

TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN
Lehrstuhl für Carbon Composites

Analyse der Haltbarkeit von Werkzeugen aus carbonfaserverstärkten Kunststoffen

Peter Philipp Kammerhofer

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Harald Klein

Prüfer der Dissertation: 1. Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler
2. Prof. Dr.-Ing. Michael Kupke

Die Dissertation wurde am 02.07.2018 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 27.11.2018 angenommen.

Technische Universität München
Fakultät für Maschinenwesen
Lehrstuhl für Carbon Composites
Boltzmannstraße 15
D-85748 Garching bei München

Tel.: +49 (0) 89 / 289 – 15092

Fax.: +49 (0) 89 / 289 – 15097

Email: info@lcc.mw.tum.de

Web: www.lcc.mw.tum.de

ERKLÄRUNG

Ich erkläre hiermit ehrenwörtlich, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe; die aus fremden Quellen (einschließlich elektronischer Quellen) direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind ausnahmslos als solche kenntlich gemacht.

Die Arbeit wurde in gleicher oder ähnlicher Form noch keiner anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

.....

Ort, Datum

Unterschrift

VORWORT

Ich freue mich in den letzten mehr als fünf Jahren so viel Unterstützung bei meiner Arbeit und den dafür notwendigen Experimenten erhalten zu haben. Ohne diesen Zuspruch wäre der erfolgreiche Abschluss der Dissertation sicher nicht möglich gewesen.

Als Erstes gilt mein Dank dem Lehrstuhl für Carbon Composites, allen voran Professor Drechsler und Dr. Elisabeth Ladstätter, die mit ihrer täglichen Arbeit ein sehr professionelles und Wohlfühlumfeld schaffen, um zu forschen und zu entwickeln.

Die offenen Forschungsfelder und damit die Zielsetzung dieser Arbeit hat allen voran Swen Zaremba mitgeprägt. In vielen Diskussionen und Gesprächen entstand so in den ersten Jahren meiner Zeit am Lehrstuhl die Richtung dieser Arbeit. Dankeschön dafür Swen!

Ich bin jeden Tag mit großer Freude nach Garching gekommen. Dies liegt vor allem an meinen Kollegen. Gerade wenn Experimente nicht vorangehen, oder mühevoll Forschungsanträge geschrieben werden müssen, tut es gut Freunde um einen zu haben, mit denen man mal einen Kaffee trinken kann.

Besonderer Dank gilt hierbei meinem langjährigen Bürokollegen Andi, und Korrekturlesern Bernhard Horn, Jan Krollmann und Paul Bockelmann. Danke euch Vier für die mentale und praktische Unterstützung bei dieser Arbeit!

Zum Abschluss, ein ganz, ganz großes Dankeschön an meine Familie und meine Frau Theresa. In fünf Jahren waren einige Momente dabei in denen ich nur durch eure motivierenden Worte dieses Ziel weiterverfolgt und mit dieser Arbeit abgeschlossen habe!

Es bleiben viele schöne Erinnerungen an diese Zeit! Danke.

KURZFASSUNG

Werkzeuge aus carbonfaserverstärkten Kunststoffen (CFK) zur Herstellung von CFK-Bauteilen finden vor allem in der Luftfahrtindustrie Anwendung. Sie weisen gegenüber Werkzeugen aus Metall eine Reihe von Vorteilen auf. Als Nachteil von Werkzeugen aus CFK werden in der Literatur geringe Standzeiten genannt. In dieser Arbeit soll die Frage beantwortet werden, wie die Einsatzgrenzen von CFK-Werkzeugen definiert, prognostiziert und unter der Prämisse eines gleichbleibenden Fertigungsaufwands erweitert werden können. Folgende Kernbereiche, welche die Lebensdauer eines Werkzeuges einschränken, werden ermittelt: Die Festigkeit von Kanten, die Alterung des CFK-Laminats und die Prozessbeständigkeit von CFK-Oberflächen.

Ziel des ersten Abschnittes ist es, die Robustheit von Kanten in CFK-Werkzeugen zu bewerten und basierend auf den Ergebnissen Designrichtlinien für widerstandsfähige Kanten abzuleiten. Hierzu wird eine Methode entwickelt, bei welcher über einen zylindrischen Prüfstempel eine Druckbelastung auf die Kante aufgebracht wird, bis diese versagt. Den Ergebnissen zufolge können robuste CFK-Werkzeugkanten erzeugt werden, indem diese möglichst mit Fasern ausgefüllt und hochelastische Harzsysteme lokal eingebracht werden.

Ziel des zweiten Teils der Arbeit ist es, die Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten und resultierende Effekte zu bewerten. Dazu werden CFK-Prüfkörper unterschiedlicher Zusammensetzung nach zyklischer thermischer Belastung bei 120 °C, 150 °C und 180 °C bis 1000 Zyklen untersucht. Es werden die Methoden Dynamische Mechanische Analyse, Drei-Punkt-Biegeversuch, Rissdichtebestimmung und Leckageratenbestimmung verwendet. Auf Grundlage der Ergebnisse können unter anderem epoxidbasierte Lamine ($T_{g, \tan \delta} \approx 220 \text{ °C}$) bis 150 °C für 500 Zyklen und Bismaleimidebasierte Lamine ($T_{g, \tan \delta} \approx 290 \text{ °C}$) bei 180 °C für 750 Zyklen in CFK-Werkzeugen eingesetzt werden. Auch der Einsatz von Phenoxybinder und Gewebe anstatt Gelege erhöht die thermische Beständigkeit.

Im dritten Teil der Arbeit wird das Ziel verfolgt, die Auswirkungen des Fertigungsprozesses auf die Werkzeugoberfläche zu analysieren. Dazu wird ein automatisierter Prüfstand entwickelt, der die Lasten auf ein Werkzeug während der CFK-Bauteilherstellung nachbildet. Der Zustand der Oberfläche wird nach jedem Zyklus optisch vermessen und bewertet. Die Versuchsergebnisse zeigen, dass vor allem die manuell durchgeführte Reinigung der Werkzeugoberfläche diese schädigt. Die Entformung des CFK-Bauteils zeigt hingegen keine sichtbaren Auswirkungen.

Die abschließende Lebenszykluskostenanalyse zeigt, dass unter den hier getroffenen Annahmen der Einsatz von epoxidbasierten CFK-Werkzeugen bis 120 °C Prozesstemperatur über 1000 Zyklen und von BMI-basierten CFK-Werkzeugen bis 180 °C und 750 Zyklen wirtschaftlicher ist als der von metallischen Werkzeugen.

ABSTRACT

Carbon fiber reinforced plastic (CFRP) molds to produce CFRP parts are mainly applied in the aircraft industry. They have multiple advantages over metallic molds. According to literature the main disadvantage is their reduced service life. This thesis deals with how limitations of the use of CFRP molds regarding their service life can be defined, predicted and extended. The following three major topics which limit the life span of a CFRP mold are determined: The strength of edges, the ageing of the CFRP laminate and the durability of CFRP surfaces.

Target of the first part of this thesis is to assess the robustness of the edges in CFRP molds and, based on the results, to derive design guidelines for resistant edges. Therefore a testing method has been developed in which a pressure load is applied by a cylindrical indenter until the edge breaks. As far as results are concerned, robust CFRP edges can be generated by applying a high amount of fibers within the edge and by introducing highly elastic resin systems locally inside the edge.

The assessment of ageing of CFRP molds and resulting effects is the objective of the second part of this work. For this purpose CFRP samples of different composition are investigated which have been thermally loaded from room temperature to 120 °C, 150 °C and 180 °C up to 1000 cycles. The underlying methods are dynamic mechanical analysis (DMA), three-point-bending test and the determination of crack density and leakage rate. Concerning the results, epoxy based laminates ($T_{g, \tan \delta} \approx 220$ °C) can be used up to 150 °C for 500 cycles, whereas bismaleimide ($T_{g, \tan \delta} \approx 290$ °C) based laminates can be used at 180 °C for 750 cycles. The implementation of Phenoxy binder material and the application of carbon weave instead of non-crimped fabric increases the thermal stability as well.

The goal of the third part of the thesis is the analysis of the impact of a CFRP production process on the mold surface. For this reason an automatized test setup has been developed which reproduces the loads acting on the mold during the process. The condition of the surface is recorded optically after each demolding step. The results show that mainly the manually executed cleaning process of the specimen damages its surface, whereas the demolding step shows no visible impact.

The concluding analysis of the life cycle costs shows, that the usage of epoxy based CFRP molds is economically advantageous over metallic molds up to 120 °C process temperature for more than 1000 process cycles. BMI-based molds are economically advantageous up to 180 °C for 750 cycles.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	xi
Nomenklatur	xv
Abkürzungsverzeichnis	xix
Abbildungsverzeichnis	xxi
Tabellenverzeichnis	xxvii
1 Einleitung.....	1
2 Grundlagen zu CFK-Werkzeugen.....	5
2.1 Das Werkzeug in der CFK-Bauteilfertigung	5
2.1.1 Anforderungen an das Werkzeug	5
2.1.2 Werkzeugkonzepte und deren Eigenschaften.....	11
2.1.3 Einsatzbereiche von CFK-Werkzeugen.....	14
2.2 Herstellungsprozess von CFK-Werkzeugen	14
2.3 Schäden an CFK-Werkzeugen	16
2.3.1 Ursachen	16
2.3.2 Ausprägung.....	19
2.3.3 Auswirkung	20
2.4 Entwicklungen im Bereich von CFK-Werkzeugen	20
2.4.1 Anpassung der CFK-Werkzeugmatrix	21
2.4.2 Metallisieren der CFK-Werkzeugoberfläche.....	21
3 Forschungsfrage	25
4 Kantenfestigkeit von CFK.....	27
4.1 Konzepte zur Verstärkung von Kanten in CFK-Werkzeugen	27
4.2 Entwicklung eines Kantentests für CFK.....	30
4.2.1 Anforderungen an einen Kantentest	30
4.2.2 Methoden zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Kanten.....	31
4.2.3 Voruntersuchung in Anlehnung an Hangl et al.	33
4.2.4 Definition des Kantentest	34
4.2.5 Einfluss des Stempeldurchmessers auf die Messergebnisse.....	39

4.2.6	Definition ungültiger Kantentests	39
4.3	Herstellung von CFK-Kantenprüfkörpern	40
4.3.1	Grundprozess zur Herstellung faserverstärkter Kanten	40
4.3.2	Herstellung der Hybrid-Matrix Kanten.....	42
4.3.3	Qualität der Prüfkörper	43
4.4	Ergebnisse und Diskussion des Kantentests.....	45
4.4.1	Messergebnisse und Diskussion am Beispiel der Referenz CFK-Werkzeugkante	45
4.4.2	Vergleich der Referenz CFK-Werkzeugkante mit den Verstärkungskonzepten.....	46
4.5	Bewertung des Prüfverfahrens und der Verstärkungskonzepte für Kanten in CFK-Werkzeugen	51
5	Thermische Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten	53
5.1	Grundlagen der Alterung von unverstärkten und faserverstärkten Kunststoffen	53
5.1.1	Alterung von Kunststoffen.....	54
5.1.2	Alterung von CFK.....	56
5.1.3	Einfluss der Geometrie auf die Alterung von CFK-Strukturen	57
5.1.4	Maßnahmen zur Reduktion von Alterungseffekten in CFK	57
5.2	Methoden zur Analyse der Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten.....	62
5.2.1	Dynamisch Mechanische Analyse (DMA)	62
5.2.2	Quasistatische Biegeeigenschaften	64
5.2.3	Rissdichte	65
5.2.4	Leckagerate	66
5.3	Versuchsvorbereitung.....	70
5.3.1	Materialkonzepte für haltbare CFK-Werkzeuge.....	70
5.3.2	Versuchsplan.....	73
5.3.3	Herstellung der Prüfkörper	75
5.3.4	Qualität der Prüfkörper	76
5.3.5	Alterungsbedingungen	78
5.4	Ergebnisse und Diskussion der Analyse der Alterung eines herkömmlichen CFK-Werkzeuglaminats.....	80

5.4.1	Dynamisch Mechanische Analyse (DMA).....	80
5.4.2	Quasistatische Biegeeigenschaften.....	85
5.4.3	Rissdichte.....	89
5.4.4	Leckagerate.....	93
5.5	Ergebnisse und Vergleich der Materialkonzepte zur Reduzierung der Alterungseffekte.....	98
5.5.1	ILSS.....	99
5.5.2	Rissdichte.....	102
5.5.3	Leckagerate.....	106
5.6	Zusammenfassung der Ergebnisse und Bewertung der Methodik.....	109
6	Prozessbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen	113
6.1	Entwicklung eines Werkzeugoberflächenprüfstands.....	114
6.1.1	Problem strukturieren	114
6.1.2	Lösungsideen ermitteln und Entscheidung herbeiführen	117
6.1.3	Konstruktion und Steuerung des Prüfstands.....	122
6.1.4	Zielerreichung absichern	127
6.2	Untersuchungsmethodik zur Prozessbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen	131
6.2.1	Messgrößen.....	131
6.2.2	Versuchsablauf	131
6.2.3	Versuchsplanung	131
6.2.4	Fertigung der Prüfkörper	134
6.2.5	Auswertung.....	135
6.3	Ergebnisse und Diskussion der Entformungsbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen	135
6.3.1	Ausgangszustand der Prüfkörperoberflächen.....	135
6.3.2	Verhalten der Prüfkörper im Werkzeugoberflächenprüfstand	139
6.3.3	Wiederholbarkeit der Versuche	140
6.3.4	Prüfkörperoberflächen nach den Entformungsprozessen.....	142
6.4	Bewertung und Limitationen der Methode zur Untersuchung der Prozessbeständigkeit von CFK-Oberflächen	147
7	Design haltbarer CFK-Werkzeuge und deren Wirtschaftlichkeit.....	149

7.1	Designrichtlinien	149
7.1.1	Kanten	149
7.1.2	Laminataufbau	149
7.1.3	Werkzeugoberflächen	151
7.2	Wirtschaftlichkeitsbetrachtung von Werkzeugen aus CFK	152
7.2.1	Grundlagen zur Kosten- und Lebenszykluskostenrechnung.....	153
7.2.2	Vergleich der Herstellkosten und Lebenszykluskosten unterschiedlicher Werkzeugtechnologien am Beispiel einer Flugzeugflügelstruktur	155
8	Zusammenfassung und Ausblick	161
8.1	Zusammenfassung	161
8.2	Ausblick	165
	Literaturverzeichnis	167
A	Anhang	179
a	Experimentelle Daten	179
b	Herleitung	189
c	Programme	190
B	Veröffentlichungen.....	201
C	Betreute studentische Arbeiten	203

Nomenklatur

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
Δp	mbar	Druckdifferenz
Δt	s	Zeitdifferenz
ΔT	°C	Temperaturdifferenz
A_B	m ²	Querschnittsfläche des Bauteils
A_W	m ²	Querschnittsfläche des Werkzeugs
b	mm	Prüfkörperbreite
da/dN	mm/Anzahl	Rissfortschrittsrate
E	GPa	E-Modul
E(b)	GPa	Biegemodul
F'(')	N	Kraft bei Dehnung $\varepsilon_F()$
F _{max}	N	Maximalkraft
FGK	€	Fertigungsgemeinkosten
FK	€	Fertigungskosten
FLK	€	Fertigungslohnkosten
G'	GPa	Speichermodul
G''	MPa	Verlustmodul
G _{IC}	N/mm	Energiefreisetzungsrate
h	mm	Prüfkörperdicke
K _{IC}	MPa·m ²	Spannungsintensitätsfaktor
K _E	€	Energiekosten
K _I	€	Instandhaltungskosten

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
K_{MH}	€/h	Maschinenstundensatz
K_R	€	Raumkosten
K_z	€	Zinskosten
l	m	Länge
L	mm	Stützweite
LE	mbar·l/s	Leckagerate
l_0	m	Ausgangslänge
$l_{Bauteil}$	m	Länge des Bauteils
$l_{Werkzeug}$	m	Länge des Werkzeugs
MAK	€	Maschinenkosten
MEK	€	Materialeinzelkosten
$M_f/(L \cdot b)$	g/m ²	Flächengewicht
MGK	€	Materialgemeinkosten
MK	€	Materialkosten
RD	1/cm	Rissdichte
SEF	€	Sondereinzelkosten der Fertigung
t	s	Zeit
T	°C	Temperatur
T_0	°C	Umgebungstemperatur
T_A	°C	Aushärtetemperatur
T_g	°C	Glasübergangstemperatur
T_N	a	Nutzungszeit
$\tan \delta$	-	Verlustfaktor

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
V	l	Volumen in Litern
w	Gew%	Gewichtsprozent
α	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient
α_{Bauteil}	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient des Bauteils
$\alpha_{f\parallel}$	1/K	Wärmeausdehnungskoeff. Faserlängsrichtung
$\alpha_{f\perp}$	1/K	Wärmeausdehnungskoeff. Faserquerrichtung
α_{Werkzeug}	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient des Werkzeugs
ε_B	%	Bruchdehnung
ε_f	%	Randfaserdehnung
λ	W/(m·K)	spezifische Wärmeleitfähigkeit
φ	%	Faservolumengehalt
ρ	g/cm ³	Dichte
ρ_f	g/cm ³	Dichter der Faser
σ	MPa	Spannung
σ_W	MPa	Spannung im Werkzeug
σ_b	MPa	Biegefestigkeit
σ_{BT}	MPa	Spannung im Bauteil
τ	MPa	Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit
	Shore D	Härte
	MPa	Kantenfestigkeit
	MPa/mm	Verformungsbeständigkeit
	mm	max. elastische Verformung

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Beschreibung
3PB	Dreipunktbiegeversuch
Al	Aluminium
BMI	Bismaleimide
CFK	carbonfaserverstärkter Kunststoff
DMA	Dynamisch Mechanische Analyse
DSC	Dynamic Scanning Calometry
EL	Elastomer
EL_KF	Elastomerkurzfasern
EP	Epoxid
FVG	Faservolumengehalt
GC	Gelcoat
HTS	High Tensile Strength
ILSS	Scheinbare Interlaminare Scherfestigkeit
KF	Kurzfasern
L	Leckageratenmessung
PEI	Polyetherimide
PES	Polyethersulfon
PG	Porengehalt
PID	Prozessinduzierte Deformationen
PPSU	Polyphenylsulfon
PU	Polyurethan

Abkürzung	Beschreibung
QI	Quasiisotrop
RD	Rissdichte
RH	Reinharz
RH_A	Reinharz Araldite
RH_BMI	Reinharz Bismaleimide
RV	Roving
SPS	Speicherprogrammierbare Steuerung
St	Stahl
WZ	Werkzeug
ZW	Zwickelfüller

Abbildungsverzeichnis

Abb. 2-1: Belastungen auf ein Werkzeug in Folge von fehlerhaftem Umgang	8
Abb. 2-2: Einsatz von CFK in einem Airbus A350 in Anlehnung an [5]	10
Abb. 2-3: Übersicht einer Auswahl von Werkzeugen die der Herstellung von CFK-Bauteilen dienen.....	11
Abb. 2-4: Beispiele der beiden Werkzeuggruppen	12
Abb. 2-5: Qualitative Bewertung der Werkzeugmaterialien	13
Abb. 2-6: Herstellungsprozess von CFK-Werkzeugen	15
Abb. 2-7: Unterschale eines RTM-Werkzeugs aus CFK zur Herstellung von Demonstrator-Hubschrauberrotorblättern	16
Abb. 2-8: Bausteine eines relationsorientierten Funktionsmodells nach [32].....	17
Abb. 2-9: Relationsorientiertes Funktionsmodell der CFK-Bauteil Herstellung mit der Systemgrenze Werkzeug.	17
Abb. 2-10: Schäden an CFK-Werkzeugen	19
Abb. 4-1: Konzepte zur Kantenverstärkung von CFK-Werkzeugen	28
Abb. 4-2: Mögliche Ursache und Ausprägung von Schäden an Werkzeugkanten	31
Abb. 4-3: Kantentest entsprechend Almond et al. und Hangl et al.	32
Abb. 4-4: Untersuchung der Festigkeit von CFK-Kanten in Anlehnung an Hangl et al. [42]	33
Abb. 4-5: Vorversuche nach Hangl et. al	34
Abb. 4-6: Versuchsaufbau des Kantentests	35
Abb. 4-7: Kantentests mit zylindrischem Prüfstempel.....	36
Abb. 4-8: Vermessung der projizierten Fläche des Eindrucks durch den Prüfstempel	37
Abb. 4-9: Vorgehen bei der Auswertung der Kantentest an zwei exemplarischen Druck-Weg-Diagrammen	37
Abb. 4-10: Exemplarische Bilder zu den drei aufgetretenen Messfehlern.....	40
Abb. 4-11: Herstellung der Kantenprüfkörper in einem vakuumbasierten Infiltrationsprozess	41
Abb. 4-12: Infiltration des Elastomers lokal entlang der Kante.....	42
Abb. 4-13: Mikroskopaufnahmen von Schliffen der verschiedenen Kantenkonzepte.....	43

Abb. 4-14: Ergebnisse der Qualitätsuntersuchung basierend auf einer Auswertung der Mikroskopaufnahmen mittels Bildverarbeitung	44
Abb. 4-15: Messkurvenschar des Kantentest einer Reinharzkante (RH) mittels 4 mm Prüfstempel und repräsentatives Bruchbild der Kante	45
Abb. 4-16: Repräsentative Bruchbilder der Kantenkonzepte	47
Abb. 4-17: Kantenfestigkeit der verschiedenen Kantenkonzepte.....	47
Abb. 4-18: Verformungsbeständigkeit der verschiedenen Kantenkonzepte	49
Abb. 4-19: Maximale elastische Verformbarkeit der verschiedenen Kantenkonzepte	50
Abb. 4-20: Positioniergenauigkeit des Prüfstempels auf dem Prüfkörper	52
Abb. 5-1: Sauerstoffaufnahme eines Polymers in Abhängigkeit von der Zeit nach [53, 63].....	56
Abb. 5-2: Messkurve der DMA. Rot markiert das Maximum der $\tan \delta$ Kurve zur Bestimmung des T_g	63
Abb. 5-3: Methode zur Bestimmung der Rissdichte	66
Abb. 5-4: Messbereich des Heliumleckdetektors und der Druckanstiegsmethode	67
Abb. 5-5: Geschlossene Messzelle mit eingelegtem Prüfkörper	68
Abb. 5-6: Messaufbau zur Bestimmung der Leckagerate mittels a) Heliumleckdetektor und b) Druckanstiegsmethode	70
Abb. 5-7: Schema des hier verwendeten VAP-Infiltrationsaufbaus zur Herstellung der Prüfkörper	75
Abb. 5-8: Prüfkörper vor der thermischen Belastung.....	78
Abb. 5-9: a) Prüfkörper im Trockenschrank, b) Temperaturzyklen zur thermischen Alterung der Prüfkörper.....	79
Abb. 5-10: Vergleich der Solltemperatur mit den Ist-Temperaturen im Ofen	79
Abb. 5-11: DMA-Messkurven der bei 120 °C gealterten Prüfkörper	80
Abb. 5-12: DMA-Messkurven der bei 150 °C gealterten Prüfkörper	81
Abb. 5-13: DMA Messkurven der bei 180 °C gealterten Prüfkörper.....	82
Abb. 5-14: DMA-Messkurven der isotherm bei 180 °C gealterten Prüfkörper	83
Abb. 5-15: Glasübergangstemperatur in Abhängigkeit der Alterungstemperatur und der Zyklenzahl.....	84
Abb. 5-16: ILSS τ in Abhängigkeit der Zyklenzahl bei den Alterungstemperaturen 120 °C, 150 °C und 180 °C.	86

Abb. 5-17: Vergleich der mittleren ILSS τ von CFK-Werkzeuglaminaten	87
Abb. 5-18: Biegemodul in Abhängigkeit der Zykluszahl für die Alterungstemperaturen 120 °C, 150 °C und 180 °C.....	88
Abb. 5-19: Schlifffbilder von unterschiedlich thermisch gealterten 3 mm Laminaten.....	90
Abb. 5-20: Rissdichte in Abhängigkeit der Zykluszahl und der Laminatdicke einer zyklischen Alterung bei a) 150 °C und b) 180 °C.	91
Abb. 5-21: Vergleich der Messergebnisse der Methoden des Druckanstiegs und mittels Heliumleckagedetektor	94
Abb. 5-22: Leckageraten in Abhängigkeit der Werkzeuglaminatdicke und der Zykluszahl.....	96
Abb. 5-23: ILSS der verschiedenen Materialkonzepte und lineare Approximation	100
Abb. 5-24: Mikroskopaufnahmen von Schlifffbilder nach 500 und 1000 Alterungszyklen bei 180 °C der matrixmodifizierten Prüfkörper.....	103
Abb. 5-25: Mikroskopaufnahmen von Schlifffbildern nach 500 und 1000 Alterungszyklen bei 180 °C	103
Abb. 5-26: Rissdichte von 3 mm Laminaten in Abhängigkeit der Zykluszahl für eine Alterungstemperatur von 180 °C.....	104
Abb. 5-27: Leckagerate (Druckanstiegsmethode) in Abhängigkeit der Alterungszyklen bei 180 °C	106
Abb. 5-28: Vergleich der Binderfäden in einem a) ungealterten Laminat und b) für 1000 Zyklen bei 120 °C gealterten Laminat	111
Abb. 6-1: Beschädigung einer Werkzeugoberfläche: Ausbruch des Gelcoats.....	113
Abb. 6-2: Relationsorientiertes Funktionsmodell der Bauteilfertigung mit dem Fokus auf Oberflächenschäden	115
Abb. 6-3: Mögliche Spannungsverteilungen auf der Formoberfläche beim Entformungsvorgang.....	116
Abb. 6-4: Morphologischer Kasten für Lösungsideen zum Werkzeugoberflächenprüfstand	121
Abb. 6-5: CAD-Modell des Werkzeugoberflächenprüfstands mit den Hauptmodulen.....	123
Abb. 6-6: Schematischer Schaltplan der Steuerung des Werkzeugoberflächenprüfstands.....	125
Abb. 6-7: Flussdiagramm als Grundlage für die Programmierung der Steuerung.....	127

Abb. 6-8: Werkzeugoberflächenprüfstand.....	128
Abb. 6-9: Temperaturvalidierung an prozessrelevanten Stellen im Werkzeugoberflächenprüfstands	129
Abb. 6-10: Oberflächenaufnahmen nach Durchläufen des Entformungsversuchs.....	130
Abb. 6-11: Prüfkörperoberflächen nach jeweils drei Entformungen.....	130
Abb. 6-12: Einflussgrößen auf die Prozessbeständigkeit von CFK-Oberflächen	132
Abb. 6-13: Aufnahmen der Oberfläche der Materialien.....	134
Abb. 6-14: Mikroskopaufnahmen der Oberflächen der Prüfkörper	136
Abb. 6-15: Mikroskopaufnahmen der Prüfkörperoberfläche vor dem Entformungstest.....	137
Abb. 6-16: Ausgangszustand der vorgeschädigten Prüfkörper	138
Abb. 6-17: Durchlauf der Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/Gelege Prüfkörper ohne thermische Vorbelastung.....	140
Abb. 6-18: Vergleich der Prüfkörperoberflächen bei Versuchswiederholung	141
Abb. 6-19: Mikroskopischer Vergleich der Prüfkörperoberflächen bei Versuchswiederholung	142
Abb. 6-20: Mikroskopaufnahmen der Oberflächen von G/EP-Prüfkörpern nach der Belastung im Werkzeugoberflächenprüfstand	143
Abb. 6-21: Mikroskopaufnahmen der Oberflächen von Prüfkörpern mit verschiedenen Deckschichten.....	144
Abb. 6-22: Mikroskopaufnahmen der geschädigten Oberflächen nach den Entformungsversuchen	145
Abb. 7-1: Konturplots der Leckagerate in Abhängigkeit der Alterungstemperatur und Zyklenzahl.....	151
Abb. 7-2: Zusammensetzung der Fertigungskosten in Anlehnung an Ehrlenspiel [135]	153
Abb. 7-3: Herstellkosten von Werkzeugen aus CFK und Metall	156
Abb. 7-4: Verlauf der Lebenszykluskosten von Werkzeugen über die Zyklenzahl bei den Prozesstemperaturen 120 °C, 150 °C und 180 °C.	159
Abb. A-1: Ergebnisse der Shore D Messung, Prüfgerät und Prüfkörper	181
Abb. A-2: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G- Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 120 °C	184

Abb. A-3: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 120 °C	184
Abb. A-4: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 150 °C	184
Abb. A-5: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 150 °C.....	184
Abb. A-6: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C.....	185
Abb. A-7: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 180 °C.....	185
Abb. A-8: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper ohne thermische Vorbelastung.....	185
Abb. A-9: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C.....	185
Abb. A-10: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 180 °C.....	186
Abb. A-11: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit F-Prüfkörper, ohne thermische Vorbelastung.....	186
Abb. A-12: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit F-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C	186
Abb. A-13: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, ohne thermische Vorbelastung	187
Abb. A-14: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C.....	187
Abb. A-15: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 180 °C.....	187
Abb. A-16: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, Schaden, Abzugsrichtung quer zur Faser	187
Abb. A-17: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, Schaden, Abzugsrichtung in Faserrichtung	188
Abb. A-18: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper, Schaden.....	188
Abb. A-19: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit F-Prüfkörper, Schaden	188
Abb. A-20: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, Schaden.....	188

Abb. A-21: Skizze zur Herleitung der resultierenden Spannungen in einem
Werkzeug durch Temperaturänderung.....189

Tabellenverzeichnis

Tab. 2-1: Mechanische und thermische Eigenschaften typischer Werkzeugmaterialien	13
Tab. 4-1: Kantenkurzbezeichnung und verwendete Materialien.....	30
Tab. 5-1: Zusammenfassende Bewertung Matrixmodifikationen zur Verbesserung der Alterungseigenschaften. (↑) besser, (o) vergleichbar, (↓) schlechter.....	71
Tab. 5-2: Zusammenfassende Bewertung der Modifikationen des Schichtverbundes zur Verbesserung der Alterungseigenschaften. (↑) besser, (o) vergleichbar, (↓) schlechter	72
Tab. 5-3: Versuchsplan zur Analyse der thermischen Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten bestehend aus Gelege und einer Epoxidmatrix.....	73
Tab. 5-4: Versuchsplan zur Analyse der thermischen Alterung von modifizierten CFK-Werkzeuglaminaten, mit der Zielsetzung die Alterungseffekte zu reduzieren.	74
Tab. 5-5: Kurzbezeichnungen, mittlere Probendicken sowie daraus ermittelte Faservolumengehälter der Prüfplatten	77
Tab. 5-6: Materialkonzepte und Kurzbezeichnungen.....	99
Tab. 6-1: Parameterkombinationen der Versuchsreihe	133
Tab. A-1: Abmessungen und Gültigkeit der Kantentest.....	179
Tab. A-2: Anforderungsliste an den automatisierten Werkzeugoberflächenprüfstand	182
Tab. A-3: Auswahlliste nach Pahl et al. [133] zur Lösungsfindung bei der Entwicklung des Werkzeugoberflächenprüfstands.....	183
Tab. A-4: Python Skript zur Fotoaufnahme mittels Raspberry Pi Kameramodul....	190
Tab. A-5: SPS Programm zur Steuerung des Prüfstands zur Bestimmung der Haltbarkeit von Oberflächen.....	191

1 Einleitung

Boeing und Airbus, die zwei weltgrößten Flugzeughersteller, prognostizieren für die kommenden 20 Jahre ein durchschnittliches jährliches Wachstum des Passagier- und Frachtaufkommens von vier bis fünf Prozent. Davon erhofft sich die Flugzeugindustrie innerhalb dieser 20 Jahre Bestellvolumina von 30000 bis 40000 Verkehrsflugzeugen [1, 2]. Neben den positiven wirtschaftlichen Effekten für die Flugzeugindustrie bedeutet ein wachsendes Flugverkehrsaufkommen aber auch steigende CO₂-Emissionen. Spätestens mit dem Pariser Klimaschutzabkommen wurde der globale CO₂-Ausstoß als Schlüsselproblem der Klimaerwärmung von allen Staaten anerkannt. Im Zuge dessen wurde sich auf eine Treibhaus-Neutralität ab 2050 verständigt [3]. Dies stellt vor allem die Luftfahrt, die immerhin für zwei Prozent der CO₂ Emissionen verantwortlich ist, vor neue technologische Herausforderungen [4].

Ein Ansatz, den Treibstoffverbrauch und damit CO₂-Emissionen zu reduzieren, ist das Gewicht der Flugzeuge zu senken. Breuer [5] veranschaulicht dies am Beispiel eines Airbus A320. Ein Kilogramm (kg) Gewichtsreduktion spart hier im üblichen Flugbetrieb ca. 2000 Liter Treibstoff im Jahr. Mit dem Ziel, Flugzeuge leichter zu bauen, setzen Airbus und Boeing mit ihren aktuellen Modellen A350 und 787 vor allem auf den konsequenten Einsatz carbonfaserverstärkter Kunststoffe (CFK). Die Umsetzung struktureller Bauteile großer Dimension aus CFK, wie beispielsweise ganzer Flügel und Rumpfsegmente, stellt dabei neue Herausforderungen an den Produktionsprozess und die Infrastruktur der Fertigung. Ein entscheidender Bestandteil dieser Infrastruktur in der Fertigung von CFK-Bauteilen ist das Werkzeug, auch Form genannt. Dieses bestimmt zum einen die Geometrie des Bauteils und stellt zum anderen auch den Prozessraum dar, in welchem der Werkstoff aus Fasern und Matrix entsteht.

Werkzeuge werden üblicherweise aus den Metallen Stahl, Aluminium sowie Eisen-Nickel-Legierungen mit niedrigen Wärmeausdehnungskoeffizienten (Bsp. Invar36®) gefertigt. Defizite von metallischen Werkzeugen sind das hohe Gewicht, die damit verbundene thermische Masse und ein zum CFK-Bauteil höherer Wärmeausdehnungskoeffizient. Für große Bauteile und entsprechend große Werkzeuge, die in Öfen oder Autoklaven temperiert werden, führt die thermische Trägheit zu Prozesszeiten von bis zu 30 h [6]. Künftig steigende Fertigungszahlen sind mit metallischen Werkzeugen somit nur mit erheblich höheren finanziellen Aufwänden aufgrund der notwendigen Skalierung realisierbar.

CFK als Werkzeugmaterial überwindet diese Defizite mit folgenden Vorteilen gegenüber Metallwerkzeugen:

- Höhere Aufheiz- und Kühlraten und geringerer Wärmeeintrag
- Gleiche Wärmedehnung wie das CFK-Bauteil
- Geringeres Gewicht
- Reduzierte Werkzeugkosten

CFK-Werkzeuge sind leichter als deren metallische Konkurrenten und besitzen damit eine geringere thermische Masse. Dies erhöht die Aufheizraten und reduziert den Gesamtenergieeintrag. Das geringere Gewicht resultiert zum einen aus der geringeren Dichte und zum anderen aus der Bauweise in Form einer Schale. Eine ähnliche Wärmedehnung von Bauteil und Werkzeug hat den Vorteil, dass thermisch bedingte Schäden im Fertigungsprozess vermieden werden. Jain et al. und Twigg et al. [7, 8] halten fest, dass deutlich unterschiedliche Wärmeausdehnungen von Werkzeug und Bauteil zu geometrischen Abweichungen führen können. Nach Baker et al. und Black [9, 10] kann es sogar zu Schäden an Bauteil oder Werkzeug kommen. Ein weiterer Vorteil des geringen Werkzeuggewichts ist die einfache Handhabung in der Fertigungsumgebung. Dies ermöglicht den Einsatz einfacher Infrastruktur. Stewart und Black [11, 12] legen dar, dass die Investitionskosten für ein Werkzeug aus CFK geringer sind als die für ein Werkzeug aus Invar36®.

Nach Stewart [11] ist vor allem bei großen Strukturen ein Trend hin zu leichten langlebigen CFK-Werkzeugen und weg von metallischen Werkzeugen zu beobachten.

Doch können CFK-Werkzeuge langlebig sein? In mehreren Quellen [9, 10, 13] werden vor allem die geringen Standzeiten von CFK-Werkzeugen als Nachteil gegenüber den metallischen Konkurrenten genannt. Durch die Prozessschritte und Prozessparameter werden Werkzeuge thermisch und mechanisch belastet. CFK-Werkzeuge basieren auf einer Kunststoffmatrix. Deshalb führt die mechanische und thermische Belastung in Abhängigkeit von der Zeit zu Schäden an der Werkzeugoberfläche und im Laminat. Solange die Geometrie- und Prozesstoleranzen in der Bauteilfertigung eingehalten werden, sind diese Schäden tolerabel. Führen die Werkzeugschäden zu einem Bauteil-ausschuss, muss das Werkzeug entweder repariert oder ersetzt werden. Beides induziert Mehrkosten im Produktionsbetrieb. Zudem finden sich in der Literatur kaum spezifische simulativ oder experimentell ermittelte Daten, anhand derer die Lebensdauer von CFK-Werkzeugen in Abhängigkeit der Einsatzbedingungen prognostiziert werden kann. Die schwer kalkulierbaren Kosten aufgrund der meist geringen, aber vor allem undefinierten Haltbarkeit veranlassen Luftfahrtbauteilhersteller, vorzugsweise metallische Werkzeuge einzusetzen.

Im Forschungs- und Entwicklungsumfeld finden sich Konzepte zur Verlängerung der CFK-Werkzeugstandzeiten durch das Auftragen von abrasionsbeständigen metallischen Schichten [14, 15]. Damit steigt jedoch der Fertigungsaufwand für solche Werkzeuge deutlich, womit ein entscheidender Wettbewerbsvorteil der CFK-Werkzeuge verloren geht.

Daraus ergibt sich für diese Arbeit folgende Forschungsfrage: *Wie können die Einsatzgrenzen von CFK-Werkzeugen definiert, prognostiziert und unter der Prämisse eines gleichbleibenden Fertigungsaufwands erweitert werden?*

Die Frage wird anhand einer systematischen Analyse der Haltbarkeit von CFK-Werkzeugen unterschiedlicher Materialkombinationen beantwortet. Dazu ist die Arbeit in die folgenden Abschnitte gegliedert.

In einem ersten Schritt werden in *Kapitel 2* die Standzeiten bestimmenden Parameter unter Anwendung von Methoden der Problemanalyse bestimmt. Es ergeben sich die Themengebiete der Kantenfestigkeit, der thermischen Alterung des CFK-Werkzeuqlaminats und der Entformungsbeständigkeit.

In *Kapitel 3* werden zu den jeweiligen Themen detaillierte Fragestellungen formuliert, die mit dieser Arbeit beantwortet werden sollen.

In *Kapitel 4* wird die Beständigkeit von Kanten gegenüber mechanischer Belastung analysiert. Dazu wird basierend auf einer Untersuchungsmethode zu keramischen Kanten ein Test entwickelt. Zudem wird betrachtet, wie Kanten in CFK-Werkzeugen verstärkt werden können. Mittels der Prüfmethode werden die unterschiedlichen Kantenkonzepte experimentell untersucht und bewertet.

Der Einfluss von Temperatur auf die Standzeit von Werkzeugen wird in *Kapitel 5* betrachtet. Grundlage dafür ist eine Zusammenfassung der Faktoren, welche die Alterung von CFK beeinflussen. Es werden Konzepte erarbeitet, wie ein herkömmliches, quasi-isotrop (QI) aufgebautes Laminat mit Epoxidmatrix hinsichtlich seiner Alterungsstabilität verbessert werden kann. Auf dieser Basis werden in einem ersten Schritt die epoxidbasierten QI-Lamine zyklisch bei 120, 150 und 180 °C und konstant bei 180 °C temperiert. An den Prüfkörpern wurden Messungen mit der Dynamisch Mechanischen Analyse (DMA), im Drei-Punkt-Biegeversuch, in der Mikroskopie von Probenquerschnitten und mittels einer Methode zur Bestimmung der Durchlässigkeit für Gase in Dickenrichtung vorgenommen. In einem zweiten Schritt werden mit diesem Vorgehen unterschiedlich modifizierte Lamine charakterisiert und bewertet.

Kapitel 6 behandelt die Beständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen gegenüber dem Entformungsprozess. Nach Rechercheergebnissen zu Untersuchungsmethoden der Oberflächenbeständigkeit werden Anforderungen an einen automatisierten Entformungstest formuliert. Basierend auf diesen Anforderungen wird ein solcher Test konzipiert, aufgebaut und eine Steuerung programmiert. In Vorversuchen wird ein Vorgehen zur Analyse der Oberflächenbeständigkeit definiert. Es werden in Anlehnung an die Prüfkörperkonzepte aus Kapitel 5 Prüfkörper mit und ohne thermischer Belastungshistorie geprüft. Zudem werden Oberflächenmodifikationen mittels Gelcoat und einer thermoplastischen Folie als auch Prüfkörper mit einem alternativen Matrixsystem untersucht.

Den Abschluss der Arbeit bildet eine Zusammenfassung der Ergebnisse in Richtlinien zum Design und zur Materialauswahl bei CFK-Werkzeugen in *Kapitel 7*. Zudem wird das Einsatzfeld von CFK-Werkzeugen basierend auf einer Wirtschaftlichkeitsanalyse mit dem von metallischen Werkzeugen verglichen.

2 Grundlagen zu CFK-Werkzeugen

In Abhängigkeit des zu produzierenden Bauteils aus CFK werden unterschiedliche Werkzeugtechnologien eingesetzt. Im Folgenden werden das Einsatzumfeld eines Werkzeugs in der Produktion und sich aus den spezifischen Anforderungen ergebende Werkzeugkonzepte beschrieben. Es wird dargestellt, für welche Produkte Werkzeuge aus CFK verwendet werden und methodisch Ursachen für deren Haltbarkeitsdefizit abgeleitet. Den Abschluss des Kapitels bildet ein Überblick zu Entwicklungen im Bereich langlebiger Werkzeuge aus CFK und stellt deren Vor- und Nachteile heraus.

2.1 Das Werkzeug in der CFK-Bauteilfertigung

Das Werkzeug ist ein essentielles Element bei der Herstellung von CFK, da hier sowohl die Geometrie des Bauteils als auch der Werkstoff selbst entsteht. Die Entstehung des Werkstoffs beginnt mit dem Tränkungsprozess der Fasern und endet im Fall von duromeren Matrixsystemen mit der chemischen Reaktion des Harzsystems. CFK-Bauteile unterschiedlicher Komplexität, Dimension und Stückzahl, die in verschiedenen Prozessvarianten gefertigt werden, stellen unterschiedliche Anforderungen an das Werkzeug. Diese spiegeln sich in einer großen Bandbreite an Werkzeugkonzepten wider.

2.1.1 Anforderungen an das Werkzeug

Auf Grundlage der Bauteiltoleranzen und des Produktionsprozesses ergeben sich Anforderungen an das Werkzeug. Diese beziehen sich auf die Geometrie, die thermische Beständigkeit, die mechanischen Eigenschaften, die Prozessfähigkeit und die Serientauglichkeit des Werkzeugs.

Geometrie

Ziel der Fertigung ist es, ein CFK-Bauteil innerhalb der geforderten geometrischen Toleranzen zu erzeugen. Vor allem aerodynamische Bauteile, wie Flügel oder Rotorblätter, müssen besonders präzise Konturen aufweisen, um die Effizienz des gesamten Flugsystems nicht negativ zu beeinflussen. Die Geometrie des Bauteils wird über das Werkzeug aufgeprägt. Diese ergibt sich dabei aus der Sollgeometrie des Bauteils unter Berücksichtigung zweier Effekte: Wärmedehnung und prozessinduzierte Deformationen. Weitere geometrische Anforderungen betreffen die Oberfläche von Werkzeugen.

Epoxidharzsysteme in Luftfahrtanwendungen härten üblicherweise bei Temperaturen von 120°C^1 bis 180°C^2 . Bei dieser Aushärtetemperatur (T_A) wird die Geometrie des Bauteils eingefroren (vgl. Formel (2-2)). Die Geometrie des Werkzeugs (l_{Werkzeug}) bei Umgebungstemperatur (T_0) ergibt sich damit aus der Geometrie des Bauteils (l_{Bauteil}) der Wärmedehnung des Werkzeugs (α_{Werkzeug}) und der des Bauteils (α_{Bauteil}), wie in Formel (2-3) zu sehen ist.

$$l = l_0 \cdot (1 + \alpha \cdot (T_A - T_0)) \quad (2-1)$$

$$l_{\text{Bauteil } T_A} = l_{\text{Werkzeug } T_A} \quad (2-2)$$

$$l_{\text{Werkzeug } T_0} = l_{\text{Bauteil } T_0} \cdot \frac{1 + \alpha_{\text{Bauteil}} \cdot (T_A - T_0)}{1 + \alpha_{\text{Werkzeug}} \cdot (T_A - T_0)} \quad (2-3)$$

Um ein Bauteil mit gewünschter Geometrie zu erzeugen, muss bei unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Bauteil und Werkzeug, dies in der Werkzeuggeometrie berücksichtigt werden.

Auch bei idealer Geometrie des Werkzeugs unter Berücksichtigung der Wärmedehnung können Verformungen auftreten. Diese sind durch den Prozess bedingt und werden entsprechend prozessinduzierte Deformationen (PID) genannt. Die physikalischen Effekte, welche den PID zu Grunde liegen, sind Bestandteil aktueller Forschung. Nach Twigg et al. [8] wird ein Teil der PID durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten von Bauteil und Werkzeug erzeugt. Aufgrund der unterschiedlichen Wärmedehnung während des Aufheizens auf Prozesstemperatur entstehen im Bauteillaminat Eigenspannungen. Diese werden, während die Matrix aushärtet, eingefroren und führen so zu einer Verformung des finalen Bauteils. Ein ähnlicher Wärmeausdehnungskoeffizient von Bauteil und Werkzeug reduziert geometrische Abweichungen des Bauteils.

Die Oberflächenrauheit des Werkzeugs spiegelt sich direkt auf die Bauteiloberfläche. Somit müssen Toleranzen an die Oberflächengüte von Bauteilen mit gleicher oder höherer Oberflächengüte als Anforderungen für das Werkzeug formuliert werden. Zudem hat eine geringe Oberflächenrauheit nach Lengsfeld et al. [16] und Walther [17] einen positiven Einfluss auf das Entformungsverhalten.

Anforderungen an das Werkzeug hinsichtlich der Geometrie sind das Vorhalten von Geometrieabweichungen aufgrund von Wärmedehnung und prozessinduzierten Deformationen. Alternativ muss ein Werkzeugwerkstoff mit vergleichbarem Wärmeausdehnungskoeffizienten wie das darin gefertigte Laminat verwendet werden. Zusätzlich

¹ Beispiele: Cycom® RTM 823, Hexply® 155

² Beispiele: Hexflow® RTM 6, Cycom® 977-20 RTM

muss die Rauheit der Oberfläche des Werkzeugs auf die Sollrauheit des Bauteils abgestimmt werden.

Thermische Beständigkeit

Aushärtetemperaturen von Epoxidharzen, den am häufigsten in CFK-Luftfahrtbauteilen eingesetzten reaktiven Kunststoffen, reichen wie beschrieben von 120 °C bis ca. 180 °C. Über das Werkzeug wird die Temperatur in das Bauteil eingetragen. Üblicherweise wird im Prozess von CFK-Luftfahrtbauteilen die Temperatur mehrmals verändert. Dies wird als variotherme Prozessführung bezeichnet. Das Werkzeug wird dabei zu Beginn auf Injektionstemperatur geheizt, auf dieser für die Dauer der Injektion gehalten und im Anschluss mit definierter Heizrate auf Aushärtetemperatur gebracht. Nach der Aushärtezeit erfolgt die Abkühlung mit definierter Kühlrate. Anforderung an das Werkzeug ist es, bei dieser Temperaturwechselbelastung keinen Schaden zu nehmen.

Anforderungen an das Werkzeug hinsichtlich der thermischen Beständigkeit sind die hier beschriebenen Temperaturen sowie die für die Bauteilserie benötigten Produktionszyklen unbeschädigt zu überstehen.

Mechanische Eigenschaften

Entlang der Prozesskette wird das Werkzeug mechanisch belastet. Prozessschritte, bei denen das Werkzeug Kräften ausgesetzt ist, sind das Schließen des Werkzeugs, die Injektion und Aushärtung des Bauteils sowie das Entformen und die Reinigung des Werkzeugs. Bei Halbschalenprozessen wird das Werkzeug vor allem beim Entformen und bei der Reinigung belastet.

Beim Schließen des Werkzeugs wird die Preform kompaktiert. Dabei treten bei 50 bis 55 % Faservolumengehalt Kompaktierungsdrücke von zwei bar bis drei bar auf [18–20]. Diese Flächenlast wirkt hierbei auf die Fläche der Bauteilkavität. Ein Fehler, der beim Schließen des Werkzeugs auftreten kann, ist das Einklemmen von Fasern in der Trennebene. Dies ist in Abb. 2-1 a) skizziert. Hierbei treten hohe lokale Druckbelastungen im Randbereich der Werkzeugkavität auf.

Die Injektion in Harz mit Überdruck erzeugt eine Flächenlast im Werkzeug. Der Injektionsdruck wirkt dabei in Abhängigkeit des Füllgrades der Kavität auf das Werkzeug. In der Industrie reichen Kavitätsdrücke von einem bar bis 120 bar [21]. Diese Flächenlast wirkt in diesem Fall auf die Fläche innerhalb der Dichtnuten.

Die Aushärtung des Bauteils führt zu Spannungen auf der Werkzeugoberfläche aufgrund von physikalischem und chemischem Schrumpf. Zusätzlich resultieren bei Aushärtetemperaturen größer der Umgebungstemperatur bedingt durch eine meist unterschiedliche Wärmedehnung von Bauteil und Werkzeug Spannungen im Werkzeug selbst. Nach der Aushärtung folgt ein Abkühlprozess um die Temperaturdifferenz (ΔT). Eine unterschiedliche Wärmedehnung von Bauteil (α_B) und Werkzeug (α_W) re-

sultiert in Spannungen sowohl im Bauteil (σ_{BT}) als auch im Werkzeug (σ_W). A ist der Querschnitt des Bauteils bzw. des Werkzeugs, E der E-Modul. Die Größe der Spannungen kann bei Vernachlässigung der Querkontraktion nach (2-4) berechnet werden. Eine Herleitung der Formel findet sich im Anhangsabschnitt b.

$$\sigma_{BT} = \frac{\Delta T \cdot (\alpha_B - \alpha_W)}{\frac{A_B}{A_W} \cdot \frac{1}{E_W} + \frac{1}{E_B}} \quad (2-4)$$

Formel (2-4) zeigt, dass die Spannungen sowohl im Werkzeug als auch im Bauteil unabhängig von der Werkzeuglänge sind. Unter der Annahme, dass der Wärmeausdehnungskoeffizient des Werkzeugs größer als der des Bauteils, ist resultieren Druckspannungen im Bauteil. Diese Spannungen können die Festigkeit der Epoxidmatrix des Bauteils überschreiten und dieses somit beschädigen.

Unabhängig vom Verfahren muss das Bauteil im Entformungsschritt vom Werkzeug gelöst werden. Hierbei treten Entformungskräfte auf, die Anforderungen an die lokalen mechanischen Eigenschaften von Werkzeugen stellen. Abhängig von der Geometrie des Bauteils von im Werkzeug integrierten Entformungshilfen, wie bspw. Auswerfern, und dem Werker selbst können Entformungskräfte stark variieren. Zum einen können bei einem senkrechten Entformungsprozess Zugkräfte normal zur Oberfläche wirken. Andererseits kann die Entformung, vor allem bei dünneren Bauteilen, eine Schälbelastung erzeugen. Ein Worstcase-Szenario bei der Entformung ist die Verwendung von scharfen und harten Gegenständen, wie bspw. einem metallischen Keil. Dies ist in Abb. 2-1 b) skizziert. Es wird vor allem der Randbereich des Werkzeugs belastet. Zusätzlich kann das Werkzeug bei der Reinigung des Werkzeugs durch scharfe Gegenstände oder durch das Fallenlassen von Gegenständen im Werkzeug schlagartig belastet werden, was in Abb. 2-1 c) zu sehen ist.

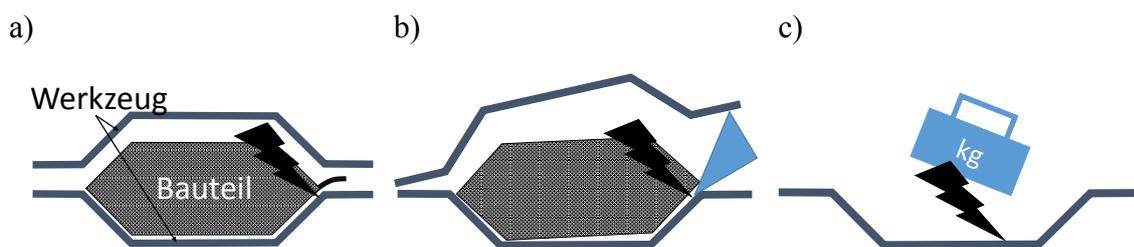


Abb. 2-1: Belastungen auf ein Werkzeug in Folge von fehlerhaftem Umgang

- a) eingeklemmte Fasern
- b) Entformen mit Keil
- c) Schlagbeanspruchung bei der Reinigung

Anforderungen an das Werkzeug hinsichtlich seiner mechanischen Eigenschaften sind die hier beschriebenen Lasten aufnehmen zu können, ohne dabei beschädigt zu werden.

Prozessfähigkeit

Der Prozess innerhalb des Werkzeugs ist durch die Parameter Druck, Temperatur und Zeit definiert. Reproduzierbare Prozessparameter innerhalb der jeweiligen Toleranzen ermöglichen Faserverbundbauteile gleichbleibend hoher Qualität herzustellen. Qualitätsmerkmale des Bauteils sind bspw. eine vollständige Tränkung der Fasern mit einem minimalen Anteil an Lufteinschlüssen und möglichst geringe Eigenspannungen.

Drucktoleranzen sind innerhalb des Werkzeugs über Leckagetoleranzen definiert. Ziel der Leckagetoleranzen ist es, einen mediendichten Prozessraum zu gewährleisten. In vakuumbasierten Infusionsverfahren wird über eine Evakuierung des Prozessraums zum einen der Druckgradient erzeugt, der die Infusion ermöglicht, zum anderen kann in einen dichten Prozessraum während des Prozesses keine Luft eintreten. Dies verringert das Risiko für mögliche Lufteinschlüsse im Bauteillaminat. Beispiele für den Prozessdruck im Vakuumverfahren sind ein bis 500 Millibar (mbar). Druckanstiegstoleranzen liegen im Bereich von ein bis zehn Millibar pro Minute (mbar/min). Ein mediendichter Prozessraum dient zudem der Arbeitssicherheit und Vermeidung von Verschmutzung der Umgebung.

Die Temperierung des Werkzeugs und damit des Prozessraums initiiert bei warmhärtenden Harzsystemen, wie sie üblicherweise in der Luftfahrt eingesetzt werden, die Aushärtereaktion der Matrix. Ziel ist es, Eigenspannungen im Bauteil durch eine möglichst gleichmäßige und vollständige Reaktion der Matrix zu vermeiden [22], was durch eine möglichst homogene Temperaturverteilung im Bauteil während der Reaktion erreicht wird. Diese ist dabei abhängig von der Energiefreisetzung der Harzreaktion, der Wärmeleitung durch das Bauteil und Werkzeug und der durch das Werkzeug oder den Prozessraum aufgeprägten Temperatur. Die Temperaturhomogenität des Werkzeugs ist sowohl abhängig von der Heiztechnologie als auch von der Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität des Werkzeugs. Für jede Bauteil-, Prozess- und Werkzeugkombination muss ein Temperaturzyklus gefunden werden, der eine homogene Aushärtereaktion der Matrix entsprechend der Materialspezifikation bewirkt.

Anforderung an das Werkzeug hinsichtlich der Prozessfähigkeit ist es, einen mediendichten Prozessraum zu erzeugen, in welchen keine ungewollte Luft aus der Umgebung eindringen kann. Zudem muss das Werkzeug in Kombination mit der Heiztechnologie eine homogene Temperierung des Werkzeugs ermöglichen.

Serientauglichkeit

Die Anforderungen an die Serientauglichkeit beziehen sich auf die Haltbarkeit des Werkzeugs. Es wird abgeschätzt, wie viele Bauteile einer Geometrie über die Produktionslaufzeit eines Modells gefertigt werden. Als Beispiel dienen hier die unterschiedlichen Flugzeugmodelle Airbus A 350 und A 320 als Vertreter von Langstrecken bzw. Kurz- und Mittelstreckenflugzeugen. Es werden nur größere Bauteile mit Abmessungen von einem bis mehreren Metern berücksichtigt.

Bauteilen in der Luftfahrt ist gemein, dass es wenig Gleichteile in einer Gesamtstruktur gibt. Vermeintlich gleiche Teile, wie das Skelett des Flugzeugs, bestehend aus Stringern und Spanten, unterscheiden sich im Detail. Es variieren die Durchmesser oder die Positionen von Aussparungen für Leitungen, Fenster oder Kabel. Für die folgende Abschätzung wird angenommen, dass Bauteile größerer Dimensionen nur einmal in einem Flugzeug verbaut werden.

Abb. 2-2 zeigt CFK-Bauteile im Airbus A350. Bauteile sind beispielsweise die Flügelverkleidung, Spanten oder die Druckkalotte.

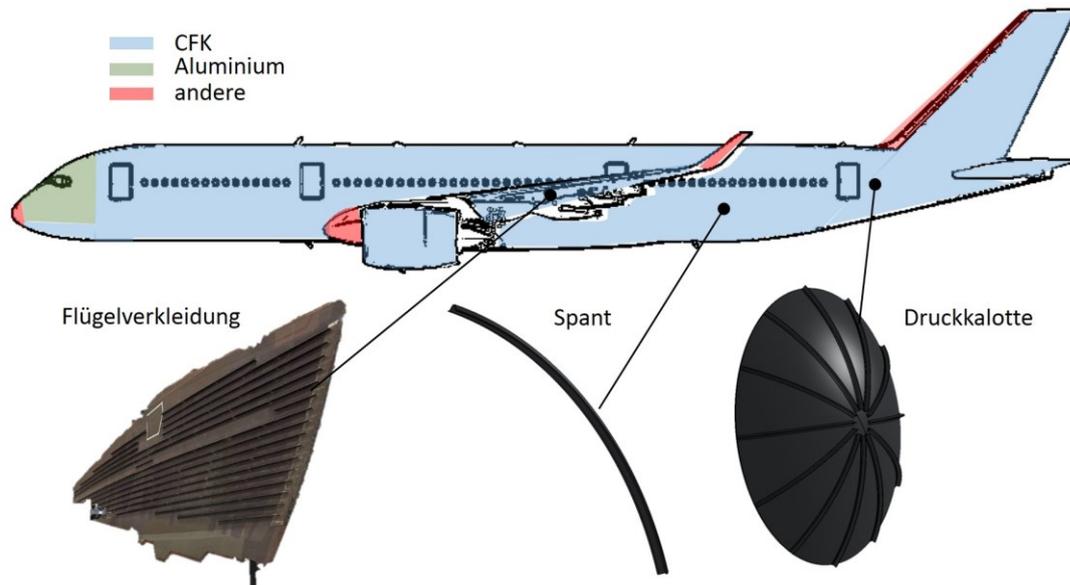


Abb. 2-2: Einsatz von CFK in einem Airbus A350 in Anlehnung an [5]

Als Beispiel für ein Flugzeug geringer Stückzahl dient hier das Modell Airbus A350. Das gesamte Bestellvolumen liegt bei 810 Flugzeugen [23], die unter Berücksichtigung der Fertigungsrate von zehn Stück pro Monat [24] in den nächsten sieben Jahren fertig gestellt werden. Die Anforderung an die Werkzeugstandzeit kann somit bei einem Gleichteil pro Flugzeug mit 810 Zyklen über eine Einsatzdauer von 7 Jahren definiert werden.

Das Modell Airbus A320 dient als Beispiel für ein Flugzeug hoher Stückzahl. Ab 2019 soll die Fertigungsrate bei 60 Flugzeugen im Monat liegen [25]. Seit 1989 wurden 8100 Flugzeuge dieses Modells fertiggestellt. Unter der Annahme, dass ein Bauteil über diese Dauer keine Designveränderungen erfahren hat, kann daraus die Anforderung an die Werkzeugstandzeit von ca. 8000 Zyklen über eine Einsatzdauer von mehr als 30 Jahren definiert werden.

800 im Vergleich zu 8000 Zyklen zeigen, dass die Anforderungen an die Haltbarkeit eines Werkzeugs stark variieren. Entsprechend müssen sich auch die Konzepte für Werkzeuge unterscheiden.

2.1.2 Werkzeugkonzepte und deren Eigenschaften

Die Vielfalt an Fertigungsprozessen, Prozessparametern sowie Bauteilanforderungen hat eine große Anzahl unterschiedlicher Werkzeugkonzepte hervorgebracht. Abb. 2-3 gibt eine Übersicht. Darin sind die Werkzeugkonzepte in zwei übergeordnete Gruppen eingeteilt: Vollwerkzeuge und Schalenwerkzeuge. Die Werkzeuggruppen lassen sich in verschiedenen Werkstoffen umsetzen.

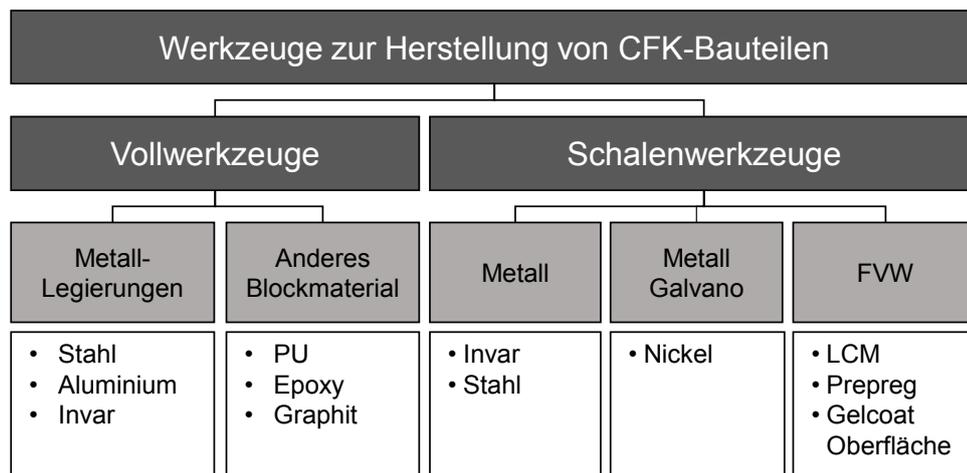


Abb. 2-3: Übersicht einer Auswahl von Werkzeugen die der Herstellung von CFK-Bauteilen dienen

Werkzeugkonzepte

Unter Vollwerkzeugen, in Abb. 2-4 a) dargestellt, werden Werkzeuge verstanden, die aus vollem Blockmaterial spanend herausgearbeitet werden. Typische Vertreter sind Stahl und Aluminiumwerkzeuge. Üblicherweise wird diese Werkzeuggruppe als geschlossene Werkzeuge verwendet. Pressen öffnen und schließen in diesem Fall das Werkzeug und bringen die Schließkraft auf, um Prozessdrücken entgegenzuwirken. Für kleine Serien werden Vollwerkzeuge aus Kostengründen oftmals aus Kunststoffblockmaterial gefräst. Übliche Materialien sind Polyurethan- (PU) oder Epoxidschaum. Eine weitere, jedoch teure, Variante ist Graphitschaum.

Schalenwerkzeuge bestehen aus einer Schicht von wenigen Millimetern bis einigen Zentimetern Dicke. Ein Beispiel für ein Schalenwerkzeug ist in Abb. 2-4 b) gezeigt. Meist sind sie auf einer Stützstruktur gelagert, welche der Form Stabilität verleiht. Typisch ist der Einsatz in freistehenden Halbschalenprozessen im Ofen oder Autoklav. Es werden ebenso Werkzeuge aus Metallen und Kunststoffen unterschieden.

Werkzeugschalen aus Stahl oder Invar36® finden vor allem bei großen Bauteilen Anwendung. Üblich ist hier je nach Kontur eine Schale umzuformen oder zu gießen, Teilstücke anschließend zu verschweißen und spanend nachzubearbeiten. Der Vorteil ist die große Flexibilität hinsichtlich der Größe und Kontur und Einsatz von Materialien der Werkzeuge. Nachteil ist der aufwendige, mehrstufige Fertigungsprozess bestehend aus Gussform erzeugen, Schale gießen, Schale auf Stützstruktur montieren und Schale

spanend nachbearbeiten. Eine weitere Möglichkeit metallische Schalen Urformend herzustellen ist die galvanische Abscheidung. Meist kommt dabei Nickel zum Einsatz. In einem ersten Schritt wird aus einem Kunststoffblockmaterial ein Urmodell gefräst. Dieses wird im Anschluss leitend beschichtet und anschließend auf diesem im Tauchbecken elektrochemisch Nickel abgeschieden. Nach dem Trennen vom Urmodell werden auch diese Schalen auf einer Stützstruktur montiert. Vorteile dieser Werkzeuge ist die hohe Präzision und Oberflächengüte. Nachteile sind die langen Abscheidezeiten, die nach Campbell [26] für Werkzeuge mit einer Dicke von 5-10 mm mehrere Wochen betragen können. Damit gehen hohe Kosten einher.

Auch CFK-Werkzeuge sind überwiegend Schalenwerkzeuge. Sie sind in kurzer Zeit fertigbar und im Vergleich zu metallischen Schalen günstiger. Sie können aus Prepregs oder trockenen Faserhalbzeugen gefertigt werden, die im Anschluss infiltriert werden. Üblicherweise wird eine Oberflächenharzschicht, Gelcoat genannt, eingesetzt. Der Gelcoat ist ein Harzsystem meist vom gleichen Typ wie die Matrix des Werkzeugs, welches zu hohen Massenanteilen mit metallischen oder keramischen Partikeln gefüllt ist. Eine Gelcoatoberfläche zeichnet sich durch eine höhere Härte und verbesserte Ab-
rasionseigenschaften aus. Ein Defizit von Gelcoats sind Lufteinschlüsse, die im Fertigungsprozess durch das Auftragen von Hand entstehen. Diese können Ursprünge für Rissbildung und Alterung sein, was das Ausbrechen von lokalen Oberflächensegmenten bedeuten kann.

a)



b)



Abb. 2-4: Beispiele der beiden Werkzeuggruppen

a) Vollwerkzeug

b) Schalenwerkzeug

Materialien im Werkzeugbau und deren Eigenschaften

Es werden die im Werkzeugbau am häufigsten verwendeten Materialien beschrieben: Warmarbeitsstahl, eine Aluminiumknetlegierung, Invar36®, Nickel, PU-Blockmaterial und CFK. Abb. 2-5 stellt die für Werkzeuge relevanten Eigenschaften der Herstellkosten, Wärmeausdehnung sowie Dichte jeweils der Haltbarkeit gegenüber. Quantitativ sind mechanische und thermische Kennwerte in Tab. 2-1 zusammengefasst.

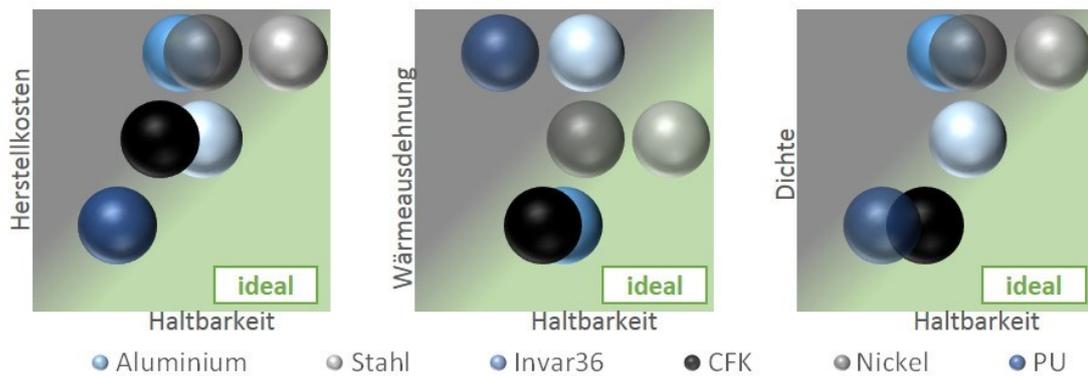


Abb. 2-5: Qualitative Bewertung der Werkzeugmaterialien
 Bewertungskriterien sind die Haltbarkeit, Herstellkosten, Wärmeausdehnung und Dichte basierend auf Daten aus [16]

Tab. 2-1: Mechanische und thermische Eigenschaften typischer Werkzeugmaterialien

Material	Dichte [g/cm ³]	Biege- modul [GPa]	Wärmeleit- fähigkeit [W/(m*K)]	α [10 ⁻⁶ K ⁻¹]	Max. Einsatz- temperatur [°C]
Al-Knetlegierung [27]	2,7	69,5	120-140	23,5	200
Warmarbeitsstahl [28]	7,8	215	16-32	12,4	600
Invar36 ® [29]	8,1	140	10,5	~2	200
Nickel [30]	8,9	210	92	13,3	1000
PU-Block [31]	1,7	-	-	45-50	120
CFK (QI) [22]	1,47	56	0,5-3	1-2,5	180

Vorzüge von Stahl sind die guten mechanischen Eigenschaften; Nachteile die je nach Legierungszusammensetzung vergleichsweise schlechte Zerspanbarkeit und die hohe Dichte. Aluminium zeichnet sich hingegen durch seine gute Zerspanbarkeit und hohe Wärmeleitfähigkeit aus. Gegen den Einsatz von Aluminium sprechen meist die geringe Härte sowie der hohe Wärmeausdehnungskoeffizient. Invar36® ist eine Legierung mit sehr geringer Wärmedehnung und wird daher vor allem für Werkzeuge präziser großflächiger Bauteile der Luft- und Raumfahrtindustrie verwendet. Die hohen Kosten von Invar36® und der hohe Aufwand beim Zerspanen sind Defizite dieses Werkstoffs. Nickel besitzt mit Stahl vergleichbare Eigenschaften, ist jedoch teurer. Eingesetzt wird Nickel vor allem in Galvanoformen. Bei geringen Stückzahlen und geringen mechanischen Anforderungen eignet sich Kunststoffblockmaterial für Werkzeuge. Dieses zeichnet sich vor allem durch leichte Zerspanbarkeit, geringe Dichte und niedrige Kosten aus. Nachteile sind die geringe Härte, der hohe Wärmeausdehnungskoeffizient der

Materialien und Einsatztemperaturen von maximal 120 °C. CFK als Werkzeugmaterial besitzt Stärken im niedrigen Wärmeausdehnungskoeffizienten und in der geringen Dichte. In Kombination mit der Schalenbauweise entstehen sehr leichte Werkzeuge. Nachteilig ist die begrenzte Einsatztemperatur, die verglichen mit Stahl niedrigen mechanischen Eigenschaften und das Alterungsverhalten. [16]

2.1.3 Einsatzbereiche von CFK-Werkzeugen

Für die Auswahl des Werkzeugmaterials und des Werkzeugtyps sind vor allem die Bauteilstückzahl, Bauteilgröße und der Prozess relevant. So werden CFK-Werkzeuge häufig im Prototypenbau und bei Serien kleiner Stückzahl eingesetzt, da die Haltbarkeit der Werkzeuge dafür ausreichend ist. Beispiele hierfür sind Sport- und Motorsportprodukte sowie die Fertigung von Demonstratoren in der Luftfahrt. Zudem finden sie Einsatz bei sehr großen Strukturen, wie Rotorblättern für Windkraftanlagen. Hier geben das geringe Gewicht und die im Vergleich zu metallischen Werkzeugen geringeren Kosten den Ausschlag für das Werkzeugkonzept. Außerdem werden auch Bauteile mit hohen Anforderungen an die Maßhaltigkeit, wie Luftfahrtbauteile, mit CFK-Werkzeugen gefertigt. Trotz der Etablierung in manchen CFK-Produktsegmenten stellen Werkzeuge aus CFK verglichen mit metallischen Werkzeugen eine Nischentechnologie dar.

2.2 Herstellungsprozess von CFK-Werkzeugen

Werkzeuge aus CFK können auf zwei grundsätzlich unterschiedliche Arten hergestellt werden. Zum einen über einen spanenden Prozess aus CFK-Blockmaterial, zum anderen über einen Abformprozess von einem Urmodell. Über letzteren Fertigungsprozess wird der Großteil der CFK-Werkzeuge hergestellt. Abb. 2-6 zeigt ein Flussdiagramm dieser Herstellprozesse.

Für ein Vollwerkzeug wird im ersten Schritt ein Materialblock aus CFK gefertigt. Hier werden quasiisotrope Materialeigenschaften, auch in Dickenrichtung angestrebt. Deshalb kommen vor allem Carbon Vliese zum Einsatz. Auf Basis der CAD-Geometrie wird anschließend die Werkzeugkontur aus dem Block gefräst.

Das Schalenwerkzeug aus CFK wird auf Basis eines Urmodells gefertigt. Das Urmodell wird für gewöhnlich spanend aus einem Kunststoffblockmaterial herausgearbeitet. Im Anschluss wird die Oberfläche geschliffen und versiegelt. Eine hohe Oberflächenqualität des Urmodells ist Voraussetzung für eine Werkzeugoberfläche entsprechend der geforderten Toleranzen. Optional kann dann ein Gelcoat manuell aufgebracht werden. Die Fertigung des Werkzeugs ist über zwei Prozesse möglich. Einen Prepreg-Autoklav Prozess oder einen LCM-Prozess. Nach dem Ablegen der Faserhalbzeuge und gegebenenfalls einer Infiltration folgt die erste Aushärtstufe. Diese findet bei herkömmlichen Werkzeugharzsystemen zwischen Raumtemperatur und 60 °C statt. Im Anschluss daran wird das CFK-Werkzeug vom Urmodell gelöst und freistehend bei

Temperaturen bis 200 °C vollständig ausgehärtet. Erst in diesem Schritt erreicht die Werkzeugmatrix ihre finalen mechanischen Eigenschaften. Je nach Einsatzzweck kann eine Stützstruktur auf der Rückseite des Werkzeugs appliziert werden.

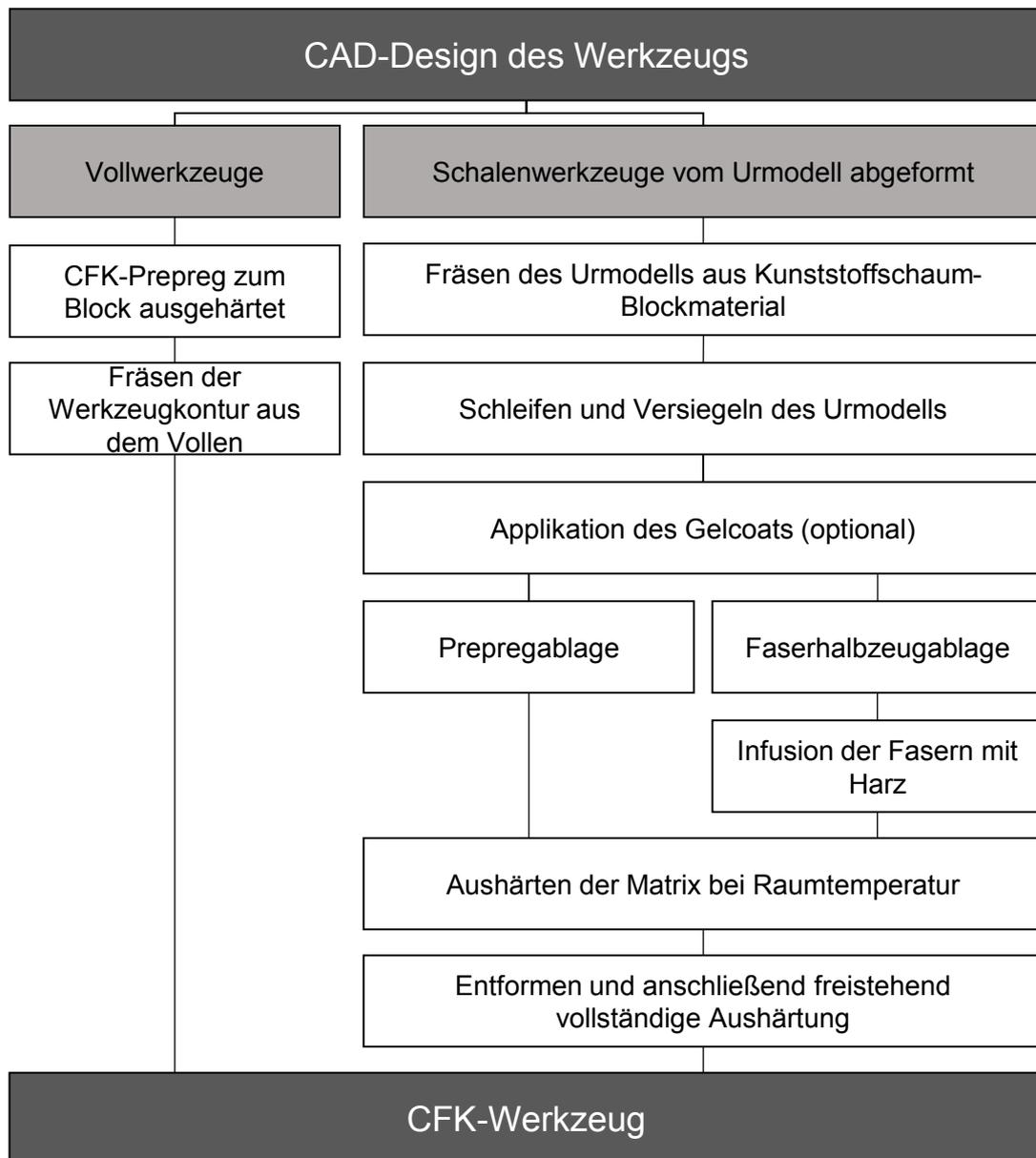


Abb. 2-6: Herstellungsprozess von CFK-Werkzeugen

Ein CFK-Werkzeug für die Fertigung von Demonstrator-Hubschrauberrotorblättern im RTM-Prozess ist in Abb. 2-7 dargestellt.



Abb. 2-7: Unterschale eines RTM-Werkzeugs aus CFK zur Herstellung von Demonstrator-Hubschrauberrotorblättern

2.3 Schäden an CFK-Werkzeugen

Die Haltbarkeit von Werkzeugen aus CFK ist durch im Fertigungsprozess auftretende Schäden limitiert. Die Ursachen und die Ausprägung von Schäden als auch deren Auswirkung auf die Haltbarkeit werden in den folgenden Punkten erläutert.

2.3.1 Ursachen

Um alle potentiellen Ursachen für solche Schäden zu erfassen, wird mit Hilfe der Methode der relationsorientierten Funktionsmodellierung nach Lindemann [32] der CFK-Fertigungsprozess analysiert.

Grundlagen der relationsorientierten Funktionsmodellierung

Die relationsorientierte Funktionsmodellierung hat im Allgemeinen zum Ziel, Verständnis über das System an sich zu fördern und Zusammenhänge im System sowie nützliche und schädliche Systemkomponenten zu erkennen. Das Systemverständnis wird vor allem durch eine Vereinfachung der Problemstellung erreicht. Die Erkenntnisse daraus bilden eine Grundlage zur Ableitung von Problemformulierungen.

Zu Beginn der Funktionsmodellierung wird eine Systemgrenze definiert. Das System wird anschließend in nützliche und schädliche Funktionen aufgeteilt, die durch spezifische Relationen miteinander verknüpft werden. Die Relationen sind dabei „verursacht“, „wird benötigt für“ und wurde „eingebracht, um zu vermeiden“. Abb. 2-8 zeigt die Bausteine eines relationsorientierten Funktionsmodells.

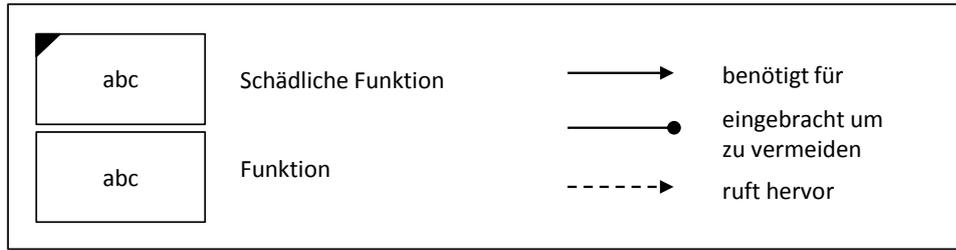


Abb. 2-8: Bausteine eines relationsorientierten Funktionsmodells nach [32]

Relationsorientiertes Funktionsmodell der CFK-Bauteilherstellung

Die Systemgrenze des Funktionsmodells in Abb. 2-9 ist das Werkzeug. Das Modell beschreibt einen Injektionsprozess in einem geschlossenen Werkzeug. Die Funktionen sind weitestgehend unabhängig vom Werkzeugmaterial und -typ.

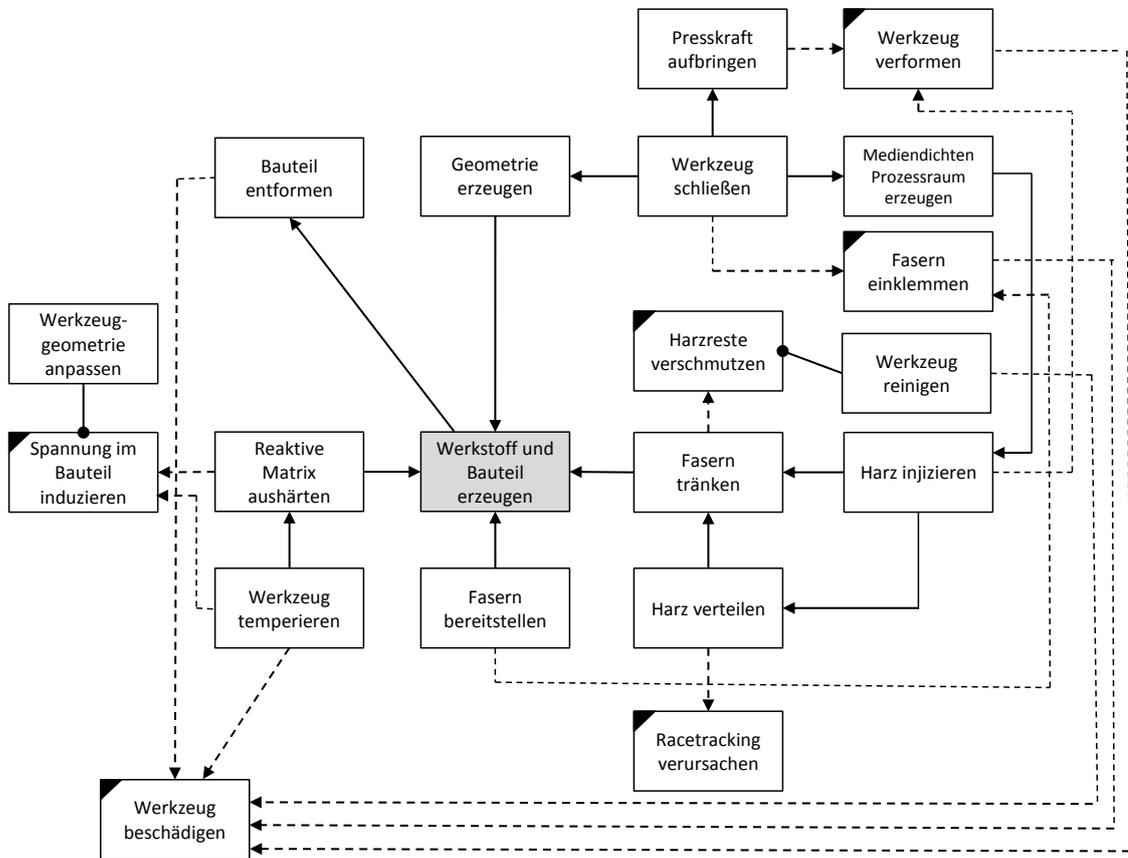


Abb. 2-9: Relationsorientiertes Funktionsmodell der CFK-Bauteil Herstellung mit der Systemgrenze Werkzeug.

Kern des Modells bildet die nützliche Funktion „Werkstoff und Bauteil erzeugen“. Dies wiederum wird erreicht über die nützlichen Grundfunktionen „Fasern bereitstellen“, „Fasern tränken“, „Reaktive Matrix aushärten“ und „Geometrie erzeugen“.

Fasern können im Werkzeug in Kombination mit „Werkzeug schließen“ die negative Funktion „Fasern einklemmen“ und in Kombination mit „Harz verteilen“ die negative Funktion „Racetracking³ verursachen“ herbeiführen.

Mit dem Schließen des Werkzeugs werden die Dichtungen verpresst und es wird ein gas- und flüssigkeitsdichter Prozessraum erzeugt. Fasern und Dichtung erzeugen während des Schließprozesses eine Gegenkraft, die wiederum Spannungen und damit Verformungen im Werkzeug erzeugen können, was die negative Funktion „Werkzeug verformen“ hervorruft.

Die Injektion stellt die Systemgrenze zur Injektionsanlage dar. Der Injektionsdruck des Harzes kann ebenso Verformungen im Werkzeug verursachen. Da der Prozessraum nicht nur das Bauteil abbildet, sondern auch aus Hohlräumen zur Harzverteilung und Abdichtung des Werkzeugs besteht, verbleibt Harz nach dem Entformen des Bauteils im Werkzeug. Dies stellt die schädliche Funktion von „Werkzeug verschmutzen“ dar, welche durch die Funktion „Werkzeug reinigen“ aufgehoben werden kann.

