI DEN PRÜFFREQUENZEN 2, 5 UND 10 Hz.....	64
ABBILDUNG 5.3 A) BILD DER THERMOKAMERA DER OBEN EINGESpanNTEN HYBRIDPROBE MIT HERVORGEHOBENEN TEMPERATURMESSBEREICHEN, B) ZEITLICHE T-ENTWICKLUNG VON UMGEBUNG, AL-LASCHE UND CFK-LAMINAT.....	65
ABBILDUNG 5.4 A) BILD DER THERMOKAMERA DER OBEN EINGESpanNTEN HYBRIDPROBE MIT HERVORGEHOBENEN MESSBEREICHEN, B) ZEITLICHER VERLAUF DER MITTLEREN TEMPERATUREN VON UMGEBUNG, AL-LASCHE, CFK-LAMINAT UND U-EINSPANNBLECH.....	66

ABBILDUNG 5.5 BERECHNUNG DER HAUPTSPANNUNGEN IN LOKALEN KOORDINATENSYSTEMEN DER EINZELNEN LAMINATLAGEN MIT DEN ORIENTIERUNGEN $[0^\circ, 90^\circ, 45^\circ, -45^\circ]_s$ , REIN ELASTISCH NACH KLASSISCHER LAMINATTHEORIE OHNE BERÜCKSICHTIGUNG DER INTERLAMINAREN GRENZFLÄCHEN .....	67
ABBILDUNG 6.1 VERBESSERTER BILDKONTRAST DURCH ERSTELLUNG DES DIFFERENZBILDS $\square T$ .....	69
ABBILDUNG 6.2 LINKS: LOCK-IN AMPLITUDENBILD, RECHTS: VERGLEICH ZWEIER PUNKTE MIT HOHER BZW. NIEDRIGER MODULIERTER AMPLITUDE .....	70
ABBILDUNG 6.3 A) KRAFT-VERSCHIEBUNGS-DIAGRAMM EINES $G_{IC}$ -VERSUCHS AM $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -LAMINAT, B) KRITISCHE ENERGIEFREISETZUNGSRATE $G_{IC}$ , AUSGEWERTET IN PUNKTEN DER RISSVERLÄNGERUNG IN A) .....	71
ABBILDUNG 6.4 A) SPANNUNGS-DEHNUNGS-DIAGRAMM EINES QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHS AN CFK, B) $\square T$ -BILD ZUM ZEITPUNKT DES VERSAGENS .....	72
ABBILDUNG 6.5 OPTISCHE LICHTMIKROSKOPIE EINER IM ZUGVERSUCH ZERSTÖRTEN CFK-FLACHZUGPROBE (CFK20-7): A) DUNKELFELD SEITENANSICHT 50X VERGRÖßERUNG, B) HELLFELD DRAUFSICHT 50X VERGRÖßERUNG, C) HELLFELD DRAUFSICHT 200X .....	73
ABBILDUNG 6.6 SPANNUNGS-DEHNUNGS-DIAGRAMM DES QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHS AM $[0/90^\circ]_{2s}$ -LAMINAT .....	74
ABBILDUNG 6.7 OPTISCHE LICHTMIKROSKOPIE EINER $[0/90^\circ]_{2s}$ CFK-FLACHZUGPROBE (CFK 0-4) IM HELLFELDKONTRAST MIT 100X VERGRÖßERUNG: A) $0^\circ$ LAGE UND B) $0^\circ$ UND $90^\circ$ LAGE .....	75
ABBILDUNG 6.8 A) SCHERSPANNUNGS-SCHERDEHNUNGS-DIAGRAMM EINES ZYKLISCHEN ZUGVERSUCHS DES $[\pm 45^\circ]_{2s}$ -LAMINATS, B) SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER AUSGEWERTETEN GRÖßEN JE ZYKLUS I, NACH [56] .....	75
ABBILDUNG 6.9 AUFTRAGUNG UND LINEARER FIT DES SKALAREN SCHÄDIGUNGSPARAMETERS FÜR DIE SCHERUNG $D_{I2}$ ALS FUNKTION DER ENERGIEFREISETZUNGSRATE $\dot{Y}$ .....	76
ABBILDUNG 6.10 A) EXPERIMENTELLE ERGEBNISSE UND EXPONENTIELLER FIT DER SCHÄDIGUNG ALS FUNKTION DER PLASTISCHEN DEHNUNG $\square_{pl}$ , B) PLASTIZITÄTS-REFERENZKURVE: SCHWELLWERT DER FLIEßSPANNUNG $R+R_0$ ALS FUNKTION DER PLASTIZITÄT $P$ .....	77
ABBILDUNG 6.11 VERGLEICH DES EXPERIMENTELLEN UND DES BERECHNETEN SPANNUNGS-DIAGRAMMS FÜR SCHERUNG DES $[45^\circ]_{2s}$ -LAMINATS MIT $E_0=2244.4$ MPA, $E_1=74.43$ MPA, $T_1=26.8097$ s. ....	78
ABBILDUNG 6.12 MIKROSKOPIE AUFNAHMEN DER BRUCHFLÄCHE (CFK 20-10) A) SEITENANSICHT IM DUNKELFELDKONTRAST, 100X VERGRÖßERUNG, DELAMINATION DER LAMINATLAGEN, B) DRAUFSICHT IM HELLFELDKONTRAST, 100X VERGRÖßERUNG, GEBROCHENE FASERBÜNDEL, C) DETAILANSICHT VON B) MIT 200X VERGRÖßERUNG .....	78
ABBILDUNG 6.13 VERGLEICH DER SPANNUNGS-DEHNUNGS-DIAGRAMME VON QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHEN AN $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ CFK-LAMINATEN A) EXPERIMENTELL, B) SIMULIERT MIT MATLAB-SKRIPT BASIEREND AUF LAMINATTHEORIE UND MODELL VON LADEVEZE UND LE DANTEC [56] .....	81
ABBILDUNG 6.14 ENTWICKLUNG DER MESSGRÖßEN ZWEIER PROBEN WÄHREND DER ZYKLISCH DYNAMISCHEN ERMÜDUNG A) DYNAMISCHE STEIFIGKEIT, B) MECHANISCHE HYSTERESE, C) MITTLERE PROBENTEMPORATUR, D) DÄMPFUNG DES CFKS: MECHANISCHE HYSTERESE PRO AUFGEBRACHTE MECHANISCHE ENERGIE $H(N)/W_{MECH}$ .....	82
ABBILDUNG 6.15 THERMOGRAPHIEBILDER IM $\square T$ -KONTRAST DES ERMÜDUNGSVERSUCHS DER CFK PROBE „CFK 20-9“ BEI DEN ZYKLEN A) $10^3$ , B) $5 \cdot 10^4$ , C) $10^5$ , D) $1,5 \cdot 10^5$ UND E) $1,7 \cdot 10^5$ .....	84
ABBILDUNG 6.16 LOCK-IN AMPLITUDENBILDER WÄHREND DES ERMÜDUNGSVERSUCHS VON CFK (PROBE „20-9“) BEI VERSCHIEDENEN ZYKLENZAHLEN, A) $10^3$ , B) $5 \cdot 10^4$ , C) $10^5$ , D) $1,5 \cdot 10^5$ UND E) $1,7 \cdot 10^5$ .....	85
ABBILDUNG 6.17 A) CFK-GEWEBE MIT ROT EINGEFÄRBTEN $0^\circ$ FASERBÜNDELN; LOCK-IN AMPLITUDENBILDER WÄHREND DES ERMÜDUNGSVERSUCHS VON CFK (PROBE „20-10“) BEI VERSCHIEDENEN ZYKLENZAHLEN, A) $10^3$ , B) $5 \cdot 10^4$ , C) $10^5$ , D) $1,5 \cdot 10^5$ UND E) $1,6 \cdot 10^5$ .....	85
ABBILDUNG 6.18 MIKROSKOPIEAUFNAHME EINER ERMÜDETEN PROBE: A) DUNKELFELD SEITENANSICHT 50X VERGRÖßERUNG, B) HELLFELD DRAUFSICHT 50X VERGRÖßERUNG, C) HELLFELD DRAUFSICHT 200X .....	87

ABBILDUNG 6.19 BERECHNUNG DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT WÄHREND DER ERSTEN 5000 ZYKLEN UNTER ZYKLISCH DYNAMISCHER ERMÜDUNG NACH DEM MODELL VON LADEVEZE UND LE DANTEC [56] MIT ZUSÄTZLICH IMPLEMENTIERTER VISKOELASTIZITÄT DER MATRIX .....	88
ABBILDUNG 6.20 RESULTATE DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN DEFECTBEHAFTETEM CFK-LAMINAT: A) ZUGFESTIGKEIT, B) E-MODUL UND C) BRUCHDEHNUNG .....	89
ABBILDUNG 6.21 THERMOGRAPHIEBILDER IM $\square$ T-KONTRAST IM MOMENT DES BRUCHS VON CFK A) OHNE DEFECT; BZW. MIT B) GAPPING, C) FALTE, D) FEHLENDEM ROVING, E) 10° FASERFEHLORIENTIERUNG UND F) DELAMINATION .....	90
ABBILDUNG 6.22 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER REFERENZ-VARIANTEN V1-3 UND DES HYBRIDVERBUNDS, V4 .....	93
ABBILDUNG 6.23 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-DIAGRAMME DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN HYBRIDEN A) MITTELWERTKURVEN AUS EINZELVERSUCHEN, B) REPRÄSENTATIVE VERSUCHE: V1 AL-RECHTECK (SCHWARZE LINIE), V2 AL-6 ARM (ROTE LINIE), V3 VOLL-AL (BLAUE LINIE), V4 HYBRID MIT PPAGF30 ALS THERMOPLAST (GRÜNE LINIE) .....	94
ABBILDUNG 6.24 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-KURVE DES QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHS AM HYBRID V1 MIT ALUMINIUM-RECHTECK EINLEGER, KORRESPONDIEREND ZU PUNKTEN A-C: THERMOGRAPHIEBILDER A)-C) IM $\square$ T-KONTRAST .....	95
ABBILDUNG 6.25 AUFNAHME EINER GEBROCHENEN REFERENZPROBE V2 .....	96
ABBILDUNG 6.26 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-KURVE DES QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHS AM HYBRID V3 MIT VOLL-ALUMINIUM EINLEGER, KORRESPONDIEREND ZU PUNKTEN A-C: THERMOGRAPHIEBILDER A)-C) IM $\square$ T-KONTRAST, WEIßE LINIE DEUTET DIE POSITION DES EINLEGERS AN .....	97
ABBILDUNG 6.27 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-KURVE DES QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHS AM HYBRID V4 MIT PPAGF30-EINLEGER, KORRESPONDIEREND ZU PUNKTEN A-C: THERMOGRAPHIEBILDER A)-C) IM $\square$ T-KONTRAST, WEIßE LINIE DEUTET DIE POSITION DES EINLEGERS AN .....	100
ABBILDUNG 6.28 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-KURVEN DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE, A) MITTELWERTKURVEN UND B) REPRÄSENTATIVE EINZELVERSUCHE, HYBRID MIT VOLL-AL INSERT (MAGENTA LINIE), PPAGF30-INSERT (SCHWARZE LINIE), PPA-INSERT (ROTE LINIE), TPU-INSERT (BLAUE LINIE) .....	102
ABBILDUNG 6.29 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-KURVE DES QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHS AM HYBRID V4 MIT PPA-EINLEGER, KORRESPONDIEREND ZU PUNKTEN A-C: THERMOGRAPHIEBILDER A)-C) IM $\square$ T-KONTRAST, WEIßE LINIE DEUTET DIE POSITION DES EINLEGERS AN .....	104
ABBILDUNG 6.30 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-KURVE DES QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHS AM HYBRID V4 MIT TPU-EINLEGER, KORRESPONDIEREND ZU PUNKTEN A-C: THERMOGRAPHIEBILDER A)-C) IM $\square$ T-KONTRAST, WEIßE LINIE DEUTET DIE POSITION DES EINLEGERS AN .....	105
ABBILDUNG 6.31 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER OUT-OF PLANE DEFORMATION, ANALOGIE AUS A) DOUBLE-CANTILEVER BEAM PROBE UND B) QUERSCHNITT EINES EINLEGERARMS DES AL-CFK HYBRIDVERBUNDS IM UNDEFORMIERTEN ZUSTAND, C) QUERSCHNITT EINES EINLEGERARMS DES AL-CFK HYBRIDVERBUNDS IM DEFORMIERTEN ZUSTAND UM $\square$ X .....	107
ABBILDUNG 6.32 A) SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DES HYBRIDEINLEGERS, BLAU HERVORGEHOBEN: SCHNITTLINIE ZWISCHEN INSERT UND CFK-LAMINAT IN DER SYMMETRIEBEBENE, U, M, O: UNTERER, MITTLERER UND OBERER EINLEGERARM; B) SCHNITT IN YZ-EBENE MIT HERVORGEHOBENEN EVALUIERUNGSPUNKTEN FÜR DIE OUT-OF PLANE DEFORMATION DES LAMINATS .....	109
ABBILDUNG 6.33 VERLAUF DER NORMALSPANNUNGEN IN A) X-, B) Y- UND C) Z-RICHTUNG ENTLANG DER SCHNITTLINIE IN ABBILDUNG 6.32 BEI EINER LAST VON 7,5 kN, D) OUT-OF PLANE DEFORMATION ZWISCHEN DEN BEIDEN EVALUATIONSPUNKTEN; SCHWARZ: VOLL-AL INSERT, ROT: AL-PPAGF30 INSERT, BLAU: AL-PPA INSERT .....	109
ABBILDUNG 6.34 SIMULATION DER SPANNUNGEN IN Z-RICHTUNG, A) VOLL-AL INSERT, B) PPAGF30-INSERT, C) PPA-INSERT, SKALA IN MPA, VGL. [126] .....	111
ABBILDUNG 6.35 SIMULATION DER SPANNUNGEN IM HYBRIDVERBUND MIT PPAGF30-INSERT A) SPANNUNG IN Z-RICHTUNG, B) Y-Z SCHERBELASTUNG .....	111

ABBILDUNG 6.36 ENTWICKLUNG DER EVALUATIONSGRÖßEN WÄHREND DER ZYKLISCH DYNAMISCHEN ERMÜDUNG, A) DYNAMISCHE STEIFIGKEIT (MASCHINENDEHNUNG KORRIGIERT), B) MECHANISCHE HYSTERESE; VOLL-AL INSERT (SCHWARZE LINIE), PPAGF30- (ROTE LINIE), PPA- (BLAUE LINIE) UND TPU-INSERT (MAGENTA-FARBENE LINIE) .....	112
ABBILDUNG 6.37 THERMOGRAPHIEBILDER IM LOCK-IN AMPLITUDENKONTRAST DES HYBRIDS MIT VOLL-AL INSERT „VA4“, IN SITU WÄHREND DES ERMÜDUNGSVERSUCHS BEI GEGEBENER ANZAHL DER BELASTUNGSZYKLEN N, WEIßE LINIE IN A) ZEIGT LAGE DES EINLEGERES .....	113
ABBILDUNG 6.38 THERMOGRAPHIEBILDER IM LOCK-IN PHASENKONTRAST IN SITU WÄHREND DES ERMÜDUNGSVERSUCHS A) „VA4“ BEI $3,6 \cdot 10^5$ ZYKLEN, B) „B32“ BEI $3,3 \cdot 10^5$ ZYKLEN .....	114
ABBILDUNG 6.39 A) OPTISCHES BILD DER GEBROCHENEN HYBRIDPROBE MIT VOLL-AL-INSERT, VA4, PFEILE HEBEN DEN TRANSLAMINAREN RISS HERVOR, B) CT-BILD MIT SEITENANSICHT AUF DIE Y-Z EBENE C) CT-BILD MIT DRAUFSICHT AUF X-Z EBENE, PFEILE ZEIGEN DAS TRANSLAMINAR GERISSENE LAMINAT, REKONSTRUKTIONSAUFLÖSUNG DER CT-BILDER MIT $130 \mu\text{m}$ VOXELKANTENLÄNGE .....	115
ABBILDUNG 6.40 THERMOGRAPHIEBILDER IM LOCK-IN AMPLITUDENKONTRAST DES HYBRIDS MIT PPAGF30-INSERT „A12“, IN SITU WÄHREND DES ERMÜDUNGSVERSUCHS BEI GEGEBENEN ANZAHL DER BELASTUNGSZYKLEN N, WEIßE LINIE IN A) ZEIGT LAGE DES EINLEGERES .....	115
ABBILDUNG 6.41 CT-AUFNAHMEN DER HYBRIDPROBE MIT PPAGF30-INSERT „A92“, LINKS: SEITENANSICHT AUF Y-Z EBENE, MITTE: DRAUFSICHT AUF X-Y EBENE, OBEN: DRAUFSICHT AUF X-Z EBENE, REKONSTRUKTIONSAUFLÖSUNG DER CT-BILDER MIT $130 \mu\text{m}$ VOXELKANTENLÄNGE.....	116
ABBILDUNG 6.42 THERMOGRAPHIEBILDER IM LOCK-IN AMPLITUDENKONTRAST DES HYBRIDS MIT PPA-INSERT „B32“, IN SITU WÄHREND DES ERMÜDUNGSVERSUCHS BEI GEGEBENER ANZAHL DER BELASTUNGSZYKLEN N, WEIßE LINIE IN A) ZEIGT LAGE DES EINLEGERES .....	117
ABBILDUNG 6.43 THERMOGRAPHIEBILDER IM LOCK-IN AMPLITUDENKONTRAST DES HYBRIDS MIT TPU-INSERT „C10“, IN SITU WÄHREND DES ERMÜDUNGSVERSUCHS BEI GEGEBENER ANZAHL DER BELASTUNGSZYKLEN N, WEIßE LINIE IN A) ZEIGT LAGE DES EINLEGERES .....	118
ABBILDUNG 6.44 A) PLOT DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT BZW. B) MECHANISCHEN HYSTERESE ALS FUNKTION DER FLÄCHE DES DELAMINIERTEN BEREICHS .....	120
ABBILDUNG 6.45 A) EVOLUTION DER FEHLERGRÖßE WÄHREND DER ERMÜDUNG DER HYBRIDPROBE PPA-„B32“, LINKE SKALA: BERECHNET NACH (6.10) (SCHWARZE LINIE) UND RECHTE SKALA: EXPERIMENTELL BESTIMMT (SCHWARZE PUNKTE); B) ENTSPRECHENDER VERLAUF DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT MIT LINEAREM FIT VON $J(A)$ .....	123
ABBILDUNG 6.46 A) VERLAUF DER FEHLERGRÖßE FÜR HYBRIDPROBE PPA-„B32“, LINKE SKALA: BERECHNET NACH (6.10) MIT QUADRATISCHEM POLYNOM FÜR $J(A)$ (SCHWARZE LINIE) UND RECHTE SKALA: EXPERIMENTELL BESTIMMTE FEHLERGRÖßE (SCHWARZE PUNKTE); B) ENTSPRECHENDER VERLAUF DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT .....	124
ABBILDUNG 6.47 KUMULATIVE VERSAGENSWAHRSCHEINLICHKEIT A) ALS FUNKTION DER BELASTUNGSZYKLEN MIT MITTELWERTEN DER EXPERIMENTELLEN BRUCHLASTSPIELZAHLEN (GESTRICHELTE LINIEN), B) KUMULATIVE VERSAGENSWAHRSCHEINLICHKEIT ALS FUNKTION DER MECHANISCHEN HYSTERESE FÜR HYBRIDE MIT VOLL-AL-, PPA-, PPAGF30-UND TPU-INSERT .....	125
ABBILDUNG 6.48 HISTOGRAMM DER AUFTRETENDEN NORMIERTEN AMPLITUDENWERTE UND ANFITTEN DURCH VERTEILUNGSFUNKTION DER LOGNORMAL-WAHRSCHEINLICHKEITSDICHTE FÜR PROBE PPA-B32, B) LOGNORMAL-VERTEILUNGEN DER NORMIERTEN AMPLITUDENWERTE BEI VERSCHIEDENEN ZYKLEN, C) CHARAKTERISTISCHE WERTE DER VERTEILUNGSFUNKTION: $\ln \mu$ (LINKE SKALA) UND $\sigma$ (RECHTE SKALA) ALS FUNKTION DER FLÄCHE DER DELAMINATION (PPA-REIHE).....	129
ABBILDUNG 6.49 SCHEMATISCHE DARSTELLUNG ZUR ERKLÄRUNG DER PROZESSZONE DER NEUEN SCHÄDIGUNG A) SCHWARZE LINIE: EINLEGERPOSITION, ROT: KREISFÖRMIGE ERSATZFEHLERGRÖßE DER GESCHÄDIGTEN FLÄCHE A, GRAU: PROZESSZONE UM DEN FEHLER MIT UMFANG $2 \cdot r$ , B) ERKLÄRUNG DER PROZESSZONE W DURCH KINEMATISCHE BIEGUNG VOR RISSSPITZE R, PROPORTIONALITÄT VON W UND R [66] .....	130
ABBILDUNG 6.50 A) SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DES KOHESIVZONENMODELLS MIT DER KRAFT-VERSCHIEBUNGSRELATION $Q(w)$ , FLÄCHE $G_{IC}$ UND DER BE- UND ENTLASTUNGSHYSTERESE $z(w)$ DURCH VISKOELASTIZITÄT UND INTRALAMINARE SCHÄDIGUNG DES CFK, B) EXEMPLARISCH BERECHNETER VERLAUF DER VERSCHIEBUNG $w_e$ ALS FUNKTION DER MECHANISCHEN ZYKLEN .....	130

ABBILDUNG 6.51 A) WEIBULL-PLOT DER SCHAR DER EXPERIMENTELLEN WERTE ( $D_n$ , $F(D_n)$ ) MIT WEIBULL-FIT DER ANGEgebenEN Koeffizienten $k$ UND $m$ , B) SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DER KURVE $P(D) \cdot F(D)$ , DER FLÄCHENINHALT LIEFERT DIE GESAMTWAHRSCHEINLICHKEIT DER SCHÄDIGUNGSPROPAGATION (SIEHE GLEICHUNG 6.21).....	132
ABBILDUNG 6.52 GEGENÜBERSTELLUNG DER EXPERIMENTELLEN ERGEBNISSE UND DER SIMULATIONEN NACH GLEICHUNG 6.22, VERLÄUFE DER FLÄCHE DER DELAMINATION UND DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT WÄHREND DER ERMÜDUNG: A/B) VOLL-AL INSERT ,VA4‘ UND PPAGF30-INSERT ,A12‘, C/D) PPA-INSERT ,B32‘ UND TPU-INSERT ,C10‘.....	134
ABBILDUNG 6.53 DOPPEL-LOGARITHMISCHE AUFTRAGUNG VON $dA/dN$ ALS FUNKTION DER NORMIERTEN ENERGIEFREISETZUNGSRATE VON A) VOLL-AL INSERT ,VA4‘, B) PPAGF30-INSERT ,A12‘, C) PPA-INSERT ,B32‘ SOWIE D) DIE RESULTIERENDEN ENTWICKLUNGEN DER GRÖÖE DER DELAMINATION NACH AL-KHUDAIRI (GLEICHUNG 6.23).....	136
ABBILDUNG 6.54 VERGLEICH DER LEBENSDAUERPROGNOSE DES PARAMETRISCHEN MODELLS (SCHWARZE LINIE) UND DES DISSIPATIONSBASIERTEEN MODELLS (ROTE LINIE) MIT DEN EXPERIMENTELLEN WERTEN (PUNKTE), A) HYBRID MIT PPAGF30-INSERT ,A85‘ B) PPAGF30-INSERT ,A86‘ UND C) PPAGF30-INSERT ,A124‘ .....	137
ABBILDUNG 6.55 A) WEIBULL-PLOT DER SCHÄDIGUNGSAHRSCHEINLICHKEIT PPA-,B18‘ NACH GLEICHUNG 6.18 MIT $k=1,203$ , $m=1,094$ , UND *: GLEICHUNG 6.18 MIT $S_{DELAMINATION}=2 \cdot R^2/10$ ABGESCHÄTZT: $k=1,818$ , $m=141$ ; B-D) HISTOGRAMM UND LOGNORMALVERTEILUNG DER NORMIERTEN TEMPERATURAMPLITUDEN ZU DEN DREI MESSZEITEN, LEGENDE GIBT JEWEILS $A_0$ , $\mu$ UND $\sigma$ AN.....	139
ABBILDUNG 6.56 PROGNOSE DER RESTLEBENSDAUER UNTER ZYKLISCH DYNAMISCHER ERMÜDUNG AUSGEHEND VON DEN DREI ZUSTANDSMESSUNGEN AUS ABBILDUNG 6.54 (STARTPUNKT JEWEILS MIT PFEIL MARKIERT), GEGENÜBERSTELLUNG MIT DEM EXPERIMENTELLEN VERLAUF DES GRÖÖE DER DELAMINATION (SCHWARZE PUNKTE) .....	139
ABBILDUNG 6.57 RESULTATE DER ZUGVERSUCHE AN DEFECTBEHAFTETEN HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT, A) MAXIMALE LASTTRAGFÄHIGKEIT, B) ANFANGSSTEIFIGKEIT IM LINEAREN BEREICH BIS 0,25 MM VERSCHIEBUNG, C) KRAFT-VERSCHIEBUNGSDIAGRAMME DER MITTELWERTKURVEN DEFECTFREI, KÜNSTLICHE DELAMINATION, FALTE, 10° FASERFEHLORIENTIERUNG .....	141
ABBILDUNG 6.58 THERMOGRAPHIEBILDER IM $\Delta T$ -KONTRAST BEIM ZUGVERSAGEN DER HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT, A) DEFECTFREI ,A8‘, B) MIT KÜNSTLICHER DELAMINATION ,A46‘, C) MIT FALTE ,A50‘, D) MIT 10° FASERFEHLORIENTIERUNG ,A45‘ .	142
ABBILDUNG 6.59 A) BRUCHLASTSPIELZAHLEN HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT UNTER ERMÜDUNG MIT MAXIMAL 7,5 kN ZUGLAST MIT VERSCHIEDENEN EINGEBRACHTEN DEFECTEN, EINGEKREISTE WERTE SIND DAUERLÄUFER, ROT MARKIERT: AUSREIßER DIE NICHT IN DIE MITTELWERTBILDUNG MITEINGEHEN, B) BERECHNETE VERSAGENSAHRSCHEINLICHKEIT ALS FUNKTION DER BELASTUNGSZYKLEN, STRICHLINIE: MITTELWERTE DER BRUCHLASTSPIELZAHLEN AUS A).....	142
ABBILDUNG 6.60 INKREMENTELLER LASTSTEIGERUNGSVERSUCH DER PROBE PPAGF30-,A112‘: A) VERLAUF DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT UND B) DER MECHANISCHEN HYSTERESE WÄHREND DER BELASTUNGSZYKLEN, C) VERLAUF DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT ALS FUNKTION DER FLÄCHE DER DELAMINATION FÜR GESAMTE MESSREIHE PPAGF30 MIT FALTE.....	145
ABBILDUNG 6.61 PROGNOSE DER BRUCHLASTSPIELZAHLE ÜBER DAS BELASTUNGSSPEKTRUM VON 5,5 BIS 9,5 kN, BERECHNET MITTELS GLEICHUNG 6.10 UND AUS DEN WERTEN AUS TABELLE 6.5, MIT KUMULATIVER VERSAGENSAHRSCHEINLICHKEIT FÜR JEDES DYNAMISCHES LASTNIVEAU.....	147
ABBILDUNG 10.1 REPRODUZIERBARKEIT DER MESSUNGEN DER MASCHINENCOMPLIANCE AN HYBRIDBAUTEILEN.....	165
ABBILDUNG 10.2 VERGLEICH DER ERMITTELTEN WERTE DES WÄRMELEITKoeffizienten $\lambda_{CFK-AL}$ , MITTELWERT: $150,3 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ .....	165
ABBILDUNG 10.3 VERGLEICH DER DREI ERMITTELTEN PARAMETER VON $\lambda_{CFK-BLECH}$ , MITTELWERT: $1,19 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ .....	165
ABBILDUNG 10.4 KRAFT-VERSCHIEBUNGS-KURVEN DER $G_{IC}$ -VERSUCHE AM CFK-LAMINAT .....	165
ABBILDUNG 10.5 AUS KRAFT-VERSCHIEBUNGSDIAGRAMM BESTIMMTE $G_{IC}$ -WERTE ALS FUNKTION DER RISSLÄNGE $a$ .....	165
ABBILDUNG 10.6 SPANNUNGS-DEHNUNGS-DIAGRAMME DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AM $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -LAMINAT .....	165
ABBILDUNG 10.7 SPANNUNGS-DEHNUNGS-DIAGRAMME DER WIEDERHOLUNGSMESSUNGEN DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN $[0/90^\circ]_{2s}$ -LAMINAT .....	166
ABBILDUNG 10.8 FIT DES VISKOELASTISCHEN MODULS AUS ZYKLISCHEM SCHERVERSUCH DES $[45^\circ]_{2s}$ -LAMINATS .....	166

ABBILDUNG 10.9 VERGLEICH DER ERMÜDETEN CFK-PROBEN A) DYNAMISCHE STEIFIGKEIT, B) MECHANISCHE HYSTERESE, *BEI CFK 20-18 VERRUTSCHT DAS EXTENSOMETER, C) MITTLERE PROBENTEMPORATUR, D) VERLAUF E-MODUL WÄHREND WEGGESTEUERTER ERMÜDUNGSVERSUCHE AN DEFEKTFREIEM UND DEFEKTBEHAFTETEM CFK, AUFGEBRACHTE VERSCHIEBUNG JEWEILS ANGEZEIGT	166
ABBILDUNG 10.10 REPRODUZIERBARKEIT DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN HYBRIDEN V1: AL-RECHTECK, SCHWARZE LINIE: PROBE 4, ROTE LINIE: MITTELWERTKURVE.....	167
ABBILDUNG 10.11 REPRODUZIERBARKEIT DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN HYBRIDEN V2: AL-6 ARM, SCHWARZE LINIE: PROBE 4, ROTE LINIE: MITTELWERTKURVE.....	167
ABBILDUNG 10.12 REPRODUZIERBARKEIT DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN HYBRIDEN V3: VOLL-AL, SCHWARZE LINIE: PROBE 2, ROTE LINIE: MITTELWERTKURVE.....	167
ABBILDUNG 10.13 REPRODUZIERBARKEIT DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN HYBRIDEN V4: HYBRIDPROBE MIT PPAGF30 ALS THERMOPLAST, SCHWARZE LINIE: PROBE A8, ROTE LINIE: MITTELWERTKURVE .....	167
ABBILDUNG 10.14 REPRODUZIERBARKEIT DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN HYBRIDEN MIT PPA-ZWISCHENSCHICHT, SCHWARZE LINIE: PROBE B2, ROTE LINIE: MITTELWERTKURVE .....	167
ABBILDUNG 10.15 REPRODUZIERBARKEIT DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN HYBRIDEN MIT TPU-ZWISCHENSCHICHT, SCHWARZE LINIE: PROBE C2, ROTE LINIE: MITTELWERTKURVE .....	167
ABBILDUNG 10.16 DETAILANSICHT DER KRAFT-VERSCHIEBUNGSKURVEN IM ANNÄHERND LINEAREN BEREICH .....	168
ABBILDUNG 10.17 HYBRIDE MIT PPA-INSERT, AUS DEN ZUGVERSUCHEN ERMITTELTE RESTTRAGFÄHIGKEIT ALS FUNKTION DER DELAMINIERTEN FLÄCHE .....	168
ABBILDUNG 10.18 VERGLEICH DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT VOLL-AL INSERT .....	168
ABBILDUNG 10.19 VERGLEICH DER MECHANISCHEN HYSTERESE BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT VOLL-AL INSERT .....	168
ABBILDUNG 10.20 VERGLEICH DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT PPAGF30-INSERT.....	168
ABBILDUNG 10.21 VERGLEICH DER MECHANISCHEN HYSTERESE BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT PPAGF30-INSERT .....	168
ABBILDUNG 10.22 VERGLEICH DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT PPA-INSERT.....	169
ABBILDUNG 10.23 VERGLEICH DER MECHANISCHEN HYSTERESE BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT PPA-INSERT.....	169
ABBILDUNG 10.24 VERGLEICH DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT TPU-INSERT .....	169
ABBILDUNG 10.25 VERGLEICH DER MECHANISCHEN HYSTERESE BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN AN HYBRIDEN MIT TPU-INSERT.....	169
ABBILDUNG 10.26 ERMÜDUNGSVERSUCHE AN HYBRIDPROBEN MIT VOLL-AL-INSERT, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT ALS FUNKTION DER FLÄCHE DER DELAMINATION .....	169
ABBILDUNG 10.27 ERMÜDUNGSVERSUCHE AN HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT ALS FUNKTION DER FLÄCHE DER DELAMINATION, *: FEHLERBEHAFTETE BAUTEILE MIT LEBENSDAUER NAHE $10^6$ , A94 (DELAMINATION), A51 ( $10^\circ$ FASERFEHLORIENTIERUNG).....	169
ABBILDUNG 10.28 ERMÜDUNGSVERSUCHE AN HYBRIDPROBEN MIT PPA-INSERT, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT ALS FUNKTION DER FLÄCHE DER DELAMINATION .....	170
ABBILDUNG 10.29 ERMÜDUNGSVERSUCHE AN HYBRIDPROBEN MIT TPU-INSERT, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT ALS FUNKTION DER GRÖÖE DER PROZESSZONE .....	170
ABBILDUNG 10.30 VERLAUF DER FEHLERGRÖÖE WÄHREND ERMÜDUNGSVERSUCH FÜR HYBRIDPROBEN MIT PPA-INSERT, LINKE SKALA: BERECHNET NACH (6.10), RECHTE SKALA: BEI EXPERIMENTEN BESTIMMT .....	172
ABBILDUNG 10.31 VERLAUF DER FEHLERGRÖÖE WÄHREND ERMÜDUNGSVERSUCH FÜR HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT, LINKE SKALA, BEI EXPERIMENTEN BESTIMMT, RECHTE SKALA: : BERECHNET NACH (6.10) .....	172
ABBILDUNG 10.32 PARAMETERIDENTIFIKATION DER SCHÄDIGUNGSWAHRSCHEINLICHKEIT FÜR VOLL-AL INSERT ,VA4‘ .....	172
ABBILDUNG 10.33 PARAMETERIDENTIFIKATION DER SCHÄDIGUNGSWAHRSCHEINLICHKEIT FÜR PPA-GF30 INSERT ,A12‘ .....	172



ABBILDUNG 10.34 PARAMETERIDENTIFIKATION DER SCHÄDIGUNGSAHRSCHENLICHKEIT FÜR PPA-INSERT ,B32‘ .....	173
ABBILDUNG 10.35 PARAMETERIDENTIFIKATION DER SCHÄDIGUNGSAHRSCHENLICHKEIT FÜR TPU INSERT ,C10‘ .....	173
ABBILDUNG 10.36 EXPERIMENTELLE UND BERECHNETE SCHÄDIGUNGSPROPAGATION BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN DER HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT .....	174
ABBILDUNG 10.37 EXPERIMENTELLE UND BERECHNETE DYNAMISCHE STEIFIGKEIT BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN DER HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT .....	174
ABBILDUNG 10.38 EXPERIMENTELLE UND BERECHNETE SCHÄDIGUNGSPROPAGATION BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN DER HYBRIDPROBEN MIT PPA-INSERT .....	174
ABBILDUNG 10.39 EXPERIMENTELLE UND BERECHNETE DYNAMISCHE STEIFIGKEIT BEI ERMÜDUNGSVERSUCHEN DER HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT .....	174
ABBILDUNG 10.40 WEIBULL-PLOT DER SCHÄDIGUNGSAHRSCHENLICHKEIT DER PROBE PPAGF30-,A85‘ AUS DEN WERTEN $D_i$ , $P(D_i)$ .....	175
ABBILDUNG 10.41 WEIBULL-PLOT DER SCHÄDIGUNGSAHRSCHENLICHKEIT DER PROBE PPAGF30-,A86‘ AUS DEN WERTEN $D_i$ , $P(D_i)$ .....	175
ABBILDUNG 10.42 WEIBULL-PLOT DER SCHÄDIGUNGSAHRSCHENLICHKEIT DER PROBE PPAGF30-,A124‘ AUS DEN WERTEN $D_i$ , $P(D_i)$ ...	175
ABBILDUNG 10.43 REPRODUZIERBARKEIT UND MITTELWERTKURVE DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN PROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT DELAMINATION .....	175
ABBILDUNG 10.44 REPRODUZIERBARKEIT UND MITTELWERTKURVE DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN PROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT FALTE.....	175
ABBILDUNG 10.45 REPRODUZIERBARKEIT UND MITTELWERTKURVE DER QUASI-STATISCHEN ZUGVERSUCHE AN PROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT 10° FASERFEHLORIENTIERUNG .....	175
ABBILDUNG 10.46 VERLAUF DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT WÄHREND ERMÜDUNG VON HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT DELAMINATION .....	176
ABBILDUNG 10.47 VERLAUF DER MECHANISCHEN HYSTERESE WÄHREND ERMÜDUNG VON HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT DELAMINATION .....	176
ABBILDUNG 10.48 VERLAUF DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT WÄHREND ERMÜDUNG VON HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT FALTE .....	176
ABBILDUNG 10.49 VERLAUF DER MECHANISCHEN HYSTERESE WÄHREND ERMÜDUNG VON HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT FALTE .....	176
ABBILDUNG 10.50 VERLAUF DER DYNAMISCHEN STEIFIGKEIT WÄHREND ERMÜDUNG VON HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT 10° FASERFEHLORIENTIERUNG .....	176
ABBILDUNG 10.51 VERLAUF DER MECHANISCHEN HYSTERESE WÄHREND ERMÜDUNG VON HYBRIDPROBEN MIT PPAGF30-INSERT MIT 10° FASERFEHLORIENTIERUNG.....	176

# Tabellenverzeichnis

TABELLE 2.1 EIGENSCHAFTSSPEKTREN VERSCHIEDENER HARZSYSTEME FÜR DEN EINSATZ ALS MATRIX-KOMPONENTE IN CFK.....	16
TABELLE 3.1 EIGENSCHAFTEN DER VERWENDETEN THERMOPLASTE [113–115].....	51
TABELLE 3.2 LAGE DES FEHLERS SOWIE MITTELWERT UND STANDARDABWEICHUNG DER GRÖÖE (QUELLE: MICHAEL SCHWARZ, LLB UdS) (*SOLLGRÖÖE DES FEHLERS, TATSÄCHLICHE FEHLERGRÖÖE IST NICHT ERKENNBAR IN ZFP-MESSUNGEN) .....	52
TABELLE 6.1 ERGEBNISSE DER MESSREIHE „CFK 20-X“ UND RESULTIERENDE SPEZIFISCHE OBERFLÄCHENERGIE $\gamma$ .....	80
TABELLE 6.2 ZUSAMMENFASSUNG DER MITTELWERTE DER EVALUATIONSGRÖÖEN STEIFIGKEIT, LASTTRAGFÄHIGKEIT UND ENERGIEABSORPTIONSVERMÖGEN FÜR DIE REFERENZEN V1-V3 UND DIE HYBRIDPROBE V4, STANDARDABWEICHUNG IN KLAMMERN .....	94
TABELLE 6.3 GEMITTELTE EVALUATIONSGRÖÖEN STEIFIGKEIT, LASTTRAGFÄHIGKEIT UND ENERGIEABSORPTIONSVERMÖGEN DER REFERENZ V3 (VOLL-AL) UND DIE HYBRIDPROBEN MIT DEN THERMOPLASTEN PPAGF30, PPA UND TPU, DIE STEIFIGKEIT WIRD IM BEREICH DES LINEAREN VERHALTENS ZWISCHEN 0 UND 0,15 MM ERMITTELT, EIN DETAILLIERTER EINBLICK IN DIESEN BEREICH WIRD IN ABBILDUNG 10.16 GEGEBEN .....	102
TABELLE 6.4 MATERIALPARAMETER FÜR DIE STRUKTURSIMULATIONEN .....	108
TABELLE 6.5 MITTELWERTE UND STANDARDABWEICHUNGEN (IN KLAMMERN) DER PARAMETER AUS INKREMENTELEM LASTSTEIGERUNGSVERSUCH FÜR J(A) UND H(N) .....	146
TABELLE 10.1 FITPARAMETER DER HYBRIDE MIT VOLL-AL INSERT NACH GLEICHUNG 6.10, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT J(A), MECHANISCHE HYSTERESE H(N) SOWIE EXPERIMENTELL UND SIMULATIV BESTIMMTE BRUCHLASTSPIELZAHL.....	170
TABELLE 10.2 FITPARAMETER DER HYBRIDE MIT PPAGF30-INSERT NACH GLEICHUNG 6.10, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT J(A), MECHANISCHE HYSTERESE H(N) SOWIE EXPERIMENTELL UND SIMULATIV BESTIMMTE BRUCHLASTSPIELZAHL.....	171
TABELLE 10.3 FITPARAMETER DER HYBRIDE MIT PPA-INSERT NACH GLEICHUNG 6.10, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT J(A), MECHANISCHE HYSTERESE H(N) SOWIE EXPERIMENTELL UND SIMULATIV BESTIMMTE BRUCHLASTSPIELZAHL.....	171
TABELLE 10.4 FITPARAMETER DER HYBRIDE MIT TPU-INSERT NACH GLEICHUNG 6.10, DYNAMISCHE STEIFIGKEIT J(A), MECHANISCHE HYSTERESE H(N).....	172
TABELLE 10.5 WERTE FÜR LEBENSDAUERBERECHNUNG NACH PROBABILISTISCHEM MODELL .....	174

# 1. Motivation und Zielsetzung

Die Entwicklung des Automobils löst seit jeher weltweite Faszination aus. Jedoch spielt sie insbesondere in Deutschland eine tragende gesellschaftliche und ökologische Rolle, welche zunehmend in den Konflikt mit der gesellschaftlichen Verantwortung eines nachhaltigen CO<sub>2</sub>-Haushalts gerät. Infolgedessen bewirken gesetzliche Vorgaben den technologischen Antrieb, das Fahrzeuggewicht mithilfe der Substitution des Werkstoffs Metall durch leichtere Werkstoffe, wie Kunststoffe oder Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK), zu reduzieren.

Da der Paradigmenwechsel des verwendeten Werkstoffs von Metallen zu CFK bisweilen wirtschaftlich nicht umsetzbar ist, werden verschiedene Materialklassen zu Hybriden zusammengefügt, um das synergetische Potenzial aus Festigkeit, Gewichtsreduktion und Wirtschaftlichkeit von Metall, CFK und Kunststoff voll auszuschöpfen [1]. Derartige Hybridverbindungen sind schon länger aus dem Flugzeugbau bekannt (CARALL, GLARE, hybride Lamine), für eine Applikation im Automobilsektor unterliegen sie jedoch deutlich höheren Anforderungen hinsichtlich wirtschaftlicher Serienfertigung. So geht der Trend zwar Richtung Multi-Material-Design [2], jedoch obliegt dies für einen Einsatz als robustes Strukturbauteil technologischen Randbedingungen aus Konstruktion, Fügetechnologie, wirtschaftlicher Fertigung, Strukturmechanik sowie Zustandsbewertung und Lebensdauerprognose [3]. Letztlich sind die qualitätsentscheidenden Faktoren eines Strukturbauteils die Gewichtsersparnis, die Tragfähigkeit und die Lebensdauer unter Einsatzbedingungen.

In diesem interdisziplinären Kontext kommt der Zustandsbewertung und Lebensdauerprognose aus diversen Gründen eine zentrale Rolle zu. Hinsichtlich belastungsgerechter Konstruktion werden noch immer hohe Sicherheitsfaktoren aufgeschlagen, da Rissentstehung und -wachstum nicht eindeutig bekannt sind. Die Prognose der defektbedingten Schädigung ist folglich schwierig. Letzterem kommt wegen der teilweise hohen Eigenschaftsdegradation, beispielsweise von CFK, eine große Bedeutung zu. Insbesondere zeigt der Stand der Forschung Lücken über das Risswachstum an Grenzflächen zwischen Metallen und polymerbasierten Werkstoffen auf, deren Festigkeit und Integrität maßgeblich von der Fügetechnologie und den Anbindungsmechanismen abhängt [4, 5]. Zusätzlich verursachen produktionsbedingte Fehler die Abschwächung von mechanischen Eigenschaften, sodass die Abgrenzung zwischen tolerierbaren und kritischen Fehlern im Sinne einer wirtschaftlichen Produktion sinnvoll ist. Hierzu stellt die Zustandsbewertung und Lebensdauerprognose ein notwendiges und wirkungsvolles Instrument zur Lösung dieser Anforderungen dar. Dies belegt beispielsweise die Methodenentwicklung zur Lebensdauerberechnung von CFK, welche aufgrund der wachsenden Bedeutung des Kompositwerkstoffs [6] in den letzten Jahrzehnten vorangetrieben wurde (Oppermann).

Für die weitaus neuere Klasse der Hybridverbindungen laufen konstruktive Entwicklungen und Applikationen dem Wissensstand bezüglich Methoden zur Zustandsbewertung und Lebensdauerprognose deutlich voraus. Im Einzelnen ergibt sich bei der Charakterisierung und Bewertung von Hybridverbindungen die Problematik, dass im Zuge des schnell aufgekommenen Bedarfs und diverser Anforderungsprofile eine Vielfalt an Hybridverbindungen entstanden ist, deren Schädigungsmechanismen weitestgehend unbekannt sind. Als Hauptgründe hierfür sind die Vielzahl an möglichen Schädigungsmechanismen in CFK, die wechselseitige Beeinflussung der gefügten Komponenten, die Beeinflussung durch Anbindungsmechanismen und Eigenschaftsgradienten an den Grenzflächen zu nennen. Beispielsweise können die Eigenschaften intrinsischer Grenzflächen und damit ihr Einfluss auf den Gesamtverbund durch die Wahl der Fügepartner stark variieren. Bezüglich der Schädigung in CFK entstanden durch jahrzehntelange Forschungsbemühungen zwar Ansätze zur bruchmechanischen Beschreibung [7, 8], ein ganzheitlicher Ansatz zur Lebensdauerprognose bzw. eine Kategorisierung von Aufttrittsbedingungen der ablaufenden Mechanismen existiert jedoch nicht. Einer der Hauptgründe ist sicherlich die schlechte Adaptionenmöglichkeit der konventionellen Bruchmechanik von Metallen auf CFK. Es herrscht größtenteils eine nicht-selbstähnliche Schädigungspropagation vor und das Schädigungsverhalten setzt sich statistisch und belastungsabhängig aus den Prozessen der elastischen Fasern, der viskoelastisch, plastischen Matrix und deren Interphase zusammen. Anderson [9] stellt hierzu fest: „Die konventionelle Bruchmechanik nimmt einen dominanten Riss an, der selbstähnlich wächst und dabei seine Form und Orientierung beibehält. (...) Der Bruch eines faserverstärkten Komposits wird allerdings oft durch die vielen im Materialvolumen verteilten Mikrorisse kontrolliert“. Zudem macht die CFK-inhärente hohe Streuung eine probabilistische Betrachtung der Bruchprozesse, beispielsweise als Versagenswahrscheinlichkeit oder als statistisches Failure Assessment Diagram (FAD), sinnvoll [10, 11]. Um dieser Problematik zu entgegnen, wird in der Literatur oftmals der Weg gewählt, zFP-Methoden in die Untersuchungen zu integrieren und Schädigungen direkt beim Auftreten in ihrer Größe zu messen. Eine der zFP-Methoden, die passive Thermographie, hat sich in CFK-bezogenen Fällen als vielversprechend erwiesen [12].

Trotz der aufgezeigten Problematik führt der heutige Stand der Forschung zwar Ansätze und Modelle zur Prognose der Schädigungspropagation in Hybridverbindungen auf, diese bezwecken jedoch oftmals die Beschreibung einer beobachteten Wirkung oder Phänomenologie durch geeignet parametrisierte mathematische Funktionen oder Vergleichshypothesen [13, 14]. Dementsprechend gehen sie nicht - oder nur unzureichend- auf die physikalischen oder strukturmechanischen Ursachen ein und erklären in keiner Weise die zugrundeliegenden Zusammenhänge. Verändert sich ein Bauteilparameter, so existiert kein übergreifender Zusammenhang und es müssen neue Fitparameter gefunden werden.

Dieser Bedarf eines übergreifenden Verständnisses motiviert, eine zFP-basierte Methode zur quantitativen Charakterisierung der Schädigungsmechanismen in intrinsischen Metall-CFK Hybridverbindungen zu entwickeln, auf dessen Grundlage eine Bewertung der Schädigung und eine Prognose des Schädigungswachstums (phänomenologisches oder Progressivenmodell) erfolgen kann. Dabei stehen zFP-relevante Hauptfragestellungen im Vordergrund, wie die Tauglichkeit der zFP-Methode zur in situ Charakterisierung von Schädigungsvorgängen an innenliegenden Grenzflächen, die Ableitung geeigneter Größen zur quantitativen Beschreibung des Schädigungswachstums und schlussendlich der Integration dieser zFP-basierten Größen in eine bruchmechanische Betrachtung. Dieses Vorhaben soll an einem planaren Aluminium-CFK Hybridverbund mit formschlüssiger Anbindung und einer thermoplastischen Zwischenschicht - zur Adaption von Eigenschaftsgradienten an den Grenzflächen - durchgeführt werden (siehe Abbildung 3.3). Damit adressiert der zu untersuchende Hybridverbund zusätzliche Nebenfragestellungen: die Schädigungsmechanismen eines planaren Hybridverbunds mit intrinsischen Grenzflächen, der Einfluss der Anbindungsmechanismen (formschlüssig, stoffschlüssig, kraftschlüssig) und der Einfluss der Eigenschaften der Fügepartner (Eigenschaftsgradienten) an den Grenzflächen sowie der Einfluss von produktionsinduzierten Defekten.

Um den Umfang der Arbeit auf ein realistisches Maß einzugrenzen, beschränken sich die Untersuchungen in dieser Arbeit auf zwei der relevantesten Belastungsfälle, die quasi-statische und die zyklisch-dynamische Zugbelastung. Die umfangreichen Einflussparameter erfordern außerdem die weitere Eingrenzung der Ermüdungsuntersuchungen auf den in der Literatur meist diskutierten Bereich, den High-Cycle Fatigue Bereich (Bruchlastspielzahlen ca.  $10^6$ ).

Schlussendlich leitet sich daraus das Ziel dieser Arbeit her, eine zFP-gestützte Methode zur Charakterisierung der ermüdungsbedingten Schädigung und zur Prognose des Schädigungswachstums in planaren Al-CFK Hybriden unter zügiger Ermüdung im High-Cycle Fatigue Regime zu entwickeln. Hierzu gilt es, mittels in situ Thermographie die Schädigungsmechanismen von intrinsischen Al-CFK Hybriden unter quasi-statischer und zyklisch-dynamischer Zugbelastung zu charakterisieren. Daraus abgeleitete phänomenologische oder physikalisch-basierte Größen der zFP sind mit einem geeigneten bruchmechanischen Modell zu verknüpfen, auf dessen Grundlage die quantitative Beschreibung des ermüdungsbedingten Schädigungswachstums erfolgen soll. Unterdessen kann die Methodik anhand der genannten Nebenfragestellungen entwickelt bzw. anhand dieser validiert werden.

## 1.1 Problematik

Quaresimin et al. [13] stellen zur generellen Vorgehensweise fest: „In vielen technischen Problemstellungen können zwei Sichtweisen bedacht werden: Die des Wissenschaftlers, der die Realität verstehen und mit Modellen von maximaler Genauigkeit wiedergeben will und die des Ingenieurs, der Werkzeuge zur Entwicklung sicherer Bauteile mit Bestand gegen komplexe, reale

---

Belastungen benötigt. Die beiden Sichtweisen sind normalerweise konträr zueinander“. Dementsprechend erfordert das oben formulierte Ziel eine Kompromisslösung aus der Anwendung der zfP an einer bauteilnahen Hybridstruktur und aus der quantitativen Beschreibung des Schädigungsverhaltens auf Basis phänomenologischer oder physikalischer Größen in einem wissenschaftlichen Kontext.

Nachfolgend sollen die in der Arbeit behandelten Forschungsfragestellungen motiviert und hergeleitet werden:

### **1. Forschungsfragestellung**

An die erforderliche Eignung der zfP-Methodik zur Charakterisierung der Schädigung ist die Problematik geknüpft, dass Ort und Art der Schädigung sowie die zum Versagen führenden, kritischen Größen unbekannt sind. Somit kann das Auftreten der Schädigung im Inneren der Bauteile nicht kategorisch ausgeschlossen werden. Die Tiefeninformation der zfP-Daten könnte durch Grenzflächen, Anisotropie und Imperfektionen korrumpiert sein. Trotz möglicher Widrigkeiten muss die verwendete zfP-Methodik hinsichtlich lokaler Auflösung, Tiefeninformation und Sensibilität gut geeignet sein, um unterkritische Schädigungen frühzeitig in situ im Versuch zu detektieren. Eventuell erfordert dies die Optimierung der Aufnahmebedingungen oder die Weiterentwicklung der Methodik. Letztlich muss die Genauigkeit der Methode bei einer ausreichend hohen Aufnahmegeschwindigkeit genügen, um die auftretende Schädigung in Echtzeit unter quasi-statischer und zyklisch-dynamischer Zugbelastung zu detektieren. Unter diesen Bedingungen ist fraglich, welche Größen die zfP auf Basis der Schädigungsmechanismen liefern kann und ob diese für eine quantitative Beschreibung geeignet sind.

### **2. Forschungsfragestellung**

Darüber hinaus besteht die Problematik, dass eine Vielzahl an Einflussgrößen involviert sind, deren Auswirkungen schon im Einzelnen größtenteils unbekannt sind. Hierzu zählen vor allem die diversen, teilweise belastungsabhängigen, CFK-inhärenten Schädigungsvorgänge, die komplexe Geometrie des Hybrids, die Grenzflächenanbindung bzw. Anbindungsmechanismen, die Materialeigenschaften der Fügepartner an der Grenzfläche sowie produktionsinduzierte Fehler. Das komplexe Zusammenspiel dieser Einflüsse kann die Schädigungspropagation maßgeblich beeinflussen, sodass unter Berücksichtigung des jetzigen Stands der Forschung unklar ist, welche Mechanismen ablaufen und warum. Da die Kenntnis dessen die Grundvoraussetzung für eine bruchmechanische Beschreibung der Schädigungspropagation auf einer phänomenologischen oder physikalischen Basis darstellt, ist die Verfolgung des formulierten Ziels an die Beantwortung dieser Fragestellung geknüpft.

### **3. Forschungsfragestellung**

Hinsichtlich der quantitativen Beschreibung der Schädigungspropagation und Lebensdauerprognose schließt sich die Frage an, welche bruchmechanischen Modelle und Größen heranzuziehen sind und unter welchen Randbedingungen sie gelten, da Plastizität, Viskoelastizität und inhomogene

Spannungsverteilungen zugegen sind. Dabei ist zu betonen, dass die bauteilnahen Geometrien und Grenzflächen des zu untersuchenden Hybridverbunds eine heterogene Spannungsverteilung mit sich bringen, weshalb auftretende Spannungen und Dehnungen methodisch nicht zugänglich sind.

Letztendlich sind der bruchmechanische Ansatz und die verwendete zfP-Methodik gekoppelt. Unter der Voraussetzung eines geeigneten bruchmechanischen Modells muss ein Kompromiss gefunden werden, sodass die notwendigen Eingangsgrößen des Modells zu den lieferbaren Größen seitens der zfP-Methode passen.

## 1.2 Lösungsstrategie

Im Zentrum der Lösungsstrategie steht die in situ Anwendung der passiven Thermographie während der mechanischen Versuche. Diese Methode zeigte sich in diversen Arbeiten (siehe Stand der Forschung) als vielversprechend zur qualitativen Beschreibung der Schädigung und Schädigungsmechanismen in CFK. Die Methode kombiniert eine gute laterale Auflösung bei großer Bildfläche, hoher Sensibilität gegenüber thermischen Änderungen und eine hohe Aufnahmegeschwindigkeit. Zudem stellt sie eine günstige Alternative zur Computertomographie dar. Speziell bei dünnen, flächig planaren Strukturen, wie in dieser Arbeit untersucht, ist sie gut anwendbar und weist eine ausreichende Tiefeninformation auf.

### Ansatz zur ersten Forschungsfragestellung:

Obwohl aus dem heutigen Stand der Forschung kein Anwendungsfall der Thermographie an einer derartigen Hybridstruktur mit intrinsischen Grenzflächen bekannt ist, wird trotz störender Einflüsse erwartet, dass die ermüdungsbedingte Schädigung im CFK, in einer polymeren Zwischenschicht oder CFK-seitig an der Grenzfläche detektiert werden kann. Diese Annahme begründet sich in der Natur der Schädigung, wonach jede Schädigung den thermodynamischen Übergang zwischen zwei verschiedenen Zuständen bedeutet. Dieser Übergang ist mit einer energetischen Dissipation behaftet (z.B. Entropieänderungen an neu gebildeten Oberflächen) und wird von einer örtlich begrenzten Temperaturänderung begleitet [15]. Dementsprechend sieht diese Arbeit vorrangig die Analyse der Dissipation vor, welche die Thermographie befähigen soll, die Schädigung zunächst qualitativ zu charakterisieren. Damit ist dieser Ansatz neu, da eine Zustandsbewertung in der heutigen Literatur meist mittels thermoelastischer Spannungsanalyse bewerkstelligt wurde. Generell ist zu ergänzen, dass die Herangehensweise mittels thermographischer Methode maßgeblich von den vorteiligen Eigenschaften des CFKs, wie Dichte, Wärmeleitfähigkeit und der spezifischen Wärmekapazität getragen wird.

### Ansatz zur zweiten Forschungsfragestellung:

Bezugnehmend auf die vielfältigen Einflussgrößen ist vorgesehen, diese jeweils in eigenen Messreihen getrennt voneinander zu betrachten und somit sukzessiv das Verständnis über die jeweiligen

Auswirkungen zu gewinnen. Hierzu soll zunächst das zugrundeliegende CFK-Laminat entkoppelt von den Einflussgrößen hinsichtlich seines mechanischen Verhaltens und seiner Schädigungspropagation charakterisiert werden. Daran schließt sich die Untersuchung des Hybrids mit dem sukzessiven Einbezug von Einflussgrößen an. Hierbei liegt der Fokus auf dem Einfluss der Anbindungsmechanismen an der CFK-seitigen Grenzfläche und dem Einfluss der Materialeigenschaften der Fügepartner an der Grenzfläche.

Durch die gewählte Herangehensweise knüpft einerseits die zfP-Methodik am Stand der Forschung an (Charakterisierung der Schädigung in CFK) und kann mit der sukzessiven Komplexitätserhöhung des Hybrids bezüglich der qualitativen Schädigungscharakterisierung validiert werden. Andererseits können die Schlussfolgerungen aus den Untersuchungen des CFK-Laminats in die Interpretation der Ergebnisse am Hybrid miteinfließen.

#### **Ansatz zur dritten Forschungsfragestellung:**

Überdies ist vorgesehen, die Schädigung durch das Kartieren des thermischen Signals (*englisch: thermography signal mapping*) zunächst hinsichtlich der Größe quantitativ zu charakterisieren. Anschließend soll die dissipierte thermische Energie gemessen und als kalorische Quantität auf die Größe der Schädigung bezogen werden, was dem Konzept der Energiefreisetzungsrate entspricht. Hierzu ist jedoch zu validieren, ob die messbare Dissipation in ihrer Quantität die Wachstumsrate der Schädigung wiedergibt. Damit beabsichtigt die Lösungsstrategie die dissipierte thermische Energie äquivalent zum bruchmechanischen Konzept der Energiefreisetzungsrate zu interpretieren. Die Energiefreisetzungsrate  $G$  ist als die verfügbare Energie zur inkrementellen Erweiterung eines Risses definiert [9]. Die Hauptvorteile dieses energetischen Konzepts sind einerseits, dass es auch bei anelastischen und plastischen Deformationen anwendbar ist (das Konzept des Spannungsintensitätsfaktors  $K_C$  hingegen nicht) und andererseits, dass es die Zwangskopplung zwischen Bruchmechanik (Energiefreisetzungsrate) und Methodik (dissipierte thermische Energie und Größe der Schädigung) erfüllt.

Zu guter Letzt sieht die Herangehensweise vor, die quantitativen Größen im Sinne von Verteilungsfunktionen zu beschreiben. Diese können mit Hilfe der probabilistischen Bruchmechanik in einen statistischen Ansatz zur Abschätzung der Schädigungswahrscheinlichkeit überführt werden. Über diesen Weg soll eine Bewertungsmethode entstehen, die perspektivisch ein Hilfsmittel bereitstellt, um direkt aus der in situ Prüfung ein Intervall des statistisch wahrscheinlichen Verlaufs des Bauteilverhaltens vorherzusagen.



Für das erfolgreiche Verfolgen des Ziels ist die Untersuchung der drei Forschungsfragestellungen von zentraler Bedeutung. Sie können in Form der folgenden Forschungshypothesen zusammengefasst werden:

- 1. Die Methode der in situ Thermographie ermöglicht die qualitative Charakterisierung der Schädigung CFK-seitig im Laminat oder an der CFK-seitigen Grenzfläche.
  - 2. Mittels der zFP-Daten und des mechanischen Verhaltens können die Schädigungsmechanismen im Hybrid charakterisiert und der Einfluss der Anbindungsmechanismen und der Materialeigenschaften der Fügepartner an der Grenzfläche evaluiert werden.
  - 3. Es existiert ein quantitativer Zusammenhang zwischen den Risswachstumsphänomenen und bestimmten kalorischen Größen, die mit Hilfe der in situ Thermographie ermittelbar sind. Diese Größen eignen sich zur quantitativen Beschreibung der Risswachstumsphänomene. Die Integration geeigneter Größen der Thermographie in bestehende energetische Modelle der Bruchmechanik ermöglicht die quantitative Beschreibung der Risswachstumsphänomene. Durch diese Kombination lässt sich die Lebensdauer der Hybride auf Basis experimenteller Daten abschätzen.
-

## 2. Grundlagen und Stand der Forschung

Die Hybridisierung verschiedener Werkstoffklassen ist zwar schon seit einiger Zeit aus der Kunststofftechnik bekannt [4], jedoch ist das Thema Metall-CFK Hybridisierung relativ neu und nur geringfügig erforscht. Aus diesem Grund sind die formulierten Forschungshypothesen mit Fragestellungen verbunden, die nach heutigem Wissensstand nicht aus der Literatur hervorgehen. Daher ist es umso wichtiger die Gründe und Probleme darzulegen, die eine Beantwortung der Forschungsfragen in der Vergangenheit behinderten. Ferner kann das Verständnis jener Probleme dabei helfen die interdisziplinäre Problematik und das Ineinandergreifen relevanter Aspekte der jeweiligen Themenfelder besser zu verstehen und die übergeordnete Zielstellung durch geeignete Ansätze und Methoden zu verfolgen.

Insbesondere lässt der Stand des Wissens viele Fragen offen, die die Vielfalt an Hybridverbindungen, die Fügetechnik, sowie Riss- und Schädigungsmechanismen betrifft. Daher ist es zur Beantwortung der Forschungsfragen erforderlich auf dem bestehenden Wissen der angrenzenden Themenfelder aufzubauen und daran anknüpfend geeignete Methoden zur Zustandsbewertung und Lebensdauerprognose des planaren Metall-CFK Hybriden zu adaptieren und weiterzuentwickeln.

Aus diesem Grund behandelt das Kapitel ‚Grundlagen und Stand der Forschung‘ relevante Aspekte folgender Themenfelder: Kohlenfaserverstärkte Kunststoffe, deren Schädigungsmechanismen, die bruchmechanische Beschreibung und Fraktographie dieser, diverse Fügetechnologien und Spezifika von Metall-CFK Hybridverbindungen, Methoden der Thermographie sowie probabilistische Ansätze, welche die Integration von zFP-Größen in bruchmechanische Konzepte ermöglicht.

### 2.1 Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe

Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe bezeichnet die Gruppe der Werkstoffe, die aus verstärkender Kohlenstofffaser und einer polymeren Matrix aufgebaut sind. Sie sind typischerweise nicht-monolithisch, laminar aufgebaut und werden nach ihrem prinzipiellen Lagenaufbau (Architektur), der verwendeten Fasern und Matrix unterschieden, da diese Merkmale mitsamt der inter- und intralaminaren Interphasen (Phasengrenzen) die Eigenschaften und Schädigungsphänomene maßgeblich bestimmen.

#### 2.1.1 Herstellung Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe

Da die Herstellungsbedingungen von CFK nicht im Fokus dieser Arbeit stehen, erfolgt an dieser Stelle keine detaillierte Wiedergabe der verschiedenen Produktionsverfahren. Es sollen lediglich grundlegende Informationen der Verfahrenstechnik wiedergegeben werden, insofern sie die

Herstellung der in dieser Arbeit untersuchten planaren Al-CFK Hybridstruktur betrifft. Umfassendere und detailliertere Informationen können [16] entnommen werden.

Typischerweise erfolgt die Herstellung von C-Fasern aus der Verarbeitung von Polyacrylnitril (PAN)-Precursoren. Hierzu werden die PAN-Precursor in eine polymere Mesoform überführt und durch Oxidation unter geringer Heizrate bei 200-300 °C stabilisiert. Im weiteren Verfahrensverlauf erfolgt eine Reduktion des Wassergehalts unter moderater Temperatur, bevor die endgültige Struktur der Carbon-Fasern durch Kondensation und Gasabspaltung in der Hochtemperatur-Karbonisierung erreicht wird. In diesem Schritt spielen die Heizrate, die Temperatur und das atmosphärische Medium eine wesentliche Rolle; beispielsweise tragen laut [6] eine Heizrate >20 °C/min,  $T > 1500$  °C und eine HCN Atmosphäre zur Festigkeit und einer guten Oberflächenqualität der Fasern bei.

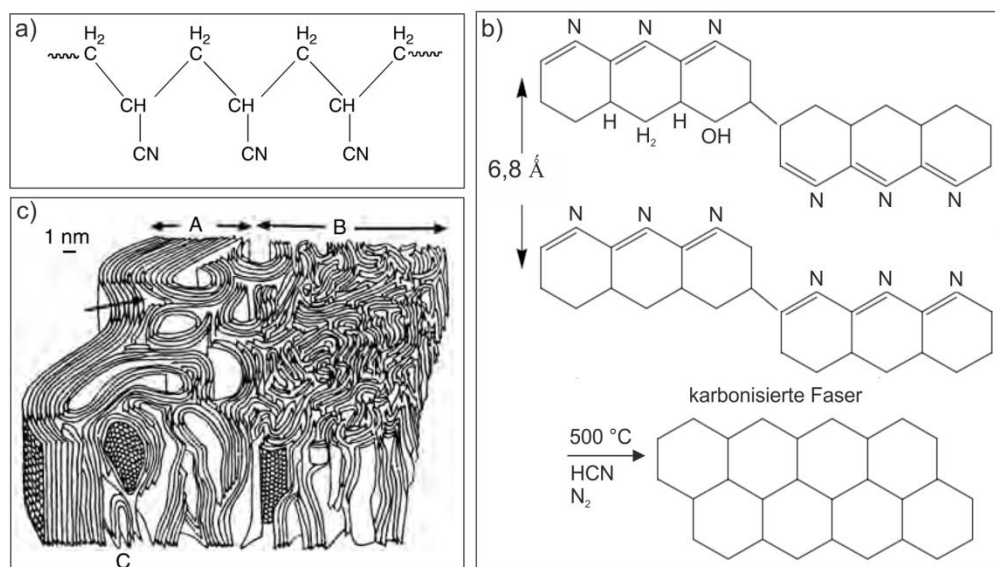


Abbildung 2.1 a) chemische Struktur von Polyacrylnitril (PAN), b) chemische Struktur der C-Faser, durch Karbonisierung hergestellt, c) schematischer Aufbau und Mikrostruktur der C-Faser mit A: oberflächennahem Bereich, B: Kernbereich, C: Haarnadel Fehler [16]

Die resultierende C-Faser zeichnet sich durch gefaltete und überlagerte Segmente der zweidimensionalen, karbonisierten Polymerstruktur aus. So resultieren bevorzugte Orientierungen im Kern- und im Außenhautbereich der Faser (Abbildung 2.1), weshalb die C-Faser anisotrope Eigenschaften in Faserrichtung und senkrecht zur Faserrichtung aufweist [16]. Beispielsweise unterscheiden sich die E-Moduli in und gegen Faserrichtung um einen Faktor von ca. 30.

Die native, raue Faseroberfläche macht die Faser anfälliger für Rissbildung, sodass oftmals eine abschließende Oberflächenbehandlung erfolgt. Neben einer thermischen Oxidation im Gas- oder Plasma-Medium kommt die Oberflächenbehandlung mit einer polymeren Schlichte in Frage. Letzteres richtet sich nach dem Matrix-Werkstoff des späteren Komposits. So wird beispielsweise für eine Epoxid-Matrix auch eine Epoxid-basierte Schlichte verwendet, deren E-Modul durch Variation des Harz-Härter Verhältnisses oder durch partielles Aushärten gezielt zwischen C-Faser und Matrix

eingestellt werden kann [6]. Indes hat das Eigenschaftsverhältnis zwischen Schlichte und Matrix einen immensen Einfluss auf die Schädigungsphänomene des Kompositwerkstoffs. Morgan [16] führt weiter an, dass eine Schlichte mit höherem E-Modul, geringerer Festigkeit und niedrigerer Bruchzähigkeit die Faser nicht - oder kaum - vor Gebrauchsschäden schützt. Außerdem resultiere eine sprödere Interphase zwischen Faser und Matrix in einem verbesserten Spannungsübertrag auf die Fasern und letztlich einer höheren Grenzflächenscherfestigkeit. Die damit verbundene geringere Bruchzähigkeit bewirke eine Änderung des Versagensmodus von Grenzflächenrissen zwischen Faser und Matrix zu Matrix-dominiertem Risswachstum [16–18].

Nach der Erzeugung der Fasern schließen sich zunächst Verfahren der Faser-Halbzeug Herstellung, wie beispielsweise Wickeln oder Weben, an, sodass sich das Halbzeug hinsichtlich der Anzahl der Filamente pro Roving (1 K=1000 Filamente pro Roving oder 1 tex= 1 g/1000 m) und dem grundsätzlichen Aufbau in unidirektionale Gelege, Gewebe, Geflechte und weitere unterscheidet. Auf die Auswirkungen des Halbzeugs auf die Lamineigenschaften, insbesondere von unidirektionalem Gelege und zweidimensionalem Gewebe, wird in 2.2 näher eingegangen.

Zur Konsolidierung von CFK kommen diverse Verfahren in Frage, für die es in [6] eine gute Übersicht gibt. Für die vorliegende Arbeit sind das Harzinjektionsverfahren (*englisch: Resin Transfer Molding*, RTM) bzw. für Kleinstserien das Handlaminieren von Bedeutung.

Das RTM-Verfahren zeichnet sich typischerweise durch hohe Werkzeugkosten und eine hohen Automatisierungsgrad aus. Es werden Teile mit zwei fertigen, „sauberen“ Oberflächen erzeugt, wobei die äußeren Kanten des ausgehärteten Bauteils einer Nachbearbeitung, z.B. Kantenbeschnitt, bedürfen [6]. Bei dieser Herstellungsmethode wird das Faser-Halbzeug in die untere Hälfte der Kavität abgelegt bzw. bei komplexen Geometrien in einem eigenen Schritt, dem sogenannten Preforming, vorabgeformt. Anschließend wird die Kavität geschlossen und mit dem niedrigviskosen Harz-Härter-Gemisch unter hohem Druck und hoher Temperatur befüllt. Die Aushärtung des Harzes erfolgt während der Formfüllung bzw. nach abgeschlossenem Füllvorgang in der Werkzeugkavität. Die in dieser Arbeit verwendeten Proben wurden in der RTM Anlage am wbk Institut für Produktionstechnik am Karlsruher Institut für Technologie hergestellt, die verwendete Kavität ist in Abbildung 3.4 dargestellt.

Das Handlaminieren ist laut [6] das älteste und einfachste Verfahren zur CFK-Herstellung. Dabei wird abwechselnd Bindepulver aufgesprüht, Faser-Halbzeug aufgelegt und Matrixmaterial aufgetragen. Mittels Bürsten und Rollen soll das Matrixmaterial in das Faserhalbzeug eingebunden und Lufteinschlüsse verdrängt werden. Die erzeugten Bauteile besitzen nur einseitig eine fertige, „saubere“ Oberfläche mit Endgeometrie und die Kanten des Bauteils müssen nachbearbeitet werden. Aufgrund der Handarbeit hängt die erzeugte Qualität und Reproduzierbarkeit sehr stark von der produzierenden Person ab.

Letztlich können die Herstellungsbedingungen die späteren Eigenschaften des CFK, wie z.B. Steifigkeit, Festigkeit, Ermüdungsresistenz, entscheidend beeinflussen. So können beispielsweise Produktionsfehler die Rissinitiierung deutlich beschleunigen und die Lebensdauer verringern. Solche Fehler entstehen vor allem durch unzureichende oder inhomogene Infiltration des Halbzeugs (Harznester, trockene Stellen), Luftblasen (Delaminationen) oder gar durch die Fehlplatzierung des Halbzeugs [16].

### 2.1.2 Aufbau Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe

Die beiden wichtigsten Unterscheidungsmerkmale von Kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen sind das verstärkende Faser-Halbzeug und die Architektur des Laminats (Lagenanordnung). Das Faser-Halbzeug kann diskontinuierlich bzw. als Kurzfasern (regellos oder unidirektional verteilt) oder kontinuierlich als Endlosfasern vorliegen (Abbildung 2.2).

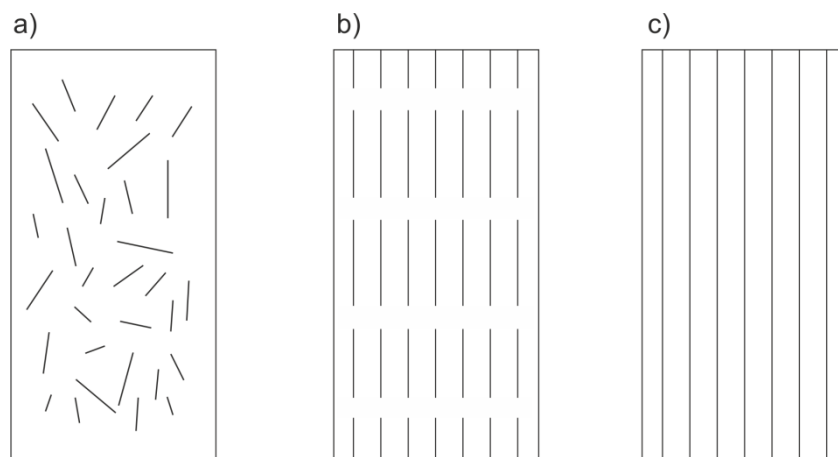


Abbildung 2.2 schematische Darstellung von Faserverstärkten Kunststoffen a) regellos verteilte Kurzfasern, b) unidirektional verteilte Kurzfasern, c) unidirektional verteilte Endlosfasern [19]

Wirr oder regellos verteilte Fasern zeichnen sich durch eine statistische Verteilung der Faserorientierung aus, sodass sogar quasi-isotrope Eigenschaften resultieren können. Im Gegensatz dazu werden die mechanischen Eigenschaften endlosfaserverstärkter Kunststoffe in Faserrichtung durch die Fasern und senkrecht zur Faserrichtung durch die Matrix geprägt. Somit ergeben sich die Eigenschaften des Kompositwerkstoffs CFK aus der Orientierung der einzelnen Lagen bzw. des Lagenaufbaus. Dieser spielt neben dem eingesetzten Matrixsystem, dem Faservolumengehalt und der Faser-Matrix-Anhaftung eine maßgebliche Rolle für die Art und den Ablauf der Schädigungsmechanismen und die mechanischen Eigenschaften.

Prinzipiell ist das Kohlenstofffaser-Halbzeug in unidirektionale (UD) Gelege (Abbildung 2.3 a), 2D-planare bzw. biaxiale Gewebe (b), 3D-Gewebe sowie Geflechte und Gestricke zu unterscheiden. Darüber hinaus differenziert man den Lagenaufbau in UD-Lamine ( $0^\circ$ ), biaxiale Lamine ( $[0^\circ/90^\circ]$ ) und multidirektionale Lamine (c), z.B.  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]$ . In den beiden letzten Fällen werden mehrere Laminatlagen mit unterschiedlicher Faserorientierung miteinander verbunden. Dabei können sowohl

biaxiale als auch multidirektionale (MD) Lamine aus Lagen mit UD- oder mit biaxialem Halbzeug bestehen.

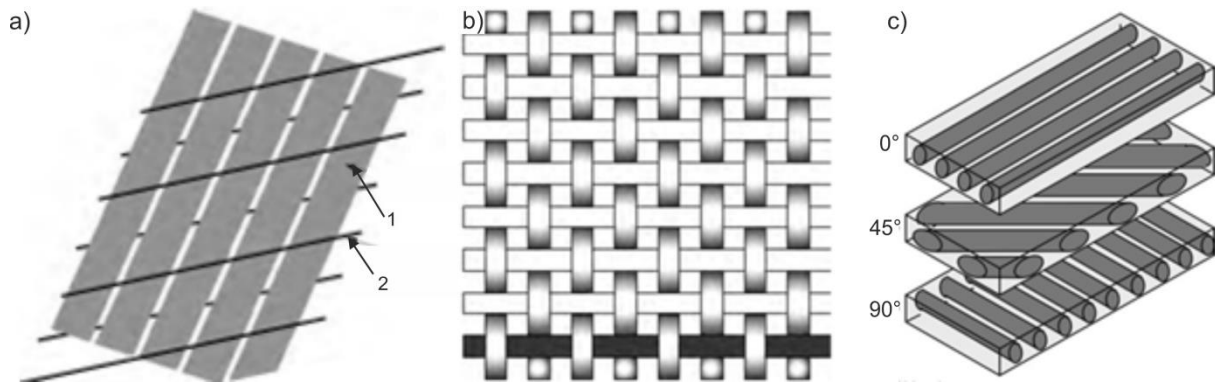


Abbildung 2.3: a) UD-Laminat, 1: thermoplastisches Gitter, 2: Klebefilm zur Positionierung, b) biaxiales Gewebe [16], c) MD-Laminat mit  $[0^\circ, 45^\circ, 90^\circ]$  Laminat [9]

Da die Matrix duktil und verhältnismäßig weich gegenüber der elastischen, hochmoduligen Faser ist [9], werden die mechanischen Eigenschaften insbesondere bei UD-Gelegen durch die Faser bestimmt; senkrecht dazu dominieren die Matriceigenschaften. Daher weisen die richtungsabhängigen, mechanischen Eigenschaften von UD-Laminaten eine Achsensymmetrie auf, die als Orthotropie bezeichnet wird. Die Methoden zur grundlegenden Berechnung der Lamineigenschaften können beispielsweise [20] entnommen werden.

Durch die Verbindung mehrerer Lagen verschiedener Faserorientierungen (UD-Gelege oder biaxiale Gewebe) werden MD-Lamine mit biaxialen ( $[0^\circ, 90^\circ]$ ) bzw. quasi-isotropen Eigenschaften erzielt. Der Vorteil der UD- gegenüber der MD-Lamine liegt in der höheren spezifischen Festigkeit und Steifigkeit in Faserrichtung. Dagegen sind MD-Lamine weniger anfällig gegen Belastungen entgegen der Faserorientierung, Defekte und ermüdungsbedingte Eigenschaftsdegradation. Im Besonderen zeichnen sich Gewebe durch eine gute Resistenz gegen Schlagschäden, eine hohe Schadenstoleranz sowie durch eine hohe Zähigkeit aus. Dabei werden die mechanischen Eigenschaften sehr stark von der Gewebearchitektur, dem Faservolumengehalt, der Lagenabfolge sowie dem verwendeten Matrixmaterial beeinflusst [21]. Gerade das Ermüdungsverhalten der Gewebearten ist durch verschiedene Charakteristika geprägt, die in der unterschiedlichen Mesostruktur der Bindungsarten begründet sind.

Vinson [6] bietet einen guten Überblick über verschiedene Bindungsarten, unter denen hauptsächlich die Leinwand- (engl.: *Plain weave*), die Köper- (engl.: *Twill weave*) und die Atlasbindung (engl.: *Satin weave*) anwendungsrelevant sind. Im Gegensatz zu Geweben mit Leinwand- oder Köperbindung können Atlasbindungen eine ungleichmäßige Verteilung der longitudinal orientierten Schuss- und der transversal orientierten Kettfäden aufweisen.

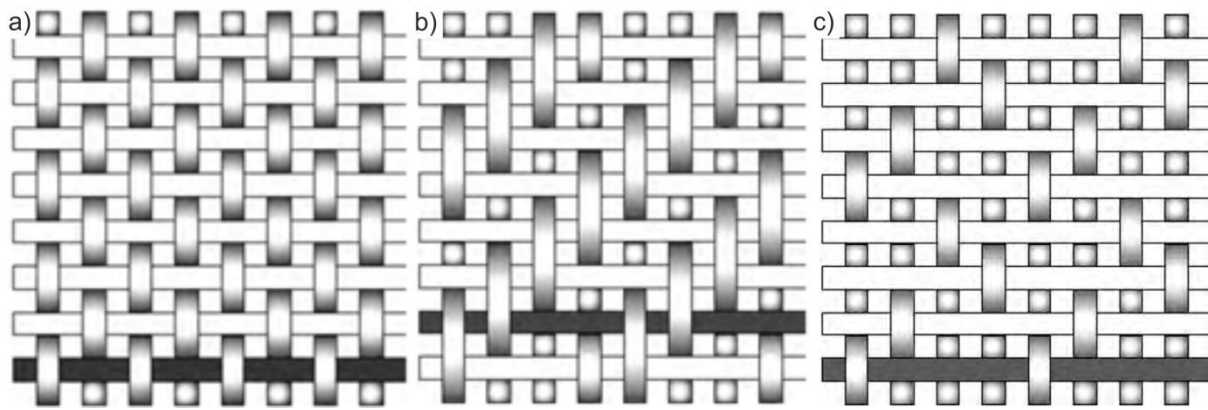


Abbildung 2.4: Bindungsarten von 2D-Gewebe, a) Leinwandbindung, b) Körperbindung, c) Atlasbindung, weiß: Schussfäden, grau: Kettfäden [16]

Charakteristisch für die Leinwandbindung sind die eng gebundenen Flächen bzw. der geringe Abstand zwischen den Kreuzungspunkten [19]. Dadurch zeichnet sich das Gewebe durch eine schlechtere Drapierfähigkeit aus [16] und ist beispielsweise schlechter für Komposite mit Rundungen geeignet. Weitere Charakteristika des Aufbaus sind eine gute strukturelle Integrität, optimale Faserstabilität, akzeptable Porosität und starke Welligkeit. Letzteres trägt zum hohen Volumengehalt der Polymerzone bei und resultiert in verminderten mechanischen Eigenschaften [16, 19].

Daher werden bei höher belasteten Bauteilen Körper- oder Atlasbindungen bevorzugt, die sich gleichzeitig durch eine höhere Dichte, erhöhte Festigkeit und Steifigkeit sowie eine bessere Drapierfähigkeit auszeichnen. Zusätzlich führt die geringere Faserwelligkeit zu besseren Ermüdungsfestigkeiten als dies für Leinwandbindungen der Fall ist. Weiterführende Informationen bezüglich Körper- und Atlasbindungen können in [6, 16] gefunden werden. Diese geben ergänzend einen Überblick über 3D Verstärkungen.

Im Allgemeinen weisen alle Gewebearten eine Periodizität auf (siehe Abbildung 2.4), sodass sich die Laminatlage durch eine repräsentative geometrische Einheitszelle darstellen lässt. Sie beinhaltet die charakteristischen geometrischen Parameter, wie Höhe der Laminatlage, Größe der periodischen Einheit, Höhe und Breite von Kett- und Schussfäden sowie die Größe der Polymerzone. Die Welligkeit des Halbzeugs ergibt sich aus dem Verhältnis der Fadenhöhe  $h_s$  und der Länge der periodischen Einheit  $a$ . Die geometrischen Parameter sind in Abbildung 2.5 in der repräsentativen Einheitszelle eines 2D-Gewebes mit Leinwandbindung wiederzufinden. Zudem geht das periodisch fluktuierende Verhältnis von Faser und Matrix entlang des abgebildeten Schussfadens aus dem Wechsel der polymerreichen Zone und den Kreuzungspunkten des Kett- und Schussfadens hervor.

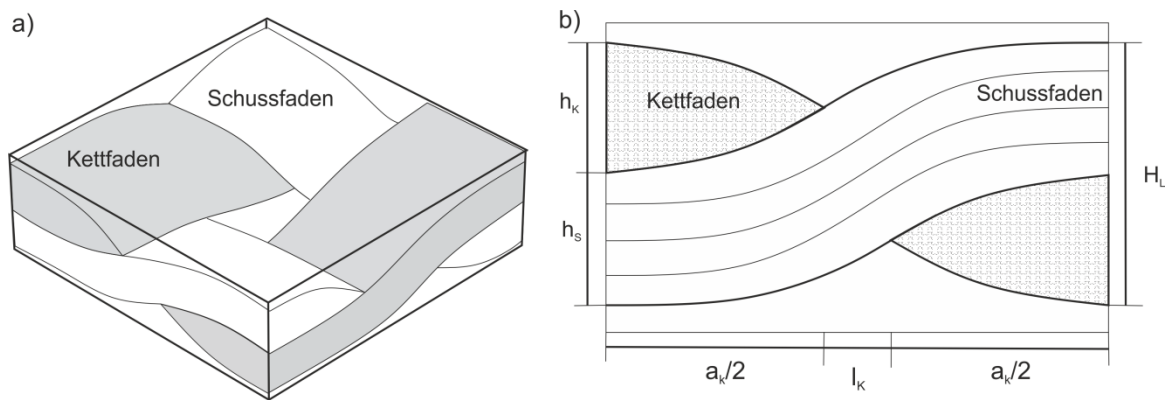


Abbildung 2.5: a) repräsentative Zelle eines Leinwandgewebes mit Kett- (fill) und Schussfaden (warp) [21], b) Seitenansicht der Einheitszelle mit  $h_K$ ,  $h_S$ : Höhe Kett- bzw. Schussfaden,  $a_K$ ,  $a_S$ : Breite Kett- bzw. Schussfaden,  $l_K$ ,  $l_S$ : Länge des Abstands zwischen zwei angrenzenden Kett- bzw. Schussfäden,  $H_L$ : Höhe der Laminatlage

Mit Hilfe dieser repräsentativen Struktureinheit lässt sich jeder beliebige Laminataufbau durch Rotation der Einheitszelle in die entsprechende Faserorientierung und Translation entlang der Hauptachsen des Laminats darstellen. Strukturmechanisch ist dabei von Bedeutung, ob die Kreuzungspunkte ganzperiodisch übereinanderliegen (fluchtende Anordnung, *englisch: aligned/ isophase laminate*) oder die Kreuzungspunkte zueinander verschoben sind. Bei der Verschiebung um eine Viertel-Periode handelt es sich um die sogenannten überbrückte Anordnung (*englisch: bridged*), die Verschiebung um eine halbe Periode wird in der Literatur als out-of Phase Laminat bezeichnet [22] und ohne strikte Periodizität wird von einer zufälligen Phasenverschiebung (*englisch: random phase laminate*) gesprochen. Die folgende Abbildung stellt die fluchtende und die überbrückte Anordnung schematisch dar.

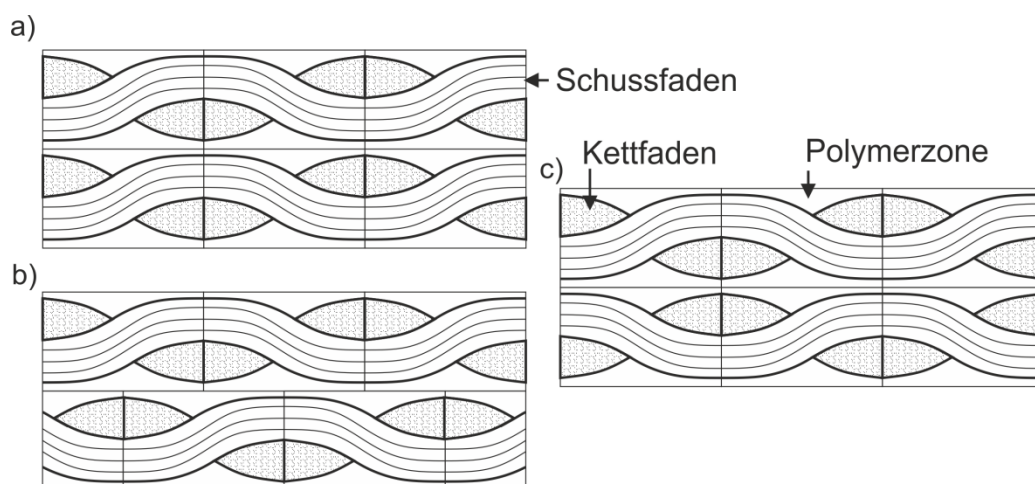


Abbildung 2.6: schematische Darstellung der Anordnung eines Gewebes a) fluchtend (in phase), b) überbrückt, c) fluchtend (out of phase) [19, 21]

Entsprechend der Anordnung der Laminatlagen erzeugt eine externe Belastung eine Dehnungskonzentration in der polymerreichen Zone, die mit dem Verhältnis von Polymer zu Faser zur fluchtenden Anordnung hin ansteigt. Anders herum schwindet sie mit überbrückender Anordnung der Kreuzungspunkte und mit geringerer Dicke der polymeren Phase zwischen den Faserlagen [23].



Allerdings steigt der Polymeranteil grundsätzlich mit der Welligkeit der Fasern an. Ferner folgt aus den umfassenden Untersuchungen zur Lagenanordnung von Ito und Chou [22], dass die iso-phase bzw. die fluchtende Anordnung einen geringeren E-Modul und höher konzentrierte Schubspannungen aufweist als die out-of phase Anordnung. Die Eigenschaften und Schubspannungen der zufälligen Anordnung sind vergleichbar mit der iso-phase Variante. Eine weitergehende Diskussion der Gewebeanordnung im Kontext der Schädigungsmechanismen wird in Abschnitt 2.2.2 aufgeführt.

Da viele der in [21] geschilderten Schädigungsmechanismen der Matrix-Phase zugeordnet werden, sind CFK-Lamine neben den bisher geschilderten strukturellen und geometrischen Parametern ebenfalls hinsichtlich der Matrixkomponente zu unterscheiden. Allen voran ist der unterschiedliche Strukturaufbau anzuführen, da sowohl Thermoplaste als auch mehrkomponentige Duomere als Matrixsysteme eingesetzt werden, deren Verhalten und Eigenschaften bekanntermaßen stark voneinander divergieren können.

Die Gruppe der thermoplastischen Matrixsysteme werden als physikalisch aushärtende Polymersysteme eher zur Herstellung von Prepregs verwendet. Für die Verarbeitung im Spritzgießprozess kommen üblicherweise high-performance Thermoplaste, wie z.B. Polycarbonat PC, Polyetheretherketone PEEK, Polyetherimide PEI, Polyphenylensulfide PPS, Polyacryl PA, in Frage. Dabei können semi-kristalline Thermoplaste effektiver durch Carbonfasern verstärkt werden, da die Fasern als Kristallisationskeime der Polymere fungieren können. Da es sich in dieser Arbeit um eine Epoxid-basierte Matrix handelt, wird hierauf nicht näher eingegangen. Eine detaillierte Schilderung kann beispielsweise in [16] gefunden werden.

