

Einfluss der Temperatur auf das mechanische Schädigungsverhalten von Al-CFK-Hybridbauteilen und deren Komponenten

Masterarbeit



**UNIVERSITÄT
DES
SAARLANDES**

An der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät
Fachrichtung für Materialwissenschaft und Werkstofftechnik
Universität des Saarlandes

vorgelegt von

Felix Grossmann

Lehrstuhl für Leichtbausysteme bei Prof. Herrmann
Am Fraunhofer-Institut für Zerstörungsfreie Prüfverfahren IZFP
Universität des Saarlandes

Januar 2020

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Hilfsmittel benutzt habe.

Die Stellen der Arbeit, die anderen Quellen im Wortlaut oder dem Sinn nach entnommen wurden, sind durch Angaben der Herkunft kenntlich gemacht. Dies gilt auch für Zeichnungen, Skizzen, bildliche Darstellungen sowie für Quellen aus dem Internet.

Saarbrücken, den 28.01.2020

Felix Grossmann

Danksagung

Zu allererst möchte ich mich in höchster Form bei Professor H.-G. Herrmann für das Ermöglichen dieser Arbeit bedanken.

Außerdem bedanke ich mich recht herzlich bei Professor Christian Motz für die Zweitkorrektur.

Nach diesen etwas mehr als fünf Jahren am Lehrstuhl für Leichtbausysteme - sei es als HiWi oder Masterand – möchte ich mich beim gesamten Lehrstuhl herzlich bedanken. Ich habe mit allen dort sehr gerne zusammengearbeitet. Auch abseits der Uni hat man sich gerne getroffen. Deswegen möchte ich vor allem bei den Studenten und Doktoranden des Lehrstuhls bedanken, die ich in der Zeit kennenlernen durfte. Interessante fachliche Diskussionen haben Ihres zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen, aber auch die unzähligen, täglichen Gesprächsrunden, in denen teils hitzig debattiert wurde.

Unter den Doktoranden möchte ich besonders meinen Betreuer Hendrik Jost hervorheben, der in den Diskussionen mit mir immer sehr engagiert und freundlich war, ohne jemals den Fokus für das Wesentliche aus den Augen zu verlieren. Er hat sich stets die Zeit genommen alle meine Fragen umfassend zu beantworten.

Abschließend gilt ein ganz besonderer Dank natürlich meiner Familie, die mich jeden Tag und insbesondere in dieser Zeit moralisch unterstützt hat.

Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis.....	6
1 Einleitung	12
1.1 Motivation.....	12
1.2 Lösungsansatz	15
2 Stand der Forschung.....	17
2.1 Grundlagen mechanischer Versuche.....	17
2.1.1 Quasistatischer Zugversuch	17
2.1.2 Dauerschwingversuch	18
2.2 Aluminium	19
2.2.1 Allgemeines	19
2.2.2 Herstellung.....	20
2.2.3 Mechanisches Verhalten	20
2.3 PPA-GF30.....	22
2.3.1 Allgemeines	22
2.3.2 Mechanisches Verhalten	22
2.4 Kohlenstofffaser-verstärkte Kunststoffe	28
2.4.1 Herstellung von C-Fasern aus einem PAN-Präkursor.....	28
2.4.2 Fasern.....	29
2.4.3 Matrix	30
2.4.4 Bindungsarten von Fasergeweben	31
2.4.5 Lagenaufbau	32
2.4.6 Mechanisches Verhalten	33
2.5 Berührende Temperaturmessung.....	39
2.6 Thermografie.....	40
2.6.1 Thermoelastischer Effekt.....	42
2.6.2 Lock-In-Thermografie	43
2.7 Röntgentomografie.....	45

Inhaltsverzeichnis

2.7.1	Röntgenstrahlung	45
2.7.2	Aufbau einer Röntgenröhre	46
2.7.3	Kontrast.....	47
2.8	Lichtmikroskopie.....	47
3	Experimenteller Teil.....	50
3.1	Verwendete Materialien.....	50
3.2	Probenherstellung	51
3.2.1	PPA-GF30.....	51
3.2.2	CFK.....	51
3.2.3	2D-Hybrid.....	51
3.3	Versuchsmethodik.....	54
3.3.1	Temperaturmessung	54
3.3.2	Thermografie.....	55
3.3.3	Ermüdungsversuch	56
3.4	Versuchsdurchführung	57
3.4.1	Quasistatische Zugversuche	58
3.4.2	Ermüdungsversuche	58
3.4.3	Erhöhtes Rauschen in den Kraft-Verschiebungs-Diagrammen.....	59
4	Auswertung und Diskussion	60
4.1	PPA-GF30.....	60
4.1.1	Quasistatische Zugversuche	60
4.1.2	Ermüdungsversuche	68
4.2	CFK.....	74
4.2.1	Quasistatische Zugversuche	74
4.2.2	Ermüdungsversuche	80
4.3	2D-Hybride	85
4.3.1	Quasistatische Zugversuche	85
4.3.2	Ermüdungsversuche	93
5	Zusammenfassung.....	104
6	Ausblick.....	108

Inhaltsverzeichnis

7	Literaturverzeichnis	110
8	Anhang.....	114
8.1	PPA-GF30.....	114
8.1.1	Quasistatisch.....	114
8.1.2	Ermüdung	117
8.2	CFK.....	121
8.2.1	Quasistatisch.....	121
8.2.2	Ermüdung	125
8.3	2D-Hybride	126
8.3.1	Quasistatisch.....	126
8.3.2	Ermüdung	127

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1 Anzahl der Elektroautos in Deutschland von 2006 bis 2019 [2]	12
Abbildung 2 Auswirkungen von hohen Außentemperaturen im PKW [45]	14
Abbildung 3 Schematische Darstellung eines Zugversuchs im Spannungs-Dehnungs-Diagramm [6]	17
Abbildung 4 Schematische Darstellung eines Lastspiels im Dauerschwingversuch bei Wechselbeanspruchung [8]	18
Abbildung 5 Schematische Wöhlerkurve für Stahl und Al-Legierungen [8]	19
Abbildung 6 Warmfestigkeit für verschiedene Al-Legierungen [10]	21
Abbildung 7 Strukturformel der Repetiereinheit von Polyphthalamid [42]	22
Abbildung 8 Aliphatische und aromatische Molekülbausteine [11]	22
Abbildung 9 links: Einfluss der Beanspruchungsgeschwindigkeit; rechts: Temperatureinfluss auf das mechanische Verhalten von Polymeren (Schema) [11]	24
Abbildung 10 Mechanische Modelle zur Beschreibung von viskoelastischem Materialverhalten [20]	26
Abbildung 11 Schematischer Aufbau verschiedener Bindungsarten (Schussfäden schwarz, Kettfäden grau) [17]	31
Abbildung 12 Einheitszelle der Leinwandbindung (Longitudinalfaser = Kettfaser; Transversfaser = Schussfaser) [21]	32
Abbildung 13 a) regellose Kurzfasern b) unidirektionale Kurzfasern c) unidirektionale Endlosfasern [17]	32
Abbildung 14 Schematische Darstellung der Stapelanordnung zweier Gewebelagen a) ohne Versatz b) mit Versatz	33
Abbildung 15 Mikroskopische Schädigungsmechanismen in einem Faserverbundwerkstoff [20]	34
Abbildung 16 Stapelfolge eines UD-Geleges aus 0/90°-Lagen mit Belastung in 0°-Richtung [19]	35
Abbildung 17 Schema der Versagensmechanismen eines [0/90/0/90/0] UD-Geleges bei niederfrequenter zyklischer Zugschwellbeanspruchung (z.B. 5 Hz) [17]	36
Abbildung 18 Schematische Darstellung der Schadensentwicklung in gewebten Laminaten unter quasistatischer Zuglast. a) vor Belastung b) und c) während Belastung [19]	37
Abbildung 19 Schematische Darstellung des Schadensverlaufs von gewebten Laminaten unter ermüdender Last [19]	38
Abbildung 20 Steifigkeitsabnahme und Schadensentwicklung in gewebten Kompositen unter Ermüdungsbelastung [19]	38

Abbildung 21 Temperaturprofil einer Festkörperoberfläche mit einer Kerntemperatur $T_K = 110$ °C und Umgebungstemperatur $T_U = 20$ °C [24].....	39
Abbildung 22 Geometrie der Abstrahlung einer Kugel [26]	41
Abbildung 23 Anregungsfrequenz (links) und thermische Antwort (rechts), kontinuierlich aufgezeichnet oder vier gemittelte Bilder [30]	44
Abbildung 24 Elektromagnetisches Spektrum [44].....	45
Abbildung 25 Röntgenspektrum einer Wolframkathode bei Beschleunigungsspannungen von $U_a = 80-140$ kV [31]	46
Abbildung 26 Aufbau einer Röntgenröhre [31]	47
Abbildung 27 Strahlengang im Lichtmikroskop [25]	48
Abbildung 28 Vergleich der verschiedenen Proben: PPA-GF30-Probe, CFK-Flachzugprobe, Al-CFK-Hybridprobe (v. links n. rechts).....	51
Abbildung 29 Glasübergangstemperatur der CFK-Epoxid-Matrix (Harz-Härter-Gemisch CR170/CH150-3) in Abhängigkeit der Aushärtezeit [34]	52
Abbildung 30 Probenbemaßung der 2D-Hybrid-Hälfte, links Laminat, rechts Aluminium-Einleger	53
Abbildung 31 Aufheizkurve der Einspannungen mit Messfühler an den Klemmblechen	54
Abbildung 32 Anbringung der Temperaturmessfühler für die PPA-GF30-Proben (links) und die Hybridproben (rechts).....	55
Abbildung 33 Messaufbau mit Thermobox, eingespannter Probe, Thermografiekamera und Steuer-PC	57
Abbildung 34 Kraft-Verschiebungs-Diagramm von Hybridprobe 1 mit starkem Kraftrauschen	59
Abbildung 35 Kraft-Verschiebungsdiagramm von PPA-GF30-Probe 1-18 bei 23 °C.....	60
Abbildung 36 Thermogramm von PPA-GF30-Probe 1-18 im quasistatischen Zugversuch bei 23°C beim Bruch	61
Abbildung 37 links: Temperaturverlauf von PPA-GF30-Probe 1-18 bei 23°C mit Vorheizen; rechts: vergrößerte Darstellung während des Zugversuchs).....	62
Abbildung 38 Übersicht quasistatische Zugversuche von PPA-GF30 bei 23°C	63
Abbildung 39 Temperaturverlauf von PPA-GF30-Proben 1-19 (links) und 1-20 (rechts) während des Zugversuchs bei 23°C	63
Abbildung 40 Thermogramme der PPA-GF30-Proben 1-19 und 1-20 im quasistatischen Zugversuch beim Bruch.....	64
Abbildung 41 links: Übersicht quasistatische Zugversuche von PPA-GF30 bei 60°C	64
Abbildung 42 Temperaturverlauf von PPA-GF30-Proben 1-21, 1-22 und 1-23 bei 60°C während des Zugversuchs.....	65
Abbildung 43 Thermogramme der PPA-GF30-Proben 1-21, 1-22, 1-23 bei 60 °C	66

Abbildung 44 Lichtmikroskopieaufnahmen der Bruchflächen der quasistatisch getesteten PPA-GF30-Proben 1-18 (23°C; links) und 1-21 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung	66
Abbildung 45 Lichtmikroskopieaufnahmen der Bruchflächen der quasistatisch getesteten PPA-GF30-Proben 1-18 (23°C; links) und 1-21 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 200-facher Vergrößerung	67
Abbildung 46 Vergleich von 23°C und 60°C der PPA-GF30-Proben im quasistatischen Zugversuch	68
Abbildung 47 Dynamische Steifigkeit über Zyklenanzahl für PPA-GF30 1-12, 1-13 und 1-14 bei 23°C im Ermüdungsversuch	68
Abbildung 48 Temperaturverlauf von PPA-GF30-Proben 1-12, 1-13 und 1-14 während des Ermüdungsversuchs bei 23°C	69
Abbildung 49 Dynamische Steifigkeit über Zyklenanzahl der PPA-GF30-Proben 1-15, 1-16 und 1-17 im Ermüdungsversuch bei 60°C	70
Abbildung 50 Thermogramme der PPA-GF30-Probe 1-14 bei 23°C im Ermüdungsversuch vor dem Bruch (links) und danach (rechts)	70
Abbildung 51 Temperaturverlauf der PPA-GF30-Proben 1-15, 1-16 und 1-17 während des Ermüdungsversuchs bei 60°C	71
Abbildung 52 Thermogramme der Proben 1-15, 1-16 und 1-17 bei 60°C jeweils kurz vor (oben) und nach dem Bruch (unten)	72
Abbildung 53 Lichtmikroskopieaufnahmen der Bruchflächen der ermüdend getesteten PPA-GF30-Proben 1-13 (23°C; links) und 1-15 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung	73
Abbildung 54 Kraft-Verschiebungs-Diagramme der CFK-Flachzugproben 1-1, 1-5 und 12-2 bei 23°C im quasistatischen Zugversuch.....	74
Abbildung 55 Thermogramme von Probe 1-1 bei 23°C unmittelbar nach dem Bruch und ein Frame (0,3s) später	75
Abbildung 56 Temperaturverlauf der CFK-Flachzugproben 1-1, 1-5 und 12-2 bei 23°C während des Zugversuchs	75
Abbildung 57 Thermogramme der Proben 1-5 und 12-2 bei 23°C unmittelbar nach dem Bruch und ein Frame (0,3s) später	76
Abbildung 58 links: Übersicht über quasistatische Zugversuche von CFK-Flachzugproben 5-7, 12-21 und 12-22 bei 60°C; rechts: Vergleich von 23°C und 60°C	77
Abbildung 59 Thermogramme der CFK-Flachzugproben 5-7, 12-21 und 12-22 bei 60°C einen Frame (0,3s) vor dem Bruch und beim Bruch	77
Abbildung 60 Temperaturverlauf der CFK-Flachzugproben 5-7, 12-21 und 12-22 bei 60°C während des Zugversuchs.....	78

Abbildung 61 Lichtmikroskopieaufnahmen der Bruchfläche der CFK-Flachzugproben 1-5 (23°C; links) und 12-2 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung	79
Abbildung 62 Lichtmikroskopieaufnahmen eines 45°-Faserbündels in der Bruchfläche von CFK-Flachzugprobe 12-2 (links) und eines 0°-Faserbündels von Probe 5-7 (rechts) im Dunkelfeld bei 200-facher Vergrößerung	79
Abbildung 63 Dynamische Steifigkeit über Zyklenzahl für CFK bei 23°C	80
Abbildung 64 Kompletter Temperaturverlauf von Probe 12-27 bei 23°C im Ermüdungsversuch (links) und vergrößerte Darstellung der ersten drei Stunden (rechts)	81
Abbildung 65 Kompletter Temperaturverlauf von Probe 12-28 bei 23°C im Ermüdungsversuch (links) und vergrößerte Darstellung der ersten drei Stunden (rechts)	81
Abbildung 66 Thermogramme der Proben 12-27 und 12-28 bei 23°C nach 1 Million Zyklen	82
Abbildung 67 Dynamische Steifigkeit über Zyklenzahl für die CFK-Flachzugproben 12-24, 12-25 und 12-26 bei 60°C (links), Vergleich von 23°C und 60°C (rechts)	82
Abbildung 68 links: kompletter Temperaturverlauf von CFK-Flachzugprobe 12-26 bei 60°C im Ermüdungsversuch, rechts: vergrößerte Darstellung der ersten vier Stunden	83
Abbildung 69 Thermogramme der Proben 12-24, 12-25 und 12-26 bei 60°C nach 1 Million Zyklen; Probe 12-25 mit angepasster Skala zur besseren Erkennbarkeit	84
Abbildung 70 Kraft-Verschiebungsdiagramm von Metall-CFK-Hybrid-Probe 2 bei 23 °C (links), Übersicht 23°C (rechts); *geglättet	85
Abbildung 71 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 1, 2 und 3 während des Zugversuchs bei 23°C	86
Abbildung 72 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 2 im quasistatischen Zugversuch bei 23°C	86
Abbildung 73 Röntgenaufnahmen der quasistatisch getesteten Hybridproben bei 23°C	87
Abbildung 74 Optische Bilder der Hybridproben 1 bis 3 (oben) mit Seitenansicht von Probe 1 (unten)	88
Abbildung 75 Kraft-Verschiebungsdiagramm von Metall-CFK-Hybrid-Probe 4 bei 60 °C (links), Übersicht 60°C (rechts) *geglättet	88
Abbildung 76 Differenzbild zwischen Thermogramm 70 und 94	89
Abbildung 77 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 4, 5 und 6 während des quasistatischen Zugversuchs bei 60°C	90
Abbildung 78 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 4 im quasistatischen Zugversuch bei 60°C	91
Abbildung 79 Röntgenaufnahmen der quasistatisch getesteten Hybridproben bei 60°C	91
Abbildung 80 Vergleich der Hybridproben 3 und 6	92
Abbildung 81 Dynamische Steifigkeit über Zyklenzahl für die Al-CFK-Hybridproben 7, 8 und 9 bei 23°C	93

Abbildung 82 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 7, 8 und 9 während des Ermüdungsversuchs bei 23°C	94
Abbildung 83 Thermogramm der Hybridprobe 9 im Ermüdungsversuch bei 23°C nach $5 \cdot 10^4$ Zyklen (kurz vor dem Versagen).....	95
Abbildung 84 Lock-In-Thermografie an Probe 7 (23°C) nach 10^4 Zyklen, links Amplitudenbild, rechts Phasenbild	95
Abbildung 85 Weiterer Schädigungsverlauf von Probe 7 exemplarisch für Ermüdung bei 23°C an den Al-CFK-Hybridproben nach $7 \cdot 10^4$, $1,2 \cdot 10^5$ und $1,55 \cdot 10^5$ Zyklen	96
Abbildung 86 Optische Bilder der Hybridproben 7 (links Frontansicht und rechts oben Rückansicht) und 8 (rechts unten) bei 23°C ermüdend getestet	97
Abbildung 87 Röntgenaufnahmen der ermüdend getesteten Hybridproben bei 23°C	97
Abbildung 88 links: Dynamische Steifigkeit über Zyklenanzahl für die Al-CFK-Hybridproben 10, 11 und 12 bei 60°C; rechts: Vergleich von 23°C und 60°C im Ermüdungsversuch	98
Abbildung 89 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 10, 11 und 12 während des Ermüdungsversuchs bei 60°C	99
Abbildung 90 Lock-In-Thermografie an Probe 10 (60°C) nach 100 Zyklen, links Amplitudenbild, rechts Phasenbild	100
Abbildung 91 Weiterer Schädigungsverlauf von Probe 10 exemplarisch für Ermüdung bei 60°C an den Al-CFK-Hybridproben nach $1 \cdot 10^4$, $2 \cdot 10^4$, $3 \cdot 10^4$ und $4 \cdot 10^4$ Zyklen.....	100
Abbildung 92 Röntgenaufnahmen der ermüdend getesteten Hybridproben bei 60°C (rote Linie für Grauwertprofil)	101
Abbildung 93 Grauwerte des Linienprofils für Probe 12	101
Abbildung 94 Optische Bilder der Hybridproben 10 (links Frontansicht u. Mitte Rückansicht) und 11 (rechts Frontansicht) bei 60°C ermüdend getestet.....	102
Abbildung 95 REM-Aufnahmen einer gebrochenen Glasfaser (links) und der Bruchfläche (rechts) des Thermoplasts.....	108
Abbildung 96 Draufsicht auf eine ermüdete Hybridprobe mit sichtbaren Rissen im Thermoplast (grau) und Aluminium (weiß)	109
Abbildung 97 PPA-GF30, quasistatisch, 23°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 1-19 und 1-20.....	114
Abbildung 98 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-18.....	114
Abbildung 99 PPA-GF30, quasistatisch, 60°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 1-21, 1-22 und 1-23.....	115
Abbildung 100 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-21.....	116
Abbildung 101 PPA-GF30, Ermüdung, 23°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 1-12, 1-13 und 1-14	117
Abbildung 102 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-13.....	117

Abbildung 103 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-14.....	118
Abbildung 104 PPA-GF30, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 1-15, 1-16 und 1-17	119
Abbildung 105 Thermogramme der PPA-GF30-Proben 1-12 und 1-13.....	119
Abbildung 106 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-15.....	120
Abbildung 107 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-15.....	120
Abbildung 108 CFK, quasistatisch, 23°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 1-1, 1-5 und 12-2	121
Abbildung 109 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 1-1.....	121
Abbildung 110 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 16-17.....	122
Abbildung 111 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 12-2.....	122
Abbildung 112 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 5-7 (links) und 12-21 (rechts)	123
Abbildung 113 CFK, quasistatisch, 60°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 5-7, 12-21 und 12-22	123
Abbildung 114 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 12-22.....	124
Abbildung 115 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 12-21.....	124
Abbildung 116 CFK, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf (links) und vergrößerte Darstellung (rechts) von Probe 12-25	125
Abbildung 117 CFK, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf (links) und vergrößerte Darstellung (rechts) von Probe 12-24	125
Abbildung 118 Ungeglättete Kraft-Verschiebungs-Kurven der Proben 1, 3, 5 und 6	126
Abbildung 119 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 5 im quasistatischen Zugversuch bei 60°C	126
Abbildung 120 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 6 im quasistatischen Zugversuch bei 60°C	127
Abbildung 121 Al-CFK-Hybrid, Ermüdung, 23°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 7, 8 und 9	127
Abbildung 122 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 9 unter Angabe der Zykluszahl.....	128
Abbildung 123 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 8 unter Angabe der Zykluszahl.....	128
Abbildung 124 Al-CFK-Hybrid, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 10, 11 und 12	129
Abbildung 125 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 12 unter Angabe der Zykluszahl.....	130
Abbildung 126 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 11 unter Angabe der Zykluszahl.....	130

1 Einleitung

1.1 Motivation

Seit einigen Jahren geht der Trend immer mehr in Richtung erneuerbare Energien und alternative Antriebsmöglichkeiten für Automobile. Das liegt an dem immer stärker werdenden Umweltgedanken, der sich in jüngster Zeit geformt hat und vom Klimawandel weiter befeuert wird. Die Feinstaubbelastung in Ballungszentren und Großstädten steigt immer weiter an, und die fossilen Ressourcen werden vom Menschen mehr und mehr erschöpft. All das lenkt den Fokus weg von fossilen Antriebsmöglichkeiten auf ressourcenschonende Alternativen. Neben Wasserstoff- und Erdgasantrieb hat sich vor allem der Elektroantrieb in den letzten Jahren weiterentwickelt und viel Aufmerksamkeit auf sich gezogen. Momentan werden immer noch sehr viele konventionelle Verbrennungsmotoren (ca. 3,3 Mio. Neuzulassungen von Diesel & Benzinern in Deutschland), wenige Hybridfahrzeuge (130 000 Neuzulassungen) und sehr wenige Elektroautos (36 000 Neuzulassungen) in Deutschland neu zugelassen [1].

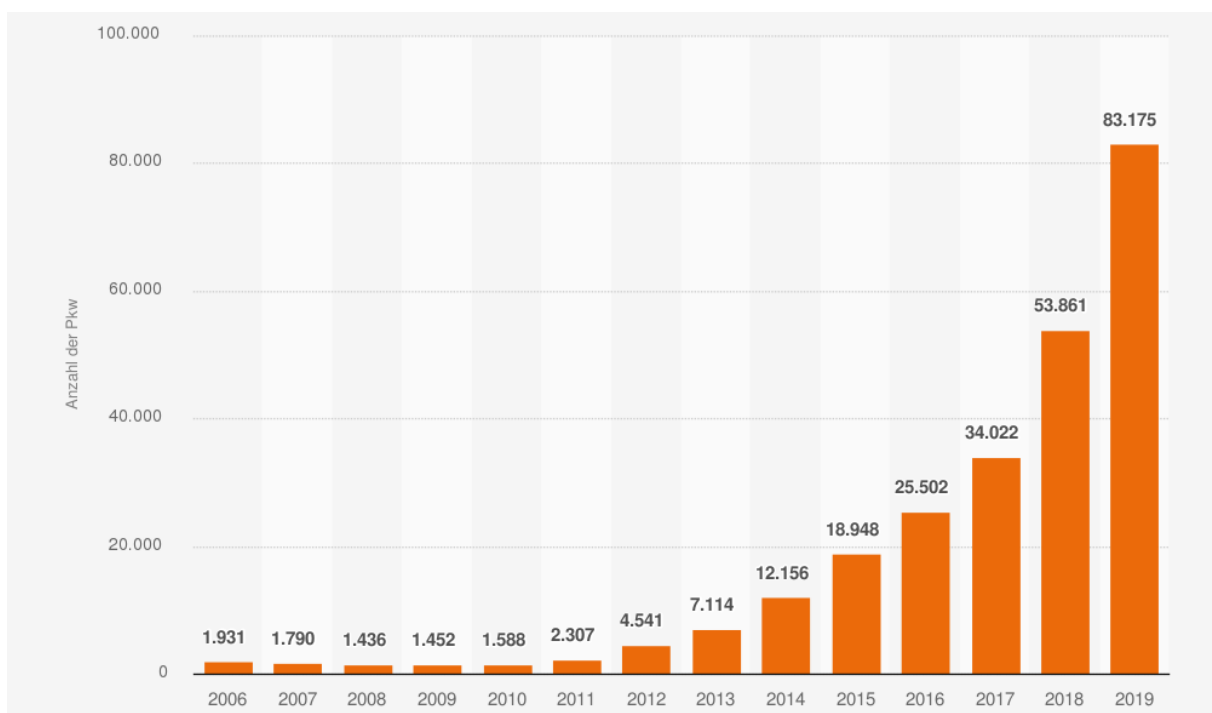


Abbildung 1 Anzahl der Elektroautos in Deutschland von 2006 bis 2019 [2]

Reine Elektroautos sind auf den Straßen noch nicht so präsent wie Benziner oder Dieselaautos, aber das Interesse der Deutschen an den E-Autos scheint zu wachsen, da sich die Gesamtanzahl der E-Autos auf Deutschlands Straßen in den letzten zwei Jahren (2017-2019) mehr als verdoppelt hat [2]. Dennoch gibt es drei große Nachteile, die mit dem Kauf eines Elektroautos behaftet sind. Die Autos sind bislang noch vergleichsweise teuer, außerdem ist die Infrastruktur der Ladestationen in Deutschland noch nicht flächendeckend ausgebaut und viele Modelle kämpfen noch mit dem Reichweitenproblem. Das birgt die Gefahr, auf längeren Strecken liegenzubleiben, die mit konventionellem Antrieb kein Problem wären.

Ganzheitlich betrachtet fällt auf, dass einige Technologien der Elektroautos den Technologien in Autos mit Verbrennungsmotor noch hinterherhinken. Der jahrelange Fokus auf Verbrennungsmotoren hat zu ausgereiften Technologien in diesem Segment geführt. Hier ist insbesondere die Kapazität der Akkumulatoren als Technologie anzuführen, die die maximale Reichweite der Autos stark limitiert und somit ein großes Argument gegen den Kauf eines E-Autos ist. Dies ist in Verbindung mit der schlecht ausgebauten Infrastruktur für Ladestationen ein Problem, da so die Route mit dem E-Auto gerade bei längeren Fahrten sorgfältig geplant werden muss. Aus diesem Grund muss die Batterieanzahl im Auto maximiert werden, damit eine akzeptable Reichweite gewährleistet werden kann. Dieser Umstand führt dazu, dass Elektroautos mit großer Reichweite sehr schwer sind, was wiederum bedeutet, dass sie mehr Energie zum Fahren benötigen, was in einer Gewichtsspirale nach oben endet. Um dem entgegenzuwirken, kommt der intelligente Leichtbau ins Spiel, der eine zentrale Rolle dabei spielen kann, dass E-Autos mit großen, leistungsstarken Akkus, bei akzeptablem Gewicht, weiter an Reichweite gewinnen und somit attraktiver für den Kunden werden [3].

Natürlich können diese Überlegungen des Leichtbaus auch auf Verbrenner übertragen werden. Wenn intelligenter Leichtbau die Autos effizienter und sparsamer im Spritverbrauch macht, dann hat dies positive Auswirkungen auf die CO₂-Gesamtbilanz des Autos und den fossilen Ressourcenverbrauch, was die Wettbewerbsfähigkeit gegenüber anderen Antriebsmöglichkeiten stärkt. Es ist daher unabdingbar durch neue Entwicklungen im Leichtbau die Effektivität und Attraktivität aller Antriebsvarianten weiter voranzutreiben, nicht zuletzt um die hohen Kundenanforderungen bei einem bezahlbaren Preis erfüllen zu können, sondern auch um die Umwelt zu schonen. In naher Zukunft ist also weiterhin mit einer Koexistenz verschiedener Antriebskonzepte zu rechnen.

Das Ersetzen von Stahl durch Leichtmetalle wie Aluminium oder Titan, kann einiges an Gewicht einsparen, ist aber mit höheren Kosten verbunden. Ein vermehrter Einsatz von hochperformanten Leichtbauwerkstoffen wie CFK oder GFK ist eine weitere Möglichkeit. Das macht jedoch nur an bestimmten Stellen Sinn und lässt die Material- und Herstellungskosten weiter in die Höhe schießen. An dieser Stelle muss der Leichtbau intelligenter werden und es darf nicht nur Werkstoff mit Werkstoff ersetzt werden. Durch Konzeptleichtbau können hybride Strukturen hervorgebracht werden, die aus unterschiedlichen Leichtbauwerkstoffen bestehen, wodurch Vorteile der Einzelwerkstoffe gebündelt und im Optimalfall Nachteile ausgemerzt werden können [3].

Solche Hybridstrukturen können zum Beispiel im Dachbereich Anwendung finden, indem das metallene Fahrzeuggerüst mit einem leichten CFK-Dach verknüpft wird. Ein Vorteil eines solchen CFK-Dachs wäre es, den Fahrzeugschwerpunkt weiter Richtung Boden zu verlagern, was der Fahrdynamik zugutekommt. Metall und CFK als artfremde Werkstoffe müssen dafür

zusammengefügt werden. In der klassischen Metalltechnik gibt es die bereits etablierten Fügeverfahren wie Schweißen, Nieten, Schrauben oder Stanzen [4, 5]. Diese eignen sich nur bedingt für die Fügung von Faserverbundwerkstoffen, da sie das CFK-Laminat schwächen, indem sie Fasern durchtrennen, zusätzliche Spannungsfelder erzeugen oder Ähnliches. Im Hinblick auf den Leichtbaugedanken sind diese Methoden somit schlecht geeignet. Besser wäre eine Klebung, die im Gegensatz zu einer Bohrung keine lokalen Spannungsspitzen verursacht, da sie das Laminat nicht schädigt und leichter ist. Ein nicht zu vernachlässigender Nachteil von Klebungen ist allerdings die Anfälligkeit gegenüber Scherbelastungen. Dieses Problem kann umgangen werden, indem die Fügung der Teile formschlüssig erfolgt. Denn beim Formschluss greifen die Fügepartner mechanisch ineinander, wobei die Geometrie des Bauteils dafür geeignet sein muss. In dem Fall dieses Hybrides können Metall, CFK und Polymer formschlüssig miteinander gefügt werden, indem das Metall mit dem Kunststoff umspritzt wird und dieser dann in das CFK-Laminat eingebettet wird. Dadurch entsteht ein Hybridbauteil mit intrinsischen Grenzflächen, welche mitbestimmend für das Schädigungsverhalten des Gesamtbauteils sind. Werkstoffverbunde sind immer nur so stark wie das schwächste Glied, welches oftmals die Grenzflächen sind. Aber welche Versagensmechanismen zwischen Metall-Polymer und Polymer-CFK auftreten, ist noch unklar. Dies gilt insbesondere für komplexe Geometrien, wie es hier der Fall ist. Deshalb muss für solche Hybridbauteile eine Charakterisierung vorgenommen werden, die Konzepte herleitet und beschreibt, wie deren Schädigung ablaufen kann.

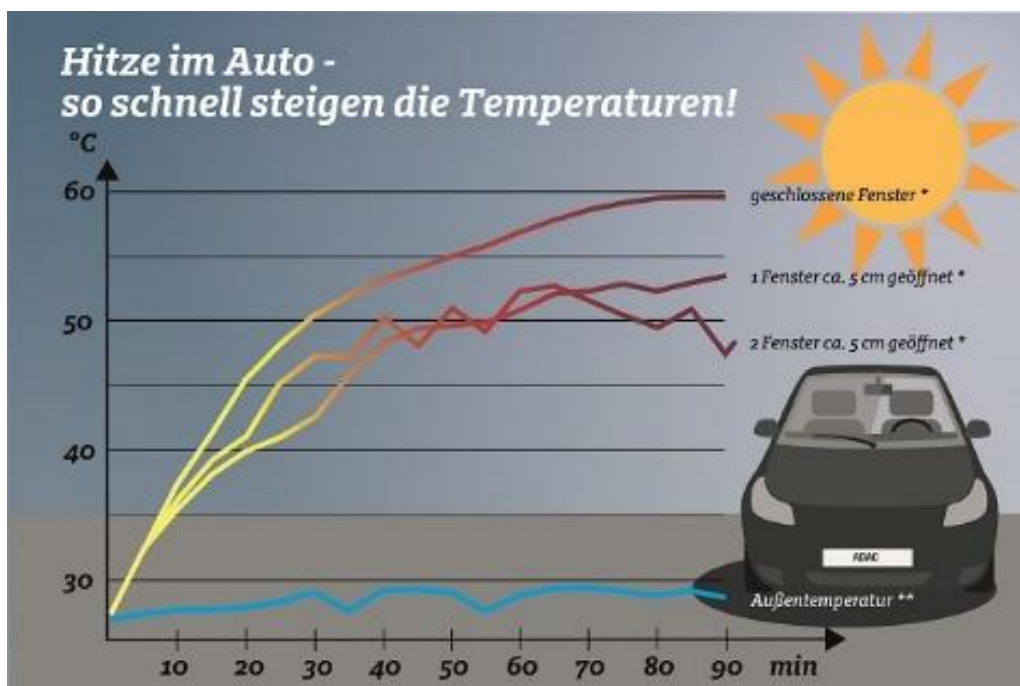


Abbildung 2 Auswirkungen von hohen Außentemperaturen im PKW [45]

Wenn diese Hybridbauteile Anwendung in Großserienfahrzeugen finden sollen, dann müssen sie auch den Anforderungen entsprechen, die von den Kunden an die Autos gestellt werden.

Das Auto soll im Sommer wie im Winter fahrtüchtig und komfortabel sein. Doch in dieser banalen Forderung steckt ein hoher Anspruch an die Werkstoffe. Denn fast jeder Werkstoff dehnt sich bei Wärme aus und zieht sich bei Kälte zusammen. Allerdings ist der thermische Ausdehnungskoeffizient für viele Materialien unterschiedlich, sodass sich bei unterschiedlich starker Ausdehnung thermische Eigenspannungen bilden können. Diese wiederum erzeugen zusätzliche Spannungsspitzen, welche wiederum ein vorzeitiges Bauteilversagen hervorrufen können. Das heißt, bei der Werkstoffauswahl müssen die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten und das Schädigungsverhalten der Werkstoffe mitbedacht werden. Vor allem das Verhalten bei hohen Temperaturen sollte getestet werden, da die Temperaturbeständigkeit der Polymere sehr begrenzt ist.

So zeigt eine Studie des ADAC (Abbildung 2), dass es in einem PKW bei einer Außentemperatur von knapp 30 °C bereits nach 30 Minuten über 50 °C und nach 90 Minuten fast 60 °C herrschen. Solche Temperaturen sind für einen mitteleuropäischen Sommer nicht unüblich. Die Tendenz in den letzten Jahren ist steigend. Damit die Werkstoffe unter diesen Umständen gut performen, müssen sie bis mindestens 60 bzw. 70 °C stabile Eigenschaften aufweisen, um ein sicheres und komfortables Fahrerlebnis zu gewährleisten.

Zusammenfassend lassen sich also zwei Hauptprobleme herausstellen, die beim Einsatz von Hybridbauteilen in automobilen Leichtbaukonzepten auftreten. Das erste Problem sind die intrinsischen Grenzflächen, die beim Fügen der Einzelwerkstoffe entstehen, und besonders bei komplexen Geometrien problematisch werden können. Das zweite Problem ist die hohe Temperatur von bis zu 60 °C im Auto, die im Sommer auftritt und gerade für Polymere kritisch sein kann.

1.2 Lösungsansatz

Als Hybridstruktur wurde ein Bauteil konzipiert, welches ein Metall mit einem Thermoplast und einem kohlefaserverstärkten Kunststoff (CFK) formschlüssig fügt. Dabei hat die thermoplastische Zwischenschicht die Funktionen der Schwingungsdämpfung, die Verbesserung der Ermüdungseigenschaften und den harten Steifigkeitsübergang zwischen Metall und CFK weicher zu gestalten. Das Bauteil soll angelehnt an einen Großserienprozess produziert werden. Die Fertigung komplexer, dreidimensionaler Geometrien aus Metallen in der Großserienproduktion ist keine leichte Aufgabe. Pin-Strukturen oder Hinterschnitte können nur in aufwändigen, additiven Fertigungsverfahren wie zum Beispiel dem SLM-Prozess („selective laser melting“) oder durch zusätzliche Prozessschritte erzeugt werden. Daher ist das Umspritzen des Metalls mit Kunststoff hier eine effiziente Lösung.

Das Bauteil findet seine potentielle Anwendung in der A- und B-Säule im Automobil. Im Anbindungsbereich von Dach, welches in einer Leichtbauvariante aus CFK bestehen kann, und der Karosserie, die in aller Regel aus Metall ist. Die Hybridprobe weist eine planare Geometrie auf und ist als Pilotmodell gedacht, um die zuvor genannten Probleme strategisch angehen zu können.

Um den Einfluss der Grenzflächen und der hohen Temperatur auf das mechanische Verhalten der Hybridstrukturen adäquat zu untersuchen, bedarf es passender Analysemethoden. Von Vorteil ist es, wenn die Untersuchungsmethoden zerstörungsfrei ablaufen, damit das Bauteil nach einer fehlerfreien Untersuchung weiterverwendet werden kann. Deswegen bieten sich insbesondere die zerstörungsfreien Prüfverfahren an. Dazu zählen zum Beispiel Ultraschall-, Thermografie- und Röntgenverfahren, mit deren Hilfe ein zusätzlicher Mehrwert zu den mechanischen, zerstörenden Tests generiert werden kann.

Daher werden die Thermografie, die sich sehr gut als Inline-Überwachungsverfahren einbinden lässt, und die Röntgentomografie gewählt, die als nachgelagertes Analyseverfahren einen tieferen Einblick in die Hybridstruktur geben soll und somit die Thermografie hervorragend ergänzt.

Das Hybridbauteil wird mechanischen Tests mit in situ Thermografie bei unterschiedlichen Temperaturen unterzogen. Dabei wird der Schädigungsverlauf der Hybride qualitativ analysiert im Hinblick auf die unterschiedlichen Temperaturen. Zusätzlich zur Thermografie werden die Proben mittels berührender Temperaturmessung überwacht. Die nachgelagerte Röntgentomografie gibt Aufschluss über Prozesse und Schädigungen im Innenleben der Hybride.

Neben dem kompletten Hybridbauteil werden auch Zugproben vom CFK-Laminat und vom Thermoplast unter gleichen Bedingungen untersucht.

2 Stand der Forschung

Um die im Hauptteil diskutierten Ergebnisse der Hybride verstehen zu können, ist es erst notwendig die technologischen Eigenschaften der Einzelmaterialien zu betrachten, sowie die angewandten Methoden zu verstehen.

2.1 Grundlagen mechanischer Versuche

2.1.1 Quasistatischer Zugversuch

Klassischerweise werden die mechanischen Daten eines Zugversuchs in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm dargestellt. In Abbildung 3 ist ein klassisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Metalls ohne ausgeprägte Streckgrenze dargestellt. Ein Zugversuch kann weg- oder kraftgesteuert gefahren werden. Das heißt die Kraft oder der Weg wird um einen vordefinierten Betrag erhöht, bis das Materialversagen eintritt. Auf der x-Achse wird die Dehnung ε der Probe in Bezug auf ihre Ausgangslänge angegeben, die y-Achse gibt die Spannung σ an, die sich aus dem Probenquerschnitt q_0 und der darauf wirkenden Kraft F zusammensetzt. Aus der Steigung des linearen Bereichs am Anfang des Diagramms kann der E-Modul E bestimmt werden. Ab der Dehngrenze R_p beginnt der plastische Bereich, wo Versetzungsbewegungen starten. Der oberste Punkt im Spannungs-Dehnungs-Diagramm gibt die maximale Zugfestigkeit R_m des Werkstoffs an und A_g die Gleichmaßdehnung. Das ist der Punkt ab dem sich die Probe beginnt einzuschnüren. Zuletzt gibt A die Bruchdehnung an, bei der katastrophales Probenversagen eintritt [6].

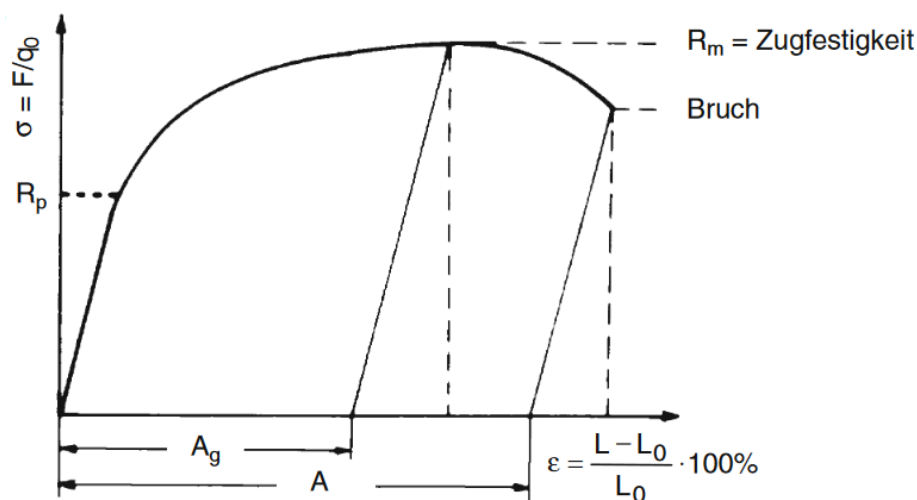


Abbildung 3 Schematische Darstellung eines Zugversuchs im Spannungs-Dehnungs-Diagramm [6]

2.1.2 Dauerschwingversuch

Anders als im quasistatischen Zugversuch, wo eine einmalige Belastung bis zum Bruch auftritt, gibt es auch noch andere Belastungsarten, die ein Bauteil erfahren kann. Im Dauerschwingversuch wird eine Probe oder ein Bauteil einer niedrigeren, wiederkehrenden Belastung ausgesetzt. Dies kann ebenfalls zum Bruch des Bauteils führen, dem sogenannten Ermüdungsbruch. Die zyklischen Belastungen werden in einem dynamischen Zugversuch nachempfunden.

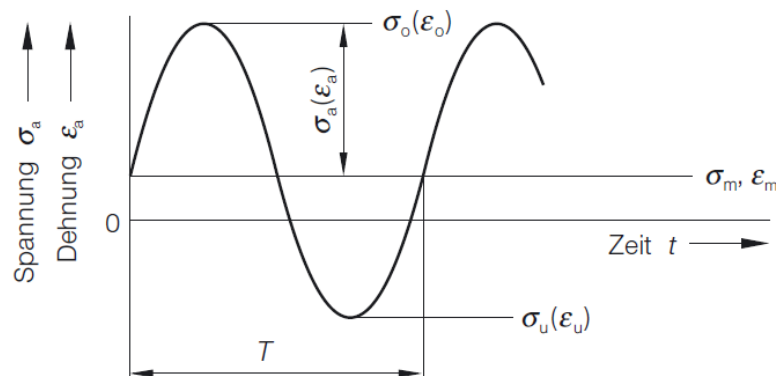


Abbildung 4 Schematische Darstellung eines Lastspiels im Dauerschwingversuch bei Wechselbeanspruchung [8]

den. Dazu wird eine sinusförmige Spannung mit vordefinierter Größe angelegt. Sie kann entweder gänzlich im Zug- bzw. im Druckbelastungsbereich liegen oder eine Mischung aus beidem sein. Einen Sinusdurchlauf nennt man Lastspiel wie in Abbildung 4 zu sehen. Auf der x-Achse ist die Zeit aufgetragen. Anhand der Lastspiele, die das Bauteil aushält lässt sich auch die Lebensdauer abschätzen [7].

Man definiert dazu folgende Größen: die Oberspannung σ_o , die Unterspannung σ_u , die Mittelspannung σ_m und das Spannungsverhältnis R , welches wie folgt berechnet wird:

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (1)$$

Meist wird für die Ermittlung von typischen Werkstoffkennwerten ein Spannungsverhältnis von $R = 0$ oder $R = -1$ gewählt. Trägt man die Gesamtanzahl der Lastspiele, die ein Bauteil ausgehalten hat, über die angelegte Oberspannung auf, so erhält man ein klassisches Wöhlerdiagramm (Abbildung 5).

Je nachdem, wie viele Lastspiele das Bauteil aushält, wird es in verschiedene Festigkeitsklassen einsortiert. Die Kurzzeitfestigkeit reicht bis ca. 10^4 Lastspiele. Danach folgt die Zeitfestigkeit, und ab 10^6 Lastspielen spricht man von Dauerfestigkeit. σ_D gibt hier die Schwelle zur Dauerfestigkeit an. Generell hängt die Ermüdungsfestigkeit von der Festigkeit ab. Diese wiederum nimmt in der Regel mit steigender Temperatur ab, was also auch für die Ermüdungsfestigkeit gilt [7, 8].

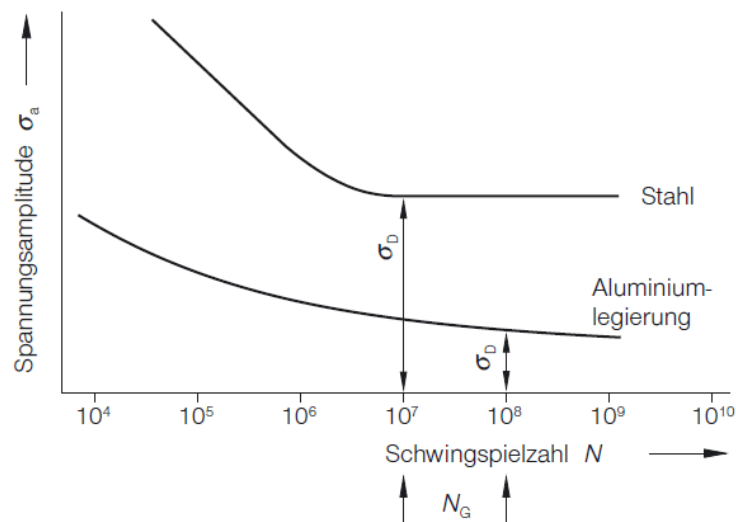


Abbildung 5 Schematische Wöhlerkurve für Stahl und Al-Legierungen [8]

Um die Degradation der mechanischen Eigenschaften zu charakterisieren kann die dynamische Steifigkeit J hinzugezogen werden. Sie berechnet sich durch eine lineare Approximation innerhalb eines mechanischen Zyklus:

$$J = \frac{\Delta F}{\Delta x} \quad (2)$$

Dabei ist ΔF die Differenz zwischen oberer und unterer Kraft und Δx die Wegdifferenz innerhalb eines Zyklus [9].

2.2 Aluminium

2.2.1 Allgemeines

Aluminium steht in der 3. Hauptgruppe des Periodensystems und hat die Ordnungszahl 13. Es gehört mit einer Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$ zu den Leichtmetallen. Reines Aluminium hat einen Schmelzpunkt von 660°C und einen E-Modul von $66,6 \text{ GPa}$. Verglichen mit Stahl weist es sehr gute gewichtsspezifische Eigenschaften auf. Die AlMgSi1-Legierung, die in dieser Arbeit verwendet wird, zählt zu den aushärtbaren Aluminium-Knetlegierungen. Die Vorteile der

AlMgSi-Legierungen liegen bei mittlerer bis hoher Festigkeit, hoher Bruchzähigkeit, guter Schweißbarkeit, Korrosionsbeständigkeit und Umformbarkeit. Vor allem die gute Strangpressbarkeit macht die Legierung attraktiv für den Leichtbau [10]. Außerdem gestaltet sich die Wiederverwertung von Aluminium einfacher als das Recycling von Kompositwerkstoffen wie z.B. CFK. Zum einen sind die Technologien älter und ausgereifter. Zum anderen müssen keine Materialien voneinander getrennt werden. Außerdem können Metalle wieder eingeschmolzen und in gleichbleibender Qualität neu gegossen werden, Duomere dagegen nicht, ihre Recyclingprodukte sind immer minderer Qualität.

Die gute Korrosionsbeständigkeit liegt an der intrinsischen Fähigkeit des Aluminiums eine Passivierungsschicht zu bilden. Die dichte Oxidschicht ist amorph, besitzt eine sehr geringe Elektronen- und Ionenleitfähigkeit und weist eine Dicke von ca. 5-10 nm auf. Sie setzt sich aus der porösen Deckschicht und der fast porenfreien Sperrschicht zusammen. Die Schichtbildung wird durch Feuchte und höhere Temperaturen begünstigt, nimmt aber bei gleichbleibenden Bedingungen ab [10].

2.2.2 Herstellung

Die Herstellung von Aluminium erfolgt aus Bauxit, welches zu knapp 50-55 % aus Aluminiumoxid (Al_2O_3) besteht. Nachdem der Bauxit abgebaut worden ist, wird daraus das Aluminium gewonnen. Das Verfahren zur Extraktion des Aluminiums aus dem Rohstoff nennt sich Bayer-Verfahren nach dem Entwickler K.J. Bayer. Es ist der Grundstein für die heutige industrielle Gewinnung von Aluminium. Auf die genaue Prozessfolge des Bayer-Verfahrens soll an dieser Stelle nicht weiter eingegangen werden. Details sind bei Ostermann [10] nachzulesen.

2.2.3 Mechanisches Verhalten

Das mechanische Verhalten von Aluminium entspricht dem klassischen Verhalten von Metallen. Daher werden im Folgenden zuerst die mechanischen Eigenschaften von Metallen kurz erläutert und im Anschluss kurz einige Eigenschaften von Aluminium. Für ausführliche Erläuterungen der mechanischen Eigenschaften des Aluminiums und dessen Legierungen wird auf Ostermann [10] verwiesen.

Metallische Werkstoffe weisen bei sehr geringen Dehnungen $< 10^{-4}$ ein rein linear-elastisches Verformungsverhalten auf. Das bedeutet, wird die Kraft weggenommen, so kehrt das Metall vollständig in seinen unverformten Ausgangszustand zurück. Es kann mit einer Feder verglichen werden, die ausgelenkt und dann wieder losgelassen wird. Mathematisch beschreibt das Hookesche Gesetz diesen Umstand:

$$\sigma = \varepsilon * E \quad (3)$$

Hierbei ist σ die anliegende Spannung, ε die Dehnung, die sich reversibel zur Spannung einstellt und der E-Modul E ist eine Materialkonstante. Er gibt die Steigung des linearen Bereiches bei sehr kleinen Dehnungen an (vgl. Abbildung 3). Übersteigt die Dehnung diesen Bereich und die Spannung erreicht einen kritischen Wert, so kommt zusätzlich zur elastischen eine plastische Deformation des Werkstoffs. Die elastische Deformation ist vollständig reversibel. Die plastische Deformation dagegen ist nicht reversibel und beruht im Allgemeinen auf der Bewegung von Versetzungen. Wie viel plastische Deformation das Material ertragen kann, hängt unter anderem von der Anzahl der Gleitebenen im Metall ab. Diese sind abhängig vom Metallgitter. Auf diesen Ebenen können sich die Versetzungen bewegen, bis sie auf Hindernisse stoßen. Das können zum Beispiel Korngrenzen oder andere Versetzungen sein. Wird eine kritische Spannung überschritten, so führt das zum Materialversagen. Dies kann sich bei spröden Materialien in einem Trennbruch oder bei duktilen Materialien in einem Verformungsbruch äußern. Daneben gibt es noch den Mischbruch, dessen Bruchfläche beide Charakteristiken enthält [6, 8].

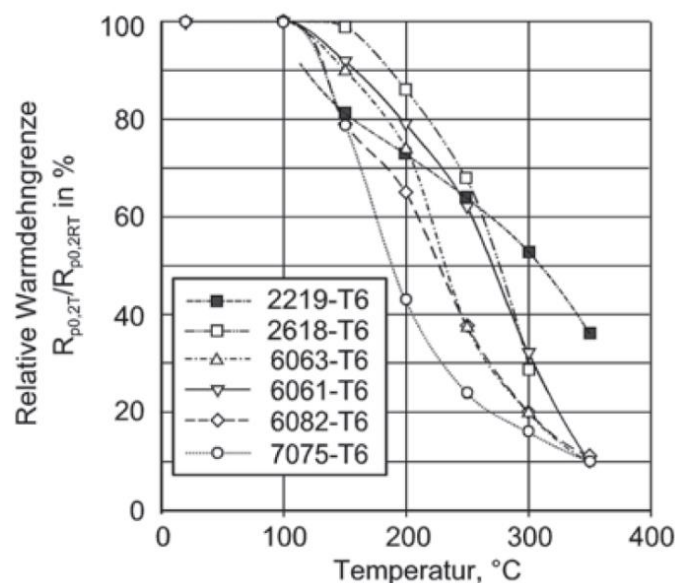


Abbildung 6 Warmfestigkeit für verschiedene Al-Legierungen [10]

Eine merkliche Degradation der Warmfestigkeitseigenschaften (Abbildung 6) beginnt bei den meisten Al-Legierungen ab ca. 100 °C. Für die in der Arbeit genutzte Legierung 6082-T6 reduziert sich die Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei 150 °C um fast 20% und bei 300 °C beträgt sie nur noch ein Zehntel des Raumtemperaturwerts. Die Schmelztemperatur liegt bei 660 °C [10].

2.3 PPA-GF30

2.3.1 Allgemeines

Polyphthalamid (Abk.: PPA) ist ein teilkristalliner Thermoplast mit einer für Polymere sehr hohen Schmelz- und Glasübergangstemperatur. Die beiden zugrundeliegenden Monomere beinhalten jeweils einen aliphatischen und einen aromatischen Rest (Abbildung 7). Der aromatische Teil versteift die Molekülketten und steigert die Wärmebeständigkeit durch eine höhere Bindungsenergie. Das bedeutet, die kooperativen Segmentbewegungen sind eingeschränkt, was makroskopisch eine Erhöhung der Steifigkeit begünstigt. Zusätzlich zu diesem Effekt ist das in der Arbeit verwendete Polyphthalamid mit einem Volumenanteil von 30% mit Kurzglasfasern (Abk.: PPA-GF30; Durchmesser: 10 µm) verstärkt. Hierdurch werden Steifigkeit und Festigkeit aber auch die Sprödigkeit des Faserverbundwerkstoffes weiter gegenüber dem ungefüllten Zustand erhöht.

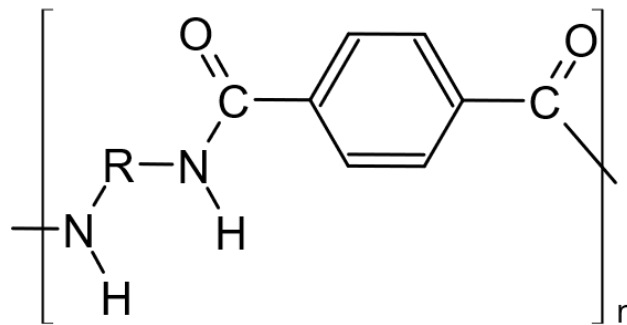


Abbildung 7 Strukturformel der Repetiereinheit von Polyphthalamid [42]

2.3.2 Mechanisches Verhalten

Das mechanische Verhalten von Polymeren basiert hauptsächlich auf den Segmentbewegungen der einzelnen Kettenglieder und den Konformationsänderungen innerhalb der Repetiereinheiten. Entlang des Rückgrates der Kette sitzen meist Kohlenstoffatome (manchmal auch Si-Atome), die ein-, zwei- oder dreifach gebunden sein können. Zwei direkt miteinander verbundene, benachbarte Kohlenstoffatome bilden zusammen das kleinstmögliche Segment. Es können jedoch auch größere Segmente mit mehreren C-Atomen gebildet werden. Die höchste Beweglichkeit hat dabei die Einfachbindung. Sie lässt eine gegenläufige Drehung von bis zu

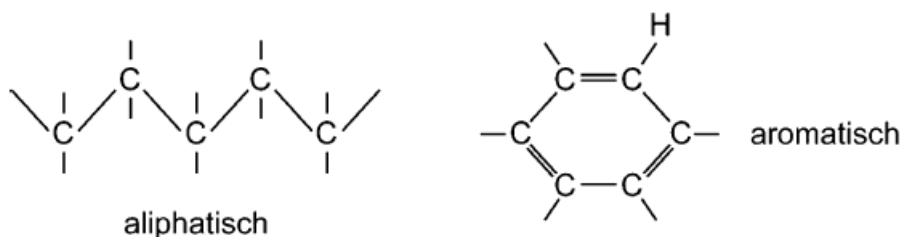


Abbildung 8 Aliphatische und aromatische Molekülbausteine [11]

360° um die Bindungsachse zu. Die Zwei- und Dreifachbindungen sind dagegen nicht gegenläufig drehbar um die Bindungsachse. Dabei muss aber berücksichtigt werden, welche Reste noch an den Kohlenstoffatomen hängen, da diese die Beweglichkeit massiv beeinflussen können, sodass die Kette sich auch eventuell nicht mehr um eine Einfachbindung drehen kann. Denn je größer diese Reste sind, desto mehr Energie kostet die Drehung. Das kann dazu führen, dass diese Energiebarriere so hoch ist, dass die Energie für Drehung unter Normalbedingungen nicht ausreicht. Ein Wasserstoffatom, als das kleinste Atom im Periodensystem, ist zum Beispiel viel beweglicher als ein Säurerest (COOH), der die Drehung stärker behindert.

