

**Michael Mahler**

**ENTWICKLUNG EINER AUSWERTEMETHODE  
FÜR BRUCHMECHANISCHE VERSUCHE  
AN KLEINEN PROBEN AUF DER BASIS EINES  
KOHÄSIVZONENMODELLS**

SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS  
FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

BAND 51



Scientific  
Publishing



Michael Mahler

**Entwicklung einer Auswertemethode für  
bruchmechanische Versuche an kleinen Proben  
auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells**

**Schriftenreihe**  
**des Instituts für Angewandte Materialien**  
***Band 51***

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
Institut für Angewandte Materialien (IAM)

Eine Übersicht aller bisher in dieser Schriftenreihe erschienenen Bände  
finden Sie am Ende des Buches.

# **Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells**

von  
Michael Mahler

Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
Fakultät für Maschinenbau  
Tag der mündlichen Prüfung: 28. Juli 2015

#### Impressum



Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
KIT Scientific Publishing  
Straße am Forum 2  
D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark of Karlsruhe  
Institute of Technology. Reprint using the book cover is not allowed.

[www.ksp.kit.edu](http://www.ksp.kit.edu)



*This document – excluding the cover, pictures and graphs – is licensed  
under the Creative Commons Attribution-Share Alike 3.0 DE License  
(CC BY-SA 3.0 DE): <http://creativecommons.org/licenses/by-sa/3.0/de/>*



*The cover page is licensed under the Creative Commons  
Attribution-No Derivatives 3.0 DE License (CC BY-ND 3.0 DE):  
<http://creativecommons.org/licenses/by-nd/3.0/de/>*

Print on Demand 2016

ISSN 2192-9963

ISBN 978-3-7315-0441-2

DOI 10.5445/KSP/1000049846







Entwicklung einer Auswertemethode für  
bruchmechanische Versuche an kleinen  
Proben auf der Basis eines  
Kohäsivzonenmodells

Zur Erlangung des akademischen Grades  
**Doktor der Ingenieurwissenschaften**  
der Fakultät für Maschinenbau  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte  
**Dissertation**  
von

Michael Mahler M.Sc.  
geboren am 30.08.1986  
in Bretten

Tag der mündlichen Prüfung: 28. Juli 2015  
Hauptreferent: Priv.-Doz. Dr.-Ing. Jarir Aktaa  
Korreferent: Prof. Dr. rer. nat. Peter Gumbsch



## Kurzfassung

Die Sicherheit und Zuverlässigkeit von Kernkraftwerken der 4. Generation ist ein wichtiges Thema der Gegenwart und Zukunft. Grundlage ist eine zuverlässige Auslegung der Bauteile, wofür unter anderem bruchmechanische Materialkennwerte notwendig sind. Die in den Kraftwerken vorhandene Strahlung beeinflusst wesentlich die Materialeigenschaften, weshalb die Materialkennwerte an bestrahltem Material bestimmt werden müssen. Oft stehen nur geringe Mengen des bestrahlten Materials zur Charakterisierung zur Verfügung, womit keine ausreichend großen Proben, die für die normgerechte bruchmechanische Prüfung notwendig sind, hergestellt werden können. Es muss daher auf kleine Proben zurückgegriffen werden.

In diesem Zusammenhang entstand die Idee der hier vorliegenden Arbeit, bei der die Bruchzähigkeit mit Hilfe einer Methode basierend auf Versuchen an kleinen Proben vorhergesagt werden kann. Hierfür wird der Bruchprozess inklusive des Risswachstums mit einem kontinuumsmechanischen Ansatz im Rahmen der Finiten-Elemente-Methode und dem Kohäsivzonenmodell beschrieben. Die Versuche an kleinen Proben dienen zur Parameterbestimmung des Kohäsivzonenmodells. Die zwei Parameter des Kohäsivzonenmodells werden durch Zugversuche an gekerbten Proben (Kohäsivspannung) bzw. durch ein Parameterfitting an bruchmechanischen kleinen Biegeproben (Kohäsivenergie) bestimmt. Um die unterschiedliche Mehrachsigkeit der Proben zu berücksichtigen, wird die Kohäsivspannung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit verwendet.

Nach der Parameterbestimmung kann mit diesem Kohäsivzonenparameter-satz eine große Probe simuliert werden. Die an dieser Probe vorhergesagte Bruchzähigkeit erfüllt im Gegensatz zu der an der kleinen Probe bestimm-

ten Bruchzähigkeit die Größenbedingungen der notwendigen Norm (ASTM E1820 bzw. ASTM E399). Diese Methode kann sowohl für duktile als auch für sprödes Materialverhalten verwendet werden, was im Rahmen dieser Arbeit validiert werden konnte.

Zusammenfassend bietet diese Methode die Möglichkeit, die Bruchzähigkeit indirekt über Versuche an kleinen Proben zu bestimmen. Wesentlicher Vorteil ist das geringe notwendige Probenvolumen, wodurch vor allem im bestrahlten Zustand massiv Kosten eingespart werden können.

## **Abstract**

The safety and reliability of nuclear power plants of the fourth generation is an important issue. It is based on a reliable interpretation of the components for which, among other fracture mechanical material properties are required. The existing irradiation in the power plants significantly affects the material properties which therefore need to be determined on irradiated material. Often only small amounts of irradiated material are available for characterization. In that case it is not possible to manufacture sufficiently large specimens, which are necessary for fracture mechanical testing in agreement with the standard. Small specimens must be used.

From this follows the idea of this study, in which the fracture toughness can be predicted with the developed method based on tests of small specimens. For this purpose, the fracture process including the crack growth is described with a continuum mechanical approach using the finite element method and the cohesive zone model. The experiments on small specimens are used for parameter identification of the cohesive zone model. The two parameters of the cohesive zone model are determined by tensile tests on notched specimens (cohesive stress) and by parameter fitting to the fracture behavior of small specimens (cohesive energy). To account the different triaxialities of the specimens, the cohesive stress is used depending on the triaxiality.

After parameter identification a large specimen can be simulated with the cohesive zone parameters derived from small specimens. The predicted fracture toughness of this big specimen fulfills the size requirements in the standard (ASTM E1820 or ASTM E399) in contrast to the small specimen. This method can be used for ductile and brittle material behavior and was validated in this work.

In summary, this method offers the possibility to determine the fracture toughness indirectly based on small specimen testing. Main advantage is the low required specimen volume. Thereby massively costs can be saved, especially in the irradiated state.

# Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung . . . . .	i
Abstract . . . . .	iii
1 Einleitung . . . . .	1
1.1 Aufgabenstellung und Motivation . . . . .	2
1.2 Gliederung der Arbeit . . . . .	3
2 Stand der Technik . . . . .	5
2.1 Der Spannungsintensitätsfaktor . . . . .	5
2.2 Die Bruchzähigkeit . . . . .	7
2.2.1 Bruchzähigkeit bei spröden Materialien . . . . .	8
2.2.2 Bruchzähigkeit bei duktilen Materialien . . . . .	9
2.3 Experimentelle Bestimmung der Bruchzähigkeit . . . . .	11
2.3.1 Norm ASTM E399 für spröde Materialien . . . . .	12
2.3.2 Norm ASTM E1820 für duktile Materialien . . . . .	15
2.4 Einflüsse der Bruchzähigkeit . . . . .	19
2.4.1 Größeneinflüsse der Bruchzähigkeit . . . . .	19
2.4.2 Weitere Einflüsse auf die Bruchzähigkeit . . . . .	21
2.5 Bestimmung der Bruchzähigkeit an kleinen Proben . . . . .	22
2.6 Das Kohäsivzonenmodell . . . . .	28
2.6.1 Grundgedanke . . . . .	31
2.6.2 Separationsgesetze . . . . .	33
2.6.3 Anwendung des Kohäsivzonenmodells nach Scheider . . . . .	35
3 Methodik . . . . .	43
4 Versuche an kleinen Proben . . . . .	47
4.1 Probenmaterial T91 . . . . .	47
4.1.1 Wärmebehandlung . . . . .	48

4.1.2	Chemische Zusammensetzung & Mikrostruktur . . . . .	49
4.1.3	Mechanische Eigenschaften . . . . .	49
4.1.4	Weitere Eigenschaften . . . . .	51
4.2	Zugversuche an glatten Proben . . . . .	52
4.2.1	Probengeometrie . . . . .	53
4.2.2	Versuchsaufbau und -durchführung . . . . .	53
4.2.3	Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur . . . . .	55
4.2.4	Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur . . . . .	61
4.2.5	Zusammenfassung . . . . .	65
4.3	Zugversuche an gekerbten Proben . . . . .	68
4.3.1	Probengeometrie . . . . .	68
4.3.2	Versuchsaufbau und -durchführung . . . . .	69
4.3.3	Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur . . . . .	69
4.3.4	Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur . . . . .	73
4.3.5	Zusammenfassung . . . . .	77
4.4	Bruchmechanischer Biegeversuch an kleinen Proben . . . . .	79
4.4.1	Probengeometrie . . . . .	79
4.4.2	Anrisserzeugung . . . . .	80
4.4.3	Versuchsaufbau und -durchführung . . . . .	83
4.4.4	Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur . . . . .	85
4.4.5	Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur . . . . .	91
4.4.6	Zusammenfassung . . . . .	97
4.5	Zusammenfassung der Ergebnisse kleiner Proben . . . . .	98
5	Parameterbestimmung an kleinen Proben . . . . .	101
5.1	Zugversuche an glatten Proben . . . . .	101
5.1.1	Simulationsmodell . . . . .	101
5.1.2	Simulationsergebnisse bei Raumtemperatur . . . . .	104
5.1.3	Simulationsergebnisse bei Tieftemperatur . . . . .	108
5.1.4	Zusammenfassung . . . . .	110
5.2	Zugversuche an gekerbten Proben . . . . .	111
5.2.1	Simulationsmodell . . . . .	111



5.2.2	Simulationsergebnisse bei Raumtemperatur . . . . .	112
5.2.3	Simulationsergebnisse bei Tieftemperatur . . . . .	119
5.2.4	Zusammenfassung . . . . .	124
5.3	Bruchmechanischer Biegeversuch an kleinen Proben . . . . .	125
5.3.1	Simulationsmodell . . . . .	125
5.3.2	Mehrachsigkeit im Bereich der Riss Spitze . . . . .	134
5.3.3	Parameterfitting bei Raumtemperatur . . . . .	136
5.3.4	Parameterfitting bei Tieftemperatur . . . . .	151
5.4	Zusammenfassung der Parameterbestimmung . . . . .	160
6	Validierung der Methode . . . . .	163
6.1	Versuche zur Validierung an großen Proben . . . . .	163
6.1.1	Probengeometrie . . . . .	163
6.1.2	Anrissserzeugung . . . . .	164
6.1.3	Versuchsaufbau und -durchführung . . . . .	165
6.1.4	Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur . . . . .	166
6.1.5	Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur . . . . .	169
6.1.6	Zusammenfassung . . . . .	173
6.2	Simulation an großen Proben . . . . .	175
6.2.1	Simulationsmodell . . . . .	175
6.2.2	Simulationsergebnisse bei Raumtemperatur . . . . .	175
6.2.3	Simulationsergebnisse bei Tieftemperatur . . . . .	179
6.3	Simulation weiterer bruchmechanischer Proben bei RT . . . . .	184
6.3.1	Große normgerechte Probe . . . . .	185
6.3.2	Kleine Probe ohne Seitenkerben . . . . .	187
6.3.3	Große Probe ohne Seitenkerben . . . . .	189
6.3.4	J-R-Kurven bei RT aus der Literatur . . . . .	190
6.4	Zusammenfassung der Validierung . . . . .	195
6.4.1	Zusammenfassung bei Raumtemperatur . . . . .	196
6.4.2	Zusammenfassung bei Tieftemperatur . . . . .	198
7	Vorschrift zur Anwendung der Methode . . . . .	203
8	Zusammenfassung und Ausblick . . . . .	209

Anhang . . . . .	231
A.1 Zeichnungen . . . . .	231
A.2 Materialdatensatz für die ABAQUS Simulation . . . . .	238
A.3 Probenvermessung . . . . .	239
A.4 Zusammenstellung der Versuchsergebnisse . . . . .	242
A.5 Ergänzende Simulationsergebnisse . . . . .	246
A.6 FE-Modell einer 0,5T-CT Kompaktzugprobe . . . . .	251
Danksagung . . . . .	253
Publikationsliste . . . . .	255

# Abbildungsverzeichnis

2.1	Platte mit Riss . . . . .	6
2.2	J-Integral (links) und J-R-Kurve (rechts) . . . . .	10
2.3	Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Probendicke B (links) und Bestimmung der Kraft $F_Q$ (rechts) . . . . .	12
2.4	Geometrie einer Dreipunktbiegeprobe . . . . .	13
2.5	Bestimmung von $A_{pl}$ aus dem Kraft-Durchbiegungs-Diagramm (links) und Bestimmung von $J_Q$ aus der J-R-Kurve (rechts) . . .	17
2.6	Hundeknochenmodell . . . . .	19
2.7	Einflüsse auf die J-R-Kurve a) - f) . . . . .	21
2.8	Master-Curve-Methode . . . . .	23
2.9	Entwicklung des Kohäsivzonenmodells: Dugdale-Modell (oben links), Barenblatt-Modell (oben rechts), Idealisierung durch Kohäsivzone (unten links), Hohlräume an der Rissspitze (unten rechts) . . . . .	32
2.10	Unterschiedliche Separationsgesetze a) - f) des Kohäsivzonenmodells . . . . .	34
2.11	Kohäsivzonenelement im Kontinuum (links) und Kohäsivzone in einer Dreipunktbiegeprobe (rechts) . . . . .	37
2.12	Symmetriebedingungen bei Verwendung von Kohäsivzonenelementen . . . . .	39
3.1	Methodik . . . . .	45
4.1	Probengeometrien . . . . .	48

4.2	Übergangstemperatur (links) und Temperaturabhängigkeit des E-Moduls (rechts) . . . . .	51
4.3	Universalprüfmaschine, Klimakammer und Probenaufnahme des Zugversuchs . . . . .	54
4.4	Kraft-Verschiebungs-Diagramme aus dem Zugversuch bei RT . . . . .	56
4.5	Observierung der Einschnürung für Probe N01 bei RT . . . . .	56
4.6	Bestimmung des aktuellen Durchmessers und der Krümmung bei RT . . . . .	57
4.7	Fließkurve aus dem Zugversuch bei RT . . . . .	58
4.8	Durchmesserreduktion (links) und Krümmungsradius (rechts) der Probe N01 bei RT . . . . .	59
4.9	REM-Aufnahmen der Probe N01 bei RT . . . . .	61
4.10	Kraft-Verschiebungs-Diagramme aus dem Zugversuch bei -150°C . . . . .	62
4.11	Observierung der Einschnürung für Probe N04 bei -150°C . . . . .	62
4.12	Fließkurve aus dem Zugversuch bei -150°C . . . . .	64
4.13	Durchmesserreduktion (links) und Krümmungsradius (rechts) der Probe N04 bei -150°C . . . . .	64
4.14	REM-Aufnahmen der Probe N04 bei -150°C . . . . .	65
4.15	Vergleich der Fließkurven aus dem Zugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen . . . . .	67
4.16	Vergleich der Bruchflächen aus dem Zugversuch bei Raumtemperatur a), -150°C b) und -165°C c) . . . . .	67
4.17	Kraft-Verschiebungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei RT . . . . .	70
4.18	Observierung der Durchmesserreduktion (links) und Bestimmung des aktuellen Durchmessers (rechts) für Probe KZP04 bei RT . . . . .	71
4.19	Gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei RT . . . . .	72
4.20	REM-Aufnahmen der Probe KZP04 bei RT . . . . .	73
4.21	Kraft-Verschiebungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei -150°C . . . . .	74

---

4.22	Observierung der Durchmesserreduktion (rechts) und Bestimmung des aktuellen Durchmessers (links) für Probe KZP07 bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . . . .	75
4.23	Gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei $-150^{\circ}\text{C}$ . .	76
4.24	REM-Aufnahmen der Probe KZP07 bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . . . .	77
4.25	Gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramme aus dem Zugversuch der gekerbten Proben bei unterschiedlichen Temperaturen . . . . .	78
4.26	Vergleich der Bruchflächen aus dem Zugversuch der gekerbten Proben bei Raumtemperatur (links), $-150^{\circ}\text{C}$ (Mitte) und $-165^{\circ}\text{C}$ (rechts) . . . . .	79
4.27	Resonanzbiegemaschine (links), Steuerung (Mitte) und Probe mit Ermüdungsanriss (rechts) . . . . .	80
4.28	Anrisszeugung mit Lastwechselzahl (links) bzw. Eigenfrequenz (rechts) als Abbruchkriterium . . . . .	83
4.29	Versuchsaufbau für den Biegeversuch an kleinen Proben (KLST)	84
4.30	Kraft-Durchbiegungs-Diagramme der KLST-SK-Proben bei RT	86
4.31	Bruchflächen der KLST-SK-Proben bei RT . . . . .	87
4.32	Observierung der Rissöffnung mit Hilfe einer CCD-Kamera . .	87
4.33	Bestimmung der Anrisslänge (links) und der physikalischen Risslänge (rechts) . . . . .	88
4.34	Risswiderstandskurve der KLST-SK-Proben bei RT . . . . .	89
4.35	REM-Aufnahmen der KLST-Probe V09 bei RT . . . . .	90
4.36	Kraft-Durchbiegungs-Diagramme der KLST-Proben bei $-150^{\circ}\text{C}$	92
4.37	Ausfallwahrscheinlichkeit der Durchbiegung der KLST-Proben bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . . . .	93
4.38	Kraft-Durchbiegungs-Diagramme (links) und Ausfallwahrscheinlichkeit der Durchbiegung (rechts) der KLST-SK-Proben bei $-142^{\circ}\text{C}$ . . . . .	93
4.39	Bruchflächen der KLST-Proben ohne Seitenkerben bei $-150^{\circ}\text{C}$ .	94

4.40	Bruchflächen der KLST-SK-Proben mit Seitenkerben bei $-142^{\circ}\text{C}$	94
4.41	J-Integral in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit für KLST-Proben ohne Seitenkerben bei $-150^{\circ}\text{C}$	95
4.42	REM-Aufnahmen der KLST-Probe V21 ohne Seitenkerben bei $-150^{\circ}\text{C}$	97
5.1	FE-Modell und Randbedingungen der glatten Zugprobe	102
5.2	FE-Ergebnisse: Fließkurve ohne Bridgman-Korrektur der Probe N01 bei RT	105
5.3	FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe N01 bei RT	106
5.4	FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Oberfläche der Probe N01 bei RT	107
5.5	FE-Ergebnisse: Lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit zwischen Zentrum und Oberfläche der Probe N01 bei RT	108
5.6	FE-Ergebnisse: Fließkurve ohne Bridgman-Korrektur der Probe N04 bei $-150^{\circ}\text{C}$	109
5.7	FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Oberfläche (links) und lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit (rechts) der Probe N04 bei $-150^{\circ}\text{C}$	110
5.8	FE-Modell und Randbedingungen der gekerbten Zugprobe	112
5.9	FE-Ergebnisse: Kraft-Verschiebungs-Diagramm der Probe KZP04 bei RT	113
5.10	FE-Ergebnisse: Gemitteltes wahres Spannungs- gemitteltes wahres Dehnungs-Diagramm der Probe KZP04 bei RT	114
5.11	FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Kerbgrund im engsten Querschnitt der Probe KZP04 bei RT	115

---

5.12	FE-Ergebnisse: Lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit der Probe KZP04 bei RT . . .	116
5.13	FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe KZP04 bei RT . . . . .	117
5.14	FE-Ergebnisse: Entwicklung der axialen Spannung während der Verformung der Probe KZP04 bei RT . . . . .	118
5.15	FE-Ergebnisse: Kohäsivspannung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit der vier getesteten Proben bei RT . . . . .	119
5.16	FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm der Probe KZP06 bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . . . .	120
5.17	FE-Ergebnisse: Gemitteltes wahres Spannungs- gemitteltes wahres Dehnungs-Diagramm der Probe KZP06 bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . .	121
5.18	FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Kerbgrund im engsten Querschnitt der Probe KZP06 bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . . . .	122
5.19	FE-Ergebnisse: Lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit der Probe KZP06 bei $-150^{\circ}\text{C}$	123
5.20	FE-Ergebnisse: Konstruktion der von der Mehrachsigkeit abhängigen Kohäsivspannung bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . . . .	124
5.21	FE-Modell und Randbedingungen der KLST-SK-Probe . . . . .	126
5.22	FE-Ergebnisse: Ausnutzung von Symmetrien bei Kohäsivzonenelementen (links) und Vergleich der Kraft-Durchbiegungs-Diagramme (rechts) . . . . .	129
5.23	FE-Ergebnisse: Konvergenzstudie mit Variation der Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung und fester Elementbreite (0,05 mm) senkrecht zur Rissebene . . . . .	131
5.24	FE-Ergebnisse: Konvergenzstudie mit Variation der Elementbreite senkrecht zur Rissebene und fester Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung (0,025 mm) . . . . .	132
5.25	FE-Ergebnisse: Konvergenzstudie mit Variation der Elementanzahl innerhalb der Probenbreite . . . . .	133

5.26	FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit an der Rissspitze im Dreipunktbiegeversuch (KLST-SK) mit Anriss und Seitenkerben bei RT . . . . .	134
5.27	FE-Ergebnisse: Einfluss des Parameterfitting durch Variation der Kohäsivenergie auf das Kraft-Durchbiegungs-Diagramm für KLST-SK-Probe V11 bei RT . . . . .	137
5.28	FE-Ergebnisse: Einfluss des Parameterfitting durch Variation der Kohäsivenergie auf die Risswiderstandskurve für KLST-SK-Probe V11 bei RT . . . . .	138
5.29	FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm für eine Kohäsivenergie von 10 N/mm für KLST-SK-Probe V11 bei RT .	139
5.30	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve für eine Kohäsivenergie von 10 N/mm für KLST-SK-Probe V11 bei RT . . . . .	140
5.31	FE-Ergebnisse: Von Mises Vergleichsspannung a) und äquivalente Vergleichsdehnung b) für KLST-SK-Probe V11 bei RT . . . . .	141
5.32	FE-Ergebnisse: Spannungskomponenten S11, S22, S33 (a) - c) und logarithmische Dehnungskomponenten LE11, LE22, LE33 (d) - f) für KLST-SK-Probe V11 bei RT . . . . .	143
5.33	FE-Ergebnisse: Entwicklung der Spannungsverteilung der Spannungskomponente S11 für unterschiedliche Durchbiegungen für KLST-SK-Probe V11 bei RT . . . . .	144
5.34	Vergleich der Bruchfläche aus dem Versuch a) mit dem Simulationsmodell b) bei RT . . . . .	145
5.35	FE-Ergebnisse: Numerische Studie zum Einfluss des Anrissverhältnisses der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	146
5.36	Validierung: Simulation der gekerbten Zugprobe mit Kohäsivzone (links) und numerische Untersuchung der Variation des Kerbgrunddurchmessers (rechts) an der Kerbzugprobe KZP04 bei RT . . . . .	148



---

5.37	Validierung: J-Integral von 12 N/mm der KLST-SK-Probe V02 bei RT . . . . .	149
5.38	FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm für die KLST-Probe bei -150°C .	153
5.39	FE-Ergebnisse: Durchbiegung in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit (links) und J-Integral in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit (rechts) für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm für die KLST-Probe bei -150°C .	154
5.40	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm für die KLST-Probe bei -150°C . . . . .	155
5.41	FE-Ergebnisse: Von Mises Vergleichsspannung (links) und äquivalente Vergleichsdehnung (rechts) zum Zeitpunkt des Bruchs für die KLST-Probe bei -150°C . . . . .	156
5.42	Validierung: Glatte Zugprobe (links) und gekerbte Zugprobe (rechts) mit den identifizierten Kohäsivzonenparametern bei -150°C . . . . .	157
5.43	Validierung: Experimentelle Studie zum Einfluss des Kerbradius auf die Kohäsivspannung bei -150°C . . . . .	158
5.44	Validierung: Überprüfung der Kohäsivenergie an Hand der experimentellen Kraft-Durchbiegungs-Kurve bei -150°C . . . .	159
6.1	Größenvergleich der kleinen KLST-Proben und der großen ASTM-9-Probe . . . . .	164
6.2	Versuchsaufbau für den Biegeversuch an großen ASTM-Proben	165
6.3	Kraft-COD-Diagramme der ASTM-9-SK-Proben mit Seitenkerben bei RT . . . . .	166
6.4	Bruchflächen der ASTM-9-SK-Proben mit Seitenkerben bei RT	167
6.5	Risswiderstandskurve der ASTM-9-SK-Proben mit Seitenkerben bei RT . . . . .	168
6.6	Kraft-COD-Diagramme bei ASTM-9-Proben ohne Seitenkerben für -150°C . . . . .	169

6.7	Ausfallwahrscheinlichkeit der Rissöffnung (links) und J-Integral in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit (rechts) bei ASTM-9-Proben ohne Seitenkerben für -150°C . . .	170
6.8	Bruchflächen bei ASTM-9-Proben ohne Seitenkerben für -150°C	171
6.9	REM-Aufnahmen der ASTM-9-Probe B12 ohne Seitenkerben bei -150°C . . . . .	172
6.10	Risswiderstandskurve bei RT der kleinen KLST-SK-Probe und großen ASTM-9-SK-Probe (mit Seitenkerben) . . . . .	173
6.11	Bruchzähigkeit bei -150°C der kleinen KLST-Probe und großen ASTM-9-Probe (ohne Seitenkerben) . . . . .	174
6.12	FE-Ergebnisse: Kraft-Rissöffnungs-Diagramm der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	176
6.13	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	177
6.14	FE-Ergebnisse: Vergleich der experimentellen Bruchfläche (oben) mit der Simulation (unten) der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	178
6.15	FE-Ergebnisse: Kraft-Rissöffnungs-Diagramme der ASTM-9-Probe für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm mit und ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit bei -150°C	180
6.16	FE-Ergebnisse: Ausfallwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit des J-Integrals der ASTM-9-Probe für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm mit und ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit bei -150°C . . . . .	181
6.17	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm der ASTM-9-Probe ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit bei -150°C . . . . .	184
6.18	FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm einer ASTM-15-SK-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT	186

---

6.19	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer ASTM-15-SK-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT	186
6.20	FE-Ergebnisse: Kraft-Rissöffnungs-Diagramm der KLST-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	188
6.21	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve der KLST-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	188
6.22	FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm einer ASTM-9-Probe ohne SK mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	189
6.23	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer ASTM-9-Probe ohne SK mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	190
6.24	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer CHARPY-SK-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT	191
6.25	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer 0,5T-CT-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	193
6.26	FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer 1T-CT-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	195
6.27	FE-Ergebnisse: Zusammenstellung aller experimentellen J-R-Kurven im Vergleich mit den jeweiligen FE-Simulationen bei RT . . . . .	196
6.28	FE-Ergebnisse: Vergleich des experimentellen J-Integrals für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % mit den J-R-Kurven aus der FE-Simulation für die KLST-Probe und die ASTM-9-Probe bei -150°C . . . . .	199
A.1	Spanngabel (links) und Spannkopfschraube (rechts) . . . . .	231
A.2	Einbausituation: Probe in der Spanngabel . . . . .	232
A.3	Zugprobe (links) und Kerbzugprobe (rechts) . . . . .	232
A.4	Basis (links) und Fixierung (rechts) für kleine Proben . . . . .	233
A.5	kleine Biegeprobe ohne Seitenkerben KLST (links) und mit Seitenkerben KLST-SK (rechts) . . . . .	233

A.6	Basis (links) und Führung (rechts) für große Proben . . . . .	234
A.7	Finne (links) und Rolle (rechts) für große Proben . . . . .	234
A.8	Stempel (links) und Lagerplatte (rechts) für große Proben . . . . .	235
A.9	Große Biegeprobe 9 mm ohne Seitenkerben ASTM-9 (links) und mit Seitenkerben ASTM-9-SK (rechts) . . . . .	235
A.10	Große Biegeprobe 15 mm mit Seitenkerben ASTM-15-SK . . . . .	236
A.11	Schnittplan der Zugproben, Kerbzugproben, KLST/-SK-Proben und ASTM-9/-SK-Proben . . . . .	237
A.12	ABAQUS Materialinput für T91 bei RT . . . . .	238
A.13	ABAQUS Materialinput für T91 bei -150°C . . . . .	238
A.14	FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe N04 bei -150°C . . . . .	246
A.15	FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe KZP06 bei -150°C . . . . .	247
A.16	FE-Ergebnisse: Spannungskomponenten S11, S22, S33 (oben) und logarithmische Dehnungskomponenten LE11, LE22, LE33 (unten) für KLST-Probe bei -150°C . . . . .	248
A.17	FE-Ergebnisse: Spannungen a) - d) (oben) und Dehnungen e) - h) (unten) bei 5,14 mm Durchbiegung der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	249
A.18	FE-Ergebnisse: Spannungen a) - d) (oben) und Dehnungen e) - h) (unten) der ASTM-9-Probe zum Zeitpunkt des Bruchs für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit bei -150°C . . . . .	250
A.19	FE-Modell einer 0,5T-CT-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT . . . . .	251

## Tabellenverzeichnis

4.1	Chemische Zusammensetzung von T91 . . . . .	49
4.2	Mechanische Eigenschaften von T91 . . . . .	50
4.3	Anschwingprogramm der KLST-Probe . . . . .	82
6.1	FE-Ergebnisse: Zusammenstellung der Bruchzähigkeiten aus den jeweiligen FE-Simulationen bei RT . . . . .	197
A.1	Probenabmessungen der glatten Zugproben . . . . .	239
A.2	Probenabmessungen der gekerbten Zugproben . . . . .	239
A.3	Probenabmessungen der KLST/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben . . . . .	240
A.4	Probenabmessungen der 9 mm breiten ASTM-9/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben . . . . .	241
A.5	Probenabmessungen der 15 mm breiten ASTM-15-SK-Proben mit Seitenkerben . . . . .	242
A.6	Versuchsergebnisse der glatten Zugproben . . . . .	242
A.7	Versuchsergebnisse der gekerbten Zugproben . . . . .	243
A.8	Versuchsergebnisse der kleinen KLST/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben . . . . .	243
A.9	Versuchsergebnisse der 9 mm breiten ASTM-9/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben . . . . .	245
A.10	Versuchsergebnisse der 15 mm breiten ASTM-15-SK-Proben mit Seitenkerben . . . . .	245
A.11	FE-Ergebnisse: Zusammenstellung der glatten Zugproben bei RT und bei -150°C . . . . .	246

A.12 FE-Ergebnisse: Zusammenstellung der gekerbten Zugproben bei RT und bei $-150^{\circ}\text{C}$ . . . . .	247
A.13 FE-Ergebnisse: Mehrachsige Kohäsivspannung bei $-150^{\circ}\text{C}$	248

# Abkürzungen und Symbole

## Abkürzungen

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
3PB	Dreipunktbiegeprobe
ASTM	American Society for Testing and Materials
C3D8	lineares Volumenelement in ABAQUS
CAX4	lineares axialsymmetrisches Element in ABAQUS
CAX8R	quadratisches axialsym. reduziertes Element in ABAQUS
CCD	engl. Charge-Coupled-Device, ladungsgekoppeltes Bauteil
COD	engl. Crack Opening Displacement, Rissöffnungsaufnehmer
CRB	engl. Cracked Round Bar, angerissene Rundprobe
CT	engl. Compact Tension, Kompaktzugprobe
CZ	engl. Cohesive Zone, Kohäsivzone
CZE	engl. Cohesive Zone Element, Kohäsivzonenelement
CZM	engl. Cohesive Zone Model, Kohäsivzonenmodell
DENT	engl. Double Edge Notched Tension, beidseitig gekerbte Zugprobe
EBS	engl. Electron BackScattering Diffraction
ESZ	Ebener Spannungszustand
EVZ	Ebener Verzerrungszustand
FE	Finite-Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode
FM	Ferritisch-Martensitisch
GIF	Generation IV International Forum

IAM-WBM	Institut für Angewandte Materialien- Werkstoff- und Biomechanik
J-R	Risswiderstandskurve
KLST	KLleinSTprobe
KZP	KerbZugProbe
MATTER	engl. MATerial TEsting and Rules
MTS	engl. Mechanical Testing and Sensing
RCC-MR	engl. Design and Construction Rules for Mechanical Components of Nuclear Installations
RT	RaumTemperatur
SEB	engl. Single Edge Bend, bruchmechanische Biegeprobe
SIF	SpannungsIntensitätsFaktor
SKF	SpannungsKonzentrationsFaktor
TSL	engl. Traction-Separation-Law, Separationsgesetz
UEL	engl. User ELe ment, benutzerdefiniertes Element

## griechische Symbole

Symbol	Bedeutung	Einheit
$\Delta a$	Rissverlängerung	mm
$\delta_{ges}$	Gesamtseparation	mm
$\delta_N$	normale Separation	mm
$\delta_T$	tangentiale Separation	mm
$\dot{\epsilon}$	Dehnrage	1/s
$\dot{\epsilon}_{kr}$	Kriechdehnrage	1/s
$\epsilon_B$	Bruchdehnung	-
$\epsilon_g$	Gleichmaßdehnung	-
$\epsilon_p$	plastische Dehnung	-
$\epsilon_v$	äquivalente Vergleichsdehnung	-
$\epsilon_{w,gem.}$	gemittelte wahre Dehnung	-



$\varepsilon_w$	wahre Dehnung	-
$\eta_{pl}$	Geometriefaktor	-
$\Gamma$	Integrationsweg	m
$\gamma$	spezifische Oberflächenenergie	N/m
$\Gamma_c$	Kohäsivenergie	N/mm
$\nu$	Querkontraktionszahl	-
$\rho$	Krümmung	mm
$\sigma$	Spannung	MPa
$\sigma_{22}$	Spannung in $x_2$ -Richtung	MPa
$\sigma_{ax}$	axiale Spannung	MPa
$\sigma_b$	Biegespannung	MPa
$\sigma_c$	Kohäsivspannung	MPa
$\sigma_{max}$	maximale Spannung	MPa
$\sigma_{nom}$	nominelle Spannung	MPa
$\sigma_v$	von Mises Vergleichsspannung	MPa
$\sigma_{w,gem.}$	gemittelte wahre Spannung	MPa
$\sigma_w$	wahre Spannung	MPa
$\sigma_Y$	effektive Fließgrenze	MPa
$\Theta$	Temperatur	°C
$\Theta_{DBTT}$	Übergangstemperatur	°C

## lateinische Symbole

Symbol	Bedeutung	Einheit
$A$	Parameter vom Norton Kriechgesetz	$1/(\text{sMPa}^n)$
$a$	Risslänge	mm
$a_0$	Anrisslänge	mm
$\frac{a_0}{W}$	Anrissverhältnis	-
$a_p$	physikalische Anrisslänge	mm
$B$	Probenbreite	mm

## Abkürzungen und Symbole

---

$B_N$	Nettobreite	mm
$D_k$	Kerbgrunddurchmesser	mm
$ds$	Bogenlänge	Rad
$\frac{dW_{int}^p}{da}$	plastische Arbeit bezogen auf die Rissverlängerung	N/m
$E$	Elastizitätsmodul	MPa
$f$	Frequenz	Hz
$f$	Geometriefaktor	-
$F_5$	Kraft aus Schnittpunkt mit 95 % Steigungsgeraden	N
$F_{max}$	maximale Kraft	N
$F_o$	obere Kraft	N
$F_Q$	Kraft zur Bestimmung der Bruchzähigkeit	N
$F_u$	untere Kraft	N
$G$	Energiefreisetzungsrate	N/m
$G_c$	kritische Energiefreisetzungsrate	N/m
$G_{Ic}$	kritische Energiefreisetzungsrate Mode I	N/m
$h$	Mehrachsigkeit	-
$h_i$	Wert einer Mehrachsigkeit	-
$I_y$	Flächenträgheitsmoment	mm <sup>4</sup>
$J_{el}$	elastischer Anteil des J-Integrals	N/mm
$J_i$	J-Integral bei Rissinitiierung	N/mm
$J_{pl}$	plastischer Anteil des J-Integrals	N/mm
$J_{Qc}$	vorläufiges J-Integral bei instabilem Bruch	N/mm
$K$	Spannungsintensitätsfaktor	MPa $\sqrt{m}$
$K_{I,II,III}$	Spannungsintensitätsfaktor Modus I, II, III	MPa $\sqrt{m}$
$K_{Ic}$	Bruchzähigkeit	MPa $\sqrt{m}$
$K_{JIc}$	Bruchzähigkeit basierend auf dem J-Integral	MPa $\sqrt{m}$
$K_Q$	vorläufige Bruchzähigkeit	MPa $\sqrt{m}$
$K_{tn}$	Spannungskonzentrationsfaktor	-
$L$	Probenlänge	mm
$LE11$	logarithmische Dehnung in x-Richtung	-
$LE22$	logarithmische Dehnung in y-Richtung	-

$LE33$	logarithmische Dehnung in z-Richtung	-
$M_b$	Biegemoment	Nm
$M_{dyn}$	dynamisches Biegemoment	Nm
$M_{max}$	maximales Biegemoment	Nm
$n$	Normalenvektor	-
$n$	Spannungsexponent	-
$n_1$	Komponente des Normalenvektors	-
$n_2$	Komponente des Normalenvektors	-
$R$	Lastverhältnis	-
$R$	Radius der Imperfektion	mm
$r$	Abstand zur Rissspitze	mm
$R_k$	Kerbradius	mm
$R_m$	Zugfestigkeit	MPa
$R_{p0,2}$	0,2 % Dehngrenze	MPa
$rx$	Rotation um die x-Richtung	Rad
$ry$	Rotation um die y-Richtung	Rad
$rz$	Rotation um die z-Richtung	Rad
$S$	Auflagerabstand	mm
$S11$	Spannungskomponente in x-Richtung	MPa
$S22$	Spannungskomponente in y-Richtung	MPa
$S33$	Spannungskomponente in z-Richtung	MPa
$T_0$	Referenztemperatur des Master-Curve-Konzepts	°C
$t_i$	Schnittspannungsvektor	-
$U$	Formänderungsenergiedichte	J/m <sup>3</sup>
$u$	Durchbiegung	mm
$u_i$	Verschiebungsvektor	mm
$W$	Probenhöhe	mm
$W^*$	Probengröße	m
$W_b$	Widerstandsmoment	mm <sup>3</sup>
$x$	Bildnummer	-
$x$	Verschiebung in x-Richtung	mm

## Abkürzungen und Symbole

---

$x_1$	Richtungsvektor	-
$x_2$	Richtungsvektor	-
$x_i$	Koordinatenvektor	-
$Y$	Geometriefaktor	-
$y$	Verschiebung in y-Richtung	mm
$Z$	Brucheinschnürung	-
$z$	Verschiebung in z-Richtung	mm
$z_{max}$	maximaler Randfaserabstand	mm

# 1 Einleitung

Für die Bewertung von Rissen in Komponenten ist die Kenntnis der bruchmechanischen Kennwerte ihrer Strukturwerkstoffe unerlässlich. Diese werden in der Regel in aufwendigen bruchmechanischen Versuchen an hinreichend großen Proben gewonnen. Insbesondere in bestimmten Zuständen, wie zum Beispiel im bestrahlten Zustand, sind nur bruchmechanische Versuche an kleinen Proben möglich, womit bruchmechanische Kennwerte nicht ohne Weiteres bestimmt werden können.

Im Rahmen des europäischen Projekts MATTER soll auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells eine Test- und Auswertemethodik entwickelt werden, mit der bruchmechanische Kennwerte ermittelt werden können. Hierfür soll der Größeneinfluss auf das Bruchverhalten dieser Werkstoffe sowohl experimentell als auch durch Finite-Elemente-Simulationen der Rissausbreitung detailliert untersucht werden. Die Methodik soll auf entsprechende bruchmechanische Versuche an ferritisch-martensitischem (FM) Stahl T91 angewandt und dabei validiert werden.

Das Projekt MATTER beschäftigt sich mit dem Materialverhalten für die Betriebsbedingungen der Generation IV Kraftwerke. Für die Kraftwerke der IV. Generation gelten nach [1] vier wesentliche politische Ziele:

- Nachhaltigkeit
- Wirtschaftlichkeit
- Sicherheit und Zuverlässigkeit
- physikalischer Schutz

Mit dieser Grundidee soll der zukünftige und stetig wachsende Bedarf an Energie gedeckt werden. Hierfür wurde das Generation IV International Forum (GIF) als eine Initiative aus 10 Staaten zur internationalen Zusammenarbeit gegründet. Innerhalb des Projektes MATTER soll das Materialverhalten durch geeignete Tests und die Erweiterung von Standards charakterisiert werden. Darüber hinaus gilt es, die Lebensdauer der Kraftwerke, auf 60 Jahre ausgelegt, nachzuweisen.

Der FM Stahl T91, der in dieser Arbeit zur Validierung der Methode dient, soll im Bereich des Kerns des Reaktors, der Pumpen und der Wärmetauscher verwendet werden [2].

### 1.1 Aufgabenstellung und Motivation

Das Institut für Angewandte Materialien – Werkstoff- und Biomechanik (IAM-WBM) beschäftigt sich seit vielen Jahren mit der Problematik der Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte an kleinen Proben. Die Notwendigkeit mit kleinen Proben zu arbeiten, geht vor allem auf Bestrahlungsexperimente zurück. Hier spielt die Probengröße eine wichtige Rolle. Weitere Vorteile kleiner Proben sind die geringe Selbstaufheizung und aktive Masse durch die Bestrahlung [3]. Um die Übertragbarkeit der Kennwerte an kleinen Proben in Bezug auf die geforderten Größenbedingungen der entsprechenden Standards [4], [5] zu verbessern und abzusichern, soll die Bruchprozesszone modelliert werden. Hierfür eignen sich Schädigungsmodelle, wie zum Beispiel das Kohäsivzonenmodell (CZM), mit dem nicht nur die Rissinitiierung, sondern auch die Rissausbreitung simuliert werden kann. Einige Vorarbeiten zur Simulation von kleinen und großen Proben zeigt Weygand & Aktaa [6]. Die Motivation der hier vorliegenden Dissertation besteht darin, die Modellparameter der Kohäsivzone an den kleinen Proben zu identifizieren und damit die bruchmechanischen Kennwerte an der standardisierten Probe vorherzusagen.

Ziel der hier vorliegenden Arbeit ist die Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells. Zu Beginn werden bruchmechanische Versuche an kleinen Proben mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode (FEM) umfassend und detailliert modelliert und mit realitätsnahem Materialverhalten simuliert. Ergänzend soll das duktile Bruchverhalten und im weiteren Verlauf das Sprödbbruchverhalten des ferritisch-martensitischen Stahls untersucht werden. Insgesamt geht es darum, den Zusammenhang zwischen miniaturisierten und standardisierten Probengeometrien zu untersuchen.

## **1.2 Gliederung der Arbeit**

Der aktuelle Stand der Forschung wird in Kapitel 2 vorgestellt. Hier wird vor allem auf die Bruchzähigkeit und die Beschreibung der Schädigung mit Hilfe des Kohäsivzonenmodells eingegangen. Kapitel 3 zeigt die Grundidee dieser Arbeit und stellt die Methode zur Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte an kleinen Proben vor. Dabei wird die Vorgehensweise gezeigt, wie basierend auf den Versuchen an kleinen Proben, gültige Bruchzähigkeiten bestimmt werden können. Zur Validierung der Methode wird der FM Stahl T91 verwendet, der einen spröd-duktil Übergang aufweist.

In Kapitel 4 werden die experimentellen Ergebnisse, die zur Parameteridentifikation gemäß der Methode in Kapitel 3 notwendig sind, vorgestellt. Die Ergebnisse sind chronologisch in Anlehnung an die Methode in Kapitel 3 gegliedert. Die Untersuchung erfolgt an Zugversuchen glatter Proben, gekerbter Proben und abschließend bei bruchmechanischen Biegeversuchen kleiner Proben. Es werden Ergebnisse bei zwei verschiedenen Temperaturen (Raum- und Tieftemperatur) gezeigt. Bei Raumtemperatur befindet sich der zur Validierung verwendete Stahl T91 in der Hochlage und weist duktiles Materialverhalten auf. Die Tieftemperaturergebnisse bei  $-150^{\circ}\text{C}$  sind in der Tieflage und somit für sprödes Materialverhalten dargestellt.

Die Simulationsergebnisse zur Parameterbestimmung an kleinen Proben werden in Kapitel 5 gezeigt. Simulationen an glatten Zugproben validieren die experimentell ermittelten Fließkurven zur Beschreibung des elastisch-plastischen Materialverhaltens. Mit Hilfe der Simulationen an gekerbten Zugproben kann die Kohäsivspannung identifiziert werden. Abschließend erfolgt durch Simulationen an bruchmechanischen kleinen Biegeproben die Bestimmung der Kohäsivenergie über ein Parameterfitting.

Die Validierung der Methode erfolgt in Kapitel 6 an unterschiedlichen teils normgerechten Probengeometrien. In Kapitel 7 wird eine allgemeingültige Vorschrift zur Anwendung dieser Methode gegeben und in Kapitel 8 werden die Ergebnisse der Arbeit zusammengefasst und ein Ausblick gezeigt.



## 2 Stand der Technik

*In diesem Kapitel wird auf die Begrifflichkeit der Bruchzähigkeit im Rahmen der Bruchmechanik eingegangen. In diesem Zusammenhang muss der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  eingeführt und die Bestimmung der Bruchzähigkeit für sprödes und duktilen Materialverhalten beschrieben werden. Ein weiterer Aspekt ist der Größeneinfluss der Probe auf die Bruchzähigkeit. Zur Beschreibung des Bruchprozesses mit Hilfe der Finiten-Elemente-Methode wird das Kohäsivzonenmodell verwendet.*

### 2.1 Der Spannungsintensitätsfaktor

In der Bruchmechanik spielt der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  eine zentrale Rolle. Mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors (SIF) kann im Falle rein elastischen Materialverhaltens das Spannungs- und Verschiebungsfeld nahe einer Rissspitze beschrieben werden [7]:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} Y \quad (2.1)$$

In Gleichung 2.1 ist  $\sigma$  die Spannung und  $a$  die Risslänge. Die Größe  $Y$  stellt einen Geometriefaktor dar, der von Risslänge  $a$  und Geometrie Größen wie Probenbreite  $W^*$  abhängig ist. Im speziellen Fall einer unendlich ausgedehnten Platte, beträgt dieser Faktor 1. In Abbildung 2.1 ist der Spannungsverlauf  $\sigma_{22}$  in  $x_2$ -Richtung im Bereich der Rissspitze für rein elastisches Materialverhalten dargestellt. Es zeigt deutlich die vorhandene Spannungssingularität an der Rissspitze [7].

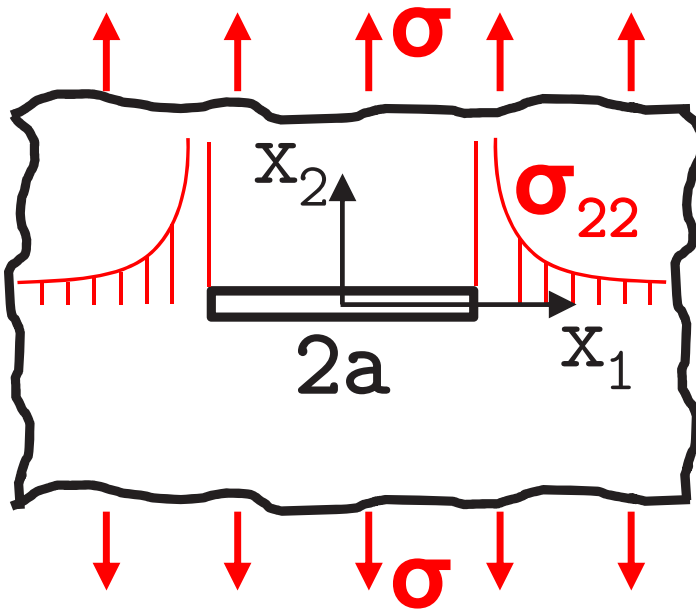


Abbildung 2.1: Platte mit Riss nach [8]

Je nach Art und Weise der Belastung wird zwischen drei Rissöffnungsmoden (Modus I, II, III) unterschieden [9]. Bei Modus I handelt es sich um den sog. Öffnungsmodus, wobei sich der Riss senkrecht zur Rissebene öffnet. Bei Modus II verschieben sich die Rissufer innerhalb ihrer Ebene senkrecht zur Rissfront. Tritt die Verschiebung der Rissufer in ihrer Ebene parallel zur Rissfront auf, handelt es sich um eine Modus III Rissöffnung. Modus I ist der in der Praxis am häufigsten auftretende Fall. Nachfolgend wird in dieser Arbeit ausschließlich auf eine Modus I Rissöffnung eingegangen.

Entsprechend der verschiedenen Rissöffnungsmodi werden die Spannungsintensitätsfaktoren  $K_I$ ,  $K_{II}$  und  $K_{III}$  betrachtet. Bei gleichzeitigem Auftreten von z.B. Modus I und Modus II wird nach [8] ein effektiver Spannungsintensitätsfaktor gebildet:

$$K_{Ic}^2 = K_I^2 + K_{II}^2 \quad (2.2)$$

Die Verwendung des Spannungsintensitätsfaktors ermöglicht die Bestimmung der Spannungs- und auch Verschiebungsfelder in der Umgebung der Rissspitze für linear-elastisches Materialverhalten und ermöglicht nach [9] nachfolgende Schlussfolgerungen:

- Spannungen und Verzerrungen sind an der Rissspitze singulär ( $1/\sqrt{r}$ ).
- An der Rissspitze sind alle Feldgrößen proportional zu Gleichung 2.1.
- Der Riss öffnet sich parabelförmig.
- Das Verschiebungsfeld ist proportional zur Wurzel des Abstands  $r$  ( $\sqrt{r}$ ).
- Die Nahfeldlösung steigt linear mit der Belastung  $\sigma$  und ist abhängig von der Risslänge  $a$ .

## 2.2 Die Bruchzähigkeit

Die Bruchzähigkeit ist die elementare Größe der Bruchmechanik. Sie ist definiert als der kritische Spannungsintensitätsfaktor, bei dem ein Materialzustand erreicht ist, der zu einer Ausbreitung des Risses führt [9]. Folglich ist die Bruchzähigkeit abhängig vom jeweiligen Material. Es handelt sich um einen materialspezifischen Grenzwert [9]. Das Bruchkriterium basierend auf dem Spannungsintensitätskonzept nach IRWIN (1957) [10] im Falle von Modus I Belastung lautet:

$$K_I = K_{Ic} \quad (2.3)$$

Erreicht der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$ , der auf die Belastung zurückzuführen ist, den Materialkennwert  $K_{Ic}$ , die Bruchzähigkeit unter einem ebenen Dehnungszustand, so tritt Risswachstum auf, der zum Bruch führen kann. Der kritische Wert des Spannungsintensitätsfaktors ist erreicht [11]. Nachfolgend wird darauf eingegangen, wie sich im Speziellen das Bruchkonzept für spröde und duktile Materialien unterscheidet.

### 2.2.1 Bruchzähigkeit bei spröden Materialien

In der linear-elastischen Bruchmechanik kann das Bruchkriterium ebenfalls basierend auf einer energetischen Betrachtungsweise eingeführt werden. GRIFFITH [12] war der Erste, der das Energiekriterium für den Bruch vorgestellt hat. In diesem Zusammenhang spielt die Energiefreisetzungsrate  $G$  eine wichtige Rolle. Für den Fall eines ebenen Verzerrungszustandes (EVZ) in einer unendlich ausgedehnten Platte mit Innenriss (Abbildung 2.1) unter Modus I Belastung gilt nach [9]:

$$G_I = \frac{2\sigma^2\pi a}{E}(1 - \nu^2). \quad (2.4)$$

In Anlehnung an die Größen in Gleichung 2.4 ist die Energiefreisetzungsrate in erster Linie von der Spannung  $\sigma$  und dem Riss  $a$  abhängig. Außerdem geht in diese Gleichung der Elastizitätsmodul  $E$  und die Querkontraktionszahl  $\nu$  ein. Von besonderem Interesse ist die kritische Energiefreisetzungsrate, speziell für eine Mode I Belastung  $G_{Ic}$ . Die kritische Energiefreisetzungsrate stellt die notwendige Energie dar, die vom elastischen Spannungsfeld bereitgestellt wird, um eine Rissausbreitung voranzutreiben [13]. Für den Fall eines EVZ ist das energetische Bruchkriterium nach [9] zu

$$G_I = G_{Ic} = 2\gamma \quad (2.5)$$

definiert und wird auch Bruchkriterium nach GRIFFITH (1921) [12] genannt. Dies entspricht in der elastischen Bruchmechanik der doppelten Oberflächenenergie  $\gamma$ , die zur Materialtrennung notwendig ist. Der Zusammenhang der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  und der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}$  ist für den EVZ über

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{EG_{Ic}}{(1 - \nu^2)}} \quad (2.6)$$

gegeben. Im Rahmen der linear-elastischen Bruchmechanik kann also das Spannungsintensitätskonzept nach IRWIN und das Bruchkriterium nach GRIFFITH ineinander überführt werden [9].

### 2.2.2 Bruchzähigkeit bei duktilen Materialien

In der linear-elastischen Definition der Bruchzähigkeit ist die plastische Zone sehr klein im Verhältnis zum elastischen Spannungsfeld. Für diese Fälle existieren analytische Lösungen, die das Spannungsfeld im Bereich der Rissspitze beschreiben. Diese Bedingung ist bei duktilen Materialien stets nicht erfüllt. Die plastische Zone ist in diesem Fall sehr groß und es existieren nur bedingt analytische Lösungen. Als weitere bruchmechanische Kenngröße haben CHEREPANOV [14] und RICE [15] im Jahr 1967 bzw. 1968 voneinander unabhängig das J-Integral eingeführt, dass sowohl in der linear-elastischen Bruchmechanik als auch in der elastisch-plastischen Bruchmechanik Verwendung findet (Abbildung 2.2, links). Es kann gezeigt werden, dass das J-Integral im Falle elastischen Materialverhaltens der Energiefreisetzungsrate  $G$  entspricht und dass sein Wert unabhängig vom gewählten Gebiet  $A$  um die Rissspitze ist [9]. Das J-Integral ist als Linienintegral um die Rissspitze definiert:

$$J_I = \int_{\Gamma} [U dx_2 - t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds] \quad (2.7)$$

Hierbei wichtige Größen sind die Bogenlänge  $ds$  und der Integrationsweg  $\Gamma$ . In der elastisch-plastischen Bruchmechanik wird analog zum Energiekonzept nach GRIFFITH das J-Integralkonzept nach CHEREPANOV bzw. RICE als Bruchkriterium verwendet und lautet

$$J_I = J_{Ic} = 2\gamma + \frac{dW_{int}^p}{da} \quad (2.8)$$

Wenn das J-Integral in Folge der Beanspruchung den kritischen Wert  $J_{Ic}$  (abhängig vom jeweiligen Material) erreicht, dann setzt Rissinitiierung ein.

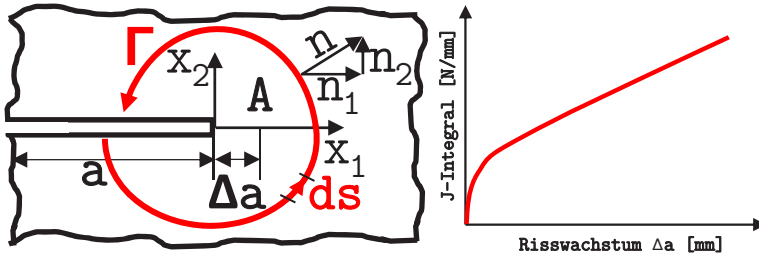


Abbildung 2.2: J-Integral nach [9] (links) und J-R-Kurve (rechts)

Das J-Integral ist für Risse unter monotoner Belastung eine bruchmechanische Belastungsgröße und vergleichbar mit der Energiefreisetzungsrate der elastischen Bruchmechanik. In der elastischen Bruchmechanik wird allerdings die Energiefreisetzungsrate allein zur Materialtrennung benötigt. Im Gegensatz dazu ist die Energiefreisetzungsrate in der elastisch-plastischen Bruchmechanik einerseits zur Materialtrennung ( $2\gamma$ ), andererseits jedoch zur plastischen Verformung ( $\frac{dW_{int}^p}{da}$ ) notwendig. Meist überwiegt der Anteil der plastischen Verformung. Unter Berücksichtigung dieses Anteils ist das kritische J-Integral  $J_{Ic}$  gleich der GRIFFITHSchen Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}$  gemäß

$$J_{Ic} = G_{Ic} \quad (2.9)$$

und kann mit Hilfe von Gleichung 2.6 in einen Spannungsintensitätsfaktor  $K_{JIc}$  umgerechnet werden. Im EVZ lautet dieser Zusammenhang:

$$K_{JIc} = \sqrt{\frac{E J_{Ic}}{(1 - \nu^2)}} \quad (2.10)$$

Somit wird die Bruchzähigkeit im Rahmen der elastisch-plastischen Bruchmechanik basierend auf dem kritischen J-Integral  $J_{Ic}$  bestimmt [11].

Die plastische Arbeit, die im Zusammenhang mit dem Bruchvorgang verrichtet wird, ist abhängig von der jeweiligen Probengeometrie. Diese Abhängigkeit wird in der sog. Risswiderstandskurve J-R deutlich und wurde unter anderem von Memhard et al. [16] und Turner [17] untersucht.

Abbildung 2.2 (rechts) zeigt eine typische J-R-Kurve für duktilen Risswachstum. Mit der Risswiderstandskurve wird die Abhängigkeit des aktuellen kritischen J-Integral Wertes von der aktuellen Rissverlängerung  $\Delta a$  deutlich. Mit zunehmendem Risswachstum steigt der zur weiteren duktilen Rissverlängerung benötigte J-Integralwert an. In manchen Fällen erreicht dieser Wert eine Sättigung und die Risswiderstandskurve verläuft ab diesem Punkt horizontal. Demzufolge tritt beim Erreichen dieses Sättigungswertes instabiles Risswachstum auf. Mit Hilfe der Norm ASTM E1820 kann aus einer J-R-Kurve der kritische Wert  $J_{Ic}$  bestimmt werden [5]. Der Einfluss der Probengeometrie auf die Form der Risswiderstandskurve wird ausführlich in Abschnitt 2.4 behandelt. Ein wichtiger Punkt ist der Größeneffekt auf  $J_{Ic}$  und der daraus gemäß Gleichung 2.10 errechnete Wert für die Bruchzähigkeit. Es wurde zuvor beschrieben, dass es sich bei der Bruchzähigkeit um einen Materialkennwert handelt, der keine Abhängigkeit von der Probengeometrie beinhalten kann.

### 2.3 Experimentelle Bestimmung der Bruchzähigkeit

Zur Bestimmung der Bruchzähigkeit gibt es zwei Normen der American Society for Testing and Materials (ASTM). Verhält sich das Material spröde, wird die Norm ASTM E399 zur Bestimmung der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  angewandt, siehe Abschnitt 2.3.1. Im Falle duktilen Risswachstums und bei elastisch-plastischen Deformationen wird die Norm ASTM E1820 verwendet, um die Bruchzähigkeit  $K_{J_{Ic}}$  indirekt über das J-Integral  $J_{Ic}$  zu bestimmen, siehe Abschnitt 2.3.2. Neben den ASTM-Normen existiert eine britische Norm BS7448 [18] und ein internationaler Standard ISO12135 [19], auf

die in dieser Arbeit nicht näher eingegangen wird, da sich in der Praxis die ASTM-Normen durchgesetzt haben.

### 2.3.1 Norm ASTM E399 für spröde Materialien

Mit Hilfe der Norm ASTM E399 kann die Bruchzähigkeit bei linear-elastischem Materialverhalten im ebenen Verzerrungszustand (EVZ) bestimmt werden. Der EVZ weist im Vergleich zum ebenen Spannungszustand (ESZ) die geringere Bruchzähigkeit auf. Dieser Zusammenhang wird in Abbildung 2.3 (links) deutlich. Mit zunehmender Probendicke wird die Bruchzähigkeit kleiner, da die Belastung in einer theoretisch unendlich ausgedehnten Probe einem EVZ entspricht.