Die bekanntesten Vertreter der Duomer-Systeme sind Polyester- und Epoxid-Harze. Zwischen ihnen liegen die Vinylester mit moderaten Eigenschaften. Epoxid-Harze sind zwar in der Handhabung und Produktion teurer, werden aber aufgrund ihrer deutlich besseren mechanischen Eigenschaften und chemischen Stabilität in ca. 90 % der CFK-Produktion verwendet (vgl. [16], Stand 2005). Dies mag sicherlich an der enormen Bandbreite der Eigenschaften liegen, die gezielt durch die Molekülstruktur der chemischen Komponenten von Harz und Härter eingestellt werden können (vgl. Tabelle 2.1). Ein Überblick über das Eigenschaftsspektrum von Epoxid-basierten Systemen wird beispielsweise in [24] gegeben. Zudem belegen die Untersuchungen von Soni et al. [25], dass sich die Eigenschaften der Matrix sehr stark in der Festigkeit des Faser-Kunststoff-Verbunds widerspiegeln. Durch die Variation der Harzkomponente und der chemischen Zusammensetzung wurden dort Festigkeitssteigerungen von bis zu 300 % erzielt. Neben den jeweiligen Spezifikationen der Harzsysteme listet [16] typische Anforderungen an die Grundkomponenten der Matrix, wie z.B. hohe Glasübergangstemperatur, Wasser- und Medienstabilität, gute mechanische Eigenschaften, geeignete Anhaftung, ausreichende Viskosität zur Verarbeitung unter Druck und zum Entweichen von Gasen auf.

---

Typische Komponenten zur Herstellung von Epoxid-Systemen sind (Diglycidylether-Bisphenol-A) DGEBA und diverse aliphatische Aminhärter [24, 26].

	Isophthalic polyester	Bisphenol-A-polyester	Vinylester	Epoxid
Zugmodul [GPa]	3,5	3,2	3,3	2-4
Zugfestigkeit [MPa]	70-85	60-75	70-80	80-150
Bruchdehnung [%]	3-5	2,5-4	5-6	1-8

Tabelle 2.1 Eigenschaftsspektren verschiedener Harzsysteme für den Einsatz als Matrix-komponente in CFK

Das unterschiedliche Verhalten von thermoplastischen und duromeren Matrixsystemen zeigt sich insbesondere in irreversiblen und ratenabhängigen Belastungen im Langzeitverhalten. So erzielten Epoxid-basierte CFKs deutlich höhere Bruchlastspielzahlen bei dehnungsgesteuerter Ermüdung unterhalb 1,1 % Dehnung. PEEK-basierte CFKs zeigten eine bessere Ermüdungsresistenz bei hohen Dehnungen >1,4 %, was mitunter an der besseren Verformbarkeit des PEEK liegen kann [27].

Herzberg schließt auf einen ähnlichen Sachverhalt [28], wonach die Bruchlastspielzahl bei Thermoplasten durch die bessere Verformbarkeit höher ist als die von Epoxiden, bei denen kaum Ermüdungsrisswachstum vor dem katastrophalen Versagen beobachtet wurde. Es wird vermutet, dass der Widerstand gegen Ermüdungsrisswachstum ansteigt, sofern der Werkstoff die aufgebrachte Energie durch interne Dissipation abbauen kann. Die Hauptmechanismen in Polymeren seien freiwerdende kooperative Segmentbewegungen oder plastische Deformation. Damit macht die Initiierung von Ermüdungsrissen insbesondere bei Epoxiden einen Großteil der Lebensdauer aus [29].

## 2.2 Schädigungsmechanismen in Kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen

Bezüglich der Schädigungsphänomene faserverstärkter Kunststoffe ist allgemein bekannt, dass im Gegensatz zu Metallen kein dominanter Riss mit selbstähnlichem Risswachstum voranschreitet. Tatsächlich ist der Bruch eines faserverstärkten Kunststoffs meistens auf eine Vielzahl an Mikrorissen zurückzuführen, welche über das gesamte Material verteilt sind [9]. Der folgende Überblick über Schädigungsmechanismen in CFK fokussiert sich auf endlosfaserverstärkte Kunststoffe. Diese unterscheiden sich von den Mechanismen in diskontinuierlich- oder kurzfaserverstärkten Kompositen. Da letztere für die Diskussion der späteren Ergebnisse nicht relevant sind, wird lediglich auf [16, 21] verwiesen.

Die einzelnen Laminatlagen eines CFK-Laminats mit Endlosfasern weisen entlang ihrer Symmetrieachsen gleiche Eigenschaften auf (Orthotropie), weshalb das Verhalten von der Orientierung der Symmetrieachsen zur außen anliegenden Belastung abhängt. Zudem stellt jede der

Laminatlagen einen Multiphasenwerkstoff aus Faser, Matrix und Faser-Matrix-Interphase dar, was eine große Vielfalt und Komplexität der Schädigungsmechanismen zur Folge hat [9]. Zusätzlich weisen die zwischenlaminaren Phasen, die oft auf interlaminare Grenzflächen reduziert werden, abweichendes mechanisches Verhalten bzw. andere Schädigungsmechanismen auf.

Prinzipiell sind die Schädigungsmechanismen verschiedener Laminatarchitekturen zu unterscheiden, da die Schädigungsursache in den Eigenschafts- und Spannungsverteilungen in der Mikrostruktur liegt. Da manche Schädigungsarten grundsätzlich auftreten und die einfacheren Mechanismen in UD-Laminaten die Schilderung der Mechanismen in biaxialen Laminaten vereinfacht, wird nachfolgend auf die Mechanismen in UD-Laminaten und in 2D-Geweben eingegangen.

### 2.2.1 Mechanismen in UD Laminaten

Ungeachtet des Belastungsfalls, Modus I (reine Zugbelastung), Modus II (Scherbelastung in der Ebene), Modus III (Scherung senkrecht zur Ebene) oder einer Kombination dieser, können die auftretenden Schädigungsphänomene in drei Arten eingeteilt werden. Diese sind interlaminare, intralaminare und translaminare Risse (Abbildung 2.7).

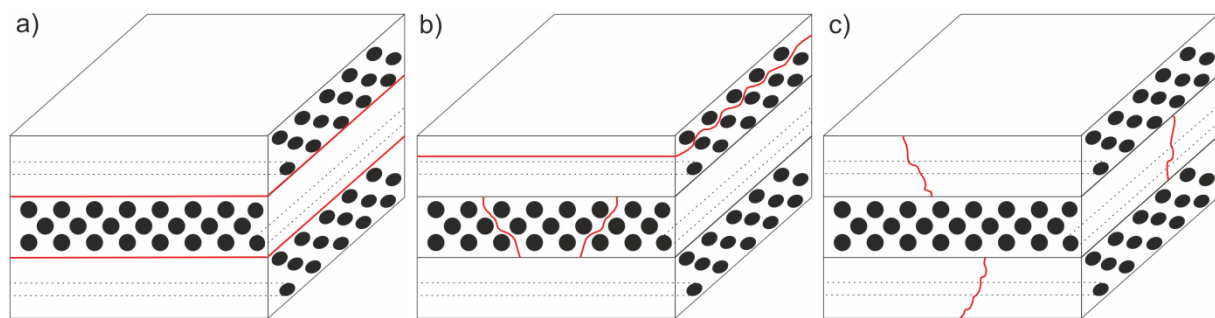


Abbildung 2.7: schematische Darstellung der Rissarten a) interlaminare Risse, b) intralaminare Risse, c) translaminare Risse (vgl. [30])

Interlaminare Risse, z.B. Delaminationen, verlaufen entlang der Grenzflächen zwischen den Laminatlagen (entlang der polymerreichen Zwischenphase). Intralaminare Risse breiten sich innerhalb der Laminatlagen aus und verlaufen oft parallel zur Faserorientierung. Sie treten vor allem in transversaler Richtung - also senkrecht zur Belastungsrichtung - auf [31], sodass die Fasern meistens nicht vom Risswachstum betroffen sind. In beiden Fällen, inter- und intralaminare Risse, ist die Rissentstehung und -ausbreitung maßgeblich durch den Risswiderstand der Matrix sowie der Faser-Matrix-Grenzfläche gekennzeichnet. Im Gegensatz dazu erinnern translaminare Risse an transkristallines Risswachstum. Das heißt, ungeachtet der Faserorientierung breiten sich die Risse in einer bevorzugten Richtung durch Faser und Matrix aus, wobei der Risswiderstand maßgeblich von den Faserbrüchen dominiert wird [30]. Dieser faserdominierte Schädigungstyp tritt beispielsweise beim Gewalt- oder Trennbruch auf.

Jede der drei Rissarten schließt diverse mikroskopische Risswachstumsphänomene ein, für deren detaillierte Erläuterung eine Unterscheidung in quasi-statische und zyklisch dynamische Belastung

sinnvoll ist. Es sei erinnert, dass sich diese Arbeit sowohl im quasi-statischen als auch im zyklisch dynamischen Regime auf reine Zugbelastung fokussiert.

### Quasi-statische Zugbelastung:

Treten Zugbelastungen in Faserrichtung auf, dann können folgende Mechanismen zur Risspropagation beitragen: Matrixrisse, plastische Deformation, überbrückte Fasern (*engl.: fiber-bridging*), Faserbrüche, herausgezogene Fasern (*engl.: fiber-pullout*) oder / und Faser-Matrix Ablösungen (*engl.: debonding*) [32]. Das Versagen des Komposits unter uniaxialer Zugbelastung schließt meistens mehrere der genannten Schädigungsarten ein [9]. Aus der Laminebene abweichende Spannungen können dagegen zu Delaminationen führen, da die Fasern in dieser Richtung nicht wesentlich zur Festigkeit beitragen (s. Abbildung 2.8 a)). Der Widerstand des Laminats gegen die Laminatablösung unter Zugbelastungen senkrecht zur Laminebene wird als Grenzflächenscherfestigkeit bezeichnet. Der charakteristische Parameter der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{ic}$  kann nach Normbedingungen an Double-Cantilever-Beam (DCB) Proben bestimmt werden [33].

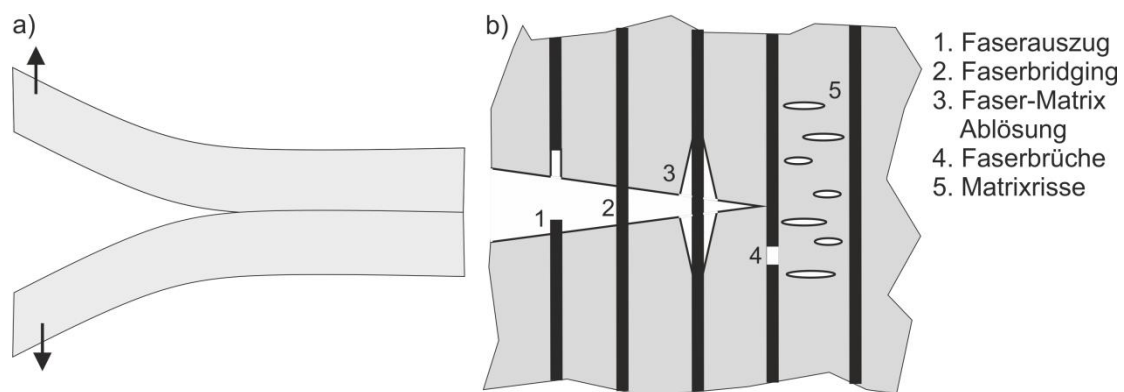


Abbildung 2.8: Schädigungsmechanismen im UD-Laminat unter quasi-statischer Zugbelastung, a) Delamination durch Belastung senkrecht zur Laminebene, b) Schädigungsmechanismen 1-5 unter quasi-statischer Zugbelastung in Faserrichtung [9, 20]

Im Gegensatz dazu werden die Fasern unter Druckbelastung nicht mehr durch die Matrix stabilisiert, da diese wesentlich weicher als die Fasern ist. Das Resultat sind Mikrobeulen sowie das Abknicken einzelner Fasern bis hin zu makroskopischen Beuldelaminationen [9, 34]. Demnach unterscheiden sich das mechanische Verhalten und die Schädigungsmechanismen von CFK-Laminaten unter Druckbelastung von denen unter Zugbelastung. Da sich diese Arbeit auf das Verhalten unter Zugbelastung fokussiert, erfolgt keine ausführliche Schilderung der Schädigungsmechanismen unter Druckbelastung. Als weiterführende Literatur zu diesem Thema sind beispielsweise [9, 30, 34, 35] zu nennen.

Bezüglich der Entstehung von transversalen Matrixrissen in  $0^\circ$ -Lagen existieren verschiedene Hypothesen. Teilweise wird davon ausgegangen, dass in reinen  $[0^\circ]$ -Laminaten keine Schädigung entsteht und bei Erreichen einer kritischen Dehnung der Faser rein elastisches Versagen eintritt. Andere hingegen berichten von der Rissentstehung in  $0^\circ$ -Lagen an freien Probenrändern (*englisch:*

*free edge effect*) [36]. In jedem Fall kommt es zu der in Abbildung 2.8 dargestellten Schädigungspropagation in einer  $0^\circ$ -Lage, wenn dieser die Initiierung von transversalen Rissen in anliegenden  $90^\circ$  oder  $45^\circ$ -Lagen voraus geht [37]. Dort liegt die mechanische Belastung senkrecht zur Faserrichtung an, sodass die Matrixkomponente eine hohe Spannung erfährt, Matrixrisse entstehen und über die interlaminaren Grenzflächen hinaus in benachbarte Laminatlagen propagieren (Abbildung 2.9). Die Propagation der Matrixrisse wird durch senkrecht aufgebauten Lamine (*englisch: cross-ply laminate*) und dicke Laminatlagen gegenüber quasi-isotropen Aufbauten (z.B.  $[45/0/-45/90]_s$ ) und dünneren Laminatlagen (z.B. 0,1 mm) begünstigt [31, 36]. In Einzelfällen können Matrixrisse in  $45^\circ$ -Lagen zu Spannungskonzentrationen in benachbarten  $0^\circ$ -Lagen führen, was ein verfrühtes Versagen des Laminats zur Folge haben kann [32]. In der Realität liegen Matrixrisse meist dispers verteilt vor und werden im Sinne einer Rissdichte definiert, bis sie zu einem primären Riss zusammenwachsen. Typische Bruchenergien werden mit  $\sim 100 \text{ J/m}^2$  für Carbon/Epoxid bzw.  $\sim 10^3 \text{ J/m}^2$  für Carbon/Thermoplast angegeben [32].

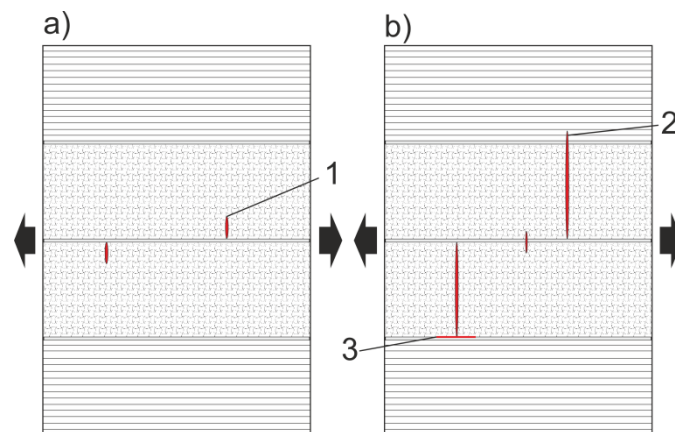


Abbildung 2.9 transversale Risse in einem  $[0, 90, 90, 0]$ -Laminat: a) Rissbildung in der  $90^\circ$ -Lage und b) Propagation über interlaminare Grenzflächen in benachbarte  $0^\circ$ -Lage; 1: primärer Riss, 2: induzierter Riss in benachbarter  $0^\circ$ -Lage und 3: Delamination an interlaminarer Grenzfläche [19]

Wächst ein solcher Matrixriss in die  $0^\circ$ -Lage, dann ist das Eigenschaftsverhältnis von Matrix und Faser-Matrix-Interphase entscheidend für die weitere Risspropagation. Der Riss wächst transversal weiter durch die Matrix und überbrückt die Fasern (fiber-bridging), sofern die Interphase steif gegenüber der Matrix ist [13]; verhält sich die Interphase duktil gegenüber der Matrix, so führt der Riss zum adhäsiven Versagen der Faser-Matrix-Interphase (Debonding) [30]. In einigen Arbeiten wird letztgenannter Schädigungsmechanismus zusätzlich mit Schubspannungen in der Laminebene assoziiert [13, 38]. Es sei angemerkt, dass Fiber-Bridging im Allgemeinen nur bei unidirektional verstärkten DCB Proben auftritt und es keine berichtete Beobachtung bei multidirektionalen Laminaten oder Geweben gibt [39].

Bei weiterer Belastung wird davon ausgegangen (vgl. [13]), dass die Fasern senkrecht zur angelegten Belastungsrichtung und entlang der Bridging-Zone bzw. entlang der Zone mit abgelöster Interphase spröde brechen (Abbildung 2.10). Da die Fasern in  $0^\circ$ -Richtung die Hauptlast tragen, kann das

Brechen weniger Fasern schon zum katastrophalen Versagen des gesamten Laminats führen [30, 32]. Die Literatur gibt charakteristische Bruchenergien für das Brechen von C-Fasern von 20-60 KJ/m<sup>2</sup> an.

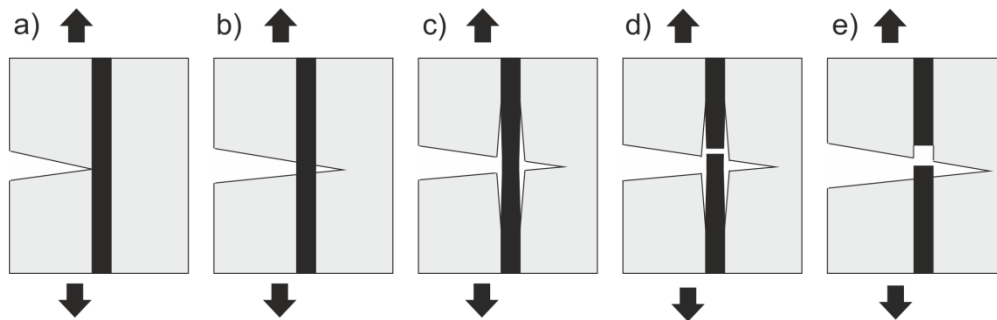


Abbildung 2.10 Schädigungsmechanismus eines transversalen Risses, der in CFK auf 0°-Faser trifft a), b) Faserbridging, c) Ablösung der Faser-Matrix-Interphase durch unterschiedliche Deformation Faser und Matrix, d) Faserbruch, e) Rückdeformation der Faser [20]

Die geschilderten Schädigungsmechanismen weisen jeweils eine charakteristische Bruchmorphologie auf, sodass plastische Deformationen der Matrix (sogenannte River-Pattern), Scherdeformationen der Matrix (Lamellenstruktur, sogenannte Cusps oder hackle pattern), Matrix-Schädigungen, Faser-Matrix Ablösungen (saubere Faseroberfläche) und Faserbrüche im Lichtmikroskop oder Rasterelektronenmikroskop gut identifiziert werden können [39].

### Ermüdung unter Zugbelastung

Neben Belastungen senkrecht zur Laminebene werden Delaminationen auch durch interlaminare Spannungskonzentrationen, z.B. durch Belastungen in der Laminebene, hervorgerufen. Aus dem Stand der Forschung ist dies beispielsweise für freie Ränder, Drucklasten an Bohrlöchern, Klebverbindungen und Nietverbindungen sowie Zuglasten an aus der Ebene geneigten Laminatlagen bekannt (Abbildung 2.11, [40]).

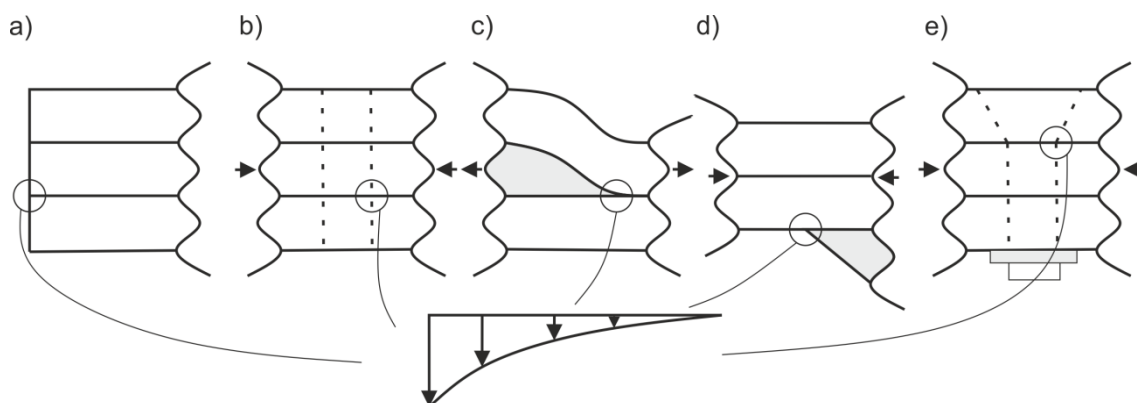


Abbildung 2.11 interlaminare Grenzflächen an denen durch Spannungsspitzen Delaminationen entstehen, a) freie Ränder, b) Bohrloch, c) Flächenneigung aus der Ebene, d) Klebverbindung, e) Schraub- oder Nietverbindung [40]

Ferner geben Al-Khudairi et al. [40] für die quantitative Beschreibung des Delaminationswachstums zwei parametrische Ansätze nach dem Paris-Gesetz an. Nach ihren Angaben setzt das Delaminationswachstum oberhalb eines Schwellwertes  $G_{threshold}$  von  $0.15 \cdot G_{ic}$  ein. Weitere Arbeiten

zeigen auf, dass sowohl das Delaminationswachstum als auch die Energiefreisetzungsrate vom Lastverhältnis  $R$  abhängen, jedoch nicht die dissipierte Energie. Daher sei die quantitative Beschreibung des Delaminationswachstums mittels der pro Zyklus dissipierten Energie sinnvoller [41].

Phänomenologisch wachsen Delaminationen entlang der interlaminaren Grenzflächen, wobei das Wachstum zudem durch Spannungskonzentrationen an Grenzflächen mit Neigungswinkeln verstärkt wird. Typische Bruchenergien erreichen je nach Matrixmaterial  $100 \text{ J/m}^2$  (Epoxidbasierte CFK) bis  $3000 \text{ J/m}^2$  (Thermoplast-basierte CFK) [32]. Unterdessen lässt sich die hohe Abweichung der Werte mittels der Fähigkeit des Matrixmaterials zur Scherdeformation erklären. Eine Verbesserung des Delaminationswiderstands in Epoxid-basiertem CFK kann durch Einbringen einer thermoplastischen Komponente oder durch die Erhöhung der Netzwerkdicke erreicht werden. Trotzdem wirken sich Delaminationen nicht zwangsläufig immer kritisch auf die Lasttragfähigkeit des Laminats aus, da sie Spannungskonzentrationen durch eine Neuverteilung der Spannungen abbauen können [32].

Unter Ermüdungsbelastung in der Laminebene tritt katastrophales Versagen selten ohne Vorwarnung ein, da sich meistens im gesamten Komposit ein progressives, unterkritisches Risswachstum abzeichnet, dass sich makroskopisch in einer Abnahme der Steifigkeit äußert [9]. Dabei zeigt sich ein grundsätzlicher Ablauf der Schädigungsmechanismen von Matrixrissen über Faserbrüche, Risskoagulation, Faser-Matrix Debonding, Fiber-bridging, Delamination an interlaminaren Grenzen, Delaminationswachstum bis zum schlussendlichen Versagen (Abbildung 2.12, [21]). Hierzu ist anzuführen, dass ein Großteil der Literatur die plastische Scherung der Matrix nicht als Schädigungsmechanismus anführt [32], obwohl die charakteristische Bruchmorphologie, sogenannte Matrixroller, deutlich zu erkennen ist [35].

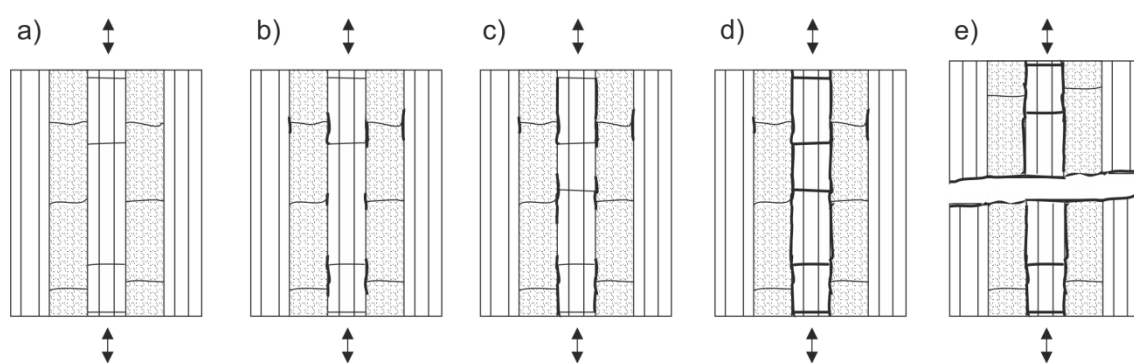


Abbildung 2.12 schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen in unidirektionalen Laminaten, a) Matrixrisse, Faserbrüche, b) Zusammenwachsen von Rissen, Grenzflächenablösung und Faserbrüche, c) Delamination an interlaminaren Grenzflächen, lokale Faserbrüche senkrecht zu Belastung, e) Versagen [21]

Talreja und Gamstedt [27, 42] fanden heraus, dass diese Mechanismen in drei charakteristische Bereiche der Ermüdung eingeordnet werden können (vgl. Abbildung 2.13). In jedem der Bereiche ist das Wachstum transversaler Matrixrisse wiederzufinden, welche insbesondere an freien Rändern entstehen (*free edge effect*) ([43]). Matrixrisse sind die Vorläufer von Delaminationen, da sie



transversal durch das Laminat laufen und an interlaminaren Grenzflächen zur Delamination führen [32] (vgl. Abbildung oben). Die erhöhte Bildungs- und Wachstumsrate von Matrixrissen an freien Rändern begünstigt dementsprechend die Bildung und das Wachstum von Delaminationen [44].

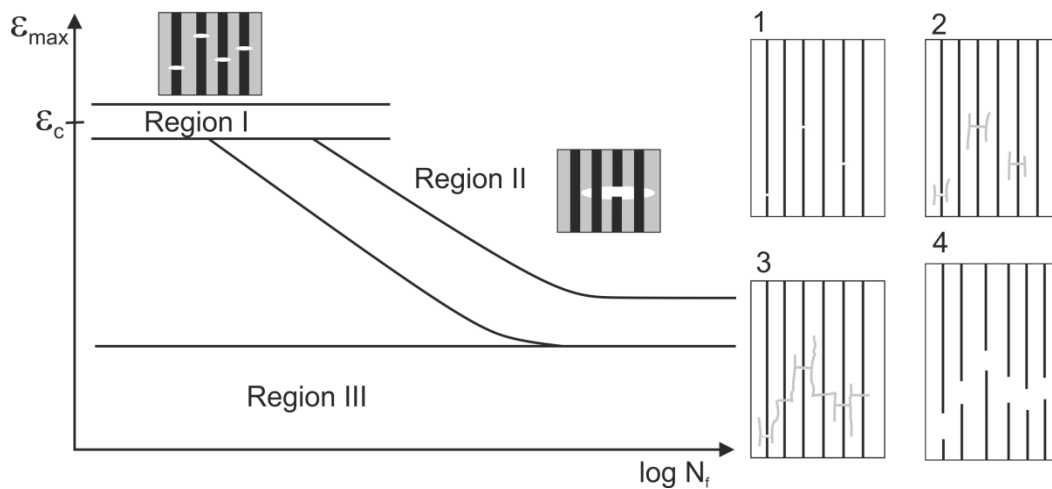


Abbildung 2.13 Ermüdungsdiagramm für UD-Lamine mit den Schädigungsmechanismen in den Regionen I: statische Festigkeit, Faserbruch, II: progressive Schädigung durch Faser-überbrückung oder Debonding (1-4), III: Ermüdungsfestigkeitsbereich, Rissstopp [42], Debonding: 1: Faserbrüche, 2,3: Wachstum von Debonding in lasttragende Fasersegmente und weitere Faserbrüche, 4: Versagen entlang der abgelösten Segmente [45]

In Region I ist die kritische Bruchdehnung anzusiedeln, weshalb der dominante Mechanismus in dieser Region das Brechen der Fasern ist. Aufgrund der statistischen Bandbreite der Bruchdehnung wird eine gewisse Ermüdungslebensdauer erreicht [42]. Carbon/ Thermoplastsysteme weisen wegen ihrer besseren Verformbarkeit in diesem Bereich eine höhere Lebensdauer auf [27].

Region II liegt unterhalb der Bruchdehnung. Dennoch geben die statistisch verteilten Fasereigenschaften Grund zur Annahme, dass einige Fasern bereits bei einer unterkritischen Dehnung brechen. Gamstedt [45] beschreibt das statistische Auftreten der Faserbrüche mittels kumulativer Wahrscheinlichkeitsverteilung der Weibullverteilung. An den gebrochenen Fasern starten neue primäre Matrixrisse (vgl. [30]), die transversal zur angelegten Last durch das Laminat propagieren, auf Fasern treffen und dort zu Fiber-bridging und Faser-Matrix-Debonding führen [27]. Debonding tritt tendenziell bei stark streuenden Eigenschaften der Interphase und bei Belastungen nahe Region III (niedrige Belastung) auf. Die Mechanismen des Fiber-Bridging und des Faser-Matrix Debonding sind oben erklärt (vgl. Abbildung 2.13, 1-4).

Ferner berichten [27] über residuale Reibspannungen zwischen gebrochenen, überbrückten Fasern und der umliegenden Matrix, die eine deformierte Form des Matrixrisses und das Abbremsen der Risspropagation bewirken. Sie vermuten hinter dem abgebremsen Risswachstum im Vergleich zu Rissen ohne Fiber-bridging eine Reduktion der Spannungsintensität am Rissgrund.

Beim Debonding wächst der Riss entlang der Faser-Matrix-Interphase, wobei das Risswachstum unter geringer Belastung (Region III) oder geringfügiger Streuung der Festigkeit der Interphase tendenziell



abgebremst wird oder bei hohen Lastspielzahlen ganz zum Erliegen kommt [27]. Im Fall stark streuender Interphaseneigenschaften ist die Ablösung der Interphase statistisch begünstigt, was in einer erhöhten Sensibilität gegenüber Ermüdungsschäden resultiert. Außerdem wird den stark streuenden Interphaseneigenschaften eine charakteristische Bruchmorphologie zugeordnet, wonach das Bruchbild an einen Pinsel („brush failure“) erinnert [45].

In der zeitlichen Abfolge über den Lebenszyklus betrachtet treten zuerst Mikrorisse in der Matrix auf, woran eine Zunahme der Rissdichte und das Zusammenwachsen der Risse anknüpfen. Diese Prozesse zieht eine Neuverteilung der effektiven Spannungen mit sich, sodass die Initiierung neuer Risse ab einem gewissen Zeitpunkt abebbt. Es resultiert ein Sättigungszustand an Matrixrissen, der als charakteristischer Schädigungszustand (*englisch: characteristic damage state*, CDS) bezeichnet wird. Infolge der fortschreitenden Belastung bilden sich Delaminationen und Faserbrüche aus. Schließlich laufen die Mechanismen der Delamination, Faserbrüche und Faser-Matrix-Debonding mit erhöhter Rate ab, bis das Laminat schlussendlich versagt (vgl. [21]).

### 2.2.2 Mechanismen in 2D-Gewebe

#### Quasi-statische Zugbelastung

Prinzipiell kann die Schädigung gleichzeitig in Kett-, Schussfaden und Matrix auftreten. Dabei werden im Kettfaden transversale Risse von der Spitze des Faserbündels, also am äußersten Berührungspunkt von Kett- und Schussfaden (vgl. Abbildung 2.14) initiiert, und wachsen mit zunehmender Belastung zur Mitte des Faserbündels. Im Schussfaden hingegen verlaufen die Risse zunächst longitudinal zur Belastungsrichtung, da das Auftreten transversaler Risse im Schussfaden das finale Versagen indiziert. Dagegen kann die Matrixkomponente wiederum Matrixrisse und plastische Deformation (bei Epoxidmatrix eher sehr gering) aufweisen [21]. Gao et al. [46] zeigten anhand experimenteller Untersuchungen von nicht-symmetrisch aufgebauten Geweben mit Atlasbindung, dass Matrixrisse vorwiegend an Probenrändern entstehen und senkrecht zur Belastungsrichtung propagieren. Sie stellten weiter fest, dass die Matrixrisse unter weiterer Belastung vornehmlich in die Kettfäden wachsen und zur Delamination der Grenzflächen zwischen verwobenen Kett- und Schussfäden führen.

Darüber hinaus zeichnen sich oftmals sekundäre Schädigungsmechanismen ab, die mit einer progressiven Reduktion der Laminatsteifigkeit einhergehen [21]. Hierzu gehört neben transversalem Risswachstum im Kettfaden das Auftreten einer Scherdegradation des Schussfadens im Bereich der Lücke zwischen den Kettfäden. Hier kommt der Matrix eine wesentliche Rolle zu, da sie strukturmechanisch die Biegung und Verlängerung der Einheitszelle dämpfen kann. Im Allgemeinen hängt das Auftreten sekundärer Schädigungen von der Welligkeit des Gewebes (Verhältnis  $h/a$ ) ab, beispielsweise wird transversales Risswachstum im Kettfaden durch eine geringe Welligkeit begünstigt. Dagegen ist unter Anwesenheit einer größeren Welligkeit die Schädigung durch Scherung im Schussfaden, Matrixrisse und Faser-Matrix-Ablösung dominant. Naik und Ganesh [23] begründen

die Abhängigkeit der sekundären Schädigungsmechanismen von der Welligkeit mit der Inhomogenität der Dehnungsverteilung, die mit der Größe der polymerreichen Zone - also mit großer Welligkeit und größerer Lücke zwischen den Kettfäden - ansteigt.

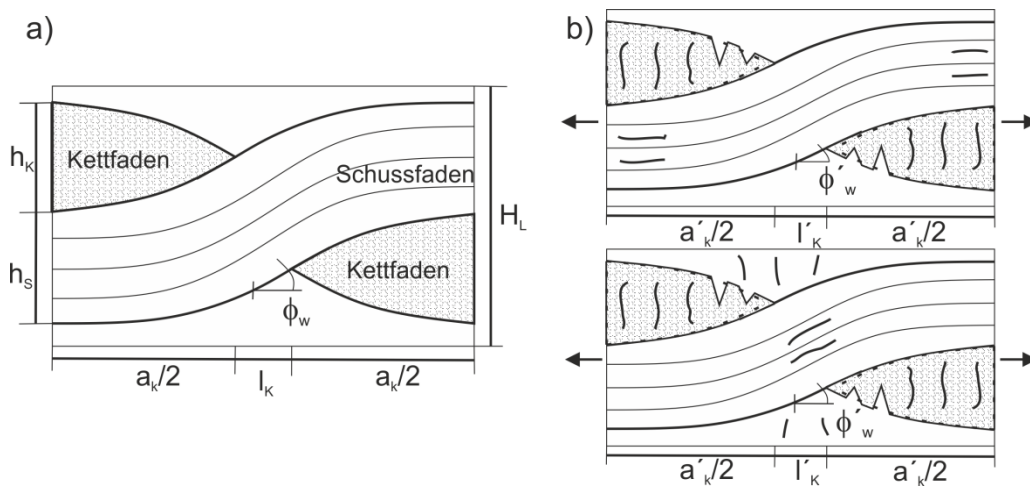


Abbildung 2.14 schematische Darstellung der makroskopischen Schädigungsmechanismen in Geweben unter quasi-statischer Zugbelastung a) vor der Belastung, b) während der Belastung;  $h_K$ ,  $h_S$ : Höhe Kett- bzw. Schussfäden,  $a_K$ ,  $a_S$ : Breite Kett- bzw. Schussfäden,  $l_K$ ,  $l_S$ : Länge des Abstands zwischen zwei angrenzenden Kett- bzw. Schussfäden,  $H_L$ : Höhe der Laminatlage [23]

### Ermüdung unter Zugbelastung

Die Schädigungsmechanismen von Geweben unter zügiger Ermüdung sind in mikroskopische Schädigungsmechanismen und makroskopische Schädigungsmechanismen einzuteilen [21]. Die mikroskopischen Mechanismen unterscheiden sich nicht von denen der UD-Laminaten. Zu ihnen gehören das Wachstum von Mikrorissen in der Matrixphase, die vorwiegend an freien Rändern initiieren [36], die Ablösung der Faser-Matrix Interphase, Faserbrüche und das Zusammenwachsen der Mikrorisse. Jedoch unterscheiden sich die makroskopischen Schädigungsmechanismen von denen in UD-Laminaten. Hierzu zählen transversales Risswachstum in Kettfäden, die Schädigung durch Scherung im Schussfaden, Risse in der reinen Matrixphase bzw. in der polymerreichen Zone, Delaminationen zwischen Kett- und Schussfäden, Delaminationen zwischen benachbarten Laminatlagen sowie Brüche der Schussfäden senkrecht zur Belastungsrichtung, was mit dem finalen Versagen einhergeht (vgl. Abbildung 2.15, Abbildung 2.16, [21, 47]). Dabei bestimmen die Eigenschaften und die Geometrie des Laminats, ob das endgültige Zugversagen entlang der Kreuzungspunkte oder entlang der Lücken zwischen zwei Kettfäden verläuft.

Ferner beeinflusst die Lagenanordnung und Welligkeit die makroskopischen Schädigungsmechanismen. In detaillierten Untersuchungen legten Ito et al. [22] anhand eines Iso-Dehnungsmodells den Anstieg von Spannungskonzentrationen mit wachsendem Anteil der polymerreichen Zone dar. Darüber hinaus weist ein fluchtend angeordnetes (*aligned*) Laminat einen geringeren E-Modul und höhere Scherspannungen auf, als ein Laminat mit phasenverschobener Anordnung. Zudem habe eine geringe Welligkeit das Versagen der longitudinalen Faserbündel zur

Folge, wohingegen eine größere Welligkeit die Grenzflächenablösung zwischen benachbarten Faserbündeln und Lagen begünstigt [22].

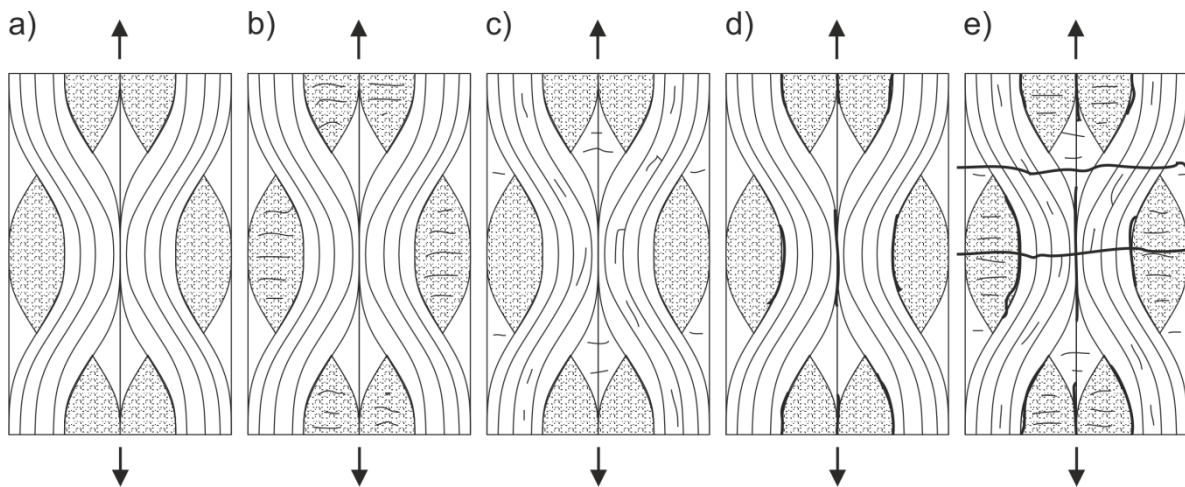


Abbildung 2.15 schematische Darstellung der makroskopischen Schädigungsmechanismen im Laminat mit in Phase angeordnetem Gewebe [21]

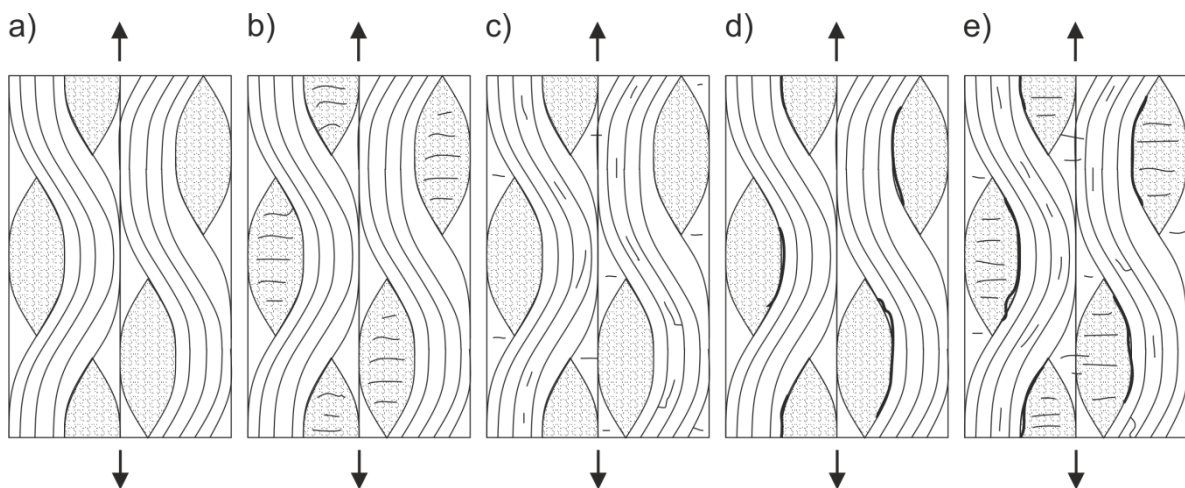


Abbildung 2.16 schematische Darstellung der makroskopischen Schädigungsmechanismen im Laminat mit überbrückend angeordnetem Gewebe [21]

Harris [21] stellt die ermüdungsbedingte Degradation der Lamineigenschaften schematisch dar und ordnet die Schädigungsmechanismen in drei Ermüdungsstadien ein. Das erste Stadium ist von mikrostruktureller Schädigung und transversalem Risswachstum im Kettfaden geprägt, was sich in einer starken Abnahme der Steifigkeit manifestiert. Die hohe Degradationsrate am Anfang ist mit den hohen Dehnungs- bzw. Spannungskonzentrationen in der Einheitszelle verbunden (vgl. [23]). Diese werden infolge der mikrostrukturellen Schädigung abgebaut, sodass sich im weiteren Verlauf der Ermüdung ein Sättigungszustand der mikrostrukturellen Schädigung einstellt (vgl. CDS bei Schädigungsmechanismen in UD). Im anschließenden Stadium finden Schädigungen des Schussfadens durch Scherung, Risse in der Matrixphase sowie die Initiierung bzw. Propagation von Delaminationen zwischen Kett- und Schussfäden und zwischen benachbarten Laminatlagen statt. Diese Phänomene werden von einer annähernd linearen Degradation begleitet, die sich zum finalen Ermüdungsstadium

hin beschleunigt. Im letzten Stadium treten alle vorgenannten Mechanismen verstärkt auf, die kritische Spannungskonzentrationen in der geschädigten Struktur bewirken. Diese verursachen transversale Faserbrüche der Schussfäden, was zum endgültigen Versagen führt.

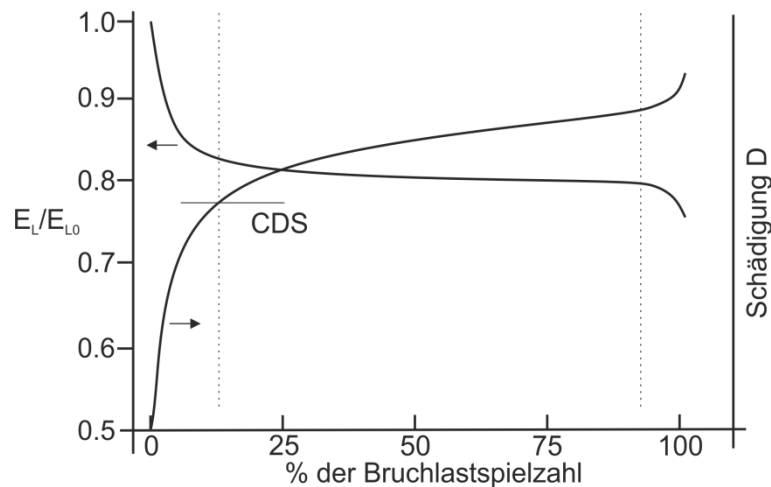


Abbildung 2.17 Verlauf der Steifigkeit und der Schadensakkumulation von gewebten CFK-Laminaten während der Ermüdungslebensdauer [21]

### 2.2.3 Effekt der Interphase auf die Ermüdungseigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften der Interphase können durch diverse Oberflächenbehandlungen der Faser verbessert werden [16]. Dabei nimmt die Grenzflächenscherfestigkeit einer behandelten Faser gegenüber dem unbehandelten Äquivalent erheblich zu. Makroskopisch äußert sich dies in einem leichten Anstieg der longitudinalen Zugfestigkeit und der Biegesteifigkeit sowie einer starken Erhöhung der Grenzflächenscherfestigkeit [17]. Allerdings bleiben die Moduli in Zug- und transversaler Richtung sowie der Biegemodul annähernd gleich.

Die verbesserten Interphaseneigenschaften zeigten sich zudem sehr vorteilhaft in einer deutlich erhöhten Lebensdauer unter zugschwellender Ermüdungsbelastung mit hohen Spannungen. Bei niedrigen Spannungen konnte keine Verbesserung der Ermüdungsresistenz erzielt werden. Im Allgemeinen tritt der Effekt mit wachsendem Faservolumengehalt stärker in Erscheinung, da der Anteil der Interphase insgesamt und relativ zum Volumenanteil der Matrixphase zunimmt [17].

Eine verbesserte Adhäsion zwischen Faser und Matrix resultiert zudem in einer Erhöhung der interlaminaren Bruchzähigkeit unter Zugbelastung und ebener Scherung von ca. 15-20 % [18]. Die interlaminaren Scherfestigkeiten unter Mode I und II blieben hingegen unbeeinflusst von der verbesserten Faser-Matrix Adhäsion, da die mechanischen Eigenschaften bzw. die Schädigung in diesen Fällen matrixdominiert sind. Daher ist es logisch, dass der Effekt der Interphase nicht so stark zum Tragen kommt, wie der Einfluss einer steiferen oder zäheren Matrix [18].

### 2.2.4 Bruchmechanische Betrachtung

Da die Risspropagation in der oben geschilderten Art und Weise abläuft, ist eine differenzierte bruchmechanische Beschreibung der einzelnen Schädigungsmechanismen extrem schwierig. Insbesondere da sich diese teils gegenseitig beeinflussen. Dagegen greifen phänomenologische Ansätze die makroskopisch messbaren Größen auf und beschreiben diese quantitativ. Mit dieser Verfahrensweise kann beispielsweise die Degradation des E-Moduls im Sinne eines Schadenstensors oder skalaren Schadensparameters  $D$  in einer parametrisierten Fit-Funktion ausgedrückt werden [14]. Gleiches gilt für den Verlauf der mechanischen Hysterese, die gleichbedeutend ist mit der pro Zyklus dissipierten Energie [15, 48].

Dagegen existieren allgemeine Prinzipien der Bruchmechanik, die sich nicht auf die Beschreibung einer phänomenologischen Wirkung beschränken, sondern die physikalische Ursache (z.B. Spannung) in einer quantitativen Beschreibung wiedergeben. Ein sehr guter Überblick über die bruchmechanischen Grundlagen wird in [9] gegeben. Die Prämisse des Griffith Energie-Kriteriums (Gleichung 2.1 bzw. 2.2) geht bei einem Übergang aus einem Nichtgleichgewichts- in einen Gleichgewichtszustand davon aus, dass die Systemenergie abnimmt oder gleich bleibt. Unter dieser Prämisse kann die Kondition für Risswachstum so definiert werden, dass die Änderung der potenziellen Energie des Systems gleich der aufgebrachten Energie pro neuer Rissoberfläche ist.

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dW_s}{dA} \quad (2.1)$$

mit:  $\Pi$ : potenzielle Energie durch die interne mechanische Energie aufgrund externer Lasten,  $A$ : Fläche des Risses,  $W_s$ : notwendige Arbeit zur Erweiterung der Rissoberfläche.

Beispielsweise betragen  $\Pi$  und  $W_s$  für eine halbumendliche Platte mit einem Riss über die gesamte Dicke:

$$\Pi = \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E}; \quad \frac{dW_s}{dA} = 2\gamma_s \quad (2.2)$$

wobei:  $\sigma$ : mechanische Spannung,  $a$ : halbe Länge des symmetrischen Risses,  $B$ : Breite des Bauteils,  $E$ : E-Modul des Werkstoffs,  $\gamma_s$ : Oberflächenbildungsenergie des Werkstoffs.

Das gleiche Ergebnis kann mittels des Konturintegrals für Werkstoffe mit geringer Anelastizität hergeleitet werden [49]. Eine Theorie zur Berechnung der Risspropagation für viskoelastische oder gar plastische Deformationen bietet Schapery in seinen umfassenden Arbeiten zum Korrespondenzprinzip für Risswachstum in viskoelastischen Medien [50–52]. Da die Epoxidkomponente in CFK ein hochvernetztes Duomer ist, wird nur eine geringe Viskoelastizität bzw. Plastizität angenommen, weshalb die Theorie nach Schapery hier nicht angewendet wird.

Dem Prinzip des energetischen Gleichgewichts folgend, gehen diverse Arbeiten auf die bruchmechanische Beschreibung von spezifischen Schädigungsmechanismen ein. Auf Basis von

mikrostrukturellen Eigenschaften werden die kritischen Bildungsenergien für Fiber-Pull out  $W_p$ , die Faser-Matrix Ablösung  $W_d$  (Debonding) (Gleichungen 2.3, 2.4 [32]), Matrixrisse senkrecht zur Belastungsrichtung [53] und transversales Risswachstum in longitudinalen Faserbündeln für doppelseitig gekerbte Proben (*englisch: Double-Edge Notched Specimen*) und in Dreipunktbiegeproben (*englisch: work of fracture specimen*) aufgezeigt (Gleichung 2.5 [31]). Die kritische Bildungsenergie für Fiber-Pull out berechnet sich zu:

$$W_p = \frac{\pi d \tau l_c^2}{24} \quad (2.3)$$

wobei die maximale Faser-Pull-out Länge die halbe kritische Faserlänge  $l_c$ ,  $\tau$  die Reibungs-Schubspannung und  $d$  der Faserdurchmesser sind. Die kritische Bildungsenergie für Faser-Matrix Ablösung bzw. Debonding errechnet sich zu:

$$W_d = \frac{\pi d^2 \sigma_f^2 l_d}{24 E_f} \quad (2.4)$$

mit  $\sigma_f$ : Zugfestigkeit der Faser,  $l_d$ : Länge des Debonding,  $E_f$ : E-Modul der Faser. Für Dreipunktbiegeproben berechnet sich die spezifische Oberflächenenergie zur Rissinitiierung zu:

$$\gamma_I = \frac{P_f^2}{2EBt^2} \left( \tan \frac{\pi a}{B} + 0.1 \sin \frac{2\pi a}{B} \right) \quad (2.5)$$

$\gamma_I$ : spezifische Oberflächenenergie zur Rissinitiierung,  $P_f$ : maximale Last bei Bruch,  $E$ : E-Modul,  $B$ : Probenbreite,  $t$ : Probendicke,  $a$ : Länge des halben Risses.

Aufgrund der strikten Lastrichtungsabhängigkeit der Risspropagation entstand historisch eine Vielzahl an Vergleichshypothesen zur Vorhersage der Schädigung [54]. Einen guten Überblick über diese bieten [8, 34]. Jedoch gehen Vergleichshypothesen mit der Problematik einher, dass sie kaum eine Möglichkeit zur Integration der Informationen aus zFP-Verfahren bieten und obendrein oftmals spannungsbezogen sind. Letzteres stellt in Bezug auf die komplexe Geometrie des Metall-CFK Hybrids ein Problem dar, da die vermutlich inhomogene Spannungsverteilung in der CFK-Komponente des Metall-CFK Hybrids fast nicht zugänglich ist.

Im Grunde kann eine diskrete Berechnung der komplexen Hybridstruktur mitsamt der Vielzahl an geometriebedingten Belastungsfälle, Schädigungsmechanismen und spezifischen Hypothesen nur in einem komplexen FEM-Modell realisiert werden. Jedoch kann die Entwicklung eines solchen Modells Jahre dauern und bedarf in diesem Fall die Kenntnis über Schädigungsmechanismen sowie experimentell bestimmte Kennwerte. Eine solche Aufgabe würde den Fokus der Arbeit sehr stark von der zFP-gestützten Charakterisierung lenken und letztlich den Rahmen der Arbeit übersteigen. Alternativ bietet sich eine gängige Methode zur Berücksichtigung der verschiedenen Schädigungsmechanismen an, wobei unter bestimmten Randbedingungen die Homogenisierung der repräsentativen Einheitszelle erfolgt ([42, 55]). Durch diesen Vorgang berücksichtigt die

kontinuumsmechanische Beschreibung der homogenisierten Einheitszelle die mikroskopischen Schädigungsmechanismen in ihrer Wirkungsweise (z.B. Eigenschaftsdegradation, Verfestigung o.ä.).

Ein sehr verständliches Modell ist in [56] beschrieben (vgl. ebenso [57–59, 59–61]). Das Modell berechnet die elementare Schädigung innerhalb einer UD-Laminatlage aus den dort wirkenden Spannungen. Hierzu können die globalen Spannungen des Laminats mittels einer Konstitutivgleichung in die einzelnen Lagen transformiert werden. Ein einfacher Vertreter ist die klassische Laminattheorie. Sie ist für dünne Lamine anwendbar, sofern die Flächennormalen eben bleiben, sich nicht biegen und senkrecht zur neutralen Ebene bleiben. Weiter nimmt sie eine perfekte Anbindung zwischen den Laminatlagen an [16]. Zudem ist sie fehleranfällig wenn die Spannungen und Dehnungen in der transversalen Richtung größer sind, als die aus der Laminattheorie prognostizierten Werte für die Festigkeit und die kritische Dehnung [62].

Das Modell basiert auf der elastischen Verzerrungsenergie  $W$  einer orthotropen Platte [6]:

$$W = \frac{1}{2} \frac{E}{(1-2\nu^2)} \left\{ \left( \frac{\partial u_0}{\partial x} \right)^2 + \left( \frac{\partial v_0}{\partial y} \right)^2 + 2\nu \left( \frac{\partial u_0}{\partial x} \right) \left( \frac{\partial v_0}{\partial y} \right) + \frac{1+\nu}{2} \left[ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \right]^2 \right\} \\ + \frac{Ez^2}{2(1-\nu^2)} \left[ \left( \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right)^2 + \left( \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right)^2 + 2\nu \left( \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right) \left( \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right) \right] + \frac{Ez^2}{(1+\nu)} \left( \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right)^2 \quad (2.6)$$

mit  $E$ : E-Modul,  $\nu$ : Poisson-zahl,  $u_0, v_0, w$ : Verschiebungen in x-, y-, und z-Richtung.

Unter der Annahme eines ebenen Spannungszustands entfällt der nicht-ebene Teil obiger Gleichung und es resultiert für die elastische Verzerrungsenergie  $E_D$  des geschädigten Materials [56]:

$$E_D = \frac{1}{2} \left[ \frac{\sigma_{11}^2}{E_1^0} - \frac{2\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{E_2^0(1-d')} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-^2}{E_2^0} + \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}^0(1-d)} \right] \quad (2.7)$$

wobei  $\sigma_i$ : Hauptspannungen in 1 bzw. x- und in 2 bzw. y-Richtung bzw. die Scherspannung mit Index 12,  $E_i^0$ : E-Modul in 1 bzw. x- und in 2 bzw. y-Richtung im unbeschädigten Zustand,  $G_{12}^0$ : Schermodul im unbeschädigten Zustand und  $d'$  bzw.  $d$  die über die Laminatdicke konstanten skalaren Schadensparameter sind. Sie können mit den Schädigungsmechanismen der Mikrorissbildung innerhalb der Matrix ( $d'$ ) bzw. der Faser-Matrix Ablösung ( $d$ ) identifiziert werden [60]. Für Belastungen in Faserrichtung wird angenommen, dass es beim Erreichen einer kritischen Last zum Sprödbruch kommt, darunter aber keine akkumulative Schädigung vonstattengeht. Damit stimmen die dominanten Mechanismen: Matrixmikrorisse in transversaler Richtung, Faser-Matrix Ablösung durch Scherung und elastischer Sprödbruch in Faserrichtung mit den quasi-statischen Schädigungsmechanismen eines UD-Laminats überein (siehe Kapitel 2.2.1).

Die Schädigungspropagation berechnet sich aus den thermodynamischen Triebkräften  $Y_d$  und  $Y_{d'}$  für  $d$  und  $d'$  [56]:

$$\begin{cases} Y_d = \frac{\partial E_D}{\partial d} \Big|_{\tilde{\sigma}, d'} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0 (1-d)^2} \\ Y_{d'} = \frac{\partial E_D}{\partial d'} \Big|_{\tilde{\sigma}, d} = \frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{E_2^0 (1-d')^2} \end{cases} \quad (2.8)$$

$$\begin{cases} d = \frac{\langle Y - Y_0 \rangle_+}{Y_c}; \quad \underline{Y}(t) = \sup_{\tau < t} (\sqrt{Y_d(\tau)} + b Y_{d'}(\tau)) \\ d' = \frac{\langle Y - Y'_0 \rangle_+}{Y'_c}; \quad \underline{Y}'(t) = \sup_{\tau < t} (\sqrt{Y_{d'}(\tau)}) \end{cases} \quad (2.9)$$

mit  $\tilde{\sigma}$ : effektive Spannung,  $Y_0, Y'_0$ : Schwellwert der Schädigungspropagation,  $Y_c, Y'_c$ : Referenzwert der vollständigen Schädigung,  $b$ : Materialparameter.

Darüber hinaus wird die irreversible Verformung der Laminatlage  $\varepsilon^p$  berücksichtigt, sofern die effektiven Spannungen die Grenze der elastischen Domäne  $f$  erreichen [56]:

$$f = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2 + a^2 \tilde{\sigma}_{22}^2} - R(p) - R_0 \quad (2.10)$$

$$\begin{cases} \tilde{\varepsilon}_{22}^p = a^2 \frac{\tilde{\sigma}_{22}}{R + R_0} \dot{p} \\ \tilde{\varepsilon}_{12}^p = \frac{\tilde{\sigma}_{22}}{2(R + R_0)} \dot{p} \end{cases}; \quad \dot{p} = \frac{\tilde{\sigma}_{12} \dot{\tilde{\sigma}}_{12} + a^2 \tilde{\sigma}_{22} \dot{\tilde{\sigma}}_{22}}{(R + R_0) \frac{\partial R}{\partial p}} \quad (2.11)$$

mit  $a$ : Materialparameter,  $\tilde{\varepsilon}_{22}^p$ : effektive plastische Dehnrates in 2 bzw. y-Richtung und  $\tilde{\varepsilon}_{12}^p$ : effektive plastische Scherrate,  $R(p)+R_0$ : Schwellwert der elastischen Domäne, durch die Abhängigkeit von der Plastizität  $p$  kann die Verfestigung des Materials simuliert werden.

Die Annahme einer elastischen Domäne ist eine Vereinfachung, da in der Realität vor Erreichen der Domänengrenze eine Mikroplastizität eintritt [63].

Wenngleich das geschilderte Modell (Gleichungen 2.7-2.11) die elementare Mikroschädigung in den Laminatlagen beschreibt, nimmt es keinen Bezug zu den von Harris (vgl. Kapitel 2.2.2, [21]) dargestellten makroskopischen Schädigungsmechanismen, wie beispielsweise interlaminare Risse, Delaminationen und Makro-Beulen [34].

Aus diesem Grund müssen weitere Ansätze zur Beschreibung des Delaminationswachstums herangezogen werden. Ein Maß für die Risszähigkeit gegen die Bildung und das Wachstum von Delaminationen stellt die Energiefreisetzungsrate  $G$ , bzw. die normativ bestimmten Werte  $G_{Ic}$  für die Modi I-III, dar [9, 49]:

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} = 2\gamma_s \quad (2.12)$$

wieder sind  $\Pi$ : potenzielle Energie durch die interne mechanische Energie aufgrund externer Lasten,  $A$ : Fläche des Risses und  $\gamma_s$ : Oberflächenbildungsenergie.



In der Literatur wird die Energiefreisetzungsrate bezugnehmend auf das Delaminationswachstum auch als interlaminare Scherfestigkeit bezeichnet. Dieser Materialkennwert ist experimentell zugänglich, z.B. mittels Doppelbalken-Probe (*englisch: double cantilever beam, DCB*), und driftet je nach Temperatur unter Verwendung verschiedener Auswertemethoden (Balken-Theorie 1, Balken-Theorie 2, Berry Methode) voneinander ab [64]. Die zugrundeliegende Gleichung der Energiefreisetzungsrate nach der DCB-Theorie lautet:

$$G = \frac{P^2}{2b} \frac{dC}{da} \quad (2.13)$$

mit P: von außen aufgebrachte Kraft, b: Breite der Probe, C: Nachgiebigkeit (*englisch: Compliance*), a: Risslänge.

Darüber hinaus erlaubt die Energiefreisetzungsrate, das charakteristische Stick-Slip Risswachstum in viskoelastischen Medien zu erklären, da G sehr stark mit der Risswachstumsgeschwindigkeit variiert [64]. Im Gegensatz dazu schreiten Delaminationen in Laminaten unter zugschwellender Ermüdungsbelastung selbständig und kontinuierlich voran, weshalb sich der zeitliche Rissverlauf beispielsweise mittels parametrisierter Paris-Gleichung beschreiben lässt [65]:

$$\frac{da}{dN} = C \left( \frac{G_{Imax}(a)}{G_{IR}(a)} \right)^m ; \quad G_{IR}(a) = G_{IC} + k \cdot (a - a_0)^n ; \quad G_{Imax}(a) = \frac{3P_{Imax}\delta_{Imax}}{2b(a + \Delta)} \quad (2.14)$$

wobei a: Risslänge, N: Zahl der Belastungszyklen, C, m, k, n: Fit-Parameter, b: Breite der Probe, P: angelegte Kraft, δ: Dehnung, Δ: Korrektur der Risslänge.

Während des Prozesses der fortschreitenden Delamination bildet sich vor der Rissspitze ein Spannungsfeld aus. Dadurch wird das von Spannungen betroffene Material sukzessive geschädigt und verliert seine strukturelle Integrität, die sich als Rückstellkraft gegen Deformationen äußert. Infolge der sukzessiven Schädigung wächst der Riss, wobei das Spannungsfeld mitwandert und sich je nach anliegendem Moment in seiner Ausbreitung vor der Rissspitze ausdehnen kann [64]. Dabei läuft dem Zugspannungsfeld vor der Rissspitze aufgrund der elastischen Deformation des Balkens (die Biegung ist ein Polynom 4. Grades) ein Druckspannungsfeld voraus [66]. Diese Phänomenologie der sukzessiven Schädigung und Eigenschaftsdegradation vor der Rissspitze wird von dem theoretischen Konzept des Kohesivzonenmodells auf Basis der Energiefreisetzungsrate aufgegriffen (vgl. Abbildung 2.18, [67]). In diesem theoretischen Konstrukt ist der Verlauf von  $q(w_1)$  bzw.  $q(w_{12})$  beliebig wählbar, sofern die Fläche unter der Kurve der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}$  bzw.  $G_{IIc}$  entspricht. In Anlehnung an [68] sei darauf hingewiesen, dass  $G_{Ic}$  im Allgemeinen viel kleiner ist als  $G_{IIc}$  – in [68] ist  $G_{Ic}$  um einen Faktor von 6 kleiner als  $G_{IIc}$ .

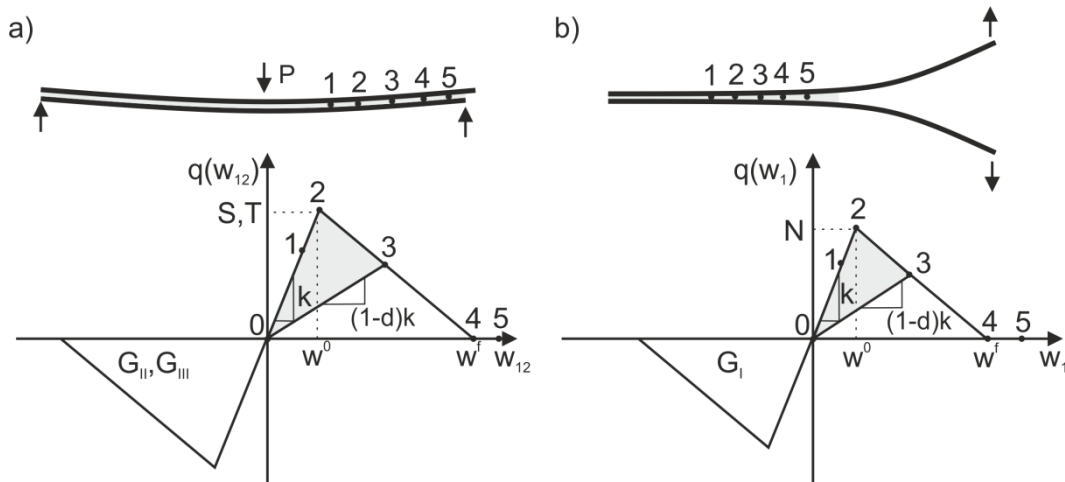


Abbildung 2.18 Schemata des Kohesivzonenmodells in den reinen Moden a) II und III (Scherung bzw. Anti-Plane Scherung), b) Mode I (Zug) mit bilinearer Entfestigung,  $k$ : Steifigkeit,  $d$ : Schadenskoeffizient,  $N$ : interlaminare Zugfestigkeit,  $T, S$ : interlaminare Scherfestigkeit,  $w^0$ : Deformation ab der Schädigung eintritt,  $w^f$ : Deformation der vollständigen Schädigung [67]

In [67] wird eine bilineare (elastische) Entfestigungskurve mit hoher Anfangssteifigkeit gewählt. Ab dem Erreichen der interlaminaren Scher- bzw. Zugfestigkeit (vgl. Punkt 2, Abbildung oben) beginnt die sukzessive, lineare Schädigung bis das Material keine Kraft mehr überträgt (vgl. Punkt 4, Abbildung oben). Generell entspricht bei diesem Modell die Fläche unter der Kraft-Verschiebungskurve der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{ic}$  [66, 67]:

$$\int_0^{w_i^f} q(w_i) dw_i = G_{ic} ; \quad i = 1, 12, 13 \quad (2.15)$$

mit  $q$ : wirkende Kraft bei einer Relativverschiebung  $w$  zweier Materialpunkte aus ihrer Gleichgewichtsposition. Außerdem folgt für die Punkte 2 und 4 aus Abbildung 2.18:

$$\left\{ \begin{array}{l} w_1^f = 2 \frac{G_{IC}}{N}; \quad w_1^0 = \frac{N}{k} \\ w_{12}^f = 2 \frac{G_{IIC}}{S}; \quad w_{12}^0 = \frac{S}{k}; \quad w_{13}^f = 2 \frac{G_{IIIC}}{T}; \quad w_{13}^0 = \frac{T}{k} \end{array} \right. \quad (2.16)$$

Physikalisch repräsentiert das Kohesivzonenmodell das Zusammenwachsen von sogenannten „Crazes“ in der harzreichen Schicht vor der Spitze der Delamination. Crazes entstehen durch die Orientierung und Verstreckung von Polymerketten in Belastungsrichtung, wobei hohe Spannungen zu Mikrorissen in den verstreckten Polymer führen. Sofern die Prozesszone klein im Vergleich zur Probendimension ist, entspricht dieses Modell sehr gut der Art und Weise, in der das Material seine Lasttragfähigkeit verliert [66, 67]. Indes passt der Wegfall der Spannungssingularität vor der Risspitze besonders gut zu Kompositlaminaten, da die interlaminare Scher- oder Zugfestigkeit deutlich geringer als die des umgebenden Materials ist und sich somit keine Spannungsgradienten wie in homogenen Körpern ausbilden [69].

Dieses Modell wird vor allem in numerischen Lebensdauerprognosen von Klebverbindungen oder Laminatstrukturen mit Grenzflächen verwendet. Zudem ermöglicht die Anwendung einer

Mischungsregel die Berechnung der sukzessiven Schädigung für reinen Zug, reine Scherung und für eine gemischte Zug-/Scherbelastung auf Basis der kritischen Energiefreisetzungsraten  $G_{Ic}$  und  $G_{IIc}$  [70].

Obwohl die Überlagerung der mechanischen Ermüdung und des frequenz- und mittelspannungsabhängigen Kriechens bekannt ist, beträgt die durch Kriechen bedingte Schädigung im High-Cycle-Fatigue Regime nur einen Bruchteil der ermüdungsbedingten Schädigung. Darüber hinaus sollte der relative Anteil des Kriechens bei gleicher Frequenz und gleicher Mittelspannung für alle Proben derselbe sein. Aus diesem Grund wird der Aspekt des Kriechens hier nicht näher betrachtet. Als weiterführende Literatur mit Ansätzen zur Berechnung der Schädigung und des Versagens durch Kriechen sind [71, 72] zu nennen.

## 2.3 Metall-CFK Hybridverbindungen

Im Allgemeinen führen die unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften und Herstellungsprozesse von orthotropen CFK-Laminaten und isotropen Metallen zu Schwierigkeiten bei der Erzeugung von Hybridverbindungen. Die Anbindungskonzepte, die diese Problematik überwinden, werden hinsichtlich ihrer Anbindungsmechanismen eingruppiert in stoffschlüssige Anbindung durch Adhäsion/ Kleben, oder Schweißen, mechanische Anbindung (kraftschlüssig) durch Schrauben, Nieten oder formschlüssig oder eine Kombination dieser [5, 73]. Eine Gemeinsamkeit der Verbindungsverfahren ist die Induzierung von Spannungskonzentrationen an Grenzflächen bzw. Bohrlöchern, weshalb hochfeste Grenzflächen einer der essenziellen Schlüsselfaktoren in Hybridverbindungen sind.

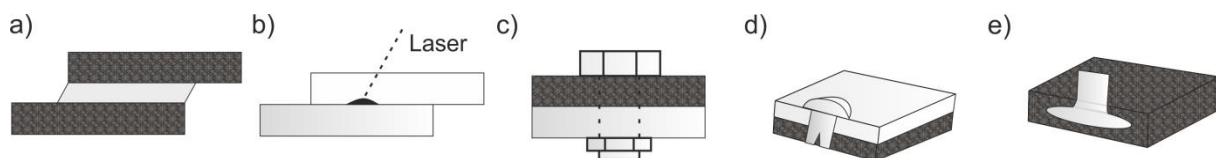


Abbildung 2.19 schematische Darstellung konventioneller Hybridfügeverbindungen a) Klebverbindung, b) Schweißverbindung, c) Schraubverbindung, d) Nietverbindung, e) formschlüssiger Hybrid [5, 74–76]

Bei Klebverbindungen wird das Versagen in kohäsives Versagen, kohäsives Versagen nahe der Grenzfläche, adhäsives Versagen der Interphase, alternierendes Risswachstum in der Interphase und Bruch im Adhärenz unterschieden (vgl. Abbildung 2.20, [77]).

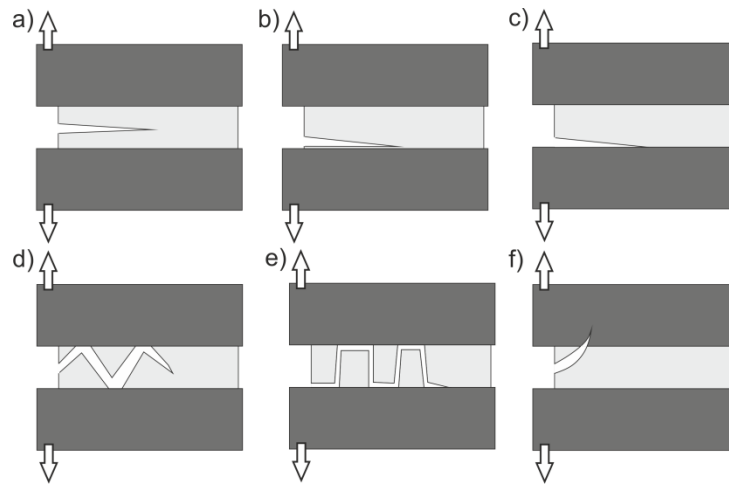


Abbildung 2.20 Hauptbruchbilder geklebter Hybrid- und Laminatverbindungen; a) kohäsiver Riss bzw. b) kohäsiver Riss nahe der Grenzfläche, c) adhäsiver Riss, d), e) alternierender adhäsiver Riss, f) Risswachstum in das Adhäsiv [77]

Das mechanische Verhalten von Klebverbindungen wird repräsentativ unter Zugbelastung (Mode I) und Scherung (Mode II) anhand Doppelbalkenproben (*Double Cantilever Beam*) bzw. einseitig überlappender Klebverbindungen (*englisch: singel-lap shear*) untersucht. Bei Letzterem trägt eine Spannkonzentration am Ende der Klebfuge maßgeblich zur Schädigungsinitiierung am Adhäsiv bei [70]. Der Riss wächst kohäsiv und stabil mit langsamer Wachstumsgeschwindigkeit weiter und kann sowohl zu adhäsivem Versagen an der CFK-seitigen Grenzfläche als auch zu interlaminarem und intralaminarem Risswachstum durch das CFK-Laminat übergehen [76, 78]. Dabei verläuft die Risspropagation an der Grenzfläche und durch das CFK-Laminat um ein vielfaches schneller als durch das Adhäsiv. Tendenziell wird die Propagation an der Grenzfläche und im CFK-Laminat von einer geringen Klebfläche, scharfen Substratenden und einer hohen angelegten Last begünstigt. Dagegen ist der Effekt, dass eine 45°-Gewebeorientierung an der Grenzfläche die Grenzflächenfestigkeit erhöht, vernachlässigbar [79]. Ferner wurde im Zuge der Analysen die Energiefreisetzungsrate als Triebkraft des Risses identifiziert, die Rissform für die FEM-Berechnungen vereinfachend als symmetrisch angenommen.

Zudem können sich im Zuge des Fügeprozesses thermische Schwindung und Eigenspannungen entwickeln, z.B. durch gemeinsames Aushärten (*englisch: co-curing*) [80], die an ebenen Grenzflächen wiederum zu eigenspannungsinduzierten Rissen führen. Zusätzliche Oberflächenstrukturierungen des Substrats wirken diesem entgegen und äußern sich makroskopisch in einer scheinbar höheren Grenzflächenfestigkeit [81, 82]. Bezüglich lasergeschweißter Metall-Polymer Hybride konstatierten Bergmann et al. [74]: die beste Trennfestigkeit sei mittels kleinen unregelmäßigen Oberflächenstrukturen zu erreichen. Dennoch sei die Oberflächenrauigkeit kein geeignetes Maß, um die Grenzflächenschers- oder -zugfestigkeit vorherzusagen. Das Einbringen von verstärkenden Kurzglasfasern in das gefügte Polymer erzielte eine deutlich höhere Trennfestigkeit

gegenüber dem unverstärkten Polymer, wenngleich die Rolle der Fasern in den Anbindungsmechanismen unverstanden blieb.

Alternativ ermöglicht die Polymer-Verarbeitungstechnik viele konstruktive und prozesstechnische Möglichkeiten ohne aufwendige Handhabung, wie das beispielsweise bei Klebstoffen der Fall ist. Grujicic et al. [4] diskutieren die Tauglichkeit und Lasttragfähigkeit von Hybridbauteilen, die mittels thermoplastischem Überspritzen (*englisch: thermoplastic-overmolding*), Spritzgießen (*englisch: injection molding*) und thermoplastischem Beschichten (*englisch: thermoplastic coating*) hergestellt werden. Unter den aufgezeigten Prozessen mit Polymer-Metall-Direktadhäsion erreichen jene mit mikrostruktureller mechanischer Verzahnung die vielversprechendsten Eigenschaften. Das gleiche Ergebnis zeigen die Untersuchungen von thermisch-umformgefügt Polymer-Metall Hybriden [2]. Die Grenzflächenanbindung durch den unterschiedlichen thermischen Verzug von Metall und Polymer konnte durch eine chaotisch mikrostrukturierte Oberfläche per Sandstrahlen optimiert werden.

Mechanisch gefügte Hybride haben Spannungskonzentrationen und Kontaktspannungen im Fügebereich gemeinsam, die spezifische Versagensarten zur Folge haben (vgl. Abbildung 2.21, [69]).

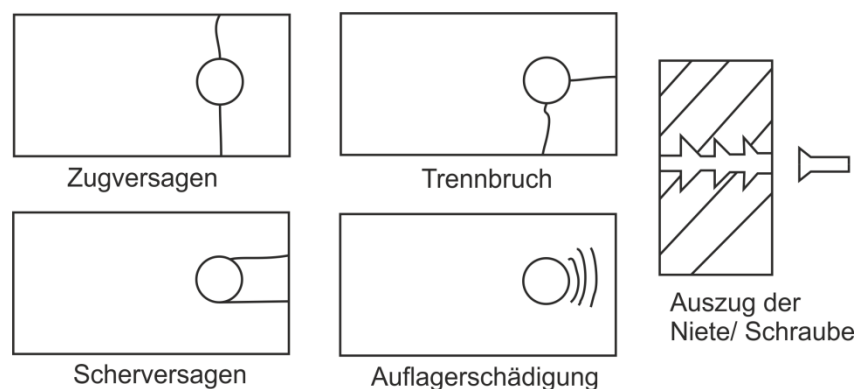


Abbildung 2.21 Versagensmoden von mechanisch gefügten Hybridverbindungen [69]

Nach Camanho et al. [69] können die Spannungen eines durchbohrten, unter Zuglast stehenden Laminats als Superposition einer Einzellast am Bohrloch mit einer homogenen, uniaxialen Zugbelastung betrachtet werden. Sie schlussfolgern, dass FEM-gestützte Untersuchungen die effektiven Spannungen im Fügebereich fehleinschätzen, da zu wenige Informationen über den Einfluss der Reibung zwischen mechanischem Fügeelement und CFK-Laminat auf die Festigkeit vorliegen. Darüber hinaus wird für die Spannungsanalysen von biaxialen und winkligen Laminaten die Verwendung einer nichtlinearen Theorie für Scherspannungen und -dehnungen empfohlen.

Davon losgelöst muss die Änderung der Faserverteilung berücksichtigt werden, die beim Nieten oder Schrauben durch das Durchstoßen des faserverstärkten Materials erzielt wird. Außerdem kann dieser Vorgang das Durchtrennen einzelner Fasern und bei spröden Matrixwerkstoffen (z.B. Duromere) die Ausbildung von Crazings vor dem erzeugten Bohrloch bewirken, was jeweils mit einer deutlichen Reduzierung der Festigkeit verbunden ist [5]. Seidlitz et al. [83] versuchen dem entgegenzuwirken,

indem sie mittels eines spitz zulaufenden Dorns das unkonsolidierte Material durchdringen und die Fasern ohne Beschädigung verschieben. Hierdurch wird eine spannungsoptimierte Umverteilung der Fasern angestrebt.

Durch eine Kombination aus adhäsivem und mechanischem Fügen tritt das Ermüdungsversagen der Hybride in zwei Stadien auf. Das erste Stadium ist von der Rissinitiiierung und dem Risswachstum im Klebstoff geprägt, das zweite Stadium vom Scherversagen des mechanischen Verbindungselements [76]. Demnach ändert sich die Rissinitiiierung durch die mechanische Befestigung nicht, wohingegen das Risswachstum einen anderen Verlauf annimmt, sobald die Schraube oder Niete davon betroffen ist.

In die Gruppe der Hybridfügungen reihen sich eindringende Verstärkungen (*englisch: penetrative reinforcements*), z.B. Pins, und adhäsionsunterstützte, formschlüssige Metalleinleger ein. Für letztere zeigen die Untersuchungen von [84] und [73] unabhängig voneinander und für diverse Pin-Formen, dass die Schädigung zunächst über die Scherung der in das CFK-Laminat eindringenden Pins, anschließend über die inter- und intralaminare Schädigung des Laminats im Umfeld der Pins vonstattengeht. Das versagenskritische Risswachstum ist von Delaminationen im CFK-Laminat geprägt. [84] schlussfolgert daraufhin, dass metallische, eindringende Verstärkungen die Entstehung und das Wachstum von Delaminationen begünstigen.

Die aktuelle Literatur gibt keinen Aufschluss über die Schädigung und das Ermüdungsverhalten des adhäsionsunterstützten, formschlüssigen Einlegers aus [75]. Insbesondere ist unklar, welche Auswirkungen bestimmte Einflussparameter auf die Schädigungsentwicklung und die Lebensdauer haben (vgl. oben: Faserondulation an Fügestelle, Verhältnis der Eigenschaften der Fügepartner, Grenzflächenstrukturierung, u.a.).

## **2.4 Methoden der Thermografie zur Schadensüberwachung**

Dieser Abschnitt soll einen Überblick über aktuelle Techniken der Schadensüberwachung mittels passiver Thermografie während mechanischer Versuche geben. Die beiden relevantesten dieser Techniken sind die thermoelastische Spannungsanalyse (*englisch: thermoelastic stress analysis*) sowie die mechanisch induzierte dissipierte Wärme-Analyse (*englisch: mechanical induced dissipated heat analysis*). Beiden liegt zugrunde, dass eine externe mechanische Anregung eines Körpers eine Temperaturänderung bewirkt, die dank thermischer Abstrahlung des Körpers mittels einer Infrarot-Kamera charakterisiert werden kann. Um ein besseres Verständnis der im Folgenden erläuterten Methoden zur Schadensüberwachung zu gewährleisten, wird zunächst auf die theoretischen Grundlagen der Thermographie eingegangen.

---

### 2.4.1 Theoretische Grundlagen

Diese Thematik wird in Anlehnung an [85] wiedergegeben. Demnach ist die spezifische spektrale Strahlungsdichte  $L$  als die emittierte Energie  $\Phi$  (oder emittiertem Flux) definiert, die in dem Wellenlängenintervall  $d\lambda$  aus der Richtung der Raumwinkel  $\theta$  und  $\phi$  und senkrecht zum projizierten Flächenelement  $dA \cos\theta d\omega$  abgestrahlt wird. Es gilt [85]:

$$L(\lambda, \theta, \phi) = \frac{d^3\Phi}{dA \cos\theta d\omega d\lambda} \quad W m^2 sr^{-1} \mu m^{-1} \quad (2.17)$$

mit dem Planck'schen Gesetz für thermische Emission eines schwarzen Körpers pro Flächen- und Raumwinkeleinheit folgt:

$$L_{\lambda,b}(\lambda, T) = \frac{2hc_0^2}{\lambda^5 [\exp(\frac{hc}{\lambda KT}) - 1]} \quad W m^2 sr^{-1} \mu m^{-1} \quad (2.18)$$

wobei  $T$ : Temperatur,  $K$ : Boltzmannkonstante,  $h$ : Plank'sches Wirkungsquantum,  $c_0$ : Lichtgeschwindigkeit in Vakuum und Index  $b$ : schwarzer Körper ist. Daraus ergibt sich die Emissivität  $\varepsilon$  eines realen Körpers. Diese gibt das Abstrahlungsvermögen einer realen Oberfläche an und wird als Quotient der spektralen Strahlungsdichte einer realen Oberfläche und der spektralen Strahlungsdichte des schwarzen Körpers beschrieben [85]:

$$\varepsilon(\lambda, T, \theta', \phi') = \frac{L'_{\lambda}(\lambda, T, \theta', \phi')}{L_{\lambda,b}(\lambda, T)} \quad (2.19)$$

Die Emission einer realen Oberfläche kann durchaus stark von der Emission des schwarzen Strahlers abweichen.

Sofern die abgestrahlte Energie eines Beobachtungsobjektes auf den Detektor trifft, verursacht sie ein thermisches Signal  $S$ , das vom jeweiligen Detektortyp und den Umgebungsbedingungen abhängt. Für einen Bolometerdetektor (hierzu mehr im Abschnitt Methodik, Kapitel 4.1) bedarf die Relation des Detektorsignals  $S$  mit der Temperaturänderung  $\Delta T$  gewisser Kalibrierungsparameter [86]:

$$S = \frac{\Delta\Phi}{DRF} = \frac{3eBT^2\Delta T}{DRF} \quad (2.20)$$

mit  $S$ : thermisches Signal des Detektors,  $\Phi$ : Abstrahlung im Infraroten Bereich,  $e$ : Emissivität des Objekts,  $B$ : Stefan-Boltzmann Konstante,  $T$ : Temperatur,  $D$ : Detektorantwort-parameter bei Referenz-Temperatur,  $R$ : Korrektur von  $D$  für ist-Temperatur und  $F$ : Signalverstärkung.

Die absolute Abweichung  $\Delta T$  von der Referenztemperatur  $T_0$ , welche in einem Material durch mechanische Belastungen erzeugt wird, ist eine Überlagerung der thermoelastischen Temperaturänderung  $\Delta T_{el}(t)$ , der Temperaturänderung durch dissipierte Energie  $\Delta T_{diss}(t)$  sowie der Wärmeabgabe an die Umgebung  $\Delta T_{ab}$  [87].

$$\Delta T(t) = T(t) - T_0 = \Delta T_{el}(t) + \Delta T_{diss}(t) + \Delta T_{ab}(t) \quad (2.21)$$

Darüber hinaus findet sich die Temperaturänderung in der Konstitutivgleichung der thermomechanischen Zustandsänderung eines Festkörpers wieder. Dabei lässt sich der thermodynamische Zustand mittels  $n+1$  Zustandsvariablen beschreiben:  $T$  (Temperatur),  $\varepsilon$  (Dehnungstensor) und  $\alpha_j$  mit  $j=2..n$  ( $\alpha$  wird oft zur Beschreibung von Phasenumwandlungen verwendet). Es folgt aus der Clausius-Duhem Ungleichung für die Dissipation  $d$  [88]:

$$d = \underline{\sigma} : \underline{D} - \rho \psi_{,\varepsilon} : \dot{\varepsilon} - \rho \psi_{,\alpha} \cdot \dot{\alpha} - \frac{q}{T} \cdot \text{grad} T \geq 0 \quad (2.22)$$

mit  $\underline{\sigma}$ : Cauchy-Spannungs-Tensor,  $\underline{D}$ : Euler Dehnungsraten Tensor,  $\rho$ : Dichte des Festkörpers,  $\psi$ : Helmholtz freie Energie,  $q$ : Vektor des Wärmezufusses und  $i_{,x}$ : Ableitung von  $i$  nach  $x$ .

Bei reversiblen Prozessen ist die Entropierate der irreversiblen Entropiequelle  $\sigma_s = d/T$  gleich 0 ( $d=0$ ), wohingegen bei irreversiblen Prozessen die intrinsische Dissipation  $d_1$  und die thermische Dissipation  $d_2$  zunehmen:

$$d_1 = w'_a - w'_s = \underline{\sigma} : \underline{D} - \rho \psi_{,\varepsilon} : \dot{\varepsilon} - \rho \psi_{,\alpha} \cdot \dot{\alpha} \geq 0; \quad d_2 = -\frac{q}{T} \cdot \text{grad} T \geq 0 \quad (2.23)$$

Damit ist  $d_1$  die Summe der anelastischen Energierate  $w'_a$  und der gespeicherten Energierate  $w'_s$ .

Aus diesen Überlegungen resultiert die lokale Wärmeleitungsgleichung mit der spezifischen Wärmekapazität  $C_{\varepsilon,\alpha}$  und einer externen Wärmequelle  $r_e$  [88]:

$$\rho C_{\varepsilon,\alpha} \dot{T} + \text{div} \underline{q} = d_1 + \rho \psi_{,T,\varepsilon} : \dot{\varepsilon} + \rho \psi_{,T,\alpha} \cdot \dot{\alpha} + r_e \quad (2.24)$$

Die Anteile der Temperaturänderung aus 2.21 können in 2.24 identifiziert werden. Demnach entspricht  $\dot{T}$  der zeitlichen Änderung der Temperatur ( $\Delta T/\Delta t$ ),  $\rho \psi_{,T,\varepsilon} : \dot{\varepsilon}$  der thermoelastischen Temperaturänderung,  $d_1$  der Temperaturänderung durch Dissipation und  $\text{div} \underline{q}$  den thermischen Verlusten an die Umgebung.

Zudem unterstreicht diese Gleichung die hervorragende Eignung von CFK für die thermographische Zustandsüberwachung. Durch das niedrige Produkt aus Dichte und Wärmekapazität sowie der niedrigen Wärmeleitung in  $\text{div} \underline{q}$  äußert sich eine kleine Änderung auf der rechten Seite von 2.24 in einer großen Temperaturänderung  $\dot{T}$ . Diese Temperaturänderung lässt sich dank der hohen Emissivität von CFK (zumindest der C-Fasern) äußerst gut detektieren.

#### 2.4.2 Thermoelastischer Effekt

Der thermoelastische Effekt ist eine reversible thermodynamische Zustandsänderung, bei der die freie Energie durch eine elastische Deformation verändert wird. Dabei verursacht die elastische Deformation eines Körpers mit dem thermischen Ausdehnungskoeffizient  $\alpha$  eine reversible Temperaturänderung. Nach der klassischen thermoelastischen Spannungsanalyse ergibt sich der



Zusammenhang zwischen Temperatur- und Spannungsänderung in einem isotropen linear-elastischen Material zu [86]:

$$\Delta T = -T_0 \frac{\alpha}{\rho c_p} \Delta \sigma_{kk} \quad (2.25)$$

Hier ist  $\alpha$ : thermischer Ausdehnungskoeffizient,  $\rho$ : Dichte,  $c_p$ : spezifische Wärmekapazität unter konstantem Druck,  $\sigma_{kk}$ : Normalspannung.

Diese Relation ist an adiabatische Bedingungen geknüpft, d. h. die Entropie bleibt erhalten und es findet kein Transfer mit der Umgebung statt. Eine genaue Herleitung sowie höhere Theorien der Thermoelastizität und einige Anwendungsfälle können [86, 87] entnommen werden.

Dieser Effekt kann in diversen Anwendungen zur Spannungsanalyse genutzt werden, wenn das thermographische Signal  $S_m$  als Superposition der mittleren Proben temperatur und einer induzierten zeitlichen Temperaturänderung, z.B. durch eine von außen aufgebrachte zyklische Kraft, betrachtet wird [89].

$$S_m(t) = S_0 + \alpha t + S_1 \sin(\omega t + \phi) + S_2 \sin(2\omega t) \quad (2.26)$$

Hierbei repräsentieren  $S_0 + \alpha t$  den Anstieg der mittleren Proben temperatur,  $S_1$  den thermoelastischen Effekt als erste Fouriertransformierte und  $S_2$  die intrinsische Dissipation als zweite Fouriertransformierte.

