



Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg  
*Hamburg University of Applied Sciences*

## **Masterarbeit**

Sören Cleve

# **Analyse des Versagensverhaltens von Faserverbundproben im “Double-Cantilever Beam“-Test**

*Fakultät Technik und Informatik  
Department Fahrzeugtechnik und Flugzeugbau*

*Faculty of Engineering and Computer Science  
Department of Automotive and  
Aeronautical Engineering*

**Sören Cleve**

**Analyse des Versagensverhaltens von Faserverbund-  
proben im “Double-Cantilever Beam“-Test**

Masterarbeit eingereicht im Rahmen der Masterprüfung

im Studiengang Flugzeugbau  
am Department Fahrzeugtechnik und Flugzeugbau  
der Fakultät Technik und Informatik  
der Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg

Erstprüfer: Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Kfm. Markus Linke

Zweitprüfer: Prof. Dr.-Ing. Martin Wagner

Abgabedatum: 06.07.2021

# Zusammenfassung

**Sören Cleve**

## Thema der Masterthesis

Analyse des Versagensverhaltens von Faserverbundproben im "Double-Cantilever Beam"-Test

## Stichworte

CFK, DCB-Test, Energiefreisetzungsrate, Risszähigkeit, Riss, Delamination, Reinfiltration, Faserbrücken

## Kurzzusammenfassung

In dieser Arbeit wird das Rissverhalten von Faserverbundwerkstoffen experimentell untersucht. Das Ziel ist es, die Entstehung und das Wachstum von reinfiltrierte Rissen und Delaminationen im Modus I durch *Double-Cantilever Beam*-Tests zu charakterisieren. Hierzu zählt auch, wichtige Materialkennwerte, wie die Risszähigkeit und interlaminaeren Energiefreisetzungsrate zu ermitteln und auszuwerten. Um dies zu erreichen, wurden zu Beginn notwendige Einflussfaktoren identifiziert und die Proben gefertigt. Für die Generierung von Referenzwerten dienten unbeschädigte Proben, die gemäß der *ASTM D5528 - 13* und *DIN EN 6033* getestet wurden. Im weiteren Verlauf wurden vier verschiedene Charakterisierungsiterationen auf Basis der Reinfiltration der erzeugten Risse analysiert. Neben der mechanischen Prüfung wurden auch mikroskopische und Ultraschalluntersuchungen durchgeführt. Mit Hilfe der ersten drei Varianten konnte das Versagensverhalten nur teilweise analysiert werden. Die vierte Iteration führte letztlich zu einer zuverlässigen Charakterisierung des Wachstums von reinfiltrierte Rissen einer kleinen Länge sowie zur guten Annäherung der mechanischen Ausgangseigenschaften.

**Sören Cleve**

## Title of the paper

Analysis of the failure behavior of fiber-reinforced plastic specimens in the "Double-Cantilever Beam"-test

## Keywords

CFRP, DCB test, energy release rate, fracture toughness, crack, delamination, re-infiltration, fiber bridging

## Abstract

In this paper the crack behavior of fiber-reinforced plastics is experimentally investigated. The aim is to characterize the formation and growth of reinfiltrated cracks and delaminations in Mode I by means of *Double-Cantilever Beam* tests. This also includes determining and evaluating important material constants such as the fracture toughness  $G_{IC}$  and interlaminar strain energy release rates. In order to accomplish this, decisive factors were identified and the specimens were initially manufactured. For the generation of reference values, undamaged samples have been tested according to *ASTM D5528 - 13* and *DIN EN 6033*. Subsequently, four different characterization iterations based on the re-infiltration of the generated cracks were analyzed. In addition to the mechanical testing, microscopic and ultrasonic examinations were carried out. By utilizing the first three variants, the failure behavior could only be partially analyzed. Finally, the fourth iteration led to an applicable characterization towards the growth of small-length reinfiltrated cracks and a good approximation regarding the initial mechanical properties.

## Danksagung

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Kfm. Markus Linke, Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Wagner und Herrn Aurelio Jose Olivares-Ferrer für das Ermöglichen und Betreuen meiner Masterarbeit.

Zudem möchte ich mich neben den eben genannten Herren auch bei Herrn Herbert Theilen und Herrn Stefan Eggert für die Unterstützung und Betreuung an der *HAW Hamburg* am *Department Fahrzeugtechnik und Flugzeugbau* bedanken. Sowohl die fachlichen Diskussionen und Ratschläge als auch die reibungslose Koordination hinsichtlich der Nutzung der Laborräumlichkeiten und Testmaschinen haben maßgeblich zum Gelingen meiner Arbeit beigetragen.

Darüber hinaus danke ich meinen Freunden Maximilian Schubert und Alexander Bismark für die gründliche Korrektur meiner Masterarbeit.

Abschließend möchte ich mich neben diesen beiden Freunden gleichermaßen bei Lara Wendland und Philipp Drescher sowie meinen Eltern bedanken, die mir während der gesamten Zeit der Bearbeitung zur Seite gestanden, mich ermuntert und gestärkt haben.

Hamburg, 06.07.2021

Sören Cleve

## Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis .....	I
Abkürzungsverzeichnis .....	IV
Symbolverzeichnis .....	VI
Abbildungsverzeichnis .....	VIII
Tabellenverzeichnis .....	XVIII
1 Einleitung .....	1
1.1 Ausgangssituation und Motivation der Arbeit .....	1
1.2 Problemstellung der Arbeit .....	1
1.3 Zielsetzung und Lösungsansatz der Arbeit .....	2
2 Theoretische Einführung .....	4
2.1 Wichtige Terminologie .....	4
2.2 Fügetechniken von Faserverbundwerkstoffen .....	5
2.3 Versagensmechanismen von Faserverbundlaminaten .....	6
2.4 Reparaturmethoden für Faserverbundwerkstoffe .....	7
2.4.1 Stand der Technik: Konventionelle Reparaturmethoden .....	7
2.4.2 Reinfiltrationsmethode .....	8
2.5 <i>Double-Cantilever Beam</i> -Test (DCB-Test) .....	10
2.5.1 Stellenwert und Hintergrund des DCB-Tests .....	10
2.5.2 Probekörper und Testüberblick .....	11
2.5.3 Berechnungsgrundlagen des DCB-Tests .....	12
2.5.3.1 Modifizierte Balkentheorie (MBT-Methode) .....	13
2.5.3.2 Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode (CC-Methode) .....	14
2.5.3.3 Modifizierte Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode (MCC-Methode) .....	15
2.5.3.4 Flächenmethode .....	18
2.6 Abgeleitete Hypothesen innerhalb der Zielsetzung der Arbeit .....	19
3 Methoden und Lösungsansatz zur Charakterisierung des Versagensverhaltens .....	20
3.1 Identifikation notwendiger Materialkennwerte .....	20
3.2 Ablauf zur Charakterisierung der Materialkennwerte .....	21
3.3 Fertigung der DCB-Probekörper .....	23
3.3.1 Faser-Matrix-System (Prepreg) als Basismaterial .....	23
3.3.2 Fertigungsprozess der CFK-Laminat .....	23
3.3.3 Qualitätsüberprüfung und Untersuchungsergebnisse der CFK-Laminat .....	25
3.3.3.1 Ablauf der Prüfung .....	25
3.3.3.2 Prüfungsauswertung und Ergebnisdiskussion .....	27
3.3.4 Präparation der DCB-Probekörper .....	30
3.4 Unbeschädigte Referenzproben ( <i>4 mm DCB Typ A, Co-curing</i> ) .....	32
3.4.1 Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung .....	32

3.4.2	Materialkennwertermittlung – Testauswertung .....	35
3.4.2.1	MBT-, CC- und MCC-Methode .....	35
3.4.2.2	Flächenmethode .....	38
3.4.3	Materialkennwertermittlung – Ergebnisdiskussion .....	40
3.4.3.1	Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme .....	40
3.4.3.2	Untersuchung der Risswiderstandskurven ( <i>R-Kurven</i> ) .....	41
3.4.3.3	Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts .....	43
3.4.3.4	Untersuchung der Rissbilder .....	44
3.5	Harzsystem zur Reinfiltration .....	47
3.6	Erste Charakterisierungsiteration ( <i>4 mm DCB Typ B, Secondary Bonding</i> ) .....	48
3.6.1	Umsetzung .....	48
3.6.2	Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse .....	50
3.6.3	Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung .....	50
3.6.4	Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion .....	52
3.6.4.1	Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme .....	52
3.6.4.2	Untersuchung der Risswiderstandskurven ( <i>R-Kurven</i> ) .....	54
3.6.4.3	Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts .....	58
3.6.4.4	Untersuchung der Rissbilder .....	59
3.7	Zweite Charakterisierungsiteration ( <i>4 mm DCB Typ A1, Secondary Bonding</i> ) .....	62
3.7.1	Umsetzung .....	62
3.7.2	Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse .....	64
3.7.3	Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung .....	65
3.7.4	Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion .....	65
3.7.4.1	Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme .....	66
3.7.4.2	Untersuchung der Risswiderstandskurven ( <i>R-Kurven</i> ) .....	69
3.7.4.3	Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts .....	73
3.7.4.4	Untersuchung der Rissbilder .....	74
3.8	Dritte Charakterisierungsiteration ( <i>4 mm DCB Typ A2, Secondary Bonding</i> ) .....	78
3.8.1	Umsetzung .....	78
3.8.2	Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse .....	80
3.8.3	Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung .....	81
3.8.4	Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion .....	82
3.8.4.1	Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme .....	83
3.8.4.2	Untersuchung der Risswiderstandskurven ( <i>R-Kurven</i> ) .....	85
3.8.4.3	Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts .....	89
3.8.4.4	Untersuchung der Rissbilder .....	90
3.9	Vierte Charakterisierungsiteration ( <i>4 mm DCB Typ A3, Secondary Bonding</i> ) .....	95
3.9.1	Umsetzung .....	95
3.9.2	Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse .....	98
3.9.3	Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung .....	99
3.9.4	Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion .....	99
3.9.4.1	Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme .....	100

3.9.4.2	Untersuchung der Risswiderstandskurven ( <i>R-Kurven</i> ).....	103
3.9.4.3	Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts .....	108
3.9.4.4	Untersuchung der Rissbilder .....	109
4	Zusammenfassende Diskussion der Testergebnisse .....	114
5	Ausblick und weitere Verbesserungsmöglichkeiten.....	118
6	Zusammenfassung .....	119
	Literaturverzeichnis.....	120
	Anhang .....	123
A	Bildanhänge .....	123
A.1	Datenblätter.....	123
A.2	Fertigungsprozess der DCB-Probekörper.....	131
A.3	Ultraschall-Scans der unbeschädigten Laminatplatten .....	132
A.4	Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben <i>4mm DCB Typ A</i> .....	135
A.5	Präparation der DCB-Probekörper <i>4 mm DCB Typ A</i> .....	137
A.6	Skript zur Berechnung der interlaminaeren Energiefreisetzungsrates gemäß der Flächenmethode .....	138
A.7	Testauswertung der DCB-Proben <i>4 mm DCB Typ A</i> .....	139
A.8	Ultraschall-Scans und Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB- Proben <i>4 mm DCB Typ A</i> .....	155
A.9	Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben <i>4mm DCB Typ B</i> .....	160
A.10	Präparation der DCB-Probekörper <i>4 mm DCB Typ B</i> .....	162
A.11	Testauswertung der DCB-Proben <i>4 mm DCB Typ B</i> .....	163
A.12	Ultraschall-Scans und Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB- Proben <i>4 mm DCB Typ B</i> .....	172
A.13	Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben <i>4mm DCB Typ A1</i> ....	176
A.14	Präparation der DCB-Probekörper <i>4 mm DCB Typ A1</i> .....	177
A.15	Testauswertung der DCB-Proben <i>4 mm DCB Typ A1</i> .....	178
A.16	Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB-Proben <i>4 mm DCB Typ A1</i> .....	188
A.17	Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben <i>4mm DCB Typ A2</i> ....	190
A.18	Präparation der DCB-Probekörper <i>4 mm DCB Typ A2</i> .....	192
A.19	Testauswertung der DCB-Proben <i>4 mm DCB Typ A2</i> .....	193
A.20	Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB-Proben <i>4 mm DCB Typ A2</i> .....	203
A.21	Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben <i>4mm DCB Typ A3</i> ....	206
A.22	Präparation der DCB-Probekörper <i>4 mm DCB Typ A3</i> .....	208
A.23	Testauswertung der DCB-Proben <i>4 mm DCB Typ A3</i> .....	209
A.24	Ultraschall-Scans und Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB- Proben <i>4 mm DCB Typ A3</i> .....	219
B	Selbstständigkeitserklärung .....	222

## Abkürzungsverzeichnis

Abw.	Abweichung
bzw.	beziehungsweise
d.h.	das heißt
engl.	englisch
et al.	und andere
ggf.	gegebenenfalls
i.A.a.	in Anlehnung an
i.d.R.	in der Regel
li.	links
o.g.	oben genannte (r,s)
O.O.	Ohne Ort
O.J.	Ohne Jahr
re.	rechts
sog.	sogenannte (r,s)
u.a.	unter anderem
v.a.	vor allem
vgl.	vergleiche
z.B.	zum Beispiel
z.T.	zum Teil
ASTM	American Society for Testing and Materials
bar	Bar (Druck)
BVID	Barely Visible Impact Damages
°C	Grad Celsius
CC	Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode, engl. Compliance Calibration Method
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
cm	Zentimeter
cm <sup>3</sup>	Kubikzentimeter
DCB	Double-Cantilever Beam
EASA	European Aviation Safety Agency (Europäische Flugsicherheitsbehörde)
ETFE	Ethylen-Tetrafluorethylen
FVK	Faserverstärkte Kunststoffe
g	Gramm
G <sub>IC</sub>	Interlaminare Bruch- bzw. Risszähigkeit des Rissmodus I
HT	High Tenacity
J	Joule
K	Anzahl der Filamente in einer Faser/ einem Roving
Kap.	Kapitel

---

kg	Kilogramm
LTB	Luftfahrttechnischer Betrieb
µm	Mikrometer
m <sup>2</sup>	Quadratmeter
mbar	Millibar
MBT	Modifizierte Balkentheorie, engl. Modified Beam Theory
MCC	Modifizierte Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode, engl. Modified Compliance Calibration Method
MHz	Megahertz
min	Minute
ml	Milliliter
mm	Millimeter
MPa	Mega-Pascal
mPas	Millipascalsekunde
MSV	Mehrschichtenverbund
NL	Nichtlinearität/ Abweichung von der Linearität
PTFE	Polytetrafluorethylen
R	Risswiderstand
RTM	Resin Transfer Moulding
s	Sekunde(n)
s	Standardabweichung
S	Seite
UD	Unidirektional
URL	Uniform Resource Locator
VIS	Visuelle Rissausbreitung

## Symbolverzeichnis

Symbol	Einheit	Beschreibung
A	J	Energie zum Erreichen der Gesamtrisslänge
$A_{\text{DCB-Probe}}$	mm <sup>2</sup>	Probenoberfläche einer DCB-Probe
a	mm	Delaminationslänge
$a_0$	mm	Anfangsdelaminationslänge
$a_1$	mm	Klebelänge des Gelenks
$\Delta a$	mm	Inkrement der Delaminationslänge
B	mm	Breite des Prepregs
b	mm	Breite des Probekörpers
$b_1$	mm	Breite der Trennfolie
C	mm/N	Nachgiebigkeit
c	mm	Länge des ausgebreiteten Risses
$\delta$	mm	Traversenweg/ Öffnungsweg der Probenenden
$\delta_c$	mm	Kritischer Traversenweg/ Öffnungsweg
$\delta_{x \text{ mm}}$	mm	Traversenweg zum Erreichen einer bestimmten Delaminationslänge in mm
$ \Delta $	mm	Korrekturterm
$E_{11}$	N/mm <sup>2</sup>	Zugmodul in Faserlängsrichtung
e	%	(Mess-)Abweichung
$\eta$	mPas	(Dynamische) Viskosität
F	-	Korrekturfaktor bei Berechnung der Energiefreisetzungsrates
$F_{\text{SpannHersteller}}$	N	Spannkraft einer Schraubzwinge gemäß Hersteller
$F_{\text{SpannReinf}}$	N	Spannkraft einer Schraubzwinge im Reinfiltrationsvorgang
g	m/s <sup>2</sup>	Fallbeschleunigung der Erde
$G_I$	J/m <sup>2</sup>	(Dehnungs-)Energiefreisetzungsrates
$G_{Ic}$	J/m <sup>2</sup>	Interlaminare Bruch- bzw. Risszähigkeit/ kritische Energiefreisetzungsrates
H	mm	Dicke des Prepregs
h	mm	Dicke des Probekörpers
$h_1$	mm	Dicke der Trennfolie bzw. des Inserts
L	mm	Länge des Probekörpers
$L'$	mm	Länge zwischen Lasteinleitungsachse und Hinterkante des Lasteinleitungsblocks
$l_1$	mm	Länge der Trennfolie bzw. des Inserts
m	kg	Masse
N	-	Korrekturfaktor bei Berechnung der Energiefreisetzungsrates (DCB-Körper mit Lasteinleitungsblöcken)
P	N	(Schäl-)Kraft

---

$P_c$	N	Kritische (Schäl-)Kraft
$P_{max}$	N	Rissinitiationkraft/ maximal erwartbare Kraft
$P_{x\ mm}$	N	Kraft zum Erreichen einer bestimmten Delaminationslänge in mm
$p_{Zwinge}$	bar	Druck infolge einer montierten Schraubzwinge
s	-	Standardabweichung
T	°C	Temperatur
t	mm	Dickenmaß für Korrekturberechnung
t	s	Zeit
U	-	Umdrehungen des Schraubzwingen-Griffes
$V_{Zyklus\ 1}$	mm/s	Rissfortschrittsgeschwindigkeit Belastungszyklus 1
$V_{Zyklus\ 2}$	mm/s	Rissfortschrittsgeschwindigkeit Belastungszyklus 2

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Grundlegende Rissöffnungsarten nach Modus I, II und III, vgl. [3], S. 5 .....	4
Abbildung 2: Versagensarten einzelner Faserschichten, vgl. [8], S. 67 .....	7
Abbildung 3: Querschnitt eines Vakuumsack-Aufbaus, i.A.a. [10], S. 11 .....	8
Abbildung 4: Prinzip der Reinfiltrationstechnik – 1, i.A.a. [1], S. 11 .....	9
Abbildung 5: Prinzip der Reinfiltrationstechnik – 2, i.A.a. [2], S. 3 .....	9
Abbildung 6: Probekörper für einen DCB-Test, i.A.a. [5], S. 2 .....	11
Abbildung 7: Belastung eines DCB-Probekörpers, vgl. [5], S. 6 .....	12
Abbildung 8: Bestimmung der Korrektur $\Delta$ gemäß der MBT-Methode, vgl. [5], S. 7 .....	14
Abbildung 9: Bestimmung des Exponenten $n$ gemäß der CC-Methode, vgl. [5], S. 8 .....	14
Abbildung 10: Bestimmung des Faktors $A_1$ gemäß der MCC-Methode, vgl. [5], S. 8 .....	15
Abbildung 11: Schematische Darstellung zur Bestimmung des Korrekturparameters F .....	16
Abbildung 12: Qualitative Darstellung einer Risswiderstandskurve (R-Kurve), i.A.a. [5], S. 3 .....	17
Abbildung 13: Auswirkung des Faserbrückenanteils auf den R-Kurven-Verlauf, i.A.a. [14], S. 3 .....	17
Abbildung 14: Schematische Darstellung der Faserbrückenbildung, vgl. [14], S. 3 .....	17
Abbildung 15: Qualitatives Kraft-Traversenweg-Diagramm der Flächenmethode, i.A.a. [4], S. 9 .....	18
Abbildung 16: Ablaufdiagramm des Projekts zur Charakterisierung der Materialkennwerte .....	21
Abbildung 17: Laminatstapel mit einlaminierter Trennfolie und Stahlplatte .....	24
Abbildung 18: Vakuumaufbau der CFK-Lamine, vor dem Aushärteprozess im Autoklaven .....	25
Abbildung 19: Autoklav mit platziertem Vakuumaufbau, während und nach dem Aushärteprozess .....	25
Abbildung 20: Prinzip der Ultraschallprüfung, vgl. [19] .....	26
Abbildung 21: Scan-System für bildgebende Ultraschallprüftechnik der HAW Hamburg .....	27
Abbildung 22: Laminat 4 mm, Rückwandecho [dB], 1. Hälfte .....	28
Abbildung 23: Laminat 4 mm, Fehlerecho [dB], 1. Hälfte .....	28
Abbildung 24: Laminat 4 mm, Fehlertiefe [mm], 1. Hälfte .....	28
Abbildung 25: Dimensionsüberprüfung und Anschleifen der DCB-Probekörper .....	30
Abbildung 26: Visuelles Linienraster und metallisches Gelenk an einer DCB-Probe .....	31
Abbildung 27: Platzierung der 4 mm DCB Typ A-Proben zur Ultraschall- Qualitätsprüfung .....	31
Abbildung 28: Eingespannter DCB-Probekörper vor Testbeginn .....	32
Abbildung 29: Testaufbau des DCB-Tests .....	33
Abbildung 30: Belasteter DCB-Probekörper nach Testende .....	34
Abbildung 31: Detailansicht des Delaminationsrisses nach Testende .....	34
Abbildung 32: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #12 .....	35

Abbildung 33: Berechnung des Korrekturterms $\Delta$ – 4 mm DCB Typ A #12 .....	36
Abbildung 34: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – 4 mm DCB Typ A #12 .....	37
Abbildung 35: Rissgeschwindigkeit – 4 mm DCB Typ A #12 .....	37
Abbildung 36: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A .....	42
Abbildung 37: Gemittelttes Risswachstum – 4 mm DCB Typ A - Charge 1 und 2 .....	44
Abbildung 38: Rissbild und -flächen des DCB-Probekörpers 4 mm DCB Typ A #12 .....	45
Abbildung 39: REM-Aufnahme einer Bruchfläche mit guter Faser-Matrix-Haftung, vgl. [21], S. 23 .....	46
Abbildung 40: Schematische Darstellung der Faser-Matrix-Interphase, vgl. [21], S. 24 .....	46
Abbildung 41: makroskopische (li.) und Lupenansicht Faserbrücken (re.) – 4 mm DCB Typ A #12 .....	46
Abbildung 42: Vorgehen der ersten Charakterisierungsiteration .....	49
Abbildung 43: Aufbau zur Komprimierung der DCB-Probekörper (erste Charakterisierungsiteration) .....	49
Abbildung 44: DCB-Probekörper am Ende der ersten Charakterisierungsiteration .....	49
Abbildung 45: Vergleich <i>Kraft-Traversenweg</i> -Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B .....	53
Abbildung 46: Detailansicht der nicht geradlinig verlaufenden Rissfront – 4 mm DCB Typ B #5 .....	56
Abbildung 47: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #1 .....	56
Abbildung 48: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, B .....	57
Abbildung 49: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ B #5 .....	60
Abbildung 50: Messung der Klebeschichtdicke – 4 mm DCB Typ B #4 .....	60
Abbildung 51: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – 4 mm DCB Typ B .....	61
Abbildung 52: Mischbruch des Klebstoffs, i.A.a. [24] .....	62
Abbildung 53: Vorgehen der zweiten Charakterisierungsiteration .....	63
Abbildung 54: Aufbau zur Komprimierung der DCB-Probekörper (zweite Charakterisierungsiteration) .....	63
Abbildung 55: Vergleich <i>Kraft-Traversenweg</i> -Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B, A1 .....	67
Abbildung 56: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #2 .....	70
Abbildung 57: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, A1, B .....	72
Abbildung 58: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A1 #3 .....	75
Abbildung 59: Grenzschichtbruch (oben) und kombinierter Bruch (unten) – 4 mm DCB Typ A1 .....	76
Abbildung 60: Grundaufbau zur Komprimierung der DCB-Proben (dritte Charakterisierungsiteration) .....	80
Abbildung 61: fertiger Aufbau zur Komprimierung der DCB-Proben (dritte Charakterisierungsiteration) .....	80
Abbildung 62: Vergleich <i>Kraft-Traversenweg</i> -Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B, A1, A2 .....	83

Abbildung 63: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #6.....	87
Abbildung 64: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B .....	88
Abbildung 65: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A2 #16 .....	91
Abbildung 66: Kohäsionsbruch (oben) und kombinierter Bruch (unten) – 4 mm DCB Typ A2 .....	92
Abbildung 67: makroskopische Ansichten Schichtdickenunterschiede – 4 mm DCB Typ A #16 .....	93
Abbildung 68: makroskopische Ansichten Luftblaseneinschluss – 4 mm DCB Typ A #16 .....	95
Abbildung 69: Vorgehen der dritten Charakterisierungsiteration, Entgasung des Epoxidharzes .....	96
Abbildung 70: Vorgehen der dritten Charakterisierungsiteration, Reinfiltration des Epoxidharzes .....	96
Abbildung 71: Aufbau zur Komprimierung der DCB-Probekörper (dritte Charakterisierungsiteration) .....	97
Abbildung 72: Vergleich <i>Kraft-Traversenweg</i> -Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B, A1, A2, A3.....	101
Abbildung 73: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #5.....	104
Abbildung 74: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3 und B .....	106
Abbildung 75: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A3 #18 .....	110
Abbildung 76: Makroskopische (li.) und Lupenansicht Faserbrücken (re.) – 4 mm DCB Typ A3 #18.....	112
Abbildung 77: Datenblatt <i>HexPly® Epoxy Matrix 6376C-HTS(12K)-5-35%</i> , Seite 1 .....	123
Abbildung 78: Datenblatt <i>HexPly® Epoxy Matrix 6376C-HTS(12K)-5-35%</i> , Seite 2 .....	124
Abbildung 79: Datenblatt <i>HexPly® 6376 175°C curing epoxy matrix</i> , Seite 1.....	125
Abbildung 80: Datenblatt <i>HexPly® 6376 175°C curing epoxy matrix</i> , Seite 2.....	126
Abbildung 81: Datenblatt <i>WRIGHTLON® 5200 High performance fluoropolymer release film</i> .....	127
Abbildung 82: Datenblatt <i>Epinal CR 76.14 / CH 76.14</i> , Seite 1 .....	128
Abbildung 83: Datenblatt <i>Epinal CR 76.14 / CH 76.14</i> , Seite 2 .....	129
Abbildung 84: Datenblatt <i>Epinal CR 76.14 / CH 76.14</i> , Seite 3 .....	130
Abbildung 85: Temperatur-Druck-Diagramm des Autoklavprozesses zur Fertigung der DCB-Proben .....	131
Abbildung 86: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlerecho [%], 1. Hälfte.....	132
Abbildung 87: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlertiefe [%], 1. Hälfte.....	132
Abbildung 88: Laminat 4 mm, Rückwandecho [dB], 2. Hälfte .....	132
Abbildung 89: Laminat 4 mm, Fehlerecho [dB], 2. Hälfte .....	132
Abbildung 90: Laminat 4 mm, Fehlertiefe [mm], 2. Hälfte .....	132
Abbildung 91: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlerecho [%], 2. Hälfte.....	132

Abbildung 92: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlertiefe [%], 2. Hälfte.....	132
Abbildung 93: Laminat 2 mm #1, Rückwandecho [dB], 1. Hälfte .....	133
Abbildung 94: Laminat 2 mm #1, Fehlerecho [dB], 1. Hälfte.....	133
Abbildung 95: Laminat 2 mm #1, Fehlertiefe [mm], 1. Hälfte .....	133
Abbildung 96: Laminat 2 mm #1, Rückwandecho [dB], 2. Hälfte .....	133
Abbildung 97: Laminat 2 mm #1, Fehlerecho [dB], 2. Hälfte.....	133
Abbildung 98: Laminat 2 mm #1, Fehlertiefe [mm], 2. Hälfte .....	133
Abbildung 99: Laminat 2 mm #2, Rückwandecho [dB], 1. Hälfte .....	134
Abbildung 100: Laminat 2 mm #2, Fehlerecho [dB], 1. Hälfte.....	134
Abbildung 101: Laminat 2 mm #2, Fehlertiefe [mm], 1. Hälfte .....	134
Abbildung 102: Laminat 2 mm #2, Rückwandecho [dB], 2. Hälfte .....	134
Abbildung 103: Laminat 2 mm #2, Fehlerecho [dB], 2. Hälfte.....	134
Abbildung 104: Laminat 2 mm #2, Fehlertiefe [mm], 2. Hälfte .....	134
Abbildung 105: 4 mm DCB Typ A #1 bis #6, Rückwandecho [dB].....	135
Abbildung 106: 4 mm DCB Typ A #1 bis #6, Fehlerecho [dB] .....	135
Abbildung 107: 4 mm DCB Typ A #1 bis #6, Fehlertiefe [mm].....	135
Abbildung 108: 4 mm DCB Typ A #7 bis #13, Rückwandecho [dB].....	136
Abbildung 109: 4 mm DCB Typ A #7 bis #13, Fehlerecho [dB] .....	136
Abbildung 110: 4 mm DCB Typ A #7 bis #13, Fehlertiefe [mm].....	136
Abbildung 111: Schnittvorlage für Wasserstrahlzuschnitt.....	137
Abbildung 112: Skript zur Berechnung der interlaminaeren Energiefreisetzungsrates gemäß der Flächenmethode – <i>Matlab R2019b</i> .....	138
Abbildung 113: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #3 .....	139
Abbildung 114: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #3.....	139
Abbildung 115: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #3.....	139
Abbildung 116: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #3.....	140
Abbildung 117: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #8 .....	140
Abbildung 118: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #8.....	140
Abbildung 119: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #8.....	141
Abbildung 120: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #8.....	141
Abbildung 121: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #2 .....	141
Abbildung 122: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #2.....	142
Abbildung 123: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #2.....	142
Abbildung 124: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #2.....	142
Abbildung 125: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #7 .....	143
Abbildung 126: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #7.....	143
Abbildung 127: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #7.....	143
Abbildung 128: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #7.....	144
Abbildung 129: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #11 .....	144
Abbildung 130: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #11.....	144
Abbildung 131: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #11.....	145
Abbildung 132: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #11.....	145
Abbildung 133: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #15 .....	145

Abbildung 134: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #15.....	146
Abbildung 135: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #15.....	146
Abbildung 136: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #15.....	146
Abbildung 137: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #10.....	147
Abbildung 138: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #10.....	147
Abbildung 139: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #10.....	147
Abbildung 140: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #10.....	148
Abbildung 141: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #6.....	148
Abbildung 142: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #6.....	148
Abbildung 143: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #6.....	149
Abbildung 144: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #6.....	149
Abbildung 145: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #1.....	149
Abbildung 146: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #1.....	150
Abbildung 147: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #1.....	150
Abbildung 148: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #1.....	150
Abbildung 149: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #9.....	151
Abbildung 150: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #9.....	151
Abbildung 151: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #9.....	151
Abbildung 152: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #9.....	152
Abbildung 153: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A.....	152
Abbildung 154: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A.....	152
Abbildung 155: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A.....	153
Abbildung 156: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A.....	153
Abbildung 157: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A.....	154
Abbildung 158: 4 mm DCB Typ A (#7, #2, #12, #3, #8) nach Test, Rückwandecho [dB].....	155
Abbildung 159: 4 mm DCB Typ A (#7, #2, #12, #3, #8) nach Test, Fehlerecho [dB].....	155
Abbildung 160: 4 mm DCB Typ A (#7, #2, #12, #3, #8) nach Test, Fehlertiefe [mm].....	155
Abbildung 161: 4 mm DCB Typ A (#11, #15, #10, #6, #1, #9) nach Test, Rückwandecho [dB].....	156
Abbildung 162: 4 mm DCB Typ A (#11, #15, #10, #6, #1, #9) nach Test, Fehlerecho [dB].....	156
Abbildung 163: 4 mm DCB Typ A (#11, #15, #10, #6, #1, #9) nach Test, Fehlertiefe [mm].....	156
Abbildung 164: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A Charge 1.....	157
Abbildung 165: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A Charge 2.....	158
Abbildung 166: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A Charge 2.....	159

Abbildung 167: 4 mm DCB Typ B (#1, #2, #3) vor Test, Rückwandecho [dB] .....	160
Abbildung 168: 4 mm DCB Typ B (#1, #2, #3) vor Test, Fehlerecho [dB].....	160
Abbildung 169: 4 mm DCB Typ B (#1, #2, #3) vor Test, Fehlertiefe [mm] .....	160
Abbildung 170: 4 mm DCB Typ B (#4, #5, #6, #7, #8, #9) vor Test, Rückwandecho [dB].....	161
Abbildung 171: 4 mm DCB Typ B (#4, #5, #6, #7, #8, #9) vor Test, Fehlerecho [dB] .....	161
Abbildung 172: 4 mm DCB Typ B (#4, #5, #6, #7, #8, #9) vor Test, Fehlertiefe [mm].....	161
Abbildung 173: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #5.....	163
Abbildung 174: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #5.....	163
Abbildung 175: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #5.....	163
Abbildung 176: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #5.....	164
Abbildung 177: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #4 .....	164
Abbildung 178: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #4.....	164
Abbildung 179: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #4.....	165
Abbildung 180: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #4.....	165
Abbildung 181: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #6 .....	165
Abbildung 182: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #6.....	166
Abbildung 183: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #6.....	166
Abbildung 184: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #6.....	166
Abbildung 185: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #9 .....	167
Abbildung 186: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #9.....	167
Abbildung 187: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #9.....	167
Abbildung 188: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #9.....	168
Abbildung 189: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #1 .....	168
Abbildung 190: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #1 .....	168
Abbildung 191: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #1.....	169
Abbildung 192: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, B.....	169
Abbildung 193: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, B.....	169
Abbildung 194: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, B.....	170
Abbildung 195: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, B .....	170
Abbildung 196: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, B....	171
Abbildung 197: 4 mm DCB Typ B (#5, #4, #6, #9, #1) nach Test, Rückwandecho [dB].....	172
Abbildung 198: 4 mm DCB Typ B (#5, #4, #6, #9, #1) nach Test, Fehlerecho [dB] .....	172
Abbildung 199: 4 mm DCB Typ B (#5, #4, #6, #9, #1) nach Test, Fehlertiefe [mm].....	172
Abbildung 200: 4 mm DCB Typ B (#6, #9) nach Test, Rückwandecho [dB] .....	173
Abbildung 201: 4 mm DCB Typ B (#6, #9) nach Test, Fehlerecho [dB].....	173
Abbildung 202: 4 mm DCB Typ B (#6, #9) nach Test, Fehlertiefe [mm] .....	173
Abbildung 203: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ B .....	174

Abbildung 204: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ B .....	175
Abbildung 205: 4 mm DCB Typ A1 (#2, #3, #7, #8, #11, #12) vor Test, Rückwandecho [dB] .....	176
Abbildung 206: 4 mm DCB Typ A1 (#2, #3, #7, #8, #11, #12) vor Test, Fehlerecho [dB] .....	176
Abbildung 207: 4 mm DCB Typ A1 (#2, #3, #7, #8, #11, #12) vor Test, Fehlertiefe [mm] .....	176
Abbildung 208: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #2 .....	178
Abbildung 209: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #2 .....	178
Abbildung 210: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #2 .....	178
Abbildung 211: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #3 .....	179
Abbildung 212: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #3 .....	179
Abbildung 213: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #3 .....	179
Abbildung 214: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #3 .....	180
Abbildung 215: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #7 .....	180
Abbildung 216: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #7 .....	180
Abbildung 217: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #7 .....	181
Abbildung 218: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #7 .....	181
Abbildung 219: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #11 .....	181
Abbildung 220: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #11 .....	182
Abbildung 221: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #11 .....	182
Abbildung 222: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #11 .....	182
Abbildung 223: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #12 .....	183
Abbildung 224: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #12 .....	183
Abbildung 225: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #12 .....	183
Abbildung 226: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #12 .....	184
Abbildung 227: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 .....	184
Abbildung 228: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, A1, B .....	185
Abbildung 229: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A1 .....	185
Abbildung 230: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, A1, B .....	186
Abbildung 231: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 .....	186
Abbildung 232: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, A1, B .....	187
Abbildung 233: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A1 .....	188
Abbildung 234: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A1 .....	189

Abbildung 235: 4 mm DCB Typ A2 (#1, #6, #9, #10, #15, #16) vor Test, Rückwandecho [dB].....	190
Abbildung 236: 4 mm DCB Typ A2 (#1, #6, #9, #10, #15, #16) vor Test, Fehlerecho [dB].....	190
Abbildung 237: 4 mm DCB Typ A2 (#1, #6, #9, #10, #15, #16) vor Test, Fehlertiefe [mm] .....	190
Abbildung 238: 4 mm DCB Typ A2 (#15, #16) nach Test, Rückwandecho [dB].....	191
Abbildung 239: 4 mm DCB Typ A2 (#15, #16) nach Test, Fehlerecho [dB].....	191
Abbildung 240: 4 mm DCB Typ A2 (#15, #16) nach Test, Fehlertiefe [mm] .....	191
Abbildung 241: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #1 .....	193
Abbildung 242: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #1.....	193
Abbildung 243: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #1 .....	193
Abbildung 244: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #1 .....	194
Abbildung 245: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #6 .....	194
Abbildung 246: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #6.....	194
Abbildung 247: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #6.....	195
Abbildung 248: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #9 .....	195
Abbildung 249: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #9.....	195
Abbildung 250: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #9.....	196
Abbildung 251: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #9.....	196
Abbildung 252: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #10 .....	196
Abbildung 253: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #10.....	197
Abbildung 254: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #10.....	197
Abbildung 255: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #10.....	197
Abbildung 256: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #16 .....	198
Abbildung 257: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #16.....	198
Abbildung 258: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #16.....	198
Abbildung 259: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #16.....	199
Abbildung 260: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A2.....	199
Abbildung 261: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B .....	200
Abbildung 262: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A2 .....	200
Abbildung 263: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B .....	201
Abbildung 264: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A2.....	201
Abbildung 265: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B .....	202
Abbildung 266: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A2 .....	203
Abbildung 267: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A2 .....	204

Abbildung 268: Experiment zum Nachweis einer exothermen Epoxidharzreaktion unter Vakuum .....	205
Abbildung 269: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) vor Test, Rückwandecho [dB] .....	206
Abbildung 270: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) vor Test, Fehlerecho [dB] .....	206
Abbildung 271: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) vor Test, Fehlertiefe [mm] .....	206
Abbildung 272: 4 mm DCB Typ A3 (#18) nach Test, Rückwandecho [dB] .....	207
Abbildung 273: 4 mm DCB Typ A3 (#18) nach Test, Fehlerecho [dB] .....	207
Abbildung 274: 4 mm DCB Typ A3 (#18) nach Test, Fehlertiefe [mm] .....	207
Abbildung 275: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #5 .....	209
Abbildung 276: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #5 .....	209
Abbildung 277: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #5 .....	209
Abbildung 278: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #13 .....	210
Abbildung 279: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #13 .....	210
Abbildung 280: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #13 .....	210
Abbildung 281: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #13 .....	211
Abbildung 282: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #17 .....	211
Abbildung 283: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #17 .....	211
Abbildung 284: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #17 .....	212
Abbildung 285: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #17 .....	212
Abbildung 286: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #18 .....	212
Abbildung 287: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #18 .....	213
Abbildung 288: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #18 .....	213
Abbildung 289: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #18 .....	213
Abbildung 290: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #19 .....	214
Abbildung 291: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #19 .....	214
Abbildung 292: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #19 .....	214
Abbildung 293: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #19 .....	215
Abbildung 294: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 .....	215
Abbildung 295: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3 und B .....	216
Abbildung 296: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A3 .....	216
Abbildung 297: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3, B .....	217
Abbildung 298: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 .....	217
Abbildung 299: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3, B .....	218

---

Abbildung 300: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) nach Test, Rückwandecho [dB].....	219
Abbildung 301: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) nach Test, Fehlerecho [dB] .....	219
Abbildung 302: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) nach Test, Fehlertiefe [mm].....	219
Abbildung 303: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A3.....	220
Abbildung 304: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A3 .....	221

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Geforderte Dimensionen der Probekörper seitens ASTM D5528 - 13, vgl. [5], S. 4 .....	11
Tabelle 2: Korrelierende Parameter zur Beeinflussung des reinfiltrierten Versagensverhaltens .....	20
Tabelle 3: Datenblatt-Kenndaten HexPly 6376C-HTS(12K)-5-35%, vgl. [15], [16].....	23
Tabelle 4: Werte der Auswertungspunkte NL, 5% / Max und VIS für 4 mm DCB Typ A #12 .....	36
Tabelle 5: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A .....	39
Tabelle 6: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A.....	39
Tabelle 7: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ A .....	39
Tabelle 8: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A.....	44
Tabelle 9: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ B .....	52
Tabelle 10: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ B .....	52
Tabelle 11: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ B.....	52
Tabelle 12: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A, B .....	58
Tabelle 13: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A1.....	66
Tabelle 14: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A1 .....	66
Tabelle 15: Vergleich Dicke und Dickenvariation der Klebeschicht – 4 mm DCB Typ A und Typ A1 .....	70
Tabelle 16: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A, A1 und B .....	73
Tabelle 17: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A2.....	82
Tabelle 18: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A2 .....	83
Tabelle 19: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ A2.....	83
Tabelle 20: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A, A1, A2 und B.....	89
Tabelle 21: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A3.....	100
Tabelle 22: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A3 .....	100
Tabelle 23: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ A3.....	100
Tabelle 24: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3 und B .....	108
Tabelle 25: Stabile und instabile Rissfortschrittsraten der Charge 4 mm DCB Typ A3 ...	108
Tabelle 26: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A.....	137
Tabelle 27: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ B.....	162

---

Tabelle 28: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm <i>DCB Typ A1</i> .....	177
Tabelle 29: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm <i>DCB Typ A2</i> .....	192
Tabelle 30: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm <i>DCB Typ A3</i> .....	208

# 1 Einleitung

## 1.1 Ausgangssituation und Motivation der Arbeit

Heutzutage wird das rasante Wachstum vieler bedeutender Wirtschaftszweige insbesondere durch neuartige Technologien und Innovationen geprägt. So hat sich beispielsweise in der Luft- und Raumfahrtindustrie der Einsatz von Faserverbundwerkstoffen (FVW) bei einer Vielzahl von strukturellen Anwendungen während der vergangenen Jahrzehnte stark etablieren können. Die breitgefächerten Einsatzgebiete lassen sich auf die positiven mechanischen Eigenschaften, die die Faserverbunde mit sich bringen, zurückführen. Ein besonderer Vorteil dieser Materialien liegt im hervorragenden Leichtbaupotential und demnach in der Förderung des seitens der Industrie angestrebten Strukturleichtbaus. Zugleich bringen die faserverstärkten Kunststoffe (FVK) gute statische und dynamische mechanische Eigenschaften eines Bauteils hervor. Hierzu zählen neben der höheren spezifischen Festigkeit und Steifigkeit ebenfalls eine erhöhte Strukturdämpfung sowie ein verbessertes Ermüdungsverhalten. Nicht zuletzt aufgrund dieser hohen Strukturstabilität unter extremen Umgebungsbedingungen und der Anpassungsfähigkeit an komplexe Geometrien sind die FVK ideal für luft- und raumfahrttechnische sowie militärische Anwendungen geeignet. Dennoch weisen diese Materialien einen entscheidenden Nachteil auf. Angesichts ihres oftmals komplexen Mehrlagenaufbaus besitzen sie eine geringere Bruchdehnung – dies gilt primär für CFK – und sind somit anfälliger gegen Beschädigungen infolge von Impactbeanspruchungen, Fertigungsfehlern oder hohen statischen Lasten während ihrer Einsatz- und Lebensdauer. So können aufgrund von kaum sichtbaren Schlagschäden (BVID – Barely Visible Impact Damages) Delaminationen sowie Faser- oder Matrixbrüche als die häufigsten Versagensformen, die die Bauteilfestigkeit und -funktionalität drastisch senken können, auftreten. ([1], S. 51-52)

Mit dem Einsatz von FVK, die sich grundlegend von metallischen Werkstoffen unterscheiden, gehen somit auch besondere Herausforderungen hinsichtlich des Entwurfs-, Fertigungs- und Reparaturprozesses zur Nutzbarmachung der erwähnten positiven Eigenschaften und Potentiale einher. Um v.a. kleinere, oftmals augenscheinlich schwer identifizierbare Beschädigungen auf den Bauteiloberflächen beheben zu können, bieten sich diverse Reparaturverfahren seitens der Industrie an. Eine dieser Methoden, die zusätzlich auch zur Behandlung von inneren Schäden genutzt werden kann, ist die sog. Reinfiltrationsmethode. Die entstandenen Lagedelaminationen oder Risse werden hierbei mit einem niedrig-viskosen Harz gefüllt, erneut ausgehärtet und somit repariert. Gegenüber herkömmlichen Reparaturverfahren kann diese Methode aufgrund nicht bzw. kaum erforderlicher Strukturvorbehandlungen oder Reparatur- und Wartungsgeräte einfacher, schneller und somit kostengünstiger realisiert werden. Auch existieren verschiedene Varianten zur Umsetzung der Reinfiltrationstechnik, so z.B. eine händische Füllung oder eine direkte Injektion eines sichtbaren Risses. ([2], S. 1-3)

## 1.2 Problemstellung der Arbeit

Neben der Durchführung und Umsetzung der eigentlichen Reparatur mittels Reinfiltration liegt eine der größten Herausforderungen im Zulassungsprozess dieser Methode für die zivile Luftfahrt. Das angestrebte Ziel ist hierbei, dieses Verfahren möglichst flächendeckend in der

Luftfahrtbranche zur Reparatur kleiner Beschädigungen von Faserverbundbauteilen etablieren zu können.

Allerdings liegt derzeit noch kein allumfassendes Wissen vor, wie sich diese Reinfiltrationstechnik auf das Versagens- und Rissverhalten sowie die Lebensdauer der reparierten Bauteile und Strukturen auswirkt. Solange dieses Risswachstum nicht genauer vorhersagbar ist bzw. ermittelt werden kann, wird diese Reparaturtechnik in der zivilen Luftfahrtindustrie kaum für tragende Bauteile zugelassen werden können.

Um die reinfiltrierte Rissentstehung und das Wachstum bzw. Ermüdungsverhalten untersuchen zu können, werden u.a. in sog. *Double-Cantilever Beam*-Tests (DCB-Tests) in Probekörper eingebrachte sowie reinfiltrierte Risse und Delaminationen experimentell näher analysiert. Die praktische Umsetzung dessen erfolgt z.B. im *Rissmodus I* als zu betrachtender Beanspruchungsmodus. Hierbei werden (Zug-)Lasten auf eine Probe initiiert, wodurch diese auf Schädigung und weiterführend zur Beschädigung, ggf. zum Versagen beansprucht wird. Auf diese Weise können zuvor definierte Materialkennwerte bzw. -parameter untersucht werden, was ebenfalls einen direkten experimentellen Vergleich zwischen beschädigten und reinfiltrierten Proben ermöglicht. Ferner kann abgeleitet werden, wie sich die Energiefreisetzungsraten der Probekörper als Kennwert zur Beschreibung des Rissverhaltens verändern.

### 1.3 Zielsetzung und Lösungsansatz der Arbeit

Auf Basis der oben erläuterten Ausgangssituation und Problemstellung umfasst die Thematik der Masterarbeit die Analyse des Versagensverhaltens von FVK-Proben im DCB-Test. Speziell geht es darum, das Risswachstum und -verhalten von Faserverbundwerkstoffen unter der Anwendung der Reinfiltrationstechnik experimentell erproben, erfassen sowie abschätzen zu können. Einer der Kernpunkte stellt hierbei die Charakterisierung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate und Bruchzähigkeit dieser reinfiltrierte Risse dar. Dadurch soll es ermöglicht werden, notwendige Daten und Parameter für den Aufbau zukünftiger Berechnungsmodelle für die Beurteilung der Schadenstoleranz bereitzustellen.

Um die notwendigen theoretischen Grundlagen greifbarer machen zu können, werden zunächst im Kapitel 2 die typischen Versagensmechanismen von FVK, konventionelle Reparaturverfahren seitens der zivilen Luftfahrt sowie die eigentliche Reinfiltrationsmethode erläutert. Des Weiteren wird der DCB-Test als entsprechendes Mittel der Nachweisführung und die in dieser Arbeit genutzten Berechnungsgrundlagen vorgestellt.

Kapitel 3 stellt den Hauptteil der Arbeit dar, wobei zunächst Kapitel 3.1 die notwendig zu identifizierenden Materialkennwerte aufzeigt und Kapitel 3.2 einen Einblick in die systematische Herangehensweise des Projekts gibt. Kapitel 3.3 verdeutlicht die Fertigung und Präparation sowie die Geometrien der normgerechten Probekörper als Vorbereitung der entsprechenden Testkampagne. Hierbei wird auf die methodischen Ansätze des Laminataufbaus, die im Rahmen des Projekts umgesetzt werden, eingegangen. Eine Methode, bei dem ein DCB-Laminat in einem zusammenhängenden Prozessschritt aufgebaut wird, dient an dieser Stelle als erste Referenz der späteren Materialkennwertermittlung. Im nachfolgenden Teilkapitel 3.4 wird das für die Untersuchung des Rissverhaltens der unbeschädigten CFK-Proben erforderliche Nachweisprogramm auf Basis des DCB-Tests ausführlich beschrieben. Dies ist notwendig, um u.a. die Kräfte, die Öffnungsweiten der Proben und daraus abgeleitet die Energiefreisetzungsraten

der unbeschädigten Probekörper als Referenzwerte zu ermitteln. Im Anschluss werden die resultierenden Teilergebnisse bewertet und diskutiert.

Die Kapitel 3.5 bis 3.9 bilden den zentralen Kernaspekt des Hauptteils der Arbeit und damit des Kapitels 3. Es wird auf die Vorbereitung, praktische Umsetzung und die Ergebnisse der Reinfiltration der beschädigten Flächen bzw. Proben eingegangen. Hierbei werden neben dem zum Einsatz kommenden Harzsystem, welches einen wesentlichen Einfluss auf das Rissverhalten der reinfiltrierte Proben nimmt, ebenfalls die im Rahmen der Arbeit angewandten Charakterisierungsiterationen näher beschrieben. Es wird in einem iterativen Prozess vorgegangen, d.h. es erfolgt im Rahmen des Projekts eine schrittweise Annäherung an den Fall der Reinfiltration, welche eine bestmögliche Prognostizierbarkeit des Materialverhaltens zulässt. Dabei werden auch die Unterschiede zwischen den entsprechenden Varianten und die daraus resultierenden Folgen für das Versagensverhalten der reinfiltrierte Proben aufgezeigt. Als verifizierende Maßnahme dient stets das DCB-Testprogramm zur Bestimmung der charakteristischen Materialkennwerte, allen voran der interlaminaeren Energiefreisetzungsrate der reinfiltrierte Probekörper. Die daraus gewonnenen Daten ermöglichen eine Diskussion und Bewertung aller Testergebnisse und letztlich einen Vergleich des Rissverhaltens zwischen den beschädigten und reinfiltrierte Testchargen. Dies wird detailliert in den Kapiteln 3.6.4, 3.7.4, 3.8.4 und 3.9.4 sowie zusammenfassend in Kapitel 4 aufgegriffen.

Im Anschluss daran wird in Kapitel 5 ein Ausblick auf denkbare Verbesserungsmöglichkeiten im Rahmen zukünftiger Projekte gegeben. Die Zusammenfassung in Kapitel 6 bildet den Abschluss der Arbeit.

## 2 Theoretische Einführung

### 2.1 Wichtige Terminologie

Zur Einführung in die Thematik dieser Arbeit werden zunächst wichtige Begriffe, die zum Verständnis des Sachverhalts notwendig sind, geklärt.

#### Rissöffnungsarten bzw. Rissmodi

Grundlegend wird im Bereich der Bruchmechanik zwischen drei Beanspruchungs- bzw. Rissöffnungsarten, auch Modi genannt, unterschieden. Jeder Modus beschreibt ein entsprechendes Verfahren, durch das eine Kraft generiert wird, die zur Rissinitiation in einem Bauteil führt. Demnach sind diese Modi für die Rissausbreitung verantwortlich (Abbildung 1).

*Modus I:* Hierbei handelt es sich um eine Normalbelastung, wie z.B. eine Zug- oder Biegebeanspruchung, der entsprechenden Grenzfläche. Diese erzeugt i.d.R. ein symmetrisches Ablösen der Schichten und somit eine Schälbeanspruchung im Laminat. Der Riss breitet sich dabei senkrecht zur Belastungsrichtung aus.

*Modus II:* Diese Beanspruchungsart generiert eine Delamination und damit ein Laminatversagen an der Grenzfläche, welches sich entlang der Faserrichtung erstreckt. Daraus folgt ein Abgleiten der Schichtenden in Rissausbreitungsrichtung. Dieser Vorgang wird durch eine (ebene) Schubbelastung hervorgerufen.

*Modus III:* Die Schichtenden werden hier an der Grenzfläche in Faserquerrichtung verschoben. Für diese Art der Rissöffnung ist oftmals eine nicht-ebene Schubbelastung ursächlich. Darüber hinaus können in praktischen Anwendungsfällen auch Überlagerungen mehrerer Belastungszustände auftreten. So ist es möglich, dass ein Bauteil gleichermaßen durch eine Schäl- als auch Schubbelastung beansprucht wird. In diesen Fällen wird von sog. gemischten Rissmodi (engl. *Mixed-Mode*) gesprochen, auf die hier allerdings nicht detaillierter eingegangen wird. ([3], S.5)

Wie eingangs in der Einleitung beschrieben wurde, so wird im Rahmen dieser Arbeit der *Rissmodus I* behandelt.

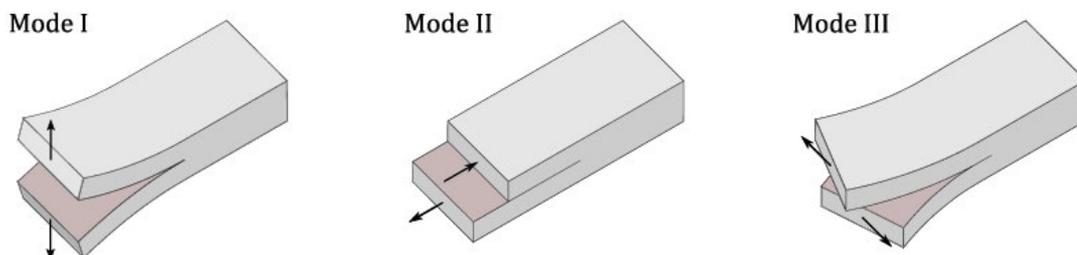


Abbildung 1: Grundlegende Rissöffnungsarten nach Modus I, II und III, vgl. [3], S. 5

#### Interlaminare Energiefreisetzungsrate $G_I$

Die interlaminare Energiefreisetzungsrate  $G_I$  beschreibt die Energie  $dU$  je Einheitsbreite  $b$  einer Probe, die zur Auslösung eines einfachen Risswachstums bzw. zur Rissverlängerung  $da$  an einem interlaminaren Riss zwischen zwei Laminatlagen erzeugt wird oder erforderlich ist (vgl. [4], S. 4). Dieser Zusammenhang lässt sich ebenfalls folgendermaßen beschreiben:

$$G_I = -\frac{1}{b} \cdot \frac{dU}{da} \quad (1)$$

Das negative Vorzeichen in Gleichung (1) lässt sich dabei mit dem Vorgang erklären, dass bei einem Risswachstum elastische Energie freigesetzt wird und der Probe damit Energie verloren geht. Generell handelt es sich hierbei um eine charakteristische Größe, die für jede Probe separat experimentell ermittelt und demzufolge zur Rissbewertung genutzt wird.

### **Interlaminare Bruch- bzw. Risszähigkeit $G_{IC}$ des Modus I**

Diese Größe beschreibt den kritischen Wert der interlaminaren Energiefreisetzungsrates  $G_I$  für ein Risswachstum infolge einer Öffnungslast oder einer Öffnung der Rissufer (vgl. [5], S. 1-2).  $G_{IC}$  ist an dieser Stelle ein werkstoffabhängiger Materialkennwert, der neben der Temperatur und dem Laminataufbau insbesondere durch den Belastungszustand und die Belastungsgeschwindigkeit beeinflusst wird. Sobald die interlaminare Energiefreisetzungsrates  $G_I$  diesen Wert  $G_{IC}$  erreicht, kommt es ab diesem Punkt zu einem Rissbeginn als kritischen Zustand. Demnach kann für eine *Modus I*-Beanspruchung an einer Risspitze das Bruchkriterium wie folgt definiert werden:

$$G_I = G_{IC} \quad (2)$$

Hierbei wird angestrebt, dass der Wert  $G_{IC}$  so hoch wie möglich ausfällt, um die Gefahr eines (Spröd-)Bruches so gering wie möglich halten zu können (vgl. [6], S. 15).

## **2.2 Fügetechniken von Faserverbundwerkstoffen**

Im Rahmen der Verbindung von Faserverbunden wird gemäß der Fachliteratur zwischen drei grundlegenden Fügetechniken unterschieden, die für ein besseres Grundverständnis kurz erläutert werden. Hierbei ist der Gebrauch der englischen Fachbegriffe üblich ([7], S. 16-17)

- *Co-curing:*

Diese Fügetechnik bezeichnet im Allgemeinen den Aushärtvorgang eines noch nicht ausgehärteten Faserverbundlaminats, bei dem dieses zeitgleich mit einem anderen ungehärteten Faserverbund- oder Kernmaterial verklebt wird. Diese zusammengefügte Laminat, Harze und Klebstoffe werden anschließend gemeinsam im gleichen Fertigungsprozess ausgehärtet.

- *Co-bonding:*

Bei dieser Art des Fügens kommt es zum Aushärten zweier oder mehrerer Elemente, von denen mindestens eine Komponente bereits zuvor vollständig ausgehärtet und mindestens eine andere Komponente ungehärtet ist. Für die Verklebung dieser Füge-teile ist eine gründliche Oberflächenbehandlung des zuvor ausgehärteten Trägermaterials erforderlich. Zudem kann ein zusätzlicher Einsatz von Klebstoff entlang der Klebstoffschichtgrenze notwendig sein, um eine zuverlässige Verbindung gewährleisten zu können.

- *Secondary Bonding:*

Zwei oder mehr vollständig ausgehärtete Faserverbund-Füge-teile werden mit Hilfe eines Klebstoffs miteinander verbunden. Bei diesem Prozess stellt die Aushärtung des für die Fügung verwendeten Klebers die einzige chemische bzw. thermische Reaktion dar. Neben einer sauberen Oberflächenbehandlung vor der stattfindenden Verklebung ist ebenfalls eine gut

konzipierte Befestigungsvorrichtung erforderlich, um die zu verklebenden Teile passgenau verpressen bzw. verbinden zu können.

### 2.3 Versagensmechanismen von Faserverbundlaminate

Die Ursachen für die Beschädigung und das Versagen von FVK können vielfältig sein, was letztlich zu unterschiedlichen, z.T. auch komplexen Versagensmechanismen solcher Strukturbauteile führt. Aus diesem Grund soll ein grober Überblick über mögliche Versagensformen gegeben werden. Im Rahmen dieser Arbeit werden explizit FVK-Lamine bzw. einzelne Faserschichten behandelt. Wie in Abbildung 2 gezeigt wird, können verschiedene Belastungszustände die Ursache für ein Schichtversagen sein. Diese ergeben sich infolge eines Impacts oder diversen Zug-, Druck- und Schubbeanspruchungen, welche während einer unsauberen Fertigung oder des Einsatzes eines Bauteils auftreten können. Die meist verbreiteten Versagensformen sind Faser- und Matrixbrüche, Ablösungen im Faser-Matrix-Bereich sowie Delaminationen.

Ein Faserbruch wird durch das Festigkeitsversagen einzelner Verstärkungsfasern charakterisiert. Dieser Fall tritt vermehrt unter Längszug ein, sofern die Faserbruchdehnung geringer als die des Matrixmaterials sowie der Verbund zwischen Faser und Matrix sehr stark ist. Zugleich können die Fasern unter Querdruck unter einem bestimmten Winkel zur Faserlängsachse brechen. Auch ist ein Ausweichen oder Knicken der Faser aus der Belastungsebene, z.B. unter Längsdruckbelastung, denkbar. Weist die Bruchdehnung der Matrix hingegen geringere Werte als die der Fasern auf und ist demnach spröde, so kommt es häufig zu Matrixbrüchen. Dies kann sowohl unter Querdruk sowie -druck auftreten, wobei sich zunächst an beliebigen Stellen innerhalb der Matrix kleine Anrisse ausbilden, die sich bei Laststeigerung zu einem durchgehenden Riss entwickeln können. Während sich unter Querdruck häufig Schubriss ausbilden, werden bei Querdruk oftmals zur Belastungsrichtung senkrechte Risse beobachtet (vgl. [8], S. 66). Die Folge wäre v.a. ein Matrixversagen an den Schichtgrenzen.

In vielen Versagensfällen können sich ebenfalls Zwischenfaserbrüche bzw. Ablösungen im Faser-Matrix-Bereich ausbilden, sofern der Verbund zwischen Fasern und Matrix vergleichsweise schwach ist. Hierbei löst sich die Versteifungsmatrix von den Fasern. Die Folge sind Risse bzw. Brüche in der Grenzfläche sowie im äußersten Fall ein Druckversagen des Laminats. ([8], S. 66)

Aufgrund teils zeitgleicher Beanspruchungen treten bedingt durch einen meist komplexen Lagenaufbau der Lamine weitere Ereignisse, wie Randschub- oder Randquerdrukspannungen auf (vgl. [8], S. 66). Auch Biegebelastungen gekrümmter Strukturen können zu Querdrukspannungen führen. Neben diesen Belastungen treten in der praktischen Anwendung oftmals auch Schälbeanspruchungen, wie eine *Modus I*-Belastung, oder Impacts auf, die innerhalb einer kurzen Zeitspanne einen enormen thermischen oder elektrischen Energieeintrag erzeugen. Die Folge sind interlaminae Delaminationen als eine der häufigsten Versagensmechanismen, insbesondere ursächlich für Schicht- und Druckversagen. Hierbei kommt es zu Ablösungen einzelner Laminatschichten voneinander oder einer Deckschicht vom restlichen Laminat.

Um die beschriebenen Versagensmechanismen analytisch sowie numerisch berechnen zu können, wird auf bekannte Versagenskriterien wie z.B. das Tsai-Wu-Kriterium zurückgegriffen.

Dies soll im Rahmen der Arbeit aber nicht weiter untersucht werden, weshalb hier ebenfalls auf die fachspezifische Literatur wie [8] verwiesen wird.

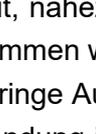
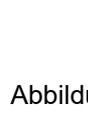
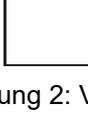
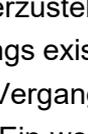
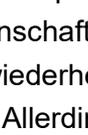
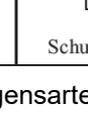
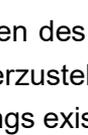
	Bruchbild		
Längszug			
	Faserbruch ( $\epsilon_u^m > \epsilon_u^f$ )	Matrixbruch ( $\epsilon_u^f > \epsilon_u^m$ )	
Längsdruck			
	out-of-phase-Mikrobeulen	in-phase-Mikrobeulen	Schubversagen
Querzug			
	Matrixbruch	Zwischenfaserbruch in Grenzfläche	
Querdruck			
	Schub ohne Faserbruch	Schub mit Faserbruch	

Abbildung 2: Versagensarten einzelner Faserschichten, vgl. [8], S. 67

## 2.4 Reparaturmethoden für Faserverbundwerkstoffe

### 2.4.1 Stand der Technik: Konventionelle Reparaturmethoden

Zur Reparatur der in Kapitel 2.3 vorgestellten Versagensarten von FVK-Laminaten wurden in der Industrie verschiedene Reparaturmethoden entwickelt. Das Ziel hierbei ist, die ursprünglichen mechanischen Eigenschaften des Verbundes, insbesondere die Festigkeit und Steifigkeit, nahezu vollständig wiederherzustellen, so dass die ursprünglichen Kräfte wieder aufgenommen werden können. Allerdings existiert im Bereich der Reparaturverfahren lediglich eine geringe Auswahl, die sich in der Vergangenheit bewährt haben und somit eine praktische Anwendung in der Industrie finden. Ein wesentlicher Grund hierfür liegt in der guten Vorhersagbarkeit der mechanischen Eigenschaften dieser Methoden (vgl. [9], S. 11). Je nach Größe, Lage und Tiefe der Beschädigung wird hierbei unterschieden zwischen:

- Reparatur mit einem (metallischen) *High Speed Tape*
- Reparatur mittels Flickern bzw. Reparaturgewebe
- Reparatur durch Schäftung mittels Kegelschliff
- Reparatur mittels (Treppen-)Stufenschliff

Für eine detaillierte Erläuterung der eben genannten Methoden wird auf die gängige Fachliteratur wie z.B. [10] oder [11] verwiesen.

Darüber hinaus gilt für diese Reparaturverfahren, dass im Fall einer stoffschlüssigen Verbindung das Aushärten unter Zuhilfenahme des Autoklav- bzw. Vakuumprozesses erfolgen kann. Die Vakuumtechnik wird v.a. zur Reparatur von dünnen Bereichen oder großflächigen Struk-

turen eingesetzt (Abbildung 3). Unmittelbar auf den reparierten Bereich wird ein Abreißgewebe und ein durchlässiger Film zum Durchfluss von überschüssigem Harz und Luft gelegt. Darüber folgt ggf. eine Heizmatte zur Wärmeförderung sowie ein Entlüftungsgewebe und der eigentliche Vakuumsack, um einen luftundurchlässigen Raum zur späteren Vakuumherzeugung zu generieren. Der gesamte Aufbau wird durch eine Dichtung und den Anschluss einer Vakuumpumpe vervollständigt. Im Anschluss daran wird der Aufbau in einem Ofen mit Luftzirkulation gelagert, wodurch der reparierte FVK-Bereich aushärten kann. Bei der Umsetzung des Autoklavprozesses, der sich insbesondere für die Reparatur von qualitativ hochwertigen Faserverbundstrukturen eignet, wird ein ähnlicher Vakuumaufbau benötigt. Im Unterschied zur Vakuumtechnik erfolgt das Aushärten hierbei aber nicht in einem Ofen, sondern in einem Autoklaven. Dieses Gerät generiert die Aushärtebedingungen für ein Bauteil so, dass der benötigte Druck, die Aufheizrate und die Aushärtetemperatur direkt kontrolliert werden. ([10], S. 10-12)

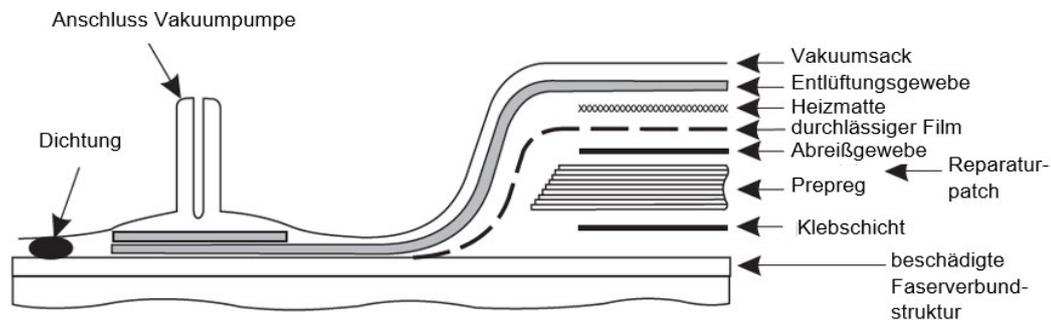


Abbildung 3: Querschnitt eines Vakuumsack-Aufbaus, i.A.a. [10], S. 11

An dieser Stelle ist festzuhalten, dass die derzeitigen konventionellen Reparaturverfahren für Faserverbunde oft einen großen materiellen, finanziellen sowie zeitlichen Aufwand erfordern. Somit sind sie u.a. auch mit einem organisatorischen und personellen Mehraufwand, z.B. für die Beschaffung von Geräten und Werkzeugen sowie qualifiziertem Personal, verbunden. Aus diesem Grund sind diese Methoden oftmals hinsichtlich Kosten- und Zeitreduktion optimierbar.

#### 2.4.2 Reinfiltrationsmethode

Eine Alternative zu den konventionellen Reparaturverfahren stellt die sog. Reinfiltrationsmethode dar (Abbildung 4 und Abbildung 5). Hier werden direkt in die betroffene Fläche oftmals eine Injektionsbohrung, in der z.B. eine Spritze befestigt wird, sowie diverse Entlüftungsbohrungen rund um diese Stelle gesetzt. Die Anzahl der zu setzenden Bohrungen richtet sich dabei vornehmlich nach der Faser- und Lagenorientierung des Laminats. Nach dieser Materialvorbehandlung, zu der auch die Reinigung der betroffenen Oberfläche zählt, kann das Material zusätzlich vorgeheizt werden. Unmittelbar vor der Harzinjektion können über die Entlüftungsbohrungen unter Zuhilfenahme einer Vakuumpumpe überschüssige noch im Laminat befindliche Luft- oder Wasserpartikel entweichen. Anschließend wird ein niedrig-viskoses Harz über die Einspritzvorrichtung in die beschädigte Fläche injiziert. Auf diese Weise breitet dieses sich innerhalb der delaminierten Zwischenräume aus, wodurch die entstandenen Risse und Anrisse infiltriert werden. Dies wird fortgeführt, bis das Harz durch die Entlüftungsbohrungen austritt. Auch dieser Vorgang der Harzeinleitung wird durch die angeschlossene Vakuumpumpe unterstützt. Demnach kommt es zu einer Ausbesserung des Laminats von innen

heraus. Im Anschluss dessen wird das reinfiltrierte Laminat ausgehärtet und es erfolgt eine abschließende Oberflächenbehandlung.

Die Reinfiltrationsmethode eignet sich insbesondere für die Behebung kleinerer Schäden, allen voran von Delaminationen und Matrixrissen im Laminatinneren infolge von Impactbeanspruchungen. Ein entscheidender Vorteil ist, dass der Schaden ohne großartige nötige Strukturbeschädigungen direkt repariert werden kann, statt wie bei den herkömmlichen Verfahren die entsprechende Stelle aufwändig ausschleifen zu müssen und somit Strukturschwächungen zu riskieren. Gleichermäßen wird es durch die Reinfiltration besser begünstigt, die aerodynamischen Eigenschaften der Oberfläche beizubehalten. Auch der wesentlich geringere Zeit-, Kosten- und Materialaufwand zur Umsetzung der Methode sowie die Effizienz zur Wahrung der mechanischen Eigenschaften von nahezu 98 Prozent (vgl. [1], S. 12) können an dieser Stelle positiv hervorgehoben werden.

Dennoch birgt auch die Reinfiltration Risiken beim Einsatz. Eine der größten Herausforderungen liegt beim Injektionsharz. Dieses sollte eine möglichst geringe Viskosität bei einer gleichzeitig hohen Glasübergangstemperatur besitzen, um die reibungslose Injektion sowie den sicheren und zuverlässigen Einsatz der Ausbesserung unter Betriebstemperatur sicherstellen zu können. Das Harz sollte zudem eine gute Klebefestigkeit zur Realisierung einer qualitativ hochwertigen Reinfiltration sowie eine geringe Toxizität besitzen. Kann ein Harz diese Anforderungen nicht erfüllen, so kann der behandelte Strukturbereich versagen und weitere Schäden bedingen. Des Weiteren muss mit großer Sorgfalt, v.a. hinsichtlich des Setzens der Bohrungen, gearbeitet werden. Speziell die Entlüftungsbohrungen dürfen nicht das gesamte Laminat durchdringen, um Strukturschwächungen zu vermeiden. ([1], S. 11-13. 51-54, [2], S. 3)

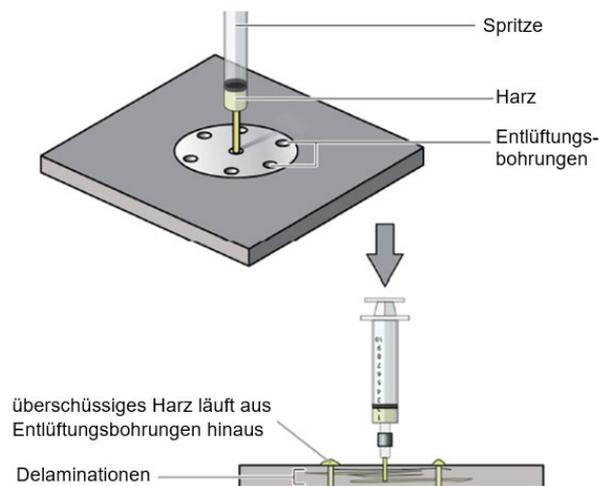


Abbildung 4: Prinzip der Reinfiltrationstechnik – 1, i.A.a. [1], S. 11

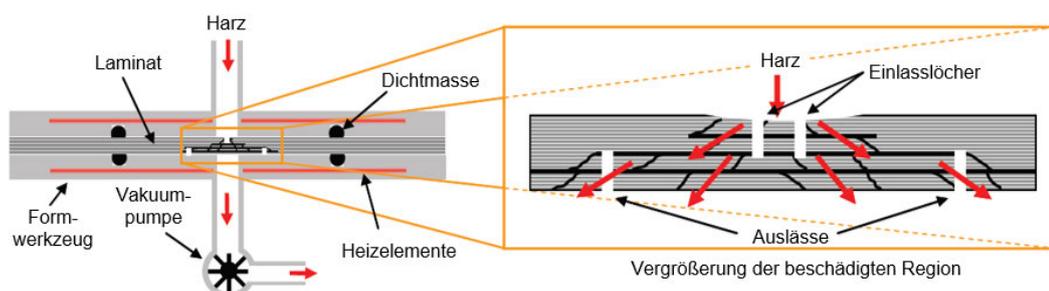


Abbildung 5: Prinzip der Reinfiltrationstechnik – 2, i.A.a. [2], S. 3

Es wird ersichtlich, dass die Reinfiltration gegenüber den herkömmlichen Reparaturverfahren einige Potentiale aufweist. So konnte eine erfolgreiche Reinfiltration insbesondere bei laminatinneren Schäden infolge eines Impacts nachgewiesen werden (vgl. u.a. [1], [2] und [9]). Dies gilt vermehrt auch für Risse und Delaminationen, die aus einer *Modus I*-Beanspruchung resultieren und die äußeren Bauteilkonturen einschließen (vgl. [2] sowie weitere hochschulinterne Projekte der *HAW Hamburg*). Hierbei ließen sich neben den Ermüdungseigenschaften oftmals auch die ursprünglichen statischen Festigkeiten zu einem hohen Maß wiederherstellen. Jedoch ist es in vielen Fällen nicht gelungen, das Versagens- und Rissverhalten zu prognostizieren und in Bezug auf eine Belastung abschätzen zu können. Um diese Reinfiltrationstechnik zukünftig auf zuverlässige Weise praktisch in der Luftfahrtindustrie einsetzen zu können, muss dieser Aspekt allerdings erfüllt werden. Demnach wird im Rahmen dieser Arbeit eine schrittweise Annäherung an eine Möglichkeit der Reinfiltration, die diese Prognostizierbarkeit des Materialverhaltens zulässt, angestrebt. In diesem Zusammenhang dient die eben beschriebene Reinfiltrationsmethode als Grundlage für die Charakterisierungsiterationen, die im Zug dieser Arbeit behandelt werden.

## 2.5 *Double-Cantilever Beam-Test* (DCB-Test)

Um dieses Ziel der Masterthesis umsetzen zu können, wird insbesondere auf den DCB-Test zur experimentellen Untersuchung der reinfiltrierte Risse zurückgegriffen. Im folgenden Kapitel werden sowohl der Stellenwert und die Funktion dieses Tests als auch die genutzten Probekörper näher beschrieben. Zugleich erfolgt an dieser Stelle eine Einführung in die numerischen Grundlagen der Berechnungen.

### 2.5.1 Stellenwert und Hintergrund des DCB-Tests

Wie bereits einleitend in Kapitel 1 und 2.3 beschrieben wurde, sind Risse und Delaminationen die häufigsten Mechanismen, die zur strukturellen Schwächung und teils auch zum Versagen von FVK-Laminaten führen können. Die Kenntnisse über dieses Versagensverhalten bzw. die Riss- und Bruchwiderstände sind eine notwendige Basis für die Weiterentwicklung von faserverbundbasierten Technologien, speziell im Hinblick auf die Produktentwicklung sowie die Materialauswahl. Insbesondere die Luftfahrtindustrie kann hiervon in Zukunft profitieren. Darüber hinaus ermöglichen v.a. die Messungen der interlaminaren Bruchzähigkeit  $G_{IC}$  die Festlegung und Optimierung weiterführender Designvorgaben, die wiederum für den Aufbau von Schadenstoleranzanalysen erforderlich sind. An diesen genannten Punkten setzt die Thematik der Arbeit an und soll wesentliche Erkenntnisse zum charakteristischen Versagensverhalten von FVK-Laminaten liefern. ([5], S. 2)

Aus wissenschaftlicher Sicht stellt der DCB-Test eine zuverlässige Möglichkeit dar, um ein solches Materialversagen abbilden und bewerten zu können. Demnach wird der DCB-Test u.a. für folgende Zwecke eingesetzt ([5], S. 2):

- qualitativer Nachweis von Effekten, wie z.B. der Oberflächenbehandlung, der Veränderung der Faservolumenanteile oder der Verarbeitungs- und Umweltbedingungen auf die interlaminare Bruchzähigkeit  $G_{IC}$  eines Faserverbundlaminats
- qualitativer Vergleich der Werte für  $G_{IC}$  von Faserverbundmaterialien mit denen anderer Bauteile, so z.B. metallischen Strukturelementen

- qualitativer Vergleich der Werte für  $G_{IC}$  zwischen unterschiedlichen Chargen eines Kompositmaterials, um Designvorgaben entwerfen oder die Werte als Materialprüfkriterium verwenden zu können
- Entwicklung von Ausfallkriterien für Schadenstoleranz- und Lebensdaueranalysen
- Untersuchung des Wachstums- und Versagensverhaltens sowie Vergleich der Werte für  $G_{IC}$  für unterschiedlich reinfiltrierte Risse und Delaminationen

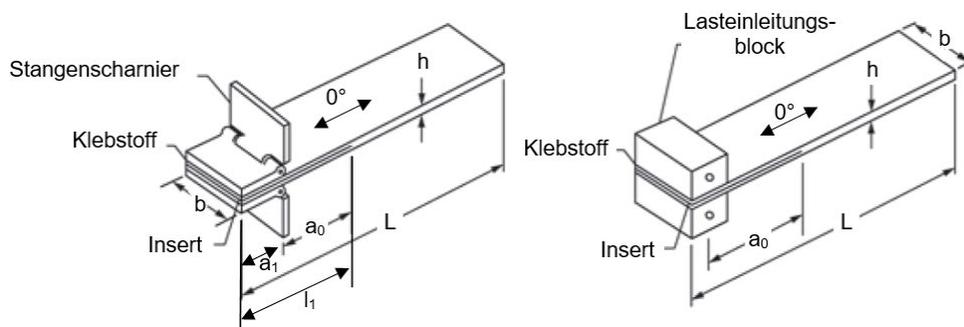
### 2.5.2 Probekörper und Testüberblick

Die Abmaße der Probekörper basieren auf den Anforderungsbereichen, die seitens der Spezifikation *ASTM D5528 - 13* [5] für die Probendimensionen gestellt werden. Diese sind in Tabelle 1 erkennbar.

	ASTM D5528
Länge Probe	min. 125 mm
Länge Insert	ca. 63 mm
Dicke Probe	3-5 mm
Dicke Insert	ca. 13 $\mu\text{m}$
Breite Probe	20-25 mm

Tabelle 1: Geforderte Dimensionen der Probekörper seitens ASTM D5528 - 13, vgl. [5], S. 4

Auf diese Weise ergeben sich die nachfolgend beschriebenen Geometrien der Probekörper, der sog. *Double-Cantilever Beams*, die zur Durchführung der in dieser Arbeit dokumentierten Tests verwendet werden (Abbildung 6).



a) DCB-Körper mit Stangenscharnieren      b) DCB-Körper mit Lasteinleitungsblöcken

Abbildung 6: Probekörper für einen DCB-Test, i.A.a. [5], S. 2

Sie besitzen eine rechteckige Grundfläche der Breite  $b = 20$  mm und der Länge  $L = 140$  mm sowie eine einheitliche Dicke von  $h = 4$  mm. Die Proben werden unidirektional aufgebaut, so dass alle übereinander angeordneten Einzellagen eine Faserorientierung in Richtung der Probenlängsachse ( $0^\circ$ ) aufweisen. In der Mittelebene des Laminats befindet sich eine nichtklebende Trennfolie als ein sog. *Insert*, welches als Initiator der Delamination wirkt. Diese Trennfolie wird bei der Herstellung der Probekörper so einlaminiert, dass das *Insert* eine ungefähre Länge von  $l_1 = 63$  mm aufweist. Für die Dicke des *Inserts* wird gemäß [5] eine Dicke von ca.  $h_1 = 13$   $\mu\text{m}$  verwendet. Des Weiteren werden in [5] zwei Möglichkeiten vorgestellt, wie die Lasteinleitung in die Probekörper erfolgen kann. Hierzu können auf der Ober- und Unterseite des Probekörpers zum einen entsprechende Stangenscharniere bzw. metallische Gelenke

nach Abbildung 6 a) oder zum anderen Lasteinleitungsblöcke nach Abbildung 6 b) montiert werden. Im Rahmen dieser Masterarbeit werden die Proben gemäß der Option a) gefertigt, so dass die vertikal stehenden Gelenksglieder die Lasteinleitungspunkte darstellen. Zudem werden die Gelenke so platziert, dass sich  $a_0$  als Anfangsdelaminationslänge zu  $a_0 = 50$  mm und die Klebelänge des Gelenks zu ungefähr  $a_1 = 13$  mm ergibt.

Während des DCB-Tests werden mittels einer Zugmaschine die Öffnungskräfte in vertikaler Richtung auf das Ende der Probe, an dem sich die Gelenke befinden, aufgetragen. Somit bilden sich Schälkräfte  $P$  aus, in deren Folge sich das entsprechende Ende des Probekörpers öffnet und sich ein Anriss ab dem Ende des *Inserts* bildet (Abbildung 7).

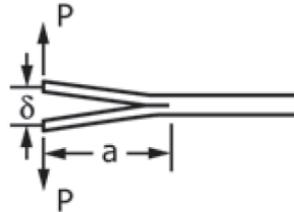


Abbildung 7: Belastung eines DCB-Probekörpers, vgl. [5], S. 6

Während der fortlaufenden Rissausbreitung und Probenbelastung werden die Lasten sowie der Traversenweg der Maschine, der wiederum der Öffnung der Probenenden entspricht, aufgezeichnet. Bereits vor dem Teststart wird hierbei eine konstante Belastungsrate, entweder last- oder wegbasiert, definiert. Parallel muss in der Zeit der Belastung die Delaminations- bzw. Risslänge aufgezeichnet werden. Dies erfolgt in vielen Fällen manuell, wobei das Risswachstum und demnach auch die Risslängen ständig visuell verfolgt und in kleinen Zwischenschritten notiert werden. Im Anschluss der Probenbelastung folgt die Entlastung mit einer zuvor definierten Rate, bis ein Öffnungsweg gleich oder nahe Null erreicht ist. Hierbei können durchaus ebenfalls die Lasten und der Traversenweg aufgezeichnet werden. ([4], S. 4, [5], S. 2)

In einigen Fällen wird dieser Be- und Entlastungszyklus mehrmals wiederholt, wobei jeder Zyklus bis zu einer jeweils größeren Risslänge als zuvor erreicht wurde, durchgeführt wird. Somit ergeben sich mehrere aneinanderschließende Beanspruchungskurven. Nach dem erfolgten DCB-Test können schließlich die Energiefreisetzungsraten numerisch aus der Länge des ausgebreiteten Risses sowie den Lasten und Öffnungswegen der Probe bzw. der Energieabsorption ermittelt werden. Hierfür existieren in der Praxis mehrere Ansätze, von denen im Rahmen dieser Arbeit vier bekannte Methoden angewendet werden (vgl. Kapitel 2.5.3).

### 2.5.3 Berechnungsgrundlagen des DCB-Tests

In [4] und [5] werden mehrere Berechnungsansätze für die experimentelle Ermittlung von  $G_I$  genauer vorgestellt und beschrieben. Gemäß [5] werden drei Berechnungsverfahren erläutert:

- Modifizierte Balkentheorie, engl. *Modified Beam Theory (MBT)*
- Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode, engl. *Compliance Calibration Method (CC)*
- Modifizierte Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode, engl. *Modified Compliance Calibration Method (MCC)*

Während vergangener Versuchsreihen stellte sich heraus, dass die zuerst genannte Methode (MBT) die konservativsten Werte von  $G_{IC}$  liefert, weshalb sie für die Berechnung der inter-

laminaren Bruchzähigkeit empfohlen wird (vgl. [5], S. 7). Insbesondere aus diesem Grund wird definiert, diese Methode im Rahmen der Arbeit als primäre Berechnungsgrundlage zu behandeln. Die CC- und MCC-Methode dienen als sekundäre Berechnungsvarianten zur Validierung der aus der MBT-Methode resultierenden Testergebnisse. Zudem beschreibt [4] die Flächenmethode als weiteres Verfahren zur numerischen Ermittlung von  $G_I$ . Diese erwähnten Verfahren bilden damit die methodischen Grundlagen für die hier durchgeführten Berechnungen.

### 2.5.3.1 Modifizierte Balkentheorie (MBT-Methode)

Um vorab einen Eindruck über die zu erwartenden Kräfte während des DCB-Tests und demnach einen ersten Referenzwert zu erlangen, kann die maximal erwartbare Last bzw. Rissinitiierungskraft  $P_{max}$  über folgende Formel (3) bestimmt werden (vgl. [5], S. 5):

$$P_{max} = \frac{b}{a} \cdot \sqrt{\frac{h^3 \cdot E_{11} \cdot G_{IC}}{96}} \quad (3)$$

Hierbei stellen  $b$  die Probenbreite und  $a$  die Delaminationslänge dar. Um den kritischen Wert von  $P$  errechnen zu können, wird die bereits vor dem Test bekannte Anfangsdelaminationslänge  $a_0$  der Probe verwendet. Während  $h$  die Probendicke bezeichnet, handelt es sich bei  $E_{11}$  um den Zugmodul des Materials in Faserlängsrichtung und bei  $G_{IC}$  um die erwartbare interlaminare Risszähigkeit. Die Werte von  $E_{11}$  und  $G_{IC}$  sind hierbei bekannte Materialparameter und können den Datenblättern des verwendeten Prepregs [15] entnommen werden.

Im Anschluss des durchgeführten Tests kann gemäß der MBT-Methode die Energiefreisetzungsrate  $G_I$  für einen DCB-Probekörper wie folgt ermittelt werden (4):

$$G_I = \frac{3 \cdot P \cdot \delta}{2 \cdot b \cdot a} \quad (4)$$

Wie zu erkennen ist, ergibt sich  $G_I$  hierbei in Abhängigkeit der Probenbreite  $b$ , der Delaminationslänge  $a$  sowie der entsprechend wirkenden Kraft  $P$  und der dazugehörigen Verschiebung des betrachteten Lastpunkts  $\delta$ . Allerdings gilt dieser Zusammenhang nach [5] nur für einen perfekt eingesetzten und belasteten Probekörper. Dies entspricht allerdings nicht zwangsläufig der Realität und die Formel (4) wird in der Praxis erfahrungsgemäß ein zu hohes Ergebnis für  $G_I$  generieren. Der Grund hierfür liegt v.a. in den Rotationen und somit in den unerwünschten Kräften und Momenten am Balken sowie am *Insert*-Ende bzw. Delaminationsbeginn, die sich infolge der Probenbelastung ausbilden (vgl. [5], S. 7). Um diese auftretenden Abweichungen verringern zu können, wird eine Korrektur der Gleichung (4) eingeführt. Es wird davon ausgegangen, dass die Delaminationslänge  $a$  mittels der Korrektur  $|\Delta|$  leicht verlängert wird. Um diesen Betrag rechnerisch zu bestimmen, wird die sog. Nachgiebigkeit  $C$  (engl. *compliance*), die sich aus dem Quotienten der Abweichung und der Kraft ergibt, verwendet (vgl. [5], S. 7):

$$C = \frac{\delta}{P} \quad (5)$$

Wird die Nachgiebigkeit  $C$  in ihrer Kubikwurzel über der Delaminationslänge aufgetragen, so kann nach Abbildung 8 der Korrekturterm ermittelt werden.

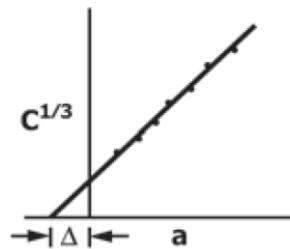


Abbildung 8: Bestimmung der Korrektur  $|\Delta|$  gemäß der MBT-Methode, vgl. [5], S. 7

Infolge dieser Erweiterung ergibt sich ein korrigierter Ausdruck (6) zur  $G_I$ -Berechnung in Abhängigkeit einer konkreten Delaminationslänge und der dazugehörigen Kraft und Abweichung:

$$G_I = \frac{3 \cdot P \cdot \delta}{2 \cdot b \cdot (a + |\Delta|)} \quad (6)$$

Ausgehend von Formel (6) kann über (7) die interlaminare Risszähigkeit  $G_{IC}$  bzw. der kritische Wert von  $G_I$ , ab dem die Rissausbreitung einsetzt, berechnet werden. Dazu wird  $a_0$  mit den entsprechenden kritischen Werten der Kraft  $P_c$  und Abweichung  $\delta_c$  eingesetzt (vgl. [5], S. 3):

$$G_{IC} = \frac{3 \cdot P_c \cdot \delta_c}{2 \cdot b \cdot (a_0 + |\Delta|)} \quad (7)$$

### 2.5.3.2 Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode (CC-Methode)

Die CC-Methode als zweites Berechnungsverfahren sieht eine numerische Ermittlung der Energiefreisetzungsraten  $G_I$  bzw. des jeweils kritischen Wertes  $G_{IC}$  gemäß Formel (8) vor:

$$G_I = \frac{n \cdot P \cdot \delta}{2 \cdot b \cdot a} \quad (8)$$

Hierbei ergibt sich  $G_I$  ebenfalls aus der Kraft  $P$ , dem Traversenweg  $\delta$ , der Delaminationslänge  $a$  und der Probenbreite  $b$ . Der Faktor  $n$  wird wiederum aus einer doppellogarithmischen Auftragung von  $\log C$  gegenüber  $\log a$  ermittelt, wobei dieses  $n$  aus der Steigung der entsprechenden Ausgleichsgeraden resultiert und damit als Exponent anzusehen ist (Abbildung 9).

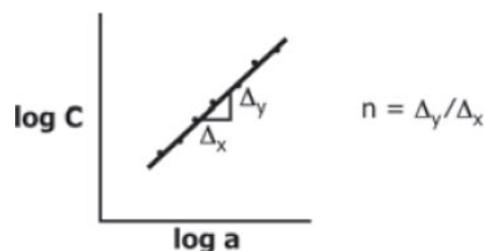


Abbildung 9: Bestimmung des Exponenten  $n$  gemäß der CC-Methode, vgl. [5], S. 8

### 2.5.3.3 Modifizierte Nachgiebigkeits-Kalibrierungs-Methode (MCC-Methode)

Zur Berechnung der Energiefreisetzungsraten gemäß der MCC-Methode dient der in Formel (9) dargelegte Zusammenhang:

$$G_I = \frac{3 \cdot P^2 \cdot C^{2/3}}{2 \cdot A_1 \cdot b \cdot h} \quad (9)$$

Neben den bereits erwähnten Größen der Kraft  $P$ , der Nachgiebigkeit  $C$  sowie der Breite  $b$  und Höhe  $h$  des Probekörpers fließt der Faktor  $A_1$  in die Berechnung ein. Dieser Wert resultiert aus der Steigung der Ausgleichsgeraden, die sich wiederum aus der Auftragung des Verhältnisses  $a/h$  gegenüber  $C^{1/3}$  ergibt (Abbildung 10).

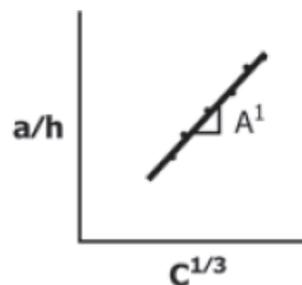


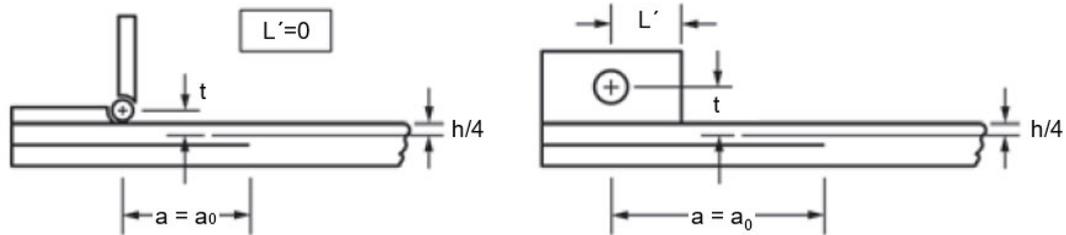
Abbildung 10: Bestimmung des Faktors  $A_1$  gemäß der MCC-Methode, vgl. [5], S. 8

Darüber hinaus sieht die *ASTM D5528 - 13* eine weitere Korrektur vor, sofern die Bedingung  $\delta/a > 0,4$  eintritt und damit der Öffnungsweg der Probenenden verhältnismäßig groß gegenüber der Delaminationslänge ist (vgl. [3], S. 68; [5], S. 5). Diese Korrektur gilt übergreifend für die vorgestellten Berechnungsmethoden (MBT, CC und MCC) und kommt oftmals bei Prüflingen mit einer geringen Biegesteifigkeit infolge einer kleinen Laminatdicke  $h$  oder bei Proben mit einer hohen Riss- bzw. Bruchzähigkeit zum Tragen (vgl. [3], S. 68). Tritt die o.g. Bedingung ein, so soll der nach Formel (10) errechnete Faktor  $F$  zusätzlich in die Berechnung einfließen.

$$F = 1 - \frac{3}{10} \left( \frac{\delta}{a} \right)^2 - \frac{3}{2} \left( \frac{\delta t}{a^2} \right) \quad (10)$$

Dieser Wert berücksichtigt v.a. die Verkürzung der Hebelarme, da sich mit der weiteren Öffnung der Probenenden im Aufschälvorgang auch der Abstand  $a_0$  zwischen dem Lasteinleitungspunkt und der Rissfront stetig verringert. Auch der Verschiebung bzw. Verkipfung der Lasteinleitungselemente sowie der dadurch resultierenden gravierenden Deformationen der Biegebalken wird damit entgegengewirkt. Neben den Größen  $\delta$  und  $a_0$  fließt das Dickenmaß  $t$  in die Ermittlung ein (Abbildung 11). Für die schlussendliche Berechnung der korrigierten Energiefreisetzungsrate  $G_I$  soll hierbei das vorherige Ergebnis von  $G_I$  mit  $F$  multipliziert werden. Diese Vorgehensweise gilt ausschließlich für den Anwendungsfall, dass DCB-Körper mit montierten Gelenken untersucht werden, wie es im Rahmen dieser Arbeit der Fall ist. An dieser Stelle können der Faktor  $L'$  und ein weiterer Verschiebungs-Korrekturparameter  $N$ , die für die Korrekturberechnung von DCB-Proben mit Lasteinleitungsblöcken von Relevanz sind, vernachlässigt werden. Aufgrund dessen werden diese Faktoren sowie die Vorgehensweise zur

Korrekturermittlung von  $G_I$  im Anwendungsfall der Lasteinleitungsblöcke nicht detaillierter erläutert und es wird auf die *ASTM D5528 - 13* verwiesen. (vgl. [5], S. 5, 10; [3], S. 68-69).



a) DCB-Körper mit Stangenscharnieren      b) DCB-Körper mit Lasteinleitungsblöcken

Abbildung 11: Schematische Darstellung zur Bestimmung des Korrekturparameters F

Zur numerischen Bestimmung der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{IC}$  gibt [5] drei verschiedene Möglichkeiten vor, die alle kompatibel mit MBT, CC und MCC sind:

- 5% Abweichung / Maximale Last (5% / Max):  
Der lineare Abschnitt des *Kraft-Traversenweg*-Diagramms (Belastung) wird als Referenz genutzt. Ausgehend vom Koordinatenursprung wird eine Gerade mit einer um 5 Prozent geringeren Steigung gezogen. Der Schnittpunkt dieser Geraden mit dem Graphen stellt den Anfangswert von  $G_{IC}$  dar. Tritt der Schnittpunkt nach Erreichen der Maximalkraft ein, so soll die maximale Kraft zur  $G_{IC}$ -Berechnung genutzt werden.
- Visuelle Beobachtung (VIS):  
Zur Berechnung von  $G_{IC}$  werden die Kraft  $P$  und der Traversenweg  $\delta$ , an dem erstmalig ein Delaminationswachstum ausgehend vom *Insert* visuell beobachtet werden konnte, verwendet.
- Abweichung von der Linearität (NL):  
Der Anfangswert von  $G_{IC}$  wird mittels der Kraft  $P$  und des Traversenwegs  $\delta$ , an dem die besagten Werte erstmals von der linearen Belastungsgeraden abweichen, ermittelt.

Laut [5] konnte nachgewiesen werden, dass der errechnete Wert von  $G_{IC}$  nach der Methode der Nichtlinearität (NL) dem physikalischen Delaminationsbeginn entspricht und typischerweise den geringsten der drei Werte der interlaminaren Risszähigkeit generiert (vgl. [5], S. 3, 7). Demnach wird empfohlen, NL zur Berechnung zu verwenden.

Wird weiterführend die interlaminare Energiefreisetzungsrate  $G_I$  graphisch gegenüber der Delaminationslänge  $a$  aufgetragen, so ergibt sich die in der Bruchmechanik bekannte *Risswiderstandskurve* oder *R-Kurve* (Abbildung 12 und Abbildung 13). Qualitativ kann gedeutet werden, dass sich zunächst mit steigender Anrisslänge ein zunehmender Widerstand gegen Delamination ausbildet. Sofern  $G_I$  größer als der Risswiderstand  $R$  seitens der Probe ist, führt dies zu einem (meist stabilen) Risswachstum. Wenn hingegen  $G_I$  kleiner als  $R$  ist, so existiert ein Rissstillstand. Ab Erreichen eines Maximalwerts von  $G_I$  stabilisiert sich üblicherweise die interlaminare Energiefreisetzungsrate mit zunehmender Delaminationslänge und bildet einen Plateaubereich aus (vgl. [5], S. 2). Bei diesem Szenario handelt es sich allerdings um eine theoretische Betrachtungsweise, die auf einem ideal aufgebauten Laminat basiert.

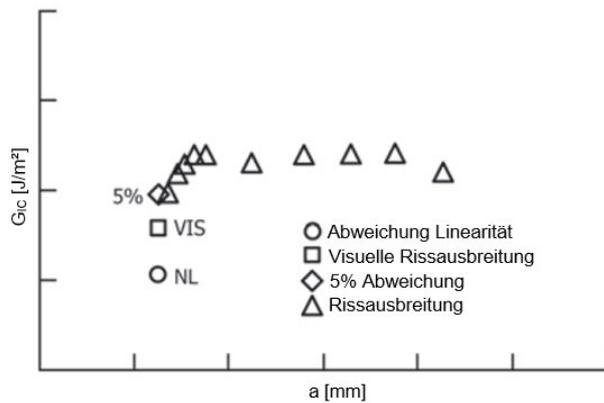


Abbildung 12: Qualitative Darstellung einer Risswiderstandskurve (R-Kurve), i.A.a. [5], S. 3

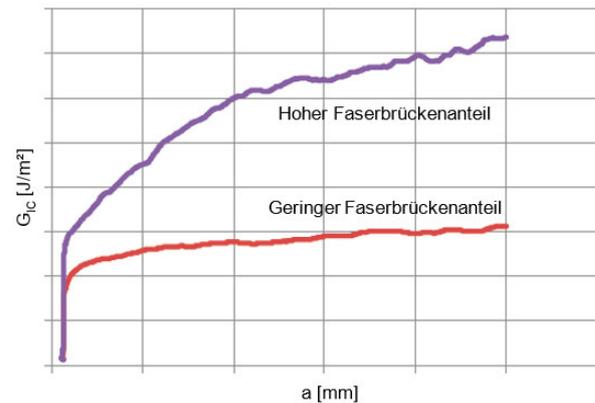


Abbildung 13: Auswirkung des Faserbrückenanteils auf den R-Kurven-Verlauf, i.A.a. [14], S. 3

In der praktischen Anwendung hingegen ist das angesprochene Widerstandsverhalten gegenüber der Delamination mit den mikromechanischen Eigenschaften an der Rissspitze zu begründen (vgl. [13], S. 40-41). Eine Ursache für dieses Materialverhalten ist in der Ausbildung von Faserbrücken (engl. *fiber bridging*), die aus einer zwischen zwei unidirektionalen Lagen wachsenden Delamination resultieren kann, zu finden (Abbildung 14).



Abbildung 14: Schematische Darstellung der Faserbrückenbildung, vgl. [14], S. 3

Im Fall eines solchen Effekts würden diese Fasern, die sich während der (Schäl-)Belastung von der Oberfläche lösen, allerdings mit ihrem Ende noch haften bleiben und die Rissfront bzw. die Lauffläche des Risses kreuzen. Diese Interaktion wirkt sich rissstabilisierend aus, verzögert die Delamination und unterstützt damit ein zunehmend unterkritisches Risswachstum. Dies kann in einer Erhöhung von  $G_{IC}$  und  $G_I$  resultieren. Mit steigender Risslänge erhöht sich zudem typischerweise die Anzahl der Faserbrücken. In diesem Fall würde dies im weiteren Verlauf zu einer ansteigenden *R-Kurve* führen (Abbildung 13). Das bedeutet, dass der Widerstand gegen Risswachstum zunehmen würde und ein höherer Energiebetrag notwendig wäre, um einen Rissfortschritt generieren zu können. Demnach kann eine solche Materialeigenschaft durchaus zur Unterdrückung einer Delamination führen. Liegt stattdessen ein spröderes Material vor und es treten damit einhergehend weniger Faserbrücken auf, so würde die *R-Kurve* mit zunehmender Delaminationslänge abflachen und eher den oben angesprochenen Plateaubereich ausbilden. An dieser Stelle muss zusätzlich erwähnt werden, dass die Faserbrückenbildung durch verschiedene Faktoren beeinflusst werden kann. Allen voran die Probengeometrie und Faserorientierung in der Kontaktfläche der Delamination spielen eine entscheidende Rolle. Die Eigenschaften des gewählten Materials zum Laminataufbau sowie die Fertigungsprozesse haben ebenfalls einen Einfluss auf die Ergebnisse der Energiefreisetzungsraten. Darüber hinaus kann in einigen Fällen im Zusammenhang mit *fiber bridging* der sog. *Pop-in-Effekt* beobachtet werden, der zu Sprüngen im *Kraft-Traversenweg-* oder *R-Kurven-Verlauf* der Probenbelastung führt. In dieser Folge kann es aufgrund der sehr geringen Anzahl oder dem Nicht-Auftreten der stabilisierenden Faserbrücken zu einer Unterbrechung

des anfangs stabilen Risswachstums kommen (vgl. [13], S. 41). Diese zahlreichen Einflussfaktoren sind der Grund für die Komplexität hinsichtlich der *R-Kurven*-Verläufe, die im Verlauf der Arbeit diskutiert werden. ([5], S. 3-7, [13], S. 40-41, 122, 196, 200, [14], S. 2-3)

Diese hier beschriebenen, teilweise komplexen Vorgänge beschreiben oftmals ein typisches Materialverhalten von unidirektionalen Laminaten während eines DCB-Tests, die mit Hilfe der MBT-, CC- und MCC-Methode ausgewertet werden können.

#### 2.5.3.4 Flächenmethode

Eine weitere Methode, die zur Berechnung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates  $G_I$  im Rahmen dieser Arbeit verwendet wird, ist die sog. Flächenmethode gemäß [4]. Der Ausdruck zur Ermittlung von  $G_I$  lässt sich wie folgt mit (11) darstellen:

$$G_I = \frac{A}{c \cdot b} \cdot 10^6 \quad (11)$$

Hierbei handelt es sich bei  $c$  um die Länge des ausgebreiteten Risses, die sich aus der Differenz der endgültigen Risslänge minus der Anfangsrisslänge ergibt. Das  $b$  beschreibt die Probenbreite.  $A$  hingegen charakterisiert die seitens der Beanspruchungskurve eingeschlossene Fläche und demnach die aufgebrachte Energie, die zum Erreichen der Gesamtrisslänge erforderlich ist und die sich aus dem *Kraft-Traversenweg*-Diagramm ergibt (Abbildung 15).

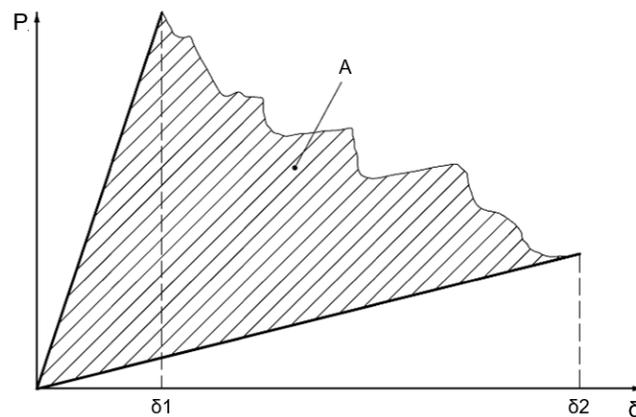


Abbildung 15: Qualitatives Kraft-Traversenweg-Diagramm der Flächenmethode, i.A.a. [4], S. 9

Ein wesentlicher Unterschied der Flächenmethode gegenüber den Methoden der *ASTM D5528 - 13* [5] ist in dem grundlegend anderen Berechnungsprinzip zu finden. Während die MBT-, CC- und MCC-Methode eine Energiefreisetzungsrates für einen konkreten Wert der Delaminationslänge  $a$  bestimmt, so wird anhand der Flächenmethode stets eine Energie  $A$  und somit ein  $G_I$ -Wert für ein bestimmtes Inkrement der Risslänge  $c$  berechnet. Zudem handelt es sich hierbei um einen Durchschnittswert von  $G_I$  für diesen Risslängenbetrag. Letztlich führt dies auch dazu, dass mittels der Flächenmethode nur einzelne Daten und keine zusammenhängenden *R-Kurven* zur Visualisierung des vollständigen Widerstandsverhaltens gegenüber der Delaminationslänge generiert werden können.

## 2.6 Abgeleitete Hypothesen innerhalb der Zielsetzung der Arbeit

Auf Grundlage der bisher bekannten theoretischen und in diesem Kapitel 2.5 erläuterten Erkenntnisse in Verbindung mit dem DCB-Test lassen sich zu Beginn der methodischen Umsetzung folgende Hypothesen hinsichtlich des Materialverhaltens aufstellen. Diese werden im Verlauf der Arbeit wissenschaftlich untersucht und diskutiert.

- *Hypothese 1:* Kommt es während einer *Modus I*-Beanspruchung einer DCB-Probe zu einer Verringerung oder dem Nicht-Auftreten von Faserbrücken, so resultiert daraus ein *Pop-in-Effekt* sowie ein instabiles Risswachstum.
- *Hypothese 2:* Tritt während der *Modus I*-Belastung einer DCB-Probe 1 ein verstärkter sprunghafter Verlauf im Kraft-Traversenweg-Diagramm gegenüber einer Probe 2 auf, so ist dies ein Anzeichen für eine erhöhte Rissfortschrittsrate von Probe 1.
- *Hypothese 3:* Ergibt sich während der *Modus I*-Belastung einer *Secondary Bonding*-Probe eine stark gezackte bzw. komplexere Klebschichtgrenze, so führt dies zu erhöhten Energiefreisetzungsraten im Vergleich zu einer *Secondary Bonding*-Probe mit weniger Klebschichtgrenzen.
- *Hypothese 4:* Kommt es während einer *Modus I*-Beanspruchung einer DCB-Probe zu einer Verringerung oder dem Nicht-Auftreten von Faserbrücken, so führt dies zu einer erhöhten Streuung der Energiefreisetzungsraten innerhalb der *R-Kurve* der Probe.

### 3 Methoden und Lösungsansatz zur Charakterisierung des Versagensverhaltens

#### 3.1 Identifikation notwendiger Materialkennwerte

Um eine realistische Charakterisierung des Versagensverhaltens von reinfiltrierten Rissen und Delaminationen abbilden zu können, bedarf es zunächst einer entsprechenden Identifikation erforderlicher Kennwerte und Einflussfaktoren.

Die Grundlage für die Realisierung dieser Zielsetzung bilden experimentell ermittelte Basis-kennwerte. Hierbei handelt es sich um jene Parameter, die mit Hilfe des DCB-Tests erfasst werden können, für die Generierung eines erweiterten Bildes des Material- bzw. Versagensverhaltens jedoch durch numerisch ermittelte Kennwerte ergänzt werden müssen:

- (Schäl-)Kraft  $P$
- Traversenweg  $\delta$
- Delaminationslänge  $a$
- Breite  $b$  und Dicke  $h$  des Probekörpers
- Länge des ausgebreiteten Risses  $c$
- Zeit  $t$  und Belastungsrate der Traverse

Mittels der in Kapitel 2.5.3 vorgestellten Berechnungsgrundlagen wird es anschließend ermöglicht, die resultierenden Kennwerte für eine qualitative und aussagekräftigere Beurteilung und Bewertung des Versagensverhaltens zu bestimmen:

- interlaminaire Bruch- bzw. Risszähigkeit  $G_{IC}$
- Energiefreisetzungsraten  $G_I$  für eine bestimmte Delaminationslänge  $a$
- (mittlere) Energiefreisetzungsraten  $G_I$  für eine definierte (Gesamt-)Risslänge  $c$
- Energie zum Erreichen der Gesamtrisslänge/ Energieabsorption  $A$

Für eine weitere Beurteilung des Risswachstums von reinfiltrierten Delaminationen unter *Modus I* ist es darüber hinaus notwendig, die entsprechenden Rissflächen der DCB-Proben zu analysieren. Hierfür sollten neben den eben erwähnten Materialkennwerten übergreifende Faktoren, die in Korrelation mit diesen Werten stehen und Einfluss auf die Ausbreitungseigenschaften der Risse nehmen können, berücksichtigt werden. Diese Faktoren werden inklusive entscheidender Parameter in Tabelle 2 aufgezeigt.

Faser-Matrix-System / Prepreg-System	Harzsystem zur Reinfiltration
Harz <ul style="list-style-type: none"> <li>• Zugfestigkeit</li> <li>• Biegefestigkeit</li> <li>• Interlaminaire Bruchzähigkeit</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Viskosität</li> <li>• Zugfestigkeit</li> <li>• Biegefestigkeit</li> <li>• Shore Härte <math>D</math></li> <li>• Glasübergangstemperatur</li> <li>• Aushärtebedingungen/ -zeit</li> <li>• Temper-Bedingungen</li> </ul>
Verstärkungsfasern <ul style="list-style-type: none"> <li>• Fasertyp</li> <li>• Ausrichtung</li> </ul>	
Prepreg-System <ul style="list-style-type: none"> <li>• Verarbeitungsbedingungen (Aushärtezyklus, Druck)</li> </ul>	

Tabelle 2: Korrelierende Parameter zur Beeinflussung des reinfiltrierten Versagensverhaltens

### 3.2 Ablauf zur Charakterisierung der Materialkennwerte

Um die Ziele des Projekts erfolgreich erreichen zu können, wurde zu Beginn ein systematischer Ablauf zur Umsetzung der Thematik definiert (Abbildung 16).

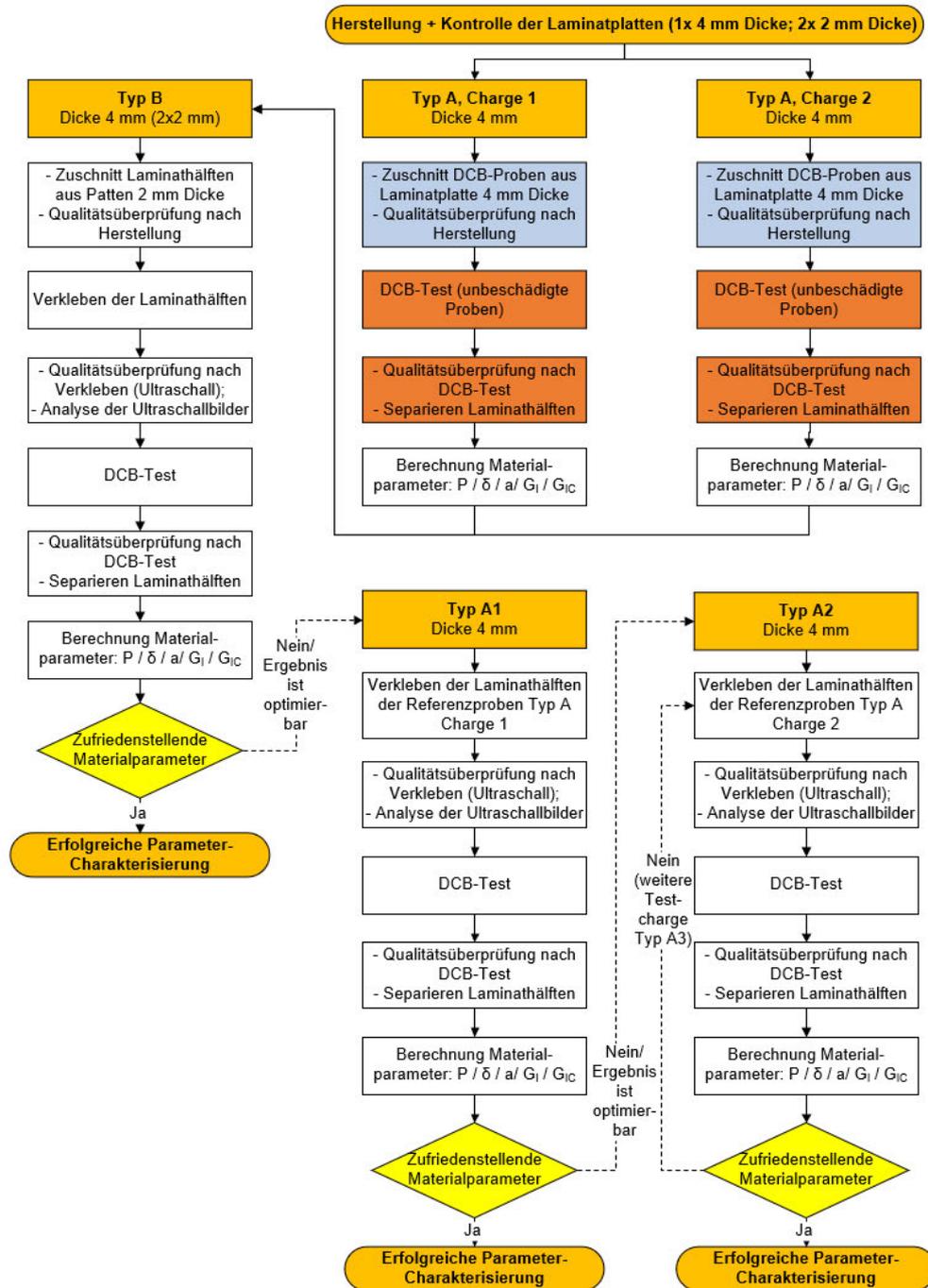


Abbildung 16: Ablaufdiagramm des Projekts zur Charakterisierung der Materialkennwerte

Der hier dargestellte Ablauf beschreibt einen iterativen Prozess, wobei die Charakterisierung der Materialparameter eines reinfiltrierten Risses in einzelnen Teilschritten angestrebt wird. Im Rahmen des Projekts werden unterschiedliche Testchargen gefertigt:

- **4 mm DCB Typ A:** Referenzlaminare, die im Herstellungsprozess direkt zu einer 4 mm dicken DCB-Probe mit einer in der Mitte befindlichen Trennfolie gefertigt werden. An dieser Stelle kann von einem *Co-curing*-Laminat gesprochen werden (vgl. Kapitel 2.2).

- *4 mm DCB Typ B*: Zwei separate Laminathälften von je 2 mm Dicke, die zu einer Probe mit einer Gesamtdicke von 4 mm und der dazwischenliegenden Trennfolie verklebt werden. Demzufolge handelt es sich um ein *Secondary Bonding*-Laminat (vgl. Kapitel 2.2).
- *4 mm DCB Typ A1, A2, A3*: Lamine, die durch das Verkleben bzw. die Reinfiltration der zuvor auseinandergeschälten *Typ A*-Laminathälften gefertigt werden. Auch dies stellt eine *Secondary Bonding*-Fertigung dar (vgl. Kapitel 2.2).

Nach der Fertigung der Laminatplatten werden sie einer Ultraschalluntersuchung zur Qualitätsüberprüfung unterzogen. Sofern diese anhand der generierten Scanbilder keine inter- oder intralaminaren Fehler aufweisen, werden sie für die Fertigung der eigentlichen Proben genutzt. In einem ersten Teilprozess werden aus der 4 mm dicken Laminatplatte die unbeschädigten Referenzproben *4 mm DCB Typ A* zugeschnitten (Abbildung 16, blau). Die Qualität wird nochmals geprüft, so dass anschließend die endgültige Präparation der DCB-Proben erfolgen kann. In einem DCB-Test werden beide Chargen 1 und 2 hinsichtlich der zuvor definierten Materialparameter untersucht. Auch hier erfolgt im Nachhinein eine Qualitätsüberprüfung der Körper sowie ein vollständiges Separieren der Laminathälften, um die eventuellen während des Tests entstandenen Fehlstellen im Laminat analysieren zu können (Abbildung 16, braun).

In einem zweiten Teilprozess wird mit der Präparation der Charge *4 mm DCB Typ B* begonnen (Abbildung 16, linker Strang). Um sich der Charakterisierung von reinfiltrierte Rissen in einem ersten Schritt annähern zu können, geht es zunächst darum, die Bauteilflächen möglichst komplett und fehlerfrei zu verbinden. Hierfür werden die beiden separaten Laminathälften mittels eines Epoxidharzes miteinander verklebt. Sofern die anschließende Ultraschalluntersuchung auf eine nahezu vollständig erfolgte Infiltrierung der Klebeflächen hindeutet, kann im darauffolgenden DCB-Test mit anschließender Separierung der Hälften die Ermittlung und Analyse der Parameter umgesetzt werden.

Sollte dieser erste Teilprozess von *Typ B* optimierbare Ergebnisse der Materialparameter liefern, so wird in einer nachfolgenden Charakterisierungsiteration mit *4 mm DCB Typ A1* fortgefahren (Abbildung 16, mittlerer unterer Strang). Die entstandenen Laminathälften der bereits geprüften Referenzproben *Typ A* werden mit Hilfe des identischen Epoxidharzes als *Secondary Bonding* gefügt. Auf diese Weise wird angestrebt, ein ursprünglich zusammenhängendes Laminat so zu fertigen, dass die anfänglich mechanischen Eigenschaften wieder erreicht sowie das Rissverhalten im Ganzen analysiert werden können. Nach der Ultraschalluntersuchung zur Überprüfung der Infiltrierung wird der DCB-Test mit den *Typ A1*-Proben durchgeführt. Auf dessen Basis werden die relevanten Materialkennwerte bestimmt.

Sind diese Ergebnisse nicht zufriedenstellend bzw. verbesserungswürdig, so wird eine dritte Testcharge *Typ A2* umgesetzt, die die bis dahin generierten Resultate im Optimalfall verbessern und weitere Erkenntnisse hinsichtlich des reinfiltrierte Risswachstums liefern soll (Abbildung 16, rechter unterer Strang). Die Probekörper mit 4 mm Dicke werden mittels einer vergleichbaren Art der Fügung wie im Fall von *Typ A1* gefertigt. Auch hierbei erfolgt anschließend eine Qualitätsüberprüfung sowie der DCB-Test zur Ermittlung der Materialparameter. Die erfolgreiche Charakterisierung der Kennwerte ist das angestrebte Kernziel. Sollte auch dieser Teilprozess keine verwertbaren Ergebnisse liefern, so wird gemäß der iterativen Vorgehensweise in einer weiteren Testcharge *Typ A3* eine Optimierung z.B. unter Verwendung einer alternativen Art der Reinfiltration vorgenommen und der Prozess wiederholt.

### 3.3 Fertigung der DCB-Probekörper

#### 3.3.1 Faser-Matrix-System (Prepreg) als Basismaterial

Das Ausgangsmaterial zur Fertigung der FVK-Laminat sowie der späteren DCB-Probekörper bildet das unidirektionale Prepreg *HexPly® 6376C-HTS(12K)-5-35%* der Firma *Hexcel Composites Limited* (Duxford, Vereinigtes Königreich). Die Kennung *6376C* steht hierbei für den Harztyp, der zum Aufbau des Prepregs eingesetzt wird und im Fall dieses Materials einen nominellen Anteil von 35 Gewichtsprozent ausmacht. *HTS(12K)-5* hingegen beschreibt das Verstärkungsmaterial in Form der Fasern, aus denen das Prepreg zusammengesetzt wird. Das Kürzel *HTS* bezeichnet hierbei hochfeste Kohlenstofffasern (engl. *High Strength Carbon fiber*), wobei die einzelnen Fasern bzw. Rovings aus jeweils 12.000 Filamenten (12K) bestehen. Des Weiteren wird das Prepregmaterial bei einer Temperatur von rund  $-20^{\circ}\text{C}$  gelagert, um eine Reaktion des Harz-Härter-Systems und somit die Aushärtung der Epoxidmatrix zu verhindern. Dieses auf einer Rolle gelagerte Prepreg besitzt zudem eine ungefähre Breite von  $B = 300\text{ mm}$  und eine Dicke von  $H = 0,125\text{ mm}$ . ([15], S. 1-2)

Weitere wichtige Kenndaten des Basismaterials können der nachfolgenden Tabelle 3 sowie [15] und [16] bzw. Abbildung 77 bis Abbildung 80 unter Anhang A.1 entnommen werden.

Harz <i>HexPly 6376C</i>	
Zugfestigkeit [MPa]	105
Biegefestigkeit [MPa]	144
Interlaminare Bruchzähigkeit [ $\text{J/m}^2$ ]	432
Verstärkungsfasern <i>HTS(12K)-5</i>	
Ausrichtung	Unidirektional (UD)
Nominelles Flächengewicht [ $\text{g/m}^2$ ]	134
Prepreg <i>HexPly 6376C-HTS(12K)-5-35%</i>	
Nominelles Flächengewicht [ $\text{g/m}^2$ ]	206
E-Modul Faserlängsrichtung [MPa]	140000
Verarbeitung	
Aushärtungszyklus	120 min bei $175^{\circ}\text{C}$
Druck [bar]	7

Tabelle 3: Datenblatt-Kenndaten *HexPly 6376C-HTS(12K)-5-35%*, vgl. [15], [16]

#### 3.3.2 Fertigungsprozess der CFK-Laminat

Um die späteren DCB-Probekörper fertigen zu können, müssen zu Beginn die entsprechenden CFK-Laminatplatten hergestellt werden. Wie in Kapitel 3.3.1 beschrieben wurde, wird das unidirektionale Prepregmaterial als Basiswerkstoff für den Laminataufbau genutzt.

