

Einfluss herstellungs- und bearbeitungsinduzierter Fehlstellen auf das Festigkeits- verhalten kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften

der Fakultät für Maschinenbau
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. (FH) Andreas Häger

Tag der mündlichen Prüfung: 24.04.2018

Hauptreferent: Prof. Dr. rer. nat. Michael J. Hoffmann

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Volker Knoblauch

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Materialforschung der Hochschule Aalen und als Promotionsstudent an der Fakultät für Maschinenbau des Karlsruher Instituts für Technologie.

Herrn Prof. Dr. Volker Knoblauch möchte ich für die fortwährende Unterstützung und Diskussionsbereitschaft, fachlich hervorragende Betreuung und das freundschaftlich geprägte Arbeitsklima danken. Herrn Prof. Dr. Michael Hoffmann danke ich für das entgegengebrachte Interesse, die anregenden Diskussionen und die Übernahme des Hauptreferats. Herrn Prof. Dr. Gerhard Schneider gilt mein Dank für die Ermutigung zur Promotion und die Möglichkeit diese Arbeit am Institut für Materialforschung Aalen (IMFAA) zu erstellen.

Dem gesamten Team des Zentrums für angewandte Forschung an Fachhochschulen (ZAFH) SPANTEC-light möchte ich meinen Dank für die hervorragende Zusammenarbeit aussprechen. Stellvertretend möchte ich mich bei Frau Dr. Georgeta Schön, sowie den Herren M. Eng. Fabian Lissek, M. Sc. Manuel Grudenik, Dr. Dieter Meinhard, Prof. Dr. Michael Kaufeld und M. Sc. Frank Zeller für die Zuarbeit und die anregenden Diskussionen bedanken.

Allen Kollegen des IMFAA möchte ich für das tolle Arbeitsumfeld danken. Besonderer Dank gilt dabei all meinen Hiwis, Bachelor- und Masterstudenten für Ihr Engagement und die wertvollen Beiträge, die in diese Arbeit eingeflossen sind.

Zu guter Letzt geht mein größter Dank an meine Familie. Meiner Mutter Gertrud und meinem verstorbenen Vater Gerd danke ich, dass sie mir den Weg für meinen Werdegang geebnet haben. Meiner Frau Sabrina und unseren Kindern Tim und Selina danke ich für alle Entbehnungen, die Geduld und das Verständnis während meiner Promotionszeit.

Illerrieden, im Frühsommer 2018

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	i
Inhaltsverzeichnis	iii
Abkürzungen und Formelzeichen	v
1 Motivation und Zielsetzung	1
2 Stand der Forschung und Technik	3
2.1 Grundlagen zu Faserverbundkunststoffen (FVK)	3
2.1.1 Werkstoffliche Einordnung	3
2.1.2 Mechanisches Verhalten	5
2.1.3 Kerbwirkung von Bohrungen	11
2.1.4 Auswirkungen von Porosität auf die (bruch-)mechanischen Eigenschaften	15
2.2 Spanende Bohrbearbeitung von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK)	25
2.2.1 Einführung	25
2.2.2 Bearbeitungsinduzierte Schädigung beim Bohren	27
2.2.3 Delaminationsbewertung	41
2.2.4 Untersuchungen zum Einfluss bearbeitungsinduzierter Schädigung unter statischer und dynamischer Last	50
3 Experimentelle Vorgehensweise	63
3.1 Verwendete Materialien	63
3.2 Charakterisierung der CFK-Lamine	67
3.3 Bohrbearbeitung	70
3.4 Delaminationsbewertung	72
3.5 Statische mechanische Versuche	78
3.6 Bruchmechanische Versuche	85
3.7 Dynamische Ermüdungsversuche	89
3.8 Finite-Elemente-Simulation	91

4 Einfluss herstellungsbedingter Fehlstellen in CFK.....	93
4.1 Mikrostrukturelle Unterschiede	93
4.2 Statische Festigkeit und Steifigkeit unter Zug-, Biege- und Schubbeanspruchung.....	100
4.3 Interlaminare bruchmechanische Eigenschaften.....	108
4.4 Diskussion zum Einfluss herstellungsbedingter Fehlstellen	115
4.4.1 Auswirkungen auf die faser- und matrixdominierten mechanischen Eigenschaften	115
4.4.2 Auswirkungen auf die interlaminare Bruchzähigkeit	122
5 Bohrbearbeitung von FVK.....	125
5.1 Schädigung der Bohrungswand.....	125
5.2 Entwicklung der Delaminationsschädigung beim Bohren	133
5.3 Diskussion zur Bohrbearbeitung von CFK	148
5.3.1 Methoden zur Detektion und Quantifizierung der Delaminationsschädigung	148
5.3.2 Einfluss der Werkzeuggeometrie und des Verschleißes auf die Schädigungsentwicklung	165
5.3.3 Zerspanungsverhalten von CFK unter Berücksichtigung von Laminatqualität und Lagenaufbau	172
6 Einfluss bearbeitungsinduzierter Materialschädigung.....	181
6.1 Statische Festigkeit unter Zug- und Biegebeanspruchung	181
6.2 Diskussion zum Einfluss bearbeitungsinduzierter Schädigung auf die Festigkeit	193
6.3 Ermüdungsverhalten unter Biegeschwellbeanspruchung.....	211
6.4 Diskussion zum Ermüdungsverhalten	224
7 Zusammenfassung.....	234
8 Anhang	239
Betreute studentische Arbeiten.....	240
Literaturverzeichnis	241

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
3PB	Dreipunktbiegeversuch
4PB	Vierpunktbiegeversuch
AC	Autoklavverfahren / autoklaviert (engl.: autoclaved)
ACP	ANSYS Composite Pre/Post
AlTiN	Titanaluminiumnitrid
ANOVA	Varianzanalyse (engl.: Analysis of Variance)
AV	AxioVision
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CT	Computertomographie
CLT	Klassische Laminattheorie (engl.: Classical Laminate Theory)
CVD	Chemische Gasphasenabscheidung (engl.: Chemical Vapour Deposition)
DCB	engl.: Double Cantilever Beam
DF	Delaminationsfaktor
DF	Dunkelfeld
DIN	Deutsches Institut für Normung
DLC	Diamantähnliche Kohlenstoffschicht (engl.: Diamond-like Carbon)
DS(S)	Druckspannungsseite
DV	Delaminationsversagen
EDBF	Exzenterbiegevorrichtung (engl.: Eccentric Dynamic Bending Fixture)
EN	Europäische Norm
ENF	engl.: End Notched Flexure
Fb	Faserbruch
FEM	Finite-Elemente-Methode

Abkürzung	Bedeutung
FSW	Faser-Schneide-Winkel
FVK	Faserverbundkunststoff
FVW	Faserverbundwerkstoff
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
HCF	hochzyklische Ermüdung (engl.: High Cycle Fatigue)
HF	Hellfeld
HP	Heißpressverfahren / heißgepresst
HS(S)	Schnellarbeitsstahl
IFW	Institut für Fertigungstechnik und Werkstoffprüfung
ILSS	Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit
ISO	Internationale Organisation für Normung (engl.: International Standardization Organization)
LCF	niederzyklische Ermüdung (engl.: Low Cycle Fatigue)
LL	Lochleibung / Bolzentragfähigkeit
LM	Lichtmikroskop
LS	Längsschnitt
LWZ	Lastwechselzahl
MBT	modifizierte Balkentheorie (engl.: Modified Beam Theory)
MLV	Multilagenversagen
MMB	engl.: Mixed Mode Bending
MSV	Mehrschichtverbund
MW	Mittelwert
NL	Nichtlinearität (engl.: Non-linearity)
OHB	Kerbbiegeversuch (engl.: Open Hole Bending)
OHC	Kerbdruckversuch (engl.: Open Hole Compression)
OHT	Kerbzugversuch (engl.: Open Hole Tension)
PKD	Polykristalliner Diamant
PTFE	Polytetrafluorethylen
QI	quasiisotrop
QS	Querschnitt
REM	Rasterelektronenmikroskop
RTM	Harzinfusionsverfahren (engl.: Resin Transfer Moulding)

Abkürzung	Bedeutung
SE	Sekundärelektronen
SKV / CER	Schneidkantenverrundung (engl.: Cutting Edge Rounding)
TiN	Titannitrid
UD	unidirektional
UP	Untersuchungspunkt
US	Ultraschall
VHCF	höchstzyklische Ermüdung (engl.: Very High Cycle Fatigue)
VIS	Sichtbarkeit (engl.: Visibility)
Zfb	Zwischenfaserbruch
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfung
ZM	Zoommikroskop
ZS(S)	Zugspannungsseite
ZV	Zugversuch

Formelzeichen

Symbol	Einheit	Benennung
A	mm ²	(Querschnitts-)fläche
a	mm	Risslänge
a, b, c		Vorfaktoren / Gewichtungsfaktoren
a, b	mm	Halbachsen einer Ellipse
A _{del}	mm ²	delaminierte (Schädigungs-)fläche
A _{seg}	mm ²	(delaminationsfreie) Kreissegmentfläche
b	mm	(Proben-)breite
C	mm/N	Nachgiebigkeit
d	mm	Abstand
d _c	mm	Verschiebung der Druckfinne (4PB)
D _e	mm	effektiver (Schädigungs-)durchmesser
DF _A , F _a	%	flächengewichteter Delaminationsfaktor
DF _D , F _d , η	%	durchmessergewichteter Delaminationsfaktor
DF _{DA} , F _{da}	%	angepasster Delaminationsfaktor

Symbol	Einheit	Benennung
DF _U , F _U	%	umfanggewichteter Delaminationsfaktor
d _{pin}	mm	Bolzendurchmesser (LL)
d _r	mm	Rollendurchmesser (4PB, ILSS)
D	mm	Durchmesser
D _{RAT}		Schädigungsverhältnis
E	GPa	Elastizitätsmodul
f	mm/U	Vorschubrate
f		Formfaktor
F _A	N	Vorschubkraft / Axialkraft
F _c	N	Schnittkraft
F _{dmin}		minimaler Delaminationsfaktor
F _{DR}		verfeinerter Delaminationsfaktor
F _{ed}		effektiver Delaminationsfaktor
f _{iso}		Anisotropiefaktor / Orientierungsfaktor
f _k		Weitenkorrekturfaktor
F _p [*]	N	(axiale) Schälkraft
G	GPa	Schubmodul
G _c	J/m ²	(kritische) Energiefreisetzungsrate
I _{AVG}		Delaminationsindex
K _c	MPam ^{1/2}	Bruchzähigkeit
k _p		Peel-up-Faktor
K _t		Spannungskonzentrationsfaktor
l	mm	(Proben)länge
L	mm	Auflagerabstand (4PB, ILSS, OHB), Messlänge
L'	mm	Druckfinnenabstand (4PB, OHB)
L _f	m	Standweg / Vorschubweg
m		Singularitätskoeffizient, Steigung
M	Nmm	Platten(biege)steifigkeit
m _A	g	scheinbares Gewicht in Wasser
m _p	g	Masse des Porosierungsmittels
m _s	g	Masse der Probe

Symbol	Einheit	Benennung
n	U/min	Drehzahl
n		Anzahl
N		Lastwechselzahl / Zyklenanzahl
P _u	%	Überlebenswahrscheinlichkeit
r	mm	radialer Abstand (Zylinderkoordinate)
R, r	mm	Radius
R, S		Spannungsverhältnis / Durchbiegungsverhältnis
R _a	μm	arithmetischer Mittenrauwert
r _k	μm	Kerbradius
R _y	μm	maximale Rautiefe
R _z	μm	mittlere Rautiefe
s	mm	Durchbiegung
S, M	N/mm	(Biege-)steifigkeit
S	N/mm ⁵	Spezifische Biegesteifigkeit
t	mm	(Laminat)dicke
T	K, °C	Temperatur
t _{del}	mm	Schädigungstiefe
t _r	mm	Rest(laminat)dicke
U	mm	Umfang
v	mm/min	Prüfgeschwindigkeit
V	Vol.-%	Volumen(-anteil)
VB _{max}	mm	(maximale) Verschleißmarkenbreite
v _c , v _r	m/min	Schnittgeschwindigkeit
v _f , v _t	mm/min	Vorschubgeschwindigkeit
V	Vol.-%	Volumen(-gehalt)
V _{p,krit}	Vol.-%	tolerierbarer Porengehalt
X, Y	mm	laterale Ausdehnung
δ	mm	Verschiebung (DCB)
ε	%	(Randfaser-)dehnung
θ	°	Spitzenwinkel
λ	°	Entnahmewinkel / Decklagenorientierung

Symbol	Einheit	Benennung
v		Querkontraktionszahl
ξ		Durchmesserverhältnis Stufenbohrer
ρ	g/cm^3	Dichte
σ	MPa	Normalspannung / Festigkeit
σ_b	MPa	Biegefestigkeit
σ_{LL}	MPa	Lochleibungsfestigkeit
σ_{nenn}	MPa	Nennspannung (im Restquerschnitt)
σ_{OHC}	MPa	Kerbdruckfestigkeit (mit offenem Bohrloch)
σ_{OHT}	MPa	Kerbzugfestigkeit (mit offenem Bohrloch)
σ_t	MPa	Zugfestigkeit
τ	MPa	Schubspannung / Scherfestigkeit
τ_{ILSS}	MPa	scheinbare interlaminare Scherfestigkeit
φ	$^\circ$	Winkel (Zylinderkoordinate)

Indizes

Index	Größen	Bedeutung
0	A, a, D, F, L R, U, σ , τ_{ILSS}	Anfangswert / Bezugswert
1, 2, 3	E, σ , τ	Ortskoordinate lokales Koordinatensystem
b	E, σ	Biegung (engl.: bending)
entry	DF	Bohrungseintritt
exit	DF	Bohrungsausritt
f	m, V, ρ	Faser (engl.: fibre)
ges	A, DF_A , N, U, σ	gesamt
H, M, L	A	hoch / stark, mittel, leicht
i	F	Einzelwert
i, a	D	innen, außen (Durchmesser Stufenbohrer)
I, II, III	G_c , K_c	Bruchmodus / Rissöffnungsart

Index	Größen	Bedeutung
max	A, D, F, R, s, σ ,	maximal
nom	t, b	nominell
p	V, σ	Poren (engl.: pores)
ply	E, t, σ	Einzellage (engl.: ply)
Pu	N	Überlebenswahrscheinlichkeit
r	m, V, ρ	Matrix (engl.: resin)
t	E, σ	Zug (engl.: tension)
x, y, z	E, σ	Ortskoordinate globales Koordinatensystem

Zusatzzeichen

Zeichen	Größen	Bedeutung
*	F_A, F_c	kritisch
*	K_t	endliche Breite
^	E	effektiv
—	$K_t, \Gamma_k,$ DF_A	effektiv / Mittelwert
∞	K_t, σ	unendlich ausgedehnte Platte
Δ	a, d, $DF_A, F,$ N, S	Abweichung / Veränderung / Verlust

1 Motivation und Zielsetzung

Aufgrund ihrer hohen Festigkeit und Steifigkeit bei gleichzeitig sehr geringer Dichte eignen sich kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) hervorragend als Konstruktionswerkstoffe für den Leichtbau. Zu den weiteren Vorteilen dieser Werkstoffklasse zählen ein hohes Energieaufnahmevermögen, die gute Korrosionsbeständigkeit sowie ein günstigeres Ermüdungsverhalten im Vergleich zu metallischen Werkstoffen [1–4]. Einer aktuellen Erhebung [5] zu Folge liegt der globale CFK-Bedarf derzeit bei rund 100 Mio. Tonnen jährlich. Für die kommenden Jahre werden weiterhin Wachstumsraten von rund 11 % vorhergesagt. Wesentliche Treiber dieser Entwicklung ist traditionell die Luftfahrt und seit einigen Jahren auch der Automobilbau. Der Leichtbau mit Faserverbundwerkstoffen gilt als eine der Schlüsseltechnologien zur Erreichung von Klimazielen durch die Reduktion von Schadstoffemissionen [5].

Viele Komponenten aus faserverstärkten Kunststoffen (FVK) werden endkonturnah gefertigt, müssen aber vor ihrer Montage spanend nachbearbeitet werden. Unter den Verfahren zur mechanischen Bearbeitung von FVK stellt das konventionelle Bohren den bedeutendsten Arbeitsschritt dar. Im Vorfeld der Endmontage wird die überwiegende Anzahl von Bohrlöchern eingebracht, um die Komponenten mittels Schraub- und Nietverbindungen zu fügen. So gibt es im Flugzeugbau Baugruppen, wie z. B. der Rumpf eines Verkehrsflugzeuges, in den mitunter mehrere zehntausend Bohrungen eingebracht werden müssen [6, 7]. Dabei gelten gerade in der Luftfahrt höchste Qualitätsanforderungen [7].

Das Zerspanen von CFK ist ein anspruchsvoller und kostenintensiver Prozess. Die technologischen Herausforderungen betreffen sowohl die eingesetzten Werkzeuge als auch die zu bearbeitenden Lamine. Die hochsteifen und abrasiv wirkenden Kohlefasern zeichnen sich verantwortlich für einen erheblichen Werkzeugverschleiß. Gleichzeitig führt die anisotrope und heterogene Werkstoffstruktur mit einer Kombination aus hochfesten Fasern und einer sehr viel schwächeren, meist spröden und temperaturempfindlichen Polymermatrix zu einer starken Anfälligkeit dieses Werkstoffs für bearbeitungsinduzierte

Schädigungen. Insbesondere Delaminationen gelten dabei als besonders kritisch, da sie im Verdacht stehen, die Festigkeit und das Ermüdungsverhalten von CFK nachteilig zu beeinflussen.

Zudem kann es bereits während der Herstellung von CFK-Laminaten zu materialtypischen Fehlstellen im Inneren, wie z. B. Poren, kommen, von denen ebenfalls eine negative Wirkung auf das Werkstoffverhalten ausgehen kann. Oftmals können sowohl herstellungs- als auch bearbeitungsinduzierte Fehlstellen nicht gänzlich vermieden werden und stellen den Anwender vor die Frage, inwieweit die Zuverlässigkeit der Faserverbundstruktur unter mechanischer Beanspruchung gewährleistet bleibt. Wie eine Reihe von Beispielen aus der Luftfahrt zeigt, gibt es auch heute noch große Unsicherheiten bei der Bewertung von Materialungängen in FVK [8–10]. Diese Wissenslücken haben oftmals hohe Sicherheitsfaktoren in der Auslegung, ungeplante Reparaturen und auch die Verschrottung vermeintlicher Schlechteile zur Folge.

Ziel dieser Forschungsarbeit ist es daher, einen Beitrag zum Verständnis der Zusammenhänge zwischen der Materialqualität von CFK, seiner Zerspanbarkeit und dem mechanischen Verhalten unter Berücksichtigung herstellungs- und bearbeitungsinduzierter Fehlstellen zu leisten. Dazu werden CFK-Lamine aus dem luftfahrttypischen Prepreg HexPly[®] M21/T800S gesamtheitlich entlang der kompletten Prozesskette vor, während und nach der Bohrbearbeitung betrachtet. Im ersten Schritt wird der Frage nachgegangen, welche Auswirkungen herstellungsinduzierte Poren auf die statische Festigkeit und Steifigkeit sowie die für die Zerspanung relevanten bruchmechanischen Eigenschaften haben. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse stellen die Grundlage für die Bewertung des Zerspanungsverhaltens auf Basis der beim Bohren eingebrachten Materialschädigung dar. Gleichzeitig erfolgt eine Evaluation und Weiterentwicklung der Methoden zur Schädigungsbewertung. Im letzten Schritt steht dann der Einfluss der bearbeitungsbedingten Schädigung auf das Festigkeits- und Ermüdungsverhalten der Faserverbundlamine im Vordergrund.

2 Stand der Forschung und Technik

2.1 Grundlagen zu Faserverbundkunststoffen (FVK)

In diesem Kapitel wird auf die zum Verständnis der Arbeit notwendigen Grundlagen zu Faserverbundkunststoffen (FVK) eingegangen. Dabei erfolgt zunächst eine Einordnung des verwendeten CFK-Werkstoffs in die FVK-Materiallandschaft in Abschnitt 2.1.1. Anschließend werden einige Zusammenhänge und Begriffe zum mechanischen Verhalten der Werkstoffe (2.1.2), sowie zur Kerbwirkung von Bohrlöchern eingeführt (2.1.3). Abschließend widmet sich Kapitel 2.1.4 dem Stand der Wissenschaft zum Einfluss von Poren auf die statische Festigkeit und die bruchmechanischen Eigenschaften von FVK.

2.1.1 Werkstoffliche Einordnung

Faserverbundwerkstoffe (FVW) stellen definitionsgemäß keine Werkstoffe im eigentlichen Sinne dar, sondern sind bereits Verbundbauteile mit spezifischem Konstruktionsprinzip. Dennoch werden sie im Allgemeinen den Werkstoffen zugeordnet. Meist versteht man unter dem Begriff des FVW einen Verbund aus hochfesten Kohle-, Glas- oder Naturfasern und einem Kunststoff. Zur klaren Abgrenzung gegenüber Faserverbundwerkstoffen mit metallischer oder keramischer Matrix, wird für die polymeren FVW oftmals der Begriff des Faserverbundkunststoffs (FVK) verwendet [2, 3].

Aufgrund der großen Materialvielfalt, die sich unter anderem aus den nahezu beliebigen Kombinationsmöglichkeiten der Verbundpartner ergibt, erscheint eine genauere Eingrenzung der Materialklasse notwendig. Der dieser Arbeit zu Grunde liegende kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK), namentlich

„M21/T800S“, ordnet sich durch folgende Merkmale in die Werkstofflandschaft der FVK ein:

- Die *Kohlenstofffasern* weisen im Verhältnis zur Bauteilgröße eine **endlose** Länge auf und liegen **präzise ausgerichtet** im Verbund vor. Aufgrund seiner Eigenschaften [11] ordnet sich die Verstärkungsfasern Torayca[®] T800S in die Kategorie des mittleren Elastizitätsmoduls (engl. intermediate modulus, kurz: IM) bei gleichzeitig höchster Festigkeit ein [12].
- Die *Polymermatrix* ist **duroplastischer Struktur** und basiert auf einem warmahärtenden Epoxidharzsystem, wengleich es sich bei HexPly[®] M21 um ein modifiziertes Harz-Härter-System handelt, das zur Zähigkeitssteigerung zusätzlich thermoplastische Bestandteile enthält.
- Der *Aufbau* des CFK ist als **Gelege** einzustufen, d. h. es besteht aus schichtweise übereinander laminierten Faserlagen mit **unidirektionaler Faserausrichtung**.
- Die *Herstellung* des CFK erfolgt aus **vorimprägnierten Fasermatten (Prepregs)**, bei denen die unidirektional ausgerichteten Faserbündel (Rovings) nebeneinander angeordnet vorliegen und bereits von einem reaktionsfähigen Harz-Härter-System benetzt sind. Die Aushärtung erfolgt unter Druck und erhöhter Temperatur, nachdem der Laminataufbau mit individuell orientierten Einzellagen durch das Übereinanderschichten des zugeschnittenen Prepregs eingestellt wurde.

Für eine Übersicht zur Vielfalt der FVK in den oben genannten Kategorien wird auf einschlägige Fachbücher verwiesen [1–4, 12]. Die genaue technische Spezifikation des verwendeten Werkstoffs erfolgt in Abschnitt 3.1.

2.1.2 Mechanisches Verhalten

Durch die in der Matrix ausgerichteten Fasern weisen FVK anisotrope, d. h. richtungsabhängige, Eigenschaften auf. Dies gilt sowohl für den Fall rein elastischer Beanspruchung, als auch für das Versagen der Werkstoffe. Sämtliche Betrachtungen zu Spannungen und Dehnungen müssen daher in Abhängigkeit der Raumrichtung erfolgen. Die wichtigsten Definitionen und Begrifflichkeiten werden hier kurz wiedergegeben. Für einen umfassenden Einblick in die Werkstoffmechanik der FVK sei auf die einschlägige Fachliteratur verwiesen [2, 3, 13, 14].

Elastisches Verhalten

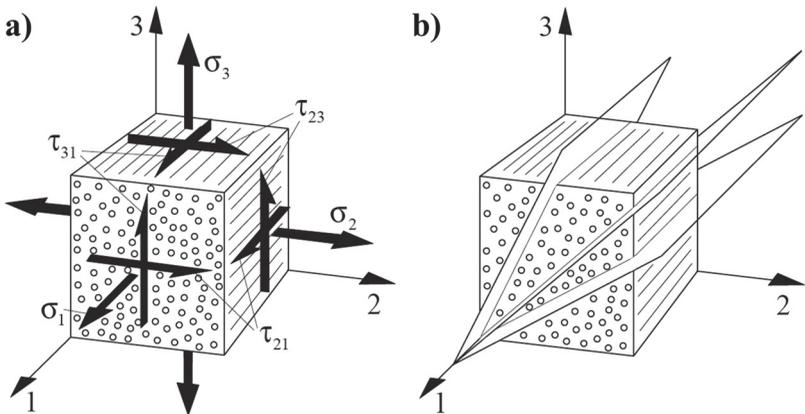


Abbildung 1: a) Volumenelement einer UD-Schicht, b) Demonstration der transversalen Isotropie durch die Isotropieebene senkrecht zur Faserrichtung [2].

Grundlage aller Betrachtungen stellt die unidirektionale Schicht dar. Die Definition der drei Raumrichtungen erfolgt in einem kartesischen (lokalen) Faserkoordinatensystem, wie es in Abbildung 1a mit den zugehörigen Normal- (σ) und Schubspannungen (τ) dargestellt wird. Dabei werden die Hauptrichtungen wie folgt indiziert:

1 → Richtung parallel zu den Fasern

2 → Richtung senkrecht zu den Fasern

3 → Dickenrichtung (ebenfalls senkrecht zu den Fasern)

Oftmals wird auch die physikalische Notation mit den Symbolen für parallel „||“ ($\triangleq 1$) und senkrecht „⊥“ ($\triangleq 2 \triangleq 3$) verwendet.

Da in einem Volumenelement einer UD-Schicht drei orthogonal zueinander stehende Symmetrieebenen (1-2, 1-3, 2-3) vorliegen, kann das Material als orthotrop angesehen werden. Weiterhin liegt eine isotrope Ebene senkrecht zur Faserrichtung (2-3-Ebene) vor. Wie in Abbildung 1b dargestellt, stellen alle zur 2-3-Ebene senkrecht stehenden Flächen neue Symmetrieebenen mit gleicher Faserorientierung auf. Dadurch tritt der Sonderfall der transversalen Isotropie ein, deren räumliches Elastizitätsgesetz in Gleichung (2.1) wiedergegeben wird [2, 14].

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & \frac{-\nu_{21}}{E_2} & \frac{-\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & \frac{-\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{13}}{E_1} & \frac{-\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{31}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{21}} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (2.1)$$

Die in der Nachgiebigkeitsmatrix in Gleichung (2.1) enthaltenen Elastizitäts- und Schubmoduln sowie Querkontraktionszahlen werden durch fünf unabhängige Grundelastizitätskenngrößen beschrieben ($E_1, E_2, G_{21}, \nu_{21}, \nu_{23}$), da aufgrund der zuvor beschriebenen Symmetrien gilt [2]:

$$E_2 = E_3 \quad (2.2)$$

$$G_{21} = G_{31} \quad (2.3)$$

$$\nu_{21} = \nu_{31} \quad (2.4)$$

$$\frac{E_1}{\nu_{21}} = \frac{E_2}{\nu_{12}} \quad (2.5)$$

$$G_{23} = \frac{E_2}{2(1+\nu_{23})} \quad (2.6)$$

Zur Spannungs- oder Verformungsanalyse einer ebenen Beanspruchung (2D) wird ν_{23} nicht benötigt und in der Nachgiebigkeitsmatrix entfallen alle die Dickenrichtung betreffenden Einträge. In der Praxis werden nur selten unidirektionale Lamine eingesetzt, da die FVK-Komponenten meist nicht nur in eine Richtung belastet werden. Stattdessen werden die Schichten meist unterschiedlich orientiert. Dabei entsteht ein sogenannter Mehrschichtverbund (MSV). Mit Hilfe der klassischen Laminattheorie (CLT) für Scheibenelemente (2D) und Plattenelemente (3D) lassen sich die Schichtspannungen und -verzerrungen sowie die effektiven Ingenieurskonstanten eines MSV berechnen. Dabei erfolgt eine Transformation und Überlagerung der Elastizitätsgesetze in das (globale) Laminatkoordinatensystem, welches typischerweise mit lateinischen Buchstaben (x, y, z) indiziert wird [2, 3, 15].

Versagensverhalten

Das Versagensverhalten von FVK wird meist nicht auf mikromechanischer Ebene, sondern ebenfalls homogenisiert auf Basis der unidirektionalen Schichten und der richtungsabhängig wirkenden Spannungen betrachtet. Im Wesentlichen wird dabei zwischen zwei Versagensarten unterschieden: Dem Faserbruch (Fb) und dem Zwischenfaserbruch (Zfb) [2, 3, 15].

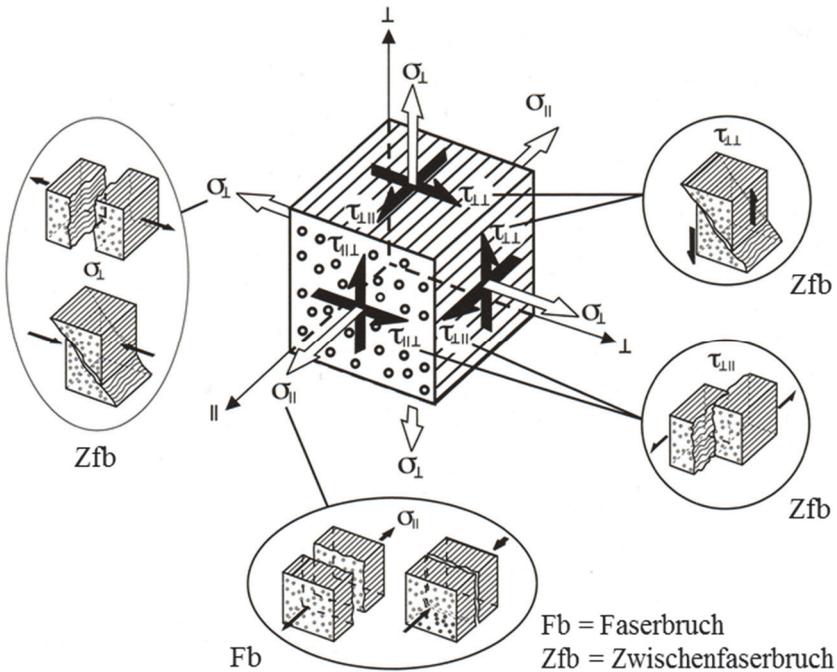


Abbildung 2: UD-Schichtspannungen und zugehörige Versagensarten. Nach [13], aus [3].

In Abbildung 2 sind die Spannungen in einem UD-Verbundelement und das jeweils typische Bruchverhalten schematisch dargestellt. Fb treten unter Zug- und Druckbeanspruchung parallel zur Faserorientierung auf. Bei Beanspruchungen unter Querkzug und Querkdruck, sowie unter Schubspannungen, kommt es hingegen zu einem Versagen der Matrix bzw. der Faser-Matrix-Grenzfläche

in Form von Zfb. Jeder Spannungszustand kann in Spannungen parallel und senkrecht zur Faser zerlegt werden. Das Versagen tritt mit Überschreiten der sogenannten Basis-Festigkeiten der UD-Schicht ein. Diese sind in faserparalleler Richtung um ein Vielfaches höher als die matrixdominierte Festigkeit unter Quer- und Schubbeanspruchung. Daher tritt in einem mechanisch belasteten MSV das Versagen normalerweise nicht in allen Lagen gleichzeitig auf. Meist entstehen zunächst Zfb-Risse in überwiegend quer beanspruchten Schichten, die zwar eine mäßige steifigkeitsreduzierende Wirkung auf das Gesamtlaminat haben, jedoch für die mechanische Belastbarkeit des Verbundes weniger kritisch sind. Das Auftreten von Fb ist hingegen meist mit dem Totalversagen des Laminats verbunden [2, 3].

Ein Trennbruch zwischen den Einzelschichten bzw. das Ablösen von Schichten wird als Delamination bezeichnet. Wenngleich es sich dabei ebenfalls um ein Matrixversagen handelt, wird diese Art des Versagens aufgrund der flächigen Schädigung und den damit verbundenen gravierenden Auswirkungen auf das Laminat gesondert vom Zfb behandelt. Delaminationen haben ihre Ursache in Normal- oder Schubspannungen die zwischen den Schichten (interlaminar) wirken. Diese treten insbesondere unter querkraftbehafteter Biegung, wie sie auch beim Durchgang eines Bohrers durch ein Laminat auftreten können, oder Schlagbeanspruchung auf. Zudem fungieren Zfb und freie Probenränder als Ausgangspunkt für Delaminationen [2].

In der Bruchmechanik von FVK wird neben der Art der Rissöffnung (Mode I, II, III) [16] meist nach der Richtung der Rissausbreitung unterschieden. Dabei gibt es im Wesentlichen drei unterschiedliche Beanspruchungssituationen: Die inter-, intra- und translaminare Rissausbreitung [17]. Diese Fälle werden in Abbildung 3 illustriert. Etwas verallgemeinert kann wie folgt unterschieden werden:

interlaminar → Rissausbreitung zwischen den Lagen (Delamination)

intralaminar → Rissausbreitung innerhalb der Lagen (Matrixversagen, Zfb)

translaminar → Rissausbreitung durch die Lagen (Faserversagen, Fb)

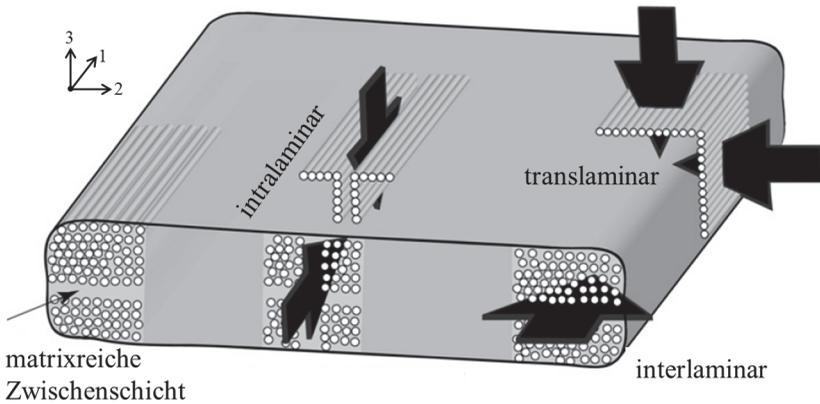


Abbildung 3: Übersicht über mögliche Rissausbreitungsrichtungen in unidirektionalen FVK. Nach [17].

Ein flächiger Riss in der 1-2-Ebene wird meist auch dann als interlaminar bezeichnet, wenn das Versagen als Z_{fb} innerhalb einer Lage auftritt. Da im CFK-Werkstoff der vorliegenden Arbeit jedoch eine matrixreiche, interlaminare Zwischenschicht mit abweichender Zusammensetzung und Eigenschaften vorliegt (vgl. Abschnitte 3.1 und 4.1), wird hier zur besseren Unterscheidung ein Versagen in der 1-2-Ebene innerhalb der Faserlagen ebenfalls als intralaminar bezeichnet.

2.1.3 Kerbwirkung von Bohrungen

In dieser Arbeit wurden CFK-Laminat mit Bohrlochern variabler bearbeitungsinduzierter Schädigung auf ihre Festigkeit und das Ermüdungsverhalten hin untersucht. Die hier dargestellten Grundlagen zur Kerbspannungslehre sollen zum Verständnis der Auswirkungen des Bohrlochs auf die Spannungsverteilung in den anisotropen FVK beitragen. Die nachfolgenden Gleichungen beziehen sich auf die Definitionen in Abbildung 4a.

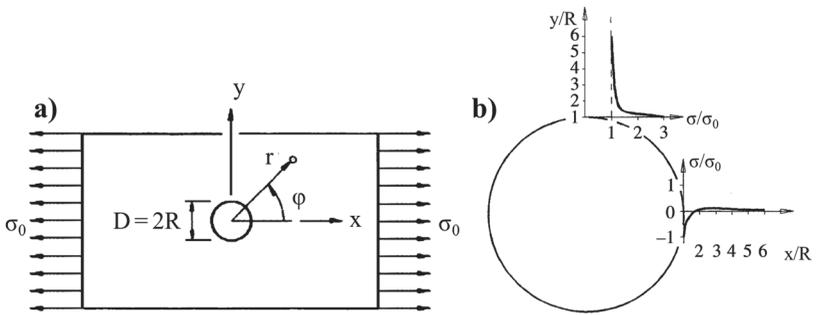


Abbildung 4: a) Definitionen zur Kerbwirkung einer gelochten Scheibe unter Zugbeanspruchung, b) Spannungsverteilung in einer unendlich ausgedehnten isotropen Scheibe für $\varphi = 0^\circ$ und $\varphi = 90^\circ$ (schematisch). Nach [18].

In einer mechanisch belasteten Scheibe führt eine kreisrunde Kerbe, wie sie auch ein Bohrloch mit dem Radius R darstellt, zu einer Störung des Kraftflusses im Material. Bedingt durch die Spannungsgradienten infolge der geometrischen Unstetigkeit kommt es lokal zu einer sogenannten Spannungskonzentration. Die Spannungsverteilung in der Ebene einer gelochten, isotropen Scheibe mit unendlicher Ausdehnung (d. h. Breite $b \gg R$) unter Zugbeanspruchung wird beschrieben durch [18]:

$$\sigma^\infty(r, \varphi) = \frac{\sigma_0}{2} \left[1 + \frac{R^2}{r^2} - \left(1 + \frac{R^4}{r^4} \right) \cos 2\varphi \right]; r \geq R \quad (2.7)$$

Dabei ist σ^∞ die tangentielle Spannung um das Bohrloch herum und σ_0 die angelegte Zugspannung. Die Polarkoordinaten eines beliebigen Punktes werden

durch den Abstand r zum Bohrungsmittelpunkt und dem Winkel φ beschrieben. Aus Gleichung (2.7) ist ersichtlich, dass die größte Spannung bei $\varphi = \pm 90^\circ$ und $r = R$ auftritt und dabei gilt: $\sigma_{\max} = \sigma_x(y = R) = 3\sigma_0$.

Durch die elastische Anisotropie in orthotropen Materialien, wie sie die unidirektionalen Schichten eines Faserverbundgeleges darstellen, verändert sich jedoch die Spannungsverteilung. Sie kann für $\varphi = \pm 90^\circ$ ($r = y$), in guter Näherung durch:

$$\sigma_x^\infty(y) = \frac{\sigma_0}{2} \left\{ 2 + \left(\frac{R}{y}\right)^2 + 3 \left(\frac{R}{y}\right)^3 - (K_t^\infty - 3) \left[5 \left(\frac{R}{y}\right)^6 - 7 \left(\frac{R}{y}\right)^8 \right] \right\}$$

mit $y \geq R$ (2.8)

beschrieben werden [14, 19]. Der Spannungskonzentrationsfaktor K_t^∞ für Materialien mit orthogonalem Materialgesetz errechnet sich gemäß [14]:

$$K_t^\infty = \frac{\sigma_x^\infty(y=R)}{\sigma_0} = 1 + n \left(\frac{a}{b}\right)$$
(2.9)

mit a und b als Halbachsen einer elliptischen Kerbe. Für einen Kreis ($a = b = R$) erhält man die Zahl n aus den Membransteifigkeiten A_{ij} des Laminats bzw. der unidirektionalen Schicht nach [14, 20]:

$$n = \sqrt{\frac{2}{A_{11}} \left(\sqrt{A_{11}A_{22}} - A_{12} + \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{2A_{66}} \right)}$$
(2.10)

und kann somit auch direkt durch die (effektiven) richtungsabhängigen Elastizitätskenngrößen ausgedrückt werden [14, 19]:

$$n = \sqrt{2 \left(\sqrt{\frac{E_x}{E_y}} - \nu_{xy} + \frac{E_x}{2G_{xy}} \right)}$$
(2.11)

Für isotrope Materialien wird $n = 2$ in Gleichung (2.11) und folglich $K_t^\infty = 3$ in (2.9), wodurch (2.8) wieder in die Form von (2.7) zurückgeführt wird.

Bei mechanischen Versuchen kann meist nicht von unendlicher Ausdehnung der Proben ausgegangen werden. Mit endlicher Probenbreite im Verhältnis zur Bohrlochgröße geht eine höhere Spannung σ_{enn} im Restquerschnitt einher, die nicht mehr mit σ_0 gleichgesetzt werden kann. Zudem verursacht die Nähe der freien Ränder zum Bohrloch eine Nachgiebigkeit, die die Spannungskonzentration verringert [14]. Abhilfe kann durch den Weitenkorrekturfaktor f_k geschaffen werden:

$$f_k = \frac{K_t}{K_t^\infty} \quad (2.12)$$

Dabei gilt [19]:

$$\frac{K_t}{K_t^\infty} = \frac{\sigma_x(y)}{\sigma_x^\infty(y)} = \text{const.} \quad (2.13)$$

Für isotrope Materialien kann f_k durch das Verhältnis des Lochdurchmessers $D = 2R$ und der Breite b angenähert werden [14, 19]:

$$f_k = \frac{2 + \left(1 - \frac{2R}{b}\right)^3}{3 \left(1 - \frac{2R}{b}\right)} \quad (2.14)$$

Eine einfache Formel zur Weitenkorrektur bei orthotropen Materialien existiert jedoch nicht. Es hat sich aber anhand von Finite-Elemente-Analysen gezeigt, dass Gleichung (2.14) für $2R/b \leq 0,25$ dennoch in guter Näherung zutreffend ist [14, 19].

Die zugrundeliegende Spannungsverteilung bezieht sich auf die angelegte Bruttospannung σ_0 , d. h. auf den Vollquerschnitt fernab des Bohrlochs bezogen. In der Praxis wird der Spannungskonzentrationsfaktor jedoch meist auf die im Restquerschnitt anliegende Nennspannung σ_{enn} bezogen [18]:

$$K_t^* = \frac{\sigma_{\text{max}}}{\sigma_{\text{enn}}} \quad (2.15)$$

Durch Umstellen von Gleichung (2.12) und Berücksichtigung der höheren Spannung im Restquerschnitt ergibt sich folgender Lösungsansatz für K_t^* bei endlicher Probenbreite:

$$K_t^* = \frac{\sigma_0}{\sigma_{nenn}} f_k K_t^\infty = \left(1 - \frac{2R}{b}\right) f_k K_t^\infty \quad (2.16)$$

Für isotrope Proben mit kreisrunder Kerbe ($K_t^\infty = 3$) kann K_t^* wie folgt angenähert werden [18]:

$$K_t^* = 3,00 - 3,13 \left(\frac{2R}{b}\right) + 3,66 \left(\frac{2R}{b}\right)^2 - 1,53 \left(\frac{2R}{b}\right)^3 \quad (2.17)$$

Gemäß den kontinuumsmechanischen Betrachtungen ist die Spannungsverteilung im Restquerschnitt einer gebohrten Probe unabhängig von der absoluten Bohrlochgröße. Dies trifft jedoch auf FVK im Gegensatz zu Metallen nicht zu, da sich mit dem Bohrlochdurchmesser die Verhältnisse zu festen geometrischen Parametern, wie z. B. dem Faserdurchmesser, verändern. Es zeigt sich eine Größenabhängigkeit in der Festigkeit gekerbter Laminare, da bei kleineren Bohrlöchern Spannungsspitzen durch lokale Schädigung leichter abgebaut werden können, wodurch die gemessene Festigkeit steigt. Wie aus Abbildung 5 ersichtlich, wird zwar nicht die Höhe des Spannungsmaximums durch den Bohrlochdurchmesser bestimmt, wohl aber der Spannungsverlauf. Es bestehen verschiedene modellhafte Ansätze, die den Größeneinfluss auf die Festigkeit beschreiben [14].

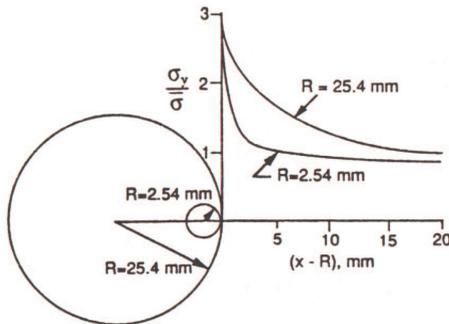


Abbildung 5: Einfluss der Kerbgröße auf die Spannungsverteilung in FVK (schematisch) [14].

2.1.4 Auswirkungen von Porosität auf die (bruch-)mechanischen Eigenschaften

Poren gelten in der Herstellung von polymeren Faserverbundwerkstoffen als praktisch unvermeidbar [21]. Ihre Entstehung kann verschiedenste Ursachen haben [21–23]:

- Einschluss ungefüllter Bereiche bei Infusionsverfahren (z. B.: RTM).
- Unpassende Prozessparameter: Insbesondere Druck- und Temperaturführung sind bei der Aushärtung von großer Bedeutung.
- Unzureichender Unterdruck und Leckagen bei der Verwendung von Vakuumsäcken (z. B. in der Autoklaventechnik).
- Kondensierte Feuchtigkeit auf der Oberfläche von Prepregs und Dampfbildung während der Aushärtung.

Als kritischster Prozessparameter für die Restporosität wird meist der Druck bei der Aushärtung angesehen. Weitere Einflussfaktoren für das Ausmaß der Porosität stellen unter anderem die Geometrie der hergestellten Komponente, der Faservolumengehalt und die Fließeigenschaften des Harzes dar. Darüber hinaus wird die Porositätsverteilung auch maßgeblich durch den Lagenaufbau des Laminats bestimmt [21].

Der Einfluss von Poren auf die mechanischen Eigenschaften und das Ermüdungsverhalten von FVK ist ein Forschungsfeld, das bereits seit den Anfängen der polymeren Faserverbundtechnik bearbeitet wird. In einem bis heute vielzitierten Reviewartikel von Judd und Wright [24] aus dem Jahre 1978 wurde der damalige Kenntnisstand aufgearbeitet, der in einem ebenfalls vielbeachteten Aufsatz von Cantwell und Morton [25] aus dem Jahre 1992 erweitert wurde. Die nach wie vor hohe Relevanz dieser Thematik zeigt sich an der weiterhin regen Forschungsaktivität. Ein kürzlich erschienener Reviewartikel von Liu und Chen [21] fasst den aktuellen Stand der Forschung zusammen. Als Kernaussagen können festgehalten werden:

- Insbesondere die matrixdominierten Eigenschaften werden maßgeblich durch die Präsenz von Poren herabgesetzt, aber auch das faserdominierte Werkstoffverhalten kann negativ beeinflusst werden. Eine grobe Einordnung typischer Beanspruchungen kann Tabelle 1 entnommen werden.
- Meist wird der integrale Porenvolumenanteil für die Korrelation mit den mechanischen Eigenschaften herangezogen. Die Größe, Form und Verteilung findet nur selten Beachtung, spielt jedoch eine wesentliche Rolle für die Intensität der Eigenschaftsdegradation.
- Neben der mechanischen Schwächung der Matrix durch Poren, kann auch die porositätsbedingte Aufnahme von Feuchtigkeit einen kritischen Einfluss auf das Festigkeits- und Lebensdauerverhalten von FVK ausüben.
- Durch die große Werkstoffvielfalt, überlagernde Einflüsse anderer Materialungängen und versuchstechnische Besonderheiten werden die Vergleichbarkeit und das Ableiten allgemeingültiger Aussagen erschwert.

Tabelle 1: Einordnung typischer Beanspruchungen in FVK. Erweitert nach [21].

Beanspruchung	Eigenschaftsbestimmende Werkstoffkomponente	
	Faser	Matrix
Zug	X	
Druck	X	X
Schub in der Ebene	X	X
Interlaminarer Schub		X
Interlaminare Bruchzähigkeit		X
Ermüdung	X	X

Auf einige Arbeiten der jüngeren Vergangenheit mit Bezug zu den in dieser Arbeit untersuchten Eigenschaften und Materialien wird nachfolgend etwas detaillierter eingegangen.

Mechanische Eigenschaften unter quasistatischer Beanspruchung

Olivier et al. [26] untersuchten den Einfluss des Pressdrucks im Autoklavprozess auf die Porenbildung und die resultierenden mechanischen Eigenschaften unidirektionaler CFK-Gelege. Sowohl der transversale Elastizitätsmodul ($E_{2,t}$), die Querzugfestigkeit ($\sigma_{2,t}$), als auch die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit (τ_{ILSS}) und der Biegeelastizitätsmodul ($E_{1,b}$) nahmen mit zunehmender Porosität im Bereich bis 10 Vol.-% kontinuierlich ab. Für $\sigma_{2,t}$ und τ_{ILSS} werden Verluste bis zu 35 % berichtet, während $E_{1,b}$ um bis zu 15 % abnahm. Auswirkungen auf den Elastizitätsmodul in Faserrichtung ($E_{1,t}$) konnten hingegen nicht festgestellt werden, wohl aber eine geringfügige Abnahme der Zugfestigkeit ($\sigma_{1,t}$), die mit lokalen Faserdeformationen in Folge der Porosität in Verbindung gebracht wird. Die ermittelten Zugeigenschaften in Abhängigkeit der Restporosität werden in Abbildung 6 dargestellt.

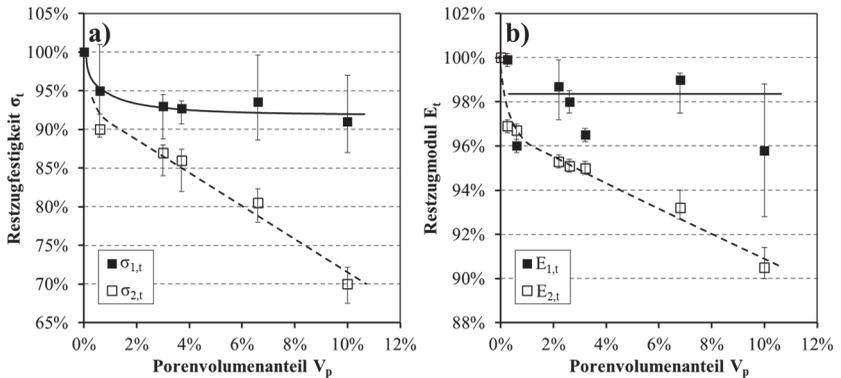


Abbildung 6: Auswirkung des Porengehalts auf die Zugeigenschaften von unidirektionalem, epoxidbasiertem CFK: a) Längs- ($\sigma_{1,t}$) und Querzugfestigkeit ($\sigma_{2,t}$), b) Longitudinaler ($E_{1,t}$) und transversaler ($E_{2,t}$) Zugmodul. Nach [26].

Wismon et al. [27] simulierten Porosität in CFK und GFK, indem sie PTFE-Monofilamente unterschiedlicher Größe in die Laminare einbetteten. Mit zunehmender Größe und Anzahl dieser künstlichen Fehlstellen nahm die interlaminare Scherfestigkeit ab. Sie stellten fest, dass die Abnahme der Festigkeit im Falle kleiner Poren am ehesten durch die reduzierte interlaminare Anbindungsfläche beschrieben werden kann. Erst bei größeren Einzeldefekten beginnt die Schädigungsinitiierung an den Poren in Folge von Spannungsüberhöhungen an Bedeutung.

Zhu et. al. [28] zeigen anhand von Mikrostrukturanalysen in CFK-Geweben auf, dass Poren zur Rissinitiierung und Rissausbreitung unter Schubbeanspruchung beitragen. Sie verweisen auf die Bedeutung des Lagenaufbaus und der Porenmorphologie für die Sensitivität der interlaminaren Scherfestigkeit.

Der starke Einfluss der Restporosität auf die interlaminare Scherfestigkeit von FVK wird von einer Vielzahl weiterer Autoren beschrieben [23, 29–33]. Dabei wird meist von einem materialspezifischen Porositätsgrenzwert ausgegangen, bis zu dem Poren keine Auswirkung auf $\tau_{II,SS}$ zeigen. Dieser Methodik liegt ein bruchmechanischer Ansatz zur Festlegung des kritischen Porengehalts zu Grunde. Dabei werden die im Material vorliegenden Poren zu einer „äquivalenten Rissgröße“ homogenisiert. Die porositätsabhängige Festigkeit σ_p wird durch ein modifiziertes Bruchkriterium nach Mar und Lin [34] allgemein wie folgt beschrieben [29]:

$$\sigma_p = K_c (V_p)^{-m} \quad (2.18)$$

Dabei ist K_c die Bruchzähigkeit der Matrix und m der materialspezifische Singularitätskoeffizient, der sich aus dem exponentiellen Fit der experimentellen Daten zur porositätsabhängigen Festigkeit ergibt. Aufgrund der guten Korrelation zwischen der Restporosität und dem Absorptionsverhalten für Ultraschallwellen wird anstelle des Porengehalts V_p oftmals direkt der US-Schwächungskoeffizient α eingesetzt. Der kritische Porengehalt $V_{p,krit}$ errechnet sich als Schnittpunkt des in Gleichung (2.18) definierten Graphen mit der Festigkeit des porenfreien Laminats. Im Falle der interlaminaren Scherfestigkeit lautet das Akzeptanzkriterium [29]:

$$V_{p,krit} = \left(\frac{\tau_{ILSS,0}}{K_{IIc}} \right)^{-1/m} \quad (2.19)$$

Dabei ist $\tau_{ILSS,0}$ die interlaminare Scherfestigkeit eines porenfreien Laminats und K_{IIc} die interlaminare Bruchzähigkeit im Bruchmodus II. Wie die Untersuchungen von Jeong et al. [29], Costa et al. [23] und Guo et al. [32] zeigen, liegt das Akzeptanzlevel für epoxidbasierte CFK-Gelege meist in der Größenordnung von rund 1 Vol.-%. Allgemein wird berichtet, dass die porositätsabhängige interlaminare Scherfestigkeit sich gut durch die Mar-Lin-Theorie beschreiben lässt. Mouritz [33] berichtet hingegen, dass der Ansatz nicht für große Porengehalte in GFK geeignet ist.

In einer späteren Arbeit bestimmten Olivier et al. [31] die mechanischen Eigenschaften unidirektionaler CFK-Gelege in Abhängigkeit des Porenvolumenanteils, der mittels unterschiedlicher Drücke beim Aushärten im Autoklaven eingestellt wurde. Die Auswertungen der interlaminaren Scherfestigkeit und der Querzugfestigkeit zeigen einen klaren Abfall dieser matrixdominierten Eigenschaften mit zunehmendem Porengehalt (vgl. Abbildung 7). Die porositätsabhängigen Festigkeiten folgen dabei weitestgehend einem exponentiellen Trend. Der tolerierbare Porenanteil $V_{p,krit}$ wurde entsprechend der zuvor beschriebenen Technik festgelegt. Für Lamine auf Basis des in dieser Promotionsarbeit verwendeten Matrixsystems HexPly[®] M21 liegt das kritische Niveau in der Größenordnung 1 - 2 Vol.-%.

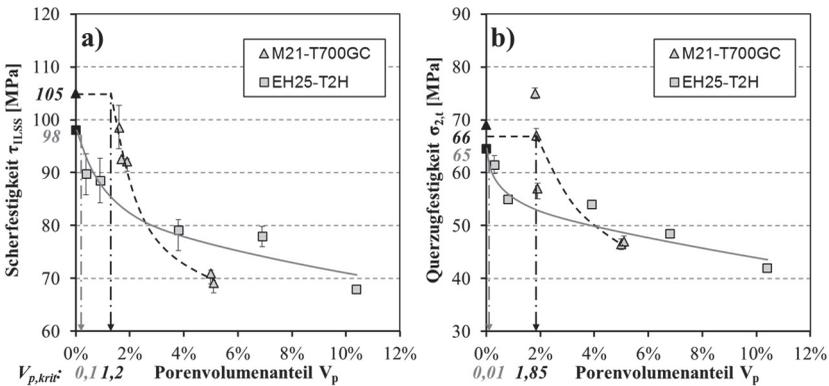


Abbildung 7: Korrelation der a) scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit τ_{LSS} und der b) Querzugfestigkeit $\sigma_{2,t}$ mit dem Porengehalt in CFK-Gelegen. Nach [31].

Auch unter statischer Biegebeanspruchung verursacht die Restporosität in FVK eine Degradation der Festigkeit und Steifigkeit, wengleich die Auswirkungen bei Weitem nicht so stark sind, wie im Falle der interlaminaren Scherfestigkeit. Almeida et al. [30] weisen einen Festigkeitsverlust in epoxidbasiertem CFK-Gewebe von rund 15 % bei einem Porenanteil von rund 6 % aus. Für ein ähnliches Material verzeichnen Guo et al. [32] einen Abfall der Biegefestigkeit von rund 20 % bei nur 3 Vol.-% Poren. In beiden Arbeiten ließen sich die Ansätze nach Gleichung (2.18) und (2.19) auch für die Biegefestigkeit anwenden. In der Arbeit von Chambers et al. [35] wurden unidirektionale CFK-Lamine mit variablem Porengehalt bis 3,1 Vol.-% unter statischer und dynamischer Dreipunktbiegebeanspruchung geprüft. Erst für Porengehalte > 2 Vol.-% wurde eine abfallende Tendenz der Festigkeit und Zunahme der Streuung, sowie eine Abnahme der Lebensdauer unter zyklischer Belastung festgestellt. In Gefügeanalysen konnte die rissinitierende und -lenkende Wirkung großer Poren nachgewiesen werden.

Hagstrand et al. [36] fanden eine nahezu lineare Abnahme des Biegeelastizitätsmoduls und der Biegefestigkeit mit steigendem Porenanteil in unidirektionalen GFK ($\Delta E_{1,b} \approx \Delta \sigma_{1,b} \approx 1,5 \% / \text{Vol.}\%$). Sie weisen jedoch darauf hin, dass gleichzeitig aufgrund der gewichtsneutral zunehmenden Laminatdicke

durch die Poren und dem damit verbundenen Anstieg des Flächenträgheitsmoments die Biegesteifigkeit in stärkerem Maße ansteigt. Dieser Effekt wird von Yang und Hajjar [37] auch für CFK-Gelege unterschiedlichen Lagenaufbaus aufgezeigt und in einem analytischen Modell beschrieben.

Guo et al. [32] wendeten das Mar-Lin-Kriterium nach Gleichung (2.18) auch auf die Zugfestigkeit gewebter CFK-Lamine (T700/TDE85 $[0,90]_{3s}$) an und stellten einen Festigkeitsverlust von rund 15 % bei $V_p \approx 3$ Vol.-% fest. Für das gleiche Material zeigen Liu et al. [38], dass sich eine Restporosität in vergleichbarer Größenordnung auf alle Festigkeiten und Steifigkeiten unter Zug-, Schub- und Biegebeanspruchung negativ auswirkt, wobei der Einfluss auf den Zugmodul vernachlässigbar erscheint. Die Korrelationen werden in Abbildung 8 dargestellt.

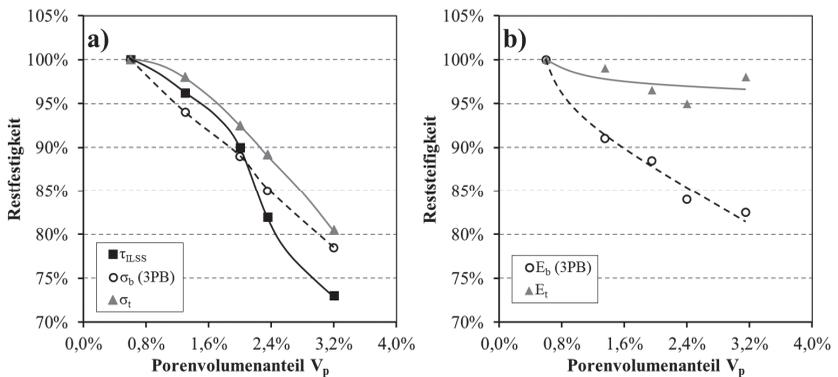


Abbildung 8: Einfluss der Restporosität auf die a) Festigkeiten und b) Elastizitätsmoduln in CFK-Gewebe T700/TDE85 $[0,90]_{3s}$. Nach [38].

Aus den Ergebnissen von Zhu et al. [39] wird deutlich, dass die Sensibilität der Zugeigenschaften wesentlich durch den jeweiligen Lagenaufbau bestimmt wird. So nimmt der Einfluss auf den E-Modul mit zunehmendem Anteil von longitudinal ausgerichteten Fasern signifikant ab. Für die Festigkeit von CFK-Geweben wurde unabhängig vom Lagenaufbau eine geringe Abnahme der Festigkeit von rund 2 % bei $V_p \geq 8$ Vol.-% beobachtet.

Interlaminare Bruchzähigkeit

Asp und Brandt [40] bestimmten das Delaminationsverhalten eines porenbehafteten und eines porenfreien CFK-Geleges (HTA/6376C) in reinen und gemischten Beanspruchungen im Mode I und II. In ihren bruchmechanischen Versuchen (DCB = Double Cantilever Beam, ENF = End Notched Flexure, MMB = Mixed Mode Bending) konnte kein signifikanter Einfluss der Porosität auf die Rissinitiierung festgestellt werden. Allerdings wurde ein deutlich stärkerer Anstieg der kritischen Energiefreisetzungsrates G_{IC} über der Risslänge in dem porenbehafteten CFK beobachtet, der durch das Auftreten von Faserbrücken in diesem Laminat begründet wird. Dieser Zusammenhang wird in Abbildung 9a schematisch skizziert.

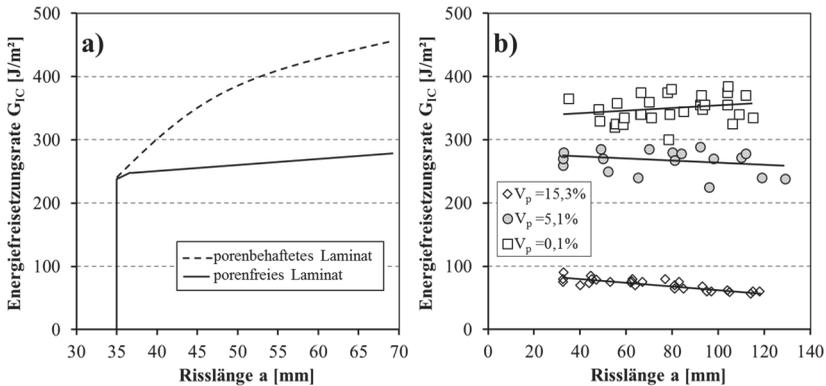


Abbildung 9: R-Kurven aus dem DCB-Versuch unidirektionaler CFK-Lamine in Abhängigkeit der Porosität: a) CFK HTA/3736C nach [40], b) CFK M21/T700GC nach [31].

Dasselbe Verhalten wird von Carraro et al. [41] für CFK-Gewebe berichtet. Ihre versuchsbegleitenden Mikrostrukturanalysen und FEM-Simulationen belegen, dass dieser Effekt der risslenkenden Wirkung der Poren zuzuschreiben ist, wodurch ein Risspfad mit energieintensiveren Schädigungsmechanismen wie der Faserbrückenbildung verursacht werden kann. Für sehr hohe Porenanteile (> 10 Vol.-%) berichtet Mouritz [33] hingegen von einer Abnahme der

interlaminaren Energiefreisetzungsrate und einer Unterdrückung der ansteigenden R-Kurve in GFK-Geweben. Die mittels polymerer Hohlkugeln porierten Lamine zeigten jedoch ausschließlich interlaminares Versagen ohne nennenswerte Faserbrückenbildung.

In der bereits genannten Arbeit von Olivier et al. [31] wurde auch der Einfluss des Porenanteils auf die interlaminare Energiefreisetzungsrate von unidirektionalem CFK M21/T700GC im DCB-Versuch nach ISO 15024 [42] untersucht. Das Matrixsystem entspricht folglich dem in dieser Arbeit ebenfalls verwendeten HexPly® M21 und die Methode zur Bestimmung von G_{IC} ist ebenfalls vergleichbar. Es wurden Porengehalte von 0 / 5 / 15 Vol.-% verglichen. Wie aus Abbildung 9b hervorgeht, nimmt die gemessene kritische Energiefreisetzungsrate mit zunehmendem Porenanteil ab. Bei einem Porenanteil von 5 Vol.-% liegt diese bereits 22 % unter dem Referenzwert von rund 350 J/m² des porenfreien Laminats. Ein ausgeprägtes R-Kurvenverhalten wurde nicht festgestellt.

Ricotta et al. [22] entwickelten ein analytisches Modell zur Vorhersage des Poreinflusses auf die interlaminare Bruchzähigkeit im Bruchmodus I. Der Ansatz beruht auf der Annahme eines nicht lasttragenden Bereichs in Folge von Poren bei der elastischen Balkenbiegung im DCB-Versuch und berücksichtigt zudem die orthotropen Materialeigenschaften der FVK. Die Validierung erfolgte anhand von zweidimensionalen Finite-Elemente-Simulationen. Es wird aufgezeigt, dass die Präsenz von Poren zu einem Anstieg der Spannungsintensität vor der Rissspitze führt. Mit zunehmender Porengröße und abnehmendem Abstand zwischen Pore und Rissspitze nimmt diese zu. Die Autoren weisen zudem auf die Bedeutung der Porenform hin. So wird der Einfluss elliptischer Poren signifikant durch ihr Größenverhältnis bestimmt.

Zusammenfassung

Die zitierten Studien bestätigen im Wesentlichen die eingangs erwähnten Kernaussagen der Reviewartikel [21, 24, 25]. Ergänzend sei im Hinblick auf die in dieser Arbeit untersuchten mechanischen Eigenschaften festgehalten:

- Die Festigkeit unter statischer Zug-, Biege- und Schubbeanspruchung wird unterschiedlich stark durch die Porosität beeinflusst. Allgemein gilt: $\Delta\sigma_t < \Delta\sigma_b < \Delta\tau_{ILSS}$.
- Der Biegemodul reagiert sensibler als der Zugmodul: $\Delta E_t < \Delta E_b$.
- Es existiert ein materialspezifischer, kritischer Porenanteil bis zu dem der Einfluss auf die Festigkeit zu vernachlässigen ist.
- Die Intensität der Festigkeits- und Steifigkeitsreduktion wird neben der Größe, Form und Verteilung der Porosität besonders durch den Lagenaufbau bestimmt. Insbesondere unter Zug- und Biegebeanspruchung hängt die Degradation wesentlich vom Anteil der in Lastrichtung orientierten Fasern ab. D. h. je stärker diese Eigenschaften durch die Fasern dominiert werden, desto geringer ist der Einfluss von Poren in der Matrix.
- Die literaturbekannten Ergebnisse zum Poreneinfluss auf die interlaminaire Energiefreisetzungsrate liefern ein mitunter widersprüchliches Bild. Der Versuchsführung und der Porenmorphologie kommt eine besondere Bedeutung hinsichtlich der Rissinitiierung und dem Risswachstum zu.

2.2 Spanende Bohrbearbeitung von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK)

Dieses Kapitel beinhaltet notwendige Grundlagen und eine Übersicht zum Stand der Wissenschaft und Technik der spanenden Bohrbearbeitung von CFK. Eine Einteilung der Bearbeitungsprozesse erfolgt in Kapitel 2.2.1. In den nachfolgenden Abschnitten wird auf die Arten von Schäden bei der Bearbeitung (2.2.2), ihrer Bewertung (2.2.3) und ihrer Wirkung auf das mechanische Verhalten unter statischer und dynamischer Beanspruchung (2.2.4) eingegangen.

2.2.1 Einführung

Das Bohren von FVK im Allgemeinen, sowie von CFK im Speziellen, ist ein technologisch anspruchsvoller Prozess. Die heterogene Konstitution dieser Werkstoffklasse macht sie anfällig für Schäden sowohl an den Werkzeugen als auch an den Werkstücken. An den Werkzeugen verursachen die hochfesten und abrasiv wirkenden Kohlefasern einen erheblichen Materialverschleiß. Duroplastische FVK-Werkstücke erfahren bei der Bohrbearbeitung Schädigungen insbesondere aufgrund ihrer hohen Anisotropie und Sprödigkeit sowie der geringen Festigkeit und Temperaturbeständigkeit der polymeren Matrix. Werkzeugseitig birgt somit die Steigerung der Standzeit durch Verringerung des Verschleißes ein großes technologisches und wirtschaftliches Potential. Werkstückseitig hingegen liegt der Fokus in der Industrie und Wissenschaft auf der schadungsfreien Einbringung der Bohrlöcher. Für die Bohrbearbeitung von FVK werden unterschiedliche Bearbeitungsstrategien verfolgt. Eine Übersicht ist in Abbildung 10 dargestellt.

Bohrbearbeitung von FVK	
Spanende Verfahren	Abtragsverfahren
Konventionelle Zerspantung	Wasserstrahlbearbeitung
Vibrationsgestütztes Bohren	Laserbearbeitung
Hochgeschwindigkeitsbohren	Funken-/Drahterosion
Bohrschleifen	
Zirkular-/Taumelfräsen	

Abbildung 10: Einordnung der Bearbeitungsstrategien zur Bohrbearbeitung von FVK. Abgeleitet und erweitert nach [43].

Unter den genannten Verfahren stellt das konventionelle, einachsige Bohren ins Volle den technologisch bedeutendsten Prozess dar [44]. Dieser wird auch in dieser Arbeit herangezogen. Die überwiegende Anzahl der Veröffentlichungen zur Bohrbearbeitung von FVK bezieht sich auf die konventionelle Zerspantung [43]. Wesentliche Aspekte der publizierten Arbeiten im Hinblick auf das Zerspantungsergebnis sind die Bearbeitungsparameter, die Werkzeuggeometrie, Spanverhältnisse sowie der Werkzeugverschleiß.

Für eine generelle Übersicht zum Bohren von FVK sei an dieser Stelle auf diverse Reviewartikel [43, 45], Fachbücher [46, 47] und Dissertationen [44, 48, 49] verwiesen. Im Folgenden soll insbesondere auf die für diese Arbeit relevanten Aspekte der bearbeitungsinduzierten Schädigung, ihrer Entstehung und Bewertung, sowie ihrem Einfluss auf das Festigkeits- und Ermüdungsverhalten eingegangen werden.

2.2.2 Bearbeitungsinduzierte Schädigung beim Bohren

Beim Bohren von FVK treten aufgrund der heterogenen Konstitution dieser Werkstoffe Schädigungsmechanismen auf, die in der konventionellen Zerspannung metallischer Werkstoffe nicht vorkommen [50]. Sie lassen sich im ersten Schritt nach ihrem Entstehungsort einteilen [48, 50, 51]:

- Bohrungskanal:
Faserausbrüche/-ausrisse, thermische Schäden der Matrix (z. B. Matrixverschmierungen), Faser-/Matrixrisse
- Bohrungsein-/austritt auf der Laminatoberfläche:
Delaminationen, Abplatzungen, Ausfransungen, Faserüberstände

Art und Lokalität der Schäden werden in Abbildung 11 schematisch dargestellt. Unter den vorgenannten Mechanismen stellen die Delaminationen, insbesondere auf der Bohreraustrittsseite, und Faserausbrüche in der Bohrungswand die kritischsten Defekte im Hinblick auf die Bauteilperformance dar [50]. Ausfransungen und Faserüberstände hingegen sind zwar unerwünscht, gelten jedoch als Bearbeitungsfehler, die durch Nacharbeit behoben werden können [51]. Daher finden diese Schädigungsphänomene in der Fachliteratur kaum Beachtung [44]. Auch ist nicht von einer Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften durch diese Imperfektionen auszugehen, weshalb sie auch in dieser Arbeit nicht weiter betrachtet werden sollen. Auf die Entstehung von Defekten an der Bohrungswand und von Delaminationen wird nachfolgend eingegangen. Für eine Übersicht zu weiteren Schädigungsphänomenen und Qualitätskriterien sei an dieser Stelle insbesondere auf die Dissertation von Pfeifroth verwiesen [44].

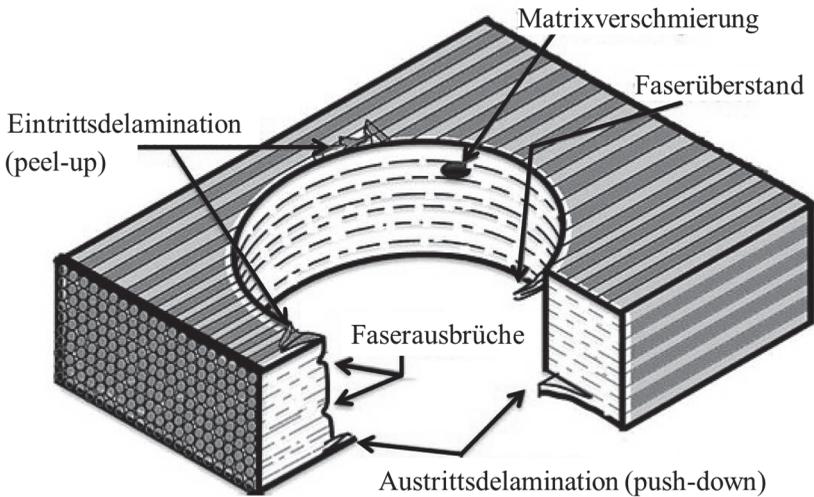


Abbildung 11: Schematische Darstellung zu Art und Ort bearbeitungsinduzierter Defekte beim Bohren von FVK [50].

Bohrungskanal

Beim Bohren wirken die Schnittkräfte überwiegend in tangentialer Richtung zum Werkzeug und nehmen mit steigender Umfangsgeschwindigkeit von innen nach außen zu. Aufgrund der hohen Anisotropie durch die unidirektionale Ausrichtung der Faserlagen, ändern sich die Eingriffsverhältnisse beim Durchgang des Bohrers durch eine unidirektionale Schicht permanent über dem Umfang. Während der Rotation des Werkzeugs um die eigene Achse steht die Werkzeugschneide somit in einem sich fortlaufend veränderlichen Winkel zu den Verstärkungsfasern, wie in Abbildung 12 dargestellt. In dieser Arbeit wird der relative Winkel zwischen der Schnittrichtung der Schneidkante und der Faserorientierung als Faser-Schneide-Winkel (FSW) bezeichnet. Eine einheitliche Nomenklatur konnte in der Literatur nicht gefunden werden.

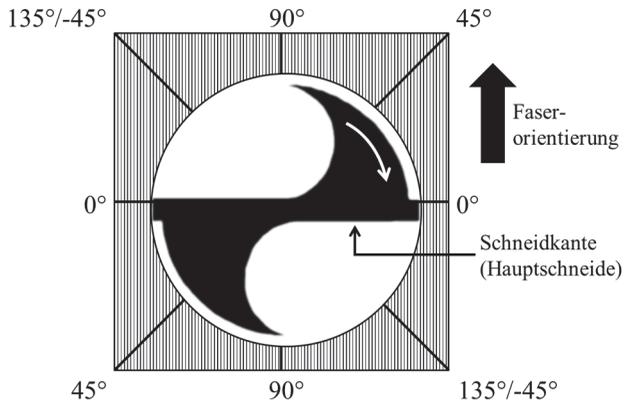


Abbildung 12: Definitionen zum Faser-Schneide-Winkel (FSW). In Anlehnung an [50].

In Abhängigkeit des FSW ergeben sich unterschiedliche Mechanismen der Spanbildung und der Schädigung der Bohrungswand. Für Untersuchungen zum Zerspanungsverhalten in Abhängigkeit des FSW eignen sich vereinfachte Zerspanungsversuche mit orthogonalem Schnitt, da sie eine einfache Variation der Faserorientierung und der Schneidkanten­geometrie ermöglichen [47, 48]. Die nachfolgende Beschreibung der Mechanismen beruht auf solchen Untersuchungen. Beispielsweise betrachtete Rummenhöl­ler [52] dazu einen Fräsprozess, Henerichs [48] hingegen griff auf das Drehen zurück. Eine Simulation der Spanbildung erfolgte durch Calzada et al. [53] mittels der Finite-Elemente-Methode.

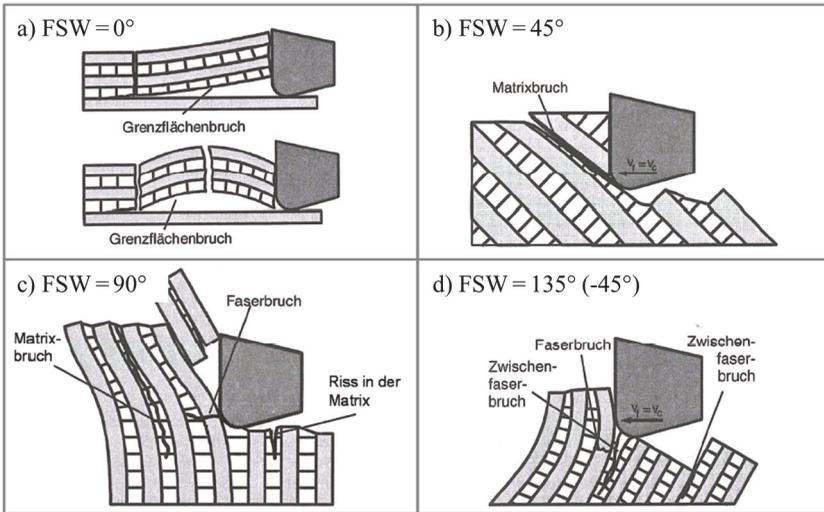


Abbildung 13: Spanbildungs- und Schädigungsmechanismen wichtiger Faserorientierungen nach Rummenhölter [52] (aus [48]).

Bei einer Faserorientierung von 0° (vgl. Abbildung 13a) bewegt sich die Schneide parallel zu den Fasern. Im Falle eines positiven Spanwinkels kommt es zu einem Abschälen der Fasern und Rissbildung der Grenzfläche (a, oben), während ein negativer Spanwinkel hohe Druckspannungen in den Fasern verursacht und das Ausknicken begünstigt (a, unten). Die Spanbildung tritt in beiden Fällen bei Erreichen kritischer Dehnungslimits in den auf Biegung belasteten Fasern auf [47, 48, 52, 53]. Gleichzeitig erfährt der unzerspante Werkstoff unter der Oberfläche eine hohe Druckbeanspruchung, wodurch Faserbrüche entstehen können [48, 54]. Die erzeugte Oberfläche zeichnet sich durch eine geringe Oberflächenrauheit aus [50, 52, 55].