Neben rein aliphatisch aufgebauten (kettenförmigen) Bindungen gibt es auch noch Polymere mit aromatischen (ringförmigen) oder teilweise aromatischen Kettengliedern (Abbildung 8). Diese sind durch den geringeren Bindungsabstand und der daraus resultierenden höheren Bindungsenergie der C-Atome thermisch stabiler. Darüber hinaus wirken auch physikalische Anziehungskräfte zwischen den einzelnen Molekülketten. Diese sind im Allgemeinen schwächer, da sie nur auf elektrostatischen Anziehungskräften der Moleküle beruhen. Als Beispiel dafür ist eine Wasserstoffbrückenbindung zu nennen. Die gegenläufige Drehung um die C-Einfachbindung kann auch sterisch behindert sein, wenn Reste eines Moleküls im Weg sind, sodass sie physisch den Weg versperren.

Diese Segmentbewegungen, also zum Beispiel Konformationsänderungen durch die Drehung um die C-Einfachbindung, finden spontan statt, sofern sie nicht vollständig behindert sind und genug thermische Energie zur Verfügung steht. Ist die thermische Energie jedoch zu gering, finden die Segmentbewegungen so selten statt, dass sie auf unseren Zeitskalen praktisch nicht mehr beobachtbar sind, und man spricht vom „Einfrieren“ dieser Bewegungen. Der Temperaturbereich, in dem das geschieht, wird als Glasübergang definiert.

Der Bereich unterhalb des Glasübergangs wird als energieelastischer Bereich bezeichnet, der mit hoher Sprödigkeit des Polymers einhergeht. Die Mikro-Brown'sche Bewegung findet hier nicht mehr statt. Makroskopische Dehnungen, die in diesem Bereich generell relativ klein sind, gehen mikroskopisch auf das Verschieben von Atomen gegeneinander bzw. das Ändern des Bindungswinkels zurück. Wird das Material zu stark beansprucht, brechen die Bindungen durch und Risse entstehen im Werkstück.

Oberhalb der Glastemperatur liegt der entropieelastische Bereich. Durch die große Menge an thermischer Energie, die nun zur Verfügung steht, können sich die Knäuel einfacher entwirren, da bei angelegter, äußerer Kraft Konformationsänderungen und physikalische Umordnung des Knäuels die Spannung im Polymer vermindern.

Ein anderer wichtiger Temperaturbereich ist der Schmelzbereich, der aufgrund der knäueiförmigen Mikrostruktur nur bei Thermoplasten auftritt. Oberhalb dieses Bereiches entsteht eine viskose Schmelze.

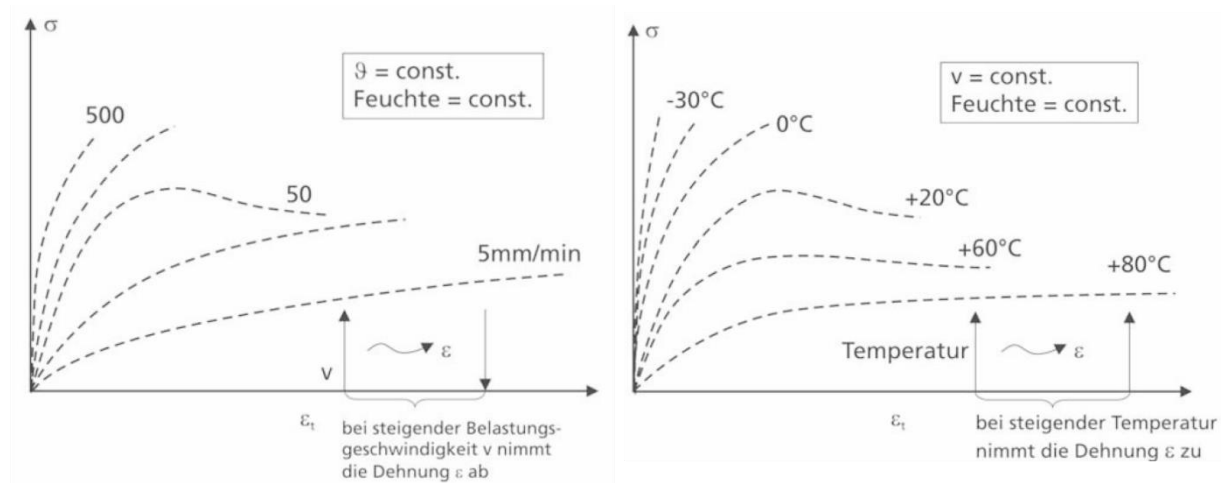


Abbildung 9 links: Einfluss der Beanspruchungsgeschwindigkeit; rechts: Temperatureinfluss auf das mechanische Verhalten von Polymeren (Schema) [11]

Polymere reagieren auf äußere Kräfte mit einem viskoelastischen Verhalten, das sich aus elastischem und fließendem Anteil zusammensetzt. Diese Eigenschaften werden im genormten Torsionsschwingversuch und im genormten Zeitstandversuch (auch: Kriechversuch) ermittelt. Die mechanischen Eigenschaften der Polymere sind – im Gegensatz zu den Metallen – stark abhängig von Beanspruchungsgeschwindigkeit, Beanspruchungsfrequenz und Temperatur.

In Abbildung 9 sind zwei Spannungs-Dehnungs-Diagramme zu sehen, in denen jeweils das mechanische Verhaltensspektrum von Polymeren für verschiedene Temperaturen und Beanspruchungsgeschwindigkeiten schematisch dargestellt ist. Bei konstanter Temperatur und Feuchte stellt sich mit steigender Dehnrage ein spröderes Werkstoffverhalten ein. Das bedeutet, dass dasselbe Material je nach Einwirkzeit der Kraft (schneller Stoß oder langanhaltende Belastung) spröde und duktil sein kann. Um diese Eigenschaft zu verstehen, muss die Mikrostruktur thermoplastischer Polymere betrachtet werden. Bei der Synthese der einzelnen Monomere zu einem Polymer entstehen lange Ketten mit mehreren Tausenden oder Hunderttausenden Bausteinen, die sich aufgrund der Entropie immer zu einem Knäuel anordnen wollen. Diese Verknotungen können bei der Einwirkung äußerer Kräfte in Belastungsrichtung relaxieren. Je länger die Kräfte einwirken, desto mehr Fäden richten sich aus, damit sie die Spannungen abbauen können. Wirkt die Kraft aber nur sehr kurz, was äquivalent zu einer hohen Dehnrage ist (z.B. 500 m/s in Abbildung 9), so haben die Ketten keine Zeit sich in Belastungsrichtung anzuordnen. Die Folge ist ein Sprödbbruch mit geringer Bruchdehnung.

Um das viskoelastische Verhalten besser beschreiben zu können, greift man auf Analogien aus der Schwingungsmechanik zurück. Dabei gibt es mehrere Modelle, die - je nach gewünschter Genauigkeit - das Verhalten zunehmend realistischer abbilden können. Jedoch nimmt damit auch die Komplexität der Modelle rapide zu, sodass sich im Vorfeld Gedanken gemacht werden sollten, wie genau das Modell sein muss, um sinnvolle Ergebnisse zu liefern.

All diese Modelle greifen auf zwei Elemente in der Mechanik zu: den Dämpfer und die Feder. Die Feder wird im mechanischen Modell mit Gleichung 1 beschrieben. Sie beschreibt eine instantane Dehnung bei angelegter Spannung, die nach Wegnahme der Kraft völlig reversibel ist. Für den Dämpfer gilt:

$$\sigma = \dot{\epsilon} * \eta \quad (4)$$

Vergleicht man Gleichung 1 und Gleichung 2 miteinander, so stellt man fest, dass beim Dämpfer noch eine zeitliche Komponente hinzukommt, die in der zeitlichen Ableitung der Dehnung steckt. Analog zu Gleichung 1 ist σ die Spannung und η die Materialkonstante für die Dämpfung (entspricht E bei der Feder). Diese beiden Grundbausteine lassen sich entweder in Serie oder parallel schalten.

Die Serienschaltung bezeichnet man auch als Maxwell-Modell und nutzt sie um Relaxationsvorgänge, die bei konstanter Dehnung stattfinden, zu beschreiben. Wird das System ausgelenkt, so stellt sich in der Feder eine unverzögerte Dehnung ein, wohingegen der Dämpfer zu diesem Zeitpunkt noch stillsteht und sich erst danach langsam in Kraftrichtung bewegt. Er stellt den viskosen Anteil dar, der für das langsame „Nachfließen“ verantwortlich ist. Nach Wegnahme der Kraft nimmt die Feder direkt ihren ungedehnten Zustand ein, und der Dämpfer lässt einen irreversibel plastisch verformten Teil zurück. Ein Beispiel dafür ist das Tragen einer Kunststofftasche mit schwerem Inhalt [11].

Bei parallel geschaltetem Dämpfer und Feder stellt sich in beiden Elementen dieselbe Dehnung ein und die Spannungen addieren sich. Diese Konfiguration nennt sich Voigt-Kelvin-Modell, und wird benutzt, um Kriechvorgänge zu beschreiben, die klassischerweise bei konstanter Spannung stattfinden. Wird das System ausgelenkt, gibt es keine spontane Dehnung wie beim Maxwell-Modell, sondern langsames Kriechen, denn die Feder muss gegen den Dämpfer arbeiten. Nach Wegnahme der Kraft dreht der Prozess sich um, und es gibt ein Rückfließen zum ursprünglichen Zustand ohne irreversible Anteile.

Damit das Verhalten von Polymeren unter realen Bedingungen besser beschrieben werden kann, kombiniert man beide Modelle miteinander zum sogenannten Burgers-Modell (Abbildung 10c), da Kriech- und Relaxationsprozesse nicht isoliert voneinander auftreten, sondern auch überlagert vorkommen können. Dabei beschreibt die in Reihe geschaltete Feder die spontane elastische Dehnung, der in Reihe geschaltete Dämpfer symbolisiert eine retardierte Dehnung und den irreversiblen plastischen Anteil. Der Voigt-Kelvin-Körper beschreibt das Kriechen nach Be- und Entlastung (Rückkriechen).

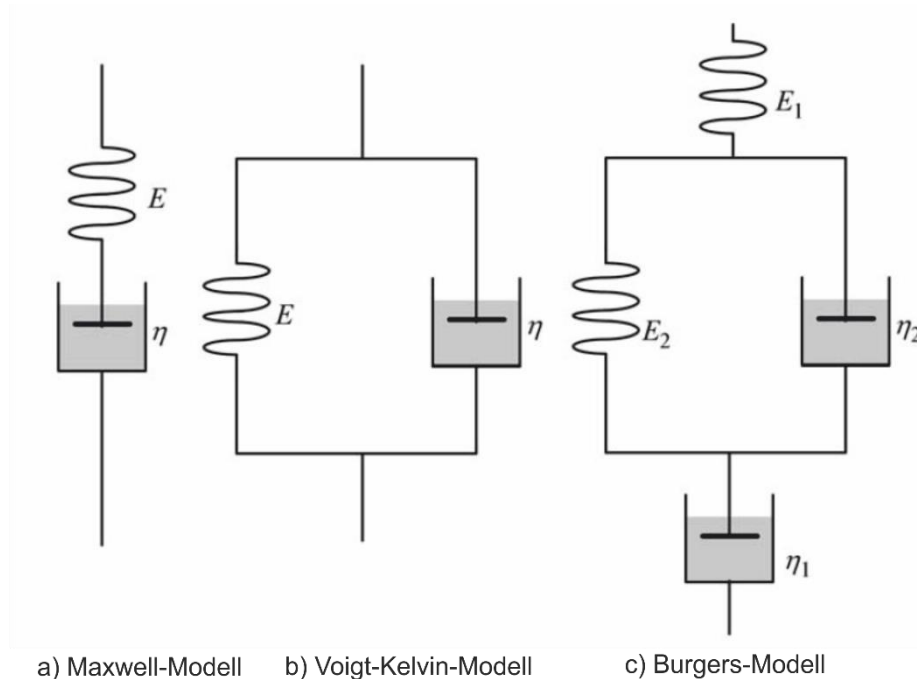


Abbildung 10 Mechanische Modelle zur Beschreibung von viskoelastischem Materialverhalten [20]

Für Polymere gelten, was die mechanischen und thermischen Eigenschaften angeht, oft keine linearen Zusammenhänge, sondern komplexere Übergänge, die über einen größeren Temperaturbereich „verschmieren“. Das führt dazu, dass keine scharfe Grenze für das Schmelzen oder den Glasübergang definiert werden kann [11].

Im Folgenden werden einige Ergebnisse zum mechanischen Verhalten von PA-6,6 wiedergegeben, dessen grundlegende Molekülstruktur recht ähnlich ist. Denn in der gegenwärtigen Literatur existieren schlichtweg zu wenig Untersuchungen zu PPA-GF30. Die Ergebnisse von PA-6,6 könnten also Indizien für ein mögliches Verhalten von PPA-GF30 enthalten.

Sato [12] hat elektronenmikroskopische Untersuchungen an Polyamid-6,6 mit 30 Gew.% Glasfaserverstärkung (PA6,6-GF30) gemacht. Dazu wurden Proben nach ASTM D638 Norm im Spritzgussprozess hergestellt und diese im Zugversuch getestet. Das mikroskopische Versagensverhalten der Proben läuft nach folgendem Schema ab. Zuerst entstehen Mikrorisse an den kurzen Enden der Glasfasern. Diese wachsen weiter an der Faserseite entlang und ver-

binden sich dann zu Bändern, die von Faser zu Faser verlaufen. Innerhalb dieser Bänder entstehen dann bei weiterer Erhöhung der Belastung Risse, die dann entweder langsam wachsen und im duktilen Bruch enden oder schnell wachsen und spröde brechen.

2.3.2.1 Ermüdung

Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten an einem Polyamid (PA-6,6) wurden von Mallick [13] durchgeführt. Bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ wurde für Frequenzen >1 Hz eine starke Eigenerwärmung der Proben beobachtet, die zum frühzeitigen Versagen der Proben geführt hat. Aus diesem Grund wurden niedrigere Versuchsfrequenzen gewählt, damit die Eigenerwärmung die mechanischen Eigenschaften nicht zu stark beeinflusst und zu einem vorzeitigen Versagen führt. Für 1 Hz und eine Oberspannung von 70% resultieren Lastspielzahlen im Kurzzeitfestigkeitsbereich. Mit zunehmender Spannung nimmt die Lastspielzahl ab. Thermisches Versagen wurde durch die Verringerung der Versuchsfrequenz unterbunden, jedoch überlagert sich zusätzlich zur dynamischen mechanischen Belastung eine Kriechbelastung.

Aus diesen Beobachtungen kann gefolgert werden, dass die Versuchsfrequenz für den Thermoplast kritisch sein könnte.

Arif [14] untersucht die Ermüdungseigenschaften von PA-6,6-GF30 mithilfe von computergestützter Mikroröntgentomographie (μ -CT). Dazu misst er die Proben in verschiedenen Stadien während ihres Lebenszyklus. Die Tests wurden bei Raumtemperatur und einem Feuchtigkeitsgehalt der Proben von $<0,2\%$ bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ durchgeführt. Die Probentemperatur wurde mit einer Thermografiekamera im MWIR-Bereich ($3,9\text{--}4,5\text{ }\mu\text{m}$) überwacht. Für eine 0,65-fache Spannungsamplitude der Maximalspannung aus dem quasistatischen Zugversuch erreichen die Proben knapp 10^4 Lastspiele. Bei 0,5-facher Spannungsamplitude erreichen sie fast 10^6 Lastspiele. Daraus wird gefolgert, dass die dynamische Steifigkeit ein grober Indikator für die Schadensentwicklung sein kann, diese jedoch aufgrund des viskoelastischen Beitrags leicht überschätzt wird. Zum einen zeigt die Thermografie, dass Schädigungen über die komplette Probenoberfläche verteilt sind, und zum anderen zeigen die μ -CT-Aufnahmen, dass diese Schädigungen unter der Oberfläche unterschiedlich stark ausgeprägt sind. Der Hauptschädigungsmechanismus ist das Faser-Matrix-Ablösen. Dies ist trotz der hohen Auflösung von $0,7\text{ }\mu\text{m}$ schwer zu detektieren und muss mit höherauflösenden Verfahren verifiziert werden. Die Röntgenaufnahmen machen klar, dass die Schädigung kontinuierlich während der Lebensdauer verläuft, jedoch der Großteil in der zweiten Hälfte der Lebenszeit abläuft.

2.4 Kohlenstofffaser-verstärkte Kunststoffe

Kohlenstofffaser-verstärkter Kunststoff (auch Carbonfaser-verstärkter Kunststoff, kurz: CFK oder im Volksmund auch nur „Carbon“) ist ein Kompositwerkstoff, der vor allem in Leichtbaukonstruktionen Anwendung findet. Einige Beispiele hierfür sind der Dachbereich oder die Heckklappe beim Automobil, als Strukturbauteil von Flugzeug- und Schiffsrümpfen, Rotorblätter von Helikoptern oder der Rahmen eines Tennisschlägers bzw. Fahrrads [15].

CFK besteht zum einen aus den Fasern, die der ausschlaggebende Grund für die ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften sind, und zum anderen aus der Matrix, die hauptsächlich die Fasern zusammenhält und Kräfte überträgt. Dieses Zusammenspiel von Carbonfasern mit sehr guten spezifischen Eigenschaften und einer Polymermatrix, die per se eine geringe Dichte hat, bildet einen idealen Leichtbauwerkstoff. Dabei kann je nach Einsatzgebiet aus verschiedenen Matrixmaterialien (duroplastische wie thermoplastische) gewählt werden und, es können auch Fasern von besonders hoher Festigkeit oder Steifigkeit genutzt werden.

2.4.1 Herstellung von C-Fasern aus einem PAN-Präkursor

Die Rohlinge bei der Kohlefaserherstellung bestehen meist entweder aus Polyacrylnitril (PAN), Zellulose oder Pech [15]. Den größten Marktanteil haben die PAN-Fasern mit über 90%. Diese werden in den CFK- und Hybridproben in dieser Arbeit verwendet. Einer der großen Vorteile ist die für Carbonfaserverhältnisse relativ hohe Bruchdehnung von bis zu 3%, da dies eine der größten Schwachstellen von CFK-Bauteilen darstellt.

Das Ziel bei der Herstellung ist es, den C-Gehalt zu maximieren, indem möglichst viele Fremdatome beseitigt werden. Das geschieht durch eine oxidative Stabilisation der thermisch instabilen Ausgangsfasern bei 180-350 °C. Anschließend folgt eine Carbonisierung unter Stickstoffatmosphäre bei bis zu 1500 °C. Die Fasern schrumpfen um 0,01 % und spalten unter Bildung von Kohlenstoffringen Fremdatome ab. Die Masse verringert sich um ca. 50 %. Danach wird eine weitere Wärmebehandlung - Graphitisierung genannt – durchgeführt, um den Kohlenstoffgehalt und damit die Steifigkeit weiter zu erhöhen. Hierzu werden die Fasern bei Temperaturen von 2000-3000 °C verstreckt, um die Orientierung der Graphitebenen entlang der Faserachse zu perfektionieren. Je stärker die Verstreckung, desto mehr Graphitebenen orientieren sich parallel zur Faserachse und steigern somit den E-Modul. Dieser reicht von 230 GPa bei „high tensile“-Fasern über 245 GPa bei „high modulus“-Fasern hin zu 450 GPa bei „ultra high modulus“-Fasern [16]. Dementsprechend hoch sind auch die Energiekosten, die mit der Produktion der verschiedenen Fasern verbunden sind. Zum Schluss der Fertigungskette werden die Carbonfasern noch einer Oberflächenbehandlung unterzogen, die später die Matrixanbindung verbessern soll, damit diese besser anhaftet, um einen sogenannten Faserpullout zu vermeiden. Die Oberflächenoxide, die dafür notwendig sind, können nasschemisch

oder thermisch erzeugt werden. Optional kann eine abschließende Behandlung mit Schlichte erfolgen, die ebenfalls die Haftung und auch die Weiterverarbeitung verbessern soll.

Die einzelnen Kohlefasern, auch Filamente genannt, werden üblicherweise zu „Rovings“ zusammengefasst. Sie beinhalten immer Filamente in Vielfachen von 1000 und werden daher auch mit einem „k“ abgekürzt. Ein 3k-Roving beinhaltet also 3000 Einzelfasern. Des Weiteren sind 1k, 6k, 12k und 24k gängige Formate [15, 17].

2.4.2 Fasern

Die Carbonfasern prägen die Eigenschaften des CFK-Werkstoffes maßgeblich. Bei Belastungen in Faserrichtung dominieren ihre Eigenschaften über die der Matrix, und sie übertragen die Hauptlasten. Wirkt jedoch eine Kraft senkrecht zu den Fasern, so dominieren die Matrixeigenschaften. Die Fasereigenschaften variieren je nach Fasertyp, lassen sich im Großen und Ganzen aber wie folgt zusammenfassen:

Tabelle 1 Vor- und Nachteile von Carbonfasern [15]

<i>Vorteile</i>	<i>Nachteile</i>
Hohe Steifigkeit	Hohe Kosten (Tendenz aber fallend)
Hohe Festigkeit	Geringe Dehnung bis Versagen
Niedrige Dichte	Instabil gegenüber Druckbelastung
Gute thermische Stabilität (außer bei O ₂)	Schlechte Schlagzähigkeit
Gute thermische Leitfähigkeit	Sensibel in elektrischen Systemen
Geringe thermische Ausdehnung	Oxidiert in Luft > 450°C
exzellente Kriecheigenschaften	Stark anisotrop
Chemisch sehr beständig	
Gute elektrische Leitfähigkeit	
Biokompatibilität	
Keine großen Inhalationsprobleme (Durchmesser > 5µm)	

Ergänzend zu der Tatsache, dass die Fasern stark anisotrop sind, ist auf Gronau [18] zu verweisen, der nähere Untersuchungen zur Anisotropie zwischen Faserkern und Fasermantel angestellt hat.

CFK kann je nach Kohlenstoffgehalt der Fasern extrem hohe Festigkeiten und Steifigkeiten erreichen, die weitaus höher als die von herkömmlichen Stählen sind. Gepaart mit der geringen Dichte werden daraus exzellente gewichtsspezifische Eigenschaften. Wenn möglich, ist CFK dem Stahl vorzuziehen, da dort der Leichtbaufaktor deutlich höher ist. Dabei ist jedoch

zu beachten, dass der Vorteil von CFK geringer wird, wenn er als quasiisotropes Laminat statt als UD-Laminat ausgelegt wird.

Die Tatsache, dass die Fasern und damit auch CFK nur eine sehr geringe Bruchdehnung aufweisen, ist kritisch zu betrachten. Denn die momentane Dehnung kann oft ein guter Indikator für die verbleibende Bauteillebenszeit sein. Das setzt aber voraus, dass die Dehnung hinreichend groß und messbar ist. Gerade in tragenden Strukturen, z.B. in der Karosserie eines Autos kann, das Versagen zu Personenschäden führen. Denn es fehlt an zuverlässigen Indikatoren, die deutlich und leicht einsehbar aufzeigen, dass die Lebensdauer des Bauteils erreicht wird. Die Beaufschlagung mit sehr hohen Sicherheitsfaktoren spricht offensichtlich gegen den Leichtbaugedanken. Viel intelligenter wäre eine permanente Online-Überwachung, die über gewisse Messparameter (z.B. Temperatur oder dynamische Steifigkeit) die übrige Lebensdauer abschätzen kann. Dazu eignen sich vor allem zerstörungsfreie Prüfverfahren [15].

2.4.3 Matrix

Trotz der dominierenden Eigenschaften der Fasern in axialer Zugrichtung ist die CFK-Matrix essentiell für den Verbundwerkstoff. Sie hat mehrere Aufgaben: die Fixierung der Fasern gegen Verrutschen, die Kraftübertragung von Faserbündel zu Faserbündel und die Aufnahme von Druckbelastungen. Gängige Matrixwerkstoffe für CFK sind duroplastische oder thermoplastische Polymere. Diese bieten je nach Anwendungszweck unterschiedliche Vor- und Nachteile. Begründet liegt dies in der Art der Vernetzung und dem mikroskopischen Aufbau.

Thermoplaste sind unvernetzte Polymere, die entweder amorph oder teilkristallin in Erscheinung treten. Sie können nach der Polymerisierung wieder aufgeschmolzen werden. Das ist für das immer wichtiger werdende Recycling von Werkstoffen sehr wichtig. Thermoplaste können also meist ohne Probleme aufgeschmolzen und recycelt werden. Aus dem Rezyklat des Thermoplasts kann durch Regranulieren entweder neues Granulat hergestellt werden, oder es wird mit Neuware gemischt (Compoundieren). Außerdem verringern sich durch das Aufschmelzen die mechanischen Eigenschaften etwas, was bei der Konstruktion beachtet werden muss. Ein weiterer Vorteil dieser Matrixsysteme ist die kurze Zykluszeit, die erreicht werden kann, da es sich beim Vernetzen von Thermoplasten um einen rein physikalischen Prozess handelt [11, 17].

Bei Duromeren handelt es sich um chemisch stark vernetzte Polymere, die an den Knotenpunkten kovalent gebunden sind und sich daher nicht aufschmelzen lassen. Je nach chemischem Aufbau der bei der Synthese verwendeten Monomere und der Prozessbedingungen lassen sich verschiedene Maschenweiten einstellen. Das Recycling von Duromeren lässt weniger Handlungsspielraum zu. Die Kohlefasern im Inneren können nur durch die vollständige

Zersetzung der Kunststoffmatrix (= Pyrolyse) wiedergewonnen werden. Außerdem lassen sich Duroplaste mitsamt Füllstoffen durch feines Mahlen zerkleinern, um dann selbst wieder als Füllstoff verwertet zu werden. Ist eine Wiederverwertung aus anderen Gründen ausgeschlossen, so kann aus Duroplasten in Verbrennungsanlagen Energie gewonnen werden, sofern Feuchte- und Aschegehalt gering genug sind. Der Einsatzbereich der Duroplaste liegt meistens unterhalb der Glasübergangstemperatur, was ein Grund für die gute Wärmeformbeständigkeit ist. Des Weiteren weisen sie auch eine gute Chemikalienbeständigkeit auf, da die kovalenten Bindungen des Netzwerkes eine hohe Bindungsenergie aufweisen [11].

2.4.4 Bindungsarten von Fasergeweben

Die verschiedenen Bindungsarten, die auch für die Herstellung der CFK-Lagen verwendet werden, kommen ursprünglich aus der Textiltechnik. Dabei sind die drei wichtigsten Bindungsarten die Leinwand-, die Köper- und die Atlasbindung (Abbildung 11). Sie können die Performance bei multidirektionalen Belastungen verbessern, sodass ein quasi-isotroper Werkstoff entsteht. Darüber hinaus verbessert die Verwebung der Einzellagen die Schlagzähigkeit und die Schadenstoleranz. Sie gewährt die Stabilität über einen großen Temperaturbereich hinweg und ist einfach in der Herstellung aufgrund der ausgereiften Webtechnologien. Weitere wichtige Parameter bei der Bindung sind Geometrie der Einheitszelle, die Faserdicke, Anzahl der Knotenpunkte und ob das Gewebe gleichmäßig ist [19, 17].

Die Leinwandbindung, die in den CFK- und Hybridproben verwendet wird, weist die höchstmögliche Anzahl an Kreuzungspunkten auf, sodass dadurch die Welligkeit (Ondulation) des Laminats sehr hoch ist [19].



mehr axial belastet, sondern leicht außerhalb des Faserzentrums. Letztlich bringt also die Erzeugung eines quasi-isotropen Laminats eine leichte Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften mit sich.

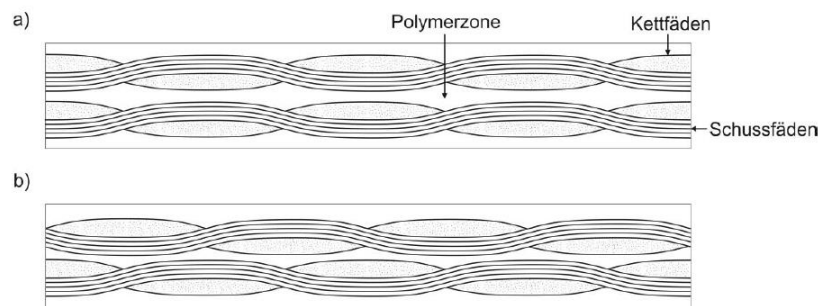


Abbildung 14 Schematische Darstellung der Stapelanordnung zweier Gewebelagen a) ohne Versatz b) mit Versatz

Um die Gewebestruktur besser beschreiben zu können, ist es sinnvoll, diese in Einheitszellen zu teilen. Zur zweidimensionalen Einheitszelle zählt ein Knotenpunkt von Kett- und Schussfäden sowie die Polymerzone, die die Fasern umschließt (Abbildung 12). Liegen zwei Gewebelagen mit den Knotenpunkten genau übereinander, wie in Abbildung 14a) dargestellt, so liegen dort größere Bereiche, in denen sich nur Polymer befindet. Diese mit Polymer angereicherten Zonen bilden Schwachpunkte des Komposits.

2.4.6 Mechanisches Verhalten

2.4.6.1 Mikroskopische Schädigungsmechanismen

In Faserverbundwerkstoffen gibt es eine Reihe von Mechanismen, die das Schädigungsverhalten charakterisieren. Das Versagen, speziell bei CFK-Werkstoffen, tritt oft spontan und katastrophal auf. Aufgrund der Inhomogenität des Werkstoffs und der geringen Dehnungen, die die C-Fasern zulassen, ist es schwierig ein Kriterium abzuleiten, das es zulässt die Restlebenszeit des Bauteils abzuschätzen [20]. Bei der Belastung über die maximal ertragbare Last hinaus oder auch lang andauernden, geringen zyklischen Belastungen, kann es zur Rissbildung kommen. Innerhalb der Matrix tragen produktionsbedingte Poren und porenreiche Stellen (Punkt 5), die je nach Stapelfolge variieren, dazu bei, dass sich dort in der Kunststoffmatrix Risse bilden [17]. Diese Poren sind oft herstellungsbedingt und können durch Luft oder Gase entstehen, die bei der Herstellung hineingedrückt werden und nicht entweichen können. Daneben kann es auch zu Rissen in den Kohlenstofffasern kommen. Diese können entweder umschlossen sein von der Matrix wie in Punkt 4 dargestellt oder die gebrochene Faser kann herausgezogen aus der Matrix sein, sodass die Bruchfläche der Faser sichtbar ist (Punkt 1). Wenn die Faser nicht bricht, aber die Matrix außen herum, so hat sich eine Faserbrücke gebildet (engl. fiber bridging; Punkt 2). In den Fällen schlechter Adhäsion von Faser und Matrix lösen diese sich voneinander ab, es muss dabei jedoch nicht zwangsweise zum Riss in Faser oder Matrix kommen (Punkt 3) [17, 19, 20].

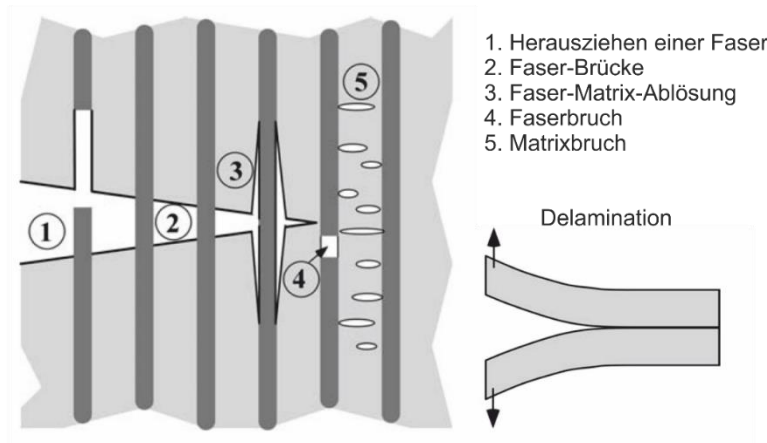


Abbildung 15 Mikroskopische Schädigungsmechanismen in einem Faserverbundwerkstoff [20]

2.4.6.2 Schädigungsmechanismen in UD-Gelegen

Das mechanische Verhalten von Faserverbundwerkstoffen ist immer eine Mischung aus den Eigenschaften der Matrix und denen der Fasern. Der E-Modul in Faserrichtung des UD-Laminats lässt sich über folgende Mischungsregel berechnen:

$$E = E_F * V_F + E_M * V_M \quad (5)$$

Hier gehen jeweils die Volumenanteile der Fasern und der Matrix ein. Um die mechanischen Eigenschaften des Laminats zu optimieren, sollte der Faservolumenanteil möglichst groß gewählt werden. Der relative Faservolumenanteil φ lässt sich berechnen durch:

$$\varphi = \frac{V_F}{V_F + V_M} \quad (6)$$

Man betrachte eine unidirektionale Schicht aus Fasern und Matrix, die Fasern in 0°-Richtung beinhaltet, und lege eine Spannung in ebendieser Richtung an. So werden die Fasern in axialer Richtung belastet, in der sie die meiste Spannung ertragen können. In dieser Belastungsrichtung übernehmen die Fasern die Hauptrolle der Kraftübertragung. Wird die UD-Schicht jedoch senkrecht zur Faserrichtung belastet, können die Fasern kaum noch Lasten übertragen. Die Kunststoffmatrix muss jetzt den Großteil der Kräfte übertragen. Daher ergibt sich eine Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften vom Winkel zwischen Belastungsrichtung und Faserrichtung im UD-Laminat.

Wichtig ist anzumerken, dass zwei miteinander verwobene Schichten meist in zwei einzelne UD-Schichten aufgespalten werden. Dies stellt eine Vereinfachung dar, macht aber die analytische Handhabung leichter. Als Beispiel kann eine verwobene $0/90^\circ$ -Schicht in eine 0° -UD-Schicht und eine 90° -UD-Schicht aufgeteilt werden. So beschreibt Harris [19] die Schädigung während der Ermüdungsbeanspruchung als Stapelfolge von $0/90^\circ$ wie folgt. Er teilt die Schädigungsfolge in: Matrixrisse, das Zusammenwachsen von Rissen, Ablösung von Faser und Matrix, Delamination, Faserbruch und letztlich Bauteilversagen.

2.4.6.3 Schädigung in biaxialen Gelegen

Ito beschreibt in [21] den Einfluss der Stapelfolge von biaxialen Schichten auf die Festigkeit. Er unterscheidet dabei zwischen einer einzelnen Laminatschicht, der gleichphasigen Laminatstapelung, der gegenphasigen Stapelung und der zufälligen Stapelung. Die höchste Festigkeit in Abhängigkeit der Welligkeit bei axialer Belastung hat die gleichphasige Stapelfolge, die bei zunehmender Welligkeit leicht an Festigkeit gewinnt. Die Welligkeit beschreibt Ito als Quotient aus Garndicke und Länge der Einheitszelle. Die „out-of-phase“-Anordnung sowie die zufällige Anordnung starten bei ähnlicher Festigkeit, jedoch nimmt die zufällige Anordnung mit zunehmender Welligkeit stärker in der Festigkeit ab. Naik [22] hat ähnliche Beobachtungen gemacht, dass mit zunehmender Welligkeit die Festigkeit abnimmt. Außerdem hat er einen Einfluss der Lücke a_g festgestellt, die zwischen zwei benachbarten Garnen liegt (Abbildung 12). Mit wachsender Lückengröße gibt es je nach Welligkeit und Laminatkonfiguration [23] ein Maximum an Festigkeit, das erreicht wird, nachdem sie wieder abnimmt.

Harris [19] bezieht sich auf die in Kap. 2.4.6.1 aufgezählten Schädigungsmechanismen und gibt an, wann sie innerhalb eines Ermüdungsversuches in einem unverwebten UD-Gelege aus $0/90^\circ$ -Lagen auftreten (Abbildung 16).

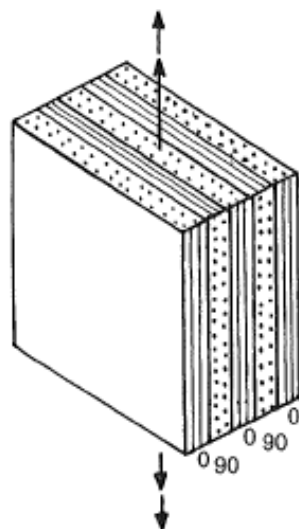


Abbildung 16 Stapelfolge eines UD-Geleges aus $0/90^\circ$ -Lagen mit Belastung in 0° -Richtung [19]

Die Schädigungsinitiation startet in der Matrix parallel zur Belastungsrichtung. Weitere Matrix- und auch Faserrisse treten innerhalb des ersten Viertels der Lebensdauer ein, gefolgt vom Zusammenwachsen von kleineren Rissen, Faser-Matrix-Ablösen und weiteren Faserbrüchen. Die Rissdichte steigt weiter mit zunehmender Belastung an, bis die Rissanzahl einen kritischen Wert erreicht hat und ein charakteristischer Schadenszustand (CDS) erreicht wird. Die Maximalzahl an Rissen, die ein Laminat ertragen kann, ist dabei nicht abhängig von der Belastungshistorie, sondern einzig und allein eine Lamineigenschaft. Nach dem Erreichen dieses charakteristischen Schadenszustandes bilden sich Delaminationen aus. Sie werden begünstigt durch interlaminare Spannungen, die sich durch die Matrix- und Faserrisse immer mehr erhöhen. Die anfänglichen Faserrisse könnten auf die Überlastung von schwächeren Fasern oder eine Fehlanordnung der Fasern zurückzuführen sein. Außerdem können sich Spannungskonzentrationen von Matrixrissen und Matrix-Faser-Ablösungen auf die Fasern übertragen und zu deren Bruch führen. Es ist darauf hinzuweisen, dass die einzelnen Schädigungsmechanismen nicht unabhängig voneinander auftreten und sich auch überlagern können. Jedoch konnte festgestellt werden, dass Matrixrisse eher am Anfang der Lebensspanne auftreten und Delaminationen eher die mittlere Phase dominieren [19].

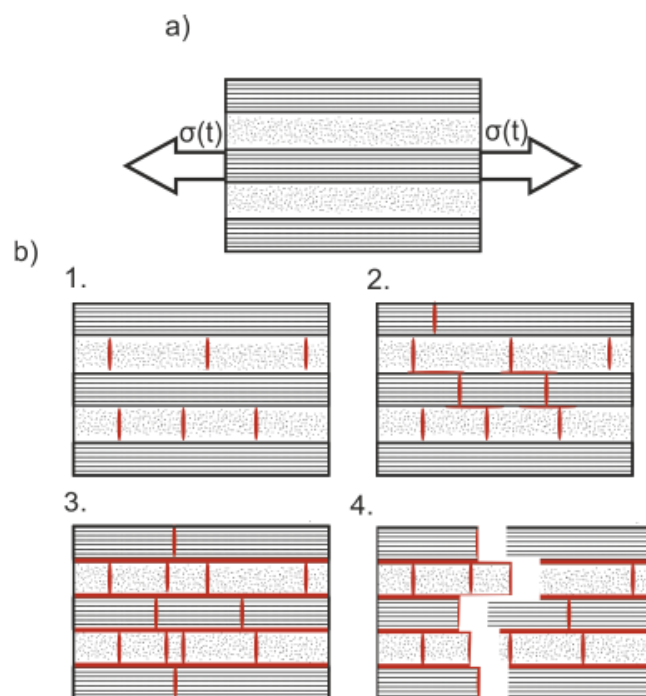


Abbildung 17 Schema der Versagensmechanismen eines [0/90/0/90/0] UD-Geleges bei niederfrequenter zyklischer Zugschwellbeanspruchung (z.B. 5 Hz) [17]

In Abbildung 17 sind einige Versagensmechanismen eines beispielhaften UD-Geleges illustriert. Die Stapelfolge und die Belastungsrichtung sind in a) angezeigt. In Rot sind im 1. Bild senkrecht zur 90°-Lage Mikrorisse eingezeichnet, die sich im weiteren Verlauf (2. Bild) auch in der 0°-Lage bilden – ebenfalls senkrecht zur 0°-Lage. Darüber hinaus entstehen nun auch Risse an der Grenzschicht zwischen den jeweiligen Lagen. Diese wachsen im 3. Bild immer

weiter, bis sie sich im ganzen Laminat verteilt haben und sich dann zu einem finalen Riss durch das gesamte Laminat verbinden, der zum katastrophalen Versagen führt (4. Bild).

2.4.6.4 Schädigung von MD-Geweben unter quasistatischer Last

Weiterhin beschreibt Harris [19] auch das Verhalten von gewebten MD-Schichten. Dort kann die Schädigung den in Kett- oder Schussfäden sowie in der reinen Polymerzone auftreten. Im Kettfaden (vgl. Abbildung 12) entstehen Risse durch Beanspruchung in Längsrichtung oder durch Scherbelastung, wohingegen Risse im Schussfaden sich durch Belastung in Querrichtung bilden. Diese Risse beginnen an der Spitze des Schussfadens, der an die polymerreiche Zone und den Kettfaden grenzt (Abbildung 18). Bei weiterer Belastung entstehen mehr und mehr Risse im Überlappungsbereich von Kett- und Schussfaden. Das letztliche Versagen der Einheitszelle und damit des gesamten Laminats tritt dann auf, wenn die Kettfäden bei axialer Belastung reißen. Sekundäre Rissmodi sind Scherrisse im Kettfaden und Querrisse im Schussfaden. Dies führt zu Reduktion der Steifigkeit des Gewebes.

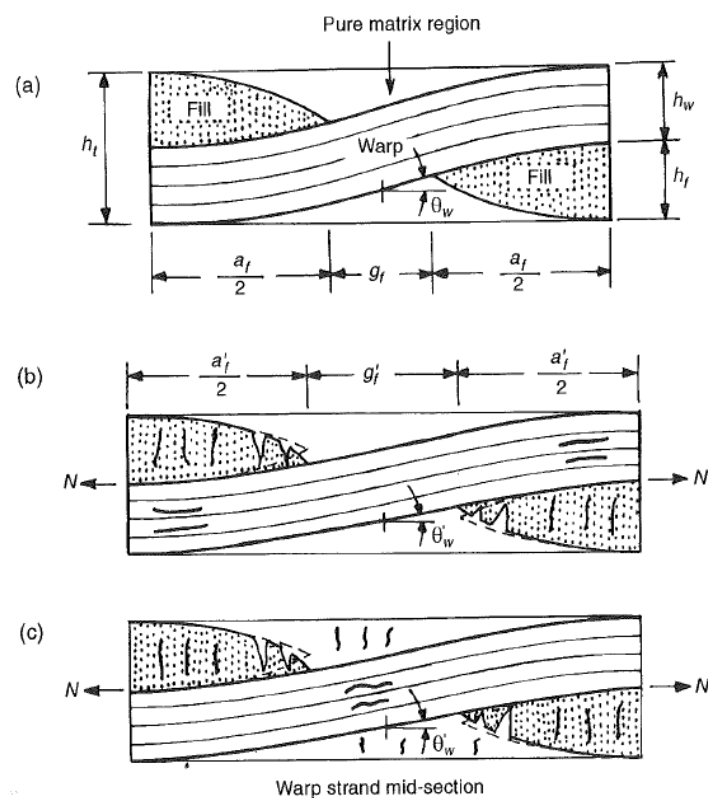


Abbildung 18 Schematische Darstellung der Schadensentwicklung in gewebten Laminaten unter quasistatischer Zuglast. a) vor Belastung b) und c) während Belastung [19]

2.4.6.5 Schädigung von MD-Geweben unter ermüdender Beanspruchung

Die zugrundeliegenden mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen unter ermüdender Beanspruchung sind dieselben wie unter quasistatischer Last: Mikrorisse in der Matrix, Faser-Matrix-Ablösen, Faserbruch und das Zusammenwachsen von Rissen. Die makroskopischen Schädigungsmechanismen äußern sich in Transversalrissen im Schussfaden, Scherversagen im Kettfaden, Matrixrissen, Delaminationen von Kett- und Schussfaden, Delaminationen zwischen benachbarten Lagen, Faserbruch der Kettfäden und letztendlich katastrophales Versagen. Einige davon sind in Abbildung 19 dargestellt. Der katastrophale Bruch kann entweder in der überlappenden Region stattfinden oder in der Lückenregion (Abbildung 19 rechtes Bild).

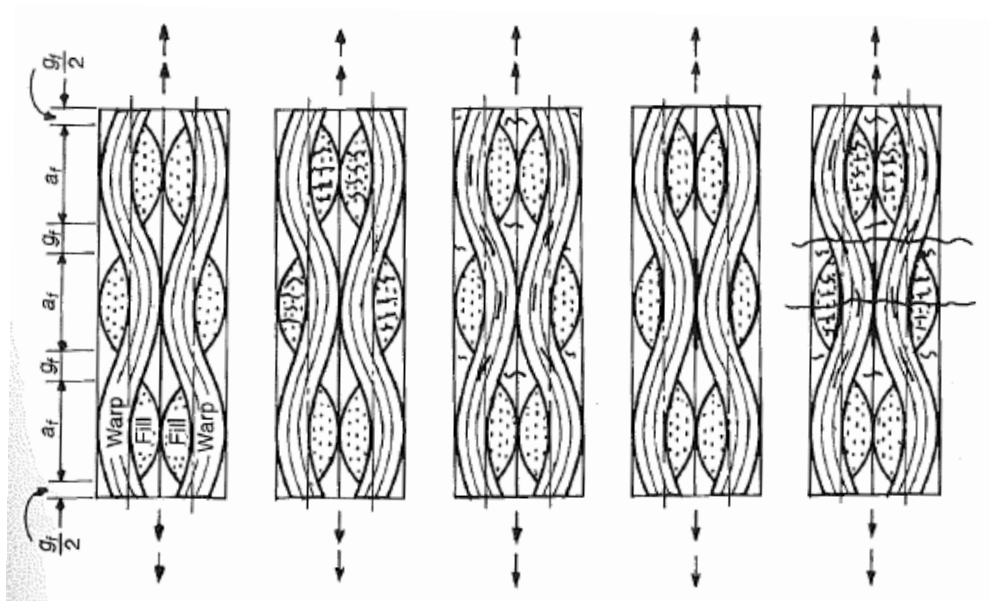


Abbildung 19 Schematische Darstellung des Schadensverlaufs von gewebten Laminaten unter ermüdender Last [19]

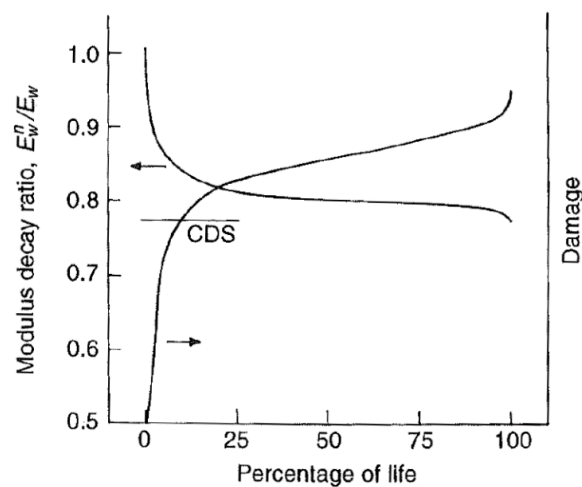


Abbildung 20 Steifigkeitsabnahme und Schadensentwicklung in gewebten Kompositen unter Ermüdungsbelastung [19]

In Abbildung 20 beschreibt Harris [19] die Steifigkeitsabnahme von gewebten Kompositen in Abhängigkeit von der bisher erreichten Lebenszeit. Er definiert einen „characteristic damage state“ (CDS), bei dem die Risse im Laminat eine kritische Anzahl erreicht haben. Dieser Status geht mit einer drastischen Abnahme der Steifigkeit einher innerhalb der ersten 25% der Lebenszeit des Laminats und findet sich auch in UD-Gelegen so ähnlich wieder.

2.5 Berührende Temperaturmessung

Ein berührendes Thermometer misst mittelbar die momentane Temperatur eines Messobjekts. Es wird davon ausgegangen, dass sich ein thermisches Gleichgewicht zwischen Messobjekt und Berührungsthermometer einstellt. Folglich nimmt das Thermometer über Wärmeleitung, Konvektion und Wärmestrahlung die Temperatur des Messobjekts an. Damit das theoretisch mögliche, thermodynamische Gleichgewicht annähernd erreicht wird, ist eine ausreichend lange Exposition des Berührungsthermometers gegenüber der zu messenden Wärmequelle sicherzustellen. Bei bekannter Kennlinie des Sensors kann nun die Temperatur des Messobjekts bestimmt werden [24].

Besteht jedoch direkter Kontakt zwischen Messfühler und Messobjekt, so müssen die Messfehler durch thermische Kopplung mit der Umgebung, Temperatenausgleich, Wärmeableitung und Eigenerwärmung berücksichtigt werden. Wird die Temperatur eines Körpers an dessen Oberfläche bestimmt, so kann ein beträchtlicher Unterschied zur Kerntemperatur T_K vorliegen (Abbildung 21). Dies muss bei der Bestimmung der Temperatur des Körpers mittels Oberflächentemperatur beachtet werden.

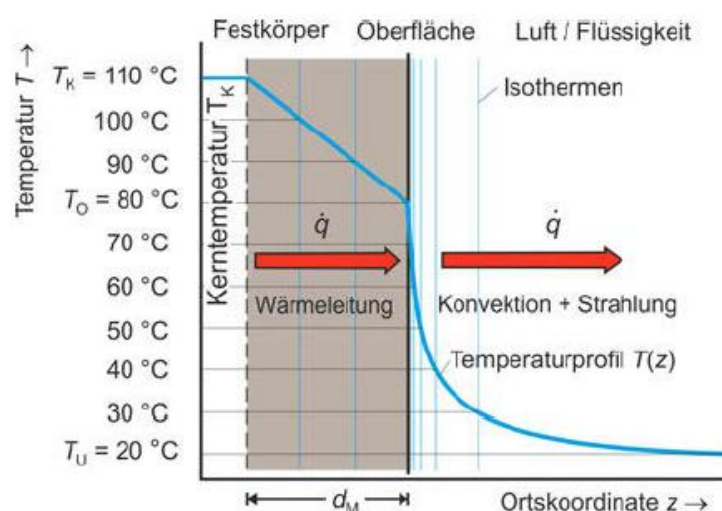


Abbildung 21 Temperaturprofil einer Festkörperoberfläche mit einer Kerntemperatur $T_K = 110\text{ °C}$ und Umgebungstemperatur $T_U = 20\text{ °C}$ [24]

Damit der Sensor gut an die Oberflächentemperatur ankoppeln kann, gelten folgende Anforderungen: Der Sensor sollte möglichst klein sein im Gegensatz zum zu messenden Körper,

geringe Unterschiede bezüglich Wärmeleitfähigkeit und Emissionsgrad von Messfühler zum Messobjekt, kleiner und möglichst konstanter Kontaktwiderstand. Geeignet für die Messung der Oberflächentemperatur sind Messsysteme, die z. B. auf dünnen Thermoelementen, Halbleiter-Widerstandssensoren oder Thermistoren basieren [24].

2.6 Thermografie

Die Thermografie ist eine Messmethode der zerstörungsfreien Prüfverfahren, die auf berührungsloser Strahlungsmessung beruht. Jeder Körper mit einer von 0 K verschiedenen Temperatur emittiert energiereiche Strahlung im Infrarotbereich. Der Wellenlängenbereich erstreckt sich von ca. 700 nm bis 1 mm [25]. Davon werden insbesondere die beiden Bereiche von 3 bis 8 μm (*mid wavelength infrared*; MWIR) und von 8 bis 15 μm (*long wavelength infrared*; LWIR) in der Thermografie genutzt. Die Messungen dieser Arbeit werden mit einer Kamera durchgeführt, die empfindlich im LWIR-Bereich ist. Deswegen wird der MWIR-Bereich außer Acht gelassen.

Generell in der Optik gilt für die Reflexion ρ , die Absorption α und die Transmission τ folgende Beziehung [26]:

$$\rho + \alpha + \tau = 1 \quad (7)$$

Alles an elektromagnetischer Strahlung wird entweder von einem Körper absorbiert, transmittiert oder reflektiert. Die Absorption folgt dem Lambert-Beerschen Gesetz und hängt maßgeblich von der Dicke d und dem Absorptionskoeffizienten μ ab:

$$\ln\left(\frac{I(d)}{I_0}\right) = -\mu * d \quad (8)$$

Das Gesetz setzt dabei den ursprünglichen Teilchenstrom I_0 in Beziehung zu dem aktuell noch vorhandenen Teilchenstrom $I(d)$ im absorbierenden Material in Abhängigkeit der Eindringtiefe d [25].

Dabei erhöht der absorbierte Anteil die innere Energie und damit auch die Temperatur des Körpers. Strahlung, die reflektiert oder transmittiert wird, leistet demzufolge keinen Beitrag zur Temperaturerhöhung des Körpers. Bei nichttransparenten Medien, was für die meisten Konstruktionswerkstoffe gilt, vereinfacht sich Gleichung 5 demnach zu:

$$\rho + \alpha = 1 \quad (9)$$

Die Thermografie kann in aktiv und passiv untergliedert werden. Bei der aktiven Thermografie wird von außen Wärme in das zu untersuchende Objekt eingestrahlt. Häufig werden Blitzlampen, Heizstrahler oder Ultraschallwandler genutzt [26, 27, 28]. Die passive Thermografie dagegen nutzt keine externen Anregungsquellen. Maldague [26] zählt hauptsächlich qualitative Messungen, die sich meist auf sog. „hot spots“ konzentrieren, zur passiven Thermografie. Dabei zählt alles, was Erwärmungen über 5 K erzeugt, zu Anomalien, die es zu untersuchen gilt. Nach dieser Definition fällt auch die externe, mechanische Anregung zur passiven Thermografie. Hier geschieht die Erwärmung nicht direkt durch eingebrachte Wärmeenergie, sondern indirekt durch mechanisch induzierte Energie. Diese interne Anregung des Materials führt zur Energiedissipation, zum Beispiel durch innere Reibung, welche unter anderem auch in Form von Wärmeabstrahlung auftritt.

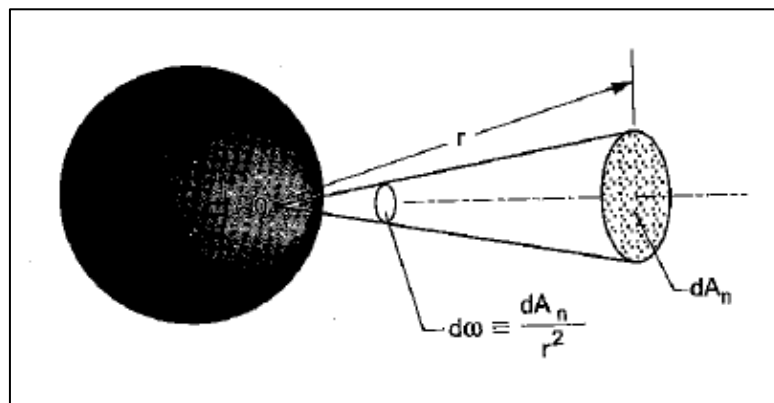


Abbildung 22 Geometrie der Abstrahlung einer Sphäre [26]

Die Messgröße in der Thermografie ist die spektrale Strahldichte L , die von der Probe emittiert wird und im Idealfall unverändert auf den Detektor der Kamera trifft [26, 24]:

$$L(\lambda, \theta_1, \phi_1) = \frac{d^3 \Phi_1}{dA_1 \cos \theta_1 d\omega_1 d\lambda} \quad (10)$$

Das Flächeninkrement dA_1 einer idealen Sphäre gibt durch den Raumwinkel ω_1 die Strahlungsleistung Φ_1 für den inkrementellen Wellenlängenbereich $d\lambda$ ab wie in Abbildung 22 veranschaulicht. θ_1 beschreibt den Winkel zwischen Mittellinie durch den Abstrahlkegel und der Kugelnormalen. Der Index 1 gibt an, dass es sich hier um die senderspezifischen Größen handelt. Gleichung 4 gilt mit geändertem Index, also „2“ statt „1“, ebenso für den Empfänger. Als Empfänger können zum Beispiel Quantendetektoren wie zum Beispiel eine pn-Fotodiode oder thermische Empfänger wie zum Beispiel ein Thermopile oder Bolometer sein [24]. In dieser Arbeit

wird eine Infrarot-Kamera mit Mikrobolometerarray genutzt, daher wird im Folgenden nur darauf eingegangen.

Eine Temperaturmessung mittels Bolometer basiert prinzipiell auf der Temperaturabhängigkeit des spezifischen elektrischen Widerstandes. Auf dem Bolometer befindet sich meist ein dünnes metallisches oder halbleitendes Element, welches in Abhängigkeit der Temperatur seinen elektrischen Widerstand ändert [24]. Mikrobolometer werden meist in Arrays unter Vakuum angeordnet. Die Abmessungen dieses Bolometers sind sehr viel kleiner als die eines Einelement-Bolometers. Auch die thermische Leitfähigkeit ist mehrere Dimensionen kleiner, sodass die Empfindlichkeit dementsprechend größer ist. Durch die einfallende IR-Strahlung erwärmt sich das Bolometer und ändert den elektrischen Widerstand, der nun gemessen wird. Zur Erhöhung der Ausbeute ist auf der Rückseite ein Metallreflektor angebracht.