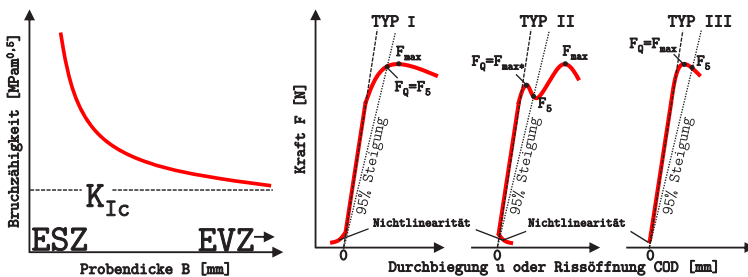


Abbildung 2.3: Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Probendicke  $B$  nach [13] (links) und Bestimmung der Kraft  $F_Q$  nach [4] (rechts)

Um die Problematik der Bruchzähigkeit im EVZ und ESZ zu berücksichtigen, fordert die Norm ASTM E399 bestimmte Größenrestriktionen bei der Probengeometrie. Beispielsweise sollte bei einer Biegeprobe (siehe Abbildung 2.4) die Probenhöhe  $W$  zwischen ein und vier mal der Probenbreite  $B$  entsprechen. Üblich ist, dass die Probenhöhe  $W$  der doppelten Probenbreite  $B$  entspricht. Das Verhältnis aus Anrisslänge  $a_0$  zu Probenhöhe  $W$  soll zwischen 45 und 55 % liegen. Zusätzlich zur Hauptkerbe, die zur Anrisszerzeugung notwendig ist, darf die Probe Seitenkerben besitzen. Hier gilt, dass die Probenbreite  $B$  maximal um 25 % auf die Nettoprobenbreite  $B_N$  reduziert werden darf.



Außerdem wird empfohlen [4], dass die Seitenkerben erst nach der Anrisserzeugung gefertigt werden. Die Restriktionen zur Anrisseinbringung können [4] entnommen werden. Die Vermessung der Anrisslänge erfolgt nach der 9-Punkt-Mittelungsmethode gemäß [20].

Bislang ist lediglich auf die Probengeometrie zur Bestimmung der Bruchzähigkeit eingegangen worden. Für die Durchführung der Versuche gelten eine Vielzahl an Restriktionen, die detailliert in [4] beschrieben sind. Das Ergebnis des Versuchs ist vorerst ein Kraft-Durchbiegungs-Diagramm bzw. ein Kraft-Rissöffnungs-Diagramm, je nach dem ob die Durchbiegung  $u$  der Probe oder die Rissöffnung COD gemessen worden ist. Die Kraft  $F_Q$  aus dem Versuch ist von Interesse, da sie zur Bestimmung der vorläufigen Bruchzähigkeit  $K_Q$  notwendig ist.

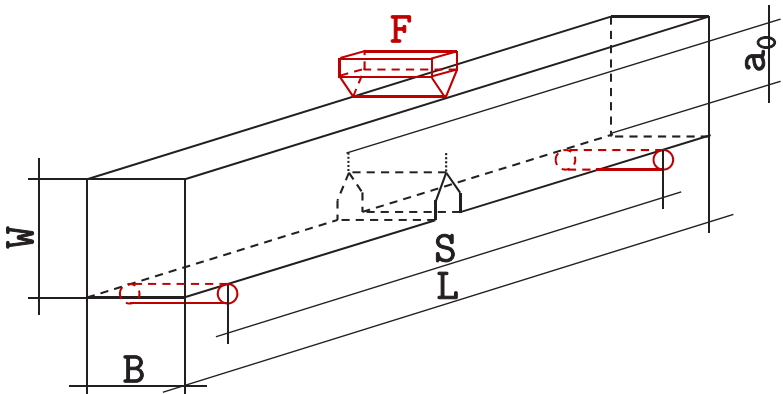


Abbildung 2.4: Geometrie einer Dreipunktbiegeprobe

Der Zusammenhang zwischen der Kraft und der Bruchzähigkeit für eine Biegeprobe lautet

$$K_Q = \frac{F_Q S}{\sqrt{B B_N W^{\frac{3}{2}}}} f\left(\frac{a}{W}\right). \quad (2.11)$$

Die Bruchzähigkeit  $K_Q$  ist also von der Belastung  $F_Q$ , dem Auflagerabstand  $S$ , der Probenbreite  $B$ , der Nettoprobenbreite  $B_N$ , der Probenhöhe  $W$  und einem Geometriefaktor  $f$  abhängig. Der Geometriefaktor selbst ist eine Funktion des Verhältnisses Risslänge  $a$  zu Probenhöhe  $W$ .

Zur Bestimmung der Kraft  $F_Q$  werden drei Fälle unterschieden, siehe Abbildung 2.3 (rechts). Allen drei Typen ist gemeinsam, dass anfängliche Nichtlinearitäten ignoriert werden und eine Gerade mit 95 % der ursprünglichen Steigung der Geraden im elastischen Bereich eingezeichnet wird. Je nach Schnittpunkt  $F_5$  dieser Geraden mit der experimentellen Kurve wird unterschieden:

- **TYP I:**  $\rightarrow F_Q = F_5$

Der Schnittpunkt der Kraft  $F_5$  ist vor der maximalen Kraft  $F_{max}$ .

- **TYP II:**  $\rightarrow F_Q = F_{max*}$

Der Schnittpunkt der Kraft  $F_5$  ist nach dem Kraftabfall („Pop-In“).

$F_5$  ist kleiner als  $F_{max}$  und kleiner als  $F_{max*}$ .

- **TYP III:**  $\rightarrow F_Q = F_{max}$

Der Schnittpunkt der Kraft  $F_5$  ist nach der maximalen Kraft  $F_{max}$ .

Um basierend auf dem identifizierten  $F_Q$  Wert eine Bruchzähigkeit gemäß dieser Norm bestimmen zu können, darf die maximale Kraft  $F_{max}$  maximal 10 % größer als die Kraft  $F_Q$  sein. Wenn dies nicht der Fall ist, muss die Norm ASTM E1820 für duktilen Materialverhalten verwendet werden. Abschließend muss überprüft werden, ob der vorläufige Wert  $K_Q$  gemäß Gleichung 2.11 die Größenrestriktion

$$W - a \geq 2,5 \left( \frac{K_Q}{R_{p0.2}} \right)^2 \quad (2.12)$$

erfüllt und damit als Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  (im Sinne des EVZ) bezeichnet werden darf [4]. Es wird deutlich, wie aufwendig die Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte ist. Besonders die Einhaltung der Größenrestriktionen

ist zwingend erforderlich, um die Bruchzähigkeit größenunabhängig zu bestimmen. Je nach Material ist es nicht möglich, die Bruchzähigkeit für linear-elastisches Materialverhalten an kleinen Proben mit der Vorgehensweise der Norm ASTM E399 zu bestimmen.

### 2.3.2 Norm ASTM E1820 für duktile Materialien

Für den Fall, dass die maximale Kraft  $F_{max}$  mehr als 10 % über der ermittelten Kraft  $F_Q$  liegt (siehe Abschnitt 2.3.1), muss die Norm ASTM E1820 zur Bestimmung der Bruchzähigkeit verwendet werden. Sie berücksichtigt duktilen Materialverhalten mit stabilem bzw. instabilem Risswachstum. Für stabiles Risswachstum wird beschrieben, wie die Risswiderstandskurve (J-R) experimentell bestimmt werden kann. Die Bestimmung der Bruchzähigkeit bei instabilem Risswachstum wird nicht erläutert, sondern auf ASTM E1820 [5] Anhang A6 verwiesen.

Zur Bestimmung des stabilen Risswachstums wird nach Norm zwischen zwei grundlegenden Methoden unterschieden:

- Basis-Prozedur
- Risswiderstands-Prozedur

Bei der Basis-Prozedur wird die Risswiderstandskurve mit Hilfe von vielen Proben bestimmt (Mehrprobenversuch), die unterschiedlich stark belastet und anschließend entlastet werden. Danach wird durch die Analyse der Bruchfläche jeder einzelnen Probe die zugehörige Anfangsrisslänge  $a_0$  und die physikalische Risslänge  $a_p$  mit Hilfe der 9-Punkt-Mittelungsmethode [20], [5] bestimmt. Die Rissverlängerung  $\Delta a$  ergibt sich aus der Differenz von  $a_p$  und  $a_0$ . Um mit dieser Prozedur eine Risswiderstandskurve bestimmen zu können, müssen die ermittelten J-Integral Werte der getesteten Proben mit Hilfe einer Korrektur umgerechnet werden. Diese Korrektur berücksichtigt die aktuelle Risslänge  $a$  anstelle der Anfangsrisslänge  $a_0$  und ist detailliert

in Anhang A16 der Norm ASTM E1820 beschrieben. Sie liefert risslängenkorrigierte J-Integral Werte zur Bestimmung der J-R-Kurve mit Hilfe der Basis-Prozedur.

Im Gegensatz dazu wird bei der Risswiderstands-Prozedur lediglich eine Probe zur Bestimmung der Risswiderstandskurve benötigt. Wesentliches Merkmal dieser Prozedur sind Teilentlastungen während des Versuchs, bei denen die Reduktion der Probensteifigkeit in Folge des wachsenden Risses berücksichtigt wird. Basierend auf der aktuellen Steifigkeit kann die zugehörige Risslänge ermittelt werden. Diese Methode beinhaltet jedoch nur die Anfangsrisslänge und die Risslänge am Ende des Versuchs als messbare Größen und ist für einen Vergleich mit FEM-Simulationen des Risswachstums nicht empfehlenswert, da keine Informationen über den Verlauf der Rissfront gewonnen werden können.

Nachfolgend wird lediglich auf die Basis-Prozedur mit Korrektur der J-Integral Werte eingegangen, um die J-R-Kurve und letztendlich die Bruchzähigkeit  $K_{JIC}$  zu bestimmen. Ebenso wie in Abschnitt 2.3.1 fordert die Norm zur Bestimmung der J-R-Kurve bestimmte Restriktionen in Bezug auf die Probengeometrie. Beispielsweise wird empfohlen, dass die Probenhöhe  $W$  doppelt so groß wie die Probenbreite  $B$  ist. Die Länge des Ermüdungsanrisses  $a_0$  soll zwischen 40 und 70 % der Probenhöhe  $W$  sein. Um bei Risswachstum eine gerade Rissfront zu erhalten, werden Seitenkerben mit einer Reduktion der Probenbreite  $B$  von 20 % empfohlen. Werden diese nicht verwendet, eilt der Riss auf Grund des ebenen Verzerrungszustandes in der Probenmitte gegenüber der Probenoberfläche voraus und die Restriktionen für die Risslänge  $a_0$  bzw.  $a_p$  und die Rissverlängerung  $\Delta a$  können nicht eingehalten werden. Die Vorgehensweise zur Versuchsdurchführung und auch Hinweise zur Anrissserzeugung werden hier nicht beschrieben und auf [5] verwiesen. Das Ergebnis des Mehrprobenversuchs gemäß der Basis-Prozedur sind Kraft-Durchbiegungs-Diagramme, mit denen die J-Integrale der jeweiligen nach der Belastung entlasteten Proben bestimmt werden können. Hierfür wird

das J-Integral in einen elastischen Anteil  $J_{el}$  und einen plastischen Anteil  $J_{pl}$  zerlegt:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (2.13)$$

Der elastische Anteil kann mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors  $K$  abhängig von der jeweiligen Probengeometrie und der Belastung (maximale Kraft vor der Entlastung der Probe) gemäß

$$J_{el} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (2.14)$$

bestimmt werden. Der plastische Anteil des J-Integrals

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{B_N b_0} \quad (2.15)$$

wird mit Hilfe der Fläche  $A_{pl}$  unter dem Kraft-Durchbiegungs-Diagramm bestimmt, siehe Abbildung 2.5 (links) und stellt eine Art plastische Energie dar. Des Weiteren ist  $J_{pl}$  abhängig von dem Geometriefaktor  $\eta_{pl}$  (1,9 für eine Biegeprobe), der Nettoprobenbreite  $B_N$  und dem Restligament  $b_0$ .

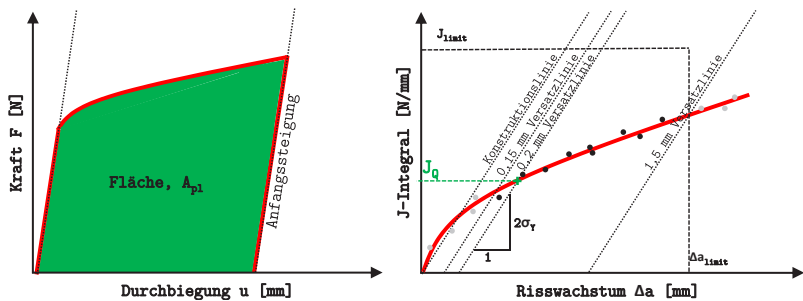


Abbildung 2.5: Bestimmung von  $A_{pl}$  aus dem Kraft-Durchbiegungs-Diagramm (links) und Bestimmung von  $J_Q$  aus der J-R-Kurve (rechts)

Um die ermittelten J-Integral Werte für eine Risswiderstandskurve verwenden zu können, müssen diese noch gemäß Anhang A16 in der Norm ASTM

E1820 korrigiert werden. Das Ergebnis ist eine Risswiderstandskurve wie in Abbildung 2.5 (rechts). Damit die plastische Zone im Verhältnis zur Probe klein bleibt, gibt es für das J-Integral und die Rissverlängerung Restriktionen:

$$J_{max} = \frac{b_0 \sigma_Y}{10} \text{ oder } J_{max} = \frac{B \sigma_Y}{10} \quad (2.16)$$

$$\Delta a_{max} = 0,25b_0 \quad (2.17)$$

Hierbei ist  $\sigma_Y$  das arithmetische Mittel aus 0.2% Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und Zugfestigkeit  $R_m$  und wird effektive Fließgrenze genannt. Die Risswiderstandskurve beinhaltet eine Vielzahl von Konstruktionslinien, auf die im Detail an dieser Stelle nicht eingegangen wird. Die Bestimmung des J-Integrals  $J_Q$  erfolgt nach dem Fitting der experimentellen Daten gemäß Anhang A9 in der Norm ASTM E1820 mit Hilfe einer 0,2-mm-Versatzlinie und wird an deren Schnittpunkt mit der Risswiderstandskurve abgelesen. Ob dieser  $J_Q$  Wert zur Bestimmung der Bruchzähigkeit verwendet werden darf, hängt davon ab, ob nachfolgende Restriktionen erfüllt sind:

$$\begin{aligned} B &> \frac{10J_Q}{\sigma_Y} \\ b_0 &> \frac{10J_Q}{\sigma_Y} \end{aligned} \quad (2.18)$$

In diesem Fall darf der Wert  $J_Q$  als kritisches J-Integral  $J_{Ic}$  bezeichnet werden und mit Hilfe der Beziehung

$$K_{J_{Ic}} = \sqrt{\frac{EJ_{Ic}}{(1 - \nu^2)}} \quad (2.19)$$

in die Bruchzähigkeit  $K_{J_{Ic}}$  umgerechnet werden. Bruchzähigkeiten die indirekt über das J-Integral ermittelt worden sind, erhalten zusätzlich ein J im Index. Dies deutet darauf hin, dass es sich um duktilen Materialverhalten handelt [5].

## 2.4 Einflüsse der Bruchzähigkeit

Aus dem zuvor Beschriebenen ist ersichtlich, dass die Bestimmung der Bruchzähigkeit sowohl für sprödes ( $K_{Ic}$ ) als auch für duktiles ( $K_{J1c}$ ) Materialverhalten Schwierigkeiten mit sich bringt. In diesem Zusammenhang wird im nachfolgenden Abschnitt der Größeneinfluss auf die Bruchzähigkeit diskutiert. Außerdem werden weitere Einflüsse auf die Bruchzähigkeit betrachtet.

### 2.4.1 Größeneinflüsse der Bruchzähigkeit

Bereits in Abschnitt 2.3 ist auf die Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Probengeometrie eingegangen worden. Im Falle einer bruchmechanischen Dreipunktbiegeprobe (3PB) werden in diesem Abschnitt die Einflüsse diskutiert. Die geometrisch relevanten Größen einer 3PB-Probe sind die Probenbreite  $B$  bzw. bei Verwendung von Seitenkerben die Probenbreite  $B_N$  und das Anrissverhältnis  $\frac{a_0}{W}$ .

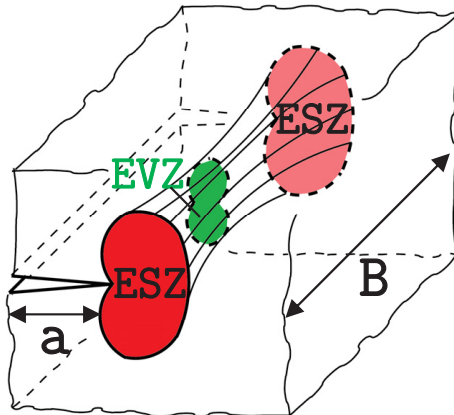


Abbildung 2.6: Hundeknochenmodell nach [8]

In Abbildung 2.7 wird mit Hilfe von Prinzipskizzen gezeigt, wie sich dies auf die J-R-Kurve und somit auf die Bruchzähigkeit auswirkt. Die Probenbreite hat einen sehr großen Einfluss auf die Bruchzähigkeit, da diese durch den sich einstellenden Spannungszustand in der Probe beeinflusst wird. Um dies zu verdeutlichen zeigt Abbildung 2.6 das sog. Hundeknochenmodell. Es ist zu erkennen, dass die plastische Zone vor der Rissspitze (farbige Flächen) an der Probenoberfläche (ESZ) größer ist als im ebenen Verzerrungszustand (EVZ). Die Verbindung der Grenzlinien im ESZ bzw. EVZ zeigt eine Art Hundeknochen, die für die Namensgebung des Modells verantwortlich ist [8]. Eine äußere Belastung hat zur Folge, dass die Prozesszone im EVZ kleiner ist. Dies wirkt sich auf die Bruchzähigkeit in so fern aus, dass bei einer zu dünnen Probe der ebene Spannungszustand überwiegt und die Bruchzähigkeit als zu groß bestimmt wird. Ursache ist die Tatsache, dass die plastische Zone im EVZ deutlich kleiner ist als im ESZ [9]. Abbildung 2.7 a) zeigt am Beispiel einer Risswiderstandskurve den Einfluss der Probenbreite [21]. Mit zunehmender Probenbreite wird die J-R-Kurve flacher und die Bruchzähigkeit kleiner.

Im Falle von duktilem Materialverhalten und stabilem Risswachstum wird die Verwendung von Seitenkerben empfohlen, um eine gerade Rissfront zu erhalten. Diese Seitenkerbung führt an der Probenoberfläche im ESZ zu einer Verformungsbehinderung, wodurch ein Spannungszustand erreicht werden kann, der dem im ebenen Verzerrungszustand ähnlich ist. In Abbildung 2.7 b) ist der Einfluss von Seitenkerben auf die J-R-Kurve zu sehen ([22], [23]). Prinzipiell wird durch die Verwendung von Seitenkerben die Risswiderstandskurve flacher und die Bruchzähigkeit kleiner. Mit zunehmender Tiefe der Seitenkerben wird dieser Effekt verstärkt. Es ist darauf zu achten, dass die Effekte durch die Seitenkerbung nicht dominieren und dadurch der Riss an der Probenoberfläche stark voraus eilt.



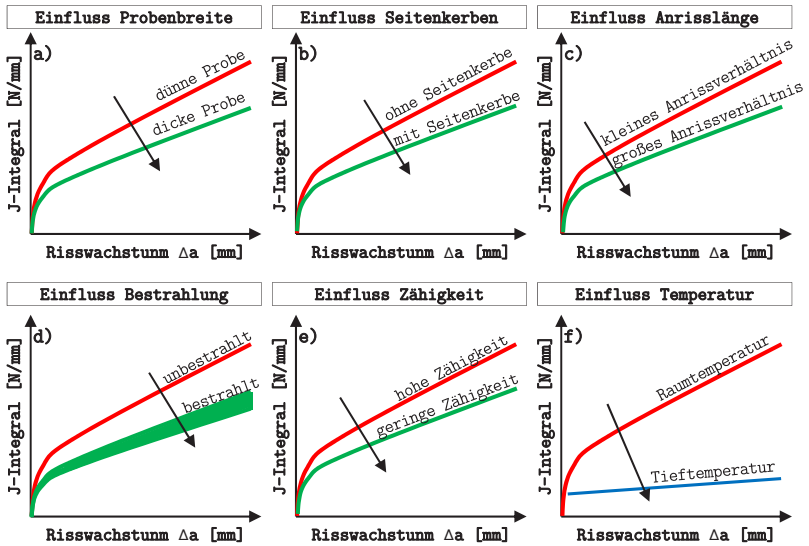


Abbildung 2.7: Einflüsse auf die J-R-Kurve a) - f)

Ein weiterer Einfluss ist das Anrissverhältnis  $\frac{a_0}{W}$ . Üblich ist ein Anrissverhältnis von 0,5. Wird es zu klein gewählt, hat dies zur Folge, dass die Risswiderstandskurve steiler (Abbildung 2.7 c)) und die Bruchzähigkeit hoch ist ([24], [25]). Ursache ist in diesem Fall die Verformungsbehinderung, da bei einem zu kleinem Anrissverhältnis die Randeffekte eine Rolle spielen.

## 2.4.2 Weitere Einflüsse auf die Bruchzähigkeit

Neben den Einflüssen, die direkt auf die Probengeometrie zurückzuführen sind, gibt es zahlreiche weitere Einflussfaktoren in Bezug auf die Bruchzähigkeit. Drei für diese Arbeit wichtige Einflüsse werden nachfolgend vorgestellt. In der Motivation für diese Arbeit wurde deutlich, dass im Rahmen von Bestrahlungsexperimenten die Verwendung von kleinen Proben zur Bestimmung von bruchmechanischen Kennwerten notwendig ist. Durch die

Bestrahlungsversprödung nimmt die Bruchzähigkeit je nach Intensität der Bestrahlung stark ab [26]. Dieses Verhalten zeigt sich auch in der J-R-Kurve (Abbildung 2.7 d)). Durch die Bestrahlung nimmt außerdem die Materialstreuung deutlich zu [22].

Im Rahmen dieser Dissertation wird sowohl eine Methode für die Bestimmung der Bruchzähigkeit an kleinen Proben bei duktilem wie auch bei sprödem Materialverhalten beschrieben. In diesem Zusammenhang ist es wichtig, den Einfluss der Zähigkeit bzw. Duktilität und der Temperatur auf die Bruchzähigkeit zu betrachten. Wobei Duktilität und Temperatur in diesem Fall gekoppelt sind. Bei tiefen Temperaturen verhält sich das Probenmaterial aus T91 spröde und bei hohen Temperaturen duktil. In Abbildung 2.7 e) ist der Einfluss der Zähigkeit auf die J-R-Kurve dargestellt. Ein zähes Material resultiert in einer steileren J-R-Kurve [27]. Die Temperatur beeinflusst die Bruchzähigkeit derart, dass mit abnehmender Temperatur die Bruchzähigkeit geringer wird [22]. In der J-R-Kurve bedeutet dies für sprödes Materialverhalten, dass ab einem kritischen J-Integral  $J_{Ic}$  die Kurve waagrecht verläuft und der Riss instabil wächst.

### 2.5 Bestimmung der Bruchzähigkeit an kleinen Proben

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit an kleinen Proben bringt Schwierigkeiten mit sich, da die ermittelten Materialkennwerte nicht gültig sind im Sinne der existierenden Normen. Meist sind die ermittelten Materialkennwerte durch den Einfluss des ebenen Spannungszustandes an der Probenoberfläche größer, siehe Abschnitt 2.4. In der Vergangenheit gab es eine Vielzahl von Arbeiten ([28], [29], [30]), die sich damit beschäftigt haben, die Bruchzähigkeit mit Hilfe von kleinen Proben zu bestimmen. Nachfolgend werden einige dieser Arbeiten diskutiert.

In diesem Zusammenhang soll vorab eine weitere Methode zur Bestimmung der Bruchzähigkeit dargelegt werden. Bislang wurde eine Methode bei sprödem Materialverhalten gemäß ASTM E399 und eine für duktilen

Materialverhalten gemäß ASTM E1820 vorgestellt. Im spröd-duktilen Übergangsbereich hat sich das Master-Curve-Konzept etabliert. Diese Methode zur Bruchzähigkeitsbestimmung wurde von Wallin entwickelt [31] und von Viehrig & Zurbuchen [32] validiert, siehe Abbildung 2.8.

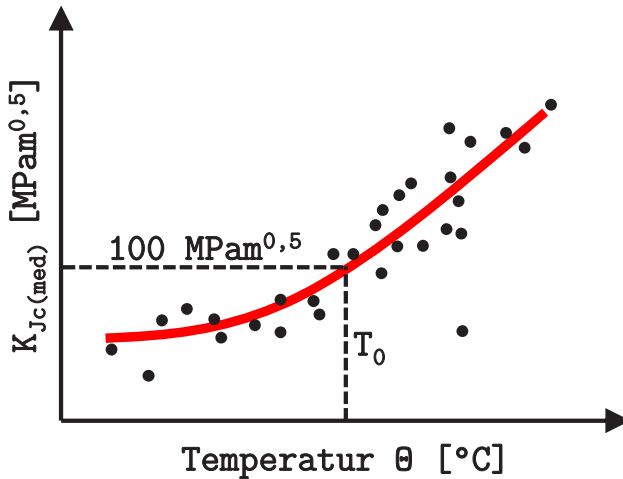


Abbildung 2.8: Master-Curve-Methode nach [33]

Die Grundidee basiert auf dem Weakest-Link-Modell, bei dem Versagen am schwächsten Glied auftritt. Mikrorisse führen an diesen Stellen zum Versagen des Bauteils bzw. der bruchmechanischen Probe. Auf Grund der stochastischen Verteilung der Gefügeschwachstellen bildet sich im Übergangsbereich ein relativ großes Streuband in Bezug auf die Versagenswahrscheinlichkeit aus. Eine breite Probe hat folglich mit größerer Wahrscheinlichkeit eine Schwachstelle, die zum instabilen Versagen führt. Dies wird als „Geometrie-effekt“ bezeichnet. Hieraus resultiert, dass bei breiten Proben die Bruchzähigkeit geringer ist als bei schmalen Proben. Dieses Verhalten tritt nicht in der Tieflage des Materials auf [34]. Das Master-Curve-Konzept von Wallin basiert auf genau dieser Tatsache und besitzt lediglich einen Parameter, die

Referenztemperatur  $T_0$ . Die sog. Median-Bruchzähigkeit für Proben mit einer Breite von 25,4 mm (sog. 1T-Proben) in Abhängigkeit der Temperatur lautet

$$K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70 \cdot \exp[0,019(\Theta - T_0)] \quad (2.20)$$

Die Referenztemperatur  $T_0$  kann mit Hilfe der Norm ASTM E1921 [35] bestimmt werden. Abbildung 2.8 zeigt die Prinzipskizze einer Masterkurve. Für die Methode charakteristisch ist, dass die Temperatur  $T_0$  so festgelegt ist, dass für eine 1T-Probe die Bruchzähigkeit bei dieser Temperatur  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  beträgt [32].

Die American Society for Testing and Materials gibt durch die Sammlung spezieller Publikationen zum Thema Testmethoden an kleinen Proben einen guten Überblick über die Aktivitäten und die Forschung in Bezug auf die Bestimmung bruchmechanischer Parameter an kleinen Proben. Es existieren drei Sammlungen aus den Jahren 1998 ([28]), 2002 ([29]) und 2009 ([30]). Nachfolgend werden ausgewählte Untersuchungen und Ergebnisse an kleinen Proben diskutiert.

Chaouadi [36] untersucht die Verwendung von sog. CHARPY-Biegeroben ( $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$ ) im spröd-duktilen Übergangsbereich. Es konnte gezeigt werden, dass die Verwendung von CHARPY-Proben im Vergleich zu sehr großen Kompaktzugproben (CT-Proben) keine signifikanten Unterschiede in Bezug auf die Bruchzähigkeit gemäß dem Master-Curve-Konzept liefert. Chaouadi erwähnt lediglich eine kleine Abhängigkeit von der Referenztemperatur [36]. Auch Sokolov et al. [37] untersuchen den Einfluss unterschiedlicher Probengeometrien auf die Bruchzähigkeit im spröd-duktilen Übergangsbereich mit den Abmessungen  $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$ ,  $4,8 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$  und  $4,8 \times 4,8 \times 27 \text{ mm}^3$ . Sie kommen zu dem Ergebnis, dass das Master-Curve-Konzept im Übergangsbereich zur Bestimmung der Bruchzähigkeit unabhängig von der Probengeometrie angewandt werden kann. Allerdings wird von Problemen bei den 4,8 mm dünnen Proben berichtet und die Vermutung geäußert, dass das Verhältnis Probenhöhe zu Probendicke ein wichtiger Parameter bei der Verwendung kleiner Proben sein wird [37].

Zur Bestimmung der Bruchzähigkeit haben Giovanola et al. [38], Sarchamy & Burns [39] und Scibetta & Chaouadi [40] Untersuchungen an gekerbten Rundzugproben, sog. CRB-Proben, durchgeführt und mit anderen Probengeometrien verglichen. Giovanola et al. [38] berichten, dass bei tiefen Temperaturen die CRB-Probe gleiche Ergebnisse wie eine 1T-CT- Kompaktzugprobe liefert. Bei Raumtemperatur ist die Bruchzähigkeit der CRB-Probe deutlich unterhalb jener von der Kompaktzugprobe. Die Bruchzähigkeit wird in diesem Fall unterschätzt. Sarchamy & Burns [39] können ebenfalls keinen wesentlichen Unterschied in Bezug auf die Bruchzähigkeit feststellen. Scibetta & Chaouadi [40] machen eine umfangreiche Studie und vergleichen die CRB-Probe mit CHARPY-Biegeproben und Kompaktzugproben unterschiedlicher Größe. Es ist klar zu erkennen, dass mit abnehmender Probengröße über den gesamten Temperaturbereich die Bruchzähigkeit überschätzt wird. Als Begründung wird der Verlust der Verformungsbehinderung bei kleinen Proben genannt. Im direkten Vergleich liefert die CRB-Probe bessere Ergebnisse als die CHARPY-Probe. Die drei genannten Untersuchungen liefern kein übereinstimmendes Ergebnis, weshalb die Frage offen bleibt, inwiefern die CRB-Probe geeignet ist. Es wird jedoch deutlich, dass der Größeneffekt bei der Bestimmung der Bruchzähigkeit eine Rolle spielt [38], [39], [40].

Auch Lucon et al. [41] beschreiben die Ermittlung der Bruchzähigkeit mit Hilfe von CRB-Proben  $\varnothing 4 \times 24 \text{ mm}^2$  und mit Biegeproben ( $3 \times 4 \times 27 \text{ mm}^3$ ) im spröde-duktilen Übergangsbereich mit dem Ergebnis, dass im Übergangsbereich die Versuche an kleinen Proben die gleichen Ergebnisse in Bezug auf die Bruchzähigkeit liefern wie große Proben. Hierbei wurden allerdings bei den CRB-Proben Korrekturformeln basierend auf FEM Simulationen angewandt, welche die Verschiebung der Referenztemperatur bei dem Master-Curve-Konzept berücksichtigen [41].

Valo et al. [42] bestimmen ebenfalls für unterschiedliche Probengeometrien die Bruchzähigkeit unter Anwendung des Master-Curve-Konzepts. Die Probenquerschnitte sind  $10 \times 10 \text{ mm}^2$ ,  $5 \times 5 \text{ mm}^2$  und  $3 \times 4 \text{ mm}^2$ . Es wird im

spröd-duktilen Übergangsgebiet keine Abhängigkeit von der Probengeometrie festgestellt [42].

Die Bruchzähigkeit für sprödes und duktilen Materialverhalten wird von Wallin et al. [43] für Biegeproben mit den Abmessungen  $3 \times 4 \times 27 \text{ mm}^3$ ,  $5 \times 5 \times 27 \text{ mm}^3$ ,  $5 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$  und  $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$  und 1T-CT-Proben mit einer Dicke von 25 mm im Temperaturbereich von  $-196^\circ\text{C}$  bis  $20^\circ\text{C}$  untersucht. Ziel ist die Untersuchung der Verwendbarkeit von kleinen Proben. Für duktilen Materialverhalten wird die J-R-Kurve gemäß ASTM E1820 bestimmt und für sprödes Materialverhalten kommt das Master-Curve-Konzept zum Einsatz. In der Tieflage des Materials (sprödes Verhalten) kann in Bezug auf die unterschiedlichen Geometrien der Biegeproben kein Größeneffekt bei der Referenztemperatur festgestellt werden. Die Kompaktzugprobe liefert allerdings stark abweichende Werte für die Bruchzähigkeit im Vergleich zu den Biegeproben, die scheinbar auf Inhomogenitäten des Ausgangsmaterials zurückzuführen sind. In der duktilen Hochlage des Materials kann in Bezug auf die J-R-Kurve ein geringer Einfluss der Probengeometrie und der Probenart (3PB oder CT) festgestellt werden. Die Inhomogenität des Ausgangsmaterials beeinflusst die J-R-Kurve nicht [43].

Das J-R-Kurven Verhalten in Bezug auf den Einfluss der Probengeometrie und die Verwendung kleiner Proben wird in der Arbeit von Wardle [44] systematisch an Kompaktzugproben und Biegeproben unterschiedlicher Probendicke untersucht. Versuche ohne Seitenkerben zeigen, dass die Form der J-R-Kurve, vor allem für großes Risswachstum, abhängig ist von der Probengeometrie. Die Abweichung der Bruchzähigkeit ist jedoch verhältnismäßig gering. Bei der Verwendung von Seitenkerben kann kein Einfluss der Probengeometrie auf die J-R-Kurve bzw. die Bruchzähigkeit festgestellt werden. Generell reduziert die Präsenz von Seitenkerben die Bruchzähigkeit und senkt die J-R-Kurve.

Wallin [45] beschäftigt sich mit der prinzipiellen Frage der Größenrestriktionen der Norm ASTM E1820. Sein Fokus liegt darin, ob die Restriktionen Gültigkeit haben oder gelockert bzw. verschärft werden müssen. Abschließend

kommt er zu dem Ergebnis, dass die geforderten Restriktionen berechtigt sind [45].

Zur Bestimmung der Bruchzähigkeit in der Hochlage beschreiben Lucon & Scibetta [46] die Verwendung einer miniaturisierten Kompaktzugprobe  $10 \times 10 \times 4,15 \text{ mm}^3$ . Diese Probe unterschätzt die Bruchzähigkeit im Vergleich zu genormten Proben. Um der Problematik entgegenzuwirken, wurden empirische Korrelationen in Bezug auf die Bruchzähigkeit zur genormten Probe entwickelt.

Serrano et al. [47] erläutern die Bestimmung der Bruchzähigkeit im spröduktilen Übergangsbereich an KLST-Proben ( $3 \times 4 \times 27 \text{ mm}^3$ ) sowie CHARPY-Proben. Es wird auf den Größeneffekt unter Verwendung der Master-Kurven-Methode eingegangen. Hierbei ist die ermittelte Bruchzähigkeit der kleinen Probe geringer im Vergleich zur großen Probe [47].

Mit Hilfe des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs bestimmen Lucon & Scibetta [48] die dynamische Bruchzähigkeit an KLST-Proben im Übergangsbereich mit Hilfe der Master-Kurven-Methode und in der duktilen Hochlage mit Hilfe des Mehrprobenversuchs (ASTM E1820). Der Vergleich mit CHARPY-Proben zeigt, dass in der Hochlage die ermittelte Bruchzähigkeit bei KLST-Proben größer ist. Ursache ist die geringere Dehnungsbehinderung der kleinen Probe. Im spröduktilen Übergangsbereich kann in Bezug auf die Bruchzähigkeit kein Größeneffekt festgestellt werden, was nach Lucon & Scibetta im Widerspruch zu bereits publizierten quasi-statischen Ergebnissen steht [48]. Um die genannten Arbeiten einordnen zu können, ist es zweckmäßig, eine Einteilung in Verhalten bei sprödem, duktilem und spröduktilem Materialverhalten vorzunehmen. In der Tieflage stellen Giovanola et al., Sarchamy & Burns und Wallin et al. keine Abhängigkeit von der Probengeometrie fest. Wallin empfiehlt jedoch auch in der Tieflage von einem Größeneffekt auszugehen [49]. Wohingegen Scibetta & Chaouadi tatsächlich einen Größeneffekt feststellen konnte. Einigkeit ist in der Hochlage zu finden. Sowohl Giovanola et al. als auch Wallin et al., Wardle und Lucon & Scibetta berichten über den Größeneffekt. Im spröduktilen Übergangsbereich

werden von Sokolov et al. die Vermutung geäußert, dass der Größeneffekt hinsichtlich der Bruchzähigkeit eine Rolle spielt. Giovanola et al. kann dies bei den Untersuchungen bestätigen. Chaouadi stellt lediglich einen kleinen Versatz der Referenztemperatur fest. Es kann davon ausgegangen werden, dass dies eine Ursache des Größeneffekts ist, auch wenn Chaouadi selbst keinen Größeneffekt festgestellt hat, ebenso wie Lucon & Scibetta und Valo et al.. Lucon & Scibetta stellen ihr Ergebnis selbst in Frage, da in der Literatur von einem Größeneffekt berichtet wird.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass bei sprödem Materialverhalten kein signifikanter Größeneffekt festgestellt wird, wohingegen im Übergangsgebiet und bei duktilem Materialverhalten der Größeneffekt eine zentrale Rolle spielt. Um den Problemen mit der Bestimmung der Bruchzähigkeit an kleinen Proben entgegenzuwirken, wurde im Rahmen einer Doktorarbeit von Schneider [3] im Jahr 2005 durch Modifikation der Bruchzone eine Probengeometrie entwickelt, mit der die Bruchzähigkeit an kleinen Proben bestimmt werden kann [3]. Trotz der mit der genannten Arbeit erzielten guten Ergebnisse ist die Übertragung auf andere Werkstoffe oder Werkstoffzustände nicht ohne Weiteres möglich. Um die Übertragbarkeit zu verbessern und abzusichern scheint es sinnvoll, die Bruchprozesszone mit Hilfe geeigneter Methoden zu simulieren. Hieraus entstand die Idee der vorliegenden Doktorarbeit, bei der mit Hilfe von Schädigungsmodellen (Abschnitt 2.6) der Bruchprozess simuliert wird.

### **2.6 Das Kohäsivzonenmodell**

Die numerische Simulation der Rissausbreitung ist in vielerlei Hinsicht von Bedeutung und liefert Antworten hinsichtlich der notwendigen Belastung, der Richtung und dem Betrag zur Rissausbreitung. Es existieren eine Vielzahl numerischer Ansätze, um die Rissausbreitung im Sinne der Finiten-Elemente-Methode zu simulieren. Generell wird zwischen mikromechanischen und phänomenologischen Schädigungsmodellen unterschieden. Die mikrome-



chanischen Modelle bilden die Schädigung innerhalb eines Materialmodells ab, die phänomenologischen beschreiben das Versagen durch das Erreichen eines kritischen Zustands. Der Schädigungsparameter ist dabei eine Art innere Variable mit dem Wert 0 (ungeschädigt) und dem Wert 1 (geschädigt) [50]. Nachfolgend werden ohne Anspruch auf Vollständigkeit ausgewählte Modelle diskutiert.

Mikromechanische Schädigungsmodelle berücksichtigen zusätzlich zur plastischen Verformung und Verfestigung die Schädigung und Entfestigung mit Hilfe konstitutiver Materialgesetze [50]. Die mikromechanischen Modelle werden hauptsächlich zur Simulation des duktilen Materialverhaltens angewandt. Ihre Parameter haben eine physikalische Bedeutung und spiegeln sich in der Mikrostruktur des Werkstoffs wider [51]. Etabliert haben sich die mikromechanischen Schädigungsmodelle von Rousselier und Gurson für duktilen und das Beremin-Modell für sprödes Materialverhalten. Nachteile dieser Modelle sind die erhöhte Anzahl an Simulationsparametern und numerische Instabilitäten [9].

Eine sehr einfache phänomenologische Methode ist die Technik der Knotentrennung, bei der die Knoten an der Rissspitze erst dupliziert und dann getrennt werden. Ein großer Nachteil dabei ist, dass die Energie des Bruchvorgangs nicht berücksichtigt wird [9]. Eine mit mehr Aufwand verbundene Technik ist die der Elementteilung. Bei dieser Methode kann ein Riss durch ein Element entstehen, sofern bestimmte Kriterien erreicht sind. Hierfür wird das Element in zwei neue Elemente aufgeteilt. Nachteilig bei dieser Methode ist die Änderung des FE-Netzes und somit des Randwertproblems. Eine weitere Methode ist die Element-Ausfall-Methode. Sobald ein bestimmtes Kriterium erfüllt ist (von Mises Vergleichsspannung oder Hauptspannung), versagt das Element. Problem dieser Methode ist die Abhängigkeit von der Größe des FE-Netzes, da mit abnehmender Elementlänge die Größe der Beanspruchung an der Rissspitze steigt. Für spröde Materialien existiert eine Technik, bei der die Elementsteifigkeit angepasst wird, sobald ein bestimmtes Kriterium erfüllt ist. Die Entstehung von Mikrorissen reduziert in diesem Fall

die Steifigkeit im Sinne einer Schädigungsvariablen. Auch diese Methode hat unter anderem den Nachteil der Netzabhängigkeit. Neben den bislang genannten Methoden, deren Umsetzung relativ unkompliziert ist, gibt es noch die Methode der mitbewegten Rissspitzelemente. Diese Elemente bleiben fest an der Riss Spitze und bewegen sich mit dem Riss. Dies erfordert eine fortwährende Neuvernetzung der Geometrie und ist mit sehr viel Rechenleistung verbunden. Großer Nachteil ist neben dem immensen Rechenaufwand, dass diese speziellen Rissspitzelemente lediglich für die linear-elastische Bruchmechanik vorhanden sind [9].

Ein weiteres phänomenologisches Schädigungsmodell stellt das Kohäsivzonenmodell dar. Bei diesem Modell erfolgt die Definition der Schädigung nicht innerhalb des Kontinuums bzw. den Kontinuumselementen. Die Definition der Schädigung ist unabhängig in sog. Kohäsivzonenelementen. Das Versagen dieser speziellen Elemente führt zu einer Trennung der benachbarten Kontinuumselemente. Aus dieser Tatsache folgt, dass der Rissfortschritt ausschließlich entlang der Elementkanten erfolgen kann [52] und die Kohäsivzone selbst keine Dicke besitzt („zero-thickness“) [53]. Ein großer Vorteil des Kohäsivzonenmodells ist die Netzunabhängigkeit, die von Cornec et al. [54] bestätigt wurde. Außerdem benötigt das Kohäsivzonenmodell wenig zu identifizierende Parameter und beschränkt sich prinzipiell nicht nur auf duktiler oder sprödes Materialverhalten, da die Gesetzmäßigkeiten des Kohäsivzonenmodells (Separationsgesetz) variabel sind, siehe Abschnitt 2.6.2. Validierungen zeigen die Verwendbarkeit des Kohäsivzonenmodells für duktiler Risswachstum, siehe Yuan et al. [55]. Im Gegensatz zur linear-elastischen Bruchmechanik, setzt das Kohäsivzonenmodell keinen Anriss voraus. Es kann auch mit abgestumpften Kerben umgehen und wird an unterschiedlichsten Materialien angewandt [53].

Wegen der Unabhängigkeit vom Finite-Elemente-Netz und der geringen Anzahl an Parametern wird im Rahmen dieser Dissertation das Kohäsivzonenmodell zur Bestimmung der Bruchzähigkeit an kleinen Proben verwendet. Ein weiteres Argument ist die variable Einsetzbarkeit des Modells unabhän-

gig von der Versagensart. Im weiteren Verlauf dieses Kapitels wird auf die historische Entwicklung des Kohäsivzonenmodells, den Grundgedanken und die verschiedenen Separationsgesetze eingegangen. Abschließend wird die Verwendung des Kohäsivzonenmodells im Rahmen der FEM erläutert.

### **2.6.1 Grundgedanke**

Die Grundidee des Kohäsivzonenmodells basiert auf der Tatsache, dass unendliche Spannungen an der Risspitze nicht realistisch sind. Dugdale [56] stellte im Jahr 1960 ein Modell vor, um diese Problematik zu umgehen. Abbildung 2.9 zeigt oben links einen Riss. An der Risspitze herrscht eine Spannung, der umliegende Bereich ist spannungsfrei. Die theoretisch unendliche Spannung an der Risspitze limitierte Dugdale auf eine endliche, die Streckgrenze. Diese Annahme liefert als Ergebnis die Größe der plastischen Zone im Bereich der Risspitze und ist gültig für Belastungen unterhalb der Streckgrenze. Barenblatt [57] stellte 1962 ein ähnliches Modell vor. Er geht von einer Spannungsverteilung in Abhängigkeit des Ligaments aus, siehe Abbildung 2.9 (oben rechts). Dies wird als die Entstehung des Kohäsivzonenmodells gesehen. Die plastische Zone in der Nähe der Rissfront wird als Prozesszone bezeichnet, die einem Kohäsivzonenengesetz folgt. Dieses Gesetz wird auch Separationsgesetz genannt. Beiden Modellen ist gemeinsam, dass die Kohäsivspannung nicht von der äußeren Belastung abhängig ist, sondern eine Materialeigenschaft darstellt [58].

Die erste Anwendung des Kohäsivzonenmodells erfolgte im Jahr 1976 durch Hillerborg auf das Bruchverhalten von Beton [58]. Für metallische Werkstoffe wurden von Needleman (1987) [59] Untersuchungen zum Mikrobruchverhalten durchgeführt. Analysen zum Makrobruchverhalten gehen auf Tvergaard & Hutchinson zurück [60]. Durch die Verfügbarkeit der numerischen Methoden wurden viele Arbeiten zur Weiterentwicklung und Anwendung des Kohäsivzonenmodells durchgeführt [58].

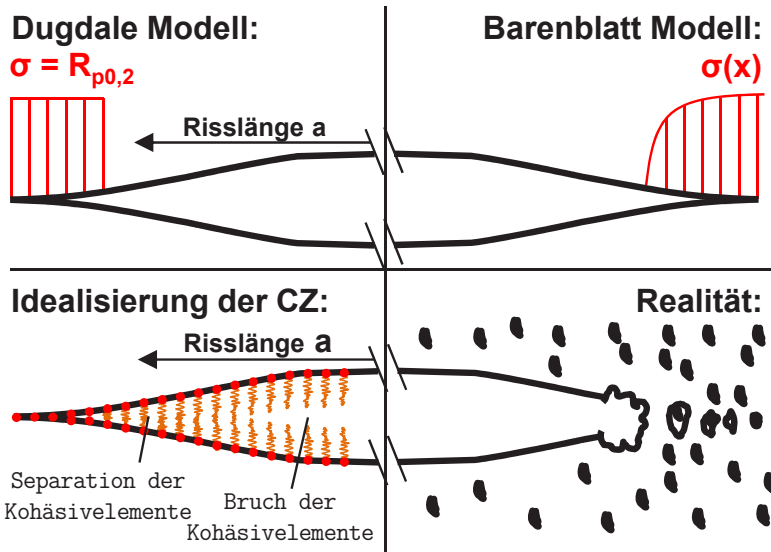


Abbildung 2.9: Entwicklung des Kohäsivzonenmodells: Dugdale-Modell (oben links), Barenblatt-Modell (oben rechts), Idealisierung durch Kohäsivzone (unten links), Hohlräume an der Risspitze (unten rechts) nach [58]

Abbildung 2.9 unten zeigt schematisch den Grundgedanken des Kohäsivzonenmodells. In der rechten Abbildung ist ein Riss mit einer Abstumpfung der Risspitze zu erkennen. Innerhalb des Materials findet die Entstehung, Bildung und Vereinigung von Hohlräumen statt [58]. Die linke Abbildung zeigt eine Idealisierung dieses Vorgangs durch eine Kohäsivzone (CZ) im Sinne der Numerik. Entlang des Risses befinden sich Kohäsivzonenelemente, die einem Separationsgesetz folgen. Das zweiparametrische Separationsgesetz mit der Kohäsivspannung  $\sigma_c$  und der kritischen Separation  $\delta_c$  ermöglicht die Materialtrennung. Somit ist die Schädigung auf die Kohäsivzone beschränkt. Die Bereiche außerhalb der Kohäsivzone sind schädigungsfrei und folgen den Gesetzmäßigkeiten der Kontinuumsmechanik.

Eine äußere Belastung führt zu einer Spannungskonzentration an der Risspitze und das Separationsgesetz wird aktiv. Der Riss öffnet sich und folgt dem Separationsgesetz. Wenn lokal die kritischen Werte für Kohäsivspannung und Separation erreicht werden, versagt das Kohäsivzonenelement und der Riss wächst. Es ist offensichtlich, dass der Riss nur in die Richtung wachsen kann, in der die Kohäsivzonenelemente vorhanden sind. Entweder muss für eine Simulation die Risswachstumsrichtung bekannt sein, oder die Kohäsivzonenelemente müssen so implementiert werden, dass eine Ausbreitung in jede Richtung möglich ist [52].

### 2.6.2 Separationsgesetze

Es existieren eine Vielzahl unterschiedlicher Separationsgesetze (TSL = engl. Traction-Separation-Law), um die Materialtrennung zu beschreiben. Es ist zweckmäßig, eine Einteilung in Bezug auf das Materialverhalten vorzunehmen. Allen gemeinsam ist, dass sie die zwei Parameter Kohäsivspannung  $\sigma_c$  und kritische Separation  $\delta_c$  besitzen. Das Integral unter dieser TSL führt zur Kohäsivenergie  $\Gamma_c$ . Oft wird statt der kritischen Separation die Kohäsivenergie als zweiter Parameter verwendet, da die Energie anschaulicher ist. Außerdem kann die Kohäsivenergie dem J-Integral bei Rissinitiierung  $J_i$  gleichgesetzt werden [52].

Für sprödes Material stellen Hillerborg et al. [61] im Jahr 1976 ein sehr einfaches TSL vor, siehe Abbildung 2.10 a), welches eine unendliche Anfangssteifigkeit besitzt.

Die Kohäsivspannung liegt mit Beginn der „Belastung“ an und reduziert sich mit weiterer Separation bis auf null beim Erreichen der kritischen Separation. Bazant stellt ein ähnliches Separationsgesetz vor, wobei die Entlastung bilinear erfolgt (Abbildung 2.10 b)) [62]. Anfangs nimmt die Kohäsivspannung rasch ab bis zu einem Wert  $\delta_1$  und danach mit einer geringeren Steigung. Alle bislang genannten Gesetze werden meist bei der numerischen Simulation von Zement, Beton oder allgemein linear-elastischen Materialien angewandt [51].

Needleman stellte im Jahr 1987 ein Separationsgesetz mit polynomischem [59] und 1990 mit exponentiellem [63] Ansatz vor. Das exponentielle Gesetz geht auf das Energiepotential der atomaren Bindungen [9] zurück, siehe Abbildung 2.10 c). Wegen der endlichen Anfangssteifigkeit werden diese Gesetze meist bei duktilem Materialverhalten verwendet [58]. Der polynomischem Ansatz (Abbildung 2.10 d)) hingegen findet auch bei spröden Materialien Verwendung [9].

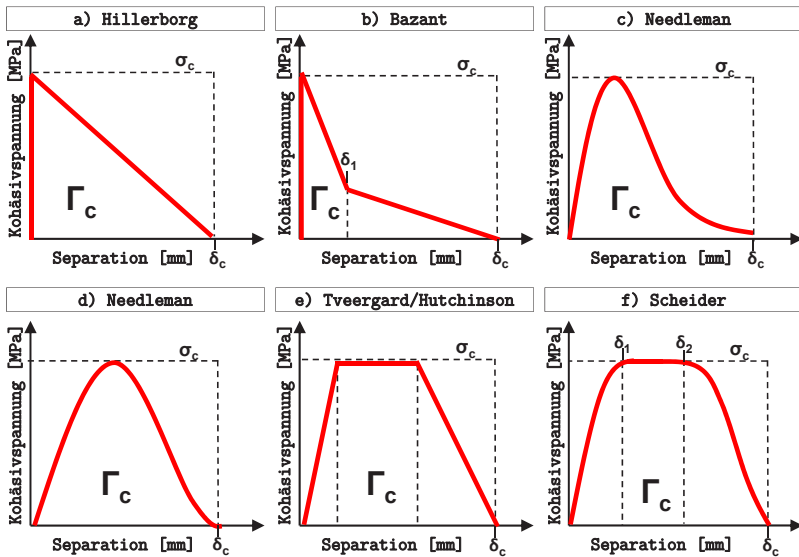


Abbildung 2.10: Unterschiedliche Separationsgesetze a) - f) des Kohäsivzonenmodells nach [58], [52]

Neben dem exponentiellen Ansatz von Needleman werden für duktilen Verhalten Separationsgesetze verwendet, bei denen die Kohäsivspannung für einen bestimmten Abschnitt konstant ist. Tveergard & Hutchinson [60] verwenden eine trilineare TSL, wofür zwei zusätzliche Formparameter  $\delta_1$  und  $\delta_2$  erforderlich sind. Diese beiden Formparameter können sowohl die Anfangs-

steifigkeit, den Bereich konstanter Spannung und die Steigung der Entlastung beeinflussen, siehe Abbildung 2.10 e). Ein sehr vielfältig einsetzbares Separationsgesetz wurde von Scheider [50] vorgestellt. Abbildung 2.10 f) zeigt dessen Form. Es ist ähnlich wie das TSL von Tvergaard & Hutchinson. Die Übergänge in den Bereich mit konstanter Kohäsivspannung sind bei Scheider jedoch kontinuierlich und bringen den Vorteil, dass die FEM damit leichter umgehen kann [51].

Um die Bruchzähigkeit im Rahmen der hier vorliegenden Arbeit an kleinen Proben bei sprödem und duktilem Materialverhalten bestimmen zu können, wird an dieser Stelle wegen der bereits genannten Vorteile das Separationsgesetz von Scheider gewählt. Ein weiterer Vorteil ist, dass durch Variation der Formparameter sowohl das spröde Verhalten (kein Bereich konstanter Spannung) als auch das duktile Verhalten (endliche Anfangssteifigkeit, konstante Spannung) und die meisten der hier vorgestellten Separationsgesetze nachgebildet werden können.

### **2.6.3 Anwendung des Kohäsivzonenmodells nach Scheider**

Zunächst soll detailliert auf das von Scheider [50] als User-Element (UEL) implementierte Kohäsivzonenmodell für die Simulationssoftware ABAQUS eingegangen werden. Das User-Element kann bei axialsymmetrischen, ebenen und dreidimensionalen Problemen verwendet werden und bietet eine flexible Einsatzmöglichkeit.

Die folgenden Erläuterungen des Separationsgesetzes und die Einbettung der User-Elemente beschränken sich aus Gründen der Übersichtlichkeit auf zweidimensionale Probleme, können aber jederzeit um eine Dimension erweitert werden.

### 2.6.3.1 Einzelheiten zum Separationsgesetz

Das von Scheider vorgeschlagene Separationsgesetz mit seinen zwei Formparametern  $\delta_1$  und  $\delta_2$  ist abschnittsweise zu

$$\sigma = \begin{cases} \sigma_c [2 \left( \frac{\delta}{\delta_1} \right) - \left( \frac{\delta}{\delta_1} \right)^2] & \text{falls } \delta < \delta_1 \\ \sigma_c & \text{falls } \delta_1 \leq \delta \leq \delta_2 \\ \sigma_c [2 \left( \frac{\delta - \delta_2}{\delta_c - \delta_2} \right)^3 - 3 \left( \frac{\delta - \delta_2}{\delta_c - \delta_2} \right)^2 + 1] & \text{falls } \delta_2 \leq \delta \leq \delta_c \end{cases} \quad (2.21)$$

definiert. Das Integral des Separationsgesetzes liefert die Kohäsivenergie

$$\Gamma_c = \int_0^{\delta_c} \sigma d\delta = \sigma_c \delta_c \left( \frac{1}{2} - \frac{1}{3} \frac{\delta_1}{\delta_c} + \frac{1}{2} \frac{\delta_2}{\delta_c} \right). \quad (2.22)$$

Zwei dieser drei Parameter müssen identifiziert werden. Der dritte Parameter ergibt sich aus Gleichung 2.22. Experimentell kann die Kohäsivspannung an gekerbten Zugproben und die Kohäsivenergie durch eine Parameteranpassung zu experimentellen Daten oder durch den Initiierungswert des J-Integrals  $J_i$  der J-R-Kurve bestimmt werden [64]. Weitere Einzelheiten zur Bestimmung der Kohäsivzonenparameter folgen in Kapitel 4 und 5.

Scheider verwendet als Formparameter für duktile Rissausbreitung meist  $\delta_1 = 0,1\delta_c$  und  $\delta_2 = 0,75\delta_c$ . Es wird ausdrücklich darauf hingewiesen, dass es keine generelle Regel dafür gibt, wie die Form des Separationsgesetzes aussieht [51]. In Abschnitt 2.6.2 wurden bereits einige Vorschläge für mögliche TSL genannt. Allgemein akzeptiert ist, dass bei duktilem Rissfortschritt meist ein Gesetz mit teilweise konstanter Kohäsivspannung verwendet wird. Scheider et al. [65] zeigen in einer Studie zur Mehrachsichtigkeit (Definition siehe Gleichung 5.2 auf Seite 106), welche auf numerischen Simulationen einer Einheitszelle mit dem Gurson-Modell basiert, dass der Formparameter  $\delta_2$  mit zunehmender Mehrachsichtigkeit  $h$  abnimmt. Für eine Mehrachsichtigkeit von 1 ist demnach  $\delta_2 = 0,75\delta_c$ , wohingegen für eine Mehrachsichtigkeit von 2,3 der Parameter  $\delta_2$  nur noch einen Wert von ca.  $0,1\delta_c$  besitzt.



### 2.6.3.2 Einbettung des User-Elements

Da die Rissöffnung unter Mode I (normale Öffnung) am meisten verbreitet ist, beschränken sich nachfolgende Beispiele auf diesen Mode. Zur Verwendung des User-Elements ist ein FEM-Simulationsmodell notwendig, das Finite-Elemente bzw. deren Knoten im Rahmen der Kontinuumsmechanik beinhaltet. Das Kohäsivzonenmodell wird als „Interface-Modell“ zwischen die vorhandenen schädigungsfreien Kontinuums-elemente eingebettet, siehe Abbildung 2.11 (links).

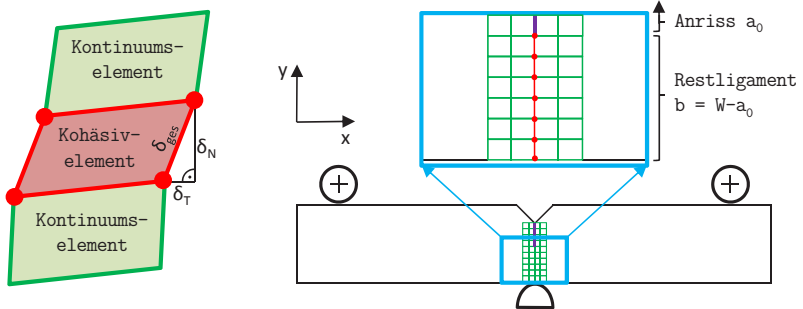


Abbildung 2.11: Kohäsivzonenmodell im Kontinuum nach [52] (links) und Kohäsivzone in einer Dreipunktbiegeprobe (rechts)

Hierfür müssen die Knotennummern der Kontinuums-elemente bekannt sein und die Kopplung der Kontinuums- und User-Elemente von Hand erfolgen. Aus der Abbildung 2.11 (links) ist ersichtlich, dass eine beliebige Öffnung der Kohäsivzone zu einer Gesamtseparation  $\delta_{ges}$  führt, welche in eine normale Separation  $\delta_N$  und eine tangentialen Separation  $\delta_T$  zerlegt werden kann [52].

$$\delta_{ges} = \sqrt{\delta_N^2 + \delta_T^2} \quad (2.23)$$

Sollen beispielsweise in ein kontinuumsmechanisches FE-Modell einer Dreipunktbiegeprobe mit Anriss (2D) Kohäsivzonenelemente eingebettet werden um eine Rissöffnung gemäß Modus I zu erhalten, dann müssen diese entlang

des Restligaments  $b$  in der Symmetrieebene positioniert werden, Abbildung 2.11 (rechts).