Zunächst werden einzelne Lagenstücke mit den Dimensionen  $300 \cdot 300\text{ mm}$  zugeschnitten. Dies ist im noch leicht gekühlten Zustand der Prepregrolle vergleichsweise einfach zu realisieren. Während für den Aufbau der beiden Laminathälften mit jeweils 2 mm Dicke (Abbildung 16, für spätere *Typ B*-Proben) insgesamt 16 Lagen pro Hälfte benötigt werden, bedarf es für die Zusammensetzung des 4 mm dicken Laminats (Abbildung 16, *Typ A*) 32 Prepreglagen. In einem nachfolgenden Schritt wird begonnen, die einzelnen Lagen entsprechend übereinander zu positionieren. Nach der Platzierung der ersten Lage des Laminats werden die folgenden Lagen unidirektional, d.h. mit der gleichen Faserorientierung und -richtung, darübergelegt. Sobald ein Stapel von 16 übereinander positionierten Faserlagen erreicht ist, wird im Fall der beiden separaten Laminathälften ein Abreißgewebe als oberste Schicht des Stapels verwendet. So lässt sich eine rauere Oberfläche zur besseren Verklebung der Laminathälften

erzeugen. Bei dem Stapel des späteren 4 mm dicken Verbundes wird nach 16 Lagen und demnach in der Hälfte des entstehenden Laminats die Trennfolie, die das *Insert* zur Rissinitiierung im DCB-Probekörper darstellt, aufgelegt. Hierfür kommt die perforierte Folie *WRIGHT-LON® 5200* [17] der Firma *Airtech Europe Sarl* (Differdange, Luxemburg) mit einer Dicke von  $h_1 = 25 \mu\text{m}$ , die aus *Ethylen-Tetrafluorethylen* (ETFE) aufgebaut ist, zum Einsatz. Die Foliendicke, die die seitens des Standards geforderte Dicke leicht übersteigt, ist hierbei mit der entsprechenden Materialverfügbarkeit im Labor zu begründen und dennoch als vertretbar anzusehen. Ein weiterer entscheidender Punkt für die Folienauswahl stellt die maximale Einsatztemperatur des Materials dar. Mit einer ertragbaren Temperatur von bis zu rund  $260^\circ\text{C}$  (vgl. [17]) kann sie für die Aushärtung im Autoklavprozess bei ca.  $170$  bis  $180^\circ\text{C}$  verwendet werden. Zudem wird gemäß [5] für Faserverbunde, deren Aushärtung bei niedrigeren Temperaturen bis ca.  $177^\circ\text{C}$  erfolgt, eine Trennfolie aus PTFE oder einem vergleichbaren Material – ETFE ist vergleichbar – empfohlen. Weitere Materialdetails können dem Datenblatt entnommen werden (Abbildung 81 im Anhang A.1, [17]). Auch muss darauf geachtet werden, dass die Trennfolie mittig der CFK-Platte einlaminiert wird, um sicherzustellen, dass alle aus der Platte geschnittenen DCB-Proben ein annähernd gleich positioniertes *Insert* besitzen. Da eine Insertlänge von  $l_1 = 65 \text{ mm}$  definiert wird, besitzt die in der CFK-Platte einlaminierte Trennfolie eine Breite von  $b_1 = 130 \text{ mm}$  (Abbildung 17). Oberhalb der Trennfolie werden weitere 16 Prepreglagen gelegt, so dass der vorbereitete Laminatstapel für *Typ A* letztlich aus 32 Lagen besteht. Am Ende des Legeprozesses werden Stahlplatten der Grundfläche  $290 \cdot 290 \text{ mm}$  auf die unidirektionalen Lamine positioniert, um die Stapel durch das Plattengewicht entsprechend zusammenpressen zu können (Abbildung 17).

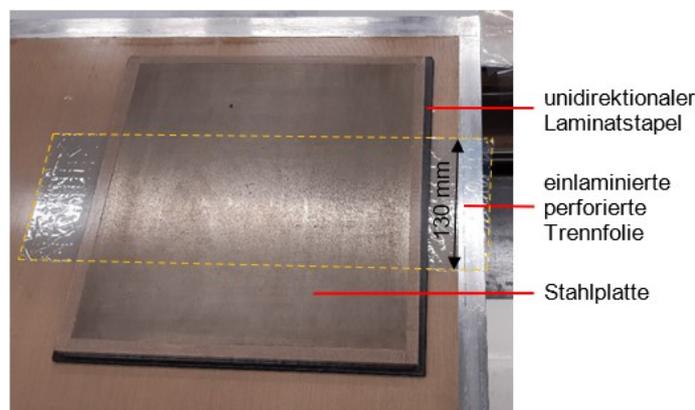


Abbildung 17: Laminatstapel mit einlaminiertem Trennfolie und Stahlplatte

Nach der erfolgten Fertigung der CFK-Platten werden diese für den Aushärteprozess im Autoklaven vorbereitet. Hierfür werden die drei Laminatstapel inklusive der darauf befindlichen Stahlplatten auf dem Auflagetisch platziert. Eine Lochfolie sowie ein Fließ werden auf die Abmaße des Tisches zugeschnitten sowie über die Lamine und Stahlplatten gelegt. Dadurch wird eine komponentenweise Trennung zur darüber angeordneten Vakuumfolie erreicht. Zugleich soll durch den Fließ und die Lochfolie eine Absorption des während des Aushärteprozesses aus den Laminaten austretenden und somit überschüssigen Harzes gewährleistet werden. Die luftundurchlässige Vakuumfolie wird nachfolgend großflächig zugeschnitten und mit einem Zugang für das Ventil der Vakuumpumpe versehen. Mittels eines Dichtbands wird die

Folie auf dem Tisch befestigt und zur möglichst guten Realisierung eines Vakuums in Falten gelegt (Abbildung 18). Der fertige Aufbau wird im Anschluss an eine Vakuumpumpe angeschlossen, im Autoklaven platziert und verschlossen (Abbildung 19). Somit kann der in Abbildung 85 im Anhang A.2 dargestellte Aushärteprozess durchgeführt werden. Die Aushärtetemperatur liegt bei ca. 175 °C. Nach diesem Prozess werden die überschüssigen Komponenten, wie die Vakuum- und Lochfolie, das Fließ und Abreißgewebe der Laminatstapel, entfernt. Als Resultat des Vorgangs ergeben sich somit die CFK-Laminatplatten, die allerdings noch überschüssige Harzränder besitzen. Diese Ränder werden im Verlauf des weiteren Fertigungsprozesses der DCB-Probekörper abgeschnitten und somit entfernt.



Abbildung 18: Vakuumaufbau der CFK-Laminatplatten, vor dem Aushärteprozess im Autoklaven

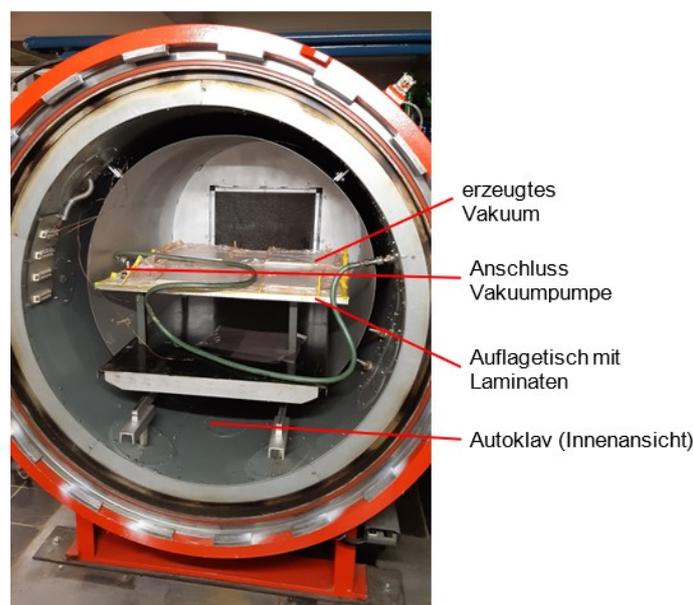


Abbildung 19: Autoklav mit platziertem Vakuumaufbau, während und nach dem Aushärteprozess

### 3.3.3 Qualitätsüberprüfung und Untersuchungsergebnisse der CFK-Laminatplatten

#### 3.3.3.1 Ablauf der Prüfung

Im weiteren Verlauf müssen aus den hergestellten CFK-Platten die DCB-Probekörper gefertigt werden. Um vorab gewährleisten zu können, dass die späteren Proben keine Beschädigungen infolge des Lege- oder Aushärteprozesses aufweisen, werden die Laminatplatten einer Qualitätsüberprüfung mittels Ultraschall unterzogen.

An dieser Stelle soll in verkürzter Form das Prinzip dieses Inspektionsverfahrens erläutert werden (Abbildung 20). Es handelt sich um eine nicht-zerstörende Prüfmethode, bei der das entsprechende Bauteil während der Überprüfung keinen Beschädigungen unterliegt. Typischerweise basiert die Ultraschallprüfmethode auf dem *Impuls-Echo-Verfahren* (vgl. [18]). Mittels eines Messkopfes, der sowohl den Signalgeber als auch den Signalempfänger bzw. -wandler beinhaltet, werden akustische Wellen im typischen Ultraschallfrequenzbereich zwischen ca. 0,2 MHz bis 100 MHz impulsartig in das zu untersuchende Bauteil eingeleitet. In Abhängigkeit der Bauteilzusammensetzung breiten sich die ausgesendeten Impulse unterschiedlich schnell mit der jeweiligen charakteristischen Schallgeschwindigkeit des Materials aus.

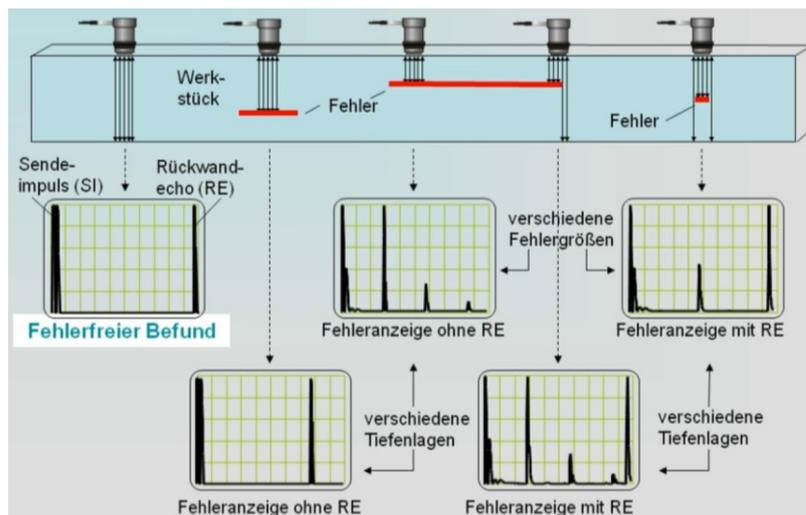


Abbildung 20: Prinzip der Ultraschallprüfung, vgl. [19]

Kommt es während der Laufzeit der Ultraschallimpulse zu einer Änderung ihrer Ausbreitungsgeschwindigkeiten, so werden die Schallwellen an diesen Stellen im Bauteil reflektiert. Diese Art der Reflexion wird als *Echo* bezeichnet. Bei Eintritt in das Bauteil wird ein geringer Anteil der ausgesendeten Schallimpulse bereits an der oberen Bauteilschicht zurückgeworfen, wodurch sich das *Eingangsecho* ergibt. Der Großteil der Impulse dringt allerdings in das Bauteil ein. Durchläuft das Signal ein unbeschädigtes Werkstück, so wird es erst an der Bauteilrückwand reflektiert. In diesem Fall handelt es sich um das sog. *Rückwandecho*. Treten hingegen Fehlstellen wie Poren oder Risse im Bauteil auf, so werden die Ultraschallwellen bereits an diesen Bereichen aufgrund der veränderten Ausbreitungsgeschwindigkeit, z.B. infolge eingeschlossener Luft, frühzeitig reflektiert. In der Fachliteratur wird dieser Vorgang als *Fehlerecho* beschrieben. Nach der Reflexion der Schallwellen werden sie anschließend durch den im Messkopf befindlichen Signalempfänger erfasst und in ein elektrisches Signal bestehend aus Eingangs-, Fehler- und Rückwandecho umgewandelt. Zusätzlich lässt sich aus der Laufzeit der Ultraschallwelle, die sich aus der Differenz zwischen dem Aussenden und dem erneuten Erfassen ergibt, die Tiefe des Reflexions- bzw. Echopunktes innerhalb des Bauteils und somit die *Fehlertiefe* im Bauteil ermitteln. Dies setzt allerdings die Kenntnis über die materialabhängigen Schallgeschwindigkeiten voraus. Auf Basis dieser Funktionsweise kann der Amplitudenverlauf des Ultraschallsignals abgebildet werden, der als sog. *A-Bild* bezeichnet wird und Aufschluss über die diversen Fehlergrößen und Tiefenlagen gibt. Werden die *A-Bilder* und damit die Amplituden zu definierten Zeit- bzw. Messpunkten erfasst und entsprechend

farbcodiert umgewandelt, so lässt sich daraus ein flächiges Abbild der Materialeigenschaften des Prüflings inklusive der Fehlstellen generieren (*C-Bild*). Um darüber hinaus ein möglichst reflexionsarmes Einleiten und Erfassen der Ultraschallimpulse sowie eine durchgehende Fläche zwischen Messkopf und Bauteiloberfläche gewährleisten zu können, wird ein Kopplungsmittel wie Wasser verwendet. ([12], Kap. 11, S. 19-20; [18]; [19])

Im Rahmen der Ultraschallüberprüfung innerhalb dieser Arbeit kommt die *USPC 3010 HF MUSE*, ein portables Scan-System für bildgebende Ultraschallprüftechnik der Firma *Hillger NDT GmbH* (Braunschweig, Deutschland), zum Einsatz (Abbildung 21). Die Durchführung der Prüfung sowie die Generierung der Scanbilder wird durch die mit dem Testgerät gekoppelte Software *Hillgus* der o.g. Firma umgesetzt. Im Rahmen der Untersuchung wird der Prüfling, der zu diesem Zeitpunkt noch die zusammenhängende Laminatplatte ist, auf der entsprechenden Scanfläche positioniert. Damit der Probekörper während des Scanvorgangs nicht verschiebbar ist, wird er durch montierte Befestigungsprofile seitlich gesichert sowie auf kleinen Klebepads im Scanflächenbereich befestigt. Letzteres stellt sicher, dass sich das Rückwande-echo nicht mit dem Signal der unterhalb der Probe befindlichen Aluminiumplatte, auf der das Scan-System montiert wurde, überlagert. Auf diese Weise lässt sich während des Scanvorgangs ein eindeutiges Rückwande-echo generieren und auf den entstandenen Ultraschallbildern identifizieren. Anschließend werden die notwendigen Einstellungen der Blenden, der Rasterauflösung und Scangeschwindigkeit des tatsächlichen Scanbereiches sowie der Messkanalkonfiguration getätigt. Nähere Informationen hierzu können dem Benutzerhandbuch der *USPC 3010 HF MUSE* [20] entnommen werden. Als individuelle Scan-Parameter wurden ein Raster von jeweils 0,40 mm in X- und Y-Richtung sowie eine Geschwindigkeit des Messkopfes von 45 Prozent gewählt. Zudem wurde infolge des begrenzten Scanbereichs erst eine Plattenhälfte per Scan untersucht und anschließend die Platte zur Untersuchung der zweiten Hälfte gedreht.

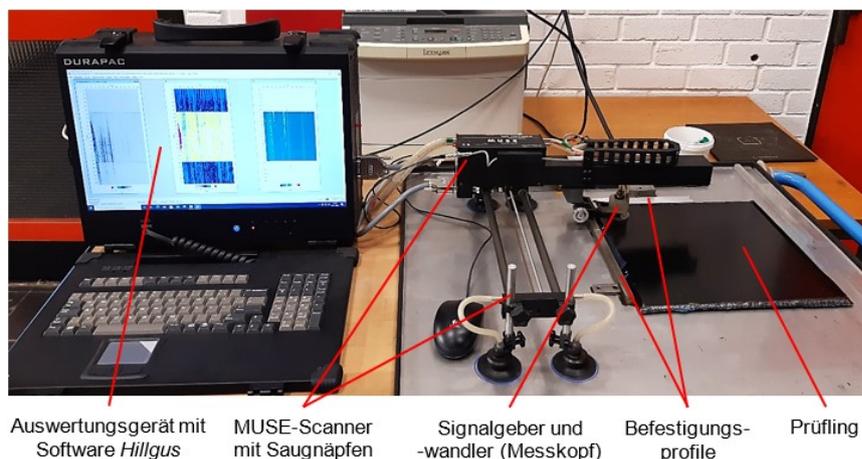


Abbildung 21: Scan-System für bildgebende Ultraschallprüftechnik der HAW Hamburg

### 3.3.3.2 Prüfungsauswertung und Ergebnisdiskussion

Die Ergebnisse der Ultraschalluntersuchung der drei Laminatplatten lassen sich in Abbildung 22 bis Abbildung 24 sowie Abbildung 88 bis Abbildung 104 im Anhang A.3 erkennen. Werden die Resultate, die an dieser Stelle exemplarisch anhand der Abbildung 22 bis Abbildung 24 für das 4 mm dicke Laminat mit der einlamierten Trennfolie dargestellt sind, bewertet, so ergeben sich zufriedenstellende Ultraschall-Scanbilder (*C-Bilder*) aller Laminatplatten.

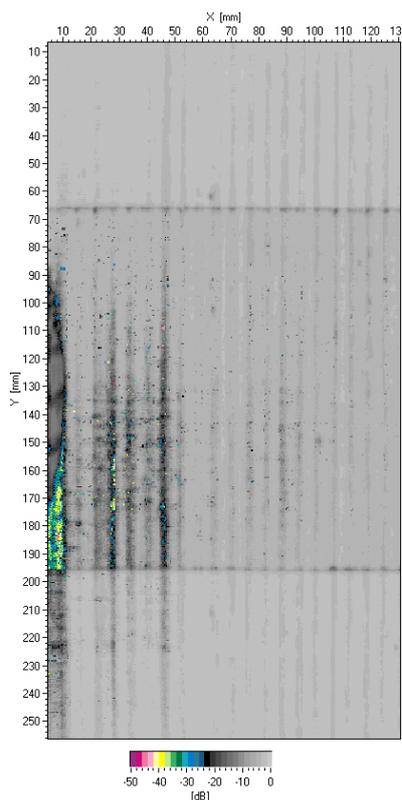


Abbildung 22: Laminat 4 mm, Rückwandecho [dB], 1. Hälfte

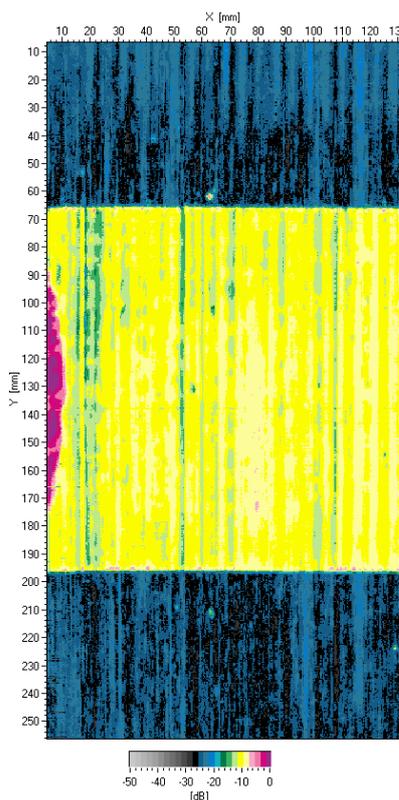


Abbildung 23: Laminat 4 mm, Fehlerecho [dB], 1. Hälfte

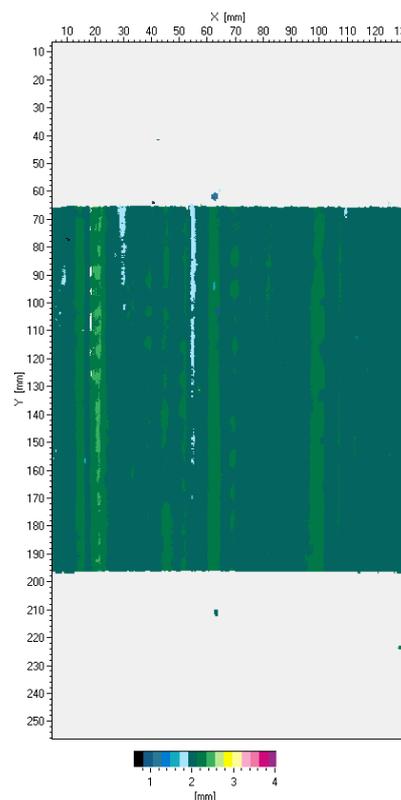


Abbildung 24: Laminat 4 mm, Fehllertiefe [mm], 1. Hälfte

Im Fall des Rückwandechos entspricht der Signalpegel von 0 dB einer Signalintensität von 100 Prozent, die den Boden der Probe erreicht. Trifft dies ein, so durchläuft das ausgesendete Signal vollständig die komplette Dicke des Laminats ohne hierbei von einer Fehlstelle reflektiert zu werden. Demzufolge stellt 0 dB den bestmöglich erreichbaren Wert dar. Im Fall der Scanbilder kann bis zu einem Pegel von ca. -20 dB von einem guten unbeschädigten Faserverbund ausgegangen werden. Anhand von Abbildung 22 lässt sich erkennen, dass sich über den gesamten Scanbereich des Laminats inklusive des Bereichs der Trennfolie ein Signalpegel zwischen 0 dB bis rund -20 dB ergibt und demnach absolut vertretbar ist. Die Unterschiede zwischen den Signalpegeln ergeben sich hierbei als Folge von Unebenheiten und Ungleichmäßigkeiten innerhalb des Prepregmaterials und des Laminats. An dieser Stelle sind insbesondere Abweichungen von der gleichmäßigen Harzverteilung in einer Prepreglage bzw. von dem seitens des Herstellers definierten Harzgewichtsanteils zu nennen. Dies sind jedoch Faktoren, die bereits im Ausgangsmaterial des Laminats vorliegen und nicht aktiv im Rahmen des Laminataufbaus beeinflusst werden können. Jedoch können auch Ungenauigkeiten im Legeprozess, so z.B. leichte Abweichungen im Übereinanderlegen der einzelnen Prepreglagen, die Ursache für diese Unebenheiten im Material sein. Wie im Scanbild zu sehen ist, werden in diesen Bereichen keine expliziten Fehlerstellen ausgewiesen, was auf ein unbeschädigtes Laminat hindeutet. Dennoch kann am linken Rand des Scanfeldes ein leichter Einbruch des Signalpegels von -20 dB bis ca. -40 dB festgestellt werden. Diese Abweichung kann mit einem Einschluss von verbleibender Luft erklärt werden. Dieser Luftanteil erzielt eine frühzeitige Reflexion der Ultraschallstrahlung und verhindert somit, dass der vollständige Strahlungsanteil den Boden der CFK-Platte erreicht. Da diese Fehlstelle allerdings im äußeren Plattenrand liegt

und dieser Bereich im Zug des Zuschnitts der DCB-Probekörper entfällt und nicht weiterverwendet wurde, wird sie als nicht ausschlaggebend und qualitätsmindernd angesehen. In Abbildung 23 ist hingegen das Fehlerecho erkennbar. Es ist im oberen und unteren Scanbereich ein blau und schwarz gefärbter Bereich mit einem niedrigen Signalpegel von rund -18 dB bis -28 dB ersichtlich, was auf ein geringes Fehlerecho und somit auf das Nichtauftreten eines Fehlers schließen lässt. Im mittleren Feld des Scanbereiches ist eindeutig ein Signalpegel von -8 dB bis ca. -12 dB mit vereinzelt Einbrüchen bis ca. -16 dB erkennbar. Dies charakterisiert die Zone, in der die Trennfolie als *Insert* eingebracht wurde. Der Grund hierfür ist, dass die Folie einen geringen Anteil der Schallimpulse selbst reflektiert und dennoch einen großen Strahlungsanteil hindurchtreten lässt. Somit kann dies als geringfügige bzw. nicht gravierende Fehlstelle, die jedoch bewusst in das Laminat eingebracht wurde, interpretiert werden. Zugleich lässt sich anhand der vertikalen Skala in Y-Richtung die Trennfolienbreite von  $b_1 = 130$  mm ablesen. Während der rosa eingefärbte Bereich erneut die oben beschriebene Fehlstelle infolge eingeschlossener Luft beschreiben kann, so sind auch in diesem Scanbild die vernachlässigbar kleinen Materialunregelmäßigkeiten im Laminat aufgrund der leichten Farbwechsel erkennbar. In Abbildung 24 wird schließlich die Fehlertiefe gezeigt. Das Scanbild gibt die Fehlstelle der Trennfolie mit einer Tiefe zwischen 2,0 und 2,2 mm aus, was der Hälfte der Laminatdicke und damit der gewünschten Position entspricht. Die Abweichungen sind hierbei marginal. Zur argumentativen Unterstützung sowie weiteren Veranschaulichung der Ergebnisse werden in Abbildung 86 und Abbildung 87 im Anhang A.3 die entsprechenden Häufigkeitsverteilungen des Fehlerechos und der Fehlertiefe gezeigt.

Anhand der Abbildung 22 bis Abbildung 24 und Abbildung 88 bis Abbildung 90 im Anhang A.3, die die Scanbilder der anderen Plattenhälfte darstellen, sowie der dazugehörigen Histogramme können nachweislich qualitativ gute Ergebnisse vorgelegt werden. Damit kann die unbeschädigte 4 mm-Laminatplatte für die Herstellung der DCB-Proben genutzt werden.

Bei den weiteren Ultraschall-Scanbildern in Abbildung 93 bis Abbildung 104 im Anhang A.3 handelt es sich um die Prüfungsergebnisse der beiden CFK-Platten mit einer Dicke von 2 mm. Auch hier werden die Scanbilder beider Plattenhälften, die entsprechend nacheinander untersucht wurden, veranschaulicht. Bei näherer Betrachtung ist eine ähnliche Materialbeschaffenheit zur 4 mm-CFK-Platte erkennbar. Ein wesentlicher Unterschied liegt hingegen darin, dass in diesen Platten keine Trennfolie als *Insert* einlaminieren und demzufolge ein reines unidirektionales Laminat gescannt wurde. Für beide Platten ergeben sich ein Rückwandecho im Bereich von 0 bis ca. -20 dB sowie ein Fehlerecho zwischen -19 dB und -27 dB. Insbesondere diese Wertebereiche zeigen eine starke Ähnlichkeit zu den Echos des 4 mm dicken Laminats. Damit können ebenfalls gute Qualitätseigenschaften der beiden CFK-Platten im unbeschädigten Zustand nachgewiesen werden. An dieser Stelle ist noch zu erwähnen, dass beide Laminats minimale Ausschläge des Fehlerecho-Signalpegels bis ca. -16 dB erzeugen (Abbildung 94 und Abbildung 100 im Anhang A.3). Auch dies lässt sich mit den Unebenheiten im Material und eventuellen minimalen Ungenauigkeiten im Fertigungs- und Legeprozess argumentieren. In den entsprechenden Scanbildern der Fehlertiefe ist dieser Sachverhalt anschaulich ersichtlich. Die angesprochenen Stellen liegen in einer Tiefe von 0,6 bis 0,8 mm und somit an der Bauteiloberfläche. Dies bedeutet, dass keine tiefliegenden Beschädigungen und somit qualitätsmindernden Fehlstellen, wie Delaminationen, existieren.

### 3.3.4 Präparation der DCB-Probekörper

Im folgenden Prozess werden aus den 2 mm bzw. 4 mm dicken CFK-Platten mit Hilfe eines Wasserstrahl-Schneidegeräts und einer Kreissäge die DCB-Probekörper zugeschnitten. Der Schnittvorgang des Wasserstrahls kann in Abbildung 111 im Anhang A.5 eingesehen werden. Die äußeren Konturen und die Mittelachse werden händisch mit einer Kreissäge nachbearbeitet. Hierbei gilt es, die zuvor definierten Dimensionen der Probekörper (vgl. Kapitel 2.5.2) einzuhalten. Aufgrund der herausfordernden Platzierung der Platten innerhalb der Säge kann es zu geringfügigen Abweichungen der Probenlänge kommen. Da zur normgerechten Durchführung der DCB-Tests allerdings die Probendicken und -breiten entscheidend sind, können die Längenabweichungen von wenigen Millimetern als akzeptabel angesehen werden.

Die weiterführende Aufbereitung der DCB-Proben wird hier am Beispiel der *Co-curing*-Laminat (vgl. Kapitel 3.1, *Typ A*) gezeigt. Der Aufbau der *Secondary Bonding*-Proben aus den separaten Laminathälften (vgl. Kapitel 3.1, *Typ B*) stellt bereits die erste Charakterisierungsiteration dar und wird somit in Kapitel 3.5 und 3.6 untersucht.

Nach dem erfolgten Zuschnitt werden zur Sicherstellung normgerechter DCB-Proben die Abmaße gemäß [5], S. 5 überprüft. Es werden jeweils die Probendicke und -breite an drei relevanten Positionen bestimmt (Abbildung 25) und anschließend gemittelt. Hierbei wird im Folgenden die Position auf der *Insert*-Seite als '25 mm rechts' und diejenige der *Insert*-abgewandten Seite als '25 mm links' bezeichnet. Speziell die Variierung des Dickenmaßes sollte nach [5] einen Wert von 0,1 mm nicht überschreiten. Kleine Abweichungen von wenigen Zehntelmillimetern können jedoch als akzeptabel betrachtet werden. Die entsprechende Übersicht der Dimensionsprüfung wird in Tabelle 26 im Anhang A.5 gezeigt. Zudem werden die Oberflächen der Probenenden, in denen das *Insert* einlaminiert wurde und an denen später die Gelenke zur Lasteinleitung platziert werden, vorbehandelt. Hierfür wird das Material so angeschliffen, dass im relevanten Bereich die oberen Faserlagen entfernt werden und somit eine entsprechend raue Fläche zur verbesserten Haltbarkeit der Gelenke vorliegt (Abbildung 25).

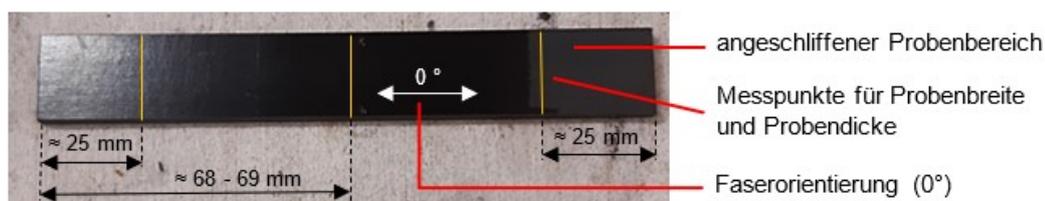


Abbildung 25: Dimensionsüberprüfung und Anschleifen der DCB-Probekörper

Ein weiterer Schritt beinhaltet die Beschichtung der Probenränder mittels eines wasserbeständigen Sprühlacks, um anschließend eine visuelle Rissdetektionshilfe im Bereich der Delaminationsfläche auftragen zu können. Dieses visuelle Linienraster, das ab dem Ende der einlaminierten Trennfolie beginnt, wird gemäß [5], S. 6 angezeichnet. Eine entsprechende Darstellung ist in Abbildung 26 zu erkennen. Zusätzlich wird ab der zuvor gekennzeichneten Markierung des *Insert*-Endes die nach [5] geforderte Anfangsdelaminationslänge von  $a_0 = 50$  mm über den *Insert*-Bereich abgetragen und die Linie der Lasteinleitung markiert.

Im weiteren Verlauf werden die metallischen Gelenke zur Krafteinleitung auf die Ober- und Unterseiten der Probekörper geklebt (Abbildung 26). Es gilt zu beachten, dass diese Gelenke mindestens so breit wie die Proben selbst sein sollten, d.h. sie sollten eine Breite von

mindestens 20 mm aufweisen (vgl. [5], S. 5). Für diese Verklebung kommt ein Harz-Härter-Gemisch bestehend aus dem *Epoxydharz L* (100 g) und dem *Härter W 300* (35 g) der Firma *R&G Faserverbundwerkstoffe GmbH* (Waldenbuch, Deutschland) zum Einsatz. Zur nötigen Erhöhung der Viskosität sowie um eine pastenartige Konsistenz der Klebmasse zu erzeugen, werden dem Gemisch Baumwollflocken (20 g) hinzugegeben. Somit können die Gelenke auf den Probekörpern so platziert werden, dass die jeweiligen Scharniere bündig mit der angezeichneten Lasteinleitungslinie abschließen (Abbildung 26). Nach einer Aushärtezeit von rund 72 Stunden unter Raumtemperatur können die fertigen DCB-Proben entnommen werden.

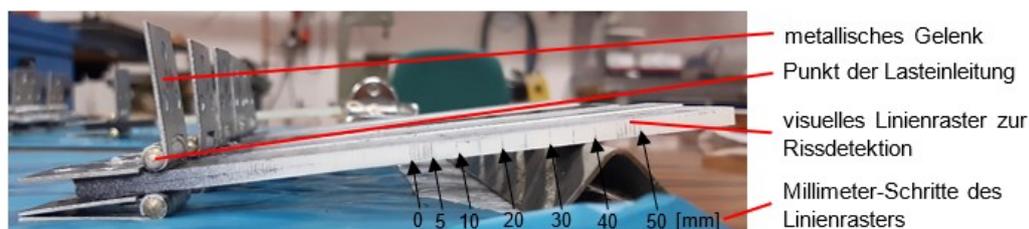


Abbildung 26: Visuelles Linienraster und metallisches Gelenk an einer DCB-Probe

Der letzte Schritt der Präparation beinhaltet die Qualitätsüberprüfung der Proben mittels Ultraschall (Abbildung 27). Anhand der Scanbilder (Abbildung 105 bis Abbildung 110 im Anhang A.3, rote Markierungen) konnte nochmals nachgewiesen werden, dass die Proben die geforderte Qualität und Materialbeschaffenheit aufweisen, um für die Durchführung der DCB-Tests eingesetzt zu werden. Die entsprechenden später zu delaminierenden Flächen der Proben, die im DCB-Test experimentell untersucht werden, weisen auch nach der Präparation keine Beschädigungen auf. Im Bereich der einlamierten Trennfolie lassen sich mögliche Lufteinschlüsse erkennen. Da dieser Bereich allerdings nur der Rissinitiierung und nicht der Kennwertermittlung gilt, ist diese Fehlstelle vertretbar und vernachlässigbar. Die nicht rot markierten Scanflächen stellen hierbei lediglich die Platzhalter dar, um eine ebene Prüffläche sowie eine verbesserte Erkennbarkeit der zu untersuchenden DCB-Proben zu erhalten.

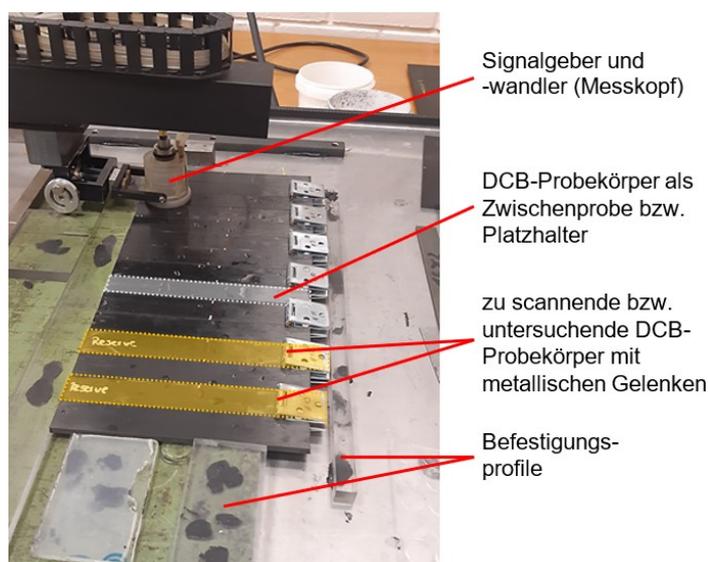


Abbildung 27: Platzierung der 4 mm DCB Typ A-Proben zur Ultraschall-Qualitätsprüfung

### 3.4 Unbeschädigte Referenzproben (4 mm DCB Typ A, Co-curing)

#### 3.4.1 Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung

Eingangs dieses Kapitels zur Bestimmung der Materialkennwerte werden die Vorbereitungen und Abläufe des DCB-Tests näher beschrieben. Die entsprechende Vorgehensweise orientiert sich dabei an den Vorgaben der *ASTM D5528 - 13* [5].

Anhand der Datenblätter [15] und [16] sowie Formel (3) konnte zunächst ein idealisierter Wert von  $P_{max}$ , der im Test erwartbar ist, berechnet werden (Formel (12)):

$$P_{max} = \frac{20 [mm]}{50 [mm]} \cdot \sqrt{\frac{4^3 [mm^3] \cdot 140000 [MPa] \cdot 432 \left[ \frac{J}{m^2} \right]}{96}} = 80,3 N \quad (12)$$

Nach der Dimensionsüberprüfung und dem Auftragen des visuellen Linienrasters stellt die Montage der Probe in der Testmaschine den ersten Ablaufschritt dar. Zur Durchführung der DCB-Tests wird im Rahmen dieses Projekts die Zugmaschine *Easy Test™ EZ20* der Firma *AMETEK Precision Instruments Europe GmbH* (Meerbusch, Deutschland) verwendet. Zur Aufzeichnung der Messwerte dient ein in der verfahrbaren Traverse eingesetzter 1 kN-Kraftaufnehmer, an dem wiederum eine obere Spannklemme befestigt wird. Das Gegenstück stellt eine untere starre Klemme dar, in die zunächst eines der beiden montierten Metallgelenke der Probe eingespannt wird. Zur Fixierung des gegenüberliegenden Gelenks wird die obere Klemme entsprechend verfahren. Hierbei ist entscheidend, dass unmittelbar vor der Einspannung der aktuelle Kraftwert zu Null gesetzt wird. Auf diese Weise lassen sich das Eigengewicht und die Eigenverformungen bzw. -spannungen der Maschinenelemente, die zu erheblichen Verfälschungen in der Kennwertermittlung führen können, beseitigen. Bei der Probenmontage ist zudem zu beachten, dass der *Double-Cantilever Beam* innerhalb der Maschine zentriert und annähernd waagrecht ausgerichtet ist (Abbildung 28). Eine entsprechende Überprüfung der Ausrichtung erfolgt mittels eines 3-achsigen Wasserwaagenwürfels, der auf die eingespannte Probe gelegt wird. So kann eine gleichmäßige Lasteinleitung in beide Laminathälften gewährleistet und eine potentielle Torsions- oder Scherbelastung im Probeninneren während des Aufschälens nahezu vollständig unterbunden werden. Des Weiteren ist zu überprüfen, dass die Probenenden vor dem Testbeginn geschlossen sind, um weitere Abweichungen der späteren Testergebnisse, insbesondere der Kraft und des Traversenwegs zu vermeiden.

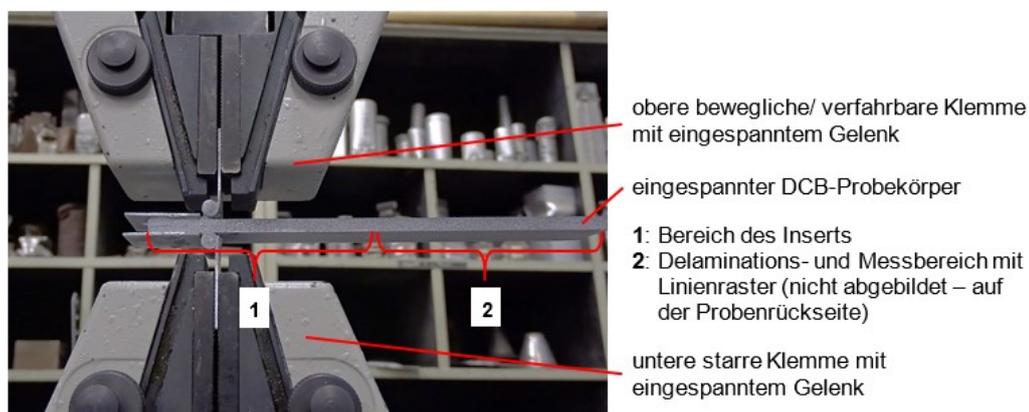


Abbildung 28: Eingespannter DCB-Probekörper vor Testbeginn

Vor dem Teststart der ersten Probe einer Charge erfolgt zudem die Installation und Kalibrierung des optischen Messequipments zur Aufzeichnung der Be- und Entlastungszyklen. Mittels einer montierten Kamera kann das Risswachstum der Probe durchgängig aufgenommen werden. Parallel dazu erfolgt während des Testzyklus eine visuelle Beobachtung des Rissfortschritts mit Hilfe einer Lupe durch eine betreuende Testperson. Eine zweite Kamera wird vor dem Monitor der Testmaschine bzw. der Messeinheit positioniert und zeichnet auf diese Weise die aktuellen Kraft- und Traversenwegwerte während des Messvorgangs auf. Durch die mündliche Durchsage der erreichten Risslängen im Fall der visuellen Beobachtung sowie die Auswertung der Kameraaufnahmen kann eine nachträgliche Zuordnung dieser Kraft- und Wegwerte zu den entsprechenden Risslängen erfolgen. Diese Methode stellt die primäre Messvariante dar. Darüber hinaus wird mit der Software *ARAMIS v6* der Firma *GOM mbH* (Braunschweig, Deutschland) eine weitere Messeinrichtung bestehend aus einer 5 Megapixel-Kamera an der Testmaschine installiert. Diese dient der präziseren Messung des Risswachstums. Somit können zukünftig die visuelle Beobachtungsmethode mittels der Lupe, die oftmals Messungenauigkeiten infolge eines unpräzisen Ablesens mit sich bringt, abgelöst und genauere Messergebnisse generiert werden. Da die Umsetzung der Messung mit *ARAMIS v6* allerdings noch nicht vollständig erprobt werden konnte, wird sie im Rahmen dieses Projekts nur als sekundäre Mess- und Auswertungsmethode berücksichtigt. Demnach kann sie zur Plausibilitätsprüfung genutzt werden. Der vollständige Testaufbau wird in Abbildung 29 dargestellt.

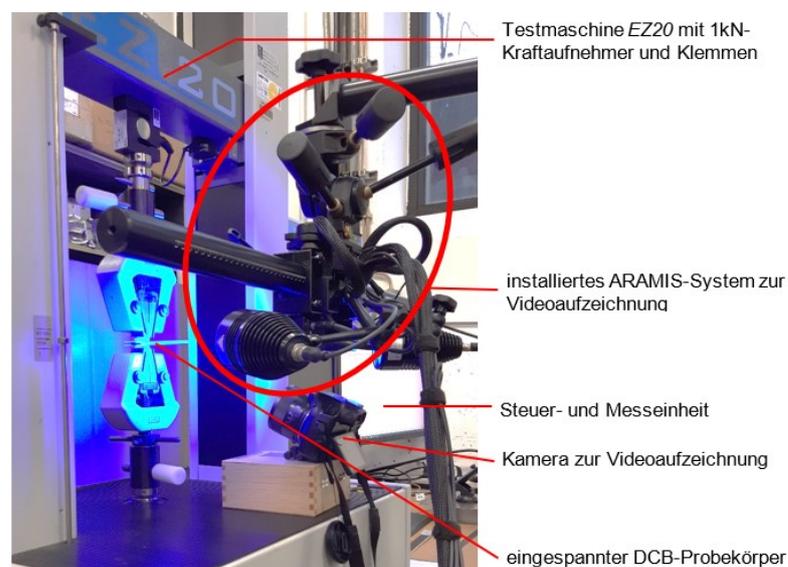


Abbildung 29: Testaufbau des DCB-Tests

Der folgende Schritt beinhaltet die Einrichtung des Testablaufs. Hierfür kommt die Software *Nexygen MT 4.0 mit Ondio V4.0* von *Lloyd Instruments Ltd* (Hampshire, Vereinigtes Königreich) zum Einsatz. An dieser Stelle wird eine separate *Ondio*-Prüfungsanordnung mit einer mehrstufigen weggesteuerten Prüfung bestehend aus zwei Be- und Entlastungszyklen gewählt. Die einzelnen Schritte der DCB-Prüfung stellen sich wie folgt dar:

- Zurücksetzen der Kraft und des Traversenwegs auf bzw. nahe Null
- Starten des ersten Zyklus mit 1 mm/min bis zu einem Traversenweg von  $\delta = 300$  mm: Da zu Beginn des Tests nicht bekannt ist, bei welchem Wert des Traversenwegs eine bestimmte Risslänge erreicht ist, wird bewusst ein sehr hoher Wert von  $\delta$  gewählt. So

kann vermieden werden, dass die Testmaschine den Test frühzeitig automatisch und somit an einem unerwünschten Punkt der Probenöffnung beendet.

- visuelle Rissbeobachtung und -dokumentation mittels Lupe (bis  $c = 3$  mm im Abstand von 1 mm); parallele Aufzeichnung der Kraft und des Traversenwegs
- manuelles Beenden des Tests bei Erreichen von  $c = 3$  mm ab dem *Insert*-Ende
- manuelle Probenentlastung mit einer Entlastungsrate von ca. 10-15 mm/min bis auf bzw. nahe Null; keine Aufzeichnung der Kraft und des Traversenwegs:

Während vergangener Tests konnte festgestellt werden, dass sich die Kraft- und Traversenwegwerte in der Zeit der Entlastung gut linear zueinander ändern. Da die exakten Messwerte im Rahmen der weiteren Berechnungen kaum eine Berücksichtigung finden, wird zur Vereinfachung die direkte lineare Entlastungskurve gewählt.

- visueller Vergleich des Rissfortschritts an beiden Seiten der Probe:  
Eine stark unterschiedliche Risslänge auf den beiden Probenseiten würde auf das Auftreten unerwünschter Torsions- und Scherkräfte hindeuten. Dies könnte aus dem unpräzisen Einsetzen der Probe oder der ungenauen Positionierung der Gelenke resultieren. In diesem Fall muss der Testvorgang abgebrochen und die Probe verworfen werden.
- Starten des zweiten Zyklus mit 2 mm/min bis zu einem Traversenweg von  $\delta = 300$  mm
- visuelle Rissbeobachtung mittels Lupe (bis  $c = 5$  mm im Abstand von 1 mm, ab  $c = 5$  mm im Abstand von 5 mm); parallele Aufzeichnung der Kraft und des Traversenwegs
- manuelles Beenden des Tests bei Erreichen einer Risslänge von  $c = 50$  mm ab dem *Insert*-Ende (Abbildung 30 und Abbildung 31)
- manuelle Probenentlastung mit einer Entlastungsrate von ca. 10-15 mm/min bis auf bzw. nahe Null; keine Aufzeichnung der Kraft und des Traversenwegs
- visueller Vergleich des Rissfortschritts an beiden Seiten der Probe
- Entnahme der DCB-Probe aus der Testmaschine; Datenspeicherung und -export

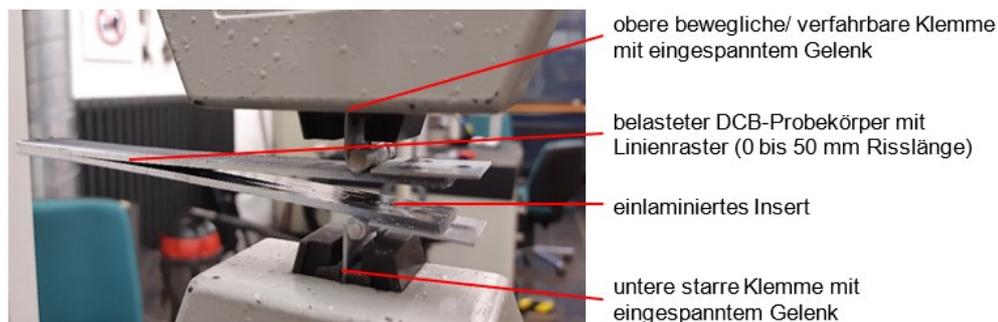


Abbildung 30: Belasteter DCB-Probekörper nach Testende

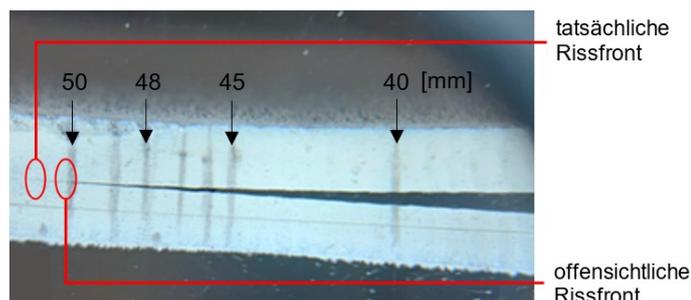


Abbildung 31: Detailansicht des Delaminationsrisses nach Testende

### 3.4.2 Materialkennwertermittlung – Testauswertung

Im Anschluss an die Testdurchführung wurde mit der Auswertung und Materialkennwertgenerierung auf Basis der in Kapitel 2.5.3 vorgestellten Berechnungsmethoden fortgefahren.

#### 3.4.2.1 MBT-, CC- und MCC-Methode

Mit Hilfe der aufgezeichneten Messwerte der Kraft  $P$  und des Traversenwegs  $\delta$  konnten zunächst die Be- und Entlastungskurven der DCB-Proben visuell in einem *Kraft-Traversenweg*-Diagramm dargestellt werden. Die Abbildung 32 zeigt anhand der Probe *4 mm DCB Typ A #12* exemplarisch das typische Verhalten. Während der Probenbelastung kommt es zu einer Zunahme von  $P$  und  $\delta$ . Hierbei verhalten sich die Werte annähernd linear zueinander, wodurch sich der Belastungsgraph (*Belastung 1. Zyklus Kraftanstieg*) ergibt. Das Erreichen eines Höchstwertes von  $P$ , hier ca. 60 N, führt im späteren Verlauf der Berechnung zu einem kritischen Wert der Energiefreisetzungsrate  $G_I$ , in dem Fall  $G_{IC}$  (vgl. Kapitel 2.1). Dieser Wert stellt den Punkt dar, an dem die Rissinitiierung einsetzt. Mit der weiteren Belastung der Probe nimmt  $P$  infolge des Risswachstums ab,  $\delta$  nimmt weiter zu und der Riss breitet sich fortlaufend aus. Sobald eine geforderte Risslänge von ca. 3 mm erreicht wurde, was im Fall von *4 mm DCB Typ A #12* einem Traversenweg von ca. 3,7 mm und einer Kraft von rund 54 N entspricht, wird eine Entlastung der Probe (*Entlastung 1. Zyklus*) bis auf bzw. nahe Null eingeleitet. Hierbei wird zur Vereinfachung eine Lineare zum Koordinatenursprung angenommen (vgl. Kapitel 3.4.1). Im zweiten Zyklus erfolgt die Beanspruchung der bereits angerissenen Probe von Null ausgehend, bis sich ein weiterer Rissfortschritt bis ca.  $c = 50$  mm ergibt. An dieser Stelle stellt sich ein Traversenweg von  $\delta \approx 13,5$  mm und eine Kraft  $P \approx 32,5$  N ein. Anhand der Abbildung 32 lassen sich demnach beide Be- und Entlastungszyklen deutlich erkennen sowie der Zusammenhang des zuvor in Kapitel 2.5.3 beschriebenen Versagensverhaltens feststellen.

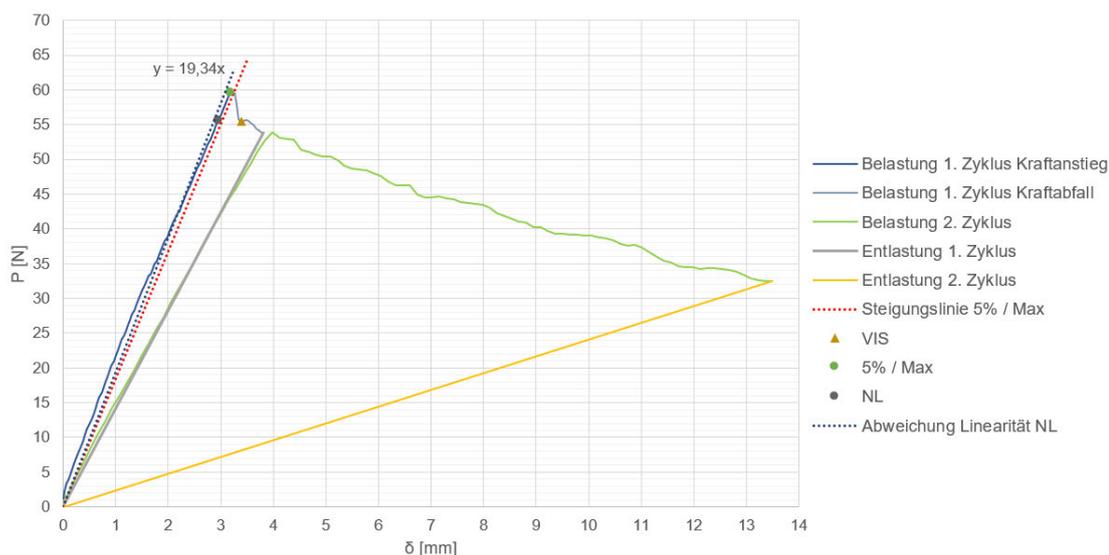


Abbildung 32: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #12

In einem folgenden Schritt der Testauswertung wird eine Ausgleichsgerade in den ersten annähernd linearen Belastungszweig gelegt (Abbildung 32, *Abweichung Linearität NL*). Da dieser Zweig die Probenbeanspruchung bis zum ersten Anriss beschreibt, ist er für die weitere Auswertung entscheidend. Auf diese Weise lässt sich die erste größere Abweichung des Graphen

von der Trendlinie im Bereich der maximalen Last und somit der Rissinitiierungspunkt  $NL$  ermitteln. Mit Hilfe der Generierung einer weiteren Geraden mit einer um 5 Prozent geringeren Steigung (Abbildung 32, *Steigungslinie 5% / Max*) kann über ihren Schnittpunkt mit dem Graphen der Punkt *5% / Max* bestimmt werden. Der Punkt  $VIS$ , an dem der Rissbeginn visuell wahrgenommen wurde, wird hingegen mittels der Video- und Kameraaufzeichnungen ermittelt. Die Werte der drei Punkte werden exemplarisch für die Probe *4 mm DCB Typ A #12* in Tabelle 4 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass  $NL$  den niedrigsten Kraftwert und somit den konservativsten der drei Auswertungspunkte darstellt. Dennoch sollte an dieser Stelle erwähnt werden, dass speziell  $NL$  lediglich ungefähr anhand der linearen Ausgleichsgeraden bestimmt werden und es demzufolge zu vereinzelt Ungenauigkeiten in den Testergebnissen kommen kann. Eine ähnliche Aussage gilt für  $VIS$ , dessen Wert aufgrund des visuellen Ablesens sowie der Auswertungsmethode mittels Video ebenfalls mit Messungenauigkeiten verbunden sein kann. Der zuverlässigste der drei Auswertungspunkte findet sich im Punkt *5% / Max* wieder, der sich aufgrund des Graphen-Schnittpunktes am genauesten bestimmen lässt.

	NL	5% / Max	VIS
Kraft $P$ [N]	55,6	59,6	55,5
Traversenweg $\delta$ [mm]	2,95	3,19	3,39

Tabelle 4: Werte der Auswertungspunkte  $NL$ , *5% / Max* und  $VIS$  für *4 mm DCB Typ A #12*

Ein weiterer Schritt umfasst die Berechnung der Nachgiebigkeit  $C$  über die Formel (5) und auf deren Basis die Generierung einer Ausgleichsgeraden zur Bestimmung des Korrekturterms  $|\Delta|$  (MBT), des Exponenten  $n$  (CC) und des Faktors  $A_1$  (MCC). Die Abbildung 33 zeigt exemplarisch das Vorgehen gemäß der MBT-Methode, wobei sich der Term zu  $|\Delta| \approx 5,7$  mm ergibt.

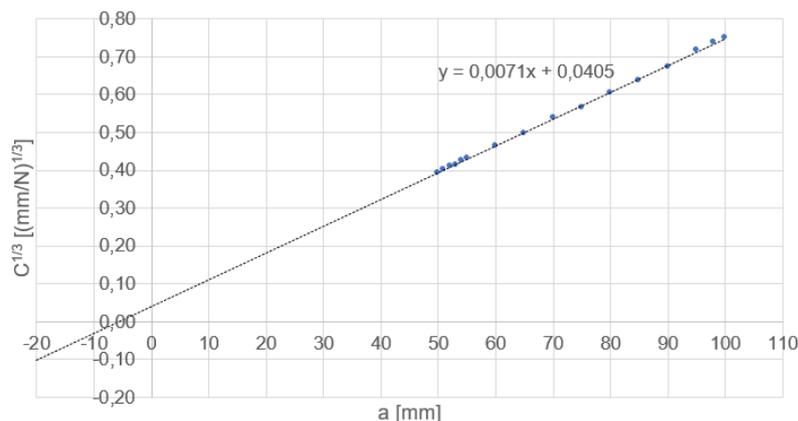


Abbildung 33: Berechnung des Korrekturterms  $|\Delta|$  – *4 mm DCB Typ A #12*

Mit Hilfe der Formel (6) sowie der aus den Aufzeichnungen bekannten Messwerte  $P$ ,  $\delta$  und  $a$  konnten nun die Energiefreisetzungsraten  $G_I$  analytisch ermittelt und in einem  $R$ -Kurven-Diagramm visualisiert werden (Abbildung 34, exemplarisch für die Testcharge). Gleichmaßen ließen sich die Auswertungspunkte  $VIS$ ,  $NL$  und *5% / Max* gemäß Formel (7) berechnen. An dieser Stelle ist es notwendig zu überprüfen, ob die in Kapitel 2.5.3 erläuterte Rahmenbedingung  $\delta/a > 0,4$  eintritt oder nicht. Sofern das genannte Verhältnis kleiner als der Grenzwert ist, ist keine zusätzliche Korrektur der resultierenden  $G_I$ -Werte erforderlich. Zudem wird erneut

deutlich, dass *NL* den geringsten Wert der Energiefreisetzungsraten darstellt. Dies deckt sich mit der Aussage der *ASTM D5528 - 13*, die den Punkt *NL* mit einem um ca. 20 Prozent geringeren Wert im Vergleich zu *VIS* und *5% / Max* angibt (vgl. [5], S. 3). Die hier abgebildete *R-Kurve* zeigt zudem einen typischen Kurvenverlauf. Die Anfangswerte der *R-Kurve* bei der Delaminationslänge von  $a = 50$  mm stellen den Punkt der Rissinitiierung und somit den Beginn des widerstandsabhängigen Bruchverhaltens dar. Sie werden durch die o.g. Punkte *VIS*, *NL* und *5% / Max* beschrieben und definieren somit die Bruchzähigkeit  $G_{IC}$ , allen voran *NL* als geringster Wert mit  $219,04 \text{ J/m}^2$ . Mit der fortlaufenden *R-Kurve* steigen die Werte von  $G_I$  mit zunehmender Delaminationslänge  $a$  an. Ab ungefähr der Hälfte der Gesamtrisslänge ( $a = 75$  mm) flacht die Kurve ab und die Werte stabilisieren sich. Im Fall der Probe *4 mm DCB Typ A #12* liegt der Durchschnittswert von  $G_I$  in diesem Bereich der *R-Kurve* bei ca.  $315 \text{ J/m}^2$ .

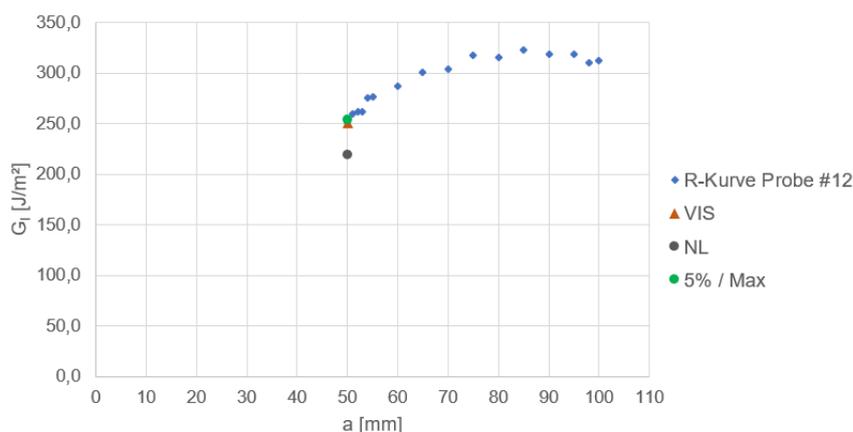


Abbildung 34: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – 4 mm DCB Typ A #12

Um zusätzlich einen Eindruck über die Rissfortschrittsraten zu erlangen, wird die Risslänge  $c$  gegenüber der Zeit  $t$  visualisiert (Abbildung 35, exemplarisch für die Testcharge).

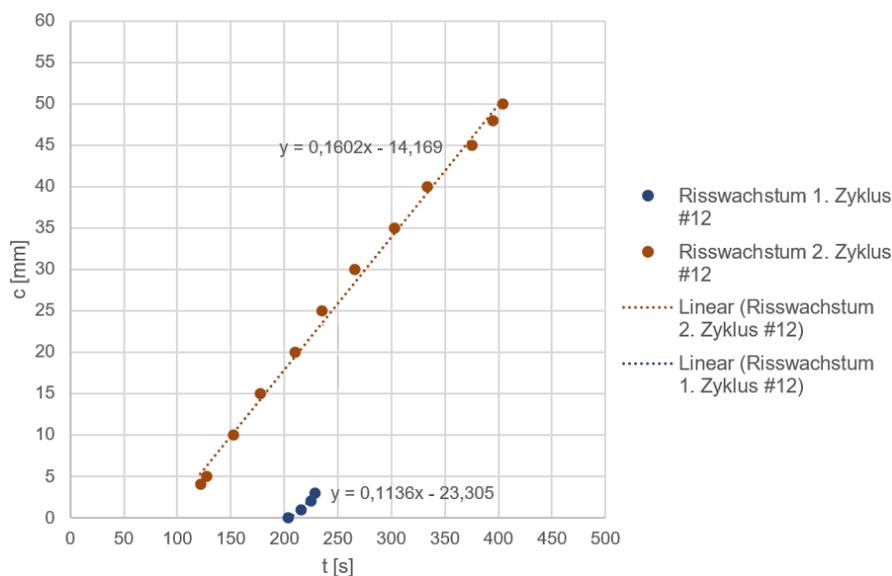


Abbildung 35: Rissgeschwindigkeit – 4 mm DCB Typ A #12

Die während des DCB-Tests aufgezeichneten Zeitpunkte, zu denen sich die entsprechenden Kraft- und Traversenwegwerte einer bestimmten Risslänge einstellen, werden mittels der

Videoaufzeichnungen ausgewertet. In einigen Fällen ergeben sich geringe Abweichungen beim Vergleich der Kraft- und Wegwerte mit denjenigen der Zeit, da diese Methode ausschließlich auf der visuellen Rissbeobachtung beruht. Deshalb ist an diesen Stellen eine Linearisierung der Zeitwerte von Nöten, wodurch sich für einige Risslängen  $c$  ein gemittelter Wert  $t$  ergibt. Im Idealfall folgen die Messpunkte einer linearen Geraden. Da die Probe im ersten Zyklus bis rund  $c = 3$  mm mit einer Belastungsrate von 1 mm/ min sowie im zweiten Zyklus ab  $c = 4$  mm mit 2 mm/ min belastet wird, stellen sich somit zwei zueinander versetzte Trendlinien ein. Die Steigungen der Trendlinien stellen gleichzeitig die Rissfortschrittsrate in mm/s dar. Die Ergebnisse können für einen späteren Vergleich mit den anderen DCB-Proben genutzt werden und fließen anschließend in die Erstellung der gemittelten Endergebnisse ein.

### 3.4.2.2 Flächenmethode

Die Flächenmethode gemäß Formel (11) ist im Rahmen dieser Arbeit die weitere Variante zur Berechnung der interlaminaeren Energiefreisetzungsrates der DCB-Proben. Im Vergleich zur MBT-, CC- und MCC-Methode liegt hierbei allerdings ein Unterschied in der Interpretation der Ergebnisse vor: Die Fläche  $A$  beschreibt in diesem Zusammenhang die Energie, die zum Erreichen der Gesamtlänge des ausgebreiteten Risses ( $c = 50$  mm) bzw. für das Inkrement der Risslänge notwendig ist (vgl. [4], S. 7; Kapitel 2.5.3.4). Es handelt sich also nicht um die Energie zum Auslösen einer konkreten Risslänge. Aufgrund dieses Interpretationsunterschiedes ist ein direkter Vergleich von  $VIS$ ,  $NL$  und  $5\% / Max$  der MBT-, CC- und MCC-Methode mit dem Ergebnis der Flächenmethode nicht als sinnvoll anzusehen. Dennoch lässt sich ein Vergleich des  $VIS$ -Wertes für  $c = 50$  mm mit dem Wert der Flächenmethode tätigen. Dies wurde im Rahmen der Testauswertung durchgeführt und wird hier sowie in den Folgekapiteln diskutiert.

Die eigentliche Flächenberechnung wurde mit der Software *Matlab R2019b* der Firma *MathWorks* (Natick, USA) umgesetzt. Hierfür wurden die Flächen unterhalb des Be- und Entlastungsgraphen mittels der Methode der trapezförmigen numerischen Integration *trapz* ermittelt. Anschließend konnte durch die Differenz beider Flächen die näherungsweise Fläche innerhalb der Be- und Entlastungskurve, die den Energieinhalt bzw. den Betrag der Energiefreisetzung der Probe widerspiegelt, bestimmt werden. Dies erfolgte jeweils separat für den Zyklus 1 und 2. Durch die abschließende Addition der Flächen beider Zyklen 1 und 2 konnte die Gesamtfläche und somit der gesamte Energieinhalt der DCB-Probe zur Erreichung der Gesamtrisslänge bestimmt werden. Ein Ausschnitt des *Matlab*-Skriptes zur Berechnung des Flächeninhaltes und von  $G_I$ , an dieser Stelle nur exemplarisch für die Probe *4 mm DCB Typ A #12*, findet sich in Abbildung 112 im Anhang A.6.

Zur Wahrung der Übersicht werden abschließend in Tabelle 5 (MBT-Methode), Tabelle 6 (CC- und MCC-Methode) und Tabelle 7 (Flächenmethode) die Ergebnisse der Testcharge *4 mm DCB Typ A* gezeigt. Die Tabelle 5 visualisiert nochmals die Ergebnisse der Bruchzähigkeiten  $G_{IC}$  sowie die prozentualen Differenzen zwischen  $NL$  und  $VIS$  bzw.  $5\% / Max$ . Zudem können die arithmetischen Mittel der Energiefreisetzungsrates  $G_I$  für den gesamten Delaminationsbereich  $a = 50$  bis 100 mm und den Plateaubereich ab einer Delaminationslänge von  $a = 70$  mm sowie die Rissinitiierungskräfte  $P_{max}$  eingesehen werden. Die Tabelle 6 zeigt diese erwähnten Ergebnisse entsprechend für die CC- und MCC-Methode auf und vergleicht diese zudem mit

der MBT-Methode. Die Tabelle 7 stellt hingegen die Testergebnisse gemäß der Flächenmethode dar und vergleicht sie mit den VIS-Werten der MBT-Methode.

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)			Abweichung [%]		$G_I$ Mittelwert (a = 50-100 mm)	$G_I$ Plateaubereich (a = 70-100 mm)	$P_{max}$ Rissbeginn [N]
		VIS	NL	5% / Max	NL zu VIS	NL zu 5% / Max			
1	#3	255,80	229,90	261,38	10,12	12,04	319,19	351,38	62,09
	#2	282,82	223,87	282,04	20,84	20,62	277,15	291,53	62,67
	#12	251,06	219,04	253,41	12,75	13,56	293,27	314,90	59,50
	#7	272,86	222,24	262,03	18,55	15,18	308,37	329,08	67,51
	#11	308,63	250,06	309,00	18,98	19,08	274,89	279,98	63,47
	Mittelwert	<b>274,23</b>	<b>229,02</b>	<b>273,57</b>	<b>16,25</b>	<b>16,10</b>	<b>294,58</b>	<b>313,37</b>	<b>63,05</b>
	s	23,11	12,40	22,45	4,57	3,64	19,29	28,66	2,90
s [%]	8,43	5,42	8,20			6,55	9,15		
2	#15	244,16	205,30	257,44	15,92	20,25	296,79	318,55	58,09
	#10	326,33	276,23	325,35	15,35	15,10	309,98	316,99	63,04
	#6	285,13	239,32	282,93	16,07	15,41	292,57	320,04	67,18
	#1	297,12	237,37	284,42	20,11	16,54	295,32	314,65	64,50
	#9	262,88	232,52	265,29	11,55	12,35	271,86	281,84	61,99
	Mittelwert	<b>283,12</b>	<b>238,15</b>	<b>283,09</b>	<b>15,80</b>	<b>15,93</b>	<b>293,30</b>	<b>310,42</b>	<b>62,96</b>
	s	31,60	25,31	26,28	3,04	2,86	13,74	16,10	3,35
s [%]	11,16	10,63	9,28			4,68	5,19		

Tabelle 5: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)						Abweichung [%]				$G_I$ Mittelwert (a = 50-100 mm)		$G_I$ Plateaubereich (a = 70-100 mm)		Abweichung $G_I$ Mittelwert zu MBT [%]	
		VIS		NL		5% / Max		NL zu VIS		NL zu 5% / Max		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
1	#3	258,96	256,95	232,74	241,27	264,61	272,84	10,12	6,10	12,04	11,57	320,05	319,24	350,73	351,22	0,270	0,015
	#2	290,60	287,32	230,03	228,52	289,80	286,08	20,84	20,46	20,62	20,12	276,55	277,68	285,70	292,80	-0,218	0,190
	#12	257,45	251,39	224,62	229,84	259,85	265,28	12,75	8,57	13,56	13,36	292,62	293,36	309,20	315,36	-0,224	0,031
	#7	279,31	275,44	227,50	229,87	268,22	269,79	18,55	16,54	15,18	14,80	309,16	308,39	326,49	328,88	0,255	0,007
	#11	314,02	315,85	254,42	256,50	314,40	315,99	18,98	18,79	19,08	18,83	274,18	275,32	276,67	280,78	-0,259	0,156
	Mittel	<b>280,07</b>	<b>277,39</b>	<b>233,86</b>	<b>237,20</b>	<b>279,38</b>	<b>282,00</b>	<b>16,25</b>	<b>14,09</b>	<b>16,10</b>	<b>15,73</b>	<b>294,51</b>	<b>294,80</b>	<b>309,76</b>	<b>313,81</b>	<b>-0,04</b>	<b>0,08</b>
	s	23,57	25,86	11,88	11,96	22,69	20,52	4,57	6,38	3,64	3,63	20,04	19,08	30,14	28,12	0,27	0,09
s [%]	8,42	9,32	5,08	5,04	8,12	7,28					9,81	6,47	9,73	8,96			
Abw. zu MBT [%]	<b>2,13</b>	<b>1,09</b>	<b>2,13</b>	<b>3,59</b>	<b>2,13</b>	<b>3,15</b>											
2	#15	249,62	248,81	209,89	218,98	263,19	273,66	15,92	11,99	20,25	19,98	295,87	301,77	312,95	324,36	-0,311	1,680
	#10	332,14	325,92	281,15	277,37	331,14	325,41	15,35	14,90	15,10	14,76	308,04	310,19	311,58	317,73	5,289	6,021
	#6	291,69	288,66	244,83	244,21	289,44	287,13	16,07	15,40	15,41	14,95	291,47	292,94	314,06	320,61	-1,301	-0,804
	#1	310,21	302,53	247,83	243,76	296,95	290,19	20,11	19,43	16,54	16,00	295,27	295,73	307,66	315,28	8,612	8,782
	#9	274,44	269,82	242,74	240,50	276,95	273,49	11,55	10,87	12,35	12,06	272,90	272,12	277,00	282,14	-6,955	-7,224
	Mittel	<b>291,62</b>	<b>287,15</b>	<b>245,29</b>	<b>244,96</b>	<b>291,54</b>	<b>289,98</b>	<b>15,80</b>	<b>14,52</b>	<b>15,93</b>	<b>15,55</b>	<b>292,71</b>	<b>294,55</b>	<b>304,65</b>	<b>312,02</b>	<b>1,07</b>	<b>1,69</b>
	s	25,78	29,63	17,75	20,90	14,81	21,22	3,04	3,34	2,86	2,87	12,70	14,18	15,64	17,04	6,05	6,22
s [%]	8,84	10,32	7,24	8,53	5,08	7,32					4,34	4,81	5,14	5,46			
Abw. zu MBT [%]	<b>6,37</b>	<b>4,75</b>	<b>6,27</b>	<b>6,25</b>	<b>6,16</b>	<b>5,65</b>											

Tabelle 6: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 100 mm)		Abweichung [%] FL / VIS
		VIS	Flächenmethode	
1	#3	368,54	351,08	4,74
	#2	299,86	300,17	0,10
	#12	312,14	321,40	2,97
	#7	334,45	335,39	0,28
	#11	283,88	294,32	3,68
	Mittelwert	<b>319,77</b>	<b>320,47</b>	<b>2,35</b>
	s	32,93	23,75	
s [%]	10,30	7,41		
2	#15	327,22	323,30	1,20
	#10	315,30	325,10	3,11
	#6	328,94	321,92	2,13
	#1	322,82	320,70	0,66
	#9	287,21	291,28	1,42
	Mittelwert	<b>316,30</b>	<b>316,46</b>	<b>1,70</b>
	s	17,09	14,17	
s [%]	5,40	4,48		

Tabelle 7: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ A

Um zusätzlich eine Beurteilung des Rissbildes durchführen zu können, werden nach dem Ende der DCB-Tests erneute Ultraschalluntersuchungen durchgeführt. Auch die Untersuchung hinsichtlich des Auftretens möglicher Faserbrücken sowie die Begutachtung der

eigentlichen Delaminationsflächen zählen zu einer nachträglichen Testauswertung. Damit können neben den Rückschlüssen auf das Risswiderstandsverhalten der DCB-Proben auch weitere Aussagen hinsichtlich der Art und Weise des Risswachstums getätigt werden. So lässt sich beispielsweise beurteilen, ob sich der Rissfortschritt interlaminar zwischen den Faserlagen, über mehrere Lagen hinweg oder innerhalb des Harzes ereignet.

### 3.4.3 Materialkennwertermittlung – Ergebnisdiskussion

#### 3.4.3.1 Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme

Werden die *Kraft-Traversenweg*- sowie *R-Kurven*-Diagramme aller getesteten DCB-Proben miteinander verglichen, so ist ein ähnliches und zugleich realistisches Verhalten aller Probekörper ersichtlich (Abbildung 32 in Kapitel 3.4.2.1 sowie Abbildung 113 bis Abbildung 150 im Anhang A.7). Dies gilt sowohl im annähernd linearen Belastungsbereich beider Zyklen als auch während der Phase des Risswachstums. Hierbei ist erkennbar, dass zwischen den Graphen des ersten und zweiten Beanspruchungszyklus eine geringe Schnitt- bzw. Überlappungsmenge besteht. Dies ist höchstwahrscheinlich auf das Zurücksetzen der Kraft- und Wegwerte auf bzw. nahe Null zurückzuführen, das in vielen Fällen mit geringen Abweichungen bei der Testmaschineneinstellung und -kalibrierung verbunden ist. Insbesondere während der Auswertung mittels der Flächenmethode kann dies eine Ursache für die Differenz der späteren Ergebnisse sein. Eine Ausnahme im Graphenbild des ersten Zyklus bildet die Probe *4 mm DCB Typ A #8* (Abbildung 117 im Anhang A.7), die während der ersten Belastung einen Peak bis auf ca. 81 N aufweist, bevor der Graph anschließend wieder der linearen Steigung folgt. Dies lässt sich mit einer Harzverklebung der Probenenden erklären, die aus der Klebung der metallischen Gelenke resultiert. Nach dem Brechen dieser Verklebung folgt die reguläre erwartbare Probenbelastung bis zum Erreichen der Maximalkraft. Dieser Effekt beeinflusst den Verlauf der Trendlinie und führt zu einer größeren Abweichung von *NL* und *5% / Max*. Letztlich verursacht der Peak sowohl einen Ergebnisunterschied hinsichtlich  $G_I$  des *NL*- und *5% / Max*-Punktes als auch in der Energiefreisetzungsrate der Flächenmethode. An dieser Stelle ist davon auszugehen, dass aufgrund dieser Messabweichungen kein direkter und nachvollziehbarer Vergleich zu einer späteren reinfiltrierte Probe erfolgen kann. Somit wurde beschlossen, die Probe *4 mm DCB Typ A #8* nicht für die Testauswertung zu berücksichtigen. Werden darüber hinaus die Risswachstumskurven des zweiten Belastungszyklus untersucht, so ist zu erkennen, dass alle Proben des *Typs A* einen gleichmäßigen bzw. annähernd konstant abfallenden *Kraft-Traversenweg*-Verlauf aufweisen. Es sind keine Sprünge in diesen Kraft-Weg-Verhältnissen zu vermerken. Dies lässt zum einen die Schlussfolgerung eines stabilen und somit auch unterkritischen Rissfortschritts zu. Zudem konnte im Verlauf der DCB-Tests bei vielen der getesteten Proben eine Faserbrückenbildung innerhalb der Laminathälften beobachtet werden. Jedoch fiel diese nicht so stark aus, wie anfangs vermutet wurde. Aufgrund dieser Erkenntnis kann zum anderen angenommen werden, dass durch das – wenn auch geringe – Auftreten von Faserbrücken der ungewünschte *Pop-in-Effekt* zufriedenstellend unterbunden wurde. Diese Aspekte, insbesondere die Auswirkung der Faserbrücken auf das Materialverhalten und die Kurvenverläufe, werden in den folgenden Unterkapiteln, insbesondere in Kapitel 3.4.3.4, nochmals aufgegriffen. Somit können die Ergebnisse als positiv verzeichnet werden.

Bei der weiteren Untersuchung der Diagramme kann anhand der Messwerte eine Rissinitiierungskraft  $P_{max}$  im Bereich von 58,09 bis 67,51 N und somit ein Mittelwert von ca. 63 N nachgewiesen werden (Tabelle 5 in Kapitel 3.4.2). Der idealisierte Wert von  $P_{max}$  wurde hingegen zu 80,3 N berechnet. Diese Abweichungen zum Idealwert können möglicherweise auf den Ungenauigkeiten im verwendeten Prepregmaterial beruhen. In diesem Material liegt ein oftmals vom Datenblatt abweichender Harzanteil sowie eine z.T. unregelmäßige Harzverteilung vor. Dies kann eine ungleichmäßige Lasteinleitung herbeiführen. Dennoch lässt sich feststellen, dass sich die Rissinitiierungskräfte bei allen durchgeführten Tests stark ähneln und somit als realistisch anzusehen sind. Dies zeigt sich auch in einer geringen Standardabweichung von  $s = 2,90$  N bzw. 3,35 N (Tabelle 5 in Kapitel 3.4.2,  $P_{max}$  Rissbeginn). Werden zudem die Werte von  $\delta$  und  $P$  aller Proben am Punkt der endgültigen Delaminationslänge  $a = 100$  mm verglichen, so können auch hier kleine Wertebereiche und stark sich ähnelnde Ergebnisse nachgewiesen werden (*Kraft-Traversenweg*-Diagramme im Anhang A.7). Dies deutet auf ein sehr ähnliches Versagensverhalten innerhalb der Charge hin. Während der Traversenweg  $\delta$  zwischen 12,6 bis 14,5 mm variiert, liegt der Wertebereich der Kraft  $P$  zwischen 30,3 bis 37,5 N. Diese geringen Abweichungen können auf Ungenauigkeiten in der Testmaschineneinstellung oder der Justierung zurückzuführen sein und sind daher vernachlässigbar klein.

Bei der Untersuchung der Auswertungspunkte *VIS*, *NL* und *5% / Max* lässt sich ebenfalls ein eindeutiges und realistisches Bild für die gesamten Testchargen, das die theoretischen Erkenntnisse bestätigt, erkennen. Der Punkt *NL* liegt stets im oberen Teil des Belastungsgraphen des ersten Zyklus im Bereich zwischen 52,14 N und 62,3 N. Der Punkt *5% / Max* befindet sich hingegen durchgehend im Bereich der maximalen Kräfte und bildet im Regelfall annähernd den Punkt der im Test erreichten Rissinitiierungskraft  $P_{max}$  ab (Tabelle 5 in Kapitel 3.4.2,  $P_{max}$  Rissbeginn). Somit stellt dieser den größten der drei Kraftwerte dar. Auch der Delaminationsbeginn wurde bei allen DCB-Proben im Bereich der maximalen Last visuell beobachtet, weshalb der Punkt *VIS* in diesem Bereich zu finden ist. Im Idealfall liegt dieser Punkt nahezu identisch mit dem Punkt *5% / Max* im Punkt der Maximalkraft  $P_{max}$ , wie im Fall der Probe *4 mm DCB Typ A #2* (Abbildung 121 im Anhang A.7). Häufig befindet er sich jedoch im bereits abfallenden Bereich des Graphen nach Erreichen von  $P_{max}$ , wie es z.B. in Abbildung 113 für die Probe *4 mm DCB Typ A #3* zu sehen ist. Dieser Effekt lässt sich auf die nicht zu vermeidenden Ablesungenauigkeiten zurückführen, die wiederum folgende Ursachen haben könnten:

- der Delaminationsbeginn ausgehend vom inneren Bereich der DCB-Probe, weshalb der Anriss an der Probenaußenseite erst später erkennbar ist,
- eine zu dicke Beschichtung der Probenränder für das Auftragen des Linienrasters, so dass sich der Riss unterhalb der Beschichtung ausbreitet, aber oberhalb dieser Schicht erst zu einem späteren Zeitpunkt erkannt werden kann.

### 3.4.3.2 Untersuchung der Risswiderstandskurven (*R-Kurven*)

Werden anschließend die Testergebnisse der Energiefreisetzungsraten  $G_I$  untersucht, so können hierbei ebenfalls zufriedenstellende Ergebnisse verzeichnet werden (Tabelle 5 bis Tabelle 7 in Kapitel 3.4.2 sowie Abbildung 36). Die *R-Kurven*-Diagramme der einzelnen *Typ A*-Proben können im Anhang A.7 eingesehen werden. Zunächst konnte während der Testauswertung festgestellt werden, dass das Verhältnis  $\delta/a$  stets im Bereich von 0,06 bis 0,14 und damit weit

unterhalb des in [5] definierten Grenzwertes von 0,4 liegt. Dies lässt gleichermaßen die Schlussfolgerung zu, dass die unbeschädigten DCB-Proben ein hohes Dickenmaß und daraus abgeleitet eine hohe Biegesteifigkeit aufweisen. Aus diesem Grund wird eine erweiterte Korrektur der  $G_I$ -Werte mittels des Parameters  $F$  als nicht notwendig angesehen.

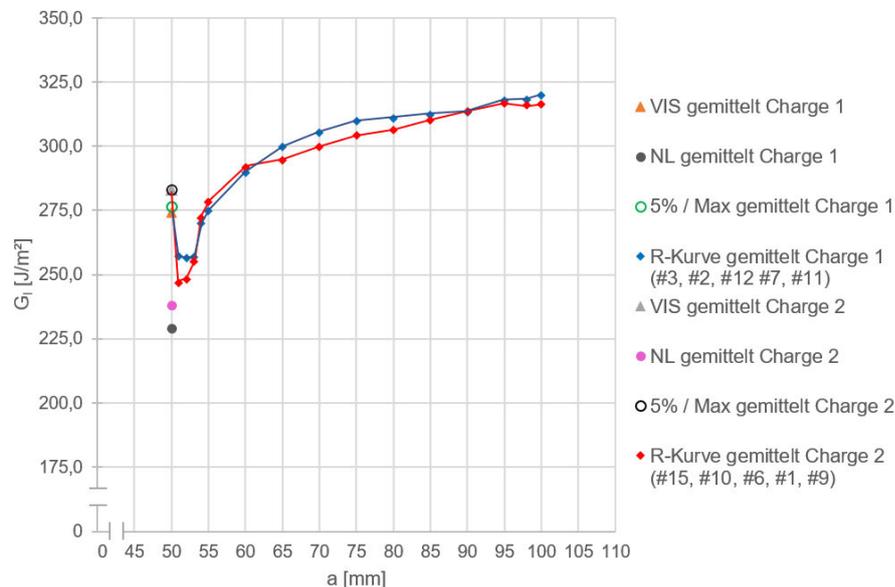


Abbildung 36: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A

Die MBT-Methode als primäre Berechnungsgrundlage (Tabelle 5 in Kapitel 3.4.2) liefert für die VIS-Werte gemittelte Bruchzähigkeiten  $G_{IC}$  von 274,23 J/m<sup>2</sup> (Charge 1) bzw. 283,12 J/m<sup>2</sup> (Charge 2). Die  $G_{IC}$ -Werte von NL liegen hingegen im Mittel bei 229,02 J/m<sup>2</sup> (Charge 1) bzw. 238,15 J/m<sup>2</sup> (Charge 2) sowie diejenigen des 5% / Max-Punktes bei 273,57 J/m<sup>2</sup> (Charge 1) und 283,09 J/m<sup>2</sup> (Charge 2). Ein ähnliches Bild der Testauswertung liefern die CC- und MCC-Methode (Tabelle 6 in Kapitel 3.4.2). Im Fall der CC-Methode liegen die mittleren  $G_I$ -Werte von VIS bei 280 bzw. 291,6 J/m<sup>2</sup> (Charge 1 bzw. 2) und diejenigen von 5% / Max bei 279,4 bzw. 291,5 J/m<sup>2</sup>, während die gemittelten  $G_I$ -Werte von NL mit 233,8 bzw. 245,3 J/m<sup>2</sup> (Charge 1 bzw. 2) stets darunterfallen. Die Ergebnisse gemäß MCC sind hierbei mit denen der CC-Methode vergleichbar. Zugleich fällt auch auf, dass die genannten Werte seitens MBT stets unterhalb derjenigen der CC- und MCC-Methode liegen und damit konservativer ausfallen.

Diese Erkenntnisse lassen sich zusätzlich mit der visuellen Darstellung der R-Kurven der Chargen 1 und 2 bestätigen (Abbildung 36 sowie Abbildung 154 und Abbildung 156 im Anhang A.7). Neben der Konservativität der Rissinitiierungswerte gemäß MBT ist feststellbar, dass die NL-Werte ca. 14 bis 16 Prozent unterhalb von VIS und 5% / Max liegen und damit die kritischsten Werte des Rissbeginns darstellen. Damit kann zugleich die Aussage der ASTM D5528 - 13 [5], dass NL bis zu 20 Prozent unterhalb von VIS und 5% / Max liegt, bestätigt werden.

Im unteren Delaminationsbereich zwischen  $a = 50$  bis 70 mm weisen die R-Kurven eine vergleichsweise große Steigung auf. Ab rund 70 mm bis 100 mm Delaminationslänge flachen die Kurven ab, wobei sich die Energiefreisetzungsraten stabilisieren und mit zunehmender Länge nur noch leicht ansteigen (Plateaubereich). Speziell diese leichte Steigung der R-Kurve ist als ein erneutes Indiz für eine auftretende, jedoch geringe Faserbrückenbildung im mittleren und hinteren Delaminationsbereich der Proben zu deuten. Für die auf den visuellen Ergebnissen

beruhenden Energiefreisetzungsraten  $G_I$  ergeben sich für die gesamte Delaminationslänge eng beieinander liegende Mittelwerte von ca. 293 bis 294 J/m<sup>2</sup> (MBT, Tabelle 5 in Kapitel 3.4.2). CC und MCC liefern ebenfalls diese Mittelwerte (Tabelle 6 in Kapitel 3.4.2). Dieses Ergebnis zeigt, dass sich die oben angesprochene Konservativität seitens MBT offenbar nur im Bereich der Rissinitiierungswerte einstellt und die weiteren Bereiche der *R-Kurven* davon unberührt bleiben. Die Plateaubereiche weisen ebenfalls für alle drei Berechnungsmethoden gemäß [5] ähnliche Werte von rund 305 bis 313 J/m<sup>2</sup> auf. Diese nah beieinander, teilweise übereinander liegenden *R-Kurven* beider Chargen spiegeln einerseits die starke Vergleichbarkeit und Ähnlichkeit aller DCB-Proben des *Typs A* hinsichtlich ihres materiellen Aufbaus und ihrer Lamineigenschaften wider (Abbildung 153, Abbildung 155 und Abbildung 157 im Anhang A.7). Andererseits wird aber auch die gute Vergleichbarkeit der Testergebnisse auf Grundlage der MBT-, CC- und MCC-Methode verdeutlicht.

Darüber hinaus zeigen die geringen Streuungen der Ergebnisse zwischen den Proben sowie den Chargen, dass im Rahmen der visuellen Risswachstumsuntersuchung mittels der Lupe die tatsächliche Rissfront möglichst genau erfasst wurde. Dies führt wiederum zu einer geringen Diskrepanz zwischen der offensichtlichen und der tatsächlichen Rissfront gemäß Abbildung 31 in Kapitel 3.4.1, was somit als positives Ergebnis festzuhalten ist.

Hinsichtlich eines Vergleiches zwischen den Flächenmethoden-Ergebnissen und denjenigen der Berechnungsvarianten nach [5] wird MBT als primäre Methode und Vergleichsgrundlage gewählt (Tabelle 7 in Kapitel 3.4.2) Es fällt auf, dass die Energiefreisetzungsraten  $G_I$  der *VIS*-Werte für die finale Delaminationslänge  $a = 100$  mm und diejenigen der Flächenmethode ebenfalls eng beieinander liegen und somit als vergleichbar betrachtet werden können. Die Mittelwerte ergeben sich zu 319,77 J/m<sup>2</sup> und 320,47 J/m<sup>2</sup> (Charge 1) sowie zu 316,30 J/m<sup>2</sup> und 316,46 J/m<sup>2</sup> (Charge 2). Dies führt zu sehr minimalen und akzeptablen prozentualen Abweichungen von 2,35 und 1,70 Prozent (Charge 1 und 2). Dies verdeutlicht, dass die Flächenmethode im Fall eines durchgehend stabilen Risswachstums eine gute Annäherung bzw. einen verwertbaren  $G_I$ -Mittelwert für das Inkrement des ausgebreiteten Risses von  $c = 50$  mm liefert.

Von entscheidender Relevanz werden zukünftig jedoch die Ergebnisse der Risszähigkeiten  $G_{IC}$  sowie die Beträge von  $G_I$  bei einer bestimmten oder zuvor definierten Delaminationslänge  $a$  sein. Anhand dieser Ergebnisse können detailliertere bzw. qualifiziertere Aussagen hinsichtlich der Wachstumsentwicklung von reinfiltrierten Rissen getroffen werden können. Hierfür ist wiederum die Auswertung mittels MBT, CC und MCC notwendig. Die Flächenmethode kann diese Informationen hingegen nicht in Gänze liefern, jedoch können die Werte auf Grundlage dieser Methode als weitere unterstützende Werte zur Vervollständigung einer qualitativen Aussage des *Modus I*-Versagensverhaltens genutzt werden.

### 3.4.3.3 Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts

Als weiterer Untersuchungsschwerpunkt der Testauswertung wurde die Rissgeschwindigkeit der DCB-Proben berechnet und untersucht (Abbildung 37).

Um einen Gesamtüberblick der Ergebnisse zu erhalten, wurde das Risswachstum nicht für jede Probe separat, sondern gemittelt für die Charge 1 und 2 ausgewertet. Es sind pro Charge jeweils zwei gemittelte Messpunktkurven zu erkennen. Die untere sich ergebende Verteilung bis zu  $c = 4$  mm stellt hierbei erneut die Ergebnisse des ersten Zyklus mit einer Belastungsrate von 1 mm/min dar. Ab einer Risslänge  $c = 5$  mm wurden die DCB-Proben in dem zweiten

Zyklus mit einer Rate von 2 mm/min belastet. Aufgrund dieser konstanten Belastungsraten ist eine lineare Verteilung der Messpunkte zu erwarten.

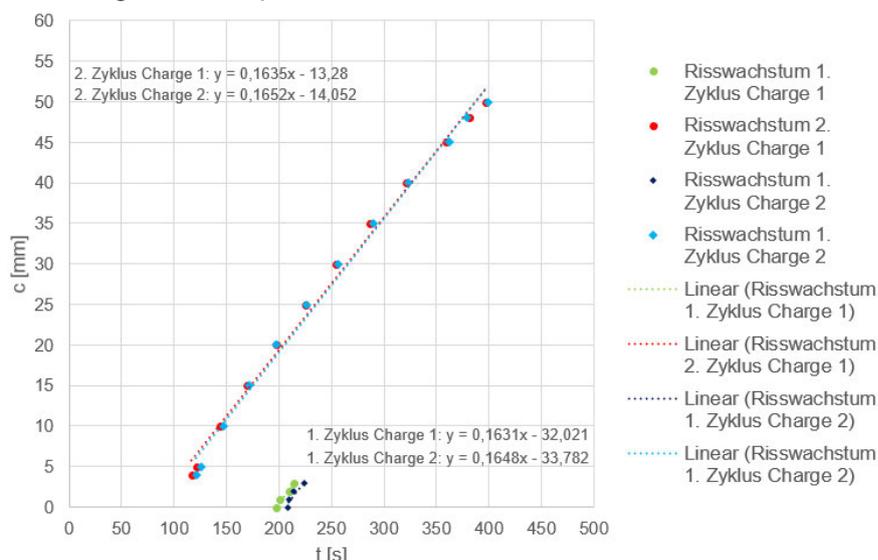


Abbildung 37: Gemitteltetes Risswachstum – 4 mm DCB Typ A - Charge 1 und 2

Über die Steigung der Trendlinien konnte die mittlere Rissgeschwindigkeit der Charge 1 und 2 bestimmt werden (Tabelle 8). So ergeben sich diese Fortschrittsraten für alle Abschnitte zu rund 0,16 mm/s. Demzufolge liegen diese ermittelten mittleren Raten sowohl der beiden Belastungszyklen, als auch der beiden Chargen 1 und 2 sehr nah beieinander. Dies führt gleichermaßen zu einer sehr geringen und zufriedenstellenden prozentualen Abweichung zwischen Charge 1 und Charge 2 von ca. 1,03 Prozent. Dieser sehr geringe Unterschied lässt die Interpretation zu, dass die Rissfront in beiden Zyklen ähnlich schnell oder langsam voranschritt, was wiederum ein Anzeichen des nachgewiesenen stabilen Rissverhaltens von *Typ A* sein kann. Die entsprechenden Aussagen werden im Verlauf der Arbeit untersucht und diskutiert.

Charge		Belastungszyklus 1	Belastungszyklus 2	Mittelwert
1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1631	0,1635	<b>0,1633</b>
	Risswachstum [s/mm]	6,13	6,12	<b>6,12</b>
2	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1648	0,1652	<b>0,1650</b>
	Risswachstum [s/mm]	6,07	6,05	<b>6,06</b>

Tabelle 8: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A

### 3.4.3.4 Untersuchung der Rissbilder

Anhand der Ultraschalluntersuchungen im Anschluss an die DCB-Tests konnten keine offensichtlichen und schwerwiegenden Fehlstellen in den einzelnen Laminathälften der *Co-curing-Laminat* festgestellt werden (Abbildung 158 bis Abbildung 163 im Anhang A.8). Die dargestellten Flächen der linken Seite, die in den Scanbildern des Fehlerechos eine rot-rosa-gelbliche Färbung und in den Bildern der Fehlertiefe eine hellblaue bis dunkelgrüne Färbung besitzen, lassen sich als Rissbeschädigungen innerhalb der Delaminationsfläche zwischen den Laminathälften deuten. Demnach wird vermutet, dass in diesen Fällen ein Zwischenfaserbruch innerhalb der Grenzfläche zwischen den entsprechenden Faserlagen auftritt (vgl. Kapitel 2.3). Dies lässt sich insbesondere anhand der Fehlertiefe dieser Bereiche, die sich zwischen 1,9 bis 2,1 mm bewegt, erkennen. Zudem weist der Signalpegel des Rückwandechos einen häufig

vorkommenden Bereich zwischen -16 bis -20 dB und an vereinzelt Stellen sogar -24 bis -30 dB auf. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass das Signal aufgrund der Delaminationen innerhalb der Harzschicht einerseits stark reflektiert wurde, hingegen aber ein kleiner Teil der Ultraschallwellen die Rückwand des Laminats erreichte. Würde theoretisch ein schwerwiegender lagenübergreifender bzw. intralaminarer Fehler existieren, so würde der Großteil der Strahlung reflektiert werden, demnach das Rückwandecho im Bereich von -40 dB oder darunter und zusätzlich die Fehlertiefe außerhalb des Bereiches von 1,9 bis 2,1 mm liegen. Dieses Ergebnis zeigt, dass sich der Riss ausschließlich im Bereich der vorgesehenen Delaminationsfläche und nicht in vertikaler Richtung über mehrere Lagen hinweg (intralaminar) ausbreitete. Dies stellt zugleich den Nachweis über einen Rissfortschritt in der gewünschten Laminattiefe von ca. 2 mm dar. Bei den in den Scanbildern abgebildeten Flächen rechtsseitig der gelben Trennlinie handelt es sich um die *Insert*-Bereiche der Proben. Diese stellen für die hier erfolgten Ultraschalluntersuchungen nur eine untergeordnete Rolle dar und werden daher nicht genauer untersucht. Jedoch wird kurz auf die Probe *4 mm DCB Typ A #1* eingegangen, bei der im Bereich des *Inserts* eine markante annähernd kreisrunde Fehlstelle zu erkennen ist. Das Zentrum der Stelle befindet sich in einer oberflächlichen Fehlertiefe von rund 0,8 mm. Hierbei handelt es sich um einen auf der Probenoberfläche befindlichen getrockneten Harztropfen, der aus der Verklebung der Metallgelenke resultiert und nachträglich mit einer Höhe von ca. 1 mm vermessen wurde. Dieser Harztropfen stellt keine wirkliche Fehlstelle des Laminats dar und kann somit vernachlässigt werden. Dennoch ist festzuhalten, dass die gelben Trennlinien, die demnach die Delaminations- und *Insert*-Fläche voneinander abgrenzen, zwischen den Proben leicht verschoben sind. Der Grund hierfür liegt in der leicht zueinander versetzten Positionierung der Proben, um eine durchgehend gerade Grenze des Scanbereiches zu erhalten. Auf die Qualität des eigentlichen Ultraschall-Scans hat dies jedoch keine Auswirkungen.

Im Anschluss daran wurden die getesteten Proben manuell mit Hilfe der Testmaschine und einer Belastungsrate von rund 5 mm/min vollständig aufgeschält, so dass die zwei separaten Hälften der Probekörper vorlagen. Über diesen Weg konnte ein gleichmäßiges Aufschälen der verbleibenden Delaminationslänge sichergestellt werden. Dies ermöglichte eine weiterführende Beurteilung des Rissbildes. Es ist ersichtlich, dass die Delaminationsflächen augenscheinlich eine durchgehend glatte Oberfläche aufweisen (Abbildung 38, exemplarisch für die getesteten Chargen 1 und 2 der DCB-Proben *4 mm DCB Typ A*).

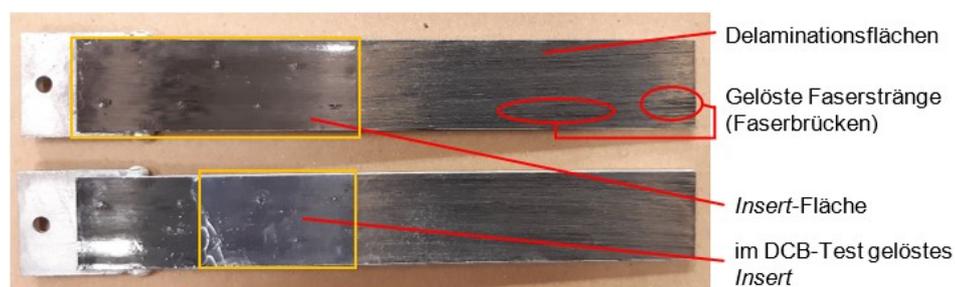


Abbildung 38: Rissbild und -flächen des DCB-Probekörpers *4 mm DCB Typ A #12*

Grobe Fehlstellen sowie offensichtliche intralaminare Beschädigungen, die unmittelbar an diese Delaminationsfläche angrenzen, waren auch unter Verwendung einer Lupe nicht erkennbar. Dennoch kann davon ausgegangen werden, dass im Rahmen einer makroskopischen

Untersuchung, beispielsweise mittels einer *Rasterelektronenmikroskopie (REM)*, kein exakt glattes Oberflächenprofil der Rissflächen vorgefunden werden kann. Aufgrund des vermuteten Zwischenfaserbruchs in der Faser-Matrix-Interphase, der zwischen den Faserlagen in ca. 2 mm Tiefe sowie um die einzelnen Fasern der Einzelschichten herum verläuft, kann eine leicht gewellte bzw. gezackte Delaminationsoberfläche vorliegen (Abbildung 39). Das Rissverhalten in einer solchen Interphase unterliegt einer komplexen Ausbildung des Grenzschichtbereiches, die unterschiedliche chemische und physikalische Ursachen haben kann (Abbildung 40; vgl. [21], S. 24). Eine solche Analyse konnte jedoch im Rahmen dieses Projekts aufgrund der begrenzten Geräteverfügbarkeit nicht durchgeführt werden, so dass sich hierbei lediglich auf die bestehende Fachliteratur berufen werden kann.

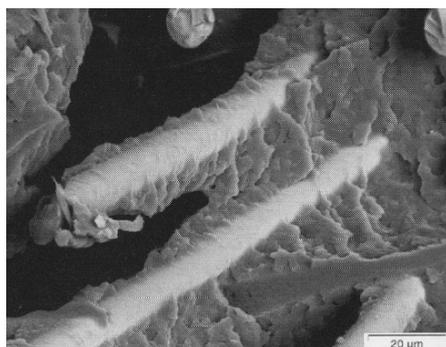


Abbildung 39: REM-Aufnahme einer Bruchfläche mit guter Faser-Matrix-Haftung, vgl. [21], S. 23

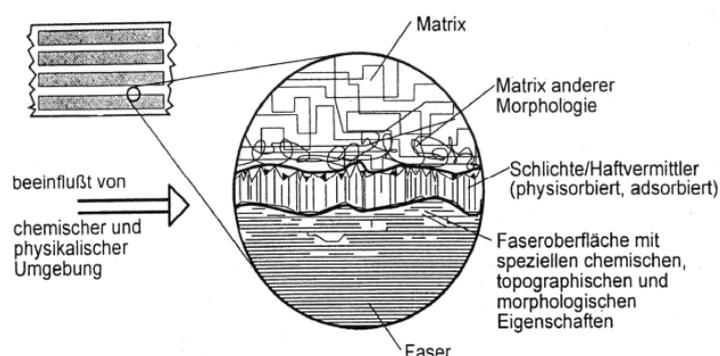


Abbildung 40: Schematische Darstellung der Faser-Matrix-Interphase, vgl. [21], S. 24

Jedoch konnten in den Flächen vereinzelter Probekörper mittels einer Lupe sowie eines LCD-Mikroskops der Firma *Bresser GmbH* (Rhede, Deutschland) wenige feine Faserstränge identifiziert werden, die sich offenbar während des Schälvorgangs im DCB-Test von der Oberfläche gelöst haben (Abbildung 41). In Abbildung 166 im Anhang A.8 ist dieser Sachverhalt gleichermaßen zu erkennen.

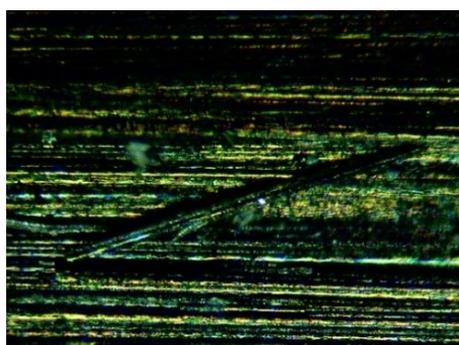


Abbildung 41: makroskopische (li.) und Lupenansicht Faserbrücken (re.) – 4 mm DCB Typ A #12

Dies stärkt die soeben beschriebene Vermutung hinsichtlich des gewellten Oberflächenreliefs der Rissflächen. Bei den hervorstehenden Fasersträngen handelt es sich höchstwahrscheinlich um die vorherigen Faserbrücken, die nun aufgrund der vollständigen Separierung der Laminathälften unterbrochen wurden. Diese wenigen markanten Stellen sind bei den betroffenen Proben häufig im mittleren und hinteren Bereich der Delaminationsflächen zu verzeichnen.

Damit lassen sich die Erkenntnisse bestätigen, dass während der Probenbelastung eine gewisse, jedoch geringe Faserbrückenbildung stattfand, die einen entscheidenden Einfluss auf die Größe der Belastungskräfte, der Energiefreisetzungsraten sowie den Verlauf der *R-Kurven* nimmt. Auch konnte anhand der Rissflächenuntersuchung nachgewiesen werden, dass sich der Riss innerhalb der Klebung bzw. des Harzes ausbreitete. Zusätzlich ist festzuhalten, dass die geringe Faserbrückenbildung wahrscheinlich auf den unidirektionalen Lagenaufbau der Proben zurückzuführen ist. Diese Lagenorientierung stellt den einfachsten Fall des Laminataufbaus dar, wobei sich die Faserbrücken nur entlang der Probenlängsachse bilden und nicht zugleich überschneiden können. Im Fall eines multidirektionalen Laminats, das z.B. aus 45°- und 90°-Lagen aufgebaut ist, könnten sich Faserstränge dieser Richtungen lösen. Somit würden sich Faserbrücken, die quer zur Probenlängsachse ausgerichtet sind, bilden und einen deutlich höheren Widerstand gegen Delamination erzeugen.

Wird die *Insert*-Fläche untersucht, so war in diesen Probenbereichen eine glatte Fläche zu erkennen (Abbildung 38). Dies deutet darauf hin, dass die *Inserts* wie gewünscht eben in den Laminaten lagen und sich während des Fertigungsprozesses der DCB-Proben nicht verformten. Während des Aufschälvorgangs im Test konnte z.T. beobachtet werden, dass sich die Trennfolie vom Laminat löste. Für diesen Aspekt konnten allerdings keine Auswirkungen auf die Rissinitiierung und die Messergebnisse festgestellt werden. Dies zeigt zudem, dass das *Insert* seinen Zweck als Rissinitiator zufriedenstellend erfüllte. Auf Basis dieser beschriebenen Untersuchungen können die diskutierten Testergebnisse für den Fall der Rissausbreitung innerhalb der Matrix bzw. des Harzes als geltend angesehen werden. Die Bilder der Rissflächen der übrigen DCB-Proben *4 mm DCB Typ A* können im Anhang A.8 eingesehen werden.

Im Verlauf der DCB-Tests wurden zudem nach den jeweiligen Teststopps die Delaminationslängen auf beiden Probenseiten gemessen. Die gemäß [5] zulässige Abweichung von 2 mm beider Probenseiten wurde bei keiner Probe überschritten, weshalb eine asymmetrische Lasteinleitung ausgeschlossen werden kann.

Abschließend kann festgehalten werden, dass die Testergebnisse der beiden Chargen durchgehend realistische Materialkennwerte liefern. Es ließ sich nachweisen, dass alle Proben einen gewünschten vergleichbaren Laminataufbau besitzen. Auch ließ sich die Kenntnis erlangen, dass MBT, CC und MCC hinsichtlich der Energiefreisetzungsraten und *R-Kurven* ein vergleichbares Bild des Materialverhaltens generieren. Dennoch sollte die Konservativität seitens MBT im Bereich der Rissinitiierungswerte zukünftig berücksichtigt werden. Dies führt schlussendlich auch dazu, dass neben einem zufriedenstellenden Bild des Versagensverhaltens auch gute Referenzergebnisse für die weitere Vorgehensweise erstellt werden konnten.

### 3.5 Harzsystem zur Reinfiltration

Um die Reinfiltration im Rahmen der Charakterisierungsiterationen umsetzen zu können, kommt ein niedrig-viskoses Epoxidharz gemäß Kapitel 2.4.2 zum Einsatz. Die geringe Viskosität soll bewirken, dass sich das Harz im Lauf der Materialbehandlung möglichst gleichmäßig über die gesamte Klebefläche verteilen und somit eine homogene Fügefläche erzeugen kann.

Für die Realisierung der Reinfiltration innerhalb dieses Projekts wird das Harz-Härter-Gemisch *Epinal CR 76.14 / CH 76.14* der Firma *bto-epoxy GmbH* (Amstetten, Österreich) verwendet. Beim Anmischen muss zwingend ein Mischungsverhältnis *CR 76.14 : CH 76.14* von

100 : 40 nach Gewichtsanteilen eingehalten werden, um die seitens des Herstellers angegebenen mechanischen und chemischen Gemischeigenschaften zu erlangen. Andernfalls könnten kleine Abweichungen im Mischungsverhältnis bereits zu erheblichen und unerwünschten Verfälschungen der späteren Messergebnisse führen. Laut den Herstellerangaben ergibt sich eine finale Viskosität zwischen  $\eta = 70$  bis 270 mPas bei einer Temperatur von 25 °C. Darüber hinaus kann nachweislich eine mechanische Belastung des Gemisches nach einer Aushärtezeit von rund 72 Stunden bei ca. 23 °C erfolgen. Zugleich kann anhand des Datenblattes [22] eingesehen werden, dass das Gemisch nur bis zu einer Temperatur von ca. 50 °C nach der erfolgten Aushärtung unter Raumtemperatur belastet werden kann. Insbesondere die letzten zwei erwähnten Anforderungen führen dazu, dass sich im Rahmen der zu infiltrierenden DCB-Proben für eine Aushärtung von ca. 72 Stunden unter Raumtemperatur ohne den zusätzlichen Einsatz eines Ofens entschieden wurde. Zudem besitzt das Harz gemäß der Herstellerangaben einen Faktor der sog. *Shore-Härte D*, wobei es sich um ein Maß der Werkstoffhärte handelt, von 82 bis 84. Laut [23] ist davon auszugehen, dass sich das Harz in diesem Fall als hartes bis sprödhartes Substrat darstellt. Weitere Daten hinsichtlich des genutzten Gemisches können den Datenblättern in Abbildung 82 bis Abbildung 84 im Anhang A.1 bzw. [22] entnommen werden. An dieser Stelle ist jedoch zu erwähnen, dass keine konkreten Angaben hinsichtlich der Zug- und Biegefestigkeit oder der Glasübergangstemperatur des Gemisches bekannt sind. Auch eine Anfrage beim Hersteller lieferte keine weiteren Erkenntnisse. Dies führt im Verlauf der Ergebnisdiskussion dazu, dass keine qualitativen Aussagen bzw. konkreten Werte bezüglich einer Festigkeitssteigerung der reinfiltrierten Proben aufgrund des Infusionsharzes oder der möglichen Aushärtung unter einer erhöhten Temperatur getätigt werden können.

### **3.6 Erste Charakterisierungsiteration (4 mm DCB Typ B, Secondary Bonding)**

#### **3.6.1 Umsetzung**

Um die *Secondary Bonding*-Proben 4 mm DCB Typ B aufzubauen, werden zunächst zwei 2 mm-Lamine gemäß Abbildung 42 (unten) übereinander angeordnet und mit einem herkömmlichen Paketklebeband vollständig umwickelt. Dieses Vorgehen soll im Verlauf der Fertigung und Aushärtung verhindern, dass sich überschüssiges Harz im Bereich der seitlichen und vorderen Probenränder in der Nähe der Gelenke ansammelt und diese miteinander verklebt. Dieser Fall würde ein Aufschälen der Proben im Test behindern und demnach die Messwertaufzeichnung negativ beeinflussen. Im Anschluss daran wird das Klebeband entlang der Probenlänge sowie an der hinteren Probenkante aufgeschlitzt. Lediglich an der vorderen Probenkante wird das Klebeband nicht gelöst, um ein Verrutschen beider Laminathälften während der folgenden Verklebung verhindern zu können. Dies ermöglicht ein Aufklappen beider Hälften und bildet somit die Grundlage für die Verklebung (Abbildung 42, oben).

Grundsätzlich sollte während der Vorbereitungen darauf geachtet werden, dass beide Lamine möglichst deckungsgleich übereinander positioniert und auch so im Reinfiltrationsaufbau ausgehärtet werden, um einen DCB-Körper ohne größere Überstände an den Probenseiten herstellen zu können. Nur so kann sichergestellt werden, dass der Faserorientierungswinkel zwischen den beiden verklebten Hälften und somit denkbare Torsionskräfte während der Probenbelastung möglichst klein ausfallen. Zudem sollte sich die Klebefläche zwischen den rauen

Oberflächen, die sich infolge des Abreißgewebes während der CFK-Plattenherstellung ergeben, befinden. Der Grund hierfür liegt in der eben genannten notwendigen Oberflächenrauigkeit des Materials, um die Haltbarkeit des Klebstoffs auf dem Laminat sowie der beiden Laminathälften gewährleisten zu können.

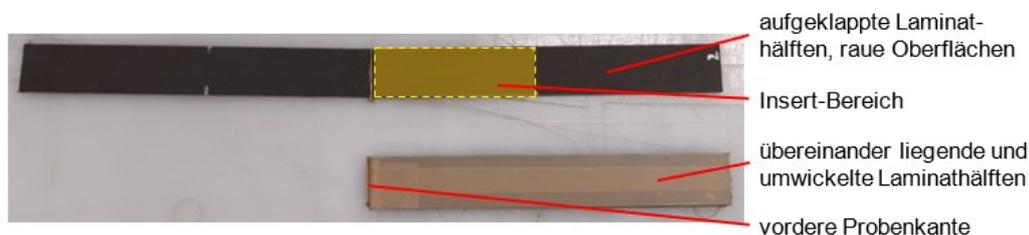


Abbildung 42: Vorgehen der ersten Charakterisierungsiteration

Im Verlauf des Reinfiltrationsprozesses werden zu Beginn die zu verklebenden Flächen gereinigt, um eventuelle Kleinstpartikel zu beseitigen. Anschließend wird das Harz-Härter-Gemisch händisch mit Hilfe eines Pinsels möglichst homogen mit der gleichen Klebedicke über die gesamte Probenlänge aufgetragen. Die Trennfolie *WRIGHTLON® 5200* [17] wird über die definierte Länge von ca. 63 mm auf eine Hälfte gelegt (Abbildung 42, oben). Nachfolgend werden beide Lamine zusammengeklappt, wodurch das *Insert* im Probekörper einlaminiert wird. In einem nächsten Prozessschritt werden die angefertigten 4 mm dicken Lamine in einem U-Profil positioniert (Abbildung 43). Ein darüber platzierter Druckbalken dient der gleichmäßigen Druckverteilung und dem Verpressen der Probekörper. Der nötige Druck zum Zusammenpressen wird über Schraubzwingen, die in gleichmäßigen Abständen entlang des Profils befestigt werden, realisiert. Innerhalb dieses Aufbaus erfolgt die Aushärtung der Proben für rund 72 Stunden unter Raumtemperatur. Mit der Probenentnahme aus dem U-Profil liegen die *Double-Cantilever Beams* zur späteren Durchführung der ersten Charakterisierungsiteration vor, deren Ränder abschließend noch gereinigt bzw. von Harzresten befreit werden (Abbildung 44).

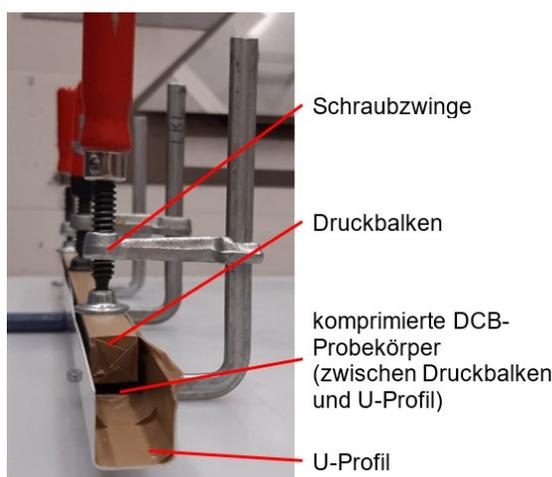


Abbildung 43: Aufbau zur Komprimierung der DCB-Probekörper (erste Charakterisierungsiteration)



Abbildung 44: DCB-Probekörper am Ende der ersten Charakterisierungsiteration

### 3.6.2 Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse

Im Anschluss werden die Probekörper einem Ultraschallscan unterzogen, um die zufriedenstellende Qualität prüfen zu können. Anhand der Scanbilder kann eine qualitativ gute Reinfiltration ohne stark qualitätsmindernde Fehlstellen, an denen sich kein Infusionsharz befindet, nachgewiesen werden (Abbildung 167 bis Abbildung 172 im Anhang A.9). Es ist klar ersichtlich, dass die Klebebereiche ein Fehlerechospektrum zwischen -6 bis -14 dB aufweisen. Dies deutet darauf hin, dass im nahezu gesamten Klebebereich einer Probe Harz zu finden ist und es sich demzufolge während des Reinfiltrationsprozesses gut verteilen konnte. Würde hingegen an einer Stelle innerhalb dieses Bereiches kein Harz vorkommen, so würde sich aller Voraussicht nach dort ein Lufteinschluss ergeben, der als deutlich starker Fehler mit einem Fehlerecho zwischen -4 bis 0 dB erkennbar wäre. Ein Fehlerecho zwischen -20 bis -30 dB ist hier ebenfalls nicht zu erwarten. Dies würde auf ein nahezu perfektes fehlerfreies Laminat hindeuten, in dem die Klebefläche nicht als Fehlstelle, sondern als Teil des Laminats identifiziert werden würde. Unter dem Aspekt, dass beide zu verklebende Oberflächen unbeschädigt sind, kann ein solches perfektes Laminat durch eine händische Reinfiltration nahezu nicht erreicht werden. Zudem lässt sich feststellen, dass das Rückwandecho der Proben im Bereich von 0 bis -10 dB liegt und somit keine nennenswerten Fehlstellen zu erkennen sind. Auch die Fehlertiefe liegt wie zu erwarten zwischen 1,9 bis 2,0 mm und damit im gewünschten Bereich. Eine Ausnahme dieser guten Ergebnisse stellen die Proben *4 mm DCB Typ B #2* und *#8* dar. Sie weisen im Klebebereich markante Stellen, die als Lufteinschluss zu deuten sind, auf. Sie sind im Rückwandecho als schwarze und blaue Stellen sowie im Fehlerecho als dunkelrote Stellen erkennbar. Auf Grundlage dieser Erkenntnis wurde entschieden, diese Proben nicht für die folgenden DCB-Tests einzubeziehen und die Testcharge aus den anderen untersuchten Proben aufzubauen. Dennoch kann anhand der Scanbilder geschlussfolgert werden, dass die beschriebene händische Reinfiltration als erste Iteration zufriedenstellend umgesetzt werden konnte und damit die Probekörper zur Testdurchführung eingesetzt werden können. Im Anschluss an diese erfolgte Reinfiltration und Ultraschalluntersuchung können die DCB-Proben final für die Tests aufbereitet werden, indem die Probendimensionen überprüft, die Gelenke auf den Proben montiert und die visuellen Linienraster aufgetragen werden (vgl. Kapitel 3.3.4). Insbesondere bei der Überprüfung der Probendimensionen ist auffällig, dass das Dickenmaß um rund 0,20 mm variiert. Dies weicht wiederum leicht von der Vorgabe gemäß [5], S. 5, wobei eine Variation des Maßes um rund 0,10 mm als zulässig angesehen wird, ab. Jedoch kann diese minimal größere Dickenvariation an dieser Stelle mit der händischen Probenfertigung, demnach mit Ungenauigkeiten im Auflegen des Inserts sowie dem manuellen Verpressen ohne Einsatz von Vakuum begründet werden. Dieses Vorgehen führt dazu, dass die Komprimierung der Proben nicht so gleichmäßig und korrekt wie unter Vakuumeinsatz umgesetzt werden kann. Unter Beachtung dieser Umstände kann eine Dickenvariation von ca. 0,20 mm als passabel betrachtet werden. Die angesprochenen Messwerte im Rahmen der Dimensionsüberprüfung können in Tabelle 27 im Anhang A.10 eingesehen werden.

### 3.6.3 Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung

Die Präparation und praktische Durchführung der Tests der Charge *4 mm DCB Typ B* gleicht der Vorgehensweise, wie sie bereits in Kapitel 3.4.1 für die Untersuchung der *Typ A*-Proben

beschrieben wurde. Aus diesem Grund soll an dieser Stelle lediglich auf einige Abweichungen in der Testdurchführung hingewiesen werden.

Im Unterschied zu *Typ A* war im Fall der *Typ B*-Probekörper eine vorherige Abschätzung bzw. Berechnung der Kraft  $P_{max}$ , ab der die Rissinitiierung erfolgt, nicht möglich. Die Ursache hierfür liegt in dem grundlegend veränderten Probenaufbau, der damit eine andere Basis darstellt. Bei den *Typ B*-Proben handelt es sich um Laminat, die mittels *Secondary Bonding* und im weiteren Verlauf ausschließlich händisch ohne die maschinelle Aushärtung in einem Ofen oder Autoklaven gefertigt wurden. Hierbei stellt das niedrig-viskose Harz-Härter-Gemisch *Epinal CR 76.14 / CH 76.14* (vgl. Kapitel 3.5) die einzige Komponente dar, die die zwei separat ausgehärteten Laminathälften miteinander verbindet und somit die Fügung aufrechterhält. Aufgrund dieser ausgehärteten Laminatoberflächen erzielt das zum Aufbau beider Hälften verwendete Prepregmaterial *HexPly® 6376C-HTS(12K)-5-35%* lediglich eine untergeordnete Wirkung auf die stoffschlüssige Verbindung mit dem Infusionsharz. Dem gegenüber steht der Aufbau der *Typ A*-Proben, in dessen Fall die eingesetzte *Co-curing*-Technik eine direkte stoffschlüssige Verbindung der Faserlagen mit dem Harz bewirkt. Demzufolge konnte für *Typ B* keine Ermittlung von  $P_{max}$  auf Grundlage der Prepreg-Datenblätter, wie es im Fall der *Typ A*-Proben erfolgte (vgl. Kapitel 3.4.1), durchgeführt werden. Eine angedachte alternative Vorgehensweise zur Ermittlung der Maximalkraft gemäß Formel (3) (vgl. Kapitel 2.5.3.1) anhand der Datenblätter des Infusionsharzes (Abbildung 82 bis Abbildung 84 im Anhang A.1 bzw. [22]) konnte ebenfalls nicht angewendet werden. Der Grund hierfür liegt darin, dass diese Datenblätter und auch der Hersteller selbst keine Angaben über die benötigten Werte des E-Moduls, der Risszähigkeit oder vergleichbarer Kennwerte des Klebstoffs liefern können. Schließlich wurde eine Referenzprobe genutzt, um einen ersten Eindruck über den zu erwartenden Bereich der Rissinitiierungskraft  $P_{max}$  zu erlangen. Hierzu wurde ein *Typ B*-Probekörper, der zuvor als Nicht-Bestandteil der Testcharge ausgewählt wurde, gemäß der in Kapitel 3.4.1 geschilderten Vorgehensweise getestet. Es ergab sich so ein Wert von  $P_{max} \approx 35$  N. Jedoch fiel bereits im Rahmen dieses Referenztests auf, dass das Risswachstum im Bereich der ersten 3 mm Delaminationslänge sehr schnell erfolgte. So kommt die Vermutung auf, dass der manuelle Teststopp nach Erreichen der Risslänge  $c = 3$  mm und die anschließende Probenentlastung minimale Vibrationen innerhalb des Testkörpers und somit ein weiteres ungewolltes Risswachstum herbeiführen könnte. Dadurch kann möglicherweise eine Messung der Risslängen von  $c = 4$  mm und 5 mm nicht gewährleistet werden. Aus diesem Grund wurde entschieden, den ersten Belastungszyklus erst nach  $c = 5$  mm bzw.  $a = 55$  mm zu beenden. Dieses Vorgehen entspricht weiterhin der *ASTM D5528 - 13* ([5]) und ermöglicht demnach einen Vergleich der Testcharge zu den zuvor getesteten Probekörpern *4 mm DCB Typ A*.