Die Kamera weist über eine interne Kalibration jedem gemessenen Strahlungsdichtewert eine Temperatur zu. Als korrigierender Faktor wird unter anderem der Emissionsgrad bzw. die Emissivität ε benutzt [26]:

$$\varepsilon(\lambda, T, \theta, \Phi) = \frac{L_\lambda(\lambda, T, \theta, \Phi)}{L_{\lambda,b}(\lambda, T)} \quad (11)$$

Der Emissionsgrad gibt das Verhältnis von Strahlungsdichte L_λ eines Körpers im Vergleich zu einem schwarzen Strahler $L_{\lambda,b}$ an. Ein schwarzer Strahler ist ein idealisiertes Konstrukt, welches die gesamte auf ihn auftreffende Strahlung bei allen Wellenlängen absorbiert und reemittiert. Das geschieht unabhängig von der Oberflächenbeschaffenheit, damit ändert sich sein Abstrahlverhalten nur in Abhängigkeit von der Temperatur. Reale Körper absorbieren nie 100% der auftreffenden Strahlung, denn Teile davon werden reflektiert oder transmittiert (vgl. Gleichung 2). Die Emissivität eines realen Körpers hängt also nicht nur von seiner Temperatur, sondern auch von der Oberflächenbeschaffenheit (Farbe, Geometrie, Rauheit) ab [24].

Nichtmetallische Oberflächen haben einen relativ hohen Emissionsgrad von ca. 0,9 im Gegensatz zu Metallen. Diese reflektieren sehr viel Strahlung, weshalb die Emissivität für polierte Metalloberflächen meist unter 0,1 liegt. Im Wellenlängenbereich von 8-15 μm (LWIR) weist blankes Aluminium einen Emissionsgrad von 0,02-0,15 [24].

2.6.1 Thermoelastischer Effekt

Bei zyklischer mechanischer Belastung tritt eine Temperaturänderung in Werkstoffen auf, die von den Eigenschaften des Werkstoffes abhängt. Diese Änderung lässt sich wie folgt beschreiben [29]:

$$\Delta T(t) = T(t) - T_0 = \Delta T_{el}(t) + \Delta T_{diss}(t) + \Delta T_{loss}(t) \quad (12)$$

Gleichung 6 schlüsselt die verschiedenen Anteile der Temperaturerhöhung auf: ΔT_{el} ist der thermoelastische Anteil, ΔT_{diss} der dissipative Anteil und ΔT_{loss} der Anteil, der an die Umgebung (z.B. Luft) in Form von Wärme abgegeben wird. Die Temperatur zum Startzeitpunkt 0 s wird als T_0 bezeichnet. Außerdem sind alle diese Temperaturänderungen zeitabhängige Variablen. Unter adiabaten Bedingungen lässt sich ΔT_{loss} vernachlässigen, da *per definitionem* kein Wärmeaustausch mit der Umgebung stattfindet. Der thermoelastische Anteil allerdings lässt sich nun durch eine reversible Änderung in der freien Energie des Materials aufgrund elastischer Deformationen beschreiben [29]:

$$\Delta T_{el}(t) = - \frac{T_0 * \alpha * \sigma_a}{\rho * c_p} \sin(2\pi f * t) \quad (13)$$

Wird eine sinusförmige Anregung mit der Frequenz f zugrunde gelegt, so stellt sich in einem Material mit dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten α , der Dichte ρ und der spezifischen Wärmekapazität c_p die Spannungsamplitude σ_a ein, die direkt mit einer Temperaturänderung korreliert. Wegen seiner geringen Dichte eignet sich CFK daher besonders gut für die Thermografie, weil dadurch höhere Temperaturdifferenzen auftreten.

Wird ein Material auf Zug belastet (positives Vorzeichen von σ_a), so sinkt die Temperatur des Materials, weil ΔT negativ wird. Der umgekehrte Fall von Druckbelastung führt dementsprechend dann zu einer Temperaturerhöhung in der Probe. Basierend auf diesem Effekt kann also nun aus dynamischen Zugversuchen Einblick gewonnen werden, wo im Material Spannungen auftreten, die im Endeffekt zu Schädigungen führen. Unter realen Versuchsbedingungen treten zusätzliche Effekte wie anelastische oder irreversible, plastische Deformationen auf, die sich mit dem thermoelastischen Effekt überlagern. Schädigungen wie Risse oder Delaminationen führen im Allgemeinen unter anderem zur Energiedissipation in Form von Wärme. Das bedeutet, dass sich mehrere Temperatureinflüsse überlagern, die nicht vollständig voneinander getrennt werden können [29].

2.6.2 Lock-In-Thermografie

Die Thermografie kann Aufschluss über die Defekte an der Oberfläche eines Körpers geben. Eine Methode, die besonders sensitiv für Oberflächendefekte ist, nennt sich Lock-In-Thermografie. Hierzu wird das Material periodisch, thermisch angeregt und die dadurch entstehenden thermischen Wellen, die das Material dann aussendet, analysiert. Somit ergibt sich ein Unter-

schied in der Erregerwelle und der Antwortwelle des Materials. Diese ändert ihre Eigenschaften bezüglich Amplitude A und Phase ϕ . Die Informationstiefe, aus der die thermischen Wellen kommen, ist dabei umgekehrt-proportional zur Modulationsfrequenz [26]. Aus Amplituden- und Phaseninformation kann jeweils ein eigenes Bild erzeugt werden. Die Amplitudenbilder spiegeln dabei den Schweregrad der Schädigung gut wider. Die Phasenbilder zeigen die unterschiedlichen Phasenbeziehungen, mit denen die gemessenen Wärmewellen an der Kamera ankommen, relativ zur Erregerwelle. Somit sind diese Bilder unabhängig von Topologie und Ausleuchtung der Probe.

Die Anregung kann zum punktförmigen Abrastern per Laserstrahl oder beim flächigen Energieeintrag durch eine Lampe geschehen. Die Erzeugung der thermischen Wellen geschieht in dieser Arbeit durch zyklische, mechanische Belastung. Sofern die Anregung sinusförmig mit der Frequenz f erfolgt, kann die Auswertezeit per Software erheblich verkürzt werden. Zur Rekonstruktion der Sinuswelle sind nämlich nur drei Punkte ausreichend, d.h. die Bilder dazwischen können gespart werden. Denn jedes Bild muss Pixel für Pixel transformiert werden, was bei 10^5 Pixel pro Bild viel Rechenleistung einspart.

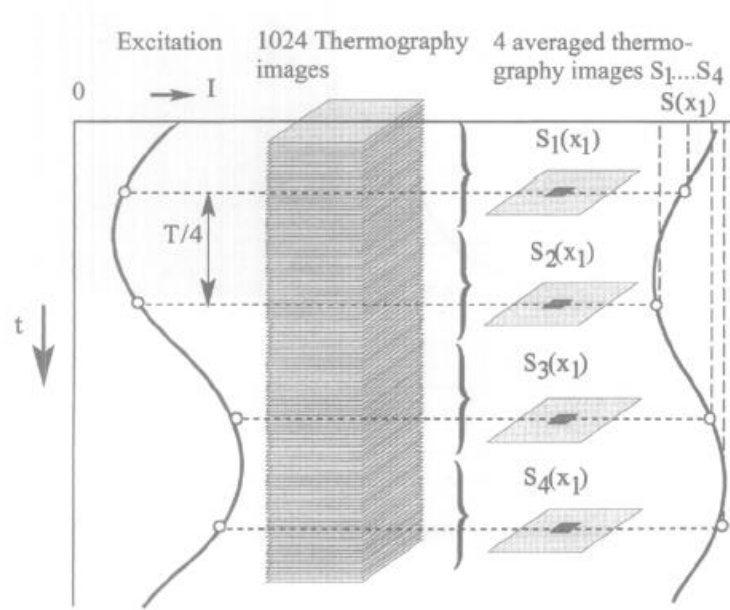


Abbildung 23 Anregungsfrequenz (links) und thermische Antwort (rechts), kontinuierlich aufgezeichnet oder vier gemittelte Bilder [30]

Wird nun eine thermische Welle durch eine dieser Anregungsformen im Material erzeugt, so kann sie entweder das Material direkt verlassen oder mit einem Defekt nahe der Oberfläche wechselwirken. Dabei entstehen unterschiedliche Phasenbeziehungen zwischen den emittierten Wellen. Diese Kontrastart nennt sich Phasenbild. In einer anderen Kontrastart, dem Amplitudenbild, sieht man wie sich durch Reflexion oder Absorption an Defekten die Amplitude ändert. Für weitere Informationen wird auf [30] verwiesen.

2.7 Röntgentomografie

2.7.1 Röntgenstrahlung

Röntgenstrahlung bezeichnet einen Bereich aus dem Spektrum der elektromagnetischen Strahlung mit Wellenlängen von 10^{-8} bis 10^{-13} m (Abbildung 24). Diese Strahlung wird üblicherweise auf zwei unterschiedliche Weisen erzeugt. Zum einen entsteht Röntgenstrahlung durch Beschleunigen (bzw. Abbremsen) von bewegter Ladung (meist Elektronen). Diese sogenannte Bremsstrahlung weist eine Strahlungscharakteristik auf, die weitestgehend senkrecht zur Beschleunigungsrichtung abstrahlt. Das so entstehende Spektrum ist kontinuierlich. Zum anderen kann charakteristische Röntgenstrahlung durch das Herausschlagen von Elektronen aus einer Atomschale erzeugt werden.

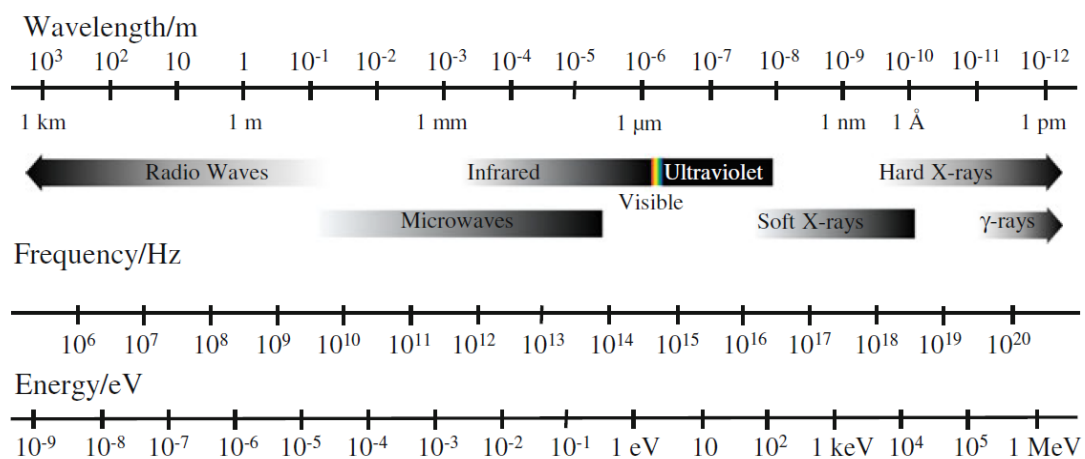


Abbildung 24 Elektromagnetisches Spektrum [44]

Dann fällt ein Elektron aus einer darüber befindlichen Schale herunter und gibt dabei genau die Energiedifferenz der beiden Schalen als Röntgenquant ab. Diese Strahlung ist ungerichtet und erscheint als scharfer Peak im Röntgenspektrum wie in Abbildung 25 dargestellt. Die frei werdende Energiedifferenz hängt davon ab, wie viele Schalen das Elektron herunterfällt. Wenn ein Elektron aus der nächsthöheren Schale auf die darunter befindliche Schale herunterfällt, nennt man das einen α -Übergang. Fällt das Elektron zwei Schalen tiefer, so heißt es β -Übergang, drei Schalen tiefer γ -Übergang usw. Die innerste Schale wird mit „K“ bezeichnet nach außen hin dem Alphabet folgend (L, M, N...). Man nennt folglich den Übergang eines Elektrons in die K-Schale aus der direkt darüber liegenden Schale $K\alpha$ -Übergang.

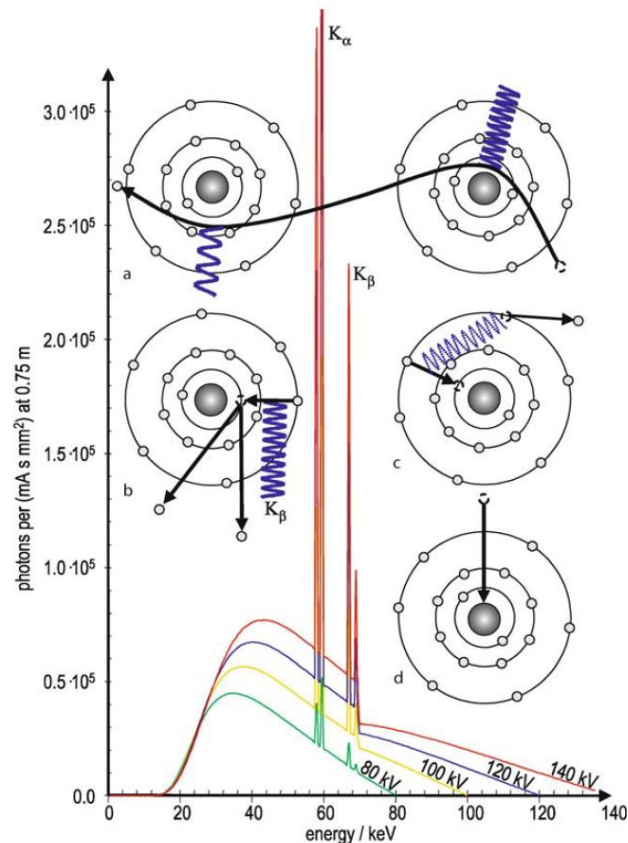


Abbildung 25 Röntgenspektrum einer Wolframkathode bei Beschleunigungsspannungen von $U_a = 80\text{--}140\text{ kV}$ [31]

Zum anderen ist das Material der Kathode, auf das die beschleunigte Ladung trifft, charakteristisch für die erzeugte Röntgenstrahlung. Beim Auftreffen der Elektronen auf die Anode (auch: Antikathode) entsteht ein überlagertes Spektrum aus einem Untergrund von Bremsstrahlung mit charakteristischen Peaks [25]. Die Energie bzw. die Geschwindigkeit v der Elektronen wird durch die Beschleunigungsspannung U bestimmt [31]:

$$e \cdot U_a = \frac{1}{2} m \cdot v^2 \quad (14)$$

Hierbei ist e die Elementarladung, U_a die Beschleunigungsspannung, m die Masse eines Elektrons und v die Geschwindigkeit, die das Elektron erreicht.

2.7.2 Aufbau einer Röntgenröhre

Aus einer Glühkathode werden die Elektronen durch Erhitzen über die Elektronenbindungsenergie herausgelöst, dies nennt man den glühelektrischen Effekt. Für Wolfram, wegen seiner hohen Schmelztemperatur ein gängiges Kathodenmaterial, überschreiten die Elektronen bei ungefähr 2400 K die Austrittsarbeit. Dann werden sie zur Antikathode hin beschleunigt. Die Wolframglühkathode weist eine Austrittsarbeit von 4,5 eV auf. Diese kann weiter auf 2,6 eV verringert werden, indem eine dünne Thoriumschicht aufgetragen wird [25, 31].

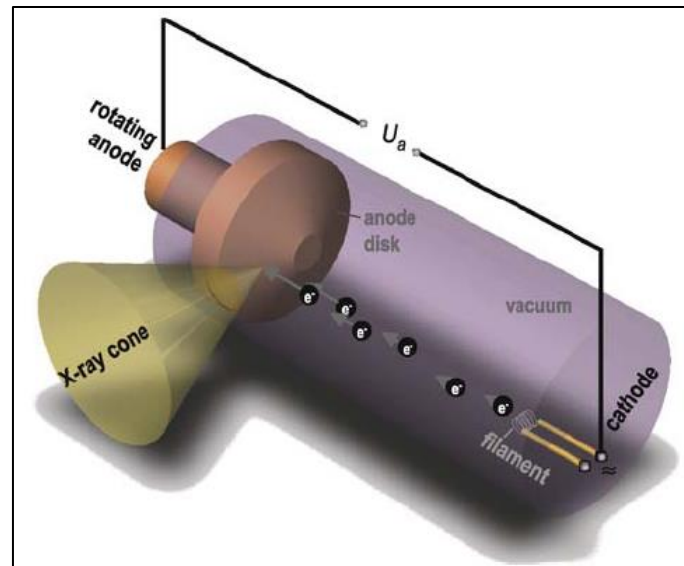


Abbildung 26 Aufbau einer Röntgenröhre [31]

2.7.3 Kontrast

Je höher die Ordnungszahl Z eines Elementes ist, desto mehr Röntgenstrahlen werden absorbiert, und folglich entsteht ein höherer Kontrast zu niedrig absorbierenden Medien (z.B. Luft). Aus diesem Grund ist es vorteilhaft, Materialien zu untersuchen, die aus Elementen bestehen, deren Differenz in der Kernladungszahl Z möglichst groß ist. So lassen sich zum Beispiel Aluminium und Kunststoff sehr gut voneinander trennen, da im Kunststoff hauptsächlich Kohlenstoff vorkommt mit $Z = 6$ und Aluminium $Z = 13$ hat, also eine Differenz der Kernladungszahl von 7 zwischen beiden Elementen. CFK und Kunststoffe hingegen lassen sich nicht gut voneinander unterscheiden, weil die Fasern fast zu 100% aus Kohlenstoff bestehen und die Matrix auch einen hohen Kohlenstoffanteil hat. Aus diesem Grund eignet sich die Röntgentomografie hervorragend, um den innenliegenden Aluminiumeinleger zu untersuchen in Abgrenzung zu Thermoplast und CFK. Jedoch ist es schwierig, Fehler eindeutig dem CFK oder dem Thermoplast zuzuweisen.

2.8 Lichtmikroskopie

Im Lichtmikroskop wird die Brechung von Licht ausgenutzt, um Objekte vergrößert darzustellen. Dabei arbeitet es auf Basis der Brechung von Licht im sichtbaren Wellenlängenbereich (ca. 400-800 nm; Abbildung 24). Man macht sich dabei die Eigenschaften von Linsen zunutze, die die Lichtbündel aufweiten und das Objekt dadurch vergrößern. Der Strahlengang eines Lichtmikroskops ist in Abbildung 27 gegeben. Es besteht im einfachsten Fall nur aus zwei Linsen, dem Objektiv und dem Okular. Der Abstand zwischen den beiden Brennweiten f_1 und f_2 wird als Tubuslänge t bezeichnet. Schon das Objektiv würde ein Bild vom Objekt erzeugen, welches hinreichend groß wäre, allerdings würden dann Linsenfehler ins Gewicht fallen und der Tubus müsste sehr lang sein. Aus diesem Grund benutzt man das Okular, durch welches

das menschliche Auge das vergrößerte Bild betrachten kann. Die Gesamtvergrößerung V liegt demnach bei:

$$V = \frac{t}{f_1} \frac{s_0}{f_2} \quad (15)$$

s_0 gibt die Bezugssehweite an, als würde man das Objekt ohne Okular betrachten, welches hier zur nochmaligen Vergrößerung zusätzlich zum Objektiv als Lupe wirkt. Beide Linsen werden in Bezug auf chromatische und sphärische Aberration korrigiert. Chromatische Aberration beschreibt die ungleiche Brechung von Lichtstrahlen verschiedener Farben bzw. Wellenlängen. Die sphärische Aberration hingegen besagt, dass Lichtstrahlen, die weit außerhalb vom Linsenmittelpunkt auftreffen, stärker gebrochen werden als Strahlen, die direkt auf die Mitte der Linse treffen und somit eine kürzere Brennweite aufweisen.

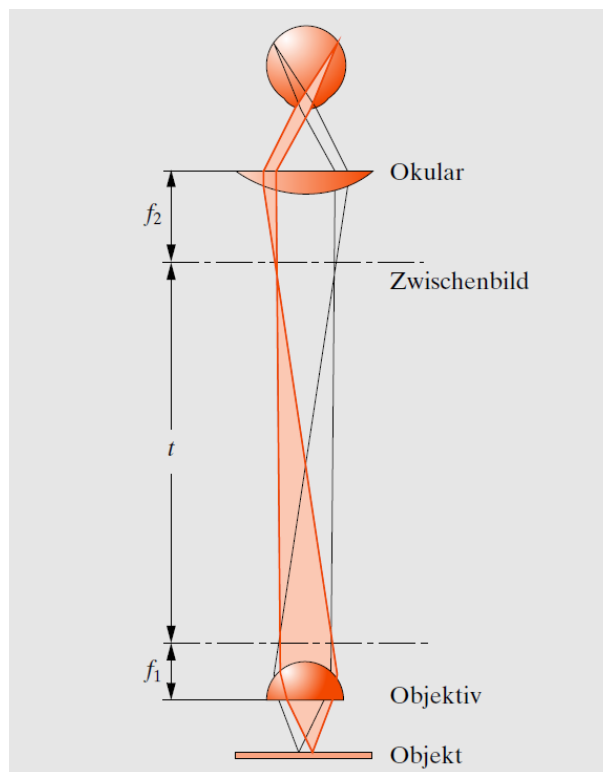


Abbildung 27 Strahlengang im Lichtmikroskop [25]

Im Lichtmikroskop gibt es eine theoretische Auflösungsgrenze, die bei ungefähr $0,2 \mu\text{m}$ liegt und unter bestimmten Umständen auch erreicht werden kann. Die Überlegung dazu kommt von Ernst Abbe und lautet [25]:

$$d = \frac{\lambda}{\sin(\varphi)} = \frac{\lambda}{NA} \quad (16)$$

Der kleinstmögliche, noch auflösbare Abstand d zweier Objektpunkte darf nicht größer sein als die Wellenlänge λ . Mindestens das 0. und das 1. Beugungsmaximum der beiden Objektpunkte müssen das Objektiv treffen. Denn die numerische Apertur NA kann maximal 1 werden, womit $d = \lambda$ folgt. φ beschreibt den Öffnungswinkel des Strahlenbündels, den ein heller Objektpunkt aussendet.

3 Experimenteller Teil

Im Folgenden werden kurz die wichtigsten Eigenschaften der Materialien vorgestellt, aus denen das Hybrid aufgebaut ist, und wie sie hergestellt wurden. Danach wird auf die Versuchsdurchführung und die dazu nötigen Vorüberlegungen eingegangen.

3.1 Verwendete Materialien

Der verwendete Thermoplast ist ein Polyphthalamid (VESTAMID HTplus M1033) von der Firma Evonik [32], welcher mit 30 Vol.% Glasfasern verstärkt ist. Die Glasfasern haben einen Durchmesser von 10 μm . Die im CFK verwendeten Kohlenstofffasern T300/FT300 sind von der Firma Toray [33] und das Kompositharz-System der Matrix CR170/CH150-3 kommt von Sika [34]. Bei dem Aluminium handelt es sich um eine aushärtbare AlMgSi1-Legierung (EN AW 6082-T6). T6 bedeutet lösungsgeglüht und warmausgelagert [35].

Die für die weitere Betrachtung wichtigen Werkstoffeigenschaften sind nachfolgend in Tabelle 2 und Tabelle 3 aufgeführt:

Tabelle 2 Mechanische Eigenschaften verwendeter Materialien [32, 33, 34, 35]

	E-Modul [GPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]
PPAGF30 [32]	11	160	1,7
CFK [33] ¹	132	1760	1,3
Aluminium [35]	67	310	10

Tabelle 3 Schmelz- und Glasübergangstemperatur der Polymere [32, 33, 34, 35]

	Glasübergangstemperatur [°C]	Schmelztemperatur [°C]
CFK-Matrix [34]	143	-
PPAGF30 [32]	290	308

¹ Toray 3631- 180°C Harz-System bei RT und 60% Faservolumengehalt [33]



Abbildung 28 Vergleich der verschiedenen Proben: PPA-GF30-Probe, CFK-Flachzugprobe, Al-CFK-Hybridprobe (v. links n. rechts)

3.2 Probenherstellung

Die Probenherstellung der PPA-GF30-Proben und der Hybridproben hat am Lehrstuhl für Kunststofftechnologie (LKT; Prof. Stommel) in Dortmund stattgefunden. Die CFK-Proben wurden am Karlsruher Institut für Technologie (KIT; Prof. Lanza) hergestellt.

3.2.1 PPA-GF30

Die Herstellung der PPA-GF30-Proben (Abbildung 28 links) erfolgt in einem Spritzgussprozess nach DIN EN ISO 527-2:2012-06. Zwei Chargen à 25 Proben werden hergestellt, die sich durch die Trocknung des Granulats leicht unterscheiden.

Eine Charge wird laut Datenblatt vier Stunden bei 120 °C im Ofen getrocknet. Die andere Charge wird über Nacht im Ofen gelassen. Dadurch erscheinen die Proben optisch dunkler. Letztere Charge wird ausschließlich zu Testzwecken verwendet. Als Probengeometrie hat man sich für den Typ 1A („dog-bone“) aus DIN EN ISO 527-2:2012-06 entschieden [36].

3.2.2 CFK

Die CFK-Flachzugproben (Abbildung 28 Mitte) wurden am Institut für Fertigungstechnik (wbk) in Karlsruhe hergestellt. Zuerst wurden größere Platten konsolidiert, die anschließend per Wasserstrahlschneiden bearbeitet wurden. Die Proben hatten, angelehnt an DIN EN ISO 527-4:1997 Probentyp 2, eine Länge von 120 mm und eine Breite von 20 mm mit einer Dicke von 1 mm. Die Platten wurden bei 70 °C und 8 bar ausgehärtet. Die CFK-Proben folgen einem Lagenaufbau von $[0/90^\circ, \pm 45]_s$, dabei sind immer zwei Lagen miteinander in Leinwandbindung verwebt.

3.2.3 2D-Hybrid

Die Hybridproben (Abbildung 28 rechts) wurden mit einer Großserienpresse gefertigt. Die Hybride bestehen von innen nach außen aus Aluminium, PPA-GF30 und CFK, die alle zusammen einen Formschluss erzeugen, indem Metall und Kunststoff im CFK-Laminat verankert werden.

Das Aluminiumteil weist einen rechteckigen Querschnitt auf, welcher in eine sechsarmige Dendritenstruktur nach unten ausläuft. Um diesen Metalleinleger wird eine Hülle aus PPA-GF30 aufgespritzt. Der Thermoplast sitzt als Fügungselement zwischen CFK und Metall und besitzt zur besseren Anbindung eine Noppenstruktur. Der E-Modul mit 11 GPa und die Zugfestigkeit mit 160 MPa sind deutlich geringer als bei CFK (R_m : 17,6 GPa; E-Modul: 132 GPa)

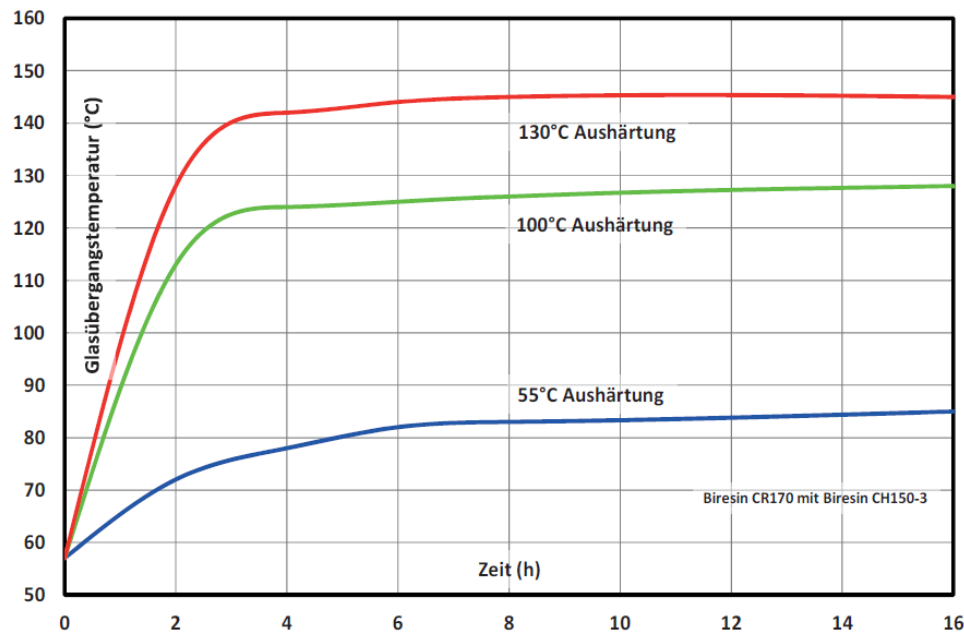


Abbildung 29 Glasübergangstemperatur der CFK-Epoxid-Matrix (Harz-Härter-Gemisch CR170/CH150-3) in Abhängigkeit der Aushärtezeit [34]

oder Aluminium (R_m : 310 MPa; E-Modul: 69 GPa). Anschließend wird das umhüllte Einlegerteil in den RTM-Prozess übergeben. RTM steht für „resin transfer molding“, was zu Deutsch Harzinjektionsverfahren bedeutet. Das bedeutet, dass Harz und Härter zusammen in eine Kavität unter Hochdruck eingespritzt werden und dort dann zusammen aushärten und ein Netzwerk bilden. Die CFK-Matten werden symmetrisch um den Einleger in die RTM-Anlage gelegt: zwei Lagen über dem Einleger und zwei darunter $[0/90^\circ, \pm 45]_s$. Nun wird die Kavität geschlossen, und unter einem Druck von acht bar und einer Temperatur von 80 °C werden Harz und Härter injiziert. Die Glasübergangstemperatur der Epoxidmatrix hängt von den Aushärtebedingungen ab. Die Aushärtezeit wurde auf 20 Minuten festgelegt, um die kurzen Taktzeiten eines Großserienprozesses realistisch abzubilden.

Dem nachfolgenden Diagramm können die Kurven für die Aushärtungstemperaturen von 55 °C, 100 °C und 130 °C in Abhängigkeit der Zeit entnommen werden. Eine Aushärtezeit von ca. vier Stunden stellt sicher, dass die Aushärtung bei allen dargestellten Temperaturen zum Großteil vollendet ist. Der anschließende marginale Anstieg der Glasübergangstemperatur fällt nicht weiter ins Gewicht.

Die Kurve für 80 °C befindet sich zwischen 55 °C und 100 °C und sollte einen ähnlichen Kurvenverlauf aufweisen. Für eine Aushärtezeit von 20 min bei 80 °C gilt also eine Glasübergangstemperatur von ca. 60-70 °C. Diese Tatsache ist für die weiteren Betrachtungen von großer Bedeutung, da die Prüftemperatur von 60 °C sehr nahe an die Glasübergangstemperatur herankommt, was drastische Änderungen der mechanischen Eigenschaften zur Folge haben kann.

Die Grundmaße des CFK-Laminats sind 120 mm auf 120 mm. Die wichtigsten Abmessungen der thermoplastischen Schicht und des Aluminiums sind in Abbildung 30 eingetragen. Dort ist aus Symmetriegründen nur eine Hälfte dargestellt. Die Dicke des Aluminium-Einlegers beträgt 4 mm.

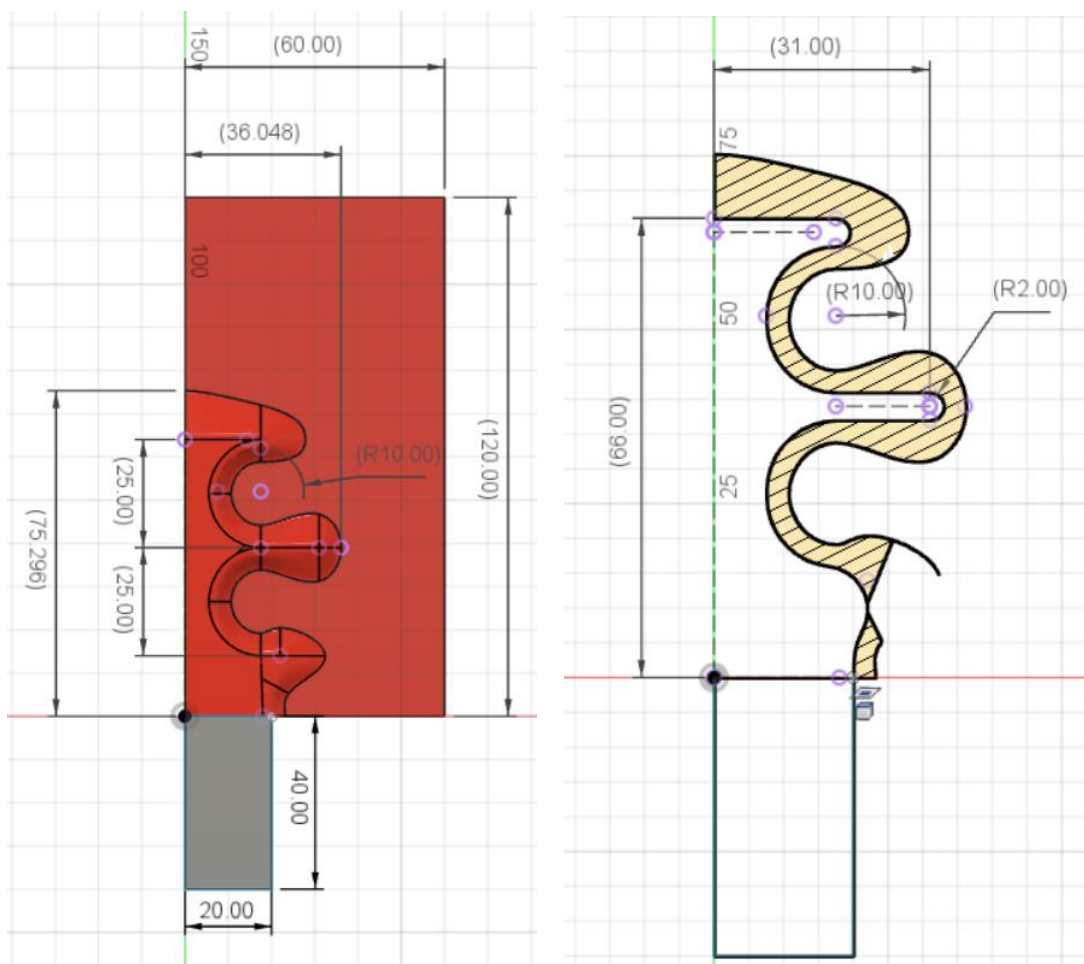


Abbildung 30 Probenbemaßung der 2D-Hybrid-Hälfte, links Laminat, rechts Aluminium-Einleger

3.3 Versuchsmethodik

3.3.1 Temperaturmessung

Zur Temperaturregelung sind Metallplatten in beiden Einspannungen installiert, die eine Kupferkokille enthalten. Über den Durchlauf eines Wasser-Glykol-Gemischs, welches durch separat beheizbare Aggregate gepumpt wird, kann die Probe über die Einspannung erwärmt werden. Der Regelkreislauf kann ca. 2 °C kaltes Wasser nachziehen, um gegebenenfalls die Einspannungen zu kühlen. Um die Einspannvorrichtungen herum befindet sich eine verschließbare Isolationsbox aus Polystyrol. Diese wird eingesetzt, um ΔT_{loss} in Gleichung 12 möglichst klein zu halten, damit es vernachlässigt werden kann.

Für die Durchführung der mechanischen Versuche ist es wichtig zu wissen, wie viel Zeit es braucht, bis die Proben thermisch stabil sind. Dazu wurde eine Temperaturmessung mit „Messfühler 1“ an den Klemmblechen der Einspannung durchgeführt. Die Temperatur wurde auf 23 °C gestellt. Gemessen wurde ab dem Anschalten der Maschine sechs Stunden lang. Der Temperatur-Zeit-Verlauf ist Abbildung 31 zu entnehmen.

Es ist zu sehen, dass die Temperatur der Einspannungen nach ca. 2h die eingestellten 23 °C erreicht hat. Der Messfühler an den Klemmblechen hat nach 2h einen kleinen Offset. Dieser beträgt jedoch weniger als 1 °C und ist für die nachfolgenden Untersuchungen vernachlässigbar klein. Aus diesem Grund wird nach Inbetriebnahme der Maschine und Einstellen der Temperatur 2h gewartet, damit die Temperatur stabil genug ist.

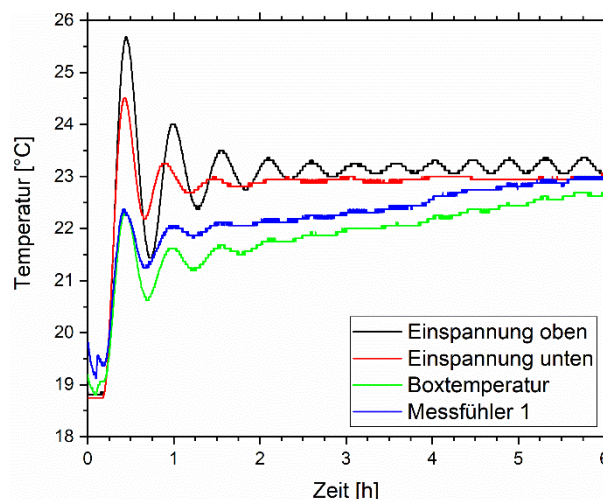


Abbildung 31 Aufheizkurve der Einspannungen mit Messfühler an den Klemmblechen

Nach einem Probenwechsel beträgt die Temperierungszeit nur noch eine halbe Stunde, da die Einspannungen bereits die richtige Temperatur aufweisen.

Es konnte beobachtet werden, dass die Proben keine 60 °C erreichen, auch wenn diese Temperatur an den Einspannungen anliegt. Dies ist bedingt durch den Messaufbau, die spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit der Proben. Diese Unterschiede sind jedoch nicht von

großer Bedeutung, da es in dieser Arbeit nicht um quantitative Messungen gehen soll, sondern um qualitative Vergleiche. Des Weiteren sind den experimentellen Möglichkeiten Grenzen gesetzt. Daher wird im Folgenden der Übersichtlichkeit und Einfachheit wegen immer von 23 °C und 60°C-Versuchen gesprochen, auch wenn dies nicht der exakten Temperatur entspricht.

3.3.1.1 Temperaturfühler

Die benutzten Halbleiter-Temperaturmessfühler DS18B20 sind von der Firma Maxim Integrated. Sie weisen eine Messungenauigkeit von $\pm 0,5$ °C bei -10 bis +85 °C auf und besitzen eine maximale Auflösung von 12-bit (d.h. 0,0625 °C). In der Messung werden zwei voneinander unabhängig messende Messfühler genutzt.

Zur Überwachung während der mechanischen Versuche werden die beiden auf die Probe aufgeklebt. Ein Temperaturfühler T_{schw} klebt am oberen Rand, ein anderer T_{silb} klebt am unteren Rand der Probe. Die genaue Anordnung der Messfühler ist Abbildung 32 zu entnehmen. Auf den CFK-Proben werden die Messfühler analog zu den PPA-GF30-Proben aufgeklebt.

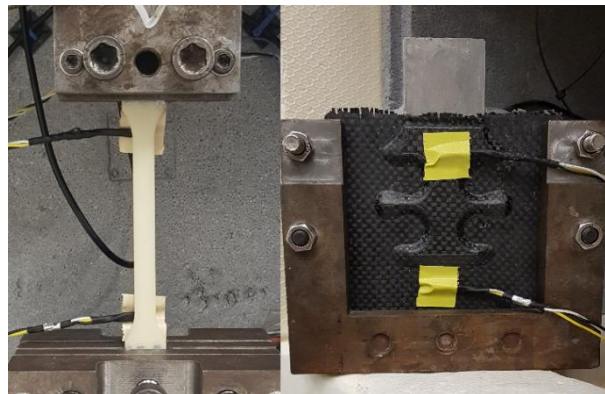


Abbildung 32 Anbringung der Temperaturmessfühler für die PPA-GF30-Proben (links) und die Hybridproben (rechts)

3.3.2 Thermografie

Thermografiemessungen können durch störende Umgebungsbedingungen beeinflusst werden. Eine sehr einfache Möglichkeit Störfaktoren zu reduzieren, ist die Bildung von Differenzbildern. Dazu wird ein Bild der Probe im unbelasteten Zustand zum Zeitpunkt $t = 0$ aufgenommen. Nun wird dieses Bild von allen weiteren Bildern abgezogen, sodass sich nur Temperaturdifferenzen zum Anfangsbild bemerkbar machen. Offensichtlich eignet sich diese Methode nur bedingt für quantitative Messungen. Des Weiteren muss klar sein, dass eine örtliche Verschiebung von wärmeabstrahlenden Objekten eine vermeintliche Temperaturänderung hervorrufen kann. Diese Artefakte sollten gekennzeichnet werden.

Dabei handelt es sich um ein Differenzbild, welches zum ersten Bild der Aufnahme gebildet wird. Dies ist eine Methode, um Störeinflüsse aus der Umgebung zu reduzieren. Beispielsweise thermische Reflexionen der Umgebung, die Spiegelung der Kamera in der Probe bzw. im Fenster der Temperaturbox oder Emissionsunterschiede aufgrund der Beschaffenheit der Probenoberfläche.

Außerdem kann über einen zeitlichen Abgleich kontrolliert werden, ob ein Thermogramm mit einem Kraftabfall im Kraft-Verschiebungs-Diagramm korreliert. Wenn dem so ist, kann davon ausgegangen werden, dass es sich bei der Wärmeentstehung im entsprechenden Thermogramm um Wärme handelt, die durch den Bruch der Probe induziert worden ist. Für den zeitlichen Abgleich von Thermografie und Mechanik gilt:

$$n = \frac{f_K * D}{f_M} * m \quad (17)$$

Dazu wird die Nummer n des Thermogramms mithilfe der Aufnahmegeschwindigkeit der Kamera $f_K = 3 \text{ Hz}$, der Aufnahmezeit der Zugprüfmaschine $f_M = 1000 \text{ Hz}$ und dem Datenpunkt m aus dem Kraft-Verschiebungs-Diagramm ausgerechnet. Hinzukommt ein Dezimierungsfaktor D , der bei der Auswertung die Menge an Daten reduzieren soll, die gespeichert wird. Bei der Dezimierung mit $D = 20$ wird ein gleitender Mittelwert aus 20 aufeinanderfolgende Werte gebildet.

Die Lock-In-Thermografie stellt mit Amplituden- und Phasenbild wichtige Werkzeuge zur Verfügung, um periodisch angeregte Wärmequellen zu analysieren. Die Phasenbilder sind generell unabhängig von Topologie und Ausleuchtung der Probe. Daher sind sie besser geeignet, um die geometrische Ausdehnung der Delaminationen zu beurteilen. Um den Schweregrad der Schädigung zu beurteilen, eignen sich eher die Amplitudenbilder, da sie die Intensität der elektromagnetischen Wellen angeben. Analog zu den Differenzbildern aus den quasistatischen Zugversuchen geben sie auch eine quantitative Einschätzung der Schädigung. Allerdings stammen die Informationen aus den Amplitudenbildern der Lock-In-Thermografie aus einem viel kleineren Zeitraum, was die Messung unempfindlicher gegenüber zeitlich langsam veränderlichen Störeinflüssen macht. Zur Bestimmung der aktuellen Delaminationsgröße eignen sich also die Phasenbilder besser. Das quantitative Ausmaß der Schädigung lässt sich besser anhand der Amplitudenbilder bestimmen.

3.3.3 Ermüdungsversuch

Die Spannung in der Probe kann wegen der komplexen Bauteilgeometrie und den unterschiedlichen Materialien nicht berechnet werden. Daher orientieren sich die Ermüdungsversuche

nicht an einer Oberspannung, sondern an einer Oberkraft. Literaturwerte für gängige Oberspannungen (Fujimoto [37] 63-75%; Montesano [38] 50-85%, Summa [9] 65-75%) schwanken von 50-85%. Aufgrund der Literatur- und Erfahrungswerte, die auf ähnlichen Hybriden beruhen, wurde die Oberkraft auf 75% der Maximalkraft aus dem Zugversuch festgelegt. Das soll Dauerläufer der Hybridproben vermeiden und trotzdem differenzierte Ergebnisse liefern. Die Versuchsfrequenz soll möglichst hoch gewählt werden, um den Zeitaufwand zu minimieren und eine etwaige Überlagerung von Kriechbelastungen zu vermeiden, jedoch so gering sein, dass die Eigenerwärmung der Proben nicht zu hoch ist. Dies würde zum einen zu einem nicht erwünschten Versagensfall der Proben und zum anderen zu einer unerwünschten Änderung der mechanischen Eigenschaften führen. Aus vorangegangenen Untersuchungen zu ähnlichen Hybriden [9] hat eine Versuchsfrequenz von 5 Hz gute Ergebnisse erzielt. Folglich wird die Frequenz für die Ermüdungsversuche auf 5 Hz festgelegt.

3.4 Versuchsdurchführung

Die Versuche werden an einer Zugprüfmaschine des Modells Instron 8500 mit einer 100 kN Kraftmessdose durchgeführt. Für alle drei Probentypen werden je 12 Versuche durchgeführt. Das sind sechs quasistatische Zugversuche und sechs Ermüdungsversuche, von denen jeweils drei bei 23°C und drei bei 60°C vollzogen werden.



Abbildung 33 Messaufbau mit Thermobox, eingespannter Probe, Thermografiekamera und Steuer-PC

Der Detektor der Thermografiekamera besteht aus einem ungekühlten Mikrobolometer in einem focal-plane-array (FPA). Die Kamera stammt von der Marke InfraTec mit der Modellbezeichnung VarioCAM HD head 800 und hat eine Auflösung von 1024x768 Pixeln bei einer maximalen Aufnahmerate von 30 Hz und einer Sensitivität von 50 mK. Sie deckt einen Spektralbereich von 7,5-14 μm ab.

3.4.1 Quasistatische Zugversuche

Zuerst werden die Temperaturfühler an der Probe montiert. Bei den PPA-Proben sitzen die Fühler am oberen bzw. unteren Rand des Messbereichs, der an die Schultern der Probe grenzt. Für die Hybridproben wird der erste Messfühler zentral über dem Einleger montiert und der zweite unterhalb des Einlegers (Abbildung 32).

Anschließend werden die Proben je nach Typ in verschiedene Einspannungen eingespannt. Die PPA- und CFK-Proben werden oben und unten zwischen zwei seitlich agierenden Schraubeneinspannungen mittig eingespannt. Die Hybridproben werden zur besseren Krafteinleitung in einer U-förmigen Einspannung mit einem seitlichen Einzug von 10 mm und einem unteren Einzug von 25 mm (Abbildung 32) festgeschraubt. Nach DIN EN ISO 527-2:2012 beträgt die Einspannlänge der PPA-GF30-Proben 115 mm und die Messlänge 75 mm.

Nachdem die Probe eingespannt ist, wird die Thermobox geschlossen und das Erreichen der Versuchstemperatur abgewartet. Innerhalb der Box werden fünf verschiedene Temperaturen gemessen: Die Temperatur an der oberen (T_{eo}) und der unteren Einspannung (T_{eu}), die Lufttemperatur in der Box (T_{box}) und die Probentemperatur an zwei Stellen (T_{schw} und T_{silb}).

Dann wird der Zugversuch weg-gesteuert durchgeführt und, angelehnt an DIN EN ISO 527-4:1997, mit einer Traversengeschwindigkeit von 2 mm/min gefahren. Parallel dazu findet die Überwachung mit der Thermografiekamera statt. Diese schaut von außen durch eine IR-Strahlungsdurchlässige Polyethylen-Folie in die Probenkammer. Die Kamera nimmt während des Versuchs durchgehend mit 3 Hz auf und ist auf gleicher Höhe wie die Probe. Der Fokus wird so eingestellt, dass sich die Fokusebene in der Probenebene befindet.

3.4.2 Ermüdungsversuche

Die Einspannung der Proben und die Anbringung der Temperaturfühler erfolgt analog zu den quasistatischen Zugversuchen wie in Abbildung 32 dargestellt. Die Prüffrequenz liegt wie oben beschrieben (s. Kap. 3.3.3) bei $f_{Prüf} = 5 \text{ Hz}$. Es wurde ein Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ gewählt, um sicherzustellen, dass die Proben immer auf Zug belastet werden. Dies ist insbesondere wichtig für die Flachzugproben, da diese anfällig für Knicken sind.

Die Thermografiekamera nimmt während der Ermüdungsversuche nur zu bestimmten Zeitpunkten Bilder auf, da eine kontinuierliche Aufnahme enorm große Datenmengen generieren würde. Die Zeitpunkte, zu denen die Kamera ein Bildpaket aufnimmt, orientiert sich an der Lastspielzahl. Die Kamera bekommt zu den Zyklen 1, 100, 200, 300... bis 1000 insgesamt 11 Signale. Danach wird alle 5000 Lastspiele ein Signal gesendet. Ein Bildpaket enthält 18 Bilder und wird mit einer Frequenz von 30 Hz aufgenommen.

3.4.3 Erhöhtes Rauschen in den Kraft-Verschiebungs-Diagrammen

Bei einigen Zugversuchen der Metall-CFK-Hybride ist es zu unerwarteten Störungen gekommen. In manchen Kraft-Verschiebungs-Diagrammen, wie beispielhaft in Abbildung 34 zu sehen, erscheint eine stark „verschmierte“ Kraftkurve. Sie weist in y-Richtung eine Amplitude von bis zu 200 N auf, was unter normalen Bedingungen nicht der Fall sein sollte. Gleichzeitig sind Vibrationen des Probenhalters der Zugmaschine aufgetreten.

Diese beiden Probleme scheinen in Zusammenhang zu stehen und haben die Messergebnisse verändert. Unter der Annahme, dass das Rauschen einen rein mechanischen Grund hat (Vibrationen), kann davon ausgegangen werden, dass die Kraft während des Rauschens auch tatsächlich auf die Probe gewirkt hat. Dann kann die Kurve durch eine Einhüllende beschrieben werden. Dadurch bleibt der qualitative Verlauf der Kurven weitestgehend unverändert, wodurch sich die Kurven besser miteinander vergleichen lassen. Die geglätteten Graphen sind mit einem Stern gekennzeichnet, und das jeweilige Original befindet sich im Anhang. Die stark begrenzte Probenkapazität hat leider keine Ersatzmessungen zugelassen.

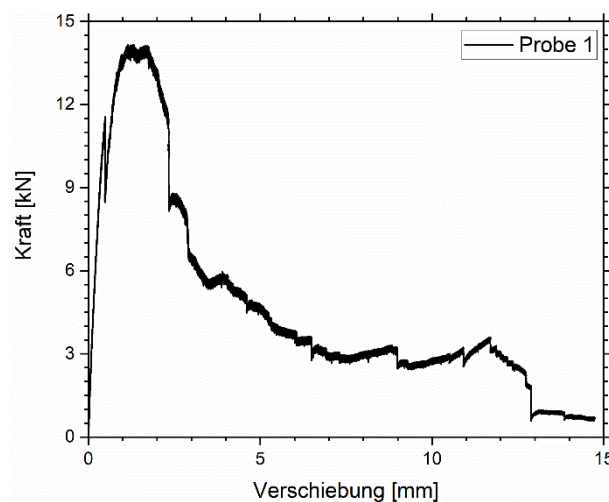


Abbildung 34 Kraft-Verschiebungs-Diagramm von Hybridprobe 1 mit starkem Kraftrauschen

4 Auswertung und Diskussion

Nach der Erläuterung der theoretischen Grundlagen und der experimentellen Methodik werden in den nachfolgenden Kapiteln nun die Messergebnisse vorgestellt und diskutiert. Zunächst sind die beiden Einzelkomponenten PPA-GF30 und CFK an der Reihe, anschließend das Hybridbauteil als Ganzes. Eine Probenart wird immer zuerst quasistatisch bei 23 und 60 °C diskutiert und danach die Ermüdungsversuche bei ebendiesen Temperaturen.

Da die Probengeometrie der Hybride sehr komplex ist und die Spannungen darin nicht exakt berechnet werden können, wird auf Kraft-Verschiebungs-Diagramme zurückgegriffen. Sie zeigen neben der Materialabhängigkeit auch eine Geometrieabhängigkeit. Weil der Hybrid jedoch nicht als Material, sondern als Bauteil charakterisiert werden soll, reicht der qualitative Vergleich der Proben im Kraft-Verschiebungs-Diagramm untereinander aus.

4.1 PPA-GF30

4.1.1 Quasistatische Zugversuche

Zuerst werden die PPA-GF30-Proben 1-18, 1-19 und 1-20 bei 23 °C quasistatisch mit in situ Thermografieüberwachung getestet. Aus dem Zugversuch werden Kraft und Weg aufgezeichnet. Exemplarisch ist das Kraft-Verschiebungs-Diagramm von Probe 1-18 in Abbildung 35 dargestellt. Die Maximalkraft erreicht einen Wert von ca. 6 kN, bis die Probe bei einer Verschie-

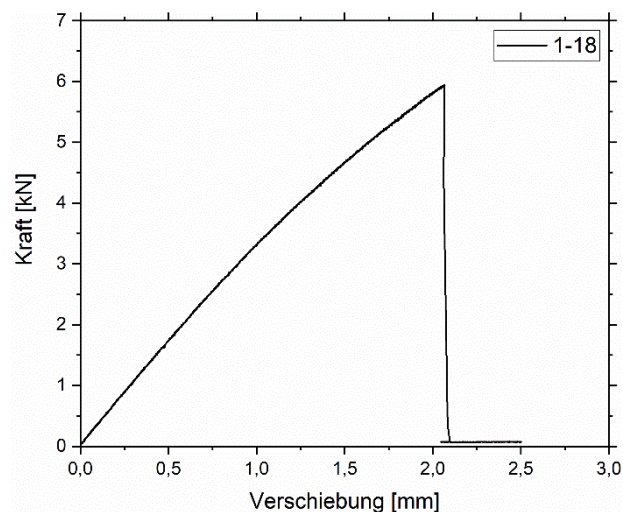


Abbildung 35 Kraft-Verschiebungsdiagramm von PPA-GF30-Probe 1-18 bei 23 °C

bung von ca. 2,1 mm bricht. Der Kurvenverlauf steigt stetig an und ist leicht rechtsgekrümmt. Diese Abweichung von der Linearität könnte ein Zeichen für das viskoelastische Materialverhalten des Polymers sein. Auf molekularer Ebene richten sich die Molekülketten in Lastrichtung aus, um somit die Spannung im Material zu minimieren. Die Kraft, die global an der Probe angreift, verringert sich infolgedessen. Ansonsten zeigt die Kurve keine Unregelmäßigkeiten.

Die Thermografie nimmt kontinuierlich mit einer Rate von 3 Hz Bilder auf. Das zum Zeitpunkt des Bruches aufgenommene Thermogramm ist in Abbildung 36 zu sehen. Die im Folgenden dargestellten Thermogramme sind allesamt Differenzbilder.

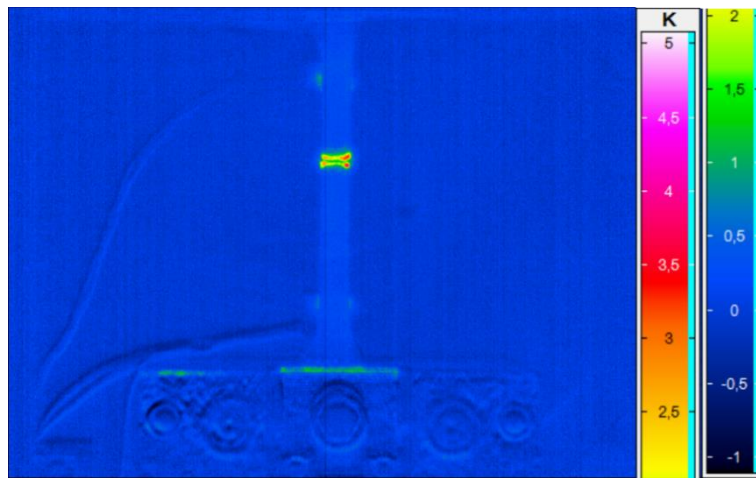


Abbildung 36 Thermogramm von PPA-GF30-Probe 1-18 im quasistatischen Zugversuch bei 23°C beim Bruch

In der Mitte des Bildes ist ein stark kontrastierter Bereich zu sehen, der sich vom blauen Hintergrund abhebt. Laut rechts eingeblendeter Skala weist der grün-rot eingefärbte Bereich eine Temperaturdifferenz von 1,5-3,5 K gegenüber dem ersten Bild auf. Diese lokale Wärmeentstehung ist ein Indiz für die Energiedissipation, die durch den Bruch der Probe entsteht. Würde der Kontrast durch zum Beispiel einen veränderten Emissionsgrad der Bruchfläche entstehen, so müsste dieser Kontrast nach dem Bruch durchgehend zu erkennen sein. Da dies jedoch nicht der Fall ist, sondern dieser Kontrastbereich nach und nach abklingt, weist das auf einen Zusammenhang mit dem Bruch der Probe hin.

Der Datenpunkt zum Zeitpunkt des Bruchs ist $m = 3144$. Für das vorliegende Thermogramm in Abbildung 36 gilt also:

$$n = \frac{3 * 20}{1000} * 3144 = 189 \quad (18)$$

Es errechnet sich die Bildnummer 189, die tatsächlich mit der Nummer des aufgenommenen Thermogramms übereinstimmt. Diese Korrelation funktioniert auch umgekehrt, wenn die Bildnummer vorgegeben wird und der Datenpunkt gesucht wird. Im Folgenden wird auf die explizite Darstellung aller weiteren Berechnungen dieser Art aus Gründen der Übersichtlichkeit verzichtet.

In Abbildung 37 ist links der vollständige Temperaturverlauf von Probe 1-18 zu sehen, inkl. Stabilisierung der Temperatur vor dem Zugversuch. Die schwarze Kurve zeigt die Temperatur in der oberen Einspannung (T_{eo}), rot in der unteren Einspannung (T_{eu}), grün die Boxinnentemperatur (T_{box}), dunkelblau den oberen Messfühler an der Probe (T_{schw}) und hellblau den unteren Messfühler an der Probe (T_{silb}). Wichtig für die weiteren Betrachtungen sind die beiden Messfühler auf der Probe, weshalb diese noch einmal vergrößert für die Dauer des Versuchs dargestellt sind. Der vollständige Temperaturverlauf für die Proben, die nicht im Hauptteil diskutiert werden, ist im Anhang zu finden.