Nachdem die Fasern getränkt im Werkzeug vorliegen, muss die Reaktion der Matrix initiiert werden. Dies erfolgt bei warmhärtenden Harzsystemen über die Erwärmung des Werkzeugs. Sowohl die Reaktion der Matrix, der damit verbundene Aushärtprozess, als auch die Temperierung des Werkzeugs können Spannungen sowohl im CFK-Bauteil als auch im Werkzeug erzeugen. Im Bauteil führt dies zu einer unerwünschten Änderung der Geometrie. Im Werkzeug können die wechselnden Spannungs- und dadurch bedingt Verformungszustände zu Schäden im Werkzeug führen. Das gilt vor allem für CFK-Werkzeuge.

Zum Abschluss des Prozesses wird das Bauteil aus dem Werkzeug genommen. Hierzu ist Abhängig von Geometrie und Trenneigenschaften des Trennmittels das Aufbringen von Kraft notwendig. Bei unsachgemäßem Entformen wird hierbei das Werkzeug ebenfalls beschädigt.

Zusammengefasst sind die Ursachen für Schäden an einem Werkzeug in allen mit dem Werkzeug verbundenen Prozessschritten zu finden. Um die Grundfunktionen „Fasern bereitstellen“, „Fasern tränken“, „Reaktion der Matrix herbeiführen“ und „Geometrie erzeugen“ zu erfüllen, werden die Funktionen „Werkzeug reinigen“, „Fasern einklemmen“, „Werkzeug verformen“, „Werkzeug temperieren“ und „Bauteil entformen“ hervorgerufen bzw. benötigt. Das geschlossene Werkzeug erfährt sowohl durch den Schließprozess als auch durch den Injektionsdruck höhere Belastungen im Gegensatz zum Einschalenwerkzeug und ist somit ein Worstcase-Szenario. Auf die Ausprägung der Schäden infolge der hier genannten Ursachen wird im Folgenden eingegangen.

³ Als „Racetracking“ wird ein ungewollter Harzfluss im Werkzeug bezeichnet der zur unvollständigen Tränkung des Faserverbundbauteils führen kann.

2.3.2 Ausprägung

Die Ursachen für Schäden in Werkzeugen sind vielfältig und gelten für alle Werkzeugtypen und -materialien unabhängig davon, für welchen Prozess sie konzipiert wurden. Die Ausprägung der Schäden, welche in diesem Kapitel behandelt werden, ist hingegen spezifisch für CFK-Werkzeuge. Schäden an CFK-Werkzeugen werden in drei Bereichen des Werkzeugs lokalisiert: Werkzeugoberfläche, Randbereich der Kavität und im Werkzeuglaminat selbst. Abb. 2-10 zeigt von außen sichtbare Schäden am Werkzeug. Dies ist zum einen abgeplatzter Gelcoat an der Oberfläche, zum anderen eine gebrochene Werkzeugkante.

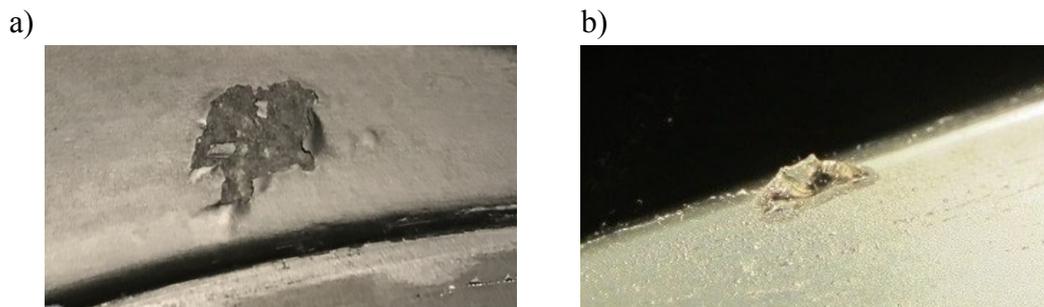


Abb. 2-10: Schäden an CFK-Werkzeugen

a) Gelcoatfehler in der Ebene

b) Bruch einer Kante

Gründe für Schäden an der Oberfläche können zum einen eine Veränderung des Materials durch zyklische Belastung aus Prozesstemperatur, Entformung und Reinigung sein. Dabei verfärbt sich bspw. die Oberfläche durch Alterung des Kunststoffs oder Ablagerungen aus dem Prozess. Zum anderen können Fehler bei der Handhabung des Werkzeugs, zum Beispiel durch verwenden eines metallischen scharfen Gegenstands zur Reinigung, dazu führen, dass ganze Bereiche der Oberfläche abplatzen.

Im Randbereich von Kavitäten finden sich im Werkzeug oft scharfe Kanten. In Halbschalenwerkzeugen können diese meist konstruktiv vermieden werden. In geschlossenen Werkzeugen kann die Trennebene des Werkzeugs aber auch entlang einer geschlossenen Bauteiloberfläche laufen. Ein Beispiel hierfür ist die Flügelvorderkante eines Rotorblatts, welches in einem Schritt gefertigt wird. Um die geschlossene Oberfläche entlang der Trennebene zu ermöglichen, müssen die Kanten im Werkzeug scharf ausgeführt werden. Eine solche scharfe Kante ist in CFK-Werkzeugen meist nicht mit Fasern gefüllt. Werden diese Kanten mechanisch belastet, können sie brechen.

Ein häufiges Phänomen in CFK-Werkzeugen ist eine steigende Durchlässigkeit des Laminats für Luft. Im Prozess äußert sich dies dadurch, dass in einem eingehend evakuierten Werkzeug der Druck nach dem Schließen der Vakuumleitung steigt. Im Fertigungsbetrieb wird dabei eine Abhängigkeit dieses Effekts von der Prozesstemperatur und der Anzahl der Fertigungszyklen beobachtet. [16]

2.3.3 Auswirkung

Die beschriebenen Schäden werden relevant, wenn dadurch die geometrischen Toleranzen des Bauteils oder die Prozesstoleranzen und damit verbunden die Toleranzen hinsichtlich der Bauteillaminatqualität überschritten werden.

Harzreste sowie Ausbrüche an der Oberfläche werden im Prozess auf das Bauteil übertragen. Mit weiterer Belastung durch Temperatur, Entformungs- und Reinigungsvorgänge wachsen diese Schäden. Überschreiten die dabei erzeugten Oberflächenabweichungen die Toleranzen, muss eine Reparatur des Werkzeugs erfolgen. Hierbei können erhebliche Schäden, wie Harzreste, abgeschliffen werden. Vertiefungen im Werkzeug aufgrund von Ausbrüchen können mit Harz gefüllt werden und über anschließendes Schleifen an die Oberfläche angeglichen werden. Durch beide Arten von Reparatur entstehen meist Stellen potentieller neuer Schäden.

Ausbrüche an Kanten sind ebenso wie Ausbrüche an der Oberfläche Vertiefungen im Werkzeug. Auch diese tendieren nach erstmaligem Entstehen dazu sich zu vergrößern. Um weiterhin Bauteile innerhalb der Toleranzgrenzen zu erzeugen, können auch diese Schäden repariert werden. Die Reparatur einer Kante ist jedoch verglichen mit Ausbrüchen in der Fläche aufwendiger. Die Kante wird mit Harz nachmodelliert und anschließend in Kontur geschliffen. Für die Haltbarkeit solch reparierter Kanten gilt gleiches wie für reparierte Oberflächen; sie sind anfällig für Folgeschäden.

Kein Werkzeug ist vollkommen undurchlässig für Gase. Es gilt eine Leckagetoleranz, die vor jedem Prozess überprüft wird. Wie in Kapitel 2.1.1 beschrieben, dient diese Prozessanforderung dazu, ein Laminat mit geringem Porengehalt zu erzeugen. Übersteigt ein Werkzeug diese Leckagetoleranz, werden Versuche unternommen, um das Leck zu detektieren. Kann das Leck keiner Öffnung oder der Dichtung im Werkzeug zugeordnet werden, ist eine Durchlässigkeit des Werkzeuglaminats wahrscheinlich. Diese Art Leck kann nicht repariert werden. Daher ist ein solches Werkzeug Ausschuss und muss ersetzt werden.

2.4 Entwicklungen im Bereich von CFK-Werkzeugen

Die Schäden an herkömmlichen CFK-Werkzeugen und deren Auswirkungen auf das Bauteil und den Prozess sind im Serienprozess gravierende Nachteile gegenüber metallischen Werkzeugen. Neue Entwicklungen im Bereich der CFK-Werkzeuge konzentrieren sich zum einen darauf, die alterungsbedingte Leckage zu reduzieren und thermische Stabilität zu erhöhen, zum anderen die Oberflächeneigenschaften zu verbessern. Es wird ein Auszug neuer Entwicklungen vorgestellt, die das Ziel verfolgen, die Langlebigkeit von CFK-Werkzeugen erhöhen.

2.4.1 Anpassung der CFK-Werkzeugmatrix

Die Kunststoffmatrix des CFKs ist der Teil des Werkstoffs, welcher bei andauernder thermischer Belastung seine molekulare Struktur und damit Eigenschaften verändert. Jedoch gibt es ein großes Spektrum unterschiedlich thermisch stabiler Kunststoffe. Ein Teil der Entwicklungen zu haltbaren CFK-Werkzeugen versucht thermisch hochstabile Kunststoffmatrizen im Werkzeugbau einzusetzen. Eine weitere Entwicklung ist der Einsatz von Polymerkeramiken als Matrix.

Duromere Hochtemperaturkunststoffe, welche auch in Verbundwerkstoffen eingesetzt werden, sind bspw. Bismaleimide (BMI) oder Cyanatester. Die mechanischen Eigenschaften sind höher als jene von Epoxid⁴. Die Glasübergangstemperatur (T_g), als Richtwert für die thermische Einsatzgrenze, erreicht bei BMI bis ca. 300 °C und Cyanatester bis 400 °C. Dies ist verglichen mit einem T_g von 220 °C eines typischen Werkzeug Epoxidharzes eine deutliche Steigerung. Nach Stewart [11] wurden mit BMI Verbundwerkzeugen schon 700 Zyklen bei 150 °C im Produktionsbetrieb erreicht. Defizite dieser Matrixsysteme sind zum einen die höheren Materialkosten und zum anderen Aushärtetemperaturen von 100 bis 170 °C, die den Aufwand für den Werkzeugfertigungsprozess erhöhen. Bei diesen Temperaturen können herkömmliche Urmodellmaterialien aufgrund ihrer geringen thermischen Stabilität und der hohen Wärmedehnung nur eingeschränkt verwendet werden. Urmodelle aus thermisch stabilen Kunststoffen oder Aluminium führen zu wesentlich höheren Fertigungskosten für die Werkzeuge. Hochtemperaturduromere bieten somit zwar erhebliche Vorteile hinsichtlich ihrer thermischen Beständigkeit, verursachen aber mehr Aufwand und Kosten in der Werkzeugfertigung.

Ó Brádaigh et al. [33] stellen ein Werkzeug für Windkraftanlagenrotorblätter vor. Dieses besteht aus Carbonfasern und einem keramischen Zement, welcher im Handlaminierverfahren eingebracht wird. Abschließend muss die Oberfläche versiegelt werden, um ein vakuumdichtes Werkzeug zu erzeugen. Eigenschaften dieses Werkzeuglaminate sind ein Wärmeausdehnungskoeffizient von 3 bis $4 \cdot 10^{-6}$ 1/K und eine thermische Stabilität bis 500 °C. Nachteile dieser Materialkombination finden sich in der hohen Dichte des Zements und dem vergleichsweise aufwendigen Handlaminierprozess mit anschließender Versiegelung. Des Weiteren muss gezeigt werden, ob die Werkzeugoberfläche mit Versiegelung den Belastungen im Fertigungsbetrieb standhält und das Werkzeugkonzept somit haltbarer ist als ein Werkzeug aus CFK.

2.4.2 Metallisieren der CFK-Werkzeugoberfläche

CFK-Werkzeugoberflächen mit einer dünnen metallischen Schicht zu versehen, hat zwei Ziele: eine harte widerstandsfähige Oberfläche und eine dauerhaft mediendichte

⁴ Epoxid: $E(b) \approx 3$ GPa, Biegefestigkeit ≈ 100 MPa; BMI: $E(b) \approx 3,9$ GPa, Biegefestigkeit ≈ 160 MPa

Oberfläche zu erzeugen. Im Folgenden werden unterschiedliche Konzepte eine metallische Oberfläche auf einem CFK-Werkzeug zu generieren zusammengefasst.

Jung [15] beschäftigt sich in ihrer Arbeit damit Werkzeuge für die Herstellung von CFK-Bauteilen in der Luftfahrtindustrie zu entwickeln. Im ersten Ansatz versucht Jung [15] eine Eisen-Nickel-Legierung mit niedrigem Wärmeausdehnungskoeffizienten (FeNi36) galvanisch abzuscheiden. Herausforderung dabei ist es, die Elektrolytzusammensetzung stabil zu halten. Im Labormaßstab können dabei 5 mm dicke Platten erzeugt werden. Der verfahrenstechnische Aufwand dafür ist jedoch sehr groß, weshalb Jung [15] zum Schluss kommt, dass diese Methode für den großindustriellen Einsatz ungeeignet ist. Im zweiten Ansatz sollen CFK-Nickel-Hybridwerkzeuge entwickelt werden. Versuche CFK-Oberflächen galvanisch direkt mit Nickel zu beschichten schlagen fehl. Es kann kein beständiger Verbund erzeugt werden. Im Weiteren wird ein Prozess der indirekten Beschichtung entwickelt. Hierbei wird auf einem Urmodell galvanisch eine dichte ca. 0,4 mm starke Schicht gefolgt von einer Kopplungsschicht aus Nickelschaum abgeschieden. Auf dieser Kopplungsschicht wird die CFK-Schale laminiert. Die Haltbarkeit wird bewertet, indem visuell überprüft wird, ob der Verbund noch nach 20 Temperaturzyklen stabil aneinander haftet.

Die kanadische Firma Integran Technologies verfolgt nach Black [10] auch das Ziel, ein CFK-Werkzeug mit einer Metalllegierung zu beschichten. In einem nicht genauer spezifizierten nasschemischen Prozess wird eine feinkörnige 0,2 mm starke Eisen-Nickel-Schicht ähnlicher Zusammensetzung wie Invar36® auf einem Urmodell abgeschieden. Darauf folgt wiederum eine Kopplungsschicht, auf der die CFK-Schale laminiert wird. Vorteile dieser Technologie sind, dass auf ein CFK-Werkzeug eine Schicht mit niedrigem Wärmeausdehnungskoeffizienten und einer Härte vergleichbar mit Warmarbeitsstahl aufgebracht werden kann. Nachgewiesen wurde dies an einem Demonstratorwerkzeug für eine Abdeckung des A320-Rumpfes. Nachteile ergeben sich durch Einschränkungen hinsichtlich der Bauteilgröße, bedingt durch die Tauchbeckengröße im nasschemischen Prozess. Zudem ergeben sich Nachteile durch den zusätzlichen Beschichtungsaufwand und die damit verbundenen Kosten in der Werkzeugfertigung. Informationen zur Haltbarkeit der Schicht und des Verbundes werden nicht gegeben.

Kolbe [14] entwickelt in seiner Arbeit ein indirektes Beschichtungsverfahren über metallisches Spritzen. Dabei wird in einem ersten Schritt eine Metallschicht auf ein Urmodell gespritzt und in einem zweiten Schritt diese Metallschicht mit CFK verstärkt. Herausforderung in diesem Spritzprozess ist es, einerseits eine ausreichend hohe Anhaftung zwischen Spritzschicht und Urmodell zu erzeugen, welche den weiteren Werkzeug Fertigungsprozess übersteht. Andererseits ist die Herausforderung die Anhaftung so gering zu halten, dass am Ende des Fertigungsprozesses das Werkzeug schadfrei vom Urmodell gelöst werden kann. In der Arbeit konnte eine Werkzeugoberfläche erstellt werden, welche keiner Nachbearbeitung bedarf. In tribologischen Untersuchungen wurde zudem gezeigt, dass die Verschleißbeständigkeit von Polymerwerk-

zeugen durch die Metallschicht deutlich gesteigert werden kann. Es fehlt jedoch der Eignungsnachweis für die Herstellung von Faserverbundbauteilen. Seeger [34] konnte in ihrer Arbeit durch die Erstellung metallisch gespritzter Invar36®-Schalen zeigen, dass diese als solche nicht ausreichend vakuumdicht sind. Durch das Aufbringen einer galvanisch abgeschiedenen Schicht vorab konnte hier die Vakuumdichtigkeit erzeugt werden. Durch die Kombination dieser beiden Arbeiten könnte eine dauerhaft haltbare CFK-Werkzeugoberfläche erzeugt werden. Doch wird auch der für die Beschichtung nötige zusätzliche Fertigungsaufwand kritisch betrachtet.

3 Forschungsfrage

Werkzeuge aus CFK besitzen großes Potenzial hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit der Fertigung und der Qualität von CFK-Bauteilen großer Dimensionen, wie beispielsweise Flugzeugflügelstrukturen. Negatives Merkmal dieser Werkzeugklasse ist die geringe Standzeit. Diese wird durch eine mit der Einsatzdauer nachlassenden Vakuumintegrität, Schäden an Werkzeugkanten und Ablagerungen und Schäden in der Werkzeugfläche begrenzt. Anhand Modifikationen der Werkzeug-Matrix und durch unterschiedliche Ansätze die CFK-Werkzeugoberfläche mit einer dauerhaft beständigen Schicht zu versehen, wurde in vorangegangenen Arbeiten versucht serientaugliche CFK-Werkzeuge zu generieren [10, 11, 14, 15, 33, 34]. Die Arbeiten haben nachstehende Defizite gemein: Zum einen ist eine Untersuchung der Wirkung der Bauteilfertigung auf das CFK-Werkzeug und somit der Entstehungsursachen der Schäden kaum dokumentiert. Zum zweiten ist das Merkmal der Standzeit unterschiedlich definiert und wird in den jeweiligen Werkzeugneuentwicklungen durch unterschiedliche Messgrößen spezifiziert. Dies erschwert eine Vergleichbarkeit der Entwicklungen. Drittens verbindet alle Modifikationen ein deutlich gesteigerter Aufwand für die Fertigung des CFK-Werkzeugs. Aus den bestehenden Wissenslücken ergibt sich folgende Forschungsfrage:

Wie können die Einsatzgrenzen von CFK-Werkzeugen definiert, prognostiziert und unter der Prämisse eines gleichbleibenden Fertigungsaufwands erweitert werden?

Ziel ist es, in einem ersten Schritt die Wechselwirkung zwischen Prozessparametern und auftretenden Schäden im Werkzeug zu untersuchen. Basierend darauf werden Messgrößen definiert und entwickelt, anhand derer die Standzeiten von Werkzeugkonzepten verglichen werden können. Die Ergebnisse dienen dazu Lösungsansätze zu generieren, um die Einsatzgrenzen von CFK-Werkzeugen zu erweitern. Wie eingangs des Kapitels erwähnt werden drei kritische Bereiche der Standzeiten von CFK-Werkzeugen behandelt. In diesen Bereichen ergeben sich jeweils untergeordnete Fragestellungen.

Schäden an Werkzeugkanten treten aufgrund falscher lokaler Belastung, beispielsweise beim Einklemmen der Preform in der Trennebene, auf. Ziel der Untersuchung ist die Erhöhung der Stabilität und Haltbarkeit von Kanten in CFK-Werkzeugen. Daraus ergeben sich die Teilfragestellungen:

- Wie kann die Kantenstabilität quantifiziert werden?
- Welche Auswirkungen haben Verstärkungskonzepte auf die Kantenstabilität?
- Welche Designrichtlinien lassen sich ableiten?

Das CFK-Werkzeuglaminat ist im Einsatz einer Temperaturwechselbelastung ausgesetzt. Diese führt zu Alterungseffekten, die sowohl die mechanischen als auch die Prozesseigenschaften des Werkzeugs beeinflussen. Ziel dieses Teilaspektes ist es, ein Werkzeuglaminat mit verbesserten Alterungseigenschaften zu entwickeln. Als Fragestellungen ergeben sich:

- Welche Messgrößen quantifizieren die werkzeugspezifische Alterung von CFK-Laminaten?
- Welchen Einfluss haben Prozesstemperatur, die Anzahl an Prozesszyklen und die Laminatdicke auf die Alterung des CFK-Werkzeugs?
- Durch welche Materialanpassungen lassen sich die Alterungsprozesse reduzieren, ohne den Fertigungsaufwand zu erhöhen?
- Welche Prozessrichtlinien ergeben sich für den Einsatz von CFK-Werkzeugen und wie kann deren Haltbarkeit prognostiziert werden?

Die stetig aufeinanderfolgenden Prozessschritte Kompaktieren, Imprägnieren, Aushärten und Entformen belasten die Werkzeugoberfläche kontinuierlich. Die Werkzeugoberfläche verändert sich durch Materialausbrüche als auch -anhaftungen mit steigenden Prozesszyklen. Ziel dieses Teilaspektes ist es, CFK-Werkzeugoberflächen und geeignete Prozessparameter zu finden, welche die Oberfläche minimal beeinträchtigen. Die Problemstellung wird durch folgende Fragen behandelt:

- Wie kann der kontinuierliche Aushärte- und Entformungsprozess automatisiert nachgebildet werden und die Auswirkungen auf die Oberfläche quantifiziert werden?
- Welche Auswirkungen hat der kontinuierliche Aushärte- und Entformungsprozess auf die Werkzeugoberfläche?
- Welchen Einfluss hat die initiale Oberflächeneigenschaften auf die Entformungsbeständigkeit?
- Welche Prozess- und Oberflächendesignrichtlinien ergeben sich aus den Ergebnissen?

Die Kapitel 4: Kantenfestigkeit von CFK, Kapitel 5: Thermische Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten und Kapitel 6: Entformungsbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen behandeln die Schlüsselfaktoren der Beständigkeit von CFK-Werkzeugen. In Kapitel 7 werden die Ergebnisse der vorangegangenen Kapitel in Designrichtlinien zur Konzeption beständiger CFK-Werkzeuge überführt. Des Weiteren beinhaltet dieses Kapitel eine Betrachtung der Wirtschaftlichkeit des Einsatzes von CFK-Werkzeugen. Kapitel 8 fasst die Ergebnisse zusammen und gibt einen Ausblick auf zukünftige Forschungsthemen.

4 Kantenfestigkeit von CFK

Scharfe geometrische Übergänge, wie Kanten, sind feste Bestandteile von Werkzeugen zur Herstellung von CFK-Bauteilen. Nach der Funktionsmodellierung in Kapitel 2.3.1 können im Fertigungsprozess von CFK-Bauteilen Fasern zwischen zwei Werkzeughälften eingeklemmt oder das Werkzeug unsachgemäß gereinigt werden und damit Werkzeugkanten belastet werden. In Werkzeugen aus CFK sind solche Kanten anfällig für Beschädigungen.

Ziel dieses Kapitels ist es, robuste Kanten aus CFK zu entwickeln und deren Vorteile gegenüber Referenz-CFK-Kanten nachzuweisen. Es wird basierend auf Literatur ein Bewertungskriterium für CFK-Kanten entwickelt, mit welchem Kantenkonzepte auf deren Verformungs- und Brucheigenschaften hin untersucht werden. Auf dieser Grundlage werden Richtlinien zur Konzeption robuster CFK-Werkzeugkanten abgeleitet.

Die studentischen Arbeiten von Boos [S8] und Krapp [S14] trugen mit Vorversuchen zur Entwicklung der hier vorgestellten Prüfmethodik bei.

4.1 Konzepte zur Verstärkung von Kanten in CFK-Werkzeugen

Eine Kante innerhalb eines Werkzeugs oder Bauteils aus CFK besteht aus Matrix und Fasern. Sie ist üblicherweise wie das Bauteil selbst aus einem Faserhalbzeug gefertigt. Die Feinheit, der Typ und die Faserorientierung des verwendeten Faserhalbzeugs sowie der Fertiger bestimmen dabei die Qualität der Kante. Ziel dieses Kapitels ist es, Konzepte zu entwickeln, welche die Widerstandsfähigkeit von Kanten gegenüber Beschädigungen erhöhen. Eine Zielsetzung ist dabei, Fasern möglichst nah im Kantenbereich zu platzieren unter der Annahme, dass Fasern Kanten robuster gegenüber Schäden machen. Eine weitere Möglichkeit ist es, die Matrix lokal oder global zu ändern mit dem Ziel Widerstand gegenüber sprödem Versagen zu erhöhen. Neben Fasern und Matrix kann auch eine zusätzliche Schicht lokal an der Kante appliziert werden, um diese zu verstärken. Abb. 4-1 gibt eine Übersicht zu den drei genannten Gruppen mit den jeweiligen verschiedenen Konzepten.

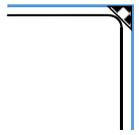
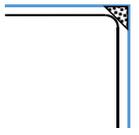
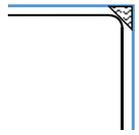
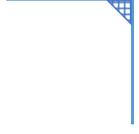
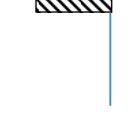
Textile Verstärkung			
	Zwickelfüller (ZW)	Roving ¹ (RV)	Kurzfaser (KF)
Matrix			
	Epoxid (RH)	BMI (RH_BMI)	Elastomer (EL)
lokaler Schutz			
	Gelcoat (GC)	Metallkante (M)	

Abb. 4-1: Konzepte zur Kantenverstärkung von CFK-Werkzeugen

Eine scharfe Kante wird von textilen Halbzeugen wie Gelegen und Geweben kaum mit Fasern gefüllt. Es entsteht immer eine Faserstruktur mit Radius auf der sich eine Reinharzkante ausbildet. Zwickelfüller, Roving und Kurzfasern sind Möglichkeiten die Kante größtenteils mit Fasern auszufüllen. Der Zwickelfüller ist eine geflochtene Schnur, wodurch sich in der Kante eine multidirektionale Faserorientierung ergibt. Noch dichter kann die Kante mit einem Roving, welcher entlang der Kante orientiert ist, ausgefüllt werden. Eine weitere Möglichkeit eine Kante mit Fasern zu füllen sind Kurzfasern. Diese können in die Kante gestreut werden und füllen diese mit zufällig verteilter Faserorientierung aus. Defizit aller drei Konzepte ist der zusätzlich notwendige Arbeitsschritt. Zwickelfüller und Roving sind dabei noch einfach zu applizieren. Trockene Kurzfasern hingegen sind nur mit weiteren Hilfsstoffen oder Vorrichtungen in Position zu bringen und zu halten. Des Weiteren können diese bei der Injektion ausgespült werden.

Es wird angenommen, dass eine weitere Möglichkeit Schäden an Werkzeugkanten zu vermeiden darin besteht, die Elastizität bzw. Bruchdehnung und Festigkeit der Kantenmatrix zu erhöhen. Werkzeuge aus CFK haben üblicherweise eine duroplastische Matrix. Dabei ist der Typ des Duroplasts vor allem abhängig von der Einsatztemperatur des Werkzeugs. Wie auch bei CFK-Bauteilen werden meist Epoxide verwendet. Diese zeichnen sich durch vergleichsweise hohe Festigkeiten, jedoch auch durch sprödes Verhalten aus. Ein weiterer Duroplast, der im Werkzeugbau eingesetzt wird, sind Bismaleimide (BMI). Diese zeichnen sich durch eine bessere thermische Beständigkeit

¹ Als Roving wird ein unidirektionales Faserbündel bezeichnet

aus. Dabei besitzen sie mit Epoxiden vergleichbare mechanische Eigenschaften. Neben der Änderung der gesamten Werkzeugmatrix kann auch nur lokal ein anderes Matrixsystem mit an die Lasten angepassten Eigenschaften appliziert werden. Dies wird nach Krollmann et al. [35] als Hybrid-Matrix Ansatz bezeichnet. Elastomere haben entgegen Duromeren eine deutlich geringere Steifigkeit, jedoch auch eine um bis zu 100-fach größere Bruchdehnung.

Alternativ kann die Kante mit einem Oberflächenschutz versehen werden. Ein im CFK-Werkzeugbau üblicher Hilfsstoff die Oberfläche zu verstärken ist ein mit Füllstoffen versehenes Harzsystem, auch Gelcoat genannt. Der Gelcoat wird vorab auf dem Urmodell appliziert. Eine weitere Möglichkeit Kanten zu verstärken besteht darin, ganze Metallkanten, ähnlich einer Skikante, in das Werkzeug zu integrieren. Nachteil aller Zusatzstoffe ist der zusätzliche Arbeitsschritt im Herstellungsprozess des CFK-Werkzeugs. Zudem besteht bei den Konzepten, welche Metalle beinhalten, ein großes Risiko, dass aufgrund einer von CFK verschiedenen thermischen Ausdehnung sich diese Kanten im Laufe der Nutzungsdauer des Werkzeugs lösen.

Alle Konzepte außer der metallischen Kante werden im Test berücksichtigt. Es wird erwartet, dass dreidimensionale metallische Kanten in der Werkzeugfertigung mit erheblichem Mehraufwand verbunden sind und eine dauerhafte Anbindung aufgrund der thermischen Ausdehnung fragwürdig ist. Die Referenzkante in der Untersuchung ist eine Reinharzkante bestehend aus einem bei Raumtemperatur härtenden Epoxidharz. Dabei wird eine Gewebelage soweit wie möglich in die Kante drapiert. Die drei textilen Konzepte beinhalten einen 50k Roving, einen Zwickelfüller (5,3 g/m) und Kurzfasern mit einer Faserlänge von 3mm. Konzept fünf entspricht der Referenzkante, jedoch wird lokal entlang der Kante ein Elastomer als Matrix eingebracht. Des Weiteren wird die Matrix der gesamten Kante variiert. Dabei wird das Matrixsystem der Referenzkante mit einem temperaturstabilem Epoxid und BMI verglichen. Ein mit hauptsächlich Aluminiumoxid gefüllter Gelcoat ist die Oberflächenverstärkung von Konzept acht. Konzepte mit metallischer Beschichtung oder einem Einleger werden nicht verfolgt, da die dauerhafte Anbindung dieser Konzepte fragwürdig ist. Zudem sind dreidimensional geformte metallische lokale Verstärkungen mit großem Mehraufwand verbunden.

Tab. 4-1 fasst die zu untersuchenden Kantenkonzepte zusammen und ordnet den Kurzbezeichnungen die verwendeten Materialien zu. Der Lagenaufbau der Kante und deren Herstellung werden in Kapitel 4.2.5 beschrieben.

Tab. 4-1: Kantenkurzbezeichnung und verwendete Materialien

Kurzbezeichnung	Matrix	Kantenmatrix	Kantentextil
RH	Biresin® CR 80 ²	Biresin® CR 80	-
KF	Biresin® CR 80	Biresin® CR 80	C-Kurzfaser 3 mm
RV	Biresin® CR 80	Biresin® CR 80	C-Roving 50k
ZW	Biresin® CR 80	Biresin® CR 80	C-Zwickel (5,3 g/m)
EL	Biresin® CR 80	Biresin® -407 ³	-
RH_A	Araldite© 8615 ⁴	Araldite© 8615	-
RH_BMI	Compimide® 353RTM ⁵	Compimide® 353RTM	-
GC	Araldite© 8615	Rengel© SW5200 ⁶	-

4.2 Entwicklung eines Kantentests für CFK

Ziel ist es, eine Methode zu entwickeln, mit welcher sowohl das Festigkeits- als auch Steifigkeitsverhalten von Kanten aus CFK bestimmt werden kann. Die Auflösung der Methode soll geeignet sein, um die im vorigen beschriebenen Kantenkonzepte vergleichend bewerten zu können. Dazu werden Anforderungen formuliert, vorhandene Tests zur Untersuchung von Kanteneigenschaften vorgestellt und basierend darauf Voruntersuchungen an CFK-Kanten durchgeführt. Auf Grundlage der Voruntersuchungen wird der Test sowie das Vorgehen bei der Auswertung definiert.

4.2.1 Anforderungen an einen Kantentest

Ein häufiger Schadensfall ist der Ausbruch einer Kante entlang der Trennebene eines Werkzeugs. Dies trifft bspw. auf, wenn beim Schließen eines zweischaligen Werkzeugs ein Faserbündel eingeklemmt wird. Abb. 4-2 a) stellt diesen Lastfall in einer Prinzipskizze dar. Die Kraft, welche durch das Einklemmen eines Faserbündels die Kante belastet, wirkt senkrecht auf den Kantenschenkel, welcher in der Trennebene liegt. Durch diese Belastung entstehen splitterförmige Ausbrüche wie in Abb. 4-2 b) zu sehen. Die Kantengeometrie, der Lastfall und das Bruchbild dienen als Grundlage für die folgenden Anforderungen an den Kantentest:

- Probengeometrie: Kante, welche durch zwei sich senkrecht schneidende Flächen entsteht.

² Biresin® CR 80, Sika Deutschland GmbH, [36]

³ Biresin® -407, Sika Deutschland GmbH, [37]

⁴ Araldite© 8615, Huntsman Advanced Materials GmbH, Basel, Schweiz, [38]

⁵ Compimide® 353RTM, Evonik Nutrition & Care GmbH, Deutschland, [39]

⁶ Rengel© SW5200, Huntsman Advanced Materials GmbH, Basel, Schweiz, [40]

- Belastungsrichtung und -art: senkrecht zu einem der Kantenschenkel, flächig in der Größenordnung eines Faserbündels
- Gewünschtes Schadensbild: Splitterförmige Ausbrüche
- Bewertungskriterien: Ertragbare Maximallast und Verformbarkeit der Kante

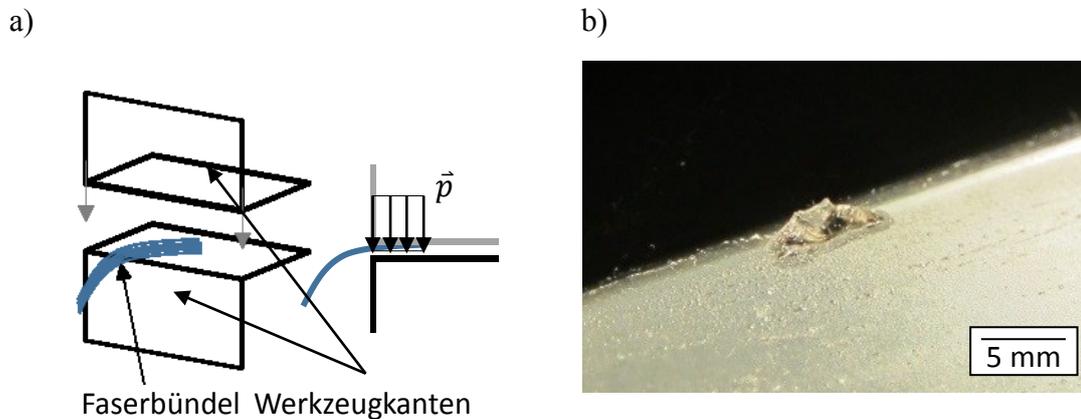


Abb. 4-2: Mögliche Ursache und Ausprägung von Schäden an Werkzeugkanten
 a) Belastung einer Werkzeugkante durch das Einklemmen eines Faserbündels mit Flächenlast \bar{p}
 b) Ausbruch einer Kante in einem CFK-Werkzeug.

4.2.2 Methoden zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Kanten

Schäden an Kanten und Untersuchungen dazu sind in der Literatur vor allem zu keramischen Werkstoffen und Glas zu finden. Beide Werkstoffe zeigen bei Belastung der Kanten ein sprödes Bruchversagen, bei welchem Splitter von der Kante abplatzen. Dieses ist dem in CFK-Werkzeugen auftretenden Versagen ähnlich. Die meisten Veröffentlichungen zur Stabilität von Kanten gehen zurück auf Versuche von Almond et al. [41].

Almond et al. entwickeln einen Test, der einen Wert für die Festigkeit von Kanten aus spröden Materialien wie Keramiken ermittelt. Ziel ihrer Untersuchung ist die Widerstandsfähigkeit von Kanten gegenüber lokalem Ausbrechen zu untersuchen. Abb. 4-3 a) zeigt eine Prinzipskizze des Versuchsaufbaus. Als Kante wird hier die Schnittlinie zwischen zwei Ebenen definiert. Der Versuchsaufbau besteht aus einer konischen Diamantmessspitze mit einem Spitzenradius von 0,2 mm und einem Öffnungswinkel von 120°, einer Kraftmesszelle und einer verfahrbaren Prüfkörperhalterung. Während der Prüfung wird die Prüfspitze in einem definierten Abstand d zur Kante in das Material gedrückt bis ein Splitter aus der Kante bricht. Gemessen wird die Kraft bei Bruch der Kante. Das Prinzip des Versuchs sowie der Zusammenhang zwischen Kraft und Abstand d sind in Abb. 4-3 b) dargestellt. Die Kraft ist dabei direkt proportional zum Abstand d der Prüfspitze von der Kante. Der Proportionalitätsfaktor, also die Steigung der

Ausgleichsgeraden im Bruchkraft-Abstands-Diagramm, wird als Wert für die Kantenfestigkeit definiert. Mit dieser Methode untersuchten sie unter anderem die Abhängigkeit der Kantenfestigkeit vom Winkel, der durch die Kante eingeschlossen wird. Die Versuche ergaben, dass mit steigendem Winkel auch die Festigkeit der Kanten zunimmt. Des Weiteren konnte eine Materialunabhängigkeit des Zusammenhangs zwischen Winkel und Kraft gezeigt werden. Hangl et al. [42] untersuchten in ihrer Arbeit den Einfluss der Kanten geometrie auf die Kantenfestigkeit. Die Kanten geometrie wird in diesem Fall in scharfe mit einer Phase versehene und abgerundete Kanten unterteilt. In Bezug auf den gemessenen Kantenabstand d ergeben sich für Kanten mit Phase und abgerundete Kanten höhere Festigkeitswerte. Wird anstelle d ein Abstand d_{eff} verwendet, welcher den Abstand zwischen Prüfstempel und der imaginären Schnittlinie der die Kante bildenden Ebenen beschreibt, sind die Festigkeitswerte unabhängig von der Kanten geometrie.

Weitere Ergebnisse zur Festigkeit von Kanten aus Glas und Keramiken finden sich bei Mohajerani et al. und Chai et al. [43, 44]. Sie unterscheiden sich in Messspitz-Geometrie, Messablauf und Auswerteverfahren. Für nicht oder faserverstärkte Kunststoffe finden sich hingegen keine entsprechenden kantenspezifischen Tests. Erwähnt sei hier ein Test von Weimer et al. [45] zur Bestimmung der Schadenstoleranz von CFK-Schnittkanten. Dieser ist jedoch ungeeignet einen Vergleichswert für die quasi-statische Festigkeit von Werkzeugkanten zu generieren.

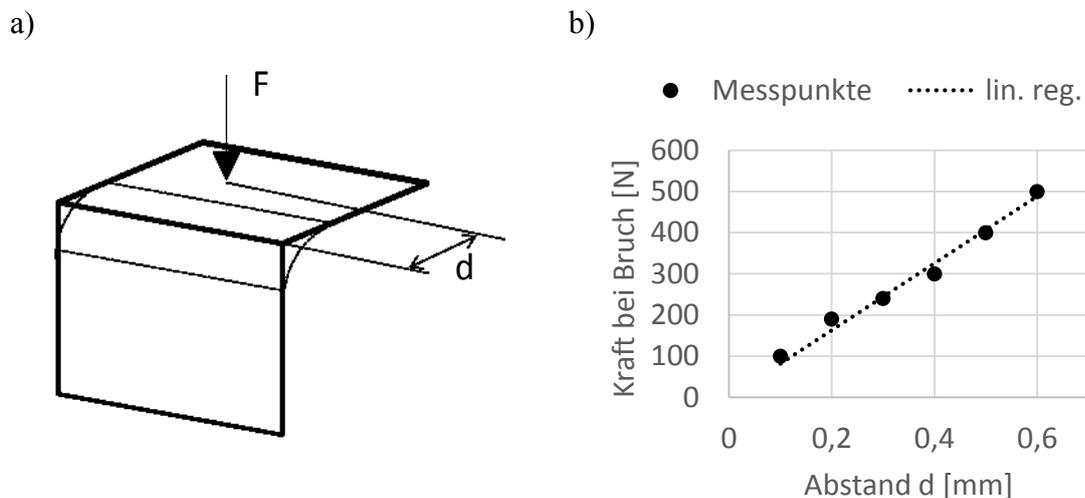


Abb. 4-3: Kantentest entsprechend Almond et al. und Hangl et al.

a) Prinzipskizze des Kantentests

b) Bruchkraft in Abhängigkeit des Randabstands d , wie von Hangl et al. beschrieben

Der Test von Almond et al. und Hangl et al. bildet die Grundlage für die Entwicklung einer Prüfmethode zur Bestimmung der Robustheit von CFK-Kanten im Folgenden.

4.2.3 Voruntersuchung in Anlehnung an Hangl et al.

Nach den in Kapitel 4.2.2 beschriebenen Tests von Hangl et al. kann in keramischen Werkstoffen durch die Belastung einer Kante senkrecht zu einem Schenkel mit einer konische Prüfspitze ein sprödes Versagen der Kante hervorgerufen werden. Die Belastungsrichtung dieses Tests ähnelt der Belastung einer Werkzeugkante durch einen Faserzwickler. Der hier verwendete Versuchsaufbau ist in Abb. 4-4 dargestellt. Die Prüfspitze ist ein Konus mit einem Öffnungswinkel von 67° . Dieser wird über einen Adapter und eine Kraftmessdose in der Universalprüfmaschine UPM 100 UPM 100, Hegewald und Peschke Meß- und Prüftechnik GmbH montiert. Die Probe wird auf eine Halterung gespannt, die frei beweglich auf der Druckplatte gelagert ist, wobei der zu testende Schenkel normal zur Prüfspitze ausgerichtet ist. Über eine Messuhr kann der Abstand der Prüfspitze zur Kante des Prüfkörpers eingestellt werden. Im Anschluss daran wird die Prüfkörperhalterung fixiert, sodass die Position gegenüber der Prüfspitze während des Tests unverändert bleibt. Der Weg, den die Prüfspitze in den Prüfkörper eindringt, wird über ein Videoextensometer gemessen. Auf der Prüfspitze und am Prüfkörper werden Referenzmarkierungen befestigt. So kann der Weg unabhängig von Verformungen der Halterung oder Prüfmaschine gemessen werden. Die Kraft wird über eine 10 kN Kraftmessdose gemessen. Abb. 4-4 zeigt zudem die Prüfspitze in Kontakt mit einem Kantenprüfkörper.

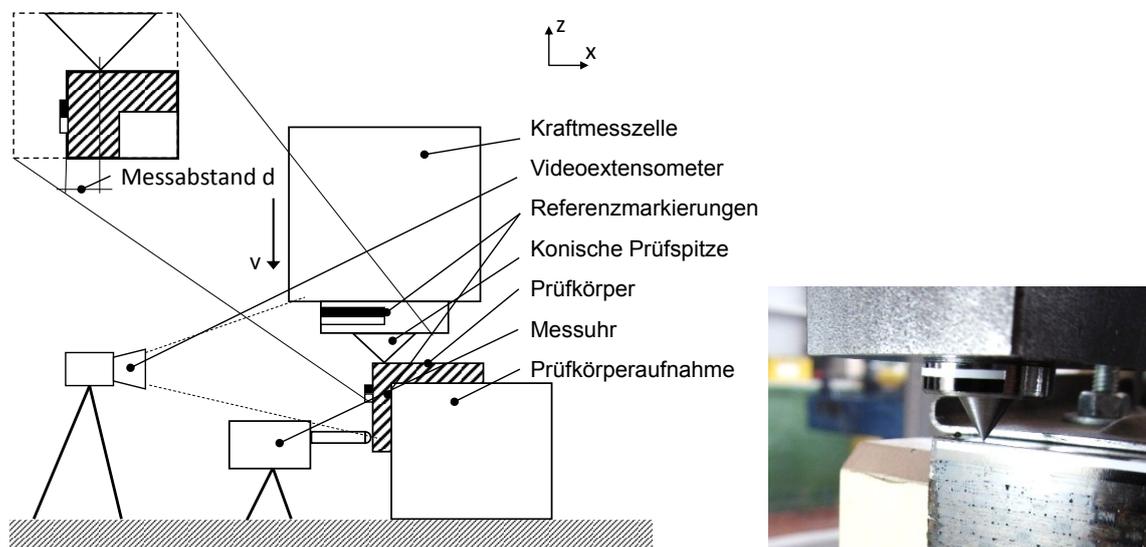


Abb. 4-4: Untersuchung der Festigkeit von CFK-Kanten in Anlehnung an Hangl et al. [42]

In Anlehnung an Hangl et al. wird in unterschiedlichen Abständen zur Kante der Prüfkörper bis zum Versagen der Kante getestet. Während des Tests dringt der Konus in die Probe ein und verdrängt dabei Material. Abb. 4-5 a) zeigt repräsentative Kraft-Wegverläufe für einen Reinharzprüfkörper und einen faserverstärkten Prüfkörper. Mit der Eindringtiefe steigt bedingt durch die Geometrie des Konus auch die projizierte Kontaktfläche von Prüfspitze und Prüfkörper. Somit ist die steigende Kraft nicht nur

durch die physikalischen Eigenschaften des Materials, sondern vor allem durch die Geometrie der Prüfspitze bedingt. Die Kantenverstärkungskonzepte unterscheiden sich durch unterschiedliche Steigungen. Der Test wird bei Versagen der Kante durch Spröbruch beendet. Über alle Messungen mit diesem Prüfaufbau hinweg ist zu erkennen, dass ab einem Abstand von kleiner einem Millimeter ein Spröbruch der Kante auftritt. Dieser ist in Abb. 4-5 b) zu sehen. Defizite dieses Tests ergeben sich vor allem durch die Geometrie der Prüfspitze. Bei größerem Abstand gleicht der Test einem Härtetest, wobei ähnliche Schwierigkeiten auftreten wie beim Härtetest von Faserverbundwerkstoffen im Allgemeinen. Der Messwert ist stark davon abhängig, ob die Prüfspitze auf Faser- oder Matrixmaterial drückt. Entsprechend schwanken die Kraft-Weg-Verläufe stark.

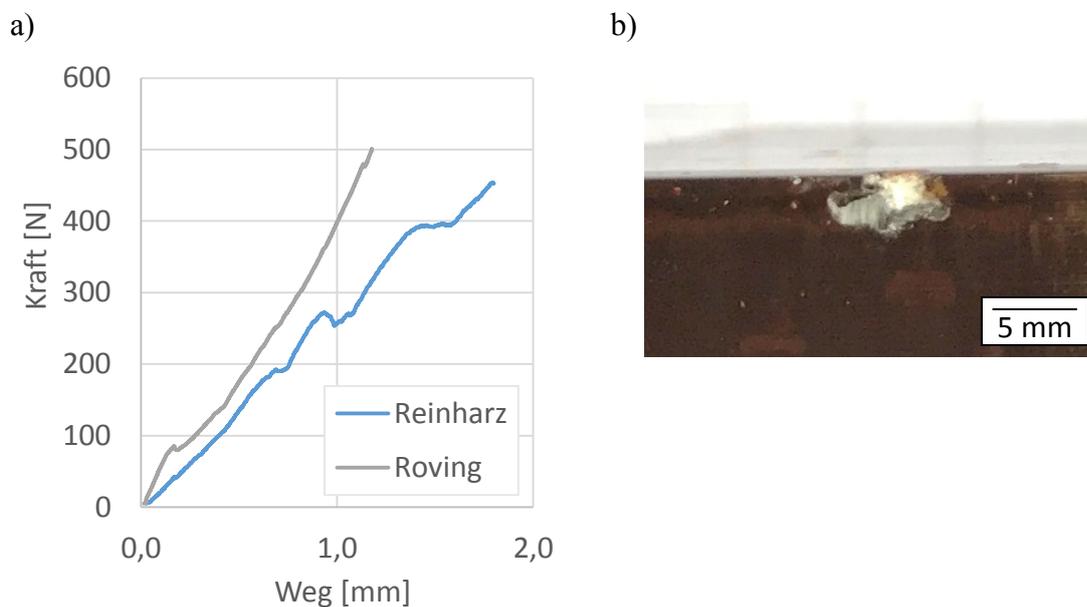


Abb. 4-5: Vorversuche nach Hangl et. al
a) Repräsentativer Kraft-Weg-Verlauf
b) Schadensbild am Prüfkörper

4.2.4 Definition des Kantentest

Der Vorversuch aus Kapitel 4.2.3 wird adaptiert. Anstatt der konischen Prüfspitze wird ein zylindrischer Prüfstempel eingesetzt. Die Kontaktfläche ist plan und erhöht somit die Wahrscheinlichkeit bei inhomogenen Prüfkörpern sowohl Faser- als auch matrixreiche Stellen in einem Testlauf zu erfassen. Zudem bleibt die projizierte Kontaktfläche mit zunehmender Eindringtiefe gleich. Im Folgenden wird der Versuchsaufbau und das Vorgehen bei der Auswertung der Testergebnisse beschrieben.

4.2.4.1 Versuchsaufbau

In Abb. 4-6 ist der Versuchsaufbau dargestellt sowie ein für den Test repräsentatives Bruchbild. Der Prüfkörper ist auf einem Quader aus Aluminium aufgespannt wobei die

Schenkel des Prüfkörpers fest eingespannt sind. Diese Aufspannvorrichtung ist in der xy -Ebene frei verschiebbar. Der Prüfkörper wird mittels einer zusätzlichen Vorrichtung unter der Prüfspitze positioniert. Die Position ist in der Vergrößerung im linken oberen Bildrand von Abb. 4-6 dargestellt. Die Rotationsachse des Prüfstempels liegt in der Ebene des senkrechten Prüfkörperschenkels. Somit drückt die Hälfte der Prüfspitze auf den Prüfkörper. Die zylindrische Prüfspitze ist über einen Adapter aus Stahl mit der Kraftmesszelle und diese mit der Universalprüfmaschine verbunden. Die Wegaufzeichnung erfolgt wie in den Vorversuchen optisch, mittels Videoextensometer. Die Referenzmarkierungen für das Videoextensometer befinden sich wie dargestellt auf dem Prüfstempel und auf dem Prüfkörper. Dabei soll die Markierung auf dem Prüfkörper so nah wie möglich an der Kante positioniert werden, jedoch nicht im Einflussbereich des Tests. In Vorversuchen haben sich ca. 10 mm unterhalb der Kante als eine geeignete Position erwiesen. Über die optische Wegmessung wird nur der Weg berücksichtigt, welcher der Prüfstempel gegenüber dem Prüfkörper zurückgelegt hat. Verformungen des Messaufbaus beeinflussen somit die Messung nicht.

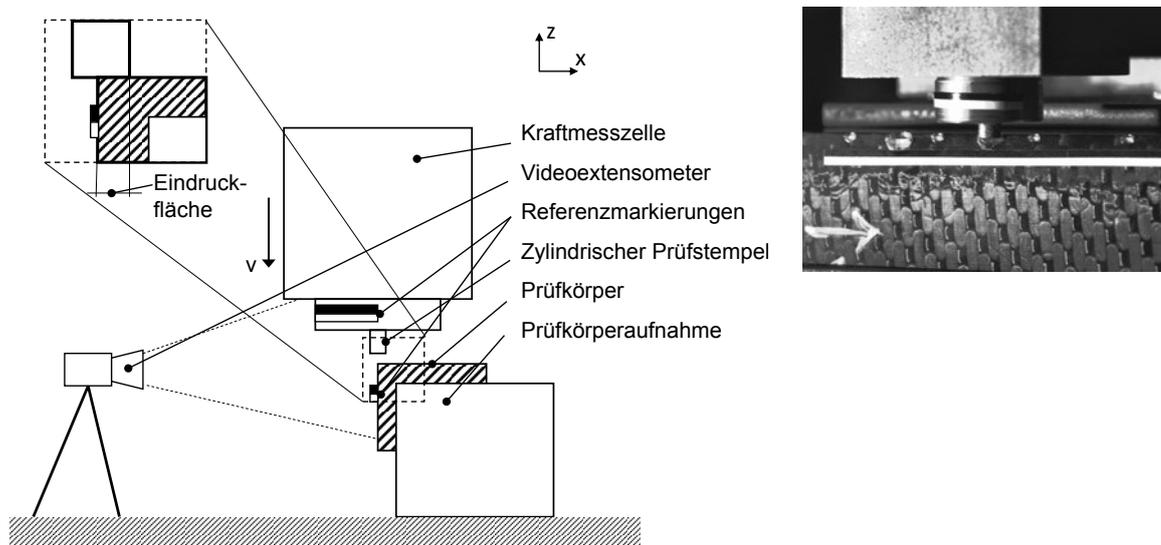


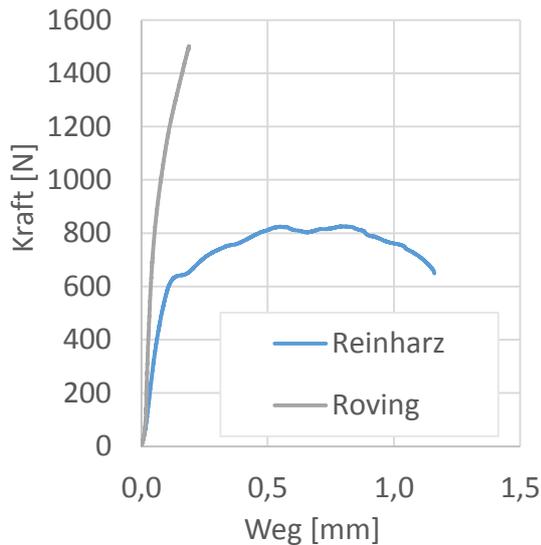
Abb. 4-6: Versuchsaufbau des Kantenversuchs

Während des Tests fährt die Prüfspitze mit konstanter Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min in den Prüfkörper. Durch Kontakt von Prüfspitze und Prüfkörper entsteht eine resultierende Kraft die über den Messrechner aufgezeichnet wird. Parallel wird der zurückgelegte Weg des Prüfstempels gespeichert. Als Abbruchkriterium für den Test wird ein Maximalweg von 2 mm, ein Kraftabfall größer 40 % der Maximalkraft und eine Maximalkraft von 2 kN definiert. Dies ist nötig, um bei einer möglichen exzentrischen Belastung des Prüfkörpers einen Schaden an der Kraftmesszelle zu vermeiden.

In Vorversuchen ermittelte repräsentative Kraft-Weg-Diagramme von Prüfkörpern ohne und mit Faserverstärkung sind in Abb. 4-7 gezeigt. Sowohl die Steigung der Kurven als auch die erreichbare Maximalkraft der unterschiedlichen Kantenkonzepte

unterscheiden sich deutlich. Im ersten annähernd linearen Teil der Kraft-Weg-Kurve verformt sich die Kante reversibel. Vor allem die Kurve der RH-Probe flacht im zweiten Teil, ähnlich der Kraft-Weg-Kurve eines duktilen Metalls, im Zugversuch ab. Am Prüfkörper dringt der Stempel in das Material ein und es entstehen Risse im Material, die am Ende zum Ausbrechen eines Kantensplitters führen. Die RV-Kante versagt ohne sichtbare Materialverformung plötzlich bei einer Maximalkraft von 1500 N.

a)



b)



Abb. 4-7: Kantenversuche mit zylindrischem Prüfstempel

- a) Repräsentatives Kraft-Weg-Diagramm
b) Durch Test hervorgerufenen Bruchbild

Sowohl im Vorversuch mit konischer Prüfspitze als auch im adaptierten Test mit zylindrischem Prüfstempel versagt der Prüfkörper spröde und ein Splitter bricht aus der Kante. Dieses Versagensbild ist vergleichbar mit dem in Kapitel 2.3.2 vorgestelltem Schadensbild einer gebrochenen Kante. Vorteil der adaptierten Prüfspitze ist zum einen die im Vergleich zur konischen Prüfspitze gute Reproduzierbarkeit der Messung. Diese ergibt sich über die flächige Lasteinleitung die in den Messergebnissen die lokale werkstoffinhärente Inhomogenität verschmiert. Somit ermöglicht der Kennwert eine Bewertung der globalen Kanteneigenschaften. Zum zweiten ist eine flächige Lasteinleitung näher am realen Lastfall von in der Werkzeugtrennebene eingeklemmten Garnen. Drittens fallen Werkstoffunterschiede in den Ergebnissen der adaptierten Prüfspitze deutlicher aus und können klar voneinander unterschieden werden.

Ein Prüfkörper wird an mindestens sechs Positionen entlang der Kante zerstörend geprüft. An den Prüfkörpern wird im Anschluss an den Test die projizierte Fläche des Eindrucks mikroskopisch vermessen und die Kraft auf die Eindruckfläche referenziert. Eine repräsentative Messung ist in Abb. 4-8 dargestellt.

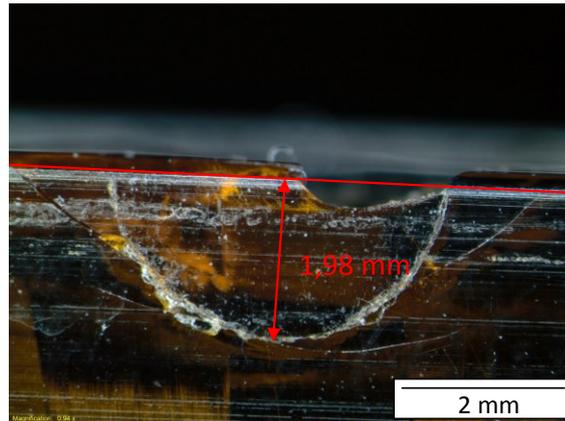


Abb. 4-8: Vermessung der projizierten Fläche des Eindrucks durch den Prüfstempel

4.2.4.2 Vorgehen bei der Auswertung

Messergebnis nach 4.2.4.1 ist ein Kraft-Weg- und unter Berücksichtigung der projizierten Fläche ein Druck-Weg-Verlauf. Je nach Matrixtyp und Faserverstärkung ergeben sich unterschiedliche Verläufe. Zum einen zeigt sich ein weitgehend elastisches Verformungsverhalten mit abruptem Versagen und zum anderen ein elastisch-plastisches Verformungsverhalten vergleichbar mit einem kontinuierlichen Fließbeginn eines Metalls. Ziel ist es, aus den Messkurven einen Wert für die Beständigkeit gegenüber Verformung und einen für die Festigkeit zu erhalten. Die Festigkeit gibt den maximalen Druck an, ab welchem ein irreversibler Schaden an der Kante entsteht.

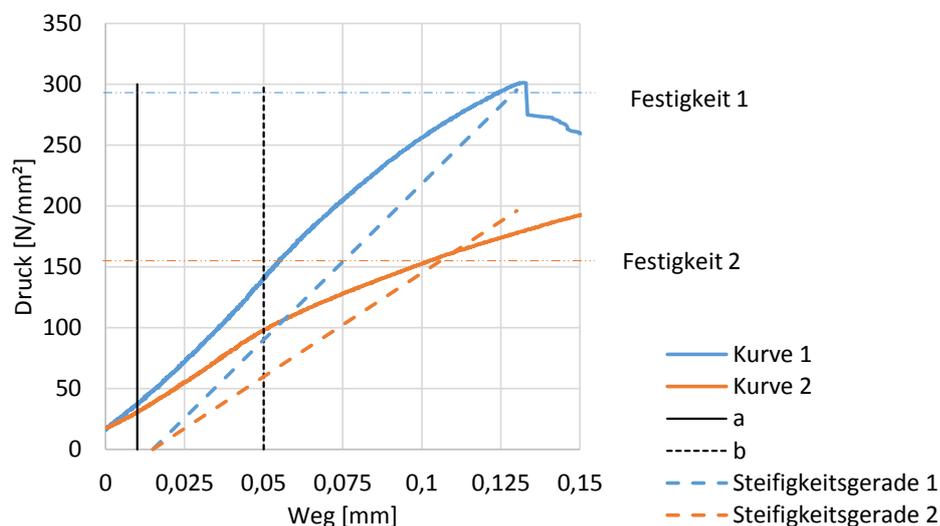


Abb. 4-9: Vorgehen bei der Auswertung der Kantentest an zwei exemplarischen Druck-Weg-Diagrammen

Da im Kantentest keine freie Weglänge wie bei Druck- und Zugversuchen existiert, kann die Verformung, welche die Probe erfährt, nicht in eine Dehnung umgerechnet werden. Die Verformungsbeständigkeit stellt hier einen alternativen Steifigkeitswert im Druck-Weg-Diagramm dar. In Anlehnung an den Druckversuch für Faserverbundwerkstoffe [46, 47], wird ein Sekantenmodul zwischen zwei ausgewählten Verfor-

mungswerten bestimmt. Hier werden basierend auf Erfahrungswerten aus Vorversuchen die Verformungswerte $a = 0,01$ mm und $b = 0,05$ mm verwendet. Bei sehr weichen Harzsystemen, wie z.B. Elastomeren, ist bei solch kleinen Verformungswerten ein starkes Rauschen im Kraftsignal zu beobachten. Aus diesem Grund wird die Verformungsbeständigkeit von Elastomerkanten an den Stellen $a = 0,1$ mm und $b = 0,5$ mm ausgewertet. Abb. 4-9 zeigt zwei exemplarische Messkurven des Kanten-tests. Die Schnittpunkte der Geraden a und b mit den Messkurven werden imaginär durch Geraden verbunden. Die Steigung der Geraden ist die Verformungsbeständigkeit B der Proben und besitzt die Einheit MPa/mm.

$$B = \frac{p_b - p_a}{b - a} \frac{MPa}{mm} \quad (4-1)$$

p : *Druck* in N/mm²

x : *Weg* in mm

Die Herausforderung bei der Bestimmung der Festigkeit besteht darin die Belastung zu definieren, bis zu welcher eine Verformung überwiegend reversibel ist. In Abhängigkeit der Kantenverstärkungskonzepte tritt, in einem Teil der Druck-Weg-Kurven ein abruptes Versagen auf, sichtbar durch einen spontanen Kraftabfall. Bei anderen hingegen flacht die Kurve bis zu einem Maximalwert ab. Aufgrund dieser unterschiedlichen Versagensarten der Kanten in Abhängigkeit der Kantenverstärkungskonzepte wird eine Verformungsgrenze, ähnlich der Streckgrenze in Zugversuchen von Metallen, als Festigkeit definiert. Zur Bestimmung der Verformungsgrenze wird eine Gerade mit der Steigung der Verformungsbeständigkeit durch den Ursprung auf der x-Achse mit dem Achsenwert 0,015 mm gelegt. In Abb. 4-9 sind diese Steifigkeitsgeraden gestrichelt dargestellt. Der Schnittpunkt der Steifigkeitsgeraden mit der jeweiligen Messkurve bestimmt die Kantenfestigkeit. Befindet sich ein lokales Maximum zwischen Ursprung und Schnittpunkt ist dies der Festigkeitswert. Die Einheit der Kantenfestigkeit ist N/mm².

Eine weitere hier betrachtete Größe ist die maximale elastische Verformung. Diese wird definiert als der Verformungswert bei der Festigkeit und angegeben in der Einheit mm.

Die Auswertung der Messergebnisse erfolgt automatisiert mittels der Software MATLAB durch ein für diesen Test erstelltes Skript. Ausgabewerte sind die Mittelwerte der Verformungsbeständigkeit, der Festigkeit und maximalen elastischen Verformung mit den jeweiligen Standardabweichungen.

In Voruntersuchungen zu diesem Kanten-test wird der Einfluss des Stempeldurchmessers untersucht (Kapitel 4.2.5). Zudem werden Phänomene beschrieben, die zu einer starken Abweichung der Messergebnisse führen (Kapitel 4.2.6).

4.2.5 Einfluss des Stempeldurchmessers auf die Messergebnisse

Im Test wird ein zylindrischer Prüfstempel verwendet. Einzige veränderbare Größe des Prüfstempels ist dessen Durchmesser. Im Folgenden soll der Einfluss des Prüfstempeldurchmessers auf die Absolutwerte und Streuung der Messwerte diskutiert werden. Es werden Stempel mit Durchmessern von 2 und 4 mm verwendet, deren Größe sich an den Breiten eines Rovings orientiert. Somit wird die Belastung durch ein eingeklemmtes Garn in der Werkzeugtrennebene simuliert.

Für die Konzepte mit Epoxidmatrix gilt, dass sich bei Verwendung der 4 mm Prüfspitze die Werte für die Verformungsbeständigkeit und die Festigkeit um im Mittel 30 bzw. 20 % im Vergleich zur 2 mm Spitze reduzieren. Die maximale elastische Verformbarkeit steigt hingegen um durchschnittlich 10 % an. Für das Konzept mit Elastomerkante zeigt sich, dass die Kräfte erzeugt durch das Eindringen der 2 mm Prüfspitze sehr gering sind und deshalb ein starkes Rauschen im Signal zu beobachten ist. Die 2 mm Prüfspitze eignet sich somit nicht für die Untersuchung dieses Materials.

Vergleicht man die Standardabweichung der Ergebnisse aller Prüfkonzepete mit den unterschiedlichen Prüfstempeln, lässt sich kein signifikanter Unterschied erkennen. Für beide Prüfstempel, liegt die relative Standardabweichung innerhalb der einzelnen Messreihen im Bereich von 5 bis 20 %.

Die Größe des Stempeldurchmessers wirkt sich vor allem auf die Durchführbarkeit des Tests aus. Die Stempel lassen sich mit einer Genauigkeit von ca. 0,2 mm auf der Kante positionieren. Bei einem Stempeldurchmesser von 4 mm hat eine Variation der Überlappung keine Auswirkungen auf den Messablauf an sich. Bei der Messung mit einem 2 mm Prüfstempel kann eine zu geringe Überlappung jedoch zum Ausweichen bzw. Abrutschen des Prüfstempels von der Kante führen und ungültige Messungen verursachen.

Mit dem 4 mm Prüfstempel können zum einen alle Kantenkonzepte untersucht werden. Zum anderen ist der Messablauf besser reproduzierbar. Somit werden in den folgenden Kapiteln ausschließlich die Untersuchungen mit dem 4 mm Prüfstempel dargestellt und diskutiert.

4.2.6 Definition ungültiger Kantentests

In den Tests kommt es vereinzelt zu Messabweichungen aufgrund falscher Positionierung der Messmarkierung, lokaler Luftpneinschlüsse oder Fasern und Schäden der Kante aufgrund von vorherigen Messungen. Beispiele für diese drei Messfehler sind in Abb. 4-10 dargestellt. Werden diese Fehler erst während oder nach der Messung erkannt, erfolgt keine Berücksichtigung Messergebnisse in der Auswertung.

Die Markierung zur Wegmessung kann durch den Test selbst verschoben werden. Dies führt zu einer deutlich größeren relativen Bewegung zwischen den Messmarkierungen

und somit zu einem größeren Weg in der Aufzeichnung. Grund für diesen Fehler sind spontane Ausbrüche an der Kante, die bis zu 10 mm der Kante abplatzen lassen und dadurch den Bereich der Markierung beeinflussen.

Zudem können lokale Inhomogenitäten wie bspw. Luftporen die Kante schwächen. In Abhängigkeit der Position und der Größe, kann ein Luftporen in einem spontanen frühzeitigen Versagen oder in einem frühzeitigen Abflachen der Kraft-Weg-Kurve resultieren.

Letztendlich können sich zwei aufeinander folgende Messungen gegenseitig beeinflussen. Bei wenigen Messungen wird die Probe über einen Bereich von mehr als einem Zentimeter beschädigt. Dadurch ist der Bereich der darauffolgenden Messung schon vorgeschädigt. Dies führt zu einer geringeren Kraftaufnahme und zu einem verfrühten Versagen der Probe.

Eine Übersicht über gültige und ungültige Messungen findet sich im Anhang (Tab. A-1).

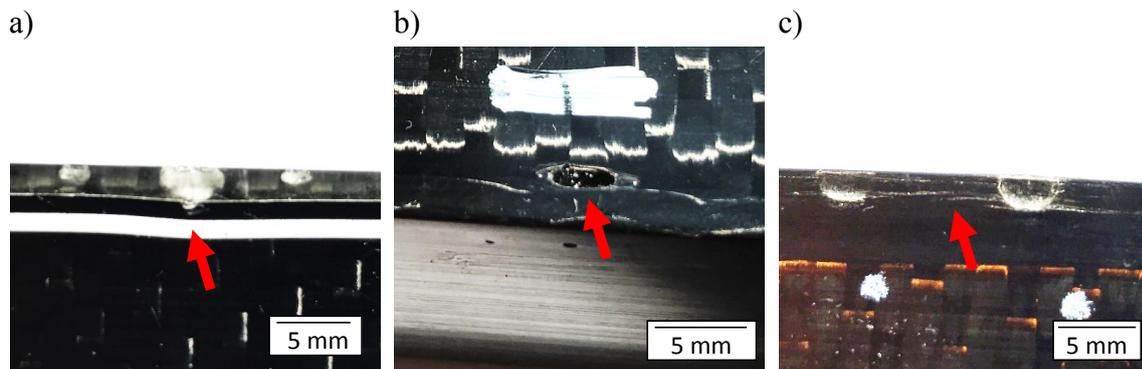


Abb. 4-10: Exemplarische Bilder zu den drei aufgetretenen Messfehlern

- a) verschobene Messmarkierung
- b) Luftporen an der Kante
- c) Beeinflussung zweier Messungen durch Rissbildung

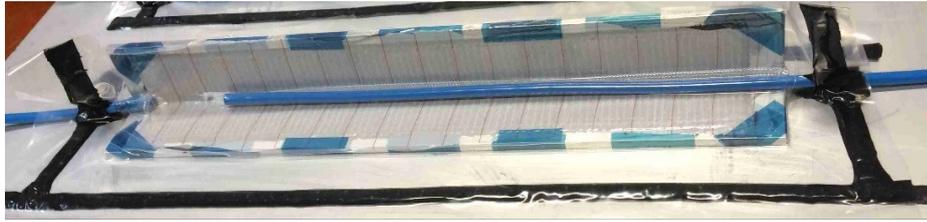
4.3 Herstellung von CFK-Kantenprüfkörpern

In Kapitel 2.2 wird die Herstellung von Werkzeugen aus CFK im Detail beschrieben. Diese dient als Grundlage für den Prozess der Prüfkörperfertigung. Als Urmodell, im Weiteren Form genannt, für die CFK-Kanten dient ein Winkelprofil aus Aluminium mit den Abmessungen 50 mm x 50 mm einem eingeschlossenen Winkel von 90° und einem Kantenradius von 0,5 mm.

4.3.1 Grundprozess zur Herstellung faserverstärkter Kanten

Es werden verwendete Materialien als auch der Prozess beschrieben. Der Aufbau der Infiltration ist in Abb. 4-11 dargestellt.

1) Infiltrationsaufbau in Realität



2) Infiltrationsaufbau

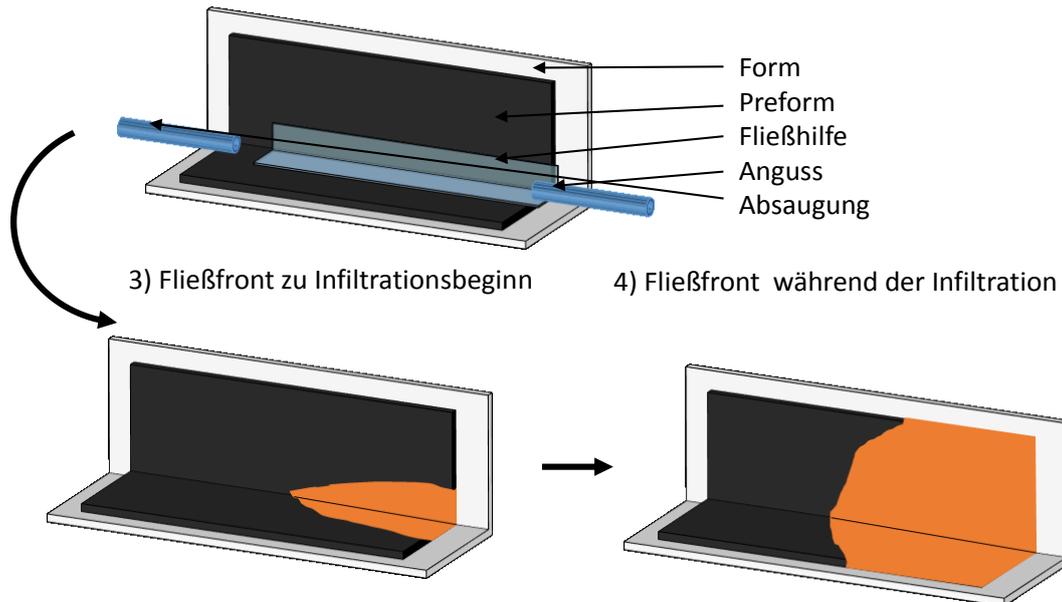


Abb. 4-11: Herstellung der Kantenprüfkörper in einem vakuumbasierten Infiltrationsprozess

Zu Beginn wird die Form mit Trennmittel behandelt und im Anschluss die Faserlagen [0/90 ° Gewebe [48]; +/- 45, +/- 45, +/- 45 Gelege]_s in die Kante drapiert. Das Gewebe hat eine Grammatur von 370 g/m², das Gelege eine Grammatur von 256 g/m². Das Gelege besteht aus Carbon HTS40 Garnen mit einer Feinheit von 800tex, hat einen biaxialen Aufbau und eine Franse Vernähung mit einem PES-Faden. Die letzte Faserlage wird mit einem Abreißgewebe bedeckt. Wie in Bildausschnitt 2) zu sehen, folgt darauf über dreiviertel der Probenlänge eine Fließhilfe, die mit dem Anguss verbunden ist. Auf der gegenüberliegenden Seite ist der Abguss platziert. Verschlussen ist der Infiltrationsaufbau mit einer Vakuumfolie. Vor Beginn der Infiltration wird der Prozessraum innerhalb der Folie auf ca. 2 mbar evakuiert. Das Harz wird bei Umgebungsdruck bereitgestellt. Die Infiltration erfolgt entlang der Kantenachse. Diese Fließrichtung hat sich im Verlauf der Versuche als robust erwiesen. Nachdem die Preform gefüllt ist, wird auch am Anguss ein Druck von 2 mbar angelegt und überschüssiges Harz aus der Preform gesaugt. Über diesen Druckausgleich wird eine konstante Wandstärke über das gesamte Bauteil erreicht. Im Anschluss an den Infiltrationsprozess härtet das Harzsystem entsprechend den Herstellerangaben bei Raumtemperatur aus. Im An-

schluss wird der Prüfkörper freistehend bei 50 °C für 16 h und 70 °C für 8 h nachgehärtet.

4.3.2 Herstellung der Hybrid-Matrix Kanten

Hier soll eine elastische Matrix lokal die Kante flexibler und somit robuster gegenüber Ausbrüchen machen und eine zweite starre Matrix eine steife Grundstruktur der Werkzeugkante sicherstellen. Das Elastomer basiert auf Polyurethan (Biresin® -407) und das duromere System ist ein Epoxid (Biresin® CR80).

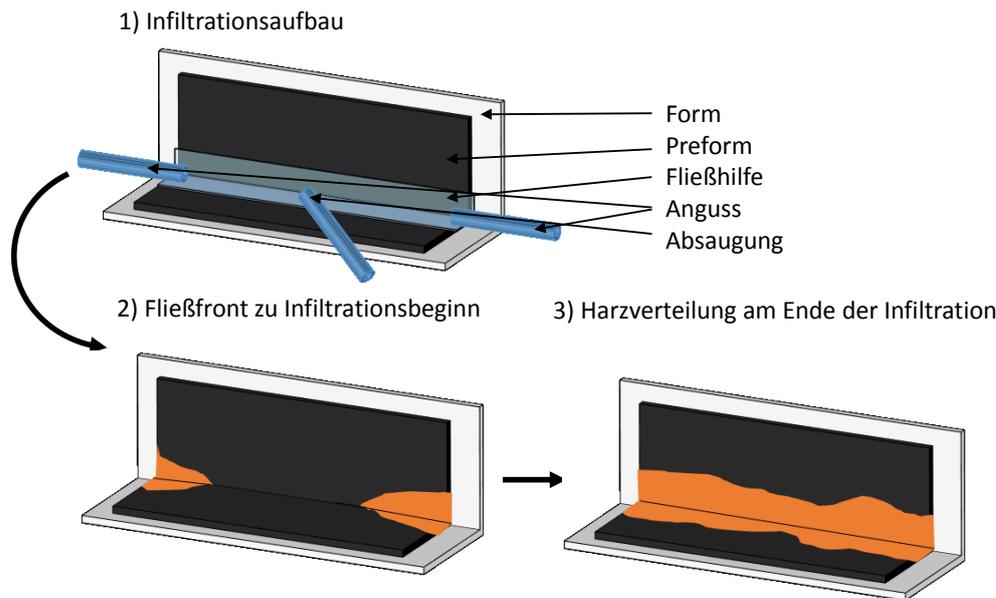


Abb. 4-12: Infiltration des Elastomers lokal entlang der Kante

Um eine gute Verbindung zwischen beiden Matrixsystemen zu gewährleisten sollen, diese nicht nur chemisch kompatibel sein, sondern deren Grenzschicht auch innerhalb der Preform verlaufen. Damit müssen zwei Matrixsysteme infiltriert werden. Krollmann et al. [35] beschreiben hierfür einen vakuumbasierten Infiltrationsprozess. Die Herstellung der Kantenprüfkörper orientiert sich daran, schaltet die Infiltrationsprozesse jedoch hintereinander. Die zweite Infiltration erfolgt erst, wenn das erste Matrixsystem vernetzt ist.

Im ersten Schritt besteht der Lagenaufbau aus der Gewebedeckschicht und zwei weiteren Gelegelagen [0/90 ° Gewebe [48]; +/- 45, +/- 45 Gelege] und wird ausschließlich das Elastomer infiltriert. Dieses hat mit 600 mPas eine deutlich höhere Viskosität als übliche Injektionsepoxyharze. Beispielsweise hat Biresin® CR 80 eine Viskosität von 200mPas. Aus diesem Grund werden die Fließwege in der Injektion möglichst kurz gewählt. So wird, wie in Abb. 4-12 dargestellt, von beiden Seiten der Kante angesaugt und in der Mitte der Kante abgesaugt. Die Fließhilfe verläuft zudem entlang der gesamten Kante, um das zähflüssige Elastomer schnell zu verteilen. Aufgrund der hohen Viskosität und Reaktivität verteilt sich das Elastomer nur entlang der Kante, wie in Bildabschnitt 3) der Abb. 4-12 skizziert ist.

Nachdem das Elastomer ausgehärtet ist, wird der Infiltrationsaufbau entfernt, die restlichen Lagen der Preform platziert und ein neuer Infiltrationsaufbau wie in Kapitel 4.3.1 erstellt. Es folgt die Infiltration des Epoxidharzes. Die so gefertigten Kanten sind global betrachtet starr, die Schenkel des Winkels sind nicht beweglich. Im Prüfkörper besteht ein Bereich von ca. 2 bis 3 mm entlang der Kante aus dem Elastomer.

4.3.3 Qualität der Prüfkörper

Mit Hilfe der Mikroskope Olympus BX41M und Olympus SZX10 werden Aufnahmen gemacht und mit der Software Olympus Stream analysiert. Die Qualität wird anhand folgender Größen beurteilt: Faservolumengehalt im Laminat der Schenkel des Prüfkörpers, Porengehalt und der verstärkten Fläche. In Abb. 4-13 sind Querschnitte der unterschiedlichen Kantenkonzepte dargestellt.

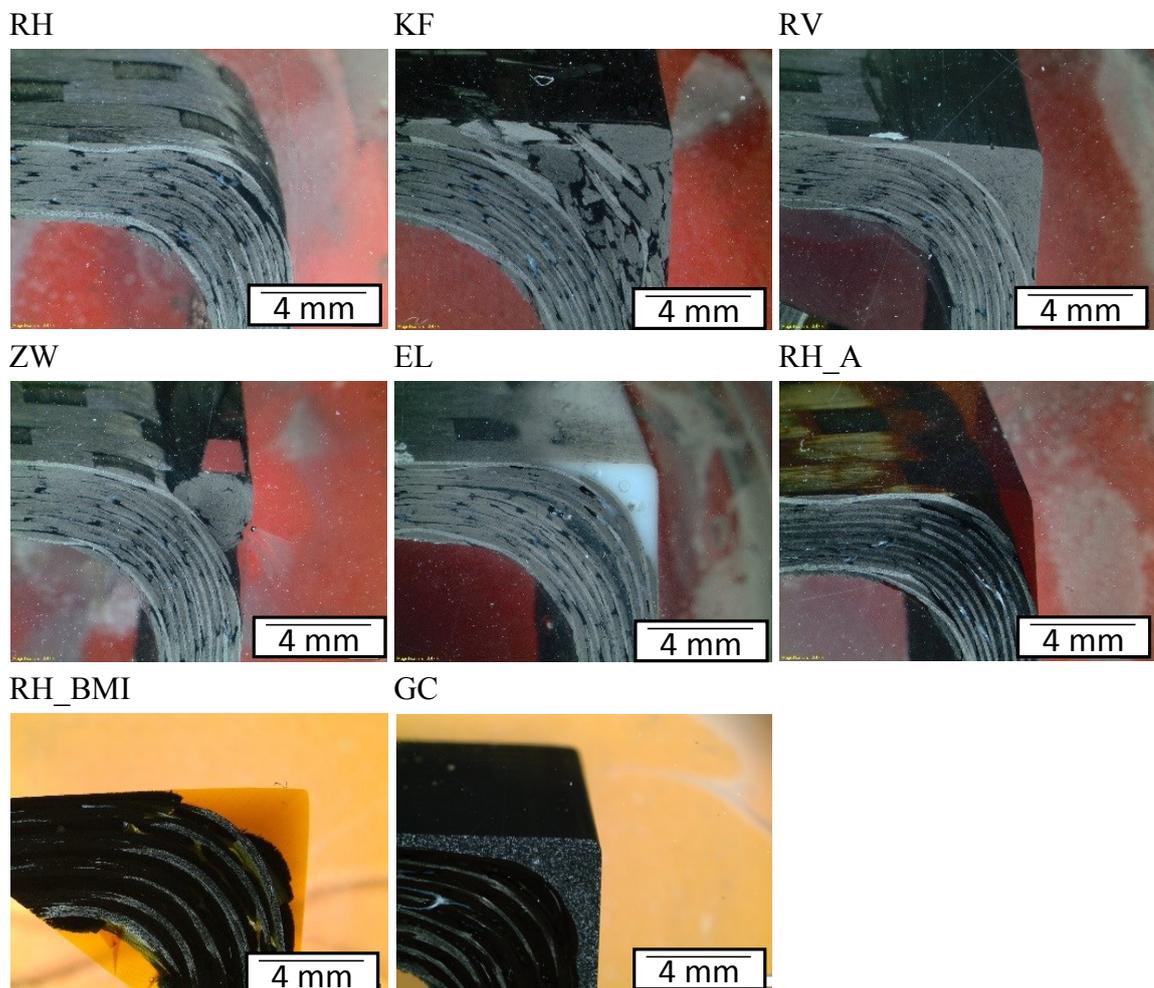


Abb. 4-13: Mikroskopaufnahmen von Schliffen der verschiedenen Kantenkonzepte

Alle in Kapitel 4.4 getesteten Proben weisen bei der visuellen Prüfung keine Infiltrationsfehler auf. Vereinzelt Poren im Reinharzbereich der Referenzkante und der Elastomerkante sind erkennbar. Diese Stellen werden vom Test ausgeschlossen. Mikroskopaufnahmen in Abb. 4-13 zeigen repräsentative Querschnitte der Kantenprüfkörper.

per. Das Reinharzgebiet der Kante RH bildet keinen Kontrast zum Einbettharz der Schliffproben und ist somit nicht zu erkennen. In den Aufnahmen der faserverstärkten Kanten KF und RV ist zu sehen, dass Fasern die Kante komplett ausfüllen. Im Konzept ZW füllen Fasern nur einen Teil der Kante. Am Übergang zu den Kantenschenkeln verbleiben größere Reinharzbereiche. Das Elastomer des Konzepts EL erscheint weiß. Der Übergang zwischen elastomerer und duromerer Matrix erfolgt innerhalb der durchgehenden Gelege Lagen. Der Gelcoat füllt die Kante ebenso vollständig aus. Die darin enthaltenen metallischen bzw. keramischen Füllstoffe erscheinen glänzend hell. Es ist zudem ein Luftporenschluss nach den ersten beiden Gelege Lagen zu erkennen. In den Konzepten RH_A und RH_BMI sind keine Fehlstellen zu erkennen.

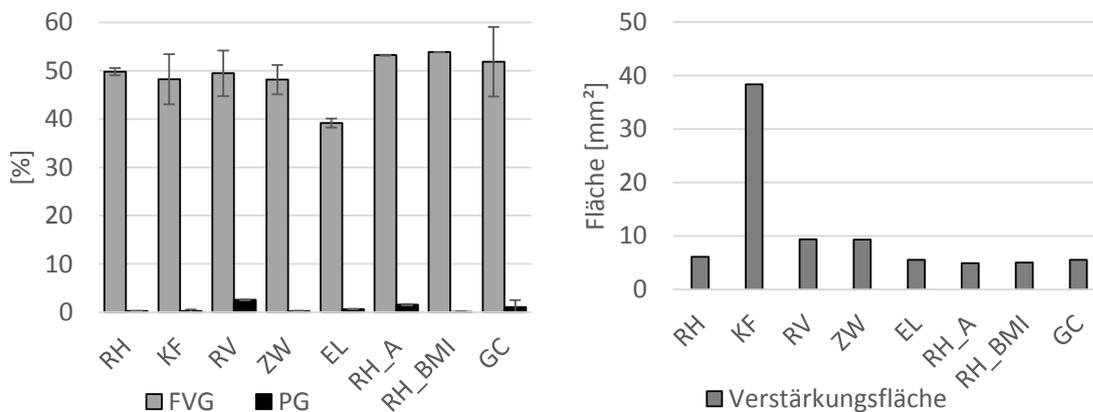


Abb. 4-14: Ergebnisse der Qualitätsuntersuchung basierend auf einer Auswertung der Mikroskopaufnahmen mittels Bildverarbeitung.