Ein FSW zwischen 0° und 90° (vgl. Abbildung 13b) bedeutet eine Neigung der Fasern in Richtung der Schnittbewegung. Die Schneidkante des Werkzeugs induziert hier hohe Druckspannungen in die Fasern und führt zu deren Bruch lokal an der Kontaktstelle der Schneide. Anschließend werden die Fragmente durch die voranschreitende Schneidkante verdrängt und entlang der Faser-

Matrix-Grenzfläche in Faserrichtung abgeschert. Während der Druckphase kommt es zu Rissbildung in den Fasern, die in geringer Tiefe unter der bearbeiteten Oberfläche auftreten kann [47]. Zudem erfahren die Bereiche vor der Schneidkante eine Biegebeanspruchung, was zu Grenzflächenrissen im unzerpantten Material führen kann [54]. Da die Fasern jedoch durch das intakte umliegende Material gestützt werden, sind diese Biegebelastungen gering [55]. Die bearbeitete Oberfläche weist in diesem Bereich ebenfalls eine geringe Rauheit auf [50, 55].

Bei einem FSW von 90° (vgl. Abbildung 13c) müssen die meisten Fasern je Wegstrecke durchtrennt werden. Die Fasertrennung erfolgt durch Schubbeanspruchung senkrecht zur Faserachse. Aufgrund der Querbelastung der Fasern erfährt der Werkstoff eine hohe Druck- und Biegebeanspruchung, wodurch Schubspannungen in der Matrix verursacht werden und es zu Matrixrissen kommen kann [48, 52]. Nach Koplev et al. [56] sind die Fasern in diesem Bereich oftmals mit anhaftenden Matrixmaterial bedeckt. Sheikh-Ahmad [47] berichtet von einer unregelmäßigen Oberfläche mit herausstehenden Fasern unterschiedlicher Länge, sowie von Querrissen in Nähe der Faserenden. Pfeifroth [44] zeigt anhand von REM-Untersuchungen an gebohrten CFK-Geweben, dass die Fasern unter dieser Ausrichtung freiliegen und senkrechte Gewaltbruchflächen aufweisen. Die Oberflächenrauheit bleibt auf einem vergleichbar niedrigem Niveau [50, 55].

Ein FSW über 90° (vgl. Abbildung 13d) beutet eine Neigung der Fasern entgegen der Schnittbewegung. Dadurch erfahren die Fasern bei Druck der Schneide gegen ihr Ende eine Biegebeanspruchung, die mit zunehmenden Winkel wieder in eine Druckbeanspruchung in Faserrichtung (vgl. FSW = 0° in Abbildung 13a) übergeht. Die Biegebelastung kann wiederum zu Zwischenfaserbrüchen führen, die in das Grundmaterial hineinreichen [48, 52]. Nach Wang und Zhang [55] ist in diesem Fall die Abstützung durch das umliegende Material nicht gegeben, wodurch die Fasern stärker gebogen werden und im höheren Maße Grenzflächenablösung geschieht. Die durch die Biegebeanspruchung entstehenden Druck- und Zugspannung führen letztlich zum Bruch der Faser und Matrix, wodurch es nach elastischer Rückfederung zu stufenförmigen

gen Faserausbrüchen in der Oberfläche kommt [47]. Die Fasern brechen praktisch bündelweise aus der Oberfläche heraus [54]. In der Folge werden bei einem FSW von 135° bzw. -45° die höchsten Rauheiten gemessen [50, 55].

In mikrostrukturellen Untersuchungen an materialographischen Schlifflen wurden von Pecat et al. [57] keine nennenswerten Schäden unter 0° und 45° nach der Fräsbearbeitung eines CFK-Gelegen gefunden, während unter 90° und -45° eine massive Rissbildung unter der Oberfläche vorlag. Auch Henerichs [48] zeigt mit Schliffbildern und REM-Aufnahmen die Veränderung des Schadensbildes bei zunehmendem FSW in seinen Drehversuchen mit orthogonalem Schnitt. Übereinstimmend mit Pecat et al. wird bei FSW = 0° von keiner tiefergehenden Schädigung unterhalb der obersten Faserlage berichtet. Mit steigendem FSW traten zunehmend Matrixauswaschungen in den polymeren Zwischenschichten sowie Faserbrüche auf. Entgegen der Feststellung von Pecat et al. lag oberhalb von 90° zwar das charakteristische Sägezahnmuster mit stufenförmigen Faserausbrüchen vor, jedoch waren diese Oberflächen frei von tiefergehender Schädigung. Dies bestätigten auch die durchgeführten Bohrversuche. Während unter einem FSW von 45° mit zunehmendem Werkzeugverschleiß eine leichte Verbiegung der Fasern aufgrund der hohen Prozesskräfte festgestellt werden konnte, wurden unter 90° anfänglich einige Fasern herausgerissen und mit zunehmendem Standweg traten dort Faserbrüche auf [48]. Miller et al. [50] berichten von Faserausbrüchen beim Bohren von multidirektionalen CFK-Gelegen in einem Bereich von 30° bis 40° um eine Faserorientierung von FSW = 135° herum, die mehrere hundert Mikrometer in das Material hineinreichten. In Dickenrichtung beschränkte sich die Ausdehnung auf die Dicke einer Einzellage.

Trotz der signifikanten Fehlstellen, die im Bereich der Bohrungswand auftreten können, finden diese in der wissenschaftlichen Aufbereitung der Thematik nur wenig Beachtung [48]. Auch wird die Oberflächenrauheit nur selten als Qualitätskriterium herangezogen und besitzt längst nicht den Stellenwert wie in der Zerspanung von Metallen [44]. Dies liegt auch daran, dass es aufgrund von Matrixverschmierungen zu einer Oberflächenglättung kommen kann und somit oftmals nicht die wahre Topographie der Oberfläche abgebildet wird.

Darüber hinaus lassen sich die Schäden unterhalb der Oberfläche aufgrund ihrer geringen Größe kaum mit zerstörungsfreien Methoden nachweisen. Wie später im Kapitel 2.2.4 dargestellt, lässt die Oberflächenrauheit praktisch auch keine Rückschlüsse auf das mechanische Werkstoffverhalten zu.

Delaminationen am Bohrungsein-/austritt

Unter einer Delamination versteht man die Trennung von Faserlagen in einem Laminat unter Bildung von interlaminar verlaufenden Rissen. Sie gilt als das dominanteste und kritischste Schädigungsphänomen bei der Bohrbearbeitung von duroplastischen FVK. Delaminationen können sowohl am Bohrungseintritt als auch auf der Austrittsseite auftreten [43, 58, 59], wie in Abbildung 14 dargestellt. Oftmals werden sie als limitierender Faktor für die Zuverlässigkeit der Bohrbearbeitung gesehen. Es gibt ältere Berichte, dass rund 60 % aller Ausschüsse und Reparaturen in der Endmontage von Flugzeugen auf bohrend induzierte Delaminationen zurückzuführen sind [60].

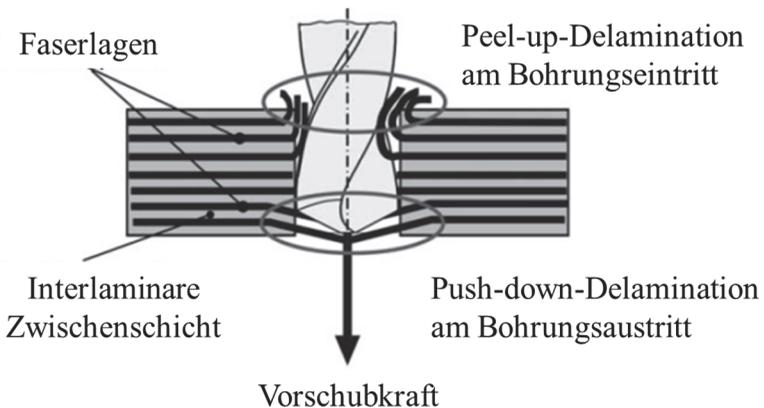


Abbildung 14: Schematische Darstellung der Delaminationsschädigung beim Bohren von FVK [59].

Auf der Bohreintrittsseite treten sogenannte Peel-Up-Delaminationen auf. Babu et al. [58] beschreiben den Hergang der Schädigungsentstehung wie folgt: Beim Eintritt des Bohrwerkzeugs in das Laminat werden die Fasern der Decklage zunächst durch die Schneidkante verdrängt und nicht geschnitten. Diese Faserstränge werden nach oben in die Spirale des Bohrwerkzeugs gezogen, während sich das Werkzeug weiter in das Laminat hineinbewegt. Daraus resultiert eine nach oben gerichtete Kraftkomponente, die als Zugkraft (Schälkraft) auf die ungeschnittenen Fasern wirkt und zu einer Ablösung der umliegenden, unzerspannten Decklage führt, die gleichzeitig durch die Vorschubkraft des Werkzeugs zur Seite hin verdrängt wird.

Im Allgemeinen tritt eine stärkere Schädigung durch die sogenannte Push-down-Delamination (oder auch Push-out-Delamination) auf der Austrittsseite des Werkzeugs auf [58, 59, 61]. Sie steht daher stärker im Fokus der publizierten Forschungsarbeiten. Durch die Vorschubbewegung des Bohrers werden die verbliebenen Faserlagen unter dem Werkzeug nach unten gedrückt. Zum Ende des Bohrprozesses hin ist die Restlaminatdicke gering. Eine hohe Vorschubkraft kann dann zu einer Überschreitung der interlaminaren Bruchzähigkeit des Laminats führen, wodurch es zur Delamination der Restlagen kommen kann.

Modellhafte Beschreibung der Delaminationsentstehung

Die erste modellhafte Beschreibung der Delaminationsentstehung geht auf Hocheng und Dharan [61] zurück. Ausgehend von vereinfachten bruchmechanischen Überlegungen definieren sie auf Basis der Materialeigenschaften des FVK die kritische Vorschubkraft F_A^* oberhalb welcher eine Delamination auf der Austrittsseite eintritt:

$$F_A^* = \pi \left[\frac{8G_{IC}Et_r^3}{3(1-\nu^2)} \right]^{1/2} = \pi \sqrt{32G_{IC}M} \quad (2.20)$$

Darin ist G_{IC} die kritische Energiefreisetzungsrate in Mode I, E bezeichnet den E-Modul, t_r die Restlaminatdicke unter dem Werkzeug und ν die Querkontraktionszahl. In der verkürzten Schreibweise ist M die Biegesteifigkeit einer isotropen Platte, für die gilt:

$$M = \frac{Et_r^3}{12(1-\nu^2)} \quad (2.21)$$

Das Modell geht von einer Punktlast in der Mitte des Werkzeugs und einem ebenen Dehnungszustand aus. Die Rissausbreitung erfolgt radial. Zudem wird von isotropen Materialeigenschaften ausgegangen, die jedoch wohlwissend nicht für FVK zutreffend sind. Die Verwendung des (höchsten) E-Moduls in Faserrichtung und des G_{IC} aus realen Versuchen führt dennoch zu passenden Vorhersagewerten [61].

Ausgehend von den Überlegungen zur Delaminationsentstehung am Bohrungsausritt definieren Hocheng und Dharan [61] die kritische Schnittkraft F_c^* als Grenzwert für die Entstehung einer Peel-up-Delamination am Bohrungseintritt als

$$F_c^* = k_p \pi \left[\frac{8G_{IC}E(t-t_r)^3}{3(1-\nu^2)} \right]^{1/2}, \quad (2.22)$$

wobei hier der Term „t-t_r“ die Schnitttiefe ist und der Peel-up-Faktor k_p das Verhältnis zwischen der kritischen Schnittkraft F_c^* und der axialen Schälkraft F_p^* darstellt. Der Faktor k_p ist demnach eine Funktion der Werkzeuggeometrie und der Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück [61].

In weiterführenden Arbeiten von Hocheng und Tsao wird das Vorschubkraftmodell mehrfach verifiziert [62, 63], für verschiedene Werkzeuggeometrien angepasst [64–66] und der Werkzeugverschleiß mitberücksichtigt [67]. In seiner einfachsten Form gemäß Gleichung (2.20) ist es nur für einfache Spiralbohrer, wie den in dieser Arbeit verwendeten Mapal UDX, gültig. Für Stufenbohrer, wie sie hier von der Firma Klenk zum Einsatz kamen, gilt hingegen [63, 65]:

$$F_A^* = \frac{\sqrt{2}\pi}{1-\nu} \left[\frac{32G_{IC}M[(1-\nu)+2(1+\nu)\xi^2]^2}{(1+\nu)[2(1-\nu)(1+2\nu^2)-(12-4\nu+3\nu^2)\xi^2-8(1+3\nu)\xi^2 \ln \xi]} \right]^{1/2} \quad (2.23)$$

Dieser Ansatz betrifft den Fall, wenn der innere Bohrerdurchmesser bereits aus dem Laminat herausgetreten ist. Die Vorschubkraft verteilt sich dann nicht mehr punktförmig wie beim Stufenbohrer, sondern auf einen Kreisring. In Gleichung (2.23) beschreibt ξ das Verhältnis von innerem zu äußerem Bohrerdurchmesser D_i/D_a . Die Verifikation dieser Ansätze erfolgt in der Publikation von Hocheng und Tsao aus dem Jahre 2006 und liefert eine gute Übereinstimmung für den einfachen Spiralbohrer und den Stufenbohrer [63].

Jain und Yang [68] griffen den Ansatz von Hocheng und Dharan [61] auf und berücksichtigen in ihrem Modell die Anisotropie des Verbundmaterials und eine elliptische Form der Delamination. Die Modelle von Lachaud et al. [69] berücksichtigen die orthotropen Materialeigenschaften und die Lastverteilung unter dem Werkzeug. Diese Modelle finden jedoch aufgrund ihrer Komplexität in der einschlägigen Literatur kaum Beachtung.

Einfluss der Bearbeitungsparameter auf das Delaminationsverhalten

Eine Vielzahl experimenteller Untersuchungen verschiedener Autoren zeigen den Einfluss der Bearbeitungsparameter Schnittgeschwindigkeit und Vorschubrate auf das Bearbeitungsergebnis beim Bohren von FVK auf. In den meisten Fällen wurde die Vorschubrate als Stellgröße mit dem größeren Einfluss auf die Bearbeitungskräfte (insbesondere in axialer Richtung) und in der Folge auch auf die Austrittsdelamination identifiziert, während die Drehzahl meist vergleichsweise geringe Auswirkungen zeigte [70–78]. Teilweise wird sogar von einer Abnahme der Schädigung mit steigender Schnittgeschwindigkeit berichtet [79, 80]. Davim und Reis [81] hingegen messen beiden Bearbeitungsparametern vergleichbare Bedeutung zu. Heisel und Pfeifroth [82] berichten von einer Zunahme der Vorschubkraft und einer Abnahme der Schnittkraft mit steigender Spindeldrehzahl, während das Bearbeitungsergebnis nahezu konstant blieb. Oftmals wurden relativ lineare Zusammenhänge zwischen der Vorschubrate, der resultierenden Vorschubkraft und der Delaminationsgröße gefunden [63, 70, 75, 77, 81]. Für die Optimierung von Bearbeitungsparametern steht somit generell die Reduktion der Vorschubkräfte im Vordergrund [43]. In der Praxis werden duroplastische FVK daher meist mit hoher Schnittgeschwindigkeit und geringem Vorschub gebohrt.

Einfluss der Werkzeuggeometrie auf die Delamination

Des Weiteren werden in der Literatur verschiedene Werkzeuggeometrien im Hinblick auf die Bohrprozessgrößen und die Schädigung verglichen. Im Falle von Spiralbohrern findet dabei die Geometrie des Spitzenwinkels θ besondere Beachtung. Die Ergebnisse von Chen [70] an CFK zeigen mit zunehmendem Spitzenwinkel einen deutlichen Anstieg der Vorschubkraft, während das Drehmoment und folglich die Schnittkraft in noch erheblicherem Maße abnehmen. In der Arbeit von Palanikumar et al. [83] zum Hochgeschwindigkeitsbohren von GFK wurden mit einem Spiralbohrer mit einem Spitzenwinkel von 85° deutlich kleinere Delaminationen eingebracht, als mit stumpferen Werkzeugen mit $\theta > 100^\circ$. Die von Gaitonde et al. [80] durchgeführte Parameterstudie zum Hochgeschwindigkeitsbohren von CFK weist ebenfalls einen Anstieg der Delaminationsgröße mit dem Spitzenwinkel auf und beschreibt diesen Zusammenhang näherungsweise linear. Die Taguchi-Analysen von Karimi et al. [73, 74] identifizieren ebenfalls einen kleinen Spitzenwinkel als vorteilhaft für die Reduktion der Vorschubkraft und der bearbeitungsinduzierten Delamination. In den vorgenannten Arbeiten wird jeweils nur die Austrittsdelamination beachtet. Heisel und Pfeifroth [82] hingegen betrachteten den Einfluss großer und negativer Spitzenwinkel im Bereich $155^\circ < \theta < 185^\circ$ separat für die Ein- und Austrittsseite an einem CFK-Gewebe. Es zeigte sich, dass $\theta > 180^\circ$ für die Vermeidung der Eintrittsdelamination vorteilhaft ist. Austrittsseitig stieg die Delaminationsschädigung jedoch auch in diesem Bereich mit zunehmendem Winkel kontinuierlich an. In einer Parameterstudie von Shyha et al. [84] zum Bohren kleiner Durchmesser in ein CFK-Gewebe wurde unter anderem der Einfluss der Spitzengeometrie von Spiral- und Stufenbohrern untersucht. Dabei wurde nur die Eintrittsdelamination betrachtet. Es stellte sich heraus, dass ein Spitzenwinkel von 140° im Vergleich zu 118° zu höheren Axialkräften aber einer kleineren Delamination auf der Eintrittsseite führt. Die Schnittkräfte und das Verschleißverhalten blieben hingegen weitestgehend unbeeinflusst.

Einfluss des Werkzeugverschleißes auf die Delamination

Als weitere Einflussgröße sei der Werkzeugverschleiß mit zunehmendem Standweg genannt. Ein fortschreitender Werkzeugverschleiß führt zu einem Anstieg der Prozesskräfte [59, 67, 85–91] und in der Folge zu einer stärkeren Delaminationsschädigung [59, 70, 85, 90, 92]. Aus diesem Grund wird von einigen Wissenschaftlern das Messen der Bearbeitungskräfte als eine geeignete Methode zur Echtzeitüberwachung des Werkzeugverschleißes im Bearbeitungsprozess angesehen [67, 85].

Als Verschleißmechanismen treten in FVK Abrasion, Ausbrüche und Adhäsion auf [43]. Der Abrasivverschleiß aufgrund der harten Kohlefasern wird jedoch als wesentlicher Faktor angesehen [43, 87, 93]. Die Intensität des Verschleißes nimmt mit Vorschubrate und Schnittgeschwindigkeit in der Regel zu [43, 84, 94]. Weitere Faktoren sind die Werkzeuggeometrie und das verwendete Werkzeugmaterial. In der Praxis kommen meist Schneidstoffe aus Schnellarbeitsstählen (HSS) und Hartmetallen, in selteneren Fällen auch aus polykristallinem Diamant (PKD) zum Einsatz [44, 93]. Hartmetalle sind in ihrem Verschleißverhalten in der Bohrbearbeitung von FVK den Schnellarbeitsstählen jedoch deutlich überlegen [87]. Oftmals werden zusätzlich Beschichtungen aus TiN, AlTiN, DLC oder CVD-Diamant auf die Hartmetallsubstrate aufgebracht, um die Standzeit zu erhöhen [44]. Das Verschleißverhalten von Diamantbeschichtungen zeichnet sich durch einen stetigen Übergang von vernachlässigbarem Abrasivverschleiß der Beschichtung hin zu Schichtausbrüchen und in der Folge einsetzendem Substratverschleiß aus [86, 91, 92].

Für die meisten Bohrergeometrien ist der Verschleiß auf der Freifläche deutlich stärker ausgeprägt als auf der Spanfläche [43, 48, 85, 86, 93]. Aus diesem Grund wird oftmals die Verschleißmarkenbreite auf der Freifläche vermessen, um den Verschleiß zu quantifizieren [59, 70, 85]. Nach Henerichs [48] bildet sich dort mit zunehmendem Verschleiß ein sogenanntes „Wasserfallprofil“ aus. Gleichzeitig erfährt die Schneidkante eine zunehmende Verrundung [44, 59, 86, 95], welche nach Wang et al. [95] insbesondere auf das Fehlen einer Stagnationszone vor der Schneide aufgrund des spröden Bruchverhaltens bei der Spanbildung der Verbundwerkstoffe zurückzuführen ist.

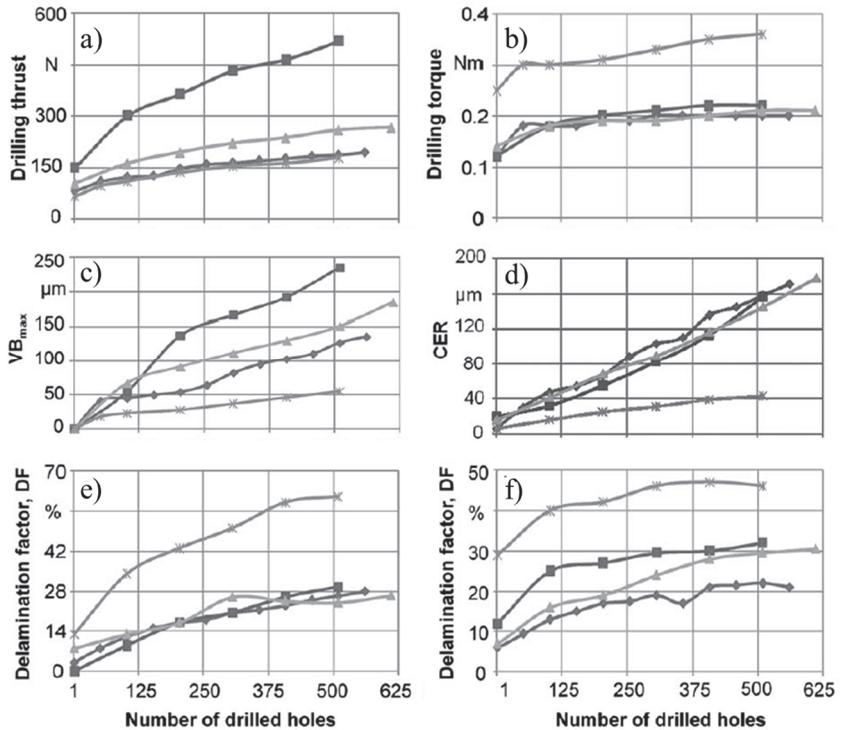


Abbildung 15: Einfluss der Bohrlochzahl (Laminatdicke $t = 10$ mm) auf a) die Vorschubkraft, b) das Drehmoment, c) die Verschleißmarkenbreite auf der Freifläche, d) die Schneidkantenverrundung, e) den Delaminationsfaktor DF auf der Eintrittsseite und f) den Delaminationsfaktor am Bohrungsaustritt beim Bohren eines CFK-Gewebes mit verschiedenen Hartmetallwerkzeugen [59].

Faraz et al. [59] griffen die Beschreibung dieses Verschleißmechanismus in der Literatur auf und führten die Schneidkantenverrundung (SKV, engl.: Cutting Edge Rounding \rightarrow CER) als Kriterium für die Verschleißbewertung von unbeschichteten Hartmetallwerkzeugen in der Zerspaltung von CFK ein. Es wird eine Korrelation zwischen SKV, der Verschleißmarkenbreite VB_{\max} auf der Freifläche, den Bearbeitungskräften und dem Delaminationsfaktor DF (als Maß für die Ausprägung der Delaminationsschädigung, vgl. Tabelle 3) für

unterschiedliche Werkzeuggeometrien berichtet. Wie aus Abbildung 15 ersichtlich, zeigen sich dabei stetig steigende Verläufe aller Kenngrößen mit zunehmender Bohrlochanzahl. Pfeifroth [44] zeigt an einem HM-Werkzeug, dass der Schneidkantenradius und die Prozesskräfte zu Beginn sprunghaft ansteigen und sich im weiteren Verlauf gleichmäßig entwickeln.

In der bereits genannten frühen Arbeit von Chen [70] zum Bohren von CFK berichtet er von einem Anstieg des Freiflächenverschleißes und der Delaminationsschädigung mit zunehmender Anzahl gebohrter Löcher und begründet diese Interaktion mit einem verschleißbedingten Anstieg der Vorschubkraft.

Khashaba et al. [90] untersuchten den Einfluss des Werkzeugverschleißes eines Hartmetallwerkzeugs beim Bohren von GFK. Der Verschleiß des Hartmetallbohrers wurde über dessen Gewicht charakterisiert. Mit fortschreitendem Materialverlust am Bohrer stiegen die Prozesskräfte, die Eintritts- und Austrittsdelamination sowie die Rauheit der Bohrungswand signifikant an. Die Autoren stellten fest, dass sich der Werkzeugverschleiß aufgrund des zusätzlichen Temperatureintrags in das Material insbesondere bei hohen Vorschub- und Schnittgeschwindigkeiten kritisch auf das Bearbeitungsergebnis auswirkt.

Rawat und Attia [85] beobachteten ein mehrstufiges Verschleißverhalten eines Hartmetallbohrers beim Hochgeschwindigkeitsbohren eines CFK-Gewebes, bei dem neben Abrasion auch Ausbrüche und Adhäsionsverschleiß zum Tragen kamen. In der Folge zeigte auch die Entwicklung der Vorschubkraft und der Delamination einen nichtlinearen, aber kontinuierlich steigenden Verlauf.

Tsao und Hocheng [67] passten das bruchmechanische Modell von Hocheng und Dharan [61] auf die Delaminationsentstehung bei verschlissenen Werkzeugen an. Die Abstumpfung des Werkzeugs führt zu einer besseren Verteilung der eingebrachten Last, wodurch die kritische Vorschubkraft in der Theorie sogar ansteigt. Ihre experimentellen Ergebnisse zeigen jedoch, dass die Axialkraft beim Bohren um ein Vielfaches stärker ansteigt und deshalb die Vorschubrate reduziert werden muss, um Delaminationen zu vermeiden.

Zusammenfassung

Es kann festgehalten werden, dass in der Literatur die bearbeitungsinduzierte Schädigung in Form von Delaminationen als besonders kritisch erachtet wird. Die Schädigung am Bohrungsaustritt ist meist deutlich stärker ausgeprägt als eintrittsseitig und wird im Wesentlichen durch die wirkenden Vorschubkräfte und die interlaminaire Bruchzähigkeit des FVK bestimmt. Die gewählten Bearbeitungsparameter, die Werkzeuggeometrie und der Verschleißzustand des Bohrers nehmen signifikant Einfluss auf die Delaminationsgröße. Im Allgemeinen stellt es sich so dar, dass ein steigender Vorschub, ein abnehmender Spitzenwinkel (bei Spiralwerkzeugen) sowie die verschleißbedingte Zunahme der SKV zu höheren Axialkräften und damit zu einer stärker ausgeprägten Delaminationsschädigung führen. Es sei darauf hingewiesen, dass keinerlei experimentelle Arbeiten recherchiert werden konnten, die den Einfluss der werkstückseitigen Materialqualität auf das Bearbeitungsergebnis betrachten. Mit dieser Arbeit soll daher ein Beitrag zum Verständnis dieser Zusammenhänge geleistet werden.

2.2.3 Delaminationsbewertung

Die quantitative Bewertung der Delaminationsschädigung ist Bestandteil einer Vielzahl von Forschungsarbeiten aus den zurückliegenden zwei Jahrzehnten. Dabei wurde stets das Ziel verfolgt, das Ausmaß der vorliegenden Schädigung mit einem einzelnen Faktor zu beschreiben. Die von verschiedenen Autoren eingeführten Kennzahlen lassen sich im Wesentlichen in drei Kategorien einteilen: (i) Eindimensionale, (ii) zweidimensionale und (iii) kombinierte Delaminationsfaktoren. Eine Übersicht zu den literaturbekannten, eindimensionalen Delaminationsfaktoren ist in Tabelle 2 dargestellt. Zur besseren Vergleichbarkeit werden die Berechnungsformeln teilweise nicht in der Originalindizierung der Autoren, sondern gemäß den Definitionen in Abbildung 16 angegeben. Dies gilt gleichermaßen für alle nachfolgend beschriebenen Faktoren.

Tabelle 2: Übersicht eindimensionaler Delaminationsfaktoren.

Name	Gleichung	Gl.-Nr.	Einheit	Referenz
Konventioneller DF	$F_d = \frac{D_{max}}{D_0}$	(2.24)	>1	Chen [70]
Delaminationsgröße	$R_{max} - R_0 = (D_{max} - D_0)/2$	(2.25)	mm	Khashaba [72]
Parameter η	$\eta = \frac{D_{max}-D_0}{D_0}$	(2.26)	%	Rawat et al. [85]
Minimaler DF	$F_{d_{min}} = \frac{D_{min}}{D_0}$	(2.27)	>1	da Silva [96]

Darüber hinaus kann auch die Breite der Delaminationsschädigung als Maß herangezogen werden [51, 62, 97]. Der Delaminationsfaktor F_d nach Chen [70] ist der am häufigsten in der Literatur zitierte und in der Praxis angewandte Kennwert [48, 60]. Zur Berechnung der Delaminationsfaktoren nach Chen [70], Khashaba [72] und Rawat et al. [85] wird jeweils der Durchmesser D_{max} eines Kreises konzentrisch zum Bohrloch herangezogen, der die maximale Ausdehnung des delaminierten Bereichs umfasst. Abgesehen von der Einheit in welcher diese Faktoren angegeben werden, sind diese somit als gleich anzusehen. Sie zeigen dieselbe Empfindlichkeit, wenn es beispielsweise darum geht, eine Schädigungsentwicklung abzubilden oder Korrelationen mit der resultierenden Festigkeit aufzustellen. Für den minimalen Delaminationsfaktor $F_{d_{min}}$ nach da Silva [96] wird hingegen der kleinste Kreisdurchmesser herangezogen, der die komplette Schädigungszone einschließt (vgl. Abbildung 16b). Besonders bei unsymmetrischen Schädigungsbildern liefert $F_{d_{min}}$ somit konservativere Werte als der konventionelle Faktor F_d nach Chen [70].

Tabelle 3: Übersicht zweidimensionaler Delaminationsfaktoren.

Name	Gleichung	Gl.-Nr.	Einheit	Referenz
Schädigungsverhältnis	$D_{RAT} = \frac{D_{MAR}}{A_{AVG}} = \frac{A_{del}}{A_0}$	(2.28)	> 0	Mehta et al. [98]
Faktor F_a (urspr. F_d)	$F_a = \frac{A_{ges}}{A_0}$	(2.29)	> 1	Mohan et al. [71] Babu et al. [58]
Delaminationsindex	$I_{AVG} = \frac{2A_{del}}{\pi D_0^2}$	(2.30)	> 0	Romoli & Dini [94]
Zweidimensionaler DF	$DF = \frac{A_{del}}{A_0}$	(2.31)	%	Faraz et al. [59]
Effektiver DF	$F_{ed} = \frac{D_e}{D_0}$ mit $D_e = \sqrt{\frac{4A_{ges}}{\pi}}$	(2.32) (2.33)	> 1	Tsao et al. [79]

Für die zweidimensionalen Delaminationsfaktoren in Tabelle 3 wird generell das Verhältnis der geschädigten Fläche, entweder mit oder ohne das Bohrloch selbst, und der nominellen Bohrlochfläche gebildet. Auch wird von manchen Autoren die Fläche selbst als Schädigungskenngröße herangezogen [99–101]. All diese Faktoren sind als gleichartig einzustufen. Selbst der effektive Delaminationsfaktor nach Tsao et al. [79], der in der Literatur als neuartiger Ansatz beschrieben wird, ist letztlich direkt auf die anderen Faktoren rückführbar:

$$F_{ed} = \frac{D_e}{D_0} = \frac{(4A_{ges}/\pi)^{0,5}}{(4A_0/\pi)^{0,5}} = \sqrt{\frac{A_{ges}}{A_0}} = \sqrt{F_a} \quad (2.34)$$

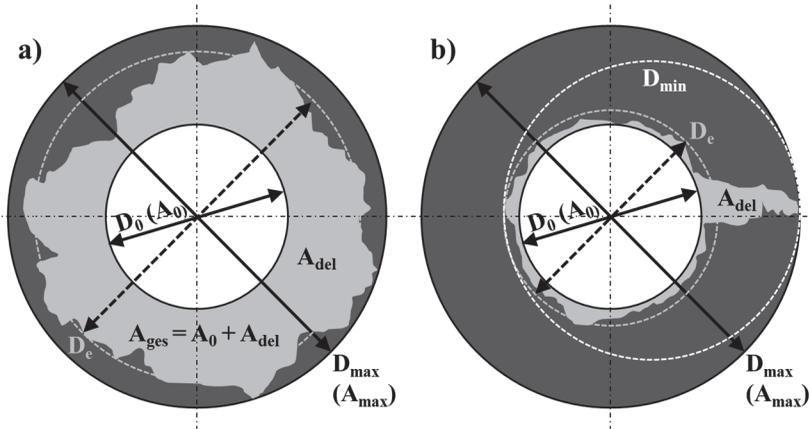


Abbildung 16: Schematische Erscheinungsbilder von Delaminationen mit Definitionen zu Flächen und Durchmessern in der Delaminationsbewertung: a) Gleichmäßige Delamination, b) Ausschnitt eines einzelnen Faserbündels. Nach [92].

Der Vorteil eindimensionaler Delaminationsfaktoren liegt darin, dass sie sehr einfach ohne aufwendige Hilfsmittel zu bestimmen sind. Zur Ermittlung der flächenbasierten Kennwerte wird hingegen eine vollständig skalierte Bildaufnahme mit nachgelagerter Bildverarbeitung benötigt, um die geschädigten Bereiche um das Bohrloch herum zweidimensional erfassen zu können. Für gleichmäßige Delaminationen, wie sie häufig in FVK mit Gewebelagen auftreten, liefern die eindimensionalen Faktoren zufriedenstellende Ergebnisse. Im Falle einzelner Risse oder abgelöster Faserbündel repräsentieren sie jedoch nicht das Ausmaß der tatsächlich geschädigten Fläche. Dies sei durch den Vergleich von Abbildung 16a und b aufgezeigt. In beiden Fällen wird hier derselbe durchmessergewichtete Delaminationsfaktor ermittelt, obwohl signifikante Unterschiede in der geschädigten Fläche vorliegen. Davim [60] führte aus diesem Grund den angepassten Delaminationsfaktor F_{da} ein, der sowohl die Schädigung durch Risse (beschrieben durch F_d) als auch die geschädigte Fläche miteinbezieht:

$$F_{da} = F_d + \frac{A_{del}}{A_{max} - A_0} (F_d^2 - F_d) \quad (2.35)$$

mit

$$A_{max} = \frac{\pi D_{max}^2}{4} \quad (2.36)$$

Für eine eher rotationssymmetrisch vollflächige Delamination ähnlich Abbildung 16a gilt somit:

$$A_{del} \rightarrow (A_{max} - A_0) \Rightarrow F_{da} \rightarrow F_d^2 \quad (2.37)$$

Für eine Delamination mit nur einem einzelnen abgelösten Faserbündel oder Riss ähnlich Abbildung 16b gilt hingegen:

$$A_{del} \rightarrow 0 \Rightarrow F_{da} \rightarrow F_d \quad (2.38)$$

Nagarjan [102] verwendete ein neuronales Netzwerk in MATLAB, um damit die Schädigungsfläche A_{ges} in drei Schweregrade einzuteilen. Diese werden dann anhand von Gewichtungsfaktoren (a, b, c), die sich aus der Lösung eines Buckingham- π -Theorem anhand von Versuchsergebnissen ergeben, zum konventionellen Delaminationsfaktor F_d hinzuaddiert, woraus sich der verfeinerte Delaminationsfaktor ergibt:

$$F_{DR} = F_d + a \left(\frac{A_H}{A_0} \right) + b \left(\frac{A_M}{A_0} \right)^2 + c \left(\frac{A_L}{A_0} \right)^3 \quad (2.39)$$

Dabei sind A_H , A_M und A_L die Flächenanteile der stark, mittel und leicht geschädigten Bereiche der Delamination. In weiteren Arbeiten wurde dieser Ansatz bislang nicht aufgegriffen.

Davim et al. [60] verglichen den von ihnen eingeführten Delaminationsfaktor F_{da} mit dem konventionellen Delaminationsfaktor F_d anhand einer Parameterstudie beim Bohren von CFK-Gewebe. Beide Faktoren zeigten einen vergleichbaren Verlauf in Abhängigkeit der Zerspanungsparameter, jedoch lieferte F_{da} im Allgemeinen etwas höhere Werte. In einer ähnlichen Studie verglichen Tsao et al. [79] die Faktoren F_{ed} , F_d und F_{da} und kamen zu dem Ergebnis, dass F_{ed} und F_{da} die Delamination genauer beschreiben, wenngleich sich vergleichbare Abhängigkeiten von den Zerspanungsparametern zeigten.

Die aufgeführten Delaminationsfaktoren lassen im Einzelnen keine Rückschlüsse auf die Form der Delamination zu. Daher empfehlen Durão et al. [103] zusätzlich die Form der geschädigten Fläche in Betracht zu ziehen und führten dazu die Rundheit als Kenngröße ein, die sich aus der Fläche A_{ges} und der Umfangslänge U_{ges} der Schädigung errechnet:

$$f = 4\pi \frac{A_{ges}}{U_{ges}^2} \quad (2.40)$$

Eine Korrelation mit dem ermittelten Delaminationsfaktor F_{da} und der Lochleibungsfestigkeit nach der Bohrbearbeitung war mit diesem Faktor jedoch nicht möglich [103].

Ein weiterer Ansatz zur Quantifizierung von Form, Orientierung und Gleichmäßigkeit einer bohrungsinduzierten Delaminationen wird von Lissek et al. beschrieben [104]. Dabei wird die Außenkontur der Delamination über den Umfangswinkel aufgetragen und anhand dieser Kennlinie charakteristische Kennwerte abgeleitet.

All diese Schädigungskenngrößen beruhen auf der Auswertung zweidimensionaler Bilder der Schädigungszone. Zur Detektion der Delamination kommen verschiedenste bildgebende, meist zerstörungsfreie Verfahren zum Einsatz:

- Optische Verfahren:
Digitale Fotografie [102, 105], Licht- und Stereomikroskopie (LM) [59, 104], Hochauflösende Digitalscanner [60, 71, 72, 100]
- Durchstrahlungsmethoden:
Röntgenradiographie [70, 97, 103],
Computertomographie (CT) [62, 105, 106]
- Durchschallungsmethoden:
Ultraschall (US) C-Scan [62, 79, 105, 106]

Unter den genannten Verfahren stellen die optischen Methoden die Gängigsten in der industriellen Praxis dar. Die Röntgen- und Ultraschallverfahren bieten zwar die Möglichkeiten, Schäden im Inneren des Laminats zu erfassen, sind

jedoch aufgrund von limitierter Zugänglichkeit, hohen Kosten und eingeschränkter Verfügbarkeit nur in Ausnahmefällen in der industriellen Qualitätssicherung vertreten. Zur Erkennung der geschädigten Bereiche in den generierten Aufnahmen werden häufig Bildverarbeitungsprogramme (z. B. in [62, 107]) oder auch neuronale Netzwerke (z. B. in [103, 105]) eingesetzt.

Durão et al. [107] merken an, dass die optischen Techniken aufgrund der Opazität von CFK nicht in der Lage sind, die Ausdehnung der Delaminationsschädigung im Inneren ausreichend genau zu erfassen und empfehlen die Verwendung zerstörungsfreier Durchschallungs- oder Durchstrahlungsmethoden. In einem Vergleich bewerteten sie das Bearbeitungsergebnis fünf verschiedener Bohrwerkzeuge und stellten dabei eine gute Übereinstimmung des flächengewichteten Schadensverhältnis D_{RAT} nach Metha [98] aus den Verfahren Röntgenradiographie (mit Kontrastmittel) und Ultraschall (C-Scans) fest.

Tsao und Hocheng [62] vermaßen mittels US C-Scan und CT die maximalen Ausdehnungen von Delaminationen in gewebtem CFK, die durch unterschiedliche Bohrergeometrien erzeugt wurden. Sie kamen zu der Einschätzung, dass beide Methoden vergleichbare Ergebnisse liefern. Es bleibt jedoch anzumerken, dass diese Interpretation eher auf den Ausschluss von Delaminationen bezogen ist, da sich in den quantitativen Ergebnissen der Delaminationsgröße zwar gleiche Trends abzeichnen, jedoch meist etwas höhere Werte mittels CT gemessen wurden. Es wird zudem zwar beschrieben, dass das CT eine Detektion der Schädigung über der Dicke ermöglicht, aus der experimentellen Beschreibung geht jedoch nicht eindeutig hervor, wie diese Information wiederum auf das ausgewertete zweidimensionale Bild reduziert wurde.

Lopez-Arraiza et al. [106] untersuchten das Zerspanungsverhalten von bidirektionalem thermoplastischem CFK-Gewebe. Zur Detektion möglicher Delaminationen wurden US C-Scans (laterale Auflösung 0,1 mm) und CT (Voxelauflösung 13,5 μm) eingesetzt, um den durchmessergewichteten Delaminationsfaktor F_d zu ermitteln. Zur Segmentierung der Delamination wurde ein Schwellwert von 50 % der Rückwandechos definiert, um ihre laterale Ausdehnung zu bestimmen. In den aufgenommenen CT-Volumen wurden Querschnitte durch das Bohrloch über die vollen 360° des Umfangs analysiert, um die maximale Ausdehnung der Delamination zu vermessen. Die Ergebnisse

zeigten im Allgemeinen eine gute Übereinstimmung der beiden Verfahren mit einem leichten Trend zu etwas geringeren Werten aus der CT-Prüfung. Die Autoren schließen mit der Schlussfolgerung, dass die Computertomographie ein geeignetes Referenzverfahren darstellt und das angewandte Ultraschallverfahren ebenfalls eine zuverlässige Analyse der Delaminationsschädigung erlaubt.

Silva et al. [108] bestimmten die Delaminationsfaktoren F_d und F_{da} in epoxid-basiertem CFK anhand von Röntgenradiographieaufnahmen und untersuchten die Auswirkungen der nachgelagerten Bildverarbeitungsschritte. Dabei zeigte sich ein signifikanter Einfluss der verwendeten Bildauswertelgorithmen und der Segmentierungsschwellwerte (Benutzereinfluss) auf das Ergebnis. Sie bemängeln eine fehlende Standardisierung, die bisweilen eine direkte Vergleichbarkeit der Ergebnisse unterschiedlicher Arbeitsgruppen erschwert.

Sereshk und Bidhendi [105] bestimmten die drei Delaminationsfaktoren F_d , D_{RAT} (im Paper F_a bezeichnet) und F_{da} sowie den Formfaktor f von fünf Bohrlöchern mit unterschiedlicher Schädigung in CFK-Gewebe. Dabei wurden drei zerstörungsfreie Prüftechniken (ZfP) verwendet: Digitale Fotografie, Röntgenradiographie und US C-Scan. Der angepasste Delaminationsfaktor F_{da} wies das breiteste Wertespektrum auf und ermöglichte dadurch eine bessere Unterscheidung unterschiedlicher Delaminationsformen. F_d und F_{da} zeigten stets gleiche Trends in allen drei Detektionsverfahren, während der rein flächengewichtete Faktor sich mitunter gegenläufig verhielt und stärkere Schwankungen zwischen den ZfP-Verfahren aufwies. Daraus lässt sich schließen, dass die Bestimmung der maximalen Schädigungsausdehnung einfacher und zuverlässiger mit unterschiedlichen Methoden bewerkstelligt werden kann als dies für die Detektion von Flächen der Fall ist.

Für weitere Informationen, sei an dieser Stelle auf die Reviews von Babu et al. [58, 109] und Liu et al. [43] verwiesen, die ebenfalls das Thema Delaminationsbewertung behandeln.

Zusammenfassung

Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass die quantitative Delaminationsbewertung in der Regel anhand einfacher Kennzahlen erfolgt. Der gängigste Delaminationsfaktor ist der durchmessergewichtete Faktor F_d nach Chen aufgrund seiner einfachen Bestimmbarkeit. Der kombinierte Faktor F_{da} nach Davim wird als der verfügbare Kennwert mit dem größten Informationsgehalt zu Größe und Form der Delamination angesehen. Die Vergleichbarkeit der Kennzahlen aus unterschiedlichen Bildaufnahme- und Auswertemethoden ist nur bedingt gewährleistet. Es bleibt zudem anzumerken, dass keiner der beschriebenen Ansätze die Schädigungstiefe miteinbezieht. In der Luftfahrt werden jedoch Vorgaben sowohl für die maximal zulässige laterale Ausdehnung von Delaminationen als auch für Beeinflussung tieferliegender Schichten gemacht.

2.2.4 Untersuchungen zum Einfluss bearbeitungsinduzierter Schädigung unter statischer und dynamischer Last

Trotz intensiver Forschung auf dem Gebiet der FVK-Bearbeitung in den vergangenen zwei Jahrzehnten finden sich vergleichsweise wenige Veröffentlichungen zum Einfluss bearbeitungsbedingter Schäden auf das mechanische Verhalten der Werkstoffe. In den meisten Arbeiten werden Bearbeitungsparameter [73–76, 97, 101, 103, 110–119] oder auch Werkzeug(-geometrien) [73, 74, 103, 110–118, 120, 121] und Fertigungsverfahren [122] mit der resultierenden Festigkeit [73–76, 97, 101, 103, 110–118, 120, 121] oder dem Ermüdungsverhalten [101, 119, 120, 122] korreliert. Häufig kommen dazu statistische Ansätze, wie zum Beispiel die Taguchi-Methode und die Varianzanalyse (ANOVA) zur Beschreibung des Zusammenhangs zwischen den Bearbeitungsparametern und der Delamination [73, 74, 110–112] oder auch direkt zwischen der Zerspanung und den mechanischen Eigenschaften [73, 74, 114, 115, 118] zum Einsatz. Einige Autoren versuchen quantitative Beziehungen zwischen erzielten Qualitätsmerkmalen und den mechanischen Eigenschaften herzustellen [73–75, 97, 101, 112, 117]. Dabei werden meist die im vorangegangenen Kapitel beschriebenen Delaminationsfaktoren als Schädigungskenngrößen herangezogen. Die nachfolgende Aufbereitung gibt einen Überblick über die bekannten Arbeiten auf diesem Gebiet.

Statische Festigkeit

Eine der ersten Arbeiten stammt von Tagliaferri et al. [97], die den Einfluss von Vorschubrate v_f und Schnittgeschwindigkeit v_c auf die Größe der Schädigungszone und die Kerbzug- (OHT) und Lochleibungsfestigkeit (LL) in quasiisotropem GFK-Gewebe untersuchten. Sie berichten, dass die Delaminationsbreite mit zunehmendem Verhältnis v_c/v_f abnahm (d. h. mit zunehmender v_f zunahm), dies jedoch keine Auswirkungen auf die Kerbzugfestigkeit hatte (vgl. Abbildung 17a). Sie begründen dies mit der Fähigkeit der Epoxidmatrix, Spannungsspitzen durch Rissbildung im Material abzubauen. Die Lochleibungsfestigkeit stieg hingegen mit zunehmender Lochqualität um bis zu 50 % an (vgl. Abbildung 17b).

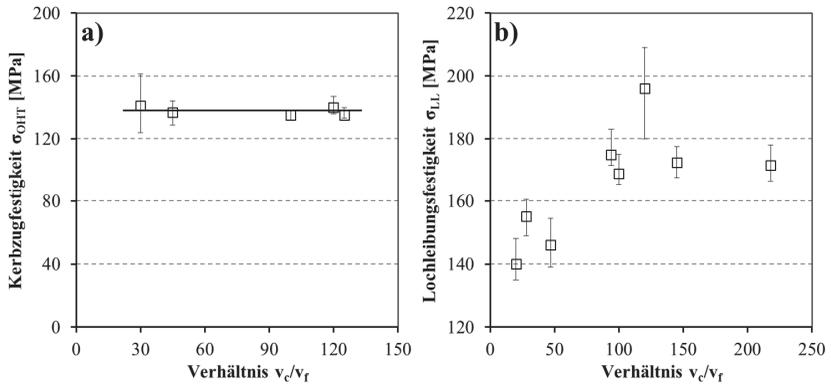


Abbildung 17: Einfluss des Verhältnisses Schnittgeschwindigkeit/Vorschubgeschwindigkeit v_c/v_f auf a) die Kerbzug- und b) Lochleibungsfestigkeit nach [97].

Persson et al. [120] studierten den Effekt unterschiedlicher Bohrwerkzeuge und Zerspanungsverfahren auf die mechanischen Eigenschaften eines CFK-Geleges unter Kerbdruck- (OHC) und Lochleibungsbeanspruchung in statischen und dynamischen Experimenten. Die drei geprüften Werkzeuggeometrien verursachten unterschiedlich starke Delaminationsschäden vorwiegend auf der Bohrreraustrittsseite, die jedoch nur qualitativ erfasst wurden. In den statischen Versuchen erzielten die Proben mit praktisch schädigungsfreien Bohrungen aus dem sogenannten KTH-Verfahren in beiden Beanspruchungsmodi eine rund 10 % höhere Festigkeit im Vergleich zu konventionellen Bohrwerkzeugen. Gleichzeitig zeigte sich, dass der Werkzeugverschleiß der Vergleichswerkzeuge zusätzlich einen negativen Einfluss auf die Festigkeit nimmt.

Capello und Tagliaferri [100, 101] führten ebenfalls Lochleibungsversuche an gebohrtem GFK durch. Dabei untersuchten sie den Einfluss der Vorschubrate, einer rückseitigen Abstützung des Laminats und der Vorwärmtemperatur der eingesetzten Spiralbohrer auf die statische Festigkeit und die zur Lochaufweitung notwendige Energieaufnahme. Es wird berichtet, dass alle genannten Zerspanungsbedingungen das mechanische Verhalten unter Bolzendruckbeanspruchung des Bohrlochs beeinflussen. Die Korrelation mit der ein- und

austrittsseitigen Delamination war jedoch extrem schwach und auch die durchgeführten Post-Mortem-Analysen zeigten, dass das Versagen der Proben nicht im unmittelbaren Zusammenhang mit der ermittelten Delaminationsfläche stand. Daher gehen die Autoren davon aus, dass andere Bearbeitungsschäden wie z. B. Mikrorisse oder Faser-Matrix-Ablösungen eher für die Degradation verantwortlich waren.

Im Gegensatz dazu, berichten Khashaba et al. [75] von einer sehr guten Korrelation zwischen der Vorschubkraft v_f , der Delaminationsgröße $R_{max} - R_0$ und der resultierenden Lochleibungsfestigkeit bei gebohrtem GFK-Gewebe (Abbildung 18). Es sei jedoch angemerkt, dass sich der Versuchsaufbau deutlich von der Konfiguration nach Capello und Tagliaferri [101] unterschied und die Proben durch interlaminae Schubspannungen aufgrund der Bolzendruckbeanspruchung versagten.

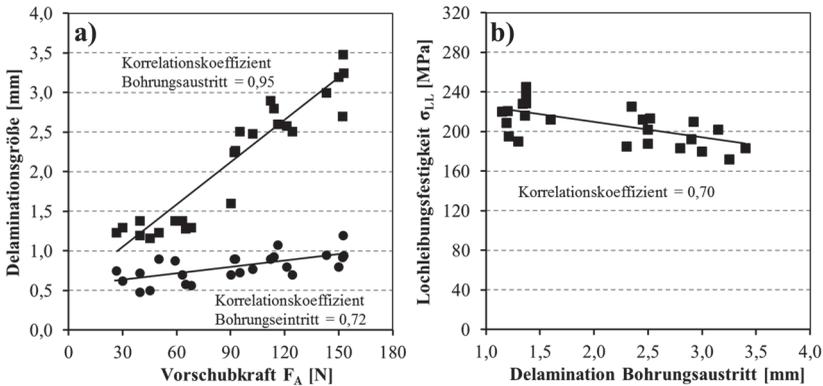


Abbildung 18: Korrelationen beim Bohren von GFK-Gewebe a) zwischen Vorschubkraft und der Delaminationsgröße und b) zwischen der Größe der Austrittsdelamination und der resultierenden Lochleibungsfestigkeit nach [75].

Ein signifikanter Beitrag in diesem Forschungsfeld wurde von Durão geleistet. In seinen Arbeiten mit verschiedenen Koautoren wird der Einfluss unterschiedlicher Werkzeug(-geometrien) [103, 112, 113, 116, 121], Werkzeugmaterialia-

lien [112] und Zerspanungsparameter [103, 112, 113, 116] auf die Prozesskräfte, das Delaminationsverhalten und die resultierende Festigkeit unterschiedlicher FVK beschrieben. Meist wurde dabei ausschließlich die Tragbolzen- bzw. Lochleibungsfestigkeit nach ASTM D5961 [123] in Betracht gezogen [103, 113, 116, 121]. Es zeigte sich durchweg, dass alle Parameter einen Einfluss auf diese Festigkeitsgröße nehmen. In der umfangreichsten Arbeit [112] hinsichtlich den resultierenden mechanischen Eigenschaften werden zusätzlich Ergebnisse aus Zugversuchen und Dreipunktbiegeversuchen mit offenem Bohrloch (OHB in 3PB) an einem CFK-Gewebe präsentiert und mit den Delaminationsfaktoren F_d und F_{da} korreliert. Wie aus Abbildung 19 ersichtlich, zeigte sich für die Kerbzugfestigkeit (a) ein Abfall erst bei großen Delaminationen mit $F_d > 1,25$, während die Bolzentragfähigkeit (b) bereits bei sehr kleinen Delaminationen signifikant abnahm. Für die Dreipunktbiegebelastung war eine Korrelation mit den Delaminationsfaktoren hingegen nicht gegeben (Abbildung 19c). Die Autoren halten Biegeversuche aufgrund der einfachen Versuchsführung dennoch für eine vielversprechende Methode, um das mechanische Verhalten von FVK nach dem Bohren zu evaluieren. Sie gehen davon aus, dass die Vierpunktbiegebeanspruchung eine kritischere Belastung für das Bohrloch darstellt und empfehlen daher, in künftigen Versuchsreihen diesen Versuch auf seine Empfindlichkeit gegenüber bearbeitungsinduzierter Schädigung hin zu untersuchen. Dieser Vorschlag wurde jedoch bislang noch nicht in der bekannten Literatur aufgegriffen.

Weitere Biegeversuchsergebnisse (OHB in 3PB) wurden von Rakesh et al. [118] publiziert. In ihrer statistischen Versuchsreihe ebenfalls an GFK-Gewebe zeigte sich im Gegensatz zu [112] ein signifikanter Einfluss der gewählten Werkzeuggeometrie auf die ermittelte Kerbbiegefestigkeit. Dies wird mit der Größe der eingebrachten Schädigung argumentiert, jedoch wird dies nicht dargestellt. Die Ergebnisse der durchgeführten FEM-Analyse zeigen eine Schädigungsentwicklung ausgehend von der bohrungsinduzierten Delamination.

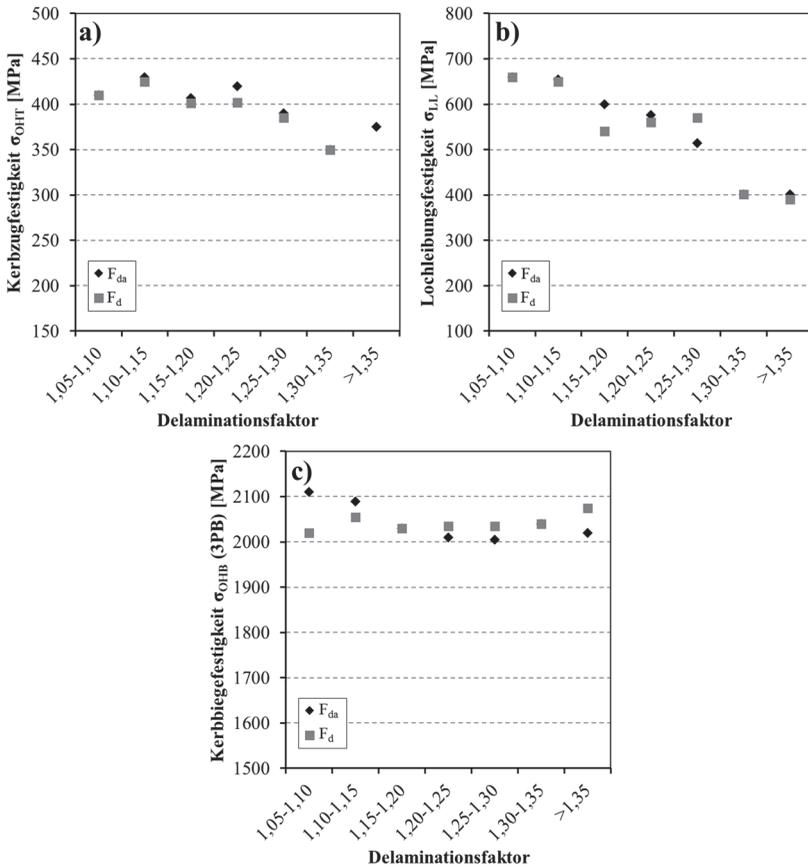


Abbildung 19: Korrelation der ermittelten Festigkeit mit den Delaminationsfaktoren F_d und F_{da} nach der Bohrbearbeitung eines CFK-Gewebes: a) Kerbzug- b) Lochleibungs-, c) Dreipunktbiegefestigkeit. Nach [112].

Die Studie von Karimi et al. [74] an unidirektionalem GFK zeigt deutlich, dass auch die Druckeigenschaften massiv durch die Bearbeitungsqualität beeinflusst werden. Mit einem Versuchsplan nach der Taguchi-Methode untersuchten sie den Einfluss des Spitzenwinkels θ , der Drehzahl n und der Vorschubrate f auf die Vorschubkraft F_A , den Delaminationsfaktor F_{da} und auf die Druck-

festigkeit σ_{OHC} (ermittelt nach ASTM D7137). Dabei zeigte die Vorschubrate f den größten Einfluss auf alle drei Zielgrößen. Exemplarisch ist der Effektplot zum Einfluss der Bearbeitungsparameter auf σ_{OHC} in Abbildung 20a dargestellt. Eine näherungsweise lineare Korrelation zwischen F_{da} und σ_{OHC} konnte festgestellt werden (Abbildung 20b). In einer vergleichbaren Studie von Karimi et al. zum Einfluss auf die Kerbzugfestigkeit werden nahezu gleiche Abhängigkeiten von den o. g. Versuchsparametern und eine ebenfalls nahezu lineare Abnahme der Festigkeit σ_{OHT} (ermittelt nach ASTM D3039) über F_{da} für ein CFK-Gewebe berichtet [73].

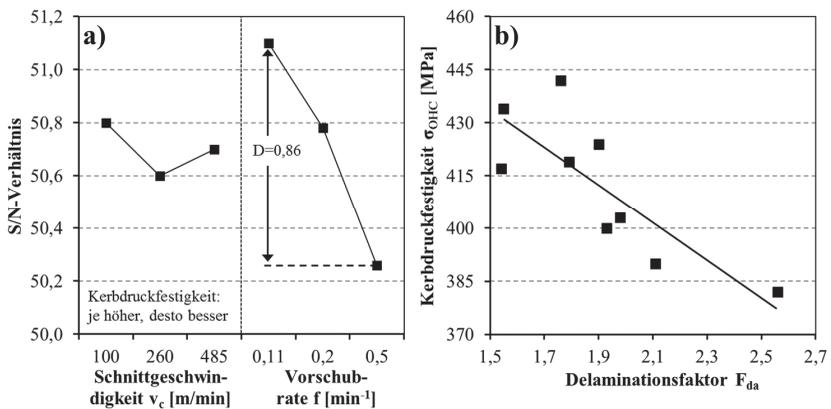


Abbildung 20: Auswertung von Bohrversuchen in unidirektionalem GFK: a) Effektplot (S/N-Verhältnis) zum Einfluss der Schnittgeschwindigkeit v_c und des Vorschubs f auf die Kerbdruckfestigkeit, b) Korrelation zwischen angepasstem Delaminationsfaktor F_{da} und der Kerbdruckfestigkeit σ_{OHC} . Nach [74].

Singh & Bhatnagar [117] untersuchten den Einfluss unterschiedlicher Werkzeuge und der Bearbeitungsparameter Vorschub f und Drehzahl n auf die Kerbzugfestigkeit σ_{OHT} (ermittelt nach ASTM D3039) von unidirektionalem GFK und stellten eine gegenläufige Korrelation zwischen σ_{OHT} und dem Schädigungsverhältnis D_{RAT} fest. Der Einfluss der Spitzengeometrie des Werkzeugs, des Vorschubs und der Schnittgeschwindigkeit auf σ_{OHT} in UD-GFK wurde später auch von Kishore et al. [115] untersucht. Dabei wurden die Versuche

nach der Taguchi-Methode aufgesetzt und mittels ANOVA ausgewertet. Es zeigte sich, dass alle Parameter einen negativen Einfluss auf die gemessene Zugfestigkeit nehmen. Als Haupteinflussgröße wurde jedoch die Schnittgeschwindigkeit identifiziert. Die Autoren begründen den Festigkeitsverlust auch mit der Ausprägung bearbeitungsinduzierter Schädigung, zeigen dies jedoch weder qualitativ noch quantitativ auf. Vergleichbare Ergebnisse werden auch von Heidary et al. [114] für GFK-Gewebe berichtet, mit dem Unterschied, dass sich die Vorschubrate f als besonders kritisch herausstellte. Die Untersuchungen von Turki et al. [76] bestätigen einen signifikanten Einfluss von v_f auf σ_{OHT} auch für quasiisotropes CFK. Mishra et al. [124] gelang es, ein neuronales Netzwerk mit Versuchsdaten zur Kerbzugfestigkeit von UD-GFK bei unterschiedlichen Bearbeitungsparametern zu trainieren. Die Überprüfung anhand weiterer Versuche lieferte eine zutreffende Vorhersage der zu erwartenden Festigkeit bei gegebenen Prozessparametern.

Die Ergebnisse von Rao et al. [110] und Parameshwaranpillai et al. [111] an GFK-Geweben zeigen, dass über die Taguchi-Methode eine gute Vorhersage des Delaminationsfaktors F_d anhand der gewählten Zerspanungsparameter Vorschub f , Drehzahl n und Bohrerdurchmesser D möglich ist. Anhand der publizierten Versuchsergebnisse aus mechanischen Tests lässt sich zudem erkennen, dass eine abfallende Tendenz der Zug-, Schub- (in der Lagenebene) und Lochleibungsfestigkeit mit zunehmendem Delaminationsfaktor vorliegt. Die Autoren geben an, dass das von ihnen vorgestellte bruchmechanische Modell eine gute Vorhersage der zu erwartenden Zugfestigkeit liefert. Dabei wird für die Berechnung der Spannungsintensität das Bohrloch und die bearbeitungsinduzierte Schädigung zu einem Riss überlagert. Es bleibt jedoch anzumerken, dass nur ein sehr kleiner Bereich an Delaminationsfaktoren ($1,14 < F_d < 1,19$) in die Verifikation einbezogen wurde.

Arola und McCain [125] stellen unter Beweis, dass der Festigkeitsverlust von FVK unter Zugbeanspruchung nicht in Zusammenhang mit dem Rauheitsprofil der Bohrungswand gestellt werden kann. Ausgehend von der Überlegung, dass die Spannungskonzentration am Bohrloch einer Superposition der Kerbwirkung vom Bohrloch und dessen Rauheit geschuldet ist, sollten dieser Theorie

folgend gebohrte Proben mit einer hohen Rauheit im Zugversuch bei geringeren Nennspannungen versagen. Das Arola-Ramulu-Modell für die effektive Kerbwirkung \overline{K}_t der Bohrwandtopographie lautet:

$$\overline{K}_t = 1 + n \left(\frac{R_a}{\overline{r}_k} \right) \left(\frac{R_y}{R_z} \right) \quad (2.41)$$

Dabei sind R_a der arithmetische Mittenrauwert, R_z die gemittelte Rautiefe, R_y die maximale Rautiefe und \overline{r}_k der effektive Kerbradius des Rauheitsprofils. Der empirische Faktor n ist 2 für eine reine Zugbeanspruchung. Durch die Superposition mit dem Kerbfaktor des Bohrlochs $K_{t(Loch)}$ ergibt sich für ein raues Bohrloch ein Gesamtkerbfaktor K_t von

$$K_t = K_{t(Loch)} \cdot \overline{K}_t. \quad (2.42)$$

Der Abgleich mit den Versuchsergebnissen an quasiisotropem CFK zeigte jedoch keinerlei Übereinstimmung mit den Vorhersagewerten des Modells, zumal für Bohrlöcher mit verschlissenen Bohrern aufgrund von Matrixverschmierungen die niedrigste Rauheit gemessen wurde und diese Proben gleichzeitig auch die geringsten Festigkeitswerte lieferten [125].

Losgelöst von klassischen mechanischen Tests mit offenem (z. B. OHT) und geschlossenem Bohrloch (z. B. LL) führte Henerichs [48, 126] neue Methoden zur Charakterisierung der Bohrlochgüte im Hinblick auf Schädigungen am Bohrungsein- und austritt sowie der Bohrungswand ein. Dazu werden ein konischer Pin oder ein elliptischer Konus in das Bohrloch eingedrückt und damit sowohl die Oberfläche am Bohrungseintritt oder -austritt, als auch die Bohrungswand belastet. Wie seine Versuchsergebnisse an unidirektionalem und gewebtem CFK zeigen, nimmt die gemessene Eindringsteifigkeit mit zunehmendem Werkzeugverschleiß ab und indiziert damit die reduzierte Belastbarkeit des Bohrlochs infolge der verschlechterten Zerspanungsqualität. Gleichzeitig stellt auch er fest, dass eine Korrelation der so bestimmten mechanischen Kenngrößen mit der Rauheit der Bohrungswand nicht möglich ist.

Ermüdungsverhalten

In den bereits aufgeführten frühen Arbeiten von Persson et al. [120] und Capello & Tagliaferri [100, 101] wurde neben dem Einfluss der Bearbeitung auf die statische Festigkeit auch die Auswirkungen auf das Ermüdungsverhalten unter zyklischer mechanischer Beanspruchung untersucht. Darüber hinaus sind nur sehr wenige Veröffentlichungen in jüngerer Vergangenheit bekannt, die sich diesem Thema annehmen.

Die Ermüdungsversuche unter Druck- und Lochleibungsbeanspruchung von Persson et al. [120] wurden bei einer Prüffrequenz von 5 Hz mit Spannungsverhältnissen von $R_{LL} = 0$ und $R_{OHC} = -\infty$ durchgeführt. Die gebohrten Proben wurden auf unterschiedlichen Lastniveaus bis zu einer definierten Lochaufweitung (LL) bzw. Dehnung (OHC) zyklisiert. Dabei wurden deutliche Unterschiede in der Lebensdauer in Abhängigkeit des verwendeten Werkzeuges und der damit einhergehenden Bohrlochqualität festgestellt und qualitativ in Zusammenhang gebracht. Gemessen an der ertragbaren Spannungsamplitude bei 10^6 Lastwechseln ertrugen Proben, die mit einem verschlissenen PKD-Bohrer gebohrt wurden bis zu 27 % (LL) bzw. 10 % (OHC) geringere Lasten gegenüber dem referenzierenden KTH-Verfahren.

In den dynamischen Versuchen von Capello und Tagliaferri [100, 101] wurde die kontinuierliche Lochaufweitung einer GFK-Bolzenverbindung (LL) in Abhängigkeit der Lastwechselspielzahl unter Wechselbeanspruchung bei 20 Hz beobachtet. Das Ermüdungsverhalten wurde durch die gewählten Bearbeitungsbedingungen mitbestimmt. Während ein höherer Vorschub und eine erhöhte Werkzeugtemperatur (180°C) zu einer stärkeren mechanischen und thermischen Schädigung der Lamine und damit zu einer beschleunigten Degradation unter dynamischer Beanspruchung führten, erschien der Einfluss einer rückseitigen Abstützung vernachlässigbar. Eine Korrelation mit der vermessenen Delaminationsgröße war auch für das Ermüdungsverhalten nicht gegeben.

In einem Aufsatz von Ghidossi et al. [127] wird über die Dissertation von Guégan [128] berichtet. Darin wurden zyklische Vierpunktbiegeversuche an gebohrtem, unidirektionalem Thermoplast-CFK durchgeführt. Dabei zeigte

sich kein eindeutiger Einfluss der Delaminationsschädigung auf den Steifigkeitsverlust in den Ermüdungsversuchen, wie aus Abbildung 21a ersichtlich ist. Eine thermische Schädigung der Matrix hingegen scheint bei dieser Werkstoffklasse signifikante Auswirkungen auf das Lebensdauerverhalten zu haben (vgl. Abbildung 21b). Da diese Arbeit nicht im Original vorlag, können keine Angaben zur Versuchsführung und sonstigen Randbedingungen gemacht werden.

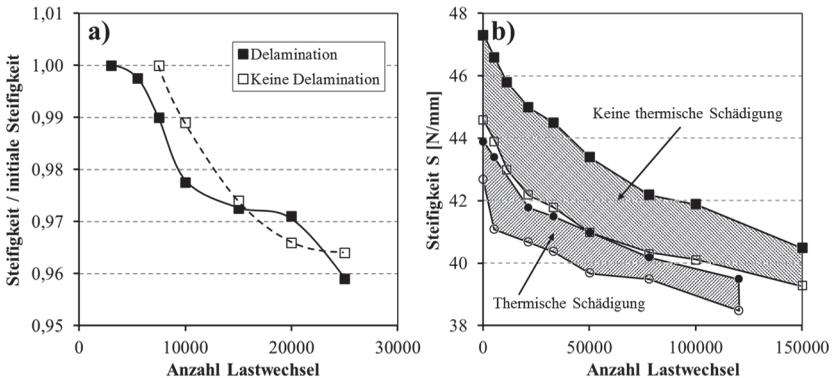


Abbildung 21: Steifigkeitsverlust von thermoplastischem UD-CFK unter zyklischer Vierpunktbiegebeanspruchung mit offenem Bohrloch: Einfluss a) einer Delamination, b) thermischer Schädigung. Nach [127, 128].

Hamdoun et al. [119] verglichen das Ermüdungsverhalten von unterschiedlich gebohrten, multidirektionalen CFK-Gelegen unter Druckschwellbeanspruchung (OHC, $R = 10$) bei 60 % der statischen Bruchlast und einer Prüffrequenz von 3 Hz. Dabei wurde ein Probensatz mit optimalen Bearbeitungsparametern nahezu defektfrei gefertigt, während in den Anderen bewusst Bearbeitungsschäden in Form von Delaminationen eingebracht wurden. Entgegen der Erwartung erfuhren die ungeschädigten Proben sogar einen größeren Steifigkeitsverlust während der Zyklisierung. Das Schädigungsbild der vorgeschädigten Proben nach 400.000 Lastwechseln war jedoch deutlicher ausgeprägt, wenngleich mikroskopisch kein direkter Zusammenhang zwischen der Bearbeitungsschädigung und der Initiierung des Ermüdungsrisswachstums

festgestellt werden konnte. Wie in den Röntgenaufnahmen in Abbildung 22 dargestellt, zeigten sich überwiegend longitudinale Risse in den 0°-Lagen ausgehend vom Kerbgrund des Bohrlochs. Insbesondere an den vorgeschädigten Bohrlochern traten zudem Risse quer zur Belastungsrichtung auf.

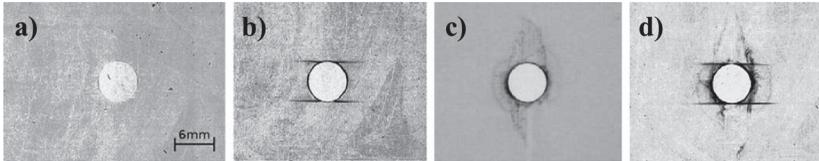


Abbildung 22: Röntgenaufnahmen von Bohrlochern in MD-CFK mit hoher (a,b) und niedriger (c,d) Bearbeitungsgüte vor (a,c) und nach (b,d) 400.000 Zyklen bei 60 % σ_{OHC} [119].

Das Ermüdungsverhalten eines gebohrten CFK-Schublaminats wurde von Saleem et al. [122] unter Zug-Schwellbeanspruchung untersucht. Dabei wurden die Löcher zum einem mittels konventioneller Bohrbearbeitung, zum anderem mittels abrasivem Wasserstrahl eingebracht. Die Versuche wurden bei 10 Hz und $R = 0,1$ auf variablen Lastniveaus zwischen 17 % und 65 % der statischen Kerbzugfestigkeit bis maximal 5000 Lastwechsel gefahren. In quasistatischen Vorversuchen zeigte sich kein Festigkeitsunterschied zwischen beiden Fertigungsverfahren. Unter dynamischer Beanspruchung hingegen erfuhren die gebohrten Proben insbesondere bei hohen Lastamplituden einen größeren Steifigkeitsverlust und versagten bereits bei niedrigeren Spannungsniveaus innerhalb der definierten Grenzwahrschwingzahl. Die Autoren sehen den Grund für dieses Verhalten in den topographischen Unterschieden der Bohrungswand, da die konventionell gebohrten Lamine insbesondere unter einem FSW von 45° Faserausbrüche zeigten und diese Kerben als Ausgangspunkte für das Ermüdungsrischwachstum fungieren können. Die Wasserstrahlproben wiesen hingegen lediglich ein bearbeitungsbedingtes Streifenprofil auf. Nichtsdestotrotz lagen für beide Oberflächenprofile ähnliche Rauheitskennwerte vor, was neuerlich zu der Schlussfolgerung führt, dass die typischen Rauheitsgrößen bei FVK keinerlei Rückschlüsse auf das mechanische Verhalten unter statischer und dynamischer Last zulassen.

Zusammenfassung

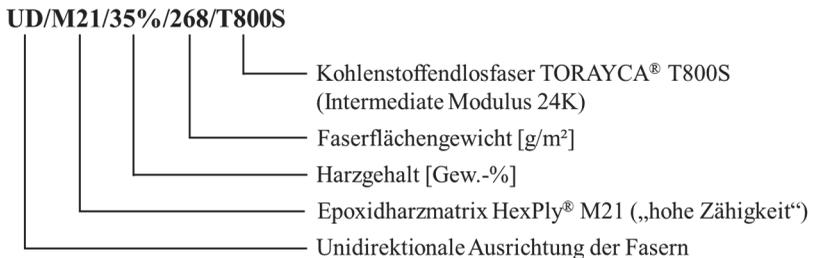
Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass

- die Bolzentragfähigkeit (LL) und die Kerbdruckfestigkeit (OHC) von FVK durch ungeeignete Bearbeitungsparameter bzw. die daraus resultierende unzureichende Lochqualität signifikant herabgesetzt werden.
- der Einfluss der Bearbeitung auf die Kerbzugfestigkeit (OHT) und Kerbbiegefestigkeit (OHB in 3 PB) nicht allgemeingültig für FVK formuliert werden kann, da in der Literatur widersprüchliche Ergebnisse berichtet werden.
- die resultierende Festigkeitsabnahme häufig mit verschiedenen Delaminationskennwerten zufriedenstellend korreliert werden kann, wenngleich es auch andere Schädigungsarten wie z. B. Mikrorisse oder thermische Schäden gibt, die ebenfalls Auswirkungen auf das mechanische Verhalten der FVK haben können. Ein Zusammenhang mit Rauheitskennwerten scheint generell nicht gegeben.
- das Ermüdungsverhalten gebohrter Strukturen ebenfalls durch die Bearbeitungsqualität mitbeeinflusst wird, wenngleich die Intensität von vielen Faktoren der Beanspruchung und des Laminats abhängt.
- die Anzahl der Arbeiten insbesondere zum Einfluss der Bearbeitung auf das Ermüdungsverhalten äußerst gering sind und bislang kein umfangreiches Verständnis aller Degradationsmechanismen erarbeitet wurde. Zudem beziehen sich viele Literaturstellen auf glasfaserverstärkte Kunststoffen (GFK) und CFK/GFK-Gewebematerialien. Es können nur schwer allgemeingültige Aussagen für alle FVK (insbesondere CFK-Gelege) abgeleitet werden. Ferner wurden bislang keine Ergebnisse zu statischen und dynamischen Kerbbiegeversuchen an duroplastischem CFK unter Vierpunktbeanspruchung (OHB in 4PB) publiziert, wenngleich dieser Ansatz als vielversprechend eingestuft wird [112]. Daraus lässt sich ein Forschungsbedarf ableiten, dem in dieser Arbeit Rechnung getragen werden soll.

3 Experimentelle Vorgehensweise

3.1 Verwendete Materialien

Als Leitwerkstoff für die vorliegende Arbeit wurden multiaxiale CFK-Gelege mit unidirektionalen Einzelschichten verwendet. Dazu wurde der Prepreg HexPly® M21/T800S der Firma Hexcel herangezogen. Die vollständige Materialbezeichnung wird wie folgt angegeben und erläutert:



Dieser Prepreg findet Anwendung in der Luftfahrt und wird u. a. im Airbus-Konzern eingesetzt. Es handelt sich dabei um ein Prepregsystem der 3. Generation, das neben gelösten Zähigkeitsmodifiern (hier: Polyethersulfon) in der Epoxidmatrix auch noch unlösliche Thermoplastpartikel auf der Oberfläche aufweist, die somit in den daraus hergestellten Laminaten zwischen den Einzellen vorliegen (sog. Interleaf-Prepreg). Beides zielt darauf ab, die Schlag- und Bruchzähigkeit der CFK-Laminaten zu erhöhen [129].