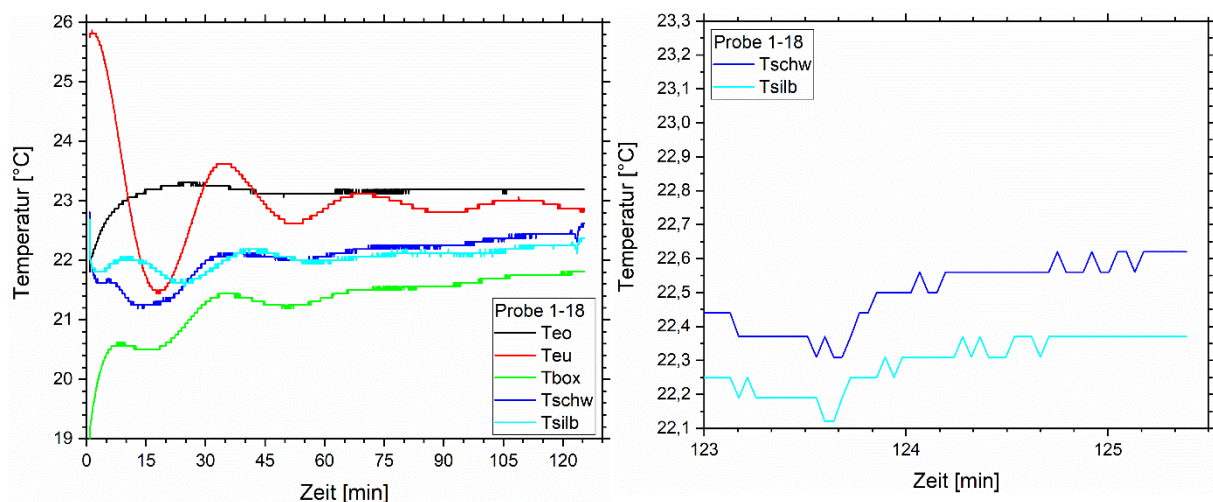


Abbildung 37 links: Temperaturverlauf von PPA-GF30-Probe 1-18 bei 23°C mit Vorheizen; rechts: vergrößerte Darstellung während des Zugversuchs)

Der sprunghafte Verlauf der Kurve liegt in der minimal auflösbaren Temperaturdifferenz begründet, die die Fühler detektieren können. Im Temperaturverlauf während des Zugversuchs (rechtes Diagramm) ist zum Start des Zugversuchs zunächst eine leichte Verringerung der Temperatur um 0,12 °C zu erkennen, gefolgt von einer Temperaturerhöhung um 0,31 °C über das Ausgangsniveau. Dieser Verlauf ist in beiden Kurven zu beobachten. Die anfängliche Erniedrigung der Temperatur könnte auf den thermoelastischen Effekt zurückzuführen sein. Das bedeutet, dass sich durch die mechanische Ausdehnung die Temperatur der Probe verringert. Die anschließende Wärmeentwicklung könnte auf den Bruch der Probe zurückzuführen sein. Im Thermogramm war bereits zu sehen, dass dort, wo sich der Riss bildet, Wärme entsteht. Die Temperaturdifferenz im Thermogramm ist mit 3,5 °C höher als die Temperaturdifferenz der berührenden Messung (ca. 0,2 °C Differenz von Versuchsstart zum Bruch). Dass diese Temperaturdifferenz niedriger ist, kann mehrere Gründe haben. Die Temperaturfühler sitzen am Rand der Probe und sind damit weiter vom Rissort entfernt. Durch die geringe Wärmespeicherkapazität und Wärmeleitung des Polymers wird die Wärme nicht schnell genug dorthin transportiert und verteilt sich auf das gesamte Probenvolumen. Außerdem muss sich der Temperaturfühler selbst erwärmen, was das Messergebnis wiederum etwas verfälscht. Hierin liegt

also ein klarer Vorteil der Thermografie als zfP-Methode gegenüber der berührenden Temperaturmessung, was die Detektion und örtliche Auflösung von Bruchevents angeht.

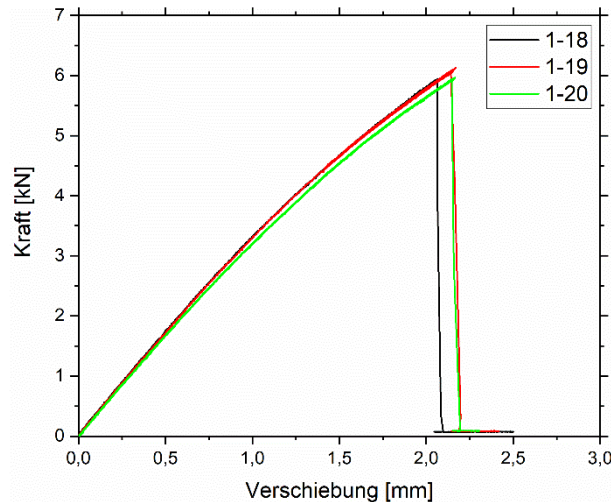


Abbildung 38 Übersicht quasistatische Zugversuche von PPA-GF30 bei 23°C

Das Kraft-Verschiebungs-Diagramm in Abbildung 38 betrachtend fällt auf, dass die Kurven sehr eng beieinanderliegen. Lediglich Probe 1-18 erreicht eine etwas niedrigere Maximalkraft und Bruchverschiebung als die anderen, was aber auf die Streuung innerhalb der Probencharge zurückzuführen sein kann. Der Mittelwert der Maximalkraft liegt bei 6,02 kN und für die Bruchverschiebung bei 2,12 mm.

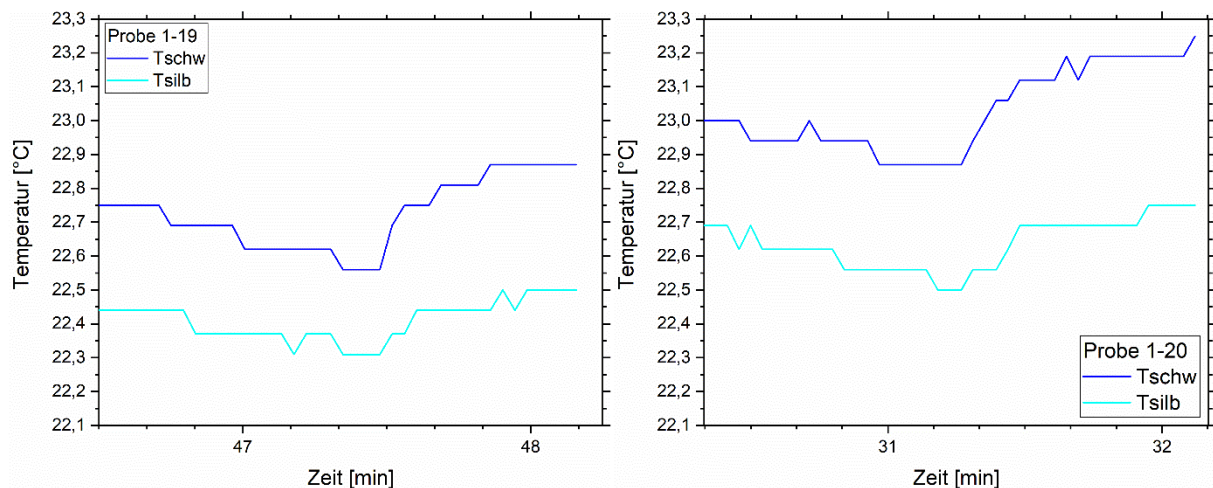


Abbildung 39 Temperaturverlauf von PPA-GF30-Proben 1-19 (links) und 1-20 (rechts) während des Zugversuchs bei 23°C

In Abbildung 39 ist der Verlauf der beiden Temperaturfühler für die Proben 1-19 und 1-20 über die Dauer des quasistatischen Zugversuchs gegeben. Der qualitative Temperaturverlauf von Probe 1-18 ist reproduzierbar in den Messungen von 1-19 und 1-20 zu erkennen. Die Temperaturdifferenzen unterscheiden sich minimal, jedoch gibt es die Gemeinsamkeit, dass der obere Temperaturfühler (T_{schw}) immer etwas wärmer ist als der untere (T_{silb}). Dafür scheint die Lage des Bruchs keine Rolle zu spielen (Abbildung 40), denn Probe 1-18 reißt näher am oberen Temperaturfühler, aber die Proben 1-19 und 1-20 jeweils näher am unteren T-Fühler. Ein

Grund könnte ein Wärmegradient innerhalb der Temperaturbox sein. Das Hydraulikaggregat der Zugprüfmaschine ist im unteren Teil der Temperaturbox miteingeschlossen, sodass dort entstehende Wärme durch Konvektion nach oben steigt und sich dort sammelt, sodass der obere Temperaturfühler ungleich mehr erwärmt wird als der untere. Das resultiert in einem konstanten Offset zwischen den beiden Temperaturfühlern von ca. 0,2-0,3 °C.

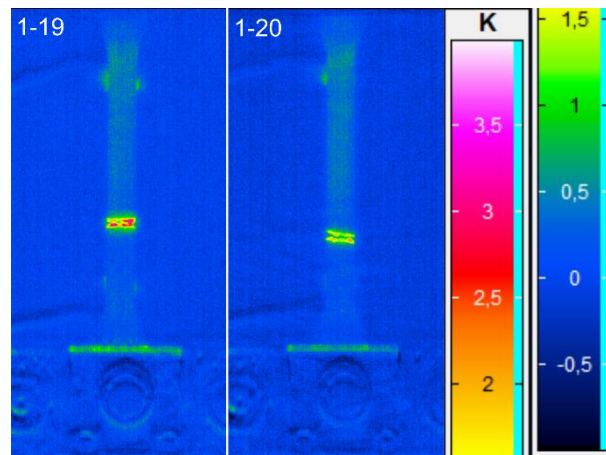


Abbildung 40 Thermogramme der PPA-GF30-Proben 1-19 und 1-20 im quasistatischen Zugversuch beim Bruch

Die Thermogramme der Proben 1-19 und 1-20 zeigen ebenfalls eine starke Temperaturerhöhung im Bruchbereich der Proben. Probe 1-19 erwärmt sich ähnlich stark wie Probe 1-18 ungefähr 3 °C. Probe 1-20 erscheint dagegen etwas kühler. Dies könnte an geringerer Energiedissipation liegen. Ebenfalls zeigt die Thermografie einen kleinen Wärmegradienten in der Probe, der von oben nach unten abnimmt, was die Vermutung erhärtet, dass der Offset der Temperaturfühler durch ein leichtes Temperaturungleichgewicht in der Box entsteht.

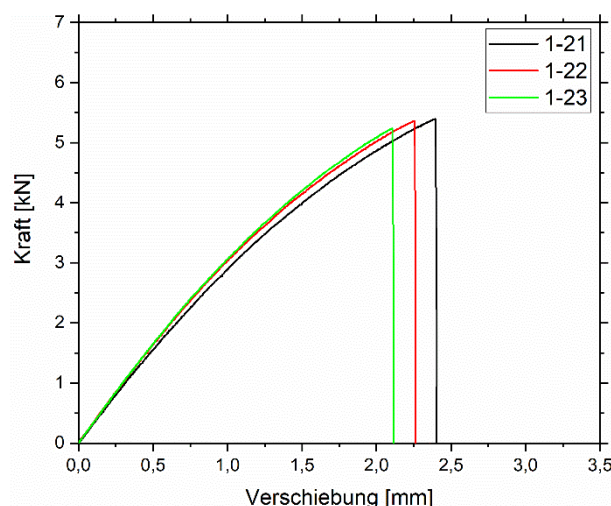


Abbildung 41 links: Übersicht quasistatische Zugversuche von PPA-GF30 bei 60°C

Bei den 60 °C-Versuchen erreicht die Maximalkraft einen Mittelwert von 5,33 kN und die Bruchverschiebung einen Wert von 2,25 mm. Das Ergebnis ist eine Verringerung gegenüber den 23 °C-Versuchen um 11% für die Kraft und eine Erhöhung der Bruchverschiebung um 6%.

Kraft und Verschiebung nehmen mit fortschreitender Versuchszahl ab, der E-Modul steigt jedoch leicht an. Insgesamt zeichnet es sich ab, dass der Kunststoff mit höherer Temperatur etwas duktiler und weicher wird, wie es in der Literatur beschrieben wird (vgl. Kap. 2.3.2).

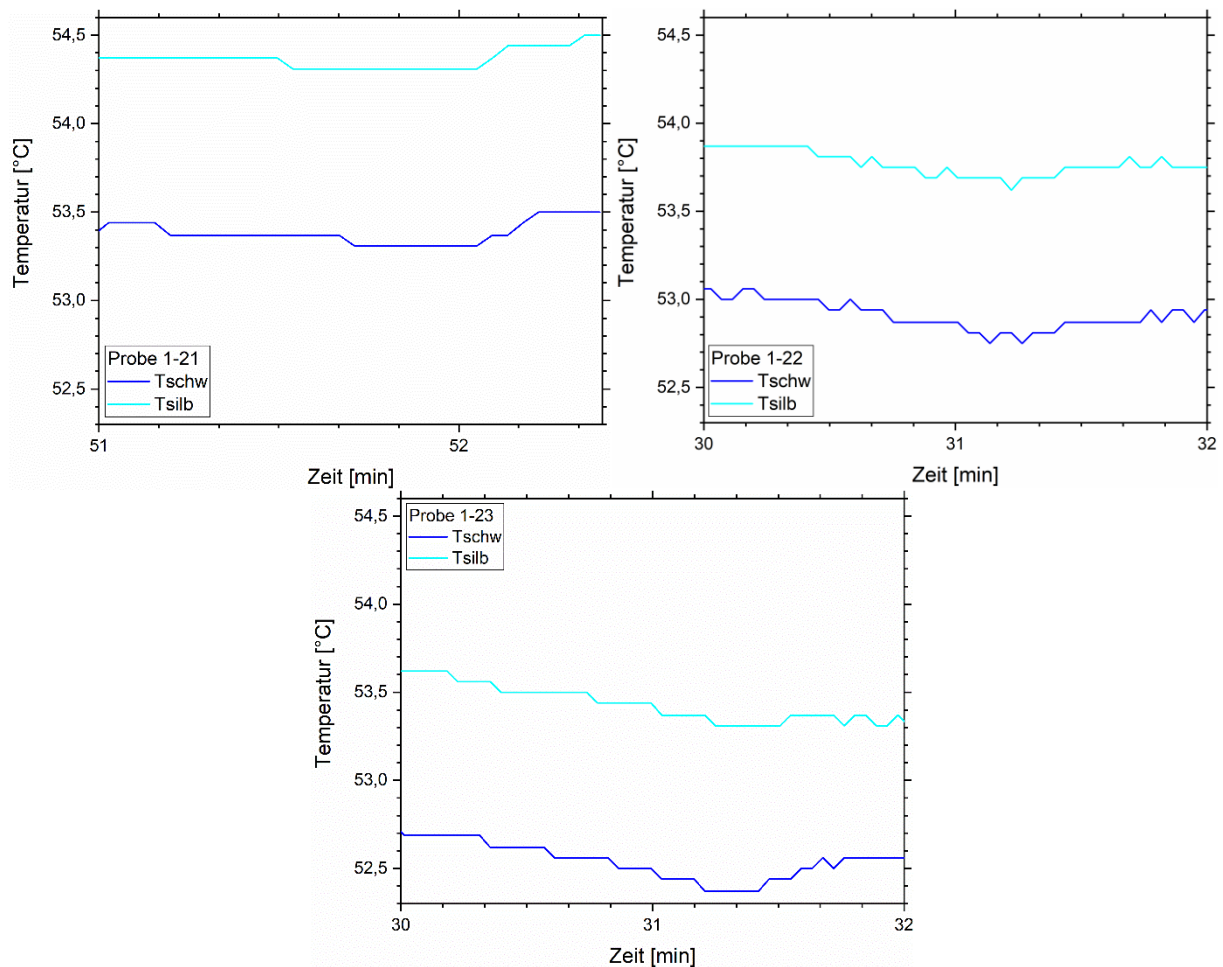


Abbildung 42 Temperaturverlauf von PPA-GF30-Proben 1-21, 1-22 und 1-23 bei 60°C während des Zugversuchs

Was den Temperaturverlauf der Messfühler angeht ist in Abbildung 42 für die Proben 1-21, 1-22 und 1-23 ein ähnlicher Verlauf zu erkennen. Zum Start des Zugversuchs fällt die Temperatur leicht ab, was auf den thermoelastischen Effekt zurückzuführen ist. Dann wird ein Minimum erreicht, und danach steigt die Temperatur wieder an. Dieser Anstieg wird vermutlich wie bei den 23°C-Proben durch die Energiedissipation während des Bruchevents verursacht. Ein Grund, warum Probe 1-21 jedoch ein leicht flacheres Temperaturprofil hat, könnte die Phase sein, in der sich das Temperieraggregat gerade befindet. Dort befindet es sich gerade in der Heizphase, während es bei den anderen beiden Proben gerade in der Abkühlphase ist, sodass sich dies mit dem Bruchevent überlagern könnte. Die Graphen der kompletten Temperaturverläufe sind im Anhang zu finden. Damit könnte auch die Tatsache, dass nun in diesen drei

Messungen der untere Temperaturfühler heißer ist als der obere, zusammenhängen, wobei der Offset bei ungefähr 0,8-0,9 °C liegt.

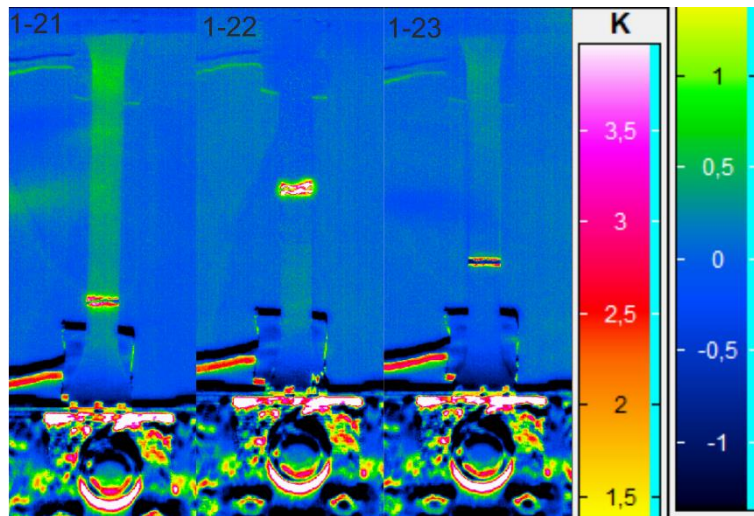


Abbildung 43 Thermogramme der PPA-GF30-Proben 1-21, 1-22, 1-23 bei 60 °C

Die Thermogramme in Abbildung 43 zeigen das Bruchevent der Proben 1-21, 1-22 und 1-23 im quasistatischen Zugversuch bei 60°C. Die Skala ist für alle Bilder gleich und auf der rechten Seite eingeblendet. Die Wärme im Rissbereich beträgt ungefähr 3-4 °C. Dies deckt sich mit den Messwerten aus den Versuchen bei 23 °C. Es ist jedoch ein Unterschied in der Größe der Bruchfläche zu erkennen, die auf den Thermogrammen sichtbar wird. Bei den Proben 1-21 und 1-22 ist sie größer und geht etwas weiter in die Probe hinein als bei 1-23, wo die Fläche sich nur auf einen sehr schmalen Streifen konzentriert. Daher liegt der Schluss nahe, dass die erhöhte Temperatur keinen Einfluss auf die Menge der Wärme zu haben scheint, die beim Bruch frei wird.

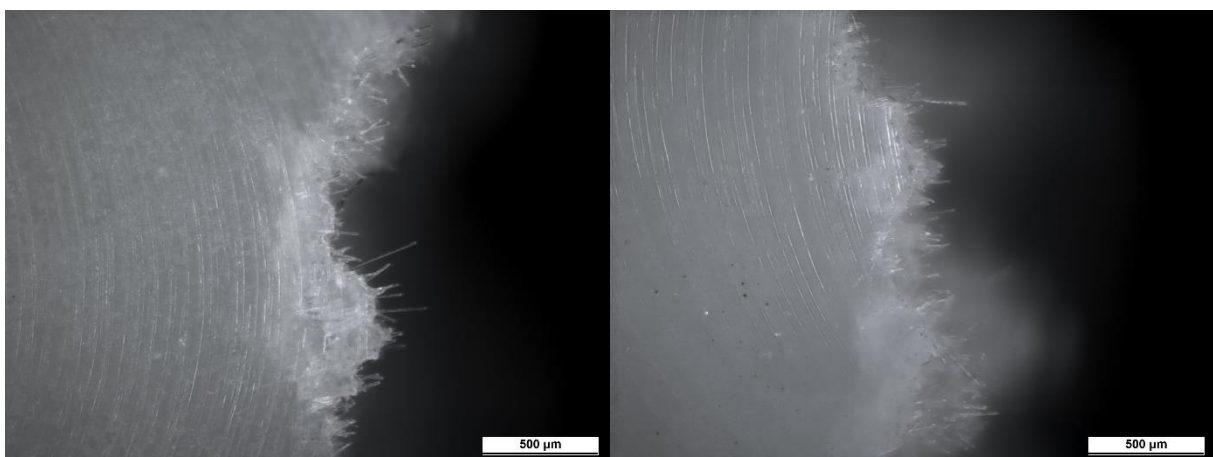


Abbildung 44 Lichtmikroskopieaufnahmen der Bruchflächen der quasistatisch getesteten PPA-GF30-Proben 1-18 (23°C; links) und 1-21 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung

Die Mikroskopieaufnahmen in Abbildung 44 zeigen die Bruchflächen der PPA-GF30-Proben. Die Aufnahmen wurden am Lichtmikroskop DM6000 von Leica durchgeführt. Probe 1-18, die bei 23 °C getestet wurde, ist links zu sehen und Probe 1-21 (60°C) ist rechts zu sehen. Beide Aufnahmen wurden im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung aufgenommen. Es ist zu sehen, dass beide Proben hier eine zerklüftete Bruchfläche aufweisen, aus der die Glasfasern herausragen. Diese borstenförmige Bruchfläche, die auch Gamstedt [39] beschreibt, weist unterschiedlich lange Faserpullouts auf. Sie ragen vorzugsweise nach rechts raus, was die Schmelzflussrichtung während des Spritzgussprozesses und auch die Belastungsrichtung war. Dabei ist kein signifikanter Unterschied zwischen den beiden Temperaturen festzustellen.

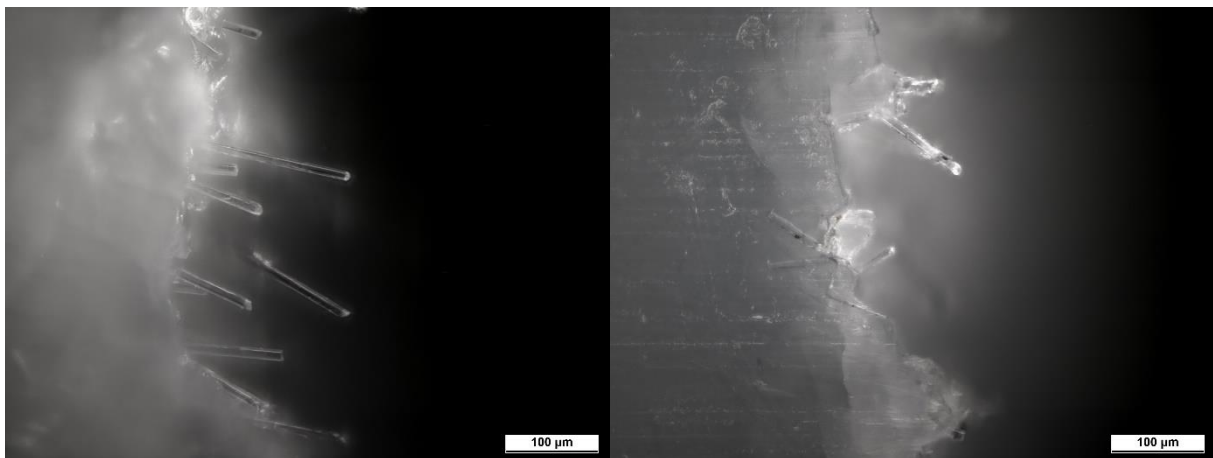


Abbildung 45 Lichtmikroskopaufnahmen der Bruchflächen der quasistatisch getesteten PPA-GF30-Proben 1-18 (23°C; links) und 1-21 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 200-facher Vergrößerung

Teilweise scheint es jedoch, als würden diese „ausgefranst“ und borstenförmigen Stellen mit längeren Faserpullouts, wie sie in Abbildung 45 gegenübergestellt sind, bei 23°C häufiger auftreten. Um dies jedoch mit größerer Bestimmtheit sagen zu können, bedarf es noch eingehenderer Untersuchungen.

Das weichere Verhalten der PPA-GF30-Proben, welches sich aus den Kraft-Verschiebungs-Diagrammen abgezeichnet hat, könnte eine Häufung der Faserpullouts erklären. Bei einer höheren Temperatur würden die Fasern leichter und gleichmäßiger aus der etwas weicheren Matrix herausgezogen. Da jedoch kein klarer Unterschied zu erkennen ist, liegt die Versuchstemperatur mit 60 °C vermutlich zu weit entfernt von der Glasübergangstemperatur des Polyphthalamids, sodass die abgebildeten Differenzen zu klein sind.

Die Untersuchungen in diesem Kapitel haben gezeigt, dass das für Polymere typische, viskoelastische Materialverhalten im Kraft-Verschiebungs-Diagramm zu erkennen ist. Die Thermografie bildet das Rissevent ab und kann somit zusätzliche Infos über die Größe der Schädigung durch die freiwerdende Wärme geben. Im Zusammenspiel mit den Mechanikdaten, die die Thermografiedaten ergänzen und verifizieren, zeichnet sich so ein vollständigeres

Gesamtbild. Die Thermografie bietet gegenüber der berührenden Temperaturmessung Vorteile aufgrund der integrale Messmöglichkeit und der Berührungslosigkeit. Dennoch ist die Absicherung durch die berührende Messung sinnvoll, weil dadurch Unsicherheiten aufgrund der unterschiedlichen Emissionsgrade minimiert werden können. Die mechanischen Daten in Abbildung 46 weisen in Verbindung mit den Mikroskopieaufnahmen der PPA-GF30-Proben auf einen Sprödbbruch hin, der in den 60 °C-Versuchen etwas duktiler wird. Bei beide Temperaturen sind Faserpullouts zu erkennen. Der Trend gehäufter Faserpullouts bei 60 °C, bzw. bei höherer Temperatur generell, müsste allerdings mit weiteren Versuchen verifiziert werden.

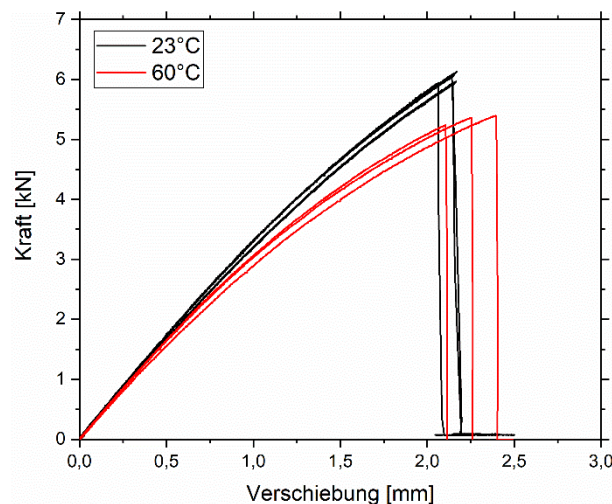


Abbildung 46 Vergleich von 23°C und 60°C der PPA-GF30-Proben im quasistatischen Zugversuch

4.1.2 Ermüdungsversuche

In Abbildung 47 sind die Ergebnisse der Ermüdungsversuche bei 23 °C für PPA-GF-30 gegeben. Dort ist zu sehen, dass sich die Zyklenanzahl der Proben im Kurzzeitfestigkeitsbereich bewegt. Die dynamische Steifigkeit startet zu Versuchsbeginn bei ca. 3,4 kN/mm und nimmt

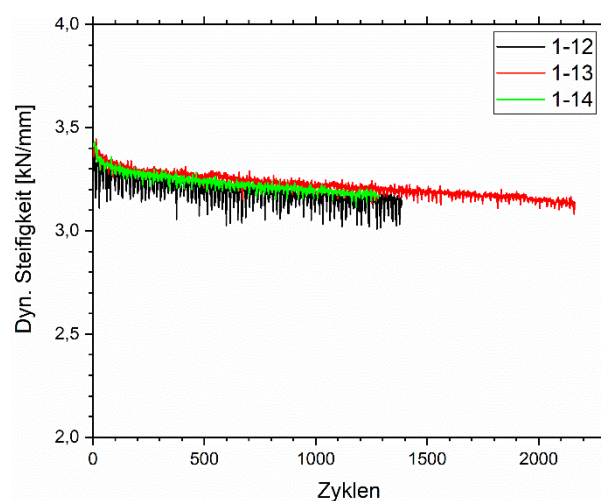


Abbildung 47 Dynamische Steifigkeit über Zyklenanzahl für PPA-GF30 1-12, 1-13 und 1-14 bei 23°C im Ermüdungsversuch

dann stetig bis auf einen Endwert von ca. 3,1 kN/mm ab. Dabei zeigt Probe 1-12 eine höhere Streuung in y-Richtung als die anderen beiden Proben.

Betrachtet man die Ergebnisse der berührenden Temperaturmessung in Abbildung 48, so fällt die starke Temperaturerhöhung im Vergleich zu den quasistatischen Zugversuchen auf. Die Temperatur steigt zunächst fast linear bis kurz vor dem Probenversagen an, und beim Bruch wird nochmal ein größerer Anstieg der Temperatur bis zum Temperaturmaximum beobachtet. Nach dem Bruch der Probe kühlt die Probe wieder ab, weil dann kein Energieeintrag in die Probe mehr stattfindet. Dabei ist die Temperaturerhöhung im oberen Temperaturfühler deutlicher ausgeprägt als im unteren. Insgesamt erwärmen sich die Proben um ca. 2-3 °C im Verlaufe des Ermüdungsversuchs.

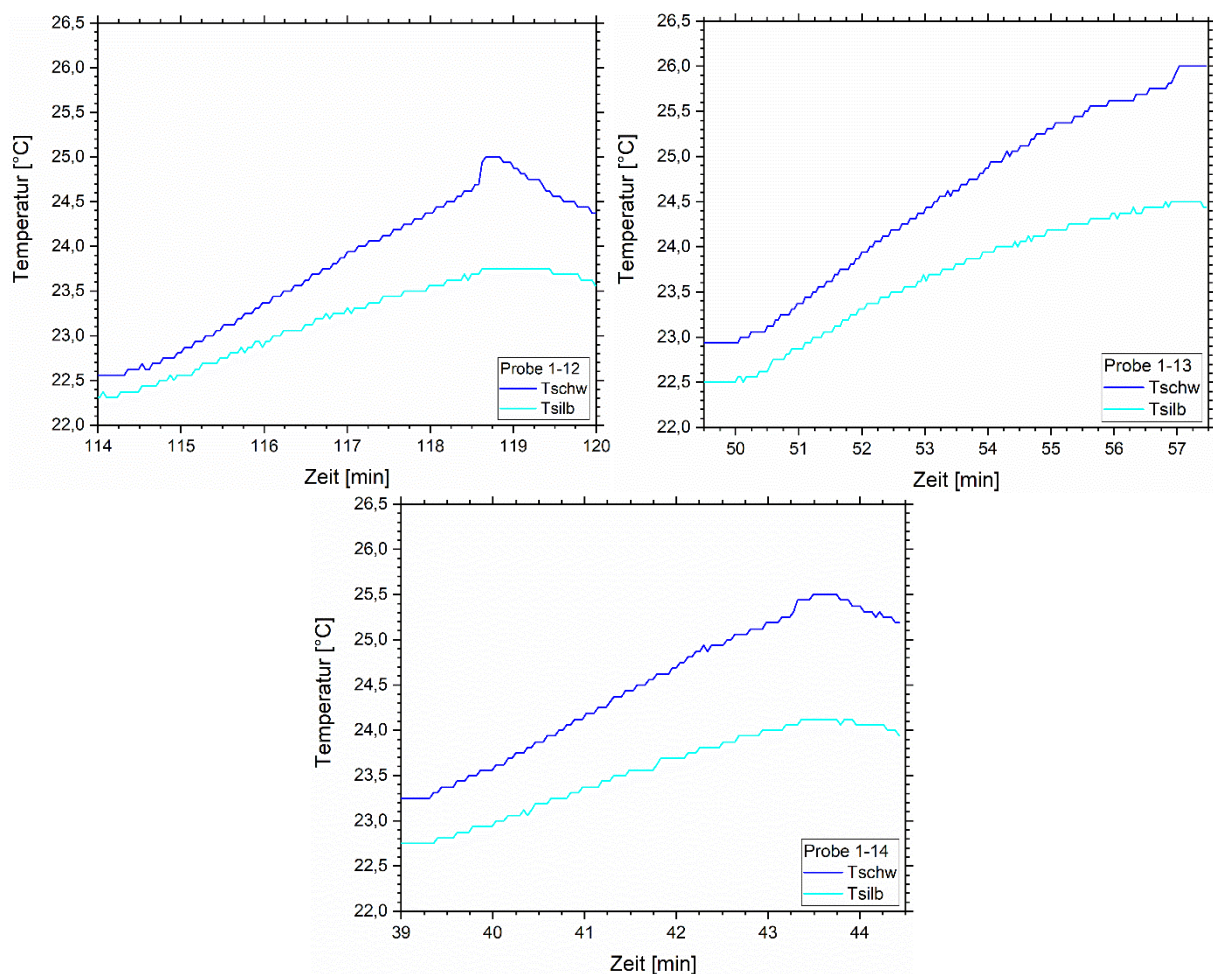


Abbildung 48 Temperaturverlauf von PPA-GF30-Proben 1-12, 1-13 und 1-14 während des Ermüdungsversuchs bei 23°C

Wie in den quasistatischen Zugversuchen bei 23 °C ist auch hier der obere Temperaturfühler wärmer als der untere. Das legt die Vermutung nahe, dass die Wärmeentwicklung und -konvektion bei erhöhter Temperatur anders ist als bei Raumtemperatur.

Die Thermografieergebnisse werden exemplarisch anhand Probe 1-14 erläutert. Thermogramme der Proben 1-12 und 1-13 sind dem Anhang zu entnehmen.

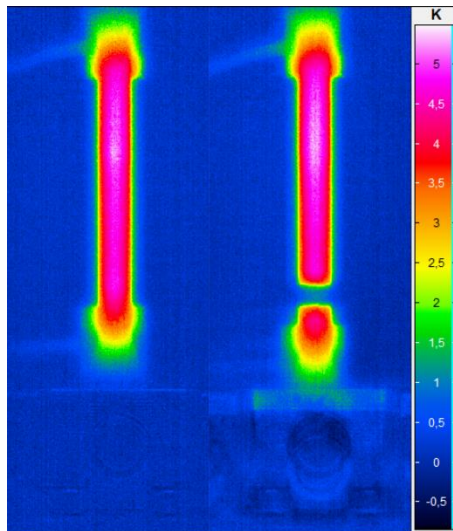


Abbildung 50 Thermogramme der PPA-GF30-Probe 1-14 bei 23°C im Ermüdungsversuch vor dem Bruch (links) und danach (rechts)

Ebenso wie in der berührenden Messung, tritt auch im Thermogramm von Probe 1-14, welches in Abbildung 50 zu sehen ist, eine hohe Temperaturdifferenz von ca. 5 °C auf. Links ist die Probe vor dem Bruch und rechts danach zu sehen. Beide Bilder zeigen eine starke Temperaturerhöhung von bis zu 5,5 °C innerhalb der Messlänge der Probe. Dort, wo die Temperaturfühler angebracht sind, zeigt die Thermografie eine Temperaturdifferenz von ca. 3 °C, was mit den Messungen der Temperaturfühler übereinstimmt. Nahe den Einspannungen ist die Temperaturdifferenz niedriger, meist ungefähr 2 °C (grüner Kontrast). Das Bild unmittelbar nach dem Bruch zeigt das gleiche Temperaturprofil über die Probe wie das Bild kurz davor. An der Bruchkante ist hier keine zusätzliche Wärmeentwicklung zu beobachten. Dies kann jedoch auch daran liegen, dass die Zeitpunkte der Thermografieaufnahmen sich in den Ermüdungsversuchen an der Zyklenzahl orientieren und deshalb nicht genau der Zeitpunkt des Bruches im rechten Bild zu sehen ist. Das bedeutet, dass die hier entstandene Wärme nicht hauptsächlich durch den Bruch entstanden sein kann, sondern die Probe sich vorher schon aufgeheizt

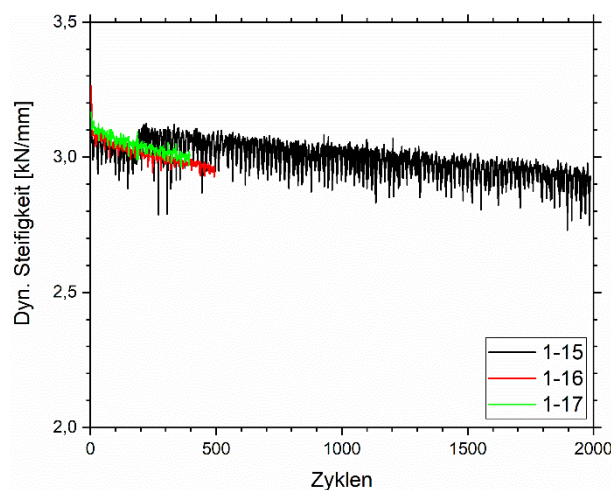


Abbildung 49 Dynamische Steifigkeit über Zyklenanzahl der PPA-GF30-Proben 1-15, 1-16 und 1-17 im Ermüdungsversuch bei 60°C

hat. Das kann durch die mechanisch eingebrachte Energie geschehen, die vom Polymer durch seine dämpfende Eigenschaft dissipiert wird. Diese Beobachtungen ähneln denen von Mallick [13], der bei Versuchsfrequenzen von mehr als 1 Hz eine starke Eigenerwärmung bei PA-6,6 beobachten konnte. Das Bild vor dem Bruch ist das letzte Paket, welches vor dem Bruch aufgenommen worden ist. Die Thermogramme der übrigen Proben sind im Anhang zu finden.

Der Verlauf der dynamischen Steifigkeit ist für die Proben bei 60 °C in Abbildung 49 zu sehen. Die Anzahl der Lastspiele befindet sich für alle drei Proben im Kurzzeitfestigkeitsbereich. Zu Beginn des Versuchs ist die dynamische Steifigkeit etwas erniedrigt gegenüber der Steifigkeit bei 23 °C und nimmt dann mit fortschreitender Lebensdauer ähnlich stark ab. Auffällig ist der Sprung von Probe 1-15 bei ca. 200 Zyklen. Dort steigt die dynamische Steifigkeit ruckartig auf ein Niveau an, welches höher als das Ausgangsniveau ist. Ein Grund dafür könnte der Abbau von produktionsbasierten Eigenspannungen im Polymer sein. Auch hier scheint die starke Eigenerwärmung aufgrund der relativ hohen Prüffrequenz für ein frühzeitiges, thermisches Versagen verantwortlich zu sein.

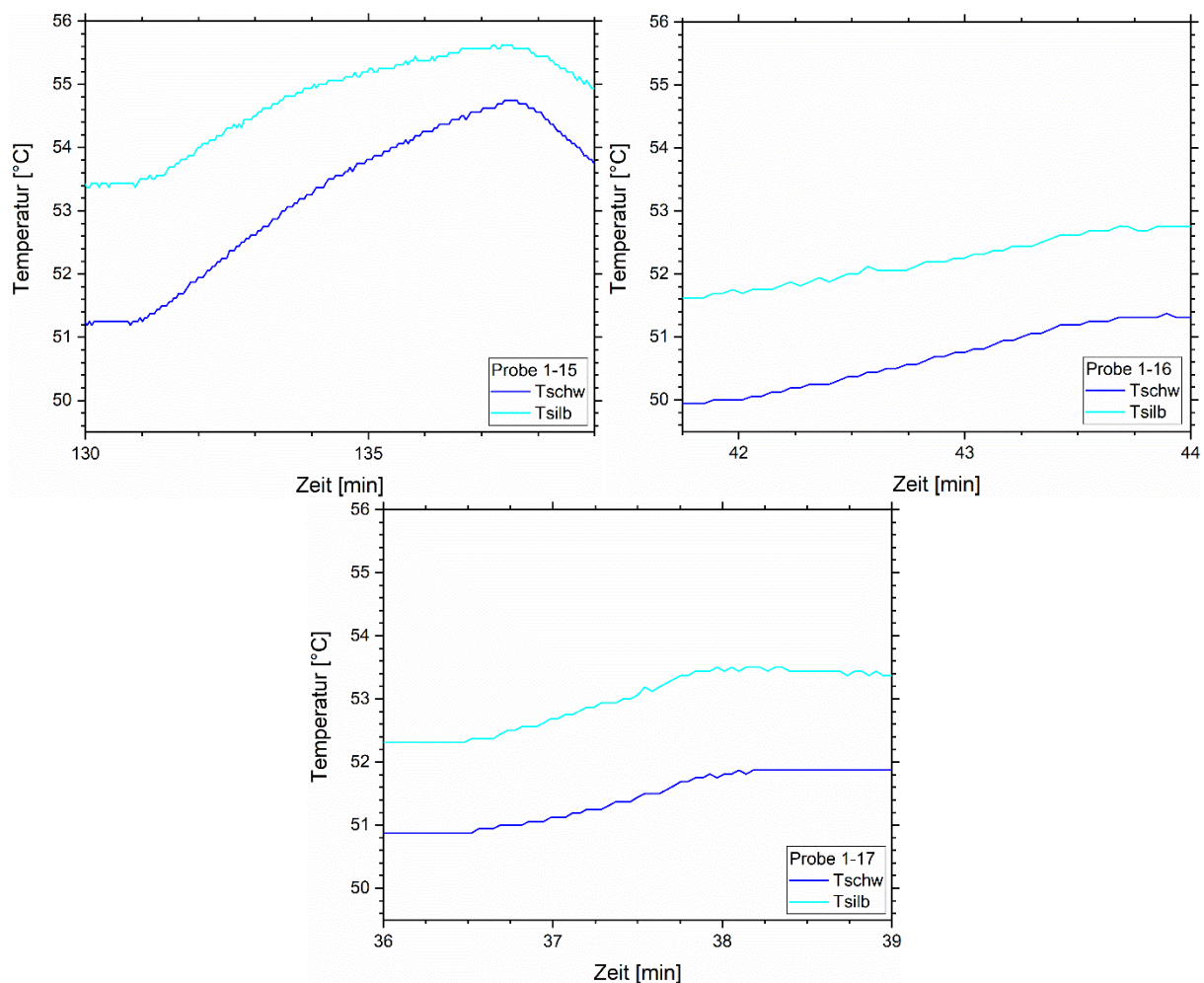


Abbildung 51 Temperaturverlauf der PPA-GF30-Proben 1-15, 1-16 und 1-17 während des Ermüdungsversuchs bei 60°C

Die Temperaturverläufe der berührenden Messung von den Proben 1-16 und 1-17 zeigen Temperaturdifferenzen von ca. 1 °C. Probe 1-15 weist dagegen eine Temperaturdifferenz von

bis zu 3,5 °C im oberen Temperaturfühler auf. In allen Messungen ist der untere Fühler ca. 1,5 °C wärmer als der obere. Diese Abweichung könnte auf die Erwärmung der Maschine zurückzuführen sein, da sich das Hydrauliköl, welches unterhalb der unteren Einspannung sitzt, bei zyklischen Versuchen stark erwärmt. Dies könnte auch der Grund sein, warum die Temperaturdifferenz zwischen den beiden Temperaturfühlern größer ist als in den Ermüdungsversuchen bei 23 °C.

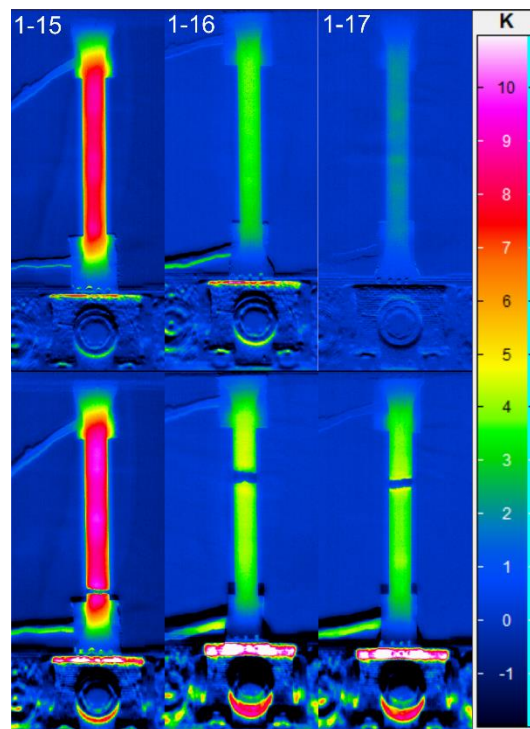


Abbildung 52 Thermogramme der Proben 1-15, 1-16 und 1-17 bei 60°C jeweils kurz vor (oben) und nach dem Bruch (unten)

Abbildung 52 zeigt die Thermogramme der bei 60 °C ermüdeten Proben. Dort ist zu sehen, dass sich Probe 1-15 stärker erwärmt als die anderen, so wie es auch die berührende Messung darstellt. Außerdem ist dies die Probe, die auch die meisten Lastspiele aushält und einen Sprung in der dynamischen Steifigkeit macht. Die maximale Temperaturdifferenz liegt für diese Probe bei ca. 9-10 °C. Bei Probe 1-16 erstreckt sich die Temperaturdifferenz von ca. 3 bis 4 °C. Ebenfalls auffällig ist die geringere Erwärmung von nur ca. 1-2 °C von Probe 1-17 kurz vor dem Bruch.

Die Mikroskopiebilder der ermüdend getesteten Proben 1-13 und 1-15 sind in Abbildung 53 gegeben. Probe 1-13 zeigt eine zerfranstere und zerklüftetere Bruchfläche als Probe 1-16. Links sind längere Faserpullouts der Glasfasern zu sehen, die auch in unterschiedliche Richtungen zeigen. Im rechten Bild sieht die Bruchfläche dagegen viel glatter aus. Die Fasern sind nicht so weit herausgezogen und zeigen vorzugsweise parallel zueinander nach rechts. Diese Beobachtung unterstützt die Ergebnisse aus den mechanischen Daten, dass das Polyphthalamid weicher wird.

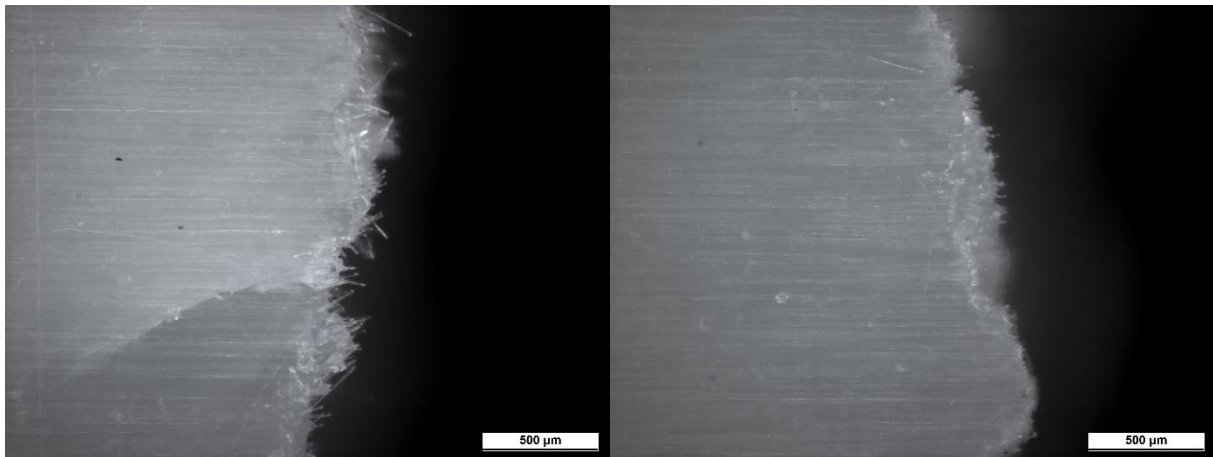


Abbildung 53 Lichtmikroskopieaufnahmen der Bruchflächen der ermüdend getesteten PPA-GF30-Proben 1-13 (23°C; links) und 1-15 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung

Die PPA-GF30-Proben erreichen in den Ermüdungsversuchen allesamt eine Lebensdauer im Kurzzeitfestigkeitsbereich. Der Thermoplast erwärmt sich über die gesamte Probenfront relativ homogen. Diese Erwärmung trägt laut Literatur zu einem vorzeitigen Probenversagen bei. Das bedeutet, dass die Lebensdauer des reinen PPA-GF30 sich durch die Verringerung der Prüffrequenz verlängern ließe. Die Erkenntnis, dass sich der Thermoplast bei der gewählten Prüffrequenz stark erwärmt ist relevant für das Versagen der Hybridproben. Denn der Thermoplast liegt genau zwischen CFK-Laminat und Alu-Einleger, und kann somit durch seine Temperatur Einfluss auf die umgebenden Materialien nehmen. Die Mikroskopie zeigt, dass bei 60 °C mehr und längere Faserpullouts stattfinden. Dies erhärtet die Vermutung, die für den quasistatischen Fall aufgestellt wurde.

4.2 CFK

4.2.1 Quasistatische Zugversuche

In Abbildung 54 sind die Kraft-Verschiebungs-Kurven für die CFK-Flachzugproben 1-1, 1-5 und 12-2 im quasistatischen Zugversuch bei 23 °C gezeigt. Die Proben zeigen zu Anfang einen linear-elastischen Bereich, welcher anschließend im Probenversagen mündet. Die Maximalkraft liegt im Schnitt bei ca. 5,5 kN und die Bruchverschiebungen bewegen sich im Bereich von ungefähr 1 mm. Die Streuung der Proben ist relativ gering, nur Probe 12-2 zeigt eine kleinere Bruchverschiebung als die 1-1 und 1-5, was aber daran liegen könnte, dass die Proben aus verschiedenen CFK-Platten stammen. Die Maximalkraft der Proben ist jedoch ähnlich hoch.

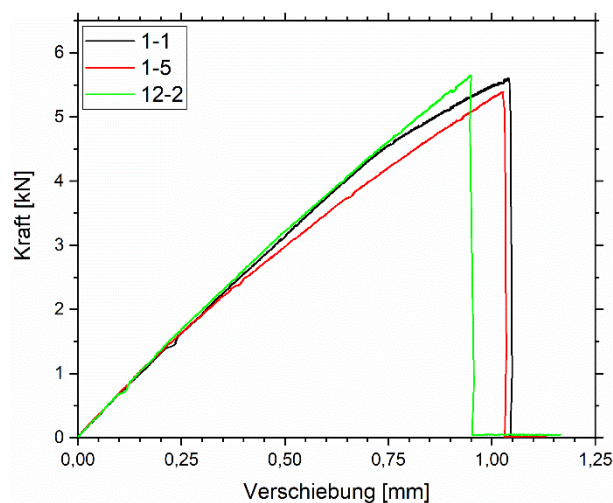


Abbildung 54 Kraft-Verschiebungs-Diagramme der CFK-Flachzugproben 1-1, 1-5 und 12-2 bei 23°C im quasistatischen Zugversuch

In Abbildung 56 sind die Ergebnisse der berührenden Temperaturmessung für die CFK-Flachzugproben 1-1, 1-5 und 12-2 während des quasistatischen Zugversuchs bei 23 °C gegeben. Die Proben 1-1 und 1-5 weisen einen hohen Anstieg von ca. 2 °C während des Versuchs auf, wohingegen bei Probe 2-12 ein kaum wahrnehmbarer Anstieg von ca. 0,18 °C vorliegt. Das könnte an einem fehlerhaften Kontakt des Messfühlers mit der Probe liegen. Außerdem steigt die Temperatur bei Probe 1-1 in zwei Stufen an. Ein höherer Anstieg der Temperatur bei den CFK-Flachzugproben als bei den PPA-GF30-Proben kann zum einen an der flacheren Probengeometrie liegen, weil dort die Wärme besser herausgeleitet werden kann oder an der höheren Wärmeleitfähigkeit des CFK.

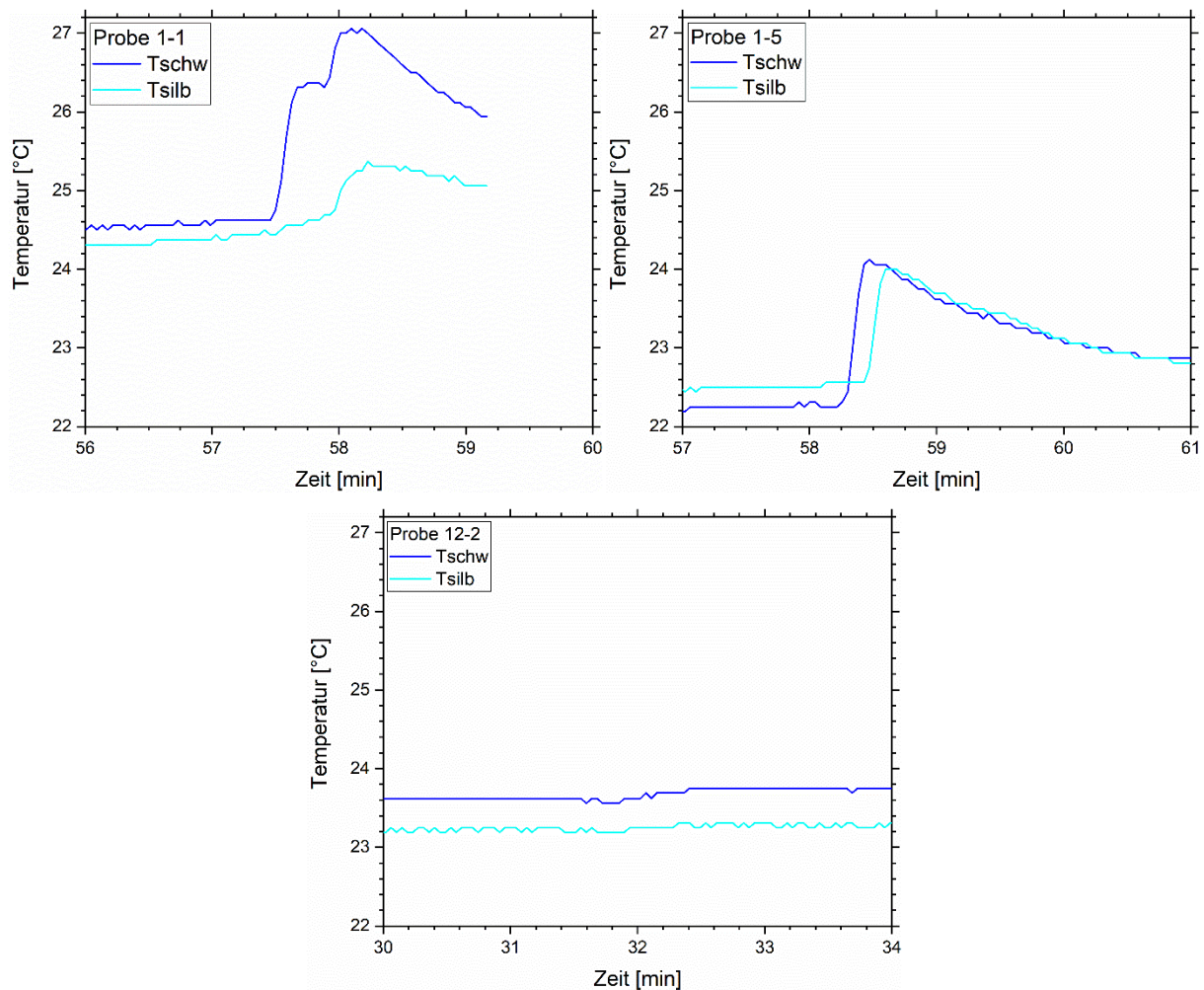


Abbildung 56 Temperaturverlauf der CFK-Flachzugproben 1-1, 1-5 und 2-12 bei 23°C während des Zugversuchs

Die Thermogramme in Abbildung 55 zeigen die Entstehung von Wärme im Rissbereich für Probe 1-1 ähnlich wie in den PPA-GF30-Proben. Der Riss liegt bei Probe 1-1 an der unteren Einspannung und ist deshalb nur teilweise zu sehen. Die Temperaturdifferenz beträgt bis zu 9 K. Außerdem ist auf dem zweiten Bild eine homogene Temperaturerhöhung von ca. 0,5 °C über die gesamte Probe zu erkennen.