Eine weitere Abweichung ergab sich hinsichtlich der Installation und Kalibrierung des optischen Messequipments. Im Rahmen der Umsetzung der *DCB Typ B*-Tests wurde auf die vergleichsweise komplexe und aufwändige Installation und Testaufzeichnung mit Hilfe des *ARAMIS*-Systems verzichtet. Der Grund ist, dass sich im Verlauf des Projekts einige Änderungen ergeben haben. So konnte insbesondere bis zum Zeitpunkt der Testdurchführung unter Zuhilfenahme von *ARAMIS* eine Vielzahl an Daten und Erkenntnissen hinsichtlich der *DCB*-Tests zusammengetragen werden. Dies bildet eine gute Grundlage für die weitere Erprobung der *ARAMIS*-Software. Somit wurden die Versuche der *Typ B*-Probekörper lediglich unter Verwendung einer Systemkamera optisch aufgezeichnet.

### 3.6.4 Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion

Die Auswertung der durchgeführten Versuche für die *Typ B*-Charge wurde erneut mit Hilfe der MBT-, CC- und MCC-Methode sowie der Flächenmethode realisiert. Das entsprechende Vorgehen zur Auswertung gleicht hierbei der in Kapitel 3.4.2 beschriebenen Herangehensweise. Aufgrund dessen wird in diesem Kapitel der wesentliche Fokus verstärkt auf die erzielten Resultate sowie eine kritische Bewertung und Ergebnisdiskussion gelegt. Als Grundlage der folgenden strukturierten Analyse werden zunächst die Ergebnisse in Tabelle 9 und Tabelle 11 veranschaulicht, so dass sich ein erster Überblick generieren lässt.

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)			Abweichung [%]		$G_I$ Mittelwert (a = 50-100 mm)	$G_I$ Plateaubereich (a = 70-100 mm)	$P_{max}$ Rissbeginn [N]
		VIS	NL	5% / Max	NL zu VIS	NL zu 5% / Max			
1	#5	99,55	80,58	85,36	19,05	5,60	102,86	101,77	36,60
	#4	89,92	72,36	79,13	19,53	8,56	83,94	77,74	31,26
	#6	76,27	61,15	69,52	19,82	12,04	87,86	94,70	32,97
	#9	69,93	51,94	55,72	25,72	6,78	83,65	91,63	32,30
	#1	88,97	79,59	82,69	10,54	3,75	106,98	114,90	35,05
	Mittelwert	<b>84,93</b>	<b>69,12</b>	<b>74,49</b>	<b>18,93</b>	<b>7,35</b>	<b>93,06</b>	<b>96,15</b>	<b>33,63</b>
	s	11,78	12,35	12,08	5,42	3,16	11,05	13,64	2,16
s [%]	13,87	17,87	16,22			11,88	14,19		

Tabelle 9: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ B

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)						Abweichung [%]				$G_I$ Mittelwert (a = 50-100 mm)		$G_I$ Plateaubereich (a = 70-100 mm)		Abweichung $G_I$ Mittelwert zu MBT [%]	
		VIS		NL		5% / Max		NL zu VIS		NL zu 5% / Max		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC						
1	#5	103,41	97,61	83,72	82,00	88,68	86,15	19,05	16,00	5,60	4,82	101,26	102,67	97,03	101,99	-1,55	-4,93
	#4	88,42	84,03	71,15	69,47	77,81	75,50	19,53	17,32	8,56	7,99	80,87	82,72	74,05	77,12	-3,66	16,08
	#6	80,81	76,75	64,79	63,04	73,66	70,98	19,82	17,87	12,04	11,19	87,83	87,95	91,43	94,95	-0,03	-8,77
	#9	73,05	69,72	54,26	54,38	58,21	57,87	25,72	22,01	6,78	6,03	82,59	84,39	87,58	92,66	-1,27	-16,87
	#1	91,54	86,24	81,89	78,99	78,99	81,27	10,54	8,41	3,75	2,80	105,19	106,28	110,05	114,18	-1,68	-1,06
	Mittel	<b>87,45</b>	<b>82,87</b>	<b>71,16</b>	<b>69,58</b>	<b>76,69</b>	<b>74,35</b>	<b>18,93</b>	<b>16,32</b>	<b>7,35</b>	<b>6,57</b>	<b>91,55</b>	<b>92,80</b>	<b>92,03</b>	<b>96,18</b>	<b>-1,84</b>	<b>-3,11</b>
	s	11,45	10,49	12,24	11,37	11,90	10,86	5,42	4,96	3,16	3,20	11,05	10,90	13,16	13,55	1,31	12,22
s [%]	13,09	12,66	17,20	16,34	15,51	14,60					12,07	11,74	14,31	14,09			
Abw. zu MBT [%]	<b>3,10</b>		<b>3,10</b>		<b>3,10</b>												

Tabelle 10: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ B

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 100 mm)		Abweichung [%] FL / VIS
		VIS	Flächenmethode	
1	#5	107,99	115,63	7,07
	#4	71,26	92,02	29,13
	#6	96,40	101,26	5,04
	#9	101,51	107,50	5,90
	#1	107,41	125,63	16,96
	Mittelwert	<b>96,92</b>	<b>108,41</b>	<b>12,82</b>
	s	15,10	12,93	
s [%]	15,58	11,93		

Tabelle 11: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ B

#### 3.6.4.1 Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme

Zu Beginn konnten auf Basis der aufgezeichneten Messwerte der Kraft  $P$  und des Traversenwegs  $\delta$  erneut die *Kraft-Traversenweg*-Diagramme der Testcharge, die aus 5 DCB-Proben besteht, generiert werden (vgl. Anhang A.11).

Bei der allgemeinen Untersuchung der Be- und Entlastungskurven kann festgestellt werden, dass alle *Typ B*-Proben einen erwartbaren Graphenverlauf und somit ein realistisches Materialverhalten unter Schälbeanspruchung aufweisen. Zunächst ist, wie auch im Fall von *Typ A*, eine geringe Überlappungsfläche zwischen den Graphen beider Belastungszyklen erkennbar.

Wie zuvor in Kapitel 3.4.3.1 erklärt wurde, kann dies mit geringen Abweichungen infolge der Testmaschineneinstellung beim Zurücksetzen der Kraft- und Wegwerte auf Null begründet werden. Dies wird erfahrungsgemäß ebenfalls zu geringen Abweichungen hinsichtlich der Ergebnisse der Flächenmethode führen. Dennoch kann es als vertretbar eingestuft werden. Der Anstieg des Graphen während des ersten Belastungszyklus verläuft bis zum Punkt der Rissinitiierung nahezu linear. Dennoch lassen sich bei einem unmittelbaren Vergleich zwischen einer *Typ B*- und einer *Typ A*-Probe, in diesem speziellen Fall *4 mm DCB Typ A #12* und *4 mm DCB Typ B #6*, bereits erste Unterschiede erkennen (Abbildung 45).

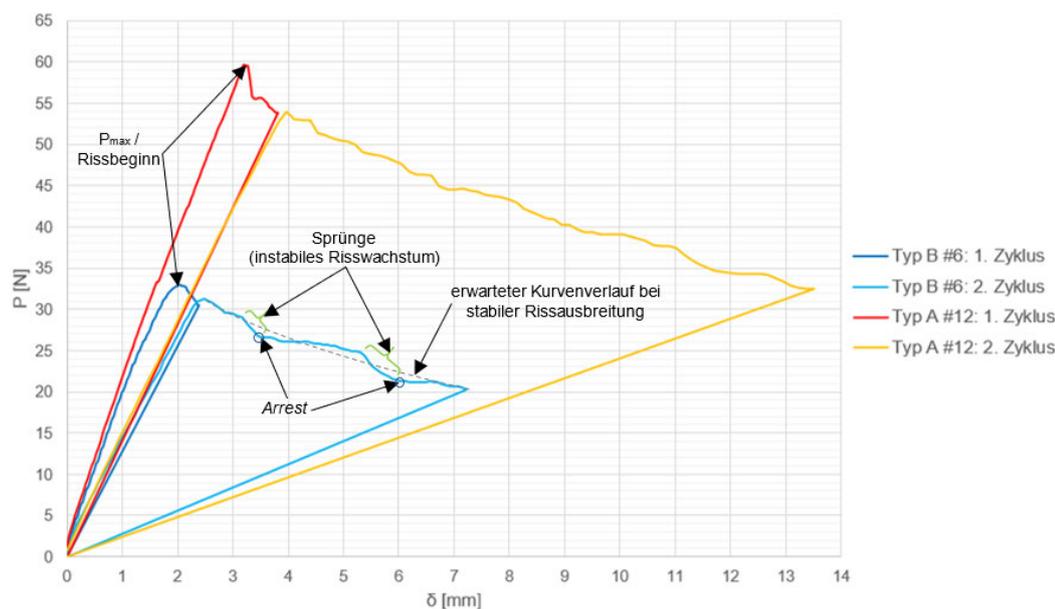


Abbildung 45: Vergleich Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B

Hinsichtlich der erreichten Rissinitiierungskraft  $P_{max}$  übertrifft die *Typ A*-Probe die *Typ B*-Probe um einen Faktor von rund 2. Der Traversenweg der *Typ B*-Probe, der sich zum Zeitpunkt des Rissbeginns einstellt, liegt ca. 1 bis 1,5 mm unterhalb demjenigen des *Typ A*-Probekörpers. Bereits hier kann durchaus auf eine verminderte Risszähigkeit  $G_{IC}$  des *Secondary Bonding*-Laminats geschlossen werden. Sie beruht möglicherweise auf dem niedrig-viskosen Epoxidharz als einzige nennenswerte zur Haltbarkeit der Verbindung beitragende Komponente. Zudem ist zum Zeitpunkt des Rissbeginns im ersten Belastungszyklus zu erkennen, dass die Kraft zunächst leicht stagniert, bevor sie mit zunehmender Risslänge abnimmt. Dies könnte als ein erstes Anzeichen eines leicht instabilen Risswachstums interpretiert werden. Wird weiterführend der zweite Zyklus der  $P$ - $\delta$ -Diagramme untersucht, so ist ein ungleichmäßiger Verlauf der Kurve im Vergleich zu denjenigen der *Typ A*-Proben zu erkennen (Abbildung 45). Die Sprünge innerhalb der Graphenverläufe sind demnach leicht ausgeprägter und markanter. Vor allem die Probe *4 mm DCB Typ B #1* (Abbildung 189 im Anhang A.11) stellt ein passendes Beispiel hierfür dar. Zusätzlich lässt sich anhand des Kraft-Weg-Verlaufes dieser Probe erkennen, dass die Kraft merklich über eine Traversenweglänge von knapp 2 mm stagniert, bevor sie schlagartig abfällt. Solche Sprünge lassen die Schlussfolgerung eines stärker ausgeprägten *Pop-in-Effekts* zu, der unerwünschter Weise auftritt und zu einer gewissen Ungenauigkeit der späteren Messergebnisse führen kann. Zugleich kann anhand dieser Erkenntnis ein weiteres Anzeichen für eine leicht instabile Rissausbreitung geschlussfolgert werden.

Denn gemäß [13], S. 197 geht im Fall eines instabilen Rissfortschritts eine Zone mit einer höheren Risszähigkeit voraus, in der die Rissfront zunächst stagniert. Wird dem System im Rahmen der Belastung weiterhin Energie zugeführt, wodurch die Verformung beibehalten wird, so schreitet die Rissfront allmählich und langsamer durch die leicht risszähere Zone. Die überschüssige Energie, die zum Zeitpunkt des Durchschreitens der risszäheren Zone noch in der Probe gespeichert ist, bewirkt ein rasantes und nahezu ruckartiges Absinken der Kraft. In den sog. *Arrest*-Punkten wird der Rissfortschritt dann wieder kurzzeitig stabil (vgl. [13], S. 196). Um an dieser Stelle kurz vorweg zu greifen, so lassen sich diese Effekte höchstwahrscheinlich auf das Nicht-Vorhandensein von Faserbrücken und dem alleinigen Versagen der Klebschicht zurückführen. Dieser Aspekt wird zu einem späteren Zeitpunkt in Kapitel 3.6.4.4 nochmals aufgegriffen und diskutiert.

Mittels der zwei bereits erläuterten linearen Trendlinien können zunächst die beiden essentiellen Punkte *NL* und *5% / Max* bestimmt werden (vgl. Kapitel 3.4.2.1). Unter Zuhilfenahme der Videoaufzeichnungen lässt sich nachträglich der Punkt *VIS* ermitteln. Die Auswertung der  $P$ - $\delta$ -Diagramme zeigt, dass der Wert *NL* (29,15 bis 34,72 N) erneut den geringsten und damit konservativsten aller drei Punkte darstellt (vgl. Anhang A.11). Jedoch ist zu erkennen, dass die Werte *VIS* und *5% / Max* nicht mehr nah beieinander liegen, wie es bei den *DCB Typ A*-Proben der Fall ist, sondern der *VIS*-Wert den *5% / Max*-Wert hinsichtlich des Kraft- und Wegwertes stets leicht übersteigt. Zudem ist *5% / Max* nicht mehr im Bereich der Maximalkraft zu finden, sondern liegt klar darunter und z.T. sogar im Bereich des *NL*-Wertes. Eine mögliche Ursache hierfür kann sein, dass der *Kraft-Traversenweg*-Verlauf in der Zone der Maximalkraft an Steigung verliert und damit abflacht. Somit kann dies durchaus auf die ersten Anzeichen eines instabilen Risswachstums, der durch die Klebschicht bedingt werden kann, zurückzuführen sein. Diese Aussage stellt allerdings eine reine Vermutung dar.

Werden die Ergebnisse der Kraft  $P_{max}$  der *Typ B*-Proben betrachtet, so ergibt sich hierbei ein Wertebereich von 31,26 bis 36,60 N sowie ein Mittelwert von 33,63 N. Dies zeigt zum einen, dass der Wert der Referenzprobe einen guten Eindruck über den zu erwartenden Wert der Maximalkraft liefert. Zum anderen kann aufgrund der geringen Standardabweichung von  $s = 2,16$  N festgestellt werden, dass alle *DCB Typ B*-Proben hinsichtlich dieser Eigenschaft vergleichbar sind und diese Ergebnisse damit als realistisch angesehen werden können.

Darüber hinaus wurden die Wertebereiche der Kraft  $P$  und des Traversenwegs  $\delta$  in der Zone der Delaminationslänge  $a = 100$  mm erfasst und verglichen. Während für die *Typ B*-Proben die Kraft zwischen 15,60 bis 21,60 N liegt, so befinden sich die Werte  $\delta$  zwischen 6,37 und 7,67 mm. Auch dies zeugt von sehr eng beieinander liegenden und somit vergleichbaren Werten. Im Vergleich zu *Typ A* fällt allerdings auf, dass diese Kraft- und Wegwerte ebenfalls weit geringer sind. Im Zusammenhang mit den erkennbaren Sprüngen im Graphenverlauf der *Typ B*-Proben kann die Erkenntnis erlangt werden, dass ein geringerer Traversenweg notwendig ist, um die *Typ B*-Proben über den geforderten Delaminationsbereich aufschälen zu können. Dies könnte zudem auf eine erhöhte Rissfortschrittsgeschwindigkeit hindeuten.

### 3.6.4.2 Untersuchung der Risswiderstandskurven (*R*-Kurven)

Anhand der Tabelle 9 und Tabelle 10 können die oben getätigten Aussagen hinsichtlich der Lage und der Verhältnisse der Punkte *NL*, *VIS* und *5% / Max* zueinander nochmals bestätigt werden. Eingangs ist festzuhalten, dass das Verhältnis von  $\delta/a$  mit einem Bereich von rund

0,04 bis 0,07 ebenfalls weit unter dem Grenzwert von 0,4 liegt und damit ein erweitertes Vorgehen zur Korrektur der Energiefreisetzungsraten nicht erforderlich ist. Im Fall der MBT-Methode bildet der Wert  $NL$  mit einem Chargen-Mittelwert der interlaminaeren Bruchzähigkeit von  $69,12 \text{ J/m}^2$  den kleinsten der drei Auswertungspunkte. Die Mittelwerte  $VIS$  ( $84,93 \text{ J/m}^2$ ) und  $5\% / Max$  ( $74,49 \text{ J/m}^2$ ) weisen eine größere Diskrepanz auf, als erwartet wurde. Dies lässt sich zugleich für die CC- und MCC-Methode feststellen, bei denen  $NL$  mit gemittelten  $69,5$  bis  $71,1 \text{ J/m}^2$  ebenfalls den konservativsten Rissinitiierungsparameter darstellt und merklich unterhalb von  $VIS$  und  $5\% / Max$  liegt (Tabelle 10). Demzufolge kann die Abweichung von  $NL$  zu  $VIS$  zwar zu einem erwartbaren prozentualen Anteil von rund 16 bis 19 Prozent berechnet werden, das Verhältnis von  $NL$  zu  $5\% / Max$  ist jedoch mit ca. 6 bis 7 Prozent deutlich geringer als erwartet. Somit kann die Aussage gemäß [5], dass  $NL$  im Schnitt rund 20 Prozent unterhalb dieser beiden Werte liegt, nur noch teilweise bestätigt werden. Es lässt sich vermuten, dass die geringe prozentuale Abweichung zwischen  $NL$  und  $5\% / Max$  eine Folge des *Secondary Bondings* sein kann. Das bedeutet, dass dies offenbar mit dem grundlegend veränderten Aufbau der *Typ B*-Proben zusammenhängt, bei dem das reine Prepregmaterial einen geringeren Einfluss nimmt und die händisch eingefügte Klebeschicht ein entscheidender Faktor für dieses Verhalten ist. Die veränderte Zusammensetzung des infiltrierten Klebstoffs, die der ursprünglichen Prepregmatrix gegenübersteht, könnte also vermutlich mit der geringeren prozentualen Abweichung in Verbindung stehen. Bisher ließ sich dies jedoch nicht nachweisen.

Bei einer Untersuchung des mittleren Levels der Energiefreisetzungsraten stellt sich zudem heraus, dass die MBT- sowie auch CC- und MCC-Methode mit sehr geringen Abweichungen von 1,6 und 3,1 Prozent stark vergleichbare Ergebnisse aufweisen (Tabelle 10). Dies belegt ein weiteres Mal die Erkenntnis, dass die Konservativität der MBT-Methode gemäß [5] insbesondere für die Werte der Rissinitiierung gilt. Betrachtet über den weiteren Verlauf der *R-Kurven* muss dieser Aspekt nicht zwingend eintreten und die Graphen der drei Methoden können im direkten Vergleich nahezu identisch oder auch leicht versetzt zueinander sein.

Bei einem Vergleich der  $VIS$ -Werte zu denjenigen der Flächenmethode ist ersichtlich, dass mit 12,82 Prozent im Mittel größere prozentuale Abweichungen im Vergleich zu *Typ A* auftreten (Tabelle 11). Die Flächenmethode liefert einen Wert von  $G_I$ , der durchgehend oberhalb des  $G_I$ -Wertes auf Basis der MBT-Methode liegt. Dies ist einerseits als ein Anzeichen leicht größerer Schwankungen im *R-Kurven*-Verlauf, die wiederum eine Folge des leicht instabilen Risswachstums sind, zu interpretieren. Andererseits wird deutlich, dass die prozentualen Abweichungen eine Folge der verschiedenen Berechnungsprinzipien beider Methoden sind. Während mit der Flächenmethode stets ein  $G_I$ -Durchschnittswert für das besagte große Inkrement von  $c = 50 \text{ mm}$  berechnet wird, so ergibt sich auf Grundlage von MBT bzw. auch CC und MCC ein  $G_I$ -Wert für eine konkrete Risslänge und somit kein Mittelwert. Damit zeigt sich allerdings zugleich, dass die o.g. Abweichungen, welche auf dem kleinen Wertebereich von  $G_I \approx 100$  bis  $125 \text{ J/m}^2$  beider Methoden basieren, als akzeptabel und plausibel betrachtet werden können.

Bei der weiteren Untersuchung der Testergebnisse fällt auf, dass die *R-Kurven*-Verläufe eine weitaus größere Streuung der Energiefreisetzungsraten besitzen, als zunächst erwartet wurde. Dieser Aspekt kann auf unterschiedlichen Hintergründen beruhen. Einerseits kann ein ungenaues Ablesen mittels der Lupe ursächlich hierfür sein. Während der gesamten Testdauer wurde die visuelle Rissbestimmung durch eine unregelmäßig, nicht geradlinig zwischen den Laminathälften und oftmals unterschiedlich schnell voranschreitende Rissfront erheblich

erschwert, wie am Beispiel von *4 mm DCB Typ B #5* erkennbar ist (Abbildung 46). Möglicherweise lassen Unregelmäßigkeiten in der Beschichtungsdicke der Probenränder sowie Beschädigungen dieser Beschichtung infolge des Aufzeichnens des Linienrasters den Riss um eventuelle Grate herumlaufen, wodurch sich eine zackende Risslinie ergibt. Auch die unebenen Oberflächen der Laminathälften – beide wurden im Fertigungsprozess durch Abreißgewebe angeraut – können einen solchen ungleichmäßigen Risslinienverlauf erklären. In wie weit dies Auswirkungen auf die Ausbildung der Bruchflächen hat, wird genauer in Kapitel 3.6.4.4 diskutiert. Andererseits liegt die Vermutung nahe, dass die große Streuung der  $G_I$ -Werte mit dem stark unterschiedlichen Aufreißen der infiltrierten Klebeschicht sowie mit der Faserbrückenbildung während der Schälbeanspruchung zusammenhängt. So ist es möglich, dass eine verstärkte Zackenbildung der Klebeschichtgrenzen höhere  $G_I$ -Werte mit sich bringt. Auch könnte eine verringerte Faserbrückenbildung ein Grund für die größeren Streuungen sein. Sollten sich diese Punkte im Verlauf der Testauswertung bestätigen, so scheinen die *Hypothese 1*, *Hypothese 3* und *Hypothese 4* (vgl. Kapitel 2.6) vorerst bestätigt zu sein.

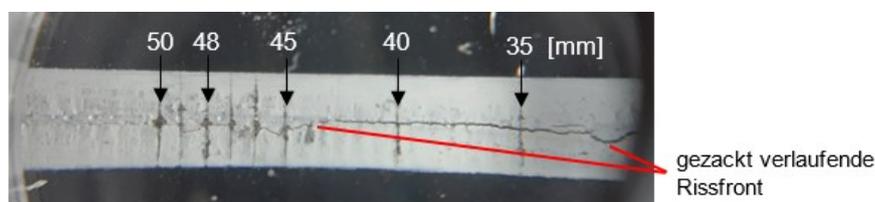


Abbildung 46: Detailansicht der nicht geradlinig verlaufenden Rissfront – *4 mm DCB Typ B #5*

Dieser eben erläuterte Punkt der vergrößerten Streuungen der  $G_I$ -Werte wird anhand des Zusammenhangs zwischen dem  $P$ - $\delta$ -Verlauf und der  $R$ -Kurve verdeutlicht. Kommt es im Kraft-Weg-Verlauf zu einem instabilen Sprung, so führt dies zu einem kurzzeitigen Absinken der  $R$ -Kurve und somit zu einer verringerten Energiefreisetzungsrate. Nach einem solchen Einbruch steigt die  $R$ -Kurve erneut an, bis sich dieses Phänomen bei einem späteren instabilen Sprung wiederholt. Dieser Zusammenhang wird v.a. anhand der Kurvenverläufe der Probe *4 mm DCB Typ B #1* (Abbildung 47 und Abbildung 189 bis Abbildung 191 im Anhang A.11) deutlich. Infolge der möglichen o.g. Ursachen für dieses Versagensverhalten kommt es zu einem *Pop-in-Effekt* und der leicht instabilen Rissausbreitung im Probeninneren, deren energetische Vorgänge in Kapitel 3.6.4.1 oberhalb der Abbildung 45 gemäß [13] erläutert wurden.

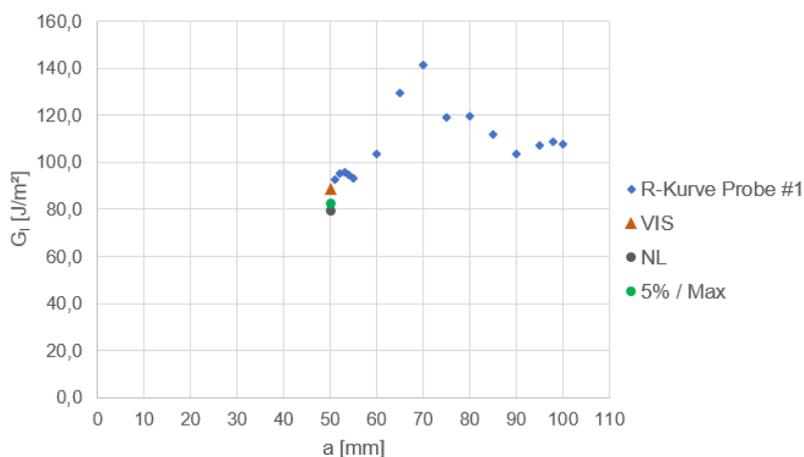


Abbildung 47: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – *4 mm DCB Typ B #1*

Des Weiteren kann die gemittelte *R-Kurve* von *Typ B* direkt in ein Verhältnis mit derjenigen von *Typ A* gesetzt werden (Abbildung 48, Abbildung 192 und Abbildung 194 im Anhang A.11).

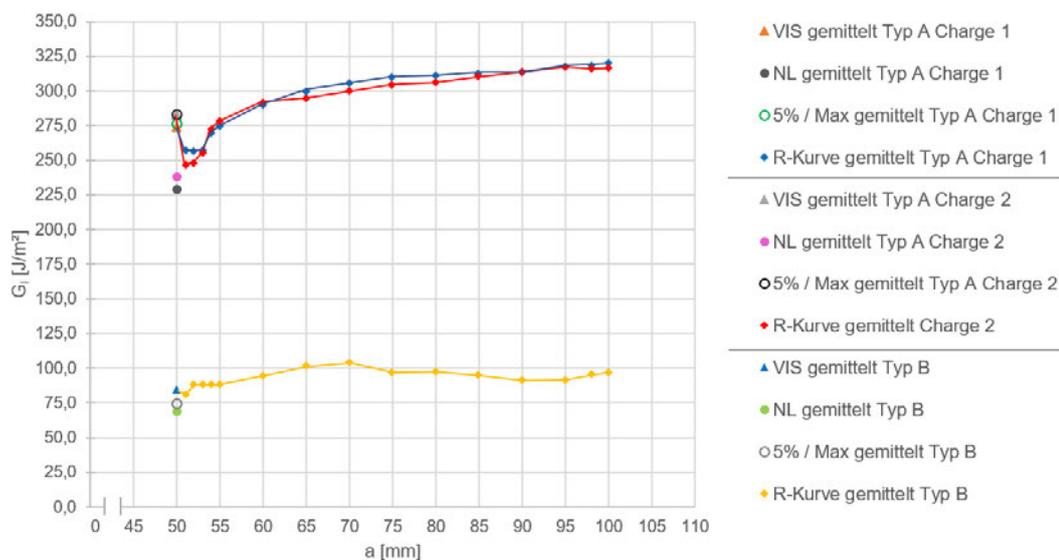


Abbildung 48: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, B

Hierbei ist erneut erkennbar, dass diese gemittelte *R-Kurve* der *Typ B*-Charge einen Verlauf aufweist, der leicht größeren Schwankungen unterliegt und zugleich eine erkennbare Tendenz besitzt. Während die *R-Kurven* der einzelnen *Typ A*-Proben rund 4 bis 6 Prozent (Charge 1 und 2 auf Basis von MBT, CC und MCC) von den Werten der gemittelten *R-Kurve* abweichen, so beträgt die Abweichung im Fall der *Typ B*-Probekörper ca. 11 Prozent. Anders als bei den Verläufen der *Typ A*-Proben weist die in gelb markierte *R-Kurve* nur zu Beginn ab den  $G_{IC}$ -Werten (*NL* bzw. *5% / Max*) bis rund 52 mm Delaminationslänge eine starke Steigung auf und flacht ab diesem Punkt ab. Somit stabilisieren sich die Werte der Energiefreisetzungsraten sehr schnell ab der Rissinitiierung und bilden einen durchgehenden Plateaubereich aus. Diese Aussage wird erneut bei einem Vergleich der  $G_I$ -Werte der gesamten *R-Kurve* ( $a = 50$  bis 100 mm) und des Plateaubereichs ( $a = 70$  bis 100 mm) deutlich, was in Tabelle 9 und Tabelle 10 sichtbar ist. Beide Werte liegen mit 91,5 bis 93,06 J/m<sup>2</sup> (mittleres  $G_I$ -Level) sowie 92,03 bis 96,15 J/m<sup>2</sup> (Plateaubereich) sehr nah beieinander. Hierbei wird erneut auf die o.g. denkbaren Ursachen, allen voran eine verringerte Faserbrückenbildung für den veränderten sich schnell stabilisierenden Kurvenverlauf und die leicht größeren Schwankungen verwiesen. Gleichmaßen ist festzustellen, dass die Energiefreisetzungsraten der *R-Kurven* der *Typ B*-Proben betragsmäßig lediglich 31,1 bis 31,5 Prozent derjenigen der *Typ A*-Proben darstellen. Im Umkehrschluss bedeutet dieses Ergebnis, dass die Charge 4 mm DCB *Typ B* im Mittel eine um 68,5 bis 68,9 Prozent verminderte Risszähigkeit gegenüber 4 mm DCB *Typ A* – basierend auf den visuellen Beobachtungsergebnissen – besitzen. Dabei zeigt die MBT-Methode wieder die kritischsten Resultate im Vergleich mit der CC- und MCC-Methode.

Werden zudem die Ergebnisse der Flächenmethode und somit die Energiefreisetzungsraten bezogen auf die Delaminationslänge  $a = 100$  mm chargenübergreifend verglichen, so ergeben sich um rund 66 Prozent geringere Energiefreisetzungsraten im Fall der *Typ B*-Proben. Demnach liefern alle Berechnungsmethoden an dieser Stelle gut vergleichbare Resultate. Zugleich

wird verdeutlicht, dass die mechanischen Ausgangseigenschaften lediglich zu einem geringen Anteil wiederhergestellt werden konnten.

### 3.6.4.3 Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts

Im weiteren Verlauf der Testauswertung wurden erneut die entsprechenden Risslängen  $c$  gegenüber der Zeit  $t$  aufgetragen und in einem Rissfortschrittsdiagramm visualisiert. Zudem wurde dieses Rissverhalten der *Typ B*-Proben in einen direkten Vergleich mit den *Typ A* gesetzt (Abbildung 196 im Anhang A.11). Die Steigungen der Trendlinien dienen erneut der Bestimmung der gemittelten Rissgeschwindigkeit in mm/s sowie des Risswachstums in s/mm über die Umkehrfunktion (Tabelle 12).

DCB Typ	Charge		Belastungszyklus 1	Belastungszyklus 2	Mittelwert
B	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,2033	0,312	<b>0,2577</b>
		Risswachstum [s/mm]	4,92	3,21	4,06
A	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1631	0,1635	<b>0,1633</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,13	6,12	6,12
	2	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1648	0,1652	<b>0,1650</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,07	6,05	6,06

Tabelle 12: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A, B

Anhand der Messpunktverteilung entlang der Trendlinien kann erkannt werden, dass die einzelnen Messtationen während des ersten Zyklus stärker von der Linearen abweichen, als im Fall der *Typ A*-Proben. Ein ähnliches Verhalten lässt sich insbesondere im oberen Risslängenbereich ( $c = 48$  bis  $50$  mm) beobachten. Ein Vergleich der beiden Belastungszyklen 1 und 2 in Tabelle 12 beweist, dass mit  $0,2033$  mm/s (Zyklus 1) und  $0,312$  mm/s (Zyklus 2) eine größere Differenz zwischen den Rissfortschrittsraten vorliegt. Werden diese Ergebnisse in ein Verhältnis gestellt, so liefert dies eine folgende prozentuale Abweichung gemäß Formel (13):

$$e = 1 - \frac{v_{\text{Zyklus 1}}}{v_{\text{Zyklus 2}}} = 1 - \frac{0,2033 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]}{0,312 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]} = 1 - 0,6516 = 0,34839 \cong 34,84 \% \quad (13)$$

Dieses Resultat zeugt von einem sehr großen Unterschied, der vor dem Testbeginn so nicht erwartbar war. Zugleich liefert dies einen weiteren Beweis dafür, dass die Probenbelastung des DCB-Tests zu einer stärkeren instabilen Rissausbreitung im zweiten Zyklus führt.

Im weiteren direkten Vergleich aller in Tabelle 12 dargestellten Ergebnisse wird deutlich, dass die Rissgeschwindigkeiten der *Typ B*-Charge wesentlich höher als die der *Typ A*-Proben ausfallen. Während im ersten Zyklus die Rissfront der *Typ A*-Proben im Mittel mit  $0,1631$  mm/s (Charge 1) bzw.  $0,1648$  mm/s (Charge 2) voranschreitet, so wächst sie im Schnitt mit  $0,2033$  mm/s bei den *Typ B*-Proben voran. Für den zweiten Zyklus ergeben sich Werte von  $0,1635$  bzw.  $0,1652$  mm/s (*Typ A*) und  $0,312$  mm/s (*Typ B*). Werden diese Werte ins Verhältnis zueinander gesetzt, so kann geschlussfolgert werden, dass sich die Rissfront der *Typ B*-Proben rund doppelt so schnell im Vergleich zu dem Anriss der *Typ A*-Probekörpern ausbreitet. Diese Erkenntnis deutet darauf hin, dass sich die in Kapitel 2.6 aufgestellte *Hypothese 2*, dass ein verstärkter sprunghafter Verlauf zu einer erhöhten Rissfortschrittsrate führt, als richtig

erwiesen hat. Dennoch wird diese Hypothese im weiteren Verlauf der folgenden Untersuchungen weiter analysiert und überprüft.

#### 3.6.4.4 Untersuchung der Rissbilder

Im Rahmen der weiteren Überprüfung werden in Anlehnung an Kapitel 3.4.3.4 die Proben nach den erfolgten DCB-Tests zunächst Ultraschalluntersuchungen unterzogen (Abbildung 197 bis Abbildung 202 im Anhang A.12). Dies ermöglicht es, Aussagen darüber zu treffen, ob eine Rissausbreitung interlaminar oder ggf. intralaminar erfolgte. Zur Realisierung der Ultraschallscans wurden die entsprechenden Probekörper nach Kapitel 3.3.4 bzw. Abbildung 27 innerhalb des Ultraschallgeräts *USPC 3010 HF MUSE* platziert. Während der laufenden Untersuchung und der Bewegung des Messkopfes fiel auf, dass sich das Ausgangssignal (Abbildung 20 im Kapitel 3.3.3.1) im Scanbereich der Probekörper *4 mm DCB Typ B #6* und *#9* über die voreingestellte Blendenzone hinausbewegte und damit ein inkorrektes Fehlersignal erzeugte. Dieses Vorkommnis spiegelt sich in der bildlichen Wiedergabe des Scanbereichs wider und generiert ein fehlerhaftes Rückwandecho-, Fehlerecho- und Fehlertiefenbild. Die Ursache lässt sich mit einer Ungenauigkeit im händischen Platzieren der einzelnen Testproben begründen. Hierbei bildete sich zwischen den besagten Probekörpern und der jeweiligen Referenzprobe während der Prüfung ein Spalt, in dem sich Luft sowie auch das Wasser als Kopplungsmittel ansammelte und z.T. unter die Proben floss. Damit wurde unbewusst der offensichtliche Fehlerbereich vergrößert. Aufgrund dessen wurde entschieden, die o.g. Proben in einer zweiten Ultraschallprüfung (Abbildung 200 bis Abbildung 202 im Anhang A.12) erneut zu testen und somit fehlerbehaftete Darstellungen des laufenden Signals ausschließen zu können. Die genauere Analyse der Ultraschallbilder zeigt, dass sich die entsprechenden Signale des Rückwand- und Fehlerechos sowie die ausgegebenen Fehlertiefen stark den Ergebnissen der *Typ A*-Proben ähneln (vgl. Kapitel 3.4.3.4). Im Delaminationsbereich, d.h. im linken gekennzeichneten Bereich der Scanbilder, ergibt sich ein Rückwandecho zwischen -16 und -20 dB, teilweise zwischen -24 bis -30 dB (Abbildung 197 im Anhang A.12). Die wiederholten Scans der Proben *4 mm DCB Typ B #6* und *#9* weisen ein solches Rückwandecho zwischen -14 und -22 dB auf und liegen daher im gleichen Pegelbereich (Abbildung 200 im Anhang A.12). Zudem ergibt sich ein Pegelbereich des Fehlerechos zwischen 0 bis -10 dB und die Fehlertiefe ist durchgehend zwischen 1,9 bis 2,1 mm erkennbar. Die Ergebnisse zeigen, dass die im Test erzeugten Delaminationen als deutliche, allerdings keine schwerwiegenden intralaminaren Fehlstellen ausgegeben werden. Sie führen zur Reflektion eines großen Strahlungsanteils im Bereich der erzeugten Risstiefe, wobei immer noch ein erheblicher Anteil der Ultraschallwellen die Probenrückwand erreicht. Dies zeugt davon, dass im Fall dieser untersuchten Probekörper eine interlaminare Delamination sowie ein Versagen innerhalb des Harzes vorliegt, was ein gewünschtes Ergebnis darstellt (vgl. Kapitel 3.4.3.4).

Im weiteren Verlauf wurden alle DCB-Proben mit Hilfe der manuellen Belastung innerhalb der Testmaschine vollständig aufgeschält (vgl. Kapitel 3.4.3.4). Dies ermöglichte eine detailliertere Untersuchung der Rissflächen. Hierbei wird deutlich, dass das ausgehärtete niedrig-viskose Epoxidharz innerhalb der Delaminationsflächen während der Prüfung auf unterschiedliche Weise aufbrach und sich somit verschiedenartige Rissbilder und Muster der Kleberückstände ergaben (Abbildung 49, exemplarisch für die *Typ B*-Charge sowie Abbildung 203 und Abbildung 204 im Anhang A.12).

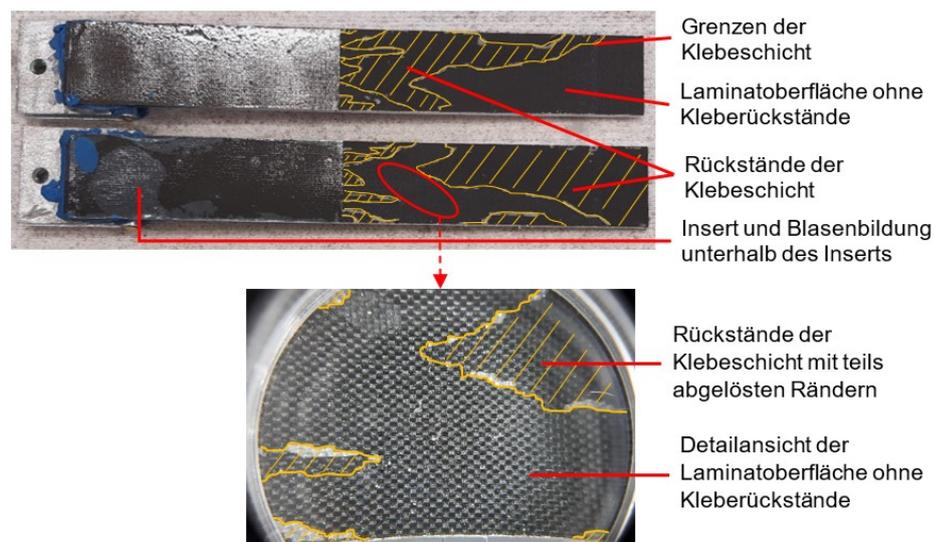


Abbildung 49: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ B #5

Die Ränder der Klebeflächen heben sich im Bild mit einer helleren Kontur hervor, da sich diese Stellen bereits leicht von der Probenoberfläche gelöst haben. Auch zeigt sich, dass die Grenzen der Kleberückstände bei einigen Proben deutlich komplexer und verzweigter mit vielen Zacken sind, wie am Beispiel von 4 mm DCB Typ B #1 und #5 zu erkennen ist. Bei den anderen Proben der Testcharge sind diese Muster wesentlich unverzweigter ausgeprägt. Die Unterschiede der Muster sind dabei auf die händische Reinfiltration zurückzuführen, die nicht gleichmäßig über alle Proben umgesetzt werden kann. So ergeben sich beispielsweise größere Dickenvariationen der Klebeschicht beim Auftragen auf den Laminatoberflächen sowie im Aushärtprozess, was wiederum zu Schwankungen in den späteren Resultaten führen kann. Dies zeigt sich einerseits bei einem Blick auf die erfassten Dickenmaße der Lamine (Tabelle 27 im Anhang A.10). Andererseits wurden stichprobenartig die Klebeschichtdicken an den ausgehärteten Laminaten mittels einer Lupe gemessen, um Gewissheit über die Variationen der Klebeschichtdicke zu erlangen. Es ergaben sich Dicken zwischen rund 0,10 und 0,15 mm, wie die Abbildung 50 exemplarisch zeigt.

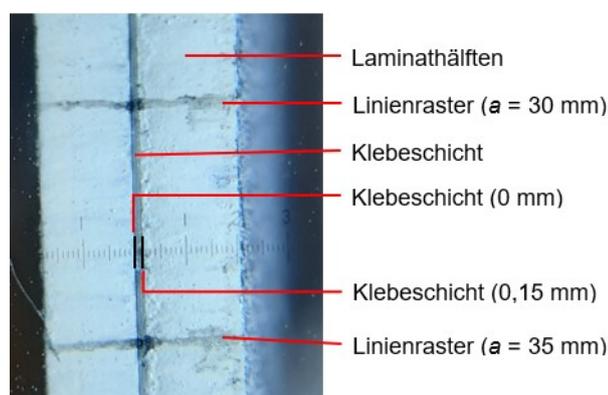


Abbildung 50: Messung der Klebeschichtdicke – 4 mm DCB Typ B #4

Bei einem direkten Vergleich der mittleren Energiefreisetzungsraten und des Plateaubereiches in Tabelle 9 in Kapitel 3.6.4 ist feststellbar, dass die o.g. Proben mit komplexeren und verzweigten Rissbildern des Klebstoffs mit über 100 J/m<sup>2</sup> sichtlich höhere Mittelwerte von  $G_I$

aufweisen. Die Erkenntnis lässt sich ebenfalls anhand eines Vergleiches der Ergebnisse der Flächenmethode gewinnen (Tabelle 11 im Kapitel 3.6.4). Um den Sachverhalt der unterschiedlich hoch ausfallenden Energiefreisetzungsraten infolge der Rissmusterkomplexität nochmals visuell aufzuzeigen, werden in Abbildung 51 sowie Abbildung 193 und Abbildung 195 (Anhang A.11) die entsprechenden *R-Kurven* der *Typ B*-Proben übereinandergelegt.

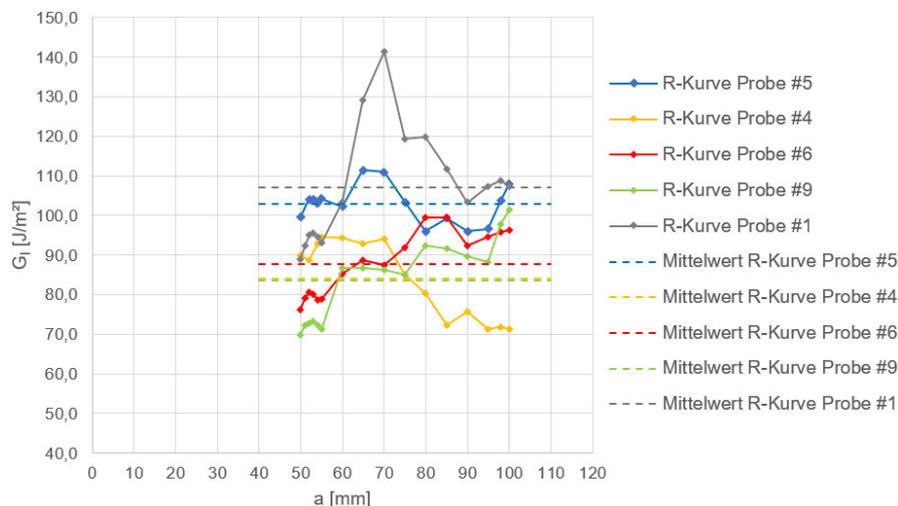


Abbildung 51: Vergleich der Risswiderstandskurven (*R-Kurven*) – 4 mm DCB Typ B

Diese geschilderte Erkenntnis lässt sich damit begründen, dass im Fall vieler verzweigter Klebeschichtgrenzen die Rissfront beim Voranschreiten an vielen Stellen innerhalb der Delaminationsfläche abgebremst bzw. am Wachstum gehindert wird. Dort ist ein größerer Energiebetrag von Nöten, damit die Rissfront die zähere Zone überwinden und weiter voranschreiten kann. Dieser höhere Energiebetrag spiegelt sich in höheren Energiefreisetzungsraten wider. Somit scheint die aufgestellte *Hypothese 3*, dass eine komplexere Klebeschichtgrenze zu höheren  $G_I$ -Werten führt, erstmals bestätigt zu sein. Eine weitere Untersuchung dieser Hypothese erfolgt im Rahmen der Ergebnisdiskussion der weiteren Charakterisierungsiterationen.

Die Analyse der Faserbrückenbildung bildet einen weiteren Untersuchungsschwerpunkt. Bei der näheren Betrachtung der Rissflächen ist festzustellen, dass abgesehen von der Klebeschicht keine gelösten Faserstränge vorliegen (Abbildung 49, exemplarisch für die getesteten DCB-Proben 4 mm DCB Typ B). Die weiteren Abbildungen hinsichtlich der Rissflächen der *Typ B*-Proben können im Anhang A.12 eingesehen werden. Dieses Resultat war weitgehend im Voraus zu erwarten. Aufgrund des *Secondary Bondings* wurden beide Laminathälften und somit auch die zu verklebenden Oberflächen vorab der Fügung vollständig ausgehärtet. Die Festigkeit des zum Einsatz kommenden niedrig-viskosen Harzes ist sehr wahrscheinlich kleiner als die Eigenfestigkeit der ausgehärteten Laminatoberflächen, weshalb von einem Versagen der Klebeschicht auszugehen ist. So lässt sich mit dieser DCB-Testdurchführung und den Ultraschalluntersuchungen analysieren, dass im Fall dieser *Typ B*-Charge ausschließlich ein Versagen des infiltrierten Klebstoffs vorliegt und dieser hauptsächlich das Bruchbild der Proben bestimmt. Zwischen den Flächen der Kleberückstände sind lediglich die angerauten Laminatoberflächen zu erkennen (Abbildung 49). Dies kann von einer Form des Mischbruches zeugen, bei dem sich sowohl ein Kohäsions- als auch Adhäsionsbruch einstellt (Abbildung 52). Während es beim Kohäsionsbruch zum Bruch der Klebstoffmasse selbst kommt, stellt der

Adhäsionsbruch ein Versagen der Klebung an der Füge teil-Klebstoff-Grenze dar. Diese Bruchform ist im Fall der durchgeführten Reinfiltration und der DCB-Tests akzeptabel, da mit der Auswertung ein nachvollziehbares Risswiderstandsverhalten charakterisiert werden kann.

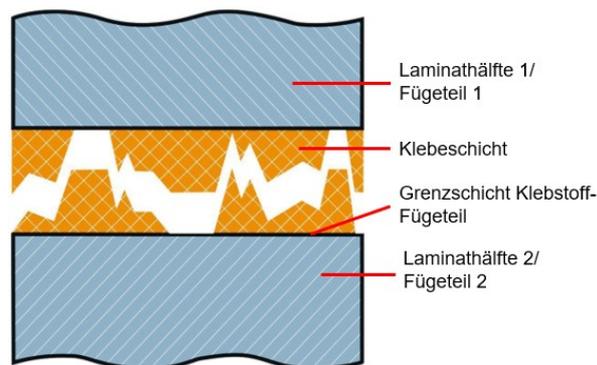


Abbildung 52: Mischbruch des Klebstoffs, i.A.a. [24]

Mit diesem Nachweis des Nicht-Auftretens von Faserbrücken können darüber hinaus die aufgestellte *Hypothese 1* und *Hypothese 4*, deren Aussagen an dieser Stelle nochmals aufgegriffen werden, scheinbar bestätigt werden. Aufgrund der nicht vorhandenen Faserbrücken innerhalb der Delaminationsflächen entfällt die rissstabilisierende Wirkung. Als Folge setzt ein instabiles Risswachstum ein, das sich im sprunghaften *Kraft-Traversenweg*-Verlauf widerspiegelt. Damit in Verbindung steht ebenfalls der unerwünschte *Pop-in-Effekt* der DCB-Proben (*Hypothese 1*). Folglich kommt es zu einem erhöhten Wachstum und einer vergrößerten Fortschrittsrate der Rissfront (*Hypothese 2*). Insbesondere die beschriebenen Wechselwirkungen und Effekte bewirken eine erschwerte Bestimmung der Risslängen und somit auch der Energiefreisetzungsraten (vgl. [13], S. 196). Neben der daraus resultierenden fehleranfälligeren visuellen Rissbeobachtung führen letztlich auch das instabile Risswachstum und der *Pop-in-Effekt* zu größeren Streuungen im *R-Kurven*-Verlauf (*Hypothese 4*). Diese geschilderten und untersuchten Zusammenhänge können jedoch plausibel erfasst sowie weiterführend gut verwertet werden. Somit kann mit einer zweiten Charakterisierungsiteration zur verbesserten Annäherung der Ausgangseigenschaften fortgefahren und die späteren Resultate im Rahmen der Analyse mit den bisherigen Ergebnissen der ersten Reinfiltration verglichen werden.

An dieser Stelle wird noch kurz auf die *Insert*-Bereiche eingegangen. Sie können zumeist als glatte Fläche wahrgenommen werden. In einigen Fällen lösten sich die *Inserts* während des Tests von der Laminatoberfläche, was die teils vorkommende Blasenbildung unterhalb des *Inserts* im endgültig aufgeschälten Probenzustand erklärt. Es fällt zudem auf, dass sich die Trennfolien während der Testdauer nicht verformten oder ihre Position veränderten. Demzufolge stellen die *Inserts* auch in diesem Fall zufriedenstellende Rissinitiatoren dar.

### 3.7 Zweite Charakterisierungsiteration (4 mm DCB Typ A1, Secondary Bonding)

#### 3.7.1 Umsetzung

Für die Durchführung der zweiten Charakterisierungsiteration werden die auseinandergeschälten Laminathälften der vorherigen *Typ A*-Charge genutzt. Die nun hier gefertigten *Secondary Bonding*-Lamine werden als *4 mm DCB Typ A1* bezeichnet. Aufgrund der zufrieden-

stellenden und gut nachvollziehbaren Ergebnisse der ersten Charakterisierungsiteration (vgl. Kapitel 3.6.4) wurde entschieden, diese zweite Fertigung (vgl. Kapitel 3.1) auf die gleiche Weise gemäß Kapitel 3.6.1 zu realisieren. So sollen ebenfalls gute Ergebnisse bezüglich des zu analysierenden Risswachstums erzeugt werden können.

In einem ersten Schritt wurden die zuvor aufgeschälten, jeweiligen zusammengehörigen Laminathälften möglichst deckungsgleich übereinander angeordnet, mit einem Paketklebeband umwickelt sowie entlang der Probenränder aufgeschlitzt. Im Gegensatz zu den *Typ B*-Proben (erste Charakterisierungsiteration) erfolgte die Reinfiltrationsumsetzung in diesem Fall mit den bereits montierten metallischen Gelenken zur Lasteinleitung. Der Grund hierfür liegt einerseits darin, dass diese Teile infolge der ersten Verklebung stark auf den Laminathälften haften. Das Ablösen und erneute Verkleben der Gelenke, was zudem mit dem Abschleifen der Harzreste der Proben- und Gelenkoberflächen verbunden ist, könnte die Lamine vermutlich stark schädigen. Dies würde den bisherigen guten Zustand der Fügepartner verschlechtern. Des Weiteren wurden keine neuen *Inserts* bzw. Trennfolien entsprechend der Probengeometrien zugeschnitten. Hierbei konnten die ursprünglich eingefügten *Inserts* der *Typ A*-Proben übernommen werden, da sie sich während der vorangegangenen DCB-Tests nicht vollständig von den Laminatinnenseiten gelöst haben und somit bereits die gewünschte Position aufwiesen. Die weiteren Prozessschritte der Fügung gleichen der ersten Charakterisierungsiteration:

- Aufklappen und Reinigen der vorbereiteten Laminathälften (Abbildung 53, oben)
- Auftragen des niedrig-viskosen Harzes auf die *Insert*- sowie Delaminationsflächen
- Zusammenklappen und Ausrichtung beider Probenhälften (Abbildung 53, unten)
- Positionierung in einem U-Profil, Aufbringen des Komprimierungsdrucks (Abbildung 54)
- Aushärtung der DCB-Proben im Aufbau für rund 72 Stunden unter Raumtemperatur
- Entnahme der fertigen Probekörper *4 mm DCB Typ A1*, Nachbearbeitung und Reinigung

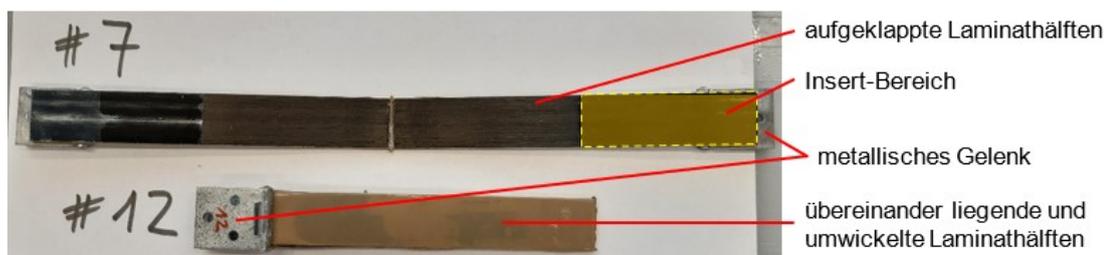


Abbildung 53: Vorgehen der zweiten Charakterisierungsiteration

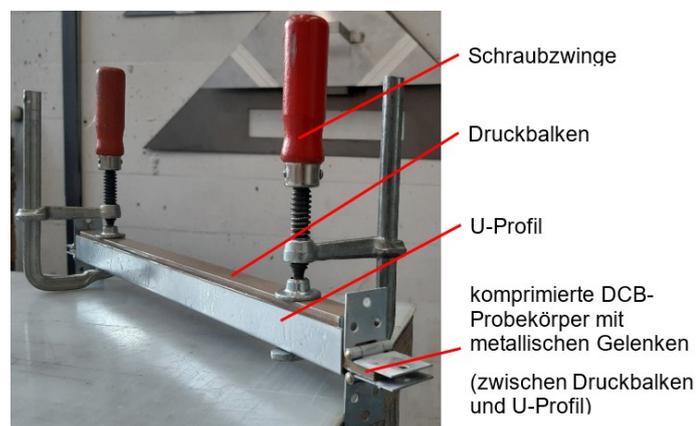


Abbildung 54: Aufbau zur Komprimierung der DCB-Probekörper (zweite Charakterisierungsiteration)

### 3.7.2 Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse

Die Ultraschallscans der *Typ A1*-Proben, die vorab der DCB-Tests erzeugt wurden, spiegeln eine qualitativ zufriedenstellende Reinfiltration wider. Dies wird bei einer genaueren Analyse der Scanbilder (Abbildung 205 bis Abbildung 207 im Anhang A.13) verdeutlicht.

Im Bereich der Delaminationsflächen weist das Rückwandecho ein Signalspektrum von 0 bis ca. -16 dB auf, was auf ein fehlerfreies Laminat ohne nennenswerte Fehlstellen schließen lässt. Diese Aussage kann für alle Probekörper der Testcharge getätigt werden. Insbesondere bei der Untersuchung des Fehlerechos lassen sich einige Unterschiede zu den zuvor analysierten *Typ B*-Proben feststellen. Bei den Probekörpern *4 mm DCB Typ A1 #3, #7, #8 und #11* sind in einem Großteil der Delaminationsflächen Spektren des Fehlerechos zwischen -28 bis -18 dB, die als grau-schwarze bis hellblaue Flächen ausgegeben werden, zu erkennen. Dies zeugt davon, dass die Ultraschallwellen dort die eingefügte Klebeschicht nahezu ungestört passieren konnten und von dieser Schicht nicht reflektiert wurden. Somit handelt es sich hier möglicherweise um Bereiche der Klebeflächen, in denen eine leicht geringere Menge des Harzes vorliegt und sich dieses zusätzlich bestmöglich zwischen den Faserlagen sowie den teils hervorstehenden Fasersträngen verteilen konnte. Damit bildet sich eine annähernd perfekte Laminatverbindung aus. Dies kann ebenfalls daran festgehalten werden, dass v.a. in den grau-schwarzen Bereichen des Fehlerechos von -28 bis -26 dB keine Fehlertiefe vom Messkopf erfasst wurde. In den restlichen Bereichen der Klebeflächen zeigt sich ein Fehlerecho zwischen -16 und -10 dB. Dies kann als eine Zone interpretiert werden, in der sich eine geringfügig größere Menge des Klebstoffs ansammeln und an die Oberfläche der Laminatinnenflächen anpassen konnte, weshalb demzufolge ein leichter Fehler ausgegeben wird. Dennoch konnte das Signal offenbar auch diese Bereiche der Klebeschicht ohne große Reflexion passieren und auf die Laminatrückwand gelangen, was sich erneut am nahezu perfekten Rückwandecho erkennen lässt. Somit kann davon ausgegangen werden, dass im gesamten Klebebereich eine Harzverbindung und demnach eine annehmbare Reinfiltration der Klebeflächen vorliegt. Die ausgegebene Fehlertiefe liegt zudem im erwartbaren Bereich von 1,9 bis 2,2 mm.

Dennoch lassen diese Erkenntnisse letztlich die Vermutung zu, dass es während der Reinfiltration sowie der Aushärtung der DCB-Proben im oben beschriebenen Aufbau zu kleinen Verschiebungen des Epoxidharzes und damit zu geringen Variationen in der Klebeschichtdicke kam. In wie weit sich dies bestätigt bzw. das Versagensverhalten der *Typ A1*-Proben beeinflussen kann, wird in den folgenden DCB-Tests experimentell untersucht.

Im Rahmen der weiteren Präparation und Qualitätsüberprüfung fiel auf, dass die Dimensionen der einzelnen Probekörper hinsichtlich ihres Dickenmaßes bis maximal 0,15 mm variieren (Tabelle 28 im Anhang A.14). Damit kann die Anforderung nach [5], S. 5, dass die Variation des Dickenmaßes um ca. 0,10 mm als zulässig angesehen wird, nahezu erfüllt werden. Im direkten Vergleich mit den *Typ B*-Proben, die unmittelbar nach der Reinfiltration bzw. Komprimierung eine Dickenvariation von rund 0,20 mm aufwiesen, kann diese geringere Dimensionsvariation der *Typ A1*-Proben durchaus auf eine Verbesserung der Reinfiltration hindeuten. Offensichtlich ließen sich während der gemeinsamen Verklebung beide Laminathälften besser aneinander anpassen, fügen und demnach mittels der Druckbalken besser komprimieren. Ein weiterer Vergleich der angesprochenen Testchargen erfolgt in den nachfolgenden Kapiteln.

### 3.7.3 Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung

Die Vorbereitung und Umsetzung der DCB-Tests für die *Typ A1*-Charge erfolgte identisch zu der oben dargelegten Vorgehensweise hinsichtlich der *Typ B*-Proben (vgl. Kapitel 3.6.3). Aufgrund dessen soll auf den eigentlichen Testablauf hier nicht erneut eingegangen werden.

Dennoch ist zu betonen, dass sich aus den o.g. Gründen ebenfalls entschieden wurde, die Kraft  $P_{max}$  des charakteristischen Rissbeginns experimentell mit Hilfe einer Referenzprobe zu bestimmen. Hierzu wurde der Probekörper *4 mm DCB Typ A1 #8* ausgewählt und gemäß der standardisierten Testabfolge getestet. Auf diesem Weg ergibt sich für  $P_{max}$  ein Wert von rund 45 N, so dass diese Last als ein Richtwert für den Rissbeginn zu sehen ist. Darüber hinaus wurde bereits im Voraus der Testdurchführung festgelegt, dass der erste Belastungszyklus nach einer Risslänge von  $c = 3$  mm oder 5 mm manuell beendet und die Probenentlastung eingeleitet werden soll. Somit können die Vorgaben zur Durchführung eines DCB-Tests nach *Modus I* gemäß [5] eingehalten werden.

### 3.7.4 Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion

Die Auswertung der Testergebnisse und damit zusammenhängend die Generierung der *Kraft-Traversenweg*- und *R-Kurven*-Diagramme wurde gemäß der in Kapitel 2.5.3 und 3.4.2 beschriebenen Vorgehensweise umgesetzt. Demnach wurden auch hier die Berechnungsmethoden nach [5] zur Testauswertung genutzt. Die Flächenmethode konnte im Rahmen dieser Testcharge nicht angewandt werden, weshalb deren Ergebnisse an dieser Stelle auch nicht dargestellt werden. Eine entsprechende Begründung hierfür wird in Kapitel 3.7.4.2 geliefert.

Bereits während der Prüfung konnte ein differenziertes Rissverhalten der DCB-Proben vernommen werden. Zu Beginn der Tests konnten im ersten Zyklus an einigen Stellen minimale Sprünge der Rissfront beobachtet werden. Oftmals verlief der Riss jedoch annähernd gleichmäßig zwischen den verklebten Laminathälften, sodass die Rissausbreitung an jeder Markierung des 1 mm-Rasters erfasst werden konnte. Anhand dieser Erkenntnis kann geschlossen werden, dass in diesen ersten Millimetern der Delaminationsflächen der *Typ A1*-Proben ein stabiles und an wenigen Stellen ein leicht instabiles Risswachstum vorliegen kann.

Während des zweiten Zyklus war jedoch feststellbar, dass die Ausbreitung der Rissfront im Unterschied zu den vorherig getesteten *Typ A*- und *Typ B*-Proben nicht gleichmäßig in minimal kleinen Schritten verlief, sondern in unregelmäßigen zeitlichen Abständen in großen Sprüngen erfolgte. Dabei setzte zu nicht vorhersagbaren Zeitpunkten im Verlauf der Prüfung ein abruptes Aufreißen des Laminats ein, wodurch die Risslänge innerhalb eines minimalen Zeitintervalls schlagartig um mehrere 10 mm anwuchs. Infolge dieses offensichtlich instabilen Risswachstums war es nicht möglich, die Risslänge visuell anhand des eingezeichneten Linienrasters in den regelmäßigen Abständen von 5 mm zu erfassen. Oftmals konnte die Rissfront über die gesamte Delaminationslänge nur an 9 bis 10 willkürlichen Rasterpunkten detektiert werden. Dies führt letztlich auch dazu, dass die spätere *R-Kurve* nur aus einer geringen Anzahl von Datenpunkten bestehen und damit die Interpretation des Risswiderstandsverhaltens erheblich erschwert wird. Bereits in der *ASTM D5528 - 13* ([5], S. 2) wird erwähnt, dass die Energiefreisetzungsrate  $G_I$  den Energieverlust  $dU$  je Einheitsbreite  $b$  einer Probe für einen minimal kleinen Anstieg der Delaminationslänge unter einer konstanten Öffnungsrate beschreibt. Diese Erkenntnis lässt vermuten, dass es aufgrund eines hier vorliegenden stark instabilen, ungleich-

mäßigen und nicht-minimalen Risswachstums zu starken Abweichungen der Messergebnisse kommen kann. Dies kann ggf. auch dazu führen, dass ein Teil der Ergebnisse im Rahmen der MBT-, CC- und MCC-Methode nicht verwertbar ist bzw. keine plausiblen Aussagen liefert. In wie weit die generierten graphischen Zusammenhänge demnach ein realistisches Materialverhalten v.a. im Vergleich zu den anderen Testchargen charakterisieren, wird im Verlauf der Ergebnisdiskussion untersucht. Vorab der detaillierten Untersuchung und Diskussion der Resultate werden die Ergebnisse kompakt in Tabelle 13 und Tabelle 14 dargestellt.

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)			Abweichung [%]		$G_I$ Mittelwert (a = 50 mm bis Testende)	$G_I$ (a = 50-55 mm)	$P_{max}$ Rissbeginn [N]
		VIS	NL	5% / Max	NL zu VIS	NL zu 5% / Max			
1	#2	146,81	90,82	95,96	38,14	5,36	153,96	167,78	48,78
	#3	156,20	130,74	138,45	16,30	5,57	176,48	189,35	46,08
	#7	117,31	80,01	91,09	31,80	12,16	170,12	169,79	44,82
	#11	113,29	84,51	91,23	25,40	7,37	162,41	146,03	37,85
	#12	191,02	171,30	178,58	10,32	4,07	178,82	213,79	51,89
	Mittelwert	<b>144,93</b>	<b>111,47</b>	<b>119,06</b>	<b>24,39</b>	<b>6,91</b>	<b>168,36</b>	<b>177,35</b>	<b>45,88</b>
	s	31,70	39,03	38,76	11,27	3,16	10,26	25,50	5,25
	s [%]	21,87	35,02	32,55			6,10	14,38	

Tabelle 13: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A1

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)						Abweichung [%]				$G_I$ Mittelwert (a = 50-100 mm)		$G_I$ (a = 50-55 mm)		Abweichung $G_I$ Mittelwert zu MBT [%]	
		VIS		NL		5% / Max		NL zu VIS		NL zu 5% / Max		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
1	#2	174,93	179,84	108,21	114,47	114,34	120,55	38,14	36,35	5,36	5,04	180,66	184,81	198,85	204,71	17,34	20,04
	#3	155,93	158,92	130,51	136,92	138,21	144,18	16,30	13,84	5,57	5,04	174,82	179,43	188,43	191,25	-0,94	1,67
	#7	123,53	125,78	84,25	87,30	95,91	98,77	31,80	30,60	12,16	11,62	175,35	174,78	177,78	175,12	3,07	2,74
	#11	115,80	112,18	86,39	89,44	93,26	96,03	25,40	20,27	7,37	6,86	162,55	162,85	148,00	146,10	0,08	0,27
	#12	204,51	206,76	183,40	188,16	191,19	195,10	10,32	8,99	4,07	3,55	190,63	192,20	228,66	233,09	6,60	7,48
	Mittel	<b>154,94</b>	<b>156,70</b>	<b>118,55</b>	<b>123,26</b>	<b>126,58</b>	<b>130,93</b>	<b>24,39</b>	<b>22,01</b>	<b>6,91</b>	<b>6,42</b>	<b>176,80</b>	<b>178,81</b>	<b>188,34</b>	<b>190,05</b>	<b>5,23</b>	<b>6,44</b>
	s	36,66	38,68	40,83	41,57	40,34	40,78	11,27	11,38	3,16	3,13	10,19	11,03	29,47	32,49	7,38	8,07
	s [%]	23,66	24,68	34,44	33,73	31,87	31,15					5,76	6,17	15,65	17,10		
Abw. zu MBT [%]	<b>6,71</b>	<b>7,74</b>	<b>6,71</b>	<b>-16,50</b>	<b>6,71</b>	<b>10,54</b>											

Tabelle 14: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A1

### 3.7.4.1 Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme

Wie bereits erwähnt wurde, zeigen die generierten *Kraft-Traversenweg*-Diagramme der *Typ A1*-Proben (Abbildung 55 und Abbildung 208 bis Abbildung 223 im Anhang A.15) im Vergleich zu den vorherigen Chargen einen grundlegend anderen Verlauf. Daraus kann ein unterschiedliches Versagensverhalten der Materialien unter *Modus I*-Belastung geschlossen werden.

Zunächst ist erkennbar, dass der Graph bis zum Erreichen des Anrisses einer annähernd linearen Linie folgt, was den theoretischen Vorhersagen, die u.a. in [5] getätigt werden, entspricht. Zudem liegen die Werte der charakteristischen Rissinitiierungskraft  $P_{max}$  sowie des zugehörigen Traversenwegs  $\delta$  bei allen getesteten *Typ A1*-Proben unterhalb derjenigen der *Typ A*-Proben sowie oberhalb der *Typ B*-Probekörper. Dies kann exemplarisch anhand der Abbildung 55 bestätigt werden, in der die *Kraft-Traversenweg*-Verläufe der Proben 4 mm DCB *Typ A* #3, *Typ A1* #3 sowie *Typ B* #9 graphisch gegenübergestellt werden. Eine solche Beobachtung lässt sich für alle während der Prüfung aufgezeichneten Kraftwerte  $P$  der verschiedenen Testchargen *Typ A*, *Typ A1* und *Typ B* erkennen. Diese Erkenntnisse können als ein Anzeichen für eine erhöhte interlaminaire Risszähigkeit und *R-Kurve* gegenüber den *Typ B*-Proben sowie eine verminderte Riss- bzw. Bruchzähigkeit gegenüber *Typ A* gedeutet werden. Ähnlich wie in Kapitel 3.6.4.1 erwähnt wurde, kann dies ein Resultat des niedrig-viskosen

Infusionsharzes sein, das einer der ausschlaggebenden Faktoren der Fügung sowie des Versagensverhaltens der DCB-Proben ist. Ob sich die Aussage hinsichtlich der Energiefreisetzungsrates bzw. Risszähigkeit bewahrheitet, wird im Verlauf der weiteren Analyse überprüft.

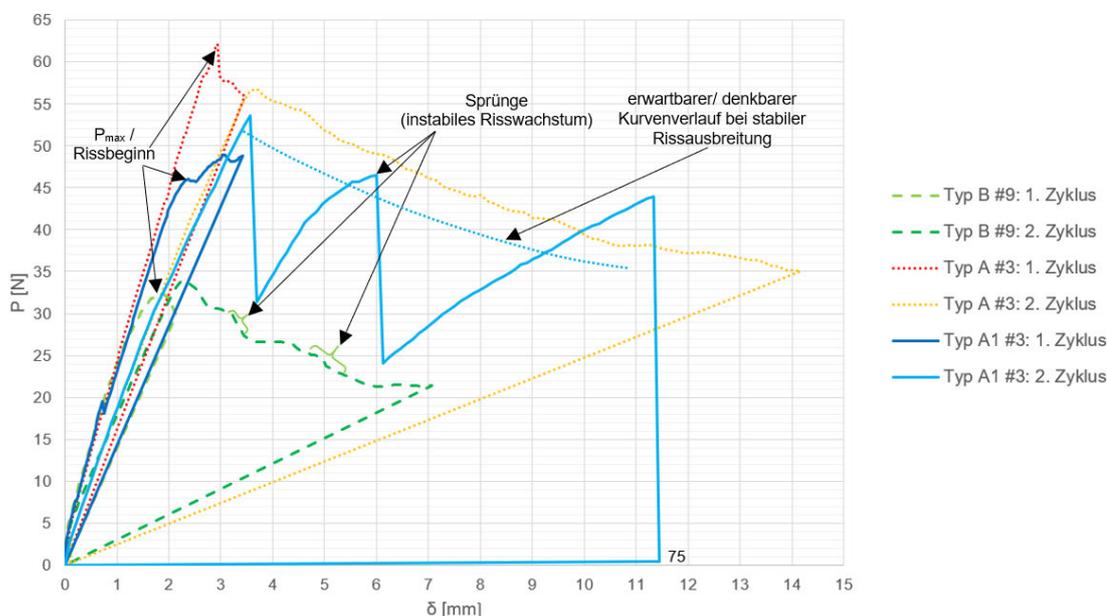


Abbildung 55: Vergleich Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B, A1

Darüber hinaus fällt auf, dass nach dem erfolgten Anriss die Kraft  $P$  weiterhin mit dem Traversenweg  $\delta$  ansteigt und sich hierbei eine weitere Rissausbreitung einstellt. Dieses Verhalten unterscheidet sich grundlegend von dem erwartbaren Verlauf der Kurve bei einer stabilen Rissausbreitung, bei dem die Kraft  $P$  mit der Erhöhung des Weges während des Rissfortschritts abnimmt. Diese Beobachtung kann möglicherweise ein erstes Anzeichen eines stark instabilen Risswachstums sein. Dies stellt allerdings nur eine Vermutung dar.

Bei der Analyse des zweiten Belastungszyklus kann ebenfalls ein verändertes Materialverhalten unter *Modus I*-Belastung festgestellt werden, da sich die Graphen von denen der vorherigen getesteten *Typ A*- und *Typ B*-Proben maßgeblich differenzieren. Während der Probenbelastung steigen die Kraft- und Traversenwegwerte ungefähr linear zueinander an. In dieser Testdauer ist hingegen kein visuelles Risswachstum vernehmbar. Zu einem bestimmten Zeitpunkt setzt plötzlich ein schlagartiges und instabiles Risswachstum ein, in der die Rissfront durchgehend um mehrere 10 mm voranschreitet. Dieser Vorgang führt zum abrupten Abfall der Kraft  $P$  und der Ausbildung eines *Arrest*-Punktes bei einem nahezu gleichbleibenden Wert des Traversenwegs  $\delta$ . Dieses Phänomen beschreibt eine lokale Instabilität bzw. den sog. *Pop-in-Effekt*. Nach diesem deutlichen Sprung nimmt die Kraft im weiteren Verlauf der Prüfung erneut linear zum Traversenweg zu. Zudem setzt unmittelbar nach dem abrupten Risswachstum eine annähernde Stagnierung der Rissfront ein, d.h. die Risslänge vergrößert sich mit zunehmender Kraft in einigen Fällen lediglich um wenige Millimeter, bevor sie komplett stagniert und sich nicht verändert. Dieses Verhalten setzt sich fort, bis die wirkende Kraft  $P$  auf die Probe so groß ist, dass es erneut zu einer schlagartigen Vergrößerung der Rissfront kommt, der Kraftwert abrupt bis auf ein Minimum abfällt und sich somit ein weiterer Sprung im  $P$ - $\delta$ -Diagramm bildet. Diese beschriebene Wechselwirkung zwischen Kraft, Traversenweg und

Risslänge setzt sich bis zum Ende der Prüfung fort. Hierbei ist ebenfalls nicht vorhersagbar, um welchen Längenbetrag sich die Rissfront infolge eines solchen Sprungs vergrößert. Im Fall der hier vorliegenden Charge erfolgte der letztmalig aufgezeichnete Rissfortschritt unerwünschter Weise bis zur Probenhinterkante, so dass die Probe durch diesen letzten Rissprung komplett auseinander geschält wurde. Eine mögliche Ursache hierfür kann eine ungleichmäßige Reinfiltration der Delaminationsflächen sein, bei der eine unterschiedliche Klebstoffmenge und damit leicht variierende Dicke innerhalb der Probe vorliegt (vgl. Kapitel 3.7.2). Dies kann in Verbindung mit der unebenen Fügefläche selbst stehen, die die ungleichmäßige Verteilung des Harzes begünstigen könnte. Dieser Aspekt lässt sich durch die angewandte Reinfiltration allerdings nicht direkt beeinflussen. Eine detailliertere Untersuchung dieses Punktes, in dem auch die Rissflächen analysiert werden, erfolgt im Kapitel 3.7.4.4.

Zudem konnte während der Prüfung keine Faserbrückenbildung beobachtet werden. Sollte sich dies bei der Untersuchung der Rissflächen zeigen, so ist dies ein Indiz für einen erneuten Nachweis des instabilen Wachstums und somit eine Bestätigung der *Hypothese 1*. Möglicherweise kann ein solcher Effekt zu einer höheren Rissfortschrittsrate – zumindest während des zweiten Zyklus der *Typ A1*-Proben – führen, was beim Eintreten dieses Ergebnisses die offensichtliche Bestätigung der *Hypothese 2* bedeutet.

Werden hingegen die *Typ A1*-Probekörper innerhalb ihrer Testcharge miteinander verglichen und analysiert, so lassen sich ebenfalls wichtige Erkenntnisse zusammenfassen. Beim Vergleich der drei kritischen Werte der Energiefreisetzungsrates  $NL$ ,  $VIS$  und  $5\% / Max$  ergeben sich erwartbare Ergebnisse. Der  $NL$ -Wert liegt im *Kraft-Traversenweg*-Diagramm mit einem Wertebereich von 35,95 bis 50,05 N stets unterhalb von  $VIS$  und  $5\% / Max$  und ist damit als rechnerisch konservativster Punkt des Rissbeginns anzusehen. Hinsichtlich der Lage zueinander ist das Ergebnis vergleichbar mit demjenigen der *Typ B*-Probekörper. Dies zeigt, dass auch hier  $NL$  und  $5\% / Max$  sehr nah beieinander liegen.

Die Werte der Kraft  $P_{max}$  liegen bis auf die Probe *4 mm DCB Typ A1 #12*, die mit  $P_{max} = 51,7$  N einen leicht höheren Ausreißer darstellt, alle im Bereich zwischen 37 bis 47,7 N, wie es anhand der Referenzprobe *4 mm DCB Typ A1 #8* angenommen werden konnte (Tabelle 13). Die höhere Kraft im Fall der Probe #12 kann möglicherweise auf eine Verklebung im *Insert*-Bereich unmittelbar vor der Rissinitiierung zurückzuführen sein, was im Kapitel 3.7.4.4 im Rahmen der Rissflächenuntersuchung überprüft wird.

Im Unterschied zu den vorherigen Testchargen konnten die Kraft- und Traversenweg-Werte für die regelmäßigen Abstände der Delaminationslänge  $a = 70$  bis 100 mm aufgrund des stark instabilen Rissfortschritts nicht bzw. kaum erfasst werden. Um eine Grundlage für eine Wertevergleichbarkeit mit den Testchargen der *Typ A*- und *Typ B*-Proben generieren zu können, wurde sich entschieden, für jede Probe ab  $a = 70$  mm eine Interpolation zwischen den in der Prüfung visuell identifizierten Datenpunkten von  $P$  und  $\delta$  durchzuführen. Hierfür wurde der Ansatz einer linearen Regression zwischen zwei Messpunkten gewählt. Da dies v.a. für die Berechnung und Ausgabe der *R-Kurven* eine Rolle spielt, wird an geeigneter Stelle im Kapitel 3.7.4.2 darauf nochmals eingegangen.

Abschließend kann festgehalten werden, dass die *Kraft-Traversenweg*-Diagramme der *Typ A1*-Proben sowohl ein stabiles bzw. nur leicht instabiles Risswachstum bis zu einer Risslänge von maximal  $c = 5$  mm, aber auch eine stark instabile Rissausbreitung ab dieser Risslänge aufzeigen. Ob diese starke Instabilität des Risswachstums und somit die Mehrheit der

ermittelten Datenpunkte des zweiten Belastungszyklus überhaupt für die plausible Berechnung der Materialkennwerte verwertbar sind, wird im folgenden Unterkapitel diskutiert.

#### 3.7.4.2 Untersuchung der Risswiderstandskurven (*R-Kurven*)

Hinsichtlich der numerischen Bestimmung der Energiefreisetzungsraten sowie der *R-Kurven* ist im Fall dieser Testcharge ebenfalls keine weiterführende Korrektur erforderlich. Der Grund hierfür liegt in der beschriebenen Rahmenbedingung seitens [5], dass das Verhältnis  $\delta/a$  mit ca. 0,04 bis 0,1 durchgehend unterhalb des Grenzwertes von 0,4 liegt (vgl. Kapitel 2.5.3).

Ein Vergleich der Rissinitiierungswerte *NL*, *VIS* und *5% / Max* (Tabelle 13 und Tabelle 14) zeigt ein ähnliches Verhalten gegenüber den zuvor analysierten *Typ B*-Proben (*Secondary Bonding*). Während *NL* erneut den geringsten Wert mit einem Mittelwert von 111,47 bzw. 118,55 und 123,26 J/m<sup>2</sup> (MBT bzw. CC und MCC) darstellt, liegen *VIS* und *5% / Max* in Abhängigkeit der jeweiligen Berechnungsmethode stets oberhalb davon. Daraus lässt sich auch erkennen, dass die prozentuale Abweichung von *NL* zu *VIS* mit rund 22 bis 24 Prozent in einen laut der *ASTM D5528 - 13* [5] annehmbaren Bereich fällt, wohingegen *NL* und *5% / Max* aufgrund ihrer geringen Abweichung von ca. 6 bis 7 Prozent nah beieinander liegen. Dies deutet somit darauf hin, dass sich der physikalische Rissbeginn und der fünfprozentige Anstieg der Nachgiebigkeit – vermutlich des Klebstoffs – in einem vergleichbaren Bereich befinden, was möglicherweise wiederum eine Folge des *Secondary Bondings* sein kann. Denn im DCB-Test handelt es sich bei dem infiltrierte spröden Klebstoff um einen der wenigen Faktoren, der infolge der geringen Schälkräfte nachgeben und somit das Risswachstum wesentlich beeinflussen kann. Der Nachgiebigkeitseinfluss der eigentlichen Laminathälften wird an dieser Stelle, wie schon bei den vorherigen Testchargen, als gering gegenüber demjenigen des Klebstoffs eingestuft. Dennoch handelt es sich hierbei um eine bisher nicht bestätigte Vermutung.

Ein Vergleich zwischen den Energiefreisetzungsraten der Flächenmethode und denjenigen der visuellen Rissbeobachtung kann im Fall von *Typ A1* nicht durchgeführt werden. Demzufolge lässt sich auch keine übergreifende Gegenüberstellung mit den vorherigen Testchargen *Typ A* und *Typ B* generieren. Der Grund hierfür liegt v.a. darin, dass aufgrund des stark instabilen Risswachstums und des plötzlich vollständigen Aufreißens der Proben nur wenige, nicht prognostizierbare Risslängen als Datenpunkte detektiert werden konnten. Da die letztmalig erfassten Risslängen mehr als 10 mm und damit weit vor der endgültigen Delaminationslänge ( $a = 100$  mm) als Referenzwert liegen, ließ sich keine Energiefreisetzungsrate gemäß MBT, CC oder MCC für diesen Bereich ermitteln. Zudem ist der Punkt des vollständigen Aufreißens aufgrund seiner Lage außerhalb des Auswertebereiches nicht verwertbar, so dass eine lineare Interpolation zwischen den Punkten vor und nach diesem Vergleichswert zu ungenauen und nicht plausiblen Ergebnissen führen würde. In Bezug der eben genannten Gründe war es damit nicht möglich, die Energieabsorption *A* zum Erreichen der Gesamtrisslänge und somit zufriedenstellende Ergebnisse der Flächenmethode zu bestimmen.

Werden die Verläufe der sich ergebenden *R-Kurven* (Abbildung 56, exemplarisch für diese Testcharge sowie *R-Kurven*-Diagramme im Anhang A.15) analysiert, so stellen diese Kurven bzw. Scharen an Datenpunkten ein komplex zu interpretierendes Versagensverhalten der Proben dar. Zunächst ist erkennbar, dass die Energiefreisetzungsraten  $G_I$  über den Verlauf der Delaminationslänge sehr starken Streuungen unterliegen.

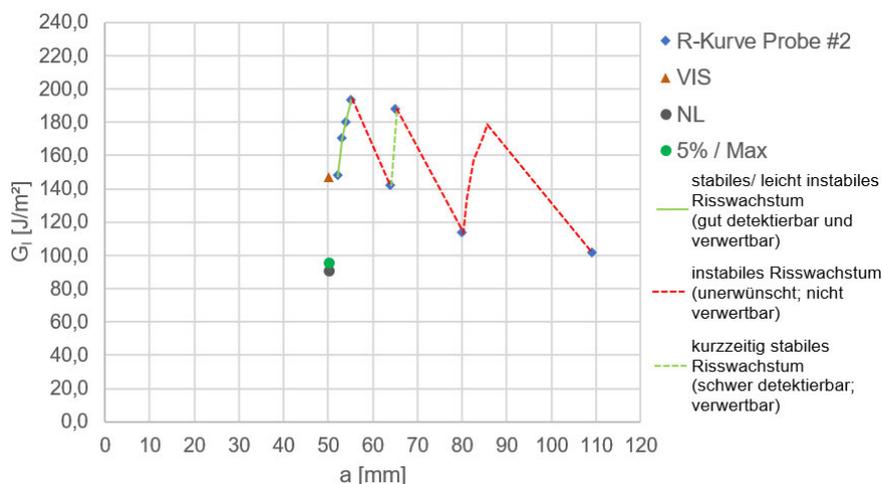


Abbildung 56: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #2

Dieses Phänomen ist sehr wahrscheinlich auf das unregelmäßige und unkontrollierbare Aufreißen bzw. Versagen der Klebeschicht zurückzuführen, dessen Ursache wiederum die unterschiedlich große Klebschichtdicke innerhalb der Laminatflächen sein kann. Diese fällt bei den Typ A1-Proben leicht höher und ungleichmäßiger gegenüber derjenigen der unbeschädigten Typ A-Proben aus. Dies wird bei einem Vergleich des Dickenmaßes und der Dickenvariation beider Testchargen deutlich (Tabelle 15).

Probekörper	4 mm DCB Typ A1 (Secondary Bonding)					4mm DCB Typ A (Co-curing)				
	Klebschichtdicke Delaminationsbereich [mm]				Dickenvariation [mm]	Klebschichtdicke Delaminationsbereich [mm]				Dickenvariation [mm]
	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt		Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	
#2	0,11	0,02	0,17	0,10	0,15	0,07	-0,01	0,11	0,06	0,12
#3	0,04	0,05	0,13	0,07	0,09	0,02	-0,01	0,07	0,03	0,08
#7	0,07	0,02	0,14	0,08	0,12	0,06	-0,02	0,08	0,04	0,10
#8	0,13	0,05	0,15	0,11	0,10	0,07	0,01	0,08	0,05	0,07
#11	0,09	0,02	0,16	0,09	0,14	0,06	-0,02	0,10	0,05	0,12
#12	0,02	0,05	0,15	0,07	0,13	0,00	-0,02	0,04	0,01	0,06
Minimum					0,07					0,01
Maximum					0,11					0,06

Tabelle 15: Vergleich Dicke und Dickenvariation der Klebeschicht – 4 mm DCB Typ A und Typ A1

Die leicht negativen Werte im Fall von Typ A lassen sich mit einer perfekten Verklebung und Aushärtung im Autoklaven und so mit einer Laminatdicke leicht unterhalb von 4 mm begründen. Hiermit zeigt sich einmal mehr, dass sich aufgrund der manuellen Probenkomprimierung während des Aushärteprozesses, wie er im Rahmen der zweiten Charakterisierungsiteration umgesetzt wird, der Druck nicht so gleichmäßig über die gesamte Probenfläche aufbringen lässt und somit hier eine Optimierungsmöglichkeit besteht. Denn trotz des Druckbalkens, der die aufgetragene Spannkraft über die Probenfläche verteilt, wirkt der Kraftpeak jedoch im direkten Bereich der montierten Schraubzwinde. Im weit entferntesten Bereich von der angebrachten Zwinde wirkt vermutlich der kleinste Betrag der Spannkraft, wenn auch gleich die Kraftunterschiede minimal ausfallen dürften. Bei einer Aushärtung unter dem Einsatz eines Vakuums, wie es bei Typ A erfolgte, lässt sich hingegen ein gleichmäßig verteilter Druck über die gesamte Probenfläche aufbringen. Eine weitere Ursache für die stark erhöhten Streuungen der  $G_I$ -Werte können die nicht vorhandenen Faserbrücken sein, wie es bereits in Kapitel 3.7.4.1 anhand der Erkenntnisse der DCB-Tests geschildert wurde. Durch dieses Wegfallen der rissstabilisierenden Verbindungen wird ein unkontrolliertes sowie instabiles Risswachstum

erzielt, was eine starke Schwankung der *R-Kurve* mit sich führt. Anhand dieser Beobachtung lässt sich offenbar ein weiteres Mal die aufgestellte *Hypothese 4* (vgl. Kapitel 2.6) bestätigen. Um die nicht vorhandenen Faserbrückenbindungen letztmalig überprüfen zu können, werden in Kapitel 3.7.4.4 die Rissbilder untersucht.

In diesem Zusammenhang kann auch ein Abbild der oben beschriebenen *Kraft-Traversenweg*-Diagramme festgestellt werden (vgl. Kapitel 3.7.4.1 und Abbildung 55). Anfangs ergibt sich noch eine nachvollziehbare Tendenz des *R-Kurven*-Verlaufs (Abbildung 56). In den ersten 5 mm des stabilen bzw. annähernd stabilen Risswachstums steigen ebenfalls die Beträge der Energiefreisetzungsraten mit zunehmender Delaminationslänge  $a$  und somit die *R-Kurven* stark an. Dies spiegelt ein erwartbares Graphenbild wider, da die gute Fügequalität und Klebstoffanpassung an die Oberflächen sowie die damit zusätzlich erzeugte Festigkeitserhöhung ursächlich für die starke Erhöhung von  $G_I$  sein können. Der gemittelte Wert von  $G_I$  liegt für diesen Bereich bei 177,35 bzw. rund 188 bis 190 J/m<sup>2</sup> (MBT bzw. CC und MCC in Tabelle 13).

Mit der einsetzenden instabilen Rissausbreitung ab ca.  $c = 5$  mm bildet sich hingegen ein *R-Kurven*-Verlauf aus, dessen Tendenz insbesondere anhand der geringen Anzahl an Datenpunkten nur schwierig zu interpretieren ist. Zunächst konnte eine Stagnierung der tatsächlichen Rissfront beobachtet werden, was mit der Ausbildung einer plastischen und risszäheren Zone am Ende des Risses zu begründen ist (vgl. Kapitel 3.6.4.1). Wird der Probe weiterhin Energie zugeführt, so wird die Rissfront nur sehr langsam durch diese Zone gedrängt, was visuell nahezu nicht sichtbar ist. Nach dem Passieren dieses Bereiches bewirkt der aufgebaute und große Energiebeitrag eine abrupte schlagartige Ausbreitung des Risses, was mit der plötzlichen Verringerung von  $G_I$  in Verbindung steht. Erst dann, in den sog. *Arrest*-Punkten, wird das Risswachstum nur kurzzeitig stabil und  $G_I$  steigt wieder an, bis es zu einem erneuten instabilen Sprung kommt. Somit stellt sich im zweiten Belastungszyklus offensichtlich ein ständiger Wechsel einer aufsteigenden und abfallenden *R-Kurve* ein. Dieses Versagensverhalten erscheint an dieser Stelle nachvollziehbar, jedoch kann der exakte Verlauf der *R-Kurve* aufgrund der zu geringen Anzahl an Datenpunkten infolge der erschwerten visuellen Detektion nicht ausreichend berechnet und qualitativ dargestellt werden. Demzufolge lässt es sich hierbei nur vermuten, dass der Kurvenverlauf der dargestellten *R-Kurve* in Abbildung 56 entsprechen kann, was durch die gestrichelten Linien visualisiert wird. Auf Basis solcher Ergebnisse lässt sich jedoch keine geeignete *R-Kurve* generieren, um das Versagensverhalten der reinfiltrierten Delaminationen gut und vollständig prognostizieren sowie in einen Vergleich zu den vorherigen Testchargen setzen zu können. Somit können auch die numerischen Mittelwerte der Energiefreisetzungsraten  $G_I$  von 168,36 J/m<sup>2</sup> bzw. 176,80 und 178,81 J/m<sup>2</sup> (MBT bzw. CC und MCC), die für die Gesamtrisslänge von 50 mm gelten, nicht als aussagekräftig angesehen werden (Tabelle 13 und Tabelle 14). Auch muss erwähnt werden, dass mit Hilfe der in der *ASTM D5528 - 13* [5] vorgestellten Berechnungsmethoden ausschließlich ein Materialverhalten auf Basis eines minimal kleinen Anstiegs der Delaminationslänge numerisch ermittelt werden kann. Große instabile Rissfortschritte können nur geringfügig sowie mit großen Ungenauigkeiten und Abweichungen zueinander berechnet werden, was an den stark streuenden Verläufen in Abbildung 227, Abbildung 229 und Abbildung 231 im Anhang A.15 deutlich wird. Im Verlauf der Auswertung konnte festgestellt werden, dass Delaminationssprünge von bis zu 10 mm noch zufriedenstellend gemäß [5] abgebildet und ermittelt werden können. Somit muss hierbei zusammenfassend gesagt werden, dass die generierten *R-Kurven* der *Typ A1*-Proben

nur bis zu einer Risslänge von  $c = 5$  mm als vertretbar anzusehen sind. Die Verläufe oberhalb dieser Risslänge sind für eine Materialcharakterisierung, wie sie im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt und angestrebt wird, nicht verwertbar.

In Abbildung 57 sowie Abbildung 228 und Abbildung 230 (Anhang A.15) wird die gemittelte *R-Kurve* der *Typ A1*-Charge auf Basis der MBT-, CC- und MCC-Methode im Vergleich zu denjenigen der *Typ A*- und *Typ B*-Proben dargestellt.

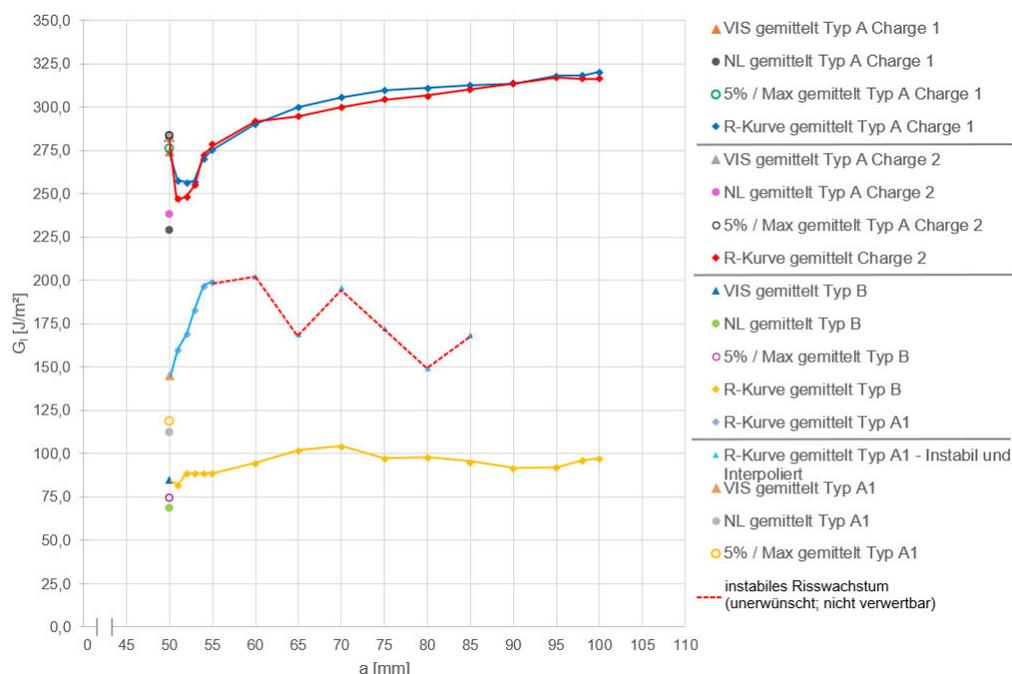


Abbildung 57: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, A1, B

Da im Delaminationsbereich von  $a = 50$  bis  $55$  mm ein stabiles bzw. nur leicht instabiles sowie verwertbares Risswachstum vorliegt, kann nur dieser Abschnitt der gemittelten *R-Kurve* für eine qualitative Gegenüberstellung des Versagensverhaltens genutzt werden. Eine lineare Regression als Interpolationsverfahren zwischen den Datenpunkten der einzelnen instabilen Verläufe wurde nur verwendet, um einen groben Überblick über den Verlauf der gemittelten instabilen *R-Kurven* zu erlangen. Dennoch kann wie erwähnt festgestellt werden, dass dies nicht zielführend für eine weiterführende Untersuchung ist. Für die verwertbaren Bereiche der einzelnen *R-Kurven* von *Typ A1* kann eine Abweichung zur gemittelten Kurve von rund 15 bis 16 Prozent berechnet werden. Damit liegt dieser Wert leicht über demjenigen der *Typ B*-Proben (rund 11 Prozent) sowie deutlich oberhalb der *Typ A*-Testchargen (ca. 4 bis 6 Prozent). Dies zeigt erneut die erhöhten Schwankungen von  $G_i$ , was im anfänglichen Bereich der *R-Kurve* ein Anzeichen eines instabilen Risswachstums sein kann, möglicherweise infolge der Ungenauigkeiten des *Secondary Bondings*. Dennoch ist klar ersichtlich, dass die verwertbare Kurve dieser Testcharge in einem angestrebten Bereich zwischen den beiden anderen Kurven liegt.

Aus der Lage der Graphen zueinander kann – unter Berücksichtigung der Werte von *NL*, *VIS* und *5% / Max* – schließlich folgende zusammenfassende Aussage getätigt werden: Die Lamine der Charakterisierungsiteration 4 mm DCB Typ A1 weisen im verwertbaren Delaminationsbereich ( $a = 50$  bis  $55$  mm) eine um 39 Prozent geringere Risszähigkeit gegenüber den *Typ A*-Proben auf. Demnach konnte ein Level von bis zu 61 Prozent der mechanischen

Ausgangseigenschaften der unbeschädigten Proben in diesem Risslängenbereich erreicht werden. Zugleich ergibt sich eine mittlere Steigerung gegenüber der ersten Charakterisierungsiteration (*4mm DCB Typ B*) um ca. 91 Prozent, sofern die charakteristischen Rissinitiiierungswerte (*NL*, *VIS* und *5% / Max*) mit in die Berechnung einbezogen werden. Dieser hohe Wert resultiert letztlich aus den unterschiedlichen Verläufen der beiden *R-Kurven*, wobei sich die Kurve der *Typ A1*-Proben über einen hohen *G<sub>r</sub>*-Wertebereich erstreckt und sich diejenige der *Typ B*-Charge in einem nahezu konstanten Bereich bewegt. Wird nur die Lage der o.g. charakteristischen Punkte betrachtet, so liegt hier eine Steigerung von rund 64 Prozent vor.

### 3.7.4.3 Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts

Das Verfahren zur Bestimmung der gemittelten Rissfortschrittsraten basiert auf der in Kapitel 3.4.3.3 und 3.6.4.3 beschriebenen Vorgehensweise. Jedoch wurde es aufgrund der geringen Anzahl an detektierten Datenpunkten leicht variiert. Zunächst wurde für jeden einzelnen Probekörper der Charge eine Trendlinie auf Basis der erfassten Messpunkte generiert. Aus den sich ergebenden Steigungen der Linearen, die gleichermaßen die Rissfortschrittsrate einer Probe charakterisieren, ließ sich anschließend ein gemitteltes Risswachstum berechnen.

Bei der genaueren Untersuchung dieser Graphen fällt auf, dass die erfassten Messpunkte während des ersten Belastungszyklus ähnlich nah entlang der generierten Trendlinie verlaufen wie im Fall der zuvor analysierten Chargen der *Typ A*- und *Typ B*-Proben. Im zweiten Belastungszyklus hingegen ist ein verstärktes Abweichen der entsprechenden Datenpunkte von der Linie zu vermerken. Der wesentliche Grund für dieses Verhalten ist die unterschiedliche Rissstabilität während beider Zyklen. Im ersten Zyklus konnte wie erwähnt ein stabiles bzw. nur leicht instabiles Risswachstum mit minimalen Sprüngen im *Kraft-Traversenweg*-Verlauf erkannt werden, wobei der Riss in den regelmäßigen Abständen von 1 mm detektiert werden konnte. Somit kann erwartet werden, dass die Abweichungen der Datenpunkte von der Trendlinie sehr gering ausfallen. Die stark instabile Rissausbreitung im zweiten Zyklus erschwerte die visuelle Rissfrontdetektion, was somit stärkere Messungenauigkeiten und -abweichungen zur Folge hat. Dies spiegelt sich demnach ebenfalls in den resultierenden Ergebnissen der Rissgeschwindigkeiten wider (Tabelle 16 und Abbildung 232 im Anhang A.15 ).

DCB Typ	Charge		Belastungszyklus 1	Belastungszyklus 2	Mittelwert
A1	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1292	0,2694	<b>0,1993</b>
		Risswachstum [s/mm]	7,74	3,71	5,73
B	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,2033	0,312	<b>0,2577</b>
		Risswachstum [s/mm]	4,92	3,21	4,06
A	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1631	0,1635	<b>0,1633</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,13	6,12	6,12
	2	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1648	0,1652	<b>0,1650</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,07	6,05	6,06

Tabelle 16: Testergebnisse des Risswachstums der Proben *4 mm DCB Typ A, A1* und *B*

Während die Testchargen der *Typ A*-Probekörper mit rund 0,16 mm/s in beiden Belastungszyklen eine annähernd konstante Rate des Risswachstums erkennen lassen, so fällt sie im Fall der *Typ B*-Proben mit 0,2033 mm/s (Zyklus 1) und 0,312 mm/s (Zyklus 2) deutlich höher aus. Damit konnte die aufgestellte *Hypothese 2*, dass im Fall eines sprunghaften *Kraft-Traversenweg*-Verlaufs eine höhere Risswachstumsgeschwindigkeit zustande kommt, offensichtlich

bestätigt werden. Auf Basis dieser Aussage wurden Vermutungen hinsichtlich der Ergebnisse gestellt. So wurde angenommen, dass die Fortschrittsrate der *Typ A1*-Proben aufgrund des annähernd stabilen Risswachstums im ersten Zyklus einen Wert liefern sollte, der im Idealfall unterhalb derjenigen der *Typ B*-Charge und im Bereich der ursprünglichen *Typ A*-Lamine liegt. Der Grund für diese Annahme liegt gleichermaßen in der *Secondary Bonding*-Fügetechnik von delaminierten Laminatinnenflächen, da auf diese Weise eine Ergebnisoptimierung der Kennwerte gegenüber *Typ B* (Fügung von nicht-delaminierten Oberflächen) angestrebt wurde. Für das Ergebnis des zweiten Zyklus mit einem stark instabilen Verhalten und großen Sprüngen wurde demnach eine klar erhöhte Rissfortschrittsrate gegenüber den *Typ B*-Proben erwartet. Anhand der Tabelle 16 kann gezeigt werden, dass die Annahme im verwertbaren Wertebereich des ersten Zyklus zutrifft. Mit 0,1292 mm/s weist die *Typ A1*-Charge eine ähnliche Rissfortschrittsrate im Vergleich zu den ursprünglichen *Co-curing*-Laminaten auf. Dies ist ein erneuter Hinweis darauf, dass zumindest in diesem Bereich der Klebefläche ein ähnlich konstantes Rissfortschrittsverhalten vorliegt. Für den zweiten Zyklus konnte die getätigte Annahme nicht bestätigt werden. Mit 0,2694 mm/s weist diese Testcharge eine geringere Fortschrittsrate gegenüber der *Typ B*-Charge auf. Anhand dieser Erkenntnis lässt sich interpretieren, dass die Intensität eines instabilen Risswachstums keinen direkten Einfluss auf die Höhe der Rissgeschwindigkeit hat. Dennoch ist zu erwähnen, dass diese Werte aufgrund der visuellen Rissbeobachtung, die fehlerbehaftet sein kann, grobe Vergleichswerte sind. Darüber hinaus zeigt sich, dass die Differenz der Rissfortschrittsraten zwischen den beiden Zyklen im Vergleich zu der *Typ B*-Charge (34,84 Prozent) nach Formel (14) höher ausfällt:

$$e = 1 - \frac{v_{\text{Zyklus 1}}}{v_{\text{Zyklus 2}}} = 1 - \frac{0,1292 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]}{0,2694 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]} = 1 - 0,4796 = 0,5204 \triangleq 52,04 \% \quad (14)$$

Dieses Ergebnis zeigt, wie es bereits in Kapitel 3.6.4.3 erkannt wurde, dass die Geschwindigkeiten einer Rissausbreitung unter *Modus I* sehr stark voneinander variieren, sofern ein Wechsel von stabilem bzw. leicht instabilem und stark instabilem Risswachstum stattfindet.

Damit kann die aufgestellte *Hypothese 2* (vgl. Kapitel 2.6) nicht in Gänze bestätigt werden, sondern muss korrigiert werden. Kommt es unter einer *Modus I*-Belastung einer DCB-Probe zu einem sprunghaften bzw. instabilen Verlauf der *Kraft-Traversenweg*- sowie *R-Kurve*, so ist dies mit einer erhöhten Rissfortschrittsrate gegenüber einer stabil verlaufenden *Kraft-Traversenweg*- und *R-Kurve* verbunden. Hingegen kann bei einem Vergleich mehrerer Proben anhand unterschiedlicher Intensitäten der instabilen Rissausbreitung keine verlässliche Aussage über die Höhe der Fortschrittsrate in diesen instabilen Bereichen getroffen werden. Somit trifft die *Hypothese 2* lediglich für einen Vergleich zwischen einem stabilen bzw. annähernd stabilen sowie einem instabilen Risswachstum zu.

#### 3.7.4.4 Untersuchung der Rissbilder

Aufgrund des vollständigen und zugleich ungewollten Aufreißens der Probekörper im Verlauf der Testbelastung war es nicht möglich, nach den erfolgten DCB-Tests eine Ultraschalluntersuchung der ursprünglich zusammenhängenden Lamine durchzuführen. Als Resultat dessen können auf Basis dieser Untersuchungsvariante keine qualitativen Aussagen über die

während der Belastung entstandene Risstiefe und demnach über die interlaminaire, ggf. intralaminaire, Rissausbreitung getätigt werden.

Dennoch ließ sich anhand der offen liegenden Laminatinnenflächen eine detaillierte Untersuchung der Rissbilder verwirklichen. Wie in Abbildung 58 als exemplarische Darstellung der Testcharge sowie in Abbildung 233 und Abbildung 234 im Anhang A.16 sichtbar ist, liegen im Fall der *Typ A1*-Proben sehr komplexe Rissmuster der Delaminationsflächen vor.

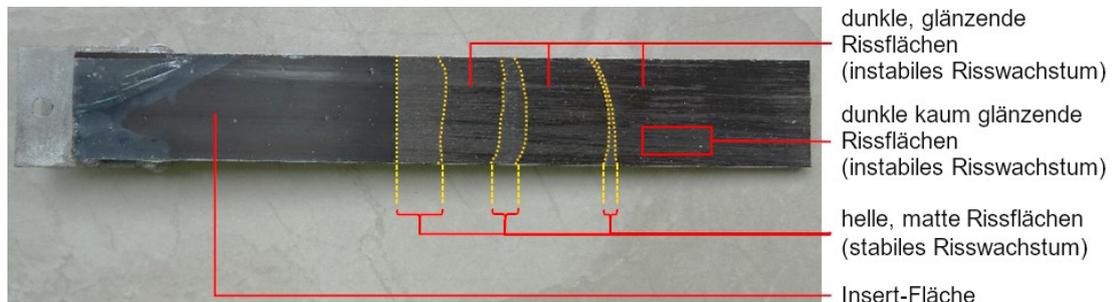


Abbildung 58: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A1 #3

Der Grund hierfür kann durchaus sein, dass infolge des Aufschälens der zuvor unbeschädigten Laminat (*4 mm DCB Typ A*) die Rissflächen minimal unebene Konturen aufweisen, die sich nur mit Hilfe einer mikroskopischen Untersuchung erkennen lassen würden (vgl. Kapitel 3.4.3.4). Aufgrund dieser Reliefs sowie einer möglichen Verzerrung der losen Faserstränge kommt es vor, dass die entsprechenden Laminathälften während des Aufeinanderlegens im Reinfiltrierungsprozess nicht mehr exakt wie im ursprünglichen Zustand zusammengefügt werden konnten. Dieser Sachverhalt sowie mögliche Ungenauigkeiten beim Aufbringen des Drucks zur Laminatkomprimierung führten wahrscheinlich dazu, dass sich an einigen Stellen größere Mengen und in anderen Bereichen geringere Anteile des niedrig-viskosen Klebstoffs ansammelten. Demnach können ebenfalls qualitative Unterschiede innerhalb der Klebefläche auftreten, die wiederum vermehrte Rückschlüsse hinsichtlich der Wechselwirkung des stabilen bzw. nur leicht instabilen und des stark instabilen Risswachstums zulassen.

Auf der einen Seite können helle matte Rissflächen erkannt werden. Hierbei handelt es sich um die Zonen, in denen im Rahmen der Testauswertung eine – wenn auch nur kurzzeitige – stabile bzw. nur minimal instabile Rissausbreitung nachgewiesen werden konnte (vgl. Kapitel 3.7.4.1). Es stellt sich dabei wahrscheinlich ein klebstoffseitiger Grenzschichtbruch auf jeder der beiden Laminathälften ein, wobei der Riss substratnah entlang der Faseroberfläche, aber innerhalb der Klebeschicht voranschreitet (Abbildung 59). Demnach ist die Oberfläche des entsprechenden Fügepartners infolge eines solchen Bruches immer noch mit einer sehr dünnen Klebeschicht bedeckt, wobei zugleich an vermehrten Stellen die reinen Verstärkungsfasern zum Vorschein kommen (vgl. [24]). In diesen Flächen sammelte sich womöglich aufgrund eines verbesserten Zusammenfügens der Laminathälften eine lediglich geringe Harzmenge an, die sich gleichzeitig gut an das Relief der Klebeflächen anpassen konnte. Somit ergab sich eine sehr gute Verbindung der beiden Fügepartner. An dieser Stelle wird der Zusammenhang vermutet, dass das gezackte Relief v.a. im Bereich der Faserberge aufgrund der substratnahen Rissausbreitung eine zähe Zone um die Rissfront herum ausbildete. Somit konnte eine rissstabilisierende Wirkung erzeugt werden, was zu einem erhöhten Energiebedarf zur Rissausbreitung führte. Die Folge sind höhere bzw. zunehmende Energiefreisetzungsraten in

diesen matten Bereichen, was sich in den *R-Kurven* der *Typ A1*-Proben widerspiegelt (vgl. Kapitel 3.7.4.2). Die o.g. Annahmen der guten Laminatverbindung können zudem durch die Ultraschallscans, die im Voraus der Tests durchgeführt wurden, unterstützt werden (vgl. Anhang A.13). Denn in diesen Zonen, insbesondere in den Bereichen unmittelbar nach der Hinterkante der *Inserts*, konnten grau-schwarze bis hellblaue Flächen des Fehlerechos erkannt werden, die in Kapitel 3.7.2 als sehr gut gelungene Reinfiltration interpretiert wurden.

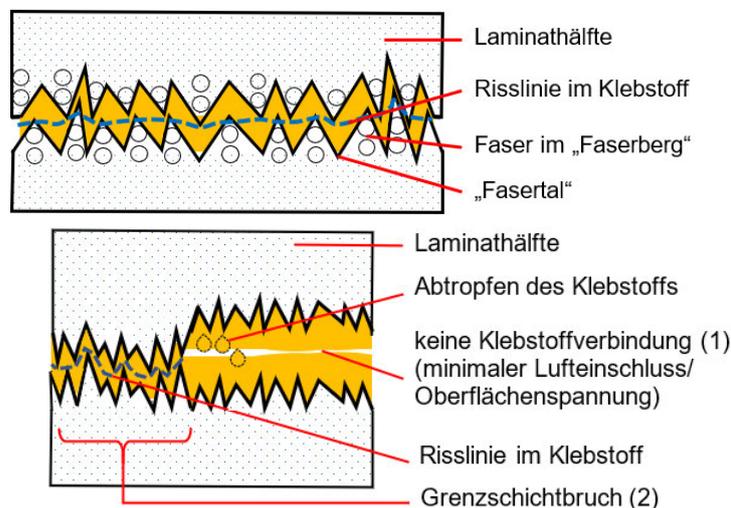


Abbildung 59: Grenzschichtbruch (oben) und kombinierter Bruch (unten) – 4 mm DCB Typ A1

Zum anderen sind leicht glänzende und glatte Bereiche auf den Innenflächen erkennbar. Diese deuten auf Stellen hin, an denen sich aufgrund eines ungenauen Zusammenfügens der Laminatinnenflächen eine größere Menge Klebstoff im Laminat ansammelte (Abbildung 59). Die denkbare Interpretation dieser glänzend glatten Delaminationsflächen kann mit dem Abtropfen des sehr niedrig-viskosen Epoxidharzsystems begründet werden (Abbildung 59 – (1)). Es ist zu vermuten, dass nach dem Benetzen mit dem Harz sowie dem Zusammenfügen der Laminathälften ein geringer Anteil des reinfiltrierte Harzes an der Fläche der oberen Laminathälfte haften blieb. Der übrige Teil konnte keine direkte Verbindung mit der Rissfläche eingehen, tropfte aufgrund der wirkenden Gravitationskraft ab und sammelte sich auf der Harzbeschichtung der unteren Laminathälfte. Somit konnte sich möglicherweise keine direkte bzw. vollständige Klebstoffverbindung beider Seiten einstellen. Infolge dessen kam es vermutlich zu einem minimalen flächigen Luftpneinschluss zwischen beiden Hälften oder die Harzschichten wurden lediglich aufgrund ihrer Oberflächenspannung in der Harz-Luft-Grenzschicht geringfügig zusammengehalten. Dieses Erscheinungsbild der Fügung würde ein abruptes und damit instabiles Aufreißen des Laminats erklären. Diese denkbare Interpretation lässt sich mit Hilfe der Ultraschallbilder im Vorhinein der DCB-Tests bestätigen, wobei die Zonen des leicht höheren Fehlerechos die Folge eines solch minimalen Luftpneinschlusses sein können (vgl. Kapitel 3.7.2). Gleichzeitig ist erkennbar, dass sich die glänzend erscheinenden Flächen nicht gleichmäßig abbilden, sondern einige dazwischenliegende Bereiche einen einfallenden Lichtstrahl kaum reflektieren und damit ein wenig matter erscheinen (Abbildung 58 und Abbildung 59 – (2)). Es wird vermutet, dass die Laminatinnenflächen genau in diesen Zonen gut aneinandergesetzt werden konnten und eine qualitativ gute Laminatverbindung ausbilden. Die Annahme wird erneut durch den Vergleich der Rissbilder mit den Ultraschallscans bestätigt, wobei an den

besagten Stellen ein sehr geringes Fehlerecho auftritt (Abbildung 206 im Anhang A.13). Demzufolge kann hier ebenfalls von einem klebstoffseitigen Grenzschichtbruch auf Basis einer geringen Harzmenge im Laminat ausgegangen werden. Auch wenn diese Bereiche ein stabiles Risswachstum unterstützen, so sind sie flächenmäßig zu gering, um die stark instabile Rissausbreitung infolge der glänzenden Flächen kompensieren zu können. Somit dominiert in diesen glänzenden Zonen der Klebeflächen das stark instabile Wachstum. Die erläuterten Interpretationsansätze zeigen einmal mehr die sich sehr komplex ausbildenden Rissmuster der *Typ A1*-Proben, die eine Charakterisierung des Risswachstums enorm erschweren.

Darüber hinaus konnten im Gegensatz zu den vorherigen analysierten Proben *4 mm DCB Typ B* keine Rückschlüsse vom Rissmuster bzw. dessen Komplexität auf die Größen der Energiefreisetzungsraten geschlossen werden. Demzufolge kann hier nicht geschlussfolgert werden, dass ein sehr komplexes Rissmuster mit vielen zackigen Umrandungen bzw. zahlreichen Wechseln von glänzenden und matten Flächen zu einem höheren mittleren Level der Energiefreisetzungsraten führt. Daraus lässt sich auch keine entsprechende Tendenz der *R-Kurven*-Verteilung innerhalb der Testcharge erkennen.

Diese beschriebenen Aussagen hinsichtlich der erkannten Bruchformen bestätigen die Beobachtungen der DCB-Tests, dass im Fall der *Typ A1*-Proben keine Faserbrückenbildung im Probeninneren vorliegt. Einerseits wurden die Faserbrücken der vorherigen unbeschädigten *Typ A*-Proben durch das vollständige Auseinanderschälen nach deren DCB-Tests zerstört. Andererseits lässt sich vermuten, dass sich die vereinzelt freiliegenden Faserstränge, die nach den Tests der *Typ A*-Charge sowie vor der Reinfiltration der *Typ A1*-Proben sichtbar waren, während des Reinfiltrationsprozesses mit dem Harzsystem verbinden konnten. Damit konnten sie wahrscheinlich auch eine Kombination, die eine höhere Festigkeit als das Epoxidharz selbst besitzt, eingehen. Somit würde sich der obige Interpretationsansatz bestätigen lassen, dass keine zusammenhängende Klebeverbindung vorlag und damit die Ausbildung von Faserbrücken unterbunden wurde. Des Weiteren konnten bei einer weiteren Untersuchung keine groben und starken Beschädigungen festgestellt werden, die auf intralaminare Beschädigungen hindeuten. Alle diese genannten Beobachtungen und Sachverhalte lassen wiederum die Schlussfolgerung zu, dass vorrangig eine interlaminare Rissausbreitung zwischen den Laminathälften sowie innerhalb der Klebeschicht stattfand.

Werden die *Insert*-Flächen der Proben betrachtet, so sind hier viele Parallelen zu denjenigen der *Typ B*-Probekörper zu verzeichnen (vgl. Kapitel 3.6.4.4). Die Trennfolien lösten sich während der Probenbelastung z.T. geringfügig von der Laminatoberfläche, so dass unterhalb der noch haftenden Folien eine Blasenbildung sichtbar ist. Die jeweils gegenüberliegenden Laminathälften, von denen sich die Trennfolien gänzlich ablösten, weisen in diesen Bereichen glatte Oberflächen auf. Zusätzlich sind deutlich sichtbare Abgrenzungen zwischen der *Insert*- und Delaminationsfläche einer Probe zu erkennen, was auf die unveränderte Lage der Trennfolien nach dem Test hindeutet. Des Weiteren konnten im Fall der Probe *4 mm DCB Typ A1 #12* unterhalb der Trennfolie weiß gefärbte Rückstände entdeckt werden. Die Reste konnten dem Sprühlack, mit dem die seitlichen Probenränder eingesprüht wurden, zugeordnet werden. Daraus ist abzuleiten, dass sich der zum Zeitpunkt des Auftrags flüssige Lack im leicht geöffneten *Insert*-Bereich der Probe ansammelte und mit der Trocknung eine Verklebung des dortigen Bereiches herbeiführte. Damit kann die in Kapitel 3.7.4.1 geäußerte Vermutung, dass

dies die Ursache für die höhere Rissinitiierungskraft der Probe #12 ist, bestätigt werden. Dennoch ist auch hier feststellbar, dass die *Inserts* zufriedenstellende Rissinitiatoren sind.

Schlussendlich kann festgehalten werden, dass aufgrund der nicht nachweisbaren Faserbrückenbildung die rissstabilisierende Wirkung innerhalb der *Typ A1*-Proben entfällt. Bezogen auf den gesamten übergeordneten Testhergang der Probenbelastung führt dies zu einem stark instabilen Risswachstum, was mit prägnanten Sprüngen und einem stark ausgeprägten *Pop-in-Effekt* verbunden ist. Dieses Versagensverhalten äußert sich in stark streuenden *R-Kurven*, die teilweise nicht zufriedenstellend verwertbar sind. Auch die Energieabsorption *A* zum Erreichen der Rissgesamtlänge ließ sich nicht eindeutig für einen chargenübergreifenden Vergleich ermitteln. Schließlich können auf diese Weise ein weiteres Mal die *Hypothese 1* (starker *Pop-in-Effekt* infolge nicht vorhandener Faserbrücken) und *Hypothese 4* (starke Streuungen der *R-Kurven* infolge nicht vorhandener Faserbrücken) offensichtlich nachgewiesen werden. Dennoch ist das sich kurzzeitig einstellende stabile Risswachstum, v.a. in den Anfangsbereichen der untersuchten Rissflächen, als ein entscheidender positiver und verwertbarer Effekt in diesem Gesamtprozess der instabilen Ausbreitung hervorzuheben. Dank dieses Verhaltens konnten wesentliche Materialkennwerte des reinfiltrierten Wachstums, allen voran die Rissinitiierungskräfte, die Rissfortschrittsraten sowie die interlaminaren Bruchzähigkeiten  $G_{IC}$  ermittelt und charakterisiert werden. Somit konnte eine akzeptable Teilbasis zur weiterführenden Untersuchung des Wachstums von reinfiltrierten Rissen generiert werden.

### **3.8 Dritte Charakterisierungssiteration (4 mm DCB Typ A2, Secondary Bonding)**

Angesichts der zufriedenstellenden Teilbasis der *Typ A1*-Proben soll im folgenden Verlauf der Arbeit ein weiterer Weg vorgestellt werden, um im Idealfall ein zuverlässigeres charakteristisches Bild des Wachstums- und Versagensverhalten der reinfiltrierten Risse zu erzeugen.

#### **3.8.1 Umsetzung**

Dieser alternative Weg umfasst eine veränderte Durchführung der Reinfiltration. Die separaten Laminathälften der bereits getesteten *Typ A-Charge 2* werden weiterhin mittels *Secondary Bonding*, aber diesmal unter dem Einsatz von Vakuum gefügt und damit die Delaminationen infundiert. So ergeben sich die entsprechenden reinfiltrierten Probekörper der *Typ A2-Charge*. Der Hauptgrund hierfür liegt v.a. in der guten Reproduzierbarkeit des Umsetzungsweges, was ein entscheidender Vorteil gegenüber den bisherigen in dieser Arbeit behandelten Varianten ist. So lässt sich beispielsweise durch das Befestigungskonzept der ersten beiden Charakterisierungssiterationen auf Basis montierter Schraubzwingen (vgl. Kapitel 3.6 und 3.7) keine exakte Kraft- oder Druckangabe zur Komprimierung der reinfiltrierten Laminat tätigen. Dies lässt sich nur mit großer Ungenauigkeit abschätzen, so dass innerhalb einer Testcharge sowie einer ähnlichen späteren Reinfiltrationsumsetzung nicht der identische Druck eingestellt werden und eine abweichende Qualität der Klebeschichten zustande kommen kann. Rückblickend konnte der auf die *Typ B*- und *Typ A1*-Proben aufgebrauchte Druck mittels einer Schraubzwinde grob analytisch berechnet werden (Formel (15) und (16)).