Die Auswahl erfolgte insbesondere deshalb, weil es sich um ein freibemusteres Material handelt und somit die Verfügbarkeit und gleichbleibende Qualität gewährleistet war. Es wurden Prepregs mit Faserflächengewichten von 194 g/m² und 268 g/m² sortenrein innerhalb der jeweiligen Laminaten eingesetzt. Daraus resultierten Einzellagendicken von rund 0,19 mm bzw. 0,25 mm.

Die mechanischen Eigenschaften der unidirektionalen Schicht bzw. eines UD-Laminats sind in der Literatur gegeben und in Tabelle 4 aufgelistet.

Tabelle 4: Elastische Eigenschaften der unidirektionalen Schicht von CFK M21/T800S.

Quellen: a) Produktdatenblatt [130], b) Betts et al. [131], c) Erçin et al. [132], d) Bowen et al. [133], e) Teixeira et al. [134].

Eigenschaft	Wertebereich	Nennwert
Dichte ρ [g/cm ³]	1,58 ^a	1,58
E-Modul E_1 [GPa]	157 ^b -172 ^{c,d}	157
E-Modul E_2 [GPa]	8,5 ^b -9,3 ^c	8,5
Schubmodul G_{21} [GPa]	4,2 ^{d,e} -5,0 ^c	4,2
Poissonzahl ν_{12}	0,32 ^c -0,35 ^{b,d}	0,32
Zugfestigkeit $\sigma_{1,t}$	2700 ^a	2700

Der Laminataufbau wurde quasiisotrop (QI) und symmetrisch mit einer Schichtabfolge von $[0/45/90/-45]_{xs}$ gestaltet. In dieser Kodierung geben die mit Schrägstrich getrennten Zahlen in der eckigen Klammer die Winkelangaben der Schichtabfolge an. Es handelt sich dabei um die Faserrichtung bezogen auf die Längsachse der Platte, aus welcher Proben unterschiedlicher Decklagenorientierung λ herausgearbeitet werden können. Auf die Angabe von Winkelgraden ($^\circ$) kann aufgrund der Eindeutigkeit verzichtet werden. Die Zahl „x“ bestimmt, wie oft sich diese Schichtabfolge in einer Hälfte des Laminats wiederholt. Das „s“ indiziert, dass das Laminat mittensymmetrisch ist, d. h. sich die Schichtabfolge in der zweiten Hälfte des Laminats in umgekehrter Reihenfolge wiederholt. Um die Quasiisotropie und Symmetrie zu gewährleisten, ist die Lagenanzahl demnach auf Vielfache von Acht limitiert. In Abbildung 23 ist dieser Lagenaufbau schematisch für die beiden Entnahmewinkel $\lambda = 0^\circ/90^\circ$ dargestellt. Ein solches Laminat weist in der xy-Ebene isotrope mechanische Eigenschaften auf [2]. Durch Anwendung der klassischen Laminattheorie für Scheibenelemente [2, 3, 15] mit den Nennwerten aus Tabelle 4 ergeben sich folgende effektive Ingenieurskonstanten:

$$\hat{E}_x = \hat{E}_y = 58,6 \text{ GPa} \quad (3.1)$$

$$\hat{G}_{xy} = 22,2 \text{ GPa} \quad (3.2)$$

Unter Biegebeanspruchung ist die Quasiisotropie aufgrund des Dehnungsgradienten über der Laminatdicke nicht gegeben. Die effektive Biegesteifigkeit hängt daher vom Lagenaufbau, der Einzellagendicke und der Belastungsrichtung ab und kann nach der klassischen Laminattheorie für räumlich belastete Plattenelemente [2, 15] berechnet werden. Die daraus resultierenden theoretischen Biegemoduln sind in Tabelle 5 für relevante quasiisotrope Lamine aufgeführt.

Tabelle 5: Theoretische Biegemoduln nach der CLT für quasiisotrope Lamine
[0/45/90/-45]_{3s} aus Prepreg M21/T800S.

Prepreg	M21/T800S 268 g/m ²	M21/T800S 194 g/m ²
Lagenaufbau	[0/45/90/-45] _{2s}	[0/45/90/-45] _{3s}
nom. Dicke t_{nom} [mm]	4,0	4,6
Biegemodul $\hat{E}_{x,b}$ [GPa]	77,7	71,2
Biegemodul $\hat{E}_{y,b}$ [GPa]	48,0	52,4

Für (bruch-)mechanische Untersuchungen wurden zudem unidirektionale Lamine (UD) mit 12 Schichten aus Prepreg M21/T800S 268 g/m² eingesetzt. Diese werden mit [0]₁₂ gekennzeichnet. Für diese Lamine gilt:

$$\hat{E}_x = \hat{E}_{x,b} = E_1 \quad (3.3)$$

$$\hat{E}_y = \hat{E}_{y,b} = E_2 \quad (3.4)$$

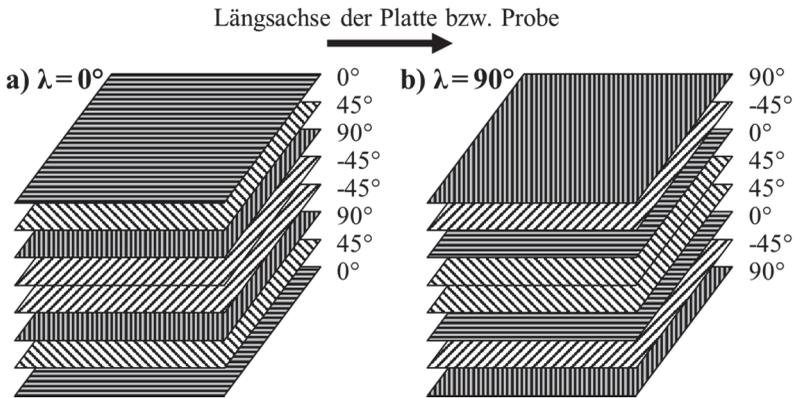


Abbildung 23: Quasiisotroper, symmetrischer Laminataufbau [0/45/90/-45]:
a) $\lambda = 0^\circ$, b) $\lambda = 90^\circ$.

Die Lamine wurden von Hand abgelegt und nach zwei unterschiedlichen Vorgehensweisen ausgehärtet, um Unterschiede in der mikrostrukturellen Qualität zu erreichen:

a) Autoklavverfahren (AC)

Die Herstellung autoklavierter Lamine wurde bei der Firma PCC Lengsgeld (Deinste) in Auftrag gegeben. Die Aushärtung erfolgte gemäß den Herstellerangaben [135] nach folgendem Temperaturprogramm:

Aufheizen (1-3 K/min) – Halten (180 min / 180°C) – Abkühlen (2-5 K/min).

Die Lamine wurden mit Vakuumfolie umschlossen und ein Unterdruck von anfänglich rund 1 bar und im weiteren Prozessverlauf von 0,2 bar angelegt. Im Autoklaven wurden die Lamine mit einem Aushärtedruck von 7 bar beaufschlagt. Die Decklagen wurden im Falle dünner Lamine ($t_{\text{nom}} = 2-4$ mm) mit einer PTFE-Trennfolie belegt, um die Ausformung aus dem Werkzeug zu erleichtern und um die Oberfläche vor Faltenbildung durch die Vakuumfolie zu schützen. Im Falle dicker CFK-Platten ($t_{\text{nom}} = 6$ mm) wurde hingegen ein Abreißgewebe verwendet, das zusätzlich überschüssiges Harz aufnehmen

kann. Es wurden dadurch CFK-Platten in luftfahrttypischer Qualität erzielt, die weitestgehend frei von Restporosität waren. Sie dienen in dieser Arbeit als Referenz gegenüber dem porenbehafteten Material.

b) Heißpressverfahren (HP)

Alternativ wurden Lamine in einem vereinfachten Aushärtprozess mittels Heißpressen hergestellt. Diese Platten wurden bei der Firma HADEG Recycling GmbH (Stade) bezogen. Dort wurde das CFK nach dem gleichen Temperaturzyklus unter einem Pressendruck von 7 bar ohne zusätzliches Vakuum konsolidiert. Als Trennmittel wurden ebenfalls PTFE-Folien oder gewachstes Papier eingesetzt. Im Heißpressverfahren verbleibt im Allgemeinen eine höhere Restporosität im Material. Dies ist vor allem dem Fehlen der Vakuumtechnik geschuldet.

3.2 Charakterisierung der CFK-Lamine

Die CFK-Lamine wurden einer qualitativen Gefügeanalyse unterzogen, um den Lagenaufbau zu überprüfen und mikrostrukturelle Fehlstellen zu visualisieren. Zu diesem Zweck wurden Probenstücke im Nasstrennverfahren aus den Platten entnommen, in Kunstharz (Struers EpoFix) kalteingebettet, auf einer metallographischen Präparationsmaschine vom Typ Struers RotoPol-31 mit RotoForce-4 auf SiC-Papier geschliffen und bis zu einer Korngröße von 1 μm mit Diamantsuspensionen auf textilen Polierscheiben (Struers MD-Dac) poliert. Die Schliffrichtung definiert sich in allen Fällen an der Faserorientierung der Decklage: In einem Längsschliff wurden die Fasern der 1. Lage parallel angeschliffen, bei einem Querschliff unter 90°. Die Gefügeuntersuchungen wurden an einem Lichtmikroskop vom Typ Carl Zeiss Axioplan 2 im Hellfeldmodus (HF) durchgeführt. Das Mikroskop war zudem mit einer digitalen Kamera vom Typ Carl Zeiss AxioCam HRC ausgestattet. Zur Bildaufnahme kam die Software Carl Zeiss AxioVision 4.9 (AV) zum Einsatz.

Zur Visualisierung der Porositätsverteilung in den Laminen kamen zudem Ultraschall (US) C-Scans zur Anwendung. Die US-Untersuchungen wurden von der Arbeitsgruppe „Zerstörungsfreie Bauteilprüfung“ an der Hochschule

Aalen durchgeführt. Es konnten ganze CFK-Platten (bis zu 300 x 200 mm²) in einer 2-Achs-Scananalyse (Sonderanfertigung Fa. Olympus) mit einer Positioniergenauigkeit von $\pm 0,1$ mm im Wasserbad abgescannet werden. Für die Messungen wurde das mobile Ultraschall-Prüfgerät OmniScan MX 2 der Firma Olympus eingesetzt, das mit der Messsoftware MXU (Version 4.1) ausgestattet ist. Der verwendete Phased-Array-Prüfkopf Olympus 5L64 weist eine Frequenz von 5 MHz auf und wurde im Impuls-Echo-Verfahren betrieben. In den US C-Scans wurde die Intensität des Rückwandechos ausgewertet. Die Amplitude des Rückwandsignals wird dabei in Farbcodierung (0 % blau bis 100 % rot) flächig dargestellt. Porenansammlungen im Laminat stellen Grenzflächen dar, an denen der Ultraschall reflektiert und gestreut wird, womit ein Abfall des Rückwandechos einhergeht.

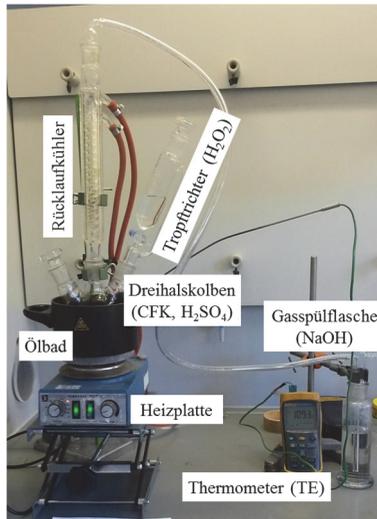


Abbildung 24: Versuchsaufbau zur nasschemischen Isolation der Kohlefasern.

Die Faser-, Matrix- und Porenanteile wurden nach dem in DIN EN 2564 [136] beschriebenen gravimetrischen Verfahren (Variante A) bestimmt. Dazu wurde zunächst die Dichte des CFK-Probekörpers (ms ca. 1 g) anhand der in DIN EN ISO 1183-1 [137] beschriebenen Eintauchmethode ermittelt. Die

Masse der Probe m_S und ihr scheinbares Gewicht m_A in destilliertem Wasser bekannter Temperatur T und Dichte ρ_{H_2O} wurden an Laborwaagen (z. B. Shimadzu AUW220D) mit einer Ablesegenauigkeit von $\pm 0,1$ mg bestimmt. Die Dichte errechnet sich nach folgender Gleichung:

$$\rho_S = \frac{m_S \rho_{H_2O}(T)}{m_S - m_A} \quad (3.5)$$

Anschließend wurde jede Probe einzeln in einen Dreihalskolben gegeben und die polymeren Bestandteile unter Zugabe von Schwefelsäure (H_2SO_4 konz.) und Wasserstoffperoxid (H_2O_2 30 %) bei Temperaturen von $160 \pm 10^\circ C$ zersetzt und in der Reagenz aufgelöst (Abbildung 24). Die Fasern werden durch die Reaktion nicht angegriffen und konnten unter Zuhilfenahme von destilliertem Wasser und Aceton in einen Glasfildertiegel abfiltriert werden. Aus der Differenzwägung des leeren und vollen Glasfildertiegels im getrockneten Zustand konnte die Masse der isolierten Fasern m_f bestimmt werden. Der Faser-volumenanteil V_f errechnet sich unter Berücksichtigung der vom Hersteller angegebenen Faserdichte $\rho_f = 1,80 \text{ g/m}^3$ [135] zu:

$$V_f = \frac{m_f \rho_S}{m_S \rho_f} [\%] \quad (3.6)$$

Durch die ebenfalls bekannte und als konstant angenommene Dichte der Polymermatrix M21 von $\rho_r = 1,28 \text{ g/m}^3$ [135] ergibt sich der Harzvolumenanteil V_r aus:

$$V_r = \left(1 - \frac{m_f}{m_S}\right) \frac{\rho_S}{\rho_r} [\%] \quad (3.7)$$

Der Porenanteil ergibt sich als Rest des Probenvolumens, das nicht dem Harz oder der Faser zugeordnet werden kann:

$$V_p = 1 - V_f - V_r [\%] \quad (3.8)$$

Es sei darauf hingewiesen, dass der absolute Fehler bei der Ermittlung des Porenanteils aufgrund der sich summierenden Unsicherheiten bei den Dichtewerten auf ± 1 Vol.-% geschätzt wird [136].

Es wurden mindestens drei Proben je CFK-Charge untersucht. Teilweise wurden weitere Proben aus Bereichen entnommen, die in der US-Prüfung Auffälligkeiten in ihrer Homogenität zeigten.

3.3 Bohrbearbeitung

Die Bohrbearbeitung der CFK-Lamine erfolgte mit zwei verschiedenen Typen unbeschichteter Hartmetall-Bohrwerkzeuge bei vergleichbaren Zerspanungsparametern (vgl. Tabelle 6). Die Bohrversuche nach Maschinenkonfiguration A wurden auf einer Vierachs-CNC-Maschine vom Typ Euromod-P (ISEL Automation AG) bei der Firma MAPAL Dr. Kress KG in Aalen durchgeführt. Dabei wurde ein Spiralbohrer vom Typ MAPAL MEGA-Drill-Composite-UDX (kurz: UDX) mit einem Durchmesser D von 6,0 mm (Toleranzklasse m7) und einem Spitzenwinkel θ von 90° eingesetzt. Die Erfassung von Kräften war hier nicht möglich.

Tabelle 6: Verwendete Zerspanungsparameter für die Bohrbearbeitung.

Zerspanungsparameter	Maschinenkonfiguration	
	A	B
Werkzeughersteller	MAPAL	Klenk
Drehzahl n [U/min]	5000	5305
Vorschubrate f [mm/U]	0,07	0,06
Schnittgeschwindigkeit v_c [m/min]	94	100
Vorschubgeschwindigkeit v_f [mm/min]	350	318

Die Schnittgeschwindigkeit v_c errechnet sich aus:

$$v_c = n\pi D \quad (3.9)$$

Die Vorschubgeschwindigkeit v_f ist gegeben durch:

$$v_f = nf \quad (3.10)$$

Die Zerspanung gemäß Maschinenkonfiguration B erfolgte durch das Institut für Fertigungstechnik und Werkstoffprüfung (IFW) der Hochschule Ulm auf einer CNC-Maschine vom Typ DMC 64 V (DMG Mori GmbH). Dabei wurden Stufenbohrer der Firma Klenk GmbH mit einem Durchmesser von 5,9 mm verwendet, wie sie im deutschen Patent DE 102010012963 [138] beschrieben werden. Diese Bohrer wurden mit unterschiedlichen Spitzenwinkeln θ zwischen 70° und 100° geliefert, um den Einfluss der Werkzeuggeometrie auf den Verschleiß und das Delaminationsverhalten untersuchen zu können. Teilweise erfolgte eine Messung der Prozesskräfte mit einer Kraftmessplattform vom Typ Kistler 9257B.

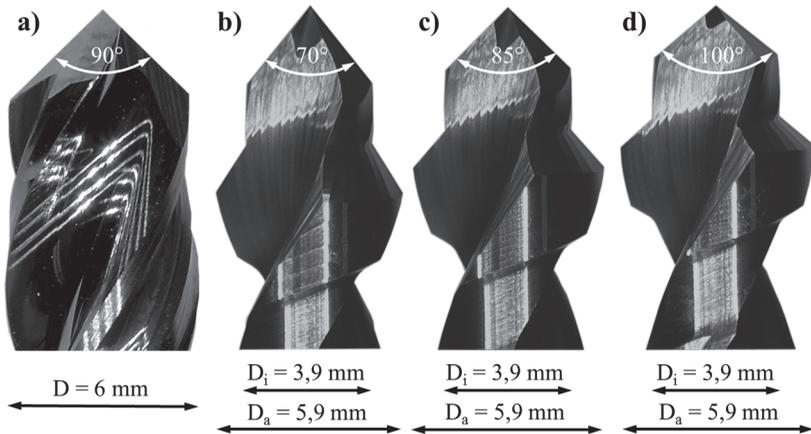


Abbildung 25: Verwendete Hartmetall-Bohrwerkzeuge: a) MAPAL UDX, b) Klenk $\theta = 70^\circ$, c) Klenk $\theta = 85^\circ$, d) Klenk $\theta = 100^\circ$.

Die Bohrerwerkzeuge sind in Abbildung 25 dargestellt. In allen Fällen wurde auf eine feste Einspannung der zu bohrenden Platten und Probekörper geachtet, um Vibrationen oder Nachgiebigkeit zu vermeiden, da dies die Schädigungsentstehung im Werkstück zusätzlich beeinflusst [99]. Es wurden generell keine Kühlschmierstoffe eingesetzt.

3.4 Delaminationsbewertung

Zur Bestimmung der Qualität der eingebrachten Bohrungen in CFK erfolgte in allen Fällen eine optische Delaminationsbewertung (LM) am Bohrungseintritt und -austritt. Darüber hinaus wurden ausgewählte Proben zusätzlich mittels Computertomograph (CT) untersucht. Die quantitative Beschreibung der Delaminationsschädigung erfolgte im ersten Schritt anhand literaturbekannter Delaminationsfaktoren. Zum Zwecke der Vergleichbarkeit und einheitlichen Darstellung werden in dieser Arbeit die Delaminationsfaktoren gemäß den in Abbildung 16 gegebenen Kenngrößen definiert und einheitlich in Prozent angegeben.

Der durchmessergewichtete (eindimensionale) Delaminationsfaktor wird in Anlehnung an die ursprüngliche Definition F_d nach Chen [70] als

$$DF_D = \frac{D_{max} - D_0}{D_0} = \frac{R_{max} - R_0}{R_0} [\%] \quad (3.11)$$

angegeben. Der flächengewichtete (zweidimensionale) Delaminationsfaktor folgt der Definition von DF nach Faraz et al. [59] aus Gleichung (2.31), wird jedoch der Eindeutigkeit wegen mit einem A indiziert:

$$DF_A = \frac{A_{ges} - A_0}{A_0} = \frac{A_{del}}{A_0} [\%] \quad (3.12)$$

Der angepasste (kombinierte) Delaminationsfaktor F_{da} nach Davim et al. [60] wird für eine vergleichbare Prozentwertdarstellung wie folgt von Gleichung (2.35) abgewandelt:

$$DF_{DA} = F_{da} - 1 [\%] \quad (3.13)$$

Die mittels LM und CT generierten Bildaufnahmen der Delaminationsschädigung stellen die Grundlage zur Bestimmung der notwendigen Flächen und Durchmesser dar. Die Bilderzeugung und digitale Bildverarbeitung in beiden Verfahren wird nachfolgend beschrieben.

Lichtmikroskopisches Verfahren (LM)

Die Bildaufnahme der Laminatoberflächen erfolgte an einem Zoommikroskop bei geringer optischer Vergrößerung (Carl Zeiss AxioZoom.V16 mit Digitalkamera Zeiss AxioCam 506 color). Zur Delaminationsbewertung an pressglatten Laminatoberflächen erfolgte die Bildaufnahme im Hellfeld (HF) durch die integrierte Koaxialbeleuchtung. Für strukturierte Oberflächen hingegen wurde ein auf dem Objektiv aufgesetztes Ringlicht zur Ausleuchtung der Probenoberfläche verwendet, wodurch der Effekt des Dunkelfelds (DF) entstand. Der Hintergrund dieser Vorgehensweise wird ausführlich in Kapitel 5.3.1 beschrieben und diskutiert.

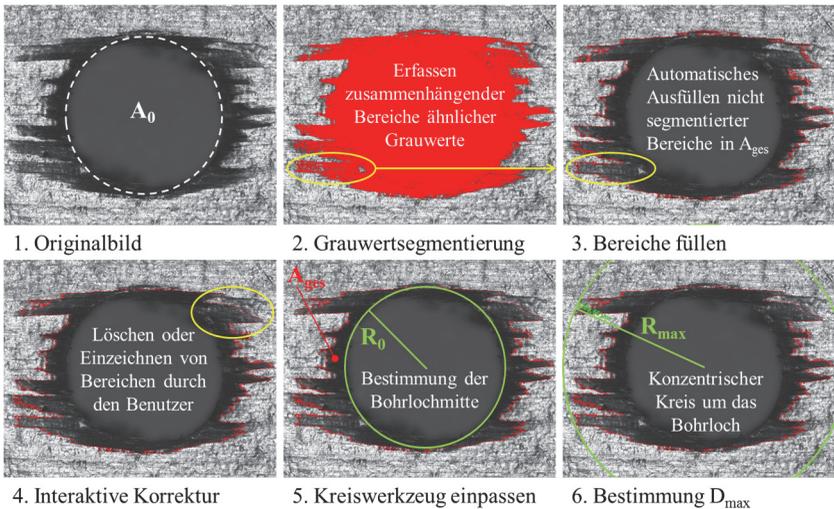


Abbildung 26: Bildanalytische Vermessung von A_{ges} und D_{\max} durch Segmentierung in AV am Beispiel einer Austrittsdelamination in HP-CFK mit einer pressglatten, leicht glänzenden Oberfläche.

Die Bilder wurden in der Software Carl Zeiss AxioVision 4.9 (AV) in 8-bit-Graustufen aufgenommen, in Helligkeit und Kontrast angepasst und die delaminierten Bereiche um das Bohrloch herum vermessen (A_{ges} und D_{\max} gemäß

Abbildung 16). Zur Segmentierung der Delaminationszone wurde ein halbautomatisches Messprogramm in AV verwendet. Die Vorgehensweise ist in Abbildung 26 am Beispiel einer Austrittsdelamination in HP-CFK mit einer pressglatten, leicht glänzenden Oberfläche dargestellt. Es oblag dem Benutzer, bildverbessernde Maßnahmen durchzuführen, die Segmentierungsschwellwerte anzupassen und Korrekturen (vgl. 4. Schritt in Abbildung 26) durchzuführen.

Computertomographie (CT)

Die CT-Messungen zum Zwecke der Delaminationsbewertung wurden an ausgewählten Kerbbiegeproben entlang der verschiedenen Bohrserien durchgeführt, um ein repräsentatives Spektrum an typischen Delaminationserscheinungen in CFK M21/T800S über der Standzeit der Werkzeuge zu erfassen. Der Probenquerschnitt dieser Proben ($b = 15 \text{ mm}$, $t_{\text{nom}} = 4,0/4,6 \text{ mm}$, vgl. Abschnitt 3.5) ermöglichte es, eine hohe dreidimensionale Auflösung ($9 - 15 \mu\text{m}/\text{Voxel}$) zu erreichen. Es wurde ein CT-Gerät vom Typ v-tome-X der Firma phoenix-X-ray mit einer Transmissionsröntgenröhre nanofocus™ 180 kV verwendet. Typische Einstellparameter für die Durchstrahlung der CFK-Proben sind in Tabelle 7 gegeben.

Tabelle 7: Typische Aufnahmeeinstellungen für die Delaminationsbewertung an Kerbbiegeproben aus CFK M21/T800S mittels CT.

Parameter	typische Werte
Detektor-Binning	1 x 1
Anzahl Projektionen	1200
Röhrenspannung	40 kV
Röhrenstrom	800 μA
Belichtungszeit	750 ms
Filter	keiner

Die aufgenommenen Projektionsebenen wurden in der Software ImageJ (National Institutes of Health) einer Medianfilterung unterzogen und im Programm datos-X-reconstruction 1.5 (GE Sensing & Inspection) zu einem 3D-Volumen rekonstruiert. Für die Einstellung von Kontrasten im Histogramm, das Ausrichten der Volumen und die Extraktion von 2D-Schnittbildern wurde die Software VGStudioMax 2.0 (Volume Graphics) verwendet.

Das Ergebnis der CT-Analyse ist eine dreidimensionale Abbildung der tomographierten Probe, die beliebig geschnitten werden kann, um Einblicke in das Innere des Materials zu erhalten. Zudem können anhand des Histogramms Bereiche unterschiedlicher Dichte ein- und ausgeblendet oder auch segmentiert und dreidimensional ausgewertet werden. Zur Verdeutlichung der an gebohrten CFK-Strukturen erfassbaren Fehlstellen wird in Abbildung 27 exemplarisch ein segmentiertes 3D-Volumen eines Bohrlochs in HP-CFK gezeigt. Es lassen sich auf diese Weise Delaminationen am Bohrloch, Poren im Laminat und die Topographie der Bohrungswand visualisieren.

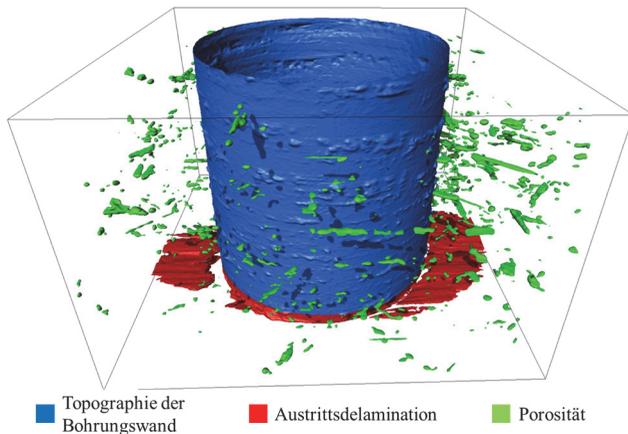


Abbildung 27: Segmentiertes 3D-Volumen eines Bohrlochs in HP-CFK.

Für einen quantitativen Vergleich der Prüfmethode LM und CT mussten vergleichbare Schädigungskenngrößen ermittelt werden. Die verwendeten Delaminationsfaktoren beziehen sich jedoch allesamt auf zweidimensionale Kennwerte, wie sie anhand von LM-Aufnahmen bestimmt werden können. Folglich musste die dreidimensionale Information zur Delaminationsschädigung aus den CT-Aufnahmen wieder auf ein zweidimensionales Bild reduziert werden, ohne dabei die enthaltene Information zur lateralen Ausdehnung der Delamination aus Bereichen unterhalb der Oberfläche zu verlieren. Dies gelang durch die nachfolgend beschriebene Vorgehensweise, die zusätzlich durch Abbildung 28 verdeutlicht werden soll:

1. Extraktion eines Bildstapels von Flachschnitten in VG StudioMax 2.0 ausgehend von der Laminatoberfläche am Bohrungsaustritt bis zur maximalen Schädigungstiefe nach der keine Delaminationsschädigung mehr nachweisbar war. Der Abstand der Schnittebenen zueinander lag in der Größenordnung der Voxelauflösung.
2. Erzeugung eines Überlagerungsbildes, das die Information zur lateralen Ausdehnung der Delamination in jeder Tiefe beinhaltet. Dazu wurde der komplette Bildstapel in der Bildverarbeitungssoftware GIMP 2.6 als Ebenen geöffnet. Ausgehend von der ersten Schnittebene unter der Oberfläche wurden alle nachfolgenden Bilder als neue Ebenen mit der Funktion „Abdunkeln“ über das erste Bild gelegt. Dadurch wurden nur Bereiche mit Delaminationsschädigung in das Überlagerungsbild übernommen, da diese in den CT-Aufnahmen dunkler als der umgebende Werkstoff dargestellt werden. Der helle Hintergrund änderte sich indes nicht.

Die dadurch erhaltenen Bilddateien wurden dem gleichen bildanalytischen Auswerteverfahren in AV unterzogen, wie es bereits für LM beschrieben wurde (vgl. Abbildung 26). Es wurden die Delaminationsfaktoren DF_A und DF_D bestimmt und als Referenz gegenüber den lichtmikroskopisch ermittelten Werten herangezogen. Darüber hinaus wurde die maximale Schädigungstiefe t_{del} direkt aus den CT-Volumen heraus ermittelt, um eine Gewichtung der Schädigungsintensität in Abhängigkeit der Tiefe, Faserorientierung und lagen-spezifischen Belastung durchzuführen. Es ist davon auszugehen, dass eine Korrelation der Restfestigkeit gebohrter Lamine mit geschädigten Volumen

unter Berücksichtigung der Spannungsverteilung zutreffendere Korrelationen erlaubt, als dies mit rein zweidimensionalen Schädigungsparametern der Fall ist. Diesem Ansatz wird in Abschnitt 0 nachgegangen.

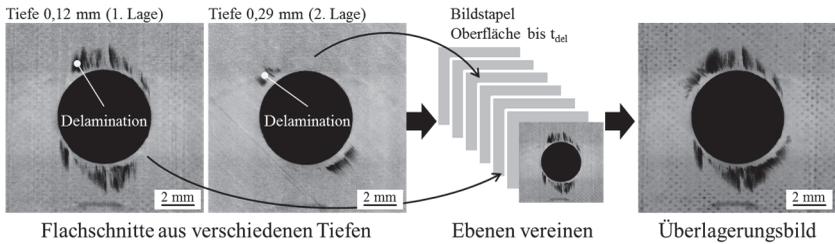


Abbildung 28: Erstellen eines CT-Überlagerungsbildes am Beispiel einer Austrittsdelamination in AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}. Maschinenkonfiguration B ($\theta = 70^\circ$) nach $L_f = 1,4$ m.

3.5 Statische mechanische Versuche

Alle quasistatischen mechanischen Versuche wurden an einer Universalprüfmaschine vom Typ Schenck RSA 100 bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Ansteuerung der Maschine sowie Aufnahme der Messkurven erfolgte via PC mit der Software Test & Motion (DOLI Elektronik GmbH, Version 4.6.0.35). Sämtliche Versuche wurden mit konstanter Querhauptgeschwindigkeit abgefahren (vgl. Tabelle 8). Im Falle von Zugversuchen wurde ein mechanischer Feindehnungsmesser vom Typ MFN-A (MF Mess- & Feinwerktechnik GmbH) eingesetzt. Ansonsten erfolgte die Bestimmung der Längen- oder Durchbiegungsänderung direkt über die Verschiebung des Querhaupts.

Probenzuschnitt

Der Zuschnitt der CFK-Platten, sowie rechteckiger Proben erfolgte an einer Kreissäge (Fa. HUG, Modell KFG) mit Diamantsägeblatt (Pferd D427) und entsprechender Absaugung. Die Kanten der Probekörper wurden anschließend händisch mit Schleifpapier nachgearbeitet, um eine hohe Kantenqualität und Maßhaltigkeit zu gewährleisten. Der Zuschnitt kleinerer Probekörper, beispielsweise für die materialographische Charakterisierung oder zur gravimetrischen Dichtebestimmung, erfolgte an den Nasstrennmaschinen Discotom-10 und Secotom-5 der Firma Struers. Dabei wurden wahlweise Diamanttrennscheiben oder kunstharzgebundene Aluminiumoxid-Trennscheiben verwendet. Probekörper in Knochenform wurden mittels Wasserstrahlschneiden an der Hochschule Ulm aus den Platten herausgearbeitet. Nach jedem Nasszuschnitt wurden die Proben in warmer Luft getrocknet. Vor der Prüfung wurden sämtliche Proben mindestens 24 h in einem Exsikkator gelagert, um eine vergleichbare Konditionierung zu gewährleisten.

Quasistatische Versuche im ungebohrten Zustand

Die Untersuchungen im Ausgangszustand dienten der Bestimmung des Einflusses der Restporosität auf das mechanische Verhalten sowie als Referenz hinsichtlich der Kerbwirkung eingebrachter Bohrlöcher. Dazu wurden stets autoklavierte (AC) und heißgepresste Lamine (HP) untersucht. Die mechanischen Experimente erfolgten in Anlehnung an einschlägige DIN-Normen. Eine Übersicht ist in Tabelle 8 gegeben. Ergänzende Anmerkungen zu Besonderheiten und Abweichungen zu den genannten Standards erfolgen im Nachgang. Alle geprüften Lamine wiesen einen quasiisotropen Lagenaufbau auf und wurden aus dem Prepreg M21/T800S 268 g/m² hergestellt.

Tabelle 8: Versuchsplan zur quasistatischen mechanischen Charakterisierung ungebohrter CFK-Lamine.

Test	DIN-Norm	t_{nom} [mm]	Probe l x b [mm ²]	λ [°]	v [mm/min]
ZV	EN ISO 527-4 [139]	4	200 x 10	90	2
4PB	EN ISO 14125 [140]	4	200 x 15	0	20
ILSS	EN ISO 14130 [141]	2	20 x 10	0	1

Die Anfangsmesslänge L_0 des Feindehnungsmessers in den Zugversuchen (ZV) betrug 50 mm. Es wurden Streifenproben mit einer Breite von 10 mm und einer Länge l von 200 mm (Abbildung 29) verwendet. Dabei sei angemerkt, dass normativ eigentlich nur Streifenproben mit einer Breite $b = 25$ mm oder $b = 50$ mm und einer Länge $l > 250$ mm vorgesehen sind (Typ 2 & 3). Es wurde jedoch davon abgewichen, da sonst die maximale Prüfkraft der Prüfmaschine nicht ausreichend gewesen wäre. Die Enden der Proben wurden beidseitig über die Probenbreite mit einem ca. 40 mm langen Aufleimer aus GFK-Gewebe beklebt. Diese dienen einerseits dazu, die Reibung zu erhöhen und dadurch ein Herausrutschen der Proben aus den Keilspannbacken der Prüfmaschine zu verhindern. Andererseits soll dadurch die Decklage des Laminats geschützt und somit vermieden werden, dass die Proben an den Einspannstellen versagen und dadurch das Versuchsergebnis beeinflusst wird. Zudem

wurde eine Decklagenorientierung von 90° gewählt, wodurch die festigkeitsbestimmenden 0° -Lagen geschützt im Inneren der Probe vorlagen und somit nicht unmittelbar der Einwirkung der Einspannstelle ausgesetzt waren. Die Zugfestigkeit σ_t berechnet sich aus der Maximalkraft bei Bruch F_{max} und dem Probenquerschnitt A :

$$\sigma_t = \frac{F_{max}}{A} = \frac{F_{max}}{bt} \quad (3.14)$$

Der Elastizitätsmodul (Zugmodul) E_t wurde im Dehnungsbereich $0,05\% < \varepsilon_t < 0,25\%$ durch lineare Regression ermittelt, sofern nicht aufgrund eines rutschenden Dehnungsaufnehmers ein anderes Intervall innerhalb des linear elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve gewählt werden musste.

Der Auflager-/Druckfinnenabstand der Vierpunktbiegeversuche (4PB) betrug bei allen Versuchen 162/54 mm. Die starren Auflagerrollen werden beim verwendeten Stahlaulager durch geschliffene Radien abgebildet, während die Rollen der Druckfinnen lose in zwei Nuten gelagert werden. Die (technische) Biegefestigkeit σ_b berechnet sich aus der Maximalkraft und der Auflager- und Probengeometrie:

$$\sigma_b = \frac{F_{max}L}{bt^2} \quad (3.15)$$

Große Verformungen sind ab einer Durchbiegung $s > 0,1L$ für die Berechnung von Spannung und Dehnung zu berücksichtigen. Da das Versagen der Proben meist gerade im Bereich um $s = 0,1L$ auftrat, wurde darauf verzichtet. Der Elastizitätsmodul (Biegemodul) E_b wurde im Intervall $0,05\% < \varepsilon_b < 0,25\%$ der Randfaserdehnung durch lineare Regression ermittelt. Da die Durchbiegung s ohne entsprechenden Wegaufnehmer nicht direkt in der Probenmitte gemessen werden konnte, erfolgte die Bestimmung des E-Moduls direkt aus der Verschiebung des Querhaupts bzw. der Druckfinne d_c unter Vernachlässigung der Nachgiebigkeit der Versuchsapparatur (nach Gleichung 2 in [142]):

$$E_b = \frac{2\Delta F d_1^2 (d_1 + 3d_2)}{bt^3 d_c} \quad (3.16)$$

Dabei ist d_1 der Abstand zwischen der äußeren Auflagerrolle und der zugewandten Druckfinnenrolle, während d_2 den halben Abstand zwischen den Rollen der Druckfinne bezeichnet. Für Vierpunktbiegeversuche gemäß DIN EN ISO 14125 mit dem Auflagerabstand L gilt:

$$d_1 = 2d_2 = \frac{L}{3} \quad (3.17)$$

Diese Vereinfachung ist aufgrund der hohen Eigensteifigkeit der Versuchsapparatur in diesem Bereich ($S = \Delta F / \Delta d_c > 7500 \text{ N/mm}$) im Vergleich zum E-Modul der Lamine von rund 67 GPa (entspricht $S \sim 75 \text{ N/mm}$) zulässig, da der daraus resultierende Fehler in der Dehnungsmessung vernachlässigbar ($\leq 1 \%$) ist. Die Eigensteifigkeit wurde anhand von Kraft-Weg-Kurven mit Baustahlproben ($E = 210 \text{ GPa}$) hohen Flächenträgheitsmoments bestimmt.

Es sei angemerkt, dass die Durchbiegung s unter der Annahme von Dickenkonstanz der Probe im Versuch und Vernachlässigung der Nachgiebigkeit der Versuchsapparatur nach Gleichung (3.18) dennoch näherungsweise berechnet werden kann (hergeleitet aus Gleichung 2 und 4 in [142]):

$$s = \left(\frac{3d_2^2}{2d_1(d_1 + 3d_2)} + 1 \right) d_c \quad (3.18)$$

Durch Einsetzen von Gleichung (3.17) ergibt sich somit ein konstantes Verhältnis zwischen der Verschiebung d_c und der Durchbiegung s :

$$s = 1,15d_c \quad (3.19)$$

Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit τ_{ILSS} wurde im Dreipunktbiegeversuch mit kurzem Balken unter Verwendungen eines starren Stahl-Auflagers ermittelt. Sie berechnet sich aus der Maximalkraft und der Probengeometrie:

$$\tau_{ILSS} = \frac{3F_{max}}{4bt} \quad (3.20)$$

Quasistatische Versuche im gebohrten Zustand

Die Versuche nach der Bohrbearbeitung verfolgen das Ziel, den Einfluss bearbeitungsinduzierter Schädigung auf die statische Festigkeit zu bestimmen. Dazu wurden im Falle von Kerbzugversuchen (OHT) „gute Bohrungen“ mit neuen Bohrwerkzeugen mit „schlechten Bohrungen“ im verschlissenen Zustand verglichen, während im Falle der Kerbbiegeversuche (OHB) zusätzliche Proben an mehreren Untersuchungspunkten (UP) entlang des Bohrerstandwegs L_f herangezogen wurden. Als Standzeitende wurde ein Gesamtstandweg $L_{f,ges}$ von 1,2 m (Maschinenkonfiguration A) bzw. 1,4 m (B) angesetzt. Die herstellerseitig vorgegebene Lebensdauer der Werkzeuge (rund 0,5 m) wurde damit deutlich überschritten, um den Effekt einer besonders schlechten Bohrungsqualität zu simulieren. Eine Übersicht aller statischen Versuche an gebohrtem CFK ist in Tabelle 9 dargestellt.

Tabelle 9: Versuchsplan zur quasistatischen mechanischen Charakterisierung gebohrter CFK-Lamine.

Test	CFK	Bohr- setup	λ [°]	UP ($L_f/L_{f,ges}$) [%]				
				0	25	50	75	100
OHT	HP-CFK	A	0	X				X
OHB	268 g/m ² [0/45/90/-45] _{2s}	A	0/90	X				X
		B 85°	0	X		X		X
	AC-CFK 194 g/m ² [0/45/90/-45] _{3s}	B 70°	0	X	X	X	X	X
		B 85°	0	X	X	X	X	X
		B 100°	0	X	X	X	X	X

Die Kerbzugversuche wurden analog zu den Zugversuchen ohne Bohrloch durchgeführt. Die Anfangsmesslänge L_0 des Feindehnungsmessers betrug 10 mm. Es wurden Knochenproben eingesetzt deren Probenbreite b gegenüber dem Typ 1B nach DIN EN ISO 571-4 um den Bohrungsdurchmesser D_0 auf 16 mm verbreitert wurden (Abbildung 29).

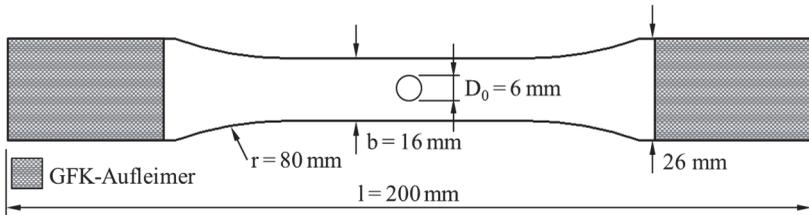


Abbildung 29: Probengeometrie der Kerbzugversuche (OHT)

Die Kerbzugfestigkeit σ_{OHT} ist als Nennspannung im Restquerschnitt der Probe bei Maximalkraft definiert:

$$\sigma_{OHT} = \frac{F_{max}}{(b-D_0)t} \quad (3.21)$$

Die Kerbbiegeversuche wurden analog zu den oben beschriebenen Vierpunktbiegeversuchen nach DIN EN ISO 14125 [140] durchgeführt. Die Probenbreite b wurde bei 15 mm belassen, jedoch ein zentrales Bohrloch eingebracht. Die Proben wurden mit der generell stärker geschädigten Bohrertrittsseite nach oben in das Auflager gelegt, so dass diese Decklage im Versuch unter Druckspannung stand. Das Versuchsschema und die nominellen Abmessungen sind aus Abbildung 30 ersichtlich. Als Kerbbiegefestigkeit σ_{OHB} wurde die technische Biege-nennspannung in der Randfaser des Restquerschnitts ermittelt:

$$\sigma_{OHB} = \frac{F_{max}L}{(b-D_0)t^2} \quad (3.22)$$

Die spezifische Biegesteifigkeit S der Kerbbiegeproben wurde im Kraftintervall 200 N - 400 N ausgewertet und berechnet sich durch Normierung auf die Probengeometrie über das Trägheitsmoment I im Restquerschnitt:

$$S = \frac{\Delta F}{\Delta d c l} = \frac{\Delta F}{\Delta d c \frac{1}{12}(b-D_0)t^3} \quad (3.23)$$

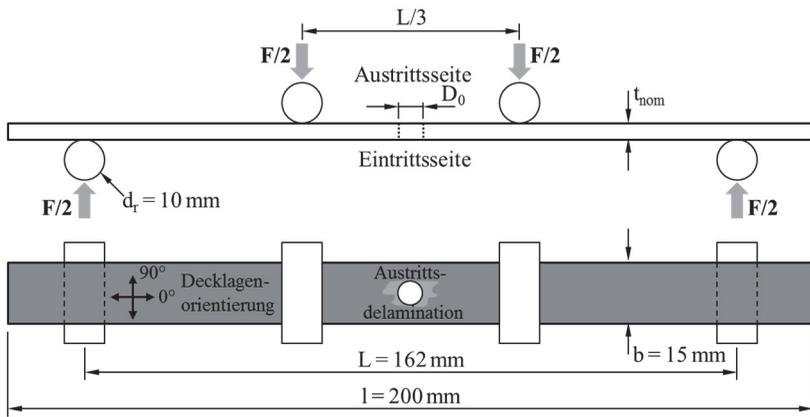


Abbildung 30: Versuchsschema und Abmessungen der Kerbbiegeversuche (OHB).

Fraktographische Untersuchungen an gebrochenen Proben nach mechanischen Tests wurden skalenübergreifend mittels Digitalkamera (Canon EOS 1100D), Zoommikroskop (Carl Zeiss AxioZoom.V16) und Rasterelektronenmikroskop (LEO Gemini 1525) vorgenommen.

3.6 Bruchmechanische Versuche

Die interlaminare Energiefreisetzungsrates im Mode I wurde im DCB-Versuch (Double Cantilever Beam) in Anlehnung an ISO 15024 [42] und ASTM D5528 [143] bestimmt. In die unidirektionalen Laminat aus CFK M21/T800S 268 g/m^2 [0]₁₂ ($t_{\text{nom}} = 3 \text{ mm}$) wurde während der Herstellung einseitig eine PTFE-Trennfolie vom Typ Airtech A4000 mit einer Dicke von $25 \text{ }\mu\text{m}$ zwischen der 6. und 7. Lage einlaminiert. Diese diente als unüberbrückter Anriss der Länge a_0 , von dem aus die Rissinitiierung und das weitere Risswachstum beobachtet wurden. Auf die aus dem Laminat entnommenen Streifenproben wurden beidseitig leichtgängige Scharniere als Kraftereinleitungselemente aufgeklebt. Die geometrischen Verhältnisse der Proben sind Abbildung 31 zu entnehmen. Zur besseren Beobachtung und Vermessung des Risswachstums wurden die Probenränder mit einer Strichskala besprüht (Entwicklerspray R-60 von RIL-Chemie). Eine fertig präparierte Probe ist in Abbildung 32 im eingebauten Zustand dargestellt.

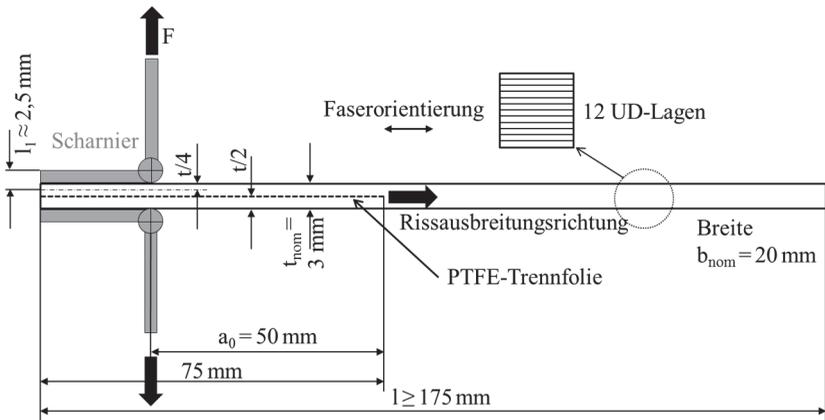


Abbildung 31: Versuchsschema und Abmessungen der DCB-Versuche.

Die Versuche wurden an der Universalprüfmaschine Schenck RSA100 mit einer zusätzlichen $0,1 \text{ kN}$ -Kraftmessdose (Typ HBM U9C) bei einer Prüfge-

schwindigkeit von 5 mm/min durchgeführt (Versuchskonfiguration vgl. Abbildung 32). Die Verschiebung δ wurde über den Traversenweg bestimmt. Zur Rissbeobachtung wurde eine Digitalkamera vom Typ Fujifilm X-T1 verschiebbar auf einem Stativ vor der Prüfmaschine montiert. Um eine Genauigkeit in der Risslängenbestimmung von $\pm 0,5$ mm zu gewährleisten, wurde diese mit einem Makroobjektiv vom Typ Leica Summicron 1,2:90 mm, einem Balgengerät und zusätzlich vorgeschalteten Linsen bestückt.

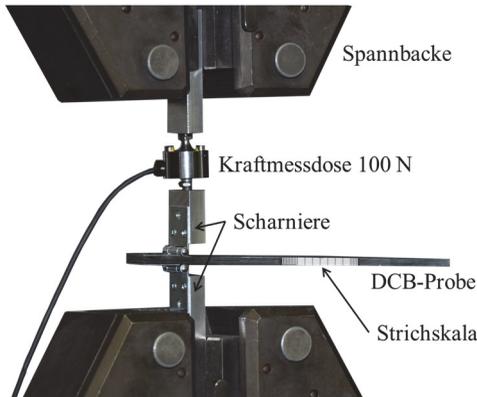


Abbildung 32: Eingespannte DCB-Probe aus HP-CFK 268 g/m² [0]₁₂ vor dem Versuch.

Der Versuchsablauf war wie folgt:

1. Belastung der Probe: Sprunghaftes Risswachstum ausgehend vom PTFE-Insert infolge des großen Kerbradius durch die Trennfolie und ggf. zusätzlich davor liegenden matrixreichen Bereichen [143]. Die unmittelbar für a_0 ermittelten G_{IC} -Werte wurden verworfen und zunächst ein scharfer Anriss der Länge $\Delta a = 3 - 9$ mm eingebracht. Anschließend Entlastung der Probe.
2. Erneute Belastung der Probe: Aufzeichnung der Kraft-Verschiebungskurve und Beobachtung des (nun kontinuierlichen) Risswachstums ausgehend vom eingebrachten Vorriss (vgl. Abbildung 33). Die Risse wurden bis zu einer Gesamtlänge von 100 mm bzw. 150 mm vorangetrieben.

Ein typisches Kraft-Verschiebungsdiagramm wird in Abbildung 34a gezeigt. Die kritische Energiefreisetzungsrates G_{IC} errechnet sich nach der einfachen Balkentheorie zu:

$$G_{IC} = \frac{3F\delta}{2ba} \quad (3.24)$$



Abbildung 33: Rissbeobachtung am Probenrand einer DCB-Probe.

Da dieser Ansatz in der Praxis in Folge von Imperfektionen beim Probeneinbau und einer nicht geradlinigen Rissfront zu einer Überbewertung der Bruchzähigkeit führt, werden verschiedene Korrekturmethode in der Normliteratur vorgeschlagen [42, 143], die jedoch beim vorliegenden Material zu vergleichbaren Ergebnissen führten. Bei der modifizierten Balkentheorie (MBT) wird ein etwas längerer Riss ($a + |\Delta|$) angenommen. Für G_{IC} gilt dann:

$$G_{IC}(MBT) = \frac{3F\delta}{2b(a+|\Delta|)} \quad (3.25)$$

Die zusätzliche Risslänge $|\Delta|$ wird aus dem Betrag des Abszissenabschnitts einer linear gefitteten Auftragung der dritten Wurzel der Nachgiebigkeit C , für die gilt

$$C = \frac{\delta}{F} \quad (3.26)$$

über der Risslänge a gewonnen. Dies ist in Abbildung 34b exemplarisch dargestellt.

Auf die Korrektur von Fehlern bei großen Durchbiegungen in Folge des kürzer werdenden Hebelarms und der Lageabweichung des Kräfteinleitungspunktes konnte aufgrund der hohen Probensteifigkeit und den flachen Scharnieren

($l_1 \approx 2,5 \text{ mm}$) verzichtet werden. Die daraus resultierende geringfügige Überbewertung von G_{IC} liegt für $a = 55 \text{ mm}$ kleiner 1,5 % und ist selbst bei $a = 100 \text{ mm}$ nicht größer als 2,5 %.

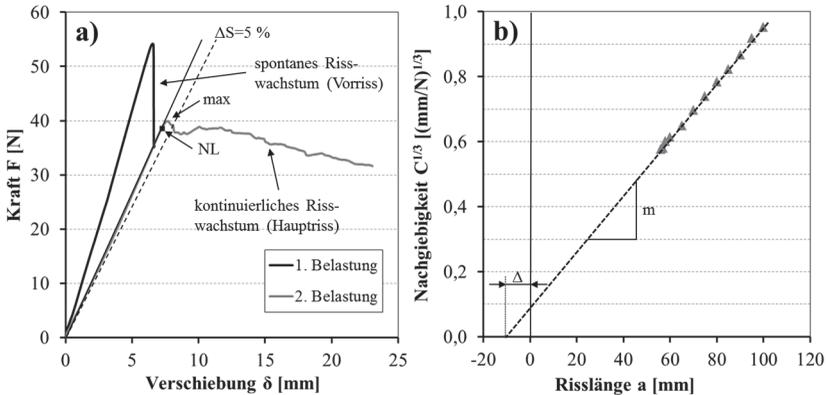


Abbildung 34: a) Kraft-Verschiebungskurven von Vor- und Hauptriss einer DCB-Probe (AC-CFK, exemplarisch), b) Bestimmung von $|\Delta|$ für die Berechnung der effektiven Risslänge in der modifizierten Balkentheorie (AC-CFK, exemplarisch).

Eine Auftragung von G_{IC} über der Risslänge a führt zur sogenannten Risswiderstandskurve (R-Kurve). Für die Rissinitiierung (bei $a = a_0 + \Delta a$) können drei charakteristische G_{IC} -Kennwerte ermittelt werden (vgl. Abbildung 34a):

- NL: Beim Auftreten der ersten Nichtlinearität in der Kraft-Verschiebungs-Kurve.
- 5 % / max: Bei Maximalkraft bzw. bei 5 % Steifigkeitsverlust der Probe; je nachdem, was zuerst eintritt.
- VIS: Bei erkennbarem Risswachstum am Rand der Probe.
In der Praxis wurde dieser Wert nach $\Delta a = 1 \text{ mm}$ ermittelt.

Als zusätzlicher Kennwert zur Charakterisierung der risslängenabhängigen Bruchzähigkeit wurde die maximale Energiefreisetzungsrate ($G_{IC, \text{Plateau}}$) bei beliebiger Risslänge a aus der R-Kurve herangezogen.

3.7 Dynamische Ermüdungsversuche

Aufbauend auf den Versuchsergebnissen aus der statischen Prüfung gebohrter Laminat, wurden dynamische Vierpunktbiegeversuche mit offenem Bohrloch an OHB-Proben aus HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} aus Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$) durchgeführt. Dabei wurden Proben mit einer Decklagenorientierung $\lambda = 0^\circ$ mit geringer Delaminationsschädigung vom Standzeit-anfang ($L_f \leq 0,15$ m) mit solchen vom Standzeitende ($L_f \approx 1,4$ m) verglichen. Dazu wurde dieselbe Auflagergeometrie und Prüfrichtung wie für die statischen OHB-Versuche verwendet (vgl. Abbildung 30).

Die Ermüdungsversuche wurden an einer mechanischen Exzenterbiegevorrichtung (EDBF = Excentric Dynamic Bending Fixture) durchgeführt, die im Rahmen der Bachelorarbeit und des Masterstudiums von Grudenik [144, 145] am Institut für Materialforschung konstruiert, aufgebaut und in Betrieb genommen wurde. Die Biegevorrichtung wird über einen Elektromotor vom Typ DV 7-22-4-IOF des Herstellers AMK angetrieben. Die Anlage ist mit einer 5 kN-Kraftmessdose (Typ HBM U9C) und Mess- und Regeltechnik von National Instruments ausgestattet, die durch die Software LabView (Version 14.0) angesteuert und ausgewertet wird. Der Prüfaufbau wird in Abbildung 35 gezeigt.

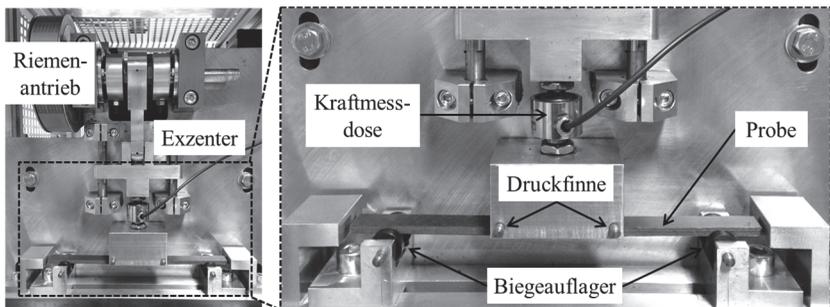


Abbildung 35: Exzenterbiegevorrichtung (EDBF) im Biegeermüdungsprüfstand am Institut für Materialforschung der Hochschule Aalen.

Als Prüffrequenz wurden 5 Hz gewählt, um eine Beeinflussung durch Erwärmung infolge innerer Reibung zu vermeiden. Die Proben wurden wegkontrolliert, d. h. mit konstanter Durchbiegung, sinusförmig unter Biegeschwellbeanspruchung belastet. In Anlehnung an die Definition des Spannungsverhältnisses S (in der Literatur meist R) gemäß DIN 50100 [146], ergibt sich hier das Durchbiegungsverhältnis R aus der minimalen und maximalen Durchbiegung s während eines Lastwechsels:

$$R = \frac{s_{min}}{s_{max}} = 0,1 \quad (3.27)$$

Polymere FVK versagen unter dynamischer Beanspruchung meist nicht durch einen spontanen Bruch bei Erreichen der Lebensdauer. Stattdessen verursacht das Wachstum von Ermüdungsrissen eine kontinuierliche Abnahme des effektiven E-Moduls bzw. der Steifigkeit. Daher wird in der Ermüdungsprüfung von FVK oftmals ein Kraft-, Spannungs- oder Momentverlust der Proben als Kriterium für die Schädigung des Materials herangezogen [3, 122, 128, 147, 148]. Durch die Aufzeichnung der Kraftreaktion war es möglich den Steifigkeitsverlust ΔS versuchsbegleitend zu überwachen. Er ergibt sich unter Annahme einer konstanten Probengeometrie direkt aus der aktuellen Kraft F_i bezogen auf ihren Höchstwert F_{max} zu Beginn der Zyklierung:

$$\Delta S = \Delta F = \frac{F_i}{F_{max}} \quad (3.28)$$

Als Abbruchkriterium wurde $\Delta S = 20\%$ definiert. Jeweils 3 - 6 Proben wurden auf drei Belastungsniveaus ($s_{max} = 8,0 / 8,5 / 9,2$ mm) geprüft. Sofern das Versagenskriterium nicht zuvor erreicht wurde, wurden die Proben bis zu einer maximalen Lastwechselspielzahl von $N = 10^7$ gefahren, ehe sie als „Durchläufer“ deklariert wurden. Die Versuche ordnen sich folglich im Bereich der niederzyklischen ($N \leq 10^4$, LCF = Low Cycle Fatigue) und hochzyklischen ($N \leq 10^7$, HCF = High Cycle Fatigue) Ermüdung ein [149]. Die Auswertungen der Ermüdungsversuche erfolgt u. a. durch Auftragung in sog. Wöhler-Diagrammen [3, 4, 146, 149, 150]. Zur Charakterisierung des Probenversagens und der Schädigungsentwicklung wurden CT-Analysen in unterbrochenen Versuchen und nach Erreichen des Abbruchkriteriums $\Delta S = 20\%$ durchgeführt, wie sie in Abschnitt 2.2.3 beschrieben werden.

3.8 Finite-Elemente-Simulation

Zur Bewertung der komplexen Beanspruchungszustände in den Laminaten in Folge ihrer anisotropen Schichtstruktur und Spannungsüberhöhungen durch die eingebrachten Bohrlöcher wurden FEM-Simulationen durchgeführt. Für die Berechnungen wurde die kommerzielle Berechnungssoftware ANSYS (Version 16.2) der Firma Ansys Inc. verwendet. Zur Definition der Faserverbundlaminat auf Basis homogenisierter unidirektionaler Schichten und zur Auswertung der lagenspezifischen Spannungen wurde das implementierte ACP-Modul (ANSYS Composite Pre/Post) genutzt.

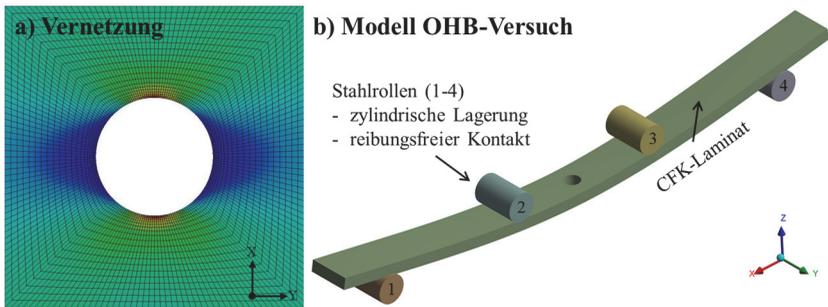


Abbildung 36: a) Vernetzung der modellierten CFK-Laminat am Bohrloch,
b) FEM-Modell des OHB-Versuchs.

In den FEM-Simulationen wurde ausschließlich das Werkstoffverhalten für den linear-elastischen Fall betrachtet. Degradationsmodelle für die Materialschädigung und große Verformungen fanden keine Berücksichtigung. Die Werkstoffeigenschaften wurden anhand der in Tabelle 4 aufgeführten Nennwerte der elastischen Konstanten von UD-CFK M21/T800S definiert. Um auch die Spannungen in Dickenrichtung auswerten zu können, wurden die Modelle aus Festkörperelementen (Solids) aufgebaut. Die Vernetzung gekerbter Strukturen erfolgte mit hoher Feinheit (Elementgröße rund $10\ \mu\text{m}$) im Bereich der zu erwartenden Spannungsüberhöhungen (vgl. Abbildung 36a). Alle Modelle wurden ihrer nominellen Versuchsgeometrie entsprechend als Ganzes

aufgebaut. Die Definition von Halb- oder Viertelmodellen war trotz der offensichtlichen geometrischen Symmetrie nicht ausreichend, da die Spannungsverteilung am Bohrloch in quasiisotropen Laminaten dennoch nicht in allen Lagen symmetrisch ist (vgl. z. B. Abbildung 93). Bei Biegebeanspruchungen (4PB, OHB) wurden die Auflagerrollen stets mit modelliert (vgl. Abbildung 36b). Ihre Zylinderflächen wurden mit fixierten Lagerungen mit Rotationsfreiheitsgrad ausgestattet. Ferner wurde der Kontakt zur Laminatoberfläche idealisiert als reibungsfrei angenommen. Für stabile Berechnungsergebnisse war es zudem notwendig, die Probekörper einseitig mit der Randbedingung einer eingeschränkten Verschiebung zu fixieren.

4 Einfluss herstellungsbedingter Fehlstellen in CFK

In diesem Kapitel stehen mikrostrukturelle Unterschiede in CFK M21/T800S und ihre Wirkzusammenhänge mit (bruch-)mechanischen Eigenschaften im Vordergrund. Die gewonnenen Erkenntnisse stellen die Grundlage für die Betrachtungen zur Zerspanbarkeit in Kapitel 5 und dem mechanischen Verhalten nach der Bearbeitung in Kapitel 6 dar.

Dazu wird in Abschnitt 4.1 zunächst auf einige allgemeine Aspekte eingegangen, ehe in Abschnitt 4.2 und 4.3 die Ergebnisse der Untersuchungen zu quasistatischen mechanischen Eigenschaften und der Bruchzähigkeit dargestellt werden. Dabei wird jeweils auf die strukturellen Besonderheiten der eingesetzten Lamine eingegangen, ehe die ermittelten Eigenschaften vergleichend dargestellt werden. Eine Interpretation der Versuchsergebnisse und Diskussion der Wirkzusammenhänge erfolgt abschließend in Abschnitt 4.4.

4.1 Mikrostrukturelle Unterschiede

Alle Untersuchungen dieser Arbeiten basieren auf Geleigelaminaten aus dem duroplastischen CFK-Prepreg M21/T800S. Variiert wurden lediglich der Lagenaufbau (QI & UD), das Flächengewicht des Prepregs (194 g/m^2 & 268 g/m^2) und das Herstellverfahren der Lamine (AC & HP). In Abbildung 37 sind zunächst Gefügeaufnahmen der QI-Lamine dargestellt, die für die Bohrserien in Kapitel 5.2 verwendet wurden.

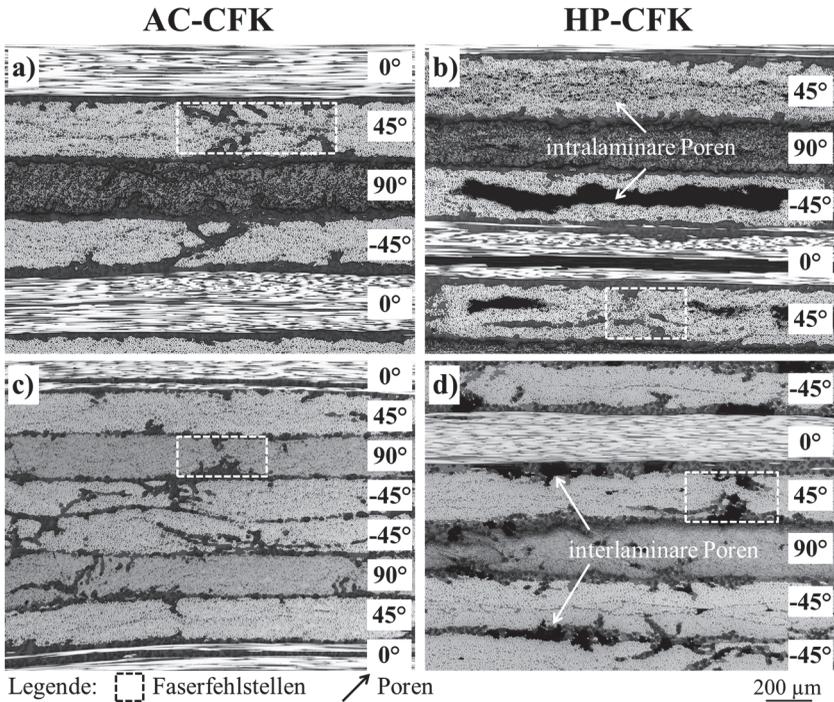


Abbildung 37: Gefügeaufnahmen CFK: a) AC 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} Charge A, b) HP 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} Charge A, c) AC 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} Charge B, d) HP 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} Charge B. Längsschliffe, LM, HF, 50x.

Die unidirektionalen Schichten der quasiisotropen Laminare sind anhand ihrer unterschiedlichen Kontraste zu erkennen. Die jeweilige Faserorientierung ist zudem am rechten Bildrand angegeben. Die Einzellagendicke t_{ply} ist abhängig vom verwendeten Vormaterial und beträgt im Falle eines Faserflächengewichts des Prepregs von 268 g/m² (a, b, d) rund 0,25 mm, während man mit Prepreg 194 g/m² (c) eine Lagendicke von ca. 0,19 mm erhält (Dickenangaben inkl. der matrixreichen Zwischenschichten mit einer Dicke von 20 - 40 μm). In der interlaminaren Zone befinden sich bevorzugt Einschlüsse eines thermoplastischen Polymers, das zur Steigerung der interlaminaren Bruchzähigkeit

als Puder zugegeben wird [129, 151]. Die in die Epoxidmatrix eingebetteten, rundlichen Thermoplastpartikel weisen meist einen Durchmesser von 5 - 20 μm auf und sind insbesondere in den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 38 gut zu erkennen. Über die Art des zugesetzten Polymers macht der Hersteller aus Wettbewerbsgründen keine genaueren Angaben.

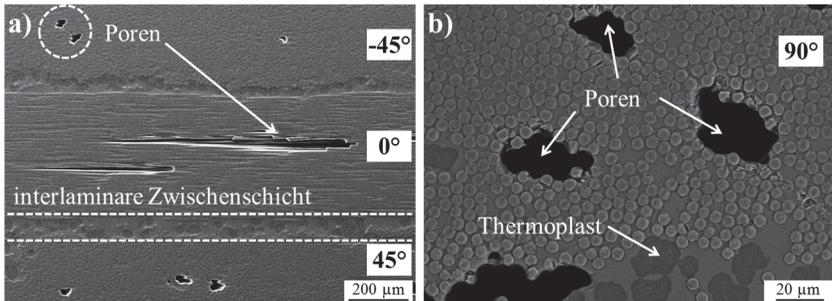


Abbildung 38: Gefügeaufnahmen HP-CFK 268 g/m^2 [0/45/90/-45]_s Charge A: a) 500 x, b) 2000 x. Längsschliff, REM, SE.

Im Unterschied zu AC-CFK (Abbildung 37 a, c) weist HP-CFK (b, d) eine erkennbare Restporosität auf. In AC-CFK konnten in den mikroskopischen Untersuchungen praktisch keine Gaseinschlüsse gefunden werden. Bei der Porosität gilt es zwischen intralaminarer (innerhalb der Faserlagen) und interlaminarer (zwischen den Faserlagen) zu unterscheiden. Das hier gezeigte dickere Laminat (b, $t_{\text{nom}} = 6 \text{ mm}$), welches in den Bohrversuchen nach Maschinenkonfiguration A (vgl. Kapitel 5.2) verwendet wurde, zeigt überwiegend intralaminare Porosität. Im dünneren Laminat (d, $t_{\text{nom}} = 4 \text{ mm}$) für Maschinenkonfiguration B trat indes überwiegend interlaminare Porosität auf. Beide Laminare wurden unabhängig voneinander von der Firma HADEG bezogen. Sie wurden formal im gleichen Heißpressprozess ausgehärtet. Es ist vorstellbar, dass die interlaminare Porosität insbesondere durch kondensiertes Wasser auf der Prepregoberfläche zustande kam, während die intralaminare Porosität vermutlich eher eine Folge von unzureichendem Pressdruck ist. Die Porengröße ist ebenso stark schwankend. Einen ersten Eindruck zur Bandbreite der

intralaminaren Porosität, die von submikrometerfeinen Poren bis zu mehreren 100 μm breiten Lunkern reicht, gibt Abbildung 37b. Es ist zu beachten, dass die Poren in Faserrichtung mitunter eine noch deutlich höhere Ausdehnung (teilweise im mm-Maßstab) aufweisen. Im Falle der Platten mit überwiegend interlaminaarer Porosität (d) ist der Porendurchmesser hingegen meist nicht größer als 200 μm .

Tabelle 10: Faser-, Matrix- und Porenanteile der CFK-Lamine für die Bohrversuche.

CFK	Bohr- setup	V_f	V_r	V_p
		[Vol.-%]		
AC 268 g/m ² [0/45/90/-45] _{3s}	A	57,2 ^{+0,3} _{-0,2}	42,5 ^{+0,2} _{-0,2}	0,4 ^{+0,3} _{-0,2}
HP 268 g/m ² [0/45/90/-45] _{3s}		56,5 ^{+1,0} _{-1,4}	42,4 ^{+1,0} _{-1,5}	1,1 ^{+1,6} _{-1,0}
AC 194 g/m ² [0/45/90/-45] _{3s}	B	56,5 ^{+1,2} _{-0,5}	43,0 ^{+1,0} _{-1,5}	0,6 ^{+0,4} _{-0,5}
HP 268 g/m ² [0/45/90/-45] _{2s}		57,8 ^{+1,4} _{-1,6}	40,3 ^{+1,9} _{-1,6}	1,9 ^{+0,2} _{-0,3}

In Tabelle 10 sind die Faser-, Matrix und Porenanteile der in Abbildung 37 dargestellten quasiisotropen Lamine aufgeführt. Der Faservolumengehalt beträgt im Mittel rund 57 Vol.-% und der Matrixanteil liegt in einer Größenordnung um 42 Vol.-%. Die auftretenden Schwankungen sind einerseits den Inhomogenitäten der CFK-Lamine und andererseits dem angewandten Analyseverfahren geschuldet, bei dem sich Unsicherheiten sowohl in der Versuchsführung bei der Zersetzung (z. B. unvollständige Auflösung der Matrix), als auch durch Messfehler bei der mehrfachen Wägung ergeben. Die in DIN EN 2564 [136] angegebene Unsicherheit von ± 1 Vol.-% bei der Porositätsbestimmung wird durch die Fehlermultiplikation bei der Bestimmung der Faser-, Matrix-, und Laminatdichte begründet. Die Faser- und Matrixdichten wurden hier als konstant angenommen, was jedoch aufgrund produktionstechnischer Schwankungen nicht voll zutreffend ist. Die gemessenen Porengehalte liegen mitunter im Bereich der Messunsicherheit und dürfen daher in ihrer absoluten Höhe nicht überbewertet werden. Ferner ist der Nachweis oder Ausschluss von Porosität über bildgebende Verfahren zu erbringen. Zur

besseren Unterscheidbarkeit werden die Ergebnisse dennoch auf 0,1 Vol.-% genau angegeben.

Aus den gravimetrischen Ergebnissen ergibt sich eindeutig eine höhere Porosität für HP-CFK. Im Falle der Lamine für Maschinenkonfiguration A kann die autoklavierte Variante (Abbildung 37a) als praktisch porenfrei angesehen werden. Beim entsprechenden HP-CFK (b) wurden hingegen bei einigen Proben Porengehalte $> 2,5$ Vol.-% gemessen. Der große Streubereich kommt durch flächige Inhomogenitäten in den CFK-Platten zustande. Dies wird anhand eines US C-Scan in Abbildung 39 beispielhaft aufgezeigt. An dem stark eingebrochenen Rückwandsignal (Codierung blau/weiß) ist zu erkennen, dass der Randbereich der Platte eine erhöhte Porosität aufweist. Wie das eingebettete Gefügebild aus Bereich A zeigt, lässt sich die Präsenz von Poren dort auch lichtmikroskopisch nachweisen. Die Gravimetrie an zwei dort entnommenen Proben lieferte $V_p = 2,3 \pm 0,4$ Vol.-%. In der Plattenmitte hingegen ist das Rückwandsignal stabil (Codierung rot), lichtmikroskopisch lassen sich praktisch keine Poren feststellen und auch die Gravimetrie bestätigt die Porenfreiheit im Bereich B: $V_p \leq 0,4$ Vol.-%. Es bleibt also festzuhalten, dass auch in HP-CFK stellenweise eine vergleichbare Laminatqualität vorliegt, wie in AC-CFK. Die Präsenz der Poren insbesondere im Randbereich deutet auf eine inhomogene Druckverteilung hin, die neben Unebenheiten in den Pressenplatten auch auf den ungehinderten Harzfluss im Bereich der freien Ränder rückführbar sein könnte. Die Tatsache, dass es sich in diesem Fall überwiegend um intralaminare Poren handelt, unterstützt die These, dass diese Form der Porosität am ehesten einem unzureichenden Pressdruck zuzuschreiben ist. Wie bereits die geringere Streuung der Porositätswerte in Tabelle 10 andeutet, liegen die Poren im Falle der HP-Variante $[0/45/90/-45]_{2s}$ in Maschinenkonfiguration B (Gefüge vgl. Abbildung 37d) sehr viel gleichmäßiger über die Platten verteilt vor.

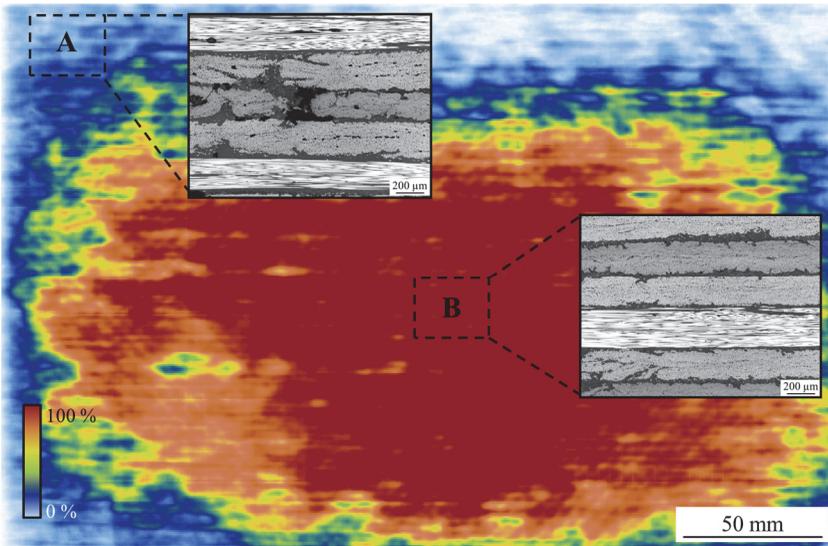


Abbildung 39: Porositätsunterschiede in einer Platte aus HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} Charge A. US C-Scan mit zugehörigen LM-Gefügeaufnahmen (HF, 50x).

Ein Eindruck zur Porositätsverteilung in Dickenrichtung der HP-Varianten (268 g/m²) kann aus den Übersichtsaufnahmen in Abbildung 40 gewonnen werden. Während die intralaminare Porosität in den 6 mm dicken Laminaten für Bohrsetup A praktisch in jeder Lage bis hin zur Decklage vorliegen kann, treten die interlaminaren Poren in den 4 mm-Laminaten aus Charge B bevorzugt im Platteninneren auf. In den äußersten beiden Lagen liegt dagegen kaum Porosität vor.

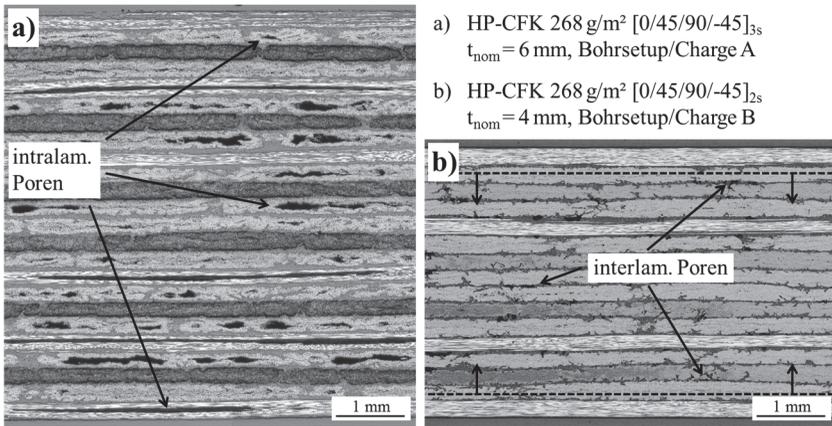


Abbildung 40: Gefügeaufnahmen HP-CFK 268 g/m²: a) [0/45/90/-45]_{3s} Charge A, b) [0/45/90/-45]_{2s} Charge B. Längsschliffe, LM, HF, Übersichtsaufnahmen.