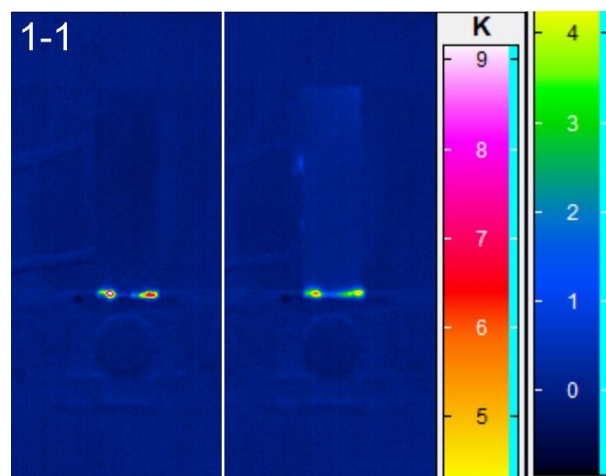


Abbildung 55 Thermogramme von Probe 1-1 bei 23°C unmittelbar nach dem Bruch und ein Frame (0,3s) später

Eine Theorie, die diese plötzliche Temperaturerhöhung über die ganze Probe erklären könnte, fußt auf dem thermoelastischen Effekt. Die Zugprobe besitzt eine anfängliche innere Energie und dehnt sich während des Zugversuchs immer weiter aus. Dabei verringert sich die Temperatur der Probe durch den thermoelastischen Effekt, und es erfolgt ein ausgleichender Wärmeaustausch mit der Umgebung. Das führt dazu, dass die Probe während des Zugversuchs ihre Temperatur augenscheinlich nicht ändert. Beim spontanen Bruch der Probe verringert sich jedoch die Dehnung der Probe schlagartig, sodass die Probe sich elastisch rückdeformiert, aber nun zusätzlich zur ursprünglichen, inneren Energie noch die Energie durch den ausgleichenden Wärmeaustausch mit der Umgebung beinhaltet. Deswegen erhöht sich durch das Zusammenziehen auch schlagartig die Temperatur der Probe ein wenig. Diese Theorie passt auch zu dem Verhalten der PPA-GF30-Proben, die beim Bruch einen starken Kontrast dort aufweisen, weil die Wärme nicht so schnell abtransportiert werden kann. Der Bruch beim CFK geht durch Fasern und Matrix. Dort, wo die C-Fasern reißen, wird die Wärme durch deren sehr gute Wärmeleitfähigkeit schnell abtransportiert. Die Probe erwärmt sich schlagartig um einen kleinen Betrag. An den Stellen, an denen die Epoxid-Matrix reißt, konzentriert sich zunächst die Wärme und braucht mehr Zeit, um abtransportiert zu werden.

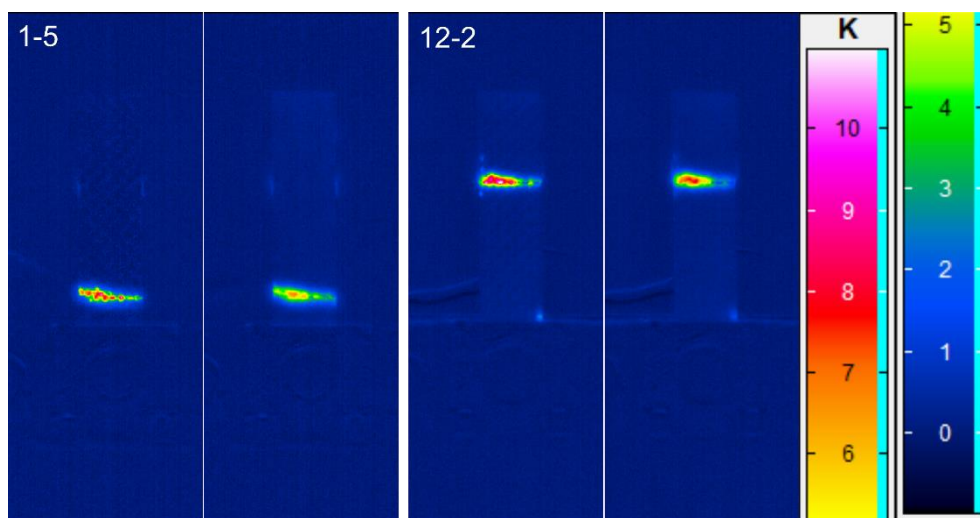


Abbildung 57 Thermogramme der Proben 1-5 und 12-2 bei 23°C unmittelbar nach dem Bruch und ein Frame (0,3s) später

Die Thermogramme der restlichen Probe 1-5 und 12-2 in Abbildung 57 weisen Temperaturdifferenzen von 6-8 °C auf. Probe 12-2 zeigt diesen Temperatursprung im rechten Bild 0,3s später nicht, sondern im Bild vor dem Bruch, also 0,3s früher. Das deutet darauf hin, dass dieses Phänomen der Wärmeausbreitung von seiner zeitlichen Ausdehnung ungefähr in derselben Größenordnung liegt wie die Kameraaufnahmerate.

Für 60 °C sind die Kraft-Verschiebungs-Diagramme der Proben 5-7, 12-21 und 12-22 in Abbildung 58 links gegeben. Qualitativ gleicht der Verlauf den Versuchen bei 23 °C, d.h. es existiert ein linear-elastischer Bereich am Anfang, der danach im Probenversagen mündet. Lediglich Probe 5-7 fällt etwas aus der Reihe, was die Quantität des Kurvenverlaufs angeht. Dort ist

die Verschiebung etwas größer und die Maximalkraft etwas geringer als bei den anderen beiden Proben. Darüber hinaus ist auch die Steigung durchweg geringer.

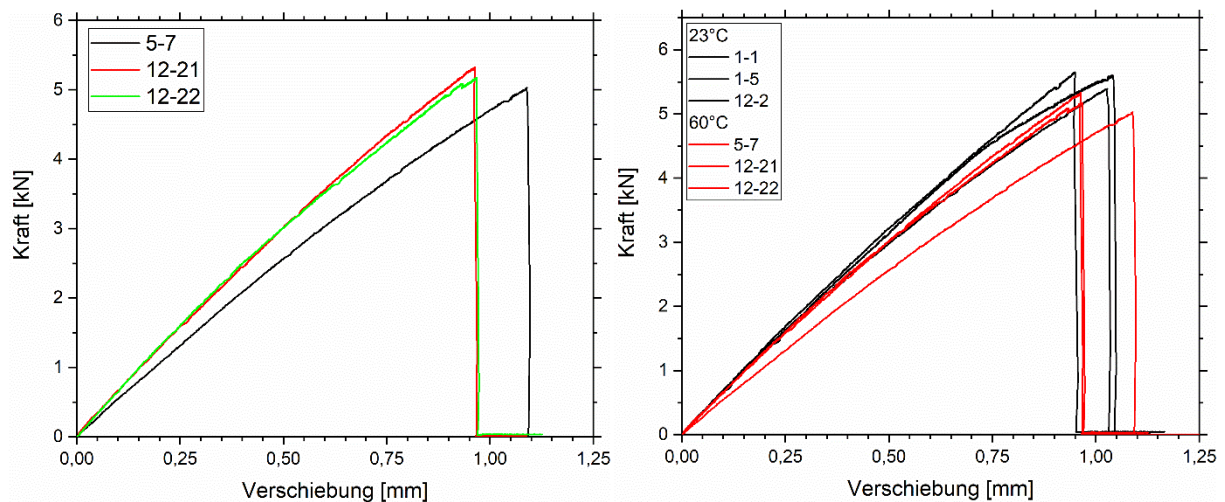


Abbildung 58 links: Übersicht über quasistatische Zugversuche von CFK-Flachzugproben 5-7, 12-21 und 12-22 bei 60°C; rechts: Vergleich von 23°C und 60°C

Dies könnte daran liegen, dass diese Probe aus einer anderen CFK-Platte stammt als die Proben 12-21 und 12-22. Aus Gründen der Probenverfügbarkeit war dies jedoch unvermeidbar. Die verschiedenen CFK-Platten unterliegen herstellungsbedingt einer gewissen Streuung, somit könnte dies der Grund für die leichte Abweichung von Probe 5-7 sein. Beispielsweise kann eine leichte Fehlorientierung der Fasern oder eine Schwankung im Faservolumengehalt Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften der CFK-Proben haben.

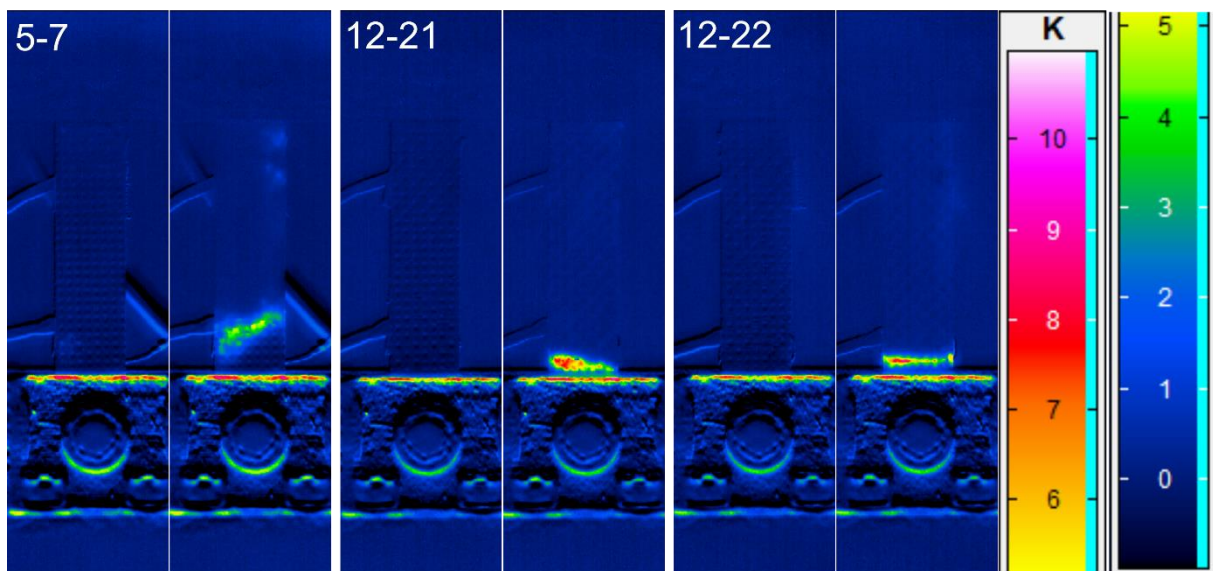


Abbildung 59 Thermogramme der CFK-Flachzugproben 5-7, 12-21 und 12-22 bei 60°C einen Frame (0,3s) vor dem Bruch und beim Bruch

Vergleicht man die Ergebnisse mit den Zugversuchen bei 23 °C (Abbildung 58 rechts) so fällt auf, dass die Maximalkraft niedriger ist. Ein Grund dafür könnte sein, dass die Proben, die in den 23°C-Versuchen verwendet wurden, aus verschiedenen CFK-Platten stammen. Jedoch weist Probe 12-2 bei 23°C eine höhere Maximalkraft auf als 12-21 und 12-22 bei 60°C. Diese

drei Proben stammen alle aus derselben CFK-Platte, was somit dafürspricht, dass der Einfluss temperaturbedingt ist.

In Abbildung 59 sind jeweils die Thermogramme ein Frame ($=0,3$ s) vor dem Bruch und beim Bruch zu sehen. Die Temperaturdifferenzen sind mit ca. $4-6$ °C etwas niedriger als in den 23 °C-Versuchen, wo die Differenz ca. $6-8$ °C beträgt. Nach Gleichung 11 ist die Emissivität unter anderem abhängig von der Temperatur. So könnte es sein, dass eine Veränderung der Emissivität der Grund für die niedrigere gemessene Temperatur ist. Eine andere Möglichkeit wäre, dass tatsächlich weniger Energie beim Probenbruch frei wird. Auch bei 60 °C ist für alle Proben ein homogener Temperaturanstieg von ca. $0,5$ °C über die gesamte, sichtbare Probenfläche zu sehen. Da dieser Effekt nicht nur bei Raumtemperatur, sondern auch bei 60 °C auftritt, deutet dies darauf hin, dass dieser Effekt eventuell auch bei anderen Temperaturen auftreten könnte. Diese Beobachtung stützt die zuvor aufgestellte Theorie. Der Riss in Probe 5-7 verläuft genau dort, wo der Temperaturfühler aufgeklebt ist.

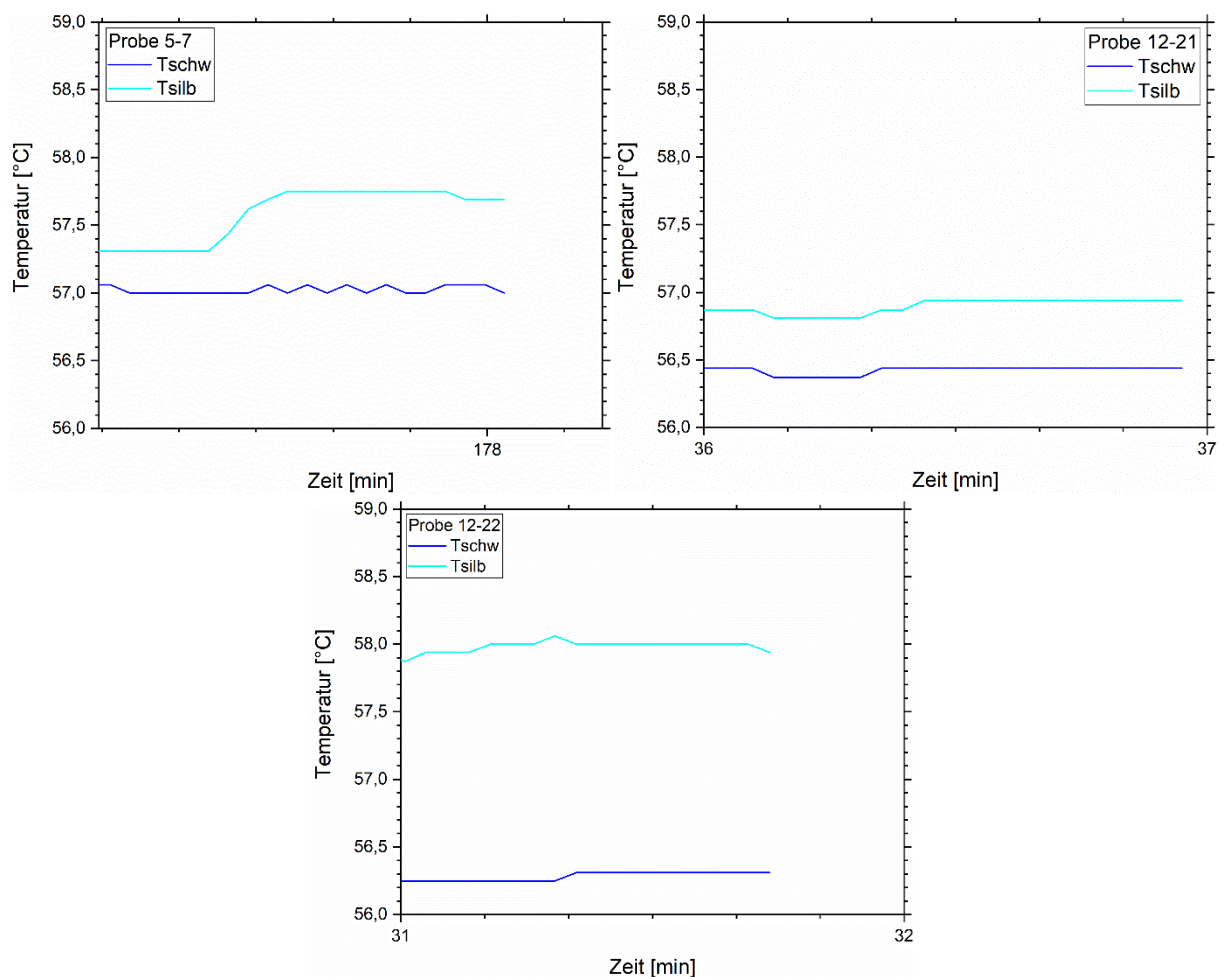


Abbildung 60 Temperaturverlauf der CFK-Flachzugproben 5-7, 12-21 und 12-22 bei 60°C während des Zugversuchs

Aus diesem Grund misst der untere Temperaturfühler die größte Temperaturdifferenz, obwohl sich laut Thermografie Probe 5-7 am wenigsten erwärmt (s. Abbildung 60). Diese ist die einzige Probe, die einen größeren Temperatursprung zum Anfang des Zugversuchs aufweist.

Auch in dieser Versuchsreihe ist zu erkennen, dass der untere Temperaturfühler in allen Fällen wärmer ist als der obere. Die anderen beiden Proben weisen nur sehr kleine Temperaturdifferenzen auf, die am Rande der Auflösungsgrenze des Messfühlers liegen. Aus der Thermografie ist ersichtlich, dass der Bruch genau am unteren Temperaturmessfühler vorbeiläuft, was den größeren Temperatursprung dieses Messfühlers erklären könnte.

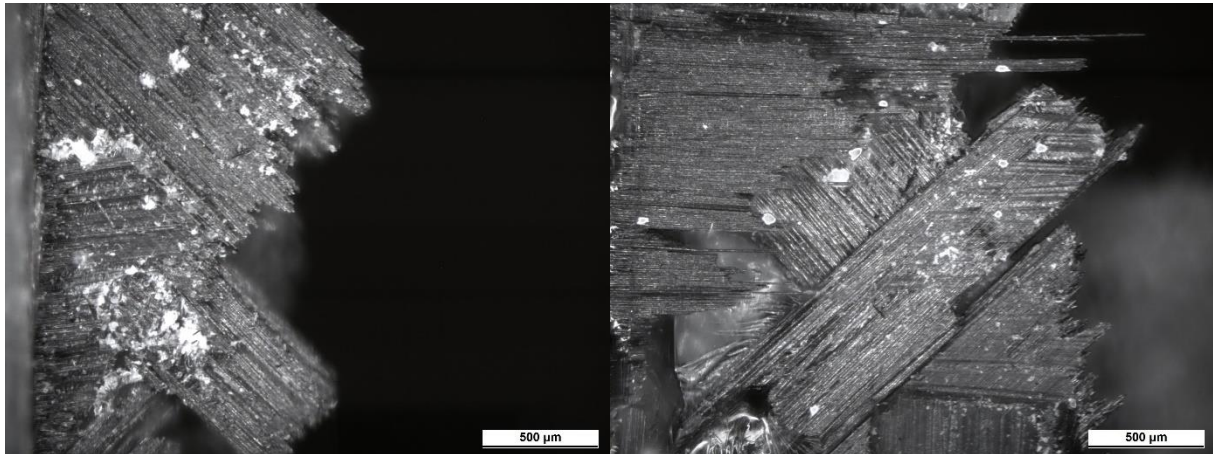


Abbildung 61 Lichtmikroskopieaufnahmen der Bruchfläche der CFK-Flachzugproben 1-5 (23°C; links) und 12-2 (60°C; rechts) im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung

Die Mikroskopieaufnahmen in Abbildung 61 zeigen die Bruchfläche von Probe 1-5 und 12-2 im Dunkelfeld bei 50-facher Vergrößerung. Bei der 23 °C-Probe (links) sind die Bruchflächen der einzelnen Faserbündel relativ spröde und gerade abgebrochen. Faserbrüche dominieren das Bruchbild und die 45°-Faserbündel ragen etwas weiter heraus als die 0°-Faserbündel. Im rechten Bild ist Probe 12-2, die bei 60 °C getestet wurde, zu sehen. Im Gegensatz zu 23 °C sieht die Bruchfläche zerklüfteter aus. Die Fasern innerhalb der Faserbündel sind verschieden lang abgebrochen. Außerdem ragen einzelne Fasern sehr weit aus den Bündeln heraus.

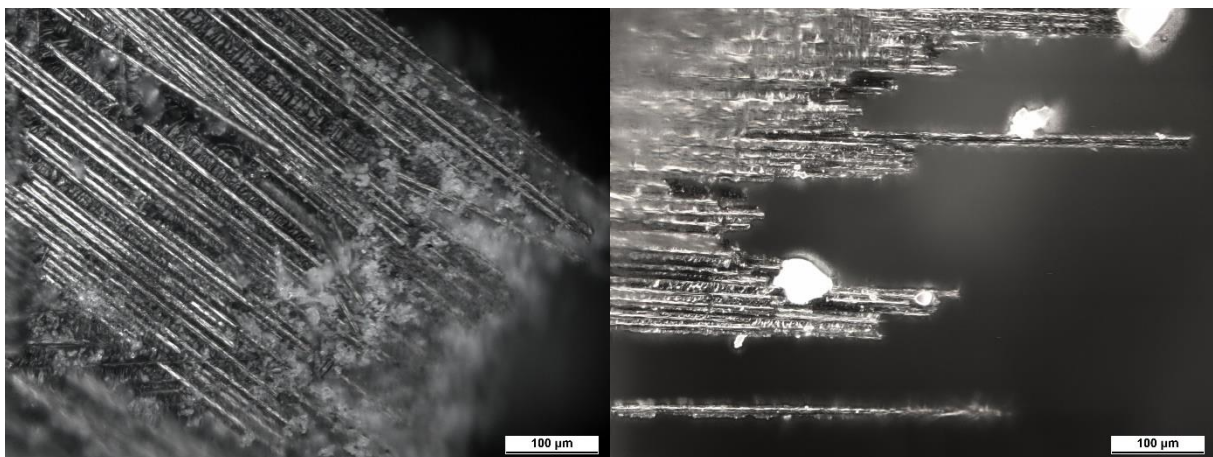


Abbildung 62 Lichtmikroskopieaufnahmen eines 45°-Faserbündels in der Bruchfläche von CFK-Flachzugprobe 12-2 (links) und eines 0°-Faserbündels von Probe 5-7 (rechts) im Dunkelfeld bei 200-facher Vergrößerung

In Abbildung 62 ist links ein 45°-Faserbündel der Bruchfläche zu sehen, welches Faserbrüche aufweist. Dazwischen sind lamellare Strukturen zu erkennen, die senkrecht zu den Fasern verlaufen. Diese Struktur wird auch in der Literatur beschrieben [40] und ist ein Hinweis darauf,

dass sich die Matrix zwischen den Fasern aufgrund von Scherkräften deformiert haben könnte. Im 45°-Bündel treten durch die Zugbelastung in 0°-Richtung Scherkräfte auf. Im rechten Bild, welches ein Faserbündel in 0°-Richtung zeigt, sind ebenfalls solche Strukturen zu sehen, was auf die Kräfte durch Querkontraktion zurückzuführen sein könnte. Denn dort sind sie nicht so ausgeprägt wie in den 45°-Bündeln.

Wichtig festzuhalten ist, dass die Temperaturdifferenzen in den Thermogrammen der quasi-statischen Versuche bei beiden Temperaturen positiv und ungefähr gleich groß sind. Dies ist für die spätere Betrachtung der Hybridproben von Bedeutung. Außerdem konnte ein höheres ΔT der CFK-Proben gegenüber PPA-GF30 beobachtet werden, was vermutlich der besseren Wärmeleitfähigkeit des CFK-Laminats zuzuschreiben ist. Des Weiteren muss die Theorie für Ursache der homogenen Temperaturerhöhung des CFKs kurz nach dem Bruch geprüft werden. Bei 60 °C wird das CFK etwas weicher bei ähnlicher Bruchverschiebung. Der Temperatureinfluss der CFK-Proben ist insgesamt nicht so stark wie bei den PPA-GF30-Proben, was daraus schließen lässt, dass die Rolle der CFK-Matrix nicht so dominant ist. Die Mikroskopie zeigt bei 23 °C einen spröden Trennbruch mit Faserpullouts, die bei 60 °C länger werden. Das weist daraufhin, dass die Epoxidmatrix weicher wird. Zwischen den Fasern der 45°-Lagen deutet ein lamellarer Bereich auf Scherkräfte hin, die zwischen den Faserbündeln gewirkt haben. Es ist also eine Veränderung im Aussehen der Bruchfläche bei höherer Temperatur zu erkennen, von relativ glattem Faserbündelabriss bei niedrigen Temperaturen zu ungleichmäßigem Abreißen der Fasern innerhalb eines Bündels bei höheren Temperaturen.

4.2.2 Ermüdungsversuche

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche für die CFK-Flachzugproben bei 23 °C sind in Abbildung 63 gegeben. Dort sind nur zwei Proben abgebildet, weil die Messung der dritten Probe leider fehlerhaft war. Diese beiden Proben haben eine Lastspielzahl von 10^6 Zyklen überschritten und werden daher gemäß gängiger Definition [9] als Dauerläufer angesehen. Vom quali-

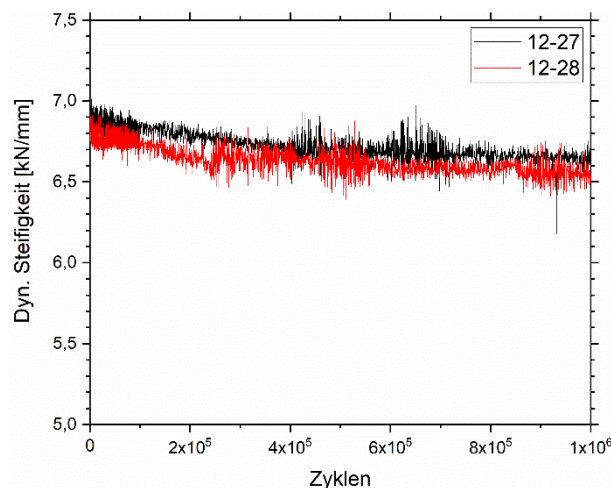


Abbildung 63 Dynamische Steifigkeit über Zyklenanzahl für CFK bei 23°C

tativen Kurvenverlauf her unterscheiden sich die beiden Proben nicht. Die dynamische Steifigkeit startet bei ca. 6,8 bzw. 6,9 kN/mm und nimmt über die gesamte Lebensdauer hinweg ab. Die dynamische Steifigkeit von Probe 12-28 ist etwas geringer als die von Probe 12-27.

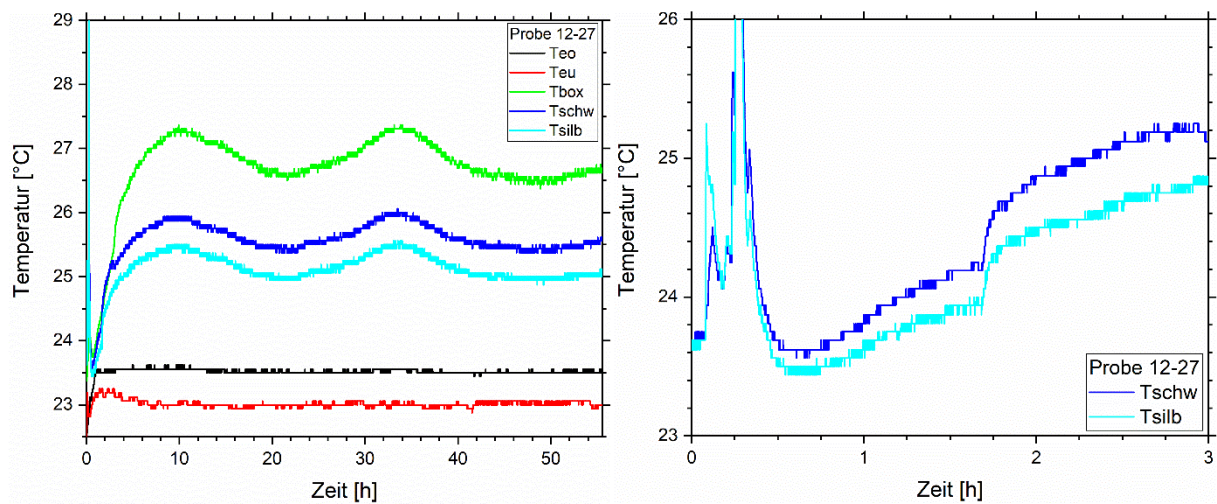


Abbildung 64 Kompletter Temperaturverlauf von Probe 12-27 bei 23°C im Ermüdungsversuch (links) und vergrößerte Darstellung der ersten drei Stunden (rechts)

Der komplette Temperaturverlauf von Probe 12-27 in Abbildung 64 links zeigt, dass die Temperatur der Probe zu Anfang des Versuchs ansteigt und danach um ca. 0,5 °C schwankt. Diese Schwankung ist dem Tag-Nacht-Zyklus geschuldet, der die Umgebungstemperatur der Probenkammer beeinflusst und damit auch die Probe. Zum Start des Ermüdungsversuchs, der kurz vor der 2h-Markierung liegt (Abbildung 64 rechts), lässt sich erkennen, dass dort ein kleiner Anstieg der Temperatur binnen weniger Minuten stattfindet. Danach steigt die Temperatur nur noch aufgrund des Tag-Nacht-Zyklus an. Diese Wärmeentstehung könnte der mechanisch dissipierten Energie geschuldet sein, die durch die Dämpfung der Probe aus dem System entweicht.

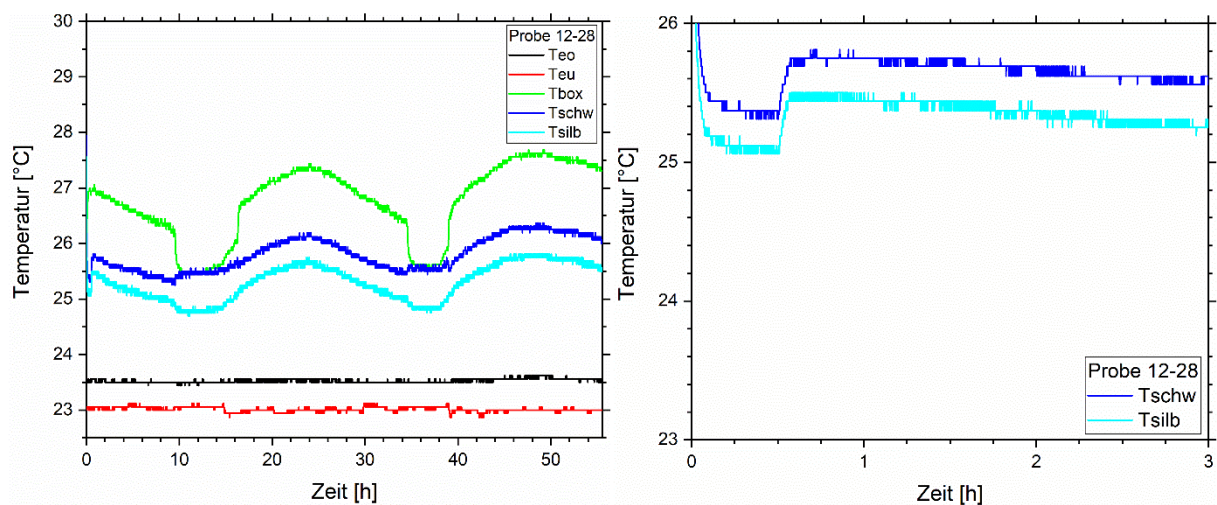


Abbildung 65 Kompletter Temperaturverlauf von Probe 12-28 bei 23°C im Ermüdungsversuch (links) und vergrößerte Darstellung der ersten drei Stunden (rechts)

Für Probe 12-28 ist ein ähnlicher Verlauf der berührenden Temperaturmessung in Abbildung 65 links zu beobachten. Auffällig ist hier, dass die Boxtemperatur zeitweise stark abnimmt. Dies könnte mit einem starken Abkühlen in der Nacht zusammenhängen, sodass die Boxtemperatur auf das Niveau der Probe in der Testkammer abfällt. Abbildung 65 rechts zeigt wieder den Verlauf innerhalb der ersten drei Stunden, welcher ebenfalls einen Temperatursprung von

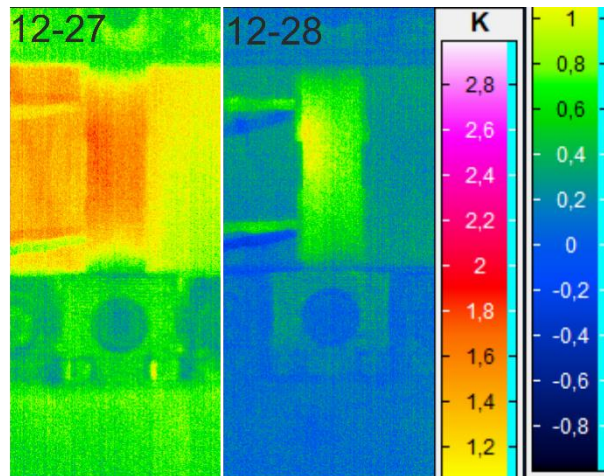


Abbildung 66 Thermogramme der Proben 12-27 und 12-28 bei 23°C nach 1 Million Zyklen

ca. 0,5 °C zum Start des Versuchs nach einer halben Stunde aufweist. Dies stimmt sehr gut mit den Thermografiebildern überein, die während des Versuchs aufgenommen wurden.

In Abbildung 66 sind die Thermogramme nach einer Million Zyklen gegeben. Dort ist zu sehen, dass sich die Proben gegenüber dem Versuchsstart um ca. 1-2 °C erwärmen. Zieht man in Betracht, dass die Temperaturfühler relativ weit außen an der Probe angebracht sind, wo es generell etwas kühler als in der Probenmitte ist, so erscheint die geringe Temperaturdifferenz zwischen berührender und berührungsloser Messung sinnvoll.

In Abbildung 67 links ist die dynamische Steifigkeit über der Lastspielzahl für CFK bei 60 °C gegeben. Probe 12-24 und 12-25 waren Dauerläufer und wurden nach einer Million Zyklen

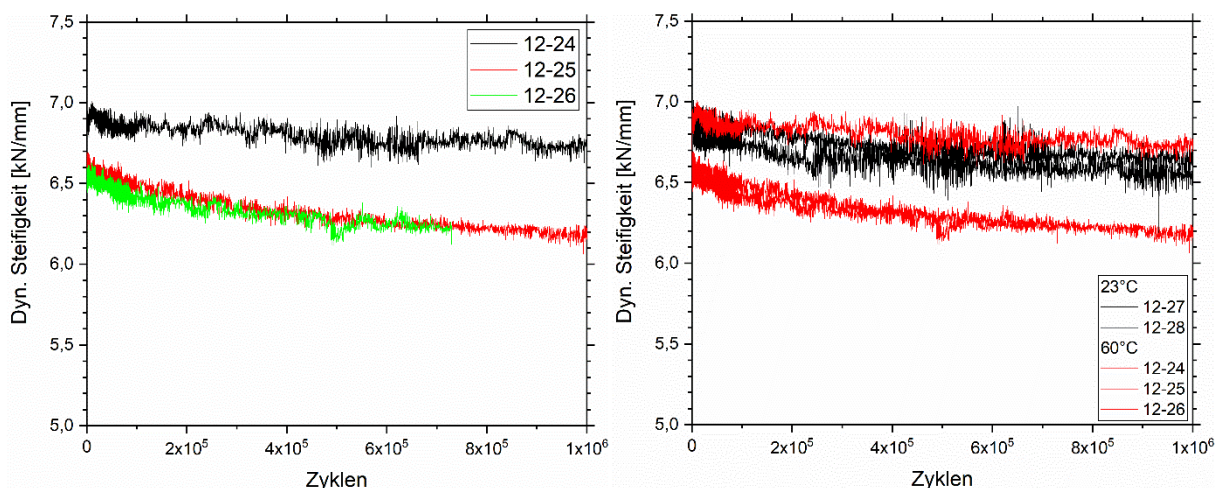


Abbildung 67 Dynamische Steifigkeit über Zyklanzahl für die CFK-Flachzugproben 12-24, 12-25 und 12-26 bei 60°C (links), Vergleich von 23°C und 60°C (rechts)

abgebrochen. Probe 12-26 musste wegen Störungen an der Maschine nach ca. 7×10^5 Zyklen abgebrochen werden. Es gibt jedoch keine Auffälligkeiten gegenüber den anderen Proben, was darauf deutet, dass die Probe sehr wahrscheinlich auch ein Dauerläufer gewesen wäre. Es fällt auf, dass Probe 12-24 eine relativ hohe dynamische Steifigkeit besitzt, die zu jedem Zeitpunkt deutlich über den anderen beiden Kurven liegt.

Im Vergleich der 23 °C und 60 °C-Versuche scheint es keine extremen Unterschiede zu geben. Der qualitative Verlauf der dynamischen Steifigkeit ist gleich und die absoluten Werte unterscheiden sich gemittelt über alle Proben auch nicht sehr stark. Da aber für 23 °C nur zwei Proben getestet wurden, ist die Statistik nicht besonders aussagekräftig.

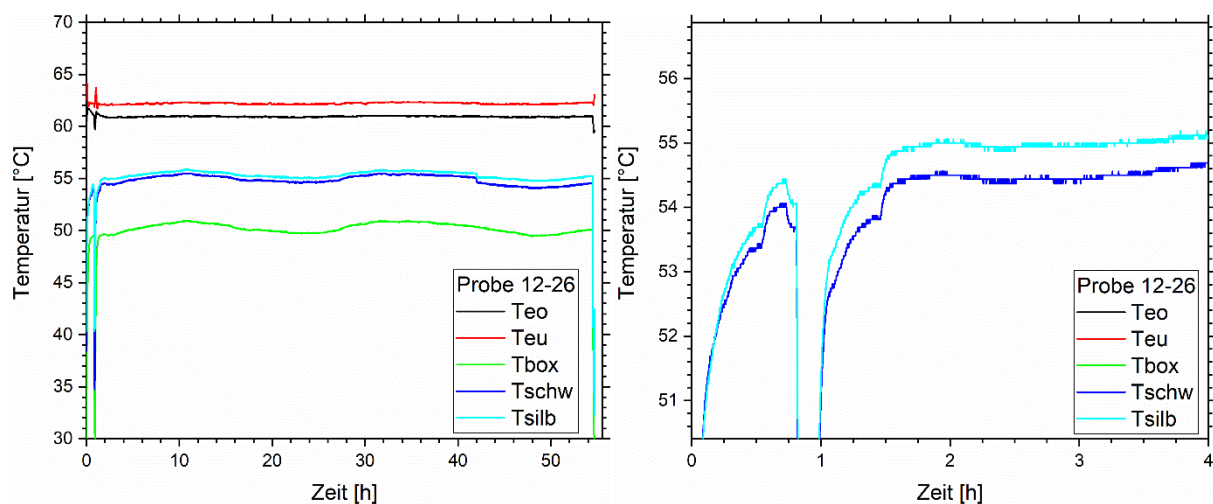


Abbildung 68 links: kompletter Temperaturverlauf von CFK-Flachzugprobe 12-26 bei 60°C im Ermüdungsversuch, rechts: vergrößerte Darstellung der ersten vier Stunden

Der komplette Temperaturverlauf der CFK-Flachzugprobe 12-26 im 60 °C-Ermüdungsversuch ist in Abbildung 68 links zu sehen. Die Probentemperatur bleibt nach dem Aufheizen auf relativ konstant, ohne durch den Tag-Nacht-Wechsel zu stark beeinflusst zu werden. Deshalb wird von allen weiteren Proben nur der Anfangsbereich gezeigt. Die vollständigen Temperatur-Zeit-Diagramme für die Proben 12-24 und 12-25 sowie eine vergrößerte Darstellung sind im Anhang zu finden.

In Abbildung 68 ist im rechten Bild der Temperaturverlauf von Probe 12-26 zum Anfang des Ermüdungsversuchs gegeben. Nach ca. 50 Minuten musste die Maschine aufgrund eines Fehlers neugestartet werden. Deshalb ist nach 30 min ein Anstieg der Temperatur von ca. 0,5 °C zu erkennen, der zeitlich gleich mit dem ersten Versuchsstart liegt. Der darauffolgende Temperaturabfall ist ungefähr genauso groß. Ein ähnlich großer Anstieg ist nach Wiederaufnahme des Versuchs 90 min zu erkennen. Die Tatsache, dass diese Temperaturdifferenzen gleich groß sind und wiederholt auftauchen, deutet auf eine mechanische Energiedissipation hin. Danach bleibt die Temperatur bis zum Ende des Versuchs konstant.

Auch die Thermografie zeigt eine leichte Temperaturerhöhung im Verlaufe des Ermüdungsversuches bis auf Probe 12-24. Diese Probe zeigt eine Temperaturerniedrigung um ca. 1 °C, was sehr wahrscheinlich mit dem Tag-Nacht-Zyklus zusammenhängt. Damit die Kontraste besser erkennbar sind, wurde die Skala dieser Probe im Thermogramm angepasst.

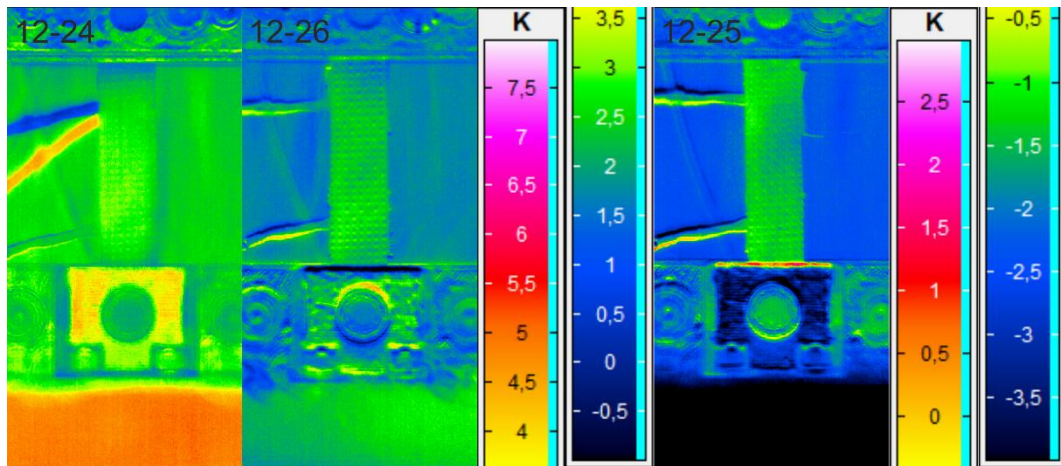


Abbildung 69 Thermogramme der Proben 12-24, 12-25 und 12-26 bei 60°C nach 1 Million Zyklen; Probe 12-25 mit angepasster Skala zur besseren Erkennbarkeit

Die Ermüdungsversuche bei 23 °C und bei 60 °C sind allesamt Dauerläufer, daher bietet sich hier keine Mikroskopie der Bruchflächen an. Das bestärkt die guten Ermüdungseigenschaften von CFK. Die dynamischen Steifigkeiten liegen eng beieinander und beweisen damit, dass der Temperatureinfluss auf die CFK-Proben gering ist. Die berührende Temperaturmessung zeigt einen Temperatursprung von 0,5 °C zu Anfang der Ermüdungsversuche. Dieser Temperaturanstieg ist viel geringer als für die PPA-GF30-Proben. Somit ist die Prüffrequenz für das CFK-Laminat unkritisch.

4.3 2D-Hybride

4.3.1 Quasistatische Zugversuche

Die quasistatischen Zugversuche der Metall-CFK-Hybride werden stellvertretend an Probe 2 genauer analysiert. Das Kraft-Verschiebungs-Diagramm für diese Probe ist in Abbildung 70 gegeben. Der Kurvenverlauf weicht von denen der PPA-GF30- und CFK-Proben ab. Der anfängliche linear-elastische Bereich ist auch hier vorhanden, jedoch kommt es danach nicht zum klassischen Versagen durch Sprödbbruch, sondern vielmehr ist hier ein eher treppenförmiger Kurvenverlauf zu erkennen. Der Schädigungsablauf teilt sich in kleinere „Events“, in denen die Kraft graduell abnimmt. Über Gleichung 17 lassen sich die Thermografiebilder mit den Schädigungs-events korrelieren. Zu den Nummern, die in Abbildung 70 eingetragen sind, gibt es jeweils ein Thermogramm, anhand derer der Schädigungsverlauf gut nachvollzogen werden kann. In Abbildung 72 sind die zugehörigen Thermogramme gegeben. Die Schädigung der Hybridproben durchläuft zwei Stadien: 1. die Bildung von Rissen und Delaminationen und 2. das Zusammenwachsen ebendieser.

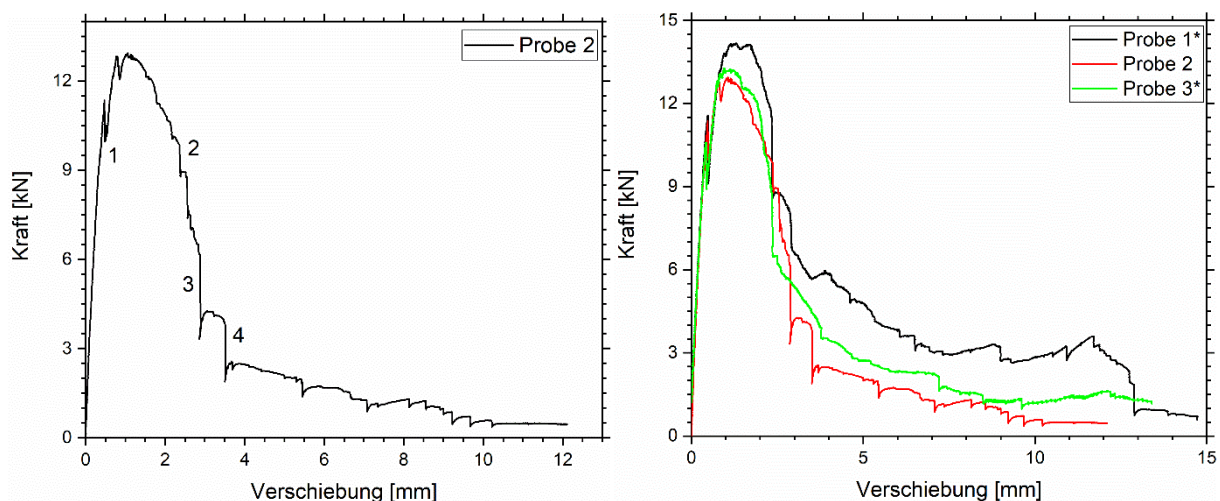


Abbildung 70 Kraft-Verschiebungsdiagramm von Metall-CFK-Hybrid-Probe 2 bei 23 °C (links), Übersicht 23°C (rechts); *geglättet

Die Ergebnisse der berührenden Temperaturmessung der Proben sind in Abbildung 71 gegeben. Dort ist kein signifikantes Ansteigen bzw. Abnehmen der Temperatur zu erkennen. Das bedeutet, dass keine dissipierte Wärme durch Rissentstehung an den Temperaturfühler ankommt. Es könnte also sein, dass im Innern des Hybrides Risse entstehen, die Wärme dissipieren, diese aber aufgrund der niedrigen Wärmeleitfähigkeit und Wärmespeicherkapazität nicht nach außen gelangt.

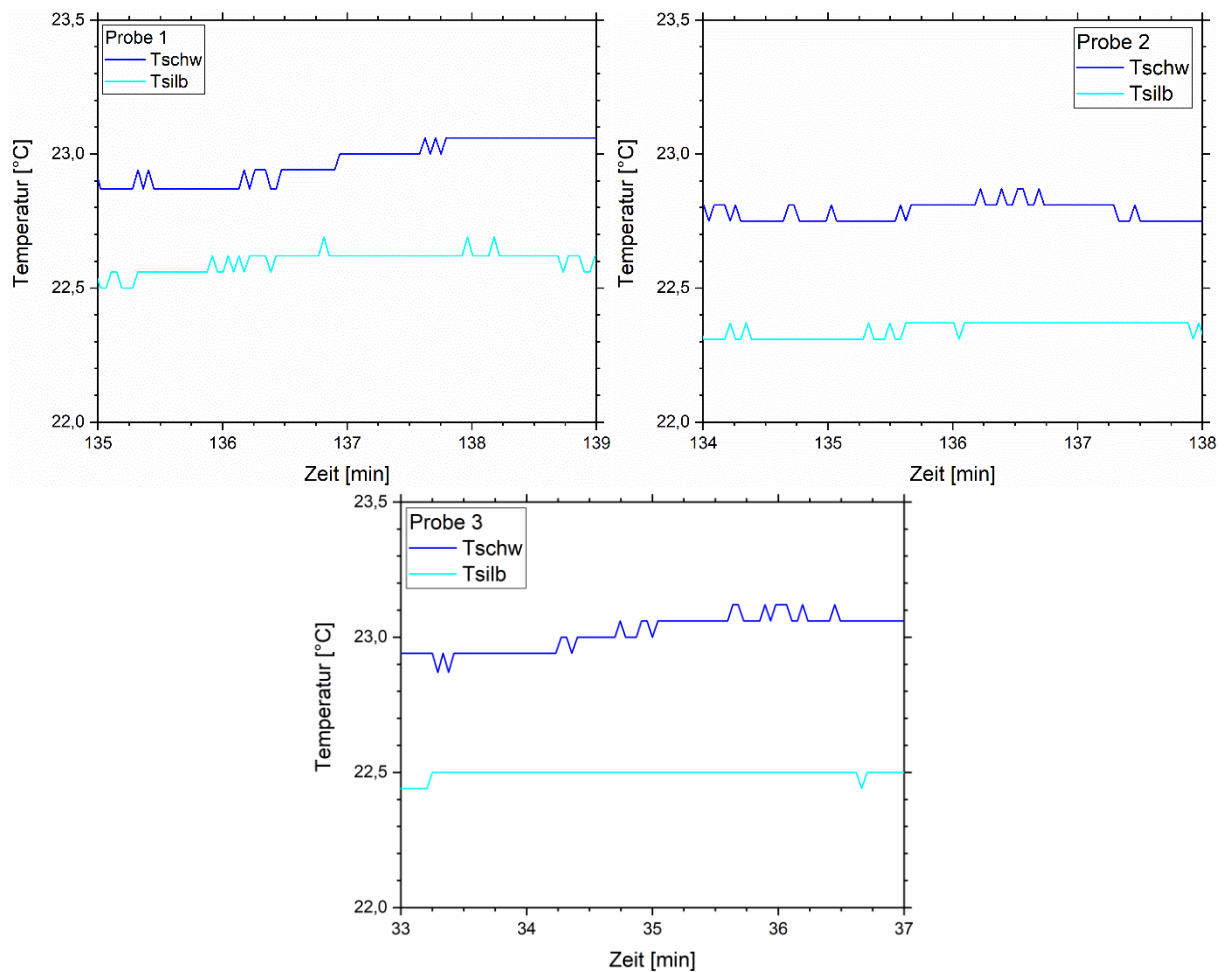


Abbildung 71 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 1, 2 und 3 während des Zugversuchs bei 23°C

Die Schädigungsinitiation dieser Probengeometrie beginnt wie auf Bild 1 in Abbildung 72 zu sehen, immer zuerst knapp unterhalb des Einlegers. Im Kraft-Verschiebungs-Diagramm bedeutet das einen Krafteinbruch (ebenfalls mit 1 markiert) noch vor dem Maximum. An dieser

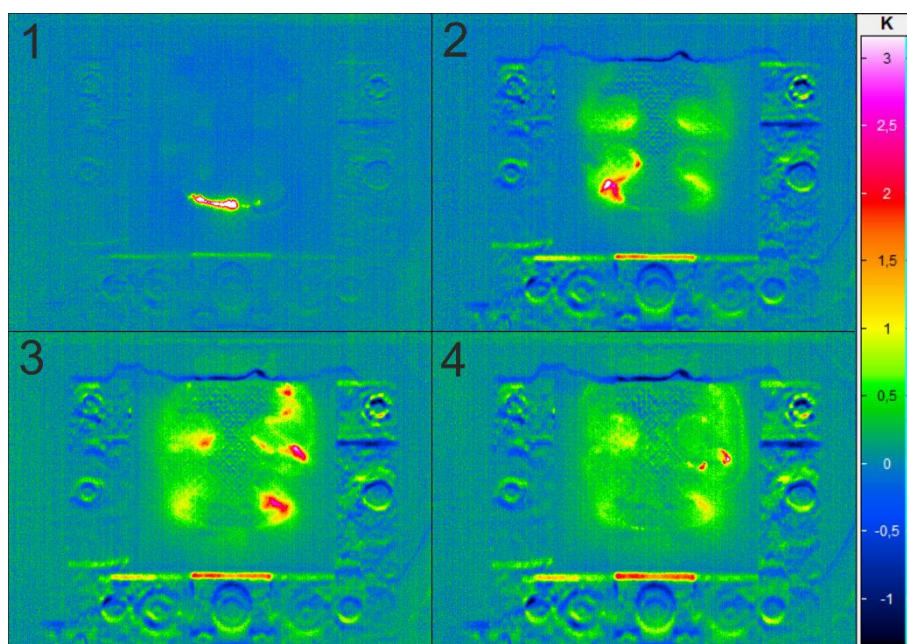


Abbildung 72 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 2 im quasistatischen Zugversuch bei 23°C

Kante entstehen aufgrund der konkaven Geometrie und des Fertigungsprozesses Spannungen, die die Delaminationsbildung begünstigen. Darauf folgt in Bild 2 die Bildung von einzelnen Rissen und Delaminationen zwischen den Armen des Einlegers links unten im gelb kontrastierten Bereich. Solche Schädigungen bilden sich an allen vier Zwischenbereichen der Arme. Diese wachsen im weiteren Verlauf immer mehr zusammen (Bild 3), bis sie schlussendlich eine große Delamination bilden (Bild 4), die dann weiterwächst. Hat sich diese große zusammenhängende Delamination gebildet, so ist das Lebensende des Bauteils erreicht.

Es fällt auf, dass Risse in den Thermogrammen höhere Temperaturdifferenzen aufweisen und sich daher stärker vom Hintergrund abheben als Delaminationen, bei denen sich nur zwei Lagen voneinander ablösen. In Bild 1 ist ein Riss an der Oberfläche der kamerazugewandten Seite aufgetreten, und dort beträgt die Temperaturdifferenz über 3 °C. Die Delaminationsausbreitung wird von einer Temperaturdifferenz von ca. 1 °C begleitet.

Die berührende Temperaturmessung zeigt eine sehr geringe Temperaturerhöhung während des Zugversuchs von bis zu 0,2 °C. Im Vergleich zur Thermografie ist der Temperaturanstieg geringer, so wie es auch bei PPA-GF30 und CFK der Fall ist, was darauf hinweist, dass dies der Messmethode an sich geschuldet ist. Bei Probe 1 und 3 erhöht sich der obere Temperaturfühler stärker als der untere. Da dies auch bei den quasistatischen Zugversuchen von PPA-GF30 und CFK der Fall ist, scheint dies am Versuchsaufbau der Zugversuche zu liegen.

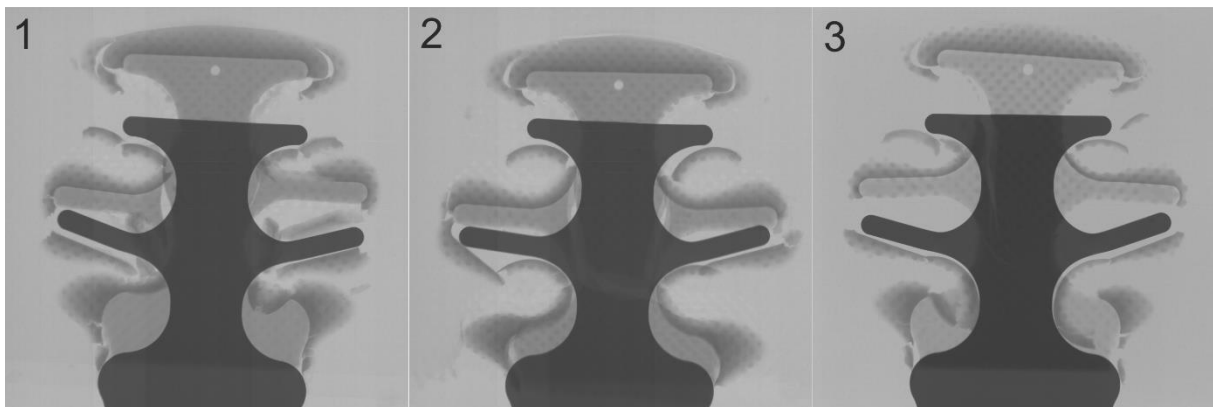


Abbildung 73 Röntgenaufnahmen der quasistatisch getesteten Hybridproben bei 23°C

Bei den Röntgenaufnahmen in Abbildung 73 handelt es sich um Transmissionsaufnahmen, d.h. die Röntgenstrahlen verlassen die Quelle, interagieren mit der Probe und treffen dann auf einen Detektor. Die Höhe des Grauwerts ist abhängig von der Absorption und der Dicke. Ein hoher Grauwert entspricht also einem gut absorbierenden Material oder einer höheren Materialdicke. Der dunklere Einleger hebt sich aufgrund der höheren Dichte deutlich vom grauen Hintergrund ab. Der graue Hintergrund besteht aus CFK-Laminat und geht in den leicht dunkleren, punktierten Thermoplast aus PPA-GF30 über. Die Punkte entsprechen den Noppen auf dem Thermoplast. Der Übergang von Thermoplast zu CFK ist stufenlos und hat wegen der ähnlichen Dichte beider Materialien keine klar definierten Grenzen.

Es lässt sich ein Negativ des Einlegers im Thermoplasten erkennen, an welcher Stelle der Alu-Einleger aus dem CFK und aus dem Thermoplasten herausgezogen wurde. Außerdem sind Schädigungen des Thermoplasts auf den Röntgenbildern zu erkennen. Zudem sind die mittleren Arme des Einlegers nach oben gebogen. Risse oder Brüche des Metall-Einlegers sind in dieser Projektion nicht zu erkennen. Die Schädigung vollzieht sich also nicht nur im CFK und im Thermoplast, sondern auch im Aluminium, was von außen nicht ersichtlich ist. Optische Bilder sind in der nachfolgenden Abbildung 74 zu sehen.