Kennwerte sind dabei der Faservolumengehalt (FVG) und der Porengehalt (PG) sowie die verstärkte Fläche der Kante

Die Balkendiagramme in Abb. 4-14 geben eine Übersicht zur Qualität und Geometrie der Kantenprüfkörper. Die Messwerte des Faservolumen- und Porengehalts basieren auf einer Auswertung von Schliffbildern mittels Schwellwertanalyse. Es wurden jeweils drei Schliffbilder vermessen. Die dargestellten Faservolumengehälter von ca. 50 % decken sich mit Erfahrungswerten aus im vakuumbasierten Verfahren hergestellten Bauteilen. Bei keinen Prüfkörpern wurde ein Porenanteil größer 3 % festgestellt.

Das rechte Balkendiagramm in Abb. 4-14 gibt die im Schliffbild gemessene Fläche des jeweiligen Kantenkonzeptes an. Im Falle der RH-Konzepte ist dies die Fläche, welche ausschließlich von Reinharz gefüllt ist. Bei den faserverstärkten Konzepten KF, RV und ZW ist dies die Fläche, welche durch Fasern ausgefüllt ist. Es fällt auf, dass die beiden Konzepte, welche Kurzfasern beinhalten, eine um ein vielfaches größere Verstärkungsfläche wie die übrigen Konzepte besitzen. Grund dafür ist der Herstellungsprozess dieses Konzeptes. Die Kurzfasern werden in die Kante geschüttet, wobei auf eine gleichmäßige Verteilung entlang des Prüfkörpers geachtet wird. Während der Injektion können jedoch Fasern durch die fortlaufende Harzfront verschoben werden und es zu lokal deutlich schwankenden Mengen an Kurzfasern kommen. Alle Reinharzkan-

ten besitzen eine ähnliche Verstärkungsfläche, was für einen gut reproduzierbaren Fertigungsprozess der Prüfkörper spricht. Die Konzepte RV und ZW haben eine zweimal größere Verstärkungsfläche.

4.4 Ergebnisse und Diskussion des Kantentests

Die in Kapitel 4.1 vorgestellten Konzepte zur Verbesserung der Haltbarkeit von Werkzeugkanten werden getestet. Im ersten Abschnitt werden die Ergebnisse der Reinharzkante beschrieben und diskutiert, welche die Referenzwerkzeugkante darstellt. Im zweiten Abschnitt folgen die Ergebnisse der verschiedenen Kantenkonzepte.

4.4.1 Messergebnisse und Diskussion am Beispiel der Referenz CFK-Werkzeugkante

Abb. 4-15 zeigt ein Druck-Weg-Diagramm mit sechs Einzelmessungen des Kantentests eines RH Prüfkörpers mittels dem 4 mm Prüfstempel.

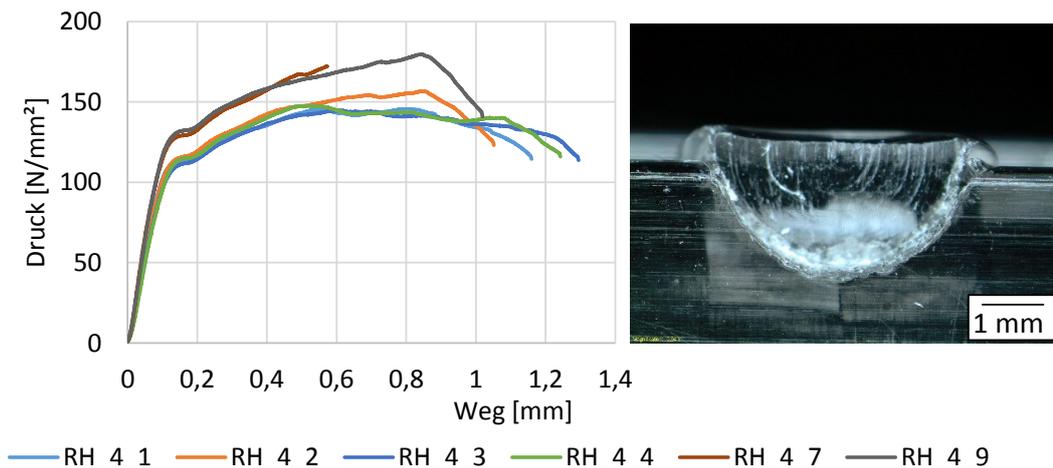


Abb. 4-15: Messkurvenschar des Kantentest einer Reinharzkante (RH) mittels 4 mm Prüfstempel und repräsentatives Bruchbild der Kante

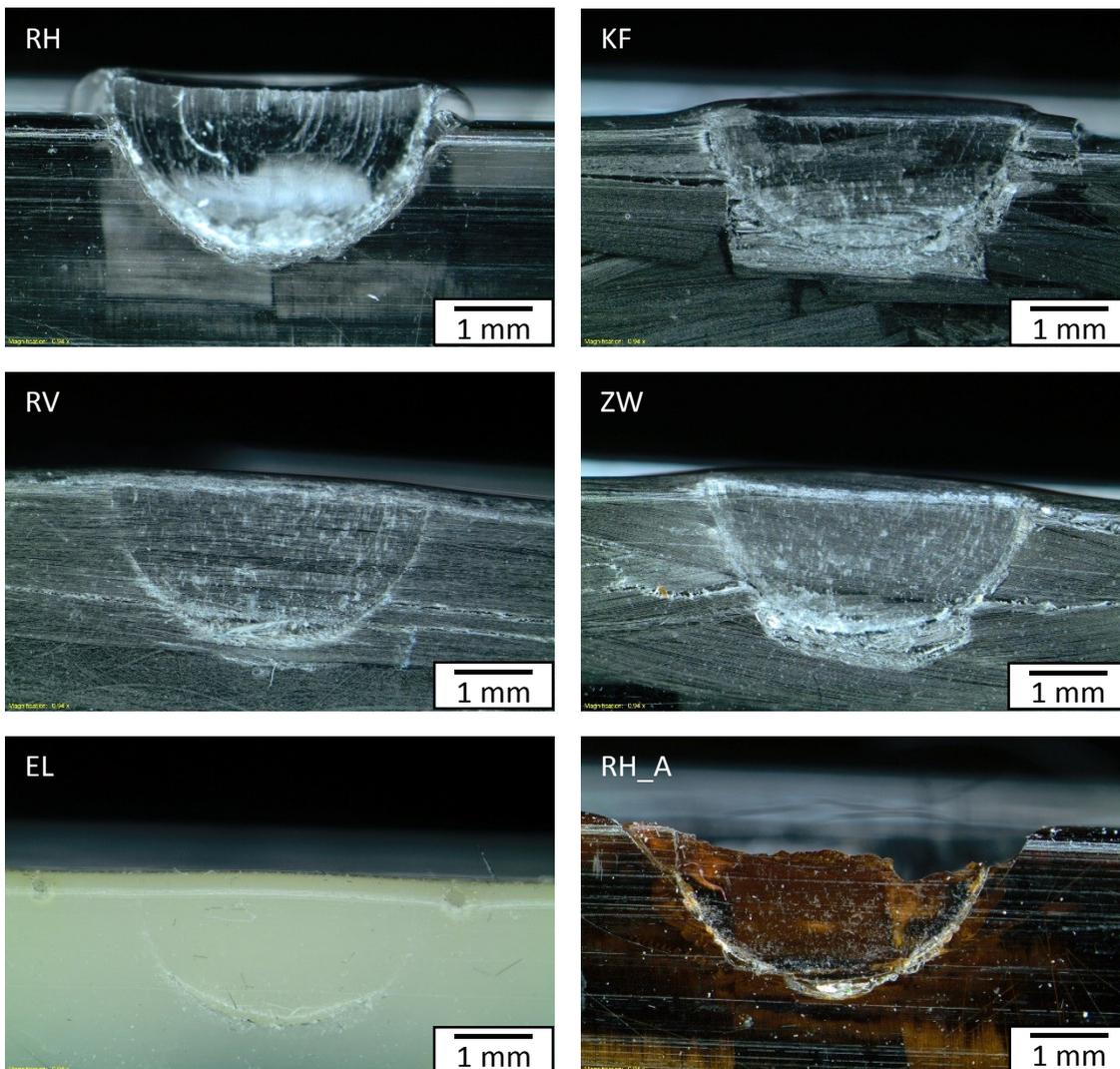
Die Messkurven können in zwei Gruppen unterteilt werden. Sowohl RH_4_1 bis RH_4_4 als auch RH_4_7 und RH_4_9 zeigen jeweils ähnliche Verläufe. RH_4_7 und RH_4_9 beginnen mit einer Steigung von 1390 MPa/mm und erreichen erst bei ca. 123 N/m² ein erstes Plateau. Im Vergleich dazu zeigen die übrigen Prüfkörper eine Anfangssteigung von 1200 MPa/mm und ein Plateau bei ca. 108 N/mm². Die beiden Gruppen unterscheiden sich in der Kantenfestigkeit im Mittel um 16 % und in der Kantensteifigkeit um 14 %. Neben dem Diagramm ist ein repräsentatives Bruchbild der Kante dargestellt. Die Kante platzt im Fall der RH Kanten nicht ab, sondern die Matrix wird vom Prüfstempel plastisch verformt.

Aus den Kurven werden die mittlere Kantenfestigkeit zu $113 \pm 7,5$ N/mm², die mittlere Verformungsbeständigkeit zu 1270 ± 108 MPa/mm und die mittlere maximale elasti-

sche Verformung zu $0,1 \pm 0,004$ mm berechnet. Für die beiden Gruppen im Druck-Weg-Diagramm wird auch basierend auf den Bruchbildern keine Erklärung gefunden.

4.4.2 Vergleich der Referenz CFK-Werkzeugkante mit den Verstärkungskonzepten

In Abb. 4-16 sind repräsentative Bruchbilder der unterschiedlichen Kantenkonzepte dargestellt. In den Bildern ist jeweils ein Abdruck vom Prüfstempel zu sehen. Im Konzept EL ist dieser Abdruck kaum sichtbar, da sich das Material nach dem Test überwiegend elastisch zurückformt. Ein feiner Riss verbleibt im Material. Durch die Faserverstärkung in den Konzepten KF, RV und ZW ist der Bereich des Schadens größer. Es sind Risse entlang von Faserbündeln zu erkennen. Die Konzepte RH_A, BMI und GC zeigen einen klaren Umriss des Prüfstempels. Die Kontur des Prüfstempels geht im Bereich der Kante tangential in einen Riss über, welcher über die Kante hinweg reicht. So entsteht ein Harzsplitter, der sich an vielen Messstellen vollständig von der Kante löst.



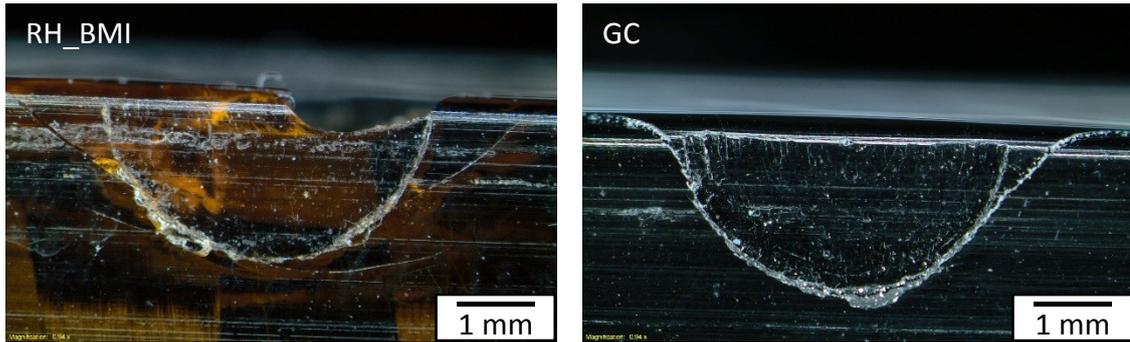


Abb. 4-16: Repräsentative Bruchbilder der Kantenkonzepte

4.4.2.1 Kantenfestigkeit

Im Folgenden wird die Kantenfestigkeit der verschiedenen Kantenkonzepte vorgestellt und die Ergebnisse werden unter Berücksichtigung der Bruchbilder diskutiert.

Ergebnisse

In Abb. 4-17 ist die mittlere Kantenfestigkeit der Referenz und der sieben Kantenverstärkungskonzepte als Balkendiagramm dargestellt. Es zeigt, dass die Kantenfestigkeit durch lokal eingebrachte Fasern in Form von Kurzfasern, eines Rovings oder eines Zwickelfüllers um 35 bis 45 % gesteigert werden kann. Im Vergleich der Referenz mit den Konzepten EL sowie den beiden alternativen duromeren Matrixkonzepten RH_A und RH_BMI und dem Oberflächenkonzept GC ist zu sehen, dass das Matrixsystem, in gleichem Maße, Einfluss auf die Kantenfestigkeit nimmt. Das hier verwendete Elastomer verringert die Kantenfestigkeit um 65 %, wohingegen die alternativen Duromere und der Gelcoat die Festigkeit um mindestens 50 % erhöhen.

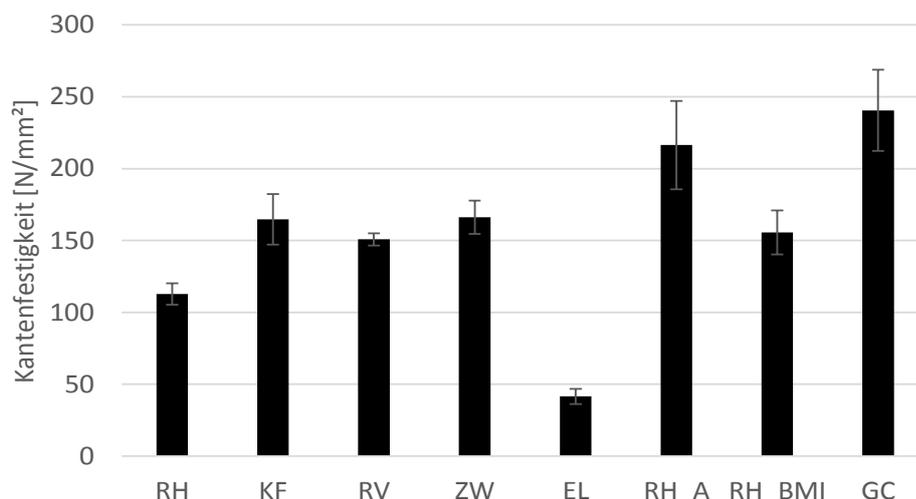


Abb. 4-17: Kantenfestigkeit der verschiedenen Kantenkonzepte

Diskussion

Für das Elastomer kann die reduzierte Festigkeit anhand der Biege- und Zugfestigkeiten der Herstellerangaben [37] erklärt werden. Dies gilt nicht für die Unterschiede in den Festigkeiten zwischen den Konzepten RH, RH_A und BMI. Hier ist die Biege- und Zugfestigkeit der Referenzmatrix (121 MPa, 70 MPa [36]) höher als die des Epoxids Araldite© (86 MPa, 43 MPa [38]), jedoch geringer als die des BMI (Biegefestigkeit: 162MPa [39]). Als zusätzlichen Kennwert wird die Shore D Härte nach ISO7619-1 [49] der drei Materialien an Reinharzplatten bestimmt. Für das Referenzsystem wurde eine Shore D Härte von 88,15 ($\pm 0,80$) für das Epoxid Araldite© ein Wert von 91,76 ($\pm 0,64$) und für das BMI 94,15 ($\pm 0,43$) ermittelt. Mit den Shore D Härten können die höheren Kantenfestigkeiten der alternativen Duromere erklärt werden, nicht aber der Unterschied zwischen Araldite© und BMI. Betrachtet man das Bruchbild beider Kanten ist ein Abplatzen am Übergang von den Fasern zum Harz zu beobachten. Somit beschreibt der Kennwert nicht nur das Harz an sich, sondern auch die Faser-matrixanbindung. Diese kann sich bei Epoxid und BMI in Kombination mit der hier verwendeten Faser samt Schlichte unterscheiden. Die GC Prüfkörper weisen vergleichbare Kantenfestigkeiten wie die RH_A Prüfkörper auf. Der Gelcoat Rengel SW5200 und das Harzsystem Araldite© 8615 besitzen ähnliche mechanische Eigenschaften. Die Füllstoffe im Harz erhöhen die Kantenfestigkeit nicht signifikant.

Die größere Streuung der Kantenfestigkeit der KF Kante ist auf die zufällig verteilten Kurzfasern zurückzuführen. Je nachdem, in welcher Dichte und Anordnung die Fasern unterhalb des Prüfstempels verteilt sind schwankt der Messwert. Die Messwerte des RV Prüfkörpers weisen die geringste Streuung auf. Auch dies ist auf den Roving selbst zurückzuführen. Die Fasern sind bei diesem Konzept einheitlich entlang der Kante orientiert. Die Prüfkörper RH und RH_A sind bis auf das unterschiedliche Harzsystem gleich aufgebaut. Trotzdem ist die relative Standardabweichung der Messungen des RH_A Prüfkörpers mit 14,2 % mehr als doppelt so hoch wie die des RH Prüfkörpers. Die Bruchbilder zeigen, dass das Harz beim RH Prüfkörper unter dem Druck des Stempels sich duktil verformt und nicht wie beim RH_A Prüfkörper ganze Harzbereiche absplittern. Dieses spröde Bruchverhalten ist ursächlich für die erheblich größere Standardabweichung. Die RH_BMI und GC Proben weisen eine mit dem Prüfkörper RH_A vergleichbare Standardabweichung und ebenso ein sprödes Versagen auf.

4.4.2.2 Verformungsbeständigkeit

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Verformungsbeständigkeit der verschiedenen Kantenkonzepte vorgestellt und diskutiert.

Ergebnisse

Die Verformungsbeständigkeit in Abb. 4-18 gibt die Steifigkeit der unterschiedlichen Verbundkanten wieder. Auch die Verformungsbeständigkeit wird durch das Einbringen von Fasern Konzeptübergreifend um im Mittel 65 % erhöht. Das Elastomer-

Kantenkonzept hat hingegen eine um 95 % geringere Verformungsbeständigkeit als das Referenzkonzept RH. Die Verformungsbeständigkeit der RH_A, der RH_BMI und der GC Probe unterscheidet sich unter Berücksichtigung der Standardabweichung nicht von der Verformungsbeständigkeit der Referenzprobe. Die Standardabweichung der Kenngröße Verformungsbeständigkeit ist über alle getesteten Prüfkörper im Mittel geringer als die der Kantenfestigkeit.

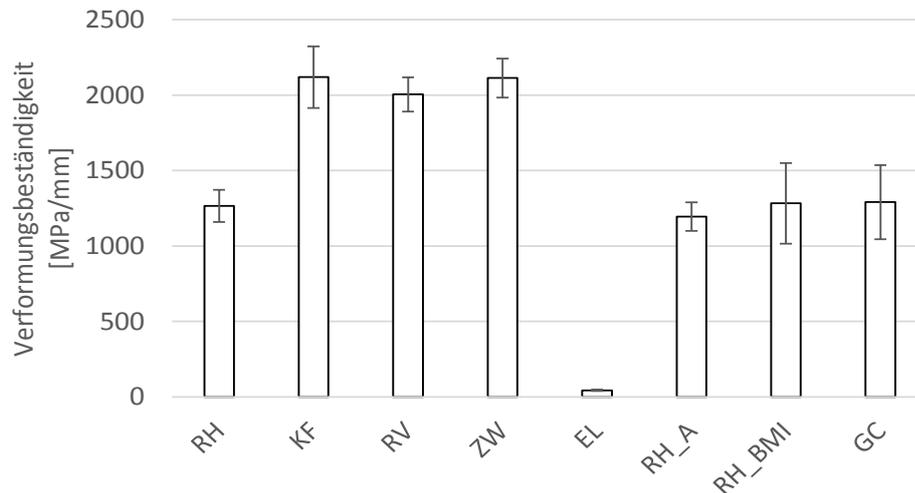


Abb. 4-18: Verformungsbeständigkeit der verschiedenen Kantenkonzepte

Diskussion

Der Unterschied in der Verformungsbeständigkeit unverstärkter und verstärkter Prüfkörper lässt sich auf den hohen E-Modul der Verstärkungsfaser zurückführen. Diese versteifen, unabhängig von deren Anordnung, die Kante. Über den E-Modul des Ausgangsmaterials kann auch der um 95 % geringere Wert der Verformungsbeständigkeit der Hybrid-Matrix-Kanten erklärt werden. Der E-Modul des eingesetzten Elastomers ist mit 22 MPa um zwei Größenordnungen geringer als der der hier verwendeten Epoxide (2,9 GPa.). Die E-Moduln der Matrixsysteme der Konzepte RH, RH_A, RH_BMI und GC liegen im Bereich zwischen 2,8 und 3,9 GPa, also innerhalb einer Größenordnung. Damit kann der im Kantentest nicht messbare Unterschied in der Verformungsbeständigkeit erklärt werden.

Die Verformungsbeständigkeit ist generell unabhängig vom Versagen der Probe, da der Kennwert bei sehr geringen Verformungen ermittelt wird. Dadurch nimmt der randomisierende Effekt des Sprödbruchs keinen Einfluss auf den Kennwert, was zu geringeren Standardabweichungen führt.

4.4.2.3 Maximale elastische Verformbarkeit

Im Folgenden werden die Ergebnisse der maximalen elastischen Verformung der verschiedenen Kantenkonzepte vorgestellt und diskutiert.

Ergebnisse

Die maximale elastische Verformbarkeit in Abb. 4-19 zeigt für alle Proben auf Basis der Referenzmatrix annähernd gleiche Werte um 0,1 mm. Die Kantenkonzepte RH_A, RH_BMI und GC haben mit Werten von 0,14 mm bis 0,21 mm eine höhere Verformbarkeit wie das Referenzkonzept. Die Verformbarkeit der Elastomerkante ist mit 0,9 mm um den Faktor 5 größer als die der übrigen duromeren Kantenkonzepte.

Die relative Standardabweichung liegt für die Konzepte mit Referenzmatrix zwischen 3,1 % und 4,3 %, für RH Araldite, RH BMI und GC bei ca. 20 % und für die reine Elastomerkante bei 14,5 %.

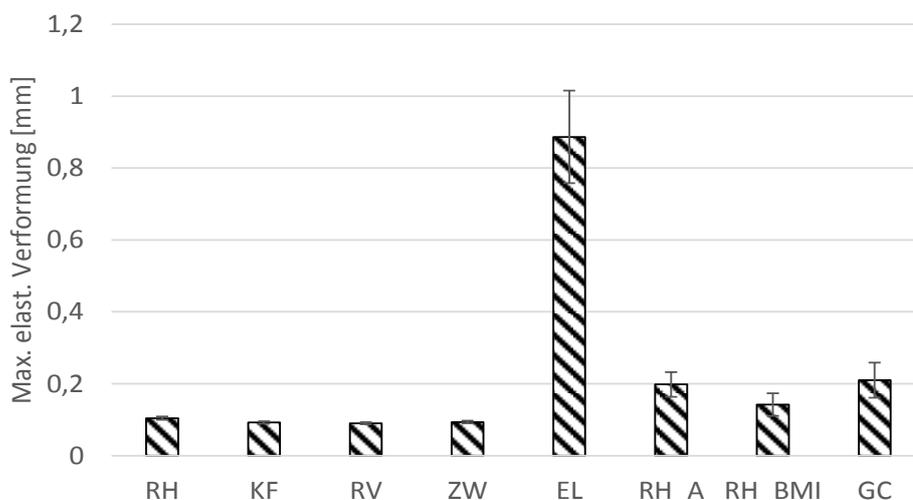


Abb. 4-19: Maximale elastische Verformbarkeit der verschiedenen Kantenkonzepte

Diskussion

Die vergleichbare maximale elastische Verformbarkeit der Konzepte RH, KF, RV und ZW ist auf die gleiche Matrix zurückzuführen.

Die deutlich erhöhte maximale elastische Verformbarkeit der RH Araldite, der RH BMI sowie der GC Kante gegenüber der Referenzkante kann wie schon bei der Kantenfestigkeit nicht durch Kennwerte, wie bspw. der maximalen Bruchdehnung, aus dem Materialdatenblatt unterstützt werden. Die große Standardabweichung bei der Prüfung dieses Konzepts ist auf das spröde Bruchverhalten dieser Matrixsysteme zurückzuführen.

Die große Standardabweichung bei der maximalen elastischen Verformbarkeit der EL Kante kann auf die Interaktion zwischen Kante und Stempel während der Messung zurückgeführt werden. Aufgrund der hohen Verformungen beginnt der Prüfstempel auf der EL Kante abzurutschen. Dadurch ist eine weitere Verformung möglich ohne Kraftzunahme. Der Zeitpunkt ab wann der Prüfstempel abrutscht ist abhängig von der lokalen Material- und Oberflächenbeschaffenheit. Dies führt zu einer größeren Streuung der Messergebnisse.

4.5 Bewertung des Prüfverfahrens und der Verstärkungskonzepte für Kanten in CFK-Werkzeugen

Der Kantentest stellt ein für Faserverbundkanten neu entwickeltes Prüfverfahren dar, dessen Eigenschaften und Einschränkungen hier diskutiert werden. Zudem liefert dieses Kapitel Vorschläge für die Konzeption von widerstandsfähigen Kanten.

Es wurde ein Test entwickelt, welcher es erstmalig erlaubt die Robustheit von Kanten in einem CFK-Werkzeug quantitativ zu bewerten. Auch unter Berücksichtigung der relativ großen Streuungen unterscheiden sich die Messwerte unterschiedlicher Verstärkungskonzepte signifikant. Sowohl Einflüsse durch die Matrix, als auch durch Fasern sind durch die Ergebnisse quantifizierbar.

Jedoch ist die große Streuung der hier ermittelten Kennwerte ein Defizit dieses Prüfverfahrens. Im Vergleich zu bekannten normierten Prüfverfahren, wie beispielsweise einem Zugversuch, sind Abweichungen von im Mittel 10 % hoch. Ursächlich für die hohe Standardabweichung sind sowohl der Aufbau des Prüfkörpers als auch das Messverfahren.

Die Prüfkörper reichen von weitestgehend homogenen Reinharzkanten bis hin zu heterogenen kurzfaserverstärkten Kanten. In den Reinharzkanten ist die Geometrie des Reinharzgebietes nicht exakt definiert. Je nachdem wie das Carbongewebe in die Kante drapiert wird, ist der Reinharzbereich unterschiedlich groß. Dies kann auch innerhalb eines Kantenprüfkörpers schwanken, was entsprechend zu einer Streuung der Messwerte führt. Einen wesentlichen Effekt auf die Streuung der Kennwerte hat auch die inhomogene Faserverteilung bei Verstärkungskonzepten. Das hier entwickelte Testverfahren ist dabei vergleichbar mit der Härteprüfung von Faserverbunden. Dabei tritt nach DIN EN 59 [50] aufgrund des inhomogenen Materials ebenfalls eine große Streuung auf.

Im hier verwendeten Prüfaufbau muss vor einer Messreihe der Prüfkörper so unter dem Prüfstempel positioniert werden, dass die Hälfte des Prüfstempels die Kante belastet. Dies ist im hier gewählten Ablauf mit einer Genauigkeit von 0,2 mm möglich. Auch wenn die tatsächliche Druckfläche im Messwert berücksichtigt wird, kann je nach Prüfkörperbeschaffenheit die Position selbst den Messwert beeinflussen. Dies veranschaulicht das Beispiel in Abb. 4-5. Dargestellt ist die Position des Prüfstempels auf einer Reinharzkante, bei welcher das Carbongewebe den Reinharzbereich beschränkt. Ist diese Materialgrenze gerade am Rand des Prüfbereichs, können 0,2 mm Variation der Stempelposition den Messwert verändern. In der Abbildung a) ist zu erkennen, dass der Prüfstempel am rechten Rand die oberste Gewebelage berührt, wohingegen der um 0,2 mm verschobene Prüfstempel ausschließlich Kontakt mit dem Reinharzbereich hat.

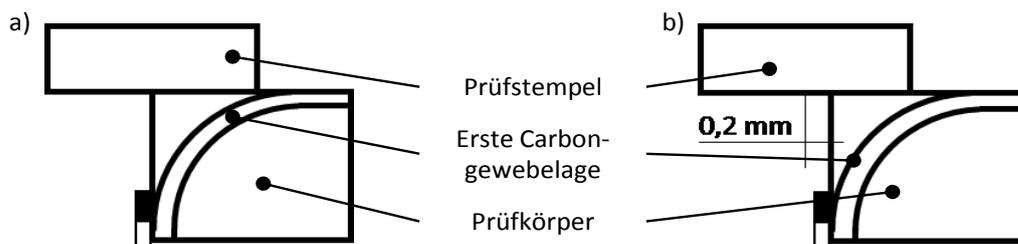


Abb. 4-20: Positioniergenauigkeit des Prüfstempels auf dem Prüfkörper

- a) ideale Position
b) Prüfstempel um 0,2 mm verschoben.

Dieses Testverfahren ermöglicht keinen Vergleich der hier konzipierten CFK-Werkzeugkanten mit denen metallischer Werkzeuge. Dadurch ist auf Basis dieses Tests keine Aussage darüber möglich, ob eine verbesserte CFK-Werkzeugkante vergleichbare Produktionsumgebungen und Stückzahlen wie eine Kante in einem metallischen Werkzeug übersteht. Die Ergebnisse ermöglichen es jedoch Herstellern von Faserverbundwerkzeugen durch Faserverstärkungen und Matrixanpassungen in der Kante diese haltbarer zu gestalten.

Den Testergebnissen folgend ist es sinnvoll, eine Faserverstärkung in die Kante einzubringen. Durch die Fasern erhöht sich in jedem Fall die Kantenfestigkeit und Verformungsbeständigkeit bei gleichbleibender maximal möglicher elastischer Verformung. Aus Sicht der Fertigbarkeit ist die Verwendung von Zwickelfüllern am sinnvollsten. Dadurch ist die Faserverstärkung in Position und lokalem Faservolumengehalt definiert. Zudem sind auch die Tränkungseigenschaften gut, wodurch Lufteinschlüsse in den Kanten vermieden werden. Auch mit der Matrix lassen sich die spezifischen Kantenkennwerte einstellen. Die Verformungsbeständigkeit kann durch die Größenordnung des E-Moduls abgeschätzt werden, wohingegen sich die Kantenfestigkeit und maximale Verformbarkeit weitestgehend unabhängig von den klassischen mechanischen Kennwerten verhalten. Elastomere stellen eine vielversprechende Matrix im Kantenbereich dar, um haltbare Kanten zu erzeugen. Diese verformen sich bei Belastung durch bspw. eingeklemmte Fasern elastisch und werden nicht beschädigt. Ein zusätzlicher Vorteil ist, dass das Werkzeug sich auch mit lokal eingeklemmten Fasern vollkommen schließen lässt. Somit entsteht kein Spalt in der Trennebene der beiden Werkzeughälften und ein Pfad für ungewollten Harzfluss und das Bauteil wird geschlossen.

Letztendlich sind die Ergebnisse auch auf andere Bereiche bspw. auf Kanten in Faserverbundbauteilen übertragbar. Aerodynamik- oder Designanforderungen führen auch bei Bauteilen zur Konstruktion scharfer Kanten. Die vorgestellten Ergebnisse bilden eine Grundlage für Richtlinien, wie diese Kanten möglichst schadenstolerant gestaltet werden können.

5 Thermische Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten

Nach DIN 50053 [51] werden unter Alterung polymerer Werkstoffe die „Gesamtheit aller im Laufe der Zeit in einem Material irreversibel ablaufenden chemischen und physikalischen Vorgänge“ verstanden. Dadurch verändern sich wiederum die mechanischen Eigenschaften dieser Materialien, was schlussendlich die Einsatzmöglichkeiten von Kunststoffprodukten zeitlich beschränkt.

Werkzeuge aus CFK sind Kunststoffprodukte die über einen längeren Zeitraum in Betrieb sind und dabei sowohl den Umgebungs- als auch den Prozessbedingungen in der Fertigung von CFK-Bauteilen ausgesetzt sind. Die Eigenschaften der Werkzeuge ändern sich über deren Lebenszyklus. Vor allem solche, die in der Fertigung von Luftfahrtbauteilen Temperaturen bis 180 °C ausgesetzt sind. Als erstes verfärbt sich die Matrix dunkler, oft gefolgt von nachlassender Vakuumintegrität nach einigen hundert Fertigungszyklen. Beide Effekte zeugen von der Alterung der Werkzeuge.

Das Thema Alterung von Kunststoffen und CFK sind eigenständige Forschungsbereiche. In dieser Arbeit sollen nicht die physikalischen und chemischen Vorgänge des Alterungsprozesses eines Werkzeuglaminats im Detail analysiert werden. Vielmehr ist es Ziel dieses Kapitels, die Symptome der Alterung eines CFK-Werkzeugs in Abhängigkeit der spezifischen Einsatzparameter zu dokumentieren und zu analysieren. Basierend darauf werden alternative Werkzeuglamine getestet und deren Alterungsbeständigkeit im Vergleich zum Ausgangswerkstoff bewertet.

In den folgenden Teilkapiteln werden Alterungseffekte, welche für den Betrieb von Werkzeugen relevant sind, identifiziert und deren Ausprägung in Abhängigkeit von der Einsatztemperatur charakterisiert. Es wird der Einfluss unterschiedlicher Wandstärken sowie Materialvarianten auf die Ausprägung der Alterungseffekte untersucht.

Die studentischen Arbeiten von Klann [S11], Schrott [S12], Zimmermann [S17], Met-schulat [S18] sowie Lewang [S22] trugen zur Erhebung der hier ausgewerteten Daten bei.

5.1 Grundlagen der Alterung von unverstärkten und faserverstärkten Kunststoffen

Die Matrix von faserverstärkten Kunststoffen ist der Teil des Mischwerkstoffs, welcher sich im Laufe der Zeit verändert. Zudem beeinflussen die Fasern durch Restriktion der Dehnung die Alterung der Matrix. Ziel dieses Kapitels ist es, einen Überblick

über die wichtigsten Alterungsmechanismen in Epoxidharzen und epoxidbasierten Faserverbunden zu geben. Diese Grundlagen dienen sowohl der Entwicklung von alterungsrobusten Laminaten als auch der Diskussion der Ergebnisse am Ende des Kapitels 5. Abschließend werden in der Literatur zu findende, die Alterung reduzierende Maßnahmen beschrieben.

5.1.1 Alterung von Kunststoffen

Die Ursachen von Alterung lassen sich in zwei Gruppen unterteilen: Innere und Äußere Alterungsursachen. Unter inneren Alterungsursachen versteht man thermodynamisch instabile Zustände wie beispielsweise unvollständige Reaktion, instabile Kristallisationszustände, Eigenspannungen durch inhomogene Dichteverteilung oder Orientierungsspannungen. In diesen Fällen ist die Temperatur keine Ursache von Alterungsvorgängen, sondern ein beschleunigender Faktor. Gründe für die innere Alterung sind unter anderem Verarbeitungsfehler, wie schlechte Durchmischung eines zwei Komponenten Reaktionsharzes. Als relevanter werden in der Literatur äußere Alterungsursachen eingestuft, welche ein unter Umgebungsbedingungen stabiles Material in Abhängigkeit von der Zeit verändern. Dabei wirkt die Umgebung physikalisch und chemisch auf das Material ein. Beispiele hierfür sind Temperatur, Licht, Sauerstoff und Feuchtigkeit. [52]

Die Veränderungen im Werkstoff werden in chemische und physikalische Alterung unterteilt. Physikalische Alterungsvorgänge bestimmen vor allem das Kurzzeitverhalten, wohingegen das Langzeitverhalten von chemischen Alterungsvorgängen geprägt ist. Als chemische Alterung werden Vorgänge im Material bezeichnet, bei welchen sich die chemische Zusammensetzung oder die Molekülgröße und -struktur verändert. Reaktionen die dabei stattfinden sind Oxidation, Hydrolyse, Nachkondensation oder Nachpolymerisation. Diese Materialveränderungen sind irreversibel. Die physikalische Alterung beschreibt Änderungen der physikalischen Struktur ohne Beeinflussung des chemischen Aufbaus der Molekülketten. Beispiele hierfür sind Änderungen des molekularen Ordnungszustands, von Konzentrationsverhältnissen, der äußeren Form und Struktur sowie physikalisch messbarer Eigenschaften. Vorgänge, die diese Änderungen hervorrufen sind unter anderem Relaxation, Nachkristallisation, Entmischung und Agglomeration. Diese Prozesse sind reversibel, können also durch Aufschmelzen des Materials rückgängig gemacht werden. Zusammengefasst bedeutet dies: Die Alterung von Kunststoffen wird durch eine Vielzahl von parallel ablaufenden Vorgängen bestimmt, die meist nicht entkoppelt voneinander betrachtet werden können. Es ist ein sehr komplexer Vorgang, der noch nicht vollständig geklärt ist. [53]

Sowohl umgebender Luftsauerstoff als auch Temperaturen größer 100 °C sind charakteristisch für Einsatzbedingungen von CFK-Werkzeugen. Nach Fan et al. und Pei et al. [54, 55] stellen verschiedene Studien dar, dass während thermischer und thermisch oxidativer Alterung von Epoxiden hauptsächlich folgende chemischen Reaktionen auftreten: Nachhärtung, Degradation durch Sauerstoff und Kettenspaltung. Im Folgen-

den werden diese Reaktionen erläutert. Andere Alterungsursachen, z.B. Strahlung oder Feuchtigkeit, werden hier nicht weiter betrachtet.

Nachhärtung

Die erste Stufe während der thermischen Alterung von Epoxiden ist die Nachhärtung, welche je nach Epoxidharztyp unterschiedlich ausgeprägt sein kann [55, 56]. Durch erhöhte Temperatur nimmt die Bewegung der Polymerketten im Material zu, wodurch auch der Aktionsradius von noch nicht vollständig reagierten Epoxid- und Härtergruppen zunimmt. Diese bilden weitere Verbindungen und somit ein engmaschigeres Polymer­netz.

Auswirkungen der Nachhärtung von Epoxidharzen werden in den Arbeiten von Barral et al., Li et al. und Dao et al. [57–59] mit einer steigenden Glasübergangstemperatur (DSC und DMA) des Materials beschrieben. Zudem führt die höhere Vernetzungsdichte zu größeren Festigkeiten des Kunststoffes [60].

Degradation durch Sauerstoff und Kettenspaltung

Die Reaktion eines Elements oder Materials mit Sauerstoff wird als Oxidation bezeichnet. Im Fall von Polymeren, hier das Epoxid, läuft dieser chemische Abbauprozess in einer Radikalkettenreaktion ab. Die Reaktion beginnt mit einer Initiierungsreaktion, die eine Kettenverzweigung hervorruft. In Folge von Umwandlungsreaktionen der entstandenen Radikale kommt es abschließend zu einer Abbruchreaktion, bei welcher die Bindung zwischen Kohlenstoff- und Stickstoffatom gespalten wird. [53, 61]

Die freien Radikale, welche die Initiierungsreaktion hervorrufen, entstehen durch thermische Energie, Strahlung oder auch mechanische Belastung. Mit Bezug auf die thermische Energie beschreiben Ehrenstein et al. [53] eine steigende Radikalkonzentration mit der steigender Temperatur. Damit einher geht auch eine Sauerstoffaufnahme bei Polymerproben in Folge der Oxidationsreaktion. Die thermo-oxidative Degradation wird bei Epoxidharzen vor allem ab ca. 100 °C beobachtet [62].

Die Oxidationsgeschwindigkeit über die Zeit kann in vier Stufen eingeteilt werden. Ein äquivalent für die Reaktionsgeschwindigkeit ist die Sauerstoffaufnahme über die Zeit, welche in Abb. 5-1 zu sehen ist. In Bereich (i) findet die schnelle Initiierungsaddition von Sauerstoff an aktiven Zentren statt, gefolgt von der Induktionsperiode (ii), welche abhängig von der Anwesenheit eines Stabilisators ist. In Stufe (iii) steigt die Oxidationsgeschwindigkeit an. Hier finden die Radikalkettenreaktionen statt. Stufe (iv) ist durch den Abfall der Oxidationsgeschwindigkeit, aufgrund abnehmender reaktionsfähiger Zentren, statt. Dieses Annahme weicht von der Realität in Kunststoffvollmaterial ab. Hier ist die Ausprägung der Stufen unter anderem stark von Oberflächenbeschaffenheiten und Verunreinigungen im Material abhängig. [53]

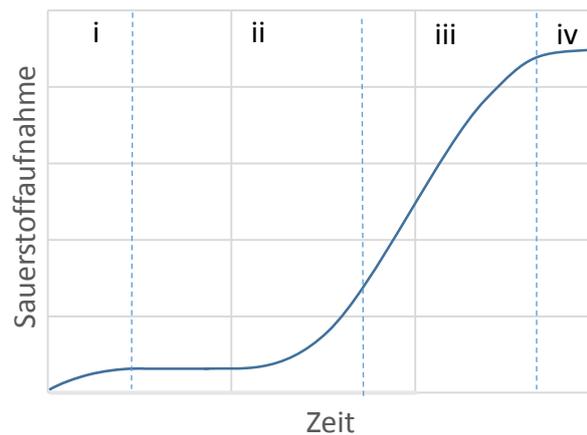


Abb. 5-1: Sauerstoffaufnahme eines Polymers in Abhängigkeit von der Zeit nach [53, 63]

Die thermo-oxidative Degradation führt nach Barral et al. [64] zu einer geringfügig steigenden Steifigkeit, jedoch zu einer reduzierten Bruchfestigkeit σ_B und Bruchdehnung ε_B im Zugversuch. Das Material wird demnach mit zunehmender Degradation spröder. In DMA Messungen bestimmen Barral et al. [57, 64] und Pei et al. [55] eine mit steigender Alterungszeit sinkende Glasübergangstemperatur (T_g). Dies wird auf Änderung in der Struktur des Polymers wie das Lösen von Vernetzungspunkten und Abspalten loser Ketten zurückgeführt. Je höher die Alterungstemperatur, umso ausgeprägter sind die beschriebenen Effekte.

5.1.2 Alterung von CFK

Die thermische Alterung des Verbunds aus Kohlenstofffasern und Kunststoff wird vor allem durch die Alterung des Kunststoffs dominiert. Die Fasern sind bei den hier betrachteten Alterungstemperaturen von maximal 180 °C thermisch stabil. Sie können jedoch Alterungseffekte verstärken, indem sie bei zyklischer thermischer Belastung Spannungen in der Matrix induzieren. Diese resultieren aus der großen Differenz des Wärmeausdehnungskoeffizienten der C-Faser ($\alpha_{f||} \approx -1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_{f\perp} \approx 10 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [65]) und Matrix ($\alpha_{\text{Matrix}} \approx 30 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [66]). Die Faserarchitektur bestimmt dabei lokale Spannungszustände im Laminat. Durch die Kombination aus abnehmender mechanischer Eigenschaften aufgrund des thermo-oxidativen Abbaus der Matrix und wiederkehrender Spannungen, bilden sich Risse im Laminat aus [60, 67, 68]. Dabei können sich die Risse sowohl zwischen Fasern und Matrix als auch nur in der Matrix ausbilden. Die Risse sind wiederum Pfade entlang derer Luft in den Verbund eindringen kann und zu einer tiefer reichenden Oxidation des Laminats führt. Die Matrix versprödet in tieferen Bereichen und weitere Risse bilden sich in Folge von thermischen Spannungen aus. Dieser Vorgang setzt sich fort. Schoeppner et al. [69] verwendet hierfür den Begriff der anisotropen Oxidation von CFK. Bei andauernder Alterung und Belastung wachsen die Risse und schließen sich zusammen. Dieses wachsende Netzwerk aus Rissen ermöglicht ab einer ausreichenden Ausprägung die Permeation von Luft durch das gesamte Laminat in Dickenrichtung.

5.1.3 Einfluss der Geometrie auf die Alterung von CFK-Strukturen

Als geometrische Faktoren werden hier das Verhältnis zwischen Oberfläche und Volumen und das Ausmaß an Schnittkanten definiert. Die Diffusion von Luftsauerstoff bestimmt die Oxidationsgeschwindigkeit des Kunststoffes und damit die Alterung des Laminats. Ist die Oberfläche unbeschädigt, ist die Oxidationsgeschwindigkeit gering, da der Sauerstoff durch den Kunststoff diffundieren muss. In der Realität treten Risse auf, welche sich mit andauernder Alterung in das Laminat fortsetzen. Cinquin et al. [70] stellen fest, dass sich insgesamt jedoch die Oxidationsgeschwindigkeit mit zunehmender Dicke des Verbundes und damit kleinerem Verhältnis Oberfläche zu Volumen reduziert.

Außerdem unterscheidet sich die Alterung an Schnittflächen, bei welchen die Fasern senkrecht zur Ebene liegen, von der Alterung von Formflächen, bei welchen die Fasern parallel zur Oberfläche ausgerichtet sind. Pochiraju et al. [60] beschreiben, dass durch Alterung hervorgerufene Verfärbungen an Schnittflächen um den Faktor zwei tiefer in das Material reichen als an Formflächen. Grund dafür ist eine höhere Diffusionsrate von Luftsauerstoff an Faser-Matrix Grenzflächen. Hier lösen sich die beiden Komponenten aufgrund thermischer Spannungen voneinander und bilden so Diffusionswege.

5.1.4 Maßnahmen zur Reduktion von Alterungseffekten in CFK

In dieser Arbeit wird als Referenz ein Kohlenstofffaser Laminat mit Epoxidmatrix definiert, was den aktuellen Stand der Technik im Bereich von CFK-Werkzeugen darstellt. Das Laminat wird üblicherweise QI aufgebaut, da keine Belastung in einer definierten Richtung auf das Werkzeug wirkt. Der Faseraufbau wird über ein Gelege realisiert. Vorzüge eines Geleges sind gute Verfügbarkeit, geringe Kosten und, dass darin die Fasern nahezu gestreckt vorliegenden. Gründe für den Einsatz von Epoxid als Matrixwerkstoff sind die gute thermische Beständigkeit, die hohen mechanischen Kennwerte und die einfache Prozessierbarkeit.

Wie in den vorangegangenen Kapiteln beschrieben altert ein so aufgebauter Verbund bei den Einsatztemperaturen von Werkzeugen. Im Folgenden werden Möglichkeiten aus der Literatur beschrieben, das Laminat durch Anpassung der Matrix und des trockenen Schichtverbundes hinsichtlich dessen Alterungsstabilität zu optimieren. Die Anpassungen sollen dabei weder deutlichen Mehraufwand noch -kosten induzieren.

5.1.4.1 Modifikation der Matrix

Risse im Laminat treten vorzugsweise in der Matrix auf und vereinzelt auch am Übergang von Faser zu Matrix. Zielsetzung bei der Modifikation der Matrix ist es die Eigenschaften der Matrix dahingehend zu verbessern, dass die Rissinitiierung verhindert

wird, der Rissfortschritt gestoppt oder dieser verlangsamt wird. Die Rissinitiierung kann durch eine Modifikation verhindert werden, welche die thermische Alterung der Matrix im Zieltemperaturbereich reduziert. Eine Anpassung des Bruch- und Ermüdungsverhaltens der Matrix hat verstärkt Einfluss auf den Rissfortschritt. Kennwerte, welche im Zusammenhang mit diesen Eigenschaften stehen, sind die Glasübergangstemperatur der Matrix (T_g), die statischen mechanischen Größen Bruchspannung (σ_B) und die Bruchdehnung (ϵ_B), die Risszähigkeit beschrieben durch den Spannungsintensitätsfaktor (K_{IC}) sowie die Energiefreisetzungsrate (G_{IC}) und das Ermüdungsverhalten beschrieben durch eine Rissfortschrittsrate (da/dN) oder die Lebensdauer bei Ermüdung (fatigue life) eines Kunststoffes. Ziel ist es, Konzepte zu finden, die diese Kennwerte erhöhen.

Variation des Mischungsverhältnis Harz zu Härter

Eine einfache und viel untersuchte Methode, die mechanischen Eigenschaften von Epoxiden zu verändern, ist die Variation des Mischungsverhältnisses von Harz und Härter. Üblicherweise erfolgt die Mischung im stöchiometrischen Verhältnis, sodass alle Komponenten vollständig miteinander reagieren können. Verschiedene Arbeiten [71–74] führen Untersuchungen zum Einfluss des Mischungsverhältnisses unter anderem auf die Zugeigenschaften von CFKs durch. Sie zeigen, dass ein überstöchiometrisches Mischungsverhältnis (Härterüberschuss) zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit und Bruchdehnung führt. Ein unterstöchiometrisches Verhältnis verringert die Kennwerte verglichen mit der stöchiometrischen Mischung. Zudem weisen Selby et al. [72] in K_{IC} -Versuchen einen Anstieg der Bruchzähigkeit bei 30 % erhöhtem Härteranteil nach. Nachteil eines veränderten Mischungsverhältnisses ist nach Selby et al. und Wu et al. [72, 75] die Reduktion von Speichermodul und T_g . In allen Fällen wird die Veränderung der mechanischen Kennwerte damit erklärt, dass nicht alle Gruppen miteinander reagieren, was zu Restbestandteilen zwischen den Verbindungen führt. Im Fall der Brucheigenschaften vermuten Wu et al. [75], dass diese Restbestandteile als Schmierfilm wirken, welche die Beweglichkeit der Moleküle verbessert. Dies wirkt sich jedoch negativ auf den Modul und den T_g aus.

Additive in Partikelform oder in Lösung

Eine Möglichkeit die Rissinitiierung und den Fortschritt in Epoxiden zu reduzieren ist nach Unnikrishnan et al. [76] die Zugabe von Additiven in Partikelform oder Lösungen. Dabei werden in der Literatur allen voran Elastomer-, Silizium und Thermoplastpartikel diskutiert.

Weitere Studien [77–79] untersuchen den Einfluss von Elastomerpartikeln mit einer Größe von 100 nm auf die mechanischen Eigenschaften von unverstärkten und verstärkten Epoxiden. Es wird eine Erhöhung der G_{IC} -Werte um bis zu 1000 % und K_{IC} -Werte um bis zu 300 % durch Zugabe von bis zu 15 Gewichtsprozent (Gew%) an Elastomerpartikeln nachgewiesen. Als Ursachen für die Erhöhung der Kennwerte wer-

den die nötige Energie zur Abscherung der Partikel und zur Lunkerbildung durch Zugverformung des Elastomers genannt. Der positive Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften ist nach Liu et al. [79] nur sehr gering. Nachteile von Elastomerpartikeln sind die Reduktion des E-Moduls [78, 80] und der thermischen Eigenschaften des Epoxids, wie beispielsweise des T_g [81].

Die Untersuchungen von Liu et al. [78, 79] sowie Xu et al. [77] vergleichen zudem den Einfluss von Elastomerpartikeln mit dem von Nano-Siliziumoxid (SiO_2) Partikeln auf die G_{IC} -, K_{IC} -Werte sowie auf die Ermüdungseigenschaften. Es zeigt sich das SiO_2 -Partikel G_{IC} - und K_{IC} -Werte vergleichbar erhöhen und zudem einen positiven Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften zeigen. Zudem bleibt nach Blackman et al. und Rago­sta et al. [82, 83] der T_g der Mischung unverändert. E-Modul sowie Festigkeit werden durch SiO_2 -Partikel sogar um 30 bis 50 % erhöht. Sprenger et al. [84] erklärt die Wirkung der Partikel mit dem Ausbilden neuer Grenzflächen durch Herauslösen von Partikeln, der Ausbildung von Scherbändern und Porenwachstum aufgrund von plastischer Deformation.

Als schlagzähigkeitsmodifizierende Additive für Hochleistungs- Epoxidmatrixsysteme eignen sich nach van Velthem et al. [81] besonders Hoch- T_g -Thermoplaste. Dabei haben sich vor allem Polyetherimide (PEI), Polyethersulfone (PES) und Phenoxy als geeignet erwiesen. Sie können neben der Bruchzähigkeit auch den E-Modul und die Wärmebeständigkeit verbessern. Auswirkungen auf Kennwerte als auch Wirkmechanismen werden in mehreren Arbeiten [85–88] beschrieben. Auf Rasterelektronenmikroskop­aufnahmen sind drei Phasen zu erkennen: Epoxid mit eingelagerter, fein verteilter Thermoplastphase, ein Mischbereich, in welchem beides zu gleichen Teilen vorliegt, und Thermoplast mit eingelagerter Epoxidphase. Die Phasenseparation von den meist gelöst vorliegendem Thermoplast findet dabei während der Aushärtung statt. Dieser Mischbereich bewirkt durch die erhöhte Risszähigkeit des eingelagerten Thermoplasts als auch durch Rissumlenkung an Phasengrenzen eine Verbesserung der K_{IC} - und G_{IC} -Werte bis zu 100 % bzw. 500 % in Abhängigkeit der Menge an additivem Thermoplast.

Temperaturbeständige duroplastische Matrixsysteme

Duroplastische Matrixsysteme mit hoher thermischer Beständigkeit ($T_g > 250 \text{ °C}$), welche auch in CFK-Strukturen zum Einsatz kommen sind beispielsweise Bisma­leimide (BMI), Cyanatester oder Polyimide.

BMIs weisen eine hohe thermische Stabilität (T_g bis 300 °C [89]) auf und lassen sich ähnlich wie Epoxide prozessieren. Abhängig von der Formulierung besitzen BMIs tendenziell höhere E-Moduln sowie Festigkeiten als Epoxide. Die Alterungsmechanismen von BMIs und deren CFK sind grundsätzlich vergleichbar mit denen von Epoxiden. Die Vorgänge geschehen allerdings auf einem deutlich höheren Temperaturniveau. Ju et al. [90] zeigen, dass bei einer thermischen Zyklierung eines BMI-Laminats ($T_g = 270 \text{ °C}$) von Umgebungstemperatur auf 200 °C nur sehr wenige Risse im Lami-

nat auftreten. Parallel dazu werden Proben zwischen Umgebungstemperatur und 250 °C zyklert. Hierbei treten schon nach zwei Zyklen zweimal mehr Risse im Laminat auf. Aufgrund der guten Prozessierbarkeit und thermischen Beständigkeit werden BMIs schon in der Fertigung von Werkzeugen eingesetzt. Nach Stewart LeGault und Gardiner [11, 91, 92] sind BMI-basierte Werkzeuge langlebiger und können auch bei Temperaturen größer 200 °C eingesetzt werden.

Cyanatester zeigen eine mit BMIs vergleichbare thermische Stabilität wie auch Prozessierbarkeit. Zusätzlich weisen sie eine niedrige Wasserabsorption und eine geringe dielektrische Konstante auf [93]. Durch den Einsatz von Katalysatoren ist eine Reduktion der Aushärtetemperaturen möglich. Diese zeigen nach Goertzen et al. [89] jedoch auch einen negativen Einfluss auf die thermische Stabilität. Hillermeier et al. [93] führen Untersuchungen zur Alterung von carbonfaserverstärkte Cyanatestern durch. Dazu wurden Prüfkörper bis zu 1000 h bei 200 °C in einer Luft Umgebung isotherm gealtert. Es konnten keine Mikrorisse in der Matrix, keine Auswirkungen auf G_{IC} und E-Modul jedoch ein Abfall in der Biegefestigkeit um ca. 20 % nach 1000 h festgestellt werden. Des Weiteren untersuchten Lee et al. [94] die Auswirkungen von statischer und zyklischer thermischer Belastung bis 204 °C. Dabei wurde festgestellt, dass beide Belastungsarten nach 360 Zyklen bzw. 60 h die Scherfestigkeit des Laminats um ca. 10 % reduzieren. All dies weist auf eine hohe Alterungsbeständigkeit hin.

Ein Polyimid, welches vor allem in thermisch hoch beanspruchten Luft- und Raumfahrtbauteilen Anwendung findet, ist PMR-15. Dieses wird als Prepreg verarbeitet und bei Temperaturen von 100 bis 340 °C ausgehärtet [95]. Es wird dabei ein T_g von 338 °C [60] erreicht. Bowles et al [96] zeigen eine hohe Alterungsstabilität von PMR-15 bis zu einer Temperatur von 260 °C. Dies resultiert in einer hohen Stabilität des Laminats gegenüber Mikrorissbildung durch zyklisch thermische Belastung bei Temperaturen zwischen Umgebung und 180 °C [97].

Nachteil dieser drei Werkstoffe sind die verglichen mit Epoxiden deutlich höheren Preise. Hinzu kommt ein erhöhter Fertigungsaufwand durch die Infiltration und Aushärtung bei Temperaturen größer der Umgebungstemperatur. Dies steht im Widerspruch zu den in Kapitel 3 formulierten Zielen. Jedoch hängt es von den Anforderungen an ein CFK-Werkzeug ab, ob ein Einsatz dieser Hochleistungsmaterialien dennoch zielführend ist.

5.1.4.2 Modifikation des Schichtaufbaus

Neben der Matrix besteht der CFK aus gestapelten Faserschichten in unterschiedlichen Orientierungen. Zudem können je nach Fertigungsprozess zusätzlich thermoplastische Textilien oder Folien, die in den Schichtverbund integriert werden. Die Anordnung und Ausprägung der Faserlagen beeinflusst den Rissfortschritt im Laminat. Thermoplastische Bestandteile nehmen Einfluss auf die lokalen mechanischen Eigenschaften der Matrix. Kennwerte, welche im Zusammenhang mit diesen Eigenschaften stehen, sind hier vor allem die Risszähigkeit beschrieben durch den Spannungsintensitätsfak-

tor (K_{IC}) sowie die Energiefreisetzungsr­ate (G_{IC}), das Risswachstum und die Eindringtiefe der Oxidation gemessen vom Randbereich und die Lebensdauer bei Ermüdung (fatigue life). Im Folgenden werden die Einflüsse der Anordnung und Bestandteile des Schichtaufbaus auf die mechanischen Eigenschaften des CFKs beschrieben.

Pochiraju et al. [60] untersuchen unter anderem die Auswirkung von Faserarchitektur und die Abfolge der Orientierung auf das Fortschreiten der Oxidation im Verbund bei isothermer Alterung bei 177 °C. Es wird dabei die Verfärbung des Laminates in Folge der Oxidation in Schliffbildern betrachtet und die Eindringtiefe in Faserebene und senkrecht dazu gemessen. Im Folgenden wird nur auf die Messungen senkrecht zur Faserebene eingegangen. Pochiraju et al. [60] stellen dabei fest, dass die Oxidation in UD-Lamine bei gleicher Belastungsdauer von 3000 h mit 120 µm nur etwa halb so tief fortschreitet wie in QI oder ± 45 ° aufgebauten Laminaten. Als Grund dafür werden die ausgeprägteren Eigenspannungszustände in Laminaten mit unterschiedlichen Faserorientierungen genannt. In mit Gewebe aufgebauten Laminaten wiederum wurde die gleiche Eindringtiefe in Dickenrichtung wie für UD-Lamine gemessen. Dies kann damit begründet werden, dass die Spannungsspitzen in der Matrix aufgrund der Verschränkung der Fasern geringer ausfallen und diese Verschränkung ein Hindernis für sich ausbreitende Risse darstellt.

Neben der Faserorientierung hat auch die Dicke der Einzellagen einen Einfluss auf die Ausprägung von Rissen im Laminat. Gespreizte Garne und daraus hergestellte Textilien, welche in der Literatur als „spread tow“ und „thinplies“ bezeichnet werden, besitzen verglichen mit herkömmlichen textilen Halbzeugen sehr geringe Dicken. In den Arbeiten von Nishikawa et al. und Sih­n et al. [98, 99] wird nachgewiesen, dass eine geringere Dicke der Einzellagen eines Gewebes zu einer verringerten Rissinitiierung und zu einem langsameren Rissfortschritt bei zyklischer mechanischer Belastung führt. Die Ermüdungseigenschaften werden somit verbessert. Die Blockierung oder gar Unterdrückung von Delaminationen und Rissen erhöhen zudem auch die quasistatischen mechanischen Eigenschaften [100].

Neben Carbonfasern werden auch thermoplastische Textilien im Lagenaufbau eingesetzt, bspw. als Bindervlies oder als Nähfaden. Aufgabe des Binders im Herstellungsprozess des Vorformlings ist es, die Carbonfaserlagen zu fixieren und damit die Orientierung der Einzellagen zueinander zu gewährleisten. Daneben können die so eingebrachten Thermoplaste auch, wie in 5.1.4.1 beschrieben, die Matrix modifizieren. Typische Bindermaterialien sind Polyamide und Phenox­y. Beier et al. [101] untersuchen deren Einfluss sowohl auf die quasistatischen, die Schlagbeanspruchungs- als auch die Ermüdungseigenschaften des Verbundes. Dabei zeigt Phenox­y eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften, ohne die quasistatischen Eigenschaften zu reduzieren. Dieser Effekt wird mit einer mikroskopisch verteilten dritten Phenox­yphase erklärt, welche die Schlagzähigkeit erhöht und somit die Rissinitiierung und den Fortschritt bremst. Polyamide erhöhen zwar die Energiefreisetzungsr­ate Mode I (G_{IC}), verbessern jedoch die Ermüdungseigenschaften nicht. Durch das Polyamid bildet sich eine makro-

skopische dritte Phase mit geringem E-Modul und schlechter Faser-Matrix-Anbindung aus, welche die Ermüdungseigenschaften verglichen mit einer nicht modifizierten Referenz nicht verändert.

Anstelle von Textilien können auch thermoplastische Folien in den Verbund integriert oder darauf angebunden werden. Die Ziele der Integration können dabei neben der Verbesserung der Schlagzähigkeit [102] auch die Erzeugung einer schweißbaren Deckschicht oder einer Sichtoberfläche [103] sein. Die Verbindung zwischen Folie und Matrix erfolgt dabei durch anlösen der Folie durch das Epoxid vor der Aushärtung und durch eine feindisperse Ausscheidung der gelösten Bestandteile während der Aushärtung. Dadurch entsteht ein Stoffschluss zwischen Folie und Matrix. Eine Art thermoplastische Deckschicht wird auch in der Herstellung von Flüssigkeits- oder Gastanks aus CFK verwendet [104]. Dabei wird die Deckschicht als Liner bezeichnet, der eine gasdichte Barriere im Inneren des Tanks bildet.

5.2 Methoden zur Analyse der Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten

Zielsetzung bei der Auswahl der Methoden zur Analyse der Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten ist es, die Auswirkung der Alterung auf die mechanische Kennwerte zu analysieren, um basierend darauf die Ursache des Verlusts der Vakuumdichtigkeit zu finden und die Ausprägung dieses Effekts zu quantifizieren. In einem ersten Schritt sollen Veränderungen der Matrix an sich durch die Bestimmung des Speicher- und Verlustmoduls in einer dynamisch mechanischen Analyse (DMA) ermittelt werden. Die Bestimmung der Biegeeigenschaften des Laminats gibt Aufschluss über die Auswirkung der Alterung auf den Verbund aus Fasern und Matrix. Anhand der Mikroskopie von Probenquerschnitten wird die Auswirkung der Versprödung in Verbindung mit den thermischen Spannungen erkannt. Die dort sichtbaren Risse führen zur Vakuumdichtigkeit der Lamine, die mit Hilfe einer Leckagemessung bestimmt wird.

5.2.1 Dynamisch Mechanische Analyse (DMA)

Die Alterung des Gesamtlaminats beginnt mit ersten chemischen Alterungsvorgängen in der Matrix. Diese können, wie von Chen et al. [105] gezeigt, auch zu einer Veränderung der thermisch-mechanischen Eigenschaften des Laminats, wie der Glasübergangstemperatur, führen. Hier ist das Ziel, mit der Bestimmung der Glasübergangstemperatur erste Anzeichen von Alterungsvorgängen in der Matrix zu detektieren, bevor weitere mikroskopische Schäden auftreten.

Eine Möglichkeit die Glasübergangstemperatur zu bestimmen ist mittels dynamischer mechanischer Analyse (DMA). Dabei wird ein Prüfkörper sowohl zeitlich periodisch als auch thermisch belastet. Aufgrund des viskoelastischen Werkstoffgesetzes polymerer Werkstoffe erfolgt die Dehnung phasenverschoben zur Spannung. Der sich erge-

bende komplexe E-Modul setzt sich aus dem in Phase schwingenden Speichermodul G' und dem um δ phasenverschobenen Verlustmodul G'' zusammen. Das Verhältnis der beiden Module ergibt den Verlustfaktor d (vgl. Formel (5-1)).

$$\frac{G''}{G'} = \tan \delta = d \quad (5-1)$$

Wird neben der schwingenden Belastung der Prüfkörper erwärmt, ergibt sich ein temperaturabhängiger Verlauf der Größen G' , G'' und d . Im Bereich des Glasübergangs des Prüfkörpers fällt der Speichermodul und steigt der Verlustmodul deutlich. Die Glasübergangstemperatur wird in dieser Arbeit am Maximum der Kurve des Verlustfaktors bestimmt.

Es wird eine Prüfvorrichtung der Firma TA Instruments (Modell Q800) verwendet. Darin werden die Prüfkörper der Abmessung $1 \times 10 \times 60 \text{ mm}^3$ mittels der Dreipunktbiegevorrichtung untersucht. Die Frequenz beträgt 1 Hz und die Amplitude $200 \mu\text{m}$. Das Materialverhalten wird zwischen 60 und $250 \text{ }^\circ\text{C}$ bei einer Aufheizrate von $3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ analysiert. Abb. 5-2 zeigt eine beispielhafte DMA-Messkurve, welche die Bestimmung des T_g veranschaulicht.

Es werden zu jeder Parameterkombination drei Prüfkörper getestet.

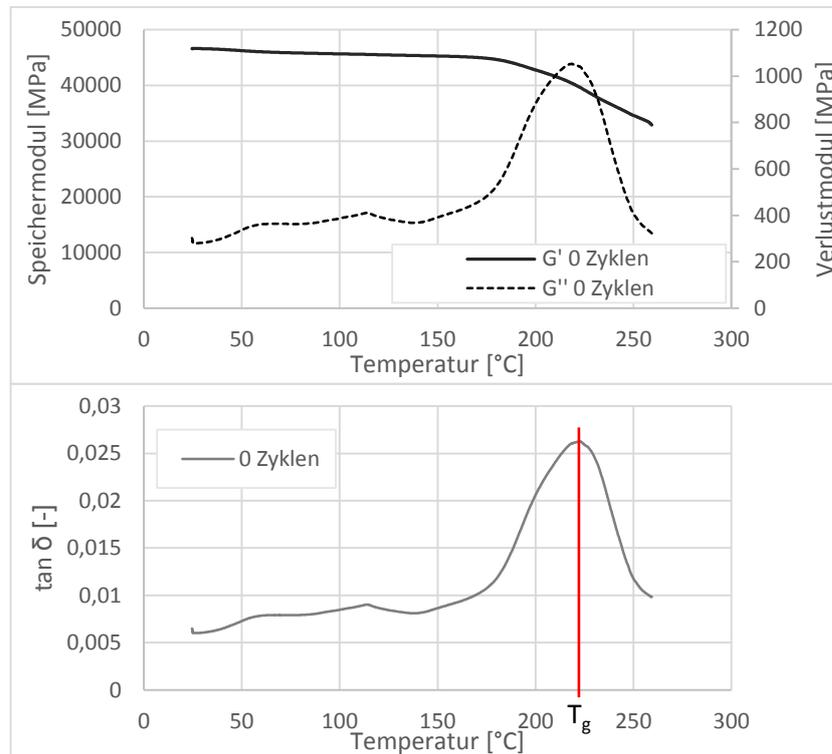


Abb. 5-2: Messkurve der DMA. Rot markiert das Maximum der $\tan \delta$ Kurve zur Bestimmung des T_g

5.2.2 Quasistatische Biegeeigenschaften

Im Folgenden werden die verwendeten Methoden zur Bestimmung der Scherfestigkeit und des Biegemoduls beschrieben.

5.2.2.1 Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit (ILSS)

Die Festigkeit eines Laminats gegenüber Schubbeanspruchung wird durch den Kennwert der ILSS beschrieben. Das Ergebnis stellt keinen absoluten Wert dar, der zur Auslegung von Bauteilen verwendet werden kann. Nach DIN EN ISO 14130 [106] ist die ILSS ein Kennwert zur Qualitätskontrolle und zur Vorauswahl von Materialien. In dieser Arbeit dient die ILSS als Indiz für die thermo-oxidative Degradation der Matrix und die sich daran anschließende Rissbildung im Laminat. Die ILSS wird auch in anderen Studien [67, 107, 108] als Bewertungskriterium für die Alterung des Faserverbundes herangezogen.

Die ILSS wird anhand eines Dreipunktbiegeversuchs bestimmt. Der Abstand zwischen den Auflagern, die Stützweite L , wird entsprechend des Zusammenhangs $L=5h \pm 0,3$ mm an die wahre Probendicke h angepasst. Der Radius der Auflager beträgt 2 mm, der Radius der Druckfinne 5 mm. Die Prüfvorrichtung ist in einer Universalprüfmaschine UPM 100, Hegewald und Peschke Meß- und Prüftechnik GmbH montiert. Die Kraft wird über eine 10 kN Kraftmessdose erfasst. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt 1 mm/min. In Abhängigkeit der wahren Probendicke h wird die Probenbreite b entsprechend des Zusammenhangs $b = 5h \pm 0,2$ mm und die Länge l entsprechend des Zusammenhangs $l = 10h \pm 0,25$ mm auf Maß geschliffen.

Die ILSS τ berechnet sich aus der Maximalkraft F_{max} in Newton, den Probenabmessungen und der Auflagerlänge in mm nach Formel (5-2).

$$\tau = \frac{3}{4} \cdot \frac{F_{max}}{b \cdot h} \text{ in MPa} \quad (5-2)$$

Die Probendicke in dieser Arbeit weicht mit ca. 3,3 mm von der Normdicke $2 \text{ mm} \pm 0,2$ mm ab. Die oben genannten Zusammenhänge für die Dicke, Breite, Länge und Auflagerabstand werden eingehalten.

Es werden zu jeder Parameterkombination fünf Prüfkörper getestet.

5.2.2.2 Biegemodul

Neben der Vakuumdichtigkeit von CFK-Werkzeugen ist auch deren Formstabilität im Prozess von großer Bedeutung. Durch Prozessinnendrucke und das Eigengewicht des Werkzeugs ist dieses vor allem Biegebelastungen ausgesetzt. Durch einen Dreipunktbiegeversuch wird der Verlauf der Biegeeigenschaften mit andauernder zyklischer thermische Belastung analysiert. Dabei wird das Verfahren nach DIN EN ISO 14125 [109] mit der Probekörpergeometrie nach Klasse VI ($100 \times 15 \times 2 \text{ mm}^3$) angewendet.

Die Stützweite L der Auflager misst 80 mm, der Radius der Auflager 2 mm und der der Druckfinne 5 mm. Die gesamte Vorrichtung ist in einer Universalprüfmaschine UPM 100 UPM 100, Hegewald und Peschke Meß- und Prüftechnik GmbH montiert. Die Kraft wird mittels einer 10 kN Kraftmesszelle, die Verschiebung über ein Videoextensometer gemessen. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt 5 mm/s.

Ausgewertet werden sowohl der Biegemodul E_b als auch die Biegefestigkeit σ_b . Der Modul wird zwischen den Randfaserdehnungen $\varepsilon_f = 0,0005$ und $\varepsilon_{f'} = 0,0025$ nach Formel (5-3) bestimmt. Die Biegefestigkeit ist die maximal erreichte Spannung, welche nach Formel (5-4) berechnet wird.

$$E_b = \frac{3}{2} \frac{L}{b h^2} \left(\frac{F'' - F'}{\varepsilon_{f''} - \varepsilon_{f'}} \right) \text{ in GPa} \quad (5-3)$$

$$\sigma_b = \frac{3}{2} \frac{L F_{max}}{b h^2} \text{ in GPa} \quad (5-4)$$

mit:

b	Prüfkörperbreite
h	Prüfkörperdicke
F'	Kraft bei Dehnung ε_f
F''	Kraft bei Dehnung $\varepsilon_{f'}$
F_{max}	Maximalkraft

Es werden zu jeder Parameterkombination fünf Prüfkörper getestet.

5.2.3 Rissdichte

Die Alterung ruft Risse im Laminat hervor. In Abhängigkeit von der Intensität der Alterung und des Laminataufbaus wachsen diese, häufen sich an und erzeugen neue Risse in benachbarten Lagen. Das Auftreten sowie die Anzahl der Risse wird hier durch die Mikroskopie von Schliffbildern von Probenquerschnitten untersucht. Dafür werden Laminatproben in Epoxidharz eingebettet und mit einer Poliermaschine präpariert. Die Aufnahmen erfolgen mit dem Mikroskop Olympus BX41M-LED bei zehnfacher Vergrößerung. Dabei wird über eine automatische Bildzusammensetzung (Multi-Image-Alignment) ein Gesamtbild der Probe erstellt.

Für eine wachsende Anzahl an Rissen findet sich in der Literatur der Kennwert der Rissdichte. Üblicherweise wird diese in Anzahl an Rissen pro Zentimeter (1/cm) angegeben, wie dies die Arbeiten [60, 110–113] für 0/90°-Lamine tun. Es werden nur die Lagen und Risse, welche senkrecht zur Schliffebene liegen, berücksichtigt.

Im Unterschied zu den genannten Studien wird in dieser Arbeit die Rissdichte von quasiisotrop aufgebauten Laminaten bestimmt. Nach Herakovich et al. [112] wird angenommen, dass die Risse vorwiegend entlang Faser-Matrix Grenzflächen oder Matrixbereichen zwischen Fasern wachsen. Deshalb wird in der Auswertung der Rissdichte dies durch die Referenzlänge r berücksichtigt. Die Referenzlänge ergibt sich aus dem Winkel, unter welchem die Faserlage angeschliffen wurde. Bei einer unter dem Winkel α angeschliffenen Lage, wird die Anzahl der Risse nicht auf die Schnittlänge l , sondern auf die Referenzlänge r bezogen. Abb. 5-3 a) zeigt den Zusammenhang zwischen Referenz- und Schnittlänge. In Abb. 5-3 b) ist ein Beispiel für ein gealtertes Werkzeuglaminat dargestellt, in welchem beispielhafte Risse rot markiert sind.

Es werden zu jeder Parameterkombination drei Schriffe angefertigt und darin die Rissdichte bestimmt.

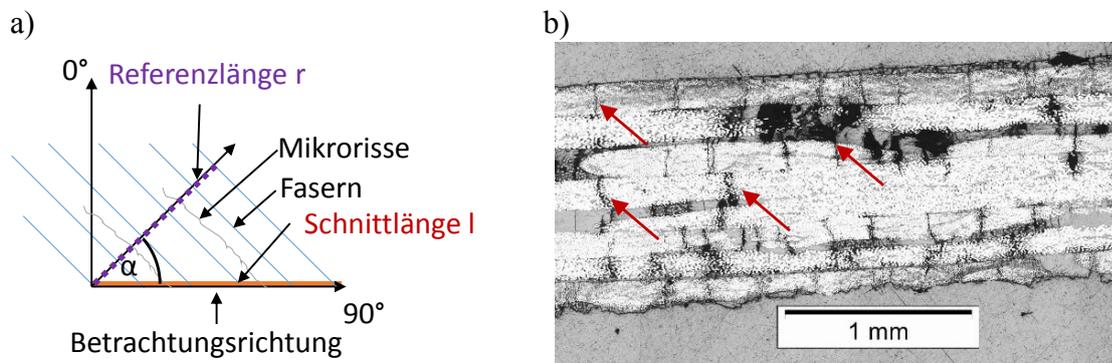


Abb. 5-3: Methode zur Bestimmung der Rissdichte

- a) Zusammenhang zwischen Schnittlänge l , Referenzlänge r und der Faserorientierung α
 b) Risse in einem bei 180°C gealterten QI-Laminat

5.2.4 Leckagerate

Die Lebensdauer von CFK-Werkzeugen in der Fertigung ist maßgeblich an die Undurchlässigkeit des Werkzeuglaminats für Luft gekoppelt. Das Maß an Luftdurchlässigkeit in Abhängigkeit der Schädigung des Laminats durch Alterung zu erfassen und analysieren ist Ziel der im Folgenden vorgestellten Methode.

Die Undurchlässigkeit für Fluide wird nach DIN EN 1779 [114] als Dichtheit definiert. In dieser Norm werden Messverfahren beschrieben, mit denen ein Kennwert für die Durchlässigkeit bestimmt werden kann – die Leckagerate. In dieser Norm sind verschiedene Einheiten angegeben sowie deren Umrechnungsfaktoren. In dieser Arbeit wird die Einheit $\text{mbar}\cdot\text{l/s}$ verwendet. Die in der Norm beschriebenen Messverfahren unterscheiden sich vor allem in deren Auflösung und Messbereich. Abb. 5-4 zeigt den Messbereich für die Druckanstiegsmethode und des Verfahrens mit einem Heliumleckdetektor. Die Druckanstiegsmethode eignet sich dabei für sehr hohe Leckageraten im Bereich von 10^{-4} bis 10^2 $\text{mbar}\cdot\text{l/s}$ und die Methode mittels Heliumleckdetektor für einen Bereich zwischen 10^{-12} und 10^{-3} $\text{mbar}\cdot\text{l/s}$. Dabei ist die Druckanstiegsmethode

im niedrigen Leckageratenbereich bei gegebenem Messvolumen vor allem durch die Messdauer beschränkt. Der Heliumleckdetektor ist am unteren Ende durch die Sättigung des integrierten Massenspektrometers mit Helium und am oberen durch die minimal detektierbare Menge an Heliumatomen limitiert. Übliche Anwendungen für diese Messmethoden sind Überprüfung der Dichtheit von Tanks oder Verrohrungen, beispielsweise in Hochvakuumapparaturen.

Porenlecks sind Lecks, die Leckageraten im Bereich von 10^{-2} mbar·l/s hervorrufen. Die auftretenden Strömungsarten an einem solchen Leck hängen von den Druckverhältnissen und dem Durchmesser des (Riss-) Kanals ab. Leckageraten im Bereich von 10^{-7} mbar·l/s werden als molekulare Lecks oder Permeationslecks bezeichnet. Dabei weist die zu untersuchende Fläche kein wirkliches Leck auf, sondern ist nur permeabel für Gase. [115]

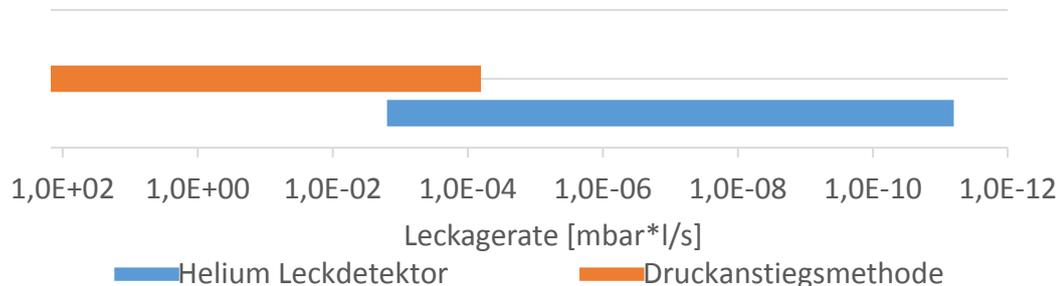


Abb. 5-4: Messbereich des Heliumleckdetektors und der Druckanstiegsmethode

In dieser Arbeit soll die Dichtheit von ebenen CFK-Laminaten untersucht werden. Dazu ist eine Messvorrichtung nötig, welche den Prüfkörper fixiert und einen dichten Anschluss an die Messperipherie erlaubt. Hierzu wurde eine Messzelle in Anlehnung an Foucher [116] konstruiert und angefertigt. Ähnliche Messaufbauten finden sich in der Literatur bei Yokozeki et al. und Leveque et al. [117, 118]. Querschnitte der Messzelle mit den beiden Anschlussmöglichkeiten für die Druckanstiegsmethode und den Heliumleckdetektor zeigt Abb. 5-5.

Die Messzelle besteht aus einer zylindrischen Matrize und einem zylindrischen Stempel, zwischen welchen der Prüfkörper eingespannt wird. Die Abdichtung zum Prüfkörper erfolgt jeweils über zwei elastomere O-Ringe. Die Messzellen sind zueinander ebenso mit zwei O-Ringen abgedichtet. Am Stempel befinden sich zwei Anschlussmöglichkeiten. Zum einen ein Kleinflansch DN 16 Anschluss, der die Verbindung zur Messtechnik herstellt. zum anderen ein Zollgewinde über welches mittels einer Rohrverschraubung Vakuum zwischen den beiden Probekörper Dichtringen gezogen werden kann. In der Matrize befinden sich drei Anschlussmöglichkeiten. Der Anschluss im Zentrum führt zur Rückseite des Prüfkörpers. Dieser bleibt je nach Messmethode offen zur Umgebung oder es wird mit definiertem Druck Helium angelegt. Der zweite Anschluss ermöglicht wie beim Stempel die Evakuierung des Dichtungszwischen-

raums. Der zusätzliche dritte Anschluss ermöglicht die Evakuierung des Raums am Prüfkörperend.

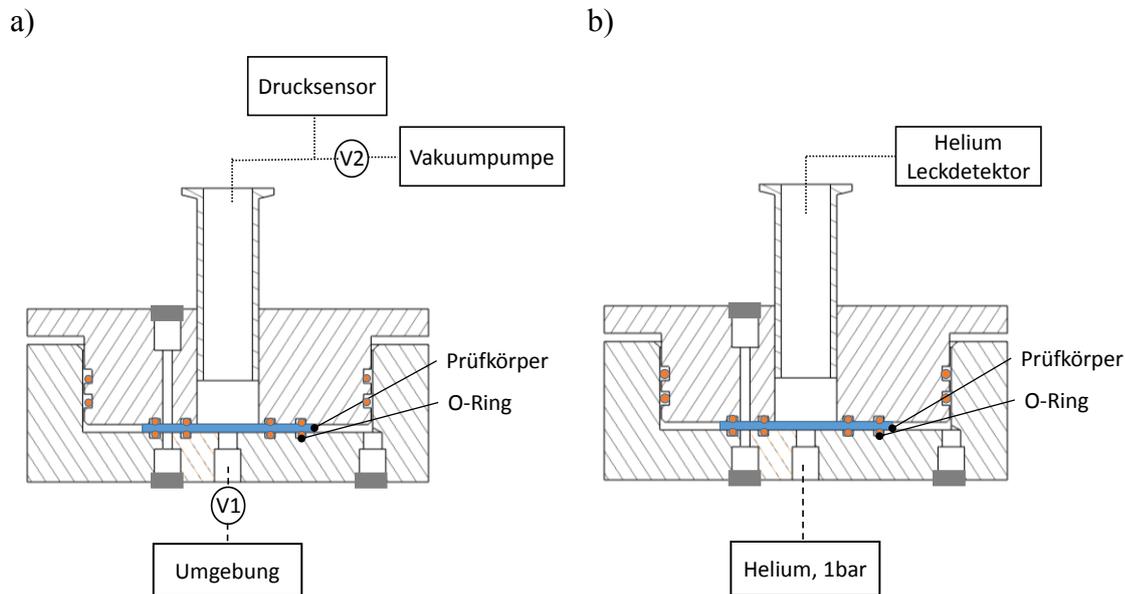


Abb. 5-5: Geschlossene Messzelle mit eingelegtem Prüfkörper

a) Druckanstiegsmethode

b) Methode mit Heliumleckdetektor

Der Prüfkörper wird mit der glatten Werkzeugeite zum Stempel hin orientiert in die Messzelle eingelegt. Die Messzelle wird im Anschluss verschlossen und über eine Verschraubung dieser mit definiertem Drehmoment von 10 Nm die Dichtringe reproduzierbar verpresst.

Wird die Druckanstiegsmethode verwendet, besteht die Messtechnik aus der Vakuumpumpe Trivac D 25 BCS, Leybold GmbH, dem Ventil V2 und einem digitalen Drucksensor Ceravac CTR 100, Leybold GmbH, mit der maximalen Auflösung von 0,01 mbar. Alle Anschlüsse bis auf die beiden zentralen Anschlüsse sind verschlossen. Vor Beginn der Messung wird die Stempelseite evakuiert. Der zentrale Anschluss der Matrice, Ventil V1, bleibt zur Umgebung hin geöffnet. Es wird für eine Minute Vakuum gezogen bis zu einem Absolutdruck von einem Millibar, bevor Ventil V2 geschlossen wird. Ab diesem Zeitpunkt wird für drei Minuten der Druckanstieg gemessen. Während den Messungen zeigt sich, dass innerhalb der ersten Minute der Messung der Druck deutlicher abfällt als in der darauffolgenden Messzeit. Nach dem Schließen von Ventil V2 findet ein Druckausgleich im System statt. Aus diesem Grund wird zur Auswertung nur die Druckdifferenz nach einer Minute bis drei Minuten herangezogen. Die Leckagerate der Druckanstiegsmethode wird nach Formel (5-5) berechnet. Darin bezeichnet Δp den Druckabfall, V das Messvolumen und Δt die Zeit, über welche der Druckabfall stattfindet. Das Messvolumen ist in diesem Fall die Summe aus dem Volumen der Messzelle oberhalb des Prüfkörpers und dem Volumen der Verrohrung bis zum Drucksensor. Es beträgt 0,334 l. Jeder Prüfkörper wird dreimal hintereinander

vermessen, wobei zwischen jeder Messung das Prüfvolumen belüftet wird. Zu jeder Parameterkombination liegen zudem drei Prüfkörper vor, die entsprechend gemessen werden.

$$q = \frac{\Delta p \cdot V}{\Delta t} \text{ in } \frac{\text{mbar} \cdot \text{l}}{\text{s}} \quad (5-5)$$

Die Auflösung der Druckanstiegs­methode ist im Messaufbau dieser Arbeit durch das Volumen von 0,334 l, die Zeit von 120 s und die Auflösung des Drucksensors von 0,01 mbar vorgegeben und berechnet sich zu $2,8 \cdot 10^{-5}$ mbar·l/s.