- $F_{SpannHersteller} \approx 6000 [N]$  → Hersteller-Datenblatt [25], S. 4-5
- $0,95 * 6000 [N] = 5700 [N]$  → 5 Prozent Toleranz  
 $\triangleq$  Spannkraft bei 2,5 U, bis keine weitere Laminatkomprimierung im Aufbau möglich ist
- $F_{SpannReinf} \approx 0,75 * \frac{5700 [N]}{2,5 [-]} = 1710 [N]$  (15)  
 $\triangleq$  Spannkraft bei ca. 0,75 U im Reinfiltrationsprozess
- $p_{Zwinde} = \frac{F_{SpannReinf}}{A_{DCB-Probe}} = \frac{1710 [N]}{20 [mm] * 138 [mm]} = \frac{1710 [N]}{2760 [mm^2]} = 0,6196 \frac{[N]}{[mm^2]} \approx 6,2 [bar]$  (16)

Als Referenzgrößen gelten die maximal erreichbare Spannkraft gemäß des Hersteller-Datenblattes  $F_{SpannHersteller}$  sowie die Anzahl der Umdrehungen  $U$  des Holzgriffes, um eine Spannkraft  $F_{Spann}$  zu erzeugen. Dies zeigt, dass die DCB-Proben der vorangegangenen Testchargen mit einem sehr großen, möglicherweise sogar zu hohen, Druck  $p_{Zwinde}$  komprimiert wurden.

Unter Zuhilfenahme eines Vakuumaufbaus kann es stattdessen ermöglicht werden, einen gut reproduzierbaren sowie konstanten (Unter-)Druck auf alle zu infiltrierenden Proben aufzubringen. Dies soll nahezu identische bzw. stark vergleichbare Eigenschaften der reinfiltrierte Klebeschichten und Lamine, geringere Streuungen der Testergebnisse und damit eine verbesserte Verwertbarkeit hinsichtlich der untersuchten Materialkennwerte herbeiführen.

Die vorbereitenden Prozessschritte zur dritten Charakterisierungsiteration gleichen sich mit denen der vorherigen Varianten (vgl. Kapitel 3.6.1 und 3.7.1):

- Umwickeln der zusammengefügte Laminathälften mit Klebeband
- Aufklappen und Reinigung der Laminatinnenflächen
- Auftragen des niedrig-viskosen Harzes auf die *Insert*- und Rissflächen:  
 Ähnlich wie bei den *Typ A1* -Proben müssen auch hierbei keine neuen Trennfolien als *Inserts* eingefügt werden, da sie sich nach den bereits durchgeführten DCB-Tests nicht lösen und damit die geforderten Positionen aufweisen.
- Zusammenklappen und möglichst deckungsgleiche Ausrichtung beider Probenhälften

Im weiteren Verlauf werden die zusammengefügte reinfiltrierte Lamine in einem vorgefertigten Rahmen aus Stahlplatten positioniert (Abbildung 60). So kann sichergestellt werden, dass die Laminathälften nicht bzw. kaum zueinander verrutschen können. Anschließend werden zugeschnittene Lochfolien und ein Fließ über die Proben gelegt, um eine Absorption des während der Vakuum-Reinfiltration austretenden Harzes sowie eine Trennung zur darüber montierten Vakuumfolie sicherzustellen (Abbildung 60). Mit Hilfe einer Vakuumpumpe wird nun ein konstanter Unterdruck von  $p = 1$  bar generiert, mit welchem die DCB-Proben komprimiert werden (Abbildung 61). Dieser Druck sollte unter einer Raumtemperatur von  $T \approx 21$  bis  $23$  °C über einen Zeitraum von rund 72 Stunden – auf Basis des Datenblattes [22] – gehalten werden. Aufgrund abweichender Laborverfügbarkeiten wurde entschieden, den o.g. Druck für ca. 112 Stunden anzuhalten und somit längere Aushärtezeiten, als das Datenblatt [22] angibt, zu garantieren. Abschließend ließen sich die genannten Folien sowie das Fließ entfernen und die DCB-Proben entnehmen. Da es sinnvoll ist, für eine konstante Druckgenerierung die Probekörper im Vakuumaufbau ohne die montierten Gelenke zu reinfiltrieren, erfolgt als letzter Teilschritt die Probennachbearbeitung inklusive der Dimensionsüberprüfung, der Gelenkmontage und dem Besprühen der Ränder.

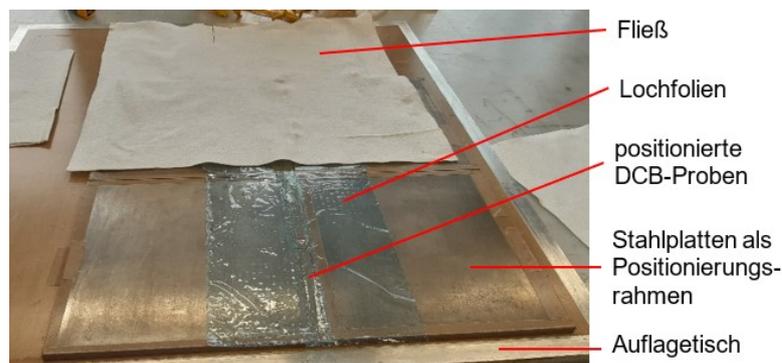


Abbildung 60: Grundaufbau zur Komprimierung der DCB-Proben (dritte Charakterisierungsiteration)

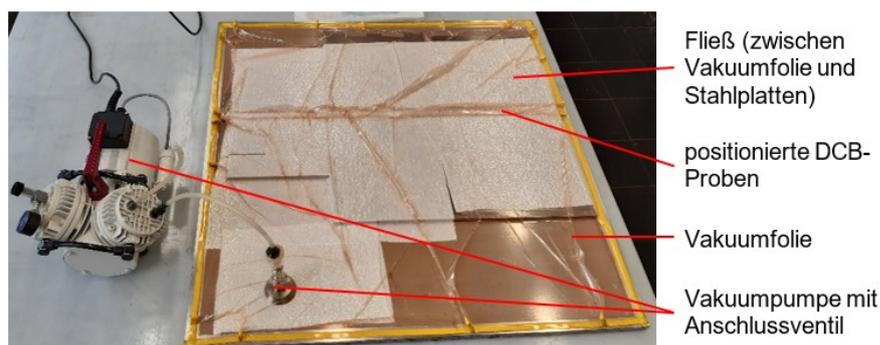


Abbildung 61: fertiger Aufbau zur Komprimierung der DCB-Proben (dritte Charakterisierungsiteration)

### 3.8.2 Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse

Die Kontrolle mittels Ultraschall im Anschluss der Reinfiltration lässt die Interpretation zu, dass die reinfiltrierte DCB-Probekörper des *Typs* A2 nicht die gewünschte und erwartete Qualität im Laminatinneren aufweisen (Abbildung 235 bis Abbildung 240 im Anhang A.17).

Zunächst sind einerseits Bereiche der Klebeflächen erkennbar, in denen das Fehlerecho im Bereich zwischen -8 und -10 dB liegt und somit eine hellgelbe bis gelbe Färbung ausgegeben wird. Vereinzelt kleine Stellen weisen ein Echo zwischen -14 und -18 dB mit einer blau-grünen Färbung im Scanbild auf. Diese angesprochenen Bereiche lassen sich als qualitativ zufriedenstellend interpretieren, in denen das Signal nur leicht von der eingefügten Klebeschicht reflektiert wird. Demnach kann dort ein erwartbares Rückwandecho von -4 bis rund -10 dB vorgefunden werden. Es ist zudem anzunehmen, dass sich in diesen Flächen das Infusionsharz gut mit den Laminatinnenflächen verbinden und somit eine durchgehende Klebeschicht ausbilden konnte. Diese kann möglicherweise leichten Dickenvariationen bedingt durch kleine Mengenunterschiede des infiltrierte Harzes unterliegen.

Dennoch wird das Scanbild des Fehlerechos maßgeblich durch signifikante und starke Fehlstellen bestimmt, die mit einem Signalpegel zwischen -6 und 0 dB durch eine hell- bis dunkelrosa Färbung dargestellt werden. In diesen Bereichen stellt sich ein Rückwandecho von -10 bis rund -20 dB (Abbildung 235 und Abbildung 238, dunkelgraue Bereiche), teilweise sogar von -24 bis -25 dB (Abbildung 235 und Abbildung 238, blaue Bereiche) ein. Insbesondere bei den blauen Stellen im Bild des Rückwandechos bzw. den dunkelrosanen Stellen des Fehlerechos handelt es sich um die qualitativ schlechtesten Bereiche der reinfiltrierte Klebeflächen. Es ist als wahrscheinlich anzusehen, dass sich genau dort Luftpneinschlüsse bzw. Lunker bilden, die sich im Probeninneren ausbreiteten und somit das infiltrierte Epoxidharz nahezu

vollständig verdrängten. Infolge dessen wurde das vom Messkopf ausgesendete Signal aufgrund der vergleichsweise geringen Schallgeschwindigkeit der Luft annähernd komplett reflektiert und nur ein vernachlässigbar kleiner Restanteil des Signals ist auf die Rückwand der Proben getroffen. Hinsichtlich der hellrosanen Bereiche des Fehlerechos ist zu vermuten, dass sich ähnlich wie bei den *Typ A1*-Proben infolge eines Abtropfens des infiltrierten Harzes ein minimaler flächiger Lufteinschluss ergibt und sich somit eindeutige Fehlstellen ausbilden konnten (vgl. Kapitel 3.7.4.4 und Abbildung 59). Dennoch hat sich wahrscheinlich in diesen Zonen eine Klebeschicht, die sich mit den Oberflächenreliefs der zu verklebenden Laminatflächen verbinden konnte, ausgebildet. Diese getätigten Aussagen hinsichtlich der Art bzw. Ausbildung der Fehlstellen stellen hingegen erste Vermutungen dar, die erst anhand der folgenden Ergebnisdiskussion analysiert und überprüft werden können. Zusätzlich ist zu erwähnen, dass sich das Ausgangssignal im Fall der Proben *4 mm DCB Typ A2 #15* und *#16* über die definierte Blendenzone hinausbewegte und somit ein inkorrektes Fehlerbild in diesen Bereichen erzeugte. Die Ursachen hierfür liegen einerseits in einer ungenauen Platzierung der Proben während des Scanvorgangs sowie in einer damit verbundenen ungewünschten Ansammlung von Luft und dem Kopplungsmittel zwischen den Proben. Andererseits verursachen Harzreste auf den Probenoberflächen die fehlerhafte Ausgabe des Signals. Um die verfälschten Darstellungen überprüfen und beseitigen zu können, wurden diese beiden DCB-Proben einer zweiten Ultraschallprüfung unterzogen (Abbildung 238 bis Abbildung 240 im Anhang A.17).

Im weiteren Verlauf der Probenpräparation ließ sich im Rahmen der Dimensionsüberprüfung eine Abweichung des Dickenmaßes der *Typ A2*-Proben zwischen 0,03 und 0,06 mm nachweisen (Tabelle 29 im Anhang A.18). Auf Basis dieser Erkenntnis kann die Anforderung nach [5], S. 5, dass das Dickenmaß einer maximalen Abweichung von 0,10 mm unterliegen soll, erfüllt werden. Gleichermaßen kann festgehalten werden, dass aufgrund eines konstant wirkenden Vakuumdrucks eine gleichmäßigere Komprimierung der Laminathälften stattfinden konnte, die demnach eine solche minimale Abweichung des Dickenmaßes ermöglicht. Die für die *Typ A1*-Proben geäußerte Annahme, dass diese geringe Variation des Maßes auf eine verbesserte Qualität der Reinfiltration schließen lässt, kann angesichts der oben beschriebenen offensichtlichen signifikanten Fehlstellen nicht bestätigt werden.

Auf Grundlage dieser Erkenntnisse werden die *Typ A2*-Proben hinsichtlich ihrer Testergebnisse untersucht sowie in den folgenden Kapiteln mit den vorherigen Testchargen verglichen.

### 3.8.3 Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung

Das Testverfahren zur experimentellen Untersuchung der Materialkennwerte von *Typ A2* basiert auf der in den Kapiteln 3.6.3 und 3.7.3 beschriebenen Methode und wird in identischer Vorgehensweise umgesetzt.

Um einen Referenzwert der zu erwartenden Kraft  $P_{max}$  als charakteristischen Rissbeginn ermitteln zu können, wird die Probe *4 mm DCB Typ A2 #15* in der gemäß [5] standardisierten Testreihenfolge geprüft. So ergibt sich ein Wert von ungefähr 40 N. Darüber hinaus wurde erneut definiert, dass im ersten Zyklus die manuelle Probenentlastung nach dem Erreichen einer Risslänge zwischen  $c = 3$  und 5 mm eingeleitet werden soll, um die Vorgaben nach [5] einhalten zu können (vgl. Kapitel 3.6.3 und Kapitel 3.7.3).

### 3.8.4 Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion

Die Grundlagen der Testauswertung bilden auch hier die MBT-, CC-, MCC- sowie die Flächenmethode (vgl. Kapitel 2.5.3 und 3.4.2). Im Unterschied zu der Testcharge *4 mm DCB Typ A1* ließ sich die Flächenmethode an dieser Stelle aufgrund detektierbarer Risslängen im Bereich der Delaminationslänge von  $a = 100$  mm anwenden und zur Auswertung nutzen.

Eingangs ist zu erwähnen, dass das Versagensverhalten dieser Testcharge ein vergleichbares und ähnliches Bild zu den *Typ A1*-Proben liefert. Im ersten Belastungszyklus verlief die Rissfront nahezu gleichmäßig, wobei lediglich minimale Sprünge beobachtet wurden. Gleichmaßen war es möglich, die Rissfront an jeder der eingezeichneten Markierung des 1 mm-Rasters zu erfassen. Diese erste Erkenntnis liefert bereits das Anzeichen eines stabilen Risswachstums. Lediglich bei einer der getesteten Proben (*4 mm DCB Typ A2 #16*, Abbildung 256 im Anhang A.19) trat ein deutlicher Sprung über wenige Millimeter auf, so dass nicht alle gewünschten Datenpunkte erfasst werden konnten. Damit muss die Rissausbreitung im ersten Zyklus grundsätzlich als stabil sowie auch leicht instabil angesehen werden.

Im zweiten Zyklus zeigen die ersten Millimeter der Delamination zwar eine nahezu stabil verlaufende Rissfront auf, die in minimalen Abständen visuell erfasst werden konnte und die somit als positiver Aspekt hervorzuheben ist. Während der weiteren Probenbelastung konnte jedoch ein instabiles Wachstum beobachtet werden, wobei der Riss in unregelmäßigen zeitlichen Abständen in großen, meist mehreren 10 mm-Schritten voranschritt und damit ein abruptes Aufreißen des Laminats einherging. Um zu verhindern, dass während des Testverfahrens nur eine geringe Anzahl an Datenpunkten ermittelt oder einige Risslängen nur abgeschätzt werden können, wurde im Rahmen der Probenpräparation im gesamten Auswertebereich eine Millimeter-Skala auf die Probenränder aufgetragen. Diese präventive Maßnahme gilt der Generierung der späteren *R-Kurven*, um ein zuverlässigeres und aussagekräftigeres Bild über das Risswiderstandsverhalten der DCB-Proben zu erlangen. Dennoch muss an dieser Stelle nochmals angemerkt werden, dass die entsprechenden Berechnungsmethoden gemäß [5] für einen minimal kleinen Anstieg der Delaminationslänge  $da$  gelten. Im Fall eines hier vorliegenden stark instabilen Risswachstums kann dies wiederum zu abweichenden Testresultaten, insbesondere hinsichtlich der Energiefreisetzungsraten, sowie zu teils nicht verwertbaren Ergebnissen führen. Diese Problematik wird im Verlauf der folgenden Ergebnisdiskussion aufgegriffen. Zunächst werden in Tabelle 17 bis Tabelle 19 die Testergebnisse kompakt aufgezeigt.

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] ( $a = 0$ mm)			Abweichung [%]		$G_I$ Mittelwert ( $a = 50$ mm bis Testende)	$G_I$ ( $a = 50-65$ mm)	$P_{max}$ Rissbeginn [N]
		VIS	NL	5% / Max	NL zu VIS	NL zu 5% / Max			
1	#1	62,12	54,60	56,60	12,10	3,53	79,72	79,72	32,50
	#6	97,11	71,16	75,56	26,72	5,82	127,85	142,83	39,90
	#9	105,75	75,76	82,15	28,36	7,77	113,59	115,56	39,90
	#10	94,39	67,82	72,04	28,14	5,85	137,40	119,13	36,00
	#16	77,10	48,38	50,20	37,25	3,63	115,49	86,75	36,40
	Mittelwert	<b>87,29</b>	<b>63,55</b>	<b>67,31</b>	<b>26,51</b>	<b>5,32</b>	<b>114,81</b>	<b>108,80</b>	<b>36,94</b>
	s	17,50	11,57	13,40	9,07	1,77	21,87	25,70	3,10
	s [%]	20,05	18,21	19,90			19,05	23,63	

Tabelle 17: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben *4 mm DCB Typ A2*

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)						Abweichung [%]				$G_I$ Mittelwert (a = 50 mm bis Testende)		$G_I$ Plateaubereich (a = 50-65 mm)		Abweichung $G_I$ Mittelwert zu MBT [%]	
		VIS		NL		5% / Max		NL zu VIS		NL zu 5% / Max		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
1	#1	62,92	63,64	55,31	56,84	57,33	58,25	12,10	10,69	3,53	2,42	79,96	81,41	79,96	81,41	0,31	2,13
	#6	103,10	97,22	75,55	74,33	80,22	78,77	26,72	23,55	5,82	5,64	129,46	128,88	146,56	143,95	1,26	0,80
	#9	108,59	107,29	77,80	80,79	84,36	87,00	28,36	24,70	7,77	7,13	114,21	114,14	117,24	116,10	0,54	0,48
	#10	96,40	92,56	69,27	68,84	73,57	72,75	28,14	25,63	5,85	5,39	136,43	137,91	120,21	119,81	-0,70	0,37
	#16	78,67	81,84	49,37	52,78	51,23	54,69	37,25	35,51	3,63	3,50	113,46	119,47	87,66	88,75	-1,76	3,45
	Mittelwert	89,94	88,51	65,46	66,71	69,34	70,29	26,51	24,02	5,32	4,82	114,71	116,36	110,33	110,00	-0,07	1,45
	s	18,84	16,64	12,56	11,75	14,44	13,65	9,07	8,84	1,77	1,86	21,79	21,55	26,90	25,27	1,18	1,32
	s [%]	20,95	18,80	19,18	17,62	20,82	19,42					18,99	18,52	24,38	22,98		
	Abw. zu MBT [%]	2,87	1,65	2,87	5,15	2,87	4,60										

Tabelle 18: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A2

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 100 ± 2 mm)		Abweichung [%] FL / VIS
		VIS	Flächenmethode	
1	#1	---	---	---
	#6	92,68	147,58	59,24
	#9	95,54	133,76	40,00
	#10	133,30	158,00	18,53
	#16	---	---	---
	Mittelwert	107,17	146,45	39,26
	s	22,67	12,16	
	s [%]	21,15	8,31	

Tabelle 19: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ A2

### 3.8.4.1 Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme

Die oben erwähnte Ähnlichkeit des Rissverhaltens der Typ A2- und Typ A1-Probekörper spiegelt sich ebenfalls im Aussehen der Kraft-Traversenweg-Diagramme wider.

Der Graph des ersten Zyklus nimmt annähernd linear bis zum charakteristischen Wert  $P_{max}$  zu. Hierbei kann im Rahmen des chargenübergreifenden Vergleiches festgestellt werden, dass sowohl dieser Kraftwert  $P_{max}$  als auch die während der Prüfung aufgezeichneten Werte der Kraft  $P$  stets zwischen den Graphen der Typ A1- und Typ B-Proben liegen (Abbildung 62).

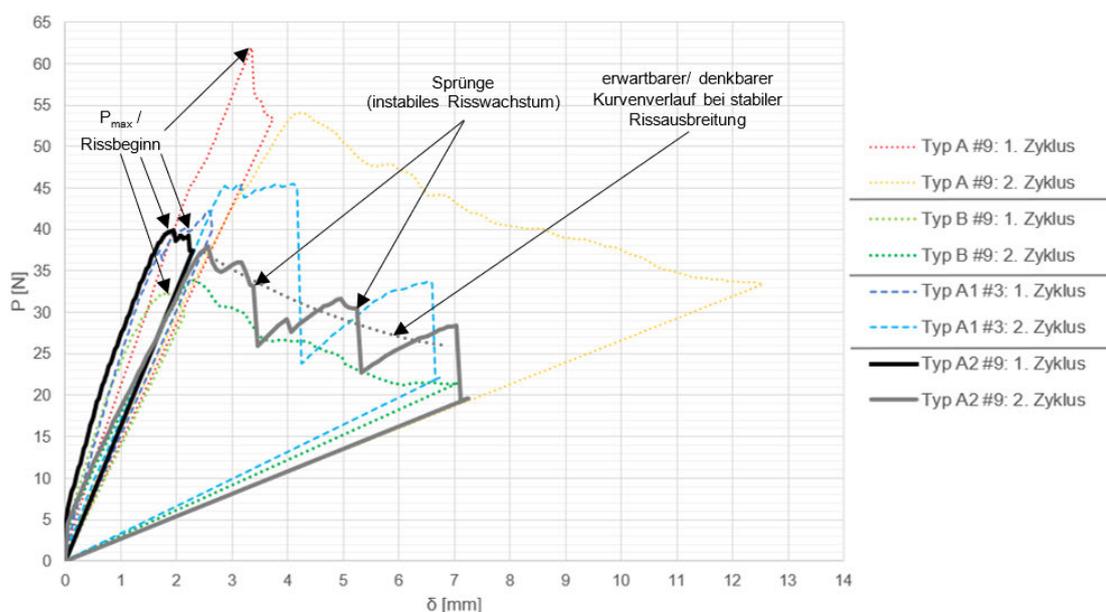


Abbildung 62: Vergleich Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B, A1, A2

Diese Erkenntnis lässt die Schlussfolgerung zu, dass die interlaminare Bruchzähigkeit  $G_{IC}$  sowie die Energiefreisetzungsraten  $G_I$  der Typ A2-Probekörper deutlich geringer als diejenigen

der *Typ A1*-Proben ausfallen. Gleichermaßen liegen sie oberhalb von  $G_{IC}$  und  $G_I$  der *Typ B*-Proben. Auf diese Aussagen wird nochmals detaillierter während der *R-Kurven*-Diskussion im Kapitel 3.8.4.2 eingegangen. Darüber hinaus ist bei dieser Betrachtung erkennbar, dass nach Erreichen von  $P_{max}$  die Kraft wie zuvor bei den *Typ A1*-Proben mit zunehmendem Traversenweg zunimmt (Abbildung 62). Demzufolge ist es auf Grundlage des in Kapitel 3.7.4.1 geäußerten Sachverhalts durchaus annehmbar, dieses nur leicht instabile Materialverhalten als erstes Anzeichen eines sich später stark instabil ausbildenden Risswachstums anzusehen. Auch hinsichtlich des zweiten Zyklus ist ein Versagensverhalten zu verzeichnen, wie es bereits ansatzweise in Kapitel 3.7.4.1 beschrieben wurde. Wird die Rissfront aufgrund der Probenbelastung weiter vorangetrieben, so bildet sich ein *Pop-in-Effekt* in Verbindung mit einer stark instabilen Rissausbreitung aus. Dies wird durch einen abrupten Kraftabfall charakterisiert (Abbildung 62). Der Vorgang äußert sich in einer schlagartigen Zunahme des Risses, der in einem sog. *Arrest*-Punkt einen kurzzeitigen Stillstand findet. Mit der weiteren Belastung steigt  $P$  gegenüber  $\delta$  an, wobei das Voranschreiten der Rissfront i.d.R. nur über wenige Millimeter detektiert werden kann und der Riss ab einem bestimmten Punkt augenscheinlich nicht weiterwächst. Demnach setzt ab dort eine Kraftüberhöhung ein, die in einer Energiezunahme im Probeninneren resultiert und ein erneutes plötzliches Aufreißen des Laminats herbeiführt. In vereinzelten Fällen lässt sich darüber hinaus ein nur leicht instabiles Risswachstum zu Beginn des zweiten Zyklus analysieren, wobei der *Kraft-Traversenweg*-Graph ein annähernd konstantes Kraftniveau annimmt und der Verlauf durch geringere Sprünge bzw. Schwingungen geprägt wird. In diesen Bereichen schreitet der tatsächliche Riss nahezu gleichmäßig voran und kann in kleinen Abständen von wenigen Millimetern visuell detektiert werden. Somit kann dieser Effekt als positiv hinsichtlich der angestrebten stabilen Rissausbreitung angesehen werden. Dies zeigt sich insbesondere in Abbildung 62 sowie in den entsprechenden Diagrammen im Anhang A.19 für die Proben *4 mm DCB Typ A2 #6* (Abbildung 245), *#9* (Abbildung 248) oder *#16* (Abbildung 256). An dieser Stelle fällt zusätzlich auf, dass während des Tests der Probe *4 mm DCB Typ A2 #1* der Graph unverhältnismäßig stark, nahezu vertikal bis auf eine Kraft von ca. 23 N ansteigt, bevor er in den zu erwartenden linearen Anstieg gegenüber dem Traversenweg  $\delta$  übergeht (Abbildung 241 im Anhang A.19). Dadurch fallen auch die Kraftwerte unverhältnismäßig hoch aus. Dies führt zu einer starken Verfälschung der Testergebnisse. Es konnte für dieses Verhalten keine eindeutige Ursache ausfindig gemacht werden. Es ist lediglich zu vermuten, dass es zu einem Signalfehler innerhalb der Testmaschine *EZ20* oder zu einem unregelmäßigen Laminatverhalten kam, was sich jedoch nicht reproduzieren lässt. Aufgrund dessen kann keine Bereinigung der Testdaten vorgenommen werden und der aufgezeichnete zweite Zyklus dieser Probe ist für die Testauswertung nicht verwertbar. Entscheidende Vorteile dieser Testcharge sind jedoch, dass die Instabilität der Rissausbreitung nicht in einem vollständigen Aufreißen der DCB-Körper resultierte und zugleich die Rissfront bei mehreren Proben im Bereich der gewünschten Delaminationslänge von  $a = 100 \pm 2$  mm letztmalig detektiert werden konnte. Dieser Sachverhalt lässt eine weiterführende Auswertung sowie einen chargenübergreifenden Vergleich mittels der Flächenmethode zu. Insgesamt kann beobachtet werden, dass die *Typ A2*-Testcharge durchschnittlich bis zu einer Risslänge von rund  $c = 15$  mm ein stabiles bzw. minimal instabiles Risswachstum aufzeigt, während ab ungefähr diesem Wert ein stark instabiles Materialverhalten einsetzt. Letztlich kann auch hier die ungleichmäßige Mengenverteilung des Infusionsharzes aufgrund einer

unterschiedlich guten Anpassung der Laminatinnenflächen eine der Hauptursachen für das angesprochene Rissverhalten sein.

Als zweiter Untersuchungsaspekt wird erneut die Thematik der Faserbrückenbildung analysiert. Auch während dieser DCB-Tests ließen sich keine ausgeprägten Faserbrücken erkennen. Damit liegt die Vermutung nahe, dass die freien Faserstränge, die unmittelbar nach dem Aufschälen der zuvor getesteten *Typ A*-Proben vorlagen, im Verlauf der Reinfiltration vollständig durch das niedrig-viskose Harz bedeckt wurden. Somit konnten diese vormals losen Fasern selbst keine Verbindung mehr eingehen und keinen Beitrag zur Rissstabilisierung erzielen, so dass die Klebeschicht hier erneut den wesentlichen Beeinflussungsfaktor des Risswachstums darstellt. Eine detailliertere Untersuchung dieses Aspektes folgt in Kapitel 3.8.4.4. Dennoch lässt sich mit diesen ersten Erkenntnissen die *Hypothese 1* beweisen, dass ein Nicht-Auftreten des *fiber bridging* offensichtlich zu einem verstärkten *Pop-in-Effekt* und einem verstärkten instabilen Rissverhalten führt. Auf Basis der *Hypothese 2* wird zudem davon ausgegangen, dass aufgrund dieses Phänomens der gemittelte Unterschied hinsichtlich der Rissgeschwindigkeit zwischen beiden Zyklen annähernd so stark wie im Fall der *Typ A1*-Proben ausfallen wird. Eine endgültige Bestätigung wird in Kapitel 3.8.4.3 geliefert.

Bei der Analyse der Ergebnisse innerhalb der Testcharge können weitere entscheidende Erkenntnisse erlangt werden. Werden die Wertebereiche der Rissinitiierungspunkte *NL*, *VIS* und *5% / Max* miteinander verglichen, so ist ein bereits bekanntes Materialverhalten erkennbar. *NL* stellt mit einem Bereich zwischen 30,04 und 36,4 N für jede getestete DCB-Probe den jeweils niedrigsten Wert dar, wie es auch in [5] betont wird. Dabei liegen die Werte von *NL* und *5% / Max* sehr nah aneinander, während der Punkt des visuellen Rissbeginns *VIS* immer ein stark erhöhtes Niveau annimmt (*Kraft-Traversenweg*-Diagramme im Anhang A.19).

Auch bei der chargeninternen Untersuchung der Kräfte  $P_{max}$  sowie der Kraftwerte zum Erreichen der ungefähren Delaminationslänge  $a \approx 100$  mm lassen sich realistische Ergebnisse entnehmen. Es ergibt sich ein Mittelwert von  $P_{max} = 36,94$  N mit einer sehr geringen und damit gut verwertbaren Standardabweichung  $s$  von rund 3 N (Tabelle 17). Auch die Kraftwerte zum Erreichen der Gesamtdelaminationslänge nehmen einen geringen und damit plausiblen Wertebereich von  $P = 21 \pm 2$  N ein, was einen Mittelwert von ca. 20,8 N ergibt. Damit liegen die beiden erwähnten Mittelwerte in einem vergleichbaren Level zu den *Typ B*-Proben ( $\overline{P_{max}} = 33,63$  N, Tabelle 9 im Kapitel 3.6.4 und  $\overline{P_{100\text{ mm}}} = 20,02$  N) sowie unterhalb des Levels der *Typ A1*-Proben ( $\overline{P_{max}} = 45,88$  N, Tabelle 13 im Kapitel 3.7.4). Diese gute Vergleichbarkeit trifft ebenso für den Wertebereich des Traversenwegs zum Erreichen der Gesamtdelaminationslänge zu. Um  $a \approx 100$  mm generieren zu können, wird im Fall der *Typ A2*-Charge ein Traversen- bzw. Öffnungsweg zwischen 6,6 bis 8,5 mm benötigt. Damit ist dieser Wertebereich ähnlich zu demjenigen der *Typ B*-Proben ( $\delta = 6,4$  bis ca. 7,7 mm) und kann unter der Berücksichtigung, dass hierbei reinfiltrierte Proben untersucht wurden, als realistisch angesehen werden.

### 3.8.4.2 Untersuchung der Risswiderstandskurven (*R*-Kurven)

Auch im Fall von *Typ A2* ist die Notwendigkeit einer erweiterten Korrektur der resultierenden  $G_I$ -Werte aufgrund eines Verhältnisses  $\delta/a \approx 0,03$  bis 0,09 ( $\ll 0,4$ ) nicht gegeben. Hinsichtlich der Lage der Rissinitiierungswerte *NL*, *VIS* und *5% / Max* ergibt sich ein bereits bekanntes Verhältnis (Tabelle 17 und Tabelle 18). *NL* liefert mit den Mittelwerten von 63,55 J/m<sup>2</sup> (MBT),

65,46 J/m<sup>2</sup> (CC) sowie 66,71 J/m<sup>2</sup> (MCC) stets die kritischsten Ergebnisse aller drei Werte. Es ergibt sich eine prozentuale Abweichung von *NL* zu *VIS* mit rund 26,5 Prozent (MBT und CC) sowie ca. 24 Prozent (MCC). Die Abweichung zwischen *NL* und *5% / Max* stellt hingegen sehr geringe Ergebnisse von circa 5,3 Prozent (MBT und CC) bzw. 4,8 Prozent (MCC) dar. Damit werden die Ergebnisse bzw. Erkenntnisse aus Kapitel 3.8.4.1 hinsichtlich der Lageverteilung der angesprochenen charakteristischen Punkte bestätigt. Schließlich lässt sich diese Werteverteilung möglicherweise auf den Einfluss der *Secondary Bonding*-Fügetechnik sowie die vergleichsweise geringe Festigkeit des infiltrierte Klebstoffs, der einen wesentlichen Versagensfaktor darstellt, zurückführen. Doch auch hier konnte diese Vermutung bisher nicht bestätigt werden. Zudem weisen diese Resultate erneut die Konservativität der MBT-Methode gegenüber der CC- und MCC-Methode in Bezug auf die Rissinitiierungswerte nach.

Wird hingegen das mittlere Level der Energiefreisetzungsraten  $G_I$  für  $a = 50$  bis rund 100 mm miteinander verglichen, so ist festzustellen, dass die CC- und MCC-Methode hierbei nur zu 0,07 bzw. 1,45 Prozent zur MBT-Methode abweichen (Tabelle 18). Damit liefern alle drei Berechnungsmethoden nach [5] hinsichtlich dieses Untersuchungspunktes erneut nahezu identische Ergebnisse. Hier ist erneut nicht zu bestätigen, dass die MBT-Methode stets die kritischsten Energiefreisetzungsraten über den gesamten Verlauf der *R-Kurve* hervorruft. An einigen Stellen verläuft das  $G_I$ -Level von MBT sowohl oberhalb als auch unterhalb desjenigen der CC- oder MCC-Methode. Dieser Aspekt lässt sich anhand eines *R-Kurven*-Vergleiches der *Typ A2-Charge* nachvollziehen (*R-Kurven*-Diagramme im Anhang A.19). Dies beweist gleichermaßen, dass die Konservativität von MBT lediglich der Gesamtheit einer Charge inklusive der Rissinitiierungswerte *NL*, *VIS* und *5% / Max* gilt, die Ergebnisse bei vereinzelt Proben aber hiervon abweichen können.

Die Flächenmethode liefert grundsätzlich stark erhöhte Werte der Energiefreisetzungsraten zum Erreichen der Gesamtrisslänge im Vergleich zu den Berechnungsmethoden der *ASTM D5528 - 13* [5]. Da sich die Level der Energiefreisetzungsraten zwischen den drei besagten Verfahren gemäß [5] nur minimal voneinander unterscheiden, wird an dieser Stelle erneut die MBT-Methode als Vergleichsgrundlage gewählt. So kann auf dem numerischen Weg das Resultat bestimmt werden, dass die Flächenmethode einen um rund 39 Prozent höheren  $G_I$ -Mittelwert gegenüber der MBT-Methode liefert (Tabelle 19). Die Ursachen für diese deutlichen Unterschiede liegen in den großen Schwankungen im *R-Kurven*-Verlauf als Folge der instabilen Rissausbreitung und damit zusammenhängend in den unterschiedlichen Ansätzen der Berechnungsmethoden. Die Flächenmethode legt, wie zu Beginn der Arbeit beschrieben wurde, als Grundlage zur Berechnung von  $G_I$  die Energieabsorption  $A$  als energetischen Absolutbetrag sowie ein entsprechendes Inkrement  $\Delta a$  fest. Auf diese Weise lässt sich ein  $G_I$ -Durchschnittswert für dieses Inkrement ermitteln, wobei ein stabiles und instabiles Risswachstum gleichermaßen berücksichtigt wird. In den Methoden gemäß [5] fließt hingegen das Wertepaar aus  $P$ ,  $\delta$  und dem dazugehörigen Einzelwert  $a$  in die Berechnung ein, so dass der Wert von  $G_I$  hier lediglich für eine konkrete Delaminationslänge gilt. Damit wird dieser Wert durch das instabile Risswachstum, auch im Bereich von  $a = 100$  mm, direkt beeinflusst und fällt aufgrund des abrupten Aufreißens der Probe bzw. eines Risssturzes stark ab. Somit lässt sich die Erkenntnis formulieren, dass der  $G_I$ -Wert für  $a = 100$  mm bezüglich der Methoden nach [5] einen Wert liefert, der weit unterhalb des tatsächlichen Energielevels zur Rissverlängerung bzw. demjenigen vor dem Risssturz liegt. Damit erscheint er hier nicht plausibel bzw.

verwertbar zu sein. Die Flächenmethode liefert hingegen  $G_I$ -Werte, die aufgrund der Berücksichtigung der Gesamtenergie zum Auslösen des Gesamtrisses einen konkreteren Eindruck über das tatsächliche  $G_I$ -Level erzeugt. Somit erscheinen die Werte in diesem speziellen Fall realistischer und plausibler. Die *DIN EN 6033* [4] gibt zwar keine Gültigkeit der Flächenmethode für ein stabiles oder instabiles Risswachstum an. Jedoch konnte [26], S. 115-121 und [27], S. 30, 65 im Rahmen vergangener Untersuchungen nachweisen, dass die Flächenmethode ein instabiles Rissverhalten korrekt abbilden kann.

Wird das Aussehen der *R-Kurven* untersucht, so ist hier ein ebenfalls vergleichbares Bild zu den Kurven der *Typ A1*-Proben erkennbar (Abbildung 63, exemplarisch für die Charge und Anhang A.19). Die Verläufe unterliegen starken Schwankungen, die sich auf die bereits in Kapitel 3.7.4.2 erläuterten Ursachen zurückführen lassen. Einerseits kann die unterschiedliche Ausprägung der infiltrierten Klebeschicht, die sich vermutlich aufgrund der unterschiedlich guten Anpassung der Laminatinnenflächen während des Fügens ergab, als Ursache angesehen werden. Dieser Aspekt der Anpassung der Innenflächen zueinander wird genauer in Kapitel 3.8.4.4 aufgegriffen. Andererseits kann die wahrscheinlich nicht vorhandene Faserbrückenbildung (vgl. Kapitel 3.8.4.1) ursächlich für die Streuungen der  $G_I$ -Werte sein. Dadurch entfällt der rissstabilisierende Faktor im Probeninneren, was zu einem unkontrollierbaren Aufreißen des Laminats, dem damit verbundenen instabilen Rissfortschritt sowie zu einem nicht-beeinflussbaren Ansteigen und Abfallen der Energiefreisetzungsraten führt. Anhand dieser Analyse scheint die *Hypothese 4* (nicht vorhandene Faserbrücken führen zu größeren Streuungen innerhalb der *R-Kurve*) auch für die *Typ A2*-Charge erstmals bestätigt zu sein. Mit Hilfe der Rissbilduntersuchung lässt sich diese Hypothese nochmals überprüfen (vgl. Kapitel 3.8.4.4).

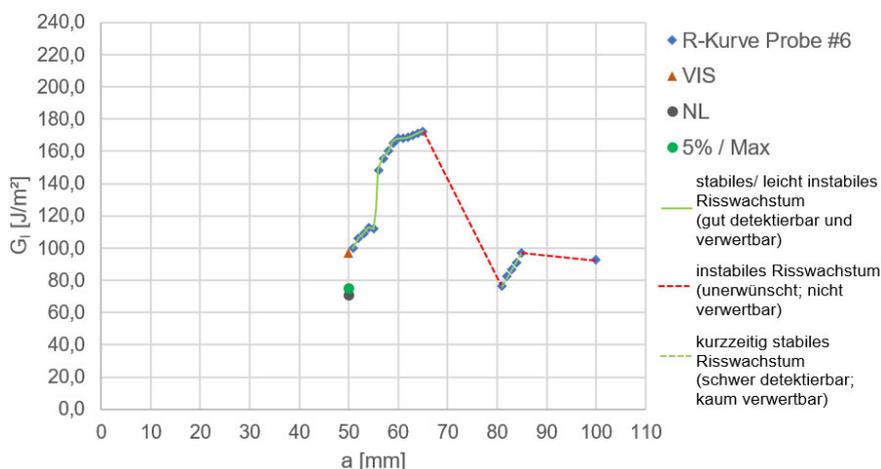


Abbildung 63: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #6

Gleichermaßen ist im Fall der *Typ A2*-Proben ein enger Zusammenhang zwischen den *Kraft-Traversenweg*-Diagrammen sowie den *R-Kurven* erkennbar. Bis zu einer Risslänge von rund  $c = 15$  mm kann wie bereits beschrieben ein stabiles bzw. nur leicht instabiles Risswachstum beobachtet werden (vgl. Kapitel 3.8.4.1). Dort kommt es in den meisten Fällen während des ersten Zyklus zu einem Anstieg der Kraftwerte bei einem gleichzeitig zunehmenden Traversenweg, z.B. bei 4 mm DCB Typ A2 #6 und #10 (Abbildung 245 und Abbildung 252 im Anhang A.19). Dieses Verhalten resultiert in einer starken Zunahme der Energiefreisetzungsraten und somit der *R-Kurven* (Abbildung 63). Ein annähernd konstant bleibender oder minimal

abfallender Kraft-Weg-Verlauf des Graphen führt zu einem schwachen Anstieg der *R-Kurven*. Letztlich stellt dies ein bekanntes und zu erwartendes Bild hinsichtlich des *R-Kurven*-Verlaufs dar. Ab einer Risslänge von ca.  $c = 15$  mm wird das Versagensverhalten durchgehend durch den angesprochenen instabilen Verlauf des *P- $\delta$* -Graphen bzw. den *Pop-in*-Effekt bestimmt. Der Anstieg des Graphen bedingt eine extrem starke Zunahme von  $G_I$  gegenüber einem kleinen Zuwachs der Delaminationslänge  $a$ . Mit dem schlagartigen Kraftabfall infolge eines instabilen Sprungs kommt es zu einem gleichermaßen starken Einbruch der Risswiderstandskurve (Abbildung 63). Auf die genauen Hintergründe der energetischen Wechsel sowie die Wechselwirkung zwischen der Kraft, der Energiefreisetzungsrates und der Risslänge wird hier nicht erneut eingegangen und es wird auf die Erläuterungen in Kapitel 3.7.4.2 verwiesen.

Schließlich kann die sich ergebende gemittelte *R-Kurve* der *Typ A2*-Proben in einen direkten Vergleich mit den Kurven der vorherig getesteten Chargen *Typ A*, *Typ B* und *Typ A1* gesetzt werden (Abbildung 64 sowie Abbildung 261 und Abbildung 263 im Anhang A.19). Diese gemittelte Risswiderstandskurve kann auf Basis aller ausgewerteten Proben bis zu einer Delaminationslänge von rund  $a = 65$  mm als verwertbar angesehen und demzufolge für eine qualitative Auswertung genutzt werden. Ab diesem Längenbereich kam es in den DCB-Versuchen durchgehend bei allen Proben erstmals zu einem instabilen Sprung, so dass sich dieses Verhalten bis zum Ende des Auswertebereiches fortsetzte. Demnach kann, wie auch schon im Fall von *Typ A1*, die generierte *R-Kurve* ab  $c \approx 15$  mm nicht mehr plausibel bzw. realistisch verwertet werden. Lediglich zur besseren Übersicht und visuellen Vergleichbarkeit der Kurven wurden bei einigen DCB-Proben die  $G_I$ -Werte für die 5 mm-Schritte ermittelt, in dem eine lineare Regression zwischen den experimentell ermittelten Datenpunkten durchgeführt wurde.

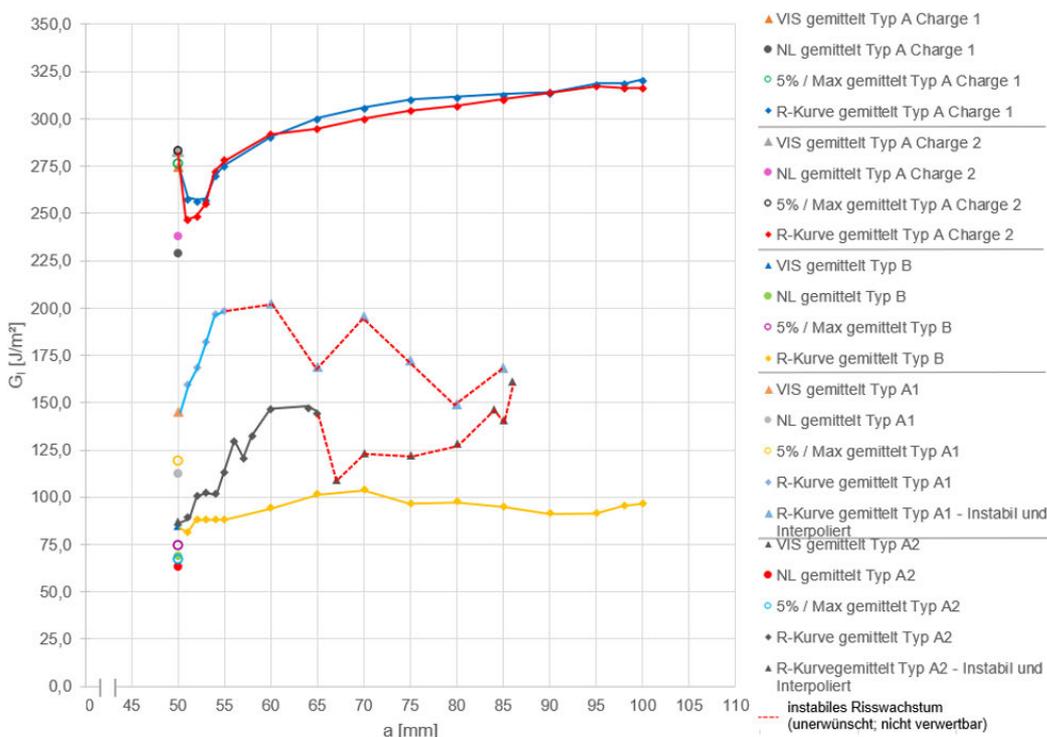


Abbildung 64: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B

Auf Grundlage der MBT-Methode ließ sich berechnen, dass die Abweichung der einzelnen getesteten Proben von der resultierenden gemittelten *R-Kurve* im Schnitt rund 13,3 Prozent

beträgt. Die entsprechenden Werte der Abweichung ergeben sich im Fall der CC-Methode zu 14,1 Prozent und bei der MCC-Methode zu 12,8 Prozent. Damit liegen diese Abweichungswerte sehr nah beieinander und weisen zudem nur ein minimal geringeres Level als die Werte der *Typ A1*-Testcharge auf, die wiederum bei ca. 15,65 Prozent (MBT), 15,03 Prozent (CC) und 16,48 Prozent (MCC) liegen (vgl. Kapitel 3.7.4.2). Dies zeigt erneut, dass in beiden Testchargen ähnlich hohe Schwankungen von  $G_I$  im *R-Kurven*-Verlauf auftreten, was wiederum als Folge der Fertigungsungenauigkeiten des *Secondary Bondings* gedeutet werden kann. Der verwertbare Bereich ( $a = 50$  bis  $65$  mm) der Risswiderstandskurve liegt zwischen der *Typ B*- und *Typ A1*-Kurve, woraus folgende Aussage geschlussfolgert werden kann: Mittels der *Typ A2*-Testcharge konnten die mechanischen Ausgangseigenschaften der DCB-Proben ( $4$  mm DCB *Typ A*), zu ca. 37,5 Prozent (MBT) wiederhergestellt werden. Das entspricht zugleich einer um rund 62,5 Prozent verminderten gemittelten interlaminaeren Risszähigkeit  $G_{IC}$ , sofern die drei charakteristischen Rissinitiierungswerte  $NL$ ,  $VIS$  und  $5\% / Max$  in die Berechnung einfließen. Die Ergebnisse der CC- bzw. MCC-Methode zeigen zudem, dass sich die ursprünglichen Eigenschaften zu 37,6 bzw. 37,9 Prozent herstellen ließen. Während sich gegenüber der *Typ B*-Charge eine Steigerung um ca. 16,45 Prozent (MBT) bzw. 17,15 und 18,8 Prozent (CC und MCC) ergibt, so liegt die verwertbare *R-Kurve* von *Typ A2* rund 39 Prozent (MBT) bzw. 40,6 und 41,6 Prozent (CC und MCC) unterhalb derjenigen der *Typ A1*-Charge. Jeder dieser prozentualen Werte legt die Einbeziehung von  $NL$ ,  $VIS$  und  $5\% / Max$  zugrunde. Hierbei ist erkennbar, dass die Resultate gemäß aller drei Methoden sehr ähnliche Kennwerte und Vergleichsparameter liefern. Dennoch sollte unter dem Gesichtspunkt, dass die Initiierungswerte während der Charakterisierung des Rissverhaltens berücksichtigt werden, die Konservativität der MBT-Methode hinsichtlich  $NL$ ,  $VIS$  und  $5\% / Max$  beachtet werden. Somit wird an dieser Stelle empfohlen, die MBT-Methode als ausschlaggebend anzusehen.

Schlussendlich ist festzuhalten, dass die Risswiderstandskurven von *Typ A2* ein Materialverhalten aufzeigen, welches geringere und damit verschlechterte Ergebnisse gegenüber der zweiten Charakterisierungssiteration *Typ A1* liefert. Damit kann bereits an dieser Stelle geschlussfolgert werden, dass der Einsatz der Reinfiltration unter Vakuum keine zufriedenstellenden Resultate hinsichtlich der Materialkennwertermittlung erzielt.

### 3.8.4.3 Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts

Die Ermittlung der Rissfortschrittsraten (Tabelle 20 und Abbildung 265 im Anhang A.19) erfolgte mit Hilfe der in Kapitel 3.7.4.3 beschriebenen Vorgehensweise.

DCB Typ	Charge		Belastungszyklus 1	Belastungszyklus 2	Mittelwert
A2	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1701	0,3195	<b>0,2448</b>
		Risswachstum [s/mm]	5,88	3,13	4,50
A1	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1292	0,2694	<b>0,1993</b>
		Risswachstum [s/mm]	7,74	3,71	5,73
B	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,2033	0,312	<b>0,2577</b>
		Risswachstum [s/mm]	4,92	3,21	4,06
A	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1631	0,1635	<b>0,1633</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,13	6,12	6,12
	2	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1648	0,1652	<b>0,1650</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,07	6,05	6,06

Tabelle 20: Testergebnisse des Risswachstums der Proben  $4$  mm DCB *Typ A*, *A1*, *A2* und *B*

Im Verlauf der Berechnung konnte festgestellt werden, dass die einzelnen DCB-Proben im ersten Zyklus eine ähnliche Fortschrittsrate der Rissfront zueinander aufweisen. So ergibt sich ein Mittelwert der Rate von 0,1701 mm/s (Tabelle 20). Die Untersuchung des zweiten Zyklus zeigt hingegen größere Streuungen der Rissgeschwindigkeiten zwischen den einzelnen Proben auf, so dass dies im Resultat zu einer mittleren Ausbreitungsrate von 0,3195 mm/s führt.

Hinsichtlich eines chargenübergreifenden Vergleiches anhand von Tabelle 20 fällt auf, dass die o.g. Fortschrittsraten des ersten Zyklus in einem ähnlichen Bereich der unbeschädigten *Typ A*-Charge sowie in einem Bereich zwischen den *Typ B*- und *Typ A1*-Proben liegen. Daraus lässt sich erneut die in Kapitel 3.7.4.3 gewonnene Erkenntnis ableiten, dass ein stabiles bzw. nur minimal instabiles Risswachstum zu ähnlichen Fortschrittsraten führt – offensichtlich in Unabhängigkeit einer reinfiltrierten Delamination oder dem unbeschädigten Ausgangszustand.

Für den Zustand des zweiten Zyklus ist hingegen ersichtlich, dass die mittleren Rissgeschwindigkeiten der DCB-Proben, die ein instabiles Materialverhalten aufweisen (*Typ B*, *Typ A1* und *A2*), ein vergleichbares Niveau zwischen ca. 0,27 und 0,32 mm/s besitzen (Tabelle 20). Gegenüber einem stabilen Risswachstumsverhalten (*Typ A*) weisen die Chargen eines instabilen Verhaltens jedoch einen stark erhöhten Ratenwert auf.

Im Vergleich zu den vorherig getesteten Chargen fällt die Abweichung  $e$  der Rissfortschrittsraten zwischen den beiden Zyklen wesentlich höher gegenüber der *Typ B*-Charge aus (vgl. Formel (13) im Kapitel 3.6.4.3). Zugleich liegt diese in einem weitestgehend ähnlichen Niveau der *Typ A1*-Charge (vgl. Formel (14) im Kapitel 3.7.4.3). Dieses Ergebnis nach Formel (17) hinsichtlich der Größe der Abweichung  $e$  war an dieser Stelle zu erwarten, da die Wechselwirkung zwischen dem nahezu stabilen sowie dem stark instabilen Risswachstum ähnlich intensiv und dynamisch wie bei den *Typ A1*-Proben ausfiel. Dem gegenüber steht die schwächer ausgeprägte energetische Wechselwirkung der *Typ B*-Proben über die Gesamtheit des Auswertebereiches infolge des nur leicht instabilen Rissverhaltens.

$$e = 1 - \frac{v_{\text{Zyklus 1}}}{v_{\text{Zyklus 2}}} = 1 - \frac{0,1292 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]}{0,2694 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]} = 1 - 0,5324 = 0,4676 \triangleq 46,76 \% \quad (17)$$

Abschließend kann zusammengefasst werden, dass die in Kapitel 3.7.4.3 korrigierte *Hypothese 2* offenbar bestätigt werden kann. Im Fall eines (stark) instabilen Verlaufs der *Kraft-Traversenweg*- und *R-Kurve* resultiert dies in einer höheren Risswachstumsrate gegenüber einem Materialverhalten, welches durch eine stabile *Kraft-Traversenweg*-Kurve und Rissausbreitung geprägt wird. Unterschiedliche Intensitäten eines instabilen Risswachstums haben dabei keinen nachvollziehbaren Einfluss auf die Höhe der Rissfortschrittsraten.

#### 3.8.4.4 Untersuchung der Rissbilder

Im Rahmen der Ultraschalluntersuchungen im Nachgang der DCB-Tests ließ sich bereits mehrfach anhand der *Typ A*- und *Typ B*-Proben nachweisen, dass ein interlaminares Risswachstum vorliegt (vgl. Kapitel 3.4.3.4 und 3.6.4.4). Diese Art des Rissverhaltens ist auch zu erwarten, da das Versagen im interlaminaren Bereich zwischen den jeweils inneren Faserlagen der Laminathälften und somit in der matrixreichen Zone v.a. durch die geringe Festigkeit

des infiltrierten Klebstoffs begünstigt wird. Das bedeutet, dass der Klebstoff oder die Klebstoff-Fügeteil-Grenzschicht aufgrund der spröden Harzeigenschaften die Komponenten des reinfiltrierten Laminats darstellen, die bei einer Schälbeanspruchung den geringsten Widerstand aufweisen und zuerst versagen. Zudem werden als Folge der Epoxidharz-Beschichtung der Laminatinnenflächen deren Oberflächenstrukturen inklusive möglicher loser Faserstränge bedeckt, so dass eine intralaminare und damit faserschichtübergreifende Beschädigung nahezu auszuschließen ist. Aufgrund dieser Zusammenhänge und der bereits gewonnenen Erkenntnisse der interlaminaren Rissausbreitung wurde sich dazu entschieden, keine erneuten Ultraschalluntersuchungen der getesteten DCB-Proben durchzuführen. Eine weitere Probenuntersuchung dieser Art hätte keine neuen gewinnbringenden Erkenntnisse generieren können.

Im weiteren Verlauf wurde mit der Analyse der Rissflächen fortgefahren, was durch das vollständige Aufschälen der Laminats mittels der Testmaschine *EZ20* erreicht wurde. Die Rissflächen der DCB-Proben bilden sehr komplexe Muster aus, die ebenso auf verschiedene komplexe Zusammenhänge und Wechselwirkungen zurückzuführen sind. Einige der möglichen Ursachen wurden bereits im Rahmen der Rissflächenanalyse der *Typ A1*-Proben erläutert (vgl. Kapitel 3.7.4.4). So kann es z.B. aufgrund der unterschiedlich guten Fügung der Laminatinnenflächen während der Reinfiltration zu unterschiedlich ausgeprägten Abständen oder auch zu Hohlräumen zwischen den gegenüberliegenden Faserlagenreliefs kommen. Dies führt zu einer Variation der infiltrierten Harzmengen, diversen Qualitätsunterschieden sowie einer Begünstigung der Wechselwirkungen von stabilem und instabilem Risswachstum. Im Fall der *Typ A2*-Charge kommt hinzu, dass die offensichtliche Blasenbildung des Epoxidharzes im Laminatinneren vermutlich eine Verdrängung der eingefügten Harzsubstanz hervorrief. Speziell diese Thematik wird in diesem Kapitel zu einem späteren Punkt nochmals genauer untersucht.

Im Folgenden werden die jeweiligen analysierten Arten der Rissflächen beschrieben und entsprechend Rückschlüsse auf die möglichen Bruch- bzw. Rissformen getätigt (Abbildung 65, Abbildung 66 sowie Abbildung 266 und Abbildung 267 im Anhang A.20).

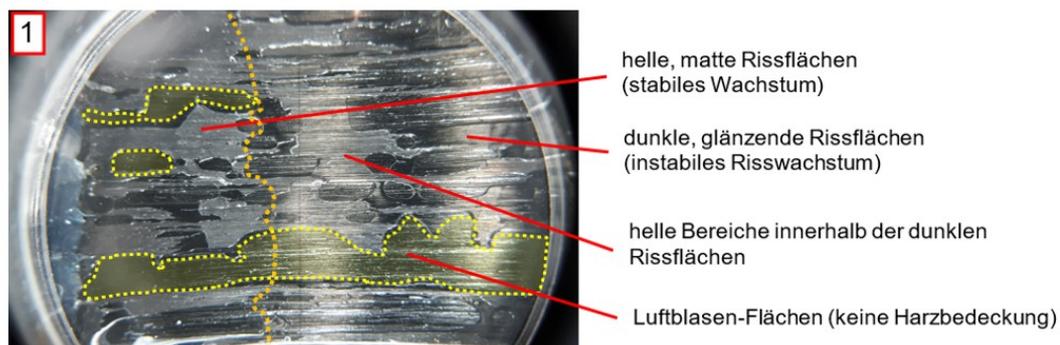
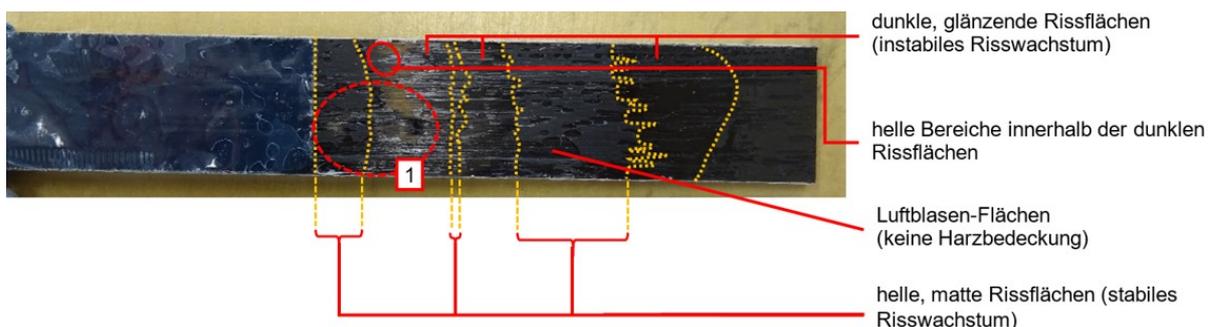


Abbildung 65: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A2 #16

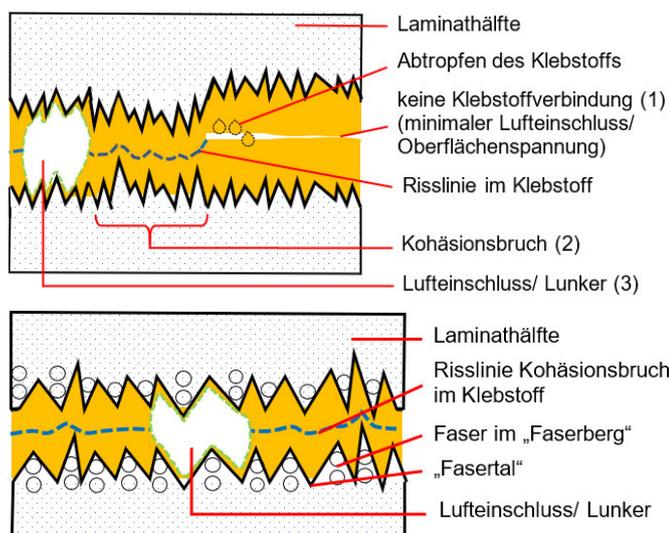


Abbildung 66: Kohäsionsbruch (oben) und kombinierter Bruch (unten) – 4 mm DCB Typ A2

- Abbildung 65 und Abbildung 66 (oben) – helle, matte Rissflächen

Zunächst sind, ähnlich wie bei *Typ A1*, helle matte und dennoch glatt erscheinende Rissoberflächen ohne sog. Rastlinien der Rissfront zu erkennen. Diese stellen die Zonen der Delaminationsbereiche dar, in denen eine stabile bzw. nur minimal instabile Rissausbreitung beobachtet und nachgewiesen werden konnte. Im Rahmen einer Analyse mittels einer Lupe (Abbildung 65, unten) konnte festgestellt werden, dass es sich bei diesen angesprochenen Bereichen um eine Schicht aus Klebstoffrückständen handelt. Auf Basis dieses Ergebnisses kann angenommen werden, dass sich dort möglicherweise ein Kohäsionsbruch innerhalb der Klebschicht ausgebildet hat, so dass beide Fügeteiloberflächen nach der Rissausbreitung noch gänzlich mit diesen Klebstoffrückständen bedeckt sind. In den nachfolgend genannten Literaturquellen ließen sich Anhaltspunkte und Nachweise ausfindig machen, die die eben getroffene Vermutung stützen.

Wie in Kapitel 3.5 erwähnt wurde, stellt sich für das verwendete Infusionsharzsystem *Epinal CR 76.14 / CH 76.14* nach einer Aushärtezeit von rund 72 Stunden unter Raumtemperatur eine *Shore Härte D* von ca. 82 bis 84 ein. Diese Materialeigenschaft deutet auf einen spröden Klebstoff hin. Laut [28] und [29] ließ sich bei einem Bruch innerhalb eines spröden Klebstoffs eine verhältnismäßig glatte Bruchfläche mit wenigen Rastlinien senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung nachweisen. Speziell [28] konnte für eine *Modus I*-Belastung im DCB-Test aufzeigen, dass solche glatten Bruchflächen eines Epoxidharzes bei geringeren Aushärtegraden vorkommen und die Bruchflächen explizit bei höheren Aushärtegraden zerklüfteter erscheinen können. In diesem erwähnten Projekt wurden die unterschiedlichen Aushärtegrade von  $\alpha = 80$  bis 96 Prozent unter dem Einsatz einer Temperaturerhöhung bei kurzen Härtezeiten generiert. Dort konnte gezeigt werden, dass mittels einer Temperaturerhöhung während des Aushärteprozesses ein steigender Aushärtegrad und eine höhere Glasübergangstemperatur einhergeht, was eine typische Eigenschaft von Epoxidharzen ist (vgl. [30]). Letztlich hat dieses Aushärteverhalten auch einen Einfluss auf die späteren Höhen der Energiefreisetzungsraten bzw. Bruchzähigkeiten (vgl. [28], S. 112). Da die Reinfiltration der *Typ A2*-Proben hingegen ohne eine Temperaturerhöhung und gleichzeitig bei längeren Härtezeiten durchgeführt wurde, kann vermutet werden, dass sich hierbei moderate bzw. vergleichsweise geringere Aushärtegrade

einstellen. Diese könnten somit – in Anlehnung an die Erkenntnisse aus [28] – die glatten Kohäsionsbrüche im spröden Klebstoff mit wenigen Rastlinien und damit den vorliegenden Spröbruch erklären. Letztlich kann zum Ergebnis gelangt werden, dass sich der Riss in diesen Bereichen durch die Harzschicht als risszähere Zone drängen musste und er auf diese Weise leicht stabilisiert wurde, was eine Erhöhung der Energiefreisetzungsraten zur Folge hat. Zugleich lässt sich argumentieren, dass dort eine vergleichsweise geringe Harzmenge und dementsprechend eine gute Fügequalität vorlag. Diese Interpretation kann auch anhand der Ultraschallbilder gestützt werden, da die entsprechenden Stellen ein leicht geringeres Fehler-echo (gelbe Färbung) aufweisen (vgl. Kapitel 3.8.2 und Abbildung 236 im Anhang A.17).

- Abbildung 66 (unten) – dunkle, glänzende Rissflächen (1)

Diese Anteile der Klebebereiche konnten gleichermaßen, wie bei *Typ A1* im Kapitel 3.7.4.4, als Zonen des stark instabilen Risswachstums identifiziert werden. Auch die augenscheinlichen Ausprägungen dieser Bereiche beider Chargen ähneln sich sehr stark. Es handelt sich offensichtlich zugleich um eine unberührte und damit glatte Klebstoffschicht, durch welche hindurch keine Rissausbreitung erfolgte. Damit liegt die Interpretation nahe, dass sich auch dort im Fall der *Typ A2*-Proben keine direkte und stoffschlüssige Klebstoffverbindung aufgrund des Abtropfens des infiltrierten Harzes einstellte (vgl. Kapitel 3.7.4.4). Aufgrund dessen ergaben sich womöglich minimale flächige Lufteinschlüsse, die in Kombination mit der schlechteren Fügung der Innenflächen einerseits lokal die Fügequalität minderten und andererseits ungewollte Fehlstellen hervorriefen. Dies lässt sich anhand der Scanbilder der Ultraschalluntersuchungen erkennen, auf denen die angesprochenen Bereiche als Fehlstellen mit einem Fehler-echo von ca. -4 dB ausgegeben werden (Abbildung 236 und Abbildung 239 im Anhang A.17).

Gleichermaßen fällt auf, dass die glatten Stellen unterschiedlich große Schichtdicken aufweisen. Während beispielsweise die entsprechende Schicht auf einer Laminathälfte dicker als die oben analysierte helle und matte Klebeschicht ist, so weist sie auf der gegenüberliegenden DCB-Probenhälfte eine geringe Schichtdicke als die helle Zone auf. Dieses Phänomen kann ebenfalls auf das Abtropfen des Harzes zurückzuführen sein und wird schematisch in Abbildung 66 (unten) dargestellt. Der Aspekt der Schichtdickenunterschiede konnte zudem mittels einer mikroskopischen Untersuchung visualisiert werden, wobei die einzelnen Klebstoffebenen erst durch verschiedene Fokuseinstellungen und Schärfentiefebereiche scharf abgebildet werden konnten (Abbildung 67).

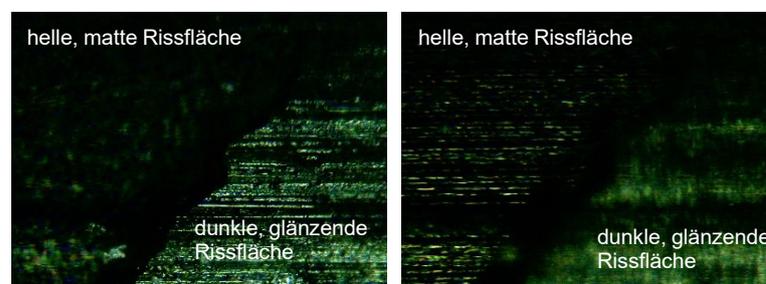


Abbildung 67: makroskopische Ansichten Schichtdickenunterschiede – 4 mm DCB Typ A #16

- Abbildung 66 (unten) – helle Bereiche innerhalb der dunklen Rissflächen (2)

Innerhalb dieser dunklen Flächen des instabilen Risswachstums befinden sich oftmals hellere Bereiche, die sich sehr ähnlich zu den oben beschriebenen hellen Flächen der stabilen

Rissausbreitung ausbilden. Dies lässt auf eine lokal gut gelungene Anpassung der Füge­teile schließen. Somit kann dort ebenfalls von einem Kohäsionsbruch innerhalb des Klebstoffs, der eine geringfügige Rissstabilisierung erzeugen kann, ausgegangen werden. Dennoch sind diese Zonen auch hier flächenmäßig zu gering, um die instabile Rissausbreitung der dunklen Klebstoffflächen kompensieren zu können, wodurch letzteres überwiegt (vgl. Kapitel 3.7.4.4). Auch diese beschriebene Mischform des Bruches lässt sich anhand der Ultraschallbilder im Voraus der DCB-Tests interpretieren, da das Fehlerecho einer leichten Signalpegelschwankung zwischen -4 dB (dunkle Flächen) und rund -6 bis -8 dB (helle Flächen) unterliegt.

- Abbildung 66 (unten) – Lufteinschlüsse bzw. Lunker (3)

Als weiterer Bereich der Rissflächen lassen sich Zonen erkennen, in denen keine bzw. nahezu keine Klebstoffrückstände zu erkennen sind. Diese verteilen sich über die gesamte Länge der Laminatinnenflächen und treten sowohl in den Bereichen des stabilen als auch des instabilen Risswachstums auf. Diese Stellen lassen sich der Ausbildung der angesprochenen Lufteinschlüsse bzw. Lunker zuordnen. Das während des Aushärteprozesses wirkende Vakuum führte zunächst dazu, dass die kleinen Luftbläschen, die sich infolge des händischen Anmischens des Harz-Härter-Gemisches ergaben und in der infiltrierten Harzsubstanz absetzten, dem noch flüssigen Harz entzogen wurden. Dieser Prozess wird auch als *Ausgasen* bezeichnet. Auf diesem Weg konnten erste minimale Defizite im Harzsystem beseitigt werden, so dass dies als positiver Effekt vermerkt werden kann. Dieser Vorgang konnte mittels eines separaten Experiments, bei dem das niedrig-viskose Harz in einer kleinen Vakuumkammer einem Unterdruck von  $p = 1$  bar ausgesetzt wurde, nach ca. 5 bis 7 Minuten unter Raumtemperatur nachgewiesen werden (Abbildung 268 im Anhang A.20, oben). Bei einer weiteren Wirkung des Vakuums ließen sich jedoch unerwünschte Reaktionseffekte des Harzes beobachten. Nach einer Zeit von ca. 2,5 Stunden – der Prozess in der Vakuumkammer wurde hierbei unter einer Temperatur von  $T = 50$  °C in einem Ofen beschleunigt – trat eine exotherme Reaktion des Harzes ein und das Substrat unterlag einem Beul- oder Kochverhalten (engl. *boiling behavior*). Es setzte eine heftige Ausbildung von Luftblasen im flüssigen Harz ein, die sich über das gesamte Volumen erstreckte und auf diese Weise das Harz im Becher ansteigen ließ (Abbildung 268 im Anhang A.20, unten). Physikalisch und thermodynamisch betrachtet handelt es sich bei dem sog. Kochpunkt (engl. *boiling point*) um jenen Punkt, bei dem das Gleichgewicht zwischen der thermischen und Drucksättigung einer Flüssigkeit gestört wird (vgl. [31], S. 30). Ein Druckabfall, z.B. aufgrund eines wirkenden Vakuums, oder die Zunahme der thermischen Energie führt hierbei zur Minimierung der Kochtemperatur (engl. *boiling temperature*) sowie einem Phasenwechsel des Harzes in den gasförmigen Zustand (vgl. [31], S. 30-32; [32]). Dies äußert sich in der oben beschriebenen Reaktion. Impliziert auf die exotherme Harzreaktion im Verlauf der Vakuum-Reinfiltration – unter Raumtemperatur – bedeutet dies, dass infolge des Phasenwechsels sowie der Luftblasenbildung im Laminatinneren das infiltrierte Harz z.T. verdrängt wurde bzw. sich dort nicht ansammeln konnte. Dies vermindert die Qualität der Fügung sehr stark und unterstützt die instabile Ausbreitung der Rissfront, die während des Schälvorgangs der DCB-Proben durch die Luftblasen hindurch schlagartig erfolgen kann. Dieser angesprochene Effekt konnte zusätzlich anhand einer makroskopischen Untersuchung der Rissflächen nachgewiesen werden, wobei aufgeplatzte Lunker entsprechend erkannt wurden (Abbildung 68, repräsentativ für die Charge 4 mm DCB Typ A2).

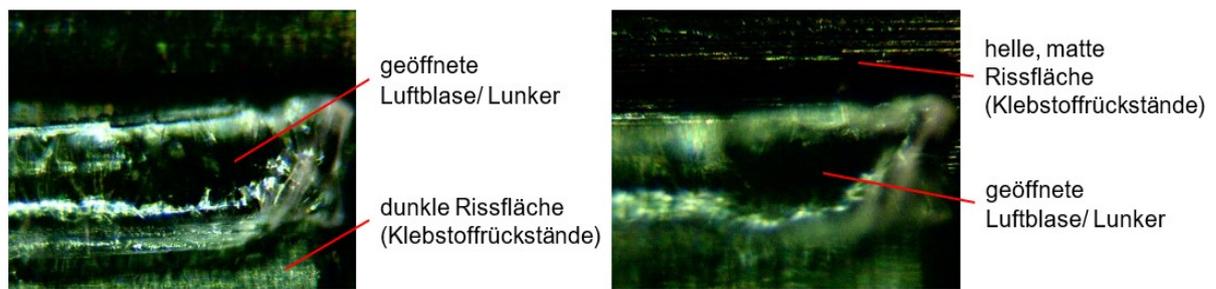


Abbildung 68: makroskopische Ansichten Luftblaseneinschluss – 4 mm DCB Typ A #16

Schließlich ist auch im Fall der *Typ A2*-Charge keine eindeutige Tendenz zu erkennen, dass ein sehr komplexes Rissmuster mit vielen Wechseln der Flächen von stabilem und instabilem Risswachstum zugleich zu einem höheren Level der Energiefreisetzungsraten führt. Diese Feststellung deutet darauf hin, dass sich der Zusammenhang zwischen der Rissmusterkomplexität und dem  $G_I$ -Level und damit die *Hypothese 3* (vgl. Kapitel 2.6) im Fall von *Typ A2* als nicht richtig erwiesen hat. Demnach deckt sich die Erkenntnis mit den Ergebnissen von *Typ A1* und unterscheidet sich maßgeblich von den Resultaten der *Typ B*-Charge (vgl. Kapitel 3.6.4.4 und 3.7.4.4). Dies lässt sich vermutlich auf die unterschiedlichen Riss- bzw. Brucharten der Proben bzw. der Testchargen zurückzuführen.

Auch die übergeordneten gewonnenen Erkenntnisse der *Typ A2*-Charge decken sich hierbei mit den Ergebnissen der *Typ A1*-Proben (vgl. Ende des Kapitels 3.7.4). Auf Grundlage von Kapitel 3.8.4.1, 3.8.4.2 und diesem Kapitel 3.8.4.4 kann die Aussage der nicht-auftretenden Faserbrücken im Fall der *Typ A2*-Charge bestätigt werden. Alle vormals entstandenen Faserbrücken, die aus dem Aufschälvorgang der *Typ A*-Proben resultierten, wurden offensichtlich durch das infiltrierte Harz bedeckt und konnten damit nicht zu einer Rissstabilisierung beitragen. Dies resultiert damit – bezogen auf den übergeordneten Testverlauf – erneut in einem stark instabilen Risswachstum in Verbindung mit einem deutlich ausgeprägten *Pop-in-Effekt*. Charakteristisch für dieses Verhalten sind die streuenden, instabilen und nicht verwertbaren *R-Kurven* der Testcharge. Auf Basis dessen scheinen auch hier die *Hypothese 1* und *Hypothese 4* (vgl. Kapitel 2.6) bestätigt zu sein. Hingegen liefern die Ergebnisse der Flächenmethode an dieser Stelle einen ungefähren Überblick über das Energielevel der Energiefreisetzungsraten zum Erreichen der Gesamtrisslänge. Lediglich das stabile bzw. minimal instabile Risswachstum am Beginn des Auswertebereiches ist als positiv und verwertbar anzusehen, so dass entscheidende Kennwerte, wie die Rissinitiierungskräfte, die Rissfortschrittsraten und Bruchzähigkeiten charakterisiert werden konnten. Dies liefert schlussendlich ebenfalls eine plausible Teilbasis zur Charakterisierung des reinfiltrierten Risswachstums.

### 3.9 Vierte Charakterisierungsiteration (4 mm DCB Typ A3, Secondary Bonding)

#### 3.9.1 Umsetzung

Wie die Erkenntnisse der vorherigen Charakterisierungsiteration zeigen, ließen sich auf Basis der Vakuum-Reinfiltration die Wachstumseigenschaften von reinfiltrierten Rissen lediglich zu einem geringen Anteil analysieren und prognostizieren. Gleichmaßen konnten die mechanischen Ausgangseigenschaften nur ungenügend wiederhergestellt werden (vgl. Kapitel 3.8.4).

Mit Hilfe einer weiteren Variante als iterativer Prozess wird nun das Ziel angestrebt, die o.g. Aspekte in einem zufriedenstellenden und verbesserten Maß gegenüber den ersten drei in dieser Arbeit behandelten Charakterisierungsiterationen realisieren zu können (vgl. Kapitel 3.1). Hierfür wird sich auf die Umsetzungen der Varianten *Typ B* und *Typ A1* bezogen, die gute und oftmals verwertbare Ergebnisse lieferten (vgl. Kapitel 3.6.4 und 3.7.4).

Für die Durchführung der vierten Methode werden sechs weitere Referenzproben *4 mm DCB Typ A* verwendet, die sich in einer dritten Charge zusammenfassen lassen. Aufgrund dessen wird diese Testcharge im weiteren Verlauf der Arbeit als *4 mm DCB Typ A3* bezeichnet. Diese Proben werden auf Basis der standardisierten Testabfolge der DCB-Tests (vgl. Kapitel 3.4.1) direkt in einen delaminierten Zustand mit einer Gesamtrisslänge von  $c \approx 50$  mm geführt, so dass mit diesen aufgeschälten Probekörpern eine weitere Reinfiltration durchgeführt werden kann. Ein vollständiges Lösen beider Laminathälften wird nicht durchgeführt. Es wird zudem auf eine weitere detaillierte Charakterisierung des Materialverhaltens dieser sechs Referenzproben verzichtet, da sie der gleichen Laminatplatte wie die *Typ A*-Chargen 1 und 2 entstammen und demnach dem identischen Aufbau und Verhalten unterliegen. Dies gilt zugleich für die Ultraschalluntersuchung unmittelbar nach dem Ende der DCB-Tests. Damit sind die *Typ A*-Chargen 1 und 2 als repräsentativ für die Charge 3 anzusehen.

Die Charakterisierungsiteration von *Typ A3* sieht vor, die Beschichtung der Probenränder abzuschleifen sowie die DCB-Proben in Anlehnung an die in Kapitel 3.7.1 beschriebene Vorgehensweise mit einem Klebeband zu umwickeln und entlang der Probenränder aufzuschlitzen. Das weitere Vorgehen erfolgt mit den montierten metallischen Gelenken. Ein zweiter Schritt umfasst das *Ausgasen* des Infusionsharzes *Epinal CR 76.14 / CH 76.14*. So kann gewährleistet werden, dass die Luftblasen infolge des Anmischens von Harz und Härter nahezu vollständig aus der Substanz entweichen können und damit einer Qualitätsminderung des Harzes entgegengewirkt wird. Hierfür wird das in einem Mischbecher befindliche Harz-Härter-Gemisch in einer Vakuumkammer platziert und einem Unterdruck von  $p \approx 950$  bis  $1000$  mbar für 5 bis 6 Minuten ausgesetzt (Abbildung 69 bzw. Abbildung 268 im Anhang A.20). In einem weiteren Schritt werden die eingebrachten Delaminationen der DCB-Proben gemäß einer Art der Infusion, wie sie ansatzweise eingangs in Kapitel 2.4.2 beschrieben wurde, reinfiltrierte. Dies wurde mittels einer in Abbildung 70 dargestellten Anordnung realisiert.

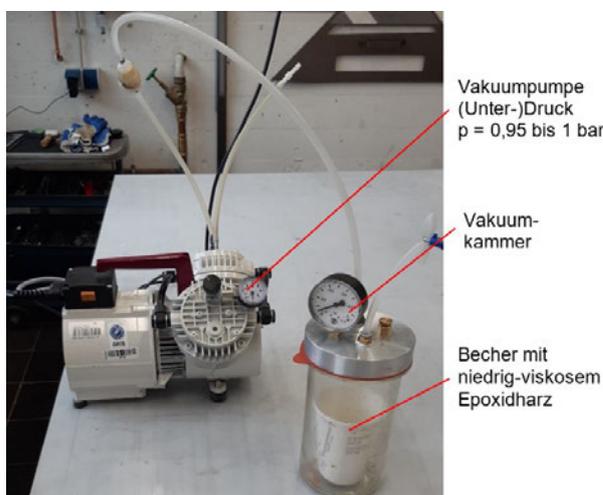


Abbildung 69: Vorgehen der dritten Charakterisierungsiteration, Entgasung des Epoxidharzes

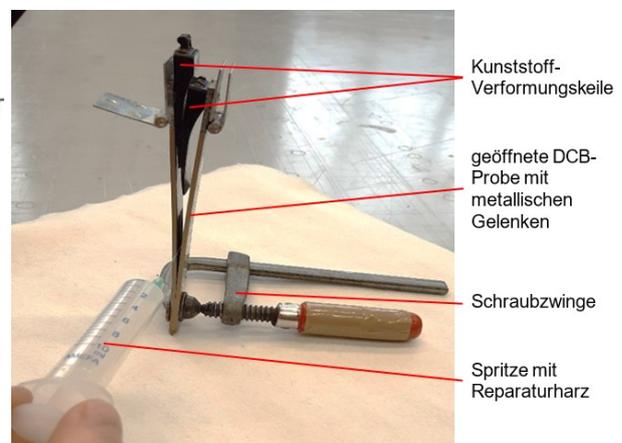


Abbildung 70: Vorgehen der dritten Charakterisierungsiteration, Reinfiltration des Epoxidharzes

Mit Hilfe einer Schraubzwinde wurde der Prüfkörper am nicht-delaminierten Bereich am Probenende komprimiert (Abbildung 70). Eine solche Präparation soll verhindern, dass die existente Rissfront im Laminat während des Reinfiltrationsvorgangs unerwünschter Weise weiter voranschreitet. Der Aufbau wurde anschließend so positioniert, dass die Probe vertikal mit den montierten Gelenken an den oberen Enden stand. Durch das Einbringen zweier Kunststoffkeile wurde die DCB-Probe geöffnet und konnte in dieser Position gehalten werden. Daraufhin wurde eine Menge von ca. 6,5 ml des entgasten Infusionsharzes mittels einer Spritze zunächst in die unteren Bereiche der Delamination infiltriert (Abbildung 70). So ließ sich sicherstellen, dass das Harz möglichst gut in die Bereiche der Rissfront vordringen kann. Im weiteren Prozessverlauf erfolgte die händische Ausrichtung des geöffneten Probekörpers in eine horizontale Lage, so dass das Harz im vorderen Delaminationsbereich sowie auf der *Insert*-Fläche jeweils auf beiden Laminatinnenflächen aufgetragen werden konnte. Nachfolgend wurden die Verformungskeile sowie die Schraubzwinde entfernt. Die infiltrierten Proben wurden in einem nächsten Schritt durch ein zuvor definiertes Gewicht unter der Raumtemperatur von  $T \approx 23 \text{ }^\circ\text{C}$  komprimiert (Abbildung 71).



Abbildung 71: Aufbau zur Komprimierung der DCB-Probekörper (dritte Charakterisierungsiteration)

Hierfür wurden die sechs DCB-Probekörper in einem gleichmäßigen Abstand von ca. 17 cm auf einer starren Unterlage platziert und diverse metallische Träger mit einem Gesamtgewicht von 148,43 kg darüber positioniert. Auf Grundlage der in Abbildung 71 dargestellten nahezu symmetrischen Anordnung ergibt sich nach Formel (18) ein Komprimierungsdruck von ca. 0,88 bar, mit dem jede der sechs Proben komprimiert wurde.

$$p = \frac{F}{A_{DCB-Probe}} = \frac{m \cdot g}{A_{DCB-Probe}} = \frac{148,43 \text{ [kg]} \cdot 9,81 \frac{\text{[m]}}{\text{[s}^2\text{]}}}{6 \cdot 2760 \text{ [mm}^2\text{]}} = 0,08793 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} = 0,879 \text{ bar} \quad (18)$$

So wurde auf diesem Weg angestrebt, als eine erste Iteration einen Komprimierungsdruck von nahezu  $p \approx 1 \text{ bar}$  zu erreichen, der in der vorherig durchgeführten Vakuum-Reinfiltration aufgebracht wurde. Nach einer Aushärtezeit von rund 117 Stunden – hinsichtlich variierender Laborverfügbarkeiten – wurden die Proben dem Aufbau entnommen. Abschließend erfolgte als letzter Teilschritt die Nachbearbeitung der Prüflinge, die die Dimensionsüberprüfung und das Aufbereiten der Probenränder beinhaltet. Letztlich kann somit auch von einer *Secondary Bonding*-Fügung gesprochen werden, da erneut ein externer Klebstoff infiltriert wird.

### 3.9.2 Qualitätsüberprüfung und Diskussion der Untersuchungsergebnisse

Im Rahmen der Ultraschalluntersuchung der infiltrierten Testcharge *4 mm DCB Typ A3* ließ sich eine sehr zufriedenstellende und gute Qualität der reinfiltrierten Laminat nachweisen, wie anhand der *C-Bilder* (Abbildung 269 bis Abbildung 274 im Anhang A.21) verdeutlicht wird. Das Rückwandecho weist durchgehend bei allen untersuchten Probekörpern ein Spektrum von -14 bis -10 dB auf. Demnach erreicht nahezu der gesamte Strahlungsanteil die Laminatrückwand, was insbesondere durch eine Bauteilbeschaffenheit ohne markante Fehler zustande kommt. Diese Erkenntnis kann anhand der Scanbilder des Fehlerechos bestätigt werden. Hierbei sind im infiltrierten Bereich keine Flächen oberhalb von -10 dB erkennbar, so dass stark qualitätsmindernde Fehlstellen im Probeninneren, wie z.B. große Lunker, ausgeschlossen werden können. Einerseits lassen sich erneut grau-schwarze bis dunkelblau-graue Farbbereiche (-28 bis -22 dB) identifizieren. Wie bereits in Kapitel 3.7.2 beschrieben wurde, kann auch hier im Fall der *Typ A3*-Proben die Annahme geäußert werden, dass sich in den dortigen Zwischenräumen eine geringere Harzmenge ansammelte und zusätzlich gut an die Reliefs der Laminatinnenflächen anpassen konnte. Demnach kann von einer sehr guten reinfiltrierten Laminatqualität gesprochen werden. Ein weiteres Indiz hierfür ist der Sachverhalt, dass durch die Ultraschallmaschine keine eindeutige Fehlertiefe an diesen Stellen übermittelt wurde. Andererseits wurde in den restlichen Flächen der Delaminationsbereiche ein Signalpegel des Fehlerechos zwischen -22 bis ca. -14 dB ausgegeben. Dies lässt die Interpretation von minimal größeren Fehlstellen aufgrund des infiltrierten Harzes zu, deren Intensitäten jedoch ebenfalls gesamtheitlich betrachtet gering ausfallen. Es ist davon auszugehen, dass sich dort eine leicht größere Harzmenge ansammelte und sich ggf. auf Grundlage der bisherigen Erkenntnisse – u.a. aus Kapitel 3.7.2 und 3.7.4.4 – die Harzschichten beider Innenflächen nicht direkt oder nur aufgrund ihrer Oberflächenspannung miteinander verbinden konnten. Speziell zweiteres könnte die Folge haben, dass sich minimale flächige Lufteinschlüsse ergaben.

Zudem ist ersichtlich, dass sich die grünen Farbbereiche und damit die vermeintlich minimal größeren Fehlstellen (ca. -16 bis -14dB) in Faserlängsrichtung erstrecken, was sich von den Ultraschallbildern der vorherigen Chargen unterscheidet (vgl. Anhang A.9 und A.13). Darüber hinaus sind bei vereinzelt Proben, wie *4 mm DCB Typ A3 #5* und *#18*, punktuell sehr kleine Bereiche mit einem Pegel zwischen -12 bis -10 dB zu erkennen (Abbildung 270 und Abbildung 273 im Anhang A.21). Diese könnten durchaus auf sehr kleine Luftbläschen bzw. -einschlüsse zurückzuführen sein, die sich infolge des Reinfiltrationsprozesses bzw. des Zuschneppens beider Laminathälften nach Entfernen des Verformungskeils im Harzsystems gebildet haben. Das bedeutet, dass genau dort der Reflektionsanteil der Ultraschallstrahlung leicht erhöht ausfällt. Von großen und rissbeeinflussenden Lunkern kann hierbei allerdings nicht gesprochen werden. Ob sich diese Annahme bestätigen lässt und wie sich ein solch denkbares Erscheinungsbild auf das Risswachstumsverhalten der DCB-Proben auswirkt, wird im Verlauf der folgenden Ergebnisdiskussion analysiert (vgl. Kapitel 3.9.4).

Die erkennbare Fehlertiefe der untersuchten Testcharge liegt zudem im Bereich zwischen 1,9 und 2,2 mm, was an dieser Stelle wie auch im Fall der vorangegangenen Chargen *Typ A*, *Typ B* sowie *Typ A1* und *Typ A2* zu erwarten war. Die untersuchten *C-Bilder* bringen letztlich den Nachweis, dass im gesamten Klebebereich eine durchgehende und akzeptable Benetzung der Laminatinnenflächen und des Probeninneren vorliegt.

Das Dickenmaß der einzelnen Probekörper der *Typ A3*-Charge variiert zwischen 0,05 und 0,09 mm (Tabelle 30 im Anhang A.22). Auf Basis dieser Ergebnisse kann ebenso die Anforderung nach [5], S. 5, dass die Dickenvariation bis rund 0,10 mm zulässig sei, erfüllt werden. Dies ist ein weiterer Anhaltspunkt dafür, dass mit der Reinfiltration im Rahmen dieser Charakterisierungsiteration eine gute, vermutlich sogar verbesserte Fügung und Komprimierung der Proben einherging. Ob diese Umsetzung gleichermaßen eine akzeptable und verwertbare Charakterisierung der Materialkennwerte und des Rissverhaltens ermöglicht, wird im folgenden Kapitel 3.9.4 während der Diskussion der experimentellen Testergebnisse untersucht.

### 3.9.3 Materialkennwertermittlung – Testvorbereitung und Umsetzung

Die Ermittlung und Analyse der entsprechenden Materialkennwerte der *Typ A3*-Charge erfolgt analog zu dem in den Kapiteln 3.6.3 und 3.7.3 erläuterten DCB-Testverfahren gemäß [5]. Dieses umfasst alle relevanten und vorab definierten Testparameter und -einstellungen, wie beispielsweise die Belastungsraten der Traverse oder die Aufteilung der Tests in zwei Zyklen. Anhand der Referenz-Probe *4 mm DCB Typ A3 #14* ließ sich ein Wert  $P_{max}$  als charakteristische Kraft der Rissinitiierung von rund 43 N bestimmen, so dass dies als grober Erwartungswert für die Testauswertung anzusehen ist. Des Weiteren wurde auch hier wie zuvor festgelegt, dass die zu untersuchende DCB-Probe im ersten Zyklus bis zu einem Risslängenbereich zwischen  $c = 3$  und 5 mm belastet und anschließend entlastet wird.

### 3.9.4 Materialkennwertermittlung – Testauswertung und Ergebnisdiskussion

Die numerische Ermittlung und weiterführende Auswertung der Testergebnisse wurde auf Grundlage aller in dieser Arbeit vorgestellten Berechnungsmethoden umgesetzt – sowohl anhand MBT, CC und MCC nach [5], als auch gemäß der Flächenmethode nach [4]. Speziell anhand letzterer können nicht nur qualitative Aussagen hinsichtlich der Energiefreisetzungsraten zum Erreichen der Gesamtrisslänge getätigt werden, sondern es lassen sich auch die Ergebnisse seitens MBT bzw. CC und MCC validieren.

Das Versagensverhalten der *Typ A3*-Probekörper unterscheidet sich in einigen Aspekten von demjenigen der vorherigen charakterisierten Testchargen, was bereits im Testvorgang festgestellt werden konnte. Während der Probenbelastung im ersten Zyklus ließ sich bei keinem der Prüflinge der Punkt des Rissbeginns eindeutig visuell feststellen und er konnte ausschließlich mit Hilfe der Videoaufzeichnungen bestimmt werden. Die Rissfront verlief zudem augenscheinlich nur bis zu einer Länge von  $c \approx 2$  mm kontinuierlich und demnach stabil. Ab dieser Risslänge bis zur einsetzenden Probenentlastung waren kleine Sprünge von wenigen Millimetern zu verzeichnen, so dass die ersten 5 mm der Wachstumsskala nicht durchgehend detektiert werden konnten. Demnach ließ sich bereits an dieser Stelle eine Mischung des stabilen und leicht instabilen Risswachstums im Verlauf des ersten Zyklus prognostizieren.

Im zweiten Zyklus war innerhalb der gesamten Charge eine offensichtlich instabile Rissausbreitung zu beobachten, die sich oftmals bis zu einer Delaminationslänge von rund  $a = 90$  bis 91 mm erstreckte. Bereits hier fiel auf, dass zwar erneut eine Wechselwirkung zwischen dem Stillstand und dem schlagartigen Voranschreiten der Rissfront stattfand, ein solcher Sprung allerdings nur in wenigen Fällen eine Risslänge von 10 mm marginal überschritt. Demnach kam es durchgehend zu vergleichsweise kleinen Sprüngen. Im letzten Zehntel des Unter-

suchungsbereiches ließ sich die Rissfront hingegen kontinuierlich nach jedem Millimeter verfolgen, so dass dieses Verhalten die Annahme für ein dortiges stabiles Wachstum zulässt. Um möglichst viele Messpunkte erfassen und somit zuverlässigere *R-Kurven* mit einer großen Anzahl an Datenpunkten generieren zu können, wurde sich erneut im Rahmen der Probenpräparation entschieden, eine Skala in 1 mm-Schritten auf die Prüflingsränder aufzutragen. Da anhand der bisherigen Projektergebnisse die Erkenntnis erlangt wurde, dass ein derartiges instabiles Risswachstum zu Abweichungen und teils nicht verwertbaren Resultaten seitens MBT, CC und MCC führt, muss auch im Fall der *Typ A3-Charge* damit gerechnet werden. In wie weit die Flächenmethode ein instabiles Verhalten korrekt abbilden kann und ob sich damit die in Kapitel 3.8.4.2 geäußerte Aussage bezüglich ihrer dementsprechenden Gültigkeit bestätigen lässt, wird im Zug der folgenden Ergebnisdiskussion untersucht. In Tabelle 21 bis Tabelle 23 werden vorab die Testergebnisse in kompakter Weise aufgezeigt.

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)			Abweichung [%]		$G_I$ Mittelwert (a = 50 mm bis Testende)	$G_I$ (a = 50-52 und 91,5-100 mm)	$P_{max}$ Rissbeginn [N]
		VIS	NL	5% / Max	NL zu VIS	NL zu 5% / Max			
1	#5	192,12	133,10	172,51	30,72	22,85	223,41	321,27	53,90
	#13	137,68	94,92	120,86	31,05	21,46	246,09	380,76	47,80
	#17	143,85	79,06	97,55	45,04	18,95	216,02	322,18	50,37
	#18	143,84	109,59	140,66	23,81	22,09	196,65	240,94	46,20
	#19	164,04	137,18	164,04	16,38	16,38	212,85	265,49	48,60
	Mittelwert	<b>156,31</b>	<b>110,77</b>	<b>139,12</b>	<b>29,40</b>	<b>20,34</b>	219,00	306,13	49,37
	s	22,36	24,77	30,82	10,61	2,66	18,03	54,68	2,94
s [%]	14,30	22,36	22,15			8,23	17,86		

Tabelle 21: Testergebnisse der MBT-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A3

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 0 mm)						Abweichung [%]				$G_I$ Mittelwert (a = 50 mm bis Testende)		$G_I$ Plateaubereich (a = 50-52 und 91,5-100 mm)		Abweichung $G_I$ Mittelwert zu MBT [%]	
		VIS		NL		5% / Max		NL zu VIS		NL zu 5% / Max		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
		CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC	CC	MCC
1	#5	213,80	220,67	148,12	154,89	191,98	199,12	30,72	29,81	22,85	22,21	243,55	242,65	347,71	343,12	9,01	8,61
	#13	135,91	135,41	93,70	94,98	119,30	119,87	31,05	29,86	21,46	20,77	242,25	242,40	374,64	376,33	-1,56	-1,50
	#17	174,63	179,89	95,98	102,77	118,43	124,96	45,04	42,87	18,95	17,76	251,91	249,65	371,59	363,42	16,61	15,57
	#18	152,56	144,58	116,24	111,19	149,19	141,82	23,81	23,09	22,09	21,59	197,20	197,74	233,70	242,68	0,28	0,55
	#19	166,73	167,09	139,43	141,00	166,73	167,09	16,38	15,62	16,38	15,62	213,89	214,06	265,34	267,72	0,49	0,57
	Mittel	<b>168,73</b>	<b>169,53</b>	<b>118,69</b>	<b>120,96</b>	<b>149,13</b>	<b>150,57</b>	<b>29,40</b>	<b>28,25</b>	<b>20,34</b>	<b>19,59</b>	229,76	229,30	318,59	318,65	<b>4,97</b>	<b>4,76</b>
	s	29,19	33,60	24,71	25,76	31,54	32,81	10,61	10,06	2,66	2,80	23,18	22,32	64,88	59,78	7,69	7,18
	s [%]	17,30	19,82	20,82	21,30	21,15	21,79					10,09	9,73	20,37	18,76		
	Abw. zu MBT [%]	<b>7,82</b>	<b>8,13</b>	<b>7,82</b>	<b>10,13</b>	<b>7,82</b>	<b>9,08</b>										

Tabelle 22: Testergebnisse der CC- und MCC-Methode der Proben 4 mm DCB Typ A3

Charge	Probe	$G_{IC}$ [J/m <sup>2</sup> ] (a = 100 mm)		Abweichung [%] FL / VIS
		VIS	Flächenmethode	
1	#5	326,73	227,51	30,37
	#13	418,06	234,34	43,95
	#17	361,74	237,31	34,40
	#18	312,49	262,57	15,98
	#19	330,65	244,59	26,03
	Mittelwert	<b>349,93</b>	<b>241,26</b>	30,14
	s	42,11	13,39	
s [%]	12,03	5,55		

Tabelle 23: Testergebnisse der Flächenmethode der Proben 4 mm DCB Typ A3

### 3.9.4.1 Untersuchung der Kraft-Traversenweg-Diagramme

Die folgend analysierten *P-δ*-Diagramme der *Typ A3-Charge* bilden das eingangs kurz erläuterte Materialverhalten der DCB-Proben sehr gut ab (Abbildung 72 sowie *Kraft-Traversenweg*-Diagramme im Anhang A.23).

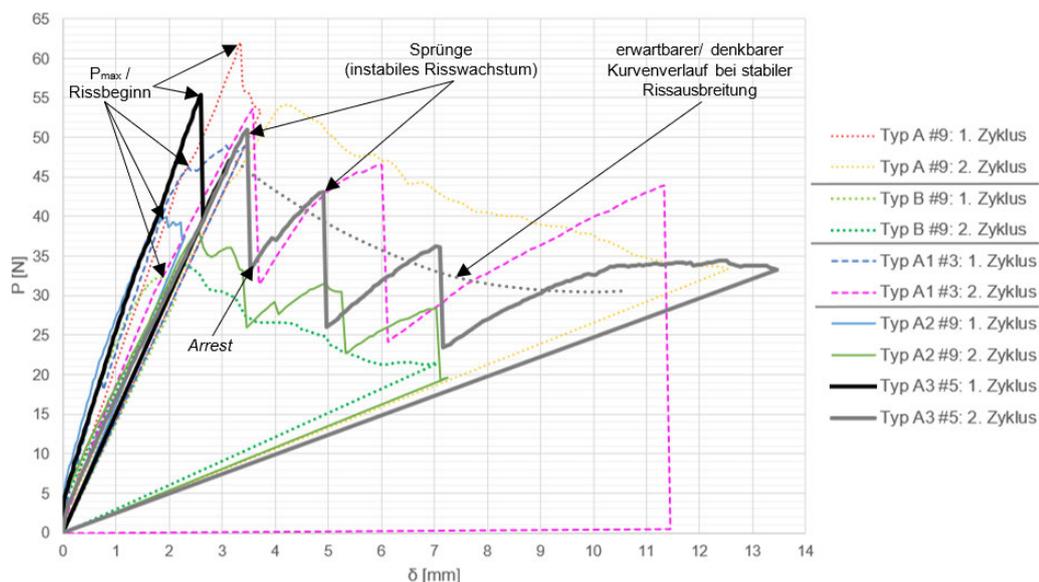


Abbildung 72: Vergleich Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A, B, A1, A2, A3

Der erste Zyklus zeigt einen erwartbaren, annähernd linearen Anstieg des Graphen bis zur Rissinitiierungskraft  $P_{max}$ . Die anfänglichen Bereiche, in denen der Graph eine größere Steigung bis zu einer Kraft von rund 2 N aufweist, lassen sich dabei durchaus mit kleinen unvermeidbaren Ungenauigkeiten bei der Testmaschinenjustierung und der Probenpositionierung innerhalb der *EZ20* begründen. Da dies allerdings nur minimale Abweichungen mit sich bringt, können sie als vernachlässigbar klein behandelt werden. Lediglich die Probe 4 mm DCB Typ A3 #17 weist eine vergrößerte Steigung bis rund 15 N auf, bevor der Verlauf einen linearen Anstieg bis  $P_{max}$  einnimmt. Eine denkbare Ursache für dieses Verhalten können kleine Verklebungen des Inserts oder geringfügige Unregelmäßigkeiten im Laminataufbau sein. Zweiteres stellt allerdings nur eine Vermutung dar und kann nicht eindeutig belegt werden. Da dies im Unterschied zu 4 mm DCB Typ A2 #1 (vgl. Kapitel 3.8.4.1) jedoch keinen erheblichen Einfluss auf das sich einstellende Kraftlevel des Risswachstums hat und somit nur marginale Abweichungen zu erwarten sind, kann der Prüfling weiterhin für die Testauswertung genutzt werden.

Die Werte von  $P_{max}$  sowie die darauffolgenden Kraftwerte  $P$  liegen betragsmäßig unterhalb derjenigen der Typ A-Chargen und gleichzeitig leicht oberhalb derjenigen der Typ A1-Proben (Abbildung 72). Auf Grundlage mehrerer Erkenntnisse während dieses Projekts können bereits hier eine höhere Bruchzähigkeit  $G_{IC}$  und höhere Energiefreisetzungsraten  $G_I$  in den Anfangslängen der untersuchten Risse gegenüber den vorherigen reinfiltrierte Testchargen geschlossen werden. Zugleich ließ sich offenbar eine verbesserte Annäherung an  $G_{IC}$  der ursprünglichen unbeschädigten Lamine erreichen. Diese Feststellungen gelten jedoch nur für einen Risslängenbereich von bis zu rund  $c = 2$  mm. Wie bereits oben erläutert wurde, stellt der verbleibende Graphenverlauf des ersten Zyklus ein leicht instabiles Risswachstum mit kleinen Sprüngen in Verbindung mit einem offensichtlich ausgeprägten und unerwünschten *Pop-in-Effekt* dar. Dieser Aspekt wird höchstwahrscheinlich Auswirkungen auf den Verlauf der resultierenden *R-Kurven* nehmen, so dass dort von nur einem kleinen verwertbaren Abschnitt des *R-Kurven*-Verlaufs auszugehen ist. Dieser Punkt wird genauer in Kapitel 3.9.4.2 analysiert. Des Weiteren lässt sich auch in diesem Fall die Beobachtung, dass das Kraft-Traversenweg-Verhältnis nach Erreichen von  $P_{max}$  stets zunimmt, mitunter als Anzeichen einer stark

instabilen Rissausbreitung einordnen. Damit deckt sich dies mit den Feststellungen des Materialverhaltens der *Typ A1*- und *Typ A2*-Proben (vgl. Kapitel 3.7.4.1 und 3.8.4.1).

Die oben beschriebenen Beobachtungen aus den DCB-Tests hinsichtlich des Verhaltens im zweiten Zyklus werden durch den  $P$ - $\delta$ -Verlauf eindeutig bestätigt. Nach dem linearen Anstieg des Graphen ab dem Koordinatenursprung stellt sich erneut ein deutlich instabiles Verhalten bis zu einer Delaminationslänge von ca.  $a = 91$  oder  $91,5$  mm ein, welches durch eindeutig ausgeprägte Rissinitiierungs- und *Arrest*-Punkte charakterisiert wird. Dies spiegelt den bereits bekannten *Pop-in-Effekt* wider. Hierbei unterliegt das sprunghafte Verhältnis von Traversenweg und Kraft einem Verhalten, wie es zuvor detailliert in Kapitel 3.7.4.1 und 3.8.4.1 für die angesprochenen *Typ A1*- und *Typ A2*-Chargen festgestellt werden konnte. Damit steht ein ständiger Wechsel zwischen Rissstagnierung und -wachstum in Verbindung. Die daraus abzuleitende energetische Wechselwirkung (vgl. Kapitel 3.7.4.2 und 3.8.4.2) wird an geeigneter Stelle im Kapitel 3.9.4.2 aufgegriffen. Auf Grundlage dieser Beobachtungen kann vermutet werden, dass sich die Bereiche der Rissflächen des instabilen Risswachstums ähnlich zu denjenigen der *Typ A1*-Proben ausbilden. Darauf wird detaillierter in Kapitel 3.9.4.4 eingegangen.

Zudem ist erkennbar, dass der Graphenverlauf ein ähnliches Kraft- und Weglevel wie die *Typ A1*-Charge aufweist (Abbildung 72). Erst ab diesem Wert von rund  $a = 91,5$  mm stellt sich ein kontinuierliches und stabiles Risswachstum ein, so dass die anfängliche Vermutung zu Beginn des Kapitels 3.9.4 bestätigt werden kann. Hierbei steigt der  $P$ - $\delta$ -Graph zunächst noch linear mit einer geringen Steigung an und geht allmählich in einen Plateaubereich über, in dem die Kraft gegenüber dem Traversenweg nur noch geringfügig wächst. Das Versagensverhalten der untersuchten DCB-Proben weist in diesen Bereichen keine Anzeichen eines *Pop-in-Effekts* oder anderer Unregelmäßigkeiten auf. Dies führte dazu, dass insbesondere die Delaminationslängen von  $a \approx 100$  mm visuell erfasst werden konnten und somit eine weitere Testauswertung auf Basis der Flächenmethode ermöglicht wurde. Auch die dort erkannte stabile Rissausbreitung könnte eine ähnliche Ausbildung der Rissflächen wie im Fall der *Typ A1*-Proben zur Folge haben. Dies wird ebenfalls in Kapitel 3.9.4.4 diskutiert.

An dieser Stelle lässt sich erstmals schlussfolgern, dass in einer kleinen Anfangszone von ca. 2 mm sowie in den letzten rund 9 mm des Untersuchungsbereiches das vorliegende stabile Risswachstum ein verwertbares charakteristisches Bild des Versagensverhaltens liefert. Ob diese Resultate hingegen auch zu realistischen bzw. plausiblen Ergebnissen im Rahmen der *R-Kurven*-Untersuchung führen, wird im folgenden Kapitel 3.9.4.2 genauer analysiert.

Anhand der *Kraft-Traversenweg*-Diagramme (Abbildung 72 und Anhang A.23) sowie der Beobachtungen während der Tests lassen sich erste Aussagen zur Thematik des *fiber bridging* tätigen. Im Verlauf der Tests waren im Großteil des Probeninneren bzw. des Untersuchungsbereiches keine Faserbrücken zu identifizieren. Dies war allerdings auch erwartbar, da bereits im Test der zuvor geprüften unbeschädigten *Typ A*-Laminat v.a. die weiten Öffnungswege der Probenenden ( $\delta \approx 13$  bis  $16$  mm) zum Aufbrechen dieser Verbindungen im vorderen und mittleren Delaminationsbereich führten. D.h., dass unmittelbar nach den durchgeführten *Typ A*-Tests in den dortigen Zonen ausschließlich gelöste Faserbrückenstränge vorlagen. Wie auch bei den vorherigen Testchargen konnten die losen Stränge infolge der Reinfiltration lediglich mit Harz bedeckt werden, so dass diese vormals rissstabilisierenden Verbindungen nicht wieder hergestellt werden konnten. Jedoch ließen sich im Rahmen des Reinfiltrationsprozesses im letzten Zehntel des Delaminationsbereiches, in dem eine stabile Rissausbreitung

zu verzeichnen ist, wenige und kleine Faserbrücken mit Hilfe einer Lupe erkennen. Da dort der Öffnungsweg der Laminathälften sehr gering war, könnte dies dazu geführt haben, dass die Faserbrückenbindungen bestehen konnten und nicht zerstört wurden. Während bis  $a \approx 91$  bzw. 91,5 mm der Klebstoff und die Faserreliefs wesentliche Einflussfaktoren des Risswachstums sind, so kann im Fall der hinteren 9 bis 10 mm Risslänge eine Kombination aus dem Harz, den Faserbrücken und den Reliefs verantwortlich für das stabile Verhalten sein. Diese Argumentation würde das Aussehen der  $P$ - $\delta$ -Diagramme begründen und zugleich die Aussagen der *Hypothese 1* hinsichtlich des erkannten *Pop-in*-Effekts infolge fehlender Faserbrücken scheinbar erneut bestätigen. Die Auswirkungen dieser Beobachtungen auf die  $R$ -Kurven werden im Folgenden in 3.9.4.2 diskutiert. Darüber hinaus wird an dieser Stelle angenommen, dass aufgrund der komplexeren Ausbildung und Interaktion des stabilen und instabilen Risswachstums der Unterschied hinsichtlich der Rissgeschwindigkeiten beider Zyklen schwächer als z.B. bei den *Typ A1*-Proben ausfallen müsste. Dieser Aspekt wird in 3.8.4.3 genauer betrachtet.

Bei der chargeninternen Untersuchung der *Typ A3*-Charge hinsichtlich der markanten Kennwerte im  $P$ - $\delta$ -Diagramm ist ein zu den vorherigen Testchargen ähnliches Verhalten zu erkennen, was insbesondere für *Typ A* und *Typ A1* gilt. Somit lassen sich auch diese Parameter als realistisch und plausibel einordnen.  $NL$  liefert mit einem Bereich zwischen 39,57 und 45,75 N erwartbarer Weise den konservativsten Wertebereich aller drei Rissinitiierungswerte für jeden getesteten Probekörper. Zugleich liegen  $5\% / Max$  und  $VIS$  nah beieinander, so dass  $NL$  stets weit unterhalb dieser beiden Werte im Kraft-Weg-Diagramm zu finden ist. Damit ist dies v.a. mit der Referenz-*Typ A*-Charge vergleichbar, bei welcher die drei genannten Werte ein gleichartiges Lagebild aufweisen. Die Rissinitiierungskraft  $P_{max}$  weist darüber hinaus einen Mittelwert von 49,37 N auf, der damit zwischen denen der *Typ A*-Proben ( $\overline{P_{max}} \approx 63$  N, Tabelle 5 im Kapitel 3.4.2) und *Typ A1*-Proben ( $\overline{P_{max}} = 45,88$  N, Tabelle 13 im Kapitel 3.7.4) liegt. Auch die mittleren Kraft- und Traversenwegwerte zum Erreichen der Gesamtdelaminationslänge weisen mit 36,90 N und 13,2 mm ähnliche Größen wie die *Typ A*-Charge auf ( $\overline{P_{100\text{ mm}}} = 33,7$  N,  $\overline{\delta_{100\text{ mm}}} = 13,3$  mm).

#### 3.9.4.2 Untersuchung der Risswiderstandskurven ( $R$ -Kurven)

Auch im Fall der *Typ A3*-Proben ergibt sich das Verhältnis  $\delta/a$  zu rund 0,03 bis 0,14 ( $\ll 0,4$ ), weshalb eine weitere Korrektur von  $G_I$  mittels des Parameters  $F$  nicht erforderlich ist.

Die soeben beschriebene Lageverteilung von  $NL$ ,  $VIS$  und  $5\% / Max$  spiegelt sich ebenso in deren Höhen der Energiefreisetzungsrate wider (Tabelle 21 und Tabelle 22). So weist  $NL$  mit gemittelt 110,77 J/m<sup>2</sup> (MBT) bzw. 118,69 und 120,96 J/m<sup>2</sup> (CC und MCC) durchgehend die niedrigsten  $G_I$ -Werte auf. Bis auf wenige Ausnahmen, wie z.B. bei *4 mm DCB Typ A3 #13*, ergeben sich auf Basis der MBT-Methode zugleich die geringsten Werte hinsichtlich der besagten Kennwerte. Damit wird die Erkenntnis gemäß [5], S. 7, dass dieser Zustand in rund 80 Prozent der getesteten Proben eintritt, final belegt. Schließlich ist anhand von Tabelle 21 und Tabelle 22 ebenfalls erkennbar, dass alle drei in der *ASTM D5528 - 13* beschriebenen Berechnungsmethoden zu einer Abweichung von  $NL$  zu  $VIS$  von ca. 28 bis 29 Prozent und  $NL$  zu  $5\% / Max$  von rund 20 Prozent führen und damit zugleich den Nachweis nach [5], S.3 geben. Darüber hinaus kann die in den vorherigen Kapiteln 3.6.4.2, 3.7.4.2 und 3.8.4.2 formulierte Vermutung, die Lageverteilung der charakteristischen Punkte sei eine Folge der Fertigungs-

technik oder des infiltrierten Klebstoffs nicht bestätigt werden. Da *VIS* und *5% / Max* hier nah beieinander liegen und z.T. identisch sind, unterscheidet sich dies maßgeblich von den Chargen *Typ B*, *Typ A1* und *Typ A2*. Dies zeigt auch, dass bis zu diesem Stand des Projektes keine eindeutige Erklärung für die unterschiedlichen Verteilungen von *NL*, *VIS* und *5% / Max* innerhalb der *Kraft-Traversenweg*-Diagramme gefunden werden konnte.

Werden die Verläufe der *R-Kurven* (Abbildung 73, exemplarisch für *Typ A3* und Abbildung 276 bis Abbildung 298 im Anhang A.23) untersucht, so lassen sich partiell Tendenzen erkennen sowie übergeordnete Zusammenhänge in Verbindung mit den *P- $\delta$* -Diagrammen erschließen.

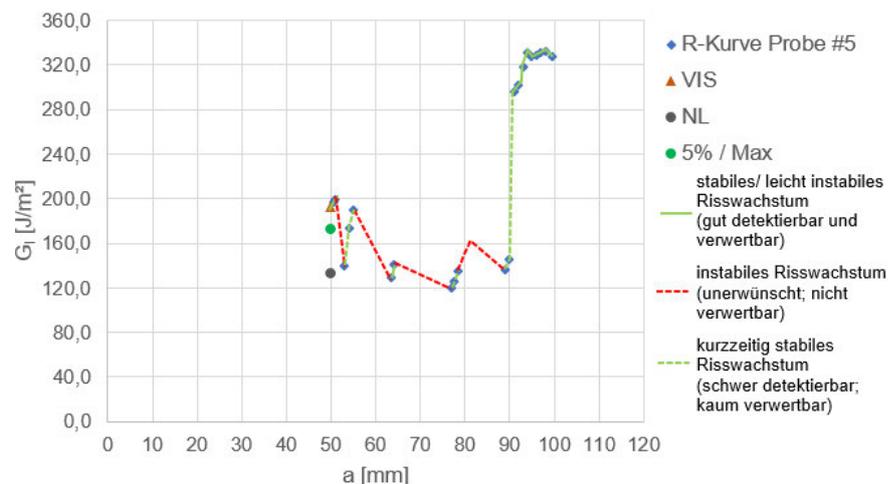


Abbildung 73: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #5

In den anfänglichen Bereichen der Risswiderstandskurven bis  $a \approx 52$  mm ist ein starker Anstieg der Energiefreisetzungsraten  $G_I$  zu erkennen. Dies kann durchaus auf die Ansammlung einer geringen Harzmenge im Probeninneren sowie deren sehr gute Anpassung an die Laminatinnenflächen während der Komprimierung, die einen rissstabilisierenden substratnahen Rissverlauf hervorruft, zurückzuführen sein. Gleichermäßen wird die Interpretation anhand der fehlerfreien Ultraschallscans in diesen Bereichen deutlich (vgl. Kapitel 3.9.2 und Abbildung 269 bis Abbildung 274 im Anhang A.21). Der mittlere Teil der Kurve ( $a \approx 52$  bis 91 mm) wird im Wesentlichen durch das bereits erwähnte instabile Risswachstum charakterisiert. Hierbei unterliegt die Verteilung bzw. der Verlauf der Energiefreisetzungsraten starken Schwankungen, z.T. von bis zu rund  $62 \text{ J/m}^2$  im Fall von 4 mm DCB Typ A3 #5 (Abbildung 73) oder #18 (vgl. Anhang A.23). Somit kommen auch dort die energetischen Wechselwirkungen zwischen der aufgebrachten Kraft und Energie sowie dem instabilen Rissfortschritt bis zu einem kritischen Arrest-Punkt zum Tragen (vgl. Kapitel 3.7.4.2 und 3.8.4.2). Als Ursachen hierfür werden insbesondere die unterschiedliche Ausprägung der Klebeschicht sowie die zuvor zerstörten Faserbrückenbindungen, die somit keinen Beitrag zur Rissstabilisierung mehr leisten, gesehen. Speziell ersteres kann sich aufgrund der leicht welligen Faserreliefs und deren minimalen Veränderungen aufgrund des Lösens der *fiber bridges* oder sogar infolge sehr kleiner Verzerrungen der gefügten Laminathälften während der Komprimierung ergeben. Diese Zusammenhänge lassen sich aufgrund der vorherigen Testergebnisse seitens der *Typ B*-, *Typ A1*- und *Typ A2*-Charge (vgl. Kapitel 3.6.4, 3.7.4 und 3.8.4) sowie der offenbar bestätigten *Hypothese 4* (vgl. Kapitel 2.6) nachweisen. Auf Basis dieser Erkenntnisse kann vermutet werden, dass

sich v.a. die Rissflächen dieser instabilen Zonen ähnlich zu denjenigen der *Typ A1*-Proben ausbilden könnten. Eine entsprechende Untersuchung hierzu folgt in Kapitel 3.9.4.4. Ab der besagten Delaminationslänge von ca.  $a = 91,5$  mm konnte ein kontinuierlicher und somit nahezu stabiler Rissfortschritt festgestellt werden (Abbildung 73). Es ist anzunehmen, dass sich in den dortigen Bereichen der Delaminationsflächen aufgrund der sehr geringen Öffnungsweiten der Laminathälften und der Nähe zur natürlichen Rissfront ebenfalls nur kleine Harzmenngen im Verlauf der Infiltration ansammelten. Die Kombination aus diesen eingefügten Klebstoffmengen – auch wenn der Klebstoff nur eine vergleichsweise geringe Festigkeit besitzt – und den erkennbaren kleinen Faserbrücken könnte letztlich zur Stabilisierung des Rissfortschritts geführt haben. Dies würde zugleich den sehr starken Anstieg der *R-Kurven* ohne signifikante Sprünge in diesen Bereichen begründen (Abbildung 73 sowie *R-Kurven*-Diagramme im Anhang A.23). Auch die Plateaubereiche in den hinteren Millimetern ( $a \approx 97$  bis 100 mm), die sehr hohe *G*-Werte aufweisen und betragsmäßig teilweise die Energiefreisetzungsraten der Ausgangsproben *Typ A* übersteigen, könnten gut vorstellbar eine Folge dessen sein. Ein Beispiel für die übersteigenden Beträge ist die Probe *4 mm DCB Typ A3 #13* (Abbildung 279 bis Abbildung 281 im Anhang A.23). Dieser Aspekt wird im chargenübergreifenden Vergleich später in diesem Kapitel verdeutlicht und abschließend im Rahmen der Rissflächenuntersuchung (vgl. Kapitel 3.9.4.4) geprüft.

Bei der Untersuchung der *R-Kurven* im Gesamten lässt sich auf Basis der MBT-Methode ein Mittelwert der Energiefreisetzungsraten  $G_I$  zum Erreichen der Gesamtdelaminationslänge ( $a = 50$  bis 100 mm) von  $219,0 \text{ J/m}^2$  ermitteln (Tabelle 21). CC und MCC liefern hierfür Mittelwerte, die mit ca.  $229$  bis  $230 \text{ J/m}^2$  und einer knapp fünf prozentigen Abweichung zu MBT nur leicht darüber und somit in einem vergleichbaren Wertebereich liegen (Tabelle 22 und Tabelle 23). Jedoch kann an dieser Stelle, wie auch schon zuvor bei den *Typ A1*- und *Typ A2*-Proben, nicht pauschal angenommen werden, dass  $G_I$  für  $a = 50$  bis 100 mm einer Einzelprobe seitens MBT durchgehend unterhalb von CC und MCC liegt. Dies wird erneut am Beispiel der Probe *4 mm DCB Typ A3 #13* sichtbar. In der betrachteten Gesamtheit einer Charge hingegen kann von MBT als konservativster Methode ausgegangen werden.

Wird darüber hinaus der  $G_I$ -Mittelwert für das Erreichen der Gesamtrisslänge auf Basis der Flächenmethode numerisch bestimmt, so liegen die Werte mit 16 bis 44 Prozent und im Mittel zu rund 30 Prozent unterhalb derjenigen gemäß MBT als Referenzmethode (Tabelle 23). Dies stellt gravierende Unterschiede dar, die sich mit der unterschiedlichen Berechnungsweise beider Methoden begründen lassen (vgl. Kapitel 3.8.4.2). Die Flächenmethode bezieht für die Berechnung die Energieabsorption  $A$  sowie das Inkrement  $\Delta a$  ein, wodurch das resultierende  $G_I$  stets für die Länge des ausgebreiteten Risses gilt. Hierbei handelt es sich um den Hauptunterschied zu den Methoden nach [5], die  $G_I$  immer für einen konkreten Wert von  $a$  ausgeben. Dies bedeutet auch, dass die Flächenmethode an dieser Stelle immer einen Durchschnittswert für die Gesamtrisslänge  $c = 50$  mm berechnet und somit den Einfluss des stabilen und instabilen Risswachstums gleichermaßen berücksichtigen kann. Damit erscheint das Ergebnis aus Tabelle 23 realistisch, dass die mittlere Energiefreisetzungsraten für den Gesamtriss gemäß der Flächenmethode geringer ausfällt, als die einzelnen sehr hohen  $G_I$ -Werte seitens MBT am Ende des Gesamtrisses. Somit können also die Ergebnisse beider Methoden als korrekt und plausibel angesehen werden – mit dem Unterschied der verschiedenen Interpretationsweisen. Damit wird einmal mehr verdeutlicht, dass sich die Flächenmethode als einzige der in dieser

Arbeit betrachteten Methoden für die numerische Bestimmung von  $G_I$  infolge eines instabilen Rissfortschritts eignet. Diese Erkenntnis deckt sich damit erneut mit den Ergebnissen, die bereits in der Vergangenheit durch [26], S. 115-121 und [27], S. 30, 65 dokumentiert und nachgewiesen wurden.