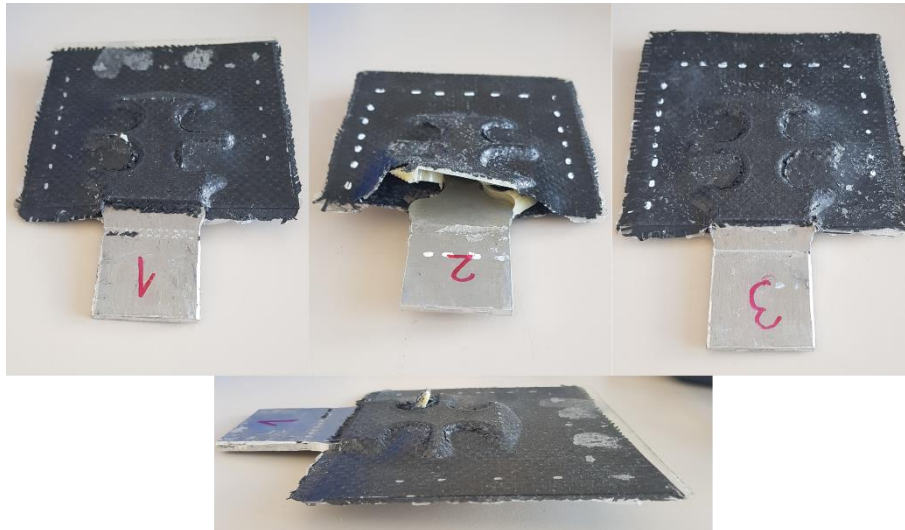


Abbildung 74 Optische Bilder der Hybridproben 1 bis 3 (oben) mit Seitenansicht von Probe 1 (unten)

Der Grad der Schädigung ist in allen drei Fällen unterschiedlich stark ausgeprägt. Alle Proben weisen eine von außen mit dem bloßen Auge erkennbare Schädigung des CFK-Laminats durch Ablösen vom Metall bzw. Delaminationen im Bereich des Einlegers auf. Bei den Proben 1 und 2 ist auch eine Schädigung des Thermoplasts von außen ersichtlich. Bei Probe 1 ragt ein kleines Stückchen des Thermoplastes aus dem gerissenen CFK-Laminat heraus (unteres Bild). Probe 2 weist eine sehr starke Schädigung durch einen großen Riss des Thermoplasts

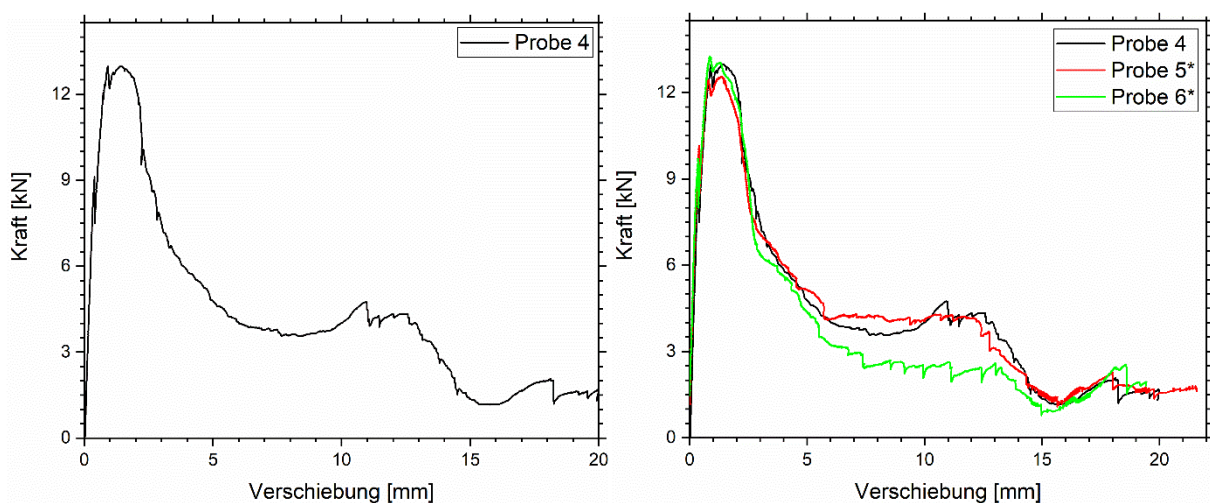


Abbildung 75 Kraft-Verschiebungsdiagramm von Metall-CFK-Hybrid-Probe 4 bei 60 °C (links), Übersicht 60°C (rechts) *geglättet

auf, sodass dieser sich teilweise nach oben gestülpt und vom Aluminium gelöst hat. Das Abreißen des Thermoplasts mitsamt des darüber liegenden CFKs zeigt, dass dort die Grenzfläche zwischen Thermoplast und Aluminium das schwächste Glied war. Insgesamt sind alle drei Komponenten des Bauteils beschädigt.

Für 60 °C ist das Kraft-Verschiebungs-Diagramm von Probe 4 exemplarisch in Abbildung 75 links gegeben. Die Zugversuche dauern aufgrund der großen Verschiebung, die erreicht wird, ca. 10-11 min. Außerdem gibt es keinen allgemeinen Konsens darüber, wo der exakte Versagenszeitpunkt dieser komplexen Proben liegt. Es fällt auf, dass die Schädigung viel kontinuierlicher und in weniger, sprunghaften Events stattfindet. Verglichen mit 23 °C ändert sich hier also der Schädigungsmechanismus von stufenförmigen Events hin zu einem kontinuierlichen Schädigungsverlauf hin. Hier ist auch wieder ein Krafteinbruch vor dem Maximum zu sehen. Er befindet sich bei ca. 9-10 kN und hängt mit dem Einriss unterhalb des Einlegers zusammen (vgl. Abbildung 72 Bild 1). Bei Probe 4 ist noch ein weiterer Krafteinbruch zu sehen, der sehr nahe am Maximum liegt. Er findet sich ebenfalls bei Probe 5 und 6 und bei Probe 2 aus den 23°C-Versuchen und ist, wie in Abbildung 76 zu sehen, verantwortlich für eine kleine Schädigung zwischen den Armen des Einlegers.

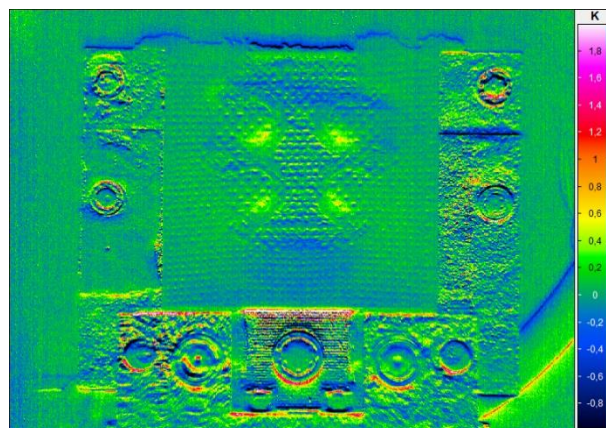


Abbildung 76 Differenzbild zwischen Thermogramm 70 und 94

Im Gegensatz zu den Versuchen bei 23 °C weisen die Proben bei 60 °C eine größere Fläche unter den Graphen auf, was mit einer höheren Energieabsorption korreliert. Aus diesem Grund ist auch die Gesamtverschiebung am Ende des Zugversuchs höher.

Die Temperaturverläufe der berührenden Messung sind in Abbildung 77 für die Proben 4-6 gegeben. Alle Temperaturfühler weisen einen fallenden Verlauf auf, außer der untere Temperaturfühler an Probe 6. Dieser bleibt konstant über den Versuchszeitraum, während die anderen um ca. 0,5 bis 1 °C abnehmen. Der fallende Verlauf deutet an, dass die Abkühlung durch das Ausdehnen der Probe der dominante Mechanismus ist gegenüber der Wärmebildung durch Risse und Delaminationen mittels Energiedissipation ist.

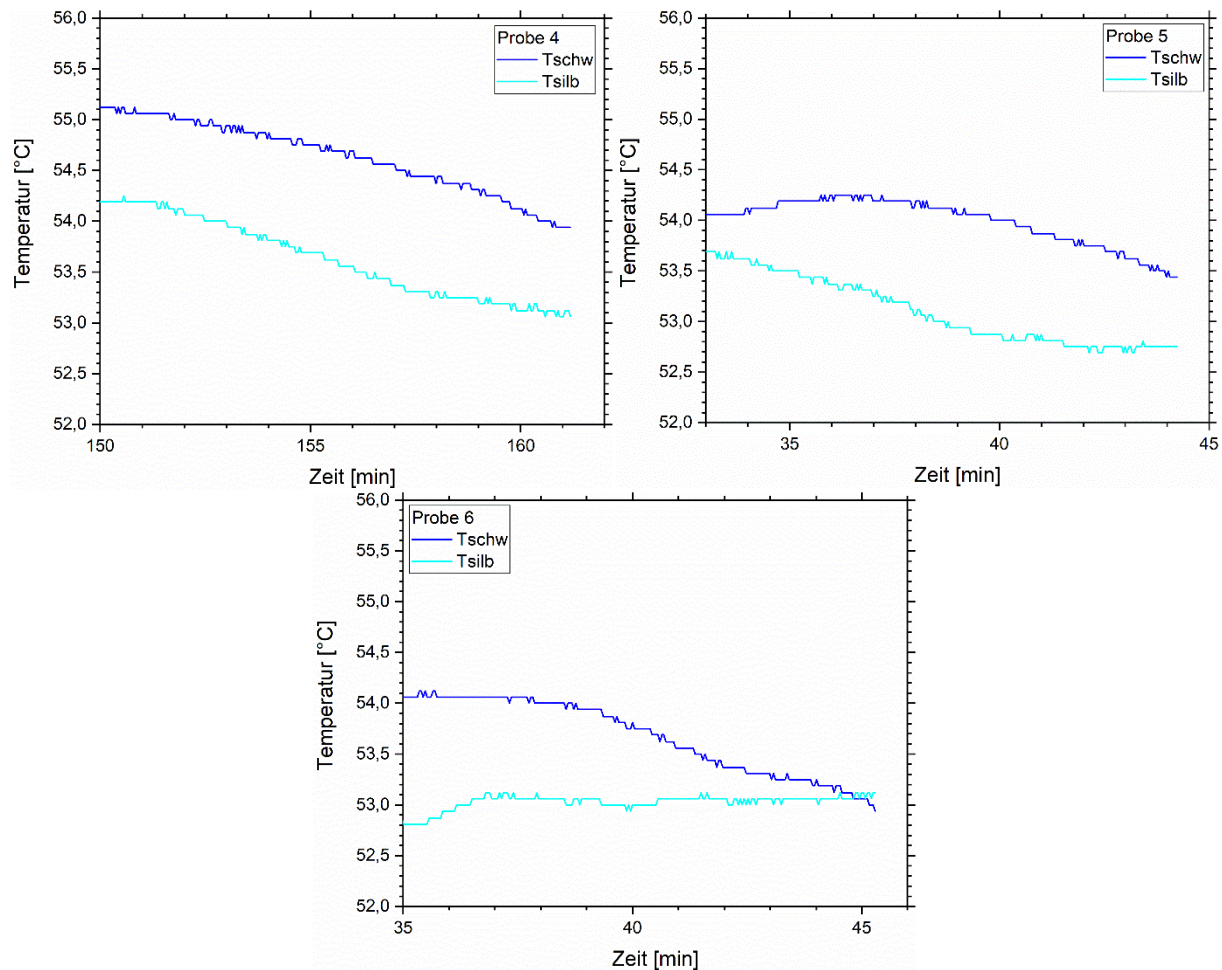


Abbildung 77 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 4, 5 und 6 während des quasistatischen Zugversuchs bei 60°C

In den Thermogrammen in Abbildung 78 ist die Al-CFK-Hybridprobe 4 während des quasistatischen Zugversuchs abgebildet. Das linke Bild zeigt die Probe am Anfang des Versuchs zum Zeitpunkt, an dem die Delamination unter dem Alu-Einleger erfolgt und das rechte Bild kurz vor Ende des Zugversuchs. Genau wie in den mechanischen Daten bereits zu sehen ist, findet sich auch hier keine große, abrupte Schädigung, die binnen weniger Bilder zu erkennen ist. Das Schädigungsbild, was sich im rechten Bild abzeichnet, hat sich langsam und stetig über die komplette Versuchsdauer entwickelt.

Dieses langsamere Schädigungsverhalten in Thermografie und Mechanik bei hoher Temperatur könnte von einem weicheren Verhalten der Matrix herrühren. Polymere werden grundsätzlich bei höheren Temperaturen weicher und duktiler, insbesondere, wenn - wie hier - die Versuchstemperatur nahe am Glasübergangsbereich liegt. Die Ergebnisse aus Thermografie und Mechanik könnten also miteinander zusammenhängen. Die Epoxidmatrix wird weicher, sodass die Fasern noch mehr Kraft übernehmen müssen und diese zwischen den einzelnen Faserbündeln schlechter übertragen wird. Dadurch erhöht sich die Spannung in den einzelnen

Faserbündeln noch mehr, was zum Bruch der Fasern führen kann. Dabei sind die Auswirkungen auf die Kohlenstofffasern jedoch nur sehr gering, womit die ähnlich hohe Maximalkraft im Kraft-Verschiebungs-Diagramm in Abbildung 75 erklärt werden könnte.

Betrachtet man das rechte Thermogramm zum Ende des Zugversuchs genauer, so lässt sich am unteren rechten Arm des Einlegers ein schwarzer Fleck erkennen. Dort befindet sich ein Riss in der Probe, der eine Differenztemperatur von mehr als -3 °C aufweist. Das bedeutet, dass an dieser Stelle die Probe zu diesem Zeitpunkt kälter als im Referenzbild beim Versuchs-

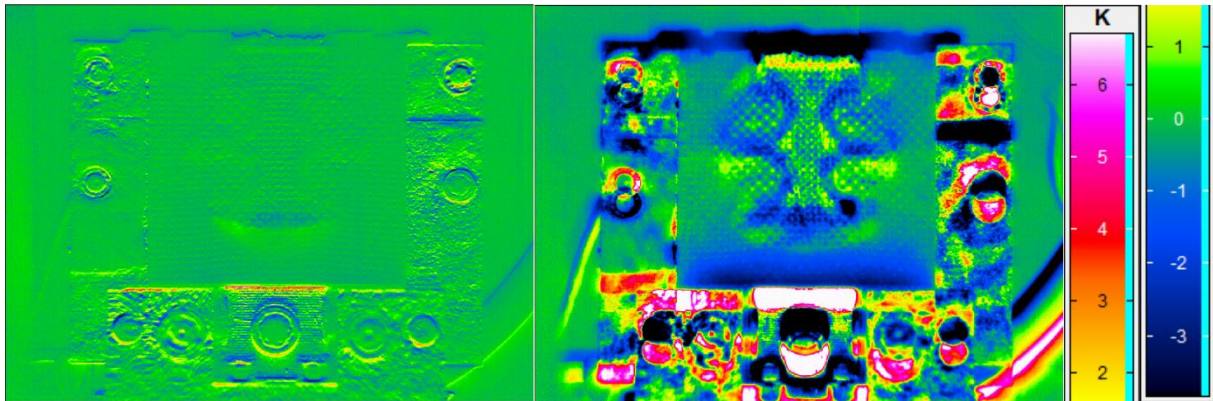


Abbildung 78 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 4 im quasistatischen Zugversuch bei 60 °C

start ist. Diese Erkenntnis geht mit den abnehmenden Temperaturen aus der berührenden Temperaturmessung einher. Für die anderen beiden Proben sind ebenfalls schwarze, kalte Flecken in der Mitte der Probe am Ende des Versuchs zu erkennen. An diesen Stellen ist der Thermoplast aus dem CFK-Laminat herausgebrochen. Die scheinbar kältere Temperatur könnte auf den Emissionsgradunterschied zwischen CFK-Laminat und Thermoplast zurückzuführen sein. Es könnte auch sein, dass die Risse im CFK-Laminat oder im Thermoplast als Wärmesenke wirken. Dies ließe sich jedoch nur durch umfassendere Untersuchungen in diese Richtung beweisen.

Der scheinbar kalte Bereich am oberen Rand der Probe sowie der warme am unteren Rand sind lediglich Artefakte aus der Differenzbild-Bildung. Außerdem ist in beiden Bildern ein Schachbrettmuster zu erkennen, welches durch die Differenzbilder entsteht, wenn sich die

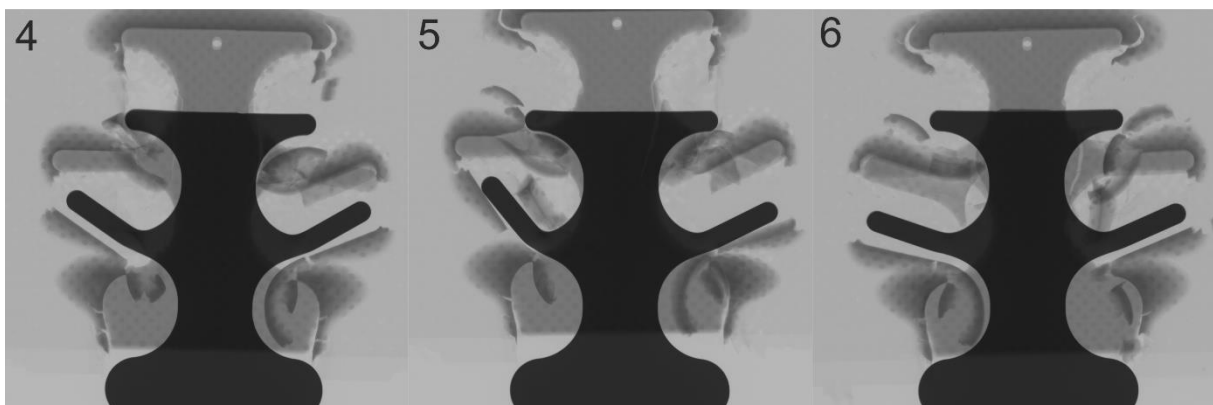


Abbildung 79 Röntgenaufnahmen der quasistatisch getesteten Hybridproben bei 60 °C

Position der Kett- und Schussfäden der Leinwandbindung der CFK-Matrix stetig nach unten relativ zum Referenzbild bewegt. Die übrigen Thermogramme der Al-CFK-Hybridproben 5 und 6 sind im Anhang zu finden.

Die Röntgenaufnahmen der 60°C-Proben sind in Abbildung 79 zu sehen. Die Deformation der Einlegerarme ist etwas größer als in den 23°C-Versuchen. Dies ist in Abb. XY ersichtlich. Außerdem wird der Einleger weiter aus der CFK-Hülle herausgezogen, was mit der größeren Verschiebung einhergeht, die in den Versuchen bei 60 °C erreicht wird. Des Weiteren sind geschädigte Bereiche rund um die ursprüngliche Position des Einlegers zu erkennen, was darauf hindeutet, dass dies eine Schädigung der CFK-Matrix ist.

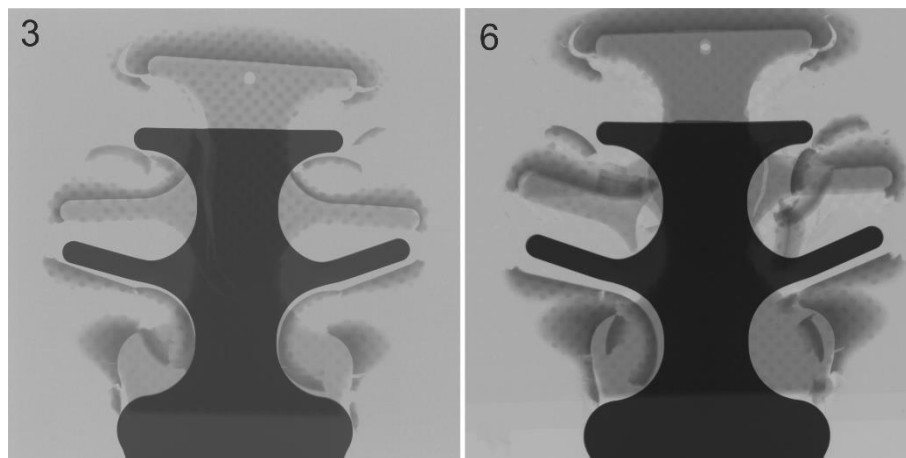


Abbildung 80 Vergleich der Hybridproben 3 und 6

Schließlich lassen sich einige, wichtige Erkenntnisse festhalten. Aus den Mechanikdaten ist die stufenförmige Kraftabnahme zu erkennen, die in der Thermografie mit Rissentstehungs- und Ausbreitungsevents korreliert. Dabei weisen die Proben einen typischen Schädigungsverlauf auf. Die Schädigung beginnt unterhalb des Einlegers, dann bilden sich Delaminationen, die Stück für Stück zusammenwachsen. Dies ist aus der Thermografie ersichtlich, denn dort erschienen die Delaminationen kontrastreicher als auf optischen Bildern. Hinzu kommt, dass die μ -CT-Aufnahmen Aufschluss über das Probeninnere geben. Sie zeigen eine stärkere plastische Deformation des Aluminiums. Diese drei Verfahren von optischen Bildern, Thermografie und μ -CT ergänzen sich also sehr gut. Der Temperatureinfluss spielt für die Al-CFK-Hybride unter quasistatischen Bedingungen eine Rolle, denn dadurch wird das Schädigungsverhalten maßgeblich beeinflusst. Dadurch, dass sich das PPA-GF30 und das CFK-Laminat etwas weicher und duktiler verhalten, ändert sich der treppenförmige Kraft-Verschiebungs-Verlauf zu einer glatteren Kurve. Risse im Laminat entstehen viel seltener. Außerdem ist die Endverschiebung, die erreicht wird, viel größer in den 60 °C-Versuchen und damit auch die Energieabsorption. Was noch eingehender untersucht werden muss, ist die Tatsache, dass Risse in

den 60 °C-Versuchen ein negatives ΔT aufweisen. Vermutlich rührt dies von Wärmetransportprozessen innerhalb des Hybrids her, da die Einzelkomponenten CFK und PPA-GF30 positive Temperaturdifferenzen aufweisen.

4.3.2 Ermüdungsversuche

Die dynamische Steifigkeit der Proben 7, 8 und 9, die bei 23 °C im Ermüdungsversuch getestet wurden, sind in Abbildung 81 in Abhängigkeit von der Lastspielzahl gegeben. Letztere bewegt sich im Bereich von $5 \cdot 10^4$ bis $1,5 \cdot 10^5$ Zählern und weist damit eine für CFK nicht unübliche, hohe Streuung auf (vgl. [41]). Die dynamische Steifigkeit des Bauteils ist zu Anfang relativ hoch, teilweise weit über 20 kN/mm und degradiert im fortschreitenden Ermüdungsversuch stetig bis die Proben bei ca. 15 kN/mm versagen. Probe 9 weist einen sehr hohen Steifigkeitssprung nach 2000 Zyklen auf. Das Schädigungsverhalten kann im Ermüdungsversuch in drei Stadien eingeteilt werden. Zuerst schnelle Abnahme der Steifigkeit nach dem „Einschwingen“ in Phase 1. Danach folgt in der 2. Phase eine stetige Abnahme bis kurz vor dem Lebensende des Bauteils. Bis es schließlich in der 3. Phase wieder zu einer rapiden Schädigung und damit zu einer Abnahme der Steifigkeit kommt, die dann zum Bruch führt.

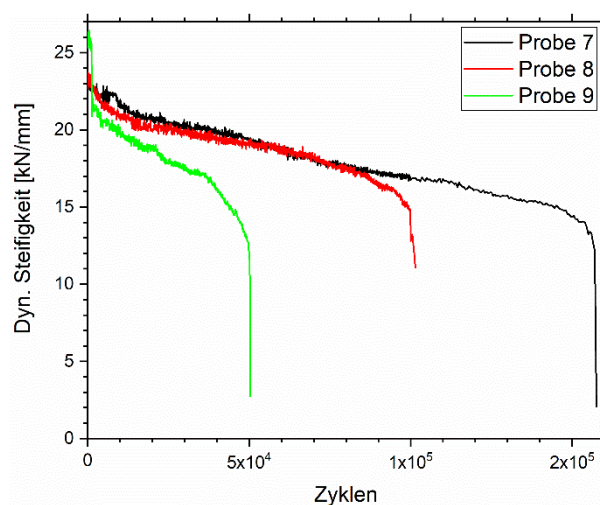


Abbildung 81 Dynamische Steifigkeit über Zyklanzahl für die Al-CFK-Hybridproben 7, 8 und 9 bei 23°C

Die Messdaten der berührenden Temperaturmessung sind in Abbildung 82 gegeben. Dort ist beim Versuchsstart ein spontaner Temperatursprung von ca. 1 °C bei allen Proben zu erkennen. Danach steigt die Temperatur im oberen Fühler weiter langsam an. Vor dem Versagen des Bauteils steigt die Temperatur dann wieder stärker in beiden Fühlern. Im unteren Fühler, der nur über dem CFK klebt, werden meist zwei Peaks erreicht. Denn im letzten Drittel des Versuchs sinkt dort in 2 von 3 Fällen die Temperatur wieder.

Dieser Endpeak ist im oberen Temperaturfühler immer größer als im unteren und beträgt bis zu 2 °C. Ein Grund dafür könnte die Position der Temperaturfühler sein. Da der obere Fühler

über dem Einleger klebt und der untere nur über dem CFK-Laminat, könnte sich der obere Fühler schneller erwärmen, weil durch den Alu-Einleger aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit die Wärme schneller transportiert werden kann, sodass sich deshalb der obere Fühler schneller erwärmt.

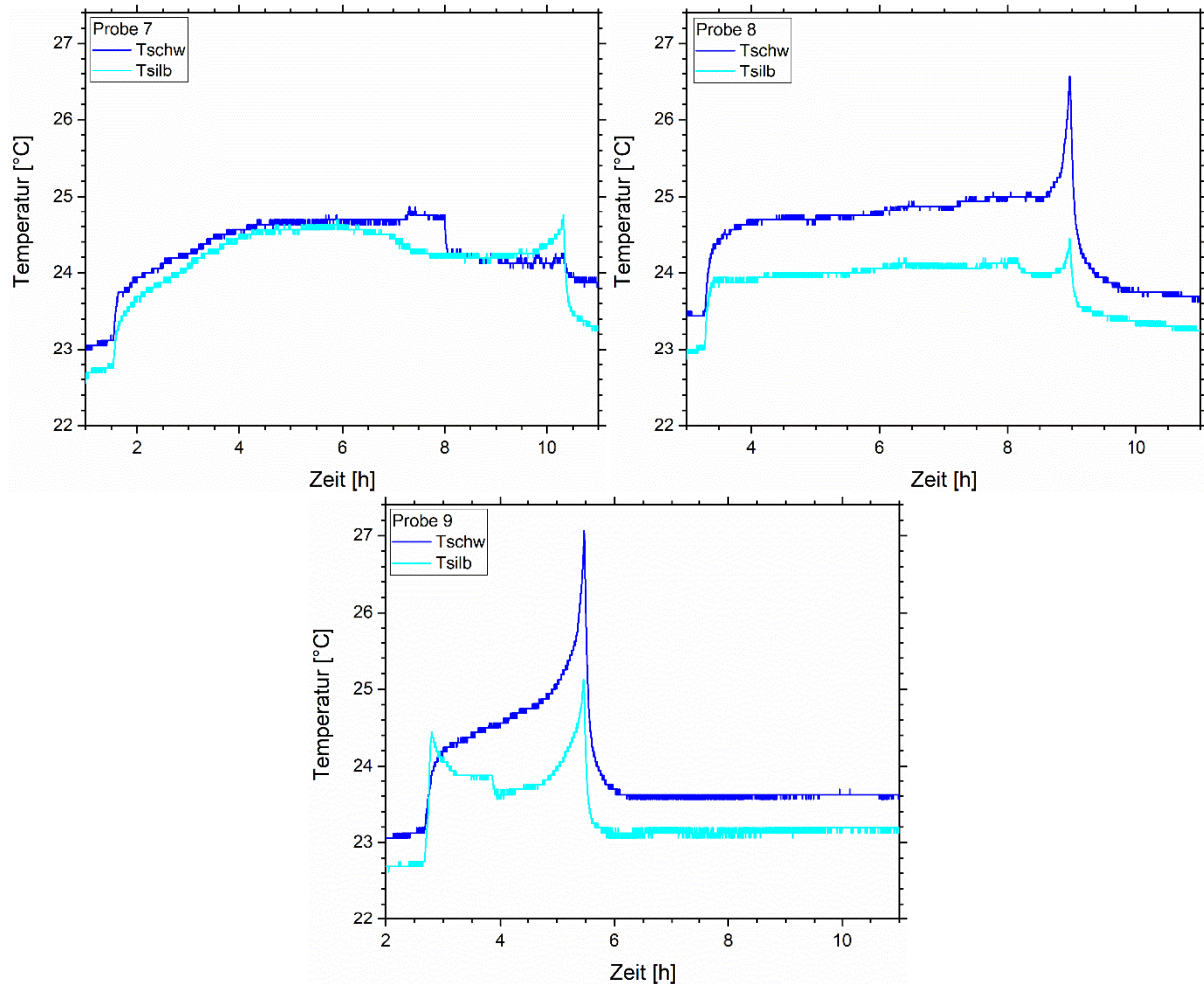


Abbildung 82 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 7, 8 und 9 während des Ermüdungsversuchs bei 23°C

Der qualitative Verlauf der beiden Fühler und der verschiedenen Messungen untereinander ist fast immer sehr ähnlich. Bei Probe 7 ist der obere Temperaturfühler abgefallen, weshalb dessen Temperatur nach 8 Stunden nicht mehr mit der Temperatur der Probe übereinstimmt. Im Vergleich zur dynamischen Steifigkeit ist der Temperaturverlauf invers proportional.

Nimmt man die Daten der berührenden Temperaturmessung als Grundlage, so lässt sich der Versagenszeitpunkt der Probe grob vorhersagen. Basierend auf den Messungen bei 23 °C für diese Probengeometrie und diese Materialzusammensetzung kann das Versagen ca. 15-30 Minuten vorher aufgrund einer signifikanten Temperaturerhöhung, die insgesamt bis zu 2 °C beträgt, abgeschätzt werden.

Das Thermogramm in Abbildung 83 stammt aus dem letzten Aufnahmezyklus vor dem Exitus von Hybridprobe 9 nach $5 \cdot 10^4$ Zyklen. Rund um den Einleger ist eine Erwärmung des CFK-

Laminats zu erkennen. Sie beträgt je nach Probe und Zeitpunkt ca. 3-7 °C. Der Bereich des CFK-Laminats, unter dem sich der Einleger nicht befindet, ist kälter und erfährt nur eine Erwärmung von ca. 1 °C. Zwischen Einleger und CFK-Laminat kann mechanische Reibung entstehen, die lokal Wärme erzeugt. Außerdem entstehen rund um den Einleger und zwischen

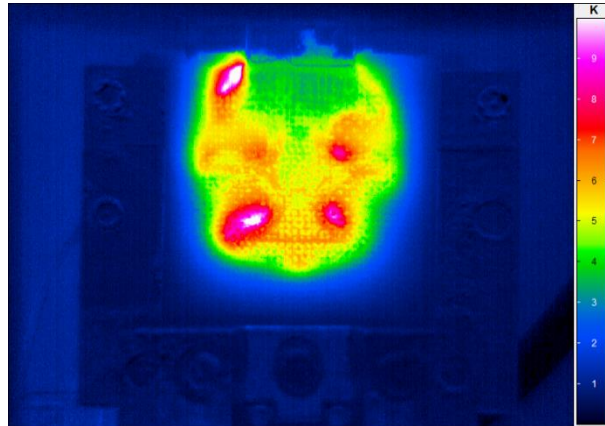


Abbildung 83 Thermogramm der Hybridprobe 9 im Ermüdungsversuch bei 23°C nach $5 \cdot 10^4$ Zyklen (kurz vor dem Versagen)

seinen Armen die Delaminationen, die zur Schädigungsentwicklung beitragen und ebenfalls Wärmeenergie dissipieren. Dies kann dazu führen, dass der Thermoplast, der sich stark eigenerwärmt, den über ihm liegenden Teil des CFK-Laminats zusätzlich erwärmt. Dadurch reißt genau dort um den Einleger herum das CFK-Laminat auf.

Bei allen drei Proben ist jeweils oben links eine Temperaturerhöhung zu erkennen, die wahrscheinlich von Spannungen herrühren, die außerhalb der axialen Zugbelastungsrichtung wirken.

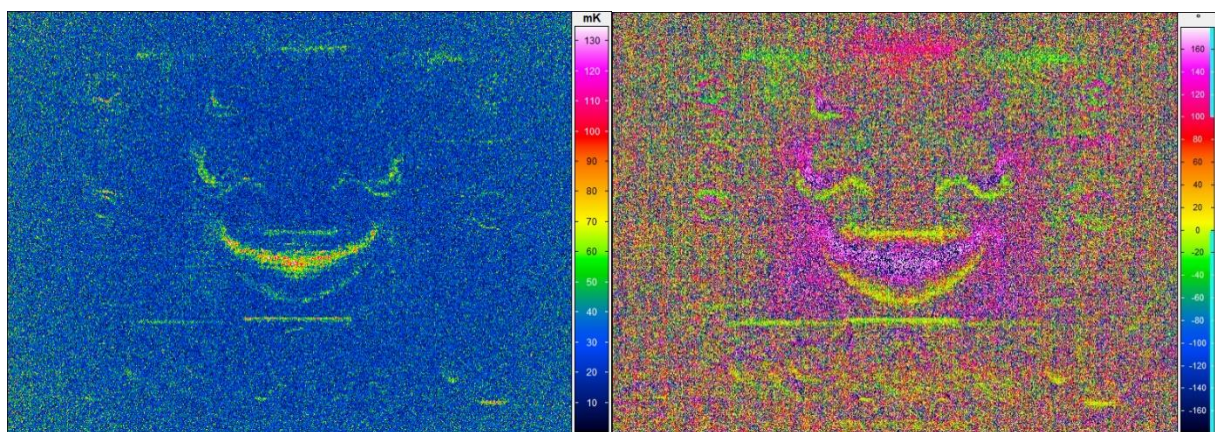


Abbildung 84 Lock-In-Thermografie an Probe 7 (23°C) nach 10^4 Zyklen, links Amplitudenbild, rechts Phasenbild

Das Phasenbild in Abbildung 84 zeichnet im Ermüdungsversuch einen stärkeren Kontrast der Delaminationen im Bereich des Einlegers als das Amplitudenbild aus Gründen, die in Kap. 3.3.2 erläutert werden. Daher werden für einen qualitativen Vergleich des Schädigungsverlaufs nur Phasenbilder gezeigt. Im Folgenden wird exemplarisch Probe 7 analysiert. Die Bilder zu Probe 8 und 9 sind im Anhang zu finden.

In Abbildung 85 ist der Schädigungsfortschritt im Ermüdungsversuch bei 23°C gegeben. Zu sehen sind jeweils die Phasenbilder von Probe 7 nach $7 \cdot 10^4$, $1,2 \cdot 10^5$ und $1,55 \cdot 10^5$ Zyklen. Es ist zu erkennen, dass sich die Delaminationen von den Armen des Einlegers weiter ausbreiten und später zu einer größeren Delamination zusammenwachsen. An den geschädigten Bereichen wird weiterhin Energie dissipiert, wodurch sich die Phasenbeziehung der Infrarotwellen ändert.

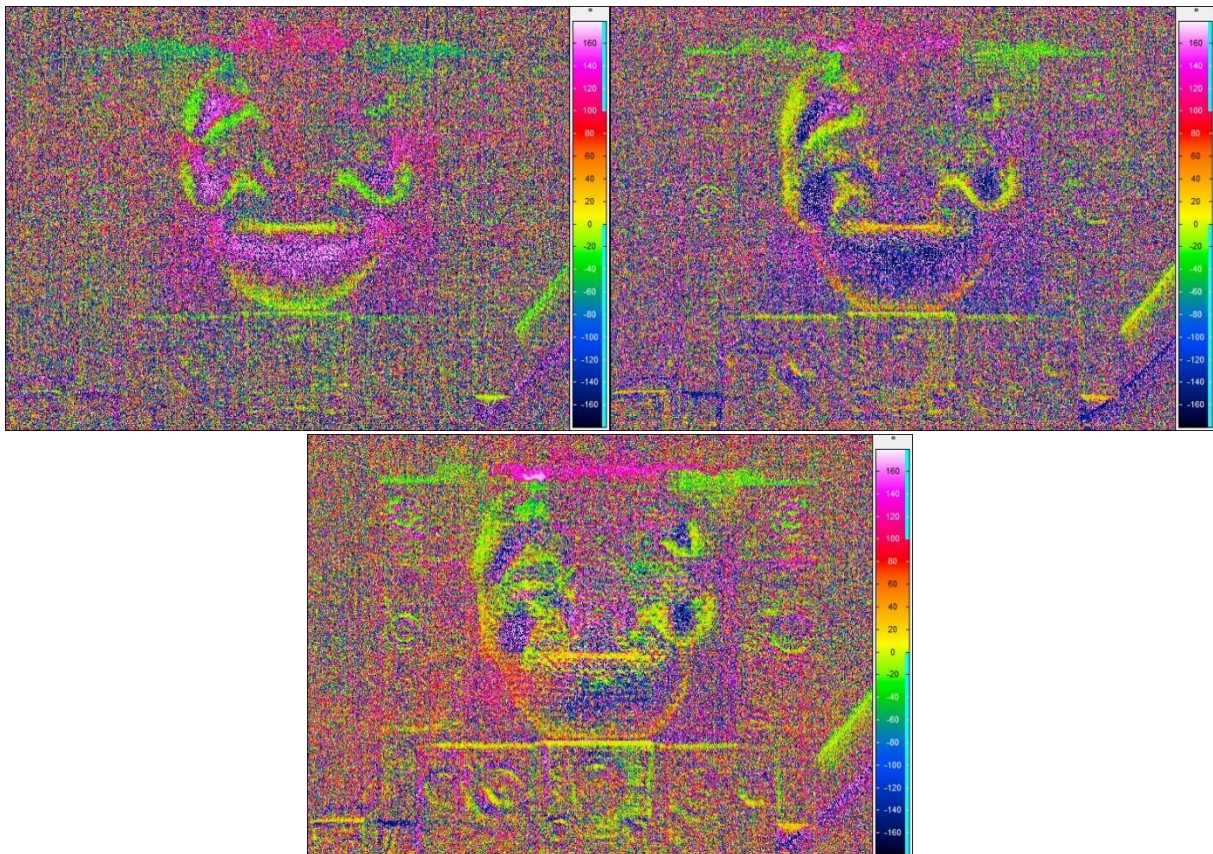


Abbildung 85 Weiterer Schädigungsverlauf von Probe 7 exemplarisch für Ermüdung bei 23°C an den Al-CFK-Hybridproben nach $7 \cdot 10^4$, $1,2 \cdot 10^5$ und $1,55 \cdot 10^5$ Zyklen

Die Röntgenaufnahmen in Abbildung 87 zeigen die Proben 7, 8 und 9, die bei 23 °C im Ermüdungsversuch getestet wurden. Im Vergleich zu den quasistatisch getesteten Proben ist hier keine starke Deformation des an den Armen Alu-Einlegers zu erkennen. Dafür ist in Probe 7 ein Bruch des oberen linken Arms des Einlegers zu sehen. Dahinter befindet sich ein Riss im Thermoplast. Dieser ist an der punktierten Noppenstruktur zu erkennen. In den Proben 8 und 9 ist kein Durchbruch des Alu-Einlegers erkennbar, jedoch sind feinere Risse zu sehen.

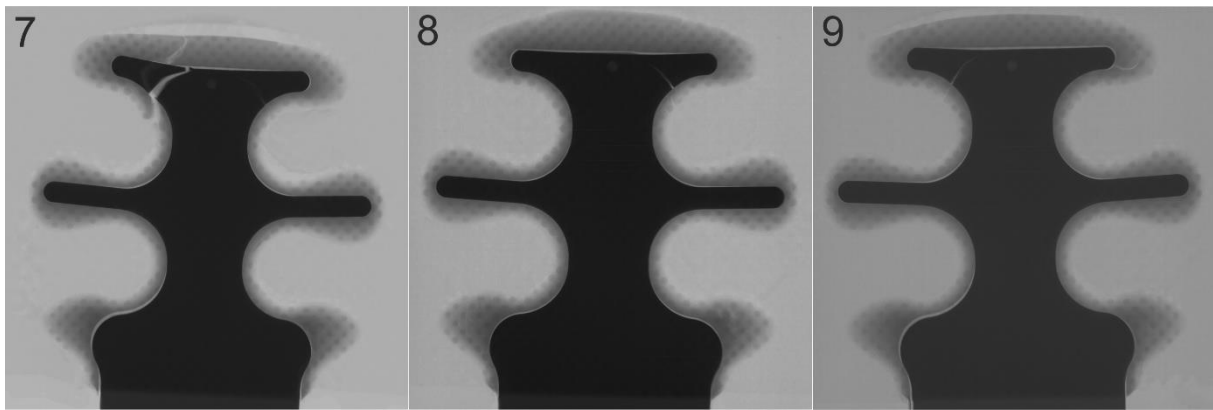


Abbildung 87 Röntgenaufnahmen der ermüdend getesteten Hybridproben bei 23°C

Optische Bilder in Abbildung 86 zeigen die bei 23 °C ermüdend getesteten Al-CFK-Hybridproben. Um den Alu-Einleger herum ist das CFK-Laminat aufgerissen. Durch die Ermüdungsbelastung ist das CFK-Laminat genau über dem Metalleinleger aufgerissen. Bei Probe 8 ist zu sehen, dass die Schädigung so weit reicht, dass sich das CFK-Laminat nach oben gestülpt hat und der darunterliegende Thermoplast zu sehen ist.



Abbildung 86 Optische Bilder der Hybridproben 7 (links Frontansicht und rechts oben Rückansicht) und 8 (rechts unten) bei 23°C ermüdend getestet

In Abbildung 88 sind links die dynamischen Steifigkeiten der Al-CFK-Hybridproben, die bei 60°C getestet wurden, in Abhängigkeit von der Zyklenanzahl gegeben. Zwei Proben liegen sehr nah beieinander mit ca. $4 \cdot 10^4$ Zyklen, und die dritte Probe liegt bei ca. $6,8 \cdot 10^4$ Zyklen. Die Zyklenanzahl befindet sich damit noch im Kurzzeitfestigkeitsbereich. Der Verlauf der dynamischen Steifigkeit zeigt am Anfang eine Abnahme und danach einen eher linearen Verlauf bis zum Versagen der Probe. Die Absolutwerte der dynamischen Steifigkeit sind geringer als in den 23°C-Versuchen genauso wie die Zyklenanzahl.

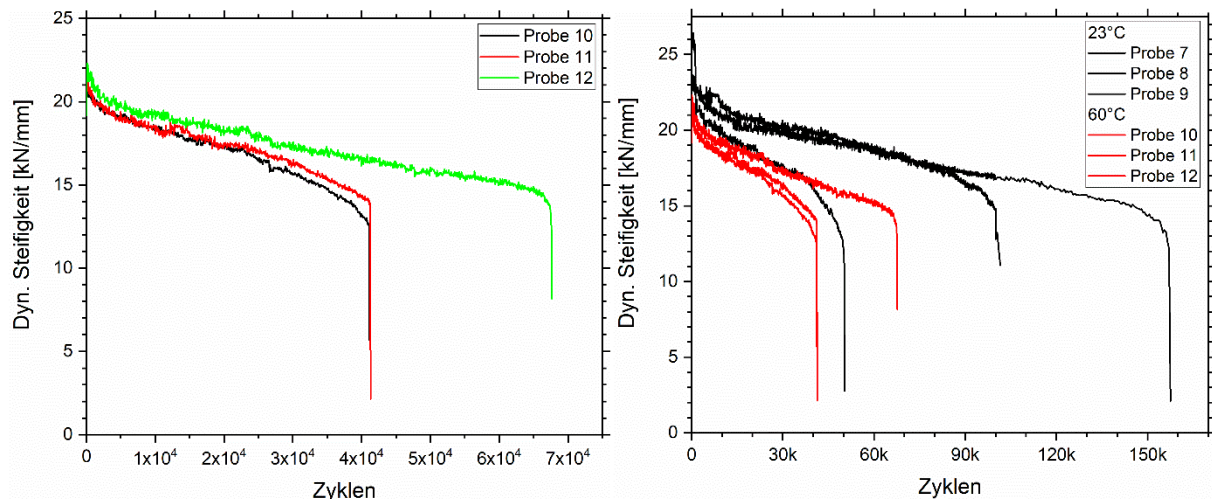


Abbildung 88 links: Dynamische Steifigkeit über Zyklenanzahl für die Al-CFK-Hybridproben 10, 11 und 12 bei 60°C; rechts: Vergleich von 23°C und 60°C im Ermüdungsversuch

Die geringere dynamische Steifigkeit bei 60 °C könnte an einer Erweichung der Epoxid-Matrix liegen. Diese befindet sich sehr nahe an T_g . Ausgehend von den Bedingungen beim Herstellungsprozess liegt der Glasübergang zwischen 60 und 70 °C (s. Abbildung 29). Hinzu kommt, dass der Thermoplast sich bei der Versuchsfrequenz von 5 Hz stark erwärmt, wie in Kapitel 4.1.2 gezeigt und die Probe zusätzlich von innen aufheizt, sodass die Matrix weiter erweicht. Bei einer zu weichen Matrix kann Halt und Kraftübertragung zwischen den Fasern nicht mehr gewährleistet werden, wodurch es zu lokalen Spannungsspitzen kommen kann, die nicht mehr abgebaut werden können. Zudem ist aus den Thermografiebildern ersichtlich, dass lokal über dem Einleger Wärme entsteht, die vermutlich auf mechanische Reibung zurückzuführen ist. Folglich nehmen also die Versuchstemperatur, die nahe T_g liegt, die Eigenerwärmung des Thermoplasts und die mechanische Reibung zwischen Einleger und CFK-Laminat Einfluss auf die dynamische Steifigkeit.

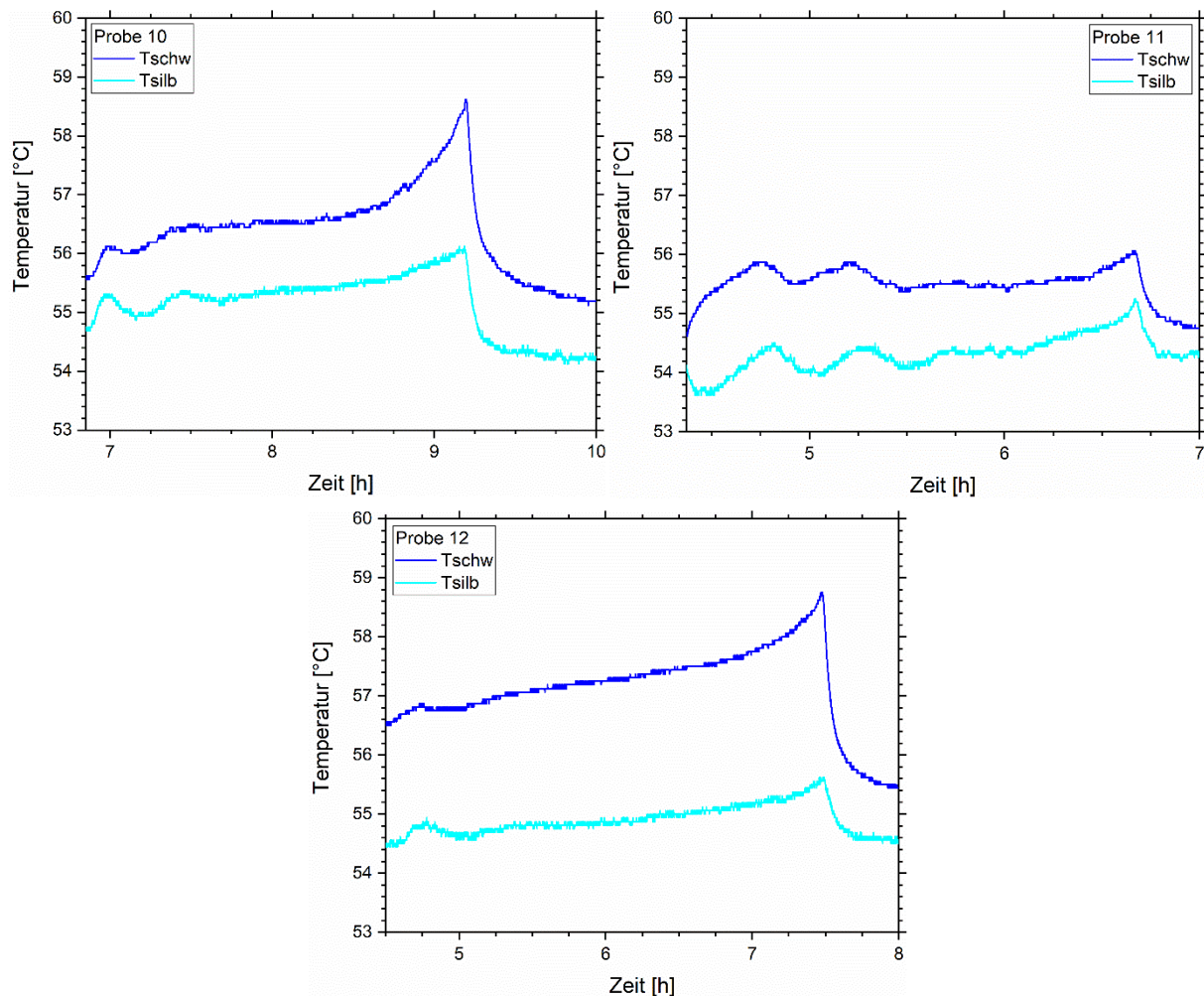


Abbildung 89 Temperaturverlauf der Al-CFK-Hybridproben 10, 11 und 12 während des Ermüdungsversuchs bei 60°C

In Abbildung 89 sind die Ergebnisse der berührenden Temperaturmessung für die Ermüdungsversuche bei 60 °C an den Al-CFK-Hybridproben 10, 11 und 12 gegeben. Sie sehen untereinander qualitativ ähnlich aus, jedoch gibt es Unterschiede im Anfangsbereich der Versuche. Die Peaks zum Versuchsende sind unterschiedlich hoch.

Innerhalb der ersten Stunde steigt bei allen drei Proben die Temperatur leicht an. Die Proben 10 und 11 schwanken danach in der Temperatur und steigen daraufhin bis zum Probenversagen an. Probe 11 zeigt eine besonders geringe Peaktemperatur im oberen Fühler. Nach dem Peak nimmt die Temperatur wieder ab, weil keine Energie mehr in das System eingebracht wird. Die dritte Probe weist keine Schwankungen auf und steigt direkt nach dem anfänglichen Temperatursprung weiter an. In allen Fällen zeigen oberer und unterer Temperaturfühler das gleiche Verhalten, lediglich die absolute Höhe des Temperaturwertes ist meist im unteren Temperaturfühler niedriger.

Die Thermografie profitiert bei höherer Temperatur von der größeren Wärmestrahlung, die frei wird, und liefert somit stärkere Kontraste. Dies hängt damit zusammen, dass bei höherer Tem-

peratur mehr thermische Wellen aus demselben Probenbereich entsendet werden. Der bessere Kontrast ist sowohl in den Differenzbildern als auch in der Lock-In-Thermografie zu sehen. In Abbildung 90 ist das Phasen- bzw. Amplitudenbild von Probe 10 nach 100 Zyklen im Ermüdungsversuch bei 60 °C zu sehen. Trotz dieser kurzen Zeit sind im Phasenbild starke Kontraste um den Einleger herum zu erkennen. Im Amplitudenbild dagegen sind die Kontraste schwächer.

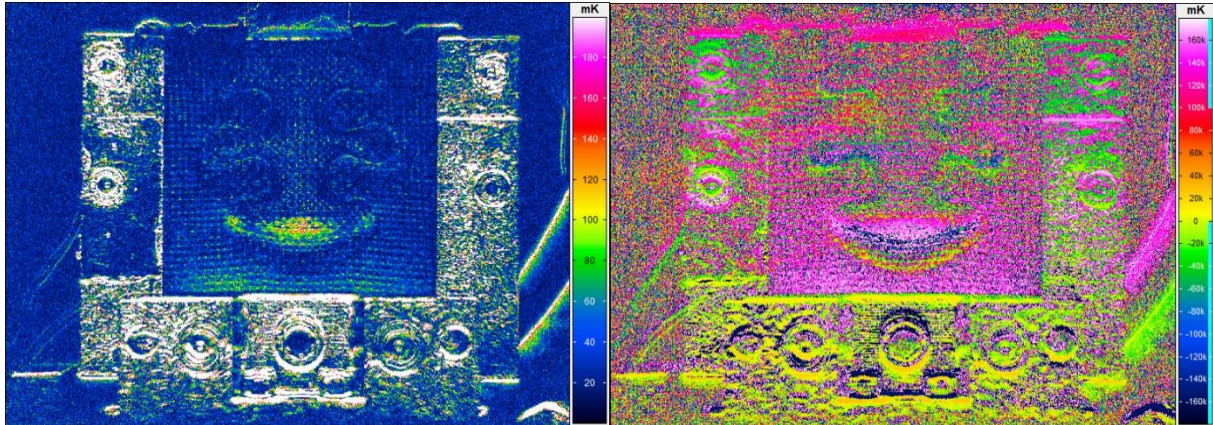


Abbildung 90 Lock-In-Thermografie an Probe 10 (60°C) nach 100 Zyklen, links Amplitudenbild, rechts Phasenbild

Abbildung 91 zeigt den weiteren Schädigungsverlauf von Probe 10 im Ermüdungsversuch bei 60 °C. Dort sind wieder Delaminationen an den Armen des Einlegers zu erkennen, welche sich

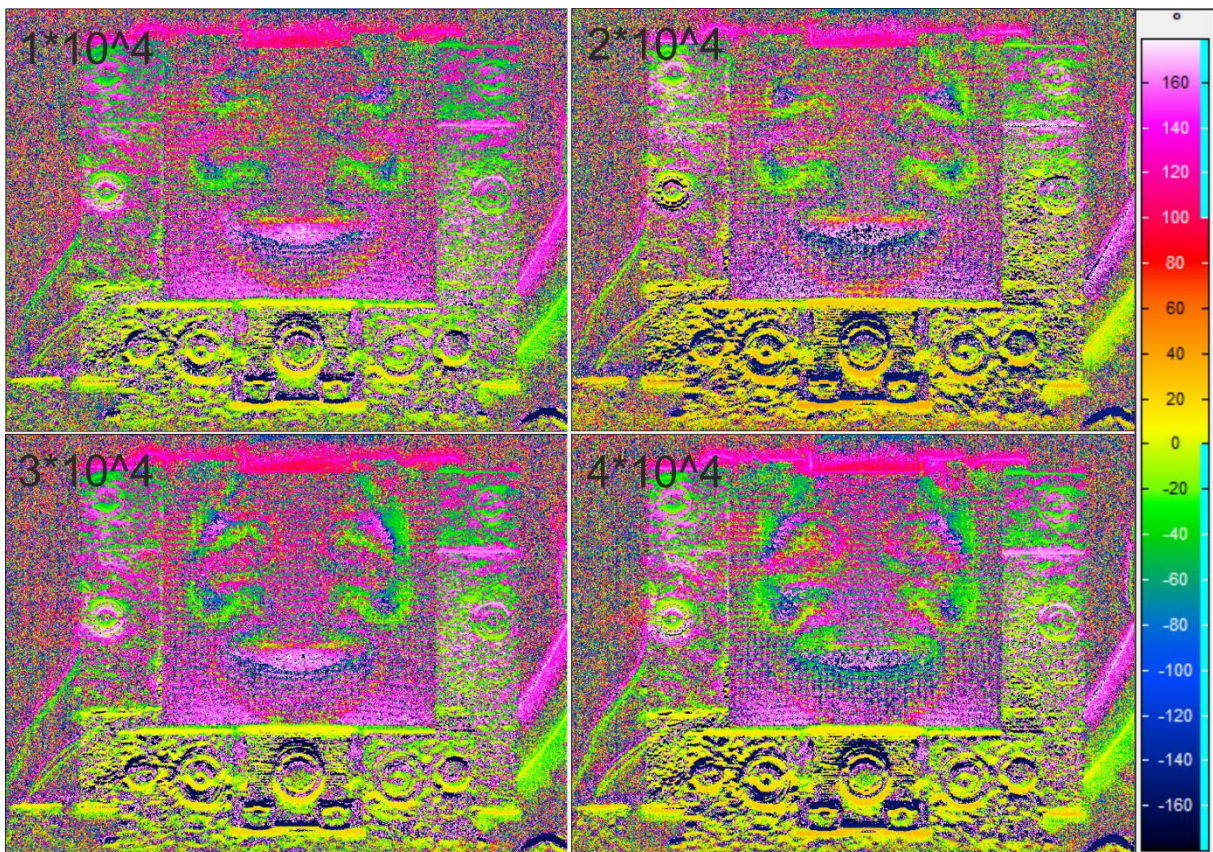


Abbildung 91 Weiterer Schädigungsverlauf von Probe 10 exemplarisch für Ermüdung bei 60°C an den Al-CFK-Hybridproben nach $1 \cdot 10^4$, $2 \cdot 10^4$, $3 \cdot 10^4$ und $4 \cdot 10^4$ Zyklen

nach und nach ausbreiten und zu einer größeren Delamination zusammenwachsen. Dieses Verhalten ist auch bei den Proben 11 und 12 zu erkennen (s. Anhang).

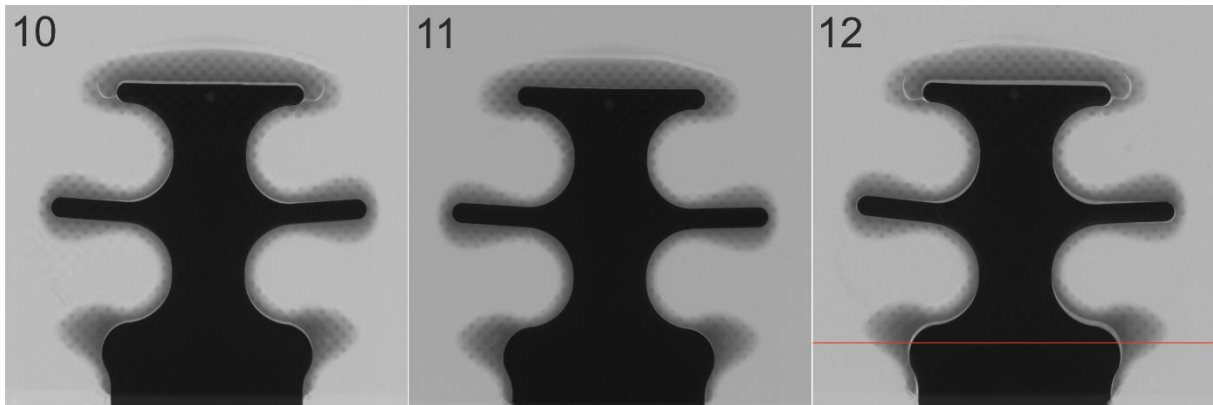


Abbildung 92 Röntgenaufnahmen der ermüdend getesteten Hybridproben bei 60°C (rote Linie für Grauwertprofil)

In den Röntgenaufnahmen in Abbildung 92 ist kaum Deformation der Einlegerarme feststellbar. Dies deckt sich mit den Beobachtungen bei 23 °C. Des Weiteren sind bei diesen Proben keine Brüche oder Risse im Aluminium zu sehen. Allerdings ist bei Probe 10 und 11 teilweise ein weißer Kontrast um den schwarzen Alu-Einleger herum erkennbar. Ein weißer Kontrast bedeutet bei einer Aufnahme in Transmission, dass dort wenig Röntgenstrahlung absorbiert wird. In diesem Fall bedeutet dies weniger Absorption als im Einleger und als im Thermoplast. Die Vermutung liegt nahe, dass sich dort ein Lufteinschluss befindet infolge einer Ablösung von Alu-Einleger und Thermoplast.