Die Messmethode mit Heliumleckdetektor ist in Abb. 5-5 dargestellt. Dabei wird die Matrize­seite des Prüfkörpers mit Helium mit einem bar Druck beaufschlagt. Am Kleinflansch DN 16 wird der Heliumleckdetektor angeschlossen. Alle weiteren Anschlüsse sind geschlossen. Mit Beginn der Messung evakuiert das Messgerät das Volumen auf der Stempelseite des Prüfkörpers und misst die Menge an Helium, welche durch den Prüfkörper strömt. Die Leckagerate wird direkt vom Gerät ausgegeben.

Unabhängig von der Methode wird vor jeder Messreihe die Leckagerate der Messzelle selbst inklusive der Dichtungen und Anschlüsse bestimmt. Dazu wird anstelle des CFK Prüfkörpers ein 1 mm dickes poliertes Edelstahlblech zwischen Stempel und Matrize gespannt. Die Leckagerate in der Druckanstiegs­methode liegt dabei im Mittel bei $2,0 \cdot 10^{-4} \pm 2,7 \cdot 10^{-5}$ mbar·l/s. Mit dem Heliumleckdetektor wird eine Leckagerate von $8,0 \cdot 10^{-10} \pm 5,1 \cdot 10^{-11}$ mbar·l/s bestimmt. Dies kann als hochgradig dicht angesehen werden. Die große Differenz zwischen den Werten ist vor allem auf die Auflösung des hier verwendeten Messablaufs der Druckanstiegs­methode zurückzuführen.

In der Luftfahrtbranche werden für vakuumbasierte Infiltrationsverfahren üblicherweise Prozesstoleranzen hinsichtlich Dichtheit des Prozessraums mit einem Volumen unabhängigen Druckanstieg pro Zeit angegeben. Zudem sind diese meist Bauteil spezifisch. Ein typischer maximal erlaubter Druckabfall im Prozessraum ist 2 mbar/min für ein exemplarisches Bauteil mit den Abmessungen 1000 x 1000 x 2 mm³ und einem Faservolumengehalt von 60 %. Aus den gegebenen Werten ergibt sich eine maximal tolerierte Leckagerate von $3,8 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s. Der Grenzwert der Leckagerate für ein Werkzeug soll eine Größenordnung über der Prozesstoleranz liegen. Die Toleranz­grenze für die Leckagerate eines CFK-Werkzeu­glaminats ist damit ca. $5 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s.

In Abb. 5-6 sind beide Versuchsaufbauten dargestellt. In Abb. 5-6 a) ist die Heliumversorgung im Detail zu sehen. Bevor der Hohlraum oberhalb des Prüfkörpers mit Helium geflutet wird, wird dieser evakuiert. Somit ist gewährleistet, dass zum Startzeitpunkt der Messung der Prüfhohlraum nahezu Heliumfrei ist. Abb. 5-6 b) zeigt den Versuchsaufbau der Druckanstiegs­methode.

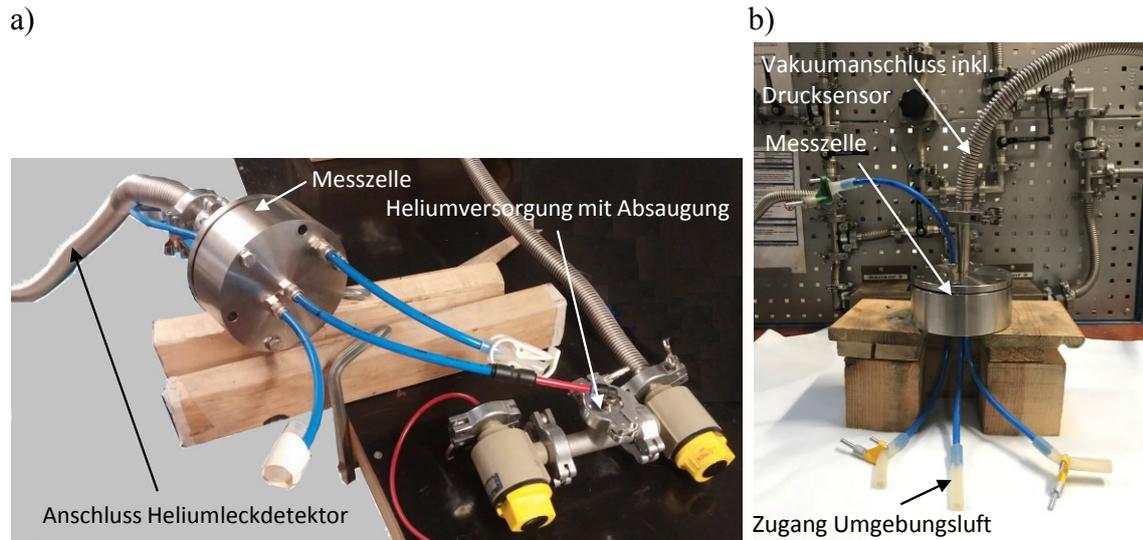


Abb. 5-6: Messaufbau zur Bestimmung der Leckagerate mittels a) Heliumleckdetektor und b) Druckanstiegsmethode

5.3 Versuchsvorbereitung

Grundlage der Untersuchung bildet die Vorauswahl von Materialkonzepten für haltbare CFK-Werkzeuge gefolgt von einem Versuchsplan, in welchem die Anzahl der Prüfkörper definiert werden. Die Prüfkörper der unterschiedlichen Konzepte werden gefertigt, deren Qualität geprüft und im Anschluss zyklisch temperiert.

5.3.1 Materialkonzepte für haltbare CFK-Werkzeuge

Basierend auf den in der Literatur beschriebenen potenziellen Konzepten zur Verbesserung der Alterungsstabilität wird hier eine Auswahl an Modifikationen getroffen, welche in dieser Arbeit untersucht werden.

Ein Überschuss an Härter verändert die mechanischen Eigenschaften positiv und ist ohne Mehraufwand auf eine bestehende Fertigung übertragbar. Ein überstöchiometrisches Harz-Härter-Verhältnis bringt jedoch das Defizit eines geringeren T_g mit sich. Unter der Annahme, dass der T_g über der Einsatztemperatur der Werkzeuge bleibt, ist dieses Konzept vielversprechend. In Anlehnung an Almeida et al. [71] werden hier 60 % mehr Härter verglichen mit dem stöchiometrischen Verhältnis nach Herstellerangaben verwendet.

Siliziumpartikel verbessern der Literatur zur Folge viele der hier als relevant eingestuft mechanischen Eigenschaften. Nachteil dieser Modifikation ist der zusätzlich notwendige Arbeitsschritt der Mischung. Im Vergleich zu Elastomer- und Thermoplastpartikel sind Siliziumpartikel thermisch stabil und beeinflussen den T_g des Gesamtsystems nicht.

Alle drei hier behandelten Hochtemperaturharzsysteme BMI, Cyanatester und Polyimide haben eine deutlich höhere thermische Stabilität verglichen mit Epoxiden. Nachteile finden sich im höheren Preis und der Verarbeitung bei Temperaturen größer 130 °C.

In Tab. 5-1 sind die Einflüsse der unterschiedlichen Matrixmodifikationen im Vergleich zur Epoxidreferenz zusammengefasst. Für die Versuchsreihe werden die Matrixmodifikationen Härterüberschuss, Siliziumpartikel als vielversprechendster Vertreter der Partikelmodifikation und BMI als Vertreter der Hochtemperaturharzsysteme ausgewählt.

Tab. 5-1: Zusammenfassende Bewertung Matrixmodifikationen zur Verbesserung der Alterungseigenschaften. (↑) besser, (o) vergleichbar, (↓) schlechter

Material	T _g	stat. mech. Eigenschaften	Bruchzähigkeit	Ermüdungsverhalten	Verarbeitung
Härterüberschuss	↓	↑	↑	o	o
Elastomerpartikel	↓	↓	↑↑	o	↓
Siliziumpartikel	o	↑	↑↑	↑	↓
Thermoplastpartikel	o	o	↑↑	o	↓
BMI	↑↑	o	o	o	↓
Cyanatester	↑↑	o	o	o	↓
Polyimide	↑↑	o	o	o	↓↓

Gewebe verringert das Risswachstum und zeichnet sich im Übrigen durch eine mit Gelegen vergleichbar gute Handhabung in der Fertigung aus. Die mechanischen Eigenschaften werden durch die Ondulation der Fasern nur geringfügig reduziert. Gewebe sind deshalb mit Gelegen die am häufigsten verwendeten textilen Halbzeuge in der Herstellung von CFK-Bauteilen.

Textile Halbzeuge bestehend aus gespreizten Garnen besitzen den Vorteil verbesserter statischer mechanischer Eigenschaften als auch erhöhtem Widerstand gegenüber Ermüdungsversagen. Nachteile sind die erschwerte Verarbeitbarkeit aufgrund der schlechten Drapiereigenschaften und des schlechten Tränkungsverhaltens sowie die deutlich höheren Preise für dieses Halbzeug. Aus diesen Gründen werden die gespreizten textilen Halbzeuge hier nur in der Decklage der Lamine eingesetzt. Die Annahme ist, dass dieses Textil die Risse an ihrem Ursprung, der Oberfläche, stoppt und damit ein Risswachstum in nachfolgende Lagen verlangsamt.

Binder sind Fertigungshilfen, die gerade auch bei der Fertigung von CFK-Werkzeugen die Ausrichtung und Fixierung der trockenen Fasern erleichtern. Bei den hier diskutierten Bindermaterialien ist vor allem Phenoxyl hinsichtlich Verbesserungen in der Bruchzähigkeit und im Ermüdungsverhalten vielversprechend. Polyamid beeinflusst die Bruchzähigkeit deutlich, reduziert jedoch den T_g und die statischen mechanischen Eigenschaften. Aufgrund des größeren Potenzials von Phenoxyl wird dieses in der Untersuchung aus der Gruppe der Binder eingesetzt.

In der Literatur wird vor allem die deutliche Steigerung der Bruchzähigkeit durch die Integration von Folien in faserverstärkten Duromeren und der Schutz von Oberflächen hervorgehoben. Es wird zudem erwartet, dass die deutlich höhere Bruchdehnung einer thermoplastischen Folie den Rissfortschritt bremst. Nachteile bei der Integration einer Folie, bspw. in der Symmetrieebene eines Laminats, ist der dadurch verhinderte Harzfluss in Dickenrichtung bei der Infiltration. Aus diesem Grund soll hier eine Folie einseitig als Oberflächenschutz integriert und an die Matrix im Prozess angebunden werden. Die thermische Beständigkeit der Folie soll größer als die der hier verwendeten Epoxidmatrix sein. Zudem muss die Folie im Prozess an das hier verwendete Epoxidharz anbinden. In Vorversuchen konnte eine Folie aus Polyphenylsulfon (PPSU, $T_g = 220\text{ °C}$ (DSC)) im Epoxid angelöst und eine feste Anbindung mit dem Laminat erzeugt werden.

Tab. 5-2 gibt eine Übersicht über die aus der Literatur beschriebenen möglichen Modifikationen des Schichtverbundes sowie deren erwartete Einflüsse auf das Werkzeuglaminat. Für die folgenden Untersuchungen werden daraus das Gewebe, Thinplies und Folien an der Werkzeugoberfläche sowie Phenoxyl aus der Gruppe der Bindermaterialien gewählt.

Tab. 5-2: Zusammenfassende Bewertung der Modifikationen des Schichtverbundes zur Verbesserung der Alterungseigenschaften. (↑) besser, (o) vergleichbar, (↓) schlechter

Material	T_g	stat. mech. Eigenschaften	Bruchzähigkeit	Ermüdungsverhalten	Verarbeitung
Gewebe	o	o	o	↑	o
Thinply	o	↑	o	↑	↓
Binder Phenoxyl	↓	o	↑	↑	↑
Binder Polyamid	↓	↓	↑↑	o	↑
Folie PPSU	o	o	↑↑	o	↓

5.3.2 Versuchsplan

Die hier betrachteten Einflussparameter auf die Alterung eines CFK-Werkzeu­glaminats sind die Temperatur, die Anzahl der thermischen Zyklen bzw. die Dauer der thermischen Belastung, die Materialdicke sowie die Materialvarianten aus Kapitel 5.3.1.

Tab. 5-3: Versuchsplan zur Analyse der thermischen Alterung von CFK-Werkzeu­glaminaten bestehend aus Gelege und einer Epoxidmatrix.

Leckageratenmessung (LE), Rissdichte­bestimmung (RD), Drei-Punkt-Biegeversuch (3PB), Dynamische Mechanische Analyse (DMA), Scheinbare Interlaminare Scherfestigkeit (ILSS)

Faktoren										
T	Material	Bez.	Temperaturzyklen							
			0	25	50	100	250	500	750	1000
120 °C	Epoxid	1	LE, RD, DMA	LE, RD, DMA	LE, RD, DMA	LE, RD, DMA	LE, RD, DMA	LE, RD, DMA	LE, RD, DMA	LE, RD, DMA
		2	3PB	-	-	-	3PB	3PB	-	3PB
		3	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS
		5	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD
		8	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD
150 °C	Epoxid	Entspricht der Einteilung von Alterungstemperatur 120 °C								
180 °C	Epoxid	Entspricht der Einteilung von Alterungstemperatur 120 °C								
180 °C	Epoxid	Dauer der Temperaturbelastung in h								
			0	18,75	37,5	75	187,5	375	562,5	750
		1	DMA	-	-	DMA	DMA	DMA	-	DMA
	3	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	

Die Untersuchung setzt sich aus zwei Teilen zusammen. Im Ersten wird ein Laminat bestehend aus einer Epoxidmatrix und einem quasiisotrop aufgebauten Gelege untersucht. Dies repräsentiert eine im CFK-Werkzeugbau übliche Materialkombination. Wie in Tab. 5-3 dargestellt wird dieses Ausgangsmaterial in vollfaktoriellem Umfang untersucht. Für die Temperaturstufen 120 °C, 150 °C und 180 °C werden jeweils vier unterschiedliche Materialdicken zwischen einem und acht Millimetern durch die Me-

thoden der Leckagerate- (LE) und der Rissdichtemessung (RD) analysiert. DMA-, Drei-Punkt-Biege- (3PB) und ILSS-Messungen werden aus messtechnischen Gründen ausschließlich an ein, zwei bzw. drei Millimeter dicken Proben durchgeführt.

Tab. 5-4: Versuchsplan zur Analyse der thermischen Alterung von modifizierten CFK-Werkzeuglaminaten, mit der Zielsetzung die Alterungseffekte zu reduzieren.
Leckageratenmessung (LE), Rissdichtebestimmung (RD), Scheinbare Interlaminae Scherfestigkeit (ILSS)

T	Matrix	Fasern	Zusatz	Temperaturzyklen							
				0	25	50	100	250	500	750	1000
180 °C	Epoxid	Gelege	Härter	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS
	Epoxid	Gelege	Silizium	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS
	BMI	Gelege	-	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS
	Epoxid	Gewebe	-	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS
	Epoxid	Gelege	Phenoxy	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS	LE, RD, ILSS
	Epoxid	Gelege	Folie PPSU	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD
	Epoxid	Gelege	Thinply	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD
	Epoxid	Gelege	Gelcoat	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD	LE, RD

Im zweiten Teil der Untersuchung werden Materialvariationen untersucht. Dabei wird das Materialverhalten nur bei einer Alterungstemperatur von 180 °C, der höchsten hier betrachteten thermischen Belastungsstufe, analysiert. Dadurch soll ermittelt werden, inwieweit Materialkonzepte für CFK-Werkzeuglaminat die Effekte der thermischen Alterung reduzieren. Die Materialkonzepte sind nach Kapitel 5.3.1: Härterüberschuss, Siliziumpartikel und BMI als Matrixmodifikationen; Thinplies und PPSU-Folie an der Werkzeugoberfläche sowie Gewebe und Phenoxy, welche zusammen die Gruppe der Modifikationen des Schichtverbundes bilden. Zusätzlich wird ein im Werkzeugbau üblicherweise verwendetes hochgefülltes Oberflächenharzsystem, meist als Gelcoat bezeichnet, untersucht. Als Oberflächenschicht wird es mit in der Gruppe der Modifikationen des Schichtverbundes geführt. Die Untersuchungsmethoden sind die Messung der Rissdichte und der Leckagerate sowie die Bestimmung der ILSS. Zu den Oberflächenkonzepten Folie, Thinply und Gelcoat werden keine ILSS-Tests durchgeführt, da angenommen wird, dass eine einzelne Lage auf einer Seite des Laminats vernachlässigbaren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Prüfkörpers hat.

5.3.3 Herstellung der Prüfkörper

Alle Materialkonzepte werden aus trockenen Faserhalbzeugen durch die Infiltration einer flüssigen duroplastischen Matrix im „Vacuum Assisted Processing“ (VAP) hergestellt. Abb. 5-7 zeigt schematisch den Aufbau des hier verwendeten Infiltrationsverfahrens. Die einzelnen Prüfkörper werden anschließend entsprechend der Geometrievorgaben aus den ebenen CFK-Platten ausgesägt.

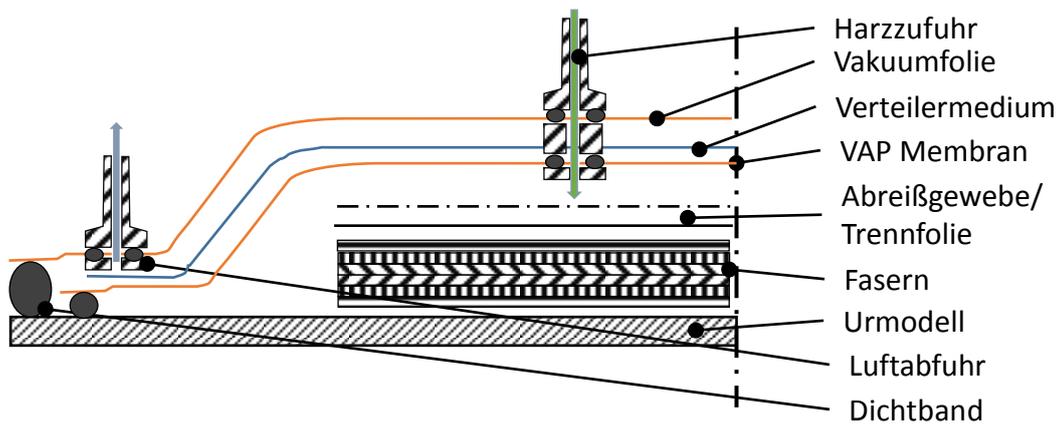


Abb. 5-7: Schema des hier verwendeten VAP-Infiltrationsaufbaus zur Herstellung der Prüfkörper

Das trockene Faserhalbzeug besteht im Ausgangslaminat aus biaxialem Gelege¹. Dieses wird zu vier, zwölf, 20 und 32 Lagen geschichtet. Der Lagenaufbau ist dabei ein Vielfaches von $[\pm 45^\circ/90^\circ/0^\circ]_s$. Durch das oben beschriebene Verfahren werden die Fasern mit dem Epoxidharz Araldite© 8615/Aradur© 8615 getränkt. Im Anschluss daran wird die Platte bei Raumtemperatur für 24 h vorgehärtet und dann entsprechend des Datenblattes in Temperaturstufen bis 180 °C für 24 Stunden nachgehärtet.

Die Herstellung der Prüfkörper mit Härterüberschuss erfolgt im gleichen Ablauf. Die Preform besteht aus zwölf Lagen des biaxialen Geleges. Anstatt dem vom Hersteller empfohlenen Mischungsverhältnis von 100 : 50 (Gewichtsverhältnis Harz : Härter) wird hier die Matrix im Verhältnis 100 : 80 gemischt.

Zur Modifikation der Matrix mit Silizium werden Siliziumdioxid-Nanopartikel der Firma Evonik Hanse GmbH verwendet. Diese sind als Dispersion mit dem Handelsnamen Nanopol® A710 erhältlich, welche zu jeweils 50 Gew% aus Alkohol und Nanopartikeln besteht. Es werden 20 Gew% der Lösung mit dem Harz gemischt und im Anschluss durch Destillation der Alkohol dem Gemisch entzogen. Dazu wird das Gemisch unter ständigem Rühren in einem Kolben auf 60 °C erwärmt und der Kolben evakuiert. Der Fortschritt des Trennprozesses wird über den Gewichtsverlust der Mischung bestimmt. So entsteht ein Harz-Siliziumdioxid-Gemisch mit zehn Gew% Sili-

¹ Faser: HTS 40, 12k, Toho Tenax Europe GmbH, Wuppertal; Gelege: 256 g/m², PES Nähfaden, Nähmuster Franse, Saertex GmbH, Saerbeck

ziumanteil und zwei Gew% verbleibendem Lösungsmittel. Das so modifizierte Harz wird mit dem Härter im herkömmlichen Verhältnis gemischt und infiltriert. Der Lagenaufbau entspricht dem des Ausgangslaminat.

Die Prüfkörper mit BMI-Matrix basieren auf der gleichen Preform wie die beiden vorab beschriebenen Materialvarianten. Die Infiltration erfolgt ebenso im VAP-Verfahren. Als BMI-Matrix wird das Harzsystem Compimide® 353RTM von Evonik mit einem T_g nach Aushärtung von ca. 290 °C verwendet. Dieses muss auf mindestens 100 °C erwärmt werden, um eine zur Infiltration ausreichend niedrige Viskosität aufzuweisen. Die Preform wird auf 120 °C vorgeheizt. Dann erfolgt die Infiltration. Die Aushärtung wird hier bei einer Temperatur von 175 °C für 4 h durchgeführt. Im Anschluss daran wird die Prüfplatte entformt und freistehend bei 230 °C für 5 h nachgehärtet.

Zur Herstellung der Prüfkörper aus Gewebe wird ein Satin-Gewebe HexForce®, Hexcel Corporation, Stamford mit einem Flächengewicht von 370 g/m² verwendet. Diese besteht aus einem 6 k HTA Garn. Ähnlich dem Lagenaufbau aus Gelege wird jede Lage um 45° rotiert, wodurch ein QI-Laminat entsteht. Die Infiltration erfolgt exakt nach dem Ablauf der Herstellung des Ausgangslaminats.

Die phenoxymodifizierten Prüfkörper bestehen aus dem gleichen Gelegeaufbau wie das Ausgangslaminat mit dem Unterschied, dass zwischen jeder Gelegelage eine Lage des Phenoxy-Bindervlies Grilon® MS web 12, EMS-Chemie AG, Domat/Ems mit einem Flächengewicht von 12 g/m² integriert ist. Die Infiltration unterscheidet sich nicht vom Ausgangslaminat.

Zur Oberflächenmodifikation mit gespreizten Garnen wird das Gewebe Textreme®, Oxeon AB, Boras mit einem Flächengewicht von 80 g/m² als Decklage der Prüfkörper verwendet. Der Aufbau der restlichen Preform und der Infiltrationsprozess entsprechen derer des Ausgangslaminats.

Die Materialvariante mit PPSU-Folie, Ajedium Films, Solvay Inc. mit einer Dicke von 125 µm unterscheidet sich geringfügig im Herstellungsprozess. Zu Beginn wird die PPSU-Folie auf der Fertigungsplatte mittels Klebestreifen an allen Seiten befestigt, sodass ein geschlossener Raum unter der Folie entsteht. Im Anschluss daran wird Luft, welche sich noch unter der Folie befindet, heraus gestrichen. Auf der so befestigten Folie erfolgt der herkömmliche Lagen- und Prozessaufbau.

Der Gelcoat RenGel© SW 5200 mit dem Härter Ren© HY 5211 wird mit einem Pinsel auf die Urmodellplatte deckend aufgetragen und bei Raumtemperatur für 16 h vorgehärtet. Im Anschluss werden die Gelege -Lagen entsprechend dem Ausgangslaminat aufgelegt, der Prozessaufbau appliziert und im VAP-Prozess infiltriert.

5.3.4 Qualität der Prüfkörper

Nach der Fertigung der Prüfplatten wird in einem ersten Schritt der Qualitätskontrolle die Dicke der Proben vermessen. An neun über die Platte verteilten Punkten wird die

Dicke gemessen und daraus der Mittelwert berechnet. Aus den Probendicken (h) kann im Anschluss über das Flächengewicht ($M_f / (L \cdot b)$) der trockenen Preform und die Dichte (ρ_f) der Fasern nach Formel (5-6) der Faservolumengehalt φ der Prüfplatten bestimmt werden. Die Ergebnisse der Messungen und Berechnungen sind in Tab. 5-5 dokumentiert.

$$\varphi = \frac{1}{\rho_f} \cdot \frac{M_f}{L \cdot b} \cdot \frac{1}{h} \quad (5-6)$$

Die Qualität aller Prüfplatten wird mittels Mikroskopie von Schliffbildern überprüft. Dazu werden aus jeder Platte drei Stücke entnommen. Hierbei werden keine Luft­ einschlüsse erkannt. Ein Beispiel für ein Schliffbild ist in Abb. 5-8 a) dargestellt.

Tab. 5-5: Kurzbezeichnungen, mittlere Probendicken sowie daraus ermittelte Faservolumen­ gehälter der Prüfplatten

Prüfkörper	Kurzbezeichnung	Dicke [mm]	Faservolumen­ gehalt [%]
Gelege, Epoxid, 1 mm	R1	1,22	47,3
Gelege, Epoxid, 2 mm	R2	2,00	57,8
Gelege, Epoxid, 3 mm	R3	3,41	50,9
Gelege, Epoxid, 5 mm	R5	5,75	50,3
Gelege, Epoxid, 8 mm	R8	8,73	53,0
Gelege, Epoxid, Härter	HA	3,32	52,3
Gelege, Epoxid, Silizium	SI	3,31	52,4
Gelege, BMI	BMI	3,24	53,7
Gewebe, Epoxid	GE	3,02	55,3
Gelege, Epoxid, Phenoxybinder	P	3,37	53,9
Gelege, Epoxid, PPSU-Folie	PF	3,42	50,8
Gelege, Epoxid, Thinply	TP	3,49	51,1
Gelege, Epoxid; Gelcoat	GC	3,47	52,3

Im Anschluss an die Qualitätskontrolle werden die für jeden Test benötigten Proben zugeschnitten. Die Alterungsbedingungen sollen sehr große CFK-Schalen, wie dies CFK-Werkzeuge sind, repräsentieren. Bei diesen ist das Verhältnis Schnittfläche zu Gesamtwerkzeugoberfläche mit ca. einem Prozent sehr klein. Aus diesem Grund werden die Schnittflächen der einzelnen Proben, wie in Abb. 5-8 b) dargestellt, mit temperaturstabilem Silikon (Loctite® SI 5399) versiegelt. Eine erhöhte Alterung an Schnitt­ kanten, wie von [60] beschrieben, wird so vermieden.

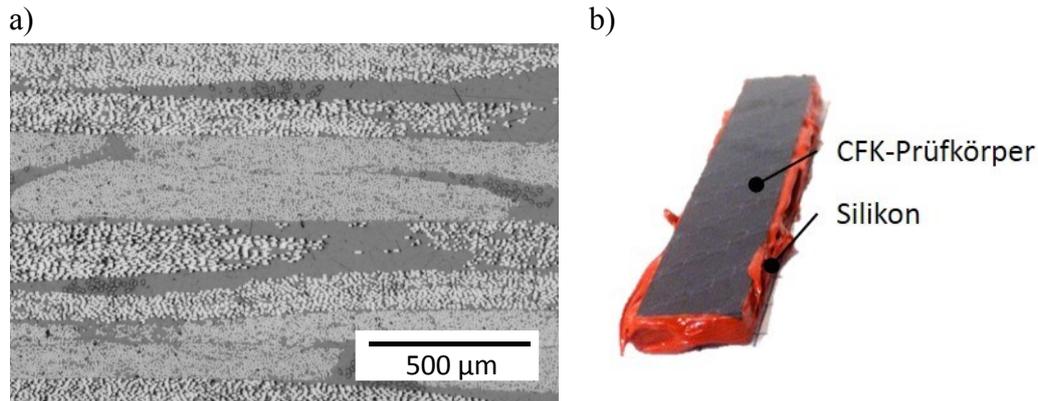


Abb. 5-8: Prüfkörper vor der thermischen Belastung

- a) Mikroskopaufnahme zur Qualitätskontrolle des Laminats
 b) CFK-Prüfkörper mit Silikonversiegelung zur Vermeidung der Alterung der Schnittfläche

5.3.5 Alterungsbedingungen

Die zugeschnittenen und am Rand versiegelten Proben werden in zwei baugleichen Trockenschränken (Memmert, UF-110 Plus) einer zyklischen thermischen Belastung unterzogen. Diese soll den Einsatz eines CFK-Werkzeugs in der Fertigung nachahmen. Die Öfen können vorgegebene Temperaturprofile automatisiert abfahren und diese beliebig oft wiederholen. Hier wird das Temperaturprofil wie folgt definiert:

- Aufheizen innerhalb von 30 min auf Solltemperatur
- Halten der Solltemperatur für 45 min
- Abkühlen des Ofens mit einer mittleren Abkühlrate von 1 °C/min
- Nach 3 h 15 min Start des nächsten Zyklus

Die Solltemperaturen sind 120 °C, 150 °C und 180 °C und orientierten sich an für Luftfahrtharzsysteme typischen Aushärtetemperaturen. Die Aufheizraten unterscheiden sich für jede Solltemperatur und liegen zwischen drei und fünf °C/min. Die Haltezeit von 45 min ist ausreichend lang, um die Prüfkörper jeder Dicke komplett durchzuheizen. Der Trockenschrank bestückt mit Prüfkörpern und die Solltemperaturzyklen sind in Abb. 5-9 dargestellt. Die Prüfkörper werden nach 25, 50, 100, 250, 500, 750, 1000 Zyklen entnommen. Die Gesamtzeit bei Maximaltemperatur beträgt nach 1000 Zyklen 750 h.

Um Ermüdungseffekte durch die zyklischen Wärmespannungen von reinen Alterungseffekten der Matrix unterscheiden zu können, werden zusätzlich Prüfkörper bei konstanter Temperatur von 180 °C gealtert.

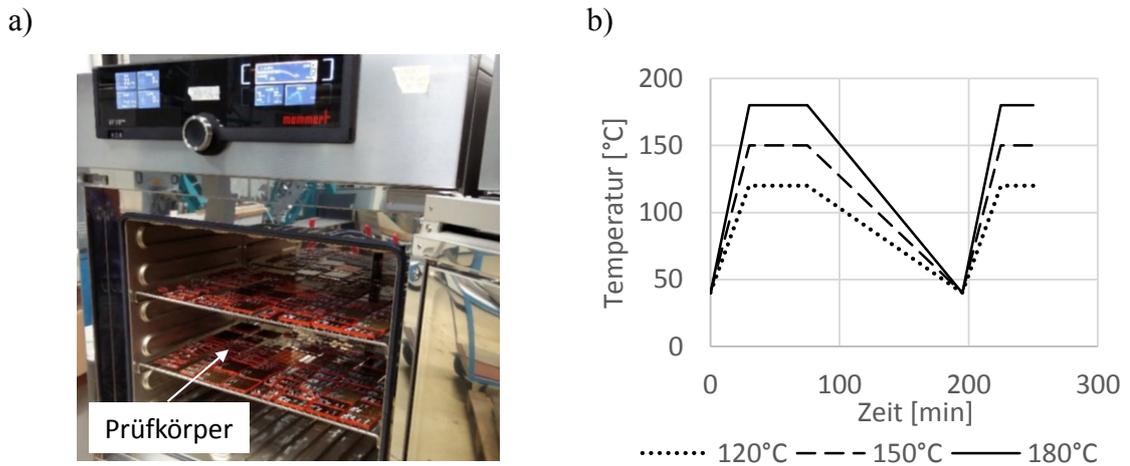


Abb. 5-9: a) Prüfkörper im Trockenschrank, b) Temperaturzyklen zur thermischen Alterung der Prüfkörper

Die Ist-Temperatur in den Öfen, gemessen durch das Regelthermoelement des Ofens wird konstant aufgezeichnet. Zusätzlich werden vor Beginn der zyklischen thermischen Alterung die Ist-Temperaturen in der Mitte der Öfen mit drei Thermo­elementen aufgezeichnet. Abb. 5-10 vergleicht die Aufzeichnung des Regelthermo­elements mit den Aufzeichnungen aus den Werten der Thermo­elemente für einen 180 °C Zyklus. Alle gemessenen Temperaturen übersteigen die Solltemperatur nach dem Ende der Aufheizrampe auf im Mittel 187 ± 1 °C. Insgesamt ist das Regelthermo­element (Temp. Ist Integr.) träger als die übrigen Thermo­elemente. Dies wird darauf zurückgeführt, dass das Regelthermo­element nah an der metallischen Ofenwand ist, welche die Wärme speichert. Nach 3 h 15 min, also einem Zyklus, wird eine Minimaltemperatur von $47,6 \pm 1,2$ °C erreicht.

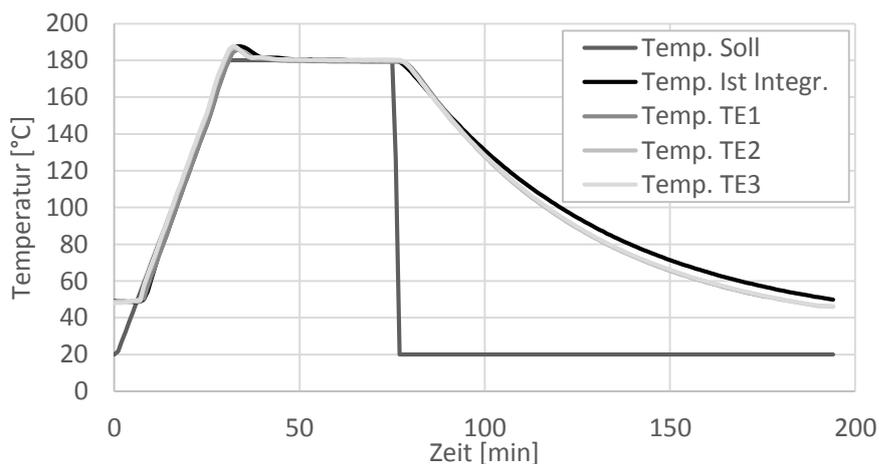


Abb. 5-10: Vergleich der Solltemperatur mit den Ist-Temperaturen im Ofen

5.4 Ergebnisse und Diskussion der Analyse der Alterung eines herkömmlichen CFK-Werkzeuglaminats

Welche Einflüsse die Temperatur auf herkömmliche epoxidbasierte Faserverbundlaminat hat, wird mit Hilfe der Methoden DMA, der Bestimmung der Biegeeigenschaften und der Rissdichte als auch durch Messung der Leckageraten untersucht. In diesem Kapitel werden die Ergebnisse dargestellt und diskutiert.

5.4.1 Dynamisch Mechanische Analyse (DMA)

Erste Einflüsse der Alterung auf die Matrix werden anhand der DMA-Kenngrößen Speicher- (G'), Verlustmodul (G'') und dem Verlustfaktor ($\tan \delta$) ermittelt.

Ergebnisse

Den Verlauf von G' , G'' und $\tan \delta$ zwischen 25 und 250 °C für Prüfkörper, welche für verschiedene Zykluszahlen bei 120 °C gealtert worden sind, zeigt Abb. 5-11.

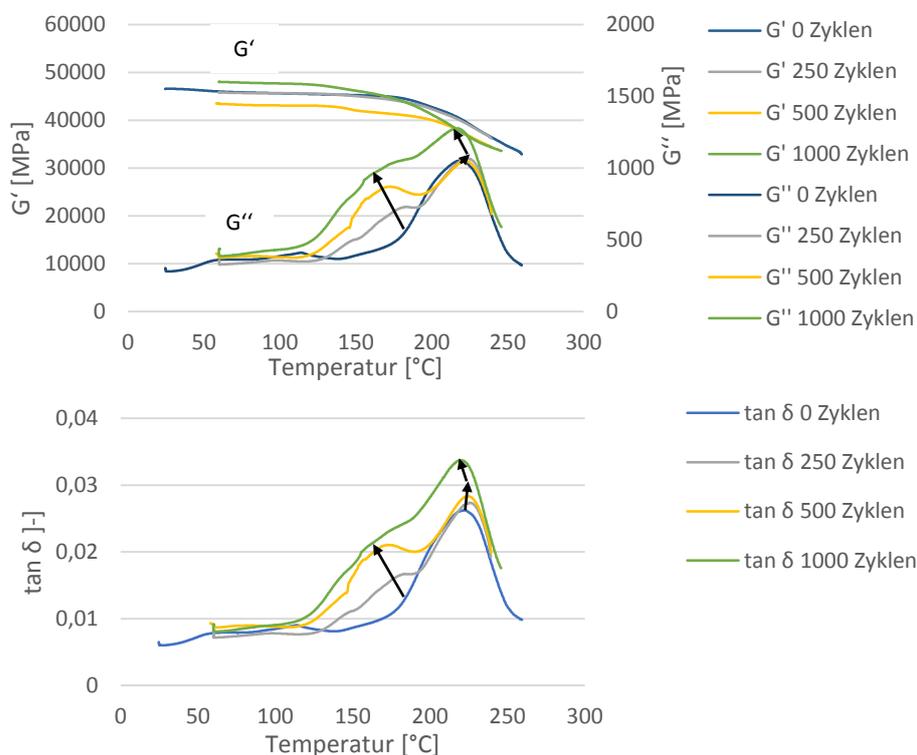


Abb. 5-11: DMA-Messkurven der bei 120 °C gealterten Prüfkörper

Der Speichermodul des ungealterten Prüfkörpers bleibt konstant bei 45 GPa bis zu einer Temperatur von ca. 180 °C bis 185 °C. Danach fällt der Wert kontinuierlich bis auf 35 GPa bei 250 °C. Die Speichermodulkurven der unterschiedlich lang bei 120 °C

gealterten Prüfkörper zeigen alle ähnliche Werte und Verläufe. Der Verlustmodul des ungealterten Prüfkörpers liegt bis zum Beginn des Glasübergangsbereichs bei ca. 380 MPa und steigt ab einer Temperatur von 160 °C bis zu einem Maximum von 1050 MPa bei 217 °C an. Ab 250 Alterungszyklen beginnt der Verlustmodul schon ab 120 °C zu steigen und bildet ein Plateau zwischen 170 °C und 190 °C, bevor der Wert weiter bis zu einem Maximum bei 1050 MPa und ca. 220 °C steigt. Nach 1000 Alterungszyklen liegt das Maximum bei 1275 MPa. Der Verlauf des Verlustfaktors ist vergleichbar mit dem des Verlustmoduls. Wird die Glasübergangstemperatur am Maximum der Verlustfaktorkurve bestimmt, so erhält man als Ausgangswert für den T_g der ungealterten Probe im Mittel 221 °C. Nach 250 Zyklen steigt der T_g auf 225 °C und bleibt dann bis 750 Zyklen konstant, bevor er nach 1000 Zyklen auf 220 °C fällt.

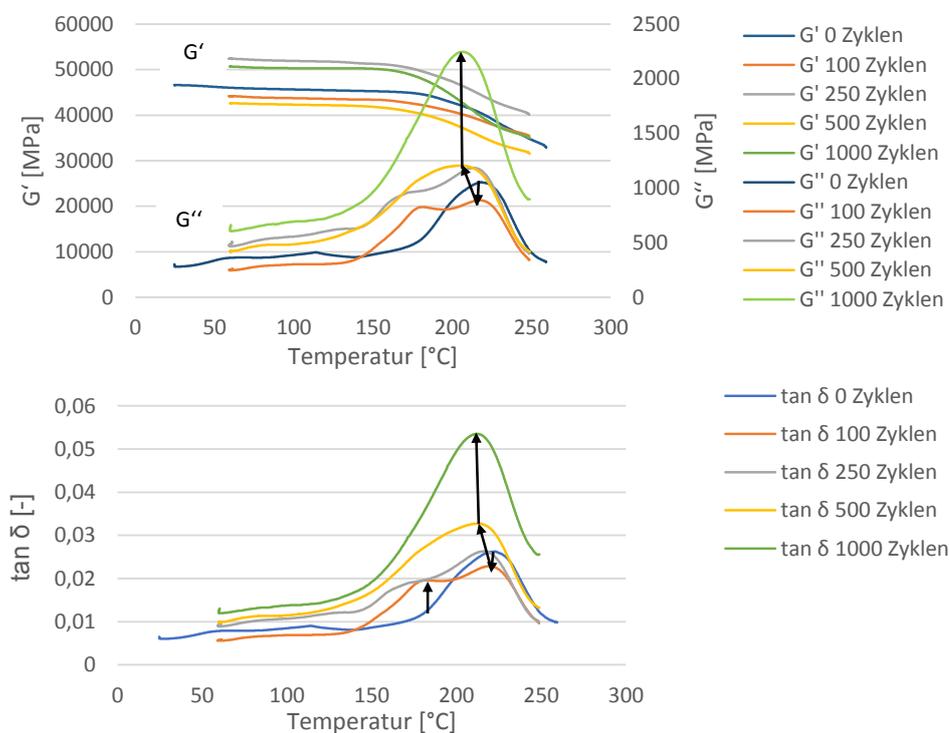


Abb. 5-12: DMA-Messkurven der bei 150 °C gealterten Prüfkörper

Abb. 5-12 stellt die Kennwerte in Abhängigkeit der Temperatur für Prüfkörper, welche bei 150 °C gealtert worden sind, dar. Der Verlauf des Speichermoduls ist zu Beginn vergleichbar mit dem bei 120 °C gealterter Prüfkörper und verändert sich bis 250 Alterungszyklen nicht. Nach 500 und 1000 Zyklen beginnt der Abfall des Speichermoduls schon bei ca. 170 °C und fällt mit einer höheren Rate ab. Die Alterungszyklen bei 150 °C nehmen auf den Verlauf des Verlustmoduls schon nach 100 Zyklen Einfluss. Der Verlustmodul beginnt bei 135 °C zu steigen und es bildet sich bei 180 °C ein zweites lokales Maximum aus. Mit steigender Zyklenzahl findet der erste Anstieg des Verlustmoduls schon bei Temperaturen um 115 °C statt. Gleichzeitig verschmelzen die beiden Maxima und bilden ein Maximum bei 205 °C. Da der Speichermodul bis 170 °C annähernd konstant ist, entspricht der Verlustfaktorverlauf bis zu dieser Temperatur dem des Verlustmoduls. Mit steigender Temperatur bildet sich ebenso schon

nach 100 Zyklen ein zweites Maximum, welches bis 1000 Zyklen mit dem globalen Maximum verschmilzt. Der T_g jeweils am globalen Maximum der Verlustfaktorkurve bestimmt fällt bis 250 Zyklen auf 217 °C, bis 500 Zyklen auf 212 °C und bleibt dann bis 1000 Zyklen auf diesem Niveau.

Die Kurvenverläufe für bei 180 °C gealterte Prüfkörper zeigt Abb. 5-13. Der Speichermodul zeigt bis 100 Zyklen keine deutliche Veränderung. Ab 250 Zyklen beginnt der Abfall des Speichermoduls bei 175 °C. Für Prüfkörper nach 500 und 1000 Zyklen beginnt der Abfall ebenso zwischen 170 und 175 °C. Der Verlustmodul weist schon nach 100 Zyklen ein deutlich höheres Maximum von 1400 MPa bei 213 °C auf. Dieses Maximum steigt für 250 Zyklen nochmals bis auf 1515 MPa bei 210 °C, bevor es nach 500 Zyklen auf 1120 bei 205 °C fällt. Bei 225 °C zeigt sich in den 500 Mal zyklerten Prüfkörpern erstmals ein Wendepunkt in der Verlustmodulkurve, worauf diese wieder steigt. Nach 1000 Alterungszyklen hat sich das erste Maximum zu einem Wendepunkt der Verlustmodulkurve gewandelt. Der Wendepunkt liegt dabei bei 208 °C und 910 MPa. Die Kurve steigt darauf bis zum Abbruch der Messung bei 300 °C. Der T_g wird auch hier mittels der Verlustfaktorkurve bestimmt. Allerdings ergibt sich nur bis 250 Zyklen ein klares Maximum in der Kurve. Nach 500 Zyklen zeigt sich, dass nach dem ersten Maximum und dem darauffolgenden Wendepunkt die Kurve weiter steigt. Bei der Messkurve nach 1000 Zyklen ergibt sich kein Maximum im Temperaturbereich um 200 °C. Ab 500 Zyklen wird deshalb das erste Maximum bzw. der erste Wendepunkt als Bereich der Glasübergangstemperatur definiert. Diese fällt kontinuierlich mit steigender Zyklenzahl bis auf 198 °C nach 1000 Zyklen.

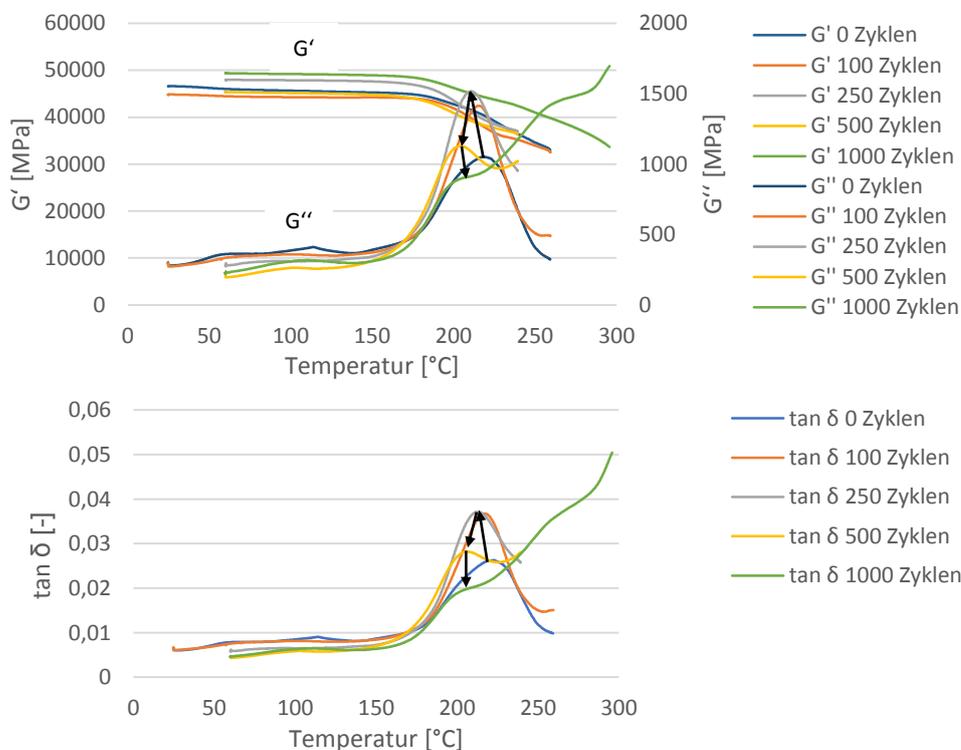


Abb. 5-13: DMA Messkurven der bei 180 °C gealterten Prüfkörper

Die Ergebnisse der DMA-Messungen der isotherm bei 180 °C gealterten Prüfkörper sind in Abb. 5-14 dargestellt. Die Kurven des Speichermoduls sind bis 100 Zyklen vergleichbar mit denen der ungealterten Prüfkörper. Nach 250 Zyklen und 500 Zyklen fällt der Speichermodul bereits im Bereich von 175 °C. Nach 1000 Zyklen ist ein nochmal früherer Abfall bei ca. 170 °C zu beobachten. Der Verlustmodul beginnt bei jeder Zyklenstufe früher zu steigen und bildet jeweils ein größeres Maximum aus. Nach 250 Zyklen liegt das Maximum bei 1550 MPa und 205 °C, nach 1000 Zyklen bei 1890 MPa und 190 °C. Im Gegensatz zu den zyklisch bei 180 °C gealterten Prüfkörpern ist kein Wendepunkt in den Kurven zu erkennen. Die Kurvenverläufe des Verlustfaktors sind vergleichbar mit denen des Verlustmoduls. Das Maximum der Verlustfaktorkurven sinkt mit jeder Zyklenstufe und damit auch der T_g . Nach 500 Zyklen liegt der T_g bei 197 °C nach 1000 Zyklen ist der T_g auf 190 °C gefallen.

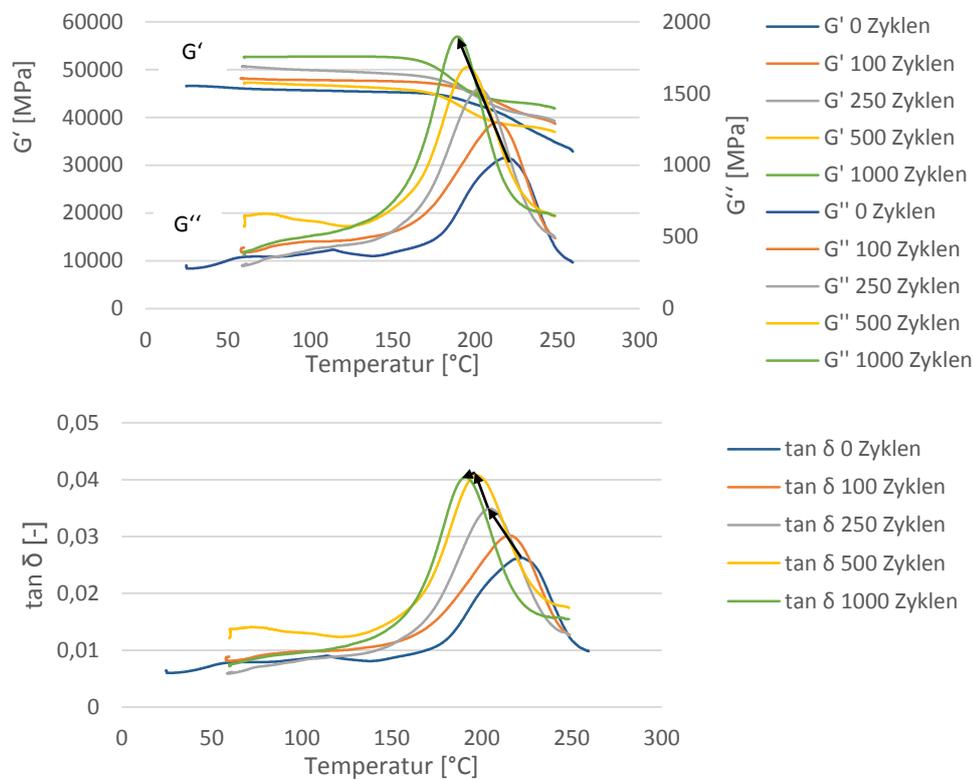


Abb. 5-14: DMA-Messkurven der isotherm bei 180 °C gealterten Prüfkörper

Abb. 5-15 fasst die mittleren Glasübergangstemperaturen in Abhängigkeit der Alterungstemperaturen und der Alterungszyklen zusammen. Der T_g der bei 120 °C gealterten Prüfkörper zeigt zu Beginn einen Anstieg auf 225 °C und erst bei 1000 Zyklen einen Abfall auf den Ausgangs- T_g von 220 °C. 150 °C Alterungstemperatur bewirken einen T_g -Abfall zu Beginn, der sich bis 500 Zyklen auf 213 °C fortsetzt und auf diesem Niveau dann verbleibt. Der T_g der bei 180 °C gealterten Prüfkörper zeigt mit zunehmenden Zyklen und Alterungsdauer einen kontinuierlichen Abfall. Auffallend ist, dass die isotherme Alterung den T_g der Prüfkörper weiter herabsetzt.

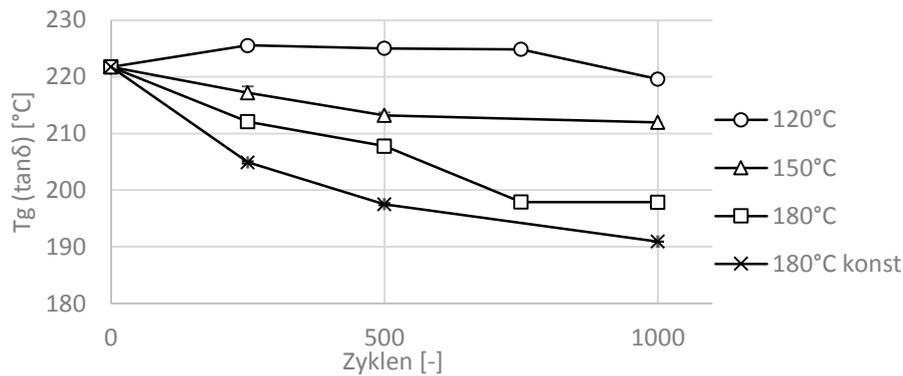


Abb. 5-15: Glasübergangstemperatur in Abhängigkeit der Alterungstemperatur und der Zyklenzahl

Diskussion

Alle hier betrachteten Alterungstemperaturen rufen Materialveränderungen hervor, welche mittels der DMA detektierbar sind. Dabei verändert sich über alle Prüfkörper hinweg vor allem der Verlustmodul und damit verbunden auch der Verlustfaktor. Es wird keine deutliche Veränderung des Speichermodulverlaufs festgestellt. Zudem ist kein Zusammenhang zwischen Alterung und Änderung der Absolutwerte des Speichermoduls zu erkennen. Der Speichermodul ist vor allem durch die Fasern dominiert, was diesen Effekt erklärt. Zudem zeigen sich Unterschiede von zyklisch gealterten verglichen mit isotherm gealterten Prüfkörpern.

In der Literatur [59, 119–121] finden sich eine Vielzahl von DMA-Untersuchungen von gealtertem, epoxidbasierten CFK. Die Alterungsbedingungen sind allerdings überwiegend isotherm. Dao et al. und Alessi et al. [119, 120] beschreiben eine Verbreiterung des $\tan \delta$ -Peaks, wie er auch hier unabhängig von vario- oder isothermer Alterung beobachtet wird. Des Weiteren wird beschrieben, dass auch Plateaus und zusätzliche Maxima entstehen. Dieser Verlauf wird hier ausschließlich bei den zyklisch thermisch gealterten Prüfkörpern beobachtet. Die Veränderung des $\tan \delta$ -Kurvenverlaufs wird nach Dao et al. und Alessi et al. mit Veränderungen in der Struktur des Netzwerks erklärt. Nachhärtungsreaktionen und die Ausbildung von Wasserstoffbrückenbindungen erhöhen die Verbindungsanzahl. Dies erklärt einen Anstieg des T_g . Die Plastifizierung des Epoxids wird durch die Degradation des Netzwerks vorangetrieben und ist Grund für die Reduktion des T_g . In einem Faserkunststoffverbund können zudem Veränderungen der Faser-Matrix-Anbindung bis hin zu lokalen Ablösungen die $\tan \delta$ -Kurve beeinflussen. An solchen Ablösungen kann zusätzlich Energie durch Reibung an der Grenzfläche in Wärme umgesetzt werden und sorgt so für eine Erhöhung des Verlustmoduls.

Die Entwicklungen der $\tan \delta$ -Kurven für verschiedene Alterungstemperaturen unterscheiden sich hier deutlich. Dies ist ein Hinweis auf unterschiedliche Veränderungen der Struktur sowohl auf molekularer als auch mikroskopischer Ebene. Bei 120 °C gealterte Prüfkörper weisen eine Verbreiterung des Kurvenberges mit steigender Zyklus-

zahl sowie die Verschiebung des absoluten Maximums hin zu höheren Temperaturen auf. Dies ist auf Nachhärtungsreaktionen im Material zurückzuführen. Teile der zusätzlich entstandenen Verbindungen lösen sich allerdings schon bei niedrigeren Temperaturen und führen zu einer größeren Beweglichkeit der Moleküle. Dies wiederum führt zu größeren Energieverlusten durch Reibung und damit zur Verbreiterung des Kurvenberges. Vergleichbare Ergebnisse werden von Dao et al. [119] beschrieben. Auch in den $\tan \delta$ Kurven der bei 150 °C gealterten Prüfkörper zeigt sich eine Ausbildung eines zweiten Maximums. Dies geschieht schon nach 100 Zyklen, wobei nach 500 Zyklen das Maximum wieder verschwindet. Der Effekt der Alterung erfolgt bei 30 °C höherer Alterungstemperatur früher. Wird die Alterungstemperatur um weitere 30 °C auf 180 °C gesteigert, ist die Ausbildung des ersten Maximums am ersten Messpunkt nach 100 Zyklen nicht oder nicht mehr detektierbar. Aus dem deutlichen Anstieg des Verlustmoduls schon nach 100 Zyklen bei 180 °C kann jedoch geschlossen werden, dass schon hier eine Degradation der Matrix einsetzt. Dabei werden Molekülketten gespalten, welche wiederum die Beweglichkeit der Moleküle und damit verbundene Energieverluste erhöhen.

Die Ergebnisse der isotherm bei 180 °C gealterten Prüfkörper zeigen eine Reduktion des T_g , die vergleichbar mit der der variotherm gealterten Prüfkörper ist. Im Unterschied zu den variotherm gealterten Prüfkörper treten bei den isotherm gealterten Prüfkörper jedoch keine zusätzlichen Plateaus in der Verlustmodulkurve auf. Mikroskopisch (vgl. Kapitel 5.2.3) treten in den variotherm gealterten Prüfkörper Risse im Laminat auf, wohingegen das isotherm gealterte Laminat diese nicht aufweist. Der Sauerstoff kann in den variotherm gealterten Prüfkörper also bis in das Laminatinnere vordringen und hier Oxidationsreaktionen hervorrufen. Reaktionen, die ausschließlich temperaturgetrieben sind, verringern den T_g . Sauerstoff, der in der gesamten Probe angreifen kann, ruft Reaktionen hervor, welche zusätzliche schwingungsdämpfende Verbindungen im Material schaffen.

Die Ergebnisse der DMA weisen bei allen Alterungstemperaturen mit zunehmender Zyklenzahl und Alterungsdauer Veränderungen auf. Basierend auf der Literatur sind diese auf die Ausbildung weiterer Verbindungen im Polymer als auch den Abbau solcher zurückzuführen. Materialveränderungen auf molekularer Ebene als Folge der thermischen Belastung können somit schon nachgewiesen werden, bevor diese mikroskopisch detektierbar sind. Es ist somit möglich, die Eignung und Haltbarkeit einer Matrix für CFK-Werkzeuge bei typischen Temperatureinsatzbedingungen einzuschätzen.

5.4.2 Quasistatische Biegeeigenschaften

Die Auswirkung der Alterung der Kunststoffmatrix, welche die DMA aufgezeigt hat, auf die quasistatischen mechanischen Eigenschaften des Faserverbundlaminats wird durch Betrachtung der ILSS und des Biegemoduls untersucht.

5.4.2.1 Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit (ILSS)

Ergebnisse

Alle getesteten Prüfkörper versagten entsprechend der Norm auf Schub in den mittleren Lagen der Probe. Der Zusammenhang zwischen mittlerer ILSS, Alterungstemperatur und Zyklenzahl ist in Abb. 5-16 dargestellt. Die mittlere ILSS für das QI aufgebaute, ungealterte, epoxidbasierte Laminat beträgt $41,64 \pm 0,98$ MPa. Bis zu 100 Zyklen schwanken die Mittelwerte unabhängig von der Alterungstemperatur zwischen 38,9 und 43,89 MPa bei einer Standardabweichung der Stichprobe von maximal 4,4 MPa. Nach 250 Zyklen ist ein signifikanter Abfall der ILSS der bei 180 °C gealterten Probe auf $33,53 \pm 2,24$ MPa zu beobachten. Die ILSS der bei 120 °C gealterten Probe beträgt hier $44,02 \pm 2,28$ MPa und die der bei 150 °C gealterten Probe $40,24 \pm 2,15$ MPa. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung können die beiden Werte nicht eindeutig voneinander unterschieden werden. Bis 1000 Zyklen setzt sich für die 120 und 180 °C Alterungstemperatur der Trend fort. Die ILSS der 120 °C Prüfkörper bleibt mit $40,5 \pm 2,94$ MPa konstant und die der 180 °C Prüfkörper sinkt auf $20,63 \pm 1,65$ MPa. Bei 1000 Zyklen ist bei den 150 °C Prüfkörper ein Abfall auf $33,28 \pm 4,2$ MPa zu erkennen.

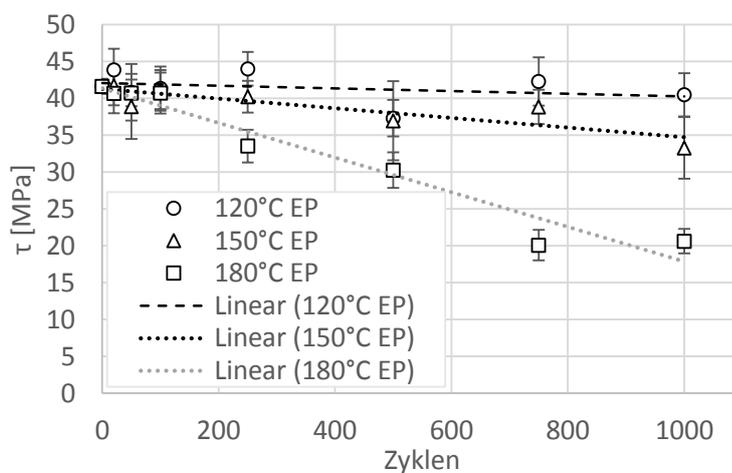


Abb. 5-16: ILSS τ in Abhängigkeit der Zyklenzahl bei den Alterungstemperaturen 120 °C, 150 °C und 180 °C.

Einen Vergleich der mittleren ILSS in Abhängigkeit der Alterungsdauer bei variothermer mit isothermer Alterung bei 180 °C zeigt Abb. 5-17. Auch bei den isotherm gealterten Prüfkörpern sinkt die mittlere ILSS mit steigender Alterungsdauer. Der Wert fällt nach 500 Zyklen um 20 % zum Ausgangswert ab und bleibt dann bis 1000 Zyklen konstant. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung unterscheiden sich die ILSS-Werte der variotherm und isotherm gealterten Prüfkörper nach 500 Zyklen nicht. Nach 750 und 1000 Zyklen fällt die ILSS isotherm gealterter Prüfkörper im Gegensatz zu den variotherm gealterten Prüfkörpern nur geringfügig ab. Die ILSS der isotherm gealterten Prüfkörper beträgt nach 1000 Zyklen $33,28 \pm 2,9$ MPa

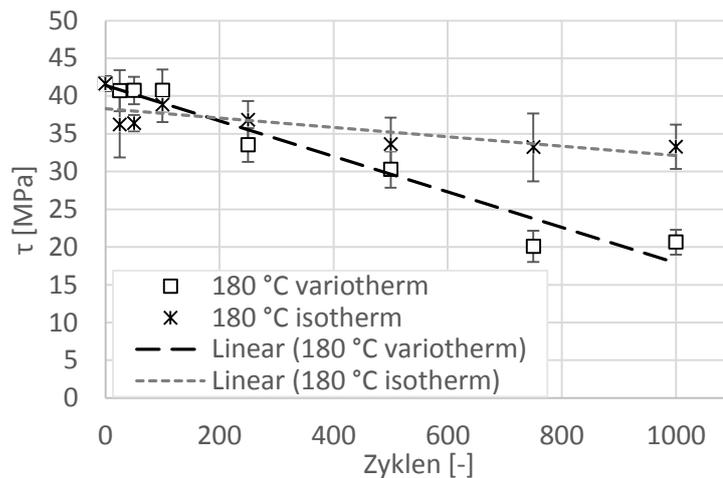


Abb. 5-17: Vergleich der mittleren ILSS τ von CFK-Werkzeuglaminaten

Vergleich von konstant bei 180 °C gealterten mit solchen, die variotherm zwischen Raumtemperatur und 180 °C gealtert wurden.

Diskussion

Die ILSS fällt mit steigender Alterungstemperatur und Zyklenzahl. Da die ILSS ein Matrix dominierter Kennwert ist und diese durch Alterungsvorgänge abbaut, ist dies nachvollziehbar. Demnach haben 120 °C keinen messbaren Einfluss auf die Matrixeigenschaften. 150 °C Alterungstemperatur zeigen vor allem nach 1000 Zyklen einen Abbau der Matrix durch einen ILSS-Abfall um 11 %. Hingegen zeigt sich bei 180 °C gealterten Prüfkörpern die ILSS schon nach 500 Zyklen um 27 % und nach 1000 Zyklen um 50 % reduziert. Bei konstanter thermischer Belastung bei 180 °C wird ein Abfall um 20 % verzeichnet. Auch in der Literatur [67, 95, 107] ist eine ILSS Reduktion aufgrund von thermischer Alterung dokumentiert. In allen Quellen wurden die untersuchten Prüfkörper isothermen gealtert. Bei Wolfrum et al. [107] werden epoxidbasierte ($T_g \approx 200$ °C), quasiisotrop aufgebaute Prüfkörper bei 180 °C für 500 h gealtert. Sowohl Harzsystem als auch Alterungstemperatur sind mit den hier verwendeten Parametern vergleichbar. Die ILSS der gealterten Probe ist bei Wolfrum et al. nach 500 h um 25 % im Vergleich zum Ausgangswert reduziert. Dies entspricht der hier gemessenen ILSS-Reduktion durch isotherme Alterung bei 180 °C. Wolfrum et al. [107] erklärt den Kennwertabfall mit der Degradation der Matrix durch Oxidation und thermisch bedingter Schädigungen der Faser-Matrix-Anbindung. Der größere Abfall der ILSS bei zyklisch thermisch belasteten Prüfkörpern kann auf eine mögliche größere Schädigung der Matrix und Faser-Matrix-Anbindung aufgrund der zyklisch wiederkehrenden thermischen Spannungen zurückgeführt werden.

Deutliche Festigkeitsabfälle sind vor allem bei 180 °C Alterungstemperatur zu beobachten. Diese werden mit der Versprödung der Matrix und Degradation der Faser-matrix-Anbindung erklärt. Es wird angenommen, dass durch Risse in der Matrix der Kennwert zusätzlich reduziert wird. Die Konsequenz für die Auslegung von CFK-

Werkzeugen ist die Berücksichtigung dieser Festigkeitsreduktion, beispielsweise durch Knock-down-Faktoren.

5.4.2.2 Biegemodul

Neben der Festigkeit ist für die Auslegung von CFK-Werkzeugen vor allem die Biegesteifigkeit relevant. Folgende Ergebnisse sollen zeigen, inwieweit die zyklische thermische Belastung auch von Fasern dominierte Kennwerte, wie den Biegemodul, beeinflusst.

Ergebnisse

Der Ausgangswert für den Biegemodul des quasiisotrop aufgebauten Laminats beträgt $56,05 \pm 1,89$ GPa. Unabhängig von der Alterungstemperatur bleibt der Wert bis 1000 Alterungszyklen nahezu konstant. Der maximale mittlere Biegemodul wird bei 150 °C gealterten Prüfkörpern nach 500 Zyklen mit $60,93 \pm 1,84$ GPa ermittelt; der minimale mittlere Biegemodul für die bei 180 °C für 1000 Zyklen gealterten Prüfkörper mit $55,78 \pm 1,55$ GPa. Abb. 5-18 stellt den Biegemodul in Abhängigkeit der Zykluszahl für die drei Alterungstemperaturen dar.

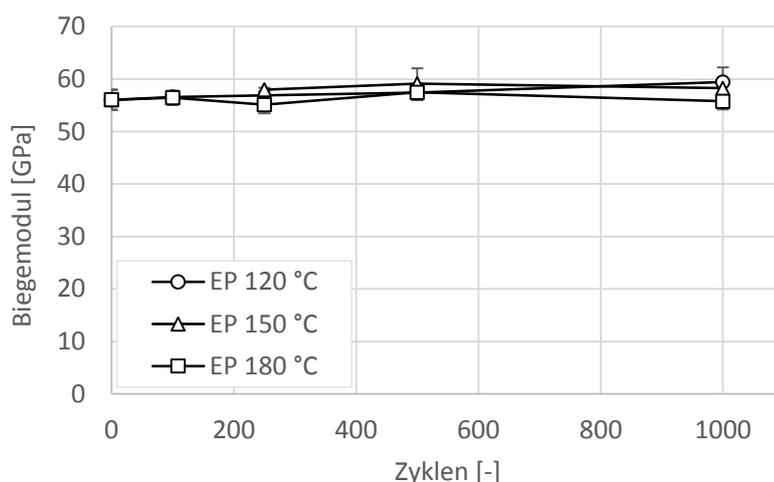


Abb. 5-18: Biegemodul in Abhängigkeit der Zykluszahl für die Alterungstemperaturen 120 °C, 150 °C und 180 °C.

Diskussion

Den Ergebnissen zu Folge ist die Steifigkeit eines Laminats bis 1000 Alterungszyklen unabhängig von der Alterungstemperatur und bleibt auf dem Ausgangsniveau. Da, wie eingangs erwähnt, der Biegemodul des Laminats ein von den Fasern dominierter Kennwert ist und die Fasern in dem hier gewählten Temperaturbereich stabil sind, ist das Ergebnis erwartungsgemäß. Die Matrix erfüllt bei niedrigen Lasten weiterhin ihre Aufgabe der Lastübertragung zwischen den Fasern.

Für Werkzeuge aus CFK bedeutet dies, dass ein Werkzeug unabhängig von seiner Einsatzhistorie gleichbleibend auf Biegebeanspruchung innerhalb des Prozesses reagiert.

Eine Auslegung auf eine definierte Durchbiegung, bspw. unter gegebenem Werkzeuginnendruck, bleibt auch für schon gealterte Werkzeug gültig.

5.4.3 Rissdichte

Sowohl die Ergebnisse der DMA als auch der ILSS-Tests haben die Alterung der Matrix nachgewiesen. Mikroskopaufnahmen sollen im Folgenden zeigen, ob neben der Alterung auf molekularer Ebene auch mikroskopische Alterungseffekte erkennbar sind.

Ergebnisse

Abb. 5-19 zeigt Aufnahmen von drei Millimeter dicken Laminaten, welche bei unterschiedlichen Temperaturen (120 °C, 150 °C und 180 °C) bis zu 1000 Zyklen gealtert wurden. In den Querschnitten der bei 120 °C gealterten Prüfkörper zeigen sich über die gesamten Alterungszyklen keine Risse. Nach 1000 Zyklen ist eine Verdunklung der Nähfäden des Laminats zu beobachten. Prüfkörper, die bei 150 °C gealtert wurden, zeigen diese Verfärbungen schon nach 500 Zyklen und in den Randlagen sind erste Risse zu erkennen. Nach 1000 Zyklen treten die Risse verstärkt in den Randlagen auf und vereinzelt auch in der Mitte des Laminats. Die Alterungstemperatur von 180 °C bedingt eine Verfärbung der Nähfäden sowie Rissbildung in den äußeren Lagen nach 250 Zyklen. Die Risse sind nach 500 Zyklen über das gesamte Laminat verteilt und in der Umgebung von Rissen als auch an den Stellen der Nähfäden verfärbt sich die Matrix dunkel. Nach 1000 Zyklen sind nochmal deutlich mehr und größere Risse zu erkennen, die eine Art Netzwerk ausbilden. Lamine, welche bei konstanter Temperatur von 180 °C gealtert wurden, zeigen auch nach 750 Stunden, was der Gesamtalterungsdauer von 1000 Zyklen entspricht, keine Risse.

Aus den Querschnitten der Lamine mit den Dicken eins, drei, fünf und acht Millimetern wird jeweils zu den verschiedenen Alterungsparametern die Rissdichte bestimmt. Abb. 5-20 stellt die Ergebnisse für die zyklische thermische Belastung bei 150 °C und 180 °C dar. Da bei 120 °C bis 1000 Zyklen und bei isothermer Alterung bei 180 °C keine Risse in den Schlißbildern erkennbar sind, ist die Rissdichte für alle Parameterkombinationen gleich Null. Nach 500 Zyklen bei 150 °C ergeben sich Rissdichten von $0,21 \pm 0,075$ bis $1,68 \pm 0,33$ 1/cm für Prüfkörper von 8 mm bzw. 1 mm Dicke. Die Rissdichte wächst bis 1000 Zyklen auf $1,01 \pm 0,2$ 1/cm bis $8,4 \pm 0,8$ 1/cm an. Die Prüfkörperdicken von drei und fünf Millimeter weisen Rissdichten auf, welche zwischen den beiden Dickenextrema liegen. Ab 250 Zyklen sind in allen variotherm bei 150 °C und 180 °C gealterten Prüfkörpern Risse zu erkennen und es kann eine Rissdichte bestimmt werden. Bei den 1 mm dicken Prüfkörpern sind auch in den inneren Lagen Risse zu sehen und es ergibt sich eine Rissdichte von $6,56 \pm 0,2$ 1/cm. Die Rissdichten der weiteren Laminatdicken liegen bei $0,2 \pm 0,05$ bis $0,7 \pm 0,07$ 1/cm. Bis zu 500 Zyklen steigt die Rissdichte annähernd konstant weiter auf $16,5 \pm 1,93$ 1/cm. Die Rissdichte der weiteren Laminatdicken steigt ebenso deutlich auf $3,4 \pm 0,56$ bis

$6,4 \pm 0,18$ 1/cm. Während die Kurve der Rissdichte der 1 mm dicken Probe zwischen 500 und 1000 Zyklen abflacht, steigen die Rissdichten der weiteren Prüfkörperdicken bis 750 Zyklen weiter konstant an. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung unterscheiden sich die Rissdichten aller Dicken nach 750 und 1000 Zyklen kaum. Laminare mit 8 mm Dicke weisen nach 1000 Zyklen mit $21,2 \pm 2,7$ 1/cm die geringste Rissdichte auf.

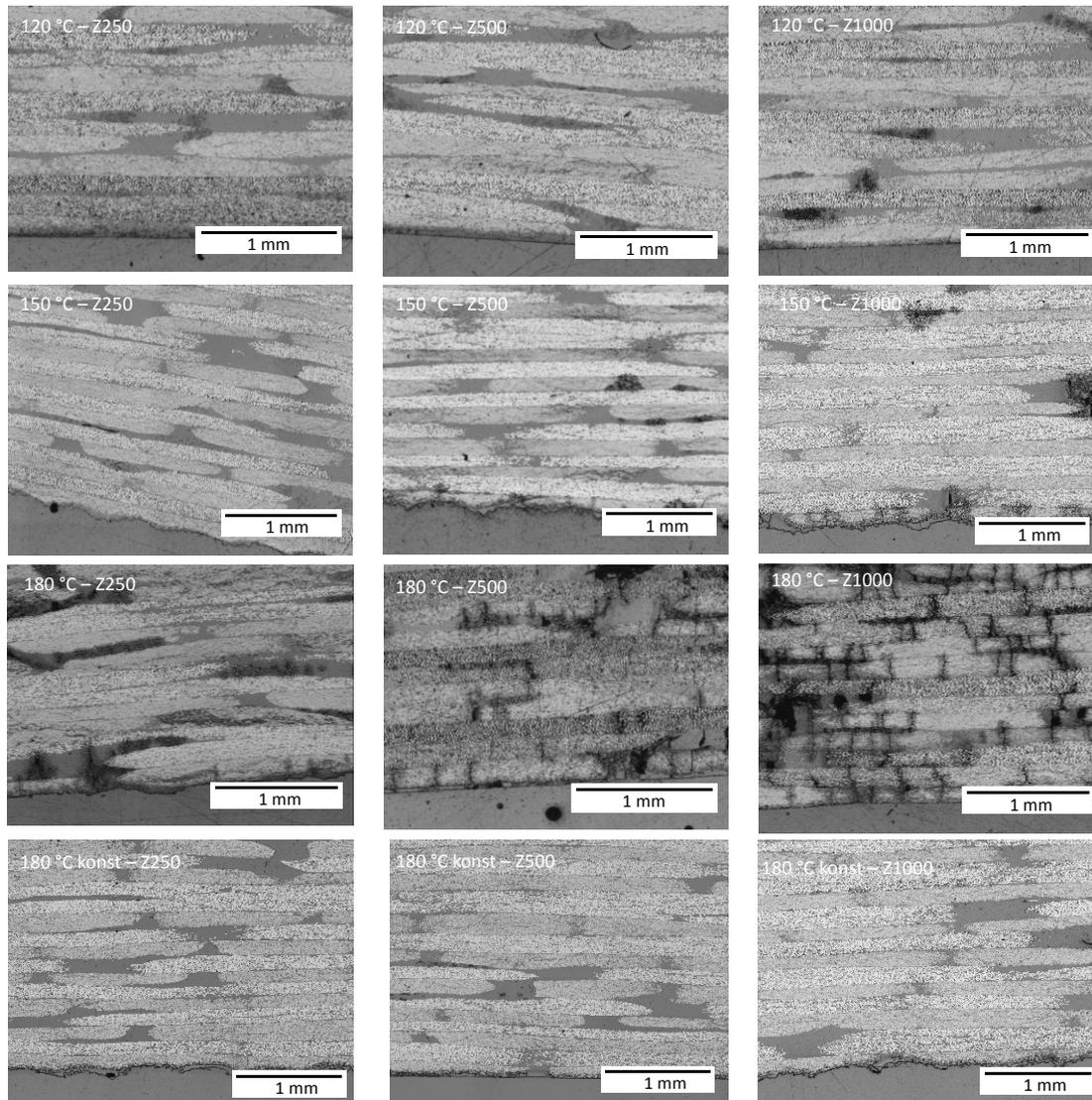


Abb. 5-19: Schliffbilder von unterschiedlich thermisch gealterten 3 mm Laminaten
Alterung der Prüfkörper bei 120 °C, 150 °C und 180 °C bis 1000 Zyklen. Die letzte Zeile zeigt den Querschnitt des konstant bei 180 °C gealterten Laminats.

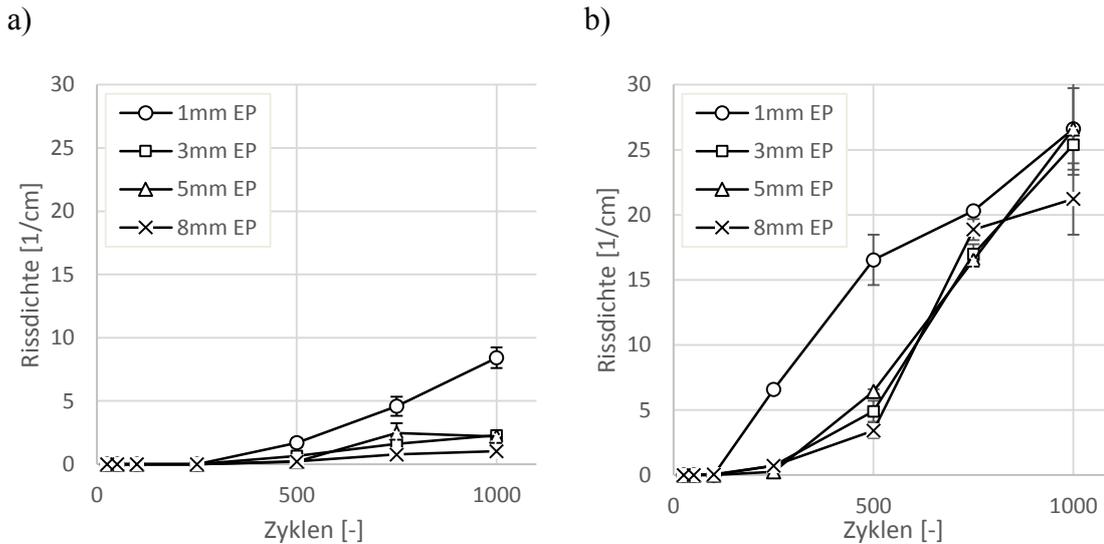


Abb. 5-20: Rissdichte in Abhängigkeit der Zyklenzahl und der Laminatdicke einer zyklischen Alterung bei a) 150 °C und b) 180 °C.

Diskussion

Unabhängig von der Dicke der Prüfkörper zeigen die Mikroskopaufnahmen der Querschnitte bei 150 °C und vor allem bei 180 °C Alterungstemperatur eine Verfärbung der Matrix und ein Risswachstum vom Rand hin zur Mitte der Probe. Die Ausprägung und Anzahl der Risse ist dabei abhängig von Zyklenzahl und Temperatur. Grund für die Verfärbung der Matrix ist nach Buch et al. [122] ein oxidativer Abbau des Kunststoffes durch den Luftsauerstoff. Diese Oxidation an der Außenseiten der Probe bewirkt dann, wie bei Barral et al. [64] beschrieben, eine Versprödung des Epoxids. Durch die zyklische Temperierung der Probe werden wiederkehrend thermische Spannungen induziert. Ist die Alterung ausreichend fortgeschritten und die Spannung ausreichend groß, führt dies zur spontanen Ausbildung von Rissen in den Decklagen [123]. Im Anschluss an die Rissinitiation kann die Umgebungsluft weiter in den Werkstoff eindringen und tiefer liegende Matrix oxidieren. Somit setzt sich das Risswachstum in Richtung Prüfkörpermitte fort. Für die hier untersuchten Epoxidprüfkörper heißt dies, dass für 120 °C sowohl der Grad der Matrixdegradation als auch der thermischen Spannungen nicht ausreicht, um Risse zu erzeugen. Bei einer Alterungstemperatur von 150 °C ist die Matrix der Prüfkörper bei ca. 500 Zyklen ausreichend degradiert, sodass sich Risse in den Randlagen bilden. 180 °C erzeugen die größten thermischen Spannungen und oxidieren die Matrix stärker, sodass schon nach 100 Zyklen erste Risse auftreten. Über die weiteren Zyklen entsteht ein ausgeprägtes und tiefer reichendes Netzwerk an Rissen, welches in den Mikroskopaufnahmen deutlich zu erkennen ist. In isotherm gealterten Prüfkörper zeigt die Randschicht ebenso Verfärbungen, die auf Oxidation hindeuten. Allerdings fehlen aufgrund der konstanten Temperaturbelastung die wiederkehrenden thermischen Spannungen. Somit entstehen keine Risse und es werden keine Diffusionswege für Sauerstoff ins Prüfkörperinnere geschaffen.

Der visuelle Eindruck von Verfärbungen und Rissen wird durch die Ergebnisse der Rissdichtemessungen bestätigt. Es zeigt sich ebenso eine Abhängigkeit der Rissdichte sowohl von der Temperatur und der Zyklenzahl als auch von der Laminatdicke. Der Zusammenhang von Rissdichte und Laminatdicke lässt sich durch das Risswachstum von außen nach innen und die Messmethode selbst erklären. Bei dieser werden die Risse pro Faserlage gezählt, auf die Prüfkörperbreite referenziert und diese lokale Rissdichte über die gesamte Probe gemittelt. Somit ergibt sich theoretisch für eine dünne Probe bestehend aus 24 Lagen, bei welcher jeweils die äußeren vier Lagen mit Rissen durchsetzt sind, eine um 33 % höhere Rissdichte als für eine Probe mit 32 Lagen, bei welcher ebenso nur die äußeren vier Lagen betroffen sind.

Die Größenordnung der hier gemessenen Rissdichten stimmt mit Werten aus der Literatur [67, 110, 112, 113] überein. Bei Bapanapalli et al. [110] werden 1,68 mm dicke 0/90°-Lamine mit Epoxidmatrix ($T_g \approx 210 \text{ °C}$) untersucht. Diese werden zwischen -50 °C und 180 °C mit Heiz- und Kühlraten von 4 °C/min zyklert. Nach 100 Zyklen ergibt sich hier eine Rissdichte von 6 1/cm, welche bis 300 Zyklen auf 8 1/cm anwächst und dort ein Plateau erreicht. Im Vergleich zur Messreihe der variotherm bei 180 °C gealterten Prüfkörpern treten in der Studie von Bapanapalli et al. die Risse früher auf, jedoch stagniert das Risswachstum auch schon zu einem früheren Zeitpunkt. Der frühere Beginn des Risswachstums ist mit der Abkühlung der Prüfkörper auf -50 °C zu erklären. Dadurch treten höhere thermische Spannungen auf, die die Rissbildung initiieren. Das Stagnieren der Rissdichte nach 300 Zyklen kann nach Bechel et al. [124] mit der Abfolge der Faserorientierung erklärt werden. 90°-Orientierungswechsel zwischen zwei Lagen bewirken demnach, dass sich 1,25 % der Risse in der nächsten Lage fortsetzen. Dahingegen führt ein 45°-Orientierungswechsel dazu, dass sich 25 % der Risse in der nächsten Lage fortsetzen. Da in den hier verwendeten Prüfkörpern 50 % der Orientierungswechsel solche um 45° sind, ist der Widerstand gegenüber Rissfortschritt geringer. Dies führt zu einer erst bei höheren Rissdichten einsetzenden Sättigung.

Es wird nachgewiesen, dass die chemische und physikalische Alterung in Verbindung mit den wiederkehrenden thermischen Spannungen zu mikroskopischen Schäden in den hier untersuchten Materialien führt. Für die hier verwendete Epoxidmatrix reicht diese Kombination aus Kennwertreduktion und Belastung bei 120 °C nicht aus, um Risse im Laminat zu erzeugen, jedoch für die Alterungstemperaturen von 150 °C und 180 °C schon. Es wird erwartet, dass sich diese Rissausbildung auf die Durchlässigkeit von Laminaten für Luft auswirkt. Im Hinblick auf die Auslegung von CFK-Werkzeugen ist die Verwendung eines Laminats von 8 mm anzustreben. Es zeigt sich, dass gerade bei einsetzendem Risswachstum die Zykluszahl, ab der das gesamte Laminat mit Rissen durchsetzt ist, vergrößert wird.