Abschließend sei darauf hingewiesen, dass die CFK-Lamine aus beiden Herstellverfahren Dickenschwankungen unterliegen. Innerhalb einer Platte oder Probe können Abweichungen von $\pm 0,1$ mm auftreten. Bei den HP-Varianten mit glatter Oberfläche handelt es sich dabei vorwiegend um Dickengradienten zwischen Plattenmitte und -rand, was ebenso wie die ungleiche Porositätsverteilung ein Effekt der freien Ränder ist. Eine vergleichbare Ebenheit weisen auch die AC-Lamine auf. Diese wird allerdings durch eine gewisse Welligkeit der Oberfläche hervorgerufen, die durch die Vakuumfolie auf den dem Werkzeug abgewandten Seiten der Platten verursacht wird. In beiden Herstellrouten können die Unterschiede in der mittleren Plattendicke zwischen den einzelnen Herstellchargen trotz des nominell gleichen Ausgangsmaterials und Herstellprozesses bis zu 0,2 mm betragen. Eine geringere Dicke geht meist mit einem geringeren Polymeranteil einher, da die Matrix bei der Aushärtung im zähflüssigen Zustand unter Einwirkung des Pressdrucks beispielsweise zum Plattenrand hin verdrängt werden kann. Dies schlägt sich unmittelbar im Verhältnis der Faser- und Matrixanteile nieder und hat somit auch Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften. Deshalb müssen die Versuchsergebnisse aus den mechanischen Tests stets unter Berücksichtigung der tatsächlichen Zusammensetzung betrachtet werden.

4.2 Statische Festigkeit und Steifigkeit unter Zug-, Biege- und Schubbeanspruchung

Zugversuche

Die quasistatischen Zugversuche wurden an AC- und HP-CFK aus Prepreg M21/T800S 268 g/m² mit einem Lagenaufbau von [0/45/90/-45]_{2s} (t_{nom} = 4 mm) durchgeführt. Das Material entstammt der Liefercharge A. Die Mikrostruktur entspricht qualitativ der in Abbildung 37a und b dargestellten Gefügeausbildung und bedarf hier keiner neuerlichen Wiedergabe. Insbesondere die Erscheinungsform der intralaminaren Porosität in der HP-Variante ist auch hier gegeben und es liegen vergleichbare Inhomogenitäten in der Porenverteilung vor (vgl. Abbildung 39). Zugproben aus HP-CFK wurden sowohl aus Bereichen hoher, als auch niedriger Porosität entnommen. Die ermittelten Faser-, Matrix- und Porengehalte der in den Zugversuchen verwendeten Laminate sind in Tabelle 11 angegeben.

Tabelle 11: Faser-, Matrix- und Porenanteile der CFK-Laminate (Charge A) für die Zug- und Biegeversuche.

CFK	V _f	V _r	V _p
	[Vol.-%]		
AC 268 g/m ² [0/45/90/-45] _{2s}	57,7 ^{+1,3} _{-1,6}	41,2 ^{+1,2} _{-1,6}	1,1 ^{+0,4} _{-0,3}
HP 268 g/m ² [0/45/90/-45] _{2s}	57,8 ^{+0,8} _{-0,8}	41,0 ^{+1,7} _{-1,8}	1,2 ^{+1,0} _{-1,0}

Im Mittel unterscheiden sich die Zusammensetzung des geprüften AC- und HP-CFK kaum. Lediglich die deutlich größere Streuung der Porositätswerte deutet darauf hin, dass das HP-CFK stellenweise praktisch porenfrei ist und anderenorts eine deutlich erhöhte Porosität aufweist. Das gravimetrische Ergebnis deutet auf eine gewisse Restporosität auch in AC-CFK hin, die jedoch mittels LM, US und CT nicht nachgewiesen werden konnte.

Die in den Zugversuchen ermittelten Festigkeiten und Elastizitätsmoduln sind in Abbildung 41 vergleichend dargestellt. Die Ergebnisse basieren auf jeweils fünf gültigen Ergebnissen. Der Fehlerbalken kennzeichnet den kompletten Streubereich zwischen den minimalen und maximalen Werten. Die angegebenen Mittelwerte (MW) beziehen sich auf die in den Balkendiagrammen dargestellten arithmetischen Mittelwerte der jeweiligen Versuchsreihen.

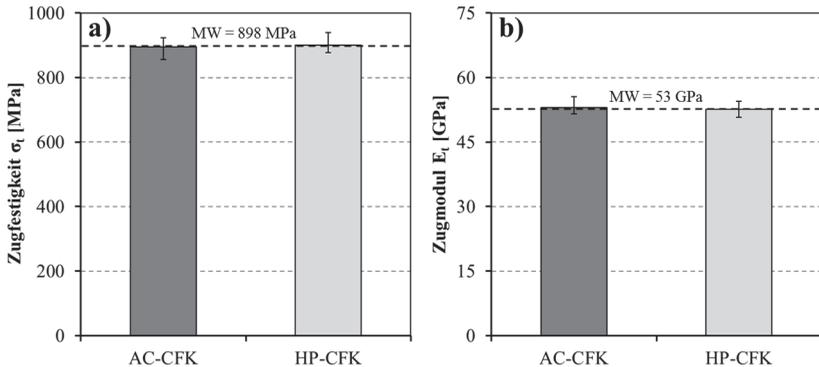


Abbildung 41: Ergebnisse der Zugversuche ($\lambda = 90^\circ$) von CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} unter Variation der Herstellroute (AC, HP): a) Zugfestigkeit, b) Zugmodul.

Die Zugfestigkeit von HP-CFK liegt mit 900_{-29}^{+39} MPa auf dem exakt gleichen Niveau wie AC-CFK (895_{-40}^{+29} MPa) und weist eine vergleichbare Streuung auf. Ebenso verhält es sich beim Zugmodul, der für beide Materialien auf 53_{-2}^{+2} GPa bestimmt wurde. Wie in Abbildung 42 dargestellt, zeigen die Proben beider Versuchsreihen ein vergleichbares Bruchverhalten mit doppelter Bruchstelle nahe der Einspannstelle. Dies lässt darauf schließen, dass trotz der Aufleimer und der Decklagenorientierung von $\lambda = 90^\circ$ eine bruchinitiierende Wirkung der Einspannung nicht auszuschließen ist. Dieser Effekt trat jedoch für beide Probenserien im gleichen Maße auf. Es sei darauf hingewiesen, dass bei HP-CFK im erheblicheren Maße Delaminationen der Decklagen nahe der Bruchstellen auftraten. Das Verformungsverhalten im Versuch kann für beide Materialien als makroskopisch nahezu linear elastisch beschrieben werden (vgl. Abbildung 43a). Unter Berücksichtigung der Faservolumengehalte

($V_f(AC) = 57,7_{-1,6}^{+1,3}$ Vol.-%, $V_f(HP) = 57,8_{-0,8}^{+0,8}$ Vol.-%) kann von identischen Zugeigenschaften gesprochen werden, unabhängig vom Herstellverfahren und dem Entnahmeort der Proben.

a) AC-CFK



b) HP-CFK



Bruchstellen mit
lagenspezifischem Bruch

Delamination
(Ablösung kompletter Lagen)

10 mm

Abbildung 42: Bruchbilder von Zugproben aus CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} Charge A: a) AC-CFK, b) HP-CFK.

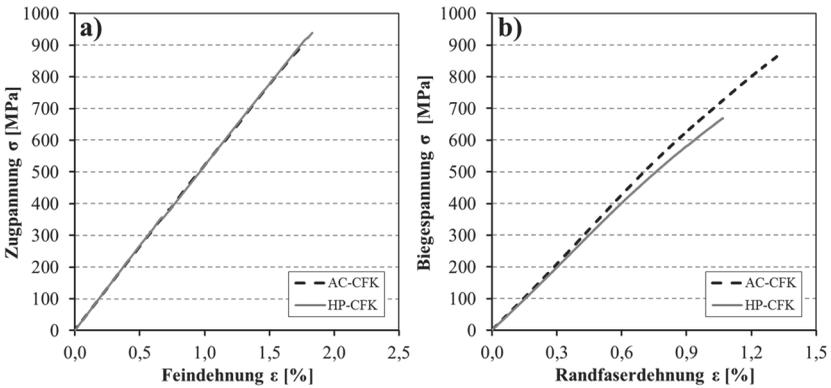


Abbildung 43: Spannungs-Dehnungs-Diagramme für AC- und HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} Charge A: a) Zugversuche, b) Vierpunktbiegeversuche.

Biegeversuche

In den Vierpunktbiegeversuchen wurden AC- und HP-CFK mit gleichem Lagenaufbau und aus den gleichen Chargen, die auch für die Zugversuche verwendet wurden, vergleichend für $\lambda = 0^\circ$ untersucht. Daher sei hinsichtlich der Konstitution der Materialien auf Abbildung 37 und Tabelle 11 verwiesen. Die Ergebnisse der Festigkeit und Steifigkeit sind in Abbildung 44 dargestellt. Die Mittelwerte basieren auf jeweils fünf oder sechs Versuchen. Der Fehlerbalken kennzeichnet den kompletten Streubereich der gemessenen Werte.

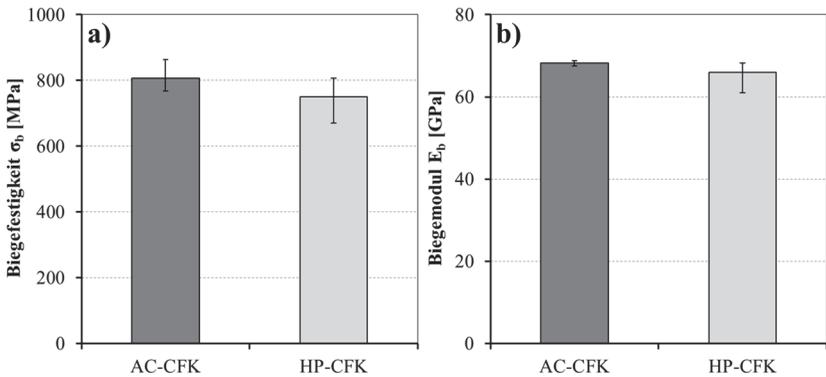


Abbildung 44: Ergebnisse der Vierpunktbiegeversuche ($\lambda = 0^\circ$) von CFK M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} unter Variation der Herstellroute (AC, HP): a) Biegefestigkeit, b) Biegemodul.

Die Festigkeit von HP-CFK liegt mit 750^{+56}_{-80} MPa im Mittel rund 7 % niedriger als die des AC-CFK mit 807^{+57}_{-39} MPa und weist zudem eine etwas höhere Streuung auf. Es liegt eine knappe Überschneidung der Streubereiche vor. Beim Biegemodul unterliegen die Werte für AC-CFK einer sehr geringen Streuung und erreichen im Mittel 68^{+1}_{-1} GPa. Die Steifigkeit einzelner Biegeproben aus HP-CFK reichte an dieses Niveau heran. Aufgrund signifikant niedriger Einzelmesswerte werden im Mittel jedoch nur 66^{+2}_{-5} GPa erreicht.

Das Verformungsverhalten kann für beide Materialien als weitestgehend elastisch-quasiplastisch beschrieben werden. Wie Abbildung 43b entnommen werden kann, kommt es bei Biegespannungen oberhalb von 400 MPa zu einer kontinuierlichen Steifigkeitsabnahme infolge von Schädigungsvorgängen (Zwischenfaserbrüchen) in den Laminaten. Die Art des festigkeitsbestimmenden Versagens war für beide Herstellverfahren gleichartig. Es kam stets zu einer Delamination der 0°-Decklage zwischen den beiden Rollen der Druckfinne auf der Druckspannungsseite der Proben. Ein Bruch der Fasern trat meist einseitig an der Kontaktstelle einer der Druckrollen mit der Probenoberfläche auf. Dies wird in Abbildung 45 exemplarisch für HP-CFK dargestellt. Eine Schädigung weiterer Lagen war makroskopisch nicht ersichtlich.

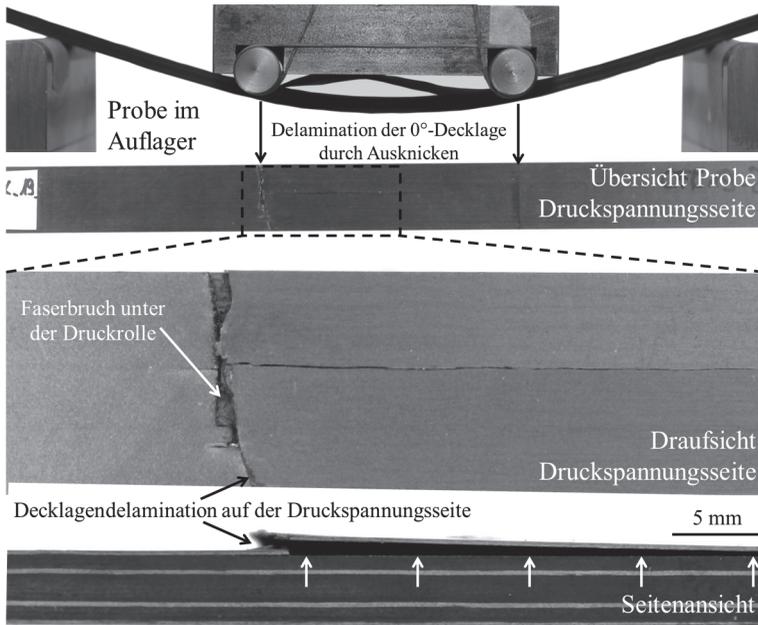


Abbildung 45: Versagen von CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} ($\lambda = 0^\circ$) im Vierpunktbiegeversuch nach DIN EN ISO 14125.

Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit

Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit wurde im Dreipunktbiegeversuch mit kurzem Balken für AC- und HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_s (t_{nom} = 2 mm) an Proben mit einer Decklagenorientierung von 0° bestimmt. Das verwendete AC- und HP-CFK entstammt denselben Chargen wie das Material der Zug- und Biegeversuche. Das AC-CFK ist ebenso kompakt wie zuvor dargestellt, die dünnere HP-Variante weist jedoch sowohl qualitativ im Schliff als auch gravimetrisch eine etwas geringere Porosität als die zuvor gezeigten dickeren Varianten (t_{nom} = 4 bzw. 6 mm) auf. Die im gravimetrischen Verfahren bestimmten Faser-, Matrix- und Porengehalte sind in Tabelle 12 gegeben. Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit der beiden Materialgüten wird in Abbildung 46 gegenübergestellt.

Tabelle 12: Faser-, Matrix- und Porenanteile der CFK-Lamine (Charge A) für die ILSS-Versuche.

CFK	V _f	V _r	V _p
	[Vol.-%]		
AC 268 g/m ² [0/45/90/-45] _s	57,4 ^{+0,8} _{-1,3}	42,4 ^{+1,3} _{-1,0}	0,2 ^{+0,1} _{-0,1}
HP 268 g/m ² [0/45/90/-45] _s	56,5 ^{+1,2} _{-0,5}	43,0 ^{+1,0} _{-1,5}	0,8 ^{+0,7} _{-0,7}

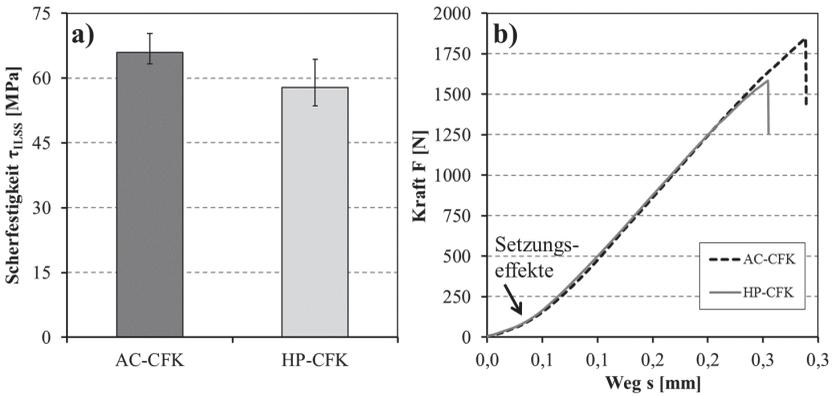


Abbildung 46: Ergebnisse der Dreipunktbiegeversuche mit kurzem Balken ($\lambda = 0^\circ$) von CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]₃ unter Variation der Herstellroute:
a) Vergleich τ_{ILSS} AC- & HP-CFK, b) Kraft-Weg-Diagramm.

Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit von HP-CFK liegt mit 58 \pm ₄ MPa im Mittel rund 12 % niedriger als die von AC-CFK mit 66 \pm ₃ MPa. Zudem liegt bei HP-CFK eine etwas höhere Streuung vor. Die Fehlerbereiche grenzen ähnlich wie bei den Biegeversuchen an AC-CFK an, was letztlich durch die inhomogene Porenverteilung in den HP-CFK-Platten erklärt werden kann, da stellenweise eine nahezu vergleichbare Kompaktheit wie in AC-CFK vorliegt.

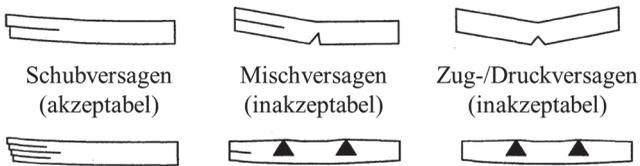


Abbildung 47: Versagensarten im ILSS-Versuch gemäß DIN EN ISO 14130 [141].

Typische Kraft-Verschiebungs-Kurven der Biegeversuche mit kurzem Balken sind in Abbildung 46b exemplarisch dargestellt. AC- und HP-CFK zeigen einen nahezu linearen Kraftanstieg, ehe sie spontan das Abbruchkriterium eines Kraftabfalls von mindestens 20 % erreichen.

a) AC-CFK



b) HP-CFK

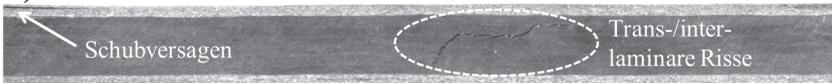


Abbildung 48: Versagen von CFK M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_s ($\lambda = 0^\circ$) im Dreipunktbiegeversuch mit kurzem Balken nach DIN EN ISO 14130 in Abhängigkeit der Herstellroute (AC, HP).

Nur für das in Abbildung 47 angedeutete Schubversagen einer Einzelschicht nahe der neutralen Faser (Probenmitte) ausgehend vom Probenrand liefert die Berechnung nach Gleichung (3.20) näherungsweise wahre Werte zur Scherfestigkeit. In allen anderen Fällen entsprechen die gemessenen Festigkeitskennwerte nicht den tatsächlich ertragbaren interlaminaren Schubspannungen. Die Ergebnisse können dann lediglich zu Vergleichszwecken zwischen identischen Werkstoffen herangezogen werden [141]. Bei den durchgeführten Versuchen versagten die Proben in der Regel durch inter- und translaminare Risse im Probeninneren (vgl. Abbildung 48), so dass die ermittelten Absolutwerte nicht der wahren interlaminaren Scherfestigkeit entsprechen. Die Vergleichbarkeit der Ergebnisse untereinander ist aufgrund der gleichen Konstitution der Lamine dennoch gewährleistet. Während das AC-CFK ausschließlich durch eher druckspannungsseitige Rissbildung unterhalb der Druckfinne versagte, kamen bei HP-CFK zusätzlich geringfügige Anteile von Schubversagen ausgehend vom Probenrand innerhalb der 0°-Decklagen hinzu.

4.3 Interlaminare bruchmechanische Eigenschaften

Die interlaminare Energiefreisetzungsrate im Mode I wurde an unidirektionalem AC- und HP-CFK 268 g/m² [0]₁₂ (t_{nom} = 3 mm) im DCB-Versuch ermittelt. Die Mikrostruktur der beiden Materialien wird in Abbildung 49 gegenübergestellt.

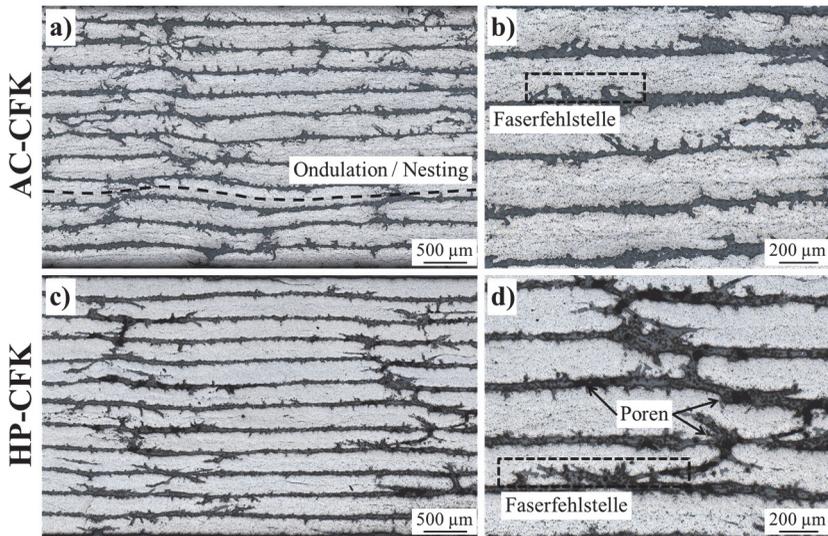


Abbildung 49: Gefügeaufnahmen CFK 268 g/m² [0]₁₂: a) Übersicht AC-CFK, b) Detail AC-CFK, c) Übersicht HP-CFK, d) Detail HP-CFK. Querschliffe, LM, HF.

Wiederum ist in der autoklavierten Variante lichtmikroskopisch keine Porosität nachweisbar. Das HP-CFK weist hingegen interlaminare Poren mit einer Ausdehnung von bis zu 100 µm im Querschnitt auf. Aus CT-Untersuchungen ging hervor, dass sich diese als Porenkanäle in Faserrichtung bis zu 1 mm weit erstrecken können. Die gravimetrischen Ergebnisse bestätigen die Unterschiede und zeigen zudem anhand der Streuungen, dass das HP-CFK wiederum nicht als homogen angesehen werden kann (vgl. Tabelle 13).

Die US-Messungen ergeben ein vergleichbares Bild wie in Abbildung 39 und belegen die ungleichmäßige Porenverteilung innerhalb der Platten. Beide Laminare zeigen in vergleichbarem Maße Faserfehlstellen, die insbesondere an den Berührungspunkten von Faserbündeln und somit in relativ gleichmäßigen Abständen von rund 2,5 mm innerhalb der Schichten auftreten. In HP-CFK sind dies gleichzeitig die Stellen, an denen gehäuft Poren vorliegen. Im autoklavierten Laminat treten verstärkt Ungleichmäßigkeiten in der Schichtstruktur auf. Die Einzellagen weisen lokal deutliche Schichtdickenunterschiede und eine gewisse Welligkeit quer zur Faserrichtung auf. Dies wird in Abbildung 49a durch die gestrichelte Linie angedeutet. Dieser Effekt tritt häufig in unidirektionalen Laminaten auf und entsteht während der Aushärtung der Laminare im Autoklaven. Dabei werden die Faserbündel durch den an der werkzeugabgewandten Laminatseite anliegenden Gasdruck in Richtung des Werkzeugs gedrückt. Aufgrund der gleichen Faserorientierung in allen Schichten können dadurch Faserbündel in tieferliegende Schichten eingedrückt werden und die dort vorliegenden Fasern seitlich verdrängen. Beispielweise stellt ein Berührungspunkt zweier Faserbündel eine Schwachstelle dar, die diesen Effekt begünstigt. Die Fasern der darüber liegenden Faserlagen „nisten“ sich sozusagen in der tieferliegenden Lage „ein“. Man spricht daher vom sogenannten „Nesting“ [152]. In CFK M21/T800S werden die Bereiche jedoch weitestgehend durch die matrixreichen Zwischenschichten getrennt. Beim Heißpressen wird der Druck beidseitig über die ebenen Pressenplatten eingeleitet. In der Folge sind die Schichten in HP-CFK vergleichsweise gleichmäßig angeordnet.

Tabelle 13: Faser-, Matrix- und Porenanteile der CFK-Laminare für die DCB-Versuche.

CFK	V_f	V_r	V_p
	[Vol.-%]		
AC 268 g/m ² [0] ₁₂	56,8 ^{+0,5} _{-0,4}	43,0 ^{+0,5} _{-0,7}	0,2 ^{+0,2} _{-0,1}
HP 268 g/m ² [0] ₁₂	56,5 ^{+1,0} _{-1,5}	42,0 ^{+1,3} _{-1,4}	1,6 ^{+0,9} _{-1,1}

Die R-Kurven aller Versuche (je Material jeweils fünf) werden in Abbildung 50 vergleichend dargestellt. Das Risswachstum war bei allen Proben weitestgehend kontinuierlich, lediglich zu Beginn der Wiederbelastung kam es bei den Proben AC-CFK1 & HP-CFK3 zu einer sprunghaften Rissverlängerung. In diesen Fällen konnten einzelne initiale G_{IC} -Werte (NL, 5% / max, VIS) nicht zuverlässig bestimmt werden und mussten von der Auswertung ausgeschlossen werden.

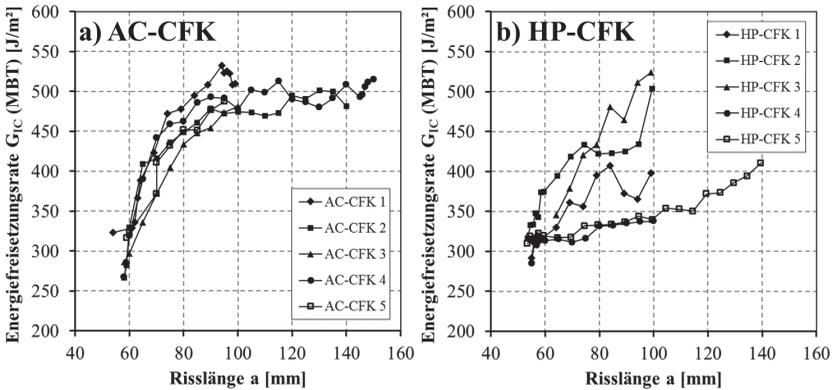


Abbildung 50: Risswiderstandskurven (ohne $G_{IC,5\%/max}$) von CFK M21/T800S/268 [0]₁₂ aus dem DCB-Versuch: a) AC-CFK, b) HP-CFK.

Aus Abbildung 50 und den in Tabelle 14 gegebenen Kennwerten geht hervor, dass kein Einfluss der Materialqualität auf die initiale kritische Energiefreisetzungsrates im DCB-Versuch nachgewiesen werden kann. Alle initialen Kenngrößen (NL, VIS, 5% / max) bewegen sich bei rund $300 \pm 40 \text{ J/m}^2$, wobei $G_{IC,NL}$ generell die konservativsten Werte liefert. Jedoch weisen die R-Kurven der beiden Materialien signifikante Unterschiede in ihrer Form auf. Das autoklavierte Laminat zeigt für alle Proben einen anfänglich starken Anstieg der Bruchzähigkeit. Ab einer Gesamtrisslänge a von 80 - 90 mm wird ein stabiles G_{IC} -Niveau von rund 500 J/m^2 erreicht, das sich selbst für sehr lange Risse bis zu einer Länge von $a = 150 \text{ mm}$ nicht mehr ändert (vgl. AC-CFK 2 & 4). Im Gegensatz dazu entwickeln sich die R-Kurven von HP-CFK individuell sehr unterschiedlich. Während die Proben HP-CFK 2 & 3 näherungsweise ein zu

AC-CFK vergleichbares Risswiderstandsverhalten zeigen, wird bei den übrigen Proben ein deutlich schwächerer Anstieg der Energiefreisetzungsrates verzeichnet. Dies äußert sich auch am erreichten Maximalwert $G_{IC,Plateau}$, der für HP-CFK mit 438^{+88}_{-99} J/m² im Vergleich zu AC-CFK mit 504^{+28}_{-22} J/m² im Mittel rund 13 % niedriger ausfällt und einen nahezu viermal so großen Streubereich aufweist.

Tabelle 14: Kennwerte und Abweichungen zur interlaminaren Energiefreisetzungsrates von CFK M21/T800S aus dem DCB-Versuch.

UD-CFK 268 g/m ²	Energiefreisetzungsrates G_{IC} (MBT korrigiert) [J/m ²]			
	NL	VIS	5% / max	Plateau
AC-CFK	292^{+31}_{-26}	297^{+26}_{-15}	311^{+32}_{-35}	504^{+28}_{-22}
HP-CFK	301^{+16}_{-16}	319^{+14}_{-9}	318^{+5}_{-9}	437^{+88}_{-99}

Das Risswiderstandsverhalten in unidirektionalen Laminaten kann unmittelbar mit der Bildung von sogenannten Faserbrücken in Verbindung gebracht werden. Sie entstehen, wenn die Rissebene nicht exakt entlang der Fasern verläuft. Dadurch bleiben die Fasern in beiden Bruchhälften in der Matrix eingebettet und überbrücken den geöffneten Risspalt. Zum Herauslösen der Fasern aus der Matrix oder zu ihrer Trennung wird zusätzliche Energie benötigt, was sich in einem Anstieg der Energiefreisetzungsrates äußert. Das Auftreten von Faserbrücken ist ein bekanntes Phänomen in der Durchführung von interlaminaren bruchmechanischen Versuchen an unidirektionalen FVK [42, 143, 152]. In der Praxis treten Delaminationen in multidirektionalen Laminaten jedoch meist zwischen Faserlagen unterschiedlicher Orientierung auf. Daher wird die Faserbrückenbildung oftmals auch als Artefakt der DCB-Prüfung angesehen [42, 143]. Auch im vorliegenden Fall kann das unterschiedliche Risswiderstandsverhalten zwischen AC- und HP-CFK direkt anhand der Ausprägung der Faserbrückenbildung erklärt werden. Wie an den geöffneten DCB-Proben in Abbildung 51 anschaulich zu erkennen, ist der Risspalt der Probe aus AC-CFK (exemplarisch) komplett mit Fasern gefüllt, während bei der hier dargestellten Probe HP-CFK 4 keinerlei Fasern vorliegen. Diese Probe zeigt auch

keinen nennenswerten Anstieg der kritischen Energiefreisetzungsrate mit zunehmender Risslänge. Dies ist aus der Detaildarstellung der R-Kurve in Abbildung 52b ersichtlich. Es sei angemerkt, dass die HP-Proben 2 & 3 passend zum beobachteten Anstieg der Risswiderstandskurve auch Faserbrücken zeigten, wenngleich in deutlich geringerem Umfang als dies bei AC-CFK der Fall war.

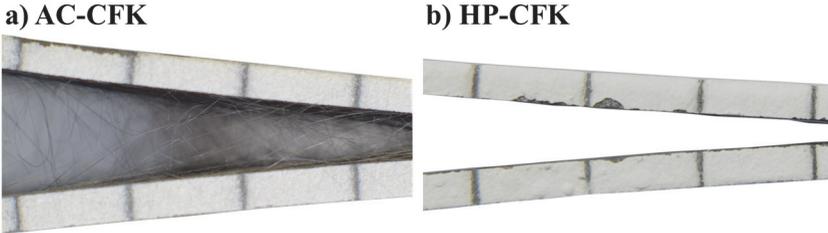


Abbildung 51: Unterschiede in der Faserbrückenbildung im DCB-Versuch von CFK M21/T800S 268 g/m² [0]₁₂: a) AC-CFK, b) HP-CFK.

Auch fraktographisch werden die Zusammenhänge zwischen dem Bruchverhalten und der gemessenen Energiefreisetzungsrate deutlich. Abbildung 52 zeigt geöffnete Bruchflächen von AC- und HP-CFK-Proben und die zugehörigen R-Kurven. In den makroskopisch dunkler erscheinenden Bereichen ist die Bruchfläche mit Polymermatrix behaftet, was auf einen Verlauf des Risses in der matrixreichen interlaminaren Zwischenschicht hindeutet. In den hellen Bereichen hingegen liegen die Fasern frei, was wiederum für einen intralaminaren Rissverlauf, d. h. innerhalb der Faserlagen, spricht.

In beiden Materialien ist die Bruchfläche unmittelbar nach Ende des mittels Trennfolie eingebrachten Anfangsrisses zunächst vollständig mit Matrix bedeckt. Dies wird anhand der rasterelektronischen Detailaufnahmen in Abbildung 53a und b nochmals sehr viel deutlicher. Beide Lamine zeigen in diesem Bereich die wabenartige Struktur der Polymerbruchfläche und es sind nur wenige freiliegende Fasern zu sehen. Bereits nach wenigen Millimetern Rissverlängerung fand bei der Probe aus AC-CFK ein Übergang zur intralaminaren Rissausbreitung statt, die mit der Bildung von Faserbrücken und einem Anstieg

der R-Kurve einhergeht. Nach einer Risslänge von ca. 65 mm ist die komplette Bruchfläche mit freiliegenden Fasern bedeckt und die R-Kurve hat bereits nahezu ihren Plateauwert erreicht, was auf einen von nun an gleichbleibenden Mechanismus in der Rissausbildung hindeutet. Die Neubildung von Faserbrücken und deren Zerstörung stehen hier im dynamischen Gleichgewicht. Wie aus Abbildung 53c ersichtlich, ist die Bruchfläche im Plateaubereich der R-Kurve mikroskopisch durch freiliegende Faserschichten und einem hohen Anteil lose aufliegender, gebrochener Fasern infolge der Faserbrückenbildung gekennzeichnet.

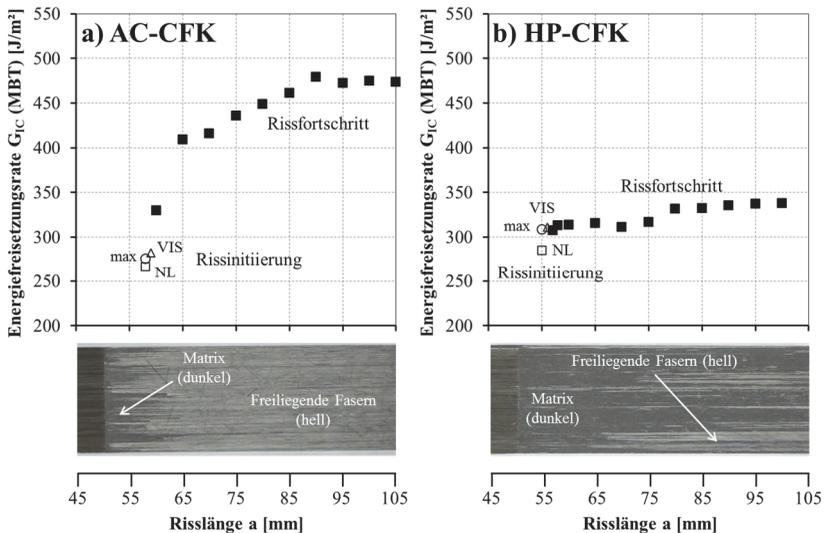
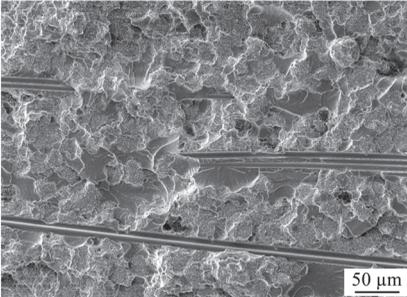


Abbildung 52: Bruchflächen (ZM, HF) der DCB-Proben a) AC-CFK 2 und b) HP-CFK 4 sowie die zugehörigen R-Kurven von CFK M21/T800S 268 g/m² [0]₁₂.

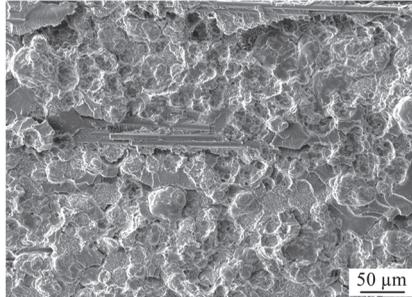
In HP-CFK bleibt das makroskopische Aussehen indes über lange Strecken gleich. Erst ab einer Gesamtrisslänge von rund 65 mm nimmt der Anteil freiliegender Fasern etwas zu und auch die R-Kurve steigt etwas verzögert geringfügig an. Wie aus den REM-Aufnahmen der HP-Probe in Abbildung 53d deutlich wird, bleibt die Oberfläche bis zu einer Risslänge von 100 mm

weitestgehend mit Matrix bedeckt und selbst die freiliegenden Fasern weisen keinerlei Anzeichen für die Faserbrückenbildung in Form herausgelöster oder gebrochener Fasern auf. Es kann somit festgehalten werden, dass die Rissausbreitung in diesem Material überwiegend interlaminar verläuft.

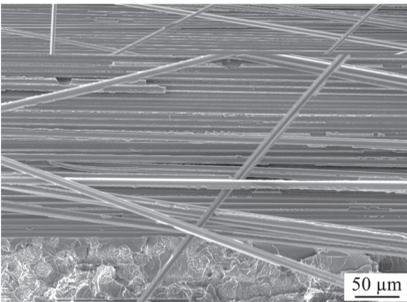
a) AC-CFK, a = 55 mm



b) HP-CFK, a = 55 mm



c) AC-CFK, a = 100 mm



d) HP-CFK, a = 100 mm

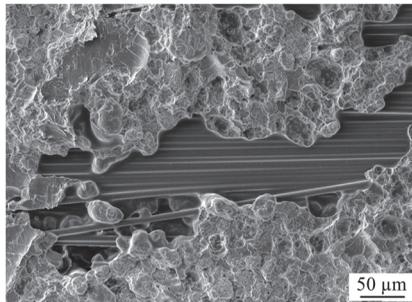


Abbildung 53: Detailaufnahmen der Bruchflächen aus Abbildung 52 . REM, 1000x, SE.

4.4 Diskussion zum Einfluss herstellungsbedingter Fehlstellen

4.4.1 Auswirkungen auf die faser- und matrixdominierten mechanischen Eigenschaften

Die wesentlichen Erkenntnisse aus den strukturellen Untersuchungen und quasistatischen mechanischen Versuchen an AC- und HP-CFK lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Es können keine Unterschiede in der Zugfestigkeit und beim Zugmodul zwischen AC- und HP-CFK nachgewiesen werden.
- Sowohl die Biegefestigkeit, als auch der Biegeelastizitätsmodul von HP-CFK sind tendenziell niedriger als bei AC-CFK.
- Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit von HP-CFK ist im Vergleich zu AC-CFK erkennbar reduziert.

Insgesamt zeigt sich also, dass die faserdominierten Eigenschaften im Zugversuch kaum durch die Präsenz von Poren beeinflusst werden, während die matrixdominierten Eigenschaften unter Biege- und Schubbeanspruchung durch die zunehmende Porosität herabgesetzt werden. Das festgestellte Werkstoffverhalten bestätigt damit die Ergebnisse anderer Wissenschaftler, wie ein Abgleich mit dem Stand der Wissenschaft in Abschnitt 2.1.4 zeigt. Es wird daher nur auf ergänzende Aspekte zu den einzelnen Beanspruchungen eingegangen und die Ergebnisse anhand einiger Literaturstellen eingeordnet.

Mit Verweis auf die nachfolgend dargestellten Spannungsverteilungen sei darauf hingewiesen, dass in den FEM-Simulationen und Berechnungen nach der CLT stets höhere Steifigkeiten ermittelt wurden (vgl. Abschnitt 3.1), als in den Versuchen an den realen Laminaten gemessen wurden, obwohl jeweils der niedrigste Wert der literaturbekannten elastischen Kenngrößen für CFK M21/T800S (vgl. Tabelle 4) zu Grunde lag. Für die relativen Betrachtungen zur Spannungsverteilung ist dieser Umstand jedoch unerheblich.

Zugeigenschaften

Die Ergebnisse von Olivier et al. [26] an unidirektionalen CFK-Gelegen zeigen, dass der longitudinale Elastizitätsmodul $E_{1,t}$ nicht von Poren in der Matrix beeinflusst wird, während der transversale Elastizitätsmodul $E_{2,t}$ sehr sensibel reagiert. Wie aus der Spannungsverteilung in Abbildung 54a deutlich wird, ist die Steifigkeit des vorliegenden Laminats stark durch die in Zugrichtung orientierten 0° -Lagen, d. h. von $E_{1,t}$, dominiert.

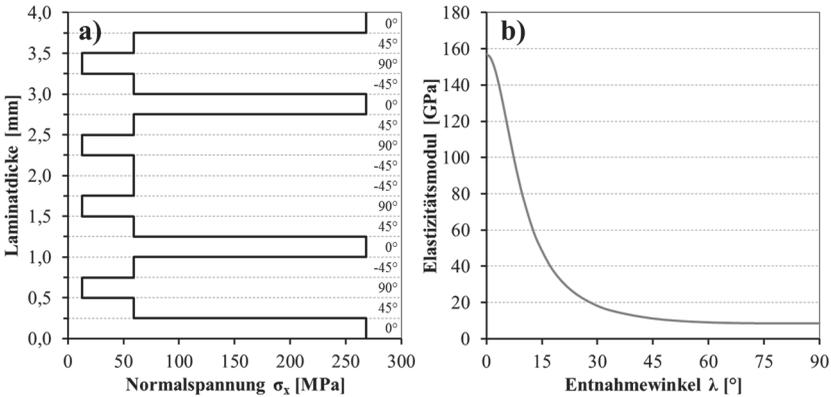


Abbildung 54: a) Spannungsverteilung über der Probendicke einer Zugprobe aus CFK M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]₂ₛ. FEM ($\sigma_t = 100$ MPa). b) Einfluss der Faserorientierung eines UD-Geleges aus CFK M21/T800S nach CLT.

Der Normalspannungsbeitrag einer einzelnen Lage im Laminat kann auf Basis der berechneten Spannungsverteilung aus dem Verhältnis der Zugspannung der Einzellage $\sigma_{x,ply}$ und des Gesamtlaminats $\sigma_{x,ges}$ berechnet werden:

$$\frac{\sigma_{x,ply}}{\sigma_{x,ges}} = \frac{\int_0^{t_{ply}} \sigma_x(t) dt}{\int_0^{t_{nom}} \sigma_x(t) dt} \quad [\%] \quad (4.1)$$

Die poresensiblen, transversal orientierten 90° -Lagen leisten mit nur 3 % einen sehr geringen Beitrag zur Spannungsaufnahme und damit zum effektiven Zugmodul des Laminats. Der Anteil der 0° -Lagen liegt hingegen über 67 %.

Zwar ist bei den $\pm 45^\circ$ -Lagen ein Poreneinfluss nicht auszuschließen, jedoch bleibt dies aufgrund der relativ geringen Porenanteile in HP-CFK ohne erkennbare Wirkung im Rahmen der festgestellten Streuung. Vielmehr gibt es weitere material- und versuchsspezifische Fehlermöglichkeiten, die gegenüber dem Einfluss der Porosität überwiegen. Insbesondere können sich Orientierungsfehler im Lagenaufbau stark auf die Steifigkeit des Laminats auswirken. Dies sei anhand der Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls von der Faserorientierung eines unidirektionalen CFK M21/T800S in Abbildung 54b aufgezeigt. Aus dem steilabfallenden Verlauf wird deutlich, dass insbesondere Desorientierungen in den 0° -Lagen von großer Bedeutung sein können.

Mehr noch als die Steifigkeit, wird die Festigkeit unter Zugbeanspruchung von den im Laminat vorliegenden 0° -Lagen dominiert. Sie wird maßgeblich durch das Versagen der Fasern (F_b) in diesen Lagen bestimmt, wenngleich es bereits vor dem Bruch der Probe zu Zwischenfaserbrüchen in den übrigen Lagen kommen kann, wodurch jedoch die Gesamtintegrität des Laminats kaum beeinflusst wird [2, 14]. Die Präsenz von Poren mag für das Matrixversagen von Bedeutung sein, nicht jedoch für das festigkeitsbestimmende Faserversagen in den 0° -Lagen.

Es zeigt sich also, dass im Falle der Zugbeanspruchung die material- und versuchstechnischen Einflüsse auf die Festigkeit und Steifigkeit überwiegen und damit keine erkennbare Abhängigkeit dieser Eigenschaften von der vorhandenen Porosität vorliegt. Im Abgleich mit der Literatur erscheint dieses Ergebnis plausibel, da gerade bei faserdominierten Laminaten meist nur geringe Auswirkungen von Poren auf die Zugeigenschaften berichtet werden [21, 26, 39]. Zudem scheint auch ein kritischer Porengehalt zu existieren, unterhalb dem kein Einfluss festgestellt werden kann [31, 32]. Olivier et al. [31] geben für das hier verwendete Matrixsystem HexPly[®] M21 selbst für die empfindliche Quertzugfestigkeit einen integralen Wert von 1,85 Vol.-% an, der auch von HP-CFK im Mittel nicht erreicht wird. Das vermehrte Auftreten von Delaminationen und Abplatzungen beim Bruch der Proben aus HP-CFK deutet allerdings auf eine Schwächung der Matrix in Folge der enthaltenen Porosität hin.

Biegemodul

Die unter Vierpunktbiegebeanspruchung festgestellten geringen Unterschiede im Biegemodul zwischen AC- (68^{+1}_-1 GPa) und HP-CFK (66^{+2}_-4 GPa) erscheinen in Anbetracht möglicher Messunsicherheiten nicht eindeutig. Unter Biegebeanspruchung sind die elastischen Eigenschaften eines quasiisotropen Laminats aufgrund des Dehnungsgradienten über der Laminatdicke nicht richtungsunabhängig, wie es unter Zugbeanspruchung der Fall ist. Bereits kleine Winkelfehler bei der Entnahme der Proben aus den Versuchsplatten oder beim Einlegen der Proben in das Auflager können sich nennenswert auf die gemessene Steifigkeit auswirken. Dies sei anhand der Auftragung des mittels CLT berechneten Biegeelastizitätsmoduls in Abhängigkeit des Entnahmewinkels für ein Laminat aus M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} in Abbildung 55 aufgezeigt. Interessanterweise wird die maximale Steifigkeit nicht unter einem Winkel von $\lambda = 0^\circ$, sondern bei $\lambda \approx -8^\circ$ erreicht. Selbst bei nur geringen Winkelfehlern von $\pm 5^\circ$ können so relative Abweichungen von bis zu 9 % auftreten.

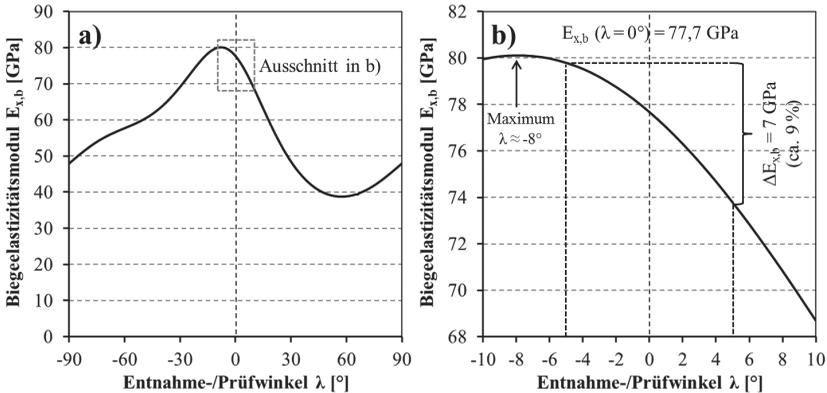


Abbildung 55: Einfluss des Entnahme- bzw. Prüfwinkels λ auf den Biegeelastizitätsmodul $E_{x,b}$ von CFK M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} nach der CLT:
a) Übersicht Winkelbereich $-90^\circ \leq \lambda \leq 90^\circ$, b) Detail $-10^\circ \leq \lambda \leq 10^\circ$.

In der Literatur werden an einigen Stellen negative Auswirkungen von Poren auf den Biegemodul beschrieben. Insbesondere für unidirektionale Laminate ist die Intensität jedoch sehr gering [26, 36]. Auch das elastische Verhalten des vorliegenden Laminats unter Biegebeanspruchung wird massiv durch die unidirektionalen Lagen bestimmt. Dazu wird in Abbildung 56a die Normalspannungsverteilung σ_x entlang der Probenlängsachse über der Dicke für das vorliegende Laminate unter $\sigma_b = 100$ MPa dargestellt. Die lagenspezifische Spannungsverteilung wird unter Biegung vom Dehnungsgradienten über der Probendicke überlagert, was eine asymmetrische, unstetige und gradierte Spannungsverteilung zur Folge hat. Insbesondere die 0° -Decklagen nehmen einen Großteil der Spannungen auf. Insgesamt entfällt auf alle 0° -Lagen ein Spannungsanteil von 77 %, ermittelt nach Gleichung (4.1). Die Steifigkeit des Laminats wird also auch unter Biegebeanspruchung stark durch die Fasern bestimmt und zeigt daher nur eine geringe Empfindlichkeit gegenüber Poren in der Matrix.

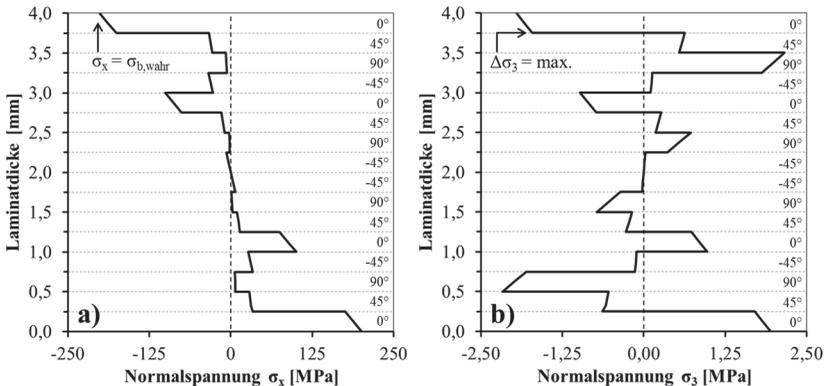


Abbildung 56: Spannungsverteilung über der Dicke in der Probenmitte einer Vierpunktbiegeprobe aus CFK M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]₂₈: a) Normalspannung σ_x , b) Normalspannung σ_3 . FEM, $\sigma_b = 100$ MPa.

Biegefestigkeit

Unter Vierpunktbeanspruchung stehen die Fasern in der Randfaser der Decklage zwischen den beiden Druckrollen unter hohen Druckspannungen, die rund doppelt so hoch sind wie die nominellen (technischen) Biegespannungen. Die Fasern sind bestrebt dieser Beanspruchung durch Ausknicken auszuweichen. Die daraus resultierenden interlaminaren Spannungen verursachen das in diesem Versuch festigkeitsbestimmende Delaminationsversagen [153]. Das Einwirken der Rolle auf die Laminatoberfläche führt zudem zu einer lokalen Spannungsüberhöhung und induziert den Faserbruch. Gleichzeitig wird dadurch das Delaminationsversagen auf diesen Bereich begrenzt.

Das Ausknicken der Fasern und die daraus resultierenden Spannungsverhältnisse können nicht durch die elastischen FEM-Simulationen abgebildet werden. Auch ist es mit den vorliegenden ANSYS-Modellen nicht möglich die interlaminaren Normal- und Schubspannungen zwischen den Schichten zu bestimmen. Es ist jedoch möglich, die Spannungen in Dickenrichtung innerhalb der Schichten auszuwerten. Anhand der Differenz der Normalspannung σ_3 zwischen zwei Lagen kann qualitativ auch auf die interlaminaren Normalspannungen rückgeschlossen werden. Es zeigt sich anhand der σ_3 -Spannungsverteilung in Abbildung 56b, dass diese zwischen der 0° -Decklage und der darunterliegenden 45° -Lage, also am Ort der Schädigungsentstehung, maximal ist.

Da es sich beim Delaminieren der Decklage um ein typisches Matrixversagen handelt, können in der Matrix enthaltenen Poren festigkeitsmindernd wirken. Dies spiegeln die Vierpunktbiegeversuche wider, da im Mittel etwas geringere Festigkeiten für das porenbehaftete HP-CFK ermittelt wurden. In Anbetracht der zuvor diskutierten Fehlerquellen und der überschneidenden Streubereiche kann jedoch nur von einer Tendenz gesprochen werden. Allerdings kann die größere Streuung der Festigkeitswerte von HP-CFK als Hinweis auf die inhomogene Porenverteilung gedeutet werden. Wie die Mikrostruktur- und Ultraschalluntersuchungen gezeigt haben, gibt es Bereiche ohne nachweisbare Porosität vergleichbar zu AC-CFK. Dies könnte die Ursache sein, dass manche Proben aus HP-CFK an das Festigkeitsniveau von AC-CFK heranreichten. Im Abgleich mit der Literatur passt das Werkstoffverhalten durchaus ins Bild, da

sowohl die Biege- [21, 24, 30, 32, 35, 38] als auch Druckfestigkeit [21, 25] von FVK im Allgemeinen als poren sensitiv beschrieben werden. Es ist jedoch nicht auszuschließen, dass es neben der Porosität in HP-CFK weitere materialspezifische Besonderheiten, wie z. B. den Aushärtegrad oder den Alterungszustand der Matrix gibt, die ebenfalls Einfluss auf die matrixdominierten Eigenschaften nehmen. Dafür spricht die relativ geringe Porosität des geprüften HP-CFK, die in der Größenordnung der in der Literatur beschriebenen Schwellwerte (1 - 2 Vol.-%) liegt [30, 32, 35]. Zudem spricht die Tatsache, dass das Versagen im Vierpunktbiegeversuch interlaminar zwischen 0°-Decklage und der darunterliegenden 45°-Lage auftrat (vgl. Abbildung 45), die Porosität jedoch überwiegend intralaminar vorliegt (vgl. Abbildung 37b), gegen eine alleinige Verantwortung der enthaltenen Poren für die festgestellte Festigkeitsdegradation.

Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit

Im Falle der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit τ_{ILSS} kann von einer signifikant niedrigeren Festigkeit von HP-CFK im Vergleich zu AC-CFK gesprochen werden. Die höhere Streuung der Festigkeitswerte von HP-CFK lässt sich in gleicher Weise wie bei den Biegeversuchen deuten. Ebenso gelten die zuvor diskutierten material- und versuchsspezifischen Einflussgrößen gleichermaßen für den Biegeversuch mit kurzem Balken.

Wie im Grundlagenteil in Abschnitt 2.1.4 dargelegt, ist die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit τ_{ILSS} eine stark matrixdominierte Eigenschaft, die allgemein sehr sensibel auf die Präsenz von Poren reagiert [21, 23–33]. Allerdings beschreiben auch hier viele Autoren einen materialspezifischen Schwellwert der Porosität $V_{p,krit}$, bis zu dem kein Einfluss zu erwarten ist [23, 29–33]. Nach Olivier et al. [31] liegt dieser Schwellwert für ein vergleichbares Material, ebenfalls auf Basis des Matrixsystems HexPly® M21, bei rund 1,2 Vol.-% und damit in der Größenordnung der Porosität von HP-CFK, wodurch der festgestellte Festigkeitsverlust zu begründen ist.

4.4.2 Auswirkungen auf die interlaminare Bruchzähigkeit

Aus den Ergebnissen der DCB-Versuche geht hervor, dass keine materialspezifischen Unterschiede in der initialen kritischen Energiefreisetzungsrate zwischen AC- und HP-CFK vorhanden sind. Das Risswiderstandsverhalten ist jedoch sehr unterschiedlich, da bei HP-CFK nur wenige Faserbrücken gebildet werden. Die Rissausbreitung verläuft in AC-CFK weitestgehend intralaminar, während in HP-CFK überwiegend interlaminares Risswachstum auftritt.

In den beiden Materialien liegen zwei mikrostrukturelle Besonderheiten vor, die einen Einfluss auf das Risswiderstandsverhalten nehmen können: a) Nesting in AC-CFK und b) interlaminare Porosität in HP-CFK.

- a) Im DCB-Versuch entsteht der Riss bedingt durch die einlamierte Folie in der interlaminaren Zwischenschicht des Laminats. Eine geradlinige Rissausbreitung wird durch die äußerlich angelegte Beanspruchung im Bruchmodus I begünstigt, da in dieser Richtung die Energiefreisetzungsrates G_I maximal ist (vgl. Kapitel 2.8 in [154]). Mit dem Einnisten von Faserbündeln in tieferliegenden Lagen geht eine gewisse Welligkeit der interlaminaren Zone in AC-CFK einher (vgl. Abbildung 49). Diese stimmt jedoch nicht mit der bevorzugten geradlinigen Rissausbreitungsebene überein, wodurch die Rissausbreitung in die Faserlage übergehen kann. Sobald der Riss intralaminar verläuft, setzt der Mechanismus der Faserbrückenbildung ein. Er wird dabei durch Ondulationen der Fasern in Längsrichtung begünstigt, da somit die geradlinig ausbreitende Rissfront in der Matrix zwischen einzelnen Fasermonolagen wechselt, wodurch die Fasern dann den Risspalt überbrücken. Da sowohl das Nesting, als auch die daraus resultierenden Ondulationen bei AC-CFK sehr viel stärker ausgeprägt sind als bei HP-CFK, treten in diesem Laminat verstärkt Faserbrücken und dadurch bedingt ein sehr viel stärkerer Anstieg der R-Kurve auf. Auch Johnson und Mangalgiri [152] sehen im Nesting den Hauptgrund für das Auftreten von Faserbrücken im DCB-Versuch.

- b) Es wäre davon auszugehen, dass die interlaminaren Poren in HP-CFK das Risswachstum in der Zwischenschicht begünstigen, da sie zu einer Schwächung der Matrix in genau diesem Bereich führen. Zum einen wird durch die Poren die Anbindungsfläche verkleinert und es muss weniger Oberfläche durch den Riss geschaffen werden. Zum anderen führen gerade elongierte Poren zu einer Erhöhung der Spannungsintensität an der Risspitze [22]. Dennoch scheint die Wirkung der vorhandenen Poren auf die gemessene Bruchzähigkeit der Matrix (in der Zwischenschicht) äußerst gering zu sein, was sich an den praktisch gleichen initialen G_{IC} -Kennwerten von AC- und HP-CFK zeigt (vgl. Tabelle 14). Diese wurden nach Einbringung des Vorrisses ($a = 53\text{-}59\text{ mm}$) gemessen. Zumindest bei AC-CFK lagen zu diesem Zeitpunkt bereits Faserbrücken vor, die zu einer Erhöhung der gemessenen, kritischen Energiefreisetzungsrate führten (vgl. Abbildung 52). Eine geringere interlaminare Bruchzähigkeit in HP-CFK kann demnach ausgeschlossen werden. Der Anteil, die Größe und Verteilung der vorliegenden Poren scheinen im vorliegenden Material offensichtlich von untergeordneter Bedeutung zu sein. Da die Poren ausschließlich in der interlaminaren Zone mit ihren zähen Thermoplastpartikeln vorliegen, ist davon auszugehen, dass der zusätzliche Beitrag zur Spannungsintensität durch die Poren infolge plastischer Deformation wieder abgebaut werden kann. Der Beitrag einer reduzierten Anbindungsfläche erscheint aufgrund der insgesamt relativ geringen Porosität nicht ausreichend, um messbare Unterschiede in der initialen Bruchzähigkeit im DCB-Versuch zu verursachen. Das Ausbleiben der Faserbrückenbildung deutet auf eine überwiegend interlaminare Rissausbreitung hin. Aufgrund der ebenen Ausrichtung der Faserlagen und matrixreichen Zwischenschichten bleibt der Übergang des Risses in die Faserlagen meist aus. Die Beobachtung, dass die initiale Bruchzähigkeit nicht nennenswert durch die Präsenz von Poren beeinflusst wird, deckt sich mit den Ergebnissen von Asp & Brandt [40] an unidirektionalem CFK-Gelege. Allerdings berichten die Autoren von einem stärkeren Anstieg der kritischen Energiefreisetzungsrate mit der Risslänge im Falle eines porenbehafteten Laminats, was im Widerspruch zu den Erkenntnissen dieser Arbeit steht. Die Zunahme von G_{IC} wird dabei ebenfalls mit einer Rissüberbrückung begründet. Der Mechanismus ist jedoch wahr-

scheinlich ein gänzlich anderer. In ihren DCB-Versuchen sollte Faserbrückenbildung in Folge von Nesting durch eine geringe Winkelabweichung von $\pm 5^\circ$ der Mittelagen zueinander ausgeschlossen werden. Gleichzeitig wird ein lokal extrem hoher Porenanteil in der Delaminationsebene berichtet. Wenngleich dies in der Publikation nicht dargestellt oder beschrieben wird, ist davon auszugehen, dass die Poren derart groß waren, dass sie in die Faserlagen hineinreichten und so lokal intralaminare Rissausbreitung und die Bildung von Faserbrücken ermöglichten. Olivier et al. [31] berichten hingegen von einer Herabsetzung der kompletten R-Kurve in CFK M21/T700GC durch die Präsenz von Poren. Wenngleich es sich dabei um das gleiche Matrixsystem handelt, so war der Anteil der Poren mit 5 und 16 Vol.-% dennoch deutlich größer als in der vorliegenden Arbeit. Auch waren die Poren gleichmäßig im Laminat verteilt, so dass eine direkte Vergleichbarkeit der Ergebnisse nicht gewährleistet ist. Es scheint folglich ein kritisches Niveau für einen nachweisbaren Einfluss der Porosität auf die interlaminare Energiefreisetzungsrates zu geben, das im vorliegenden Fall nicht erreicht wurde. Dabei spielen neben dem absoluten Porenanteil auch Form und Lage eine wesentliche Rolle.

Insgesamt kann schlussgefolgert werden, dass die Porositätsunterschiede zwischen den beiden Materialien eine eher untergeordnete Bedeutung für die interlaminare Energiefreisetzungsrates haben. Das Nesting hingegen beeinflusst wesentlich das R-Kurven-Verhalten im DCB-Versuch. Da es sich dabei jedoch um eine Erscheinung handelt, die ausschließlich in unidirektionalen Laminaten auftritt, ist die Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf multidirektionale Laminatkaum gewährleistet. Hinsichtlich der Rissinitiierung kann die gemessene kritische Energiefreisetzungsrates von rund 300 J/m^2 der zähigkeitsgesteigerten polymeren Zwischenschicht zugeordnet werden. Olivier et al. [31] berichten für CFK desselben Matrixsystems einen Wert von rund 350 J/m^2 . Diese Unterschiede könnten allein durch das Nichtanwenden einer Korrekturmethode (z. B. MBT) bedingt sein, was jedoch in der Publikation nicht detailliert beschrieben wird. Ein Kennwert für die intralaminare Rissinitiierung kann aus den durchgeführten DCB-Versuchen nicht abgeleitet werden. Es ist jedoch davon auszugehen, dass die intralaminare Bruchzähigkeit aufgrund der dort fehlenden Thermoplastzusätze geringer ausfällt.

5 Bohrbearbeitung von FVK

In diesem Kapitel wird das Schädigungsverhalten quasiisotroper Lamine aus CFK M21/T800S bei der Bohrbearbeitung betrachtet. Dazu wird in Abschnitt 5.1 zunächst qualitativ auf die Schädigung der Bohrungswand eingegangen, ehe in 5.2 und den folgenden Abschnitten das Delaminationsverhalten in Abhängigkeit der Materialqualität des CFK, der Werkzeuggeometrie und des Werkzeugverschleißes im Vordergrund steht. In Kapitel 5.3.1 werden die Methoden und Kennzahlen zur Delaminationsbewertung evaluiert und neue Ansätze zur Charakterisierung der Schädigung eingeführt. Die Auswirkungen prozess- und materialspezifischer Einflussgrößen auf die Delaminationsentstehung werden abschließend in 5.3.2 und 5.3.3 anhand literaturbekannter Modelle unter Berücksichtigung der Erkenntnisse aus Kapitel 4 diskutiert.

5.1 Schädigung der Bohrungswand

Die Spanbildung in anisotropen FVK wird wesentlich durch die Orientierung der Werkzeugschneide zur Ausrichtung der Fasern (FSW) bestimmt. Damit gehen auch unterschiedliche Mechanismen der Schädigungsentstehung an der Bohrungswand einher (vgl. Abschnitt 2.2.2). Nachfolgend soll die Ausprägung und Entwicklung möglicher Materialschädigung in diesem Bereich in CFK M21/T800S am Beispiel von HP-CFK aufgezeigt werden. Dazu erfolgt eine exemplarische Gegenüberstellung je eines Bohrlochs vom Standzeitanfang und vom Standzeitende eines Bohrwerkzeugs nach Maschinenkonfiguration A mit/ohne Diamantbeschichtung. Die Topographie der Bohrungswand wird jeweils anhand von rasterelektronischen Aufnahmen für unterschiedliche Eingriffsverhältnisse innerhalb einer unidirektionalen Lage dargestellt. An materialographischen Flachscliffen wurde das darunterliegende Material auf tiefergehende Schäden hin untersucht. Die Lage dieser Schcliffe im gebohrten Laminat und die Aufnahmepositionen werden in Abbildung 57 verdeutlicht.

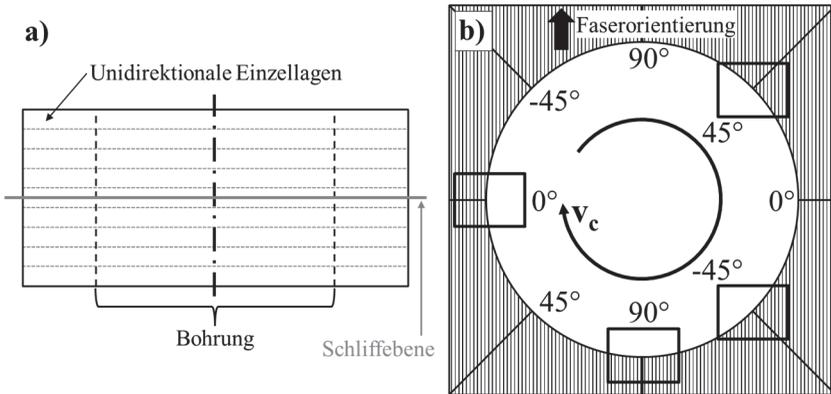


Abbildung 57: Schematische Illustration eines Flachschliffes durch ein Bohrloch: a) Lage der Schliffebene, b) Aufnahmepositionen in Abhängigkeit des FSW.

In Abbildung 58 ist die Oberfläche einer Bohrungswand für die vier Grenzfälle des FSW eines Bohrlochs dargestellt, das mit einem fabrikneuen Bohrwerkzeug vom Typ MAPAL UDX (mit zusätzlicher Diamantbeschichtung) in Maschinenkonfiguration A eingebracht wurde. Es treten je nach FSW die charakteristischen Erscheinungsbilder auf, wie sie in Kapitel 2.2.2 allgemeingültig für die verschiedenen Eingriffsverhältnisse beschrieben werden. Ihre Entstehung folgt den in der Literatur [47, 48, 52, 53] beschriebenen Mechanismen, weshalb an dieser Stelle lediglich auf das Ausmaß im vorliegenden Werkstoff eingegangen werden soll. Unter allen FSW treten selbst bei der Zerspanung mit einem unverschlissenen Bohrer leichte Verschmierungen der Matrix auf. Insbesondere unter 45° und 90° liegt eine sehr glatte, von einer dünnen Polymerschicht überzogene, Oberfläche vor. Die Faserorientierung ist nur andeutungsweise zu erkennen. Unter $\text{FSW} = 0^\circ$ liegen vereinzelt abgetrennte Fasern frei. Abgesehen von der Bruchstelle infolge der Einwirkung der Schneide bei der Spanbildung weisen diese Fasern ebenso wie die darunterliegenden, offengelegten Fasern keine weiteren Risse auf. Um $\text{FSW} = -45^\circ$ herum treten stufenförmigen Ausbrüche auf. Die Länge einer solchen Kerbe in Umfangsrichtung φ beträgt bis zu $200\ \mu\text{m}$, während die Ausdehnung in Dickenrichtung z mit rund $250\ \mu\text{m}$ auf die Dicke einer Einzellage beschränkt ist.

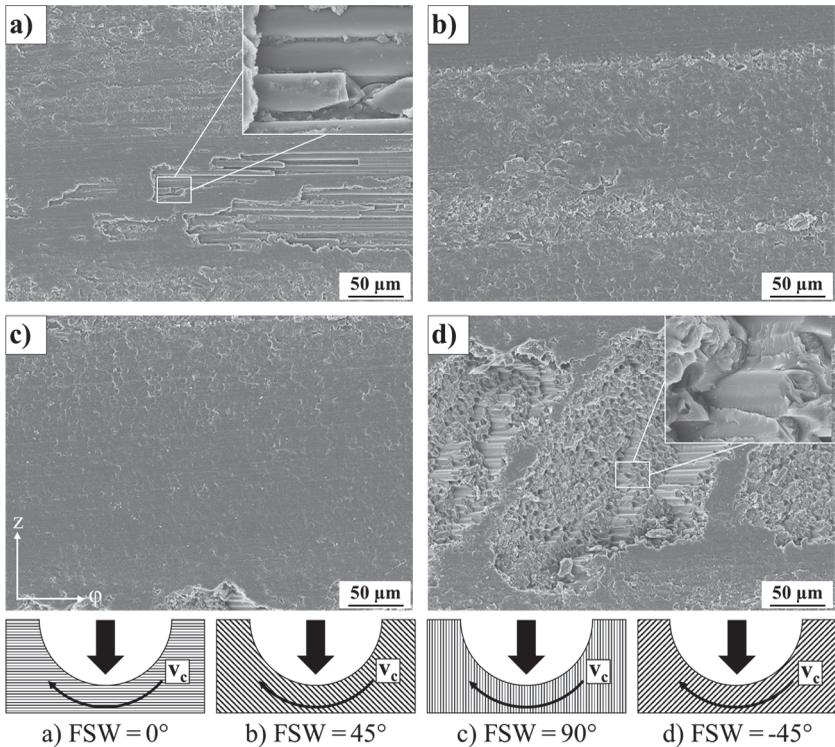


Abbildung 58: Topographie der Bohrungswand in Abhängigkeit des FSW einer Bohrung in HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonfiguration A, Standzeitanfang diamantbeschichteter UDX-Bohrer. REM, SE. Nach [155].

Erst die Schliiffuntersuchungen ermöglichen eine genauere Aussage zum Ausmaß der Materialschädigung am Bohrungskanal. In Abbildung 59 ist der Zustand der ersten Bohrung mit einem UDX-Bohrer (unbeschichtet) in HP-CFK zu sehen. Unter FSW = 0° bestätigt sich die Feststellung der oberflächlichen Analyse, dass keine tiefergehende Schädigung der Fasern vorliegt. Bei FSW = 45° treten indes bereits vereinzelte Faserausrisse bis zu einer Tiefe von rund 50 µm auf. Bei 90° liegen vermehrt gebrochene Fasern unter der Ober-

fläche vor, die teilweise aus der Matrix herausgezogen wurden. Die Schädigungstiefe beträgt hier bis zu $100\ \mu\text{m}$. In Abbildung 59d wird deutlich, dass die Ausbrüche in der Bohrungswand bei $\text{FSW} = -45^\circ$ eine Tiefe von bis zu $50\ \mu\text{m}$ aufweisen. Dieser Wert liegt in der Größenordnung der an einer solchen Oberfläche ermittelten Rautiefe R_z [155]. Des Weiteren liegen vereinzelte Faserbrüche und Faserausrisse in geringer Tiefe vor, die in Anbetracht der Einkerbung in Folge der Ausbrüche von untergeordneter Bedeutung sein sollten.

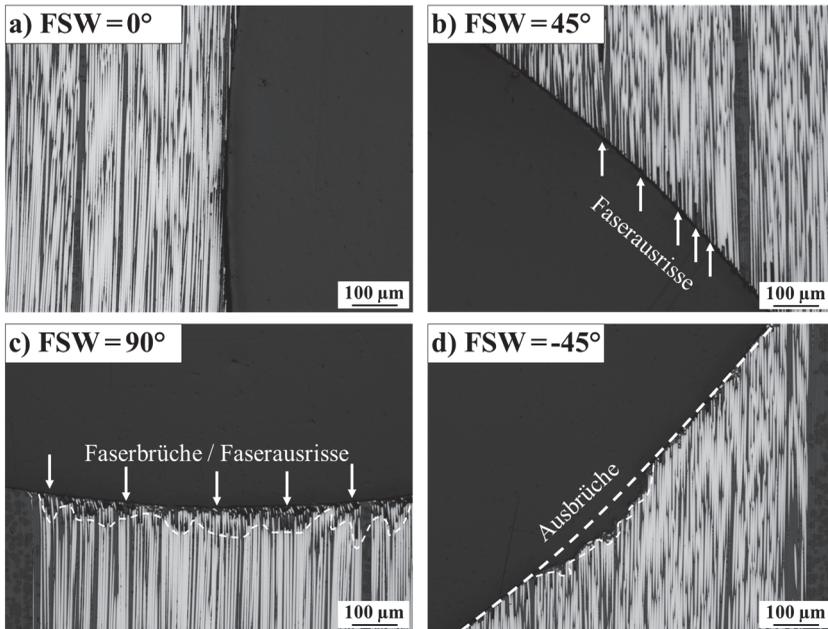


Abbildung 59: Schliffbilder der Bohrungswand in Abhängigkeit des FSW einer Bohrung in HP-CFK 268 g/m^2 [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonfiguration A, Standzeitanfang unbeschichteter UDX-Bohrer. LM, 100x, HF.

Schädigungsphänomene an den Fasern sind in den Gefügeaufnahmen lichtmikroskopisch gut zu erkennen. Defekte, die ausschließlich die Matrix bzw. die Faser-Matrix-Grenzfläche betreffen (Zfb), können auf diese Weise nicht zuverlässig detektiert werden.

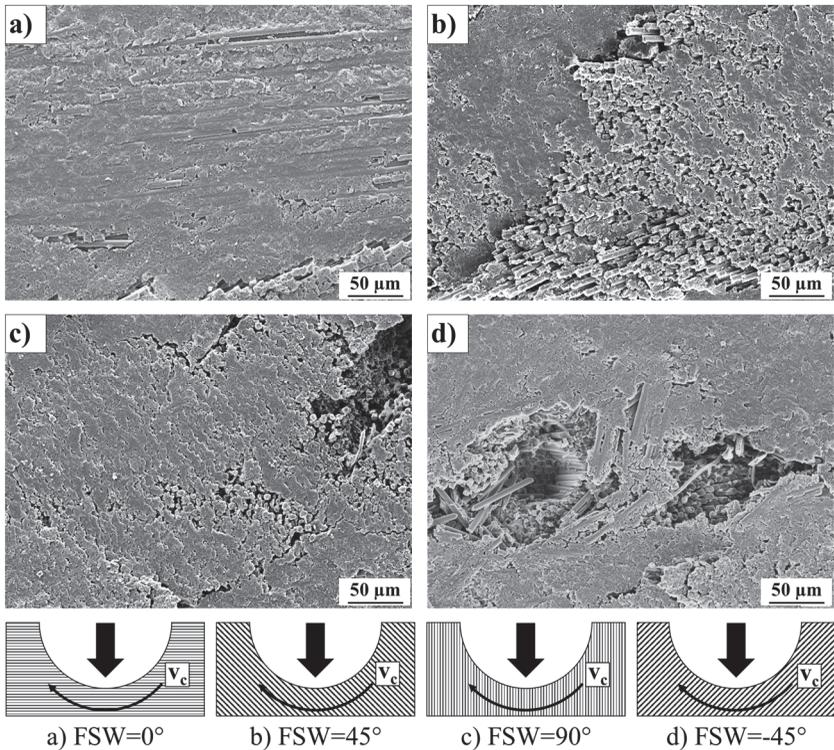


Abbildung 60: Topographie der Bohrungswand in Abhängigkeit des FSW einer Bohrung in HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonfiguration A, Standzeitende beschichteter UDX-Bohrer. REM, SE. Nach [155].

REM-Aufnahmen des Bohrungskanals eines verschlissenen Werkzeugs sind exemplarisch in Abbildung 60 für ein Bohrloch am Standzeitende ($L_f = 12$ m) eines diamantbeschichteten UDX-Bohrer dargestellt. Die Oberfläche ist hier über den gesamten Umfang mit festhaftenden Matrixverschmierungen und darin eingebetteten Faserfragmenten überzogen. Diese Schicht kann stellenweise eine Dicke von bis zu 100 µm aufweisen [155]. Diese Verschmierungen sind eine direkte Folge des höheren Temperatureintrags durch das verschlissene Werkzeug, welcher zu einer zunehmenden Erweichung der Matrix führt.

An einer solchen Oberfläche sind keine Aussagen zur wahren Oberflächenstruktur und zur darunterliegenden Schädigung möglich. Selbst die Ausbrüche unter $FSW = -45^\circ$ (d) sind nur noch andeutungsweise zu erkennen. Gleichermaßen liefern in einem solchen Fall Rauheitsmessungen kein repräsentatives Ergebnis, da die wahre Struktur der Oberfläche nicht mehr abgebildet werden kann. Vielmehr kommt es durch die Verschmierungen sogar zu einer Glättung der Topographie, wodurch mitunter sogar niedrigere Rauheiten gegenüber Bohrungen vom Standzeitanfang gemessen werden können. Daran wird deutlich, weshalb den Rauheiten in der Zerspanung von FVK bei Weitem nicht die Bedeutung wie in der Metallbearbeitung beigemessen wird (vgl. [44]).