Wenn die Änderung der mittleren Proben temperatur während eines Belastungszyklus vernachlässigbar (keine Dissipation) und die Frequenz ausreichend hoch ist (adiabatische Näherung), dann folgt die thermoelastische Temperaturamplitude  $S_1$  für jeden Pixel der Kamera aus der Fouriertransformierten des thermischen Signals  $S_m$ . In entsprechender Weise liefert die Lock-In Transformation das Amplituden und Phasensignal ( $A, \phi$ ) eines periodischen thermischen Signals, sofern zu mindestens vier Zeitpunkten eines Wellenzyklus die thermischen Signale  $S_m^1 \dots S_m^4$  bekannt sind [85, 90]:

$$\phi = a \tan \frac{S_m^1 - S_m^3}{S_m^2 - S_m^4}; \quad A = \sqrt{(S_m^1 - S_m^3)^2 + (S_m^2 - S_m^4)^2} \quad (2.27)$$

Die Temperaturamplitude  $A$  liefert mit Gleichung 2.25 für jeden Pixel der Kamera die Spannungsverteilung an der Oberfläche des beobachteten Körpers.

Diese Art der Bilderzeugung weist gegenüber eines normalen Temperaturbildes den großen Vorteil auf, dass weder Referenzbild noch Kalibrierungskoeffizienten (vgl. Gleichung 2.20) notwendig sind und zudem das Signal-Rausch Verhältnis SNR deutlich verbessert wird [89].

Lin und Feng [91, 92] weisen auf die Fehleranfälligkeit der thermoelastischen Spannungsanalyse an Kanten oder Bohrlöchern hin, die dort zu einer Unterschätzung der tatsächlichen effektiven Spannungen führt. Darüber hinaus bedarf das formulierte numerische Verfahren zur Trennung der

Normalspannungen eine Kalibrierung [93] und ist bei zusätzlich überlagerten Spannungen senkrecht zur Laminebene, wie z.B. Mode I, nicht anwendbar.

In einigen Arbeiten ermöglichte der thermoelastische Effekt die Charakterisierung von Faserbrüchen bzw. vom Versagen des gesamten Laminats, da sich die Spannungsverteilung durch die Schädigung spontan änderte [94]. Beim Versagen unter quasi-statischer Zugbelastung zeigten UD-Lamine in  $0^\circ$ -Orientierung keine thermische Signatur unmittelbar vor dem Versagen [12]. Der Laminatbruch selbst war hingegen von einem starken thermischen Signal begleitet. Im Gegensatz dazu zeichnete sich bei den UD-Laminaten mit  $45^\circ$ -Orientierung eine thermische Signatur vor dem Versagen ab, die den Ort des Laminatbruchs anzeigten. Hierbei ist jedoch nicht klar, zu welchen Anteilen die Temperaturerhöhung durch Thermoelastizität bzw. durch Dissipation verursacht wurde.

Unter Ermüdungsbelastung ermöglichte die Analyse der Phaseninformation (vgl. 2.26) eine deutlich bessere Kontrastierung der geschädigten Bereiche des Laminats [89]. Im Vergleich mit S-N Kurven führte die Lebensdauerabschätzung auf Basis der Phaseninformation des thermoelastischen Effekts zu einer Unterschätzung der Lebensdauer und auf Basis der Akkumulation der mittleren Proben temperatur (*englisch: heat build-up*) zu einer Überschätzung der Lebensdauer.

### **2.4.3 Analyse der mechanisch induzierten dissipierten Wärme**

Die Analyse der mechanisch induzierten dissipierten Wärme von CFK-Laminaten beruht auf dem gefundenen Zusammenhang zwischen einer Temperaturerhöhung und der korrespondierenden sukzessiven Schädigung. Diverse Arbeiten belegen die auffällig gute Übereinstimmung der Verläufe von Temperatur und Schädigung gemäß der drei Ermüdungsstadien - schneller Anstieg am Anfang, moderates, lineares Wachstum in der mittleren Phase und sehr rapide Zunahme im finalen Stadium [95, 96].

Derartige Ergebnisse zeugen von der sehr guten Eignung der Thermographie zur in situ Schädigungscharakterisierung. ZfP-übergreifende Arbeiten diskutieren die bessere Eignung der Thermographie gegenüber Akustischer Emission [95], Ultraschall oder Digitaler Bildkorrelation (DIC) [12].

Das zugrundeliegende Prinzip der Kontrasterzeugung beruht im Gegensatz zum thermoelastischen Effekt auf einer irreversiblen Zustandsänderung des Körpers bei der Entstehung einer Schädigung und der damit korrelierten dissipierten Energie. Thermodynamisch betrachtet ist die Dissipation die Energie, die dem Festkörper zur Bildung neuer Oberfläche zur Verfügung steht und sich in einer thermischen Abstrahlung an der neu gebildeten Oberfläche abzeichnet [15]. Dieser Effekt ist unter anderem beim quasi-statischen Versagen von UD-Laminaten unter  $0^\circ$  oder  $45^\circ$  zu beobachten [12], dabei wird das Scherversagen des  $45^\circ$  UD-Laminats im Gegensatz zum spröde brechenden  $0^\circ$  UD-Laminat durch eine dissipationsbedingte Temperaturerhöhung in der Prozesszone vorangekündigt.

Im Gegensatz zur thermoelastischen Spannungsanalyse liegt die Ursache der Temperaturänderung nicht zwangsläufig an der Oberfläche des beobachteten Festkörpers. Es ist zu beachten, dass die Temperaturänderung mit der Zeit  $t$  und der Distanz  $z$  zwischen dem Beobachtungspunkt und der Wärmequelle  $q'_p$  exponentiell abfällt [87]:

$$\Delta T(z, t) = \frac{q'_p}{2\varepsilon_f \sqrt{\pi} \sqrt{t}} \exp\left(-\frac{z^2}{4\alpha t}\right) \quad (2.28)$$

mit  $\alpha$ : thermische Diffusionskoeffizient,  $\varepsilon_f$ : Effusivität des Materials.

Unter zugschwellender Ermüdungsbelastung entspricht die dissipierte Energierate der mechanischen Hysterese pro Zeit, was heißt, dass der Anstieg der Proben temperatur durch die Hysterese bzw. die mechanische Dämpfung bestimmt wird [97]. Ferner bietet sich das Aufzeichnen des thermischen Signals (*englisch: thermographic signal mapping*) an, da die hysteretische Erwärmung in den Zonen stärkerer Schädigungsprozesse höher ist. Cuadra et al. [95] erzielten beispielsweise eine gute Auflösung der Hauptschädigungszone durch die Kontrastbildung mittels relativer, differenzieller Temperaturänderungen  $(T-T_0)/T_0$ . Unterdessen stieg die mittlere Proben temperatur kurz vor dem Versagen um ca. 10 % an.

Weiter geht aus [98] hervor, dass die hysteretische Erwärmung von der angelegten Spannung abhängt. Bei niedrigen Spannungen fällt die Gleichgewichtstemperatur niedriger aus, da die Erwärmung nur auf die Dämpfungsverluste durch Reibung und die Viskoelastizität der Matrix zurückgeht. Mit sukzessiver Erhöhung der Spannung wird ein Niveau erreicht, ab dem die hysteretische Erwärmung einsetzt und aufgrund der intrinsischen Dissipation (Schädigungen) zu einer überproportional hohen Erwärmung bzw. Gleichgewichtstemperatur führt. Montesano et al. [98] definieren diese Spannung als Dauerschwinggrenze.

Der experimentell gefundene Zusammenhang zwischen Spannungsniveau und dissipierter Wärme zeugt davon, dass diese durch intrinsische Dissipation des Materials (irreversible Deformation und Schädigung) hervorgerufen wird und sich für eine Lebensdauerabschätzung eignen [15]. Um diesen Zusammenhang für eine Abschätzung der Lebensdauer zu nutzen, vereinfachen Jegou et al. [99] die lokale Wärmeleitungsgleichung (2.24). Unter Abwesenheit einer externen Wärmequelle, mit isotroper Wärmeleitung und Temperaturänderungen unter 10 °C können die Kopplungsterme zwischen  $T$  und der Zustandsvariablen  $\underline{\alpha}$  sowie die Temperaturabhängigkeit der Dichte  $\rho$  und der spezifischen Wärmekapazität  $C_{\varepsilon,\alpha}$  vernachlässigt werden [99]:

$$\rho C_{\varepsilon,\alpha} \dot{T} - \lambda \Delta T = d_I + \rho T \underline{k} : \dot{\varepsilon}^e \quad (2.29)$$

mit  $\underline{k}$ : thermoelastischer Tensor und  $\lambda$ : Wärmeleitungskoeffizient,  $d_I$ : intrinsische Dissipation,  $\dot{\varepsilon}^e$ : elastische Dehnungsrate.

In weiteren Vereinfachungen führt der Ansatz zu der Annahme, dass die intrinsische Dissipation  $d_1$  und die Bruchlastspielzahl  $N_f$  eine Konstante darstellen [99]:

$$f d_1 (N_f)^a = b; \quad d_1 = \frac{\rho C \bar{\theta}}{\tau_{eq}} \quad (2.30)$$

mit  $f$ : Frequenz,  $a, b$ : Fitparameter,  $\tau_{eq}$ : Zeitkonstante bedingt durch thermische Randbedingungen und die Probengeometrie.

Demnach stellt das gewählte Energiekriterium des Ansatzes einen Bezug zwischen der Bruchlastspielzahl und der dissipierten Energie her. Die Lebensdauerabschätzung wird allerdings mittels einer parametrischen Fitfunktion vollzogen ohne die Parameter in einen physikalischen Kontext zu setzen. Letztlich führen zwei Messserien mit unterschiedlicher Probengeometrie zu einer hinreichend guten Prognose der Bruchlastspielzahl [99], was die Korrelation von Temperatur und Hysterese weiter verstärkt. Diesem Ergebnis zufolge sind einige der getroffenen Vereinfachung (Gleichung 2.29) sinnvoll und zielführend, die Verwendung einer parametrisierten Fitfunktion widerspricht aber der angestrebten Herangehensweise dieser Arbeit, für eine Lebensdauerabschätzung physikalisch basierte Parameter aus den zFP-Größen abzuleiten.

Steinberger et al. [97] kommen zu dem gleichen Ergebnis, wonach sich die Gleichgewichtstemperatur bei niedrigen Spannungen (35 % Zugfestigkeit) auf einem niedrigen Niveau stabilisiert, bei höheren Spannungen (75 % Zugfestigkeit) dem charakteristischen Verlauf in drei Ermüdungsstadien folgt. Während der Ermüdung steigt die Temperatur in bestimmten Bereichen des CFK-Laminats besonders stark an, was dort auf stärkere Schädigungsprozesse (hier: Delamination im Randbereich) schließen lässt. Die quantitative Auswertung der hysteretischen Erwärmung  $\dot{T}$  folgt aus der thermischen Leistung  $\dot{W}_t$ , wozu sie einen Dämpfungsfaktor  $\beta$  (faserverstärkte Epoxide  $\beta=0,15$ ) aus thermischer und mechanischer Leistung definieren [97]:

$$\dot{T} = \frac{\dot{W}_t}{\rho C}; \quad \beta = \frac{\dot{W}_t}{\dot{W}} \quad (2.31)$$

hierbei sind  $\rho$ : Dichte,  $C$ : spezifische Wärmekapazität,  $\dot{W}$ : dissipierte Energie.

Für eine korrekte Berechnung der dissipationsbedingten thermischen Leistung wird der thermische Verlust durch Konvektion berücksichtigt [97], die Wärmeleitung über die metallische Einspannung und die Wärmestrahlung werden vernachlässigt.

Auch wenn die dargelegten Untersuchungen die Übereinstimmung der hysteretischen Erwärmung mit der intrinsischen Dissipation (Schädigung) belegen, geht aus den bekannten Arbeiten der zeitgemäßen Literatur kein Ansatz hervor, der die Dissipation in einem bruch- oder schädigungsmechanischen Kontext auffasst. Einer der Hauptgründe mag darin liegen, dass die steigende Temperatur ein makroskopisches Phänomen ist, das mit allen Schädigungsmechanismen einhergeht und keine gezielte

Korrelation mit einem bestimmten Schädigungsmechanismus erlaubt. Dieser Problematik entspringt in den meisten Fällen der Kompromiss, die Temperaturänderung bzw. die Größen der zFP-Methodik direkt mit makroskopisch messbaren mechanischen Größen zu korrelieren [95]. Zweifellos besteht die zeitliche Kongruenz von Temperaturerhöhung, Anstieg der mechanischen Hysterese und Abnahme der dynamischen Steifigkeit. Jedoch wurde in der Literatur das parametrische Anfitten, beispielsweise der Schädigung  $D$  als Superposition zweier Potenzfunktionen (Gleichung 2.32, [96]) oder der mechanischen Hysterese als Potenzfunktion (Gleichung 2.33, [15]), einer quantitativen Beschreibung der ermüdungsbedingten Schädigung mit physikalischem Bezug der Parameter vorgezogen. So berechnet sich der Schädigungskoeffizient  $D$  zu:

$$D = q \left( \frac{n}{N_f} \right)^k + (1 - q) \left( \frac{n}{N_f} \right)^l \quad (2.32)$$

$q, k, l$ : Fitparameter,  $n$ : Anzahl der aufgetragenen Belastungszyklen,  $N_f$ : Erwartungswert der Bruchlastspielzahl bei angelegter Belastung. Naderi [15] fittet die mechanische Hysterese  $H$  mit:

$$H = H_f \left[ 1 - \left( 1 - \left( \frac{n}{N_f} \right)^B \right)^A \right] \quad (2.33)$$

$A, B$ : Fitparameter,  $n$ : Anzahl der aufgetragenen Belastungszyklen,  $N_f$ : Erwartungswert der Bruchlastspielzahl bei angelegter Belastung,  $H_f$ : finaler Wert der mechanischen Hysterese (wird mit  $1.43 \cdot H$  bei 85%  $N_f$  abgeschätzt).

Abschließend ist ein Problem dieser Ansätze hervorzuheben. Die Berechnungsmodelle mögen den quantitativen Verlauf bei bekannter Bruchlastspielzahl gut wiedergeben. Für eine Prognose des Verlaufs muss jedoch der Erwartungswert der Bruchlastspielzahl a priori abgeschätzt werden. Dies ist bei einer hohen Streuung der CFK-Lamine problematisch. Beispielsweise können die Berechnungsmodelle für Bauteile deren tatsächliche Bruchlastspielzahl deutlich vom Erwartungswert abweicht sehr ungenau werden.

#### 2.4.4 Thermische Verlustleistung an die Umgebung

Die thermischen Verluste an die Umgebung sind das Resultat der bekannten Phänomene der Wärmeleitung, Wärmekonvektion und Wärmestrahlung. Die entsprechenden Grundgleichungen sind [100] entnommen. Die Wärmekonvektion errechnet sich zu:

$$\dot{Q} = q = hA(T_{obj} - T_{Luft}) \quad (2.34)$$

mit  $q$ : Wärmefluss pro Zeit,  $h$ : Wärmeübergangskoeffizient,  $A$ : Oberfläche an der Konvektion auftritt,  $T_i$ : Temperatur des Objekts bzw. der Luft, wobei  $h_{Luft} = 0,02326 + 0,06588 \cdot t/100$ ,  $t$  in °C. Für die Wärmeleitung gilt:

$$\dot{Q} = q = \frac{\lambda}{x_w} S \Delta T \quad (2.35)$$

Hierbei ist  $\lambda$ : Wärmeleitfähigkeit,  $x_w$ : Strecke des Wärmegradienten,  $S$ : Querschnitt des Wärmetransfers. Die Wärmestrahlung berechnet sich wie folgt:

$$dq = \sigma dS F_{12} (T_1^4 - T_2^4) \quad (2.36)$$

mit  $dq$ : Wärmetransfer durch Strahlung über das Flächeninkrement  $dS$ ,  $\sigma$ : Stefan-Boltzmann Konstante,  $T_i$ : Temperaturen von Objekt und Umgebung,  $F_{12}$ : Funktion der Geometrie und der Emissivität von Objekt und Umgebung (für CFK und Umgebung kann eine Emissivität von 1 angenommen werden).

## 2.5 Probabilistische Bruchmechanik

Nach der Auffassung der probabilistischen Bruchmechanik ist das Auftreten und das Wachstum von Rissen ein stochastisches Phänomen. Diese Auffassung spiegelt sich auch in der Erklärung von Faserbrüchen und der Entstehung von Debonding in CFK-Laminaten wieder (siehe Kapitel 2.2.1), wonach die Festigkeit der Fasern statistisch verteilt ist.

Darüber hinaus beinhalten fast alle Bauteile herstellungsbedingte Fehler, deren Größe unterhalb der Detektionsgrenze von zFP-Methoden liegen. Da Bauteile mit solchen Fehlern schneller die kritische Fehlergröße erreichen als eine perfekte, fehlerfreie Struktur, muss die Rissfortschrittsberechnung den größten nicht detektierbaren Fehler annehmen. Hieran knüpft die probabilistische Bruchmechanik durch Integration der zerstörungsfreien Prüfung an. Aus der Analyse der Detektionswahrscheinlichkeit verschiedener Fehlergrößen (*englisch: probability of detection*) lässt sich der größte anzunehmende, nicht-detektierbare Fehler (*englisch: equivalent initial flaw size*) ableiten [101, 102].

In entsprechender Weise verbessert sich die Abschätzung des Versagensrisikos einer Struktur durch die Integration von zFP-Größen in die probabilistische Bruchmechanik [11]. Diese kann als das Produkt der Häufigkeit eines Ereignisses und der Schwere der Konsequenz dieses Ereignisses verstanden werden [11]:

$$\text{Schädigungsrisiko} \left( \frac{\text{Konsequenz}}{\text{Zeit}} \right) = \text{Häufigkeit} \left( \frac{\text{Ereignis}}{\text{Zeit}} \right) \times \text{Kritizität} \left( \frac{\text{Konsequenz}}{\text{Ereignis}} \right)$$

Der Zustand einer Struktur kann im Sinne der statistischen Methoden der Bruchmechanik durch die Variablen  $X_i$  beschrieben werden, z.B. Festigkeit des Materials, anliegende Spannung u.a., und ihrem funktionalen Zusammenhang  $Z = z(X_i, i = 1..n)$ . Das Auftreten eines Ereignisses ist mit  $Z \geq 0$  als Schädigungsdomäne definiert, sodass für die Auftrittswahrscheinlichkeit einer Schädigung mit den Zufallsvariablen  $X_i$  gilt [11]:

$$P_f = \text{Wahrscheinlichkeit}[Z(X_i, i = 1..n) \geq 0] = \int_{Z(\cdot) \geq 0} f_x(x_i) dx_i, i = 1..n \quad (2.37)$$

Auf der rechten Seite steht das Faltungsintegral über  $f_x$ , die gemeinsame Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion der  $x_i$ .

In der Realität weist jedes Material statistisch verteilte Eigenschaften auf, sodass die repräsentativen Variablen  $X_i$  ebenfalls in einer statistischen Verteilung vorliegen. In Bezug auf das probabilistische Risswachstum lässt sich die Streuung der Eigenschaften durch einen zufallsverteilten Prozess  $X(t)$  um  $Q$ , die deterministische Funktion des Risswachstums, darstellen [103, 104]:

$$\frac{da}{dt} = Q(K, \Delta K, s, a, R) \cdot X(t) \quad (2.38)$$

mit  $a$ : Risslänge zum Zeitpunkt  $t$ ,  $Q$ : eine nicht-negative deterministische Funktion des Risswachstums,  $K$ : Spannungsintensitätsfaktor,  $\Delta K$ : Spannungsintensitäts-Fluktuationsweite,  $s$ : Spannungsamplitude,  $R$ : Spannungsverhältnis.

In logischer Konsequenz resultiert eine Schar mit  $n$  möglichen Riss-Zeitverläufen, die zu jedem Zeitpunkt wieder eine statistische Verteilung der Rissgröße liefert. Unterdessen steigt die Streuung, also die Spanne der Rissgrößenverteilung, mit der Anzahl der Belastungszyklen bzw. der Zeit an [104]. In gleicher Weise folgen aus dem Bruchkriterium (z.B. kritische Risslänge) diverse Bruchlastspielzahlen bzw. Zeiten bis zum Bruch, deren Mittelwert dem Wert der deterministischen Funktion entspricht und deren Streuung aus dem zufallsverteilten Prozess  $X(t)$  resultiert. Zusammenfassend ergibt die Auftragung der relativen Versagenswahrscheinlichkeit als Funktion der Bruchlastspielzahl  $(P_f(N) = \sum(N \geq N_f^i)/n)$  eine kumulative Verteilungsfunktion der Ausfallwahrscheinlichkeit des Materials mit dem zufallsverteilten Prozess  $X(t)$  [104, 105].

Fast alle zufallsverteilten Prozesse der ermüdungsbedingten Schädigung können durch eine der folgenden Verteilungsfunktionen dargestellt werden [106]:

Bei der Gauß- oder Normalverteilung ist die Streuung der Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung  $f_x(X)$  symmetrisch zum Mittelwert.

$$f_x(X) = \frac{1}{\sigma_x \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{X - m_x}{\sigma_x} \right)^2 \right] \quad (2.39)$$

mit  $m_x$ : Mittelwert aller  $X$ ,  $\sigma_x$ : Standardabweichung aller  $X$

Durch die Einführung des Logarithmus in das Argument der Verteilungsfunktion verschiebt sich der Flächenschwerpunkt der Log-Normalverteilung linksseitig des Mittelwertes. Demzufolge ist die Streuung der Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung  $f_x(X)$  unsymmetrisch zum Mittelwert.

$$f_x(X) = \frac{1}{\xi X \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{\ln X - \lambda}{\xi} \right)^2 \right] \quad (2.40)$$

mit  $\xi^2 = \ln(1 + \sigma_x^2/m_x^2)$  und  $\lambda = \ln(m_x) - 1/2 \cdot \xi^2$

Die Weibull-Verteilung wurde oft zur Darstellung der statistisch verteilten Ermüdungslebensdauer verwendet, sowie zur Darstellung der Festigkeitsverteilung von keramischen Werkstoffen. Die Verteilung gehört zu der Klasse der asymptotischen Verteilungen eines Minimalwertes und ist von Vorteil, wenn die Wahrscheinlichkeit aller Werte zwischen 0 und dem Mittelwert größer als 0 ist. Dies ist z.B. bei der Verteilung von Windgeschwindigkeiten oder der Verteilung der Festigkeit von CFK-Fasern (vgl. Kapitel 2.2.1) der Fall.

$$f_x(X) = \lambda \cdot k \cdot (\lambda X)^{k-1} \exp[-(\lambda X)^k] \quad (2.41)$$

mit den Parametern  $\lambda, k > 0$ .

Aus der Gruppe der asymptotischen Verteilungsfunktionen eines Maximalwertes ist einer der wichtigsten Vertreter die Pareto-Verteilung. Sie beschreibt die Wahrscheinlichkeitsverteilung  $f_x(X)$  zufallsverteilter Variablen deren Wahrscheinlichkeit  $x < x_{\min}$  Null ist.

$$f_x(X) = \frac{k \cdot x_{\min}^k}{x^{k+1}}; \quad x \geq x_{\min} \quad (2.42)$$

Auch hier ist  $k$  wieder ein Modellparameter. Die jeweilige kumulative Verteilungsfunktion resultiert aus der Integration der Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung.

Im Gegensatz zu Metallen laufen die Schädigungsprozesse in CFK oftmals überall und gleichzeitig ab, weshalb die Berechnung der Ausbreitung eines dominanten Risses unter Umständen weniger sinnvoll sein kann, als die Berechnung des Schädigungszustands in jedem Materialpunkt. In Anbetracht der gesamten Struktur wird der Zustand jedes Materialpunkts respektive der Wahrscheinlichkeit des Übergangs von intakt zu geschädigt durch die Markov-Chain Diffusion beschrieben [107, 108]. Eine der wichtigsten Eigenschaften von Markov-Prozessen ist die Unabhängigkeit der zukünftigen von den vergangenen Zuständen, sofern der Ist-Zustand bekannt ist. In der entsprechenden Notation heißt das, es existieren zu beliebigen Zeiten  $t_i, i=1..n$  die Zustandsverteilungen  $X(t_i), i=1..n$  und der Zustand  $X(t_n)$  hängt nur von  $X(t_{n-1})$  ab [106].

Die beschriebenen theoretischen Grundlagen und der diskutierte Stand der Forschung stellen die Basis für die experimentellen Methoden und die Lösungsansätze in Auswertung und Theorie dar. Ferner soll der aufgezeigte Wissenstand den theoretischen Rahmen für weitergehende und neue Auswertemethoden und die Interpretationen der Ergebnisse untermauern.



### 3. Aufbau und Herstellung der Proben

Aus den im Stand der Forschung aufgezeigten Arbeiten geht eine gewisse Problematik hinsichtlich Einflussfaktoren hervor, wonach die ermüdungsbedingte Schädigung insbesondere durch Laminataufbau, Matrixwerkstoff, Fehlstellen, Spannungskonzentrationen, aus der Ebene geneigte Laminatlagen sowie Fügezonen beeinflusst wird. Daher sieht die Herangehensweise vor, wie in Kapitel 1.2 geschildert, eine zusätzliche Charakterisierung der grundsätzlichen Schädigungsabläufe im verwendeten CFK-Laminat anhand einfacher Flachzugproben durchzuführen. In diesen sind die Einflussparameter des Al-CFK Hybrids nicht vorhanden.

Ein weiterer Grund hierfür lässt sich aus der Auslegung des Al-CFK Hybrids ableiten. Da der Al-Einleger überdimensioniert und die Anbindung zum umspritzten Thermoplast eine sehr gute Anhaftung besitzt (vgl. Kapitel 2.3, [4]), wird das ermüdungsbedingte Schädigungswachstum an der CFK-seitigen Grenzfläche erwartet. Darüber hinaus wurde im Stand der Forschung diskutiert, dass in Hybriden mit eindringenden metallischen Verstärkungen das zum finalen Versagen führende Schädigungswachstum durch den kohlenstofffaserverstärkten Werkstoff bestimmt wird. Sinnvollerweise stimmen das Faserhalbzeug, das Matrixmaterial sowie die Herstellungsbedingungen für das reine CFK-Laminat und für die CFK-Komponente des Hybrids überein. Beide werden mittels Harz-Injektions-Verfahren (*engl. Resin transfer moulding, RTM, [16]*) am wbk Institut für Produktionstechnik am KIT hergestellt.

#### 3.1 Herstellung der CFK-Flachzugproben

Zur Herstellung wird das vierlagige, symmetrisch aufgebaute  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$  Laminat mit 30 vol-% des biaxialen, balancierten 3K Leinwandgewebes (FT300B, Toray Industries Inc. [109]) und zwei-Komponenten Epoxid-Matrix (Biresin CR170/CH 150-3, Sika [110]) mittels RTM in Platten der Maße 350 mm•350 mm•1 mm konsolidiert. Der Prozess läuft bei einer Temperatur von 348 K und einem Druck von 800 kPa (8 bar) ab.

Durch die anschließende Bearbeitung mittels Wasserstrahlschneidanlage werden die Platten in Flachzugproben der Maße 120 mm•20 mm•1 mm getrennt (Abbildung 3.1). Die resultierenden CFK-Flachzugproben sind an die DIN EN ISO 527-4:1997 [111] Probentyp 2 angelehnt; die Probenmaße sind allerdings um den Faktor 2 herunterskaliert. Der Porengehalt der hergestellten CFK-Flachzugproben wurde nicht berücksichtigt. Untersuchungen der hergestellten Proben mittels aktiver Thermographie lassen auf Fluktuationen des Porengehalts schließen (Abbildung 3.1, Aufnahme: Michael Schwarz, LLB Uds).

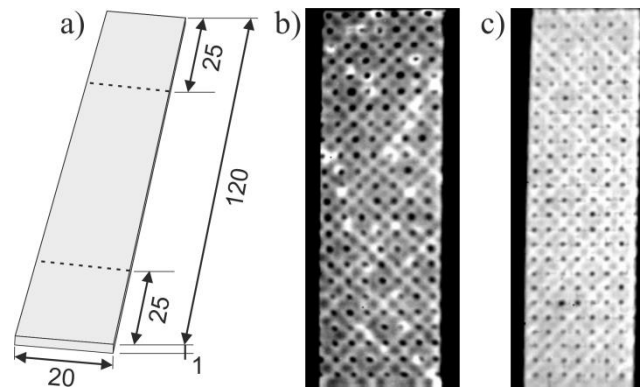


Abbildung 3.1: a) CFK-Flachzugproben, dargestellt mit 25 mm Einspannlänge; Blitzlicht-thermographie in Frontalansicht, L-IR b) CFK 13-2 zwischen 1. und 2. Lage, hohe Intensität an Poren, und c) CFK 1-7 zwischen 1. und 2. Lage, homogene Intensität da kaum Poren (Aufnahmen: Michael Schwarz, LLB UdS)

Zur Untersuchung des Einflusses produktionsbedingter Fehler werden zusätzliche Proben aus Platten mit makroskopischen, definiert eingebrachten Fehlern gefertigt. Hierzu gehören null-dimensionale (Gapping), eindimensionale (Falte und fehlender Roving) sowie zweidimensionale Fehler (Delamination und  $10^\circ$  Fehlorientierung einer Gewebelage, *englisch: misalignment*). Die Betrachtung als ein- bzw. zweidimensionaler Fehler ist idealisiert, da die Fehler ‚Falte‘ und ‚Delamination‘ eine Ausbreitung in z-Richtung haben. Zur Erzeugung der Delamination wurde ein Teflonband während der Drapierung zwischen die  $[0/90^\circ]$ - und die  $[\pm 45^\circ]$ -Gewebelage platziert. Die übrigen Fehler sind in der obersten, also der  $[0/90^\circ]$ -Lage eingebracht. Da jede konsolidierte Platte maximal einen Fehlertyp beinhaltet, können chargenbedingte Eigenschaftsschwankungen der Platten unter Umständen mit dem jeweiligen Fehlereinfluss überlagert sein.

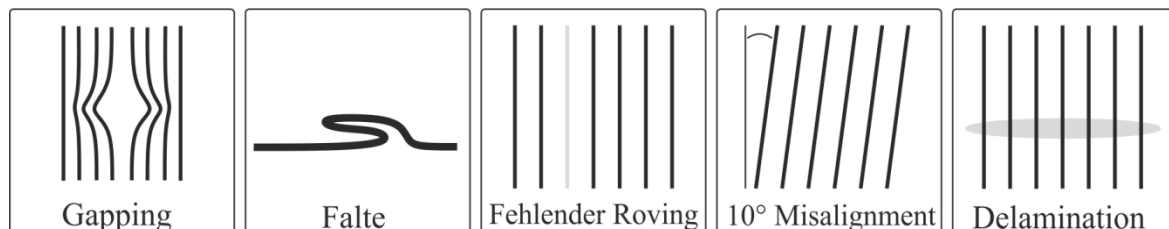


Abbildung 3.2 schematische Darstellung der ins CFK-Laminat eingebrachten Fehlertypen

## 3.2 Herstellung der Metall-CFK Hybridverbindungen

Im Gegensatz zum CFK-Laminat sind Eigenschaftsgradienten an Grenzflächen ein inhärentes Problem bei Metall-CFK Hybriden (vgl. Kapitel 2.3). Bei konventionellen Herstellungsprozessen von Hybridverbindungen, wie z. B. Kleben, Nieten, Schrauben etc., wird diesem nicht oder nur wenig entgegengewirkt. Im Gegenteil führen die durchdringenden Fremdkörper eher zu Schädigungen der Fasern sowie zu Spannungskonzentrationen in der CFK-Komponente.

Um das Durchdringen des Laminats zu umgehen bzw. Eigenschaftsgradienten an Grenzflächen entgegenzuwirken, wird in dem untersuchten Al-CFK Hybrid ein thermoplastischer Werkstoff zwischen die Metall und die CFK-Komponente eingebracht. Durch die gezielte Wahl der

Thermoplast-Eigenschaften sollen einerseits Eigenschaftsgradienten, andererseits Spannungskonzentrationen an den Grenzflächen reduziert werden.

Zur verbesserten Anbindung und Kraftübertragung wird der Formschluss durch das thermoplastische Zwischenelement geometrisch optimiert. Die geometrische Optimierung sowie das Spritzgießen des Thermoplasts erfolgt seitens LKT an der TU Dortmund [112] und wird hier nicht im Detail erläutert. Für die vorliegende Arbeit sind jedoch die resultierende sechsarmige Einlegerstruktur (Abbildung 3.3), die Reduktion der mittleren Kontaktspannung zwischen Thermoplast und CFK sowie die Reduktion von Spannungskonzentrationen im gesamten Fügebereich von Bedeutung. Nähere Details zum Gestaltungsprozess und der geometrischen Optimierung können [112] entnommen werden.

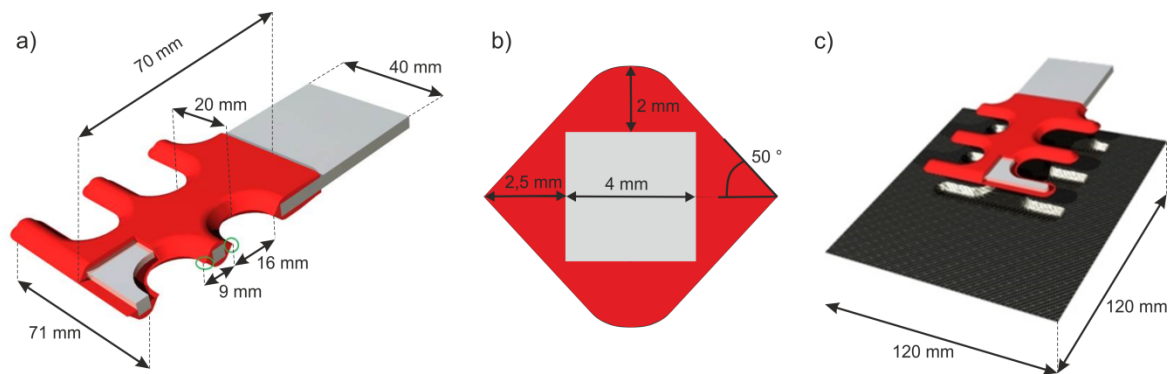


Abbildung 3.3 a) Maße des optimierten Aluminium-Thermoplast-Einlegers, b) Querschnitt der Al-Arme mit Kontur des umgebenden Thermoplasts, c) Platzierung des Einlegers in der Mittelebene des CFK-Laminats bei der Drapierung des CFK-Leinwandgewebes (Markus Pohl, LKT Dortmund)

Zur Herstellung wird der Aluminiumeinleger, bestehend aus EN AW 6082, im Spritzgussprozess in das thermoplastische Material eingebettet. Anschließend wird der Al-Thermoplast-Verbund während des Preforming-Prozesses zwischen die mittleren Lagen des unkonsolidierten CFK-Laminats platziert und verbleibt dort während das Laminat im RTM-Prozess bei 348 K und 800 kPa aushärtet. Die Al-CFK-Hybride werden am wbk Institut für Produktionstechnik am Karlsruher Institut für Technologie produziert. Das verwendete Werkzeug mit vier Kavitäten ist in Abbildung 3.4 dargestellt. Letztlich werden somit zusätzliche Grenzflächen erzeugt, welche mögliche Schwachstelle für die Entstehung von Schädigungen darstellen. Diesbezüglich führt die bestehende Literatur eine sehr gute Anhaftung und hohe Trennfestigkeit zwischen Aluminium und Thermoplast an, zu der die mechanische Verzahnung durch eine mikrostrukturierte Oberfläche wesentlich beiträgt (vgl. Kapitel 2.3, [4]).

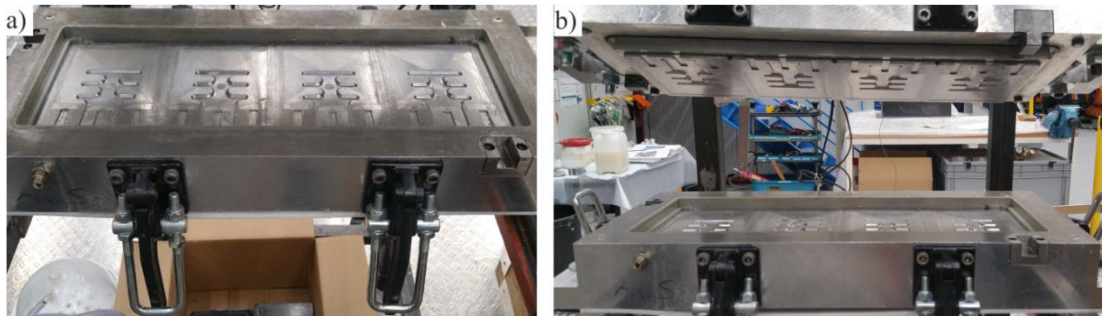


Abbildung 3.4 a) Kavitäten in Infiltrationswerkzeug zum Konsolidieren von vier Hybridproben pro Charge, b) Ober- und Unterseite des Werkzeugs (Dietrich Berger, wbk KIT)

Da unklar ist wie sich die geometrische Optimierung und die Materialeigenschaften der thermoplastischen Zwischenschicht auf die Kraftübertragung an den Grenzflächen und die Verbundeigenschaften auswirken, erfolgt ein Kreuzvergleich der Hybrideigenschaften mit Referenzen. Die Entwicklung der Referenzen erfolgt ebenfalls am LKT in Dortmund. Diese führen in vier Stufen von einem rechteckigen Einlegerblech über ein Einlegerblech mit geometrischen Hinterschnitten zur endgültigen Einlegerkontur. Dadurch wird beabsichtigt das Potenzial zur Kraftübertragung an den Grenzflächen durch Adhäsion zwischen Metall und Epoxidmatrix (V1), durch Adhäsion und zusätzlichen Formschluss durch Hinterschnitte (V2), durch Adhäsion und zusätzlichen Formschluss mit geometrisch optimierter Einlegerkontur (V3) sowie durch Formschluss mit geometrisch optimierter Einlegerkontur und thermoplastischer Zwischenschicht (V4) einander gegenüberzustellen. Dabei ist zu betonen, dass die Einleger von V3 und V4 die gleiche Außenkontur aufweisen. Wegen der abweichenden Einlegergeometrien von V1 und V2 passen diese nicht in das RTM-Werkzeug und müssen per Handlamination hergestellt werden, was seitens LKT in Dortmund durchgeführt wird. Demzufolge können sich die abweichenden Produktionsbedingungen von V1 und V2 auf die späteren Versuchsergebnisse niederschlagen. Die metallischen Einleger von V1, V2 und V4 sind einfache Blechstanzteile, wohingegen der Aluminiumeinleger von V3 aus dem Vollmaterial gefräst wird. Diese Referenzvariante wird im Folgenden als Voll-Al bzw. Voll-Al Einleger bezeichnet. Abbildung 3.5 stellt die drei Referenzen ,V1‘ bis ,V3‘ und den Hybridprobekörper ,V4‘ schematisch dar.

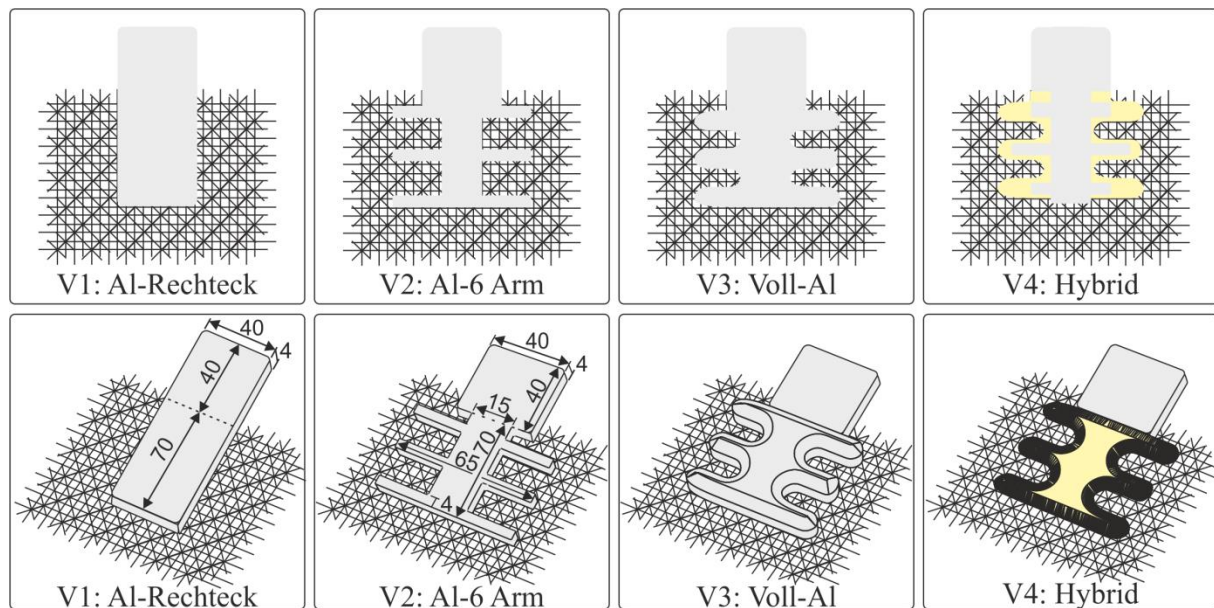


Abbildung 3.5 schematische Darstellung der Referenzen mit a) rechteckigem Al-Einleger, b) sechssarmigem Al-Einleger, c) Voll-Aluminium Einleger, sowie d) Hybridprobekörper mit Al-Thermoplast Einleger

Des Weiteren können die Materialeigenschaften des verwendeten Thermoplasts eine entscheidende Rolle für die Eigenschaften des Hybrids spielen. Um dies zu untersuchen werden am LKT Dortmund bzw. am wbk des KIT Hybridproben mit drei verschiedenen Thermoplasten hergestellt: das mit 30 vol-% glasfaserverstärkte Polyphthalamid mit Handelsnamen Vestamid® HT plus M1033 (PPAGF30), das unverstärkte Polyphthalamid mit Handelsnamen Vestamid® HT plus M1000 (PPA) sowie ein Ester-haltiges Blockcopolymer aus thermoplastischem Polyurethan (TPU: Desmopan® 487, Covestro). Bei dem verwendeten PPA handelt es sich um einen semikristallinen Thermoplast mit aromatischen Gruppen, wodurch dieser weniger anfällig für Wasserabsorption aus der Luft ist (0,8 % Sättigung, zum Vergleich PA6.6: 2,8 % [113]).

Die Materialeigenschaften der drei Polymere sind in Tabelle 3.1 aufgeführt [113–115]. Da beim Spritzgießprozess Eigenspannungen, thermischer Verzug und Vorzugsorientierungen von kristallinen Polymerphasen und Verstärkungsfasern eingebracht werden, ist weitestgehend unbekannt wie stark die Eigenschaften der Thermoplastkomponente im Hybrid von den angegebenen Bulkeigenschaften abweichen.

	Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	E-modul [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	Glasübergangstemperatur [° C]
PPAGF30	1,44	11000	160	1,7	290
PPA	1,2	3600	90	3	125
TPU	1,2	36	41,8	541	(>85)

Tabelle 3.1 Eigenschaften der verwendeten Thermoplaste [113–115]

Analog zu den Untersuchungen an CFK-Flachzugproben wird der Einfluss produktionsbedingter Defekte auf das Verhalten des Hybridverbunds untersucht. Hierzu werden bestimmte Fehler (Falte, Delamination und 10° Faserfehlorientierung) von Hand während der Drapierung künstlich in das CFK-Gewebe eingebracht (Abbildung 3.6). Wie bei den CFK-Flachzugproben, wird die Delamination durch ein Teflontape während des Preformings künstlich zwischen der [0/90°]- und der [±45°]-Lage eingebracht. Die beiden übrigen Fehler befinden sich in der obersten, der [0/90°]-Lage. Für eine übersichtliche Darstellung sind die Größe und Lage der Fehler in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

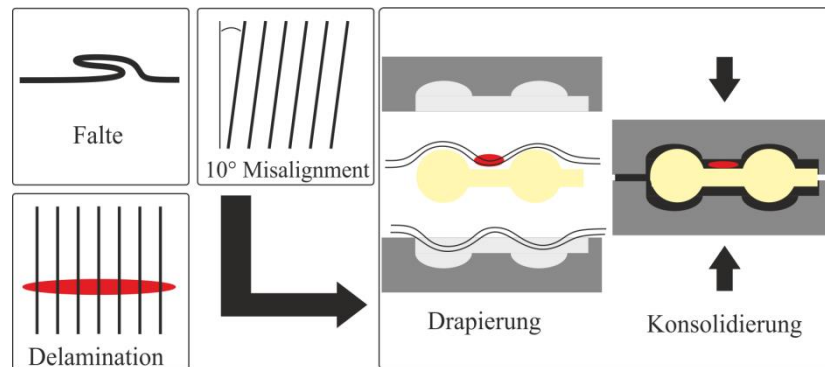


Abbildung 3.6 Schema der künstlichen Fehlererzeugung in den Hybridproben (vgl. [112])

Wie bereits erwähnt werden durch das verwendete Werkzeugkonzept vier Hybridproben je Charge konsolidiert. Somit können beispielsweise eine fehlerfreie und drei fehlerbehaftete Proben hergestellt werden. Dadurch wird im Gegensatz zu den fehlerbehafteten CFK-Flachzugproben der Einfluss der Fehler nicht derart stark von Schwankungen der Matrixeigenschaften überlagert. Details über das vom wbk Institut für Produktionstechnik entwickelte Werkzeugkonzept und die Herstellungsbedingungen können in [112] eingesehen werden.

	Falte	Faserfehlorientierung	Delamination
Lage im Laminat	1. bzw. [0/90°]	1. bzw. [0/90°]	Zwischen 1./2. bzw. [0/90°] und [±45°]
Gemittelte Größe	120 mm•8,6 mm	8,6°	120 mm•10 mm*
Standardabweichung	120 mm•1,2 mm	1,7°	/

Tabelle 3.2 Lage des Fehlers sowie Mittelwert und Standardabweichung der Größe (Quelle: Michael Schwarz, LLB UdS) (\*Sollgröße des Fehlers, tatsächliche Fehlergröße ist nicht Erkennbar in zfP-Messungen)

## 4. Methodik und Versuchsdurchführung

Für die Charakterisierung des Schädigungswachstums und die Analyse der Schädigungsmechanismen der oben beschriebenen Proben sind insbesondere die Methodik und Durchführung der mechanischen Prüfung, die in situ passive Thermographie, die digitale Bildkorrelation (*englisch: digital image correlation*), die Computer-Tomographie und die optische Lichtmikroskopie relevant. Vor der Erläuterung der Versuchsdurchführung werden zunächst die verwendeten Methoden prägnant wiedergegeben.

Bezüglich der Versuchsdurchführung ist zu erwähnen, dass die in situ passive Thermographie während der mechanischen Prüfung angewendet wird, also beide Verfahren ineinander greifen. Hieraus wird ein möglichst optimaler Informationsgehalt über den Schädigungsverlauf der Proben erhofft (vgl. Kapitel 1.ff). Die Versuchsdurchführung bei der quasi-statischen Prüfung unterscheidet sich jedoch von derjenigen bei dynamischer Prüfung, wenngleich die verwendete Maschine und Einspannung die gleiche ist.

### 4.1 Passive Thermographie

Die verwendete Kamera, eine InfraTec VarioCAM® HD Head, ist mit einem ungekühlten Mikrobolometer Focal Plane Array Detektor ausgestattet. Sie misst im Spektralbereich von 7,5  $\mu\text{m}$  bis 14  $\mu\text{m}$ , verfügt über 1024•768 Pixel, eine Temperaturlösung von <0,05 K (bei  $T=303,15\text{ K}$ ) und kann Dank prozessorgestütztem FPGA (*Field Programmable Gate Array*) eine Aufnahmezeit (fps) und Echtzeitverarbeitung von bis zu 30 Hz realisieren [116]. Die Verarbeitung der gemessenen Sensorinformation basiert auf einem internen 16-Bit A/D-Wandler, wodurch eine linearisierte Konvertierung des Rohsignals in ein radiometrisches Signal entfällt (vgl. [85]). Die zusätzliche Optomechanik der Kamera - motorisierte Fokussierung – die Messbereichsumschaltung (-40..120° C, 0..500° C, 300..2000° C) und die interne NUC (*Non Uniformity Correction*) erleichtern die Justierung der Fokusebene auf der Probenoberfläche und korrigieren den Temperaturdrift während Langzeitmessungen automatisch. Zusätzlich ermöglicht das externe Modul, die sogenannte Breakout Box, die Remotesteuerung der Thermographiekamera.

#### **Bolometerdetektor [85]**

Mikrobolometer Detektoren sind typischerweise in Feldern (*arrays*) angeordnete Zellen, bestehend aus Titanitrid besputtertem (für den Spektralbereich 8-14  $\mu\text{m}$ ) oder dotiertem, amorphem Silizium, welches durch einen thermischen Isolator von der leitenden Elektronik getrennt ist. Das zwischen den niedrigleitenden Beinen („*legs*“) angebrachte besputterte Silizium fungiert in diesem Aufbau als



thermische Masse, sodass auftreffende Infrarotstrahlung eine Änderung der Temperatur und folglich der elektrischen Spannung bewirkt (Abbildung 4.1, vgl. [85]).

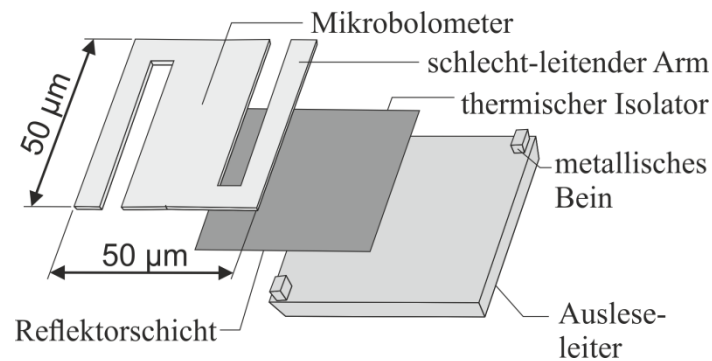


Abbildung 4.1 schematischer Aufbau einer Mikrobolometer-Zelle (nach [85])

Die wesentlichen Vorteile sind die Funktionsfähigkeit bei Raumtemperatur sowie die lineare Temperatur-Sensorspannungs-Kennlinie (vgl. [85]). Die Hauptnachteile liegen in der etwas langsameren Reaktionszeit (1-100 ms) und der produktionsbedingten ungleichmäßigen Reaktion der einzelnen Detektorzellen, die eine zeitabhängige Systeminstabilität, Alterung, Pixel--nicht-linearität, ungleichmäßige Betriebsspannung und letztlich Rauschen zur Folge haben.

Zur Korrektur dessen verfügt die Bolometerkamera über eine sogenannte NUC (*Non Uniformity Correction*), welche in periodischen Abständen die ungleichmäßige Strahlungsempfindlichkeit jedes einzelnen Pixels auf ein homogenes Temperaturfeld korrigiert. Nähere Details zu diesem Vorgang können [85] entnommen werden. Die in dieser Arbeit verwendete Kamera arbeitet mittels einer zweiparametrischen, linearen Korrektur (*Gain* und *Offset*).

### Rauschen und Detektorempfindlichkeit

Trifft eine Strahlung beliebiger Intensität auf dem Detektor auf, so setzt sich die gemessene Radianz bzw. Strahlungsintensität gemäß der Fundamentalgleichung der IR-Thermographie aus Anteilen des Beobachtungsobjektes, der Umgebung und der durchstrahlten Atmosphäre zusammen [85].

$$N_{cam} = \tau_{atm}\varepsilon N_{Obj} + \tau_{atm}(1 - \varepsilon)N_{env} + (1 - \tau_{atm})N_{atm} \quad (4.1)$$

Dabei ist  $N_{cam}$ : die von der Kamera gemessene Radianz,  $\tau_{atm}$ : Transmissionskoeffizient der durchstrahlten Atmosphäre,  $\varepsilon$ : die Emissivität des Objekts,  $N_i$ : die Radianz von Objekt, Umgebung und Atmosphäre.

Unter der Annahme perfekter Transmission, was in atmosphärischer Luft für den Spektralbereich 3-5 µm und 8-12 µm annähernd zutrifft, und geringem Arbeitsabstand (<2 m) vereinfacht sich die Gleichung zu [85]:

$$N_{cam} = \varepsilon N_{Obj} + (1 - \varepsilon)N_{env} \quad (4.2)$$



Die Gleichung reduziert sich weiter, sofern  $\varepsilon$  groß ist (nahe 1) und parasitäre Einflüsse durch in der Umgebung befindliche Objekte mit hoher Temperatur ausgeschlossen werden können, zu [85]:

$$\begin{aligned} N_{cam} &\approx N_{obj} \\ I_{cam} &\approx f(N_{obj}) \\ I_{cam} &\approx S(T_{obj}) \end{aligned} \quad (4.3)$$

Die physikalischen Größen  $f(N_{obj})$  und  $S(T_{obj})$  bilden die Grundlage zur Berechnung von  $T_{obj}$  aus  $N_{cam}$ .

Im Gegensatz zu diesen idealisierten Annahmen müssen in der Realität oftmals Einschränkungen durch Vignettierung, Aberration, Ungleichmäßigkeit des Signals (siehe NUC), räumliche Bildverzerrung, Eigenemission der Kamera, dem Narzissuseffekt u.a. [85] berücksichtigt werden. Daher werden für quantitative Messungen Kalibrierungsparameter benötigt, die den linearen Bezug des thermischen Signals zu der tatsächlichen Objekttemperatur definieren [92]:

$$S = \Delta\Phi = 3eBFT^2\Delta T \quad (4.4)$$

mit  $S$ : thermisches Signal des Detektors,  $\Phi$ : Abstrahlung im infraroten Bereich,  $e$ : Emissivität des Objekts,  $B$ : Stefan-Boltzmann Konstante,  $T$ : Temperatur,  $F$ : Detektorantwort-Parameter. Andere geben diese wie folgt an [86]:

$$S = \frac{\Delta\Phi}{DRF} = \frac{3eBT^2\Delta T}{DRF} \quad (4.5)$$

wobei  $D$ : Detektorantwort-parameter bei Referenztemperatur,  $R$ : Korrektur von  $D$  für Isttemperatur,  $F$ : Signalverstärkung,  $e$ ,  $B$ ,  $T$ ,  $S$  wie oben.

Unabhängig von den Kalibrierfaktoren wird das Messsignal durch das thermische Rauschen, auch Johnson Rauschen genannt, korrumpiert. Es gilt [85]:

$$i_T = \sqrt{\frac{4kTB}{R}} \quad (4.6)$$

mit  $k$ : Stefan-Boltzmann Konstante,  $B$ : spektrale Breite des Detektors,  $R$ : thermische Empfindlichkeit des Detektors,  $T$ : Detektortemperatur.

## 4.2 Optische Lichtmikroskopie

Die optische Lichtmikroskopie wird in dieser Arbeit als Referenzmethode herangezogen, um das Bruchbild der mechanisch geprüften Proben zu untersuchen. Da diese Methode im Allgemeinen bekannt sein sollte, wird auf eine ausführliche Schilderung des Funktionsprinzips verzichtet.

Prinzipiell werden Mikroskope nach ihrer Bauweise in Durchlicht- und Auflicht-Mikroskope unterschieden. Das verwendete DM 6000M ist ein Auflichtmikroskop mit diversen Objektiven [117]. Zusammen mit der digitalen Kamera können Vergrößerungsstufen von 50x bis 1000x erzielt werden.

Alle Aufnahmen wurden im Hell- oder Dunkelfeld erstellt. Beiden liegt die Reflexion von elektromagnetischen Wellen im sichtbaren Spektrum an der Oberflächentopographie eines Beobachtungsobjektes zugrunde. Aufgrund der Wellenlängen des sichtbaren Lichtspektrums liegt die theoretische Auflösungsgrenze ( $\lambda/2$ -Kriterium) in der Größenordnung  $1\ \mu\text{m}$ . Für weitergehende Informationen der Methode sei an dieser Stelle auf [118] verwiesen.

### 4.3 Computertomographie

Als weitere Referenzmethode kommt die Computertomographie zur Anwendung. Dieses Verfahren basiert auf der materialabhängigen Streuung, Absorption und Transmission von Röntgenstrahlen.

Röntgenstrahlen sind elektromagnetische Wellen im Wellenlängenbereich  $10^{-8}\text{ m}$  bis  $10^{-10}\text{ m}$ . Sie entstehen beim Auftreffen von beschleunigten Elektronen auf eine Anode (z.B. Molybdän). Das Wellenlängenspektrum hängt von der Geschwindigkeit (Energie) der Elektronen ab und setzt sich aus der Bremsstrahlung und einem charakteristischen K-Linienspektrum zusammen [119].

Die am Detektor ankommende Strahlungsintensität wird beim durchstrahlen des Probenvolumens durch Absorption und Streuung geschwächt (Rayleighstreuung, Photoeffekt, Compton-Effekt, Paarbildung [119]), wobei das Schwächungsvermögen materialabhängig ist. Die Schwächung der Strahlungsintensität beim Durchlauf eines isotropen Materials wird bekanntermaßen durch das Lambert-Beer'sche Gesetz beschrieben [119]:

$$I(x) = I_0 e^{-\mu x} \quad (4.7)$$

$I_0$ : Ausgangsstrahlungsintensität,  $\mu$ : Schwächungs- oder Absorptionskoeffizient.

Jedoch ist der Absorptionskoeffizient in der Realität nicht über das gesamte Probenvolumen konstant. Daher ist die mathematische Rekonstruktion bestrebt, die Detektorinformationen aus verschiedenen Raumrichtungen derart zu analysieren, dass eine Rückrechnung der räumlichen Verteilung der Schwächungskoeffizienten möglich ist. Infolge der mathematischen Rekonstruktionsalgorithmen kann das am Detektor ankommende Signal in ein tomographisches, dreidimensionales Bild des inhomogenen Probenvolumens überführt werden.

Buzug [119] gibt einen Überblick über verschiedene Röntgendetektoren und gibt einen Einstieg in die physikalischen Grundlagen der Bildrekonstruktion in der Computertomographie.

### 4.4 Digitale Bildkorrelation

Das Funktionsprinzip der digitalen Bildkorrelation (*englisch: digital image correlation DIC*) beruht auf dem Vergleich von digitalen Fotografien bzw. Bildaufnahmen eines Beobachtungsobjekts zu verschiedenen Deformationszuständen. Der Algorithmus identifiziert Pixelgruppierungen und kann durch das Verfolgen von deren Position und Form Oberflächenverschiebungen messen und

---

zweidimensionale Verschiebungsfelder aufzeigen [120]. Das heißt aber auch, dass eine eindeutige Identifizierung der Pixelgruppierungen erforderlich ist. Hierzu sollten die Pixelgruppierungen zufällige und einzigartige Formen im Sinne des Kontrasts aufweisen, wie z.B. ein Speckle-Muster.

Für eine Analyse der Verschiebungen benötigt der Algorithmus einen Maßstab; in dieser Arbeit dient z.B. die Breite der Einspannung als Maßstab. Einer der Hauptvorteile des Systems ist die Kompatibilität mit handelsüblichen Kameras sowie die Messbarkeit der Dehnungen und Verschiebungen in zwei Raumrichtungen bzw. eines zweidimensionalen Verschiebungsfelds mit einer einzigen Kamera [120].

Andererseits sind die Oberflächengüte des Beobachtungsobjekts und die Qualität des unregelmäßigen Musters die kritischen Parameter, die ein schlechteres Auflösungsvermögen sowie hohes Rauschen durch eine gestörte Mustererkennung des Algorithmus verursachen können.

Für die DIC Aufnahmen wurde eine handelsübliche Sony Cyber-Shot DSC –HX400V mit 20,1 MPixel Auflösung und einer Aufnahmerate von 25 fps verwendet. Die Nachbearbeitung der DIC erfolgte mit der Software GOM Correlate [121].

## **4.5 Mechanische Versuche und Thermographie bei quasi-statischer Prüfung**

Zur Durchführung der mechanischen Versuche werden die Proben auf einer Instron 8500, welche mit einer 100 kN Kraftmessdose ausgestattet ist, montiert. Die Datenaufnahmerate der Maschine beträgt 1000 Hz. Für die Fixierung der Proben werden eigens dafür konstruierte Einspannungen mit seitlichen Schraubklemmblechen verwendet. Wie Abbildung 4.2 zu entnehmen ist, werden die CFK-Flachzugproben uni-axial auf Zug belastet, wohingegen die Hybridproben durch das U-förmige Klemmblech (unten) einer zusätzlichen Scherbelastung unterworfen sind. Dies rührt von der Optimierung der Einlegegeometrie, welche unter der Randbedingung einer halbumendlichen Platte ohne Querkontraktion entwickelt wurde. Die CFK-Flachzugproben werden zusätzlich mit einem axialen Clip-On Extensometer versehen, der auf einer Messlänge von 10 mm die Dehnung misst. Hierzu werden die Messschneiden des Extensometers mittels Gummistreifen auf der Probe fixiert.

---

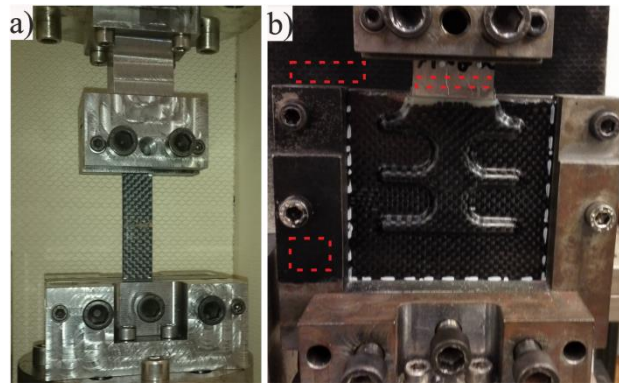


Abbildung 4.2 a) Einspannung der CFK-Flachzugprobe, b) Einspannung der Hybridprobe; rot hervorgehoben: Messstellen für Korrektur der thermischen Verluste

Ein Analog-Digital-Wandler (DAQ) greift das Analogsignal von Maschinenweg, Kraft und Extensometer-Dehnung an der Ausgangsschnittstelle der Steuereinheit der Instron 8500 ab. Die Daten werden mittels eigens geschriebenem LabView Programm gespeichert. Ein bedeutendes Merkmal des Programms ist der einstellbare Signalgeber, welcher mit der Remotesteuerung der Thermographiekamera kommuniziert. Dadurch kann die Bildaufnahme der Thermographiekamera genau mit der mechanischen Belastung synchronisiert werden (vgl. Abbildung 4.3).

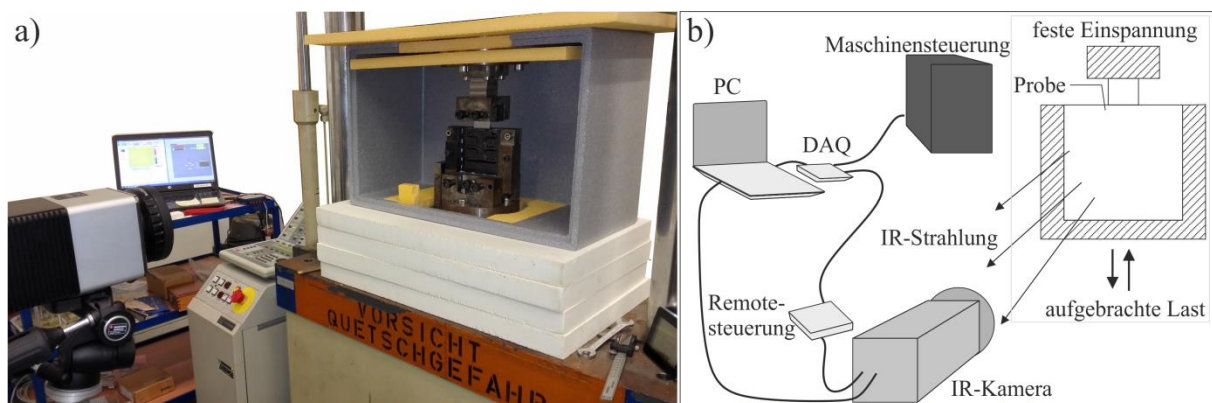


Abbildung 4.3 a) Versuchsaufbau der mechanischen Prüfung mit justierter IR-Kamera, b) schematische Darstellung des Geräteanschlusses

Die Thermographiekamera ist im Abstand von 0,7 m mittig vor der Probe positioniert und muss vor Beginn der Messung so justiert werden, dass die Fokusebene mit der Oberfläche des CFK-Laminats übereinstimmt. Bei einer geeigneten Justierung ist die Oberflächentopographie der Hybridprobe erkennbar. Zur Illustration ist ein exemplarisches Bild mit gut justierter Fokusebene in Abbildung 4.4 dargestellt. Der Messaufbau innerhalb des Styroporkastens und der gewählte Arbeitsabstand von 0,7 m genügen den beschriebenen Annahmen aus Gleichung 4.1-4.3 zur Vereinfachung der Fundamentalgleichung der IR-Thermographie.

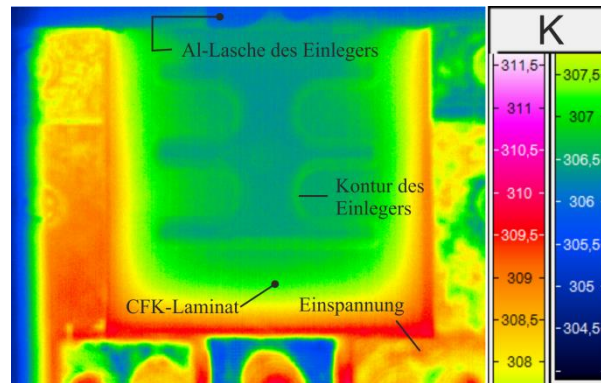


Abbildung 4.4 Thermographiebild bei guter Justierung der Fokusebene auf die Oberfläche des Hybridbauteils

In Anlehnung an die DIN EN ISO 527-4:1997 [111] laufen die quasi-statischen Zugversuche weggeregelt mit einer Verfahrensgeschwindigkeit von 2 mm/min (Maschinenweg/Zeit), was auch bei nicht-normgerechten Probengeometrien ein gängiger Standard in der Literatur ist (vgl. Kapitel 2.2.4 und 2.4).

Beim Start des Versuchs sendet der Signalgeber den Befehl zur Aufnahme an die Kamera, welche mit einer Aufnahmerate von 3 Bildern pro Sekunde (*englisch: frames per second, fps*) kontinuierlich die thermische Abstrahlung der Probe aufzeichnet.

#### Untersuchung der Schereigenschaften:

Neben den uni-axialen Zugversuchen werden zusätzlich quasi-statische Versuche zur Ermittlung der Schereigenschaften und der plastischen Scherdeformation durchgeführt. Hierzu werden CFK-Flachzugproben mit  $[\pm 45^\circ]_{2s}$ -Laminataufbau einer weggeregelten Dreiecksbelastung unterworfen (Abbildung 4.5).

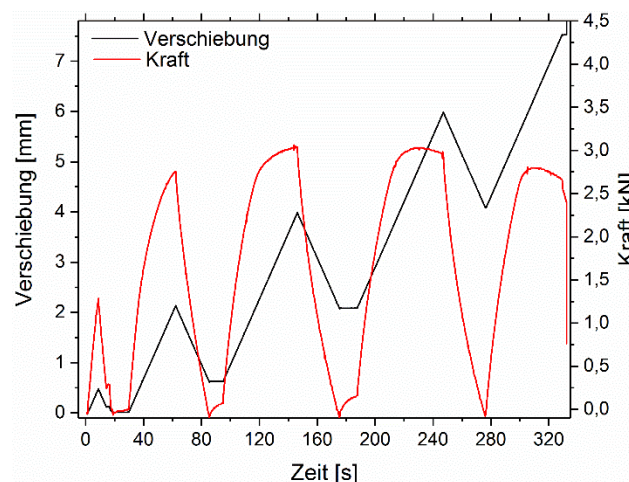


Abbildung 4.5 zeitlicher Verlauf von Verschiebung und zugehöriger Kraft bei Scherversuchen

Es werden schrittweise Verschiebungen von 0,5, 2, 3, 4 und 6 mm von der kraftfreien Position aus angefahren. Bei der Entlastung wird die Verschiebung mit der gleichen Verfahrensgeschwindigkeit

reduziert, bis die residuale Kraft 0 wird. Die kraftfreie Position ändert sich während des Versuchs aufgrund der plastischen Scherung der Proben, wie aus obiger Abbildung zu entnehmen ist.

Die Thermokamera wird bei diesen Versuchen durch eine optische Kamera ersetzt, welche zur Aufnahme der Deformation der CFK-Flachzugproben dient. Die aufgezeichneten Daten werden mit dem frei zugänglichen Programm GOM Correlate® zur digitalen Bildkorrelation hinsichtlich Hauptdehnungen in X- und Y-Richtung ausgewertet (siehe DIC, Kapitel 4.4).

## **4.6 Mechanische Prüfung und in situ Thermographie bei dynamischer Ermüdungsprüfung**

Die dynamische Prüfung erfolgt kraftgeregelt bei einem R-Verhältnis (Minimallast/Maximallast) von 0,1 (Zugschwellbelastung). Die weiteren Versuchsparameter werden in Vorversuchen bestimmt, da sich insbesondere die Lastamplitude und Prüffrequenz direkt in den Schädigungsmechanismen und letztlich in der Lebensdauer des Prüfobjekts manifestieren. So berichtet der Stand der Forschung beispielsweise über eine drastische Änderung der Lebensdauer und der damit einhergehenden Schädigungsmechanismen im Bereich von etwa 65 % zu ca. 75 % der Zugfestigkeit bzw. vom High-Cycle zum Short-Cycle Fatigue (vgl. z.B. [42, 98]). Außerdem birgt eine zu hohe Prüffrequenz die Gefahr der unzulässigen Eigenerwärmung, wodurch sich die mechanischen Eigenschaften des Materials ändern und die Kopplung von  $T$  und  $\alpha$  in 2.24 berücksichtigt werden muss.

Die Ergebnisse der jeweiligen Vorversuche sind in Kapitel 5.2 dargestellt. Der Übersichtlichkeit halber sei vorweggegriffen, dass die Hybridproben bei der Ermüdungsprüfung einer Sinusbelastung der Frequenz von 5 Hz, R-Verhältnis von 0,1 und der maximalen Last  $F_{\max}$  von 7,5 kN ausgesetzt werden ( $F_{\text{mittel}}=4,125$  kN,  $F_{\text{amplitude}}=3,375$  kN). Um die gewaltigen Datenmengen bei bis zu  $10^6$  Belastungszyklen sinnvoll auszuwerten, werden im Intervall  $1-10^3$  alle 5 Zyklen, zwischen  $10^3$  und  $10^5$  alle 50 Zyklen und oberhalb von  $10^5$  alle 500 Zyklen ausgewertet.

Derweil sieht die Programmierung des Signalgebers vor, zu bestimmten Belastungszyklen den Befehl zur Aufnahme an die Kamera zu senden. Bei jedem dieser Befehle nimmt die Kamera 18 Bilder mit 30 fps, also jeweils 6 Bilder über drei mechanische Belastungszyklen auf (vgl. Abbildung 4.6). Es resultieren also mehr als die mindestens erforderlichen 4 Bilder pro Zyklus für die Transformation in Lock-In Amplituden und Phasenbild (vgl. Kapitel 2.4.2, [85]). Diese Methode bietet zudem den Vorteil, dass weder ein Referenzbild noch eine Referenzmessung zur Bestimmung der thermographischen Kalibrierungsparameter notwendig sind [122].

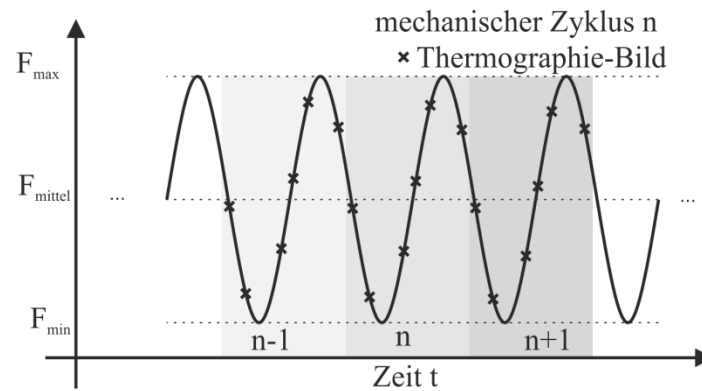


Abbildung 4.6 Aufnahmeschema der passiven Thermographie bei der Ermüdungsprüfung

Neben der Lock-In Transformation können die Werte der 18 Bilder gemittelt und daraus die mittlere Proben temperatur bestimmt werden. Dies hat insbesondere die Nivellierung des thermischen Rauschens, des thermoelastischen Effekts und des Phasenshifts relativ zur mechanischen Sinusanregung zur Folge. Letztlich gewährleistet dies die Ermittlung der mittleren Proben temperatur ohne Überlagerung störender Einflüsse. Außerdem kann damit die mittlere Temperatur sowie das Kartographieren des thermischen Signals (*englisch: thermography signal mapping*) bestimmt werden, ohne den Versuch vorübergehend in der Mittelposition  $F_{\text{mittel}}$  anzuhalten. Ferner muss beachtet werden, dass die Bestimmung der Absoluttemperatur nur eingeschränkt und unter Einbezug der Kalibrierungskoeffizienten möglich ist (siehe Gleichung 4.4 und 4.5). Eine Betrachtung von Temperaturdifferenzen (Bezug zur initialen Temperatur bei  $t=0$ ) scheint daher sinnvoller.

In jedem Fall spielen Umgebungseinflüsse bei Langzeitmessungen (Ermüdung) eine wesentliche Rolle. Die Wärmekonvektion, -strahlung und -leitung, beispielsweise an die umgebende Einspannungen, muss in quantitative Betrachtungen (vgl. Gleichung 2.24, [88, 97]) einfließen. Die genaue Berechnung der thermischen Verluste an die Umgebung ist in den Vorbetrachtungen (Kapitel 5.3) zu finden. In diese Betrachtungen fließen zusätzlich die Temperaturen der Umgebung, des Einspannblechs und der Al-Lasche ein. Die entsprechenden Messfenster sind in Abbildung 4.2 b) dargestellt.

Neben der Einstufenermüdung, also der Ermüdung bei einem konstanten Lastniveau, werden sogenannte Inkrementelle Laststufen Versuche (*englisch: incremental step load test*) durchgeführt. Dabei werden die Proben bei 5 Hz und einem Lastverhältnis  $R$  von 0,1, im Unterschied zu obiger Versuchsbeschreibung, jeweils für 50 000 Zyklen den maximalen Belastungen von 5,5 kN, 6,5 kN, 7,5 kN, 8,5 kN und 9,5 kN unterzogen.

## 5. Vorbetrachtungen

Im Hinblick auf die Auswertung der eigentlichen Versuchsergebnisse sind parasitäre Einflüsse wie systematische Fehler auszuschließen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit werden diese Vorversuche in diesem Kapitel zusammengefasst. Im Einzelnen werden die Maschinensteifigkeit bzw. Maschinendehnung, die frequenzabhängige Eigenerwärmung der Probe bzw. die Wahl der Frequenz für die Ermüdungsversuche, thermische Verluste an die Umgebung und die Spannungsverhältnisse im CFK-Laminat behandelt.

### 5.1 Betrachtung der Maschinensteifigkeit

Aufgrund der geometrischen Komplexität der Hybridproben unterscheiden sich die auftretenden Spannungen lokal voneinander, sodass die Messergebnisse der mechanischen Eigenschaften als Diagramm der Kraft und der Traversenverschiebung dargestellt werden. Die Verschiebung der Aktuatorposition, die sogenannte Traversenverschiebung (*englisch: cross-head displacement*), enthält folglich den Deformationsanteil der Maschine, welche sich aus der Maschinensteifigkeit ermitteln lässt.

Die Versuchsdurchführung unterscheidet sich von dem in Kapitel 4.5 beschriebenen darin, dass die Proben mit einem Speckle-Muster versehen sind und statt der Thermographiekamera wird die optische Kamera für die DIC vor der Probe justiert. Die aufgezeichneten Kameradaten werden mit dem GOM Correlate-Tool zur digitalen Bildkorrelation ausgewertet. Dabei wird die Verschiebung der Probe in Belastungsrichtung an mehreren Stellen mittels DIC bestimmt und gemittelt. Die Verschiebung des Aktuators, die Deformation der Probe und die Deformation der Maschine sind gemäß  $\Delta x_{\text{Aktuator}} = \Delta x_{\text{Probe}} + \Delta x_{\text{Maschine}}$  in Abbildung 5.1 gegenübergestellt. Demzufolge resultiert die Compliance (Kehrwert der Maschinensteifigkeit) zu:

$$C = \frac{\Delta x}{F} \quad (5.1)$$



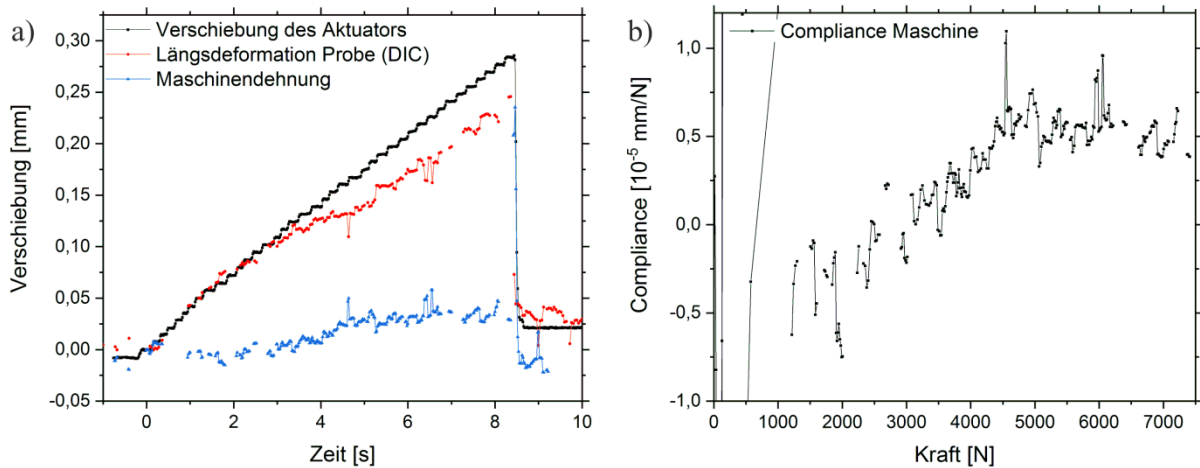


Abbildung 5.1 a) Vergleich der Verschiebungen von Aktuator, Probe und Maschine, b) Maschinencompliance als Funktion der Kraft

Zweierlei Probleme sind auf die Verwendung einer herkömmlichen Kamera und die Instabilität der Mustererkennung der DIC zurückzuführen. Einerseits kann die Mustererkennung nicht zu jedem Zeitpunkt die Probenverschiebung bestimmen und es fehlen vereinzelte Messpunkte. Andererseits schwanken die Werte zum Teil sehr stark. Infolgedessen treten bei der errechneten Maschinennachgiebigkeit (*englisch: compliance*) anfangs sehr hohe Schwankungen (Deformation und Kraft nahe 0) sowie negative Werte auf. Nach etwa 4,5 s (4500 N) stabilisiert sich der Wert der Compliance, was mit dem beobachtbaren Knick in der Verschiebungskurve der Probe einhergeht. Oberhalb davon ist die Compliance konstant und beträgt  $5,47 \cdot 10^{-6} \text{ mm/N}$ . Die weiteren Wiederholungsmessungen der Maschinencompliance sind im Anhang, in Abbildung 10.1 dargestellt. Der Mittelwert aus diesen Messungen beträgt  $8,98 \cdot 10^{-6} \text{ mm/N}$  (Standardabweichung:  $2,99 \cdot 10^{-6} \text{ mm/N}$ ).

Daraus errechnet sich beispielsweise bei einer anliegenden Kraft von 7500 N (vgl.  $F_{\max}$  Ermüdungsversuche) die Dehnung der Maschine zu 0,067 mm. Da bei den Zugversuchen große Deformationen realisiert werden, ist die Maschinendehnung nicht weiter tragisch. Im Gegensatz dazu sind die Deformationen zu Beginn der Ermüdungsversuche vergleichsweise klein und die reale dynamische Steifigkeit  $J_{\text{real}}$  weicht z.B. bei 30 kN/mm um 30 % von der gemessenen dynamischen Steifigkeit  $J_{\text{mess}}$  ab. Da die dynamische Steifigkeit hauptsächlich zur Indikation der Degradation der mechanischen Eigenschaften dient, wird eine Korrektur nur in manchen Fällen durchgeführt und als solche gekennzeichnet. Die korrigierte dynamische Steifigkeit berechnet sich wie folgt:

$$J_{\text{mess}} = \frac{\Delta F}{\Delta x - 8,9 \cdot 10^{-6} \cdot \Delta F}; \quad J_{\text{real}} = \frac{\Delta F}{\Delta x} = \frac{1}{\frac{1}{J_{\text{mess}}} - 8,9 \cdot 10^{-6}} \quad (5.2)$$

## 5.2 Wahl der Prüffrequenz für Dauerversuche

Hinsichtlich der Dauerversuche muss ein Kompromiss aus vertretbarem Zeitaufwand, überlagertem Versagen aus Schwingbeanspruchung und Kriechen sowie frequenzbedingter Eigenerwärmung der Probe gefunden werden.

Basierend auf klassischen Vereinfachungen (vgl. [99]) können auf der rechten Seite von Gleichung (2.24, vgl. [88]) für ausreichend kleine Temperaturänderungen ( $<10\text{ K}$ ) die thermo-mechanische Kopplung, also die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften, wie auch die Temperatur-Kopplungsterme von  $\alpha$  vernachlässigt werden. Auch über den Horizont der thermo-mechanischen Kopplung hinaus verhindert dies eine unerwünschte Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch eine unzulässige Temperaturerhöhung. Abbildung 5.2 zeigt die mittlere Proben temperatur eines CFK-Laminats bei den Prüffrequenzen von 2, 5 und 10 Hz. Der verwendete Messaufbau entspricht dem in Kapitel 4.6 beschriebenen.

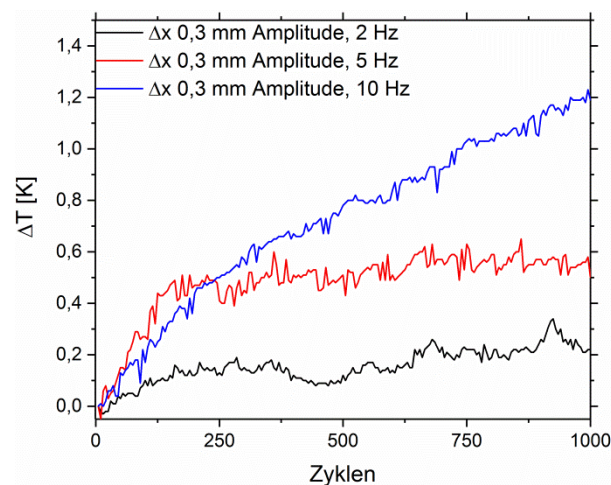


Abbildung 5.2 Untersuchung der Eigenerwärmung des CFK-Laminats bei den Prüffrequenzen 2, 5 und 10 Hz

Für die Ermüdungsversuche ist die maximale Prüffrequenz zu favorisieren, bei der sich die Eigenerwärmung der Probe auf einem niedrigen Niveau stabilisiert. Aus den obigen Ergebnissen ist ersichtlich, dass sich die Eigenerwärmung bei einer Belastung mit einer Frequenz von 5 Hz innerhalb eines bestimmten Zeitintervalls stabilisiert, wohingegen die mittlere Proben temperatur bei 10 Hz deutlich rapider ansteigt und sich nicht innerhalb von  $10^3$  Zyklen auf ein konstantes Niveau stabilisiert.

## 5.3 Bestimmung der thermischen Verluste

Für jedwede quantitative Betrachtung der thermischen Effekte stellt Gleichung (2.24) [88] eine Bilanz der zeitlichen Temperaturveränderung, der reversiblen und irreversiblen (dissipativen) kalorischen Effekte sowie dem Wärmetransfer an die Umgebung (Verlust und externe Heizleistung) auf. Die thermischen Verluste an die Umgebung müssen bei Langzeitmessungen berücksichtigt werden.

Die folgende Betrachtung dient zur Erfassung der thermischen Verluste, Wärmekonvektion und -strahlung über die Probenoberfläche sowie Wärmeleitung zwischen CFK und der unteren Einspannungen bzw. zwischen CFK via Al-lasche an die obere Einspannung. Die entsprechenden Grundgleichungen für den Wärmefluss sind in den Gleichungen 2.30-2.32 angegeben (vgl. Kapitel 2.4.4). Die beiden Koeffizienten für die Wärmeleitung an der Al-Lasche  $k_{Al}$  und für die Wärmeleitung an die untere Einspannung  $k_{Blech}$  sind unbekannt und müssen in zwei Messreihen bestimmt werden.

In der ersten Messreihe werden die Proben je mittels Heißluftpistole auf 70° C vorgeheizt und anschließend in der oberen Einspannung montiert. Der Temperaturverlauf respektive Abkühlraten von CFK-Komponente, Al-Lasche und Umgebung werden mittels IR-Kamera gemessen. Die entsprechenden Messbereiche sowie ein repräsentativer Temperaturverlauf sind in Abbildung 5.3 gezeigt.

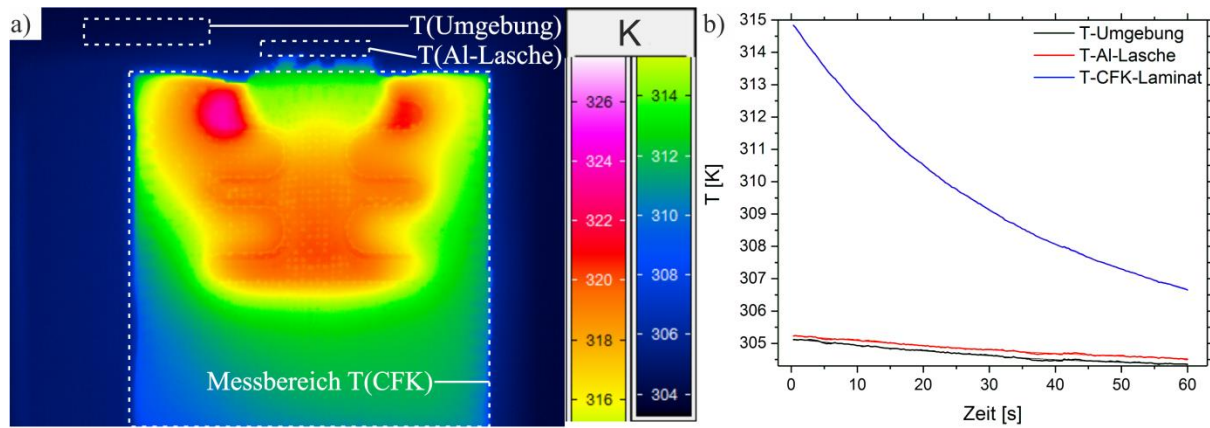


Abbildung 5.3 a) Bild der Thermokamera der oben eingespannten Hybridprobe mit hervorgehobenen Temperaturmessbereichen, b) zeitliche T-Entwicklung von Umgebung, Al-Lasche und CFK-Laminat

Die Gesamtbilanz für die zeitliche Ableitung der mittleren Probentemperatur der CFK-Komponente setzt sich aus der Wärmeleitung über die Al-Lasche, der Wärmekonvektion an die Laboratmosphäre und der Wärmestrahlung zwischen CFK-Laminat und Laboratmosphäre zusammen (die Wärmestrahlung der Al-Lasche wird vernachlässigt). Somit folgt der Wärmeleitkoeffizient  $\lambda_{CFK-Al}$  als einzige Unbekannte aus:

$$\rho C_{\varepsilon, \alpha} \dot{T} = - \left( h_{Luft} A_{CFK} (T_{CFK} - T_{Luft}) + \sigma d S (T_{CFK}^4 - T_{Luft}^4) + \frac{\lambda_{CFK-Al}}{x_{w, Al}} S_{Al} (T_{CFK} - T_{Al}) + h_{Luft} A_{Al} (T_{Al} - T_{Luft}) \right) \quad (5.5)$$

Aus der Probengeometrie leiten sich  $A_{CFK}$ : 14400 mm<sup>2</sup>,  $x_{w, Al}$ : 41 mm,  $S_{Al}$ : 160 mm<sup>2</sup> und  $A_{Al}$ : 3520 mm<sup>2</sup> ab und es resultiert  $\lambda_{CFK-Al} = 150,3 \pm 33,8 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ . Die Werte für  $\lambda_{CFK-Al}$  der drei Wiederholungsmessungen sind im Anhang (Abbildung 10.2) angefügt.

Im zweiten Anlauf wird der Verlauf der Probentemperatur wieder aufgezeichnet. Diesmal ist die Probe jedoch oben und unten eingespannt, sodass Wärmekonvektion, -strahlung, Wärmeleitung an der oberen und der unteren Einspannung auftreten. Abbildung 5.4 gibt die Messfenster der Temperaturmessungen und den Verlauf der mittleren Temperaturen wieder.

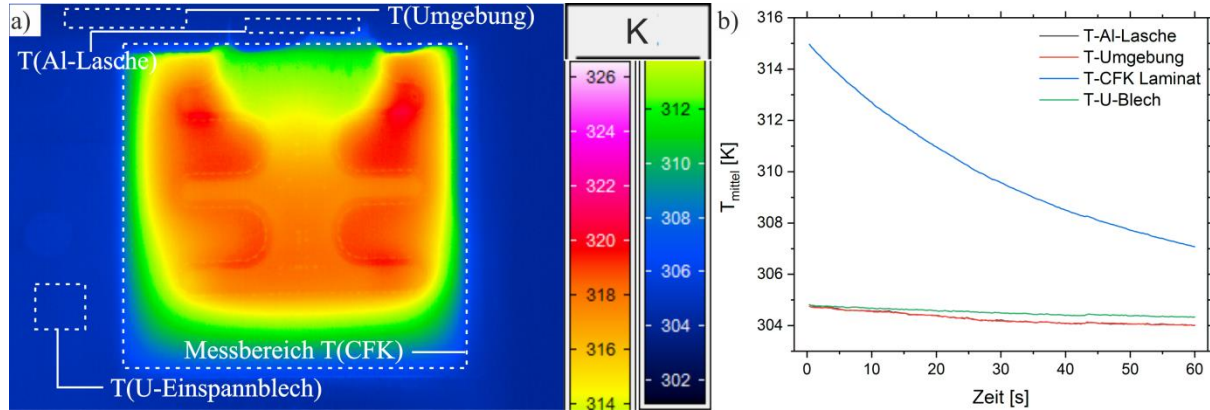


Abbildung 5.4 a) Bild der Thermokamera der oben eingespannten Hybridprobe mit hervorgehobenen Messbereichen, b) zeitlicher Verlauf der mittleren Temperaturen von Umgebung, Al-Lasche, CFK-Laminat und U-Einspannblech

Unter Einbezug aller Wärmeverluste lautet die Gesamtbilanz der zeitlichen Ableitung der mittleren Probentemperatur der CFK-Komponente mit oben berechnetem  $\lambda_{CFK-Al}$  und unbekanntem Wärmeleitkoeffizient  $\lambda_{CFK-Blech}$  (die Wärmestrahlung des U-Einspannblechs wird vernachlässigt):

$$\rho C_{\varepsilon, \alpha} \dot{T} = - \left( h_{Luft} A_{CFK} (T_{CFK} - T_{Luft}) + \sigma d S (T_{CFK}^4 - T_{Luft}^4) + \frac{\lambda_{CFK-Al}}{x_{w, Al}} S_{Al} (T_{CFK} - T_{Al}) + \frac{\lambda_{CFK-Blech}}{x_{w, Blech}} S_{Blech} (T_{CFK} - T_{Blech}) + h_{Luft} A_{Al} (T_{Al} - T_{Luft}) + h_{Luft} A_{Blech} (T_{Blech} - T_{Luft}) \right) \quad (5.6)$$

Aus der Probengeometrie leiten sich  $A_{CFK}$ : 9500 mm<sup>2</sup>,  $x_{w, Al}$ : 41 mm,  $S_{Al}$ : 160 mm<sup>2</sup>,  $A_{Al}$ : 3520 mm<sup>2</sup>,  $x_{w, Blech}$ : 16 mm,  $S_{Blech}$ : 9800 mm<sup>2</sup> und  $A_{Blech}$ : 21700 mm<sup>2</sup> ab und es resultiert  $\lambda_{CFK-Blech} = 1,19 \pm 0,11 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ . Der Verlauf von  $\lambda_{CFK-Blech}$  ist für die drei Versuche im Anhang (Abbildung 10.3) angefügt.