5.4.4 Leckagerate

Die chemische und physikalische Alterung der Matrix resultiert entsprechend der Voruntersuchungen, in der Ausbildung von Rissen. Inwieweit die Risse ein die beiden Außenflächen verbindendes Rissssystem ausbilden, wird in den Mikroskopaufnahmen nicht sichtbar. Die Bestimmung der Leckagerate durch den Faserverbund soll Aufschluss darüber geben.

Auswahl der Messmethodik

Zunächst werden die Methoden des Druckanstiegsverfahrens und das mittels Heliumleckdetektor miteinander verglichen. Abb. 5-21 zeigt den Verlauf der Messergebnisse an einer 3 mm dicken Probe bis 1000 Zyklen. Es werden Leckageraten über sieben Größenordnungen gemessen. Die Ausgangswerte der Druckanstiegsmethode liegen im Bereich $2 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s, die mit dem Helium-Leckdetektor bestimmten Messwerte bei $3 \cdot 10^{-7}$ mbar·l/s. Die große Differenz ist auf die Auflösung des hier verwendeten Messablaufs bei der Druckanstiegsmethode von $2,8 \cdot 10^{-5}$ mbar·l/s zurückzuführen. Der mittels Heliumleckdetektor bestimmte Messwert entspricht der realen Leckagerate und ist im Bereich von molekularen Lecks. In diesem Fall diffundiert eine geringe Menge an Helium Atomen durch den Faserverbund. Für Prüfkörper, welche bei 120 °C gealtert wurden, bleibt die Leckagerate gemessen in der Druckanstiegsmethode bis 750 Zyklen konstant. Gleiches gilt für die Leckagerate, welche mittels Heliumleckdetektor gemessen wurde. Nach 1000 Zyklen steigen beide Messwerte an: Die Leckagerate der Druckanstiegsmethode von $2 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s auf $1 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s und die durch den Heliumleckdetektor bestimmte von $3 \cdot 10^{-7}$ mbar·l/s auf $6 \cdot 10^{-5}$ mbar·l/s. Die Leckagerate der bei 180 °C gealterten Prüfkörper steigt für beide Messmethoden schon nach 250 Zyklen auf $2 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s bzw. $6 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s an. Die Messwerte beider Methoden gleichen sich also bezüglich der Größenordnung an. So kann für Größenordnungen größer 10^{-3} mbar·l/s angenommen werden, dass auch die Druckanstiegsmethode den realen Wert der Leckagerate bestimmt. Nach 500 Zyklen steigt der Messwert weiter in den Bereich von 10^{-1} mbar·l/s an. Jedoch ist der Heliumleckdetektor in diesem Leckageratenbereich mehrfach mit Helium übersättigt. Nach 750 und 1000 Zyklen kann die Leckagerate ausschließlich mit der Druckanstiegsmethode bestimmt werden. Die Druckanstiegsmethode bestimmt für die Prüfkörper nach 750 und 1000 Zyklen eine Leckagerate von 1 bzw. 2 mbar·l/s.

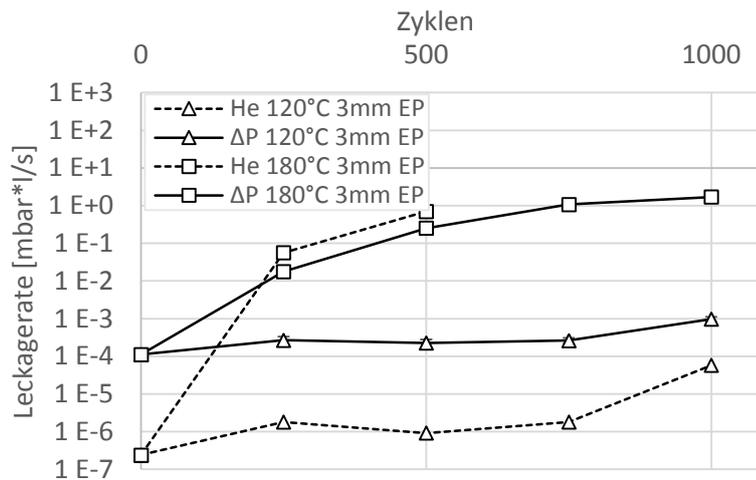


Abb. 5-21: Vergleich der Messergebnisse der Methoden des Druckanstiegs und mittels Heliumleckagedetektor

Die Messung erfolgt an 3 mm epoxidbasierten CFK-Prüfkörpern.

Ziel der Leckageuntersuchung ist es, über den gesamten Alterungsbereich einen Kennwert für die Luftdurchlässigkeit von CFK-Laminaten zu ermitteln. Dabei dient der Messwert als vergleichende Kenngröße für die hier verwendeten Materialien. Die Voruntersuchung zeigt, dass die Leckagerate von ungealterten und gealterten Laminaten einen Bereich von 10^{-7} bis 10 mbar·l/s umfasst. Der Messbereich von 10^{-3} bis 10^{-1} mbar·l/s wird als besonders relevant eingestuft, da sich dort die Grenzwerte der Prozesstoleranzen in der Fertigung von Faserverbundluftfahrtbauteilen befinden. Dieser Bereich wird vollständig durch die Druckanstiegsmethode abgedeckt. Ab einer Größenordnung von 10^{-2} mbar·l/s ist der Heliumleckdetektor als Messgerät ungeeignet, weshalb die folgenden Untersuchungen mittels Druckanstiegsmethode durchgeführt werden. Dabei besteht kein Anspruch auf die Bestimmung wahrer Leckageraten. Es soll der Startzeitpunkt von einsetzender Rissbildung und deren Einfluss auf die Durchlässigkeit des Laminats für Luft bestimmt werden. Es wird angenommen, dass alle folgenden Leckageraten der Größenordnung 10^{-4} mbar·l/s realen Leckageraten von 10^{-7} bis 10^{-4} mbar·l/s entsprechen.

Ergebnisse

Die Leckageraten in Abhängigkeit der Zyklenzahl für die Prüfkörperdicken 1, 3, 5 und 8 mm sind in Abb. 5-22 dargestellt. Dabei zeigt Teilabbildung a) die Messwerte für Prüfkörper, welche bei 120 °C gealtert wurden, b) für 150 °C und c) für 180 °C Alterungstemperatur. Der Ausgangswert der Leckagerate gemessen in der Druckanstiegsmethode für Prüfkörper aller Dicken beträgt im Mittel $2 \cdot 10^{-4} \pm 8 \cdot 10^{-5}$ mbar·l/s. Die Standardabweichungen der mittleren Leckageraten sind im Diagramm aufgrund der logarithmischen Darstellung meist durch den Graphen selbst verdeckt. Sie bewegen sich im Bereich einer Größenordnung kleiner als der Messwert selbst. Somit können

Veränderungen der mittleren Leckageraten im Bereich einer Größenordnung voneinander unterschieden werden.

Bei einer Alterungstemperatur von 120 °C ist bis 500 Zyklen bei keiner der Prüfkörper ein Anstieg der Leckagerate zu beobachten. Nach 750 Zyklen steigt die Leckagerate der 1 mm und der 3 mm Prüfkörper auf $1 \cdot 10^{-3} \pm 9 \cdot 10^{-5}$ mbar·l/s bzw. $6 \cdot 10^{-4} \pm 4 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s an. Dieser Anstieg setzt sich bis 1000 Zyklen auf $3 \cdot 10^{-3} \pm 2 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s bzw. $1 \cdot 10^{-3} \pm 2 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s fort. Die mittleren Leckageraten der 5 und 8 mm dicken Prüfkörper bleiben bis 1000 Zyklen unter Berücksichtigung der Standardabweichung konstant.

Die Leckageraten aller bei 150 °C gealterten Prüfkörper sind bis 100 Zyklen konstant auf dem Ausgangsniveau. Nach 250 Zyklen steigt die Leckagerate der 1 mm dicken Probe auf $7 \cdot 10^{-4} \pm 5 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s an. Dieser Anstieg setzt sich konstant bis $2 \cdot 10^{-1} \pm 3 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s nach 1000 Zyklen fort. Die Leckageraten der übrigen Prüfkörper steigen erst ab 500 Zyklen auf 2 bis $3 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s an. Bis 1000 Zyklen steigt auch hier der Wert weiter an und erreicht für die 3 mm Probe $4 \cdot 10^{-2} \pm 7 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s, für die 5 mm Probe $3 \cdot 10^{-2} \pm 3 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s und für die 8 mm Probe $2 \cdot 10^{-2} \pm 2 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s.

In Abb. 5-22 c) ist zu sehen, dass die Leckageraten aller bei 180 °C gealterten Prüfkörper bis 100 Zyklen konstant sind. Nach 250 Zyklen steigen die Leckageraten für alle Dicken an, wobei die 1 mm Probe den stärksten Anstieg auf $6,31 \cdot 10^{-2} \pm 1 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s aufweist. Alle weiteren Prüfkörperdicken weisen nach 250 Zyklen eine Leckagerate zwischen $1 \cdot 10^{-2}$ und $2 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s auf. Dieser Verlauf, wie auch die Differenz der 1 mm Probe zu den übrigen, setzt sich bis 750 Zyklen fort. Nach 750 und 1000 Zyklen sind die Leckageraten jeweils annähernd gleich. Für die 1 mm Prüfkörper beträgt diese $5 \pm 4 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s. Die übrigen Dicken weisen eine mittlere Leckagerate von $1 \pm 3 \cdot 10^{-1}$ mbar·l/s auf.

Im Gegensatz zur variothermen Belastung zeigen die Leckageratenmessungen von isotherm bei 180 °C gealterten Prüfkörper einen deutlich geringeren Anstieg. Abb. 5-21 d) vergleicht die Leckageratenverläufe über die Alterungsdauer. Dabei werden bei den variothermen Prüfkörper die Stunden bei Maximaltemperatur gewertet. Bis 500 Zyklen ist kaum ein Anstieg der Leckagerate zu beobachten. Zwischen 500 und 1000 Temperaturzyklen, was hier zwischen 375 und 750 h konstanter Temperierung bei 180 °C entspricht, steigt die Leckagerate linear auf einen Wert von $1 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s an.

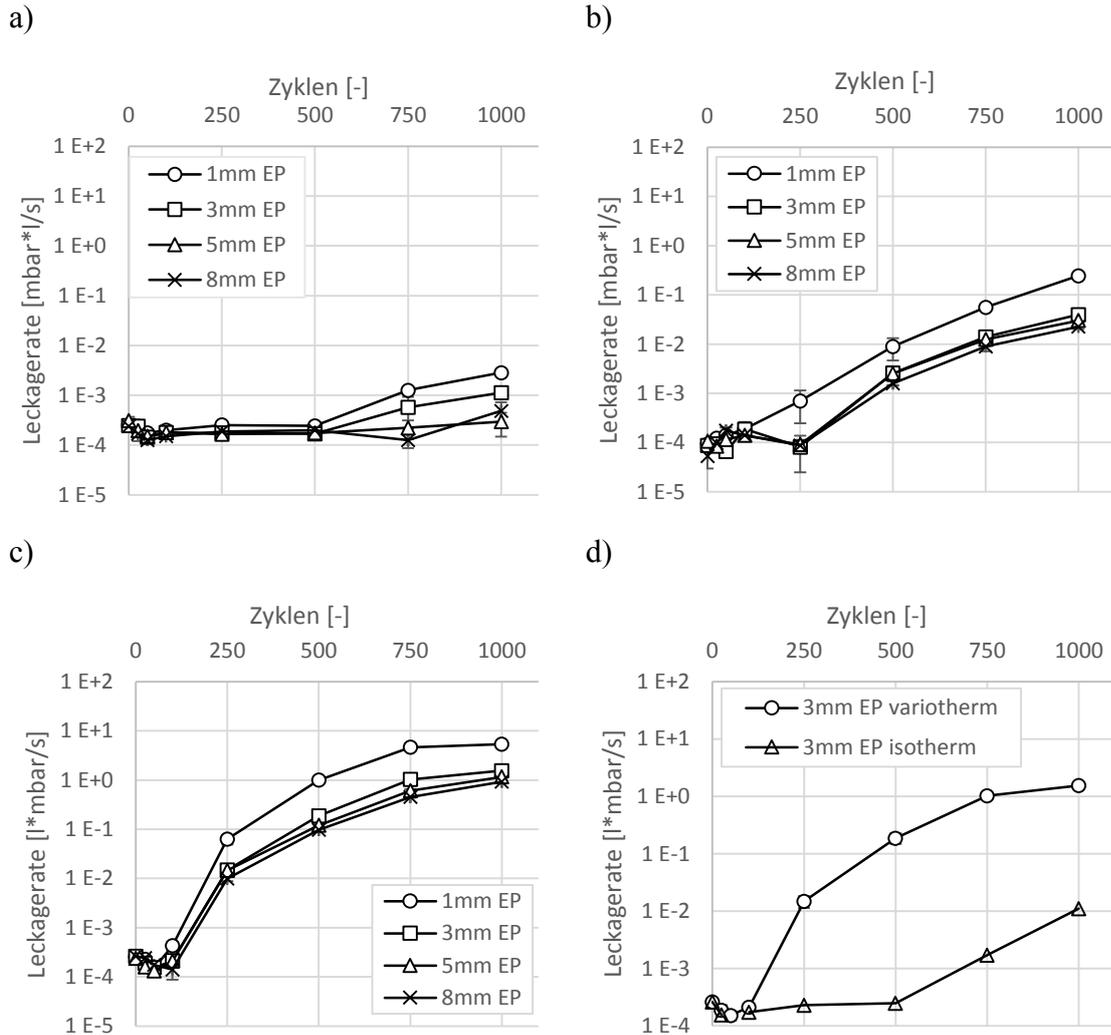


Abb. 5-22: Leckageraten in Abhängigkeit der Werkzeuglaminatdicke und der Zyklenzahl
 Alterungstemperaturen: a) 120 °C, b) 150 °C und c) 180 °C. d) Vergleich der Leckageraten von variotherm und isotherm bei 180 °C gealterten Prüfkörper (3 mm).

Diskussion

Die Messmethode zur Bestimmung der Leckagerate mittels Druckanstieg mit der hier vorgestellten Infrastruktur eignet sich allgemein, um Alterungseffekt und damit verbundene auftretende Rissbildung in Faserverbundlaminaten nachzuweisen. Um erste Alterungseffekte zu erkennen, wie bspw. nach 750 und 1000 Zyklen bei 120 °C, ist die Methode jedoch ungeeignet. Hier muss auf die Messung mittels Heliumleckdetektor zurückgegriffen werden.

Aus den Ergebnissen der Leckagerate der bei 120 °C gealterten Prüfkörper kann geschlossen werden, dass vor allem für die 5 und 8 mm dicken Prüfkörper über 1000 Zyklen kaum eine Veränderung des Laminats auftritt, die Risse oder andere Kanäle im Laminat hervorruft, durch welche Luft strömen kann. Aus dem leichten Anstieg der Leckagerate bei den 1 und 3 mm dicken Prüfkörper nach 750 und 1000 Zyklen wird

geschlossen, dass sich nicht mikroskopisch erkennbare Pfade im Laminat ausbilden, durch welche Luft strömt. Dies können Faser-Matrix-Grenzflächen oder Bereiche von Nähfäden sein. Keine der Prüfkörper erreichen den in 5.2.4 formulierten Grenzwert von $5 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s während der 1000 Zyklen. Daraus wird geschlossen, dass bei einer maximalen Prozesstemperatur von 120 °C ein CFK-Werkzeug unabhängig von seiner Dicke für mindestens 1000 Zyklen eingesetzt werden kann, ohne dabei den Bauteilherstellungsprozess negativ durch das Eindringen von Luft in das Prozessraum zu beeinflussen.

150 °C gealterte Prüfkörper zeigen sowohl eine Abhängigkeit der Leckagerate von der Zyklenzahl als auch von der Prüfkörperdicke. Hier beginnt bei 1 mm dicken Prüfkörpern schon nach 250 Zyklen Luft durch die Probe zu strömen. Für die anderen Dicken findet dieser Anstieg der Leckagerate erst nach 500 Zyklen statt. Ab 250 Zyklen überbrücken Risse schon eine Dicke von 1 mm. Zwischen 250 und 500 Zyklen schreitet das Risswachstum und damit die Oxidation der Matrix in tiefere Lagen voran, bis auch dickere Prüfkörper beide Prüfkörperseiten verbindende Kanäle aufweisen. Den Leckageraten-Grenzwert erreichen 1 mm dicke Prüfkörper bei linearer Approximation nach ca. 350 Zyklen, wohingegen dickere Lamine bis ca. 600 Zyklen unter diesem bleiben.

Die Leckageraten-Messungen der bei 180 °C gealterten Prüfkörper zeigen, dass die durch Alterung hervorgerufene Rissausbildung ab 100 Zyklen auftritt und die Ausprägung bis 250 Zyklen deutlich zunimmt. Bei linearer Approximation des Leckageratenverlaufs zwischen 100 und 250 Zyklen erreicht die 1 mm dicke Probe den Grenzwert nach etwa 150 Zyklen. 3 bis 8 mm dicke Prüfkörper weisen den Grenzwert nach 200 Zyklen auf. Die um etwa eine Größenordnung höhere Leckagerate der 1 mm dicken Probe im Vergleich zu den übrigen dicken bei gleicher Zykluszahl setzt sich bis 1000 Zyklen fort. Für geringe Dicken kleiner 3 mm ist somit eine Dickenabhängigkeit der Leckagerate zu beobachten, für größere Dicken unter Berücksichtigung der Standardabweichungen jedoch keine.

In der Literatur finden sich verschiedene Studien [117, 125, 126] zur Durchlässigkeit von FVW für Gase. Darin werden Lamine sowohl aus Glas- als auch Carbonfaserverstärkten Kunststoffen thermisch oder mechanisch belastet. Die darin beschriebenen Voruntersuchungen zu unbeschädigten Laminaten ergeben Leckageraten in der Größenordnung von 10^{-7} mbar·l/s. Die in dieser Arbeit ermittelte Leckagerate von $3 \cdot 10^{-7}$ mbar·l/s mittels Heliumleckagedetektor ist somit repräsentativ für Faserverbunde.

Humpenöder [126] beschreibt in seiner Arbeit Leckageratenuntersuchungen an FVW-Prüfkörpern die zwischen -200 °C und Umgebungstemperatur 100 Mal thermisch zyklisiert wurden. Er misst eine Erhöhung der Leckagerate auf 10^{-6} mbar·l/s und erklärt dies mit der Ausbildung einzelner Risse durch thermische Spannungen. Dieser Leckageraten Anstieg ist mit dem der bei 120 °C für 500 bis 750 Zyklen gealterten Prüfkörper vergleichbar. Die Leckageratenanstiege für die Alterungstemperaturen von 150 und

180 °C sind um bis zu sechs Größenordnungen höher. Im Fall von Humpenöder unterliegt die Matrix zwar einer größeren thermischen Spannung, jedoch altert diese bei Umgebungstemperatur nicht. Somit ist die in dieser Arbeit entstehende Anzahl und Ausprägung an Rissen um ein vielfaches Größer als die ausschließlich durch Abkühlung hervorgerufenen Risse, was die große Differenz in den Leckageraten erklärt.

Die Messungen isotherm bei 180 °C gealterter Prüfkörper zeigen deutliche Unterschiede zu den zyklisch temperierten Prüfkörpern. Die durch das zyklische Abkühlen und Aufheizen hervorgerufenen, interlaminaren thermischen Spannungen rufen in der gealterten Matrix Risse hervor und beschleunigen durch die so entstehenden Wege für Luftsauerstoff in das Prüfkörperinnere die Oxidation der Prüfkörpermatrix in Dickenrichtung. Bei isothermer Alterung kann Luftsauerstoff nur über Diffusion in das Prüfkörperinnere vordringen und dort die Matrix degradieren. Risse treten erst auf, wenn die Degradation der Matrix so weit fortgeschritten ist, dass im Fertigungsprozess eingefrorene Eigenspannungen im Prüfkörperlaminat die Bruchfestigkeit der Matrix lokal überschreiten. Dieser Prozess tritt hier erst nach einer zwei- bis dreimal längeren Zeit im Vergleich zur zyklischen thermischen Belastung bei 180 °C auf. Jedoch tritt auch hier der Effekt der Luftdurchlässigkeit auf, bevor mikroskopisch Risse beobachtet werden können.

Die Ergebnisse zeigen eine Abhängigkeit der Leckagerate von der Alterungstemperatur, der Zyklenzahl und der Laminatdicke. In Bezug auf die Alterungstemperatur und Zyklenzahl korrelieren damit die Ergebnisse mit denen der ILSS und Rissdichte (Kapitel 5.4.2.1 und 5.4.3). Werden die Prüfkörper anstelle der variothermen einer isothermen Temperierung unterzogen, verringert sich der Leckageratenanstieg. Somit wird festgestellt, dass überwiegend die zyklische, thermische Belastung Risse in der Probe erzeugt. Die thermo-oxidative Alterung, welche mit steigender Temperatur ebenfalls zunimmt, schwächt die Matrix und schafft somit die Grundlage für die Rissinitiierung und Weiterleitung.

5.5 Ergebnisse und Vergleich der Materialkonzepte zur Reduzierung der Alterungseffekte

Bei 180 °C Alterungstemperatur sind im epoxidbasierten Ausgangslaminat deutliche Alterungseffekte messbar. Im Folgenden werden die in Kapitel 5.3.1 beschriebenen Materialkonzepte zur Reduzierung der Alterungseffekte auf deren Wirksamkeit bei einer zyklischen thermischen Belastung von 180 °C überprüft. Dazu werden die ILSS, die Rissdichte und die Leckagerate für die jeweiligen Konzepte bestimmt und den Ergebnissen des Ausgangslaminats gegenübergestellt. Tab. 5-6 zeigt die Konzepte und jeweiligen Kurzbezeichnungen.

Tab. 5-6: Materialkonzepte und Kurzbezeichnungen

Gruppe	Materialzusammensetzung	Kurzbezeichnung
Matrixmodifikationen	Gelege, Epoxid, Härter	Härter
	Gelege, Epoxid, Silizium	Silizium
	Gelege, BMI	BMI
	Gewebe, Epoxid	Gewebe
Modifikation des Schichtverbundes	Gelege, Epoxid, Phenoxybinder	Phenoxy
	Gelege, Epoxid, PPSU-Folie	Folie
	Gelege, Epoxid, Thinply	Thinply
	Gelege, Epoxid; Gelcoat	Gelcoat

5.5.1 ILSS

Ergebnisse

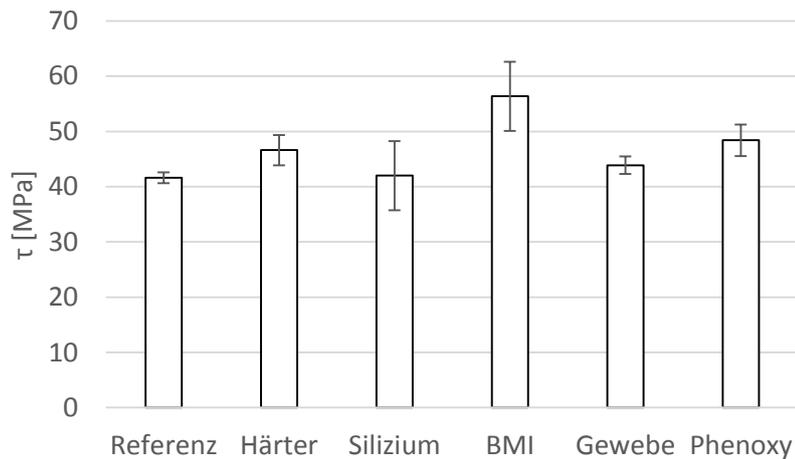
Die Prüfkörper unterschiedlicher Materialmodifikationen versagen alle entsprechend der Norm gültig unter Schub in den mittleren Lagen. Die Oberflächenkonzepte mit PPSU-Folie, Thinply und Gelcoat als Decklage werden nicht getestet, da kein Einfluss einer Decklagenmodifikation auf die Schubfestigkeit der Gesamtprobe erwartet wird. Abb. 5-23 a) zeigt die ILSS der ungealterten Prüfkörper der Materialkonzepte Härter, Silizium, BMI, Phenoxy und Gewebe und vergleicht diese mit der ILSS des Ausgangslaminats gegenüber. Sowohl die mit Härterüberschuss als auch mit Phenoxy modifizierten Prüfkörper weisen einen Anstieg in der ILSS um 10 bzw. 15 % auf. Das aus Gewebe aufgebaute Laminat zeigt eine mit dem Ausgangslaminat vergleichbare ILSS. Die Prüfkörper mit Silizium modifizierter Epoxidmatrix weisen eine leicht niedrigere ILSS auf, wobei die Messwerte mit einem Variationskoeffizienten² von 14 % stark streuen. Durch den Einsatz der BMI-Matrix wird die ILSS um mehr als 30 % erhöht bei einem Variationskoeffizienten von 11 %.

In Abb. 5-23 b) sind die relativen ILSS der matrixmodifizierten Lamine in Abhängigkeit der Zyklenzahl dargestellt. Dabei sind ILSS-Werte auf den jeweiligen ILSS-Wert im ungealterten Zustand bezogen. Alle Materialkonzepte weisen eine kontinuierliche Reduktion der ILSS mit steigender Zykluszahl auf. Die ILSS des Ausgangslami-

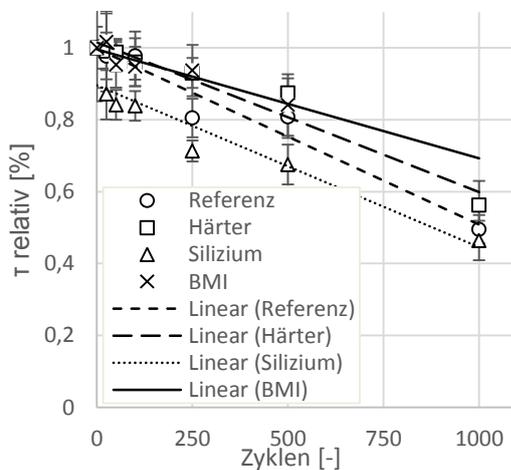
² Variationskoeffizient: $v = \frac{\text{Standardabweichung}}{\text{Mittelwert}}$ [%]

nats und die des mit Siliziumpartikeln modifizierten Laminats fallen bis 1000 Alterungszyklen bei 180 °C um 50 bzw. 54 % ab, wobei unter Berücksichtigung der Variationskoeffizienten eine eindeutige Unterscheidung nicht möglich ist. Die durch Härterüberschuss veränderten Prüfkörper zeigen mit einem Abfall der ILSS um 44 % eine leichte Verbesserung. Das BMI-basierte Laminat zeigt eine geringere Auswirkung der Alterung bei 180 °C. Der Kennwert fällt auch, jedoch in geringerem Ausmaß. Nach 500 Zyklen um 16 % und nach 1000 Zyklen um 29 %.

a)



b)



c)

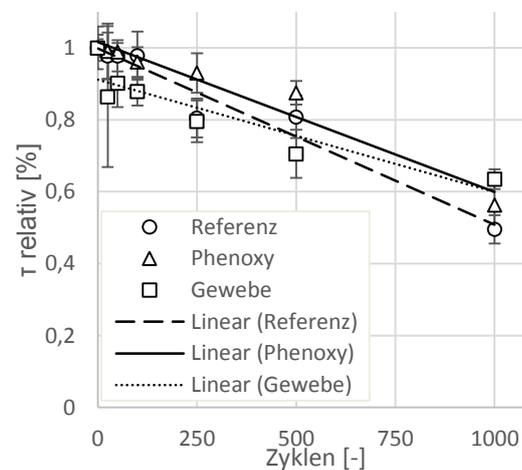


Abb. 5-23: ILSS der verschiedenen Materialkonzepte und lineare Approximation

a) Ausgangswerte vor der Alterung. ILSS in Abhängigkeit der Alterungszyklen bei 180 °C der b) Matrixmodifikationen und c) Anpassungen des Schichtverbundes

Die ILSS der Konzepte mit angepasstem Schichtaufbau sind in Abb. 5-23 c) über die Anzahl der Alterungszyklen bei 180 °C aufgetragen. Darin zeigen sich keine signifikanten Unterschiede, jedoch Tendenzen hinsichtlich des Einfluss der Alterung auf die ILSS der Prüfkörper. Nach 500 Zyklen ist die relative ILSS der Phenoxy Prüfkörper

um 7 % erhöht und die ILSS der Gewebeprüfkörper um 10 % gegenüber der ILSS des Referenzlaminats verringert. Nach 1000 Zyklen verändert sich diese Tendenz. Gewebe haben eine um 15 % höhere und Phenoxy-Prüfkörper eine um 10 % höhere relative ILSS im Vergleich zum Referenzlaminat. Bei Variationskoeffizienten von im Mittel 5 % sind die Unterschiede in den ILSS nicht eindeutig.

Diskussion

Die Versuche zeigen, dass vor allem durch den Einsatz einer Hochtemperaturmatrix, wie BMI, der durch thermische Alterung hervorgerufene Abfall der ILSS reduziert werden kann. Auch Akay et al. [67] messen die ILSS von BMI-basierten ($T_g \approx 285 \text{ °C}$ (DMA)) Laminaten, welche bei 210, 230 und 250 °C bis zu 2000 h isotherm gealtert wurden. Dabei wird für die bei 210 °C gealterten Prüfkörper ein Festigkeitsabfall von 23 % nach 800 h und 27 % nach 2000 h gemessen. Der Festigkeitsabfall wird sowohl mit thermo-oxidativer Matrixdegradation als auch mit entstehenden Mikrorissen erklärt. Der Abfall ist für eine höhere Alterungstemperatur geringer als in den Prüfkörpern in dieser Studie. Dies wird mit der zyklischen thermischen Belastung erklärt, wodurch zusätzlich Risse und Delaminationen im Prüfkörper entstehen, welche die Alterung beschleunigen und somit die Festigkeit reduzieren. Der Festigkeitsabfall für Prüfkörper, welche in der Studie bei 250 °C gealtert wurden, ist bis 800 h vergleichbar mit jenem bei 210 °C. Nach 2000 h sinkt die ILSS auf ca. 50 % des Ausgangswertes. Dies ist wiederum vergleichbar mit den Festigkeitsabfällen des epoxidbasierten Ausgangslaminats. Hieraus kann abgeleitet werden, dass die ILSS von CFK-Laminaten unabhängig von der Matrix bei thermischer Belastung nahe deren T_g in ähnlichem Ausmaß abfällt.

Mit Siliziumpartikel modifizierte Prüfkörper zeigen keine positive Auswirkung auf die alterungsbedingte ILSS-Reduktion. Es wird daher angenommen, dass die Partikel für dieses Matrixsystem oder die hier angewandte Mischung der Komponenten nicht geeignet sind und dies dazu führt, dass in der Literatur [80, 84] beschriebene Verbesserungen der Bruchzähigkeit und der Ermüdungseigenschaften ausbleiben. Es muss in den folgenden Mikroskopaufnahmen untersucht werden, inwieweit die Partikel die alterungsbedingte Rissbildung im Laminat beeinflussen.

Prüfkörper, welche mit einem Härterüberschuss von 60 % gefertigt wurden, zeigen eine Reduktion der alterungsbedingten Abnahme der ILSS, vor allem bis 500 Alterungszyklen. Diese wird auf eine geringere Rissbildung im Laminat zurückgeführt, die wiederum nach Wu et al. [75] mit der Plastifizierung der Matrix aufgrund von Härterresten im ausgebildeten Epoxidnetz erklärt werden kann.

Phenoxy gelöst in der Epoxidmatrix verringert bis 500 Zyklen die alterungsbedingte Reduktion der ILSS. Dies kann durch die lokale Erhöhung der Bruchzähigkeit der Matrix durch gelöstes Phenoxy erklärt werden. Die wiederkehrenden thermischen Spannungen und die zunehmende und tiefer reichende Degradation der Epoxidmatrix verringern den Einfluss von Phenoxy bis 1000 Zyklen.

Bis 500 Zyklen hat Gewebe anstatt Gelege keinen Einfluss auf den in der ILSS erkennbaren Fortschritt der Alterung. Die thermo-oxidative Degradation der Matrix findet in gleichem Maße statt. Die geringere Reduktion der ILSS nach 1000 Alterungszyklen kann mit dem Einfluss des Gewebes auf den Rissfortschritt, wie auch von Pochiraju et al. [60] beschrieben, erklärt werden. Die Verschränkung der Garne stellt eine Barriere für Risse dar. Die mutmaßlich geringere Ausprägung an Rissen bewirkt eine vergleichsweise geringere Abnahme der ILSS.

Unabhängig von der Materialmodifikation fällt die ILSS mit andauernder thermischer Zyklisierung. Einzig der Austausch der Matrix durch das thermisch stabilere BMI reduziert die Auswirkungen der Alterung auf die ILSS des Laminats signifikant. Inwieweit die hier erkannten in Bezug auf die Alterung leichten Verbesserungen der Konzepte Härterüberschuss, Phenoxy und Gewebe, die Rissbildung und schlussendlich die Leckagerate reduzieren, muss sich in folgenden Ergebnissen zeigen.

5.5.2 Rissdichte

Ergebnisse

Die Betrachtung der Schlißbilder zeigt für alle epoxidbasierten Lamine die gleichen Effekte, die im Ausgangslaminat beobachtet werden. Dazu sind in Abb. 5-24 und Abb. 5-25 die Materialmodifikationen dargestellt. Zu Beginn verfärbt sich die Matrix vor allem an harzreichen Stellen und an solchen, an denen ein Nähfaden des Geleges zu finden ist. Im Anschluss daran treten Risse ab 100 Zyklen am Rand der Probe auf, von wo sie sich mit steigender Zyklenzahl in Dickenrichtung ausbreiten. In den Silizium Prüfkörper fällt auf, dass schon nach 500 Zyklen sehr große Risse und Verfärbungen in den Reinharzbereichen zu sehen sind, von wo aus Risse in das Laminat reichen. Deutlich weniger Verfärbungen und Risse sind in den Schlißbildern der Phenoxyprüfkörper über die gesamte Zykluszahl zu erkennen. Das BMI-basierte Laminat zeigt bis 500 Zyklen keine Verfärbungen oder Risse. Ab 500 Zyklen sind erste feine Risse in den Randbereichen zu erkennen. Bis 1000 Zyklen sind darin vereinzelt auch Risse in inneren Lagen zu finden.

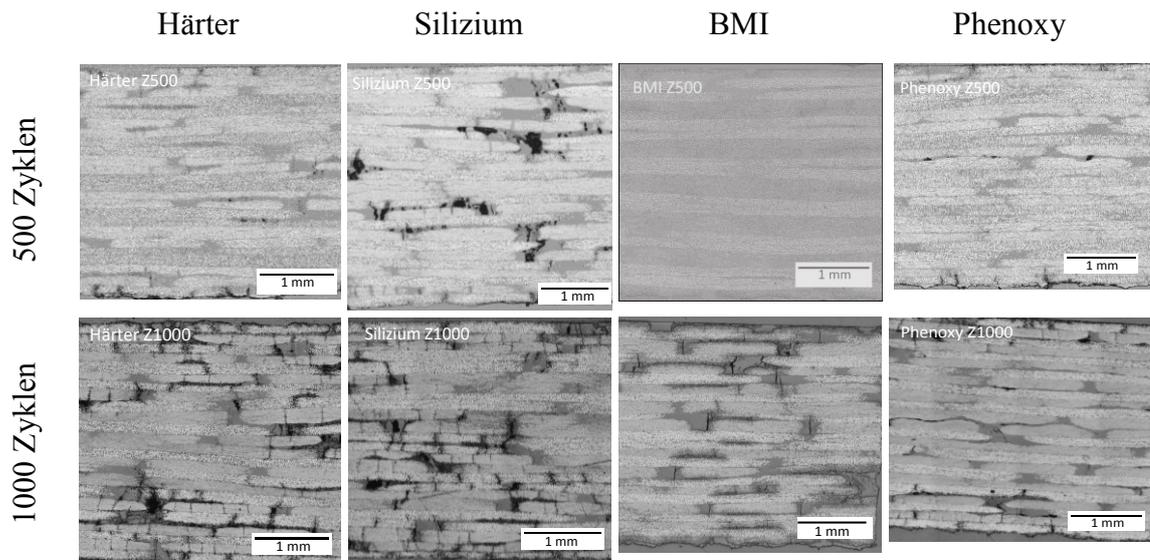


Abb. 5-24: Mikroskop­aufnahmen von Schliffbil­dern nach 500 und 1000 Alterungszyklen bei 180 °C der matrix­modifizierten Prüf­körper
Die Matrix­modifikationen sind dabei: Härter, Silizium und BMI und Phenoxy

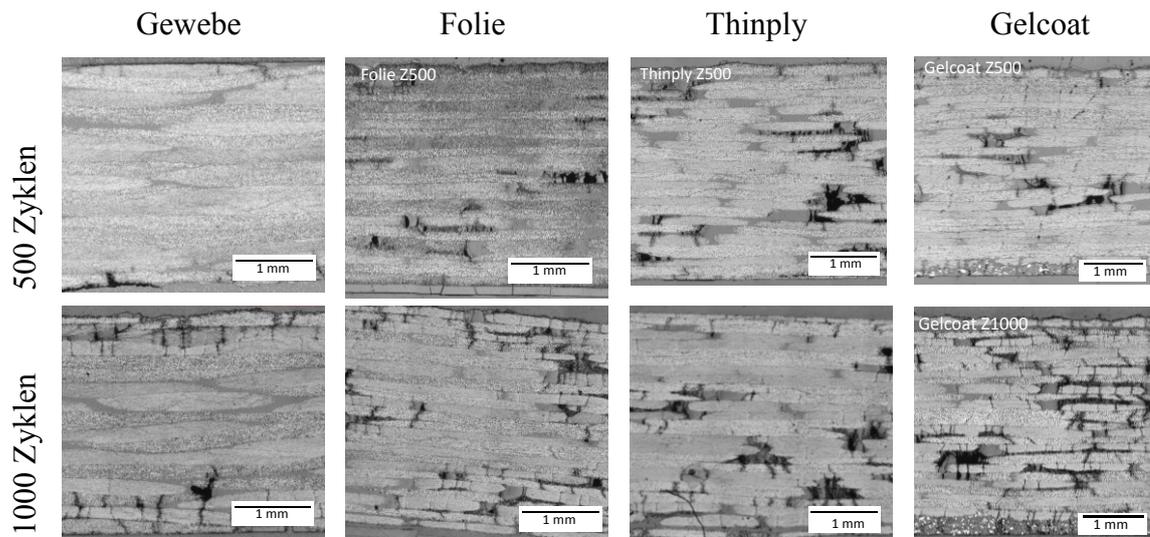


Abb. 5-25: Mikroskop­aufnahmen von Schliffbil­dern nach 500 und 1000 Alterungszyklen bei 180 °C
Modifizierte Prüf­körper: Gewebe, Folie, Thinply und Gelcoat

Abb. 5-26 zeigt die aus den Mikroskop­aufnahmen bestimmten Rissdichten für die unterschiedlichen Laminatanpassungen. Teilabbildung a) vergleicht die Messwerte der Matrix­modifikationen mit dem Ausgangslaminat. Darin ergibt sich ein differenziertes Ergebnis. Die Zugabe von Silizium­partikeln sorgt bis 500 Zyklen für ein beschleunigtes Risswachstum. Nach 500 Zyklen weisen diese Prüf­körper eine fast doppelt so große Rissdichte wie das Ausgangslaminat auf. Nach 1000 Zyklen hat sich die Rissdichte des Silizium­prüf­körpers wieder an die des Referenzlaminats angeglichen. Härterüberschuss reduziert die Rissdichte bis 500 Zyklen geringfügig und nach 1000 Zyk-

len deutlich um 30 % zum Ausgangslaminat. Die Rissdichte im BMI-basierten Laminat ist nach 500 Zyklen kleiner 1 % der Rissdichte des Ausgangslaminats. Bis 1000 Zyklen steigt die Rissdichte auf 3,5 1/cm an, was eine Reduktion der Rissdichte um 85 % zum Ausgangslaminat bedeutet.

Abb. 5-26 b) zeigt die Rissdichte über die Zyklenzahl bei 180 °C Alterungstemperatur der Anpassungen des Schichtverbundes und vergleicht diese mit dem Ausgangslaminat. Bis 500 Zyklen verhalten sich die Laminat unabhängig von der Anpassung gleich. Die Rissdichte nach 500 Zyklen beträgt im Mittel $4,3 \pm 0,5$ 1/cm. Nach 1000 Zyklen ist eine Abhängigkeit der Rissdichte von den Anpassungen des Schichtverbundes zu sehen. Alle Konzepte reduzieren die Rissdichte verglichen mit der des Ausgangslaminats von 26 ± 1 1/cm. Der Phenoxybinder zeigt dabei den stärksten Effekt mit einer Reduktion der Rissdichte um über 60 % gefolgt vom Gewebe mit einer Reduktion um 50 %. Thinply an der Oberfläche reduziert die Rissdichte um 35 %, wohingegen die Konzepte mit Folie und Gelcoat die Rissdichte um ca. 23 % reduzieren.

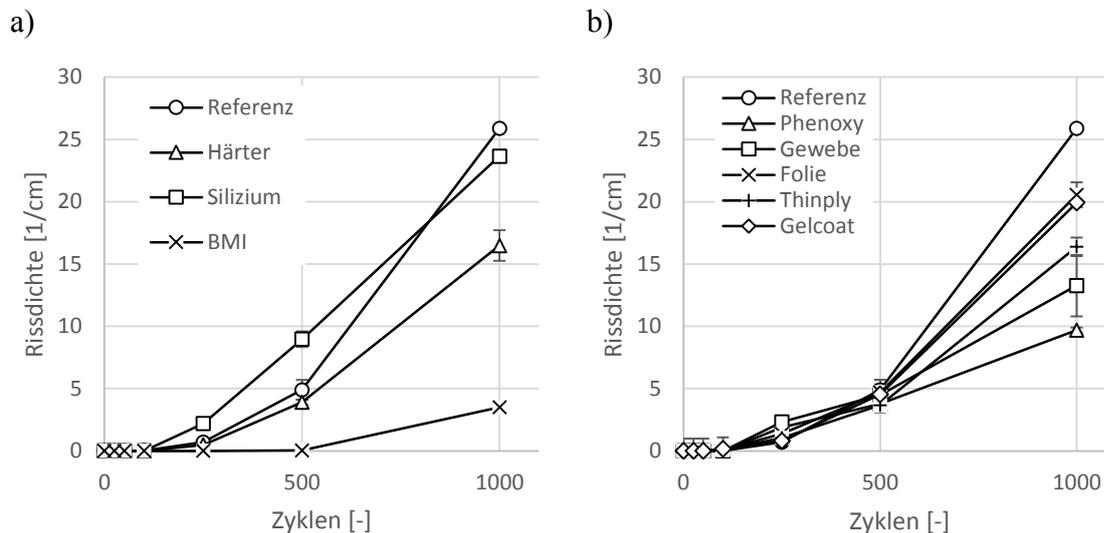


Abb. 5-26: Rissdichte von 3 mm Laminaten in Abhängigkeit der Zyklenzahl für eine Alterungstemperatur von 180 °C

- a) Matrixmodifikationen
b) Anpassungen des Schichtverbundes

Diskussion

Die Beimengung von Siliziumpartikeln zur Epoxidmatrix verringert in dieser Arbeit die Ausprägung von Rissen nicht, sondern erhöht sie bis 500 Zyklen sogar. Ausgehend von diesen Verfarbenungen wachsen mit steigender Zyklenzahl Risse in das Laminat. Eine mögliche Erklärung bietet die Studie von Hsieh et al. [127]. Diese finden in Rasterelektronenmikroskopaufnahmen Poren, welche sich um die Siliziumpartikel ausbilden. Die Poren wiederum stellen Fehlstellen in der Matrix dar, welche bei zyklischer thermischer Belastung als Rissinitiatoren dienen können. Es besteht zudem die Mög-

lichkeit, dass Lösungsmittelrückstände von der Mischung der Nanosiliziumpartikellösung mit dem Harz die mechanischen Eigenschaften des Harzes reduzieren.

Die Reduktion der Rissdichte durch den Härterüberschuss lässt sich nach Wu et al. [75] mit dem Effekt erklären, dass die nichtreagierten Restbestandteile des Härters als Schmierfilm zwischen den Molekülketten wirken, der deren Beweglichkeit verbessert. Die so erhöhte Plastizität des Epoxids reduziert die Rissinitiierung und verlangsamt den Rissfortschritt.

Die hier verwendete BMI-Matrix mit einem T_g (DMA) von ca. 290 °C reduziert die Rissdichte aufgrund von zyklischer thermischer Alterung um ein bis zwei Größenordnungen verglichen mit dem Ausgangslaminat. Dies ist vor allem auf die auch in der Literatur [90] beschriebene, deutlich höhere thermische Stabilität verglichen mit Epoxiden zurückzuführen. Die thermischen Spannungen können bei gleich bleibenden mechanischen Eigenschaften der Matrix deutlich länger ohne Schädigung dieser aufgenommen werden.

Die Anpassungen des Schichtverbundes beeinflussen die Rissinitiierung bis 500 Zyklen nicht. Jedoch nehmen die Modifikationen Einfluss auf den Rissfortschritt und Riss­sprünge zwischen einzelnen Lagen. In der Literatur [101] wird für Phenoxybindervlies sowohl die Unterdrückung der Rissinitiierung als auch die Reduzierung des Rissfortschritts beschrieben. Nach den Mikroskop­aufnahmen, in denen keine zusätzliche Binderschicht erkennbar ist, ist von einer vollständigen Lösung auszugehen. In dieser Arbeit wurde allerdings ein kalthärtendes Epoxidharz verwendet. Der Lösungsprozess des Vlieses in der flüssigen Matrix ist abhängig von Temperatur und der Zeit. Bei der Aushärtung bei Umgebungstemperatur ist von einer geringeren Lösungsgeschwindigkeit auszugehen, wodurch die Reichweite der Modifikation durch das Bindermaterial begrenzt ist. Es wird angenommen, dass der Binder lokal im Bereich zwischen den Lagen verbleibt und dort vor allem Einfluss auf die Rissweiterleitung zwischen den Lagen hat. Im Gewebe kann der geringere Rissfortschritt mit den Kreuzungspunkten der Garne erklärt werden, die eine Barriere für Risse darstellt. Sowohl Thinplies, die Folie als auch der Gelcoat wurden nur in der Decklage eingesetzt. Hier wird trotzdem eine Reduktion der Rissdichte nach 1000 Zyklen festgestellt. In allen drei Fällen gibt es einen Gradienten der Rissdichte in Dickenrichtung mit der geringsten Rissdichte auf der Decklagenseite. Die Konzepte reduzieren die Rissausbildung in der Decklage und verringern somit das tiefere Eindringen von Luft tiefer in das Laminat. Damit wird die Oxidation in tieferen Lagen gebremst und somit auch das Risswachstum in Dickenrichtung.

Die Ergebnisse der Rissdichteuntersuchungen bestätigen die der ILSS und lösen Unterschiede in der Ausprägung der Alterung nach 1000 Zyklen klarer auf. Aus dem Vergleich der Resultate mit dem Ausgangslaminat kann geschlossen werden, dass Härterüberschuss, Phenoxy und Gewebe zwar nicht die Rissinitiierung reduzieren können, jedoch bis 1000 Zyklen die Rissausbreitung im Laminat verringern. Die BMI-Matrix

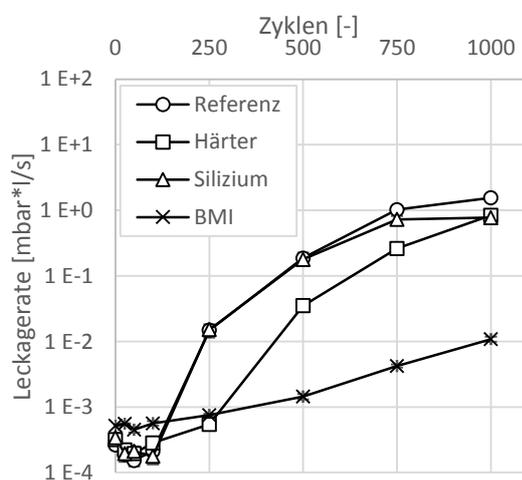
hingegen reduziert auch die Rissinitiierung. Siliziumpartikel bieten hingegen keine Verbesserung des Widerstands gegenüber Alterung.

5.5.3 Leckagerate

Ergebnisse

Die Leckagerate durch modifizierte Laminat ermittelt in der Druckerhöhungsmethode, in Abhängigkeit der Alterungszyklen ist in Abb. 5-27 dargestellt. Dabei zeigt Teilabbildung a) die Ergebnisse der Laminat mit Matrixmodifikation und Teilabbildung b) die der Modifikation des Schichtverbundes. Die Standardabweichungen sind im Diagramm enthalten, verschwinden aber in vielen Fällen aufgrund der logarithmischen Skala hinter den Kurvenmarkierungen.

a)



b)

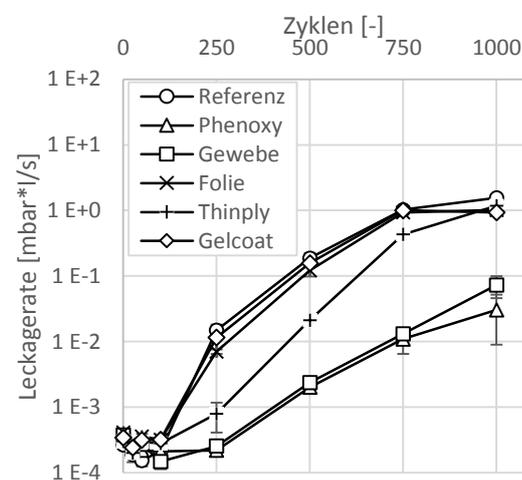


Abb. 5-27: Leckagerate (Druckerhöhungsmethode) in Abhängigkeit der Alterungszyklen bei 180 °C

Vergleich der Materialkonzepte mit der Referenz a) Matrixmodifikation und b) Modifikation des Schichtverbundes

Die in die Matrix eingebrachten Siliziumpartikel ergeben keine Veränderung des Verlaufs der mittleren Leckageraten im Vergleich zum Ausgangslaminat. Es ist ebenso ein sprunghafter Anstieg der Leckagerate zwischen 100 und 250 Zyklen von $2 \cdot 10^{-4}$ mbar-l/s auf $2 \cdot 10^{-2}$ mbar-l/s zu beobachten. Im Anschluss folgt ein gleichmäßiger Anstieg bis 750 Zyklen auf 1 mbar-l/s, wonach die Leckagerate bis 1000 Zyklen auf diesem Level verbleibt.

Härterüberschuss bewirkt ein hinauszögern des ersten, signifikanten Anstiegs der Leckagerate. Nach 250 bis 500 Zyklen steigt die Leckagerate von $5 \cdot 10^{-4}$ mbar-l/s auf $4 \cdot 10^{-2}$ mbar-l/s an. Danach zeigt die Leckagerate einen kontinuierlichen Anstieg bis sie nach 1000 Zyklen auf dem gleichen Level wie die des Ausgangslaminats und des siliziummodifizierten Laminats ist.

Die BMI-basierten Prüfkörper weisen zu Beginn der Messreihe eine leicht erhöhte Leckagerate von $5 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s auf. Diese bleibt bis 250 Zyklen konstant auf dem Level. Nach 250 bis 500 Zyklen verzeichnet die Leckagerate einen Anstieg auf $1 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s. Bis 750 Zyklen steigt diese bis auf $4 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s an. Bis 1000 Zyklen steigt die Leckagerate weiter bis auf $1 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s an. Somit ergibt sich nach 1000 Zyklen eine Reduktion der Leckagerate um zwei Größenordnungen.

Sowohl die phenoxymodifizierten als auch aus Gewebe aufgebauten Lamine zeigen vergleichbare Leckageraten über die Zyklenzahl. Auch hier lässt sich der erste Sprung in der Leckagerate auf das Zyklenfenster von 250 bis 500 hinaus­zögern und zudem reduzieren. Die Leckagerate steigt dabei von $2 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s auf $3 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s an. Bis 1000 Zyklen erhöht sich die Leckagerate konstant bis auf 3 bzw. $7 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s.

Eine Lage Thinply-Gewebe auf der Oberfläche der Prüfkörper bewirkt eine Reduktion des ersten Anstiegs der Leckagerate zwischen 100 und 250 Zyklen auf $8 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s. Mit zunehmender Zyklenzahl liegt der Kurvenverlauf zwischen dem Ausgangslaminat und der phenoxymodifizierten Prüfkörper. Nach 500 Zyklen wird eine mittlere Leckagerate von $2 \cdot 10^{-2}$ mbar·l/s gemessen, die bis 1000 Zyklen auf das gleiche Niveau wie die des Ausgangslaminats ansteigt.

Die Oberflächenkonzepte mit PPSU-Folie und Gelcoat zeigen einen mit dem Ausgangslaminat vergleichbaren Leckageratenverlauf.

Diskussion

Folgende Konzepte der Matrixmodifikationen und der Modifikation des Schichtverbundes erzielen keine Reduktion der Leckagerate mit zunehmender Alterung: Siliziumpartikel sowie PPSU-Folie und Gelcoat auf der Laminatoberfläche. Wie schon in den vorangegangenen Untersuchungen wird für die Modifikation mit Silizium angenommen, dass entweder die Kompatibilität von Siliziumnanopartikeln mit diesem Harzsystem nicht gegeben ist oder Fehler bei der Mischung von Harz und Partikeln dazu führen, dass positive Effekte ausbleiben. Beim Oberflächenkonzept mit applizierter Folie und Gelcoat zeigen bereits die Mikroskopaufnahmen des Laminatquerschnitts, dass auch Risse in der Oberflächenschicht entstehen. Somit stellen die Folie und der Gelcoat keine Luftbarriere dar, welche die Dichtigkeit des Konzepts gewährleistet. Aus diesem Grund ist es möglich, dass Sauerstoff auch in darunterliegende Lagen gelangt, wodurch die Oxidation tief in das Laminat hinein reicht.

Der Überschuss an Härter hat einen positiven Effekt auf den initialen Anstieg der Leckagerate. Es wird angenommen, dass der thermo-oxidative Abbau der Matrix nicht verringert wird. Jedoch führt der zusätzliche Härter dazu, dass die Rissinitiation durch die duktilere Matrix hinausgezögert wird und somit das Laminat bis 250 Zyklen luftundurchlässig bleibt. Das Risswachstum im Anschluss an die Initiierung zwischen 250 und 500 Zyklen wird nicht verringert. Dieses Konzept stellt also keine Lösung dar,

die das Laminat für eine Zyklenzahl größer 500 resistent gegenüber Undichtigkeiten macht.

Die erhöhte Leckagerate der ungealterten BMI-Laminat kann auch unter Berücksichtigung von Mikroskopieaufnahmen nicht erklärt werden. Die zu Beginn jeder Untersuchung durchgeführten Messungen an einem Edelstahlblech weisen auch hier Werte im Bereich von $2 \cdot 10^{-4}$ mbar·l/s auf. Damit können Undichtigkeiten in der Messinfrastruktur ausgeschlossen werden. Die Leckageraten bis 250 Zyklen zeigen, dass diese geringfügige Undichtigkeit zu Beginn nicht weiter wächst. Auch bis 750 Zyklen ist der Anstieg der Leckagerate verglichen mit allen übrigen Materialkonzepten deutlich geringer. Dies kann mit der höheren Temperaturbeständigkeit des Polymers begründet werden, wodurch bei 180 °C Alterungstemperatur der thermo-oxidative Abbau der Matrix geringer ausfällt. Somit kann die Matrix die thermischen Spannungen über einen längeren Zeitraum aufnehmen, ohne dass Risse im Laminat entstehen. Dabei ist die Kombination aus Versprödung der Matrix und thermischen Spannungen erst nach 250 bis 500 Zyklen ausreichend, um ein Netz aus Rissen durch das Laminat zu erzeugen, welches einen Luftstrom in Dickenrichtung ermöglicht. Erst bei 750 Zyklen erreichen Prüfkörper mit BMI-Matrix einen in Bezug auf Werkzeugsysteme kritischen Leckageraten-Wert von $5 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s. BMI eignet sich somit die Alterungsbeständigkeit von CFK-Werkzeugen, welche bei Temperaturen von 180 °C eingesetzt werden, signifikant zu erhöhen.

Eine Lage eines Thinply-Gewebes zögert den ersten Anstieg der Leckagerate auf den Bereich zwischen 250 und 500 Zyklen hinaus. Die hohe Faserdichte ohne Reinharzgebiete durch Faserondulationen stellt eine Barriere für Risse dar. Diese schränkt das Risswachstum lokal ein, sodass eine Luftundurchlässigkeit bis 250 Zyklen erreicht wird. Nach weiterer Alterung dringt durch die wenigen Risse der Decklage Luft und der Oxidationsprozess der Matrix schreitet tiefer im Material voran. Zudem wachsen Risse von der gegenüberliegenden Seite mit gleicher Ausprägung wie im Ausgangslaminat. Die bis 750 Zyklen im Vergleich zum Ausgangslaminat um ca. eine Größenordnung reduzierte Leckagerate wird auf die geringe Rissdichte in der Thinply-Decklage zurückgeführt.

Sowohl der Laminataufbau aus Gewebe als auch zwischen den Faserlagen eingebrachtes Phenoxy-Bindervlies reduzieren den Anstieg der Leckagerate über die gesamten 1000 Alterungszyklen. Die Verschränkung der Garne im Gewebe und die dadurch bedingten Faserorientierungswechsel in drei Dimensionen stellen eine größere Barriere für Risse dar als die unidirektional angeordneten Einzellagen im Gelege. Damit kann ein geringerer Rissfortschritt über mehrere Lagen im Laminat erklärt werden und damit verbunden der geringere Anstieg der Leckagerate. Das Phenoxy führt zu einer höheren Duktilität der Harzbereiche zwischen den Faserlagen. Es wird angenommen, dass die erhöhte Duktilität das lokale Spannungsniveau reduziert und somit den Rissfortschritt verlangsamt.

Im Gegensatz zu den Untersuchungen der ILSS und der Rissdichte ergeben sich durch die Bestimmung der Leckagerate feinere Unterschiede hinsichtlich der Ausprägung der Alterung zwischen den unterschiedlichen Materialkonzepten. Generell korrelieren die Ergebnisse aller drei hier betrachteten Methoden. Abgesehen von der Überprüfung der Mediendurchlässigkeit von Faserverbundlaminaten eignet sich somit die Bestimmung der Leckagerate auch als zerstörungsfreie Methode, um den Fortschritt von Alterung im Laminat zu untersuchen.

5.6 Zusammenfassung der Ergebnisse und Bewertung der Methodik

Ausgangssituation für diesen Untersuchungsteil ist das Phänomen nachlassender Vakuumdichtigkeit von CFK-Werkzeugen im Betrieb, welches ein Hauptdefizit dieser Werkzeugtechnologie darstellt. Die zyklische thermische Belastung der Werkzeuge führt neben der Alterung der Matrix auch zu einer zyklischen Beanspruchung des Verbundes mit thermischen Spannungen. Ab einem bestimmten Alterungszustand versagt die Matrix und es kommt zu Rissen. Diese Risse wiederum ermöglichen es, dass Luft-sauerstoff tiefer in das Laminat eindringt und somit innere Lagen weiter altern und auch das Risswachstum ins Innere fortschreitet. Es werden die folgenden, in Kapitel 3 formulierten, Forschungsfragen beantwortet:

- Welche Messgrößen quantifizieren die werkzeugspezifische Alterung von CFK-Laminaten?
- Welchen Einfluss haben Prozesstemperatur, Prozesszyklen und Laminatdicke auf die CFK-Werkzeug-Alterung?
- Durch welche Materialanpassungen lassen sich die Alterungsprozesse reduzieren unter der Prämisse, dass der Fertigungsaufwand nicht erhöht wird?
- Welche Prozessrichtlinien ergeben sich für den Einsatz von CFK-Werkzeugen und wie kann deren Haltbarkeit prognostiziert werden?

Die Methoden DMA, der Dreipunktbiegeversuch, die Rissdichtemessung und Bestimmung der Leckagerate im Druckanstieg eignen sich werkzeugspezifische Alterungseffekte zu analysieren. Diese Methoden eignen sich generell um Alterungsvorgänge in den hier untersuchten CFK-Laminaten zu analysieren. Die Effekte werden in den Methoden zu unterschiedlichen Zeitpunkten sichtbar. Zu Beginn in der DMA, gefolgt von der ILSS, der Leckagerate und abschließend in der Mikroskopie. Der Einsatz eines Heliumleckagedetektors zur Bestimmung der Leckagerate würde die Auflösung im Bereich erster Alterungseffekte erhöhen mit dem Defizit nicht die gesamte Ausprägung der Alterung auf die Durchlässigkeit des Laminats zu erfassen.

Prüfkörper sind zum einen aus biaxialem Gelege quasiisotrop aufgebaute Lamine basierend auf einer Epoxidmatrix ($T_g = 220 \text{ °C}$) in den Nenndicken 1 mm, 2 mm, 3 mm, 5 mm und 8 mm. Diese werden bei 120 °C, 150 °C und 180 °C zyklische tem-

periert. Des Weiteren werden Lamine untersucht, in denen die Matrix und der Schichtaufbau modifiziert werden. Die angepassten Lamine werden ausschließlich bei 180 °C temperiert.

Im Ausgangslaminat sind nach einer Alterung bei 120 °C nur in der DMA Effekte messbar. Diese sind auf Veränderungen auf Molekülebene in der Matrix zurückzuführen. Erste mikro- und makroskopische Effekte sind erst ab 1000 Alterungszyklen zu sehen. 150 °C Alterung ist in den Ergebnissen aller Methoden ab 500 Zyklen zu erkennen. Bei 180 °C ist die thermische Alterung mit allen Methoden ab 250 Zyklen detektierbar. Die Alterungseffekte sind nach der Zyklisierung 150 °C und 180 °C am deutlichsten bei Laminaten mit 1 mm Nennmaß ausgeprägt. Die Ergebnisse von 3 mm, 5 mm und 8 mm starken Prüfkörpern unterscheiden sich nur geringfügig, wobei in 8 mm Laminaten die geringsten Alterungserscheinungen feststellbar sind.

Die Ergebnisse der untersuchten modifizierten Lamine unterscheiden sich. Siliziummodifizierte Matrix zeigt keine Verbesserung der Alterungseigenschaften. Dies wird zum einen darauf zurückgeführt, dass die Partikel nicht mit der Matrix kompatibel sein könnten und sogar als Rissinitiatoren dienen, was die Reduktion der Alterungsbeständigkeit erklärt. Die Oberflächenkonzepte PPSU-Folie, Thinply und Gelcoat beeinflussen die Alterung des Laminats nur geringfügig positiv. Sie hemmen die Rissbildung lokal, haben jedoch nur einen geringen Effekt auf die Messergebnisse wie die Rissdichte und die Leckagerate, welche das gesamte Laminat berücksichtigen. Letztere wird vor allem von gewebe- sowie phenoxybindermodifizierten Laminaten positiv beeinflusst. Härterüberschuss bewirkt zwischen 500 und 750 Zyklen eine Reduktion der Rissdichte und Leckagerate. Dieser positive Effekt ist nach 1000 Zyklen in den Versuchen nicht mehr zu erkennen. Die BMI-Matrix zeigt schon in den ILSS-Untersuchungen eine deutlich höhere thermische Stabilität. Verstärkt ist dies dann auch in den Schliffbildern und der Leckagerate zu sehen. Die geringere Alterung der Matrix führt hier dazu, dass die Matrix die thermischen Spannungen für einen längeren Zeitraum aufnehmen kann. Ab 750 Zyklen bei 180 °C zeigt auch die BMI-Matrix erste Alterungserscheinungen. Im Vergleich der Mikroskopaufnahmen mit den Ergebnissen der Leckagerate fällt auf, dass die Durchlässigkeit des Laminats für Luft zunimmt, bevor Risse sichtbar sind. Es wird angenommen, dass die Grenzschicht zwischen Faser und Matrix oder zwischen Nähfäden und Matrix als erstes versagt und einen Kanal bildet, durch welchen Luft strömen kann. In Mikroskopaufnahmen mit einer 50-fachen Vergrößerung sind an den Nähfäden schwarze Ränder erkennbar, welche diese These unterstützen.

Die Aussagekraft der Ergebnisse für den Werkzeugbau ist durch die Methode der Leckageratenbestimmung, eines sehr realitätsnahen Messwerts, gegeben. Zukünftig können durch die Wiederholung der hier verwendeten Methodenreihe oder einzelner Methoden neue Materialentwicklungen hinsichtlich ihrer Eignung für den Werkzeugbau bewertet werden. Eine Validierung der Ergebnisse durch die Bestimmung der Lecka-

gerate an realen Werkzeugen in der Produktion würde die Aussagekraft dieser Untersuchung auf Prüfkörperlevel verstärken.

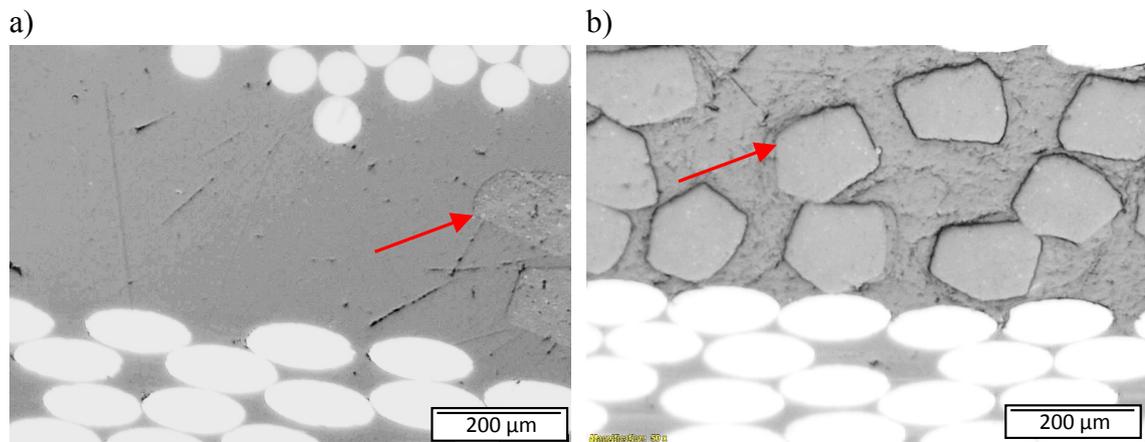


Abb. 5-28: Vergleich der Binderfäden in einem a) ungealterten Laminat und b) für 1000 Zyklen bei 120 °C gealterten Laminat

Ob eine Modifikation des Laminats für Werkzeuge aus CFK sinnvoll ist, hängt auch vom Mehraufwand in der Fertigung dieser ab. Gewebe findet schon in einer Vielzahl von CFK-Werkzeugen Anwendung und induziert keinen Mehraufwand in der Fertigung. In vielen Fällen wird die Fertigung durch das bessere Drapierverhalten von Gewebe vereinfacht. Phenoxylinier ließe sich ebenso einfach und mit nur geringfügig höheren Materialkosten in die Fertigung integrieren. Zudem bietet dieses Bindervlies den Vorteil, dass es anstatt Sprühkleber oder ähnlichen Hilfsstoffen zur lokalen Fixierung von Gelege- oder Gewebelagen verwendet werden kann. Der Wechsel des Harzsystems zu BMI verursacht hingegen in der Fertigung von CFK-Werkzeugen erhöhten Aufwand. BMI kann nicht bei Raumtemperatur verarbeitet werden und verlangt Aushärtetemperaturen von größer 100 °C. Aus diesem Grund müssen temperaturstabile Urmodellmaterialien und Infiltrationshilfsstoffe verwendet werden, welche zusätzliche Kosten verursachen. Hier muss abgewogen werden, inwieweit erhöhte Kosten durch eine gesteigerte Haltbarkeit gerechtfertigt sind. Eine Wirtschaftlichkeitsbetrachtung dazu wird in Kapitel 7.2 vorgestellt.

6 Prozessbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen

Die Oberfläche von Werkzeugen wird durch den Herstellungsprozess von CFK-Bauteilen mechanisch belastet. Durch die wiederholte Krafteinwirkung wird die Werkzeugoberfläche beschädigt. Abb. 6-1 zeigt einen Schaden an einer CFK-Werkzeugoberfläche. Hier ist ein Bereich des Gelcoats beim Entformungsprozess des Bauteils herausgebrochen.

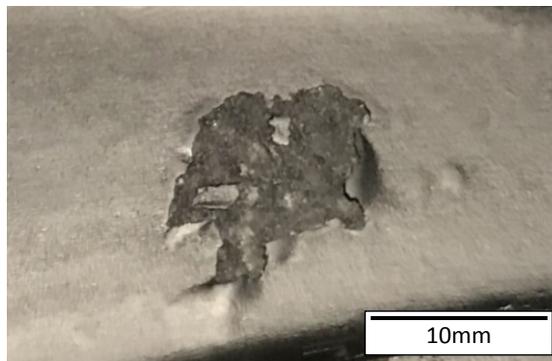


Abb. 6-1: Beschädigung einer Werkzeugoberfläche: Ausbruch des Gelcoats.

Ziel dieses Kapitels ist es, die Auswirkungen von wiederkehrenden Belastungen durch die CFK-Bauteilfertigung auf die Werkzeugoberfläche zu untersuchen. Dazu wird der Prozess analysiert und auftretende Belastungen beschrieben. Basierend darauf werden Anforderungen an eine Prüfmethode formuliert. Es werden etablierte Oberflächentestverfahren beschrieben und diese hinsichtlich der Anforderungen bewertet. Im Anschluss werden Lösungsideen für einen Prüfstand generiert, welcher den CFK-Fertigungsprozess abbildet und Effekte auf die Werkzeugoberfläche aufzeichnet. Daraus werden Konzepte abgeleitet und ein Prüfstand konstruiert und aufgebaut. Abschließend werden Versuchsreihen unter Variation der Oberflächenbeschaffenheit durchgeführt. Auf Grundlage der Ergebnisse werden Richtlinien für haltbare Oberflächen abgeleitet.

Die Konstruktion und Aufbau des Prüfstands sowie Daten aus Vorversuchen beruhen auf den Ergebnissen der studentischen Arbeiten von M. Sollfrank [S15] und K. Schrott [S20].

6.1 Entwicklung eines Werkzeugoberflächenprüfstands

Um das Untersuchungsziel zu erreichen, wird ein Werkzeugoberflächenprüfstand unter Anwendung von Methoden der Produktentwicklung konzipiert. Die Basis ist das Münchner Vorgehensmodell nach Lindemann [32], welches in den Schritten „Problem strukturieren“, „Lösungsideen ermitteln“, „Entscheidung herbeiführen“ und „Zielerreichung absichern“ durchlaufen wird. In einem ersten Schritt wird das Problem anhand von einer relationsorientierten Funktionsmodellierung und einer Anforderungsliste strukturiert. Als Zweites werden Lösungsideen mit Hilfe eines morphologischen Kastens gefunden und geeignete Lösungen mit einer Auswahlliste definiert. Im nächsten Schritt wird die Lösung konstruiert und die Steuerung programmiert. Durch Vorversuche werden die Eigenschaften des Prüfstands ermittelt und durch einen Abgleich mit den Anforderungen auf seine Eignung der Untersuchung der Forschungsfragen bewertet.

6.1.1 Problem strukturieren

Grundlage für die Entwicklung von technischen Lösungen bildet das umfassende Verständnis der Problemstellung. Hierzu hilft es nach Lindemann, das Problem anhand von Methoden zu strukturieren. Eine solche Methode stellt das relationsorientierte Funktionsmodell, welche ein erhöhtes Systemverständnis generiert und die Komplexität der Problemstellung reduziert.

6.1.1.1 Relationsorientiertes Funktionsmodell

Grundlage für die Entwicklung eines Prüfstandes, welcher die auf eine Werkzeugoberfläche wirkenden Kräfte nachbilden soll, ist die Prozesskette einer CFK-Bauteilfertigung. Abb. 6-2 zeigt dazu ein relationsorientiertes Funktionsmodell. Ausgangssituation ist die Grundfunktion des Modells: Werkstoff und Bauteil erzeugen. Voraussetzung um dies zu erreichen ist, dass Harz und Fasern einem Werkzeug zugeführt werden, dass die Geometrie durch das Schließen des Werkzeugs erzeugt wird, dass im Anschluss die Matrix ausgehärtet und danach das Bauteil entformt wird.

Funktionen, welche das Werkzeug mechanisch belasten, sind das „Werkzeug schließen“, „Reaktion der Matrix herbeiführen“, „Bauteil entformen“ und das „Werkzeug reinigen“. Die Wiederholung dieser Prozessschritte stellt eine zusätzliche Belastung des Werkzeugs dar.

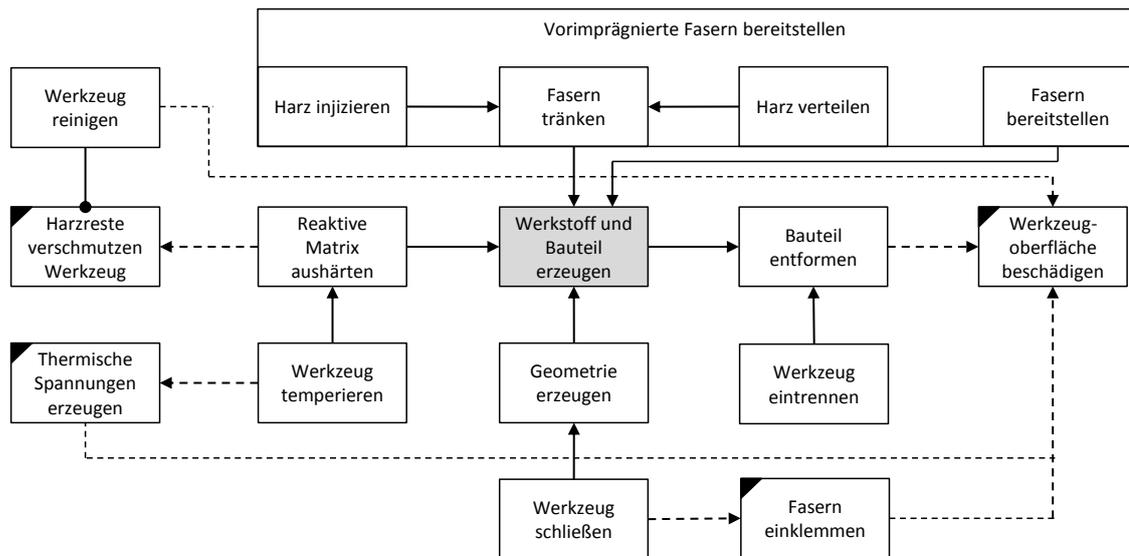


Abb. 6-2: Relationsorientiertes Funktionsmodell der Bauteilfertigung mit dem Fokus auf Oberflächenschäden

Werkzeug schließen

Während des Schließprozesses setzt sich das vorgeformte Faserhalbzeug in Dickenrichtung. Dieser Vorgang resultiert in Reibung aufgrund von Relativbewegung zwischen Fasern und Werkzeugoberfläche und in einer Druckbelastung senkrecht zur Werkzeugoberfläche. Diese ist abhängig vom lokalen Faservolumengehalt. In Bereichen, in denen die Preform durch einen Überpressungsbereich im Werkzeug geklemmt wird, erreicht die Druckbelastung ein Maximum.

Durch Variation der Geometrie der Preform als auch der Position im Werkzeug variieren auch die Bereiche der Belastung durch Reibung und Druck. Im schlimmsten Fall werden Fasern in der Trennebene des Werkzeugs eingeklemmt.

Reaktive Matrix aushärten

Nach der Aushärtung bei Temperaturen größer der Raumtemperatur wird das Werkzeug in einem variothermen Prozess vor dem Öffnen abgekühlt. Besitzen Werkzeug und Bauteil einen unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten, treten thermische Spannungen auf, die an der Oberfläche zwischen Bauteil und Werkzeug über Schub und im Randbereich normal zu Fläche übertragen werden.

Bauteil entformen

Nach dem Fertigungsprozess haftet das CFK-Bauteil an der Form. Grund dafür ist hauptsächlich die Adhäsion zwischen Bauteil und Form. Die ausgeprägte Adhäsion von duroplastischen Kunststoffen wie Epoxiden auf den meisten metallischen Legierungen und Kunststoffen führt auch bei der Fertigung von faserverstärkten Kunststoffbauteilen zum Anhaften der Matrix am Werkzeug. Die Adhäsion wird durch das Auftragen von Trennmitteln auf der Werkzeugoberfläche reduziert. Wirkmechanismen

sind zum einen die Reduktion der Oberflächenenergie der Form, um eine Anhaftung der Bauteilmatrix zu vermeiden. Zum anderen kann das Trennmittel auch eine Art Sollbruchstelle zwischen Bauteil und Form bilden. Übliche Trennmittelsysteme sind bspw. wachshaltige Trennmittel, semipermanente Trennmittel und interne Trennmittel [128]. Eine Resthaftung ist jedoch auch mit dem Einsatz von Trennmittel bei der Entformung zu überwinden. Die Haftung wird dabei durch drei Mechanismen überwunden: Zug, Scherung oder Schälung. Beispielhaft ist die Spannungsverteilung an der Formoberfläche in Abb. 6-3 skizziert.

Reines Zugversagen tritt dann auf, wenn sowohl Form als auch Bauteil eine hohe Steifigkeit besitzen und sich unter der Entformungslast nicht verformen. Bei Zugversagen der Grenzfläche Bauteil zu Form wird die CFK-Form senkrecht zur Faserverstärkung belastet.

Schälung tritt bei der Entformung von Bauteilen dann auf, wenn Form oder Bauteil sich unter der Entformungskraft durchbiegen. Dabei treten primär Zuglasten senkrecht zur Formoberfläche auf.

Wird das Bauteil durch Scherung von der Form gelöst, wird auch die Matrix und Fasermatrix Anbindung der obersten Lagen der Form auf Schub belastet. Dieser Mechanismus tritt vor allem an Flächen des Werkzeugs auf, die nahezu senkrecht zur Entformungsrichtung orientiert sind.

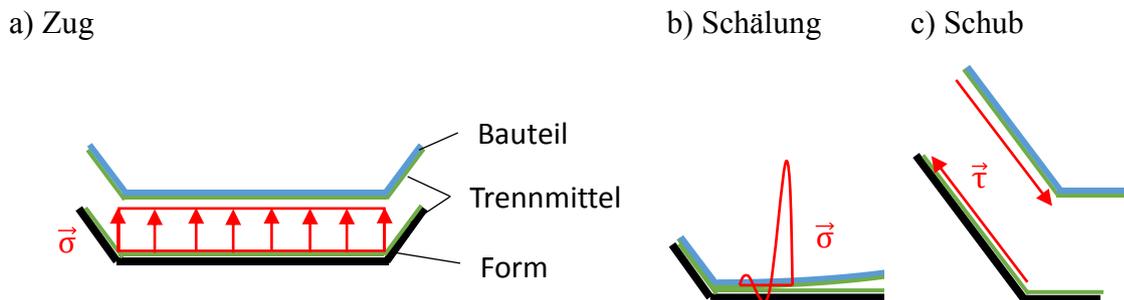


Abb. 6-3: Mögliche Spannungsverteilungen auf der Formoberfläche beim Entformungsvorgang

Werkzeug reinigen

Die Reinigung von Werkzeugen erfolgt durch die Verwendung von Druckluft oder mit Spateln aus einem weicheren Werkstoff als die Werkzeugoberfläche. Verbleiben Harzrückstände, so werden diese durch Schleifen abgetragen. Das Ablösen von Harzresten mit Druckluft belastet die Werkzeugoberfläche nicht. Schaben mit Spateln erzeugt sowohl lokale Drucklasten als auch Reibung auf der Werkzeugoberfläche. Wird Schmutz durch Schleifen entfernt, wird auch Material der Werkzeugoberfläche selbst mit abgetragen.

Wiederholen der Belastung

Werkzeuge in der Serienfertigung sind den in diesem Abschnitt beschriebenen Lasten bei jedem Fertigungszyklus ausgesetzt. So kann die Werkzeugoberfläche nicht nur bei einer einmaligen Belastung beschädigt werden, sondern erst durch die Belastungswiederholung. Zum einen kann das Material an der Oberfläche ermüden, zum anderen summieren sich Schäden auf. Ein Beispiel hierfür ist der Materialabtrag durch Schleifen, welcher nach häufiger Wiederholung zu einer Abweichung der Werkzeuggeometrie außerhalb der geometrischen Toleranzen führt.

Um Schäden am Werkzeug durch die Belastung im Prozess zu vermeiden, muss die Dauerfestigkeit des Werkzeugmaterials größer sein als die an der Grenzfläche auftretenden Spannungen. Kritisch ist dies vor allem für Formen aus Faserverbundwerkstoffen, da die mechanischen Eigenschaften deren Oberflächen vor allem von der Matrix bestimmt werden.

6.1.1.2 Anforderungen an den Prüfstand

Basierend auf den hier beschriebenen mechanischen Belastungen der Oberfläche wird eine Anforderungsliste für den Prüfstand formuliert. Dabei wird die Untersuchung auf eine ebene Prüfkörpergeometrie beschränkt, wodurch Schäden durch die zyklisch ablaufenden Prozessbelastungen an Radien vernachlässigt werden. Daneben gibt es Anforderungen an den zeitlichen Ablauf, die Automatisierung und die Dokumentation der Messergebnisse. Folgende Grundanforderungen an die Funktion werden definiert. Der Prüfstand muss automatisiert eine ebene Oberfläche eintrennen, Harz und Matrix auf der Werkzeugoberfläche applizieren, Harz und Matrix auf der Oberfläche verpressen, die Reaktion des Harzes herbeiführen, den so entstandenen CFK vom Werkzeug separieren, die Oberfläche des Werkzeugs reinigen und Veränderungen an der Oberfläche mittels Foto dokumentieren. Um eine relevante Anzahl an Entformungszyklen von 100 Zyklen innerhalb eines Tages nachbilden zu können, wird eine Gesamtprozessdauer von 5 Minuten für einen Zyklus angestrebt. Die Fotos der Oberfläche sollen automatisiert aufgenommen werden und mittels Zeitstempel abgelegt werden. Die Anforderungen sind tabellarisch im Anhang (Tab. A-2) dokumentiert.

6.1.2 Lösungsideen ermitteln und Entscheidung herbeiführen

In einem ersten Schritt werden vorhandene Oberflächenprüfmethoden und deren Defizite für die Bewertung von Werkzeugoberflächen beschrieben. Darauf folgt die Ermittlung von Lösungsideen für einen automatisierten Werkzeugoberflächenprüfstand.

6.1.2.1 Methoden zur Charakterisierung von Oberflächen und deren Limitationen

Der in Abb. 6-1 zu sehende Oberflächenschaden stellt nach DIN 50320 einen Verschleiß der Oberfläche dar. Dieser ist definiert als ein fortschreitender Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers hervorgerufen durch mechanische Ursachen. Als mechanische Ursachen werden dabei der Kontakt und die Relativbewegung mit festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpern genannt. Die drei Hauptverschleißmechanismen sind dabei Abrasion, Adhäsion und Oberflächenzerrüttung (Ermüdung).

Methoden zur Untersuchung der Verschleißbeständigkeit von festen Materialien sind unter anderem die Härte- und Abriebsmessung.

Die Härte eines Werkstoffs ist definiert als dessen Widerstand gegen das Eindringen eines härteren Prüfkörpers. Übertragen auf Werkzeuge gibt die Härte des Materials wider, inwieweit das Werkzeug resistent gegenüber spitzen und scharfen Gegenständen ist. Diese werden häufig für die Reinigung von Werkzeugen eingesetzt. In der Abriebsmessung wird ein Materialabtrag in Form von Mikrozerspanung erzeugt. Dabei wird bspw. über Schleifrollen für eine bestimmte Zeit Material vom Prüfkörper abgetragen, im Anschluss der Masseverlust gemessen und die Prüfkörperoberfläche beschrieben. Dieser Materialkennwert gibt wider, in welchem Maß eine Werkzeugoberfläche beständig gegenüber Schleifen oder andauernder Reibung mit Fasern ist. Der Kontakt der Werkzeugoberfläche sowohl mit harten scharfen Gegenständen als auch mit Fasern wird im Fertigungsprozess versucht zu vermeiden. Eine Aussage zur Haltbarkeit der Werkzeugoberfläche im Regelbetrieb ist mit beiden Methoden nicht möglich.

Daneben gibt es Methoden, welche die Anhaftung von Oberflächenbeschichtungen charakterisieren, wie die Gitterschnittprüfung und der Stirnabzugsversuch.

Die Gitterschnittprüfung testet nach DIN EN ISO 2409 [129] die Qualität der Anbindung von Beschichtungen. Dabei wird die Oberflächenschicht auf Schälung belastet. Im Test wird in definierten Abständen die Oberflächenschicht bis auf das Substrat eingeschnitten und im Anschluss entweder mit einer weichen Bürste oder dem Aufbringen und Abreißen eines Klebebands belastet. Basierend auf dem Ablösen von Lack innerhalb des eingeritzten Bereichs wird die Anhaftung des Lacks bewertet. Dieses Verfahren bildet die Belastung auf Schälung einer beschädigten, beschichteten Werkzeugoberfläche realitätsnah nach. Basierend darauf kann eine Aussage bspw. über die Qualität der Anhaftung von Gelcoat auf der Werkzeugoberfläche getroffen werden. Nachteil stellt die mangelnde Aussagekraft zur zyklischen Belastbarkeit der Oberfläche dar.