Anhand der Schlibfbilder eines Bohrlochs, gebohrt mit einem verschlissenen UDX-Bohrer (unbeschichtet, $L_f = 1,2$ m), in Abbildung 61 ist zu erkennen, dass sich das Ausmaß der Schädigung im Winkelbereich $0^\circ \leq FSW < 90^\circ$ kaum verändert hat. Die Häufigkeit von Faserbrüchen und Faserausrisen unterhalb Matrixschicht hat in diesem Bereich gegenüber dem Neuzustand (vgl. Abbildung 59) des verwendeten Werkzeugs nicht signifikant zugenommen. Es sei darauf hingewiesen, dass die in Abbildung 61a dargestellte Schlibfebene teilweise in einer matrixreichen Zwischenschicht liegt und daher scheinbar eine geringere Faserdichte aufweist. Unter $FSW = 90^\circ$ weisen die Fasern in diesem Zustand eine gewisse Biegung in Schnittrichtung (nach links in Abbildung 61c) auf und das Ausmaß der Faserausrisse scheint etwas größer zu sein. Die Schädigungstiefe liegt bei rund $200 \mu\text{m}$. Wie in Abbildung 61d dargestellt, sind die stufenförmigen Ausbrüche unter $FSW = -45^\circ$ nun vollständig mit Matrix und Faserfragmenten zugeschmiert, haben sich in ihrer Tiefe jedoch nicht signifikant verändert. Dennoch treten in diesem Winkelbereich nun vermehrt auch sogenannte Faserschichtbrüche auf, wie sie in Abbildung 61e und f zu sehen sind. Dabei werden die Fasern in Schnittrichtung gebogen, können jedoch durch die verschlissene Schneide nicht mehr optimal getrennt werden. Statt der Ausbrüche treten nun Faserbrüche in einer Tiefe von bis zu $200 \mu\text{m}$ auf.

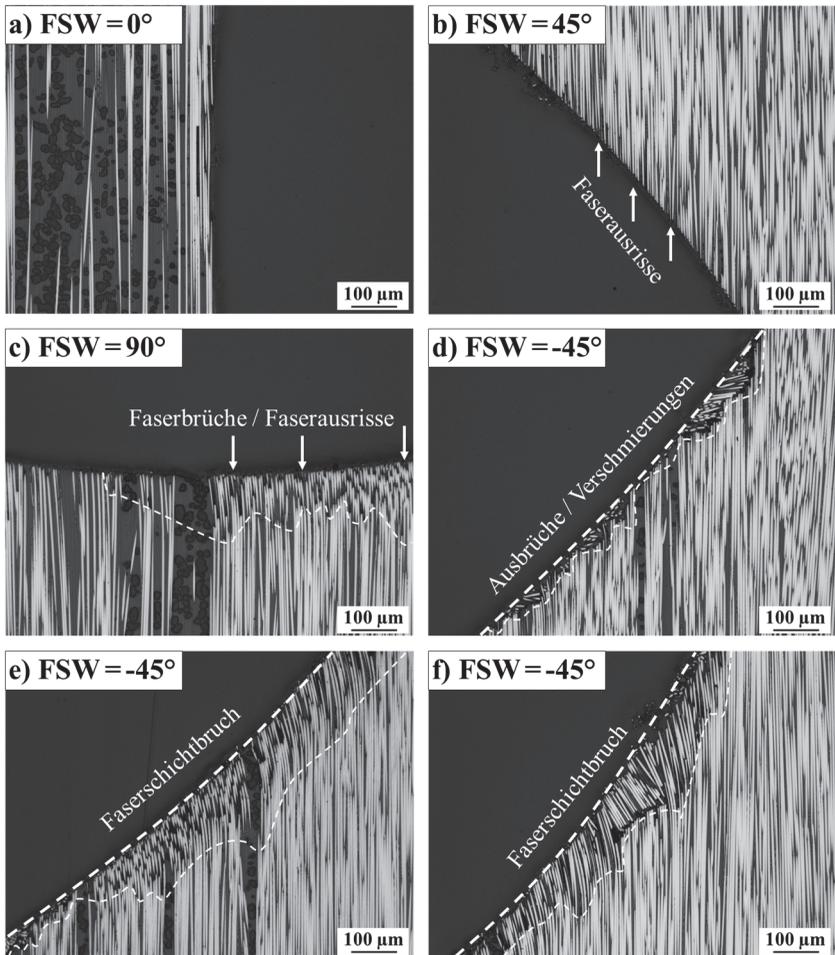


Abbildung 61: Schlifffbilder der Bohrungswand in Abhängigkeit des FSW einer Bohrung in HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_s, Maschinenkonfiguration A, Standzeitende unbeschichteter UDX-Bohrer. LM, 100x, HF.

Zusammenfassung und Einordnung der Ergebnisse

Wie diese exemplarische Darstellung zeigt, treten bei der konventionellen Bohrbearbeitung von CFK-Gelegen auch bei der Verwendung neuwertiger Werkzeuge und anwendungstypischer Zerspanungsparameter charakteristische Schäden im Bohrungskanal auf. Sie gelten demnach als unvermeidbar. Als dominanteste Schädigungsphänomene sind die Ausbrüche bei einem FSW von -45° anzusehen, die aufgrund ihrer Kerbwirkung als Ausgangspunkte für die Rissinitiierung unter Belastung fungieren können. Dennoch ist es in der Praxis kaum möglich, die Schäden an der Bohrungswand zu erfassen und als Qualitätskriterium heranzuziehen, da aufgrund von Matrixverschmierungen schon früh die Möglichkeit zur Sichtprüfung und Rauheitsmessung wegfällt. Schliffanalysen oder auch hochauflösende tomographische Methoden wie beispielsweise die Röntgen- oder Ultraschallmikroskopie gewähren zwar den notwendigen Einblick in das Material, kommen jedoch aus Kostengründen nicht zum Zwecke der Qualitätssicherung in Betracht. Darüber hinaus können diese materialographischen Methoden meist nicht vollständig zerstörungsfrei angewandt werden. Dem Anwender von FVK bleibt also neben der üblichen Maß- und Formkontrolle nur die Bewertung von Schäden am Bohrungsein- und austritt, um die Qualität der Bohrung zu bestimmen. Wie bereits im Grundlagenteil dargelegt, steht dabei meist das Schädigungsphänomen der Delamination im Vordergrund, da diese in den meisten Fällen gut detektiert und zudem quantitativ beschrieben werden kann. Sie kann bei gleichbleibenden Zerspanungsbedingungen als Indikator für die Veränderung des Gesamtschädigungszustandes von Bohrlöchern bei zunehmendem Werkzeugverschleiß herangezogen werden. Auch der Fokus dieser Arbeit liegt auf der Bewertung der Delaminationsschädigung und ihrer Korrelation mit dem mechanischen Verhalten. Dieser Ansatz hat auch unter Berücksichtigung der offensichtlichen Schadensdimensionen seine Berechtigung, da die Ausdehnung der möglichen Delaminationsschädigung in der Decklage um ein Vielfaches größer ist (vgl. Abschnitt 5.2), als die hier festgestellten Schäden unter der Oberfläche der Bohrungswand, die selbst beim Einsatz verschlissener Werkzeuge eine Tiefe von rund $200\ \mu\text{m}$ nicht überschreiten. Auf das Delaminationsverhalten des vorliegenden CFK-Werkstoffs wird daher im Folgenden detailliert eingegangen.

5.2 Entwicklung der Delaminierungsschädigung beim Bohren

Variation der Werkstückqualität und des Werkzeugs

Maschinenkonfiguration A

Anhand von Bohrserien wurde der Einfluss des Werkzeugverschleißes und der CFK-Materialqualität auf das Delaminationsverhalten für zwei Werkzeugtypen untersucht. Dazu wurden in Maschinenkonfiguration A bis zu 200 Bohrlöcher mit einem unbeschichteten UDX-Spiralbohrer in 6 mm dicke quasiisotrope Lamine gebohrt, was einem Gesamtstandweg von $L_{f,ges} = 1,2$ m entspricht. In Abbildung 62 ist der lichtmikroskopisch ermittelte Delaminationsfaktor DF_A sowohl für den Bohrungseintritt, als auch für den Bohrungsaustritt in Abhängigkeit von L_f aufgetragen. Dabei werden die Ergebnisse für AC- und HP-CFK gegenübergestellt. Die Fehlerbalken geben hier, wie auch in allen folgenden Auftragungen dieser Art, den gesamten Streubereich der gemessenen Werte je Untersuchungspunkt an. Die Entwicklung der Schädigung ist zudem qualitativ in Abbildung 63 für das autoklavierte und in Abbildung 64 für das heißgepresste Material dargestellt. Dabei wird jeweils die Bohrlochqualität zu Beginn und Ende der beiden Bohrserien abgebildet.

Wie aus Abbildung 62 ersichtlich, konnte in dieser Zerspanungskonfiguration in beiden Werkstückmaterialien keine vollständig schädigungsfreien Bohrlöcher erzeugt werden. Selbst bei einem neuwertigen Bohrer wurde eine geringfügige Delaminierungsschädigung ($DF_A > 0$) festgestellt, die materialunabhängig bei rund 4 % auf der Eintrittsseite und 8 % auf der Austrittsseite liegt. Mit zunehmender Standzeit steigt der Delaminationsfaktor beidseitig kontinuierlich an. Die Korrelation zwischen L_f und DF_A kann dabei näherungsweise als linear beschrieben werden, was sich an den hohen Bestimmtheitsmaßen der linearen Regressionsgeraden zeigt. Generell liegt $DF_{A,exit}$ deutlich oberhalb von $DF_{A,entry}$ (Faktor 2 - 6).

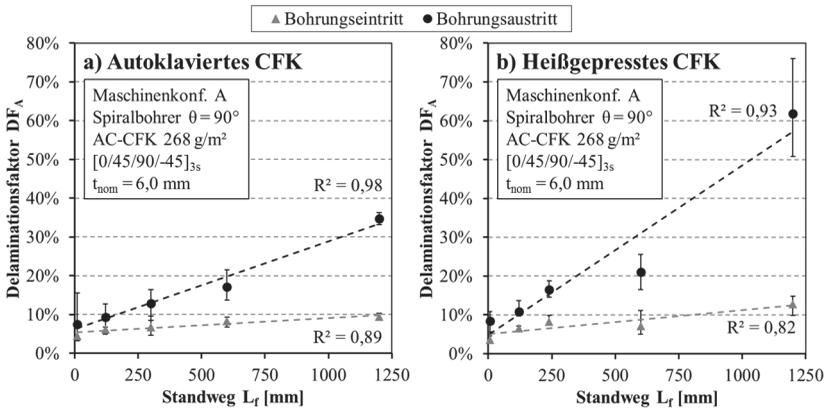


Abbildung 62: Entwicklung des Delaminationsfaktors DF_A über dem Standweg L_f :
 a) AC-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, b) HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}
 (Maschinenkonfiguration A).

Gleichzeitig werden mit steigendem Vorschubweg auch Unterschiede zwischen den beiden CFK-Materialien deutlich. Die Delaminationsfaktoren von HP-CFK liegen insbesondere austrittsseitig meist über denen von AC-CFK. Zum Ende der Bohrerreihe wurden in HP-CFK mit $DF_{A,exit}$ -Werten um 60 % im Mittel nahezu doppelt so große Delaminationen generiert als in AC-CFK ($DF_{A,exit} \approx 35$ %). Zudem zeigen sich im Verlauf DF_A vs. L_f von HP-CFK größere Abweichungen zum linearen Trend und eine höhere Streuung innerhalb der einzelnen Untersuchungspunkte. Eintrittsseitig wurde nach einem Standweg von $L_f = 1,2$ mm in HP-CFK $DF_{A,entry} \approx 12$ % gemessen, während das AC-CFK weiterhin bei $DF_{A,entry} \leq 10\%$ liegt. Im Anbetracht der Messunsicherheit der optischen Methode (vgl. Abschnitt 5.3.1) kann der eintrittsseitige Unterschied jedoch nicht als signifikant gewertet werden.

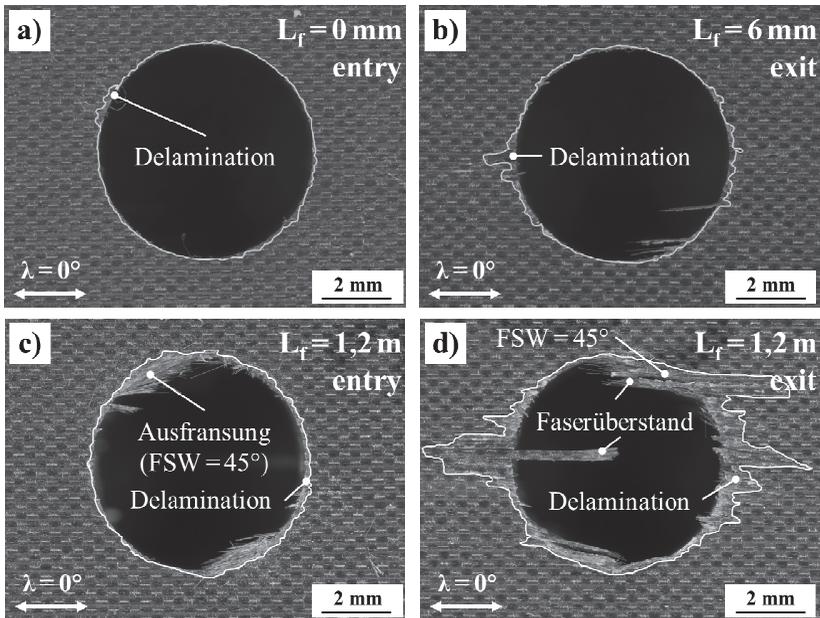


Abbildung 63: Qualitative Entwicklung der Schädigung am Bohrungseintritt (a,c) und Bohrungsaustritt (b,d) über dem Standweg in AC-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]₃ₛ (tₙₒₘ = 6 mm, Peel-Ply-Oberfläche), gebohrt in Maschinenkonfiguration A: a) $L_f = 0$ mm, $DF_{A,entry} = 5$ %; b) $L_f = 6$ mm, $DF_{A,exit} = 7$ %; c) $L_f = 1,2$ m, $DF_{A,entry} = 9$ %; d) $L_f = 1,2$ m, $DF_{A,exit} = 33$ %. ZM, DF.

Qualitativ betrachtet ergeben sich keine nennenswerten Unterschiede im Delaminationsverhalten zwischen AC- und HP-CFK. Die oberflächlich erkennbare Delaminierungsschädigung weist in allen Fällen eine Vorzugsorientierung in Faserrichtung der Decklage auf. Aufgrund der hohen Anisotropie der unidirektionalen Lagen können nur in diese Richtung signifikante Biegemomente übertragen werden, die ein interlaminares Risswachstum im Mode I ermöglichen. Die Ausdehnung der Delamination nimmt insbesondere auf der Austrittsseite mit steigendem Standweg in Faserrichtung stark zu, während quer dazu selbst nach dem Gesamtstandweg von $L_f = 1,2$ m kaum eine Anhebung der Decklage festgestellt werden kann.

Gleichzeitig wird die Form der Austrittsdelamination zunehmend unregelmäßiger und es treten vermehrt einzelne längere Risse in der Oberfläche und Ausrisse einzelner Faserbündel auf.

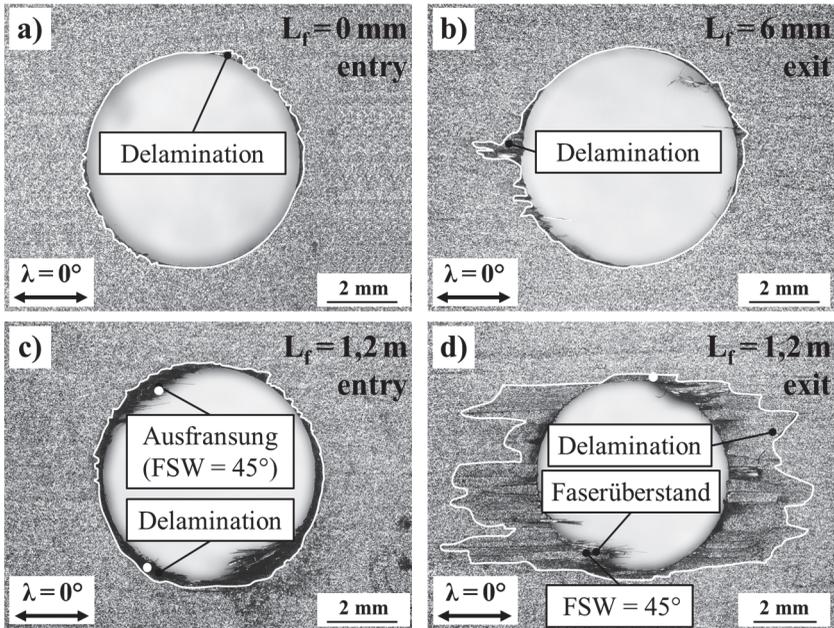


Abbildung 64: Qualitative Entwicklung der Schädigung am Bohrungseintritt (a,c) und Bohrungsaustritt (b,d) über dem Standweg HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, (t_{nom} = 6 mm, pressglatt / matt), gebohrt in Maschinenkonfiguration A: a) L_f = 0 mm, DF_{A,entry} = 4 %; b) L_f = 6 mm, DF_{A,exit} = 8 %; c) L_f = 1,2 m, DF_{A,entry} = 15 %; d) L_f = 1,2 m, DF_{A,exit} = 67 %. ZM, HF.

Durch die verminderte Schärfe der Schneidkanten am Bohrer kommt es zudem verstärkt zu Ausfransungen am Bohrungsaustritt, insbesondere unter FSW = 45°. Auf der Austrittsseite treten an selber Stelle und unter FSW = 0° vereinzelt Faserüberstände auf, deren Ausrichtung der Faserorientierung der Decklage entspricht. In beiden Fällen markiert dies gleichzeitig die Orte größter Delaminationsschädigung. Auf der Eintrittsseite kann dies entsprechend

dem in Kapitel 2.2.2 erläuterten Mechanismus der Peel-up-Delamination dadurch erklärt werden, dass an dieser Stelle die ungeschnittenen Fasern in die Spirale des Bohrwerkzeugs nach oben und in Rotationsrichtung gezogen werden, wodurch über die Fasern eine nach oben gerichtete Kraft in die noch unzerspannten angrenzenden Bereiche eingeleitet wird. Mit Überschreiten der interlaminaren Bruchzähigkeit kommt es hier dann bevorzugt zur Delamination. Die Delamination unter $FSW = 45^\circ$ auf der Eintrittsseite ist demnach eine Folge der Ausfransungen. Mit den Faserüberständen am Bohrungsaustritt verhält es sich hingegen umgekehrt. Hier entsteht zunächst die Delamination durch Herausdrücken der untersten Faserlagen (Push-down-Delamination). Je größer diese ist, desto länger ist der Hebelarm der sich bei einem abgelösten Faserbündel zwischen dessen getrennten Ende in der Bohrungsmitte und dem Ende des interlaminaren Risses ergibt. Die Nachgiebigkeit des Faserbündels steigt folglich mit zunehmender Risslänge, wodurch dieses leichter dem voranschreitenden Werkzeug ausweichen kann. In Kombination mit der verminderten Schnittfähigkeit des Werkzeugs scheint somit ein Zusammenhang zwischen Delaminationsgröße und Ausmaß der Faserüberstände gegeben. Dies wird durch die Beobachtungen von Gaugel [155] zum Bohren von CFK M21/T800S mit beschichteten Werkzeugen bestätigt. Mit zunehmendem Standweg steigt sowohl die Delaminationsgröße als auch das Ausmaß der Faserüberstände an.

Maschinenkonfiguration B

Die Verifikation dieser Erkenntnisse erfolgt anhand des Stufenbohrers mit einem Spitzenwinkel von 85° in Maschinenkonfiguration B. Der Delaminationsfaktor DF_A ist in Abbildung 65 wiederum für beide Materialqualitäten über dem Standweg ($L_{f,ges} = 1,4 \text{ m}$) aufgetragen; die Bohrlöcher sind beispielhaft in den Abbildungen 66 und 67 dargestellt. Es sei darauf hingewiesen, dass sich die beiden hier verglichenen Materialien neben dem Herstellverfahren auch in ihrer Einzellagen- und Gesamtdicke unterscheiden (vgl. Angaben in Abbildung 65).

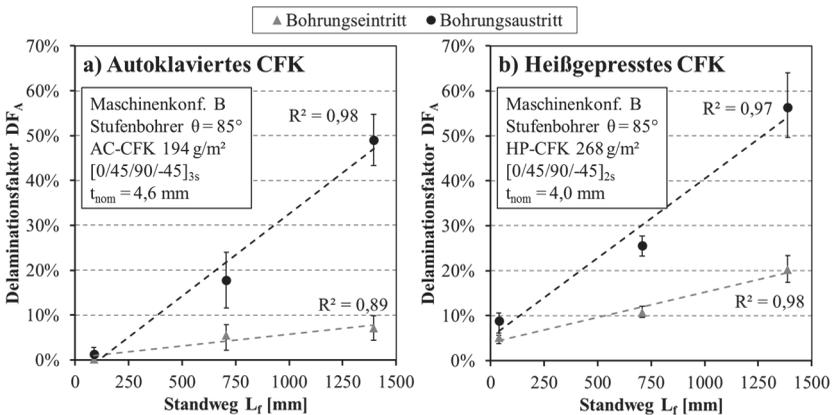


Abbildung 65: Entwicklung des Delaminationsfaktors DF_A über dem Standweg L_f :
 a) AC-CFK 194 g/m^2 $[0/45/90/-45]_{3s}$, b) HP-CFK 268 g/m^2 $[0/45/90/-45]_{2s}$.
 (Maschinenkonfiguration B).

Wiederum liegen weitestgehend lineare Trends im Verlauf DF_A über L_f vor und das HP-CFK weist im Mittel eine etwas größere Delaminationsneigung auf, wengleich die Unterschiede hinsichtlich der Austrittsdelamination am Standzeitende nicht eindeutig sind. Der Mittelwert der Austrittsdelaminationsgröße $DF_{A,exit}$ des autoklavierten CFK liegt bei $L_f = 1,4 \text{ m}$ mit rund 50 % geringfügig unter dem des heißgepressten Laminats mit rund 55 %, jedoch gibt es eine Überschneidung der Streubereiche. Bei geringeren Standzeiten

($L_f \leq 0,7$ m) hingegen liegt generell $DF_{A,exit}$ (HP) über $DF_{A,exit}$ (AC). In dieser Maschinenkonfiguration konnten makroskopisch schädigungsfreie Bohrungen in das AC-Material mit einem neuen Werkzeug eingebracht werden (vgl. Abbildung 66a und b), während im HP-CFK von Anfang an eine geringfügige Delaminationsschädigung mit $DF_{A,entry} \approx 5\%$ und $DF_{A,exit} \approx 9\%$ vorliegt (vgl. Abbildung 67a und b). Es sei jedoch angemerkt, dass hier die unterschiedliche Oberflächenqualität einen gewissen Einfluss auf die Detektierbarkeit nimmt, wie in Abschnitt 5.3.1 diskutiert wird. Die deutlicheren Unterschiede zeigen sich hier auf der Eintrittsseite, wo sich in HP-CFK am Ende der Bohrserie ein $DF_{A,entry}$ -Wert um 20% im Vergleich zu 8% für AC-CFK einstellt.

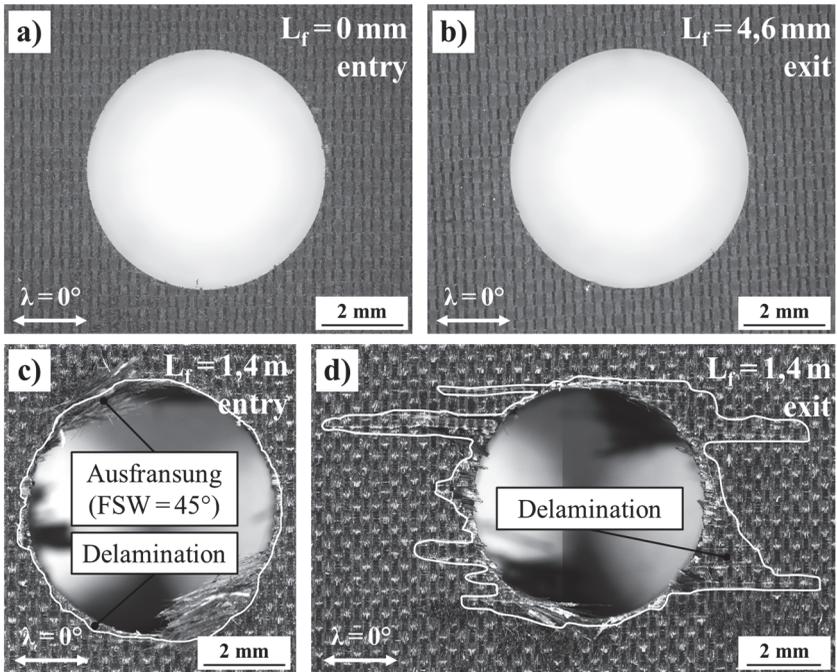


Abbildung 66: Qualitative Entwicklung der Schädigung am Bohrungseintritt (a,c) und Bohrungsaustritt (b,d) über dem Standweg in AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]₃ₛ, $t_{nom} = 4,6$ mm, Peel-Ply-Oberfläche), gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$): a) $L_f = 0$ mm, $DF_{A,entry} = 0\%$; b) $L_f = 4,6$ mm, $DF_{A,exit} = 0\%$; c) $L_f = 1,4$ m, $DF_{A,entry} = 9\%$; d) $L_f = 1,2$ m, $DF_{A,exit} = 55\%$. ZM, DF.

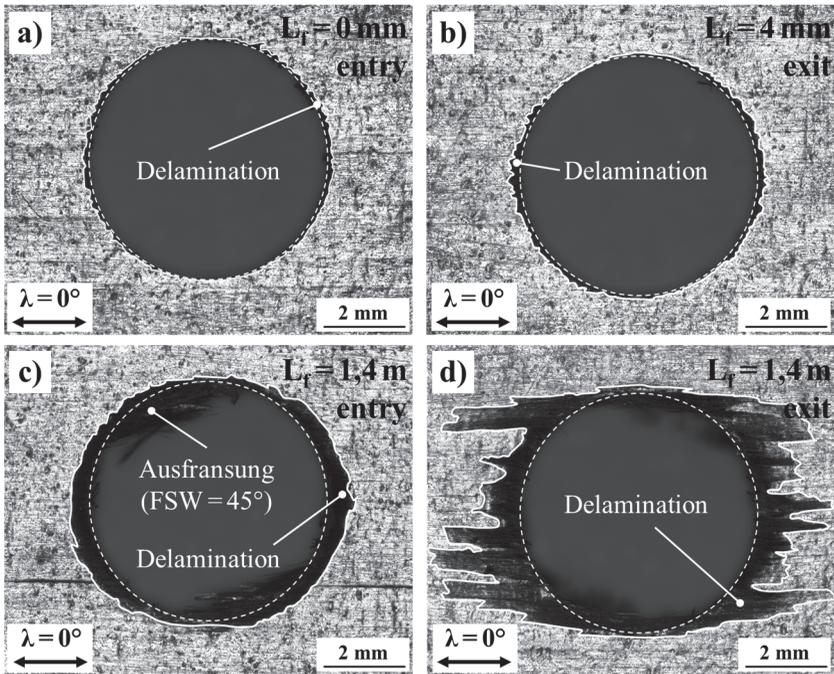


Abbildung 67: Qualitative Entwicklung der Schädigung am Bohrungseintritt (a,c) und Bohrungsaustritt (b,d) über dem Standweg in HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, ($t_{\text{nom}} = 4 \text{ mm}$, glatt / glänzend), gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$):
 a) $L_f = 0 \text{ mm}$, $DF_{A,\text{entry}} = 4 \%$; b) $L_f = 4 \text{ mm}$, $DF_{A,\text{exit}} = 6 \%$;
 c) $L_f = 1,4 \text{ m}$, $DF_{A,\text{entry}} = 20 \%$; d) $L_f = 1,4 \text{ m}$, $DF_{A,\text{exit}} = 53 \%$. ZM, HF.

Vergleicht man die Ergebnisse des HP-CFK (mit gleicher Einzellagendicke) aus Maschinenkonfiguration A und B, so verursacht der Stufenbohrer eine etwas geringere Schädigung am Bohrungsaustritt ($DF_{A,\text{exit}} \approx 55 \%$ bei $L_{f,\text{ges}} = 1,4 \text{ m}$ in B < $DF_{A,\text{exit}} \sim 60 \%$ nach $L_{f,\text{ges}} = 1,2 \text{ m}$ in A). Der Bohrungseintritt erfährt hingegen eine etwas stärkere Schädigung durch das abgestufte Werkzeug (rund 20 % nach 1,4 m in B im Vergleich zu 12 % nach 1,2 m in A). In der Art der Delaminationsschädigung und der Ausprägung der Ausfransung auf der Eintrittsseite zeigen sich qualitativ keine nennenswerten Un-

terschiede. Faserüberstände am Bohrungsausstritt werden hingegen beim Stufenbohrer weitestgehend vermieden. Dies wird bei diesem Werkzeug durch eine nachlaufende Quernut und Schneidkante („Fiber-Cracker“) erreicht, wie in der zugehörigen Patentschrift beschrieben [138]. Für das autoklavierte Material kann dieser Vergleich aufgrund der unterschiedlichen Einzellagendicken nicht ohne weiteres aufgestellt werden. Dieser Aspekt wird in Abschnitt 5.3.3 eingehend diskutiert.

Variation des Spitzenwinkels

Die mittels 85°-Stufenbohrer in Maschinenkonfiguration B durchgeführten Bohrversuche an AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} wurden um gleichartige Versuchsreihen mit Stufenwerkzeugen mit Spitzenwinkeln von 70° und 100° ergänzt. Dadurch konnte zum einen der Einfluss der Spitzegeometrie auf das Delaminationsverhalten studiert werden, zum anderen diente dieses Vorgehen dazu, ein möglichst breites Spektrum typischer Delaminationen für die anschließende mechanische Charakterisierung in Kerbbiegeversuchen (OHB) bereitzustellen. Die Entwicklung des Delaminationsfaktors DF_A über dem Standweg ist für beide Geometrien in Abbildung 68a und b dargestellt. Die Ergebnisse basieren auf der optischen Vermessung von jeweils fünf OHB-Proben, die an den gewählten Untersuchungspunkten entnommenen wurden.

Der erste Untersuchungspunkt in diesen Bohrserien lag bei einem Standweg von rund 100 mm (entsprechend rund 20 Bohrungen). Zu diesem Zeitpunkt verursachte der Werkzeugverschleiß bereits bei beiden Spitzenwinkeln eine schwache Delaminationsschädigung. Diese liegt für beide Geometrien auf vergleichbar niedrigem Niveau mit $DF_{A,entry} < 5\%$ und $DF_{A,exit} < 10\%$. Mit zunehmendem Standweg geht wiederum eine lineare Entwicklung der flächengewichteten Delaminationsfaktoren einher. Wie aus den Verläufen in Abbildung 68 ersichtlich, ist der Anstieg der austrittsseitigen Delamination für das 100°-Werkzeug deutlich stärker ausgeprägt. Nach $L_{f,ges} = 1,4$ m werden hier $DF_{A,exit}$ -Werte im Mittel um 85 % erreicht, während das spitzere 70°-Werkzeug eine flächige Schädigung von nur $DF_{A,exit} \approx 35\%$ erzeugte. An den zunehmend größer werdenden Fehlerbalken lässt sich zudem erkennen, dass mit steigendem Werkzeugverschleiß die Prozessstabilität verloren geht. Eintrittsseitig erweist sich der größere Spitzenwinkel hingegen als vorteilhaft: $DF_{A,entry}$ erreicht

ein Niveau von rund 10 % für $\theta = 100^\circ$, jedoch 15 % für $\theta = 70^\circ$. Die Entwicklung der Delaminationschädigung beim 85° -Stufenbohrer (vgl. Abbildung 68c) ordnet sich austrittsseitig zwischen den Ergebnissen ein. Auf der Eintrittsseite sind hingegen keine Unterschiede im Delaminationsverhalten zwischen Werkzeugen mit Spitzenwinkeln von 85° und 100° feststellbar.

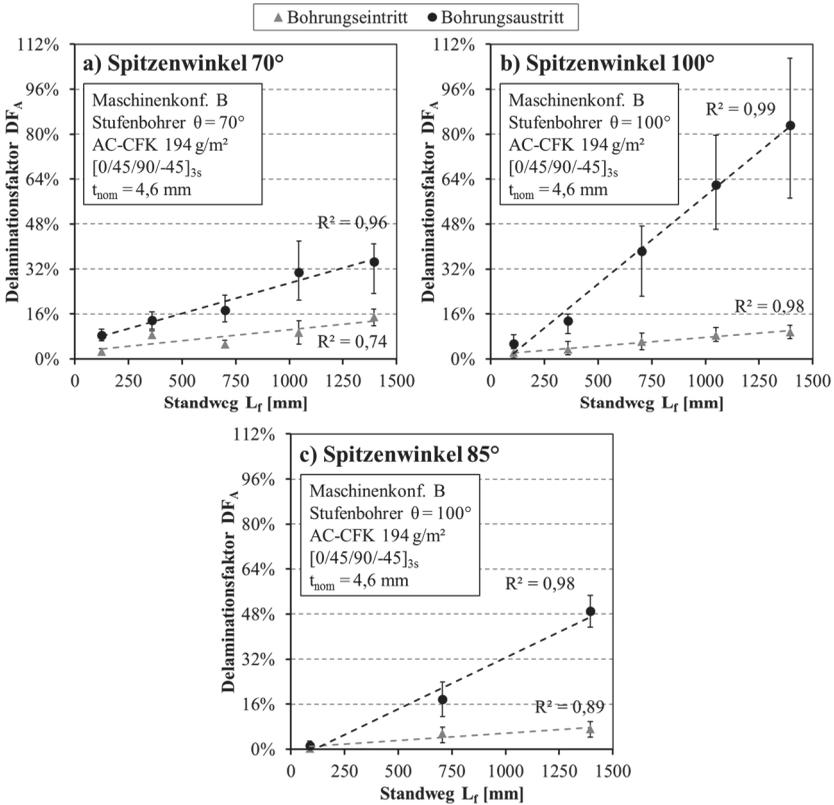


Abbildung 68: Entwicklung des Delaminationsfaktors DF_A über dem Standweg L_f in AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} in Abhängigkeit des Spitzenwinkels:
 a) $\theta = 70^\circ$, b) $\theta = 100^\circ$, c) $\theta = 85^\circ$ (Maschinenkonfiguration B).

Betrachtung der Schädigungstiefe

Anhand von CT-Aufnahmen von Bohrlöchern nach Maschinenkonfiguration B wird das Ausmaß der Delaminationsschädigung auch in der Tiefe deutlich. Dazu sind nachfolgend in Abbildung 69 Schnittbilder durch eine Bohrung vom Standzeitende ($L_f = 1,4$ mm) eines Stufenbohrers mit $\theta = 85^\circ$ in AC-CFK mit einer Einzellagendicke von 0,19 mm (Prepreg 194 g/m²) dargestellt, während Abbildung 70 ein Bohrloch in HP-CFK mit $t_{ply} = 0,25$ mm (Prepreg 268 g/m²) nach derselben Standzeit zeigt.

In den Quer- und Längsschnitten aus dem CT wird nochmals deutlich, dass das Schädigungsausmaß am Bohrungseintritt sehr viel geringer ist als auf der Austrittsseite. Dort kann lediglich eine Gratbildung („peel-up“) mit kleinen Rissen innerhalb der Decklage festgestellt werden. Auf der Austrittsseite hingegen sind die laterale Ausdehnung und die Schädigungstiefe um ein Vielfaches größer. In den hier dargestellten Aufnahmen vom Standzeitende reicht die Schädigungstiefe jeweils bis in die zweite Lage der Lamine hinein. Die größte Ausdehnung der Push-Down-Delamination tritt jedoch nicht in der interlaminaeren Zone zwischen den ersten beiden Schichten auf, sondern vielmehr handelt es sich um ein überwiegend intralaminäres Versagen innerhalb der Schichten. Dies wird durch die Flachschnitte deutlich, die jeweils die Delamination in der Schnittebene mit ihrer größten lateralen Ausdehnung zeigen. Diese war grundsätzlich bei allen tomographierten Bohrungen innerhalb der 0°-Decklage zu finden. Dennoch wird auch weiterhin diese Art der Schädigung als „Delamination“ angesehen, wenngleich es sich hier strenggenommen nicht ausschließlich um das definitionsgemäße Ablösen kompletter Faserlagen handelt.

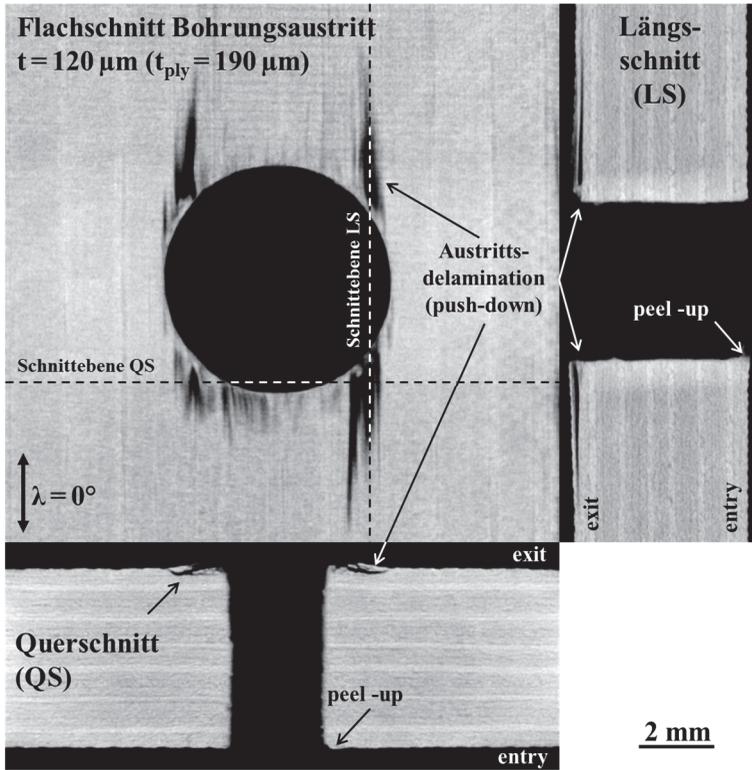


Abbildung 69: Schnitte durch ein CT-Volumen einer Bohrung in AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} nach $L_f = 1,4$ m, gebohrt in Maschinenkonfiguration B, $\theta = 85^\circ$.

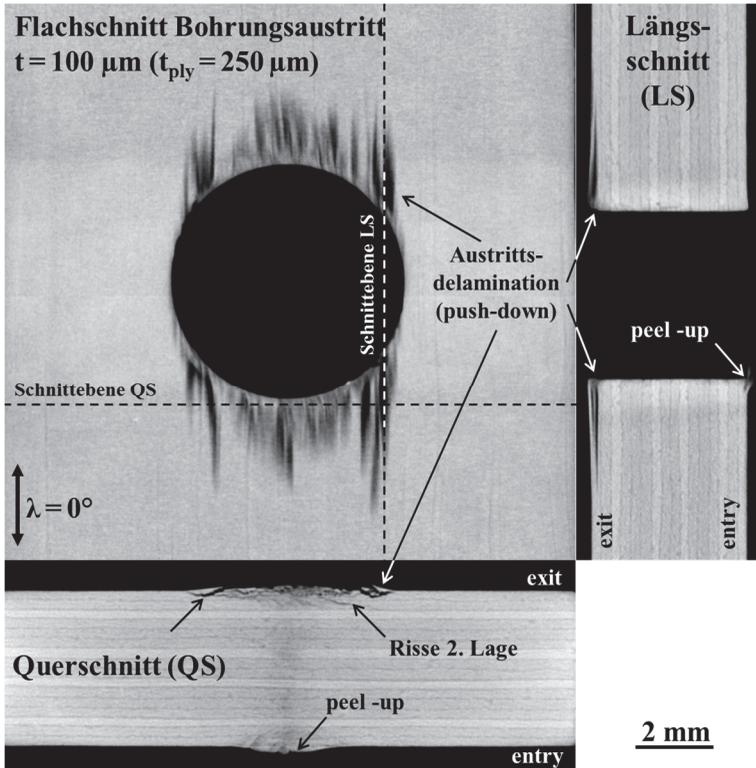


Abbildung 70: Schnitte durch ein CT-Volumen einer Bohrung in HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} nach $L_f = 1,4$ m, gebohrt in Maschinenkonfiguration B, $\theta = 85^\circ$.

Mit zunehmender Werkzeugstandzeit nimmt die Schädigungstiefe zu (vgl. Abbildung 72). Im Falle des HP-CFK mit dickerem Prepreg konnte selbst am Ende der Bohrserien in den meisten Fällen keine Delaminationschädigung unterhalb der Decklage nachgewiesen werden. Wie aus dem Querschnitt in Abbildung 70 ersichtlich, treten lediglich einige Matrixrisse in der 45°-Lage auf. Eine flächige Schädigung bleibt dort meist aus bzw. ist in ihrer Ausdehnung zu vernachlässigen.

Bei den Bohrserien unter Verwendung von AC-CFK aus dem dünneren Pre-preg treten dagegen in allen Versuchsreihen ($\theta = 70^\circ/85^\circ/100^\circ$) zum Standzeitende hin auch Delaminationen innerhalb der zweiten Lage auf, wie die CT-Flachschnitte aus der ersten (0°) und zweiten (45°) Lage in Abbildung 71 zeigen.

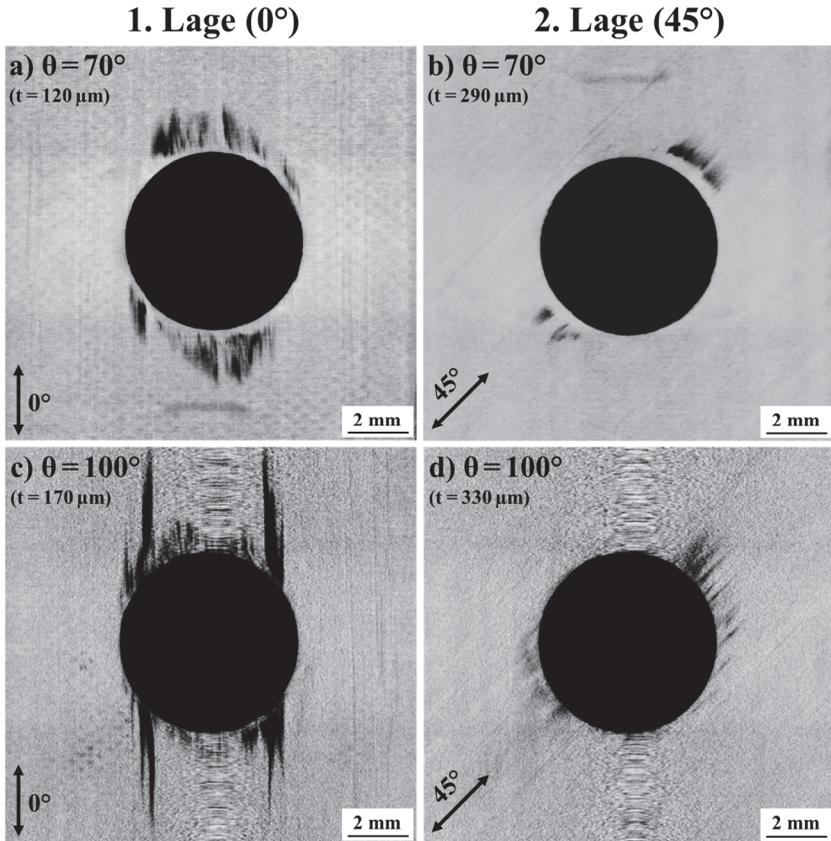


Abbildung 71: Flachschnitte in unterschiedlicher Tiefe durch die Austrittsdelamination von Bohrungen in AC-CFK 194 g/m^2 $[0/45/90/-45]_{3s}$ ($t_{\text{ply}} = 190 \mu\text{m}$), $L_f = 1,4 \text{ m}$, Maschinenkonfiguration B: a, b) $\theta = 70^\circ$, c, d) $\theta = 100^\circ$. CT.

Obwohl die laterale Schädigung des 100°-Werkzeugs eine deutlich größere Ausdehnung zeigt, liegt die maximale Schädigungstiefe bei allen Bohrserien ungefähr auf gleichem Niveau und endet jeweils im Bereich der Grenzfläche zwischen zweiter und dritter Lage (vgl. Abbildung 72b). Verglichen mit der lateralen Ausdehnung der Decklagendelamination ist die Schädigung der zweiten Lage jedoch relativ gering. Aus der Auftragung der maximalen Schädigungstiefe über dem Standweg in Abbildung 72 ist zudem ersichtlich, dass die Tiefe der Delaminationschädigung in vielen Fällen durch die Einzellagendicke begrenzt wird. Dies wird insbesondere am un stetigen Verlauf der Auftragsungen in Abbildung 72a deutlich, wo sich viele der Datenpunkte zur maximalen Schädigungstiefe im Bereich der Einzellagendicken des Laminats befinden. Die Schädigungstiefen wurden anhand von dreidimensionalen CT-Aufnahmen bestimmt. Die Messfehler aufgrund der limitierten Voxelgröße (ca. 15 μm) und der subjektiven Eingrenzung der Delaminationstiefe werden auf $\pm 20 \mu\text{m}$ geschätzt.

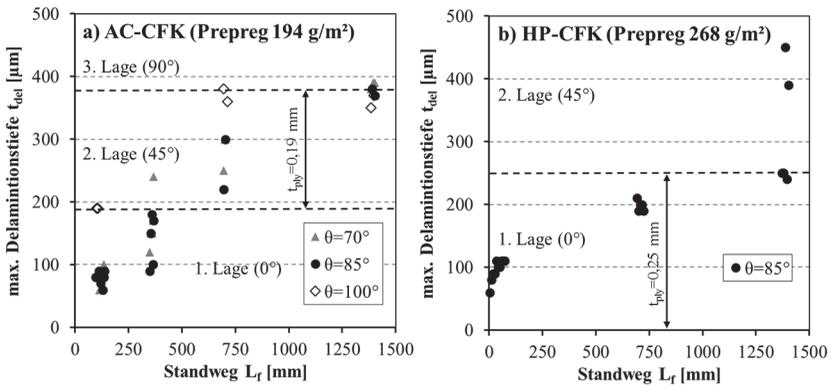


Abbildung 72: Entwicklung der maximalen Schädigungstiefe t_{del} über dem Standweg L_f in Abhängigkeit des verwendeten Laminats und des Spitzenwinkels in Maschinenkonfiguration B.

5.3 Diskussion zur Bohrbearbeitung von CFK

5.3.1 Methoden zur Detektion und Quantifizierung der Delaminationsschädigung

Zerstörungsfreie Verfahren der Schädigungsdetektion

Die optische Bewertung und Quantifizierung von bearbeitungsinduzierten Delaminationen stellt das in wissenschaftlichen Studien und der industriellen Praxis am häufigsten verwendete Verfahren dar. Hauptgrund für die Verbreitung ist die einfache Umsetzung der Bildaufnahme mit geringem apparativem und personellem Aufwand. Als Nachteil ist dagegen zu sehen, dass die Schädigung nur oberflächlich detektiert werden kann und somit keine Aussage über die Schädigungstiefe getroffen werden kann. Hinzu kommt ein signifikanter Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die Erkennbarkeit der Delaminationsschädigung. Dies sei anhand der hier verwendeten CFK-Lamine mit herstellungsbedingt unterschiedlichen Oberflächen in Abbildung 73 aufgezeigt. Wie die Ergebnisse im vorangegangenen Abschnitt gezeigt haben, gilt generell $DF_{\text{exit}} \gg DF_{\text{entry}}$. Daher erscheint es angemessen, dass der Fokus der Betrachtungen in diesem Kapitel auf der Bewertung von Delaminationen am Bohrungsaustritt liegt.

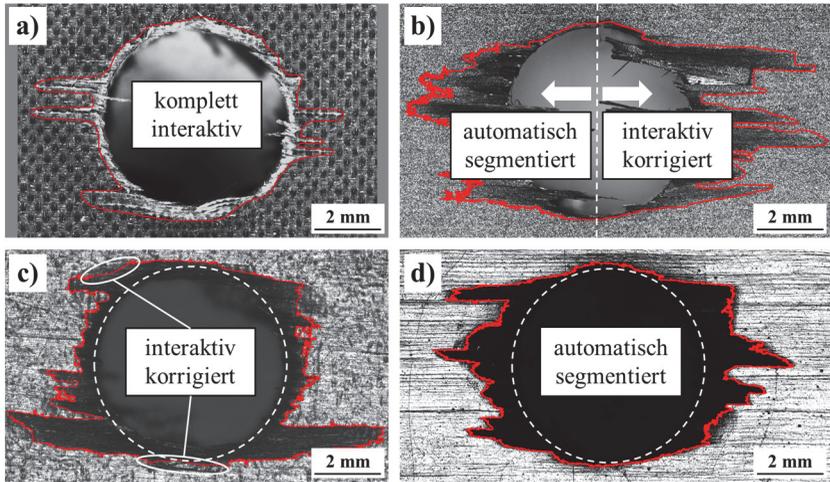


Abbildung 73: Segmentierte Schädigungsfläche A_{ges} am Bohrungsaustritt von CFK M21/T800S in Abhängigkeit der Oberflächenbeschaffenheit: a) AC-CFK, strukturierte Abreißgewebeoberfläche, b) HP-CFK, gepresst mit Trennfolie (matt), c) HP-CFK, gepresst mit Trennpapier (leicht glänzend), d) AC-CFK, hergestellt mit Trennfolie (stark glänzend). a) ZM, DF, b-d) ZM, HF.

Strukturierte Oberflächen, wie sie nach dem Entfernen eines Abreißgewebes auf der Oberfläche von autoklavierten CFK-Laminaten zurückbleiben (vgl. Abbildung 73a), führen dazu, dass ein Großteil des einfallenden Lichts durch die Topographie gestreut wird. Um die bearbeitungsinduzierte Schädigung um das Bohrloch herum sichtbar zu machen, muss dieser Bereich in der Lichtmikroskopie mit einem Ringlicht ausgeleuchtet werden. Durch das seitlich einfallende Licht entsteht der Effekt des Dunkelfelds und die durch die Delamination leicht abgehobenen Bereiche der Oberfläche werden hell dargestellt. Gleichzeitig werden auf diese Weise Risse in der Oberfläche besser erkennbar. Nichtsdestotrotz war es nicht möglich, die geschädigte Fläche automatisiert bildanalytisch zu erfassen. Stattdessen musste in diesem Fall die geschädigte Fläche durch den Benutzer erkannt und von Hand eingezeichnet werden. Da die Schädigungsfläche anhand der oberflächlichen Rissstruktur eingegrenzt werden muss, birgt dies das Risiko einer signifikanten Über-/Unterschätzung

durch den Benutzer. Glatte Oberflächen haben hingegen ein deutlich höheres Reflexionsvermögen. Das senkrecht einfallende Licht der Koaxialbeleuchtung wird in diesem Fall durch die leicht nach oben stehende Delamination zur Seite hin abgelenkt, wodurch diese Bereiche im Mikroskop dunkel erscheinen. Die aus dem Heißpressverfahren resultierenden Oberflächen (Abbildung 73b und c) erlaubten auf diese Weise, dass die delaminierte Fläche durch Segmentierung auf Basis von Grauwerten weitestgehend automatisiert erfasst werden konnte. Bei einer matten Oberfläche musste jedoch noch in hohem Maße korrigierend eingegriffen werden, da der Kontrast insbesondere im äußeren Bereich der Delamination nicht ausreichte, um eine zuverlässige Segmentierung sicherzustellen (vgl. Abbildung 73b). Die interaktiv korrigierten bzw. erfassten Bereiche sind an dem geglätteten Verlauf der rot eingezeichneten Außenkonturlinie zu erkennen. Die gezackte Form der automatisch erfassten Delaminationsbereiche kommt hingegen durch die Segmentierung auf Pixelebene zu Stande, d. h. es wird für jedes einzelne Pixel abgeprüft, ob es das Schwellwertkriterium erfüllt oder nicht. Im Falle einer hochglänzenden Oberfläche, wie sie durch die Verwendung einer Teflonfolie im Autoklavprozess entsteht, kann ein solch hoher Kontrast erzeugt werden, dass die Segmentierung komplett ohne Nachkorrektur durch den Benutzer auskam (vgl. Abbildung 73d). Derartige Oberflächen sind jedoch meist nur bei dünnen Laminaten ($t_{\text{nom}} \leq 3 \text{ mm}$) anzutreffen, bei denen auf die Verwendung von durchlässigen Abreißgeweben zur Abfuhr überschüssigen Harzes verzichtet werden kann.

Eine Untersuchung des Benutzereinflusses zeigte, dass die Messunsicherheit bei der quantitativen Bestimmung von Delaminationsfaktoren ebenfalls massiv von der jeweiligen Oberflächenbeschaffenheit abhängt. So lag die relative Abweichung des flächengewichteten Delaminationsfaktors DF_{Δ} bei der Auswertung durch zwei unabhängige Benutzer im Falle glatter Oberflächen stets in der Größenordnung $\leq 10 \%$ (im Mittel ca. 4 %), während sich im Falle von strukturierten Oberflächen Unterschiede von bis zu 37 % (im Mittel 14 %) ergaben. Insbesondere bei stark geschädigten Bohrlöchern, bei denen die herausgerissenen Faserbündel meist nur als dünne Risse in der Oberfläche wahrgenommen werden können, weicht die subjektive Einschätzung der Delaminationsgröße mitunter erheblich ab.

Die offensichtlichen Unsicherheiten der lichtmikroskopischen Methode werfen die Frage nach der Korrektheit der ermittelten Schädigungskennwerte sowie nach alternativen Detektionsverfahren auf. Dazu sei nachfolgend ein qualitativer und quantitativer Vergleich der Verfahren Lichtmikroskopie (LM) und Computertomographie (CT) dargestellt und diskutiert. Zu diesem Zweck wurden einzelne OHB-Proben der Bohrserien nach Maschinenkonfiguration B an AC-CFK mit Variation des Spitzenwinkels (vgl. Abbildung 65a und Abbildung 68) sowie an HP-CFK (vgl. Abbildung 65b) mit beiden Verfahren gemäß den in Kapitel 3.4 beschriebenen Vorgehensweisen aufgenommen und die Delaminationsfaktoren bestimmt.

Das CT-Verfahren kann dabei als das genaueste verfügbare Verfahren angesehen werden. Aufgrund seiner relativ niedrigen Dichte ($\rho \approx 1,6 \text{ g/cm}^3$) kann CFK gut mittels Röntgenstrahlung durchstrahlt werden, wodurch eine hohe Auflösung bei gleichzeitig gutem Kontrast zwischen den luftgefüllten Delaminationsrissen und dem Werkstoff erzielt werden kann. Da für eine 3D-Tomographie das Bauteil jedoch komplett im Strahlengang zwischen Röntgenquelle und Detektor um 360° gedreht und von allen Seiten gleichermaßen durchstrahlt werden muss, sind es meist geometrische Restriktionen die die Auflösung begrenzen oder gar die Anwendung des Verfahrens verhindern. Der zerstörungsfreie Charakter dieser Prüfmethode bleibt jedoch nur erhalten, wenn ganze Komponenten und nicht nur herausgetrennte Bohrlöcher tomographiert werden können. Auch aus Kostengründen und aufgrund der eingeschränkten Verfügbarkeit ist dieses Verfahren nur bedingt für die industrielle Qualitätssicherung geeignet. Im vorliegenden Fall erlaubten jedoch die geringen geometrischen Abmessungen der gebohrten OHB-Proben eine zerstörungsfreie Prüfung mit einer sehr hohen Auflösung in der Größenordnung von $15 \text{ }\mu\text{m/Voxel}$. Daher wurde hier die CT als Referenz für die Ergebnisse aus der optischen Delaminationsbewertung herangezogen.

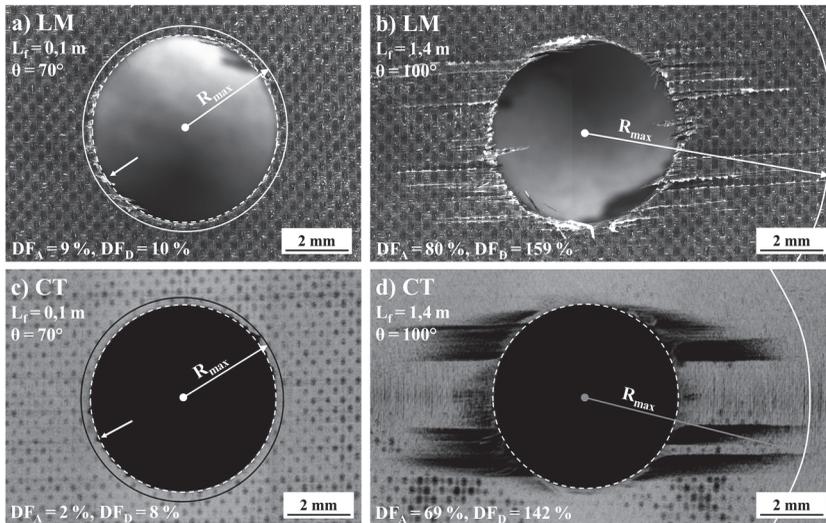


Abbildung 74: Qualitativer Vergleich von LM-Aufnahme (a, b) und CT-Überlagerungsbild (c, d) anhand sehr kleiner (a, c) und sehr großer Delaminationen (b, d) am Bohrungsaustritt in AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} mit Peel-Ply-Oberfläche, gebohrt in Maschinenkonfiguration B.

Das charakteristische Aussehen typischer Delaminationen in AC-CFK mit Abreißgewebeoberfläche ist in Abbildung 74 für die beiden bildgebenden Verfahren vergleichend dargestellt. Im Falle sehr kleiner Delaminationen (Abbildung 74 Bildreihe links) stimmen die Bereiche optisch erkennbarer Schäden (hell in Abbildung 74a) weitestgehend mit den im CT detektierten Schädigungszonen am Bohrungsrand (dunkel in Abbildung 74c) überein. Bei sehr großer Schädigung (Abbildung 74 Bildreihe rechts) ist die typische H-Form der Delamination in beiden Darstellungen eindeutig erkennbar. Die Methoden stimmen somit rein qualitativ gut überein. Wie in Kapitel 5.2 dargestellt, erfahren die CFK-Lamine unter den hier gewählten realitätsnahen Bearbeitungsbedingungen selbst nach sehr langen Werkzeugstandzeiten ($L_f \approx 1,4$ m) ausschließlich in den äußersten beiden Lagen eine Delaminationsschädigung am Bohrungsaustritt. Die überwiegend intralaminare Schädigung der Decklage ist dabei in allen Fällen um ein Vielfaches größer als die mögliche Schädigung

der zweiten Lage. Hinzu kommt, dass sich durch die geringen Winkelunterschiede (45°) der beiden betroffenen Lagen die Delaminationen aufgrund ihrer Vorzugsorientierung in Faserrichtung in ihrer lateralen Ausdehnung teilweise überschneiden. Zwar werden die tiefergehenden Schädigungen im CT im Gegensatz zur optischen Methode detektiert, aufgrund ihrer flächenmäßigen Überlagerung fallen sie jedoch bei dieser Darstellung und Auswertung kaum ins Gewicht. Natürlich ist eine tiefergehende Schädigung bei gleicher Fläche als kritischer anzusehen. Dies bleibt jedoch bei den in der Wissenschaft und Industrie verbreiteten ein- und zweidimensionalen Delaminationsfaktoren grundsätzlich unberücksichtigt. Dies ist als wesentliche Schwäche dieser Kennwerte und aller optischen oder auch 2D-röntgenographischen Detektionsmethoden zu sehen. Dennoch soll diese Tatsache auch hier vorerst außer Acht gelassen werden. Eine Betrachtung der Schädigungstiefe erfolgt anhand der Korrelation mit Festigkeitskenngrößen in Kapitel 0.

Auf Grundlage solcher Aufnahmen wurden die Delaminationsfaktoren $DF_{A,exit}$ und $DF_{D,exit}$ für eine Vielzahl von OHB-Proben aus AC-CFK mit Abreißgewebestruktur (vgl. Abbildung 73a) und HP-CFK mit leicht glänzender Oberfläche (vgl. Abbildung 73c) ermittelt. Die optisch ermittelten Delaminationsfaktoren sind in Abbildung 75 über den Referenzwerten aus den CT-Messungen aufgetragen. Die gestrichelten Ursprungsgeraden in den Diagrammen in Abbildung 75 markieren eine Übereinstimmung zwischen den Delaminationsfaktoren. Das Bestimmtheitsmaß (R^2) der Datenpunkte bezogen auf diese Sollwertlinie kann als Indikator für die großbereichsübergreifende Übereinstimmung der untersuchten Methoden herangezogen werden.

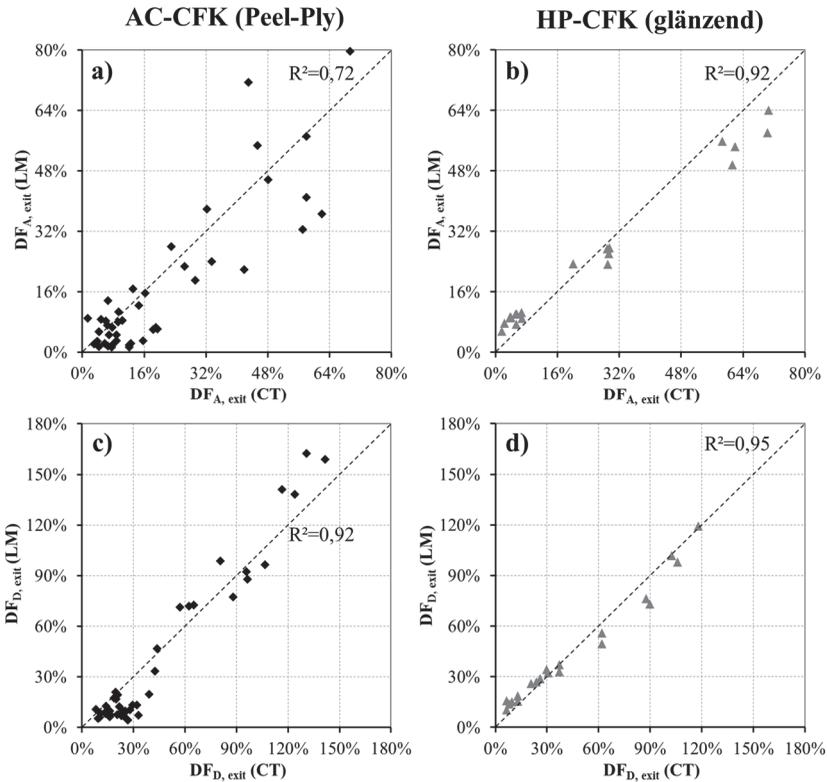


Abbildung 75: Quantitativer Vergleich von Delaminationsfaktoren am Bohrungsaustritt aus LM und CT, ermittelt an AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} mit Peel-Ply-Oberfläche (a, c) und HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} mit leicht glänzender Oberfläche (b, d), gebohrt in Maschinenkonfiguration B.

Wie aus Abbildung 75a ersichtlich, liefert die Bestimmung des flächengewichteten Delaminationsfaktors DF_A mittels LM an der strukturierten Oberfläche des AC-CFK unzuverlässige Werte, insbesondere für kleine Delaminationen. Über den gesamten ausgewerteten Bereich hinweg streuen die Werte praktisch regellos. Für $DF_{A,exit} < 15\%$ liegt die absolute Abweichung im Mittel bei rund 7%; in Einzelfällen liegen die Werte bis zu 13% auseinander. Einzelne LM-Werte liegen damit bis zu zehnmal niedriger oder auch sechsmal höher als die

korrespondierenden CT-Faktoren. Oberhalb von $DF_{A,exit} = 15\%$ spiegeln die LM-Faktoren die wahre Größe der Delamination deutlich besser wider, dennoch liegen mitunter noch starke Abweichungen vor. Der absolute Fehler liegt mit 11% im Mittel sogar etwas höher und einzelne Werte weichen um bis zu 28% voneinander ab. Relativ gesehen bedeutet dies, dass die Schädigung einzelner Bohrlöcher mit nahezu doppelter oder auch nur halber Größe angegeben wird. Die Bestimmung von DF_A mittels optischer Methoden an derartigen Oberflächen ist daher mit einer relativ großen Unsicherheit verbunden. Die Ursache dafür liegt in den zu Eingang des Kapitels beschriebenen Umständen der Bildaufnahme und Flächendetektion. Aus demselben Grund ist auch die Bestimmung des durchmessergewichteten Delaminationsfaktors DF_D bei kleinen Delaminationen stark fehlerbehaftet. In Abbildung 75c zeigt sich, dass es für $DF_{D,exit} < 30\%$ meist zu einer Unterschätzung der wahren maximalen Ausdehnung der Schädigung kommt. Erst oberhalb dieser Schwelle lässt sich anhand von deutlicher erkennbaren Rissen in der Oberfläche eine hinreichend genaue und zuverlässige Aussage (mittlerer absoluter Fehler rund 13%) zur wahren Größe von DF_D machen.

In den Diagrammen b) und d) in Abbildung 75 sind die an HP-CFK lichtmikroskopisch ermittelten Delaminationsfaktoren über den Referenzwerten aus dem CT aufgetragen. Bereichsübergreifend zeigt sich sowohl für DF_A als auch für DF_D eine sehr gute Übereinstimmung der beiden bildgebenden Verfahren. Der mittlere absolute Fehler liegt hier für beide Kennwerte in einer Größenordnung von 5% . In Einzelfällen liegen für $DF_{A,exit}$ bis zu 12% bzw. für $DF_{D,exit}$ bis zu 17% zwischen den LM- und CT-Kennwerten. Die bessere Übereinstimmung des optischen Verfahrens liegt hier in erster Linie an den kontrastreichen Hellfeldaufnahmen, welche eine zuverlässige Segmentierung der abgehobenen Bereiche erlauben.

Zusätzlich kommt hinzu, dass bei dem hier untersuchten Laminat der dickere Prepreg verwendet wurde und dadurch die für das LM unsichtbare Schädigung der zweiten Lage praktisch vernachlässigt werden kann. Insbesondere bei DF_A (b) fällt jedoch auf, dass es bei kleinen Delaminationen $DF_{A,exit} < 10\%$ zu einer systematischen Überbewertung der Delaminationsgröße im LM kommt (mit-

unter Faktor 2). Dieser Effekt ist der leichten Gratbildung an den Bohrungsrändern zuzuschreiben, die zwar aufgrund der damit einhergehenden Erhöhung durch das LM-Verfahren detektiert wird, jedoch nicht zwangsläufig von einer darunterliegenden Rissbildung begleitet wird. Die systematische Unterbewertung von $DF_{A,exit}$ (LM) bei hohen Werten um 60 % ist dagegen der Schädigung in der zweiten Lage zuzuschreiben (vgl. Abbildung 72b), die durch die optische Methode nicht erfasst werden kann. Insgesamt kann das lichtmikroskopische Verfahren für glatte Oberflächen und bei geringer Schädigungstiefe im Verhältnis zur Lagendicke als sehr zuverlässig betrachtet werden.

Abschließend sei angemerkt, dass auch das hier vorgestellte CT-Verfahren nicht als fehlerfrei angesehen werden kann. Mit $15 \mu\text{m}/\text{Voxel}$ wurde zwar eine sehr hohe Auflösung erreicht, dennoch limitiert diese die Detektierbarkeit schmaler Rissöffnungen, wie sie z. B. bei sehr kleinen Delaminationen auftreten. Dies führt tendenziell zu einer konservativeren Bestimmung des Delaminationsfaktors. Andererseits kann es bei sehr kleinen Delaminationen aber auch dazu kommen, dass die stufenförmigen Ausbrüche in der Bohrungswand in den Überlagerungsbildern erscheinen und dort fälschlicherweise als Delamination erfasst werden. Zuletzt unterliegt die quantitative Auswertung demselben bildanalytischen Verfahren wie es bei den lichtmikroskopischen Bildern zum Einsatz kommt. Der Benutzereinfluss bei den bildverbessernden Maßnahmen, der Segmentierung und einer möglichen interaktiven Korrektur ist demnach in gleicher Größenordnung anzusehen, wie er für die heißgepressten Lamine im LM-Verfahren ermittelt wurde.

Es bleibt festzuhalten, dass der Oberflächenbeschaffenheit und der Ausprägung von Schädigungen in tieferliegenden Schichten eine besondere Bedeutung für die Zuverlässigkeit der optischen Delaminationsbewertung zukommt. Die dargestellten Einflussgrößen und resultierenden Messabweichungen bei beiden Detektionsverfahren unterstreichen die Schlussfolgerungen von Silva et al. [108], dass eine institutions- und verfahrensübergreifende Vergleichbarkeit der Delaminationsbewertung aufgrund fehlender Standardisierung bei der Bildaufnahme und -auswertung bisweilen nicht möglich ist.

Unterschiedliche Delaminationsfaktoren

Die Aufbereitung in Abschnitt 2.2.3 hat gezeigt, dass es in der Literatur im Wesentlichen drei Kategorien von Delaminationsfaktoren gibt, die zur quantitativen Beschreibung der Bohrlochqualität herangezogen werden. Die beiden zuvor verwendeten Faktoren DF_D (abgeleitet von F_d) und DF_A entstammen den Gruppen der ein- und zweidimensionalen Faktoren und sollen in diesem Abschnitt gemeinsam mit dem kombinierten Faktor DF_{DA} (abgeleitet von F_{da}) auf ihre Aussagekraft beim vorliegenden CFK-Gelege hin bewertet werden. Es sei an dieser Stelle angemerkt, dass durch die Überführung der dimensionslosen Faktoren F_d und F_{da} in die relativen Größen DF_D und DF_{DA} (vgl. Kapitel 3.4) die in den Gleichungen (2.37) und (2.38) aufgezeigten Beziehungen zwischen diesen Kenngrößen (vgl. Kapitel 2.2.3) keine unmittelbare Gültigkeit mehr haben. Dennoch bleibt der Zusammenhang bestehen, dass für eine vollflächige Delamination gilt:

$$A_{del} \rightarrow (A_{max} - A_0) \Rightarrow DF_{DA} \gg DF_D \quad (5.1)$$

Für eine rissdominierte Delamination mit geringer Schädigungsfläche gilt indes:

$$A_{del} \rightarrow 0 \Rightarrow DF_{DA} \rightarrow DF_D \quad (5.2)$$

Zur direkten Gegenüberstellung ist die Schädigungsentwicklung am Bohrungsaustritt für die Bohrversuche an AC-CFK unter Variation des Spitzenwinkels zwischen 70° und 100° (gemäß Abbildung 68) für alle drei Delaminationsfaktoren in Abbildung 76 aufgetragen. Darüber hinaus ist in dieser Abbildung auch der Verlauf des umfanggewichteten Delaminationsfaktors DF_U mit verzeichnet, der jedoch erst im weiteren Verlauf dieses Abschnitts eingeführt und diskutiert wird. Die nachfolgend getroffenen Aussagen treffen auf die übrigen Bohrserien in gleicher Weise zu, da das makroskopische Schädigungsverhalten in allen Fällen als gleichartig anzusehen ist. Aus Gründen der Übersichtlichkeit werden jeweils fünf ausgewertete Bohrlöcher gemittelt und zusätzlich auf die Darstellung von Fehlerbalken verzichtet. Es sei jedoch darauf hingewiesen, dass generell für die Streuung der Werte innerhalb der

Untersuchungspunkte gilt: $\Delta DF_A < \Delta DF_D < \Delta DF_{DA} < \Delta DF_U$. Unter Berücksichtigung der absoluten Höhe der Mittelwerte gilt für die relative Abweichung jedoch meist: $\Delta DF_A < \Delta DF_{DA} \approx \Delta DF_D < \Delta DF_U$. Der flächengewichtete Faktor DF_A ist somit als der stabilste Faktor anzusehen, obwohl gerade bei AC-CFK mit strukturierter Oberfläche die Bestimmung dieses Faktors mit größten Messunsicherheiten verbunden ist. Gleichzeitig bedeutet dies aber auch, dass er eine geringe Aussagekraft für Unterschiede in der Form der Delamination aufweist.

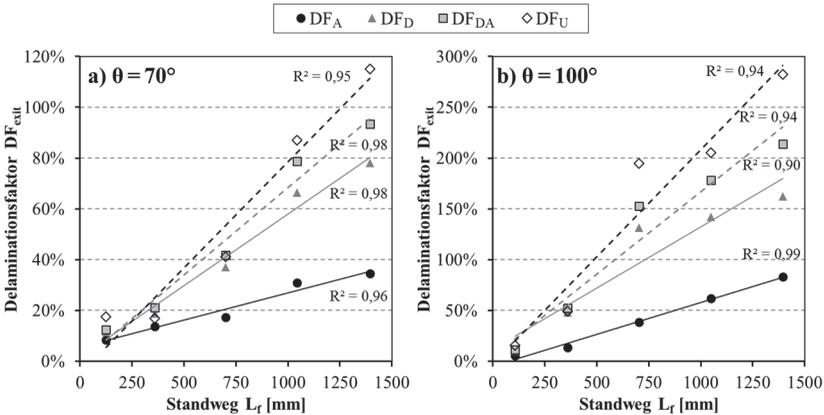


Abbildung 76: Vergleich der Entwicklung unterschiedlicher Delaminationsfaktoren am Bohrungsaustritt anhand von Bohrserien mit variabler Spitzengeometrie L_f in AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}: a) $\theta = 70^\circ$, b) $\theta = 100^\circ$ (Maschinenkonf. B).

Für beide Spitzenwinkel gilt an allen Untersuchungspunkten: $DF_A < DF_D < DF_{DA}$. DF_U liegt insbesondere bei großen Delaminationen noch darüber. Die Entwicklung von DF_D und DF_{DA} ist vergleichbar verbunden mit einem sehr viel stärkeren Anstieg über dem Standweg, als es für den Faktor DF_A der Fall ist. Nachfolgend soll aufgezeigt werden, welche Informationen bezüglich der geometrischen Entwicklung der Delamination sich anhand der Faktoren und ihrem Verhältnis zueinander herauslesen lassen. Gleichzeitig soll diskutiert werden, inwiefern diese Faktoren für die Delaminationsbewertung bei Gelegelaminaten geeignet sind.

Obwohl es sich bei DF_A um eine zweidimensionale Größe handelt, liefert dieser Faktor hier sehr viel niedrigere Werte als der eindimensionale Kennwert DF_D . Dabei wäre es bei einer rotationssymmetrisch-vollflächigen Delamination sogar so, dass DF_A mit zunehmendem Schädigungsdurchmesser einen progressiven (quadratischen) Anstieg erfahren würde, während sich DF_D hingegen nur linear entwickelt. Dieses gegenteilige Verhalten lässt somit den Rückschluss zu, dass es sich entweder um ein massiv rissgeprägtes Delaminationsverhalten oder um eine flächige, jedoch stark anisotrope Schädigung wie im vorliegenden Fall handelt, bei der praktisch nur in Faserrichtung der unidirektionalen Decklage eine Schädigung auftritt. Legt man in solch einem Fall einen konzentrischen Kreis um Bohrloch und Delamination, um den maximalen Schädigungsdurchmesser D_{max} zur Berechnung von DF_D zu bestimmen, so ist die Delaminationsfläche A_{del} bzw. A_{ges} (inkl. Bohrlochfläche A_0) aufgrund der delaminationsfreien Bereiche ober- und unterhalb des Bohrlochs in jedem Fall deutlich kleiner als die von dem Kreis aufgespannte Fläche A_{max} , die der Schädigungsfläche einer vollflächig-rotationssymmetrischen Delamination (inkl. A_0) entspricht. Dies ist in der Skizze in Abbildung 77 schematisch dargestellt.

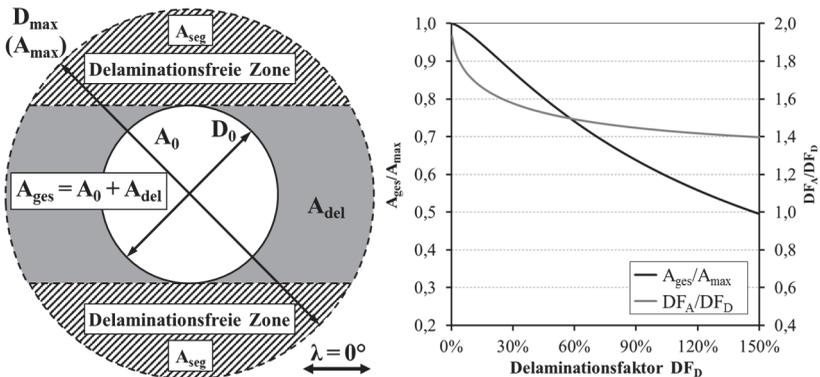


Abbildung 77: Schematische Skizze zu delaminationsfreien Zonen in FVK-Gelegen mit UD-Lagen und graphische Aufwertung von Gleichung (5.3) für $D_0 = 6 \text{ mm}$

Im Falle einer geleetypischen Delamination kann also bei gegebenem Schädigungsdurchmesser D_{\max} maximal die in Abbildung 77 grau hinterlegte Fläche A_{del} geschädigt sein und damit zur Berechnung von DF_A herangezogen werden. Das Verhältnis dieses Flächenanteils bzw. A_{ges} und A_{\max} (beide inkl. A_0) wird durch folgenden nichtlinearen Zusammenhang beschrieben, der sich aus den geometrischen Verhältnissen mit den beiden delaminationsfreien Kreissegmenten A_{seg} ergibt:

$$\frac{A_{\text{ges}}}{A_{\max}} = \frac{A_{\text{del}}}{A_{\max} - A_0} = \frac{A_{\max} - A_{\text{seg}}}{A_{\max}} = 1 - \frac{2 \left(D_{\max}^2 \arccos\left(\frac{D_0}{D_{\max}}\right) - D_0 \sqrt{D_{\max}^2 - D_0^2} \right)}{D_{\max}^2 \pi} \quad (5.3)$$

Aus Gleichung (5.3) wird deutlich, dass dieses Verhältnis direkt von D_{\max}/D_0 und damit unmittelbar vom jeweiligen Delaminationsfaktor DF_D abhängt. Mit steigendem DF_D nimmt der Anteil der möglichen Delaminationsfläche A_{del} und damit auch das Verhältnis DF_A/DF_D zwischen flächen- und durchmessergewichtetem Delaminationsfaktor ab (vgl. Abbildung 77 rechts). In der Praxis wird dieses Ungleichgewicht noch weiter verstärkt, da eine derart vollflächige, symmetrische Delamination, wie sie in Abbildung 77 idealisiert skizziert ist, in der Regel nicht auftritt. Der durchmessergewichtete Faktor DF_D führt also bei Gelege-FVK allein der Konstitution dieser Werkstoffe wegen zu einer massiven Überbewertung gegenüber der tatsächlichen Schädigungsfläche. Hinzu kommt der vielfach in der Literatur [58–60, 79, 109] bemängelte Umstand, dass ein einzelnes ausgerissenes Faserbündel massiven Einfluss auf das Ergebnis von DF_D nimmt.