Es ist zweckmäßig bei FE-Simulationsmodellen mögliche Symmetriebedingungen auszunutzen. Im Falle der gezeigten Dreipunktbiegeprobe mit Anriss (2D) kann die Symmetrie in  $x$ -Richtung gemäß dem gezeigten Koordinatensystem ausgenutzt werden. Bei der Verwendung von Kohäsivzonelementen (CZE) besteht das Problem, dass die Symmetrie eigentlich inmitten der Kohäsivzonelemente liegt. In Abbildung 2.12 ist die Problematik reduziert auf ein Kohäsivzonelement dargestellt. Oben ist ein Kohäsivelement (rot) gezeigt welches zwischen zwei Kontinuumselementen (grün) eingebettet ist. Zur besseren Visualisierung wurde das Kohäsivelement so dargestellt, dass die Knoten nicht direkt übereinander liegen. Bei Verwendung von Symmetrie muss berücksichtigt werden, dass die Kohäsivzone inmitten dieser Symmetrieebene liegt. Brocks et al. [66] schlägt als eine von mehreren Möglichkeiten die Verwendung von sog. „Equations“ in ABAQUS vor, womit die Knotenfreiheitsgrade über Gleichungen gekoppelt werden können. Dies bedeutet, dass die Knoten des Kohäsivzonelements, die in Folge der Symmetrie nicht mehr an ein Kontinuumselement gekoppelt sind (z.B.  $u_1^{(-)}$ ), über Gleichungen gekoppelt werden.

Bei der Beschränkung auf das zweidimensionale Problem bedeutet dies für die Verschiebung  $u_1$  in  $x$ -Richtung und für die Verschiebung  $u_2$  in  $y$ -Richtung:

$$\begin{aligned} u_1^{(-)} &= -u_1^{(+)} \\ u_2^{(-)} &= u_2^{(+)} \end{aligned} \tag{2.24}$$

Die Verwendung dieser Kopplung der Freiheitsgrade hat zur Folge, dass an den Knoten zusätzliche Kräfte entstehen, welche die Spannungen in den betroffenen Elementen halbiert [66]. Folglich muss die halbe Kohäsivspannung verwendet werden. Eine detaillierte Herleitung ist in [66] zu finden.

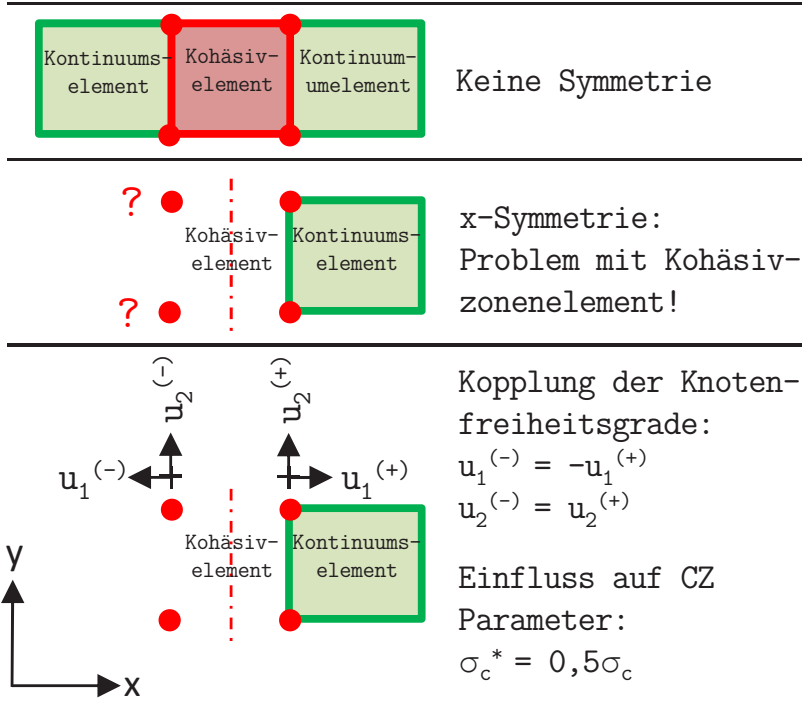


Abbildung 2.12: Symmetriebedingungen bei Verwendung von Kohäsivzonen-  
elementen nach [66]

### 2.6.3.3 Berücksichtigung der Mehrachsigkeit

Ein großer Vorteil des User-Elements von Scheider ist, dass die Kohäsivzonenparameter abhängig von der Mehrachsigkeit  $h_i$  definiert werden können. In seiner Implementierung des Kohäsivzonenmodells erfolgt dies tabellarisch. Es wird für eine bestimmte Mehrachsigkeit  $h_i$  die zugehörige kritische Separation  $\delta_{c,i}$  auf eine kritische Bezugsseparation  $\delta_c$  und die zugehörige Kohäsivspannung  $\sigma_{c,i}$  auf eine Bezugskohäsivspannung  $\sigma_c$  hinterlegt. Um

dem User-Element zu signalisieren, dass die Mehrachsigkeit berücksichtigt wird, muss der Befehl

\*TRIAXIALITY DEPENDENCE

$$h_i, \frac{\delta_{c,i}}{\delta_c}, \frac{\sigma_{c,i}}{\sigma_c} \quad (2.25)$$

verwendet werden. Die kritische Bezugsseparation und die Bezugskohäsivspannung dienen als Referenz und stellen den zugehörigen Eingangsparametersatz dar. Für Mehrachsigkeiten die kleiner oder größer als die definierten Werte sind, wird der minimale bzw. maximale Eintrag verwendet. Zwischenwerte werden linear interpoliert [52]. In der Literatur sind zahlreiche Arbeiten zum Thema mehrachsighkeitsabhängige Kohäsivzonenparameter zu finden, von denen nachfolgend ausgewählte Arbeiten diskutiert werden.

Scheider & Brocks [67] untersuchen die Abhängigkeit der gewählten Form des Separationsgesetzes mit Bezug auf die Kohäsivzonenparameter. Es ist bekannt, dass die Parameter abhängig sind von der Form des Separationsgesetzes. In diesem Zusammenhang kommt die Frage auf, ob eine Übertragbarkeit der Parameter auf andere Proben- oder Bauteilgeometrien möglich ist. Die Probengeometrie beeinflusst die Verformungsbehinderung. Nach Scheider & Brocks ist die Abhängigkeit der Verformungsbehinderung für kleine Werte der Mehrachsigkeit (<1,5) sehr groß und gering für große Mehrachsigkeit (>3). Eine offene Frage ist, ob es möglich ist, mit einem Parametersatz gar echte Bauteilstrukturen zu simulieren im Hinblick auf die sich ändernde Verformungsbehinderung. Scheider zeigt, dass die Wahl des Separationsgesetzes großen Einfluss auf den Verlauf der Rissfront hat, obwohl das globale Verhalten ähnlich ist. Dieser Einfluss reduziert sich bzw. verschwindet, wenn Kohäsivzonenparameter verwendet werden, die von der Mehrachsigkeit abhängig sind. Allgemein geben Scheider et al. [68] den Hinweis, dass die verwendeten Proben zur Parameteridentifikation eine ähnliche Verformungsbehinderung wie das zu simulierende Bauteil haben sollten.

Von Anvari et al. [69] wird das dynamische Risswachstum unter Berücksichtigung der Mehrachsigkeit und der Dehnratenabhängigkeit untersucht. Dabei führen sie anfänglich quasistatische Simulationen durch und vergleichen den Einfluss der Mehrachsigkeit. Anvari et al. kommen zu dem Ergebnis, dass eine statische Risswachstumsanalyse ohne Mehrachsigkeit sehr konservative Ergebnisse liefert. Die absorbierte Energie ist viel geringer im Vergleich zu den Kohäsivzonenparametern, die von der Mehrachsigkeit abhängig sind [69].

Siegmund & Brocks [70] beschäftigen sich ebenfalls mit der notwendigen Abhängigkeit der Kohäsivzonenparameter von der Mehrachsigkeit. Sie berichten, dass bei geringen Mehrachsigkeiten die Kohäsivspannung gering und die Kohäsivenergie hoch ist. Gegenteiliges gilt bei großen Mehrachsigkeiten. Ein Vergleich des Risswachstums mit dem Gurson-Modell und dem mehrachsighkeitsabhängigen Kohäsivzonenmodell zeigt eine gute Übereinstimmung [70].

Chen et al. [71] zeigen, dass es nicht möglich ist, die Kohäsivzonenparameter mit Hilfe eines Fitting von Simulation und Experiment zu bestimmen, bei dem die Kohäsivzonenparameter konstant über der Probendicke sind. Die Kohäsivspannung wird über der Probendicke über einen weiten Bereich konstant gehalten (1080 MPa) und fällt bis zur Probenoberfläche (750 MPa). Außerdem variiert die Kohäsivenergie zwischen Probenmitte (15 N/mm) und Probenoberfläche (25 N/mm) [71].

Weitere Untersuchungen von Chen et al. [72] zeigen, dass zur Beschreibung der Rissfront die Kohäsivspannung und die Kohäsivenergie abhängig von der Mehrachsigkeit sein müssen. Ein Versuch, nur die Kohäsivspannung in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit bei konstanter Kohäsivenergie zu verwenden, führt bei ihnen dazu, dass die experimentell bestimmte Rissfront an der Probenoberfläche nicht mit dem Simulationsergebnis übereinstimmt. Erst durch die zusätzliche Berücksichtigung der mehrachsighkeitsabhängigen Kohäsivenergie können sie die Form der Rissfront etwas besser beschreiben. Weiterhin besteht allerdings an der Probenoberfläche ein deutlicher Unter-

schied zwischen Versuch und Simulation. Auch eine Untersuchung zur Übertragbarkeit konstanter Kohäsivzonenparameter zwischen einer CT- und einer DENT- Probe zeigen, dass wegen der unterschiedlichen Verformungsbehinderungen innerhalb der Proben eine Übertragung der Kohäsivzonenparameter ohne Berücksichtigung der Mehrachsigkeit nicht erfolgreich ist [73].

Brocks vergleicht die Form des Separationsgesetzes und damit die Kohäsivspannung mit einer Zugspannung, die bis zu einem Maximum ( $\sigma_c$ ) ansteigt, anschließend über einen bestimmten Bereich konstant ist und dann abfällt. Diesen Abfall setzt er mit der Vereinigung benachbarter Hohlräume gleich. Er zeigt ebenfalls die Abhängigkeit der Kohäsivspannung und der Kohäsivenergie von der Mehrachsigkeit. Die Abhängigkeit der lokalen Kohäsivenergie von der Mehrachsigkeit relativiert er im Vergleich zur globalen sehr großen plastischen Arbeit, die während des Bruchs verrichtet wird [74].

Zusammenfassend wird deutlich, dass die Mehrachsigkeit für die Übertragbarkeit der Kohäsivzonenparameter von einer Probengeometrie auf eine andere oder gar auf eine Struktur von großer Bedeutung ist. Die Verformungsbehinderung beeinflusst die Kohäsivzonenparameter. Ein weiterer Aspekt ist die Form des Separationsgesetzes, welches das duktile Risswachstum beeinflusst. Die Abhängigkeit der Kohäsivenergie kann ggf. vernachlässigt werden, da der Anteil der plastischen Arbeit im Vergleich dazu viel größer ist. Die Kohäsivspannung wird stark durch die Mehrachsigkeit beeinflusst. Diese Tatsache soll im Rahmen dieser Arbeit bei der Parameteridentifikation für das Kohäsivzonenmodell berücksichtigt werden.

### 3 Methodik

*In diesem Kapitel wird die Methodik dieser Arbeit vorgestellt, um die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  bzw.  $K_{JIc}$  mit Hilfe von kleinen bruchmechanischen Proben zu bestimmen. Zwar kann die Bruchzähigkeit problemlos an einer kleinen Probe bestimmt werden, allerdings nicht in Übereinstimmung mit den gültigen Normen [4], [5]. Nachfolgend wird daher eine Methode erläutert, die diese Problematik berücksichtigt.*

Mit der hier vorgestellten Methode soll die Bruchzähigkeit mit Hilfe von kleinen bruchmechanischen Proben wie z.B. kleinen Biegeproben bestimmt werden. Die kleinen Biegeproben, hier KLST-Proben (KLeinSTproben) genannt, haben ihren Ursprung im Kerbschlagbiegeversuch [75]. Die Probengeometrie ist gemäß DIN 50115 [76] spezifiziert.

Die Grundidee dieser Methode basiert auf der Tatsache, dass mit Hilfe der KLST-Probe Simulationsparameter für das Kohäsivzonenmodell bestimmt werden können, die den Bruchprozess beschreiben. Anschließend kann mit diesem Parametersatz eine große normgerechte Probe simuliert und die Bruchzähigkeit bestimmt werden.

Die Abbildung 3.1 zeigt die in der vorliegenden Arbeit verwendete Methode. Zu Beginn sind Zugversuche an glatten Proben notwendig, um die Fließkurve des Materials zu bestimmen. Diese wird gebraucht, um das elastisch-plastische Materialverhalten zu beschreiben und für alle folgenden Finite-Elemente Simulationen zu verwenden. Zur Bestimmung der Bruchzähigkeit ist es notwendig, die beiden Parameter des Kohäsivzonenmodells zu bestimmen. Hierfür sind zwei experimentelle Versuche (grüne Kästen in Abbildung 3.1) notwendig.

Der erste experimentelle Versuch ist ein Zugversuch an gekerbten Proben um die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs zu identifizieren. In Kombination mit Finite-Elemente (FE) Simulationen kann die Spannungsverteilung in axialer Richtung der Probe bestimmt werden. Die Simulation wird hierfür bei der experimentellen gemittelten wahren Bruchdehnung ausgewertet, um für diesen Verformungszustand die Spannung zu identifizieren. Sie wird der Kohäsivspannung gleichgesetzt [77], [58], [64]. Im Rahmen dieser Arbeit hat sich gezeigt, dass diese Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit abhängig ist. Details zur Identifikation dieses Zusammenhangs werden in Kapitel 5 erläutert. Als zweiter experimenteller Versuch werden bruchmechanische Biegeversuche an kleinen Proben (KLST-Proben) nach ASTM E399 [4] bzw. ASTM E1820 [5] durchgeführt, um die Kraft-Durchbiegungs-Diagramme und das Risswachstumsdiagramm zu bestimmen.

Die kleinen Proben werden bei sprödem Materialverhalten (ASTM E399) bis zum Bruch belastet und bei duktilem Verhalten (ASTM E1820) gemäß dem Mehrprobenversuch jeweils bis zu einer definierten Durchbiegung belastet und anschließend entlastet. Auf Grundlage der Kraft-Durchbiegungs-Diagramme können die jeweiligen J-Integral Werte bestimmt werden. Die entlasteten Proben werden nach dem Versuch in flüssigem Stickstoff gebrochen, um das während des Versuchs entstandene Risswachstum an Hand der Bruchfläche zu bestimmen. Das Ergebnis ist eine Risswiderstandskurve mit den jeweiligen Wertepaaren (J-Integral und zugehörige Rissverlängerung) der getesteten Proben. Die gewonnenen experimentellen Daten sollen für ein Parameterfitting verwendet werden.

Der zweite Parameter des Kohäsivzonenmodells, die Kohäsivenergie, wird durch ein Vergleich der experimentellen Daten mit Simulationsergebnissen bestimmt. Hierfür wird ein Simulationsmodell des bruchmechanischen Biegeversuchs unter Verwendung des Kohäsivzonenmodells erstellt. Es werden mehrere Simulationen durchgeführt und die noch unbekannte Kohäsivenergie wird variiert. Die Kohäsivenergie ist identifiziert, wenn sowohl das experimentelle Kraft-Durchbiegungs-Diagramm als auch das Risswider-



standsdiagramm mit der Simulation gut beschrieben werden können. Nach diesem Schritt sind beide Kohäsivzonenparameter (Kohäsivspannung und Kohäsivenergie) an der kleinen Probe bestimmt. Es ist bekannt, dass die Bruchzähigkeit dieser kleinen Probe nicht den Anforderungen der Normen ASTM E399 bzw. ASTM E1820 entsprechen. Die Idee dieser Methode ist nun mit dem Parametersatz, der an der kleinen Probe gewonnen werden konnte, eine große Probe zu simulieren, die den Restriktionen der Normen gerecht wird.

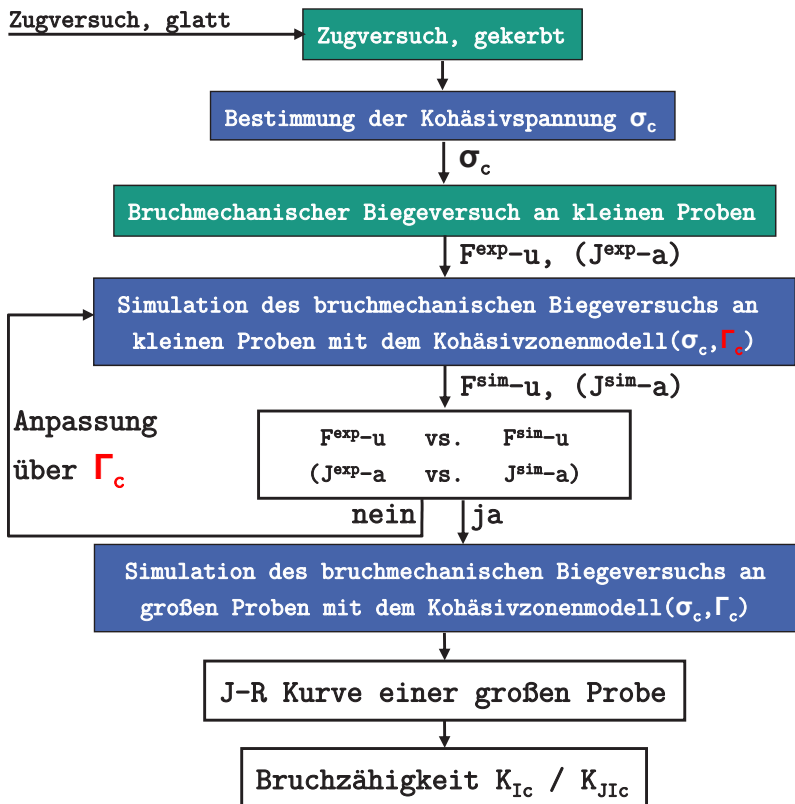


Abbildung 3.1: Methodik

Die Simulation des bruchmechanischen Biegeversuchs an einer großen Probe mit den identifizierten Kohäsivzonenparametern der kleinen Probe liefert eine Vorhersage der Risswiderstandskurve für eine große Probe. An Hand dieser Risswiderstandskurve kann die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  im Falle von sprödem Materialverhalten bzw. die Bruchzähigkeit  $K_{JIC}$  bei duktilem Materialverhalten mit Hilfe von Simulationen vorhergesagt werden. Es ist nicht notwendig, die großen Proben experimentell zu untersuchen. Hierin liegt der große Vorteil dieser Methode, da oft nicht genügend Probenmaterial zur Verfügung steht, um die Versuche an normgerechten Proben durchzuführen. Mit dieser Methode kann dieses Problem gelöst werden. Um die Methode im Rahmen dieser Arbeit zu validieren werden dennoch Versuche an großen Proben durchgeführt.

## 4 Versuche an kleinen Proben

*Dieses Kapitel beinhaltet den experimentellen Teil, der für die Methode in der hier vorliegenden Arbeit notwendig ist. Hierfür wird mit Versuchen an gekerbten Zugproben die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs bestimmt. Mit Hilfe der bruchmechanischen Biegeversuche wird die J-R-Kurve bei Raumtemperatur bzw. bei  $-150^{\circ}\text{C}$  ermittelt. Am Ende erfolgt ein Vergleich der experimentellen Ergebnisse in Bezug auf die verschiedenen Temperaturen.*

### 4.1 Probenmaterial T91

Die Proben werden aus einer 15 mm dicken Platte in T-L-Richtung gemäß der Definition in [78] entnommen. Es werden Zugproben, Kerbzugproben, kleine Biegeproben (KLST) und große Biegeproben (ASTM) verwendet. Die Probengeometrien und wichtige Versuchsergebnisse sind tabellarisch im Anhang in Abschnitt A.3 gelistet. Abbildung 4.1 zeigt ein Foto der verwendeten Probengeometrien. Hieraus wird deutlich was unter „kleiner“ und „großer“ Probe zu verstehen ist. Für das Material T91 (Materialnummer UNS K90901 gemäß ASTM A213) [79] existieren alternative Bezeichnungen. Oft wird statt T91 der Begriff modifizierter 9Cr-1Mo Stahl (mod. 9Cr-1Mo) oder Grade 91 verwendet. Das „modifiziert“ bedeutet in diesem Fall, dass dem 9Cr-1Mo Stahl Legierungselemente wie Niob, Vanadium und Stickstoff [80] zulegiert wurden. In anderen Anwendungsgebieten und mit geringfügig geänderter Zusammensetzung existiert die Bezeichnung P91 (Materialnummer UNS K91560) gemäß ASTM A335 [81]. Oft wird zwischen T91 und P91 nicht weiter unterschieden bzw. beide werden mit dem Begriff Grade 91 zusam-

mengefasst [82]. Im Deutschen ist auch die Bezeichnung X10CrMoVNb9-1 (Materialnummer 1.4903) geläufig [83].

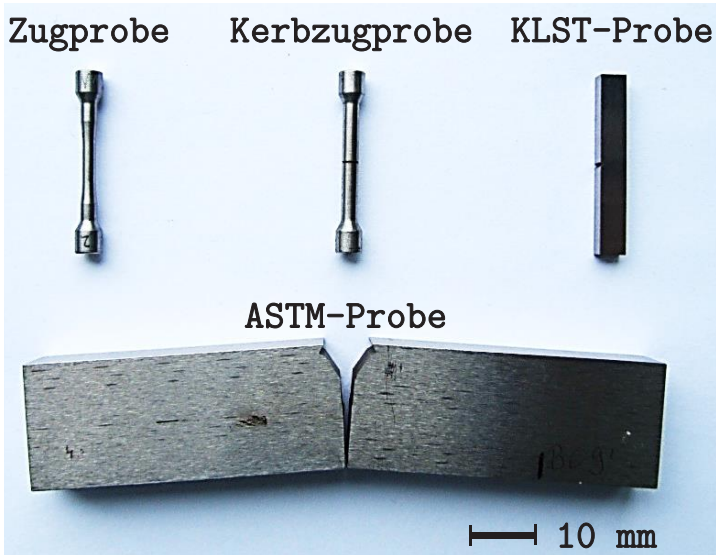


Abbildung 4.1: Probengeometrien

#### 4.1.1 Wärmebehandlung

Der Stahl T91 benötigt eine Wärmebehandlung in zwei Stufen, um seine ferritisch-martensitische Mikrostruktur zu erlangen. Die erste Wärmebehandlung wird als Normalisierung bezeichnet. Hier wird der Stahl über die Austenitisierungstemperatur in das Gebiet des  $\gamma$ -Eisens gebracht. Die verwendete 15 mm dicke Platte wurde bei  $1050^\circ\text{C}$  normalisiert und die Temperatur für 15 Minute gehalten [84]. Die Abkühlung ist in Wasser bis auf Raumtemperatur erfolgt und führt vorerst zu einer martensitischen Mikrostruktur. Die zweite Wärmebehandlung, das Tempern, erfolgt bei Temperaturen zwischen  $740^\circ\text{C}$  und  $780^\circ\text{C}$  und führt zur gewünschten ferritisch-martensitischen Mikrostruktur. In diesem Fall wurde das Tempern bei einer Temperatur von

770°C durchgeführt und 45 Minuten gehalten. Danach folgte eine langsame Abkühlung auf Raumtemperatur [84].

#### 4.1.2 Chemische Zusammensetzung & Mikrostruktur

Der verwendete heissgerollte und wärmebehandelte ferritisch-martensitische Stahl T91 (Grade 91 Class2) gemäß [85] weist die in Tabelle 4.1 gelistete chemische Zusammensetzung auf [84]. Im Vergleich mit der geforderten chemischen Zusammensetzung in [79] liegen alle Werte innerhalb des Wertebereichs.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung von T91 nach [84]

<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>V</b>	<b>Ni</b>	<b>C</b>	<b>Cu</b>	<b>Nb</b>
8,99	0,89	0,38	0,22	0,21	0,11	0,10	0,06	0,06
<b>N</b>	<b>P</b>	<b>Al</b>	<b>W</b>					
0,04	0,02	0,01	0,01					

geringe Anteile von Ti, S, Sn, As, Pb, B

Mit Hilfe metallografischer Untersuchungen mit dem Lichtmikroskop kann der Durchmesser der ursprünglichen Austenitkorgrenzen nicht bestimmt werden. Durch EBSD Messungen wurde der durchschnittliche Austenitkorgrenzendurchmesser zu 20  $\mu\text{m}$  ermittelt. Des Weiteren konnte keine Vorzugsrichtung der Kornorientierung festgestellt werden [84].

#### 4.1.3 Mechanische Eigenschaften

Die 9Cr-1Mo Stähle zeichnen sich durch eine hohe Duktilität bei relativ hoher Festigkeit aus. Das elastische Materialverhalten kann durch die Querkontraktionszahl  $\nu$  und den Elastizitätsmodul  $E$  beschrieben werden. Für

ausgewählte Temperaturen sind die entsprechenden Werte des Elastizitätsmoduls in Tabelle 4.2 gelistet. Im französischen Code RCC-MR wird  $\nu$  mit 0,3 angegeben. Für den Elastizitätsmodul wird die Beziehung

$$E = (215440 - 42,8 \Theta - 6,185 \cdot 10^{-2} \Theta^2) \text{MPa} \quad (4.1)$$

im Temperaturbereich zwischen  $20^\circ\text{C} \leq \Theta \leq 600^\circ\text{C}$  angegeben. Beispielsweise ist der Elastizitätsmodul bei Raumtemperatur 214331 MPa. Kriechen tritt bei Temperaturen unter  $375^\circ\text{C}$  nicht auf [86], [87]. Eine Abhängigkeit der Dehnrate kann in der Arbeit von Palaparti et al. [88] bei 9Cr-1Mo Stählen erst bei hohen Temperaturen festgestellt werden.

Tabelle 4.2 zeigt die von Bosch [84] ermittelten Ergebnisse aus dem Zugversuch. Die 0.2% Dehngrenze  $R_{p0,2}$  beträgt bei Raumtemperatur (RT) 580 MPa und bei  $-150^\circ\text{C}$  steigt diese auf 811 MPa an. Die Zugfestigkeit  $R_m$  beträgt bei Raumtemperatur 708 MPa und steigt bei  $-150^\circ\text{C}$  auf 957 MPa an. Zusätzlich sind in der Tabelle 4.2 die Bruchdehnung  $\epsilon_B$  und die Brucheinschnürung  $Z$  für die jeweiligen Temperaturen gelistet.

Tabelle 4.2: Mechanische Eigenschaften von T91

	<b>E</b>	<b>R<sub>p0,2</sub></b>	<b>R<sub>m</sub></b>	<b>ε<sub>B</sub></b>	<b>Z</b>
	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[-]	[-]
<b>Temperatur</b>	[86]	[84]	[84]	[84]	[84]
<b>RT</b>	214331	580	708	21,1	77,5
<b>-100°C</b>	219102	704	827	23,4	69,8
<b>-150°C</b>	220468	811	957	24,9	61,3

Die Tabelle 4.2 zeigt außerdem die Kennwerte für  $-100^\circ\text{C}$ . Nahe dieser Temperatur befindet sich das spröde-duktilen Übergangsgebiet. Die im Kerb-

schlagbiegeversuch absorbierte Energie in Abhängigkeit der Temperatur ist in Abbildung 4.2 (links) dargestellt. Die Übergangstemperatur  $\Theta_{DBTT}$  beträgt bei T-L Orientierung  $-92^\circ\text{C}$  [84].

Bei Raumtemperatur ist mit duktilem Materialverhalten zu rechnen. Die späteren Versuche in Kapitel 4, bei denen stabiles Risswachstum erwünscht ist, werden folglich bei Raumtemperatur durchgeführt. Für die Versuche mit sprödem Materialverhalten wird die Temperatur zu  $-150^\circ\text{C}$ , also ca. 50 Kelvin unterhalb der Übergangstemperatur, festgelegt. Diese Versuche werden später mit „Tiefemperatur“ bezeichnet. Abbildung 4.2 (rechts) zeigt die Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls gemäß Formel 4.1. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Temperaturabhängigkeit im gezeigten gültigen Temperaturbereich (grüner Bereich) relativ gering ist. Dies rechtfertigt eine Extrapolation (roter Bereich) für eine Temperatur von  $-150^\circ\text{C}$ . Der Elastizitätsmodul bei  $-150^\circ\text{C}$  beträgt dennoch 220468 MPa.

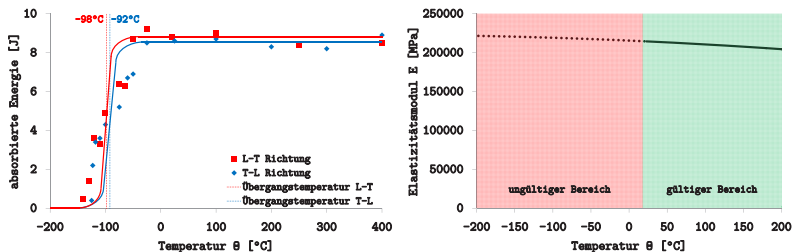


Abbildung 4.2: Übergangstemperatur nach [84] (links) und Temperaturabhängigkeit des E-Moduls nach [86] (rechts)

#### 4.1.4 Weitere Eigenschaften

Die Grade 91-Stähle weisen eine verbesserte Resistenz gegen thermische Ermüdung und eine erhöhte Kriechfestigkeit auf. Die hohe Festigkeit über einen relativ großen Temperaturbereich ermöglicht dünnwandige Bauteile ohne die Gefahr von thermischen Ermüdungsrissen. Außerdem ist der Tem-

peraturgradient innerhalb der dünnwandigen Bauteile gering. Problematisch hingegen ist die Abhängigkeit der Mikrostruktur von der Wärmebehandlung. Eine fehlerhafte Wärmebehandlung, wie z.B. ein Unter-/Übertempnern, führt zu einer Verschlechterung wesentlicher Eigenschaften. Auch sind Wärmebehandlungen nach dem Schweißen erforderlich, um der Problematik von Spannungsrisskorrosion entgegenzuwirken [82].

Weitere Eigenschaften von Grade 91-Stählen sind die relativ geringe Wärmeausdehnung, eine hohe Wärmeleitung und eine verbesserte Oxidationsbeständigkeit [80] gegenüber herkömmlichen Stählen. Außerdem sind die ferritisch-martensitischen Stähle relativ stabil gegen bestrahlungsinduziertes Schwellen. Nachteilig wirkt sich der spröde-duktilen Übergangsbereich aus, der sich durch bestrahlungsinduzierte Versprödung zu höheren Temperaturen verschiebt. Des Weiteren nimmt bei hohen Temperaturen die Kriechfestigkeit stark ab, weshalb die Anwendungstemperatur auf 550 °C limitiert ist [89].

Eingesetzt wird T91/P91 im Stahlkesselbau, Rohrleitungsbau und bei Wärmetauschern [81], [79].

### **4.2 Zugversuche an glatten Proben**

Die in Kapitel 3 vorgestellte Methode setzt voraus, dass für die erforderlichen FE-Simulationen die Fließkurve, die das elastisch-plastische Materialverhalten beschreibt, vorliegt. Die Fließkurve gibt den Zusammenhang zwischen wahrer Spannung und wahrer Dehnung bis zum Bruch wieder. Ein technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist an dieser Stelle nicht ausreichend, da mit dem Beginn der Einschnürung die Dehnungslokalisierung und die damit verbundene Durchmesserreduktion nicht berücksichtigt wird [90]. In diesem Abschnitt wird daher die experimentelle Bestimmung der Fließkurve erläutert. Dabei wird auf die verwendete Probengeometrie, den Versuchsaufbau, deren Durchführung, die Auswertung und die Analyse der Bruchfläche bei Raum- und Tieftemperatur eingegangen.



### 4.2.1 Probengeometrie

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit soll an kleinen Proben erfolgen. Im Zuge dieser Arbeit speziell an KLST-Proben ( $3 \times 4 \times 27 \text{ mm}^3$ ) mit einer Länge von 27 mm. Deswegen wird die Länge der Zugproben in dieser Größenordnung gewählt. Sie haben eine Länge von 27 mm bei einem Durchmesser von 2 mm. Dieser Durchmesser ist über eine Länge von 5 mm konstant. Die genaue Probengeometrie ist im Anhang in Abbildung A.3 (links) dargestellt und die vermessenen Proben sind in Tabelle A.1 gelistet. Um eine einfache Handhabung auch bei tiefen Temperaturen zu gewährleisten, besitzt die Probe auf jeder Seite einen Kegelsitz, wodurch der Einbau in die Zugprüfmaschine sehr einfach und schnell erfolgen kann.

### 4.2.2 Versuchsaufbau und -durchführung

Die Versuche werden an einer servohydraulischen Universalprüfmaschine der Firma SCHENCK durchgeführt. Die Maschine besitzt eine analoge Steuerung und eine Klimakammer mit Temperaturregelung der Firma INSTRON, die in einem Temperaturbereich von  $-165^\circ\text{C}$  bis  $350^\circ\text{C}$  arbeiten kann. Im Falle von Tieftemperaturversuchen wird die Kammer mit Hilfe von Stickstoff auf die gewünschte Temperatur abgekühlt. Hierbei erfolgt die Stickstoffzufuhr durch eine danebenstehende Stickstoffkanne. Der Stickstoff gelangt flüssig in die Klimakammer und wird dort durch einen Ventilator verdampft. Während des Abkühlens kann es vorkommen, dass sich am Boden der Kammer der Stickstoff in flüssiger Form sammelt. Nach Erreichen der Solltemperatur und ausreichender Wartezeit stellt sich ein Gleichgewichtszustand in der Kammer ein. Die Temperatur ist stabil ( $\pm 2$  Kelvin) und es befindet sich kein flüssiger Stickstoff mehr am Boden der Kammer. Abbildung 4.3 a) zeigt die Universalprüfmaschine (1) mit der Klimakammer (2) und den Kolbenstangen (3). In Bildteil 4.3 b) ist die CCD-Kamera (4) zu sehen, die auf einem beweglichen Schlitten (5) montiert ist. Der Schlitten besitzt Positionsmarken, durch die nach einem Probenwechsel der Bereich der Probe schnell wieder fokus-

siert werden kann. Während des Versuchs misst die Maschine den Kolbenweg (nicht im Bild) und die Kraft mittels einer Kraftmessdose (6). Die Klimakammer kann mit Hilfe ihrer Temperaturregelung (7) auf die gewünschte Prüftemperatur gebracht werden. In Bildteil 4.3 c) ist ein vergrößerter Ausschnitt des Aufbaus für den Zugversuch inklusive Probenaufnahme (8) und Gegenlicht (9) gezeigt. Mit Hilfe des Gegenlichts kann die Kontur der Probe sehr gut abgebildet werden [91]. Probleme mit Reflexionen wie bei der Verwendung einer Auflichtbeleuchtung können dadurch vermieden werden [92]. Einzelheiten zur Vorrichtung sind im Anhang A.1 zu finden. Werden die beiden Hälften der Vorrichtung zusammengefahren, kann die Probe leicht mit Hilfe einer Pinzette eingelegt werden.

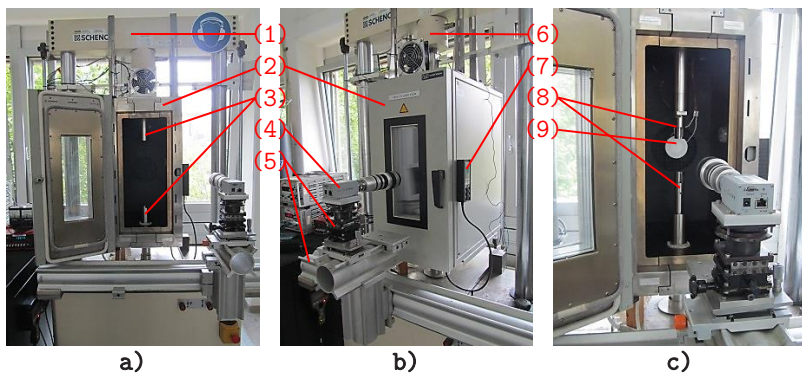


Abbildung 4.3: Universalprüfmaschine, Klimakammer und Probenaufnahme des Zugversuchs

Der Versuch wird in Wegregelung durchgeführt, wodurch die Kolbenposition immer der Sollwertvorgabe folgen muss. Der Kolben bewegt sich mit einer Geschwindigkeit von ca. 0,002 mm/sec. Während des Versuchs wird die Kraft und der Kolbenweg gemessen. Mittels einer CCD-Kamera PIXELINK PL-B782 mit 6,6 Megapixel werden die Vorgänge an der Probe durch Einzelbildaufnahmen (2 bzw. 4 Bilder/sec.) festgehalten. Zur entsprechenden

Vergrößerung der nur 2 mm großen Probe dient ein Zoomobjektiv des Herstellers Cosmivar (Brennweite 18-108/2.5). Die Bilder werden zeitsynchronisiert mit Hilfe eines Triggersignals (Spannungssignal in Volt) an einem separaten PC aufgezeichnet und nach Versuchsdurchführung ausgewertet.

### **4.2.3 Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur**

Im folgenden Abschnitt wird nach der Darstellung der Rohdaten ausführlich auf die Bestimmung der Fließkurve eingegangen. Durch die Korrektur nach Bridgman kann die im Versuch bestimmte gemittelte wahre Spannung in eine einachsige wahre Spannung überführt werden. Abschließend erfolgt eine Diskussion über die Morphologie der Bruchfläche.

#### **4.2.3.1 Rohdaten**

Der Versuch von drei getesteten Proben liefert die in Abbildung 4.4 gezeigten Kraft-Verschiebungs-Diagramme. Nach dem linear-elastischen Bereich erfolgt eine nichtlineare Verschiebung. Während dessen wird das Kraftmaximum erreicht und anschließend fällt die Kraft mit zunehmender Verschiebung langsam wieder ab. Zeitgleich zur Aufnahme der Kraft und der Verschiebung werden zusätzlich mit Hilfe der CCD-Kamera Bilder der Zugprobe aufgenommen. Abbildung 4.5 zeigt exemplarisch für Probe N01 vier Bilder. Bild „PIC200“ entspricht dem Zustand bei Versuchsbeginn und Bild „PIC2222“ dem letzten Bild vor dem Bruch der Probe. Es ist deutlich zu erkennen, wie sich die Einschnürung während des Versuchs ausbildet und zu einer starken Lokalisierung der Dehnung führt. Durch die Verwendung des Gegenlicht-Verfahrens wird die Probe als schwarzes Objekt auf weißem Hintergrund sichtbar. Die Kontur der Probe wird auf diese Weise sehr scharf dargestellt, so dass eine Auswertung des aktuellen Durchmessers während der Einschnürung problemlos möglich ist. Die Gegenlichttechnik bringt den wesentlichen Vorteil, dass keine Reflexionen auf der glänzenden Versuchsprobe entstehen, die zu einer Fehlmessung führen.

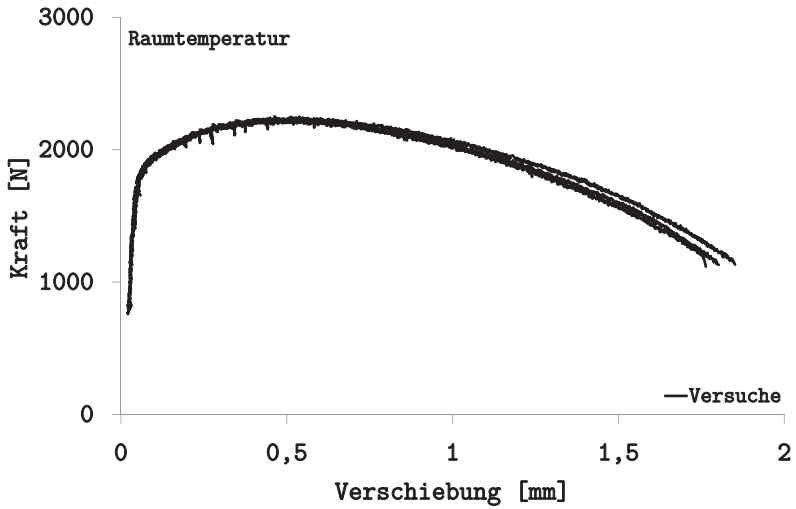


Abbildung 4.4: Kraft-Verschiebungs-Diagramme aus dem Zugversuch bei RT

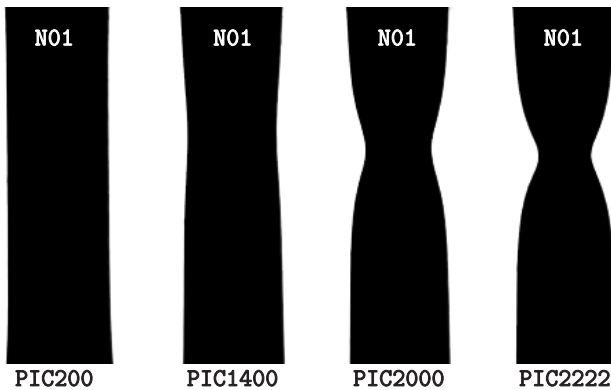


Abbildung 4.5: Beobachtung der Einschnürung für Probe N01 bei RT

### 4.2.3.2 Bestimmung der Fließkurve

Zur Bestimmung der wahren Spannungen und wahren Dehnungen ist die Kenntnis des aktuellen Probendurchmessers während des Versuchs erforderlich. Hierfür wird mit Hilfe der MATLAB Image Toolbox die Probenkontur der jeweiligen Bilder extrahiert (Abbildung 4.6 a) und b)).

Anschließend wird mit einer Spline-Approximation basierend auf der Fehlerquadratmethode die Probenkontur beschrieben (Abbildung 4.6 c)). Die Kontur wird durch Ermittlung der schwarz-weiß Übergänge detektiert. Die Kontur wurde hier in 20 Segmente eingeteilt und jeweils mit einem Spline 5. Ordnung approximiert. Durch die Ableitung der Splinefunktion kann der aktuelle minimale Durchmesser bestimmt werden, Abbildung 4.6 d). Hierfür wird die Ableitung der linken und rechten Splinekontur an der Stelle mit dem Funktionswert null betrachtet. Die zeitliche Veränderung des aktuellen Durchmessers zeigt Abbildung 4.8 für Probe N01 (links). Es ist klar zu erkennen, dass die Bildauflösung der aufgenommenen Bilder ausreicht, da die Abnahme des Durchmessers kontinuierlich erfolgt. Ein Pixel bildet in diesem Fall ca.  $3 \mu\text{m}$  ab.

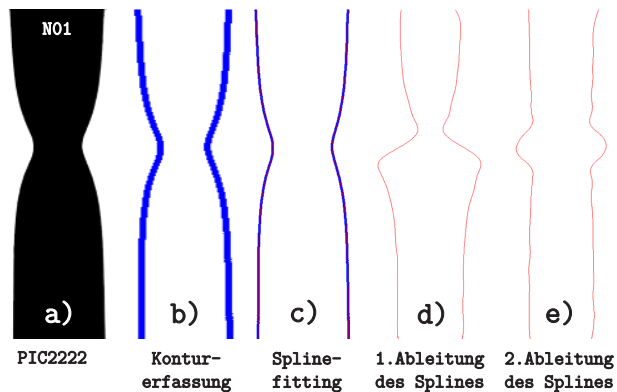


Abbildung 4.6: Bestimmung des aktuellen Durchmessers und der Krümmung bei RT

Mit Hilfe des aktuellen Durchmessers kann die gemittelte wahre Spannung durch

$$\sigma_{w, gem.} = \frac{F}{A} = \frac{F}{\frac{1}{4} \pi D^2} \quad (4.2)$$

und die gemittelte wahre Dehnung durch

$$\epsilon_{w, gem.} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{A_0}{A} = 2 \ln \frac{D_0}{D} \quad (4.3)$$

bestimmt werden [93].

Die gemittelte wahre Spannung in Abhängigkeit der gemittelten wahren Dehnung für T91 bei Raumtemperatur ist in Abbildung 4.7 durch die graue Kurve dargestellt. Nach anfänglichen großen Änderungen des Verfestigungsverhaltens bis ca. 10 % gemittelter wahrer Dehnung folgt bis zum Bruch ein lineares Verfestigungsverhalten. Die zusätzlich dargestellte schwarze Kurve zeigt das Ergebnis der Bridgman-Korrektur, welche die Krümmung berücksichtigt.

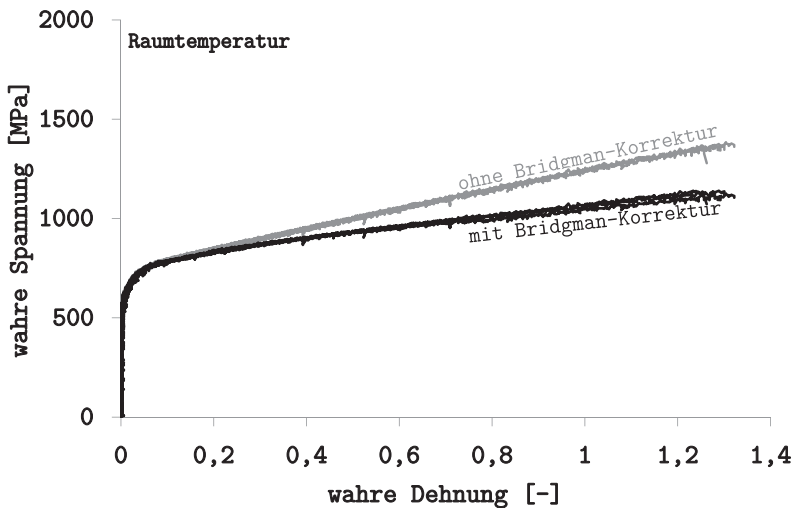


Abbildung 4.7: Fließkurve aus dem Zugversuch bei RT

Mit dem Beginn der Einschnürung weicht die wahre Spannung von der gemittelten wahren Spannung auf Grund des Spannungszustandes ab. Durch die Einschnürung wechselt der einachsige Spannungszustand in eine mehrachsige Belastung. Mit Hilfe der Bridgman-Korrektur [94] und einer von Bridgman entwickelten empirischen Gleichung ist es möglich, die gemittelte wahre Spannung in eine einachsige wahre Spannung zu überführen.

$$\sigma_w = \frac{\sigma_{w,gem.}}{\left[1 + 4\frac{\rho}{D} \ln\left(1 + \frac{1}{4}\frac{D}{\rho}\right)\right]} \quad (4.4)$$

Die Bridgman-Korrektur benötigt neben dem aktuellen Durchmesser auch die Information über die aktuelle minimale Krümmung  $\rho$  im Bereich der Einschnürung. Unter Verwendung der bereits durchgeführten Spline-Approximation in Abbildung 4.6 kann durch zweifache Ableitung des Splines die Krümmung bestimmt werden (Abbildung 4.6 e)). Unter Zuhilfenahme der 1. Ableitung wird die Krümmung im minimalen Durchmesser ermittelt. Die schwarze Kurve in Abbildung 4.7 zeigt die einachsige wahre Spannung in Abhängigkeit der wahren Dehnung (auch Fließkurve genannt).

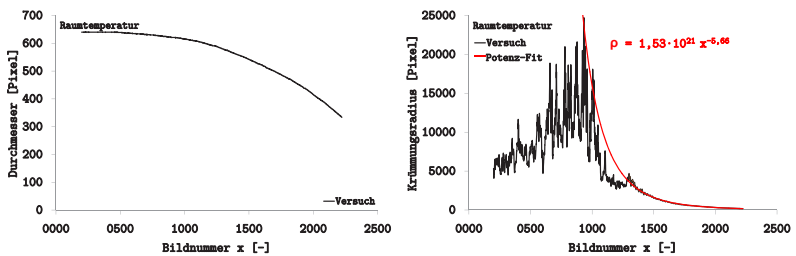


Abbildung 4.8: Durchmesserreduktion (links) und Krümmungsradius (rechts) der Probe N01 bei RT

Den Verlauf der Krümmung in Abhängigkeit der aufgezeichneten Bilder zeigt Abbildung 4.8 (rechts). Bis zur Einschnürung ist die Auswertung der 2. Ableitung (Krümmung) nicht zielführend, da der Durchmesser über die

gesamte Probe konstant ist. Es werden Artefakte mit großen Werteänderungen der Krümmung bestimmt. Ab etwa Bild 900 ist die Auswertung sinnvoll. Die experimentelle Krümmung in Abhängigkeit der Bilder wird durch eine exponentielle Fit-Funktion beschrieben und bei der Bridgman-Korrektur berücksichtigt.

Die drei verwendeten Proben weisen keine feststellbare Streuung auf, so dass die Kurven aufeinander liegen. Die wahre Bruchdehnung beträgt  $1,29 \pm 0,026$  und die wahre Bruchspannung nach Bridgman-Korrektur  $1118 \pm 7$  MPa. Um die angewandte Bestimmung des Durchmessers und der Krümmung abzusichern, wird die Brucheinschnürung  $Z$  ausgewertet und mit der Literatur verglichen. Sie beträgt bei den durchgeführten Versuchen  $0,73 \pm 0,01$ . Asada et al. [95] berichten eine Brucheinschnürung bei Raumtemperatur von 74,3 %, Blach et al. [96] bestimmen diese zu 73 % und Bosch [84] zu 77,5 %. Dieser Vergleich zeigt, dass die gewählte Auswertemethode zuverlässige Ergebnisse liefert.

### 4.2.3.3 Analyse der Bruchflächen

In Abbildung 4.9 ist die Bruchfläche nach dem Zugversuch bei Raumtemperatur zu sehen. Das duktile Verhalten spiegelt sich in einem Teller-Tassen Bruch wider [97]. Die Probe weist vom Probenzentrum bis zur Probenoberfläche duktile Waben auf. Im inneren Bereich verläuft die Bruchfläche senkrecht zur Belastung. Am Rand sind die Scherlippen in Richtung der Schubbelastung sichtbar. Die drei farbigen Kästen (rot, grün, blau) zeigen drei Ausschnitte in einer vergrößerten Darstellung. Auffällig sind die radialen Risse, die senkrecht zur makroskopischen Bruchfläche und parallel zur Belastung sind. Blach et al. [96] zeigen dieses Phänomen ebenfalls und bezeichnet es als „Splitting“. Global weist der transgranulare Bruch kleine Dimpel in Folge der Vereinigung von Mikrohohlräumen auf.



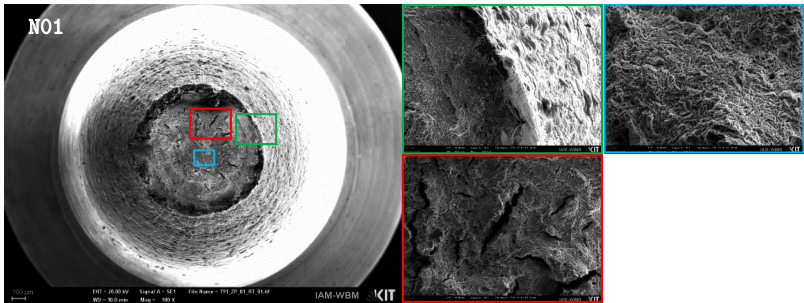


Abbildung 4.9: REM-Aufnahmen der Probe N01 bei RT

## 4.2.4 Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur

### 4.2.4.1 Rohdaten

Ebenso wie bei Raumtemperatur wird der Zugversuch bei einer Versuchstemperatur von  $-150^{\circ}\text{C}$  durchgeführt. Da die aus dem Kerbschlagbiegeversuch bekannte Übergangstemperatur bei ca.  $-100^{\circ}\text{C}$  liegt, kann davon ausgegangen werden, dass bei dieser Versuchstemperatur das Materialverhalten dem der Tieflage entspricht. Abbildung 4.10 (links) zeigt die Kraft-Verschiebungs-Diagramme der getesteten vier Proben.

Auffallend ist hier sofort, dass trotz der geringen Temperatur die Streuung in Bezug auf die erreichte Verschiebung zum Zeitpunkt des Bruchs sehr gering ist. Zwei der vier getesteten Proben versagen nicht sofort instabil. Sie können kurz nochmals eine gewisse Kraft von ca. 1800 N aufnehmen bevor auch diese Proben instabil versagen.

Interessanterweise tritt das erste instabile Versagen bei etwa der gleichen Verschiebung auf. Außerdem kann an Hand der Kraft-Verschiebungs-Kurve sofort erkannt werden, dass sich das Material bei  $-150^{\circ}\text{C}$  noch sehr duktil verhält. Neben der anfänglichen linear-elastischen Verschiebung erfolgt eine nichtlineare Verschiebung ähnlich den Versuchen bei Raumtemperatur. Während des Versuchs aufgenommene Bilder sind in der Abbildung 4.11 zu sehen.

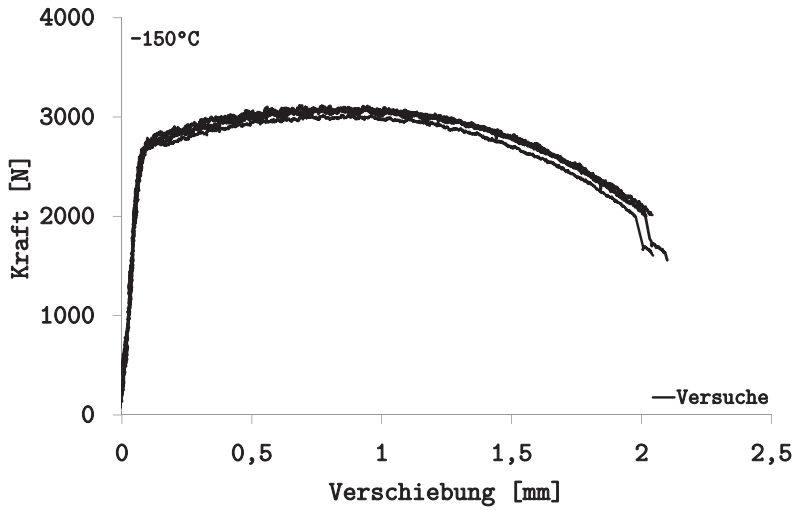


Abbildung 4.10: Kraft-Verschiebungs-Diagramme aus dem Zugversuch bei -150°C

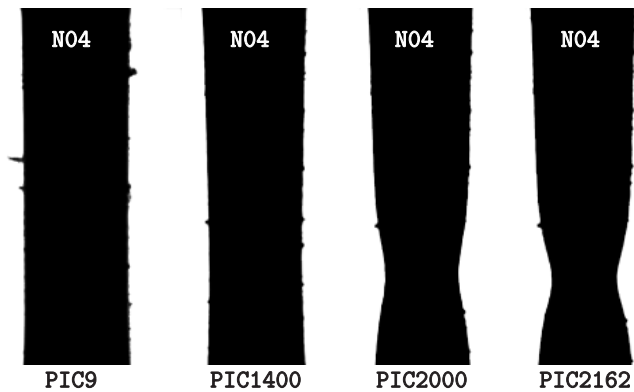


Abbildung 4.11: Beobachtung der Einschnürung für Probe N04 bei -150°C

Es bildet sich bei den Tieftemperaturversuchen eine Einschnürung aus, wie infolge der inelastischen Verschiebungen zu erwarten war. Eine Auswertung kann für alle Versuche nur bis zum ersten instabilen Versagen durchgeführt werden, da die Bilder bei den zwei Versuchen mit kurzzeitigem Stoppen des instabilen Bruchs, wegen der Unschärfe der Bilder nicht ausgewertet werden können.

#### **4.2.4.2 Fließkurve**

Basierend auf den Ergebnissen in Abbildung 4.10 und Abbildung 4.11 wird, wie bei den Zugversuchen bei Raumtemperatur, die Fließkurve inklusive der Bridgman-Korrektur bestimmt (Abbildung 4.12). Der Einfluss der Bridgman-Korrektur (graue Kurve zu schwarzer Kurve) ist bei den Tieftemperaturversuchen deutlich geringer, die Korrektur ist aber nötig.

Die wahre Bruchdehnung der vier getesteten Proben beträgt im Mittel  $0,91 \pm 0,02$  bei einer wahren Bruchspannung von  $1407 \pm 35$  MPa. Es bestand der Verdacht, dass die relativ große Einschnürung bei  $-150^\circ\text{C}$  eventuell auf den Wärmeeinfluss des Gegenlichts mit 35 Watt Leistung zurückzuführen ist. Ein Test ohne Gegenlicht und ein Vergleich der Kraft-Verschiebungs-Diagramme mit und ohne Gegenlicht bestätigte jedoch, dass dies keinen Einfluss auf das Versuchsergebnis hat. Die Brucheinschnürung  $Z$  wurde im Versuch zu  $0,60 \pm 0,01$  bestimmt. In der Literatur wird eine Brucheinschnürung von 61,3 % genannt [84]. Auch dies ist in guter Übereinstimmung mit den hier gezeigten experimentellen Ergebnissen.

Die Auswertung der Lokalisierung im Bereich der Einschnürung liefert die Information über den aktuellen Durchmesser in Abhängigkeit der aufgezeichneten Bilder und über die aktuelle Krümmung, Abbildung 4.13 (links) und (rechts). Bei der Krümmung ist im Vergleich zum Diagramm in Abbildung 4.8 (rechts) deutlich zu erkennen, dass die Einschnürung und somit die Identifikation des Krümmungsradius erst deutlich später erfolgt. Der Bereich mit gleichmäßiger Dehnung über der Probenlänge ist größer, was sich ebenso in

der Gleichmaßdehnung  $\epsilon_g$  widerspiegelt. Bei Raumtemperatur beträgt die Gleichmaßdehnung 6,7 % und bei  $-150^\circ\text{C}$  ist sie 11 % [84].

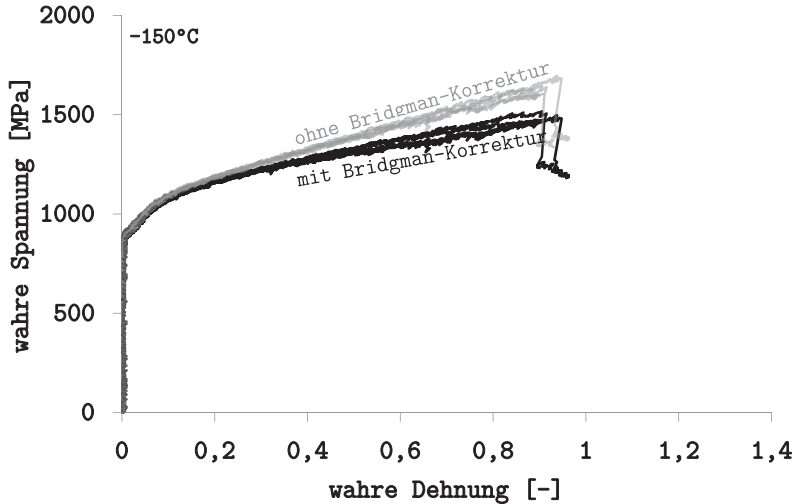


Abbildung 4.12: Fließkurve aus dem Zugversuch bei  $-150^\circ\text{C}$

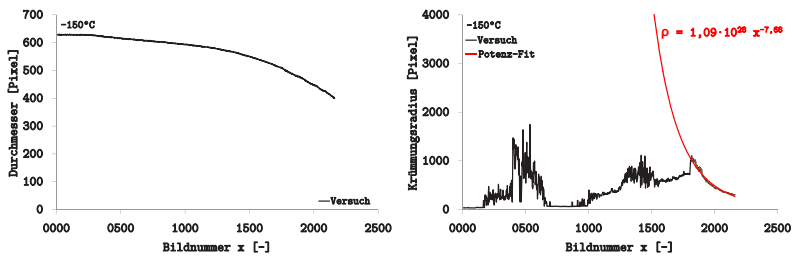


Abbildung 4.13: Durchmesserreduktion (links) und Krümmungsradius (rechts) der Probe N04 bei  $-150^\circ\text{C}$

### 4.2.4.3 Analyse der Bruchflächen

Die Bruchfläche der getesteten Probe bei  $-150^{\circ}\text{C}$  weisen zahlreiche radiale Risse auf, die in axialer Richtung verlaufen. Ihre Ausprägung reicht teilweise vom Probenzentrum bis zur Probenoberfläche (Abbildung 4.14). Verschiedene Detailansichten sind in den farbigen Kästen (rot, grün und blau) vergrößert dargestellt. Makroskopisch erinnert die Bruchfläche an einen Rosettenbruch, also einen Wabenbruch mit plastischen Deformationen im gesamten Bruchbereich und einer Einschnürung in Folge der Lokalisierung der Dehnung.