Im Stirnabzugsversuch wird nach DIN EN ISO 4624 [130] die Qualität der Haftung von Oberflächenbeschichtungen wie bspw. Lacken überprüft. Dabei wird ein metallischer Zylinder mit einem Durchmesser von 20 mm auf die beschichtete Oberfläche

geklebt. Die Haftung der Klebung muss dabei größer sein als die zu erwartende Haftung der Beschichtung. Im Anschluss daran wird in einem Zugversuch normal zur Prüfkörperoberfläche der Zylinder abgezogen. Die Maximalkraft dividiert durch die Zylinderfläche ergibt die Abreißfestigkeit. Zur Beurteilung, ob kohäsives oder adhäsives Versagen aufgetreten ist, wird das Bruchbild überprüft. Diese Prüfmethode bildet die Belastung der CFK-Werkzeugoberfläche auf Zug, welche durch die Entformung entsteht, realitätsnah nach. Dies wird dadurch bestätigt, dass Blass et al. [131] und Bjekovic et al. [132] einen an den Stirnabzugsversuch angelehnten Testablauf verwenden, um die Wirkung von Trennmittel auf die Entformungskraft zu untersuchen. Defizit dieses Tests in Bezug auf die Aussagekraft zu Haltbarkeit von CFK-Werkzeugoberflächen ist die einmalige Belastung.

Es ist ersichtlich, dass keiner dieser Methoden die speziellen Lasten, welche vor allem bei der wiederholten Prozessierung von CFK-Bauteilen auf das Werkzeug wirken, nachbildet. Somit ist auch deren Aussagekraft für die Haltbarkeit von Werkzeugoberflächen eingeschränkt. Aus diesem Grund wird ein Prüfstand entwickelt, welcher diese spezifischen Lastfälle realitätsnah und wiederholt nachbildet.

6.1.2.2 Lösungsideen für einen automatisierten Werkzeugoberflächenprüfstand

Die Anforderungen sollen in verschiedenen Segmenten des Prüfstands erfüllt werden. Teilsegmente des Prüfstands sind Faser- und Harzbereitstellung, Transport beider zur Werkzeugoberfläche, Verpressen des Verbundes auf der Werkzeugoberfläche, Temperieren des Verbundes, Entformung durch Ablösen des Verbundes von der Werkzeugoberfläche, Dokumentation der Veränderungen auf der Werkzeugoberfläche durch ein Foto sowie Reinigung und Eintrennen der Werkzeugoberfläche. Für alle Teilsegmente werden Lösungen gesucht und diese in einem morphologischen Kasten (Abb. 6-4) geordnet.

In der Produktion von CFK-Bauteilen kommen üblicherweise textile Halbzeuge zum Einsatz. Es wird angenommen, dass die Faserorientierung und die Art des Textils keinen primären Einfluss auf die Prozessbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen haben. Daher werden UD-Carbongarne eingesetzt. Diese Garne werden vom Hersteller als Rollenware geliefert. Variante 1 der Faserbereitstellung zieht die Fasern direkt von einer solchen Rolle ab und führt sie dem Prüfstand zu. Da später sequentiell Faserverbundbauteile hergestellt werden, bietet sich an, das Garn vorab zu vereinzeln und entweder über ein Förderband oder über ein Magazin dem Prüfstand bereitzustellen. Der Prozess soll im Prüfstand automatisch ablaufen. Für automatisierte Abläufe eignen sich kontinuierliche Prozesse besonders. Sowohl das Fördern von Garnstücken als auch die Bereitstellung über ein Magazin sind in ihrer Ausführung aufwendig.

Es wird eine duroplastische Matrix verwendet. Die gezeigten Varianten Harz bereitzustellen sind von üblichen Imprägnierprozessen abgeleitet. Zum einen kann entspre-

chend dem Nasswickelverfahren das Faserband durch ein Harzbad gezogen werden. Zum anderen kann über eine Dosiervorrichtung Harz auf das trockene Faserhalbzeug aufgebracht werden, was Ähnlichkeit mit dem Nasspressverfahren besitzt. Wenn vorimprägniertes Material verwendet wird, kommt der Prüfstand ohne Zusatzvorrichtungen aus.

Nachdem Fasern und Harz zusammengeführt sind, muss beides in den Prozessraum der zu testenden Werkzeugoberfläche transportiert werden. Das Förderband stellt eine Möglichkeit dar, den Prozess kontinuierlich ablaufen zu lassen. Hierbei kann direkt das Garn gefördert werden oder einzelne Stücke auf einem Band. Ist das Garn vereinzelt, bietet es sich an, die Stücke über einen Greifer in den Prozessraum zu transportieren. Sowohl das Greifen als auch das Ablegen sind Prozesse, die fehleranfällig sind und zu einem Stillstand des Prüfstandes führen können.

Der Prozessraum hat die Aufgabe, Fasern und Harz aufzunehmen und beides zu kompaktieren. Der Pressprozess kann linear oder über einen Hebelmechanismus erfolgen. Möglichkeiten, die Formoberfläche zu temperieren, sind der Einsatz einer Heizfolie, einer Heizpatrone sowie eines Heizstrahlers. Vorteile von Heizfolie und Heizpatrone sind die entkoppelte Beheizung von Komponenten, wohingegen der Strahler auch umliegende Bauteile mit erwärmt. Frei erhältliche Heizfolien haben maximale Einsatztemperaturen von 120 °C. Heizpatronen erfüllen die Anforderungen, bis 180 °C zu funktionieren, können jedoch schlecht in eine CFK-Oberfläche integriert werden.

Ausgangssituation vor der Entformung sind zwei Werkzeughälften, welche über ein CFK-Bauteil verbunden sind. Durch Öffnen der Schließvorrichtung verbleibt das Bauteil auf der Werkzeughälfte, an der es stärker haftet. Diese Haftkraft muss durch einen Entformungsmechanismus überwunden werden. Variante 1 ist ein passives Element, welches das Bauteil auf mindestens einer Seite umschließt und an welchem es beim Öffnen der Schließvorrichtung abgestreift wird. Dieses passive Element wird in Variante 2 durch einen aktiven Greifer ersetzt, der das Bauteil sowohl in vertikaler als auch in horizontaler Richtung fixiert. Variante 3 zeigt ein Auswerfelement, wie es in industrialisierten Spritzguss- oder RTM-Prozessen zum Einsatz kommt.

Um Veränderungen auf der Werkzeugoberfläche zu detektieren, sollen nach jedem Entformungsprozess Fotoaufnahmen gemacht werden. Je nach Öffnungsweite der Schließvorrichtung kann dies schräg von der Seite erfolgen. Hierbei ist jedoch die Bildebene schräg und damit Abmessungen von Veränderungen an der Werkzeugoberfläche verzerrt. Um dies zu vermeiden kann die Schließvorrichtung so gestaltet werden, dass die Werkzeugoberfläche im Anschluss angestellt und somit zur Kamera hin ausgerichtet wird. In Variante 3 wird die Kamera oder das Werkzeug horizontal verschoben und zueinander ausgerichtet.

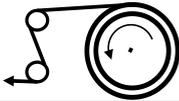
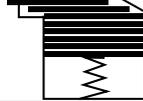
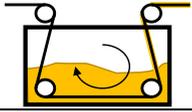
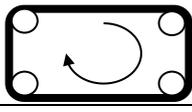
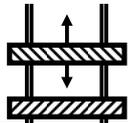
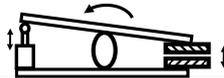
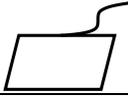
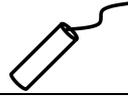
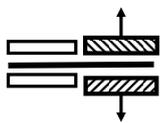
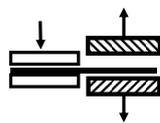
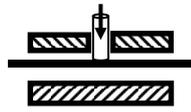
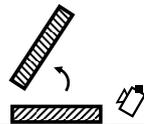
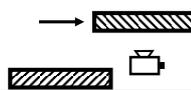
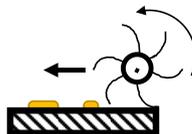
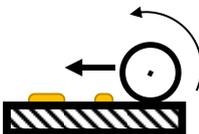
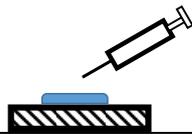
	Variante 1	Variante 2	Variante 3
Faserbereitstellung			
	Garnband kontinuierlich	Garnstücke auf Förderb.	Garnstücke aus Magazin
Harzbereitstellung			
	Harzbad	Harzdosierung	Vorimpräg.
Transport des CFK zum Werkzeug			
	Förderband	Greifer	
Schließmechanismus			
	Linear	Hebelmechanismus	
Temperierung			
	Heizfolie	Widerstandsheizung (bspw. Heizpatrone)	Strahler
Entformung			
	passive Halterung	aktiver Greifer	Auswerfer
Bildaufnahme			
	Schräge Bildebene	Aufklappen	Verschieben
Reinigung			
	Abstreifer	Rollenbürste	Schleifrolle
Eintrennen			
	Internes Trennmittel	Dosieranlage	Wisch-/Stempelprozess

Abb. 6-4: Morphologischer Kasten für Lösungsideen zum Werkzeugoberflächenprüfstand

Die Reinigung kann mit Hilfe einer Art Spatel erfolgen, der über die Probe streift und so Harzrückstände löst. Eine weitere Möglichkeit besteht darin, eine Rollenbürste zu verwenden. In Abhängigkeit des Vorschubs, der Rotationsgeschwindigkeit und des Bürstenmaterials kann die Intensität der Reinigung eingestellt werden. Die dritte dargestellte Variante ist eine Schleifrolle. Dies stellt die intensivste Form der Reinigung dar. Unabhängig vom Konzept liegt die Herausforderung bei der Reinigung darin, Harzreste vollständig zu entfernen, ohne dabei die Werkzeugoberfläche zu beschädigen.

Das Trennmittel und der Eintrennprozess haben direkten Einfluss auf die Entformungskräfte. Es kann externes oder internes Trennmittel verwendet werden. Das externe Trennmittel kann bspw. durch eine Dosier- bzw. Sprühanlage, einen Wischprozess oder durch ein Stempelkissen aufgetragen werden. Die Dosieranlage stellt dabei die kostenintensivste Lösung dar. Der Wischprozess ist sehr nahe an der Realität von Handfertigungsprozessen. Der Stempelprozess ist dem Wischprozess sehr ähnlich, eignet sich vor allem für ebene und kleine Oberflächen.

6.1.2.3 Definition der Teillösungen des Werkzeugoberflächenprüfstands

Es werden geeignete Lösungsideen mit Hilfe einer Auswahlliste nach Pahl et al. [133] definiert. Die gesamte Liste ist im Anhang zu finden (Tab. A-3).

Die Fasern sowie das Harz werden durch ein kontinuierliches Prepreg Garnband bereitgestellt. Dieses Garnband verläuft durch den Prozessraum und wird sequentiell durch einen linearen Schließmechanismus lokal verpresst. Wärme wird über eine Heizpatrone eingebracht, welche das Harz aushärten lässt. Im Anschluss wird das vorimprägnierte Band mit einem Greifer fixiert und der Schließmechanismus geöffnet. Durch das Öffnen wird das ausgehärtete Teilstück von der Werkzeugoberfläche entformt. Die Kamera soll im Anschluss mittig unter oder über der Werkzeugoberfläche positioniert werden und ein Foto aufnehmen. Die Umsetzung der Werkzeugreinigung erfolgt nicht, da sich in Vorversuchen gezeigt hat, dass eine automatisierte Reinigung mit in dieser Arbeit zur Verfügung stehenden Mitteln nicht umzusetzen ist. Das Eintrennen wird über ein Stempelkissen realisiert, auf welches die Werkzeugoberfläche gepresst wird.

6.1.3 Konstruktion und Steuerung des Prüfstands

Die beschriebenen Teillösungen werden in CATIA V5 R21 zu einem Gesamtprüfstand konstruktiv umgesetzt. Aktuatoren sind dabei sowohl pneumatische Zylinder als auch elektrische Schrittmotoren, die von einer Steuerung angesprochen werden. Im Folgenden werden die Konstruktion, die verbauten Normalien sowie die Steuerung im Detail erläutert.

6.1.3.1 Konstruktion

Der Prüfstand, dargestellt in Abb. 6-5, besteht aus den sechs Hauptmodulen: Zuführung des vorimprägnierten Garns, Werkzeugprüfkörper Aufnahme, Schließvorrichtung, metallischer Heizblock, Greifer zur Fixierung des Garns und dem Foto- und Eintrennmodul.

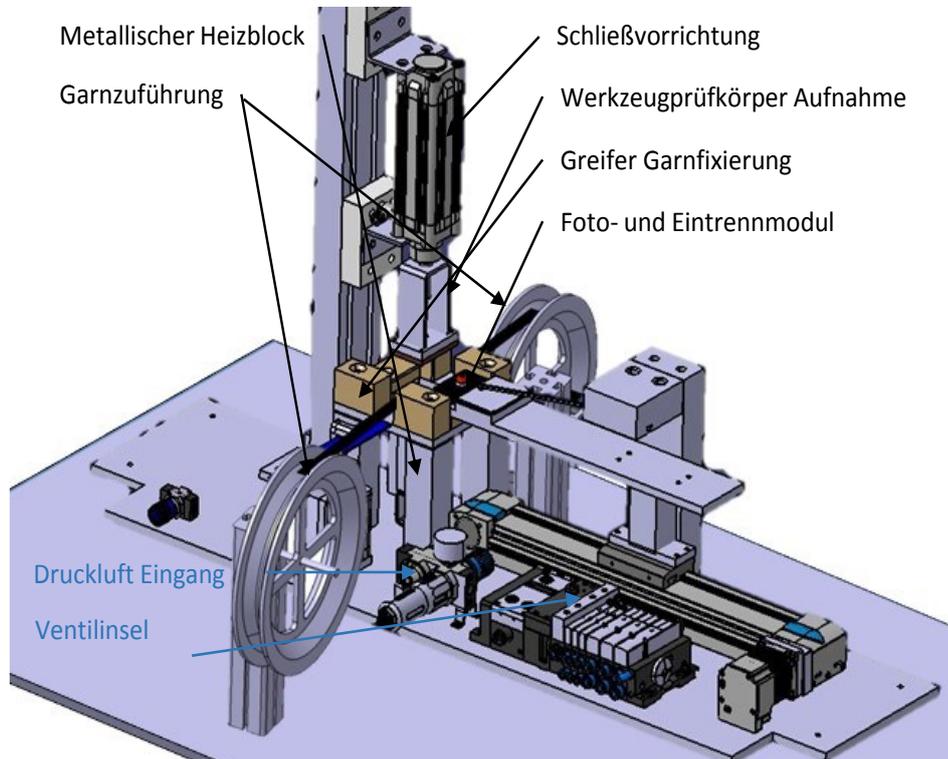


Abb. 6-5: CAD-Modell des Werkzeugoberflächenprüfstands mit den Hauptmodulen
(Abmessungen L x B x H: 800 x 400 x 600 mm³)

Ziel der Zuführung des vorimprägnierten Garns ist, das Garn zu bevorraten und eine definierte Länge an Garn durch das Schließmodul zu fördern. Die Zuführung besteht aus zwei Rollen, wobei die Vorratsrolle frei gelagert ist und die sich nach dem Schließmodul befindende Abzugsrolle von einem Schrittmotor angetrieben wird. Das vorimprägnierte Garn ist auf einer Seite mit einer Trennfolie bedeckt, damit das vorimprägnierte Garn nur an der Prüfkörperoberfläche und nicht am Heizmodul anbindet. Zwischen zwei Aushärtetvorgängen wird das ausgehärtete Garnstück aus dem Prozessraum gefördert.

Der Prüfkörper soll so im Prüfstand montiert sein, dass dieser nicht durch die Press- und Entformungskräfte gelöst wird und zudem ohne großen Aufwand ausgewechselt werden kann. Die Aufnahme besteht aus einem Aluminiumquader (70 x 50 x 10 mm³), an welchen der CFK-Prüfkörper geschraubt wird. Eine Silikonschicht entkoppelt den Prüfkörper thermisch vom Aluminiumquader und stellt sicher, dass Kräfte flächig auf den Prüfkörper übertragen werden.

Die Anforderung an die Schließvorrichtung ist zum einen, dass eine ausreichende Presskraft von 1000 N und eine Öffnungskraft von mindestens 2400 N erzeugt wird. Des Weiteren muss der Hub ausreichend groß sein, um Eintrenn- und Kameramodul zwischen Heizmodul und CFK-Prüfkörper zu bewegen. Die Schließvorrichtung besteht aus einem Festo Pneumatikzylinder (Typ: DNC-50-100-P-A, Festo AG & Co. KG) mit einer maximalen Schließ- und Öffnungskraft von 1000 N, welche über einen Druckminderer eingestellt werden kann. Der Hub beträgt 100 mm. Der Zylinder schließt und presst das vorimprägnierte Garn gegen das Heizmodul. Nach der Aushärtezeit verfährt der Zylinder in seine Ausgangsposition. Dabei wird das durch den Greifer fixierte ausgehärtete Garn von der CFK-Werkzeugoberfläche gezogen.

Ein metallischer Heizblock stellt das Gegenstück zur am Pneumatikzylinder verschraubten CFK-Werkzeugoberfläche dar und temperiert das vorimprägnierte Garn auf Aushärtetemperatur. Dieser besteht aus Aluminium und hat die Abmessungen 40 x 40 x 110 mm³. Über eine Bohrung ist eine Heizpatrone mit einer maximalen Heizleistung von 160 Watt integriert. Diese ermöglicht es, den Block mit einer maximalen Heizrate von ca. 12 °C/min auf eine Temperatur von 150 °C zu heizen. Ein Thermoelement misst die Ist-Temperatur als Eingangsgröße für den Temperaturregler.

Die Anforderung an den Greifer ist die Fixierung des Garns beim Öffnen der Schließvorrichtung. Die Haltekraft muss dabei ausreichend sein, um ein Durchrutschen des Garns zu verhindern. Die Haltekraft ist wiederum abhängig von der Schließkraft des Greifers und der Reibung an den Greiferhalteflächen. Die Schließbewegung und -kraft wird von einem Festo Kompakt Pneumatikzylinder des Typs ADNGF-25-30-P-A, Festo AG & Co. KG erzeugt. Die Reibung der Halteflächen wird durch eine Silikonbeschichtung erhöht. Der Greifer schließt, nachdem die Zuführung des Band verschoben hat und öffnet nach dem Entformprozess, um den nächsten Garnvorschub zu ermöglichen.

Zielsetzung bei der Konstruktion des Foto- und Eintrennmoduls ist, eine Kamera und ein Stempelkissen nacheinander unter dem CFK-Prüfkörper in Position zu bringen. Dies geschieht über eine Zahnriemenbetriebene Linearachse des Typs EGC-HD-160-50-BS, Festo AG & Co. KG, auf welcher die beiden Einheiten hintereinander montiert sind. Die Kamera ist ein RaspberryPi Version 2.1 Kameramodul, Raspberry Pi Foundation, mit einer Auflösung von 8 Megapixel. Im Prozess wird nach der Entformung die Kamera unter den CFK-Prüfkörper bewegt und ein Foto aufgenommen. Anschließend verfährt die Linearachse weiter und positioniert das Stempelkissen darunter, woraufhin die Schließvorrichtung zufährt und der CFK-Prüfkörper auf das Stempelkissen gepresst wird. Die Befüllung des Stempelkissens erfolgt manuell.

Alle verbauten Pneumatikaktuatoren werden über eine Ventilinsel, Festo AG & Co. KG, mit der Bezeichnung MPA-L angesteuert.

6.1.3.2 Steuerung des Prüfstands

Die Steuerung des Prüfstandes erfolgt über eine Speicherprogrammierbare Steuerung (SPS), Siemens AG. Die Programmierung wird in der Softwareumgebung STEP 7 ausgeführt.

Infrastruktur

In Abb. 6-6 ist ein schematischer Schaltplan dargestellt, der alle Komponenten der Steuerung und deren Verbindungen zeigt. Kernstück der Steuerung bildet die SPS. Alle Aktuatoren werden über diese gesteuert. Die Ventilinsel ist mit der SPS durch einen Profibus verbunden. Die Ventilinsel betätigt über Druckluft den Pneumatikzylinder des Greifer- und Schließvorrichtungsmoduls. Die Schrittmotoren besitzen eine integrierte Steuerungselektronik, sodass diese direkt über eine Impulsschnittstelle der SPS angesteuert werden können. Das RaspberryPi V 2.1 Fotomodul wird über einen RaspberryPi 3 Einplatinencomputer, Raspberry Pi Foundation, angesteuert. Die dafür nötigen Befehle werden in der Umgebung Python programmiert. Die Bilder werden auf einem USB Stick gespeichert. Neben der Kamera steuert der RaspberryPi die LED Beleuchtung. Als Eingangssignal für die Fotoaufnahme erhält der RaspberryPi einen Strom-Impuls aus der SPS. Über eine Platine (Optokoppler und Widerstände) wird das 24 V Ausgangssignal in ein für den RaspberryPi lesbares 3,3 V Eingangssignal gewandelt.

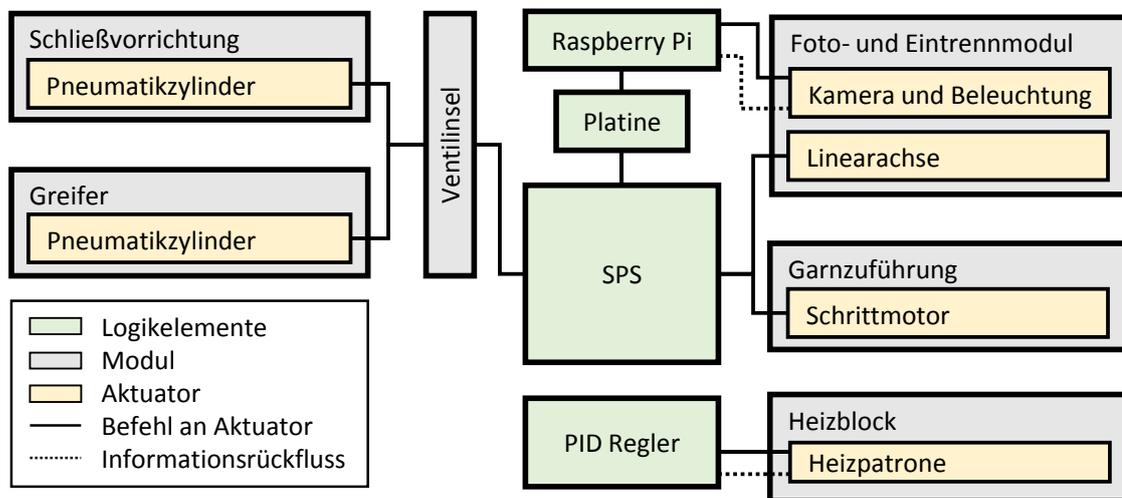


Abb. 6-6: Schematischer Schaltplan der Steuerung des Werkzeugoberflächenprüfstands

Die Regelung der Temperatur ist unabhängig von der SPS. Hierzu kommt ein PID Regler der Firma Wachendorff (Model UR3274S1) zum Einsatz, der die Heizpatrone betreibt. Die Temperatur als Regeleingangssignal wird über ein Thermoelement (Typ K) gemessen.

Programm

Zu Beginn ist die durch den Pneumatikzylinder bewegte Schließvorrichtung offen und der Greifer ist geschlossen. In der Aufnahme ist ein Prüfkörper eingespannt. Das Foto- und Eintrennmodul ist soweit zurückgefahren, dass die Pneumatikzylinder sich frei bewegen können. Das vorimprägnierte Garnband ist von der Vorratsrolle durch die Schließvorrichtung gefädelt und an der Abzugsrolle befestigt. Der Heizungsregler wird vor dem Start des Programmablaufs eingeschaltet und die Solltemperatur eingestellt. Ist die Temperatur am Heizmodul erreicht, kann mit dem Prüfvorgang begonnen werden. Mit Betätigung des Startknopfes am Prüfstand läuft das in einem Flussdiagramm in Abb. 6-7 dargestellte Programm in der SPS ab. Im ersten Schritt fährt die Linearachse die Endposition an und der Greifer öffnet parallel. Im Anschluss wird unausgehärtetes Garn in den Bereich zwischen Aushärteeinheit und Schließvorrichtung gezogen, worauf der Greifer wieder schließt. Parallel dazu beginnt der Eintrenn- und Fotoprozess. Die Kamera wird von der Linearachse unter den Prüfkörper bewegt und über den RaspberryPi ein Foto aufgenommen und gespeichert. Anschließend verfährt die Linearachse in die Eintrennposition. Das Stempelkissen mit Trennmittel befindet sich nun unter dem Prüfkörper in der Schließvorrichtung. Es folgt das Eintrennen, indem der Prüfkörper einmal auf das Stempelkissen gepresst wird.

Nachdem das Eintrenn- und Fotomodul den Zwischenraum verlassen hat, fährt die Schließvorrichtung zusammen und verpresst so das vorimprägnierte Garn zwischen Heizmodul und Prüfkörper. Nach 180 s Aushärtezeit öffnet die Schließvorrichtung bei geschlossenem Greifer, wodurch das ausgehärtete Garn vom Prüfkörper entformt wird. Im Anschluss beginnt das Programm von vorne und kann so beliebig oft durchlaufen werden.

Der Netzwerkplan der SPS sowie der Pythoncode, der die Fotoaufnahme auslöst, sind im Anhang c dokumentiert.

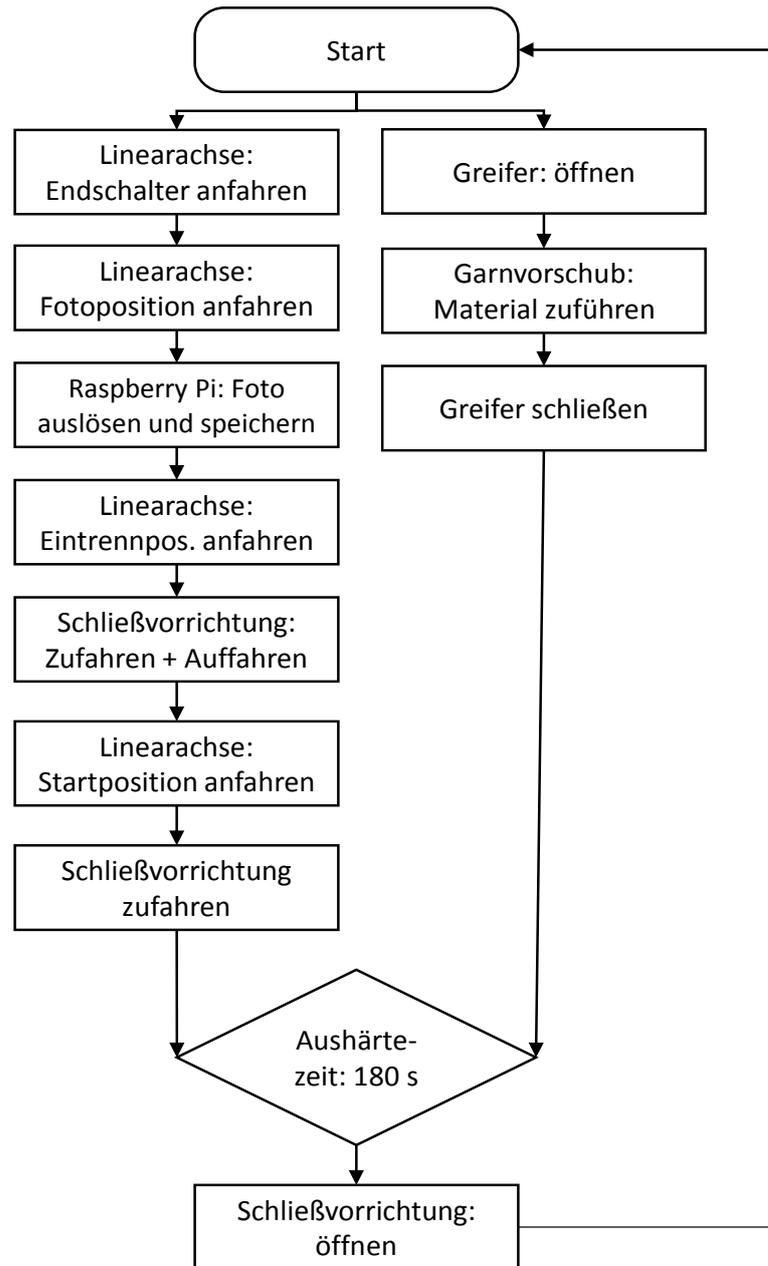


Abb. 6-7: Flussdiagramm als Grundlage für die Programmierung der Steuerung

6.1.4 Zielerreichung absichern

Abb. 6-8 zeigt die Umsetzung des Werkzeugoberflächenprüfstands, mit welchem in einem Funktionstest überprüft wird, inwieweit die in Kapitel 6.1.1 formulierten Anforderungen erfüllt werden. Nach Anschluss an die Strom- und Druckluftversorgung durchläuft mit der Betätigung des Startknopfes die SPS das Programm. Parallel startet der RaspberryPi und wartet auf ein Eingangssignal der SPS, um ein Foto auszulösen.

Folgende Anforderungen werden vom Prüfstand vollständig erfüllt:

- Automatisiertes Eintrennen Prüfkörperoberfläche über Stempelkissen, alternativ Verwendung von vorimprägniertem Garn mit internem Trennmittel
- Fotoaufnahme und Speichern dieser
- Applikation von Fasern und Harz auf der Prüfkörperoberfläche durch ein vorimprägniertes Garn
- Verpressen des Garns durch die Schließvorrichtung mit 9,8 bar bei 2 bar Betriebsluftdruck
- Herbeiführen der Harzreaktion durch Temperierung mit Heizmodul
- Separieren von CFK und Prüfkörperoberfläche durch die Kombination aus Fixieren durch Greifer und Öffnen der Schließvorrichtung
- Gesamtprozesszeit kleiner 5 min

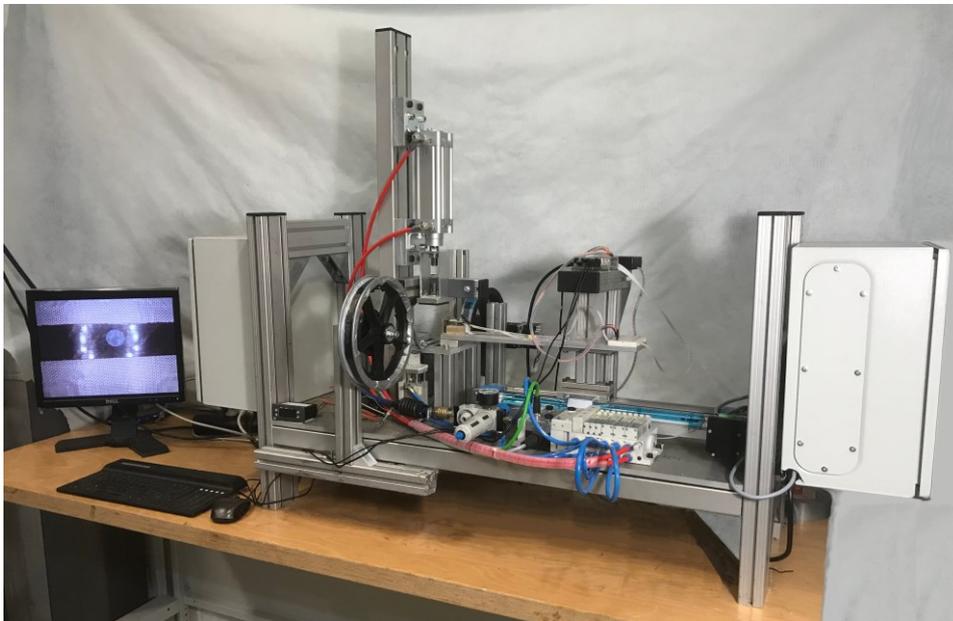


Abb. 6-8: Werkzeugoberflächenprüfstand

Um das hier verwendete, vorimprägnierte Garn vollständig auszuhärten, ist nach Wezstein et al. [134] eine Temperatur von 150 °C für 3 min zu halten. Es werden zudem Vorhärtezeiten von nur 45 s angegeben, nach denen das Bauteil eine Formstabilität erreicht. In dieser Arbeit sollen 140 °C für mindestens 2 Minuten gehalten werden, da sich in Vorversuchen gezeigt hat, dass das Harz des einlagigen, vorimprägnierten Garns bereits ausgehärtet ist. Dazu wird eine Temperaturkontrollmessung am Prüfstand durchgeführt. Die Messstellen sowie die Messergebnisse sind in Abb. 6-9 dargestellt. T1 misst die Temperatur im Aluminiumblock des Heizmoduls, T2 im Raum zwischen Aluminiumblock und Trennfolie, T3 an der Grenzfläche zwischen vorimprägniertem Garn und Prüfkörper und T4 auf der Rückseite des Prüfkörpers. Mit „.1“ werden die Temperaturen beim ersten Schließen der Prüfvorrichtung bezeichnet, mit „.2“ die beim zweiten Schließen. Diese stimmen auch mit einer Abweichung von +/- 5 °C mit den Temperaturen der folgenden Prüfzyklen überein. Alle „.1“ Messungen

starten bei einem 20 bis 30 °C niedrigerem Wert, da der obere Teil des Prüfstands (Prüfkörper, Schließvorrichtung etc.) noch kalt ist. Die für die Aushärtung relevanten Temperaturen sind unterhalb und oberhalb des vorimprägnierten Garns, also T2 und T3. Im Diagramm ist zu sehen, dass ab der zweiten Messung beide Thermoelemente nach ca. einer Minute 145 °C übersteigen. Die Mindestzeit, die das Garn bei 145 °C zum Aushärten hat, beträgt also zwei Minuten. Somit kann von einer ausreichenden Reaktion des Harzes ausgegangen werden.

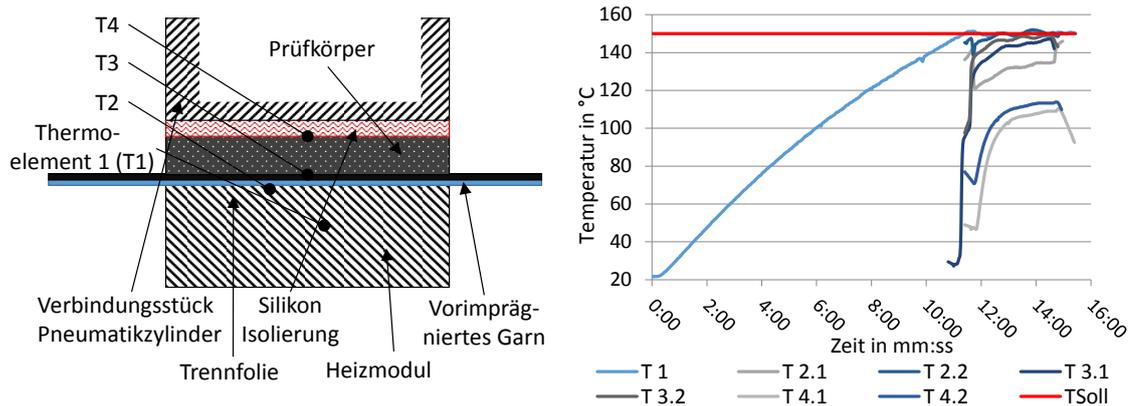


Abb. 6-9: Temperaturvalidierung an prozessrelevanten Stellen im Werkzeugoberflächenprüfstands

In den ersten Testläufen zeigen sich drei kritische Aspekte des Prüfablaufs: der Trennmittelauftrag mittels Stempelkissen, die Fotoaufnahme der Prüfkörperoberfläche sowie überschüssiges Harz, welches während des Verpressens aus dem Garn gedrückt wird und bei der Entformung auf dem Prüfkörper verbleibt.

Die Verteilung des Trennmittels weicht beim Eintrennen über einen Stempelprozess von realen Eintrennprozessen, welche durch Wischen oder Sprühen erfolgen, ab. Abbildung Abb. 6-10 a) zeigt, dass sich nach einigen Entformungen das Profil des Stempelkissentextils auf der CFK-Oberfläche abzeichnet. Das Trennmittel wird somit ungleichmäßig in einer Art Gitterform aufgetragen. Da die Dokumentation von Veränderungen an der Oberfläche visuell über Fotos erfolgt, stört diese ungewollte Strukturierung durch das Trennmittel. Als Alternative zum externen Eintrennen wird der Einsatz von internem Trennmittel überprüft. Hierzu kommt das vorimprägnierte Garn Sigrapreg C TP50/11.5-4.4/255-E421/39% der Firma SGL mit einem internen Trennmittel zum Einsatz. In einem ersten Versuch wird kein zusätzliches externes Trennmittel vorab aufgetragen. Abb. 6-10 zeigt das Resultat nach dem ersten Entformungszyklus. Die oberste Faserschicht des Prüfkörpers löst sich ab. In einem zweiten Versuch wird die CFK-Oberfläche vorab mit dem Trennmittel Frekote® 770-NC der Firma Henkel mehrfach benetzt. Es tritt über 50 Entformungen keine Beschädigung der Oberfläche auf. Somit wird im Folgenden das vorimprägnierte Garn mit internem Trennmittel verwendet und auf den Eintrennprozess mittels Stempelkissen verzichtet.

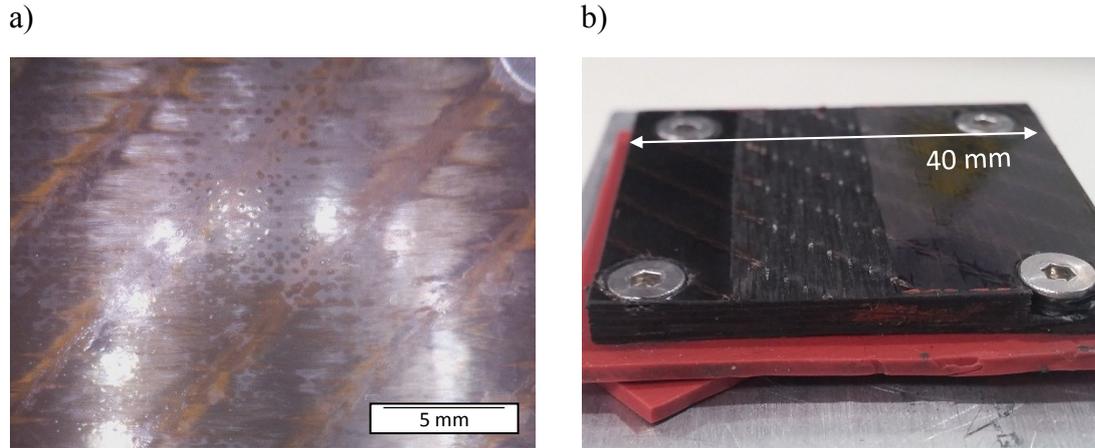


Abb. 6-10: Oberflächenaufnahmen nach Durchlaufen des Entformungsversuchs

- a) externes Trennmittel über ein Stempelkissen aufgebracht
- b) internes Trennmittel

Der Rand des ausgehärteten Garns ist über die Länge des Prüfkörpers ein in Breite und Dicke undefinierter Reinharzbereich. Ist die Wandstärke lokal zu dünn, überschreitet die Resthaftung der Matrix an der Prüfkörperoberfläche die Festigkeit der Anbindung zum ausgehärteten Garn. Somit verbleibt dort Matrix auf dem Prüfkörper, was in Abb. 6-11 a) zu erkennen ist. Da die Ausprägung der verbleibenden Matrix undefiniert ist, der Reinigungsprozess des Prüfkörpers nicht automatisiert erfolgen kann und diese Harzreste das Verpressen des folgenden Garns behindern, wird der Prüfkörper mit selbstklebendem PTFE-Glasgewebe (Dicke 0,15 mm) im Randbereich abgeklebt. Diese reduziert die Haftung des Reinharzbereichs soweit, dass dieser stabil mit entformt wird. Abb. 6-11 b) zeigt die Prüfkörperoberfläche mit PTFE-Folie.

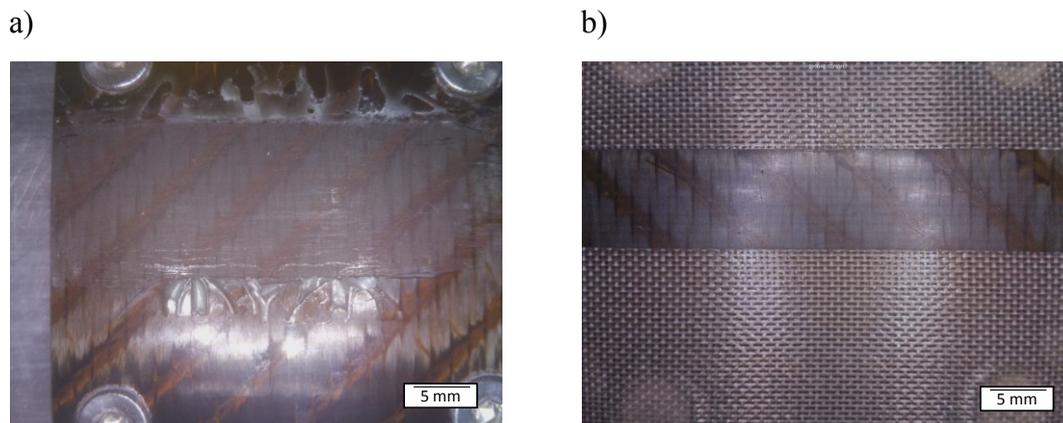


Abb. 6-11: Prüfkörperoberflächen nach jeweils drei Entformungen

- a) Reinharzbereiche am Rand der Garnposition
- b) PTFE-Glasgewebe, um Reinharzbereiche zu vermeiden.

6.2 Untersuchungsmethodik zur Prozessbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen

6.2.1 Messgrößen

Der wiederholte Aushärte- und Entformungsprozess wird durch den im vorigen Kapitel beschriebenen automatisierten Entformungstest nachgeahmt. Ausgangssignal des Testaufbaus sind Bildaufnahmen der Prüfkörperoberfläche, wie sie in Abb. 6-11 dargestellt sind. Detaillierte, hochauflösende Aufnahmen der Oberfläche mittels Mikroskopie liefern zusätzliche Informationen zum Ausgangs- und Endzustand der Prüfkörper. Die Mikroskopbilder der Prüfkörperoberfläche werden mit dem Mikroskop Olympus BX41M-LED aufgenommen. Es wird ein Bildausschnitt von 1 cm² von der Software Olympus Stream über Bildkorrelation zusammengesetzt.

6.2.2 Versuchsablauf

Zu Beginn des Entformungstests werden die Prüfkörper auf der Prüfkörperaufnahme montiert. Vor dem Testbeginn werden die Prüfkörperoberflächen in drei Wiederholungsschritten mit fünf Minuten Trocknungszeit mit dem Trennmittel Frekote® 770-NC benetzt. Anschließend wird das selbstklebendem PTFE Glasgewebe (Dicke 0,15 mm) in den Randbereichen aufgebracht. Der Entformungstest erfolgt in 50 Zyklenschritten. Nach diesen wird der Prüfkörper demontiert und Ablagerungen mittels Holzspatel, Skalpell oder Schleifpapier mit einer Körnung von 2000 abgetragen. Im Anschluss beginnt der Versuchsablauf mit dem Auftrag von Trennmittel erneut.

6.2.3 Versuchsplanung

Als Haupteinflussfaktoren auf die Prozessbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen werden folgende Parameter definiert:

- Anzahl der Entformungen
- Alterung der Oberfläche
- Typ der CFK-Werkzeugoberfläche
- Vorschädigung der Oberfläche

Abb. 6-12 stellt diese Parameter mit den jeweiligen Ausprägungen dar.

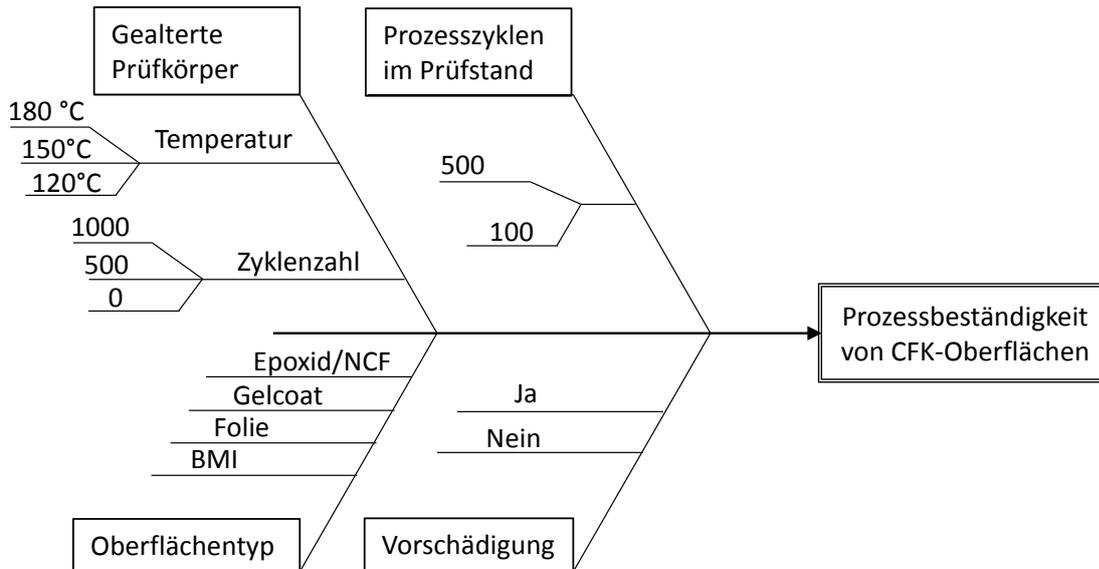


Abb. 6-12: Einflussgrößen auf die Prozessbeständigkeit von CFK-Oberflächen

Die hier betrachtete Anzahl der Prozesszyklen im Prüfstand richtet sich nach den in Kapitel 2.1.1 beschriebenen Stückzahlen von Luftfahrtbauteilen, die in einem Werkzeug gefertigt werden. Die maximale Anzahl an Entformungszyklen in dieser Untersuchung beträgt 500.

In Kapitel 5 wird ein deutlicher Einfluss der thermischen Alterung auf die mechanischen Eigenschaften von CFK-Werkzeuglaminaten nachgewiesen. Es wird angenommen, dass sich auch die Oberflächen von CFK-Werkzeuglaminaten bei thermischer Alterung verändern und damit auch deren Prozessbeständigkeit. Der Temperaturbereich zwischen 120 °C und 180 °C bei bis zu 1000 Temperaturzyklen erweist sich in Kapitel 5 als kritisch.

Auch während der Untersuchung im Oberflächenprüfstand werden die Prüfkörper zyklisch bis 145 °C belastet. Dabei beschränkt sich aufgrund der indirekten Heizung über den Aluminiumstempel die Maximaltemperatur auf die Prüfkörperoberfläche. Eine zusätzliche thermische Alterung der vorab thermisch gealterten Proben soll im Versuch vermieden werden. Nach Kapitel 5 sind bei einer Alterungstemperatur von 150 °C bis 100 Zyklen keine Alterungseffekte erkennbar. Somit werden die vorab gealterten Prüfkörper ausschließlich bis 100 Entformungszyklen getestet.

Durch die Modifikation der Oberfläche von CFK-Werkzeugen soll diese widerstandsfähiger gegenüber der Prozessbelastung gestaltet werden. Ausgangsmaterial bildet wie in Kapitel 5 ein Laminat, welches aus Gelege (Biaxial, HTS 40, 12k, 256 g/m², 12 Lagen QI) und Epoxidmatrix (Araldite© 8615/ Aradur© 8615) aufgebaut ist. Des Weiteren werden die Prüfkörperkonzepte aus Kapitel 5 untersucht, welche die Oberfläche des Prüfkörpers modifizieren: Gelcoat (RenGel® SW5200) und Folie (PPSU, Ajedum™ Films, 125 µm). Zusätzlich wird der Einfluss einer Hochtemperaturmatrix BMI (Compimide ® 353RTM) auf die Haltbarkeit der Oberfläche untersucht.

Oberflächen von CFK-Werkzeugen können während des Einsatzes im Betrieb spontan durch unsachgemäße Bedienung beschädigt werden. Ein Beispiel für einen solchen Schaden zeigt Abb. 6-1. Ob und in welcher Form sich ein solcher Schaden aufgrund von zyklischer Prozessbelastung verändert, wird untersucht. Dazu wird ein definierter kreisrunder Schaden mit einem Durchmesser von 5 mm in die Werkzeugoberfläche eingebracht. Zudem wird erwartet, dass die Orientierung der Faserlage an der Oberfläche zur Abzugsrichtung bei der Entformung, in Kombination mit dem eingebrachten Schaden einen Einfluss auf die Haltbarkeit der Oberfläche hat. Es wird unterschieden, ob während des Entformungsprozesses in der Untersuchung die beschädigte Faserlage der Deckschicht in oder quer zur Faserrichtung belastet wird. Alle vorgeschädigten Oberflächen werden ebenso ausschließlich 100 Entformungszyklen unterzogen.

Tab. 6-1: Parameterkombinationen der Versuchsreihe

Nr.	Entformungsanzahl	Vorschädigung	Thermische Alterung	Material
1	500	nein	0	Epoxid / Gelege
2	100	nein	120 °C / 500	Epoxid / Gelege
3	100	nein	120 °C / 1000	Epoxid / Gelege
4	100	nein	150 °C / 500	Epoxid / Gelege
5	100	nein	150 °C / 1000	Epoxid / Gelege
6	100	nein	180 °C / 500	Epoxid / Gelege
7	100	nein	180 °C / 1000	Epoxid / Gelege
8	500	nein	0	Gelcoat
9	100	nein	180 °C/500	Gelcoat
10	100	nein	180 °C/1000	Gelcoat
11	500	nein	0	Folie
12	100	nein	180 °C/500	Folie
13	100	nein	180 °C/1000	Folie
14	500	nein	0	BMI
15	100	nein	180 °C/500	BMI
16	100	nein	180 °C/1000	BMI
17	100	ja, Fasern quer	0	Epoxid / Gelege
18	100	ja, Fasern längs	0	Epoxid / Gelege
19	100	ja	0	Gelcoat
20	100	ja	0	Folie
21	100	ja	0	BMI

Tab. 6-1 zeigt die Versuchsmatrix mit allen hier untersuchten Parameterkombinationen. In den ersten sieben Versuchsreihen werden die Auswirkungen von Entformungsanzahl und vorab erfolgter thermischer Alterung bei den Temperaturen 120 °C, 150 °C und 180 °C auf die Entformungsbeständigkeit eines Ausgangslaminats untersucht (Nr. 1 bis Nr. 7). Dabei wird das ungealterte Laminat mit 500 Entformungszyklen belastet und die vorab gealterten Varianten jeweils mit 100. Im Anschluss an die Tests mit dem

Ausgangslaminat wird das Material der Prüfkörper variiert. Dabei wird der Parameter der Alterung auf 500 und 1000 Zyklen bei 180 °C reduziert, da dies das Extremum darstellt (Nr. 8 bis 16). Den Abschluss der Versuchsreihe bildet die Untersuchung der Prüfkörper mit vorgeschädigter Oberfläche (Nr. 17 bis 21). Dabei soll die Veränderung des Schadens im Verlauf von 100 Entformungszyklen getestet werden. Neben dem Oberflächenkonzept wird die Auswirkung der Faserrichtung auf die Ausbreitung des Schadens untersucht (Nr. 17 und 18).

Versuchsreihe Nr. 1 wird zweimal wiederholt, mit dem Ziel die Reproduzierbarkeit des Verhaltens der Oberfläche zu untersuchen. Basierend auf diesen Ergebnissen wird bestimmt ob auch die weiteren Versuchsreihen wiederholt werden.

6.2.4 Fertigung der Prüfkörper

Der Aufbau der Prüfkörper ist in Kapitel 5.3.3 beschrieben. Die Infiltration, Aus- und Nachhärtung erfolgt identisch. Aus den Platten werden die Prüfkörper mit den Abmessungen 40 x 40 mm gesägt und mit Hilfe einer Schablone vier Bohrungen in den Ecken gesetzt, die das Anschrauben des Prüfkörpers an die Schließvorrichtung erlauben. Zu jeder Materialkombination werden drei Prüfkörper gefertigt. Zwei davon werden bei 120 °C, 150 °C bzw. 180 °C zyklisch thermisch gealtert und bei 500 bzw. 1000 Zyklen aus dem Ofen entnommen. Der Alterungszyklus entspricht dem aus Kapitel 5.3.5.

Der definierte kreisförmige Schaden an Prüfkörpern mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Tiefe von 0,3 mm wird mit einem Schaftfräser eingebracht. Der durch den Fräsprozess entstehende klar definierte Rand des Schadens ermöglicht es, in der Bildauswertung Veränderungen nach Entformungsprozessen zu erkennen. Hierzu wird die Kontur des Randbereichs mit dem Ausgangszustand überlagert und verglichen.

Beispielhaft sind in Abb. 6-13 die Oberflächen der Prüfkörper des Epoxid/Gelege-Laminats im ungealterten, im gealterten und im geschädigten Zustand dargestellt.

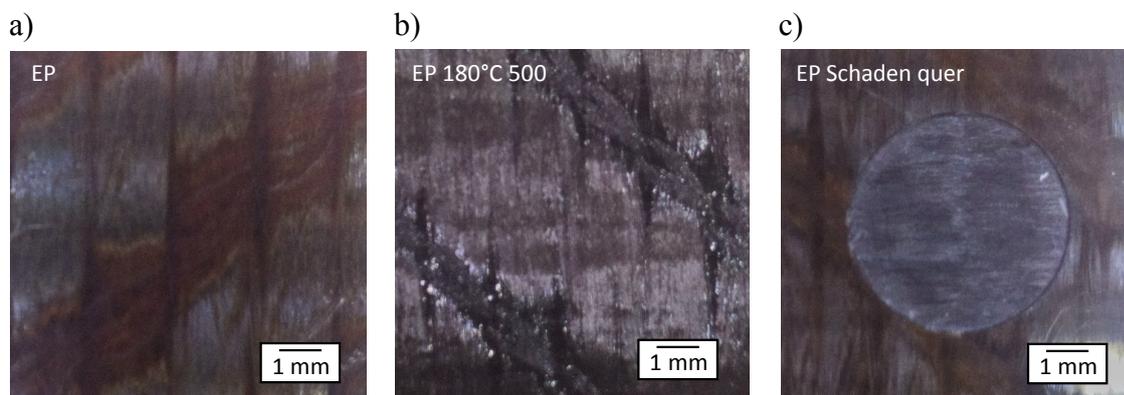


Abb. 6-13: Aufnahmen der Oberfläche der Materialien

- a) Epoxid / Gelege
- b) Epoxid / Gelege 500 Zyklen bei 180 °C
- c) Epoxid / Gelege geschädigt.

6.2.5 Auswertung

Die Aufnahmen des Prüfstands nach jeder Entformung werden manuell miteinander verglichen und auf Veränderungen hin überprüft. Zusätzlich werden vor und nach einer Versuchsreihe im Prüfstand Bilder der Oberfläche mit dem Mikroskop aufgenommen und verglichen. Im Fall, dass eine lokale Veränderung in Form einer Ablagerung oder eines Schadens auftritt, werden die Position und die Abmessungen dieses Schadens festgehalten und Veränderungen beider dokumentiert. Treten globale Veränderungen wie Verfärbungen oder eine Veränderungen der Reflexionseigenschaften auf, werden diese beschrieben. Die Bewertung erfolgt qualitativ.

6.3 Ergebnisse und Diskussion der Entformungsbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen

Im ersten Schritt wird der Ausgangszustand der unterschiedlichen Parameterkombinationen beschrieben und bewertet. Im Anschluss erfolgt die Dokumentation der Entwicklung der Oberfläche im Versuch. Im letzten Schritt werden die Mikroskopaufnahmen nach den Tests mit den Ausgangsbildern verglichen. Die unterschiedlichen Oberflächen werden basierend darauf hinsichtlich deren Beständigkeit bewertet.

6.3.1 Ausgangszustand der Prüfkörperoberflächen

Ergebnisse

Abhängig vom Material und der Anzahl an Alterungszyklen unterscheiden sich die Prüfkörper im Ausgangszustand optisch. Abb. 6-14 zeigt Mikroskopaufnahmen der Oberflächen der Referenzlamine bestehend aus Gelege und Epoxidmatrix, welche bei 120 °C, 150 °C und 180 °C für 1000 Zyklen gealtert wurden. In allen Abbildungen erscheinen die Kohlenstofffasern dunkel. In 45°-Orientierung dazu treten die Nähfäden ebenfalls etwas dunkler gegenüber der hellgrau erscheinenden Matrix hervor. Sind Merkmale im ursprünglichen Maßstab nicht erkennbar, werden zusätzlich Details vergrößert im Bild dargestellt. Entsprechend den Ergebnissen aus Kapitel 5 weisen die bei 120 °C gealterten Prüfkörper bis 1000 Alterungszyklen keine sichtbaren Veränderungen auf. Bei einer Alterungstemperatur von 150 °C erscheint der Nähfaden nach 500 Zyklen deutlich dunkler. Das umgebende Reinharzgebiet bleibt unverändert. Nach 1000 Zyklen sind Risse im Reinharzgebiet zu erkennen. Bei Prüfkörpern, welche für 500 Zyklen bei 180 °C gealtert wurden verfärbten sich sowohl die Matrix und die Nähfäden als auch die Kohlenstofffasern dunkler. Zusätzlich sind Risse in den Reinharzgebieten entstanden. Die Ausprägung und Anzahl der Risse ist nach 1000 Zyklen bei 180 °C nochmals verstärkt.

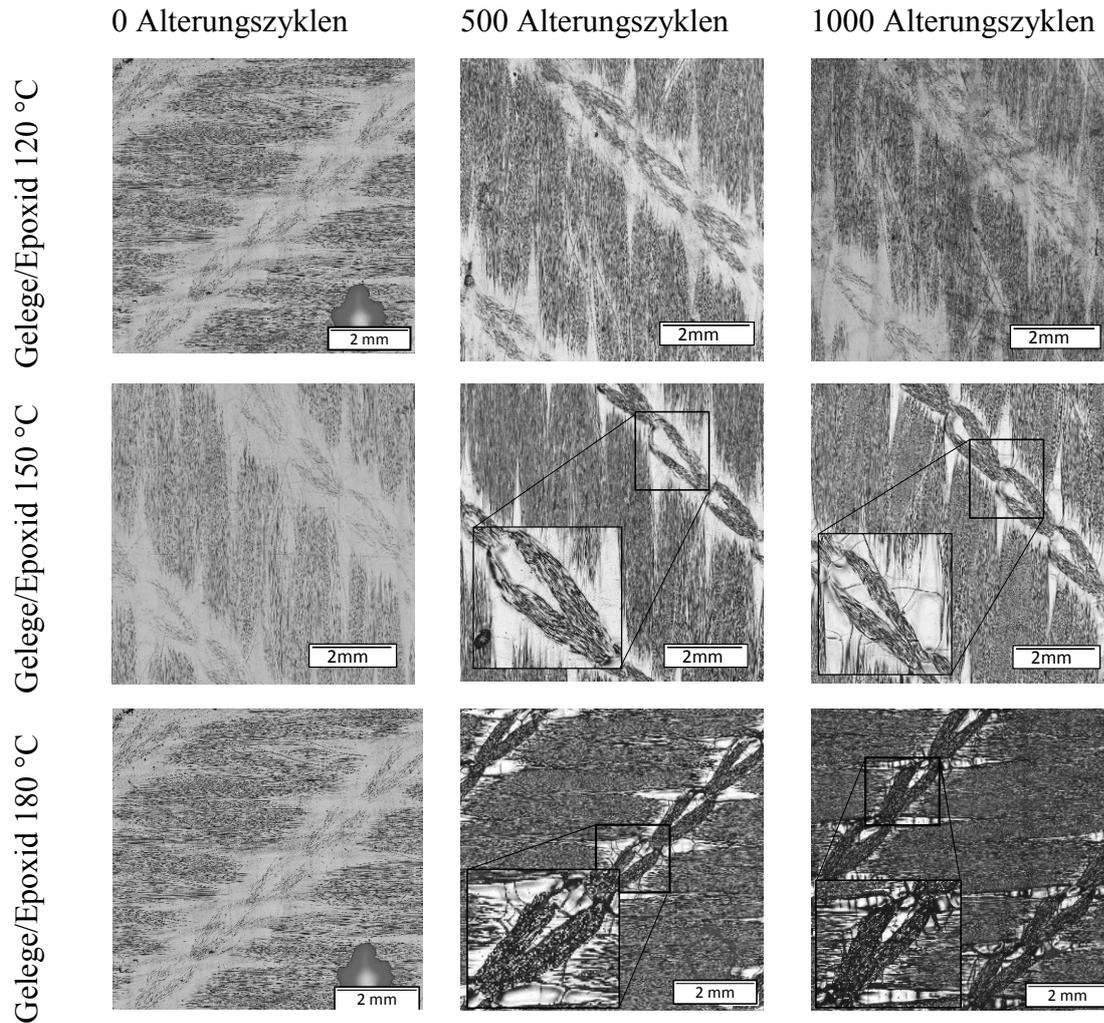


Abb. 6-14: Mikroskopaufnahmen der Oberflächen der Prüfkörper

Die Prüfkörper bestehen aus Gelege und Epoxidmatrix und wurden bei 120 °C, 150 °C und 180 °C bis zu 1000 Zyklen gealtert.

In Abb. 6-15 sind Mikroskopaufnahmen der Oberflächen von bei 180 °C gealterten Prüfkörpern mit den Oberflächenbeschichtungen PPSU-Folie und Gelcoat sowie mit BMI-Matrix dargestellt. Die PPSU-Folie und der Gelcoat verdecken im ungealterten Zustand den Nähfaden und erscheinen im Mikroskopbild homogen hellgrau. Der Prüfkörper mit BMI-Matrix hat zu Beginn das gleiche Erscheinungsbild wie die Gelege/Epoxid Prüfkörper. Nach 500 Alterungszyklen bei 180 °C zeigen die Prüfkörper mit PPSU-Folie und Gelcoat sichtbare Materialveränderungen aufgrund von thermischer Alterung. Die Folienoberfläche weist Risse in der Richtung der darunter liegenden Fasern über die gesamte Fläche auf. Zudem treten die darunter liegenden Nähfäden hervor und werden sichtbar. Bis 1000 Zyklen steigt die Rissanzahl nicht sichtbar an, jedoch werden die Risse breiter. Zudem erscheinen die unter der Folie liegenden Nähfäden noch deutlicher. Auch auf der Gelcoat Oberfläche sind nach 500 Zyklen die Nähfäden zu erkennen und es bilden sich feine ungerichtete Risse aus. Die Ausprägung der Risse ist nach 1000 Zyklen erhöht. Prüfkörper bestehend aus Gelege und

BMI-Matrix zeigen hingegen an der Oberfläche bis 500 Zyklen keine Alterungerscheinungen. Nach 1000 Zyklen nimmt der Kontrast zwischen Fasern und Matrix zu.

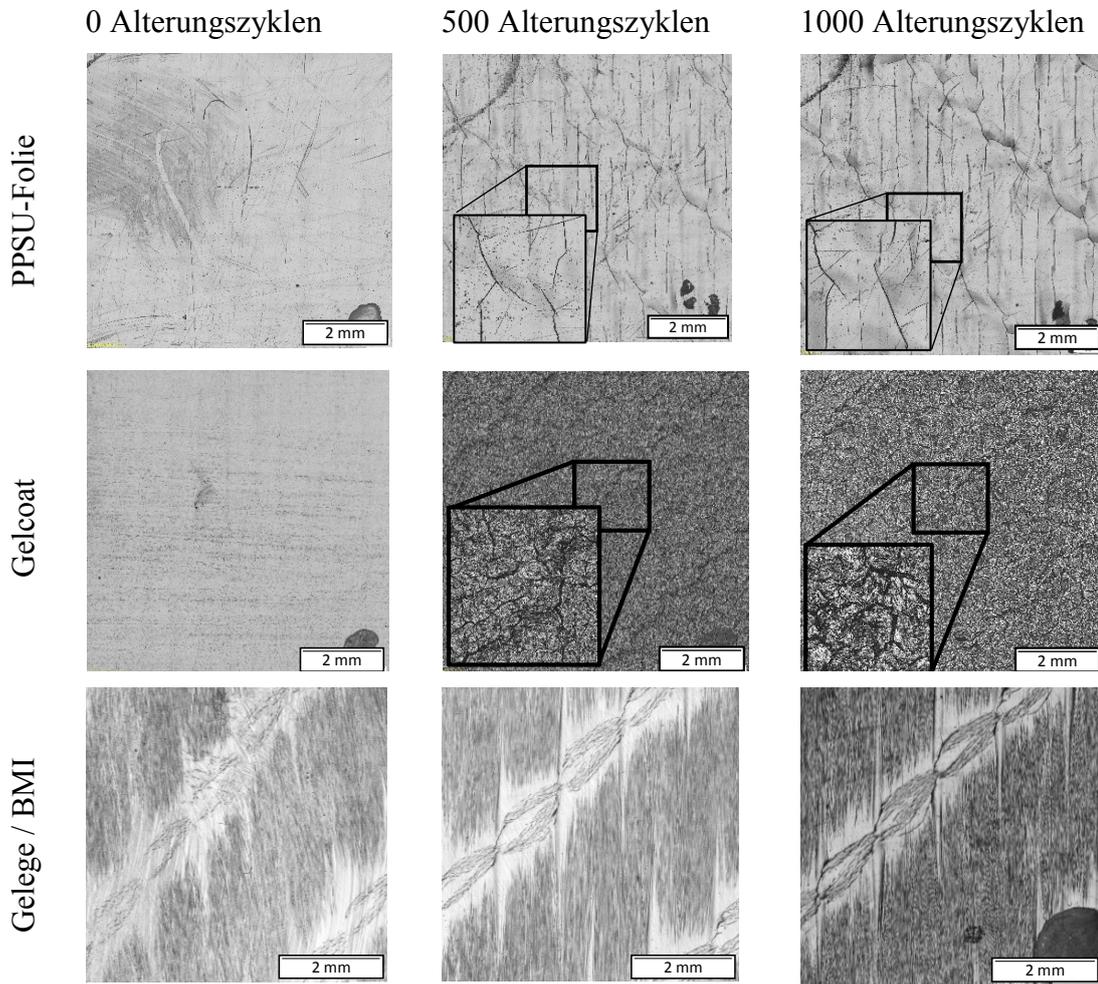


Abb. 6-15: Mikroskopaufnahmen der Prüfkörperoberfläche vor dem Entformungstest

Es sind jeweils ungealterte sowie nach 500 und 1000 variothermen Alterungszyklen bei 180 °C gealterte Oberflächen abgebildet.

Abb. 6-16 zeigt die Prüfkörper, bei welchen ein kreisförmiger Bereich mit einem Durchmesser von 5 mm 0,3 mm tief abgetragen wurde. Die somit angeschliffenen Fasern sind im Kontrast zur umgebenden hellen Oberfläche schwarz. Die ebenso schwarzen Linien und Unebenheiten entlang des Kreisrandes zeigen in den Gelege/Epoxid Prüfkörpern ausgerissene Faserfragmente und Ausbrüche von Harz. Gleiches tritt bei dem Prüfkörper mit BMI-Matrix auf. Der Bildausschnitt des mit Folie beschichteten Prüfkörpers weist einen scharfen Kreisrand auf, was auf eine Schnittkante ohne Ausbrüche schließen lässt. Die Schattierung außerhalb der Schnittkante zeigt, dass sich die Folie entlang dieser Kante ablöst. Der Gelcoat-Prüfkörper besitzt ebenso eine scharfe Schnittkante.

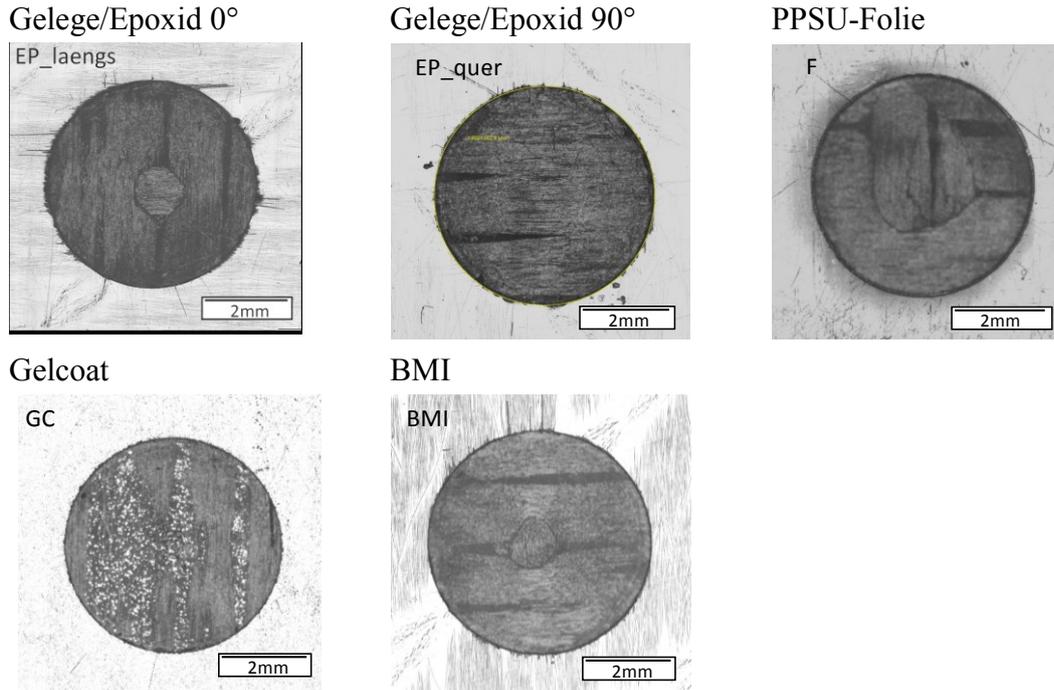


Abb. 6-16: Ausgangszustand der vorgeschädigten Prüfkörper

Diskussion

Nach Tsotsis et al. [123] sind Gründe für die Verfärbung des Harzes und die Rissbildung im Harz der oxidative Abbau der Matrix durch den Luftsauerstoff, welcher die Matrix versprödet. Thermische Eigenspannungen in der Matrix, aufgrund der unterschiedlichen Wärmedehnung der Fasern, führen ab einem gewissen Grad der Oxidation zur Ausbildung von Rissen. Der Nähfaden besteht aus dem Thermoplast Polyethersulfon (PES) und ist wie die Kohlenstofffasern ebenso von der Matrix getränkt. Die Verfärbung des Nähfadens kann auf zwei Arten begründet werden. Zum einen altert auch die Epoxidmatrix zwischen den Filamenten des Nähfadens und lässt ihn so dunkler erscheinen. Zum anderen unterliegt auch der Nähfaden einem oxidativen Abbau. Die Fasern erscheinen dunkler, da die nur wenige Mikrometer dicke Harzschicht zwischen Fasern und Prüfkörperoberfläche durch die Oxidation reduziert wird. Die schwarzen Kohlenstofffasern werden somit weniger von Reflexionen umgebender Matrix aufgehellt. Mit steigender Anzahl an thermischen Zyklen wandern Risse tiefer in das Material und ermöglichen die Oxidation tiefer liegender Matrixbereiche. Nach Ehrenstein [53] führt zudem eine Erhöhung der Temperatur zu einer größeren Oxidationsgeschwindigkeit. Damit lassen sich die Beobachtungen bei unterschiedlichen Alterungstemperaturen und Zyklenzahlen erklären.

Die PPSU-Folie ist stoffschlüssig an das übrige Laminat angebunden. Unter Einwirkung von Temperatur und Sauerstoff altert auch die PPSU-Folie und versprödet. Durch die lokale Dehnung der ersten Lage des Prüfkörperlaminats senkrecht zur Faserrichtung wird auch die Folie gedehnt. Ab einem gewissen Ausmaß an Degradation der Folie überschreitet diese Dehnung die Dehngrenze der gealterten Folie und sie reißt.

Durch die Risse diffundiert Luftsauerstoff in das Laminat und oxidiert die darunterliegende Matrix. Somit treten auch hier im Laufe der zyklischen thermischen Alterung Risse in der Matrix der Prüfkörper auf. Durch die große Verschiebung aufgrund von Rissen im Laminat wachsen die Risse in der Folie mit steigender Zyklenzahl weiter.

Der Gelcoat basiert auf einem vergleichbaren Epoxid wie die Matrix des Laminats und unterliegt somit den gleichen Oxidationsprozessen. Der zweite Bestandteil des Gelcoats sind keramische und metallische Füllstoffe. Die Kombination aus Versprödung der Matrix durch Oxidation und der wiederkehrenden thermischen Spannungen durch den Unterschied in der Wärmedehnung von Matrix und Füllstoffen führt auch hier zur Ausbildung von Rissen. Die Risse haben aufgrund der zufällig verteilten Füllstoffe keine Vorzugsrichtung.

Die höhere thermische Stabilität der BMI-Matrix führt zu einer Begrenzung der Alterung in der Matrix. Somit können diese thermischen Spannungen über die gesamte Zykluszahl ohne Ausbildung von Rissen aufgenommen werden.

6.3.2 Verhalten der Prüfkörper im Werkzeugoberflächenprüfstand

Während der Untersuchung im Werkzeugoberflächenprüfstand wird nach jedem Entformungsprozess bis 500 Zyklen eine Aufnahme der Oberfläche gemacht. In der ersten Zeile von Abb. 6-17 sind Bildausschnitte zu Beginn, nach 50 Zyklen, nach dem Reinigungsschritt bei 51 Zyklen und nach 100 Zyklen dargestellt. Es bilden sich sowohl weiße Schlieren auf der Prüfkörperoberfläche als auch gelbliche Ablagerungen am Rand des Bildausschnitts. Beides sind Harzablagerungen in unterschiedlicher Dicke. Schäden auf der Oberfläche sind in den Aufnahmen des Kameramoduls nicht zu erkennen. In den folgenden zwei Zeilen von Abb. 6-17 sind jeweils zweimal 50 Entformungszyklen in zwei Bildern zusammengefasst. In den Aufnahmen nach dem Reinigungsprozess (bspw. EP/Gelege0_0 101 und EP/Gelege0_0 201) sind auch dunklere Flecken zu erkennen, welche Schäden an der Oberflächen darstellen. Diese entstehen vorwiegend bei der Entfernung der Harzablagerungen im Reinigungsschritt. Dabei sind matrixreiche Bereiche besonders anfällig für Ausbrüche. Mit den darauffolgenden Prozesszyklen füllen sich diese Schäden wieder mit Harz aus dem vorimprägnierten Garn. Bei den Reinigungsschritten wird festgestellt, dass mit zunehmenden Entformungszyklen die Harzablagerungen fester anhaften, somit der Aufwand erhöht wird und die Wahrscheinlichkeit von weiteren Beschädigungen zunimmt.

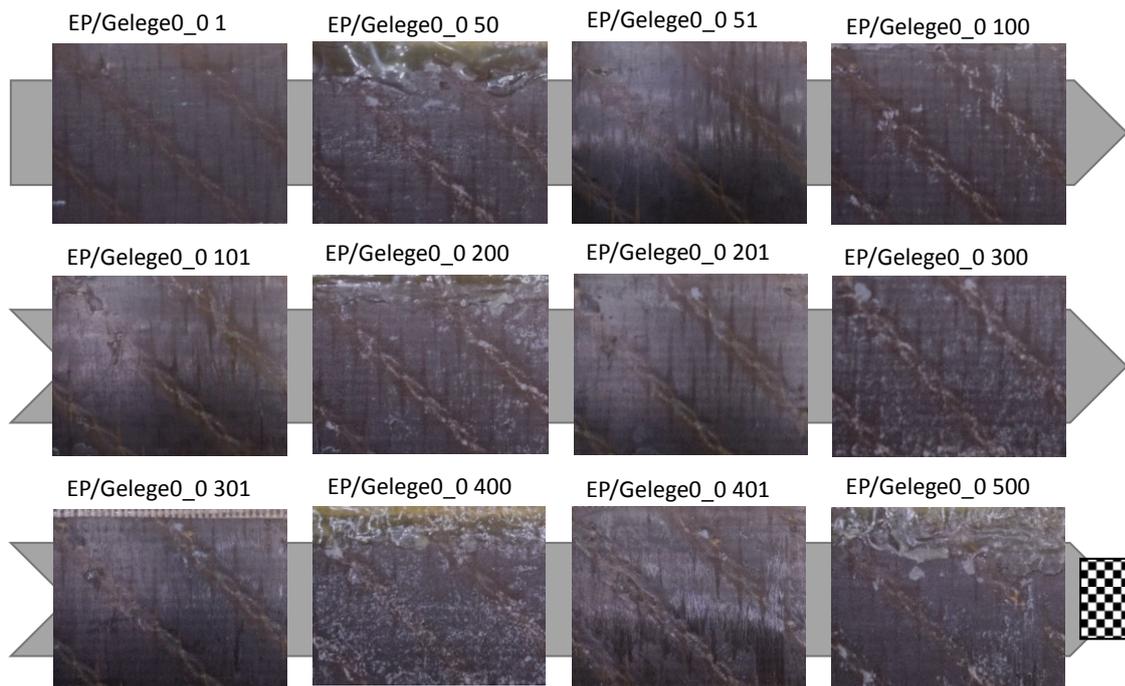


Abb. 6-17: Durchlauf der Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/Gelege Prüfkörper ohne thermische Vorbelastung

Die Aufnahmen des Kameramoduls der beiden Wiederholungen dieser Parameterkombination zeigen vergleichbare Effekte. Unterschiede in der Beständigkeit der Oberflächen gegenüber dem Entformungsprozess zu erkennen ist anhand dieser Aufnahmen nicht möglich. Aus diesem Grund stützt sich die Bewertung der Oberflächen in Kapitel 6.3.4 ausschließlich auf Mikroskopaufnahmen. Im Anhang a sind alle Verläufe der Oberflächenbeschaffenheit in Abhängigkeit der Entformungszyklen, vergleichbar mit Abb. 6-17, dargestellt.

6.3.3 Wiederholbarkeit der Versuche

Ziel dieser Versuchsreihe mit ungealterten Epoxid-/Gelegeprüfkörpern, die keiner thermischen Vorbelastung unterzogen wurden, ist es die Wiederholbarkeit des Verhaltens der Prüfkörperoberflächen im Prüfstand bis 500 Prozesszyklen zu untersuchen. Hierzu werden zum einen Aufnahmen aus dem Kameramodul im Prüfstand in Abb. 6-18 und zum anderen Mikroskopaufnahmen der Oberflächen nach einem finalen Reinigungsschritt nach 500 Prozesszyklen in Abb. 6-19 verglichen. Dabei werden in Abb. 6-18 Aufnahmen nach 10, 210 und 410 Zyklen ausgewählt. Diese stehen repräsentativ für Oberflächen während der Untersuchung, zehn Zyklen nach einem Reinigungsschritt.

Werden in Abb. 6-18 die Oberflächen verschiedener Wiederholungen nach gleicher Prozesszyklenzahl betrachtet, können vor allem Unterschiede in den weißlich erscheinenden Ablagerungen erkannt werden. Die Färbung und der Kontrast der Faser-, Nähfaden- und Reinharzbereiche sind bei Wiederholung null, eins und zwei vergleichbar.

Innerhalb einer Wiederholung ist mit steigender Zyklenzahl eine Aufhellung des Nähfadens zu beobachten.

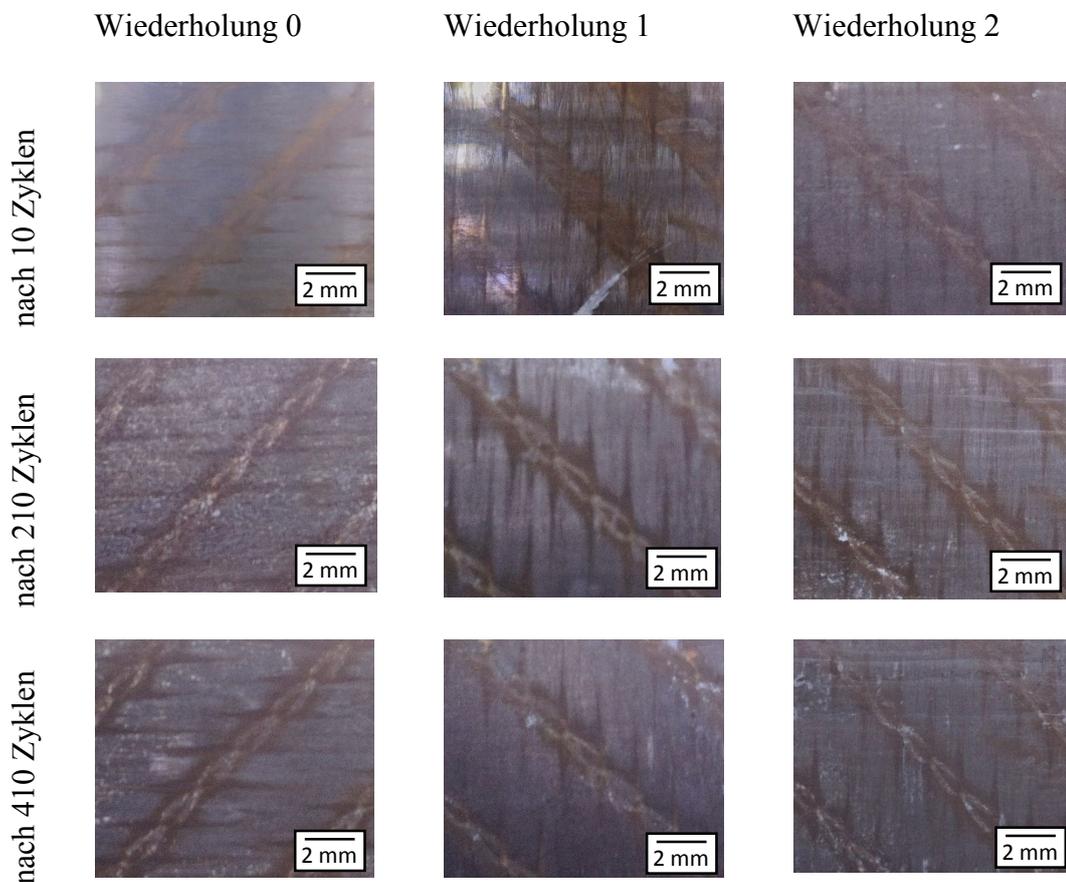
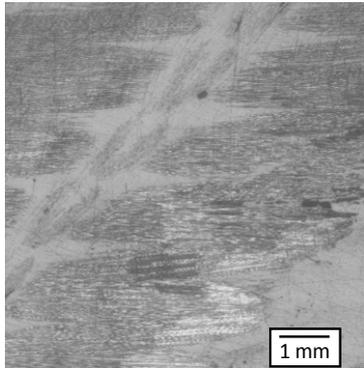


Abb. 6-18: Vergleich der Prüfkörperoberflächen bei Versuchswiederholung

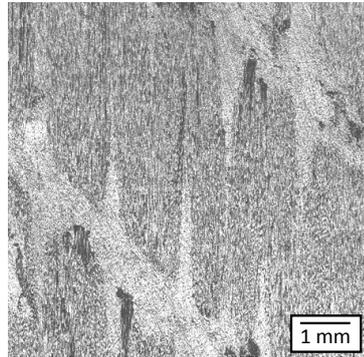
Die Mikroskopaufnahmen in Abb. 6-19, welche die Oberfläche nach 500 Entformungsschritten zeigen unterscheiden sich vor allem im Kontrast der Nähfäden zur umgebenden textilen Struktur. Alle drei Aufnahmen haben dunkle, punktförmige Bereiche in Reinharzbereichen gemeinsam, an welchen die Nähfäden durch die Carbonfaserbündel senkrecht zur Betrachtungsebene abtauchen.

Aus den Aufnahmen folgt, dass durch den Prüfstand bei Wiederholung des Versuchs mit gleich aufgebauten Oberflächen zwar vergleichbare Effekte erzielt werden können, Position, Größe und Kontrast der Effekte sich jedoch unterscheiden. Es wird erwartet, dass dies ebenso für die weiteren hier zu untersuchenden Oberflächenkonfigurationen gilt. Bei dem hier eingesetzten qualitativen Vergleich ergeben sich aus einer Versuchswiederholung bei den weiteren Oberflächenkonfigurationen keine Zusatzinformationen. Es wird daher bei den Parameterkonfigurationen keine Wiederholung der Versuchsreihe durchgeführt.

Wiederholung 0



Wiederholung 1



Wiederholung 2

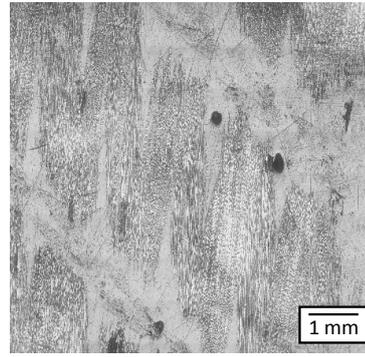


Abb. 6-19: Mikroskopischer Vergleich der Prüfkörperoberflächen bei Versuchswiederholung

6.3.4 Prüfkörperoberflächen nach den Entformungsprozessen

Zu jeder Versuchsreihe werden Mikroskopaufnahmen der Prüfkörperoberflächen qualitativ bewertet. Die verschiedenen Oberflächenkonzepte werden so hinsichtlich ihrer Beständigkeit gegenüber dem Entformungsprozess analysiert.