## 5.4 Spannungsverhältnisse im Laminat

Für das allgemeine Verständnis der späteren Versuchsergebnisse ist es hilfreich, die Spannungsverhältnisse in den einzelnen Laminatlagen zu betrachten. Hierzu wird die Berechnung mittels eines Matlab Skriptes herangezogen, dass im Rahmen der Arbeit zur Berechnung des mechanischen Verhaltens des Laminats auf Basis der klassischen Laminattheorie und des Modells

nach Ladeveze und Le Dantec [56] aufgebaut wurde. In diesem Modell sind die biaxialen Gewebelagen jeweils als zwei separate Laminatlagen mit senkrechter Faserorientierung implementiert.

Wenngleich das zugrundeliegende Berechnungsmodell nur rein elastisch rechnet und die klassische Laminattheorie einige Schwächen aufweist (vgl. Stand der Forschung, Kapitel 2.2.4), können damit die Spannungsverhältnisse der Laminatlagen abhängig von der Faserorientierung berechnet werden. Die Berechnungsergebnisse sind unten in der Abbildung dargestellt, wobei die extern aufgebrachte Belastung entlang der y-Achse (links unten) ansteigt. Die x-Achse (rechts) repräsentiert die acht Laminatlagen mit  $[0^\circ, 90^\circ, 45^\circ, -45^\circ]_s$  Faserorientierung.

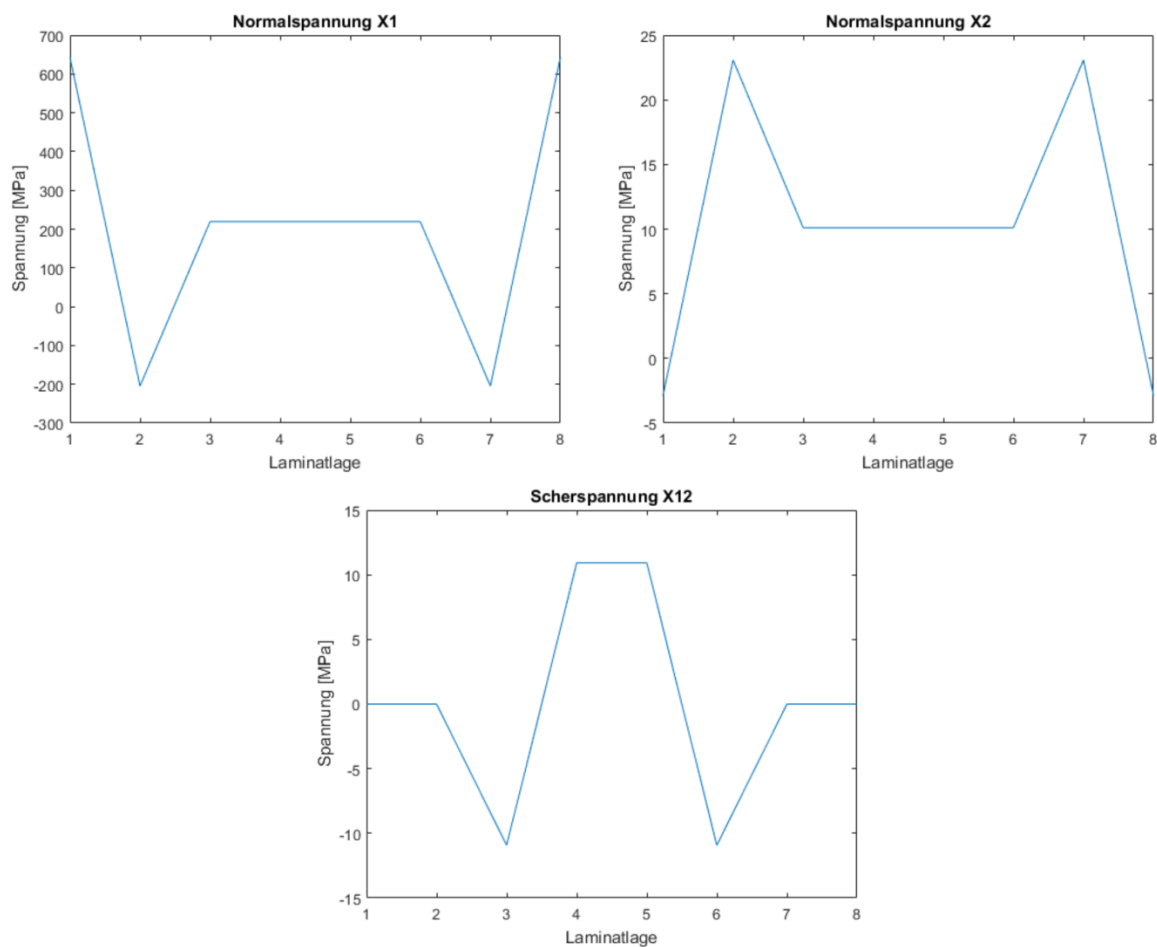


Abbildung 5.5 Berechnung der Hauptspannungen in lokalen Koordinatensystemen der einzelnen Laminatlagen mit den Orientierungen  $[0^\circ, 90^\circ, 45^\circ, -45^\circ]_s$ , rein elastisch nach klassischer Laminattheorie ohne Berücksichtigung der interlaminaren Grenzflächen

Aus den Berechnungen ist ersichtlich, dass die Spannung in Faserrichtung (X1-Richtung) in den  $0^\circ$ -Lagen am höchsten ist. Im Allgemeinen ist dies in den Laminatlagen der Fall, in denen die Faserorientierung der Belastungsrichtung entspricht. Senkrecht zur Belastungsrichtung (X2-Richtung) ist die Spannung in den  $90^\circ$ -Lagen bzw. die Scherspannung in den  $45^\circ$  Lagen maximal.

## 6. Versuchsergebnisse

Die im Folgenden diskutierten Versuchsergebnisse basieren auf der in situ Anwendung bestimmter Methoden der passiven Thermographie. Somit kann die durch eine mechanische Belastung erzeugte Schädigung bzw. die damit einhergehende Temperaturänderung direkt während ihrer Entstehung mittels IR-Kamera lokalisiert und ermittelt werden. Im Laufe der durchgeführten Messreihen haben sich für die vormals beschriebenen Belastungsfälle (vgl. Kapitel 4.5 ff.) bestimmte Methoden der Datenaufnahme und Auswertung als besonders geeignet erwiesen. Diese werden zunächst kurz erläutert (Kapitel 6.1).

In Anlehnung an die beschriebene Herangehensweisen (Kapitel 1.2) sind die Versuchsergebnisse sinngemäß in Untersuchungen am CFK-Laminat und Untersuchungen an den Al-CFK Hybriden unterteilt. Hintergrund dessen ist, wie weiter oben erwähnt, dass Spannungen und Dehnungen in den Hybridproben aufgrund der zusätzlichen Einflussfaktoren wie der Geometrie und der eingebrachten Grenzflächen nicht exakt beschreibbar sind. Daher verfolgt die Untersuchung des CFK-Laminats das Ziel dieses bezüglich Risswachstum und Schädigungsmechanismen zu charakterisieren und anschließend durch Rückschlüsse zur Interpretation der Ergebnisse am Al-CFK Hybrid beizutragen. In gleicher Weise wird bezüglich der Fehlereinflüsse verfahren. Diese werden zuerst anhand des CFK-Laminats und anschließend am Hybridverbund untersucht.

Somit sollen zunächst die Untersuchungen an CFK einen Einblick in das Schädigungsverhalten des verwendeten CFK-Laminats unter möglichst einfacher Geometrie, annähernd homogener Spannungsverteilung und reiner Zugbelastung geben. Der anschließende Vergleich zwischen CFK-Laminat und Al-CFK Hybrid soll zeigen, in wie weit die für CFK geltenden Schädigungsprozesse auf den Hybridverbund übertragbar sind und dementsprechend die Beschreibung der Schädigungsentwicklung des Hybrids vereinfachen.

### 6.1 Passive Thermographie zur in situ Schädigungscharakterisierung

Grundsätzlich sind die Thermographiebilder in dieser Arbeit nach ihrer Auswertung in zwei verschiedene Kontrastarten zu unterscheiden: die gemessene Probentemperatur und die Transformation des thermischen Signals in Amplituden- und Phasenbilder (Lock-In Transformation). Da bei quasi-statischen Versuchen die mechanische Anregung nicht zyklisch erfolgt, kommt eine Transformation in Lock-In Amplitude und Phase nicht in Frage. Dennoch kann der Bildkontrast durch Bezug auf das anfängliche Temperaturbild gemäß  $\Delta T = T_i(x,y) - T_0(x,y)$  enorm erhöht werden (siehe Abbildung 6.1). Ferner drückt das resultierende Differenzbild nunmehr in jedem Pixel (x,y) die



tatsächliche Temperaturerhöhung bzw. -verringerung relativ zum Anfangszustand aus. Die Bildung des Differenzbildes ist besonders vorteilhaft bei spontan auftretendem Rissfortschritt (spontane T-Veränderung), da innerhalb eines begrenzten Zeitintervalls und eines bestimmten Bereichs lokal große Temperaturveränderungen auftreten. Diese werden durch Subtraktion des anfänglichen Temperaturbildes erheblich besser kontrastiert (vgl. Abbildung 6.1).

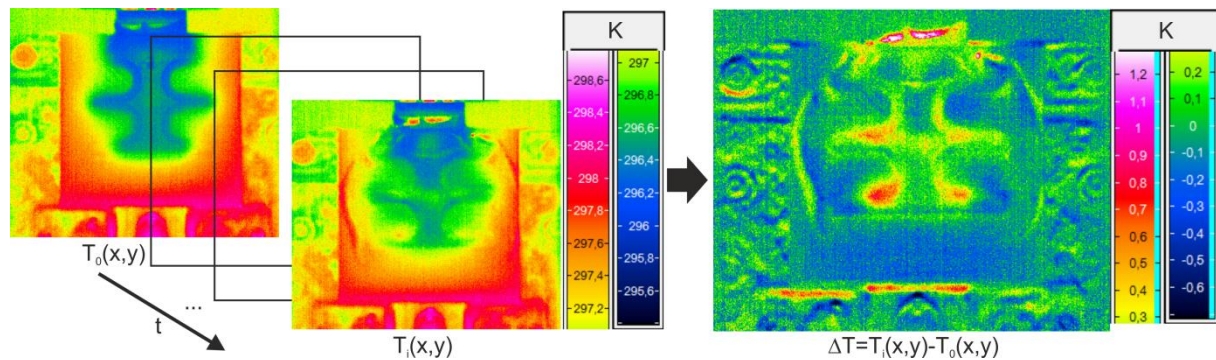


Abbildung 6.1 verbesserter Bildkontrast durch Erstellung des Differenzbildes  $\Delta T$

Bei Ermüdungsversuchen im High-Cycle Regime stellt sich dies anders dar, da sich Temperaturänderungen über größere Zeiträume erstrecken. Folglich erschwert die Wärmediffusion die Lokalisierung der ursächlichen Schädigung. Ferner fließt in das  $\Delta T$ -Mapping die integrale Änderung über den gesamten Messzeitraum, sodass eine Temperaturänderung durch eine Neuschädigung gegenüber der integralen Änderung des vorangegangenen Messzeitraums kaum ins Gewicht fällt.

Daher hat es sich für die zugschwellenden Ermüdungsversuche als effektiver erwiesen den durch mechanische Belastung modulierten veränderlichen Teil der thermischen Information über sehr kurze Messintervalle auszuwerten (siehe Gleichung (2.26), [89]). Der besondere Vorteil dieser Auswertemethode liegt in der physikalischen Bedeutung der Lock-in Amplitude. Sie quantifiziert im Grunde die Amplitude und Phasenverschiebung der thermischen Reaktion des Materials auf eine extern aufgebrachte mechanische Belastung, beispielsweise eine Sinusschwingung mit Modulationsfrequenz  $f$ . Da das thermische Signal wiederum das Resultat thermoelastischer und dissipativer Prozesse ist, sind jene Pixel mit höherer Amplitude kontrastiert, wo im korrespondierenden Materialvolumen während des Messintervalls  $i - \tau$  bis  $i + \tau$  ( $\tau \ll i$ ) stärkere mechanische und dissipative Prozesse ablaufen. Demnach kann mittels dieser Methode quantitativ bestimmt werden an welcher Stelle zu welchem Zeitpunkt  $i$  ein Schädigungsprozess (hohe Amplitude wegen E-Dissipation) im Gange ist und ob dieser in einem späteren Messintervall beendet ist.

Natürlich ist dabei auch vorteilhaft, dass die Lock-in Transformation auf sehr wenig Messinformation (hier nur 18 Thermographiebilder) anwendbar ist. Dementsprechend berechnet die T-Transformation die Amplituden- und Phasenwerte nur aus den Messinformationen des Messintervalls  $\tau$ , statt aus der Versuchsdauer  $i$ . Das heißt, es fallen die Pixel relativ mehr ins Gewicht, die zum Beobachtungszeitpunkt auf Schädigungsprozesse deuten. Das Zustandekommen des Lock-In

Amplitudenkontrasts ist anhand der in zwei Pixeln gemessenen thermischen Modulation mit hoher und niedriger Amplitude in Abbildung 6.2 illustriert.

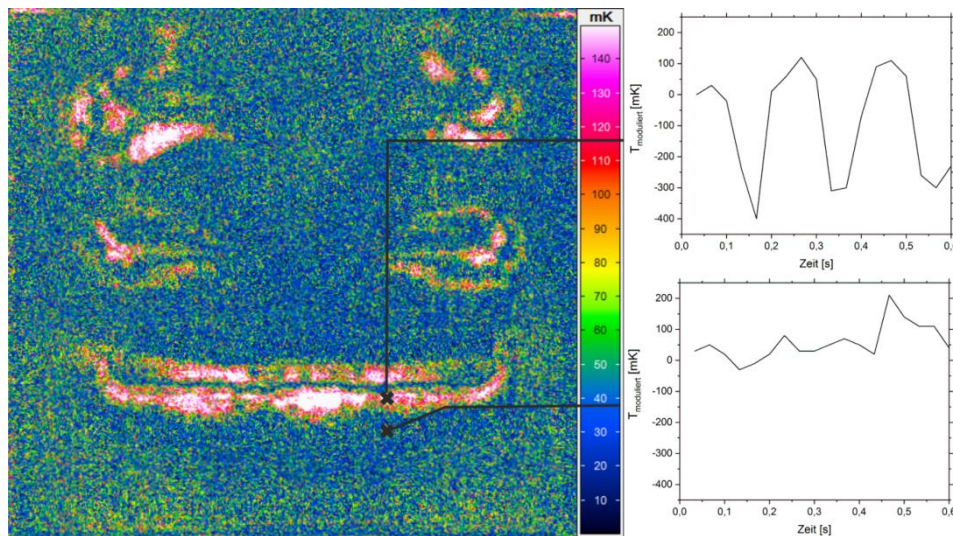


Abbildung 6.2 links: Lock-In Amplitudenbild, rechts: Vergleich zweier Punkte mit hoher bzw. niedriger modulierter Amplitude

Letztlich unterstützt die verwendete Software die Bestimmung geometrischer Abmessungen mittels eines Maßstabs (1 Pixel=X mm). Dieser kann beispielsweise durch die bekannten Abstände der Einspannung bzw. der Klemmbleche definiert werden. Um den Fehler des definierten Maßstabs zu reduzieren, wird der Maßstab in dieser Arbeit an zwei Messstellen der Einspannungsbreite (je 100 mm) und einer Messstelle der Probenlänge (95 mm) angepasst.

Auf Basis des Maßstabs ist es möglich Bereiche mit hoher Temperaturamplitude abzumessen. Da die Software jedoch nur einfache geometrische Muster unterstützt, werden die Prozess- und Schädigungszonen durch Kreise und Ellipsen approximiert.

## 6.2 Ergebnisse am CFK-Laminat

Wie in Kapitel 2.2 des Stands der Forschung erläutert, sind sowohl das mechanische Verhalten als auch die Schädigungsmechanismen bei CFK typischerweise abhängig von Richtung, Geschwindigkeit und Dauer der Belastung. Die im Folgenden dargelegten Ergebnisse stellen sowohl das Verhalten unter quasi-statischer als auch unter ermüdender Zugbelastung dar.

### 6.2.1 Schädigungsverhalten unter quasi-statischer Belastung

Da bei dem später behandelten Hybridverbund Belastungen in Laminebene und aus der Laminebene heraus auftreten können, werden in diesem Abschnitt das mechanische Verhalten und die Schädigungsentwicklung in Laminatrichtung sowie senkrecht zur Laminebene (Mode I) betrachtet.



Der erste relevante Lastfall ist eine Zugbelastung senkrecht zur Laminebene, die sogenannte Mode-I Belastung, welche zu Delaminationen zwischen den Laminatlagen führt. Die kritische Energiefreisetzungsrate ( $G_{IC}$ ) beschreibt ab welcher auftretenden Energiefreisetzungsrate das Delaminationswachstum zwischen zwei Laminatlagen einsetzt. Diese Größe wird für das verwendete CFK-Laminat in Anlehnung an die DIN EN 6033 [33] bestimmt. Ein repräsentatives Kraft-Verschiebungs-Diagramm ist in Abbildung 6.3 a) bzw. die aus den Rissfortschritten resultierenden  $G_{IC}$ -Werte sind in Abbildung 6.3 b) aufgetragen. Die Reproduzierbarkeit der Resultate kann im Anhang (Abbildung 10.4 ff.) eingesehen werden. Die  $G_{IC}$  Versuche wurden vom Institut für Angewandte Materialien am KIT, Karlsruhe durchgeführt.

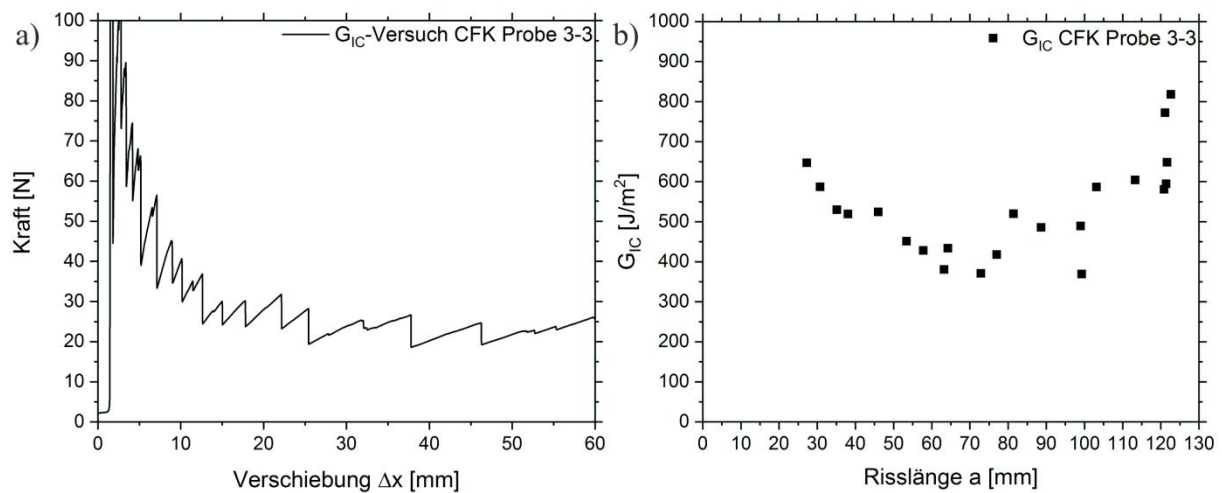


Abbildung 6.3 a) Kraft-Verschiebungs-Diagramm eines  $G_{IC}$ -Versuchs am  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -Laminat, b) kritische Energiefreisetzungsrate  $G_{IC}$ , ausgewertet in Punkten der Rissverlängerung in a)

Die weitere Auswertung liefert die kritische Energiefreisetzungsrate (Abbildung 6.3 b)) auf Basis der Compliance-Beam-Theorie 2 (vgl. Kapitel 2.2.4, [64]):

$$G_{IC} = \frac{P^2}{2b} \frac{dC}{da} \quad ; \quad C = \frac{\Delta x}{P} \quad ; \quad C = \frac{2a^3}{3EI} \quad (6.1)$$

Hieraus gehen ein  $G_{IC}$  von  $486 \text{ J/m}^2$  ( $\pm 84 \text{ J/m}^2$ ) und die Energiefreisetzungsrate des Rissstopps  $G_{\text{arrest}}$  von  $341 \text{ J/m}^2$  ( $\pm 74 \text{ J/m}^2$ ) hervor. Hierbei sind  $P$ : aufgeprägte Last,  $C$ : Compliance,  $a$  Risslänge,  $b$ : Breite der Probe,  $\Delta x$ : Verschiebung,  $E$ : E-Modul,  $I$ : das Flächenträgheitsmoment. Die vom Institut für Angewandte Materialien am KIT angefertigte Auswertung mittels der sogenannten Flächenmethode ([123]) liefert eine kritische Energiefreisetzungsrate von  $609 \text{ J/m}^2$  ( $\pm 97 \text{ J/m}^2$ ). Dementsprechend werden die beiden Werte als oberer und unterer Grenzwert interpretiert.

Der zweite relevante Lastfall ist der uni-axiale Zugversuch. Hierbei liegen die externen Belastungen ausschließlich in der Laminebene des CFK in Richtung der  $0^\circ$ -Fasern vor. Für diesen Belastungsfall zeigt Abbildung 6.4 das Spannungs-Dehnungs-Diagramm einer exemplarischen CFK-Flachzugprobe mitsamt zugehörigem  $\Delta T$ -Bild zum Zeitpunkt des Versagens. Die Reproduzierbarkeit der quasi-statischen Zugversuche kann in Abbildung 10.6 gefunden werden.

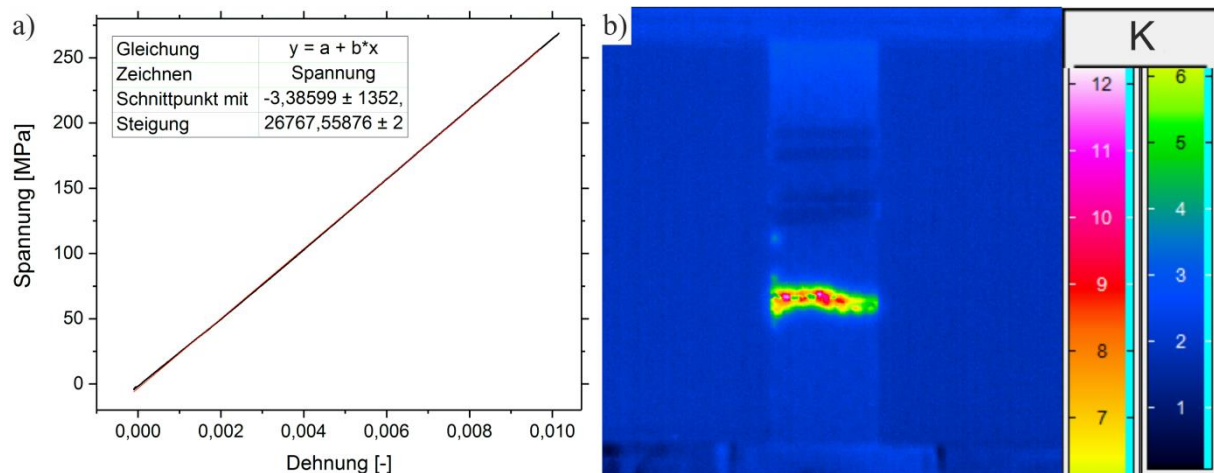


Abbildung 6.4 a) Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines quasi-statischen Zugversuchs an CFK, b)  $\Delta T$ -Bild zum Zeitpunkt des Versagens

Anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms ist das linear-elastische Verhalten des CFK-Laminats zu beobachten. Der gemessene E-Modul von 26,76 GPa stimmt relativ gut mit dem berechneten Wert von 29,34 GPa überein. Die Berechnung wurde mittels des erwähnten MatLab Skripts durchgeführt. Es basiert auf der klassischen Laminattheorie und dem Schädigungsmodell nach Ladeveze und Le Dantec [56]. Als Eingangsgrößen dienen die Materialeigenschaften aus den Datenblättern [109, 110] mit 30 vol-% Faservolumengehalt.

Beim Überschreiten von 268 MPa bzw. 1,01 % Dehnung versagt die Probe linear-elastisch und spröde. Das dargestellte  $\Delta T$ -Bild entspricht dem Zeitpunkt des Versagens. Darin ist der Riss über die gesamte Probenbreite in rot-grünem Kontrast zu erkennen. Zusätzlich tritt am linken Rand des Risses das thermische Rauschen des Hintergrundes (blau) inmitten der Hauptrisszone (rot) hervor. Dies lässt darauf schließen, dass sich der Riss über die gesamte Probendicke erstreckt. Ferner deutet das thermische Bild auf die bevorzugte Risspropagation senkrecht zur Belastungsrichtung hin, was mit dem Stand der Forschung übereinstimmt. Das von diversen Arbeiten geschilderte Mikrorisswachstum senkrecht zur Belastungsrichtung und das transversale Risswachstum an freien Rändern (vgl. Kapitel 2.2.2 [36, 37, 46]) gibt das Thermographiebild nicht wieder.

Ergänzend zur Thermographie wird die Schädigungsmorphologie im optischen Lichtmikroskop betrachtet (Abbildung 6.5), um einen besseren Einblick in die auf Lagenebene ablaufenden Schädigungsvorgänge zu erhalten.

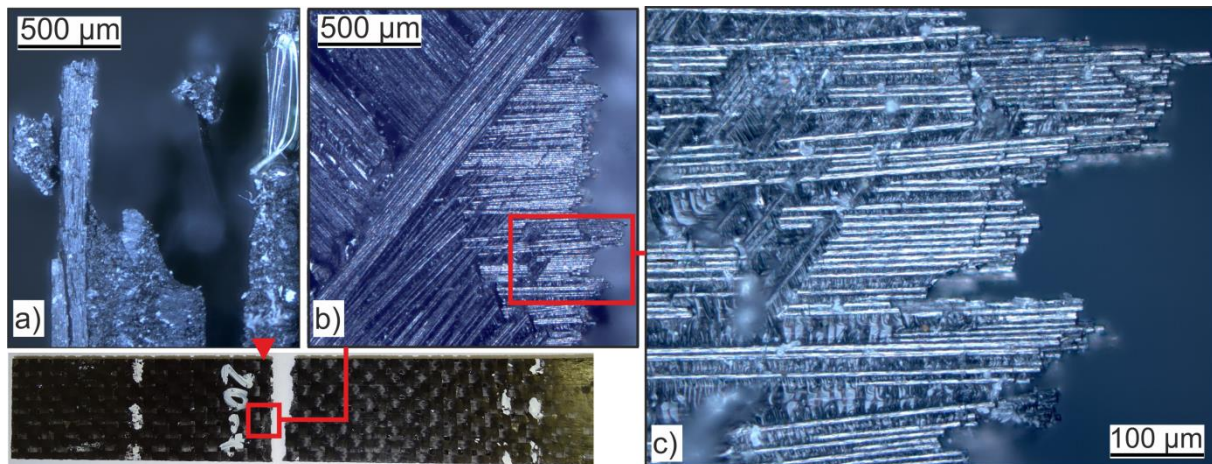


Abbildung 6.5 optische Lichtmikroskopie einer im Zugversuch zerstörten CFK-Flachzugprobe (CFK20-7): a) Dunkelfeld Seitenansicht 50x Vergrößerung, b) Hellfeld Draufsicht 50x Vergrößerung, c) Hellfeld Draufsicht 200x Vergrößerung

Aus den Mikroskopieaufnahmen geht hervor, dass der Riss translaminar durch alle Lagen des Laminats läuft. Ferner zeigen sich abhängig von der Orientierung der C-Fasern verschiedene Rissmechanismen. So ist in der Seitenansicht (Abbildung 6.5 a) das Ablösen der einzelnen Laminatlagen voneinander sichtbar. Links unten im Bild ist sogar die Rissbildung im Schussfaden zu erkennen. Die Draufsicht (Abbildung 6.5 b, c) gibt hingegen einen Überblick über die Bruchmorphologie innerhalb der verschiedenen Lagen, insbesondere der Faserbündel in  $\pm 45^\circ$ - und  $0^\circ$ . Die  $90^\circ$  Faserbündel sind hier nicht zu erkennen. Entlang der  $0^\circ$  Faserbündel ist eine grobe Risslinie (b) zu erahnen, entlang welcher der genaue Ort des Faserbruchs von Faser zu Faser variiert (c). Im Gegensatz dazu sind teilweise große Abscherungen der  $45^\circ$  Faserbündel sichtbar, wie z.B. in b) von links unten nach rechts oben. Dieses an einen Pinsel erinnerndes Erscheinungsbild weist laut [45] auf die vermehrte Ablösung der Faser-Matrix Interphase wegen stark streuender Interphaseneigenschaften hin. Zusätzlich sind in der höheren Vergrößerung (c) links oben) sogenannte River-Muster zu erkennen, die durch plastische Scherung und Schädigung der Matrix durch Scherung entstehen. Schlussendlich liegen die  $0^\circ$  Fasern in (c) nahe der interlaminaren Grenzfläche zur  $45^\circ$  Lage. Dort sind die Faseroberflächen der  $0^\circ$  Fasern extrem deutlich zu erkennen, was ebenfalls auf die Faser-Matrix-Ablösung zwischen den einzelnen Lagen hindeutet.

Die gezeigten Ergebnisse decken sich soweit mit dem diskutierten Stand der Forschung, wonach sich das mechanische Verhalten und die Schädigung des Laminats aus den Charakteristika der einzelnen Laminatlagen zusammensetzen. Insbesondere verdeutlichen die Mikroskopieaufnahmen, dass sowohl das nahezu ideal linear-elastische Verhalten in Faserrichtung ( $0^\circ$ ) als auch das viskoelastisch, plastische Verhalten außerhalb der Faserrichtung ( $45^\circ$ ) das Gesamtverhalten des Laminats prägt. Es sei daran erinnert, dass Ersteres die Steifigkeit und Festigkeit des Laminats und Letzteres zeitabhängige und irreversible Prozesse wie Schädigungsprozesse dominiert. Beispielsweise tritt die Matrixscherung vorwiegend in den  $45^\circ$  Lagen auf und ist nach Harris ausschlaggebend für die intralaminare Schädigung [21].

Hierzu bieten Hochard und Ladeveze (vgl. Gleichungen 2.7-2.16, [60]) einen kontinuumsmechanischen Ansatz zur Beschreibung der grundlegenden, lagenspezifischen Schädigung auf Basis von Spannung und Dehnung. Ausgehend von der elastischen Verzerrungsenergie in den einzelnen Lagen beschreiben sie die intralaminare Schädigung im Sinne von Matrixrissen, Faser-Matrix-Ablösung und plastischer Deformation. Da diese Schädigungsmechanismen und das Brechen der  $0^\circ$  Fasern in der optischen Lichtmikroskopie wiederzufinden sind, gilt es in Anlehnung an das in Kapitel 2.2.4 beschriebene Modell, die  $0/90^\circ$  und die  $\pm 45^\circ$  Lagen getrennt voneinander zu charakterisieren.

Die entsprechenden Spannungs-Dehnungs-Diagramme des Zug- ( $[0/90^\circ]_{2s}$ ) bzw. des Scherversuchs ( $[\pm 45^\circ]_{2s}$ ) sind in Abbildung 6.6 und Abbildung 6.8 dargestellt.

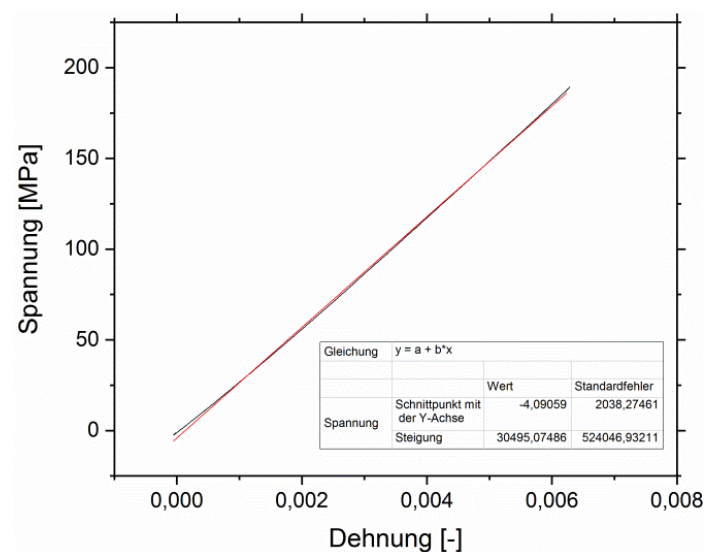


Abbildung 6.6 Spannungs-Dehnungs-Diagramm des quasi-statischen Zugversuchs am  $[0/90^\circ]_{2s}$ -Laminat

Auch das  $[0/90^\circ]_{2s}$ -Laminat zeigt ein linear-elastisches Verhalten. Der E-Modul liegt mit 30,5 GPa etwas höher als der des  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -Laminats, wohingegen die Bruchdehnung auf 0,8 % abgenommen hat. Darüber hinaus sind den Mikroskopieaufnahmen (Abbildung 6.7) weitere Ähnlichkeiten bezüglich der Bruchmorphologie zu entnehmen. Die Bilder zeigen entlang des  $90^\circ$  Faserbündels eine klar erkennbare Bruchkante sowie ungleichmäßig gebrochene Fasern in der  $0^\circ$  Richtung. Sinngemäß treffen die gleichen Erläuterungen zur Bruchmorphologie zu, wie bereits oben erläutert.



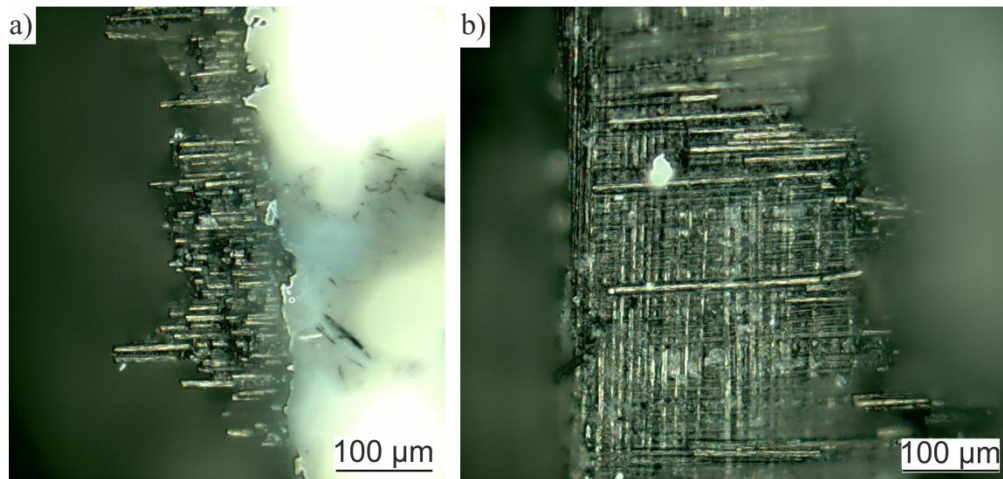


Abbildung 6.7 optische Lichtmikroskopie einer  $[0/90^\circ]_{2s}$  CFK-Flachzugprobe (CFK 0-4) im Hellfeldkontrast mit 200x Vergrößerung: a)  $0^\circ$  Lage und b)  $0^\circ$  und  $90^\circ$  Lage

Die Versuche zum Scherverhalten unter  $\pm 45^\circ$  werden in Anlehnung an [56] wegeregelt mit einer zyklischen Dreiecksbelastung mit wachsendem Maximum (s. Kapitel 4.5) durchgeführt. Die jeweils auftretenden Hysteresen können hinsichtlich viskoelastischer und plastischer Deformation ausgewertet werden. Abbildung 6.8 stellt ein repräsentatives Spannungs-Dehnungs-Diagramm und ein entsprechendes Schema mit den relevanten Größen der plastischen Dehnung  $\varepsilon^p$ , der elastischen Dehnung  $\varepsilon^e$ , des Sekantenmoduls  $E_i$ , dar.

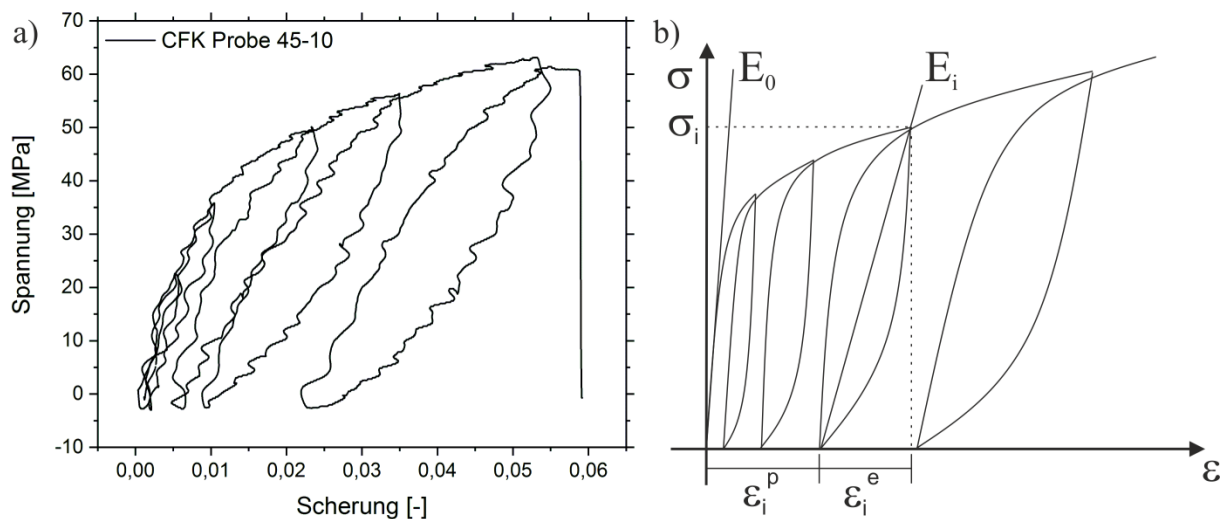


Abbildung 6.8 a) Scherspannungs-Scherdehnungs-Diagramm eines zyklischen Zugversuchs des  $[\pm 45^\circ]_{2s}$ -Laminats, b) schematische Darstellung der ausgewerteten Größen je Zyklus  $i$ , nach [56]

Anhand der zyklischen Scherversuche erfolgt die Analyse der mit fortschreitender Belastung ansteigenden plastischen Scherung  $\varepsilon_{12}^p$  (Schnittpunkte mit der x-Achse). Über den Horizont des ursprünglichen Modells hinaus können die viskoelastischen Eigenschaften der Matrix aus den Hysteresen gewonnen und in die Untersuchungen miteinbezogen werden.

Ferner stellt die Schnittlinie durch die Scheitelpunkte der Hystereskurven einen mittleren E-Modul oder Sekantenmodul (bzw. hier Schubmodul  $G_{12}$ ) dar, dessen Entwicklung durch einen skalaren Schädigungsparameter  $d$ , mit  $G_{12}^i = G_{12}^0(1 - d)$ , ausgedrückt werden kann. Das Auftragen dieses Schädigungswerts  $d$  als Funktion der Energiefreisetzungsrate  $Y$  liefert die Referenzkurve der Scherschädigung. Es gilt [56]:

$$\varepsilon_{12}^e = \frac{\sigma_{12}}{2G_{12}^0(1-d)} \quad ; \quad Y = \frac{\sigma_{12}}{(1-d)\sqrt{2G_{12}^0}} \quad (6.2)$$

mit:  $\varepsilon_{12}^e$ : reversible Scherdeformation,  $\sigma_{12}$ : Schubspannung,  $G_{12}^0$ : Schubmodul des unbeschädigten Laminats.

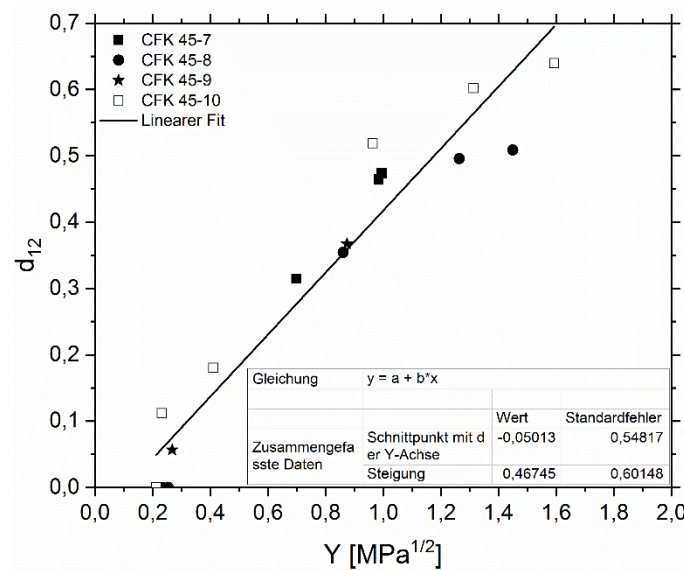


Abbildung 6.9 Auftragung und linearer Fit des skalaren Schädigungsparameters für die Scherung  $d_{12}$  als Funktion der Energiefreisetzungsrate  $Y$

Zusätzlich führt die Auswertung des plastischen Anteils der Scherung  $\varepsilon_i^p$  unter Verwendung folgender Gleichungen zu der Plastizitäts-Referenzkurve:

$$p = \int_0^{\varepsilon_{12}^p} 2(1-d)d\varepsilon \quad ; \quad R + R_0 = \frac{\sigma_{12}}{(1-d)} \quad ; \quad d = \frac{\langle Y - Y_0 \rangle}{Y_c} \quad (6.3)$$

$$\dot{p} = \frac{\tilde{\sigma}_{12}\dot{\sigma}_{12} + a^2\tilde{\sigma}_{22}\dot{\sigma}_{22}}{(R + R_0)\frac{\partial R}{\partial p}} \quad ; \quad \tilde{\varepsilon}_{22}^p = a^2 \frac{\tilde{\sigma}_{22}}{R + R_0} \dot{p} \quad ; \quad \tilde{\varepsilon}_{12}^p = \frac{\tilde{\sigma}_{12}}{2(R + R_0)} \dot{p} \quad (6.4)$$

hierbei sind  $Y_0$ : Schwellwert der einsetzenden Schädigung,  $Y_c$ : Energiefreisetzungsrate zur vollständigen Schädigung  $d=1$ ,  $\dot{\chi}$ : die zeitliche Ableitung der jeweiligen Größe,  $R+R_0$ : Schwellwert der Elastizitätsgrenze,  $p$ : Plastizität,  $a$ : materialspezifischer Wichtungskoeffizient bzw. alle weiteren Größen wie vorher definiert.

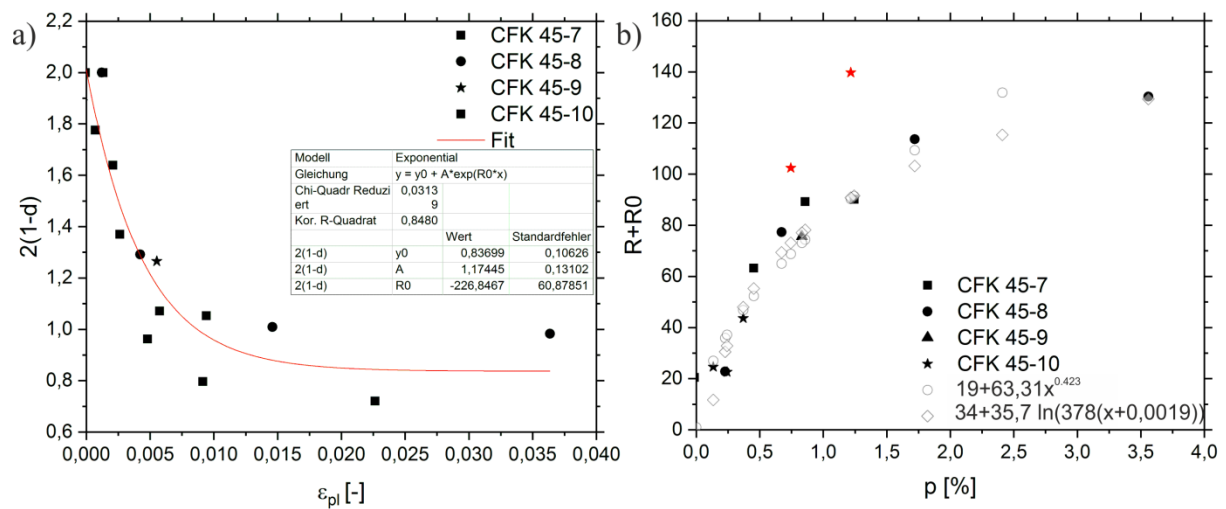


Abbildung 6.10 a) experimentelle Ergebnisse und exponentieller Fit der Schädigung als Funktion der plastischen Dehnung  $\epsilon_{pl}$ , b) Plastizitäts-Referenzkurve: Schwellwert der Fließspannung  $R+R_0$  als Funktion der Plastizität  $p$

Letztlich führt die Analyse der zyklischen Scherversuche zu Parametern, welche nach dem Modell von Ladeveze und Le Dantec [56] die elementare Schädigung in der Laminatenebene beschreiben. Diese können wie folgt zusammengefasst werden:

$Y'_0 = 0,10724$	$Y'_c = 2,13927$	$Y_0 = 0,10724$	$Y_c = 2,13927$
$a=1,2$	$b=0,05757$	$R=34$	$R_0 = 35,7 \cdot \ln(3,78 \cdot (p \cdot 10^2 + 0,19))$

mit  $Y'_0, Y'_c$ : Schwellwert und Maximalwert der Matrixschädigung,  $Y_0, Y_c$ : Schwellwert und Maximalwert der Faser-Matrix Ablösung.

Ein großes Defizit des Modells ist allerdings aufzuführen: Es nimmt keinen Bezug zur Viskoelastizität und kann daher die mechanische Hysterese simulativ nicht wiedergeben. Die Viskoelastizität kann jedoch für die späteren Untersuchungen der Ermüdung von großer Bedeutung sein, da sie erheblich zur Temperaturänderung und nicht zuletzt zur zeitabhängigen Veränderung der mechanischen Eigenschaften der Proben beitragen kann.

Um dem entgegenzusteuern wird der viskoelastische Modul durch Anfitzen der Hysteresekurve mit der Funktion  $\sigma(t) = a_0 \cdot \varepsilon(t) + \int_0^{t-t_0} (a_i \cdot \exp(-(t-\tau)/t_i)) \dot{\varepsilon} d\tau$  ([124]) bestimmt (Abbildung 10.8). Als Fit-Intervall bietet sich der steigende Arm der Hysterese bis zum Schnittpunkt mit dem vorangegangenen Zyklus an, da hier bekanntermaßen keine Neuschädigung eintritt.

Die Berechnung mittels des geschriebenen MatLab Skripts bezieht die elementare Schädigung der Laminatlagen nach [56], den viskoelastischen Modul  $E(t) = E_0 + E_1 \exp(-\frac{t}{t_1})$  [124] und die Dehnungsgeschwindigkeit  $\dot{\varepsilon}$  von 0,2 mm/min in die Berechnung des Laminatverhaltens ein. Das Grundgerüst stellt die klassische Laminattheorie dar. Eine Gegenüberstellung der experimentellen Ergebnisse und der Simulationen ist Abbildung 6.11 zu entnehmen.

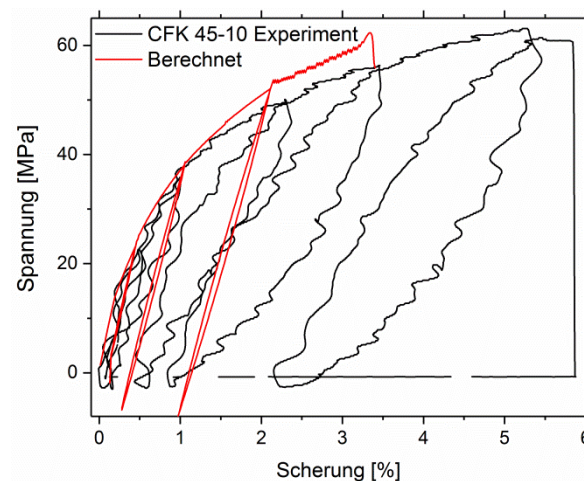


Abbildung 6.11 Vergleich des experimentellen und des berechneten Spannungs-Diagramms für Scherung des  $[45^\circ]_{2S}$ -Laminats mit  $E_0 = 2244.4$  MPa,  $E_1 = 74.43$  MPa,  $t_1 = 26.8097$  s

Das berechnete Materialverhalten passt bis etwa 2 % der Scherung sehr gut zu den experimentellen Werten. Ein deutliches Verbesserungspotenzial besteht hinsichtlich der berechneten Schädigungsrate sowie der durch Viskoelastizität der Matrix auftretenden Hystereseschleifen.

Die zugehörige Bruchmorphologie der im Scherversuch versagten  $[45^\circ]_{2S}$  CFK-Flachzugproben sei anhand nachstehender Aufnahmen im optischen Lichtmikroskop diskutiert.

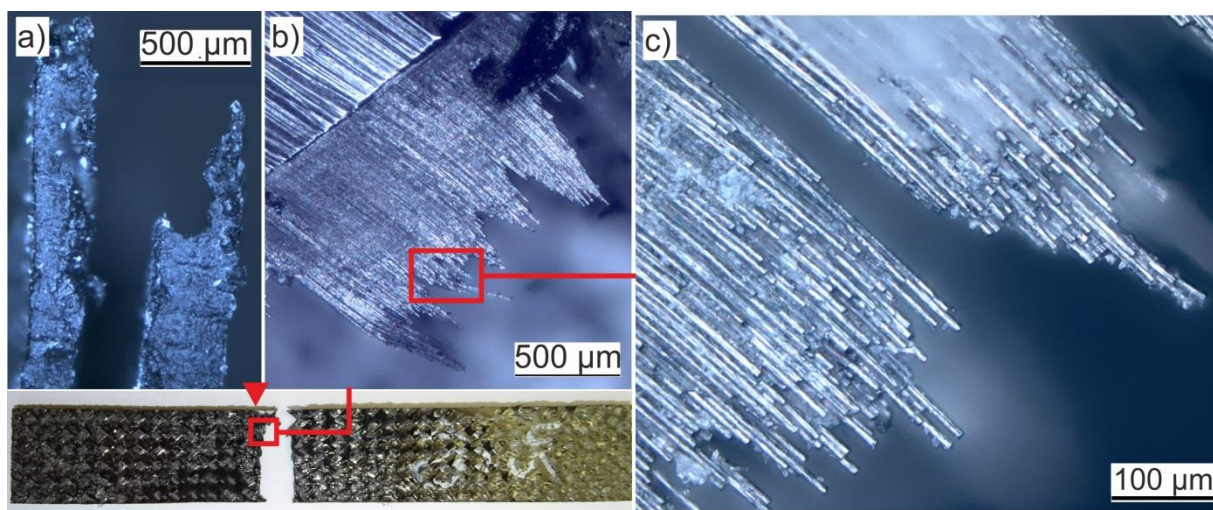


Abbildung 6.12 Mikroskopieaufnahmen der Bruchfläche (CFK 20-10) a) Seitenansicht im Dunkelfeldkontrast, 100x Vergrößerung, Delamination der Laminatlagen, b) Draufsicht im Hellfeldkontrast, 100x Vergrößerung, gebrochene Faserbündel, c) Detailansicht von b) mit 200x Vergrößerung

Die Seitenansicht im Dunkelfeldkontrast (Abbildung 6.12 a)) zeigt die Ablösung der einzelnen Laminatlagen voneinander. Dies ist insbesondere an dem großen Riss zwischen zwei Faserbündeln (von links unten zur Mitte des Bildes hin) zu erkennen. Ferner sind in der Draufsicht (Abbildung 6.12 b) und c)) abgeschnittene  $45^\circ$ -Faserbündel zu erkennen. Die Bilder legen zweierlei Ursachen hierfür nahe. Einerseits sprechen die zum Teil deutlich erkennbaren Faseroberflächen für eine Faser-Matrix Ablösung. Andererseits sind sogenannte River-Pattern (vgl. Kapitel 2.2.2, [39, 39]) auf der linken



Seite von Bild c) zu erkennen, was ein Indiz für hohe plastische Scherung bzw. Mikrobrüche in der Matrix ist.

Die Ablösung der einzelnen Laminatlagen war bei jedem der drei geprüften Laminataufbauten zu beobachten. Es kann jedoch nicht unterschieden werden, ob die Ablösung durch Propagation von Mikrorissen an die interlaminaren Grenzflächen verursacht wird (vgl. Kapitel 2.2.2, [21]) oder ob zuerst translaminares Risswachstum auftritt und das Entladen der hohen mechanischen Energiedichte beim katastrophalen Versagen des Materials zum Lösen der interlaminaren Eigenspannungen und folglich zum Auseinanderreißen der Lagen führt.

Nun ist bekannt, dass die externe mechanische Energie durch die geschilderten Bruch- und Schädigungsvorgänge irreversibel in Wärme- und Oberflächenenergie sowie Entropie umgewandelt wird. Diese Energieumwandlung kann durch den bruchmechanischen Ansatz der Energiefreisetzungsrates beschrieben werden und ermöglicht die Berechnung der spezifischen Oberflächenbildungsenergie  $\gamma$  (siehe Gleichung 2.12, Kapitel 2.2.4). Wegen der unbekannten Startrisslänge  $c_{\text{start}} > 0$  ist das Ergebnis der spezifischen Oberflächenenergie jedoch fehlerbehaftet.

Als alternativer Ansatz können die Informationen der Thermographie von besonderem Nutzen sein, um einen Bezug zwischen den gewonnenen kalorischen Informationen (z.B. Abbildung 6.4 b)) und den bruchmechanischen Größen herzustellen. Die Grundlage hierzu ist die von Chrysochoos und Louche hergeleitete lokale Wärmeleitungsgleichung (vgl. Gleichung 2.24, [88]):

$$\rho C_{\varepsilon,\alpha} \dot{T} = d_1 + \rho T \Psi_{,T,\varepsilon} : \dot{\varepsilon} \quad (6.5)$$

$$\rho C_{\varepsilon,\alpha} \dot{T}_{diss} = \sigma : D - \rho \Psi_{,\varepsilon} : \dot{\varepsilon} - w'_s \quad (6.6)$$

mit der gespeicherten Energierate  $w'_s$ , Dichte  $\rho$ , spezifischer Wärmekapazität  $C_{\varepsilon,\alpha}$ , intrinsischer Dissipation  $d_1$ , zeitliche Ableitung der Temperatur  $\dot{T}$ , Dehnung  $\varepsilon$ , Spannung  $\sigma$ ,  $D$ : Euler Dehnungsratentensor, Helmholtz freie Enthalpie  $\Psi$  respektive der Ableitung nach der Variablen  $i$   $\Psi_{,i}$ .

Gleichung (6.5) enthält auf der rechten Seite die Thermoelastizität. Diese ist wegen der spontanen Entlastung beim Versagen der CFK-Flachzugproben zwingend zu berücksichtigen (Gleichung 2.25), sodass  $\dot{T}_{diss}$  nur den dissipativen Anteil der zeitlichen Temperaturänderung enthält. Nach [49, 125] wird der Anteil der potenziellen Energie im System gespeichert, der durch das Risswachstum mit  $2c2\gamma B$  definiert ist ( $c$ : Risslänge,  $\gamma$ : spezifische Oberflächenenergie,  $B$ : Breite des Risses). Mit Normierung auf das Probenvolumen folgt für die zeitliche Ableitung der gespeicherten Energie in (6.6):

$$\rho C_{\varepsilon,\alpha} \dot{T}_{diss} = \sigma : D - \rho \Psi_{,\varepsilon} : \dot{\varepsilon} - 2c2\gamma \frac{B}{V} \quad (6.7)$$

Ferner konnte in den experimentellen Ergebnissen gezeigt werden (s. Abbildung 6.4 b)), dass das Versagen der  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -Lamine durch translaminares Risswachstum durch das  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -

Laminat eintritt. Dieses entspricht hinreichend gut einem linear-elastischen Sprödbbruch, sodass das Griffith-Kriterium angewendet werden kann. Es gilt [125]:

$$\frac{2\sigma^2\pi cB}{E} - 4\gamma B \geq 0 \text{ mit } G = \frac{\pi\sigma^2c^2B}{E} \text{ und } R = 2c2\gamma B \quad (6.8)$$

wobei  $E$  den E-Modul kennzeichnet.

Das Einsetzen von (6.8) in (6.7), das Umstellen nach  $\gamma$  und die Integration über das Zeitintervall des Bruchvorgangs  $\tau$  liefert:

$$\gamma = \sqrt{\frac{\pi\sigma\varepsilon V}{8B}(\sigma:\varepsilon - \rho C_{\varepsilon,\alpha}\Delta T_{diss})|_{\tau}} \quad (6.9)$$

Nach der Gleichung 6.9 folgt die spezifische Oberflächenenergie  $\gamma$  aus den Werten der Bruchspannung und -dehnung sowie der Temperaturänderung beim Versagen. Für die Messreihe „CFK 20-x“ werden mittels dieses Ansatzes Werte für  $\gamma$  bestimmt. Diese sind in Tabelle 6.1 zusammengefasst und zusätzlich mit den Werten für  $\gamma$  nach Gleichung 2.12 (kritische Energiefreisetzungsrates) gegenübergestellt.

Probe	V [mm <sup>3</sup> ]	B [mm]	$\int \sigma:\varepsilon d\tau$ [J/mm <sup>3</sup> ]	$\Delta T_{diss}$ [K]	$\gamma$ [J/mm <sup>2</sup> ] (nach 6.9)	$\gamma$ [J/mm <sup>2</sup> ] (nach 2.12)
20-1	1686,08	1,22	1,14 10 <sup>-3</sup>	0,3755	0,0279	0,0199
20-2	1672,54	1,21	8,95 10 <sup>-4</sup>	0,3969	0,0177	0,0153
20-3	1552,44	1,12	1,30 10 <sup>-3</sup>	0,5156	0,0332	0,0222
20-4	1586,12	1,15	1,36 10 <sup>-3</sup>	0,2909	0,0332	0,0222
20-5	1564,33	1,13	1,46 10 <sup>-3</sup>	0,3631	0,0392	0,0255

Tabelle 6.1 Ergebnisse der Messreihe „CFK 20-x“ und resultierende spezifische Oberflächenenergie  $\gamma$

Somit ergibt sich eine mittlere spezifische Oberflächenenergie von  $\bar{\gamma} = 0,031 \text{ J/m}^2 (\pm 6,85 \cdot 10^{-5} \text{ J/m}^2)$ , welche in dem von Cantwell [32] angegebenen Intervall der spezifischen Oberflächenenergie für translaminares Risswachstum liegt (20-60 kJ/m<sup>2</sup>). Die Werte für  $\gamma$  fallen nach der konventionellen bruchmechanischen Berechnungsmethode (Gleichung 2.12) niedriger aus, da unter anderem die Startrisslänge unbekannt ist und mit  $a_0=0$  gerechnet wurde.

Unter Berücksichtigung der ermittelten spezifischen Oberflächenenergie  $\gamma$  und mit normalverteilten Eigenschaften für den E-Modul der Faser, den E-Modul der Matrix, den Faservolumengehalt und die spezifische Oberflächenenergie  $\gamma$  gibt die Simulation der quasi-statischen Zugversuche auf Basis des Matlab-Skripts die Spannungs-Dehnungs-Diagramme des  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$  CFK-Laminats respektive der natürlichen Streuung sehr gut wieder (Abbildung 6.13).

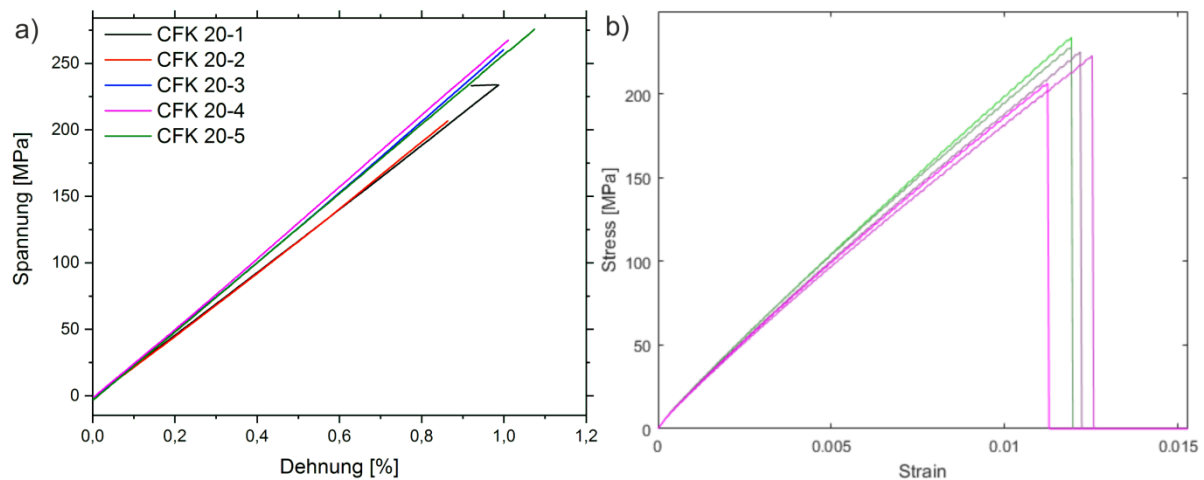


Abbildung 6.13 Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Diagramme von quasi-statischen Zugversuchen an  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$  CFK-Laminaten a) Experimentell, b) Simuliert mit Matlab-Skript basierend auf Laminattheorie und Modell von Ladeveze und Le Dantec [56]

Der Vergleich der experimentellen Zugversuche und der berechneten Spannungs-Diagramme zeigt die Schwäche des Modells auf: es rechnet mit diversen UD-Gelegen statt mit biaxialen Geweben. Dementsprechend ist in den berechneten Kurven ein leichter Abfall der Steifigkeit zu erkennen, der auf die Degradation der  $90^\circ$  und  $45^\circ$  Lagen zurückgeht (das sogenannte Knie, vgl. Kapitel 2.2.1). Damit ist die berechnete mechanische Antwort des Laminats nicht ideal linear-elastisch. Das Versagen tritt jedoch mit dem Erreichen eines Bruchkriteriums spröde ein. Als Bruchkriterium wird Gleichung (2.12) mit der mechanischen Energie und der spezifische Oberflächenenergie gewählt, wobei die spezifische Oberflächenenergie  $\gamma$  aus dem thermographischen Ansatz (Tabelle 6.1) verwendet wird.

Unter diesen Bedingungen stimmen der Streubereich der Zugfestigkeiten mit 200 MPa bis 250 MPa bzw. der Streubereich der Bruchdehnungen mit 0,9 % bis 1,2 % Bruchdehnung gut mit den experimentellen Werten überein. Die korrespondierenden Kräfte liegen zwischen 5300 N und 6100 N, weshalb eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei 75 % der Zugfestigkeit für die Ermüdungsversuche (4500 N) gewählt wird.

Darüber hinaus konnte die getrennte Betrachtung der  $0/90^\circ$  und der  $\pm 45^\circ$  Lamine einerseits das durch Steifigkeit und Festigkeit der Fasern dominierte elastische Verhalten, andererseits das durch Viskoelastizität, Plastizität und Mikrorisswachstum der Matrix geprägte Scherverhalten zeigen. Die jeweilige Parameteridentifikation wurde in Anlehnung an [56] durchgeführt. Diesbezüglich ist in Abbildung 6.11 und Abbildung 6.13 einsehbar, dass das berechnete mechanische Verhalten nach dem Modell von Ladeveze und Le Dantec unter quasi-statischer Zugbelastung gut zu den experimentellen Ergebnissen passt. Einzig die durch Viskoelastizität hervorgerufenen Hystereseschleifen und die Degradation des Sekantenmoduls weisen etwas Verbesserungspotenzial auf.

### 6.2.2 Schädigungsverhalten unter zyklisch dynamischer Ermüdung

Anders als bei quasi-statischen Versuchen laufen die Ermüdungsversuche kraftgeregelt bei 5 Hz, einem R-Verhältnis von 0,1 und einer maximalen Last ( $F_{\max}$ ) von 4500 N ab. Damit beträgt die maximale dynamische Last etwa 75 % der bei quasi-statischen Zugversuchen aufgetretenen maximalen Lasttragfähigkeit. Eine detaillierte Schilderung der Versuchsdurchführung und der Datenaufnahme befindet sich in Kapitel 4.6.

Zur Bewertung des mechanischen Verhaltens der Proben werden die dynamische Steifigkeit und die mechanische Hysterese herangezogen. Sie können ihrer Bedeutung nach als skalarer Schädigungsparameter  $d$  ( $E_{ij} = E_{ij}^0(1 - d)$ ) bzw. als im Werkstoff dissipierter Anteil der mechanischen Energie aufgefasst werden. Zusätzlich werden diese beiden Evaluationsgrößen durch Informationen aus der in situ Thermographie komplementiert. Die Entwicklung der dynamischen Steifigkeit, der mechanischen Hysterese, der mittleren Probentemperatur und der mechanischen Dämpfung sind exemplarisch für zwei Proben in Abbildung 6.14 gegen die Zyklenzahl  $n$  aufgetragen.

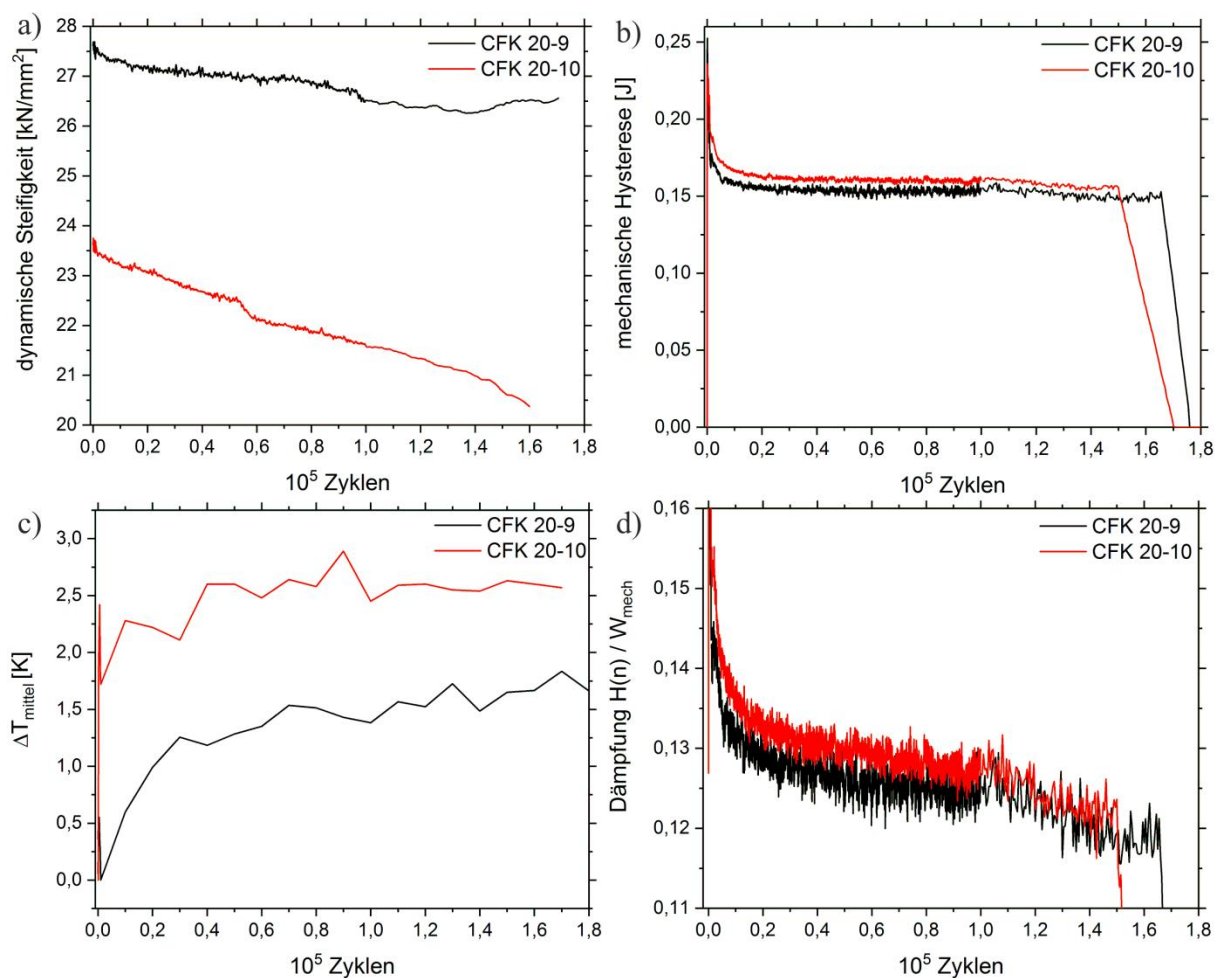


Abbildung 6.14 Entwicklung der Messgrößen zweier Proben während der zyklisch dynamischen Ermüdung a) dynamische Steifigkeit, b) mechanische Hysterese, c) mittlere Probentemperatur, d) Dämpfung des CFKs: mechanische Hysterese pro aufgebrauchte mechanische Energie  $H(n)/W_{\text{mech}}$

Zunächst ist anhand der beständig abnehmenden dynamischen Steifigkeit die fortschreitende Degradation der Materialeigenschaften zu erkennen. Dies fällt besonders innerhalb der ersten  $10^3$  Zyklen, wie auch zum Ende der Lebensdauer der Probe „CFK 20-10“ auf. Im Gegensatz dazu liegt der Verdacht nahe, dass der erneute Steifigkeitsanstieg der Probe „CFK 20-9“ gegen Ende der Versuchszeit auf einem systematischen Fehler, dem Verrutschen des Extensometers, beruht.

Der anfänglichen Degradation entsprechend nimmt auch die mechanische Hysterese in diesem Zeitraum deutlich ab und bleibt ab etwa  $2 \cdot 10^4$  Zyklen annähernd konstant. Die Abnahme der mechanischen Hysterese und der damit einhergehenden Degradation der Steifigkeit spricht für die grundlegende Schädigung der Laminatlagen, wie Matrix-Mikrorisse und Faser-Matrix-Ablösung. Sie erreicht nach einer gewissen Zeit einen Gleichgewichtszustand, den charakteristischen Schädigungszustand CDS (vgl. Kapitel 2.2.2, [21]). Allerdings ist zu beachten, dass anfängliche Bewegungen der Probe in der Einspannung theoretisch prozentual zur Abnahme der genannten Evaluationsgrößen beitragen können. Kurz vor Erreichen der Bruchlastspielzahl  $N_f$  (154000 bzw. 96 %  $N_f$ ) steigt die mechanische Hysterese minimal an. Dieser Anstieg der dissipierten Energie in der finalen Lebensphase geht laut Stand der Forschung auf die vermehrte Agglomeration von Mikrorissen und die Bildung makroskopischer Delaminationen zurück und ist damit ein guter Indikator für das mechanische Bauteilversagen.

Die genannten Schädigungsprozesse manifestieren sich teilweise in der mittleren Proben­temperatur. Sie steigt bei beiden Versuchen zu Beginn deutlich an und stabilisiert sich auf einem erhöhten Temperaturniveau  $\Delta T$  von 1,5 K bzw. 2,5 K. Im Gegensatz zur mechanischen Hysterese zeichnet sich jedoch kein finaler Anstieg vor Erreichen der Bruchlastspielzahl  $N_f$  ab. Die Dämpfung der CFK-Flachzugproben nimmt innerhalb der ersten 8-10 %  $N_f$  deutlich ab. Anschließend nimmt der Wert sehr langsam ab und behält bis ca. 80 %  $N_f$  einen Wert von 0,13 bei.

Im Sinne der Reproduzierbarkeit sind weitere Versuchsergebnisse von Wiederholungsmessungen anhand der Evaluationsgrößen dynamische Steifigkeit, mechanische Hysterese und mittlere Proben­temperatur im Anhang (Abbildung 10.9) zusammengefasst. Diese Ergebnisse lassen bereits erahnen, dass die CFK-inhärente Streuung der Eigenschaften bei der mechanischen Prüfung ein Problem darstellt. Wenngleich die beschriebenen qualitativen Verläufe auf alle Versuche zutreffen, unterliegen die Absolutwerte der einzelnen Versuche einer großen statistischen Streuung.

Ein zusätzlicher Mehrwert an Informationen kann durch Einbeziehen der Thermographiebilder gewonnen werden. Statt der gemittelten Proben­temperatur erstellt diese Methode ein zweidimensionales Bild der lokalen Temperatur, sodass auftretende Inhomogenitäten (z.B. Hot Spots) auf Zentren der Schädigung hindeuten. Die relative Temperaturänderung  $\Delta T$  bezogen auf den unbelasteten Zustand ist nachfolgend für die CFK-Probe „20-9“ dargestellt.

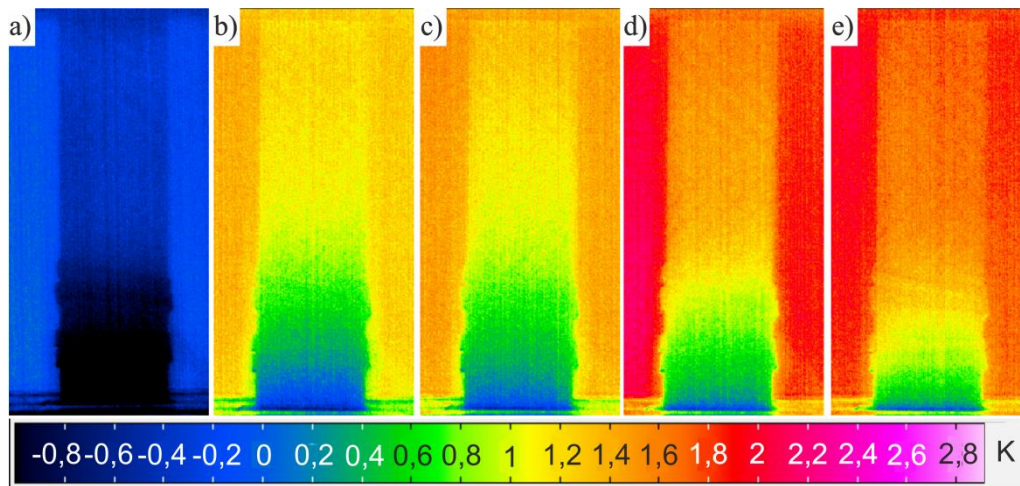


Abbildung 6.15 Thermographiebilder im  $\Delta T$ -Kontrast des Ermüdungsversuchs der CFK Probe „CFK 20-9“ bei den Zyklen a)  $10^3$ , b)  $5 \cdot 10^4$ , c)  $10^5$ , d)  $1,5 \cdot 10^5$  und e)  $1,7 \cdot 10^5$

In Analogie zu den vorweggenommenen Erläuterungen in Kapitel 6.1, ist die Kontrastierung der  $\Delta T$  Bilder unzureichend um Schädigungszentren ausfindig zu machen. Dies mag sicherlich am CFK-inhärenten hohen Rauschen liegen ([91, 92]), doch ebenfalls an der geringen Temperaturänderung durch lokale Schädigungsvorgänge im Vergleich zur bisherigen Gesamttemperaturänderung  $\Delta T = \int \dot{T} dt$ . Diese Bilder demonstrieren allenfalls, dass die CFK-Proben im gesamten Probenvolumen an Temperatur gewinnen und folglich dissipativen Schädigungsprozessen unterworfen sind. Darüber hinaus ist zwar eine Art statistisches Muster an der CFK-Oberfläche zu erahnen, jedoch reicht das Signal-Rausch Verhältnis nicht aus, um dieses näher zu analysieren.

Aus diesem Grunde wurde, wie oben erläutert, im Laufe der Arbeit die Methodik entwickelt, zu beliebigen Zeitpunkten  $i$  die Lock-In Transformation auf die Thermographiedaten eines kurzen Messintervalls  $\tau$  anzuwenden. Detaillierte Erläuterungen zur Vorgehensweise befinden sich in den Kapiteln 4.6 und 6.1. Zum Vergleich mit den oben abgebildeten  $\Delta T$ -Bildern sind die korrespondierenden Lock-In Amplitudenbilder in Abbildung 6.16 aufgeführt. Es sei nochmal auf Gleichung (2.26) verwiesen, wonach die Amplitude der Lock-In-Transformierten die Intensität der thermischen Antwort des Materials auf die externe zyklische Belastung indiziert.



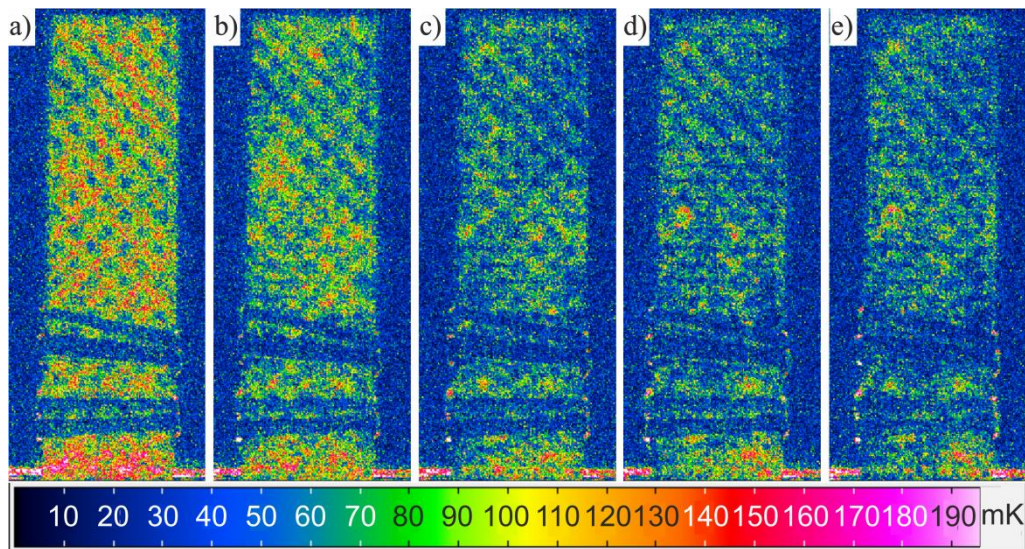


Abbildung 6.16 Lock-In Amplitudenbilder während des Ermüdungsversuchs von CFK (Probe „20-9“) bei verschiedenen Zyklenzahlen, a)  $10^3$ , b)  $5 \cdot 10^4$ , c)  $10^5$ , d)  $1,5 \cdot 10^5$  und e)  $1,7 \cdot 10^5$

In Abbildung 6.16 ist die der Kamera zugewandten Seite des CFK-Laminats sehr gut zu erkennen. Die horizontalen blauen Streifen entstehen durch die Gummifixierungen des Extensometers. Insbesondere prägt sich ein Schachbrettmuster mit niedrigen und hohen Intensitäten aus, welche im Laufe des Versuchs größtenteils abklingen (a-e)). Die Analyse des Schachbrettmusters lässt sich anhand der nachfolgenden Thermographiebilder leichter durchführen. Bei diesen wird ein Makro-Objektiv zur Erhöhung der lateralen Auflösung verwendet.

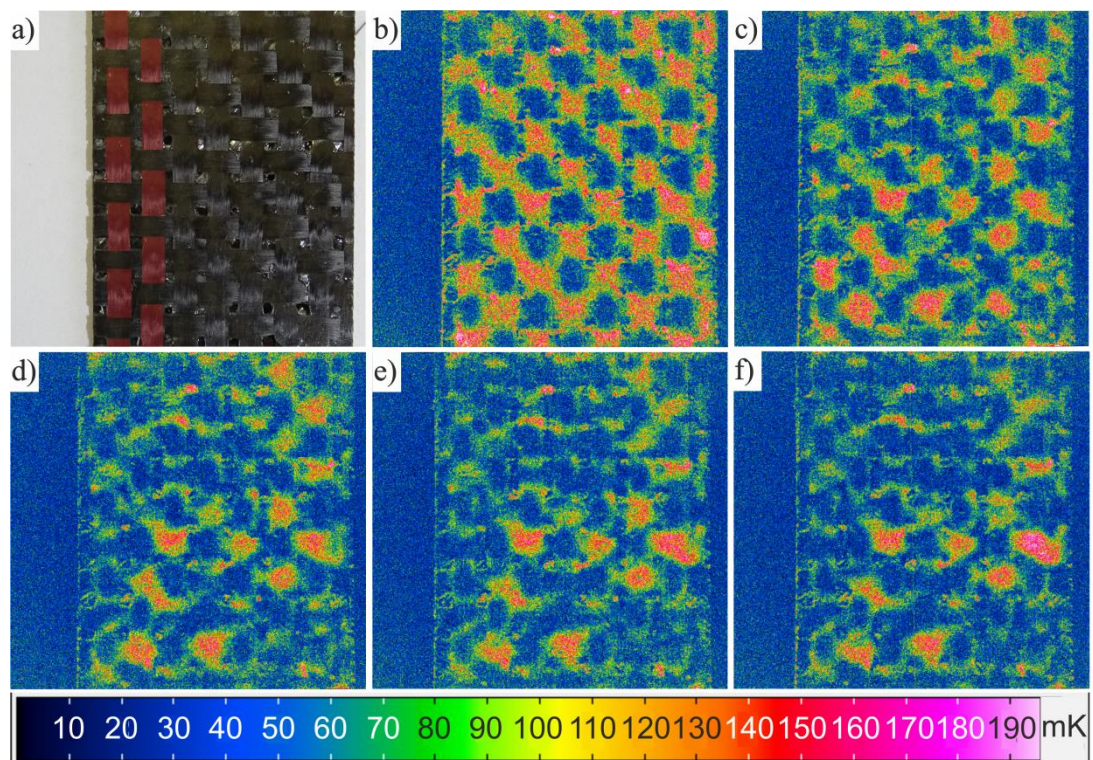


Abbildung 6.17 a) CFK-Gewebe mit rot eingefärbten  $0^\circ$  Faserbündeln; Lock-In Amplitudenbilder während des Ermüdungsversuchs von CFK (Probe „20-10“) bei verschiedenen Zyklenzahlen, a)  $10^3$ , b)  $5 \cdot 10^4$ , c)  $10^5$ , d)  $1,5 \cdot 10^5$  und e)  $1,6 \cdot 10^5$

Bei den Thermographiebildern mit Makro-Objektiv fällt vor allem das Schachbrettmuster des Amplitudenbildes auf, welches eindeutig zur alternierenden Abfolge der  $0^\circ$  und  $90^\circ$  Rovings des biaxialen Gewebes passt. Der Vergleich mit dem optischen Bild der Probe (Abbildung 6.17 a),  $0^\circ$  Rovings rot eingefärbt) lässt erkennen, dass die Vierecke des Schachbrettmusters genau mit den Kreuzungspunkten von Kett- und Schussfaden übereinstimmen. Genauer gesagt stimmen die Flächen hoher Intensität (grün/rot) mit den zur Kamera zugewandten  $90^\circ$ -Rovings überein und umgekehrt (die  $0^\circ$  Rovings erstrecken sich rechteckig mit der längeren Kante in vertikaler Ausrichtung). Diese Beobachtung lässt vermuten, dass die elastische Energie in den  $0^\circ$ -Faserbündeln durch den thermoelastischen Effekt zu keiner nennenswerten Lock-In Amplitude führt. Im Gegensatz dazu zeigt sich eine höhere Amplitude entlang der  $90^\circ$ -Rovings, was wegen der geringeren absoluten Laminatspannung nicht durch den thermoelastischen Effekt hervorgerufen werden kann. Dafür ist aus der höheren Spannung senkrecht zur Faserorientierung (siehe Normalspannung in X2-Richtung, Abbildung 5.5) auf eine hohe Belastung der Matrixkomponente zu schließen. Diese trägt wiederum aufgrund der Anelastizität der Matrix und wegen des Matrixrisswachstums zu einer höheren Energiedissipation bei. Da die Temperaturamplituden zu Beginn der Ermüdung die größten Werte aufweisen und mit fortschreitender Versuchsdauer abnehmen, wird die Energiedissipation höchstwahrscheinlich durch intralaminare Schädigungen verursacht. Interlaminare und sekundäre Schädigungsmechanismen laufen erst zu einem späteren Ermüdungsstadium ab.

Innerhalb dieser Systematik nimmt der Flächenanteil der Pixel mit hoher Amplitude sukzessive ab, was auf einen immer weiter fortgeschrittenen Schädigungszustand hindeutet. Dabei ist keine Ausbreitungsrichtung festzustellen, sondern das Abklingen der Amplituden scheint mit statistischer Verteilung im Probenvolumen aufzutreten.

Ferner stimmt das Muster so gut mit der Faseranordnung ( $0/90^\circ$ ) der obersten Gewebelage überein, dass hier ausschließlich von der thermischen Information der obersten Lage auszugehen ist. Folglich ist anzunehmen, dass Schädigungen in tieferen Lagen oder zwischen den Lagen kaum oder gar nicht sichtbar sind. Zudem haben die beiden Aufnahmen (Lock In CFK 20-10 und 20-9) gemeinsam, dass die Lock-In Amplitude großflächig und stellenweise über die gesamte Probenbreite abklingt. Dies spricht ebenfalls für eine intralaminare Schädigung, da eine Delamination über die gesamte Probenbreite zum Versagen führen würde (vgl. Kapitel 2.4.3, z.B. [97]).

Trotz alledem reichen die Informationen aus der Thermographie nicht aus, um das Abklingen der höheren Amplituden eindeutig auf einen präferenziellen Schädigungsmechanismus, Mikrorissbildung in der Matrix oder Faser-Matrix-Ablösung, zurückzuführen. Daher wird für weitergehende Untersuchungen die Lichtmikroskopie herangezogen. Hiermit können die ermüdeten Proben zusätzlich auf Schädigungen in tieferen bzw. zwischen den Laminatlagen charakterisiert werden.



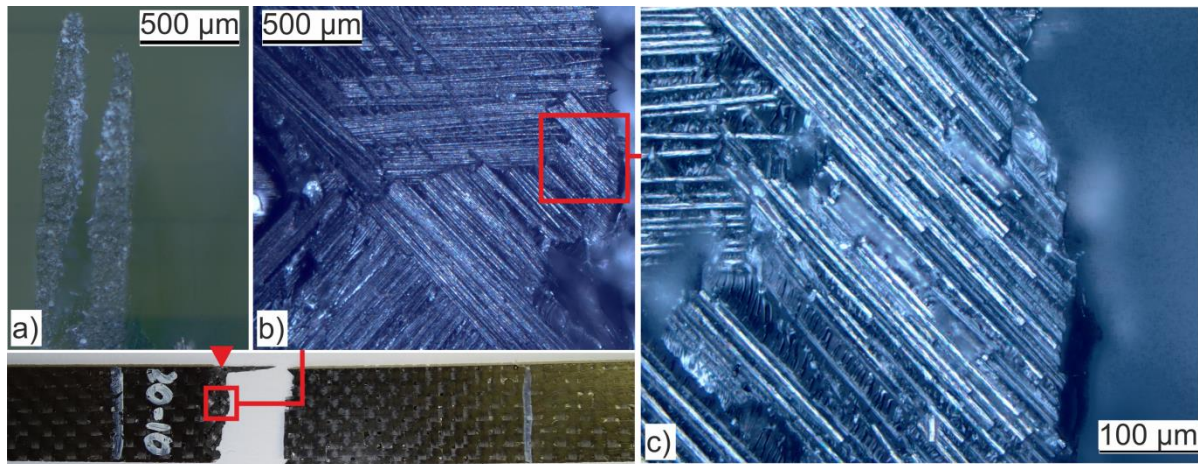


Abbildung 6.18 Mikroskopieaufnahme einer ermüdeten Probe: a) Dunkelfeld Seitenansicht 50x Vergrößerung, b) Hellfeld Draufsicht 50x Vergrößerung, c) Hellfeld Draufsicht 200x

Die Seitenansicht der Lichtmikroskopie zeigt zwei voneinander getrennte Lagen des Laminats, die durch interlaminares Risswachstum voneinander abgelöst wurden. In der Draufsicht sind 0°-Rovings und mehrere 45°-Rovings zu erkennen. Entlang der 0°-Rovings ist eine klare Rissfront zu erkennen. Zudem sind in der Detailansicht fast auf der gesamten Bruchoberfläche River-Patterns und Bereiche mit stark zerklüfteten Matrixresten, sogenannte Matrixroller, zu erkennen. Diese sprechen für plastische Scherung der Matrix und ermüdungsbedingte Schädigung der Matrix. In der Detailansicht der 45° Faserbündel sind die Oberflächen der einzelnen Faser sehr gut erkennbar. Deren Erscheinungsform erinnert in der Nähe der Bruchkante an einen Pinsel. Dies ist wiederum ein Indiz für eine erhöhte Faser-Matrix-Ablösung.

Dass sich diese verschiedenen Bruchformen auf einem engen betrachteten Probenvolumen miteinander vermischen, zeugt von einem Mischbruch aus Matrixrissbildung, Faser-Matrix Ablösung und Delamination zwischen den Laminatlagen. Der finale Riss verläuft wieder transversal zur Belastungsrichtung, jedoch ist unklar ob dieses durch das Brechen der Schussfäden oder durch Delaminationswachstum verursacht wird.