In Abbildung 93 ist ein Linienprofil für Probe 12 gegeben, welches horizontal über das gesamte Bild über die untersten zwei Arme des Einlegers gelegt wird. Über das Profil werden die Grauwerte aufgezeichnet. Je höher dieser Grauwert ist, desto weniger Absorption findet statt. Das Linienprofil untermauert die eingangs aufgestellte These, dass sich Einleger und Thermoplast voneinander abgelöst haben und dort deswegen ein Lufteinschluss lokalisiert ist. Denn links

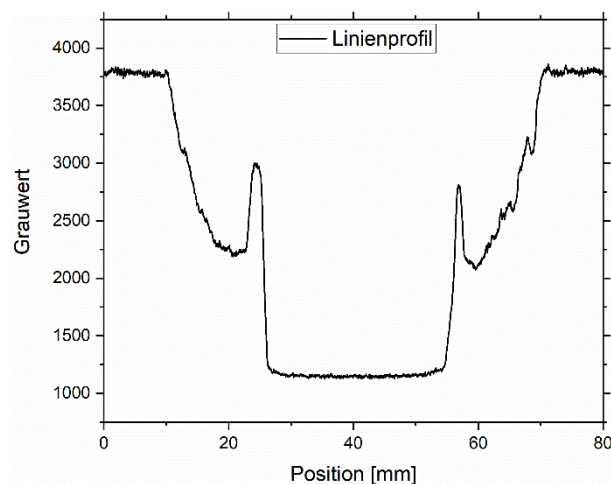


Abbildung 93 Grauwerte des Linienprofils für Probe 12

und rechts der Mitte ist jeweils ein Peak zu sehen, der einen höheren Grauwert als die umgebenden Pixel aufweist.

Die optischen Bilder in Abbildung 94 zeigen die Proben 10 und 11. Die Schädigung vollzieht sich ebenfalls wie bei den 60 °C-Versuchen im CFK-Laminat über dem Aluminium-Einleger. Allerdings ist die Schädigung hier nicht so katastrophal.



Abbildung 94 Optische Bilder der Hybridproben 10 (links Frontansicht u. Mitte Rückansicht) und 11 (rechts Frontansicht) bei 60°C ermüdend getestet

Um die Erkenntnisse aus den vorherigen Kapiteln noch einmal zu rekapitulieren, soll daran erinnert werden, dass die CFK-Flachzugproben in den Ermüdungsversuchen allesamt Dauerläufer sind. Die PPA-GF30-Proben haben eine große Temperaturerhöhung gezeigt, die zum vorzeitigen Versagen des Thermoplasts geführt hat.

Das Ermüdungsverhalten der Hybridproben gliedert sich in drei Stadien. Zuerst nimmt die dynamische Steifigkeit binnen der ersten 10^3 Zyklen rapide auf ein Niveau ab, welches sich im folgenden Stadium nur wenig verringert. Im dritten Stadium, kurz vor Probenversagen, nimmt die dynamische Steifigkeit noch einmal stark ab. Gleichzeitig steigt dann die Temperatur in der Berührungsmessung merklich an. Das kann genutzt werden, um den bevorstehenden Exitus der Probe grob vorherzusagen. Die Amplitudenbilder der Lock-In-Thermografie lassen die Intensität der Schädigung einordnen und die Phasenbilder die Delaminationsfläche und -form.

Die Röntgenbilder offenbaren Risse im Aluminium und weisen in Kombination mit einer Sichtprüfung der Bauteile auf Schädigungen im Thermoplast hin. Sichtbar von außen ist auch das Einreißen des CFK-Laminats um den Einleger herum. Das untermauert die Vermutung, dass sich der umspritzte Einleger und das CFK-Laminat mechanisch aneinander reiben. Die Zyklenanzahl bewegt sich unter diesen Versuchsparametern im Zeitfestigkeitsbereich, also zwischen den Ergebnissen aus PPA-GF30 (Kurzzeitfestigkeit) und CFK-Laminat (Dauerfestigkeit). Die Tendenz geht mit höherer Temperatur zu niedrigeren Zykluszahlen. Allerdings ist hier wie für CFK üblich die Streuung sehr hoch.

Trotz des geänderten Schädigungsverhaltens bei 60 °C, gibt es Ähnlichkeiten zur quasistatischen Schädigung. Denn auch hier lässt sich auf den Phasenbildern die Delaminationsbildung erkennen. Kleine Schädigungen entstehen um den Einleger herum und wachsen dann weiter. Die plastische Deformation der Einlegerarme ist jedoch geringer als im Quasistatischen, dafür sind bei den 23 °C-Versuchen Risse im Aluminium aufgetaucht. Bei den Al-CFK-Hybriden ist alles in allem bei 60 °C auch ein weiches und duktileres Verhalten zu erkennen.

5 Zusammenfassung

Die Al-CFK-Hybridproben sowie das PPA-GF30 als thermoplastische Zwischenschicht und das CFK-Laminat wurden in dieser Arbeit im Hinblick auf das mechanische Verhalten und den generellen Schädigungsverlauf bei verschiedenen Temperaturen untersucht. Dazu wurden quasistatische Zugversuche und Ermüdungsversuche mit in situ Thermografie und berührender Temperaturmessung bei 23 °C und 60 °C durchgeführt. Anschließend wurden Röntgenaufnahmen gemacht, um Prozesse und Schädigungen im Inneren der Probe sichtbar zu machen.

Das thermoplastische PPA-GF30 weist bei höherer Temperatur ein weiches und duktileres Materialverhalten auf. Dies spiegelt sich in Maximalkraft und Bruchverschiebung wider. Während der Rissausbreitung beim Versagen der Proben, ist in der Thermografie die Bildung von Wärme an der Bruchkante zu erkennen. Die schlechten Wärmeleitungseigenschaften des Thermoplasts tragen dazu bei, dass diese Wärme dort nur langsam abtransportiert wird und deshalb einen starken Kontrast zum kälteren Rest der Probe erzeugt.

In den Ermüdungsversuchen ist bei der gewählten Prüffrequenz von 5 Hz eine starke Eigen erwärmung in kurzer Zeit zu verzeichnen. Diese ist so groß, dass sie zum vorzeitigen Probenversagen führt. Dieser Umstand macht den Thermoplast zu einer potentiellen Schwachstelle für das Hybridbauteil im Ermüdungsversuch. Die Bruchflächen der PPA-GF30-Proben in den quasistatischen Zugversuchen weisen sehr viele Faserpullouts auf – mehr als bei 23 °C. Unter ermüdender Belastung, weisen die Proben bei niedriger Temperatur einen klassischen Sprödbbruch auf, der bei hoher Temperatur etwas duktiler wird. Das geht mit einer Zunahme von Faserpullouts einher.

Die CFK-Proben zeigen in den quasistatischen Zugversuchen bei 23 °C sprödes Verhalten, welches bei höherer Temperatur etwas weicher wird. Bei 60 °C sind die Bruchverschiebungen ähnlich und die Maximalkraft etwas geringer. Das weiche Verhalten könnte damit zusammenhängen, dass der Glasübergang der CFK-Epoxidmatrix niedrig ist und bei 60 °C vermutlich fast erreicht wird. Die Thermografie zeigt ein höheres ΔT gegenüber den PPA-GF30-Proben an, wohingegen das ΔT innerhalb der CFK-Proben bei beiden Temperaturen etwa gleich groß ist. Um endgültig zu klären, weshalb sich die CFK-Proben in den Thermografiebildern leicht homogen erwärmen, sind weitere Test durchzuführen. Vermutlich handelt sich es dabei aber um Wärmetransportvorgänge, die innerhalb des Verbundwerkstoffes unterschiedlich schnell ablaufen. Die Bruchflächen zeigen bei 23 °C einen spröden Trennbruch, wie die PPA-GF30-Proben. Bei 60 °C weist die zerklüftete Bruchfläche längere Faserpullouts auf. In den 45°-Lagen ist ein lamellarer Bereich zu sehen, der auf Scherbelastung der Matrix hinweist. Auch hier ist ein Übergang zu einem weichen Materialverhalten zu erkennen.

In den Ermüdungsversuchen sind die CFK-Proben bei beiden Temperaturen Dauerläufer, was die ausgezeichneten Ermüdungseigenschaften von CFK unterstreicht. Die dynamischen Steifigkeiten liegen eng beieinander.

Das Al-CFK-Hybridbauteil weist je nach Temperatur unterschiedliche Schädigungsmechanismen auf. Für die niedrigere Temperatur von 23 °C ist ein treppenförmiges Abfallen der Kraft-Verschiebungs-Kurve charakteristisch, was sich in der Thermografie ebenfalls als spontane Events zeigt. Zwischen zwei konsekutiven Bildern treten diese Events auf. Die Schädigungen, die dort zu sehen sind, reichen von Delaminationen und Rissen bis hin zum kompletten Ablösen des Thermoplastes vom Aluminium. Die Schädigungsinitiation, die im Kraft-Verschiebungs-Diagramm als kleiner Krafteinbruch kurz vor dem Maximum zu erkennen ist, vollzieht sich unterhalb des Einlegers im CFK-Laminat durch Delamination der Gewebelagen. Im weiteren Verlauf bilden sich immer mehr Delaminationen rund um die Einlegerarme und wachsen am Ende zusammen zu einer großen Delamination. Die Thermografie macht die Delamination besser sichtbar als optische Bilder. Die Röntgenbilder der Hybridproben eignen sich sehr gut um das innenliegende Aluminium zu untersuchen. Es konnte gezeigt werden, dass das Aluminium in den quasistatischen Zugversuchen Deformationen der Einlegerarme aufweist, jedoch keine Risse ersichtlich.

Bei 60 °C vollzieht sich der Schädigungsverlauf des Al-CFK-Hybrids langsamer und stetiger. Die Schädigung geschieht größtenteils über einen längeren Zeitraum und kann nicht von zwei konsekutiven Frames abgebildet werden. Um die Ausmaße der Schädigung zu erfassen, müssen daher Thermogramme zu Anfang und Ende des Versuchs verglichen werden. Diese Änderung des Schädigungsmechanismus ist wahrscheinlich bedingt durch das Erweichen der Polymere bei höherer Temperatur. In den Versuchen an den Einzelkomponenten PPA-GF30 und CFK war zu erkennen, dass beide bei höherer Temperatur ein weiches Verhalten aufweisen. Diese Tendenz überträgt sich auf die Hybride. Das Epoxid erreicht bei 60 °C fast seine Glasübergangstemperatur. Außerdem zeigt die Thermografie dann einen besseren Kontrast durch die größere, thermische Energie der Proben, die bei der höheren Temperatur zur Verfügung steht. Hinzu kommt, dass die Risse der Hybride bei 60 °C eine negative Temperaturdifferenz aufweisen im Gegensatz zu den Einzelkomponenten. Das lässt darauf schließen, dass im Hybrid andere Mechanismen ablaufen, als in den Einzelkomponenten. Der Aluminium-Einleger deformiert sich stärker als in den 23 °C-Versuchen.

In den vorherigen Ermüdungsversuchen an den Einzelkomponenten wurde festgestellt, dass die CFK-Proben Dauerläufer sind und in den PPA-GF30-Proben eine signifikante Temperaturerhöhung gemessen wurde, die zum vorzeitigen Probenversagen führt.

Die dynamische Steifigkeit der Al-CFK-Hybridproben, die unter Ermüdungsbelastung getestet wurden, verläuft in drei Stadien. Am Anfang ist eine starke Abnahme der dynamischen Steifigkeit zu verzeichnen. Im Anschluss festigt sie sich auf einem konstanten Niveau und nimmt gegen Ende der Lebenszeit wieder stark ab, bis die Probe schließlich bricht. Die Schädigung manifestiert sich in Rissen im CFK-Laminat, die um den Metalleinleger herum verlaufen. Ein Grund dafür könnte die starke, mechanische Reibung zwischen umspritztem Einleger und CFK-Laminat sein. Die Zyklenanzahl bewegt sich im Zeitfestigkeitsbereich und ist damit zwischen CFK (Dauerläufer) und PPA-GF30 (Kurzzeitfestigkeit) einzuordnen. Bei 23 °C ist die Zyklenanzahl etwas höher als bei 60 °C, liegt aber noch in derselben Dimension. Die Temperatur in den Proben erhöht sich laut Temperaturmessfühler insbesondere kurz vor dem Versagen signifikant. Zum einen ist die starke Erwärmung des PPA-GF30 ein Grund, welches dazu beitragen könnte, dass die niedrige Glasübergangstemperatur der Epoxidmatrix noch eher erreicht wird. Zum anderen wird beim Öffnen der „CFK-Tasche“ mechanische Reibung zwischen dem Einleger und dem CFK-Laminat erzeugt, die wiederum Energie in Wärmeform dissipiert. Auf Basis dieser berührend gemessenen Temperaturerhöhung kann das Lebensende des Bauteils bis auf ca. 15 min vorher antizipiert werden. Die Röntgentaufnahmen konnten Risse im Aluminium und auch im Thermoplast bei 23 °C nachweisen. Auch die Einlegerarme haben sich minimal deformiert. Dadurch ist ein Luftspalt zwischen Einleger und Laminat entstanden.

Die Temperaturerhöhungen der berührenden Temperaturmessung waren teilweise nicht so konsistent wie die der thermografischen Messungen, da insbesondere in den Dauerschwingversuchen die Anhaftung der Temperaturfühler mit Klebeband problematisch war. Es muss sichergestellt werden, dass jederzeit der Kontakt zwischen Messfühler und Messobjekt besteht. Je nach Mess-Setup und Komplexität der Probengeometrie gestaltet sich dies jedoch schwierig. In Anbetracht dessen ist die Thermografie der berührenden Messung vorzuziehen. Wenn die Möglichkeit besteht beide Messverfahren zu nutzen, bzw. einzelne Probenstellen genauer untersucht werden sollen, können sich diese Verfahren aber gegenseitig verifizieren.

Die Lock-In Thermografie kann im Ermüdungsversuch verschiedene Informationen bereitstellen. Das Phasenbild gibt unabhängig von Topografie und Ausleuchtung der Probe einen guten Überblick über die Delaminationsfläche der Hybride. Das Amplitudenbild kann Aufschluss über den Schweregrad der Schädigung geben, dies ist analog zu den Differenzbildern zu sehen. Allerdings stammen die Informationen aus der Lock-In-Thermografie aus einem kleineren Zeitfenster und sind deswegen weniger anfällig für z.B. Temperaturschwankungen während des Versuchs.

Speziell für diese Materialkombination von Metall und Kunststoff ergänzt die Röntgentomografie die Thermografie perfekt durch zusätzliche Tiefeninformationen. Durch den großen Unterschied in der Kernladungszahl ist der Alu-Einleger stark kontrastiert von Thermoplast und CFK-Laminat.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die zerstörungsfreien Prüfverfahren, insbesondere hier die Thermografie, einen deutlichen Mehrwert an Informationen aus den zerstörenden Prüfungen mitnehmen kann. Sie zeigen, dass die Temperatur einen Einfluss auf das mechanische Verhalten der Al-CFK-Hybride hat. Einzelne Events im Kraftverschiebungs-Diagramm können durch die Korrelation von Thermografie- und Mechanikdaten mit zusätzlichen Informationen versehen werden. Des Weiteren besticht die Thermografie durch ihre integrale Messweise gegenüber der berührenden Temperaturmessung, die vor allem bei dieser flächigen Probengeometrie ihren Vorteil ausspielt. Gerade in qualitativen Messungen, wo Emissionsgrade nur eine untergeordnete Rolle spielen, punktet die Thermografie durch schnelles und berührungsloses Messen. Nachgelagert ergänzt die Röntgentomografie die Thermografie mit Informationen über innenliegende Schäden, sodass ein Maximum an Informationen aus den Versuchen gezogen werden kann.

Die eingangs aufgeworfene Fragestellung, welchen Einfluss die hohe Temperatur auf die Al-CFK-Hybride und deren Komponenten hat, konnte in dieser Arbeit mithilfe zerstörungsfreier Prüfverfahren detailliert erläutert werden.

6 Ausblick

Im Idealfall sind beim wissenschaftlichen Arbeiten alle Parameter unter Kontrolle. In diesem Fall waren keine geregelten Lagerbedingungen gegeben hinsichtlich Luftfeuchte und Temperatur. Durch die kontrollierte Lagerung bei konstanter Luftfeuchte und Temperatur könnte die Reproduzierbarkeit und damit die Streuung der Proben weiter verbessert werden.

Die Analyse der Bruchflächen und Fasern insbesondere von CFK und Thermoplast kann durch REM-Aufnahmen wie in Abbildung 95 weiter mit zusätzlichen Informationen auf dem nanoskaligen Maßstab verfeinert und ergänzt werden. So kann beispielsweise die Häufigkeit von Faserpullouts und Faserbrüchen genauer analysiert werden und herausgefunden werden, inwiefern die Orientierung bzw. die Verteilung der Kurzfasern eine Rolle spielen. Produktionsbedingt durch den Spritzgussprozess bilden sich Vorzugsrichtungen, in denen die Fasern orientiert sind. Außerdem könnten örtlich begrenzte Inhomogenitäten die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen.

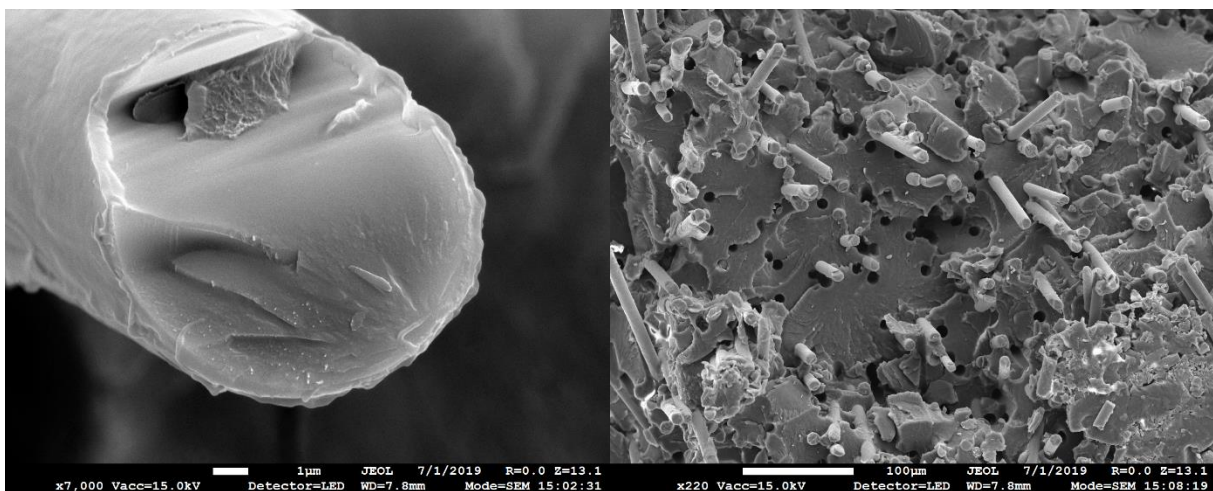


Abbildung 95 REM-Aufnahmen einer gebrochenen Glasfaser (links) und der Bruchfläche (rechts) des Thermoplasts

Des Weiteren wäre es von Interesse, die Prüffrequenz zu variieren und zu schauen, inwiefern sich die thermische Eigenerwärmung dann auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt oder ob sie proportional mit der Oberspannung skaliert. Außerdem ist momentan ein MatLab-Tool in Entwicklung, welches Bilder des Bruchzeitpunktes im Ermüdungsversuch gezielt aufnehmen kann, um dort für mehr Einsicht zu sorgen.

Mit den Möglichkeiten des nano-CTs könnten PPA-GF30 und CFK schrittweise nach einer vordefinierten Anzahl von Lastspielen während den Ermüdungsversuchen auf Mikroporen untersucht werden. Im μ -CT würde sich ein kompletter CT-Scan der Hybride anbieten, um genauer Risse im Inneren des Aluminiums aufzuspüren und Thermoplast und CFK-Laminat eventuell besser unterscheiden zu können. Erste Messungen, die in Abbildung 96 dargestellt sind, zeigen, dass ein vollständiger CT-Scan mehr Aufschluss über die Schädigung im Inneren

des Bauteils geben kann. Risse im Aluminium und im Thermoplast können klar voneinander unterschieden werden. Außerdem können die Parameter der Aufnahmen noch adjustiert werden, sodass eventuell mehr Information über das CFK gewonnen werden kann. Ebenfalls bietet sich ein CT-Scan nach einer vordefinierten Anzahl an Lastspielen an, um die Schädigungsentwicklung besser charakterisieren zu können.

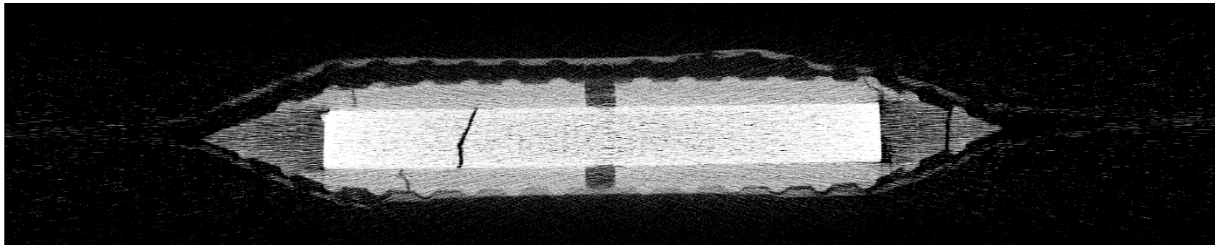


Abbildung 96 Draufsicht auf eine ermüdete Hybridprobe mit sichtbaren Rissen im Thermoplast (grau) und Aluminium (weiß)

Aufgrund des unterschiedlichen Verhaltens des Aluminiums in quasistatischen und Ermüdungsversuchen, erscheinen auch Versuche mit reinem Aluminium sinnvoll. Denn dann könnte untersucht werden, ob sich nur das mechanische Verhalten des Aluminiums ändert oder ob der Verbund im Hybridbauteil auch einen Einfluss auf die Schädigung des Aluminiums hat.

Untersuchungen bei tiefen Temperaturen könnten zum besseren Verständnis der mechanischen Eigenschaften des Hybridverbunds beitragen, da im Auto im Winter auch Temperaturen unterhalb von 0 °C auftreten. Des Weiteren müssen Anstrengungen unternommen werden die komplexe Geometrie des Bauteils bezüglich Spannungsverteilung zu beschreiben, um die Geometrie weiter zu verbessern. Ebenso wäre eine Wärmesimulation von Interesse, die beschreibt, wo Wärme fließt bzw. sich eventuell anstaut und dadurch zu hohe Temperaturen verursacht. Deswegen ist auch die genaue Kenntnis der Glasübergangstemperatur des Epoxids von hoher Wichtigkeit. Daher bietet sich die dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) an, um den Glasübergang zu bestimmen. Denn wenn aus den Produktionsbedingungen (insbesondere der Aushärtezeit) unterschiedlich hohe Glasübergangstemperaturen resultieren, so hat dies Schwankungen der mechanischen Eigenschaften zur Folge und damit einen negativen Effekt auf die Reproduzierbarkeit.

Außerdem wären weitere Versuche bei anderen hohen Temperaturen wichtig, um zu erkennen ob der Schädigungsmechanismus der Hybride bei Raumtemperatur stetig übergeht in den Schädigungsmechanismus bei höheren Temperaturen oder ob es eine Sprungtemperatur gibt.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Kraftfahrt-Bundesamt. [Online]. Available: https://www.kba.de/DE/Statistik/Fahrzeuge/Neuzulassungen/Umwelt/n_umwelt_z.html. [Zugriff am 10 Oktober 2019].
- [2] KBA und Aral, „De Statista,“ 2019 März 2019. [Online]. Available: <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/265995/umfrage/anzahl-der-elektroautos-in-deutschland/>. [Zugriff am 10 Oktober 2019].
- [3] H. E. Friedrich, Leichtbau in der Fahrzeugtechnik, Springer Vieweg, 2017.
- [4] C. Petersen, Stahlbau: Grundlagen der Berechnung und baulichen Auslegung von Stahlbauten, Springer Vieweg, 2013.
- [5] W. Hellwig, Spanlose Fertigung: Stanzen, Vieweg+Teubner, 2009.
- [6] G. Gottstein, Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer-Verlag, 1998.
- [7] W. Weißbach, Werkstoffkunde, Vieweg+Teubner, 2010.
- [8] H.-J. Bargel, Hrsg., Werkstoffkunde, Springer Vieweg, 2012.
- [9] J. Summa, In Situ Thermographie zur Prognose des Ermüdungsriß-Wachstums in intrinsischen Al-CFK Hybridbauteilen unter zugschwellender Ermüdung im High-Cycle Regime (Dissertation), Saarbrücken, 2018.
- [10] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, Springer Vieweg, 2014.
- [11] P. Elsner, P. Eyerer und T. Hirth, Kunststoffe, Springer Verlag, 2012.
- [12] N. Sato, T. Kurauchi, S. Sato und O. Kamigaito, Microfailure behaviour of randomly dispersed short fibre reinforced thermoplastic composites obtained by direct SEM observation, Japan: Journal of Materials Science, 1991.
- [13] P. K. Mallick und Y. Zhou, Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6, International Journal of Fatigue 26, 2004, pp. 941-946.

- [14] M. Arif, N. Saintier, F. Meraghni, J. Fitoussi, Y. Chemisky und G. Robert, Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66, Composites: Part B, 2014, pp. 55-65.
- [15] P. Morgan, Carbon Fibers and their Composites, Taylor & Francis Group, 2005.
- [16] H. Schürmann, Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden, Springer Verlag, 2007.
- [17] T. B. Helfen, Nichtlinearer Ultraschall zur Charakterisierung von Ermüdungsschäden während der Hochfrequenz-Beanspruchung von C-Faser-Kunststoffverbunden (Dissertation), 2014.
- [18] B. Gronau, Diplomarbeit: Bandanregung in der Ultraschall-Kraftmikroskopie, Saarbrücken, 2012.
- [19] B. Harris, Fatigue in composites, CRC Press, 2003.
- [20] T. L. Anderson, Fracture Mechanics, CRC Press, 2005.
- [21] M. Ito und T.-W. Chou, An Analytical and Experimental Study of Strength and Failure Behavior of Plain Weave Composites, Bd. Journal of Composite Materials, Technomic Publishing Co., Inc., 1997.
- [22] N. K. Naik und V. Ganesh, Failure Behavior of Plain Weave Fabric Laminates under On-Axis Uniaxial Tensile Loading: III - Effect of Fabric Geometry, Journal of Composite Materials, Vol. 30, No. 16/1996, 1996.
- [23] N. K. Naik und V. K. Ganesh, Failure Behavior of Plain Weave Fabric Laminates under On-Axis Uniaxial Tensile Loading: II - Analytical Predictions, Journal of Composite Materials, Vol. 30, No. 16/1996, 1996.
- [24] F. Bernhard, Handbuch der technischen Temperaturmessung, Springer Vieweg, 2014.
- [25] D. Meschede, Hrsg., Gerthsen Physik, Springer Verlag, 2015.
- [26] X. P. V. Maldague, Theory and Practice of Infrared Technology for Nondestructive Testing, John Wiley & Sons Inc., 2001.
- [27] T. Zweschper, A. Dillenz, G. Riegert, D. Scherling und G. Busse, Ultrasound excited thermography using frequency modulated elastic waves, NDT in the aerospace industry, 2003.

- [28] S. Michael, J. Summa und H.-G. Herrmann, Characterising metal-cfrp hybrid structures by nondestructive testing methods, Conference Paper: IRF Porto , 2016.
- [29] H. Rösner und U. Netzelmann, Nondestructive Materials Characterization, Springer-Verlag, 2004, pp. 246-285.
- [30] G. Busse und D. Wu, Lock-in thermography for nondestructive evaluation of materials, Elsevier, 1998, pp. 693-703.
- [31] T. M. Buzug, Computed Tomography, Springer Verlag, 2008.
- [32] Evonik Industries AG, Datenblatt VESTAMID HTplus M1033, 2018.
- [33] Toray Carbon Fibers Europe, Produktdatenblatt T300/FT300, 2012.
- [34] Sika Deutschland GmbH, Produktdatenblatt Biresin CR170 mit Biresin CH150-3 Härter, 2017.
- [35] Schmolz + Bickenbach, Produktdatenblatt AlMgSi1 EN AW-6082, 2011.
- [36] *DIN EN ISO 527-2:2012-06, Kunststoffe – Bestimmung der Zugeigenschaften – Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen (ISO 527-2:2012)*, 2012.
- [37] K. Fujimoto, H. Masahiro und A. Fujita, Low cycle fatigue of CFRP laminated composites due to repeated out-of-plane loading, *Procedia Structural Integrity* 2, 2016, pp. 182-189.
- [38] J. Montesano, Z. Fawaz und H. Bougherara, Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite, *Composite Structures* 97, 2013, pp. 76-83.
- [39] E. K. Gamstedt, Effects of Debonding and Fiber Strength Distribution on Fatigue-Damage Propagation in Carbon Fiber-Reinforced Epoxy, Bde. %1 von %2Journal of Applied Polymer Science, Vol. 76, John Wiley & Sons, Inc., 1999, pp. 457-474.
- [40] J. Bonhomme, A. Argüelles, J. Vina und I. Vina, Fractography and failure mechanisms in static mode I and mode II delamination testing of unidirectional carbon reinforced composites, P. T. 28, Hrsg., Elsevier, 2009, pp. 612-617.
- [41] E. Gamstedt und B. Sjögren, An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-play composite laminates, I. J. o. Fatigue, Hrsg., Elsevier, 2002, pp. 437-446.

- [42] C. B.-S. 3. Dr. Roland Mattern - Roland1952, „Wikipedia,“ [Online]. Available: <https://commons.wikimedia.org/w/index.php?curid=8397406>. [Zugriff am 15 Februar 2019].
- [43] P. Eyerer, T. Hirth und P. Elsner, Polymer Engineering, Springer Verlag, 2008.
- [44] S. Carmignato, W. Dewulf und R. Leach, Industrial X-Ray Computed Tomography, Springer Verlag, 2018.
- [45] A. e.V.. [Online]. Available: <https://www.pannenhilfe-vergleichen.de/hitze-im-auto-vermeiden-tipps-und-tricks/>. [Zugriff am 2 Oktober 2019].

8 Anhang

8.1 PPA-GF30

8.1.1 Quasistatisch

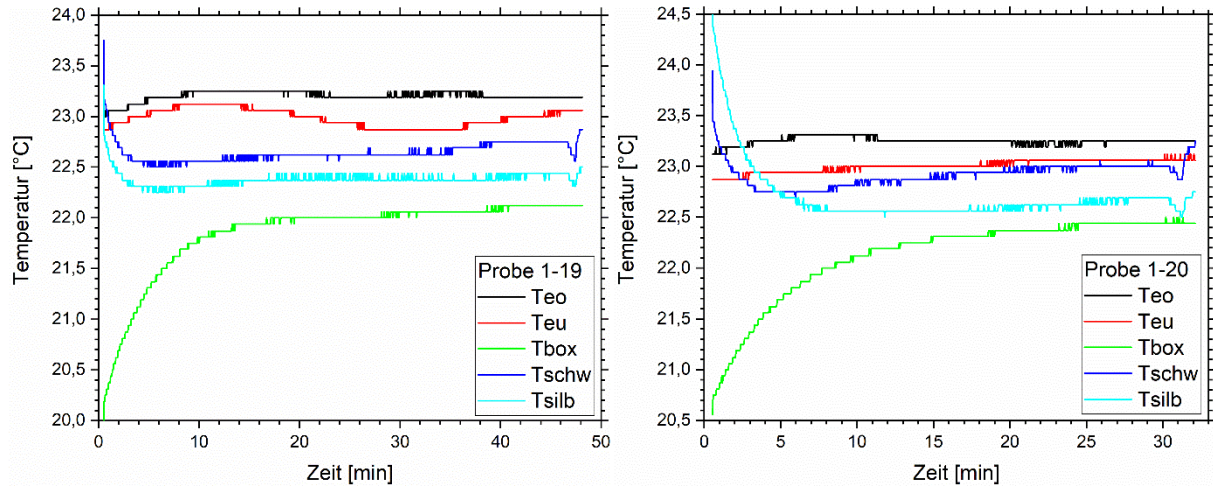


Abbildung 97 PPA-GF30, quasistatisch, 23°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 1-19 und 1-20

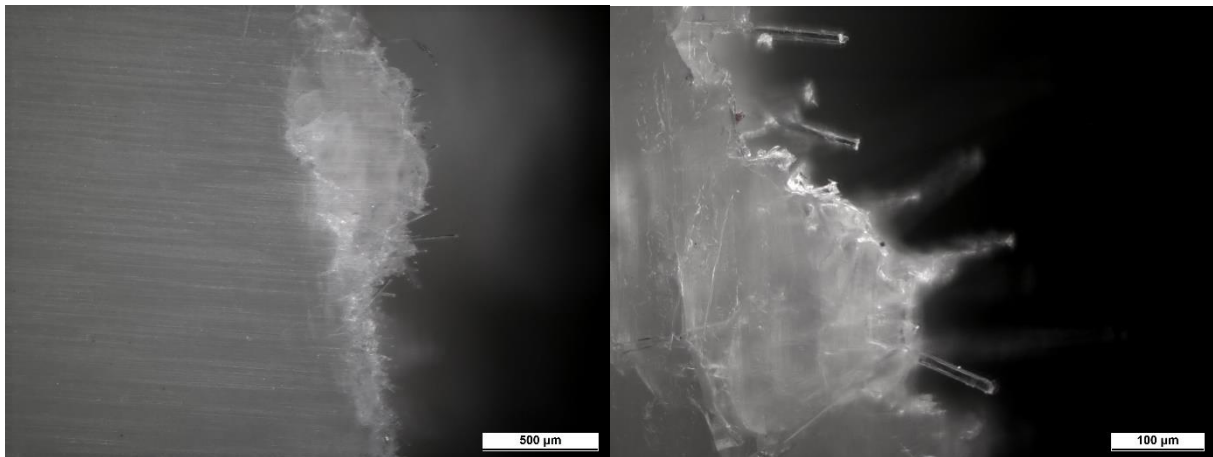


Abbildung 98 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-18

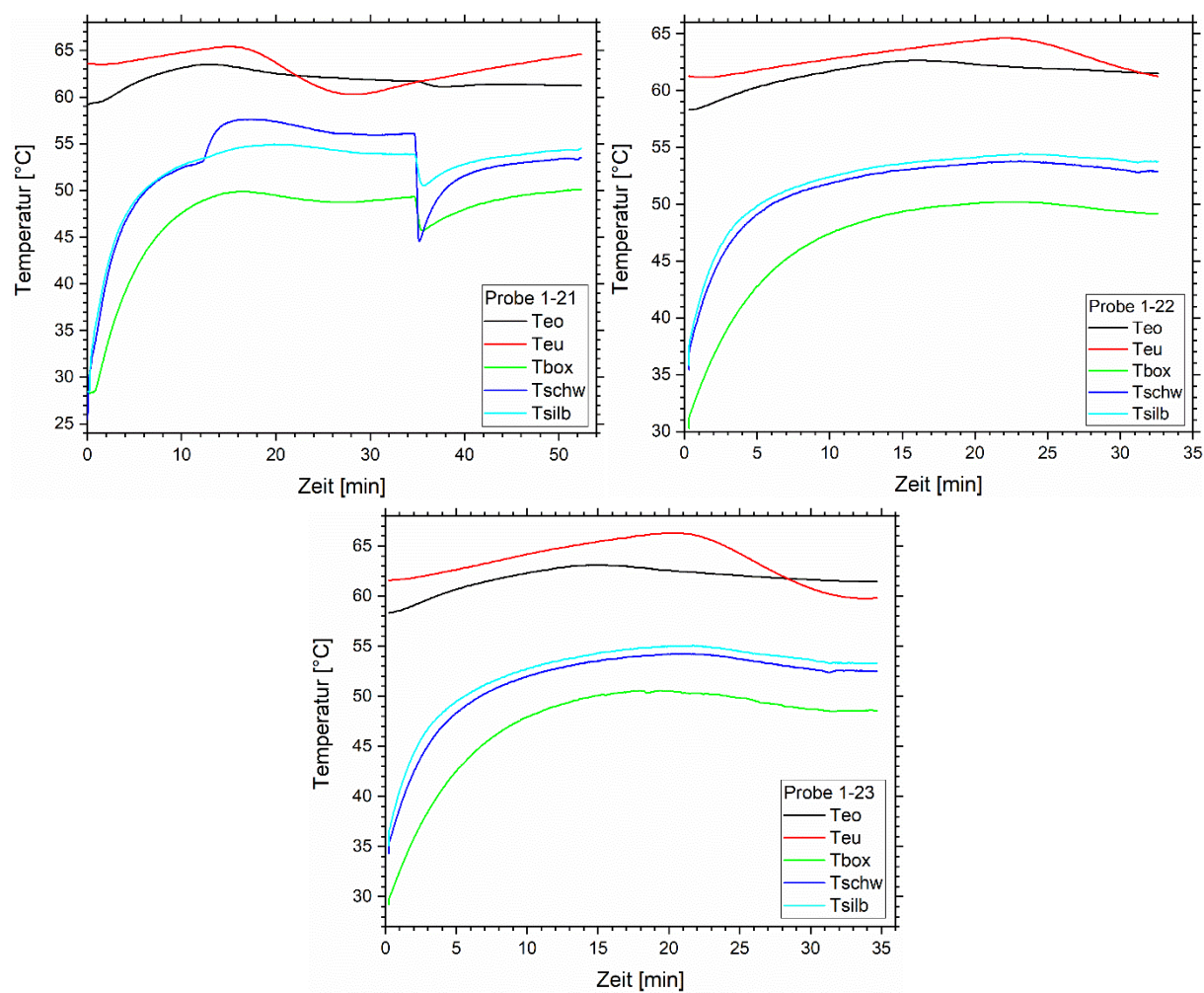


Abbildung 99 PPA-GF30, quasistatisch, 60°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 1-21, 1-22 und 1-23

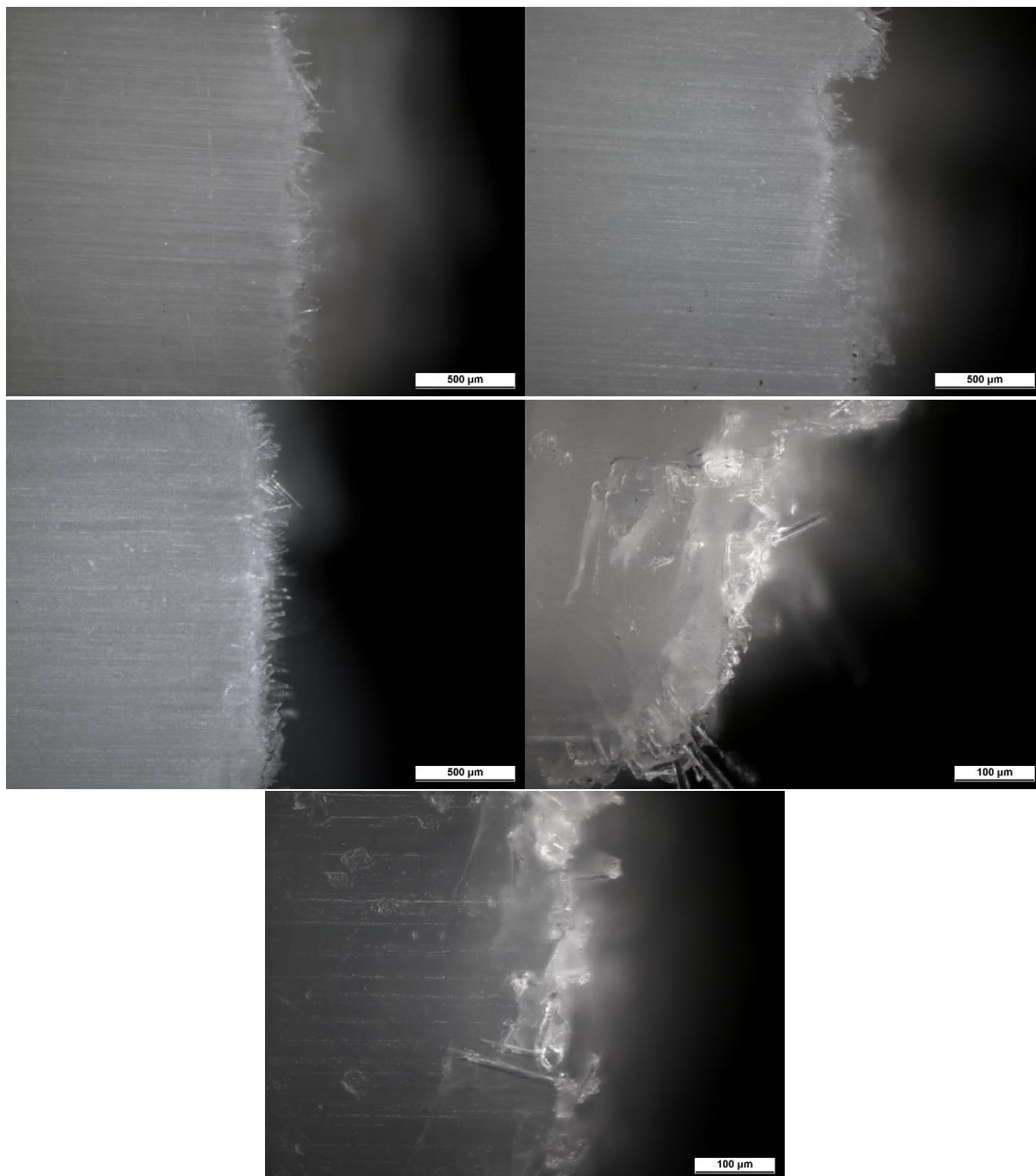


Abbildung 100 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-21

8.1.2 Ermüdung

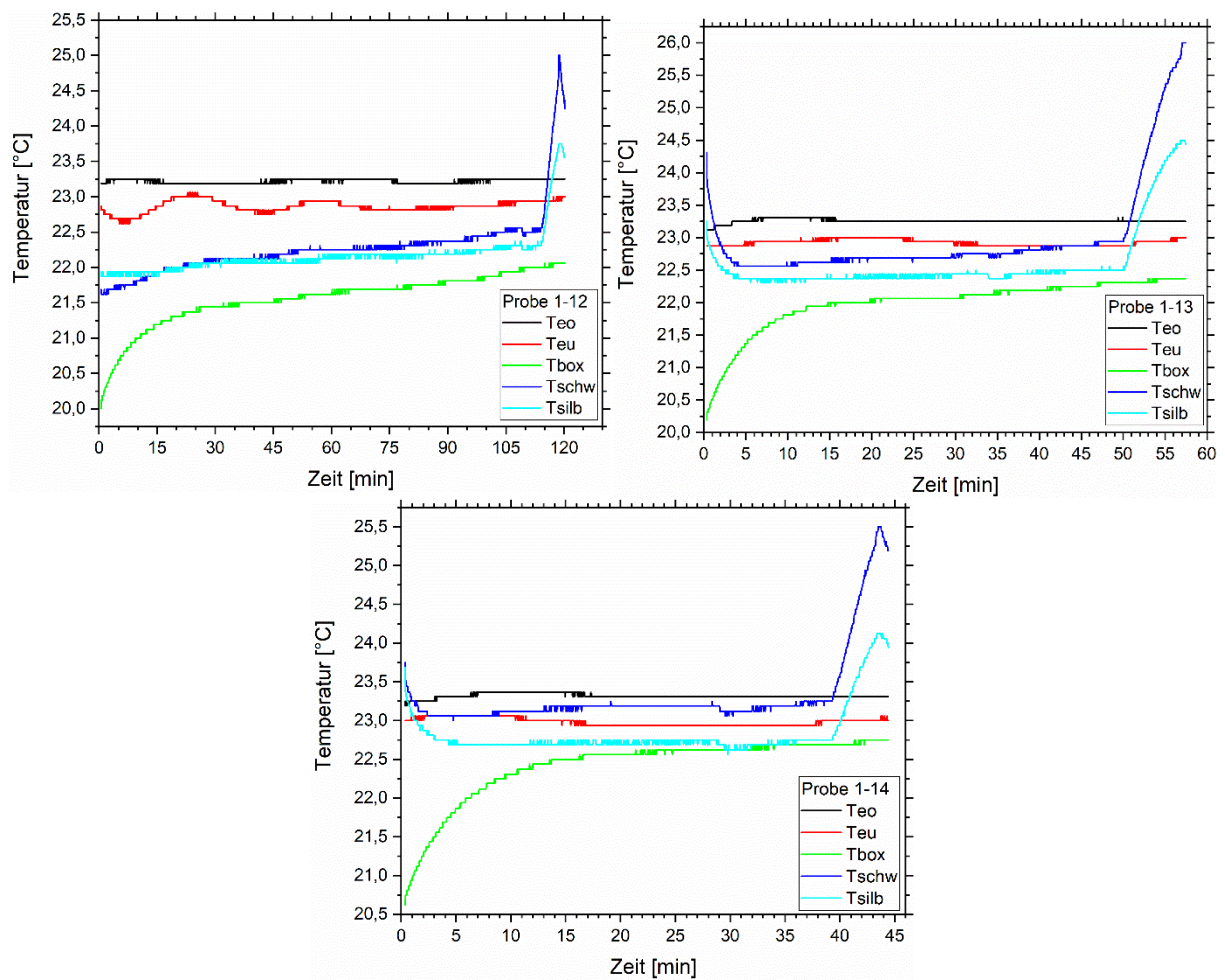


Abbildung 101 PPA-GF30, Ermüdung, 23°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 1-12, 1-13 und 1-14

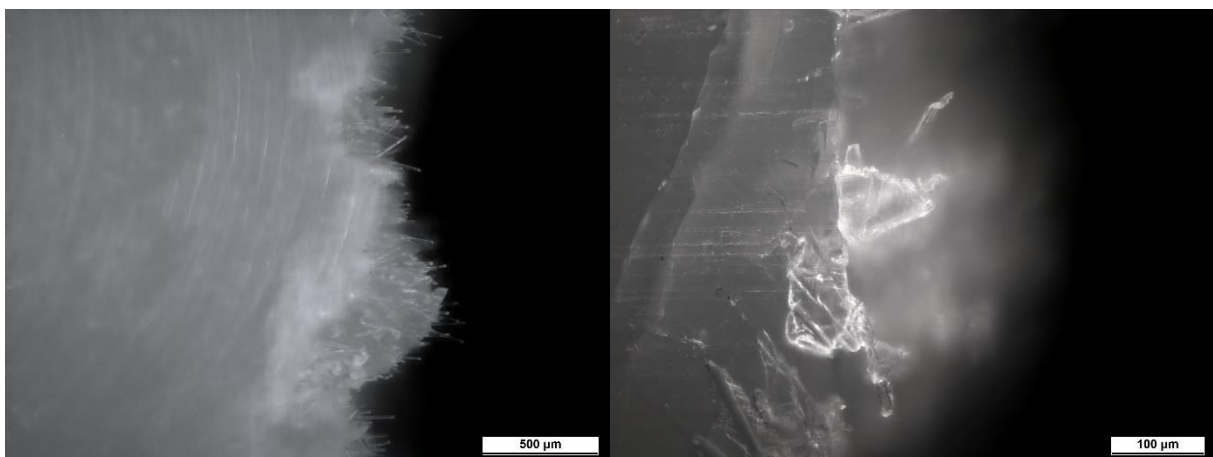


Abbildung 102 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-13

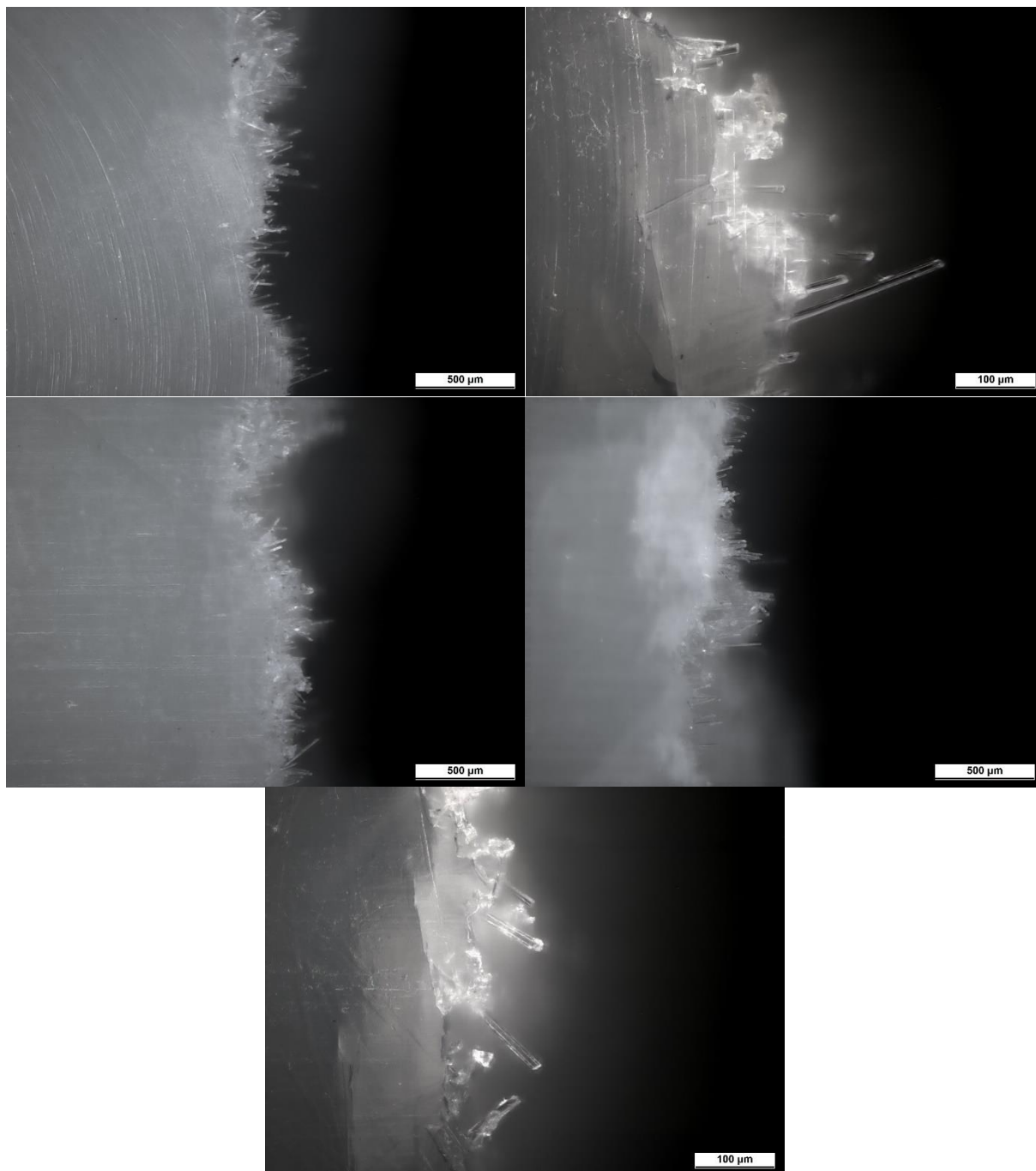


Abbildung 103 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-14

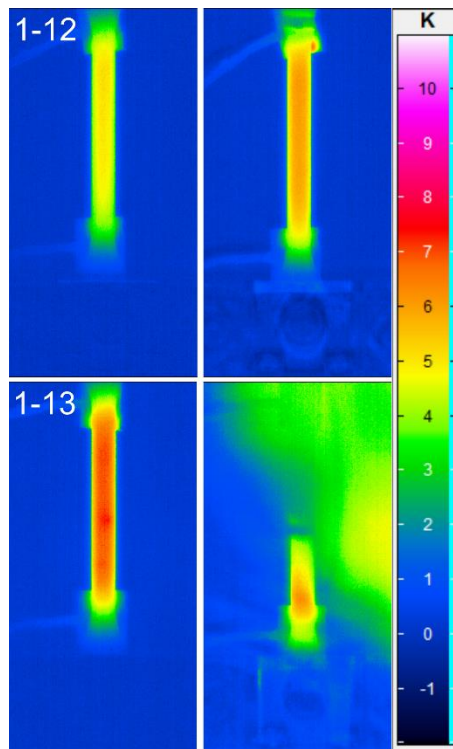


Abbildung 105 Thermogramme der PPA-GF30-Proben 1-12 und 1-13

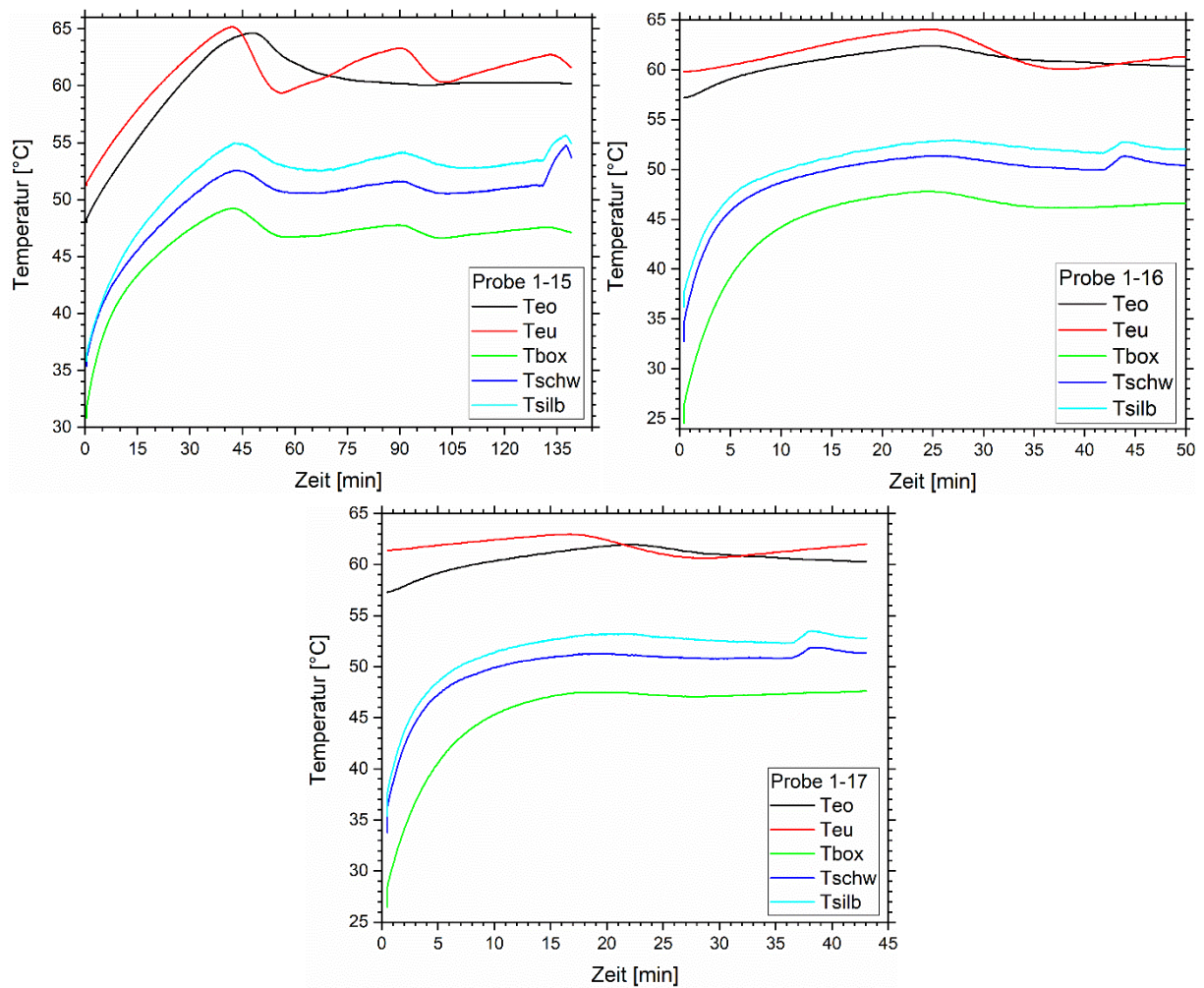


Abbildung 104 PPA-GF30, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 1-15, 1-16 und 1-17