Ergebnisse

Abb. 6-20 zeigt Ausschnitte der Epoxid/Gelege Prüfkörperoberflächen unterschiedlicher thermischer Vorbelastung nach 500 bzw. 100 Entformungszyklen unter dem Mikroskop. Die Prüfkörperoberfläche ohne Vorbelastung nach 500 Entformungszyklen besitzt eine mit der Ausgangsoberfläche vergleichbare Struktur aus Fasern, Nähfäden und Reinharzbereichen. In diesen Reinharzbereichen sind lokal schwarze Bereiche mit Abmessungen von $0,1 \times 0,1 \text{ mm}^2$ bis $0,5 \times 0,5 \text{ mm}^2$ zu sehen, welche auf Matrixausbrüche zurückzuführen sind. Bei Prüfkörpern, welche vorab für 500 Zyklen bei $120 \text{ }^\circ\text{C}$ gealtert wurden, entsteht durch die Entformungsprüfung eine kraterförmige Struktur entlang des Nähfadens. Diese Krater sind ebenso Harzausbrüche, jedoch im Mittel kleiner und gleichmäßiger verteilt. 1000 Alterungszyklen mit anschließender Belastung im Werkzeugoberflächenprüfstand führen zu einer Oberfläche, auf welcher der Nähfaden großteils nicht mehr zu erkennen ist. Zudem verschwimmt die regelmäßige Strukturierung aus hellen Reinharzgebieten und dunklen Fasern. Vergleichbare Veränderungen zeigen die Aufnahmen der Prüfkörper mit einer thermischen Vorbelastung für 500 und 1000 Zyklen bei $150 \text{ }^\circ\text{C}$. Nach 500 Zyklen bei $180 \text{ }^\circ\text{C}$ und anschließenden 100 Entformungszyklen weist die CFK-Oberfläche größere Reinharzbereiche auf, wo sich vormals der Nähfaden befand sowie dunkle Ausbrüche in diesem Bereich von $0,05 \times 0,1 \text{ mm}^2$ bis $0,25 \times 0,5 \text{ mm}^2$. Mit 1000 Zyklen bei $180 \text{ }^\circ\text{C}$ und 100 Entformungen verschwindet die textile Struktur der Nähfäden vollständig. Vereinzelt sind noch hellere Bereiche zu erkennen, welche Bruchstücke von Harz beinhalten. Die Oberflä-

che wird dominiert von den Kohlenstofffasern, die überwiegend von Matrix freigelegt sind.

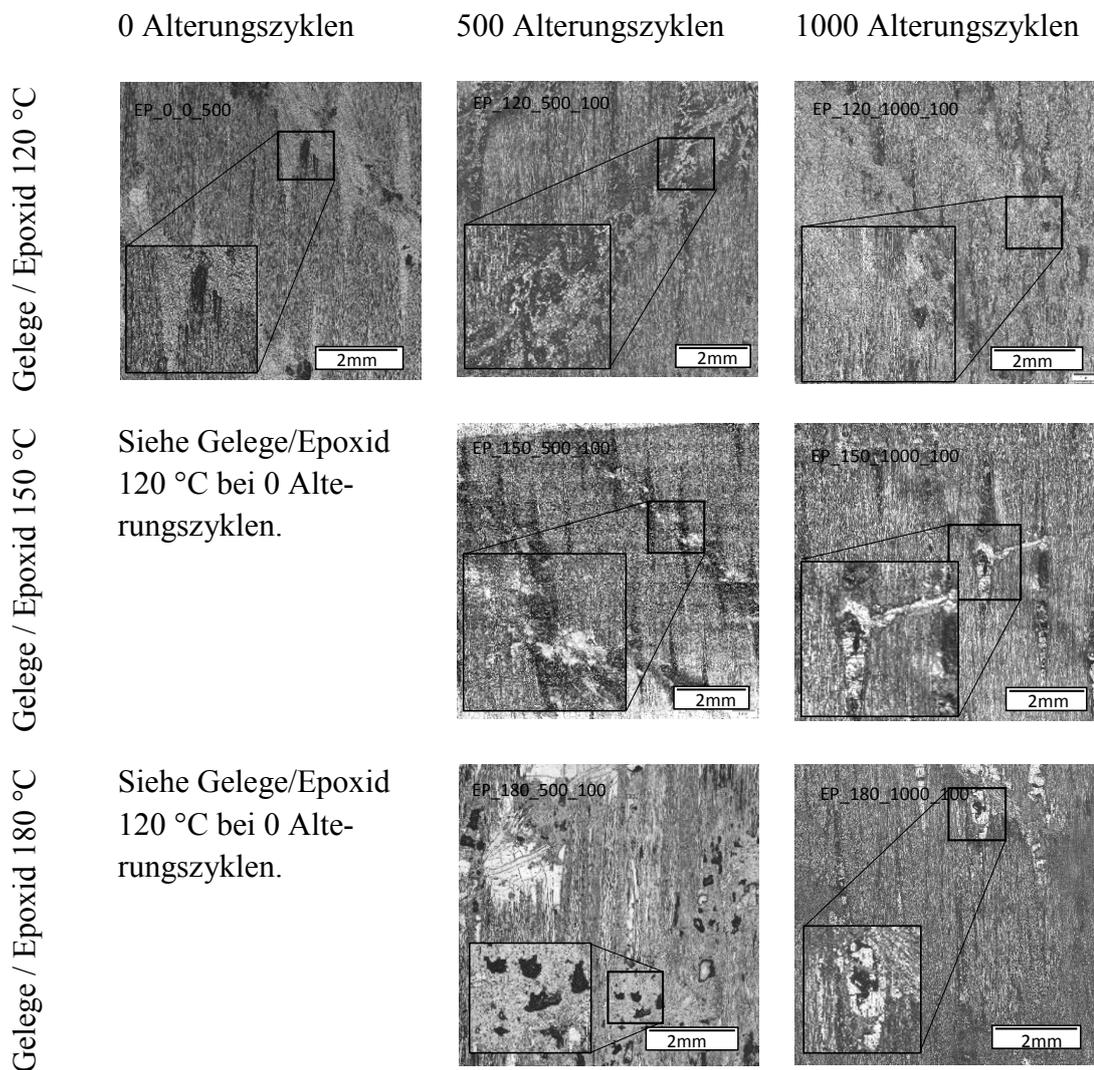


Abb. 6-20: Mikroskopaufnahmen der Oberflächen von G/EP-Prüfkörpern nach der Belastung im Werkzeugoberflächenprüfstand
 Der ungealterte Prüfkörper wurde mit 500, die gealterten Prüfkörper mit jeweils 100 Prozessen belastet.

Abb. 6-21 stellt Mikroskopaufnahmen der Oberflächen von Prüfkörpern mit Oberflächenbeschichtung sowie mit BMI-Matrix dar. Entsprechend des Vorgehens bei den Gelege-/Epoxidprüfkörpern werden die Oberflächen eines ungealterten Prüfkörpers nach 500 Entformungszyklen, eines für 500 Zyklen bei 180 °C gealterten Prüfkörpers nach 100 Entformungszyklen und eines für 1000 Zyklen bei 180 °C gealterten Prüfkörpers nach ebenfalls 100 Entformungszyklen begutachtet.

Nach 500 Entformungszyklen ist die ungealterte PPSU-Folienoberfläche weitestgehend homogen hell mit einigen dunkel erscheinenden Kratzern. Es sind keine Bereiche zu erkennen, die auf lokale Ausbrüche oder Ablösen der Folie hindeuten. Die Kratzer

mit einer mittleren Länge und Breite von 0,23 x 1,1 mm entstehen bei der Reinigung der Oberfläche. Über die gesamten Entformungen bleibt die Folie mit dem Prüfkörper verbunden und löst nicht lokal ab. Bei beiden gealterten Prüfkörpern zeigen sich in den Aufnahmen dunkle Flächen, die Bereiche von lokal abgelöster Folie darstellen. Während des Entformungsversuchs werden in einem ersten Schritt die Risse der gealterten Prüfkörper gefüllt, wodurch die Oberfläche stabilisiert wird. Bei der Reinigung nach 50 und 100 Zyklen brechen dann Folienpartikel mit der abgelagerten Harzschicht heraus.

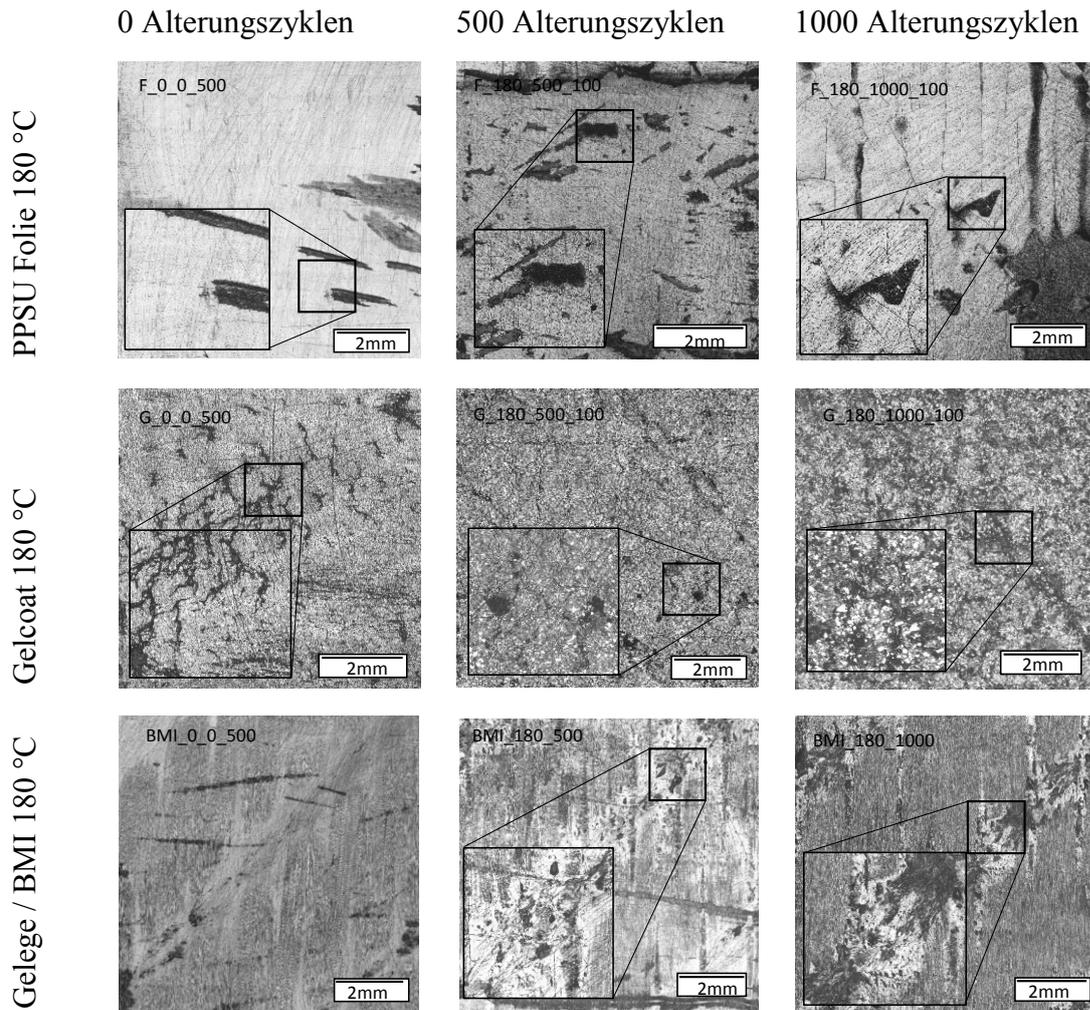


Abb. 6-21: Mikroskopaufnahmen der Oberflächen von Prüfkörpern mit verschiedenen Deckschichten

PPSU-Folie und Gelcoat sowie der BMI-Matrix nach den Entformungszyklen. Pro Konzept sind die Zustände nach 500 Entformungszyklen eines Prüfkörpers ohne sowie nach 100 Entformungszyklen mit 500 und 1000 Zyklen thermischer Vorbelastung dargestellt.

In den Versuchen erweist sich die Gelcoatoberfläche verglichen mit dem Gelege-/Epoxidprüfkörper als kratzresistenter und damit leichter zu reinigen. Ohne Mikroskop lassen sich bis 500 Entformungszyklen keine Schäden an der Oberfläche erkennen. Durch die Reinigung werden die metallischen Füllstoffe mit angeschliffen, wodurch

die Oberfläche metallisch silbrig erscheint. In den Mikroskopaufnahmen weist die Oberfläche nach 500 Entformungszyklen eine dunkle Maserung auf. Hier sind fein verteilt Partikel aus der Oberfläche ausgebrochen. Nach 100 Entformungszyklen der für 500 Zyklen gealterten Prüfkörper ist auf der Oberfläche eine Struktur aus feinen Rissen sowie Ausbrüchen unterschiedlicher Größe von $0,07 \times 0,08 \text{ mm}^2$ bis $0,27 \times 0,18 \text{ mm}^2$ zu erkennen. Bei den für 1000 Zyklen gealterten Prüfkörpern ist dies nochmals verstärkt zu beobachten.

Die Oberflächen der BMI Prüfkörper weisen nach den Entformungen ähnliche Abnutzungserscheinungen wie die Oberflächen der Gelege-/Epoxidprüfkörper auf. Nach 500 Entformungszyklen der ungealterten Prüfkörper zeigen diese Kratzer und lokale Harzausbrüche an den Nähfäden auf. In den Mikroskopaufnahmen der für 500 und 1000 Zyklen gealterten Prüfkörper sind nach 100 Entformungszyklen feine punktuelle Ausbrüche entlang der Nähfäden des Geleges zu beobachten. Diese sind zwischen $0,05 \times 0,06$ und $0,6 \times 0,3 \text{ mm}^2$ groß.

Die Oberflächen der vorgeschädigten Prüfkörper sind in Abb. 6-22 zu sehen. Die Umrisse des ursprünglichen Fräsrand sind türkis in das jeweilige Bild eingetragen. Eine Vergrößerung des Schadens durch Ausbrüche von Harz oder herausgerissene Fasern würden sich durch schwarze Bereiche, welche über die Linie hinausragen, zeigen. In keinem der Bilder ist dies der Fall. Somit vergrößert sich der Schaden in keinem der Prüfkörper aufgrund der Entformungszyklen.

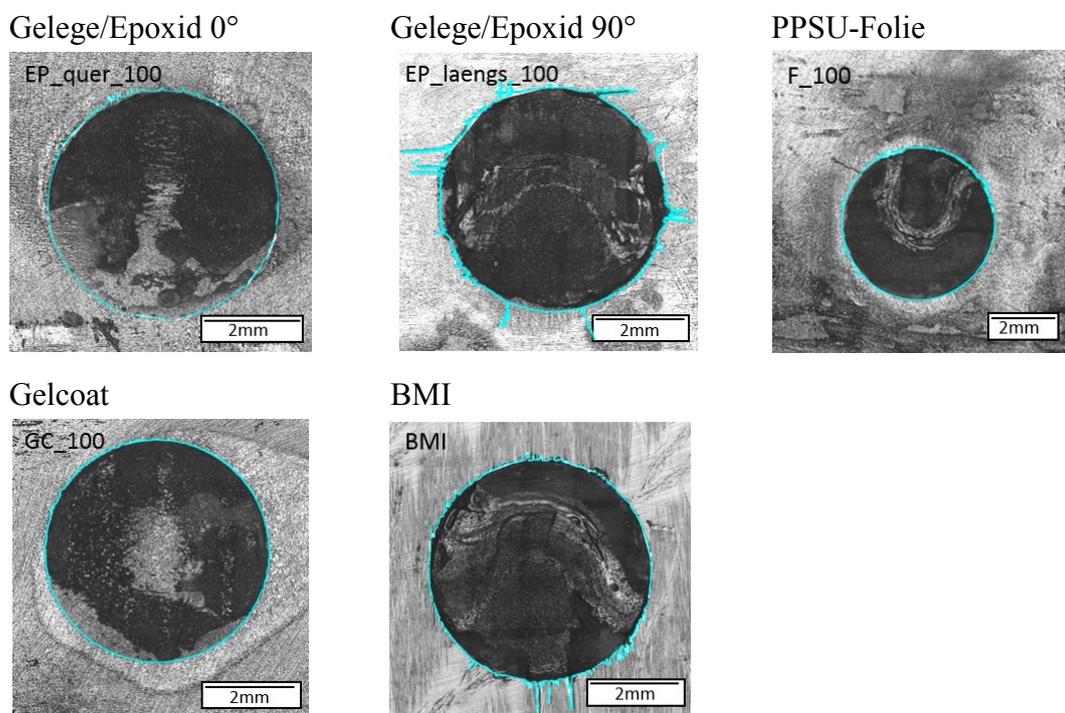


Abb. 6-22: Mikroskopaufnahmen der geschädigten Oberflächen nach den Entformungsversuchen

Der Abgleich mit der ursprünglichen Schadenskontur ist türkis dargestellt.

Innerhalb der schwarzen Schadensflächen sind nach den Entformungen helle Bereiche zu sehen, welche Harzablagerungen aus dem Prozess darstellen. Des Weiteren hat der Bereich, welcher den Schaden umgibt, eine andere Färbung. Für beide Gelege-/ Epoxid, den Gelcoat- und den BMI-Prüfkörper entsteht die Verfärbung durch den Reinigungsschritt. Im Fall des Prüfkörpers mit PPSU-Folienschicht verändert sich die Färbung durch das Ablösen der Folie vom Prüfkörper in der Umgebung vom Schaden. Der Bereich, in welchem die Folie die Anbindung verliert, hat Abmessungen von ca. $10 \times 10 \text{ mm}^2$.

Diskussion

Gelege-/Epoxidprüfkörper weisen in allen Alterungs- und Prozesszyklenkonfigurationen meist kreisförmige Ausbrüche auf, welche nicht während der Entformungsprozesse entstehen. Im ersten Bild des Prüfstandes nach einem Reinigungsschritt sind diese Veränderungen an der Oberfläche sichtbar. Damit sind diese mit großer Wahrscheinlichkeit auf den Reinigungsschritt zurückzuführen. Beim Abschaben und -schleifen des abgelagerten Harzfilms werden Reinharzsegmente aus der Oberfläche gebrochen. Veränderungen von Prüfkörpern, welche bei 120 °C und 150 °C gealtert wurden, zeigen vergleichbare Verschleißerscheinungen. Bei Prüfkörpern, die bei 180 °C gealtert wurden, sind diese stärker ausgeprägt. Wie in den Mikroskopaufnahmen der Ausgangszustände zu erkennen (vgl. Abb. 6-14), weisen diese Prüfkörper eine Rissstruktur in den Reinharzgebieten und Faserbündel auf, welche eine deutliche Vergrößerung der Oberfläche darstellen. Dadurch hat das Harz des vorimprägnierten Garns mehr Anbindungsfläche und haftet somit besser an der Oberfläche. Aus diesem Grund finden sich an diesen stark vorgealterten Oberflächen verstärkt Harzablagerungen. Zudem brechen größere Segmente aus der Oberfläche aus, da die Matrix des Prüfkörpers durch die Alterung eine geringere Bruchdehnung aufweist.

Prüfkörper mit PPSU-Folie zeigen vor allem Kratzer, was sich mit dem geringeren E-Modul der Folie im Vergleich zur Epoxidmatrix erklären lässt. Die Schäden treten auch hier beim Reinigungsschritt auf. Die Anbindung zwischen Folie und Prüfkörper als auch die Festigkeit und Bruchzähigkeit der Folie selbst ist ausreichend hoch, dass sich an ungealterten und ungeschädigten Prüfkörpern keine Foliensegmente lösen. Ist die Folie lokal vorgeschädigt, stellt dies einen Startpunkt für das Ablösen der Folie dar. An solchen Stellen wird die Anbindung zwischen Prüfkörper und Folie auf Schälung belastet, was den Anriss zwischen den beiden Substraten fortschreiten lässt.

Durch die metallischen und keramischen Füllstoffe weist der Gelcoat nach Herstellerangaben eine Härte von 90 Shore D auf. Dadurch ist die Oberfläche während der Reinigungsschritte kratzresistent. Die Oberfläche ist durch diese Schicht zudem homogen, weist also keine sich abwechselnden Reinharz und Faserbereiche auf. Während der Reinigungsschritte brechen keine solchen Reinharzgebiete aus der Oberfläche sondern es lösen sich Partikel des Füllstoffs, was in den Aufnahmen als Maserung der Oberfläche zu erkennen ist. Bei vorab gealterten Prüfkörpern ist die Oberfläche mit feinen

Rissen durchsetzt, welche als Sollbruchstellen während der Entformungsschritte wirken. Es werden so größere Segmente aus der Oberfläche gelöst.

BMI-basierte Prüfkörper zeigen im Test eine größere Beständigkeit gegenüber der Entformung als die Gelege-/Epoxidprüfkörpern. Auch während des Entformungsprozesses wirkt Temperatur (150 °C) auf die Oberfläche. Diese Temperatur hat auf die BMI-Matrix einen vernachlässigbaren Einfluss, sodass sich deren Stabilität über die gesamten 500 Entformungszyklen nicht verändert. Die Alterung des BMI bei 180 °C wirkt ähnlich der des Epoxids bei 120 °C bis 150 °C, was sich auch in den Ergebnissen widerspiegelt.

6.4 Bewertung und Limitationen der Methode zur Untersuchung der Prozessbeständigkeit von CFK-Oberflächen

Der entwickelte Prüfstand bildet einen CFK-Bauteil-Fertigungsprozess im Prepreg Pressverfahren automatisiert nach. Die im Versuch auf die Oberfläche wirkende Last ist eine Mischung aus Zug normal zur Oberfläche und Schälung. Die Schälbelastung wird durch die geringe Steifigkeit des ausgehärteten vorimprägnierten Garns hervorgerufen. Dieses wird beim Entformen durch die Klemmvorrichtung und die Garnspule auf dem Heizmodul gehalten und löst sich somit beim Hochfahren der Pressvorrichtung von den Rändern hin zur Mitte ab. Prüfkörper werden auf die Weise mit bis zu 500 Entformungsschritten belastet.

Mit dieser Methode wird ein Versuch unternommen, alle auch im industriellen Umfeld automatisierten Prozessschritte der Bauteilfertigung mit Interaktion zur Formoberfläche abzubilden. Die Ergebnisse zeigen, dass 500 Entformungszyklen keine sichtbaren Auswirkungen auf ungealterte CFK-Formoberflächen haben. Des Weiteren erweisen sich Gelcoats als ein wirksames Mittel, um Schäden an der Formoberfläche durch den Reinigungsprozess zu vermeiden. Für die Untersuchung der Oberfläche von gealterten Prüfkörpern zeigen sich ähnliche Ergebnisse wie in Kapitel 5. 500 bzw. 1000 Zyklen bei 120 °C sowie 150 °C Alterungstemperatur haben keinen hier sichtbaren Einfluss auf die Beschaffenheit der Matrix. Somit hat eine solche Oberfläche eine mit dem Ausgangslaminat vergleichbare Haltbarkeit in Bezug auf Entformungen. Die deutlich von Rissen durchsetzte Oberfläche von Prüfkörpern, welche bei 180 °C gealtert wurden, führen zu einer besseren Anhaftung der Matrix an der Prüfkörperoberfläche. Dies zeigt sich vor allem in einer deutlich aufwändigeren Reinigung und dadurch verursacht auch einer größeren Anzahl an Oberflächenschäden.

Generell wird aus den Testergebnissen geschlossen, dass der Entformungsprozess an sich die Werkzeugoberfläche nicht schädigt. Auch schon vorhandene Schäden an der Oberfläche werden durch den Entformungsprozess nicht vergrößert. Ausnahme bildet

eine mit Folie beschichtete und beschädigte Oberfläche. Die Folie löst sich mit zunehmender Zyklenzahl weiter von der Prüfkörperoberfläche ab.

Die Prüfmethode berücksichtigt die in der Realität üblicherweise nach jedem Bauteil stattfindende Reinigung des Werkzeugs nicht. So baut sich im Test ein Harzfilm auf, welcher nach 50 Zyklen entfernt wird. Die stärkere Verschmutzung, aufgrund 50 aufeinanderfolgender Prozesszyklen bedarf einer intensiven Reinigung, welche wiederum das Risiko birgt, Schäden auf der Oberfläche zu verursachen. Andererseits wäre im Fall einer Reinigung der Werkzeugoberfläche nach jedem Fertigungszyklus die Häufigkeit der Belastung größer. Es bleibt zu berücksichtigen, dass auch im industriellen Umfeld die Reinigung des Werkzeugs häufig ein manueller Prozess ist. Diese manuellen Tätigkeiten werden abhängig vom Fertiger unterschiedlich umgesetzt und stellen eine nicht klar definierbare Prozessgröße mit Auswirkung sowohl auf die Bauteilqualität als auch auf die Haltbarkeit des Werkzeugs dar.

Ein weiterer Schritt, der in diesem Versuchsaufbau unberücksichtigt bleibt ist der Eintrennprozess mit externem Trennmittel. Somit können keine Untersuchungen durchgeführt werden mit der Fragestellung, inwieweit die Häufigkeit des Eintrennens Einfluss auf die Beschaffenheit der Oberfläche hat.

Ein Defizit des Tests in dieser Form ist die Aushärtung bei 150 °C, welche die Prüfkörper thermisch belastet. Dadurch kommt es im Versuch zu einer Vermischung der Entformungseffekte mit Alterungsprozessen. Hier werden die Prüfkörper maximal 500 Zyklen für 3 min thermisch belastet. Dies entspricht 25 Stunden bei maximal 150 °C. Zudem kühlt die Werkzeugoberfläche zwischen den Aushärtephasen nach Abb. 6-9 nur auf 100 °C ab, was einem Temperaturdelta von 50 °C entspricht. Daher ist anzunehmen, dass die Alterung im Prüfkörper durch den Entformungsprozess selbst deutlich geringer ausfällt als der Alterungsprozess der Prüfkörper bei 150 °C in Kapitel 5.

Ein weiteres Defizit des Tests ist die Entformung bei Prozesstemperatur. Dies ist bei Automobilbauteilen üblich, jedoch nicht bei Luftfahrtprozessen, wie sie hier vorrangig betrachtet werden. Die Glasübergangstemperatur des Harzsystems im ausgehärteten Zustand beträgt 150 °C. Somit ist bei der Entformung der E-Modul des „Bauteils“ Garn deutlich geringer, verglichen mit den mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur. Aus diesem Grund werden sich auch die Ablöseigenschaften des Garns vom Prüfkörper vom realen Entformungsprozess unterscheiden. Vermeiden ließe sich diese Abweichung vom Realprozess nur durch die Integration eines Abkühlschrittes vor der Entformung. Eine passive Kühlung würde jedoch die Zykluszeiten erheblich verlängern. Eine aktive Kühlung erhöht die Komplexität seitens der Anlagen- und Steuerungstechnik.

7 Design haltbarer CFK-Werkzeuge und deren Wirtschaftlichkeit

Kapitel 4 bis 6 bilden die Grundlage für Richtlinien zum Design von haltbaren CFK-Werkzeugen, wie sie im ersten Abschnitt dieses Kapitels beschrieben werden. Ob die Umsetzung der Richtlinien in Form eines Materialwechsels auch aus wirtschaftlicher Sicht sinnvoll ist, wird im zweiten Abschnitt diskutiert. Dabei werden die Fertigungs- und Lebenszykluskosten von CFK-Werkzeugen basierend auf Epoxid und BMI mit denen von metallischen Werkzeugen aus Aluminium und Stahl verglichen.

7.1 Designrichtlinien

Es werden Empfehlungen für die Konstruktion und Materialauswahl bei der Neugestaltung von Werkzeugen aus CFK gegeben.

7.1.1 Kanten

Die Versuche haben gezeigt, dass eine Faserfüllung in den Kanten deren Festigkeit deutlich steigert. Es empfehlen sich Zwickelfüller aufgrund der leichten Handhabung bei der Fertigung oder Kurzfasern, welche zum Beispiel mit einem Oberflächenharz vorab im Kantenbereich fixiert werden können. Carbongarne entlang der Kante verstärken diese ebenso, zeigen jedoch bei der Herstellung häufig Tränkungsschwierigkeiten. Ist die Kante anstatt einer Maximalkraft, einer definierten Verformung ausgesetzt, empfiehlt sich der Einsatz eines zweiten Matrixsystems mit hoher Bruchdehnung. Nach dem Hybrid-Matrix-Ansatz kann dieses nur im Bereich der Kante eingesetzt werden um dort lokal die Kanteneigenschaften zu modifizieren. Bei der Auswahl der Materialsysteme ist auf eine Kompatibilität dieser zu achten, um eine hohe Festigkeit der Verbindung beider Systeme zu erreichen. Eine praktikable Lösung stellt die in dieser Arbeit verwendete Kombination aus Polyurethan Elastomer und Epoxid dar. Der Einsatz von Elastomeren in Werkzeugkanten ist limitiert durch die thermische Stabilität des Elastomers und durch die mögliche Verformung der Kante im Fertigungsprozess. Dies kann gegebenenfalls dazu führen, dass Toleranzen an die Bauteilgeometrie nicht erfüllt werden können.

7.1.2 Laminataufbau

Ein aus Gelege quasiisotrop aufgebautes Laminat auf Basis einer Epoxidmatrix bildet das Referenzmaterial in den Untersuchungen zur Alterung von CFK-

Werkzeuglaminaten. Ausschlusskriterium für ein Werkzeug ist die nachlassende Vakuumintegrität des Laminats. Basierend auf den Ergebnissen der Leckageratenbestimmung in Kapitel 5 werden Konturplots erstellt. Abb. 7-1 zeigt Konturplots, in denen für unterschiedliche Laminatdicken die Leckagerate in Abhängigkeit der Zyklenzahl und Temperatur abgelesen werden kann. Damit lässt sich für eine gegebene Prozesstemperatur die Haltbarkeit eines CFK-Werkzeugs abschätzen. Ein Werkzeuglaminat, welches mindestens 5 mm dick ist, erreicht bei 120 °C Einsatztemperatur über 1000 Zyklen eine maximale Leckagerate kleiner $1 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s. Unter Berücksichtigung des hier definierten Grenzwertes von $5 \cdot 10^{-3}$ mbar·l/s ist die maximale Einsatztemperatur, bei welcher ein 8 mm Werkzeuglaminat mit der angegebenen Epoxidmatrix für 1000 Zyklen haltbar ist, 140 °C. Bei vorgegebenen Prozesstemperaturen sollte also für eine maximale Lebensdauer des Werkzeugs die Dicke des Laminats möglichst groß gewählt werden.

Die durch die Konturplots dargestellten Einsatzgrenzen von CFK-Werkzeugen können durch die Modifikation des Faserhalbzeugs, die Integration von Bindern und die Modifikation der Matrix erweitert werden.

Als Faserhalbzeug für den Aufbau des Laminats eignet sich den Versuchen zu Folge ein Gewebe. Nach Sihm et al. [99] führt zudem eine geringe Schichtdicke und eine Verteilung der Orientierung der Faserlagen zur Hemmung des Risswachstums. Somit ist eine lagenweise Änderung der Orientierung anzustreben. Da in den meisten Anwendungen eines Werkzeugs keine Vorzugsrichtung in der Belastung vorliegt, ist ein quasiisotroper Lagenaufbau geeignet.

Der Einsatz von Phenoxy-Bindervliesen ermöglicht die Fixierung von Lagen während der Fertigung und reduziert die Rissausbildung und den Rissfortschritt. Hierbei müssen Bindermaterial und das Matrixsystem kompatibel sein. Anhaltspunkt für Kompatibilität bilden Studien, in welchen positive Effekte von Bindern auf Ermüdungs- oder Schlagzähigkeitseigenschaften experimentell nachgewiesen werden.

Matrixsysteme mit hoher Temperaturstabilität besitzen das Potenzial, die Haltbarkeit von CFK-Werkzeugen hinsichtlich der Alterung des Laminats deutlich zu erhöhen. Bei einer Bauteil-Prozesstemperatur von 180 °C ergibt sich für ein BMI-basiertes Laminat ($T_g \approx 285$ °C) verglichen mit einem epoxidbasierten ($T_g \approx 220$ °C) eine mindestens dreimal größere Haltbarkeit.

Von den hier genannten Vorschlägen sind die Anpassung des Lagenaufbaus, eine größere Dicke des Laminats, die Laminatqualität und der Einsatz von Bindermaterial mit keinem bzw. geringem Mehraufwand zu realisieren. Der Wechsel des Matrixsystems auf das hier beschriebene BMI bedeutet einen erhöhten Aufwand in der Werkzeugfertigung. Gründe dafür sind das teurere, temperaturstabile Urmodellmaterial, die Berücksichtigung der Wärmedehnung des Urmodells und die Infrastruktur zum Temperieren von Matrix sowie des Infiltrationsaufbaus im Fertigungsprozess.

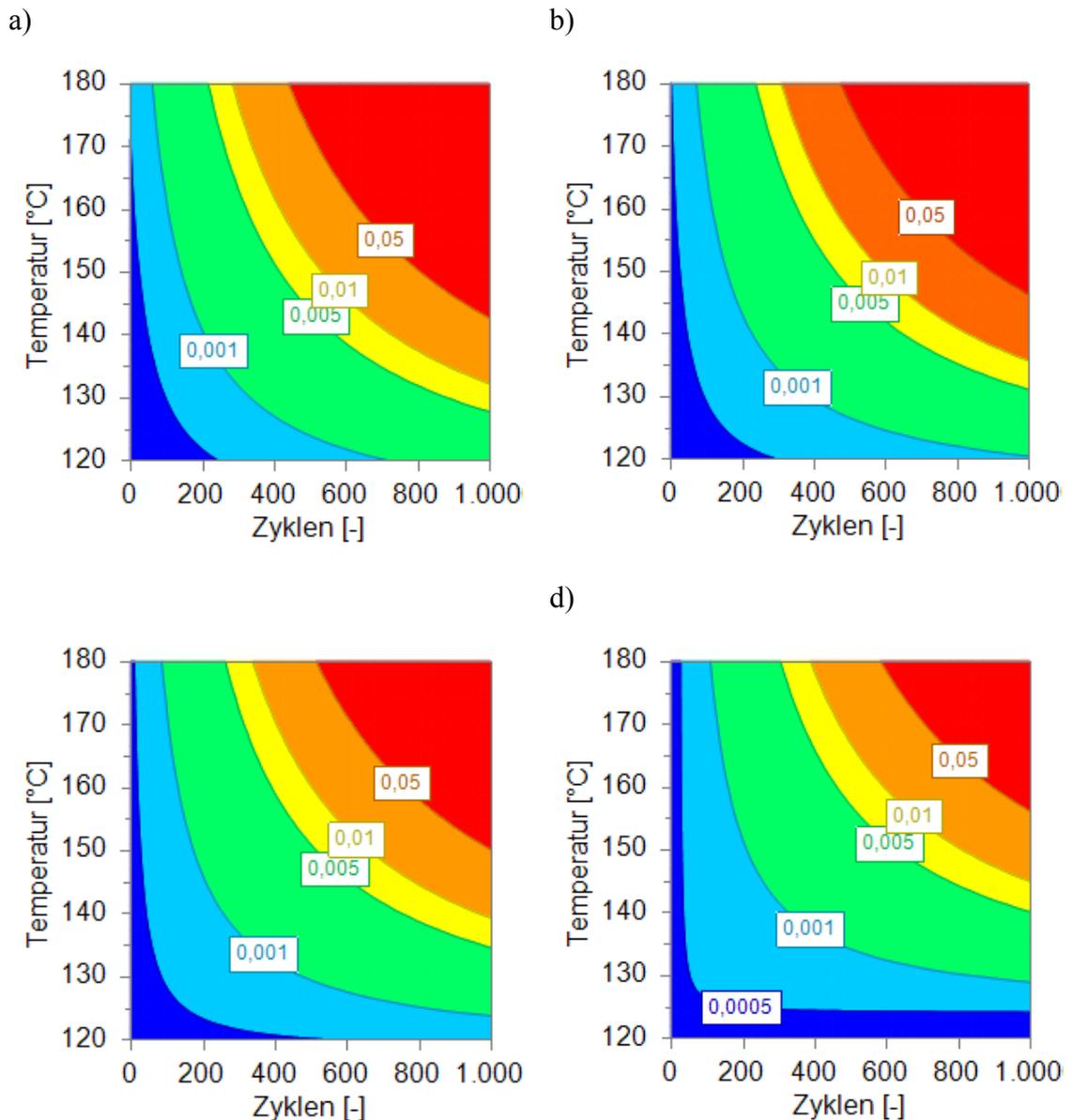


Abb. 7-1: Konturplots der Leckagerate in Abhängigkeit der Alterungstemperatur und Zyklenzahl
 Unterschieden werden dabei die Laminatdicken: a) 1 mm, b) 3 mm, c) 5 mm und d) 8 mm.

7.1.3 Werkzeugoberflächen

Die Versuche aus Kapitel 6 ergeben, dass der Entformungsprozess an sich keinen mit dem hier angewandten Testverfahren messbaren Einfluss auf die Haltbarkeit von Werkzeugoberflächen hat. Die Oberfläche wird vor allem durch den Reinigungsprozess und durch Fehler bei der Handhabung des Werkzeugs beschädigt. Eine größere Resistenz gegenüber solchen Schäden bilden hochgefüllte Oberflächenharze. Diese vereinheitlichen zum einen die Oberfläche, sodass sich nicht das textile Muster des Faserhalbzeugs mit harz- und faserreichen Stellen auf der Oberfläche abzeichnet. Zum

anderen bieten diese Oberflächenharze einen Widerstand gegenüber Kratzern, welche bspw. beim Abkratzen von Restharz bei der Werkzeugreinigung entstehen. Diese Oberflächenharze existieren auf Basis von Epoxidharzen, welche bei Raumtemperatur härten. Eine Alternative auf Basis von Harzsystemen mit höherer thermischer Stabilität existiert, nach Wissen des Autors, nicht. Um die Oberflächen von BMI-basierten CFK-Werkzeugen robust zu gestalten müssen Reinharzgebiete auf der Oberfläche reduziert werden. Dies kann durch den Einsatz von Faserhalbzeugen mit feiner Struktur erfolgen. Sehr viel aufwändigere und teurere Lösungen, robuste CFK-Werkzeugoberflächen zu generieren, stellen rein metallische Oberflächen dar, wie sie in 2.4.2 beschrieben werden. Dabei werden dünne metallische Oberflächenschichten aus der Dampfphase oder nasschemisch auf einem Urmodell abgeschieden und mit einem CFK-Hinterbau versehen. Inwieweit diese Konzepte, vor allem die Anbindung von Metall und CFK bei Temperaturwechselbelastung, die Haltbarkeit steigern, ist noch nicht nachgewiesen.

7.2 Wirtschaftlichkeitsbetrachtung von Werkzeugen aus CFK

In den vorangehenden Kapiteln werden die Kurz- und Dauereigenschaften von Werkzeugen aus CFK charakterisiert und basierend auf den Ergebnissen zur thermischen Alterung Prognosen zu deren Haltbarkeit im Einsatz gegeben. Alternative Werkstoffe für Werkzeuge in der Serienfertigung sind Aluminium und Stahl, welche bei üblichen Prozesstemperaturen zur Herstellung von CFK-Bauteilen keine alterungsbedingten Einsatzgrenzen besitzen.

Neben technologischen Argumenten (z.B.: Wärmeausdehnung und Gewicht), spielen bei der Entscheidung für eine Werkzeugtechnologie auch die Wirtschaftlichkeit eine Rolle. Im Zentrum stehen die Fragestellungen:

- Was sind die Kostentreiber unterschiedlicher Werkzeugtechnologien?
- Wie verhalten sich die Investitionskosten für unterschiedliche Werkzeugtechnologien zueinander?
- Wie verhalten sich die Lebenszykluskosten in Abhängigkeit von der Produktionsstückzahl und Prozesstemperatur?

Die folgende Wirtschaftlichkeitsbetrachtung dient der Orientierung, welche Werkzeugtechnologie sich in Abhängigkeit von Prozesstemperaturen und Sollstückzahlen für die Fertigung von CFK-Bauteilen eignet.

7.2.1 Grundlagen zur Kosten- und Lebenszykluskostenrechnung

Die folgenden Grundlagen definieren die Systemgrenzen der hier durchgeführten Kostenrechnung und Lebenszykluskostenanalyse. Es wird auf die Berechnung der Bestandteile der Fertigungskosten eingegangen und die während der Nutzungsphase eines Werkzeugs anfallenden Kosten beschrieben.

7.2.1.1 Kostenrechnung

Die Kostenrechnung dieser Arbeit dient der Bewertung unterschiedlicher Technologien. Es wird eine Form der differenzierenden Zuschlagskalkulation mit Maschinenstundensatzrechnung durchgeführt. Bei diesem Kalkulationsverfahren werden die Selbstkosten eines Produkts nach Abb. 7-2 in verschiedene Kostenstellen aufgeteilt. Da Verwaltungs- und Vertriebskosten unternehmensspezifisch und für die Bewertung der Technologie nicht relevant sind, werden diese im Folgenden nicht berücksichtigt, sondern ausschließlich die Herstellkosten. Diese wiederum setzen sich aus den Material-, Fertigungskosten und Sondereinzelkosten der Fertigung zusammen. [135]

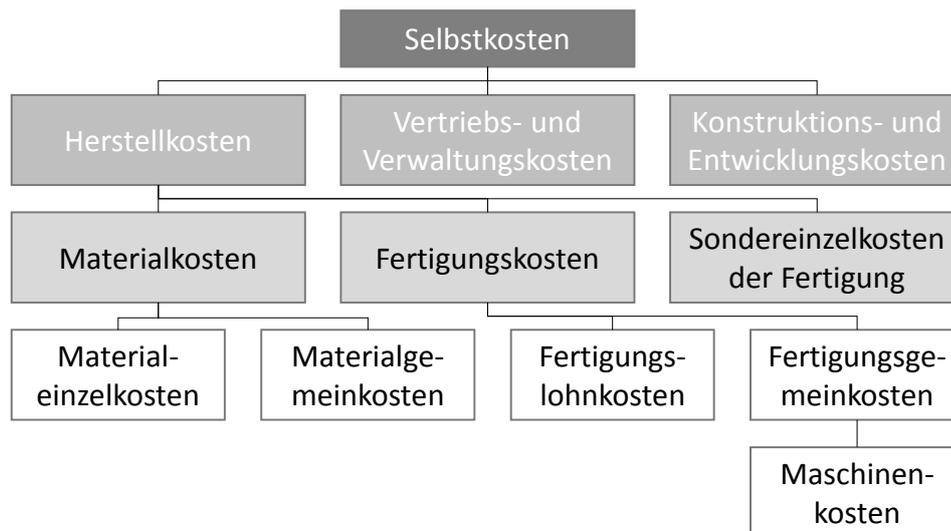


Abb. 7-2: Zusammensetzung der Fertigungskosten in Anlehnung an Ehrlenspiel [135]

Materialkosten

Kosten aller für das zu fertigende Produkt nötigen Materialien, Halbzeuge, Norm- und Kaufteile werden unter dem Begriff Materialkosten (MK) zusammengefasst. Materialkosten lassen sich wiederum in Materialeinzel- (MEK) und Materialgemeinkosten (MGK) aufteilen. Materialeinzelkosten sind direkt dem für ein Bauteil benötigtem Material zuordenbar. Sie werden üblicherweise aus der Materialmenge und dem Wert pro Mengeneinheit berechnet (vgl. Formel (7-1)). Unter Materialgemeinkosten werden Kosten für die Materiallagerung, für das im Materiallager gebundene Kapital sowie Kosten für die Wareneingangskontrolle verstanden. Materialgemeinkosten sind ebenso

unternehmensspezifische Kosten und nur bedingt von der Technologie abhängig, weshalb diese vernachlässigt werden.

$$MK = MEK = \text{Materialmenge} \cdot \text{Kosten pro Mengeneinheit in €} \quad (7-1)$$

Fertigungskosten

Die Fertigungskosten (FK) setzen sich aus den für Mitarbeiter (Fertiger) anfallenden Fertigungslohnkosten (FLK) und den Fertigungsgemeinkosten (FGK) zusammen. Die Fertigungslohnkosten errechnen sich aus dem Stundensatz für den Fertiger und die für die Arbeitsschritte benötigte Stückzeit (vgl. Formel (7-3)). Unter Fertigungsgemeinkosten (FGK) werden hier Maschinenkosten (MAK) verstanden. Die Maschinenkosten berechnen sich aus einem Maschinenstundensatz multipliziert mit der Einsatzzeit der Maschine (vgl. Formel (7-4)).

$$FK = FLK + FGK \text{ in €} \quad (7-2)$$

$$FLK = \text{Mitarbeiterstundensatz} \cdot \text{Stückzeit in €} \quad (7-3)$$

$$FGK = MAK = \text{Maschinenstundensatz} \cdot \text{Stückzeit in €} \quad (7-4)$$

Dem Maschinenstundensatz (K_{MH}) für Maschinen, welche in der Fertigung des Produkts betrieben werden, liegen nach Formel (7-5) die Abschreibungskosten (K_A), Zinskosten (K_Z), Raumkosten (K_R), Energiekosten (K_E), Instandhaltungskosten (K_I) sowie die jährliche Nutzungszeit (T_N) zugrunde. Die Abschreibungskosten ergeben sich aus dem Wiederbeschaffungswert und der Abschreibungsdauer. Zinskosten berechnen sich bei der hier angenommenen linearen Abschreibung aus der Hälfte der Abschreibungskosten multipliziert mit dem Zinssatz. Raumkosten setzen sich aus der Grundfläche für die Maschine und dem Raumkostensatz pro Jahr zusammen. Die Energiekosten ergeben sich aus dem Energieverbrauch und dem Strompreis. Die Instandhaltungskosten betragen pauschal 2,5 % der Abschreibungskosten.

$$K_{MH} = \frac{K_A + K_Z + K_R + K_E + K_I}{T_N} \text{ in €/h} \quad (7-5)$$

Sondereinzelkosten der Fertigung

Fallen Kosten für Modelle oder Vorrichtungen an, welche nur für das eine Produkt Verwendung finden, werden diese als Sondereinzelkosten der Fertigung (SEF) bezeichnet. Wird eine solche Vorrichtung extern in Auftrag gegeben, sind die SEF die Investitionskosten dafür. Wird diese Vorrichtung intern gefertigt, werden die anfallenden Kosten in dieser Berechnung wie die eines eigenständigen Produkts berechnet und dann als SEF aufgeführt werden.

7.2.1.2 Lebenszykluskosten

In dieser Arbeit soll eine vereinfachte Form der Lebenszykluskostenanalyse durchgeführt werden mit dem Ziel, die Unterschiede in den Betriebskosten von Werkzeugen in Abhängigkeit der Werkzeugtechnologie und der Einsatzbedingungen herauszuarbeiten. Es werden dabei nur Kosten berücksichtigt, die vor und während der Nutzung des Werkzeugs auftreten. Vernachlässigt werden Kosten, die nach der Nutzung anfallen, wie bspw. Einlagerung oder Entsorgung des Werkzeugs. Orientierung für die Analyse liefert die VDI Richtlinie 2884 [136]. Da Werkzeugtechnologien miteinander verglichen werden sollen, welche den gleichen Raum-, Personal- sowie Reinigungs- und Wartungsaufwand beinhalten, werden diese Größen nicht berücksichtigt. Hauptunterscheidungsmerkmale der Technologien stellen die Leistungsaufnahme der unterschiedlichen Werkzeugkosten sowie die Generalüberholung in Form einer Neubeschaffung eines Werkzeugs dar. Die Leistungsaufnahme wird je Fertigungszyklus berücksichtigt, wohingegen die Generalüberholung entsprechend der Werkzeugtechnologie stufenweise erfolgt.

7.2.2 Vergleich der Herstellkosten und Lebenszykluskosten unterschiedlicher Werkzeugtechnologien am Beispiel einer Flugzeugflügelstruktur

Kosten für Werkzeuge und deren Betrieb hängen stark von den Abmessungen und dem Fertigungsprozess des CFK-Bauteils ab. Aus diesem Grund wurde für die Kostenrechnung ein Werkzeug für die Herstellung einer Flugzeugflügelstruktur definiert, welche exemplarisch für Werkzeuge von Luftfahrtbauteilen großer Abmessungen stehen soll. Diese generische Flügelstruktur hat eine Länge von 4000 mm, eine Tiefe von 300 mm und eine Profildicke von 30 mm. Die Flügelstruktur wird in einem Niederdruck Resin Transfer Molding (RTM) Prozess gefertigt. Das Werkzeug dafür besteht aus zwei Halbschalen mit den Abmessungen von 5000 mm x 1000 mm. Die Höhe des Werkzeugs ist abhängig von der Werkzeugtechnologie. Die Werkzeugschalen sind in einer Presse montiert, die das Werkzeug verschließt. Systemgrenze der Kostenrechnung ist die Presse. Heiz- und Kühlelemente sollen in das Werkzeug, angepasst an die Werkzeugtechnologie, integriert sein. Peripherie, welche zum Betrieb der Heiz- und Kühlelemente oder zur Injektion des Bauteils nötig ist, wird in der Kostenrechnung nicht berücksichtigt.

Herstellung der Werkzeuge unterschiedlicher Technologien

Es werden zwei Werkzeugtechnologien in jeweils zwei Ausführungen miteinander verglichen. Ausgangstechnologien stellen RTM-Werkzeuge aus Stahl und Aluminium dar. Diese sind im Hinblick auf Fertigung und Aufbau identisch. Die beiden Werkzeughalbschalen werden aus dem Vollen gefräst. Beheizt werden die Werkzeuge über elektrisch betriebene Heizplatten, welche zwischen Presse und Werkzeug platziert

werden und über Konduktion Wärme in das Werkzeug eintragen. Über Durchgangsbohrungen auf der Rückseite des Werkzeugs kann Brunnenwasser zur Kühlung das Werkzeug durchströmen. Die zweite Technologie stellen Werkzeuge aus CFK in den Varianten mit Epoxid- und BMI-Matrix dar. Diese Schalenwerkzeuge werden nach den in Kapitel 2.2 beschriebenen Arbeitsschritten gefertigt. Dabei werden positive Urmodelle aus einem Epoxidschaum gefräst und auf diesen die Werkzeugschalen abgeformt. Unterschied zwischen der Fertigung eines epoxidbasierten im Vergleich zu einem BMI-basierten Werkzeug ist die Aushärtetemperatur der Matrix. Diese beträgt für ein Werkzeugepoxidharz 25 bis 60 °C und für ein BMI Harz mindestens 100 °C. Das Material für das Urmodell der BMI-Werkzeugfertigung muss demnach deutlich temperaturstabiler sein, was sich im Materialpreis widerspiegelt. Die Heizung der Werkzeuge wird über eine in das Werkzeuglaminat integrierte, elektrische Widerstandsheizung realisiert. Die Kühlung erfolgt durch die Umgebungsluft. Die Verbindung zwischen Presse und den CFK-Werkzeugschalen erfolgt über einen Stahlrahmen, auf dem die Schalen montiert sind.

Vergleich der Herstellkosten

Datenbasis für die Kostenrechnung bilden Materialpreise aus Preislisten sowie Angebote der Hersteller. Die Anschaffungspreise von Maschinen beruhen auf einem Expertengespräch [137].

Abb. 7-3 zeigt die Herstellkosten der unterschiedlichen Werkzeugtechnologien in Relation zu einem Werkzeug aus Aluminium. Die Gesamtherstellkosten für ein zweisechliges RTM-Werkzeug aus Aluminium mit den oben genannten Abmessungen ergeben hier 70067,34 €. Diese setzen sich zu 90 % aus Materialkosten, 6,6 % aus Lohnkosten und zu 3,4 % aus Maschinenkosten zusammen.

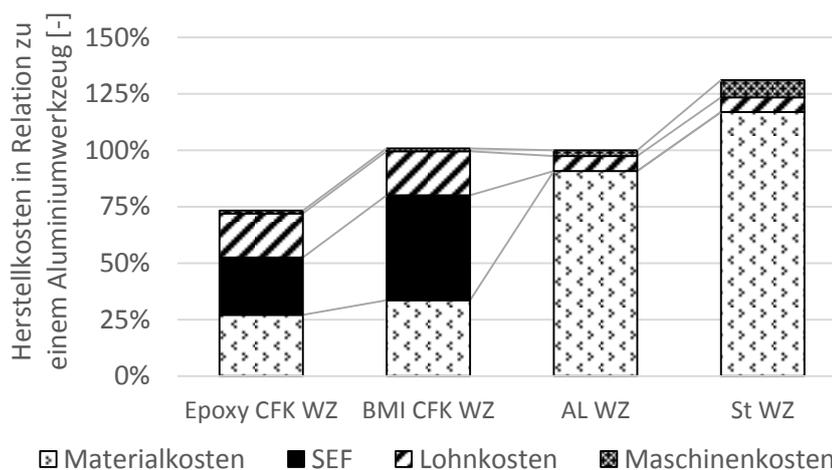


Abb. 7-3: Herstellkosten von Werkzeugen aus CFK und Metall

CFK basierend auf Epoxidmatrix (Epoxid CFK WZ) und auf BMI-Matrix (BMI CFK WZ); Metallwerkzeuge aus Aluminium (Al WZ) und Stahl (St WZ).

Wird an Stelle von Aluminium Stahl als Werkzeugwerkstoff verwendet, erhöhen sich die Kosten um 32 % bei einer von den Materialkosten dominierten Zusammensetzung. Die Materialkosten des Stahlwerkzeugs sind aufgrund der höheren Dichte von Stahl und dem nur geringfügigen Unterschied des Preises pro Kilogramm um 30 % höher. Außerdem erhöhen sich auch die Maschinenkosten zur spanenden Bearbeitung. Dies ist mit den geringeren möglichen Schnittgeschwindigkeiten begründet.

Das CFK-Werkzeug basierend auf BMI verursacht vergleichbare Kosten, wie das Werkzeug aus Aluminium. Die Zusammensetzung der Kosten unterscheidet sich jedoch. Materialkosten machen beim BMI-CFK-Werkzeug 33,3 %, Lohnkosten 19,4 % und Maschinenkosten 1,3 % der Herstellkosten aus. Hinzukommen 46,0 % an Sondereinzelkosten der Fertigung, die die Fertigung des Urmodells beinhalten.

Wird anstatt BMI eine Epoxidmatrix verwendet, reduzieren sich die Herstellkosten um ca. 27 %. Ursache hierfür sind geringere Sondereinzelkosten der Fertigung und Kosten für das Harzsystem. Lohnkosten sowie Maschinenkosten sind für beide CFK-Werkzeuge gleich.

Muss ein Werkzeug aufgrund eines Defekts wiederbeschafft werden, entfallen für Werkzeuge aus CFK die Sondereinzelkosten der Fertigung für das Urmodell.

Vergleich der Lebenszykluskosten

Ausgangspunkt der Lebenszykluskosten sind die Herstellkosten des Werkzeugs, welche hier mit den Investitionskosten gleichgesetzt werden. In Abhängigkeit von der Werkzeugtechnologie wird unterschiedlich viel Energie für das Heizen auf Prozess-temperatur benötigt. Arikian et al. [138] messen in ihrer Studie den Energieverbrauch von elektrisch beheizten Hubschrauberrotorblatt-RTM-Werkzeugen aus Aluminium und CFK, deren Dimensionen mit dem hier betrachteten Flügelwerkzeug vergleichbar sind. In dieser Messung wird im Prozess eine Aushärtetemperatur von 130 °C erreicht. Die Messwerte sind dabei keine Absolutwerte sondern werden Relativ zu den Messwerten des Aluminium Werkzeugs angegeben. Das CFK-Werkzeug nimmt dabei in einem Prozesszyklus nur 27,6 % der Energie des Aluminiumwerkzeugs auf. Um diese relative Energieaufnahme in die Lebenszykluskostenanalyse integrieren zu können wird eine absolute Energieaufnahme benötigt. Es wird angenommen, dass die Energieverluste durch Abwärme für das CFK- und Aluminiumwerkzeug vergleichbar sind und dass der Großteil der Energie für das Aufheizen der thermischen Masse benötigt wird. Aus der Masse m , der spezifischen Wärmekapazität von Aluminium c_p und der Temperaturdifferenz zwischen Umgebung und Aushärtetemperatur ΔT kann die Wärmemenge Q nach Formel (7-6) berechnet werden.

$$Q = c_p \cdot m \cdot \Delta T \quad (7-6)$$

Die Masse des Aluminiumwerkzeugs inklusive der Widerstandsheizung wird, entsprechend der Abmessungen des Werkzeugs, zu 5400 kg¹ berechnet. Die spezifische Wärmekapazität von Aluminium beträgt 0,920 kJ/kg/°C [139] und die Temperaturdifferenz ΔT 110 °C. Daraus wird die Wärmemenge zu 151,8 kWh berechnet. Nach Baehr [140] erfolgt die Umwandlung von elektrischer Energie in Wärme bei einer Widerstandsheizung annähernd verlustfrei und wird hier deshalb gleichgesetzt. Unter Berücksichtigung der Messung von Arikian et al. [138] ergibt sich aus dem Energieverbrauch des Aluminiumwerkzeugs für das CFK-Werkzeug ein Verbrauch von 42,2 kWh. Entsprechend der Berechnung der Wärmemenge für den Prozess mit einem Aluminiumwerkzeug ergibt sich für ein Werkzeug aus Stahl mit Heizplatten aus Aluminium ($m_{\text{Stahl}} = 11700$ kg, $m_{\text{Al}} = 1350$ kg, $c_{p,\text{Stahl}} = 0,500$ kJ/kg/°C [139], $c_{p,\text{Al}} = 0,920$ kJ/kg/°C) ein Wert von 217,5 kWh. Da sich Epoxid und BMI in ihrer Dichte und Wärmekapazität nur geringfügig unterscheiden, wird für das BMI-Werkzeug die Stromaufnahme des CFK-Werkzeugs übernommen. Der von 2012 bis 2017 gemittelte Strompreis für die Industrie inklusive Stromsteuer auf Basis der Strompreisanalyse des Bundesverbandes der Energie- und Wasserwirtschaft [141] beträgt 15,65 ct/kWh.

Da Werkzeuge aus CFK in Abhängigkeit der Prozesstemperatur altern, müssen diese nach bestimmten Prozesszyklen ersetzt werden. Dabei werden die Herstellungskosten für die Wiederbeschaffung berücksichtigt. Auf Basis der Konturplots (Abb. 7-1) und der Ergebnisse der Leckageratenbestimmung der BMI-basierten Lamine aus Kapitel 5 ergeben sich folgende maximale Produktionszyklen in Abhängigkeit der Prozess-temperatur:

- 120 °C: Epoxid 1000 Zyklen
- 150 °C: Epoxid 500 Zyklen
- 180 °C: Epoxid 250 Zyklen, BMI 750 Zyklen

Werkzeuge aus Metall verschleßen vor allem bei Fehlern durch den Bediener. Diese werden in dieser Lebenszyklusanalyse nicht berücksichtigt. Es wird angenommen, dass ein solches Werkzeug über 2000 Prozesszyklen nicht ersetzt werden muss.

Abb. 7-4 stellt die Lebenszykluskosten in Abhängigkeit von der Produktionszyklenzahl dar. Dabei werden die Kosten auf die Herstellungskosten des Aluminiumwerkzeugs referenziert. Die initialen Steigungen der Kurven für Werkzeuge aus CFK, Aluminium und Stahl variieren aufgrund des in dieser Reihenfolge steigenden Energieverbrauchs. Der Energieverbrauch wird unabhängig von den Standzeiten der Werkzeugkonzepte und den damit verbundenen Alterungstemperaturen betrachtet. Es wird für alle Kurven der materialspezifische Energieverbrauch bei einer Aushärtung bei 130 °C berücksichtigt.

¹ In der Studie von Arikian et al. beträgt die Masse des Werkzeugs 7900 kg. Jedoch wird darin auch eine Transportvorrichtung aus Stahl berücksichtigt, die durch eine Isolationsschicht thermisch entkoppelt ist.

Da die Standzeiten von Aluminium- und Stahlwerkzeugen mehr als 2000 Zyklen betragen, steigen die Kosten im Diagramm stetig an. CFK-Werkzeuge weisen bei Zyklenzahlen, an denen sie in Abhängigkeit der Prozesstemperatur aufgrund von Alterung ersetzt werden müssen, einen Kostensprung in Höhe der Wiederbeschaffungskosten auf. Ein CFK-Werkzeug auf Epoxidbasis, welches bei 120 °C betrieben wird, ist über seine gesamte Lebensdauer günstiger als ein Aluminium- und ein Stahlwerkzeug. Die Kostenkurve des bei 150 °C betriebenen CFK-Epoxidwerkzeugs schneidet bei 1000 Zyklen die Kurve des Aluminiumwerkzeugs aufgrund der nötigen Wiederbeschaffung eines CFK-Werkzeugs. Bis zu dieser Zyklenzahl ist damit ein CFK-Werkzeug bei 150 °C Prozesstemperatur günstiger im Betrieb. Ein CFK-Werkzeug auf Epoxidbasis muss bei einer Prozesstemperatur von 180 °C bei ca. 250 Zyklen ersetzt werden. Damit ist schon ab 250 Zyklen ein Werkzeug aus Aluminium günstiger im Betrieb. Ab 750 Zyklen ist auch der Einsatz eines Stahlwerkzeugs günstiger, verglichen mit dem epoxidbasierten CFK-Werkzeug. Ein BMI-basiertes CFK-Werkzeug ermöglicht 750 Prozesszyklen bei 180 °C Prozesstemperatur. Daraus ergibt sich, dass dieses im Betrieb bis zu dieser Zyklenzahl günstiger ist, verglichen mit der Aluminiumreferenz. Im Bereich von 1500 Zyklen sind die Lebenszykluskosten eines BMI-Werkzeugs vergleichbar mit denen eines Aluminiumwerkzeugs. Wird das BMI-Werkzeug mit dem Stahlwerkzeug verglichen, sind dessen Lebenszykluskosten bis 2000 Zyklen niedriger als die des Stahlwerkzeugs.

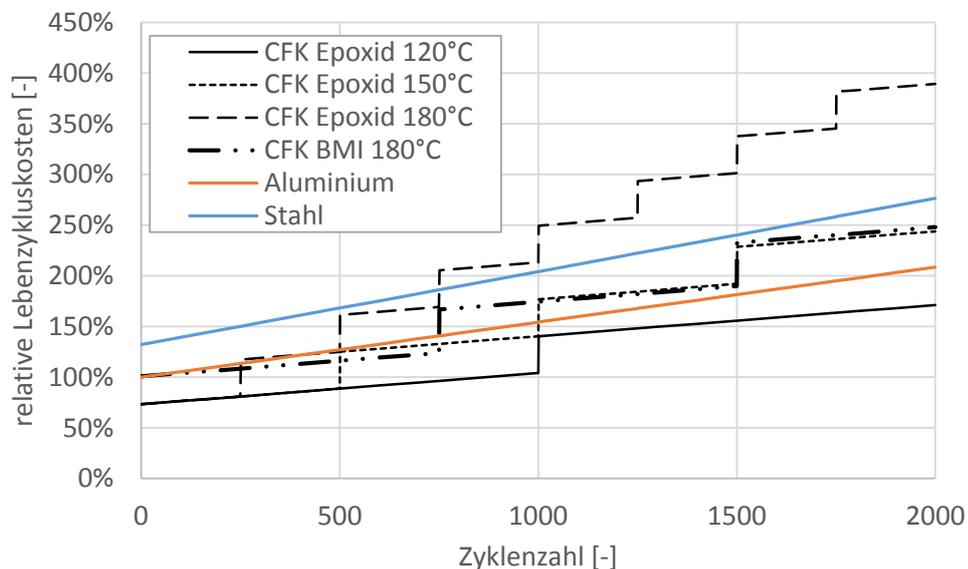


Abb. 7-4: Verlauf der Lebenszykluskosten von Werkzeugen über die Zyklenzahl bei den Prozesstemperaturen 120 °C, 150 °C und 180 °C.

Die Analyse der Lebenszykluskosten zeigt, dass Werkzeuge aus CFK mit Epoxidmatrix und solche aus Aluminium sich bei Prozesstemperaturen kleiner 150 °C bis 2000 Zyklen auf einem ähnlichen Kostenniveau befinden. Eine BMI-Matrix erhöht die mögliche Prozesstemperatur auf über 180 °C und sorgt damit für einen wirtschaftlichen Einsatz von CFK-Werkzeugen auch in diesem Temperaturbereich. Stahl als

Werkzeugmaterial ist nach dieser Wirtschaftlichkeitsanalyse meist nicht rentabel. Es gibt jedoch technologische Gründe, wie bspw. die hohe Festigkeit oder die verglichen mit Aluminium niedrige Wärmedehnung, die den Einsatz von Stahl als Werkzeugwerkstoff rechtfertigt.

Eine Flügelstruktur für ein Mittelstreckenflugzeug wird nach Kapitel 2 8000-mal gefertigt. Demnach ist ein Werkzeug aus CFK unabhängig vom Matrixmaterial, verglichen mit einem metallischen Werkzeug aus wirtschaftlicher Sicht ungeeignet.

Die gleiche Flügelstruktur in einem Langstreckenflugzeug wie bspw. einem Airbus A350 muss hingegen über die Modelllaufzeit nur ca. 1000-mal gefertigt werden. Hier sind die Lebenszykluskosten eines CFK-Werkzeugs in Abhängigkeit der Prozesstemperatur der Flügelfertigung vergleichbar oder häufig niedriger als die des metallischen Konkurrenten.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

In den Flugzeugtypen Airbus A 350 und Boeing 787 wurden erstmals große Bereiche der Flügel und des Rumpfes aus CFK gefertigt. Werkzeuge für CFK-Strukturen dieser Größenordnung sind meist entweder aus metallischen Legierungen mit niedriger Wärmedehnung oder aus dem Bauteilwerkstoff CFK. Gegenüber metallischen Legierung hat CFK die Vorteile der geringeren thermischen Masse, des geringeren Gewichts, eines zum Bauteil vergleichbaren Wärmeausdehnungskoeffizienten und der geringeren Investitionskosten. Jedoch sind Werkzeuge zur Produktion von Luftfahrt-CFK-Bauteilen Temperaturen bis zu 180 °C und mechanischen Lasten ausgesetzt. In der Literatur finden sich kaum spezifische Daten, auf deren Grundlage die Haltbarkeit von CFK-Werkzeugen in Abhängigkeit der Einsatzbedingungen prognostiziert werden kann. Die Beantwortung folgender Forschungsfrage soll diese Wissenslücke schließen.

Wie können die Einsatzgrenzen von CFK-Werkzeugen definiert, prognostiziert und unter der Prämisse eines gleichbleibenden Fertigungsaufwands erweitert werden?

Im ersten Teil der Arbeit werden Grundlagen zu CFK-Werkzeugen behandelt. Dazu wird das Werkzeug in der CFK-Bauteilfertigung betrachtet und die daraus resultierenden Anforderungen abgeleitet. Anhand eines relationsorientierten Funktionsmodells werden die Ursachen von Schäden an CFK-Werkzeugen analysiert und strukturiert. Es werden drei für CFK-Werkzeuge spezifische Ursachen für Schäden ermittelt: Die mechanische Belastung von Kanten, die zyklische thermische Belastung der gesamten Werkzeugstruktur und die zyklische mechanische Belastung der Werkzeugoberfläche. In der Literatur [10, 11, 14, 15, 33, 34] finden sich Lösungen für potenziell haltbare CFK-Werkzeuge. Jedoch erhöhen alle diese Lösungen die Kosten der Werkzeuge.

Aus den drei Ursachen für Schäden resultieren die drei Untersuchungsschwerpunkte dieser Arbeit, welche in den Kapitel 4, 5 und 6 adressiert werden.

In Kapitel 4 wird die Festigkeit von Kanten in CFK-Werkzeugen analysiert. Zielsetzung ist dabei, robuste Kanten aus CFK zu entwickeln und deren Vorteile gegenüber Referenz-CFK-Kanten nachzuweisen. Ausgangskonzept stellt eine Kante aufgebaut aus Gewebe, Gelege und Epoxidmatrix dar. Variationen dieser Kante mit dem Ziel, die Kante robuster gegenüber Schäden zu gestalten, sind: Kanten, welche durch Kurzfasern im Kantenbereich, einen Roving oder einen Zwickelfüller entlang der Kante verstärkt sind, Kanten mit lokal eingebrachter Elastomermatrix, eine alternative Epoxidmatrix, eine BMI-Matrix und Gelcoat an der Oberfläche der Kante.

Basierend auf einer Methode aus der Literatur [41, 42], die der Festigkeitsbestimmung von Kanten aus Keramiken dient, wird ein Verfahren zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von CFK-Kanten entwickelt. Im Unterschied zur Methode von Hangl et al. [42] wird hier anstatt einer konischen Prüfspitze ein zylindrischer Prüfstempel verwendet. Zudem wird während der Druckbelastung der Kante neben der Kraft auch der Weg optisch gemessen. Aus den Messdaten können die Kennwerte Kantenfestigkeit, Verformungsbeständigkeit (Steifigkeit) und maximale elastische Verformung für alle Kantenkonzepte bestimmt werden.

Die Ergebnisse zeigen, dass der Kennwert der Kantenfestigkeit sowohl durch Fasern als auch durch die Matrix mit vergleichbarem Effekt um 50 bis 90 % gesteigert werden kann. Hingegen wird die Verformungsbeständigkeit vor allem durch das Einbringen von Fasern in der Kante um bis zu 65 % erhöht. Die Matrix hat Einfluss auf die Verformungsbeständigkeit, wenn sich deren E-Modul um Größenordnungen von der Vergleichsmatrix unterscheidet, wie dies bei Elastomeren der Fall ist. Die maximale elastische Verformbarkeit von Kanten ist ausschließlich vom Matrixsystem abhängig. Kanten mit lokaler elastomerer Matrix erreichen, verglichen zu Epoxiden, eine um den Faktor fünf höhere maximale elastische Verformbarkeit.

Folgende Richtlinien ergeben sich für Kanten in CFK-Werkzeugen. Das Einbringen von Fasern im Bereich der Kante durch bspw. Zwickelfüller oder Kurzfasern erhöht die maximale Kraftaufnahme von Kanten. Hochelastische Matrixsysteme, die lokal entlang der Kante in das Werkzeug eingebracht werden, erhöhen die Verformbarkeit und damit die Robustheit von Kanten gegenüber Ausbrüchen. Eine Kombination aus beidem bietet Potenzial für langlebige Kanten in CFK-Werkzeugen.

In Kapitel 5 der Arbeit wird die thermische Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten experimentell analysiert. Methoden sind dabei die DMA, der Dreipunktbiegeversuch, die Rissdichtemessung und die Bestimmung der Leckage für Luft in Probendickenrichtung.

In einem ersten Schritt erfolgt die Untersuchung an CFK-Prüfkörpern (Referenz) der Dicken 1 mm, 3 mm, 5 mm und 8 mm, welche bei 120 °C, 150 °C und 180 °C zyklisch thermisch gealtert werden. Die Prüfkörper sind dabei quasiisotrop aus einem Gelege aufgebaut und basieren auf einer Epoxid Matrix mit einem initialen T_g von 220 °C (DMA, $\tan \delta$).

In einem zweiten Schritt werden sowohl die Matrix als auch der Schichtverbund der Prüfkörper modifiziert. Grundlage dafür bilden vielversprechende Ergebnisse aus der Literatur. Durch die Veränderung des Mischungsverhältnisses von Harz zu Härter zugunsten des Härters und durch die Beimengung von Nanosiliziumpartikeln wird die Matrix angepasst. Zudem wird BMI als ein alternatives Matrixmaterial verwendet. Der Schichtverbund wird durch den Einsatz von Gewebe anstatt Gelege, durch die Integration von Binder aus Phenoxy zwischen jeder Gelegelage sowie durch die Applikation

einer Thinply-Gewebelage, einer PPSU-Folie und von Gelcoat an der Prüfkörperoberfläche modifiziert.

Die Ergebnisse der Untersuchung des Referenzlaminats zeigen, dass eine zyklische thermische Belastung bei 120 °C vor allem mit der DMA nachweisbar ist. Die Messwerte der ILSS und der Rissdichte zeigen über 1000 Zyklen keine Veränderung. In der Leckagerate ist ab 750 Zyklen ein Anstieg um eine Größenordnung zu beobachten. Bei 180 °C Alterungstemperatur zeigen sich zwischen 100 und 250 Zyklen deutliche Auswirkungen auf die Messwerte T_g und Leckagerate. Der T_g wird auf 213 °C reduziert und die Leckagerate steigt um zwei Größenordnungen. Erst ab 500 Zyklen sind deutliche Auswirkungen auf die ILSS und die Rissdichte zu erkennen. Die Ergebnisse der bei 150 °C gealterten Prüfkörper liegen zwischen den bei 120 °C und 180 °C gealterten. Hier werden erste Auswirkungen der Alterung nach 500 Zyklen in der DMA, der Rissdichte und in der Leckagerate detektiert. Die ILSS verändert sich durch die thermische Belastung bei 150 °C nicht. Neben der Abhängigkeit der Alterungseffekte von der Temperatur und Zyklenzahl wird auch eine Abnahme der Alterungseffekte mit zunehmender Prüfkörperdicke festgestellt. Dabei treten bei 1 mm dicken Prüfkörpern in der Rissdichte und der Leckagerate Effekte früher auf und deren Ausprägung ist größer im Vergleich zu den 3 mm, 5 mm und 8 mm dicken Proben.

Von den getesteten Materialmodifikationen zeigen die Konzepte mit integriertem Phenoxybinder, mit Gewebe und mit der Matrix BMI einen positiven Einfluss auf die Haltbarkeit der Lamine. Dieser Einfluss zeigt sich vor allem in der Leckagerate. Durch Phenoxybinder und Gewebe wird die Leckagerate nach 500 Zyklen bei 180 °C im Vergleich zum Referenzlaminat um 1,5 Größenordnungen reduziert. BMI reduziert diese sogar um mehr als 2 Größenordnungen.

Basierend auf den Ergebnissen ergibt sich für das Design zukünftiger CFK-Werkzeuge, dass durch die Verwendung von Bindermaterialien im Lagenaufbau und den Einsatz von Gewebe die Haltbarkeit der Werkzeuge bei 180 °C von ca. 200 auf bis zu 500 Zyklen gesteigert werden kann. Durch den Einsatz von BMI als Matrixwerkstoff kann die Haltbarkeit auf ca. 750 Zyklen erhöht werden.

Ziel des Kapitels 6 ist es, die Auswirkungen von wiederkehrenden Belastungen durch die CFK-Bauteilfertigung auf die Werkzeugoberfläche zu untersuchen. Dazu wird ein Prüfstand unter Anwendung von Methoden der Produktentwicklung entwickelt. Der Prüfstand zeichnet sich dadurch aus, dass mit ihm die Lasten einer vollständigen Prozesskette zur Herstellung von CFK-Bauteilen auf eine Werkzeugoberfläche automatisiert nachgebildet werden können. Kern des Prüfstands bildet eine Pressvorrichtung, in welcher auf einer Seite der Prüfkörper eingespannt wird. Zwischen dem Prüfkörper und dem beheizten Gegenstück der Pressvorrichtung wird ein vorimprägniertes Carbonschwarz ausgehärtet. Durch das Öffnen der Pressvorrichtung und die gleichzeitige Fixierung des Garns wird es vom Prüfkörper entformt. Veränderungen, welche dieser Prozess an der Prüfkörperoberfläche hervorruft, werden durch eine Fotoaufnahme der

Oberfläche zwischen jedem Fertigungszyklus dokumentiert. Die Reinigung der Oberfläche erfolgt alle 50 Prozesszyklen manuell. Vor und nach einer Testreihe werden zusätzlich Mikroskopbilder von der Oberfläche aufgenommen.

Mit diesem Test wird die Entwicklung der Oberfläche von Prüfkörpern in Abhängigkeit der Parameter, Anzahl der Entformungszyklen, thermische Vorbelastung, Vorschädigung der Oberfläche und des Oberflächentyps untersucht. Ausgangsmaterial ist ein QI-Laminat, aufgebaut aus einem Gelege und einer Epoxidmatrix ($T_{g, \tan \delta} \approx 220 \text{ °C}$). Dieses wird sowohl im Ausgangszustand als auch nach einer thermischen Alterung bei 120 °C , 150 °C und 180 °C für jeweils 500 und 1000 Zyklen getestet. Als alternative CFK-Werkzeugoberflächen werden eine Folie, Gelcoat und eine BMI-Matrix betrachtet. Die Oberflächen werden im Prüfstand mit bis zu 500 Zyklen belastet.

Die Aufnahmen der Oberflächen werden qualitativ bewertet. Generell ist zu beobachten, dass durch den Prozess an sich keine Schäden an der Oberfläche erzeugt werden. Vielmehr wird die Oberfläche durch Harzablagerungen im Prozess konserviert und durch Ablagerungen verschmutzt. Die beobachteten Schäden an der Oberfläche sind auf die manuellen Reinigungsprozesse zwischen den Testzyklen zurückzuführen. Dabei zeigt sich, dass bei 150 °C und 180 °C vorgealterte Prüfkörper sich wesentlich schwieriger reinigen lassen und somit auch häufiger Schäden an der Oberfläche entstehen. Diese treten vor allem in lokalen Reinharzbereichen der Oberfläche, wie bspw. Kreuzungspunkten von Fasern, auf. Aus den getesteten Oberflächen weist vor allem der Prüfkörper mit Gelcoat bessere Reinigungseigenschaften und somit geringere Schäden auf. Ein vorab in die Prüfkörperoberfläche eingebrachter Schaden verändert sich mit zunehmenden Entformungszyklen nicht. Eine Ausnahme stellt der Prüfkörper mit Folie dar. Diese löst sich um den eingebrachten Schaden ab.

Für das Design von CFK-Werkzeugen kann aus diesem Kapitel geschlossen werden, dass vor allem hochgefüllte Oberflächenharze den Reinigungsaufwand reduzieren und somit auch die Wahrscheinlichkeit von Oberflächenschäden gesenkt wird. Eine thermoplastische Folie an der Werkzeugoberfläche eignet sich nicht, deren Robustheit zu steigern.

In der abschließenden Wirtschaftlichkeitsbetrachtung werden sowohl die Investitionskosten als auch die Lebenszykluskosten eines CFK-Werkzeugs basierend auf Epoxid bzw. BMI berechnet und mit denen von Werkzeugen aus Aluminium und Stahl verglichen. Die Kostenrechnung erfolgt am Beispiel eines Luftfahrtbauteils. In den Lebenszykluskosten werden neben den Investitions- und Reinvestitionskosten des Werkzeugs die Energiekosten berücksichtigt.

Die Investitionskosten werden auf die Kosten eines Werkzeugs aus Aluminium bezogen. Die Kosten für das BMI-basierte CFK-Werkzeug sind vergleichbar mit dem Aluminiumwerkzeug, die des epoxidbasierten Werkzeugs betragen 75 %. Die Investition für ein Werkzeug aus Stahl beträgt 132 % im Vergleich zu Aluminium.

Die berechneten Lebenszykluskosten zeigen, dass für Prozesstemperaturbereiche von 120 °C, in welchen epoxidbasierte CFK-Werkzeuge für mehr als 1000 Zyklen haltbar sind, dieser Werkzeugtyp der wirtschaftlichste ist. Werkzeuge aus BMI können wirtschaftlich bei Prozesstemperaturen von 180 °C eingesetzt werden. Bis 1500 Zyklen liegen die Lebenszykluskosten im Bereich der von Aluminiumwerkzeugen. Erst bei einer Prozesstemperatur im Bereich von 180 °C und Stückzahlen größer 1500 Zyklen sind Werkzeuge aus Metall wirtschaftlich, um CFK-Strukturen großer Dimensionen herzustellen.

8.2 Ausblick

Mit dieser Arbeit wurde ein erster Versuch unternommen, die Einsatzgrenzen von CFK-Werkzeugen experimentell zu analysieren und basierend auf den Ergebnissen Prognosen zu deren Haltbarkeit zu geben. In jedem der hier vorgestellten Teilbereiche zur Analyse von Kanten, der Alterung der Werkzeuglamine und der Haltbarkeit von Werkzeugoberflächen können Untersuchungen angeschlossen werden.

Ein potenzieller nächster Schritt bei den Tests zur Haltbarkeit von Werkzeugkanten wäre eine Untersuchung unter Variation des Radius und des Öffnungswinkels der Kante. Somit könnte neben der Designrichtlinie für Verstärkungskonzepte in CFK-Werkzeugkanten auch Richtlinien zur Gestaltung von deren Geometrie gegeben werden.

Die Ergebnisse zur Untersuchung der Alterung von CFK-Werkzeuglaminaten können in einem weiterführenden Schritt auf ein reales Serienwerkzeug übertragen werden. Somit könnten die Ergebnisse der Leckageratenbestimmung unter Produktionsbedingungen verifiziert werden.

Die Aussagekraft der Untersuchungen zur Prozessbeständigkeit von CFK-Werkzeugoberflächen ist vor allem durch die manuelle Reinigung und die ebene Geometrie des Prüfkörpers limitiert. Würde erstes in den Prüfstand integriert werden, wäre ein vollautomatisierter Ablauf der Prüfungen möglich. Somit könnte anstatt der hier betrachteten 500 Prozesszyklen der Einfluss mehrerer tausend Prozesszyklen untersucht werden. Durch die Variation der Prüfkörpergeometrie könnte deren Einfluss auf die Haltbarkeit von CFK-Werkzeugoberflächen betrachtet werden.

Die Umsetzung der hier beschriebenen Erweiterungen dieser Arbeit würde es erlauben, noch konkretere Designrichtlinien für haltbare CFK-Werkzeuge zu formulieren. Auf deren Basis könnten CFK-Werkzeuge entstehen, welche auf deren Einsatzbedingungen maßgeschneiderte Eigenschaften hinsichtlich der Haltbarkeit besitzen. Dies würde das Vertrauen in diese Werkzeugtechnologie stärken und damit deren Einsatzbereich erweitern.

Prozesszeiten für die Herstellung großer Luftfahrtstrukturen auf metallischen Werkzeugen im Autoklav können bis zu 30 h [6] betragen. Eine Erhöhung der Fertigungsra-

te ist hierbei nur durch eine Skalierung des Prozesses und damit verbundenen Investitionen realisierbar. Dies erhöht die Herstellkosten für solche Bauteile. Bei einer prognostizierbaren Haltbarkeit in der Größenordnung von 1000 Zyklen könnten CFK-Werkzeuge anstatt Metallwerkzeuge eingesetzt werden. Durch die um 90 % [138] geringere Masse werden Prozesszeiten reduziert und Produktionsraten könnten ohne neue Investitionen gesteigert werden.

Literaturverzeichnis

- [1] Boeing Commercial Airplanes, Market Analysis, *Current Market Outlook 2016-2035*.
- [2] Airbus S.A.S, *Global Market Forecast: Mapping Demand 216/2035*.
- [3] UNFCCC, *Paris Agreement*, 2015.
- [4] H. A. Edwards, D. Dixon-Hardy, and Z. Wadud, "Aircraft cost index and the future of carbon emissions from air travel," *Applied Energy*, vol. 164, pp. 553–562, 2016.
- [5] U. Breuer, *Commercial aircraft composite technology*. Switzerland: Springer, 2016.
- [6] G. Gardiner, "Resin infused MS-21 wings and wingbox: Moscow-based aeromanufacturer uses out-of-autoclave composites in attempt to leapfrog Airbus and Boeing with wider, lighter, more efficient single-aisle airliner.," *Composites World*, vol. 01/2014, <https://www.compositesworld.com/articles/resin-infused-ms-21-wings-and-wingbox>, 2014.
- [7] L. K. Jain and Y.-W. Mai, "Stresses and deformations induced during manufacturing. Part I: theoretical analysis of composite cylinders and shells," *Journal of Composite Materials*, vol. 31, no. 7, pp. 672–695, 1997.
- [8] G. Twigg, A. Poursartip, and G. Fernlund, "Tool–part interaction in composites processing. Part I: Experimental investigation and analytical model," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 35, no. 1, pp. 121–133, 2004.
- [9] A. A. Baker, S. Dutton, and D. Kelly, *Composite materials for aircraft structures*, 2nd ed. Reston, VA: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2004.
- [10] S. Black, *New metal coating to optimize composite tooling*. [Online] Available: <http://www.compositesworld.com/articles/new-metal-coating-to-optimize-composite-tooling>. Accessed on: Jun. 12 2017.
- [11] R. Stewart, "New mould technologies and tooling materials promise advances for composites," *reinforced plastics*, vol. May/June 2010, pp. 30–36, 2010.
- [12] S. Black, *Tooling for composites: Evolutionary trajectory: New technologies and improved methods keep up as tools get bigger and more complex and toolmaking gets ever more challenging*. [Online] Available: <http://www.compositesworld.com/articles/tooling-for-composites-evolutionary-trajectory>. Accessed on: Nov. 12 2015.
- [13] J. Lorincz, *Tooling to Match Composite Production*. [Online] Available: <http://advancedmanufacturing.org/tooling-match-composite-production/#>. Accessed on: Dec. 01 2016.