Wird das Modell nach Ladeveze und Le Dantec für die Berechnung des CFK-Laminats unter ermüdender Zugbelastung angewendet, so resultiert der Verlauf der dynamischen Steifigkeit wie in nachfolgender Graphik dargestellt:

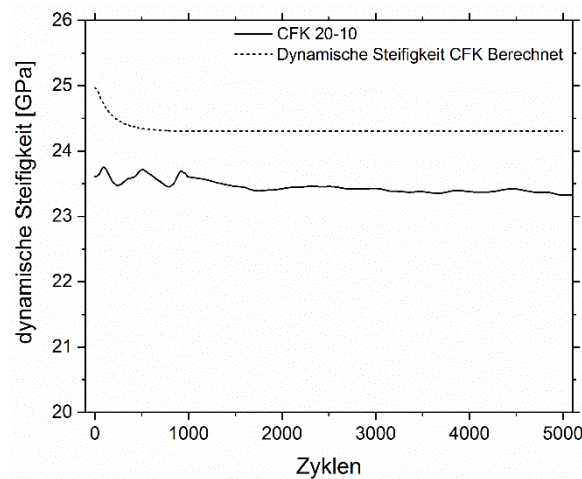


Abbildung 6.19 Berechnung der dynamischen Steifigkeit während der ersten 5000 Zyklen unter zyklisch dynamischer Ermüdung nach dem Modell von Ladeveze und Le Dantec [56] mit zusätzlich implementierter Viskoelastizität der Matrix

Aus den berechneten Werten folgt, dass sich dieses Modell nicht zur Beschreibung der ermüdungsbedingten Schädigung eignet. Die berechnete dynamische Steifigkeit behält nach einem initialen Abfall ein konstantes Niveau bei, wohingegen die experimentell ermittelte Steifigkeit einer linearen Degradation folgt. Möglicherweise liegt dies an den im Modell nicht berücksichtigten interlaminaren und sekundären Schädigungsmechanismen.

### 6.2.3 Einfluss produktionsbedingter Defekte

Das bis hierher gefundene mechanische Verhalten und die damit einhergehenden Schädigungsmechanismen können prinzipiell durch produktionsbedingte Fehler beeinflusst werden, beispielsweise durch lokale Spannungskonzentrationen. Aus diesem Grund gilt der folgende Abschnitt dem Einfluss von Defekten auf die mechanischen Eigenschaften des CFK-Laminats. Hierzu werden die ausgewählten Fehler Gapping, Falte, fehlender Roving,  $10^\circ$  Faserfehlorientierung und Delamination mit der defektfreien Referenz verglichen. Die Fehlergröße, -lage und -einbringung sind in Kapitel 3.1 rekapituliert. Die Resultate der Zugversuche sind im Sinne der Evaluationsgrößen Zugfestigkeit, E-Modul und Bruchdehnung in Abbildung 6.20 gegenübergestellt.

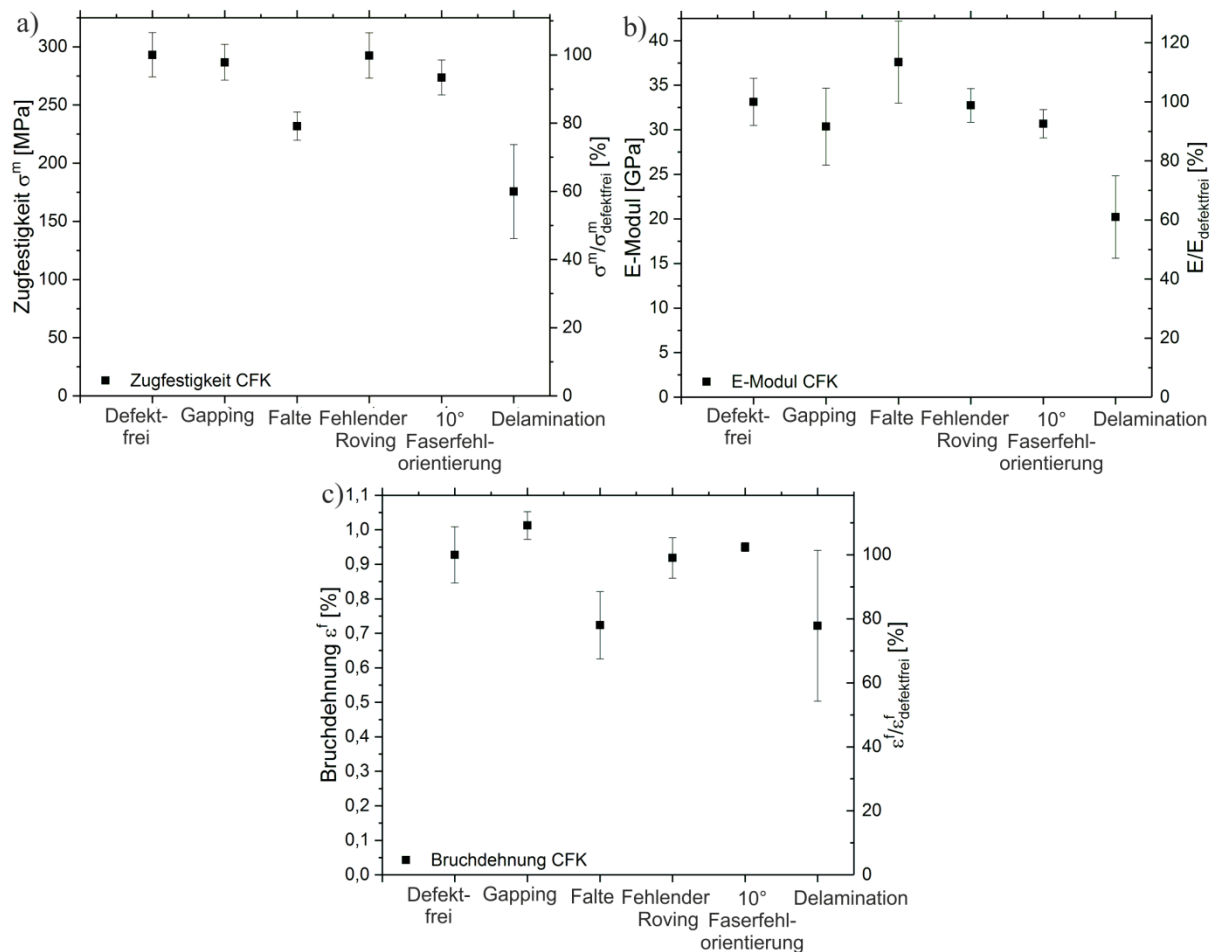


Abbildung 6.20 Resultate der quasi-statischen Zugversuche an defektbehaftetem CFK-Laminat: a) Zugfestigkeit, b) E-Modul und c) Bruchdehnung

Aus den dargestellten Ergebnissen ist ersichtlich, dass die erhaltenen Evaluationsgrößen der Proben mit Gapping und fehlendem Roving mit 286 MPa bzw. 292 MPa auf dem gleichen Niveau wie die defektfreien CFK-Proben bzw. im Bereich der Standardabweichung liegen. Im Gegensatz dazu ist eine deutliche Verminderung der Messgrößen im Fall der Proben mit Falte oder Delamination festzustellen. Fälschlicherweise liegt der E-Modul der Falte höher, was jedoch ein Artefakt der vergrößerten Querschnittsfläche bzw. der doppelt gelegten 0°-Lage ist. Dieser Wert gilt außerdem nur bis ca. 0,4 % Dehnung, wo die Matrix an der Falte aufreißt, den E-Modul um ca. 25% reduziert und die Schädigung einleitet. Die Proben mit 10° Faserfehlorientierung liegen mit 273 MPa (93 %  $\sigma_{\text{defektfrei}}^m$ ) an der Grenze der Standardabweichung der defektfreien CFK-Proben und stellen damit einen Grenzfall dar.

Zu jedem der Fehlertypen ist das Thermographiebild im  $\Delta T$ -Kontrast zum Zeitpunkt des Bruchs in Abbildung 6.21 dargestellt.

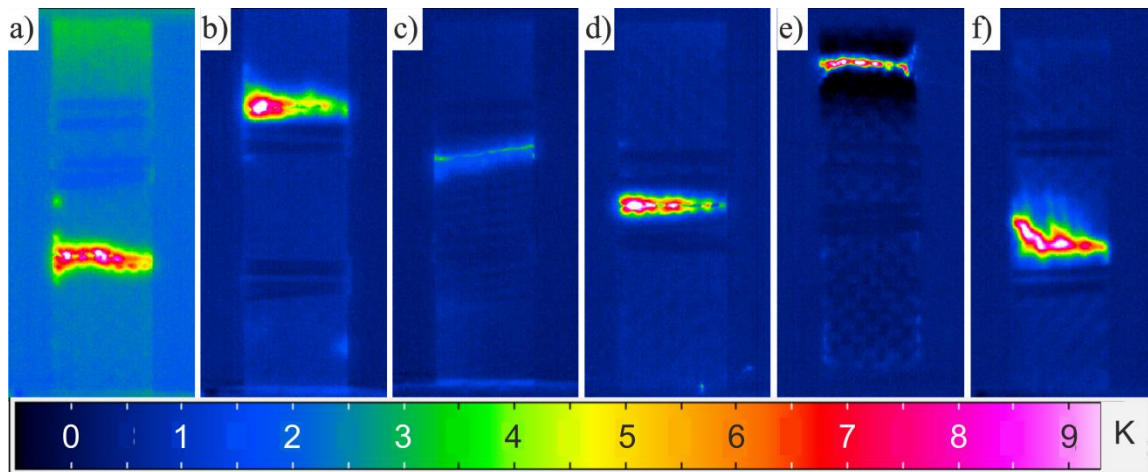


Abbildung 6.21 Thermographiebilder im  $\Delta T$ -Kontrast im Moment des Bruchs von CFK-Probe a) ohne Defekt bzw. mit b) Gapping, c) Falte, d) fehlendem Roving, e)  $10^\circ$  Faserfehlorientierung und f) Delamination

Bei allen dargestellten Thermographiebildern ist die CFK-Probe mittig im Bild (Belastungsrichtung von oben nach unten) zu erkennen. Aufgrund der groben Skalierung ( $\Delta T$ :  $-1..9$  K) ist das Schachbrettmuster der obersten  $0/90^\circ$  Gewebelage sowie die Gummihalterung des Extensometers nur schwach zu erkennen. Dafür ist der Rissverlauf in dieser Einstellung sehr gut sichtbar. Grundsätzlich versagen die CFK-Proben in allen Thermographiebildern durch das Risswachstum transversal zur Belastungsrichtung. Insbesondere ähnelt sich der gerade, horizontale Rissverlauf bei den Proben ohne Defekt bzw. mit Gapping, fehlendem Roving und  $10^\circ$  Faserfehlorientierung (a), b), d) und e)). Die Position in y-Richtung (Höhe) ist dabei zufällig. Bei der Probe mit Falte (c)) ist hingegen zu erkennen, dass der Riss schnurgerade entlang eines Inklinationswinkels verläuft. Der Riss stimmt exakt mit der Lage der Falte überein. Im Falle der Delamination (f)) verläuft der Riss deutlich unregelmäßiger und mittig durch den delaminierten Bereich der Probe. Der helle Kontrast um den Riss herum zeugt von einer zusätzlichen Prozesszone, in der in gewissem Ausmaß Wärme dissipiert wird.

Sowohl die veränderte Schädigungsausbreitung als auch die deutlich verminderten mechanischen Eigenschaften belegen, dass sowohl die Falte als auch die Delamination das Laminat strukturell erheblich schwächen und letztlich die Initiierung und Ausbreitung der Schädigung lokal begünstigen. Dementsprechend ist ihr Einfluss als äußerst kritisch einzustufen. Im Gegensatz dazu zeigen sich die Versuchsergebnisse unter dem Einfluss der Fehlertypen Gapping und fehlender Roving unverändert, weshalb sie im Weiteren nicht weiter berücksichtigt werden. Obwohl die  $10^\circ$  Faserfehlorientierung die Eigenschaften des CFK-Laminats nur marginal beeinflusst, ist zu erwarten, dass dieser Fehlertyp unter zyklischer Langzeitbelastung eine beachtenswerte Kritizität erreicht. Folglich wird die  $10^\circ$  Faserfehlorientierung als Grenzfall in den nachfolgenden Untersuchungen weiter berücksichtigt.

An dieser Stelle ist abschließend zu erwähnen, dass der Defekteinfluss unter zyklisch dynamischer Ermüdung im Rahmen von Voruntersuchungen betrachtet wurde. Da diese Messungen weggeregelt durchgeführt wurden, passt eine detaillierte Diskussion jener Ergebnisse nicht in den Gesamtkontext

dieser Arbeit. Der Verlauf der E-Moduli ist für die diversen Fehlertypen im Anhang (Abbildung 10.9 d) dargestellt. Schlussendlich bestätigen die tendenziellen Einflüsse der Fehler auf die dynamische Steifigkeit und die Bruchlastspielzahl die Resultate der obigen Zugversuche.

#### 6.2.4 Zwischenfazit der Untersuchungen am CFK-Laminat

Aus den quasi-statischen Zugversuchen geht das unterschiedliche Verhalten der Laminatlagen in Abhängigkeit von der Faserorientierung hervor. Die  $0/90^\circ$ -Laminatlagen sind durch die Steifigkeit und die Festigkeit der Fasern geprägt. Die Versagensform dieser Laminatlagen, linear elastischer Sprödbbruch, dominiert ebenfalls das Versagen des untersuchten  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -Laminats. Im Gegensatz dazu sind die mechanischen Eigenschaften der  $45^\circ$ -Laminatlagen durch die Viskoelastizität und die plastische Scherung der Matrixkomponente geprägt, was gleichzeitig die intralaminare Schädigung maßgeblich prägt. Das mechanische Antwortverhalten beider Laminatlagen lässt sich hinreichend in den diskutierten Grenzen durch das Modell nach Ladeveze und Le Dantec [56] beschreiben. Jedoch besteht ein großes Optimierungspotenzial für die Parameteridentifikation und die Implementierung der Viskoelastizität in das Modell.

Bei der mechanischen Ermüdung des CFK-Laminats (maximale dynamischen Spannung von 75 % der Zugfestigkeit, Frequenz 5 Hz,  $R=0.1$ ) treten nur geringe Änderungen des E-Moduls und der mechanischen Hysterese in Erscheinung. Am deutlichsten nehmen der E-Modul und die Hysterese binnen der ersten  $10^4$  Zyklen ab. Für diesen Zeitraum gibt die Literatur das Wachstum der intralaminaren Schädigung (elementare Schädigung innerhalb der Lagen) bis zum Erreichen eines charakteristischen Schädigungszustands (CDS) an (vgl. Stand der Forschung). Diese Entwicklung ist aufgrund der damit einhergehenden Dissipation im Lock-In Amplitudenbild gut zu beobachten. Im Umkehrschluss belegt dies die Eignung der in situ Lock-In Thermographie zur Charakterisierung der schädigungsbedingten Dissipation. Die mit fortgeschrittenem Schädigungszustand abklingenden Amplituden des Lock-In Bildes weisen auf eine statistische Verteilung der Schädigungsprozesse im gesamten Probenvolumen hin. Darüber hinaus ermöglicht die Thermographie nicht zwischen den beiden Mechanismen der Matrixmikroschädigung und der Faser-Matrix-Ablösung zu unterscheiden. Dennoch können beide Mechanismen mithilfe der post-mortem Analyse der Bruchmorphologie im Lichtmikroskop nachgewiesen werden.

Darüber hinaus geben die Thermographiedaten keinen Aufschluss darüber, welche Schädigungsmechanismen die lineare Degradation des E-Moduls bzw. die Stagnation der mechanischen Hysterese begleiten. Die Literatur gibt an, dass dieses mittlere Lebensstadium von Wachstum und Agglomeration der Mikrorisse in Richtung der Grenzflächen und der Bildung von Delaminationen geprägt ist. Ferner führen diese Schädigungen fortlaufend zur Degradation der mechanischen Eigenschaften, bis schließlich makroskopische Delaminationen oder Risswachstum im Schussfaden zum finalen Versagen führen. Die Bruchbilder aus der optischen Lichtmikroskopie entsprechen den geschilderten Prozessen aus dem Stand der Forschung sehr gut. Das Bruchbild zeugt

von einem Mischbruch mit Matrixschädigung, Faser-Matrix-Ablösung, Delaminationen der Laminatlagen und Faserbrüchen der 0° Rovings.

Letztlich zeigen diese Ergebnisse, dass kein dominanter Mechanismus das Schädigungswachstum bestimmt. Die Abfolge und Geschwindigkeit der überlagerten Prozesse müssen ihren Ursprung in der Mikrostruktur haben bzw. laufen unter makroskopischer Betrachtung statistisch verteilt ab. Demzufolge sind für eine schädigungs- oder bruchmechanische Beschreibung dieser Phänomene Charakterisierungsmethoden auf der mikroskopischen Skala erforderlich.

Da der Fokus der Charakterisierung auf dem makroskopischen Al-CFK-Hybrid liegt, gilt es zunächst zu untersuchen, inwieweit die hier gefundenen Verhaltensweisen überhaupt auf den Al-CFK Hybrid zutreffen.

### 6.3 Ergebnisse am 2D-Hybridverbund

Im Vorfeld der Diskussion der Ergebnisse am Al-CFK Hybridverbund sei nochmals darauf hingewiesen, dass der Hybrid in seinen mechanischen Eigenschaften und in den auftretenden Schädigungsmechanismen von dem der CFK-Flachzugproben abweichen kann. Trotz des gleichen CFK-Laminats sind die Auswirkungen der Einflussgrößen weitestgehend unbekannt. Aus diesem Grund gehen die folgenden Untersuchungen auf die wichtigsten Einflussparameter, die Grenzflächenanbindung zwischen Thermoplast und CFK, die dreidimensionale heterogene Krafteinleitung über die komplexe Geometrie, die Spannungsverteilung und -gradienten in der Grenzflächenumgebung, die Eigenschaftsgradienten zwischen den Fügepartnern und produktionsbedingte Defekte, ein.

In entsprechender Reihenfolge werden die adressierten Einflussgrößen im nachfolgenden Ergebnisteil behandelt und das Verhalten des Hybridverbunds unter quasi-statischer Zugbelastung und zugschwellender Ermüdung mittels in situ Thermographie charakterisiert. Dabei ist es im Hinblick auf die Vorhersage des Risswachstums wichtig, die zugrundeliegenden Rissmechanismen zunächst zu bestimmen und mit der Änderung der mechanischen Evaluationsgrößen zu korrelieren. Da es recht sinnlos ist, das mechanische Verhalten des Hybridverbunds als Spannungs-Dehnungs-Diagramm darzustellen, werden die Kraft und die Verschiebung des Aktuators<sup>1</sup> (*englisch: cross-head displacement*) fortan als Evaluationsgrößen herangezogen.

Darüber hinaus besitzen derartige Untersuchungen an den Al-CFK Hybridverbindungen mit intrinsischen Grenzflächen einen klaren Neuheitswert gegenüber der zeitgemäßen Literatur, weshalb der Abschnitt der Resultate sowohl auf die Ableitung geeigneter Schädigungsgrößen aus der Thermographie als auch auf die Charakteristiken des Hybrids eingeht.

---

<sup>1</sup> Im Weiteren nur noch als Verschiebung bezeichnet



### 6.3.1 Schädigungsverhalten des 2D-Hybrids: Grenzflächenanbindung und Einfluss der Geometrie

In diesem Abschnitt steht die Kraftanbindung über die Grenzflächen zwischen den Komponenten des Al-CFK-Hybridverbunds im Vordergrund. In diesem Kontext wird die Veränderung des Hybridverhaltens infolge des geometrisch optimierten Einlegers mit thermoplastischer Zwischenschicht untersucht. Um auf die Einzeleffekte von Adhäsion, Kraftschluss durch Hinterschnitte und geometrische Optimierung rückschließen zu können, wird der Hybridverbund mit drei Referenz-Proben verglichen. Die Spezifikationen, respektive der Herstellung der Referenzen und des eigentlichen Al-CFK Hybridverbunds, sind in Kapitel 3.2 aufgeführt.

Damit führen die Proben - Variante 1 bis Variante 4 (Abbildung 6.22) - stückweise von der adhäsiven Anbindung zwischen einer einfachen Aluminiumschale und der Epoxidmatrix des Laminats, über einen einfachen sechsarmigen Aluminium-Einleger mit adhäsiver Anbindung zwischen Al und CFK und zusätzlicher formschlüssiger Anbindung durch Hinterschnitte, einen Aluminium-Einleger mit der geometrisch optimierten Kontur mit adhäsiver Anbindung Al-CFK und verbessertem Formschluss, bis hin zum Formschluss des optimierten Thermoplast-Einlegers mit reduzierten Spannungsgradienten an der Grenzfläche Thermoplast-CFK. Die Adhäsion zwischen Thermoplast und CFK ist bei der letzten Variante vernachlässigbar.

Besonderes Augenmerk liegt auf den Varianten 3 und 4, deren Einleger die gleiche Außenkontur besitzen. Aus dem Vergleich dieser beiden Varianten sollen die Effekte der adhäsiven Anbindung und der reduzierten Spannungsgradienten an der Grenzfläche hervorgehen.

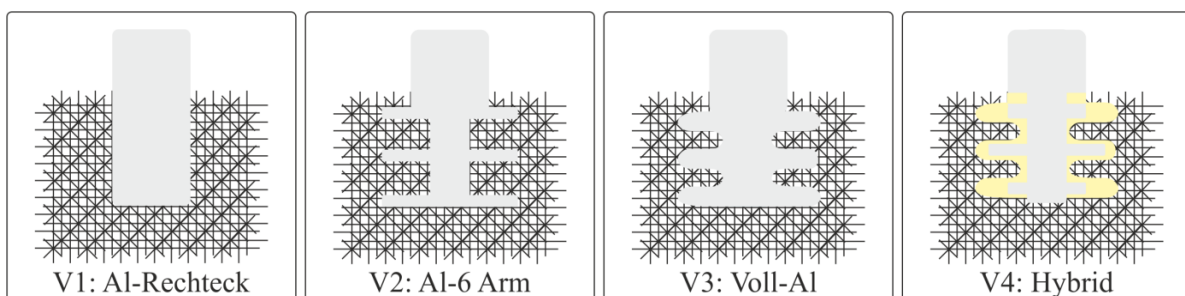


Abbildung 6.22 schematische Darstellung der Referenz-Varianten V1-V3 und des Hybridverbunds V4

#### Verhalten unter quasi-statischer Last

Das mechanische Verhalten der vier Varianten ist in Abbildung 6.23 einzusehen. Die Mittelwertkurven (a)) grenzen das durchschnittliche mechanische Verhalten gegeneinander ab, wohingegen die repräsentativen Versuche (b)) einen detaillierteren Einblick in die Schädigungssystematik geben. Zusätzlich sind die Evaluationsgrößen der vier Varianten in Tabelle 6.2 zusammengefasst. Die Abbildung 10.10 - Abbildung 10.13 (im Anhang) veranschaulichen, dass die Kraft-Verschiebungs-Kurven der Zugversuche an den Hybridproben einer natürlichen Streuung unterliegen und innerhalb dieser gut reproduzierbar sind. Zusätzlich ist den genannten Abbildungen im

Anhang die gute Übereinstimmung der repräsentativen Versuche mit den Mittelwertkurven zu entnehmen.

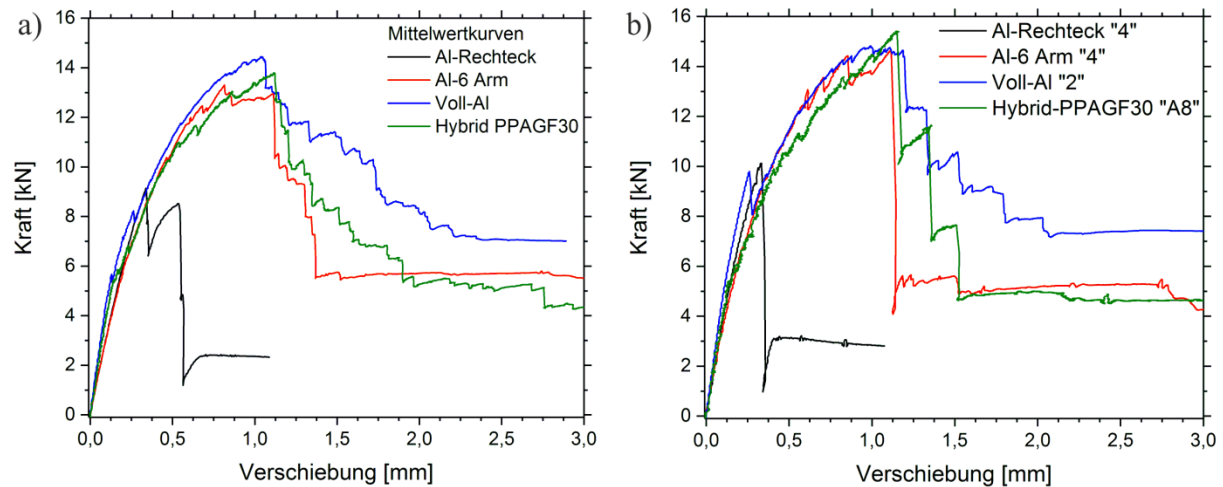


Abbildung 6.23 Kraft-Verschiebungs-Diagramme der quasi-statischen Zugversuche an Hybriden a) Mittelwertkurven aus Einzelversuchen, b) repräsentative Versuche: V1 Al-Rechteck (schwarze Linie), V2 Al-6-Arm (rote Linie), V3 Voll-Al (blaue Linie), V4 Hybrid mit PPAGF30 als Thermoplast (grüne Linie)

	V1: Al-Rechteck	V2: Al-6 Arme	V3: Voll-Al	V4: Hybridverbund
Steifigkeit [kN/mm]	30,1 ( $\pm 6,6$ )	26,4 ( $\pm 4,1$ )	43,9 ( $\pm 1,8$ )	38,3 ( $\pm 1,6$ )
Maximale Lasttragfähigkeit [kN]	10,8 ( $\pm 0,9$ )	13,7 ( $\pm 1,6$ )	14,4 ( $\pm 0,7$ )	14,3 ( $\pm 1,3$ )
Energieabsorptionsvermögen [J]	2,9 ( $\pm 1,3$ )	13,6 ( $\pm 6,4$ )	28,5 ( $\pm 3,8$ )	29,4 ( $\pm 3,5$ )

Tabelle 6.2 Zusammenfassung der Mittelwerte der Evaluationsgrößen Steifigkeit, Lasttragfähigkeit und Energieabsorptionsvermögen für die Referenzen V1-V3 und die Hybridprobe V4, Standardabweichung in Klammern

Bei der Hybridvariante V1 (rechteckiger Aluminium-Einleger) zeigt die Kraft-Verschiebungs-Kurve eine Verbindung mit hoher Steifigkeit, was an den geringen Dehnungen bzw. großen Querschnitten der Schalelemente Aluminium und CFK liegt. Die Kraft wird an der Grenzfläche über Scherkräfte und Reibung direkt von der Aluminium-Komponente auf das CFK-Laminat übertragen. Im weiteren Verlauf ist ein rapider Abfall der Kraft zu erkennen, welcher das Versagen der Verbindung aufzeigt. Der Einbezug der Thermographie ermöglicht eine nähere Analyse des Bruchvorgangs.

Abbildung 6.24 b) zeigt das Thermographiebild im  $\Delta T$ -Kontrast bei 0,266 mm Verschiebung. In dem Bild ist die freiwerdende Wärme am unteren Ende des schalenförmigen Einlegers gerade noch zu erkennen. Im Vergleich dazu zeigt die Kraft-Verschiebungs-Kurve zu dem äquivalenten Zeitpunkt keine Unregelmäßigkeit auf. Es wird jedoch vermutet, dass diese thermische Signatur das Ablösen jener Al-CFK Grenzfläche andeutet, die senkrecht zur Belastungsrichtung liegt. Dies könnte im mechanischen Antwortsignal der Probe unbemerkt bleiben, da diese Fläche einerseits vergleichsweise



gering ist, andererseits die Lastübertragung unter Zugbelastung deutlich geringer ist als die unter Scherung.

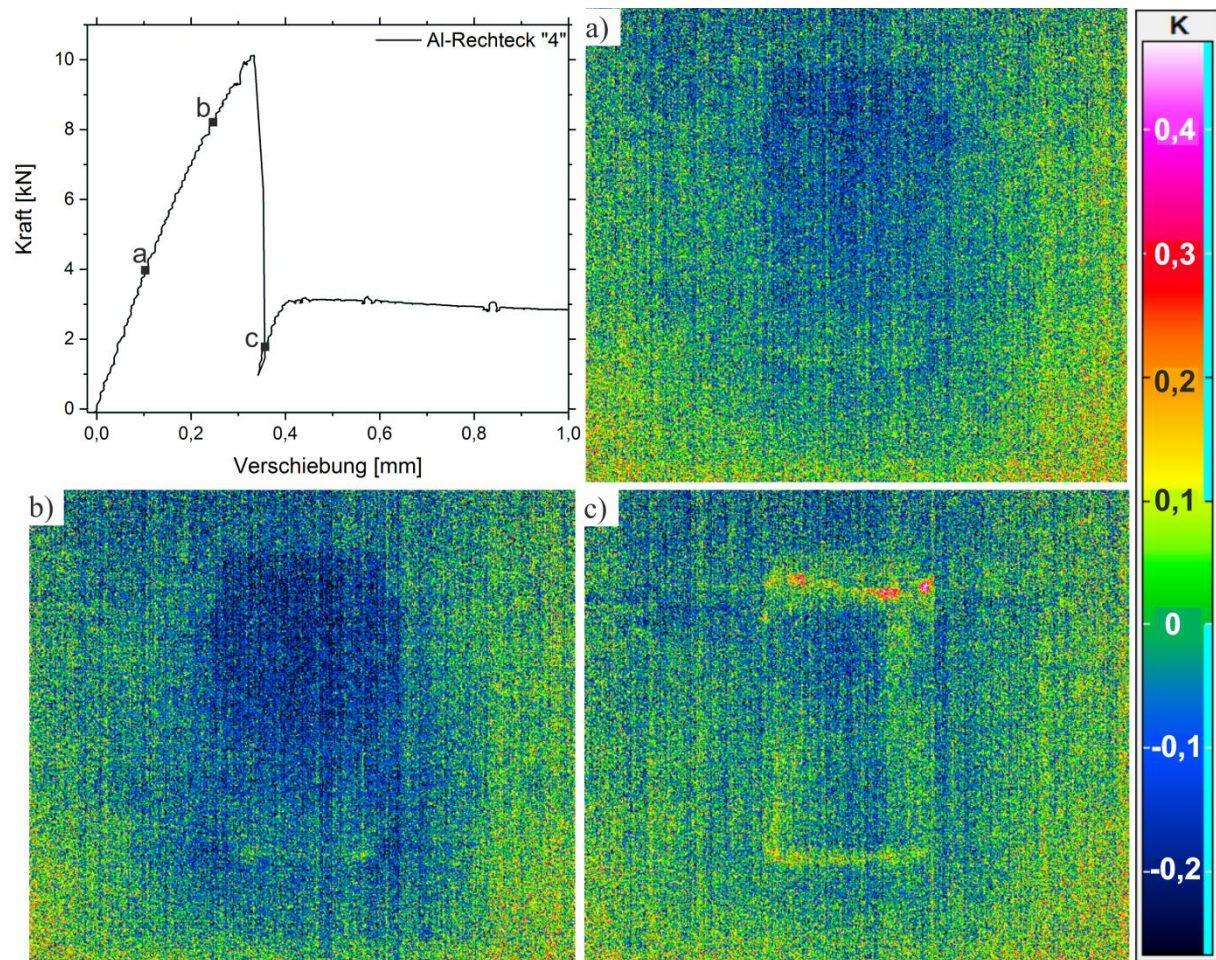


Abbildung 6.24 Kraft-Verschiebungs-Kurve des quasi-statischen Zugversuchs am Hybrid V1 mit Aluminium-Rechteck Einleger, korrespondierend zu den Punkten a-c: Thermographiebilder a)-c) im  $\Delta T$ -Kontrast

Das Thermographiebild c) entspricht dem Zeitpunkt des Versagens und zeigt die freiwerdende Wärme am unteren Ende der Aluminiumschale und seitlich entlang der Verbindungszone. Die Aufnahme und der Kraftverlauf lassen darauf schließen, dass durch die von außen aufgebrachte Kraft die Grenzflächenscherfestigkeit zwischen Aluminium und CFK überschritten wird, woraufhin die Grenzfläche schlagartig versagt. Die beobachtbaren Temperaturänderungen sind in Anbetracht der feinen Skaleneinstellung gering. In Anlehnung an die Überlegungen in 6.1 ist die zur Risspropagation notwendige Energie an der Grenzfläche Aluminium-CFK ebenfalls niedrig. Über den Moment des Versagens hinaus bleibt eine Restkraft erhalten, die durch Oberflächenreibung bei der Relativbewegung des Aluminiums entsteht.

Die Steifigkeit der zweiten Variante (sechs-armiger Aluminium-Einleger) fällt von Beginn des Versuchs an etwas geringer aus als bei V1. Außerdem schlägt sich ein anelastischer Anteil in der Krümmung der Kurve nieder. Als Gründe hierfür können der geringere geometrische Querschnitt, die kinematisch bedingte Scherung und Biegung der seitlichen Aluminium-Arme, die Ablösung an

senkrecht zur Zugrichtung verlaufenden Grenzflächen und die Biegung des dort angrenzenden CFK-Laminats genannt werden. Ferner ist gut vorstellbar, dass die Hinterschneidungen an den Armen des Einlegers zu inter- und intralaminaren Spannungskonzentrationen und zu einem erhöhten Aufkommen an Matrixrissen und interlaminarer Schädigung führen.

Eine weitere Auffälligkeit der Variante V2 sind die vermehrt auftretenden kleinen Peaks im Bereich von ca. 0,5 bis 1,1 mm vor Erreichen der maximalen Kraft. Diese gehen auf Mikroschädigungen des Laminats im Verbindungsbereich zurück. Als mögliche Mechanismen kommen die Schädigungen umliegender Faserbündel und interlaminare Ablösungen vor dem Aluminium-Einleger in Frage. Wären die Schädigungen Matrix-verwandt, dann gäbe es keinen sofortigen Kraftabfall sondern eine kontinuierliche Minderung.

Mit dem weiteren Anstieg der aufgebrachten Dehnung wird die maximal ertragbare Kraft erreicht, woraufhin kritisches Risswachstum im CFK-Laminat entlang der unteren Kante des Einlegers eintritt (Abbildung 6.25). Einer der Hauptgründe für den Rissverlauf entlang der unteren Kante des Einlegers ist die Winkelabweichung der Laminatlagen in z-Richtung (Gewebeondulation). In Anlehnung an die Untersuchungen von Ito [22] ist an derartigen Krümmungen und Ondulationen des Laminats von starken Spannungsüberhöhungen auszugehen. Letztlich treten im gesamten Kraft-Verschiebungs-Verlauf anelastische Phänomene auf, sodass nicht länger von einem elastischen Bruch bzw. kritischer Spannung im Sinne  $K_{IC}$  ausgegangen werden kann, sondern vielmehr von der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_C$ .

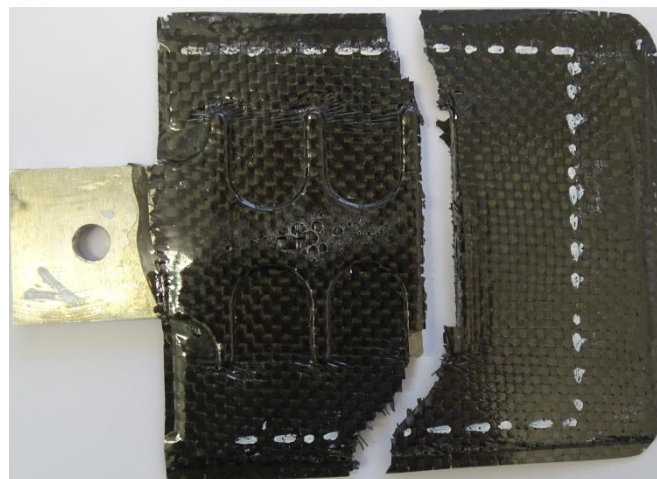


Abbildung 6.25 Aufnahme einer gebrochenen Referenzprobe V2

Anders als bei der Hybridvariante V1 bewirken die sechs seitlichen Arme des Aluminiumeinlegers vergleichsweise höhere Kräfte und Dehnungen vor Einsetzen des Versagens. Infolge der Vorschädigungen und der anelastischen Anteile der Deformation, welche höchstwahrscheinlich auf CFK-seitige Spannungskonzentrationen an den Einlegerarmen bzw. die Biegung von Laminat und den Al-Armen zurückgeht, wird eine eklatant höhere Energieabsorption erzielt. Schlussendlich resultiert



die formschlüssige Verankerung zwischen den Einlegerarmen und dem CFK-Laminat gegenüber V1 in einer verbesserten Kraftübertragung und einer reduzierten Sensibilität gegenüber hohen Spannungen und Dehnungen.

Die dritte Variante, der Hybridverbund mit geometrisch optimiertem Aluminium-Einleger, hat innerhalb der Messreihe die höchste Steifigkeit inne. Dies deutet auf eine vorteilhafte Synergie aus Adhäsion zwischen Aluminium und CFK und dem Formschluss, der durch Hinterschneidung des CFK-Laminats und des geometrisch optimierten Aluminium-Einlegers zustande kommt. Die geometrische Optimierung bewirkt eine größere Kontaktfläche zur Kraftübertragung, während die Kraft durch den Flächenneigungswinkel von  $50^\circ$  zu einer Mixed-Mode Belastung aus Zug- und Scherspannung (Mode I und II) wird.

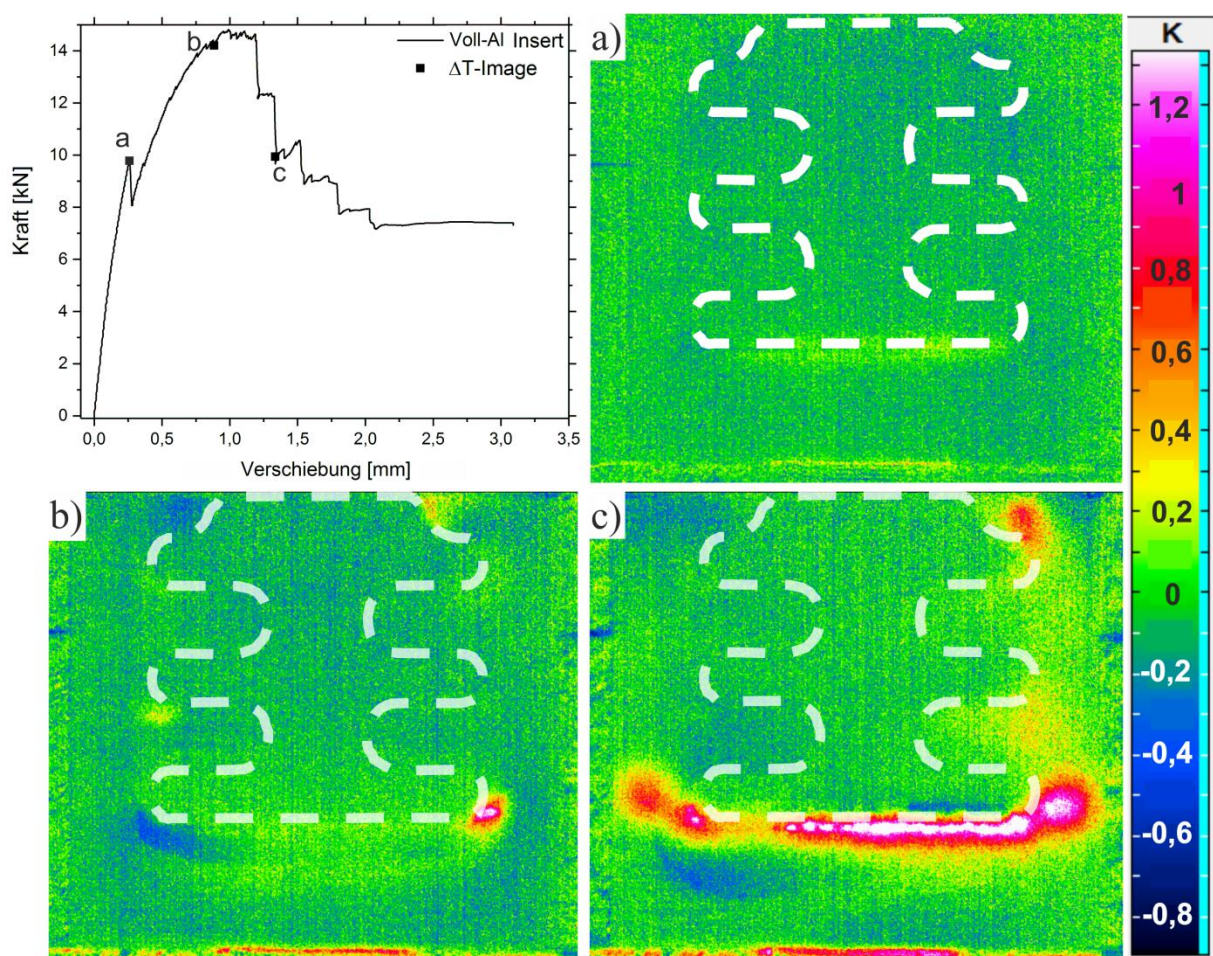


Abbildung 6.26 Kraft-Verschiebungs-Kurve des quasi-statischen Zugversuchs am Hybrid V3 mit Voll-Aluminium Einleger, korrespondierend zu Punkten a-c: Thermographiebilder a)-c) im  $\Delta T$ -Kontrast, die weiße Linie deutet die Position des Einlegers an

Der Kraftabfall bei 9,7 kN (Punkt a in Abbildung 6.26) zeigt das erste Schädigungsevent auf, wodurch die Steifigkeit bereits reduziert wird. Gleichzeitig lässt die Farbänderung im zugehörigen Thermographiebild erkennen, dass die Schädigung unterhalb des Einlegers, direkt angrenzend an die Fügstelle Aluminium-CFK Laminat, auftritt. Der Ort der Schädigung stimmt gut mit dem bei

Variante 2 (Al-6 Arme) überein. In beiden Fällen verursacht vermutlich die Ondulation, also das Abknicken des Laminats aus der xy-Ebene heraus, eine Spannungsüberhöhung im Bereich des Knicks (vgl. [22]). Weiter legt das Thermographiebild (Abbildung 6.26 a) nahe, dass diese erste Schädigung eine flächige Delamination zwischen den Laminatlagen ist. Aufgrund fehlender Tiefeninformation kann jedoch keine Aussage über die Lage der Delamination in z-Richtung gemacht werden. In Anbetracht der mittigen Lage des Einlegers und der Deformationskinematik ist die Symmetrieebene zwischen den mittleren Laminatlagen am wahrscheinlichsten. Zusätzlich fällt am Rand des delaminierten Bereichs eine bläuliche Färbung (negatives  $\Delta T$ ) auf. Die möglichen Ursachen sind einerseits die Änderung der Emissivität durch eine Neigung der Laminatlagen im delaminierten Bereich und andererseits der thermoelastische Effekt. Dieser führt im Zuge des Delaminationswachstums an deren Rändern durch die rapide Zunahme der Zugspannung zu einer negativen Temperaturänderung.

Im weiteren Kurvenverlauf ist, wie schon beim vorherigen Probekörper V2, eine deutliche Krümmung zu erkennen, welche auf Anelastizität hinweist. Potenzielle Ursachen sind Biegung und Scherung der Aluminiumarme, Biegung des CFK-Laminats an senkrechten Grenzflächen sowie die Schädigung der Matrix im Laminat. Mit fortschreitender Verschiebung wird schließlich das Kraftmaximum erreicht, woraufhin das stufenweise Abfallen der Kraft auf ein sukzessives Risswachstum hindeutet. In Anbetracht der korrespondierenden Thermographiebilder b) und c) gehen die signifikanten Schwächungen der Steifigkeit (Quotient aus Kraft und Verschiebung) zunächst mit der Initiierung von Rissen an den Scheitelpunkten der unteren Einlegerarme (Abbildung 6.26 b)) einher. Zusätzlich geht aus den Thermographiebildern hervor, dass die Risse senkrecht zur angelegten Kraft translaminar durch das CFK-Laminat verlaufen. Sie kommen nach einer kurzen Risswachstumsphase wieder zum Stillstand. Bei weiterer Belastung wachsen die Risse des perforierten Laminats schlussendlich zusammen und führen durch translaminare Risswachstum über die gesamte Breite zum katastrophalen Versagen der Probe (Abbildung 6.26 c).

Bezüglich der hell erscheinenden Risse können gemäß der lokalen Wärmeleitungsgleichung nach Chrysochoos und Louche [88] weitere Überlegungen herangezogen werden. Zunächst entspricht das thermische Signal der Risse der Überlagerung des thermoelastischen Effekts –also der Entladung des umgebenden Spannungsfelds - und der Wärmeabstrahlung der neu gebildeten Oberfläche. Ginge man für die sehr schnelle Propagation des translaminaren Risses von einem adiabatischen Prozess aus, so beschreibt das Griffith Bruchkriterium ( $dP/dA=0$ ), dass die potenzielle mechanische Energie im Probenvolumen in Form neuer Oberflächenenergie gespeichert wird. Demnach entlädt sich die mechanische Energie spontan an der neu gebildeten Rissoberfläche. Dort wird nach dem 2. Hauptsatz der Thermodynamik Entropie in Form von Wärme an die Umgebung abgegeben. Aufgrund der hohen Energiedichte im Rissgrund erscheint dieser sehr hell im dargestellten  $\Delta T$ -Kontrast. Im Fall der Delamination ist die entstehende Wärme viel geringer. Außerdem muss beachtet werden, dass die

spezifische Oberflächenenergie um Größenordnungen kleiner ist als die für translaminares Risswachstum, die entstehende Fläche deutlich größer ist und das Temperatursignal von der Wärmequelle bis zur Oberfläche exponentiell abklingt (Gleichung 2.29).

Im Vergleich mit den vorherigen Referenzen V1 und V2 erzielt die optimierte Kontur des Einlegers eine höhere Steifigkeit und eine höhere Lasttragfähigkeit. Ferner ist die Verbindung schädigungstoleranter, da die Struktur beim stückweisen Wachstum von Rissen intakt bleibt und das katastrophale Versagen vorankündigt. Durch das unterkritische Schädigungswachstum kann die Verbindung mehr Energie absorbieren, was auf den verbesserten Formschluss durch die Neigungswinkel der Grenzflächen von  $50^\circ$  zurückgeht. Es scheint sich positiv auszuwirken, dass die Kraft im Sinne einer Mixed-Mode Belastung aus Zug und Scherung übertragen wird und Spannungsspitzen vor den Grenzflächen im Laminat durch die Bildung von Delaminationen abgebaut werden können.

Das mechanische Verhalten und die Schädigungsmechanismen des Hybridverbunds, Variante 4, sind maßgeblich durch den Formschluss zwischen dem Aluminium-Thermoplast-Einleger und dem CFK-Laminat geprägt. Obwohl Adhäsionskräfte zwischen Aluminium und Thermoplast bzw. sterische Kräfte zwischen Thermoplast und Epoxidmatrix vorherrschen, werden die Kräfte hauptsächlich durch den Formschluss des oberflächenstrukturierten Einlegers übertragen. Zusätzlich muss bedacht werden, dass das Verhalten des Hybrids nicht verallgemeinerbar ist, da den Eigenschaften der Thermoplastkomponente im wahrsten Sinne eine tragende Rolle im Verbund zukommen kann. Sie sind insbesondere entscheidend für die Reduktion von Spannungsgradienten an der Grenzfläche und für die Spannungsrelaxation potenziell auftretender Spannungskonzentrationen. Daher wird die Rolle des thermoplastischen Materials in Kapitel 6.3.2 näher untersucht.

Die Steifigkeit des Hybridverbunds mit thermoplastischer Zwischenschicht (hier PPAGF30), V4, liegt leicht unter der der Referenzen (87 % der Voll-Al Proben), was sich aus den verschiedenen E-Moduli des Thermoplasten (11 GPa) und von Aluminium (70 GPa) erschließt. Die leichte Krümmung der weiteren Kraft-Verschiebungs-Kurve deutet wieder auf Anelastizität hin, die vermutlich durch Scherung und Biegung der Einlegerarme, Biegung des CFK-Laminats an senkrechten Grenzflächen, Schädigung der Matrix im Laminat und Plastizität des Thermoplasten verursacht wird. Vor Erreichen des Kraftmaximums treten diverse kleine Peaks auf, wie es zuvor bei V2 zu beobachten war. Zu den entsprechenden Zeitpunkten zeigen die Thermographiebilder, z.B. Punkt a/ Bild a), dass die Unregelmäßigkeiten des mechanischen Antwortsignals jeweils mit der Schädigung (Delamination) der Struktur einhergehen. Die Delaminationen entstehen an der unteren Kante des Einlegers und entlang der Einlegerarme (b) links oben). Aus der post-mortem Analyse von CT-Aufnahmen ist ersichtlich, dass die Delaminationen ausgehend von der CFK-seitigen Grenzfläche zwischen die mittleren Lagen in das CFK-Laminat wachsen (Abbildung 6.41). Allerdings rufen diese Schäden bislang nur unterkritische Strukturschwächungen hervor, da die Kraft zunächst weiter ansteigt. Schließlich wird



die maximale Lasttragfähigkeit erreicht ehe der stufenweise Abfall der Kraft das sukzessive Risswachstum und das Versagen kennzeichnet. Aus den Thermographieaufnahmen geht klar hervor, dass die dominante Schädigung wieder das translaminare Risswachstum entlang der unteren Einlegerkante bzw. senkrecht zur Belastungsrichtung an den Scheitelpunkten der unteren Einlegerarme ist. Wie weiter oben erklärt, entsteht die hohe Temperaturänderung im Rissgrund durch die spontane Umwandlung der mechanischen Energie in Oberflächenenergie.

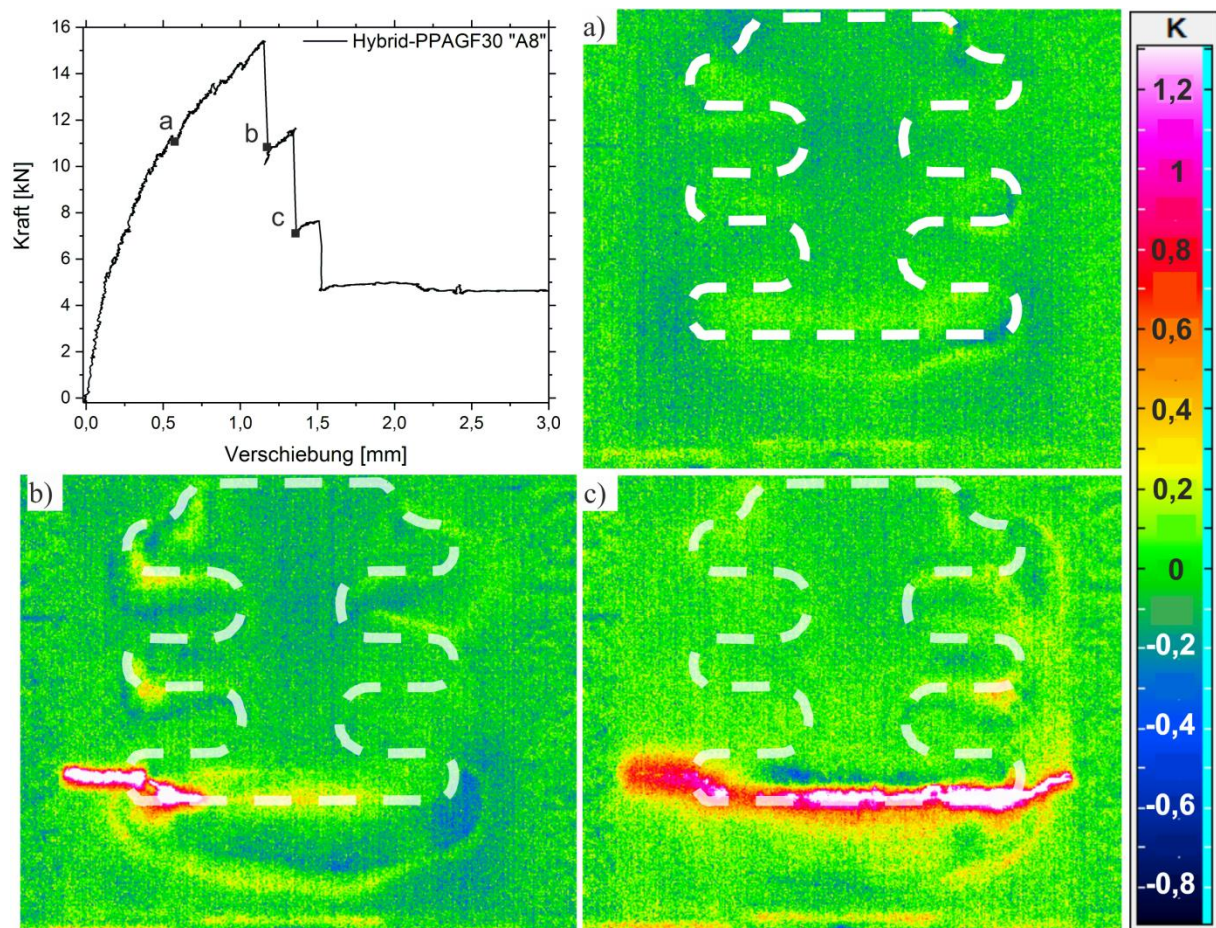


Abbildung 6.27 Kraft-Verschiebungs-Kurve des quasi-statischen Zugversuchs am Hybrid V4 mit PPAGF30-Einleger, korrespondierend zu den Punkten a-c: Thermographiebilder a)-c) im  $\Delta T$ -Kontrast, die weiße Linie deutet die Position des Einlegers an

Entgegen der Annahme, das Einbringen des Thermoplasten führe zu erheblichen Eigenschaftseinbußen, sind die Steifigkeit und Festigkeit des Hybrids ‚V4‘ etwas niedriger aber vergleichbar mit der Voll-Al Referenz. Letztlich sind die gesamten Kraft-Verschiebungs-Kurven beider Varianten sowie der zum katastrophalen Versagen führende Mechanismus sehr ähnlich. Wenngleich in beiden Varianten Delaminationen vor dem Erreichen der maximalen Lasttragfähigkeit auftreten, scheint der eingebrachte Thermoplast die Bildungs- und Wachstumsrate der Delaminationen zu begünstigen. Es ist nicht eindeutig, ob dies an den vernachlässigbaren Adhäsionskräften oder an der Steifigkeit der Fügepartner an der Grenzfläche liegt. Schlussendlich ist aus diesen Ergebnissen abzuleiten, dass die Eigenschaften des Hybrids mit optimiertem Formschluss (V4) die Eigenschaften

der adhäsionsdominierten Anbindung (V1 und V2) übersteigen. Der Vergleich der Hybridverbindungen mit geometrieoptimierten Einlegern mit (V3) und ohne Adhäsion (V4) belegen, dass die per Formschluss (inklusive Oberflächenstrukturierung) übertragbare Kraft den adhäsiv übertragbaren Kraftanteil kompensiert. Dennoch trägt die Adhäsionsunterstützung positiv zu den mechanischen Eigenschaften unter quasi-statischer Zugbelastung bei.

### Verhalten unter zyklisch-dynamischer Ermüdung

Da in dieser Arbeit der Materialeinfluss auf das Versagen des Hybrids eher im Fokus der Arbeit steht als der Einfluss der geometrischen Ausgestaltung des Hybrids, werden die Referenzproben V1 und V2 nicht unter zugschwellender Ermüdung untersucht. Die Ermüdungsuntersuchungen werden am LKT an der TU Dortmund durchgeführt. Die Bruchlastspielzahlen sind nachfolgend tabellarisch zusammengefasst.

	V1: Al-Rechteck*	V2: Al-6 Arm*	V3: Voll-Al	V4: PPAGF30-Insert
$\bar{n}_B$	$< 10^4$ Zyklen	$< 10^5$ Zyklen	$2,7 \cdot 10^5$	$7,6 \cdot 10^5$

\* Ergebnisse vom Lehrstuhl für Kunststofftechnologie an der TU Dortmund

Die Mittelwerte der Bruchlastspielzahlen bestätigen die Tendenzen der quasi-statischen Zugversuche, wonach die Varianten V3 und V4 eine höhere Lasttragfähigkeit und einen höheren Risswiderstand besitzen. Im Hinblick auf das Ermüdungsverhalten ist weiter unklar, wie dieses durch die vernachlässigbare Adhäsion und die Steifigkeit der thermoplastischen Zwischenschicht beeinflusst wird. Eine detaillierte Diskussion der thermoplastischen Zwischenschicht sowie der Eigenschaften der Fügepartner an der Grenzfläche wird im folgenden Abschnitt gegeben.

### 6.3.2 Einfluss der thermoplastischen Zwischenschicht

Nachdem im vorangegangenen Abschnitt gezeigt wurde, dass der Hybrid bei Kraftübertragung per Formschluss vergleichbar gute Eigenschaften erzielt wie bei Kraftübertragung per Adhäsion, liegt der Fokus dieses Kapitels auf den Auswirkungen der Materialeigenschaften des Thermoplasten auf die Verbundeigenschaften.

Der Stand der Forschung gibt insbesondere in diesem Punkt wenig Aufschluss, ob beispielsweise ein weicher Thermoplast an der Grenzfläche durch Relaxation von Spannungsgradienten und -konzentrationen das Leistungsvermögen des Hybridverbunds gegenüber hochmoduligen Thermoplasten weiter erhöht. Die Festigkeit der Thermoplasten sollte dabei von sekundärer Bedeutung sein, da aufgrund der Schubbelastung, der räumlichen Zwangsanbindung zwischen CFK und Metall und der Inkompressibilität kein Zugversagen der Thermoplastkomponente erwartet wird.

Demnach werden die Hybride mit Voll-Aluminium Einleger und mit den in Kapitel 3.2 beschriebenen Thermoplasten PPAGF30, PPA und TPU unter quasi-statischer Zugbelastung und zugschwellender

Ermüdung hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und Schädigungsmechanismen evaluiert. Im Rahmen dieser Betrachtungen soll die zentrale Rolle der in situ Thermographie als methodischer Zugang zu Prozessgrößen der Schädigung näher erläutert werden.

### Verhalten unter quasi-statischer Zugbelastung

Die Kraft-Verschiebungskurven der Zugversuche an den vier Hybridproben, Voll-Al bzw. mit den Thermoplasten PPAGF30, PPA und TPU, sind in Abbildung 6.28 zusammengefasst. Das Diagramm a) stellt die Mittelwertkurven gegenüber, während ein repräsentativer Einzelversuch jedes Hybridtyps in Diagramm b) zu sehen ist. Die Reproduzierbarkeit und die gute Übereinstimmung der Mittelwertkurven mit den repräsentativen Einzelversuchen kann Abbildung 10.12 bis Abbildung 10.15 entnommen werden.

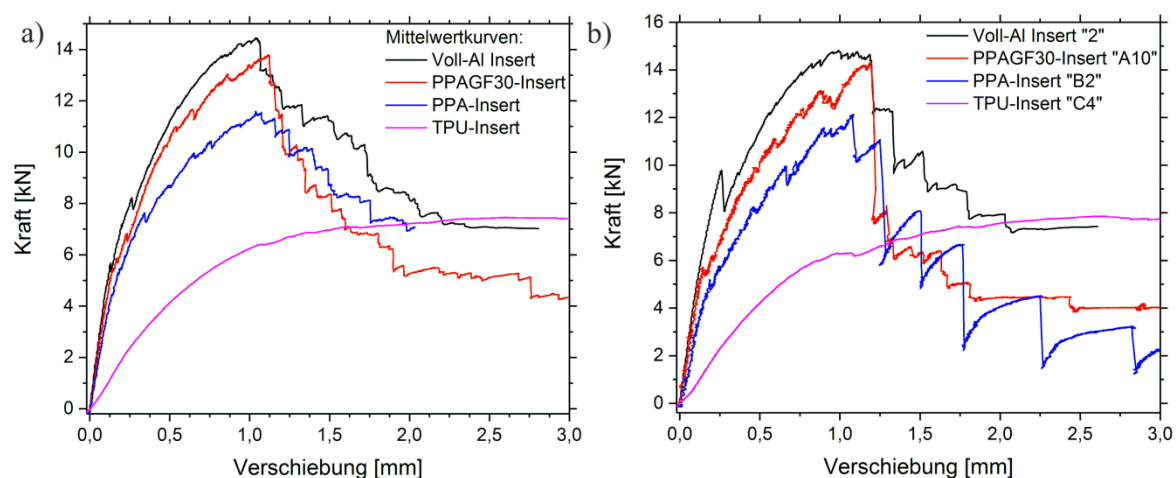


Abbildung 6.28 Kraft-Verschiebungskurven der quasi-statischen Zugversuche, a) Mittelwertkurven und b) repräsentative Einzelversuche, Hybrid mit Voll-Al Insert (Magenta Linie), PPAGF30-Insert (schwarze Linie), PPA-Insert (rote Linie), TPU-Insert (blaue Linie)

Besondere Beachtung gilt den Evaluationsgrößen Steifigkeit, Lasttragfähigkeit und Energieabsorptionsvermögen, die in nachfolgender Tabelle aufgeführt werden.

	Voll-Al	PPAGF30	PPA	TPU
Steifigkeit [kN/mm]	43,9 ( $\pm 1,8$ )	38,3 ( $\pm 1,6$ )	30,9 ( $\pm 0,9$ )	10,1 ( $\pm 1,5$ )
Maximale Lasttragfähigkeit [kN]	14,4 ( $\pm 0,7$ )	14,3 ( $\pm 1,3$ )	12,3 ( $\pm 0,3$ )	7,7 ( $\pm 0,6$ )
Energieabsorptionsvermögen [J]	28,5 ( $\pm 3,8$ )	29,4 ( $\pm 3,5$ )	20,7 ( $\pm 7,1$ )	72,1 ( $\pm 15,4$ )

Tabelle 6.3 gemittelte Evaluationsgrößen Steifigkeit, Lasttragfähigkeit und Energieabsorptionsvermögen der Referenz V3 (Voll-Al) und der Hybridproben mit den Thermoplasten PPAGF30, PPA und TPU, die Steifigkeit wird im Bereich des linearen Verhaltens zwischen 0 und 0,15 mm ermittelt- ein detaillierter Einblick in diesen Bereich wird in Abbildung 10.16 gegeben



Generell geht aus diesen Ergebnissen ein systematischer Zusammenhang zwischen dem E-Modul des Insertmaterials und den mechanischen Eigenschaften des Hybridverbunds hervor. Die Steifigkeit und die Lasttragfähigkeit des Hybridverbunds steigen der Reihenfolge entsprechend vom TPU- über PPA-, PPAGF30- zu Voll-Al-Insert an. Die Evaluationsgrößen der drei letztgenannten liegen nicht bloß nahe beieinander, sondern die Kraft-Verschiebungs-Diagramme deuten in ihrem Gesamtverlauf auf Gemeinsamkeiten im zugrundeliegenden mechanischen Verhalten hin. Dagegen ist aus dem Kraft-Verschiebungs-Diagramm des TPU-Inserts auf ein hohes Maß an plastischer Deformation zu schließen. Angesichts der Lasttragfähigkeiten der Hybride mit Voll-Al-, PPAGF30- und PPA-Insert wird die maximale dynamische Kraft  $F_{max}$  im Hinblick auf die zyklisch-dynamischen Ermüdungsversuche auf 7,5 kN definiert.

Eine detaillierte Schilderung der Untersuchungsergebnisse der Hybridverbindungen mit Voll-Al und PPAGF30-Insert unter quasi-statischer Zugbelastung wurde oben in Kapitel 6.3.1 gegeben. Von einer Wiederholung der Schilderung wird an dieser Stelle abgesehen, allerdings werden die Ergebnisse respektive Schlussfolgerungen weiter unten noch mal aufgegriffen und im Gesamtkontext diskutiert. Die Darstellung der Ergebnisse von den beiden fehlenden Thermoplasten, PPA und TPU, findet sich im folgenden Abschnitt.

Der Hybrid mit PPA weist entgegen der vorherigen Hybride eine geringere Steifigkeit und Lasttragfähigkeit auf. Die Kraft-Verschiebungs-Kurve zeigt zudem wiederholt Kraftabfälle, wie sie beispielsweise vom Stick-Slip Risswachstum bei Versuchen am Double-Cantilever-Beam (Doppelträger-Balken) auftreten. Das Stick-Slip Risswachstum ist von zeitlich klar getrennten Halte- und Wachstumsphasen des Risses geprägt. Die weitere Charakterisierung der Schädigungsprozesse erfolgt anhand der repräsentativen Kraft-Verschiebungs-Kurve und der zugehörigen Thermographiebilder im  $\Delta T$ -Kontrast (Abbildung 6.29).

Der Verlauf der Kraft-Verschiebungs-Kurve des Hybrids mit PPA gleicht bis zum Erreichen der maximalen Kraft dem der Voll-Al- und PPAGF30 Hybride, wenngleich die Krümmung der Kurve auf einen höheren Grad der Anelastizität schließen lässt. Da sich PPAGF30 und PPA nur durch die Verstärkungsfasern unterscheiden, muss die Grenzflächenanhaftung PPA-Epoxid gleich sein. Demnach kann der höhere Grad der Anelastizität nur durch den weicheren Thermoplast, bzw. durch die höhere Viskoelastizität resultieren. Bereits zu Punkt a sind kleine delaminierte Bereiche um die Einlegerarme bzw. unterhalb des Einlegers zu erkennen (Bild a)). Mit Erreichen der maximalen Kraft wird die kritische Energiefreisetzungsrate überschritten, woraufhin die sukzessive Schädigung durch Risswachstum im Stick-Slip Verhalten einsetzt. Jeder Risspropagation folgt eine stabile Phase mit steigender Kraft und Verschiebung, bis die kritische Energiefreisetzungsrate erneut erreicht wird und zum Wachstum der Schädigung führt. Zu jedem der eintretenden Kraftabfälle kann aus dem entsprechenden Thermographiebild das Voranschreiten der Delamination zugeordnet werden. Dies ist exemplarisch in den Punkten b und c bzw. den  $\Delta T$ -Bildern in b) und c) anhand der hellen Ränder der

Delamination zu erkennen. Ferner ist aus diesen ersichtlich, dass die Delaminationen zunächst entlang der Einlegerarme und unterhalb des Einlegers auftreten (a) und b)), im Weiteren durch Propagation zusammenwachsen (c)) und schließlich durch Desintegration des Einlegers zum fatalen Versagen führen.

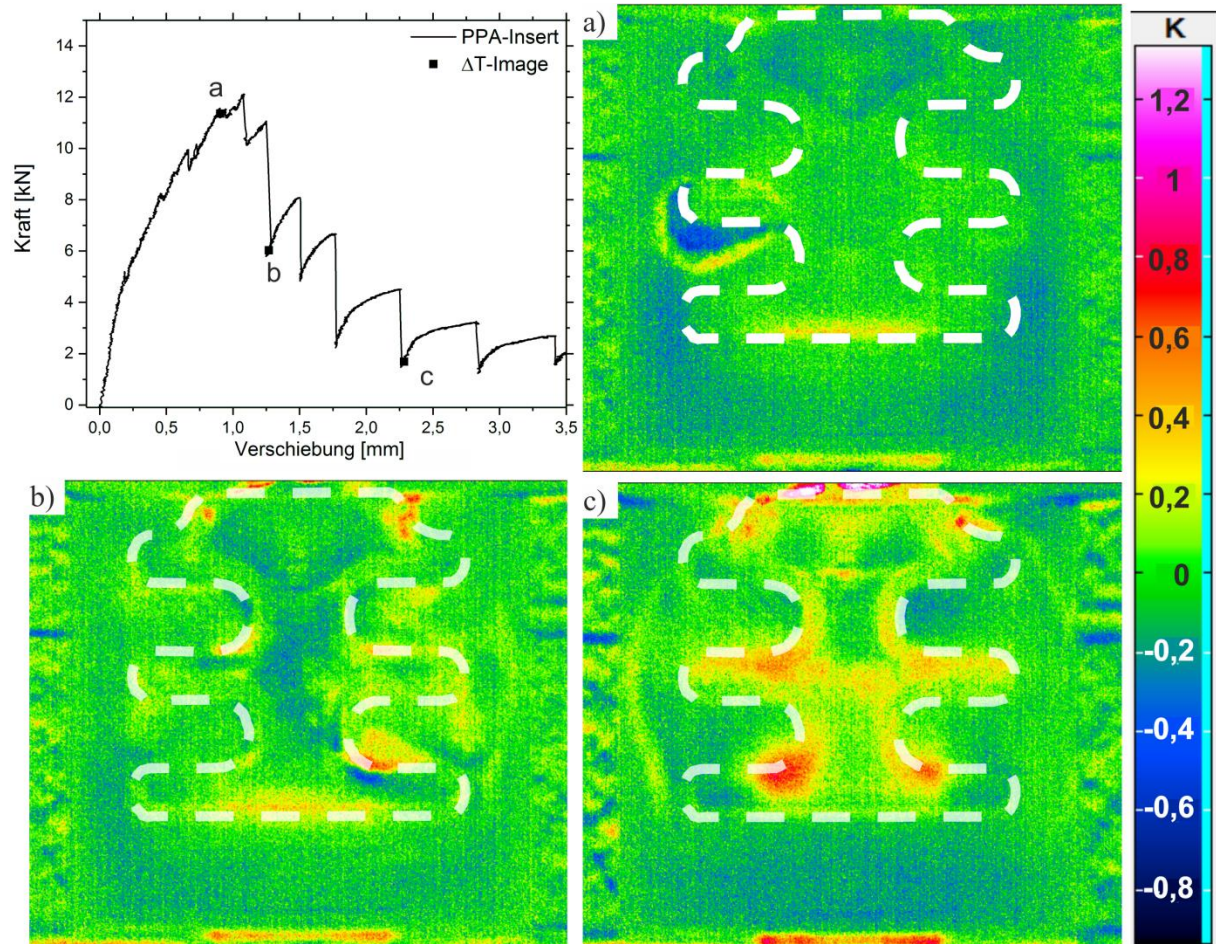


Abbildung 6.29 Kraft-Verschiebungs-Kurve des quasi-statischen Zugversuchs am Hybrid V4 mit PPA-Einleger, korrespondierend zu den Punkten a-c: Thermographiebilder a)-c) im  $\Delta T$ -Kontrast, die weiße Linie deutet die Position des Einlegers an

In den Thermographiebildern entstehen weitere Kontrastierungen, wie beispielsweise die Rotfärbung auf der Oberseite der unteren Einlegerarme. Diese sind ein Indiz für Reibungs- und Schädigungsprozesse des Thermoplasten, die bei hohen Verschiebungen durch die Pressung zwischen Al und CFK entstehen. Indes prägt sich entlang der Ränder der Delaminationen ein merklicher Temperatur-Kontrast aus, da die dazwischen befindliche Fläche größtenteils schon durch vorherigen Rissfortschritt delaminiert ist. Außerdem hebt sich der thermische Kontrast der neu geschädigten Fläche kaum vom sonstigen Laminat ab, da einerseits die freiwerdende Wärme von der innenliegenden Rissfläche exponentiell zur Oberfläche abfällt (Gleichung 2.29, Kapitel 2.4.3). Andererseits bewirkt die Delamination den Verlust des interlaminaren Zusammenhalts, was bei Deformationen zu einer Flächenneigung führt. Diese kann die in Richtung Kamera emittierte Strahlungsdichte verringern (Gleichung 2.19, Kapitel 2.4.1). Durch das Abknicken des Laminats am



Rand der Delamination von der Flächenneigung zum ebenen Laminat können zusätzliche Reflexionen entstehen und das thermische Signal in diesem Bereich verstärken. Zudem kann der thermoelastische Effekt zu dem kontrastierten Randbereich der Delamination beitragen. Vor dem Hintergrund des thermoelastischen Effekts ist die Temperaturerhöhung als Spannungsentlastung des Laminats in der Nähe des Kerbgrunds zu deuten. Da der thermische Kontrast an den Rändern der Delaminationen nach sehr kurzer Zeit ( $\sim s$ ) abklingt, sind parasitäre Einflüsse durch Reflexionen auszuschließen.

Da sich die Delaminationen entlang der Fokusebene der Kamera erstrecken, ist eine quantitative Auswertung der delaminierten Flächen sehr gut machbar. Mittels Bestimmung der delaminierten Fläche kann die maximal tragbare Restkraft vor dem nächsten Rissfortschritt (Resttragfähigkeit) als Funktion der delaminierten Fläche aufgetragen werden (Abbildung 10.17).

Das durch plastische Deformation geprägte mechanische Verhalten des Hybrids mit TPU-Einleger zeigt in den Thermographiebildern ein grundlegend abweichendes Schädigungsverhalten auf (siehe Abbildung 6.30).

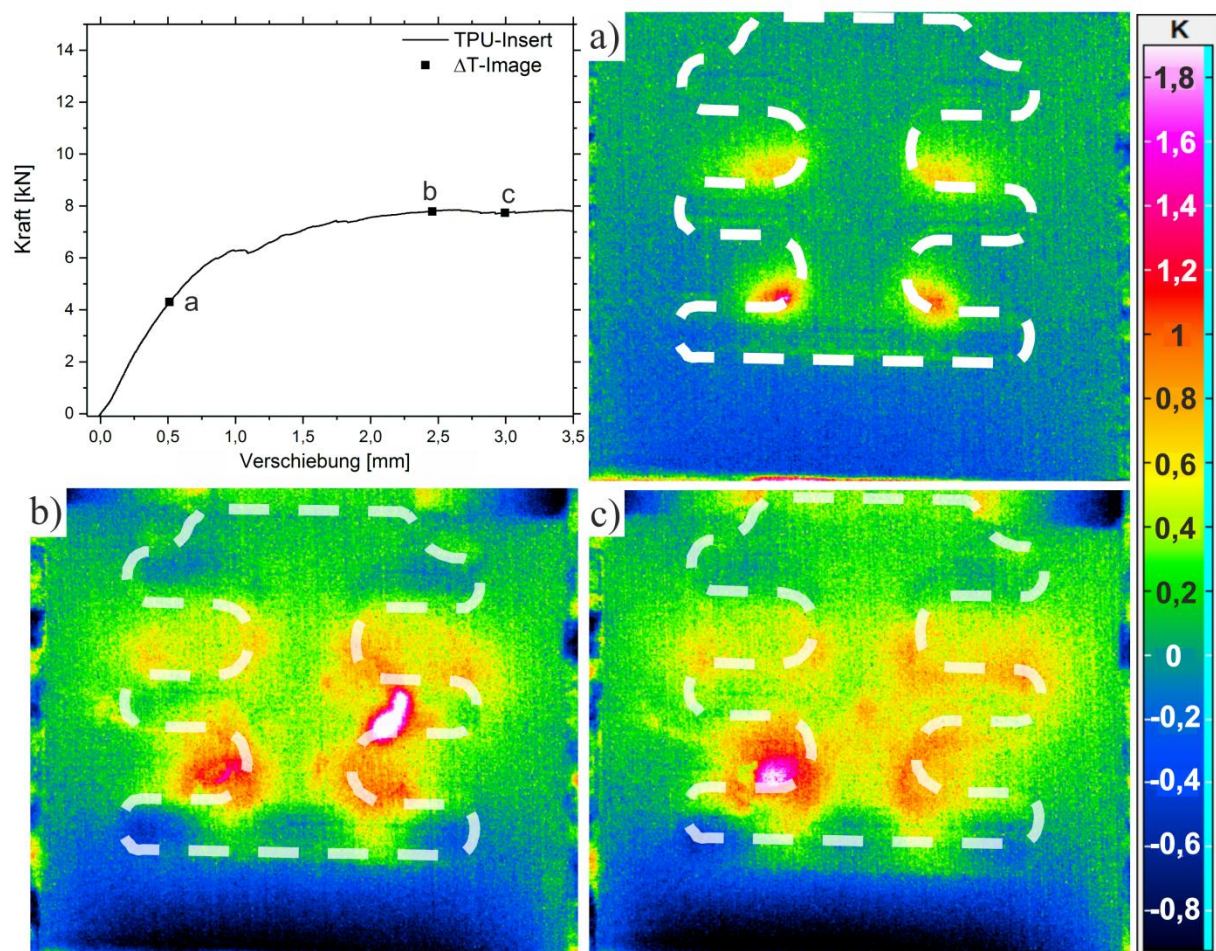


Abbildung 6.30 Kraft-Verschiebungs-Kurve des quasi-statischen Zugversuchs am Hybrid V4 mit TPU-Einleger, korrespondierend zu den Punkten a-c: Thermographiebilder a)-c) im  $\Delta T$ -Kontrast, die weiße Linie deutet die Position des Einlegers an

Nach kurzem, annähernd linearem Anstieg der Kraft mit der niedrigsten Steifigkeit der Messreihe geht die Kurve in ein stark nicht-lineares Verhalten über. In Anbetracht des Verhaltens der übrigen Hybridverbindungen muss dies auf das viskoelastisch, plastische Verhalten des TPUs zurückgehen. Das Anfangsstadium des plastischen Fließens, um den Punkt a herum, kann wegen der Thermographiebilder (Bild a)) auf den Kontaktbereich zwischen CFK und TPU lokalisiert werden. Mit wachsender plastischer Deformation nähert sich die Kraft der maximalen Lasttragfähigkeit asymptotisch an. In diesem Stadium zeigen die zugehörigen Thermographiebilder b) und c) das Aufkommen hoher Wärmedissipation einige Millimeter oberhalb der Einlegerarme. Die Lage der Prozesszone stimmt mit der hohen Verschiebung darin überein, dass der Einleger bereits teilweise das CFK-Laminat durchdringt. In der Folge verursacht dies eine hohe Reibung und plastisches Fließen der TPU-Komponente. In Bild b) ist zusätzlich das Reißen des Laminats über dem mittigen rechten Einlegerarm, bzw. in Bild c) das Reißen des Laminats am unteren linken Einlegerarm zu erkennen. Die Ursache folgt aus der post-mortem Analyse, wonach der Metall-Einleger das TPU verdrängt und das CFK-Laminat schließlich durchstößt. Das Reißen des CFK-Laminats wird wieder von einem vergleichbar hohen thermischen Signal begleitet, wie beim translaminaren Risswachstum.

Insgesamt sprechen die Ergebnisse für ein breites Eigenschaftsspektrum mit bestimmten Schädigungsmechanismen, die maßgeblich durch die Materialeigenschaften der thermoplastischen Zwischenschicht geprägt sind. Derweil motivieren die beobachteten Verhaltensweisen den Fokus der Diskussion auf die Hybride mit Voll-Al, PPAGF30 und PPA zu legen, bei denen zwei dominante Schädigungsmechanismen zu erkennen sind. Offensichtlich begünstigt dabei das Einlegermaterial in entscheidender Weise die Bildung der Delamination der mittleren Laminatlagen (in der Einleger-Ebene) oder aber translaminare Risswachstum des CFK-Laminats. Beim steifsten Einleger, dem Voll-Al, traten kaum nennenswerte Delaminationen auf und der Hybrid versagte durch translaminare Risswachstum. Mit abnehmender Steifigkeit des Materials, PPAGF30, nahm die delaminierte Fläche zu bzw. im Falle des PPA war ausschließlich das Wachstum von Delaminationen zu erkennen. In Anlehnung an Cantwell [32] und aufgrund der Parallelen zwischen PPAGF30 und PPA ist zu schlussfolgern, dass das Voranschreiten der Delaminationen die effektiven Spannungen im Laminat abbaut und folglich das Einsetzen des translaminaren Risses hemmt (PPAGF30) oder gar verhindert (PPA). Somit sind die beiden beobachteten Schädigungsmechanismen als konkurrierende Prozesse anzusehen.

In beiden Fällen schreitet die Schädigung voran, wenn die Zunahme an mechanischer Energie energetisch ungünstiger ist, als die Bildung einer neuen Oberfläche mit spezifischer Oberflächenenergie  $\gamma$ . Sinngemäß ist die Triebkraft der Schädigung als thermodynamisches Bestreben zu verstehen die innere Energie des Systems durch Risswachstum zu minimieren. Der spezifische Kennwert  $\gamma$  unterscheidet sich für beide Mechanismen um einen Faktor von ca. 100 [32] und hängt allein von dem verwendeten CFK-Laminat und nicht von dem Einleger ab. Demzufolge müssen sich

die Materialeigenschaften des Einlegers unterschiedlich auf die Triebkräfte für Delamination und translaminare Risswachstum auswirken. Die Triebkraft für translaminare Risswachstum definiert sich durch die effektive Spannung und die für Delaminationsbildung durch die Energiefreisetzungsrate im Rissgrund. Diese kann in Anlehnung an den Couble-Cantilever-Beam-Versuch im Fall der Mode-I Belastung durch die Deformation senkrecht zur Laminebene (*englisch: out of plane*) beschrieben werden (Abbildung 6.31). Also kann aus der Quantität der auftretenden Delaminationen geschlossen werden, dass die zunehmende Steifigkeit der Einleger von PPA über PPAGF30 zum Voll-Al-Einleger eine Reduktion der effektiven Energiefreisetzungsrate bewirkt. Da die Energiefreisetzungsrate durch die out-of plane Deformation gegeben ist, gilt die gleiche Erläuterung für diese.

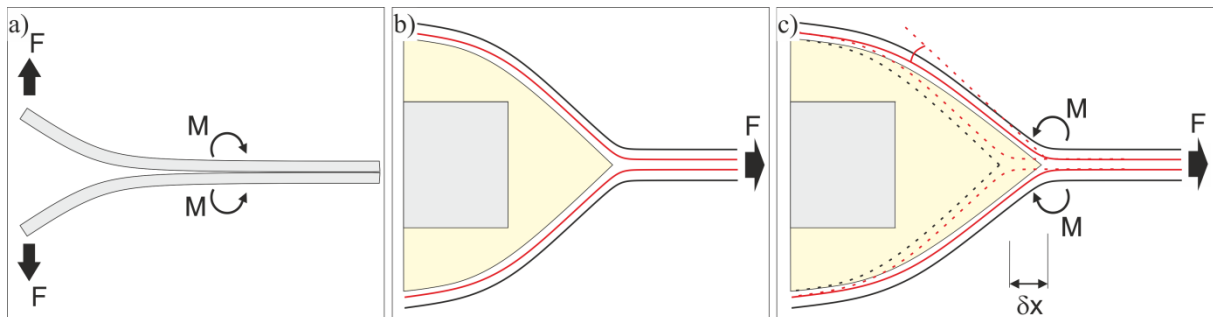


Abbildung 6.31 schematische Darstellung der out-of plane Deformation, Analogie aus a) Double-Cantilever-Beam-Probe und b) Querschnitt eines Einlegerarms des Al-CFK Hybridverbunds im undeformierten Zustand, c) Querschnitt eines Einlegerarms des Al-CFK Hybridverbunds im deformierten Zustand um  $\delta x$

Ein völlig konträres Verhalten findet sich bei dem Hybridverbund mit TPU-Insert, welcher maßgeblich durch die viskoelastischen und plastischen Eigenschaften geprägt ist. Aufgrund seiner hohen Verformbarkeit ist es gut möglich, dass Spannungen und Spannungsgradienten an den Grenzflächen gut abgebaut werden. Dennoch erreicht der Hybrid mit TPU nicht annähernd die mechanische Belastbarkeit der anderen Multimaterialverbunde, was beispielsweise für Strukturbauteile eine wesentliche Notwendigkeit ist. Wegen der fehlenden Praxisrelevanz und aufgrund der extrem hohen plastischen Rate wird dieser Verbund nicht in der folgenden Finite-Elemente Simulation berücksichtigt.

### Ergebnisse aus Finite-Elemente Simulationen zur Spannungsverteilung

Zusätzliche Finite-Elemente Simulationen der Spannungsverteilung sollen zur Validierung der experimentellen Ergebnisse dienen. Anlässlich der beobachteten Schädigungsmechanismen liegt der Fokus auf der Spannungsverteilung nahe der Grenzfläche im CFK-Laminat und auf der out-of plane Deformation (Deformation in z-Richtung).

Das Modell zur elastischen Spannungsanalyse und die Simulationen werden im Rahmen einer gemeinsamen Forschungsarbeit mit dem Fraunhofer IZFP von Michael Becker auf Solid Works aufgebaut und mittels Struktursimulationsmodul COMSOL Multiphysics 5.3 berechnet. Im Kontext der vorliegenden Arbeit sind die Simulationsergebnisse relevant für die Validierung und Erklärung der

experimentellen Ergebnisse. Die Aspekte des Simulationsmodells, die für das Verständnis der Simulationsergebnisse relevant sind, werden hier nur kurz zusammengefasst. Eine vollständige Beschreibung kann in [126] eingesehen werden.

Es werden kleine Vereinfachungen von geometrischen Parametern, wie beispielsweise Verrundungen am Insert, dem Thermoplasten und dem Aluminium-Einleger durchgeführt. Außerdem wird ein perfekter Kontakt an den Grenzflächen Aluminium-Thermoplast und Thermoplast-CFK angenommen. Für das CFK-Laminat gelten vereinfacht isotrope, elastische Eigenschaften. Aufgrund der Vereinfachungen eignet sich das Modell respektive simulierter Ergebnisse zum qualitativen Vergleich der Spannungsverteilungen, jedoch nicht für eine Aussage hinsichtlich der absoluten Spannungswerte. Bei den eigentlichen FEM-Simulationen werden die Randbedingungen gemäß der experimentellen Versuche gesetzt. Die vordefinierte Kraft von 7500 N greift oben an der Lasche des Aluminium-Einlegers in y-Richtung an, wohingegen eine feste Einspannung am unteren Ende des CFK-Laminats bzw. Gleitlager am linken und rechten Rand des CFK-Laminats angebracht sind.

Tabelle 6.4 fasst die bei der Simulation verwendeten Materialparameter für die Einlegervarianten Voll-Al, Al-PPAGF30 und Al-PPA zusammen. Die Berechnung erfolgt jeweils auf Basis des gleichen FEM-Netzes.

Material an Grenzfläche	Dichte $\rho$ [g/mm <sup>3</sup> ]	E-Modul [GPa]	Poisson-Zahl
Al	2.7	69	0,33
PPAGF30	1.46	10,9	0,34
PPA	1.14	1,8	0,39

Tabelle 6.4 Materialparameter für die Struktursimulationen

Unter den genannten Randbedingungen (Einspannung, Gleitlager, 7500 N) erfolgt die Evaluierung der Spannungsverteilung entlang der Schnittlinie zwischen der Grenzfläche Thermoplast-CFK und der Symmetrieebene. Die out-of plane Deformation wird im Sinne der relativen Verschiebung zwischen zwei Evaluierungspunkten in der yz-Ebene an der unteren Insertkante ausgewertet (Abbildung 6.32).

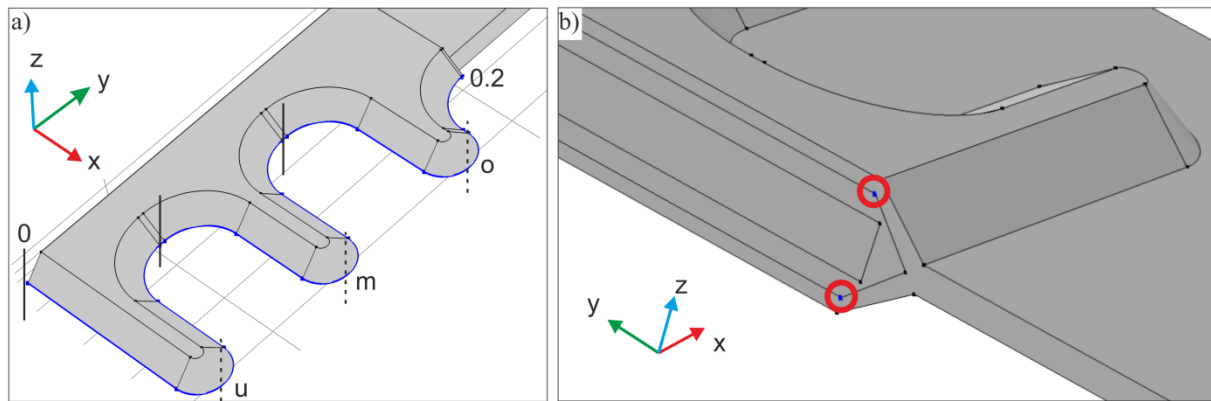


Abbildung 6.32 a) schematische Darstellung des Hybrideinlegers, blau hervorgehoben: Schnittlinie zwischen Insert und CFK-Laminat in der Symmetrieebene, u, m, o: unterer, mittlerer und oberer Einlegerarm; b) Schnitt in yz-Ebene mit hervorgehobenen Evaluierungspunkten für die out-of plane Deformation des Laminats

Die simulierten Normalspannungen entlang der Schnittlinie sind für die Einlegervarianten Voll-Al, PPAGF30 und PPA in Abbildung 6.33 a)-c) bzw. in d) die out-of plane Deformationen zwischen den Evaluationspunkten zusammengetragen.

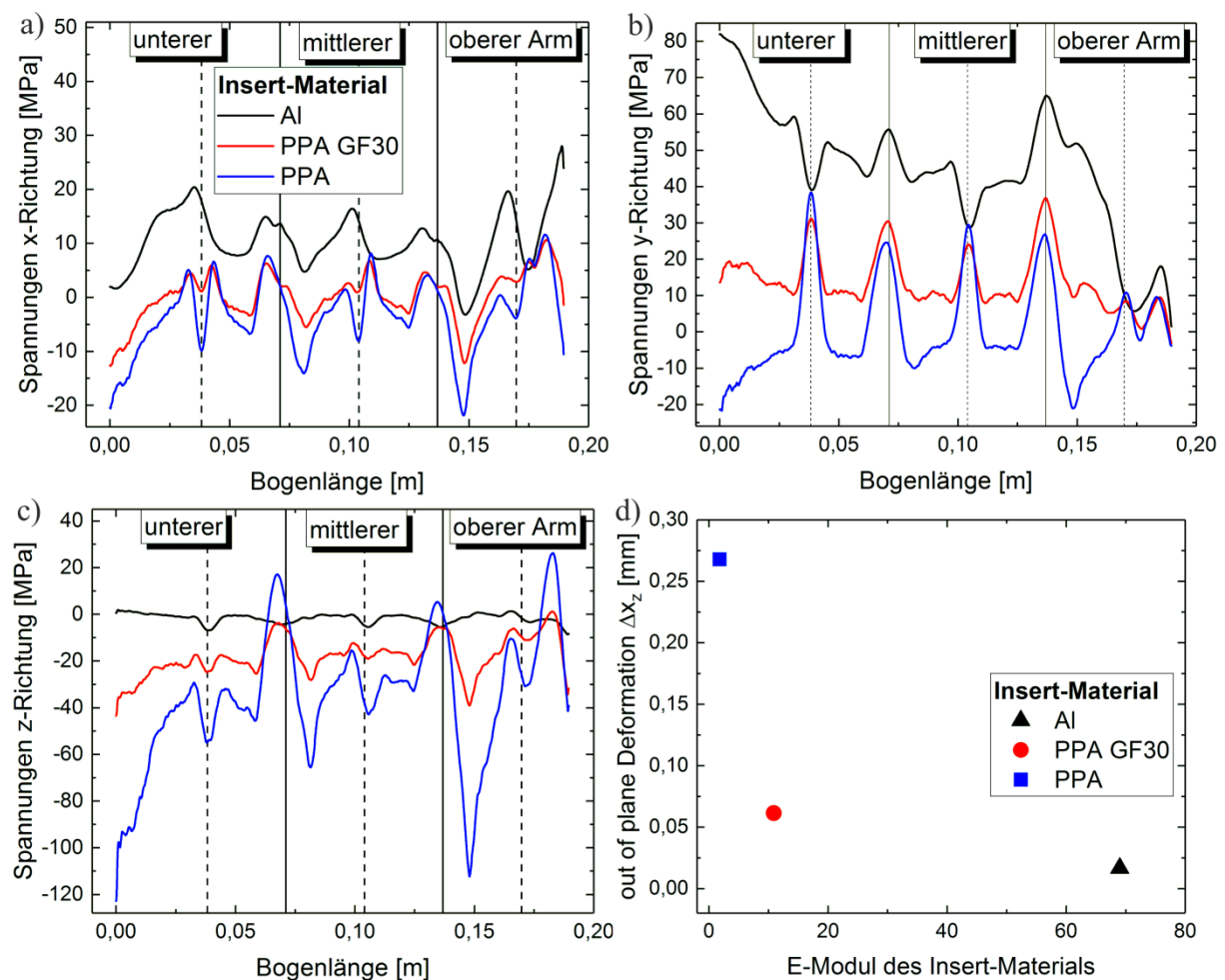


Abbildung 6.33 Verlauf der Normalspannungen in a) x-, b) y- und c) z-Richtung entlang der Schnittlinie in Abbildung 6.32 bei einer Last von 7,5 kN, d) out-of plane Deformation zwischen den beiden Evaluationspunkten; schwarz: Voll-Al Insert, rot: Al-PPAGF30 Insert, blau: Al-PPA Insert

Aus den Simulationen kann entnommen werden, dass die Spannungen in den Bereichen des unteren, mittleren und oberen Einlegerarms nicht gleichmäßig verteilt sind. Das generelle Spannungsniveau in der Laminebene (x- und y-Richtung) nimmt von Voll-Al über PPAGF30 zu PPA ab. Damit liegt die höchste Spannung in Zugrichtung (y-Richtung) beim Voll-Al-Insert an der Stelle  $x=0$  vor, also mittig unterhalb des Einlegers. Ungeachtet der absoluten Spannungswerte gibt der qualitative Spannungsverlauf das globale und das lokale Maximum bei 0,026 m Bogenlänge an den entsprechenden Stellen wieder, wo im Experiment der translaminare Riss eintritt.