Das oben beschriebene wechselhafte Materialverhalten der *Typ A3-Charge* spiegelt sich ebenso im Verlauf der gemittelten *R-Kurve* wider (Abbildung 74 sowie Abbildung 295 und Abbildung 297 im Anhang A.23).

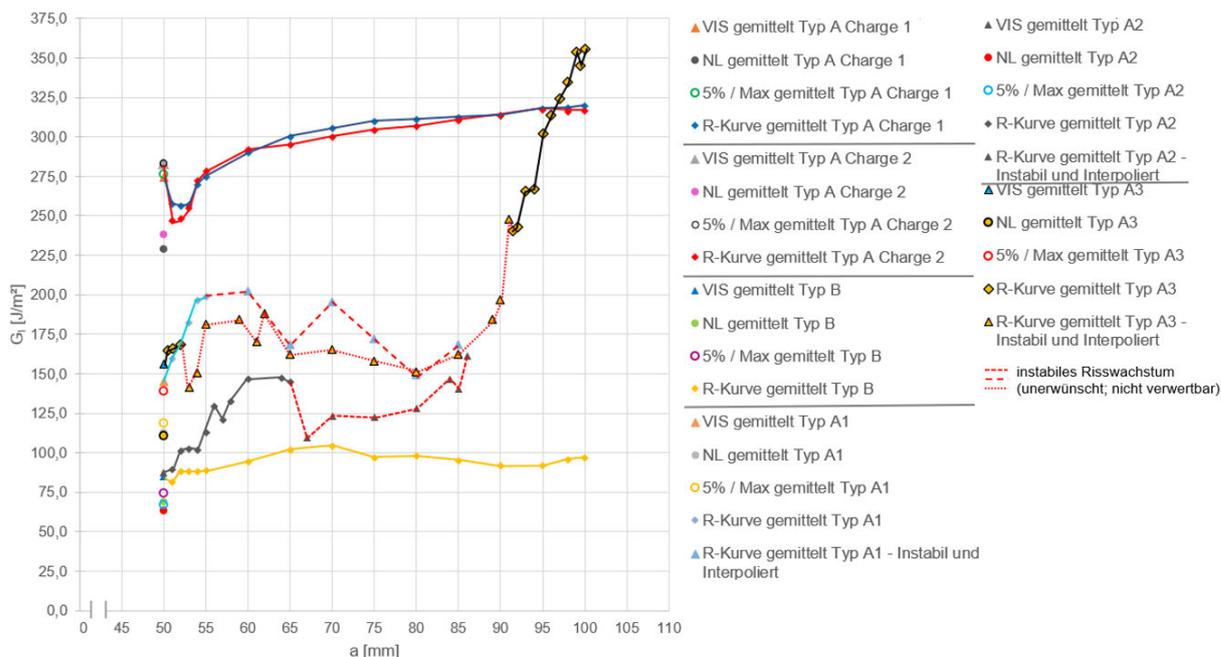


Abbildung 74: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3 und B

Während sich in den ersten 2 mm sowie von 41,5 bis 50 mm des untersuchten Rissbereiches ein stabiles und zugleich verwertbares Rissverhalten einstellte, so muss das instabile Verhalten im restlichen charakteristischen Bereich als nicht verwertbar eingestuft werden. Damit in Zusammenhang steht auch der starke Anstieg der Energiefreisetzungsraten in den stabilen Zonen sowie eine stark schwankende *R-Kurve* während des instabilen Wachstums der Rissfront. Dieses Erscheinungsbild ähnelt damit in Teilen den ebenfalls in Abbildung 74 dargestellten *R-Kurven* der *Typ A1-* und *Typ A2-Chargen*. Des Weiteren kann die bereits erläuterte Erkenntnis, dass einzelne DCB-Proben ab rund  $a = 97$  mm sehr hohe Werte der Energiefreisetzungsraten aufweisen und damit das  $G_I$ -Level der Ausgangslamine des *Typs A* übersteigen, nochmals greifbarer gemacht und graphisch gut sichtbar abgebildet werden. Auch der sich einstellende Plateaubereich im letzten Teil der gemittelten *R-Kurve* ist gut erkennbar. Wird die prozentuale Abweichung der einzelnen DCB-Proben von der gemittelten *R-Kurve* in den verwertbaren Zonen betrachtet, so ergibt sie sich zu 14,45 Prozent (MBT) bzw. zu 16,75 und 16,51 Prozent (CC und MCC). Dies beweist ein weiteres Mal, dass die drei Methoden ähnliche Resultate liefern und damit gut miteinander verglichen werden können. Es zeigt sich auch, dass diese prozentualen Abweichungen von *Typ A3* similär gegenüber den vorherigen Testchargen sind. So liegen die Werte von *Typ A1* bei 15,65 bzw. 15,03 und 16,48 Prozent (MBT bzw. CC und MCC) sowie diejenigen von *Typ A2* bei 13,3 bzw. 14,1 und 12,8 Prozent (MBT

bzw. CC und MCC) (vgl. Kapitel 3.7.4.2 und 3.8.4.2). Die Ergebnisse zeigen einmal mehr, dass infolge einer Reinfiltration die Energiefreisetzungsraten und *R-Kurven* der einzelnen Proben einer Charge stärker untereinander streuen und nicht mehr so nah beieinander liegen, wie es bei einer unbeschädigten Charge der Fall ist. Das instabile Verhalten bedingt dies ebenfalls.

Hinsichtlich einer direkten Gegenüberstellung zu den gemittelten *R-Kurven* der anderen Testchargen lassen sich abschließend zusammenfassende Aussagen treffen: Im Fall einer hier vorliegenden reinfiltrierte DCB-Testcharge verläuft die Risswiderstandskurve – im stets verwertbaren Bereich – durchgehend unter einer starken Steigung und nimmt lediglich einen kleinen Plateaubereich zum Ende an. Damit unterscheidet sich dieses Verhalten grundlegend von demjenigen einer unbeschädigten Charge (*Typ A*) sowie von reinfiltrierte Proben, bei denen zwei unabhängig voneinander gefertigte Oberflächen gefügt werden (*Typ B*). Denn dort steigt die *R-Kurve* nur anfänglich in den ersten Millimetern der voranschreitenden Rissfront stark an und geht danach in einen großen und deutlich ausgeprägten Plateaubereich über, in denen sich die Energiefreisetzungsraten nur geringfügig voneinander unterscheiden. Darüber hinaus kann festgehalten werden, dass im Rahmen dieser Charakterisierungsiteration die ursprünglichen mechanischen Eigenschaften seitens *Typ A* zu 74,8 Prozent (MBT) wiederhergestellt werden konnten – unter Berücksichtigung der Rissinitiierungswerte *NL*, *VIS* und *5% / Max*. Gemäß CC und MCC ergeben sich diese Werte zu rund 79,4 und 79,6 Prozent. Damit kann die seitens [1], S. 12 getätigte Erkenntnis, die Ausgangseigenschaften seien zu rund 98 Prozent wiederherstellbar, nicht vollständig bestätigt werden. Dennoch kann bei einer 75-prozentigen Annäherung an die ursprünglichen Werte von einer passablen, aber ausbaufähigen Iteration gesprochen werden. Gleichmaßen konnte numerisch berechnet werden, dass die *Typ A3*-Charge gegenüber *Typ B* zu einer Steigerung der  $G_I$ -Werte von 146,5 bzw. 164,7 und 166,1 Prozent (MBT bzw. CC und MCC) führt. Während sich im Vergleich zu *Typ A1* eine Verbesserung zwischen 5,4 Prozent (MBT) und rund 8 Prozent (CC und MCC) einstellte, so lassen sich gegenüber *Typ A2* höhere Energiefreisetzungsraten zwischen 88,6 Prozent (MBT) und 92 bzw. 96 Prozent (CC bzw. MCC) verzeichnen. Dies zeigt, dass neben der Risszähigkeit  $G_{IC}$  auch die weiterführenden Kennwerte, allen voran die Energiefreisetzungsraten, im Vergleich zu den vorherigen Testchargen verbessert werden konnten. Zudem wird empfohlen, die MBT-Methode aufgrund ihrer Konservativität in vielen Punkten primär für die Testauswertung zu berücksichtigen. Es ist jedoch hervorzuheben, dass diese hier dargestellten prozentualen Verhältnisse immer gewissen Abweichungen und Ungenauigkeiten unterliegen. Diese sind maßgeblich auf den Aspekt zurückzuführen, dass die *R-Kurven* der *Typ A3*-Charge nur in einem kleinen anfänglichen Teil sowie im letzten Zehntel des Untersuchungsbereiches repräsentativ sind. Damit kann zwar keine vollständige bzw. zusammenhängende *R-Kurve* als chargenübergreifende Vergleichsgrundlage erzeugt werden. Dennoch ist es gelungen, eine verwertbare *R-Kurve* einer kleinen Risslänge von bis zu rund 10 mm zu generieren – sofern die beiden repräsentativen Bereiche zusammenhängend berücksichtigt werden.

Abschließend kann hier bereits festgehalten werden, dass es auf Basis dieser Charakterisierungsiteration gelungen ist, das Risswiderstandsverhalten von reinfiltrierte Delaminationen in einem zufriedenstellenden Maß zu analysieren, zu interpretieren sowie zu prognostizieren. Dies beinhaltet zudem, dass die Quantität der verwertbaren und plausiblen Resultate gesteigert und die mechanischen Ausgangseigenschaften zu einem reproduzierbareren Maß wiederhergestellt werden konnten.

### 3.9.4.3 Untersuchung der Rissgeschwindigkeit und des Rissfortschritts

Die Resultate der Rissgeschwindigkeitsuntersuchungen, die auf dem bereits beschriebenen Verfahren gemäß Kapitel 3.7.4.3 beruhen, stellen erwartbare und demnach auch realistische Endergebnisse dar (Tabelle 24, Tabelle 25 und Abbildung 299 im Anhang A.23).

DCB Typ	Charge		Belastungszyklus 1	Belastungszyklus 2	Mittelwert
A3	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1631	0,1245	<b>0,1438</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,13	8,03	7,08
A2	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1701	0,3195	<b>0,2448</b>
		Risswachstum [s/mm]	5,88	3,13	4,50
A1	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1292	0,2694	<b>0,1993</b>
		Risswachstum [s/mm]	7,74	3,71	5,73
B	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,2033	0,312	<b>0,2577</b>
		Risswachstum [s/mm]	4,92	3,21	4,06
A	1	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1631	0,1635	<b>0,1633</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,13	6,12	6,12
	2	Rissgeschwindigkeit [mm/s]	0,1648	0,1652	<b>0,1650</b>
		Risswachstum [s/mm]	6,07	6,05	6,06

Tabelle 24: Testergebnisse des Risswachstums der Proben 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3 und B

Rissfortschrittsrate Belastungszyklus 1		Rissfortschrittsrate Belastungszyklus 2		Rissfortschrittsrate Mittelwert	
Stabil [mm/s] (a ≈ 50 - 52 mm)	Instabil [mm/s] (a ≈ 52 mm - Ende Zyklus 1)	Instabil [mm/s] (a ≈ Beginn Zyklus 2 - 91,5 mm)	Stabil [mm/s] (a ≈ 91,5 - 100 mm)	Zyklus 1 [mm/s]	Zyklus 2 [mm/s]
0,160	0,2425	0,2140	0,0712	<b>0,1631</b>	<b>0,1245</b>

Tabelle 25: Stabile und instabile Rissfortschrittsraten der Charge 4 mm DCB Typ A3

Für die entsprechenden Probekörper der *Typ A3*-Charge konnte hinsichtlich des ersten Belastungszyklus ein Mittelwert des Rissfortschritts von 0,1631 mm/s ermittelt werden, wohingegen die mittlere Wachstumsrate des zweiten Zyklus bei 0,1245 mm/s liegt. Im Rahmen der Berechnung ließ sich weiterhin feststellen, dass die jeweiligen Werte der Einzelproben mit einer prozentualen Standardabweichung  $s$  von 0,34 Prozent (Zyklus 1) und 0,30 Prozent (Zyklus 2) nah beieinander liegen. Dies beweist, dass sich für die Probekörper sowohl im ersten, als auch im zweiten Zyklus jeweils ähnliche Fortschrittsraten bei einer geringen Streuung einstellen.

Bei einem direkten Vergleich der genannten Wachstumsraten von *Typ A3* mit den anderen Testchargen können entscheidende Erkenntnisse dieser Arbeit gestützt und weitere Zusammenhänge erfasst werden. Insbesondere die Rate des ersten Zyklus liegt in einem ähnlichen Bereich wie die der *Typ A*- und *Typ A2*-Charge sowie zwischen den ermittelten Zyklus 1-Fortschrittsraten der *Typ B*- und *Typ A1*-Proben. Für den Fall des zweiten Zyklus kann anhand von Tabelle 24 eingesehen werden, dass die mittlere Rissgeschwindigkeit mit 0,1245 mm/s leicht unterhalb derjenigen der unbeschädigten Ausgangslamine sowie deutlich unter denjenigen der reinfiltrierte Testchargen liegt. Die Ursache für diese Ergebnisverteilung liegt in einem komplexen Zusammenwirken des stabilen und instabilen Risswachstums, die gleichermaßen beide untersuchte Belastungszyklen beeinflussen und charakterisieren. So führen auf Grundlage der offensichtlich bestätigten *Hypothese 2* (vgl. Kapitel 2.6) die Anteile des nachgewiesenen instabilen Risswachstums dazu, dass in den dortigen Zonen des Untersuchungsbereiches eine stark erhöhte Rissfortschrittsrate gegenüber denen des stabilen Wachstums vorliegt. Dies äußert sich letztlich darin, dass diese aus dem instabilen Rissfortschritt resultierenden Werte eine gewisse Anhebung der Ratenwerte, welche dem stabilen Wachstum

unterliegen, herbeiführen (Tabelle 25). Als Ergebnis resultiert daraus eine entsprechende gemittelte Rissfortschrittsrate der Charge, die zwischen den besagten Raten des stabilen und instabilen Wachstums liegt. Während im ersten Zyklus der instabile Anteil offenbar nur einen geringfügigen Einfluss auf die gemittelte Gesamtrate nimmt, so ist dieser Einfluss im Fall des zweiten Zyklus deutlich sichtbar (Tabelle 25).

An dieser Stelle kann ein weiteres Mal die Erkenntnis bestätigt werden, dass eine rein stabile Rissausbreitung in Unabhängigkeit eines reinfiltrierte oder unbeschädigten Laminatzustands zu vergleichbaren Fortschrittsraten führt (vgl. Kapitel 3.7.4.3 und 3.8.4.3). Hier ergibt sich ein chargenübergreifender Wertebereich zwischen 0,071 mm/s (*Typ A3*) und 0,20 mm/s (*Typ B*). Auch im Fall einer rein instabilen Ausbreitung der Rissfront kommt es zu Fortschrittsraten, die mit einem Spektrum zwischen 0,214 mm/s (*Typ A3*) und 0,3195 mm/s (*Typ A2*) vergleichbar sind und deutlich höher als die des stabilen Wachstums ausfallen. Dennoch wird deutlich, dass unterschiedliche Intensitäten der instabilen Rissausbreitung keinen merklichen Einfluss auf die Höhe der Wachstumsraten erzeugen, wie es bereits in Kapitel 3.7.4.3 festgestellt wurde.

Wird die Abweichung  $e$  der Rissfortschrittsraten zwischen den beiden Zyklen untersucht, so wird die soeben beschriebene Erkenntnis anhand von Formel (19) bestätigt und es ergibt sich ein Ergebnis, welches durchaus vermutet werden konnte. Unter der Berücksichtigung beider Arten des Risswachstums – der stabilen und instabilen Form – ergibt sich demnach das Resultat, dass diese Abweichung  $e$  vergleichsweise gering ausfällt.

$$e = \frac{v_{\text{Zyklus 1}}}{v_{\text{Zyklus 2}}} - 1 = \frac{0,16308 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]}{0,12454 \left[ \frac{\text{mm}}{\text{s}} \right]} - 1 = 1,3095 - 1 = 0,3095 \cong 30,95 \% \quad (19)$$

Mit dieser geringen Abweichung von  $e = 30,95$  Prozent liegt der Unterschied des Rissfortschritts beider Zyklen in einem vergleichbaren Bereich zu der *Typ B*-Charge mit  $e = 34,84$  Prozent (vgl. Formel (13) im Kapitel 3.6.4.3). Gleichzeitig fällt diese Abweichung deutlich geringer als bei den *Typ A1*- und *Typ A2*-Proben aus.

#### 3.9.4.4 Untersuchung der Rissbilder

Um aufgrund der Testergebnisse der *Typ A3*-Charge verifizierbare Aussagen hinsichtlich der angestrebten interlaminaren Rissausbreitung generieren zu können, wurden die Probekörper im Anschluss der Tests einer Ultraschallanalyse unterzogen (Abbildung 300 bis Abbildung 302 im Anhang A.24). Das Verfahren gleicht dabei dem in Kapitel 3.4.3.4 und 3.6.4.4 geschilderten Prüfvorgang. Das Rückwandecho bildet v.a. im mittleren und hinteren Untersuchungsbereich ein Signalpegel zwischen -16 bis -22 dB ab, so dass dieser Bereich vergleichbar mit denen von *Typ A* und *Typ B* ist (vgl. Kapitel 3.4.3.4 und 3.6.4.4). Gleichzeitig sind aber oftmals im vorderen und mittleren Delaminationsbereich sowie in der *Insert*-Zone Pegel zwischen -24 bis -38 dB erkennbar. Das Scanbild des Fehlerechos erzeugt ebenfalls einen vergleichsweise großen Pegelbereich zwischen -6 bis -12 dB bei einer vom Messkopf erkannten Fehlertiefe von 1,95 bis 2,1 mm. Damit führt die generierte Delamination dazu, dass die zwischen beiden Laminathälften existierende Luft sowie die Klebstoffreste aufgrund ihrer Dichten einen großen Strahlungsanteil reflektierten und ein wiederum sehr geringer Anteil die Probenrückwand erreichen konnte. Diese ausgegebenen Signalpegel in Kombination mit der genannten

erwartbaren Fehlertiefe ermöglichen die Interpretation, dass das Wachstum des erzeugten Risses im Laminat interlaminar zwischen zwei Faserlagen und wahrscheinlich noch als Zwischenfaserbruch erfolgte. Bei einem intralaminaren Riss, der hier nicht nachweisbar ist, würde eine solche Rückwandecho-Fehlerecho-Kombination in Zusammenhang mit einer weit außerhalb der erwartbaren Bereiche vorliegenden Fehlertiefe zu sehen sein.

Mit dem weiteren Verlauf der Untersuchung wurden die DCB-Proben komplett mittels der EZ20 gemäß Kapitel 3.4.3.4 und 3.8.4.4 aufgeschält, so dass eine detaillierte Analyse der Rissmuster ermöglicht wurde (Abbildung 75, Abbildung 303 und Abbildung 304 im Anhang A.24).

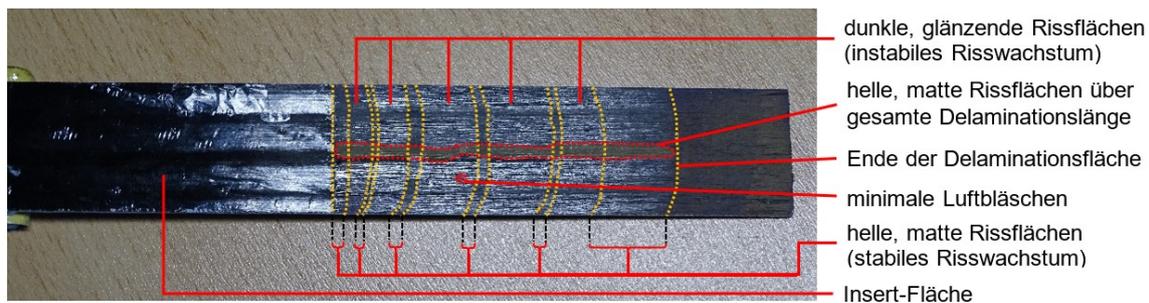


Abbildung 75: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A3 #18

Die auch hier vorliegenden komplexen Ausbildungen der Rissflächen lassen sich insbesondere auf die unebenen, teils welligen Konturen und Oberflächenreliefs infolge des ursprünglichen Aufschälprozesses zurückführen. Dies lässt sich ansatzweise in Abbildung 166 im Anhang A.8 für die ursprüngliche Charge 4 mm DCB Typ A nachvollziehen. Mit den bisher erlangten Erkenntnissen dieses Projektes kann es nun zusätzlich als wahrscheinlich angesehen werden, dass die nicht durchgeführte Zwischenkompaktierung der Prepreglagen während der Fertigung der CFK-Laminatplatte für ein solches welliges Oberflächenrelief verantwortlich ist. Im Rahmen dieser Zwischenkompaktierung werden nur einzelne übereinander positionierte Prepreglagen unter einem Vakuumaufbau für eine kurze Zeit von wenigen Minuten verpresst. Nach Entnahme des Aufbaus werden weitere Lagen auf dem Stapel positioniert und der dadurch neu generierte Prepregstapel erneut mit Hilfe des Einflusses von Vakuum komprimiert. So lassen sich möglicherweise ebenere Konturen der Faseroberflächen erzeugen. Dieser beschriebene Aspekt wird zum Ende der Arbeit im Ausblick nochmals aufgegriffen (vgl. Kapitel 5). Letztlich sind diese existierenden unebenen Reliefkonturen sowie die teils zerstörten Faserbrückenbindungen, die im Verlauf der Reinfiltration zu einer Variierung der ursprünglichen Faseroberfläche führen, entscheidende Einflussfaktoren für eine unterschiedliche Fügequalität. So kann es immer wieder vorkommen, dass die Laminathälften in einigen Bereichen besser aneinandergesetzt werden, sich damit geringere Harzmengen im Lagenzwischenbereich verteilen und an die zackigen Reliefs anpassen können, als es in anderen Zonen der Fall ist. Dies spiegelt sich im wechselhaften Rissverhalten wider.

Die Rissflächen sind zu großen Teilen mit denen der Typ A1-Proben vergleichbar, so dass sich hier auch die bereits identifizierten Bruchformen wiedererkennen lassen (Abbildung 75, Abbildung 59 im Kapitel 3.7.4.4 sowie Abbildung 303 bis Abbildung 304 im Anhang A.24). Eine erneute Darstellung der in 3.7.4.4 gezeigten schematischen Abbildungen der Riss- bzw. Bruchformen erfolgt in diesem Kapitel nicht. Einerseits können die matten und hellen Rissflächen erfasst werden, in denen während der DCB-Tests eine stabile bzw. kurzzeitig stabile

Rissausbreitung nachgewiesen wurde. Anlehnend an die in 3.7.4.4 geschilderten Interpretationen hinsichtlich der Bruchform kann auch an dieser Stelle von einem klebstoffseitigen Grenzschichtbruch ausgegangen werden (Abbildung 59 in Kapitel 3.7.4.4). Die Rissfront verläuft dabei substratnah entlang der Faseroberfläche, so dass sich sehr dünne Klebstoffrückstände oberhalb und zwischen den Verstärkungsfasern identifizieren lassen. Zugleich sind aber auch an einigen Bereichen die reinen Faserstränge zu erkennen. Somit kann geschlussfolgert werden, dass sich aufgrund der geringen Ansammlung des niedrig-viskosen Harzes in den dortigen Zonen eine nahezu perfekte Fügung einstellte. Die Scanbilder der Ultraschalluntersuchungen bestätigen diese Annahme, da insbesondere dort keine Fehlertiefe oder ein sehr geringer Pegel des Fehlerechos erfasst wurde (vgl. Anhang A.21). Auch kann auf Grundlage der bereits analysierten Risswiderstandskurven der in 3.7.4.4 vermutete Zusammenhang bestätigt werden, dass infolge der substratnahen Rissausbreitung v.a. die Faserberge eine Rissstabilisierung in Verbindung mit einem Anstieg der Energiefreisetzungsraten erzeugen.

Andererseits sind dunkle und glänzende Delaminationsoberflächen zu erkennen (Abbildung 75 und Abbildung 59 im Kapitel 3.7.4.4). Auch im Fall der *Typ A3*-Proben können diese Rissflächen dem stark instabilen Risswachstum zugeordnet werden. Es ist gleichermaßen zu vermuten, dass aufgrund des größeren Hohlraumes zwischen den Laminatinnenflächen ein Abtropfen des niedrig-viskosen Harzes einsetzte und demnach keine direkte bzw. vollständige Verbindung beider Harzschichten vorlag. Daraus können minimale flächige Luftschlüsse resultieren. Dies begünstigt letztlich ein schlagartiges und instabiles Voranschreiten der Rissfront in diesen Abschnitten. Diese Interpretation kann ebenfalls anhand der Erkenntnisse der Ultraschallscans bestätigt werden, wobei in den angesprochenen Zonen des Untersuchungsbereiches ein leicht höheres Fehlerecho ausgegeben wurde (vgl. Anhang A.21). Bezüglich des Zusammenhangs zwischen der Bruchform und der Kurvenverläufe ist zugleich ersichtlich, dass ein abruptes Aufreißen der Proben im Bereich der dunklen Rissflächen zu einem *Pop-in*-Effekt innerhalb des  $P$ - $\delta$ -Graphen sowie zu einem Einfall der  $R$ -Kurven führt. Dies wird anhand von Abbildung 72 in Kapitel 3.9.4.1 und Abbildung 73 in Kapitel 3.9.4.2 verdeutlicht.

Darüber hinaus ist festzustellen, dass sich die o.g. hellen, matten Zonen des stabilen Risswachstums als schmale Streifen über die gesamte Delaminationslänge erstrecken und damit auch in den Bereichen der dunklen, glänzenden Rissflächen eindeutig zu erkennen sind. Somit sind sie in den dortigen Zonen stärker ausgeprägt als im Fall der *Typ A1*- oder *Typ A2*-Proben (vgl. Kapitel 3.7.4.4 und 3.8.4.4). Dieses Erkenntnis zeigt, dass es im Rahmen der vierten Charakterisierungsiteration gelungen ist, die Bereiche der verbesserten Laminatfügung erweitern zu können. Dies lässt sich als positives Ergebnis hervorheben. Dennoch ließ sich nicht erreichen, dass diese angesprochenen Zonen des stabilen Wachstums die Wirkung der instabilen Risszonen kompensieren oder sogar aufheben. So ergibt sich die Folge, dass die Intensität des *Pop-in-Effekts*, der die  $P$ - $\delta$ - und  $R$ -Kurven-Verläufe beeinflusst, nicht minimiert wird. Die Einbrüche der Kraft  $P$  und der Energiefreisetzungsraten  $G$ , fallen damit ähnlich groß wie bei *Typ A1* und *Typ A2* aus (vgl. Kapitel 3.7.4.4 und 3.8.4.4). Jedoch ließ sich die Länge eines abrupten Risses infolge eines Sprungs in den meisten Fällen auf maximal 10 mm begrenzen, was als positiver Sekundäreffekt festzustellen ist.

An vereinzelt Stellen der Bruchflächen sind sowohl in den stabilen als auch instabilen Risszonen zudem minimale Luftbläschen erkennbar, die sich auf das Zuschneiden der DCB-Probenhälften nach der erfolgten Infiltrierung des Harzes zurückführen lassen. In diesen kleinen

Bereichen sammelte sich offensichtlich kein Harz an, wie es mittels der Lupenuntersuchung deutlich wurde (Abbildung 76, rechts).

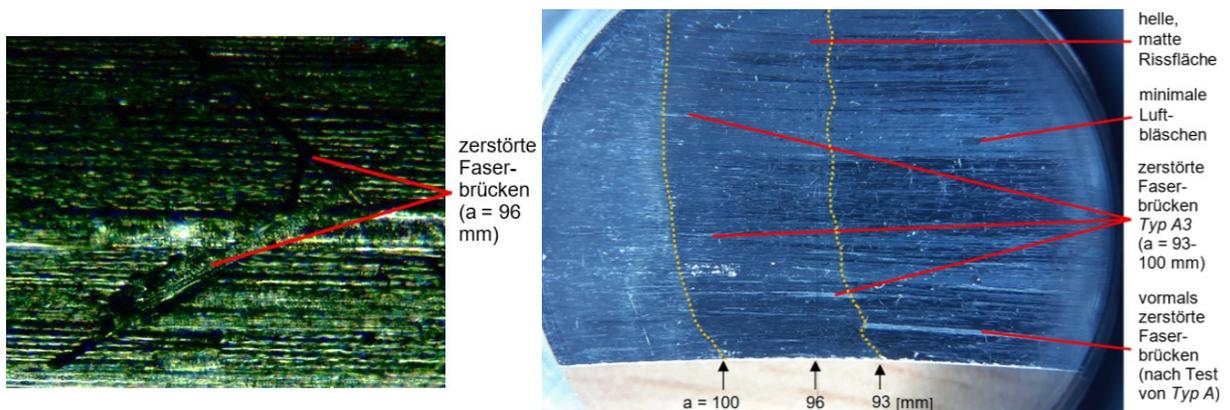


Abbildung 76: Makroskopische (li.) und Lupenansicht Faserbrücken (re.) – 4 mm DCB Typ A3 #18

Damit kann die vorläufige Vermutung, dass die Pigmente im Ultraschallscan mit einem leicht erhöhten Fehlerecho eben diese kleinen Luftbläschen darstellen (vgl. Kapitel 3.9.2), final bestätigt werden. Im Rahmen der Testauswertung der *Typ A3*-Charge konnte jedoch kein nachvollziehbarer Einfluss dieser Blasen auf das Risswachstum erkannt werden. Weder in den Verläufen der  $P$ - $\delta$ -Diagramme, noch in denen der  $R$ -Kurven lassen sich ein solcher möglicher Einfluss oder andere damit in Verbindung stehende Unregelmäßigkeiten nachweisen. Damit können sie hinsichtlich des Reinfiltrationsprozesses und der Qualität der Fügung als vernachlässigbar klein eingestuft werden. Nachträglich ließ sich im Rahmen eines Rissbildvergleiches feststellen, dass auch im Fall der Reinfiltration der *Typ A1*-Proben solche minimalen Luftbläschen auftraten und ausschließlich unter einer Lupe erkannt werden können. Eine mögliche Ursache liegt in dem Zuklappen der Laminathälften nach dem Auftragen des Harzes. Auch hierbei führten sie nachweislich zu keiner erkennbaren Beeinträchtigung der Kraft-Weg- oder  $R$ -Kurven-Verläufe, weshalb sie ebenfalls vernachlässigt werden können.

Diese Ergebnisse lassen bereits an dieser Stelle die Erkenntnis zu, dass die Rissmuster weiterhin komplex ausgeprägt sind. Hingegen ließen sich die hellen Bereiche und damit die Zonen des stabilen Risswachstums vermehren sowie demzufolge eine grundlegende Verbesserung der Fügung erreichen. Wie bereits zuvor bei *Typ A1* und *Typ A2* festgestellt wurde, konnte auch hier die aufgestellte *Hypothese 3* (vgl. Kapitel 2.6) nicht eindeutig bestätigt werden. Demnach führt ein Rissmuster mit einer höheren Komplexität bzw. vielen Wechseln der stabilen und instabilen Rissflächen nicht zwangsläufig zu einem höheren gemittelten Level der Energiefreisetzungsrate  $G_I$ . Somit liegt ein entscheidender Unterschied gegenüber *Typ B* vor, bei denen ein solcher Rückschluss aufgrund einer Mischform des Adhäsions- und Kohäsionsbruchs getätigt werden kann (vgl. Kapitel 3.6.4.4 und 3.7.4.4). Letztlich kann davon ausgegangen werden, dass diese Effekte der unterschiedlichen Ausbildung der Bruchformen zuzuordnen sind. Ist der infiltrierte Klebstoff der einzige bzw. nahezu einzige aktive Einflussparameter der Rissausbreitung, so scheint der in *Hypothese 3* (vgl. Kapitel 2.6) geschilderte Zusammenhang bestätigt zu sein. In anderen Fällen, in denen ein komplexes Zusammenwirken des Klebstoffes mit der Faseroberfläche stattfindet, kann diese Aussage vorerst nicht bestätigt werden.

Bezugnehmend auf den abschließenden Untersuchungsschwerpunkt der Faserbrücken-

bindungen können die in diesem Kapitel 3.9.4 geäußerten Ergebnisse als korrekt erfasst werden. Im vorderen und mittleren Fügebereich existierten nach dem Aufschälen der unbeschädigten Ausgangslamine nur noch zerstörte Faserbrücken. Im Rahmen der Reinfiltration (4 mm DCB Typ A3) wurden diese losen Stränge ausschließlich mit dem Infusionsharz bedeckt, konnten aber aufgrund ihrer nicht wiederherstellbaren ursprünglichen Verbindung nicht zur Rissstabilisierung beitragen. Demnach werden diese Zonen v.a. durch die instabile Rissausbreitung charakterisiert. Eine Ausnahme bilden die ersten wenigen Millimeter der Fügefläche, bei denen infolge einer nahezu perfekten Fügung ein stabiles Wachstum und geringere Streuungen der Ergebnisse nachgewiesen werden konnten. Dieses Verhalten basiert aber ausschließlich auf der gut umgesetzten Fügung und den nahezu deckungsgleichen Laminatinnenflächen, da intakte Faserbrücken in den dortigen Bereichen ebenso wenig existierten. Ein wesentlicher Unterschied der Typ A3-Charge zu den vorherig analysierten Testchargen Typ A1 und Typ A2 ist in den letzten rund 8,5 bis 9 mm der Risslänge zu erkennen. Hier wurde in den Kapiteln 3.9.4.1 und 3.9.4.2 vorläufig das Vorhandensein von intakten Faserbrückenbindungen vermutet bzw. auch bestätigt. Im Rahmen der Rissflächenuntersuchung ließ sich das Vorkommen von Faserbrücken in dieser Zone belegen. So konnten sowohl mittels einer Lupe als auch mit Hilfe einer mikroskopischen Analyse (u.a. für den Delaminationsbereich von  $a \approx 96$  mm) die rissstabilisierenden Faserbrücken visualisiert und nachgewiesen werden (Abbildung 76). Damit lässt sich der Anstieg der Zugkraft sowie der  $G_I$ -Werte bzw.  $R$ -Kurven mit einem verminderten *Pop-in*-Effekt und geringen Streuungen argumentativ beweisen. Somit scheinen auch die Aussagen der aufgestellten *Hypothese 1* und *Hypothese 4* (vgl. Kapitel 2.6) bestätigt zu sein.

Werden die Bereiche des stabilen Risswachstums zu Beginn des ersten Zyklus ( $a = 50$  bis  $52$  mm) sowie im hinteren Klebebereich ( $a = 91,5$  bis  $100$  mm) zusammen betrachtet, so kann eine treffende Schlussfolgerung getätigt werden (vgl. Kapitel 3.9.4.2): Ein Riss bzw. eine Delamination von bis zu ca. 10 mm Gesamtlänge kann auf Basis dieser Charakterisierungsiteration so reinfiltriert werden, dass im Fall einer erneuten Beanspruchung diese Fügung sehr wahrscheinlich stabil verlaufend versagen wird. Dabei kann es durchaus vorkommen, dass v.a. im hinteren Bereich der Fügung ein sehr viel größerer Energiebetrag zum Voranschreiten der Rissfront im Vergleich zu einer unbeschädigten Probe erforderlich ist. Hierbei können ausschlaggebende Kennwerte, allen voran die Rissinitiierungskräfte, -fortschrittsraten, die Bruchzähigkeit  $G_{IC}$  und die mittleren Energiefreisetzungsraten zum Erreichen der Gesamtrisslänge plausibel ermittelt und prognostiziert werden. Wird eine Delamination größer als ca. 10 mm reinfiltriert, so sollte mit einem lokal vorkommenden instabilen und damit nicht gut charakterisierbaren Versagensverhalten gerechnet werden. Abschließend wird verdeutlicht, dass diese Methode eine gut verwertbare und plausible Grundlage zur Charakterisierung von reinfiltrierten Beschädigungen erzeugt, auf deren Erkenntnissen zukünftige Projekte aufbauen können.

## 4 Zusammenfassende Diskussion der Testergebnisse

Im Rahmen dieser Arbeit wurden erzeugte Delaminationen und Risse innerhalb von Faserverbundproben mittels eines niedrig-viskosen Epoxidharzes gefüllt. Im Kernaspekt wurde das Versagensverhalten dieser reinfiltrierte Zustände experimentell im DCB-Test untersucht und mit den mechanischen Eigenschaften von unbeschädigten Referenzproben verglichen.

Die unbeschädigten Proben (*4 mm DCB Typ A*) unterliegen einem zu erwartenden Materialverhalten, wie es in der Fachliteratur, u.a. [4], [5] oder [14], thematisiert wird (vgl. Kapitel 3.4 und Anhang A.7). Die *Kraft-Traversenweg*-Diagramme folgen dabei einem typischen Verlauf, bei dem der Graph nahezu linear bis zur charakteristischen Rissinitiierungskraft zunimmt und anschließend mit zunehmendem Traversenweg und abnehmender Kraft kontinuierlich abfällt. Die resultierenden Risswiderstandskurven zeigen einen ebenfalls realistischen Verlauf auf. Charakteristisch ist, dass die *R-Kurve* zu Beginn stark ansteigt und im weiteren Verlauf in einen Plateaubereich mit nur leicht ansteigenden  $G_I$ -Werten übergeht. An dieser Stelle wird die Ausbildung der Faserbrücken im Probeninneren verdeutlicht, die eine Rissstabilisierung sowie eine stetig minimale Erhöhung von  $G_I$  erwirken (vgl. Kapitel 3.4). Dieses stabile Wachstum lässt sich zusätzlich anhand von nicht auftretenden Sprüngen (*Pop-in-Effekt*) in den Verläufen nachweisen. So ergibt sich ein eindeutig verwertbares Bild des Versagensverhaltens.

Auf Basis dieser Referenzergebnisse wurden in diesem Projekt vier Charakterisierungsiterationen zur Untersuchung des reinfiltrierte Risswachstums realisiert. Das chargenübergreifende und damit gesamtheitliche Ergebnis dieser Arbeit kann in Abbildung 74 (vgl. Kapitel 3.9.4.2), Abbildung 295 und Abbildung 297 (vgl. Anhang A.23) sowie Abbildung 299 (vgl. Anhang A.23) eingesehen werden. Die beeinflussenden Faktoren sowie ihre Korrelation sind z.T. sehr komplex, so dass auch das Versagensverhalten der einzelnen Chargen mehreren Zusammenhängen, wie der Fügequalität, Faserbrückenbindungen und des Aushärteprozesses, unterliegt.

- *4 mm DCB Typ B: Secondary Bonding* zweier Laminathälften mit identischer Oberflächenstruktur; Aushärtung durch mechanische Komprimierung unter Raumtemperatur

Im Fall dieser Charge führt die nahezu identische Oberflächenstruktur der Fügepartner dazu, dass sich der infiltrierte Klebstoff gut und gleichmäßig an die Fügeflächen anpassen konnte. Durch die nicht aufgetretene Ausbildung von Faserbrücken wird keine zusätzliche Rissstabilisierung generiert. Dies resultiert in einer minimalen Ausprägung des *Pop-in-Effekts*, der ein nur leicht instabiles Versagensverhalten, eine leicht erhöhte Rissgeschwindigkeit sowie minimal größere Kurvenstreuung gegenüber dem unbeschädigten Zustand *Typ A* mit sich führt. Es wird deutlich, dass neben dem mechanischen Aushärteprozess unter Raumtemperatur der Klebstoff mit einer vermutlich geringen Festigkeit der einzige Einflussfaktor der Reinfiltration ist. Dies zeigt sich in den  $P$ - $\delta$ -Diagrammen, den *R-Kurven* sowie im Rissbild der Proben. Sowohl die  $G_{IC}$ - als auch  $G_I$ -Werte liegen weit unterhalb der Referenzwerte von *Typ A*. Die *R-Kurve* selbst charakterisiert sich nur kurzzeitig zu Beginn durch einen starken Anstieg und nimmt ab dort einen durchgehenden Plateaubereich ein, was ebenfalls auf die homogenen Klebstoffeigenschaften und fehlenden Faserbrücken zurückzuführen ist (vgl. Kapitel 3.6.4). Zudem kann der sich einstellende Mischbruch aus Adhäsions- und Kohäsionsbruch als wesentliches Merkmal für dieses reine Klebstoffversagen angesehen werden. Die Umsetzung der Iteration mittels einer mechanischen Komprimierung ließ keine qualitätsmindernden

Folgen erkennen. Damit ist zu schlussfolgern, dass auf Grundlage der Reinfiltration von Fügepartnern mit identischer Oberflächenstruktur das Rissverhalten nachvollziehbar und verifizierbar analysiert werden kann. Jedoch lassen sich die mechanischen Ausgangseigenschaften nur zu einem unbedeutenden Maß wiederherstellen.

- *4 mm DCB Typ A1: Secondary Bonding* zweier zuvor auseinandergeschälter Laminathälften; Aushärtung durch mechanische Komprimierung unter Raumtemperatur

Die Ergebnisse zeigen, dass aufgrund des vollständigen Aufschälens der Proben vor der Reinfiltration die existenten Faserbrücken zerstört wurden, womit eine Destabilisierung des Rissverhaltens einhergeht. Eine fehlende Zwischenkompaktierung der Prepreglagen während der Probenfertigung, die Verzerrung der zerstörten Faserbrücken und eine nicht exakte Positionierung der Fügeflächen führten zu einer Veränderung der Reliefs der zu infiltrierenden Faseroberflächen. Auch ein nicht reproduzierbarer Komprimierungsdruck stellte einen unbekanntem Einflussfaktor dar. So kam es im Verlauf der Reinfiltration zu qualitativ unterschiedlichen Fügungen der beiden Laminatinnenflächen und Anpassungen des Klebstoffs an diese Innenflächen, wodurch sich verschiedene Bruchformen ergaben. In Folge dessen konnte lediglich ein kleiner Anfangsbereich der Klebeflächen qualitativ gut gefügt und aufgrund eines substratnahen Grenzschichtbruches ein stabiles, charakterisierbares Versagensverhalten identifiziert werden. Zumindest dort ließ sich das Fehlen der stabilisierenden Faserbrücken kompensieren. Dies lässt sich anhand des schwach ausgeprägten *Pop-in-Effekts* sowie den verringerten Rissgeschwindigkeiten nachvollziehen (vgl. Kapitel 3.7.4 und Anhang A.15). Damit ist nachweisbar, dass mittels dieser Form der Reinfiltration die Bruchzähigkeit  $G_{IC}$  und die anfänglichen  $G_I$ -Werte zum Auslösen einer kleinen Risslänge gegenüber *Typ B* gesteigert werden konnten (vgl. Kapitel 3.7.4.2). Insofern konnten dort die mechanischen Ausgangseigenschaften zu einem gesteigerten Maß wiederhergestellt werden. Auffällig ist auch, dass der Anstieg der *R-Kurve* steiler als im Fall des Referenzzustands *Typ A* verläuft, was auf die Kombination der guten Fügung mit dem substratnahen Rissverlauf und der zusätzlich wirkenden Klebstofffestigkeit zurückzuführen ist. Im restlichen Teil der Klebefläche – ab ca. 5 mm Risslänge – ist ein instabiles Verhalten feststellbar, wobei die Kurvenverläufe einem stark ausgeprägten *Pop-in-Effekt* sowie vergrößerten Streuungen unterliegen. Dies konnte damit begründet werden, dass in den dortigen Bereichen offensichtlich keine durchgehende Klebstoffverbindung einsetzte und das plötzliche Aufreißen des Laminats hervorrief. In Konsequenz ist dieser Großteil des Materialverhaltens nicht verwertbar und charakterisierbar. Somit liefert nur der anfängliche Untersuchungsbereich einen Aufschluss über einen Teil der Materialkennwerte als Teilbasis zur Charakterisierung des reinfiltrierte Rissverhaltens.

- *4 mm DCB Typ A2: Secondary Bonding* zweier zuvor auseinandergeschälter Laminathälften; Aushärtung durch Vakuum-Komprimierung unter Raumtemperatur

Es wurde beabsichtigt, mit Hilfe einer Vakuum-Komprimierung der Proben einen reproduzierbareren Druck zu generieren. Jedoch ergaben sich aufgrund der o.g. Gründe entscheidende Qualitätsunterschiede in der Fügung. So kommt es wie im Fall von *Typ A1* vor, dass sich die Laminatinnenflächen in einigen Bereichen nahezu deckungsgleich aneinander anpassten und sich an anderen Stellen kleinere Hohlräume bildeten. Dies führt zu Unterschieden in der Klebstoffanspannung und zur Ausbildung verschiedener kohäsiver Bruchformen (vgl. Kapitel 3.8.4). Zudem ließ sich durch die zerstörten Faserbrücken ebenfalls keine stabilisierende

Wirkung hinsichtlich des Rissfortschritts erzielen. Vielmehr führte die exotherme Reaktion des Infusionsharzes unter dem Vakuumeinfluss zu einer Ausbildung großer qualitätsmindernder Lunker (vgl. Kapitel 3.8). Die nachgewiesene Korrelation der genannten Einflussfaktoren führte zu einem ähnlichen, zugleich komplexeren Rissverhalten gegenüber *Typ A1*. In den Anfangsbereichen der untersuchten Risslänge ließ sich ein stabiles bzw. minimal instabiles Risswachstum mit einem minimalen *Pop-in-Effekt* und einer verringerten Rissgeschwindigkeit analysieren. Die *R-Kurven* dieser Zonen unterliegen auch hier einem starken Anstieg aufgrund der o.g. Gründe. Diese Anfangsbereiche des Risses lassen sich nachvollziehbar interpretieren und liefern realistische Ergebnisse (vgl. Kapitel 3.8.4). Ab ca. 10 mm Risslänge stellte sich eine stark instabile Rissausbreitung in Verbindung mit einem stark ausgeprägten *Pop-in-Effekt* und stark höheren Rissfortschrittsraten ein. Damit lassen sich reinfiltrierte Delaminationen ab diesen Risslängen nicht verwertbar analysieren (vgl. Kapitel 3.8.4). Zudem ist nachweisbar, dass v.a. die Harzreaktion unter Vakuum neben der Qualitätsminderung eine Verschlechterung der Materialkennwerte herbeiführt. Damit zeigt sich, dass mittels einer Reinfiltration unter Vakuum das Rissverhalten nicht zufriedenstellend prognostiziert werden kann und daraus verschlechterte Ergebnisse gegenüber anderen Reinfiltrationsvarianten resultieren.

- *4 mm DCB Typ A3: Secondary Bonding* zweier nicht vollständig auseinandergeschälter Laminathälften; Aushärtung durch mechanische Komprimierung unter Raumtemperatur Infolge der oben erwähnten Ursachen stellten sich hier ebenfalls Qualitätsdifferenzen hinsichtlich der Fügung und somit unterschiedliche Bruchformen ein. Dennoch ließ sich der Zustand erzielen, dass aufgrund des nicht kompletten Aufschälens der Proben v.a. im hinteren Delaminationsbereich existierende Faserbrücken nicht zerstört wurden. Somit konnte in Kombination mit der substratnahen Rissausbreitung und der Klebstoffwirkung das Wachstum stabilisiert, der *Pop-in-Effekt* vermindert und die Rissgeschwindigkeit verringert werden (vgl. Kapitel 3.9.4). Dieser positive Faktor nimmt zugleich Einwirkung auf die *P- $\delta$* -Diagramme und die *R-Kurven*. Während die Kraft *P* in den dortigen Bereichen einen Plateaubereich gegenüber dem Traversenweg  $\delta$  ausbildet, so weisen die *R-Kurven* einen sehr starken Anstieg mit gleichzeitig hohen  $G_I$ -Werten und einem kurzen Plateaubereich am Kurvenende auf. Teilweise übersteigen die Werte von  $G_I$  sogar die Werte der unbeschädigten Proben. Auch in den ersten wenigen Millimetern nach Rissbeginn ließ sich ein stabiles Risswachstum, jedoch ohne die Ausbildung von Faserbrücken, nachweisen. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse konnte eine zufriedenstellende Charakterisierung des reinfiltrierten Risswachstums für die Anfangs- und Endbereiche der untersuchten Delaminationslänge getätigt werden. Daraus ergibt sich die Schlussfolgerung, dass für einen Riss bzw. eine Delamination von bis zu ca. 10 mm Länge eine prognostizierbare Charakterisierung und Kennwertermittlung generiert werden kann. Zugleich ließen sich die Materialkennwerte und -eigenschaften gegenüber *Typ A1* verbessern und die Ausgangseigenschaften (*Typ A*) zu einem zufriedenstellenden Maß wiederherstellen. Ist der infiltrierte Riss länger als diese 10 mm, so muss v.a. im mittleren Rissbereich mit einem instabilen Wachstum und einem deutlichen *Pop-in-Effekt* gerechnet werden. Damit ist eine verwertbare und plausible Charakterisierung des Risswachstums in diesen instabilen Zonen nicht möglich.

Anhand dieser zusammenfassend diskutierten Ergebnisse kann abschließend die Aussage getroffen werden, dass das eingangs beschriebene Ziel der Arbeit erreicht werden konnte. Insbesondere mittels der Iteration *4 mm DCB Typ A3* ist es gelungen, das Versagens-

verhalten von reinfiltrierte Rissen und Delaminationen einer kleinen Länge bis zu rund 10 mm unter einer *Modus I*-Beanspruchung experimentell analysieren und prognostizieren zu können. Damit in Verbindung steht neben der Ermittlung vieler wichtiger Materialparameter auch die offenbare Bestätigung der abgeleiteten, z.T. korrigierten Hypothesen (vgl. Kapitel 2.6).

Darüber hinaus verdeutlicht sich anhand der untersuchten Thematik, dass sich alle Berechnungsmethoden gemäß der *ASTM D5528 - 13* [5] gleichermaßen gut für die Ermittlung der Bruchzähigkeit  $G_{IC}$ , Energiefreisetzungsraten  $G_I$  und damit der *R-Kurven*-Generierung eignen. So kann gewährleistet werden, ein entsprechendes Risswiderstandsverhalten über die gesamte Delaminationslänge bestmöglich visualisieren und interpretieren zu können. Im direkten Vergleich fällt auf, dass sich die Werte des Risswiderstandsverhaltens der drei Verfahren in einem vergleichbaren Level bewegen. Dennoch liefert insbesondere die MBT-Methode für einen Großteil der untersuchten Testchargen im Bereich der Rissinitiierungswerte  $NL$ ,  $VIS$  und  $5\% / Max$  die konservativsten und kritischsten Ergebnisse. Auf Basis dieser Erkenntnis, die bereits zuvor in [5] erfasst wurde, wird daher im Rahmen zukünftiger Projekte die Berechnung gemäß MBT empfohlen. Für weitere Untersuchungen sollte zudem die entscheidende Randbedingung berücksichtigt werden, dass diese Methoden nur für ein stabiles Rissverhalten auf Basis eines minimal kleinen Wachstums der Delaminationslänge gültige Ergebnisse liefern. Ein Materialverhalten, welches einer stark sprunghaften und instabilen Rissausbreitung unterliegt, lässt sich damit nicht verwertbar erfassen. In solchen Fällen kann v.a. mittels der Flächenmethode gemäß [4] ein ungefährender Durchschnittswert der Energiefreisetzungsraten  $G_I$  für ein gewisses Inkrement der Risslänge ermittelt werden. Damit können zusätzliche hilfreiche Ergebnisse zur Wachstumscharakterisierung von reinfiltrierte Rissen generiert werden.

## 5 Ausblick und weitere Verbesserungsmöglichkeiten

Neben der erfolgreich umgesetzten Charakterisierung des reinfiltrierte Rissverhaltens kristallisierten sich im Projektverlauf mehrere potentielle Optionen heraus, die eine verbesserte und qualitativere Untersuchung dieses Materialverhaltens im *Modus I* begünstigen können.

- Zwischenkompaktierung der Prepreglagen während der CFK-Laminatplatten-Fertigung  
Auf Grundlage dieses präventiven Verfahrens lassen sich unerwünschte, teils intralaminare Lufteinschlüsse im Probeninneren eliminieren und gleichzeitig ebenere Faserflächen bzw. Reliefs generieren. So kann durchaus eine optimierte Anpassung des Klebstoffs an die Oberflächen sowie eine durchgängig gute Fügung ohne Hohlräume realisiert werden. Dies wäre eine rentable Basis für ein kontinuierlich detektierbares und prognostizierbares Risswachstum.

- höher definierter mechanischer Komprimierungsdruck von z.B.  $p = 4$  oder  $5$  bar  
Damit wäre durchaus eine verbesserte Anpassung des Infusionsharzes an die Innenflächen sowie eine bessere Fügung der Laminathälften denkbar. Wie die Generierung eines solchen (Ober-)Drucks umgesetzt werden kann, u.a. durch mechanische Gewichte oder einen Autoklaven ohne den Einsatz eines Unterdrucks, sollte separat untersucht werden. Jedoch sollte hierbei ein wirtschaftlicher Aspekt bedacht werden: Da es ein entscheidendes Ziel ist, eine solche Reinfiltrationstechnik zukünftig für die zivile Luftfahrtindustrie zuzulassen, sollte die entsprechende Wartungsinstitution ein adäquates Equipment für eine hohe Druckgenerierung besitzen. Dies könnte an einigen Stellen zu diversen Herausforderungen führen.

- Temperung bzw. Wärmebehandlung während des Reinfiltrationsprozesses  
Damit werden neben der Beschleunigung des Aushärteprozess eine Steigerung des Aushärtegrades der Proben sowie geringere Ausgangsraten des Harzes erzeugt (vgl. [28] und [30]). Dies führt zu verbesserten mechanischen Harzeigenschaften. Auch könnte eine Verringerung der *Shore-Härte D* und somit ein leicht elastischeres Harz generiert werden (vgl. [22]). Dadurch würde das Harz vermutlich prognostizierbarer bei höheren Energiebeiträgen im Aufschälprozess versagen. Zugleich könnte eine höhere Lagenhaftung im Laminat erreicht werden (vgl. [28], S. 101-114). Neben höheren  $G_I$ -Werten wäre infolge dieser Effekte eine Vergrößerung der stabilen Rissausbreitungszonen denkbar. Damit lassen sich v.a. die mechanischen Eigenschaften des infiltrierte Gesamtlaminats verbessern. Doch auch hier sollte der wirtschaftliche Aspekt berücksichtigt werden, dass nicht in jeder Institution eine Möglichkeit zur *Temperung* vorliegt. Dies könnte zur Komplexitätserhöhung des Reinfiltrationsaufwandes führen.

- alternatives niedrig-viskoses Epoxidharz zur Infiltrierung  
Trotz einer möglichen Umsetzung der eben beschriebenen Varianten kann vermutet werden, dass die mechanischen Belastungsgrenzen des Harzes *Epinal CR 76.14 / CH 76.14* nahezu vollständig ausgereizt sind. Das bedeutet, dass dieses Harz aufgrund seiner mechanischen Eigenschaften möglicherweise nicht für die umfassende Charakterisierung des reinfiltrierte Risswachstums geeignet ist. Im Rahmen einer Literaturrecherche ließen sich denkbare Alternativen finden, wie z.B. *Epinal VI-4 System* der Firma *bto-epoxy GmbH* (Amstetten, Österreich, [33]) oder *Biresin® CR83* der Firma *Sika Deutschland GmbH* (Stuttgart, Deutschland, [34]). Ob die Verwendung eines alternativen Harzes tatsächlich eine geeignete Möglichkeit ist, um das angestrebte Ziel der vorhersagbaren Charakterisierung des reinfiltrierte Versagensverhaltens zu erreichen, sollte im Rahmen zukünftiger Projekte untersucht werden.

## 6 Zusammenfassung

Ausgehend von der Zielsetzung dieser Arbeit ist es gelungen, das Versagensverhalten von FVK-Proben bei einer *Modus I*-Beanspruchung verwertbar und realistisch erfassen sowie analysieren zu können. Daraus resultiert zugleich eine gute Basis für weitere Forschungs- und Optimierungsansätze.

Zu Beginn wurden im Rahmen einer theoretischen Einführung typische Versagensmechanismen von Faserverbunden, konventionelle Reparaturverfahren sowie die Reinfiltrationsmethode vorgestellt. Mit der Beschreibung der entsprechenden Berechnungsmethoden sowie des *Double-Cantilever Beam*-Tests als Instrument der Nachweisführung wurden zudem die Grundlagen für die weiterführende Abhandlung der Thematik gelegt.

Als vorbereitende Maßnahmen diente neben der Identifikation der relevanten Materialkennwerte zur Generierung zukünftiger Berechnungsmodelle, wie z.B. der Bruchzähigkeit  $G_{IC}$  oder der Rissfortschrittsrate, ein systematisches Ablaufprogramm. Dieses definiert die einzelnen Teilschritte zur erfolgreichen Charakterisierung des reinfiltrierte Rissverhaltens. Ein weiterer Punkt umfasste die Fertigung und Präparation der DCB-Probekörper.

Um zunächst Referenzkennwerte ermitteln zu können, wurden unbeschädigte Proben auf Grundlage der standardisierten Normvorgaben im DCB-Test experimentell untersucht. Diese Testcharge lieferte plausible und akzeptable Ergebnisse, die damit eine gute Vergleichsbasis darstellen. Im Verlauf des Projekts wurden dann diverse Charakterisierungsiterationen mit dem o.g. Ziel der Generierung eines realistischen und prognostizierbaren Abbildes der Versagenseigenschaften von reinfiltrierte Faserverbundproben realisiert. Die ersten angewandten Iterationen basierten dabei auf dem Aspekt, dass separate bzw. zuvor auseinandergeschälte Laminathälften mittels eines niedrig-viskosen Infusionsharztes gefügt werden. Hierbei stellte sich heraus, dass diese Iterationen (*Typ B*, *Typ A1* und *Typ A2*) lediglich zufriedenstellende Teilbasen zur weiterführenden Erfassung der Materialeigenschaften lieferten. Zudem ließen sich die mechanischen Ausgangseigenschaften nur zu einem verminderten Maß wiederherstellen. Die Ursachen hierfür sind vielseitig, komplex und korrelieren zum Teil miteinander. Entscheidende Punkte liegen in den unebenen Faseroberflächen der Fügepartner, der genauen Positionierung der zu fügenden Laminathälften zueinander sowie einer damit verbundenen unterschiedlichen Fügequalität. Gleichmaßen ließen sich der Komprimierungsdruck zum Verpressen der reinfiltrierte Lamine, die Art und Weise zur Generierung dieses Drucks sowie die Ausbildung bzw. Zerstörung von rissstabilisierenden Faserbrückenbindungen als Einflussfaktoren identifizieren. Mit einer abschließenden Charakterisierungsiteration (*Typ A3*) konnten diese eben genannten erkannten Einflüsse teilweise behoben oder abgeschwächt werden. Damit ließen sich einerseits die ursprünglichen Lamineigenschaften zu einem akzeptablen Maß annähern und andererseits eine gute verwertbare Charakterisierungsgrundlage von reinfiltrierte Delaminationen und Rissen – einer kleinen Länge – realisieren.

## Literaturverzeichnis

- [1] Bauer, A. E.: Injection repair of advanced aircraft composites with a high temperature cyanate ester resin. Graduate Theses, Iowa State University, Ames (Iowa), 2013
- [2] Hautier, M.; L ev eque, D.; Huchette, C. et al.: Investigation of a composite repair method by liquid resin infusion, Abhandlung in: 17th International Conference on Composite Materials, Chatillon/ Edinburgh, 2009
- [3] Monden, A.: Adhäsion zwischen epoxidharzbasiertem CFK und oberfl achenmodifiziertem Stahl: Grenzschnittversagen von Hybridlaminaten unter Mode I, Mode II und Mixed-Mode Belastung (Dissertation, Ingenieurwissenschaften), Mathematisch-Naturwissenschaftlich-Technische Fakultät, Universität Augsburg, Augsburg, Juli 2016, DOI: 10.13140/RG.2.2.11923.89120
- [4] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN 6033. Luft- und Raumfahrt – Kohlenstofffaserverst rkte Kunststoffe – Prüfverfahren – Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate – Mode I – GIC. Deutsche und Englische Fassung EN 6033:2015, Berlin, Februar 2016
- [5] American Society for Testing and Materials – ASTM International: D5528 -13. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites, West Conshohocken, November 2013, DOI: 10.1520/D5528-13
- [6] Christ, H.-J.: Grundlagen der Bruchmechanik, Institut für Werkstofftechnik, Universität Siegen, Siegen, O.J.
- [7] Dorworth, L. C.; Dillingham, Dr. G.: Fundamentals of Adhesive Bonding of Composite Materials, Fort Worth, 6. März 2017
- [8] Harich, J.: Theorie und Numerik unidirektional verstärker Faserverbundwerkstoffe: 3D Finite-Element-Untersuchungen der Faser-Matrix Mikroinstabilit aten (Dissertation, Ingenieurwissenschaften), Fakultät für Bauingenieur-, Geo- und Umweltwissenschaften, Universität Fridericiana zu Karlsruhe (TH), Karlsruhe, 2008, ISBN: 978-3-935322-15-7
- [9] Ne linger, S.: Analyse von reinfiltrierten Schäden in Faserverbundkunststoffen, Department Fahrzeugtechnik und Flugzeugbau, Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg, Hamburg, 2016
- [10] Hexcel Composites Limited: Composite Repair, Publication No. UTC 102, Duxford, April 1999
- [11] European Aviation Safety Agency – EASA: Foreign Part 145 approvals. Composite Repair Workshop. UG.CAO.00135-001, O.O., 13. November 2013
- [12] Dressler, G.: T2TLS3007.2. Werkstoffe der Luft- und Raumfahrt. Fertigung mit Faserverbundwerkstoffen (TLS13), Skript, Friedrichshafen, 2017
- [13] Haspel, B.: Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden (Dissertation, Ingenieurwissenschaften), Dissertation in: Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien. Band 48, Fakultät für Maschinenbau, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe, 07. Juli 2014, ISBN: 978-3-7315-0337-8

- [14] Russo, A.; Zarelli, M.; Sellitto, A. et al.: Fiber Bridging Induced Toughening Effects on the Delamination Behavior of Composite Stiffened Panels under Bending Loading: A Numerical/Experimental Study, Aversa/ Neapel, 28. Juli 2019
- [15] Hexcel Composites Limited: HexPly® Epoxy Matrix. 6376C-HTS(12K)-5-35%. Product Data Sheet, O.O., 01. August 2019
- [16] Hexcel Composites Limited: HexPly® 6376. 175°C curing epoxy matrix. Product Data Sheet, O.O., 2016
- [17] Airtech Europe Sarl: WRIGHTLON® 5200. High performance fluoropolymer release film. Data Sheet, Differdange, 25. Oktober 2019
- [18] Höfler, A.; tec-science: Ultraschallprüfung, Rheinstetten, 13. Juli 2018, URL: <https://www.tec-science.com/de/werkstofftechnik/werkstoffpruefung/ultraschallpruefung/>, (Abgerufen: 22. Dezember 2020)
- [19] KARL DEUTSCH Prüf- und Messgerätebau GmbH + Co KG: Basiswissen zur Ultraschallprüfung, Bild in youtube: Wissensfloater "Ultraschall-Materialprüfung". Mit Ultraschall messen und prüfen, Wuppertal, O.J., URL: <https://www.youtube.com/watch?v=KjDGXXWDccg&feature=youtu.be>, (Abgerufen: 23. Dezember 2020)
- [20] Hillger NDT GmbH: USPC 3010 HF MUSE. Benutzerhandbuch. Portables Scan-System für bildgebende Ultraschallprüftechnik, Braunschweig, Februar 2020
- [21] Dommes, H.: Beitrag zur Charakterisierung von regeneratfaserverstärkten Duroplasten (Dissertation, Ingenieurwissenschaften), Fachbereich der Produktionstechnik, Universität Bremen, Bremen, 04. Dezember 2014
- [22] bto-epoxy GmbH: Epinal CR 76.14 / CH 76.14. Niederviskoses Epoxy-Imprägnier- & Infusionssystem, Datenblatt, Amstetten, 29. Januar 2018
- [23] SpanSet secutex Sicherheitstechnik GmbH: Shore Härte Skala. Vergleichstabelle, Geilenkirchen, O.J.
- [24] Jüntgen, T.; Juschkat, K.; konstruktionspraxis.de: Grundlagen des Klebens: Wann Klebverbindungen versagen – und warum, Würzburg, 04. Februar 2019, URL: <https://www.konstruktionspraxis.vogel.de/grundlagen-des-klebens-wann-klebverbindungen-versagen-und-warum-a-795968/> (Abgerufen: 12. Februar 2021)
- [25] BESSEY Tool GmbH & Co. KG: Clevere Lösungen für Arbeiten mit Holz, Bietigheim-Bissingen, April 2020
- [26] Wetzels, M.; Holtmannspötter, J.; Gudladt, H.-J. et al.: Sensitivity of double cantilever beam test to surface contamination and surface pretreatment, Abhandlung in: International Journal of Adhesion & Adhesives, Band 46, S. 114 – 121, O.O., 26. Juni 2013, ISSN: 0143-7496, DOI: 10.1016/j.ijadhadh.2013.06.002
- [27] Sachse, R.: Untersuchungen zur Auslegung von schadenstoleranten Klebeverbindungen durch mechanische Riss-Stopper-Elemente (Dissertation, Ingenieurwissenschaften), Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik und Geodäsie, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart, Stuttgart, März 2020
- [28] Wolfahrt, M.: Charakterisierung von Epoxidharzformulierungen für Verbundwerkstoffe. Einfluss von Aushärtegrad und Aushärteweg (Dissertation, Ingenieurwissenschaften), Montanuniversität Leoben, Leoben, Februar 2009

- [29] Götz, M. E.: Modulare Keramik-Komposite mit periodischer Mikrostruktur (Dissertation, Ingenieurwissenschaften), Technische Fakultät, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Erlangen/ Nürnberg, 29. Juni 2014
- [30] JP Kummer Semiconductor Technology GmbH: Aushärtung von Epoxidharzen und Glasübergangstemperatur (T<sub>g</sub>), Augsburg, O.J.
- [31] Mack, P.; Polynova Composites: Volatization and the Vacuum Infusion Process, Artikel in: Composites Manufacturing. Official Magazine of the American Composites Manufacturers Association, Arlington, März 2008
- [32] Vacmobiles.com Limited: Vapour – the unseen enemy in composites, Auckland, 2020, URL: [https://www.vacmobiles.com/vapour\\_pressure.html](https://www.vacmobiles.com/vapour_pressure.html) (Abgerufen: 04. April 2021)
- [33] bto-epoxy GmbH: Epinal VI-4 System. Epoxy Vakuum-, Infusions- & Laminiersystem, Datenblatt, Amstetten, 01. August 2016
- [34] Sika Deutschland GmbH: Biresin® CR83. Compositeharz-System, Produktdatenblatt, Bad Urach, Mai 2014

# Anhang

## A Bildanhänge

### A.1 Datenblätter



**HexPly<sup>®</sup> Epoxy Matrix**  
6376C-HTS(12K)-5-35%



Product Data Sheet

**Description**

HexPly<sup>®</sup> 6376C-HTS(12K)-5-35% is a Epoxy High Strength Carbon UD prepreg, whereby 6376 is the resin type; 35% is the resin content by weight; HTS(12K)-5 is the reinforcement reference and HTS represents High Strength Carbon fibre. This data sheet is complementary to the 6376 resin data sheet, which should be consulted for additional information.

Reinforcement Data	
Nominal Area Weight	g/m <sup>2</sup> 134
Composition	UD
Fibre Type	High Strength Carbon 12K
Nominal Fibre Density	g/cm <sup>3</sup> 1.78

Matrix Properties	
Glass transition temperature of laminate	°C 196 (DMA onset, 5°C/min, 1Hz, 30µm), (Cure cycle: 120min @ 175°C)
Nominal Resin Density	g/cm <sup>3</sup> 1.31

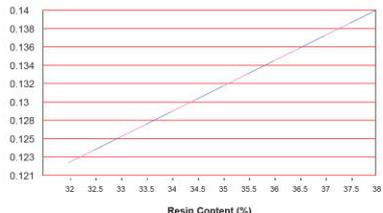
Prepreg Data	
Nominal Area Weight	g/m <sup>2</sup> 206
Nominal Resin Content	weight % 35
Tack Level	Medium

Processing	
Cure Cycle	@ 175 °C 120 min
Recommended heat up rate	°C/min 2 - 5
Pressure gauge	bar 7

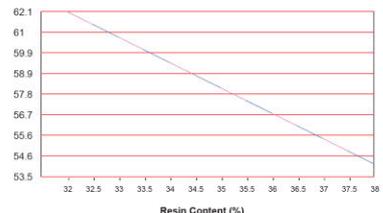
The optimum cure cycle, heat up rate and dwell period depend on part size, laminate construction, oven capacity and thermal mass of tool. (See prepreg technology brochure on our website for more information).

**Cured Laminate Properties** (nominal composite density 1,58 g/cm<sup>3</sup>)

RESIN CONTENT % vs CURED PLY THICKNESS



RESIN CONTENT % vs FIBRE VOLUME %



The above graphs enable the fibre volume content of a laminate to be estimated using the measured cured ply thickness. The calculation assumes no resin loss.

Copyright 2019 - Hexcel Corporation - All Rights reserved. 1

Abbildung 77: Datenblatt HexPly<sup>®</sup> Epoxy Matrix 6376C-HTS(12K)-5-35%, Seite 1



# HexPly® Epoxy Matrix 6376C-HTS(12K)-5-35%



### Mechanical Properties

Mechanical Properties are based on 175 °C cure for 120 min, at 7 bar pressure and . . 9 bar vacuum.

Data is the result from several tests on Autoclave cured laminates. Some of the values achieved will have been higher, and some lower, than the figure quoted.

(Normalised to 60% fibre volume, except for ILSS)

0° (RT / Dry)	Tensile	Flexural	ILSS	Compression
Strength (MPa)	2215	.	95	1769
Modulus (GPa)	140	.	.	112
Test Method	EN 2561		EN 2563	EN 2850

### Prepreg Storage Life

Shelf Life<sup>1</sup>: 10 months at -18°C/0°F (from date of manufacture).

<sup>1</sup> Shelf Life: the maximum storage life for HexPly® prepreg, when stored continuously, in a sealed moisture-proof bag, at -18°C/0°F or 5°C/41°F. To accurately establish the exact expiry date, consult the box label.

Out Life<sup>2</sup>: 21 days at Room Temperature.

<sup>2</sup> Out Life: the maximum accumulated time allowed at room temperature between removal from the freezer and cure.

Tack Life<sup>3</sup>: 10 days at Room Temperature.

<sup>3</sup> Tack Life: the time, at room temperature, during which prepreg retains enough tack for easy component lay-up.

Prepreg should be stored as received in a cool dry place or in a refrigerator. After removal from refrigerator storage, prepreg should be allowed to reach room temperature before opening the polyethylene bag, thus preventing condensation. (A full reel in its packing can take up to 48 hours).

### Precautions for Use

The usual precautions when handling uncured synthetic resins and fine fibrous materials should be observed, and a Safety Data Sheet is available for this product. The use of clean disposable inert gloves provides protection for the operator and avoids contamination of material and components.

### Important

All information is believed to be accurate but is given without acceptance of liability. All users should make their own assessment of the suitability of any product for the purposes required. All sales are made subject to our standard terms of sale which include limitations on liability and other terms

### For more informations

Hexcel is a leading worldwide supplier of composite materials to aerospace and industrial markets.

Our comprehensive range includes:

- HexTow® carbon fibers
- HexForce® reinforcements
- HiMax™ multiaxial reinforcements
- HiTape™ advanced reinforcements
- HexPly® prepregs
- HexMC® molding compounds
- HexFlow® RTM resins
- Redux® adhesives
- HexTool® tooling materials
- HexWeb® honeycombs
- Acousti-CAP® sound attenuating honeycomb
- Engineered core
- Engineered products

For US quotes, orders and product information call toll-free 1-800-688-7734. For other worldwide sales office telephone numbers and a full address list, please go to:

<http://www.hexcel.com/Resources/DataSheets/Prepreg>

© 01/08/2019 | Hexcel Corporation - All rights reserved. Hexcel Corporation and its subsidiaries ("Hexcel") believe that the technical data and other information provided herein was materially accurate as of the date this document was issued. Hexcel reserves the right to update, revise or modify such technical data and information at any time. Any performance values provided are considered representative but do not and should not constitute a substitute for your own testing of the suitability of our products for your particular purpose. HEXCEL MAKES NO WARRANTY OR REPRESENTATION, EXPRESS OR IMPLIED, INCLUDING BUT NOT LIMITED TO THE IMPLIED WARRANTIES OF MERCHANTABILITY AND FITNESS FOR A PARTICULAR PURPOSE, AND DISCLAIMS ANY LIABILITY ARISING OUT OF OR RELATED TO, THE USE OF OR RELIANCE UPON ANY OF THE TECHNICAL DATA OR INFORMATION CONTAINED IN THIS DOCUMENT.

Abbildung 78: Datenblatt HexPly® Epoxy Matrix 6376C-HTS(12K)-5-35%, Seite 2



# HexPly® 6376

175°C curing epoxy matrix



Product Data Sheet

### Description

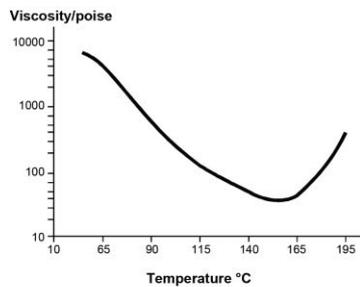
HexPly® 6376 is a high performance tough matrix formulated for the fabrication of primary aircraft structures. It offers high impact resistance and damage tolerance for a wide range of high temperature applications.

### Benefits and Features

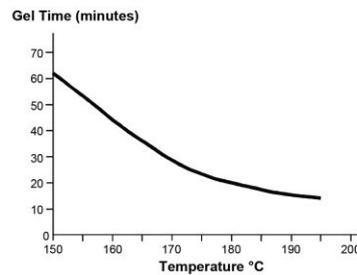
- Excellent toughness and damage tolerance
- Simple straight-up cure cycle
- Controlled matrix flow for ease of processing
- Effective translation of fibre properties
- Good hot/wet properties up to 150°C

### Resin Matrix Properties

#### Rheology



#### Gel Time



### Cured Matrix Properties (cured at 175°C)

Tensile strength	105 MPa
Tensile modulus	3.60 GPa
Tensile strain	3.1%
Flexural strength	144 MPa
Flexural modulus	4.4 GPa
Toughness G <sub>IC</sub>	432 J/m <sup>2</sup>
Cured density	1.31 g/cm <sup>3</sup>

### Method

ISO R527 type 1  
 ISO R527 type 1  
 ISO R527 type 1  
 ISO 178  
 ISO 178  
 Tested in accordance with EGF Task Group on  
 Polymers and Composites protocol.

Abbildung 79: Datenblatt HexPly® 6376 175°C curing epoxy matrix, Seite 1



## HexPly® 6376

175°C curing epoxy matrix



Product Data Sheet

### Prepreg Curing Conditions

2 hours at 175°C and 700kN/m<sup>2</sup> (7 bar) pressure.

Heat up rate 2°C to 5°C.

Components up to 30 mm thick can be cured without a dwell in the schedule provided that the heat-up rate is not more than 3°C/minute. There is no deterioration in performance after 3 times the recommended cure schedule (verified by interlaminar shear strength tests).

### Prepreg Storage Life

- Tack Life @ 23°C 10 days (still processable for up to 21 days).
- Guaranteed Shelf Life @ -18°C 6 months (minimum)
- Storage conditions.

HexPly 6376 prepregs should be stored as received in a cool dry place or in a refrigerator. After removal from refrigerator storage, prepreg should be allowed to reach room temperature before opening the polythene bag, thus preventing condensation. (A full reel in its packaging can take up to 48 hours).

### Precautions for Use

The usual precautions when handling uncured synthetic resins and fine fibrous materials should be observed, and a Safety Data Sheet is available for this product. The use of clean disposable inert gloves provides protection for the operator and avoids contamination of material and components.

### For more information

Hexcel is a leading worldwide supplier of composite materials to aerospace and industrial markets. Our comprehensive range includes:

- HexTow® carbon fibers
- HexForce® reinforcements
- HexPly® prepregs
- HexMC® molding compounds
- HexFlow® RTM resins
- Redux® adhesives
- HexTool® tooling materials
- HexWeb® honeycombs
- Acousti-Cap® sound attenuating honeycomb
- Engineered core
- Engineered products

For US quotes, orders and product information call toll-free 1-800-688-7734. For other worldwide sales office telephone numbers and a full address list, please go to:

<http://www.hexcel.com/contact/salesoffice>

©2016 Hexcel Corporation – All rights reserved. Hexcel Corporation and its subsidiaries ("Hexcel") believe that the technical data and other information provided herein was materially accurate as of the date this document was issued. Hexcel reserves the right to update, revise or modify such technical data and information at any time. Any performance values provided are considered representative but do not and should not constitute a substitute for your own testing of the suitability of our products for your particular purpose. Hexcel makes no warranty or representation, express or implied, including but not limited to the implied warranties of merchantability and fitness for a particular purpose, and disclaims any liability arising out of or related to, the use of or reliance upon any of the technical data or information contained in this document.

FTA051-AC16

2

Abbildung 80: Datenblatt HexPly® 6376 175°C curing epoxy matrix, Seite 2

## Data Sheet

## WRIGHTLON® 5200

### High performance fluoropolymer release film

#### DESCRIPTION

Wrightlon® 5200 release film has an excellent elongation which ensures that it will conform to complex curvatures. It is capable of cure temperatures up to 260 °C. This film will release from most resin systems and will provide a glossy finish when used directly on the laminate. All standard perforations are available. Please see our perforation table in this section.

#### BENEFITS

- Good elongation and strength reduces tearing and bridging in corners, so less rework on resin rich corners.
- Wider films reduce seams yielding faster bagging and safer cures for large parts.
- High visibility colors reduce risk of leaving film on cured parts or confusion between perforation styles.

#### TECHNICAL DATA

		Test method
Material type	ETFE	
Elongation at break	350 %	ASTM D 882
Tensile strength	48 MPa	ASTM D 882
Maximum use temperature	260°C	
Materials to avoid	Compatible with most resin systems	
Colour	Blue/Red/Clear/Yellow	
Shelf life	Unlimited when stored in original packaging at 22°C	

#### SIZES

Thickness	Width	Forms Available*
15 µm (0,0006 inch)	up to 1,22 m (48 inches)	SHT
25 µm (0,001 inch)	up to 3,05 m (120 inches)	SHT, CF
50 µm (0,002 inch)	up to 1,52 m (60 inches)	SHT

- For more sizes, see the *Commonly Used Sizes* chart in this section.
- Custom shapes and sizes are available, please contact Airtech for more information.



\*SHT=Sheeting



CF=Centerfold

#### NOTES

- The maximum use temperature is dependent upon the duration at maximum temperature and is process specific, Airtech recommends testing prior to use.
- Wrightlon® 5200 is available treated inside (TIS), outside (TOS), or both sides (TBS). Shelf life is 18 months from date of shipment when stored in original packaging at 22°C.

Last updated : 2019-10-25

Catalogue position : [Release films](#)

As the conditions or methods of use, including storage, are beyond our control, Airtech Europe does not assume any responsibility for the performance of this material for any particular use. The material is sold "as is". Airtech Europe disclaims, and hereby waives, any and all implied warranties, including without limitation the implied warranties of merchantability and fitness for particular use. The information contained herein represents typical properties and should not be used for specification purposes. This translation is provided for your convenience only. The official language is English and the official law is Luxembourg.

Abbildung 81: Datenblatt WRIGHTLON® 5200 High performance fluoropolymer release film



## Epinal CR 76.14 / CH 76.14

### Niederviskoses Epoxy-Imprägnier- & Infusionssystem

Epinal CR 76.14 / CH 76.14 ist ein transparentes, sehr gut lichtbeständiges Epoxyharzsystem für viele Anwendungsbereiche. Aufgrund der extrem niedrigen Viskosität als Imprägnierharz zur Verfestigung von Hölzern, saugenden mineralischen Werkstoffen, diversen Schaummaterialien u. ä. bestens geeignet.

Epinal CR 76.14 / CH 76.14 kann aufgrund seiner besonderen Struktur auch als Klebesystem für Glas verwendet. Härtet auch in dünnen Schichten klebefrei aus (ab 23°C).

Bei Konstruktionen zur Verwendung im Außenbereich bzw. Dauerwasser- / Dauerfeuchtigkeitsbelastung ist eine TopCoat-Beschichtung mit Epinal CR 76.18 / CH 76.12 bzw. CH 76.24 bzw. alternativ eine Überlackierung mit PU / Acryllack erforderlich. Fordern Sie unsere diesbezügliche Produktempfehlung an.

### Produktspezifika

- ♣ transparentes 2K-Epoxyssystem
- ♣ mittlere Topfzeit, extrem niedrige Viskosität
- ♣ lösungsmittelfrei, phenolfrei, frei von Benzylalkohol
- ♣ sehr gute Benetzungseigenschaften
- ♣ Härtungsbereich +23°C bis +80°C
- ♣ sehr gute Biege- & Schlagfestigkeit

### Anwendungsgebiete

- ♣ imprägnieren
- ♣ vergießen
- ♣ infusionieren
- ♣ kleben
- ♣ laminieren

### Eigenschaften Harz / Härter

	CR 76.14	CH 76.14	Bemerkungen
Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	1,110 - 1,130	0,924 - 0,944	20°C
Viskosität [mPas]	100 - 300	10 - 50	25°C
Mischungsverhältnis	100	40	nach Gewicht
	100 ml	48 ml	nach Volumen bei 20°C
Lagerung [°C]	+10°C bis +25°C		

Abbildung 82: Datenblatt Epinal CR 76.14 / CH 76.14, Seite 1



### Eigenschaften System

		Bemerkungen
Verarbeitungsbedingungen	+20 bis +30°C	Materialtemperatur
	+20 bis +30°C	Luft- / Untergrundtemp.
	< 85 %	relative Luftfeuchtigkeit
	3 K	über Taupunkt
Viskosität [mPas]	70 - 270	bei 25°C
Topfzeit [Minuten]	~ 60	Ansatzmenge 100 g/23°C
Laminierfähigkeit [h]	~ 2	nach Ausgießen bei 23°C
Grifffestigkeit nach [h]	~ 13 - 14	bei 23°C
Überarbeitungszeit ohne Zwischenschliff*	max. 18 Stunden	bei max. 23°C Raum- & Objekttemperatur
mechanisch belastbar	nach 3 Tagen	bei 23°C
chemisch belastbar	nach 7 Tagen	bei 23°C
Temperaturbelastung bis	~ 50°C	nach Härtung 23°C/14 Tage
Härtetest [Shore D]	55 - gummiartig / 82 / 84 80	24 h / 3 d / 7 d bei 23°C nach Härtung bei 45°C/16 h

Das angegebene Mischungsverhältnis ist möglichst genau einzuhalten. Abweichungen bedingen einen unausgewogenen Aushärtungsvorgang mit möglicherweise mangelhaften Ergebnissen. Oberflächen während der Aushärtphase vor Feuchtigkeit, Staub etc. schützen.

\*Im Zweifelsfalle vorhergehende Epoxy-Schicht aushärten lassen und anschleifen um optimale Haftung zu erzielen.

### Verpackung / Lieferung (Gebindepaare)

Epinal CR 76.14	400 g	800 g	2,50 kg	5 kg	10 kg	20 kg
Epinal CH 76.14	160 g	320 g	1 kg	2 kg	4 kg	8 kg
Großgebände auf Anfrage						

### Lagerung

Kühl und trocken bei +15 bis +25°C lagern. Produkte im Originalgebände 1 Jahr lagerfähig. Behälter nach Produktentnahme stets gut verschließen.



Kühl und trocken lagern. Produkte im Originalgebinde 1 Jahr lagerfähig. Behälter nach Produktentnahme stets gut verschließen.

Das Harz ist aufgrund seiner speziellen Eigenschaften und hohen Reinheit kälteempfindlich. Bei ungünstigen Lager bzw. Transporttemperaturen unterhalb von +10°C kann eine Schleierbildung / stark sichtbare Trübung bis hin zur Kristallisation auftreten. Die Transparenz des Harzes bitte vor Verarbeitung kontrollieren.

Eine Regenerierung ohne Qualitätsverlust kann durch Wärmebehandlung erreicht werden. Das Harz idealerweise bei max. +55°C über eine Dauer von 24 Stunden im Liefergebinde regenerieren. Verschlusskappe leicht öffnen um Druckausgleich zu ermöglichen. Nach dem Abkühlen das Harz wie üblich anwenden.

#### Sicherheitshinweis

Epinal-Epoxyharze und Epinal-Aminhärter sind gemäß REACH-, CLP/GHS-Verordnung als Gefahrenstoffe eingestuft und gekennzeichnet. Gefahren- und Sicherheitshinweise auf den Etiketten sowie die Angaben in den Sicherheitsdatenblättern sind zu beachten.

#### Restmaterialien- & Gebindeentsorgung

Flüssige Restmaterialien und Behälter mit Restinhaltsstoffen sind über den örtlich zuständigen Problemstoffentsorger fachgerecht zu entsorgen (Sonderabfall). Nicht in Grundwasser und Gewässer gelangen lassen.

Restentleert d.h. tropffrei dürfen die Liefergebinde in das Altstoff Recycling Austria-Sammelsystem eingebracht werden (ARA-Lizenz-Nr. 21164).

Lediglich ordnungsgemäß ausgehärtetes Material darf mit dem Haus- bzw. Gewerbemüll entsorgt werden.

Alle Angaben entsprechen unserem derzeitigen Wissens- und Erfahrungsstand. Technische Daten sind unter laborüblichen Bedingungen ermittelte Durchschnittswerte, stellen jedoch keine Zusicherung von Produkteigenschaften dar und begründen kein Rechtsverhältnis. Die technischen Daten korrelieren nicht zwangsweise mit Resultaten, die am Fertigteil ermittelt werden. Der Anwender ist für die Absicherung der Eignung hinsichtlich des beabsichtigten Anwendungszwecks verantwortlich. Unsere Angaben befreien den Anwender nicht von der Verpflichtung, praxistaugliche Anwendungs- und Belastungstests, egal ob in mechanischer oder chemischer Hinsicht, am gefertigten Bauteil durchzuführen.

Fertigungsverfahren und enthaltene Rohstoffe werden laufend dem jeweils aktuellen Stand der Technik bzw. den gesetzlichen toxikologischen Bestimmungen angepasst.

Die Einhaltung von nationalen und örtlichen behördlichen Auflagen, die sich im Zusammenhang mit der Verarbeitung dieser Produkte ergeben können, liegt im Verantwortungsbereich des Anwenders.

Im Weiteren gelten in allen Fällen unsere allgemeinen Verkaufs- & Lieferbedingungen.

Abbildung 84: Datenblatt *Epinal CR 76.14 / CH 76.14*, Seite 3

## A.2 Fertigungsprozess der DCB-Probekörper

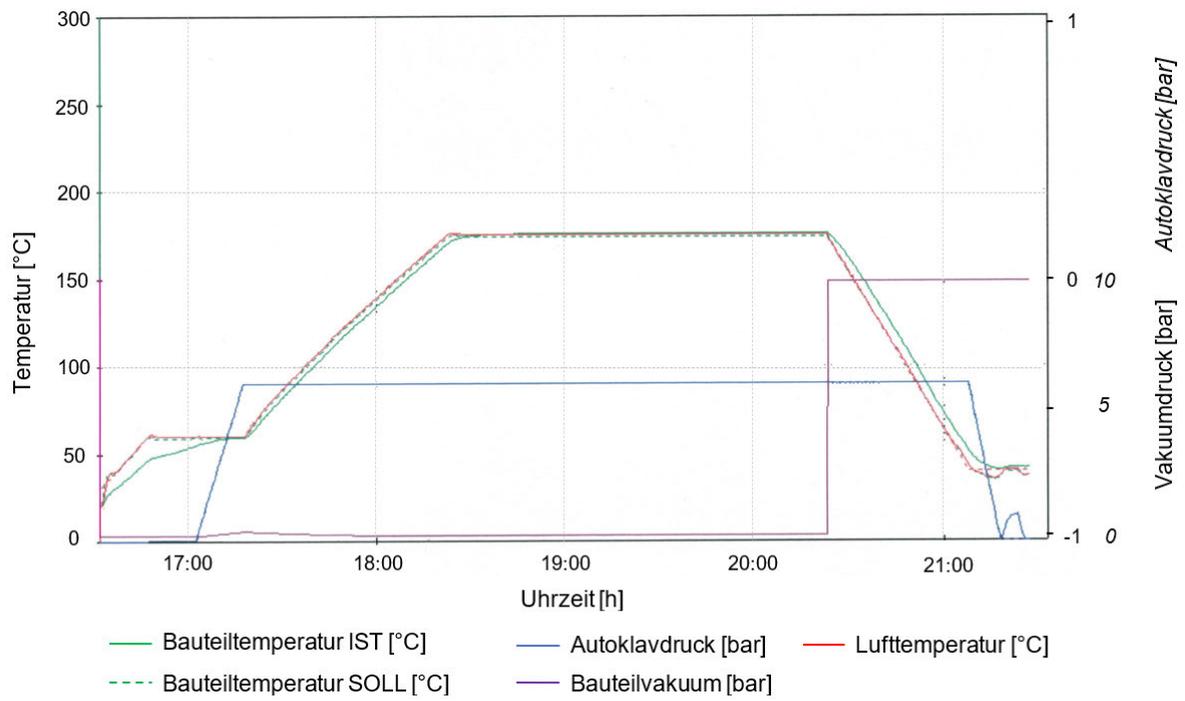


Abbildung 85: Temperatur-Druck-Diagramm des Autoklavprozesses zur Fertigung der DCB-Proben

### A.3 Ultraschall-Scans der unbeschädigten Laminatplatten

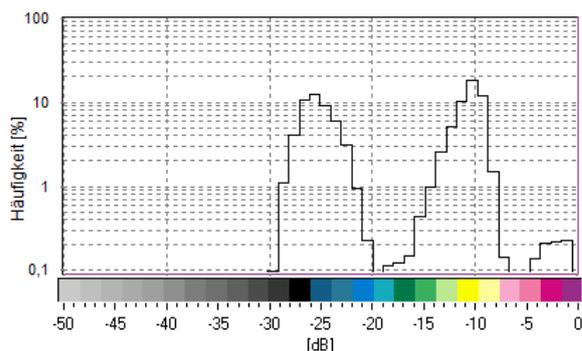


Abbildung 86: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlerecho [%], 1. Hälfte

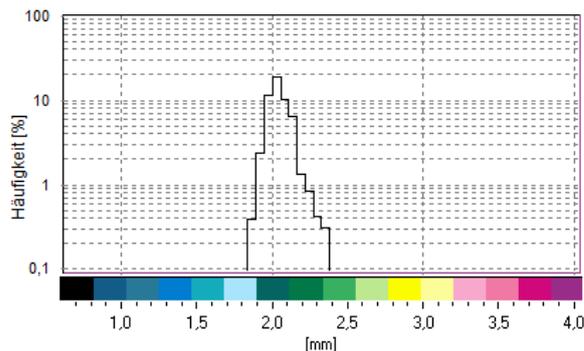


Abbildung 87: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlertiefe [%], 1. Hälfte

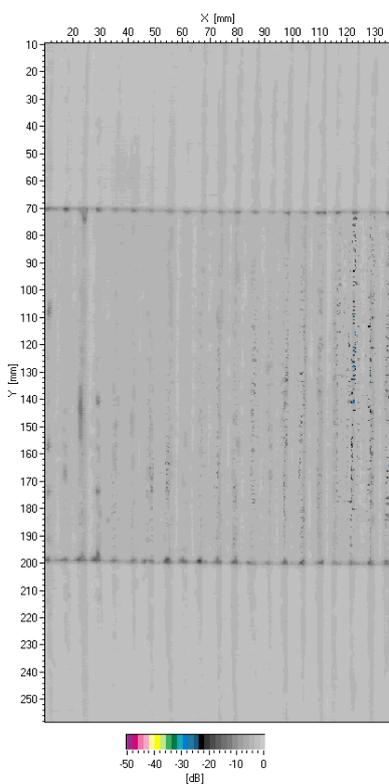


Abbildung 88: Laminat 4 mm, Rückwandecho [dB], 2. Hälfte

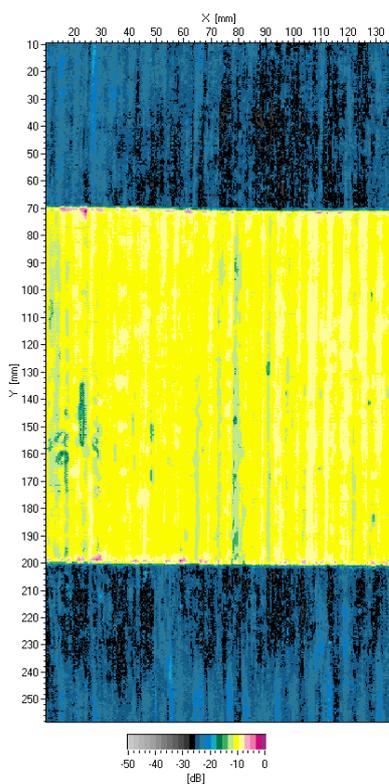


Abbildung 89: Laminat 4 mm, Fehlerecho [dB], 2. Hälfte

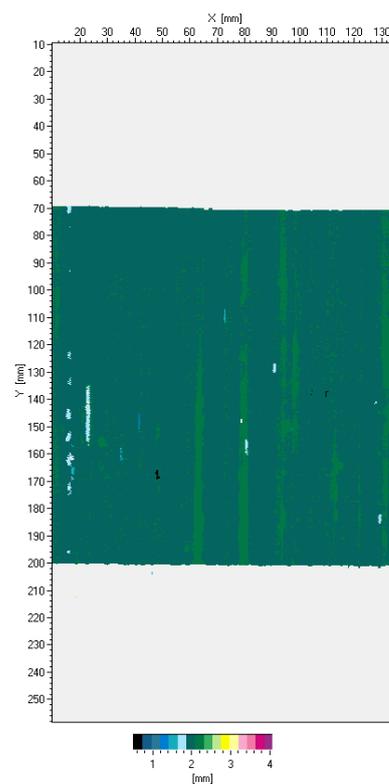


Abbildung 90: Laminat 4 mm, Fehlertiefe [mm], 2. Hälfte

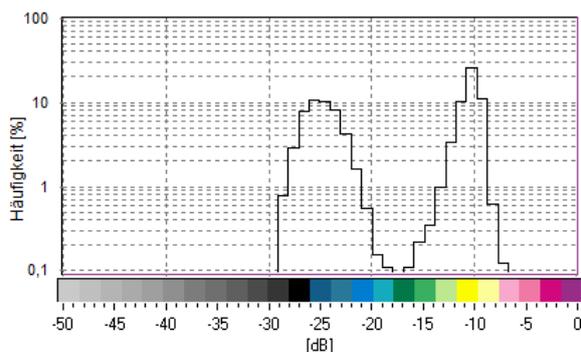


Abbildung 91: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlerecho [%], 2. Hälfte

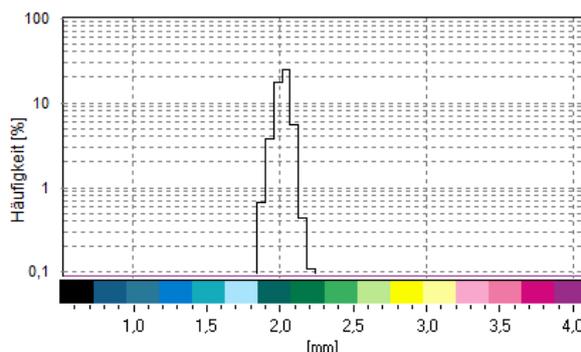


Abbildung 92: Laminat 4 mm, Histogramm Fehlertiefe [%], 2. Hälfte

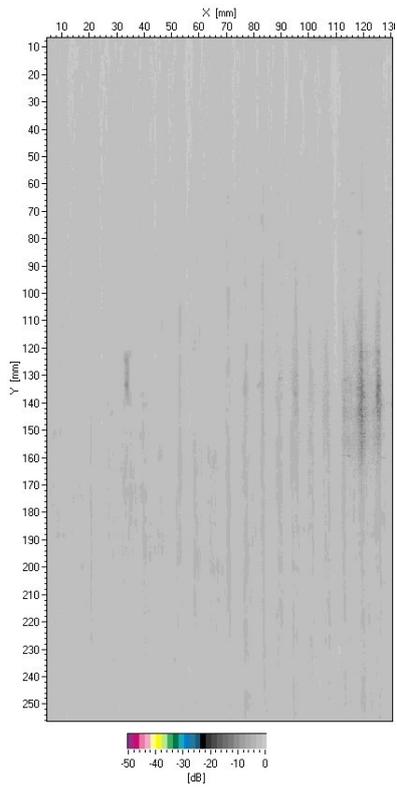


Abbildung 93: Laminat 2 mm #1, Rückwandecho [dB], 1. Hälfte

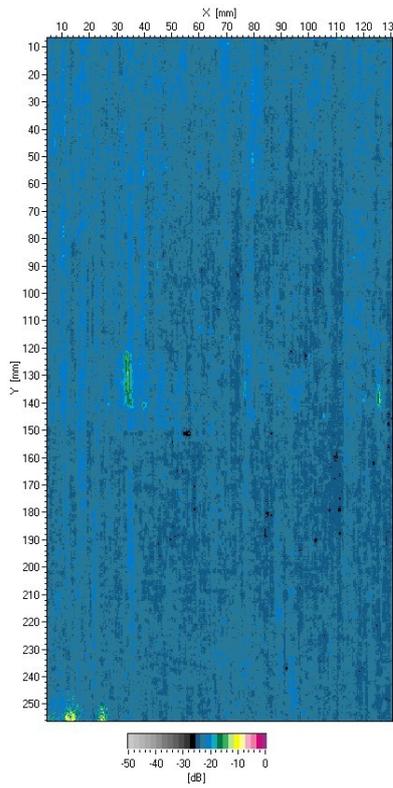


Abbildung 94: Laminat 2 mm #1, Fehlerecho [dB], 1. Hälfte

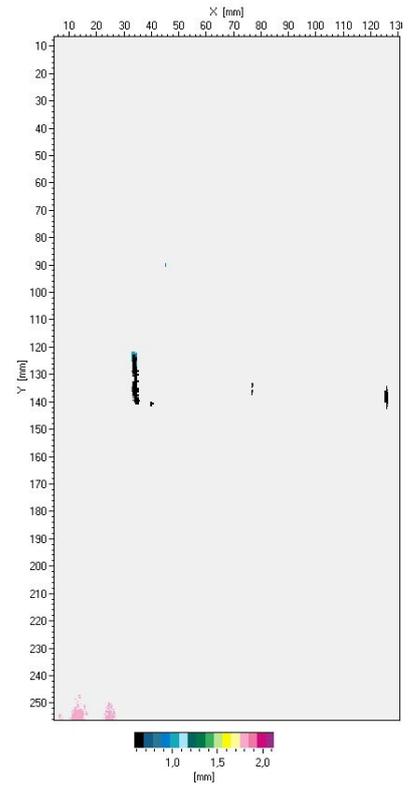


Abbildung 95: Laminat 2 mm #1, Fehlertiefe [mm], 1. Hälfte

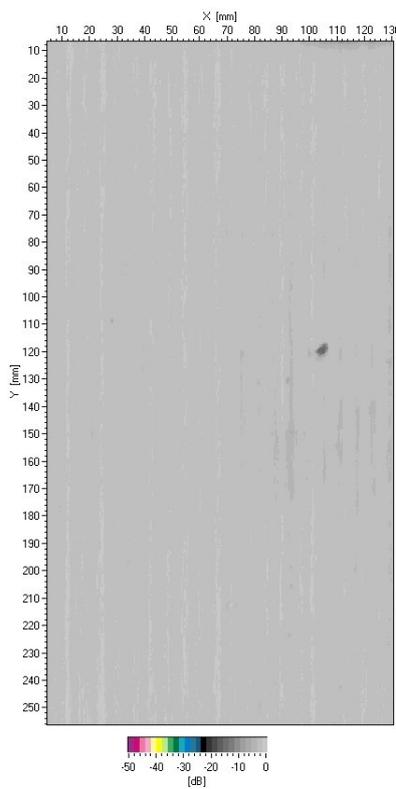


Abbildung 96: Laminat 2 mm #1, Rückwandecho [dB], 2. Hälfte

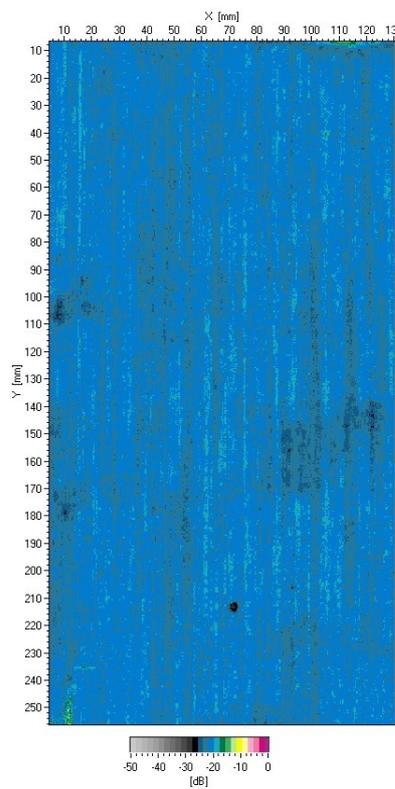


Abbildung 97: Laminat 2 mm #1, Fehlerecho [dB], 2. Hälfte

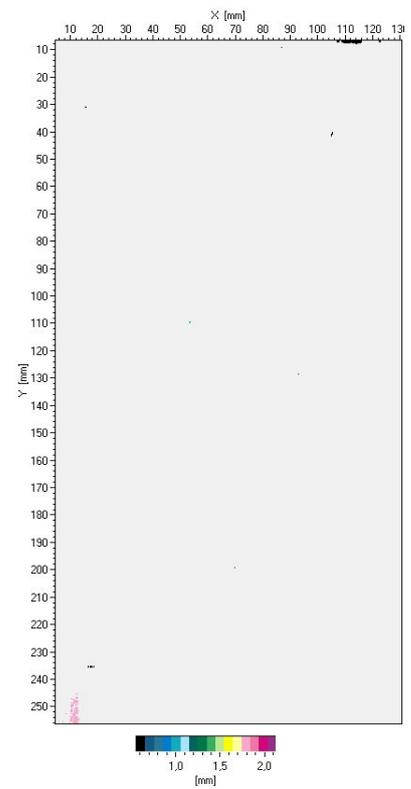


Abbildung 98: Laminat 2 mm #1, Fehlertiefe [mm], 2. Hälfte

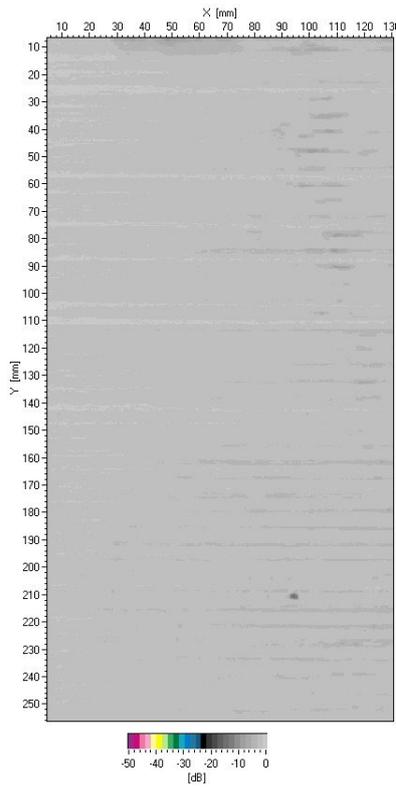


Abbildung 99: Laminat 2 mm #2, Rückwandecho [dB], 1. Hälfte

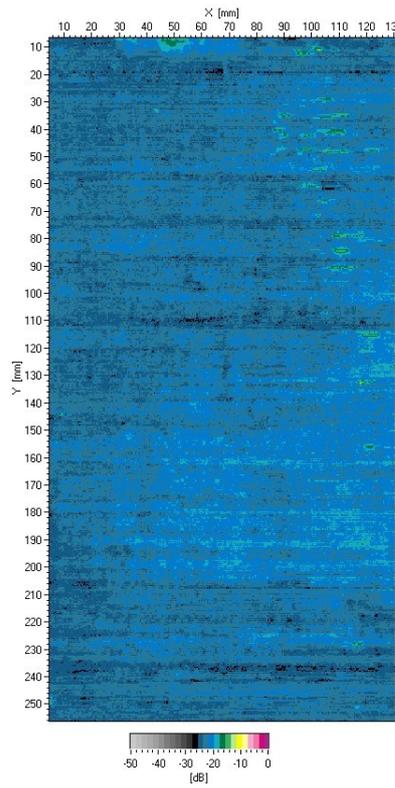


Abbildung 100: Laminat 2 mm #2, Fehlerecho [dB], 1. Hälfte

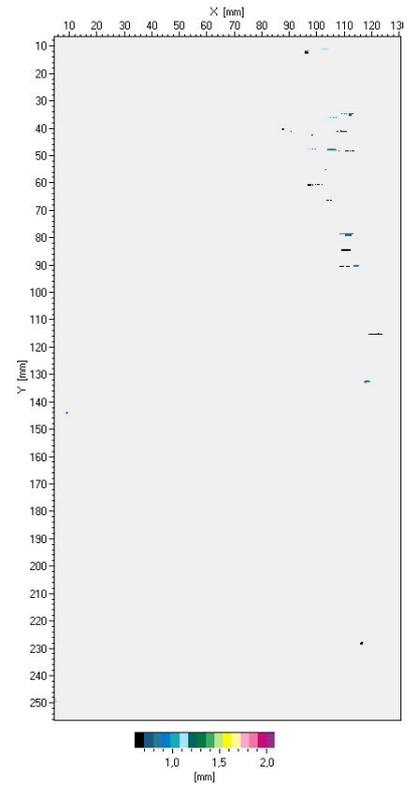


Abbildung 101: Laminat 2 mm #2, Fehlertiefe [mm], 1. Hälfte

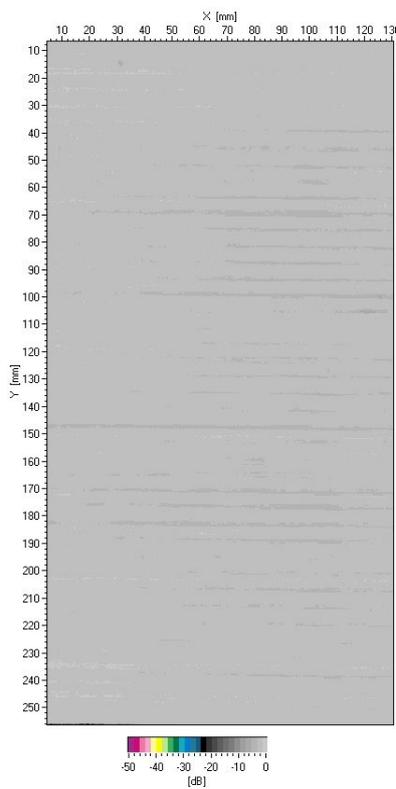


Abbildung 102: Laminat 2 mm #2, Rückwandecho [dB], 2. Hälfte

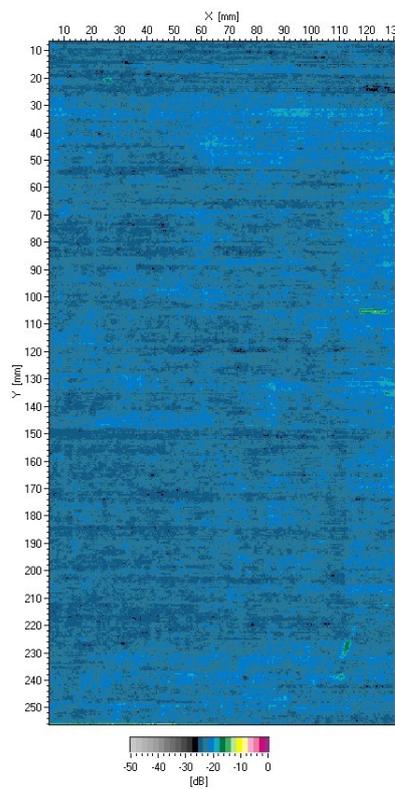


Abbildung 103: Laminat 2 mm #2, Fehlerecho [dB], 2. Hälfte

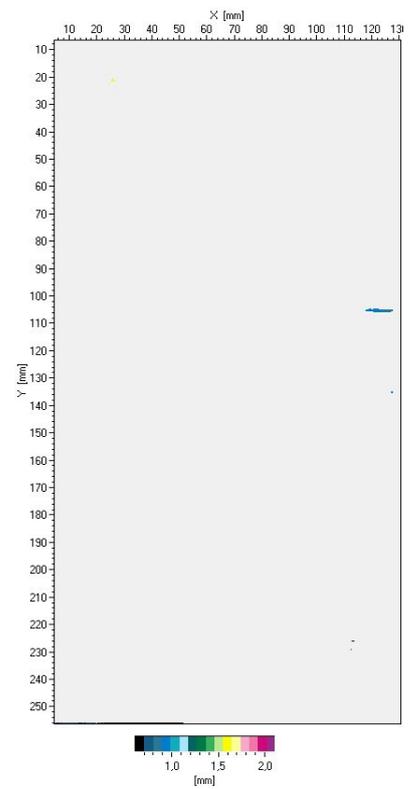


Abbildung 104: Laminat 2 mm #2, Fehlertiefe [mm], 2. Hälfte

## A.4 Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben 4mm DCB Typ A

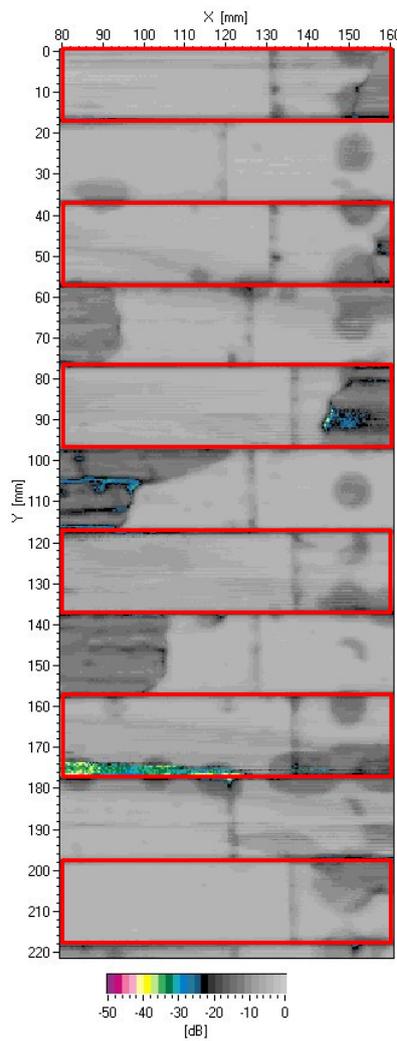


Abbildung 105: 4 mm DCB Typ A #1 bis #6, Rückwandecho [dB]

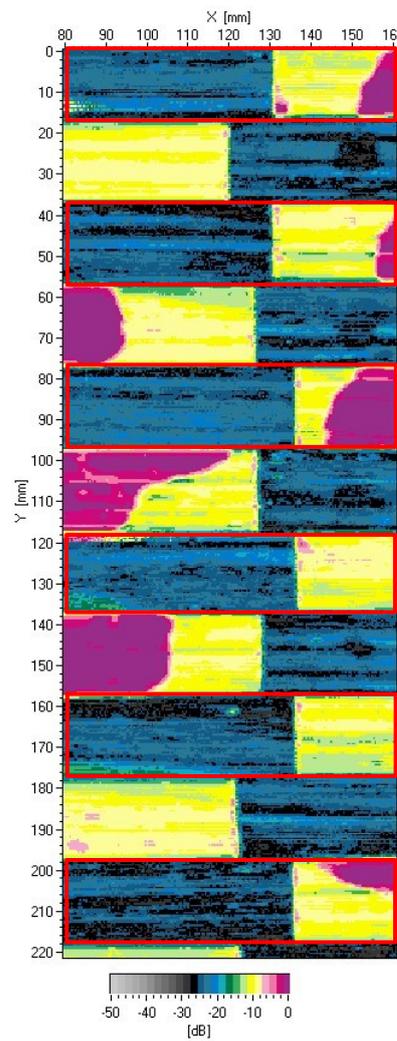


Abbildung 106: 4 mm DCB Typ A #1 bis #6, Fehlerecho [dB]

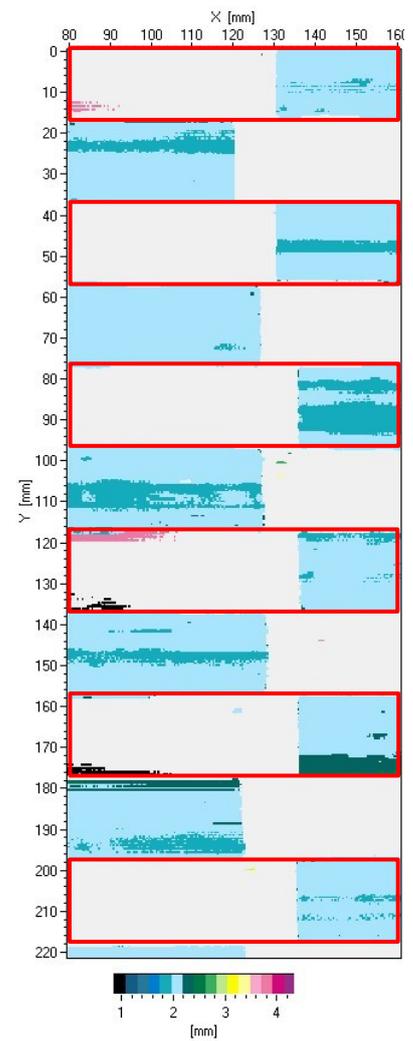


Abbildung 107: 4 mm DCB Typ A #1 bis #6, Fehlertiefe [mm]

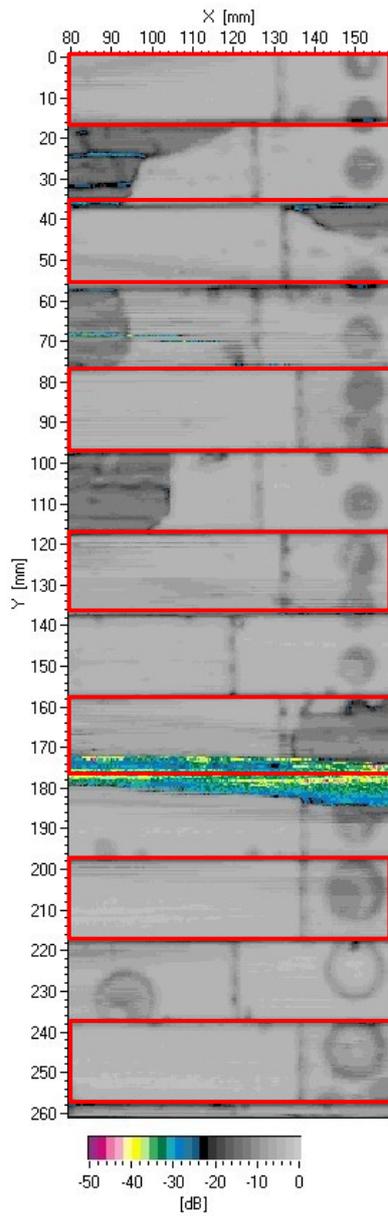


Abbildung 108: 4 mm DCB Typ A #7 bis #13, Rückwandecho [dB]

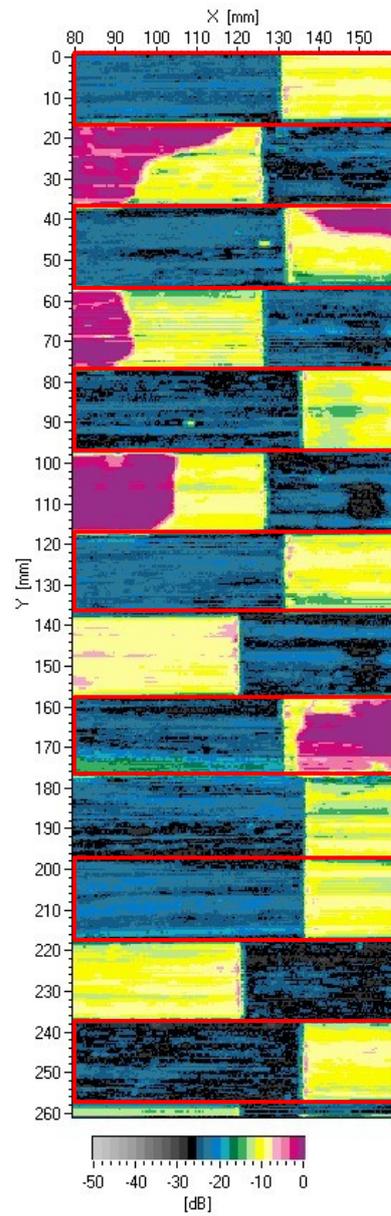


Abbildung 109: 4 mm DCB Typ A #7 bis #13, Fehlerecho [dB]

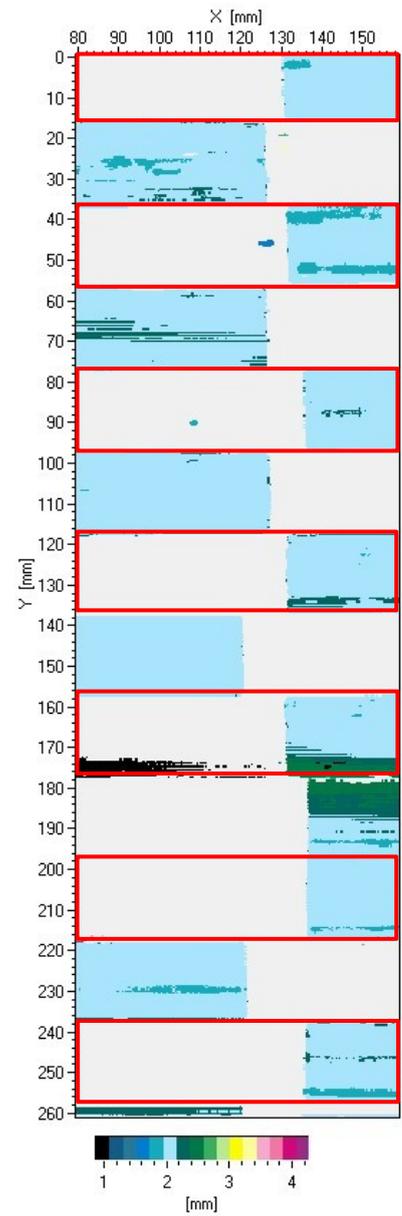


Abbildung 110: 4 mm DCB Typ A #7 bis #13, Fehlertiefe [mm]

## A.5 Präparation der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A

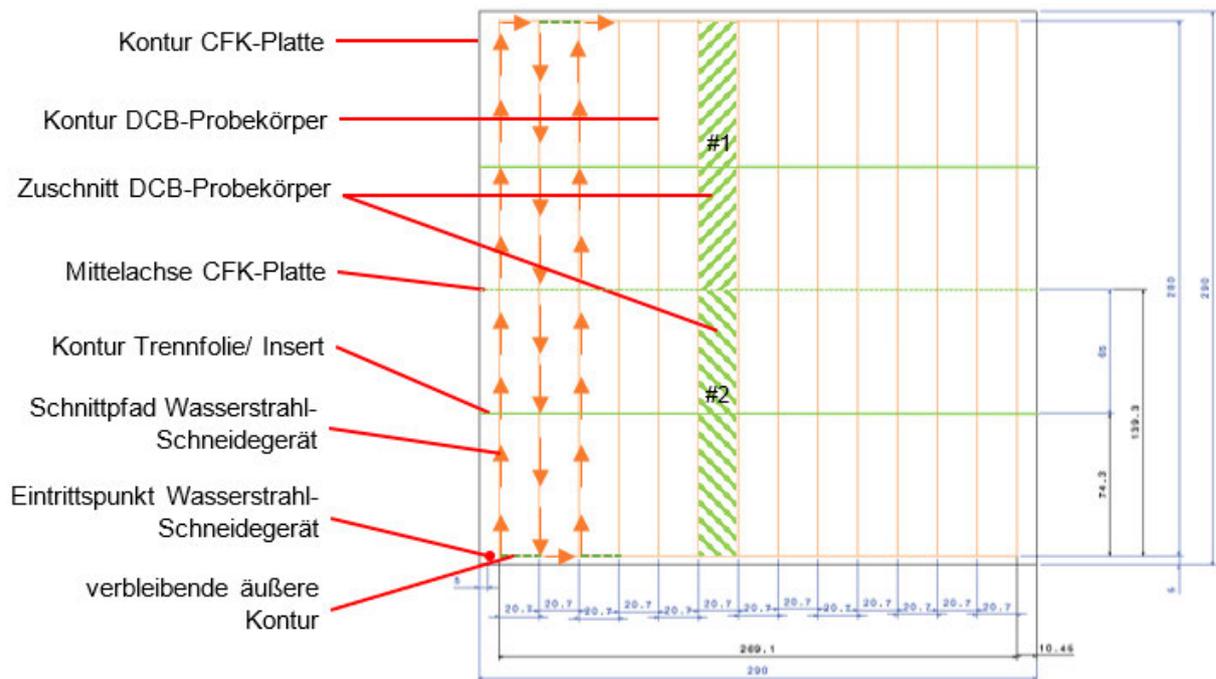


Abbildung 111: Schnittvorlage für Wasserstrahlzuschnitt

Probekörper	Breite [mm]				Dicke [mm]				Dickenvariation [mm]
	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	
#1	20,22	20,23	20,16	20,20	4,06	3,98	4,08	4,04	0,10
#2	20,09	20,13	20,07	20,10	4,07	3,99	4,11	4,06	0,12
#3	20,07	20,10	20,07	20,08	4,02	3,99	4,07	4,03	0,08
#4	20,06	20,09	20,06	20,07	3,99	3,93	4,03	3,98	0,10
#5	20,09	20,13	20,09	20,10	4,13	4,12	4,14	4,13	0,02
#6	20,21	20,20	20,26	20,22	4,18	4,17	4,20	4,18	0,03
#7	20,20	20,17	20,23	20,20	4,06	3,98	4,08	4,04	0,10
#8	20,25	20,23	20,25	20,24	4,07	4,01	4,08	4,05	0,07
#9	20,16	20,16	20,25	20,19	4,08	4,05	4,10	4,08	0,05
#10	20,07	20,11	20,06	20,08	4,06	3,98	4,08	4,04	0,10
#11	20,23	20,19	20,25	20,22	4,06	3,98	4,10	4,05	0,12
#12	20,19	20,14	20,21	20,18	4,00	3,98	4,04	4,01	0,06
#13	20,06	20,11	20,10	20,09	4,17	4,16	4,17	4,17	0,01
#14	20,11	20,15	20,12	20,13	4,07	3,98	4,11	4,05	0,13
#15	20,16	20,13	20,20	20,16	3,97	3,92	4,02	3,97	0,10
#16	20,10	20,12	20,07	20,10	4,06	4,00	4,09	4,05	0,09
Minimum	20,07				3,97				
Maximum	20,24				4,18				