Wie bereits von Davim et al. [60] argumentiert und in den Gleichungen (5.1) und (5.2) aufgezeigt, sollte ein direkter Vergleich von DF_D und DF_{DA} Rückschlüsse erlauben, ob es sich um ein flächiges oder rissbestimmtes Schädigungsbild handelt. Dies wird bei Gelegelaminaten jedoch allein durch das anisotrope Delaminationsverhalten deutlich eingeschränkt, da auch DF_{DA} massiv durch das Ungleichgewicht zwischen A_{del} und A_{\max} beeinflusst wird. Betrachtet man jedoch nicht nur eine einzelne Delamination, sondern die Entwicklung des Verhältnisses DF_{DA}/DF_D beispielweise über dem Standweg oder einer Parametervariation, so lassen sich zumindest indirekt Aussagen zur Art der Schädigung ableiten. Im vorliegenden Fall gemäß Abbildung 76 steigt das

Verhältnis DF_{DA}/DF_D mit zunehmendem Standweg leicht an. Dies bedeutet, dass es mit steigender Größe einen Übergang zu einer eher flächigen Schädigung gibt.

Es kann festgehalten werden, dass die Faktoren DF_D (F_d) und DF_{DA} (F_{da}) weniger für die Anwendung bei anisotropen Delaminationen geeignet sind. Es ist daher abzuprüfen, ob eine nennenswerte Vorzugsorientierung im Schädigungsbild vorliegt. Dies kann durch einen einfachen Form- bzw. Orientierungsfaktor, hier f_{iso} genannt, geschehen, in dem das Verhältnis zwischen der maximalen lateralen Ausdehnung der Delamination in Vorzugsrichtung (X) und quer dazu (Y) gebildet wird.

$$f_{iso} = \frac{Y_{max}}{X_{max}} \quad (5.4)$$

Bei Gelegematerialien ist die X-Richtung durch die Faserrichtung der unidirektionalen Decklage vorgegeben, bei Gewebematerialien kann dies entweder die Kett- oder Schussrichtung sein. Es gilt jedoch immer: $X_{max} \geq Y_{max}$.

Dadurch wird eine Einteilung in zwei Kategorien von Delaminationen möglich (vgl.: Abbildung 76):

Typ 1: $f_{iso} < 1$: Gelegetypische Delamination (mit Vorzugsorientierung)

Typ 2: $f_{iso} \rightarrow 1$: Gewebetypische Delamination (eher rotationssymmetrisch)

In der Praxis sind die Grenzwerte für die Kategorisierung auf Basis von Erfahrungswerten festzulegen. Oftmals sollte die Eingruppierung jedoch auch im Vorfeld aufgrund der Konstitution des FVK und der zu erwartenden Anisotropie möglich sein. Für Delaminationen des ersten Typs empfiehlt es sich nicht, DF_D und DF_{DA} allein zu verwenden.

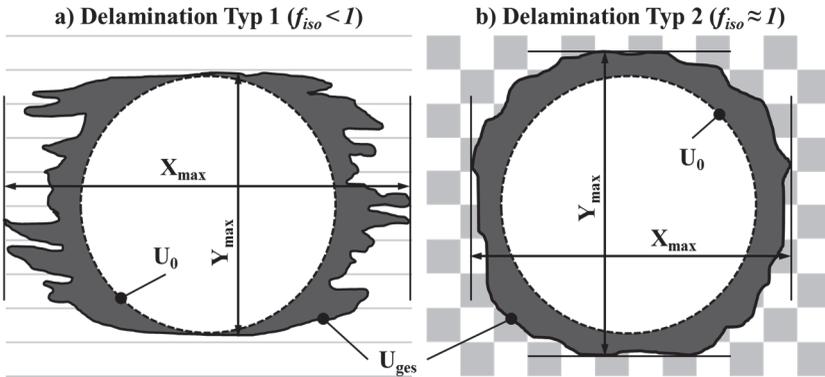


Abbildung 78: Schematische Darstellung und Definition der Kenngrößen zur Berechnung des Delaminationsfaktors DF_U und des Anisotropiefaktors f_{iso} :
 a) Gelegetypische Delamination, b) Gewebetypische Delamination.

Dennoch liefert auch der flächengewichtete Faktor DF_A für sich keine ausreichende Information zur Art der Schädigung. Erst durch die Betrachtung verschiedener Delaminationsfaktoren können Art und Größe der Schädigung besser beschrieben werden. Dennoch bleibt auch dann die Form der Delamination weitestgehend unbekannt. Daher empfehlen Durão et al. [103] die Rundheit zur Beschreibung der Form mit einzubeziehen. Lissek et al. [104] berücksichtigen in ihren Formfaktorkonzepten zusätzlich die Orientierung und Gleichmäßigkeit der Schädigung. Je mehr dieser Kennwerte herangezogen werden, desto besser kann die Delaminationschädigung beschrieben werden.

In der industriellen Praxis sind jedoch möglichst wenige, aussagekräftige und einfach zu bestimmende Qualitätskennzahlen gewünscht. Daher soll an dieser Stelle ein neuer Delaminationsfaktor eingeführt werden, der sowohl die Größe der Delamination, als auch ihre Form bzw. Gleichmäßigkeit mitberücksichtigt. Dies gelingt, wenn man anstelle der Schädigungsfläche oder der maximalen lateralen Ausdehnung, den Umfang der Delamination heranzieht. Der umfangsgewichtete Delaminationsfaktor wird gemäß den Definitionen in Abbildung 78 als

$$DF_U = \frac{U_{del}}{U_0} = \frac{U_{ges} - U_0}{U_0} [\%], \quad (5.5)$$

bzw. als dimensionslose Größe > 1 in Anlehnung an die in der Literatur oftmals verwendete Schreibweise von Delaminationsfaktoren als

$$F_u = \frac{U_{ges}}{U_0} \quad (5.6)$$

definiert. Die Größe U_{ges} ist darin die Länge der einhüllenden Außenkontur um die Delamination und das Bohrloch herum, während U_0 der nominelle Kreisumfang der Bohrung ist.

Dieser Faktor wird nun gleichermaßen von der Schädigungsfläche als auch von der Form und Gleichmäßigkeit der Delamination bestimmt. Dies wird bereits an der rein mathematischen Beziehung zwischen F_u , dem flächengewichteten Delaminationsfaktor F_a nach Mohan et al. [71] (vgl. Gleichung (2.29)) und dem Formfaktor f nach Durão et al. [103] (vgl. Gleichung (2.40)) deutlich, da gilt:

$$F_u = \sqrt{\frac{F_a}{f}} \quad (5.7)$$

Der umfangsgewichtete Delaminationsfaktor zählt zu den eindimensionalen Faktoren und entwickelt sich demnach sehr viel schwächer als ein flächengewichteter Faktor - zumindest im Falle einer gleichmäßigen Schädigung um das Bohrloch herum. Dies wird aus der Wurzelbeziehung in Gleichung (5.7) ersichtlich, wo für den Fall einer rotationssymmetrischen, kreisrunden Delamination $f = 1$ ist. Mit zunehmender Abweichung von der Kreisform in Folge von Anisotropie und Unregelmäßigkeit aufgrund von isolierten Rissen wird $f < 1$ und die Form gewinnt an Bedeutung. Es sei angemerkt, dass auch für DF_U (F_u) gilt, dass erst durch die Inaugenscheinnahme mehrerer Faktoren eine ausreichend genaue Beschreibung der Delaminationsart möglich wird. So lassen auch hier erst die Betrachtung des Verhältnisses $F_u / \sqrt{F_a}$ Rückschlüsse auf die Delaminationsform zu.

In Abbildung 76 ist neben den etablierten Delaminationskennwerten auch der umfangsgewichtete Delaminationsfaktor verzeichnet. Durch ihn lässt sich ebenso wie für die anderen Faktoren die kontinuierliche Schädigungsentwicklung über dem Standweg abbilden, wodurch seine Eignung als Schädigungskennwert grundsätzlich unter Beweis gestellt wird. Die Tatsache, dass es sich im Mittel meist um den höchsten der vier Schädigungskennwerte handelt und er auch die größte Streuung aufweist, deutet auf seine hohe Empfindlichkeit für Veränderungen in der Delaminationsform hin. Der sehr viel stärkere Anstieg von DF_U (F_u) im Vergleich zu DF_A (F_a) kann dahingehend interpretiert werden, dass mit zunehmendem Werkzeugverschleiß die Form der Delamination zunehmend von der Gestalt eines Kreises abweicht. Zur Unterscheidung der formbestimmenden Merkmale Anisotropie, Symmetrie und Unregelmäßigkeit (z. B. infolge isolierter Risse) ist dennoch die Einbeziehung weiterer Formfaktoren, wie beispielsweise f_{iso} , notwendig.

Es sei darauf hingewiesen, dass das aufgrund unterschiedlicher Oberflächenbeschaffenheit zu wählende bildanalytische Verfahren großen Einfluss auf die Zuverlässigkeit und Korrektheit des Schädigungsumfanges nimmt. Während bei AC-CFK die Außenkontur der Delamination von Hand erfasst wurde und die Linie daher sehr gleichmäßig ist, liegt bei HP-CFK eine automatisierte Segmentierung auf Pixelebene vor, wodurch die Außenkonturlinie sehr unregelmäßig erfasst wird (vgl. Abbildung 73). Während sich dies auf die Bestimmung von A_{ges} und D_{max} kaum auswirkt, ist der Einfluss auf U_{ges} hingegen immens. Dadurch wird im Falle des HP-CFK der Delaminationsumfang massiv überbewertet, weshalb DF_U bei diesem Material nicht bestimmt werden konnte. Es bedarf einer reproduzierbaren, bildanalytischen Glättung der Linienkontur, um die Zuverlässigkeit der automatisierten Messung künftig sicherzustellen.

Durão et al. [103] berichten, dass mit dem Formfaktor f allein keine Korrelation mit der mechanischen Festigkeit möglich ist. Mit der in DF_U (F_u) nun ebenfalls mit einbezogenen Größe der Schädigung sollte dies indes möglich sein, sofern eine Korrelation zwischen Delamination und Festigkeit vorliegt. Der Nachweis dafür wird in Kapitel 0 erbracht.

5.3.2 Einfluss der Werkzeuggeometrie und des Verschleißes auf die Schädigungsentwicklung

Die in Kapitel 5.2 dargestellten Ergebnisse der durchgeführten Bohrserien lassen sich im Hinblick auf die Schädigungsentwicklung über der Standzeit und den Einfluss der Werkzeuggeometrie wie folgt zusammenfassen:

- a) Mit zunehmendem Standweg steigt der Delaminationsfaktor am Bohrungseintritt und -austritt kontinuierlich an. Dabei gilt grundsätzlich $DF_{\text{exit}} \gg DF_{\text{entry}}$, weshalb der Fokus der nachfolgenden Diskussion auf den Bohrungsausritt gelegt ist.
- b) Ein höherer Spitzenwinkel führt zu größeren Austrittsdelaminationen. An der Eintrittsseite führt ein stumpferes Werkzeug hingegen zu einer geringeren Delaminationsausprägung.

Prozesskräfte in Abhängigkeit des Werkzeugverschleißes

Wie im Grundlagenteil in Abschnitt 2.2.2 dargelegt, ist die axiale Vorschubkraft F_A im Wesentlichen verantwortlich für die Entstehung von Delaminationen am Bohrungsausritt. In Abbildung 79 erfolgt dazu eine Betrachtung der Vorschubkräfte in Abhängigkeit des Standwegs (a), sowie deren Korrelation mit dem austrittsseitigen Delaminationsfaktor $DF_{A,\text{exit}}$ (b) für die Bohrserien mit unterschiedlichem Spitzenwinkel in AC-CFK 194 g/m² nach Maschinenkonfiguration B. Auf die Darstellung von Fehlerbalken wird aus Gründen der Übersichtlichkeit verzichtet.

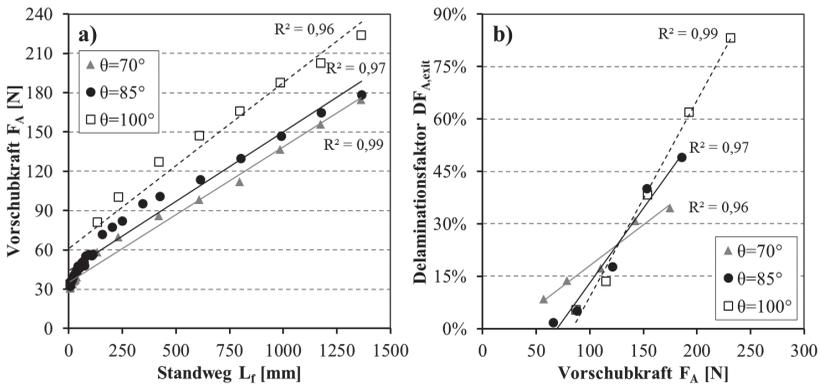


Abbildung 79: a) Entwicklung der Vorschubkräfte F_A über dem Standweg L_f , b) Korrelation zwischen F_A und dem austrittsseitigen Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$ ($L_f \geq 0,1$ m). AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonfiguration B.

Die Vorschubkraft F_A steigt anfänglich (bis $L_f \approx 0,1$ m) degressiv an und beschreibt im weiteren Verlauf einen linearen Zusammenhang (vgl. Abbildung 79a). Für die Werkzeuge im Neuzustand wurden nahezu identische Axialkräfte von rund 32 N ermittelt. Mit zunehmendem Standweg zeigt sich indes eine signifikante Abhängigkeit der Krafteinwirkung vom Spitzenwinkel des verwendeten Werkzeugs. Vergleicht man die beiden Extremfälle $\theta = 70^\circ$ und $\theta = 100^\circ$, so wurden nach $L_f = 1,4$ m Kräfte von $F_A \approx 175$ N bzw. $F_A \approx 230$ N erreicht. Der für $\theta = 85^\circ$ ermittelte Kraftverlauf liegt im Allgemeinen zwischen den Kurven von $\theta = 70^\circ$ und $\theta = 100^\circ$, wenngleich sich die Kraftwerte bei hohen Standwegen an die des 70° -Werkzeugs annähern. Ursache für den Anstieg der Kräfte ist der zunehmende Werkzeugverschleiß mit dem Standweg. Dieser äußert sich bei den vorliegenden Hartmetallbohrern in einer zunehmenden Verrundung der Schneidkante. Die Ergebnisse von Munk [156] zeigen, dass die Schneidkantenverrundungen (SKV) der Stufenbohrer bei der Zerspanung von CFK M21/T800S nach Maschinenkonfiguration B unabhängig vom Spitzenwinkel im Bereich bis $L_f = 1,4$ m von anfänglich rund 5 μm auf ein Niveau von rund 50 μm ansteigen. Dabei wird ein Einlaufverhalten mit initial stärkerer Zunahme der SKV bis $L_f \approx 0,1$ m und einem nachfolgend weitestgehend line-

aren Anstieg berichtet, wie er sich in Abbildung 79a im Verlauf der Vorschubkräfte widerspiegelt. Wie von Gaugel et al. [92] festgehalten, erfahren auch die Spiralbohrer in Maschinenkonfiguration A einen vergleichbaren Werkzeugverschleiß, bei dem sich die SKV von rund $7\ \mu\text{m}$ im Neuzustand auf rund $40\ \mu\text{m}$ nach $L_f = 1,2\ \text{m}$ nahezu linear entwickelt. Da alleinig die abrasiven Kohlefasern für das Verschleißverhalten verantwortlich sind [43, 59, 87, 93] und die Faservolumenanteile von HP- und AC-CFK praktisch identisch sind, liegt keine Abhängigkeit des Verschleißes von der Materialqualität der gebohrten Lamine vor. Zudem kann festgehalten werden, dass in beiden Fällen ein stärkerer Verschleiß auf der Freifläche festgestellt wurde, wie er auch in weiteren Arbeiten [43, 48, 85, 86, 93] beschrieben wird.

Die aufgezeigten Zusammenhänge zwischen L_f , SKV, F_A und $DF_{A,\text{exit}}$ decken sich mit der überwiegenden Anzahl der Publikation auf diesem Gebiet (vgl. u. a. [59, 70, 75, 85, 92]). Von Faraz et al. [59] werden, wie im vorliegenden Fall, weitestgehend lineare Korrelationen der vorgenannten Größen beim Bohren von CFK mit Hartmetallwerkzeugen berichtet (vgl. Abbildung 15). Das Einlaufverhalten mit einer anfänglich stärkeren Verrundung der Schneidkante wird beispielsweise auch von Pfeifroth [44] beschrieben.

Abgleich mit literaturbekannten Modellen

Der Zusammenhang zwischen F_A und dem Beginn der Delaminationsentstehung wird in den weit verbreitenden Modellen von Hocheng et al. beschrieben [61–66]. Diesen Modellen liegt der bruchmechanische Ansatz zu Grunde, dass sich die durch die axiale Krafteinwirkung des Werkzeugs im Werkstoff gespeicherte elastisch-mechanische Energie beim Überschreiten der kritischen interlaminaeren Energiefreisetzungsrates durch Entstehung und Wachstum von Rissen entlädt. Ausgehend von diesen bruchmechanischen Betrachtungen erscheint es plausibel, dass mit weiter steigender Axialkraft auch die elastische Verformungsenergie zunimmt und zur Entstehung größerer Rissoberflächen führt. Bei genauer Betrachtung des von Hocheng und Tsao [63, 65] eingeführten Vorschubkraftmodells für Stufenbohrer (vgl. Gleichung 2.23), stellt man fest, dass dieses für die vorliegende Bohrer-Geometrie der Klenk-Werkzeuge nicht anwendbar ist [157]. Für gestufte Werkzeuge mit einem relativ großen Verhältnis der Durchmesser der Vor- und Aufbohrstufe ($\xi = D_i / D_a$) liefert das

Modell unrealistisch hohe Kraftwerte. Für Durchmesserhältnisse $\xi > 0,637$ wird der Term im Nenner der Formel (3.18) bei einer Querkontraktionszahl von $\nu = 0,32$ sogar negativ und damit die Gleichung nicht mehr lösbar. Da für die Klenk-Werkzeuge $\xi = 0,661$ gilt, ist hier eine Anwendung des Modells nicht möglich.

Unabhängig davon, treten die gemessenen maximalen Vorschubkräfte unmittelbar vor Austritt der Querschneide der Vorbohrstufe auf und verursachen dabei Risse und Delaminationen [156]. Diese Beobachtung würde es eigentlich zulassen, die Delaminationsentstehung anhand der Ansätze für einen einfachen Spiralbohrer nach dem ursprünglichen Modell von Hocheng und Dharan [61] gemäß Gleichung (2.20) zu betrachten. Allerdings wird das finale Schädigungsbild auch durch die Aufbohrstufe mitbestimmt, da es im Falle stumpfer Werkzeuge während des Aufbohrens zu einer Vergrößerung der Schädigung kommt, wohingegen bei schleifscharfen Werkzeugen die initiale Rissbildung beim Aufbohren sogar wieder entfernt wird [156]. Dadurch lässt sich auch dieser Ansatz nicht 1:1 auf die vorliegenden Gegebenheiten beim Bohren von M21/T800S mit den Stufenwerkzeugen anwenden.

Nichtsdestotrotz liefert der Ansatz nach Gleichung (2.20) eine weitestgehend zutreffende Lösung, wenn es darum geht abzuschätzen, ab wann es zur Ablösung ganzer Schichten kommt. Zieht man die ermittelte initiale Energiefreisetzungsrates aus dem DCB-Versuch mit rund 300 J/m^2 (vgl. Abschnitt 4.3), den E-Modul E_1 mit 157 GPa und die Querkontraktionszahl ν_{21} mit $0,32$ (vgl. Tabelle 4), sowie die Einzellagedicke mit $t_{\text{ply}} = 0,19 \text{ mm}$ heran, so liefert das Modell eine kritische Vorschubkraft von rund 97 N für CFK M21/T800S 194 g/m^2 . Die Verwendung der Elastizitätskonstanten in Faserrichtung erscheint zutreffend, da dies der wahren Rissausbreitungsrichtung entspricht. Betrachtet man den Verlauf der maximalen Vorschubkraft über dem Standweg in Abbildung 79a, so erkennt man, dass diese Kraft bei den Werkzeugen mit Spitzenwinkeln θ von 70° und 85° im Bereich $350 \text{ mm} \leq L_f \leq 700 \text{ mm}$ überschritten wird. Dies passt zu der Beobachtung in Abbildung 72, dass bei allen Werkzeugen ab dem Untersuchungspunkt bei $L_f \approx 0,7 \text{ m}$ eine Schädigungstiefe bis in die zweite Lage hin festgestellt werden konnte. Beim Stufenbohrer

mit $\theta = 100^\circ$ wird diese Kraft bereits bei Standwegen $L_f \leq 0,35$ m erreicht, allerdings fehlen Ergebnisse zur Bestimmung der Schädigungstiefe im CT an diesem Untersuchungspunkt. Gleichzeitig wird aus diesem Modell auch deutlich, dass eine intralaminare Schädigung innerhalb der Decklage weit vor Erreichen der kritischen Vorschubkraft einsetzt, da zum einen die Restlaminatdicke t_r auch innerhalb der obersten Lage stets kleiner wird und somit theoretisch die kritische Vorschubkraft infinitesimal klein und damit auf jeden Fall überschritten wird. Zum anderen ist davon auszugehen, dass die intralaminare Energiefreisetzungsrates deutlich unterhalb der interlaminaren liegt (vgl. Diskussion in Abschnitt 4.4.2).

Einfluss des Spitzenwinkels

Auch die Beobachtung b) hinsichtlich des Einflusses des Spitzenwinkels auf die Größe der Austrittsdelamination steht im Einklang mit den literaturbekanntesten Arbeiten. Im Allgemeinen wird von einem Anstieg der Delaminationsgröße mit zunehmendem Spitzenwinkel bei Spiral- und Stufenbohrern berichtet [70, 73, 74, 80, 83]. Wie bereits zuvor dargelegt steht die Delamination am Bohrungsaustritt im direkten Zusammenhang mit der Vorschubkraft. Aus Abbildung 79b ist ersichtlich, dass diese mit dem Werkzeugverschleiß umso stärker ansteigt, je größer der Spitzenwinkel des Werkzeugs ist. Dass jedoch nicht die Kräfte allein, sondern auch die Werkzeuggeometrie an sich mitverantwortlich für die Delaminationsgröße ist, zeigt sich an den unterschiedlichen Steigungen der Korrelationsgeraden zwischen der Vorschubkraft F_A und dem Delaminationsfaktor DF_A in Abbildung 79b. Insbesondere bei stark verschlissenen Werkzeugen gilt selbst bei gleicher Axialkraft F_A , dass ein größerer Spitzenwinkel θ zu einer größeren Delamination führt. Dies lässt sich anhand der Kraftverteilung unter dem Werkzeug erklären. Dazu sei auf die in Abbildung 80 schematisch illustrierten Eingriffsverhältnisse zum Zeitpunkt des Bohrer-austritts verwiesen. Die darin angegebenen Volumenangaben entsprechen dem unzerspannten Vollmaterial unter der Vorbohrstufe (V_θ) bzw. unter dem gesamten Werkzeug inklusive der Aufbohrstufe (V_{ges}). Die Volumenbetrachtung stellt dabei eine Vereinfachung der komplexen Lastverteilung über die Haupt-, Quer- und Nebenschneiden des rotierenden Werkzeugs dar.

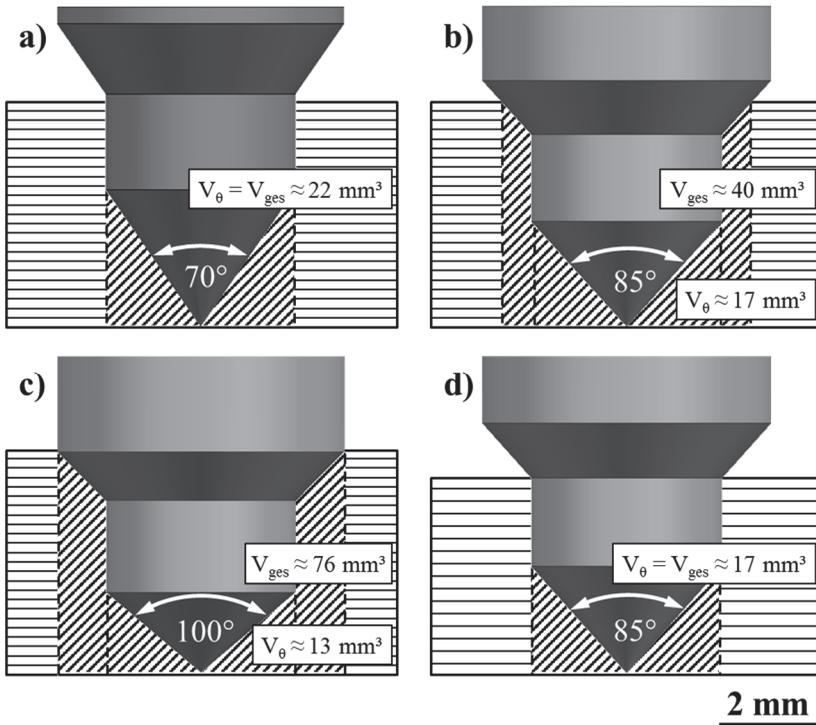


Abbildung 80: Verdeutlichung der Eingriffsverhältnisse unmittelbar vor Austritt der Bohrspitze der Stufenbohrer (wenn F_A maximal) in Maschinenkonfiguration B:
 a) $\theta = 70^\circ$, 194 g/m^2 [0/45/90/-45]_{3s}, b) $\theta = 85^\circ$, 194 g/m^2 [0/45/90/-45]_{3s}
 c) $\theta = 100^\circ$, 194 g/m^2 [0/45/90/-45]_{3s}, d) $\theta = 85^\circ$, 268 g/m^2 [0/45/90/-45]_{2s}.

Je größer der Spitzenwinkel, desto kleiner ist V_θ , wengleich im vorliegenden Fall aufgrund der geometriebedingt unterschiedlichen Eingriffsverhältnisse sich das Gesamtvolumen V_{ges} sogar vergrößert (vgl. Abbildung 80a – c). Im Hinblick auf die Delaminationsentstehung erscheint V_θ jedoch aufgrund der Nähe zum Bohrungsaustritt und der damit verbundenen kritischen Wirkung der eingeleiteten Kraft sehr viel relevanter als V_{ges} . Es zeigt sich also, dass das zur Kraftaufnahme zur Verfügung stehende Materialvolumen mit zunehmendem Spitzenwinkel abnimmt, wodurch bei äquivalenter Krafteinwirkung eine

größere Delaminationsschädigung verursacht wird. Die Modelle von Hocheng et al. [61–66] gehen jedoch grundsätzlich nur von einer Punktlast (Spiralbohrer) oder Ringlast (Stufenbohrer) aus. Dies erscheint in Anbetracht dieser Erkenntnisse eine zu starke Vereinfachung darzustellen.

Weiter wurde festgestellt, dass sich ein höherer Spitzenwinkel positiv auf die Delaminationsentstehung am Bohrungseintritt auswirkt. Ähnliche Beobachtungen werden auch in der Literatur berichtet [82, 84]. Wie in Kapitel 2.2.2 dargelegt, sind für die Delamination am Bohrungseintritt nach oben gerichtete Schälkräfte verantwortlich, die durch das Hineinziehen ungeschnittener Fasern in die Spiralnute des Werkzeuges zu Stande kommen (Peel-up-Mechanismus). Wie zuvor aufgezeigt, nehmen die Axialkräfte mit dem Spitzenwinkel zu. Diese sind der delaminationsverursachenden Schälkraft entgegengesetzt und tragen dadurch zu einer Verringerung ihrer Wirkung bei. Zudem sei angemerkt, dass mit größerem Spitzenwinkel der Abstand zwischen der Bohrer Spitze und Volldurchmesser abnimmt (vgl. Abbildung 25), wodurch ein kürzerer Hebelarm für die in die Spannut hineingezogenen Fasern entsteht, über welchen die Schälkraft an der eintrittsseitigen Decklage angreift. Beide Mechanismen tragen dazu bei, dass die Delaminationsschädigung am Bohrungseintritt mit zunehmendem Spitzenwinkel abnimmt.

Zusammenfassung

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass auf Basis der literaturbekannten Modelle zur Delaminationsentstehung und der in dieser Arbeit ermittelten bruchmechanischen Größen lediglich eine grobe Abschätzung zur Entstehung der (interlaminaren) Delamination möglich ist, nicht jedoch zur zuvor eintretenden intralaminaren Schädigung. In Anbetracht der Erkenntnisse zum Einfluss des Spitzenwinkels ist für die industrielle Praxis zur Auswahl spitzer Spiral- und Stufenwerkzeug zu raten. Der positive Effekt zur Vermeidung von Delaminationen am Bohrungsausritt überwiegt der geringfügigen Verschlechterung der Bohrlochqualität am Bohrungseintritt. Es sei allerdings angemerkt, dass es neben der hier diskutierten Makrogeometrie der Bohrer Spitze weitere geometrische Faktoren der Werkzeuge, sowie alternative Werkzeugkonzepte und Verfahren gibt, um Delaminationen bei der Bohrbearbeitung von CFK zu vermeiden. Dies steht jedoch nicht im Fokus dieser Arbeit.

5.3.3 Zerspanungsverhalten von CFK unter Berücksichtigung von Laminatqualität und Lagenaufbau

Aus den in Abschnitt 5.2 dargestellten Bohrversuchen nach Maschinenkonfiguration A geht hervor, dass HP-CFK eine höhere Delaminationsneigung als AC-CFK aufweist. In den Versuchsreihen nach Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$) konnten indes nur geringfügige Unterschiede in der Zerspanbarkeit beider Materialien festgestellt werden. Diese Erkenntnisse werden nachfolgend im Hinblick auf die vorliegende Porosität in HP-CFK, ihrer Verteilung sowie den Unterschieden im Lagenaufbau der Lamine diskutiert. Da im Allgemeinen gilt $DF_{\text{exit}} \gg DF_{\text{entry}}$, wird bei der folgenden Diskussion insbesondere auf das Delaminationsverhalten am Bohrungsausritt eingegangen.

Maschinenkonfiguration A – Einfluss der Porosität

Die in den Versuchen in Maschinenkonfiguration A verwendeten AC- und HP-CFK-Lamine weisen den gleichen Lagenaufbau und dieselbe Einzellagendicke auf. Da auch das Verschleißverhalten der Werkzeuge für beide Materialien identisch war [92], müssen die Unterschiede im Delaminationsverhalten auf die abweichende Materialqualität zurück zu führen sein. Der offensichtliche Unterschied zwischen den Laminen aus den beiden Herstellverfahren besteht in der höheren Porosität von HP-CFK, die sich auch in den matrixdominierten mechanischen Eigenschaften Biegefestigkeit und scheinbare interlaminare Scherfestigkeit äußert (vgl. Kapitel 4.2). Auch beim Durchgang eines Bohrwerkzeuges werden die einzelnen Laminatlagen durch die Vorschubkraft auf Biegung beansprucht. Bei verminderter Schneidfähigkeit in Folge des Werkzeugverschleißes kommen zudem Anteile von Schubbeanspruchung durch seitliches Verdrängen des Werkstückmaterials hinzu. Durch die reduzierte Matrixfestigkeit der HP-Lamine treten unter dieser Beanspruchung verstärkt Delaminationen beim Bohren auf.

Die Delaminationsentstehung am Bohrungseintritt und -austritt wird in den gängigen Modellen [61–66] durch ein Überschreiten der interlaminaren Bruchzähigkeit beschrieben (vgl. Abschnitt 2.2.2). Wie die in dieser Arbeit durchgeführten DCB-Versuche zeigen, liegt jedoch kein Unterschied in der rissinitiierenden interlaminaren Energiefreisetzungsrate G_{IC} zwischen AC- und HP-CFK vor. Allerdings zeigen sich signifikante Unterschiede im Rissfortschritt (vgl. Abschnitt 4.3). Die Übertragbarkeit dieser Versuchsergebnisse auf das reale Zerspanungsverhalten ist jedoch nicht ohne weiteres möglich:

- Das zerspanungsbedingte Delaminationsversagen in zähigkeitsmodifizierten CFK-Laminaten wie M21/T800S ist überwiegend durch eine intralaminare Schädigung der Matrix gekennzeichnet, für deren Entstehung nicht die inter- sondern die intralaminare Bruchzähigkeit maßgebend ist.
- Das ausgeprägte Risswiderstandskurve von AC-CFK im Vergleich zu HP-CFK könnte dahingehen interpretiert werden, dass das Risswachstum in AC-CFK bei der Delaminationsentstehung im Bohrprozess aufgrund der mit der Risslänge ansteigenden Bruchzähigkeit stark eingedämmt wird. Wie in Abschnitt 4.4.2 diskutiert, ist dieses Verhalten jedoch überwiegend der Besonderheit des „Nestings“ in unidirektionalen Laminaten zuzuschreiben, das so in den unidirektionalen Einzellagen der quasiisotropen Lamine nicht auftritt.
- Die Art und Verteilung der Porosität in den zur Zerspanung herangezogenen quasiisotropen HP-Laminaten in Maschinenkonfiguration A (große intralaminare Lunker, vgl. Abbildung 37b) ist nicht mit derjenigen der unidirektionalen heißgepressten Lamine der DCB-Versuche (intralaminare Poren, vgl. Abbildung 49c, d) vergleichbar.

Es muss also festgehalten werden, dass die Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate im DCB-Versuch kaum Rückschlüsse auf die Zerspanbarkeit dieser Werkstoffe erlaubt. Es sei daher für die Praxis zu ILSS-Versuchen geraten, da die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit τ_{ILSS} sehr sensibel auf eine mechanische Schwächung der Matrix in Folge von Porosität oder sonstigen Veränderungen der Polymerstruktur reagiert und damit indirekt

auch Rückschlüsse auf die Delaminationsneigung des FVK zulässt. Im vorliegenden Fall wurde für HP-CFK eine um rund 12 % niedrigere τ_{ILSS} ermittelt (vgl. Abschnitte 4.2 und 4.4.1), die somit auch die höhere Delaminationsneigung dieses Materials bei der Zerspanung widerspiegelt. Diese Festigkeitskenngröße hat zwar keine direkte bruchmechanische Relevanz, kann aber als Indikator herangezogen werden. Darüber hinaus können diese Versuche sehr viel einfacher und materialsparender durchgeführt werden als DCB- oder Biegeversuche. Es können jedoch nur Materialien gleicher Konstitution (identischer Aufbau & Komponenten) vergleichend bewertet werden.

Die größere Streuung der Delaminationsfaktoren in HP-CFK innerhalb der Untersuchungspunkte, aber insbesondere die stärkeren Abweichungen der Mittelwerte vom linearen Trend, sind durch die großen Porositätsunterschiede in diesem Material zu erklären. Wie in Abschnitt 4.1 dargelegt und in Abbildung 39 exemplarisch dargestellt, ist die Porenverteilung innerhalb der HP-CFK-Platten sehr ungleichmäßig, so dass mancherorts eine sehr starke Volumenporosität (bis 2,7 Vol.-%) vorliegt, während an anderer Stelle das Laminat eine zu AC-CFK vergleichbare Kompaktheit aufweist. Daran lassen sich auch die festgestellten Schwankungen in den mechanischen Kennwerten festmachen. Darüber hinaus liegen die Fehlstellen in HP-CFK auch in den porösen Bereichen nicht feinverteilt vor, sondern es zeigen sich mitunter sehr große intralaminare Lunker in der Größenordnung mehrerer hundert μm quer und bis hin zu mehreren mm längs zur Faserrichtung. Solch große Fehlstellen in den Decklagen begünstigt massiv die (intralaminare) Delaminationsentstehung beim Bohren. Für die Bohrversuche bedeutet dies allgemein, dass die Bohrlochqualität durch die Position der Bohrung mitbestimmt wurde. Gleichzeitig bestätigt dies aber nochmal den Zusammenhang zwischen der Porosität und der Zerspanbarkeit von CFK.

Vergleich Maschinenkonfiguration A & B – Einfluss der Porenverteilung

Verglichen mit dem in Maschinenkonfiguration A festgestellten Delaminationsverhalten, erfährt HP-CFK in Bohrsetup B ($\theta = 85^\circ$) eine etwas geringere Delaminationschädigung am Bohrungsaustritt. Abgesehen von der abweichenden Werkzeuggeometrie und den minimal unterschiedlichen Zerspanungsparametern gibt es auch werkstoffseitig einige Anhaltspunkte für die etwas geringere Delaminationsneigung, obwohl es sich in beiden Fällen um quasiisotrope Lamine auf Basis desselben Prepregs M21/T800S 268 g/m² handelt. Bezugnehmend auf den mikrostrukturellen Vergleich der beiden Chargen in Abschnitt 4.1, kann das Delaminationsverhalten durch folgende materialspezifischen Besonderheiten mitbeeinflusst sein. Zur besseren Unterscheidbarkeit werden die beiden Lamine nachfolgend in Anlehnung an die Maschinenkonfiguration in welcher sie gebohrt wurden, als Charge A und B bezeichnet.

- Die Poren von HP-CFK in Charge A treten in allen Lagen auf und haben insbesondere in den äußeren Lagen einen kritischen Einfluss auf das Delaminationsverhalten beim Bohren. Im Falle von Charge B konzentriert sich die Porosität auf das Laminatinnere. In den äußeren beiden Lagen, die eine zerspanungsbedingte Schädigung erfahren, konnten meist überhaupt keine Poren festgestellt werden (vgl. Abbildung 40).
- Bei der Porosität in Charge A handelt es sich um große intralaminare Poren (Lunker), die das materialspezifische, intralaminare Versagen bei der Bohrbearbeitung begünstigen. Die Poren in Charge B befinden sich hingegen meist feinverteilt in der interlaminaren Zwischenschicht und sind sehr viel kleiner als in Charge A (vgl. Abbildungen 37 und 40). Da diese Zone eine erhöhte Bruchzähigkeit und daher nur geringe Schädigung durch die Zerspanung aufweist, ist die Wirkung dieser Poren unkritischer.
- Zwar ist die in Charge B festgestellte Porosität im Mittel sogar noch etwas höher als in Charge A, jedoch schwankt diese deutlich weniger (vgl. Tabelle 10), was sich auch in der geringeren Streuung der Delaminationsfaktoren bei diesem Material bemerkbar macht.

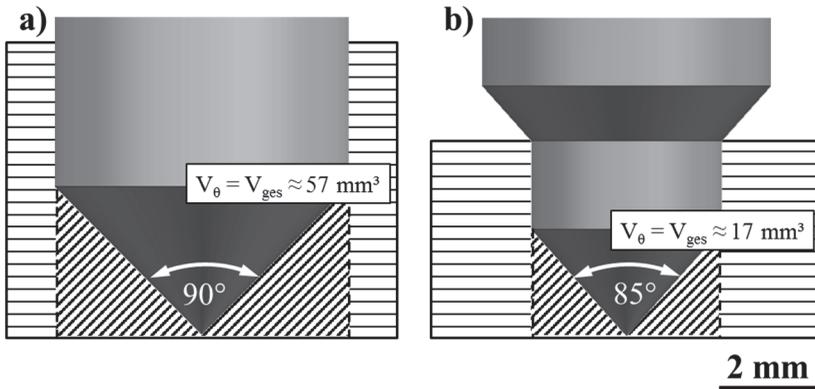


Abbildung 81: Verdeutlichung der Eingriffsverhältnisse unmittelbar vor Austritt der Bohrer-
spitze in HP-CFK 268 g/m²: a) Maschinenkonfiguration A, [0/45/90/-45]_{3s},
b) Maschinenkonfiguration B $\theta = 85^\circ$, [0/45/90/-45]_{2s}.

Es sei jedoch angemerkt, dass die direkte Vergleichbarkeit aufgrund der unterschiedlichen Werkzeuggeometrie und Einzellagendicke in den Versuchen nach Maschinenkonfiguration A und B nicht gegeben ist. Wie in Abbildung 81 verdeutlicht, liegen stark unterschiedliche Eingriffsverhältnisse vor. Auch handelt es sich beim Bohren mit dem Spiralbohrer um einen einstufigen Prozess, während beim zweistufigen Durchgang eines Stufenwerkzeugs die primär entstandene Delaminationsschädigung sogar teilweise wieder entfernt werden kann (vgl. Abschnitt 5.3.2). Auf den Einfluss des Lagenaufbaus wird nachfolgend eingegangen.

Maschinenkonfiguration B – Einfluss des Lagenaufbaus

Das AC-CFK 194 g/m^2 [0/45/90/-45]_{3s} der Bohrversuche nach Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$) unterscheidet sich zum HP-CFK 268 g/m^2 [0/45/90/-45]_{2s} dieser Versuchsreihe neben der Porosität auch durch unterschiedliche Einzellagen- ($t_{\text{ply}} = 0,19 \text{ mm}$ bzw. $0,25 \text{ mm}$) und Gesamtdicken ($t_{\text{nom}} = 4,6 \text{ mm}$ bzw. $4,0 \text{ mm}$), welche sich zusätzlich auf die Delaminationsschädigung auswirken können.

Bei genauer Betrachtung der Entwicklungen des Delaminationsfaktors $DF_{A,\text{exit}}$ in Abbildung 65 fällt auf, dass bis zur Mitte der Standzeit (UP bei $L_f \approx 0,7 \text{ m}$) generell noch gilt: $DF_{A,\text{exit}}(\text{AC-CFK}) < DF_{A,\text{exit}}(\text{HP-CFK})$. Erst danach steigt der Delaminationsfaktor in AC-CFK stärker an und erreicht zum Ende der Versuchsreihe ($L_f \approx 1,4 \text{ m}$) ein vergleichbares Niveau wie das von HP-CFK. Gleichzeitig tritt bei AC-CFK ab einem Standweg von $L_f \approx 0,7 \text{ m}$ erstmals auch eine Schädigung der zweiten Lage auf, während dies beim HP-CFK mit dickeren Einzellagen erst zum Standzeitende in wenigen Fällen passierte (vgl. Abbildung 72). Das bedeutet, dass es bei AC-CFK aufgrund der dünneren Einzellagendicke früher zu einer „echten Delamination“ der Decklage kommt. Dies spiegelt auch das Vorschubkraftmodell von Hocheng und Dharan [61] in Gleichung (2.20) wider: Mit abnehmender Restlaminatdicke t_r nimmt die kritische Vorschubkraft F_A^* ab. Setzt man anstatt t_r die Einzellagedicke t_{ply} der Decklage ein, so wird deutlich, dass bei einer geringeren Lagendicke auch geringere Kräfte von Nöten sind, um eine vollständige Delamination der Lage auszulösen. Sobald diese Schwelle erreicht ist, wirkt sich die Vorschubkraft generell auf die Schädigung der kompletten Decklage aus. Die Schädigungstiefe innerhalb der Lage bleibt konstant, während sich die flächige Schädigung, welche durch den Delaminationsfaktor $DF_{A,\text{exit}}$ beschrieben wird, weiter vergrößert.

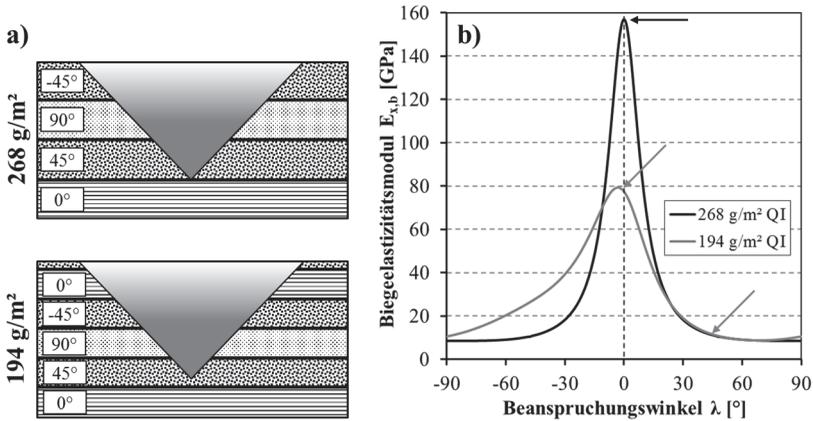


Abbildung 82: a) Schematische Darstellung der Bohrerspitze in einer Tiefe von 0,25 mm in CFK mit Einzellagendicken von $t_{ply} = 0,25$ mm (268 g/m²) und $t_{ply} = 0,19$ mm (194 g/m²), b) zugehörige Biegeelastizitätsmodul $E_{x,b}$ in Abhängigkeit der Orientierung relativ zur Decklage, berechnet nach der CLT [2, 15].

Betrachtet man zudem den Elastizitätsmodul bzw. die Nachgiebigkeit des Laminats unterhalb des Werkzeugs, so hat diese nach Gleichung (2.20) ebenfalls eine unmittelbare Wirkung auf die kritische Vorschubkraft F_A^* . Je höher der Elastizitätsmodul, desto höher ist die zur Delaminationsentstehung notwendige Axialkraft. Zwar ist der Elastizitätsmodul E_1 in allen unidirektionalen Lagen gleich; liegt jedoch unterhalb des Werkzeugs ein mehrlagiger Aufbau mit unterschiedlichen Faserorientierungen vor, wird die Nachgiebigkeit nicht mehr allein durch diese Kenngröße bestimmt, sondern der Lagenaufbau und die Einzellagendicke gewinnen an Bedeutung. Dazu sei exemplarisch in Abbildung 82a eine Bohrerspitze in einer Tiefe von 0,25 mm betrachtet. Dies entspricht der Decklagendicke der HP-Laminats aus Prepreg 268 g/m². In AC-CFK 194 g/m² liegt diese Position jedoch inmitten der zweiten Lage (45°). Aus der Auftragung der effektiven Biegeelastizitätsmodul der Restlaminatdicke für diese beiden Situationen in Abbildung 82b wird deutlich, dass in diesem Fall für HP-CFK 268 g/m² noch der hohe Elastizitätsmodul ($E_{x,b} = E_1 = 157 \text{ GPa}$) der 0°-Richtung heranzuziehen ist, während $E_{x,b}$ in AC-CFK sowohl für 0° (Delaminationsrichtung Decklage, $\sim 77 \text{ GPa}$) als auch 45°

(Delaminationsrichtung zweite Lage, ~ 12 GPa) deutlich darunter liegt und sich dadurch eine geringere F_A^* ergibt. Es kann also festgehalten werden, dass (interlaminaire) Delaminationen in multidirektionalen Gelegen durch eine geringe Einzellagedicke begünstigt werden.

Die höhere Gesamtdicke von AC-CFK sollte sich hingegen eher positiv auf die Delaminationsentstehung und -ausbreitung auswirken. Wie sich aus dem Vergleich der Eingriffsverhältnisse in Abbildung 80 (b und d) ergibt, steht im dickeren Laminat zum Zeitpunkt des Bohreraustritts ein größeres Gesamtvolumen zur Aufnahme der Vorschubkraft zur Verfügung.

Zusammenfassung

Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass die Zerspanbarkeit von CFK maßgeblich durch die Materialqualität mitbestimmt wird. Insbesondere bei verschlissenen Werkzeugen wird die Bearbeitungsgüte durch Poren in den Laminaten beeinflusst. Für die industrielle Praxis bedeutet dies, dass die Standzeiten der Bohrwerkzeuge nur bei ausreichender Werkstückqualität auch tatsächlich ausgenutzt werden können. Einfache mechanische Tests können einen Hinweis auf die Matrixfestigkeit und damit die Delaminationsneigung des Materials geben. Werden ausschließlich makroskopisch bestimmte Delaminationsfaktoren zur Schädigungscharakterisierung herangezogen, so muss man sich bewusst machen, dass sowohl das Ausmaß der flächigen Schädigung, als auch die Schädigungstiefe durch die Lagendicke des Laminats mitbeeinflusst werden.

6 Einfluss bearbeitungs- induzierter Materialschädigung

In diesem Kapitel wird auf die Auswirkungen der bearbeitungsinduzierten Schädigung auf das Festigkeitsverhalten von CFK eingegangen. In Abschnitt 6.1 werden zunächst die Ergebnisse aus statischen Festigkeitsuntersuchungen von gebohrten Proben dargestellt und mit dem Delaminationsfaktor DF_A korreliert, die dann in 0 interpretiert und diskutiert werden. Ausgehend davon wurden zyklische Kerbbiegeversuche an CFK-Proben mit unterschiedlich starker bearbeitungsinduzierter Schädigung durchgeführt, deren Ergebnisse in Abschnitt 6.3 gezeigt und in 6.4 diskutiert werden.

6.1 Statische Festigkeit unter Zug- und Biegebeanspruchung

Kerbzugversuche

Um den Einfluss der bearbeitungsbedingten Schädigung auf die mechanische Festigkeit unter Zugbeanspruchung zu untersuchen, wurden Kerbzugproben aus HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} jeweils mit einem neuwertigen und einem verschlissenen Werkzeug in Maschinenkonfiguration A gebohrt, der Delaminationsfaktor DF_A im optischen Verfahren bestimmt und die Proben anschließend den quasistatischen Tests unterzogen. Die Ergebnisse dieser Festigkeitsuntersuchungen sind in Abbildung 83 dargestellt. Da die Bohrlöcher bei diesen Versuchen über den gesamten Querschnitt beansprucht werden, erfolgt die Auftragung über einen kumulierten Delaminationsfaktor $DF_{A,ges}$, der sich aus der Summe der Delaminationsfaktoren vom Bohrungseintritt $DF_{A,entry}$ und Bohrungsausritt $DF_{A,exit}$ ergibt:

$$DF_{A,ges} = DF_{A,entry} + DF_{A,exit} [\%] \quad (6.1)$$

Unter Zugbeanspruchung leisten die in Lastrichtung ausgerichteten Fasern der 0°-Lagen den größten Beitrag zur Festigkeit des Laminats. Daher wurden bei den OHT-Versuchen lediglich Proben mit einer Decklagenorientierung $\lambda = 0^\circ$ geprüft, da somit die größte Delaminationsschädigung in einer hochbelasteten Lage vorliegt und von einem größtmöglichen Einfluss auf die Festigkeit ausgegangen wurde.

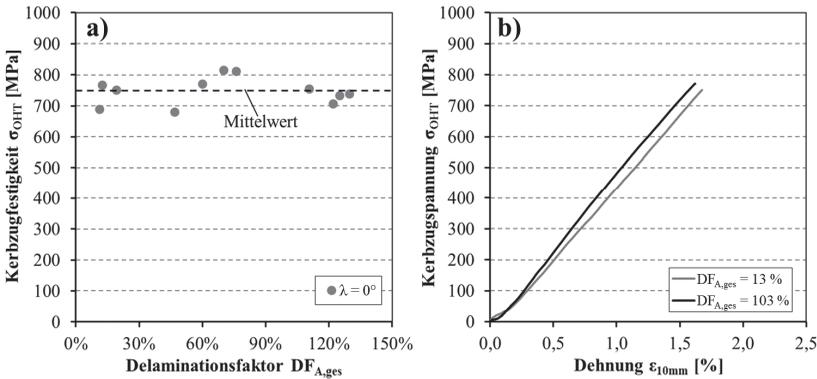


Abbildung 83: a) Kerbzugfestigkeit über dem Delaminationsfaktor $DF_{A,ges}$.
 b) Exemplarische Kerbzugspannungs-Dehnungs-Kurven. HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, Maschinenkonfiguration A.

Die Kerbzugfestigkeit aller OHT-Versuche liegt im Mittel bei rund 750 MPa und schwankt scheinbar regellos in einem Streubereich von ± 70 MPa um diesen Wert. Ein Zusammenhang zwischen der gemessenen Festigkeit und dem Delaminationsfaktor ist über den gesamten Bereich hinweg nicht zu erkennen (vgl. Abbildung 83a).

Die Kerbzugproben zeigten im Versuch makroskopisch ein nahezu linear elastisches Verhalten und versagten spontan bei Maximalkraft (vgl. Abbildung 83b). Wie in Abbildung 84 dargestellt, trat dabei ein lagenspezifischer Bruch im Restquerschnitt der Proben auf Höhe des Bohrlochs auf. Die Fasern der Decklagen wurden nicht in allen Fällen vollständig durchtrennt. Stattdessen traten meist Delaminationen der Decklagen auf, die in Breitenrichtung durch

die Reststegbreite begrenzt werden, sich in Richtung der Probenachse jedoch über weite Strecken der Versuchslänge hin ausdehnten. Es sei darauf hingewiesen, dass in den von der bearbeitungsinduzierten Delamination maßgeblich geschädigten Bereichen (in Abbildung 84 neben dem Bohrloch) keine beanspruchungsbedingte Schädigung nach dem Versuch vorliegt.

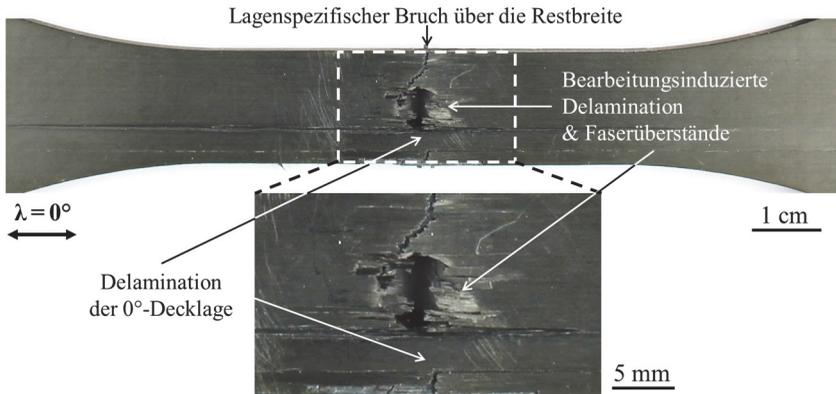


Abbildung 84: Austrittsseite einer gebrochenen OHT-Probe nach dem Versuch.

Vierpunktbiegeversuche mit offenem Bohrloch

Die Idee, Kerbbiegeversuche in Vierpunktbelastung für die Charakterisierung des Bearbeitungseinflusses auf die Festigkeit von CFK heranzuziehen, beruht auf folgenden Beobachtungen und Überlegungen:

- a) In Vierpunktbiegeversuchen ohne Bohrloch versagen die Proben durch Delamination auf der Druckspannungsseite (vgl. Abschnitt 4.2). Es wurde davon ausgegangen, dass eine bearbeitungsinduzierte Delamination dieses Versagen weiter begünstigt.
- b) Aus der Literatur ist bekannt, dass in Druckversuchen mit offenem Bohrloch (OHC) meist eine Abhängigkeit der Festigkeit und Lebensdauer von der Bearbeitung nachgewiesen werden kann [74, 119, 120]. Biegeversuche bieten die Möglichkeit Zug- und Druckbeanspruchungen gleichzeitig zu betrachten.
- c) In Dreipunktbiegeversuchen wird direkt mit der Druckrolle auf das Bohrloch eingewirkt, wodurch ein Delaminationsversagen infolge Ausknickens der Fasern an dieser Stelle unterdrückt wird. In Vierpunktbiegeversuchen kann sich die Schädigung im Bereich konstanten Biegemoments zwischen den Druckfinnen hingegen ungehindert ausbilden.

Auch Durão et al. [112] sehen diese Versuchskonfiguration als vielversprechend an, wenngleich dieser Ansatz bislang nicht in der Literatur aufgegriffen wurde. Aufgrund der Vorüberlegungen a und b, wurde in den OHB-Versuchen stets die größere Austrittsdelamination auf der Druckseite positioniert und die gemessene Festigkeit ausschließlich mit dem Delaminationsfaktor am Bohrungsaustritt korreliert.

Begründet durch vielversprechende Versuche an Proben aus Maschinenkonfiguration A, wurden die OHB-Versuche begleitend zu allen Bohrserien in Maschinenkonfiguration B (vgl. Kapitel 5.2) durchgeführt. Dadurch wurde ein breites Spektrum typischer Delaminationen sowohl in HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} als auch in AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} abgedeckt.

HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} (Maschinenkonfiguration A und B)

In Abbildung 85 ist die Kerbbiegefestigkeit von HP-CFK 268 g/m² in Abhängigkeit des optisch bestimmten Delaminationsfaktors $DF_{A,exit}$ für die beiden Entnahmewinkel $\lambda = 0^\circ$ und $\lambda = 90^\circ$ aufgetragen.

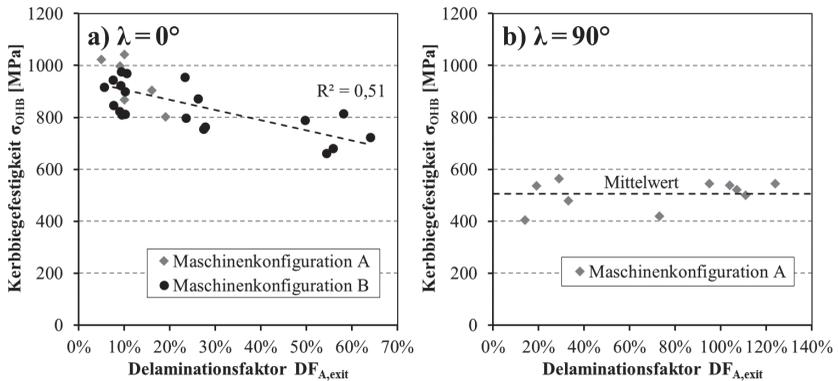


Abbildung 85: Kerbbiegefestigkeit über dem Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$. HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}.

Die Auswertung bei $\lambda = 0^\circ$ in Abbildung 85a beinhaltet Ergebnisse der Maschinenkonfigurationen A und B ($\theta = 85^\circ$), die an zwei verschiedenen Chargen aus HP-CFK 268 g/m² ermittelt wurden. Mit zunehmender Delaminationsschädigung zeigt sich ein offensichtlicher Abfall der gemessenen Kerbbiegefestigkeit, der näherungsweise als linear beschrieben werden kann. Allerdings streuen die Ergebnisse massiv. Ein Großteil der Werte verteilt sich in einem Streubereich von ± 100 MPa um die eingezeichnete Ausgleichsgerade, weshalb das Bestimmtheitsmaß R^2 mit 0,51 relativ gering ausfällt. Betrachtet man ausschließlich die Festigkeitswerte aus der Bohrserie nach Maschinenkonfiguration B, so fällt σ_{OHB} im Mittel von einem Niveau um 890_{-80}^{+90} MPa bei $DF_{A,exit}$ -Werten um 10 % (entstanden bei $L_f \leq 0,1$ m) auf rund 735 ± 80 MPa bei DF_A -Werten um 55 % (nach $L_f \approx 1,4$ m). Das bedeutet einen relativen Festigkeitsverlust von rund 17 %, auch wenn sich die Streubereiche

dieser beiden Untersuchungspunkte knapp überschneiden. Bei einer Decklagenorientierung von 90° ist indes kein Zusammenhang zwischen der Delaminationsgröße und der Festigkeit feststellbar (vgl. Abbildung 85b). Die Festigkeitswerte schwanken scheinbar regellos um einen Mittelwert, der bei 505^{+60}_{-100} MPa liegt. Selbst bei qualitativ völlig inakzeptabler Bohrlochqualität mit sehr großen Delaminationen $DF_{A,exit} > 100\%$, lässt sich keine Festigkeitsdegradation erkennen.

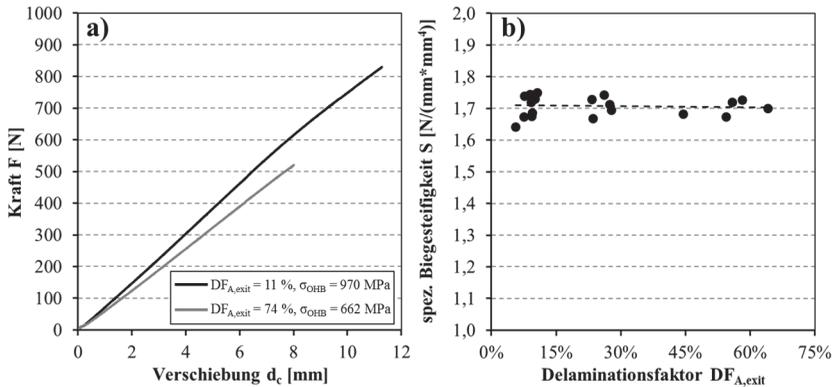


Abbildung 86: Kerbbiegeversuche HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} ($\lambda = 0^\circ$):
 a) Exemplarische Kraft-Verschiebungs-Kurven, b) Spezifische Biegesteifigkeit über dem Delaminationsfaktor. Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$).

Die Kraft-Weg-Verläufe der OHB-Versuche sind makroskopisch nahezu linear, ehe die Proben bei Maximalkraft spontan versagen (vgl. Abbildung 86a). Ein Zusammenhang zwischen der spezifischen Biegesteifigkeit S und der Delaminationsgröße kann nicht festgestellt werden. Wie aus der Auftragung in Abbildung 86b ersichtlich, ist S unabhängig von $DF_{A,exit}$. Es treten Abweichungen von bis zu $\pm 4\%$ um den Mittelwert auf. Die Schwankungen liegen damit in der Größenordnung von ungebohrten Proben aus HP-CFK 268 g/m² (vgl. Abbildung 44b in Abschnitt 4.2) und sind somit als materialspezifisch anzusehen.

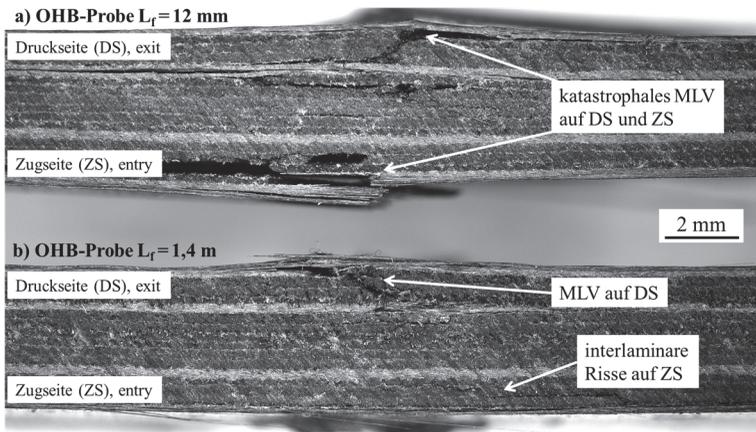


Abbildung 87: Seitenansicht gebrochener OHB-Proben aus HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$): a) nach $L_f = 12$ mm ($DF_{A,exit} = 7\%$), b) nach $L_f = 1,4$ m ($DF_{A,exit} = 50\%$).

Das Bruchverhalten der gebohrten Biegeproben weicht deutlich von dem bei ungebohrten Laminaten beobachteten Versagen unter Vierpunktbelastung (vgl. Abschnitt 4.2) ab. Statt einer vollflächigen Delamination zwischen 0° - und 45° -Lage kam es hier zu einem „katastrophalen“ Multilagenversagen (MLV), bei dem die Proben im Bereich des geringsten Querschnitts über viele Laminebenen hinweg versagten. Das Schädigungsbild weist sowohl translaminare Anteile in Form von Faserbrüchen (überwiegend in den 0° -Lagen) und Zwischenfaserbrüchen, als auch interlaminare Delaminationen auf. Zudem veränderte sich das Bruchverhalten innerhalb der Bohrserie. Zu Beginn wurde die Druck- und Zugseite der Proben gleichermaßen geschädigt. Mit zunehmendem Werkzeugstandweg und folglich auch größerem Delaminationsfaktor erfolgte ein Übergang zu einem eher druckspannungsseitigen Versagen. Anhand der makroskopischen Aufnahmen gebrochener Proben mit $\lambda = 0^\circ$ in Abbildung 87 wird das Bruchverhalten verdeutlicht.

Durch die Betrachtung der Laminatoberfläche auf der Austrittsseite nach dem Versuch in Abbildung 88 wird zudem deutlich, dass das Versagen der hochbeanspruchten 0°-Decklage durch Faserbrüche infolge des Ausknickens der Fasern ausschließlich im Restquerschnitt auftrat, während die von der bearbeitungsinduzierten Delamination betroffenen Bereiche unverändert blieben.

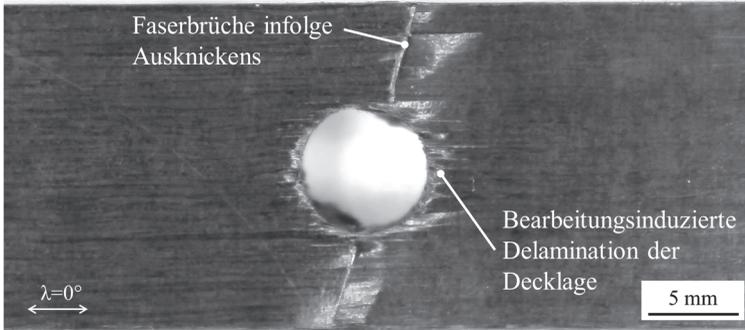
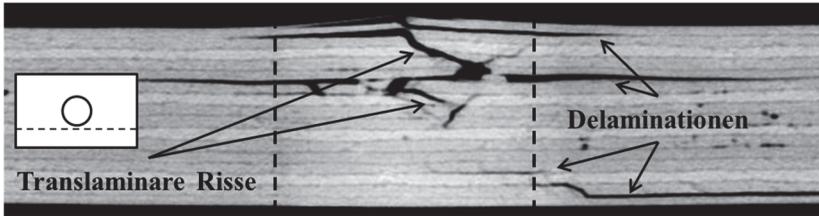


Abbildung 88: Draufsicht auf die Druckspannungsseite einer gebrochene OHB-Probe aus HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$) nach $L_f = 1,4$ m ($DF_{A,exit} = 50\%$).

Auch in tieferliegenden Schichten trat die Schädigung bei Bruch lediglich im Restquerschnitt neben dem Bohrloch auf, während in der Bohrlochmitte nach wie vor ausschließlich die bearbeitungsinduzierte Schädigung vorliegt. Dies wird in Abbildung 89 anhand einer CT-Aufnahme einer gebrochenen Probe mit großem $DF_{A,exit}$ exemplarisch aufgezeigt. Zum Vergleich des Zustands vor der Prüfung sei auf Abbildung 70 verwiesen, die CT-Schnittbilder einer vergleichbar geschädigten Probe vor der mechanischen Prüfung zeigt.

a) Längsschnitt Bohrungsrand



b) Längsschnitt Bohrungsmitte

2 mm



Abbildung 89: CT-Längsschnitte durch eine gebrochene OHB-Probe aus HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$) nach $L_f = 1,4$ m ($DF_{A,exit} = 50$ %): a) Bohrungsrand, b) Bohrungsmitte.

AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} (Maschinenkonfiguration B)

Aufbauend auf der Beobachtung bei HP-CFK 268 g/m², wurden die OHB-Versuche mit AC-CFK 194 g/m² nur mit Proben durchgeführt, die unter $\lambda = 0^\circ$ entnommen wurden. Die zugehörigen Auftragungen von σ_{OHB} über $DF_{A,exit}$ sind in Abbildung 90a - c für jeden Spitzenwinkel separat und in Abbildung 90d bohrserienübergreifend dargestellt. Die gemeinsame Betrachtung aller Bohrserien ist zulässig, da stets das gleiche Material verwendet wurde und die Art der Schädigung für alle Spitzenwinkel als gleichartig anzusehen ist.

Der bereits bei HP-CFK 268 g/m² beobachtete, abfallende Trend in der Festigkeit bestätigt sich in allen Bohrserien. Das Ausmaß des Festigkeitsverlusts und die Korrelation mit $DF_{A,exit}$ sind jedoch bei den Bohrserien mit Spitzenwinkeln $\theta = 70^\circ$ und $\theta = 85^\circ$ relativ schwach ausgeprägt (vgl. Abbildung 90a und b). Dies liegt insbesondere an der großen Streuung der gemessenen Werte bei Proben mit Bohrlöchern guter Qualität ($DF_{A,exit} \leq 20$ %), die nach geringer

Werkzeugstandzeit gebohrt wurden. Mit zunehmendem $DF_{A,exit}$ nimmt die Streuung ab. Besonders deutlich wird dies bei der Bohrserie mit $\theta = 85^\circ$, wo innerhalb der ersten fünf Bohrungen ($L_f \leq 23$ mm) keine Delaminationsschädigung am Bohrungsaustritt nachgewiesen werden konnte. Die Festigkeitswerte variieren jedoch deutlich um den Mittelwert: 740_{-80}^{+90} MPa. Am letzten Untersuchungspunkt nach $L_f \approx 1,4$ m liegt $DF_{A,exit}$ im Mittel bei rund 50 % und die Festigkeit schwankt deutlich weniger: 670_{-40}^{+45} MPa. Das entspricht Festigkeitseinbußen von durchschnittlich rund 10 %.

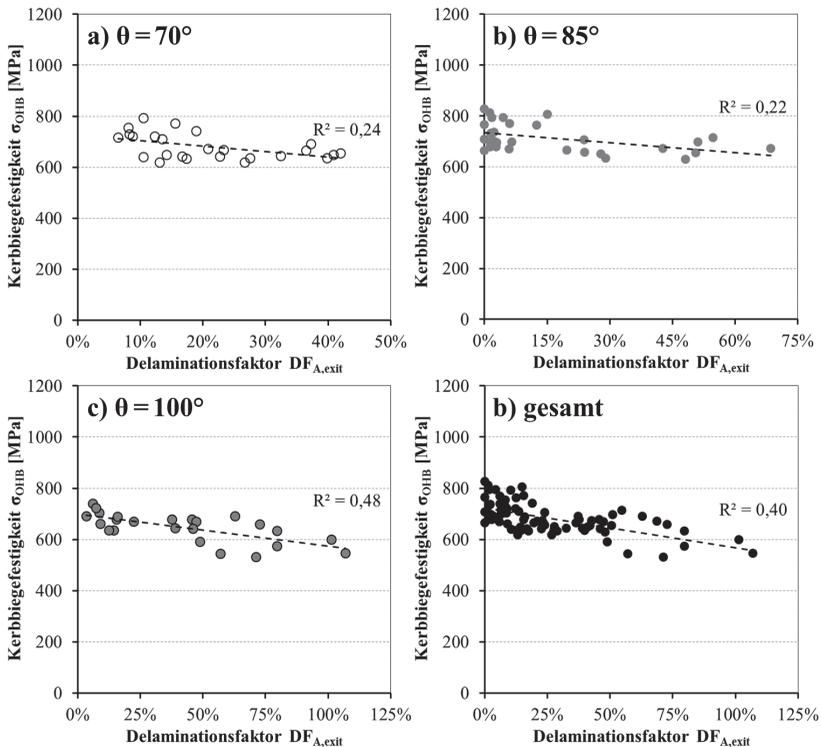


Abbildung 90: Kerbziegefestigkeit über dem Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$.
AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonfiguration B.

Die bohrserienübergreifend festgestellte Abhängigkeit zwischen $DF_{A,exit}$ und σ_{OHB} wird durch die Bohrserie mit $\theta = 100^\circ$ maßgeblich bestimmt, da diese den größten Bereich der Delaminationsschädigung abdeckt und die Festigkeitswerte darüber hinaus relativ stringent dem linearen Trend folgen (vgl. Abbildung 90c und d). Insgesamt fällt die Festigkeit im Bereich zwischen $0\% \leq DF_{A,exit} \leq 107\%$ von rund 740 MPa im Mittel auf ca. 540 MPa ab ($\Delta\sigma_{OHB} = 27\%$). Es sei jedoch auf das Ungleichgewicht zwischen vielen „kleinen“ und wenigen „großen“ Delaminationen, sowie die Abnahme der Festigkeitsstreuung mit zunehmendem Delaminationsfaktor hingewiesen. Betrachtet man ausschließlich den Bereich „kleiner“ Delaminationen, so lässt sich aufgrund der großen Streuung ein Festigkeitsverlust nicht sicher nachweisen. Es scheint demnach einen Schwellwert zu geben, unterhalb dem der materialspezifische Einfluss gegenüber der Bearbeitung deutlich überwiegt. Ein beginnender Festigkeitsabfall ist im Bereich $10\% \leq DF_{A,exit} \leq 20\%$ zu beobachten. Für HP-CFK 268 g/m² lässt sich eine solche Aussage aufgrund der limitierten Anzahl an Versuchen (mit kleinen Delaminationen) nicht treffen.

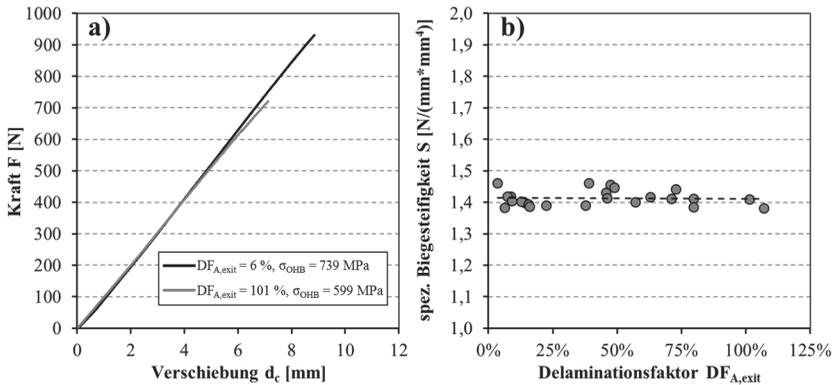


Abbildung 91: Kerbbiegeversuche AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}: a) Exemplarische Kraft-Verschiebungs-Kurven, b) Spezifische Biegesteifigkeit über dem Delaminationsfaktor. Maschinenkonfiguration B ($\theta = 100^\circ$).

Wie exemplarisch in Abbildung 91 anhand der Bohrserie mit $\theta = 100^\circ$ aufgezeigt, verhielten sich auch die Proben aus AC-CFK 194 g/m² nahezu linear-

elastisch bis zum Bruch und es liegt wiederum keine Korrelation zwischen der spezifischen Biegesteifigkeit S und $DF_{A,exit}$ vor (regellose Schwankungen von ca. $\pm 3\%$).

Das Bruchverhalten der OHB-Proben aus AC-CFK 194 g/m² ist mit dem von HP-CFK 268 g/m² vergleichbar. Wiederum konnte ein Übergang von einem beidseitigen Versagen auf Zug- und Druckspannungsseite hin zu einem von der Druckbelastung dominierten Bruchverhalten beobachtet werden. Besonders deutlich wird dies bei der Bohrserie mit $\theta = 100^\circ$, die den umfangreichsten $DF_{A,exit}$ -Bereich abdeckt. Dies wird anhand von zwei Proben von Standzeitanfang und -ende in Abbildung 92 verdeutlicht. Bei Proben des letzten Untersuchungspunktes ($L_f \approx 1,4$ m, Mittelwert $DF_{A,exit} = 83\%$) erscheint die Zugseite unbeschädigt. Bei den Bohrserien mit $\theta = 70^\circ$ und $\theta = 85^\circ$ trat indes selbst bei hohen Standwegen bzw. Schädigungen (bis $DF_{A,exit} \approx 50\%$) noch vereinzelt Versagen auch auf der Zugspannungsseite auf.

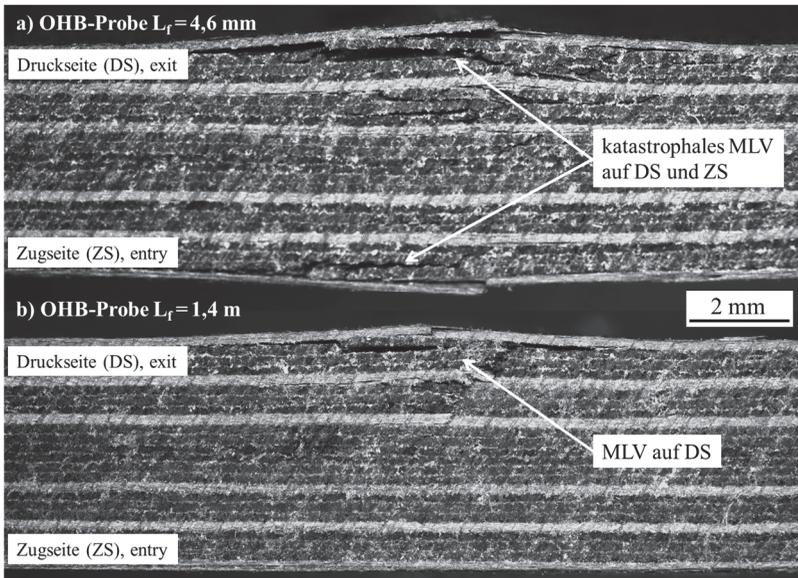


Abbildung 92: Seitenansicht gebrochener OHB-Proben aus AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 100^\circ$): a) nach $L_f = 4,6$ mm ($DF_{A,exit} = 6\%$), b) nach $L_f = 1,4$ m ($DF_{A,exit} = 80\%$).

6.2 Diskussion zum Einfluss bearbeitungsinduzierter Schädigung auf die Festigkeit

Die wesentlichen Erkenntnisse aus den quasistatischen Versuchen gebohrter CFK-Lamine mit bearbeitungsinduzierter Schädigung lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Unter uniaxialer Zugbeanspruchung konnte keine Abhängigkeit der Festigkeit von der durch die Bearbeitung verursachten Delaminationschädigung festgestellt werden.
- Die durchgeführten Kerbbiegeversuche unter Vierpunktbelastung erwiesen sich bei einer Decklagenorientierung von 0° sensitiv für die beim Bohren eingebrachte Schädigung: Die Festigkeit nimmt mit zunehmendem Delaminationsfaktor DF_A ab, wenngleich die Korrelation aufgrund der großen Streuung relativ schwach ist.