Im Gegensatz dazu sind die Spannungen in z-Richtung beim Voll-Al Einleger vernachlässigbar klein gegenüber derer bei PPAGF30 und PPA. Insbesondere bei dem Einleger mit PPA deutet der errechnete Verlauf auf extrem konzentrierte Druckspannungen mittig unterhalb des Einlegers ( $x=0$ ), sowie unterhalb des mittleren (0,085 m Bogenlänge) und des oberen (0,145 m Bogenlänge) Einlegerarms. Nach Ungsuwarungsri [66] läuft der Druckspannung eine Zugspannungszone voraus, welche höchstwahrscheinlich die Ursache der Delaminationsbildung ist. Die hohen Spannungen in z-Richtung stimmen also exakt mit den Positionen der auftretenden Delaminationen überein. Eine weitere Bestätigung der experimentellen Ergebnisse verschaffen die relativen Verschiebungen zwischen den Evaluationspunkten (Abbildung 6.33 d)). Nach diesen führt das nachgiebigste Insert-Material zur höchsten Verschiebung in z-Richtung.

Letztlich deuten die dramatischen Unterschiede der Spannungsverteilungen auf eine spannungsrelaxierende Wirkung der thermoplastischen Zwischenschicht. Je niedriger der E-Modul des Thermoplasten ist, desto mehr scheinen Konzentrationen und das Gesamtniveau der Spannungen in der Laminebene (x- und y-Richtung) vermindert. Der gegenläufige Effekt zeigt sich für die Spannungen und zugehörigen Deformationen in z-Richtung. Ein weicherer Werkstoff an der Grenzfläche deformiert sich stärker, wodurch das CFK-Laminat eine höhere Biegebelastung erfährt (siehe Abbildung 6.34). Die entsprechenden Deformationen resultieren in einer höheren Druckspannung im Kontaktpunkt zwischen Thermoplast und der Mitte des CFK-Laminats.

Bei genauer Betrachtung der Spannungsverteilung in z-Richtung (Abbildung 6.34) ist das mit weicherem Einlegermaterial ansteigende Spannungsniveau zu erkennen. In der Zone vor dem Kontaktpunkt zwischen Thermoplast und der Mitte des CFK-Laminats befindet sich der Übergang von der Druck- zur Zugspannung.



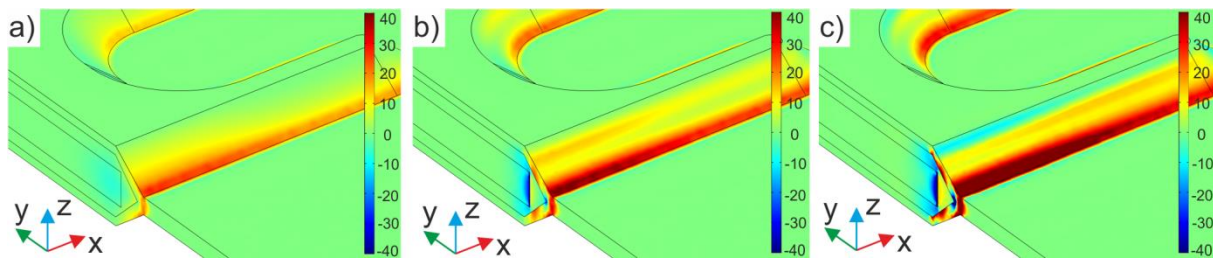


Abbildung 6.34 Simulation der Spannungen in z-Richtung, a) Voll-Al Insert, b) PPAGF30-Insert, c) PPA-Insert, Skala in MPa, vgl. [126]

Darüber hinaus gibt der Vergleich von Normal- und Schubspannungen einen Einblick zu welchem Grad die entstehenden Delaminationen durch Mode-I (Zug-) und Mode-II (Scher-) Belastung hervorgerufen werden (Abbildung 6.35).

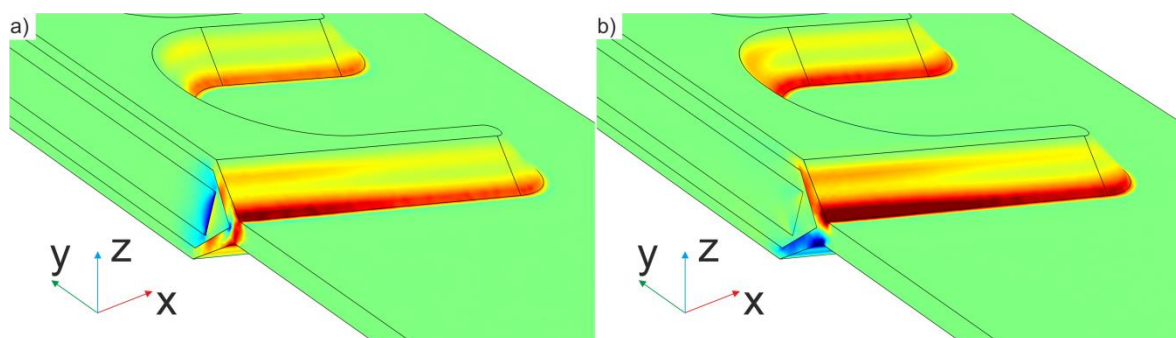


Abbildung 6.35 Simulation der Spannungen im Hybridverbund mit PPAGF30-Insert a) Spannung in z-Richtung, b) y-z Scherbelastung

Für den idealisierten Fall legt die Simulation dar, dass die Schubspannungen symmetrisch zur Laminebene verlaufen. Das heißt unter Abwesenheit asymmetrischer Lamineigenschaften, z.B. einseitige Fehler oder Schädigungen, werden Delaminationen in der Symmetrieebene vorrangig von Mode-I Belastungen (Zug) verursacht.

Prinzipiell ist der Mode-II aber nicht auszuschließen, da es beispielsweise durch Schädigungen oder Fehler zu einem asymmetrischen Schubspannungsverlauf kommen kann. In jedem Fall können die auftretenden Schubspannung zwischen den beiden oberen und den beiden unteren Laminatlagen (Grenzfläche  $[0/90^\circ]$  und  $[\pm 45^\circ]$ ) zu Delaminationen führen.

### Verhalten unter zyklisch-dynamischer Ermüdung

In den quasi-statischen Zugversuchen (oben) konnten zwei dominante Schädigungsmechanismen identifiziert und mit den Spannungsverteilungen im CFK-Laminat korreliert werden. Anschließend gilt es, die Hybride mit Voll-Al, PPAGF30-, PPA- und TPU-Insert hinsichtlich ihres Verhaltens unter zugschwellender Ermüdung zu charakterisieren. Hierzu fällt die Hauptaufmerksamkeit auf die Evaluationsgrößen ‚dynamische Steifigkeit‘ und ‚mechanische Hysterese‘. Der Verlauf beider Größen ist nachfolgend für Ermüdungsversuche an den Hybriden mit den vier verschiedenen Einlegern als Funktion der Belastungszyklen aufgetragen. Es sei daran erinnert, dass aus der dynamischen

Steifigkeit die Degradation der strukturellen Integrität bzw. aus der mechanischen Hysterese die dissipierte Energie pro Zyklus abgeleitet werden kann. Je Hybrid-Typ wurden mindestens 5 Proben untersucht, die aus Gründen der Übersicht in den Graphen zur Reproduzierbarkeit im Anhang (Abbildung 10.18 bis Abbildung 10.25) aufgeführt sind.

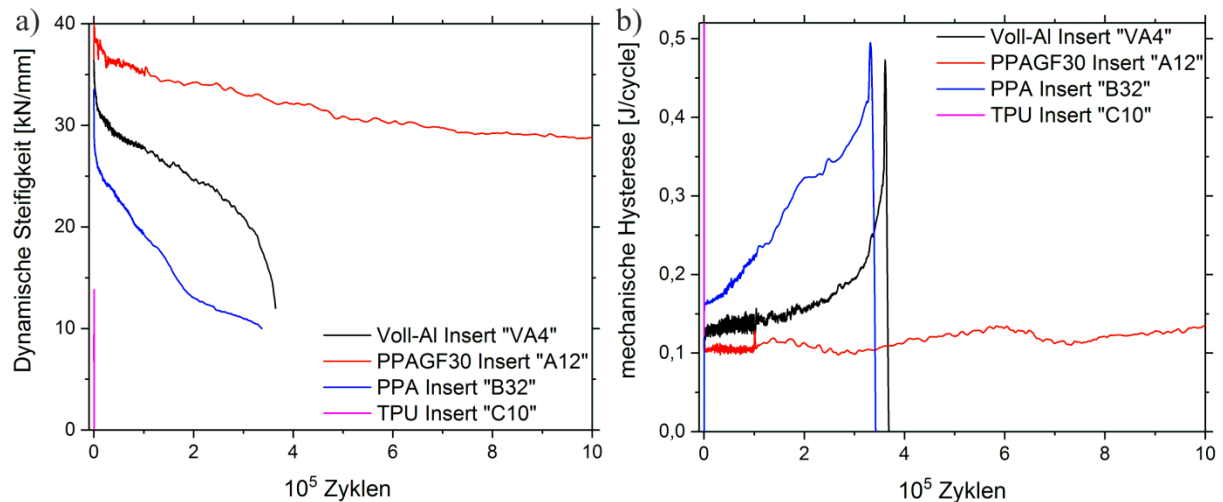


Abbildung 6.36 Entwicklung der Evaluationsgrößen während der zyklisch dynamischen Ermüdung, a) dynamische Steifigkeit (Maschinendehnung korrigiert), b) mechanische Hysterese; Voll-Al-Insert (schwarze Linie), PPAGF30- (rote Linie), PPA- (blaue Linie) und TPU-Insert (magenta Linie)

Bereits zu Beginn der Ermüdungsversuche liegt die dynamische Steifigkeit des Voll-Al-Inserts unter der des PPAGF30-Inserts. Innerhalb der ersten 10<sup>3</sup> Zyklen ist zusätzlich eine hohe Degradationsrate des Erstgenannten zu erkennen. Im Bereich oberhalb von 70 % der Lebensdauer (>2,5 · 10<sup>5</sup> Zyklen) zeichnet sich ebenfalls eine erhöhte Degradationsrate der dynamischen Steifigkeit ab, was von einem Anstieg der mechanischen Hysterese begleitet wird. Beides deutet auf beschleunigte Schädigungsprozesse hin, was im Vergleich zum Hybrid mit PPAGF30 zu einer kürzeren Lebensdauer führt. Weiter fällt auf, dass die Steifigkeit des Hybrids mit Voll-Al-Insert bei ca. 3 · 10<sup>5</sup> Zyklen deutlich über der des Hybrids mit PPA-Insert liegt. Schließlich ist die Degradationsrate des Hybrids mit Voll-Al-Insert im finalen Stadium um ein Vielfaches höher als die der anderen, sodass die Bruchlastspielzahl letztlich kaum höher als die des PPA-Verbunds ist.

Die Variante mit PPA übersteht ca. 3,4 · 10<sup>5</sup> Zyklen bis zum Bruch bzw. PPAGF30 versagt nicht innerhalb des Beobachtungszeitfensters von 10<sup>6</sup> Zyklen (Durchläufer). Qualitativ zeigen beide Kurven eine lineare Degradation, was für eine ähnliche Schädigung spricht. Der Hybrid mit TPU ist zwecks Vollständigkeit mit aufgeführt. Er versagt bereits nach weniger als 10<sup>3</sup> Zyklen, was von einer äußerst hohen mechanischen Hysterese begleitet wird.

Sowohl die Degradation der Steifigkeit als auch die Änderung der mechanischen Hysterese muss in einer Änderung der strukturellen Konstitution begründet sein, zu deren Charakterisierung die Lock-In Amplitudenbilder nachfolgend Anwendung finden. Hierbei handelt es sich nicht mehr um absolute

Temperaturänderungen, sondern um die Amplitudenwerte der belastungsinduzierten zyklischen thermischen Signale. Daher stellen sich der Bildkontrast und die Skala fortan anders dar.

Es sei daran erinnert, dass diese Technik in jedem Pixel der Kamera die gemessene Amplitude der zeitlich modulierten Temperaturinformation darstellt (siehe Kapitel 6.1), welche in Folge einer Überlagerung des thermoelastischen Effekts und der Energiedissipation durch Reibungs- und Schädigungsprozesse im Material auftreten. Logischerweise klingt die Temperaturamplitude ab, wenn das zugrundeliegende Areal vollständig geschädigt ist und dort keine Energie mehr dissipiert wird.

Entsprechend der Voll-Al-Probe in Abbildung 6.36 (schwarze Kurven), stellt Abbildung 6.37 die Thermographiebilder im Lock-In Amplitudenkontrast für ausgewählte Belastungszyklen dar.

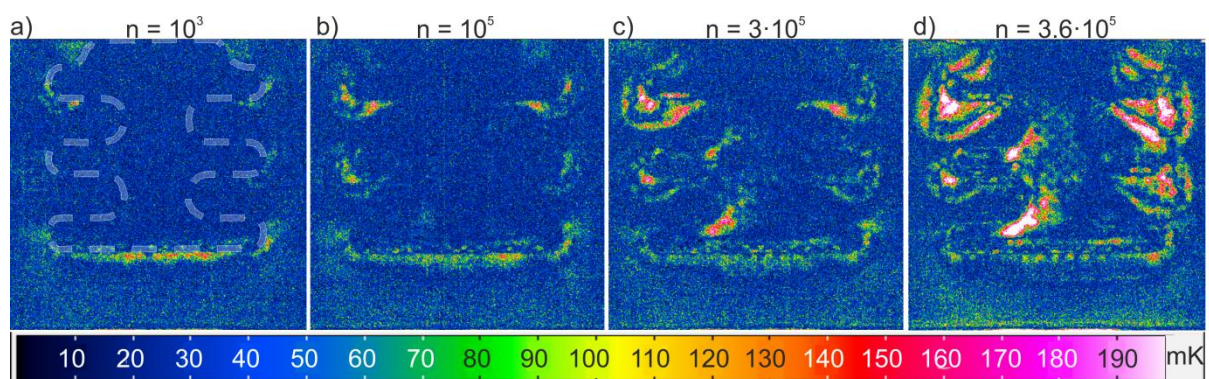


Abbildung 6.37 Thermographiebilder im Lock-In Amplitudenkontrast des Hybrids mit Voll-Al Insert „VA4“, in situ während des Ermüdungsversuchs bei gegebener Anzahl der Belastungszyklen  $n$ , die weiße Linie in a) zeigt die Lage des Einlegers

Aus den Lock-In Amplitudenbildern ist eindeutig die Bildung und das Wachstum von Delaminationen um die Einlegerarme herum und unterhalb der Einleger zu entnehmen. Zu frühen Zyklen (Bild a,  $10^3$  Zyklen) zeigt der hohe Lock-In Amplitudenkontrast unterhalb des Einlegers bereits die Delamination der Fläche. Weniger deutlich sind die Kontraste an der äußersten Position der Einlegerarme, welche zunächst nur auf die Entstehung von Schädigung in diesen Arealen hindeuten. Anhand der erhöhten Amplitudenwerte ist im weiteren Verlauf (Bild b,  $10^5$  Zyklen) das Wachstum der geschädigten Bereiche zu erkennen, bis sich schließlich ellipsenförmige Delaminationen vor den Einlegerarmen ausformen. Dabei liegt die erhöhte Dissipation vorwiegend unterhalb der Einlegerarme vor, was sich mit dem Lastverhältnis von  $R=0.1$  deckt. Demnach liegt an der Oberseite der Einleger eine beständige Zugspannung mit geringerer out-of-plane Deformation vor und die resultierende Energiefreisetzungsrate (vgl. Diskussion weiter oben) fällt geringer aus als an der Unterseite. Ab etwa 75 % der Lebensdauer ( $>2,5 \cdot 10^5$  Zyklen) steigt die Wachstumsrate der Delaminationen bis zum Versagen drastisch an, was einer der Hauptgründe für die starke Abnahme der dynamischen Steifigkeit und drastische Zunahme der mechanischen Hysterese sein könnte.



An dieser Stelle ist die zentrale Argumentationsbasis der Arbeit zu betonen. Dass die erhöhten Amplitudenwerte tatsächlich der Energiedissipation durch Schädigung entstammen und nicht der Thermoelastizität, zeigt der Phasenkontrast (Abbildung 6.38).

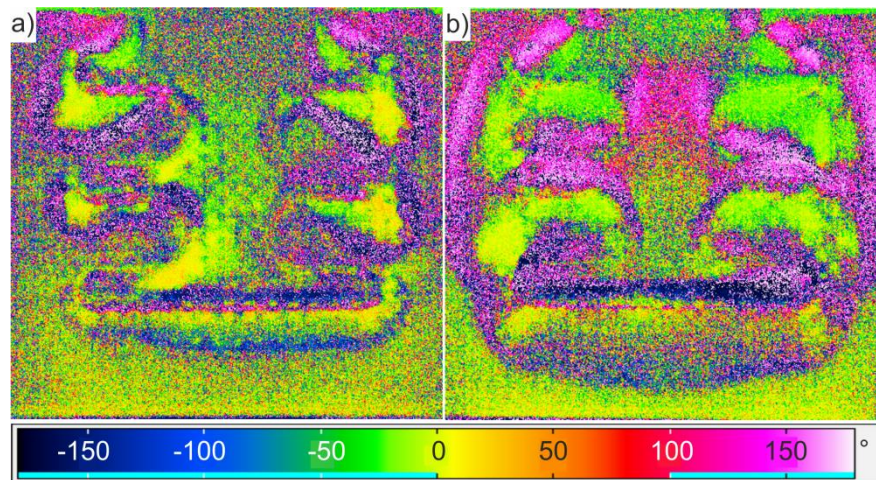


Abbildung 6.38 Thermographiebilder im Lock-In Phasenkontrast in situ während des Ermüdungsversuchs a) „VA4“ bei  $3,6 \cdot 10^5$  Zyklen, b) „B32“ bei  $3,3 \cdot 10^5$  Zyklen

Am unteren Ende des CFK-Laminats ist der Bereich homogen belastet und bleibt schädigungsfrei, weshalb der dortige Amplitudenwert durch Thermoelastizität entstehen muss. Wenn die Zugspannung steigt, dann nimmt die Temperatur ab und umgekehrt. Bezogen auf diesen Referenzbereich (Phase  $\phi=0$ ) ist die durch mechanische Belastung induzierte thermische Antwort beispielsweise im Bereich des oberen, linken Einlegerarms um ca.  $180^\circ$  phasenverschoben: die Temperatur steigt mit der angelegten Kraft. Würde der Amplitudenwert in diesem hochkontrastierten Areal durch Thermoelastizität entstehen, so würde das thermische Signal mit dem Referenzbereich in Phase schwingen. Als weiterer Aspekt ist festzuhalten, dass die Höhe der Amplitudenwerte mit der Wachstumsrate der Delamination übereinstimmen. Anfangs treten niedrige Amplituden und langsames Wachstum bzw. zum Ende hin höhere Amplituden und schnelleres Wachstum auf. Dementsprechend muss eine hohe Temperaturamplitude mit hoher Dissipation korrelieren und wegen  $T(t) = T_{amp} \cdot \sin(\omega t + \varphi)$  ist die zeitliche Ableitung der Temperatur  $\dot{T}$  hoch, wenn die Dissipation hoch ist. Diese Beobachtung, dass die quantitative Information des Amplitudenkontrasts ( $T_{amp}$ ) die schädigungsbedingte Energiedissipation quantitativ erfasst, stimmt also exzellent mit der lokalen Wärmeleitungsgleichung nach Chrychoos und Louche (2.24, [88]) überein.

Rückbezogen auf die Resultate des Hybrids mit Voll-Al-Insert entsteht der Eindruck, dass gerade zu Beginn des Versuchs das Verhältnis von Steifigkeitsabfall zu delaminierter Fläche größer ist als beispielsweise bei PPA oder PPAGF30. Außerdem fällt die final delaminierte Fläche (Abbildung 6.37 d)) im Vergleich zu den Proben mit PPA und PPAGF30 (vgl. Abbildung 6.40, Abbildung 6.42) klein aus. Diese Feststellungen zusammen mit dem Bruchbild der versagten Probe und den CT-Aufnahmen (Abbildung 6.39) sind starke Indikatoren dafür, dass translaminare Risswachstum bei der Ermüdung

des Hybrids mit Voll-Al-Insert eine wesentliche Rolle spielt und vermutlich sogar der letztlich zum Versagen führende Mechanismus ist. Da die translaminaren Risse nicht in den Thermographiebildern zu erkennen sind, wird vermutet, dass sie erst zum Ende der Lebensdauer auftreten und spontan zum Versagen der Struktur führen.

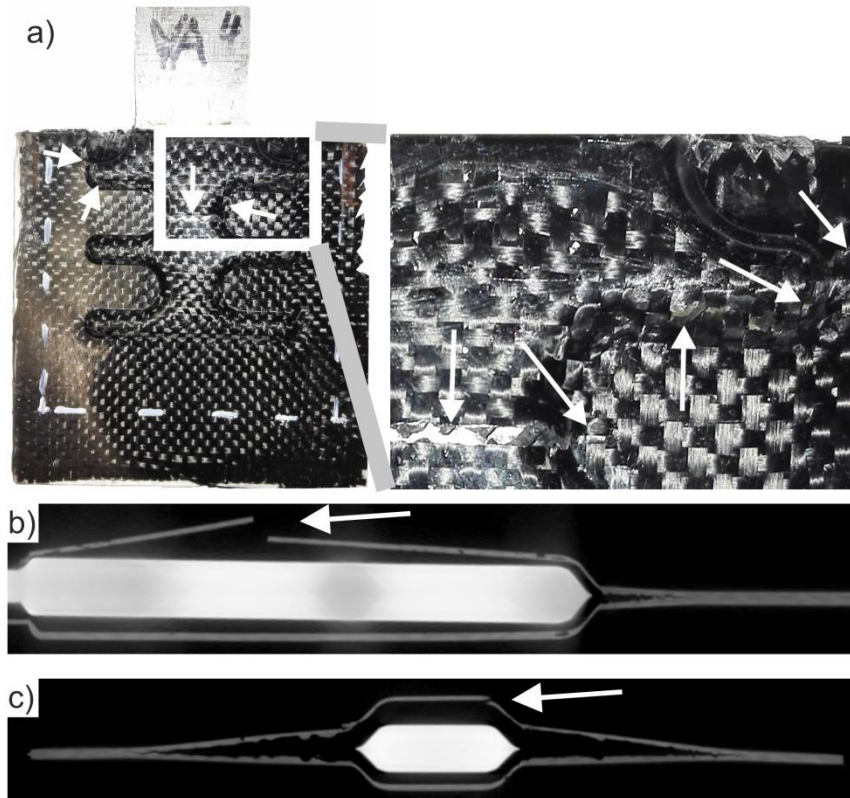


Abbildung 6.39 a) optisches Bild der gebrochenen Hybridprobe mit Voll-Al-Insert, VA4', Pfeile heben den translaminaren Riss hervor, b) CT-Bild mit Seitenansicht auf die y-z Ebene c) CT-Bild mit Draufsicht auf x-z Ebene, Pfeile zeigen das translaminar gerissene Laminat, Rekonstruktionsauflösung der CT-Bilder mit 130 µm Voxelkantenlänge

Bezugnehmend auf die dynamische Steifigkeit und mechanische Hysterese des Hybrids mit PPAGF30 (rote Linie) ist das Schädigungsverhalten anhand ausgewählter Thermographiebilder im Lock-In Amplitudenkontrast (Abbildung 6.40) dargestellt.

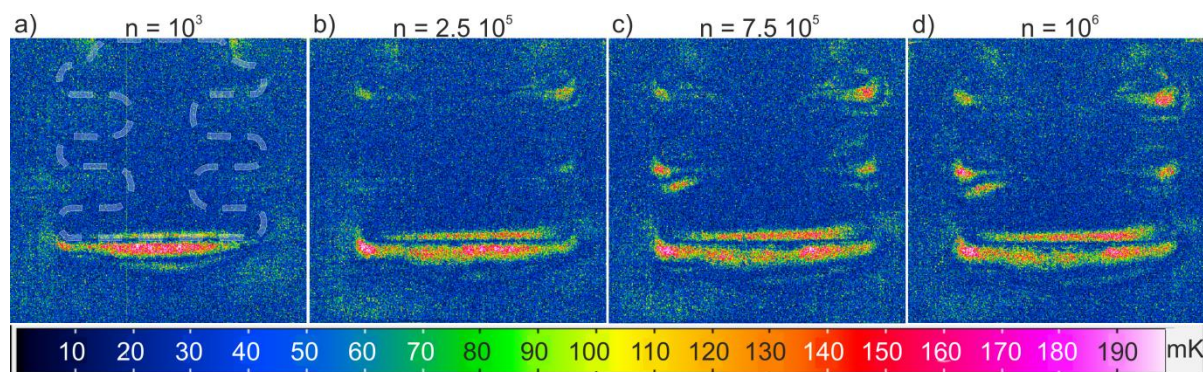


Abbildung 6.40 Thermographiebilder im Lock-In Amplitudenkontrast des Hybrids mit PPAGF30-Insert „A12“, in situ während des Ermüdungsversuchs bei gegebener Anzahl der Belastungszyklen n, die weiße Linie in a) zeigt die Lage des Einlegers

Diese Bilder zeigen qualitativ die gleichen Phänomene. Im ersten Stadium der Ermüdung deutet die hohe Temperatur-Amplitude unterhalb des Einlegers auf die Schädigung dieser Fläche hin. Mit fortschreitender Versuchsdauer wächst einerseits die geschädigte Fläche unterhalb des Einlegers, andererseits entstehen an den äußersten Positionen der Einlegerarme wieder Delaminationen, die sich auf der Unterseite der Einlegerarme ellipsenförmig ausbreiten. Dabei sind unterschiedliche Wachstumsraten zwischen den Flächen an den Armen und unterhalb des Einlegers festzustellen. Im Gesamten verläuft das Wachstum der Delaminationen gleichmäßig und vergleichsweise langsam, sodass die Probe innerhalb des Versuchszeitraums von  $10^6$  Zyklen nicht versagt. Aus den CT-Bildern von delaminierten PPAGF30-Proben folgt, dass die Delaminationen an den Grenzflächen zwischen Thermoplast und CFK entstehen und mit fortschreitender Belastung zwischen den mittleren Laminatlagen voranschreiten (Abbildung 6.41).

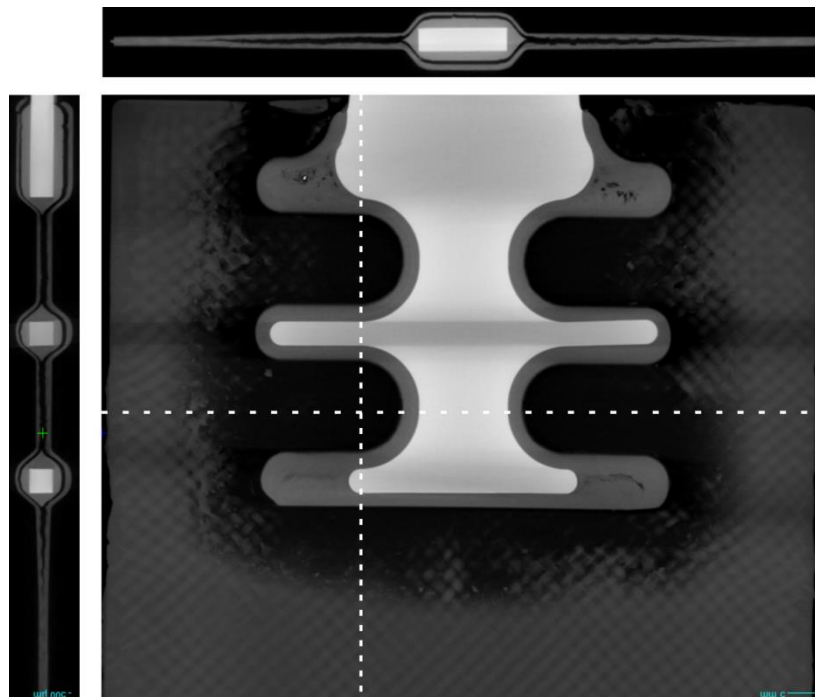


Abbildung 6.41 CT-Aufnahmen der Hybridprobe mit PPAGF30-Insert ,A92‘, links: Seitenansicht auf y-z Ebene, mittig: Draufsicht auf x-y Ebene, oben: Draufsicht auf x-z Ebene, Rekonstruktionsauflösung der CT-Bilder mit 130  $\mu\text{m}$  Voxelkantenlänge

Im Falle des Hybrids mit PPA-Insert wird durch die Ermüdungsbelastung ebenfalls eine lineare Degradation hervorgerufen. Die zugehörigen Lock-In Amplitudenbilder befinden sich in Abbildung 6.42.



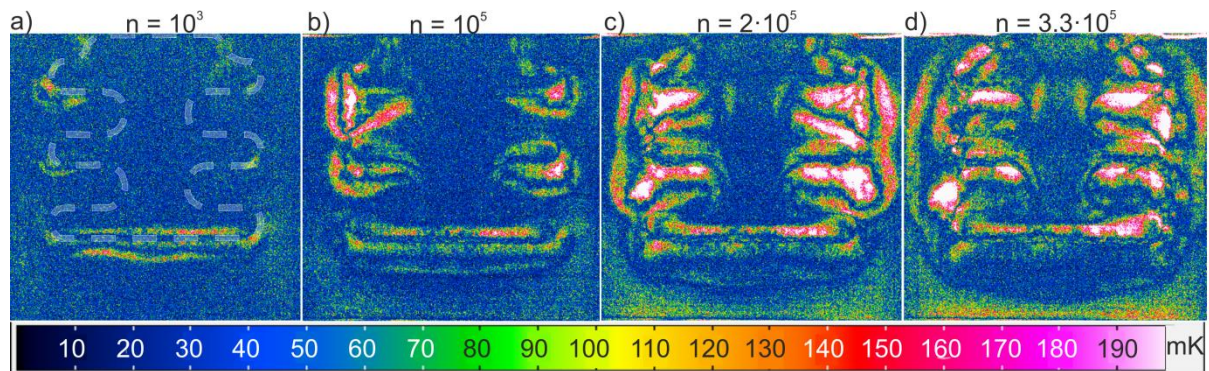


Abbildung 6.42 Thermographiebilder im Lock-In Amplitudenkontrast des Hybrids mit PPA-Insert „B32“, in situ während des Ermüdungsversuchs bei gegebener Anzahl der Belastungszyklen  $n$ , die weiße Linie in a) zeigt die Lage des Einlegers

In den Lock-In Amplitudenbildern des Hybrids mit PPA sind größtenteils die gleichen Phänomene der Ermüdungsschädigung zu erkennen, wie zuvor geschildert. Allerdings sind die auftretenden Delaminationen bei  $10^3$  Zyklen bereits deutlich fortgeschrittener. Im weiteren Verlauf kann abermals das Wachstum der delaminierten Flächen unterhalb des Einlegers bzw. um die Einlegerarme herum beobachtet werden. Oberhalb von  $10^5$  Zyklen beginnt schließlich das Zusammenwachsen der Delaminationen, was von einer schnelleren Abnahme der dynamischen Steifigkeit und einem höheren Anstieg der mechanischen Hysterese begleitet wird. Letzteres ist gut am leichten Knick im Kurvenverlauf (blaue Linie Abbildung 6.36) zu erkennen. Das Ineinanderwachsen und Verschwimmen der Ränder der einzelnen Delaminationen scheint ein geeigneter Indikator für baldiges Versagen der Struktur zu sein (Abbildung 6.42 d, 98 % Nf). In etwa in dieser Phase tritt oftmals ein charakteristischer Peak in der mechanischen Hysterese (blaue Kurve bei ca. 240000 Zyklen, Abbildung 6.36) sowie ein sehr starker Zuwachs der Temperaturamplituden auf der Unterseite der Einlegerarme auf. Diese Phänomene können keiner Ursache eindeutig zugeordnet werden. Als mögliche Gründe kommen Schädigungen im Thermoplast, zusätzliche Schädigungen des CFK-Laminats im umliegenden Bereich um die Einlegerarme sowie eine zusätzliche plastische Scherung der Aluminiumarme des Einlegers (vgl. [76], Kapitel 2.3) in Frage.

Der Vollständigkeit halber sind die Thermographiebilder des Hybrids mit TPU unter Ermüdungsbelastung nachstehend im Lock-In Amplitudenkontrast abgebildet. Entsprechend des frühzeitigen Versagens und passend zum Schädigungsverhalten unter Zugbelastung (siehe Abbildung 6.36, magentafarbene Linie), zeigen diese Bilder eine extrem hohe Dissipation oberhalb der unteren und mittleren Einlegerarme. In diesem Bereich befindet sich die Hinterschneidung von Al-Einleger, TPU und CFK, weshalb die Dissipation höchstwahrscheinlich mit dem plastischen Fließen des TPUs und der anschließenden Schädigung des CFKs durch den Al-Einleger korreliert.

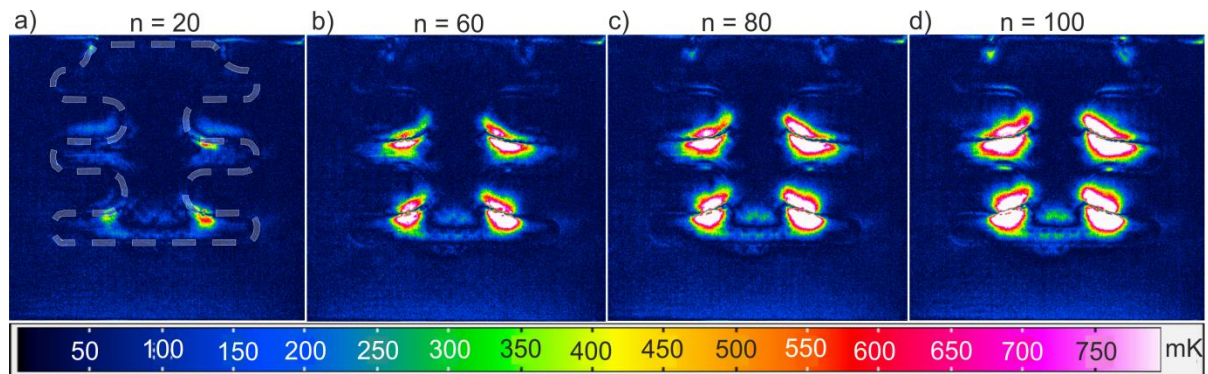


Abbildung 6.43 Thermographiebilder im Lock-In Amplitudenkontrast des Hybrids mit TPU-Insert „C10“, in situ während des Ermüdungsversuchs bei gegebener Anzahl der Belastungszyklen  $n$ , die weiße Linie in a) zeigt die Lage des Einlegers

Dieser Schädigungsverlauf zeigt, dass unter Anwesenheit eines vermeintlich schwächsten Fügepartners dieser dominant geschädigt wird und letztlich zu deutlich schlechteren Verbundeigenschaften führt. Schlussendlich liegt der Schädigungsmechanismus damit weit außerhalb der beobachteten Systematik bezüglich translaminares Risswachstum und Bildung von Delaminationen und wird in der übergreifenden Diskussion nicht weiter betrachtet.

Letztlich zeigen die experimentellen Ergebnisse der Ermüdungsuntersuchungen die gleichen Schädigungsmechanismen wie vorher in den Zugversuchen: translaminares Risswachstum und Delaminationen.

Obwohl beim Voll-Al-Insert das Wachstum von Delaminationen zu beobachten ist, lassen die geringe delaminierte Fläche, das Bruchbild und die CT-Aufnahmen darauf schließen, dass die Struktur trotzdem durch translaminares Risswachstum versagt. Durch das beschleunigte Wachstum der Delaminationen oberhalb von  $2,5 \cdot 10^5$  Zyklen und vermutlich durch das Einsetzen von translaminares Risswachstum versagt die Probe früher als der Hybrid mit PPAGF30. Bezüglich der Reproduzierbarkeit zeigen die Proben der Voll-Al Messreihe qualitativ das gleiche ermüdungsbedingte Degradations- und Schädigungsverhalten. Die Bruchlastspielzahlen und die Degradationsrate weisen jedoch eine sehr hohe Streuung auf.

Beim PPAGF30-Hybrid treten entgegen des Verhaltens unter quasi-statischer Zugbelastung bei der ermüdungsbedingten Schädigung vorwiegend Delaminationen auf. Diese entstehen an der Grenzfläche zwischen CFK und Thermoplast und propagieren sukzessive zwischen den mittleren Laminatlagen des CFKs. Ferner kann im Zeitraum des sukzessiven Wachstums eine annähernd lineare Degradation der dynamischen Steifigkeit konstatiert werden. Die gleichen Phänomene bzw. der gleiche Schädigungsmechanismus ist beim Hybrid mit PPA festzustellen, wenngleich die Prozesse der ermüdungsbedingten Schädigung schneller voranstehen. Aus dem Vergleich der beiden geht weiter hervor, dass in den Lock-In Amplitudenbildern des Hybrids mit PPA deutlich höhere Amplitudenwerte in den genannten kritischen Bereichen auftreten, was von einer schnelleren



Wachstumsrate der Delaminationen begleitet wird. Da die Degradationsrate der Hybride mit PPA-Insert ebenfalls größer ist, liegt es nahe, dass die Degradation der dynamischen Steifigkeit direkt mit der Wachstumsrate bzw. der Größe der delaminierten Fläche korreliert. Zusätzlich ist ein systematischer Zusammenhang feststellbar, wonach die Amplitudenwerte der Lock-In Amplitudenbilder  $T_{amp}$  mit der dissipierten Energie korrelieren. Die dissipierte Energie ist als jene Energie zu verstehen, die pro Belastungszyklus im Hybridbauteil für die Bildung und Propagation von Schädigung gespeichert wird. Damit passt dieser Befund nicht nur hervorragend zur lokalen Wärmeleitungsgleichung, sondern erlaubt Dank bruchmechanischer Energiebilanz (vgl. Rice [49]) den Bezug zur Wachstumsrate der Schädigung. Das heißt: die Thermographie ermöglicht die Charakterisierung der ablaufenden Bruch- und Schädigungsprozesse aufgrund der begleitenden thermischen Effekte. Im Umkehrschluss stützt die Erkenntnis, dass die thermische Signatur von Energieumwandlungen bei Bruchprozessen mit der Thermographie messbar ist, das Zwischenfazit aus dem Kapitel 6.3.1 und den FEM-Simulationen. Demnach ist die Triebkraft der Delamination die Energiefreisetzungsrate aus Spannungen und Dehnungen in z-Richtung, welche mit abnehmender Insertsteifigkeit zunimmt.

Zusätzlich lassen die Ergebnisse der Hybride mit PPAGF30-Insert eine Abhängigkeit des vorherrschenden Schädigungsmechanismus von der aufgeprägten Last erahnen. Während unter quasi-statischer Zugbelastung das Versagen durch translaminare Risswachstum eintrat, war unter zyklisch dynamischer Ermüdungsbelastung das Wachstum von Delaminationen zu beobachten. Daraus folgt, dass bei Hybriden mit PPAGF30 und PPA unter einer applizierten Last von 7500 N die kritische Spannung zur Initiierung von translaminarem Risswachstum nicht erreicht wird.

Die Ergebnisse geben eine mögliche Erklärung zum Risswachstum beim Voll-Al-Insert. Die höchsten Amplitudenwerte treten in den Lock-In Bildern auf, wenn die Bereiche vor den Armen bereits delaminiert sind (z.B. unterhalb des oberen, linken Arms in Abbildung 6.37 d)). Es wird vermutet, dass das delaminierte, nichttragende Laminat eine Lastumlagerung zur Folge hat, welche die Ursache einer Überhöhung der Spannungen im noch intakten Laminat ist. Die Damit einhergehende hohe Dissipation - zu sehen am oberen, linken Einlegerarm beim Voll-Al-Insert – könnte der Indikator für die Initiierung von translaminaren Rissen sein. Eine so zustande kommende Spannungsüberhöhung wäre insbesondere beim Voll-Al-Einleger kritisch, da sie bei PPAGF30 und PPA vermutlich durch die Deformation der Thermoplastkomponente teilweise kompensiert würde.

Zusammenfassend heben die Ergebnisse hervor, dass sich die Steifigkeit des Werkstoffs an der Grenzfläche auf die Schädigungsmechanismen und die spezifischen Triebkräfte (Delamination: out-of-plane Deformation bzw. translaminare Risswachstum: effektive Spannung) auswirkt und damit die Ermüdungsfestigkeit des Verbundes stark beeinflusst. Ein wesentlicher Beitrag könnte durch den spannungsumverteilenden Effekt des Thermoplasts herrühren, der sich gegenläufig auf Spannungen in der Laminebene und aus der Laminebene heraus (z-Richtung) auswirkt (siehe FEM-Simulationen).

Demnach baut ein weicherer Thermoplast tendenziell die Spannungen in der Laminebene ab und begünstigt die Spannungen und Deformationen in z-Richtung. Hierbei stimmen die Simulationsergebnisse der Spannungsverteilungen sehr gut mit den aus Experimenten abgeleiteten Triebkräften der Schädigungsmechanismen überein. Daraus ist zu schlussfolgern, dass die beiden vorherrschenden Schädigungsmechanismen, translaminare Risswachstum und Delamination, konkurrierend auftreten und in entgegengesetzter Weise durch die Werkstoffeigenschaften der Thermoplastkomponente an der CFK-seitigen Grenzfläche bzw. durch die aufgebrachte Belastung begünstigt werden.

Bezugnehmend auf das Schädigungsverhalten des CFK-Laminats (Kapitel 6.2) heißt das einerseits, dass die grundlegenden intralaminaren Schädigungen unter quasi-statischer und zyklisch dynamischer Zugbelastung weiterhin ablaufen. Andererseits erzeugt das Einbringen des Einlegers in die Symmetrieebene des Laminats und die formschlüssige Kraftübertragung über die intrinsischen Grenzflächen einen dominanten, makroskopisch messbaren Schädigungsmechanismus. So entstehen unter zugschwellender Ermüdung Delaminationen an der CFK-seitigen Grenzfläche, deren Ausmaß und Propagation quantitativ messbar sind. Ferner ist es möglich die Größe der Delamination mit der Änderung der Evaluationsgrößen ‚dynamische Steifigkeit‘ und ‚mechanische Hysterese‘ zu korrelieren (Abbildung 6.44).

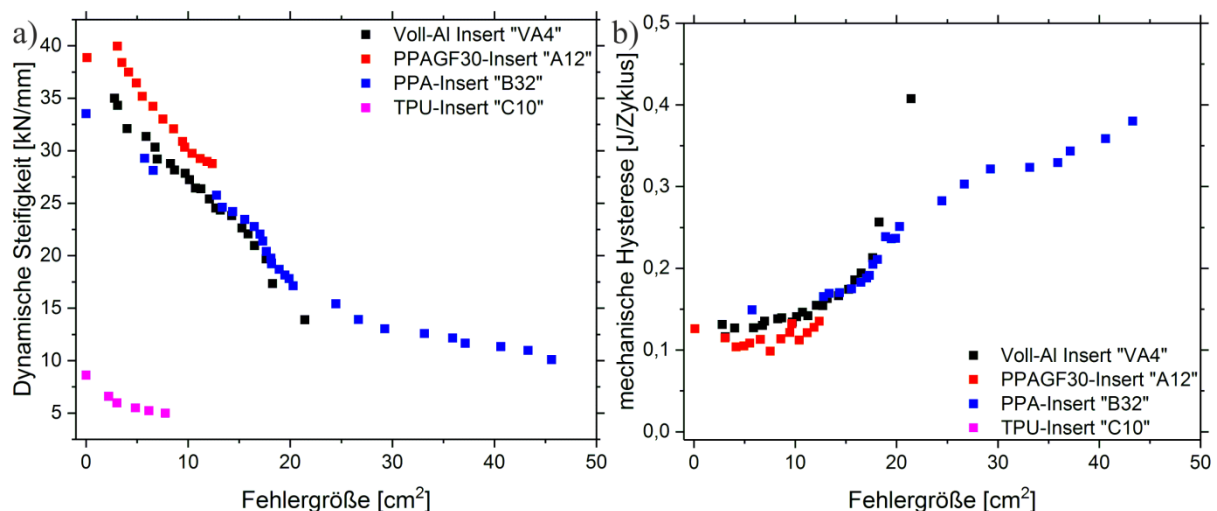


Abbildung 6.44 a) Plot der dynamischen Steifigkeit bzw. b) mechanischen Hysterese als Funktion der Fläche des delaminierten Bereichs

Wenngleich die weiter oben diskutierten Graphen des jeweiligen Einlegertyps voneinander abweichen, liegen die dynamischen Steifigkeiten und mechanischen Hysteresen der Proben als Funktion der delaminierten Fläche sehr dicht beieinander. Die Tendenz, dass der Hybrid mit PPAGF30 oberhalb der anderen liegt, spiegelt sich auch in dieser Darstellung wieder. Der Hybrid mit TPU-Insert liegt in dieser Darstellung wieder weit unterhalb der anderen drei. Dennoch entsteht zwischen 0,5 und 2,5 cm<sup>2</sup> der delaminierten Fläche der Eindruck eines systematischen, linearen Zusammenhangs zwischen Fehlergröße und dynamischer Steifigkeit bzw. Fehlergröße und mechanischer Hysterese. Im Anfangs-

und Endstadium divergieren die Werte leicht, was für verschiedenartige Schädigungsinitiierung und katastrophales Schädigungswachstum sprechen könnte.

Ferner wird der Verdacht auf einen systematischen Zusammenhang durch die Betrachtung der Reproduzierbarkeit bestärkt. Aus der Messreihe der Hybride mit PPA resultiert beispielsweise eine hohe Streuung bezüglich der Lebensdauer (Bruchlastspielzahl  $n_B$ ) bzw. bezüglich des Verlaufs der dynamischen Steifigkeiten  $J(t)$  (Abbildung 10.22, Abbildung 10.23, ebenso Voll-Al: Abbildung 10.18, Abbildung 10.19, PPAGF30: Abbildung 10.20, Abbildung 10.21, TPU: Abbildung 10.24, Abbildung 10.25). Im Gegensatz dazu geht aus der Auftragung der dynamischen Steifigkeit über die delaminierte Fläche trotz der hohen Streuung von  $J(t)$  wieder der annähernd lineare Verlauf hervor (Abbildung 10.26-Abbildung 10.29). Diesbezüglich ist es gut möglich, dass der Zusammenhang von dynamischer Steifigkeit und delaminierter Fläche in dem geometrischen Verhältnis von delaminierter Fläche und intaktem Ligament begründet ist.

In jedem Fall kann auf Basis dieser übergreifenden Systematik die Schwere der ermüdungsbedingten Schädigung bewertet und eine Aussage über die noch zusätzlich ertragbare Schädigung bis zum Einsetzen des kritischen Versagens getroffen werden. Der gefundene Zusammenhang gibt jedoch zunächst keinen Aufschluss über die Schadenswachstumsrate bzw. die unterschiedliche Dauer bis zum eintreten des Ermüdungsbruchs. Hinsichtlich Lebensdauer muss also die Änderungsrate der Evaluationsgrößen in entscheidender Weise mit den Triebkräften korreliert sein. Dementsprechend beschäftigt sich der nachfolgende Abschnitt mit der quantitativen Beschreibung des Zusammenhangs zwischen der Änderungsrate der Evaluationsgrößen und den Triebkräften der Schädigung.

### 6.3.3 Quantitative Analyse mit Thermographie

Im Vorfeld wurde diskutiert, dass die mechanische Hysterese der Energie entspricht, die pro Belastungszyklus im Probenvolumen dissipiert wird. Mit ihr sind Reibungs- und Dämpfungsprozesse, Viskoelastizität und irreversible Deformationen verbunden, sowie die Bildung neuer Oberfläche bei Schädigungspropagation. Der mit der Viskoelastizität verbundene Anteil der Energiedissipation verändert sich bei gleichbleibender Belastungsamplitude kaum. Demnach steigt die Energie, die der Probe zur Bildung von neuer Schädigung zur Verfügung steht, mit wachsender mechanischer Hysterese. In logischer Konsequenz muss die Wachstumsrate der Delamination gleichfalls ansteigen.

Dieser Zusammenhang liegt den beiden folgenden Ansätzen zur quantitativen Beschreibung des Schädigungswachstums und der damit verbundenen Eigenschaftsdegradation zugrunde. Der Erste ist ein einfacher parametrischer Ansatz zur Abschätzung der Lebensdauer mittels einer parametrisierten Fitfunktion (ähnlich [15]), wohingegen der zweite Ansatz auf Basis des Kohesivzonenmodells (vgl. Kapitel 2.2.4) und der experimentell bestimmten Energiedissipation Bezug zur partiellen Ablösung des Laminats nimmt.

Im Sinne des parametrischen Ansatzes kann die normierte mechanische Energie  $w_{mech} / w_{mech,0}$  als Triebkraft zur Propagation der normierten Schädigung  $a_{rel}$  verstanden werden. Dieser Triebkraft wirkt die Schädigungsresistenz des Bauteils entgegen - ist sie sehr hoch, so wird wenig Energie zur Bildung von Rissen o.ä. dissipiert (ein elastischer, fehlerfreier Körper mit hoher Festigkeit besitzt beispielsweise eine hohe Schädigungsresistenz, dann belaufen sich unterhalb  $K_{IC}$  die dissipierte Energie  $H(n)$  und die normierte Schädigungsgröße  $a_{rel}$  auf 0). Nimmt die Schädigungsresistenz einen kleineren Wert an, so wird bei aufgebrachtter Belastung ein Bruchteil der mechanischen Energie in Oberflächenenergie (Risse bzw. hier Delaminationen) umgewandelt. Die dissipierte Energie  $H(n)$  nimmt einen reellen Wert größer Null an und  $a_{rel}$  liegt zwischen 0 und 1. Diese Verhaltensweise kann durch folgende Gleichung beschrieben werden:

$$a_{rel}(n) = \frac{w_{mech}}{w_{mech,0}} \cdot F(Dissipation) = \frac{J(0)}{J(a)} \cdot (1 - \exp(-H(n))) \quad (6.10)$$

wobei  $J(0)$  die dynamische Steifigkeit des fehlerfreien Hybrids,  $J(a) = J_1 + J_2 \cdot a_{rel} \cdot a_{max}$  die fehlerabhängige dynamische Steifigkeit (Abbildung 6.44),  $a$  die Größe der Delamination und  $a_{max}$  die maximale Größe der Delamination beim Versagen des Hybrids sind. Im Gegensatz zu dem beschriebenen Zusammenhang in [15] enthält der Ansatz aus Gleichung (6.10) keine Formparameter, sondern nur tatsächlich auftretende Größen. Die Parametrisierung erfolgt hierbei lediglich beim Anfitzen der mechanischen Hysterese  $H(n)$  und der dynamischen Steifigkeit  $J(a)$ .

Aus den experimentellen Daten, z.B. der Messreihe an Hybriden mit PPA-Insert, geht hervor, dass  $H(n)$  einen Anfangswert  $H_0$  besitzt (siehe Abbildung 10.23), der die viskoelastische Dämpfung des CFK-Laminats und des Thermoplasts beinhaltet. Im weiteren Versuch wächst  $H(n)$  in erster Näherung linear mit der Anzahl der Belastungszyklen.

Die Berechnungsmethode wird exemplarisch anhand der Wertepaare der Probe PPA-„B32“ exerziert und das berechnete Fehlerwachstum mit den experimentellen Ergebnissen in Abbildung 6.45 a) verglichen. Zudem gibt Abbildung 10.30 eine Übersicht über das berechnete Fehlerwachstum aller weiteren Hybridproben mit PPA-Insert.

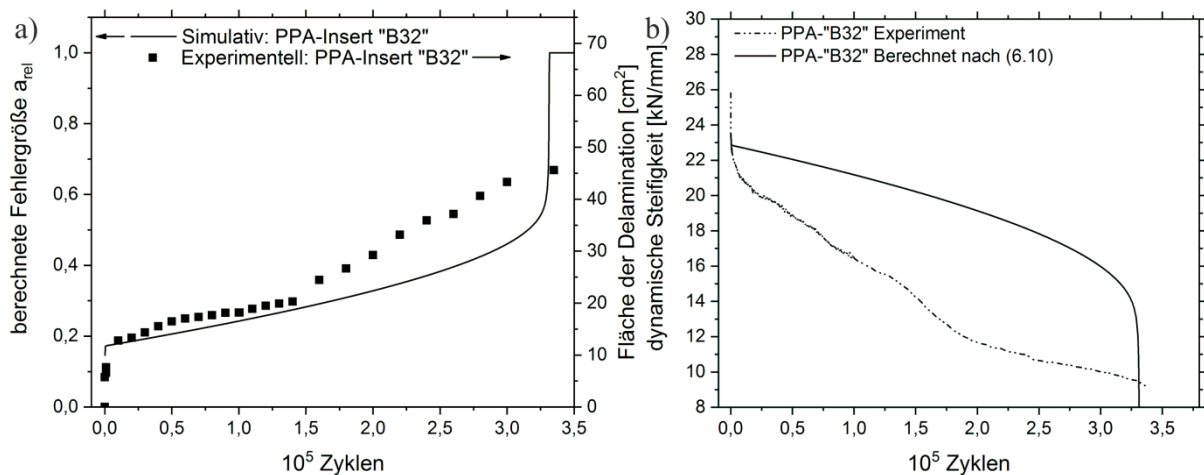


Abbildung 6.45 a) Evolution der Fehlergröße während der Ermüdung der Hybridprobe PPA-„B32“, linke Skala: berechnet nach (6.10) (schwarze Linie) und rechte Skala: experimentell bestimmt (schwarze Punkte); b) entsprechender Verlauf der dynamischen Steifigkeit mit linearem Fit von  $J(a)$

Aus Abbildung 6.45 a) geht hervor, dass das berechnete Wachstum der Schädigung für ca. 50 % der Lebensdauer relativ gut mit den experimentellen Werten übereinstimmt (vgl. Abbildung 10.30). Obwohl nach etwa der Hälfte der Lebensdauer die experimentell ermittelte Fehlergröße deutlich über die berechneten Werte hinaus wachsen, liegt der berechnete Zeitpunkt des Versagens nahe an der tatsächlichen Bruchlastspielzahl der Probe. Bezüglich der Reproduzierbarkeit (Abbildung 10.30, Abbildung 10.31) ist festzuhalten, dass die Bruchlastspielzahl im Allgemeinen mit dieser Methode leicht überschätzt wird, was bei hohen Bruchlastspielzahlen bzw. niedrigen Werten der mechanischen Hysterese mehr ins Gewicht fällt (z.B. „B24“ und „B16“). Darüber hinaus vergleicht Abbildung 6.45 b) den Verlauf der dynamischen Steifigkeit aus experimentellen und berechneten Werten. Aufgrund der abweichenden Fehlergröße ab 50 % der Lebensdauer und des linearen Fits der dynamischen Steifigkeit  $J(a)$  wird die dynamische Steifigkeit sehr schlecht berechnet. Dies liegt höchstwahrscheinlich daran, dass diese Berechnungsmethode eine bestimmte Änderungen der mechanischen Hysterese und der dynamischen Steifigkeit voraussetzt, ohne die strukturelle Wirkung der jeweiligen Größen zu beachten. Seitens der berechneten Fehlergröße scheint das solange gut mit den experimentellen Werten übereinzustimmen, wie sich die Größen (wie vorausgesetzt) homogen mit der Anzahl der Belastungszyklen ändern. In der Realität verändert sich die Dynamik des Schädigungsprozesses. Obige Untersuchungen (vgl. Abbildung 6.42 b)/c)) zeigen, dass sich insbesondere das Zusammenwachsen der Delaminationen beschleunigend auf den Schädigungsprozess auswirkt, sodass sich die mechanische Hysterese und die dynamische Steifigkeit nicht weiter mit anfänglicher Rate sondern deutlich schneller verändern.

Diese Problematik fällt insbesondere bei den Hybriden mit Voll-Al-Insert auf. Wie im vorangegangenen Kapitel diskutiert wurde, bilden sich die Delaminationen bei diesen Probekörpern nur bis zu einem gewissen Maße aus. Das katastrophale Versagen wird jedoch durch translaminare Risswachstum verursacht. Dementsprechend weisen die experimentellen Werte der mechanischen

Hysterese und der dynamischen Steifigkeit ab einem gewissen Zeitpunkt eine massive Zunahme bzw. Degradation auf (vgl. Abbildung 6.36). Dementsprechend ist eine Überschätzung der Lebensdauer gut möglich, wenn für die Berechnung nach (6.10) die anfängliche Änderungsrate der mechanischen Hysterese  $\dot{H}(n) = d/dn(H_0 + H_1 \cdot n)$  zugrunde gelegt wird.

Die Kongruenz von Simulation und Experiment könnte also prinzipiell durch die Annahme höherer Polynome für  $J(a)$  und  $H(n)$  verbessert werden. Hierzu ist die Kenntnis über die Historie der Evaluationsgrößen  $J(a)$  und  $H(n)$  erforderlich. Das Resultat einer exemplarischen Berechnung mit quadratischem Polynom für  $J(a)$  ist für die Hybridprobe PPA-, „B32“ in Abbildung 6.46 dargestellt. Die berechneten Verläufe der Schädigungsgröße (a) und der dynamischen Steifigkeit (b) stimmen darin deutlich besser mit den experimentellen Daten überein. Bei der Verwendung höherer Polynome für  $J(a)$  ist in der Berechnung darauf zu achten, dass die maximale Schädigungsgröße  $a_{\max}$  durch das lokale Minimum der Kurve von  $J(a)$  definiert ist. Ansonsten würde bei einer Schädigungspropagation mit  $a > a_{\max}$  die Steifigkeit wieder zunehmen. Letztlich würde sich dieser Fehler in einer erheblichen Überschätzung der Bruchlastspielzahl äußern.

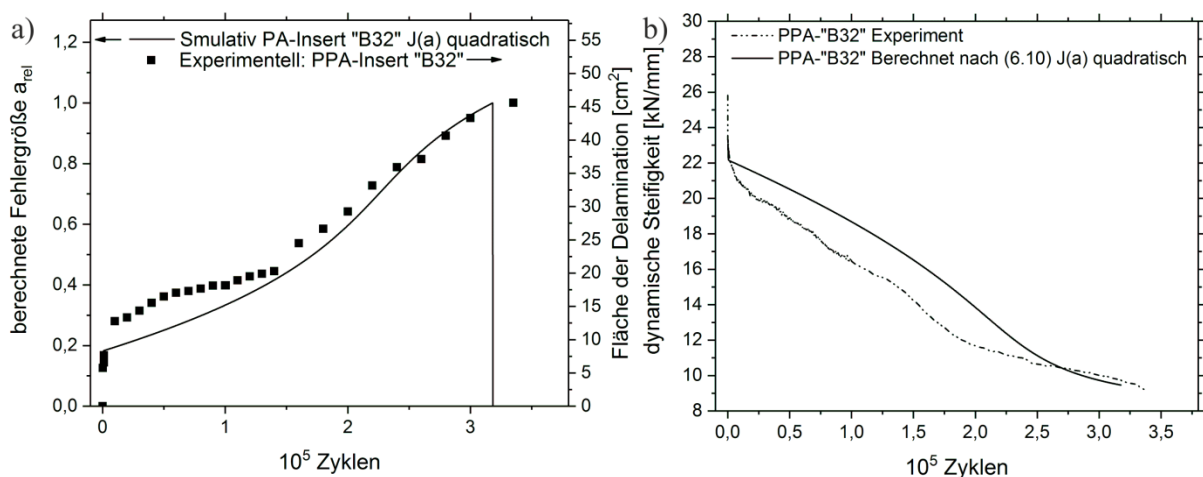


Abbildung 6.46 a) Verlauf der Fehlergröße für Hybridprobe PPA-, „B32“, linke Skala: berechnet nach (6.10) mit quadratischem Polynom für  $J(a)$  (schwarze Linie) und rechte Skala: experimentell bestimmte Fehlergröße (schwarze Punkte); b) entsprechender Verlauf der dynamischen Steifigkeit

Um die parametrische Berechnungsmethode abschließend in eine statistische Beschreibung der Versagenswahrscheinlichkeit zu überführen, werden für jede Messreihe die Mittelwerte  $\mu$  und Standardabweichungen  $\sigma$  aller Parameter der angefitzten dynamischen Steifigkeit  $J(a)$  und mechanischen Hysterese  $H(n)$  ermittelt (siehe Tabelle 10.1 bis Tabelle 10.4). Auf Basis der so bestimmten Mittelwerte  $\mu$  und Standardabweichungen  $\sigma$  werden virtuell beliebig viele Kurvenverläufe der relativen Fehlergröße und der zugehörigen dynamischen Steifigkeit erzeugt. Hierzu generiert ein Matlabskript zufallsverteilte Parameter für  $J(a)$  und  $H(n)$ , wobei die Verteilungen jeweils gaußverteilt mit den Mittelwerten  $\mu$  und den Standardabweichungen  $\sigma$  sind. Die weitere Berechnung erfolgt gemäß der Gleichung 6.10. Die resultierenden Bruchlastspielzahlen aus der Schar der Kurvenverläufe werden im Sinne einer kumulativen Versagenswahrscheinlichkeit aufgetragen (Abbildung 6.47 a)), welche der

kumulativen Wahrscheinlichkeitsverteilung der Pareto-Verteilung entspricht. Aufgrund der hohen Streuung der Bruchlastspielzahl erstreckt sich die resultierende Versagenswahrscheinlichkeit jeweils über einen großen Zyklenbereich. Da die mechanische Hysterese (dissipierte Energie) bei allen Proben eines Inserttyps unabhängig von ihrer Bruchlastspielzahl vor dem Versagen ähnliche Werte erreicht (vgl. Abbildung 10.19 bis Abbildung 10.25), wird die mechanische Hysterese beim Versagen ebenfalls im Sinne einer kumulativen Versagenswahrscheinlichkeit ausgewertet. Diese ist in Abbildung 6.47 b) dargestellt.

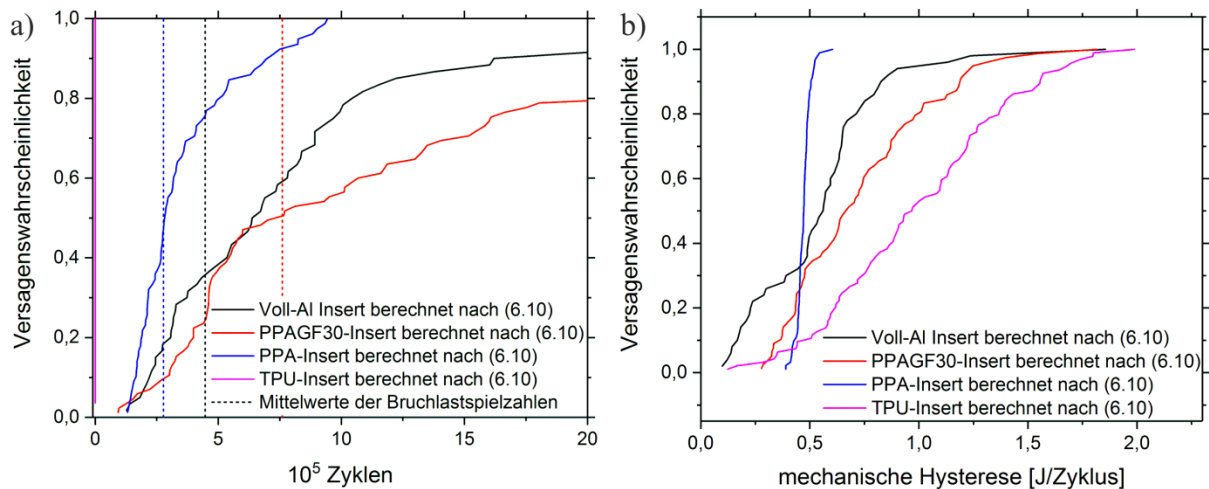


Abbildung 6.47 kumulative Versagenswahrscheinlichkeit a) als Funktion der Belastungszyklen mit Mittelwerten der experimentellen Bruchlastspielzahlen (gestrichelte Linien), b) kumulative Versagenswahrscheinlichkeit als Funktion der mechanischen Hysterese für Hybride mit Voll-Al-, PPA-, PPAGF30- und TPU-Insert

Die Messreihe mit der kleinsten relativen Standardabweichung (PPA) zeigt eine relative scharfe Verteilung der Versagenswahrscheinlichkeit, insbesondere als Funktion der mechanischen Hysterese. Dagegen weisen die Versagenswahrscheinlichkeiten der anderen Messreihen eine sehr breite Streuung auf. Dies liegt hauptsächlich an den stark divergierenden Hybrideigenschaften innerhalb einer Messreihe, was sich in den Standardabweichungen der Parameter für  $J(a)$  und  $H(n)$  widerspiegelt.

Diese Problematik fällt beim Voll-Al-Hybrid extrem auf. Wie weiter oben diskutiert, geht die Änderung der Evaluationsgrößen beim Hybrid mit Voll-Al-Insert nicht homogen vonstatten, sondern verläuft im finalen Ermüdungsstadium beschleunigt ab. Zudem wird das Delaminationswachstum von translaminarem Risswachstum überlagert. Diese Phänomene sind in dem Modell nicht berücksichtigt, sodass die Pareto-Verteilung aus Abbildung 6.47 a) bei  $5 \cdot 10^5$  Zyklen eine Versagenswahrscheinlichkeit von ca. 40 % angibt. Die experimentell geprüften Bauteile, die der Berechnung zugrunde liegen, haben zu diesem Zeitpunkt bereits alle versagt.

Die Versagenswahrscheinlichkeit der Hybridproben mit PPAGF30-Insert weist ebenfalls eine breite Streuung auf. Im Gegensatz zur Kurve der Voll-Al-Hybride liegt die Kurve jedoch symmetrisch um den Mittelwert der Bruchlastspielzahlen  $\bar{n}_B$  von  $7,6 \cdot 10^5$  Zyklen (vgl. Tabelle 10.2). Die Kurve der Hybride mit PPA-Insert weist eine geringere Streubreite auf und gibt eine gute Abschätzung für die



Versagenswahrscheinlichkeit. So repräsentiert die Kurve, dass die Mehrzahl der Proben vor Erreichen des Mittelwerts der Bruchlastspielzahl  $\bar{n}_B$  von  $4,4 \cdot 10^5$  Zyklen versagen. Außerdem verbessert die Betrachtung der Versagenswahrscheinlichkeit die Abschätzung eines sicheren Belastungszeitraums, da die Versagenswahrscheinlichkeit erst ab  $1,3 \cdot 10^5$  Zyklen über 0,0 % hinausgeht. Im Vergleich dazu ist die Definition eines sicheren Belastungszeitraums mithilfe von  $\bar{n}_B$  von  $4,4 \cdot 10^5$  Zyklen und der Standardabweichung von  $3,6 \cdot 10^5$  (vgl. Tabelle 10.3) kaum möglich. Die zusätzliche Darstellung der Versagenswahrscheinlichkeit als Funktion der mechanischen Hysterese erlaubt eine präzisere Aussage über die Versagenswahrscheinlichkeit. Nähert sich eine Probe mit PPA-Insert einer mechanischen Hysterese von 0,5 J/Zyklus, so ist ihr Versagen sehr wahrscheinlich.

Dieses Ergebnis unterstreicht graphisch nochmal, dass sich die ermüdungsbedingte Schädigung neben der Degradation der dynamischen Steifigkeit in einer Erhöhung der mechanischen Hysterese auswirkt. Der bestimmende Faktor der Bruchlastspielzahl liegt neben der maximal ertragbaren mechanischen Hysterese im zeitlichen Anstieg dieser Größe, also der Energie die pro Zyklus für die Bildung von Schädigung im Bauteil gespeichert wird. In entsprechender Weise nimmt gemäß dieser Darstellung die Ermüdungsresistenz der Hybride vom PPAGF30- über Voll-Al- und PPA- bis zum TPU-Insert ab.

Da das Wachstum von Delaminationen von der kritischen Energiefreisetzungsrate bestimmt wird, liegt der Grund der stark streuenden zeitlichen Verläufe bzw. Lebensdauern vermutlich in einer hohen Divergenz dieser Materialeigenschaft. Dies liegt vermutlich an thermischen Umgebungseinflüssen des Prüfstandes, Produktionsschwankungen und einer nicht exakt reproduzierbaren Einspannung der Proben.

Schlussendlich ist die ursprüngliche Motivation der Arbeit zu betonen, wonach das Risswachstum auf Basis der Rissmechanismen und entsprechender quantitativer Größen mit einem phänomenologischen oder physikalischen Bezug zu beschreiben ist. Hierzu bietet es sich an, das Delaminationswachstum in Anlehnung an das Kohesivzonenmodell (vgl. Kapitel 2.2.2 und 2.2.4) auf Basis kalorischer Größen zu beschreiben. Die qualitative Charakterisierung (siehe oben) zeigte, dass die Wachstumsrate der Laminatablösung von der mittels Thermographie ermittelten Dissipation widergegeben wird.

Diesbezüglich wurde bereits erläutert, dass die dissipierte Energie mit dem Schädigungswachstum in einem quantitativen Zusammenhang steht: steigen die Werte der Dissipation an, dann nimmt das Schädigungswachstum zu. Genauer gesagt wächst die Schädigung dort schneller, wo die Amplitudenwerte der Lock-In Bilder eine hohe Dissipation vermuten lassen. Als Folge der wachsenden Delamination werden die Abnahme der dynamischen Steifigkeit und die Zunahme der mechanischen Hysterese weiterhin berücksichtigt. Sowohl Letzteres als auch die Änderung der mittleren Probentemperatur geht jeweils auf die dissipierte Energie zurück. Sie sind aufgrund ihrer physikalischen Ursache - Wärme zeichnet sich durch Entropie und Dissipation an neu gebildeter

Oberfläche ab - theoretisch gleich und können unter Berücksichtigung der thermischen Verluste ineinander umgerechnet werden (vgl. Gleichung 2.31).

Im Zentrum dieses Modells steht die Annahme, dass sich die mittlere Temperatur abzüglich der thermischen Umgebungsverluste ausschließlich durch die Energiedissipation in den Prozesszonen erhöht. Der Begriff Prozesszonen bezeichnet jene Bereiche, in denen das thermische Signal auf fortschreitende Schädigung hindeutet. Unter Vernachlässigung der Reibung zwischen den Rissflanken der Delamination tragen bereits vollständig geschädigte Flächen nicht zur Temperaturerhöhung bei. Experimentell können die Prozesszonen durch die Bereiche erhöhter Temperaturamplituden im Lock-In Amplitudenbild identifiziert werden. Die Bereiche, in denen eine erhöhte Temperaturamplitude im Verlauf der Ermüdung wieder auf das Grundniveau abfällt, gelten als vollständig geschädigt.

Im obigen Abschnitt über die „qualitative Schädigungscharakterisierung“ wurde bereits der phänomenologische Zusammenhang diskutiert, dass die hohen Amplituden in den hochkontrastierten Bereichen (vgl. z.B. Abbildung 6.42) durch die dissipierte Energie verursacht werden und die Wachstumsrate der Delamination mit den Amplitudenwerten des Lock-in Kontrasts ansteigt. Diese Feststellung legt nahe, dass die T-Amplitude in jedem Pixel der Kamera  $T_a^{xy}$  normiert auf den Mittelwert der Amplitudenwerte  $\overline{T_a^{xy}}$  angibt, zu welchem Anteil das korrespondierende Materialvolumen zur Erhöhung der mittleren Proben temperatur bzw. der mechanischen Hysterese beiträgt (Gleichung 6.13).

Zur analytischen Beschreibung bedarf es einer Umformung der lokalen Wärmeleitungsgleichung (2.24) nach Chrysochoos und Louche [88]:

$$\rho C_{\varepsilon,\alpha} \dot{T} + \operatorname{div} q = d_1 + \rho T \psi_{,T,\varepsilon} : \dot{\varepsilon} + \rho T \psi_{,T,\alpha} \cdot \dot{\alpha} + r_e \quad (6.11)$$

mit der Dichte  $\rho$ , spezifischer Wärmekapazität  $C_{\varepsilon,\alpha}$ , intrinsischer Dissipation  $d_1$ , zeitliche Ableitung der mittleren Proben temperatur  $\dot{T}$ , Helmholtz freie Enthalpie  $\psi$  respektive der Ableitung nach der Variablen  $i$   $\psi_{,i}$ ,  $r_e$ : externe Wärmequelle und  $\operatorname{div} q$ : Wärmeverluste und Wärmeleitung.

Unter den Vereinfachungen von Jegou [99] und unter der Vereinfachung, dass die thermischen Verluste homogen über die gesamte Probe auftreten, folgt für die intrinsische Dissipation  $d_1$ :

$$d_1 = \rho C_{\varepsilon,\alpha} \dot{T}_{vgl} - T \Delta \sigma \cdot \alpha_{th} \quad ; \quad \text{mit } \dot{T}_{vgl} = \dot{T} + \frac{\overline{\operatorname{div} q}}{\rho C_{\varepsilon,\alpha}} \quad (6.12)$$

wobei  $\Delta \sigma$  die Spannungsdifferenz während eines Zyklus,  $\alpha_{th}$  der thermische Ausdehnungskoeffizient,  $\overline{\operatorname{div} q}$  der gemittelte Wärmeverlust an die Umgebung und  $\dot{T}_{vgl}$  die zeitliche Temperaturänderungsrate durch Dissipation sind. Unter Berücksichtigung der Werte der Temperaturamplitude in jedem Pixel  $T_a^{xy}$  folgt nach (6.12) für die lokale Dissipation  $d_1^{xy}$ :

$$d_1^{xy} = \rho C_{\varepsilon, \alpha} \dot{T}_{vgl} [T_a^{xy} - T \Delta \sigma \alpha_{th}] \frac{1}{\overline{T_a^{xy}}} \quad (6.13)$$

Auf der rechten Seite von Gleichung (6.13) kann die Normierung der pixelbezogenen Amplitudenwerte auf den Mittelwert der Temperaturamplituden gefunden werden, sodass Gleichung (6.14) zutrifft.

$$\frac{\sum T_a^{xy}}{\#_{Pixel} \cdot \overline{T_a^{xy}}} = 1 \quad (6.14)$$

Das heißt, die tatsächliche Größe des Dissipationswertes folgt aus der zeitlichen Temperaturableitung der mittleren Probestemperatur  $\dot{T}_{vgl}$ . Die Gewichtung von  $\dot{T}_{vgl}$  mit den relativen Amplitudenwerten erzeugt eine Verteilung der pixelreferenzierten Dissipationswerte  $d_1^{xy}$  um den Mittelwert  $\overline{d_1^{xy}}$ . In Anlehnung an [97] entspricht die dissipationbedingte Temperaturänderung der mechanischen Hysterese eines Belastungszyklus mit der Frequenz  $f$ :

$$\frac{\rho C_{\varepsilon, \alpha} \dot{T}_{vgl}}{f} = H(n) \quad (6.15)$$

Die Mittelung von  $\overline{T_a^{xy}}$  und die Vereinfachung von  $div q$  sollte sich durch diese Vorgehensweise nicht nachteilig auf die Genauigkeit der Rechnung auswirken, da die Wichtung und Zuordnung der Dissipation aus den Pixelwerten der Lock-in Amplituden erfolgt. Die Kombination ortsbezogener Informationen der Thermographie mit globalen mechanischen Messgrößen sollte sich eher vorteilhaft äußern, insbesondere wenn die lokalen effektiven Größen höher sind, als die globale Mittelung über die gesamte Probe vermuten lässt.

Die normierten pixelreferenzierten Amplitudenwerte  $T_a^{xy} / \overline{T_a^{xy}}$  sind in Abbildung 6.48 a) exemplarisch für die Probe PPA-,B32‘ als Histogramm aufgetragen. Hieraus geht hervor, dass sich die Verteilung der normierten Werte mittels Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung der Log-Normalverteilung  $P(d)$  darstellen lässt:

$$P\left(\frac{T_a^{xy}}{\overline{T_a^{xy}}}\right) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \sigma \frac{\overline{T_a^{xy}}}{T_a^{xy}}} \exp\left(-\frac{\left(\ln\left(\frac{T_a^{xy}}{\overline{T_a^{xy}}}\right) - \mu\right)^2}{2\sigma^2}\right) \quad (6.16)$$

Bei genauer Betrachtung von Abbildung 6.48 b) ist erkennbar, dass sich die Verteilung mit fortschreitenden Zyklenzahlen geringfügig zu höheren Werten hin verschiebt. Das heißt, im Laufe des Ermüdungsversuchs existieren mehr Pixel mit höheren Amplitudenwerten. Dementsprechend verändern sich die charakteristischen Werte der Verteilungsfunktion, der Erwartungswert  $\ln \mu$  und die Standardabweichung  $\sigma$ . Diese sind für diverse Versuche der PPA-Serie („B-X“) als Funktion der Fehlergröße aufgetragen (Abbildung 6.48 c).

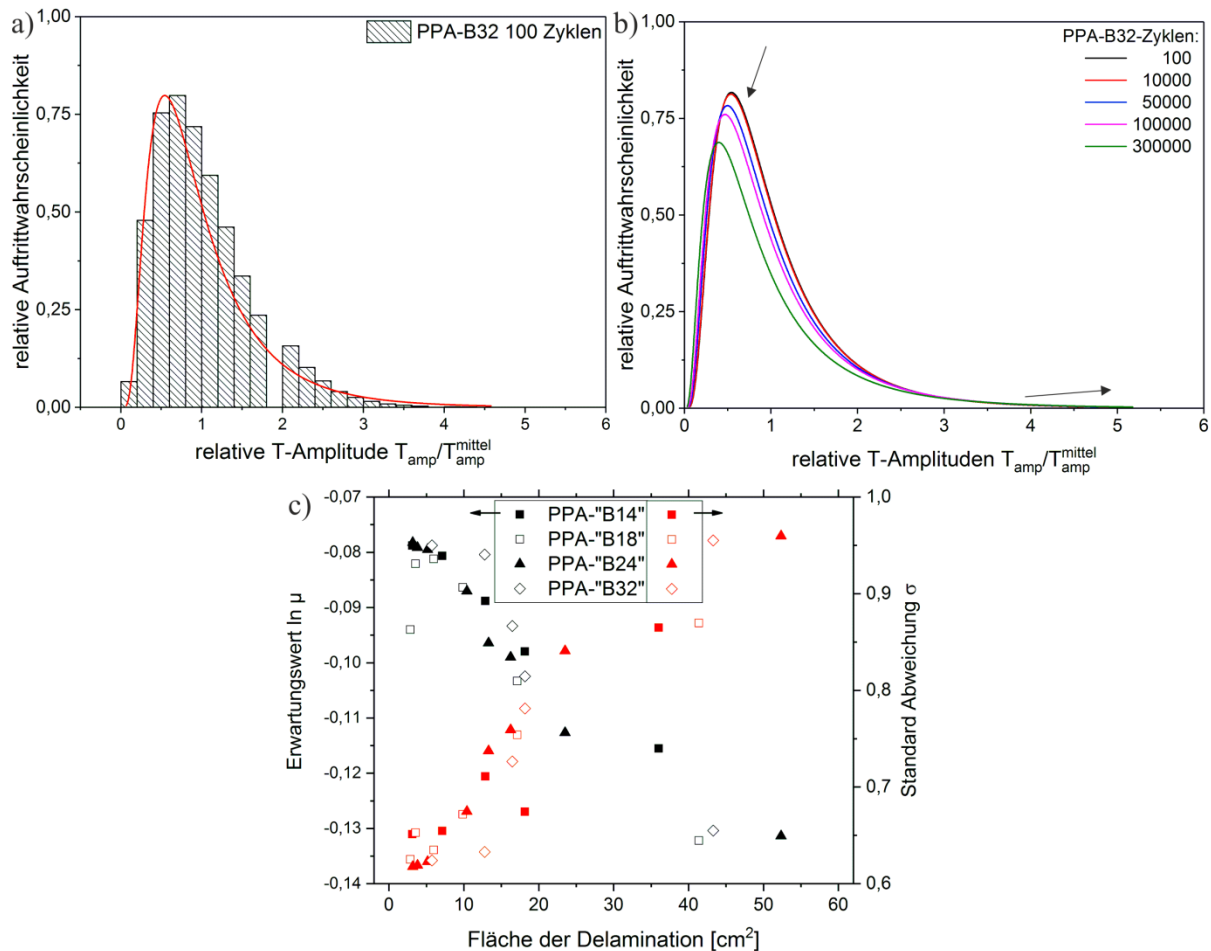


Abbildung 6.48 Histogramm der auftretenden normierten Amplitudenwerte und Anfiten durch Verteilungsfunktion der Log-Normal-Wahrscheinlichkeitsdichte für Probe PPA-B32, b) Log-Normal-Verteilungen der normierten Amplitudenwerte bei verschiedenen Zyklen, c) charakteristische Werte der Verteilungsfunktion:  $\ln \mu$  (linke Skala) und  $\sigma$  (rechte Skala) als Funktion der Fläche der Delamination (PPA-Reihe)

Aus der Gegenüberstellung der charakteristischen Werte  $\ln \mu$  und  $\sigma$  geht offensichtlich eine lineare Abhängigkeit von der Fläche der Delamination hervor. Eine mögliche Erklärung liefert die Größe der Prozesszone, innerhalb welcher die hohen Amplitudenwerte auftreten (Abbildung 6.49).

Unter Annahme eines kreisrunden Ersatzfehlers der Fläche  $A$  lässt sich die Prozesszone als radialsymmetrische Mantelfläche (grau) um den delaminierten Bereich (rot) darstellen. Die radiale Erstreckung vor der Rissspitze definiert die Dimension  $w$  (Abbildung 6.49 b)). Da die Deformationskinematik der CFK-Lagen bei einer out-of-plane Deformation  $\delta$  der Kinematik des Double-Cantilever Beams gleicht, wird der für DCB-Proben gültige proportionale Zusammenhang zwischen Risslänge  $r$  und Prozesszone vor der Rissspitze  $w$  angenommen [66]. Demzufolge ändert sich die Fläche der Prozesszone proportional mit der delaminierten Fläche, was sich in der linearen Abhängigkeit von Mittelwert  $\ln \mu$  und Standardabweichung  $\sigma$  von der Fläche der Delamination widerspiegelt.

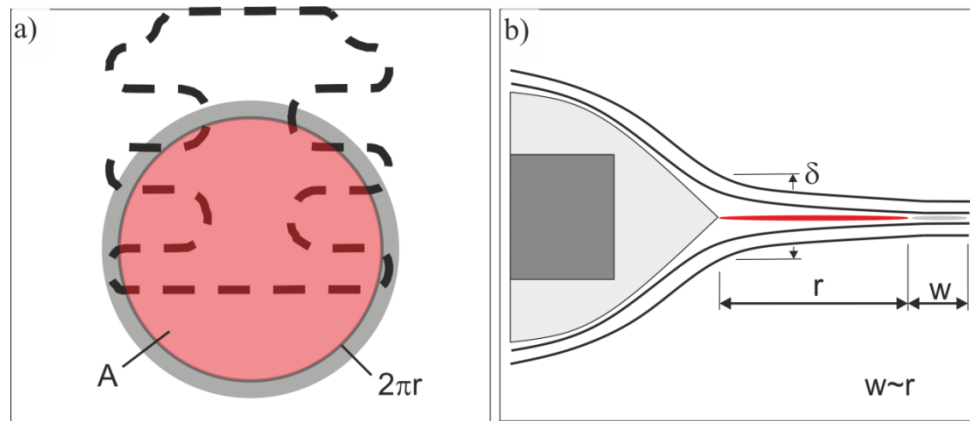


Abbildung 6.49 schematische Darstellung zur Erklärung der Prozesszone der neuen Schädigung a) schwarze Linie: Einlegerposition, rot: kreisförmige Ersatzfehlergröße der geschädigten Fläche A, grau: Prozesszone um den Fehler mit Umfang  $2\pi r$ , b) Erklärung der Prozesszone  $w$  durch kinematische Biegung vor Risspitze  $r$ , Proportionalität von  $w$  und  $r$  [66]

Die weitere Überlegung knüpft an das Kohesivzonenmodell an. Dieses theoretische Konstrukt beschreibt die Anziehungskraft zwischen zwei Materialpunkten als Funktion der Verschiebung  $w$  aus ihrem Gleichgewichtsabstand (vgl. Abbildung 2.18 und Abbildung 6.50). Oberhalb einer kritischen Verschiebung  $w_r$  setzt die sukzessive Schädigung ein, bis die Anziehungskraft der Materialpunkte schließlich bei  $w_c$  ganz versagt. Die Fläche unter dieser Kurve entspricht der kritischen Energiefreisetzungsrate.

Bei der mechanischen Belastung der Hybridproben wird die zur Ablösung der Laminatlagen notwendige Energie bei jedem Zyklus partiell von der dissipierten Energie geliefert. Ein gewisser Teil der dissipierten Energie wird durch die Viskoelastizität der Polymerkomponente und der Matrix sowie durch die intralaminare Schädigung des CFK-Laminats hervorgerufen. Um diesen Dämpfungsanteil im Kohesivzonenmodell zu berücksichtigen, wird zusätzlich eine Belastungs-Entlastungs-Hysteresis angenommen (Abbildung 6.50 a), rote Kurve).

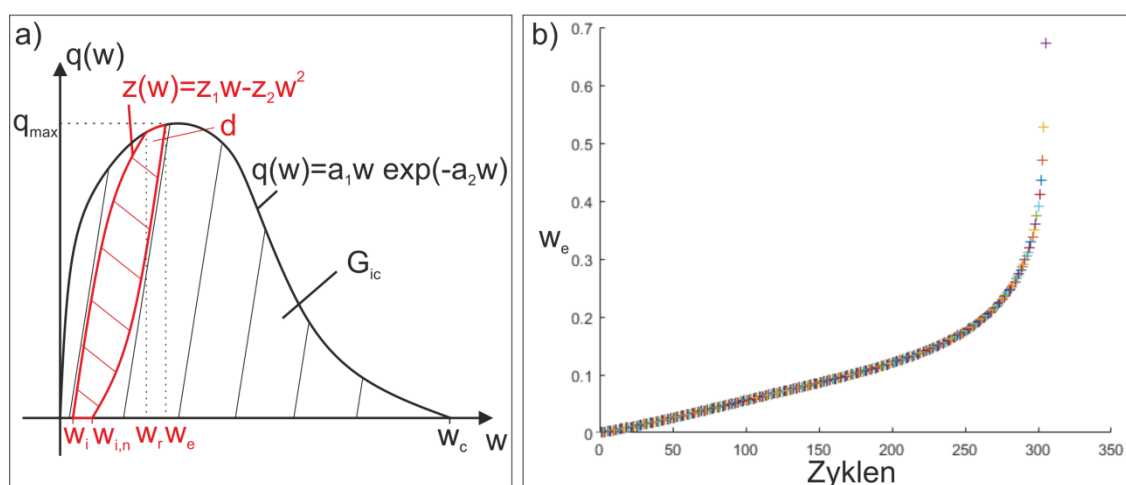


Abbildung 6.50 a) schematische Darstellung des Kohesivzonenmodells mit der Kraft-Verschiebungsrelation  $q(w)$ , Fläche  $G_{ic}$  und der Be- und Entlastungshysteresis  $z(w)$  durch Viskoelastizität und intralaminare Schädigung des CFK, b) exemplarisch berechneter Verlauf der Verschiebung  $w_e$  als Funktion der mechanischen Zyklen

Nach diesem Ansatz schreitet die Verschiebung  $w_e$  voran, sofern die dissipierte Energie pro Zyklus größer ist als die Be- und Entlastungshysterese  $z(w)$  durch die anelastischen Effekte, wie z.B. Viskoelastizität und intralaminare Schädigung. Ferner gilt ein Materialpunkt erst dann als vollständig geschädigt, wenn  $w_e = w_c$  erreicht wird. Dies kann nur dann erfolgen, wenn der entsprechende Wert  $d_1^{xy}$  ausreichend groß ist, um die maximale Energiehürde der Be- und Entlastungshysterese zu überschreiten. Damit  $w_e = w_c$  erreicht wird, muss nach dieser Überlegung die über  $n$  Zyklen eingebrachte dissipierte Energie größer sein, als der Flächeninhalt unter der Kurve  $q(w)$ , der per Definition  $G_{IC}$  entspricht.

Da das Kohesivzonenmodell ohnehin ein theoretisches Konstrukt ist, dessen Flächeninhalt der kritischen Energiefreisetzungsrates entsprechen muss, können die Funktionen  $q(w)$  und  $z(w)$  beliebig gewählt werden. Hier werden  $q(w) = a_1 w \cdot e^{-a_2 w}$  und  $z(w) = z_1 w - z_2 w^2$  gewählt und für  $z_1$  und  $z_2$  können die viskoelastischen Materialeigenschaften des Laminats aus Kapitel 6.2.1 einbezogen werden. Damit resultiert die Gleichung zur Bestimmung der Verschiebung  $w_e$  zu:

$$d_1 = \int_{w_i}^{w_r} z(w - w_i) dw + \int_{w_r}^{w_e} q(w) dw + \int_{w_{i,n}}^{w_e} z(w - w_{i,n}) dw - q(w_e)(w_e - w_{i,n}) \quad (6.17)$$

Der prinzipielle Verlauf der Verschiebung  $w_e$  durch die eingebrachte dissipierte Energie  $d_1$  ist in Abbildung 6.50 b) als Funktion der Zyklenzahl  $n$  gezeigt. Dieses Modell und der entsprechende Verlauf  $w_e(n)$  erklären den phänomenologischen Befund, dass die über  $n$  Zyklen eingebrachte Energie zur Propagation der Delamination größer sein kann als  $G_{IC}$  und dass die Schädigung nicht propagiert, wenn  $d_1 < d_{crit}$ .