Tabelle 26: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A

## A.6 Skript zur Berechnung der interlaminaeren Energiefreisetzungsrates gemäß der Flächenmethode

```

%% DCB-Probe - 4mm - Probe #12

Data_4mm_typA_Pr12 = importdata('Messwerte_DCB_4mm_TypA.xlsx');

y_Pr12 = Data_4mm_typA_Pr12(:,14);
x_Pr12 = Data_4mm_typA_Pr12(:,15);
grad = 1;

figure
plot(x_Pr12,y_Pr12,'LineWidth',1.0)
ax1 = gca;
set(ax1,'XColor','k','YColor','k')
ylabel ('P [N]')
xlabel('a [mm]')
title('Kraft-Traversenweg-Diagramm "DCB - 4mm - TypA - #12"')
set(ax1,'XGrid','on'); set(ax1,'YGrid','on');
%-----
% Belastung 1. Zyklus
F_belas_Pr12_cyc1 = Data_4mm_typA_Pr12(1:99,14);
Dehn_belas_Pr12_cyc1 = Data_4mm_typA_Pr12(1:99,15);

F_entlas_Pr12_cyc1 = Data_4mm_typA_Pr12(99:100,14);
Dehn_entlas_Pr12_cyc1 = Data_4mm_typA_Pr12(99:100,15);
%-----
% Belastung 2. Zyklus
F_belas_Pr12_cyc2 = Data_4mm_typA_Pr12(101:199,14);
Dehn_belas_Pr12_cyc2 = Data_4mm_typA_Pr12(101:199,15);

F_entlas_Pr12_cyc2 = Data_4mm_typA_Pr12(199:200,14);
Dehn_entlas_Pr12_cyc2 = Data_4mm_typA_Pr12(199:200,15);
%-----
% Fläche = Energieinhalt 1. Zyklus
Fl_belas_Pr12_cyc1 = trapz(Dehn_belas_Pr12_cyc1, F_belas_Pr12_cyc1);
Fl_entlas_Pr12_cyc1 = trapz(Dehn_entlas_Pr12_cyc1, F_entlas_Pr12_cyc1);
Fl_entlas_Pr12_Cyc1 = Fl_entlas_Pr12_cyc1*(-1);
Fl_Pr12_cyc1 = Fl_belas_Pr12_cyc1 - Fl_entlas_Pr12_Cyc1
disp '-----'
% Fläche = Energieinhalt 2. Zyklus
Fl_belas_Pr12_cyc2 = trapz(Dehn_belas_Pr12_cyc2, F_belas_Pr12_cyc2);
Fl_entlas_Pr12_cyc2 = trapz(Dehn_entlas_Pr12_cyc2, F_entlas_Pr12_cyc2);
Fl_entlas_Pr12_Cyc2 = Fl_entlas_Pr12_cyc2*(-1);
Fl_Pr12_cyc2 = Fl_belas_Pr12_cyc2 - Fl_entlas_Pr12_Cyc2
disp '-----'
Fl_Pr12_cyc_ges = Fl_Pr12_cyc1 + Fl_Pr12_cyc2

%-----
% Berechnung GIC (Energiefreisetzungsrates)
% GIC = (A / (a*b))*10^6
a = 50; % [mm]
b = 20.18; % [mm]

disp 'Energiefreisetzungsrates GIC (Zyklus 1+2)'
GIC_Pr12 = (Fl_Pr12_cyc_ges*0.001) / (a*b*10^(-6))

```

Abbildung 112: Skript zur Berechnung der interlaminaeren Energiefreisetzungsrates gemäß der Flächenmethode – *Matlab R2019b*

### A.7 Testauswertung der DCB-Proben 4 mm DCB Typ A

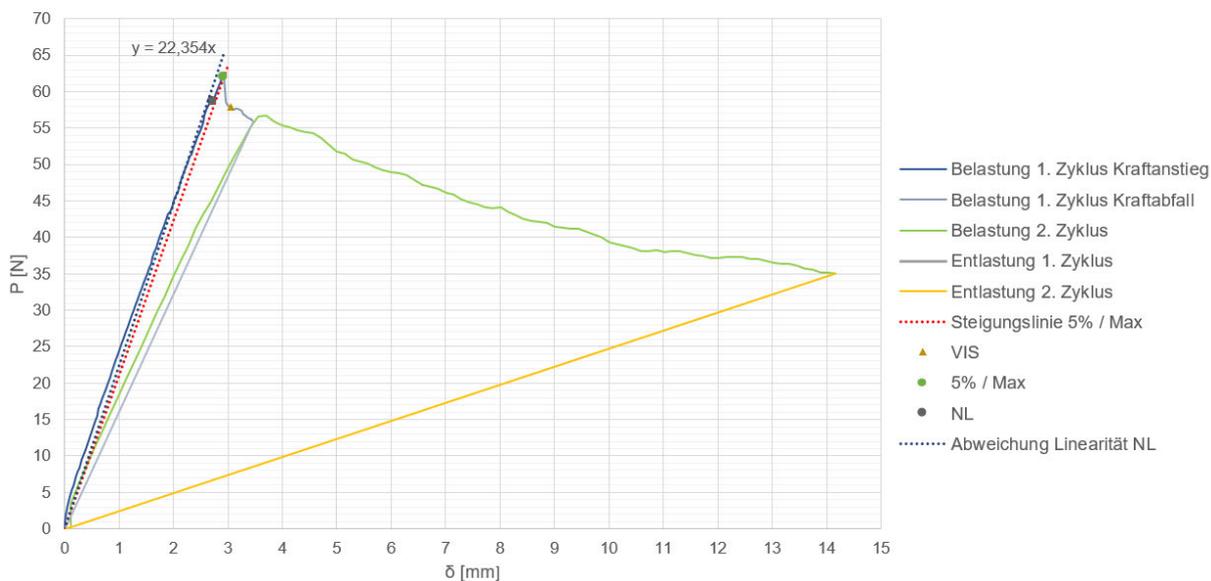


Abbildung 113: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #3

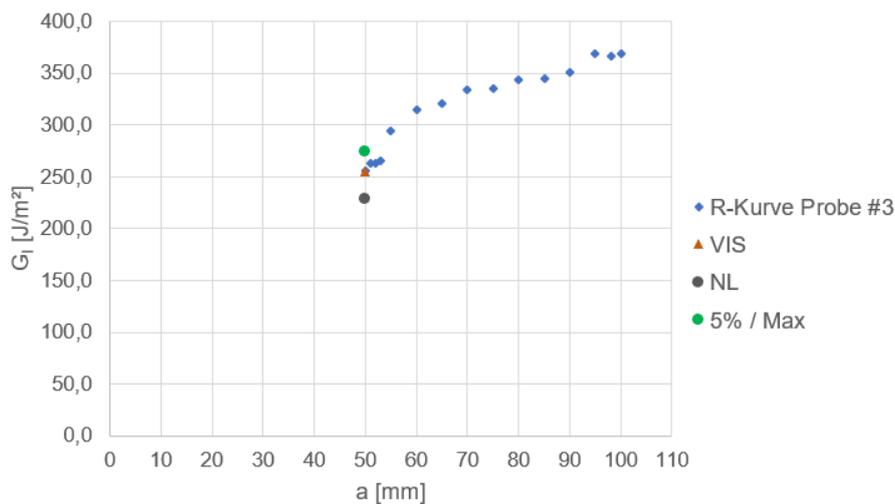


Abbildung 114: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #3

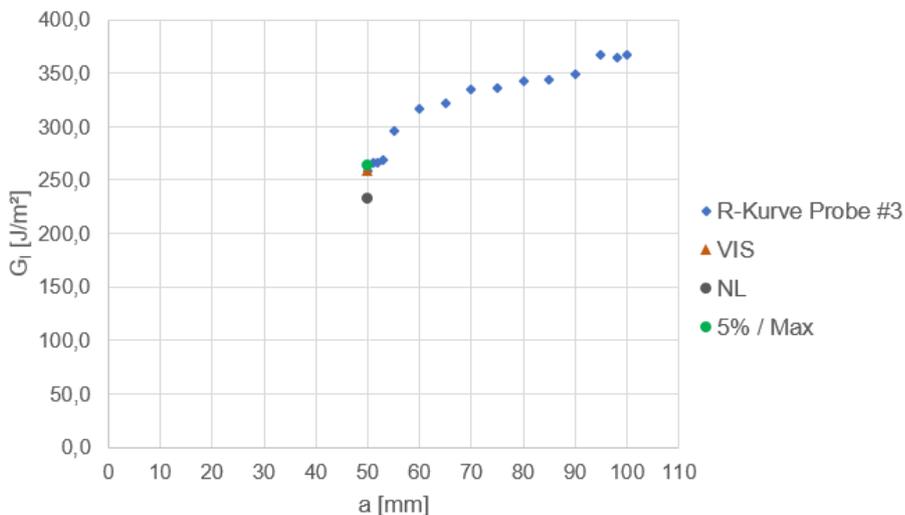


Abbildung 115: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #3

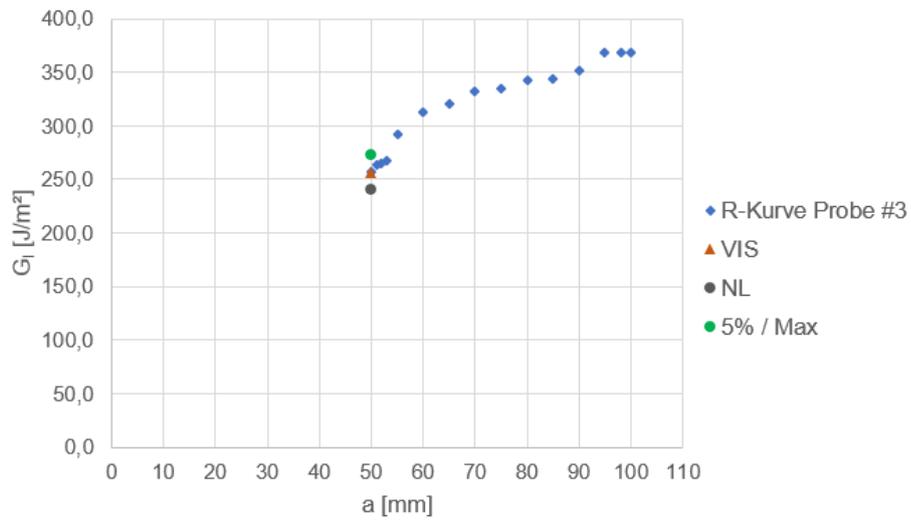


Abbildung 116: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #3

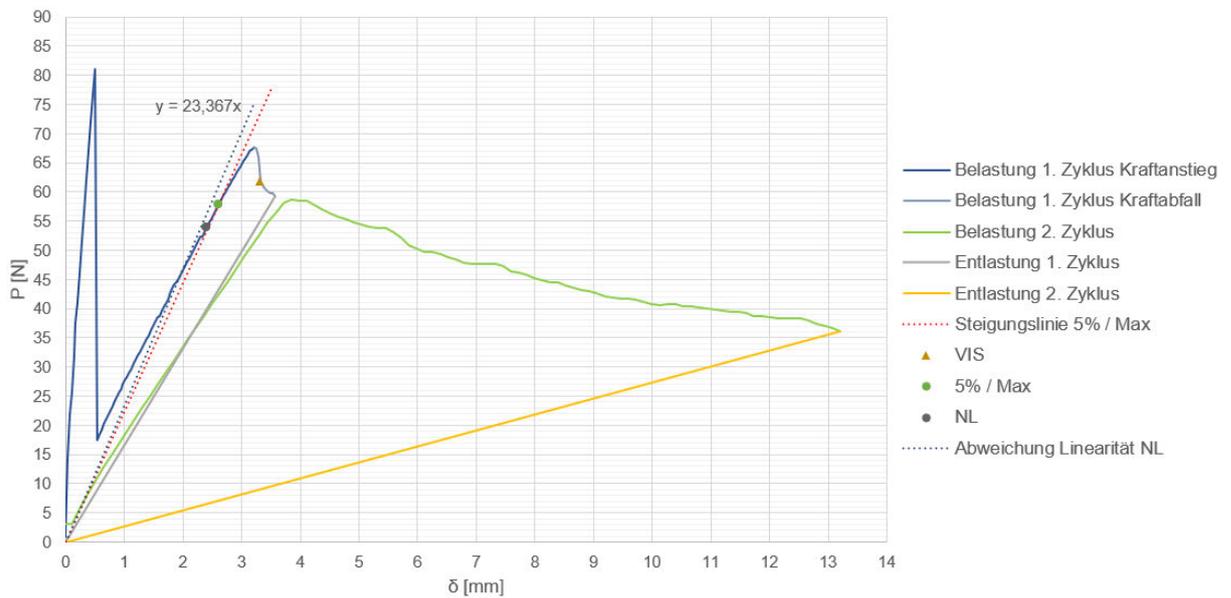


Abbildung 117: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #8

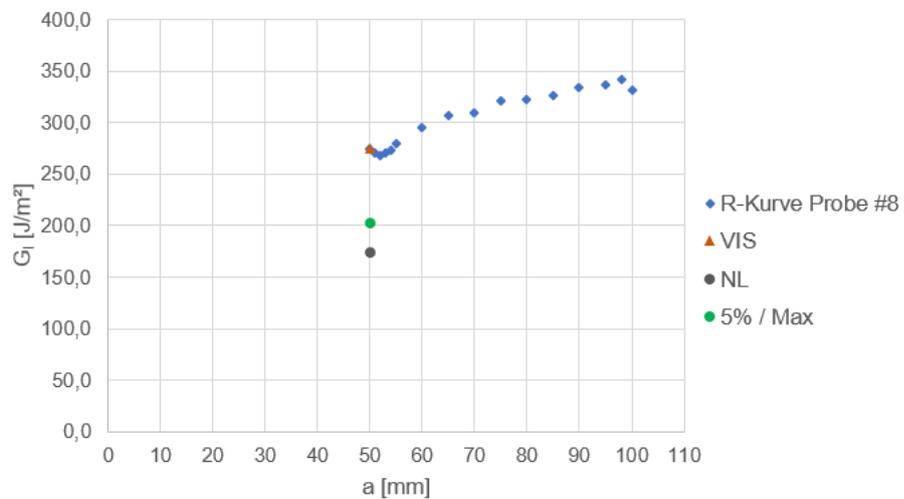


Abbildung 118: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #8

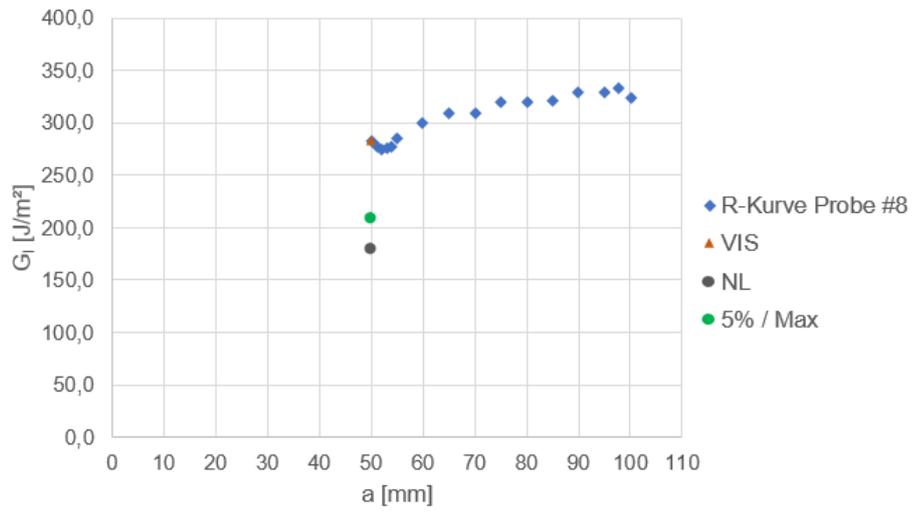


Abbildung 119: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #8

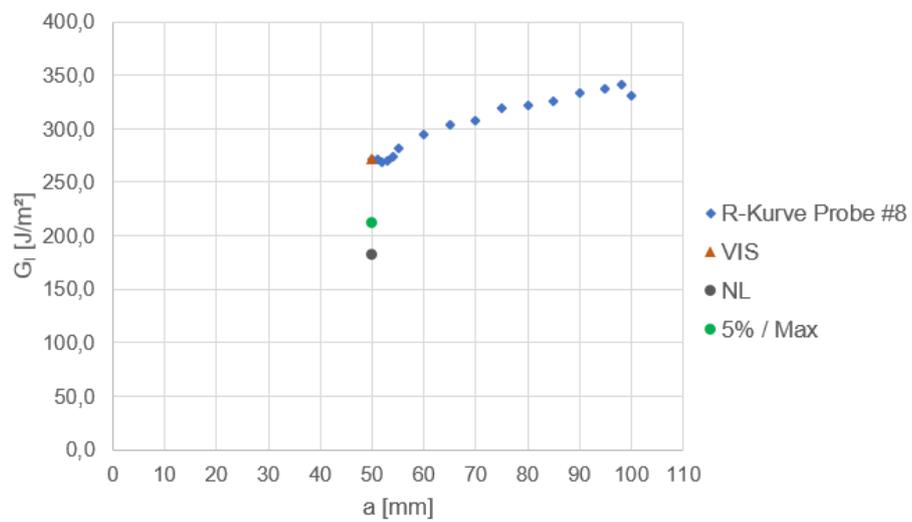


Abbildung 120: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #8

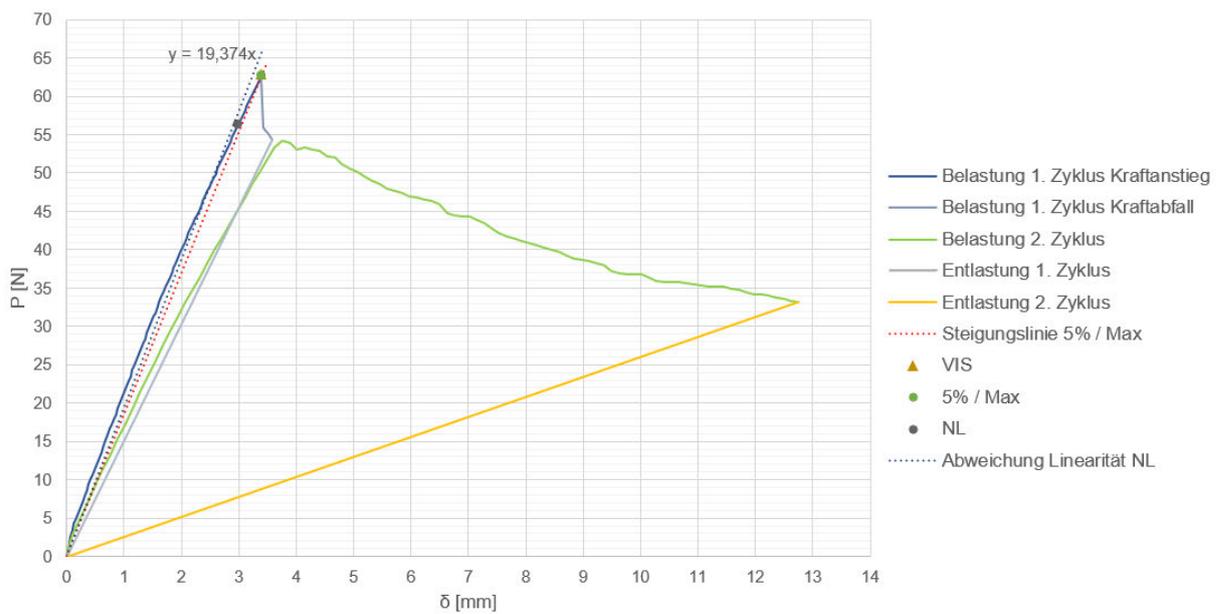


Abbildung 121: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #2

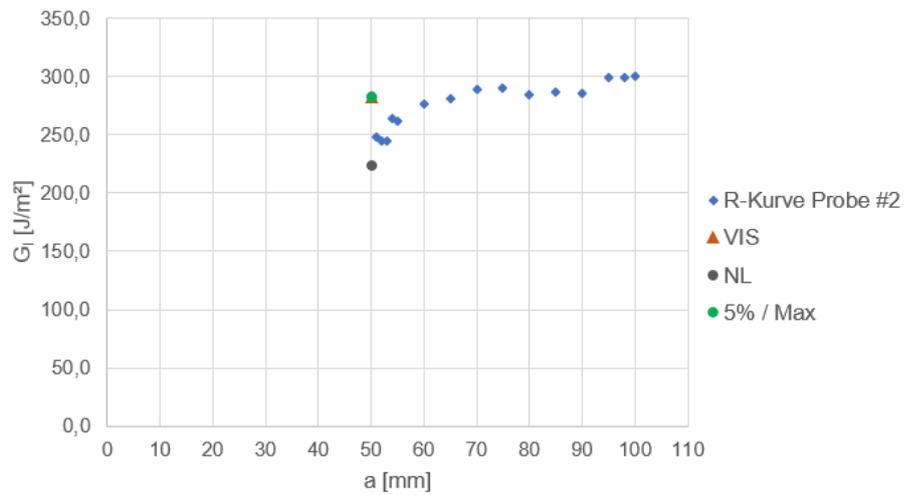


Abbildung 122: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #2

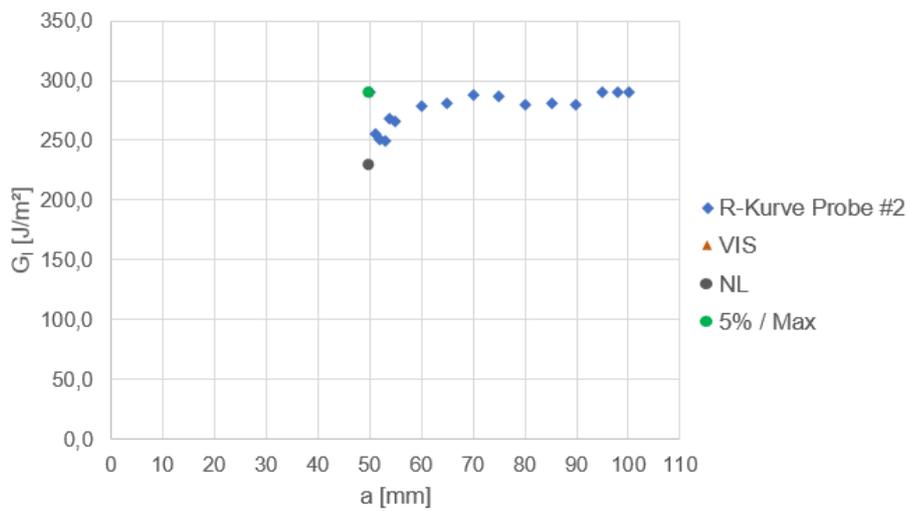


Abbildung 123: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #2

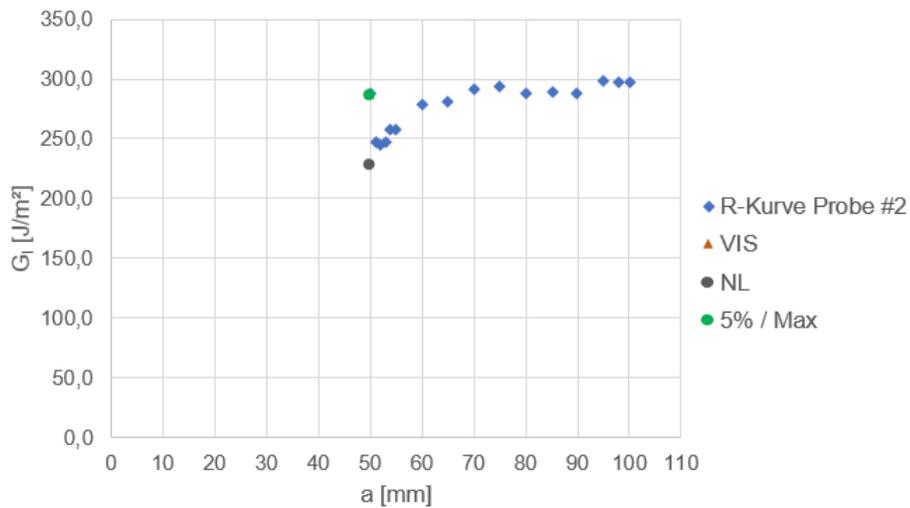


Abbildung 124: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #2

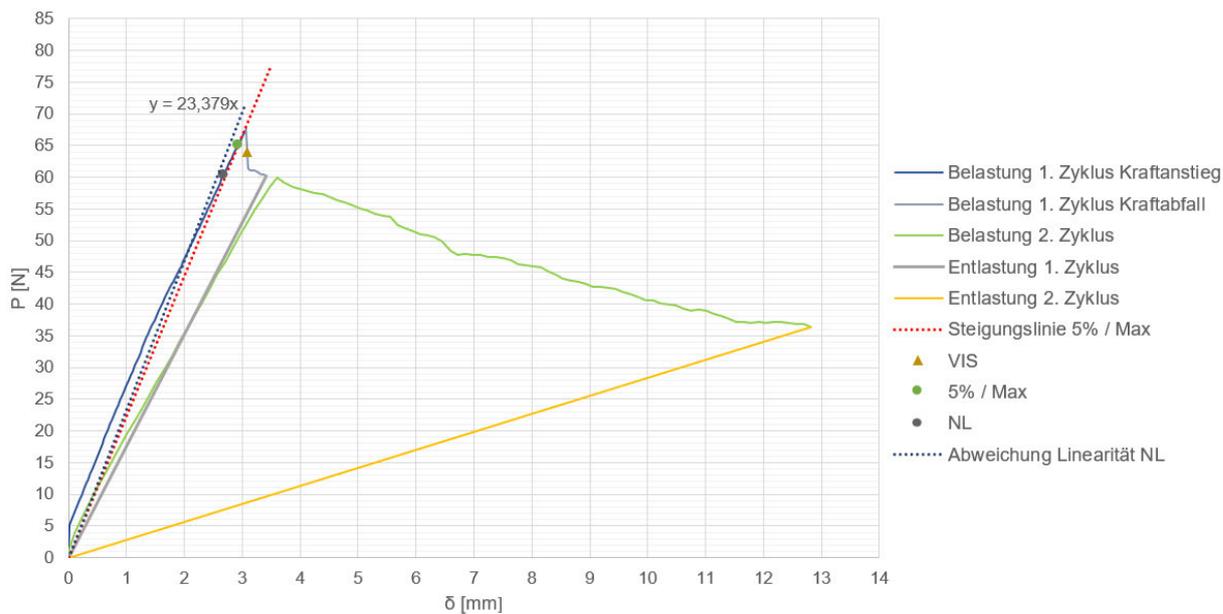


Abbildung 125: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #7

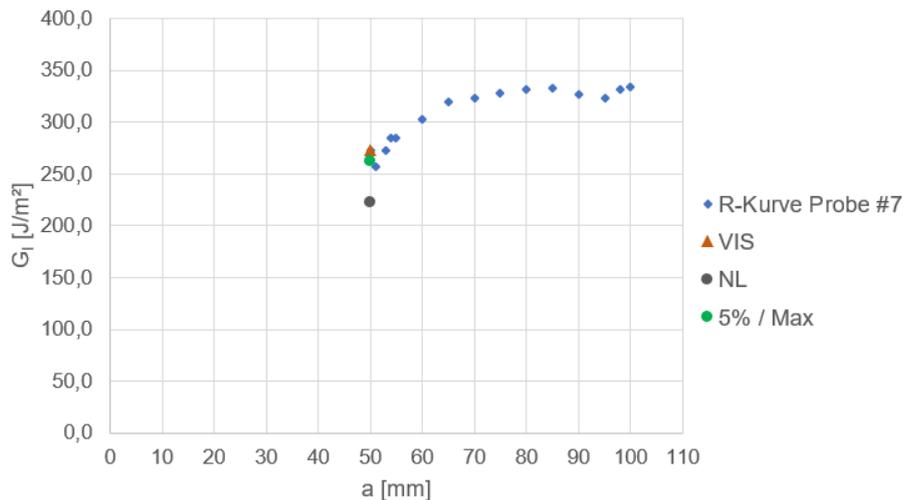


Abbildung 126: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #7

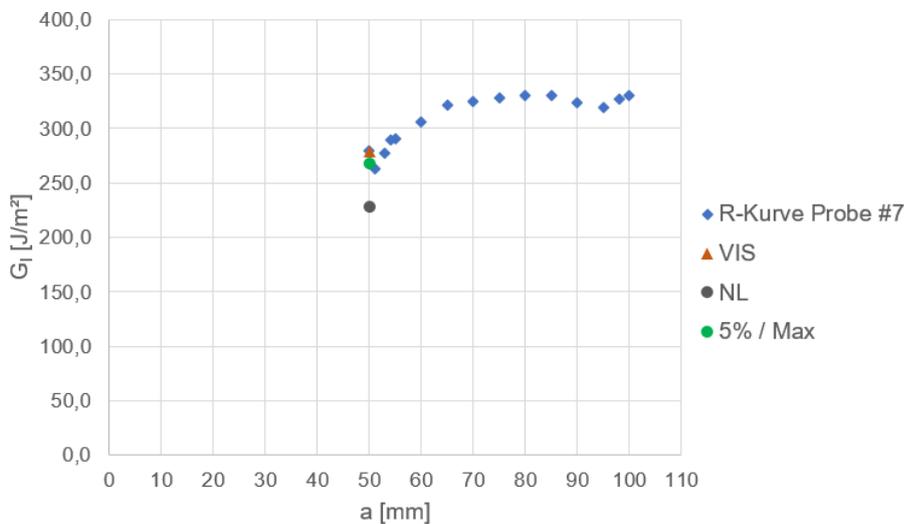


Abbildung 127: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #7

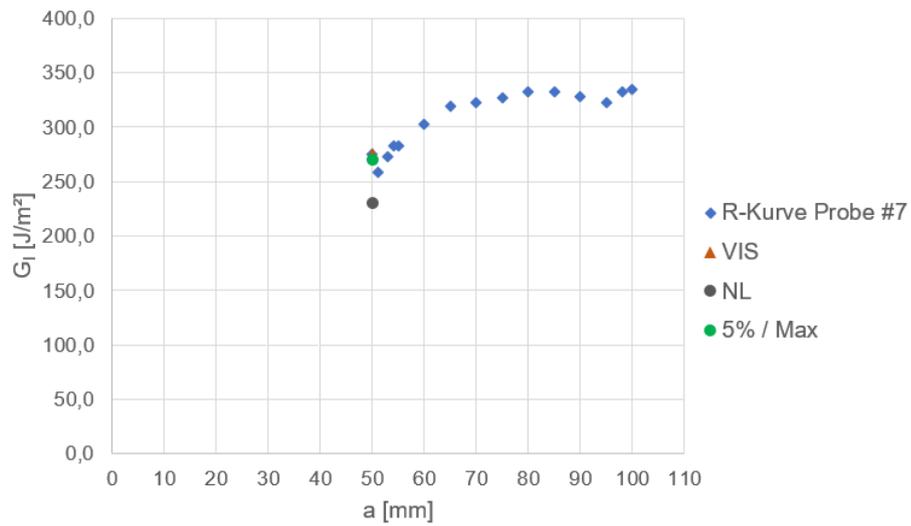


Abbildung 128: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #7

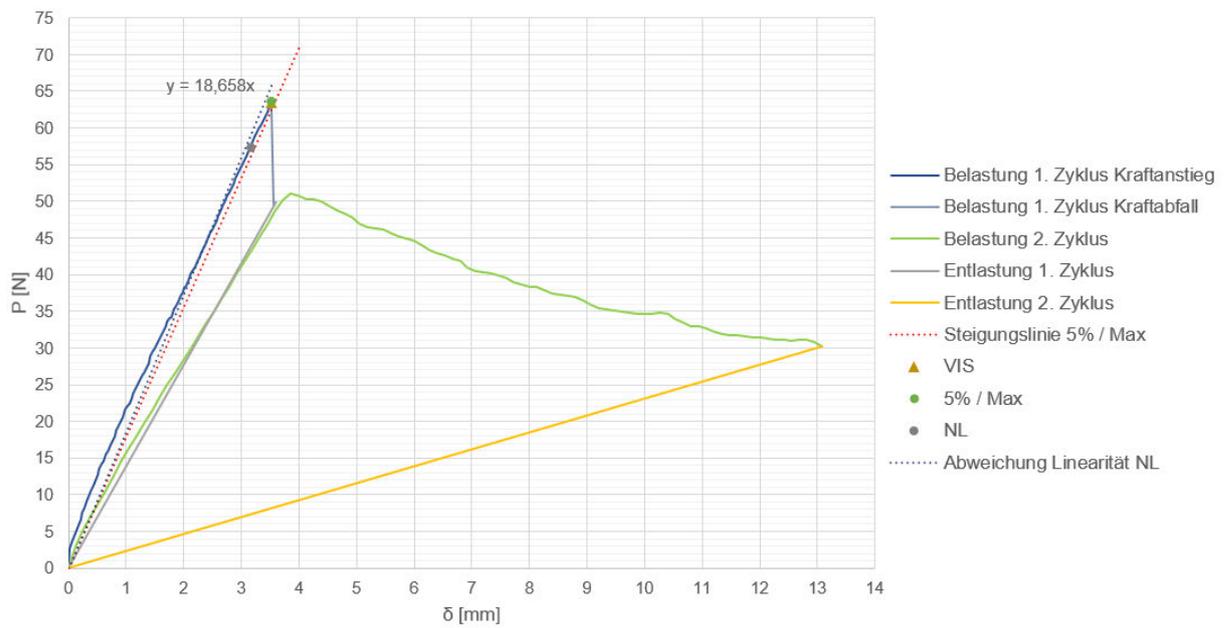


Abbildung 129: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #11

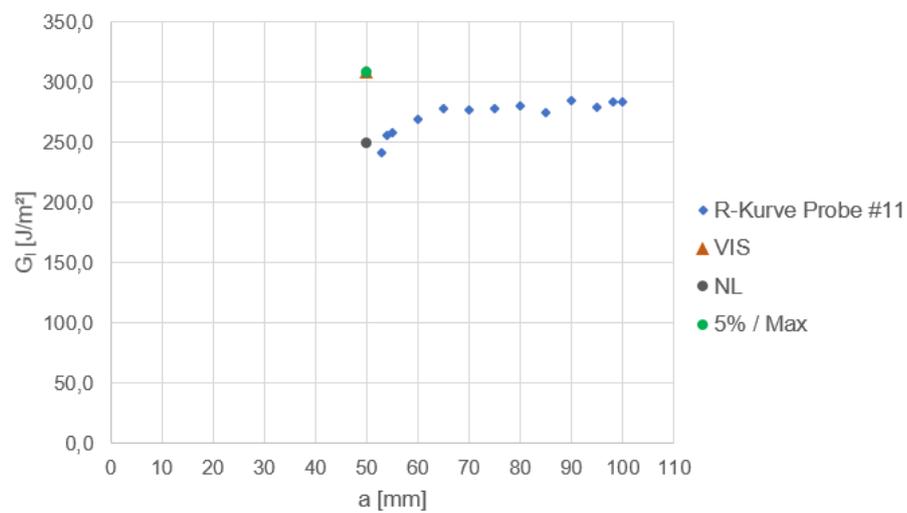


Abbildung 130: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #11

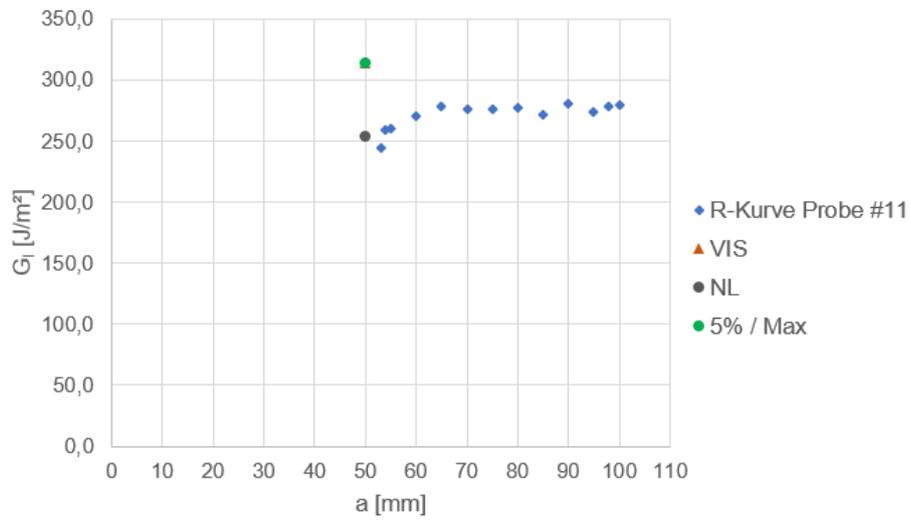


Abbildung 131: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #11

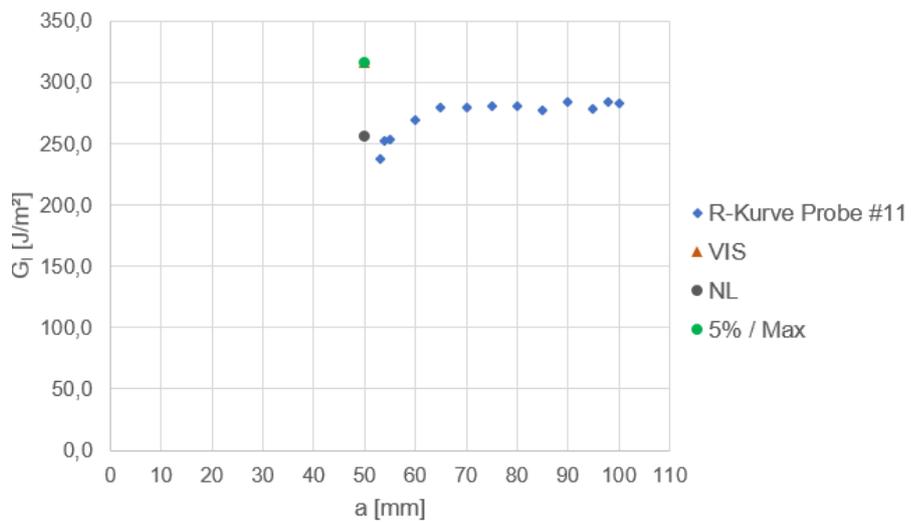


Abbildung 132: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #11

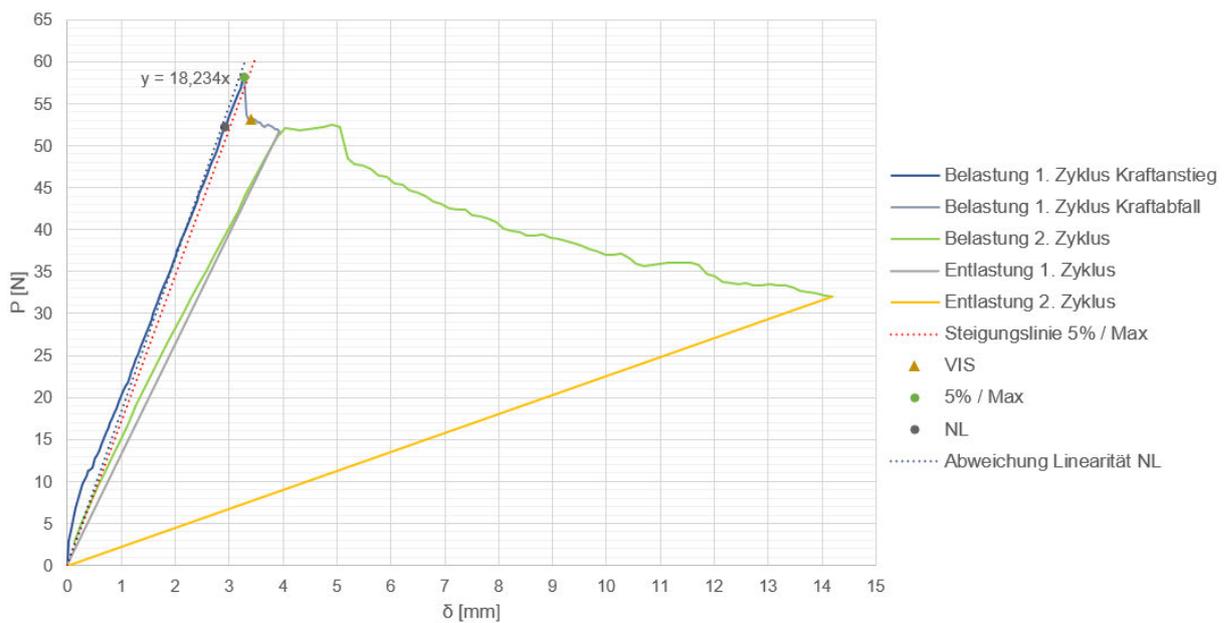


Abbildung 133: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #15

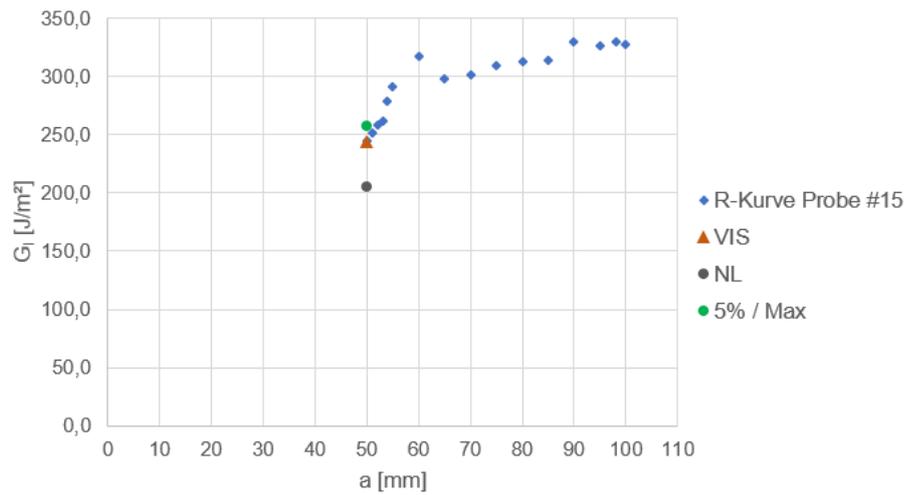


Abbildung 134: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #15

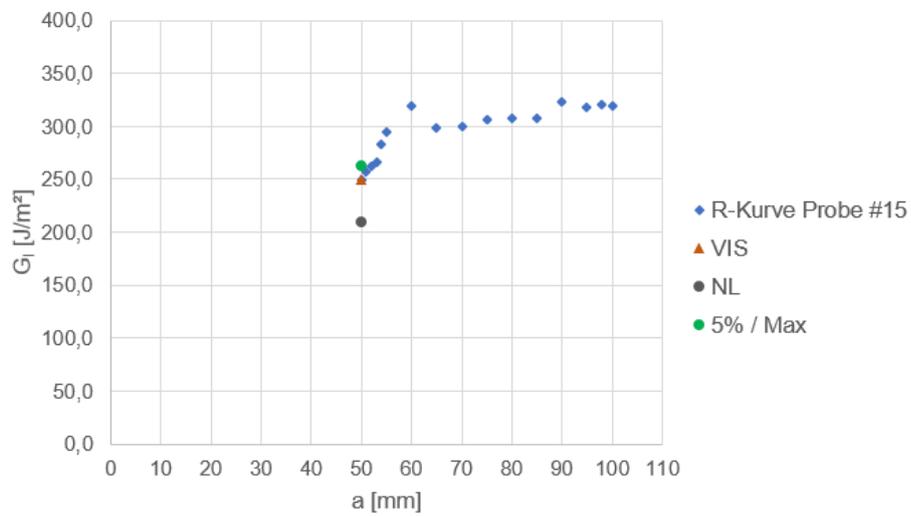


Abbildung 135: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #15

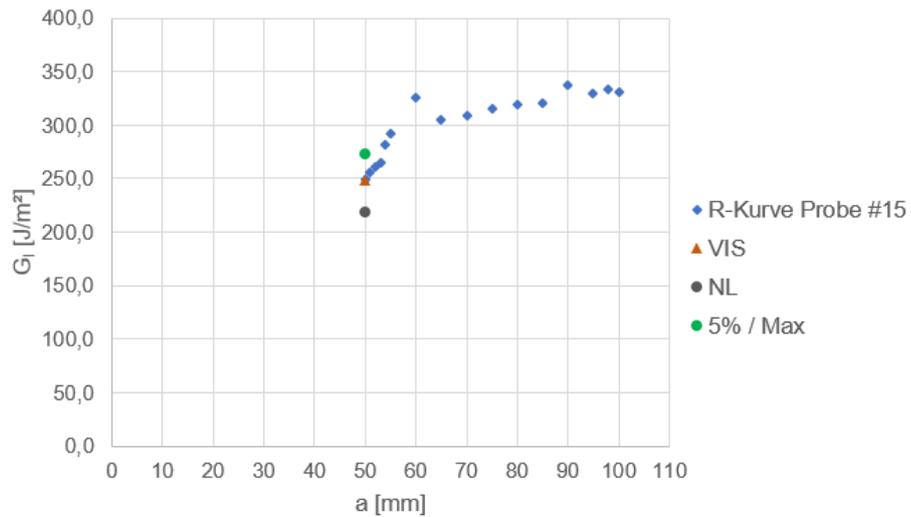


Abbildung 136: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #15

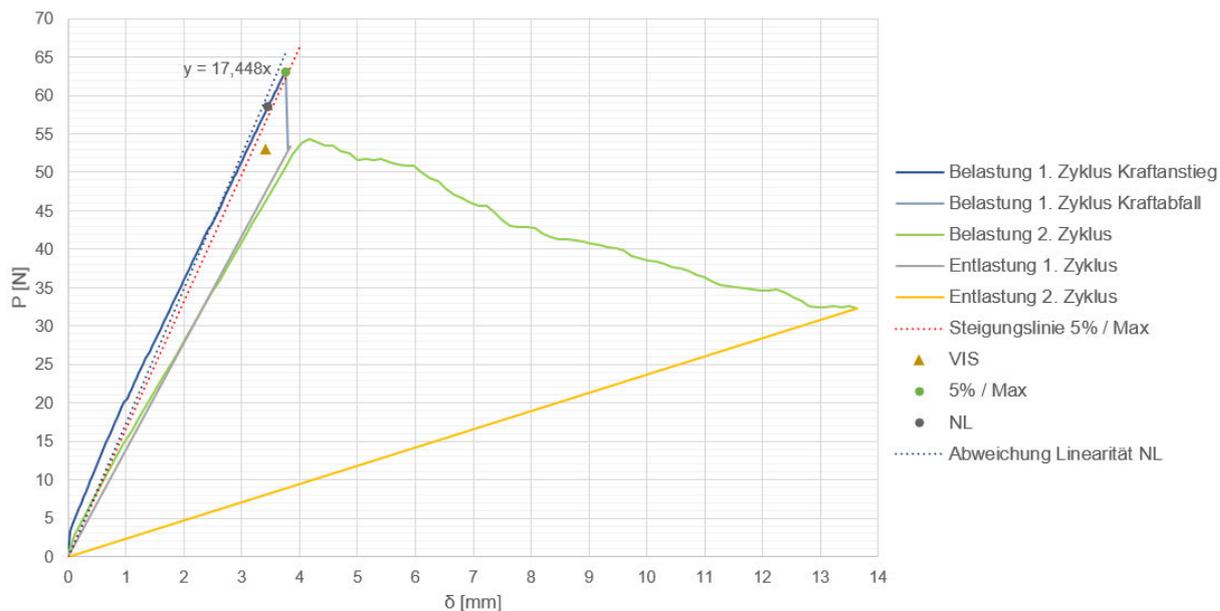


Abbildung 137: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #10

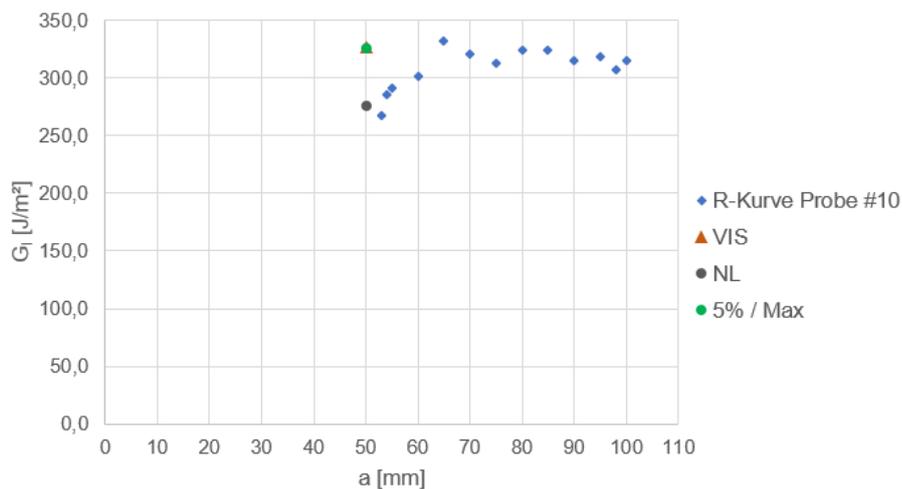


Abbildung 138: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #10

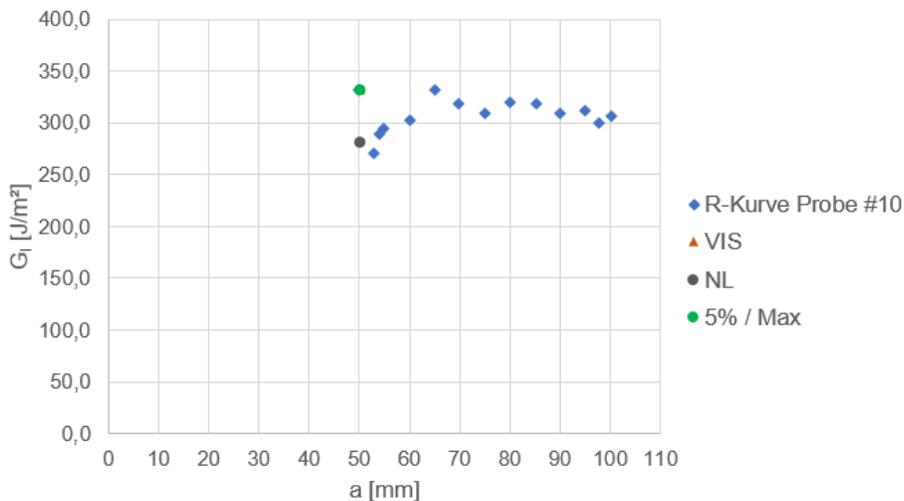


Abbildung 139: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #10

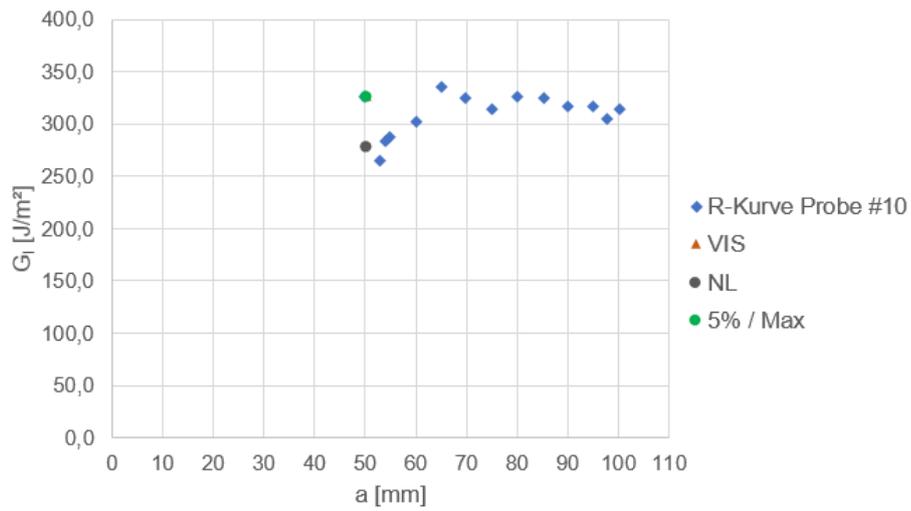


Abbildung 140: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #10

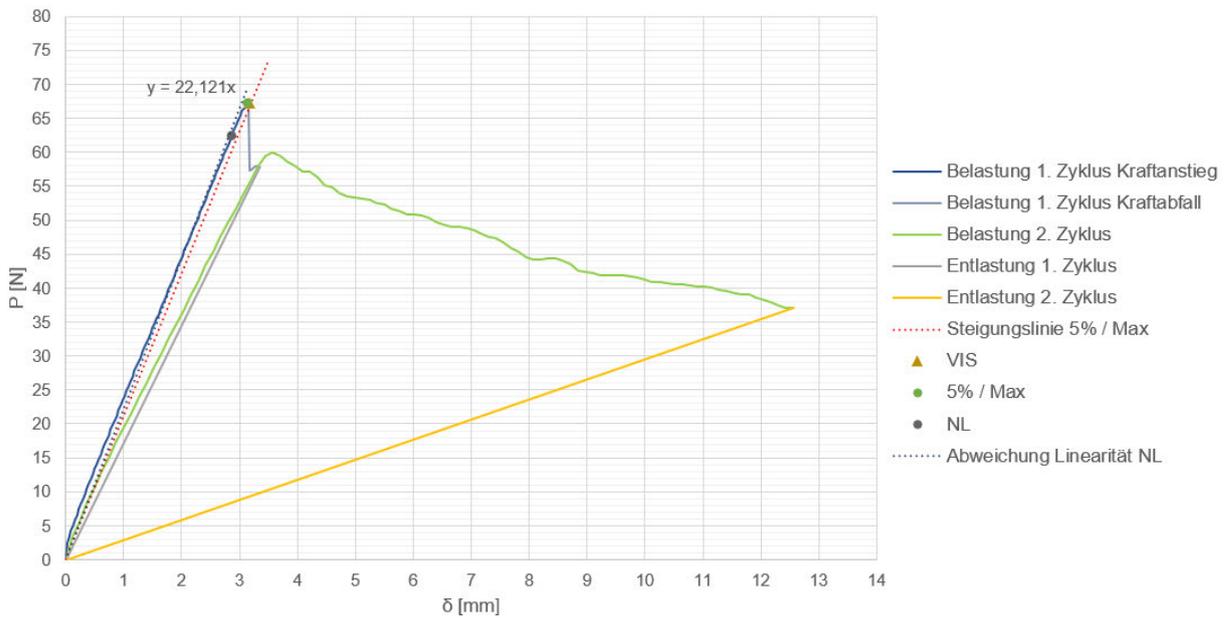


Abbildung 141: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #6

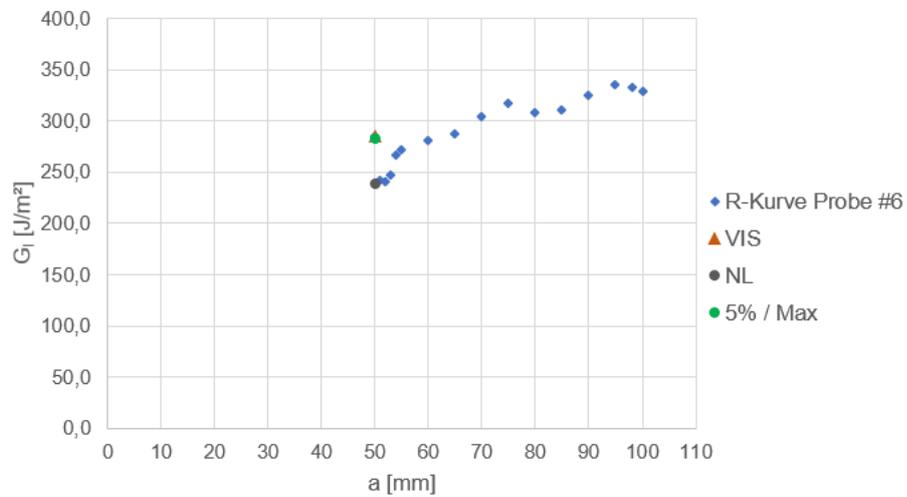


Abbildung 142: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #6

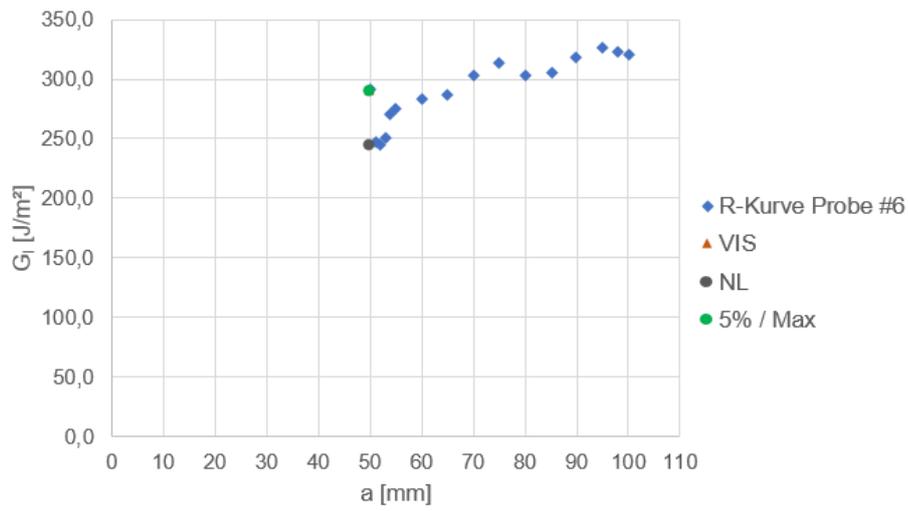


Abbildung 143: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #6

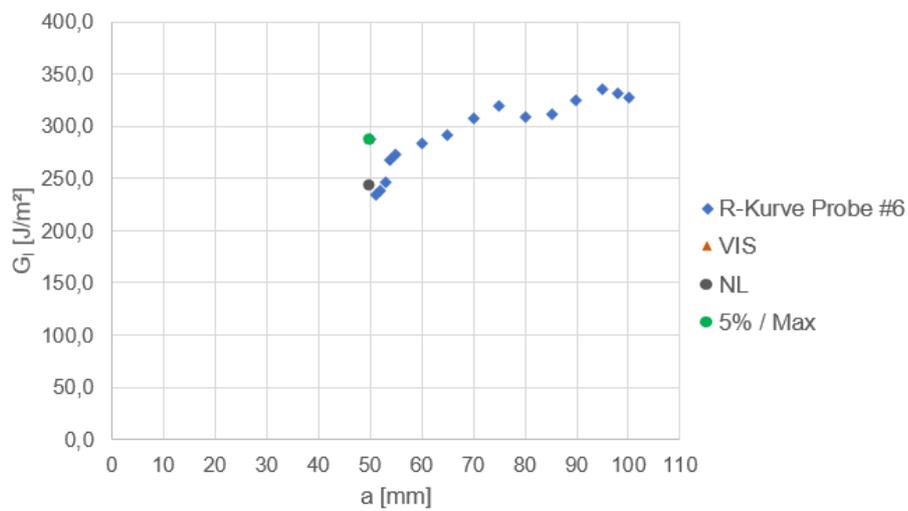


Abbildung 144: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #6

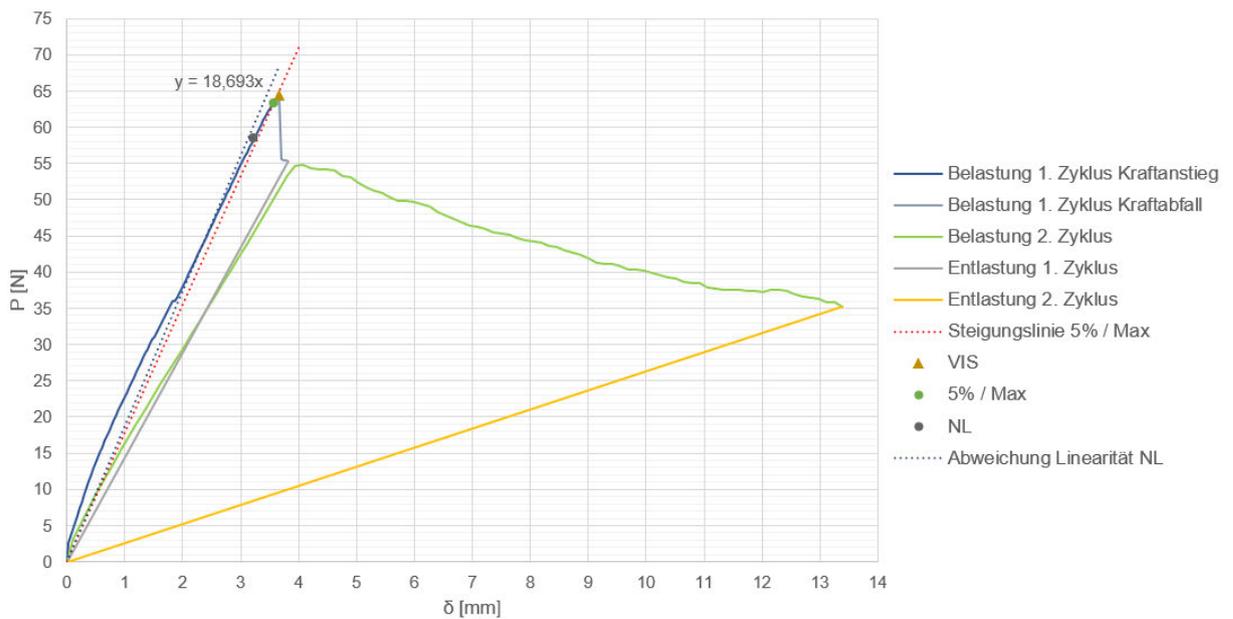


Abbildung 145: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #1

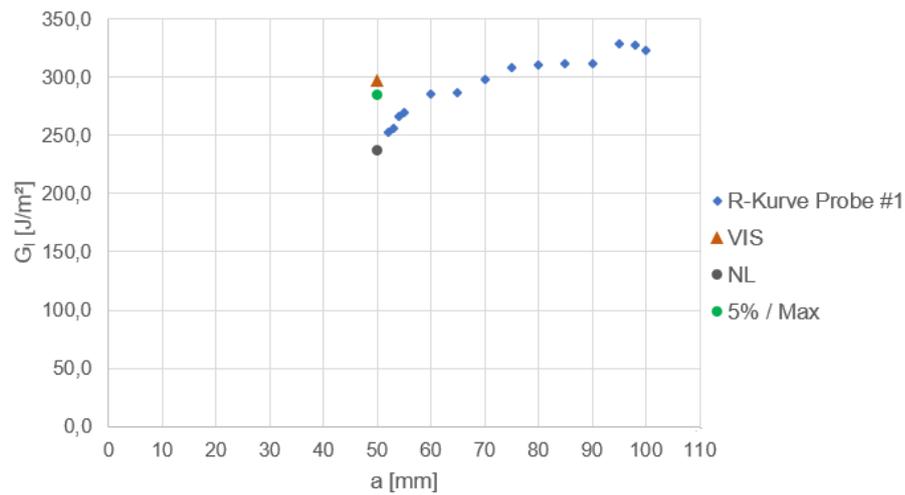


Abbildung 146: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #1

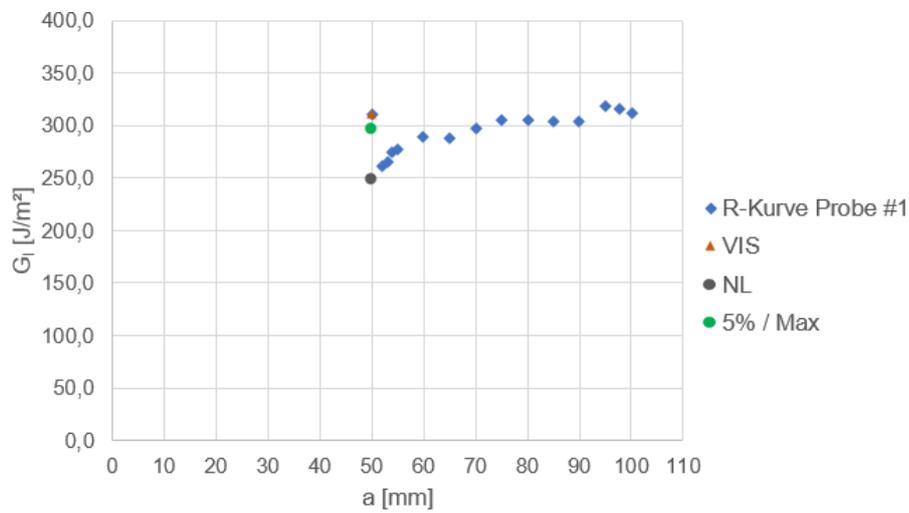


Abbildung 147: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #1

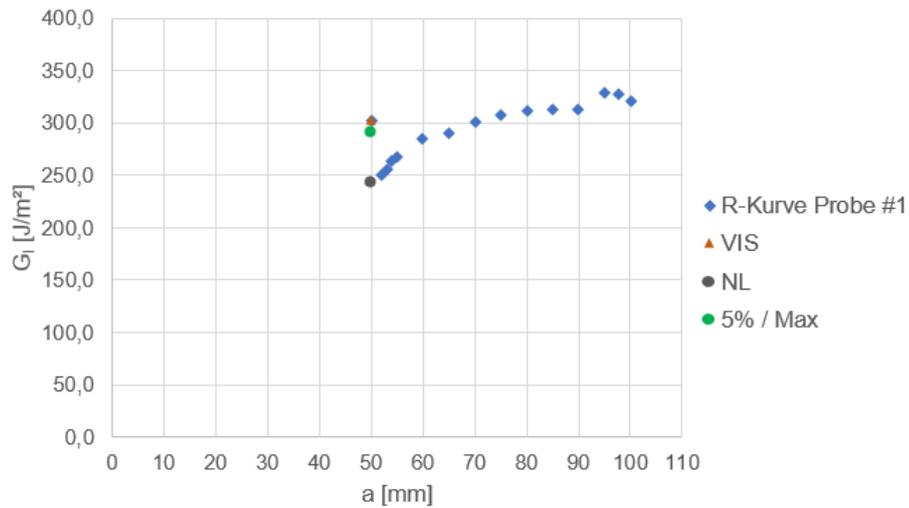


Abbildung 148: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #1

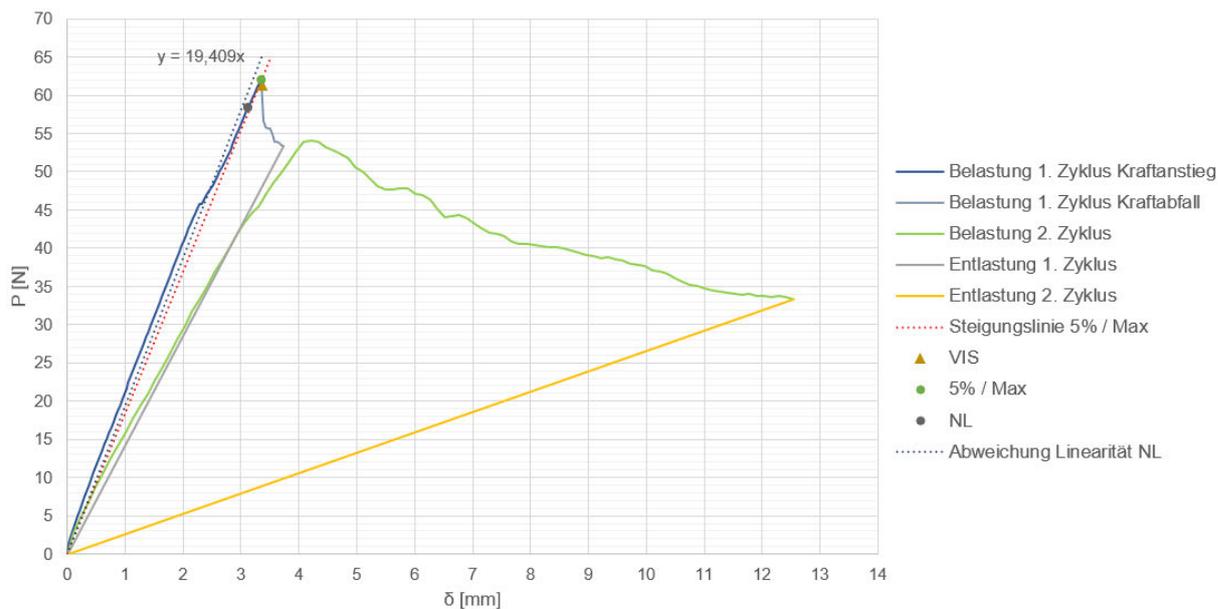


Abbildung 149: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A #9

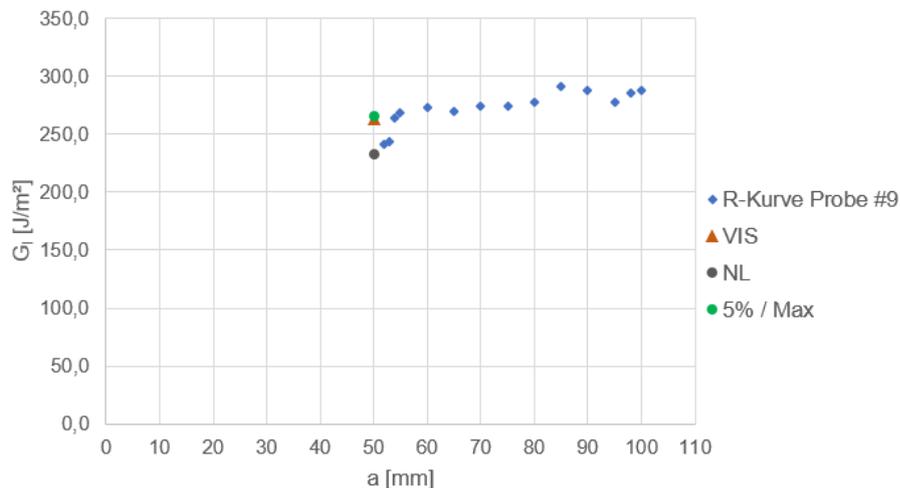


Abbildung 150: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A #9

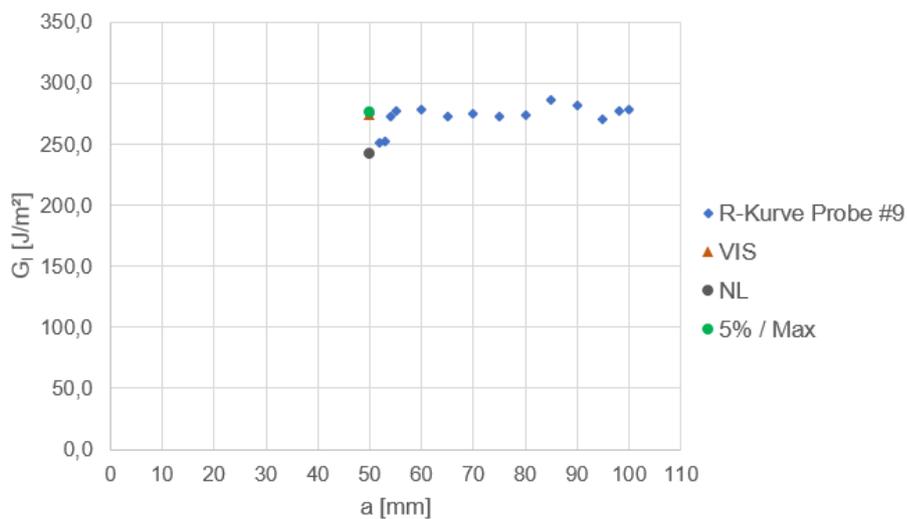


Abbildung 151: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A #9

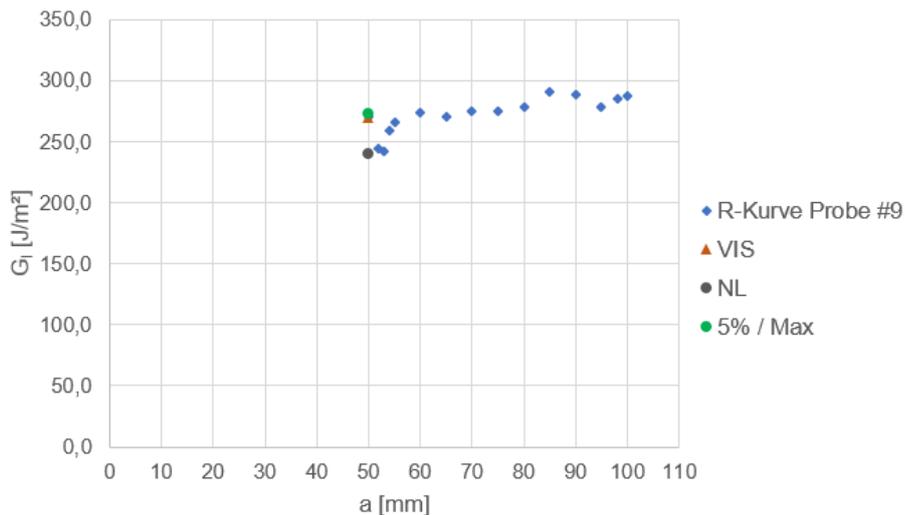


Abbildung 152: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A #9

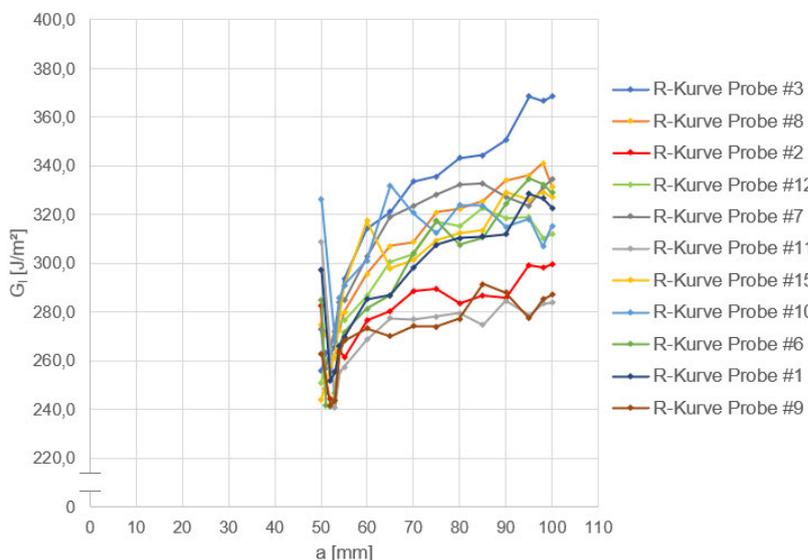


Abbildung 153: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A

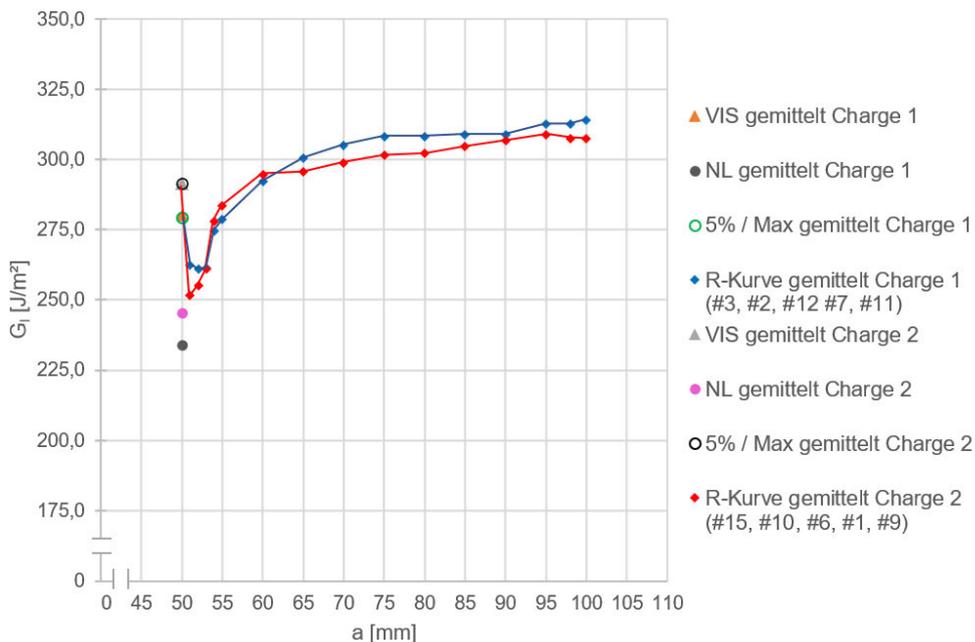


Abbildung 154: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A

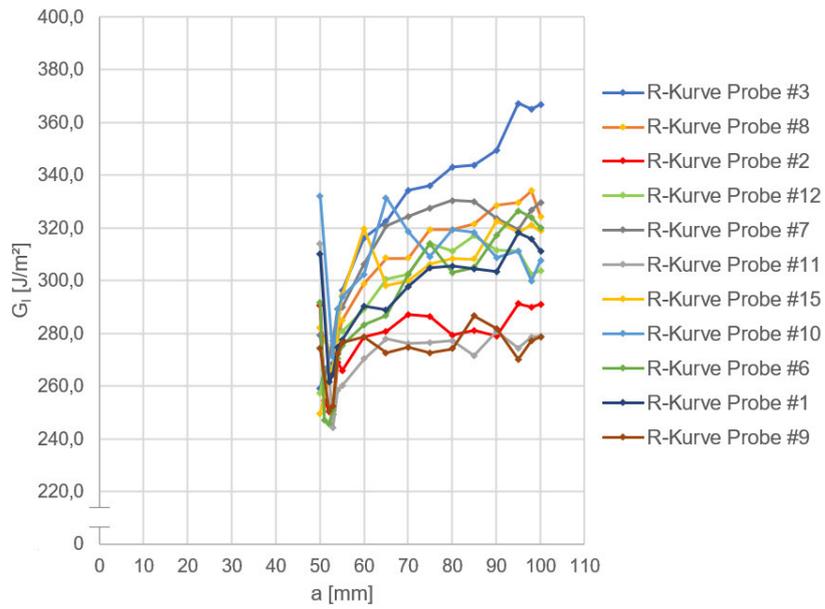


Abbildung 155: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A

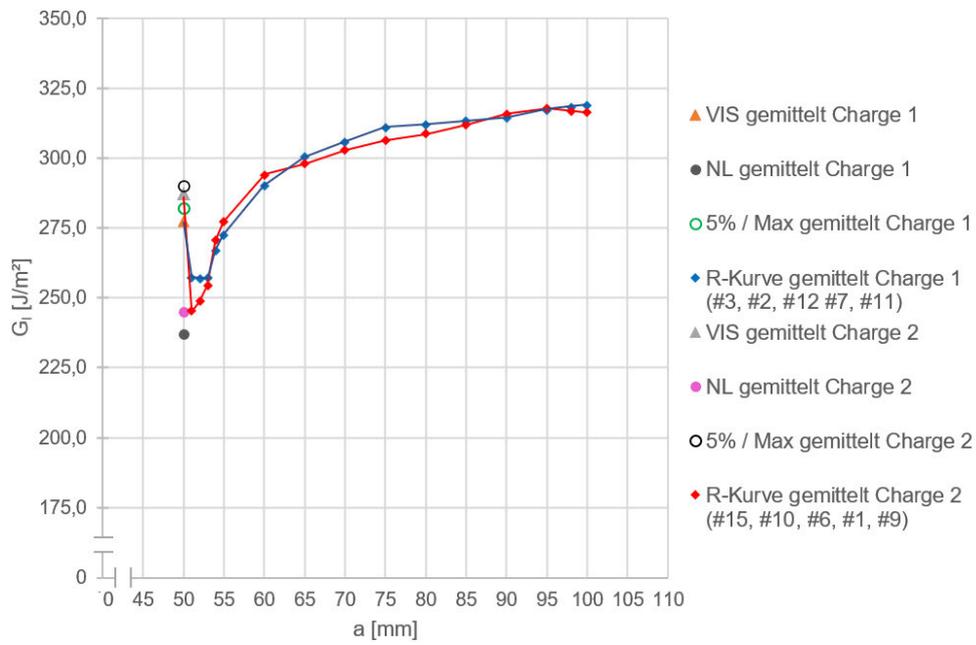


Abbildung 156: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A

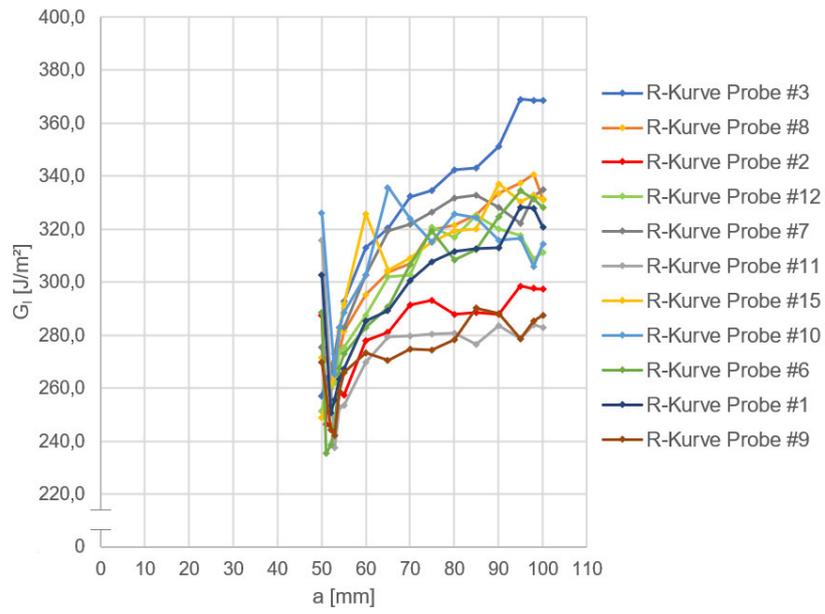


Abbildung 157: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A

## A.8 Ultraschall-Scans und Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB-Proben 4 mm DCB Typ A

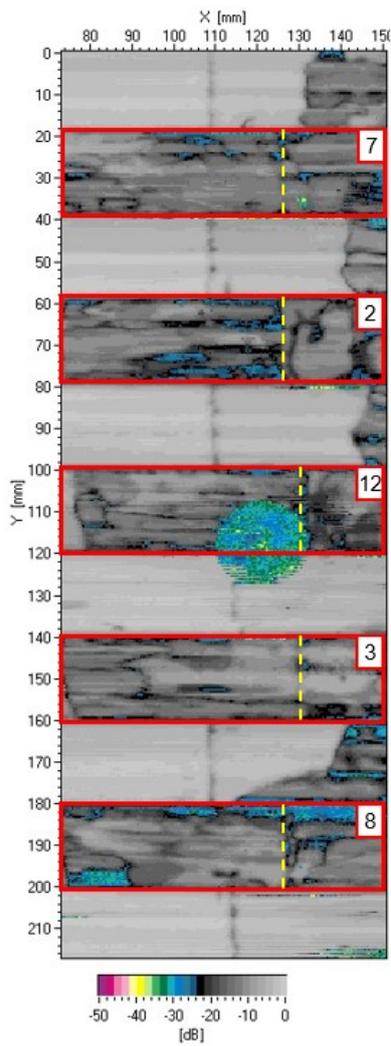


Abbildung 158: 4 mm DCB Typ A (#7, #2, #12, #3, #8) nach Test, Rückwandecho [dB]

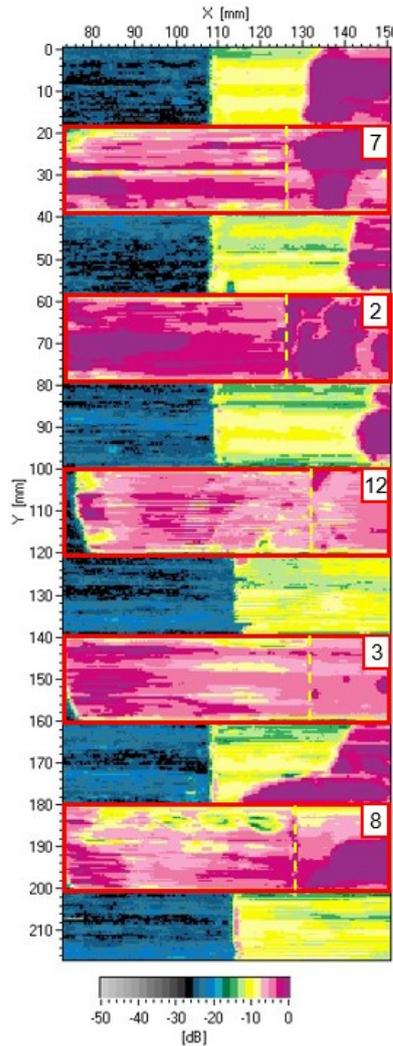


Abbildung 159: 4 mm DCB Typ A (#7, #2, #12, #3, #8) nach Test, Fehlerecho [dB]

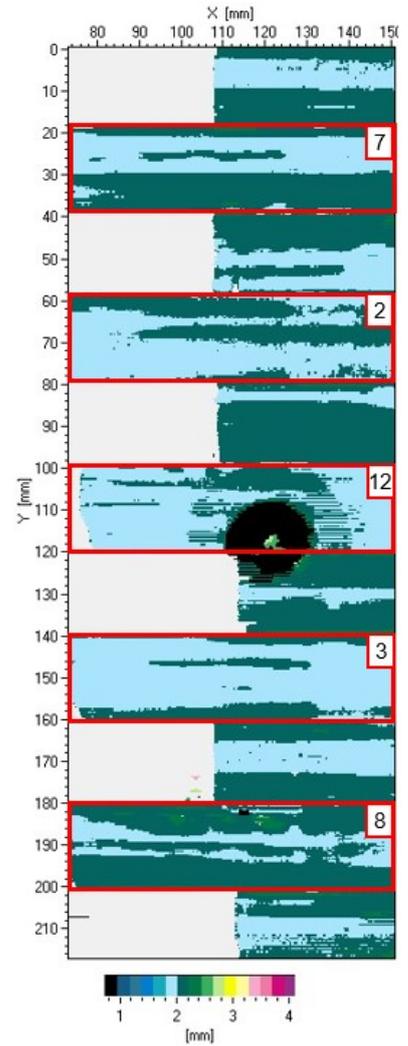


Abbildung 160: 4 mm DCB Typ A (#7, #2, #12, #3, #8) nach Test, Fehlertiefe [mm]

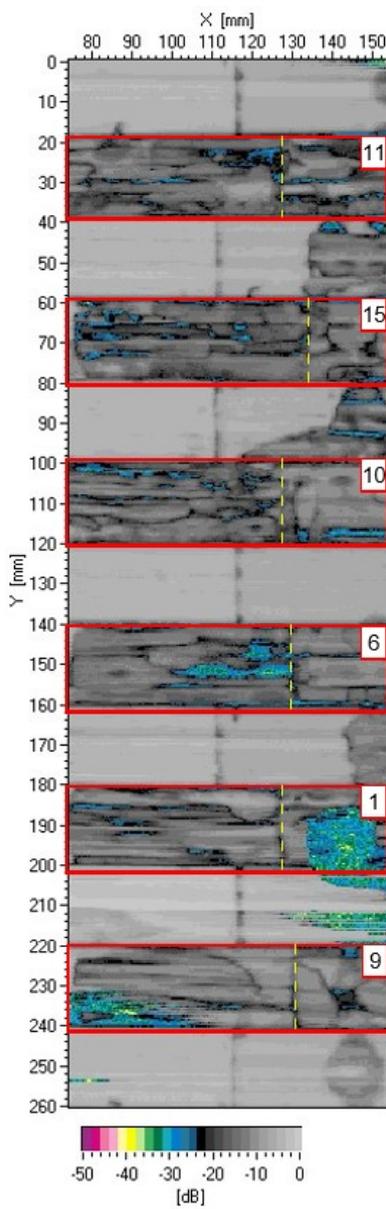


Abbildung 161: 4 mm DCB Typ A (#11, #15, #10, #6, #1, #9) nach Test, Rückwandecho [dB]

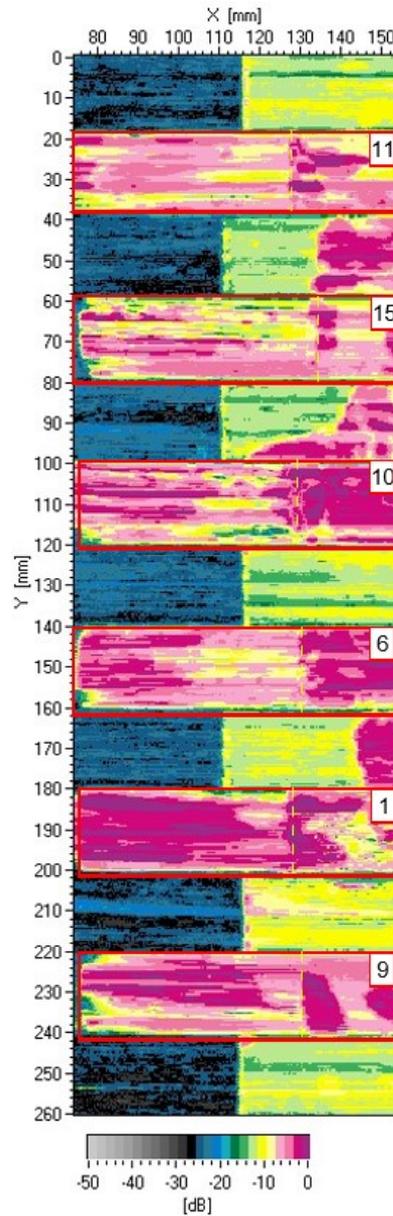


Abbildung 162: 4 mm DCB Typ A (#11, #15, #10, #6, #1, #9) nach Test, Fehlerecho [dB]

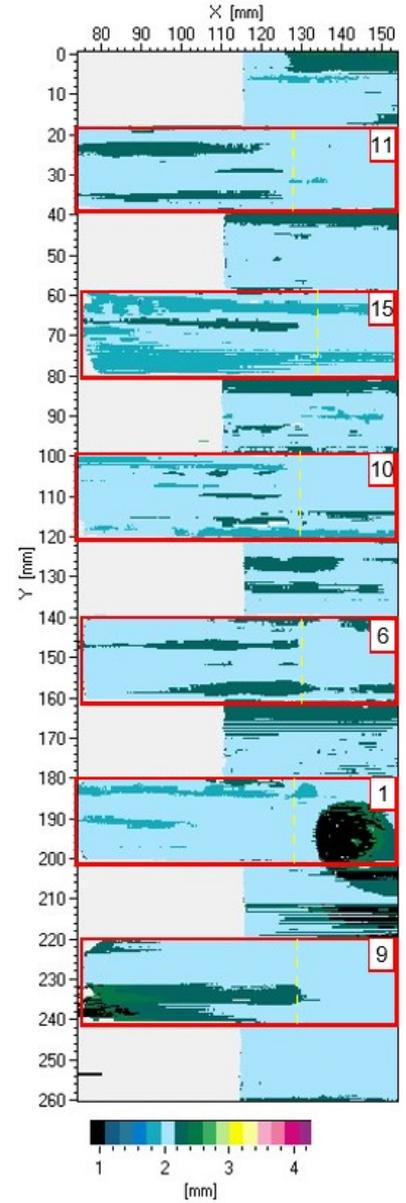


Abbildung 163: 4 mm DCB Typ A (#11, #15, #10, #6, #1, #9) nach Test, Fehlertiefe [mm]

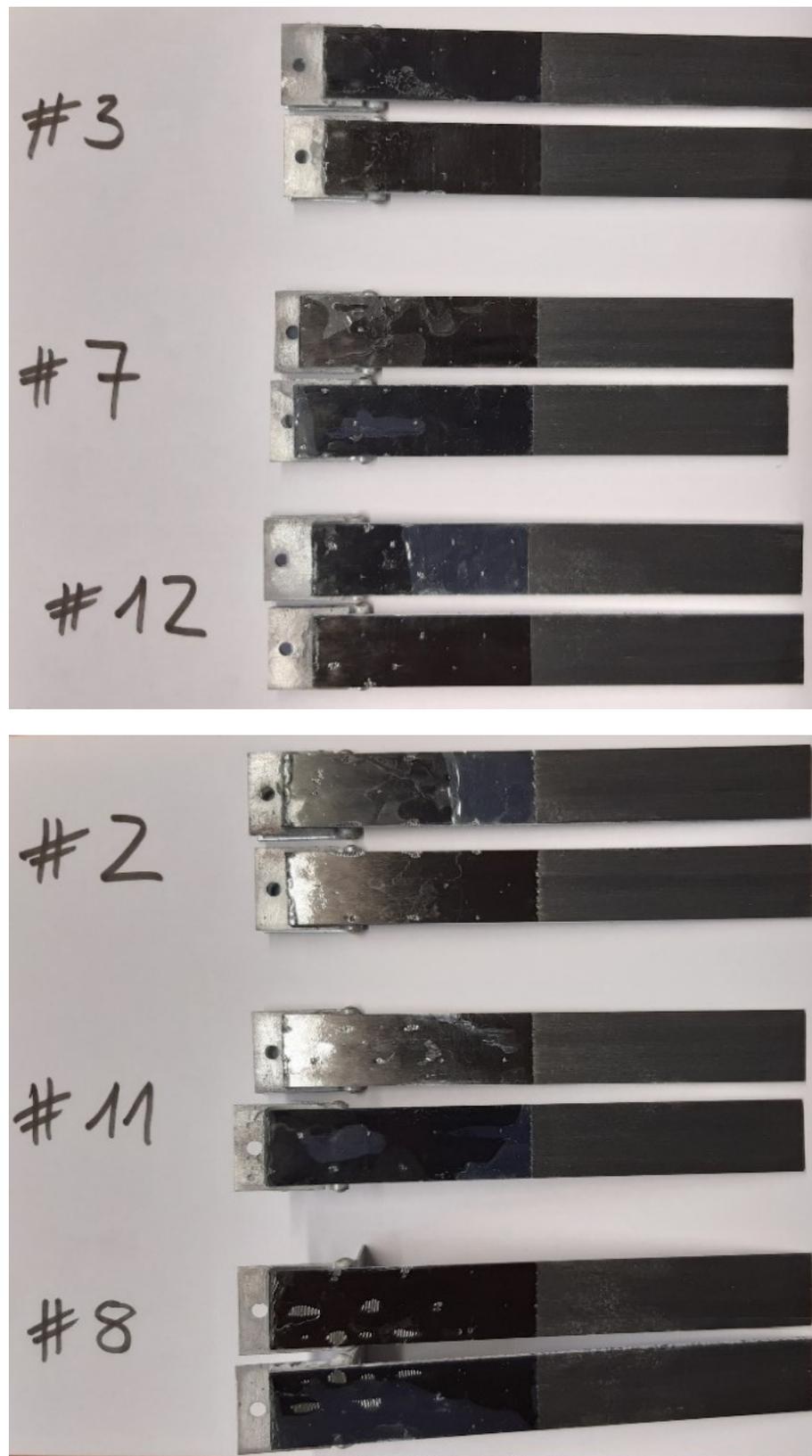


Abbildung 164: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A Charge 1

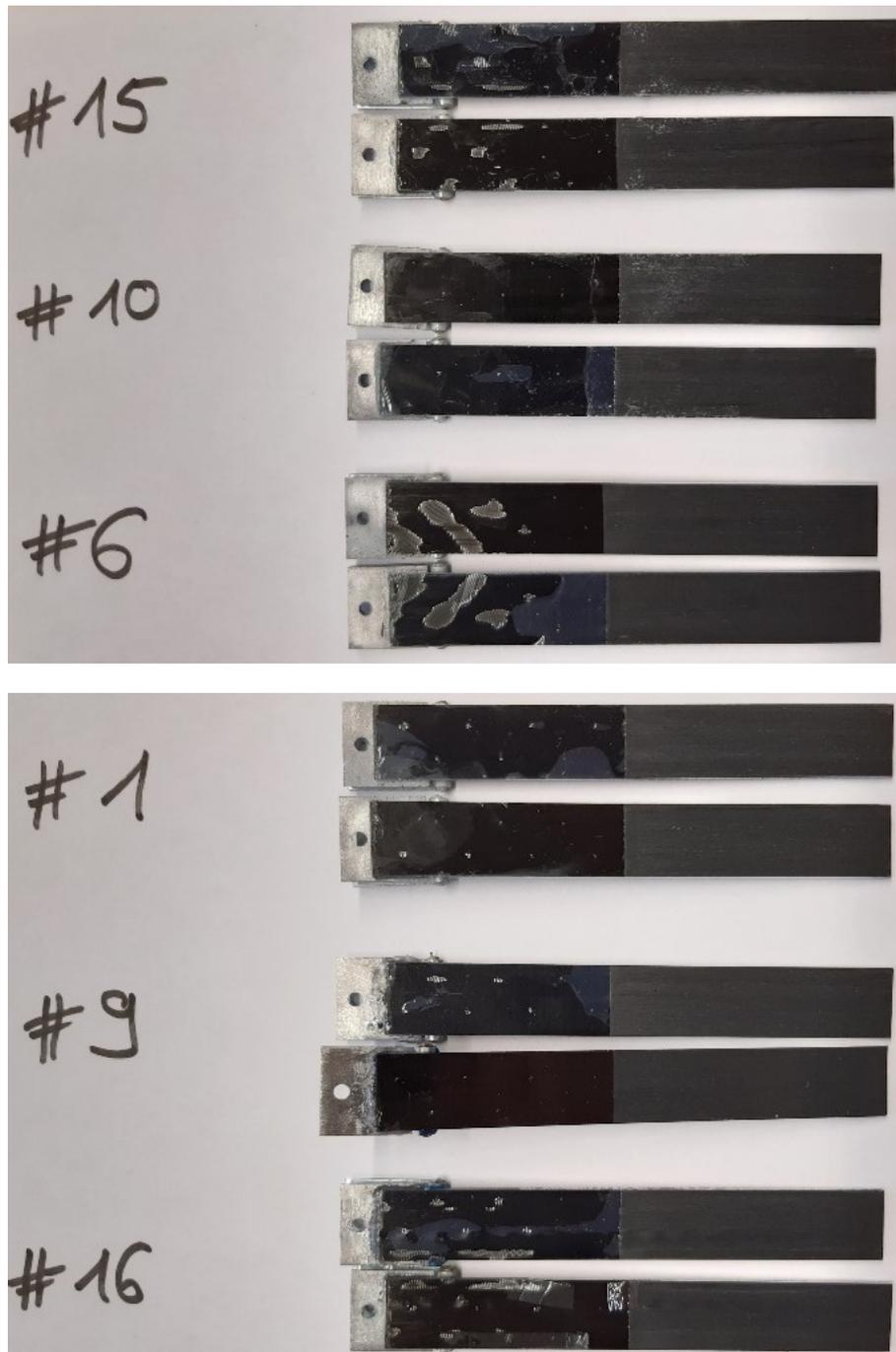


Abbildung 165: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A Charge 2

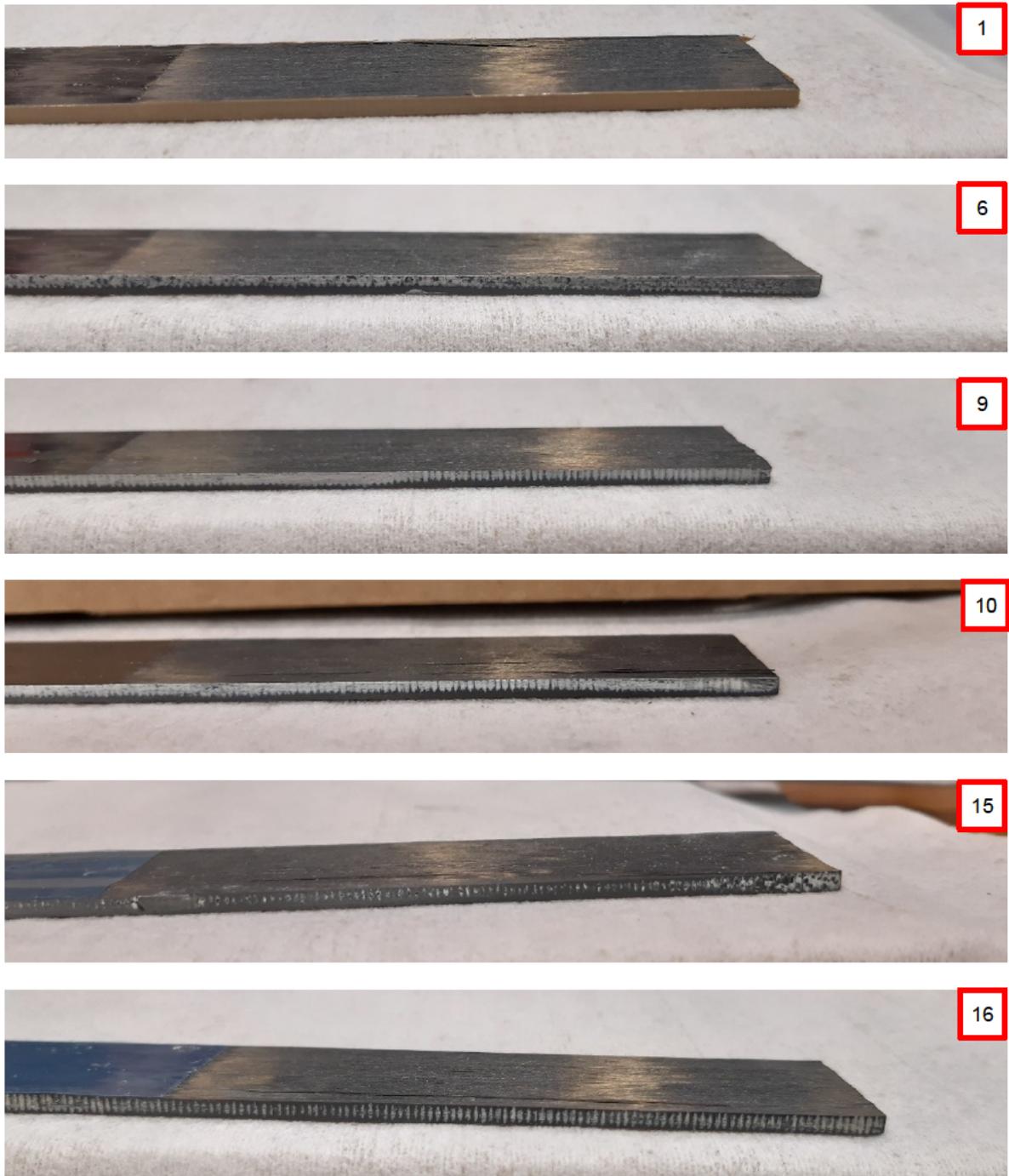


Abbildung 166: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A Charge 2

**A.9 Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben 4mm DCB Typ B**

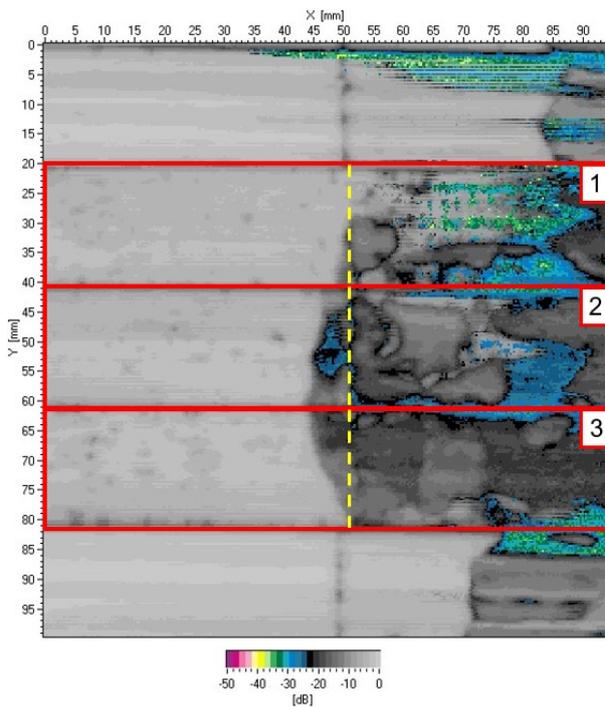


Abbildung 167: 4 mm DCB Typ B (#1, #2, #3) vor Test, Rückwandecho [dB]

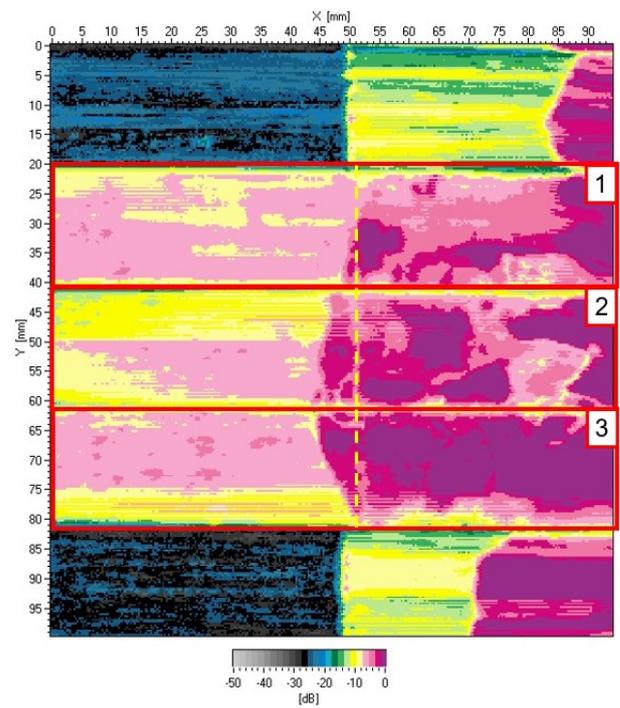


Abbildung 168: 4 mm DCB Typ B (#1, #2, #3) vor Test, Fehlerecho [dB]

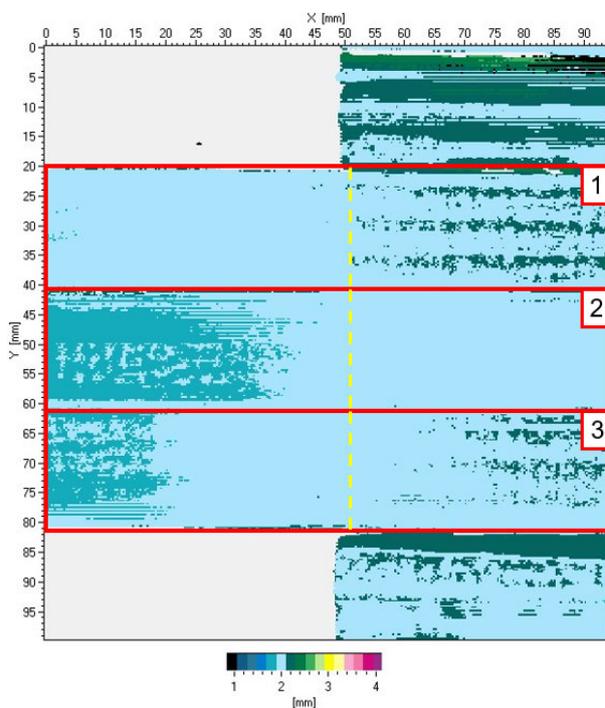


Abbildung 169: 4 mm DCB Typ B (#1, #2, #3) vor Test, Fehlertiefe [mm]

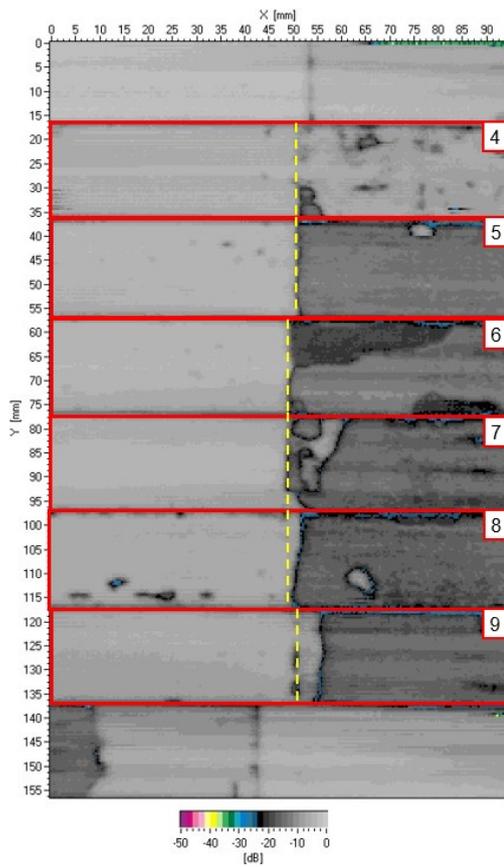


Abbildung 170: 4 mm DCB Typ B (#4, #5, #6, #7, #8, #9) vor Test, Rückwandecho [dB]

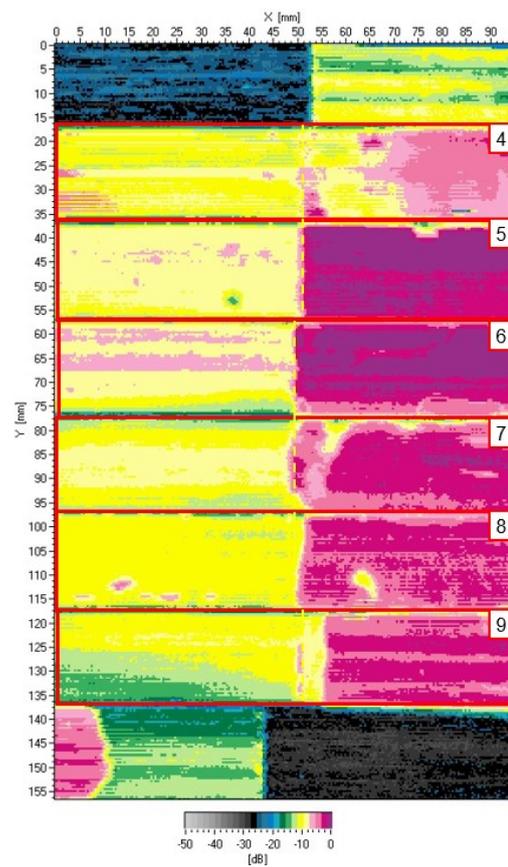


Abbildung 171: 4 mm DCB Typ B (#4, #5, #6, #7, #8, #9) vor Test, Fehlerecho [dB]

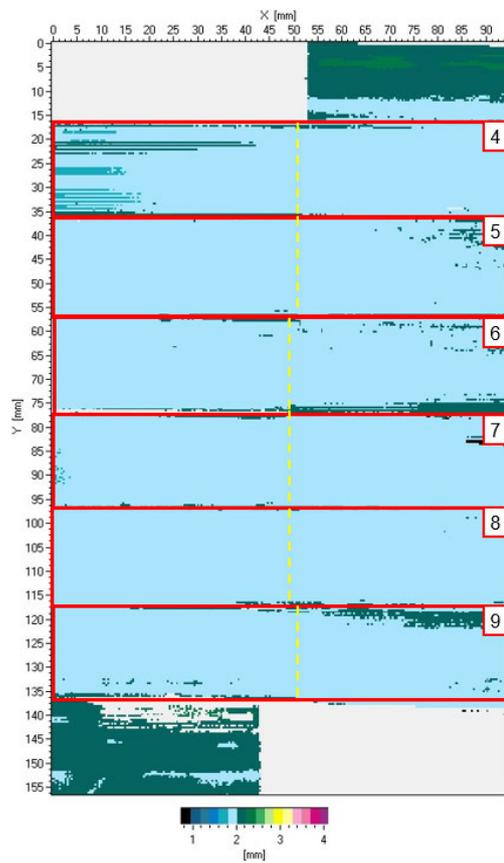


Abbildung 172: 4 mm DCB Typ B (#4, #5, #6, #7, #8, #9) vor Test, Fehlertiefe [mm]

## A.10 Präparation der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ B

Probekörper	Breite [mm]				Dicke [mm]				Dickenvariation [mm]
	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	
#1	20,15	20,08	20,12	20,12	4,09	4,19	4,00	4,09	0,19
#2	20,09	20,05	20,07	20,07	4,02	3,89	4,09	4,00	0,20
#3	20,15	20,10	20,17	20,14	3,99	3,93	4,12	4,01	0,19
#4	20,08	20,04	20,12	20,08	3,98	3,87	4,08	3,98	0,21
#5	20,09	20,06	20,11	20,09	4,07	3,95	4,15	4,06	0,20
#6	20,10	20,04	20,12	20,09	4,09	3,96	4,16	4,07	0,20
#7	20,11	20,09	20,13	20,11	4,04	3,94	4,14	4,04	0,20
#8	20,10	20,08	20,11	20,10	4,02	3,93	4,11	4,02	0,18
#9	19,97	19,98	19,95	19,97	4,10	3,97	4,16	4,08	0,19
Minimum				19,97				3,98	
Maximum				20,14				4,09	