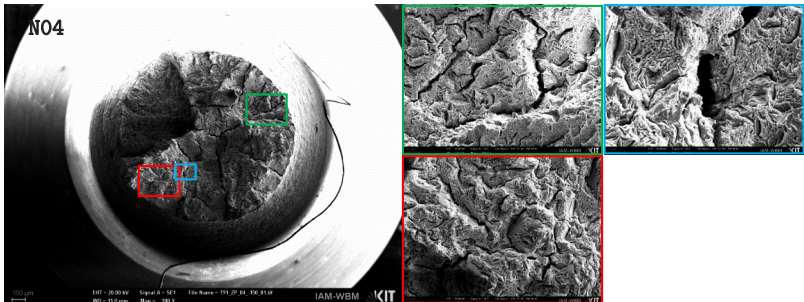


Abbildung 4.14: REM-Aufnahmen der Probe N04 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Charakteristisch für den Rosettenbruch ist, dass hier die Einschnürung teils durch einen dreiachsigen Spannungszustand verhindert wird [98]. Mikroskopisch erfolgt die Dehnung im ebenen Verzerrungszustand. Eine andere übliche Bezeichnung für den Rosettenbruch ist Quasispaltbruch. Das Material besitzt somit bei  $-150^{\circ}\text{C}$  noch ausreichend Duktilität und die Bruchfläche deutet nicht auf einen spröden Spaltbruch hin.

### 4.2.5 Zusammenfassung

Zusammenfassend zeigt Abbildung 4.15 die Fließkurven von T91 bei Raumtemperatur (rot) und bei  $-150^{\circ}\text{C}$  (grün) im direkten Vergleich. Es ist deutlich die Abnahme der wahren Bruchdehnung und die Zunahme der wahren Span-

nung mit abnehmender Temperatur zu erkennen. Um zu überprüfen, ob sich das elastisch-plastische Verhalten durch weiteres Absenken der Prüftemperatur stark ändert oder eventuell zu einem spröden Bruch mit linear-elastischen Materialverhalten führt, wurde eine weitere Probe bei  $-165^{\circ}\text{C}$  getestet. Die blaue Kurve in Abbildung 4.15 zeigt das Ergebnis bei  $-165^{\circ}\text{C}$ . Eine weitere Reduktion der Temperatur führt zu keiner wesentlichen Änderung des Bruchverhaltens. Die Fließkurve ist lediglich zu etwas höheren Spannungen verschoben und beginnt, ihren linearen Verlauf in Bezug auf das Verfestigungsverhalten für große Dehnungen zu verlieren. Auch hier erfolgt der instabile Bruch in zwei Schritten. Interessanterweise ist die wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs bei  $-150^{\circ}\text{C}$  und  $-165^{\circ}\text{C}$  identisch.

Basierend auf den Fließkurven bei Raumtemperatur bzw. bei  $-150^{\circ}\text{C}$  wird das für die Simulation notwendige multilineare Verfestigungsverhalten bestimmt. Die Simulationssoftware ABAQUS fordert dafür die Abhängigkeit der wahren Spannung von der wahren plastischen Dehnung. Hierfür wird bei den Fließkurven in Abbildung 4.15 der elastische Anteil der wahren Dehnung subtrahiert. Bei den jeweiligen Fließkurven wurde in äquidistanten Abständen von 20 MPa die dazugehörige plastische Dehnung  $\epsilon_p$  ermittelt. Durch eine arithmetische Mittelung der einzelnen Versuchsergebnisse für die jeweilige Temperatur konnte der Input-Datensatz für die FE Simulation erzeugt werden. Die für die elastisch-plastischen Simulationen bei Raumtemperatur und bei  $-150^{\circ}\text{C}$  in ABAQUS notwendigen plastischen Anteile der Fließkurven sind in Anhang A.2 gezeigt.

Einen direkten Vergleich der Bruchflächen der Zugproben bei den unterschiedlichen Temperaturen zeigt Abbildung 4.16 a) - c). Deutlich zu sehen ist, dass bei Raumtemperatur das duktile Verhalten mit Kegel-Tassenbruch sehr stark ausgeprägt ist.

Wohingegen mit abnehmender Temperatur bei  $-150^{\circ}\text{C}$  bzw.  $-165^{\circ}\text{C}$  das Material zunehmend an Duktilität verliert und zum Rosettenbruch übergeht. Im Falle der Bruchfläche bei  $-165^{\circ}\text{C}$  dominieren die radialen Risse so stark, dass der Bruch in zwei unterschiedlichen Ebenen stattfindet. Ein Viertel der

Bruchfläche befindet sich im minimalen Querschnitt im Bereich der Einschnürung. Die restliche Bruchfläche liegt nicht im minimalen Querschnitt der Probe.

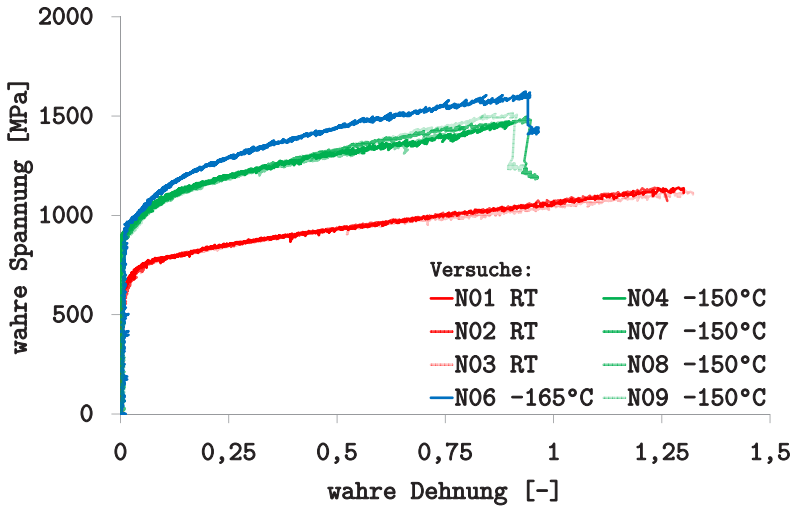


Abbildung 4.15: Vergleich der Fließkurven aus dem Zugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen

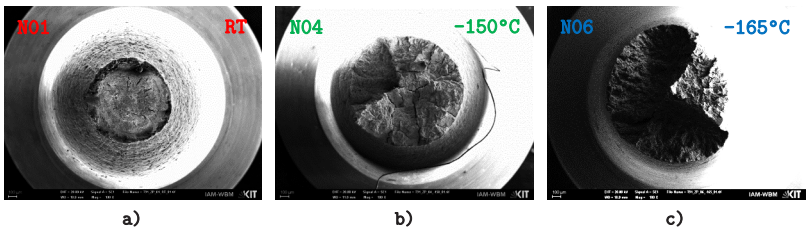


Abbildung 4.16: Vergleich der Bruchflächen aus dem Zugversuch bei Raumtemperatur a), -150°C b) und -165°C c)

### 4.3 Zugversuche an gekerbten Proben

Mit Hilfe der Zugversuche an gekerbten Proben soll später die Kohäsivspannung als einer der beiden Parameter des Kohäsivzonenmodells identifiziert werden. In der ESIS P6-98 Prozedur [77], die sich mit dem lokalen Bruchkriterium beschäftigt, werden gekerbte Zugproben mit Kerbgrunddurchmessern  $D_k$  von 10 mm und einem Kerbradius  $R_k$  zwischen 2 und 8 mm bei einer Probenlänge  $L$  von 80 mm vorgeschrieben. Für Versuche an kleinen Proben wird, wie bereits im Zugversuch in Anlehnung an die später verwendete Biegeprobe, eine Probe mit der Länge  $L$  von 27 mm verwendet. Bei dem Zugversuch an der gekerbten Probe ist die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs interessant, wo mit Hilfe einer hybriden Technik aus Versuch und anschließender FE-Simulation die lokale maximale Spannung im engsten Querschnitt zum Zeitpunkt des Bruchs bestimmt wird [64].

#### 4.3.1 Probengeometrie

Für die Zugversuche an gekerbten Proben wird eine Probe mit 2,5 mm Durchmesser und einem Kerbgrunddurchmesser  $D_k$  von 1,5 mm verwendet, siehe Abbildung A.3 (rechts). Die Kerbe wird als sog. U-Kerbe mit einem Radius  $R_k$  von 0,1 mm ausgeführt. Die Einbringung der Kerbe erfolgt mit Hilfe einer Drahterodiermaschine. Hierbei wird mit einem Draht von 0,2 mm Durchmesser in die sich drehende Probe bis zur gewünschten Endtiefe von 0,5 mm geschnitten. Die Abmessungen der einzelnen Proben sind in Anhang in Tabelle A.2 tabellarisch gelistet.

Zur Bestimmung der lokalen maximalen Spannung ist es sinnvoll, eine Probengeometrie zu wählen, deren Spannungszustand ähnlich der einer bruchmechanischen Probe ist. Deswegen ist die Wahl eines kleinen Kerbradius erforderlich. Ein direkter Vergleich der Spannungsintensitätsfaktoren (SIF) [99] von bruchmechanischer Biegeprobe mit scharfem Anriss und gekerbter Zugprobe ist nicht möglich, da die Bestimmung des SIF im bruchmecha-



nischen Sinne einen scharfen Anriss voraussetzt. Die gekerbte Zugprobe besitzt allerdings lediglich eine U-Kerbe. In diesem Fall kann der Einfluss der Kerbwirkung mit dem Spannungskonzentrationsfaktor (SKF) beschrieben werden.

Der SKF mit dem Formelzeichen  $K_{tn}$  gibt eine Spannungsüberhöhung an der Kerbe als Verhältnis der maximalen Spannung  $\sigma_{max}$  zur nominellen Spannung  $\sigma_{nom}$  an [100]:

$$K_{tn} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (4.5)$$

Es wird sich später zeigen, inwiefern die verwendete Probengeometrie in Bezug auf die sich einstellende Mehrachsigkeit geeignet ist.

### 4.3.2 Versuchsaufbau und -durchführung

Die Probenaufnahme der gekerbten Zugprobe ist identisch mit der bereits in Abschnitt 4.2.2 vorgestellten Zugprobe. Die Versuche werden mit dem gleichen Aufbau wie bei den glatten Zugproben durchgeführt. Einziger Unterschied besteht darin, dass nicht die Probenoberfläche mit Hilfe der CCD-Kamera beobachtet wird, sondern der Kerbgrund der U-Kerbe. Für die Identifikation der lokalen maximalen Spannung mit Hilfe von FE-Simulationen ist der Zeitpunkt des Bruchs wichtig, um die Simulation für den entsprechenden Deformationszustand auswerten zu können [64], [58].

### 4.3.3 Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur

#### 4.3.3.1 Bestimmung der Dehnung beim Versagen

Es wird mit Hilfe der gekerbten Zugproben die über den Querschnitt gemittelte wahre Dehnung gemäß Gleichung 4.3 auf Seite 58 zum Zeitpunkt des Bruchs bestimmt [77].

Hierfür werden während des Versuchs die Werte der Kraft sowie der Verschiebung (Kolbenweg) und die zugehörigen Bilder mit Fokus auf den Kerbgrund aufgenommen. Die Kraft-Verschiebungs-Diagramme der vier getesteten Pro-

ben (Abbildung 4.17) zeigen anfangs ein mehr oder weniger linear-elastisches Verhalten, das in ein inelastisches Verhalten übergeht.

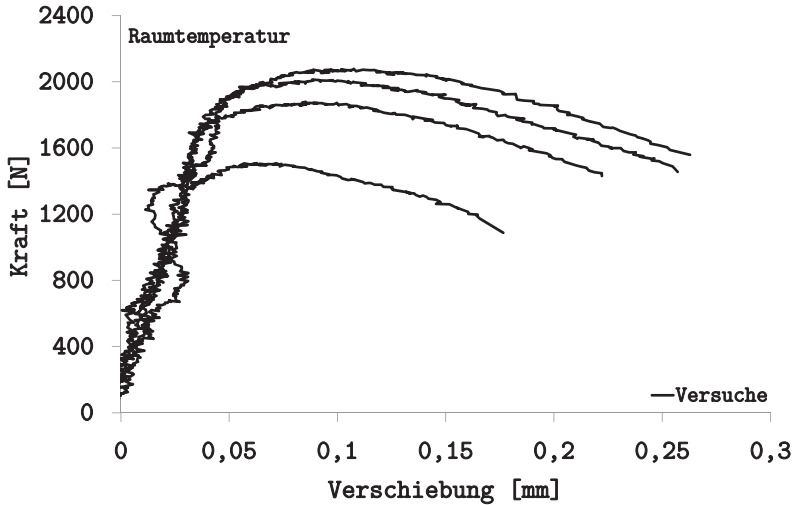


Abbildung 4.17: Kraft-Verschiebungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei RT

Lediglich eine Probe weist zu Beginn kein linear-elastisches Verhalten auf, was allerdings auf Probleme mit der Wegregelung der Steuerung zurückzuführen ist. Es kann davon ausgegangen werden, dass dieses Regelungsproblem nicht das Versagen der Probe beeinflusst. Die deutlich geringeren Kräfte dieser Kurve im Vergleich zu den drei anderen sind darin begründet, dass der Kerbgrunddurchmesser  $D_k$  dieser Probe im Vergleich zu den anderen drei Proben deutlich geringer war. Generell fällt auf, dass für alle Proben der Weg, bei dem das Versagen auftritt, variiert. Dies ist weniger auf die Streuung des Materials, sondern auf die Toleranz der Probengeometrie bzw. der U-Kerbe zurückzuführen.

Die Reduktion des Kerbgrunddurchmessers während des Versuchs zeigt Abbildung 4.18 (links). Das Bild „PIC127“ zeigt das erste aufgenommene Bild zu Beginn des Versuchs. Einige Zeit später, bei Bild „PIC400“, ist die Verfor-

mung im Kerbgrund bereits deutlich zu erkennen. Die U-Kerbe hat sich in axialer Probenrichtung aufgeweitet. Außerdem hat sich der Kerbgrunddurchmesser reduziert. In Bild „PIC507“ ist die Situation kurz vor dem Bruch zu erkennen. An Hand dieses Bildes wird exemplarisch die Auswertung des Kerbgrunddurchmessers demonstriert.

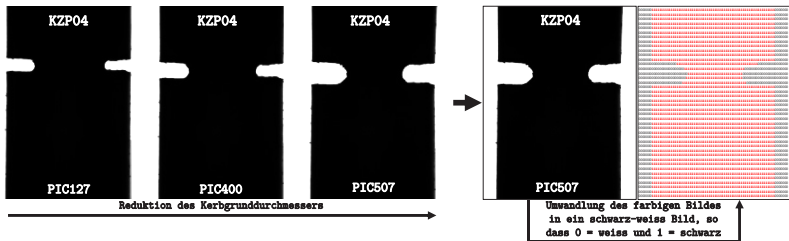


Abbildung 4.18: Observierung der Durchmesserreduktion (links) und Bestimmung des aktuellen Durchmessers (rechts) für Probe KZP04 bei RT

Ein Spline-Fitting wie bei den Zugproben ohne Kerbe ist wegen des diskontinuierlichen Verlaufs im Bereich der Kerbe nicht sinnvoll. Bei der gekerbten Zugprobe wird das Bild ebenfalls zuerst in ein schwarz-weißes Bild mit einer Schwelle bei 50 % konvertiert. Das Ergebnis der Umwandlung ist ein binäres Bild. Dieses Bild bietet den Vorteil, dass es nur noch aus Nullen (weiss) und Einsen (rot) besteht, siehe Abbildung 4.18 (rechts). Durch das Zählen der Einsen kann unter Verwendung eines Minimierungsalgorithmus die Anzahl der Pixel im Kerbgrund bestimmt und anschließend mit dem Kerbgrunddurchmesser, der mit Hilfe des Lichtelektronenmikroskops für jede Probe separat bestimmt wurde, korreliert werden.

Abbildung 4.19 zeigt die mittels der Gleichungen 4.2 und 4.3 auf Seite 58 gemittelten wahren Spannungs- gemittelten wahren Dehnungs-Diagramme bei Raumtemperatur. Ähnlich wie beim Zugversuch der glatten Probe streuen auch diese Versuche kaum, was typisch ist für ferritisch-martensitischen Stähle. Die beim Bruch über den Querschnitt im Kerbgrund gemittelte wahre Spannung beträgt  $1484 \pm 40$  MPa und die Dehnung  $0,47 \pm 0,04$ . Da die

Abweichung der Dehnung ebenfalls von dem jeweiligen Kerbdurchmesser und Kerbradius der Probe abhängig ist, wird bei der Bestimmung der lokalen maximalen Spannung in Kapitel 5 jede Probe für sich betrachtet und in Bezug auf ihre gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs ausgewertet.

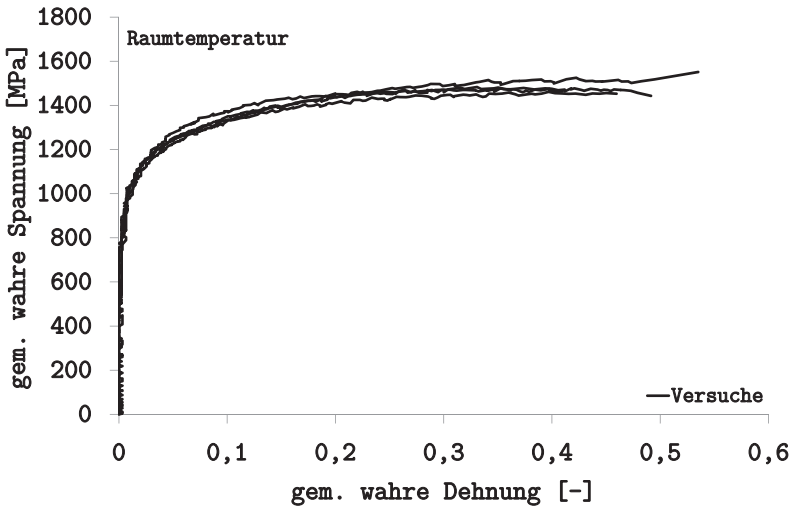


Abbildung 4.19: Gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei RT

#### 4.3.3.2 Analyse der Bruchflächen

Die Bruchfläche der gekerbten Zugprobe bei Raumtemperatur (Abbildung 4.20) weist im Vergleich mit der glatten Zugprobe bei RT deutlich größere Dimpel und Hohlräume auf. Am Rand ist keine ausgeprägte Scherlippe [98] sichtbar. Sprödbbruchanteile sind fast nicht vorhanden. Die Waben sind über den kompletten Querschnitt vom Probenzentrum bis zum Kerbgrund vorhanden. Folglich tritt das duktile Versagen mit Hohlraumbildung über dem kompletten Querschnitt auf. Generell führt die Kerbe dazu, dass die Spannungen deutlich höher sind im Vergleich zur glatten Probe. Die großen

Hohlräume entstehen durch die laterale Ausbreitung der Hohlräume bei großen Mehrachsigkeiten [101].

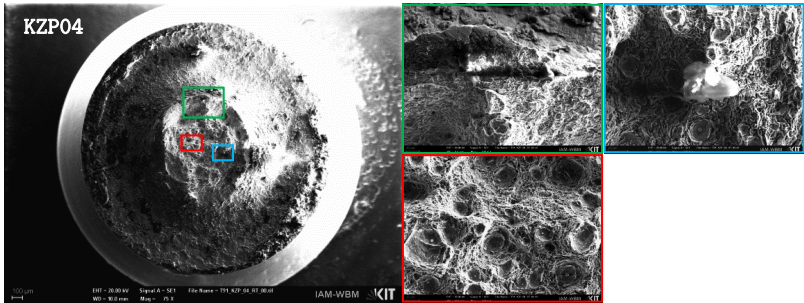


Abbildung 4.20: REM-Aufnahmen der Probe KZP04 bei RT

#### 4.3.4 Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur

Auf gleiche Art und Weise wie bei Raumtemperatur erfolgt die Bestimmung der gemittelten wahren Spannung und der gemittelten wahren Dehnung bei  $-150^{\circ}\text{C}$ .

##### 4.3.4.1 Bestimmung der Dehnung beim Versagen

Die in den Versuchen aufgezeichneten Kraft-Verschiebungs-Kurven der einzelnen Proben zeigt Abbildung 4.21. Die Verläufe bei tiefen Temperaturen sind in diesem Fall ähnlich denen bei Raumtemperatur. Auffällig ist, dass eine der Proben bereits bei 0,03 mm Verschiebung einen horizontalen Versatz in der Verschiebung aufweist.

Das Auftreten eines Risses kann diesen Versatz nicht erklären, da ein Riss zu einem Abfall der Kraft geführt hätte. Möglich wäre, dass hier die Probe innerhalb der Aufnahme des Kegelsitzes schlecht positioniert gewesen ist und es folglich zu einem Abrutschen der Probe kam. Im Hinblick auf die Auswertung der gemittelten wahren Dehnung spielt dies je-

doch keine Rolle, da hierfür die Bilder mit Bezug auf die Reduktion des Kerbgrunddurchmessers relevant sind.

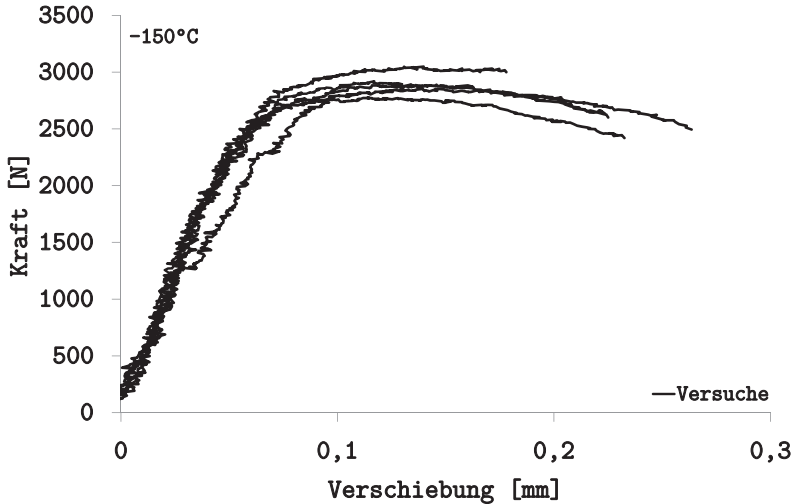


Abbildung 4.21: Kraft-Verschiebungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei -150°C

Abbildung 4.22 (links) zeigt die aufgenommenen Bilder der CCD-Kamera. Ähnlich wie bei Raumtemperatur öffnet sich die U-Kerbe und der Kerbdurchmesser reduziert sich beginnend bei Bild „PIC45“ bis zu Bild "PIC474“. Obwohl die Temperatur von -150°C sehr gering ist, verformt sich die Probe sehr kontinuierlich. Dies wird bei der Betrachtung der Durchmesserreduktion im Kerbgrund während des Versuchs deutlich (Abbildung 4.22, rechts). Es fällt auf, dass bis ungefähr Bild “PIC300“ die Abnahme des Durchmessers etwa linear erfolgt und anschließend nichtlinear. Zu diesem Zeitpunkt erreicht die Kraft ihr Maximum und fällt mit zunehmender Verformung ab. Es kann davon ausgegangen werden, dass zu diesem Zeitpunkt die Bildung zahlreicher Hohlräume stattfindet.

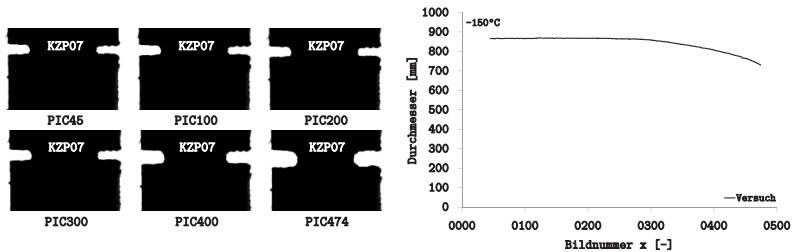


Abbildung 4.22: Observierung der Durchmesserreduktion (rechts) und Bestimmung des aktuellen Durchmessers (links) für Probe KZP07 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Im Vergleich zu den Versuchen bei Raumtemperatur gibt es bei den Versuchen bei  $-150^{\circ}\text{C}$  teilweise Probleme durch Eiskristalle auf der Probenoberfläche. Diese Eiskristalle bilden sich durch die vorhandene Feuchtigkeit in der Klimakammer. Sofern während eines Versuchs ein solcher Kristall im Bereich der U-Kerbe entsteht, ist die anschließende Bildauswertung erschwert. In Abbildung 4.23 sind die berechneten gemittelten wahren Spannungs- gemittelte wahren Dehnungs-Diagramme dargestellt. Bei einer der ausgewerteten Proben traten Probleme durch Eiskristallbildung während des Versuchs auf. Ein in der Klimakammer umherwirbelnder Eiskristall setzte sich im Bereich der Kerbe nieder und verschwand nach kurzer Zeit zufällig durch die sich bewegende Luft in der Klimakammer. In diesem Fall ist der Anfangsbereich der Kurve durch einen sehr unruhigen Verlauf gekennzeichnet (Abbildung 4.23). Danach ist die Auswertung der gemittelten wahren Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs nicht mehr beeinflusst.

Im Durchschnitt beträgt die gemittelte wahre Dehnung bei Bruch  $0,33 \pm 0,01$ . Der Versuch von einer Probe ging nicht in die Auswertung mit ein, da die Probe bei einer gemittelten wahren Dehnung von 0,16 versagt hat. Es ist anzunehmen, dass es sich hierbei um einen Ausreißer handelt. Die gemittelte wahre Spannung der Versuche bei  $-150^{\circ}\text{C}$  beträgt  $2012 \pm 39$  MPa. Die Reduktion der Versuchstemperatur in den Bereich der Tieflage des Materials

beeinflusst hier nicht die Standardabweichung. Bei Raumtemperatur und bei  $-150^{\circ}\text{C}$  liegt die Abweichung bei ca.  $\pm 40\text{ MPa}$ .

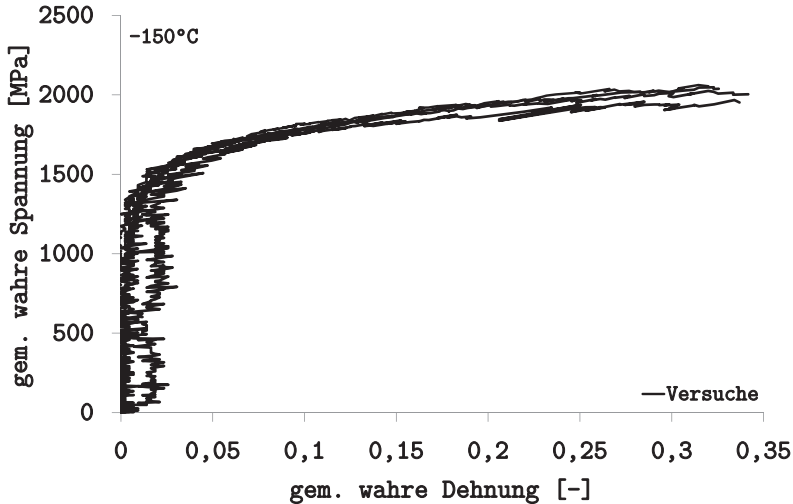


Abbildung 4.23: Gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramme der gekerbten Zugproben bei  $-150^{\circ}\text{C}$

#### 4.3.4.2 Analyse der Bruchflächen

Bei  $-150^{\circ}\text{C}$  entspricht die Bruchfläche einem Rosettenbruch, ähnlich wie bei den Zugversuchen an glatten Proben bei dieser Temperatur [98]. Allerdings ist bei den gekerbten Proben ein deutlicher Sprödbbruchanteil sichtbar (Abbildung 4.24, Detailansicht grün). Es sind über den gesamten Querschnitt Bereiche zu finden, die auf Mikrohohlraumbildung hindeuten (Detailansicht blau). Dies erfolgt vermutlich ab dem Erreichen einer bestimmten Bruchspannung und führt dann lokal zu einem Spaltbruch, was die spröden Facetten erklärt. Durch den Abfall der Spannung (und natürlich auch der Mehrachsichtigkeit) kann die Mikrohohlraumbildung von neuem beginnen. Dieses Phänomen findet global über dem gesamten Querschnitt statt. Außerdem lässt



die Detailansicht in Rot vermuten, dass eine Rissbildung an den ehemaligen Austenitkorngrenzen auftritt.

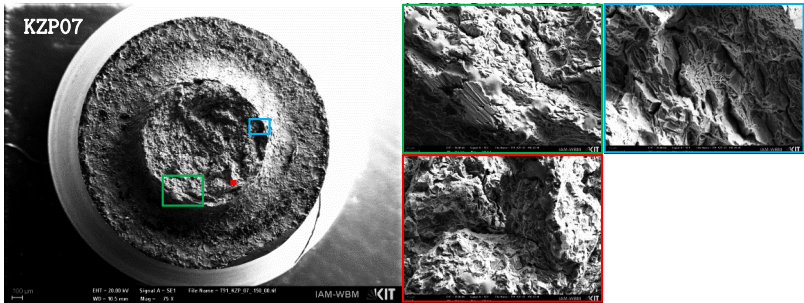


Abbildung 4.24: REM-Aufnahmen der Probe KZP07 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

#### 4.3.5 Zusammenfassung

In diesem Abschnitt wurde experimentell die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs bestimmt. Hierfür war es erforderlich, die Reduktion des Kerbgrunddurchmessers mit Hilfe einer CCD-Kamera zu beobachten, um anschließend den aktuellen Durchmesser zu bestimmen. Abbildung 4.25 zeigt den Vergleich des gemittelten wahren Spannungs- gemittelten wahren Dehnungs-Diagramms bei unterschiedlichen Temperaturen. Es ist ein deutlicher Anstieg der gemittelten wahren Spannung und eine Reduktion der gemittelten wahren Dehnung zwischen den Ergebnissen bei Raumtemperatur und bei  $-150^{\circ}\text{C}$  zu erkennen. Bislang nicht angesprochen wurde das Versuchsergebnis bei  $-165^{\circ}\text{C}$ , welches durch die blaue Kurve in Abbildung 4.25 dargestellt ist.

Durch eine weitere Absenkung der Temperatur um 15 Kelvin steigt die gemittelte wahre Spannung weiterhin an und die gemittelte wahre Dehnung verhält sich hierzu reziprok. Dies bedeutet, dass eine weitere Absenkung der Temperatur zu einem absolut sprödem Materialverhalten der Probe führen würde. Dass sich die gekerbte Zugprobe bei  $-150^{\circ}\text{C}$  noch überwiegend duktil ver-

hält, liegt einerseits an der Versuchsgeschwindigkeit und andererseits an der Mehrachsigkeit der Probe. Der dynamische Kerbschlagbiegeversuch zeigt bei dieser Temperatur bereits sprödes Verhalten. Eine Probe mit ausreichender Mehrachsigkeit würde ebenfalls ein sprödes Verhalten zeigen.

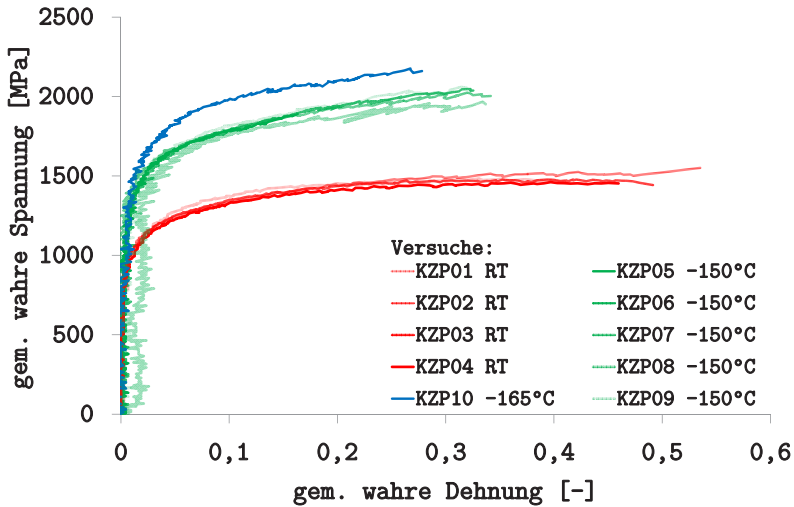


Abbildung 4.25: Gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramme aus dem Zugversuch der gekerbten Proben bei unterschiedlichen Temperaturen

Abbildung 4.26 zeigt einen Vergleich der Bruchflächen bei Raumtemperatur, -150°C und -165°C. Mit abnehmender Temperatur verschwindet langsam die Duktilität. Dies bedeutet, dass die Hohlraumbildung geringer wird, der Spaltbruchanteil steigt und die Durchmesserreduktion bzw. die Einschnürung abnimmt. Global betrachtet erscheint die Bruchfläche mit abnehmender Temperatur glatter und weniger durch die Hohlräume zerklüftet, siehe Abbildung 4.26.

Die in diesem Abschnitt identifizierten gemittelten wahren Dehnungen zum Zeitpunkt des Bruchs werden in Kapitel 5 als Abbruchkriterium für die

durchgeführten FE-Simulationen zur Bestimmung der lokalen maximalen Bruchspannung verwendet. Zuvor wird der experimentelle Teil dieser Arbeit durch die Versuche an kleinen Biegeproben im nachfolgenden Abschnitt abgeschlossen.

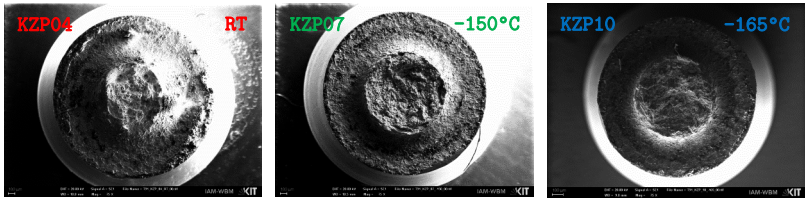


Abbildung 4.26: Vergleich der Bruchflächen aus dem Zugversuch der gekerbten Proben bei Raumtemperatur (links),  $-150^{\circ}\text{C}$  (Mitte) und  $-165^{\circ}\text{C}$  (rechts)

### 4.4 Bruchmechanischer Biegeversuch an kleinen Proben

Durch die bruchmechanischen Biegeversuche soll in Kapitel 5 mit Hilfe eines Parameterfittings der zweite Kohäsivzonenparameter (Kohäsivenergie) bestimmt werden. Das Fitting erfolgt auf Basis eines Vergleichs des Kraft-Durchbiegungs-Diagramms und des Risswachstumsdiagramms. Hierfür werden in diesem Abschnitt die experimentell notwendigen Daten bestimmt.

#### 4.4.1 Probengeometrie

Zur Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte an kleinen Proben hat Schneider in seiner Dissertation [3] eine Probengeometrie vorgeschlagen, die in der Lage ist, die Bruchzähigkeit eines Materials in der Größenordnung einer normgerechten Probe zu bestimmen. Diese Probe hat eine Länge  $L$  von 27 mm, eine Breite  $B$  von 3 mm und eine Höhe  $W$  von 4 mm. Die Probe hat ein Anrissverhältnis  $\frac{a_0}{W}$  von ca. 0,25 und besitzt im Falle des duktilen Risswachstums Seitenkerben, die zu einer Reduktion der Probendicke von 20 % führen. In der dynamischen Prüfung kommt diese Probengeometrie

ohne Seitenkerben und Anriss beim Kerbschlagbiegeversuch zur Anwendung. Die technische Zeichnung der Probengeometrie ist im Anhang in Abbildung A.5 beigefügt. Die vermessenen Proben der Versuche sind im Anhang in Tabelle A.3 aufgelistet. Bei den nachfolgend beschriebenen Versuchen wird bei Raumtemperatur und duktilem Materialverhalten die KLST-Probe mit Seitenkerben (KLST-SK) und bei Tieftemperatur in erster Linie die Probe ohne Seitenkerben (KLST) verwendet.

#### 4.4.2 Anrisserzeugung

Zur bruchmechanischen Prüfung ist es erforderlich, die Versuchsproben mit einem Ermüdungsanriss zu versehen. Hierfür eignet sich eine Resonanzbiegemaschine, bei der mit Hilfe einer Steuerung die Biegeprobe frequenz- und belastungsgesteuert angerissen werden kann. Für die Versuche wurde eine Resonanzbiegemaschine der Firma RUMUL Cracktronic verwendet (Abbildung 4.27 a) und b)).

Da diese Maschine ursprünglich für CHARPY-Proben mit den Abmessungen  $10 \times 10 \times 50 \text{ mm}^3$  entwickelt wurde, sind für die Verwendung der KLST-Proben spezielle Adapter (1) erforderlich, um die Probe einzuspannen (2). Mit Hilfe eines Computers (3) und einer analogen Steuerung (4) kann ein Programm zur Anrisserzeugung definiert werden.

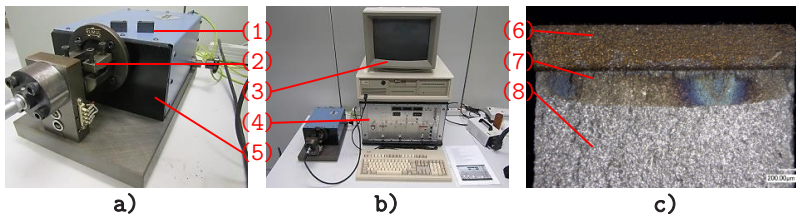


Abbildung 4.27: Resonanzbiegemaschine (links), Steuerung (Mitte) und Probe mit Ermüdungsanriss (rechts)

Prinzipiell wird für die Steuerung das benötigte Biegemoment  $M_b$ , das Lastverhältnis  $R$  (Verhältnis der Kräfte Oberlast  $F_o$  und Unterlast  $F_u$ ) und Zielfrequenz  $f$  definiert. Die Norm ASTM E1820 fordert für die maximale Kraft  $F_{max}$  zur Anriss erzeugung, dass diese maximal

$$F_{max} = \frac{B(W - a_0)^2}{2S} \sigma_Y \quad (4.6)$$

ist. Das Biegemoment in Folge einer Biegespannung ist durch

$$M_b = \sigma_b W_b \quad (4.7)$$

definiert [102] mit

$$W_b = \frac{I_y}{z_{max}}, \quad I_y = \frac{B(W - a_0)^2}{12} \quad \text{und} \quad z_{max} = \frac{W - a_0}{2}. \quad (4.8)$$

Hierbei ist  $\sigma_b$  die Biegespannung und  $W_b$  das Widerstandsmoment, welches mit Hilfe des Flächenträgheitsmoments  $I_y$ , und des Randfaserabstands  $z_{max}$  bestimmt werden kann. Unter Verwendung von Gleichung 4.6 und 4.7 besteht für das maximale Biegemoment  $M_{max}$  der Zusammenhang

$$M_{max} = \frac{B(W - a_0)^2}{6} \sigma_Y. \quad (4.9)$$

Im Falle der KLST-Probe und einer Anrisslänge  $a_0$  von ca. 1 mm beträgt das maximale Biegemoment am Ende der Anriss erzeugung 2,9 Nm und bei Versuchsbeginn sogar 3,9 Nm. In Anlehnung an das Anschwingprogramm, das von Schneider an KLST-Proben für das Material Eurofer97 verwendet wurde ([3] u. [103]), wird in dieser Arbeit zum Anschwingen der KLST-Proben der in Tabelle 4.3 dargestellte Datensatz verwendet.

Tabelle 4.3: Anschwingprogramm der KLST-Probe in Anlehnung an [3]

<b>Stufe</b>	<b>dyn. Biegemoment</b> [Nm]	<b>Lastverhältnis R</b> [-]	<b>Frequenz</b> [Hz]
1	3,2	0,1	114,2
2	2,8	0,1	114,1
3	2,6	0,1	114,0
4	2,4	0,1	113,9
5	2,2	0,1	113,8

In der ersten Stufe beträgt das dynamische Biegemoment  $M_{dyn}$  3,2 Nm und ist somit etwas geringer als das maximal zulässige. Das Anschwingprogramm wird in diesem Fall mit dem Beginn der 5. Stufe abgebrochen. Die KLST-Probe erfährt somit maximal ein Biegemoment von 2,2 Nm und liegt damit unterhalb des maximalen Biegemoments von 2,9 Nm am Ende der Anrisserzeugung.

Das Ergebnis der Anrisserzeugung ist mit bloßem Auge bei den kleinen Proben nicht sichtbar. Um den Anriss sichtbar zu machen wurde eine Probe für drei Stunden in den Ofen gelegt, damit die Oberflächen der Probe mit dem Sauerstoff der Luft reagieren und sich eine Oxidschicht an der Oberfläche bilden kann. Dieser Vorgang wird Heat-Tinting genannt. Die Probe wird innerhalb einer Stunde auf 300 °C erwärmt, zwei Stunden auf dieser Temperatur gehalten und anschließend wieder langsam abgekühlt. Abbildung 4.27 c) zeigt einen Anriss nach erfolgreichem Heat-Tinting. Um die oxidierte Fläche innerhalb der Probe sichtbar zu machen, wurde die Probe in flüssigem Stickstoff gebrochen. Die Probenansicht kann in drei Bereiche eingeteilt werden: Die Startkerbe (6), darunter der Ermüdungsanriss (7) und der spröde Bruch (8).

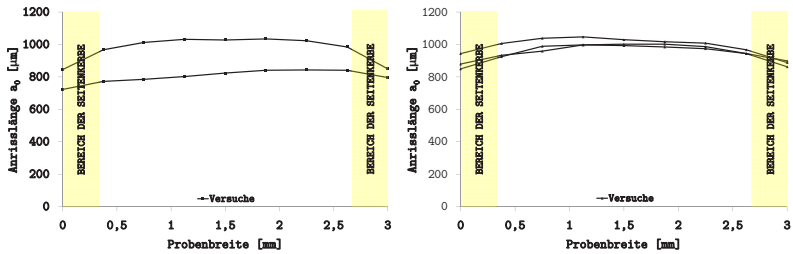


Abbildung 4.28: Anrisszerzeugung mit Lastwechselzahl (links) bzw. Eigenfrequenz (rechts) als Abbruchkriterium

Hinsichtlich der Reproduzierbarkeit der Anrisslänge wurde untersucht, ob als Abbruchkriterium die Eigenfrequenz des Systems oder die Anzahl der Lastwechsel bessere Ergebnisse liefert. Abbildung 4.28 zeigt links die Anrisslänge über der Probenbreite bei zwei Proben, bei denen die Anrisszerzeugung bei gleicher Lastwechselzahl abgebrochen wurde. In dem Diagramm ist zusätzlich der Bereich markiert, der später durch die Seitenkerben verschwindet. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Abweichung zwischen den zwei getesteten Proben groß ist. Wird die Anrisszerzeugung bei gleicher Eigenfrequenz des Systems (Resonanzbiegemaschine u. Probe) abgebrochen, ist die Anrisslänge reproduzierbar (Abbildung 4.28, rechts). Die drei Proben liefern nahezu die selbe Anrisslänge und zeigen damit, dass die Eigenfrequenz als Kriterium gut geeignet ist, um bruchmechanische Proben mit gleichem Anrissverhältnis herzustellen.

#### 4.4.3 Versuchsaufbau und -durchführung

Zur Prüfung der kleinen bruchmechanischen KLST-Biegeproben hat Schneider in der Vergangenheit eine spezielle Prüfvorrichtung entwickelt [3]. Detaillierte Zeichnungen zu dieser Vorrichtung sind zum Teil im Anhang dieser Arbeit zu finden (Abbildung A.4). Generell kann diese Prüfvorrichtung in einer Universalprüfmaschine eingebaut und verwendet werden. Abbildung 4.29 a) zeigt, wie schon beim Zugversuch erläutert, das Gestänge der Uni-

versalprüfmaschine. Die Biegevorrichtung (3) wird an den festen Teil des Gestänges montiert und die Finne (2) an den beweglichen Kolben (Abbildung 4.29 b)). Damit die Finne immer senkrecht auf die Probe drückt, sind Führungen (1) vorhanden, wodurch die Position der Finne in Bezug auf die Biegevorrichtung fest vorgegeben ist. Charakteristisch für diese Biegevorrichtung ist, dass die Probe mit Hilfe von zwei Federn (6) gegen die Auflagerrollen (5) gedrückt wird (Abbildung 4.29 c)).

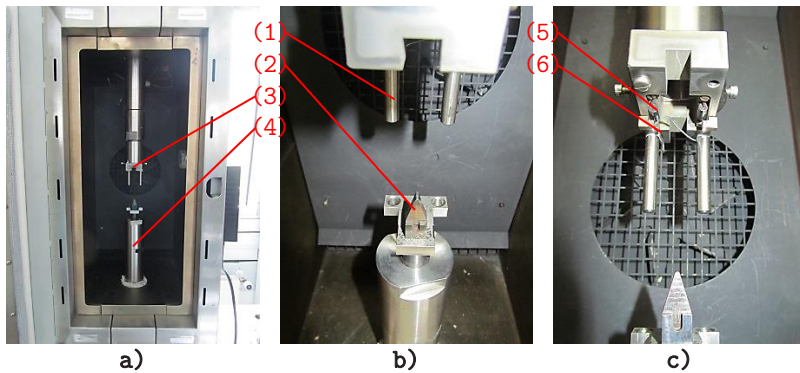


Abbildung 4.29: Versuchsaufbau für den Biegeversuch an kleinen Proben (KLST)

Dies bietet den Vorteil, dass die Probe mit Hilfe der Federn positioniert werden kann, ohne dass diese anschließend verrutscht. Meist werden die Biegevorrichtungen anders herum ausgeführt, so dass die Probe auf den Rollen liegt.

Die Auflagerrollen sind mit dünnen Drähten in der Vorrichtung fixiert, damit sie während des Versuchs um ihre Längsachse frei drehbar sind. Der Auflagerabstand kann sich während des Versuchs durch die an der Vorrichtung anstehenden Rollen nicht ändern. Zur bruchmechanischen Prüfung können die Proben leicht mit Hilfe einer Pinzette in die Vorrichtung eingelegt werden. Zusätzliche Anschläge sorgen für eine mittige Positionierung des Anrisses zwischen den beiden Auflagerrollen.



#### 4.4.4 Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur

Bei Raumtemperatur wird zur Bestimmung des Risswachstumsdiagramms die Mehrprobenmethode gemäß ASTM E1820 angewandt. Dies bedeutet, dass die einzelnen Proben bis zu einer bestimmten Durchbiegung belastet und anschließend das J-Integral und die Rissverlängerung für diesen Zustand bestimmt werden. Diese Methode bietet den Vorteil, dass die Form der Bruchfläche für die unterschiedlichen Risslängen bekannt ist und später mit FE-Simulationen verglichen werden kann. Der Einprobenversuch hat hingegen diese Information nicht, da in diesem Fall nur die Information über die Anrisslänge  $a_0$  und die physikalische Risslänge  $a_p$  nach dem Versuch vorliegt.

Im Folgenden wird auf die Bestimmung der Risswiderstandskurve eingegangen und die hierfür notwendigen J-Integrale und Risslängen bestimmt. Während des Versuchs wird zusätzlich mit Hilfe einer CCD-Kamera die Rissöffnung während des Versuchs aufgezeichnet und abschließend die Bruchfläche mit dem Rasterelektronenmikroskop analysiert. Um eine gerade Rissfront zu erzielen, werden für die Versuche bei Raumtemperatur KLST-Proben mit Seitenkerben verwendet.

##### 4.4.4.1 Rohdaten

Die jeweiligen Proben werden mit unterschiedlich großen Durchbiegungen zwischen 0,15 und 3,96 mm beaufschlagt und anschließend entlastet. Abbildung 4.30 zeigt die zugehörigen Kraft-Durchbiegungs-Diagramme. Die relativ ähnliche maximale Kraft der getesteten Proben deutet darauf hin, dass das Anrissverhältnis der Proben sehr ähnlich ist. Eine der Proben („V05“) weist ein völlig anderes Verhalten im Vergleich zu den restlichen Proben auf (siehe Bruchfläche in Abbildung 4.31) und wird verworfen (Ausreißer).

Nach dem Versuch werden die Proben dem bereits erläuterten Heat-Tinting unterzogen, um die Bruchflächen zu oxidieren. Für den spröden Restbruch werden die Proben in flüssigen Stickstoff gelegt und anschließend mit Hilfe

zweier Zangen auseinander gebrochen. Die nach ansteigender Durchbiegung geordneten Bruchflächen, sind in Abbildung 4.31 dargestellt.

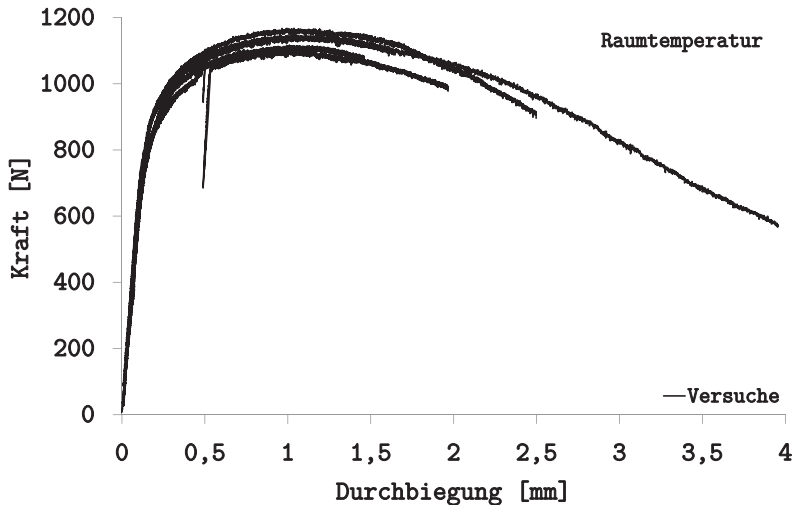


Abbildung 4.30: Kraft-Durchbiegungs-Diagramme der KLST-SK-Proben bei RT

Mit zunehmender Durchbiegung wächst der Riss über der ganzen Fläche mit einer geraden Rissfront in Folge der Seitenkerben, so dass die entsprechenden Anforderungen der Norm ASTM E1820 stets erfüllt sind. Auch die zunehmende Einschnürung der Probe in der Dickenrichtung ist deutlich zu erkennen. In der Bruchfläche der verworfenen Probe „V05“ ist in Rissfortschrittsrichtung ein sehr großer Dimpel zu erkennen. Die Bruchfläche ist nicht symmetrisch und es ist davon auszugehen, dass diese Probe eine Fehlstelle besaß und daher verworfen werden muss.

Für die Probe mit der Bezeichnung „V11“ zeigt Abbildung 4.32, wie sich der Riss mit zunehmender Durchbiegung öffnet. Bild „PIC25“ zeigt die Probe zu Beginn des Versuchs. Durch die Belastung öffnet sich der Riss und die Rissspitze stumpft ab. Im weiteren Verlauf beginnt der Riss stabil zu wachsen („PIC2000“) bis schließlich bei „PIC4007“ der Versuch abgebrochen und die

Probe entlastet wird. Eine Auswertung der Rissöffnung basierend auf den gezeigten Bildinformationen ist schwierig, da kein Punkt über alle Bilder hinweg verfolgt werden kann. Die Bestimmung des J-Integrals erfolgt später mittels des Kraft-Durchbiegungs-Diagramms.

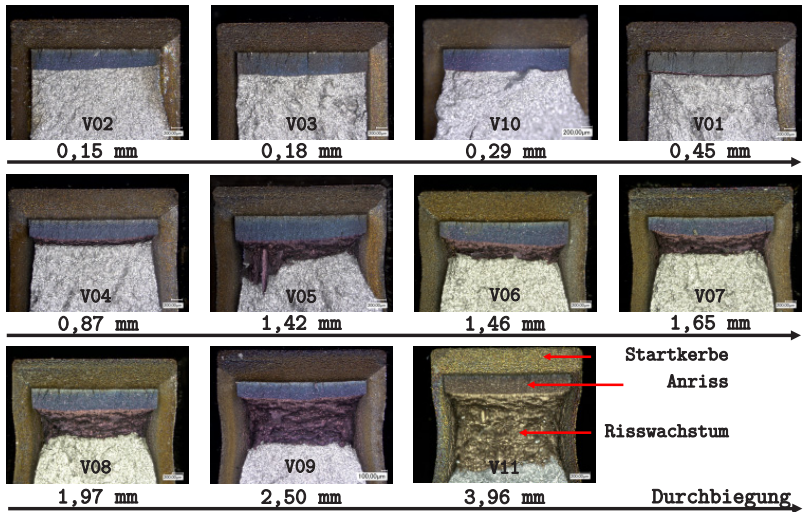


Abbildung 4.31: Bruchflächen der KLST-SK-Proben bei RT

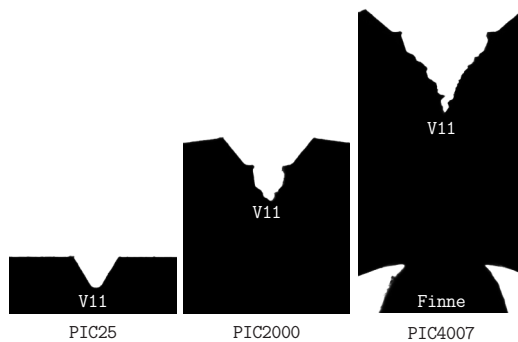


Abbildung 4.32: Observierung der Rissöffnung mit Hilfe einer CCD-Kamera

#### 4.4.4.2 Bestimmung der Risslänge

Die Risslänge wird mit Hilfe der Lichtmikroskopaufnahmen bestimmt (Abbildung 4.33 a), b)). Hierfür wird gemäß der 9-Punkts-Mittelungsmethode (siehe Abschnitt 2.3.1) die Anrisslänge  $a_0$  und die physikalische Risslänge  $a_p$  an 9 äquidistanten Punkten bestimmt. Um Fehlmessungen zu vermeiden, wird zusätzlich die experimentelle Bruchfläche mit stabilem Risswachstum bestimmt, um auch diesen Wert mit den FE-Simulationen vergleichen zu können.

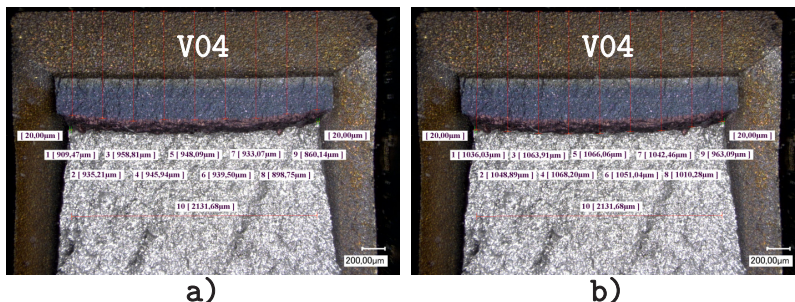


Abbildung 4.33: Bestimmung der Anrisslänge (links) und der physikalischen Risslänge (rechts)

#### 4.4.4.3 J-R-Kurve

Die Risswiderstandskurve wird aus den Informationen der Kraft-Durchbiegungs-Diagramme und der korrespondierenden Rissverlängerung erstellt. Hierfür muss gemäß dem Mehrprobenversuch in ASTM E1820 das J-Integral jeder getesteten Probe bestimmt werden. Mit Hilfe der Gleichungen 2.14 und 2.15 auf Seite 17 werden die elastischen und plastischen Anteile des J-Integrals bestimmt, um dann das J-Integral mit Gleichung 2.13 auf Seite 17 zu berechnen. Da die J-Integral-Werte aus dem Mehrprobenversuch nicht die sich während des Versuchs ändernde Risslänge berücksichtigen können, muss eine Korrektur gemäß dem Anhang A16 der ASTM E1820 durchgeführt

werden. Kombiniert mit dem entsprechendem Risswachstum der einzelnen Proben kann die J-R-Kurve anschließend konstruiert werden.

Abbildung 4.34 zeigt die so ermittelten Datenpunkte für ein Risswachstum bis ca. 1,5 mm. Gemäß dem Mehrprobenversuch müssten die gewonnenen Daten ausgewertet und mit einer Potenzfunktion gefittet werden, um die experimentelle Bruchzähigkeit auf der Grundlage des kritischen J-Integrals  $J_{Ic}$  zu bestimmen. Dies erfolgt an dieser Stelle nicht, da der Fokus nicht auf der experimentellen Bruchzähigkeit, sondern auf der Reproduktion der J-R- und der Kraft-Durchbiegungs-Kurve mit Hilfe der FE-Simulation liegt. Die einzelnen Wertepaare der getesteten Proben sind im Anhang in Tabelle A.8 aufgeführt.

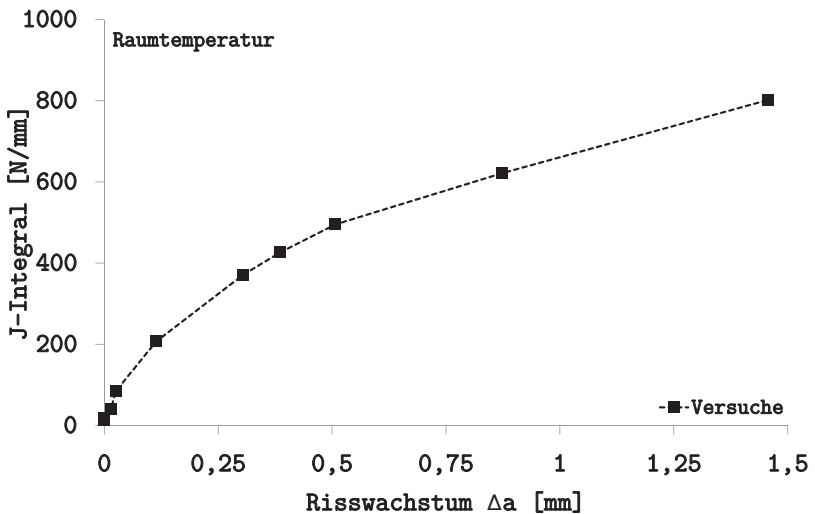


Abbildung 4.34: Risswiderstandskurve der KLST-SK-Proben bei RT

#### 4.4.4.4 Analyse der Bruchfläche

In Abbildung 4.35 sind einige REM-Aufnahmen der Bruchfläche von Probe „V09“ dargestellt. Im linken Bildteil ist eine Übersicht der gesamten Bruch-

fläche zu erkennen. Der Effekt des Heat-Tintings geht durch das Raster-elektronenmikroskop zwar verloren, dennoch können die unterschiedlichen Bereiche klar abgegrenzt werden. Im oberen Bereich der Detailaufnahme (grün) ist der Ermüdungsanriss zu erkennen. Angrenzend daran befindet sich der Aufwölbungsbereich durch die Abstumpfung der Rissspitze. Die Waben sind sehr stark verzerrt, Detailansicht (rot).

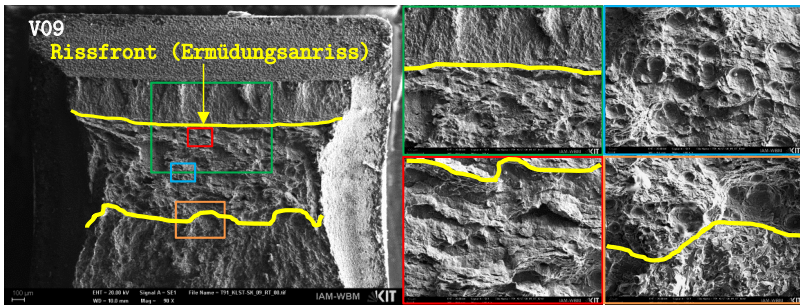


Abbildung 4.35: REM-Aufnahmen der KLST-Probe V09 bei RT

Im Bereich des stabilen Risswachstums (blau) führt eine ungleichmäßig verteilte Zugbeanspruchung dazu, dass die Waben in Schubrichtung gezogen werden. Diese Waben werden Reisswaben genannt [98]. Den durch flüssigen Stickstoff herbeigeführten spröden Restbruch zeigt die Detailaufnahme in Orange. Im oberen Bereich dieses Bildteils sind noch duktile Waben, also das Ende des stabilen Risswachstums zu sehen, im unteren Bereich die spröden Facetten als Folge der sehr tiefen Temperaturen bedingt durch den flüssigen Stickstoff. Blach et al. haben die Bruchflächen von Biegeproben aus dem Kerbschlagbiegeversuch untersucht und einen transgranularen Bruch mit duktilen Dimpeln durch die Vereinigung von Hohlräumen festgestellt [96]. Dies kann beim duktilen Bruch unter stabilem Risswachstum ebenfalls beobachtet werden.