Statische Kerbzugbeanspruchung

Das Versagen unter Zugbeanspruchung mit offenem Bohrloch trat im Restquerschnitt der Proben durch einen lagenspezifischen Bruch auf. Dort herrschen aufgrund der verminderten Querschnittsfläche die höchsten nominellen Spannungen. Zudem ist die Spannungsverteilung über der Reststegbreite in Folge der Kerbwirkung des Bohrlochs nicht homogen. Es kommt zu einer Spannungsüberhöhung am Kerbgrund des Bohrlochs. Zusätzlich führen die anisotropen elastischen Eigenschaften der unidirektionalen Schichten zu einer komplexen Spannungsverteilung, die jedoch unter Vernachlässigung von Randeffekten [14] in allen Lagen mit identischer Orientierung gleich sind. Die Spannungsverteilungen wurden unter Annahme der in Tabelle 4 aufgeführten Elastizitätskenngrößen (Nennwerte) für den vorliegenden Lagenaufbau und die nominelle Probengeometrie mittels FEM berechnet. In Abbildung 93 werden die Normalspannungen σ_x entlang der Probenachse für alle 4 Faserorientierungen, sowie die intralaminaren Schubspannungen τ_{12} für die $\pm 45^\circ$ -Lagen beispielhaft für eine angelegte Kraft von 4000 N dargestellt, was einer nominellen Zugspannung von 100 MPa im Restquerschnitt entspricht.

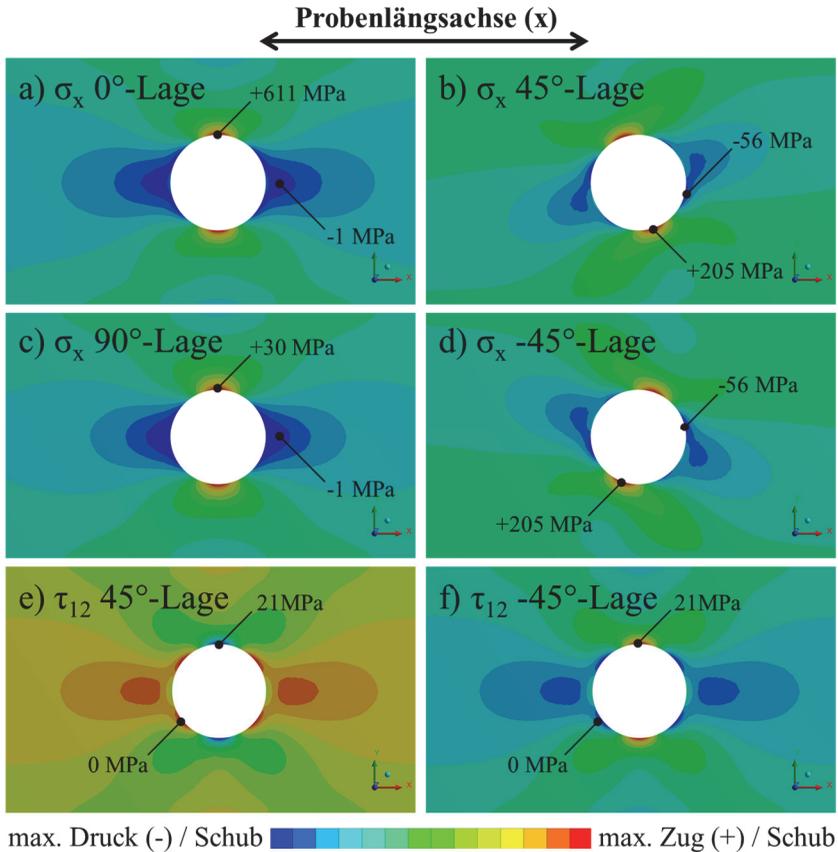


Abbildung 93: Lagenspezifische Spannungsverteilungen in der Ebene um ein Bohrloch in einer OHT-Probe ($b = 16 \text{ mm}$, $D = 6 \text{ mm}$) aus CFK M21/T800S/268 [0/45/90/-45]_{2s}, FEM, $F = 4000 \text{ N}$ ($\sigma_{\text{nenn}} = 100 \text{ MPa}$): a-d) Normalspannungen entlang der Probenlängsachse, e & f) Intralaminare Schubspannungen.

Es ist ersichtlich, dass in den 0°- und 90°-Lagen die Normalspannungsmaxima am Bohrloch direkt im Restquerschnitt der Probe auftreten (vgl. a und c), von wo aus das Probenversagen in diesen Lagen ausgeht (vgl. Bruchbilder in Abbildung 42 und Abbildung 84). Quer dazu (rechts und links der Bohrlöcher in a und c) treten indes aufgrund des gestörten Kraftflusses nur schwache

Druckspannungsfelder auf. Im Falle der $\pm 45^\circ$ -Lagen liegen die Normalspannungsmaxima in Längsrichtung um $20 - 25^\circ$ versetzt dazu vor (vgl. b und d). Die für diese Faserorientierung versagensrelevanten intralaminaren Schubspannungen (τ_{12}) treten jedoch wiederum im Restquerschnitt auf, während diese an vier Stellen um $\pm 45^\circ$ versetzt minimal sind (vgl. e und f).

Im Falle der 0° -Lage ($E_x = E_1$) liegt das berechnete Spannungsmaximum bei 611 MPa (vgl. Abbildung 93a), die lagenspezifische Nennspannung hingegen bei 270 MPa. Der Kerbfaktor ergibt sich aus dem Verhältnis beider Spannungen nach Gleichung (2.15) zu $K_{t,FEM}^* = 2,26$ und stimmt damit exakt mit der Näherungslösung für isotrope Materialien gemäß Gleichung (2.17) überein. Den Ansätzen für orthotrope Materialien folgend (vgl. Abschnitt 2.1.3), müsste K_t^* jedoch deutlich höher liegen (ca. 5,8). Es ist jedoch aus der Literatur bekannt, dass die Weitenkorrektur gemäß Gleichung (2.14) für $D/b \geq 0,25$ (hier $D/b = 0,38$) bei orthotropen Materialien an Gültigkeit verliert [14, 19]. Wie gemäß Gleichung (2.11) zu erwarten, fällt die Spannungsüberhöhung in der 90° -Lage geringer aus ($K_{t,FEM}^* = 2,07$) und liegt zwischen dem isotropen ($K_{t,iso}^* = 2,26$) und orthotropen analytischen Lösungsansatz ($K_{t,orth}^* = 1,91$).

Aus dem Simulationsergebnis wird deutlich, dass das Versagen der Proben nicht in allen Schichten gleichzeitig einsetzt. Während bereits bei der simulierten Nennspannung von 100 MPa in den 90° -Lagen ($\sigma_x = \sigma_2$) Spannungsmaxima in der Größenordnung der Festigkeit quer zur Faserrichtung (30 - 40 MPa, bestimmt in Querkzugversuchen an unidirektionalen Laminaten) auftreten, sind die Spannungen in den 0° -Lagen noch weit von der Festigkeit in Faserrichtung (rund 2700 MPa [130]) entfernt. Durch das zunächst in den 90° -Lagen einsetzende Matrixversagen (Zwischenfaserbruch), gefolgt von Schubversagen in den $\pm 45^\circ$ -Lagen, steigt die Belastung in den 0° -Lagen an, ehe diese durch Faserversagen ausfallen.

Wie in Kapitel 5.2 ausgeführt, treten bei den vorliegenden CFK-Gelegen bearbeitungsinduzierte Delaminationen in den unidirektionalen Schichten hauptsächlich in Faserrichtung auf, während quer dazu praktisch keine Schädigung detektiert werden kann. Zudem ist die Schädigungstiefe auf die ersten beiden Lagen des Laminats begrenzt. Bei dem in den OHT-Versuchen verwendeten HP-CFK 268 g/m² ($t_{ply} = 0,25$ mm) ist die Schädigung innerhalb der

zweiten Lage (45°) meist nur schwach ausgeprägt oder gar nicht nachweisbar (vgl. Abbildung 72). Die OHT-Versuche wurden mit einer Decklagenorientierung von $\lambda = 0^\circ$ durchgeführt. Dadurch liegt zwar die wesentliche Delaminationschädigung in einer der Faserlagen vor, die maßgeblich zur Steifigkeit und Festigkeit des Laminats beitragen (vgl. Diskussion in Abschnitt 4.4.1). Allerdings stimmt somit der Ort der maximalen Delaminationsausprägung nicht mit dem Ort der maximalen Spannungen überein, von dem das Versagen der Proben ausgeht. Vielmehr fällt die Bohrungsschädigung bei dieser Versuchsanordnung in einen Bereich, der im Versuch unter schwachen Druckspannungen steht (vgl. Abbildung 94a). Das erklärt, weshalb hier kein Zusammenhang zwischen der bohrungsinduzierten Delamination und der Festigkeit vorliegt. Selbst wenn es zu Matrixrissen oder gar einer geringfügigen Ablösung der Decklage im Restquerschnitt kommt, muss dies keine kritischen Auswirkungen haben, solange die unter Zugbeanspruchung festigkeitsbestimmenden Kohlefasern keine Schädigung aufweisen. Wie die Schliiffuntersuchungen in Abschnitt 5.1 gezeigt haben, konnten jedoch selbst am Standzeitende der Werkzeuge keine Faserrisse unterhalb der Bohrungswand bei einem FSW von 0° nachgewiesen werden (vgl. Abbildung 61).

Im Falle von vorgeschädigten $\pm 45^\circ$ -Lagen, wie sie bei tiefergehender Schädigung oder entsprechender Belastungsrichtung auftreten, nähern sich die Orte größter Schädigung mit den lagenspezifisch versagensrelevanten Maximalspannungen an. Bei einer Faserorientierung von 90° fallen diese zusammen. Dies wird in Abbildung 94b-d illustriert. Aufgrund der schwach ausgeprägten Schädigungen im vorliegenden Fall (vgl. Abschnitt 5.2) und dem geringen Beitrag dieser Lagen zur Festigkeit (vgl. Diskussion in Abschnitt 4.4.1) bleibt dies bei den faserdominierten, quasiisotropen Laminaten aus CFK M21/T800S jedoch ohne erkennbare Wirkung. Bei matrixdominierten Lagenaufbauten wie z. B. Schublaminat oder auf Querkzug beanspruchte UD-Laminat muss hingegen von einem kritischen Einfluss bearbeitungsinduzierter Delaminationen ausgegangen werden.

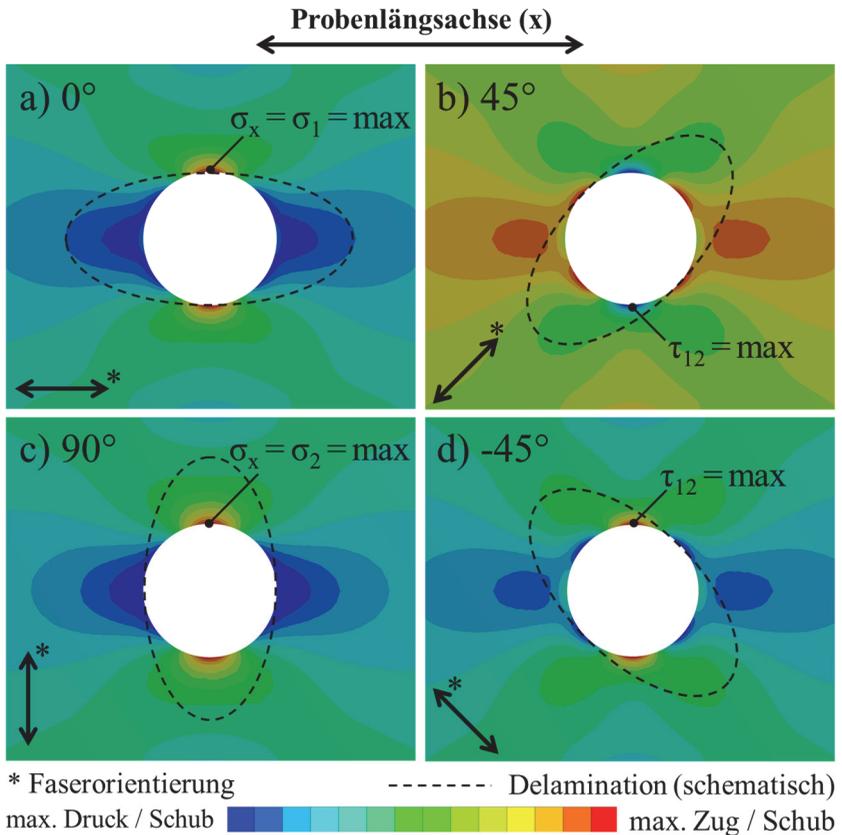


Abbildung 94: Schematische Illustration der Lage von Delaminationsschäden und versagensrelevanten Maximalspannungen bei unterschiedlichen Faserorientierungen in CFK-Gelegen.

Auch liegen bei einer Faserorientierung von $\pm 45^\circ$ die charakteristischen, stufenförmigen Ausbrüche in der Bohrungswand (vgl. Abschnitte 2.2.2 und 5.1) direkt im Restquerschnitt, also am Ort der größten Schubspannung τ_{12} , vor und können dort die Rissinitiierung begünstigen. Veränderungen an dieser Form der Schädigung können folglich insbesondere bei Schublaminate Ein-

fluss auf die Festigkeit nehmen. In Anbetracht des quasiisotropen Lagenaufbaus der vorliegenden Lamine, deren Zugfestigkeit maßgeblich durch die in Lastrichtung orientierten Fasern bestimmt wird (vgl. Diskussion in 4.4.1), bleibt der in Kapitel 5.1 dargestellte Schädigungszuwachs in diesem Bereich ohne erkennbare Wirkung auf die gemessene Festigkeit.

Die vorliegenden Ergebnisse zu einem quasiisotropen CFK-Gelege und die uneinheitlichen Darstellungen in der Literatur [73, 76, 97, 112, 117], lassen keine allgemeingültige Aussage zum Einfluss der Bearbeitung auf die Kerbzugfestigkeit von FVK zu. Es ist vielmehr so, dass Art und Aufbau der Lamine, geometrische Faktoren und die Belastungsrichtung mit berücksichtigt werden müssen. So zeigen z. B. Gewebelamine im Gegensatz zu Gelegen aufgrund der zweiachsigen Faserausrichtung eher rotationssymmetrische Delaminationen (vgl. Abschnitt 5.3.1) und damit sehr wahrscheinlich auch Schäden in Bereichen kritischer Belastung. Wie zuvor bereits ausgeführt, ist ferner zu berücksichtigen, wie groß der Beitrag der geschädigten Schicht zur Gesamtfestigkeit des Laminats in der jeweiligen Belastungsrichtung ist. Dazu zählt auch, dass das Verhältnis der Schädigungstiefe zur Laminatdicke von großer Bedeutung ist. Dünnere CFK-Strukturen sind bei vergleichbarer Delaminationsschädigung kritischer anzusehen als dickere.

Gegenüber der Zugfestigkeit des ungebohrten Laminats von rund 900 MPa (vgl. Abschnitt 4.2) weist das gebohrte Laminat mit rund 750 MPa eine um 17 % geringere Festigkeit auf. Dieser Festigkeitsverlust ist auf die durch das Bohrloch getrennten Fasern und die Spannungsüberhöhung am Bohrloch zurückzuführen und wird durch das Verhältnis des Bohrungsdurchmessers D zur beanspruchten Breite b mitbestimmt (vgl. Abschnitt 2.1.3). Es kann also festgehalten werden, dass im Falle einer reinen Zugbeanspruchung eines Bohrlochs in quasiisotropem FVK-Gelegen das Bohrloch selbst immer noch den größten Schaden für das Laminat darstellt und die vorliegende bearbeitungsinduzierte Schädigung eine untergeordnete Rolle einnimmt.

Statische Kerbbiegebeanspruchung

Durch das Einbringen der Bohrlöcher in die Vierpunktbiegeproben verändert sich das Versagensverhalten bei Biegebeanspruchung gegenüber dem ungebohrten Zustand von einem flächigen Delaminationsversagen hin zu einem Multilagenversagen im Restquerschnitt. Dies ist den lokal höheren Spannungen in Folge des reduzierten Querschnitts und der Kerbwirkung des Bohrlochs zuzuschreiben. Die Spannungsverteilung stimmt qualitativ mit der des Kerbzugversuchs gemäß Abbildung 93 überein. Jedoch wird unter Biegebelastung die lagenspezifische Spannungsverteilung vom Dehnungsgradienten über der Probendicke überlagert, was wiederum eine asymmetrische und unstetige Spannungsverteilung zur Folge hat. Die Verteilung der Normalspannung σ_x in Probenlängsrichtung und der Normalspannung σ_3 in Dickrichtung wird für ein Laminat aus M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} mit einer Decklagenorientierung $\lambda = 0^\circ$ in Abbildung 95 dargestellt.

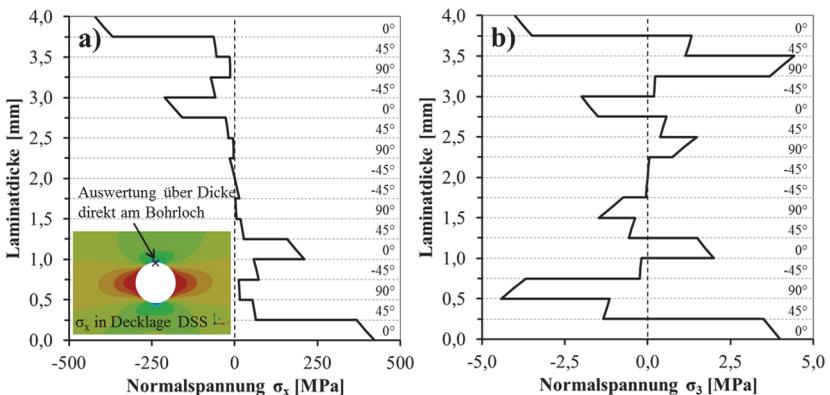


Abbildung 95: Spannungsverteilung über der Probendicke im Kerbgrund einer OHB-Probe ($b = 15$ mm, $D = 5,9$ mm) aus M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} ($\lambda = 0^\circ$):
a) Normalspannung σ_x , b) Normalspannung σ_3 . FEM, $\sigma_{\text{OHB}} = 100$ MPa.

Verglichen mit den ungebohrten Proben (vgl. Abbildung 56) und den Nennspannungen im Restquerschnitt sind die Spannungen am Kerbgrund rund doppelt so groß ($K_t^* \approx 2$), was auch der Größenordnung der für die Kerbzugbeanspruchung ermittelten Kerbfaktoren liegt, da das D/b -Verhältnis mit 0,39 nahezu identisch ist.

Die Erwartungshaltung, dass eine bereits vorliegende bearbeitungsinduzierte Delaminationsschädigung einem Delaminationsversagen unter Druckbeanspruchung zuträglich sein sollte, kann aufgrund des Bruchversagens im Restquerschnitt nicht bestätigt werden. Gleichzeitig tritt dadurch der Fall ähnlich wie bei den Kerbzugversuchen ein, dass bei einer Decklagenorientierung von 0° der Ort größter bearbeitungsinduzierter Schädigung nicht mit dem Ort maximaler Spannungen zusammenfällt (vgl. Abbildung 94a). Nichtsdestotrotz wurde aber gerade für diese Beanspruchungssituation eine Abhängigkeit der ermittelten Festigkeit von der Bearbeitung festgestellt (vgl. Abbildungen 85 und 90).

Die Beobachtung, dass sich das Bruchverhalten in den OHB-Versuchen mit steigendem Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$ von einem beidseitigen hin zu einem eher druckseitigen Versagen wandelt, kann als weiteres Indiz gewertet werden, dass der festgestellte Einfluss auf die Festigkeit im Zusammenhang mit der Schädigung am druckbelasteten Bohrungsaustritt steht.

Die nachfolgende Diskussion greift diese Aspekte auf und geht der Frage nach Einflussgrößen in der Versuchsführung, sowie der Wahl einer geeigneten Schädigungsgröße nach. Abschließend wird auf die Bedeutung des Lagenaufbaus eingegangen.

a) Material- und versuchsbedingte Einflüsse

Die materialspezifische Streuung des CFK-Werkstoffs ist bereits ohne den zusätzlichen Einfluss einer bearbeitungsinduzierten Schädigung sehr groß. Dazu sei zum einen auf die Untersuchungen im ungebohrten Zustand verwiesen (vgl. Abschnitt 4.2), wo im Falle der Vierpunktbelastung bereits relative Schwankungen der Festigkeit in der Größenordnung $\pm 7\%$ für AC-CFK bzw. bis zu $\pm 11\%$ für HP-CFK festgestellt wurden. Zum anderen zeigt die große Streuung der Festigkeit der Proben aus AC-CFK 194 g/m^2 [0/45/90/-45]_{3s} ohne nachweisbare Delaminationsschädigung aus Bohrerreihe B $\theta = 85^\circ$, dass der material- und probenspezifische Einfluss im gebohrten Zustand von enormer Bedeutung ist (vgl. Abbildung 90). Dies mögen einerseits versuchstechnische Faktoren, wie z. B. eine geringfügige Außermittigkeit der Bohrlöcher oder eine erhöhte Defektempfindlichkeit in Folge der Spannungsüberhöhung sein. Gleichzeitig deutet die geringer werdende Streuung mit zunehmender Delaminationsschädigung darauf hin, dass diese mehr und mehr zum festigkeitsbestimmenden Faktor wird.

b) Detektion und Beschreibung der Schädigung

Wie die kritische Bewertung der Methodik zur Delaminationsbewertung in Abschnitt 5.3.1 gezeigt hat, ist die optische Bestimmung des Delaminationsfaktors DF_A insbesondere bei kleinen Delaminationen ($DF_A \leq 15\%$) und strukturierten Oberflächen mit einer großen Unsicherheit behaftet. Die Quantifizierung der Delaminationsgröße mittels CT stellt hingegen die genaueste verfügbare Methode dar. Wie jedoch die exemplarischen Auftragungen der Kerbbiegefestigkeiten über dem computertomographisch ermittelten Faktor $DF_{A,\text{exit}}$ in Abbildung 96 zeigen, bleibt die Korrelation auch bei Verwendung der im CT ermittelten Werte sehr schwach und wird von der materialbedingten Festigkeitsstreuung überlagert. In Anbetracht der Tatsache, dass ein Festigkeitsabfall erst ab $DF_{A,\text{exit}} > 20\%$ (bei AC-CFK 194 g/m^2) sicher nachgewiesen werden kann, erscheint die optische Delaminationsbewertung ausreichend, da sie bei „großen“ Delaminationen ($DF_A \geq 15\%$) hinreichend aussagekräftige Werte liefert.

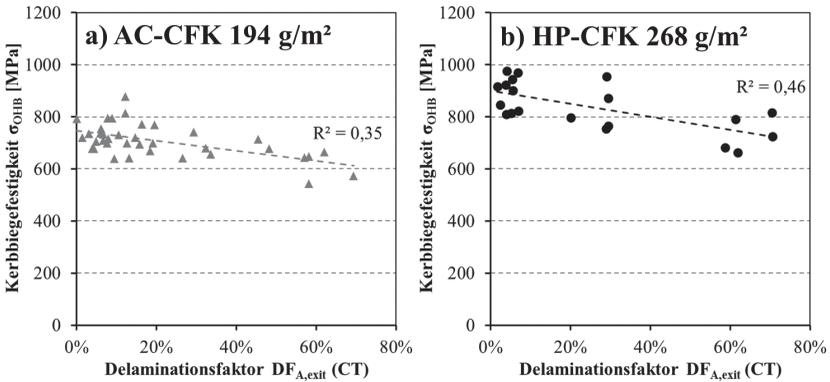


Abbildung 96: Kerbbiegefestigkeit ($\lambda = 0^\circ$) über dem computertomographisch ermittelten Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$ a) AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonfiguration B ($\theta = 70^\circ$ - 100°) b) HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$).

Es stellt sich ferner die Frage, ob der Faktor DF_A das Ausmaß der Delaminationschädigung hinreichend genau beschreibt. Dazu sind in Abbildung 97 Auftrugungen der Kerbbiegefestigkeit über den literaturbekannten Delaminationsfaktoren DF_A , DF_D , DF_{DA} und des in dieser Arbeit neu eingeführten Kennwerts DF_U gegenübergestellt. Dieser Vergleich erfolgt am Beispiel von AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 100^\circ$), da eine Auswertung von DF_U bei HP-CFK nicht sinnvoll möglich ist (vgl. Abschnitt 5.3.1). Auch bietet die gewählte Bohrserie das breiteste Spektrum an Delaminationen unterschiedlicher Größe.

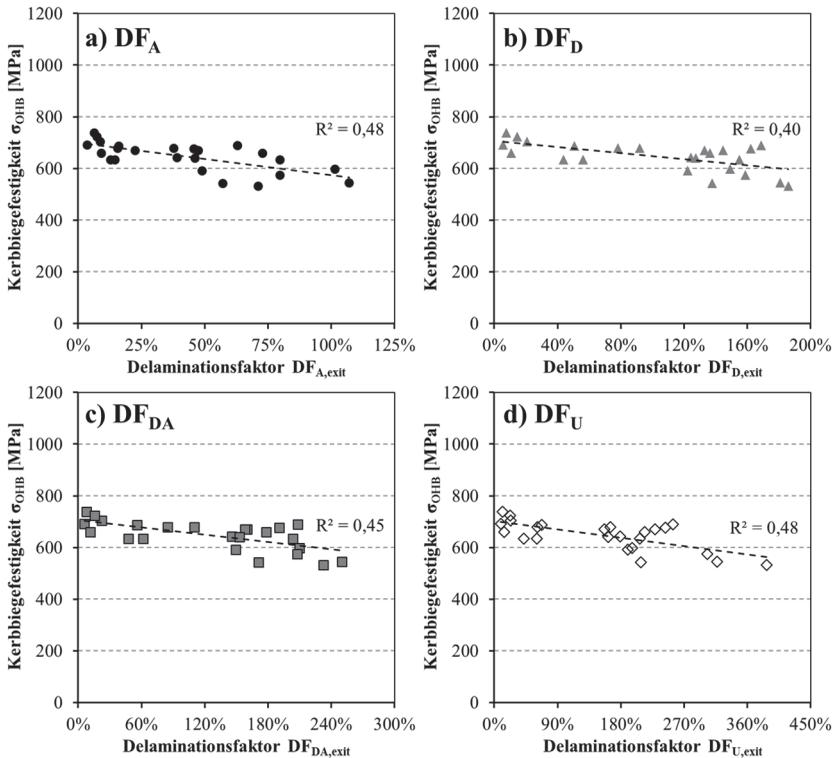


Abbildung 97: Korrelation der Kerbziegfestigkeit mit unterschiedlichen Delaminationsfaktoren. AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonfiguration B ($\theta = 100^\circ$).

Die Korrelation zwischen der gemessenen Festigkeit und den Delaminationsfaktoren bleibt in allen Fällen vergleichbar schwach, was sich an den sehr ähnlichen Bestimmtheitsmaßen R^2 zeigt. Wie bereits in Kapitel 5.3.1 ausgeführt, verhalten sich die Faktoren DF_D und DF_{DA} beim vorliegenden Material sehr ähnlich und haben nur eine geringe Aussagekraft zum tatsächlichen Ausmaß der Schädigung. Der in dieser Arbeit neu eingeführte umfangsgewichtete Delaminationsfaktor DF_U erscheint im Hinblick auf die Korrelation mit der Kerbziegfestigkeit gleichermaßen gut oder schlecht geeignet wie die etablierten

Faktoren, bietet hier aber keinen echten Mehrwert. Im Gegensatz zum Formfaktor f [103], der Bestandteil von DF_U ist (vgl. Gleichung (5.7)), erlaubt diese Kenngröße nun aber, Zusammenhänge zwischen bearbeitungsinduzierter Schädigung und Festigkeit herzustellen.

Bei Delaminationsfaktoren handelt es sich grundsätzlich um zweidimensionale Kenngrößen. Es erscheint aber nachvollziehbar, dass das geschädigte Volumen einer Delamination, also seine flächige Ausdehnung und zusätzlich seine Tiefe, von größerer Bedeutung für die Festigkeitsreduktion sein sollte. Zudem spielt es eine wesentliche Rolle, ob die Schädigung in mehr oder weniger stark beanspruchten Schichten des Laminats vorliegt. Daher soll nachfolgend der Versuch unternommen werden, ob durch eine zusätzliche Berücksichtigung der Schädigungstiefe und der Spannungsbeiträge der geschädigten Schichten eine bessere Korrelation zwischen Festigkeit und Delaminationsgröße erreicht werden kann. Die Gewichtungsfunktion lautet:

$$DF_{A,exit}(t_{del}) = \sum_{i=1}^n \frac{t_{i,del}}{t_{ply}} \frac{\sigma_{x,ply}}{\sigma_{b,wahr}} DF_{A,exit} \quad (6.2)$$

Darin ist n die Anzahl der von der Delaminationsschädigung betroffenen Schichten (im vorliegenden Fall max. 2). Der Quotient aus der Delaminationstiefe innerhalb der i -ten Schicht $t_{i,del}$ und der Einzellagendicke t_{ply} beschreibt die Schädigungstiefe in der Schicht. Zudem stellt der Quotient aus der höchsten lagenspezifischen Normalspannung $\sigma_{x,ply}$ und der wahren Randfaser-spannung $\sigma_{b,wahr}$ (entspricht $\sigma_{x,ply}$ der Decklage) den lagenspezifischen Gewichtungsfaktor dar. Das Produkt aus dem Tiefenfaktor und dem zweidimensionalen Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$ ist als Maß für das geschädigte Volumen innerhalb einer Schicht zu sehen. Der lagenspezifische Gewichtungsfaktor misst den betroffenen Schichten unterschiedliche Bedeutung hinsichtlich des geleisteten Beitrags zur Lastaufnahme bei. Als Spannungswerte werden die mittels FEM berechneten maximalen Normalspannungen σ_x gemäß Abbildung 95 und Abbildung 101 herangezogen. Demnach gilt für die Decklage (bei $\lambda = 0^\circ$) ein Gewichtungsfaktor von 1. Für tieferliegende Schichten liegt dieser in Abhängigkeit der Faserorientierung und Position über der Dicke stets < 1 . Dieser Ansatz wurde auf Basis der mittels CT ermittelten Delaminationsfaktoren

ren und Schädigungstiefen sowohl für HP-CFK 268 g/m² (Maschinenkonfiguration B, $\theta = 85^\circ$), als auch für AC-CFK 194 g/m² (Maschinenkonfiguration B, $\theta = 70^\circ$ - 100°) angewandt. Wie aus den Auftragungen in Abbildung 98 ersichtlich, bewirkt die Gewichtung nach Gleichung (6.2), dass der Delaminationsfaktor „kleiner“ Delaminationen durch die Gewichtung meist geringer wird, während „große“ aufgrund ihrer in die zweite Lage hineinreichenden Tiefe weiter erhöht werden.

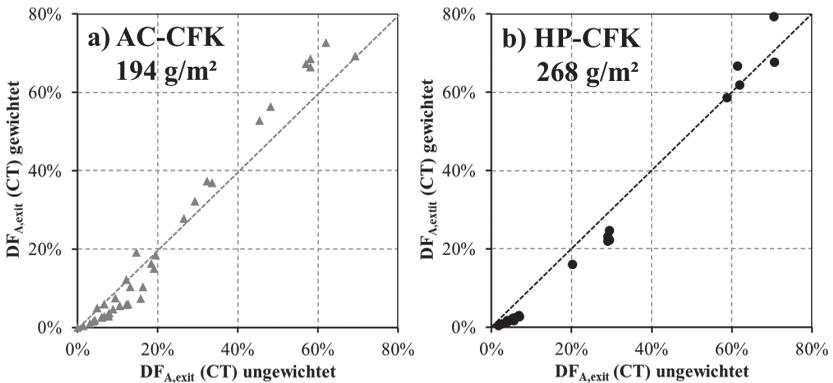


Abbildung 98: Auswirkung der Gewichtung nach Gleichung (6.2) auf den computertomographisch ermittelten Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$:

- AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonf. B ($\theta = 70^\circ$ - 100°)
- HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, Maschinenkonf. B ($\theta = 85^\circ$).

Die Kerbbiegefestigkeit ist über dem gewichteten Delaminationsfaktor in Abbildung 99 aufgetragen. Dazu konnten jedoch nur Proben herangezogen werden, zu denen sowohl eine CT-Aufnahme, als auch ein gültiges OHB-Versuchsergebnis vorlag. Da es sich dabei um dieselbe Datenbasis wie in Abbildung 96 handelt, sei zu Referenzzwecken auf diese verwiesen. Es wird deutlich, dass sich die Gewichtung kaum auf die Korrelation mit der Kerbbiegefestigkeit auswirkt, da nur sehr wenige der zugrunde liegenden Proben eine tiefergehende Delamination (2. Lage) aufweisen und die materialspezifische Streuung insbesondere bei kleinen Delamination sehr hoch ist.

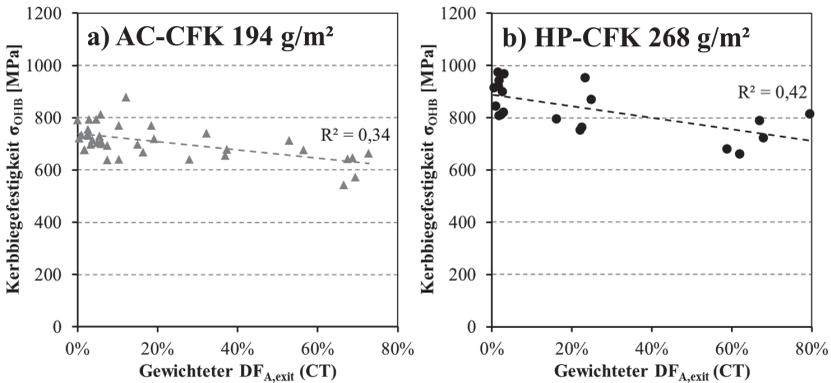


Abbildung 99: Kerbbiegefestigkeit ($\lambda = 0^\circ$) über dem computertomographisch ermittelten Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$ mit Gewichtung nach Gleichung (6.2) :
 a) AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, Maschinenkonf. B ($\theta = 70^\circ$ -100°)
 b) HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, Maschinenkonf. B ($\theta = 85^\circ$).

Letztlich ist es aber so, dass es aufgrund der Fehlorientierung zwischen Delaminationsschädigung und Ort der versagensrelevanten Maximalspannung in der meistbelasteten Decklage nicht zu erwarten ist, dass die Delaminationsgröße unmittelbar und alleinig für die Festigkeitsdegradation verantwortlich ist. In der Literatur finden sich Ansätze, bei denen eine vorhandene Delaminationsschädigung unter Zugbeanspruchung als Riss betrachtet wird und der Kerbwirkung des Bohrlochs hinzugerechnet wird, wodurch früheres Versagen infolge einer größeren Spannungsüberhöhung eintritt [110, 111]. Aufgrund der praktisch nicht gegebenen Ausdehnung der Delamination im Restquerschnitt, kann ein solcher Ansatz hier jedoch keine Anwendung finden. Der Delaminationsfaktor muss vielmehr als indirekter Kennwert für den Gesamtschädigungszustand des Bohrlochs verstanden werden. Mit steigendem Werkzeugstandweg treten auch weitere Schädigungsphänomene, wie Matrixrisse, Faserausrisse und Faserausbrüche, Faserschichtbrüche sowie eine thermische Schädigung der Matrix auf (vgl. Kapitel 2.2.2 und 5.1). Auch diese Schädigungsformen können zur Versagensinitiierung unter Belastung beitragen und dadurch das Festigkeitsverhalten mitbeeinflussen [100, 101].

Ferner lässt sich die Hypothese aufstellen, dass Delaminationen in den Decklagen dazu führen, dass die geschädigten Bereiche keinen signifikanten Beitrag zur Aufnahme der mechanischen Last mehr leisten und dadurch die Beanspruchung in den intakten Bereichen des Laminats zunehmen, wodurch das Versagen bei geringerer mechanischer Beanspruchung auftritt. Zur Überprüfung dieses Ansatzes wurden FEM-Simulationen durchgeführt, die jedoch zeigen, dass bei Delaminationen typischer Größe im vorliegenden Material ein solcher Schwächungseffekt nicht zum Tragen kommt. In Abbildung 100 wird dazu die Spannungsverteilung um das Bohrloch in den obersten drei Lagen einer (a) intakten OHB-Probe mit einer (b) „delaminierten“ Probe aus CFK M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} gegenübergestellt. Die Delamination wurde dabei überzeichnet durch das vollständige Entfernen der Decklage neben dem Bohrloch abgebildet. Um Spannungsspitzen infolge von Singularitäten zu vermeiden, wurde dieser Bereich mit einem isotropen Material vernachlässigbarer Steifigkeit ($E = 1 \text{ MPa}$) gefüllt. Die Delaminationsbreite wurde mit 4 mm kleiner als der Bohrdurchmesser gewählt, um eine Beeinflussung des Kerbspannungseffekts in der Decklage weitestgehend zu umgehen. Obwohl die Delaminationsfläche A_{del} mit 27,4 mm² ($DF_{A,\text{exit}} = 100 \%$) vergleichsweise hoch (vgl. Abschnitt 5.2) gewählt wurde und die Decklage in diesem Bereich vollständig entfernt wurde, können keine erhöhten Maximal- und Mittelspannungswerte in den übrigen Lagen des Laminats nachgewiesen werden. Auch die spezifische Biegesteifigkeit S erfährt dadurch keine erkennbare Veränderung. Sie liegt in beiden Fällen bei 1,71 N/mm⁵. Dieses Ergebnis deckt sich mit der experimentellen Beobachtung, dass keine Abhängigkeit zwischen S und $DF_{A,\text{exit}}$ gefunden werden konnte (vgl. Abbildung 86b und Abbildung 91b). Zu begründen sind diese Erkenntnisse mit der Lage der Delamination, welche in einem nur schwach belasteten Bereich des Laminats vorliegt, dessen Ausfall praktisch bedeutungslos erscheint. Dieser Nachweis unterstreicht nochmals, die vorangegangene Aussage, dass nicht die Delamination allein, sondern vielmehr der Gesamtschädigungszustand des Bohrlochs ursächlich für die nachgewiesene Festigkeitsabnahme ist. Insbesondere das Schädigungsphänomen der stufenförmigen Ausbrüche in den $\pm 45^\circ$ -Lagen (vgl. Diskussion Kerbzugversuche) sollte aufgrund der zusätzlichen Kerbwirkung im Restquerschnitt in künftigen Arbeiten größere Beachtung finden.

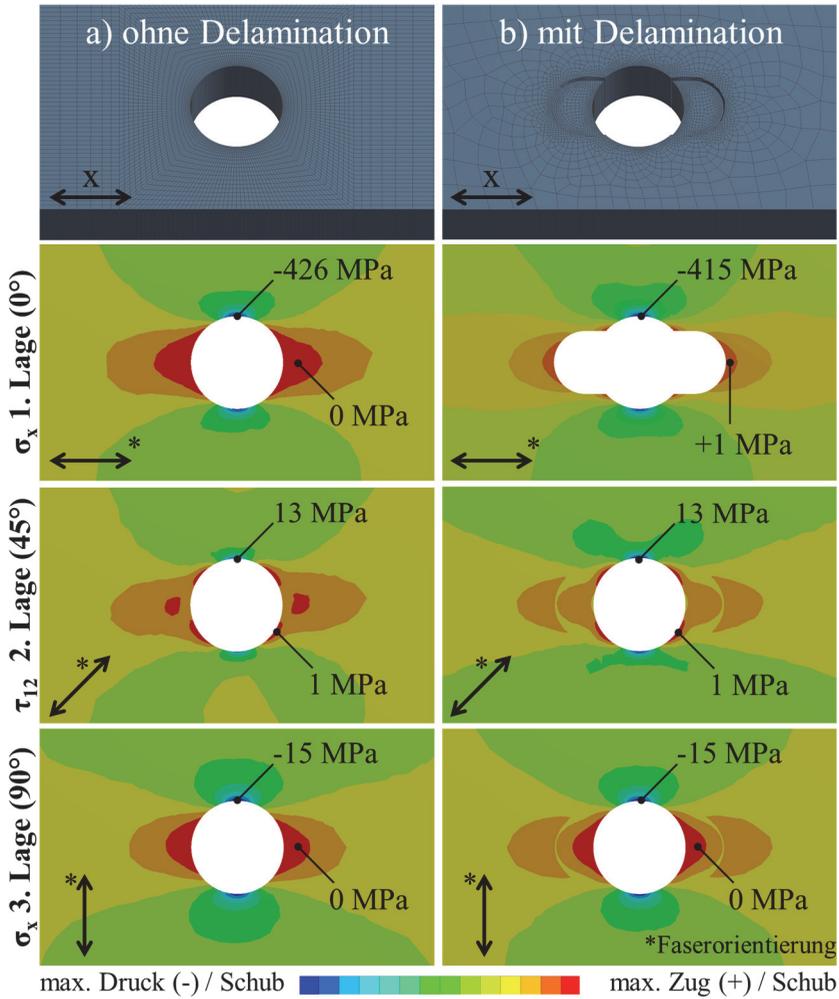


Abbildung 100: Spannungsverteilung am Bohrloch einer OHB-Probe ($b = 15 \text{ mm}$, $D = 5,9 \text{ mm}$) aus CFK M21/T800S 268 g/m^2 $[0/45/90/-45]_{2s}$ ($\lambda = 0^\circ$) mit/ohne Decklagendelamination am Bohrungsaustritt ($DF_{A,\text{exit}} = 100 \%$). FEM, $\sigma_{\text{OHB}} = 100 \text{ MPa}$.

c) Bedeutung des Lagenaufbaus

In den Kerbbiegeversuchen zeigte sich, dass der Festigkeitsverlust im Falle von (i) HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} ($\Delta\sigma_{\text{OHB}}(\text{i}) \approx 17\%$, vgl. Abbildung 85a) bei vergleichbarer Delaminationsgröße ($DF_{\Lambda, \text{exit}} \approx 50\%$) höher ausfällt als bei (ii) AC-CFK 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} ($\Delta\sigma_{\text{OHB}}(\text{ii}) \approx 10\%$, vgl. Abbildung 90b). Zudem konnte für den Fall einer (iii) Decklagenorientierung von 90° in HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} überhaupt keine Abhängigkeit der Festigkeit von der Delaminationsschädigung gefunden werden (vgl. Abbildung 85b). Diese Umstände lassen sich anhand des Lagenaufbaus erklären, sofern trotz der vorangegangenen kritischen Auseinandersetzung mit der Delaminationsschädigung davon ausgegangen wird, dass der oberflächennahe Schädigungsstatus das Festigkeitsverhalten signifikant mitbestimmt. Dazu sind in Abbildung 101 die Verteilungen der Normalspannungen in Probenlängsrichtung über der Dicke für die beiden obenstehenden Fälle (ii) und (iii) aufgetragen. Die Spannungen wurden an der höchstbelasteten Stelle im Kerbgrund des Bohrlochs im Restquerschnitt des FEM-Modells ausgewertet. Zu Referenzzwecken sei auf die Spannungsverteilung von (i) HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} in Abbildung 95 verwiesen.

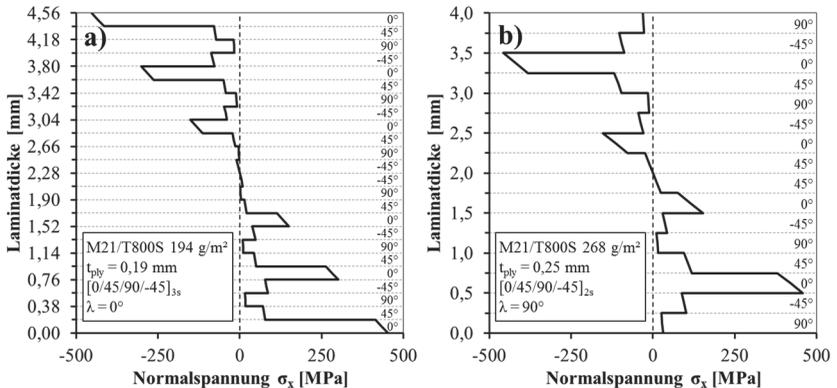


Abbildung 101: Verteilung der Normalspannung σ_x über der Probendicke im Kerbgrund einer OHB-Probe aus CFK M21/T800s a) 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s}, b) 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} ($\lambda = 90^\circ$). FEM, $\sigma_{\text{OHB}} = 100$ MPa.

Betrachtet wird zunächst das quasiisotrope Laminat M21/T800S 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} mit geringerer Einzellagendicke ($t_{ply} = 0,19$ mm), aber höherer Gesamtdicke ($t_{nom} = 4,6$ mm) in Abbildung 101a. Die Form der Spannungsverteilung ist mit der von M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} (vgl. Abbildung 95) bei gleicher Decklagenorientierung ($\lambda = 0^\circ$) vergleichbar, jedoch auf mehr Schichten verteilt. Die Maximalspannung in der Randfaser ist aufgrund des geringeren effektiven Biegemoduls dieses Laminats (vgl. Tabelle 5) sogar etwas höher (452 MPa anstatt 426 MPa bei $\sigma_{OHB} = 100$ MPa). Dennoch leistet in diesem Fall die Decklage einen geringeren Beitrag zur Gesamtfestigkeit und -steifigkeit des Laminats, da sie im Verhältnis zum Gesamtlaminat weniger Spannungen aufnimmt. Der Spannungsanteil einer Decklage, berechnet nach Gleichung (4.1), beträgt in M21/T800S 194 g/m² [0/45/90/-45]_{3s} rund 19 %, während dieser in M21/T800S 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} mit rund 26 % deutlich höher liegt. Berücksichtigt man nun, dass sich die bearbeitungsinduzierte Schädigung primär auf diese eine hochbelastete Lage auswirkt, so erklärt sich, weshalb ihr Einfluss in AC-CFK 194 g/m² geringer ausfällt. Betrachtet man das um 90° gedrehte Laminat in Abbildung 101b, so wird ersichtlich, dass hier eine geschädigte Decklage ohnehin nur einen vernachlässigbaren Beitrag zur Spannungsaufnahme (gerade einmal 1,8 %) und damit zur Festigkeit des Laminats leistet (vgl. Diskussion zur Kerbzugbeanspruchung). Folglich ergibt sich in diesem Fall kein erkennbarer Einfluss auf die gemessene Festigkeit.

Diese Ergebnisse zeigen einmal mehr, dass dem Lagenaufbau und der Art und Richtung der Beanspruchung eine besondere Bedeutung hinsichtlich der Defektempfindlichkeit von FVK zukommt. Diese Aspekte müssen bei Bewertungen zum Einfluss vorliegender Schädigungen auf das mechanische Verhalten grundsätzlich mitberücksichtigt werden. Gleichzeitig bedeutet dies aber auch, dass über einen wohlbedachten Lagenaufbau der Einfluss der Bearbeitung minimiert werden kann. So erscheint es in Anbetracht der Erkenntnisse zur Biege(druck)beanspruchung vorteilhaft, Lamine mit geringer Einzellagendicke im Verhältnis zur Gesamtlaminatdicke einzusetzen und diese zusätzlich mit einer nicht tragenden „Opferlage“ zu versehen, deren Schädigung bei der Zerspannung ohne nennenswerte Wirkung für das Verhalten des Laminats unter Belastung bleibt.

6.3 Ermüdungsverhalten unter Biegeschwellbeanspruchung

In den vorangegangenen Kapiteln wurde der Nachweis eines kritischen Einflusses der bearbeitungsinduzierten Schädigung auf die statische Kerbbiegefestigkeit erbracht. Es stellt sich nun im Weiteren die Frage, inwieweit sich diese unter dynamischer Beanspruchung auf die Lebensdauer gebohrter CFK-Lamine auswirkt. Dazu wurden Proben nach unterschiedlichem Bohrerstandweg und folglich unterschiedlich stark ausgeprägter Delamination in der in Abschnitt 3.7 beschriebenen Weise unter zyklischer Biegeschwellbeanspruchung geprüft. Es handelt sich wie bei den statischen OHB-Versuchen um Proben aus HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s} mit $\lambda = 0^\circ$, die in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$) gebohrt wurden. Die nachfolgenden Auswertungen beruhen teilweise auf den von Grudenik im Rahmen seiner Masterarbeit durchgeführten Versuchen [145]. Zur besseren statistischen Absicherung der Erkenntnisse wurden die Versuchsreihen um weitere Proben ergänzt. Die Einzelergebnisse aller Ermüdungsversuche sind in Tabelle 18 im Anhang dieser Arbeit aufgelistet.

Auswertung nach Wöhler

Die Proben wurden mit $R = 0,1$ bei drei verschiedenen Durchbiegungen ($s_{\max} = 9,2 / 8,5 / 8,0$ mm) bis zu einem Steifigkeitsverlust von $\Delta S = 20\%$ bzw. bis maximal 10^7 Lastwechsel zyklisiert. Um den Einfluss der Bearbeitung auf die ermüdungsbedingte Steifigkeitsdegradation in unterschiedlichen Stadien der Schädigungsentwicklung zu bewerten, werden zudem weitere Steifigkeitskriterien bei $\Delta S = 5/10/15\%$ betrachtet. Die Auftragung der ertragenen Lastwechsel bis zum Eintritt dieser Kriterien mündet in Wöhlerdiagramme, wie sie in Abbildung 102 dargestellt sind. Dabei werden die Datenpunkte der einzelnen Probekörper nach der Standzeit des zur Locheinbringung verwendeten Werkzeugs kategorisiert. Mit Verweis auf Abbildung 68 in Kapitel 5.2 sei angemerkt, dass die Bohrungen mit $L_f \leq 0,15$ m einen Delaminationsfaktor $DF_{A,\text{exit}}$ von 7 - 13 % aufwiesen, während für die Proben mit $L_f \approx 1,4$ m gilt:

$40\% \leq DF_{A,exit} \leq 70\%$. Die eingezeichneten logarithmischen Trendlinien markieren den Verlauf der Mittelwerte je Durchbiegungsniveau für beide Verschleiß- bzw. Schädigungszustände.

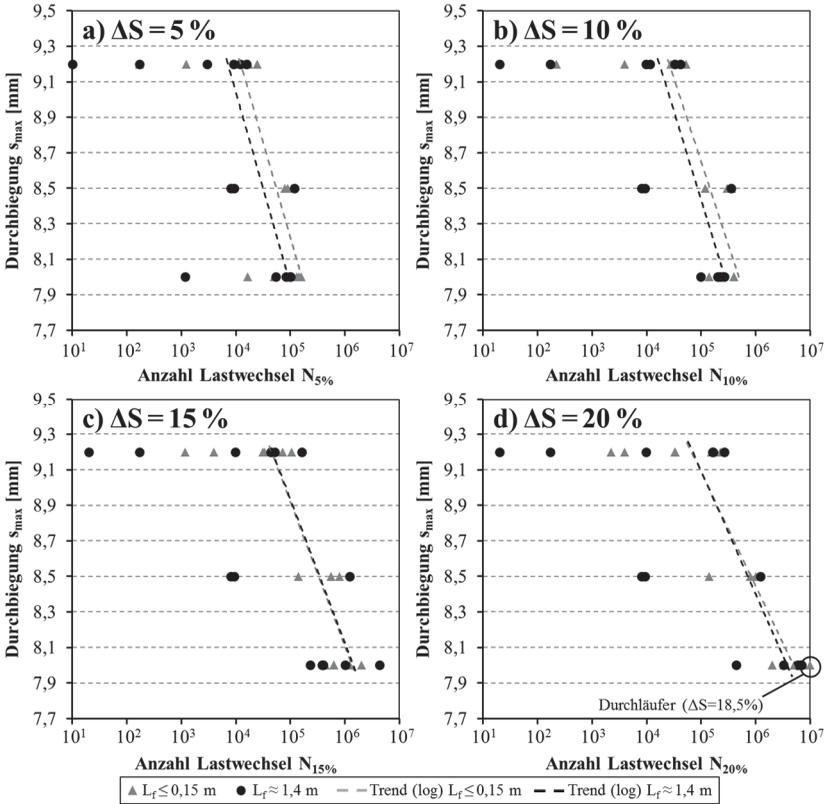


Abbildung 102: Wöhlerdiagramme Durchbiegung vs. Lastwechselzahl (logarithmisch) der dynamischen Kerbbiegeversuche ($R = 0,1$) für a) $\Delta S = 5\%$, b) $\Delta S = 10\%$, c) $\Delta S = 15\%$, d) $\Delta S = 20\%$ inkl. Trendlinien der Mittelwerte je Durchbiegung $s_{max} = 9,2/8,5/8,0\text{ mm}$ für $L_f \leq 0,15\text{ m}$ und $L_f \approx 1,4\text{ m}$.

Aus Abbildung 102 kann entnommen werden:

- Erwartungsgemäß geht die Abnahme der Durchbiegungsamplitude mit einer Verlängerung der durchschnittlichen Lebensdauer bis zum Erreichen der vier betrachteten Steifigkeitskriterien einher. Für das Abbruchkriterium $\Delta S = 20\%$ liegt die Lastwechselzahl bei $s_{\max} = 9,2\text{ mm}$ im Mittel bei rund 10^5 , während die Proben bei $s_{\max} = 8,5\text{ mm}$ rund 10^6 Zyklen ertrugen. Bei $s_{\max} = 8,0\text{ mm}$ liegen die Mittelwerte in einer Größenordnung von $5 \cdot 10^6$. Dabei erreichte eine Probe das Abbruchkriterium von 10^7 Lastwechsel noch vor dem Steifigkeitskriterium $\Delta S = 20\%$ ("Durchläufer").
- Generell liegt eine sehr große Streuung der LWZ über mehrere Größenordnungen vor. Insbesondere bei $s_{\max} = 9,2\text{ mm}$ umfasst das Streuband bis zu sechs Zehnerpotenzen (vgl. d) $L_f \approx 1,4\text{ m} / \Delta S = 20\%$). Mit abnehmender Durchbiegungsamplitude nehmen die Unterschiede zwischen den einzelnen Proben relativ gesehen ab, wenngleich die absolute Spannweite größer wird. Die Streubereiche der Lebensdauern der Proben beider Versuchsreihen mit unterschiedlicher Bearbeitungsgüte überschneiden sich auf allen drei Lasthorizonten.
- Aus der Lage der beiden Trendlinien zueinander wird deutlich, dass die Steifigkeitskriterien $\Delta S = 5\%$ (a) und $\Delta S = 10\%$ (b) im Mittel bei stark geschädigten Bohrlöchern auf allen Lastniveaus früher erreicht werden als bei hoher Bearbeitungsgüte. Bei Betrachtung der hohen Steifigkeitsverluste $\Delta S = 15\%$ (c) und $\Delta S = 20\%$ (d) geht dieser Unterschied verloren.

Der letztgenannte Punkt wird durch die Auftragung der mittleren Lebensdauer über die gemittelten Delaminationsfaktoren $DF_{A,\text{exit}}$ der beiden Kategorien in Abbildung 103 nochmals sehr viel deutlicher. Zusätzlich wird das Verhältnis ΔN der gemittelten Lebensdauern zueinander angegeben, für das exemplarisch für $\Delta S = 20\%$ gilt:

$$\Delta N = \frac{\bar{N}_{20\%}(L_f \approx 1,4\text{ m}) - \bar{N}_{20\%}(L_f \leq 0,15\text{ m})}{\bar{N}_{20\%}(L_f \leq 0,15\text{ m})} [\%] \quad (6.3)$$

Dabei ist \bar{N} der Mittelwert der Lebensdauern aller Proben gleicher Kategorie für die jeweilige Durchbiegungsamplitude.

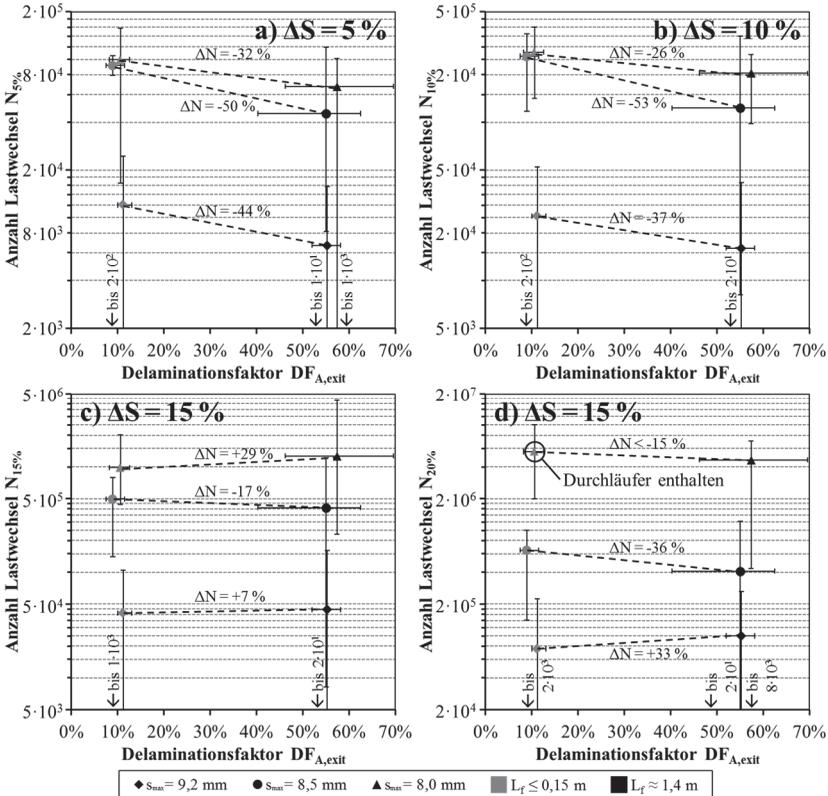


Abbildung 103: Durchschnittlich ertragene Lastwechselzahl (logarithmisch) über dem Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$ bei $s_{max} = 9,2 / 8,5 / 8,0 \text{ mm}$ bis zum Erreichen von a) $\Delta S = 5\%$, b) $\Delta S = 10\%$, c) $\Delta S = 15\%$, d) $\Delta S = 20\%$.

Anhand der in Abbildung 103a und b angegebenen Werte von ΔN zeigt sich, dass die Steifigkeitsverluste bis $\Delta S = 10\%$ auf allen drei Lastniveaus im Mittel teilweise bei nur der halben LWZ eintreten, wenn die Proben mit einem Bohrer hoher Standzeit gebohrt und dadurch stärker geschädigt wurden. Dies deutet

auf einen Einfluss der Bearbeitungsgüte auf die frühe Ermüdungsschädigung unter dynamischer Biegebeanspruchung hin. Bei Betrachtung großer Steifigkeitsverluste $\Delta S \geq 15\%$ (Abbildung 103c und d) treten indes mitunter umgekehrte Verhältnisse (ΔN positiv) auf. Der Bearbeitungseinfluss scheint an Bedeutung zu verlieren. Es wird auch nochmals deutlich, dass in allen Fällen eine Überschneidung der Streubereiche zwischen den beiden Standwegkategorien vorliegt. Auch sei darauf hingewiesen, dass das spontane Versagen einzelner Proben bei $s_{\max} = 9,2$ mm in Anbetracht der geringen Probenanzahl großen Einfluss auf diese Mittelwertbetrachtung nimmt.

In Abbildung 104 werden die Ermüdungsversuche einer Auswertung nach Wöhler unterzogen, bei der auf der Ordinate nicht die aufgeprägte Durchbiegung der wegkontrollierten Versuche aufgetragen ist, sondern die Kerbbiegespannung $\sigma_{\text{OHB,max}}$, die sich aus der initialen Oberkraft zu Beginn der Zyklisierung nach Gleichung (3.22) berechnet. Diese Auswertung berücksichtigt auch materialspezifische und geometrische Unterschiede der einzelnen Proben. Aus Gründen der Übersichtlichkeit werden in Abbildung 104 lediglich die Mittelwerte und Streubalken für die einzelnen Kategorien dargestellt. Es wird deutlich, dass die Höhe der Spannungen innerhalb eines konstanten Durchbiegungsniveaus mit Schwankungen in einem Streubereich von bis zu ± 50 MPa behaftet ist. Die entspricht einer relativen Abweichung von bis zu 8 % und liegt damit in der Größenordnung der in den statischen OHB-Versuchen beobachteten Festigkeits- (vgl. Abbildung 85a, innerhalb eines UP bzw. um die Trendlinie) und Steifigkeitsstreuung (vgl. Abbildung 86b) für HP-CFK 268 g/m² [0/45/90/-45]_{2s}, gebohrt in Maschinenkonfiguration B ($\theta = 85^\circ$). Wie aus der Lage der Mittelwerte und Trendlinien in Abbildung 104a und b ersichtlich, bleibt auch bei dieser Auswertung die Tendenz erhalten, dass geringe Steifigkeitsverluste von $\Delta S = 5\%$ bei vorgeschädigten Proben im Mittel bei geringerer LWZ erreicht werden. In Abbildung 104b und d bestätigt sich hingegen, dass ein solcher Zusammenhang für eine weit vorangeschrittene Ermüdungsschädigung zumindest für hohe Beanspruchungsgrade ($s_{\max} = 8,5/9,2$ mm) nicht mehr nachgewiesen werden kann.

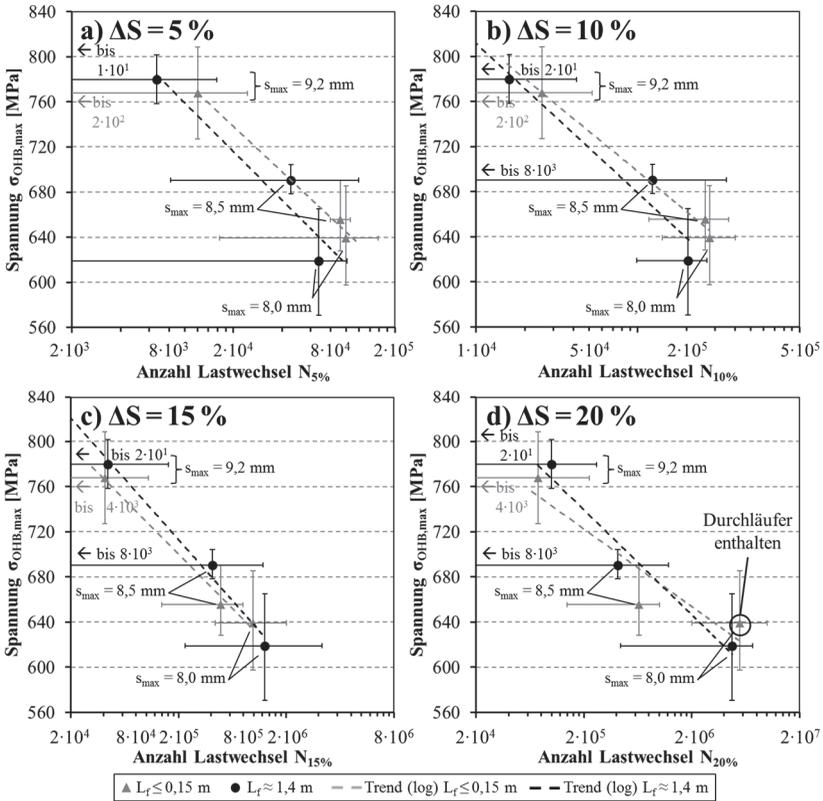


Abbildung 104: Wöhlerdiagramm nominelle Kerbbiegespannung vs. Lastwechselzahl (logarithmisch) der durchbiegungsgeregelten, dynamischen Kerbbiegeversuche ($R = 0,1$) für a) $\Delta S = 5\%$, b) $\Delta S = 10\%$, c) $\Delta S = 15\%$, d) $\Delta S = 20\%$.

Einteilung der Versagensbilder

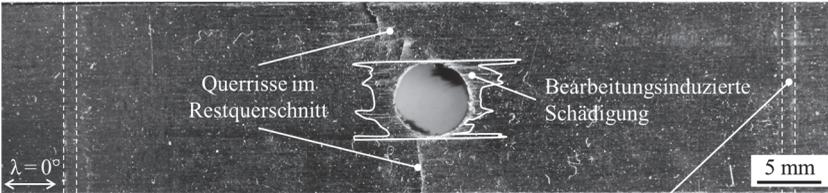
In den Ermüdungsversuchen unter Biegeschwellbeanspruchung traten im Wesentlichen zwei grundsätzlich verschiedene Versagensbilder auf: Das Multilagen- (MLV) und das Delaminationsversagen (DV), sowie Mischformen der beiden Kategorien. Deren Auftreten kann direkt mit der ertragenen LWZ bis $\Delta S = 20\%$ und dem Durchbiegungsniveau s_{\max} in Zusammenhang gebracht werden. Eine grobe Einteilung des Ermüdungsversagens ist in Tabelle 15 gegeben (siehe auch Tabelle 18 im Anhang).

Tabelle 15: Einteilung der Versagensarten in den dynamischen OHB-Versuchen.

s_{\max} [mm]	Versagensart	$N_{20\%}$
9,2 / 8,5	reines Multilagenversagen (MLV)	$\leq 10^4$
9,2 / 8,5	MLV-dominiertes Mischversagen (MLV/DV)	10^4 bis 10^5
8,5 / 8,0	DV-dominiertes Mischversagen (DV/MLV)	10^5 bis 10^6
8,5 / 8,0	reines Delaminationsversagen (DV)	$\geq 10^6$

Bereits bei makroskopischer Betrachtung der Druckspannungsseiten nach Erreichen den Abbruchkriteriums $\Delta S = 20\%$ kann eine grobe Einteilung der Schädigungskategorien erfolgen. Wie in Abbildung 105a dargestellt, ist das MLV durch Faserbrüche in der Decklage im Bereich des Restquerschnitts neben dem Bohrloch gekennzeichnet. Beim DV (b) treten hingegen ausgehend vom Bohrlochrand Zwischenfaserbrüche in der Decklage auf, die als Risse entlang der Probenlängsachse zu erkennen sind. In beiden Fällen ist makroskopisch kein offensichtlicher Zusammenhang zwischen der bearbeitungsinduzierten Delamination und der Ermüdungsschädigung erkennbar.

a) Probe mit Multilagenversagen (MLV)



b) Probe mit Delaminationsversagen (DV)

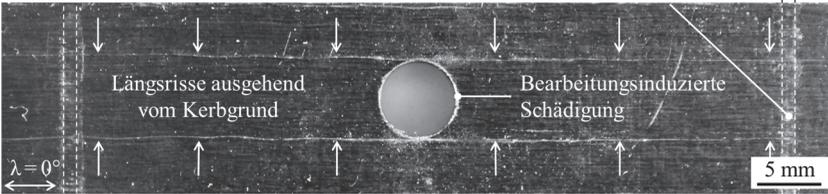


Abbildung 105: Makroskopischer Vergleich der Erscheinungsformen des a) Multilagen- und b) Delaminationsversagens auf den Druckspannungsseiten der Proben.

Anhand von computertomographischen Analysen konnte das Ermüdungsversagen genauer charakterisiert werden. In Abbildung 106 sind beispielhaft Schnittbilder einer Probe dargestellt, die im MLV versagte. Es zeigt sich, dass sich die Ermüdungsschädigung im reinen MLV ausschließlich auf den Restquerschnitt der Probe begrenzt. Dort tritt das Versagen ausgehend von der Druckspannungsseite der Kerbbiegeproben auf und erstreckt sich in der Tiefe über mehrere Lagen. Dabei treten sowohl Anteile von translaminaren Rissen mit Faserbrüchen (0° - und $\pm 45^\circ$ -Lagen) und Zwischenfaserbrüchen (90° -Lagen) auf. Zudem liegen im geringen Maße Schichtablösungen vor, die beim Bruch der Proben und durch Ausknicken der Fasern entstanden sind. Das Schädigungsbild ist damit dem in den statischen OHB-Versuchen Beobachteten sehr ähnlich (vgl. Abbildungen 88 und 89).

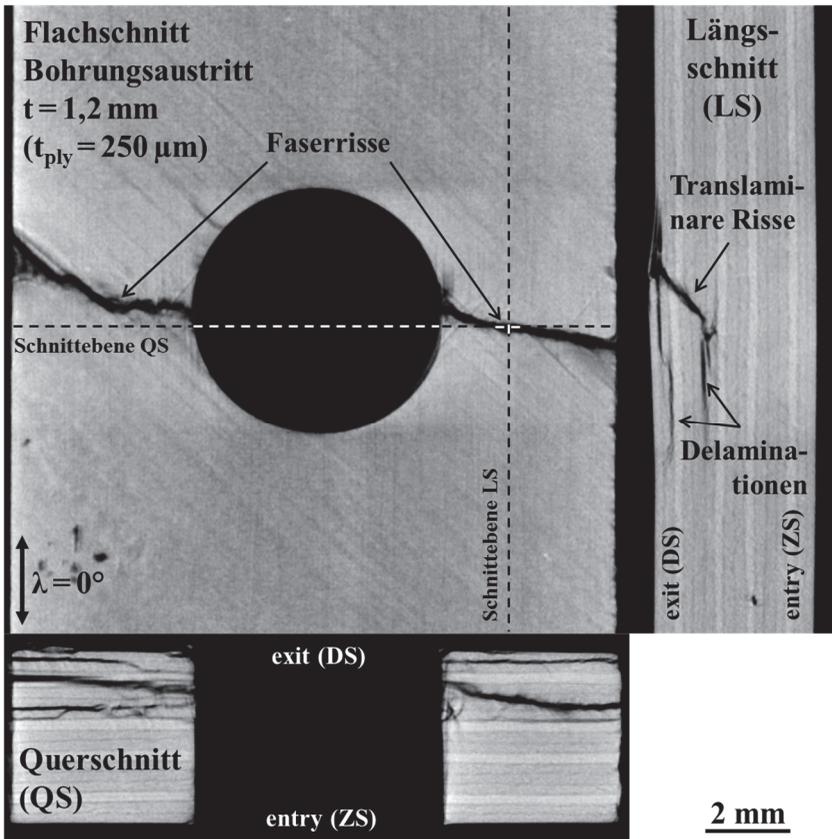


Abbildung 106: Schnitte durch ein CT-Volumen einer ermüdeten OHB-Probe mit MLV.
Probe Nr. 32 ($DF_{\text{exit}} = 40 \%$, $S_{\text{max}} = 8,5 \text{ mm}$, $L_f \approx 1,4 \text{ m}$, $N_{20\%} = 9,3 \cdot 10^3$).

Wie aus Abbildung 107 hervorgeht, treten beim DV Delaminationen zwischen der Decklage und der darunterliegenden 45° -Lage sowohl auf der Druck- als auch auf der Zugspannungsseite der Proben auf. Dabei handelt es sich im Gegensatz zur bearbeitungsbedingten Delaminationsschädigung tatsächlich um interlaminare Risse zwischen den Lagen. Diese sind in ihrer Breite weitestgehend durch den Bohrl Lochdurchmesser begrenzt. Bei Proben, die ein reines DV

aufweisen, erreichte die Delamination auf der Druckspannungsseite eine Ausdehnung entlang der Probenachse, die teilweise bis über die Kontaktstellen der Druckrollen (54 mm) hinausgeht. Dies wird bereits aus Abbildung 105 deutlich, da die oberflächlich erkennbaren Risse eine Eingrenzung der darunterliegenden Delamination erlauben. In seltenen Fällen konnten auch Delaminationen zwischen der zweiten und dritten Lage festgestellt werden.

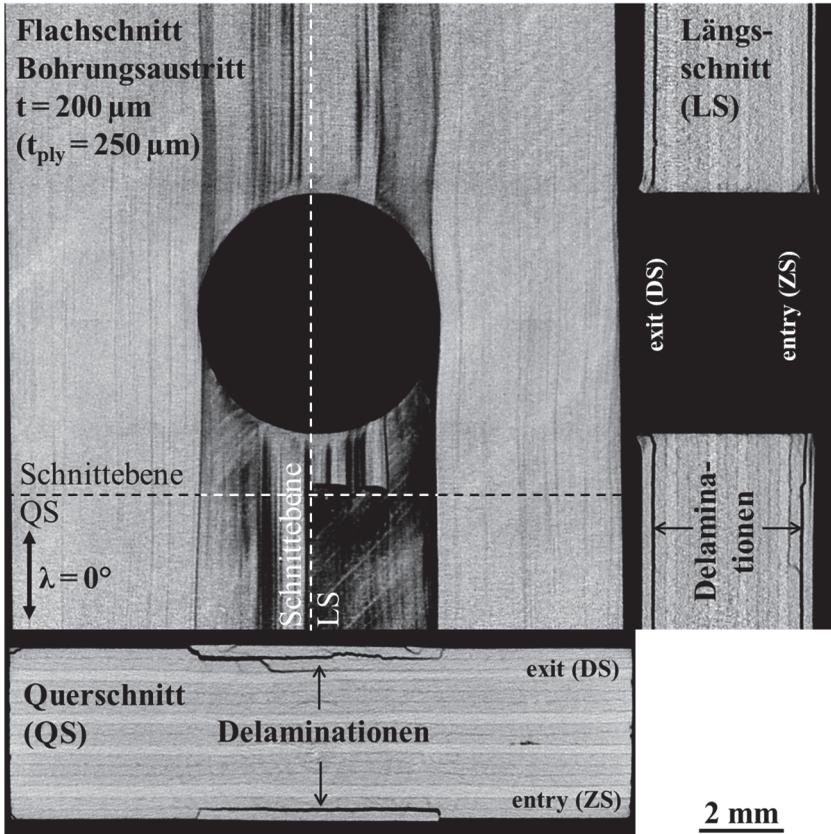


Abbildung 107: Schnitte durch ein CT-Volumen einer ermüdeten OHB-Probe mit DV.
 Probe Nr. 63 ($DF_{\text{exit}} = 10\%$, $S_{\text{max}} = 8,0\text{ mm}$, $L_f \leq 0,15\text{ m}$, $N_{20\%} = 5,1 \cdot 10^6$).

Auch die während der Versuche aufgezeichneten Kraftverläufe, die auch zur Detektion des Steifigkeitsverlustes herangezogen wurden, liefern einen Hinweis auf das zu erwartende Schädigungsbild. In Abbildung 108 werden exemplarisch einige Auftragungen der Steifigkeiten bzw. Oberkräfte über der LWZ für jedes charakteristische Schädigungsbild gezeigt. Die Kräfte werden dabei auf ihren Höchstwert während der ersten 100 Belastungszyklen bezogen. Aus Abbildung 108 geht hervor, dass die Entstehung eines MLV von einem spontanen Kraftabfall begleitet wird. Dieser ist auf den Bruch von lasttragenden Fasern in den Lagen des Restquerschnitts zurückzuführen. Beim reinen MLV (a) geht dabei innerhalb sehr weniger Zyklen die Steifigkeit der Probe so stark verloren, dass das Ermüdungskriterium $\Delta S = 20\%$ spontan erreicht wird. Beim DV (d) tritt hingegen ein kontinuierlicher Steifigkeitsverlust auf, was auf ein stabiles Risswachstum der Delaminationen hindeutet. Die Degradationsgeschwindigkeit nimmt dabei stetig ab und die Oberkraft nähert sich asymptotisch dem Ermüdungskriterium bei 80 % ihres ursprünglichen Wertes an. Bei den Mischformen (Abbildung 108b und c) treten indes neben dem interlamina- ren Risswachstum immer wieder spontane Schadensereignisse im Restquerschnitt auf (MLV), die nicht zwangsläufig einen ausreichend großen Steifigkeitsverlust zum Erreichen des Abbruchkriteriums zur Folge haben müssen.

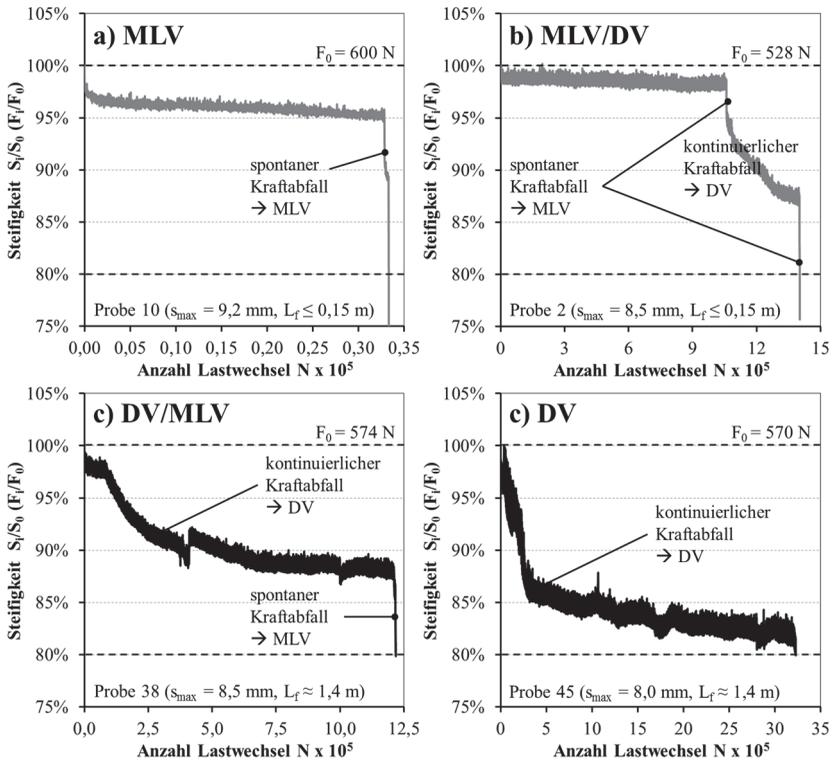


Abbildung 108: Beispiele für typische Kraftverläufe in den (Kerb-)Biegemüdigkeitsversuchen, unterteilt nach Erscheinungsform der Schädigung: a) Multilagenversagen (MLV), b) MLV-dominiertes Mischversagen (MLV/DV), c) DV-dominiertes Mischversagen (DV/MLV), d) Delaminationsversagen (DV).