Um den Rechenaufwand zur numerischen Lösung obiger Gleichung zu reduzieren, stellt es sich als sinnvoller dar, den Zusammenhang zwischen der erforderlichen Zeit zur Schädigungspropagation und der pro Zyklus eingebrachten Energie  $d_1$  als Wahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation zu beschreiben. Ist  $d < d_{crit}$ , so ist die Wahrscheinlichkeit 0. Nimmt  $d$  den Wert von  $G_{IC}$  an, so erreicht die Wahrscheinlichkeit einen Wert von 1. Um die Wahrscheinlichkeitsfunktion der Schädigungspropagation auf experimentellen Messwerten aufzubauen, dienen die experimentellen Werte der mechanischen Hysterese  $H(n)$  und der Zuwachs der Fläche der Delamination pro Zyklen. Diese ergeben nach den Gleichungen (6.18 und 6.19) die x- und y- Werte der Wahrscheinlichkeitsverteilung  $F(d)$ .

$$d_1^{xy} = \frac{H(n) - \eta_{CFK} \cdot W_{mech}}{S_{Delamination}} \cdot A_{Pixel} \quad (6.18)$$

$$F(d) = \frac{\Delta A_{Delamination}}{A_{Hybridprobe} \cdot \#Zyklen} \quad (6.19)$$

mit  $H(n)$ : mechanische Hysterese,  $\eta_{CFK}$ : mechanische Dämpfung des CFK-Laminats (0.126, vgl. Abbildung 6.14),  $W_{mech}$ : extern aufgebrachte mechanische Energie,  $A_{pixel}$ : das Flächenäquivalent eines Pixels ( $0,03875 \text{ mm}^2$ ),  $S_{Delamination}$ : Prozesszone der geschädigten Fläche (abgeschätzt mit  $2\pi r/36$ );

$\Delta A_{\text{Delamination}}$ : neu geschädigte Fläche innerhalb der Zyklenzahl  $\#_{\text{Zyklus}}$ ,  $\#_{\text{Zyklus}}$ : Anzahl der Zyklen innerhalb eines Messzeitraums,  $A_{\text{Hybridprobe}}$ : maximale Fläche der Hybridprobe ( $100 \cdot 95 \text{ mm}^2$ ), die durch Delamination geschädigt werden kann.

Gleichung (6.18) berechnet den Anteil der mechanischen Hysterese, der für das Delaminationswachstum zur Verfügung steht, aus der experimentell ermittelten mechanischen Hysterese abzüglich der mechanischen Hysterese des CFK-Laminats. Diese kalorische Größe ist auf den Umfang der Prozessgröße und auf das Flächeninkrement, das einem Pixel der Kamera entspricht, zu beziehen. Gleichung (6.19) normiert die neugeschädigte Fläche auf die Größe des Gesamtbauteils und die dafür verstrichenen Belastungszyklen.

Die Wahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation kann in Form der kumulativen Verteilungsfunktion der Weibull-Verteilung ausgedrückt werden:

$$F(d) = 1 - \exp(-(\lambda d)^k) \quad (6.20)$$

Eine Schar experimenteller Werte ( $d_i$ ,  $F(d_i)$ ) der Probe PPA-,B32“ ist in Abbildung 6.51 doppellogarithmisch dargestellt und mit der Weibull-Verteilungsfunktion angefitet. Die resultierenden Koeffizienten für  $\lambda$  und  $k$  dienen als Eingangsgrößen der Lebensdauerberechnung (Gleichung 6.21). Der Abgebildete Weibull-Fit soll exemplarisch die Herangehensweise veranschaulichen. Für alle anderen Versuche resultieren ebenfalls Werte für  $F(d)$  und zugehörige Koeffizienten  $k$  und  $\lambda$  der Weibull-Verteilung. Die jeweiligen Koeffizienten der Weibull-Verteilung, die für die Berechnungen verwendet werden sind im Anhang (Tabelle 10.5) zusammengefasst.

Die Gesamtwahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation  $Z$  resultiert aus der Fläche der Kurve, die durch das Produkt der Verteilungsfunktion der auftretenden Dissipationswerte  $P(d)$  (Gleichung 6.16) und der Wahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation  $F(d)$  (Gleichung 6.20) eingeschlossen wird:

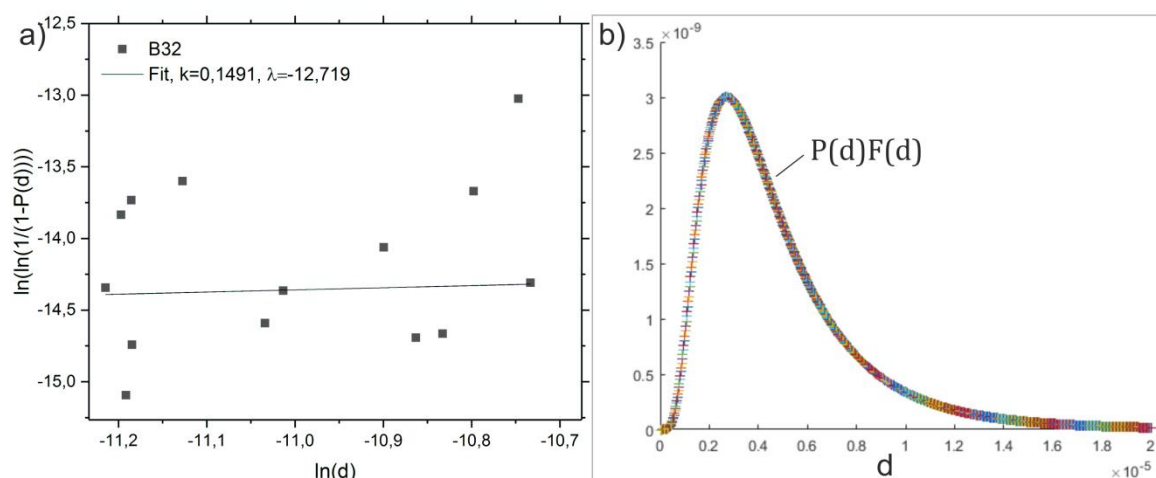


Abbildung 6.51 a) Weibull-Plot der Schar der experimentellen Werte ( $d_i$ ,  $F(d_i)$ ) mit Weibull-Fit der angegebenen Koeffizienten  $k$  und  $\lambda$ , b) schematische Darstellung der Kurve  $P(d) \cdot F(d)$ , der Flächeninhalt liefert die Gesamtwahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation (siehe Gleichung 6.21)



Nach Einsetzen von Gleichung (6.13) in (6.16) folgt:

$$Z = \int P(d) \cdot F(d) dd \quad (6.21)$$

Schlussendlich erfolgt die Berechnung der Schädigungspropagation durch die Integration der Gesamtwahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation in eine konventionelle Schädigungsakkumulationshypothese (Gleichung 2.22). Hierbei ist fraglich, ob die Verwendung einer einfachen Schädigungsakkumulationshypothese nur möglich ist, da die Delaminationen selbstständig voranschreiten. Allerdings würde es den Rahmen der vorliegenden Arbeit sprengen, dieser Fragestellung nachzugehen und den postulierten Ansatz auf Werkstoffe mit nicht-selbstständlichem Schädigungswachstum zu erweitern. Aus der Schädigungsakkumulationshypothese und der Gesamtwahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation folgt das Wachstum der Fläche der Delamination  $A$ :

$$\frac{dA}{dn} = Z \cdot A_{Pixel} \cdot \#_{Pixel} \quad (6.22)$$

Im Weiteren wird die Schädigungspropagation in entsprechender Weise auf Basis der gewonnenen experimentellen Daten und mit Hilfe eines Matlabskriptes berechnet. Der Berechnung liegt weiter zugrunde, dass die mechanische Hysterese mit dem Anstieg der mechanischen Energie bzw. dem Wachstum der Delamination gemäß  $H(A) = \eta_{Hybrid} \cdot W_{mech} = \eta_{Hybrid} \cdot \Delta F^2 / J(A)$  ansteigt. Darin ist der quadratische Zusammenhang für  $J(a)$  enthalten. Das Bruch- bzw. Abbruchkriterium der Berechnung wird erreicht, wenn die Größe der Delamination  $50 \text{ cm}^2$  oder die mechanische Hysterese einen Wert von  $0,51 \text{ J/Zyklus}$  erreicht. Ersteres ist nach den Untersuchung aus Kapitel 6.3.2 bzw. Abbildung 10.17 die kritische Delaminationsgröße, bei der das Hybridbauteil den aufgebrachten  $7500 \text{ N}$  nicht mehr standhält.

Die resultierenden Verläufe der ermüdungsbedingten Schädigungspropagation und der korrespondierenden dynamischen Steifigkeit sind in Abbildung 6.52 für die vier Proben dargestellt, die im Kapitel der qualitativen Schädigungspropagation diskutiert wurden („VA4“, „A12“, „B32“, „C10“). Die zugehörigen Koeffizienten der Schädigungswahrscheinlichkeiten  $k$  und  $\lambda$  sind im Anhang (Abbildung 10.32 bis Abbildung 10.35) dargestellt. Zusätzlich enthält der Anhang weitere berechnete Schädigungsverläufe für die Messreihen PPAGF30 und PPA (Abbildung 10.36 bis Abbildung 10.39), sowie die tabellarische Zusammenfassung der Parametersätze für die Berechnungen des Delaminationswachstums nach Gleichung 6.22 (Tabelle 10.5).

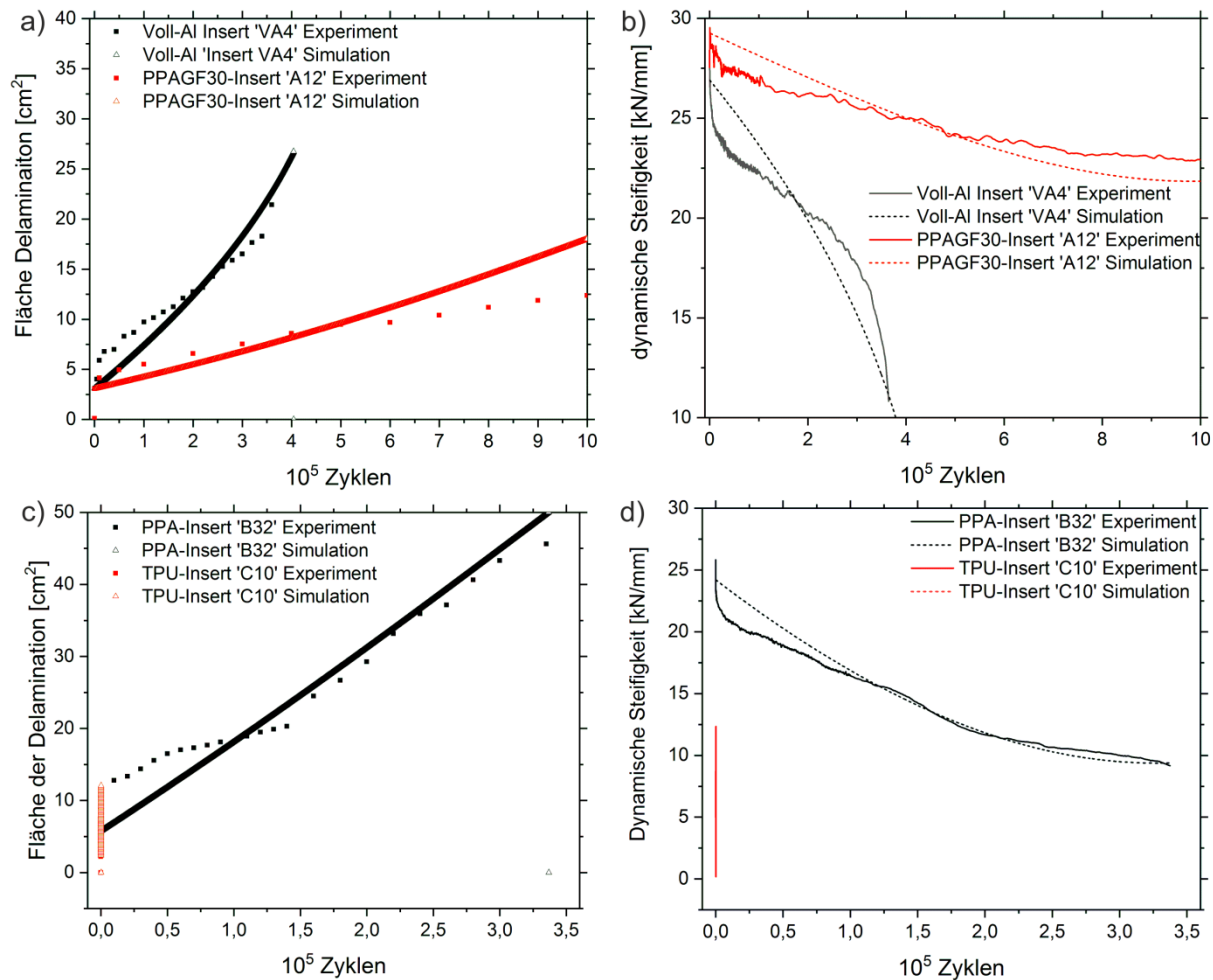


Abbildung 6.52 Gegenüberstellung der experimentellen Ergebnisse und der Simulationen nach Gleichung 6.22, Verläufe der Fläche der Delamination und der dynamischen Steifigkeit während der Ermüdung: a/b) Voll-Al-Insert 'VA4' und PPAGF30-Insert 'A12', c/d) PPA-Insert 'B32' und TPU-Insert 'C10'

Aus dem Vergleich der experimentellen und simulierten Verläufe geht eine gute Übereinstimmung hervor, speziell was die Bruchlastspielzahl betrifft. Dies wird von den experimentellen und simulierten Verläufen der Wiederholungsmessungen (Abbildung 10.36-Abbildung 10.39) verdeutlicht.

Diesbezüglich sollte hervorgehoben werden, dass das Berechnungsmodell zwar die gefundenen Zusammenhänge  $J(A)$ ,  $\mu(A)$  und  $\sigma(A)$  voraussetzt, im Gegensatz zum ersten Ansatz (Gleichung 6.10) jedoch die Startwerte der Parameter  $A_0$ ,  $\mu_0$ ,  $\sigma_0$  und  $\eta_{\text{Hybrid}}$  für die Berechnung genügen. Damit weist dieser Ansatz ein großes Potenzial auf, die Restlebensdauer aus einer einzigen Messung der Parameter  $A$ ,  $\mu$  und  $\sigma$  zu bestimmen, sofern die Koeffizienten für die Wahrscheinlichkeit der Schädigungspropagation  $k$  und  $\lambda$  bekannt sind.

Allerdings erweist sich die Bestimmung geeigneter Koeffizienten für  $k$  und  $\lambda$  als äußerst kritisch, da die Wertepaare  $d_i$ ,  $P(d_i)$  sehr stark streuen. In Anbetracht der aufgetragenen Weibull-Plots der Wertepaare in Abbildung 10.32 bis Abbildung 10.35 erscheint die Bestimmung der Koeffizienten fast willkürlich. Für die obigen Berechnungen hat es sich als hilfreich erwiesen, die Koeffizienten aus wenigen Messwerten zu Beginn der Ermüdungsversuche zu ermitteln. Die Fehleranfälligkeit bei der

Bestimmung der Koeffizienten  $k$  und  $\lambda$  ist insofern problematisch, dass kleine Fehler der Koeffizienten in Gleichung 6.20 zu großen Fehlern der Lebensdauerabschätzung führen.

Diesbezüglich ist zu ergänzen, dass einerseits die hohe Varianz der kritischen Energiefreisetzungsrate und andererseits die manuelle Auswertung der delaminierten Fläche in die hohe Streuung der Wertepaare  $d_i$ ,  $P(d_i)$  einfließen. Daher wird vermutet, dass Bauteile mit gut reproduzierbaren mechanischen Eigenschaften und eine softwaregestützte, automatisierte Auswertung der delaminierten Fläche die Streuung der Wertepaare verringern und die Bestimmung von  $k$  und  $\lambda$  vereinfachen.

Generell liegen die Verläufe der Schädigungsgröße (und die Verläufe der Wiederholungsmessungen) bei niedrigen Zyklen unterhalb der experimentell gemessenen Werte. Eine mögliche Erklärung für das rapide Delaminationswachstum am Anfang der Experimente sind interlaminare Spannungskonzentrationen im CFK-Laminat an abknickenden Kanten vor dem Einleger bzw. an den Einlegerarmen (vgl. Abbildung 2.11). Die Lock-In Amplitudenbilder sind ein deutliches Indiz dafür, da die thermischen Signaturen der Delaminationen zu Beginn der Experimente exakt in diesen Bereichen sichtbar werden (vgl. z.B. Abbildung 6.42). Das Berechnungsmodell berücksichtigt solche Spannungskonzentrationen nur, wenn sie als hysteretische Erwärmung messbar sind. Laut dem Stand der Forschung (vgl. Kapitel 2.2, [32]) können Delaminationen solche Spannungskonzentrationen abbauen, was wiederum mit dem entschleunigten, linearen Delaminationswachstum im mittleren Stadium der Ermüdung übereinstimmt. Folglich ist davon auszugehen, dass die externe Belastung und die Energiefreisetzungsrate am Rissgrund der Delamination (vgl. Abbildung 6.31) die alleinigen Treiber des Delaminationswachstums sind. Die Ergebnisse aus Abbildung 6.52 sprechen dafür, dass das Berechnungsmodell das Stadium des stabilen Wachstums sehr gut abbildet, da die experimentellen und simulierten Werte des Delaminationswachstums in diesem Bereich sehr gut übereinstimmen. Im finalen Ermüdungsstadium resultiert tendenziell ein zu hohes Delaminationswachstum aus dem Berechnungsmodell. Dieses nivelliert sich sichtbar mit der zu niedrigen Wachstumsrate des Anfangsstadiums, sodass die berechnete Bruchlastspielzahl letztlich sehr nahe an den experimentell ermittelten Werten liegt. Der mittlere relative Fehler beträgt für die PPAGF30-Reihe 18,8 % und für die PPA-Reihe 4,85 %. Für die Proben mit Voll-Al Insert wird wegen der geringen Probenanzahl kein mittlerer relativer Fehler bestimmt, der relative Fehler der Einzelmessung beträgt 3,9 %.

Als Hauptfehlerquellen für die abweichenden Bruchlastspielzahlen sowie für die Unter- bzw. Überschätzung des Schädigungswachstums werden die angenommene kreisrunde Form der Delamination, die als konstant angenommene Dämpfung  $\eta_{\text{CFK}}$  und  $\eta_{\text{Hybrid}}$  sowie die nicht einberechnete Degradation der Steifigkeit durch mikroskopische Schädigungsmechanismen des Laminats (siehe Kapitel 6.2.2, Degradation des Laminats nach [56]) vermutet.

Aus den Verläufen der berechneten Delaminationsgrößen (Abbildung 6.52) kann festgehalten werden, dass das Versagen bei unterschiedlich großen Delaminationen eintritt. Folglich wird das

Abbruchkriterium der Berechnung meistens nicht durch überschreiten der kritischen Delaminationsgröße von 50 cm<sup>2</sup> (TPU-Reihe: 12 cm<sup>2</sup>) ausgelöst, sondern durch den kritischen Wert der mechanischen Hysterese. Zudem liefert die Berechnung der Bruchlastspielzahl für die unterschiedlichen Schädigungsprozesse, Delaminationswachstum im CFK bzw. plastische Deformation des TPU, die richtigen Größenordnungen (TPU: 10<sup>2</sup>, andere 10<sup>5</sup>).

Zur Validierung der beiden Berechnungsmodelle wird ein konventionelles Modell aus der bestehenden Literatur nach dem Paris-Gesetz von Al-Khudairi et al. [65] herangezogen. Dieses beschreibt den inkrementellen Rissfortschritt als Potenzgesetz [65]:

$$\frac{dA}{dn} = C \left( \frac{H(n)}{A_{\text{Delamination}}} \right)^m \quad (6.23)$$

mit C, m: Fitparameter, H(n): mechanische Hysterese (wie oben), A<sub>Delamination</sub>: Fläche der Delamination

Abbildung 6.53 enthält die Auftragung des inkrementellen Rissfortschritts dA/dn als Funktion der mechanischen Hysterese (a-c) sowie die resultierenden Rissgrößenverläufe (d) nach dem Ansatz von Al-Khudairi et al..

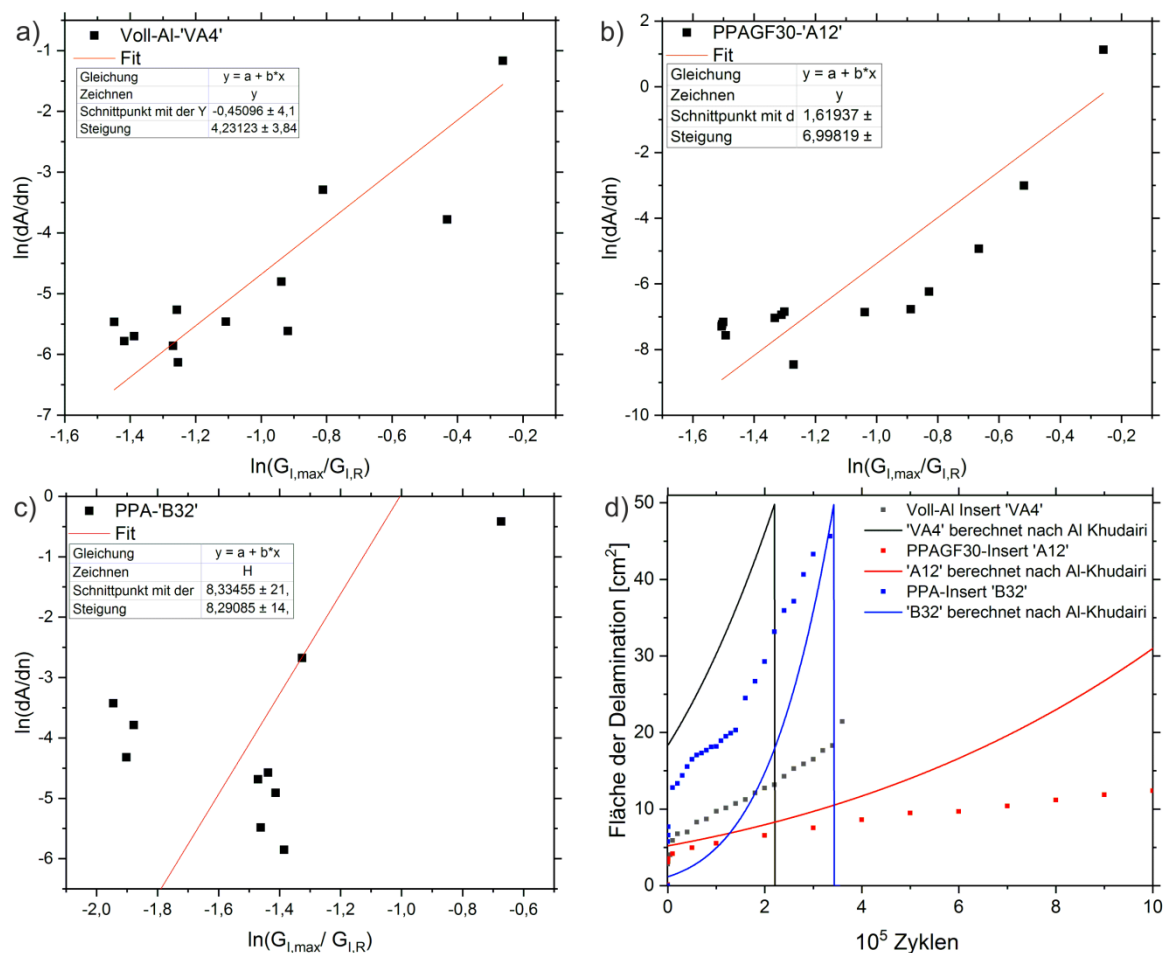


Abbildung 6.53 Doppel-logarithmische Auftragung von  $dA/dn$  als Funktion der normierten Energiefreisetzungsrate von a) Voll-Al-Insert ,VA4', b) PPAGF30-Insert ,A12', c) PPA-Insert ,B32' sowie d) die resultierenden Entwicklungen der Größe der Delamination nach Al-Khudairi (Gleichung 6.23)

Die doppellogarithmischen Auftragungen (a-c) weisen eine hohe Streuung der Wertepaare auf. Wie schon bei der Bestimmung der Koeffizienten  $k$  und  $\lambda$  des dissipationsbasierten Ansatzes erscheint die Bestimmung der Koeffizienten  $C$  und  $m$  fast willkürlich. Als mögliche Ursache dessen werden die manuelle Auswertung der Fläche der Delamination und die hohe Varianz der kritischen Energiefreisetzungsrate der CFK-Komponente vermutet.

In Anbetracht der berechneten Verläufe der Fläche der Delamination (Bild d) ist zu schlussfolgern, dass der Ansatz nach Al-Khudairi (Gleichung 6.23, [65]) die Entwicklung der Delamination zumindest für diese drei Beispiele weniger gut berechnet, als die beiden oben aufgeführten Ansätze.

### Validierung der Berechnungsansätze

Zur Validierung der Berechnungsansätze werden beide auf drei Proben angewendet. Dabei soll die Prognose der Restlebensdauer auf Basis der experimentellen Werte eines Messintervalls von 9900 Zyklen erfolgen. Aus beiden Berechnungsansätzen werden jeweils ein diskret berechneter Verlauf der Schädigungsgröße mit der entsprechenden Restlebensdauer sowie eine Wahrscheinlichkeitsverteilung des Versagens als Funktion der Zyklen herangezogen. Die Güte der Berechnungsansätze erschließt sich aus dem Vergleich mit dem tatsächlichen experimentellen Verlauf.

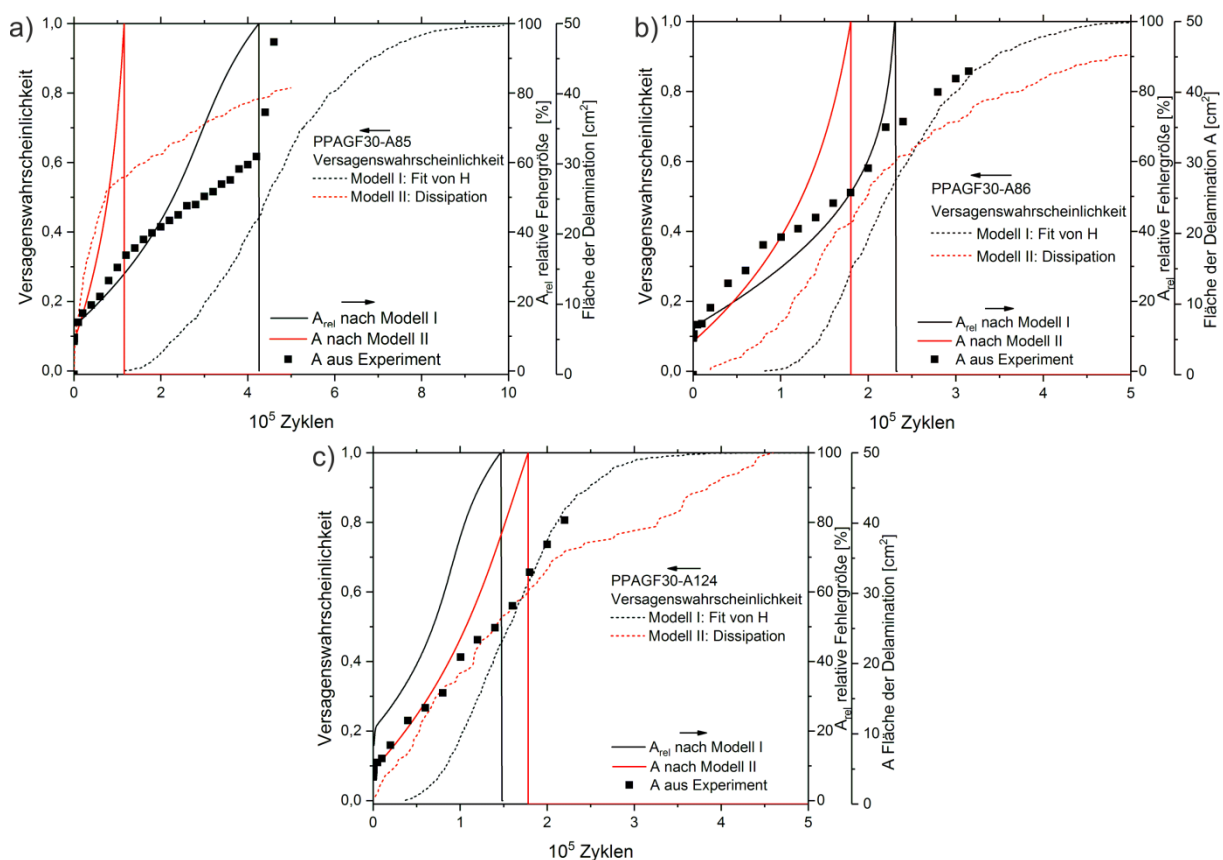


Abbildung 6.54 Vergleich der Lebensdauerprognose des parametrischen Modells (schwarze Linie) und des dissipationsbasierten Modells (rote Linie) mit den experimentellen Werten (schwarze Punkte), a) Hybrid mit PPAGF30-Insert ‚A85‘ b) PPAGF30-Insert ‚A86‘ und c) PPAGF30-Insert ‚A124‘

Aus der Gegenüberstellung der berechneten und der realen Ergebnisse geht hervor, dass beide Modelle nur eine ungefähre Abschätzung des tatsächlichen Schädigungsverlaufs und der Restlebensdauer liefern. In beiden Fällen wird das Versagen der Hybridstruktur zu früh prognostiziert, wobei das dissipationsbasierte Modell (rot) mit durchschnittlich 28 % Abweichung vom Realwert das Versagen schlechter prognostiziert als das parametrische Modell mit 20 % Abweichung.

Beide Modelle weisen das Problem auf, dass die Ermittlung der entscheidenden Parameter aus dem kurzen Messintervall sehr fehleranfällig ist. Für das dissipationsbasierte Modell sind dies die Koeffizienten der Schädigungswahrscheinlichkeit  $k$  und  $\lambda$  (vgl. Abbildung 10.40 bis Abbildung 10.42). Für das parametrische Modell ist dies für die mechanische Hysterese  $H(n)$  der Fall, da sich diese über die Zeit ändert.

Gegenüber dem parametrischen Ansatz (Modell I) besitzt das dissipationsbasierte Modell einen wesentlichen Vorteil, da letzteres einen Markov-Prozess darstellt. Das heißt, zu einem Zeitpunkt  $i$  sind die zukünftigen Zustände  $i+\tau$  unabhängig von der vergangenen Zustandshistorie  $i-\tau$ . Die zukünftigen Zustände  $i+\tau$  folgen allein aus der Kenntnis des Ist-Zustands (siehe [106], Kapitel 2.5). Damit bietet der Berechnungsweg über die Dissipation das Potenzial, wenn  $k$  und  $\lambda$  bekannt sind, mittels einer Momentaufnahme eine Abschätzung des Schädigungswachstums und der Restlebensdauer zu treffen. Dies ist mit dem parametrischen Ansatz nicht möglich, da dieser die Historie über einen gewissen Zeitraum benötigt.

Da  $k$  und  $\lambda$  mit der kritischen Energiefreisetzungsrate, einem spezifischen Werkstoffkennwert, korreliert sind, ist es vermutlich möglich beide Parameter im Falle reproduzierbarer Probenserien aus Referenzmessungen zu bestimmen. Die Möglichkeit zur Prognose der Restlebensdauer anhand einer Messung des Momentzustands sei unter der Voraussetzung bekannter Koeffizienten  $k$  und  $\lambda$  für die Probe PPA-,B18' exerziert. In Abbildung 6.55 sind zwei verschiedene Wertemengen und die zugehörigen Koeffizienten für  $k$  und  $\lambda$  dargestellt. Die Dissipationswerte (x-Achse) zu den Koeffizienten  $k$  von 1,818 und  $\lambda$  von 141 wird entgegen der Gleichung 6.18 mit  $S_{\text{Delamination}}$  von  $2\pi^2/10$  abgeschätzt. Zusätzlich sind die Histogramme der auftretenden Dissipationswerte mit den zugehörigen Log-Normalverteilungen dargestellt. Die Legende (b-d) zeigt jeweils die gemessene Fläche der Delamination sowie die Parameter  $\mu$  und  $\sigma$  der Log-Normalverteilung der normierten Temperaturamplituden an.

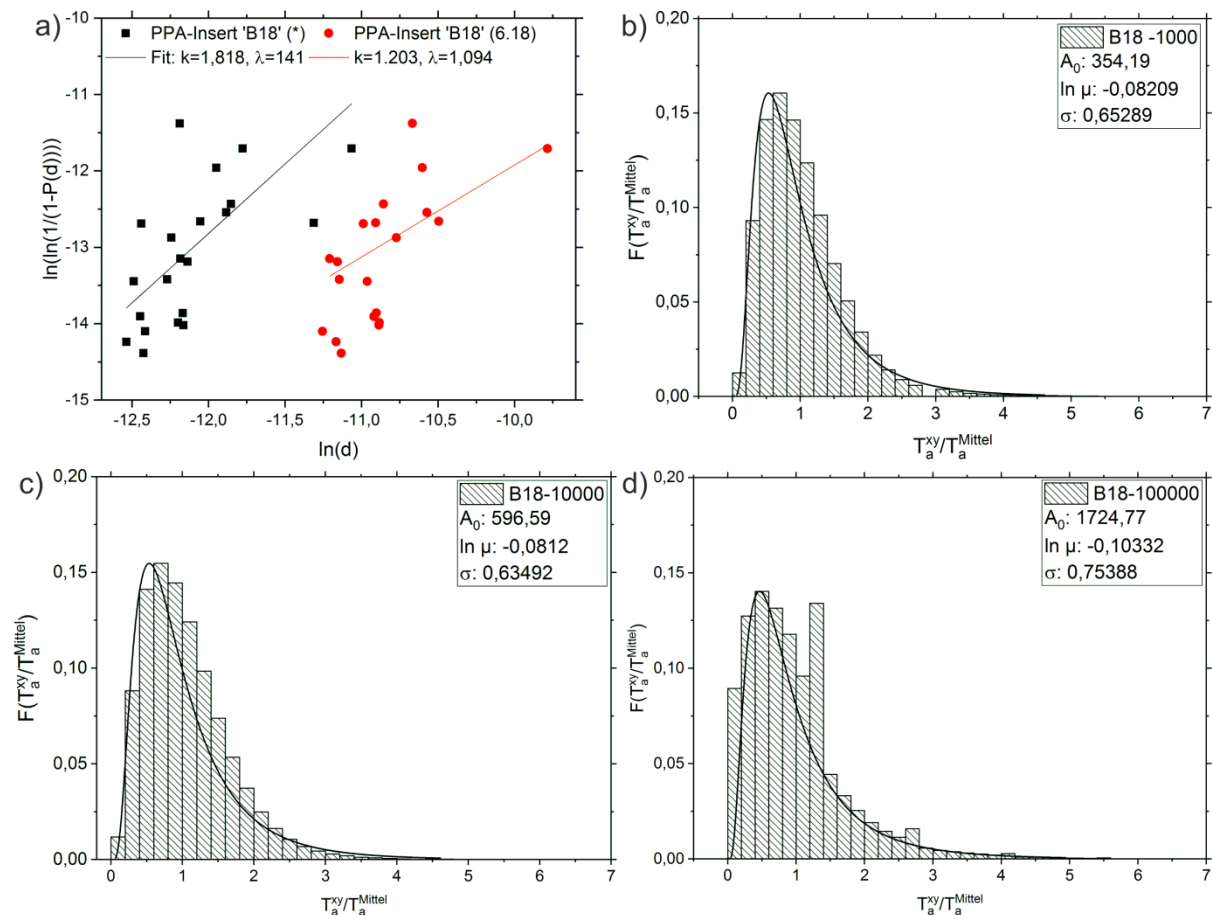


Abbildung 6.55 a) Weibull-Plot der Schädigungswahrscheinlichkeit PPA-,B18' nach Gleichung 6.18 mit  $k=1,203, \lambda=1,094$ , und \*: Gleichung 6.18 mit  $S_{\text{Delamination}}=2\pi r^2/10$  abgeschätzt:  $k=1,818, \lambda=141$ ; b-d) Histogramm und Log-Normalverteilung der normierten Temperaturamplituden zu den drei Messzeiten, Legende gibt jeweils  $A_0, \mu$  und  $\sigma$  an

Mit den jeweiligen Startwerten  $A_0, \mu$  und  $S$  sowie den Koeffizienten der Schädigungswahrscheinlichkeit resultieren jeweils berechnete Prognosen der Schädigungsentwicklung, die nachfolgend mit den tatsächlichen Messwerten verglichen wird.

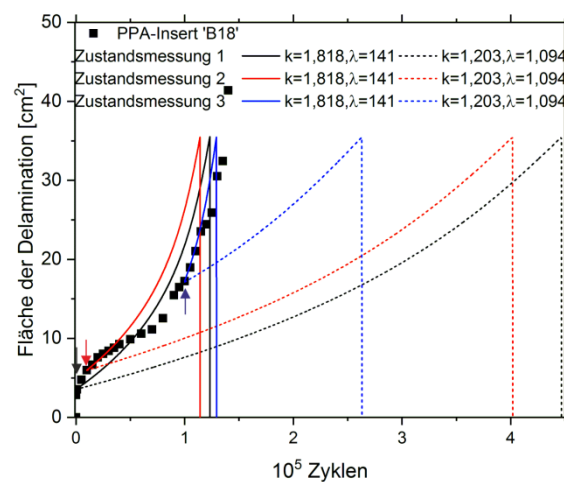


Abbildung 6.56 Prognose der Restlebensdauer unter zyklisch dynamischer Ermüdung ausgehend von den drei Zustandsmessungen aus Abbildung 6.54 (Startpunkt jeweils mit Pfeil markiert), Gegenüberstellung mit dem experimentellen Verlauf des Größe der Delamination (schwarze Punkte)



Der Vergleich der berechneten Verläufe mit den tatsächlichen Messwerten zeigt, dass das dissipationsbasierte Modell prinzipiell dazu geeignet ist, mittels einer Messung des Zustands die Restlebensdauer zu prognostizieren. Wie schon vorab diskutiert, setzt dies die Kenntnis der Koeffizienten  $k$  und  $\lambda$  voraus und die Berechnung unterliegt den vorab diskutierten Fehlerquellen. Hinzu kommt, dass die berechnete Schädigungsentwicklung in diesem Fall mittels  $k$  von 1,818 und  $\lambda$  von 141 um Größenordnungen präziser ist, als mit den Koeffizienten nach Gleichung 6.18. Dies ruft die Fragen hervor, wie valide die Gleichungen 6.18 und 6.19 zur Bestimmung der Koeffizienten der Schädigungswahrscheinlichkeit sind und wie eine verlässliche und einfache Bestimmung dieser Koeffizienten gewährleistet werden kann.

Der dissipationsbasierte Ansatz besitzt einen Bezug zu physikalischen Größen, jedoch ist dieser komplexer und fehleranfälliger in der Auswertung der Schädigungswahrscheinlichkeit, so dass sich der parametrische Ansatz letztlich besser zur statistischen Betrachtung einer ganzen Messreihe eignet. Dieser Ansatz ist einfacher in der Handhabung und pragmatisch für die Auswertung, da die Mittelwerte und Standardabweichungen der Parameter gut in das Modell integrierbar sind. Außerdem erweist sich dieser Ansatz weniger fehleranfällig, insbesondere da kein Parameter eine derart kritische Auswirkung auf die Berechnung hat wie  $k$  und  $\lambda$  des dissipationsbasierten Ansatzes.

#### **6.3.4 Einfluss von Defekten auf 2D Hybrid-Struktur**

Aus den Untersuchungen der CFK-Lamine ging die Beeinträchtigung der mechanischen Leistung durch den Einfluss bestimmter Defekte hervor. Diese Defekte, Falte, künstliche Delamination und  $10^\circ$  Faserfehlorientierung, stellen weitere Einflussparameter für die Eigenschaften des Hybridverbunds dar, die in dieser Arbeit untersucht werden sollen. Die Größenverteilung der jeweiligen Fehler sowie ihre Lage und Positionierung im Hybridverbund sind in Kapitel 3.2 erläutert.

Die Eigenschaften der Proben unter quasi-statischer Zugbelastung sind anhand der Evaluationsgrößen ‚maximale Lasttragfähigkeit‘ und ‚anfängliche Steifigkeit‘ bewertet. Zusätzlich sind die Mittelwertkurven der drei defektbehafteten Messreihen und der defektfreien PPAGF30-Messreihe in Abbildung 6.57 einander gegenübergestellt. Die Mittelwertkurven und die Kraft-Verschiebungs-Diagramme der Einzelmessungen sind im Anhang (Abbildung 10.13 und Abbildung 10.43 bis Abbildung 10.45) dargestellt.

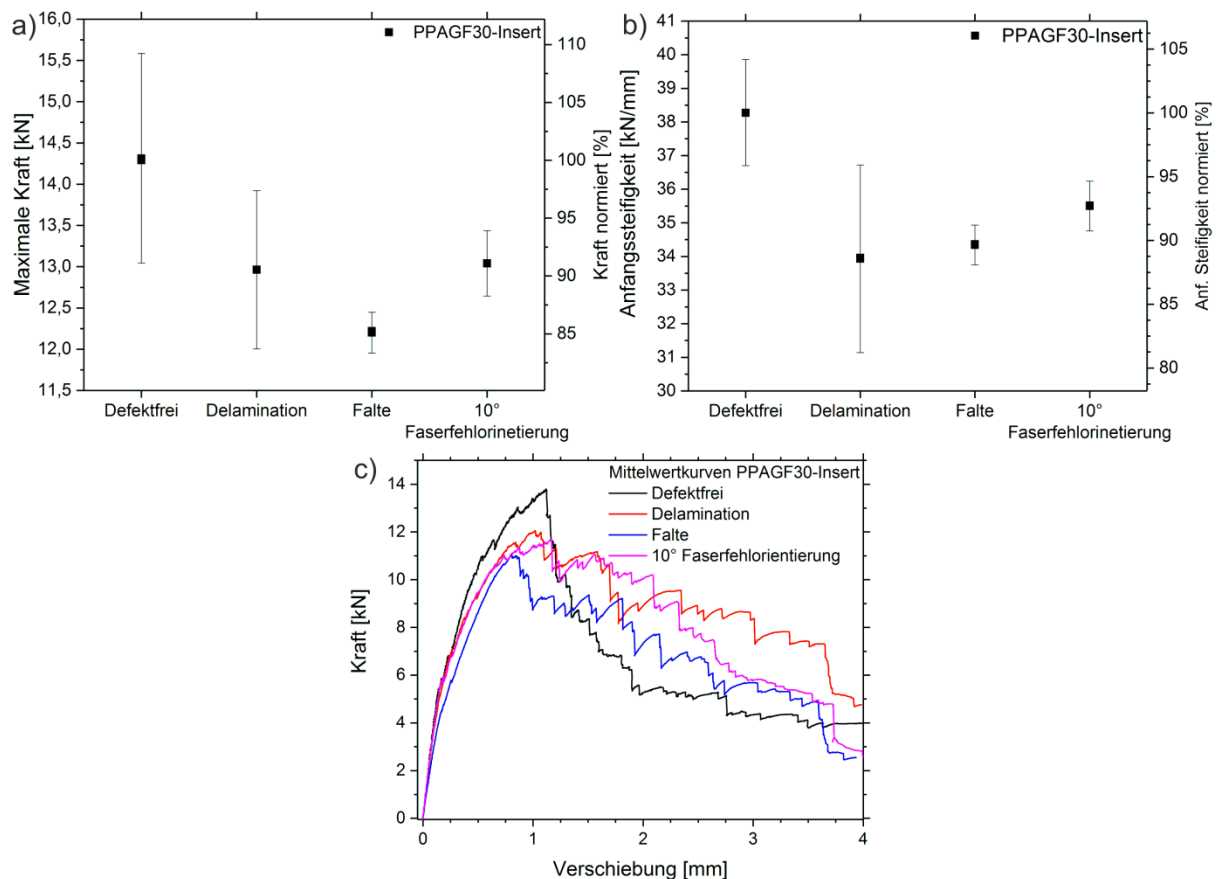


Abbildung 6.57 Resultate der Zugversuche an defektbehafteten Hybridproben mit PPAGF30-Insert, a) maximale Lasttragfähigkeit, b) Anfangssteifigkeit im linearen Bereich bis 0,25 mm Verschiebung, c) Kraft-Verschiebungs-Diagramme der Mittelwertkurven Defektfrei, künstliche Delamination, Falte, 10° Faserfehlerorientierung

Aus den experimentellen Daten sind abweichende mechanische Eigenschaften, insbesondere die maximale Lasttragfähigkeit, zu erkennen. Die Messreihen der drei Defekte erzielen jeweils schlechtere Werte als die defektfreie Probenreihe, was die Ergebnisse aus den Untersuchungen am CFK-Laminat (Kapitel 6.2.3) bestätigt. Die künstliche Delamination und die 10° Faserfehlerorientierung liegen sowohl hinsichtlich der Mittelwertkurve des Kraft-Verschiebungsdiagramms als auch hinsichtlich der Evaluationsgrößen sehr dicht beieinander. Da die ermittelten Werte der beiden Fehlertypen im Bereich der Standardabweichung des jeweils anderen liegen, ist auf eine vergleichbare Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften zu schließen. Unter den Auswirkungen der beiden Fehlertypen weisen die gemessenen Hybridproben noch ca. 90 % der Lasttragfähigkeit und 90 % der Steifigkeit der defektfreien Messserie auf. Dagegen bewirkt die Falte mit einem Abfall der Lasttragfähigkeit von ca. 15 % eine größere Schwächung der strukturellen Integrität des Hybridverbunds.

Zudem bestätigen die Thermographiebilder im  $\Delta T$ -Kontrast (Abbildung 6.58) zum Zeitpunkt des Versagens, dass die strukturelle Störung durch die Fehler zu gering ist, um das Auftreten der Schädigung zu beeinflussen. Die Proben mit Falte und 10° Faserfehlerorientierung versagen wie die defektfreien Hybridproben mit PPAGF30-Insert durch translaminares Risswachstum unterhalb des

Einlegers, wohingegen jene mit künstlicher Delamination das Delaminationswachstum zu begünstigen scheinen.

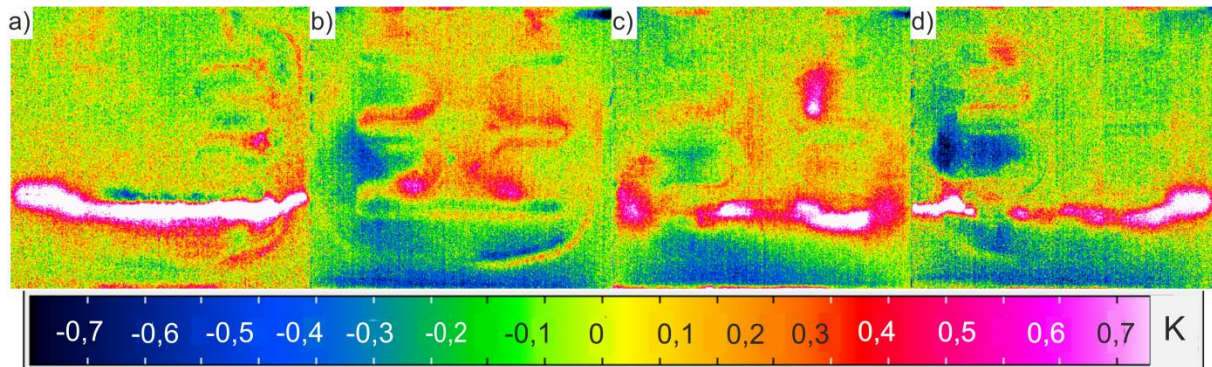


Abbildung 6.58 Thermographiebilder im  $\Delta T$ -Kontrast beim Zugversagen der Hybridproben mit PPAGF30-Insert, a) defektfrei, A8°, b) mit künstlicher Delamination, A46°, c) mit Falte, A50°, d) mit 10° Faserfehlorientierung, A45°

Die mechanischen Eigenschaften unter zugschwellender Ermüdung zeichnen sich am besten in den repräsentativen Größen der dynamischen Steifigkeit und der mechanischen Hysterese ab. Da die Messreihen jeweils sehr hohe Streuungen der zeitlichen Verläufe aufweisen, ist es wenig zielführend je Fehlertyp einen repräsentativen Versuch abzubilden. Daher sind die zeitlichen Verläufe der dynamischen Steifigkeit und der mechanischen Hysterese aller Einzelversuche in den jeweiligen Messreihen für defektfreie Proben (Abbildung 10.20, Abbildung 10.21), Proben mit künstlicher Delamination (Abbildung 10.46, Abbildung 10.47), Proben mit Falte (Abbildung 10.48, Abbildung 10.49) und Proben mit 10° Faserfehlorientierung (Abbildung 10.50, Abbildung 10.51) abgebildet. Um diese zusammenzufassen, finden sich die Bruchlastspielzahlen und die statistische Versagenswahrscheinlichkeit in nachfolgendem Diagramm. Letztere wird nach der Vorgehensweise in Kapitel 6.3.3 bzw. nach Gleichung (6.10) berechnet.

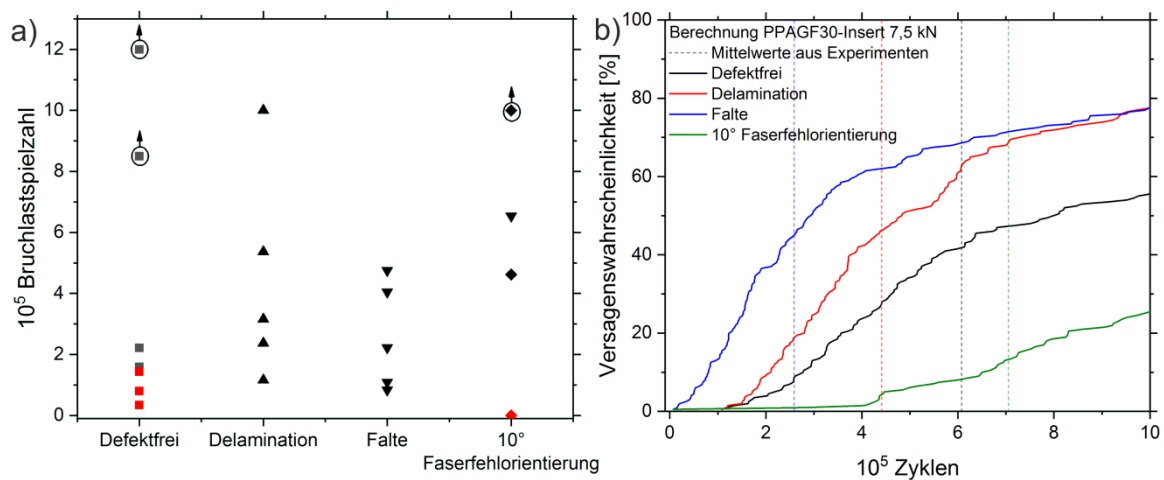


Abbildung 6.59 a) Bruchlastspielzahlen der Hybridproben mit PPAGF30-Insert unter zugschwellender Ermüdung mit verschiedenen eingebrachten Defekten, eingekreiste Werte sind Dauerläufer, rot markiert: Ausreißer die nicht in die Mittelwertbildung eingehen, b) berechnete Versagenswahrscheinlichkeit als Funktion der Belastungszyklen, Strichlinie: Mittelwerte der Bruchlastspielzahlen aus a)

Zunächst sei darauf hingewiesen, dass innerhalb jeder der vier Messreihen Ausreißer auftreten, die erheblich vor der eigentlich ertragbaren Ermüdungslebensdauer des jeweiligen Probenotyps versagen. Dies ist in obiger Abbildung innerhalb der Messreihen der defektfreien Proben und der  $10^\circ$  Faserfehlorientierung zu erkennen. Dieses Phänomen wurde seitens LKT an der TU Dortmund intensiver untersucht. Sie vermuten, dass eine unzureichende Vernetzung der Polymermatrix des CFK-Laminats zu einer massiven Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften des Hybridbauteils führt und ein sehr frühes Versagen des Bauteils zur Folge hat. Diese Annahme wird beispielsweise von [32] bestätigt.

Die statistische Versagenswahrscheinlichkeit der Proben mit  $10^\circ$  Faserfehlorientierung ist zu hohen Zyklenzahlen verschoben, da nur drei Proben ein belastbares Ergebnis erzielten. Zwei weitere Hybridproben mit diesem Fehlertyp versagten bereits nach wenigen 100 Zyklen. Andererseits versagten innerhalb der defektfreien Messreihe einige Hybridproben innerhalb von  $10^5$  und  $2 \cdot 10^5$  Zyklen, welche unter Umständen ebenfalls durch eine unzureichende Vernetzung korumpiert sind. Da nicht klar zu unterscheiden ist, welche der früh brechenden Proben ein belastbares Ergebnis liefert, gehen diese in die Mittelwertbildung der defektfreien Proben ein. Logischerweise verschiebt das die mittlere Bruchlastspielzahl und die Kurve der Versagenswahrscheinlichkeit tendenziell zu früheren Belastungszyklen.

Aus den übrigen Bruchlastspielzahlen lässt sich die Schwere des jeweiligen Fehlers ableiten. Demnach beeinträchtigt die  $10^\circ$  Faserfehlorientierung unter den untersuchten Fehlertypen die mechanischen Eigenschaften am geringsten. Werden die drei belastbaren Ermüdungsversuche (ohne die Ausreißer) zugrunde gelegt, reduziert sich die Bruchlastspielzahl maximal um die Hälfte. Unter Umständen hält der Hybridverbund trotz der  $10^\circ$  Faserfehlorientierung der Belastung von 7,5 kN für  $10^6$  Zyklen stand. Die erzielten Lebensdauern bei durch künstliche Delamination behafteten Hybridproben spannen ein ähnliches Spektrum auf, wie die Proben mit Faserfehlorientierung. Allerdings lässt das vermehrte Versagen zwischen  $10^5$  und  $4 \cdot 10^5$  Zyklen tendenziell auf eine stärkere Beeinträchtigung schließen. Unterdessen zeichnet sich die deutlichste Verminderung der Lebensdauer bei den Hybridproben mit Falte ab. Die Lebensdauern liegen im Bereich zwischen  $8 \cdot 10^4$  und maximal  $5 \cdot 10^5$  Zyklen, wobei der Schwerpunkt der Verteilung eher auf  $10^5$  Zyklen abzielt. Da alle Proben mit Falte in diesem Regime liegen, ist nicht von Messartefakten auszugehen. Damit sind die Bruchlastspielzahlen durch die eingebrachte Falte um ca. eine Größenordnung ( $10^6$  auf  $10^5$ ) verringert. Folglich ruft die eingebrachte Falte die schwerwiegendste Beeinträchtigung unter den betrachteten Fehlern hervor.

Diesem Ergebnis zufolge ruft eine lokal begrenzte Störung des Kraftflusses der Fasern in Belastungsrichtung eine größere strukturelle Störung hervor, als eine zwischenlaminare Ablösung von etwa der gleichen Größe bzw. eine großflächige Fehlorientierung der Fasern in Belastungsrichtung. Dabei muss jedoch bedacht werden, dass die künstliche Delamination nicht in der Symmetrieebene des Laminats eingebracht wurde, in der die makroskopisch messbare Delamination voranschreitet.

Ein quantitativer Zusammenhang, der die Reduktion der Lebensdauer mit der Größe des künstlich eingebrachten Fehlers korreliert, kann jedoch nicht aufgestellt werden. Für einen derartigen Zusammenhang sind weitere Messreihen zur Untersuchung des Fehlereinflusses bei diversen Fehlergrößen erforderlich, die beispielsweise in anknüpfenden Arbeiten durchgeführt werden könnten.

### 6.3.5 Inkrementelle Laststeigerung

Die Idee des inkrementellen Laststeigerungsversuchs ist es, die Schädigungsentwicklung unter verschiedenen Lasten aufzunehmen. Dabei wird beabsichtigt, durch Extrapolation der Schädigungsgeschwindigkeit  $dA/dn=F(\text{Last})$  ein Lebensdauerdiagramm für ein breites Belastungsspektrum (vgl. Wöhlerdiagramm) zu erhalten. Diese Methode erfordert dazu einen deutlich geringeren Aufwand, als für jedes Lastniveau separate Ermüdungsversuche („Einstufenversuche“) durchzuführen.

Um die experimentellen Daten dieser Methode sinnvoll auswerten zu können, ist ein Prognose-Modell für das Risswachstum notwendig. In der Literatur wird sich meistens des für Metalle zutreffenden Paris-Gesetzes bedient. Im vorangegangenen Kapitel wurde jedoch diskutiert, dass die Auswertung mittels des parametrischen Ansatzes einerseits genauere Ergebnisse als der Paris-Ansatz nach Al-Khudairi liefert, andererseits weniger fehleranfällig ist als der dissipationsbasierte Ansatz. Außerdem trägt es zur Verlässlichkeit des parametrischen Ansatzes bei, dass der Verlauf der Evaluationsgrößen und Messwerte über den gesamten Messzeitraum (je Lastniveau  $5 \cdot 10^4$  Zyklen) bekannt ist. Folglich greift die Auswertung in der vorliegenden Arbeit auf den parametrischen Ansatz aus Gleichung 6.10 mit einer quadratischen Funktion für die dynamische Steifigkeit  $J(a)$  zurück.

Die Frequenz von 5 Hz und das Lastverhältnis  $R$  von 0.1 sowie die Kameraeinstellungen der normalen Ermüdungsversuche bleiben für die inkrementellen Laststeigerungsversuche bestehen. Die maximale dynamische Zuglast  $F_{\max}$  wird je Lastniveau für  $5 \cdot 10^4$  Zyklen aufgebracht und sukzessive von 5,5 kN bis 9,5 kN in 1 kN-Schritten erhöht.

Abbildung 6.60 stellt die Verläufe der dynamischen Steifigkeit und der mechanischen Hysterese exemplarisch für die Probe PPAGF30-,A112‘ für die Lastniveaus dar. Zusätzlich ist die dynamische Steifigkeit als Funktion der mittels Thermographie bestimmten Fläche der Delamination abgebildet.

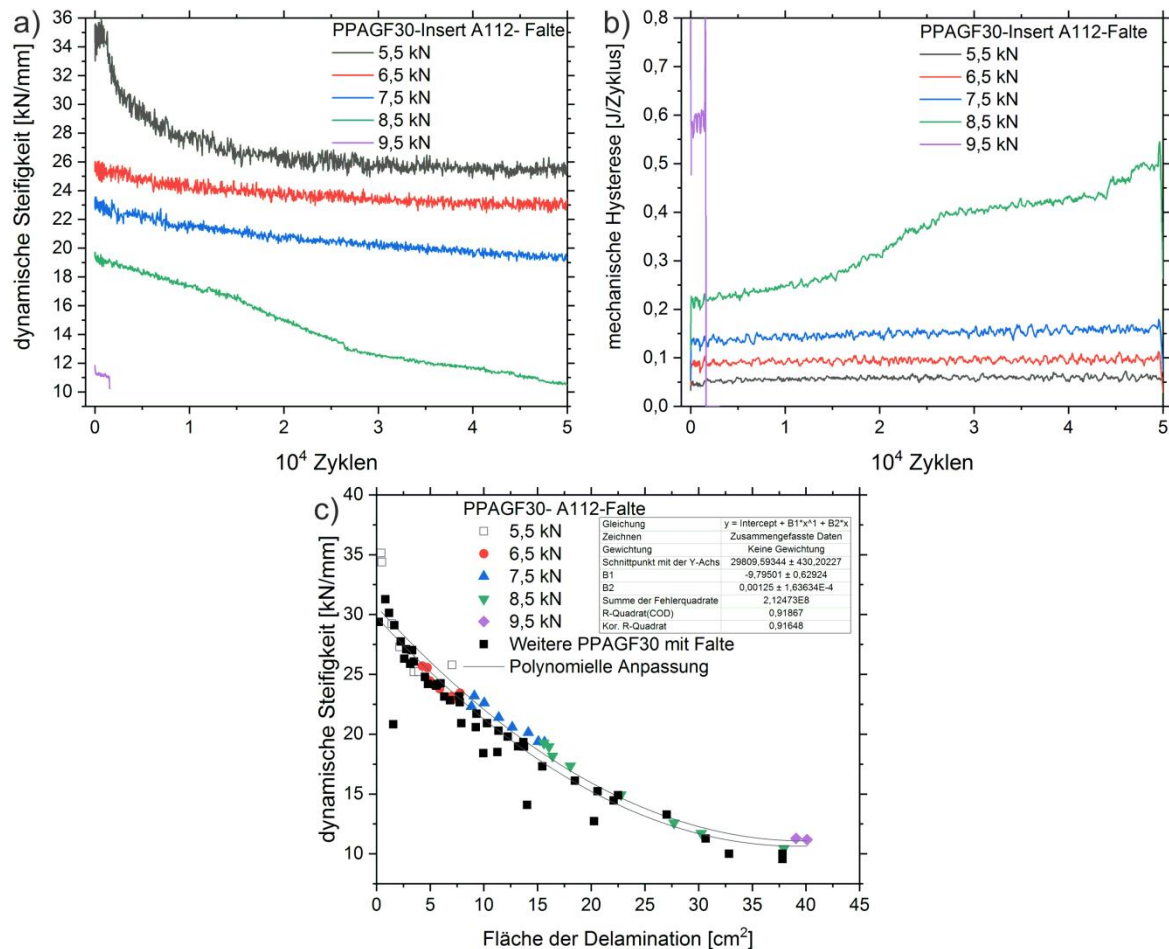


Abbildung 6.60 Inkrementeller Laststeigerungsversuch der Probe PPAGF30-,A112-: a) Verlauf der dynamischen Steifigkeit und b) der mechanischen Hysterese während der Belastungszyklen, c) Verlauf der dynamischen Steifigkeit als Funktion der Fläche der Delamination für gesamte Messreihe PPAGF30 mit Falte

Je Lastniveau sind wie in den Einstufenversuchen die Degradation der dynamischen Steifigkeit und ein Zuwachs der mechanischen Hysterese zu erkennen. Mit höherer aufgebrachter Last steigen die Rate der Degradation und die Zunahme der mechanischen Hysterese an. Zudem ist bei der mechanischen Hysterese ein Anstieg des Startwertes  $H_0$  mit steigender Last zu erkennen (Abbildung b).

Aus diesen experimentellen Daten lassen sich je Probe und Belastungsstufe die Parameter  $H_0$  und  $H_1$  des linearen Anstiegs der mechanischen Hysterese  $H(n)$  bestimmen. Die Auftragung der dynamischen Steifigkeit als Funktion der Fläche der Delamination der gesamten Messreihe liefert die Koeffizienten des quadratischen Ansatzes der dynamischen Steifigkeit  $J(a)$  (vgl. Abbildung 6.60 c). Diesbezüglich ist hervorzuheben, dass sich der gefundene Zusammenhang der dynamischen Steifigkeit als Funktion der Fläche der Delamination hier wiederfindet. Daraus ist zu schließen, dass diese Systematik unabhängig von der angelegten Last auftritt und vermutlich ein geometrisches Phänomen aus Rissgröße und Ligament des ungeschädigten Verbunds ist.

Bezüglich  $H_0$  ist eine Korrektur erforderlich, da zu Beginn jedes neuen Lastniveaus bereits eine Schädigung aus den vorangegangenen Laststufen vorliegt. Diese Schädigung entspricht  $n_0$  Belastungszyklen, die theoretisch erforderlich sind, um die Schädigung unter der angelegten dynamischen Last des entsprechenden Lastniveaus zu erzeugen. Sinngemäß erfolgt die Korrektur nach folgenden Gleichungen:

$$a_0^{Fi} = \frac{a_{mes}^{Fi}}{k} = \frac{J_0}{J(a)} \cdot (-H_0 - H_1 \cdot n_0)$$

$$n_0 = \frac{\ln(J_0) - \ln(J_0 - a_0^{Fn} \cdot J(a) - H_0)}{H_1} \quad (6.24)$$

$$H_0^{real} = H_0 - H_1 \cdot n_0$$

Hierbei sind  $a_0^{Fi}$ : die gemessene relative Fehlergröße am Anfang des Lastniveaus,  $n_0$ : die Anzahl der Zyklen, die zum Erreichen der gemessenen Fehlergröße  $a_0^{Fi}$  bei dem Lastniveau notwendig sind,  $a_{mess}^{Fi}$ : die gemessene Fläche der Delamination,  $k$ : die normative Fehlergröße, die aus Gleichung 6.24-1 für Messwerte des Lastniveaus bei 6,5 kN bestimmt wird.

Aus dem gemeinsamen Auftrag von  $J(a)$  und aus der Mittelwertbildung der Parameter  $H_0$  und  $H_1$ , die für jede Probe und jedes Lastniveau resultieren, folgt:

PPAGF					5,5 kN		6,5 kN	
30	J1	J2	J3	K	$H_0$	$H_1$	$H_0$	$H_1$
Falte	29809,6 (430,2)	-9,795 (0,629)	0,00125 (1,64e-4)	4220,9 (401,7)	0,0566 (8,28e-3)	1,85e-7 (5,14e-8)	0,0968 (0,0105)	1,59e-7 (1,12e-7)
Delami- nation	29943,4 (613,4)	-7,817 (1,028)	8,33e-4 (3,51e-4)	4981,3 (883,6)	0,0535 (0,0066)	8,41e-8 (8,88e-8)	0,0815 (0,0121)	4,67e-7 (4,75e-7)
			7,5 kN		8,5 kN		9,5 kN	
			$H_0$	$H_1$	$H_0$	$H_1$	$H_0$	$H_1$
Falte			0,1419 (0,0428)	6,24e-7 (4,47e-7)	0,1928 (0,0535)	2,21e-5 (3,13e-5)	0,3922 (0,0052)	2,84e-3 (0,0039)
Delami- nation			0,0963 (0,0089)	7,52e-7 (6,01e-7)	0,1894 (0,0436)	3,81e-6 (5,22e-6)	0,2236 (0,0176)	1,35e-5 (9,54e-6)

Tabelle 6.5 Mittelwerte und Standardabweichungen (in Klammern) der Parameter aus inkrementellem Laststeigerungsversuch für  $J(a)$  und  $H(n)$

Die Werte aus Tabelle 6.5 dienen als Eingangsgrößen für die Berechnung der ermüdungsbedingten Schädigungspropagation nach Gleichung 6.10:

$$a(n) = \frac{J_0}{J(a)} (1 - \exp(-H_0 - H_1 n))$$



Auf dieser Basis der Mittelwerte und Standardabweichungen können in der ab Gleichung 6.10 beschriebenen Weise beliebig viele Einstufenversuche für die untersuchten Lastniveaus mit normalverteilten Parametern für  $J(a)$  und  $H(n)$  nachsimuliert werden. Hier werden für jedes Lastniveau jeweils 200 Kurven mit normalverteilten Parametern berechnet. Die Bruchlastspielzahlen der berechneten Verläufe werden anschließend analysiert und als Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung der Bruchlastspielzahl  $n_B$  zusammengefasst. Die mittlere Bruchlastspielzahl ist als Funktion der angelegten Last in Abbildung 6.61 aufgetragen. Zusätzlich ist die Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung der Bruchlastspielzahl je Lastniveau dargestellt.

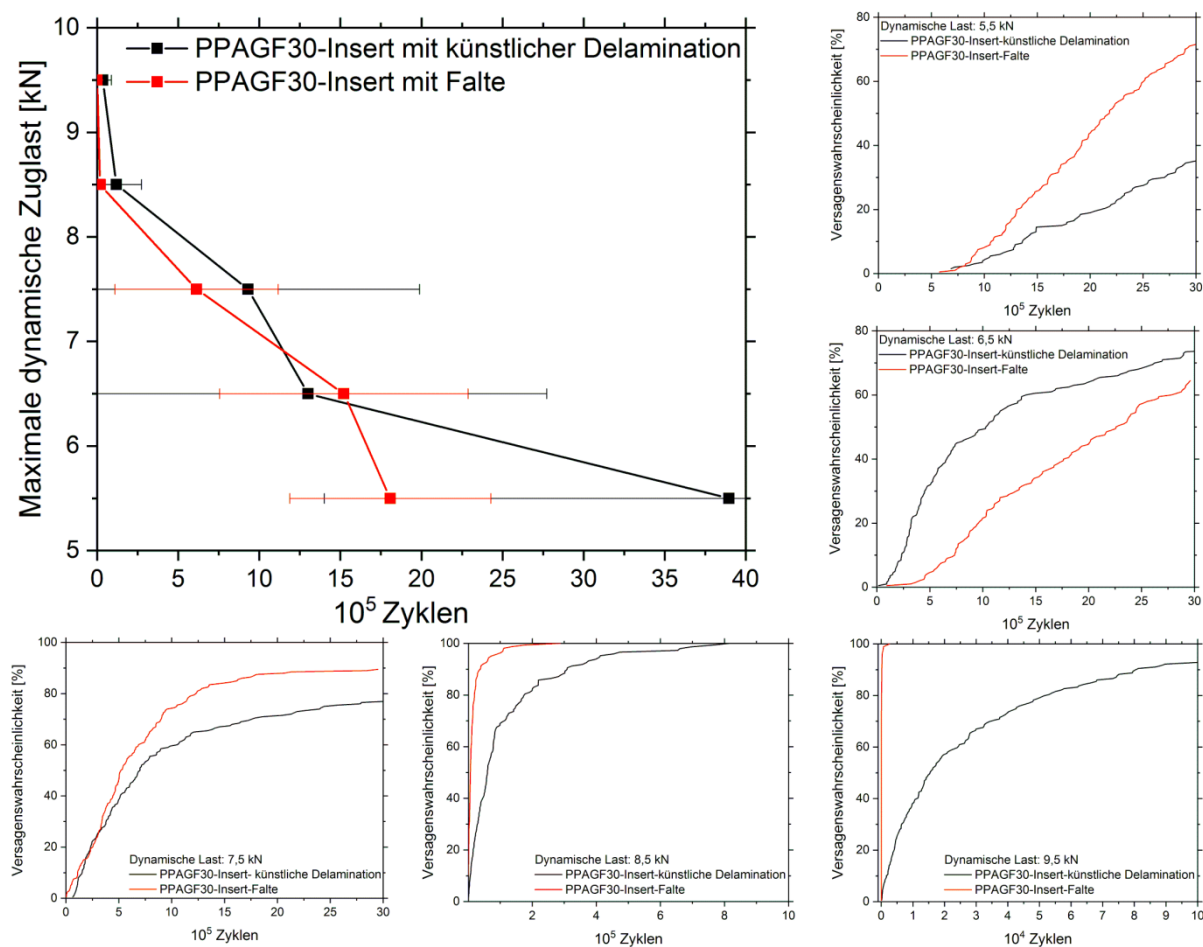


Abbildung 6.61 Prognose der Bruchlastspielzahl über das Belastungsspektrum von 5,5 bis 9,5 kN, berechnet mittels Gleichung 6.10 und aus den Werten aus Tabelle 6.5, mit kumulativer Versagenswahrscheinlichkeit für jedes Lastniveau

Die Methode führt zu einer übersichtlichen Darstellung der Bruchlastspielzahlen unter verschiedenen Lastniveaus respektive der kumulativen Versagenswahrscheinlichkeiten. Dadurch wird ein differenzierterer Einblick auf das Ermüdungsverhalten ermöglicht. Beispielsweise geht aus dieser Darstellung hervor, dass die Hybridproben mit künstlicher Delamination hohen Lasten deutlich länger standhalten können als Hybridproben mit Falten. Dies legt nahe, dass Hybridproben mit Falten unter zugschwellender Ermüdung sensibler gegenüber hohen Lasten sind.

Die Bruchlastspielzahlen der Hybridproben mit künstlicher Delamination weisen eine extrem hohe Streuung um den Mittelwert auf. Demzufolge führt eine hohe Varianz der Parameter, hier speziell die der mechanischen Hysterese  $H(n)$ , sehr nachteilig zu einer großen Streuung der berechneten Bruchlastspielzahlen.

Die zusätzliche Berechnung der kumulativen Versagenswahrscheinlichkeit erlaubt es ein Intervall mit der Versagenswahrscheinlichkeit von 0 anzugeben. Oberhalb dieser Grenze nimmt die Versagenswahrscheinlichkeit bzw. das Versagensrisiko sukzessive zu. Dies ist beispielsweise bei den Lastniveaus von 6,5 kN oder 7,5 kN von Hybridproben mit künstlicher Delamination vorteilhaft, da die Standardabweichung größer ist als der Mittelwert. Im Gegensatz dazu gibt die kumulative Versagenswahrscheinlichkeit an, dass das Versagen erst oberhalb von  $10^5$  bzw.  $6 \cdot 10^4$  Zyklen möglich ist. Das Intervall mit Versagenswahrscheinlichkeit von 0 würde sich durch eine geringere Varianz der Parameter näher an den Mittelwert der Bruchlastspielzahlen schieben.

Abschließend ist vor dem Hintergrund der Arbeitshypothesen die Bedeutung der Thermographie für die Test- und Auswertemethodik der inkrementellen Laststeigerungsversuche zu unterstreichen. Die gesamte Auswertemethodik beruht auf der Korrelation mechanischer Messgrößen, dynamische Steifigkeit und dynamische Hysterese, mit der delaminierten Fläche.

Erstens wird der funktionale Zusammenhang zwischen der dynamischen Steifigkeit und der Fläche der Delamination genutzt, zu dessen Ermittlung eine quantitative Bestimmung der delaminierten Fläche mittels in situ Thermographie erforderlich ist. Zweitens wird der Startwert der mechanischen Hysterese  $H_0$  (Gleichung 6.24) für jede neue Laststufe korrigiert, wozu ebenfalls die Kenntnis der delaminierten Fläche notwendig ist.

## 7. Zusammenfassung

Im Kontext des anfänglich formulierten Ziels, eine zFP-gestützte Methode zur Charakterisierung der ermüdungsbedingten Schädigung und zur Prognose des Schädigungswachstums in planaren Al-CFK Hybriden zu entwickeln, standen mehrere Forschungsfragen offen. Diese adressierten einerseits die zFP-Methoden, wonach die Tauglichkeit der zFP zur in situ Charakterisierung von Schädigungsvorgängen an innenliegenden Grenzflächen in Multimaterialverbunden und die Möglichkeit der zFP zur Ableitung von phänomenologischen oder physikalischen Größen zur bruchmechanischen Beschreibung der Schädigungsvorgänge im Fokus der Arbeit stehen. Andererseits beziehen sich die Fragen auf die Schädigungsmechanismen des Hybridverbunds. Dabei sind insbesondere die Einflüsse der Anbindungsmechanismen, der Eigenschaften der Fügepartner an den Grenzflächen sowie der produktionsbedingten Defekte unbekannt.

In Anlehnung an die angestrebte Herangehensweise wurde beabsichtigt dem formulierten Ziel und den Forschungsfragen nachzugehen, indem drei Hypothesen als zentrale Forschungsinhalte der Arbeit untersucht werden. Nach diesen war der Gegenstand der Untersuchungen, (I) ob die in situ Thermographie die qualitative Charakterisierung der Schädigung CFK-seitig im Laminat oder an der Grenzfläche ermöglicht und (II) ob die zFP-Daten mithilfe der mechanischen Evaluationsgrößen die Schädigungsmechanismen im Hybrid charakterisieren und zur Evaluation des Einflusses der Anbindungsmechanismen und der Fügepartner an der Grenzfläche verhelfen. Die weitere Hypothese (III) bezieht sich auf die kalorischen Informationen aus der Thermographie, deren quantitativer Zusammenhang mit den Risswachstumsphänomenen zu untersuchen und deren Eignung zur Integration in energetische Modelle der Bruchmechanik für eine quantitative Beschreibung des Schädigungswachstums zu überprüfen war.

Die erste Hypothese, dass die in situ Thermographie zur qualitativen Charakterisierung der Schädigungsmechanismen geeignet ist, wurde bereits anhand der ersten Ergebnisse an Flachzugproben des CFK-Laminats positiv bestätigt. Unter quasi-statischer Zugbelastung wurde ein unterschiedliches Verhalten der  $0/90^\circ$  und der  $\pm 45^\circ$  Lagen beobachtet. Ersteres war durch die Festigkeit und Steifigkeit der Fasern definiert, wohingegen das Verhalten der  $\pm 45^\circ$  Lagen durch das Scherverhalten der Matrix geprägt war. Unterdessen zeigten die  $\Delta T$ -Bilder der Thermographie zum Zeitpunkt des Versagens den Ort und die Größe des auftretenden translaminaren Risses.

Unter zugschwellender Ermüdung des CFK-Laminats traten nur geringe Änderungen des E-Moduls und der mechanischen Hysterese auf. Die intralaminare Schädigung war aufgrund der damit einhergehenden Dissipation im Lock-In Amplitudenbild gut zu beobachten. Jedoch konnte aus den Bildern der in situ Thermographie kein dominanter Schädigungsmechanismus identifiziert werden. Die Abfolge und Geschwindigkeit der überlagerten Prozesse müssen ihren Ursprung in der

Mikrostruktur haben und laufen unter makroskopischer Betrachtung statistisch verteilt ab. Demzufolge sind für eine schädigungs- oder bruchmechanische Beschreibung der Phänomene im CFK-Laminat Charakterisierungsmethoden auf der mikroskopischen Skala erforderlich.

In weiterführenden Untersuchungen konnte mittels der  $\Delta T$ -Bilder der Thermographie das Schädigungsverhalten der Hybridverbindungen unter quasi-statischer Zugbelastung charakterisiert werden. Demnach erzeugte das Einbringen des Einlegers zwischen die mittleren Lagen des CFK-Laminats dominante, makroskopisch messbare Schädigungsmechanismen. Die in situ Anwendung der passiven Thermographie ermöglichte es diese als translaminare Risswachstum, Delaminationen und plastisches Fließen der thermoplastischen Zwischenschicht zu identifizieren. Die Referenzprobekörper mit starken Eigenschaftsgradienten zwischen Aluminium-Einleger und CFK-Laminat wiesen allesamt translaminare Risswachstum unterhalb des Einlegers auf, wohingegen die Hybridproben abhängig von der thermoplastischen Zwischenschicht zur Bildung von Delaminationen an den Einlegerarmen und unterhalb des Einlegers neigten. Bei Verwendung des nachgiebigen TPUs war das plastische Fließen dieses Materials als Hauptschädigung zu erkennen.

Unter zugschwellender Ermüdung erwies sich die Lock-In Transformation des thermischen Signals als äußerst vorteilhaft zur Kontrastierung der ermüdungsbedingten Schädigung, welche infolgedessen als Delamination charakterisiert wurde. An den Einlegerarmen und unterhalb des Einlegers propagierten diese von der CFK-seitigen Grenzfläche aus durch das CFK-Laminat. Zusätzliche CT-Bilder belegten, dass die Propagation der Delaminationen zwischen den mittleren Lagen des CFK-Laminats verläuft.

Auf der Grundlage der mittels Thermographie charakterisierten Schädigungsmechanismen war es möglich, diese in Bezug auf die zweite Hypothese mit den mechanischen Messgrößen zu korrelieren.

Innerhalb der ersten Messreihe wurde die Komplexität der Hybridproben stufenweise bis zur Variante mit thermoplastischer Zwischenschicht erhöht. Die geometrischen Hinterschneidungen des Einlegers sorgten durch den zusätzlichen Formschluss für bessere mechanische Eigenschaften. Insbesondere zeigten die  $\Delta T$ -Bilder, dass kleine Schädigungen und Risse in der Einflusszone des Einlegers für eine Absorption der mechanischen Energie sorgten. Dies resultierte in schadenstoleranteren Verbindungen und in einem sukzessiven statt spontanem Versagen durch translaminare Risswachstum. Aus dem Kreuzvergleich der Referenzen mit dem Hybrid mit thermoplastischer Zwischenschicht folgte, dass die mechanischen Eigenschaften der Hybride mit optimiertem Formschluss die mechanischen Eigenschaften der Hybride mit adhäsionsdominierter Anbindung übersteigen. Folglich kann die per Formschluss übertragbare Kraft die adhäsiv übertragbare Kraft kompensieren. Dennoch trägt die adhäsionsunterstützte Anbindung positiv zu den mechanischen Eigenschaften bei.

Die weiteren Untersuchungen an Hybriden mit Voll-Al-, PPAGF30-, PPA- und TPU-Insert zeigten gravierende Unterschiede im mechanischen Verhalten abhängig von dem Werkstoff des Inserts auf. Unter quasi-statischer Zugbelastung nahm die Lasttragfähigkeit mit der Steifigkeit des Einlegers zu,

wobei mit abnehmender Steifigkeit die Bildung von Delaminationen begünstigt wurde. Die bestehende Literatur bestätigt den Verdacht, dass die Delaminationen die effektiven Spannungen im Laminat abbauen, was das Einsetzen von translaminalem Risswachstum hemmt oder gar verhindert. Folglich sind das translaminaire Risswachstum und das Wachstum von Delaminationen als konkurrierende Schädigungsmechanismen in den Al-CFK Hybriden anzusehen.

Die Ergebnisse der FEM-Simulationen stimmen dahingehend mit den experimentellen Beobachtungen überein, dass mit geringerem E-Modul des Thermoplasten das Spannungsniveau und die Spannungskonzentrationen in der Laminebene abnehmen und die Spannungen in der z-Richtung zunehmen. Da die thermodynamische Triebkraft für Delaminationswachstum durch die Energiefreisetzungsrate im Rissgrund gegeben ist und die des translaminaren Risswachstums durch die effektiven Spannungen, geht die zunehmende Steifigkeit der Einleger von PPA über PPAGF30 zum Voll-Al-Einleger mit einer Reduktion der Triebkraft für Delaminationswachstum einher.

Unter zugschwellender Ermüdung mit 7,5 kN war das Delaminationswachstum bei allen Einlegervarianten dominant. Die Ergebnisse legen nahe, dass die thermoplastische Zwischenschicht durch Spannungsrelaxation zur Ermüdungsresistenz beiträgt, da die Hybride mit dem steifsten Thermoplast (PPAGF30) deutlich langsamer degradierten und höhere Bruchlastspielzahlen aufwiesen als Hybride mit Voll-Al-Insert. Dies liegt vermutlich an der zusätzlichen Bildung von translaminaren Rissen, die in der Post-Mortem-Analyse zu erkennen waren. Der weichere PPA ermöglichte hohe out-of-plane Deformationen des CFK-Laminats, was zu schnellerem Delaminationswachstum führte.

Aus der Korrelation der quantitativen Messgrößen gingen ein annähernd linearer Anstieg der mechanischen Hysterese mit der Zyklenzahl und ein linearer, später quadratischer Abfall der dynamischen Steifigkeit mit der Fläche der Delamination hervor. Auf Basis dieser Zusammenhänge wurde ein parametrischer Ansatz zur Berechnung einer relativen Fehlergröße formuliert, der eine hinreichend gute Übereinstimmung mit den experimentellen Werten aufwies. Die besten Ergebnisse konnten mit einem quadratischen Polynom für die dynamische Steifigkeit erzielt werden.

Aus diesem Berechnungsansatz erfolgte zusätzlich eine statistische Betrachtung. Auf Basis der Mittelwerte und Standardabweichungen der Parameter erfolgte die Simulation beliebig vieler Versuche mit normalverteilten Parametern. Aus der Analyse der Bruchlastspielzahlen der simulierten Versuche resultierte eine kumulative Versagenswahrscheinlichkeit, wodurch die Abschätzung eines sicheren Belastungszeitraums verbessert wurde. Die komplementäre Darstellung der Versagenswahrscheinlichkeit als Funktion der Zyklenzahl und der mechanischen Hysterese ermöglichte eine differenziertere Darstellung des Einflusses der thermoplastischen Zwischenschicht. Somit konnten durch die Korrelation der mittels Thermographie ermittelten Delaminationen mit den mechanischen Evaluationsgrößen die maßgeblichen Faktoren der Ermüdungslebensdauer bestimmt werden. Diese sind einerseits die maximale mechanische Hysterese, andererseits die zeitliche

---

Wachstumsrate dieser Größe, weshalb die Ermüdungsresistenz der Hybride vom PPAGF30- über Voll-Al- und PPA- bis zum TPU-Insert abnimmt. Indes ist die hohe Streuung der kumulativen Versagenswahrscheinlichkeiten vermutlich in einer hohen Varianz der Lamineigenschaften und schwankenden Umgebungseinflüssen der Laboratmosphäre begründet.

Durch die Anwendung der statistischen Auswertemethode mittels des parametrischen Berechnungsansatzes war eine differenziertere Betrachtung der Fehlereinflüsse möglich. Die Fehlereinflüsse durch 10° Faserfehlorientierung und die künstliche Delamination waren vergleichbar gering, wohingegen die Falte die stärkste Beeinträchtigung der Hybridproben hervorrief. Diesem Ergebnis zufolge bewirkt eine lokal begrenzte Störung in longitudinaler Faserrichtung eine größere strukturelle Störung als eine zwischenlaminare Ablösung der gleichen Größe oder eine großflächige Fehlorientierung der Fasern. Für einen quantitativen Zusammenhang, der die Reduktion der Lebensdauer mit der Größe des künstlich eingebrachten Fehlers korreliert, ist die experimentelle Datengrundlage nicht ausreichend.

Anhand der Ergebnisse der Hybride mit unterschiedlichen Thermoplasten konnten Schlussfolgerungen bezüglich der dritten Hypothese abgeleitet werden, wonach kalorische Informationen aus der Thermographie in einem quantitativen Zusammenhang mit den Risswachstumsphänomenen stehen. Die Resultate zeigten, dass die hohen Amplitudenwerte im Lock-In Amplitudenbild durch schädigungsbedingte Dissipation hervorgerufen werden, während die Höhe der Amplitudenwerte mit der Wachstumsrate der Delamination übereinstimmte. Diese Schlussfolgerung unterstreicht die Gültigkeit der lokalen Wärmeleitungsgleichung nach Chrysochoos und Louche [88], welche einen quantitativen Bezug der kalorischen Information aus der Thermographie mit der Dissipation, der zur Bildung von neuer Schädigung im System gespeicherten Energie, erlaubt.

Da die Energiefreisetzungsrates die Triebkraft des Delaminationswachstums ist, war es möglich die ermüdungsbedingte Dissipation aus den kalorischen Informationen der Thermographie zu gewinnen und mit der Energiefreisetzungsrates in Bezug zu setzen. Dabei wurde eine vereinfachte Auswertung durch die Beschreibung der Dissipationswerte als Log-Normalverteilung und die Beschreibung der Schädigungswahrscheinlichkeit mittels Weibull-Funktion realisiert. Mittels dieses dissipationsbasierten Ansatzes konnten teilweise sehr genaue Berechnungen der Schädigungspropagation erzielt werden. Aus weiteren Ergebnissen ging hingegen das Problem hervor, dass die Bestimmung der Koeffizienten für die Schädigungswahrscheinlichkeit sehr fehleranfällig und äußerst kritisch für die Berechnung ist. Als Hauptfehlerquellen werden die angenommene kreisrunde Form der Delamination, die als konstant angenommenen Dämpfungswerte  $\eta_{CFK}$  und  $\eta_{Hybrid}$  sowie die manuelle Auswertung der Fläche der Delamination vermutet.

Letztendlich bestätigt dieses Ergebnis jedoch die Hypothese, dass die kalorischen Informationen aus der Thermographie geeignet sind, um mittels bruchmechanischer Ansätze die Schädigungspropagation

quantitativ zu beschreiben. Zudem bietet dieser Berechnungsansatz das Potenzial, mittels einer Momentaufnahme eine Abschätzung des Schädigungswachstums und der Restlebensdauer zu treffen (Markov Prozess).

Aus der Darstellung dieser Hauptergebnisse lässt sich zusammenfassen, dass die Thermographie die Charakterisierung der dominanten, konkurrierenden Schädigungsmechanismen translaminares Risswachstum und Delaminationswachstums ermöglichte. Beide traten im untersuchten CFK-Laminat nicht auf. Durch die Korrelation der thermographischen Informationen mit den mechanischen Evaluationsgrößen wurden die Einflussparameter des Hybridverbundes evaluiert. Auf Basis der gefundenen Zusammenhänge wurde ein parametrisches Modell zur Beschreibung der Schädigungsentwicklung aufgebaut.

Mit Hilfe der gefundenen Schädigungsmechanismen und der entsprechenden thermodynamischen Triebkräfte war es möglich einen Bezug zwischen den kalorischen Größen der Thermographie ( die Dissipation) und den energetischen Größen des Rissfortschritts (die Energiefreisetzungsrates) herzustellen. In Analogie zur Energiefreisetzungsrates und des Kohesivzonenmodells wurde ein Ansatz zur zFP-gestützten Prognose des Delaminationswachstums formuliert.

Beide der formulierten Ansätze weisen das Problem auf, dass die entscheidenden Parameter schwer zu ermitteln sind. Für das parametrische Modell ist dies die mechanische Hysterese, insbesondere bei kurzen Messintervallen. Für das dissipationsbasierte Modell sind dies die Koeffizienten der Schädigungswahrscheinlichkeit.

Schlussendlich stellen insbesondere die Erkenntnisse über die konkurrierenden Schädigungsmechanismen und deren Beeinflussung durch die thermoplastische Zwischenschicht sowie die Korrelation der kalorischen Informationen aus der Thermographie mit der Energiefreisetzungsrates einen Neuheitswert gegenüber dem Stand des Wissens dar.



## 8. Ausblick

In der Diskussion und Interpretation der Ergebnisse wurden weitere Forschungsfragen hervorgerufen, die nicht beantwortet und nicht im Rahmen der Arbeit weiter untersucht werden konnten. Der folgende Ausblick soll diese ungeklärten Forschungsfragen sowie die identifizierten Probleme und Schwachstellen der gezeigten Methoden zur thermographiegestützten Prognose des Schädigungswachstums nochmals wiedergeben und mögliche Anknüpfungspunkte für weitergehende Forschungsarbeiten aufzeigen.

An erster Stelle ist die Anwendung der Thermographie bei der Ermüdung der CFK-Flachzugproben zu nennen. Die Ergebnisse legen eine Schädigung über mikroskopische, statistisch verteilte Prozesse nahe, die in der Art nicht mittels Thermographie getrennt voneinander detektiert werden können. Dennoch zeigen die diskutierten Ergebnisse der Hybridverbindungen, dass die kalorischen Informationen (das thermische Signal) der Thermographie mit den Schädigungsprozessen verbunden sind. Hier könnten weiterführende Arbeiten an der bestehenden Literatur zu Schädigungsmechanismen in CFK anknüpfen und mittels Computertomographie untersuchen, welche mikroskopischen Prozesse in welchem Stadium der Ermüdung ablaufen. Daran knüpft sich im Sinne einer makroskopischen Zustandsbewertung die Frage an, ob und wie sich die mikroskopischen Schädigungsprozesse in makroskopisch messbaren kalorischen Informationen widerspiegeln. Damit wird letztlich ein Ansatz zur Korrelation verschiedener zFP Verfahren auf mehreren Skalen adressiert.

Mit derartigen Untersuchungen ließe sich ebenfalls der oben formulierte Forschungsfragestellung nachgehen, ob die verwendeten Auswertemethoden und die verwendete Schädigungsakkumulationshypothese auch bei nicht selbstähnlichen Schädigungsprozessen anwendbar sind.

Die identifizierten Probleme und Schwachstellen der gezeigten Methoden zur thermographiegestützten Prognose des Schädigungswachstums geben Anreiz, die dargestellten Methoden weiterzuentwickeln und die Fehlerquellen zu reduzieren. Als solche ist die manuelle Auswertung der delaminierten Fläche aus den Thermographiebildern zu nennen, da die Subjektivität des Operators die gemessene Größe wesentlich beeinflusst und damit eine erhebliche Fehlerquelle darstellt. Diese kann durch eine automatisierte Auswertung, beispielsweise durch die Programmierung einer softwaregestützten Mustererkennung des delaminierten Bereichs, ausgeschlossen werden. Derweil kann die hier verwendete Datenaufzeichnung mittels Thermographie sehr vorteilhaft sein, da die Historie der Lock-In Amplitudenbilder den gesamten geschädigten Bereich aufzeigt anstatt einer temporären Prozesszone.