#### 4.4.5 Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur

Die Tieftemperaturversuche werden bei  $-150^{\circ}\text{C}$  durchgeführt. Es ist mit einem relativ spröden Verhalten zu rechnen, da durch den scharfen Ermüdungsanriss die Mehrachsigkeit im Vergleich zum Zugversuch der gekerbten Probe deutlich höher ist. Dennoch ist nicht auszuschließen, dass Anteile von duktilem Materialverhalten vorhanden sind.

##### 4.4.5.1 Rohdaten

In Anlehnung an die ASTM E399 zur Bestimmung der linear-elastischen Bruchzähigkeit werden die Versuche bis zum Bruch durchgeführt, da nicht mit stabilem Risswachstum zu rechnen ist. In Abbildung 4.36 sind die Kraft-Durchbiegungs-Diagramme zu sehen. Trotz der Temperatur von  $-150^{\circ}\text{C}$  folgt nach dem linear-elastischen Bereich ein beachtlicher inelastischer Anteil. Da bei dieser Temperatur kein stabiles Risswachstum auftritt, werden KLST-Proben ohne Seitenkerben verwendet. Die Abmessungen der Proben sind im Anhang in Tabelle A.3 aufgelistet.

Das Versagen tritt bei Durchbiegungen zwischen 0,17 und 0,43 mm auf. Wegen der großen Streuung wird basierend auf der Gauss'schen Normalverteilung eine Ausfallwahrscheinlichkeit des Versagens bestimmt (siehe Abbildung 4.37). Für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % beträgt die Durchbiegung bei Versagen 0,29 mm. Dieser Wert ist für das Parameterfitting des Kohäsivzonenmodells bei den FE-Simulationen in Kapitel 5 relevant.

Um den Einfluss der Seitenkerbung zu untersuchen, wurden zusätzlich vier KLST-SK-Proben mit Seitenkerben getestet. Allerdings beträgt in diesem Fall die Temperatur dieser Versuche nur  $-142^{\circ}\text{C}$  statt  $-150^{\circ}\text{C}$  in Folge von Problemen mit der Temperaturregelung. Abbildung 4.38 zeigt die entsprechenden Kraft-Durchbiegungs-Diagramme (links) und die Ausfallwahrscheinlichkeit der Durchbiegung bei Versagen (rechts). Die Temperatur der Versuche ohne Seitenkerben weicht zwar um 8 Kelvin ab, dennoch zeigt der Vergleich der KLST-Proben mit Seitenkerben, dass die Seitenkerben einen untergeordneten

Einfluss auf das Versagensverhalten haben. Die Durchbiegung beim Versagen für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % beträgt in diesem Fall 0,32 mm.

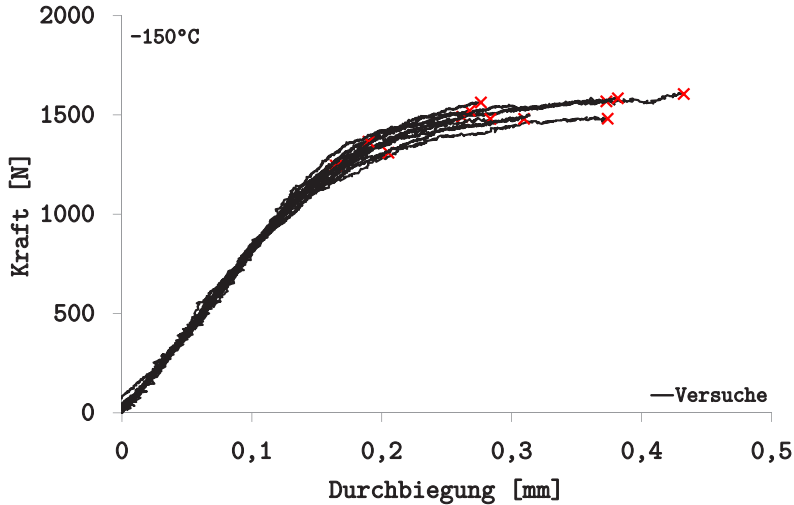


Abbildung 4.36: Kraft-Durchbiegungs-Diagramme der KLST-Proben bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Für die KLST-Proben ohne Seitenkerben sind die Lichtmikroskopaufnahmen der Bruchflächen in Abbildung 4.39 dargestellt. Allen Bruchflächen gemein ist, dass nach dem Ermüdungsanriss kein erkennbarer Bereich mit duktilem Risswachstum folgt. Bei genauer Betrachtung kann aber im Übergang ein sehr schmaler Bereich identifiziert werden, der Duktilität vermuten lässt. Genauere Aussagen lassen sich nach der Untersuchung der Bruchflächen mit dem REM in Abschnitt 4.4.5.3 machen. Die lichtmikroskopischen Bruchflächen der KLST-SK-Proben mit Seitenkerben zeigen das gleiche Verhalten wie die KLST-Proben, siehe Abbildung 4.40.

Mit Hilfe der Kraft-Durchbiegungs-Diagramme wird im nächsten Abschnitt für die KLST-Proben die Bruchzähigkeit bestimmt, die Ergebnisse der KLST-SK-Proben bei  $-142^{\circ}\text{C}$  werden nicht weiter betrachtet, da die Temperatur nicht den geforderten  $-150^{\circ}\text{C}$  der anderen Versuche entspricht.



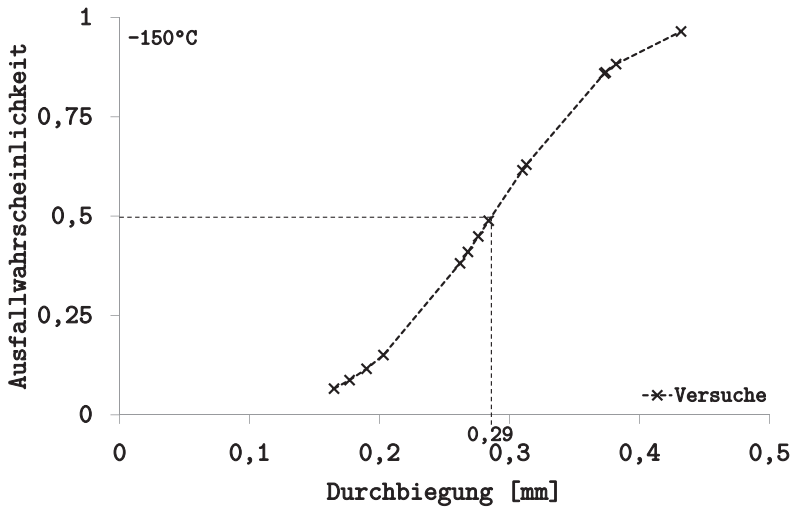


Abbildung 4.37: Ausfallwahrscheinlichkeit der Durchbiegung der KLST-Proben bei -150°C

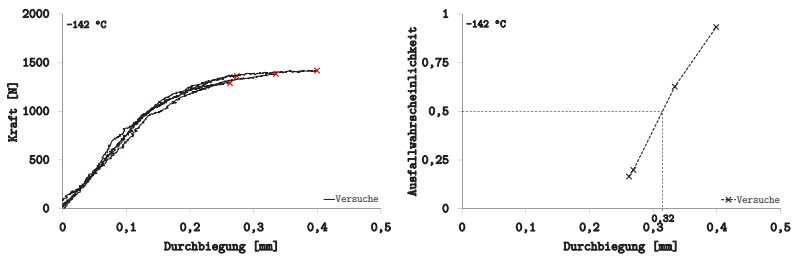


Abbildung 4.38: Kraft-Durchbiegungs-Diagramme (links) und Ausfallwahrscheinlichkeit der Durchbiegung (rechts) der KLST-SK-Proben bei -142°C

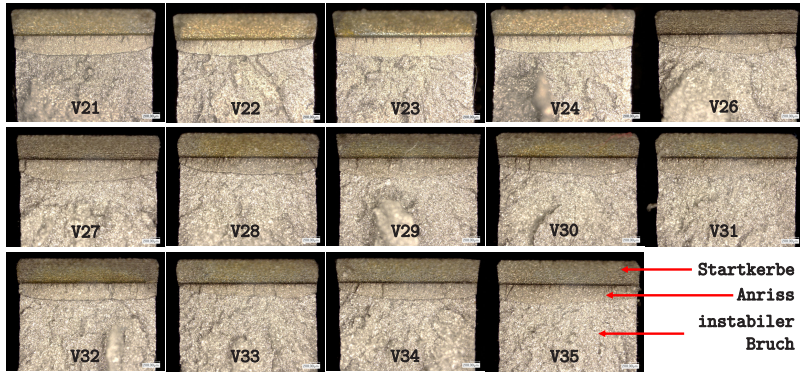


Abbildung 4.39: Bruchflächen der KLST-Proben ohne Seitenkerben bei -150 °C



Abbildung 4.40: Bruchflächen der KLST-SK-Proben mit Seitenkerben bei -142 °C

#### 4.4.5.2 Bruchzähigkeit

Die Kraft-Durchbiegungs-Diagramme haben gezeigt, dass Versagen erst nach reichlich inelastischer Verformung eintritt. Die Bedingung des Verhältnisses aus maximaler Kraft  $F_{max}$  zu  $F_Q$  in Anlehnung an Abbildung 2.3 (rechts) auf Seite 12 ist nicht erfüllt. Demnach kann die Bestimmung der Bruchzähigkeit nicht nach der ASTM E399 erfolgen, sondern muss ähnlich wie bei Raumtemperatur mit Hilfe des Standards ASTM E1820 erfolgen. Im Anhang A6 der ASTM E1820 wird beschrieben, wie die Bruchzähigkeit im Falle einer Instabilität ohne stabiles Risswachstum bestimmt wird. Hierfür werden die Gleichungen (2.13, 2.14, 2.15) auf Seite 17 der Mehrprobenmethode verwendet. Das damit bestimmte J-Integral wird vorläufig  $J_{Qc}$  genannt. Sofern die Größenbedingungen

$$B; (W - a_0) \geq 100 \frac{J_{Qc}}{\sigma_Y} \quad (4.10)$$

$$\Delta a_p < 0,2 \text{ mm} + \frac{J_{Qc}}{2\sigma_Y}$$

erfüllt sind, erfolgt die Bezeichnung als  $J_{Ic}$ . Die ASTM-Norm weist darauf hin, dass der ermittelte Wert womöglich noch von der Probengröße abhängig ist [5]. In Abbildung 4.41 sind die ermittelten J-Integrale  $J_{Qc}$  der getesteten Proben in Abhängigkeit von der Ausfallwahrscheinlichkeit dargestellt.

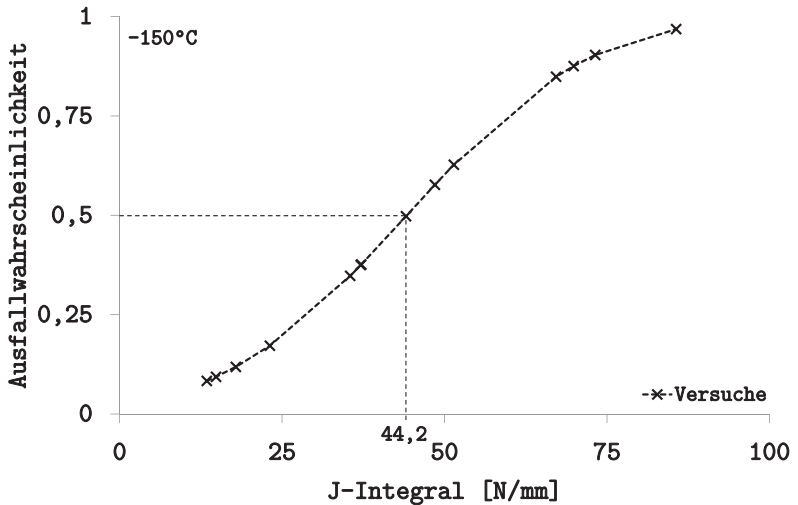


Abbildung 4.41: J-Integral in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit für KLST-Proben ohne Seitenkerben bei  $-150^\circ\text{C}$

Für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % beträgt das vorläufige J-Integral  $J_{Qc} = 44,2 \text{ N/mm}$ . Die erste Größenbedingung gemäß Gleichung 4.10 wird knapp nicht erfüllt:

$$B; (W - a_0) \geq 100 \frac{J_{Qc}}{\sigma_Y}$$
$$3 \text{ mm}; 4 \text{ mm} - 0,83 \text{ mm} \geq 100 \frac{44,2 \text{ N/mm}}{884 \text{ MPa}} \quad (4.11)$$
$$3 \text{ mm} \geq 4,95 \text{ mm}.$$

Die zweite Größenbedingung kann erfüllt werden, da es kein sichtbares Risswachstum gibt und  $\Delta a_p$  zu Null angenommen wird. Eine Umrechnung des J-Integrals  $J_{Qc}$  in eine Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$ , die die Größenbedingungen nicht erfüllt, ist dennoch möglich und liefert einen Wert von  $103 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

#### 4.4.5.3 Analyse der Bruchfläche

Die Untersuchung der REM-Aufnahmen soll Aufschluss darüber geben, in wie fern noch Duktilität bei den KLST-Proben bei  $-150^\circ\text{C}$  vorhanden ist. Abbildung 4.42 zeigt oben links die Bruchfläche einer Probe mit geringer Vergrößerung, so dass sowohl die Startkerbe, der Ermüdungsanriss und der Restbruch sichtbar sind. Da das Ende des Ermüdungsanrisses bei dem relativ spröden Verhalten schwer zu erkennen ist, wurde die Rissfront durch die gelbe Linie hervorgehoben.

Aus der Detailansicht (grüner Kasten) des Übergangs zwischen Ermüdungsanriss und Restbruch geht hervor, dass die Bruchfläche zum größten Teil spröde Facetten aufweist. Dennoch sind Ansammlungen von Mikrowaben zu erkennen, welche für das inelastische Verformungsverhalten in der globalen Kraft-Durchbiegungs-Kurve verantwortlich sind. Die Fläche des Ermüdungsanrisses ist sehr glatt und deutet auf ein Ermüdungsrisswachstum im linear-elastischen Bereich hin. Des Weiteren können im Übergang zwischen Anriss und Bruchfläche kleine Risse senkrecht zur eigentlichen Bruchfläche (ähn-

lich wie bei den Zugversuchen) festgestellt werden. Die Bruchfläche ist im Vergleich zu der vom Ermüdungsanriss relativ rau und ein Indiz für Duktilität. Der Bildteil mit dem roten Kasten bei 5000-facher Vergrößerung (Abbildung 4.42, unten) zeigt ebenfalls die relativ raue Bruchfläche im Vergleich zu der ASTM-9-Probe in Abbildung 6.9 auf Seite 172 in Kapitel 6.

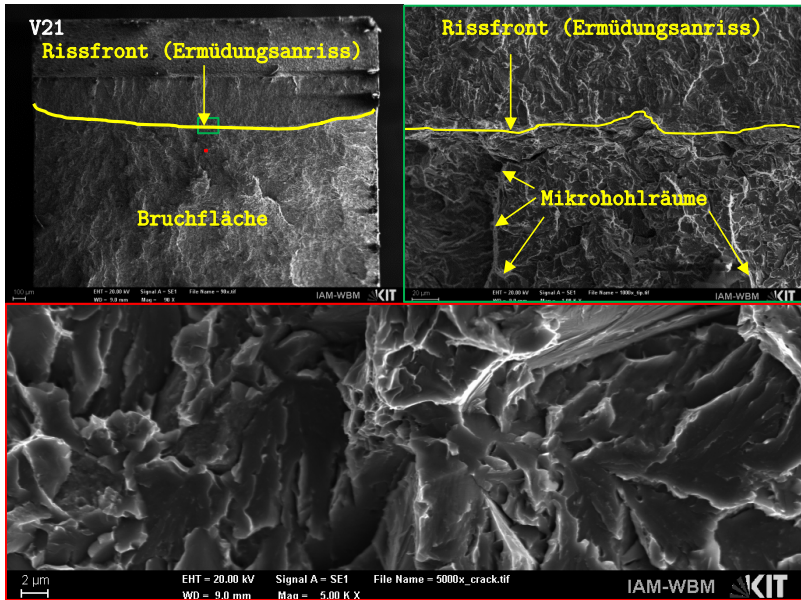


Abbildung 4.42: REM-Aufnahmen der KLST-Probe V21 ohne Seitenkerben bei  $-150^{\circ}\text{C}$

#### 4.4.6 Zusammenfassung

Durch die Versuche an kleinen bruchmechanischen Proben konnte bei Raumtemperatur die Risswiderstandskurve an KLST-SK-Proben mit Seitenkerben bestimmt werden. Das Material verhält sich bei Raumtemperatur duktil mit stabilem Risswachstum. Eine Auswertung der Bruchzähigkeit basierend auf der J-R-Kurve erfolgt nicht, da die komplette Form der Risswachstumskurve

für die FE-Simulation von Interesse ist. Gemäß der Methode in Kapitel 3 kann im nächsten Kapitel 5 mit diesen Daten die Kohäsivenergie durch ein Parameterfitting bestimmt werden. Die Verwendung von Seitenkerben ist bei Raumtemperatur sinnvoll, da so eine gerade Rissfront erzielt werden kann. Bei den Tieftemperaturversuchen werden hingegen KLST-Proben ohne Seitenkerben verwendet. Die noch vorhandene inelastische Verformung, welche in dem Kraft-Durchbiegungs-Diagramm deutlich sichtbar ist, lässt keine Auswertung nach ASTM E399 zu. Es muss der Anhang A6 der Norm ASTM E1820 für instabiles Versagen ohne nennenswertes Risswachstum verwendet werden. Wegen der großen Streuung der Proben, die bis zum Bruch belastet worden sind, wird die Auswertung für eine 50 %-tige Ausfallwahrscheinlichkeit analysiert. Auch die Verwendung von seitengekerbten KLST-SK-Proben liefert kein anderes Verhalten. Die KLST-Proben erfüllen nicht die geforderten Größenbedingungen und es kann nur ein ungültiges  $K_{JQ}$  von  $103 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bestimmt werden.

Da bei der Methode in Kapitel 3 generell angenommen wird, dass die Finite-Elemente-Methode in der Lage ist, die Größeneffekte zu berücksichtigen, wird auch an Hand der Tieftemperatur-Daten in Kapitel 5 ein Parameterfitting in Bezug auf die zu identifizierende Kohäsivenergie durchgeführt. Alle Ergebnisse der in diesem Abschnitt getesteten Proben sind im Anhang in Tabelle A.8 gelistet.

### 4.5 Zusammenfassung der Ergebnisse kleiner Proben

In diesem Kapitel wurden zwei verschiedene Temperaturen betrachtet und Zugversuche an glatten und gekerbten Proben durchgeführt. Wesentliche Erkenntnis war, dass bei den Zugversuchen an glatten Proben für beide Temperaturen duktiler Materialverhalten mit Dehnungslokalisierung vorhanden war. Die Proben zeigten einen Einschnürungsbereich. Durch eine Auswertung dieses Bereichs wurden die einachsigen wahren Spannungs-wahren Dehnungs-Diagramme bestimmt, die die Grundlage für nachfolgende

FE-Simulationen bieten. Die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs unter dem Einfluss einer Kerbe konnte mit gekerbten Zugproben untersucht werden. Auch bei den gekerbten Zugproben, die eine höhere Mehrachsigkeit im Vergleich zu den glatten Zugproben haben, wurde weiterhin Duktilität festgestellt. Ein Vergleich der Bruchflächen hat gezeigt, dass mit abnehmender Temperatur die Duktilität verloren geht und sich die Hohlraumbildung bei Raumtemperatur zur Bildung von Mikrohöhlräumen bei tiefen Temperaturen ändert. Außerdem werden Bereiche sichtbar, die auf einen lokalen Spaltbruch hindeuten.

Die bruchmechanischen Versuche an den KLST-SK-Proben mit Seitenkerben bei Raumtemperatur zeigen duktiles, stabiles Risswachstum mit gerader Rissfront. Die Risswiderstandskurve konnte mit Hilfe des Mehrprobenversuchs unter Korrektur der J-Integral-Werte bestimmt werden. Bei  $-150^{\circ}\text{C}$  konnte trotz des Ermüdungsanrisses der Probe, der eine hohe Mehrachsigkeit herbeiführt, keine Auswertung im Sinne der linear-elastischen Bruchmechanik durchgeführt werden. Die vorhandene inelastische Verformung fordert eine indirekte Bestimmung der Bruchzähigkeit über das J-Integral wie bei den Raumtemperatur-Versuchen. Die Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % beträgt  $103 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei einer Durchbiegung der KLST-Probe zum Zeitpunkt des Versagens von 0,29 mm.

Mit den bisher durchgeführten Versuchen an kleinen Proben ist es möglich, im nächsten Schritt die Kohäsivzonenparameter, also die Kohäsivspannung  $\sigma_c$  und die Kohäsivenergie  $\Gamma_c$ , mit Hilfe von FE-Simulationen zu bestimmen (Kapitel 5).





## 5 Parameterbestimmung an kleinen Proben

*In diesem Kapitel werden mit Hilfe der experimentellen Ergebnisse aus Kapitel 4 die Kohäsivzonenparameter an kleinen Proben ermittelt. Zu Beginn erfolgt eine Validierung der ermittelten einachsigen wahren Spannungs-wahren Dehnungs-Diagramme, die an glatten Zugproben bestimmt wurden. Anschließend wird die lokale maximale Spannung zum Zeitpunkt des Bruchs durch die Auswertung von Finite-Elemente-Simulationen bestimmt. Bei der Simulation der bruchmechanischen Biegeversuche wird das Kohäsivzonenmodell erstmalig verwendet, um den zweiten Kohäsivzonenparameter, die Kohäsivenergie, zu bestimmen. Am Ende dieses Kapitels sind die Kohäsivzonenparameter mittels der kleinen Probe bestimmt.*

### 5.1 Zugversuche an glatten Proben

Dieser Abschnitt zeigt die Verwendbarkeit der ermittelten einachsigen wahren Spannungs- wahren Dehnungs-Diagramme bei glatten Proben sowohl bei Raumtemperatur als auch bei  $-150^{\circ}\text{C}$ . Diese Validierung bildet die Grundlage aller späteren Simulationen, da die richtige Beschreibung des elastisch-plastischen Materialverhaltens Grundvoraussetzung für jede weitere Simulation ist, bei der Spannungen und Dehnungen von Interesse sind.

#### 5.1.1 Simulationsmodell

Das FE-Modell kann unabhängig von dem Materialverhalten aufgebaut werden und muss später lediglich an die tatsächliche Situation angepasst werden.

Da die Zugprobe rotationssymmetrisch zu ihrer Längsachse ist, wird ein axialsymmetrisches Finite-Elemente-Modell verwendet. Dies bietet den Vorteil, dass einerseits die Vernetzung lediglich zweidimensional erfolgt und andererseits die Rechenzeit bei gleicher Elementgröße erheblich geringer ist. Neben der Rotationssymmetrie kann noch die Symmetrie der Probe in ihrer Längsrichtung ausgenutzt werden. So muss nur die Hälfte der Probe simuliert werden. Die andere Hälfte wird durch geeignete Randbedingungen berücksichtigt. In Abbildung 5.1 ist exemplarisch das FE-Modell, das für Probe N01 verwendet wurde, zu sehen.

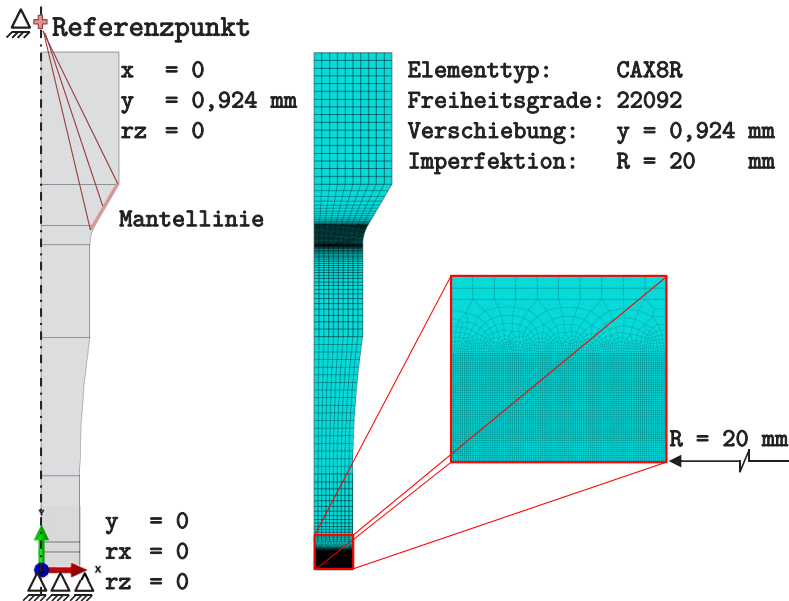


Abbildung 5.1: FE-Modell und Randbedingungen der glatten Zugprobe

Im linken Bereich der Abbildung ist die Geometrie mit den verwendeten Randbedingungen dargestellt. Durch die Kopplung des Referenzpunkts zur Mantellinie des Kegelsitzes der Probe wird die Einspannung und das Aufbringen der Verschiebung realisiert. Der Referenzpunkt wird in x-Richtung

und in der Rotation um die x-Achse gemäß dem gezeigten Koordinatensystem unterbunden. Während der Simulation wird für die y-Koordinate eine Verschiebung von 0,924 mm in Form einer Rampe vorgegeben. Da nur die halbe Probe simuliert wird, ist auch nur die halbe Verschiebung in y-Richtung notwendig. Für die Rotationssymmetrie um die gezeigte y-Achse sind keine weiteren Randbedingungen erforderlich.

Im rechten Teil der Abbildung 5.1 ist das verwendete Finite-Elemente-Netz zu sehen. Durch Partitionierung konnte die Elementgröße gezielt in dem Bereich verfeinert werden, wo große Verformungen bzw. Spannungen zu erwarten sind. Das gezeigte Netz besitzt ca. 22000 Freiheitsgrade und besteht aus quadratischen axialsymmetrischen Elementen mit der ABAQUS Notation CAX8R. Um die Rechenzeit zu optimieren, wurden Elemente mit vier Integrationspunkten sog. reduziertintegrierte Elemente, verwendet. Da die Probe im Bereich des engsten Querschnitts über eine Länge von 5 mm (bzw. 2,5 mm bei dem halben Modell) einen konstanten Querschnitt besitzt, muss durch eine Imperfektion eine Schwachstelle eingebracht werden, an der die Einschnürung beginnen kann. Im Experiment entspricht solch eine Imperfektion einer Fehlstelle im Material, die innerhalb des Bereichs mit konstantem Durchmesser zu einer Einschnürung an beliebiger Stelle führt. In der FE-Simulation wird die Imperfektion durch einen großen Radius (20 mm) in der Symmetrieebene in Probenlängsrichtung berücksichtigt, siehe Detailansicht (rote Box).

Für die Simulation wurde eine viskoplastische Analyse unter Berücksichtigung großer Verformungen in ABAQUS gewählt. Das elastische Materialverhalten wird durch den Elastizitätsmodul (siehe Tabelle 4.2 auf Seite 50) bei einer Querkontraktionszahl  $\nu$  von 0,3 definiert. Das plastische Verhalten wird durch die multilineare Definition von wahren Spannungen und wahren plastischen Dehnungen basierend auf den ermittelten Daten im Anhang A.2 beschrieben. Für Werte, die größer als die experimentelle wahre Bruchdehnung sind, wird linear extrapoliert. Mit Hilfe der viskosen Anteile durch das Kriechen soll kein reales Kriechen im Sinne einer Materialeigenschaft

berücksichtigt werden, sondern lediglich sehr kleine Kriechanteile, um numerische Instabilitäten zu vermeiden. Es sei angemerkt, dass das verwendete Kriechen bei Raumtemperatur bzw. bei  $-150^{\circ}\text{C}$  hier keinen Einfluss auf das Verformungsverhalten hat. Deswegen wird zur numerischen Stabilisierung Kriechen mit einem sehr untergeordneten Einfluss verwendet. Durch das Norton-Kriechgesetz [104]

$$\dot{\epsilon}_{kr} = A\sigma^n \quad (5.1)$$

kann die viskose Stabilisierung sehr einfach realisiert werden. Unter der Annahme, dass die Kriecheffekte erst bei einer Spannung  $\sigma$  von 1000 MPa eine Relevanz haben, und bei einem für Versetzungskriechen üblichen Spannungsexponenten  $n$  von 5 kann der Parameter  $A$  mit Gleichung 5.1 bestimmt werden, sofern die Kriechdehnrate  $\dot{\epsilon}_{kr}$  bekannt ist. Die gemittelte Dehnrate  $\dot{\epsilon}$  beträgt im Zugversuch ca.  $1 \cdot 10^{-3}$  1/s. Um den Einfluss der Kriechdehnrate gering zu halten, wird angenommen, dass sie bei 0,05 % der Dehnrate liegt. Somit ergibt sich eine Kriechdehnrate  $\dot{\epsilon}_{kr}$  von  $5 \cdot 10^{-7}$  1/s, womit sich der Faktor  $A$  zu  $5 \cdot 10^{-22}$  1/(sMPa<sup>5</sup>) bestimmen lässt.

### 5.1.2 Simulationsergebnisse bei Raumtemperatur

Zunächst wird das Ergebnis der Simulation mit der experimentellen Fließkurve verglichen. Anschließend wird auf die Mehrachsigkeit der glatten Zugprobe eingegangen.

#### 5.1.2.1 Vergleich mit experimentellen Daten

Ziel der Simulation ist es, zu überprüfen, ob mit dem Eingangsdatensatz das Materialverhalten auch mit Hilfe der Simulation beschrieben werden kann. Abbildung 5.2 zeigt die experimentelle Fließkurve ohne Bridgman-Korrektur (grau) und das Ergebnis der Simulation (rot). Die Kurven sind in guter Übereinstimmung. Die Simulation wurde bis zum Erreichen der experimentell ermittelten wahren Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs ausgewertet.

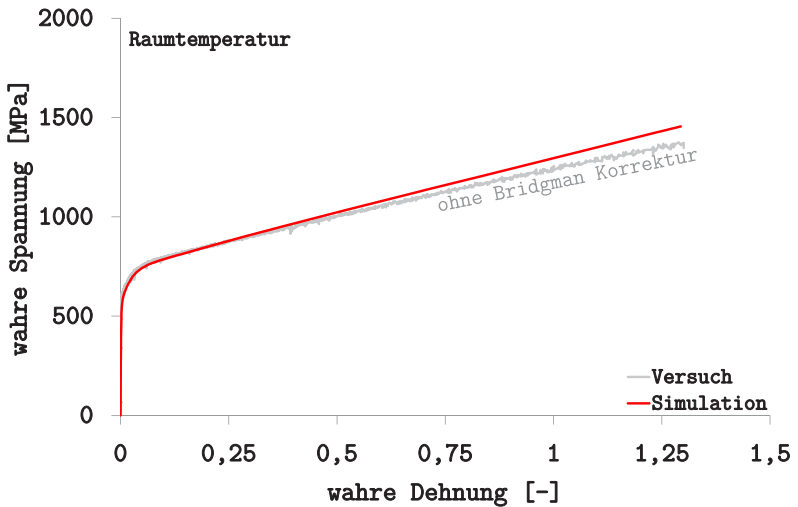


Abbildung 5.2: FE-Ergebnisse: Fließkurve ohne Bridgman-Korrektur der Probe N01 bei RT

### 5.1.2.2 Weitere Ergebnisse aus der FE-Simulation

Die FE-Simulation bietet neben den globalen Ergebnissen, die sich leicht mit experimentellen Daten vergleichen lassen, viele weitere lokale Informationen in Bezug auf die Spannungen und Dehnungen in der Probe. Der Fokus liegt hierbei auf den maximalen Werten am Ende der Simulation, welche mit den Werten zum Zeitpunkt des Bruchs gleichzusetzen sind.

Abbildung 5.3 a) bzw. b) zeigt die Verteilung der von Mises Vergleichsspannung  $\sigma_v$  bzw. die äquivalente Vergleichsdehnung  $\epsilon_v$ . Die maximale Vergleichsspannung beträgt 1166 MPa. Die äquivalente Vergleichsdehnung ist 1,43. Ein Vergleich mit den lokalen Maxima in axialer Richtung zeigt, dass die Spannung S22 in y-Richtung mit 1843 MPa ca. 1,6 mal größer ist als die von Mises Vergleichsspannung. Dadurch ist zu erkennen, dass sich in der Probe durch die Einschnürung ein mehrachsiger Spannungszustand

eingestellt hat. Die wahre Dehnung LE22 in y-Richtung unterscheidet sich nur geringfügig von der äquivalenten Vergleichsdehnung.

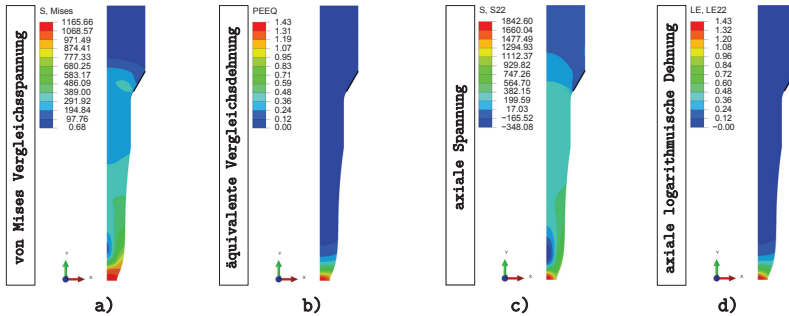


Abbildung 5.3: FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe N01 bei RT

Die wahre Spannung beim Bruch der Probe N01 beträgt unter Verwendung der Bridgman-Korrektur im Versuch 1136 MPa. Der Vergleich mit der von Mises Vergleichsspannung von 1166 MPa, die einer einachsigen Spannung entspricht, zeigt eine gute Übereinstimmung der Ergebnisse. Die Mehrachsigkeit  $h$

$$h = \frac{S11 + S22 + S33}{3\sigma_v} \quad (5.2)$$

als Quotient aus dem Mittelwert der Spannungskomponenten der x-, y- und z-Richtung ( $S11$ ,  $S22$ ,  $S33$ ) und der von Mises Vergleichsspannung wird über dem Probenquerschnitt vom Zentrum der Probe bis zur Probenoberfläche im minimalen Querschnitt in Abbildung 5.4 dargestellt. Gezeigt sind drei rote Kurven, wovon die Kurve mit der Bezeichnung „INC192“ den Zustand zeigt, der dem experimentellen Versagen der Probe entspricht. Für eine einachsige Belastung beträgt die Mehrachsigkeit 0,33 (schwarz gestrichelte Linie). Für „INC192“ ist die Mehrachsigkeit in Probenmitte maximal und beträgt 0,9 und an der Probenoberfläche im ESZ 0,3. Ein Vergleich mit den anderen beiden Kurven zeigt, wie sich die Mehrachsigkeit über dem

Probenquerschnitt während der Verformung der Probe entwickelt. Zu Beginn ist die Mehrachsigkeit über den Querschnitt nahezu konstant („INC100“) und steigt in Probenmitte mit zunehmender Verformung an („INC150“). In Abbildung 5.5 wird die Abhängigkeit der lokalen Spannung in axialer Richtung von der Mehrachsigkeit zwischen dem Zentrum der Probe und der Probenoberfläche für die drei bereits angesprochenen Verformungszustände „INC100“, „INC150“ und „INC192“ gezeigt. Zum Zeitpunkt des Bruchs beträgt bei der Probe N01 die lokale maximale Spannung S22 1839 MPa, bei einer Mehrachsigkeit von 0,91. An der Probenoberfläche ist die Spannung mit 1073 MPa deutlich geringer.

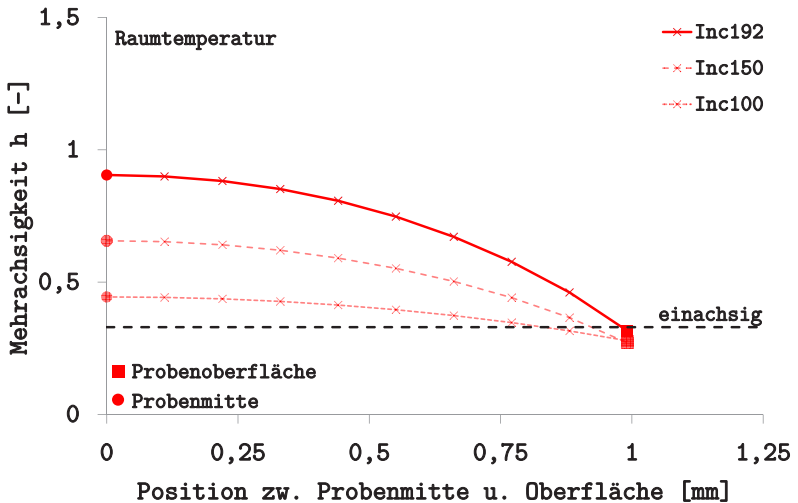


Abbildung 5.4: FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Oberfläche der Probe N01 bei RT

Die Abhängigkeit der lokalen Spannung in axialer Richtung von der Mehrachsigkeit zwischen Probenzentrum und -oberfläche im engsten Querschnitt ist bei der glatten Zugprobe nahezu linear. In Tabelle A.11 im Anhang sind die Ergebnisse der drei getesteten Proben zusammengestellt. Im Mittel beträgt

die lokale maximale Spannung  $S_{22} 1829 \pm 24 \text{ MPa}$  bei einer Mehrachsigkeit von  $0,91 \pm 0,01$ .

Ein späterer Vergleich mit den Ergebnissen der Zugversuche an gekerbten Proben gibt Aufschluss über den Einfluss der Kerbe auf die Mehrachsigkeit und die lokale maximale Spannung zum Zeitpunkt des Bruchs.

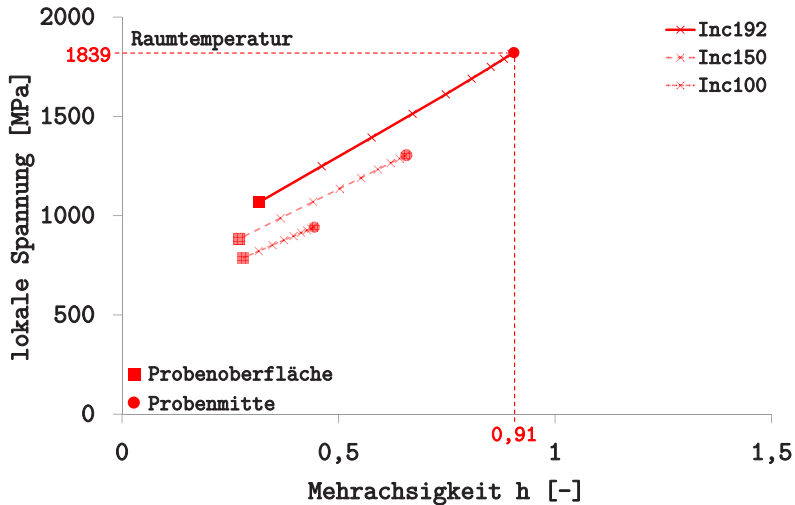


Abbildung 5.5: FE-Ergebnisse: Lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit zwischen Zentrum und Oberfläche der Probe N01 bei RT

### 5.1.3 Simulationsergebnisse bei Tieftemperatur

Ebenso wie für Raumtemperatur soll die Validierung der Werte aus dem Zugversuch auch für eine Versuchstemperatur von  $-150^\circ\text{C}$  gezeigt werden. Das FE-Modell ist bis auf die tatsächlichen Probenabmessungen und die Materialparameter identisch.



### 5.1.3.1 Vergleich mit experimentellen Daten

Bei der Fließkurve ohne Bridgman-Korrektur zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Versuch und Simulation (Abbildung 5.6).

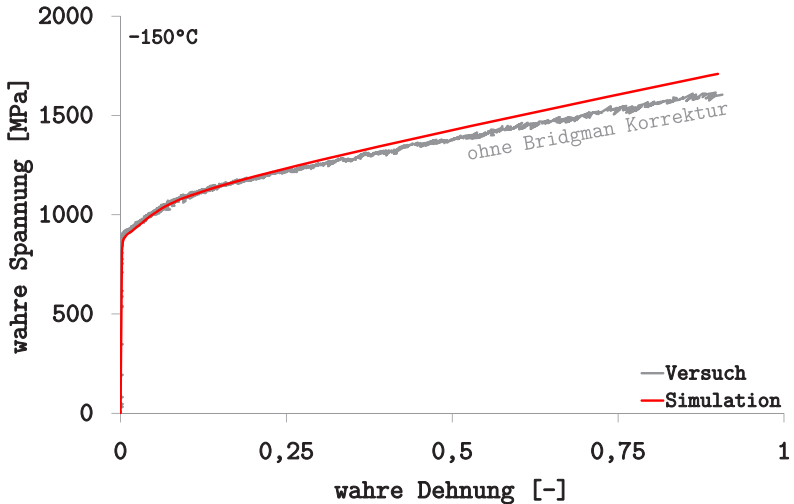


Abbildung 5.6: FE-Ergebnisse: Fließkurve ohne Bridgman-Korrektur der Probe N04 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Das Absenken der Prüftemperatur hat keinen Einfluss auf die Bestimmung der Fließkurve. Das Materialverhalten kann mit dem ermittelten Parametersatz sehr gut beschrieben werden.

### 5.1.3.2 Weitere Ergebnisse aus der FE-Simulation

Den Verlauf der Mehrachsigkeit zwischen dem Zentrum und der Oberfläche im engsten Querschnitt der glatten Zugprobe zeigt Abbildung 5.7 (links) für Probe N04 bei  $-150^{\circ}\text{C}$ . Die Kurve mit der Bezeichnung „INC184“ entspricht der Verformung zum Zeitpunkt des Versagens. Der Kurvenverlauf ist prinzipiell mit dem bei Raumtemperatur vergleichbar. In der Probenmitte ist die

Mehrachsigkeit etwas geringer und beträgt 0,79. Auch der Verlauf der lokalen axialen Spannung S22 in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit unterscheidet sich generell nicht von den Raumtemperaturversuchen. Die lokale maximale Spannung S22 beträgt hier 2105 MPa und ist im Gegensatz zu den Versuchen bei RT gestiegen.

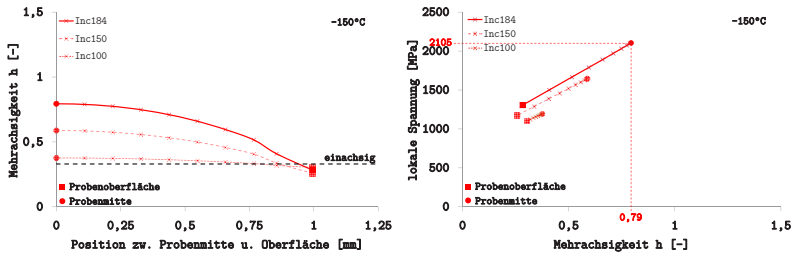


Abbildung 5.7: FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Oberfläche (links) und lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit (rechts) der Probe N04 bei -150°C

Die Spannungs- und Dehnungsverteilungen zum Zeitpunkt des Bruchs sind exemplarisch für Probe N04 im Anhang in Abbildung A.14 zu finden. Tabelle A.11 im Anhang enthält die Werte der lokalen maximalen Spannung in axialer Richtung und der Mehrachsigkeit der vier getesteten Proben bei -150°C. Der Mittelwert der lokalen Spannung S22 beim Bruch beträgt  $2124 \pm 18$  MPa bei einer Mehrachsigkeit von  $0,8 \pm 0,01$ .

### 5.1.4 Zusammenfassung

Es konnte gezeigt werden, dass die experimentell ermittelten Fließkurven (RT und -150°C) für weitere Simulationen verwendet werden können, da hiermit das elastisch-plastische Materialverhalten nachgebildet werden kann. Außerdem wurde für die glatten Zugproben die lokale maximale Spannung bei Raumtemperatur zu  $1829 \pm 24$  MPa und bei -150°C zu  $2124 \pm 18$  MPa bestimmt. Für beide Temperaturen verhält sich die lokale axiale Spannung in

Abhängigkeit der Mehrachsigkeit zwischen dem Zentrum der Probe und der Probenoberfläche linear. Die maximale Mehrachsigkeit liegt bei Raumtemperatur bei 0,91 und ist bei  $-150^{\circ}\text{C}$  mit 0,8 etwas geringer. Bei einer glatten Zugprobe ist die sich einstellende Mehrachsigkeit von der Einschnürung abhängig. Eine Probe ohne Einschnürung und mit sprödem Bruch würde zu einer Mehrachsigkeit von 0,33 führen. Wie sich die Mehrachsigkeit bei einer gekerbten Probe verhält, zeigt der nächste Abschnitt.

## **5.2 Zugversuche an gekerbten Proben**

Durch die Simulation des Zugversuchs mit der gekerbten Probe kann die Kohäsivspannung, welche der lokalen maximalen Spannung zum Zeitpunkt des Bruchs in axialer Richtung entspricht, bestimmt werden [64]. Hierfür wird ein FE-Modell der gekerbten Zugprobe erstellt. Das Abbruchkriterium für die Simulation ist die experimentell festgestellte gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs. Nachfolgend wird auf das FE-Modell und die Ergebnisse bei den zwei relevanten Temperaturen eingegangen.

### **5.2.1 Simulationsmodell**

Das FE-Modell zur Simulation der gekerbten Zugprobe ist dem FE-Modell der glatten Zugprobe ähnlich. Das Modell ist ebenfalls axialsymmetrisch und es wird lediglich die halbe Probe simuliert. Die Symmetrieebene liegt symmetrisch zur U-Kerbe, siehe Abbildung 5.8 im linken Bereich.

Die Symmetrie wird mit den typischen Symmetrierandbedingungen (Fixieren der  $y$ -Verschiebung und der Rotation um die  $x$ - und  $z$ -Achse gemäß dem gezeigten Koordinatensystem) berücksichtigt. Wie bei der glatten Probe wird das Aufbringen der Verschiebung durch die Kopplung des Referenzpunktes an die Mantellinie des Kegelsitzes realisiert. Die Verschiebung in  $x$ -Richtung und die Rotation um die  $z$ -Achse des Referenzpunktes wird festgehalten, während gleichzeitig in  $y$ -Richtung die Verschiebung aufgebracht wird. Die

Vernetzung erfolgt bei der gekerbten Probe mit linearen axialsymmetrischen Elementen mit der Bezeichnung CAX4. Eine Detailansicht der Vernetzung im Bereich der U-Kerbe ist im rechten Bereich der Abbildung 5.8 exemplarisch für Probe KZP04 zu sehen. Alle weiteren Definitionen in Bezug auf den verwendeten Simulationstyp und die Materialparameter sind identisch zu den Zugversuchen an glatten Proben, siehe Abschnitt 5.1.1.

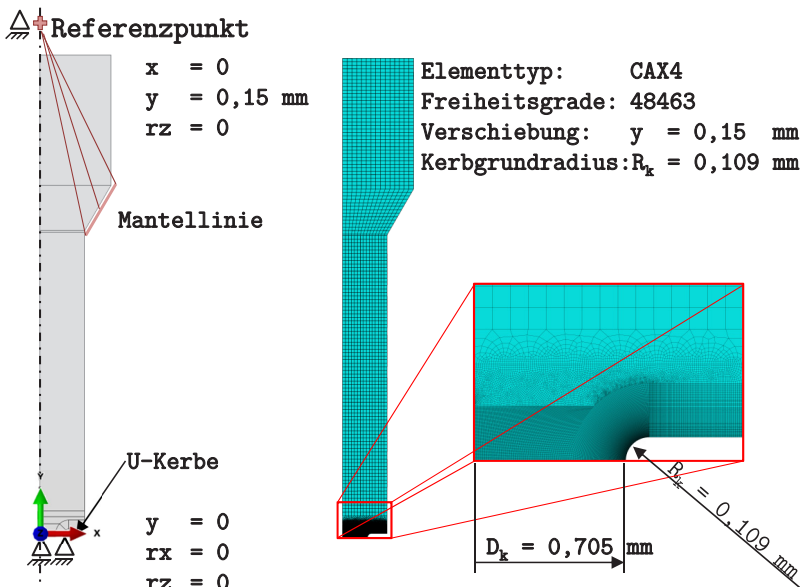


Abbildung 5.8: FE-Modell und Randbedingungen der gekerbten Zugprobe

## 5.2.2 Simulationsergebnisse bei Raumtemperatur

In diesem Abschnitt werden die Simulationsergebnisse der gekerbten Zugproben bei Raumtemperatur mit experimentellen Daten verglichen. Außerdem wird der Einfluss der Mehrachsigkeit untersucht und die Kohäsivspannung identifiziert.

### 5.2.2.1 Vergleich mit experimentellen Daten

Während des Versuchs wurde das Kraft-Verschiebungs-Diagramm aufgenommen. Abbildung 5.9 zeigt den Vergleich mit dem Ergebnis der FE-Simulation für Probe KZP04. Es fällt auf, dass die FE-Simulation größere Kräfte liefert als der Versuch.

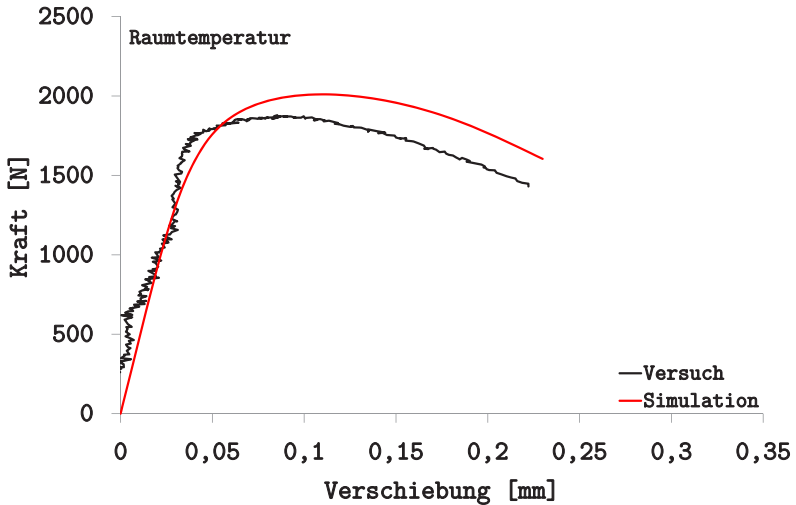


Abbildung 5.9: FE-Ergebnisse: Kraft-Verschiebungs-Diagramm der Probe KZP04 bei RT

Durch eine Variation des Kerbgrunddurchmessers ist es prinzipiell möglich, die beiden Kurven zu besserer Übereinstimmung zu bringen. Verantwortlich für die Diskrepanz war die vorherige Vermessung des Kerbgrunddurchmessers mit Hilfe des Lichtmikroskops, da eine geringe Variation des Durchmessers in der Simulation bessere Ergebnisse liefert. Eine optimale Anpassung des Kraft-Verschiebungs-Diagramms ist allerdings nicht Ziel dieser Simulation. Daher wird der Unterschied zwischen Simulation und Versuch akzeptiert. In Abbildung 5.10 ist das gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre

Dehnungs-Diagramm dargestellt. Der Versatz zwischen Versuch und Simulation liegt hier auch im Kerbgrunddurchmesser begründet. Insgesamt betrachtet bildet die FE-Simulation das experimentelle Ergebnis gut ab. Eine Auswertung lokaler Werte erfolgt im nächsten Abschnitt.

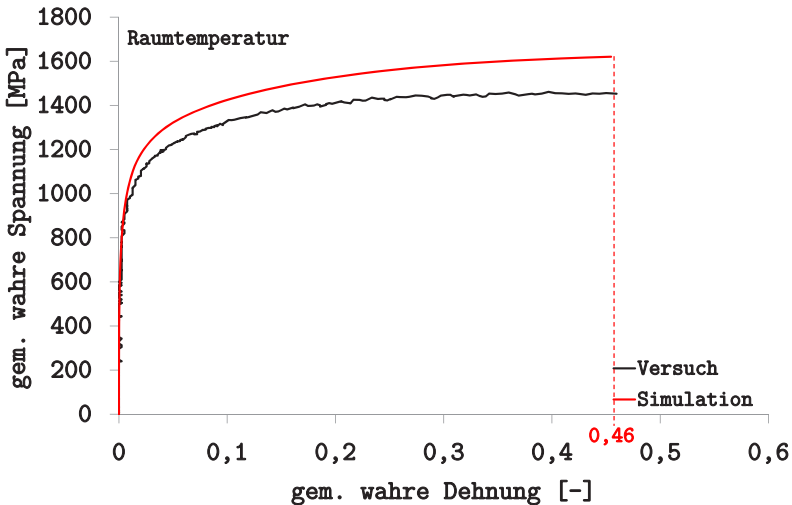


Abbildung 5.10: FE-Ergebnisse: Gemitteltes wahres Spannungs- gemitteltes wahres Dehnungs-Diagramm der Probe KZP04 bei RT

### 5.2.2.2 Weitere FE-Ergebnisse

Die Auswertung der FE-Simulation erfolgt bei dem Verformungszustand, wo die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs aus dem Versuch erreicht wird. Für Probe KZP04 erfolgt die Auswertung bei einer gemittelten wahren Dehnung von 0,46. In Abbildung 5.11 ist die Mehrachsigkeit über dem Probenquerschnitt für drei verschiedene Verformungszustände dargestellt. Die Kurve mit der Bezeichnung „Inc120“ entspricht dem der experimentellen Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs. Die zwei weiteren Kurven „Inc100“ und „Inc50“ sollen die Entwicklung der Mehrachsigkeit

zwischen Probenzentrum und Kerbgrund visualisieren. Allen Kurven ist gemeinsam, dass an der Probenoberfläche die Mehrachsigkeit für alle drei Verformungszustände nahezu identisch ist. Bis zum Zeitpunkt des Bruchs verschiebt sich das Maximum der Mehrachsigkeit in das Zentrum der Probe („Inc100“) und steigt dort bis zu „Inc120“ weiter an.

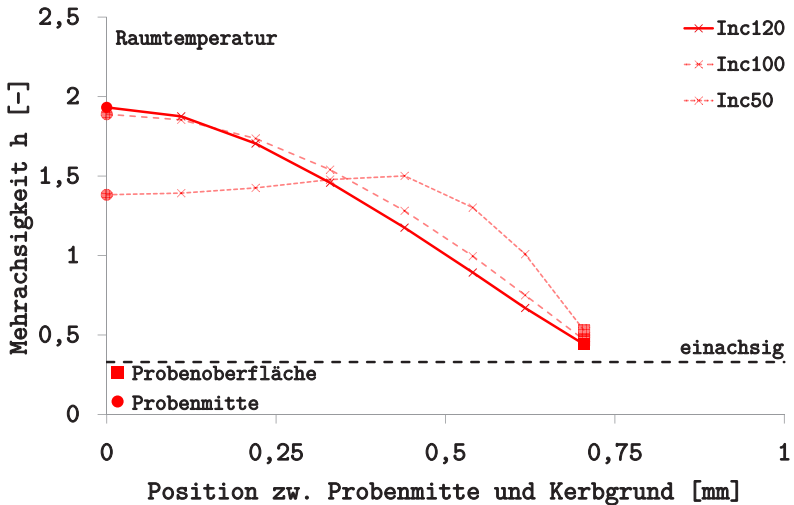


Abbildung 5.11: FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Kerbgrund im engsten Querschnitt der Probe KZP04 bei RT

Zum Zeitpunkt des Bruchs beträgt die Mehrachsigkeit dort 1,93. Die lokale maximale Spannung in axialer Richtung liegt bei dieser Mehrachsigkeit bei 2195 MPa (Abbildung 5.12). Diese Spannung kann der Kohäsivspannung  $\sigma_c$  gleichgesetzt werden. Während der Verformung entwickelt sich die Spannung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit (siehe Abbildung 5.12) bis zum Bruch gemäß den gezeigten Kurven „Inc50“, „Inc100“ und „Inc120“.

Zum Zeitpunkt des Bruchs (Inc120) kann diese Abhängigkeit durch ein Polynom 2. Ordnung beschrieben werden. Für die Probe KZP04 ergibt sich

$$\sigma(h) = (106,34h^2 + 424,19h + 978,69) \text{ MPa.} \quad (5.3)$$

Welchen Nutzen diese Abhängigkeit für die bruchmechanischen Simulationen hat, wird in Abschnitt 5.3.3.2 gezeigt.

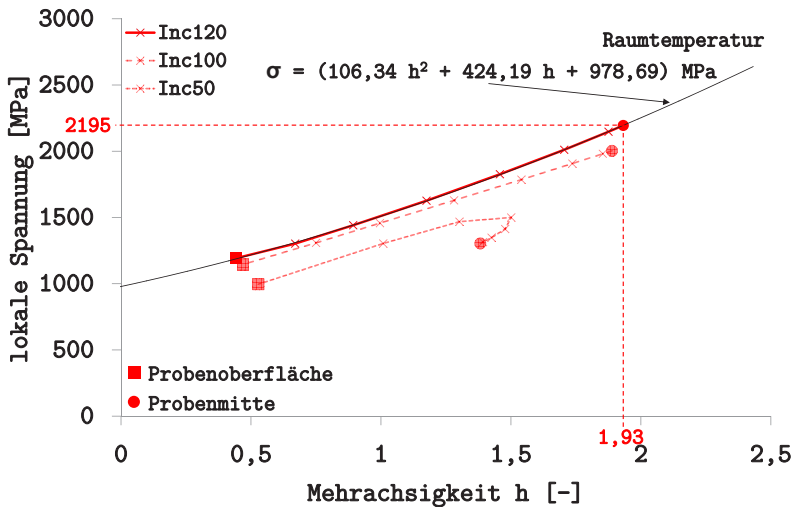


Abbildung 5.12: FE-Ergebnisse: Lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrschichtigkeit der Probe KZP04 bei RT

Die von Mises Vergleichsspannung beträgt zum Zeitpunkt des Bruchs 1089 MPa (Abbildung 5.13 a)). Der Vergleich mit der von Mises Vergleichsspannung beim Zugversuch der glatten Probe (1166 MPa) zeigt, dass die gekerbte und die glatte Zugprobe nicht bei der selben von Mises Vergleichsspannung versagen. Auch die logarithmische axiale Dehnung LE22 (1,07) ist bei der gekerbten Probe deutlich geringer im Vergleich zur glatten Probe (Abbildung



5.13 b)). Wie sich die axiale Spannungsverteilung während der Verformung innerhalb der Probe entwickelt zeigt Abbildung 5.14.

Zu Beginn befindet sich die maximale Spannung im Kerbgrund. Mit zunehmender Belastung verschiebt sie sich in Richtung Probenmitte. Nach dem Erreichen des Probenzentrums steigt sie dort weiter bis zur lokalen maximalen Spannung zum Zeitpunkt des Bruchs an (2195 MPa).

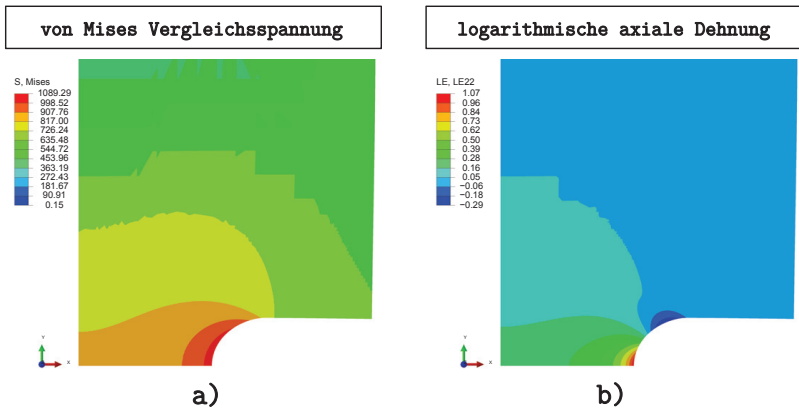


Abbildung 5.13: FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe KZP04 bei RT

Nach Cornec et al. [64] kann die lokale maximale Spannung bei Bruch einer gekerbten Probe mit der Kohäsivspannung gleichgesetzt werden. Die Kerbe führt dazu, dass diese Spannung im Vergleich zu einer glatten Probe hier um ca. 20 % zunimmt.

Tabelle A.12 im Anhang fasst die Ergebnisse der vier getesteten Proben bei Raumtemperatur zusammen. Im Mittel beträgt die lokale maximale Spannung  $2195 \pm 1$  MPa bei einer Mehrachsigkeit von  $1,91 \pm 0,02$ . Durch die Kerbe konnte die Mehrachsigkeit stark beeinflusst werden. Bei der glatten Probe betrug sie im Mittel lediglich 0,91 und hat sich durch die Kerbe mehr als verdoppelt.