Tabelle 27: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ B

**A.11 Testauswertung der DCB-Proben 4 mm DCB Typ B**

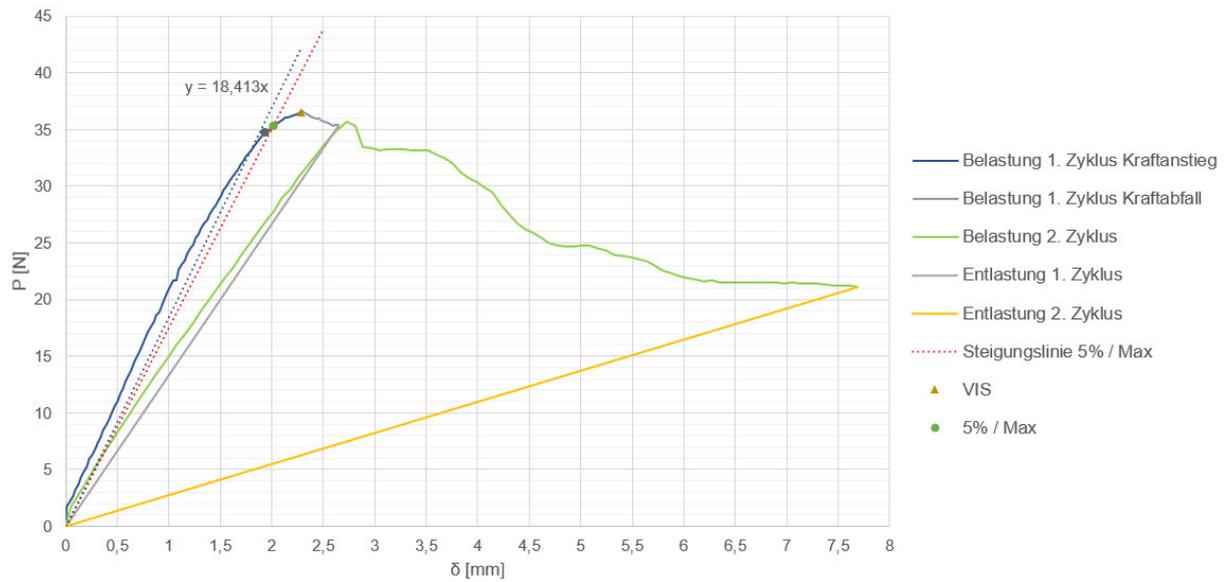


Abbildung 173: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #5

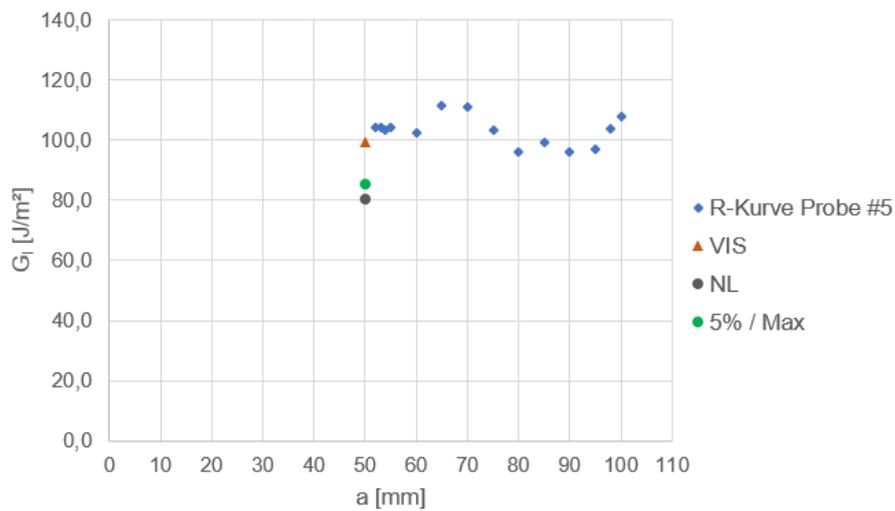


Abbildung 174: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #5

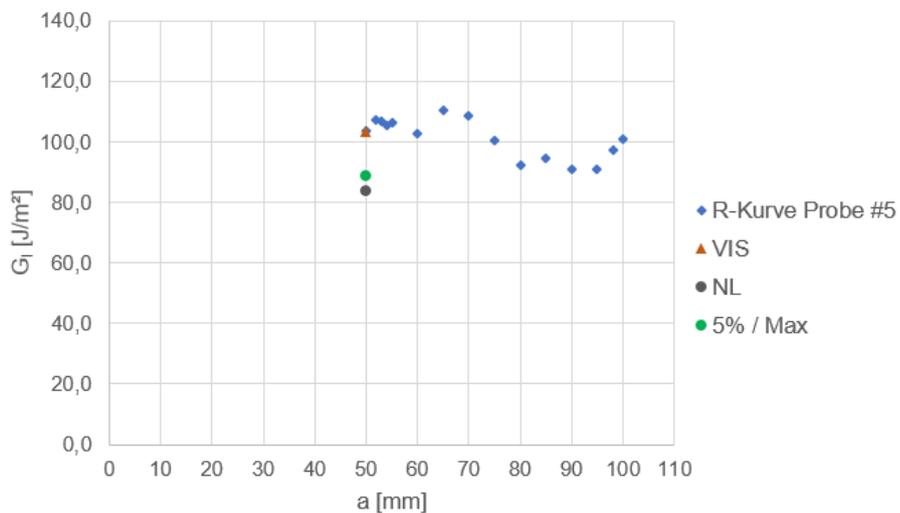


Abbildung 175: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #5

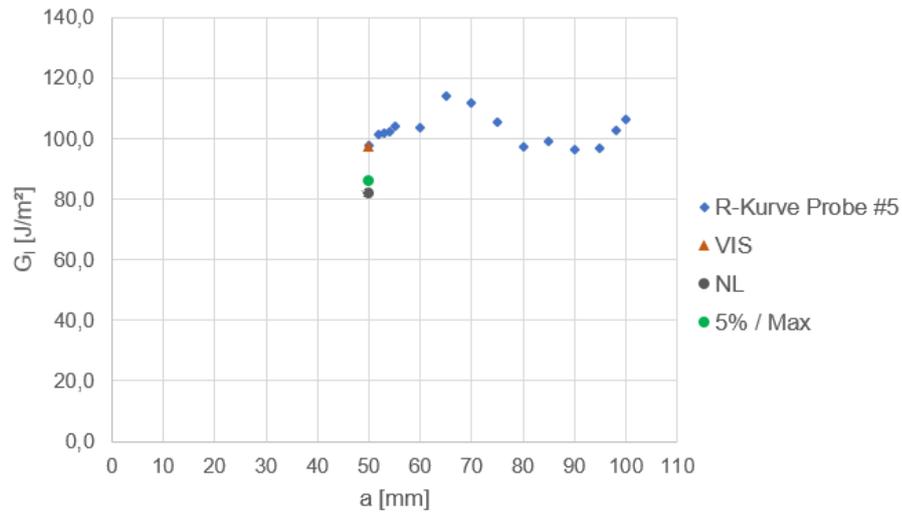


Abbildung 176: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #5

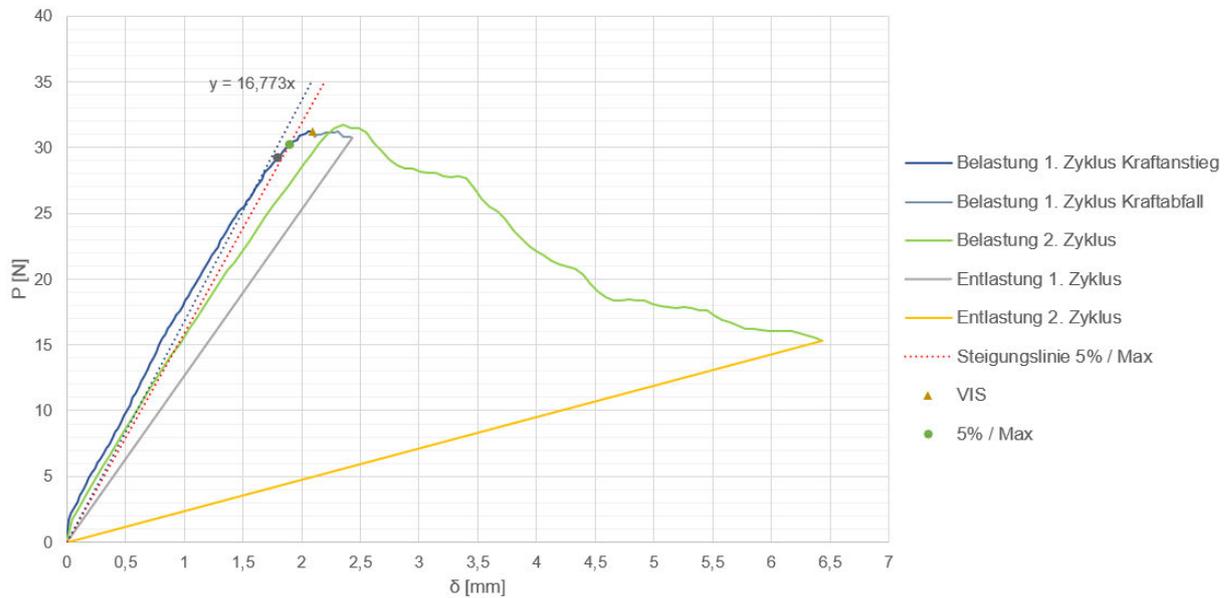


Abbildung 177: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #4

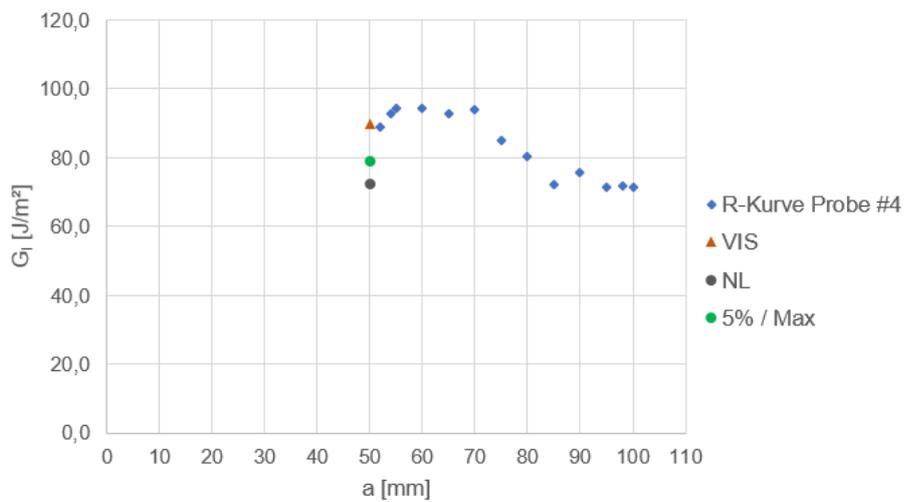


Abbildung 178: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #4

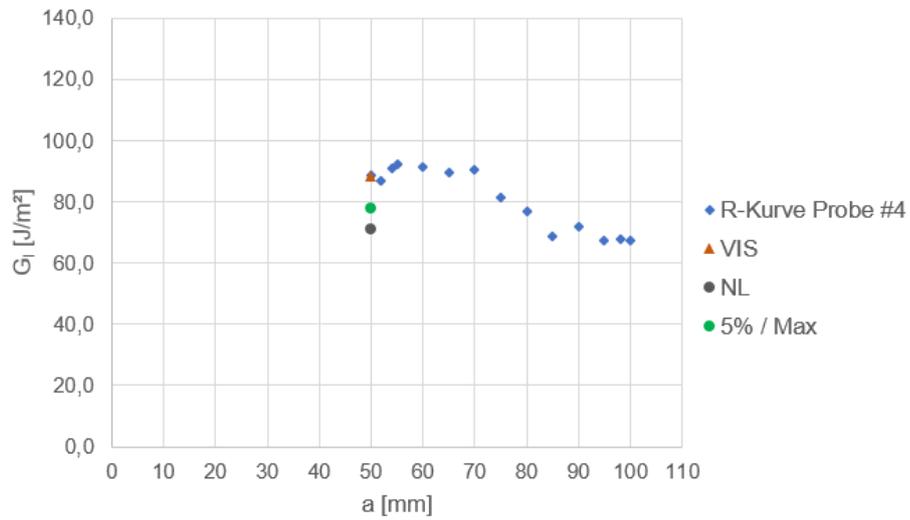


Abbildung 179: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #4

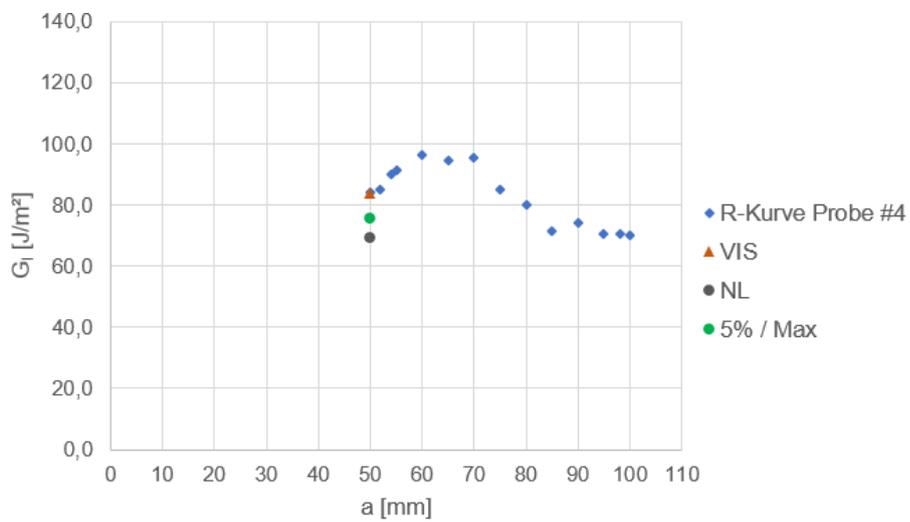


Abbildung 180: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #4

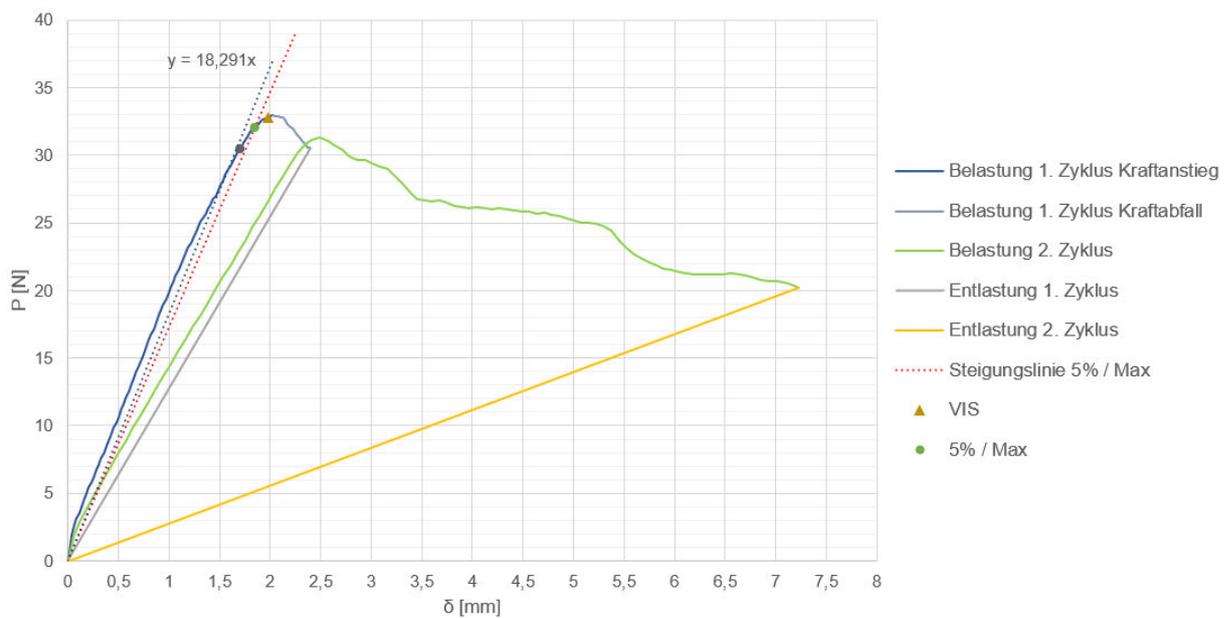


Abbildung 181: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #6

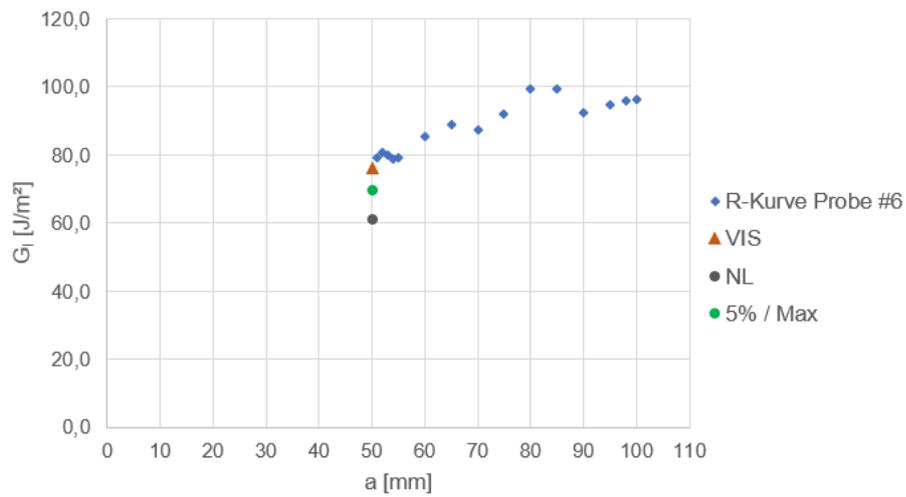


Abbildung 182: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #6

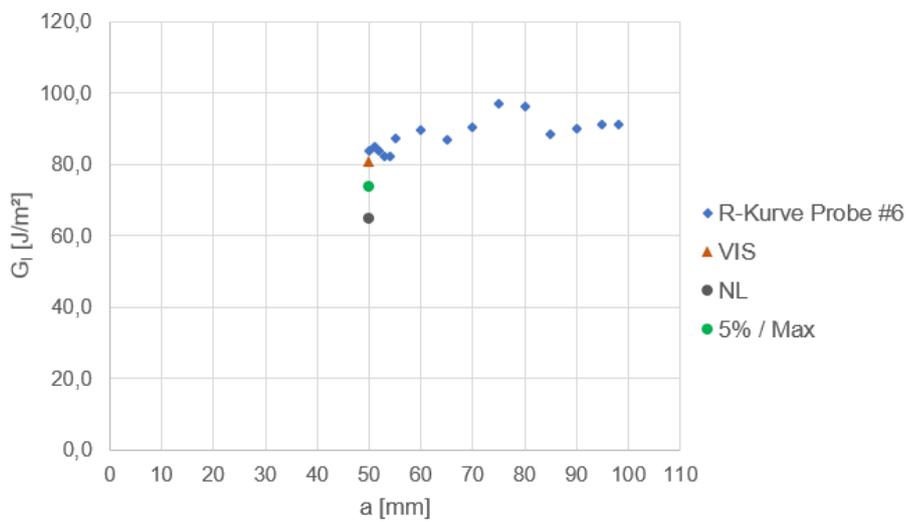


Abbildung 183: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #6

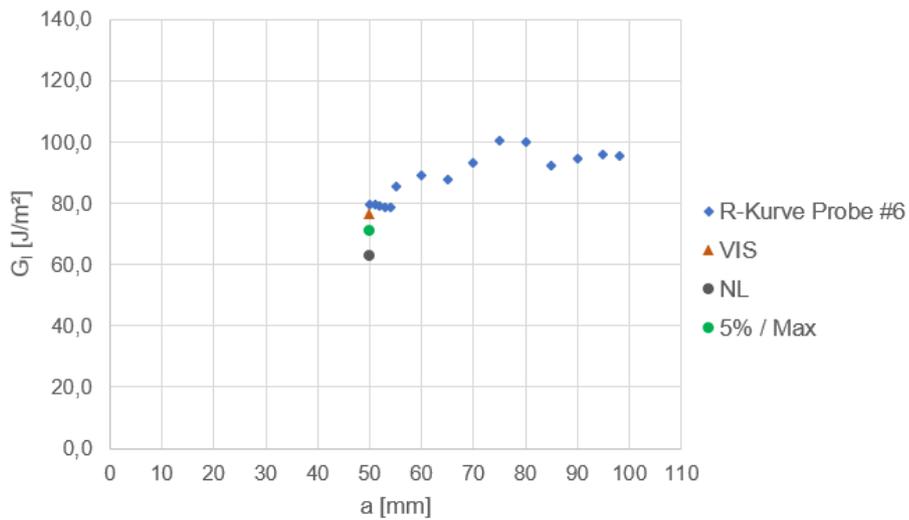


Abbildung 184: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #6

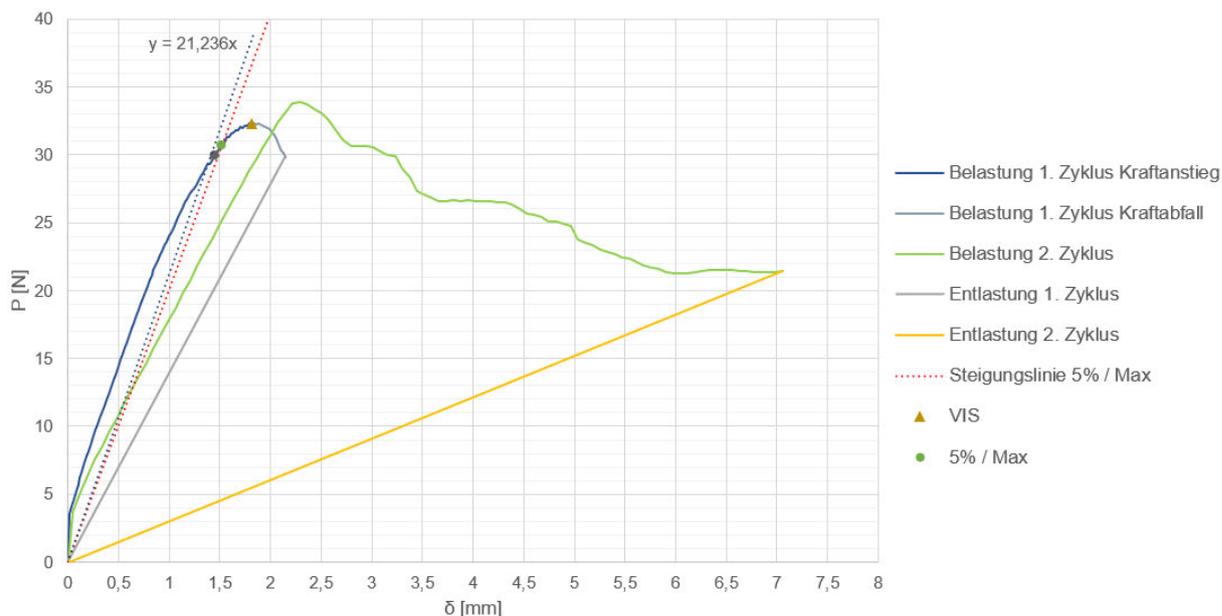


Abbildung 185: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #9

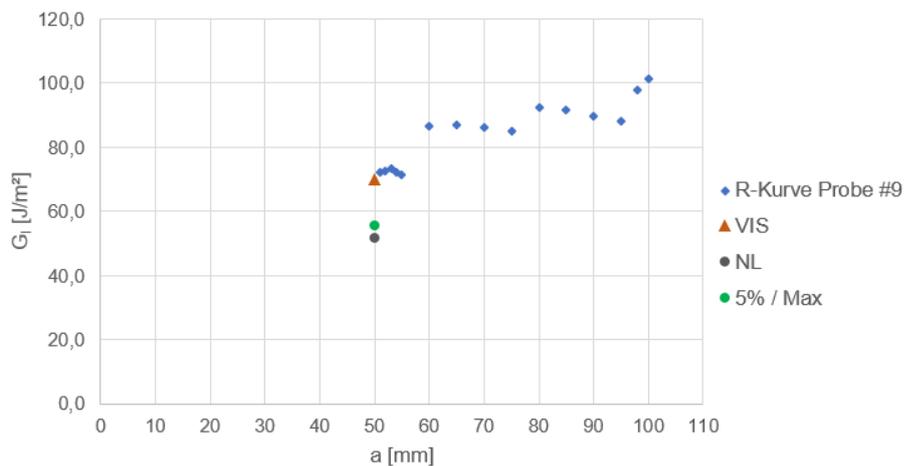


Abbildung 186: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ B #9

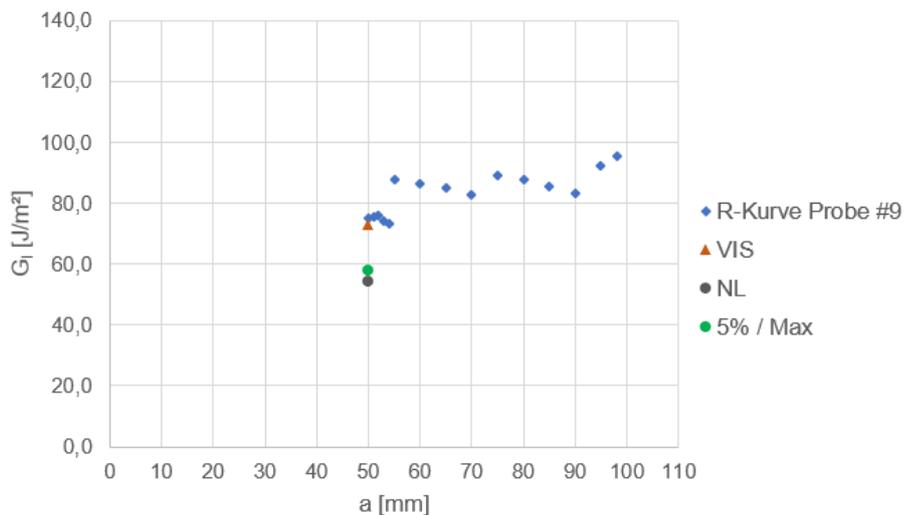


Abbildung 187: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #9

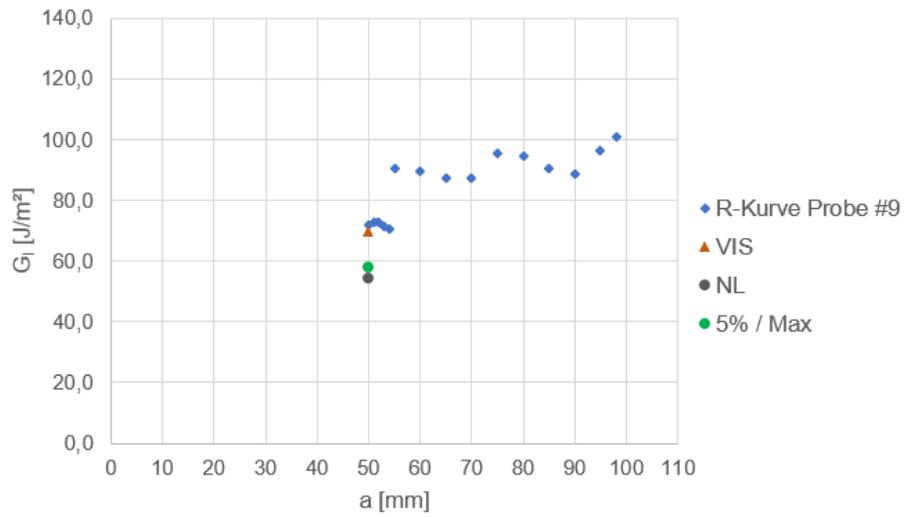


Abbildung 188: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #9

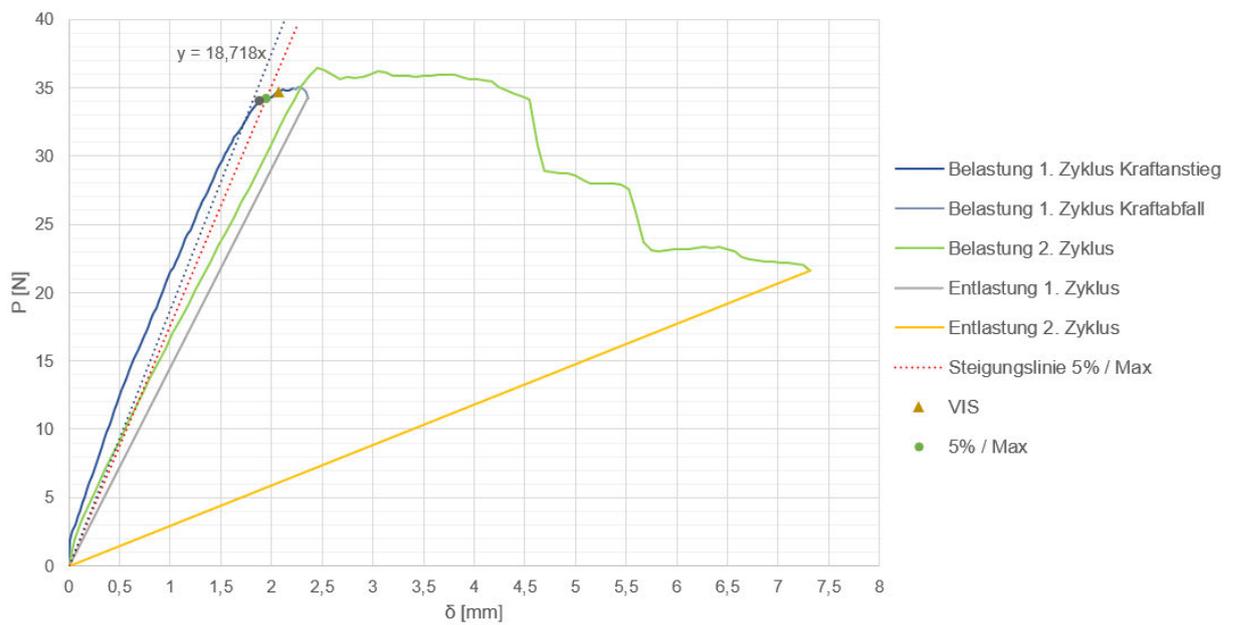


Abbildung 189: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ B #1

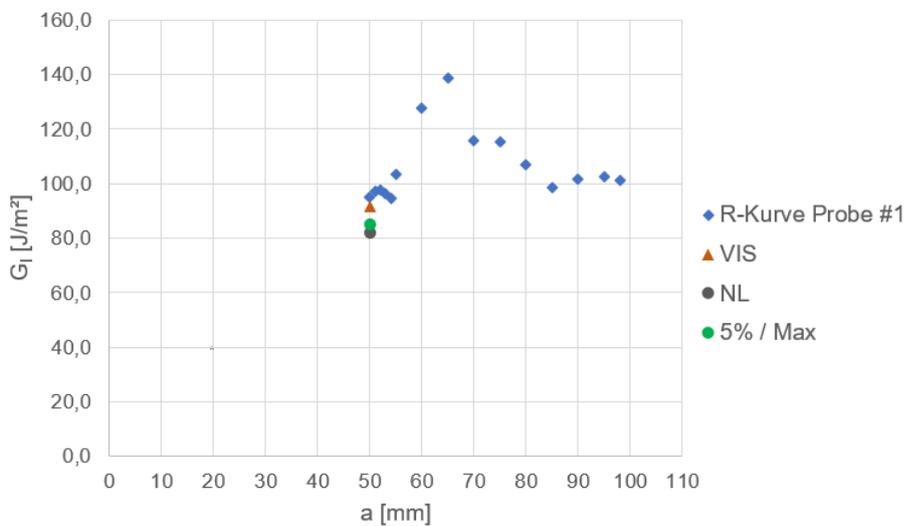


Abbildung 190: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ B #1

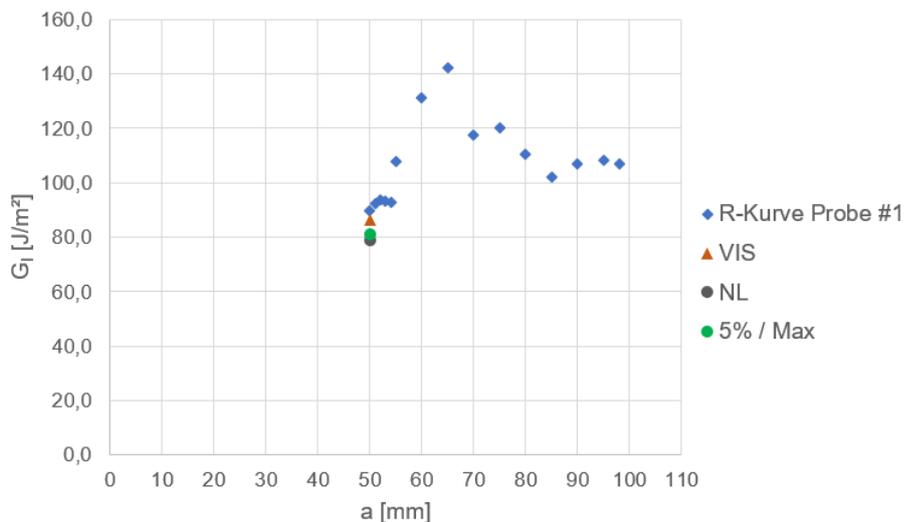


Abbildung 191: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ B #1

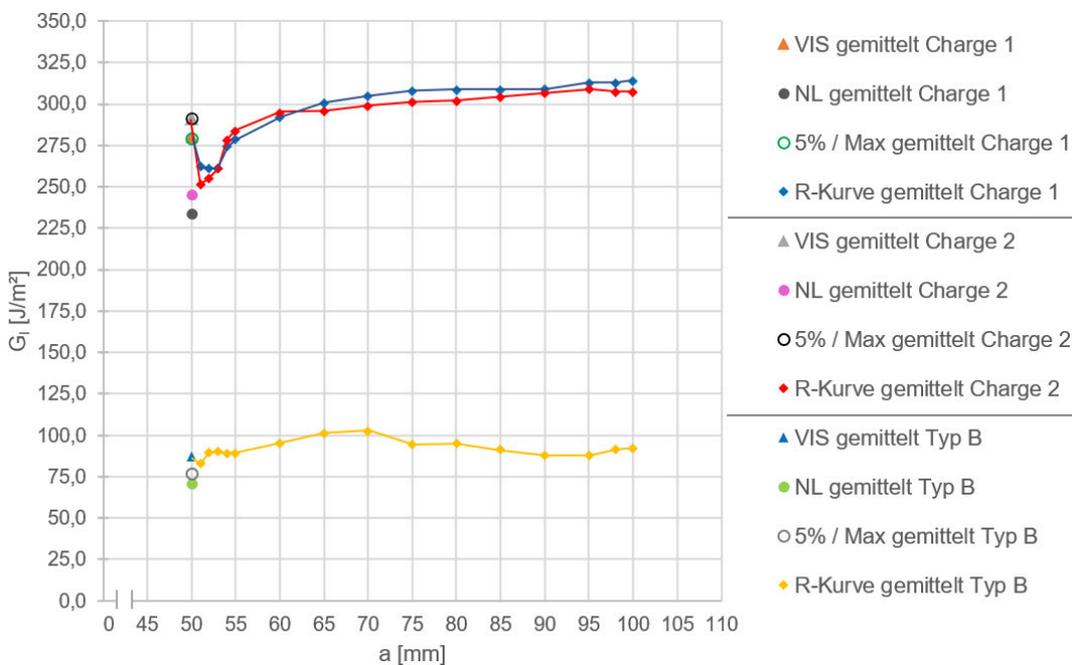


Abbildung 192: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, B

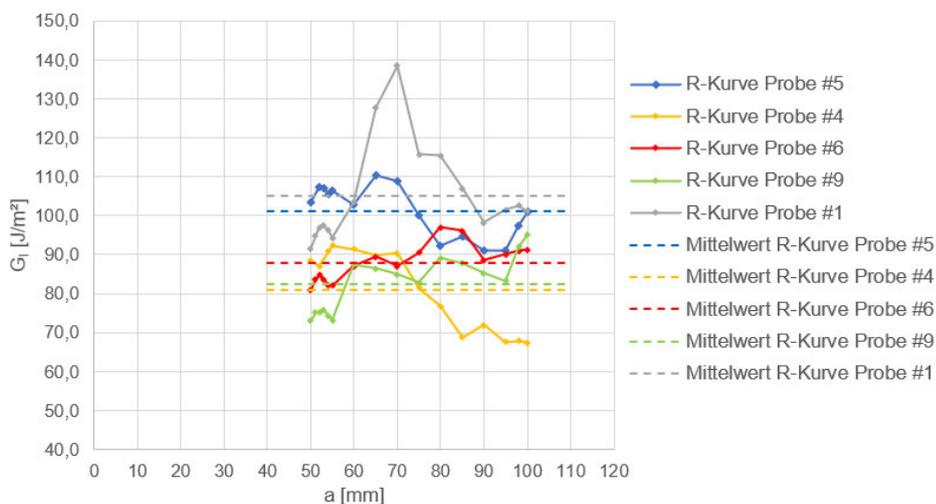


Abbildung 193: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, B

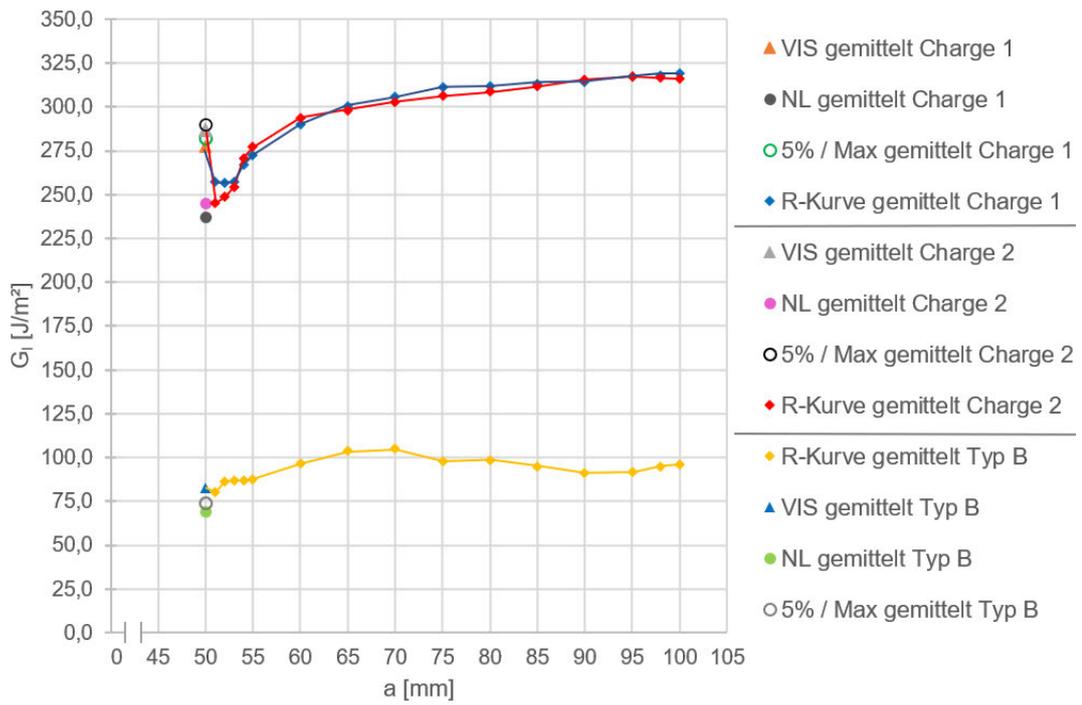


Abbildung 194: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, B

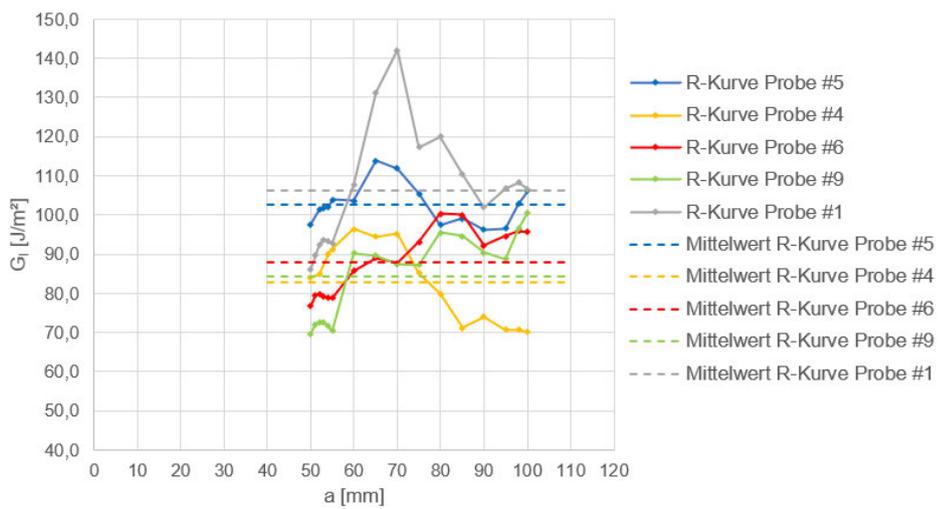


Abbildung 195: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, B

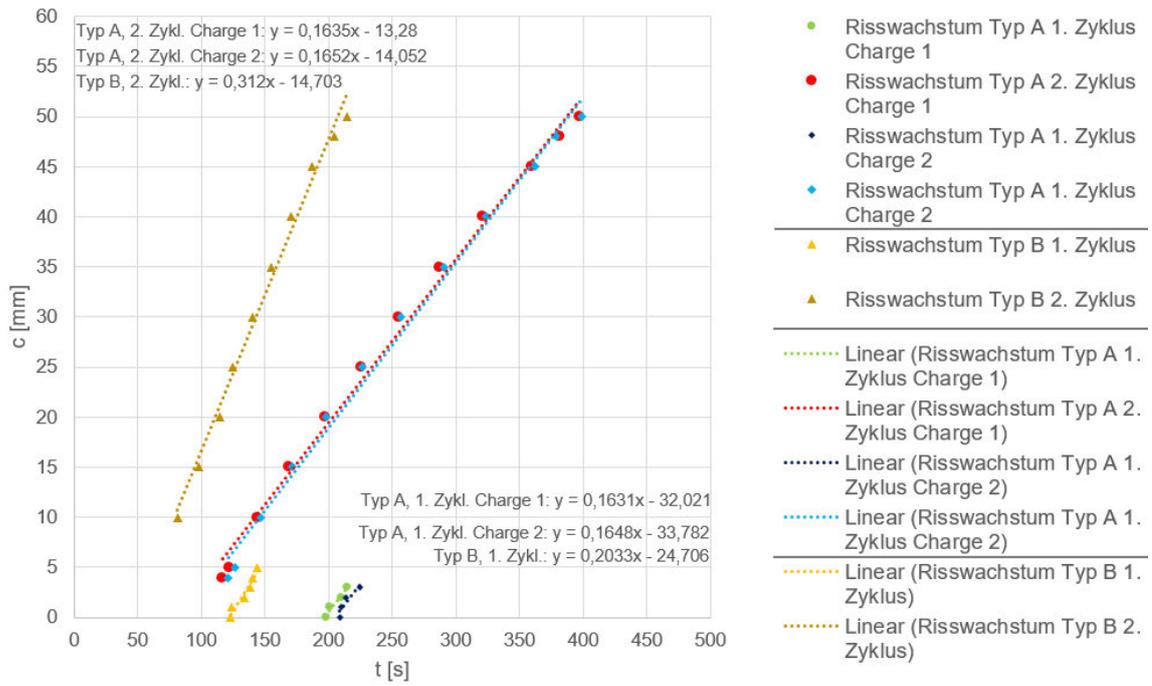


Abbildung 196: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, B

## A.12 Ultraschall-Scans und Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB-Proben 4 mm DCB Typ B

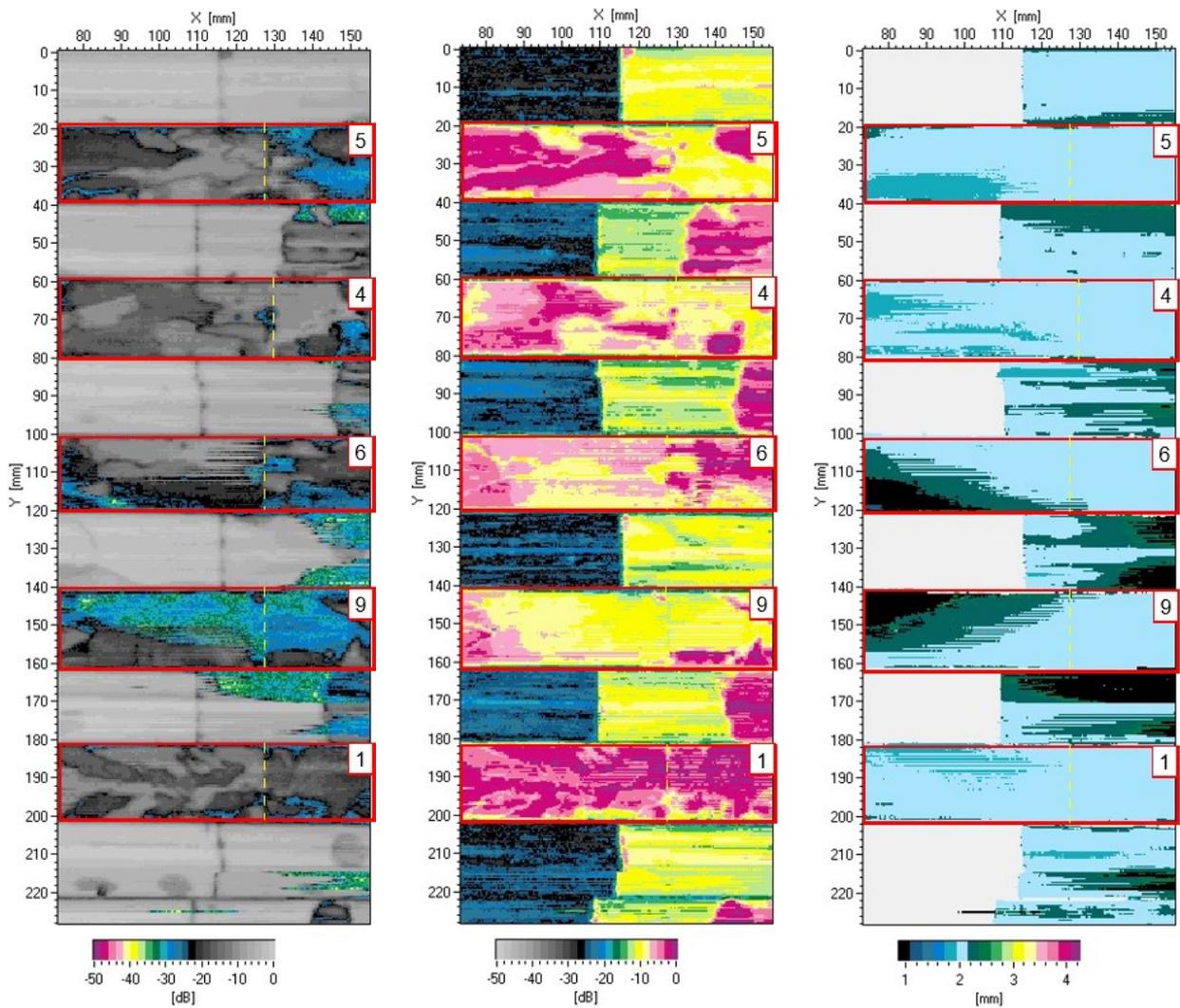


Abbildung 197: 4 mm DCB Typ B (#5, #4, #6, #9, #1) nach Test, Rückwandecho [dB]

Abbildung 198: 4 mm DCB Typ B (#5, #4, #6, #9, #1) nach Test, Fehlerecho [dB]

Abbildung 199: 4 mm DCB Typ B (#5, #4, #6, #9, #1) nach Test, Fehlertiefe [mm]

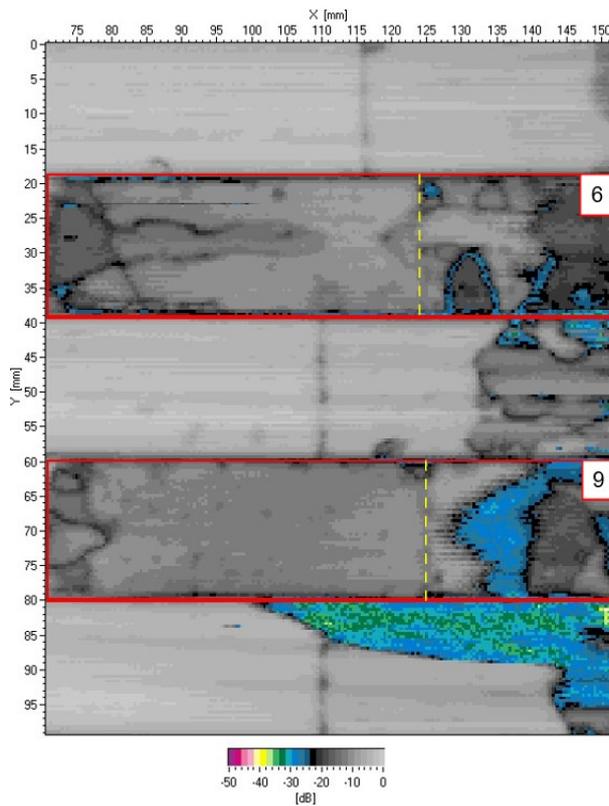


Abbildung 200: 4 mm DCB Typ B (#6, #9) nach Test, Rückwandecho [dB]

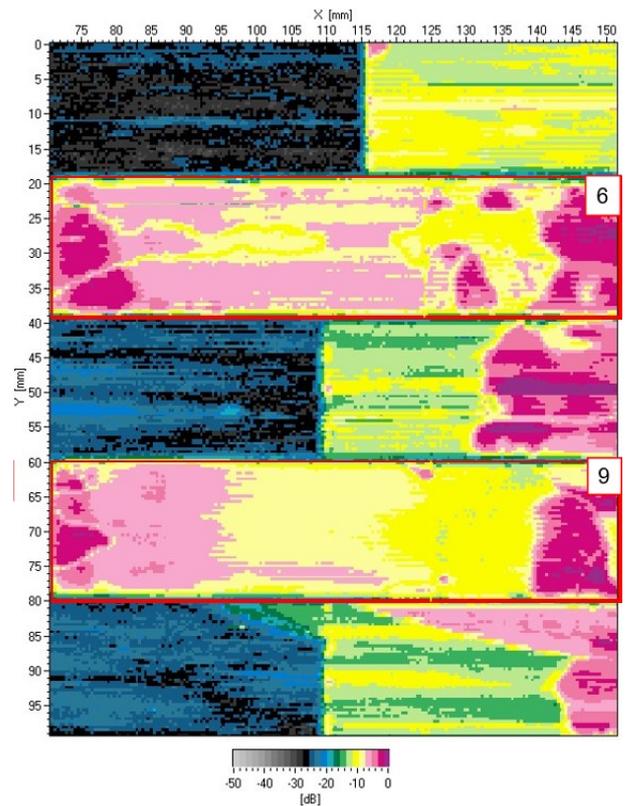


Abbildung 201: 4 mm DCB Typ B (#6, #9) nach Test, Fehlerecho [dB]

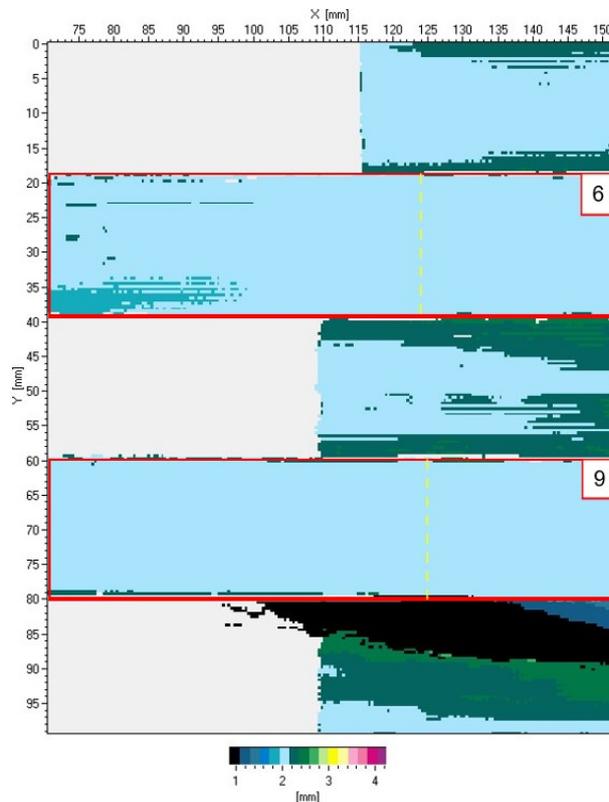


Abbildung 202: 4 mm DCB Typ B (#6, #9) nach Test, Fehlertiefe [mm]

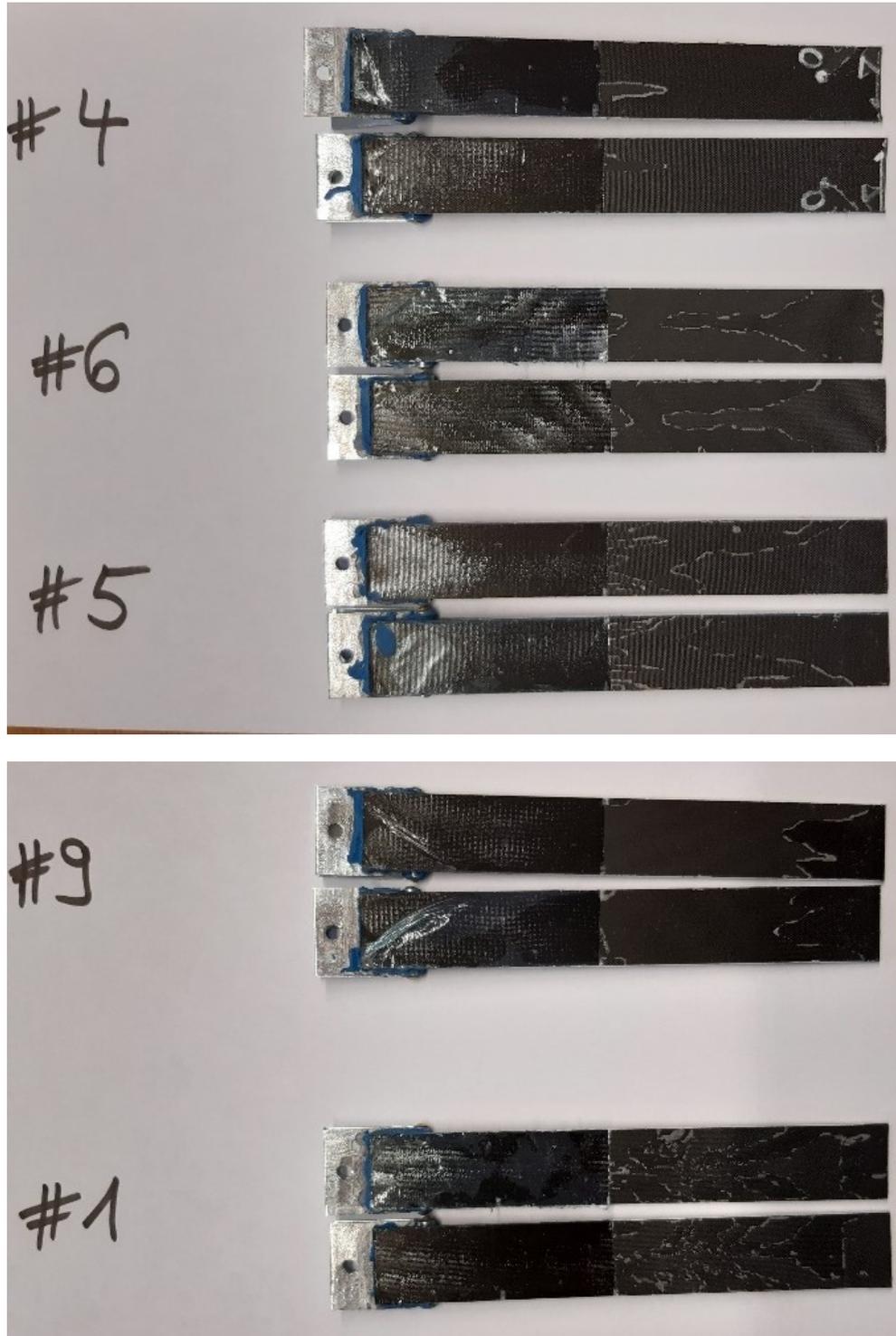


Abbildung 203: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ B

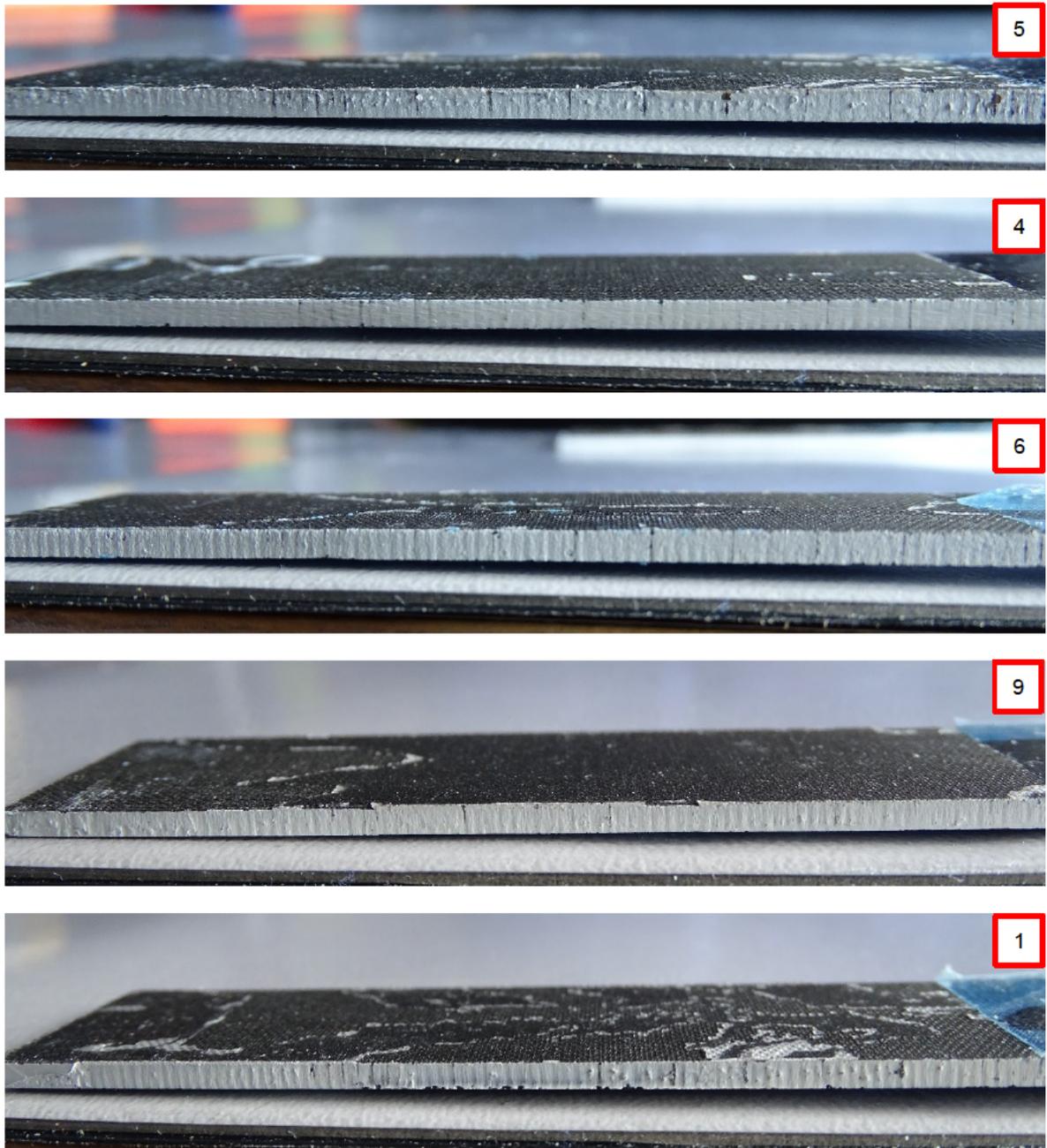


Abbildung 204: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ B

**A.13 Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben 4mm DCB Typ A1**

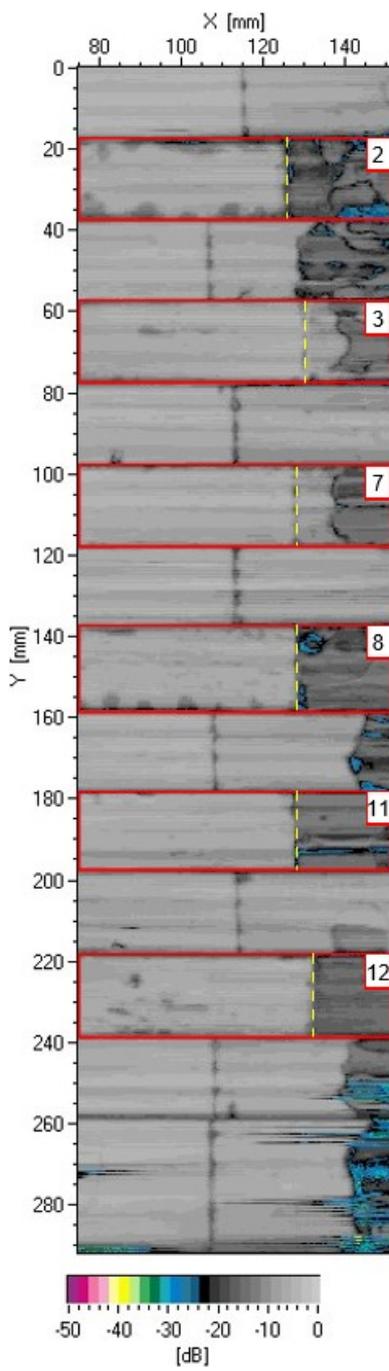


Abbildung 205: 4 mm DCB Typ A1 (#2, #3, #7, #8, #11, #12) vor Test, Rückwandecho [dB]

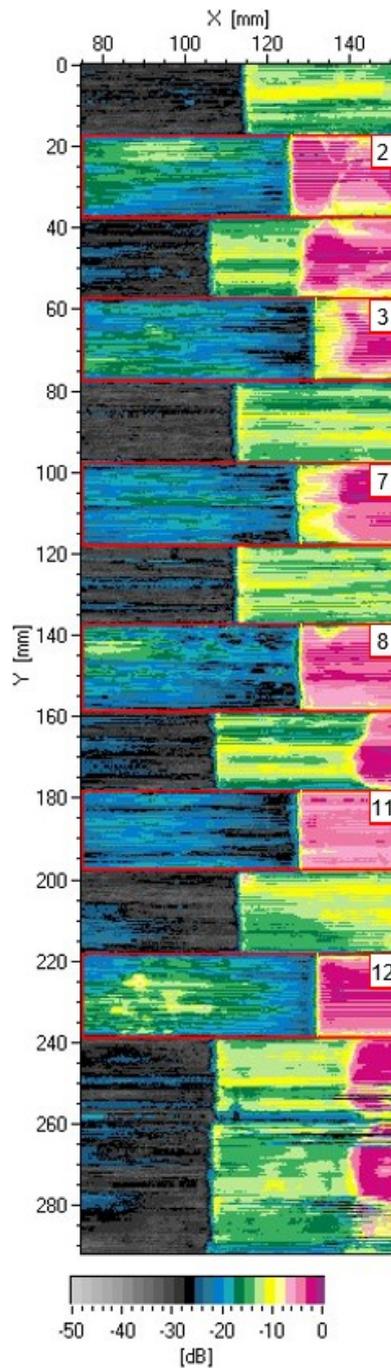


Abbildung 206: 4 mm DCB Typ A1 (#2, #3, #7, #8, #11, #12) vor Test, Fehlerecho [dB]

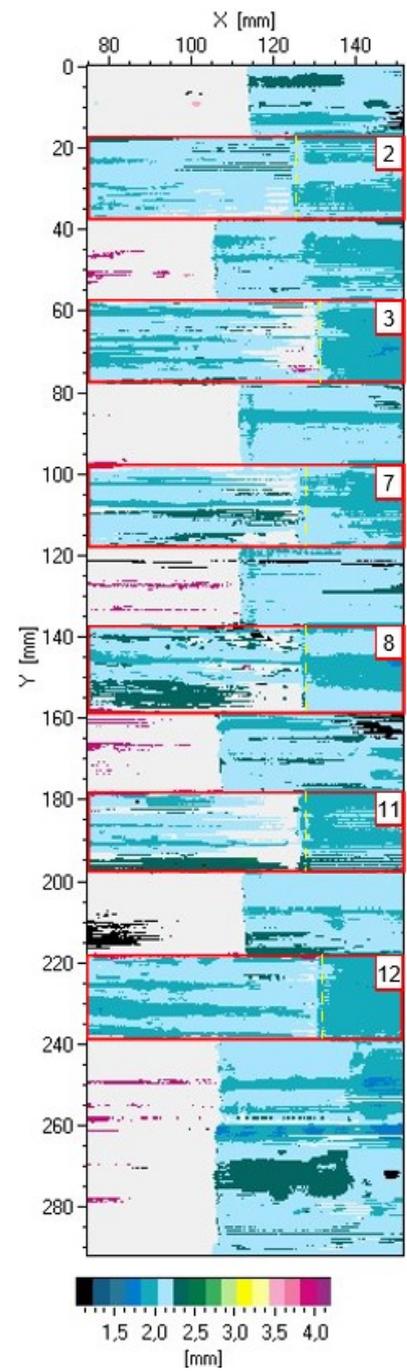


Abbildung 207: 4 mm DCB Typ A1 (#2, #3, #7, #8, #11, #12) vor Test, Fehlertiefe [mm]

### A.14 Präparation der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A1

Probekörper	Breite [mm]				Dicke [mm]				Dickenvariation [mm]
	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	
#2	20,08	20,06	20,11	20,08	4,11	4,02	4,17	4,10	0,15
#3	20,01	20,07	20,02	20,03	4,04	4,05	4,13	4,07	0,09
#7	20,12	20,22	20,21	20,18	4,07	4,02	4,14	4,08	0,12
#8	20,23	20,19	20,25	20,22	4,13	4,05	4,15	4,11	0,10
#11	20,25	20,21	20,28	20,25	4,09	4,02	4,16	4,09	0,14
#12	20,26	20,19	20,25	20,23	4,02	4,05	4,15	4,07	0,13
Minimum				20,03				4,07	
Maximum				20,25				4,11	

Tabelle 28: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A1

**A.15 Testauswertung der DCB-Proben 4 mm DCB Typ A1**

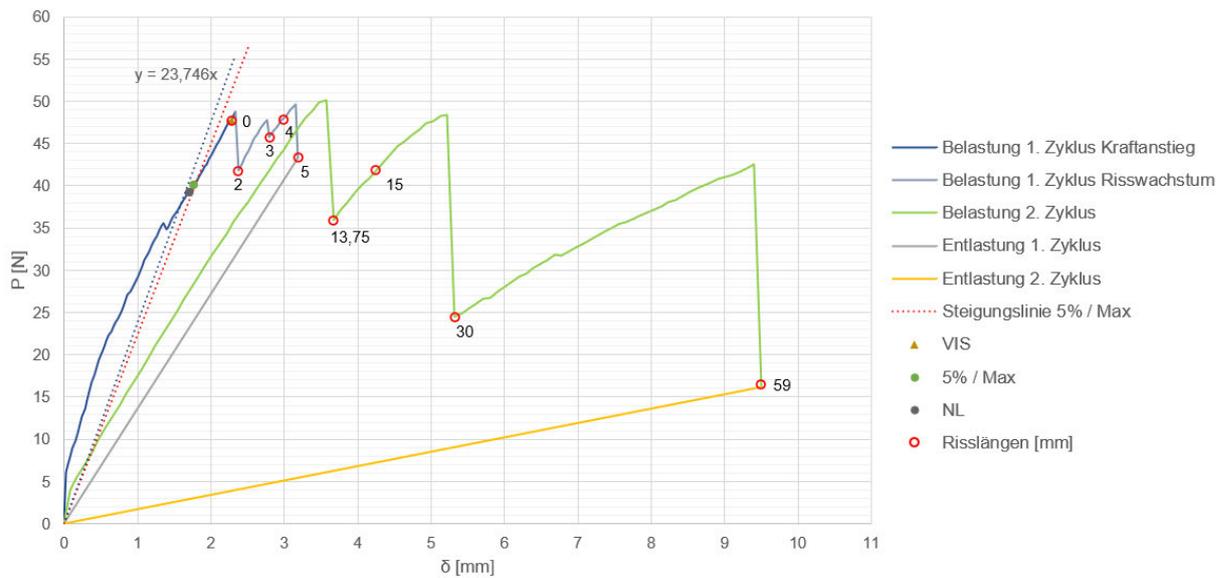


Abbildung 208: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #2

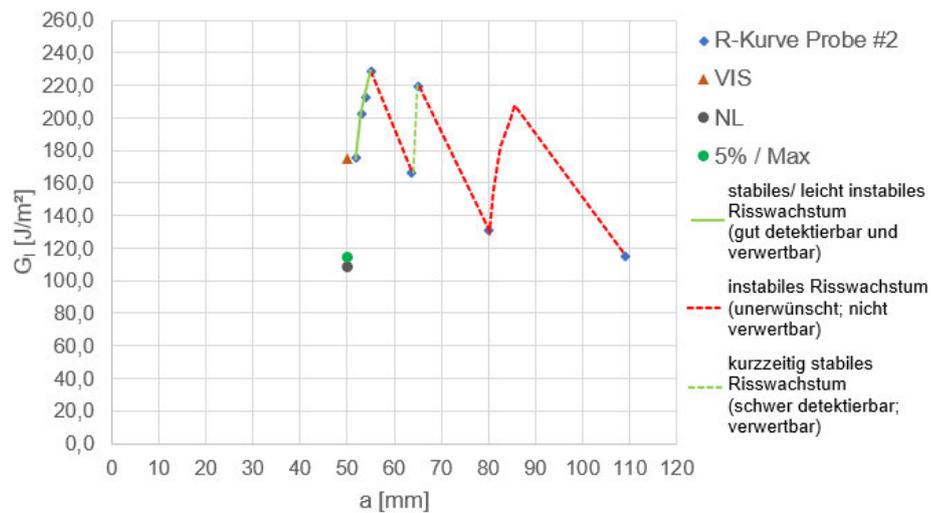


Abbildung 209: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #2

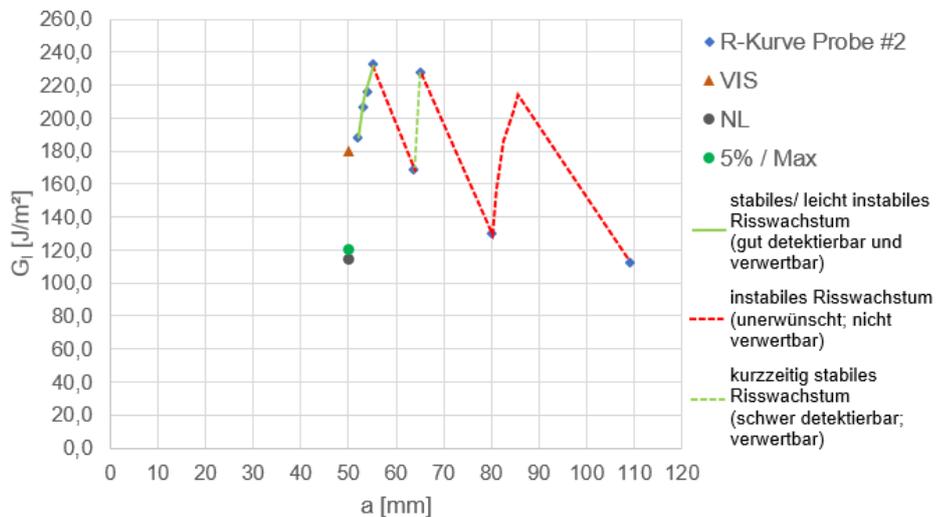


Abbildung 210: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #2

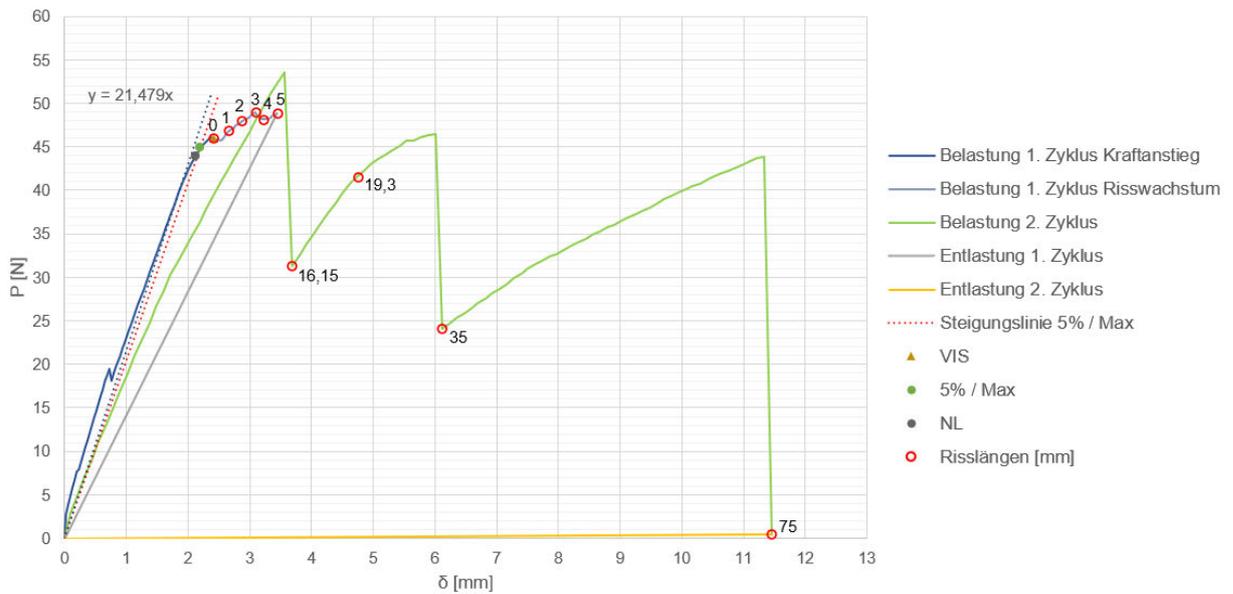


Abbildung 211: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #3

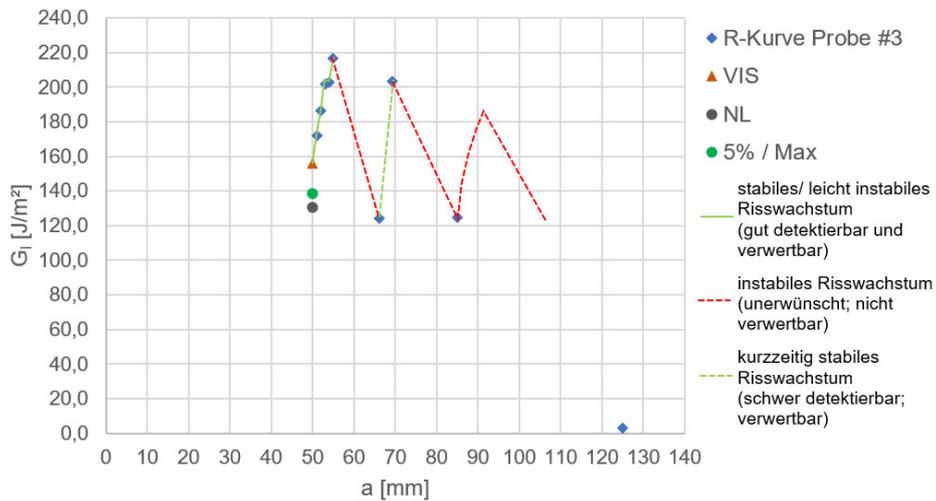


Abbildung 212: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #3

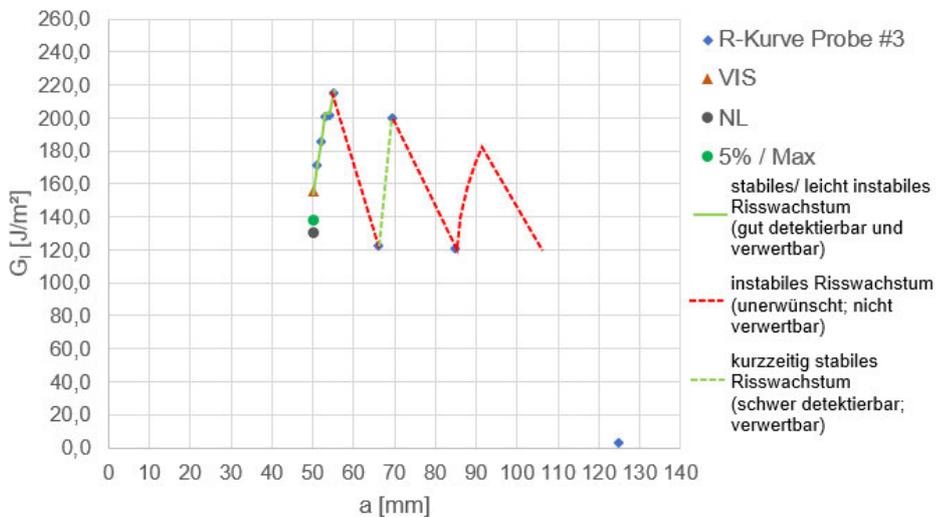


Abbildung 213: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #3

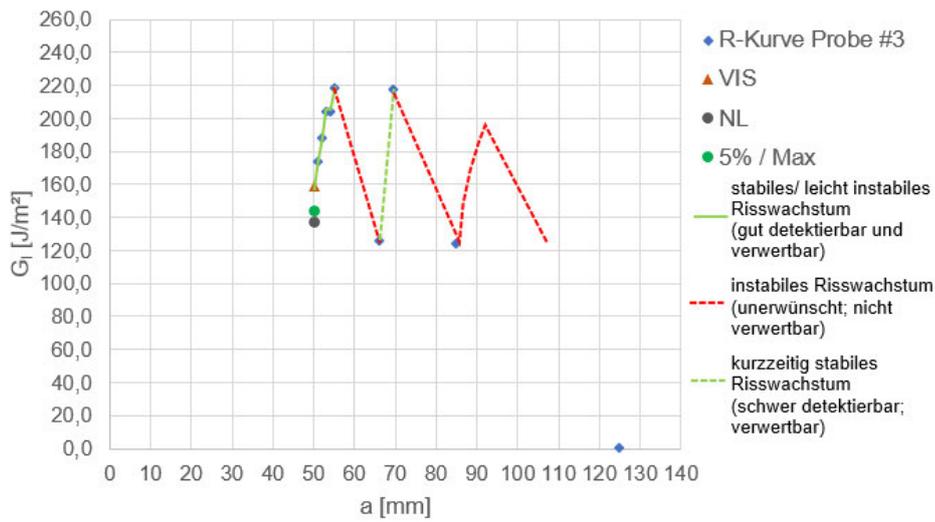


Abbildung 214: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #3

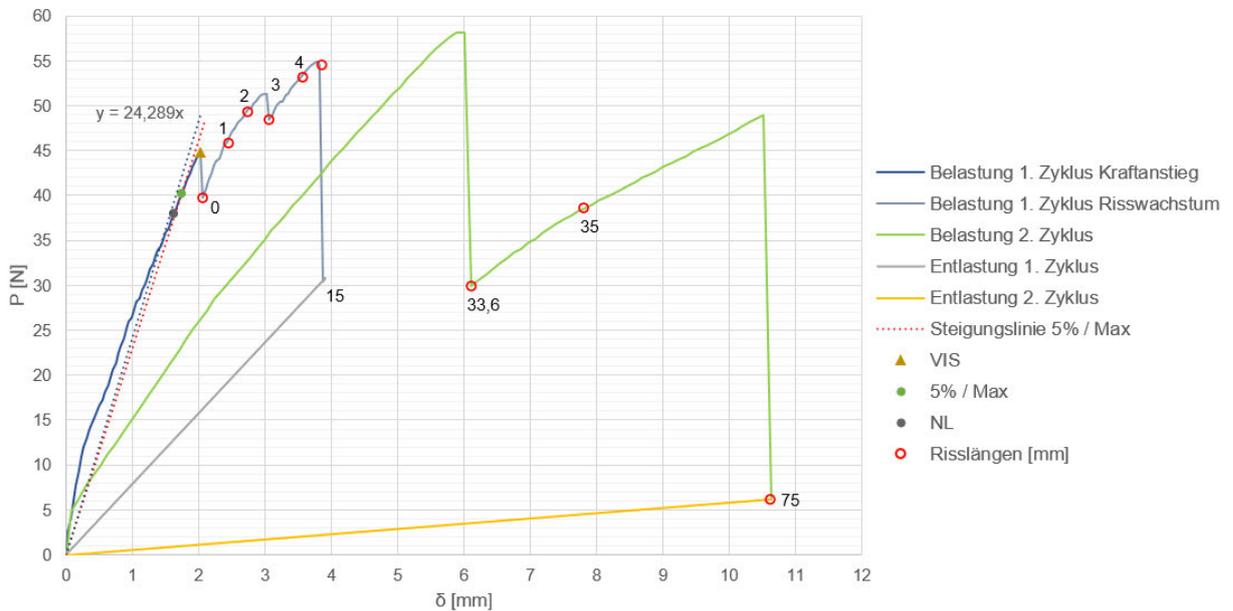


Abbildung 215: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #7

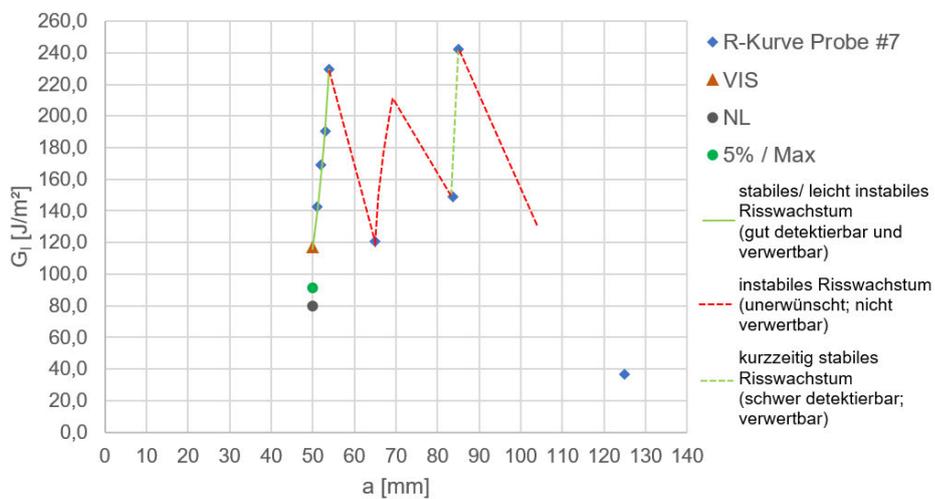


Abbildung 216: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #7

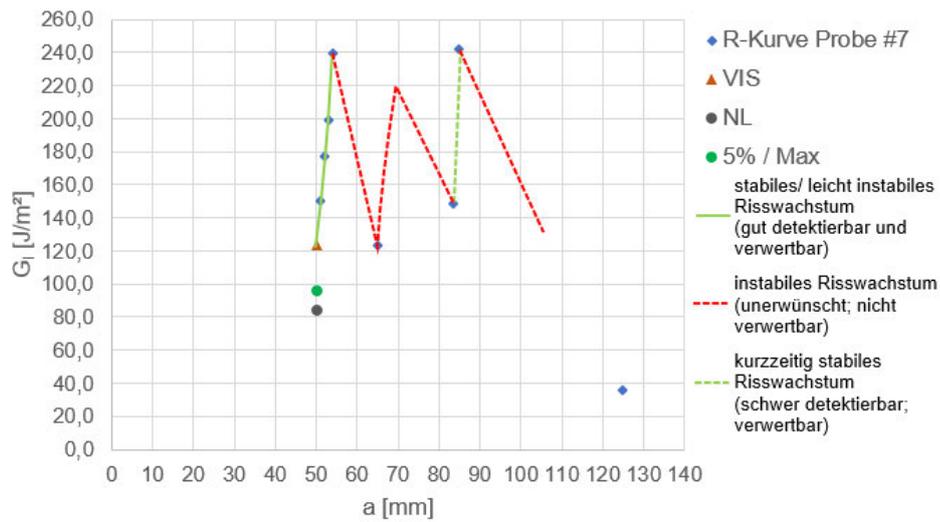


Abbildung 217: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #7

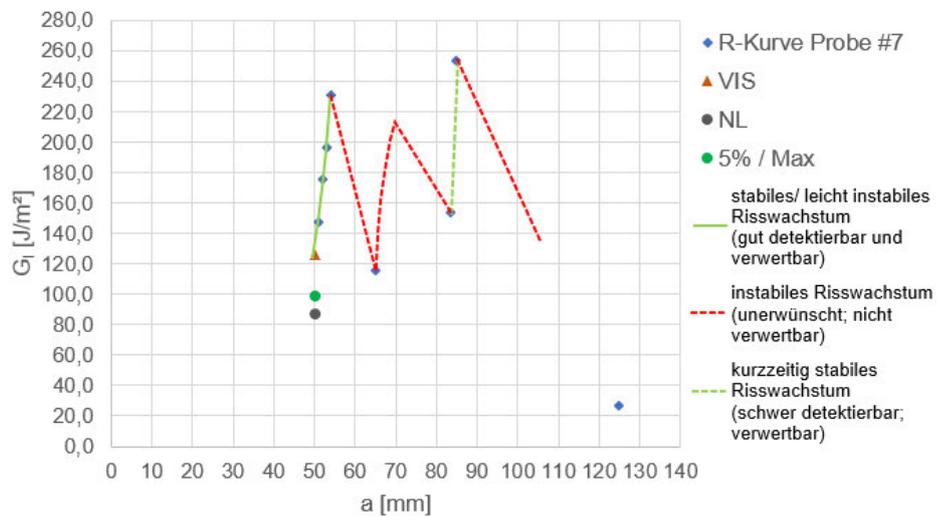


Abbildung 218: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #7

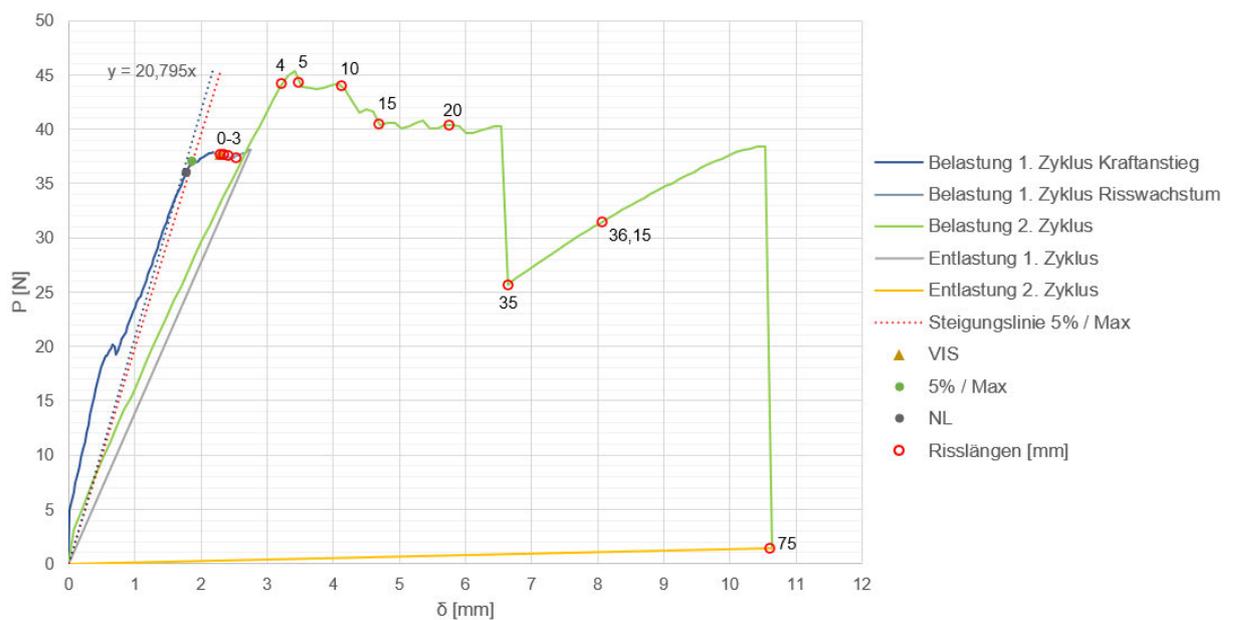


Abbildung 219: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #11

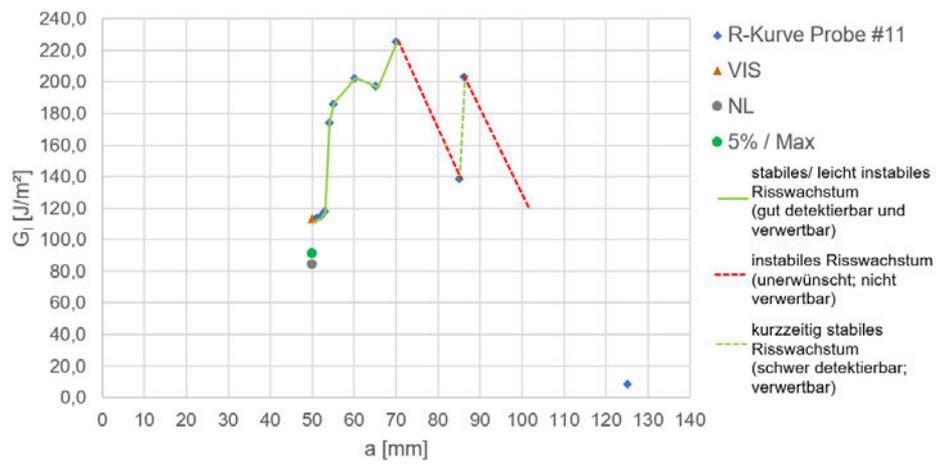


Abbildung 220: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #11

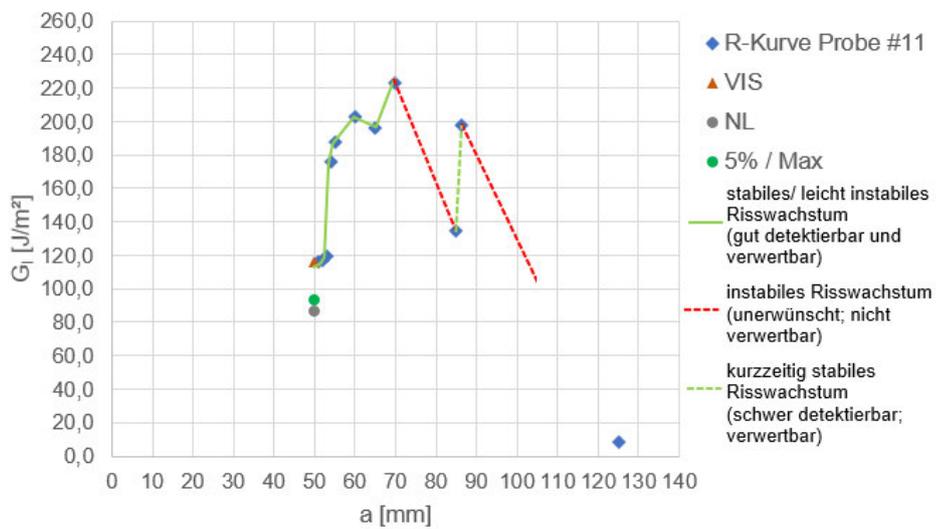


Abbildung 221: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #11

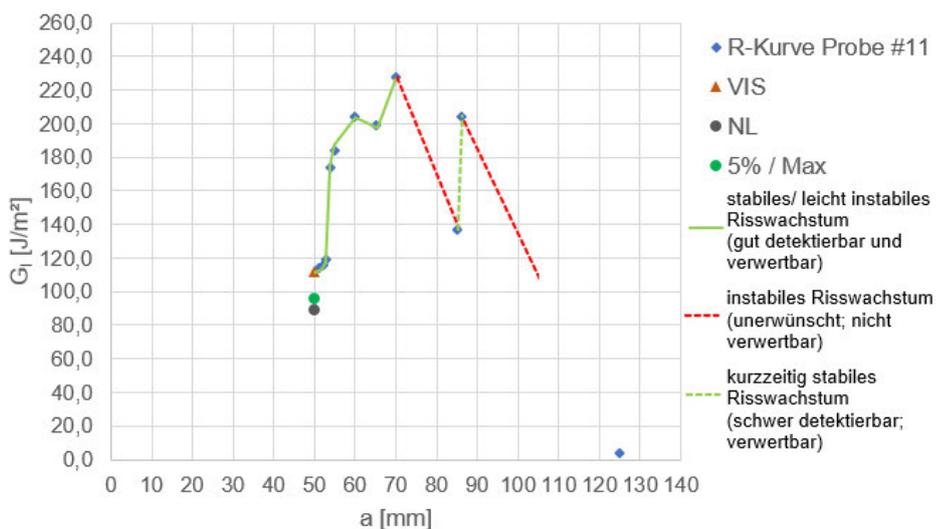


Abbildung 222: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #11

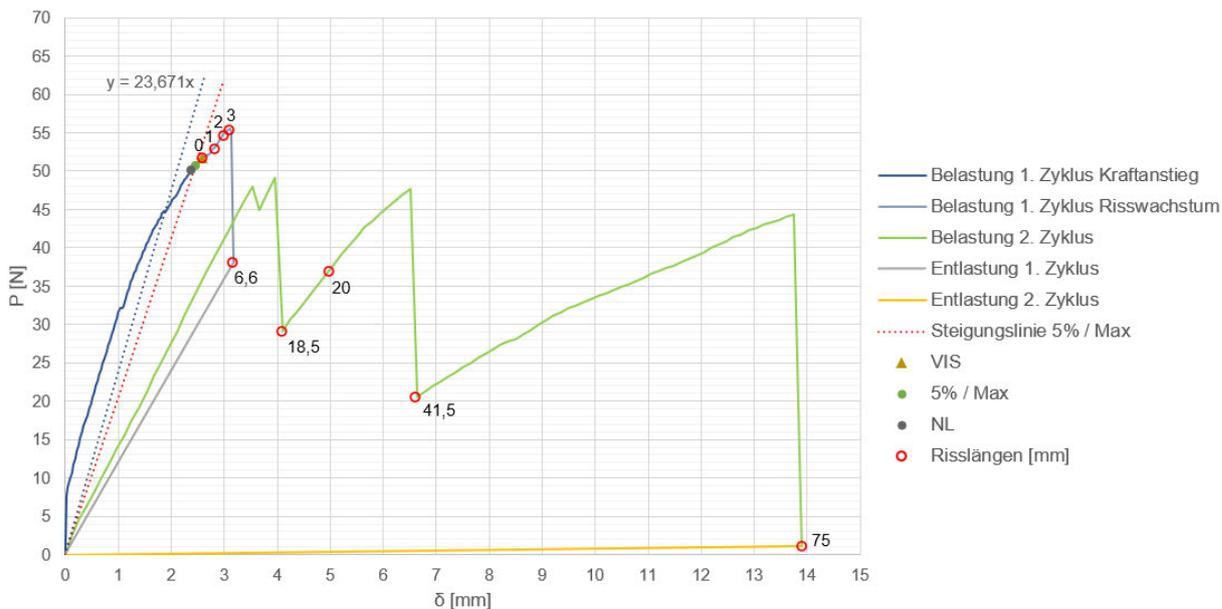


Abbildung 223: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A1 #12

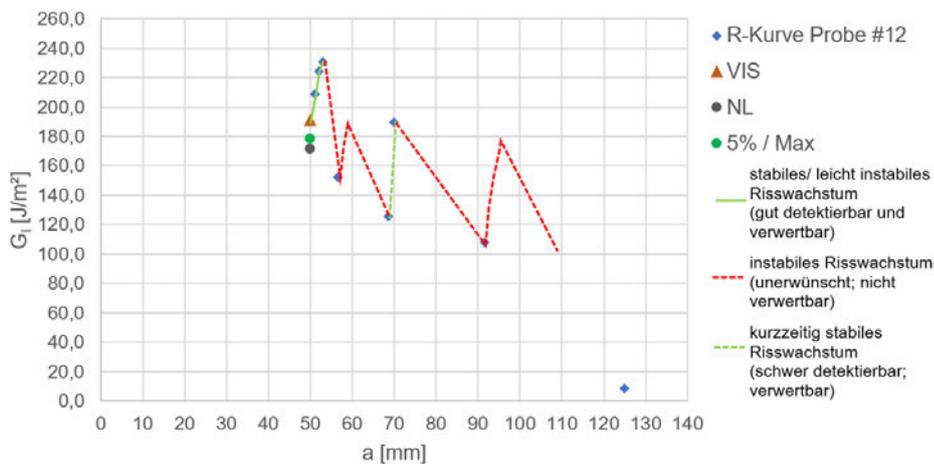


Abbildung 224: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A1 #12

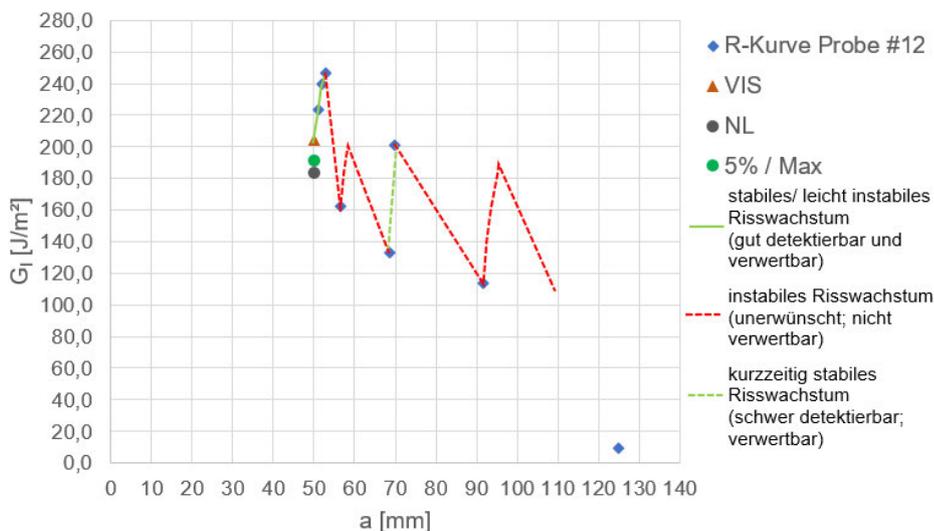


Abbildung 225: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A1 #12

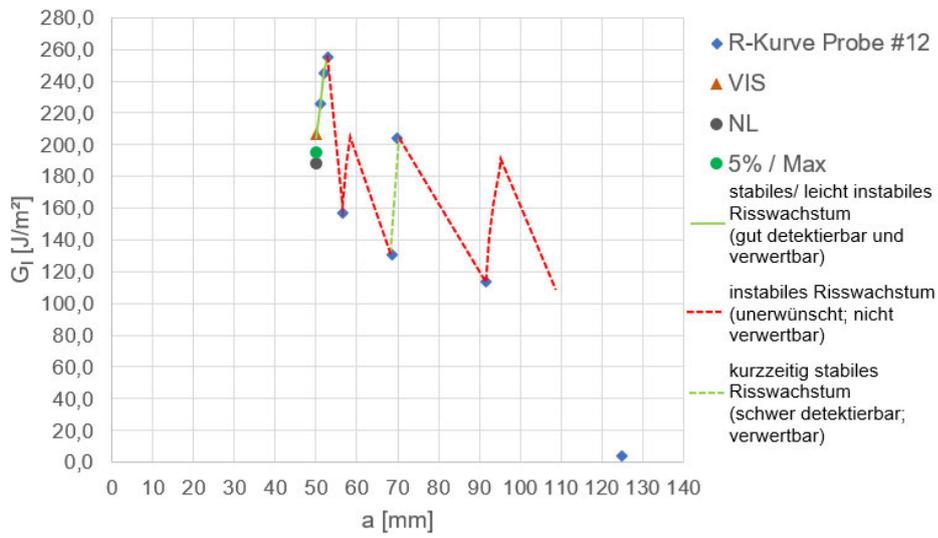


Abbildung 226: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A1 #12

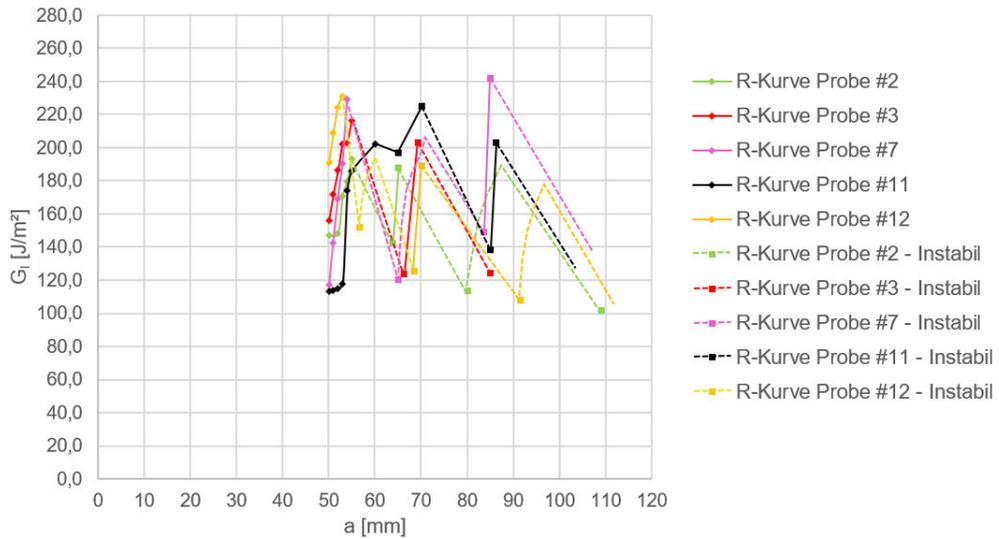


Abbildung 227: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A1

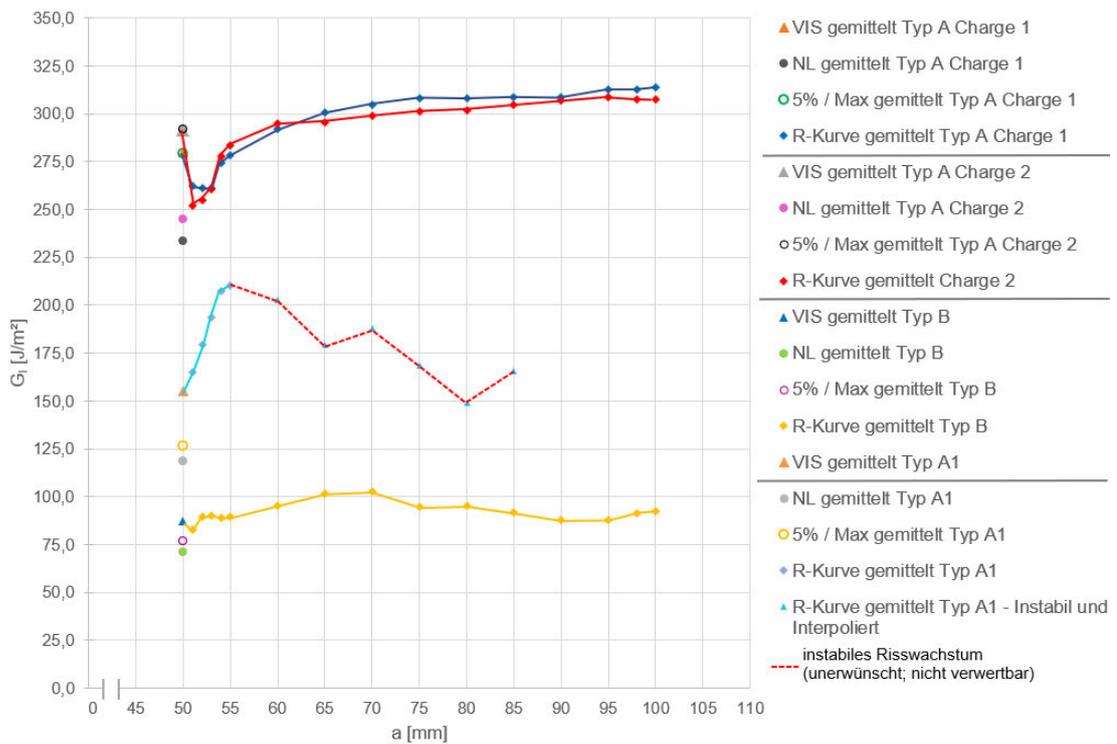


Abbildung 228: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, A1, B

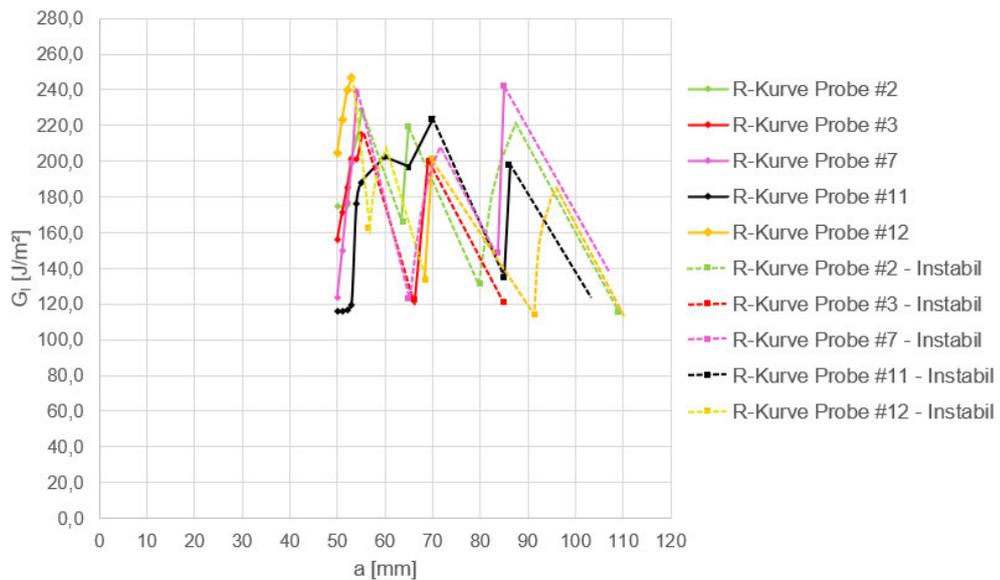


Abbildung 229: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A1

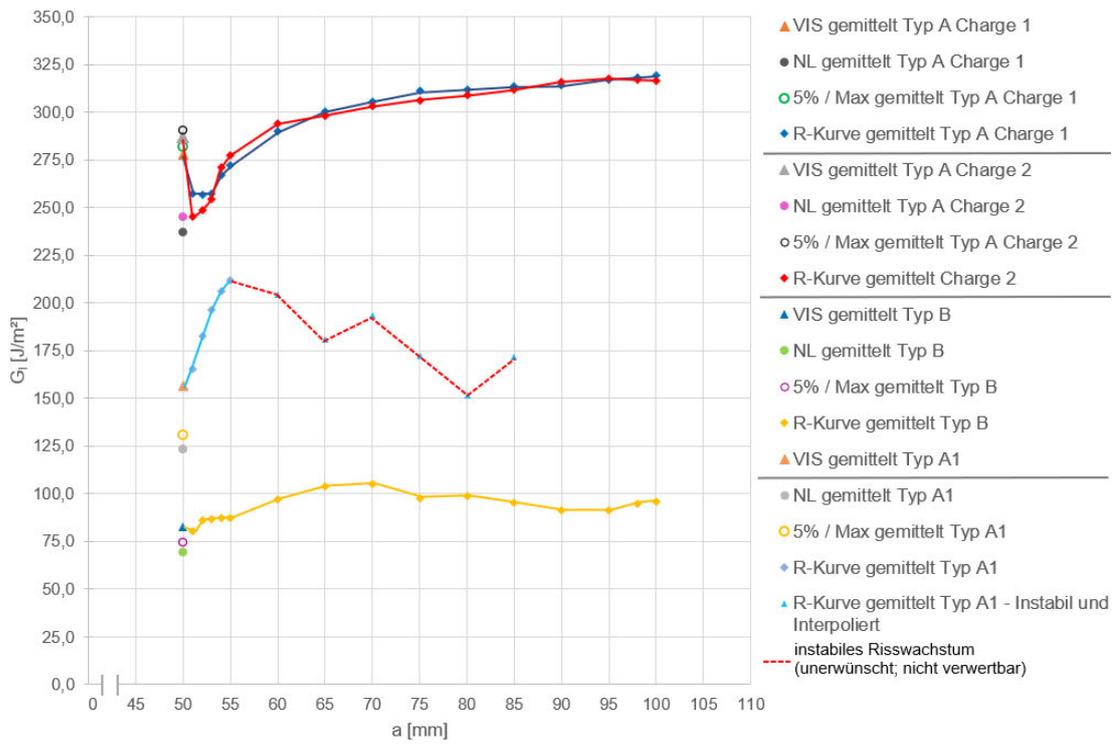


Abbildung 230: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, A1, B

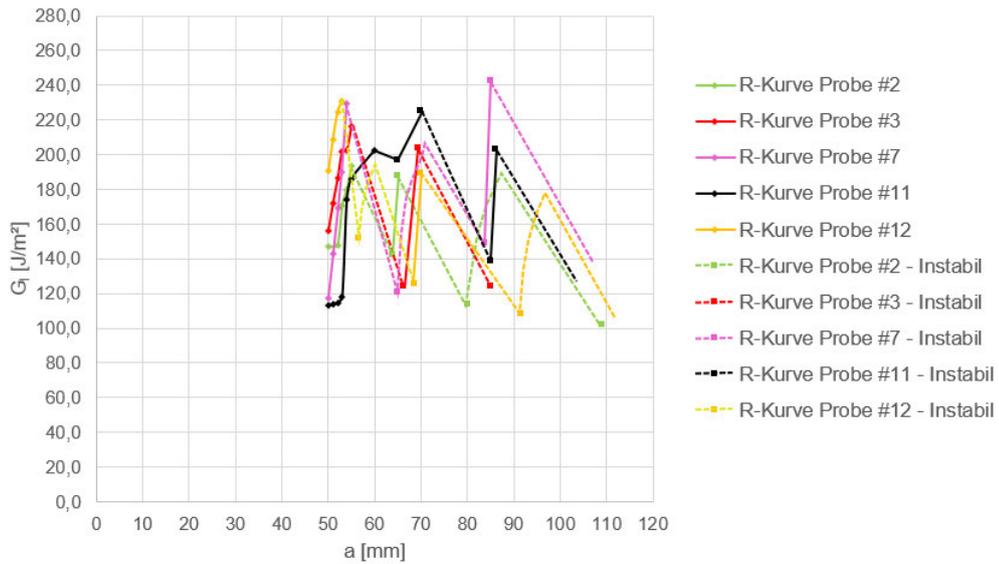


Abbildung 231: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A1

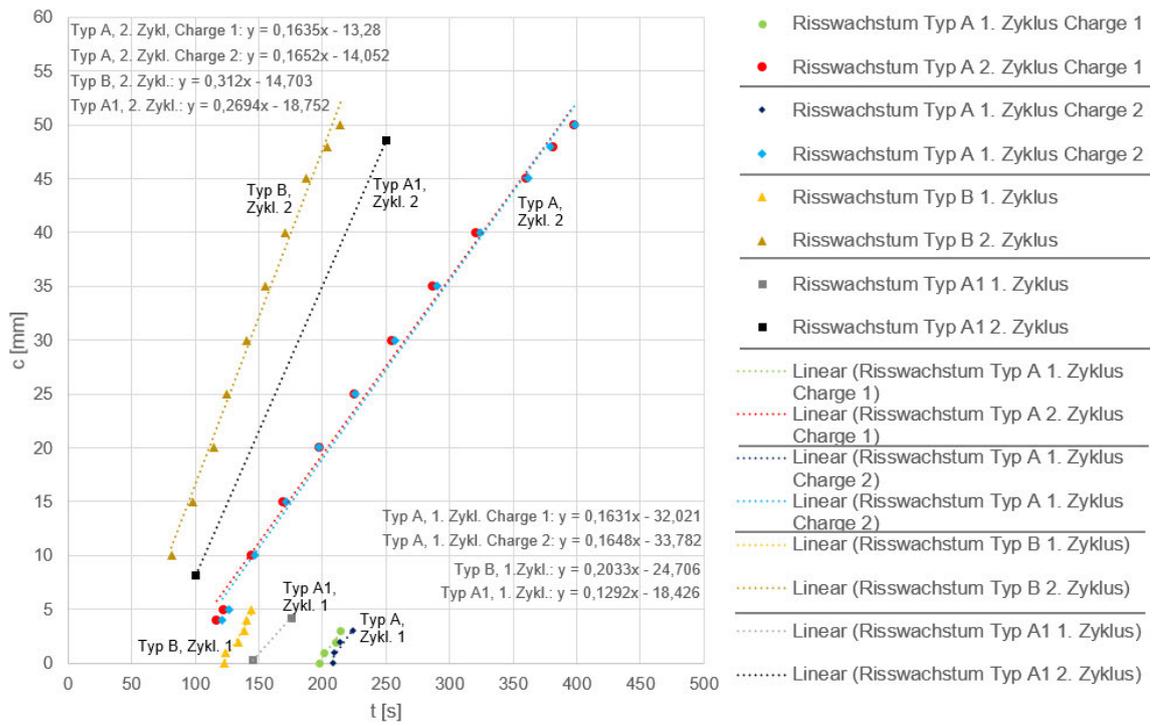


Abbildung 232: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, A1, B

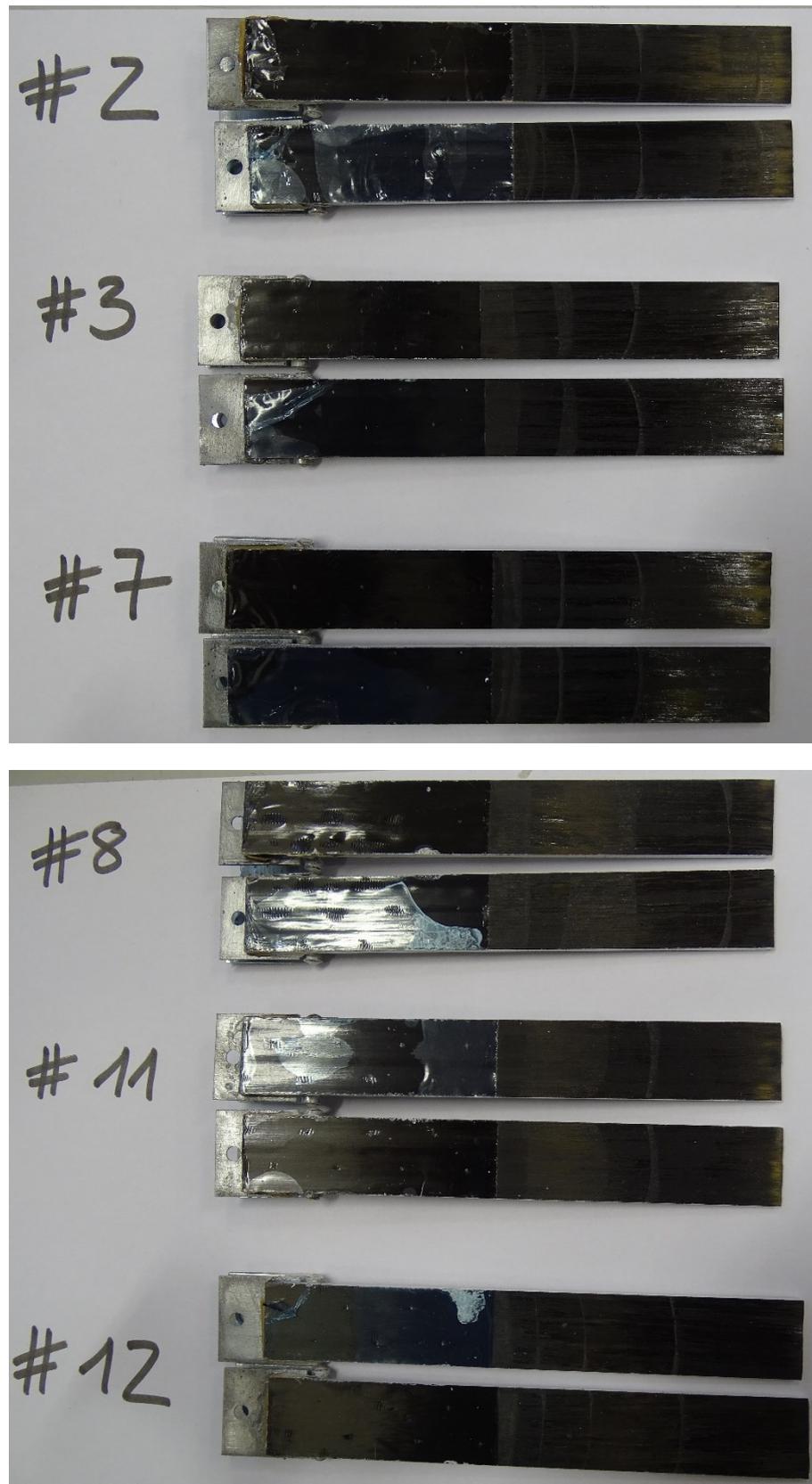
**A.16 Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB-Proben 4 mm DCB Typ A1**

Abbildung 233: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A1

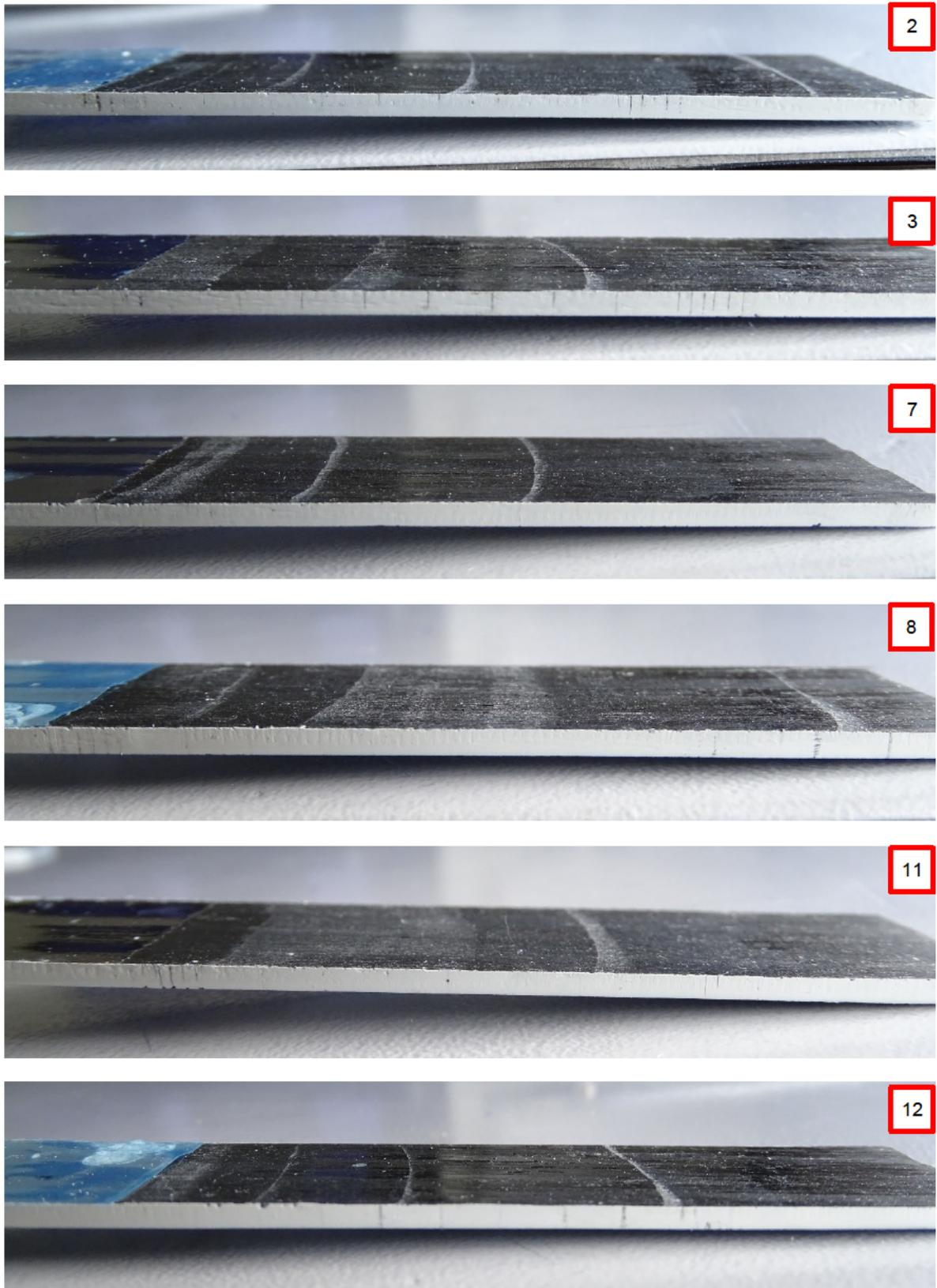


Abbildung 234: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A1

**A.17 Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben 4mm DCB Typ A2**

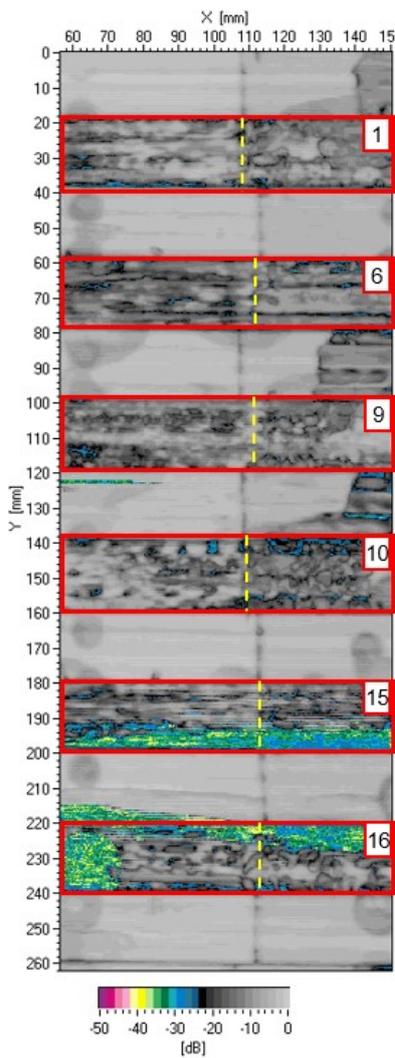


Abbildung 235: 4 mm DCB Typ A2 (#1, #6, #9, #10, #15, #16) vor Test, Rückwandecho [dB]

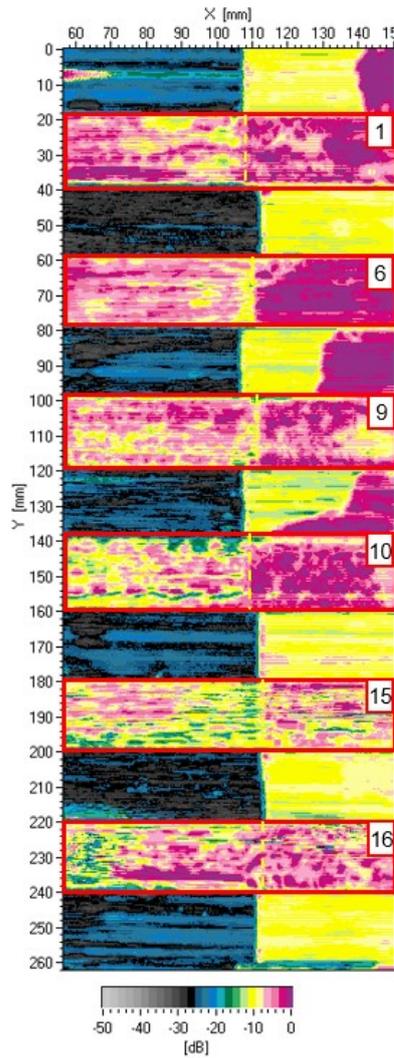


Abbildung 236: 4 mm DCB Typ A2 (#1, #6, #9, #10, #15, #16) vor Test, Fehlerecho [dB]

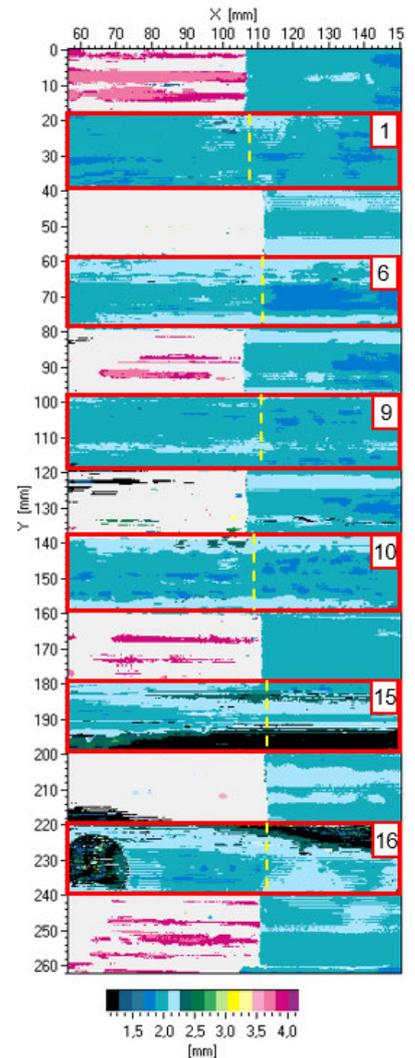


Abbildung 237: 4 mm DCB Typ A2 (#1, #6, #9, #10, #15, #16) vor Test, Fehlertiefe [mm]

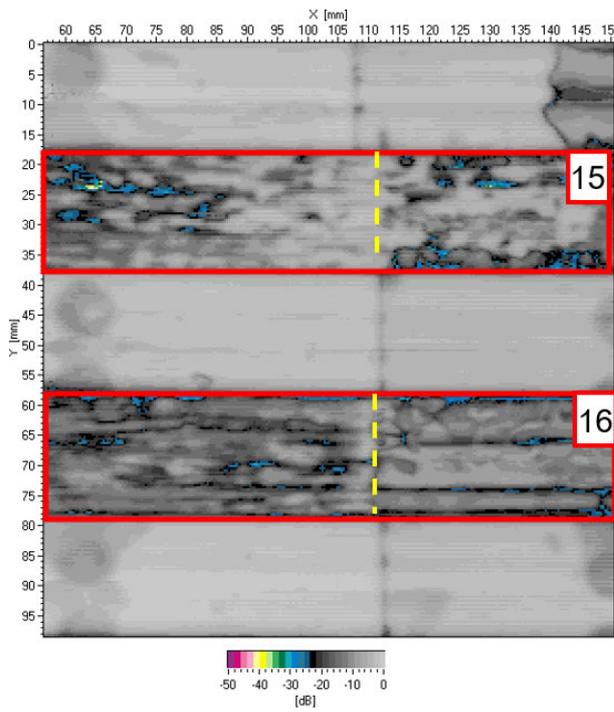


Abbildung 238: 4 mm DCB Typ A2 (#15, #16) nach Test, Rückwandecho [dB]

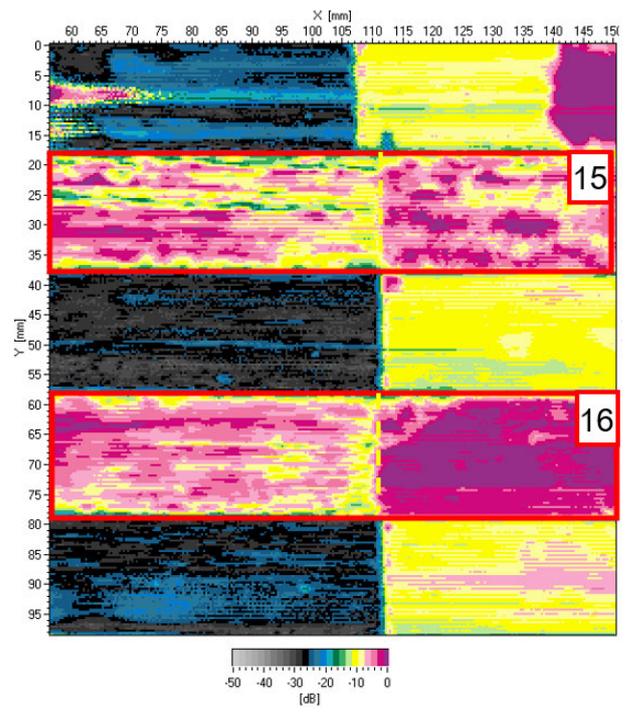


Abbildung 239: 4 mm DCB Typ A2 (#15, #16) nach Test, Fehlerecho [dB]

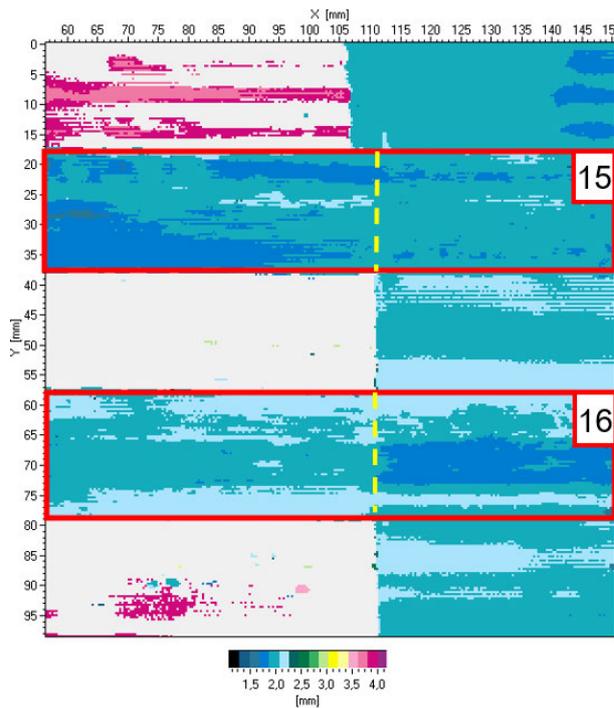


Abbildung 240: 4 mm DCB Typ A2 (#15, #16) nach Test, Fehlertiefe [mm]

### A.18 Präparation der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A2

Probekörper	Breite [mm]				Dicke [mm]				Dickenva- riation [mm]
	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	
#1	20,14	20,12	20,17	20,14	4,12	4,09	4,10	4,10	0,03
#6	20,13	20,15	20,21	20,16	4,25	4,25	4,22	4,24	0,03
#9	20,16	20,18	20,21	20,18	4,12	4,09	4,11	4,11	0,03
#10	20,02	20,05	20,01	20,03	4,09	4,03	4,09	4,07	0,06
#15	20,21	20,15	20,17	20,18	4,02	4,00	4,04	4,02	0,04
#16	20,12	20,19	20,11	20,14	4,18	4,13	4,12	4,14	0,06
Minimum				20,03				4,02	
Maximum				20,18				4,24	