---

Darüber hinaus konnten im Rahmen der Untersuchungen Ansätze zur Korrelation der thermographischen Informationen mit der Schädigung und der entsprechenden Bruchmechanik gefunden werden. Hierzu ist jedoch zu betonen, dass diese Ansätze bislang nur für die untersuchte Bauteilgeometrie angewendet wurden. Um die Gültigkeit und Anwendbarkeit der Ansätze auf andere Geometrien und Werkstoffsysteme zu untersuchen, können Validierungsversuche im Rahmen weiterführender Arbeiten durchgeführt werden. Im Idealfall schließen die Validierungsversuche sowohl Versuchsreihen mit genormten Probenkörpern als auch Versuchsreihen mit generischen Hybridbauteilen ein. So könnte beispielsweise die Bestimmung der spezifischen Oberflächenenergie mittels Thermographie aus Kapitel 6.2.1 anhand doppelseitig gekerbten Flachzugproben (double edge notch) und die Berechnung des Delaminationswachstums mittels der intrinsischen Dissipation aus Kapitel 6.3.3 anhand von Doppelbiegebalkenproben (Double-Cantilever-Beam) validiert werden.

Einer sicheren und verlässlichen Anwendung des aufgezeigten dissipationsbasierten Ansatzes stehen ebenfalls weitere Fragen entgegen. Die diskutierten Ergebnisse belegten eindeutig die Fehleranfälligkeit der Berechnungsmethode durch ungeeignete Weibull-Koeffizienten der Schädigungswahrscheinlichkeit. Diesbezüglich ist zu hinterfragen, in wie weit die manuelle Auswertung der delaminierten Fläche die hohe Streuung der Wertepaare bewirkt und ob andere Ansätze zur Bestimmung der Weibull-Koeffizienten der Schädigungswahrscheinlichkeit weniger streuende Wertepaare liefern. Diese Fragen geben den Anreiz im Zuge weiterer Arbeiten den dissipationsbasierten Ansatz an einfachen geometrischen Verbindungen zu validieren. Als solche sind vor allem Single-Lap Joints oder auch Double-Cantilever-Beam-Proben geeignet.

Außerdem könnten diese Untersuchungen die Grundlage für eine thematische Verbindung aus zFP-Untersuchungen von Werkstoffen und FEM-Berechnungen darstellen, da das dissipationsbasierte Modell prinzipiell eine Berechnung der Schädigungspropagation in jedem Pixel der IR-Kamera aus der kalorischen Information ermöglicht.

Aufgrund der umfassenden Thematik dieser Arbeit wurden sowohl die Defekteinflüsse als auch die Methodik der inkrementellen Laststeigerungsversuche nur oberflächlich behandelt. Wenngleich die Betrachtungen ausreichten, um bestimmte Fehler als kritisch zu erkennen, erfolgte keine detaillierte Diskussion der Fehlereinflüsse. Dies bietet die Möglichkeit in anknüpfenden Untersuchungen die Fehlereinflüsse detailliert zu betrachten und auf einen quantitativen Zusammenhang zwischen Fehlergröße und Reduzierung der Ermüdungslebensdauer zu untersuchen.

Die Laststeigerungsversuche bieten sich insbesondere an, um bislang unbeachtete Einflüsse zu betrachten. Hiermit sind Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit gemeint, welche für die mechanischen Eigenschaften des eingebrachten Thermoplasts definitiv eine Rolle spielen sollten. Bislang gibt der Stand der Forschung wenig Aufschluss über die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit von hybriden Strukturen, obwohl diese Fragestellungen eine große Relevanz

---

für das breite mediale und mechanische Belastungsspektrum in industriellen Anwendungen, beispielsweise im Automotive-Bereich, hat. Im Kontext einer solchen Forschungsunternehmung könnte die Methodik der inkrementellen Laststeigerungsversuche und speziell die hier verwendeten Korrektur- und statistischen Auswertemethoden verfeinert werden.

## 9. References

- [1] S. Burbes, H.-G. Herrmann, M. Löw, Saarbrücker Ingenieure nutzen das Dübel-Prinzip für neuartige Leichtbaukomponenten, 2014.
  - [2] E. Haberstroh, M. Sickert, Thermal Direct Joining of Hybrid Plastic Metal Components, KMUTNB: IJAST 7 (2014) 29–34.
  - [3] D.(w.) Brabandt, G. Lanza, J. Summa, H.-G. Herrmann, M. Pohl, M. Stommel, Großserientauglich Verbindungselemente für den hybriden Leichtbau, *Lightweight Design* 2015.
  - [4] M. Grujicic, V. Sellappan, M.A. Omar, N. Seyr, A. Obieglo, M. Erdmann, J. Holzleitner, An overview of the polymer-to-metal direct-adhesion hybrid technologies for load-bearing automotive components, *Journal of Materials Processing Technology* 197 (2008) 363–373.
  - [5] S.T. Amancio-Filho, J.F. dos Santos, Joining of polymers and polymer-metal hybrid structures: Recent developments and trends, *Polym. Eng. Sci.* 49 (2009) 1461–1476.
  - [6] J.R. Vinson, R.L. Sierakowski, *The Behavior of Structures Composed of Composite Materials*, Springer, 2008.
  - [7] Oppermann, Zur Lebensdauerberechnung faserverstärkter Kunststoffe im Automobilbau, *Materials Testing* (2012) 478–487.
  - [8] Davila, Failure Criteria for FRP Laminates, *Journal of Composite Materials* (2005) 323–345.
  - [9] T.L. Anderson (Ed.), *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, CRC Press Taylor and Francis Group, 2005.
  - [10] Cioclov, Integration of NDI reliability into FAD-based Probabilistic analysis of pressure vessel integrity.
  - [11] Cioclov, How simulation of failure risk can improve structural Reliability (2013).
  - [12] C. Goidescu, H. Weleman, C. Garnier, M. Fazzini, R. Brault, E. Péronnet, S. Mistou, Damage investigation in CFRP composites using full-field measurement techniques: Combination of digital image stereo-correlation, infrared thermography and X-ray tomography, *Composites Part B: Engineering* 48 (2013) 95–105.
  - [13] Marino Quaresimin, Luca Susmel, Ramesh Talreja, Fatigue behaviour and life assessment of composite laminates under multiaxial loadings, *International Journal of Fatigue* (2010) 2–16.
  - [14] Mao, Fatigue damage modelling of composite materials, *Composite Structures* (2002) 405–410.
  - [15] M. Naderi, A. Kahirdeh, M.M. Khonsari, Dissipated thermal energy and damage evolution of Glass/Epoxy using infrared thermography and acoustic emission, *Composites Part B: Engineering* 43 (2012) 1613–1620.
  - [16] P. Morgan, *Carbon fibers and their composites*, Taylor & Francis, Boca Raton, 2005.
  - [17] S. Deng, L. Ye, Influence of fibre Matrix Adhesion on mechanical Properties of Graphite-Epoxy Composites-I, *Journal of reinforced Plastics and Composites* 1999 1021–1040.
-

- [18] Deng, S., Ye, L., Influence of fibre Matrix Adhesion on mechanical Properties of Graphite-Epoxy Composites-II, *Journal of reinforced Plastics and Composites* 1999 1041–1057.
- [19] T. Helfen, Nichtlinearer Ultraschall zur Charakterisierung von Ermüdungsschäden während der Hochfrequenz-Beanspruchung von C-Faser-Kunststoffverbunden. Doktorarbeit, Saarbrücken, 2014.
- [20] F.L. Matthews (Ed.), *Finite Element Simulation of Carbon Fiber Reinforced Polymers*, CRC Press, Woodhead Publishing Limited, 2000.
- [21] B. Harris (Ed.), *Fatigue in Composites*, CRC Press, Woodhead Publishing Limited, 2003.
- [22] M. Ito, An analytical and experimental study of strength and failure behaviour of plain weave composites, *Journal of Composite Materials* 1998 2-31.
- [23] N.K. Naik, V.K. Ganesh, Failure Behaviour of plain weave fabric laminates under on axis uniaxial tensile loading, *Journal of Composite Materials* 1993 1779–1822.
- [24] R.H. Patel, Patel R. G., Carbon fibre reinforced epoxy composites, *Additives for Polymers* 1993 (1993) 9.
- [25] H.K. Soni, P. R.G., P. V.S., Structural, physical and mechanical properties of carbon fibre-reinforced composites of diglycidyl ether of bisphenol-A and bisphenol-C, *Angewandte Makromolekulare Chemie* 1993 1–8.
- [26] I. Skeist, *Handbook of Adhesives*, Springer US, Boston, MA, 1990.
- [27] E.K. Gamstedt, R. Talreja, Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fibre-reinforced plastics, *Journal of Materials Science* (1999) 2535–2546.
- [28] R.W. Hertzberg, H. Nordberg, Fatigue crack propagation in polymeric materials, *Journal of Materials Science* (1970) 521–526.
- [29] A.J. Lesser, Changes in mechanical behavior during fatigue of semicrystalline thermoplastics, *Journal of Applied Polymer Science* (1995) 869–879.
- [30] E.E. Gdoutos, K. Pilakoutas, C.C. Rodopoulos (Eds.), *Failure Analysis of Industrial Composite Materials*, McGraw-Hill, 2000.
- [31] A. Parvizi, K.W. Garrett, J.E. Bailey, Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates, *Journal of Materials Science* (1978) 195–201.
- [32] W.J. Cantwell, J. Morton, The significance of damage and defects and their detection in composite materials-a review, *Journal of Strain Analysis* 1992 29–42.
- [33] DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsratte - Mode I - GIC 49.025.40, DIN EN 6033, 2015 (2015).
- [34] K. Senthil, A. Arockiarajan, R. Palaninathan, B. Santhosh, K.M. Usha, Defects in composite structures: Its effects and prediction methods – A comprehensive review, *Composite Structures* 106 (2013) 139–149.
- [35] E.S. Greenhalgh, M.J. Hiley, Fractography of polymer composites- status and future issues.
-

- [36] T. Yokozeki, T. Aoki, T. Ishikawa, Fatigue growth of matrix cracks in the transverse direction of CFRP laminates, *Composites Science and Technology* 62 (2002) 1223–1229.
  - [37] A. Hosoi, Y. Arao, H. Kawada, Transverse crack growth behavior considering free-edge effect in quasi-isotropic CFRP laminates under high-cycle fatigue loading, *Composites Science and Technology* 69 (2009) 1388–1393.
  - [38] Y. Thollon, C. HOCHARD, A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure, *Mechanics of Materials* 41 (2009) 820–827.
  - [39] J. Bonhomme, A. Argüelles, J. Viña, I. Viña, Fractography and failure mechanisms in static mode I and mode II delamination testing of unidirectional carbon reinforced composites, *Polymer Testing* 28 (2009) 612–617.
  - [40] O. Al-Khudairi, H. Hadavinia, A. Waggott, E. Lewis, C. Little, Characterising mode I/mode II fatigue delamination growth in unidirectional fibre reinforced polymer laminates, *Materials & Design* (1980-2015) 66 (2015) 93–102.
  - [41] R. Khan, R. Alderliesten, S. Badshah, R. Benedictus, Effect of stress ratio or mean stress on fatigue delamination growth in composites: Critical review, *Composite Structures* 124 (2015) 214–227.
  - [42] R. Talreja, Damage and fatigue in composites – A personal account, *Composites Science and Technology* 68 (2008) 2585–2591.
  - [43] A. HOSOI, H. KAWADA, H. YOSHINO, Fatigue characteristics of quasi-isotropic CFRP laminates subjected to variable amplitude cyclic two-stage loading, *International Journal of Fatigue* 28 (2006) 1284–1289.
  - [44] A. Hosoi, K. Takamura, N. Sato, H. Kawada, Quantitative evaluation of fatigue damage growth in CFRP laminates that changes due to applied stress level, *International Journal of Fatigue* 33 (2011) 781–787.
  - [45] E.K. Gamstedt, Effects of debonding and fiber strength distribution on fatigue-damage propagation in Carbon Fiber-Reinforced Epoxy, *Journal of Applied Polymer Science* (2000) 457–474.
  - [46] F. Gao, L. Boniface, S.L. Ogin, P.A. Smith, R.P. Greaves, Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading-Part I, *Composites Science and Technology* 1999 123–136.
  - [47] S.D. Pandita, G. Huysmans, M. Wevers, I. Verpoest, Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32 (2001) 1533–1539.
  - [48] W. van Paepegem, J. Degrieck, A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites, *International Journal of Fatigue* (2002) 747–762.
  - [49] J.R. Rice, A Path independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, *Journal of Applied Mechanics* 1968 379–386.
-

- [50] R.A. Schapery, Correspondence principles and a generalized J integral for large deformation and fracture analysis of viscoelastic media, *International Journal of Fracture* (1984) 195–223.
  - [51] R.A. Schapery, A theory of crack initiation and growth in viscoelastic media II. Approximate methods of analysis, *International Journal of Fracture* (1975) 369–388.
  - [52] R.A. Schapery, A theory of mechanical behaviour of elastic media with growing damage and other changes in structure, *Journal of Mechanical Physics* 2 (1990) 215–253.
  - [53] V. Hashin, Z. Hashin, Probabilistic energy based model for prediction of transverse cracking in cross-ply laminates, *International Journal of Solids and Structures* (2005) 365–392.
  - [54] S.W. Tsai, E.M. Wu, A general Theory of Strength for Anisotropic Materials, *Journal of Composite Materials* (1970) 58–80.
  - [55] A. Krairi, I. Doghri, Multi-scale Damage Model for Mechanical High Cycle Fatigue (HCF) of Short Glass Fibre Reinforced Thermoplastics (SGFRTP), *Procedia Engineering* (2013) 759–765.
  - [56] P. Ladeveze, Le Dantec E, Damage modelling of the elementary ply for laminated composites, *Composites Science and Technology* 1992 257–267.
  - [57] O. Allix, P. Ladevèze, D. Gilletta, R. Ohayon, A damage prediction method for composite structures, *Int. J. Numer. Meth. Engng.* 27 (1989) 271–283.
  - [58] C. Hochard, P.A. Aubourg, J.P. Charles, Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric CFRP laminates up to failure, *Composites Science and Technology* (2001) 221–230.
  - [59] C. Hochard, Y. Thollon, A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions, *International Journal of Fatigue* 32 (2010) 158–165.
  - [60] C. HOCHARD, J. PAYAN, C. BORDREUIL, A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads, *International Journal of Fatigue* 28 (2006) 1270–1276.
  - [61] P.F. Liu, J.Y. Zheng, Progressive failure analysis of carbon fiber/epoxy composite laminates using continuum damage mechanics, *Materials Science and Engineering: A* 485 (2008) 711–717.
  - [62] Vassilopoulos (Ed.), *Fatigue Life Prediction of Composites and Composite Structures*, Woodhead Publishing Limited, 2010.
  - [63] Alan K. Miller (Ed.), *Unified Constitutive Equations for Creep and Plasticity*, Elsevier Applied Science Publishers LTD, 1987.
  - [64] I.A. Ashcroft, D.J. Hughes, S.J. Shaw, Mode I fracture of epoxy bonded composite joints: I. Quasi-static loading, *International Journal of Adhesion and Adhesives* 2001 87–99.
  - [65] O. Al-Khudairi, H. Hadavinia, A. Waggott, E. Lewis, C. Little, Characterising mode I/mode II fatigue delamination growth in unidirectional fibre reinforced polymer laminates, *Materials & Design* (1980-2015) 66 (2015) 93–102.
  - [66] T. Ungsuwarungsri, W.G. Knauss, The role of damage-softened material behavior in the fracture of composites and adhesives, *International Journal of Fracture* 1987 221–241.
-



- 
- [67] P.P. Camanho, C.G. Davila, M.F. de Moura, Numerical Simulation of Mixed-Mode Progressive Delamination in Composite Materials, *Journal of Composite Materials* 37 (2016) 1415–1438.
- [68] M. Arai, Y. Noro, K.-i. Sugimoto, M. Endo, Mode I and mode II interlaminar fracture toughness of CFRP laminates toughened by carbon nanofiber interlayer, *Composites Science and Technology* 68 (2008) 516–525.
- [69] P.P. Camanho, F.L. Matthews, Stress analysis and strength prediction of mechanically fastened joints in FRP: A review, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 28 (1997) 529–547.
- [70] H. Khoramishad, A.D. Crocombe, K.B. Katnam, I.A. Ashcroft, A generalised damage model for constant amplitude fatigue loading of adhesively bonded joints, *International Journal of Adhesion and Adhesives* (2010) 513–521.
- [71] R.M. Guedes, Lifetime Prediction of polymer matrix composites under constant or monotonic load, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2006) 700–715.
- [72] R.M. Guedes, Durability of Polymer matrix composites- viscoelastic effect on static and fatigue loading, *Composites Science and Technology* (2007) 2574–2583.
- [73] S. Ucsnik, M. Scheerer, S. Zaremba, D.H. Pahr, Experimental investigation of a novel hybrid metal–composite joining technology, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41 (2010) 369–374.
- [74] J.P. Bergmann, M. Stambke, Potential of Laser-manufactured Polymer-metal hybrid Joints, *Physics Procedia* 39 (2012) 84–91.
- [75] G. Reif, D. Falsst, M. Niedermeier, EP 1380404A2.
- [76] G. Kelly, Quasi-static strength and fatigue life of hybrid (bonded/bolted) composite single-lap joints, *Composite Structures* 72 (2006) 119–129.
- [77] C.V. Katsiropoulos, A.N. Chamos, K.I. Tserpes, S.G. Pantelakis, Fracture toughness and shear behavior of composite bonded joints based on a novel aerospace adhesive, *Composites Part B: Engineering* 43 (2012) 240–248.
- [78] J.P. Casas-Rodriguez, I.A. Ashcroft, V.V. Silberschmidt, Delamination in adhesively bonded CFRP joints: Standard fatigue, impact-fatigue and intermittent impact, *Composites Science and Technology* 68 (2008) 2401–2409.
- [79] G. Meneghetti, M. Quaresimin, M. Ricotta, Influence of the interface ply orientation on the fatigue behaviour of bonded joints in composite materials, *International Journal of Fatigue* 32 (2010) 82–93.
- [80] K.C. Shin, J.J. Lee, Effects of thermal residual stresses on failure of co-cured lap joints with steel and carbon fiber–epoxy composite adherends under static and fatigue tensile loads, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (2006) 476–487.
-

- [81] J.T. Xiong, J.L. Li, F.S. Zhang, X. Lin, W.D. Huang, Direct joining of 2D carbon/carbon composites to Ti–6Al–4V alloy with a rectangular wave interface, *Materials Science and Engineering: A* 488 (2008) 205–213.
- [82] W.-S. Kim, I.-H. Yun, J.-J. Lee, H.-T. Jung, Evaluation of mechanical interlock effect on adhesion strength of polymer–metal interfaces using micro-patterned surface topography, *International Journal of Adhesion and Adhesives* 30 (2010) 408–417.
- [83] H. Seidlitz, L. Ulke-Winter, C. Gerstenberger, L. Kroll, Dimensioning of Punctiform Metal-Composite Joints: A Section-Force Related Failure Criterion, *OJCM* 4 (2014) 157–172.
- [84] P.N. Parkes, R. Butler, J. Meyer, A. de Oliveira, Static strength of metal-composite joints with penetrative reinforcement, *Composite Structures* 118 (2014) 250–256.
- [85] X.P.V. Maldague (Ed.), *Theory and Practice of Infrared Technology for Nondestructive Testing*, John Wiley & Sons, Inc., 2001.
- [86] G. Pitaressi, E.A. Paterson, A review of the general theory of thermoelastic stress analysis, *Journal of Strain Analysis* 5 (2003) 405–417.
- [87] N. Meyendorf, P.B. Nagy, S.I. Rokhlin (Eds.), *Nondestructive Materials Characterization: Thermographic material Characterization*, Springer, 2004.
- [88] A. Chrysochoos, H. Louche, An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation, *International Journal of Engineering Science* 38 (2000) 1759–1788.
- [89] D. Palumbo, R. de Finis, P.G. Demelio, U. Galietti, A new rapid thermographic method to assess the fatigue limit in GFRP composites, *Composites Part B: Engineering* 103 (2016) 60–67.
- [90] D. Wu, G. Busse, Lock-In thermography for nondestructive evaluation of materials, *Rev. Gén. Therm.* (1998) 693–703.
- [91] S.T. Lin, R.E. Rowlands, Thermoelastic stress analysis of orthotropic composites, *Experimental Mechanics* (1995) 257–265.
- [92] Z. Feng, D. Zhang, R.E. Rowlands, B.I. Sandor, Thermoelastic determination of individual stress components in loaded composites, *Experimental Mechanics* 32 (1992) 89–95.
- [93] T.R. Emery, J.M. Dulieu-Barton, J.S. Earl, P.R. Cunningham, A generalised approach to the calibration of orthotropic materials for thermoelastic stress analysis, *Composites Science and Technology* 68 (2008) 743–752.
- [94] W. Harizi, S. Chaki, G. Bourse, M. Ourak, Mechanical damage assessment of Glass Fiber-Reinforced Polymer composites using passive infrared thermography, *Composites Part B: Engineering* 59 (2014) 74–79.
- [95] J. Cuadra, P.A. Vanniamparambil, K. Hazeli, I. Bartoli, A. Kontsos, Damage quantification in polymer composites using a hybrid NDT approach, *Composites Science and Technology* 83 (2013) 11–21.
-

- [96] L. TOUBAL, M. KARAMA, B. LORRAIN, Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading, *International Journal of Fatigue* 28 (2006) 1867–1872.
- [97] R. STEINBERGER, T. VALADASLEITAO, E. LADSTATTER, G. PINTER, W. BILLINGER, R. LANG, Infrared thermographic techniques for non-destructive damage characterization of carbon fibre reinforced polymers during tensile fatigue testing, *International Journal of Fatigue* 28 (2006) 1340–1347.
- [98] J. Montesano, Z. Fawaz, H. Bougherara, Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite, *Composite Structures* 97 (2013) 76–83.
- [99] L. Jegou, Y. Marco, V. Le Saux, S. Calloch, Fast prediction of the Wöhler curve from heat build-up measurements on Short Fiber Reinforced Plastic, *International Journal of Fatigue* 47 (2013) 259–267.
- [100] Donatello Annaratone (Ed.), *Engineering Heat Transfer*, Springer, 2010.
- [101] Y. Liu, S. Mahadevan, Probabilistic fatigue life prediction using an equivalent initial flaw size distribution, *International Journal of Fatigue* (2009) 476–487.
- [102] J.H. Kurz, D.D. Cioclov, G. Dobmann, Quantitative Nondestructive Testing: The integration of non-destructive testing and probabilistic fracture mechanics, in: *Proceedings of the Symposium Advances in Construction Materials*, pp. 583–590.
- [103] Y.K. Lin, J.N. Yang, A stochastic theory of fatigue crack propagation, *AIAA Journal* 23 (1985) 117–124.
- [104] D. Wu, C.C. Ni, A study of stochastic fatigue crack growth modellin, *Probabilistic Engineering Mechanics* (2003) 107–118.
- [105] D. Cioclov, Failure risk assessment by integration of probabilistic fracture mechanics and quantitative non-desrtuve inspection - structural health monitoring view 127–139.
- [106] K. Sobczyk, B.F. Spencer JR (Eds.), *Random Fatigue: From Data to Theory*, Academic Press, Inc., 1992.
- [107] D. Wu, Ni. C.C., Probabilistic models of fatigue crack propagation and their experimental verification, *Probabilistic Engineering Mechanics* 19 (2004) 247–257.
- [108] Bo-Siou Wei, Shane Johnson, Rami Haj-Ali, A stochastic fatigue damage method for composite materials based on Markov chains and infrared thermography, *International Journal of Fatigue* (2010) 350–360.
- [109] Toray Carbon Fibers Europe, *Torayca T300/ FT300 Documentation*.
- [110] Sika, Biresin CR170 mit Biresin CH150-3.
- [111] DIN Deutsches INstitut für Normung e.V., *DIN\_EN\_ISO\_527-4\_1997: Bestimmung der Zugeigenschaften- Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe* (1997).
-

- 
- [112] M. Pohl, M. Stommel, F. Baumann, D. Berger, G. Lanza, J. Summa, M. Schwarz, H.-G. Herrmann, Entwicklungsstrukturen instrinsischer Hybride: Von der Entwicklung über die Produktion zur Schadenscharakterisierung, WT-Online (2017) 550.
- [113] Evonik Industries, VESTAMID HTplus M1000 Base polymer.
- [114] Evonik Industries, Vestamid HTplus 1033.
- [115] Covestro, Desmopan 487.
- [116] InfraTec, Handbuch InfraTec VarioCam HDhead.
- [117] U. Neumann, Leica Microsystems - DM 4000M - 6000M Technical Brochure.
- [118] S. Amelinckx, D. van Dyck, J. van Landuyt, G. van Tendeloo, Handbook of microscopy, VCH, Weinheim, 1997.
- [119] T.M. Buzug, Einführung in die Computertomographie: Mathematisch-physikalische Grundlagen der Bildrekonstruktion, Springer, Berlin, 2005.
- [120] N. McCormick, J. Lord, Digital Image Correlation, Materials Today (2010) 52–54.
- [121] GOM Correlate, Gom.
- [122] D. Palumbo, R. de Finis, G.P. Demelio, U. Galietti, Study of damage evolution in composite materials based on the Thermoelastic Phase Analysis (TPA) method, Composites Part B: Engineering 117 (2017) 49–60.
- [123] Vassilopoulos (Ed.), Fatigue and Fracture of Adhesively-Bonded Composite Joints, Elsevier, 2015.
- [124] D. Gutierrez-Lemini, Constitutive Equations in Hereditary Integral Form, in: D. Gutierrez-Lemini (Ed.), Engineering Viscoelasticity, Springer US, Boston, MA, 2014, pp. 23–52.
- [125] Griffith AA, Fracture of brittle solids, Philosophical Transactions of the Royal Society A 1920.
- [126] J. Summa, M. Becker, F. Grossmann, M. Pohl, M. Stommel, H.-G. Herrmann, Fracture analysis of a metal to CFRP hybrid with thermoplastic interlayers for interfacial stress relaxation using in situ thermography, Composite Structures 193 (2018) 19–28.
-

## 10. Anhang

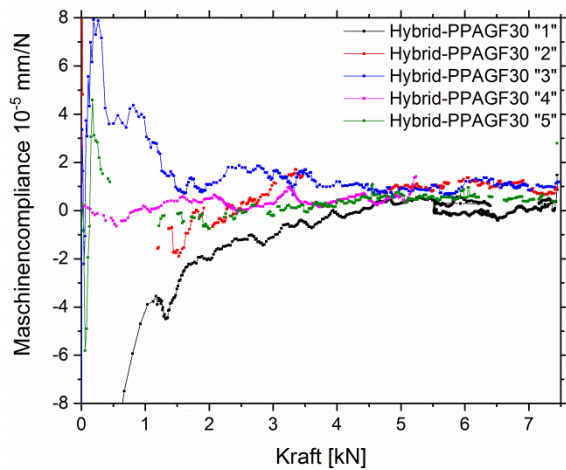


Abbildung 10.1 Reproduzierbarkeit der Messungen der Maschinencompliance an Hybridbauteilen

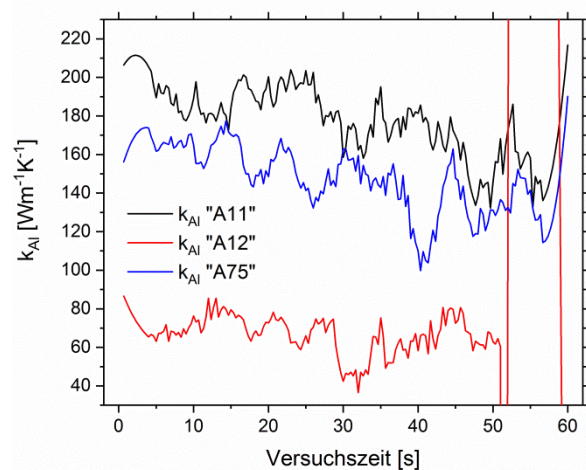


Abbildung 10.2 Vergleich der ermittelten Werte des Wärmeleitkoeffizienten  $\lambda_{\text{CFK-Al}}$ , Mittelwert:  $150,3 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$

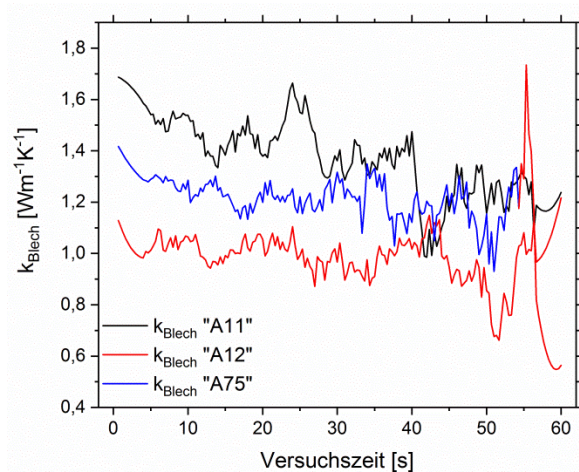


Abbildung 10.3 Vergleich der drei ermittelten Parameter von  $\lambda_{\text{CFK-Blech}}$ , Mittelwert:  $1,19 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$

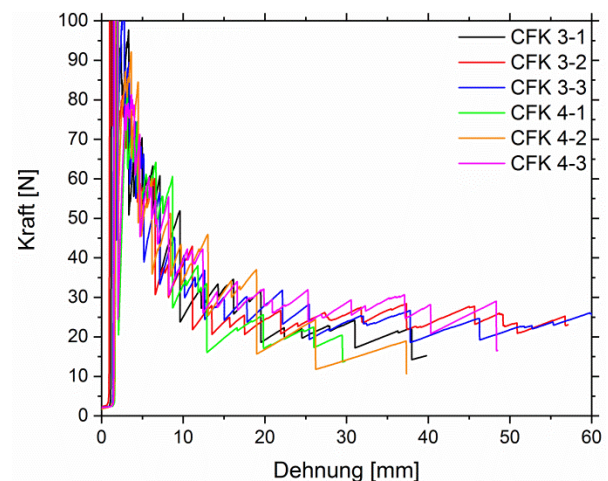


Abbildung 10.4 Kraft-Verschiebungs-Kurven der  $G_{\text{IC}}$ -Versuche am CFK-Laminat

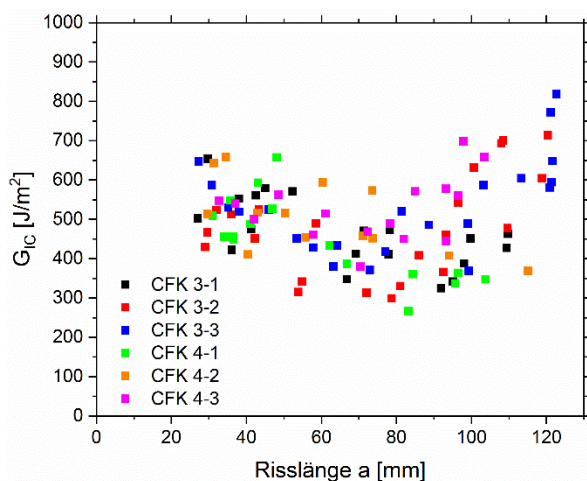


Abbildung 10.5 aus Kraft-Verschiebungsdiagramm bestimmte  $G_{\text{IC}}$ -Werte als Funktion der Risslänge a

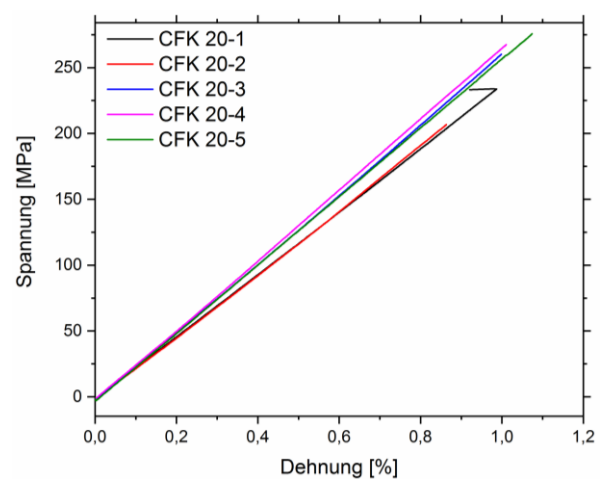


Abbildung 10.6 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der quasi-statischen Zugversuche am  $[0/90^\circ, \pm 45^\circ]_s$ -Laminat

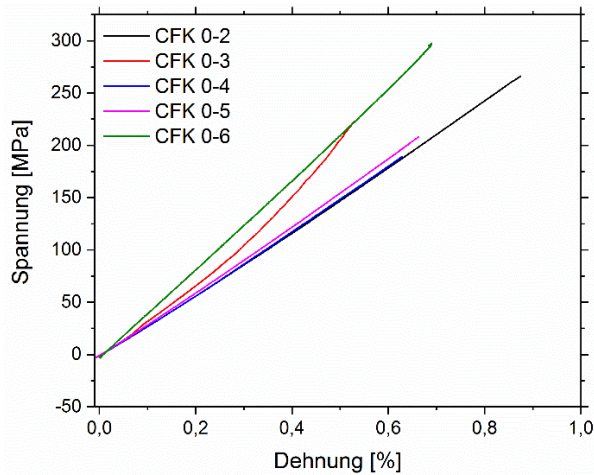


Abbildung 10.7 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Wiederholungsmessungen der quasi-statischen Zugversuche an  $[0/90^\circ]_{2s}$ -Laminat

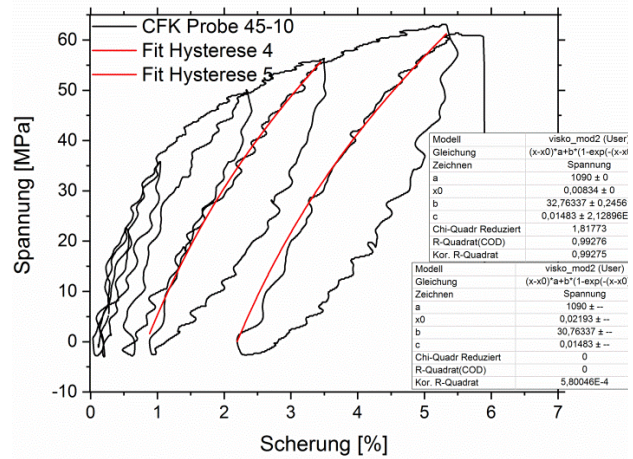


Abbildung 10.8 Fit des viskoelastischen Moduls aus zyklischem Scherversuch des  $[45^\circ]_{2s}$ -Laminats

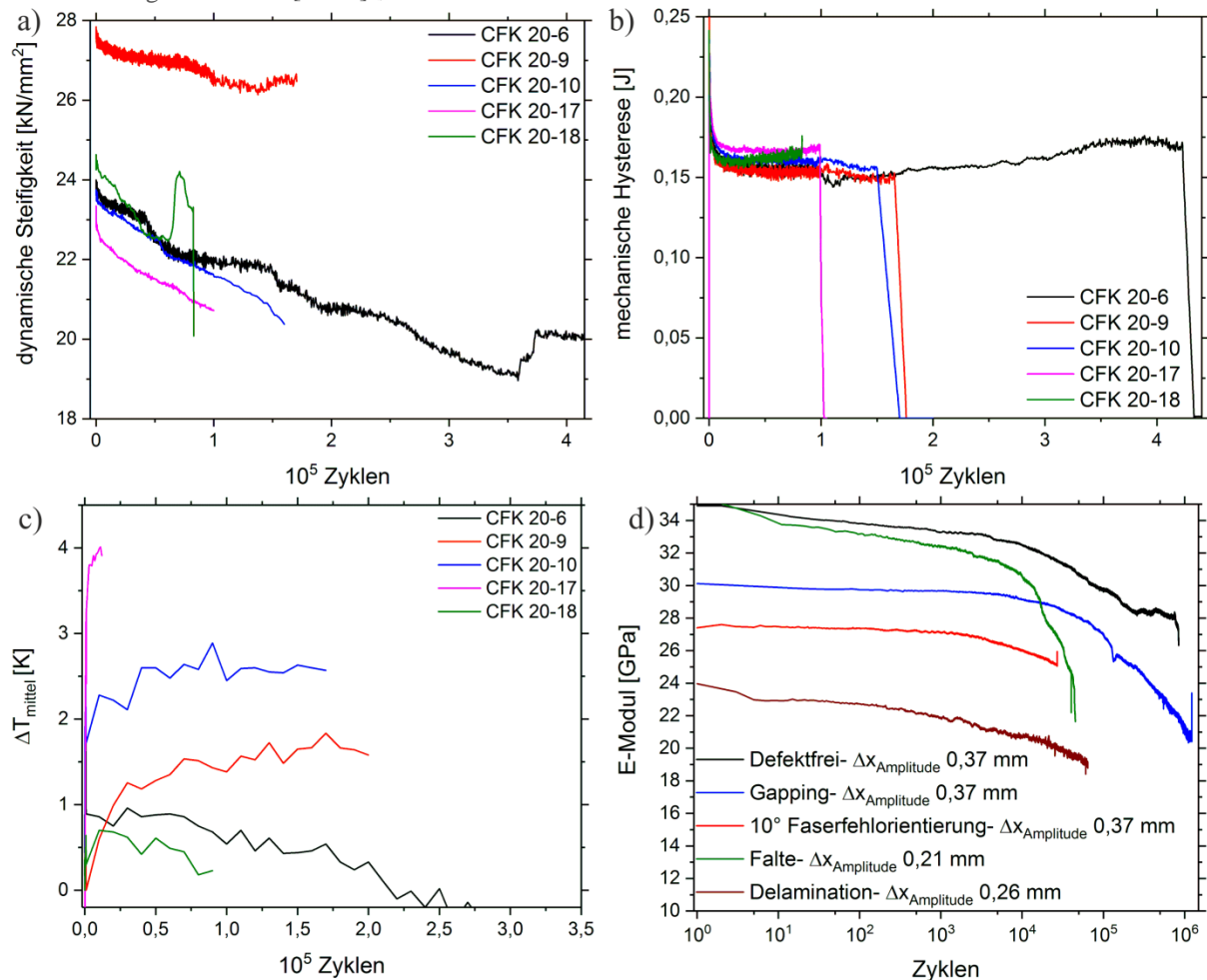


Abbildung 10.9 Vergleich der ermüdeten CFK-Proben a) dynamische Steifigkeit, b) mechanische Hysterese, \*bei CFK 20-18 verrutscht das Extensometer, c) mittlere Probentemperatur, d) Verlauf E-Modul während weggesteuerter Ermüdungsversuche an defektfreiem und defektbehaftetem CFK, aufgebrachte Verschiebung jeweils angegeben



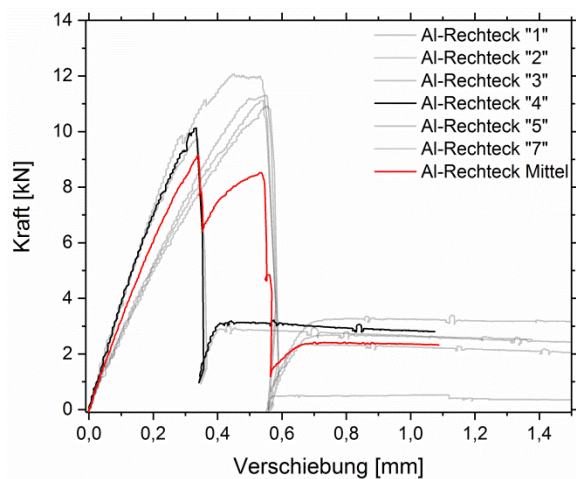


Abbildung 10.10 Reproduzierbarkeit der quasi-statischen Zugversuche an Hybriden V1: Al-Rechteck, schwarze Linie: Probe 4, rote Linie: Mittelwertkurve

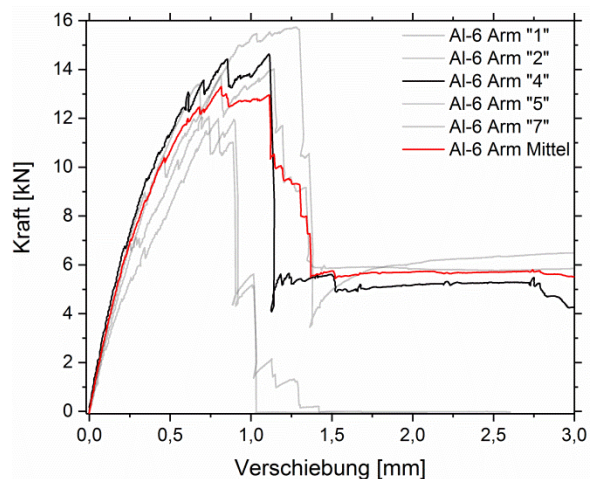


Abbildung 10.11 Reproduzierbarkeit der quasi-statischen Zugversuche an Hybriden V2: Al-6 Arm, schwarze Linie: Probe 4, rote Linie: Mittelwertkurve

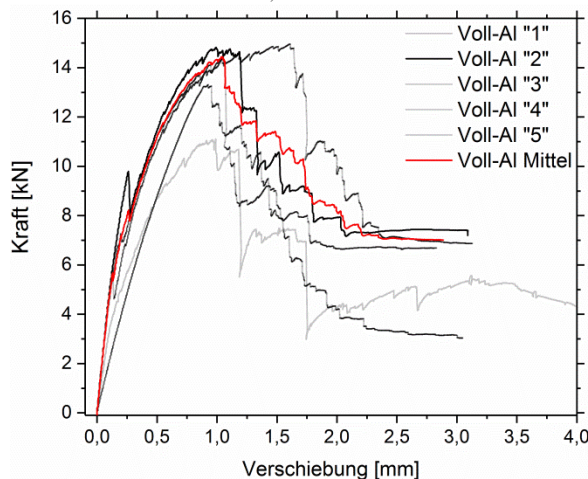


Abbildung 10.12 Reproduzierbarkeit der quasi-statischen Zugversuche an Hybriden V3: Voll-Al, schwarze Linie: Probe 2, rote Linie: Mittelwertkurve

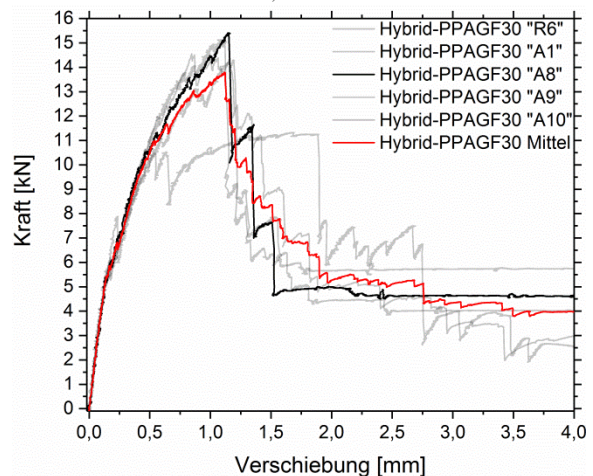


Abbildung 10.13 Reproduzierbarkeit der quasi-statischen Zugversuche an Hybriden V4: Hybridprobe mit PPAGF30 als Thermoplast, schwarze Linie: Probe A8, rote Linie: Mittelwertkurve

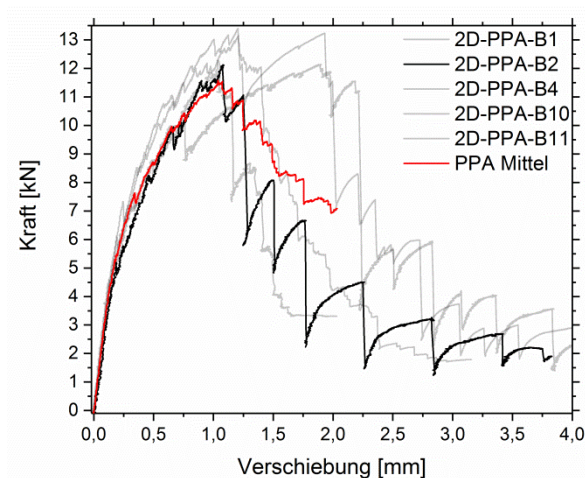


Abbildung 10.14 Reproduzierbarkeit der quasi-statischen Zugversuche an Hybriden mit PPA-Zwischenschicht, schwarze Linie: Probe B2, rote Linie: Mittelwertkurve

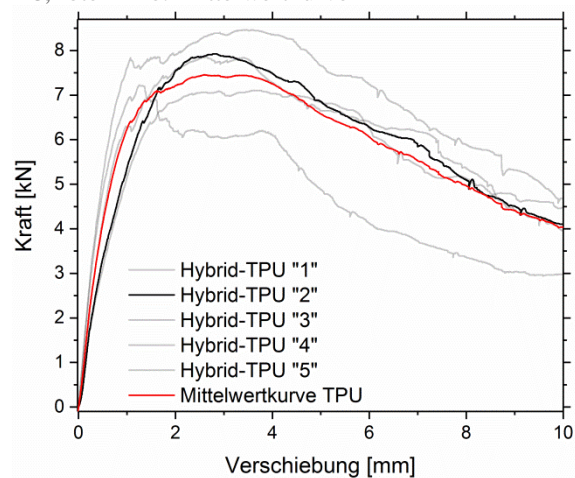


Abbildung 10.15 Reproduzierbarkeit der quasi-statischen Zugversuche an Hybriden mit TPU-Zwischenschicht, schwarze Linie: Probe C2, rote Linie: Mittelwertkurve



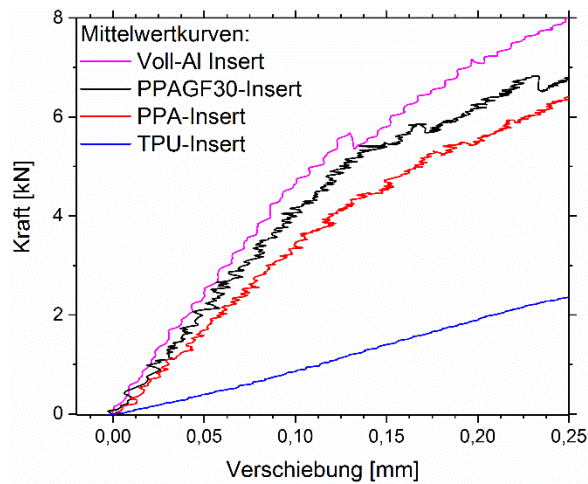


Abbildung 10.16 Detailansicht der Kraft-Verschiebungskurven im annähernd linearen Bereich

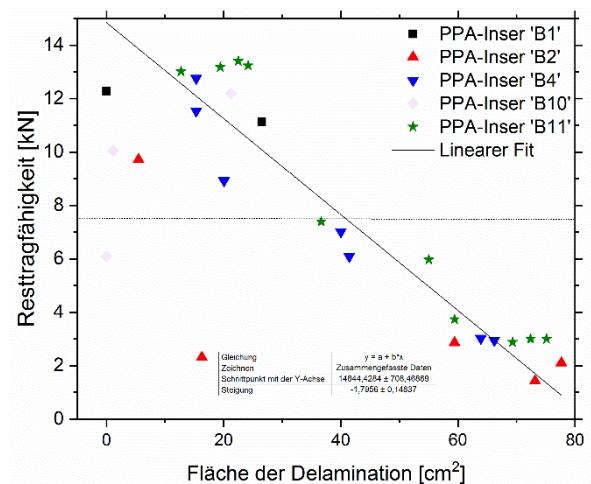


Abbildung 10.17 Hybride mit PPA-Insert, aus den Zugversuchen ermittelte Resttragfähigkeit als Funktion der delaminierten Fläche

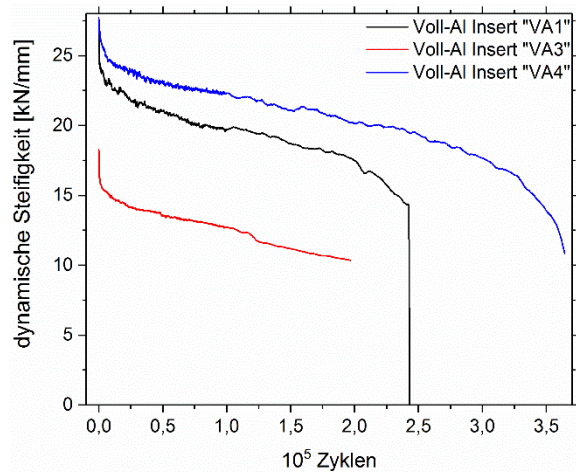


Abbildung 10.18 Vergleich der dynamischen Steifigkeit bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit Voll-Al Insert

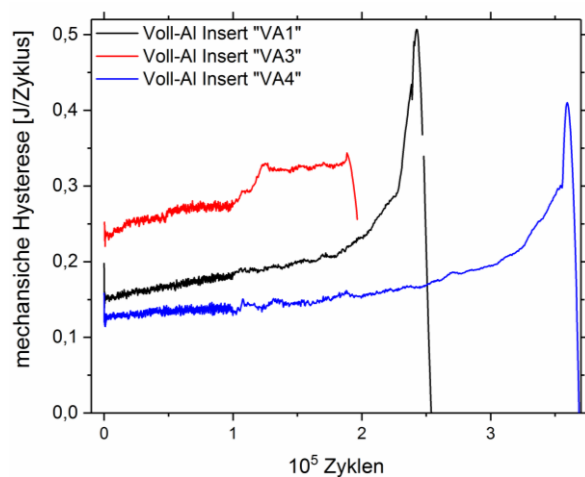


Abbildung 10.19 Vergleich der mechanischen Hysterese bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit Voll-Al Insert

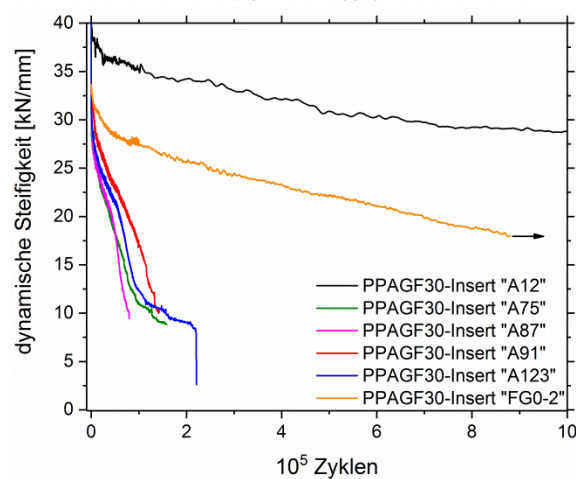


Abbildung 10.20 Vergleich der dynamischen Steifigkeit bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit PPAGF30-Insert

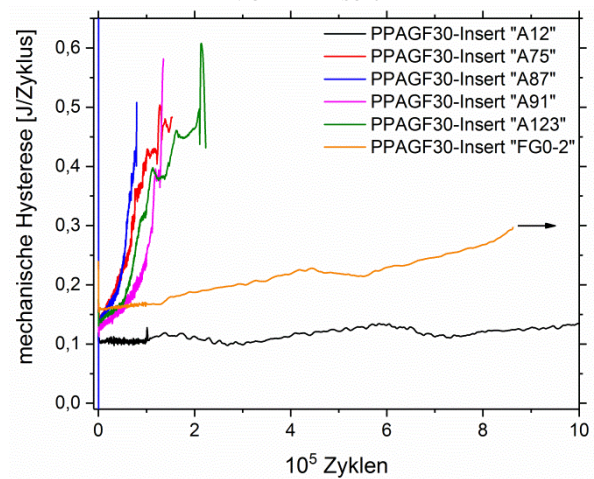


Abbildung 10.21 Vergleich der mechanischen Hysterese bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit PPAGF30-Insert

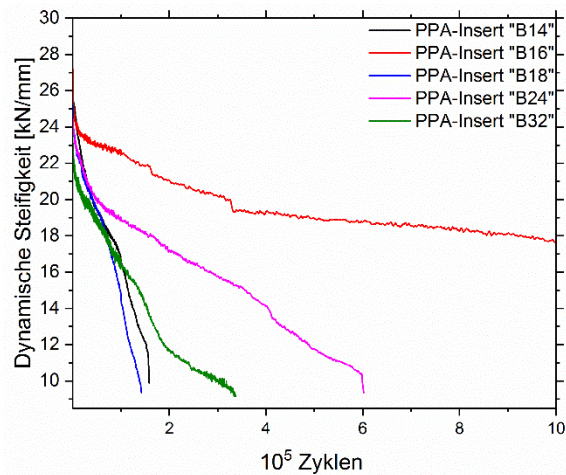


Abbildung 10.22 Vergleich der dynamischen Steifigkeit bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit PPA-Insert

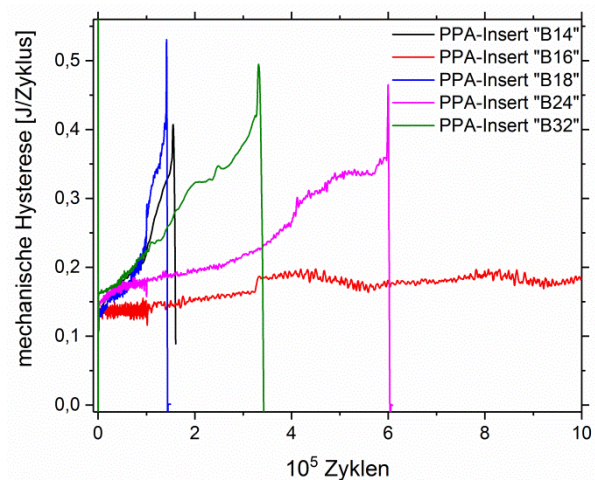


Abbildung 10.23 Vergleich der mechanischen Hysterese bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit PPA-Insert

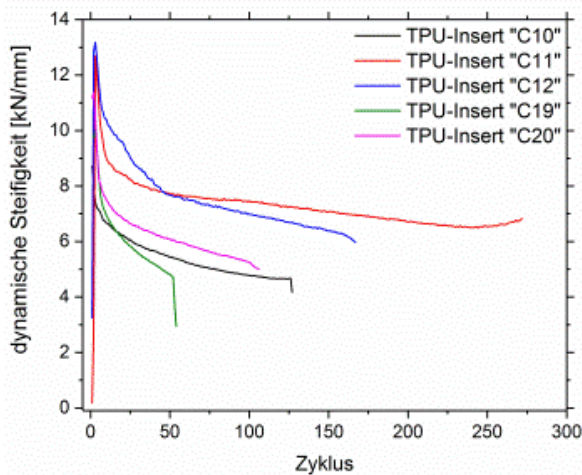


Abbildung 10.24 Vergleich der dynamischen Steifigkeit bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit TPU-Insert

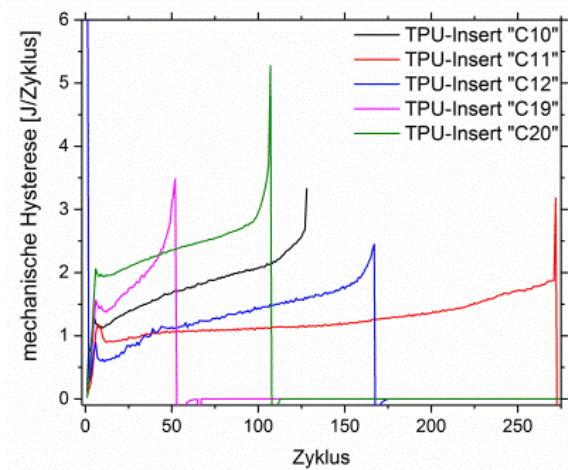


Abbildung 10.25 Vergleich der mechanischen Hysterese bei Ermüdungsversuchen an Hybriden mit TPU-Insert

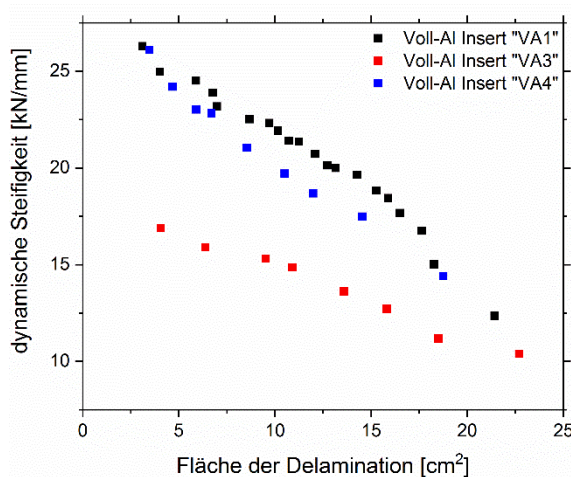


Abbildung 10.26 Ermüdungsversuche an Hybridproben mit Voll-Al-Insert, Dynamische Steifigkeit als Funktion der Fläche der Delamination

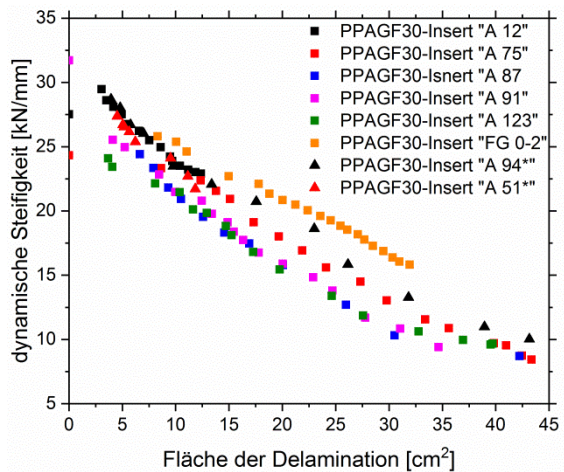


Abbildung 10.27 Ermüdungsversuche an Hybridproben mit PPAGF30-Insert, Dynamische Steifigkeit als Funktion der Fläche der Delamination,\*: Fehlerbehaftete Bauteile mit Lebensdauer nahe  $10^6$ , A94 (Delamination), A51 ( $10^\circ$  Faserfehlerorientierung)



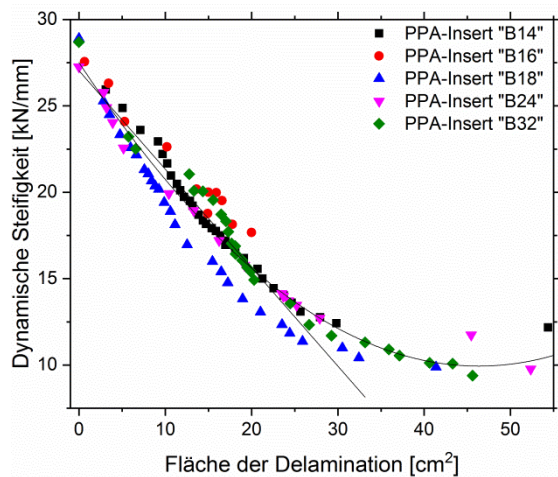


Abbildung 10.28 Ermüdungsversuche an Hybridproben mit PPA-Insert, Dynamische Steifigkeit als Funktion der Fläche der Delamination

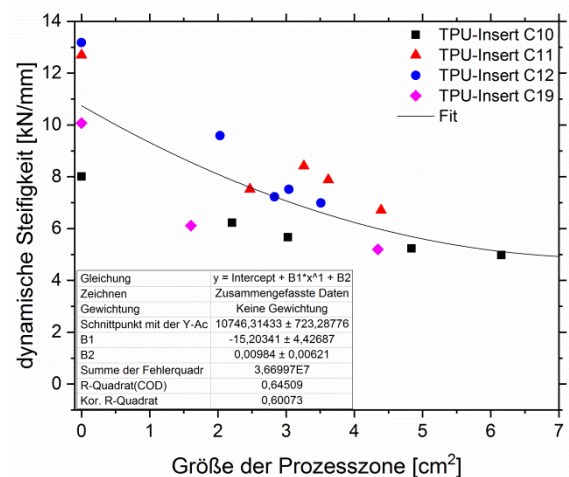


Abbildung 10.29 Ermüdungsversuche an Hybridproben mit TPU-Insert, Dynamische Steifigkeit als Funktion der Größe der Prozesszone

Voll-Al	$J(a) = J0 + J1 \cdot a$ [N/mm]		$H(n) = H0 + H1 \cdot n$ [J/Zyklus]		Bruchlastspielzahl $n_b$ Experiment	Bruchlastspielzahl $n_b$ berechnet
	J0	J1	H0	H1		
VA1	27778,8	-7,355	0,1516	3,1605e-7	249500	326000
VA3	18568,4	-3,714	0,2414	3,9003e-7	192000	216000
VA4	37565,5	-10,37	0,1267	1,4122e-7	361500	484000
$\mu$	27974,7	-7,15	0,1732	2,8243e-7	267670	342000
$\sigma$	9500	3,33	0,0603	1,277e-7	86200	134000

Tabelle 10.1 Fitparameter der Hybride mit Voll-Al Insert nach Gleichung 6.10, dynamische Steifigkeit  $J(a)$ , mechanische Hysterese  $H(n)$  sowie experimentell und simulativ bestimmte Bruchlastspielzahl

PPAGF30	$J(a) = J0 + J1 \cdot a$ [N/mm]			$H(n) = H0 + H1 \cdot n$ [J/Zyklus]		Bruchlastspielzahl $n_b$ Experiment	Bruchlastspielzahl $n_b$ berechnet
	J0	J1		H0	H1		
A12	31081,8	-7,091		0,1013	5,704e-8	>1e6	>1e6
A51	30012,2	-6,829		0,10281	3,535e-8	>1e6	>1e6
A123	25579,9	-4,672		0,11942	1,035e-6	141600	269000
FG0-2	29454,3	-4,245		0,1225	1,074e-7	>1e6	>1e6
A94	29746,1	-5,09		0,10786	3,063e-7	1,02e6	780000
$\mu$	29175	-5,75		0,1108	3,082e-7	7.6e5	809000
$\sigma$	2101	1,56		0,0097	4,202e-7	3.8e5	316900
	$J(a) = J0 + J1 \cdot a + J2 \cdot a^2$						
$\mu$	30715,6	-8,864	9,021e-4				

$\sigma$	428,5	0,481	1,033e-4				
A86				0,1227	4,555e-7		
A90				0,1212	8,234e-7		
A94				0,1163	1,728e-7		
A122				0,15519	9,783e-7		
A126				0,14861	5,072e-7		
$\mu$	30592,3	-8,945	9,474e-4	0,1328	5,874e-7		
$\sigma$	432,05	0,425	8,476e-5	0,0177	3,178e-7		
A56				0,16817	2,643e-6		
A80				0,1382	1,059e-6		
A88				0,1205	2,764e-7		
A92				0,1221	2,532e-7		
A96				0,1741	8,531e-7		
$\mu$	27633,4	-7,474	7,431e-4	0,1446	1,025e-6		
$\sigma$	658,4	0,720	1,613e-4	0,0253	9,675e-7		
A51				0,1123	4,681e-8		
A85				0,1262	3,284e-7		
A89				0,13835	1,394e-7		
$\mu$	28946,5	-7,276	6,338e-4	0,1256	1,715e-7		
$\sigma$	267,77	0,306	7,188e-5	0,013	1,435e-7		

Tabelle 10.2 Fitparameter der Hybride mit PPAGF30-Insert nach Gleichung 6.10, dynamische Steifigkeit  $J(a)$ , mechanische Hysterese  $H(n)$  sowie experimentell und simulativ bestimmte Bruchlastspielzahl

PPA	$J(a) = J_0 + J_1 \cdot a$ [N/mm]		$H(n) = H_0 + H_1 \cdot n$ [J/Zyklus]		Bruchlastspielzahl $n_b$ Experiment	Bruchlastspielzahl $n_b$ berechnet
	$J_0$	$J_1$	$H_0$	$H_1$		
B14	29685,6	-5,443	0,13479	1,14879e-6	155000	177000
B16	27800,2	-5,320	0,13557	7,64965e-5	>1e6	>1e6
B18	26008,6	-6,177	0,12745	8,9062e-7	141600	175000
B24	26382,9	-5,277	0,15594	2,13116e-7	601100	776800
B32	26968,9	-5,522	0,15781	5,36917e-7	334500	331400
$\mu$	26879,3	-5,55	0,1423	5,7319e-7	446440	492040
$\sigma$	265,28	0,16	0,0137	4,4993e-7	360810	375730

Tabelle 10.3 Fitparameter der Hybride mit PPA-Insert nach Gleichung 6.10, dynamische Steifigkeit  $J(a)$ , mechanische Hysterese  $H(n)$  sowie experimentell und simulativ bestimmte Bruchlastspielzahl

TPU	$J(a) = J_0 + J_1 \cdot a$ [N/mm]		$H(n) = H_0 + H_1 \cdot n$ [J/Zyklus]		Bruchlastspielzahl $n_b$ Experiment	Bruchlastspielzahl $n_b$ berechnet
	J0	J1	H0	H1		
C10	7873,5	-6,301	1,13858	0,00979		
C11	12743,8	-14,91	0,9243	0,00205		
C12	13250,3	-19,06	0,8187	0,0061		
C19	9777,4	-13,37	1,041	0,02728*		
C20	-	-	1,8537*	0,00955		
$\mu$	10911	-13,41	0,7964	0,0069		
$\sigma$	2539,2	5,3139	0,4844	0,0036		

Tabelle 10.4 Fitparameter der Hybride mit TPU-Insert nach Gleichung 6.10, dynamische Steifigkeit  $J(a)$ , mechanische Hysterese  $H(n)$

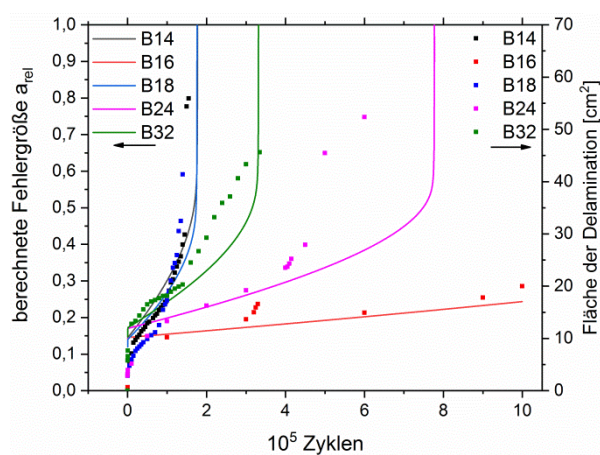


Abbildung 10.30 Verlauf der Fehlergröße während Ermüdungsversuch für Hybridproben mit PPA-Insert, linke Skala: berechnet nach (6.10), rechte Skala: bei Experimenten bestimmt

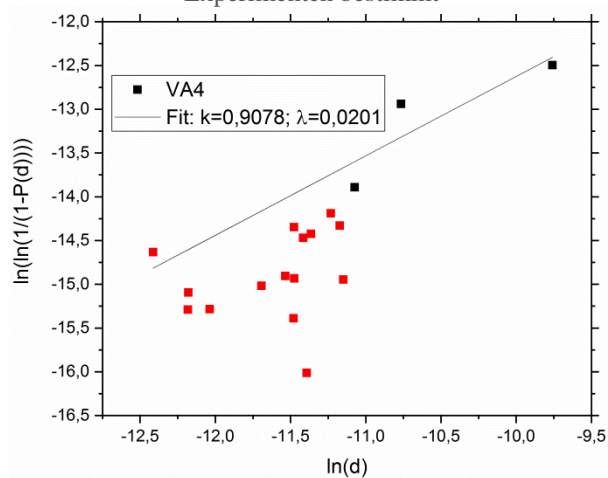


Abbildung 10.32 Parameteridentifikation der Schädigungswahrscheinlichkeit für Voll-Al Insert, VA4

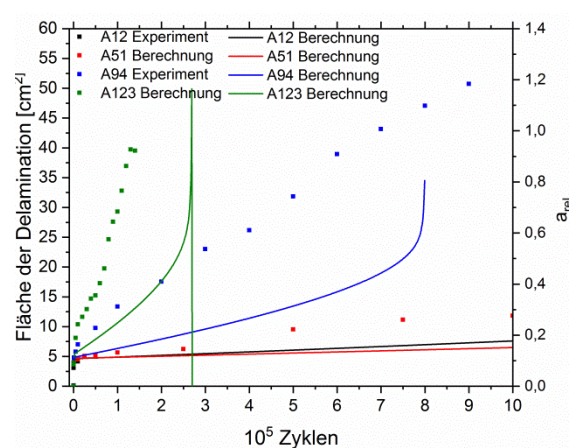


Abbildung 10.31 Verlauf der Fehlergröße während Ermüdungsversuch für Hybridproben mit PPAGF30-Insert, linke Skala: bei Experimenten bestimmt, rechte Skala: berechnet nach (6.10)

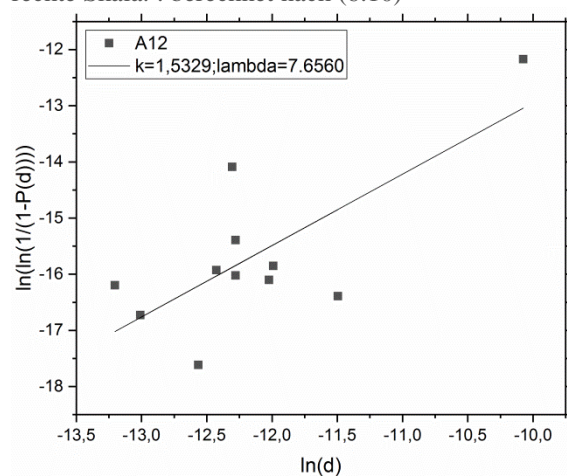


Abbildung 10.33 Parameteridentifikation der Schädigungswahrscheinlichkeit für PPA-GF30 Insert, A12

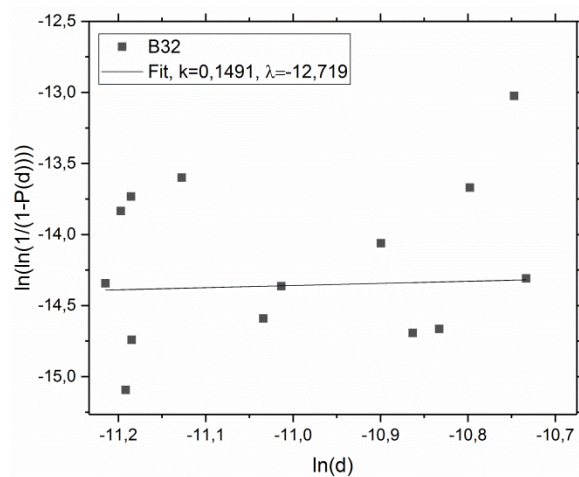


Abbildung 10.34 Parameteridentifikation der Schädigungswahrscheinlichkeit für PPA-Insert ,B32‘

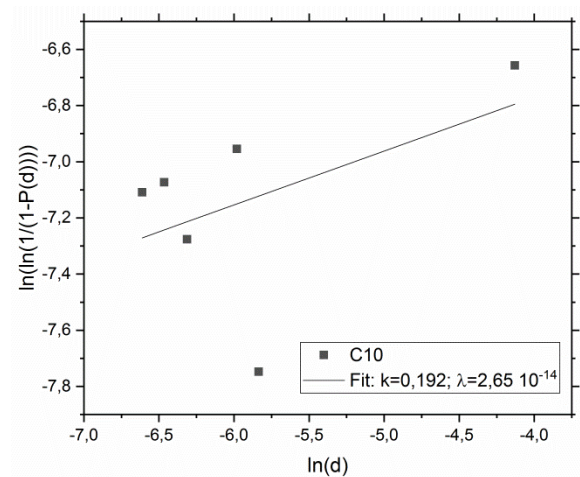


Abbildung 10.35 Parameteridentifikation der Schädigungswahrscheinlichkeit für TPU Insert ,C10‘

Probe	Steifigkeit			$\eta_{\text{Hybrid}}$	$\ln \mu_0$	$\sigma_0$	$A_0$	k	$\lambda$
	$J_0$	$J_1$	$J_2$						
VA4	28871,78	-7,0635	/	0,13	-0,1104	0,73206	310,6	0,9078	0,0201
A12	32683,73	-12,258	0,00346	0,13	-0,0965	0,63633	306	1,2722	0,8389
A51	32385,07	-13,801	0,00446	0,13	-0,0947	0,62601	451,8	0,358	$1,4 \cdot 10^{-15}$
A75	39087,55	-10,683	$8,6267e-4$	0,13	-0,0993	0,64964	864	1,1296	2,5157
A94	31037,38	-7,2688	$5,7551e-4$	0,13	-0,1098	0,72283	394,8	1,7135	42,4684
A123	26988,03	-6,8150	$5,9340e-4$	0,13	-0,1121	0,75688	368,5	0,7618	0,0042
B14	29685,57	-9,217	0,00109	0,145	-0,0789	0,63125	310	1,3533	12,38
B16	28004,55	-6,4520	$6,3576e-4$	0,145	-0,0956	0,63245	64,7	0,889	0,0037
B18	27866,01	-9,8278	0,00135	0,145	-0,0939	0,62523	285	1,818	141
B24	27040,71	-7,4052	$8,1969e-4$	0,145	-0,0782	0,61772	318	1,276	5,2984
B32	28438,89	-7,8206	$8,0215e-4$	0,145	-0,0788	0,62411	575	0,1491	-12,719
C10	7950,8	-8,989	0,00646	0,45	-0,1436	0,98413	220,7	0,192	$2,6e-14$
C11	12743,1	-14,9	/	0,45	-0,1394	0,9243	325,9	1,6417	5,718
C12	13250,3	-19,06	/	0,45	-0,1438	0,9642	203,3	0,6996	0,0108
C19	9777,4	-13,36	/	0,45	-0,1476	0,9786	160,5	/	/



C20	8461	-11,96	/	0,45	-0,1423	0,9134	/	/	/
A85	28491,96 (215,96)	-7,5266 (0,428)	6.3149e-4 (4.69e-4)	0,13	-0,0751	0,65795	470,6	1,5524 (0,197)	2,8955 (42,90)
A86	29372,2 (464,8)	-7,0336 (0,529)	5,598e-4 (1,15e-4)	0,13	-0,0739	0,66839	518,7	1,3467 (0,504)	11,578 (5,562)
A124	24717,05 (231,9)	-7,249 (0,317)	8,435e-4 (7,72e-5)	0,13	-0,1188	0,7974	386,4	1,0295 (0,567)	0,3103 (5,11)

Tabelle 10.5 Werte für Lebensdauerberechnung nach probabilistischem Modell

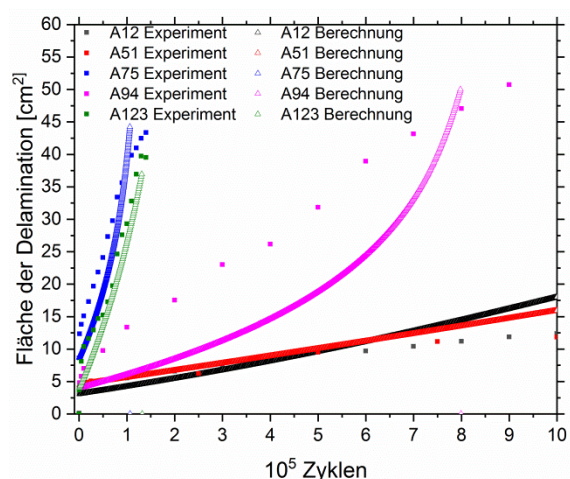


Abbildung 10.36 experimentelle und berechnete Schädigungspropagation bei Ermüdungsversuchen der Hybridproben mit PPAGF30-Insert

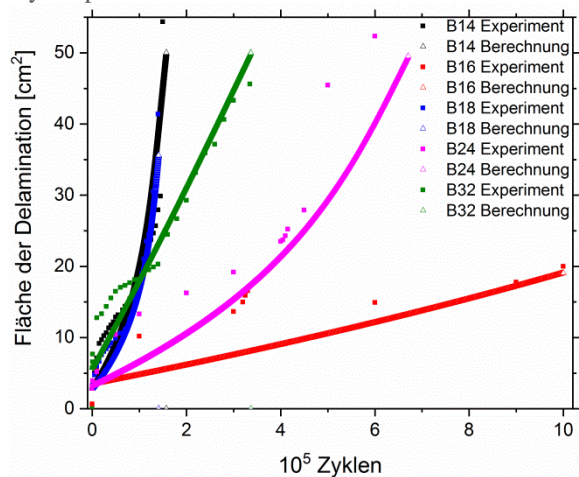


Abbildung 10.38 experimentelle und berechnete Schädigungspropagation bei Ermüdungsversuchen der Hybridproben mit PPA-Insert

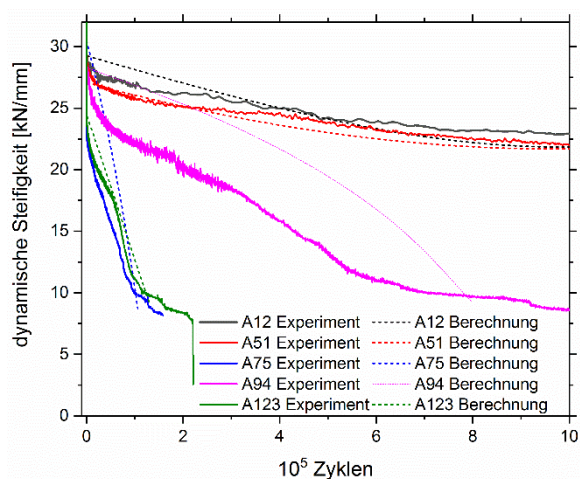


Abbildung 10.37 experimentelle und berechnete dynamische Steifigkeit bei Ermüdungsversuchen der Hybridproben mit PPAGF30-Insert

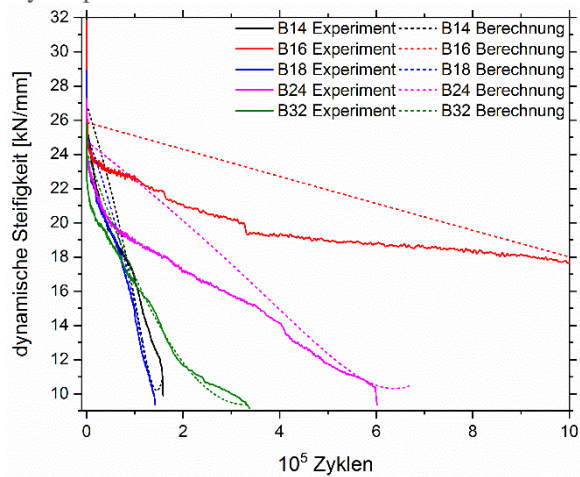


Abbildung 10.39 experimentelle und berechnete dynamische Steifigkeit bei Ermüdungsversuchen der Hybridproben mit PPAGF30-Insert



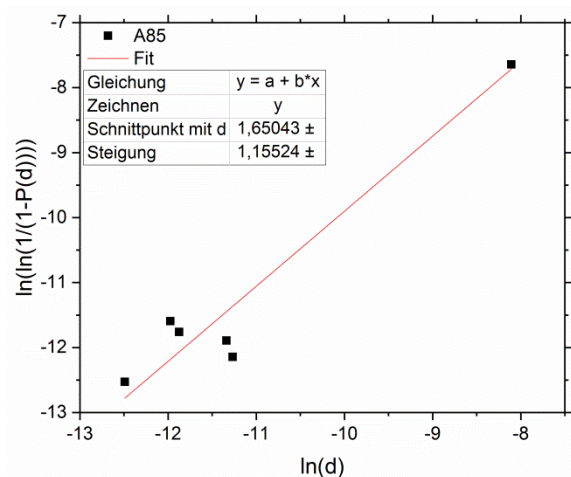


Abbildung 10.40 Weibull-plot der Schädigungswahrscheinlichkeit der Probe PPAGF30-A85<sup>c</sup> aus den Werten  $d_i$ ,  $P(d_i)$

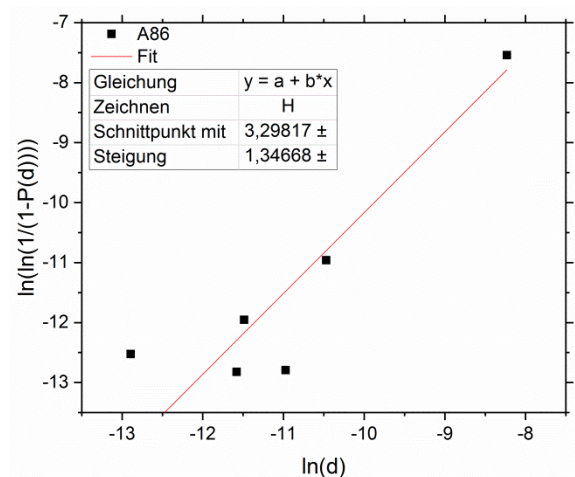


Abbildung 10.41 Weibull-plot der Schädigungswahrscheinlichkeit der Probe PPAGF30-A86<sup>c</sup> aus den Werten  $d_i$ ,  $P(d_i)$

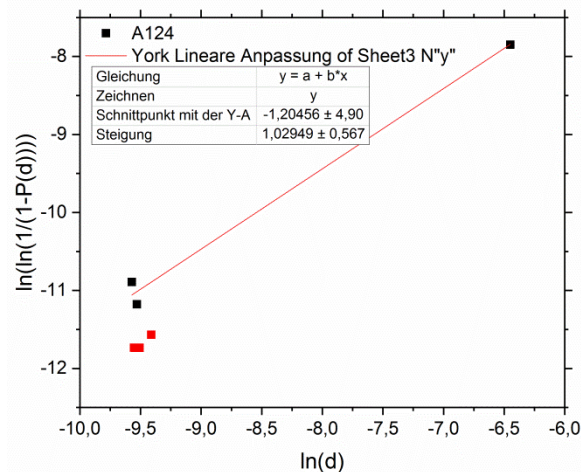


Abbildung 10.42 Weibull-plot der Schädigungswahrscheinlichkeit der Probe PPAGF30-A124<sup>c</sup> aus den Werten  $d_i$ ,  $P(d_i)$

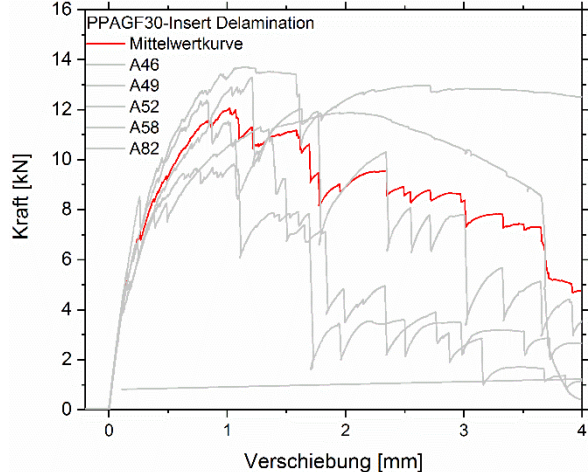


Abbildung 10.43 Reproduzierbarkeit und Mittelwertkurve der quasi-statischen Zugversuche an Proben mit PPAGF30-Insert mit Delamination

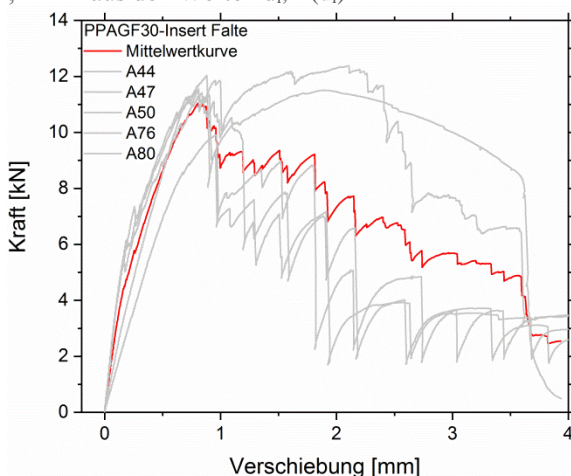


Abbildung 10.44 Reproduzierbarkeit und Mittelwertkurve der quasi-statischen Zugversuche an Proben mit PPAGF30-Insert mit Falte

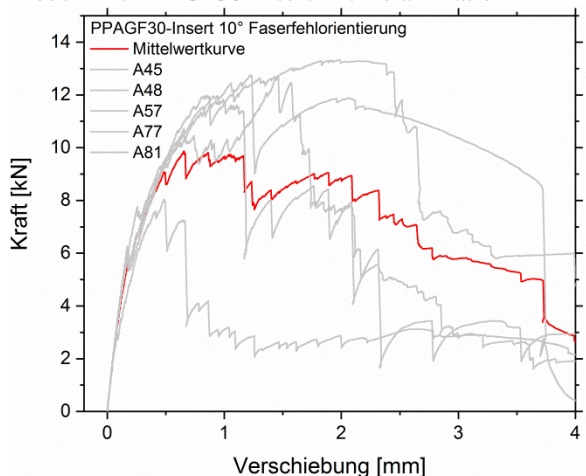


Abbildung 10.45 Reproduzierbarkeit und Mittelwertkurve der quasi-statischen Zugversuche an Proben mit PPAGF30-Insert mit 10° Faserfehlorientierung

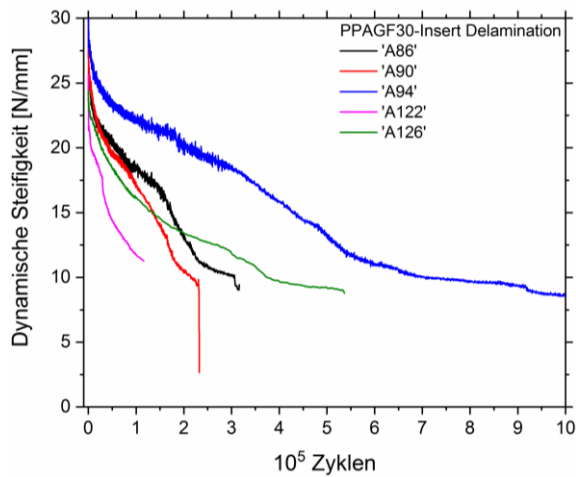


Abbildung 10.46 Verlauf der dynamischen Steifigkeit während Ermüdung von Hybridproben mit PPAGF30-Insert mit Delamination

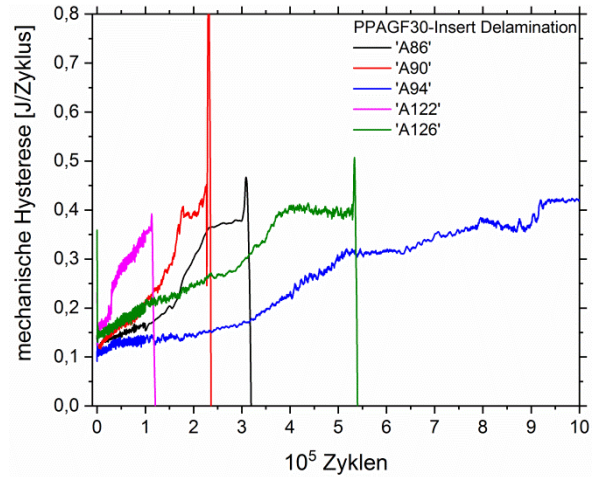


Abbildung 10.47 Verlauf der mechanischen Hysterese während Ermüdung von Hybridproben mit PPAGF30-Insert mit Delamination

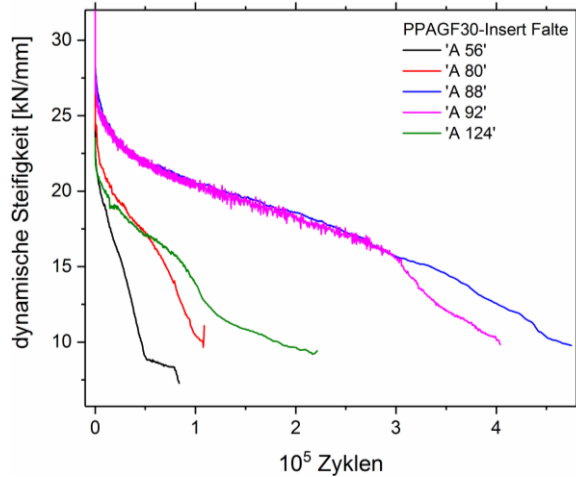


Abbildung 10.48 Verlauf der dynamischen Steifigkeit während Ermüdung von Hybridproben mit PPAGF30-Insert mit Falte

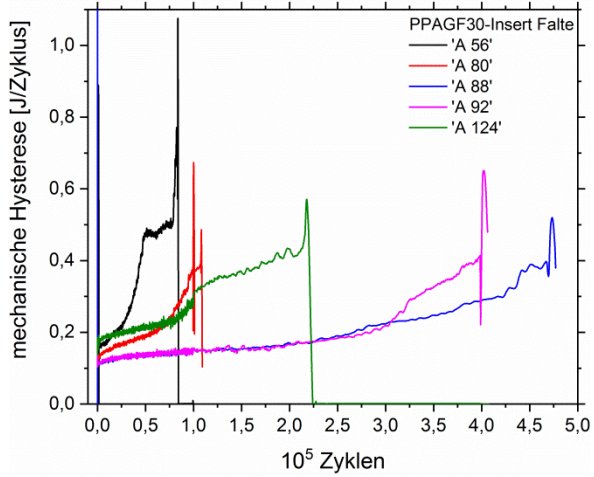


Abbildung 10.49 Verlauf der mechanischen Hysterese während Ermüdung von Hybridproben mit PPAGF30-Insert mit Falte

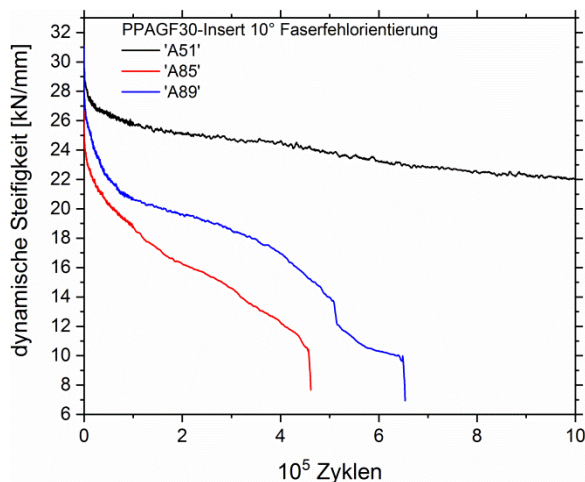


Abbildung 10.50 Verlauf der dynamischen Steifigkeit während Ermüdung von Hybridproben mit PPAGF30-Insert mit 10° Faserfehlerorientierung

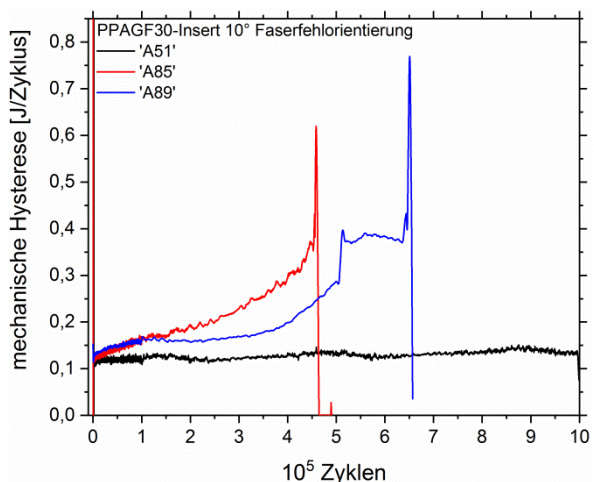


Abbildung 10.51 Verlauf der mechanischen Hysterese während Ermüdung von Hybridproben mit PPAGF30-Insert mit 10° Faserfehlerorientierung