Abschließend kann hinsichtlich dem Schädigungsverhalten der Proben festgehalten werden, dass das Auftreten der unterschiedlichen Versagensbilder nicht mit dem Grad der bearbeitungsinduzierten Schädigung in Verbindung gebracht werden kann. Alle beschriebenen Ermüdungsphänomene traten sowohl bei Proben mit hoher Bohrlochqualität ($L_f \leq 0,15$ m), als auch signifikanter Bearbeitungsschädigung ($L_f \approx 1,4$ m) gleichermaßen auf (vgl. Tabelle 18 im Anhang). Entscheidender für den Schädigungsverlauf ist vielmehr die Höhe der Beanspruchung.

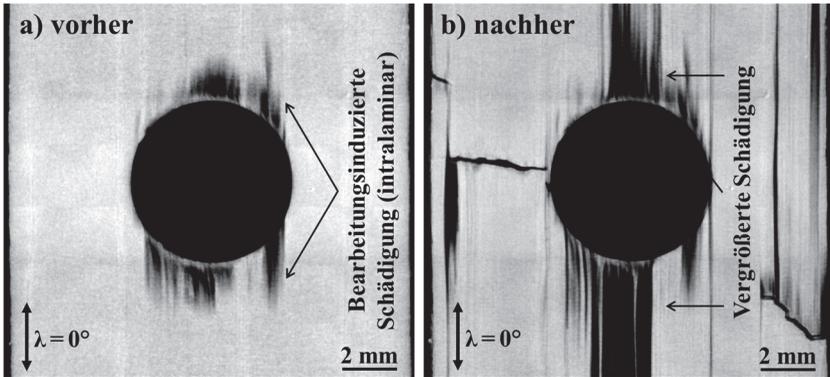


Abbildung 109: Vergleich der intralaminaren ($t = 100 \mu\text{m}$ bei $t_{\text{ply}} = 250 \mu\text{m}$), bearbeitungsinduzierten Schädigung vor und nach der Zyklisierung bis $\Delta S = 20\%$. CT, Probe Nr. 38 ($DF_{\text{exit}} = 62\%$, $s_{\text{max}} = 8,5$ mm, $L_f \approx 1,4$ m, $N_{20\%} = 1,2 \cdot 10^6$, DV/MLV).

Wie in Abbildung 109 exemplarisch dargestellt, konnte in manchen Fällen eine Vergrößerung der bearbeitungsinduzierten, intralaminaren Schädigung von vorgeschädigten Proben bei geringen Durchbiegungen ($s_{\text{max}} = 8,0 / 8,5$ mm) beobachtet werden. Dies lässt einen direkten Zusammenhang zwischen Bearbeitung und Ermüdenserhalten im Falle von DV-dominierten Versagen vermuten.

6.4 Diskussion zum Ermüdungsverhalten

Die wesentlichen Erkenntnisse aus den dynamischen Vierpunktbiegeversuchen gebohrter CFK-Lamine lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Unabhängig von der Beanspruchungshöhe (S_{\max}) erfahren bearbeitungsbedingt vorgeschädigte Proben im Mittel einen früheren initialen Abfall der Steifigkeit bis $\Delta S = 10\%$. Im weiteren Schädigungsverlauf lässt sich dieser Zusammenhang nicht mehr erkennen.
- Es liegt allgemein eine sehr hohe Streuung mit überschneidenden Streubereichen zwischen den Lebensdauern gebohrter Proben hoher und niedriger Bohrlochqualität vor.
- Die Art der Ermüdungsschädigung wird im Wesentlichen durch die Höhe der Beanspruchung bestimmt. Beim sogenannten Multilagenversagen (MLV) bei hohen Durchbiegungen sind vergleichbar zum statischen Bruchverhalten der OHB-Proben keine Zusammenhänge zwischen der bearbeitungsinduzierten Schädigung und dem Ermüdungsbruch ersichtlich. Beim Delaminationsversagen (DV) bei geringer Beanspruchung gibt es Hinweise auf eine Vergrößerung der intralaminaren Bearbeitungsschädigung in der Decklage.

Die werkstoff- und versuchsbedingten Einflüsse wurden bereits für die statische Kerbbiegefestigkeit ausgegiebig in Abschnitt 0 diskutiert und gelten hier entsprechend. Es sei jedoch noch angemerkt, dass davon ausgegangen werden kann, dass die in HP-CFK vorliegende Porsosität in den Ermüdungsversuchen eine untergeordnete Rolle spielt, da insbesondere das Delaminationsversagen auf die äußeren Lagen begrenzt ist, welche in den verwendeten Laminaten grundsätzlich porenfrei vorliegen.

Statistische Signifikanz

In Anbetracht der überschneidenden Streubereiche und der limitierten Probenanzahl ist der festgestellte Einfluss der Bearbeitung auf das initiale Ermüdungsverhalten unter Biegeschwellbeanspruchung zunächst nur als

Tendenz einzustufen. Das Ermüdungsverhalten von FVK unterliegt im Allgemeinen recht großen Streuungen, die durch äußere Einflüsse der Probenentnahme und Versuchsführung, dem „Zufallscharakter“ des Schädigungsverlaufes, sowie materialspezifische Schwankungen begründet ist [4]. Es bedarf folglich probabilistischen Auswertemethoden und einer ausreichend hohen Anzahl an Versuchen, um den Einfluss statistisch abgesichert zu belegen. Ein möglicher Ansatz stellt die Betrachtung der Überlebenswahrscheinlichkeit dar, für die gilt [4]:

$$P_u = \frac{3m-1}{3n+1} [\%] \quad (6.4)$$

Dabei ist m die Position der Probe in der Reihenfolge absteigender Lebensdauern und n die Probenanzahl. Aus einem linearen Fit in einem Gauss'schen Wahrscheinlichkeitsnetz kann die Lastwechselzahl einer bestimmten Überlebenswahrscheinlichkeit entnommen werden. Dazu wird im Allgemeinen eine Probenanzahl $n \geq 6$ empfohlen [4]. Diese Mindestanzahl liegt lediglich für $s_{\max} = 9,2$ mm vor. Die entsprechende Auswertung für das Ermüdungskriterium $\Delta S = 5$ % wird für beide Bohrlochqualitäten exemplarisch in Abbildung 110 dargestellt. Daneben finden sich in Tabelle 16 die ermittelten Lastwechselzahlen für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 % (N_{Pu50}), auch für $s_{\max} = 8,0$ mm, wenngleich die Anzahl von jeweils fünf Versuchen zu gering erscheint. Dieser Wert entspricht im Falle der angenommenen Normalverteilung wiederum dem arithmetischen Mittelwert der LWZ. Die Auswertung bestätigt den negativen Einfluss der bearbeitungsinduzierten Schädigung auf das Ermüdungsverhalten bis $\Delta S = 10$ %, da N_{Pu50} für die Versuchsreihen hoher Bohrungsgüte grundsätzlich deutlich höher liegt. Die Geradensteigung m kann als Maß für die Streuung der Lebensdauern herangezogen werden. Je höher ihr Betrag, desto geringer ist die Streuung der LWZ. Bis $\Delta S = 10$ % ist m für die vorgeschädigten Proben generell höher, d. h. die Streuung nimmt durch die Vorschädigung ab. Dieser Umstand ist vergleichbar zur Beobachtung in den statischen OHB-Versuchen, wo mit steigendem Delaminationsfaktor eine Abnahme der Festigkeitsstreuung festgestellt werden konnte (vgl. Abbildung 85 und Abbildung 90). Dies kann dahingehend interpretiert werden, dass die Vorschädigung aus der Bohrbearbeitung hier einen bestimmenden Faktor für die Steifigkeitsdegradation darstellt.

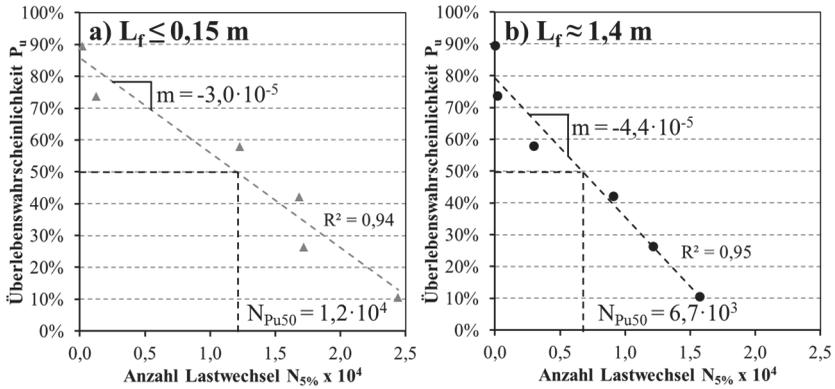


Abbildung 110: Bestimmung der Lastwechselzahl für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 % im Gauss'schen Wahrscheinlichkeitsnetz für das Ermüdungskriterium $\Delta S = 5 \%$ bei $s_{max} = 9,2 \text{ mm}$: a) $L_f \leq 0,15 \text{ m}$, b) $L_f \approx 1,4 \text{ m}$.

Tabelle 16: Lastwechselzahlen N_{Pu50} für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 % in Abhängigkeit des Bohrerstandwegs (Bohrlochqualität)

s_{max}	ΔS	$L_f \leq 0,15 \text{ m}$		$L_f \approx 1,4 \text{ m}$		ΔN_{Pu50}
		N_{Pu50}	m	N_{Pu50}	m	
8,0 mm	5%	$1,0 \cdot 10^5$	$-4,5 \cdot 10^{-6}$	$6,8 \cdot 10^4$	$-6,6 \cdot 10^{-6}$	-32%
	10%	$2,8 \cdot 10^5$	$-2,4 \cdot 10^{-6}$	$2,0 \cdot 10^5$	$-4,3 \cdot 10^{-6}$	-26%
	15%	$9,8 \cdot 10^5$	$-4,2 \cdot 10^{-7}$	$1,3 \cdot 10^6$	$-1,4 \cdot 10^{-7}$	+29%
	20%	$5,6 \cdot 10^6$	$-9,1 \cdot 10^{-8}$	$4,7 \cdot 10^6$	$-9,9 \cdot 10^{-8}$	< -15%
9,2 mm	5%	$1,2 \cdot 10^4$	$-3,0 \cdot 10^{-5}$	$6,7 \cdot 10^3$	$-4,4 \cdot 10^{-5}$	-44%
	10%	$2,5 \cdot 10^4$	$-1,4 \cdot 10^{-5}$	$1,6 \cdot 10^4$	$-1,6 \cdot 10^{-5}$	-37%
	15%	$4,1 \cdot 10^4$	$-7,0 \cdot 10^{-6}$	$4,4 \cdot 10^4$	$-4,2 \cdot 10^{-6}$	+7%
	20%	$7,5 \cdot 10^4$	$-2,9 \cdot 10^{-6}$	$1,0 \cdot 10^5$	$-2,5 \cdot 10^{-6}$	+33%

Einfluss der Bearbeitung auf die Schädigungsentwicklung

In Anbetracht der beiden gänzlich unterschiedlichen Versagensmechanismen bei hoher (MLV) und niedriger Beanspruchungshöhe (DV) ist von einer unterschiedlichen Wirkung bearbeitungsinduzierter Schäden auf das Ermüdungsverhalten auszugehen. Im Falle von MLV-dominiertem Versagen lassen sich keine offensichtlichen Zusammenhänge zwischen der bohrungsinduzierten Delamination und der Ermüdungsschädigung im Versuch erkennen, da vergleichbar zu den statischen OHB-Versuchen wiederum der Versagensort im Restquerschnitt nicht mit der Lage der Delamination in der Decklage übereinstimmt. Es ist daher auch hier nicht von einem unmittelbaren Einfluss der sichtbaren Delamination auszugehen, sondern vielmehr von einer kumulierten Wirkung der Gesamtschädigung des Bohrlochs. Aufgrund der Analogien, ist die Diskussion der statischen Kerbbiegeversuche in Abschnitt 0 auch hier zutreffend.

Für das DV lassen sich hingegen direkte Zusammenhänge vermuten, da a) die bohrungsinduzierte intralaminare Schädigung eine Veränderung erfährt (vgl. Abbildung 107) und b) das interlaminare Ermüdungsrisswachstum zwischen erster und zweiter Lage (vgl. Abbildung 107) in einem Bereich verläuft, in dem auch eine Delaminationsschädigung nach der Bearbeitung mit verschlissenenem Werkzeug vorliegt (vgl. Kapitel 5). Daher sollen die Mechanismen dieser Ermüdungsform nachfolgend unter Beachtung der vorliegenden Delaminationsschädigung aus der Bearbeitung eingehend betrachtet werden.

Um die Entwicklung der Ermüdungsschädigung aufzuzeigen und mögliche Zusammenhänge mit der bearbeitungsinduzierten Schädigung zu identifizieren, wurde ein unterbrochener Versuch einer durch die Bearbeitung vorgeschädigten Probe ($L_f \approx 1,4$ mm) durchgeführt. Dieser Versuch erfolgte auf dem Belastungsniveau von $s_{max} = 8,0$ mm, da hier ein DV oder DV/MLV zu erwarten war. Die dynamischen Biegeschwellversuche wurde jeweils nach Erreichen der Steifigkeitsverluste $\Delta S = 2,5 / 5 / 10 / 15 / 20$ % angehalten. Zur Dokumentation des Schädigungsverlaufes wurde die Probe vor Beginn der Zyklisierung und bei jeder weiteren Unterbrechung einer CT-Analyse unterzogen. Die Probe (Nr. 34 in Tabelle 18) versagte letztlich durch ein Mischversagen DV/MLV.

In den nachfolgenden Abbildungen sind Schnittbilder aus diesen CT-Aufnahmen dargestellt. Dabei werden stets die identischen Schnittebenen vergleichend für alle Steifigkeitskriterien ΔS gezeigt. In Abbildung 111 sind intralaminare Schnitte durch die druckspannungsseitige Decklage zu sehen, welche eine große zerspanungsbedingte Austrittsdelamination aufweist ($DF_{A,exit} = 70\%$). In Abbildung 112 wiederum liegt die Schnittebene zwischen den ersten beiden Lagen (interlaminar) auf der Druckspannungsseite. In Abbildung 113 sind Längsschnitte abgebildet, die auch die Schädigungsentwicklung auf der Zugspannungsseite aufzeigen. Der detektierte Schädigungsverlauf an den verschiedenen Stellen des Laminats wird in Tabelle 17 übersichtlich gegenübergestellt.

Tabelle 17: Entwicklung der Ermüdungsschädigung an relevanten Stellen im Laminat.

ΔS	Zugseite (entry)	Druckseite (exit)	
	interlaminar	intralaminar	interlaminar
0 %	intakt	„große“ bearbeitungsinduzierte Schädigung	„schwache“ bearbeitungsind. Schädigung
2,5 %	keine Veränderung erkennbar	Rissentstehung (Zfb) ausgehend vom Bohrungsrand	Delaminationsentstehung ausgehend vom Bohrungsrand
5 %	Delaminationsentstehung	lokale Vergrößerung der bearbeitungsinduzierten Schädigung, Wachstum Zfb	Wachstum flächige Del., Vereinigung mit bearbeitungsinduzierter Delamination
10 %	Wachstum Delamination	weitere Vergrößerung der bearbeitungsinduzierten Schädigung und des Zfb	Wachstum flächige Delamination
\geq 15 %	Wachstum Delamination	Entstehung von Fb im Restquerschnitt (bei DV/MLV)	Wachstum flächige Delamination, Entstehung Fb (DV/MLV)

Da sowohl die intralaminare Zone der Decklage auf der Zugseite, als auch die ebenfalls leicht geschädigte zweite Lage (45°) auf der Druckseite keine erkennbaren Veränderungen erfuhren, werden diese Bereiche in Tabelle 17 nicht mit aufgeführt. Es sei zudem darauf hingewiesen, dass nur die dominanten, mittels CT detektierbaren Schädigungsphänomene berücksichtigt wurden. Es ist nicht auszuschließen, dass darüber hinaus Schädigungen untergeordneter Größenordnung, wie z. B. Matrixrisse, im Laminat auftraten.

Es zeigt sich klar, dass die interlaminare Ermüdungsschädigung ausgehend vom Bohrungsrand initiiert wird. Wie die FEM-Simulationen in Abschnitt 0 gezeigt haben, ist der Kerbgrund im Restquerschnitt der Ort der größten Normalspannungen σ_x innerhalb der Decklage. Auch treten dort die größten interlaminaren Normalspannungen σ_3 auf, deren Differenz sowohl auf der Druck-, als auch auf der Zugspannungsseite zwischen den ersten beiden Lagen maximal ist (vgl. Abbildung 95). Dies erklärt die Schädigungsinitiierung an exakt dieser Stelle, die begleitet wird von der Entstehung von Zwischenfaserbrüchen (Zfb) in der 0° -Decklage ausgehend vom Rand des Bohrlochs im Restquerschnitt, wie sie auch unter dynamischer OHC-Beanspruchung auftreten [119] (vgl. Abbildung 22). Da sich jedoch in diesem Bereich keine signifikante bearbeitungsinduzierte Schädigung zeigt, ist ein offensichtlicher Zusammenhang zwischen der Bearbeitungsgüte und der Initiierung des DV unter zyklischer Beanspruchung nicht gegeben. Im weiteren Verlauf bis $\Delta S = 5\%$ findet jedoch zum einen eine Vergrößerung der intralaminaren Schädigung, als auch eine Vereinigung der bearbeitungs- und ermüdungsbedingten interlaminaren Schädigung statt. Es ist davon auszugehen, dass die Präsenz der bearbeitungsinduzierten Vorschädigung das Ermüdungsrisswachstum begünstigt und damit zu einer Beschleunigung der Steifigkeitsdegradation in diesem Stadium beiträgt. Zwar erfährt die beim Bohren verursachte intralaminare Schädigung auch im weiteren Verlauf eine zunehmende Vergrößerung. Da sich zu diesem Zeitpunkt ($\Delta S > 5\%$) die darunterliegende interlaminare Ermüdungsdelamination bereits relativ großflächig ausgebreitet hat, liegt der geschädigte Bereich in der Decklage vom übrigen Laminat getrennt vor. Das interlaminare Risswachstum schreitet in der Folge schneller voran als das intralaminare. Daher ist dann nicht mehr von einem nennenswerten Beitrag dieses Schädigungswachstums zum Steifigkeitsverlust auszugehen.

Es bleibt also festzuhalten, dass für die Initiierung der Ermüdungsschädigung (Zfb) kein unmittelbarer Zusammenhang mit der bei der Bohrbearbeitung eingebrachten Schädigung gefunden werden konnte. Dies deckt sich mit den Beschreibungen von Hamdoun et al. [119] für den Fall der Druckbeanspruchung mit offenem Bohrloch. Für das Ermüdungsverhalten im frühen Stadium konnte eine begünstigende Wirkung der bearbeitungsinduzierten Schädigung auf das Ermüdungsrisswachstum jedoch bestätigt werden.

Fazit und Ausblick

Nach den gesicherten Erkenntnissen zum Einfluss der Bearbeitung auf das Ermüdungsverhalten von CFK unter Druck- und Lochleibungsbeanspruchung [101, 120], konnte in dieser Arbeit erstmalig eine negative Wirkung bearbeitungsinduzierter Delamination auf das mechanische Verhalten von CFK unter dynamischer Biegebeanspruchung unter Beweis gestellt werden. Wie die Arbeit von Guégan [128] zeigt, scheint diese Abhängigkeit im Falle von thermoplastischem CFK mit seiner zähen Matrix und dem damit grundsätzlich verschiedenen Zerspanungs- und Ermüdungsverhalten [4] nicht gegeben. Die vorliegenden Ergebnisse bedeuten jedoch, dass dieser Einfluss bei duroplastischen CFK-Strukturen nicht außer Acht gelassen werden darf. Dies gilt insbesondere für Anwendungen bei denen bereits geringe Steifigkeitsverluste die strukturelle Integrität der CFK-Bauteile gefährden.

Es bedarf in jedem Fall weiterer Versuche, um gesicherte Erkenntnisse zum Einfluss der Bearbeitung im vorliegenden Belastungsfall zu erlangen. Die dazu notwendigen Versuche müssen jedoch maximal bis zu einem Steifigkeitsverlust bis $\Delta S = 10\%$ gefahren werden. Die durchgeführten Versuche ordnen sich bei Betrachtung dieses Kriteriums in den Bereich der nieder- (LCF) bis hochzyklischen Ermüdung (HCF) bis max 10^6 Lastwechsel ein. Im Hinblick auf die Auslegung langlebiger CFK-Strukturen im Luftfahrt- und Automotivesektor, erscheinen auch Untersuchungen im Bereich der höchstzyklischen Ermüdung (VHCF) bei geringeren Belastungen notwendig.

Intralaminare Schädigungsentwicklung (Decklage DS)

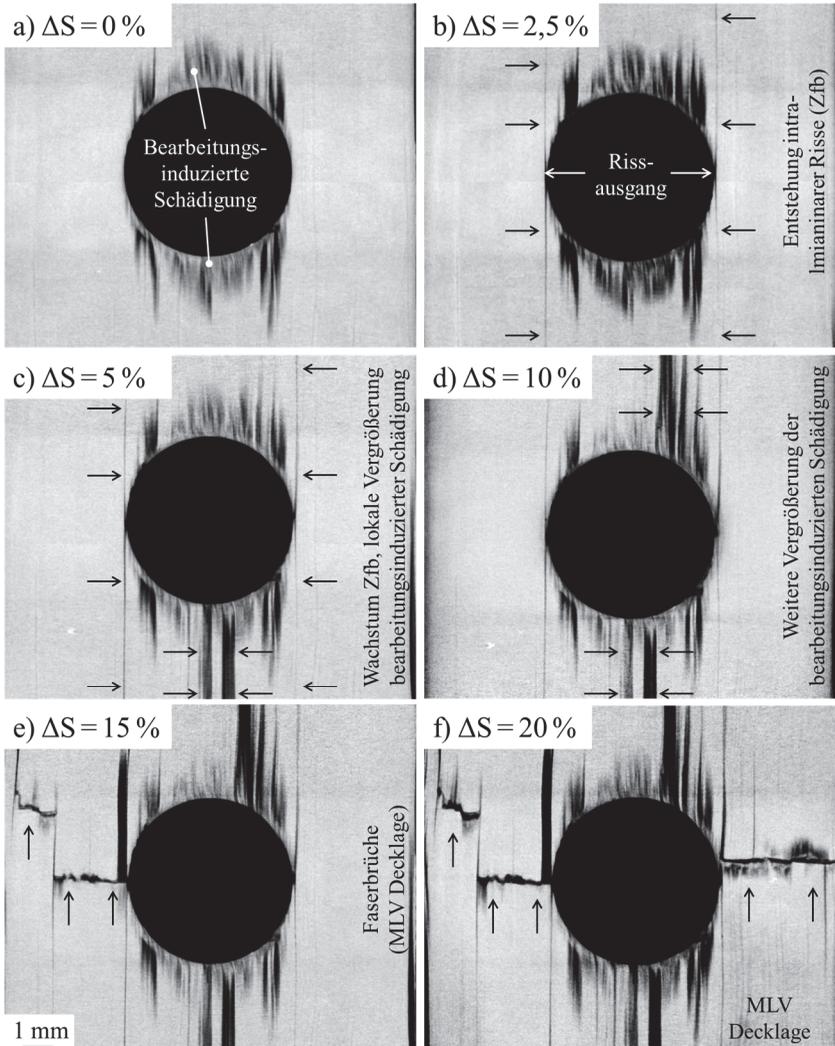


Abbildung 111: CT-Flachschnitte durch eine vorgeschädigte Ermüdungsprobe (Nr. 34, $L_f \approx 1,4$ m, $s_{max} = 9,2$ mm) in der Decklage der Druckspannungsseite (exit) bei ΔS : a) 0 %, b) 2,5 %, c) 5 %, d) 10 %, e) 15 %, f) 20 %. Nach [145].

Interlaminare Schädigungsentwicklung (zw. 1. und 2. Lage DS)

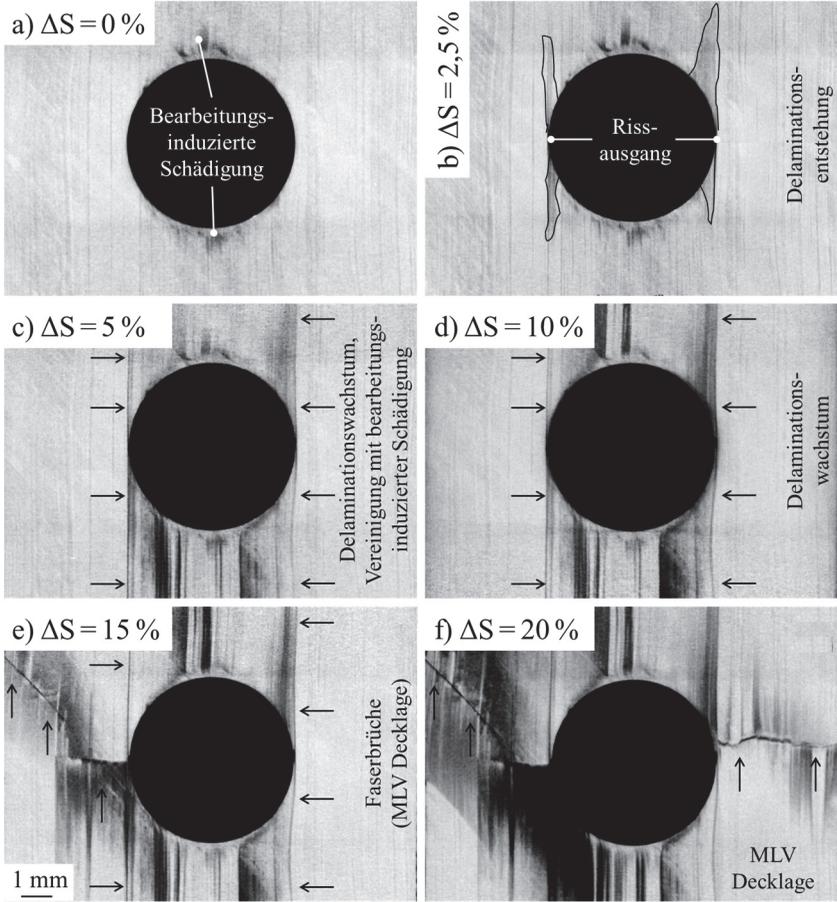


Abbildung 112: CT-Flachschritte durch eine vorgeschädigte Ermüdungsprobe (Nr. 34, $L_f \approx 1,4$ m, $S_{max} = 9,2$ mm) zwischen den ersten beiden Lagen auf der Druckspannungsseite (exit) bei ΔS : a) 0 %, b) 2,5 %, c) 5 %, d) 10 %, e) 15 %, f) 20 %. Nach [145].

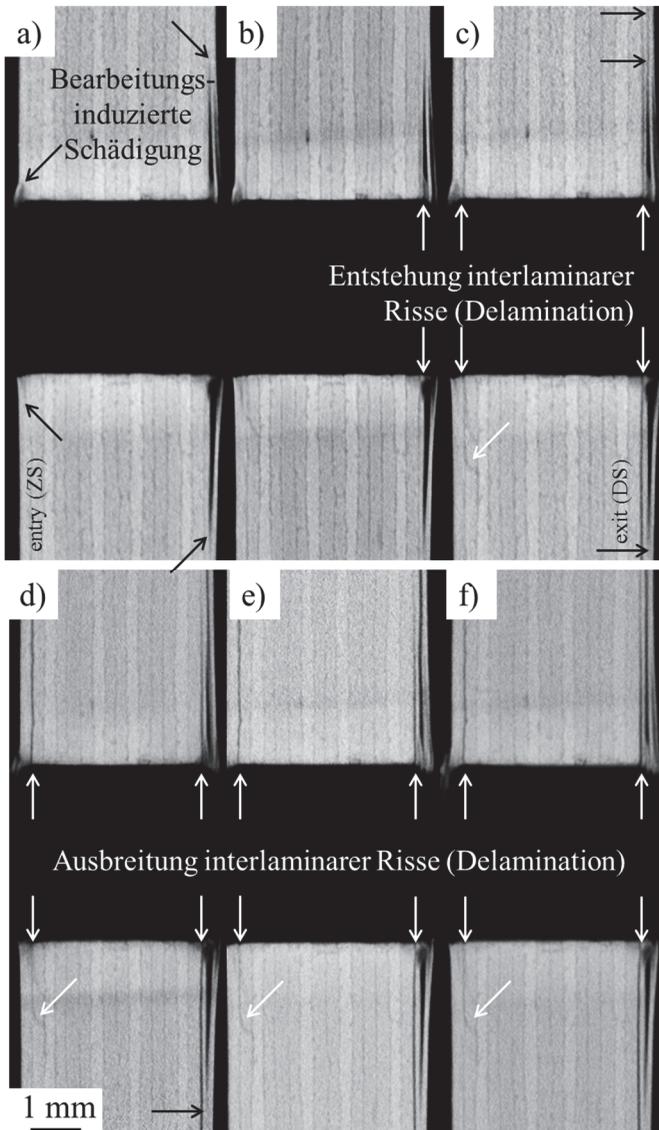


Abbildung 113: CT-Längsschnitte durch eine vorgeschädigte Ermüdungsprobe (Nr. 34, $L_f \approx 1,4$ m, $S_{max} = 9,2$ mm) bei ΔS : a) 0 %, b) 2,5 %, c) 5 %, d) 10 %, e) 15 %, f) 20 %. Nach [145].

7 Zusammenfassung

Entlang der Herstellungskette tragender Strukturbauteile aus kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen wurden die Wirkzusammenhänge zwischen material-spezifischen Fehlern in der Herstellung und Bearbeitung mit dem Festigkeitsverhalten der Werkstoffe erforscht. Dazu wurde ein dreigeteilter Ansatz gewählt, bei dem anfangs die Interaktion zwischen Fehlstellen im Inneren der Verbundwerkstoffe und den (bruch-)mechanischen Eigenschaften und abschließend die Zusammenhänge zwischen bearbeitungsbedingten Schäden und dem Festigkeits- und Ermüdungsverhalten gebohrter Lamine im Vordergrund stehen. Das Bindeglied stellt die mechanische Bohrbearbeitung und die Entstehung und Detektion materialtypischer Bearbeitungsfehler dar. Die Struktur des Forschungsthemas wird in Abbildung 114 schematisch dargestellt. Die Arbeit soll einen Beitrag zum Verständnis der Zusammenhänge entlang dieser Wirkungskette leisten und dem Anwender von CFK eine Hilfestellung zur Bewertung des Fehlstelleneinflusses bei dieser Werkstoffklasse sein.

Die Untersuchungen erfolgten anhand luftfahrttypischer CFK-Lamine auf Basis des Prepregs HexPly[®] M21/T800S. Diese wurden einerseits im Autoklaven (AC) ausgehärtet, was zu kompakten Verbundwerkstoffen höchster Qualität führte. Andererseits traten bei der Konsolidierung in einem vereinfachtem Heißpressverfahren (HP) inhomogen verteilte Poren unterschiedlicher Ausprägung mit lokalen Porenvolumenanteilen $> 2,5$ Vol.-% auf. Beide Materialien wurden vergleichenden mechanischen Tests und Bohrversuchsreihen unterzogen. Dabei kamen Spiral- und Stufenbohrer aus Hartmetall zum Einsatz. Die Bewertung der Bearbeitungsqualität erfolgte quantitativ durch eine Bestimmung von ein- und zweidimensionalen Delaminationsfaktoren.

In den mechanischen Versuchen stellte sich heraus, dass die Porosität keinen erkennbaren Einfluss auf die faserdominierten Eigenschaften unter Zugbeanspruchung ausübt. Die matrixdominierten Eigenschaften, welche insbesondere unter Druck- und Schubbeanspruchung zur Geltung kommen, reagieren indes sensibel auf die Präsenz von Poren in der Matrix. So wurde für HP-CFK eine

im Mittel rund 7 % geringere Biegefestigkeit ermittelt. Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit wurde mit rund 12 % noch etwas deutlicher herabgesetzt. Diese Schwächung der Matrix spiegelt sich direkt in der höheren Delaminationsneigung von HP-CFK in der mechanischen Bohrbearbeitung wider. Insbesondere in den Bohrversuchen mit Spiralwerkzeugen wurden größere Delaminationschäden in diesem Material festgestellt. So erreichte der flächengewichtete Delaminationsfaktor $DF_{A,exit}$ nach einem Standweg $L_f = 1,2$ m eine Größenordnung $> 60\%$, während das flächige Ausmaß der Delamination in AC-CFK bei rund der halben Größe lag. Dieses Verhalten konnte in einer weiteren Versuchsreihe mit einem Stufenbohrer bestätigt werden, wenngleich die Unterschiede infolge material- und werkzeugspezifischer Besonderheiten nicht ganz so deutlich ausfielen.

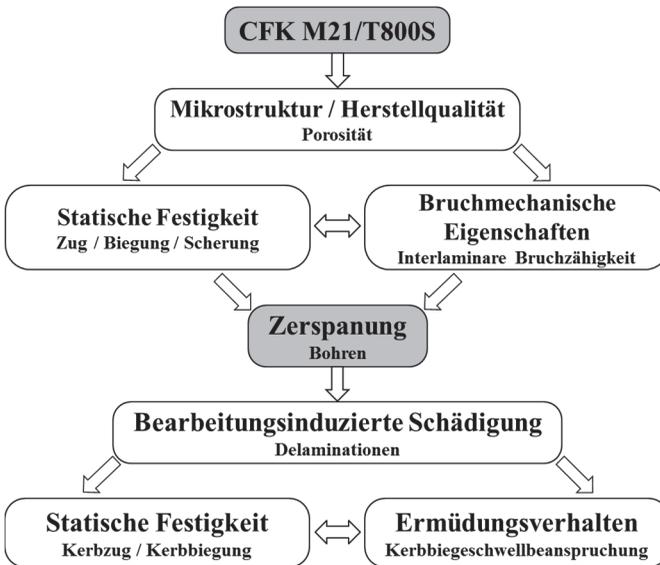


Abbildung 114: Struktur der Forschungsarbeit

Die interlaminare Bruchzähigkeit im Bruchmodus I wurde in DCB-Versuchen an unidirektionalen Laminaten aus AC- und HP-CFK ermittelt. Die initiale Energiefreisetzungsrates liegt unabhängig vom Herstellverfahren bei rund 300 J/m^2 . Anhand literaturbekannter Modelle konnte mit dieser Kenngröße eine zutreffende Abschätzung der kritischen Vorschubkraft für die Entstehung interlaminarer Risse bei der Bohrbearbeitung getroffen werden. Für die in Laminaten auf Basis von Prepregs der dritten Generation sehr viel bedeutsamere intralaminare Bearbeitungsschädigung ist sie hingegen nur von geringem praktischen Nutzen. Aus den bruchmechanischen Versuchen ging zudem hervor, dass die Rissausbreitung in unidirektionalem CFK maßgeblich durch die Mikrostruktur der Laminat beeinflusst wird.

Entlang von Standzeitversuchen wurde die Schädigungsentwicklung in den CFK-Werkstücken bei der Bohrbearbeitung studiert. Wie Mikrostrukturanalysen zeigten, treten an der Bohrungswand unter einem Faser-Schneide-Winkel von -45° stufenförmige Faserausbrüche, sowie Faserschichtbrüche auf, die jedoch selbst nach langen Standwegen von $L_f = 1,2 \text{ m}$ mit einem Spiralwerkzeug eine Schädigungstiefe von $200 \mu\text{m}$ nicht überschreiten. Eine topographische Bewertung des Bohrungskanals war aufgrund von Matrixverschmierungen praktisch nicht möglich. Das dominierende Schädigungsphänomen in CFK stellen die Delaminationen am Bohrungsausstritt dar. Dabei handelt es sich beim vorliegenden Werkstoff überwiegend um intralaminare Schäden, deren Tiefe selbst bei Verwendung von stark verschlissenen Werkzeugen auf die Dicke von zwei Einzellagen begrenzt ist.

Zur quantitativen Bestimmung der Delaminationsfaktoren wurde die Lichtmikroskopie (LM) ertüchtigt und anhand von computertomographischer (CT) Aufnahmen auf ihre Eignung hin evaluiert. Es zeigte sich, dass die Zuverlässigkeit dieser optischen Methode maßgeblich durch die Oberflächenbeschaffenheit und Schädigungstiefe beeinflusst wird. So konnte eine zutreffende und weitestgehend automatisierte Vermessung der Delaminationsgröße im Falle glatter Oberflächen gewährleistet werden. Bei strukturierten Oberflächen war dies hingegen mit einer erheblichen Unsicherheit und einem hohen Maß an interaktiver Korrektur durch den Anwender verbunden.

In den Bohrserien wurden weitestgehend lineare Zusammenhänge zwischen dem Standweg L_f , der Axialkraft F_A und dem flächengewichteten Delaminationsfaktor DF_A gefunden. Wie anhand der Stufenwerkzeuge gezeigt werden konnte, werden die Prozesskräfte und die Werkstückschädigung maßgeblich durch den Spitzenwinkel θ der Bohrwerkzeuge mitbestimmt. So lag bei einem Stufenwerkzeug mit $\theta = 70^\circ$ nach $L_f = 1,4$ m in AC-CFK die Vorschubkraft bei rund 175 N und $DF_{A,exit}$ im Mittel bei rund 35 %, während $\theta = 100^\circ$ zu $F_A \approx 230$ N und $DF_{A,exit} \approx 85$ % führte. Ein geringerer Spitzenwinkel wirkt sich demnach vorteilhaft für die Vermeidung von Delaminationen am Bohrungsaustritt auf, führt jedoch zu einer geringfügigen Verschlechterung der Qualität auf der Eintrittsseite.

Es konnte ferner aufgezeigt werden, dass die durchmesserbasierten Delaminationsfaktoren aufgrund der Vorzugsorientierung der Delaminationsschädigung grundsätzlich nicht für die Bewertung der Bearbeitungsqualität in Faserverbundgelegen geeignet sind. Zur Bestimmung des Anisotropiegrades einer Delamination und damit Auswahl geeigneter Schädigungskenngrößen wird ein einfacher Formfaktor vorgeschlagen. Darüber hinaus wird in dieser Arbeit ein umfangsgewichteter Delaminationsfaktor DF_U (F_U) eingeführt, der neben der Schädigungsfläche zusätzlich die Form der Schädigung berücksichtigt. Seine Eignung der Korrelationen von Prozess-, Qualitäts- und Festigkeitskenngrößen konnte unter Beweis gestellt werden.

Im letzten Teil der Forschungsarbeit wird der Frage nachgegangen, inwieweit sich bearbeitungsinduzierte Schäden auf das mechanische Verhalten gebohrter CFK-Lamine in verschiedenen Lastsituationen auswirken. Unter statischer Kerbzugbeanspruchung blieben selbst größte Delaminationen mit $DF_{A,ges} > 120$ % ohne Wirkung auf die gemessene Festigkeit. In den faserdominierten, quasiisotropen Laminen stellt das Bohrloch selbst die größte Schwachstelle der Struktur dar, wodurch der Einfluss der bearbeitungsinduzierten Matrixschädigung in den Hintergrund tritt. Unter Kerbbiegebeanspruchung konnte hingegen ein Einfluss der Bearbeitung auf die Festigkeit nachgewiesen werden. Die Intensität der Festigkeitsdegradation hängt wesentlich von Lagenaufbau und der Belastungsrichtung ab. So wurden für Lamine mit einer Decklagenorientierung von 0° Festigkeitsverluste von bis zu 27 % im

Bereich bis $DF_{A,exit} \leq 107\%$ gefunden, während bei 90° -Decklagen selbst bei $DF_{A,exit} > 100\%$ keine Wirkung beobachtet werden konnte. Aufgrund der immensen Streuung ist die Korrelation zwischen Delaminationsfaktoren und der Festigkeit nur schwach gegeben. Eine zusätzliche Berücksichtigung der Schädigungstiefe, gewichtet durch den Spannungsbeitrag der geschädigten Schichten, führte ebenfalls nicht zu einer zutreffenderen Beschreibung der Zusammenhänge. Auch stimmten der Schädigungsort der Bearbeitung und der der mechanischen Belastung im Versuch nicht überein, weshalb ein Delaminationsfaktor lediglich als indirekte Schädigungskenngröße herangezogen werden kann. Die mechanischen Versuche dieser Arbeit wurden simulativ anhand von FEM-Berechnungen abgebildet und die experimentellen Ergebnisse anhand der ermittelten Spannungsverteilungen anschaulich diskutiert. Insgesamt erlauben die Erkenntnisse der statisch-mechanischen Untersuchungen eine bessere Bewertung vorliegender Schäden unter Berücksichtigung der Lastsituation und ermöglichen dem Konstrukteur, den möglichen Bearbeitungseinfluss durch einen angepassten Laminataufbau zu minimieren.

Ausgehend von den unter statischer Beanspruchung gewonnenen Erkenntnissen, wurde die als bearbeitungssensitiv identifizierte Vierpunktbiegebeanspruchung auf dynamische Biegeschwellversuche ($R = 0,1$) übertragen. Auf drei Lastniveaus wurden Proben mit variabler Bearbeitungsschädigung im LCF/HCF-Bereich bis 10^7 Lastwechsel zyklisiert und der Bearbeitungseinfluss auf die Steifigkeitsdegradation und die Schädigungsentwicklung studiert. Es zeigte sich, dass die bearbeitungsinduzierte Vorschädigung zwar nicht unmittelbar für die Initiierung der Ermüdungsschädigung verantwortlich ist, wohl aber das Ermüdungsrisswachstum im frühen Stadium der dynamischen Beanspruchung und die damit einhergehende Steifigkeitsdegradation mitbeeinflusst. Abhängig von der Beanspruchungshöhe und den damit verbundenen charakteristischen Versagensmechanismen unter zyklischer Biegebeanspruchung, führte eine bearbeitungsbedingte Delaminationsschädigung ($40\% \leq DF_{A,exit} \leq 70\%$) teilweise zu einer Halbierung der mittleren Lastwechselzahl zur Erreichung eines Steifigkeitsverlustes von 10% .

8 Anhang

Tabelle 18: Ergebnisse aller Proben aus den Ermüdungsversuchen in Kapitel 6.3.

L _r [m]	S _{max} [mm]	Probe	σ _{OH,max} [MPa]	DF _{A,cat} [%]	Anzahl Lastwechsel N			Versagensart	
					ΔS=5%	ΔS=10%	ΔS=15%		
≤ 0,15	9,2	10	727	10%	24418	32971	33312	33332	MLV
		58	809	11%	17196	52378	105092	154504	MLV/DV
		62	782	12%	12254	28070	31631	32612	MLV/DV
		65	770	10%	1241	3931	3931	3931	MLV
		66	784	13%	16826	35843	72100	225015	MLV/DV
		68	734	11%	170	220	1180	2240	MLV
	8,5	2	648	7%	105978	117553	140131	140261	MLV/DV
		12	628	8%	79338	303708	553617	1007691	DV
		16	690	11%	89442	363262	791168	796220	DV/MLV
		18	637	10%	129965	226928	630357	1999967	DV
8	20	598	8%	157832	398126	2005103	10000000	DV	
	63	623	10%	50028	141251	626778	5054032	DV	
	64	653	13%	16455	400384	1217315	7575715	DV	
	70	686	12%	144072	221691	439602	3313243	DV	
	46	793	56%	10	20	20	20	MLV	
	47	801	56%	12154	41765	160466	161387	MLV/DV	
9,2	49	771	53%	9080	9658	9688	9688	MLV	
	53	758	56%	169	169	169	169	MLV	
	54	779	52%	15735	33062	51618	165460	MLV/DV	
	56	776	58%	2989	11505	43409	263629	MLV/DV	
	32	689	40%	9283	9303	9303	9303	MLV	
	38	678	62%	118973	351977	1216584	1218205	DV/MLV	
	40	704	62%	8153	8143	8153	8153	MLV/DV	
	34	665	70%	101136	233893	399112	435746	DV/MLV	
8	43	587	59%	82219	217358	1000145	6707694	DV	
	44	571	58%	1160	98335	228773	5895156	DV	
	45	645	46%	54283	202362	385082	3228346	DV	
	55	628	53%	99285	268568	4324399	7385748	DV	

Betreute studentische Arbeiten

Nachfolgende Abschlussarbeiten von Studierenden der Hochschule Aalen und der Weiterbildungsakademie der Hochschule Aalen wurden während der Promotionszeit durch den Doktoranden (mit-)betreut. Die Ergebnisse dieser Arbeiten sind teilweise in die Dissertation mit eingeflossen. Sofern wesentliche Inhalte übernommen wurden, sind diese entsprechend kenntlich gemacht.

Bachelorarbeiten

Frau Jacqueline Tegas [158]
Herr Pius Schirle [159]
Herr Manuel Grudenik [144]
Herr Simon Hillmann [160]
Herr Frank Zeller [161]

Masterarbeiten

Herr Simon Gaugel [155]
Frau Martina Schiel [162]
Herr Eugen Anselm [163]
Herr Manuel Grudenik [145]
Herr Frank Zeller [164]

Literaturverzeichnis

- [1] M. Flemming, G. Ziegmann, S. Roth: Faserverbundbauweisen, *Springer-Verlag Berlin, Heidelberg* (1996)
- [2] H. Schürmann: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden, 2. Auflage, *Springer-Verlag Berlin, Heidelberg* (2007)
- [3] G.W. Ehrenstein: Faserverbund-Kunststoffe, 2. Auflage, *Hanser Verlag München* (2006)
- [4] M. Flemming, S. Roth: Faserverbundbauweisen - Eigenschaften, *Springer-Verlag Berlin, Heidelberg* (2003)
- [5] T. Kraus, M. Kühnel: Der globale CFK-Markt, in *Composites Marktbericht 2015*, Hrsg.: Carbon Composites e.V. & Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe, S. 1–26 (2007)
- [6] P. Müller-Hummel, J. Richter, B. Möller: Neue Werkstoffe fordern neue Allianzen, *Werkstatt und Betrieb*, Vol. 10, S. 66–67 (2008)
- [7] W. Heumer: Meisterprüfung für den Bohrer, *VDI-Nachrichten*, Vol. 37, S. 13–14 (2014)
- [8] G. Hegmann: Experten rätseln über mysteriöse Eurofighter-Löcher, <https://www.welt.de/wirtschaft/article132809242>, *WeltN21 GmbH*, (zuletzt zugegriffen 20.01.2018)
- [9] G. Hegmann: Boeing sucht nach Rissen in „Dreamliner“-Tragflächen, <https://www.welt.de/wirtschaft/article125570160>, *WeltN21 GmbH*, (zuletzt zugegriffen 20.01.2018)

- [10] S. Steinke: Airbus-Materialstrategie, <http://www.flugrevue.de/flugzeugbau/airbus-materialstrategie/580860>, *flugrevue.de*, (zuletzt zugegriffen 20.01.2018)
- [11] Toray Carbon Fibers America Inc.: Torayca T800S, Materialdatenblatt Nr. CFA-019 (2016)
- [12] AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V.: Handbuch Faserverbundkunststoffe, *Springer-Vieweg-Verlag Wiesbaden* (2014)
- [13] W. Michaeli, D. Huybrechts, M. Wegener: Dimensionieren mit Faserverbundkunststoffen, *Hanser-Verlag München* (1994)
- [14] P. Ermanni, G. Kress: Vorlesungsskript Leichtbau 3 - Faserverbundstrukturen, *ETH Zürich* (2004)
- [15] Verein Deutscher Ingenieure: Entwicklung von Bauteilen aus Faserverbundstoff-Verbund - Berechnungen, *VDI 2014 Blatt-3* (2012)
- [16] D. Gross, T. Seelig: Bruchmechanik, 5. Auflage, *Springer-Verlag Berlin* (2011)
- [17] M.J. Laffan, S.T. Pinho, P. Robinson, A.J. McMillan: Translaminar fracture toughness testing of composites: A review, *Polymer Testing*, Vol. 31, 3, S. 481–489 (2012)
- [18] W.C. Young, R.G. Budynas, R.J. Roark: Roark's formulas for stress and strain, 7. Auflage, *McGraw-Hill New York* (2002)
- [19] J.W. Gillespie, L.A. Carlsson: Influence of finite width on notched laminate strength predictions, *Composites Science and Technology*, Vol. 32, 1, S. 15–30 (1988)
- [20] H.J. Konish, J.M. Whitney: Approximate stresses in an orthotropic plate containing a circular hole, *Journal of Composite Materials*, Vol. 9, S. 157–166 (1975)

-
- [21] X. Liu, F. Chen: A review of void formation and its effects on the mechanical performance of carbon fiber reinforced plastic, *Engineering Transactions*, Vol. 64, 1, S. 33–51 (2016)
- [22] M. Ricotta, M. Quaresimin, R. Talreja: Mode I strain energy release rate in composite laminates in the presence of voids, *Composites Science and Technology*, Vol. 68, 13, S. 2616–2623 (2008)
- [23] M.L. Costa, S.F. Müller de Almeida, M.C. Rezende: The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates, *Composites Science and Technology*, Vol. 61, 14, S. 2101–2108 (2001)
- [24] N.C. Judd, W.W. Wright: Voids and their effect on mechanical properties of composite - An appraisal, *SAMPE Journal*, Vol. 14, 1, S. 10–14 (1978)
- [25] W.J. Cantwell, J. Morton: The significance of damage and defects and their detection in composite materials - A review, *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, Vol. 27, 1, S. 29–42 (1992)
- [26] P. Olivier, J. Cottu, B. Ferret: Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates, *Composites*, Vol. 26, 7, S. 509–515 (1995)
- [27] M.R. Wisnom, T. Reynolds, N. Gwilliam: Reduction in interlaminar shear strength by discrete and distributed voids, *Composites Science and Technology*, Vol. 56, 1, S. 93–101 (1996)
- [28] H. Zhu, D. Li, D. Zhang, B. Wu, Y. Chen: Influence of voids on interlaminar shear strength of carbon/epoxy fabric laminates, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 19, S. 470–S475 (2009)

- [29] H. Jeong: Effects of voids on the mechanical strength and ultrasonic attenuation of laminated composites, *Journal of Composite Materials*, Vol. 31, 3, S. 276–292 (1997)
- [30] S.F. Müller de Almeida, Z.d.S. Nogueira Neto: Effect of void content on the strength of composite laminates, *Composite Structure*, Vol. 28, 2, S. 139–148 (1994)
- [31] P.A. Olivier, B. Mascaro, P. Margueres, F. Collombet: CFRP with voids: ultrasonic characterization of localized porosity, acceptance criteria and mechanical characteristics, in *Proceedings of 16th International Conference on Composite Materials*, Kyoto, Japan (2007)
- [32] Z.-S. Guo, L. Liu, B.-M. Zhang, S. Du: Critical void content for thermoset composite laminates, *Journal of Composite Materials*, Vol. 43, 17, S. 1775–1790 (2009)
- [33] A.P. Mouritz: Ultrasonic and interlaminar properties of highly porous composites, *Journal of Composite Materials*, Vol. 34, 3, S. 218–239 (2000)
- [34] J.W. Mar, K.Y. Lin: Fracture mechanics correlation for tensile failure of filamentary composites with holes, *Journal of Aircraft*, Vol. 14, 7, S. 703–704 (1977)
- [35] A.R. Chambers, J.S. Earl, C.A. Squires, M.A. Suhot: The effect of voids on the flexural fatigue performance of unidirectional carbon fibre composites developed for wind turbine applications, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, 10, S. 1389–1398 (2006)
- [36] P.-O. Hagstrand, F. Bonjour, J.-A. Månson: The influence of void content on the structural flexural performance of unidirectional glass fibre reinforced polypropylene composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 36, 5, S. 705–714 (2005)

-
- [37] P. Yang, R. El-Hajjar: Porosity Defect Morphology Effects in Carbon Fiber - Epoxy Composites, *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, Vol. 51, 11, S. 1141–1148 (2012)
- [38] L. Liu, B.-M. Zhang, D.-F. Wang, Z.-J. Wu: Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates, *Composite Structures*, Vol. 73, 3, S. 303–309 (2006)
- [39] H. Zhu, B. Wu, D. Li, D. Zhang, Y. Chen: Influence of voids on the tensile performance of carbon/epoxy fabric laminates, *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 27, 1, S. 69–73 (2011)
- [40] L.E. Asp, F. Brandt: Effect of pores and voids on the interlaminar delamination toughness of a carbon/epoxy laminate, in *Proceedings of 11th International Conference on Composite Materials*, Gold Coast Australia, S. 322–31 (1997)
- [41] P.A. Carraro, L. Maragoni, M. Quaresimin: Influence of manufacturing induced defects on damage initiation and propagation in carbon/epoxy NCF laminates, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Vol. 1, 1, S. 44–53 (2015)
- [42] International Organization for Standardization: Fibre-reinforced plastic composites - Determination of mode I interlaminar fracture toughness, GIC, for unidirectionally reinforced materials, *ISO 15024* (2001)
- [43] D. Liu, Y. Tang, W.L. Cong: A review of mechanical drilling for composite laminates, *Composite Structures*, Vol. 94, 4, S. 1265–1279 (2012)
- [44] T. Pfeifroth: Beitrag zur Verbesserung der spanenden Bohrbearbeitung von CFK auf Basis von Schädigungsmechanismen, Dissertation, *Universität Stuttgart* (2014)

- [45] A.M. Abrão, P.E. Faria, Rubio, J. C. Campos, P. Reis, J.P. Davim: Drilling of fiber reinforced plastics: A review, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 186, 1-3, S. 1–7 (2007)
- [46] J. P. Davim (Hrsg.): Machinability of fibre-reinforced plastics, *De Gruyter Berlin* (2015)
- [47] J.Y. Sheikh-Ahmad: Machining of polymer composites, *Springer-Verlag New York, London* (2009)
- [48] M. Henerichs: Bohrbearbeitung von CFK unter besonderer Berücksichtigung der Schneidkantenmikrogeometrie, Dissertation, *ETH Zürich* (2015)
- [49] C. Becke: Prozesskraftrichtungsangepasste Frässtrategien zur schädigungsarmen Bohrungsbearbeitung an faserverstärkten Kunststoffen, Dissertation, *Karlsruher Institut für Technologie* (2011)
- [50] J. Miller, E.D. Eneyew, M. Ramulu: Machining and drilling of carbon fiber reinforced plastic (CFRP) composites, *SAMPE-Journal*, Vol. 49, 2, S. 36–46 (2013)
- [51] W. Koenig, P. Graß: Quality definition and assessment in drilling of fibre reinforced thermosets, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 38, 1, S. 119–124 (1989)
- [52] S. Rummenhöller: Werkstofforientierte Prozessauslegung für das Fräsen kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe, Dissertation, *RWTH Aachen* (1996)
- [53] K.A. Calzada, S.G. Kapoor, R.E. DeVor, J. Samuel, A.K. Srivastava: Modeling and interpretation of fiber orientation-based failure mechanisms in machining of carbon fiber-reinforced polymer composites, *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 14, 2, S. 141–149 (2012)

-
- [54] R. Teti: Machining of Composite Materials, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 51, 2, S. 611–634 (2002)
- [55] X.M. Wang, L.C. Zhang: An experimental investigation into the orthogonal cutting of unidirectional fibre reinforced plastics, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 43, 10, S. 1015–1022 (2003)
- [56] A. Koplev, A. Lystrup, T. Vorm: The cutting process, chips, and cutting forces in machining CFRP, *Composites*, Vol. 14, 4, S. 371–376 (1983)
- [57] O. Pecat, R. Rentsch, E. Brinksmeier: Influence of milling process parameters on the surface integrity of CFRP, *Procedia CIRP*, Vol. 1, S. 466–470 (2012)
- [58] J. Babu, J. Philip, T. Zacharia, J.P. Davim: Delamination in composite materials: measurement, assessment and prediction, in *Machinability of fibre-reinforced plastics*, Hrsg.: J. P. Davim, *De Gruyter Berlin*, S. 139–62 (2015)
- [59] A. Faraz, D. Biermann, K. Weinert: Cutting edge rounding - An innovative tool wear criterion in drilling CFRP composite laminates, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 49, 15, S. 1185–1196 (2009)
- [60] J.P. Davim, J. Campos Rubio, A. Abrão: A novel approach based on digital image analysis to evaluate the delamination factor after drilling composite laminates, *Composites Science and Technology*, Vol. 67, 9, S. 1939–1945 (2007)
- [61] H. Hocheng, C.K.H. Dharan: Delamination during drilling in composite laminates, *Journal of Engineering for Industry*, Vol. 112, 3, S. 236 (1990)

- [62] C. Tsao, H. Hocheng: Computerized tomography and C-Scan for measuring delamination in the drilling of composite materials using various drills, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 45, 11, S. 1282–1287 (2005)
- [63] H. Hocheng, C. Tsao: Effects of special drill bits on drilling-induced delamination of composite materials, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 46, 12-13, S. 1403–1416 (2006)
- [64] H. Hocheng, C. Tsao: Comprehensive analysis of delamination in drilling of composite materials with various drill bits, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 140, 1-3, S. 335–339 (2003)
- [65] H. Hocheng, C. Tsao: The path towards delamination-free drilling of composite materials, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 167, 2-3, S. 251–264 (2005)
- [66] C. Tsao, H. Hocheng: The effect of chisel length and associated pilot hole on delamination when drilling composite materials, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 43, 11, S. 1087–1092 (2003)
- [67] C. Tsao, H. Hocheng: Effect of tool wear on delamination in drilling composite materials, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 49, 8, S. 983–988 (2007)
- [68] S. Jain, D.C. Yang: Effects of feedrate and chisel edge on delamination in composites drilling, *Journal of Engineering for Industry - Transactions of the ASME*, Vol. 115, 4, S. 398–405 (1993)
- [69] F. Lachaud, R. Piquet, F. Collombet, L. Surcin: Drilling of composite structures, *Composite Structures*, Vol. 52, 3-4, S. 511–516 (2001)

-
- [70] W.-C. Chen: Some experimental investigations in the drilling of carbon fiber-reinforced plastic (CFRP) composite laminates, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 37, 8, S. 1097–1108 (1997)
- [71] N.S. Mohan, S.M. Kulkarni, A. Ramachandra: Delamination analysis in drilling process of glass fiber reinforced plastic (GFRP) composite materials, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 186, 1–3, S. 265–271 (2007)
- [72] U.A. Khashaba: Delamination in drilling GFR-thermoset composites, *Composite Structures*, Vol. 63, 3–4, S. 313–327 (2004)
- [73] N.Z. Karimi, H. Heidary, M. Ahmadi: Residual tensile strength monitoring of drilled composite materials by acoustic emission, *Materials & Design*, Vol. 40, S. 229–236 (2012)
- [74] N.Z. Karimi, H. Heidary, G. Minak, M. Ahmadi: Effect of the drilling process on the compression behavior of glass/epoxy laminates, *Composite Structures*, Vol. 98, S. 59–68 (2013)
- [75] U.A. Khashaba, I.A. El-Sonbaty, A.I. Selmy, A.A. Megahed: Machinability analysis in drilling woven GFR/epoxy composites: Part I - Effect of machining parameters, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 41, 3, S. 391–400 (2010)
- [76] Y. Turki, M. Habak, R. Velasco, Z. Aboura, K. Khellil, P. Vantomme: Experimental investigation of drilling damage and stitching effects on the mechanical behavior of carbon/epoxy composites, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 87, S. 61–72 (2014)
- [77] A. Velayudham, R. Krishnamurthy: Effect of point geometry and their influence on thrust and delamination in drilling of polymeric

- composites, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 185, 1-3, S. 204–209 (2007)
- [78] A.M. Abrão, J.C. Rubio, P.E. Faria, J.P. Davim: The effect of cutting tool geometry on thrust force and delamination when drilling glass fibre reinforced plastic composite, *Materials & Design*, Vol. 29, 2, S. 508–513 (2008)
- [79] C.C. Tsao, K.L. Kuo, I.C. Hsu: Evaluation of a novel approach to a delamination factor after drilling composite laminates using a core–saw drill, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 59, 5-8, S. 617–622 (2012)
- [80] V.N. Gaitonde, S.R. Karnik, J. Campos Rubio, A.E. Correia, A.M. Abrão, J.P. Davim: Analysis of parametric influence on delamination in high-speed drilling of carbon fiber reinforced plastic composites, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 203, 1–3, S. 431–438 (2008)
- [81] J.P. Davim, P. Reis: Study of delamination in drilling carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using design experiments, *Composite Structures*, Vol. 59, 4, S. 481–487 (2003)
- [82] U. Heisel, T. Pfeifroth: Influence of point angle on drill hole quality and machining forces when drilling CFRP, *Procedia CIRP*, Vol. 1, S. 471–476 (2012)
- [83] K. Palanikumar, J.C. Rubio, A.M. Abrao, A.E. Correia, J.P. Davim: Influence of drill point angle in high speed drilling of glass fiber reinforced plastics, *Journal of Composite Materials*, Vol. 42, 24, S. 2585–2597 (2008)

-
- [84] I.S. Shyha, D.K. Aspinwall, S.L. Soo, S. Bradley: Drill geometry and operating effects when cutting small diameter holes in CFRP, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 49, 12–13, S. 1008–1014 (2009)
- [85] S. Rawat, H. Attia: Wear mechanisms and tool life management of WC-Co drills during dry high speed drilling of woven carbon fibre composites, *Wear*, Vol. 267, 5–8, S. 1022–1030 (2009)
- [86] D. Iliescu, D. Gehin, M.E. Gutierrez, F. Girot: Modeling and tool wear in drilling of CFRP, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 50, 2, S. 204–213 (2010)
- [87] P.E. Faria, R.F. Campos, A.M. Abrão, Godoy, G. C. D., J.P. Davim: Thrust force and wear assessment when drilling glass fiber-reinforced polymeric composite, *Journal of Composite Materials*, Vol. 42, 14, S. 1401–1414 (2008)
- [88] A. Velayudham, R. Krishnamurthy, T. Soundarapandian: Evaluation of drilling characteristics of high volume fraction fibre glass reinforced polymeric composite, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 45, 4–5, S. 399–406 (2005)
- [89] C. Murphy, G. Byrne, M.D. Gilchrist: The performance of coated tungsten carbide drills when machining carbon fibre-reinforced epoxy composite materials, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B - Journal of Engineering Manufacture*, Vol. 216, 2, S. 143–152 (2002)
- [90] U.A. Khashaba, I.A. El-Sonbaty, A.I. Selmy, A.A. Megahed: Machinability analysis in drilling woven GFR/epoxy composites: Part II - Effect of drill wear, *Composites Part A - Applied Science and Manufacturing*, Vol. 41, 9, S. 1130–1137 (2010)

- [91] M. Henerichs, R. Voß, D. Harsch, F. Kuster, K. Wegener: Tool life time extension with nano-crystalline diamond coatings for drilling carbon-fibre reinforced plastics (CFRP), *Procedia CIRP*, Vol. 24, S. 125–129 (2014)
- [92] S. Gaugel, P. Sripathy, A. Haeger, D. Meinhard, T. Bernthaler, F. Lissek, M. Kaufeld, V. Knoblauch, G. Schneider: A comparative study on tool wear and laminate damage in drilling of carbon-fiber reinforced polymers (CFRP), *Composite Structures*, Vol. 155, S. 173–183 (2016)
- [93] R. Pramod, J. Basavarajappa, J.P. Davim: A review on investigations in drilling of fiber reinforced plastics, in *Machinability of fibre-reinforced plastics*, Hrsg.: J. P. Davim, *De Gruyter Berlin*, S. 179–94 (2015)
- [94] L. Romoli, G. Dini: Experimental study on the influence of drill wear in CFRP drilling process, in *Proceedings of the 6th CIRP International Conference on Intelligent Computation in Manufacturing Engineering*, Neapel, S. 433–38 (2008)
- [95] X. Wang, P.Y. Kwon, C. Sturtevant, D. Kim, J. Lantrip: Tool wear of coated drills in drilling CFRP, *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 15, 1, S. 127–135 (2013)
- [96] D.N.R. da Silva: Image processing methodology for assessment of drilling induced damage in CFRP, Dissertation, *Universidade Nova de Lisboa* (2013)
- [97] V. Tagliaferri, G. Caprino, A. Diterlizzi: Effect of drilling parameters on the finish and mechanical properties of GFRP composites, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 30, 1, S. 77–84 (1990)

-
- [98] M. Mehta, T.J. Reinhart, A.H. Soni: Effect of fastener hole drilling anomalies on structural integrity of PMR-15/Gr composites laminates, in *Proceedings of the Machining of Composite Materials Symposium*, Chicago, USA, S. 113–26 (1992)
- [99] E. Capello: Workpiece damping and its effect on delamination damage in drilling thin composite laminates, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 148, 2, S. 186–195 (2004)
- [100] E. Capello, V. Tagliaferri: Drilling damage of GFRP and residual mechanical behavior - Part I: Drilling damage generation, *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 23, 2, S. 122–130 (2001)
- [101] E. Capello, V. Tagliaferri: Drilling damage of GFRP and residual mechanical behavior - Part II: Static and cyclic bearing loads, *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 23, 2, S. 131–137 (2001)
- [102] V.A. Nagarajan, J. Selwin Rajadurai, T. Annil kumar: A digital image analysis to evaluate delamination factor for wind turbine composite laminate blade, *Composites Part B: Engineering*, Vol. 43, 8, S. 3153–3159 (2012)
- [103] L.M.P. Durão, J.M.R. Tavares, V.H.C. de Albuquerque, D.J. Gonçalves: Damage evaluation of drilled carbon/epoxy laminates based on area assessment methods, *Composite Structures*, Vol. 96, S. 576–583 (2013)
- [104] F. Lissek, J. Tegas, M. Kaufeld: Damage quantification for the machining of CFRP: An introduction about characteristic values considering shape and orientation of drilling-induced delamination, *Procedia Engineering*, Vol. 149, S. 2–16 (2016)

- [105] V.M. Sereshk, H.M. Bidhendi: Evaluation of revealing and quantifying techniques available for drilling delamination in woven carbon fiber-reinforced composite laminates, *Journal of Composite Materials*, Vol. 50, 10, S. 1377–1385 (2016)
- [106] A. Lopez-Arraiza, I. Amenabar, A. Agirregomezkorta, M. Sarrionandia, J. Aurrekoetxea: Experimental analysis of drilling damage in carbon-fiber reinforced thermoplastic laminates manufactured by resin transfer molding, *Journal of Composite Materials*, Vol. 46, 6, S. 717–725 (2012)
- [107] L.M.P. Durão, A.G. Magalhães, J.M.R.S. Tavares, A.T. Marques: Delamination analysis after carbon/epoxy plate drilling, <https://www.researchgate.net/publication/37649569>, *Researchgate*, (zuletzt zugegriffen 13.12.2016)
- [108] D. Silva, J.P. Teixeira, C.M. Machado: Methodology analysis for evaluation of drilling-induced damage in composites, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 71, 9-12, S. 1919–1928 (2014)
- [109] J. Babu, T. Sunny, N.A. Paul, K.P. Mohan, J. Philip, J.P. Davim: Assessment of delamination in composite materials: A review, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* (2015)
- [110] B.S. Rao, R. Rudramoorthy, S. Srinivas, B.N. Rao: Effect of drilling induced damage on notched tensile and pin bearing strengths of woven GFR-epoxy composites, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 472, 1-2, S. 347–352 (2008)
- [111] T. Parameshwaranpillai, P.R. Lakshminarayanan, B.N. Rao: Taguchi's approach to examine the effect of drilling induced damage

-
- on the notched tensile strength of woven GFR-epoxy composites, *Advanced Composite Materials*, Vol. 20, 3, S. 261–275 (2011)
- [112] L.M.P. Durão, D.J.S. Goncalves, J.M.R.S. Tavares, V.H.C. de Albuquerque, A. Torres Marques: Comparative analysis of drills for composite laminates, *Journal of Composite Materials*, Vol. 46, 14, S. 1649–1659 (2012)
- [113] L.M.P. Durão, D. Goncalves, J.M.R.S. Tavares, V.H.C. de Albuquerque, A.M. Vieira, A.P.M. Baptista: Delamination in carbon/epoxy plates drilling: tool and feed rate effect, *International Journal of Materials and Product Technology*, Vol. 49, 4, S. 267–284 (2014)
- [114] H. Heidary, M. Ahmadi, A. Rahimi, G. Minak: Wavelet-based acoustic emission characterization of residual strength of drilled composite materials, *Journal of Composite Materials*, Vol. 47, 23, S. 2897–2908 (2013)
- [115] R. Kishore, R. Tiwari, A. Dvivedi, I. Singh: Taguchi analysis of the residual tensile strength after drilling in glass fiber reinforced epoxy composites, *Material & Design*, Vol. 30, 6, S. 2186–2190 (2009)
- [116] L.M.P. Durão, J.M.R.S. Tavares, V.H.C. de Albuquerque, J.F.S. Marques, O.N.G. Andrade: Drilling damage in composite material, *Materials*, Vol. 7, 5, S. 3802–3819 (2014)
- [117] I. Singh, N. Bhatnagar: Drilling-induced damage in uni-directional glass fiber reinforced plastic (UD-GFRP) composite laminates, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 27, 9, S. 877–882 (2006)

- [118] P.K. Rakesh, I. Singh, D. Kumar: Flexural behaviour of glass fibre-reinforced plastic laminates with drilled hole, *Proceedings of the Institution of the Engineers: Part L - Journal of Material Design and Applications*, Vol. 226, L2, S. 149–158 (2012)
- [119] Z. Hamdoun, L. Guillaumat, J.L. Lataillade: Influence of the drilling quality on the fatigue compression behaviour of carbon epoxy laminates, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, 1, S. 1–8 (2006)
- [120] E. Persson, I. Eriksson, L. Zackrisson: Effects of hole machining defects on strength and fatigue life of composite laminates, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 28, 2, S. 141–151 (1997)
- [121] L.M. Durão, A.G. Magalhães, A.T. Marques, A.M. Baptista, M. Figueiredo: Drilling of fibre reinforced plastic laminates, *Materials Science Forum*, Vol. 587-588, S. 706–710 (2008)
- [122] M. Saleem, L. Toubal, R. Zitoune, H. Bougherara: Investigating the effect of machining processes on the mechanical behavior of composite plates with circular holes, *Composites Part A - Applied Science and Manufacturing*, Vol. 55, S. 169–177 (2013)
- [123] American Society of Testing Materials: Standard test method for bearing response of polymer matrix composite laminates, *ASTM D5961 / D5961M*, 13. Auflage (2013)
- [124] R. Mishra, J. Malik, I. Singh, J.P. Davim: Neural network approach for estimating the residual tensile strength after drilling in uni-directional glass fiber reinforced plastic laminates, *Material & Design*, Vol. 31, 6, S. 2790–2795 (2010)

-
- [125] D. Arola, M.L. McCain: Surface texture and the stress concentration factor for FRP components with holes, *Journal of Composite Materials*, Vol. 37, 16, S. 1439–1460 (2003)
- [126] M. Henerichs, R. Voß, H. Tanaka, F. Kuster, K. Wegener: Analysis of material weakening in CFRP after a drilling operation, *New Production Technologies in Aerospace Industry - 5th Machining Innovations Conference (MIC 2014)*, Vol. 24, 96, S. 44–48 (2014)
- [127] P. Ghidossi, M. El Mansori, F. Pierron: Edge machining effects on the failure of polymer matrix composite coupons, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 35, 7–8, S. 989–999 (2004)
- [128] P. Guégan: Contribution á la qualification de l'usinage de matériaux composites á matrice organique, Dissertation, *Université de Nantes* (1994)
- [129] H. Lengsfeld: Faserverbundwerkstoffe, *Hanser-Verlag München* (2015)
- [130] Hexcel Corporation: HexPly UD/M21/35%/268/T800S, Materialdatenblatt (2010)
- [131] D.N. Betts, A.I. Salo, C.R. Bowen, H.A. Kim: Characterisation and modelling of the cured shapes of arbitrary layup bistable composite laminates, *Composite Structures*, Vol. 92, 7, S. 1694–1700 (2010)
- [132] G.H. Erçin, P.P. Camanho, J. Xavier, G. Catalanotti, S. Mahdi, P. Linde: Size effects on the tensile and compressive failure of notched composite laminates, *Composite Structures*, Vol. 2013, 96, S. 736–744 (2013)
- [133] C.R. Bowen, P.F. Giddings, A. Salo, H.A. Kim: Modeling and characterization of piezoelectrically actuated bistable composites, *IEEE*

- Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*,
Vol. 58, 9, S. 1737–1750 (2011)
- [134] R.F. Teixeira, S.T. Pinho, P. Robinson: Translaminar ply fracture toughness of advanced composites, in *Proceedings of 18th International Conference on Composite Materials*, Jeju Island, Korea (2011)
- [135] Hexcel Corporation: HexPly M21 - 180°C curing epoxy matrix, Produktdatenblatt (2010)
- [136] Deutsches Institut für Normung e.V.: Kohlenstoffaser-Lamine - Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile, *DIN EN 2564* (1998)
- [137] Deutsches Institut für Normung e.V.: Kunststoffe - Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen - Teil 1: Eintauchverfahren, Verfahren mit Flüssigkeitspyknometer und Titrationsverfahren, *DIN EN ISO 1183-1* (2013)
- [138] L. Mense, L. Potrolniczak, M. Schmid, S. Schmid, W. Hintze, R. Clausen, C. Schütte, F. Dose, B. Süess: Bohrwerkzeug, *Deutsches Patent DE 10 2010 012 963* (2010)
- [139] Deutsches Institut für Normung e.V.: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe, *DIN EN ISO 527-4* (1997)
- [140] Deutsches Institut für Normung e.V.: Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften, *DIN EN ISO 14125* (2011)
- [141] Deutsches Institut für Normung e.V.: Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit nach dem Dreipunktbiegeverfahren mit kurzem Balken, *DIN EN ISO 14130* (1998)

-
- [142] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: Hochleistungskeramik - Mechanische Eigenschaften von monolithischer Keramik bei Raumtemperatur - Teil 2: Bestimmung des Elastizitätsmoduls, Schubmoduls und der Poissonzahl, *DIN EN ISO 843-2* (2007)
- [143] American Society for Testing and Materials: Standard test method for interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer composites, *ASTM D5528-01*, 1. Auflage (2007)
- [144] M. Grudenik: Prüfkonzepte zur Ermittlung des Ermüdungsverhaltens kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe (CFK) unter zyklischer Biegebeanspruchung, Bachelorarbeit, *Hochschule Aalen* (2015)
- [145] M. Grudenik: Einfluss bearbeitungsinduzierter Schädigung auf das Biegeermüdungsverhalten von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK), Masterarbeit, *Hochschule Aalen* (2016)
- [146] Deutsches Institut für Normung e.V.: Werkstoffprüfung - Dauerschwingversuch: Begriffe, Zeichen, Durchführung, Auswertung, *DIN 50100* (1978)
- [147] U.A. Khashaba, A.I. Selmy, I.A. El-Sonbaty, M. Megahed: Behavior of notched and unnotched $[0/\pm 30/\pm 60/90]_s$ GFR/epoxy composites under static and fatigue loads, *Composite Structures*, Vol. 81, 4, S. 606–613 (2007)
- [148] A.M. El-Assal, U.A. Khashaba: Fatigue analysis of unidirectional GFRP composites under combined bending and torsional loads, *Composite Structures*, Vol. 79, 4, S. 599–605 (2007)
- [149] J. Rösler, H. Bäker, M. Bäker: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, 3. Auflage, *Vieweg + Teubner Wiesbaden* (2008)
- [150] B. Heine: Werkstoffprüfung, 2. Auflage, *Hanser-Verlag München* (2011)

- [151] V. Altstadt: Effect of the polymer matrix on the properties of advanced composites, *Makromolekulare Chemie. Macromolecular Symposia*, Vol. 50, 1, S. 137–145 (1991)
- [152] W.S. Johnson, P.D. Mangalgiri: Investigation of fiber bridging in double cantilever beam specimens, *Journal of Composites Technology & Research*, Vol. 9, 1, S. 10–13 (1987)
- [153] M. Kinawy, R. Butler, G.W. Hunt: Bending strength of delaminated aerospace composites, *Philosophical transactions. Series A, Mathematical, physical, and engineering sciences*, Vol. 370, 1965, S. 1780–1797 (2012)
- [154] B. Lawn: Fracture of brittle solids, 2. Auflage, *Cambridge University Press Cambridge* (2010)
- [155] S. Gaugel: Quantitative Analyse von Materialschädigungen beim Bohren von kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff, Masterarbeit, *Hochschule Aalen* (2014)
- [156] M. Munk: Einfluss des Verschleißes von Bohrwerkzeugen auf die Bearbeitungsqualität von CFK bei einer stabilen Einspannung, Bachelorarbeit, *Hochschule Ulm* (2014)
- [157] C. Blersch: Prüfung der interlaminaren Bruchzähigkeit von CFK, Bachelorarbeit, *Hochschule Ulm* (2014)
- [158] J. Tegas: Korrelation materialspezifischer Fehlstellen mit den (bruch-)mechanischen Eigenschaften faserverstärkter Kunststoffe, Bachelorarbeit, *Hochschule Aalen* (2014)
- [159] P. Schirle: Entstehung materialspezifischer Fehlstellen beim Heißpressen von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen und deren Wirkzusammenhänge mit den mechanischen Eigenschaften, Bachelorarbeit, *Hochschule Aalen* (2015)

-
- [160] S. Hillmann: Simulation von Faserverbundkunststoffen: Delaminationen, Bachelorarbeit, *Hochschule Aalen* (2015)
- [161] F. Zeller: Simulation von Faserverbundkunststoffen: Gekerbte Laminat, Bachelorarbeit, *Hochschule Aalen* (2015)
- [162] M. Schiel: Simulation von Faserverbundwerkstoffen in ANSYS ACP und LS-Dyna, Masterarbeit, *Weiterbildungsakademie der Hochschule Aalen* (2015)
- [163] E. Anselm: Simulation bruchmechanischer Beanspruchungen in Composite Materialien mittels Finite-Element-Methode, Masterarbeit, *Weiterbildungsakademie der Hochschule Aalen* (2015)
- [164] F. Zeller: Charakterisierung mechanischer Eigenschaften und bearbeitungsinduzierter Schädigung von thermoplastischem CFK, Masterarbeit, *Hochschule Aalen* (2017)