- [14] J. Kolbe, *Thermisch beschichtete, faserverstärkte Polymerwerkzeuge für die Umformung höherfester Blechwerkstoffe*. Aachen: Shaker, 2012.
- [15] A. Jung, *Galvanoformen von nano-Nickel und nano-Invar*, 2012.
- [16] *Faserverbundwerkstoffe: Prepregs und ihre Verarbeitung*. München: Hanser, 2015.
- [17] F. Johannaber and W. Michaeli, *Handbuch Spritzgießen*, 2nd ed. [S.l.]: Carl Hanser Fachbuchverlag, 2014.
- [18] F. Robitaille and R. Gauvin, “Compaction of textile reinforcements for composites manufacturing. I: Review of experimental results,” *Polymer Composites*, vol. April 1998, no. 2, pp. 198–216, 1998.
- [19] A. SOMASHEKAR, S. BICKERTON, and D. BHATTACHARYYA, “Exploring the non-elastic compression deformation of dry glass fibre reinforcements,” *Composites Science and Technology*, vol. 67, no. 2, pp. 183–200, 2007.
- [20] N. Pearce and J. Summerscales, “The compressibility of a reinforcement fabric,” *Composites Manufacturing*, vol. 6, no. 1, pp. 15–21, 1995.
- [21] P. Rosenberg, “Effects of process parameters on cavity pressure and component performance in high-pressure RTM process variants,” *PROCEEDINGS OF PPS-29: The 29th International Conference of the Polymer Processing Society - Conference Papers*, vol. Mai2014, 2014.
- [22] J. S. Weiland, M. P. Hartmann, and R. M. Hinterhölzl, “Cure simulation with resistively in situ heated CFRP molds: Implementation and validation,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 80, pp. 171–181, 2016.
- [23] Airbus S.A.S, *Orders, Deliveries, Operators - Worldwide: Excelfile unter Tabelle: Orders & deliveries viewer*. [Online] Available: <http://www.airbus.com/company/market/orders-deliveries/>.
- [24] Sebastian Steinke, “A350 Produktion in Toulouse: Neues Werk (Teil 2),” *Flugrevue*, <http://www.flugrevue.de/zivilluftfahrt/flugzeuge/airbus-a350-endmontage-a350-produktion-in-toulouse/533528?seite=2>.
- [25] Airbus S.A.S, *Airbus steigert Produktion der A320-Familie ab Mitte 2019 auf monatlich 60 Flugzeuge*. [Online] Available: <http://www.airbus.com/presscentre/pressreleases/press-release-detail/detail/airbus-steigert-produktion-der-a320-familie-ab-mitte-2019-auf-monatlich-60-flugzeuge/>. Accessed on: Nov. 24 2016.
- [26] F. C. Campbell, *Structural composite materials*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010.

- [27] Materialarchiv, *Materialbeschreibung Aluminium Mg-Knetlegierung EN AW-5083*. [Online] Available: materialarchiv.ch/detail/1291. Accessed on: Nov. 28 2016.
- [28] Materialarchiv, *Materialbeschrieb Warmarbeitsstahl*. [Online] Available: www.materialarchiv.ch/detail/1173. Accessed on: Nov. 28 2016.
- [29] Metalcor GmbH, “Materialdaten Alloy 36,” Metalcor GmbH, Essen. [Online] Available: <http://www.metalcor.de/datenblatt/79/>. Accessed on: Nov. 28 2016.
- [30] Materialarchiv, *Nickel*. [Online] Available: <http://www.materialarchiv.ch/detail/757>. Accessed on: Dec. 01 2016.
- [31] Rampf Tooling Solutions GmbH, *Raku-Tool WB1700, Board Material*. [Online] Available: www.rampf-gruppe.de.
- [32] U. Lindemann, *Methodische Entwicklung technischer Produkte: Methoden flexibel und situationsgerecht anwenden*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009.
- [33] C. M. Ó Brádaigh, A. Doyle, D. Doyle, and P. J. Feerick, “Electrically-Heated Ceramic Composite Tooling,” *SAMPE SEICO '13*, vol. March 2013, pp. 474–482, 2013.
- [34] M. Seeger, *Entwicklung und Bewertung lichtbogengespritzter Invar-Laminiervorrichtungen für die CFK Produktion*, 2012.
- [35] J. Krollmann, R. Snajdr, M. Paz, S. Zaremba, and K. Drechser, “Hybrid-matrix approach: How to overcome the conflict of matrix selection?,” in *PROCEEDINGS OF THE REGIONAL CONFERENCE GRAZ 2015 – POLYMER PROCESSING SOCIETY PPS: Conference Papers*, Graz, Austria, 2016, p. 80005.
- [36] Sika - Tooling and Composites, “Biresin CR 80,” Bad Urach, Jun. 2016. [Online] Available: https://sikaaxson.sika.com/de/solutions_products/product-groups/composite-resin-systems/composite-resin-systems-for-vacuum-infusion/biresin-cr80.html. Accessed on: Jun. 16 2018.
- [37] Sika - Tooling and Composites, “Biresin-407,” Bad Urach, Jul. 2012. [Online] Available: <https://www.sks-gmbh.com/datenblaetter/send/189-sika/4855-biresin-407.html>. Accessed on: Mar. 28 2017.
- [38] Huntsman Advanced Materials, “Advanced Materials - Araldite LY 8615 / Aradur 8615,” Basel, 2012. [Online] Available: www.huntsman.com/advanced_materials.
- [39] Evonik Nutrition & Care GmbH, “Compimide® 353RTM Formulated bismaleimide resin: Technical Information,” Jan. 2016.
- [40] Huntsman Advanced Materials, “Advanced Materials - Rengel® SW5200,” Basel, Nov. 2012.

- [41] E. A. Almond and N. J. McCormick, "Constant-geometry edge-flaking of brittle materials," *Nature*, vol. May 1986, no. Vol. 321, pp. 53–55, 1986.
- [42] M. Hangl, R. Danzer, and R. Paar, "Edge toughness of brittle Materials," *ECF 11 - Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure*, vol. September 1996, pp. 707–713, 1996.
- [43] A. Mohajerani and J. K. Spelt, "Numerical modeling of the edge rounding of brittle materials by vibratory finishing," *Wear*, vol. 268, no. 7, pp. 1002–1012, 2010.
- [44] H. Chai and B. R. Lawn, "A universal relation for edge chipping from sharp contacts in brittle materials: A simple means of toughness evaluation," *Acta Materialia*, vol. 55, no. 7, pp. 2555–2561, 2007.
- [45] C. Weimer, T. Preller, P. Mitschang, and K. Drechsler, "Approach to net-shape preforming using textile technologies. Part I: edges," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 31, no. 11, pp. 1261–1268, 2000.
- [46] *Faserverstärkte Kunststoffe Prüfung von unidirektionalen Laminaten Druckversuch quer zur Faserrichtung*, DIN 65375, 1989.
- [47] *Unidirektionale Laminate aus Kohlenstofffasern und Reaktionsharz - Druckversuch parallel zur Faserrichtung*, DIN EN 2850, 1998.
- [48] Hexcel, "Hexforce - Carbon Weave: HS Carbon Fabric," Jun. 2011.
- [49] *Elastomere oder thermoplastische Elastomere – Bestimmung der Eindringhärte – Teil 1: Durometer-Verfahren (Shore-Härte) (ISO 7619-1:2010)*, DIN ISO 7619-1, 2016.
- [50] *Glasfaserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Eindruckhärte mit einem Barcol_Härteprüfgerät*, DIN EN 59, 1977.
- [51] *Begriffe auf dem Gebiet der Alterung von Materialien – Polymere Werkstoffe*, DIN 50035, 2012.
- [52] G. W. Becker, M. Boysen, H. Amrehn, and A. Bassewitz, *Kunststoff-Handbuch*. München [u.a.], München [u.a.]: Hanser, 1990.
- [53] G. W. Ehrenstein and S. Pongratz, *Beständigkeit von Kunststoffen*. München: Hanser, 2007.
- [54] W. Fan and J.-l. Li, "Rapid evaluation of thermal aging of a carbon fiber laminated epoxy composite," *Polym. Compos.*, vol. 35, no. 5, pp. 975–984, 2014.
- [55] Y.-m. Pei, K. Wang, M.-s. Zhan, W. Xu, and X.-j. Ding, "Thermal-oxidative aging of DGEBA/EPN/LMPA epoxy system: Chemical structure and thermal–mechanical properties," *Polymer Degradation and Stability*, vol. 96, no. 7, pp. 1179–1186, 2011.

- [56] C. Bockenheimer, D. Fata, and W. Possart, "New aspects of aging in epoxy networks. I. Thermal aging," *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 91, no. 1, pp. 361–368, <http://dx.doi.org/10.1002/app.13092>, 2004.
- [57] L. Barral *et al.*, "Thermal degradation of a diglycidyl ether of bisphenol A/1, 3-bisaminomethylcyclohexane (DGEBA/1, 3-BAC) epoxy resin system," *Thermo-chimica acta*, vol. 269, pp. 253–259, 1995.
- [58] K. Li, K. Wang, M.-s. Zhan, and W. Xu, "The change of thermal–mechanical properties and chemical structure of ambient cured DGEBA/TEPA under accelerated thermo-oxidative aging," *Polymer Degradation and Stability*, vol. 98, no. 11, pp. 2340–2346, 2013.
- [59] B. Dao, J. Hodgkin, J. Krstina, J. Mardel, and W. Tian, "Accelerated aging versus realistic aging in aerospace composite materials. II. Chemistry of thermal aging in a structural composite," *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 102, no. 4, pp. 3221–3232, <http://dx.doi.org/10.1002/app.24573>, 2006.
- [60] K. V. Pochiraju, G. P. Tandon, and G. A. Schoeppner, *Long-term durability of polymeric matrix composites*. New York: Springer Science+Business Media, 2012.
- [61] P. Wiebel, *Untersuchung zur thermischen Langzeitstabilität von Epoxidharzen der elektrischen Isoliertechnik in Abhängigkeit von oxidativen Umgebungseinflüssen*, 2012.
- [62] D. Fata and W. Possart, "Aging behavior of a hot-cured epoxy system," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 99, no. 5, pp. 2726–2736, 2006.
- [63] J. Voigt, *Die Stabilisierung der Kunststoffe gegen Licht und Wärme*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg; Imprint; Springer, 1966.
- [64] L. Barral *et al.*, "Thermal Degradation of Tetrafunctional/Phenol Novalac Epoxy Mixture Cured with a Diamine," *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, vol. 56, no. 3, pp. 1025–1032, <http://dx.doi.org/10.1023/A:1010176121955>, 1999.
- [65] G. W. Ehrenstein, *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Eigenschaften*, 2nd ed. München [u.a.]: Hanser, 2006.
- [66] Domininghaus, *Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen*, 8th ed. Berlin: Springer, 2012.
- [67] M. Akay and G. R. Spratt, "Evaluation of thermal ageing of a carbon fibre reinforced bismaleimide," *Composites Science and Technology*, vol. 68, no. 15-16, pp. 3081–3086, 2008.
- [68] J. Cinquin *et al.*, "Thermo-oxidation behaviour of organic matrix composite materials at high temperatures," *Advances in aircraft and spacecraft science*, vol. 3, no. 2, pp. 171–195, 2016.

- [69] G. A. Schoeppner, G. P. Tandon, and E. R. Ripberger, "Anisotropic oxidation and weight loss in PMR-15 composites," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, no. 3, pp. 890–904, 2007.
- [70] J. Cinquin and B. Medda, "Influence of laminate thickness on composite durability for long term utilisation at intermediate temperature (100–150°C)," *Composites Science and Technology*, vol. 69, no. 9, pp. 1432–1436, 2009.
- [71] J. d'Almeida and S. N. Monteiro, "The Role of the Resin Matrix/Hardener Ratio on the Mechanical Properties of Low Volume Fraction Epoxy Composites," *Advanced Performance Materials*, vol. 4, no. 3, pp. 285–295, 1997.
- [72] K. Selby and L. E. Miller, "Fracture toughness and mechanical behaviour of an epoxy resin," *J Mater Sci*, vol. 10, no. 1, pp. 12–24, 1975.
- [73] S. Yamini and R. J. Young, "The mechanical properties of epoxy resins," *J Mater Sci*, vol. 15, no. 7, pp. 1814–1822, 1980.
- [74] S. Pandini *et al.*, "Thermomechanical and large deformation behaviors of antiplasticized epoxy resins: Effect of material formulation and network architecture," *Polym Eng Sci*, vol. 15, p. 329, 2017.
- [75] L. Wu, S. V. Hoa, Minh-Tan, and Ton-That, "Effects of composition of hardener on the curing and aging for an epoxy resin system," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 99, no. 2, pp. 580–588, 2006.
- [76] K. P. Unnikrishnan and E. T. Thachil, "Toughening of epoxy resins," *des monomers polym*, vol. 9, no. 2, pp. 129–152, 2006.
- [77] F. Xu, X.-S. Du, H.-Y. Liu, W.-G. Guo, and Y.-W. Mai, "Temperature effect on nano-rubber toughening in epoxy and epoxy/carbon fiber laminated composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 95, pp. 423–432, 2016.
- [78] H.-Y. Liu, G.-T. Wang, Y.-W. Mai, and Y. Zeng, "On fracture toughness of nanoparticle modified epoxy," *Composites Part B: Engineering*, vol. 42, no. 8, pp. 2170–2175, 2011.
- [79] H.-Y. Liu, G. Wang, and Y.-W. Mai, "Cyclic fatigue crack propagation of nanoparticle modified epoxy," *Composites Science and Technology*, vol. 72, no. 13, pp. 1530–1538, 2012.
- [80] T. H. Hsieh, A. J. Kinloch, K. Masania, A. C. Taylor, and S. Sprenger, "The mechanisms and mechanics of the toughening of epoxy polymers modified with silica nanoparticles," *Polymer*, vol. 51, no. 26, pp. 6284–6294, 2010.
- [81] P. van Velthem *et al.*, "Morphology and fracture properties of toughened highly crosslinked epoxy composites: A comparative study between high and low T_g tougheners," *Composites Part B: Engineering*, vol. 101, pp. 14–20, 2016.

- [82] B. R. K. Blackman *et al.*, “The fracture and fatigue behaviour of nano-modified epoxy polymers,” *J Mater Sci*, vol. 42, no. 16, pp. 7049–7051, 2007.
- [83] G. Ragosta, M. Abbate, P. Musto, G. Scarinzi, and L. Mascia, “Epoxy-silica particulate nanocomposites: Chemical interactions, reinforcement and fracture toughness,” *Polymer*, vol. 46, no. 23, pp. 10506–10516, 2005.
- [84] S. Sprenger, “Epoxy resin composites with surface-modified silicon dioxide nanoparticles: A review,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 130, no. 3, pp. 1421–1428, 2013.
- [85] E. Girard-Reydet *et al.*, “Reaction-induced phase separation mechanisms in modified thermosets,” *Polymer*, vol. 39, no. 11, pp. 2269–2279, 1998.
- [86] T. INOUE, “Reaction-induced phase decomposition in polymer blends,” *Progress in Polymer Science*, vol. 20, no. 1, pp. 119–153, 1995.
- [87] A. J. Kinloch, M. L. Yuen, and S. D. Jenkins, “Thermoplastic-toughened epoxy polymers,” *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, vol. 29, no. 14, pp. 3781–3790, 1994.
- [88] S. K. Siddhamalli and T. Kyu, “Toughening of thermoset/thermoplastic composites via reaction-induced phase separation: Epoxy/phenoxy blends,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 77, no. 6, pp. 1257–1268, 2000.
- [89] W. K. Goertzen and M. R. Kessler, “Thermal and mechanical evaluation of cyanate ester composites with low-temperature processability,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, no. 3, pp. 779–784, 2007.
- [90] J. Ju, “Characterization of Microcrack Development in BMI-Carbon Fiber Composite under Stress and Thermal Cycling,” *Journal of Composite Materials*, vol. 38, no. 22, pp. 2007–2024, 2004.
- [91] M. R. LeGault, *Benzoxazines for OOA tooling*. [Online] Available: <http://www.compositesworld.com/articles/benzoxazines-for-ooa-tooling>. Accessed on: Apr. 20 2017.
- [92] G. Gardiner, *BMI and benzoxazine battle for future OOA aerocomposites*. [Online] Available: <http://www.compositesworld.com/articles/bmi-and-benzoxazine-battle-for-future-ooa-aerocomposites>. Accessed on: Apr. 20 2017.
- [93] R. W. Hillermeier and J. C. Seferis, “Environmental effects on thermoplastic and elastomer toughened cyanate ester composite systems,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 77, no. 3, pp. 556–567, 2000.
- [94] B. L. Lee and M. W. Holl, “Effects of moisture and thermal cycling on in-plane shear properties of graphite fibre-reinforced cyanate ester resin composites,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 27, no. 11, pp. 1015–1022, 1996.

- [95] D. Wilson, "PMR-15 processing, properties and problems—a review," *Brit. Poly. J.*, vol. 20, no. 5, pp. 405–416, 1988.
- [96] K. j. Bowles and D. S. Papadopoulos, "Longtime durability of PMR-15 matrix polymer at 204, 260, 288, and 316 °C," National Aeronautics and Space Administration, NASA Center for Aerospace Information, Jul. 2001. [Online] Available: <https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20010069579>. Accessed on: Jun. 09 2017.
- [97] T. Shimokawa *et al.*, "Effect of Thermal Cycling on Microcracking and Strength Degradation of High-Temperature Polymer Composite Materials for Use in Next-Generation SST Structures," *Journal of Composite Materials*, vol. 36, no. 7, pp. 885–895, 2002.
- [98] Y. NISHIKAWA, K. OKUBO, T. FUJII, and K. KAWABE, "Fatigue crack constraint in plain-woven CFRP using newly-developed spread tows," *International Journal of Fatigue*, vol. 28, no. 10, pp. 1248–1253, 2006.
- [99] S. SIHN, R. KIM, K. KAWABE, and S. TSAI, "Experimental studies of thin-ply laminated composites," *Composites Science and Technology*, vol. 67, no. 6, pp. 996–1008, 2007.
- [100] R. Amacher *et al.*, "Thin ply composites: Experimental characterization and modeling of size-effects," *Composites Science and Technology*, vol. 101, pp. 121–132, 2014.
- [101] U. Beier, J. K. Sandler, V. Altst?dt, H. Spanner, and C. Weimer, "Mechanical performance of carbon fibre-reinforced composites based on stitched and bindered preforms," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 40, no. 11, pp. 1756–1763, 2009.
- [102] M. Naffakh, M. Dumon, and J. F. G?rard, "Study of a reactive epoxy?: Amine resin enabling in situ dissolution of thermoplastic films during resin transfer moulding for toughening composites," *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 10, pp. 1376–1384, 2006.
- [103] D. Häffelin, *Folienintegrierter RTM-Prozess (resin transfer molding) für endlosfaserverstärkte Schalenbauteile (Film-RTM)*. Düsseldorf: VDI-Verl., 2014.
- [104] P. Meissner, "Composite-Druckbehälter zur Speicherung von gasförmigen Medien unter Druck mit einem Liner aus Kunststoff," DE 195 26 154 C2, Deutschland, Jan 16, 1997.
- [105] J.-S. Chen *et al.*, "Controlled degradation of epoxy networks: Analysis of crosslink density and glass transition temperature changes in thermally reworkable thermosets," *Polymer*, vol. 45, no. 6, pp. 1939–1950, 2004.
- [106] *Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit nach dem Dreipunktverfahren mit kurzem Balken*, DIN EN ISO 14130, 1998.

- [107] J. Wolfrum, S. Eibl, and L. Lietch, "Rapid evaluation of long-term thermal degradation of carbon fibre epoxy composites," *Composites Science and Technology*, vol. 69, no. 3-4, pp. 523–530, 2009.
- [108] D. Wilson, "PMR-15 processing, properties and problems-a review," *British Polymer Journal*, no. 20, pp. 405–416, 1988.
- [109] *Bestimmung der Biegeeigenschaften*, 14125, 1998.
- [110] S. K. Bapanapalli, B. V. Sankar, and R. J. Primas, "Microcracking in Cross-Ply Laminates due to Biaxial and Thermal Loading," *AIAA Journal*, vol. 44, no. 12, pp. 2949–2957, 2006.
- [111] F. Gao, L. Boniface, S. L. Ogin, P. A. Smith, and R. P. Greaves, "Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: Part 1. Observations of damage accumulation," *Composites Science and Technology*, vol. 59, no. 1, pp. 123–136, 1999.
- [112] C. T. Herakovich and M. W. Hyer, "Damage-induced property changes in composites subjected to cyclic thermal loading," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 25, no. 5-6, pp. 779–791, 1986.
- [113] M. Lafarie-Frenot and S. Rouquie, "Influence of oxidative environments on damage in c/epoxy laminates subjected to thermal cycling," *Composites Science and Technology*, vol. 64, no. 10-11, pp. 1725–1735, 2004.
- [114] *Dichtheitsprüfung*, DIN EN 1779, 1999.
- [115] K. Jousten, *Wutz Handbuch Vakuumtechnik: Theorie und Praxis*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag; Imprint, 2004.
- [116] D. Foucher, "Contribution a l'etude de l'endommagement de materiaux composites par des mesures de permeabilite a l'air et a l'helium," Toulouse, 1994.
- [117] T. Yokozeki, T. Ogasawara, and T. Ishikawa, "Evaluation of gas leakage through composite laminates with multilayer matrix cracks: Cracking angle effects," *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 15, pp. 2815–2824, 2006.
- [118] D. Leveque, A. Schieffer, A. Mavel, and J. Maire, "Analysis of how thermal aging affects the long-term mechanical behavior and strength of polymer: Matrix composites," *Composites Science and Technology*, pp. 395–401, 2005.
- [119] B. Dao, J. Hodgkin, J. Krstina, J. Mardel, and W. Tian, "Accelerated aging versus realistic aging in aerospace composite materials. I. The chemistry of thermal aging in a low-temperature-cure epoxy composite," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 102, no. 5, pp. 4291–4303, 2006.
- [120] S. Alessi, G. Pitarresi, and G. Spadaro, "Effect of hydrothermal ageing on the thermal and delamination fracture behaviour of CFRP composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 67, pp. 145–153, 2014.

- [121] S. Alessi, D. Conduruta, G. Pitarresi, C. Dispenza, and G. Spadaro, "Accelerated ageing due to moisture absorption of thermally cured epoxy resin/polyethersulphone blends. Thermal, mechanical and morphological behaviour," *Polymer Degradation and Stability*, vol. 96, no. 4, pp. 642–648, 2011.
- [122] X. Buch and M. Shanahan, "Thermal and thermo-oxidative ageing of an epoxy adhesive," *Polymer Degradation and Stability*, vol. 68, no. 3, pp. 403–411, 2000.
- [123] T. K. Tsotsis, "Thermo-Oxidative Aging of Composite Materials," *Journal of Composite Materials*, vol. 29, no. 3, pp. 410–422, 1995.
- [124] V. T. Bechel, M. B. Fredin, S. L. Donaldson, R. Y. Kim, and J. D. Camping, "Effect of stacking sequence on micro-cracking in a cryogenically cycled carbon/bismaleimide composite," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 34, no. 7, pp. 663–672, 2003.
- [125] T. Yokozeki, T. Ogasawara, T. Aoki, and T. Ishikawa, "Experimental evaluation of gas permeability through damaged composite laminates for cryogenic tank," *Composites Science and Technology*, vol. 69, no. 9, pp. 1334–1340, 2009.
- [126] Jens Humpenöder, *Gaspermeation von Faserverbunden*. Dissertation. Karlsruhe: Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, 1997.
- [127] T. H. Hsieh *et al.*, "Erratum to: The toughness of epoxy polymers and fibre composites modified with rubber microparticles and silica nanoparticles," *J Mater Sci*, vol. 46, no. 11, p. 4092, 2011.
- [128] *Handbuch Faserverbundkunststoffe: Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen ; mit 46 Tabellen*, 3rd ed. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2010.
- [129] *Beschichtungsstoffe – Gitterschnittprüfung*, ISO 2409 : 2013, 2013.
- [130] *Beschichtungsstoffe – Abreißversuch zur Bestimmung der Haftfestigkeit*, ISO 4624:2016), 2016.
- [131] D. Blass and K. Dilger, "CFRP-Part Quality as the Result of Release Agent Application – Demoldability, Contamination Level, Bondability," *Procedia CIRP*, vol. 66, pp. 33–38, 2017.
- [132] R. Bjekovic and K. Piotrowicz, "Epoxy resin and release agents part I: Influence of external and internal release agents on the adhesive properties of epoxy resin," *Istrazivanja i projektovanja za privredu*, vol. 13, no. 1, pp. 45–50, 2015.
- [133] J. Feldhusen and K.-H. Grote, *Pahl/Beitz Konstruktionslehre: Methoden und Anwendung erfolgreicher Produktentwicklung*, 8th ed. Berlin, Heidelberg: Imprint: Springer Vieweg, 2013.
- [134] M. Wezstein, T. Meinhardt, and A. Erber, "Schnellhärtende Towpregs als Teil eines duromeren Materialbaukastens," *Lightweight Des*, vol. 10, no. 5, pp. 18–23, 2017.

- [135] K. Ehrlenspiel, A. Kiewert, and U. Lindemann, *Kostengünstig entwickeln und konstruieren: Kostenmanagement bei der integrierten Produktentwicklung ; mit 143 Tabellen*, 6th ed. Berlin, Heidelberg: Springer, 2013.
- [136] *Beschaffung, Betrieb und Instandhaltung von Produktionsmitteln unter Anwendung von Life Cycle Costing (LCC)*, VDI 2884, 2005.
- [137] Anonym, *Investitionskosten und Maschinenstundensätze für Fräsmaschinen*.
- [138] E. Arıkan *et al.*, “Energy efficiency and ecological benefits of a selfheated CFRP tool designed for resin transfer molding,” *ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials - Conference Proceedings*, vol. 2017.
- [139] W. Geller, *Thermodynamik für Maschinenbauer: Grundlagen für die Praxis ; mit 31 Tabellen*, 4th ed. Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2006.
- [140] H. D. Baehr, *Thermodynamik: Grundlagen und technische Anwendungen*, 13th ed. Berlin, New York: Springer, 2006.
- [141] T. Schwenke and C. Bantle, *BDEW-Strompreisanalyse Mai 2017: Haushalte und Industrie*. Berlin, 2017.

A Anhang

a Experimentelle Daten

Prüfkörper des Kantentests

Tab. A-1: Abmessungen und Gültigkeit der Kantentest

Gruppen	Probe	Abstand	Flaeche	gueltig
	RH_4_1	1,82	5,67	1
	RH_4_2	1,80	5,57	1
	RH_4_3	1,83	5,69	1
	RH_4_4	1,82	5,66	1
	RH_4_5	1,74	5,31	0 lokaler Lufteinschluss
	RH_4_6	1,72	5,24	0 Fehler bei der Wegmessung
	RH_4_7	1,73	5,27	1
	RH_4_8	1,68	5,10	0 keine Wegmessung
RH_4	RH_4_9	1,71	5,22	1
	KC_4_1	1,89	5,94	0
	KC_4_2	2,09	6,75	0
	KC_4_3	1,86	5,84	1
	KC_4_4	1,52	4,47	1
	KC_4_5	1,61	4,82	1
	KC_4_6	1,65	4,98	1
	KC_4_7	1,92	6,06	0
KC_4	KC_4_8	1,83	5,71	1
	RV_4_1	2,01	6,45	0 Fehler bei der Wegmessung
	RV_4_2	2,21	7,24	1
	RV_4_3	1,99	6,36	1
	RV_4_4	2,18	7,13	0 Beeinflussung zweier Messungen durch Rissbildung
	RV_4_5	2,01	6,43	0 Beeinflussung zweier Messungen durch Rissbildung
	RV_4_6	1,75	5,37	1
	RV_4_7	1,85	5,77	1
RV_4	RV_4_8	1,91	6,01	1
	ZW_4_1	1,93	6,10	1
	ZW_4_2	2,04	6,54	1
	ZW_4_3	2,03	6,50	1
	ZW_4_4	1,97	6,25	0 Lokaler Lufteinschluss
	ZW_4_5	1,74	5,35	1
	ZW_4_6	1,88	5,89	1
	ZW_4_7	1,92	6,05	1
ZW_4	ZW_4_8	1,95	6,18	1
	EK_4_9	1,84	5,72	1
	EK_4_10	1,70	5,16	1
EK_4	EK_4_11	1,91	6,03	1

	EK_4_12	1,80	5,56	1	
	EK_4_13	1,86	5,83	1	
	EK_4_14	1,86	5,84	1	
	EK_4_15	1,92	6,05	1	
	EK_4_16	1,89	5,94	1	
	EL_4_9	1,68	5,07	0	Stempel falsch positioniert
	EL_4_10	1,66	5,02	1	
	EL_4_11	1,82	5,64	1	
	EL_4_12	1,79	5,54	0	Fehler bei der Wegmessung
	EL_4_13	1,79	5,52	1	
	EL_4_14	1,75	5,38	1	
	EL_4_15	1,79	5,52	1	
	EL_4_16	1,80	5,57	1	
	EL_4_17	1,80	5,57	0	lokaler Lufteinschluss
EL_4	EL_4_18	1,80	5,57	0	lokaler Lufteinschluss
	RHT_4_1	1,80	5,48	1	
	RHT_4_2	1,81	5,54	1	
	RHT_4_3	1,86	5,72	1	
	RHT_4_4	1,77	5,36	0	Fehler bei der Wegmessung
	RHT_4_5	1,87	5,78	0	Beeinflussung zweier Messungen durch Rissbildung
	RHT_4_6	1,81	5,51	1	
	RHT_4_7	1,74	5,25	1	
RHT_4	RHT_4_8	1,89	5,82	1	

Ergebnisse der Shore D Messung der Harzsysteme Araldite© 8615 [38] und CR80 [36]

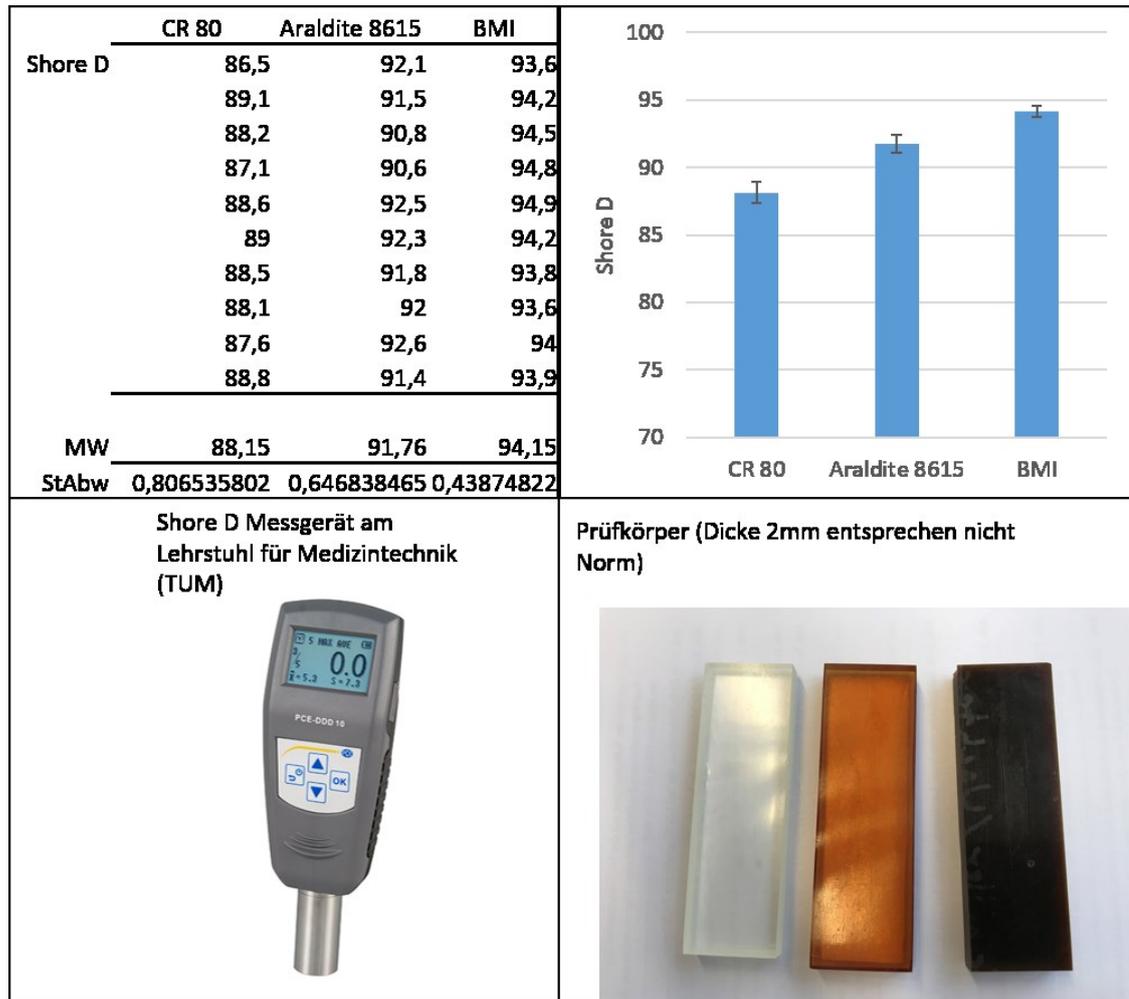


Abb. A-1: Ergebnisse der Shore D Messung, Prüfgerät und Prüfkörper

Entwicklung des Werkzeugoberflächenprüfstands

Tab. A-2: Anforderungsliste an den automatisierten Werkzeugoberflächenprüfstand

Nr.	Hauptmerkmal		Spezifikation der Anforderungen	Zahlenwert (mit Toleranz)		
				min.	exakt	max.
1	Geometrie					
1.1	F		Abmessungen Gesamtprüfstand	max.2000x2000x1000 mm ²		60 x
1.2	F		Abmessungen der Prüfkörper	30 x 30 mm ²	40 x 40 mm ²	60 mm ²
1.3	F		Abmessungen eines Faserbandes	15 mm	20 mm	30 mm
2	Kinematik					
2.1	F		Entformung des Bauteils vom Werkzeug			
2.2	F		Auswurf des Bauteils			
2.3	F		Einbringen von Fasermaterial			
2.4	F		Einbringen von Harz			
2.5	F		Aufbringen von Trennmittel			
2.6	W		Reinigen der Werkzeugoberfläche			
3	Kräfte					
3.1	F		Verpressen von Harz und Fasern	2 bar		10 bar
3.2	F		Entformen	0,1 MPa		2 MPa
4	Energie					
4.1	F		Kinematik			230 V
4.2	F		Temperiereinheit	120 °C	150 °C	180 °C
4.3	F		Messtechnik			
4.4	F		Druckluftversorgung der Pneumatik			
5	Stoff					
5.1	F		Epoxid Harz			
5.2	F		Carbon Fasern			
5.3	F		Trennmittel			
6	Signal					
6.1	F		Steuerung der Kinematik			
6.2	F		Auslösen der Fotoeinheit			
6.3	F		Aufzeichnung des Fotos			
6.4	W		Aufzeichnung der Temperatur			
7	Sicherheit					
7.1	F		Heiße Oberfläche abdecken			
7.2	F		Quetschen bei Verpressen verhindern			
8	Montage		Prüfkörper demontierbar			

Ergebnisse aus den Entformungsversuchen

Die Versuchsreihen dargestellt in Form von Abb. 6-17. Alle Versuchseinzelbilder deren Beschriftung mit der Ziffer 1 enden, sind neue Prüfkörper (Ziffer 1) oder Prüfkörper, welche gereinigt wurden (Bsp. Ziffer 51, 101, 201, etc).

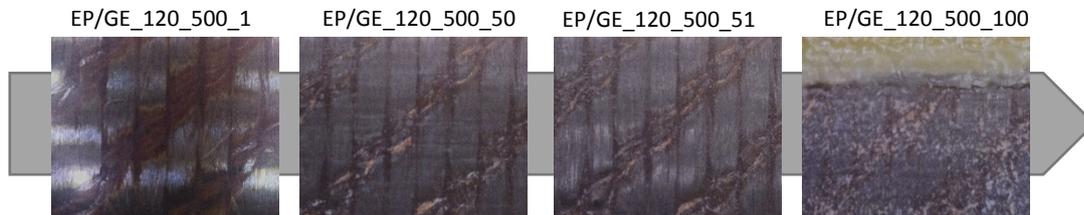


Abb. A-2: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 120 °C

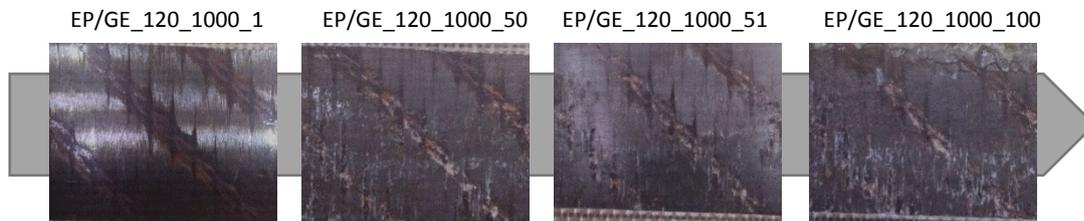


Abb. A-3: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 120 °C

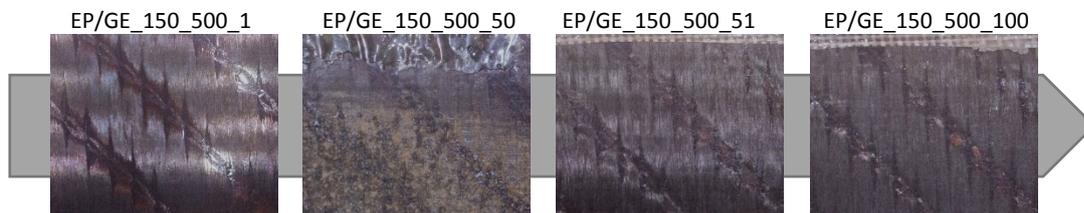


Abb. A-4: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 150 °C



Abb. A-5: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 150 °C

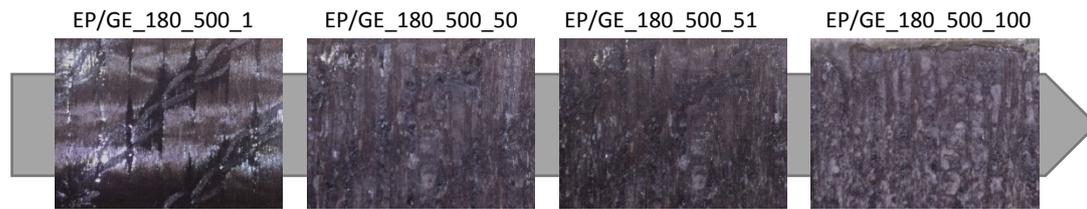


Abb. A-6: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C

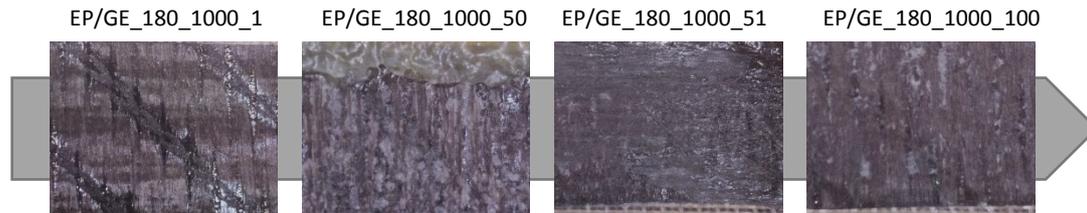


Abb. A-7: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 180 °C

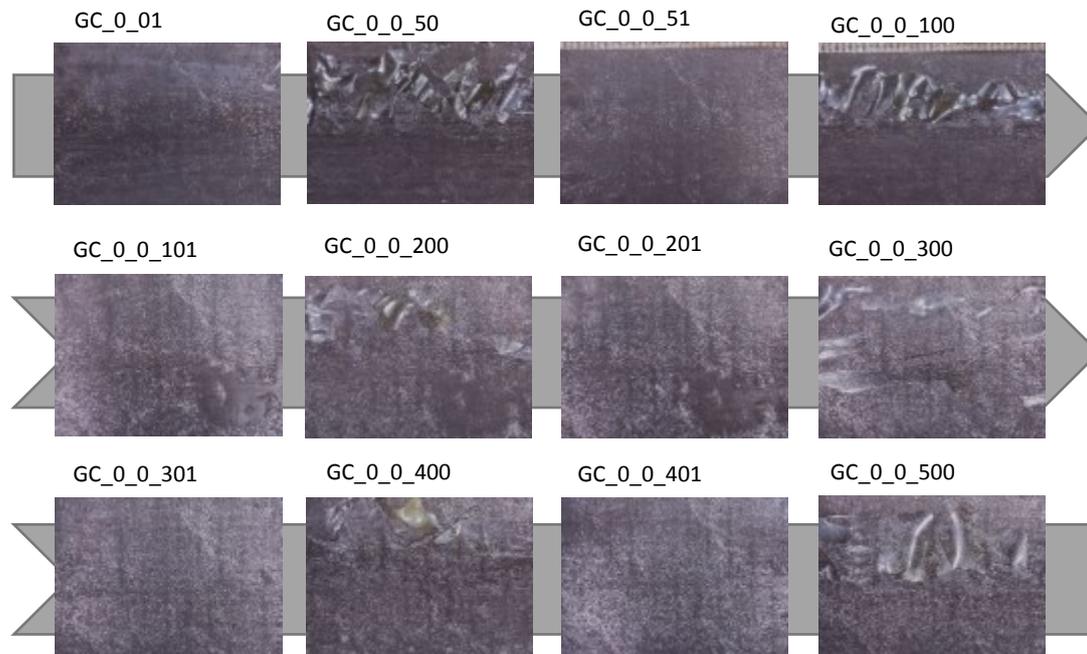


Abb. A-8: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper ohne thermische Vorbelastung

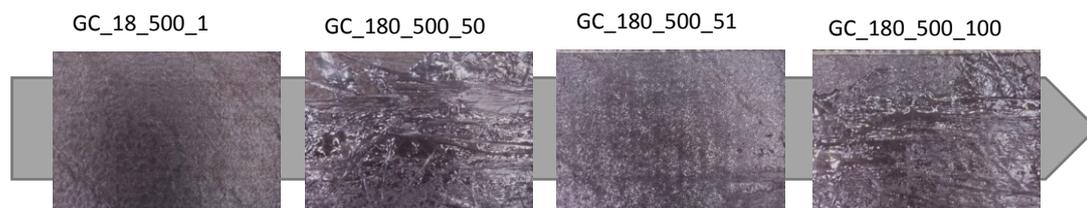


Abb. A-9: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C

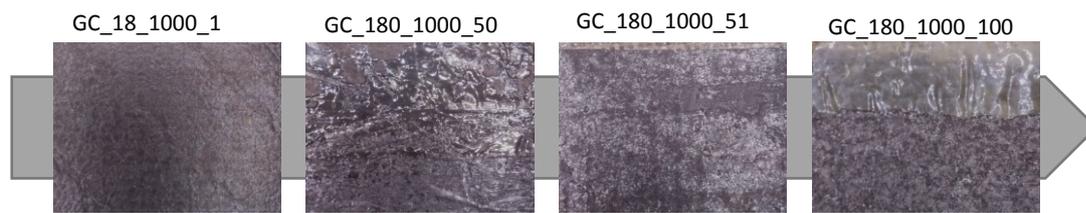


Abb. A-10: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 180 °C

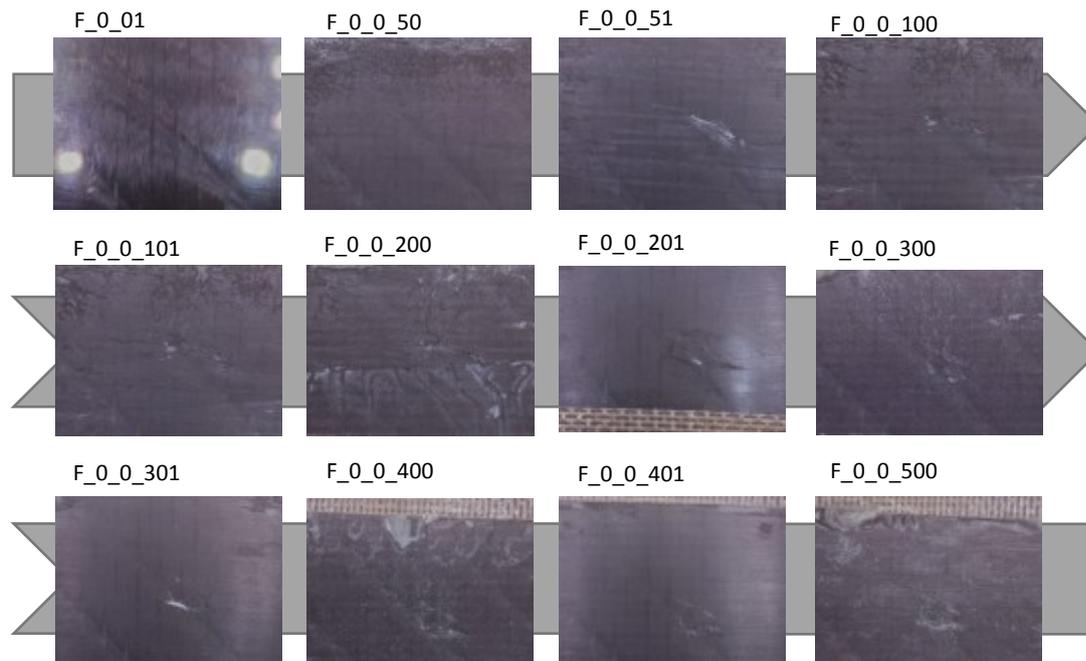


Abb. A-11: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit F-Prüfkörper, ohne thermische Vorbelastung

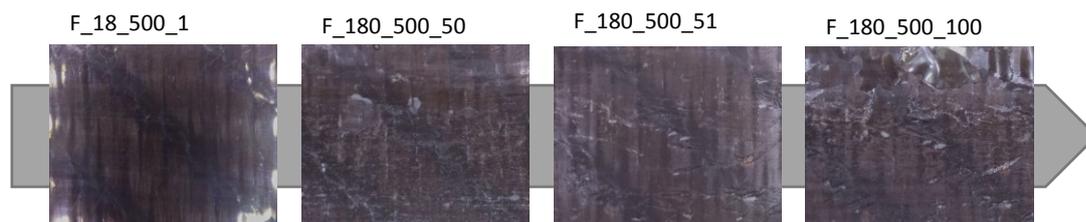


Abb. A-12: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit F-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C

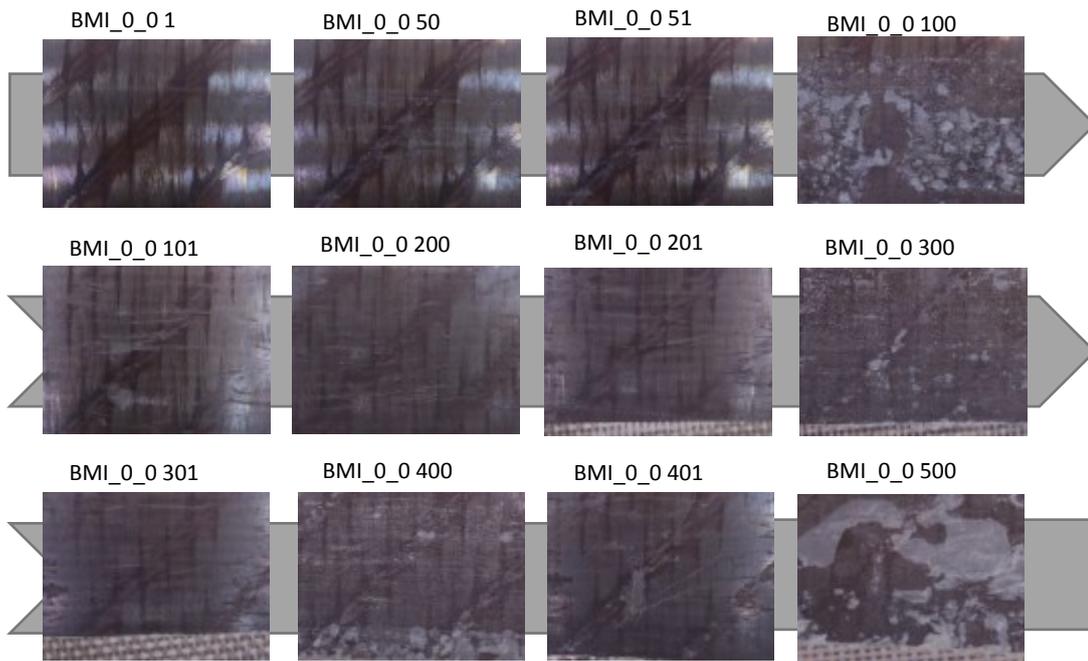


Abb. A-13: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, ohne thermische Vorbelastung

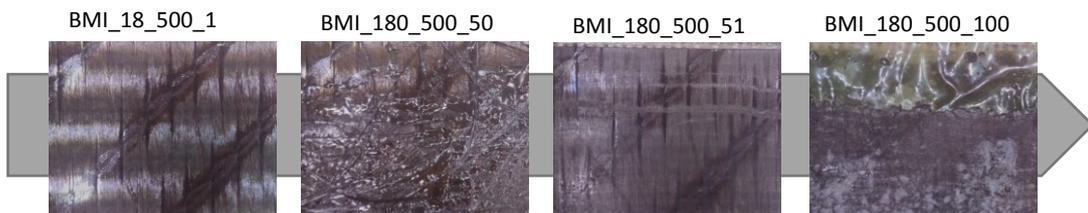


Abb. A-14: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 500 Zyklen bei 180 °C

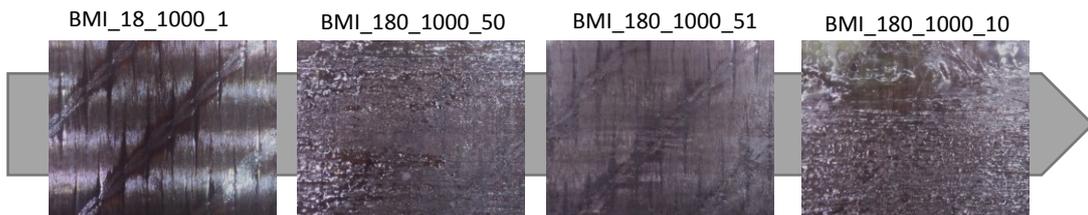


Abb. A-15: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, thermische Vorbelastung 1000 Zyklen bei 180 °C

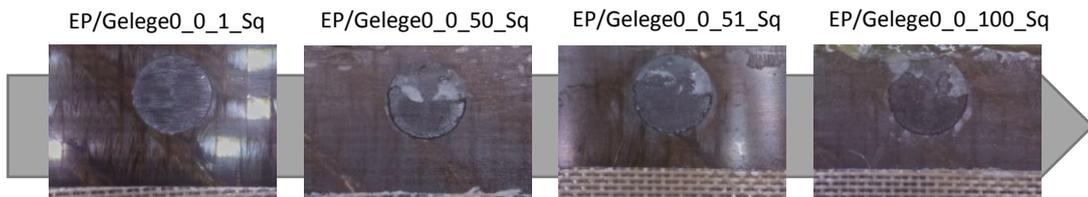


Abb. A-16: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, Schaden, Abzugsrichtung quer zur Faser

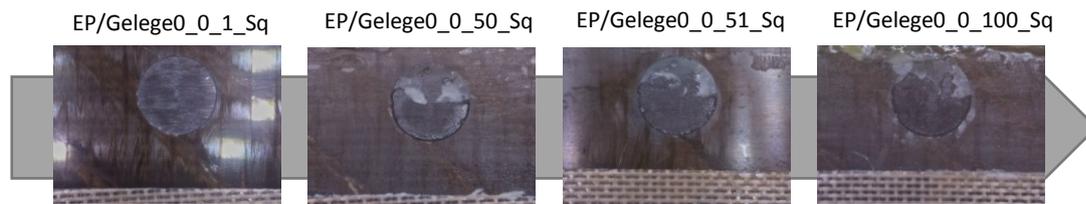


Abb. A-17: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit EP/G-Prüfkörper, Schaden, Abzugsrichtung in Faserrichtung

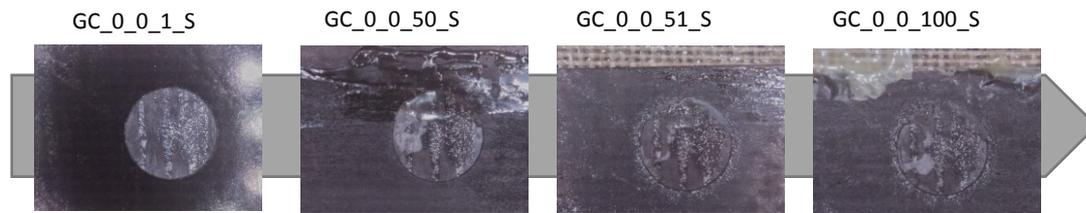


Abb. A-18: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit GC-Prüfkörper, Schaden

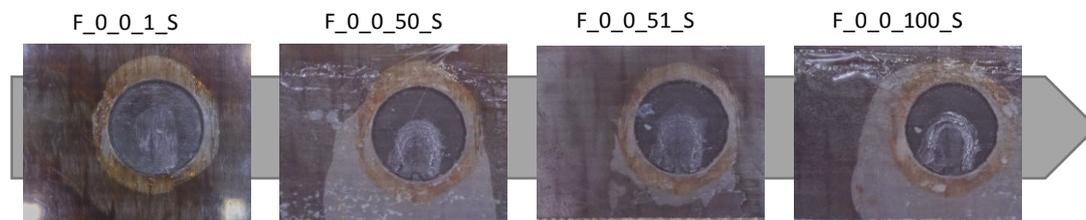


Abb. A-19: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit F-Prüfkörper, Schaden

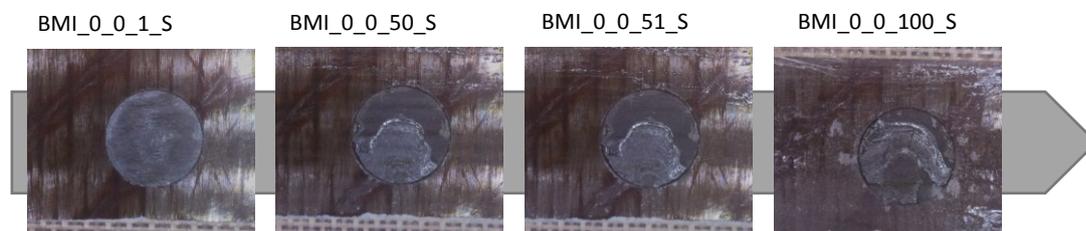


Abb. A-20: Versuchsreihe im Werkzeugoberflächenprüfstand mit BMI-Prüfkörper, Schaden

b Herleitung

Resultierende Spannung durch Temperaturänderung in einem Werkzeug

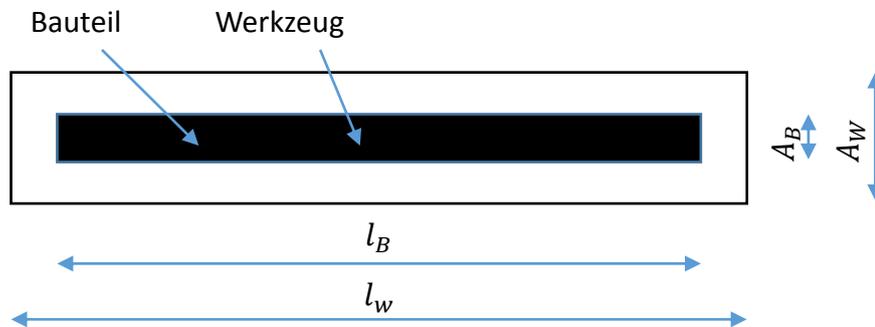


Abb. A-21: Skizze zur Herleitung der resultierenden Spannungen in einem Werkzeug durch Temperaturänderung

Kräftegleichgewicht: $F_B + F_W = 0$

Gleiche Dehnungen: $\varepsilon_W = \varepsilon_B$

Wärmedehnungen: $\varepsilon = l_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T$

Zusammenhang zw. Kraft und Spannung: $\sigma = F/A$

Zusammenhang zw. Dehnung und Spannung: $\sigma = \varepsilon \cdot E$

Herleitung:

$$\alpha_B \cdot \Delta T + \frac{\sigma_B}{E_B} = \alpha_W \cdot \Delta T + \frac{\sigma_W}{E_W}$$

$$\sigma_{\text{Bauteil}} = \frac{\Delta T \cdot (\alpha_B - \alpha)}{\frac{A_B}{A_W} \cdot \frac{1}{E_W} + \frac{1}{E_B}}$$

c Programme

Tab. A-4: Python Skript zur Fotoaufnahme mittels Raspberry Pi Kameramodul

```
#!/usr/bin/python

import time
import os
import RPi.GPIO as GPIO

GPIO.setmode(GPIO.BCM)
GPIO.setup(17, GPIO.IN)
GPIO.setup(27, GPIO.OUT)

my_pwm=GPIO.PWM(27,1000)

i=1

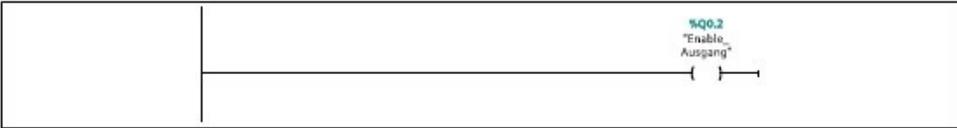
while True:
    if GPIO.input(17)==1:

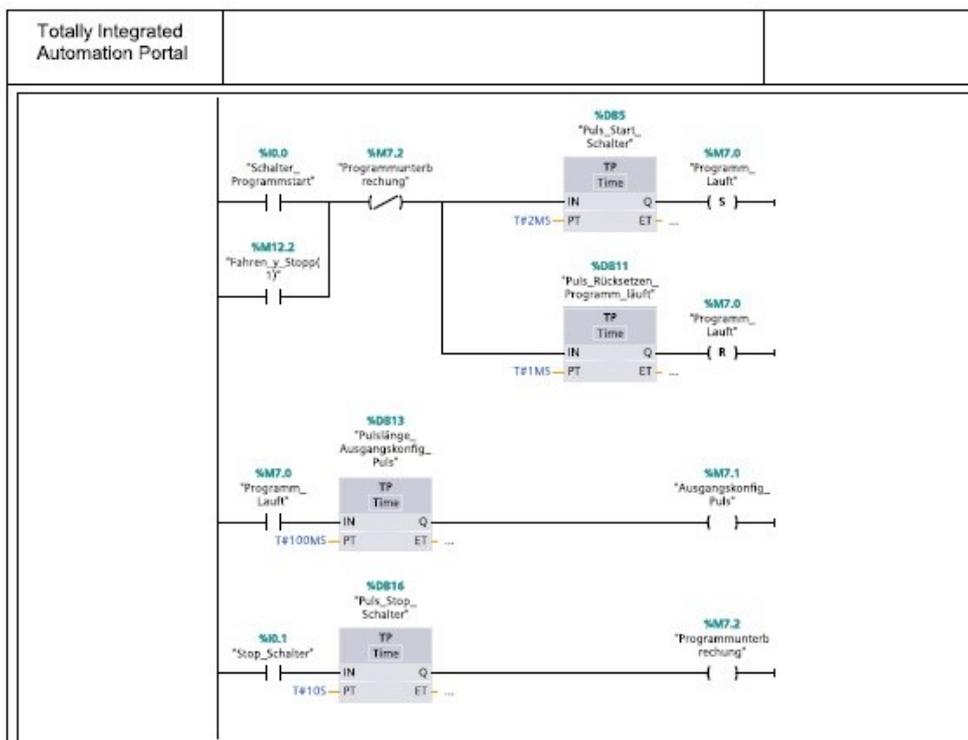
        my_pwm.start(35)

        os.system('raspistill -t 2000 -f -drc high -br 39 -ex sports -a 12 -o
/media/pi/BILDER/RR_500_%03d.png -e png' %i)
        time.sleep(1)
        my_pwm.stop()

        i +=1
    else:
        print ('Ready to take a picture')
GPIO.cleanup()
```

Tab. A-5: SPS Programm zur Steuerung des Prüfstands zur Bestimmung der Haltbarkeit von Oberflächen

Totally Integrated Automation Portal			
Main			
Main Eigenschaften			
Allgemein			
Name	Main	Nummer	1
Typ	OB.ProgramCycle		
Sprache	KOP		
Information			
Titel	finales Programm Entformungsprüfstand 04/2017	Autor	
Kommentar	Das Programm wurde mit Hilfe des Buches Programmable Logic Controllers von Dag H. Hansen, an die Norm IEC 61131-3 angepasst.		
Familie		Version	0.1
Anwenderdefinierte ID			
Name	Datentyp	Offset	
Temp			
Netzwerk 1: Enable für Schrittmotor			
Dieses Netzwerk kann gelöscht werden, wenn den Eingang dauerhaft auf Spannung setzt.			
			
Netzwerk 2: Startroutine und Programmunterbrechung			
Um den Zustand immer beim Drücken der Starttaste "Programm läuft" auszulösen, wird dieser Zustand erst rückgesetzt.			
Mit "Fahren_y_Stopp" wird die Schleife geschlossen, damit mehrere Entformungen am Stück durchgeführt werden.			
Die Programmunterbrechung wird am Anfang jedes Durchlaufs überprüft.			

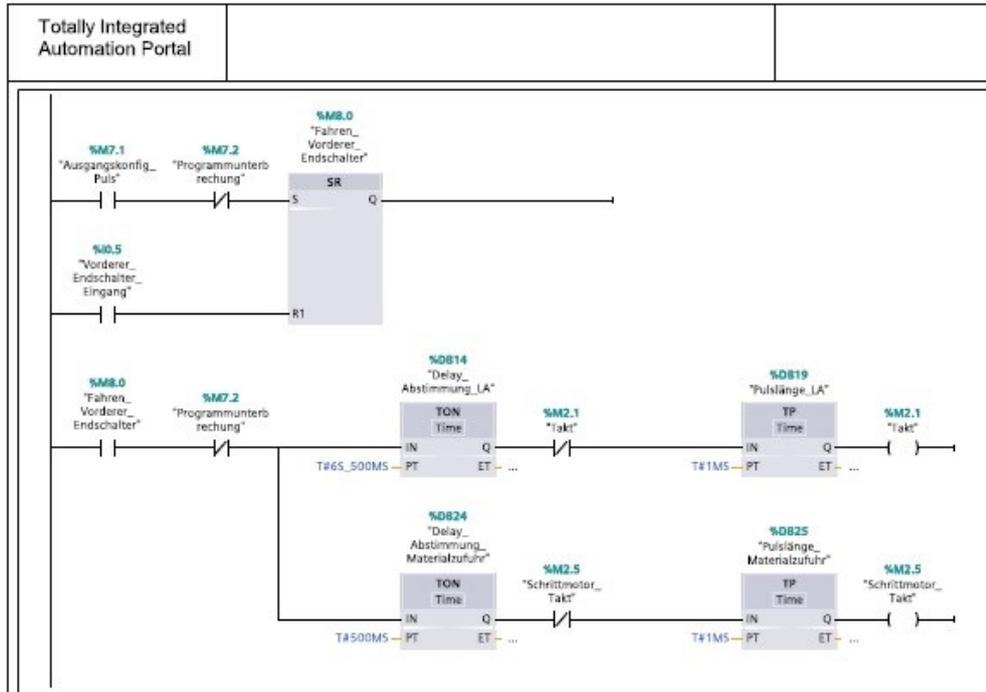


Netzwerk 3: Positionsbestimmung über den vorderen Endschalter

Der "Ausgangskonfig_Puls" aktiviert das rücksetzdominante Flipflop und startet zuerst das Materialmodul mit "Schrittmotor_Takt" und dann die Linearachse über "Takt". Die negierte Bedingung "Takt" sorgt dafür, dass der Takt immer Pulsweise ausgelöst wird, wie es der Schrittmotor benötigt. Jede weitere Bewegung der Schrittmotoren ist in dieser Weise ausgeführt.

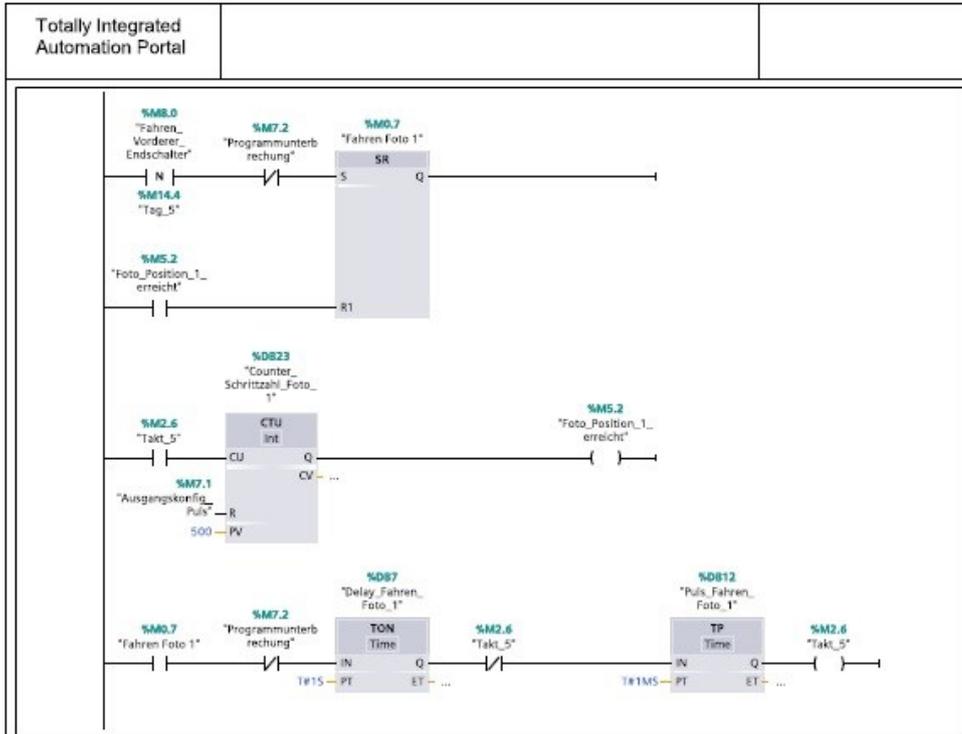
Die TON Werte sind im Versuch ermittelt und stimmen die Bewegungen aufeinander ab.

Das Erreichen des Endschalters, also dessen Eingang auf "High" setzt das Flipflop zurück.



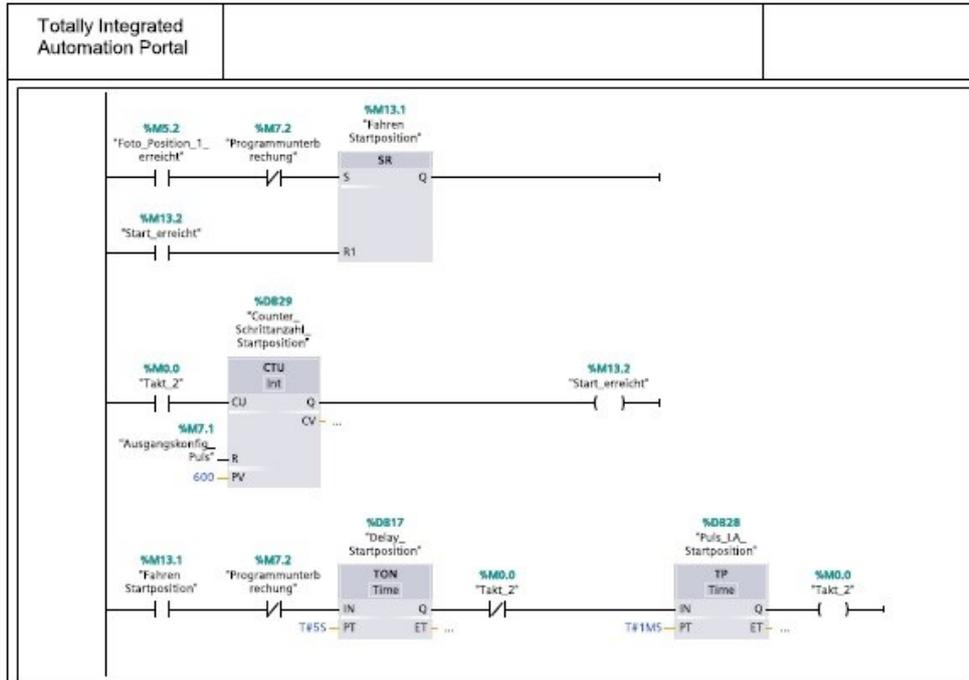
Netzwerk 4: Rückwärt zur Fotoposition

Das Netzwerk 3 muss rückgesetzt sein bevor Netzwerk 4 startet. Diese Vorbedingung vermeidet Überschneidungen. Zur Sicherheit ist bei allen Netzwerken die Programmunterbrechung als Bedingungen integriert. Die Fahrstrecke ist durch einen Schrittzähler(CTU) festgelegt, der Wert wurde im Versuch ermittelt. Dieser zählt hoch bis 500 und schaltet dann den Ausgang. Die Bedingung für das Auslösen des Fotos wird hier geschaltet, die Aktion folgt wie in der Norm vorgegeben nach den Zustandsdefinitionen weiter unten.



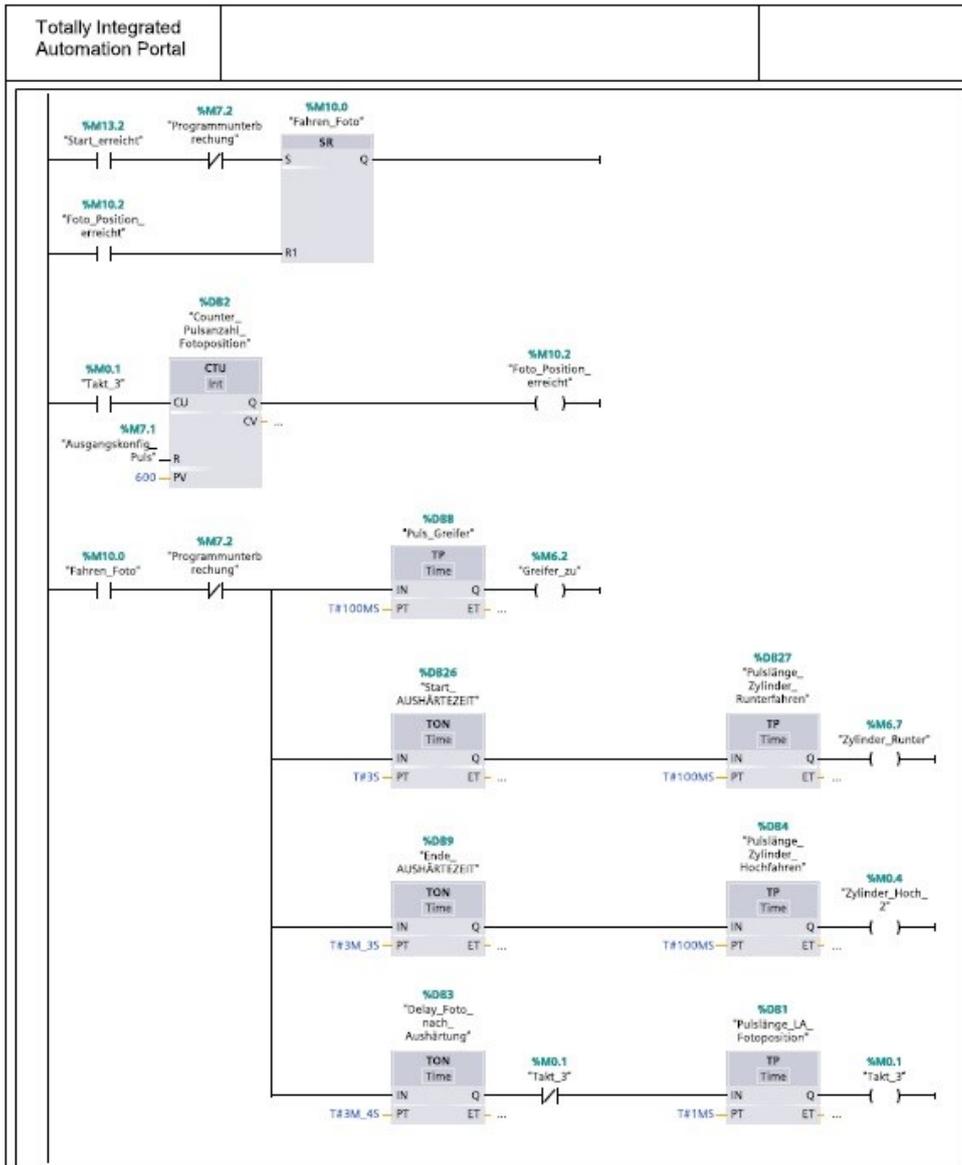
Netzwerk 5: Startposition für Aushärtung einnehmen

Nach dem Anfahren der Fotoposition wird dieses Netzwerk gestartet, der Schrittmotor verzögert damit ein Foto gemacht werden kann. Nach dem Delay fährt der Schrittmotor weiter rückwärts. Die Fahrtrichtung wird über einen separaten Ausgang getriggert (Aktion weiter unten).



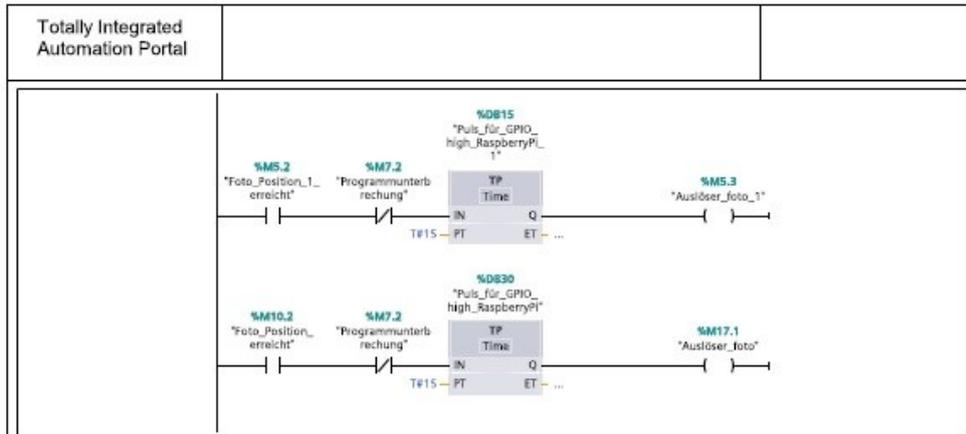
Netzwerk 6: Aushärtung, Entformung und Anfahren Fotopostion

Das Schließen des Greifers, das Verfahren des Zylinders und das Fahren des Schrittmotors sind über Verzögerungen zueinander abgestimmt. Die Aushärtezeit ist als Differenz der Zylinderbewegungen hinterlegt. Die Fahrstrecke ist wieder mit einem Zähler umgesetzt.

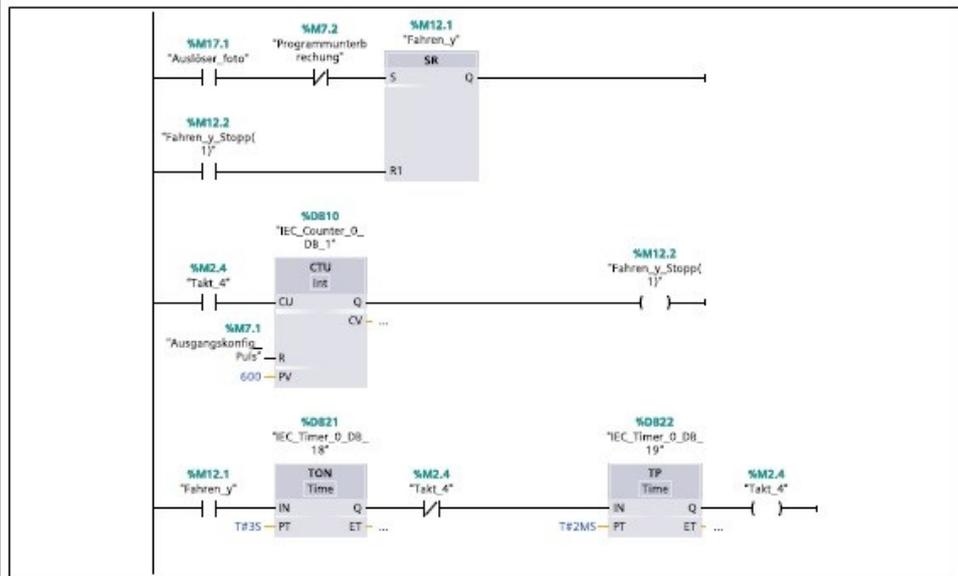


Netzwerk 7: Bedingung für Fotopuls an Raspberry Pi

Bestimmung der Pulslänge für das Auslösen der Kamera am Raspberry Pi. Der Ausgang wird mit dem TP Glied für 1s auf "High" geschaltet. Unterschieden wird zwischen dem Foto vor und dem Foto nach der Aushärtung.

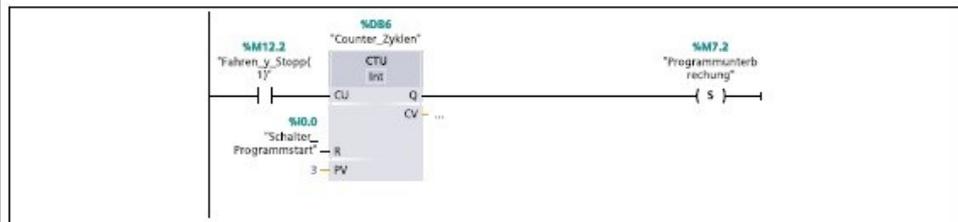


Netzwerk 8: Fahren auf Endposition



Netzwerk 9: Zyklencounter für Reinigungspause

Mit diesem Zähler wird das Reinigungsintervall festgelegt.

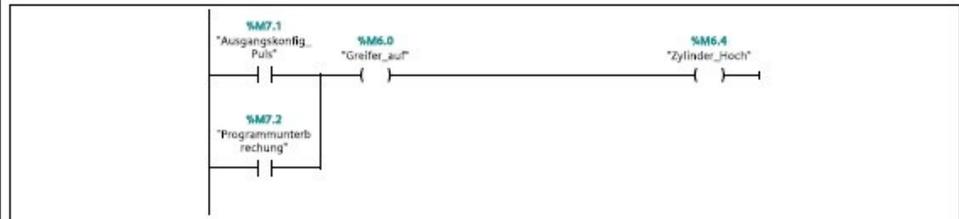


Totally Integrated Automation Portal	
<p>Netzwerk 10: Schalten Richtungsausgang</p> <p>Wenn die Linearachse vorwärts fahren soll (am Prüfstand nach links) muss der Richtungsausgang auf eins gesetzt werden. Für das Rückwärtsfahren ist keine Aktion nötig.</p>	
<p>Netzwerk 11: Takt für Schrittmotor</p> <p>Die unterschiedlichen Takte schalten alle den gleichen Ausgang. Zur besseren Zuordnung und Nachvollziehbarkeit bei Fehlern sind diese mit einzelnen Adressen umgesetzt.</p>	
<p>Netzwerk 12: Schalten Ausgang für das Foto</p>	

Totally Integrated Automation Portal	
--------------------------------------	--

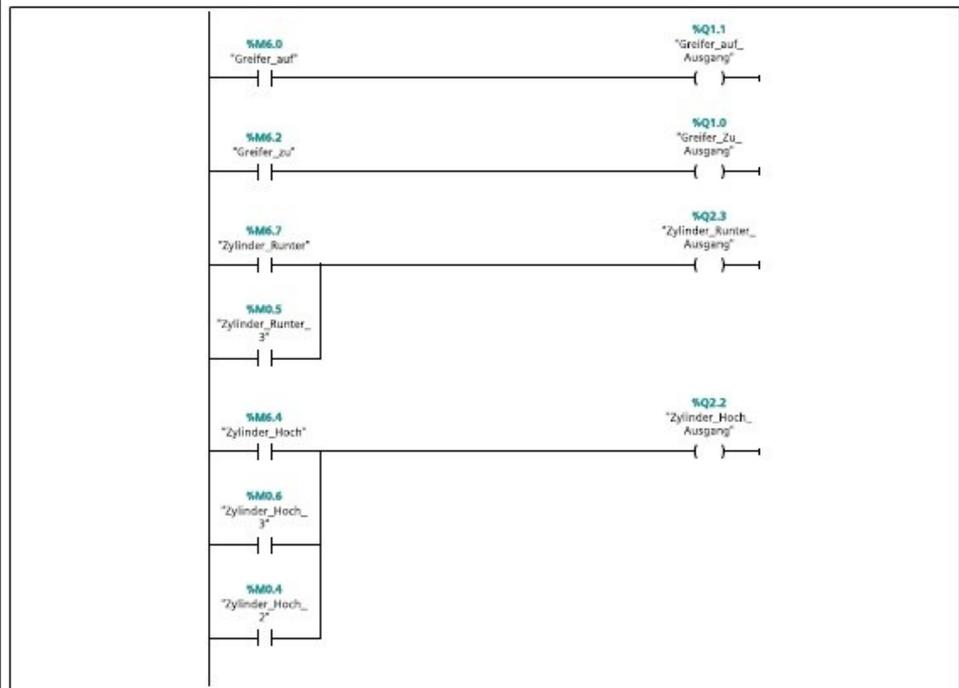
Netzwerk 13: Start- und Unterbrechungsroutine

Beim Start und der Programmunterbrechung werden immer der Greifer und der Zylinder geöffnet. Dies dient der Sicherheit.



Netzwerk 14: Schalten Ventilinsel, Greifer und Zylinder

Hier werden die Ausgänge der Ventilinsel für den pneumatisch betriebenen Zylinder und Greifer geschaltet.



--	--

B Veröffentlichungen

Zeitschriftenartikel

- [P1] P. Kammerhofer, „Untersuchungen zur Haltbarkeit von Formen aus carbonfaserverstärkten Kunststoffen (CFK): Ein Vergleich der Matrixsysteme Epoxid und BMI“, *Zeitschrift Kunststofftechnik*, vol. 14, pp. 118 - 145, 2018.

Konferenzbeiträge

- [K1] P. Kammerhofer; S. Zaremba; K. Drechsler, “Investigation on the mechanical robustness of CFRP molds” *PROCEEDINGS OF ICCM 20: The 20th International Conference on Composite Materials*, Kopenhagen, Jul. 2015.
- [K2] P. Kammerhofer; S. Zaremba; K. Drechsler, “Characterization of tooling laminates with focus on tooling edges and thermal ageing”, *27th Sicomp Conference*, Linköping, Mai 2016.
- [K3] P. Kammerhofer; S. Zaremba; K. Drechsler, “Investigation of thermal ageing of advanced CFRP tooling laminate by gas permeability” *PROCEEDINGS OF ECCM 17: The 17th European Conference on Composite Materials*, München, Jun. 2016.

C Betreute studentische Arbeiten

Im Rahmen der Tätigkeit am Lehrstuhl für Carbon Composites wurde die Betreuung der nachfolgend aufgeführten studentischen Arbeiten unterstützt.

- [S1] J. Kropp, „Optimierung eines bestehenden RTM-Prozesses bezüglich Reproduzierbarkeit und Produktqualität“, Diplomarbeit in Kooperation mit Firma Munich Composites, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2013.
- [S2] A. Krapichler, „Entwicklung, Konstruktion und Auslegung eines RTM-Formwerkzeugs aus CFK“, Semesterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S3] S.Süßmann, „Untersuchung von Beschichtungen und Oberflächenbeschaffenheiten bei CFK-Formwerkzeugen“, Diplomarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S4] C. Schranz, „Prozessentwicklung für geflochtene CFK-Ring-Hohlstrukturen“, Masterarbeit in Kooperation mit Firma Munich Composites, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S5] J. Kotzmann, „Entwicklung und Systemintegration eines flexiblen Kernsystems“, Diplomarbeit in Kooperation mit Firma Munich Composites, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S6] K. Schmid, „Entwicklung und Aufbau eines Resin Transfer Moulding Injektionsprüfstands“, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S7] J. Kreuzer, „Integration von Folien in den RTM-Prozess zum Schutz der Werkzeugoberfläche“, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S8] D. Boos, „Entwicklung eines mechanischen Prüfverfahrens zur Bewertung von Faserverbundkanten“, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S9] R. Setz, „Entwicklung und Optimierung eines Presswerkzeugs für Carbonfaser-SMC-Materialien“, Semesterarbeit in Kooperation mit TUfast, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2014.
- [S10] M. Lewang, „RTM-Process Optimization of Rotor-Blade Demonstrator Manufacture“, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2015.
- [S11] M. Klann, „Analyse der zyklisch-thermischen Alterung von kohlenstofffaserverstärkten duroplastischen Kunststoffen“, Semesterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2015.

- [S12] K. Schrott, „Optimierung eines CFK-Laminats hinsichtlich verbesserter Alterungseigenschaften“, Semesterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2016.
- [S13] J. Blohm-Sievers, „Optimierung eines CFK-Laminats hinsichtlich verbesserter Alterungseigenschaften“, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2016.
- [S14] M. Krapp, „Entwicklung und Untersuchung von Verstärkungskonzepten für CFK Kanten“, Semesterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2016.
- [S15] M. Sollfrank, „Entwicklung eines Tests zur Untersuchung der Dauerbeständigkeit von Werkzeugoberflächen“, Masterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2016.
- [S16] M. Klann, „Prozessentwicklung und Wirtschaftlichkeitsbetrachtung der CFK-Tragwerksstruktur eines Wellenkraftwerkes“, Diplomarbeit in Kooperation mit Firma SinnPower, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2016.
- [S17] H. Zimmermann, „Optimierung von CFK Werkzeuglaminaten und Untersuchung zu deren Alterungseigenschaften“, Semesterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2016.
- [S18] S. Metschulat, „Optimierung von CFK Werkzeuglaminaten und Untersuchung zu deren Alterungseigenschaften in Bezug auf Oberflächen“, Semesterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2016.
- [S19] M. Rieger, „Charakterisierung von duromeren Hochtemperaturmatrixsystemen“, Semesterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2017.
- [S20] K. Schrott, „Untersuchung der Dauerbeständigkeit von CFK Werkzeugoberflächen“, Masterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2017.
- [S21] M. Paz, „Optimization of CFRP-Metal bonds by surface pretreatment and structuring“, Masterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2017.
- [S22] M. Lewang, „Charakterisierung von Hochtemperatur CFK Werkzeuglamiaten hinsichtlich Alterungseigenschaften“, Masterarbeit, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2017.

Teile des Inhalts folgender Arbeiten haben in die vorliegende Dissertationsschrift Eingang gefunden: [S8], [S11], [S12], [S14], [S15], [S17], [S18], [S20], [S22].