Tabelle 29: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A2

**A.19 Testauswertung der DCB-Proben 4 mm DCB Typ A2**

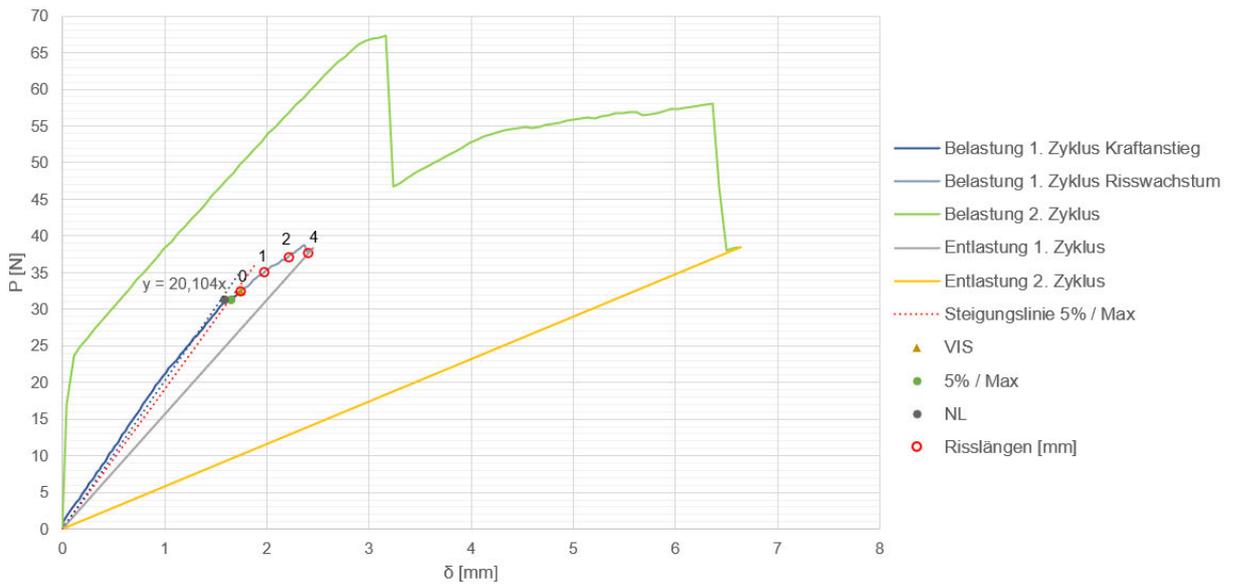


Abbildung 241: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #1

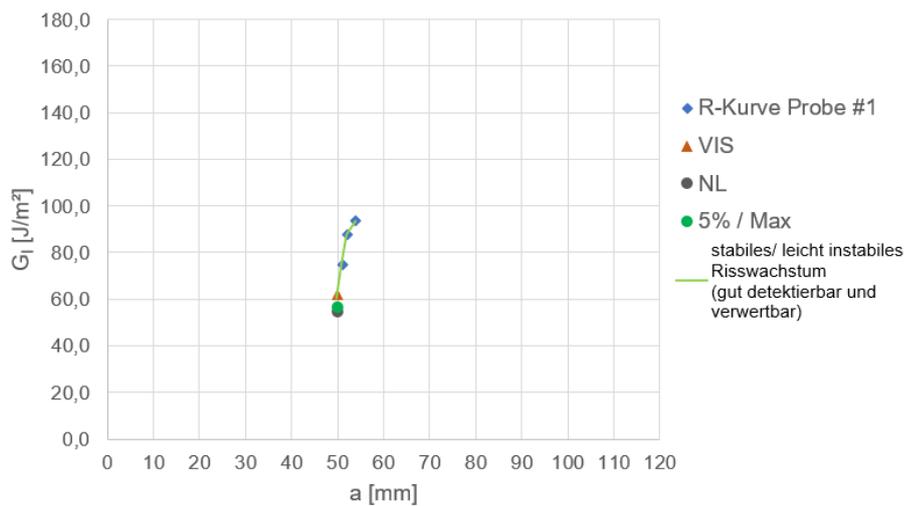


Abbildung 242: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #1

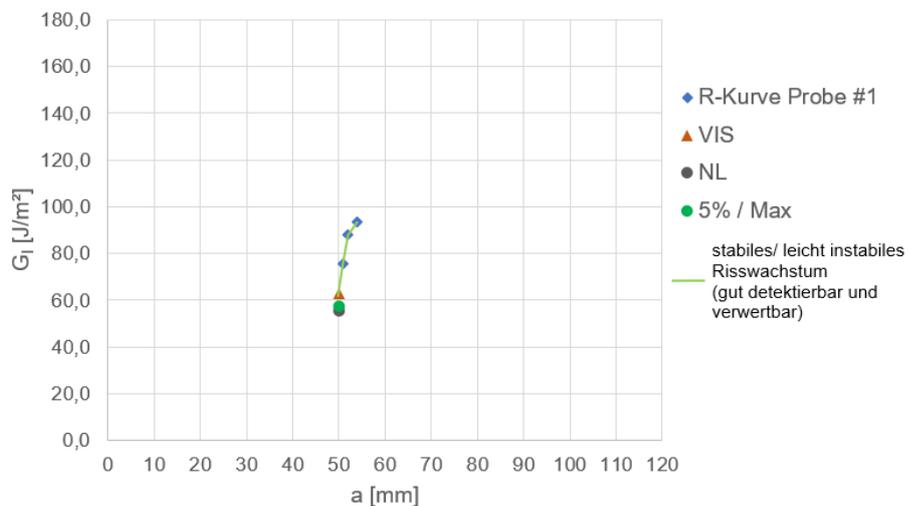


Abbildung 243: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #1

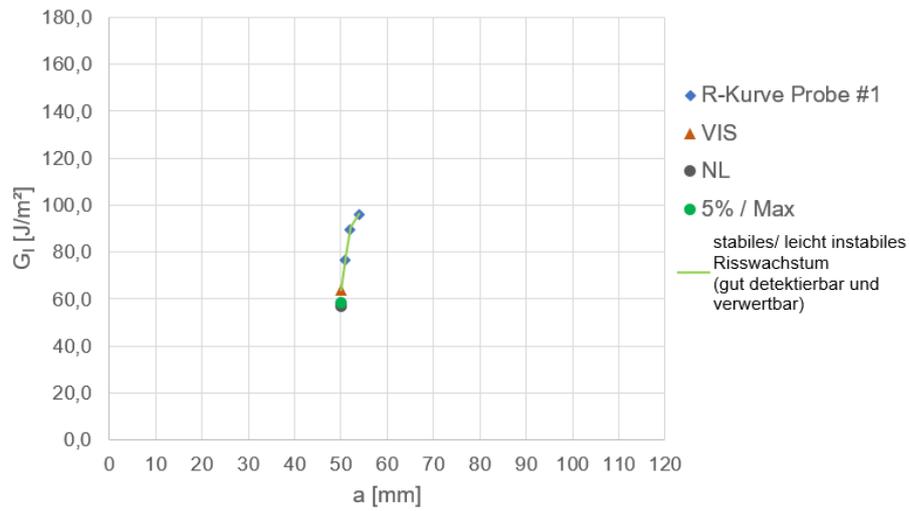


Abbildung 244: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #1

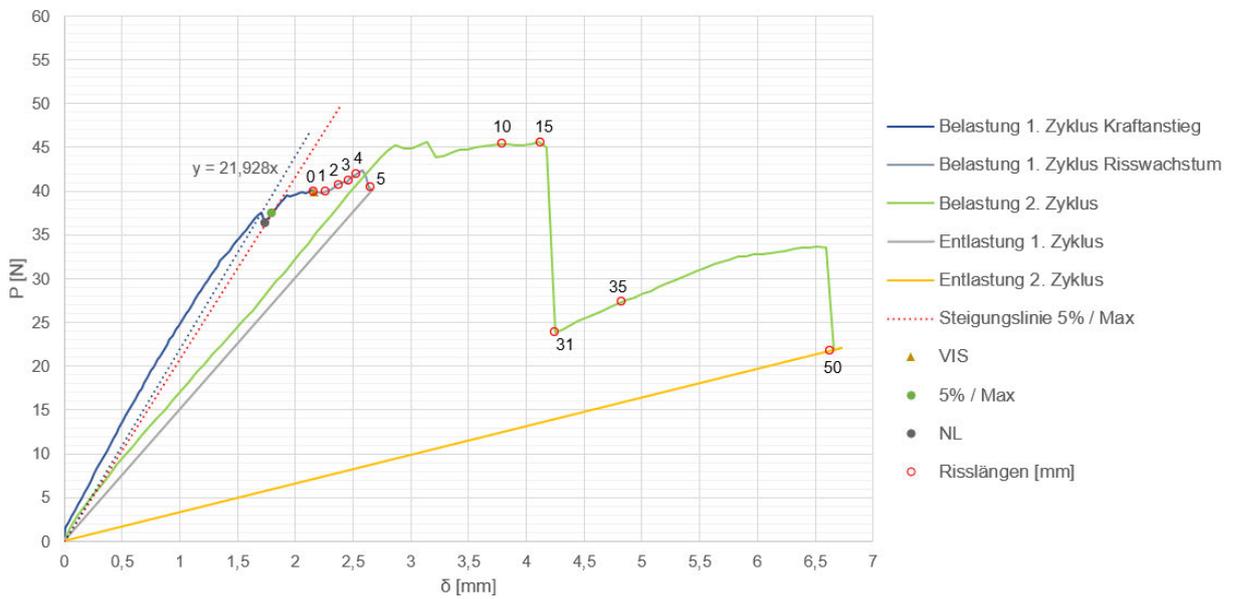


Abbildung 245: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #6

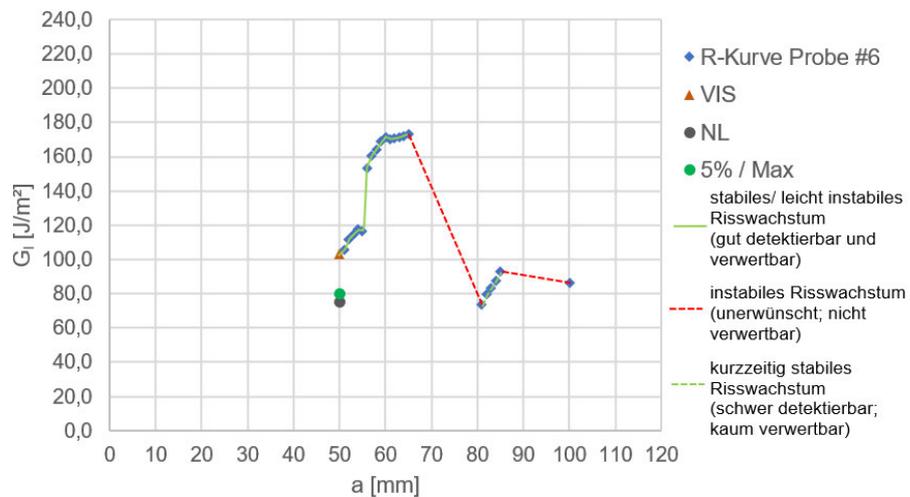


Abbildung 246: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #6

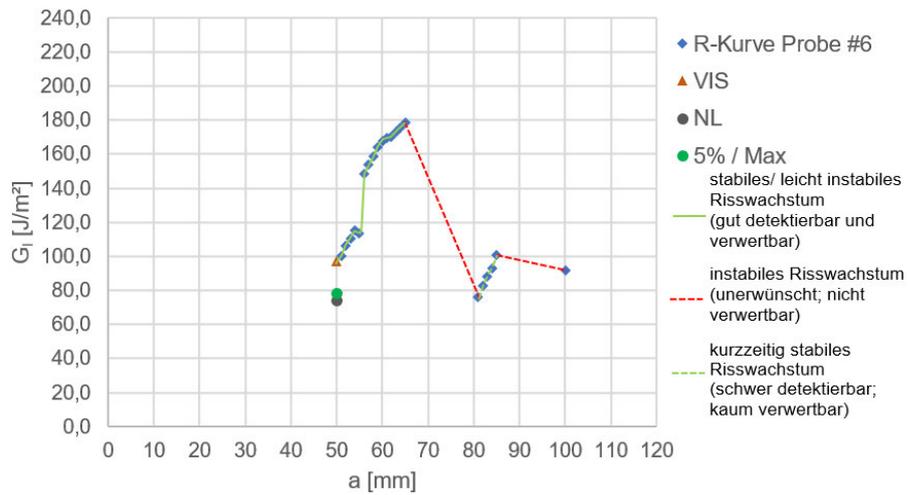


Abbildung 247: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #6

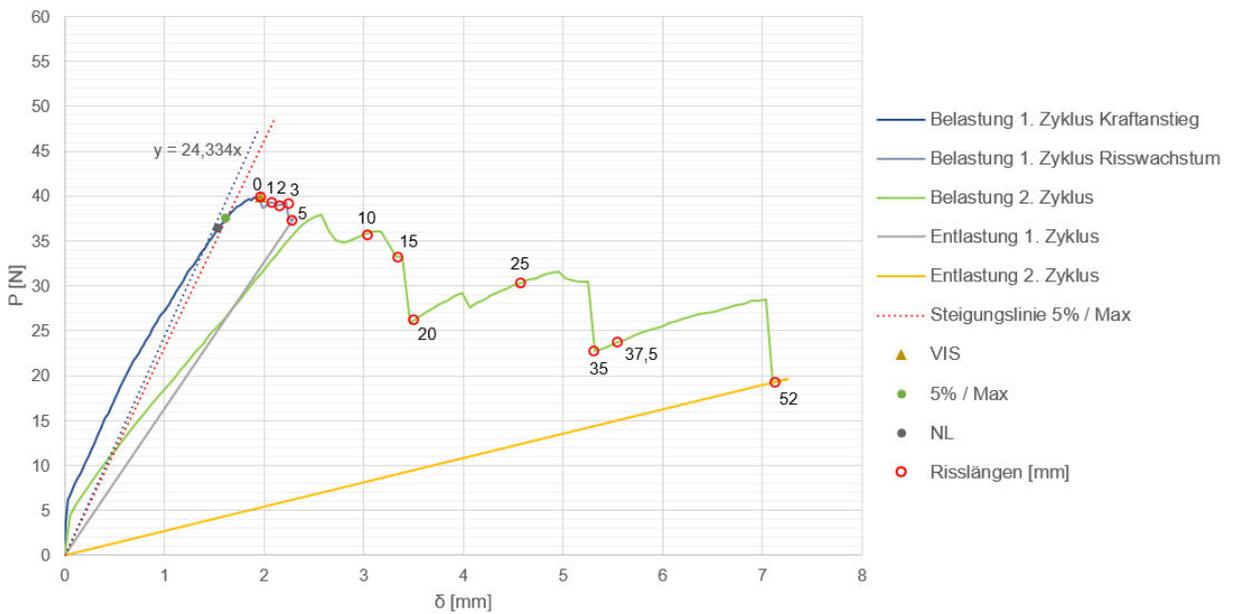


Abbildung 248: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #9

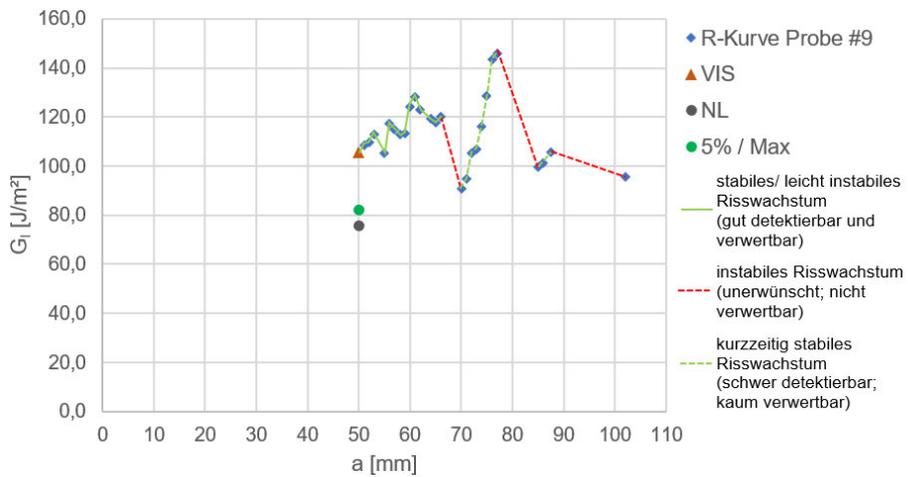


Abbildung 249: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #9

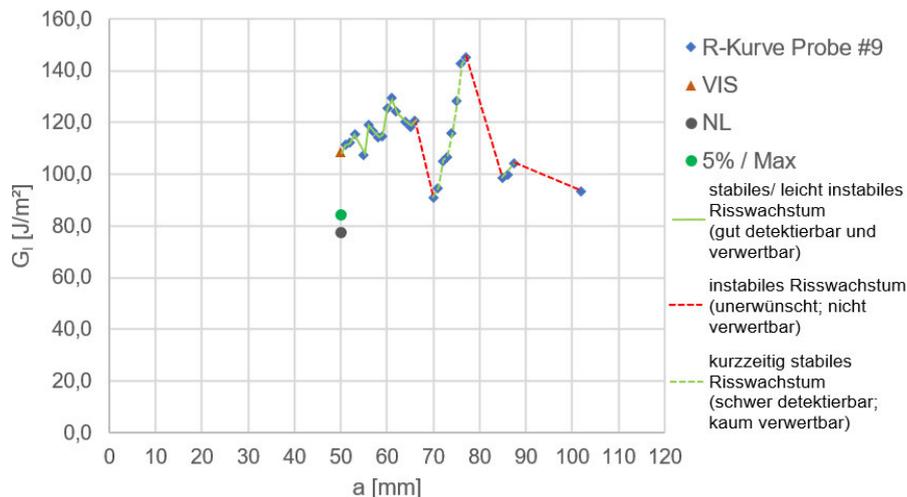


Abbildung 250: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #9

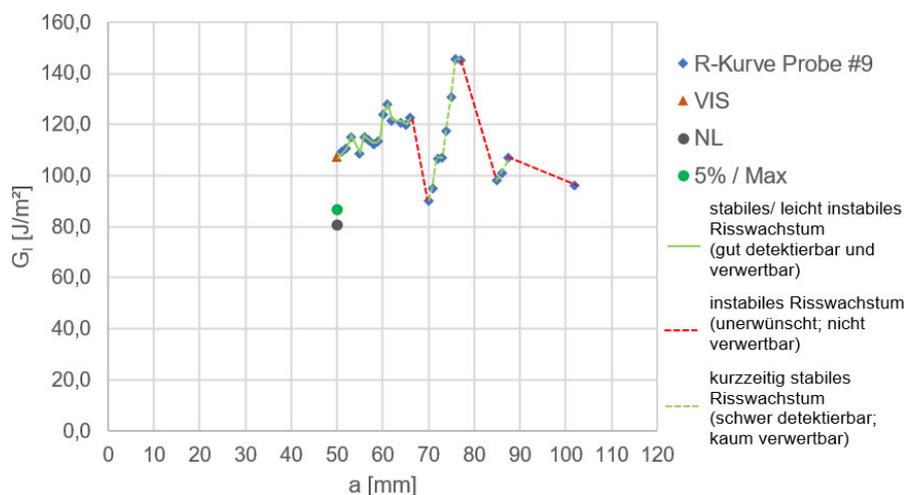


Abbildung 251: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #9

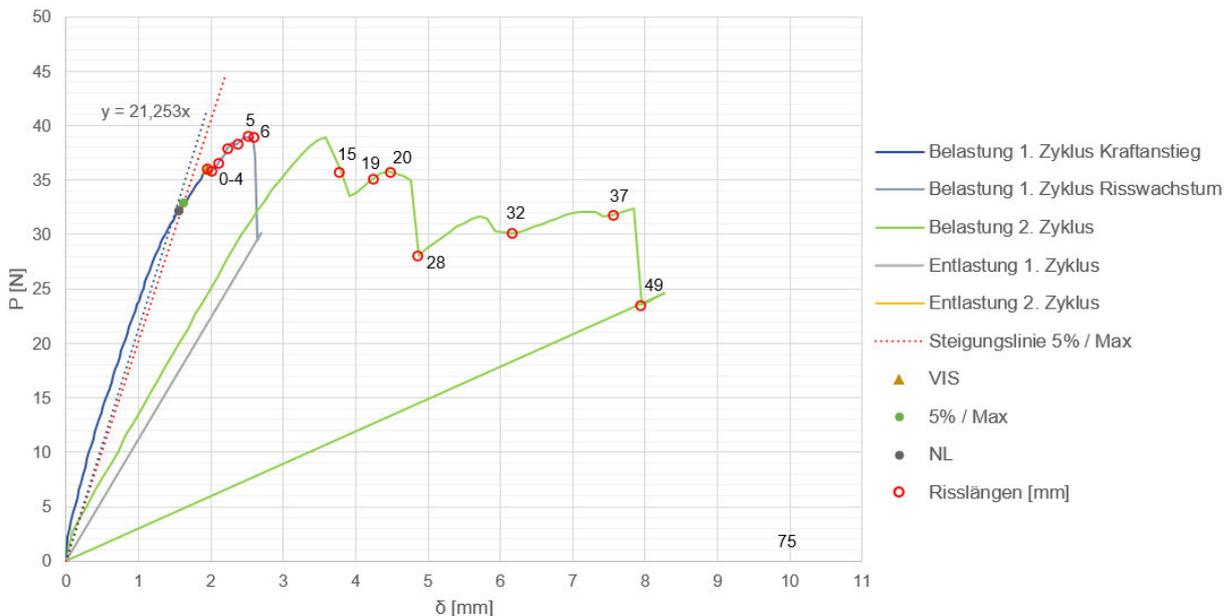


Abbildung 252: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #10

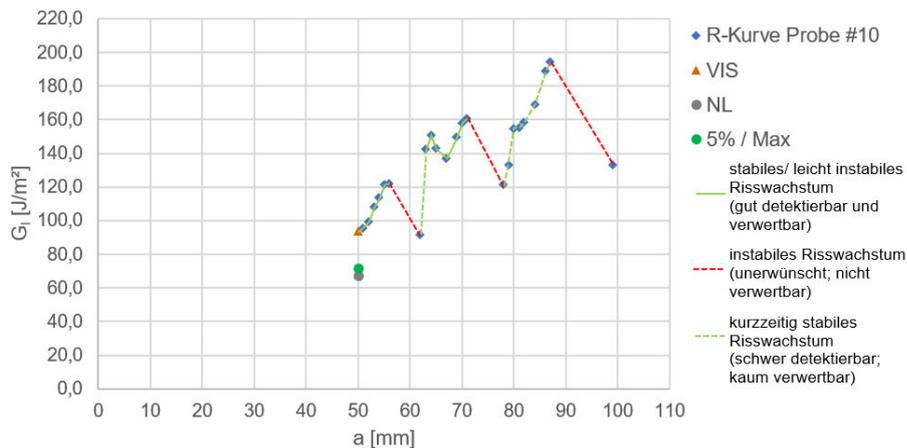


Abbildung 253: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #10

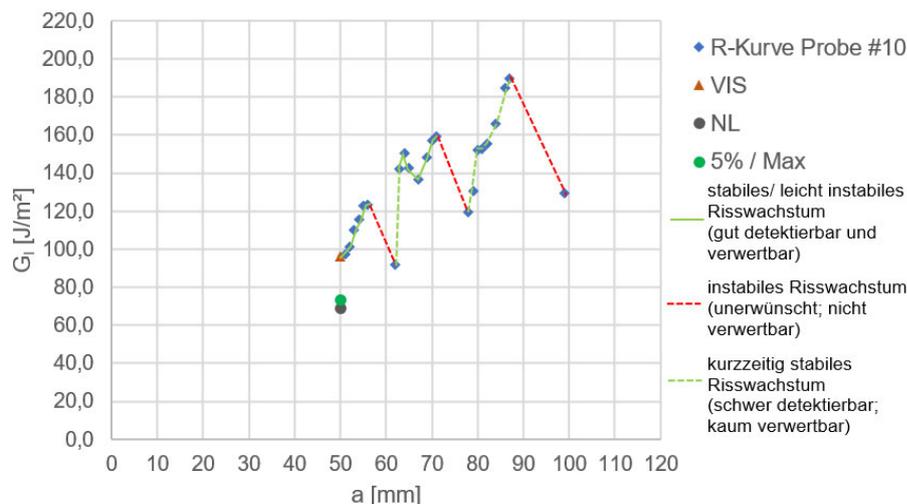


Abbildung 254: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #10

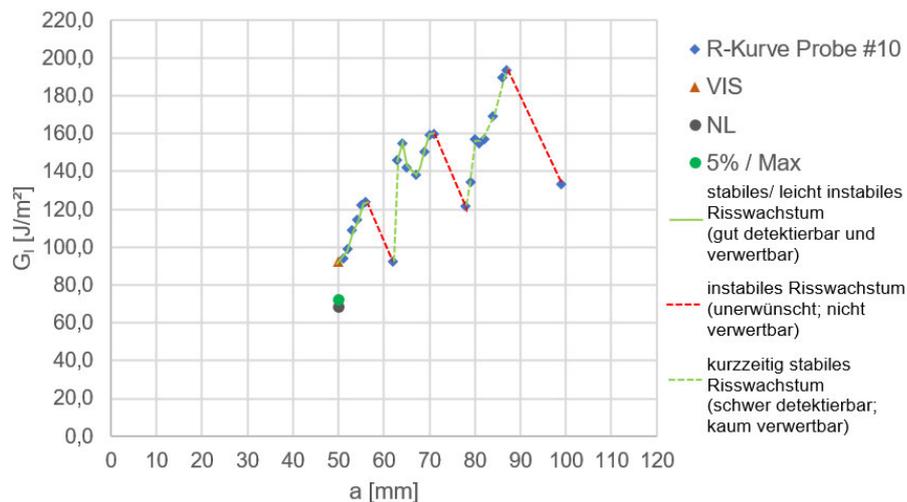


Abbildung 255: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #10

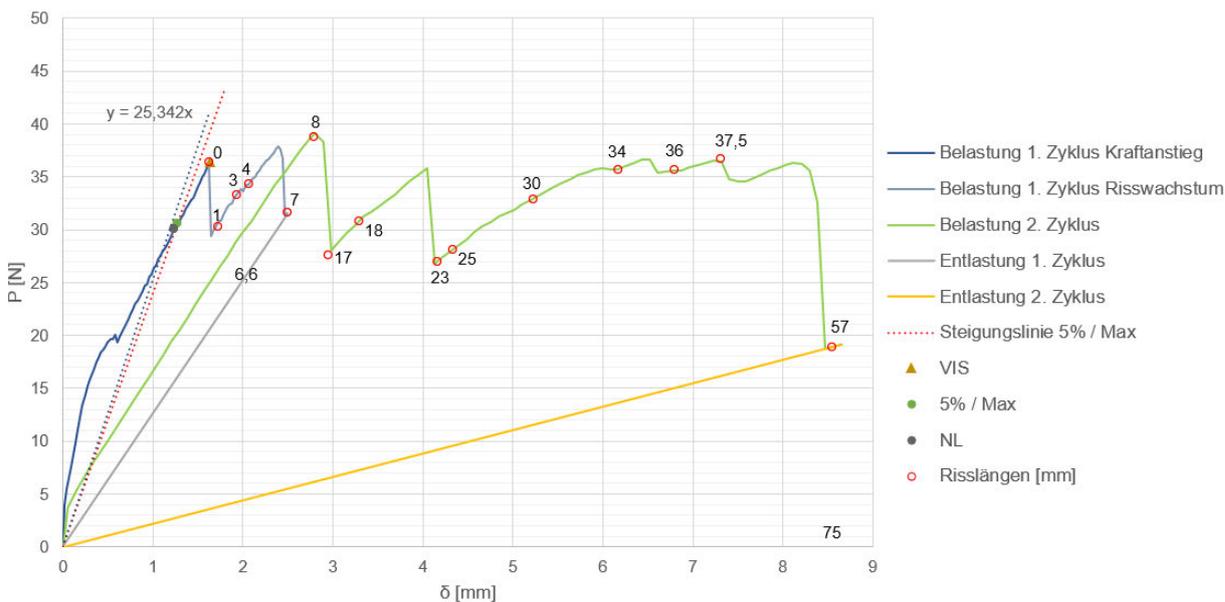


Abbildung 256: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A2 #16

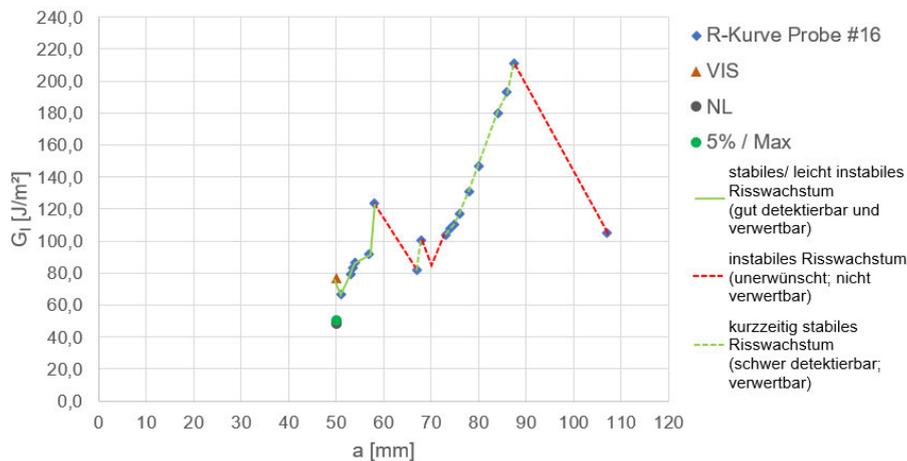


Abbildung 257: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A2 #16

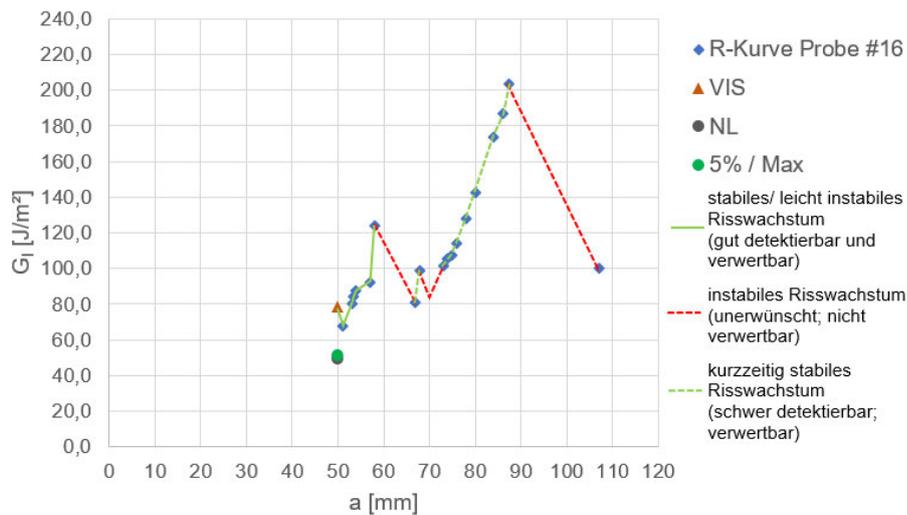


Abbildung 258: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A2 #16

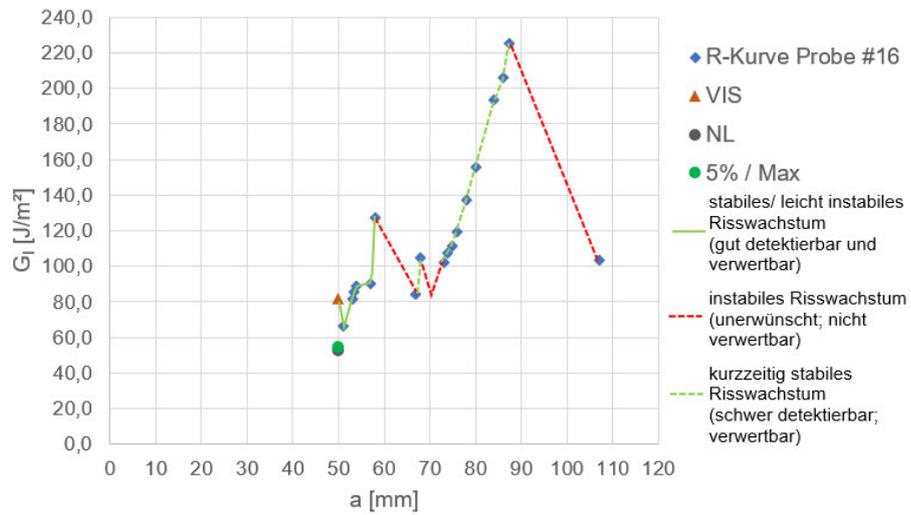


Abbildung 259: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A2 #16

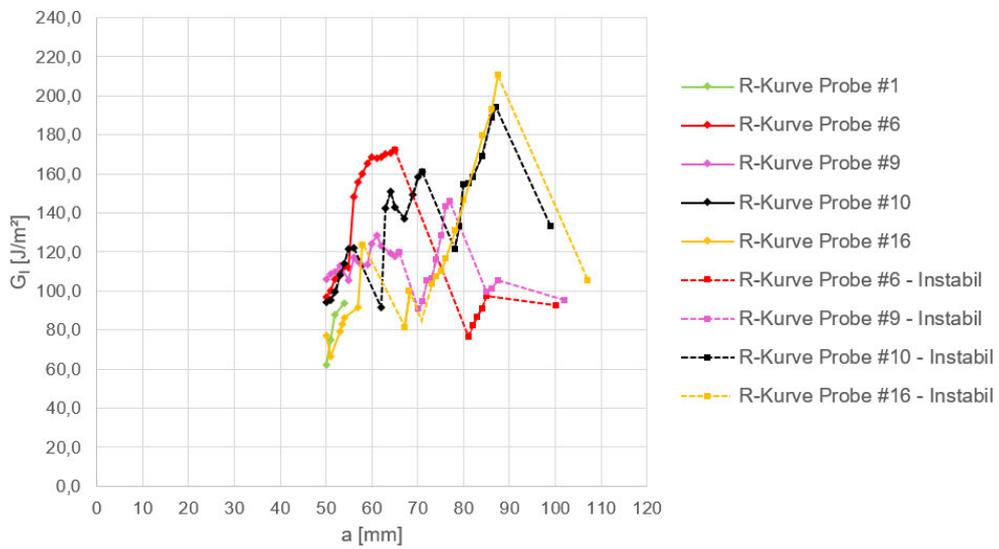


Abbildung 260: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A2

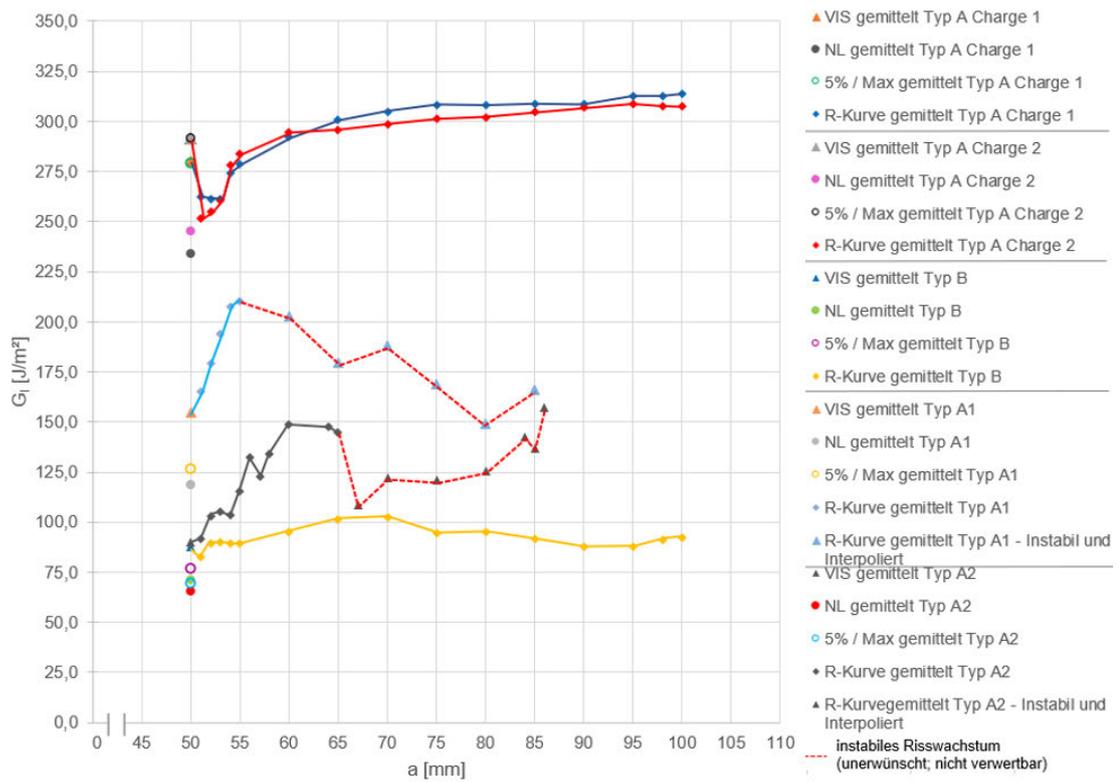


Abbildung 261: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B

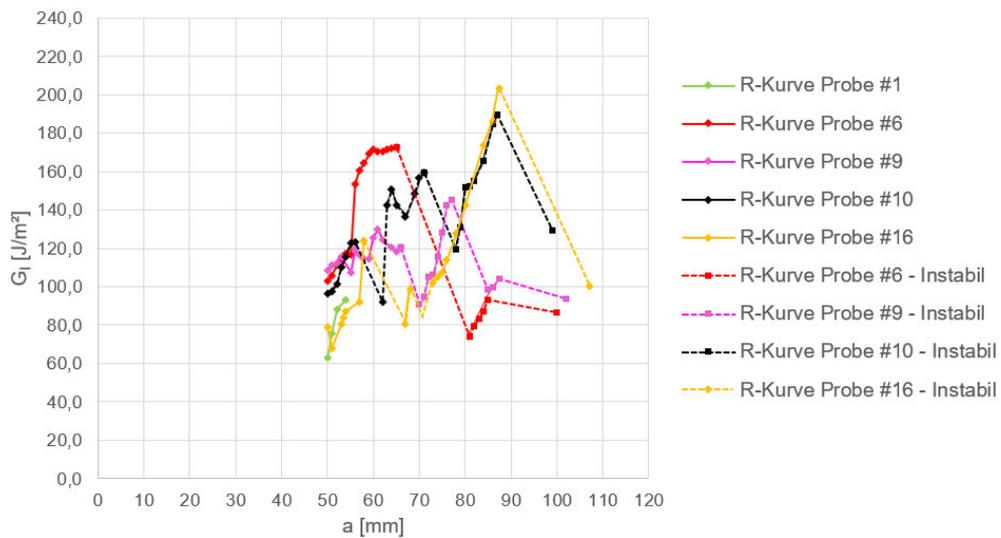


Abbildung 262: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A2

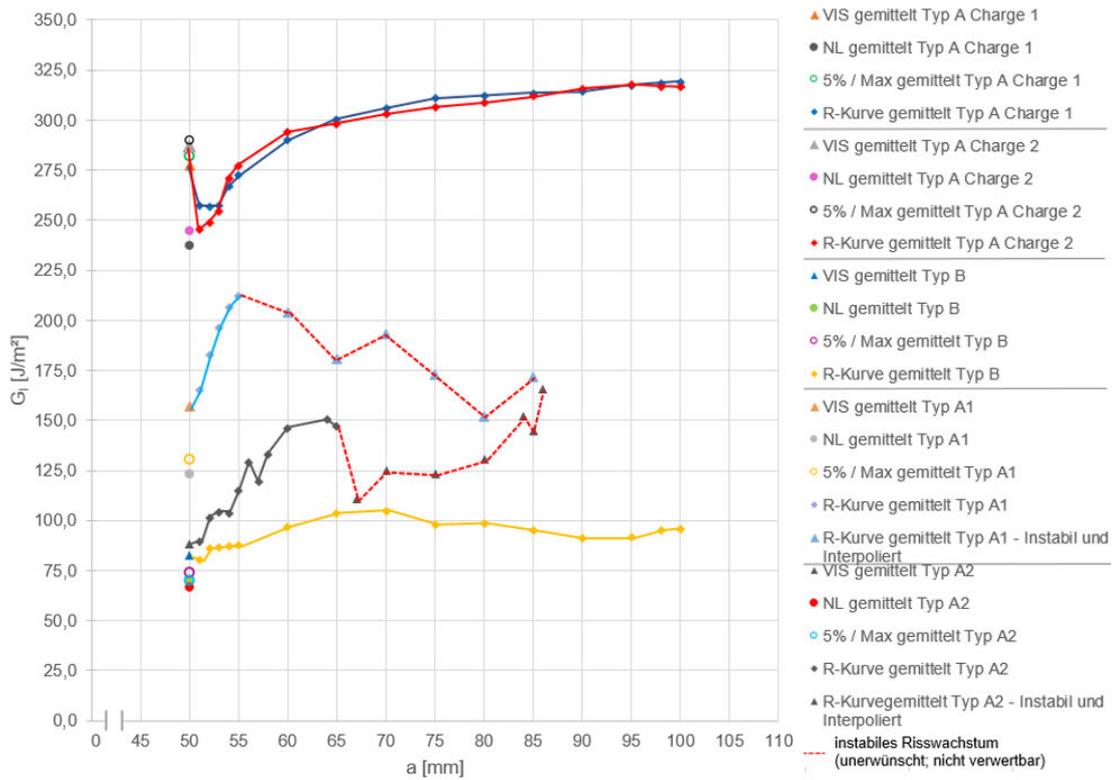


Abbildung 263: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B

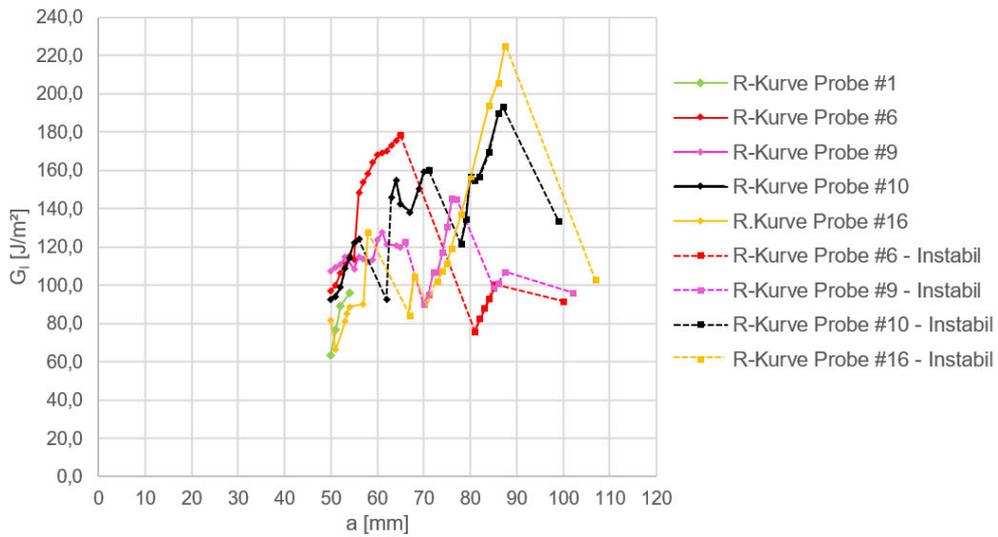


Abbildung 264: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A2

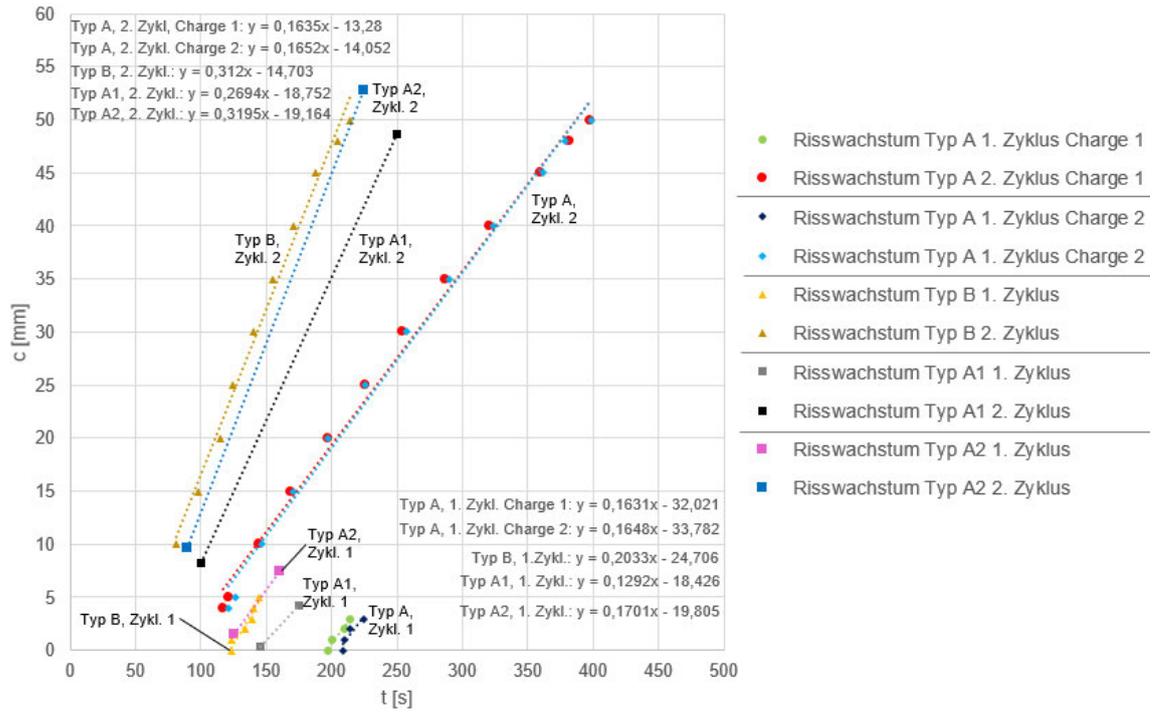


Abbildung 265: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, B

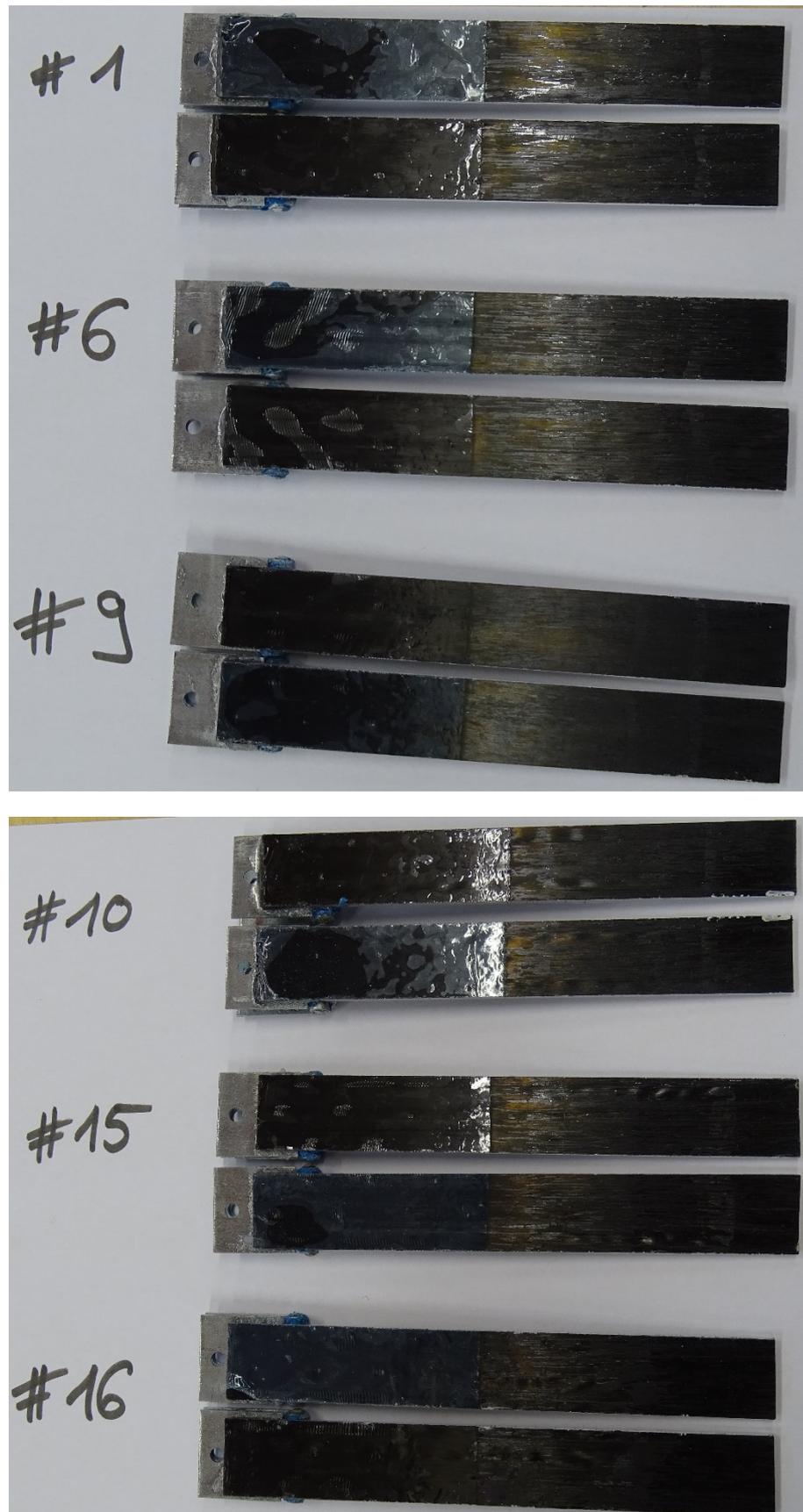
**A.20 Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB-Proben 4 mm DCB Typ A2**

Abbildung 266: Rissflächen nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A2



Abbildung 267: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A2

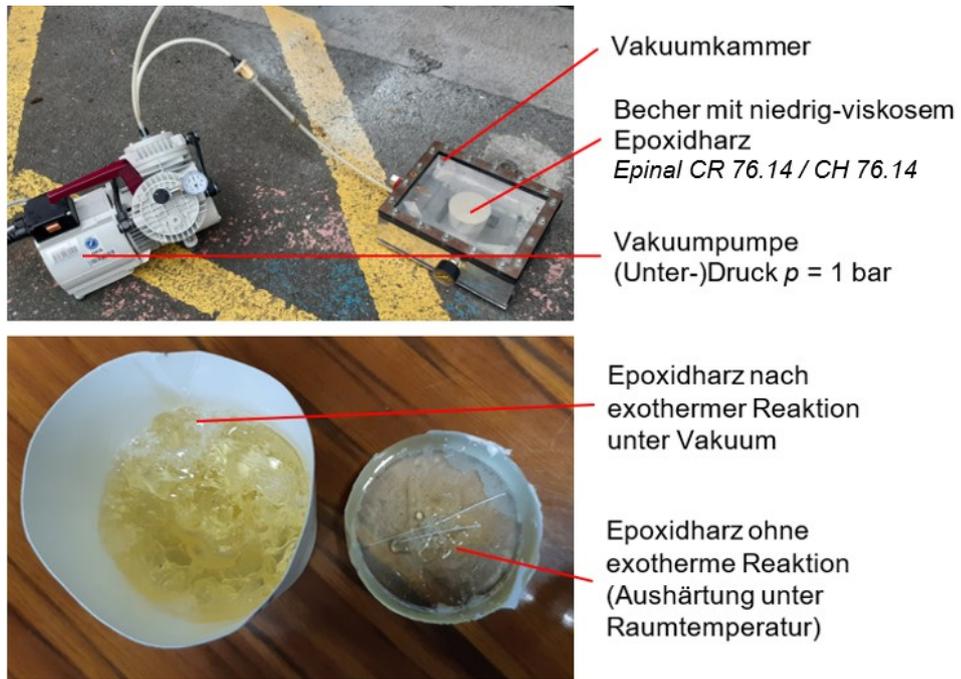


Abbildung 268: Experiment zum Nachweis einer exothermen Epoxidharzreaktion unter Vakuum

## A.21 Ultraschall-Scans der unbeschädigten DCB-Proben 4mm DCB Typ A3

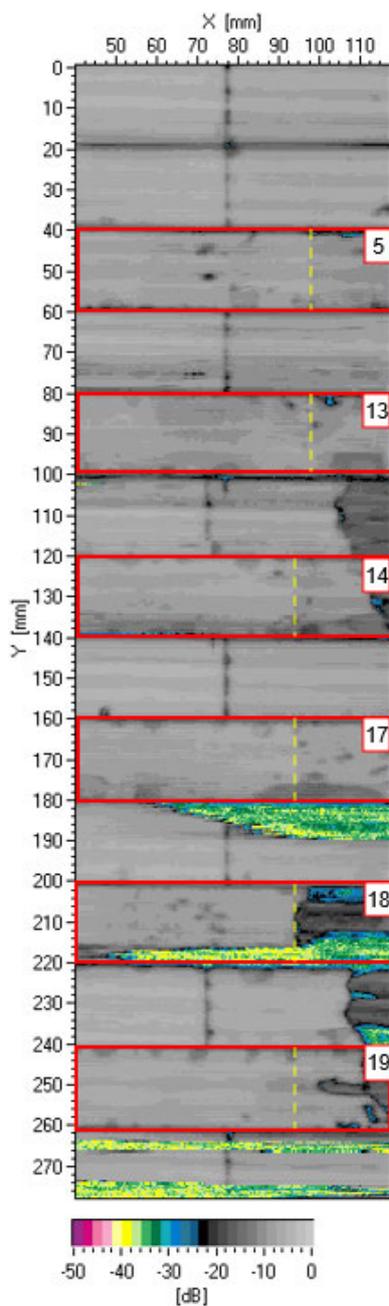


Abbildung 269: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) vor Test, Rückwandecho [dB]

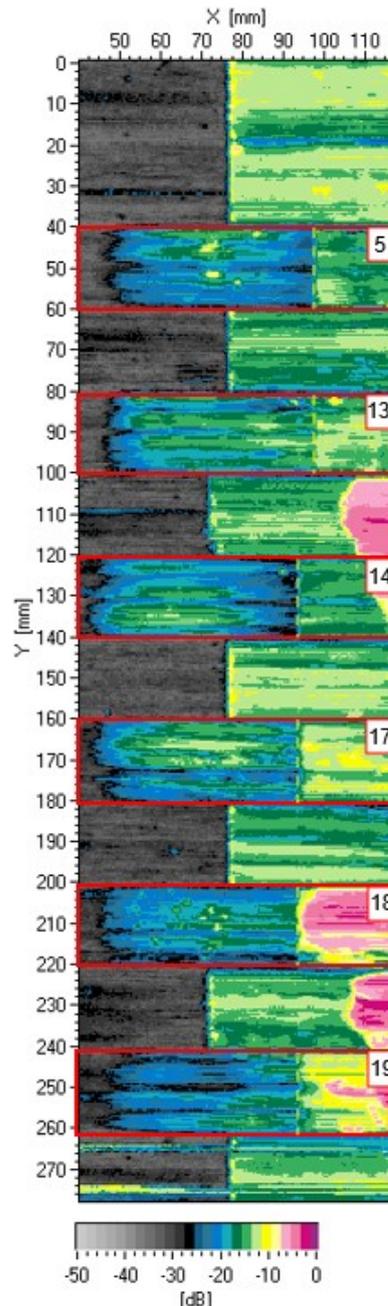


Abbildung 270: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) vor Test, Fehlerecho [dB]

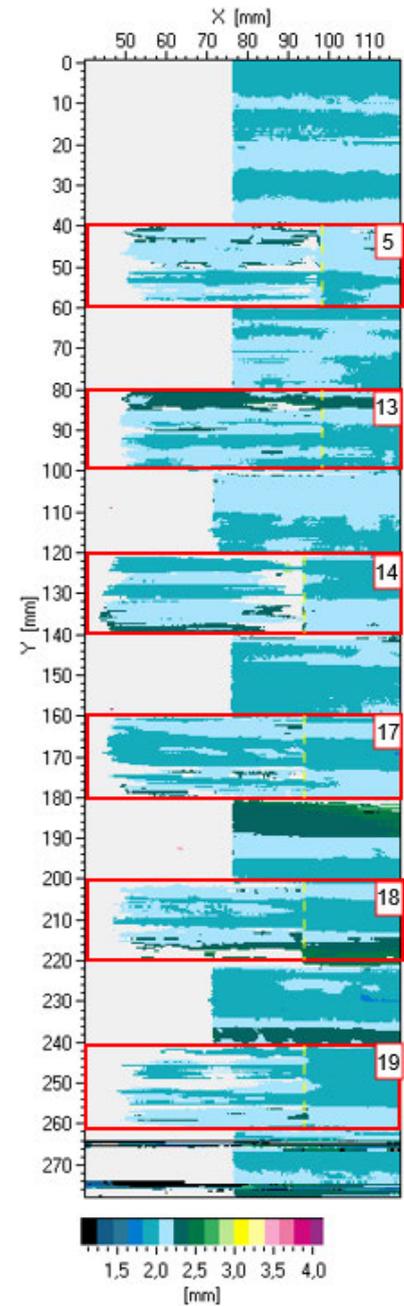


Abbildung 271: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) vor Test, Fehlertiefe [mm]

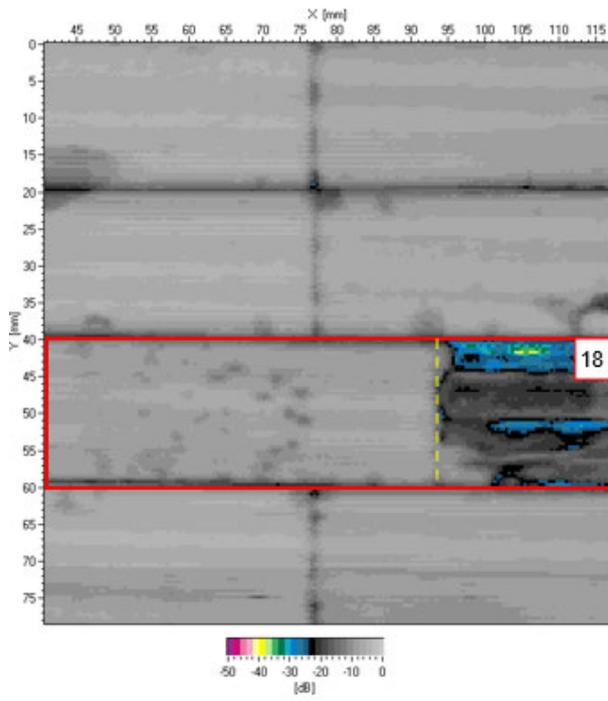


Abbildung 272: 4 mm DCB Typ A3 (#18) nach Test, Rückwandecho [dB]

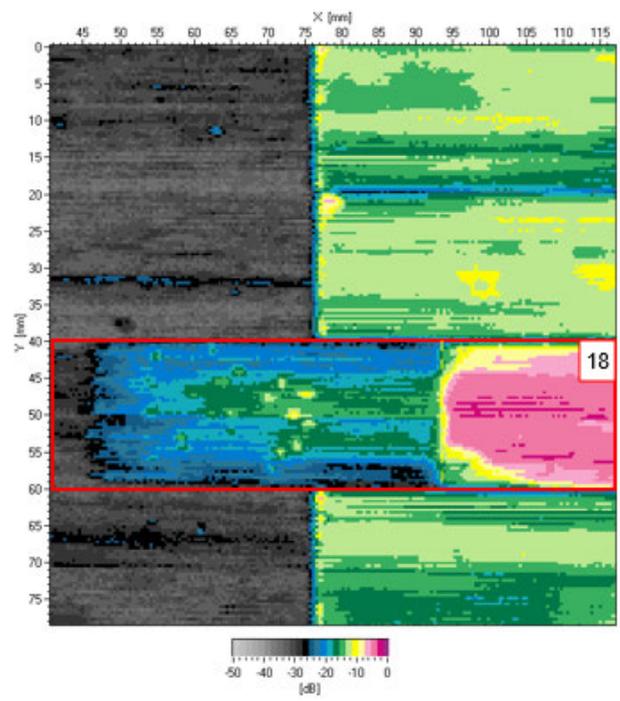


Abbildung 273: 4 mm DCB Typ A3 (#18) nach Test, Fehlerecho [dB]

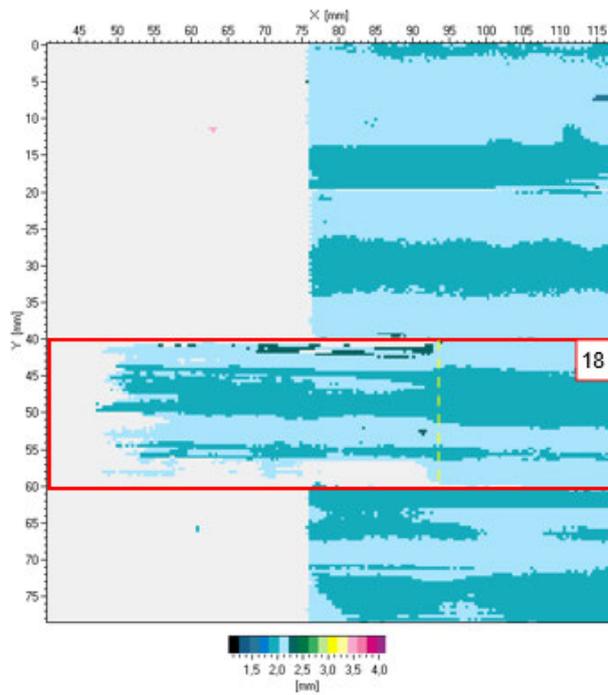


Abbildung 274: 4 mm DCB Typ A3 (#18) nach Test, Fehlertiefe [mm]

## A.22 Präparation der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A3

Probekörper	Breite [mm]				Dicke [mm]				Dickenva- riation [mm]
	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	Mittelpunkt	25 mm links	25 mm rechts	Durchschnitt	
#5	20,03	20,07	20,07	20,06	4,17	4,15	4,20	4,17	0,05
#13	20,04	20,06	20,06	20,05	4,26	4,20	4,23	4,23	0,06
#14	20,00	20,01	20,02	20,01	4,12	4,09	4,14	4,12	0,05
#17	20,16	20,11	20,18	20,15	4,12	4,07	4,15	4,11	0,08
#18	20,16	20,12	20,18	20,15	4,10	4,03	4,11	4,08	0,08
#19	20,16	20,13	20,18	20,16	4,13	4,05	4,14	4,11	0,09
Minimum				20,01				4,08	
Maximum				20,16				4,23	

Tabelle 30: Dimensionsüberprüfung (Breite und Dicke) der DCB-Probekörper 4 mm DCB Typ A3

### A.23 Testauswertung der DCB-Proben 4 mm DCB Typ A3

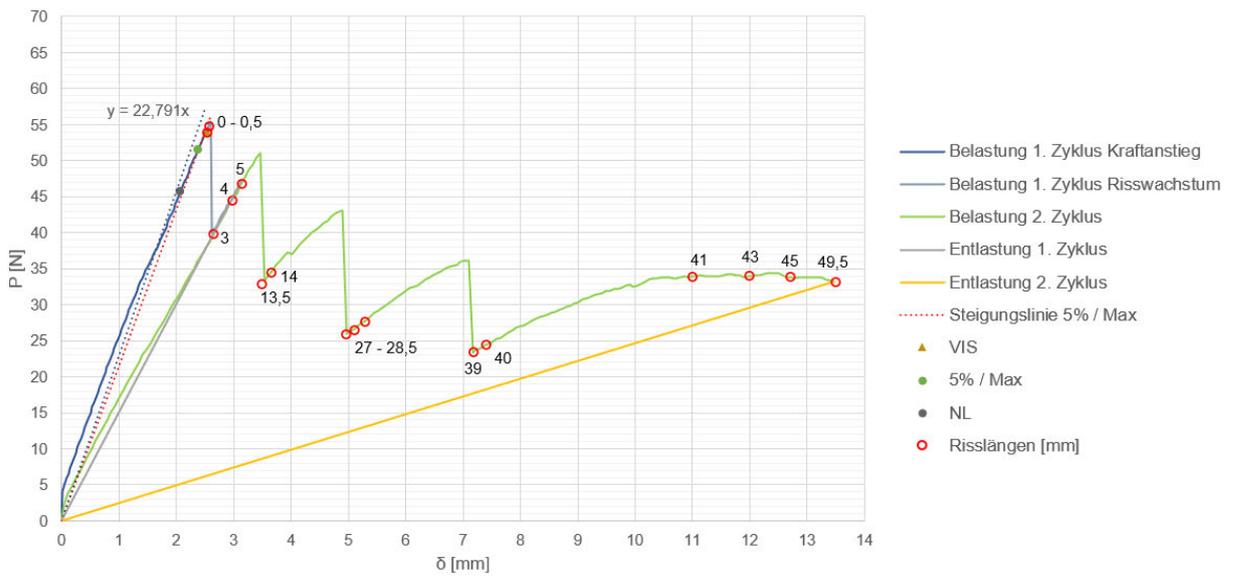


Abbildung 275: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #5

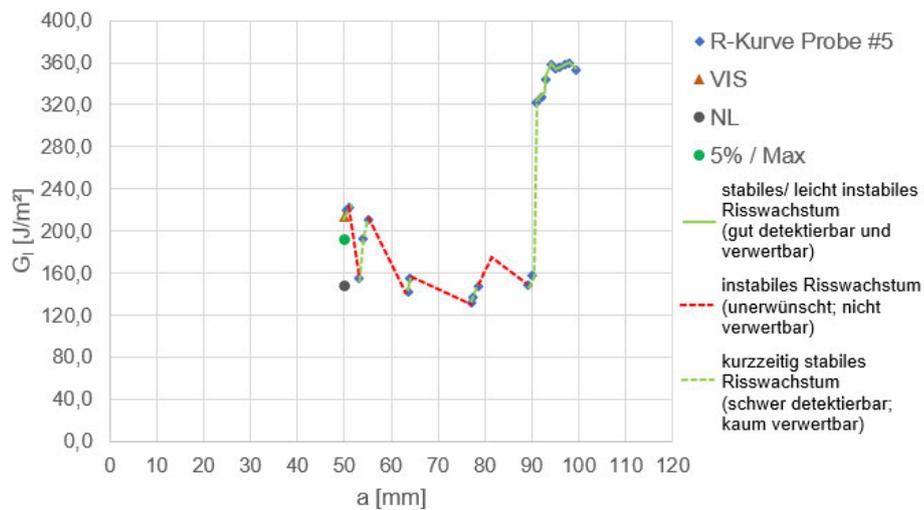


Abbildung 276: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #5

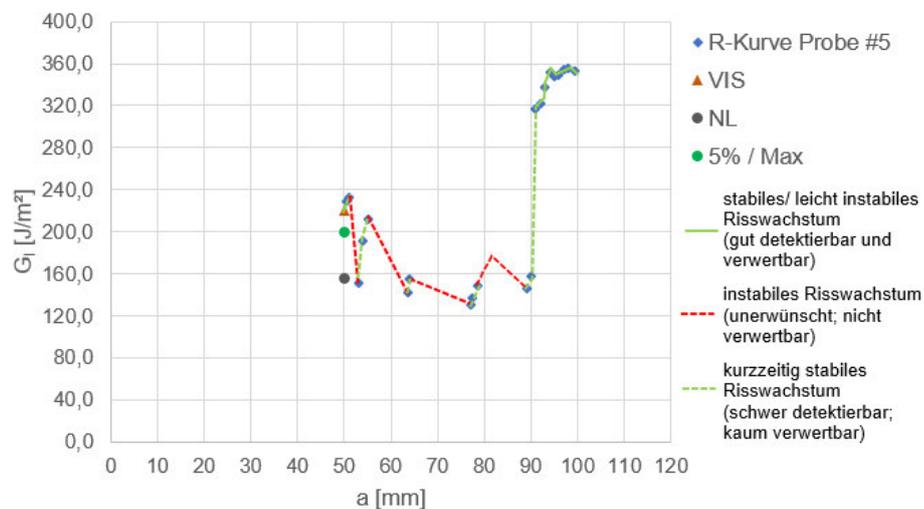


Abbildung 277: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #5

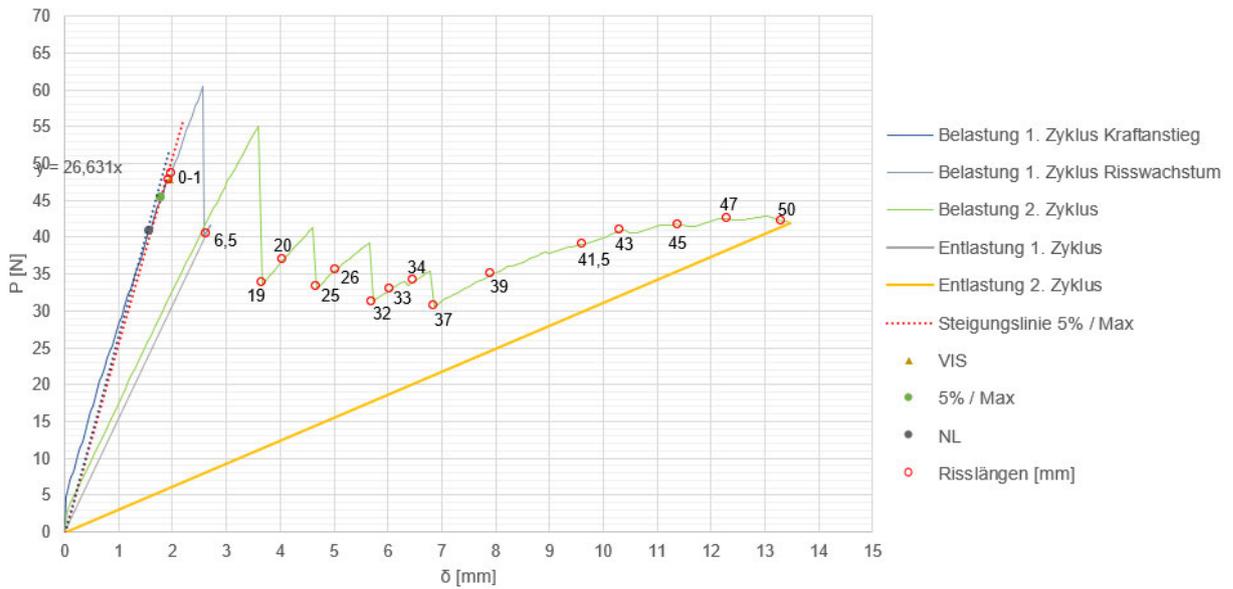


Abbildung 278: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #13

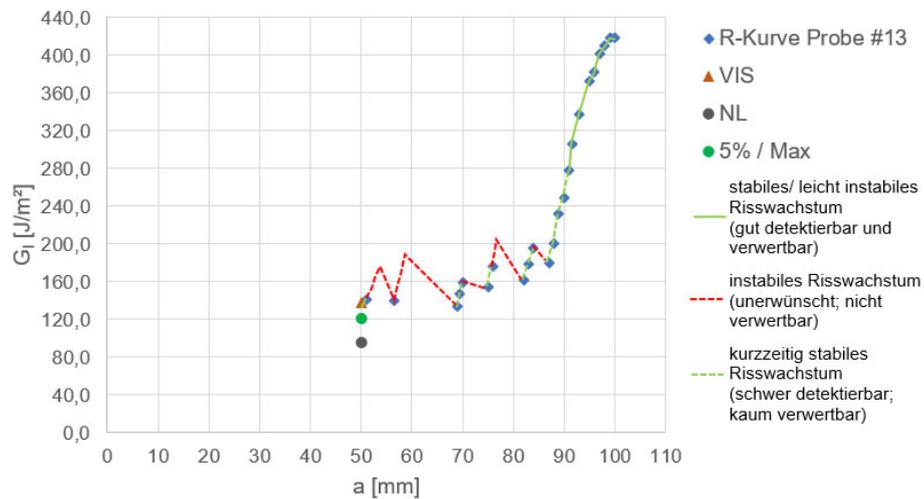


Abbildung 279: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #13

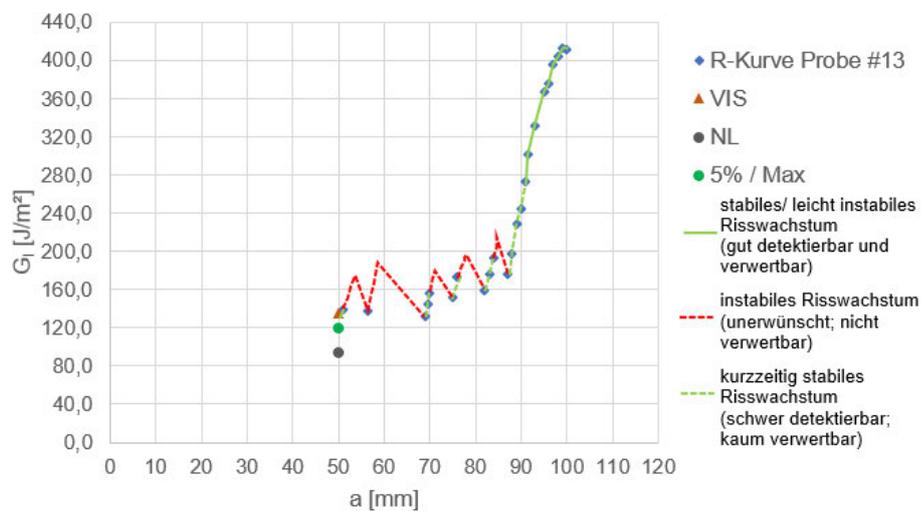


Abbildung 280: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #13

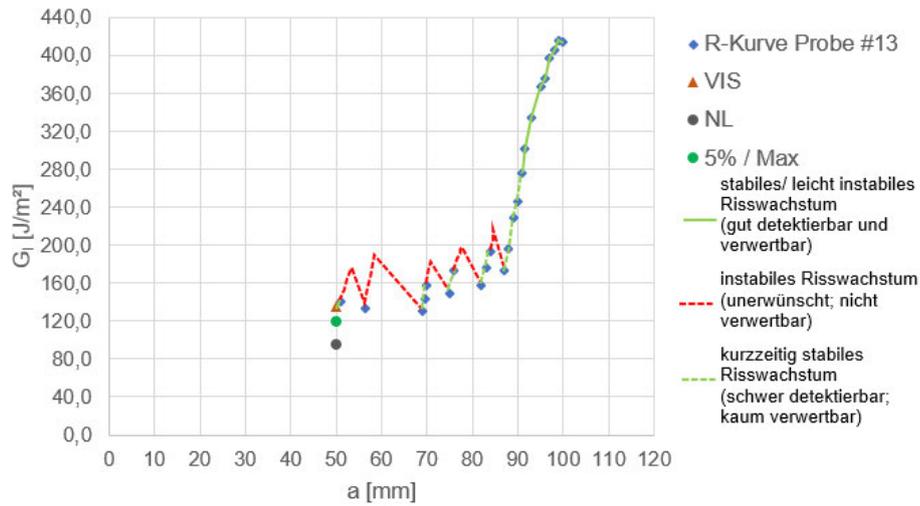


Abbildung 281: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #13

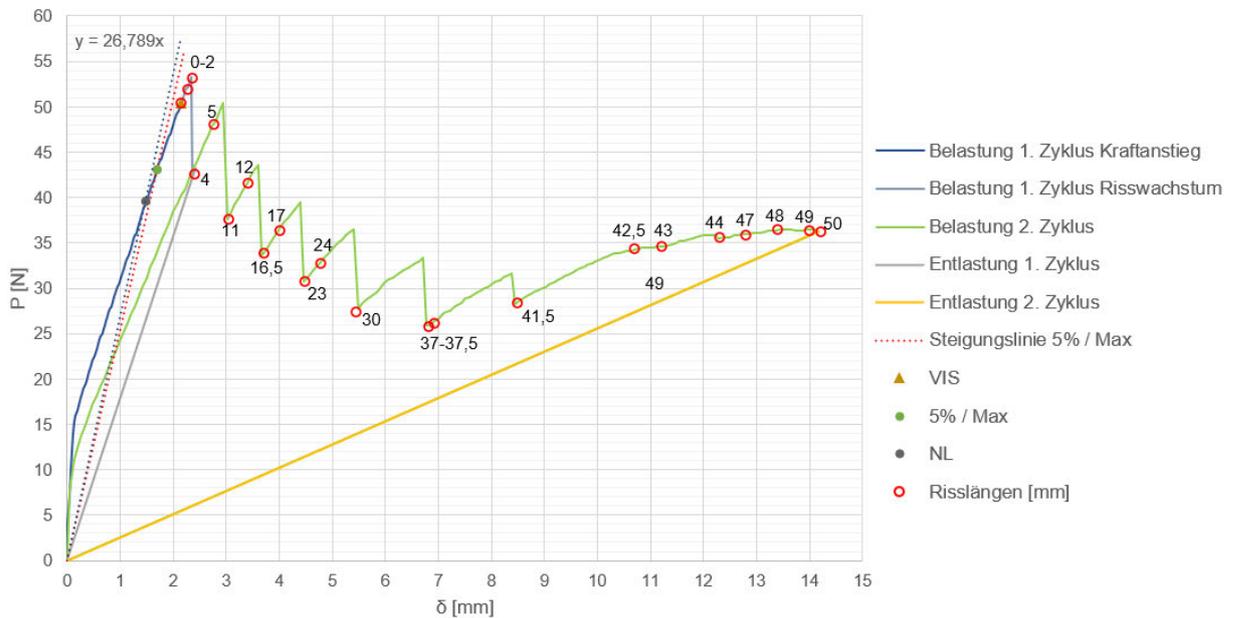


Abbildung 282: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #17

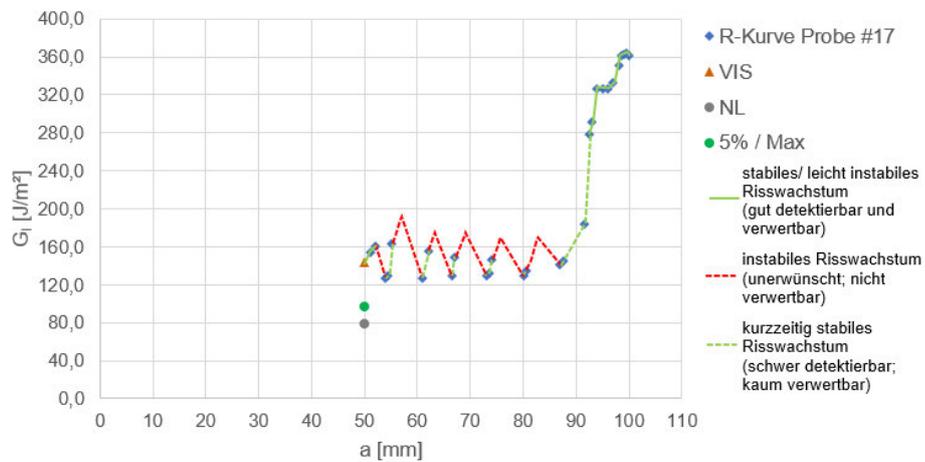


Abbildung 283: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #17

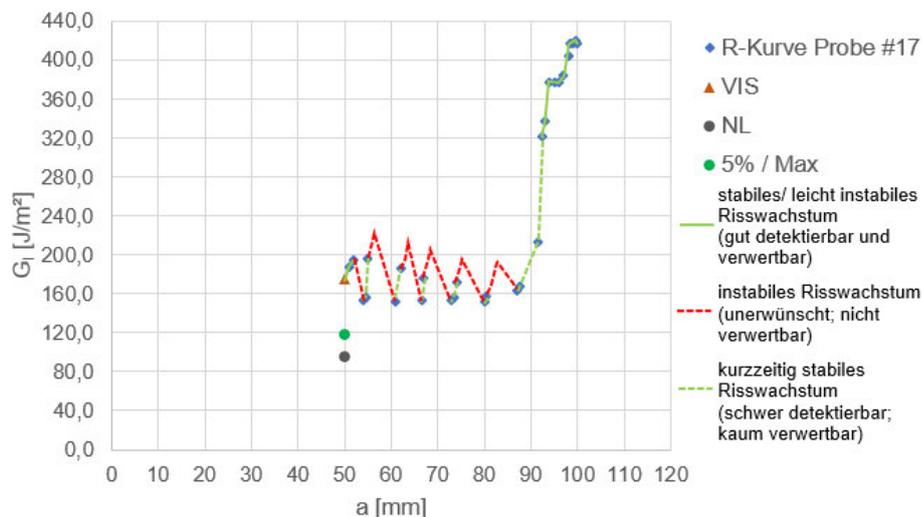


Abbildung 284: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #17

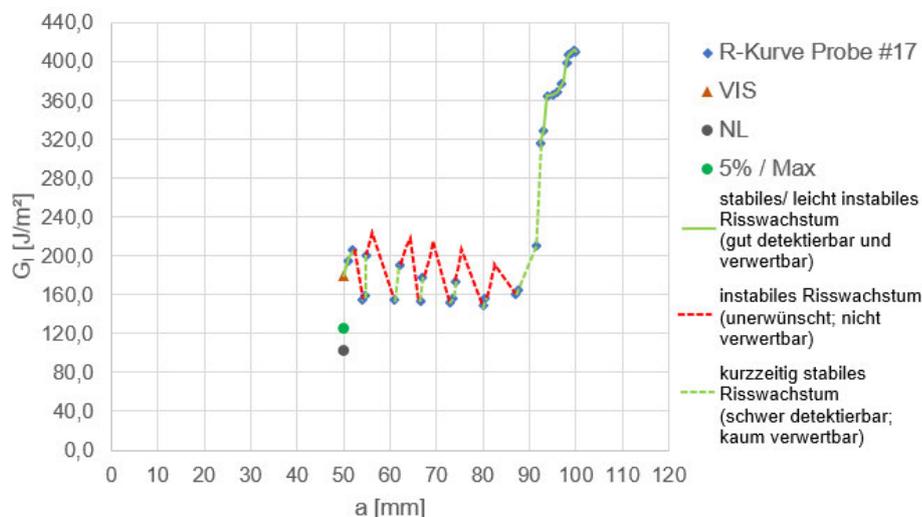


Abbildung 285: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #17

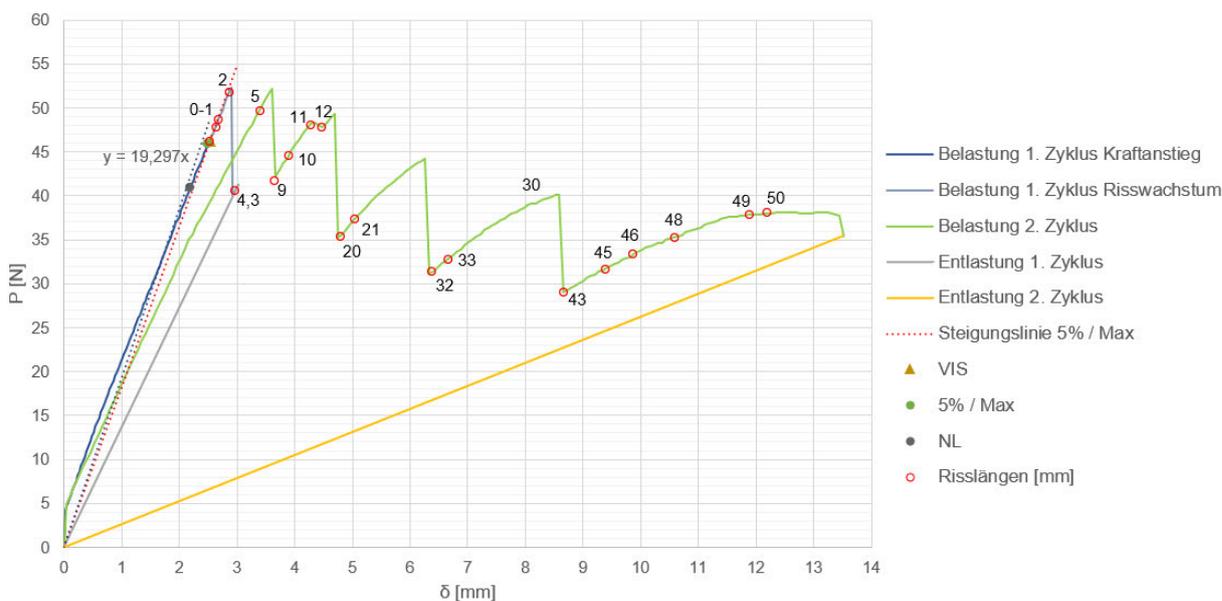


Abbildung 286: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #18

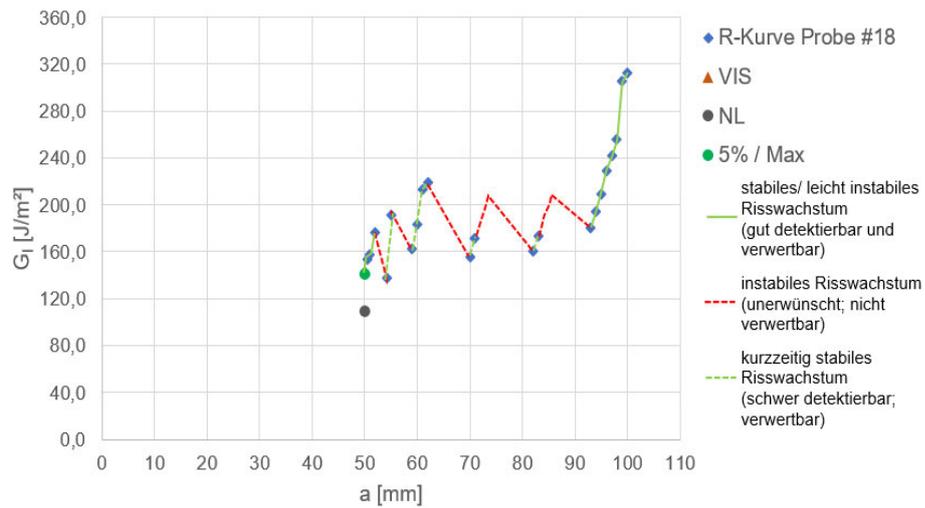


Abbildung 287: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #18

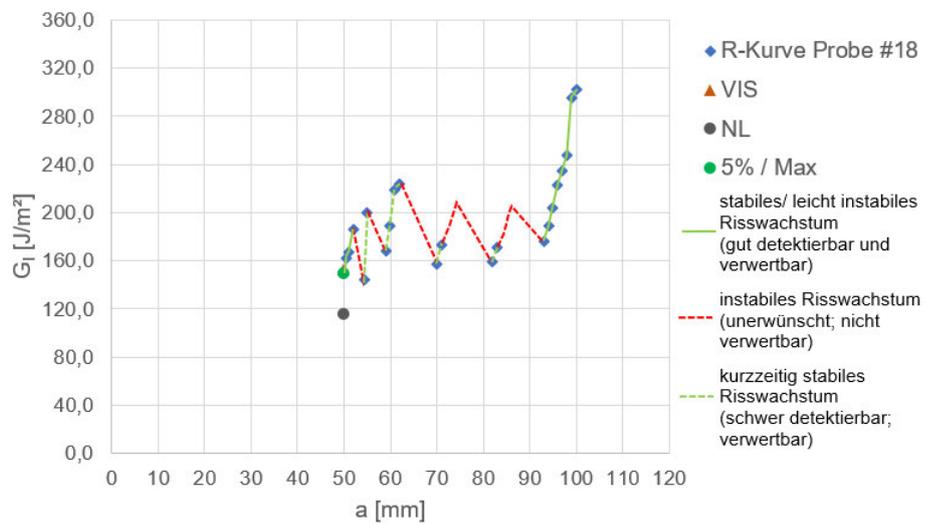


Abbildung 288: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #18

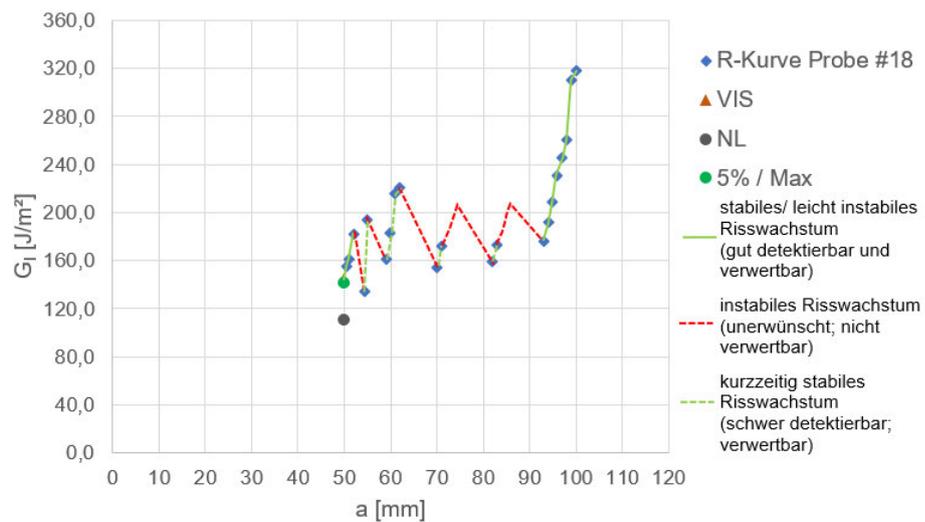


Abbildung 289: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #18

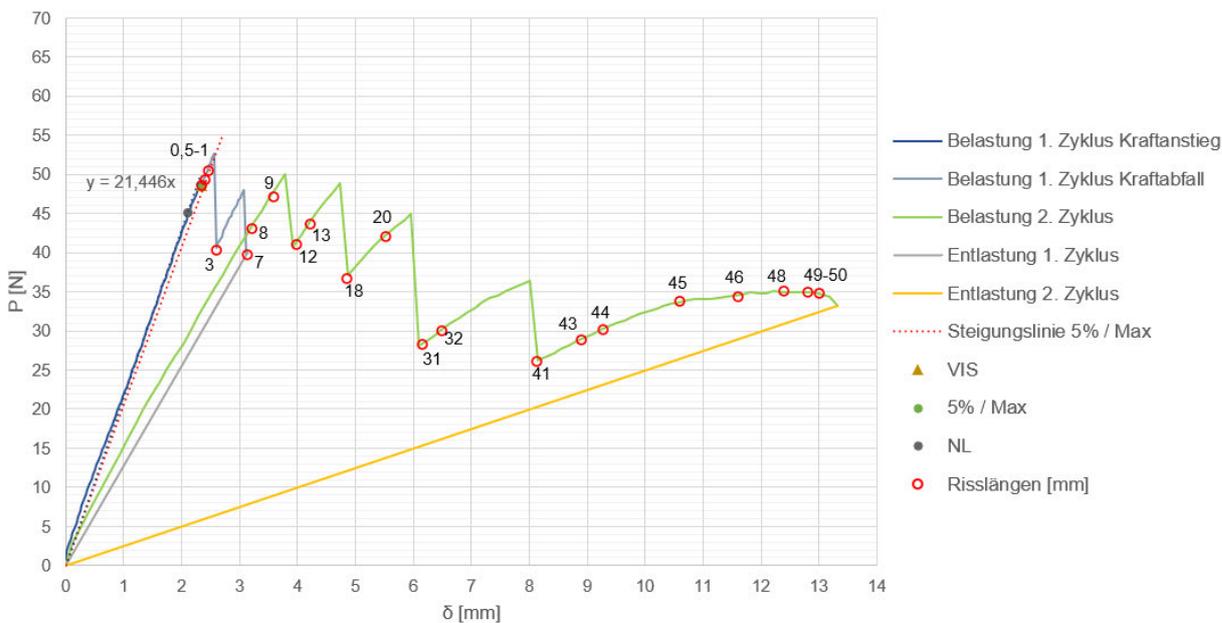


Abbildung 290: Kraft-Traversenweg-Diagramm – 4 mm DCB Typ A3 #19

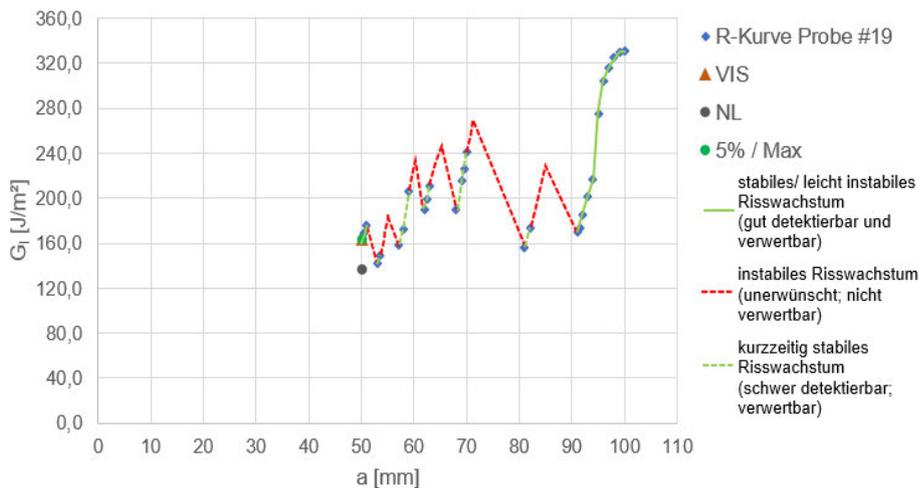


Abbildung 291: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MBT – 4 mm DCB Typ A3 #19

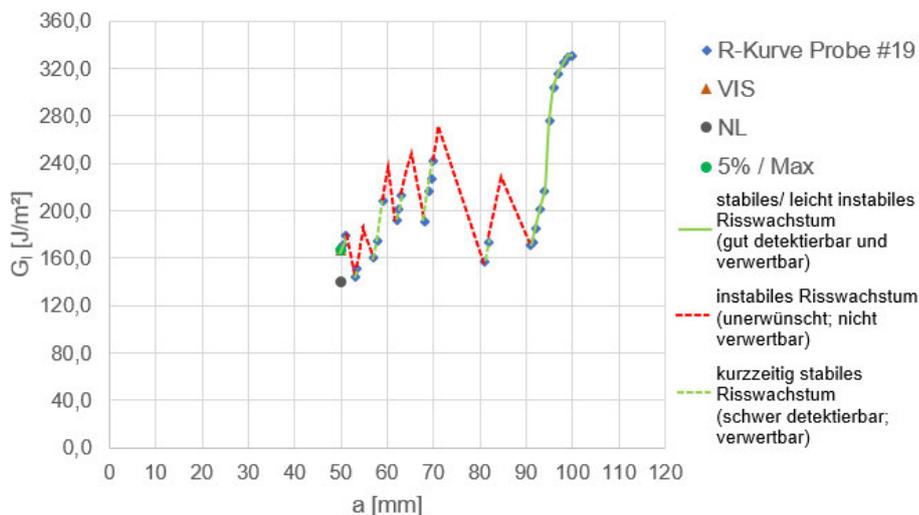


Abbildung 292: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – CC – 4 mm DCB Typ A3 #19

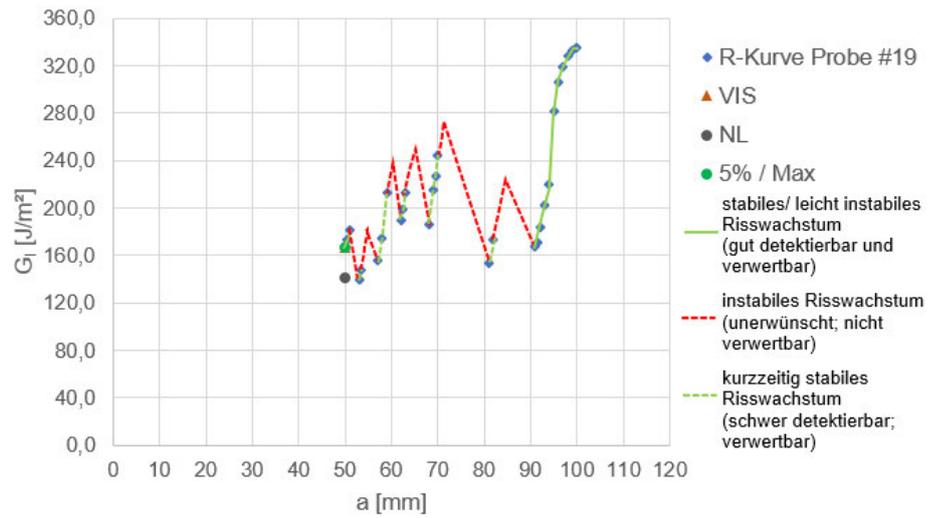


Abbildung 293: Risswiderstandskurve (R-Kurve) – MCC – 4 mm DCB Typ A3 #19

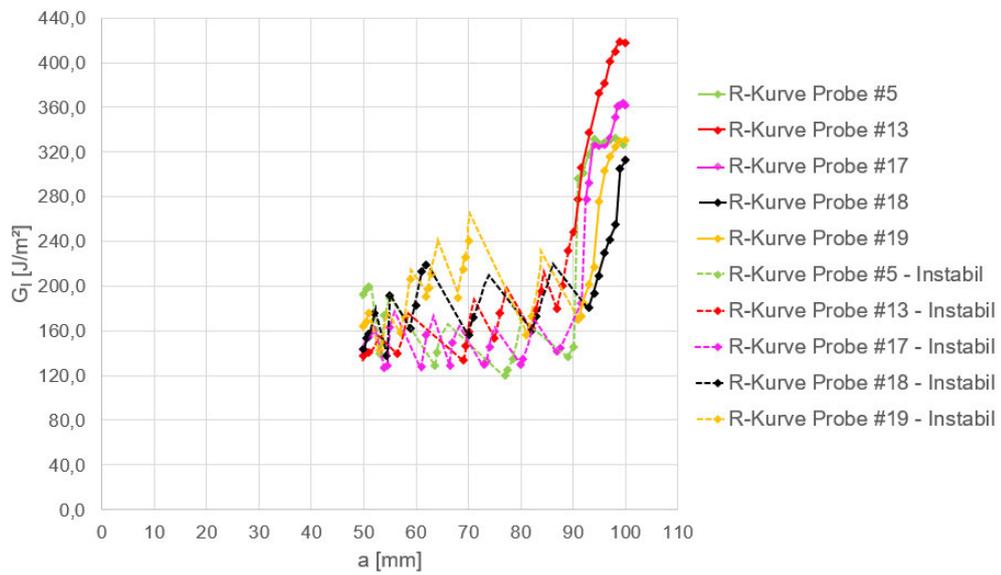


Abbildung 294: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MBT – 4 mm DCB Typ A3

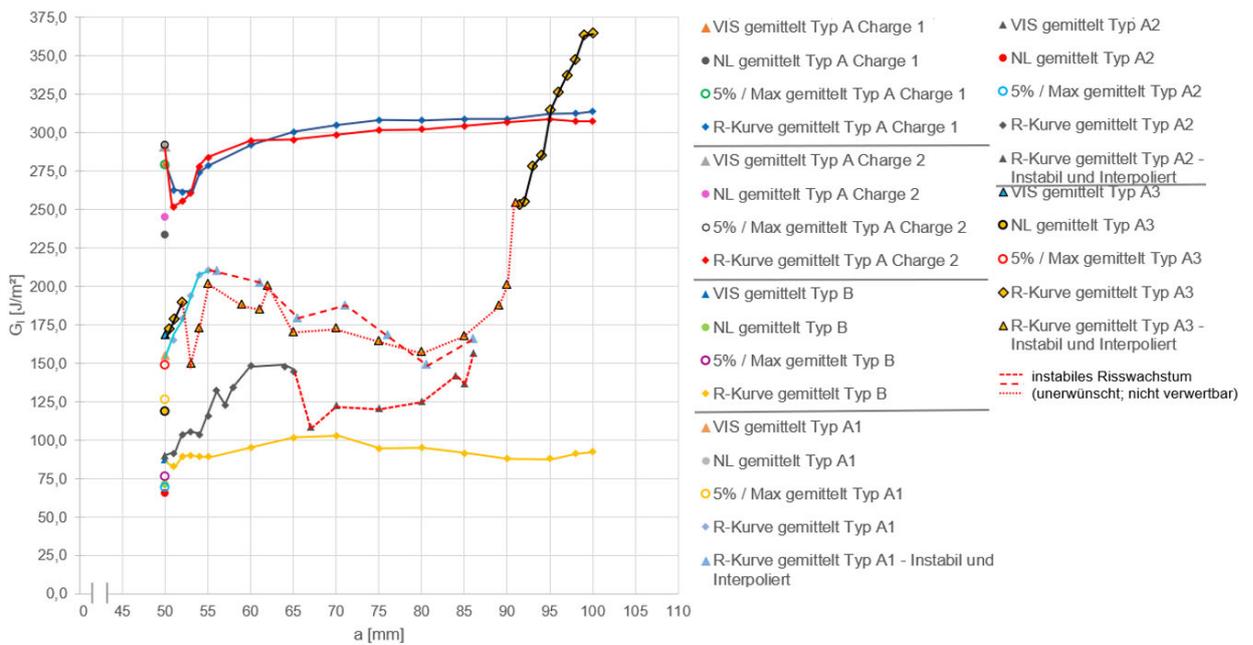


Abbildung 295: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3 und B

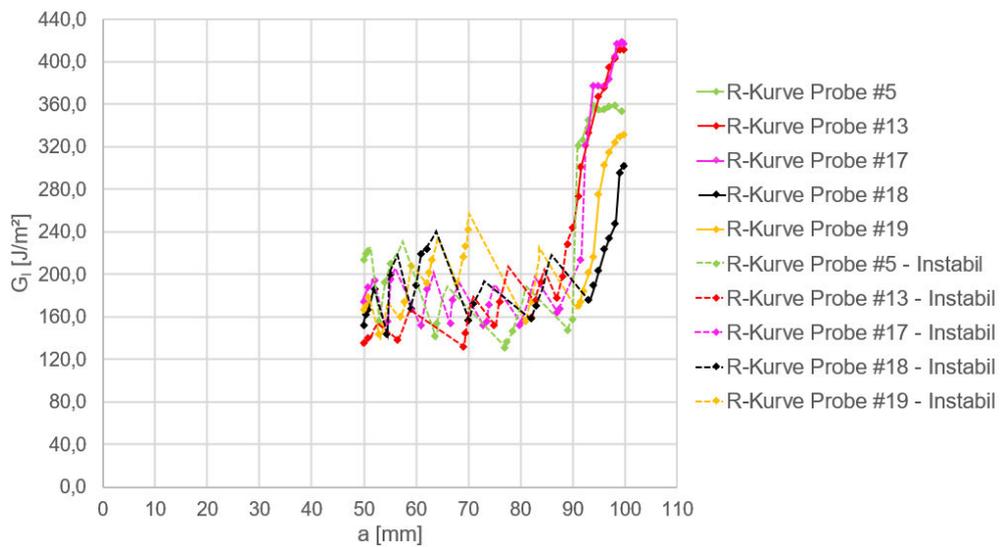


Abbildung 296: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – CC – 4 mm DCB Typ A3

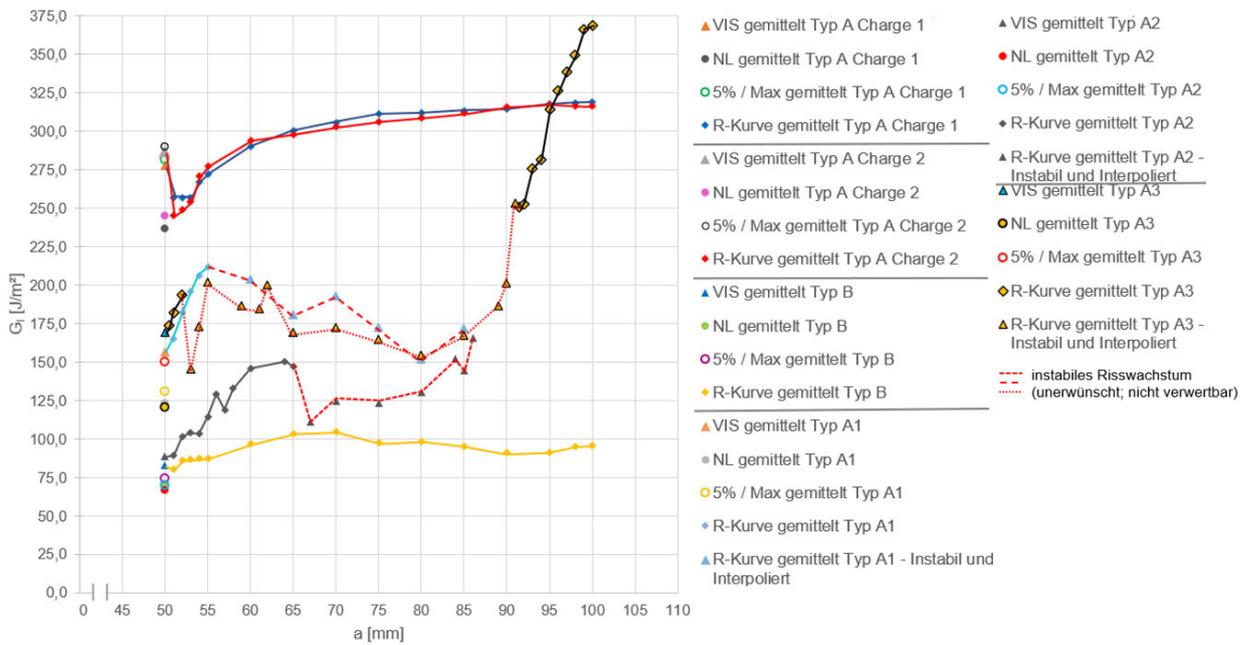


Abbildung 297: Gemittelte Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3, B

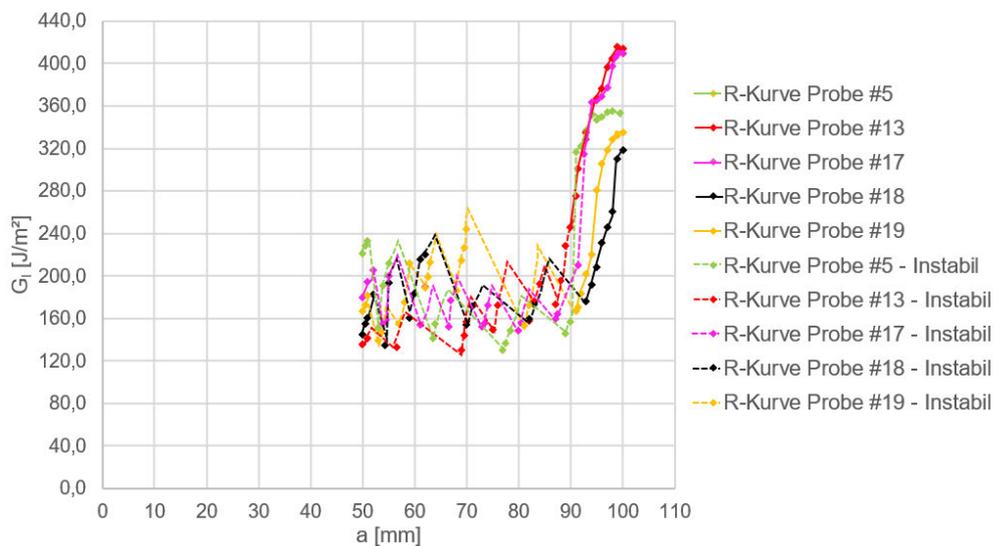


Abbildung 298: Vergleich der Risswiderstandskurven (R-Kurven) – MCC – 4 mm DCB Typ A3

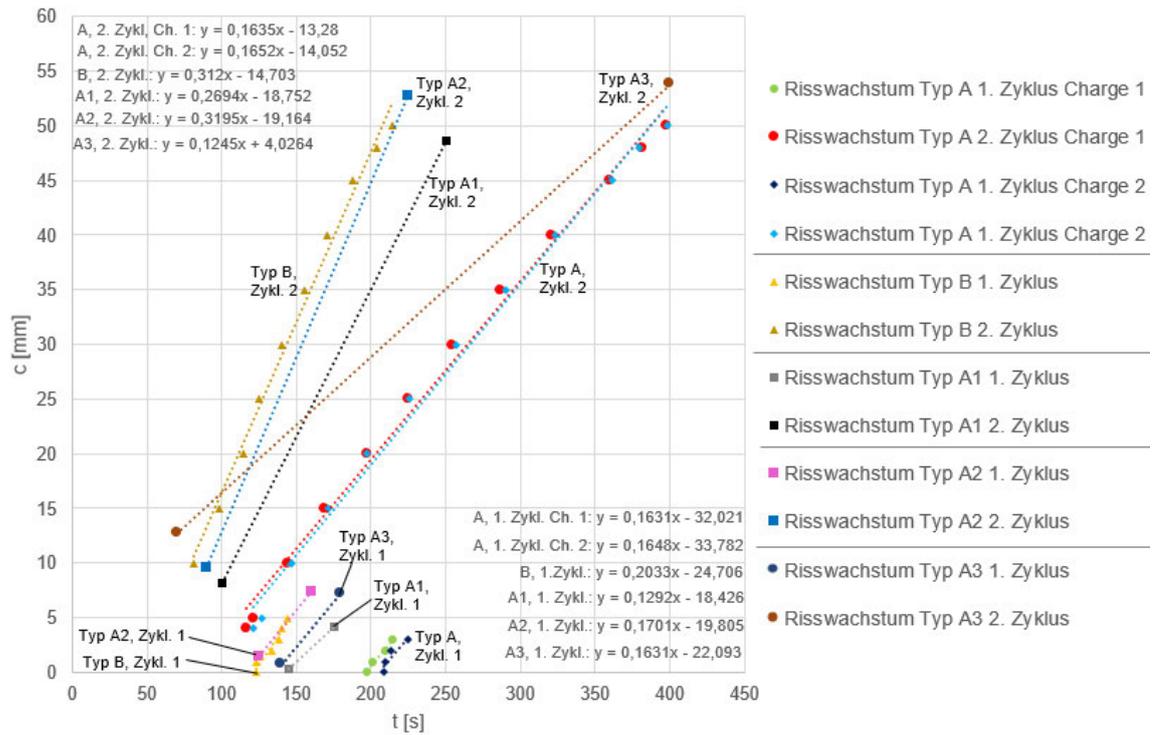


Abbildung 299: Gemittelte Risswachstumsgeschwindigkeiten – 4 mm DCB Typ A, A1, A2, A3, B

## A.24 Ultraschall-Scans und Rissflächenuntersuchung der getesteten DCB-Proben 4 mm DCB Typ A3

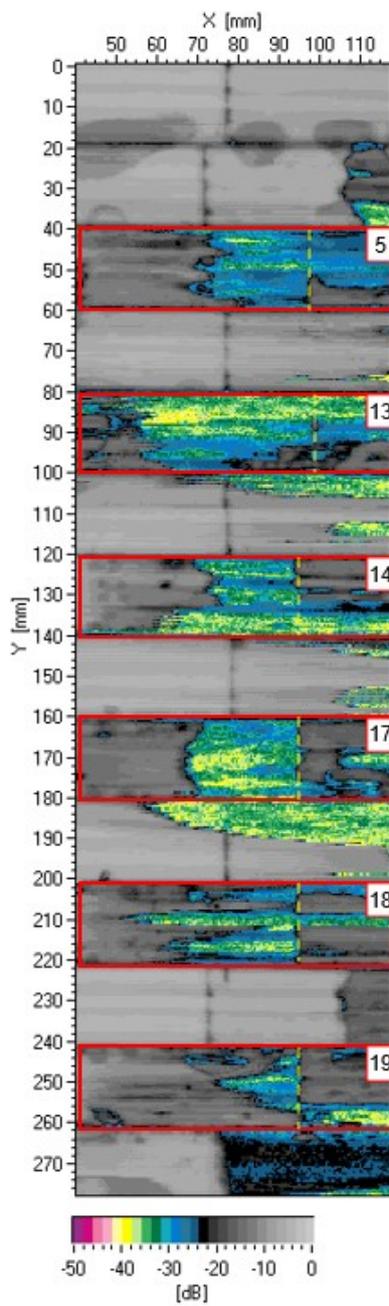


Abbildung 300: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) nach Test, Rückwandeche [dB]

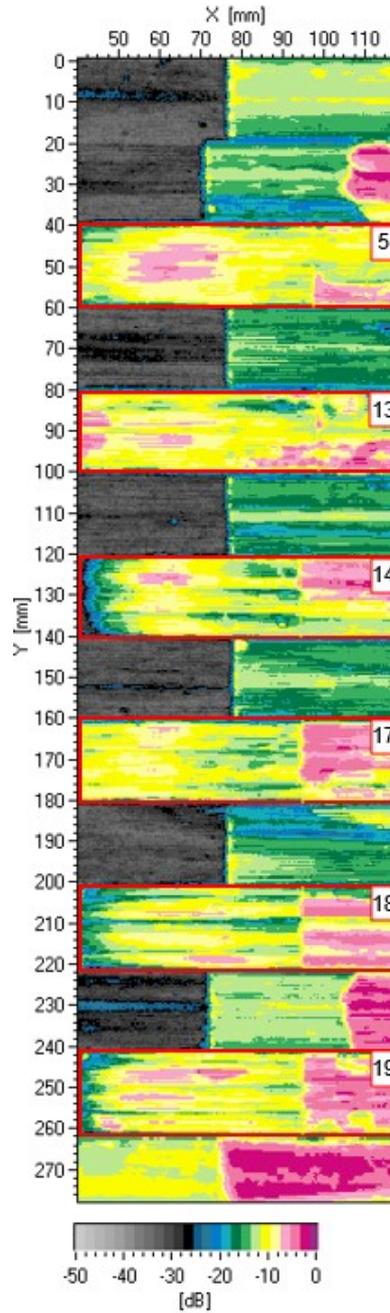


Abbildung 301: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) nach Test, Fehlerecho [dB]

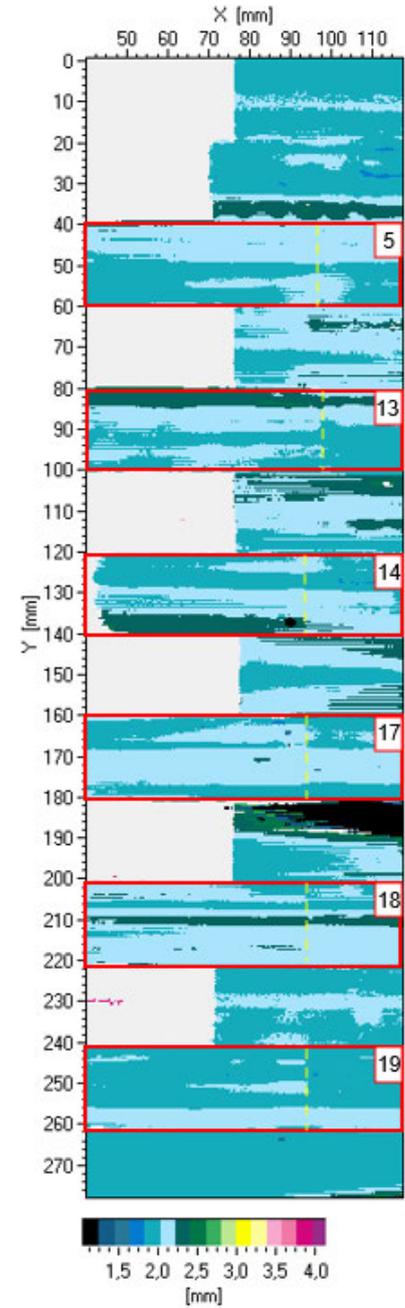


Abbildung 302: 4 mm DCB Typ A3 (#5, #13, #14, #17, #18, #19) nach Test, Fehlertiefe [mm]

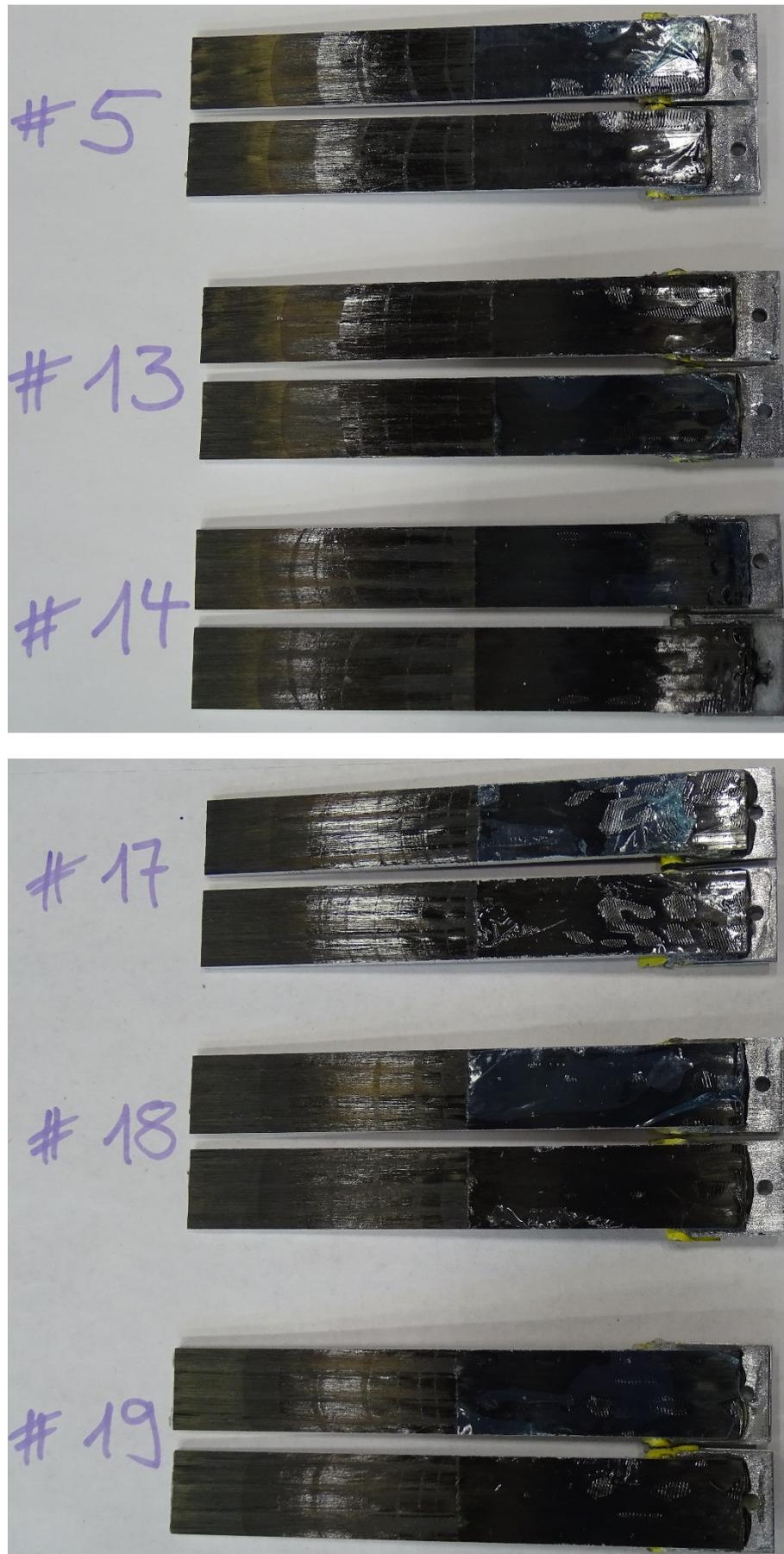


Abbildung 303: Rissflächen und -muster nach dem DCB-Test – 4 mm DCB Typ A3

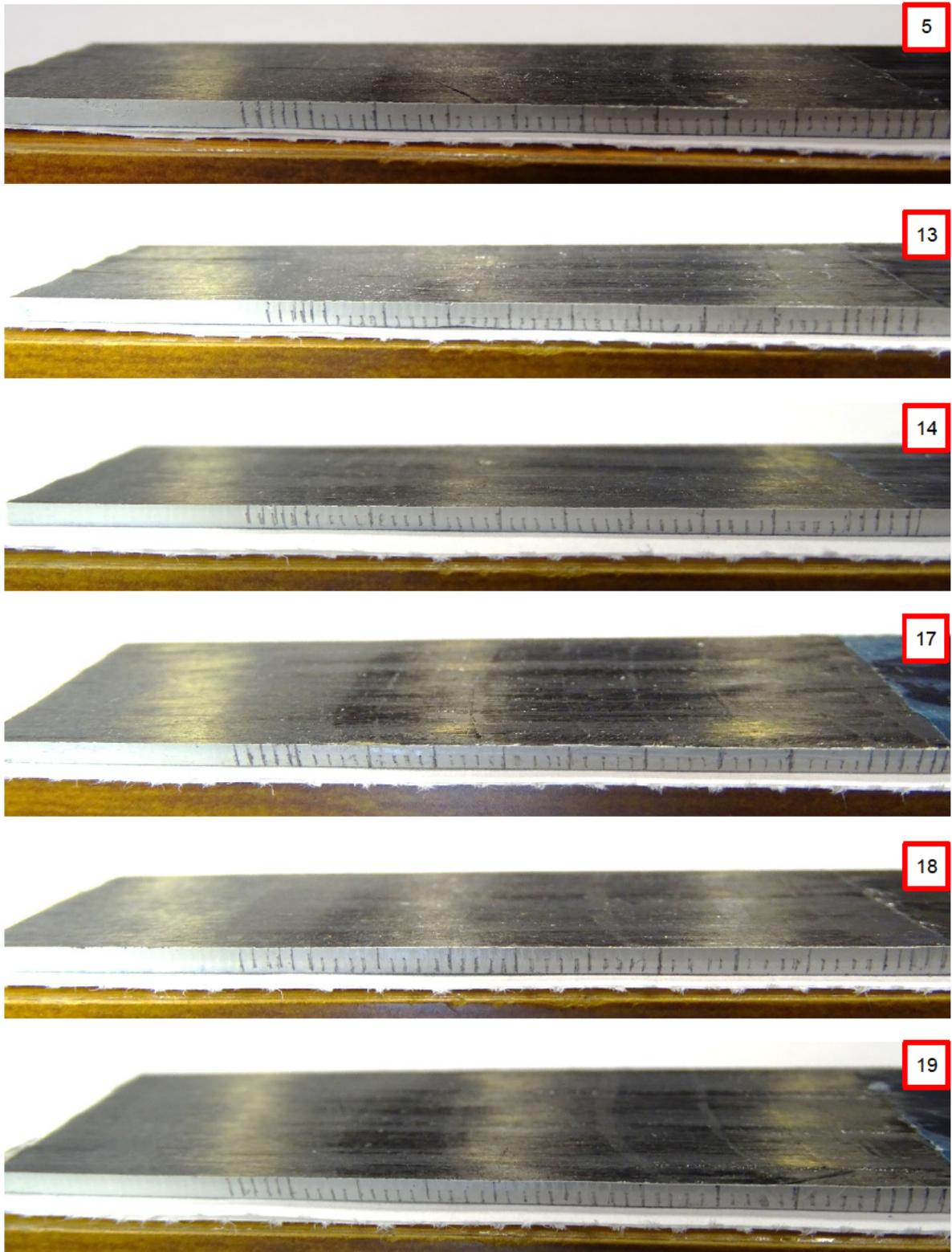


Abbildung 304: Rissflächen nach dem DCB-Test – seitliche Ansicht – 4 mm DCB Typ A3

## B Selbstständigkeitserklärung



Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg  
Hamburg University of Applied Sciences

### Erklärung zur selbstständigen Bearbeitung einer Abschlussarbeit

Gemäß der Allgemeinen Prüfungs- und Studienordnung ist zusammen mit der Abschlussarbeit eine schriftliche Erklärung abzugeben, in der der Studierende bestätigt, dass die Abschlussarbeit „– bei einer Gruppenarbeit die entsprechend gekennzeichneten Teile der Arbeit [(§ 18 Abs. 1 APSO-TI-BM bzw. § 21 Abs. 1 APSO-INGI)] – ohne fremde Hilfe selbständig verfasst und nur die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt wurden. Wörtlich oder dem Sinn nach aus anderen Werken entnommene Stellen sind unter Angabe der Quellen kenntlich zu machen.“

*Quelle: § 16 Abs. 5 APSO-TI-BM bzw. § 15 Abs. 6 APSO-INGI*

Dieses Blatt, mit der folgenden Erklärung, ist nach Fertigstellung der Abschlussarbeit durch den Studierenden auszufüllen und jeweils mit Originalunterschrift als letztes Blatt in das Prüfungsexemplar der Abschlussarbeit einzubinden.

Eine unrichtig abgegebene Erklärung kann -auch nachträglich- zur Ungültigkeit des Studienabschlusses führen.

#### Erklärung zur selbstständigen Bearbeitung der Arbeit

Hiermit versichere ich,

Name: Cleve

Vorname: Sören

dass ich die vorliegende Masterarbeit bzw. bei einer Gruppenarbeit die entsprechend gekennzeichneten Teile der Arbeit – mit dem Thema:

Analyse des Versagensverhaltens von Faserverbundproben im "Double-Cantilever Beam"-Test

ohne fremde Hilfe selbständig verfasst und nur die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt habe. Wörtlich oder dem Sinn nach aus anderen Werken entnommene Stellen sind unter Angabe der Quellen kenntlich gemacht.

*- die folgende Aussage ist bei Gruppenarbeiten auszufüllen und entfällt bei Einzelarbeiten -*

Die Kennzeichnung der von mir erstellten und verantworteten Teile der -bitte auswählen- ist erfolgt durch:

Hamburg

Ort

06.07.2021

Datum



Unterschrift im Original