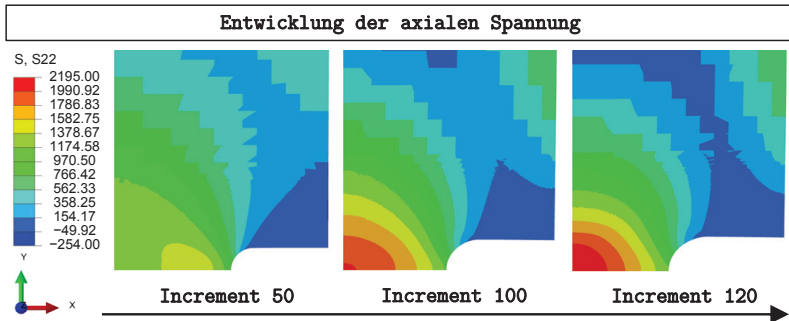


Abbildung 5.14: FE-Ergebnisse: Entwicklung der axialen Spannung während der Verformung der Probe KZP04 bei RT

Durch die FE-Simulation der gekerbten Zugprobe konnte einer der beiden Kohäsivzonenparameter bestimmt werden, die Kohäsivspannung. In wie weit die ermittelte Kohäsivspannung von 2195 MPa für die bruchmechanischen Simulationen geeignet ist, wird sich in den nachfolgenden Abschnitten zeigen. Die lokale axiale Spannung über dem Querschnitt in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit kann durch ein Polynom 2. Ordnung beschrieben werden. Die jeweilige Simulation der vier getesteten Proben ergibt die von der Mehrachsigkeit abhängige Kohäsivspannung, wie in Abbildung 5.15 gezeigt, für Werte der Mehrachsigkeit zwischen 1 und 5. Der in Abbildung 5.15 rot dargestellte arithmetische Mittelwert lässt sich durch die nachfolgende Gleichung beschreiben:

$$\sigma_c(h) = (118,97h^2 + 404,99h + 988,27) \text{ MPa} \quad (5.4)$$

Für Mehrachsigkeiten größer 1,91 sind die Werte extrapoliert. Die im Versuch maximale ermittelte Mehrachsigkeit von 1,91 ist durch einen Punkt korrespondierend zur lokalen Spannung von 2195 MPa markiert. Wie sich in Abschnitt 5.3.3 herausstellen wird, eignet sich die Kohäsivspannung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit in Gleichung 5.4 sehr gut als Kohäsivspannung für die bruchmechanische Simulation des Dreipunktbiegeversuchs.

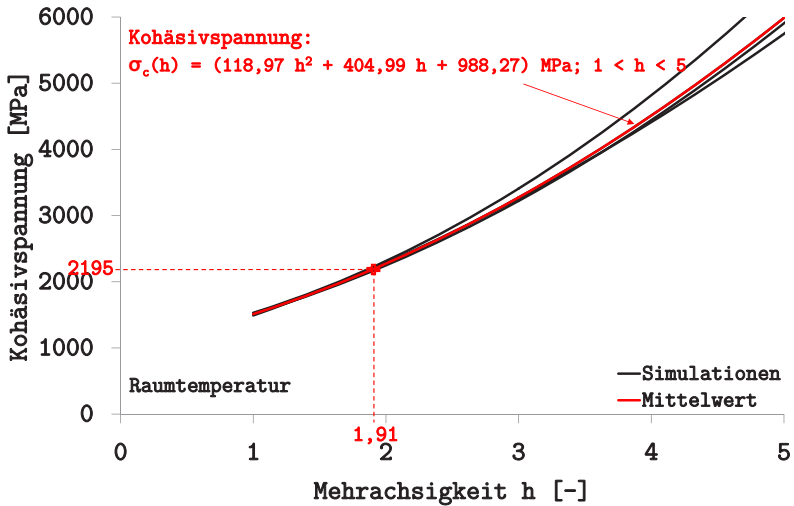


Abbildung 5.15: FE-Ergebnisse: Kohäsivspannung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit der vier getesteten Proben bei RT

### 5.2.3 Simulationsergebnisse bei Tieftemperatur

Die Simulationen bei  $-150^\circ\text{C}$  erfolgen auf gleiche Art und Weise wie bei Raumtemperatur. Abbruchkriterium ist ebenfalls die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs. Durch Vergleich der Simulationsergebnisse mit Versuchsdaten wird die Kohäsivspannung bestimmt und auf die Mehrachsigkeit eingegangen.

#### 5.2.3.1 Vergleich mit experimentellen Daten

Exemplarisch wird für die Kerbzugprobe KZP06 das Ergebnis der Simulation mit dem Versuch verglichen. In Abbildung 5.16 ist das Kraft-Verschiebungs-Diagramm und in Abbildung 5.17 das gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramm dargestellt. Ebenso wie bei den Versuchen bei Raumtemperatur gibt es auch hier einen Versatz

zwischen den Kurven aus der Simulation und dem Experiment (Durchmesserbestimmung). Insgesamt kann kein wesentlicher Unterschied zu dem Kurvenverlauf bei Raumtemperatur festgestellt werden.

Die Kraft-Verschiebungs-Kurve erreicht auch bei  $-150^{\circ}\text{C}$  das Kraftmaximum und fällt anschließend ab, bis die Probe versagt. Das gemittelte wahre Spannungs- gemittelte wahre Dehnungs-Diagramm zeigt weiterhin starke inelastische Dehnungen. Bis zum Versagen steigt die gemittelte wahre Spannung mit zunehmender gemittelter wahrer Dehnung bei  $-150^{\circ}\text{C}$  an. Im Gegensatz dazu steigt bei den Raumtemperaturversuchen die gemittelte wahre Spannung mit zunehmender gemittelter wahrer Dehnung für große Verformungen nicht mehr weiter an.

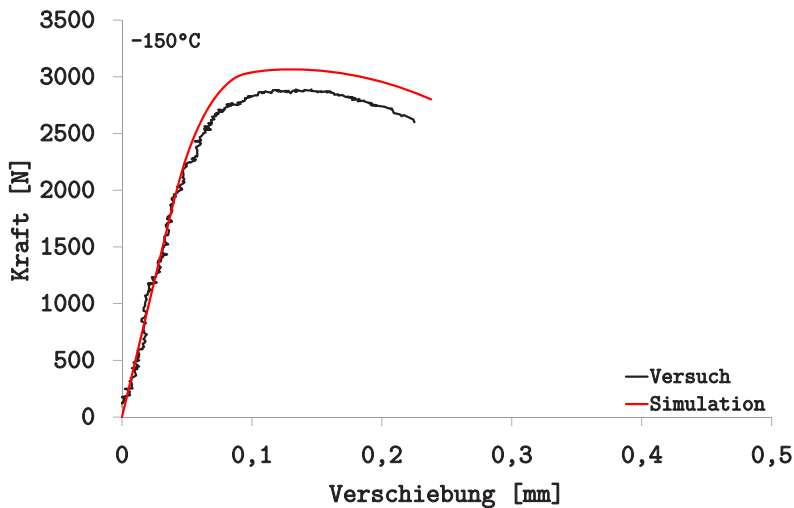


Abbildung 5.16: FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm der Probe KZP06 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

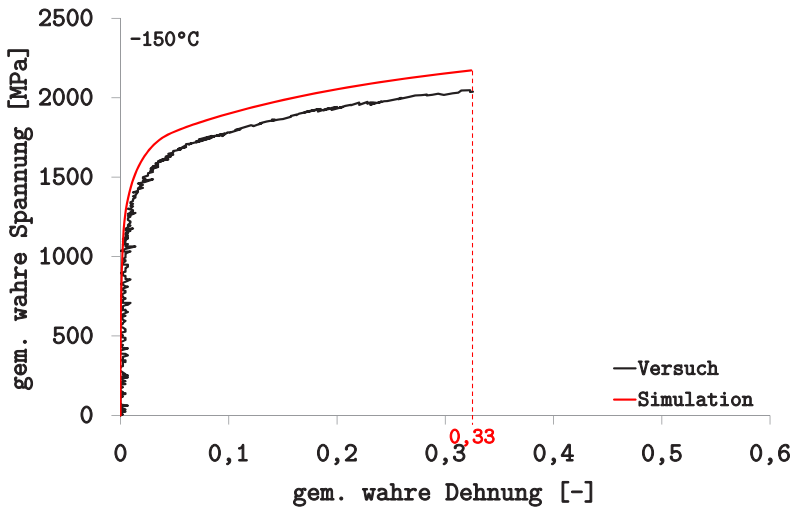


Abbildung 5.17: FE-Ergebnisse: Gemitteltes wahres Spannungs- gemitteltes wahres Dehnungs-Diagramm der Probe KZP06 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

### 5.2.3.2 Weitere FE-Ergebnisse

Wie sich die Mehrachsigkeit bei der gekerbten Probe bei Tieftemperatur während der Verformung entwickelt, zeigt Abbildung 5.18. Zum Zeitpunkt des Bruchs („Inc124“) beträgt die maximale Mehrachsigkeit im Zentrum der Probe KZP06 1,63 und ist etwas geringer als bei Raumtemperatur. Der Zusammenhang zwischen der lokalen axialen Spannung und der Mehrachsigkeit im engsten Querschnitt ist bei  $-150^{\circ}\text{C}$  zum Zeitpunkt des Bruchs nahezu linear (Abbildung 5.19). Die maximale Spannung in axialer Richtung im Zentrum beträgt für Probe KZP06 bei Bruch 2510 MPa und ist ca. 14 % größer als bei Raumtemperatur.

Es sei angemerkt, dass bei  $-150^{\circ}\text{C}$  das Maximum der lokalen Spannung, welches sich während der Verformung vom Kerbgrund in Richtung des Probenzentrums verschiebt, gerade noch das Probenzentrum erreicht. Ein kleinerer Kerbradius als der hier verwendete von 0,1 mm hätte zur Fol-

ge gehabt, dass die Probe versagt, bevor die lokale maximale Spannung die Probenmitte erreicht. Gleiches gilt natürlich auch für die lokale axiale Dehnung. Die lineare Beziehung zwischen der lokalen Spannung und der Mehrachsigkeit lautet für die genannte Probe

$$\sigma(h) = (784,93h + 1247,47) \text{ MPa.} \quad (5.5)$$

Weitere Ergebnisse der Simulation, wie die Verteilung der von Mises Vergleichsspannung oder der äquivalenten Vergleichsdehnung, sind im Anhang in Abbildung A.15 beigefügt. In Tabelle A.12 im Anhang sind die Ergebnisse der vier getesteten Proben bei  $-150^\circ\text{C}$  zusammengestellt. Im Mittel beträgt die lokale axiale maximale Spannung bzw. Kohäsivspannung  $2574 \pm 40$  MPa bei einer Mehrachsigkeit von  $1,68 \pm 0,03$ .

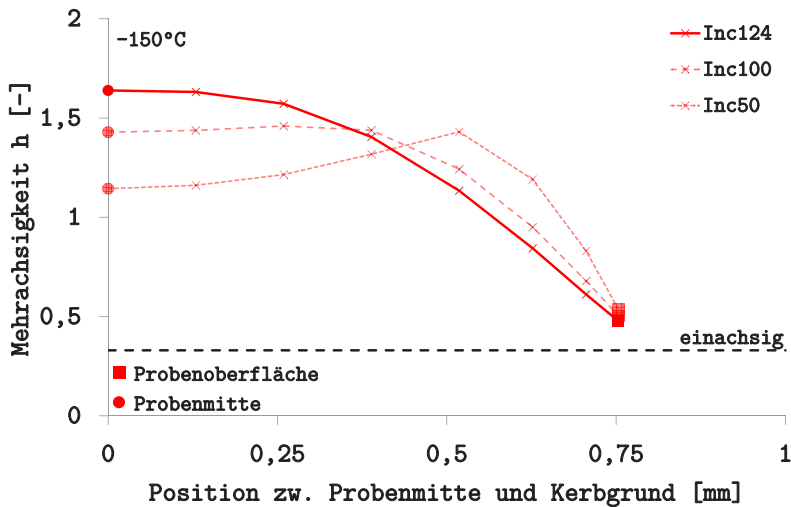


Abbildung 5.18: FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit in Abhängigkeit der Position zwischen Zentrum und Kerbgrund im engsten Querschnitt der Probe KZP06 bei  $-150^\circ\text{C}$

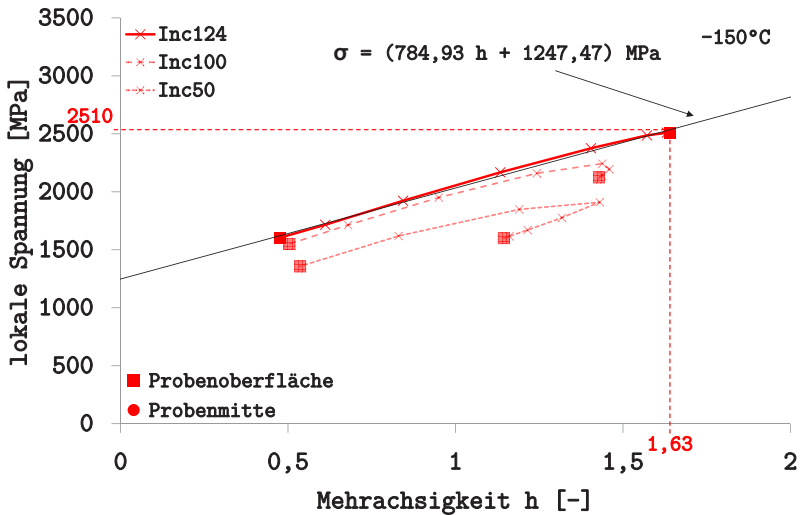


Abbildung 5.19: FE-Ergebnisse: Lokale Spannung in axialer Richtung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit der Probe KZP06 bei  $-150^\circ\text{C}$

Da sich die lokale Spannung linear zur Mehrachsigkeit verhält, kann diese Abhängigkeit durch zwei Datenpunkte beschrieben werden. Es bietet sich an, die lokale maximale Spannung der glatten Zugprobe mit ihrer entsprechenden Mehrachsigkeit und die Ergebnisse der gekerbten Zugprobe für diese Beziehung zu verwenden. Abbildung 5.20 zeigt die Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit für die glatte Zugprobe (blaue Gerade) und für die gekerbte Zugprobe (grüne Gerade). Ein direkter Vergleich dieser beiden Geraden zeigt, dass die Kerbe zu einer geringeren Steigung der Geraden und einer Aufweitung des Wertebereichs der Mehrachsigkeit führt. Der Datenpunkt für die lokale maximale Spannung (2574 MPa) und die maximale Mehrachsigkeit (1,68) der gekerbten Probe ist in dem Diagramm hervorgehoben (grünes Kreuz). Unter Verwendung der maximalen Werte aus dem Zugversuch der glatten Probe (blaues Kreuz) kann mit diesen beiden Da-

tenpunkten die Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit für die Temperatur von  $-150^{\circ}\text{C}$  konstruiert werden (rote Gerade).

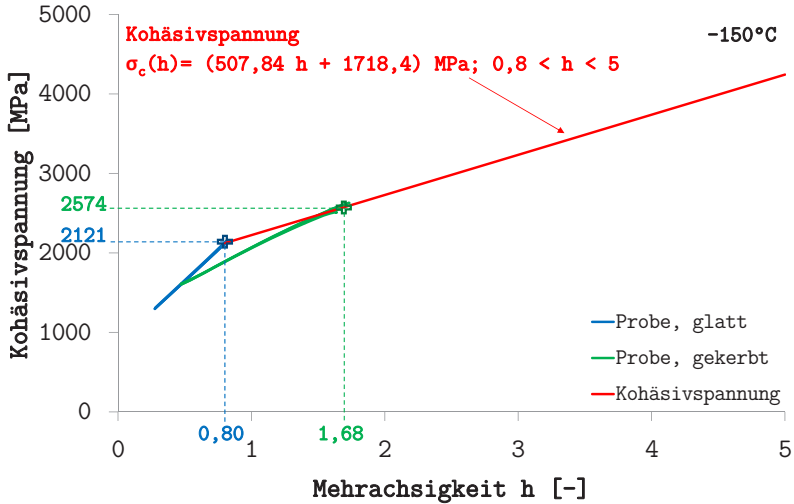


Abbildung 5.20: FE-Ergebnisse: Konstruktion der von der Mehrachsigkeit abhängigen Kohäsivspannung bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Die Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit basierend auf den Maximalwerten aus den glatten und gekerbten Zugproben lautet

$$\sigma_c(h) = (507,84h + 1718,4) \text{ MPa}. \quad (5.6)$$

Mehrachsigkeiten mit Werten größer als 1,68 sind extrapoliert. Die zur Konstruktion dieser Geraden notwendigen Daten sind zusätzlich im Anhang in Tabelle A.13 gelistet.

### 5.2.4 Zusammenfassung

In diesem Abschnitt wurde mittels FE-Simulationen die lokale maximale Spannung im Zentrum der Probe zum Zeitpunkt des Bruchs bestimmt. Bei



Raumtemperatur beträgt diese Spannung 2195 MPa und bei  $-150^{\circ}\text{C}$  ist sie 2574 MPa. Außerdem wurde die Abhängigkeit der Mehrachsigkeit zwischen dem Zentrum der Proben und dem Kerbgrund untersucht. Hieraus konnte eine Kohäsivspannung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit bestimmt werden, indem die lokale axiale Spannung über dem Querschnitt der Kohäsivspannung gleichgesetzt wurde. Für Raumtemperatur kann diese Beziehung durch ein Polynom 2. Ordnung und für  $-150^{\circ}\text{C}$  durch eine Gerade beschrieben werden. Ob es zielführend ist, die Kohäsivspannung ohne Berücksichtigung ihrer Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit für das Parameterfitting der Kohäsivenergie zu verwenden oder nicht, wird im nächsten Abschnitt untersucht.

### **5.3 Bruchmechanischer Biegeversuch an kleinen Proben**

Dieser Abschnitt beschreibt die Verwendung des FE-Modells einer KLST-SK-Probe zur bruchmechanischen Simulation des Rissfortschritts mit dem Kohäsivzonenmodell. Zunächst wird der Aufbau des Simulationsmodells erläutert. In diesem Zusammenhang werden Konvergenzstudien für das verwendete FE-Netz und eine Studie zur Modellreduktion gezeigt. Daran schließt sich die Untersuchung an, wie sich die Mehrachsigkeit in der Umgebung der Rissspitze entwickelt und wie die Kohäsivenergie bestimmt wird. Ziel ist ein vollständiger Parametersatz für das Kohäsivzonenmodell bei Raumtemperatur und bei  $-150^{\circ}\text{C}$ .

#### **5.3.1 Simulationsmodell**

##### **5.3.1.1 Aufbau & Randbedingungen**

Der Aufbau des FE-Modells wird an einer KLST-SK-Probe mit Seitenkerben erläutert. Für die Simulation einer KLST-Probe können die Seitenkerben ohne großen Aufwand aus dem Modell entfernt werden. Auch bei diesem Modell werden Symmetrien ausgenutzt. Eine Dreipunktbiegeprobe mit scharfem Anriss ist bezüglich ihrer Rissebene symmetrisch. Gemäß Abbildung

5.21 kann hier die Symmetrie in x-Richtung ausgenutzt werden. Eine weitere Symmetrie ist in der Dicke der Probe zu finden. In der Mitte einer Probe liegt der ebene Verzerrungszustand vor, an der jeweiligen Probenoberfläche der ebene Spannungszustand. Es kann hier die Symmetrie in z-Richtung ausgenutzt werden, wodurch nur die Probe von ihrer Mitte bis zu einer Oberfläche berücksichtigt werden muss. Das somit um zwei Symmetrien reduzierte Modell wird auch Viertelmodell genannt.

Um die Probe experimentell testen zu können, ist eine Vorrichtung notwendig. Für die FE-Simulation reicht es, die Auflagerpunkte und die daran angrenzenden Bauteile (Auflagerrollen und Finne) zu modellieren. Zwischen der Finne, die zum Erzeugen der Durchbiegung der Probe erforderlich ist, und der Probe selbst, wird eine reibungsfreie Kontaktbedingung definiert. Die Finne selbst wird als Starrkörper modelliert, sodass lediglich ihre Kontur notwendig ist.

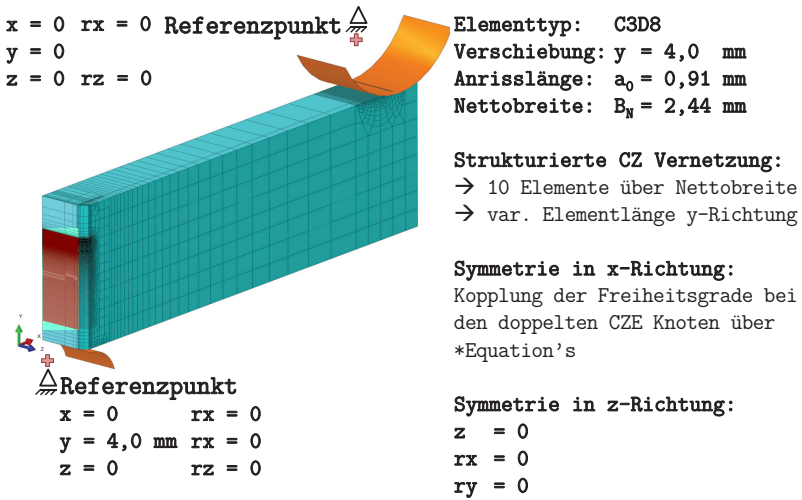


Abbildung 5.21: FE-Modell und Randbedingungen der KLST-SK-Probe

Die Finne selbst besitzt keine Materialeigenschaften. Sie wird über einen Referenzpunkt mit Randbedingungen gekoppelt. Der Referenzpunkt wird in  $y$ -Richtung mit einer Verschiebung (hier 4 mm) beaufschlagt, die während der Simulation in Form einer linearen Rampe aufgebracht wird. Alle weiteren Freiheitsgrade, also die Verschiebungen in  $x$ - und  $z$ -Richtung und die Rotationen um alle drei Achsen des kartesischen Koordinatensystems werden fixiert.

Durch die Ausnutzung der Symmetrie muss lediglich eine der beiden Auflagerrollen in der Simulation berücksichtigt werden. Sie wird ebenfalls als Starrkörper, der über einen Referenzpunkt gekoppelt ist, in der Simulation berücksichtigt. Der Referenzpunkt wird in  $x$ -,  $y$ - und  $z$ -Richtung fixiert. Außerdem werden die Rotationen um die  $x$ - und  $y$ -Achse unterbunden. Lediglich die Rotation um die  $z$ -Achse ist möglich. Somit kann das Abrollen der Auflagerrolle während der Verformung abgebildet werden. Zwischen der Auflagerrolle und der Probe selbst wird ein reibungsbehafteter Kontakt definiert. Eine weitere Symmetriebedingung ist in  $x$ - $y$ -Ebene in Probenmitte nötig (Fixieren der Verschiebungen in  $z$ -Richtung und der Rotationen um die  $x$ - und  $y$ -Achse). Die Symmetrie in der  $y$ - $z$ -Ebene würde ohne Verwendung von Kohäsivelementen durch das Fixieren der Verschiebung in  $x$ -Richtung und der Rotationen um die  $y$ - und  $z$ -Achse realisiert werden. Da in dieser Symmetrieebene allerdings die Kohäsivzonenelemente manuell an das bestehende FE-Netz gekoppelt werden, wird die Symmetrie mit Hilfe von „Equations“ realisiert. Eine detaillierte Beschreibung dieses Vorgangs erfolgt in Abschnitt 5.3.1.2.

Das Viertelmodell der KLST-SK-Probe besitzt eine Hauptkerbe und eine Seitenkerbe. Die Hauptkerbe ist experimentell lediglich als Startpunkt für den scharfen Anriss notwendig. In der Simulation muss sie nicht berücksichtigt werden. Es reicht ein scharfer Anriss der Länge  $a_0$ . Die Seitenkerbe wird vereinfacht durch eine V-Kerbe ohne Kerbgrundradius modelliert, da der Kerbgrundradius zu Kontaktproblemen in der Simulation führt. Es sei angemerkt, dass in der  $y$ - $z$ -Symmetrieebene ein Starrkörper (nicht sicht-

bar), mit Kontakt zu den Flanken der Seitenkerbe vorhanden ist, der verhindert, dass Knoten der Seitenkerbe bei starker Deformation über diese Symmetrieebene gelangen.

Für das FE-Netz wird eine strukturierte Vernetzung mit 3D-Kastenelementen mit acht Knoten und linearer Ansatzfunktion gewählt (Bezeichnung in der ABAQUS Notation C3D8). Die Vernetzung einer bruchmechanischen Probe gestaltet sich als sehr schwierig, da an den richtigen Stellen eine ausreichende Anzahl an Elementen notwendig ist. Das in Abbildung 5.21 gezeigte Netz ist in den betreffenden Bereichen verfeinert. In Richtung der Probendicke hat die Konvergenzstudie (siehe später in Abbildung 5.25) ergeben, dass fünf Elemente über der halben Nettoprobenbreite ausreichend sind. Die Anordnung der Elemente erfolgt nicht gleichmäßig, sondern mit einer Verfeinerung in eine bestimmte Richtung (auch Bias genannt). In diesem Fall ist es sinnvoll, ein Bias (hier 50) in Richtung der Seitenkerben zu verwenden, da hier durch den ebenen Spannungszustand mit großen Deformationen zu rechnen ist. Die Flanke der Seitenkerbe wird ebenfalls mit 5 Elementen und einem Bias (hier 10) vernetzt. Welche Elementlänge an der Risspitze sinnvoll ist, wird detailliert in den entsprechenden Konvergenzstudien diskutiert.

Das hier betrachtete FE-Modell besitzt eine Anrisslänge von 0,91 mm. Dies wird in dem Modell so realisiert, dass in der  $x$ - $y$ -Symmetrieebene nur im verbleibenden Restligament  $W-a_0$  Kohäsivzonenelemente verwendet werden. Die Knoten im Bereich der Länge  $a_0$  erhalten keine Randbedingungen. In diesem Fall werden die Kohäsivzonenelemente nicht über das gesamte Restligament, sondern nur über 1,5 mm beginnend von der Risspitze implementiert. Der restliche Bereich erhält die üblichen Symmetriebedingungen, in diesem Fall wird die  $x$ -Richtung und die Rotation um die  $y$ - und  $z$ -Richtung verhindert.

### 5.3.1.2 Modellreduktion

Es wurde bereits angesprochen, dass die Berücksichtigung der Kohäsivzonenelemente innerhalb einer Symmetrieebene Probleme mit sich bringt. Diese Problematik wurde für den zweidimensionalen Fall bereits in Kapitel 2 in Abbildung 2.12 ausführlich beschrieben und kann auf den dreidimensionalen Fall entsprechend erweitert werden.

Generell wird das Kohäsivzonenelement an die Knoten der Kontinuums-elemente gekoppelt. Sollen jetzt Kohäsivelemente in einer Symmetrieebene verwendet werden, kann nur eine Seite der Knoten der Kohäsivzonenelemente an die Knoten der Kontinuums-elemente gekoppelt werden. Die andere Seite der Knoten bleibt frei. Hier gilt es durch geeignete Gleichungen (Equations) die Freiheitsgrade zu koppeln. Wie dies realisiert wird, kann in [66] studiert werden und wurde grob in Abschnitt 2.6.3.2 (Seite 37) angesprochen. Ziel ist es, zu überprüfen, ob die Ausnutzung der Symmetriebedingungen und die Kopplung mit Hilfe der Gleichungen richtig durchgeführt wird und das gleiche Ergebnis wie das Modell ohne Symmetrie liefert.

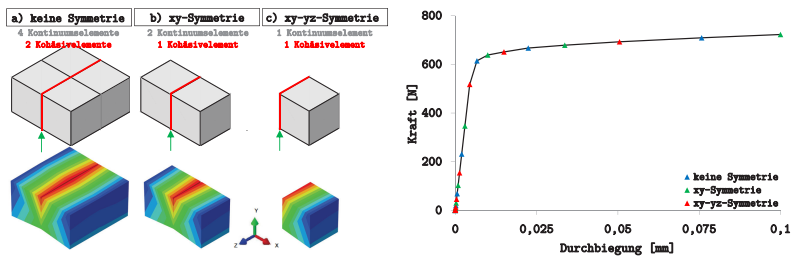


Abbildung 5.22: FE-Ergebnisse: Ausnutzung von Symmetrien bei Kohäsivzonenelementen (links) und Vergleich der Kraft-Durchbiegungs-Diagramme (rechts)

Hierfür wird ein beliebiges fiktives elastisch-plastisches Materialverhalten (nicht T91!) mit multilinearer Verfestigung verwendet. In Abbildung 5.22 (links) a) wird ein Modell, bestehend aus vier Kontinuums-elementen

und zwei Kohäsivelementen verwendet. Durch geeignete Randbedingungen wird eine Verschiebung (grüner Pfeil) aufgebracht. Gleiches wird für ein Modell gemacht, bei dem die Symmetrie in x-y-Ebene ausgenutzt wird (Abbildung 5.22, links b)).

Dieses Modell besteht nur noch aus zwei Kontinuums-elementen und einem Kohäsivelement. Eine weitere Ausnutzung der Symmetrie in y-z-Ebene zeigt das Modell in Abbildung 5.22 (links) c). Es besteht aus je einem Kontinuums- und einem Kohäsivelement und verwendet zur Realisierung der Symmetrie die bereits erwähnten „Equations“. Für alle drei Modelle zeigt Abbildung 5.22 (rechts) die Kraft-Durchbiegungs-Diagramme. Es ist ersichtlich, dass alle drei Modelle das selbe Ergebnis liefern. Somit kann die Symmetrie bei der Verwendung von Kohäsivzonelementen mit „Equations“ realisiert werden.

### 5.3.1.3 Konvergenzstudie

In Abschnitt 5.3.1 wurde die Konvergenzstudie für das FE-Modell bereits angesprochen. Es wird für willkürlich gewählte Kohäsivzonenparameter untersucht, ab welcher Elementlänge eine konvergente Lösung in Bezug auf die J-R-Kurve zu erzielen ist. Hierfür wird das in Abbildung 5.21 gezeigte FE-Modell unter Verwendung des elastisch-plastischen Materialverhaltens (RT) mit viskoser Regulierung (siehe Abschnitt 5.1.1) bis zu einer Durchbiegung von 2,5 mm belastet. Die Kohäsivspannung wurde zu 2900 MPa und die Kohäsivenergie zu 6 N/mm gewählt. Für das Separationsgesetz werden die Formparameter  $\delta_1 = 0,01 \delta_c$  und  $\delta_2 = 0,1 \delta_c$  verwendet.

Besonders wichtig ist die Wahl der Elementgröße im Bereich der Risspitze - vor allem im Bereich des Restligaments, da der Riss in diese Richtung nach dem Abstumpfen der Risspitze wachsen wird. In Abbildung 5.23 wird der Einfluss der Elementlänge in Richtung der Rissfortschrittsrichtung (also dem Restligament) untersucht. Hierfür wird die Elementlänge an der Risspitze systematisch von 0,1 bis hin zu 0,025 mm verringert. Senkrecht zur Rissebene

bleibt die Elementlänge konstant 0,05 mm. Es ist klar zu erkennen, dass bei einer Elementlänge von 0,03 mm die Simulation konvergiert. Die für die Simulation notwendige Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung wird zu 0,025 mm festgelegt.

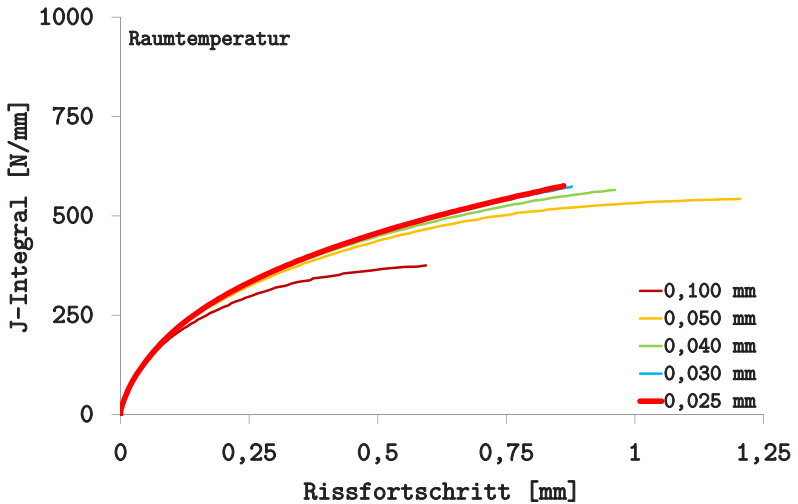


Abbildung 5.23: FE-Ergebnisse: Konvergenzstudie mit Variation der Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung und fester Elementbreite (0,05 mm) senkrecht zur Rissebene

Im nächsten Schritt wird die Elementlänge senkrecht zur Rissebene zwischen 0,007 und 0,097 mm variiert. Die Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung wird dabei mit 0,025 mm konstant gehalten (Ergebnis der ersten Konvergenzstudie). Das Ergebnis zeigt Abbildung 5.24. Für ein grobes Netz (0,097 u. 0,05 mm) weichen die J-R-Kurven noch stark voneinander ab. Mit abnehmender Elementgröße verringert sich dieser Effekt und ab einer Elementlänge von 0,011 mm kann kein nennenswerter Unterschied mehr festgestellt werden. Ab einer Elementlänge von 0,011 mm für Elemente senkrecht zur Rissfortschrittsrichtung kann im Bereich der Prozesszone also eine konvergente

Lösung erzielt werden. Für weitere Simulationen wird die Elementlänge zu 0,009 mm gewählt.

Bei den zwei hier gezeigten Konvergenzstudien wurden über der Nettobreite der halben KLST-SK-Probe fünf Elemente verwendet, die mit Hilfe eines Bias unregelmäßig über der Breite verteilt sind. Ob diese Anzahl an Elementen ausreichend ist, zeigt das Ergebnis der Konvergenzstudie in Abbildung 5.25. Hier wird die Anzahl der Elemente über der Nettobreite schrittweise von drei bis zu sechs Elementen erhöht. Die J-R-Kurve in Abbildung 5.25 zeigt den Einfluss der Elementanzahl. Der Einfluss ist von untergeordneter Bedeutung. Für die weiteren Simulationen wird davon ausgegangen, dass fünf Elemente über der halben Nettoprobenbreite ausreichend sind und zu einer konvergenten Lösung führen.

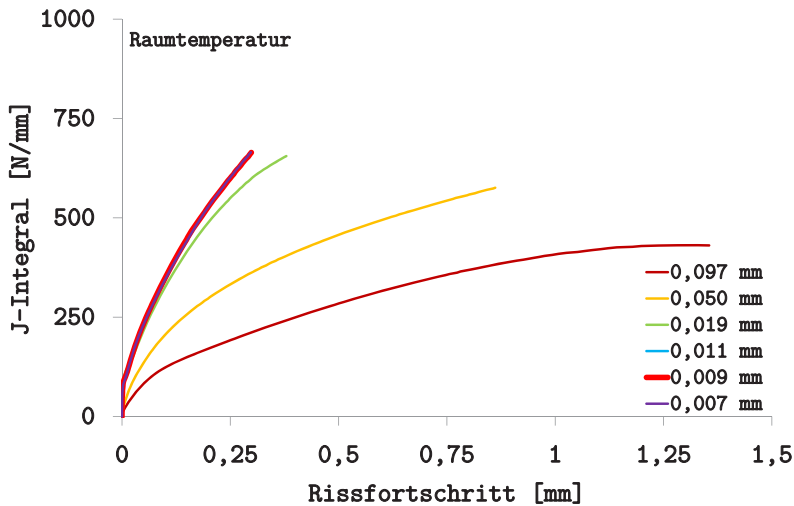


Abbildung 5.24: FE-Ergebnisse: Konvergenzstudie mit Variation der Elementbreite senkrecht zur Rissebene und fester Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung (0,025 mm)



Zusammenfassend lässt sich aus den Konvergenzstudien ableiten, dass es sinnvoll ist, die Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung zu 0,025 mm und senkrecht zur Rissfortschrittsebene zu 0,009 mm zu wählen. Dabei sollte die Anzahl der Elemente in der halben Nettoprobenbreite nicht weniger als fünf Elemente betragen. Eine Vernetzung mit kleineren Elementen ist jederzeit möglich, erhöht aber den Rechenaufwand erheblich. Für die hier verwendete KLST-SK-Probe wird die Elementlänge in Rissfortschrittsrichtung dennoch verfeinert, um zu Beginn des Risswachstums die Risswiderstandskurve gut darstellen zu können und den Einfluss des Bluntings, das mit einer starken Abstumpfung an der Rissspitze einhergeht, abzubilden. An der Rissspitze liegt die Elementlänge zwischen 0,0005 mm (an der Rissspitze) und 0,025 mm am Ende des Bereichs, der mit Kohäsivzoneelementen besetzt ist.

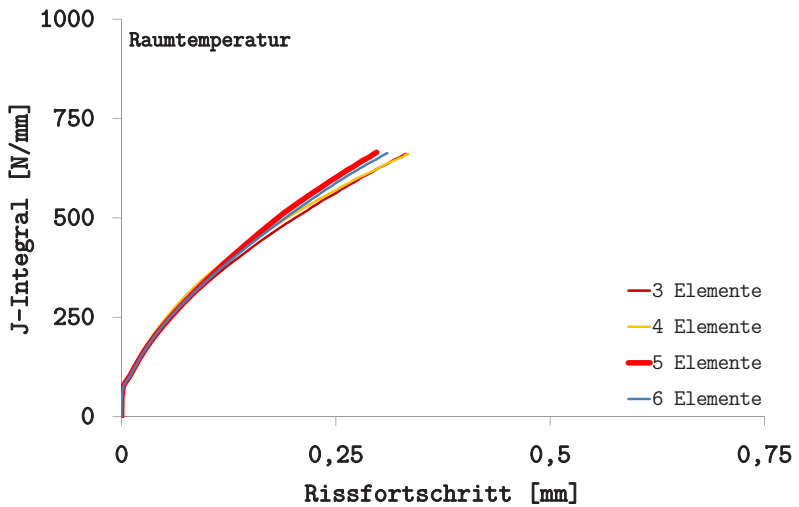


Abbildung 5.25: FE-Ergebnisse: Konvergenzstudie mit Variation der Elementanzahl innerhalb der Probenbreite

### 5.3.2 Mehrachsigkeit im Bereich der Rissspitze

Zusätzlich zur glatten und gekerbten Zugprobe soll in diesem Abschnitt die Mehrachsigkeit der seitengekerbten Dreipunktbiegeprobe (KLST-SK) untersucht werden. Hierfür wird das in Abbildung 5.21 gezeigte FE-Modell ohne Kohäsivzonenelemente herangezogen. Die Symmetriebedingungen in der yz-Ebene müssen modifiziert werden, um die nicht vorhandenen Kohäsivzonenelemente zu berücksichtigen. Die „Equations“ werden durch die übliche Symmetrie mit dem Fixieren der Verschiebung in x-Richtung und der Rotationen um die y- und z-Achse realisiert. Es wird elastisch-plastisches Materialverhalten von T91 bei Raumtemperatur mit viskoser Regulierung verwendet, siehe Abschnitt 5.1.1.

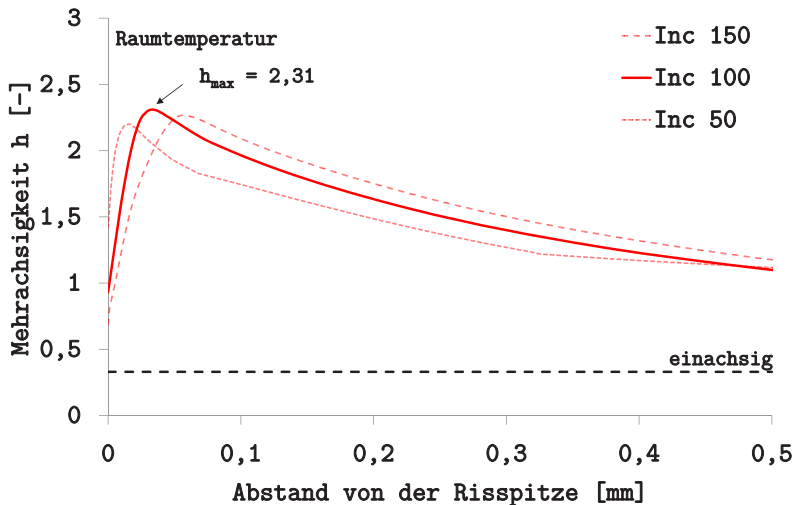


Abbildung 5.26: FE-Ergebnisse: Mehrachsigkeit an der Rissspitze im Dreipunktbiegeversuch (KLST-SK) mit Anriss und Seitenkerben bei RT

Während der Simulation steigt die Durchbiegung der Probe an und führt zu einem Abstumpfen der Rissspitze. Risswachstum ist in Folge der fehlenden

Kohäsivzonenelemente nicht möglich. Untersucht wird die Mehrachsigkeit an der Rissspitze in Richtung des Restligaments in Probenmitte (ebener Verzerrungszustand). Die Mehrachsigkeit im ebenen Verzerrungszustand ist generell größer als im ebenen Spannungszustand. Dies ist eine logische Konsequenz aus der Definition der Mehrachsigkeit. Im ebenen Spannungszustand ist eine der drei Spannungskomponenten null, wodurch die Mehrachsigkeit geringer sein muss. Abbildung 5.26 zeigt die Mehrachsigkeit beginnend an der Rissspitze in Richtung des Restligaments bis zu einer Tiefe von 0,5 mm. Die Abbildung enthält drei Kurven, die für unterschiedliche Durchbiegungen charakteristisch sind. Allen Kurven gemeinsam ist, dass das Maximum der Mehrachsigkeit nicht an der Rissspitze ist. Das Maximum befindet sich innerhalb des Materials. Außerdem ist die Position des Maximums von der aktuellen Verformung abhängig. Für eine kleine Durchbiegung („Inc 50“) befindet es sich relativ nah an der Rissspitze im Vergleich zu einer sehr großen Durchbiegung („Inc150“). Hier liegt es ca. 0,06 mm innerhalb des Materials. Während der Verformung ändert sich zudem der Betrag des Maximums. Der größte Wert mit 2,31 kann in diesem Fall für „Inc100“ abgelesen werden. Kim et al. [105] untersuchten den Einfluss von Probenbreite und Anrissverhältnis auf die Mehrachsigkeit. Ein Vergleich mit deren Ergebnissen bestätigt den hier ermittelten Wert.

Die Mehrachsigkeit der angerissenen KLST-SK-Probe ist im Vergleich zur gekerbten Zugprobe deutlich höher. Die Kohäsivspannung ist an einer gekerbten Zugprobe bestimmt worden, deren Mehrachsigkeit ca. 17 % geringer ist als die der bruchmechanischen KLST-SK-Probe. Der Vergleich der glatten und der gekerbten Zugprobe hatte bereits gezeigt, dass bei der gekerbten Probe eine deutlich höhere lokale maximale Spannung festgestellt werden kann. Ob dies zu Problemen bei der Bestimmung der Kohäsivzonenparameter führt, wird sich in den nachfolgenden Abschnitten zeigen.

In der Probenmitte (EVZ) beträgt die Mehrachsigkeit, wie bereits erwähnt, maximal 2,31. An der Probenoberfläche im Kerbgrund der Seitenkerbe wird hingegen maximal eine Mehrachsigkeit von 1,48 erreicht.

### 5.3.3 Parameterfitting bei Raumtemperatur

Gemäß der Methode in Kapitel 3 wird der zweite Parameter des Kohäsivzonenmodells, die Kohäsivenergie, durch ein Fitting der Simulationsergebnisse an die Versuchsergebnisse bestimmt. Hierfür wird die Kohäsivenergie variiert und sowohl das Kraft-Durchbiegungs-Diagramm als auch die J-R-Kurve für den Vergleich verwendet. Der Parameter ist bestimmt, wenn das Ergebnis aus der Simulation das experimentelle Verhalten ausreichend gut beschreiben kann.

Der folgende Abschnitt erläutert das Parameterfitting für die Versuche bei Raumtemperatur. Es wird versucht, die Kohäsivenergie zu bestimmen, indem die bereits in Abschnitt 5.2.2 ermittelte Kohäsivspannung einmal als konstant und einmal abhängig von der Mehrachsigkeit für das Fitting herangezogen wird. Für die Simulation wird elastisch-plastisches Materialverhalten mit viskoser Regulierung gemäß Abschnitt 5.1.1 verwendet.

#### 5.3.3.1 Konstante Kohäsivspannung

In der Simulation wird die Probe bis zu einer Durchbiegung von 4 mm belastet. Die Kohäsivspannung entspricht der in Abschnitt 5.2.2 bestimmten lokalen maximalen Spannung von 2195 MPa der gekerbten Zugprobe. Um die Kohäsivenergie zu bestimmen, werden Simulationen mit unterschiedlichen Kohäsivenergien und gleicher Kohäsivspannung durchgeführt. Um das Separationsgesetz gemäß dem Kohäsivzonenmodell von Scheider & Brocks [67] verwenden zu können, müssen außerdem die Formparameter des Separationsgesetzes definiert werden. In Abschnitt 2.6.3.1 wurde beschrieben, dass der Formparameter  $\delta_2$  abhängig von der Mehrachsigkeit ist. Für eine Mehrachsigkeit von 2,3 (wie bei der KLST-SK-Probe) beträgt der Parameter  $\delta_2$  ca.  $0,1 \delta_c$ . Hier wird er zu  $0,1 \delta_c$  gewählt. Der Parameter  $\delta_1$  ist von untergeordneter Bedeutung und wird gemäß den Empfehlungen von Scheider & Brocks zu  $0,01 \delta_c$  gewählt.

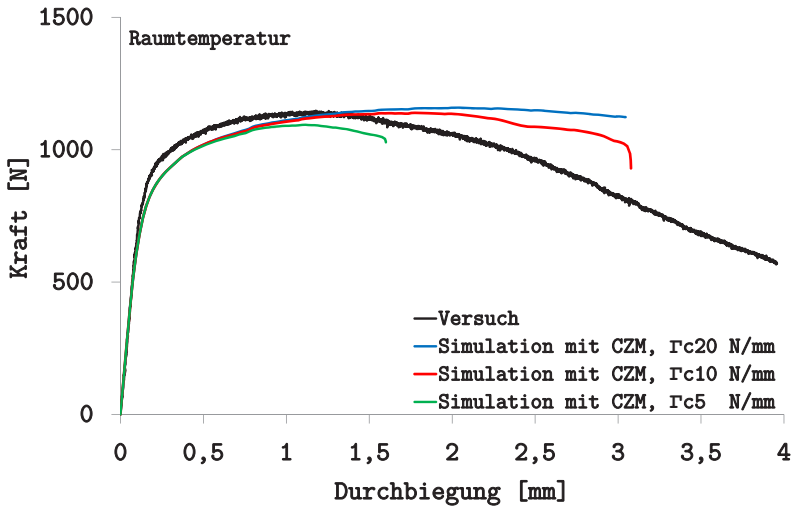


Abbildung 5.27: FE-Ergebnisse: Einfluss des Parameterfitting durch Variation der Kohäsivenergie auf das Kraft-Durchbiegungs-Diagramm für KLST-SK-Probe V11 bei RT

In Abbildung 5.27 sind die Ergebnisse für die Kohäsivenergien von 5 N/mm (grün), 10 N/mm (rot) und 20 N/mm (blau) im Vergleich mit dem experimentellen Kraft-Durchbiegungs-Diagramm von Probe V11 (schwarz), die bis zu einer Durchbiegung von 4 mm belastet wurde, zu sehen. Keine der verwendeten Energien ist in Kombination mit der Kohäsivspannung von 2195 MPa geeignet, das experimentelle Verhalten zu beschreiben. Auch die Risswiderstandskurve in Abbildung 5.28 zeigt ähnlich schlechte Ergebnisse beim Vergleich der Simulationen mit dem Versuchsergebnis. Es könnte jetzt versucht werden, durch eine zusätzliche Anpassung der Kohäsivspannung bessere Ergebnisse zu erzielen. Dies erfolgt an dieser Stelle nicht, da es schwierig ist, mit einer Simulation gleichzeitig zwei Parameter anzupassen, die sich sowohl auf das Kraft-Durchbiegungs-Diagramm als auch auf die Risswiderstandskurve auswirken.

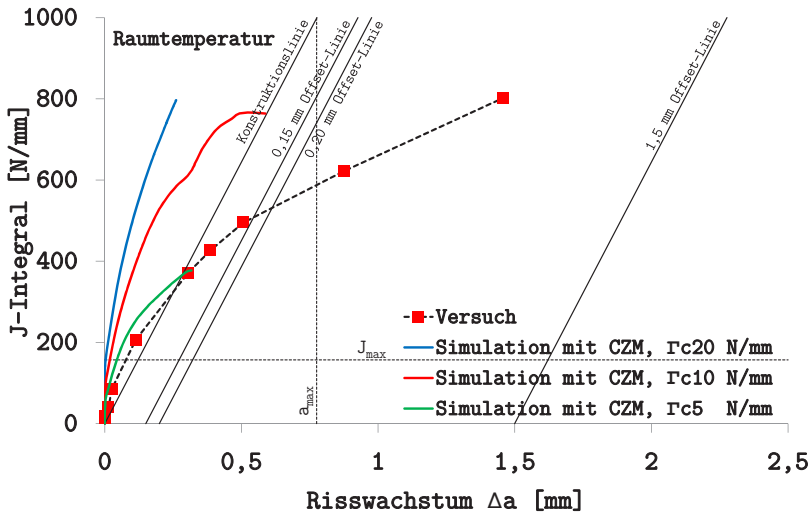


Abbildung 5.28: FE-Ergebnisse: Einfluss des Parameterfitting durch Variation der Kohäsivenergie auf die Risswiderstandskurve für KLST-SK-Probe V11 bei RT

In Abschnitt 5.2.2 wurde neben der lokalen maximalen Spannung (Kohäsivspannung) auch auf den Verlauf der axialen Spannung zwischen dem Zentrum der Probe und dem Kerbgrund im engsten Querschnitt eingegangen. Damit konnte eine Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit bestimmt werden, die durch ein Polynom 2. Ordnung beschrieben werden kann (Gleichung 5.4 auf Seite 118). Im nächsten Abschnitt soll nun versucht werden, mittels dieser mehrachsichtigkeits-abhängigen Kohäsivspannung die Kohäsivenergie zu bestimmen.

### 5.3.3.2 Mehrachsichtigkeitsabhängige Kohäsivspannung

Auf gleiche Weise wie zuvor beschrieben wird die Simulation mit der Kohäsivspannung gemäß Gleichung 5.4 für unterschiedliche Kohäsivenergien durchgeführt und das Kraft-Durchbiegungs-Diagramm und die Risswider-

standskurve mit dem Versuch verglichen. In diesem Fall kann für eine Kohäsivenergie von 10 N/mm die numerische Simulation das experimentelle Ergebnis sehr gut beschreiben. Abbildung 5.29 zeigt das Kraft-Durchbiegungs-Diagramm der Simulation (rot) und des Versuchs (schwarz) für diese Kohäsivenergie.

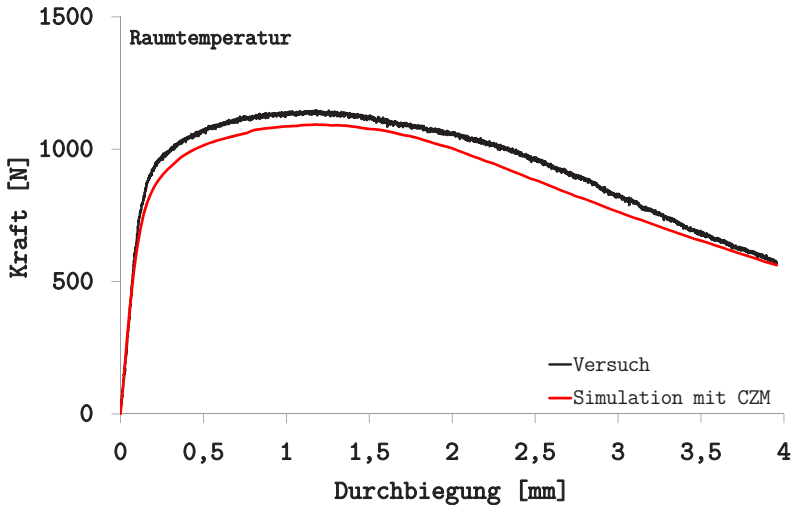


Abbildung 5.29: FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm für eine Kohäsivenergie von 10 N/mm für KLST-SK-Probe V11 bei RT

Beide Kurven sind in sehr guter Übereinstimmung. Eine Variation der Kohäsivenergie würde in erster Linie die Position des Kraftmaximums verschieben. Bei einer Kohäsivenergie von 20 N/mm wäre es z.B. weiter nach rechts verschoben. Auch der Vergleich mit der Risswiderstandskurve (Abbildung 5.30), führt zu dem Ergebnis, dass mit Hilfe der mehrachsigen Kohäsivspannung und einer konstanten Kohäsivenergie von 10 N/mm das Verhalten sehr gut beschrieben werden kann. Das Risswachstum bei 4 mm Durchbiegung in der Simulation ist zwar etwas geringer als im Versuch,

dennoch kann die Form der experimentellen Risswiderstandskurve gut beschrieben werden.

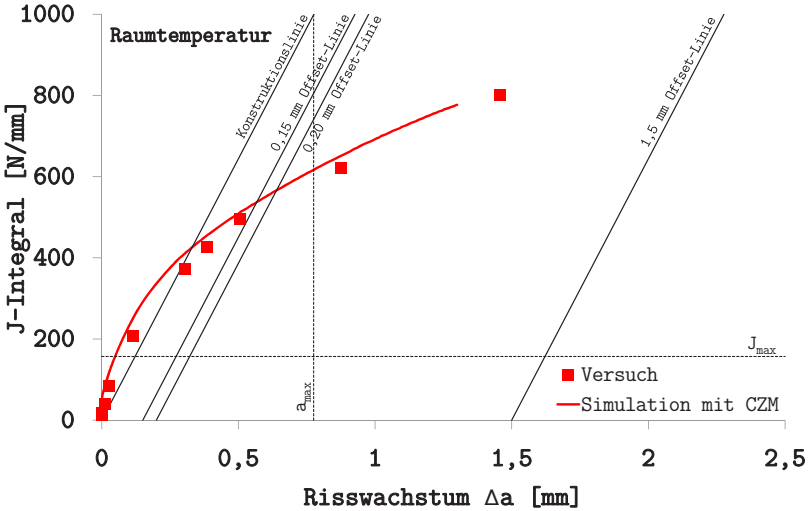


Abbildung 5.30: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve für eine Kohäsivenergie von 10 N/mm für KLST-SK-Probe V11 bei RT

Eine Auswertung der Risswiderstandskurve gemäß ASTM E1820 liefert ein vorläufiges J-Integral  $J_Q$  als Schnittpunkt der J-R-Kurve mit der 0,2-mm-Versatzlinie von 566,2 N/mm. Eine Überprüfung der Größenbedingungen gemäß Gleichung 2.18 auf Seite 18 führt mit diesem  $J_Q$  Wert und der effektiven Fließgrenze  $\sigma_Y$  von 644 MPa zu

$$B; b_0 > \frac{10J_Q}{\sigma_Y} = 8,8 \text{ mm} \tag{5.7}$$

$$2,33 \text{ mm}; 3,1 \text{ mm} > \frac{10J_Q}{\sigma_Y} = 8,8 \text{ mm}$$

und zeigt, dass die Größenbedingung um einen Faktor von ca. 3,8 nicht erfüllt werden kann. Eine Bezeichnung als kritisches J-Integral  $J_{Ic}$  ist somit



nicht zulässig und es muss davon ausgegangen werden, dass der ermittelte Wert abhängig ist von der Probengeometrie. Die nicht normgerecht ermittelte Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  für T91 bei RT an einer KLST-SK-Probe beträgt unter Verwendung von Gleichung 2.19 (Seite 18)  $365 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

In Abbildung 5.31 a) ist die von Mises Vergleichsspannung der KLST-SK-Probe für eine Durchbiegung von 4 mm dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Probe nicht nur im Bereich ihrer Rissspitze großen Belastungen ausgesetzt ist. Die von Mises Vergleichsspannung nimmt in einem großen Bereich Werte zwischen 1100 und 1300 MPa an. Es ist zu vermuten, dass die plastische Zone in der Probe sehr groß ist. Die äquivalente Vergleichsdehnung zeigt Abbildung 5.31 b). Ihr Maximum tritt am Übergang des scharfen Anrisses in den Bereich des stabilen Risswachstums auf. In diesem Bereich erfolgt, bevor das stabile Risswachstum durch das Versagen der Kohäsivzonenelemente eintritt, ein Aufweiten und Abstumpfen der Rissspitze (Blunting), welches zu sehr großen Verformungen führt. Im Bereich des stabilen Risswachstums ist die äquivalente Vergleichsdehnung nahezu konstant.

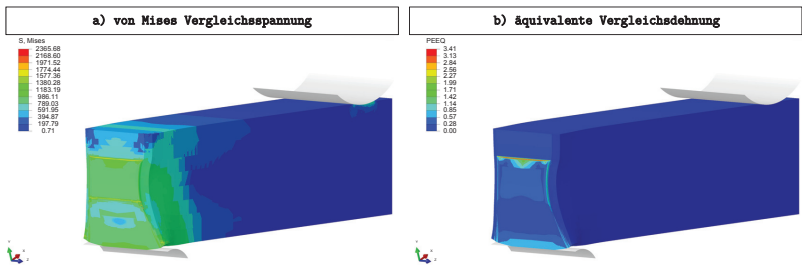


Abbildung 5.31: FE-Ergebnisse: Von Mises Vergleichsspannung a) und äquivalente Vergleichsdehnung b) für KLST-SK-Probe V11 bei RT

Die Verteilung der einzelnen Spannungskomponenten  $S_{11}$ ,  $S_{22}$ ,  $S_{33}$  und der logarithmischen Dehnungen  $LE_{11}$ ,  $LE_{22}$ ,  $LE_{33}$  für eine Durchbiegung von 4 mm sind in den Abbildungen 5.32 a) - f) zusammengestellt. Bei dieser Durchbiegung hat sich der Riss um ca. 1,3 mm verlängert. Das verbleibende

Restligament der Probe beträgt ca. 1,8 mm. An der aktuellen Risspitze der Probe dominiert die Spannungskomponente  $S_{11}$  und beträgt ca. 2674 MPa. Hierbei handelt es sich um eine Zugspannung in Folge der Durchbiegung der Probe. Diese Spannung kann mit der Kohäsivspannung des Kohäsivzonenmodells gleichgesetzt werden. Unter Verwendung der Gleichung für die mehrachsige-abhängige Spannung (Gleichung 5.4) entspricht dies einer Mehrachsigkeit von 2,43. Das Anrissverhältnis ist bei dieser Durchbiegung durch den wachsenden Riss auf ca. 0,55 gestiegen. Die Mehrachsigkeit ist also durch den wachsenden Riss im Vergleich zu Abschnitt 5.3.2, wo die Mehrachsigkeit für ein Anrissverhältnis von ca. 0,23 betrachtet wurde, gestiegen. Kim et al.'s [105] numerische Untersuchungen zeigen ebenfalls dieses Verhalten.

Die Spannung  $S_{22}$  in y-Richtung (Abbildung 5.32 b)) ist für das Risswachstum von untergeordneter Bedeutung und nicht dominant. Sie beträgt an der Risspitze maximal 1890 MPa. Die Komponente  $S_{33}$  in z-Richtung ist mit 2360 MPa ähnlich der Spannung  $S_{11}$  und entsteht durch die Querkontraktion des Materials in Richtung der Probendicke (z-Richtung).

Die Verteilung der logarithmischen Komponenten der Dehnung sind in Abbildung 5.32 d) - f) dargestellt. Die log. Dehnung in x-Richtung  $LE_{11}$  ist dominant (Abbildung 5.32 d)) und hat an der Risspitze ihr Maximum. Hier werden durch die Aufwölbung lokal sehr große Verzerrungen der Elemente erreicht.

Im Bereich des stabilen Risswachstums beträgt die log. Dehnung  $LE_{11}$  zwischen 0,7 und 0,9. Die Verteilung der log. Dehnung  $LE_{22}$  und  $LE_{33}$  ist von untergeordneter Bedeutung und wird nicht näher erläutert. Ihre Verläufe sind Abbildung 5.32 e) u. f) zu entnehmen.