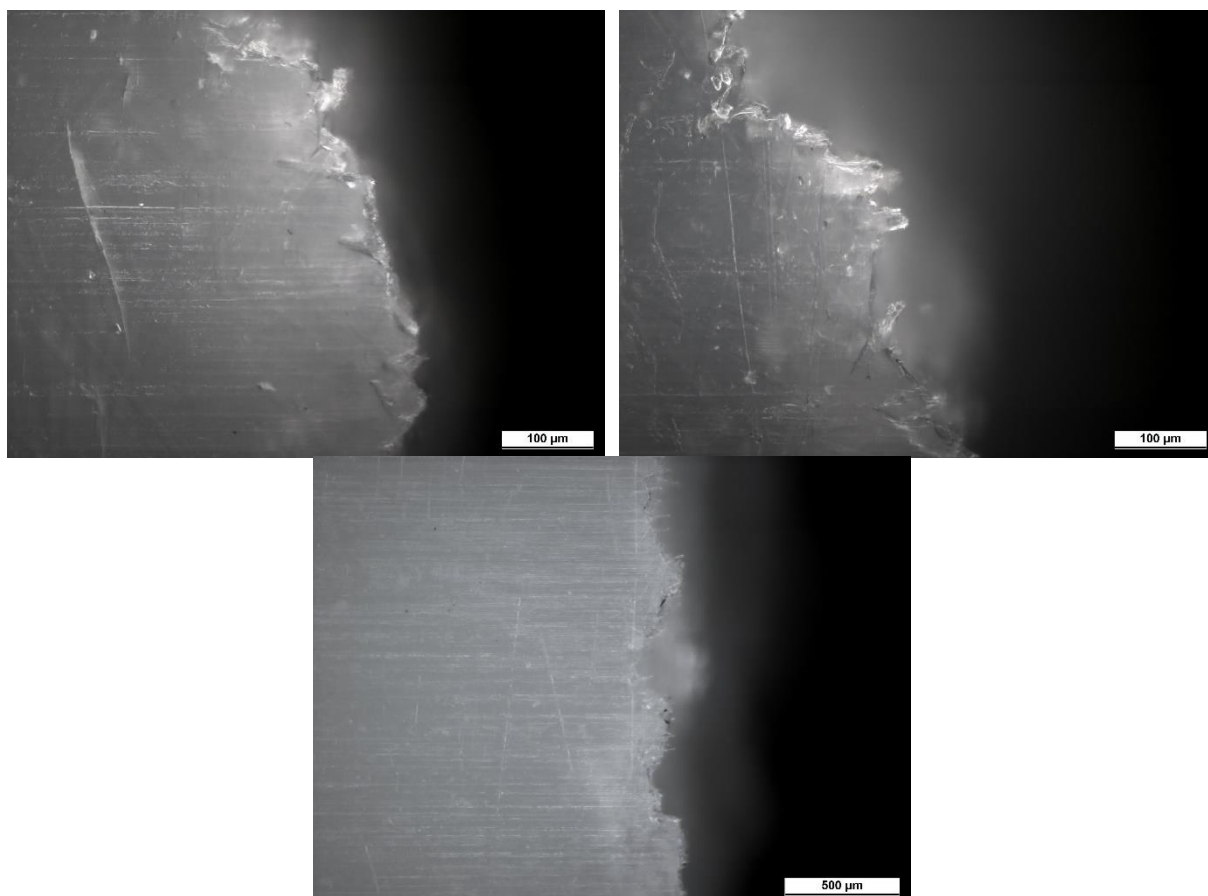


Abbildung 106 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-15

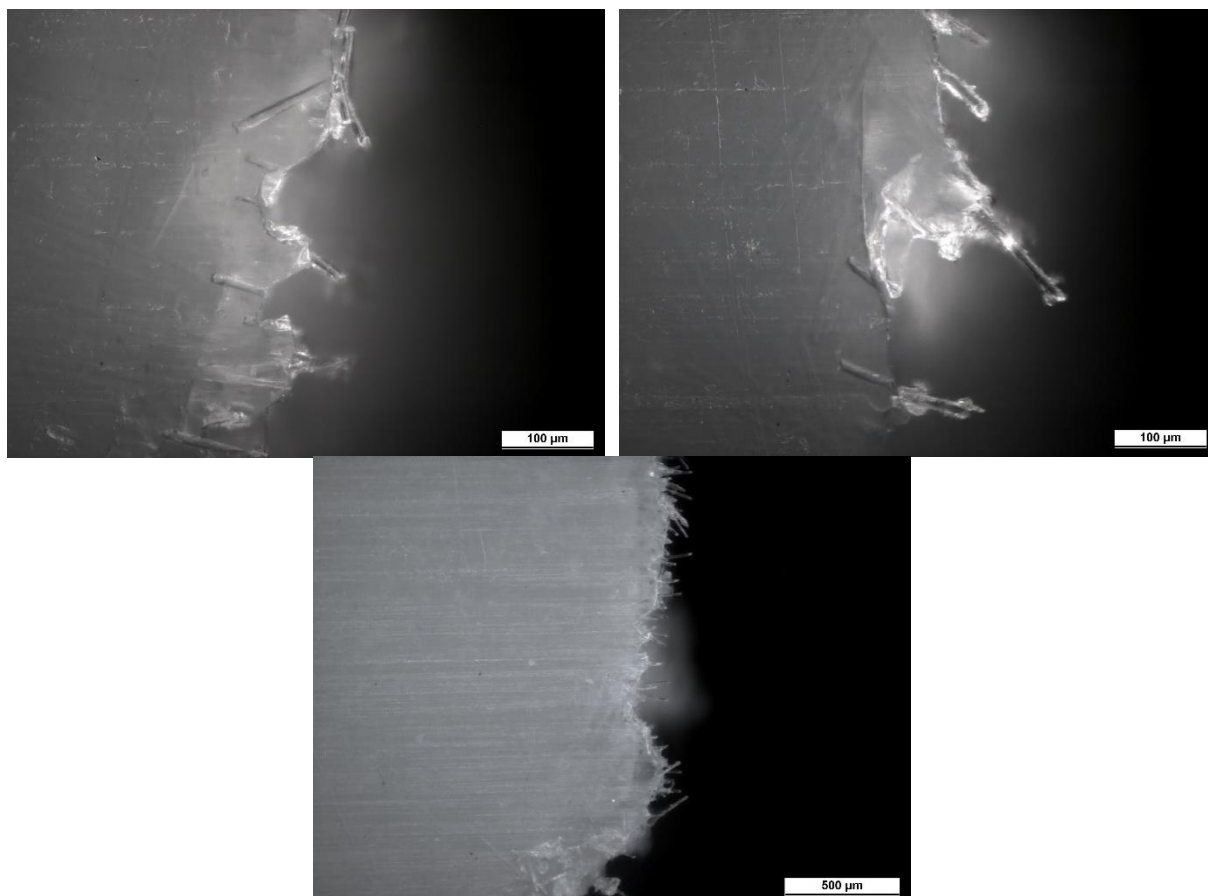


Abbildung 107 Mikroskopiebilder zu PPA-GF30-Probe 1-15

8.2 CFK

8.2.1 Quasistatisch

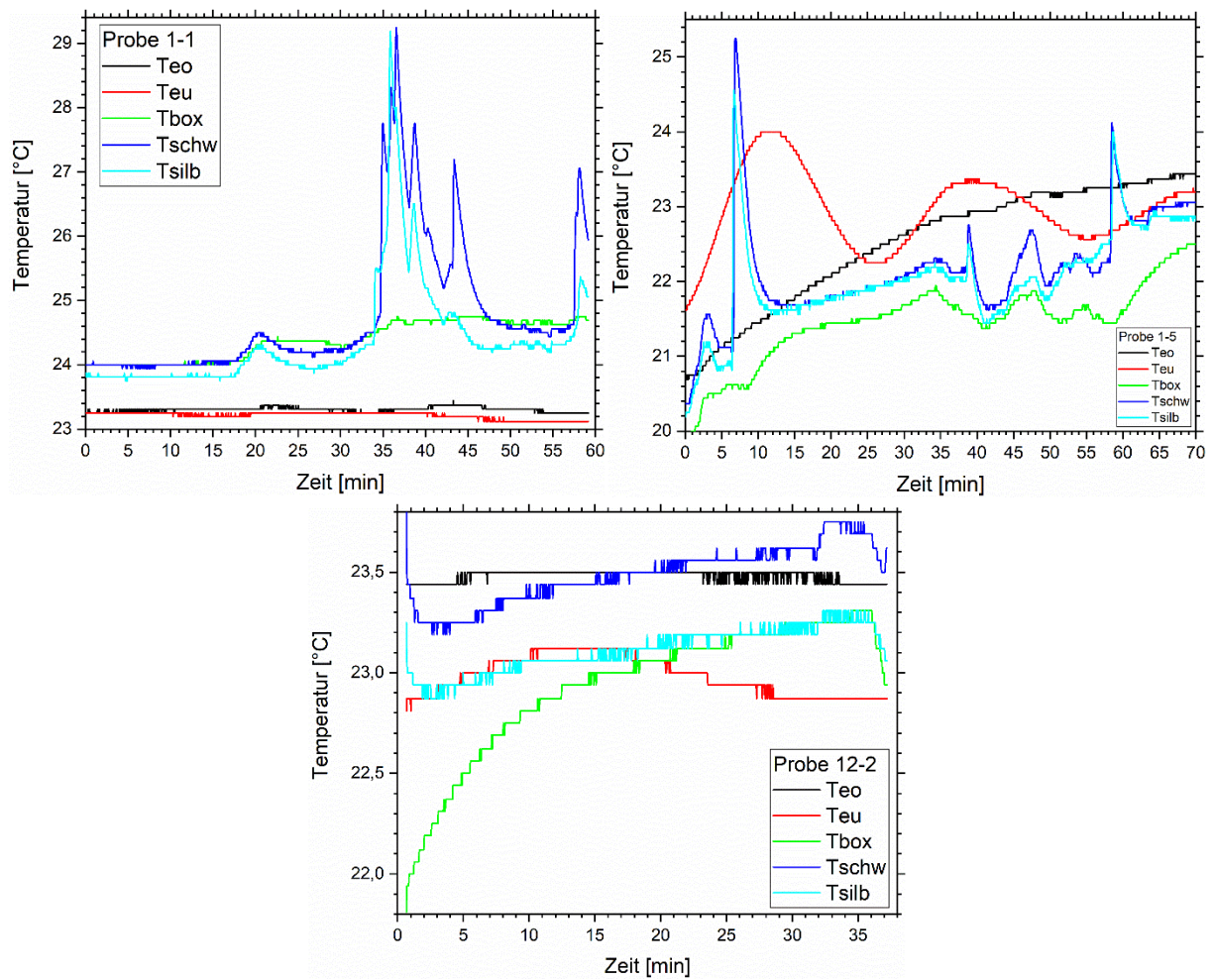


Abbildung 108 CFK, quasistatisch, 23°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 1-1, 1-5 und 12-2

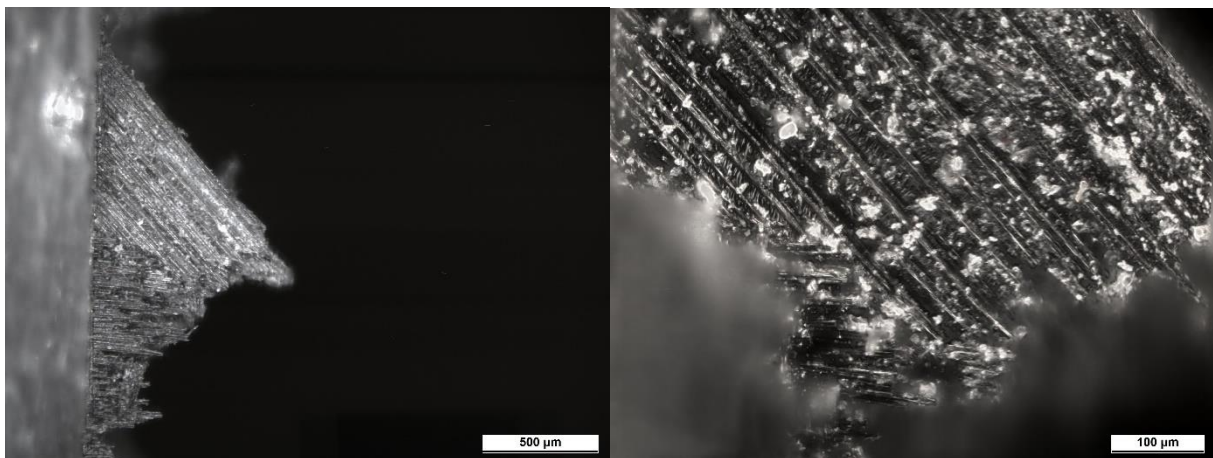


Abbildung 109 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 1-1

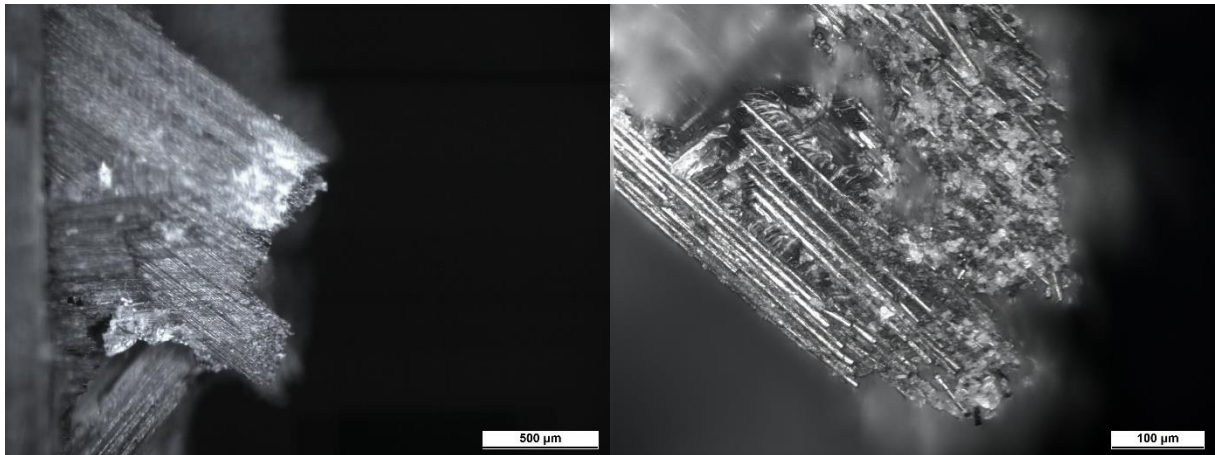


Abbildung 111 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 12-2

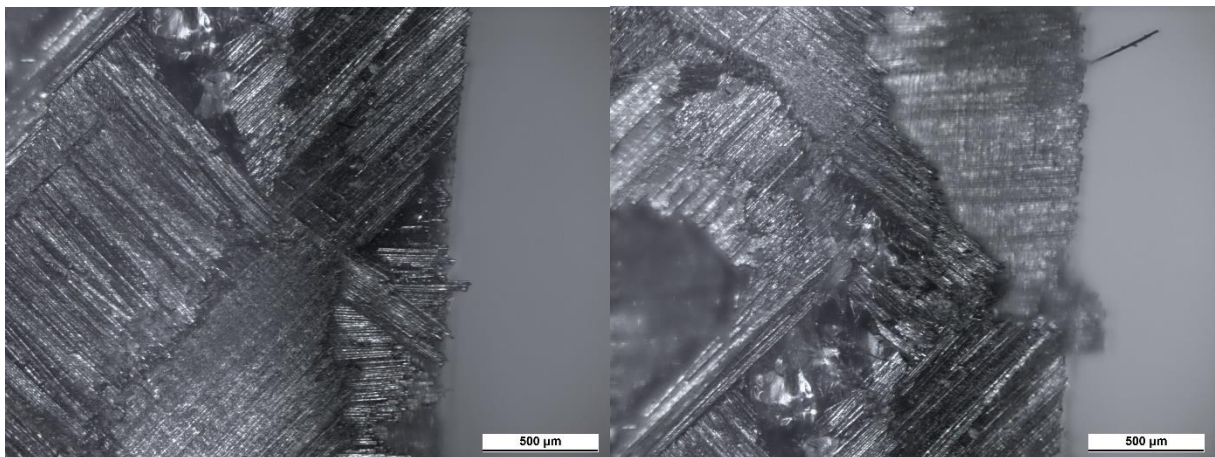


Abbildung 110 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 16-17

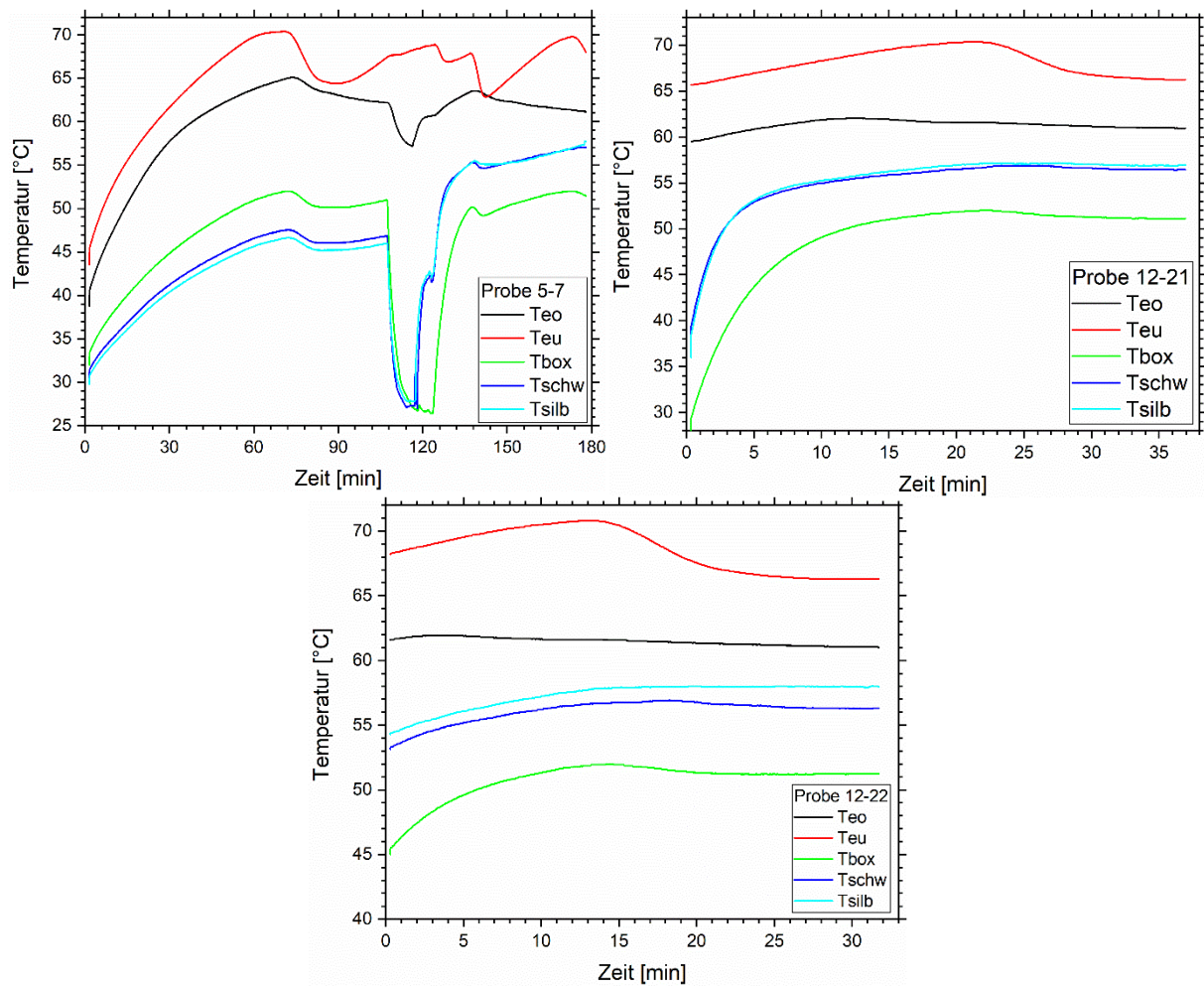


Abbildung 113 CFK, quasistatisch, 60°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 5-7, 12-21 und 12-22

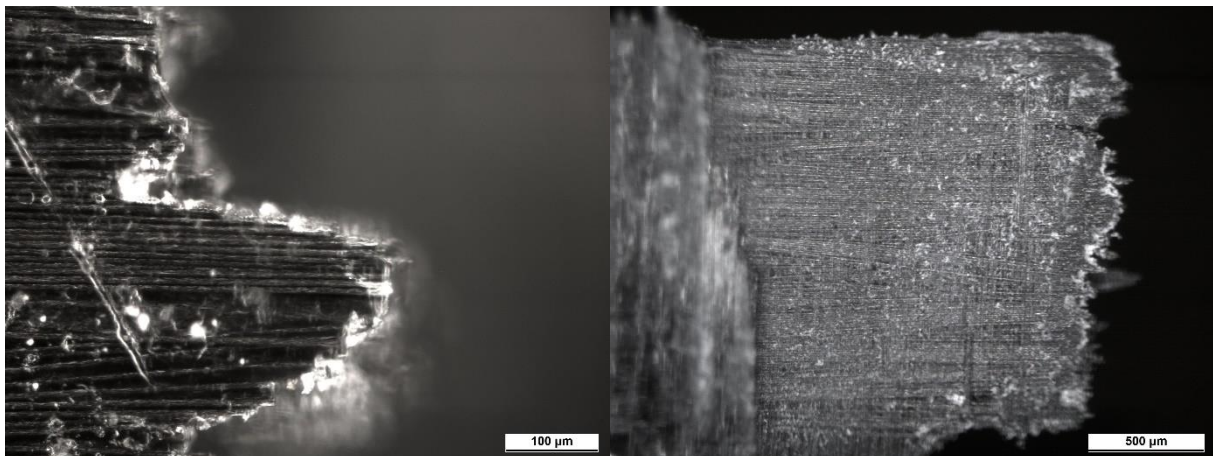


Abbildung 112 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 5-7 (links) und 12-21 (rechts)

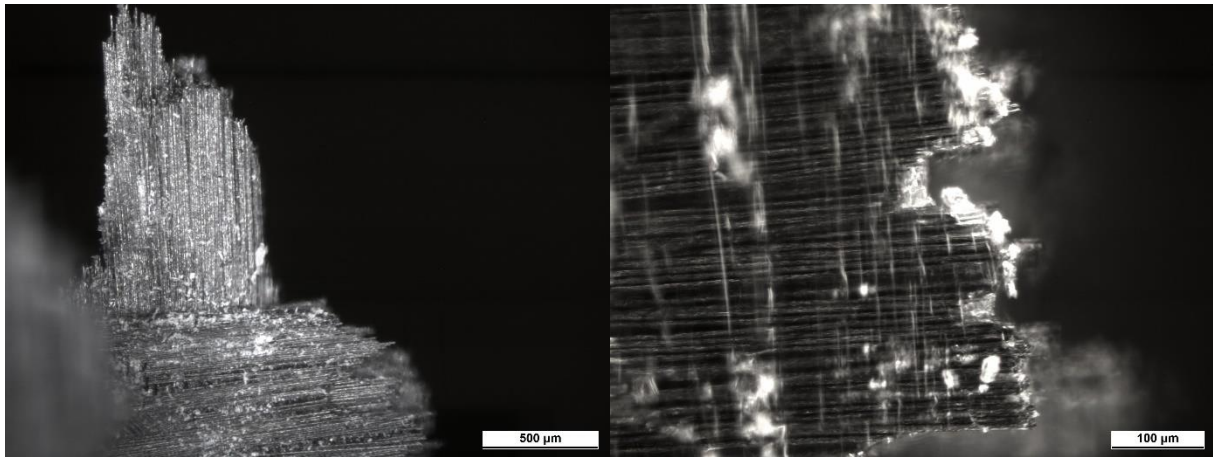


Abbildung 115 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 12-21

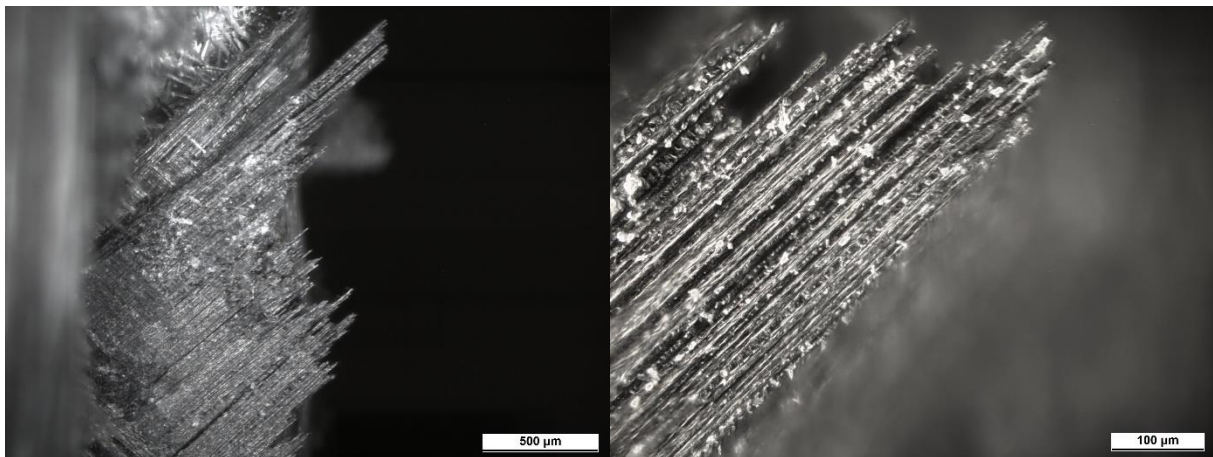


Abbildung 114 Mikroskopiebilder zu CFK-Probe 12-22

8.2.2 Ermüdung

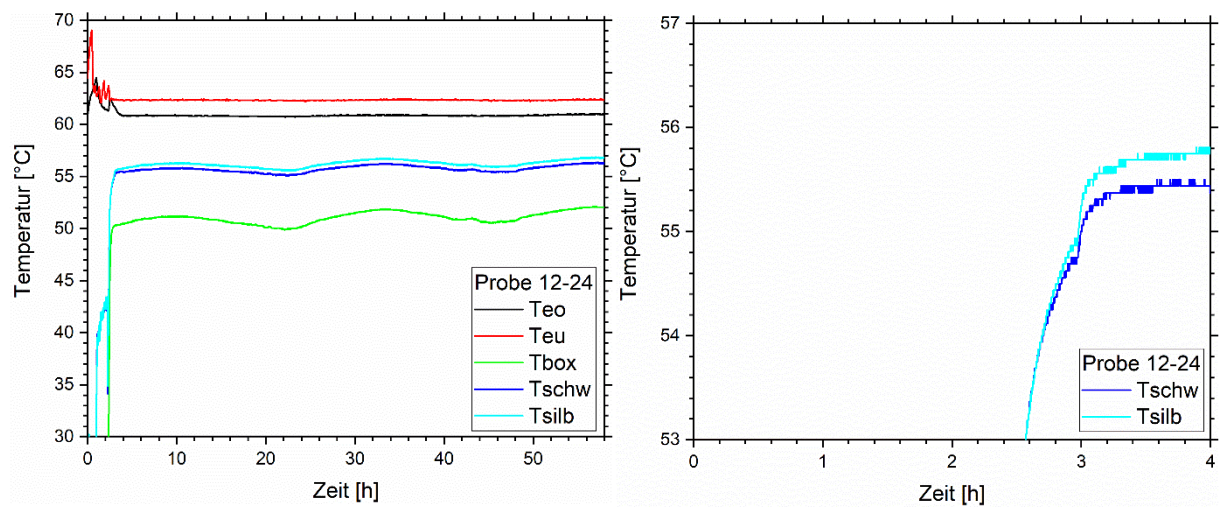


Abbildung 117 CFK, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf (links) und vergrößerte Darstellung (rechts) von Probe 12-24

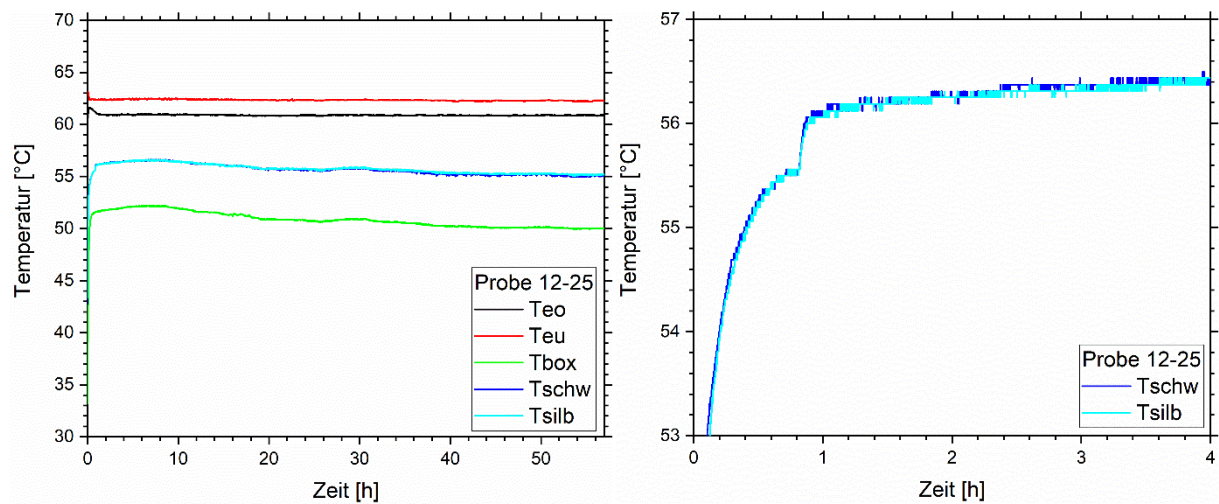


Abbildung 116 CFK, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf (links) und vergrößerte Darstellung (rechts) von Probe 12-25

8.3 2D-Hybride

8.3.1 Quasistatisch

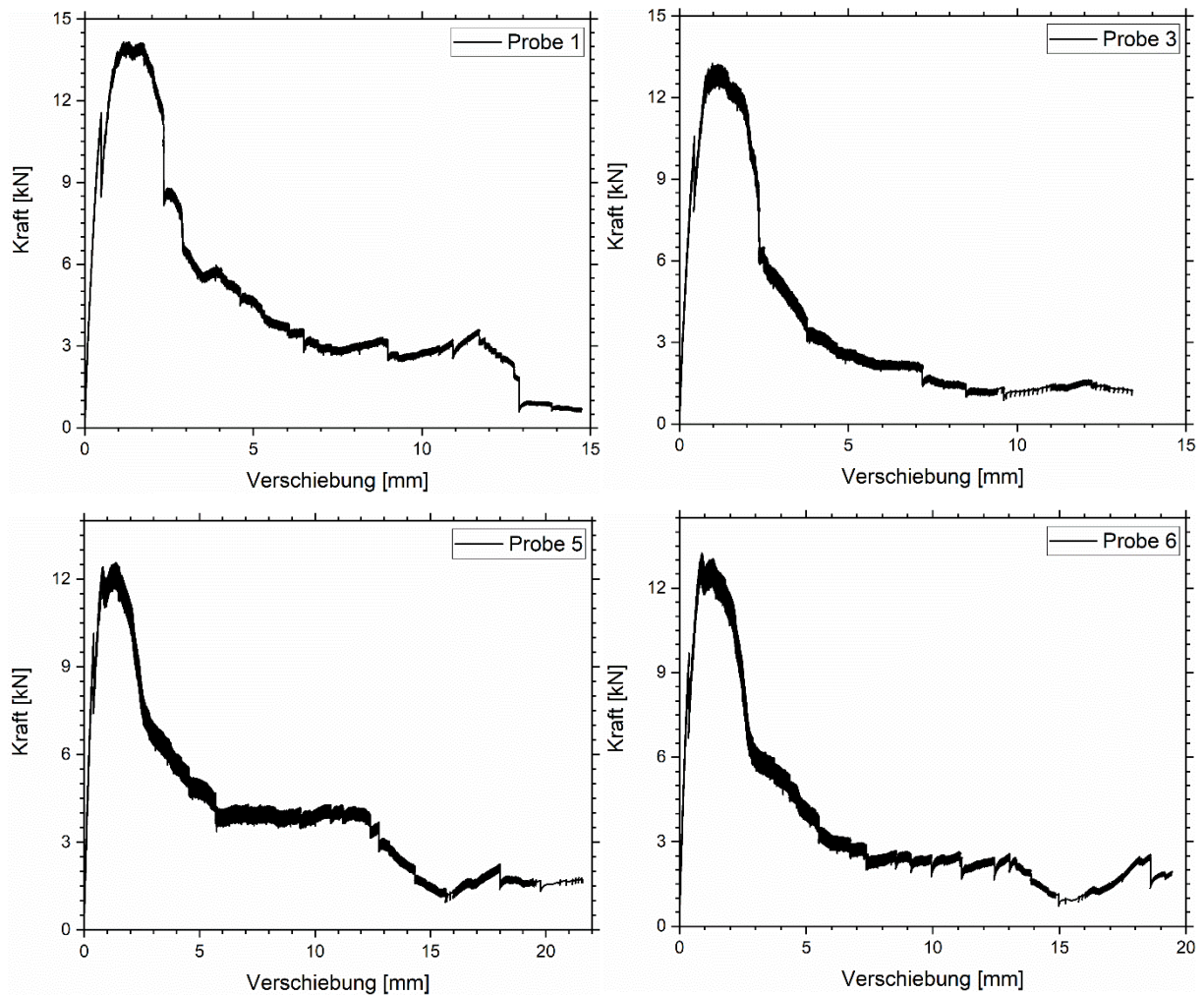


Abbildung 118 Ungeglättete Kraft-Verschiebungs-Kurven der Proben 1, 3, 5 und 6

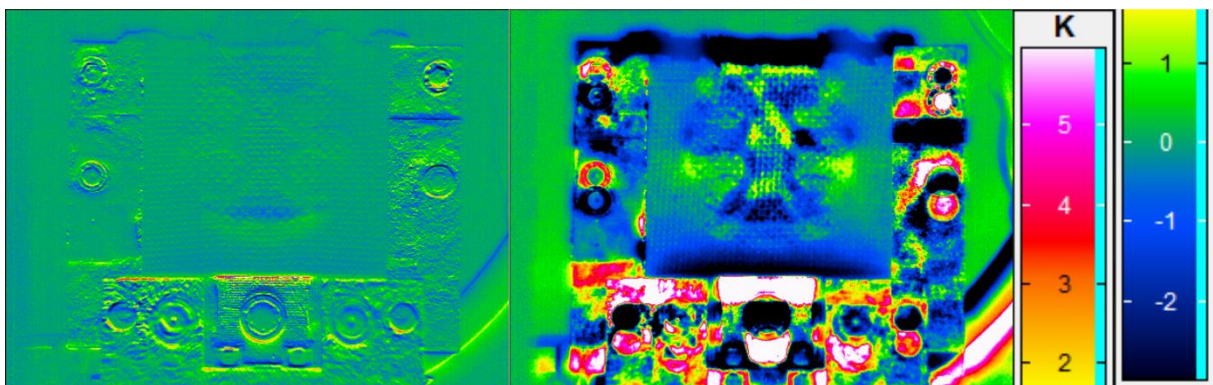


Abbildung 119 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 5 im quasistatischen Zugversuch bei 60°C

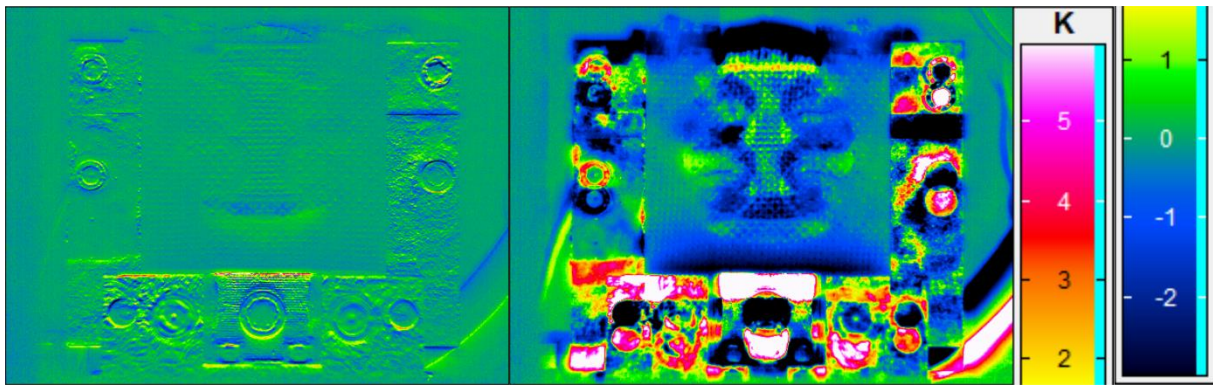


Abbildung 120 Thermogramme von Al-CFK-Hybridprobe 6 im quasistatischen Zugversuch bei 60°C

8.3.2 Ermüdung

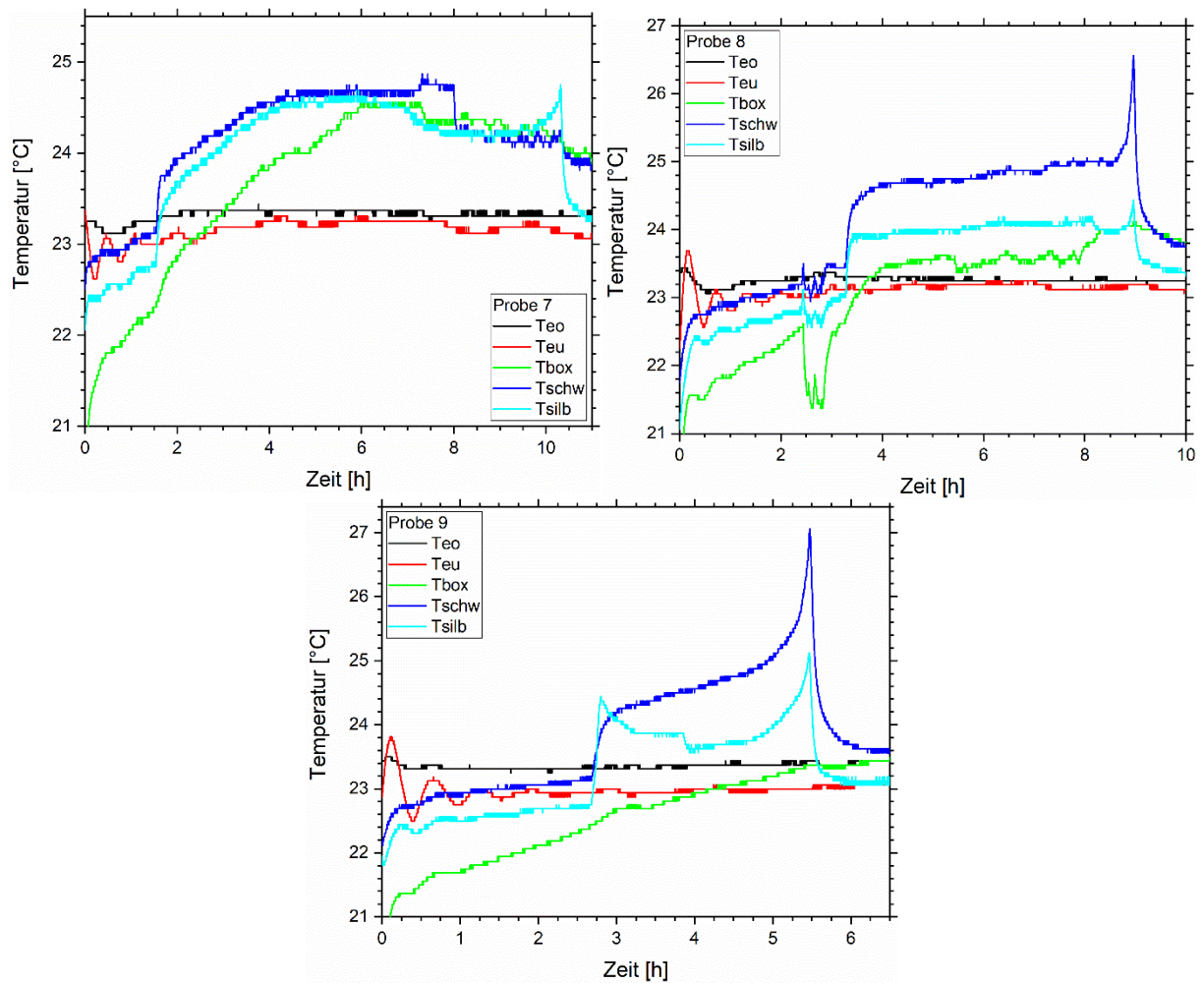


Abbildung 121 Al-CFK-Hybrid, Ermüdung, 23°C, kompletter Temperaturverlauf von den Proben 7, 8 und 9

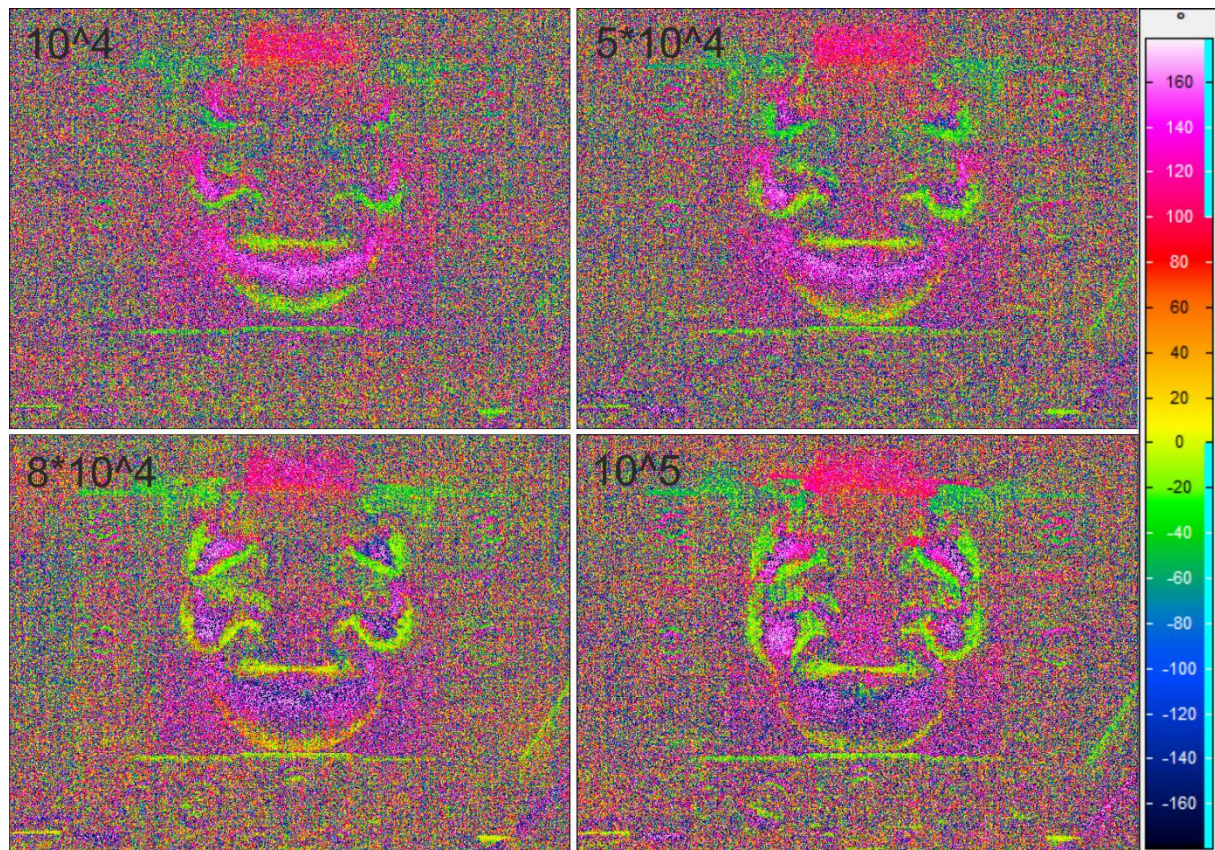


Abbildung 123 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 8 unter Angabe der Zykluszahl

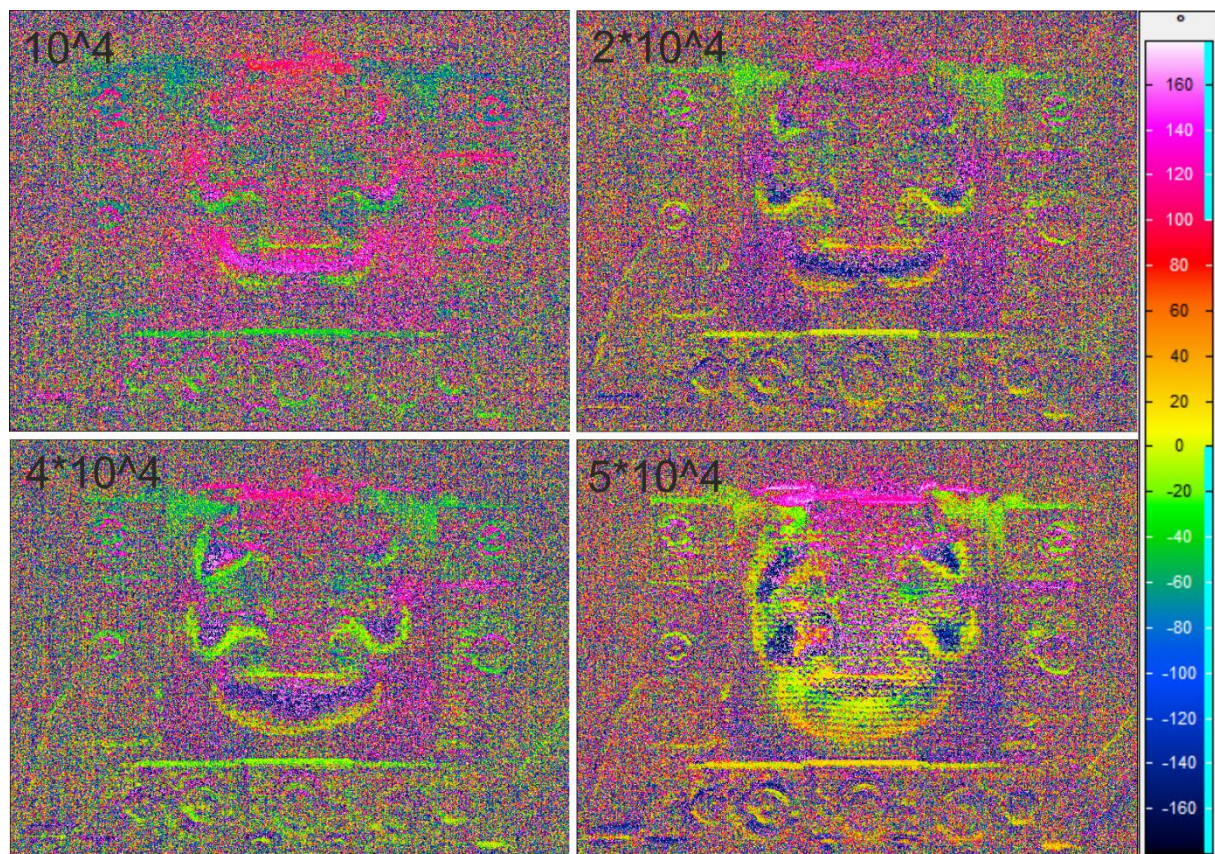


Abbildung 122 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 9 unter Angabe der Zykluszahl

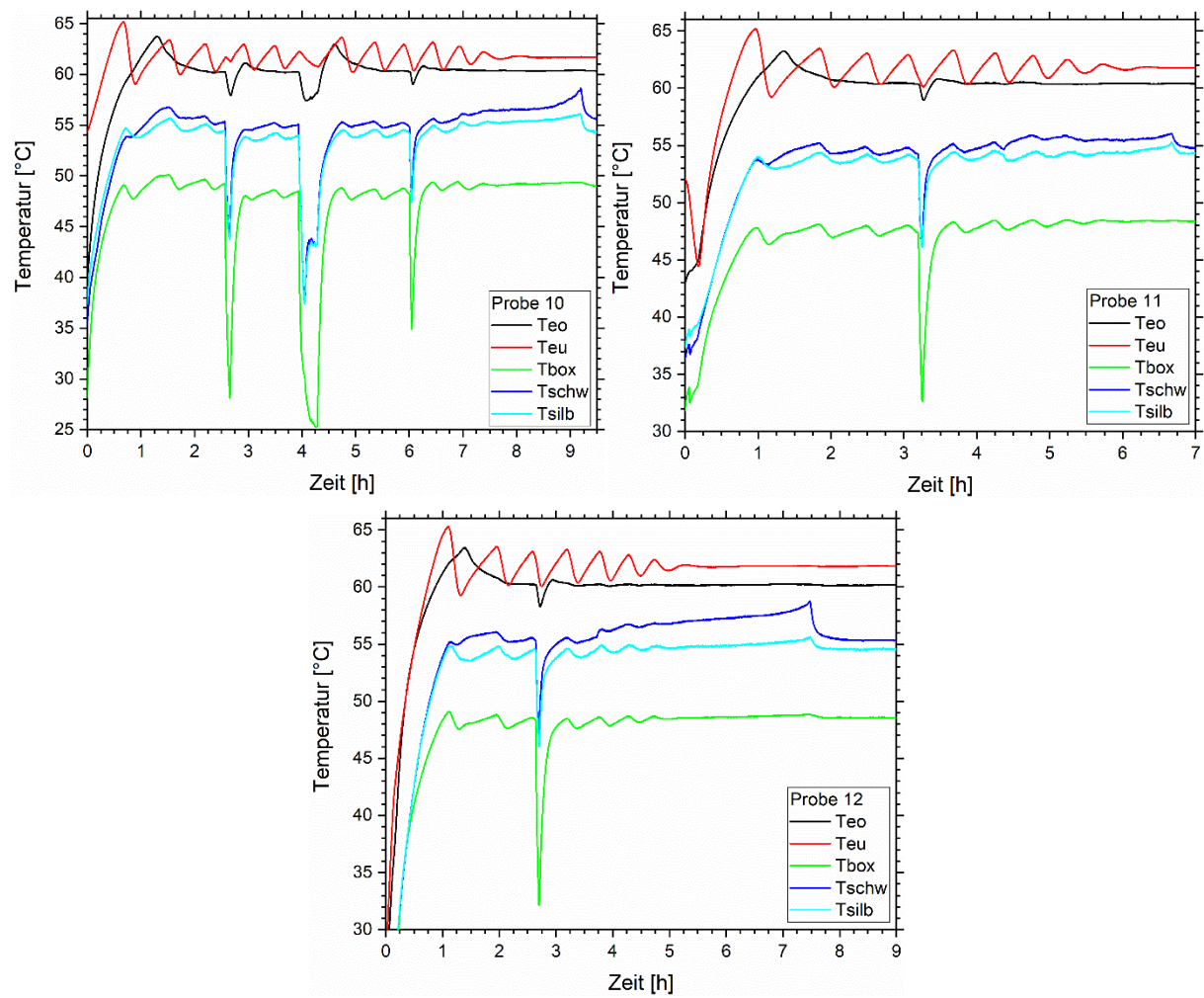


Abbildung 124 Al-CFK-Hybrid, Ermüdung, 60°C, kompletter Temperaturverlauf der Proben 10, 11 und 12

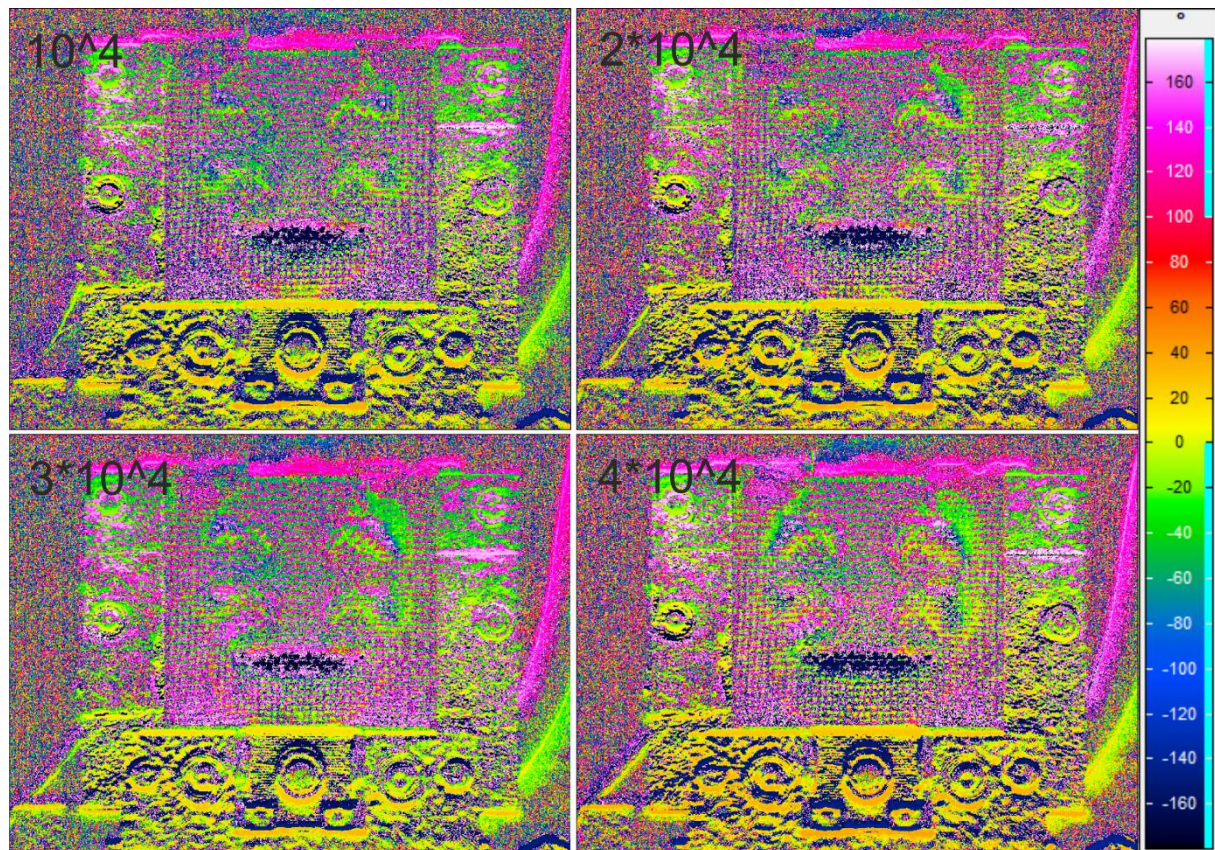


Abbildung 126 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 11 unter Angabe der Zykluszahl

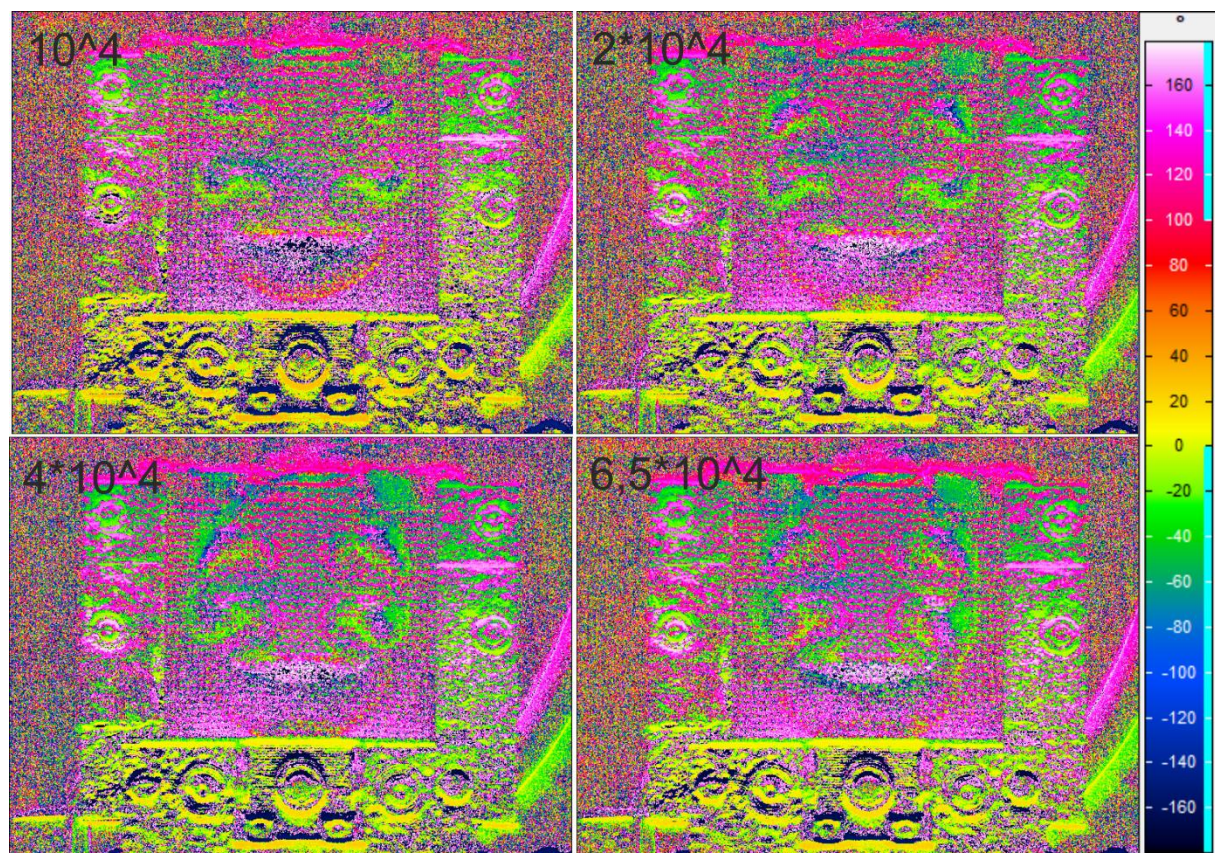


Abbildung 125 Phasenbilder zu Al-CFK-Hybridprobe 12 unter Angabe der Zykluszahl