Wie sich die Verteilung der Spannungskomponente  $S_{11}$  mit fortschreitendem Riss und zunehmender Durchbiegung im Restligament verhält, zeigt Abbildung 5.33. Die links dargestellte Grafik entspricht der Spannungsverteilung für eine Durchbiegung von 1,66 mm. An der Risspitze beträgt die maximale Spannung  $S_{11}$  2523 MPa (ausgewertet an den Knoten).

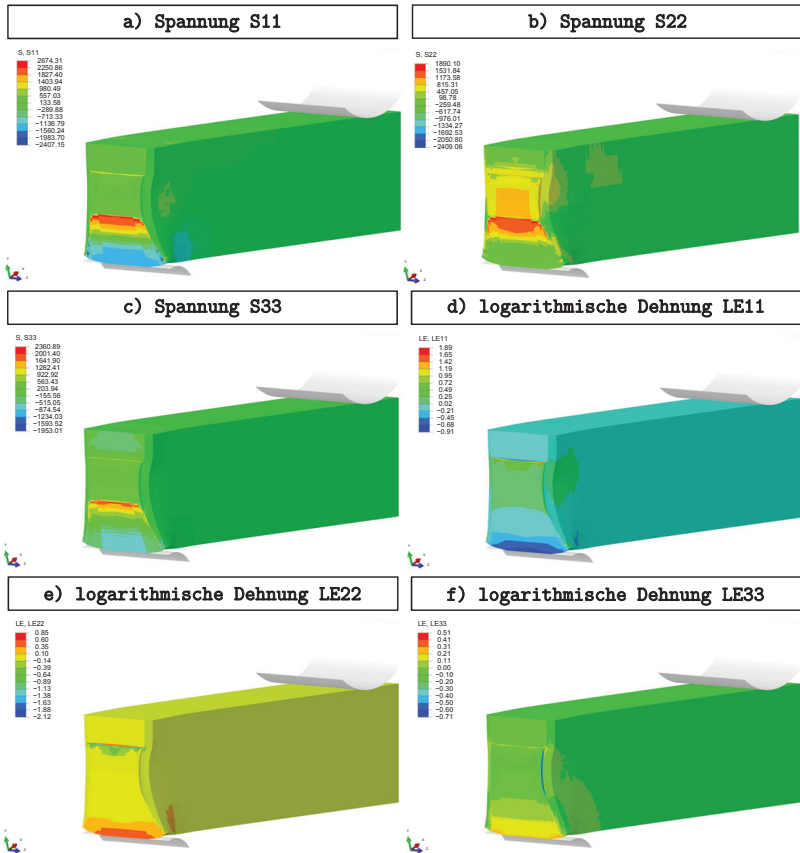


Abbildung 5.32: FE-Ergebnisse: Spannungskomponenten S11, S22, S33 (a) - c) und logarithmische Dehnungskomponenten LE11, LE22, LE33 (d) - f) für KLST-SK-Probe V11 bei RT

Mit zunehmender Durchbiegung und wachsendem Riss steigt sie bis auf 2567 MPa bei einer Durchbiegung von 2,5 mm an. Am Ende der Simulation, bei ca. 4 mm Durchbiegung, beträgt sie 2674 MPa. Sie steigt also mit zunehmendem Riss fortwährend an, da die Mehrachsigkeit wegen des kleiner werdenden Restligaments zunimmt. Die maximalen Werte an den

Integrationspunkten für die unterschiedlichen Durchbiegungen verhalten sich entsprechend (2490 MPa, 2502 MPa und 2594 MPa). Die Verwendung einer mehrachsigen Kohäsivspannung ist also unter Berücksichtigung dieser Tatsache sinnvoll und geeignet, um den Rissfortschritt in der Probe zu beschreiben.

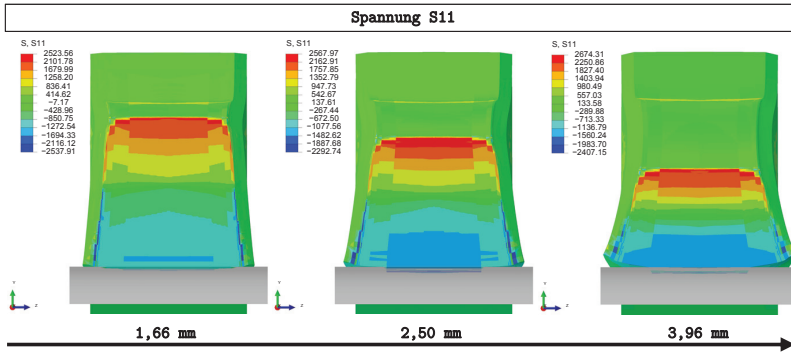


Abbildung 5.33: FE-Ergebnisse: Entwicklung der Spannungsverteilung der Spannungs-komponente S11 für unterschiedliche Durchbiegungen für KLST-SK-Probe V11 bei RT

Die Bestimmung der J-R-Kurve mit Hilfe des Mehrprobenversuchs erfolgte mit dem Ziel, später die Bruchflächen mit dem Rissfortschritt in der Simulation vergleichen zu können. Abbildung 5.34 vergleicht für bestimmte Durchbiegungen die Form der experimentellen Bruchfläche mit dem in der Simulation entstandenen Risswachstum, welches durch das Versagen der Kohäsivzonelementen sichtbar wird. Der Ermüdungsanriss ist in den experimentellen Bruchflächen (Abbildung 5.34 a) in Folge des Heat-Tintings blau eingefärbt, der Bereich des stabilen Risswachstums lila. Der spröde Restbruch in flüssigem Stickstoff führt zu der darunter liegenden silbrig glänzenden Bruchfläche.

Elemente, die noch intakt sind und somit zur Gesamtsteifigkeit beitragen, sind im Simulationsmodell rot dargestellt und haben den Wert „1“. In der Si-

mulation wird das Versagen der Kohäsivzonelemente durch den Wert „-1“ realisiert. Diese Elemente werden blau dargestellt, siehe Abbildung 5.34 b). Ein Vergleich des experimentellen Risswachstums mit dem der Simulation zeigt, dass sowohl die Länge des entstanden Risses als auch die Form sehr gut übereinstimmen. Für kleine Durchbiegungen (0,88 mm) ist die Rissfront sehr gerade. Mit zunehmender Durchbiegung eilt der Riss an der Probenoberfläche im Kerbgrund der Seitenkerbe etwas voraus (1,66 mm). Für noch größere Durchbiegungen ändert sich die Form der Rissfront nicht mehr, sondern die Bruchfläche vergrößert sich lediglich.

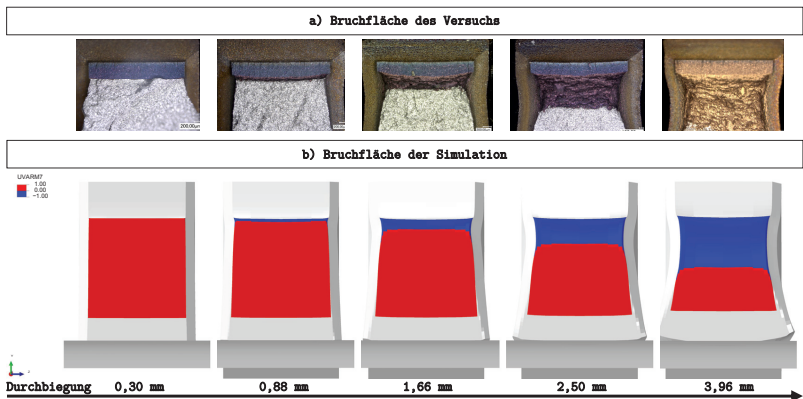


Abbildung 5.34: Vergleich der Bruchfläche aus dem Versuch a) mit dem Simulationsmodell b) bei RT

Mit dem so gewonnen Parametersatz ist es möglich, numerische Studien durchzuführen, die den Einfluss verschiedener Effekte auf die J-R-Kurve zeigen. Exemplarisch zeigt Abbildung 5.35 den Einfluss des Anrissverhältnisses auf die Risswiderstandskurve. Die experimentell geprüften und für das Parameterfitting verwendeten Proben hatten ein Anrissverhältnis von 0,23 (rote durchgezogene Linie). Die rote gestrichelte Linie zeigt, dass die J-R-Kurve für ein kleineres Anrissverhältnis (0,1) zu größeren J-Integral-Werten verschoben ist. Die damit bestimmte Bruchzähigkeit wäre demnach größer.

Eine Erhöhung des Anrissverhältnisses hat den gegensätzlichen Effekt (rote strich-punktierte Linie): die Bruchzähigkeit wird kleiner.

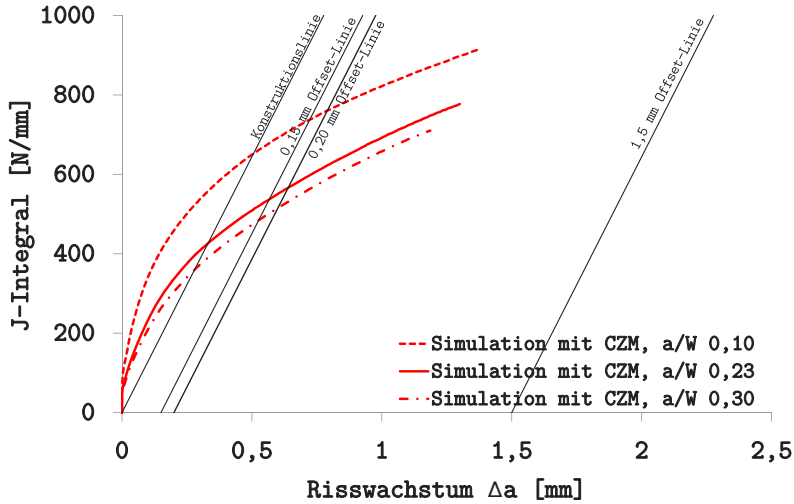


Abbildung 5.35: FE-Ergebnisse: Numerische Studie zum Einfluss des Anrissverhältnisses der KLST-SK-Probe bei RT

Der verwendete Kohäsivzonenparametersatz ist offenbar in der Lage, das globale Verhalten in Form des Kraft-Durchbiegungs-Diagramms und der J-R-Kurve sowie die Form der Bruchfläche zu beschreiben. Auf Grund der Tatsache, dass die mehrachsige Kohäsivspannung durch die Analyse der Spannung zwischen Probenzentrum und Kerbgrund bestimmt wurde, wird angenommen, dass das Versagen über den ganzen Querschnitt spontan nach der Bildung von Hohlräumen erfolgt. Das Material ist in der Lage, Spannungsspitzen abzubauen und in plastische Verformung umzusetzen. Die Waben sind über den ganzen Querschnitt bis zum Kerbgrund der gekerbten Probe zu erkennen.

Die Kohäsivzonenparameter wurden an den kleinen Proben erfolgreich bestimmt. Um zu prüfen, ob der verwendete Parametersatz sinnvoll ist, werden nachfolgend einige Validierungen durchgeführt.

### **5.3.3.3 Validierung der verwendeten Kohäsivzonenparameter bei RT**

Eine Simulation der gekerbten Zugprobe mit Kohäsivzonenelementen zwischen Probenzentrum und Probenoberfläche im Kerbgrunddurchmesser soll zeigen, dass die gekerbte Probe bei Verwendung des Parametersatzes tatsächlich bei der im Versuch bestimmten gemittelten wahren Dehnung versagt. Hierfür wird ein FE-Modell verwendet, das ähnlich dem in Kapitel 5.2 vorgestellten ist. Lediglich die Symmetrie in axialer Richtung wird nicht ausgenutzt und zusätzlich werden axialsymmetrische Kohäsivzonenelemente verwendet, die den Bruchprozess ermöglichen sollen.

Abbildung 5.36 (links) zeigt das Ergebnis des gemittelten wahren Spannungsgemittelten wahren Dehnungs-Diagramms mit dem gewonnenen Parametersatz für die Kohäsivzone (rot). Ein Vergleich mit der Kurve aus dem Versuch (schwarz) zeigt, dass die Probe in der Simulation nahe der experimentellen gemittelten wahren Dehnung versagt. Der Parametersatz ist damit ebenso in der Lage, das Verhalten der gekerbten Zugprobe zu beschreiben. Die Simulation zeigt kein Versagen einzelner Elemente, sondern das Versagen tritt über den gesamten Querschnitt simultan auf. Die Simulation bricht wegen dem drastischen Steifigkeitsverlust der versagenden Kohäsivzonenelementen ab. Die bislang verwendeten gekerbten Zugproben besaßen alle den gleichen Kerbgrundradius von 0,1 mm. Eine numerische Studie unter Verwendung des vorherigen axialsymmetrischen FE-Modells mit Kohäsivzone soll zeigen, bei welcher lokalen maximalen Spannung und Mehrachsigkeit Proben mit unterschiedlichen Kerbgrundradien versagen. Hierfür wird im FE-Modell der Kerbgrunddurchmesser von 0,1 mm bei drei weiteren Simulationen jeweils um 0,1 mm bis zu einem Kerbgrundradius von 0,4 mm erhöht. Die bereits

erreichte lokale maximale Spannung und die dazugehörige Mehrachsigkeit ist in Abbildung 5.36 (rechts) zusammen mit der mehrachsichtigkeitsabhängigen Kohäsivspannung gemäß Gleichung 5.4 (schwarz) aufgetragen. Die Wertepaare der drei Simulationen mit von 0,1 mm abweichendem Radius (Abbildung 5.36 (rechts)) liegen ebenfalls auf der Kurve nach Gleichung 5.4 (Seite 118). Hiermit wurde gezeigt, dass die Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit nicht nur für den Kerbradius von 0,1 mm Gültigkeit hat.

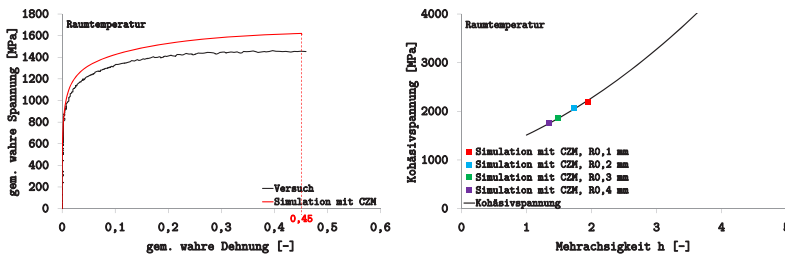


Abbildung 5.36: Validierung: Simulation der gekerbten Zugprobe mit Kohäsivzone (links) und numerische Untersuchung der Variation des Kerbdurchmessers (rechts) an der Kerbzugprobe KZP04 bei RT

Damit stellt sich die Frage, ob es nicht möglich ist, das Parameterfitting der Kohäsivenergie auf gleiche Weise an der gekerbten Zugprobe statt an der bruchmechanischen KLST-SK-Probe durchzuführen. Eine Variation der Kohäsivenergie der halben oder doppelten Größe wie der ermittelte Wert von 10 N/mm liefert bei einer gekerbten Zugprobe jedoch nahezu die gleichen Werte in Bezug auf die gemittelte wahre Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs. Auch Scheider & Brocks haben bereits auf diese Tatsache hingewiesen [106]. Um die durch Parameterfitting bestimmte Kohäsivenergie von 10 N/mm abzusichern, wird die Bruchfläche einer KLST-SK-Probe aus dem Mehrprobenversuch (Probe V02) untersucht, die bis zu einem J-Integral von 12 N/mm belastet wurde. Dabei wird angenommen, dass die Kohäsivenergie dem J-Integral bei Rissinitiierung entspricht [58]. Die Bruchfläche dieser



Probe (Abbildung 5.37) dürfte folglich nahezu keine Anzeichen von duktilem Risswachstum zeigen.

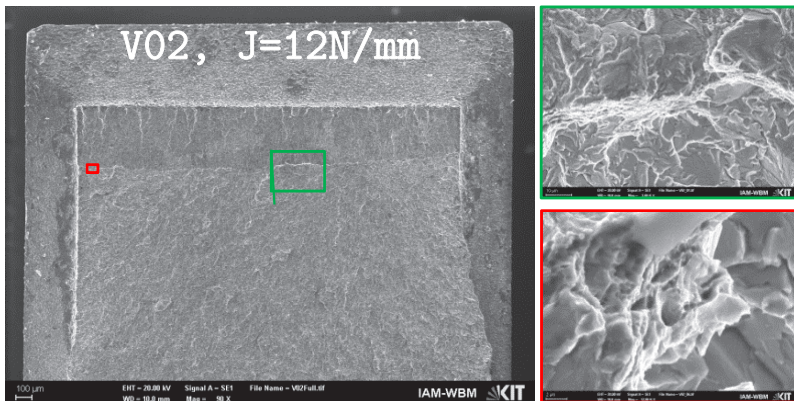


Abbildung 5.37: Validierung: J-Integral von 12 N/mm der KLST-SK-Probe V02 bei RT

Im Übergang zwischen dem Ermüdungsanriss und dem spröden Restbruch in flüssigem Stickstoff können im Zentrum der Probe sehr kleine Bereiche mit duktilen Waben beobachtet werden (grüne Box). Der nicht über die gesamte Probe vorhandene Riss ist etwa 5 und 10  $\mu\text{m}$  lang. Daher kann lediglich von einem Beginn des Risswachstums gesprochen werden, ein tatsächlicher Riss ist nicht entstanden. Auch im Randbereich der Probe in der Nähe der Seitenkerbe (rote Box) sind Ansätze zu sehen, die auf duktilen Materialverhalten hindeuten. Die durch Parameterfitting bestimmte Kohäsivenergie von 10 N/mm ist somit plausibel.

### 5.3.3.4 Zusammenfassung bei Raumtemperatur

Das Parameterfitting bei Raumtemperatur hat gezeigt, dass das Risswachstum der kleinen KLST-SK-Probe nicht mit einer konstanten Kohäsivspannung beschrieben werden kann. Durch Variation der Kohäsivenergie (Fitting) konnte

das im Versuch festgestellte Verhalten der bruchmechanischen Probe nicht abgebildet werden. Die ermittelte Kohäsivspannung im Zentrum der gekerbten Zugprobe entspricht nicht dem gleichen Spannungszustand wie in der bruchmechanischen KLST-SK-Probe mit scharfem Anriss. Ursache ist die Mehrachsigkeit. Unter Berücksichtigung des Spannungsverlaufs zwischen Probenzentrum und Kerbgrund der gekerbten Zugprobe konnte eine Kohäsivspannung bestimmt werden, die von der Mehrachsigkeit abhängig ist. Mit dieser Beziehung war das Parameterfitting für eine Kohäsivenergie von 10 N/mm erfolgreich. Ein Vergleich der experimentellen Bruchfläche mit dem Risswachstum der FE-Simulation liefert nicht nur in Bezug auf die Risslänge gute Ergebnisse, sondern auch die Gestalt der Bruchfläche der Simulation ist ähnlich. Der Parametersatz für das Kohäsivzonenmodell bei Raumtemperatur des Stahls T91 konnte in diesem Kapitel bestimmt und validiert werden. Die Simulation der Kerbzugprobe unter Verwendung des Kohäsivzonenmodells mit dem gewonnenen Parametersatz und die Variation des Kerbgrunddurchmessers haben dies bestätigt. Außerdem zeigt eine KLST-SK-Probe, die bis zu einem J-Integral von 12 N/mm belastet wurde, so gut wie kein Risswachstum. Eine Kohäsivenergie von 10 N/mm ist daher plausibel.

In Kapitel 6 folgen zahlreiche Tests, bei denen die J-R-Kurve mit diesem Parametersatz vorwiegend an großen Proben, die zum Teil die Größenbedingungen der ASTM E1820 erfüllen, beschrieben werden kann. Jia & Dai [107] untersuchten beispielsweise den Bestrahlungseinfluss bei T91 und verglichen ihn mit der Bruchzähigkeit bei Raumtemperatur an kleinen angerissenen Biegeproben. Ihre Probengeometrie ist  $4 \times 2 \times 20 \text{ mm}^3$  bei einem Anrissverhältnis von 0,5. Bei Raumtemperatur beträgt die an dieser Probengeometrie gemessene Bruchzähigkeit etwa  $258 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Die KLST-SK-Proben der hier vorliegenden Arbeit liefern eine Bruchzähigkeit von  $365 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Sie sind im Vergleich mit den Proben von Jia & Dai um ca. 41 % größer. Sowohl die KLST-SK-Probe der hier vorliegenden Arbeit als auch die Probe von Jia & Dai ist nicht normgerecht, wodurch eine große Abweichung in Bezug auf die ermittelte Bruchzähigkeit entsteht. Diese Tatsache unterstreicht die

Notwendigkeit der normgerechten Ermittlung der Bruchzähigkeit um den Größeneffekt unterschiedlich großer Proben berücksichtigen zu können.

### 5.3.4 Parameterfitting bei Tieftemperatur

Wie bereits ausführlich bei den Raumtemperaturversuchen beschrieben, wird in diesem Abschnitt die gleiche Prozedur angewandt, um die Kohäsivenergie über ein Parameterfitting zu bestimmen. Die bruchmechanischen Versuche an den KLST-Proben ohne Seitenkerben hatten gezeigt, dass auch bei  $-150^{\circ}\text{C}$  die inelastische Verformung eine nicht zu vernachlässigende Rolle spielt. Basierend auf der Erkenntnis aus den Simulationen bei RT wird in diesem Abschnitt direkt die mehrachsige Kohäsivspannung für das Parameterfitting verwendet, siehe Gleichung 5.6.

Es wird angenommen, dass die Bildung von Mikrowaben lokal ab einer bestimmten Spannung erfolgt. Ist die für die jeweilige Mehrachsigkeit gültige lokale maximale Spannung erreicht, erfolgt lokal ein Spaltbruch. Die Spannung fällt ab (und damit auch die Mehrachsigkeit) und bildet Mikrowaben bis die lokale maximale Spannung wieder erreicht ist. Dies erfolgt über den kompletten Querschnitt beginnend vom Zentrum der Probe bis zum Kerbgrund.

Zur Simulation wird das FE-Modell aus Abschnitt 5.3.1 ohne Seitenkerben verwendet. Die Abmessungen des Modells ( $B$ ,  $W$ ,  $a_0$ ) entsprechen den Mittelwerten der getesteten Proben. Für das Kohäsivzonenmodell wurde bislang das Separationsgesetz von Scheider mit den Formparametern  $\delta_1 = 0,01 \delta_c$  und  $\delta_2 = 0,1 \delta_c$  verwendet. Für die Simulation bei  $-150^{\circ}\text{C}$  wird der Formparameter  $\delta_2$  gleich dem Formparameter  $\delta_1$  zu  $0,01 \delta_c$  gesetzt. Bei sprödem Bruchverhalten sollte die Kohäsivspannung  $\sigma_c$  zwischen  $\delta_1$  und  $\delta_2$  der kritischen Separation nicht wie bei duktilem Risswachstum konstant gehalten werden, da mit dem Erreichen der maximalen Spannung versagen in Form von instabilem Risswachstum auftritt. Hierzu wurde das Separationsgesetz im User-Element von Scheider in der hier vorliegenden Arbeit für

die Tieftemperaturversuche in der Art modifiziert, dass nach dem Erreichen der maximalen Kohäsivspannung diese wieder bis zur kritischen Separation abnimmt. Dafür wurden die Polynome höherer Ordnung des Separationsgesetzes von Scheider, die die Übergänge in den Bereich mit konstanter Kohäsivspannung stetig differenzierbar machen, entfernt.

Die experimentellen Ergebnisse hatten gezeigt, dass nicht mit stabilem Risswachstum zu rechnen ist. Deswegen wird die Länge der Kohäsivzone innerhalb des Restligaments auf 0,5 mm beschränkt, um die Anzahl der Freiheitsgrade zu limitieren. Eine Simulation ohne Kohäsivzonenmodell hat ergeben, dass die Mehrachsigkeit der KLST-Probe ohne Seitenkerben im EVZ bei  $-150^{\circ}\text{C}$  mit 2,17 etwas geringer ist als bei Raumtemperatur. Im Folgenden wird nun auf die Identifikation der Kohäsivenergie eingegangen und der gefundene Parametersatz validiert.

### 5.3.4.1 Mehrachsigkeitsabhängige Kohäsivspannung

Für die Parameterbestimmung muss auf Grund der Streuung der Bruchzähigkeit im Experiment ein deterministischer Ansatz gewählt werden, bei dem - anders als bei Raumtemperatur - die Simulation ein Abbruchkriterium benötigt. Das Abbruchkriterium ist das Versagen im Experiment für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 %. Die Kohäsivenergie gilt als ermittelt, wenn das J-Integral gemäß dem Versuch 44,2 N/mm beträgt. Dies entspricht einer Probendurchbiegung von 0,29 mm (siehe Abschnitt 4.4.5).

Das Ergebnis des Parameterfittings zeigt Abbildung 5.38. Die rote Kurve des Kraft-Durchbiegungs-Diagramms zeigt das Simulationsergebnis für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm und der mehrachsigkeits-abhängigen Kohäsivspannung gemäß Gleichung 5.6 auf Seite 124. Die stark streuenden experimentellen Daten sind in schwarz dargestellt. Die Kraft fällt in der Simulation bei einer Durchbiegung von ca. 0,29 mm schlagartig ab, da bei dieser Durchbiegung sehr viele Elemente auf einmal versagen. Der Riss wächst instabil und die Simulation bricht ab, da diese nicht in der Lage ist, mit sehr

großen Änderungen der Probensteifigkeit umzugehen. In Abbildung 5.39 (links) ist die Ausfallwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit der Durchbiegung zu sehen. Die Simulation (rotes Kreuz) wurde durch Variation der Kohäsivenergie (5,3 N/mm) so angepasst, dass das Versagen bei der geforderten Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % eintritt.

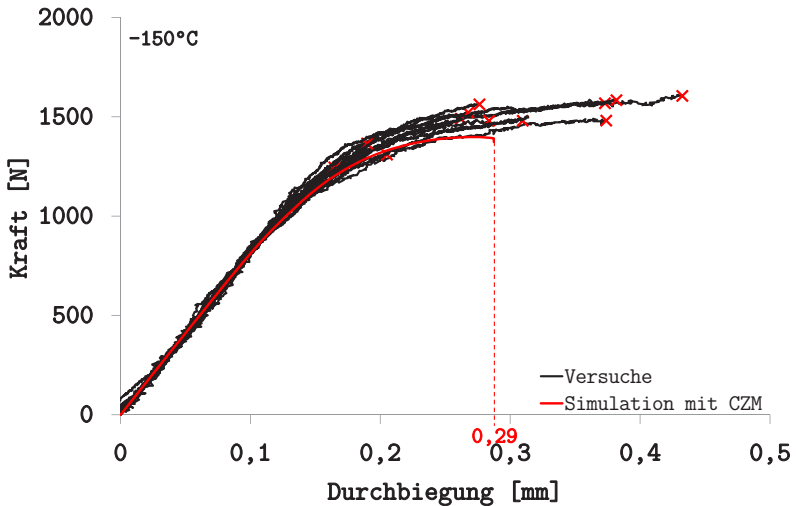


Abbildung 5.38: FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm für die KLST-Probe bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Ein Versuch, die Kohäsivenergie ohne Berücksichtigung der mehrachsigen Kohäsivspannung zu bestimmen, hat gezeigt, dass es durch Variation der Kohäsivenergie nicht gelingt, das Verhalten der Kraft-Durchbiegungskurve zu beschreiben. Bei konstanter Kohäsivspannung nimmt die Kraft kontinuierlich ab und der Riss wächst stabil.

Bei der genannten Durchbiegung beträgt das J-Integral  $J_{Qc}$  in der Simulation 43,8 N/mm (Abbildung 5.39, rechts) und beschreibt gut das experimentelle Ergebnis (44,2 N/mm) bei der Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 %. Bis zum Erreichen dieses J-Integrals zeigt die Kohäsivzone der Simulation, dass ei-

nige Elemente versagt haben, bevor der Riss instabil wächst. In Abbildung 5.40 ist das J-Integral in Abhängigkeit des Risswachstums dargestellt. Der Riss beginnt ab einem J-Integral von 10,6 N/mm zu wachsen. Der elastische Anteil des J-Integrals beträgt dabei 8,3 N/mm. Mit zunehmendem J-Integral steigt das Risswachstums und erreicht bei 43,8 N/mm eine Sättigung - der Riss breitet sich instabil aus.

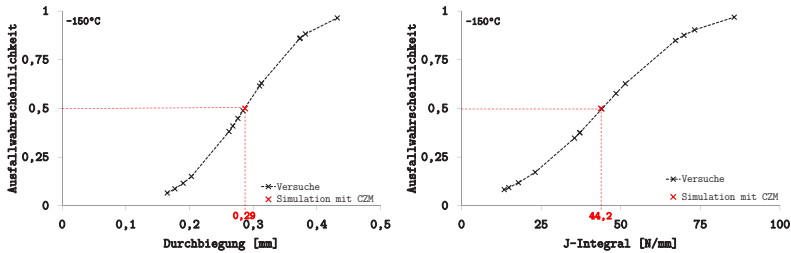


Abbildung 5.39: FE-Ergebnisse: Durchbiegung in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit (links) und J-Integral in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit (rechts) für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm für die KLST-Probe bei -150°C

Die vorläufige Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  beträgt dabei  $103 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Bereits im experimentellen Teil der Arbeit (Abschnitt 4.4.5.2) hatte sich gezeigt, dass die Größenbedingungen für eine KLST-Probe nicht erfüllt sind. Im Moment des Versagens ist die Spannungsverteilung stark auf den Bereich der Risspitze lokalisiert. Die von Mises Vergleichsspannung in Abbildung 5.41 a) beträgt maximal 2731 MPa und die äquivalente Vergleichsdehnung ist maximal 1,04. Es ist allerdings in Abbildung 5.41 b) deutlich zu erkennen, dass die plastische Zone sehr klein ist.

Die Verteilung der Spannungs- und Dehnungskomponenten beim Versagen sind im Anhang in Abbildung A.16 beigefügt. Die Parameter zur Beschreibung des Bruchprozesses bei -150°C sind damit erfolgreich mit Hilfe einer mehrachsigen Kohäsivspannung (Gleichung 5.6 auf Seite 124) und einer konstanten Kohäsivenergie bestimmt. Die Kohäsivenergie ist im

Vergleich zu den Versuchen bei Raumtemperatur mit 5,3 N/mm etwa 47 % geringer. Wie zuvor bei Raumtemperatur soll auch bei Tieftemperatur die Verwendung der Kohäsivzonenparameter im Folgenden abgesichert werden.

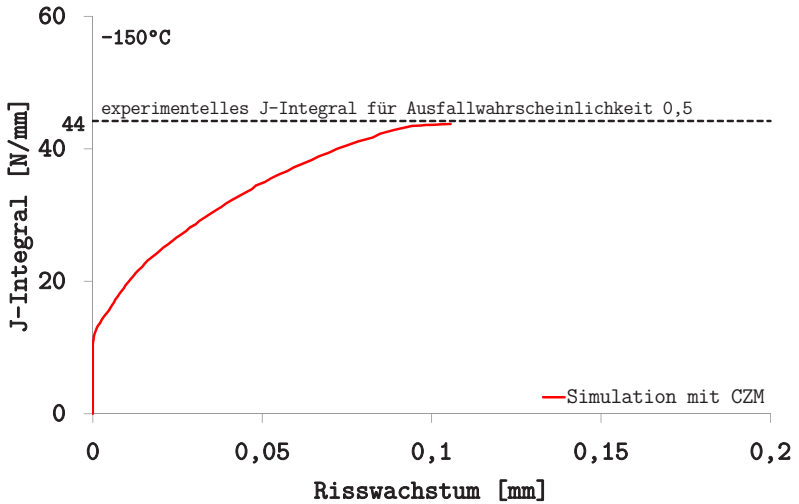


Abbildung 5.40: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm für die KLST-Probe bei -150°C

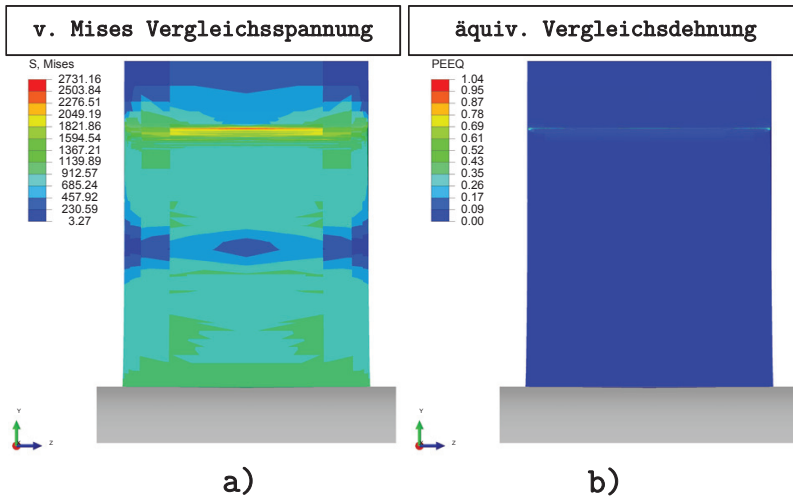


Abbildung 5.41: FE-Ergebnisse: Von Mises Vergleichsspannung (links) und äquivalente Vergleichsdehnung (rechts) zum Zeitpunkt des Bruchs für die KLST-Probe bei  $-150^{\circ}\text{C}$

### 5.3.4.2 Validierung der verwendeten Kohäsivzonenparameter bei Tieftemperatur

Mit dem Parametersatz des Kohäsivzonenmodells soll jetzt die glatte und die gekerbte Zugprobe (Kerbradius 0,1 mm) unter Verwendung des Kohäsivzonenmodells simuliert werden. Hierfür werden im Bereich der Symmetrieebene in Probenlängsrichtung axialsymmetrische Kohäsivzonenelemente implementiert.

Für die glatte Zugprobe tritt das Versagen bei einer wahren Dehnung von ca. 0,93 auf, Abbildung 5.42 (links). Die rote Kurve zeigt das Simulationsergebnis im Vergleich zum Versuchsergebnis (grau) für Probe N09. Das experimentelle Verhalten kann mit dem Parametersatz sehr gut beschrieben werden. Gleiches trifft für die Simulation der gekerbten Zugprobe zu. Bei Probe KZP07 tritt bei einer gemittelten wahren Dehnung von 0,33 Versagen (rot) ein. Dies ist in guter Übereinstimmung mit dem Versuch (schwarz)



(Abbildung 5.42, rechts). Die Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit wurde durch lineare Interpolation zwischen der lokalen maximalen Spannung und der dazugehörigen Mehrachsigkeit der glatten und der gekerbten Zugprobe mit einem Kerbradius von 0,1 mm bestimmt. Für die Simulationen an den bruchmechanischen Proben konnte durch Extrapolation dieser linearen Beziehung das Bruchverhalten der KLST-Probe beschrieben werden.

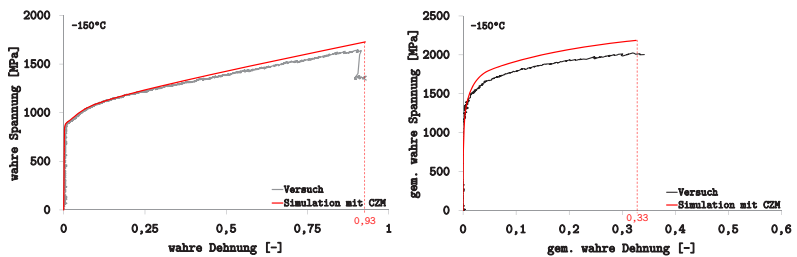


Abbildung 5.42: Validierung: Glatte Zugprobe (links) und gekerbte Zugprobe (rechts) mit den identifizierten Kohäsivzonenparametern bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Um zu überprüfen, ob die Annahme einer linearen Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit gerechtfertigt ist, wurde der Kerbradius variiert, so dass Datenpunkte zwischen denen der glatten und der gekerbten Probe mit Kerbradius von 0,1 mm bestimmt werden können. Die Kerbradien für diese Versuche betragen 0,5 und 1,0 mm. Abbildung 5.43 zeigt die experimentellen Datenpunkte (farbig) im Vergleich zur linearen Extrapolation der Kohäsivspannung (schwarz), die auf dem Ergebnis der glatten (grüne Punkte) und der gekerbten Zugprobe mit Kerbradius von 0,1 mm (rote Punkte) basiert.

Die lila Punkte zeigen das Ergebnis für einen Kerbradius von 1 mm und die blauen Punkte für einen Kerbradius von 0,5 mm. Diese Datenpunkte sind in sehr guter Übereinstimmung mit der schwarzen Kurve, womit die Annahme der linearen Beziehung gerechtfertigt und validiert ist. Auffällig

ist allerdings, dass die Ergebnisse der Probe mit einem Kerbradius von 0,1 mm im Vergleich relativ stark streuen.

Zur Validierung der Kohäsivenergie von 5,3 N/mm wird angenommen, dass die Kohäsivenergie dem J-Integral entspricht. Dies ist nach [58] für ideal spröde Materialien der Fall. Mit dieser Annahme beträgt die Bruchzähigkeit für dieses J-Integral  $35,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Unter Verwendung der Probengeometrie der KLST-Probe und Gleichung 2.11 entspricht dies einer Belastung mit einer Kraft von 902 N. Diese Kraft ist im Kraft-Durchbiegungs-Diagramm in Abbildung 5.44 mit einem Kreis in orange markiert.

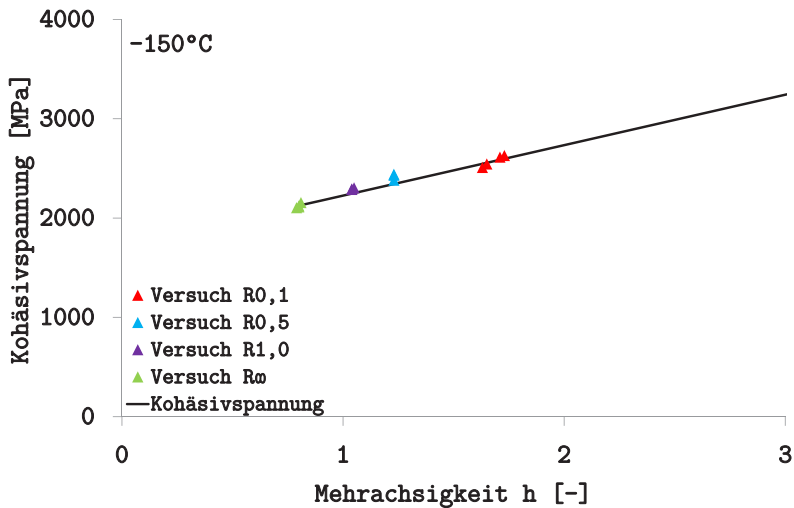


Abbildung 5.43: Validierung: Experimentelle Studie zum Einfluss des Kerbradius auf die Kohäsivspannung bei  $-150^\circ\text{C}$

Es ist deutlich zu erkennen, dass die experimentellen Daten (schwarz) in diesem Bereich eine Art Streuband in Bezug auf die Kraft-Durchbiegungs-Kurve entwickeln. Es wird angenommen, dass die Proben unter ideal spröden Bedingungen bei dieser Kraft brechen würden. Durch die noch vorhandene inelastische Verformung bei  $-150^\circ\text{C}$  kommt es statt dessen allerdings zu

Streuung und größeren Bruchzähigkeiten. Demnach beeinflusst die Kohäsivspannung primär das inelastische Verhalten, was sich auch in den Simulationen der Zugprobe zeigt, bei denen die Kohäsivenergie nicht maßgeblich das Versagen beeinflusst.

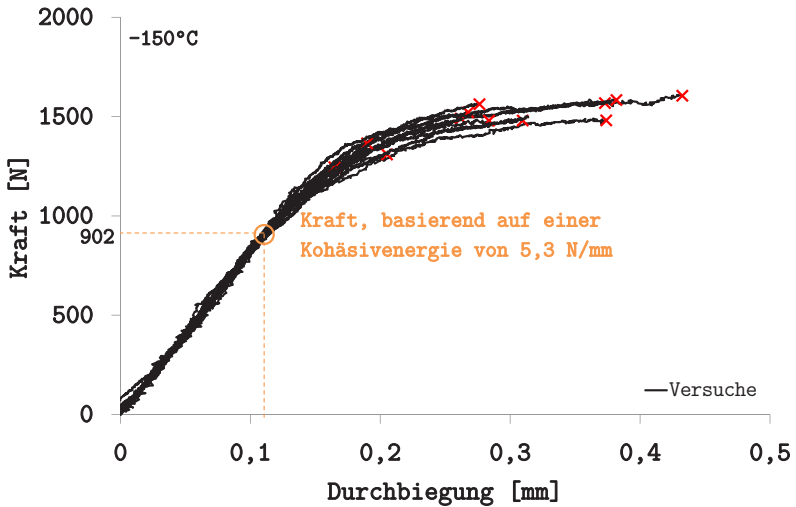


Abbildung 5.44: Validierung: Überprüfung der Kohäsivenergie an Hand der experimentellen Kraft-Durchbiegungs-Kurve bei  $-150^{\circ}\text{C}$

### 5.3.4.3 Zusammenfassung bei Tieftemperatur

Die Kohäsivenergie konnte bei einer Temperatur von  $-150^{\circ}\text{C}$  durch das Parameterfitting für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % zu  $5,3 \text{ N/mm}$  bestimmt werden. Auch bei den Tieftemperaturversuchen wurde die Kohäsivspannung - wie bei Raumtemperatur- in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit verwendet. Zwischen der Kohäsivspannung und der Mehrachsigkeit basierend auf der lokalen maximalen Bruchspannung der glatten und der gekerbten Zugprobe besteht bei  $-150^{\circ}\text{C}$  ein linearer Zusammenhang. Die Bruchzähigkeit  $K_Q$  beträgt bei diesem Parametersatz des Kohäsivzonenmodells für die

KLST-Probe ohne Seitenkerben  $103 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Die an der kleinen Probe ermittelte Bruchzähigkeit  $K_Q$  erfüllt wie zu erwarten die Größenbedingungen nicht. Dies wird auch nicht gefordert. Die kleine KLST-Probe soll lediglich zur Parameteridentifikation dienen. Ein Vergleich der Bruchzähigkeit mit Werten aus der Literatur erfolgt in Kapitel 6 an der großen normgerechten Probe.

### 5.4 Zusammenfassung der Parameterbestimmung

Bei der Parameterbestimmung konnte durch die Zugversuche an gekerbten Proben die Kohäsivspannung für Raum- und Tieftemperaturversuche bestimmt werden. In beiden Fällen wurde die lokale maximale Kohäsivspannung ermittelt. Außerdem wurde die Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit analysiert. Bei Raumtemperatur besteht dabei eine Abhängigkeit, die durch ein Polynom 2. Ordnung beschrieben werden kann, und bei Tieftemperatur ist die Beziehung linear.

Die Ermittlung der Kohäsivenergie an bruchmechanischen Biegeproben wurde durch eine Simulation mit dem Kohäsivzonenmodell bei Raumtemperatur an KLST-SK-Proben mit Seitenkerben durchgeführt. Die Kohäsivenergie konnte zu  $10 \text{ N/mm}$  bestimmt werden, wobei das Parameterfitting beendet wurde, sobald die Kraft-Durchbiegungs- und die J-R-Kurve von Simulation und Versuch die nachfolgenden Kriterien erfüllt haben. In Bezug auf die Kraft-Durchbiegungs-Kurve werden das globale Kraftmaximum und die maximale Kraft bei der im Versuch maximalen verwendeten Durchbiegung herangezogen. Es wird gefordert, dass die Abweichung zwischen Simulation und Versuch kleiner als 10 % ist. Für die J-R-Kurve soll jeweils der Wert des J-Integrals und der Rissverlängerung bei der im Versuch maximalen verwendeten Durchbiegung ebenfalls eine Abweichung kleiner als 10 % aufweisen.

Die Versuche bei  $-150^{\circ}\text{C}$  an KLST-Proben ohne Seitenkerben führen zu einer Kohäsivenergie von  $5,3 \text{ N/mm}$ . Hierbei wurde für die Anpassung der Kohäsivenergie das J-Integral für eine 50 %-ige Ausfallwahrscheinlichkeit herangezogen.

Die Bruchzähigkeit einer KLST-SK-Probe bei Raumtemperatur beträgt, basierend auf der Auswertung der J-R-Kurve,  $365 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei  $-150^{\circ}\text{C}$  an der KLST-Probe lediglich  $103 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Beide Werte erfüllen die Größenbedingung gemäß ASTM E1820 nicht und die ASTM E399 darf wegen der vorhandenen inelastischen Verformung nicht angewandt werden. Im nächsten Kapitel wird durch FE-Simulationen untersucht, in wie fern die Bruchzähigkeit einer großen Probe mit den in diesem Kapitel ermittelten Parametern vorhergesagt werden kann.



## 6 Validierung der Methode

*Die Validierung soll dazu dienen, die vorhergesagten Bruchzähigkeiten an großen Proben mit Hilfe der FE-Simulationen zu belegen. Bei Raumtemperatur werden experimentelle Versuche an seitengekerbten großen Proben durchgeführt. Für die Tieftemperaturversuche, bei denen kein Risswachstum erwartet wird, werden Proben ohne Seitenkerben verwendet. Zudem werden bei Raumtemperatur Validierungen gezeigt, die auf verschiedenen Probengeometrien basieren. Diese Geometrien und experimentellen J-R-Kurven wurden zum Teil der Literatur entnommen. Abschließend wird ein Vergleich der Bruchzähigkeit in der Hoch- und Tieflage des Materials diskutiert.*

### 6.1 Versuche zur Validierung an großen Proben

#### 6.1.1 Probengeometrie

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit fordert die Einhaltung der Größenbedingungen der entsprechenden Normen ASTM E1820 für duktilen bzw. ASTM E399 für sprödes Materialverhalten.

In Anlehnung an die Arbeit von Schneider [3] wurde eine Probe gewählt, die 9 mm breit und 18 mm hoch ist. Sie wird in dieser Arbeit „ASTM-9“ genannt. Das Anrissverhältnis beträgt gemäß der Norm 50 %. Im Gegensatz zu den KLST-Proben besitzt die ASTM-9-Probe die Möglichkeit, einen Rissöffnungsaufnehmer zu verwenden. Die Abmessungen der einzelnen Proben sind im Anhang in Tabelle A.4 und die technischen Zeichnungen in Abbildung A.9 beigefügt. Für die Versuche bei Raumtemperatur werden Proben mit Seitenkerben („ASTM-9-SK“) verwendet, die eine um 20 % reduzierte

Probenbreite haben. Die Proben für die Versuche bei  $-150^{\circ}\text{C}$  besitzen keine Seitenkerben („ASTM-9“). Abbildung 6.1 dient zur Verdeutlichung des Größenunterschieds zwischen der kleinen KLST-Probe (unten) und der großen ASTM-9-Probe (oben). Der wesentliche Vorteil der KLST-Proben ist der geringere Materialbedarf.

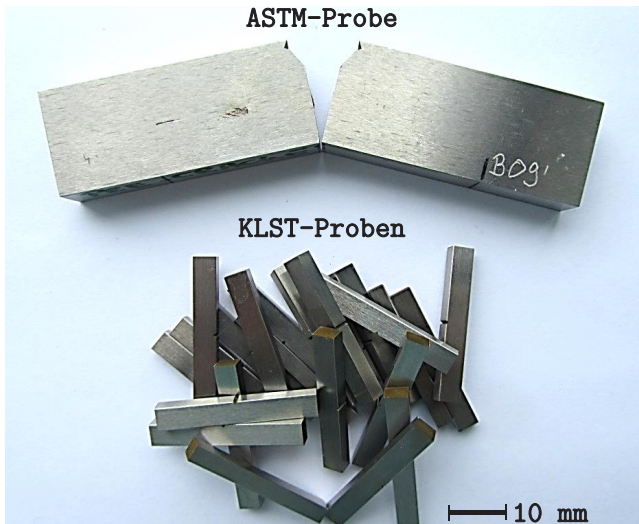


Abbildung 6.1: Größenvergleich der kleinen KLST-Proben und der großen ASTM-9-Probe

### 6.1.2 Anrisserzeugung

Der Ermüdungsanriss wird wie bei den KLST-Proben (siehe Abschnitt 4.4.2) mit einer Resonanzbiegemaschine eingebracht. Das zulässige Biegemoment zur Anrisserzeugung gemäß Gleichung 4.7 auf Seite 81 beträgt bei einer Anrisslänge von 9 mm maximal 78 Nm. Wegen der Belastungsgrenzen der Resonanzbiegemaschine wird ein Biegemoment von 30 Nm bei einem Lastverhältnis von 0,1 verwendet. Die geforderten Grenzen der Normen werden damit auf jeden Fall eingehalten.



### 6.1.3 Versuchsaufbau und -durchführung

Die Versuche an der ASTM-9-Probe werden in der hydraulischen 63 kN Prüfmaschine durchgeführt. Mit Hilfe einer speziell angefertigten Biegevorrichtung (siehe Zeichnungen im Anhang in Abschnitt A.1) kann die Maschine für diese Versuche verwendet werden. Die Finne (3) befindet sich an dem feststehenden Kolben (1) der Prüfmaschine, siehe Abbildung 6.2 a). Am beweglichen Kolben (2) ist die eigentliche Biegevorrichtung montiert. Damit die Finne immer senkrecht zur Vorrichtung ausgerichtet ist, ist sie mit einer Führung (4) versehen.

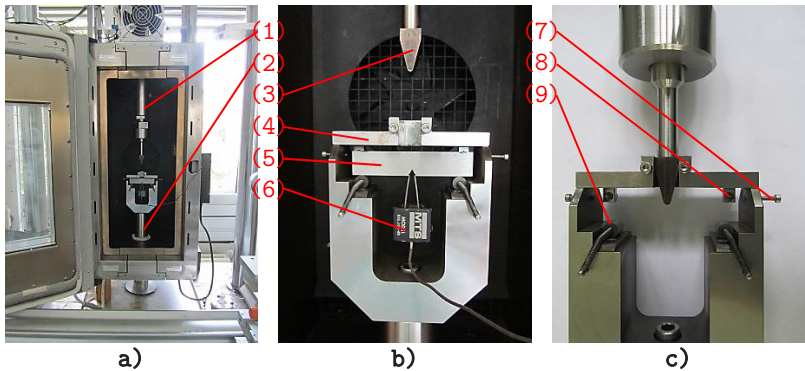


Abbildung 6.2: Versuchsaufbau für den Biegeversuch an großen ASTM-Proben

Abbildung 6.2 b) zeigt eine Probe (5) mit Rissöffnungsaufnehmer (COD), die auf den zwei Auflagerrollen (9) aufliegt. Das Rotieren der Rollen wird durch Zugfedern realisiert, wodurch die Rollen an die darunterliegende Platte und den seitlichen Anschlag gezogen werden. Um die Probe symmetrisch zwischen den Auflagern platzieren zu können, gibt es einen seitlichen Anschlag (7), der die Position vorgibt. Außerdem sorgt ein weiterer Anschlag (8) dafür, dass die Probe nicht schräg in der Vorrichtung liegt (Abbildung 6.2 c)). Die Finne ist wegen der hohen Kräfte aus gehärtetem Stahl. Die Rollen und die darunterliegenden Platten sind nur oberflächengehärtet. Der

Auflagerabstand ist mit 72 mm nicht variabel und entspricht der vierfachen Probenhöhe. Generell können in dieser Vorrichtung auch Proben getestet werden, die eine andere Probenbreite besitzen. Die Probe sollte jedoch nicht breiter als 15 mm sein, da sie sonst breiter als die verwendete Finne ist. Für die Raumtemperaturversuche wird ein Rissöffnungsaufnehmer der Firma MTS und für die Versuche bei  $-150^{\circ}\text{C}$  ein Aufnehmer der Firma Sander verwendet.

### 6.1.4 Versuchsergebnisse bei Raumtemperatur

Die Versuche der ASTM-9-SK-Proben werden im Mehrprobenversuch in Anlehnung an die Versuche der KLST-Proben durchgeführt. Neben der Durchbiegung, die über den Kolbenweg gemessen wird, befindet sich an der Probe ein Rissöffnungsaufnehmer zur Messung der Rissöffnung. In Abbildung 6.3 ist das Kraft-Rissöffnungs-Diagramm dargestellt.

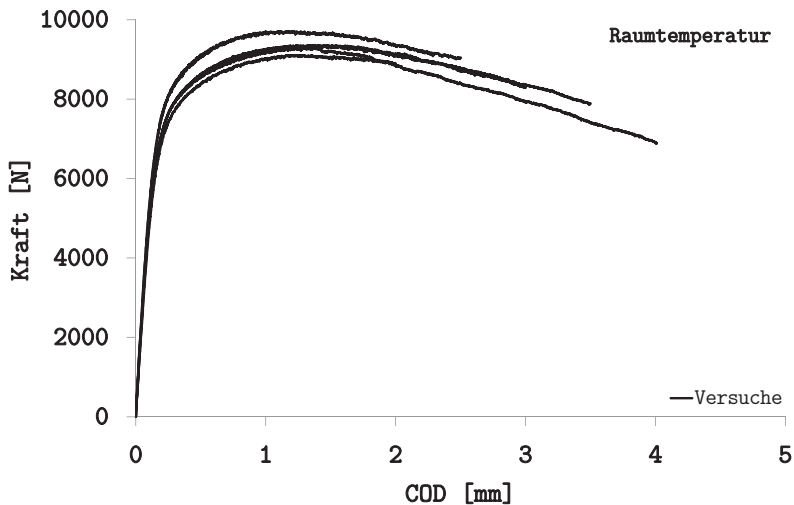


Abbildung 6.3: Kraft-COD-Diagramme der ASTM-9-SK-Proben mit Seitenkerben bei RT

Wie zu erwarten, verhält sich das Material bei Raumtemperatur anfangs linear-elastisch und geht danach in den Bereich elastisch-plastischer Verformungen über. Die Tatsache, dass die verschiedenen Proben ähnliche Kraftmaxima aufweisen, deutet auf ein ähnliches Anrissverhältnis und die ähnlichen Kurvenverläufe auf ein homogenes Material mit geringer Streuung hin. Die unterschiedlichen Proben sind bis zu einer Rissöffnung zwischen 1,5 und 4 mm belastet worden.

Um die J-R-Kurve konstruieren zu können, ist außerdem die Information über das Risswachstum notwendig. Die Bruchflächen der sechs getesteten Proben sind in Abbildung 6.4 gemäß zunehmender Durchbiegung dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der Ermüdungsanriss im Vergleich zu den KLST-Proben nicht streng symmetrisch zur Probenmitte ist. Die Ursache liegt in der Anrisserzeugung mittels der Resonanzbiegemaschine. Dennoch wird die Rissverlängerung der Proben bestimmt. Diese beträgt beispielsweise für die Probe „B03“ 2,2 mm bei einer Durchbiegung von 5,14 mm.

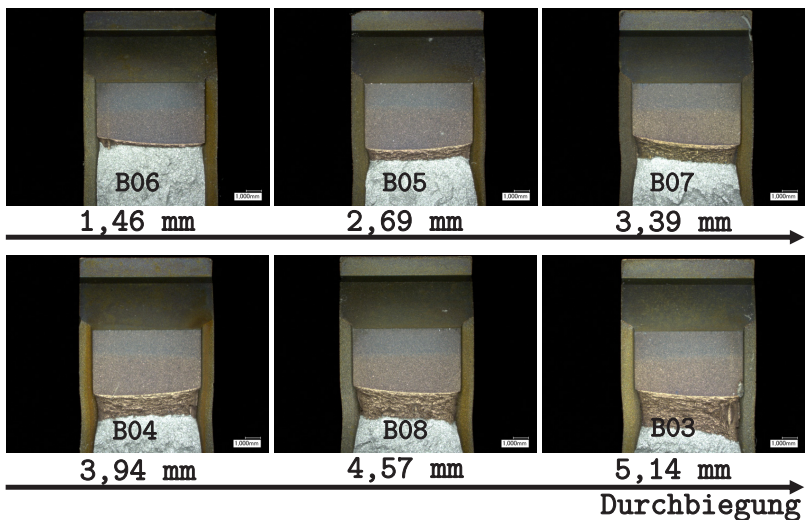


Abbildung 6.4: Bruchflächen der ASTM-9-SK-Proben mit Seitenkerben bei RT

Basierend auf den gewonnenen Daten wird die Risswiderstandskurve konstruiert und gemäß Anhang A16 der ASTM E1820 korrigiert. Das Ergebnis ist in Abbildung 6.5 gezeigt. Eine Auswertung in Bezug auf die Bruchzähigkeit erfolgt an dieser Stelle nicht. Die experimentellen Daten sollen lediglich für die Validierung der berechneten und somit vorhergesagten J-R-Kurve basierend auf den Kohäsivzonenparametern der kleinen Probe in Kapitel 5 dienen.

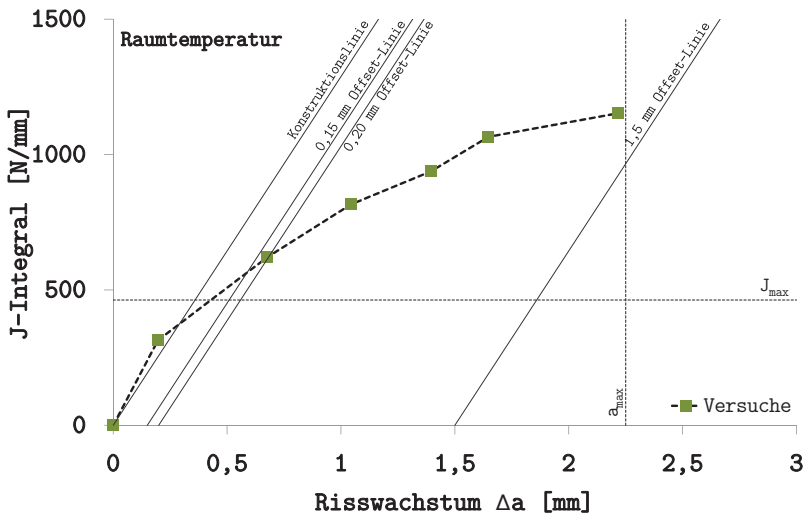


Abbildung 6.5: Risswiderstandskurve der ASTM-9-SK-Proben mit Seitenkerben bei RT

Generell fällt allerdings auf, dass der Schnittpunkt der J-R-Kurve mit der 0,2-mm-Versatzlinie über dem maximalen J-Integral  $J_{max}$  (gestrichelte horizontale Linie) liegt. Dies zeigt, dass die Bruchzähigkeit mit dieser Probe ebenfalls die Restriktionen der Norm ASTM E1820 nicht erfüllen wird. Die ASTM-9-SK-Probe ist somit folglich eine „große“, nicht normgerechte Probe.

### 6.1.5 Versuchsergebnisse bei Tieftemperatur

Die Proben der Versuche bei  $-150^{\circ}\text{C}$  werden bis zum Bruch belastet und während des Versuchs die Kraft, die Durchbiegung und die Rissöffnung aufgezeichnet. Es ist zu erwarten, dass die Probe im linear-elastischen Bereich versagen wird, da die plastische Zone im Vergleich zur Probengröße klein ist. Die KLST-Probe hat bei  $-150^{\circ}\text{C}$  im Gegensatz noch inelastische Verformung gezeigt.

Das Kraft-Rissöffnungs-Diagramm in Abbildung 6.6 bestätigt die Vermutung. Die getesteten Proben versagen im linear-elastischen Bereich. Es tritt keine signifikante inelastische Verformung auf. Die Proben versagen in Folge der Streuung bei einer Rissöffnung zwischen 0,06 und 0,12 mm. Eine Auswertung in Bezug auf eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % ergibt eine Rissöffnung von 0,089 mm (Abbildung 6.7, links). Dieser Wert wird später mit der FE-Simulation verglichen.

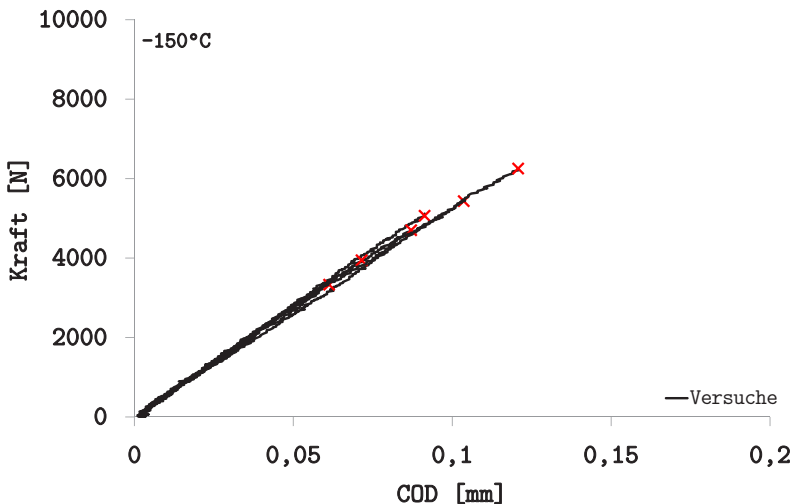


Abbildung 6.6: Kraft-COD-Diagramme bei ASTM-9-Proben ohne Seitenkerben für  $-150^{\circ}\text{C}$

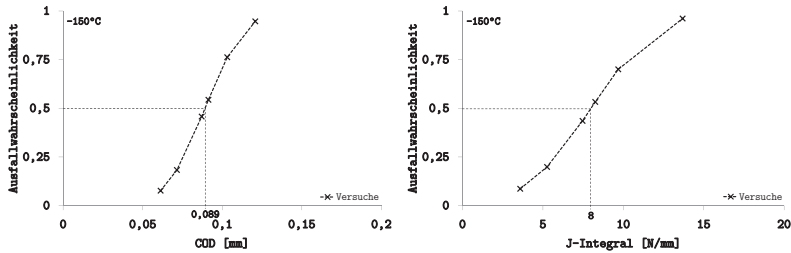


Abbildung 6.7: Ausfallwahrscheinlichkeit der Rissöffnung (links) und J-Integral in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit (rechts) bei ASTM-9-Proben ohne Seitenkerben für -150°C

Die nicht vorhandene inelastische Verformung erlaubt eine Auswertung gemäß ASTM E399 - also der direkten Bestimmung der Bruchzähigkeit. Bei den KLST-Proben musste dies indirekt über das J-Integral erfolgen. Es ist nicht damit zu rechnen, dass die Bruchflächen stabiles Risswachstum zeigen (Abbildung 6.8).

Basierend auf den Informationen der maximalen Kraft kann die Bruchzähigkeit der getesteten Proben gemäß Gleichung 2.11 (Seite 13) in Anlehnung an ASTM E399 bestimmt werden. Für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % beträgt die vorläufige Bruchzähigkeit  $K_Q = 43,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Dies entspricht einem elastischen J-Integral  $J_{el}$  von 7,74 N/mm. In Abbildung 6.7 (rechts) ist die Ausfallwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit des gesamten J-Integrals dargestellt. Hierbei wurde entgegen der ASTM E399 zusätzlich der geringe Anteil des plastischen J-Integrals  $J_{pl}$  berücksichtigt und führt auf ein J-Integral  $J_Q$  von 8 N/mm. Dies ist hier zwar nicht erforderlich, dient aber später einem besseren Vergleich mit dem Simulationsergebnis.

Die Überprüfung der Größenbedingungen gemäß ASTM E399 gemäß Gleichung 2.12 auf Seite 14

$$8,98 \text{ mm} \geq 2,5 \left( \frac{K_Q}{R_{p0.2}} \right)^2 = 7,12 \text{ mm} \quad (6.1)$$

zeigt, dass die ASTM-9-Probe ohne Seitenkerben bei  $-150^{\circ}\text{C}$  die Größenbedingung erfüllt. Somit kann die vorläufige Bruchzähigkeit als Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  bezeichnet werden und beträgt  $43,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

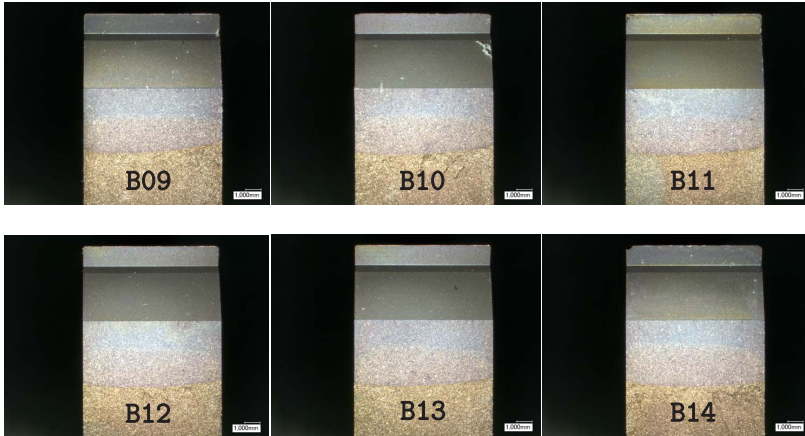


Abbildung 6.8: Bruchflächen bei ASTM-9-Proben ohne Seitenkerben für  $-150^{\circ}\text{C}$

Eine Untersuchung der Bruchflächen in Abbildung 6.8 zeigt, dass alle getesteten Proben zwischen dem Ermüdungsanriss und dem spröden Bruch keinen Bereich aufweisen, der auf stabiles Risswachstum hindeutet. Die Anwendung der ASTM E399 ist damit gerechtfertigt.

Die ASTM-9 Probe hat in Bezug auf ihr globales Verhalten im Kraft-Rissöffnungs-Diagramm linear-elastisches Verhalten gezeigt. Dieses sollte sich ebenfalls in der Bruchfläche der Probe widerspiegeln. Die Rissfront einer ASTM-9-Probe als Übergang zwischen dem Ermüdungsanriss und der Bruchfläche ist bei dieser Probe sehr schwer zu erkennen. Dies ist ein Indiz dafür, dass die Probe innerhalb des linear-elastischen Bereichs versagt ist.

Dennoch konnte die Rissfront identifiziert werden und wurde durch eine gelbe Linie in der Abbildung farblich hervorgehoben (Abbildung 6.9, links). Eine Detailansicht im Übergang zwischen Ermüdungsanriss und Bruchfläche (grüner Kasten) zeigt Abbildung 6.9 (oben rechts). Im Vergleich zu der Bruchfläche der KLST-Probe bei  $-150^{\circ}\text{C}$  (Abbildung 4.42 auf Seite 97) sind bei der ASTM-9-Probe viel weniger Bereiche sichtbar, die auf Mikrowaben und somit auf duktilen Verhalten hindeuten. Insgesamt ist die Bruchfläche weniger rau als bei den KLST-Proben, insbesondere direkt an der Rissfront. Somit ist das Versagen innerhalb des linear-elastischen Bereichs plausibel. Die Detailansicht bei 5000-facher Vergrößerung (roter Kasten) in Abbildung 6.9 (unten) bestätigt nochmals die vorhandenen Facetten ohne nennenswerte Mikrowaben und mit einer glatten Bruchfläche.

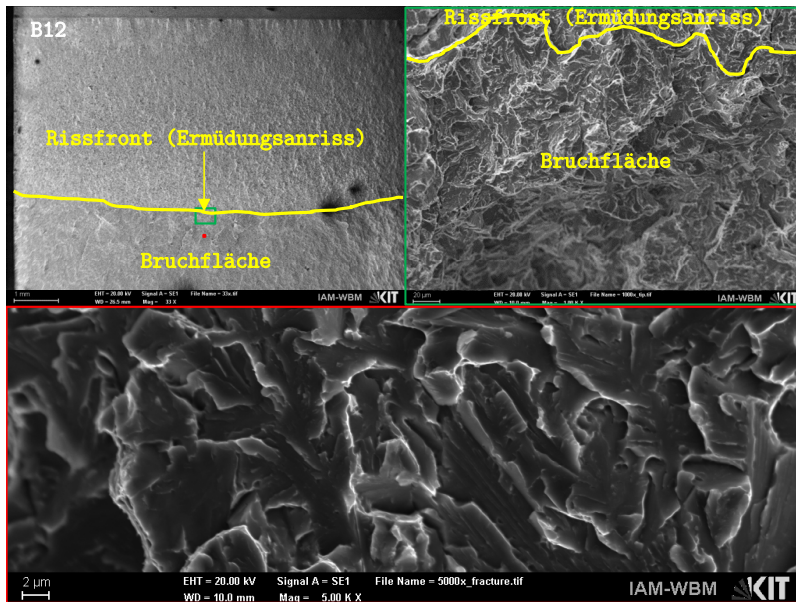


Abbildung 6.9: REM-Aufnahmen der ASTM-9-Probe B12 ohne Seitenkerben bei  $-150^{\circ}\text{C}$



### 6.1.6 Zusammenfassung

In diesem Abschnitt wurden die experimentellen Daten, die zur Validierung der FE-Simulationsergebnisse bei Raum- und Tieftemperatur notwendig sind, erläutert. Es hat sich gezeigt, dass bei Raumtemperatur stabiles Risswachstum auftritt. Die ASTM-9-SK-Probe scheint die Norm ASTM E1820 nicht zu erfüllen. Dennoch werden die Daten später mit denen der FE-Simulation verglichen. In Abbildung 6.10 sind die J-R-Kurven der ASTM-9-SK-Probe und der KLST-SK-Probe dargestellt.

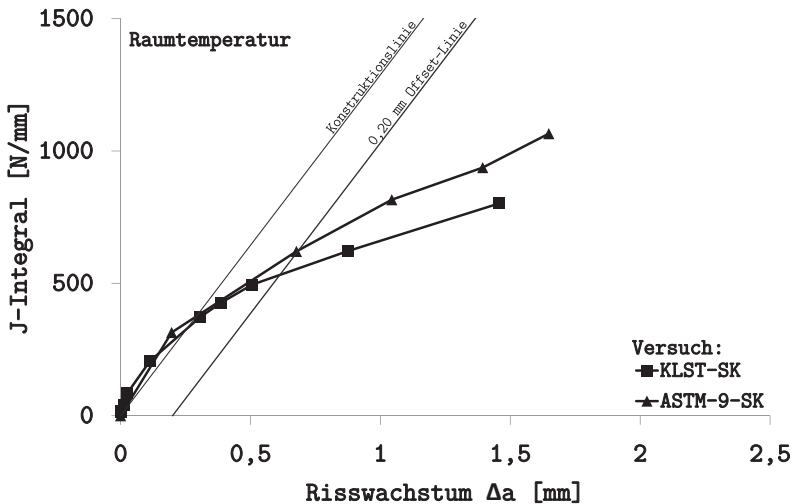


Abbildung 6.10: Risswiderstandskurve bei RT der kleinen KLST-SK-Probe und großen ASTM-9-SK-Probe (mit Seitenkerben)

Der Schnittpunkt mit der 0,2-mm-Versatzlinie zeigt, dass die Bruchzähigkeit der KLST-SK-Probe etwas geringer sein wird. Generell unterscheiden sich die beiden J-R-Kurven basierend auf einer kleinen und einer großen Probe nicht wesentlich und entsprechen damit dem Ergebnis der Arbeit von Schneider [3]. Sein Ziel war es, durch Modifikation der Probengeometrie die

Bruchzähigkeit an kleinen Proben bestimmen zu können.

Die Abbildung 6.11 zeigt den Vergleich des J-Integrals bei  $-150^{\circ}\text{C}$  in Abhängigkeit der Ausfallwahrscheinlichkeit für die ASTM-9-Probe und die KLST-Probe. Das J-Integral der kleinen KLST-Probe ist ca. 5,5 mal größer als das der großen ASTM-9-Probe. Auch die Streuung der Ergebnisse - an der Steigung der gezeigten Kurve zu erkennen - ist bei der kleinen Probe größer.

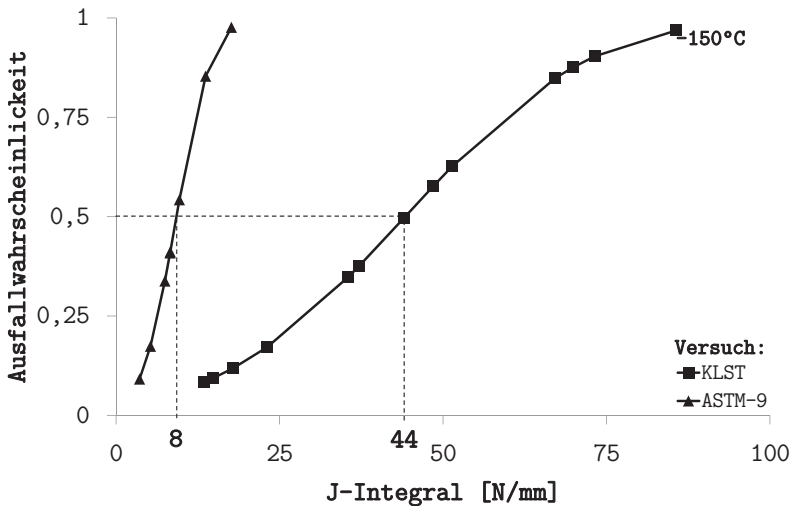


Abbildung 6.11: Bruchzähigkeit bei  $-150^{\circ}\text{C}$  der kleinen KLST-Probe und großen ASTM-9-Probe (ohne Seitenkerben)

Im nächsten Abschnitt wird mit dem bereits in Kapitel 5 gewonnen Parametersatz für das Kohäsivzonenmodell die große Probe bei Raumtemperatur bzw. bei  $-150^{\circ}\text{C}$  simuliert und mit den in diesem Abschnitt gewonnenen experimentellen Ergebnissen verglichen.

## **6.2 Simulation an großen Proben**

Nach der experimentellen Bestimmung der Kenngrößen an großen Proben sollen nun Simulationen zeigen, ob bzw. dass deren Ergebnisse mit Hilfe von Simulationen vorhergesagt werden können. Dabei werden für die großen Proben die jeweiligen Kohäsivzonenparameter der kleinen KLST/-SK-Proben verwendet. Mittels der in dieser Arbeit in Kapitel 3 vorgestellten Methode lässt sich damit die Bruchzähigkeit sowohl für duktilen als auch für sprödes Material vorhersagen. Ein Vergleich mit den experimentellen Daten aus dem vorhergehenden Abschnitt dient damit der Validierung dieser Methode.

### **6.2.1 Simulationsmodell**

Zur Simulation der großen Proben wird ein Modell verwendet, das die gleichen Randbedingungen und Belastungen, wie im Abschnitt 5.3.1 vorgestellt, verwendet. Das FE-Netz unterscheidet sich nicht wesentlich von dem der kleinen Probe. Die Länge der Elemente in Rissfortschrittsrichtung bleibt weiterhin zwischen 0,005 und 0,025 mm gemäß der Konvergenzstudie der kleinen Probe. Auch die Elementlänge senkrecht zur Rissebene bleibt mit 0,009 mm unverändert, ebenso wie die Anzahl der Elemente über der Probenbreite  $B$  bzw. der halben Probenbreite bleibt bei 10 bzw. 5 Elementen.

### **6.2.2 Simulationsergebnisse bei Raumtemperatur**

Vorab wird eine Simulation ohne Verwendung des Kohäsivzonenmodells durchgeführt, um die Mehrachsigkeit an der Riss Spitze der ASTM-9-SK-Probe zu bestimmen. Sie beträgt 2,61 und ist um ca. 13 % größer als bei der kleinen KLST-SK-Probe. Dies hat einen direkten Einfluss auf die sich einstellende mehrachsige Kohäsivspannung, die bei dieser Simulation höher sein wird.

Für die bruchmechanische Simulation bei Raumtemperatur wird die ASTM-9-SK-Probe bis zu 5,14 mm entsprechend der Durchbiegung im Versuch

belastet. Es werden die mehrachsigen-abhängige Kohäsivspannung nach Gleichung 5.4 auf Seite 118 und die konstante Kohäsivenergie von 10 N/mm der KLST-SK-Probe verwendet. Das elastisch-plastische Verhalten wird wie zuvor, basierend auf den wahren Spannungen und wahren plastischen Dehnungen, berücksichtigt.

In Abbildung 6.12 ist in grün das Simulationsergebnis in Form des Kraft-Rissöffnungs-Diagramms dargestellt. Ein Vergleich mit den experimentellen Daten (schwarze Kurven) zeigt, dass die Simulation in der Lage ist, das experimentelle Ergebnis vorherzusagen. Sowohl das Kraftmaximum entspricht dem Versuch als auch die Form der Kurven. Eine Auswertung der Risswiderstandskurve und der Vergleich mit den experimentellen Daten (siehe Abbildung 6.13) zeigt ebenfalls, dass das bruchmechanische Verhalten mit Hilfe der verwendeten Parameter sehr gut beschrieben und vorhergesagt werden kann.

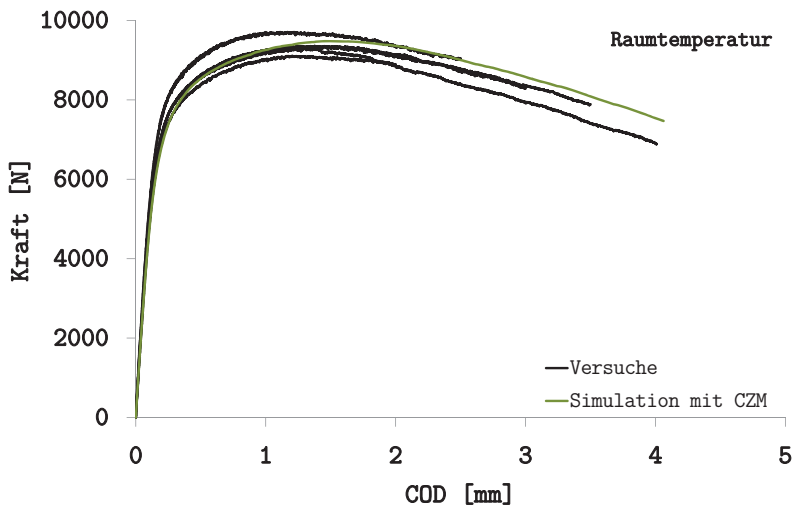


Abbildung 6.12: FE-Ergebnisse: Kraft-Rissöffnungs-Diagramm der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

Das vorläufige J-Integral  $J_Q$ , bestimmt aus dem Schnittpunkt der 0,2-mm-Versatzlinie und dem Simulationsergebnis der Risswiderstandskurve, beträgt 680,2 N/mm. Eine Überprüfung der Größenbedingung nach ASTM E1820 zeigt, dass diese dennoch nicht erfüllt ist.

$$B; b_0 > \frac{10J_Q}{\sigma_Y} = 10,6 \text{ mm} \quad (6.2)$$

$$7,2 \text{ mm}; 8,9 \text{ mm} > \frac{10J_Q}{\sigma_Y} = 10,6 \text{ mm}$$

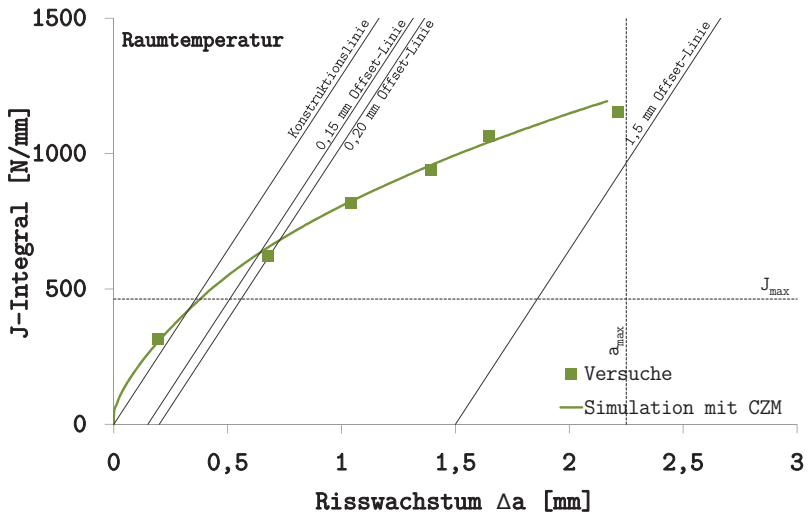


Abbildung 6.13: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

Die gewählte Probe ist zu klein, um ein von der Probengeometrie unabhängiges Ergebnis zu erhalten. Die Größenbedingung scheitert an der Nettoprobenbreite von 7,2 mm. Die nicht normgerechte Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  basierend auf dem vorläufigen J-Integral beträgt  $400,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und ist, wie der Vergleich bei den Versuchsergebnissen bereits gezeigt hat, größer als bei der

KLST-SK-Probe. Ein Vergleich der experimentellen Bruchflächen mit dem Rissfortschritt in der Simulation (blauer Bereich) in Abbildung 6.14 zeigt, dass für alle gezeigten Durchbiegungen sowohl Größe als auch Form der experimentellen Bruchfläche sehr gut vorhergesagt werden können. In Folge der Seitenkerben eilt der Riss an der Probenoberfläche leicht voraus. Ansonsten ist die Rissfront durch die Seitenkerben in der Simulation sehr gerade. Weitere Simulationsergebnisse, wie die Spannungs- und Dehnungsverteilung in der Probe für eine Durchbiegung von 5,14 mm, sind im Anhang in Abbildung A.17 der Vollständigkeit aufgeführt.

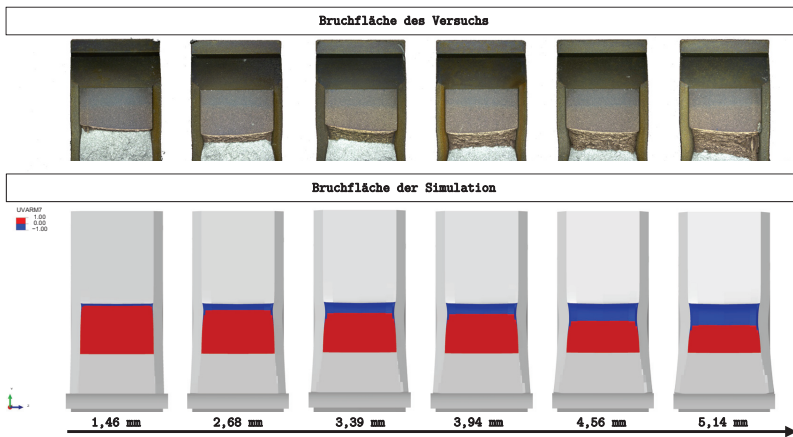


Abbildung 6.14: FE-Ergebnisse: Vergleich der experimentellen Bruchfläche (oben) mit der Simulation (unten) der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass das bruchmechanische Verhalten bei Raumtemperatur der großen ASTM-9-SK-Probe sehr gut mit den Kohäsivzonenparametern der kleinen Probe vorhergesagt werden kann. Die Validierung bestätigt generell die Anwendbarkeit der Methode für duktilen Materialverhalten. Dennoch hat die Simulation der ASTM-9-SK-Probe gezeigt, dass die verwendete Probe nicht die Größenbedingung der Norm erfüllt.

Die Validierung gilt daher nur mit der Einschränkung, dass das Verhalten einer großen aber nicht normgerechten Probe vorhergesagt werden kann. In Abschnitt 6.3.1 wird eine weitere, größere Probengeometrie verwendet, um diese Einschränkung aufzuheben. Der nächste Abschnitt soll aber zunächst zeigen, inwiefern die Methode auch bei Temperaturen unterhalb des spröde-duktilen Übergangsgebiets angewandt werden kann.

### 6.2.3 Simulationsergebnisse bei Tieftemperatur

Die Mehrachsigkeit der großen ASTM-9-Probe bei  $-150^{\circ}\text{C}$  ist mit 2,51 etwas geringer als bei Raumtemperatur, verhält sich aber ähnlich in Bezug auf die kleine Probe bei  $-150^{\circ}\text{C}$ , die eine um ca. 16 % geringere Mehrachsigkeit aufweist. Dies bedeutet auch hier, dass die höhere Mehrachsigkeit zu einer höheren sich einstellenden Kohäsivspannung führen wird.

Die Simulation bei  $-150^{\circ}\text{C}$  wird bis zum Abbruch der Rechnung durchgeführt. Es wird neben der mehrachsigkeits-abhängigen Kohäsivspannung (Gleichung 5.6 auf Seite 124) und der Kohäsivenergie von 5,3 N/mm das elastisch-plastische Materialverhalten bei  $-150^{\circ}\text{C}$  verwendet. An der kleinen Probe wurden die Kohäsivzonenparameter für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % ermittelt. Für die Auswertung des Simulationsergebnisses kann sowohl die Rissöffnung (COD) als auch das J-Integral mit dem experimentellen Ergebnis für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % verglichen werden.

Unter Berücksichtigung der mehrachsigkeits-abhängigen Kohäsivspannung ist in Abbildung 6.15 die Kraft-Rissöffnungs-Kurve der Simulation in lila dargestellt. Es ist unschwer zu erkennen, dass die Rissöffnung und die Kraft am Ende der Simulation deutlich größere Werte zeigen als die experimentellen Ergebnisse (schwarz).

Eine Auswertung des J-Integrals der Simulation ergibt ein vorläufiges J-Integral  $J_Q$  von 29,1 N/mm ( $K_Q = 83,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), siehe lila Kreuz in Abbildung 6.16. Der plastische Anteil des J-Integrals  $J_{pl}$  beträgt dabei 5,6 N/mm.

Im Versuch liegt das kritische J-Integral  $J_{Ic}$  bei 8 N/mm und der plastische Anteil kann vernachlässigt werden. Die Simulation überschätzt also das Versuchsergebnis um den Faktor 3,6. Die ASTM E399 zur Bestimmung der linear-elastischen Bruchzähigkeit kann nicht verwendet werden.

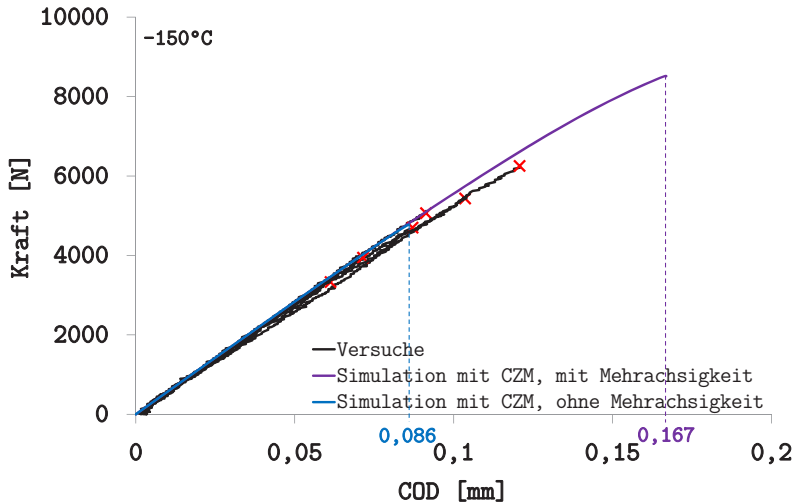


Abbildung 6.15: FE-Ergebnisse: Kraft-Rissöffnungs-Diagramme der ASTM-9-Probe für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm mit und ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Es stellt sich die Frage, ob die Methode in der Lage ist, das Bruchverhalten bei Temperaturen unterhalb der Übergangstemperatur des Materials zu beschreiben. Die kleine KLST-Probe zeigte im Versuch bei  $-150^{\circ}\text{C}$  noch Anteile inelastischer Verformung. Unter Berücksichtigung dieser Anteile wurden die Kohäsivzonenparameter identifiziert. Die große ASTM-9-Probe versagt hingegen bei  $-150^{\circ}\text{C}$  nahezu ideal spröde. Es ist so gut wie keine plastische Verformung sichtbar und die Bruchfläche deutet nicht auf Risswachstum hin. Die Art des Bruchs unterscheidet sich also zwischen der kleinen und der großen Probe.



Um den Sachverhalt besser verstehen zu können, wird eine weitere Simulation durchgeführt. Diese Simulation verwendet die gleiche Kohäsivenergie von 5,3 N/mm basierend auf dem Parameterfitting an der kleinen KLST-Probe. Statt der mehrachsigen-abhängigen Kohäsivspannung wird allerdings die lokale maximale Spannung im Zugversuch der gekerbten Probe von 2574 MPa bei  $-150^{\circ}\text{C}$  (siehe Abschnitt 5.2.3 auf Seite 119) verwendet. Die Kohäsivspannung ist bei dieser Simulation nicht von der Mehrachsigkeit abhängig.

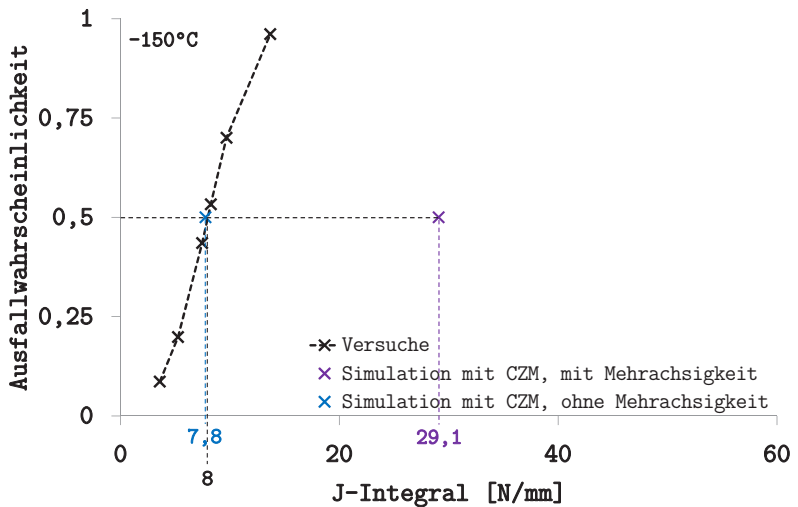


Abbildung 6.16: FE-Ergebnisse: Ausfallwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit des J-Integrals der ASTM-9-Probe für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm mit und ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Das Ergebnis der Simulation mit konstanter Kohäsivspannung zeigt die blaue Kurve in Abbildung 6.15 im Kraft-Rissöffnungs-Diagramm. Das Versagen in der Simulation tritt bei einer Rissöffnung von 0,086 mm auf. Dies entspricht einem vorläufigen J-Integral  $J_Q$  von 7,8 N/mm. Ein Vergleich mit dem kritischen J-Integral bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % im Versuch

(Abbildung 6.16) zeigt, dass die Simulation das experimentelle Ergebnis (8 N/mm) gut vorhersagen kann.

Dies bedeutet, dass mit der Kohäsivenergie, die an der kleinen Probe durch Parameterfitting mit mehrachsige-abhängiger Kohäsivspannung bestimmt wurde, und der konstanten Kohäsivspannung (2574 MPa) aus dem gekerbten Zugversuch die Bruchzähigkeit bei linear-elastischem Materialverhalten vorhergesagt werden kann.

Es stellt sich die Frage, weshalb die konstante Kohäsivspannung von 2574 MPa im Vergleich zu einer von der Mehrachsigkeit abhängigen Kohäsivspannung bei der ASTM-9-Probe zielführend ist. Eine Antwort ist in der lokalen maximalen Spannung der gekerbten Zugprobe mit einem Kerbradius von 0,1 mm aus Abschnitt 5.2.3 auf Seite 119 zu finden.

Hier wurde berichtet, dass sich das Maximum der axialen Spannung gerade noch bis ins Zentrum der Probe verschieben konnte, bevor die Probe versagt hat. Ebenso zeigt die Bruchfläche, dass in dem Bereich zwischen Kerbgrund und Zentrum der Probe (mit Kerbradius 0,1 mm) überall Mikrohöhlräume vorhanden sind. Wohingegen das Maximum der axialen Spannung bei größeren Kerbradien (z.B. 0,5 oder 1 mm) zum Zeitpunkt des Bruchs schon längst bis zum Zentrum der Probe vorangeschritten ist und dort weiter steigt. Bei der Simulation der KLST-Probe mit der linearen Beziehung zwischen Kohäsivspannung und Mehrachsigkeit wurde davon ausgegangen, dass diese für eine Mehrachsigkeit (größer als bei der gekerbten Zugprobe mit Kerbradius 0,1 mm) extrapoliert werden kann. Dies bedeutet für eine gekerbte Zugprobe, dass ein noch kleinerer Kerbradius dazu führen würde, dass die lokale maximale Spannung zum Zeitpunkt des Bruchs nicht mehr bis ins Zentrum der Probe vordringen kann. Gleiches gilt für die lokale maximale Dehnung, wodurch der plastische Bereich kleiner wird. Ein Vergleich mit der Bruchfläche der KLST-Probe (Mehrachsigkeit 2,17) zeigt, dass an der Rissfront noch Duktilität vorhanden ist.

Die Bruchfläche der ASTM-9-Probe zeigt hingegen kein Anzeichen von duktilem Verhalten. Hier war die Mehrachsigkeit so hoch (2,51), dass der

plastische Bereich verschwunden ist. Für eine gekerbte Zugprobe bedeutet dies, dass die lokale maximale Spannung zum Zeitpunkt des Bruchs im Kerbgrund vorzufinden ist. Eine Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit besteht in diesem Fall nicht mehr.

Es hat sich als sinnvoll erwiesen, die konstante Kohäsivspannung einer gekerbten Probe zu verwenden, bei der sich gerade noch die lokale maximale Spannung bis ins Zentrum der Probe entwickeln konnte. In dieser Arbeit ist das für die gekerbte Zugprobe mit einem Kerbradius von 0,1 mm der Fall und die Kohäsivspannung beträgt dabei 2574 MPa.

Eine Auswertung der Simulation mit konstanter Kohäsivspannung führt auf eine vorläufige Bruchzähigkeit  $K_Q$  von  $42,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Die Größenbedingung nach ASTM E399 ist bei  $-150^\circ\text{C}$  erfüllt und die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  beträgt  $42,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Der Versuch hat eine Bruchzähigkeit von  $43,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % ergeben. Die modifizierte Simulation kann dieses Ergebnis somit sehr gut abbilden.

In Abbildung 6.17 ist die J-R-Kurve der Simulation mit konstanter Kohäsivspannung dargestellt. Es ist zu erkennen, dass das J-Integral bis ca. 7 N/mm ohne Risswachstum ansteigt, dann das J-Integral sehr schnell in einen horizontalen Verlauf übergeht, der instabilem Risswachstum entspricht. Insgesamt hat sich der Riss in der Simulation lediglich um  $10 \mu\text{m}$  verlängert. Es kann daher nicht von einem Risswachstum gesprochen werden. Weitere Informationen zu den Spannungs- und Dehnungsverläufen beim Versagen des Modells sind im Anhang in Abbildung A.18 zu finden.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Methode auch in der Lage ist, das Bruchverhalten unterhalb der spröduktilen Übergangstemperatur zu beschreiben. Es muss allerdings berücksichtigt werden, dass ab einer gewissen Mehrachsigkeit die Duktilität verloren geht und keine Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit gegeben ist (ASTM-9-Proben). In diesem Fall hat es sich als sinnvoll erwiesen, die Kohäsivspannung (hier 2574 MPa) von einer Probe zu verwenden, deren lokale maximale Spannung gerade noch das Zentrum der Probe erreicht (hier Kerbradius 0,1 mm).

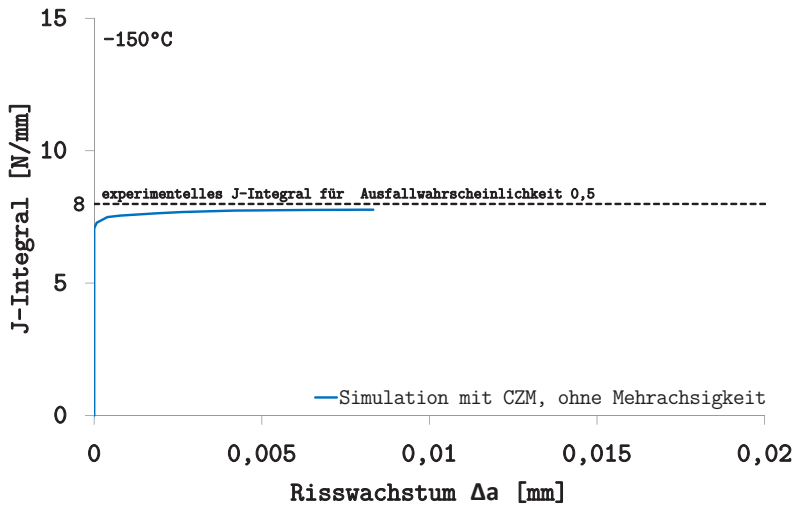


Abbildung 6.17: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve für eine Kohäsivenergie von 5,3 N/mm der ASTM-9-Probe ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrrachsigkeit bei -150°C

### 6.3 Simulation weiterer bruchmechanischer Proben bei RT

Durch die Simulation weiterer Proben soll nun versucht werden, die Anwendbarkeit der vorgestellten Methode bei duktilem Risswachstum zu untermauern. Die zuvor verwendete ASTM-9-SK-Probe hatte die Größenbedingung nicht erfüllt. Jetzt soll eine noch größere Probe simuliert und validiert werden. Außerdem werden Probengeometrien, die der Literatur entnommen sind, simuliert und mit den dazugehörigen experimentellen Daten der Literatur verglichen. Für alle Simulationen in diesem Abschnitt werden die elastisch-plastischen Materialdaten und der Kohäsivzonenparametersatz mit mehrachsigsigkeits-abhängiger Kohäsivspannung der kleinen Probe bei RT verwendet.

### 6.3.1 Große normgerechte Probe

Um die Validierung bei RT abzuschließen, wird jetzt eine Probe mit den gleichen Abmessungen wie die ASTM-9-Probe verwendet und lediglich die Probenbreite auf 15 mm erhöht. Diese Probe besitzt außerdem Seitenkerben, die zu einer Reduktion der Probenbreite von 25 % führt. Die gewählte Probengeometrie erfüllt die Anforderungen der ASTM E1820 und wird nachfolgend mit „ASTM-15-SK“ bezeichnet. Die technische Zeichnung der Probengeometrie ist im Anhang in Abbildung A.10 beigefügt. Wegen der begrenzten Verfügbarkeit einer gleichen Materialcharge werden lediglich drei Proben experimentell im Mehrprobenversuch getestet. Die Anrisszerzeugung und Versuchsdurchführung erfolgt analog zu den ASTM-9-SK-Proben. Die Abmessungen der verwendeten Proben sind im Anhang in Tabelle A.5 gelistet. Das Ergebnis des Mehrprobenversuchs und der Simulation in Bezug auf das Kraft-Durchbiegungs-Diagramm ist in Abbildung 6.18 dargestellt. Die Simulation (grün) stimmt gut mit den Versuchen (schwarz) überein. Außerdem sind in der Abbildung die Bruchflächen der drei Proben C03 - C01 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der Riss in diesen Fällen wegen der etwas tieferen Seitenkerbe an der Probenoberfläche leicht voreilt. Die Abbildung 6.19 zeigt die J-R-Kurve. Die grünen Rechtecke zeigen die Versuchsergebnisse, welche basierend auf den Kraft-Durchbiegungs-Diagrammen und der Vermessung der Bruchfläche erstellt wurden. Die grüne kontinuierliche Kurve ist das Simulationsergebnis. Es ist zu sehen, dass das bruchmechanische Verhalten mit der Simulation auch bei dieser Probengeometrie sehr gut beschrieben werden kann. Das vorläufige J-Integral  $J_Q$  beträgt bei dieser Probe 510 N/mm und erfüllt die Größenbedingungen der ASTM E1820. Ausschlaggebend für die Erfüllung der Bedingung ist in diesem Fall die Anrisslänge  $a_0$  von 8,5 mm, die die untere Grenze bestimmt. Die normgerechte Bruchzähigkeit  $K_{JIC}$  beträgt  $346,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Die in dieser Arbeit vorgestellte Methode für duktilen Materialverhalten kann hiermit als erfolgreich validiert angesehen werden.

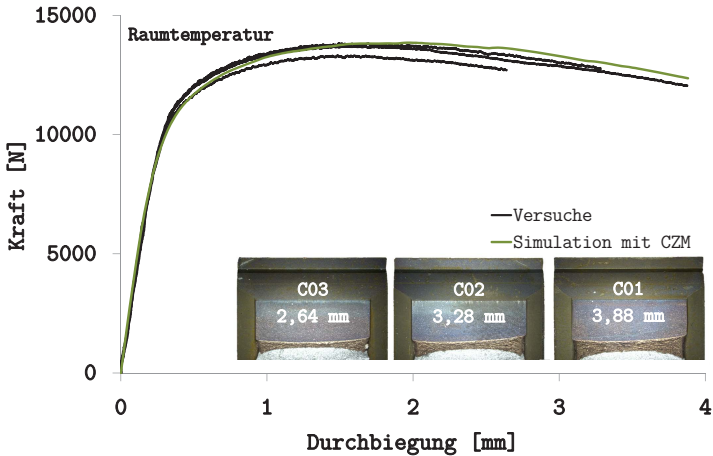


Abbildung 6.18: FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm einer ASTM-15-SK-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

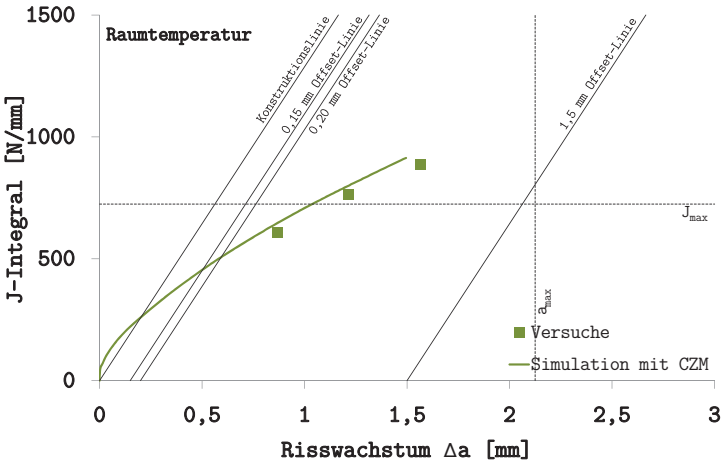


Abbildung 6.19: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer ASTM-15-SK-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

### 6.3.2 Kleine Probe ohne Seitenkerben

Die Verwendung einer KLST-Probe ohne Seitenkerben bei Raumtemperatur soll zeigen, ob der Parametersatz auch verwendet werden kann, wenn die Probe keine Seitenkerben besitzt. Es wird nur eine KLST-Probe mit einem Anrissverhältnis von 0,23 experimentell getestet und bis zu einer Durchbiegung von 3 mm belastet. Die Probengeometrie befindet sich im Anhang in Tabelle A.3.

Bei diesem Versuch werden neben der Kraft und der Durchbiegung zusätzlich mit Hilfe einer CCD-Kamera Bilder der Rissöffnung aufgezeichnet und durch nachträgliche Bildauswertung die Rissöffnung in Abhängigkeit der Kraft bestimmt. In Abbildung 6.20 ist das entsprechende Diagramm gezeigt. In schwarz ist die Kraft in Abhängigkeit der ermittelten Rissöffnung aus dem Versuch zu sehen. Eine Simulation mit den Parametern bei Raumtemperatur bis zu einer Durchbiegung von 3 mm liefert die Kraft-Rissöffnungs-Kurve in braun. Die Simulation kann somit das Verhalten einer Probe ohne Seitenkerbe ebenfalls gut beschreiben.

In dieser Abbildung ist zusätzlich die Bruchfläche der Probe nach dem spröden Restbruch in flüssigem Stickstoff dargestellt. Die Probe zeigt eine sehr starke Einschnürung in Richtung der Probendicke. Außerdem eilt das Risswachstum in Probenmitte voraus (EVZ). Die Rissverlängerung beträgt 0,6 mm.

Das Simulationsergebnis der Risswiderstandskurve zeigt die Kurve in braun (Abbildung 6.21) und die Rissverlängerung beträgt bei 3 mm Probendurchbiegung 0,597 mm. Das Ergebnis aus dem Versuch kann sehr gut vorhergesagt werden. Die vorläufige Bruchzähigkeit  $K_{I0}$  beträgt  $408,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und erfüllt die Größenbedingung erwartungsgemäß nicht. Damit kann mit dem Parametersatz auch das Bruchverhalten einer kleinen Probe ohne Seitenkerben vorhergesagt werden.

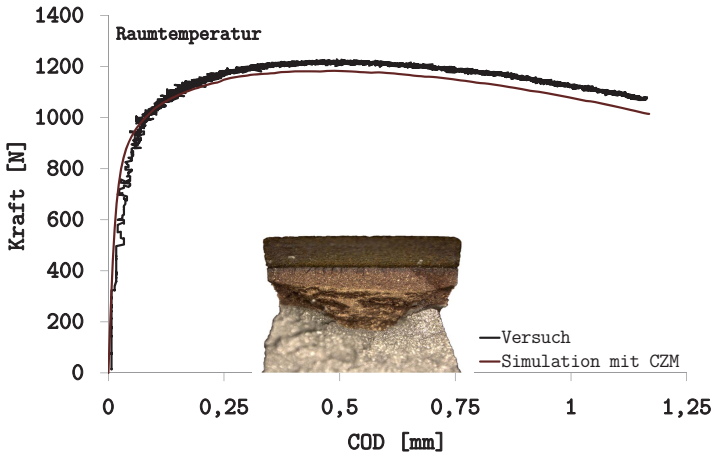


Abbildung 6.20: FE-Ergebnisse: Kraft-Rissöffnungs-Diagramm der KLST-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

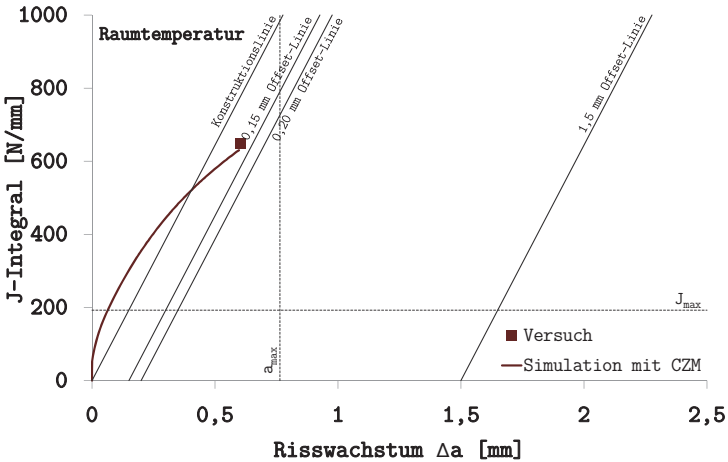


Abbildung 6.21: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve der KLST-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT



### 6.3.3 Große Probe ohne Seitenkerben

Jetzt soll eine große ASTM-9-Probe ohne Seitenkerben untersucht werden. Die Abmessungen der getesteten Probe befinden sich im Anhang in Tabelle A.4. Die Probe wird bis zu einer Durchbiegung von 5 mm belastet. Die Kraft-Durchbiegungs-Kurven aus dem Versuch (schwarz) und aus der Simulation (orange) sind in Abbildung 6.22 dargestellt. Der Vergleich der Kurven bestätigt ebenfalls die Anwendbarkeit der Methode bei großen ASTM-9-Proben ohne Seitenkerben. Aus der J-R-Kurve (Abbildung 6.23) kann die vorläufige Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  zu  $476,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bestimmt werden. Die Probe erfüllt die Größenbedingung der ASTM E1820 nicht. Auch die Rissfront ist nicht gerade, sie eilt in der Probenmitte voraus. Auch die Einschnürung der Probe an deren Oberflächen (siehe Bruchfläche in Abbildung 6.23) kann mit der Simulation gut abgebildet werden.

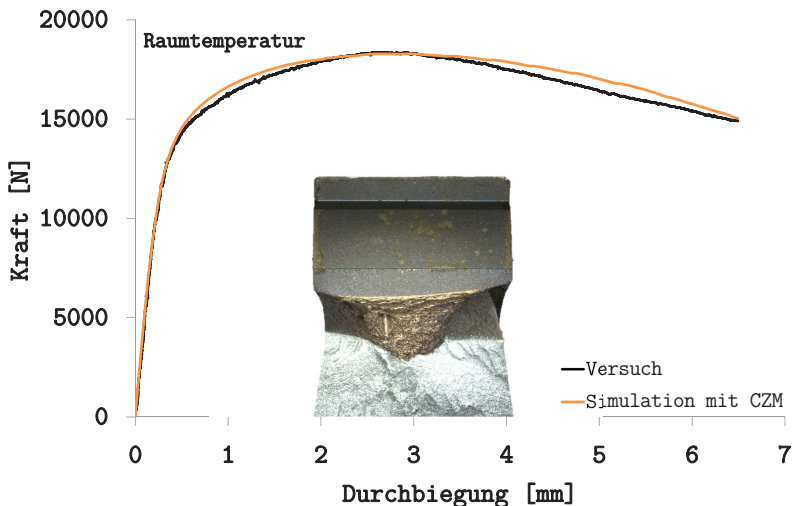


Abbildung 6.22: FE-Ergebnisse: Kraft-Durchbiegungs-Diagramm einer ASTM-9-Probe ohne SK mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

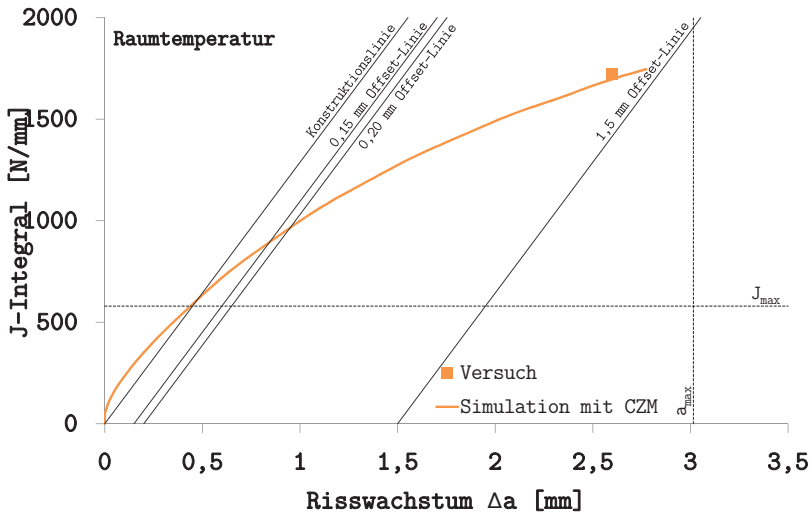


Abbildung 6.23: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer ASTM-9-Probe ohne SK mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

### 6.3.4 J-R-Kurven bei RT aus der Literatur

In den vorangegangenen Abschnitten konnte gezeigt werden, dass bei Raumtemperatur das Bruchverhalten sowohl bei kleinen als auch bei großen Proben ohne Seitenkerben mit Hilfe des gewonnenen Parametersatzes vorhergesagt werden kann. Alle experimentellen Versuche zur Validierung wurden in diesen Fällen entsprechend dem Mehrprobenversuch durchgeführt. In diesem Abschnitt soll nun gezeigt werden, dass auch das experimentelle Verhalten aus dem Einprobenversuch vorhergesagt werden kann. Hierfür wurden experimentelle Daten aus der Literatur untersucht.

### 6.3.4.1 Chaouadi SEB-Probe

Chaouadi führt bruchmechanische Dreipunktbiegeversuche zur Bestimmung der J-R-Kurve an CHARPY-SK-Proben mit Seitenkerben, hier „CHAOUADI-SK“ genannt, bei Raumtemperatur durch (grüne Punkte in Abbildung 6.24).

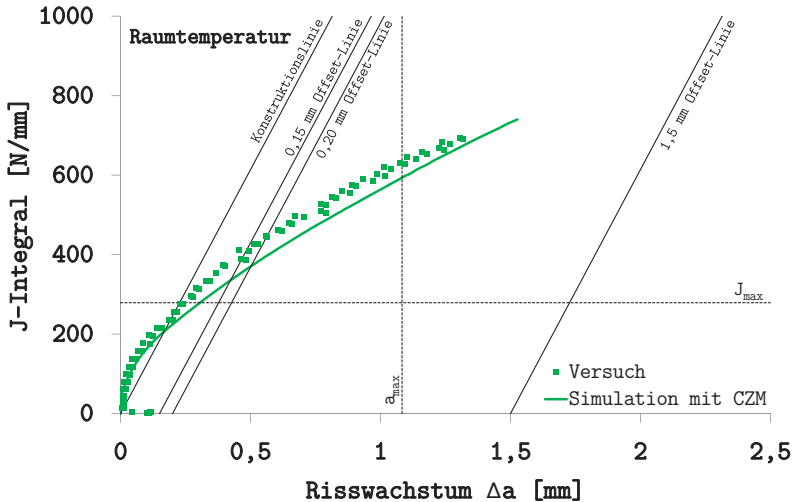


Abbildung 6.24: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer CHARPY-SK-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT (exp. Daten von [108])

Seine Proben werden aus einer 15 mm dicken Platte aus T91 hergestellt, die 60 Minuten bei 1040 °C normalisiert und weitere 60 Minuten bei 760 °C ausgelagert wurde. Die Probe hat die Abmessungen 50x10x10 mm<sup>3</sup> bei einem Anrissverhältnis von 0,57 und einer Seitenkerbung mit 20 % Probenbreitenreduktion. Die von Chaouadi experimentell getestete Probe [108] soll nun mit Hilfe des in Kapitel 5 gewonnenen Parametersatzes bei Raumtemperatur simuliert werden.

Der Vergleich der J-R-Kurve in Abbildung 6.24 zeigt, dass die experimentellen Ergebnisse (grüne Punkte) mit der Simulation (kontinuierliche grüne Kurve)

gut beschrieben werden können [109]. Die vorläufige Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  der simulierten CHAOUADI-SK-Probe beträgt basierend auf dem J-Integral  $J_Q$  292 MPa $\sqrt{m}$  und erfüllt die Größenbedingung der ASTM E1820 nicht. Dieses Ergebnis zeigt, dass mit dem Parametersatz des Kohäsivzonenmodells auch das Verhalten einer Dreipunktbiegeprobe, die im Einprobenversuch getestet wurde, durch die Simulation beschrieben werden kann.

### 6.3.4.2 Yoon 0,5T-CT-Probe

Alle bisherigen Studien haben gezeigt, dass bruchmechanische Dreipunktbiegeversuche (klein und groß) mit dieser Methode erfolgreich simuliert werden können, um die Bruchzähigkeit des Materials zu bestimmen. Dies trifft sowohl für Ein- als auch für Mehrprobenversuche zu. Als nächstes soll die Überprüfung auf Kompaktzugproben ausgedehnt werden. Aus der Literatur wurde die Risswiderstandskurve bei Raumtemperatur an einer 0,5T-CT-Probe von Yoon & Yoon [110] entnommen. Die Probe hat eine Breite von 12,7 mm, was der halben Standardbreite (1T) entspricht. Das Anrissverhältnis beträgt 0,55 und die Probe hat Seitenkerben mit 20 % Probendickenreduktion. Sie wurde aus einer 16 mm dicken Platte entnommen, die bei 1050°C normalisiert und bei 770°C ausgelagert worden war. Yoon & Yoon bezeichnen das Material als „Grade 91“, ob es sich um T91 oder P91 handelt ist aber unklar. Die Probe wurde im Einprobenversuch getestet.

Die Temperaturen der Wärmebehandlung sind identisch mit denen der Materialcharge in der hier vorliegenden Arbeit und die Plattendicke des Ausgangsmaterials ist sehr ähnlich. Es kann daher davon ausgegangen werden, dass das Materialverhalten ebenfalls sehr ähnlich zu dem in dieser Arbeit sein wird.

Für die Simulation der Kompaktzugprobe („YOON-SK“) muss ein vollständig neues FE-Modell erstellt werden. Die Abbildung A.19 im Anhang A.6 zeigt das verwendete Modell mit den Randbedingungen und Belastungen und ist dem Modell der Dreipunktbeigepoben generell ähnlich.

Die experimentellen Ergebnisse der J-R-Kurve aus [110] sind in Abbildung 6.25 als blaue Datenpunkte dargestellt. Die experimentellen Daten sind bis zu einer Rissverlängerung von ca. 3 mm vorhanden. Das Ergebnis der Simulation bildet die kontinuierliche blaue Kurve ab und zeigt, dass das experimentelle Verhalten sehr gut mit der Simulation beschrieben werden kann. Die vorläufige Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  der Simulation basierend auf dem J-Integral beträgt  $344,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Eine Überprüfung der Größenbedingungen gemäß ASTM E1820 hat gezeigt, dass diese erfüllt sind, und die Bruchzähigkeit  $K_{JIC}$  normgerecht an dieser Probe bestimmt werden konnte.

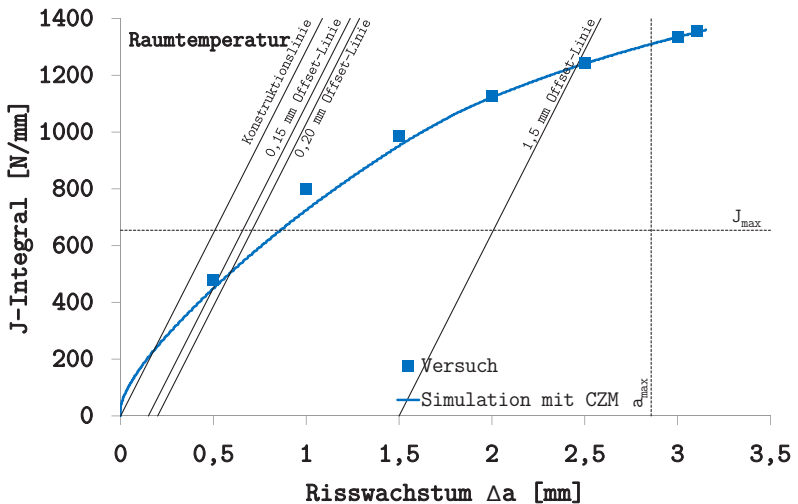


Abbildung 6.25: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer 0,5T-CT-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT (exp. Daten von [110])

Durch die Simulation der 0,5T-CT-Probe konnte erneut gezeigt werden, dass die Methode selbst an 0,5T-CT-Proben angewandt werden kann, obwohl die Kohäsivenergie des Kohäsivzonenmodells an kleinen KLST-SK Biegeproben ermittelt wurde. Das Risswachstum kann im Vergleich zu

den vorherigen Simulationen sogar bis 3 mm Rissverlängerung problemlos beschrieben werden.

### 6.3.4.3 Konopík 1T-CT-Probe

Abschließend soll eine weitere 1T-CT-Probe untersucht werden, die ebenfalls im Einprobenversuch bei Raumtemperatur getestet wurde. Es liegen von Konopík & Viehrig [111] bei Raumtemperatur experimentelle Daten bis zu einer Rissverlängerung von ca. 3,7 mm vor. Die 1T-CT-Probe hat eine Probenbreite von 25,4 mm mit 20 % Breitenreduktion in Folge der Seitenkerben und ein Anrissverhältnis von 0,52. Die Probe wird nachfolgend als „KONOPIK-SK“ bezeichnet. Das Probenmaterial ist in diesem Fall P91. Ein Vergleich der 0.2% Dehngrenze (520 MPa) und der Zugfestigkeit (699 MPa) nach [111] zeigt, dass diese der Materialcharge in der vorliegenden Arbeit sehr ähnlich sind, vgl. Tabelle 4.2 auf Seite 50.

Die Datenpunkte der J-R-Kurve aus dem Versuch liegen von Konopík & Viehrig als Rohdaten vor (Datenpunkte helllila) [111] und zeigen im Vergleich zu der kontinuierlichen lila Kurve der Simulation in Abbildung 6.26 einen Versatz in Bezug auf das Risswachstum. Durch eine Verschiebung der experimentellen Datenpunkte von Konopík & Viehrig, um den von ihnen als Teil des Bluntings identifizierten Bereich von 0,242 mm, führt dazu, dass die neuen Datenpunkte (lila) sehr gut mit dem Ergebnis der Simulation übereinstimmen.

Dies bedeutet, dass der von Konopík & Viehrig als Blunting identifizierte Bereich noch kein Blunting ist, sondern zum Ermüdungsanriss gezählt werden sollte. Dieser Übergang ist im Allgemeinen aber an Hand der Bruchfläche sehr schwer zu identifizieren. Die vorläufige Bruchzähigkeit  $K_{JQ}$  der Simulation erfüllt die Größenbedingung. Sie kann als  $K_{Jc}$  bezeichnet werden und beträgt  $384,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Auch bei einer 1T-CT-Probe ist die Rissfront in Folge der Seitenkerben gerade, wobei der Riss an der Probenoberfläche im Kerbgrund leicht vorausseilt.

Durch die Simulation der 1T-CT-Probe konnte die Verwendbarkeit der Methode für Rissverlängerungen bis zu knapp 4 mm bestätigt werden. Außerdem wurde darauf hingewiesen, dass die Vermessung der Risslänge im Versuch und die Einteilung in Ermüdungsanriss, Blunting und Risswachstum oft schwierig ist.

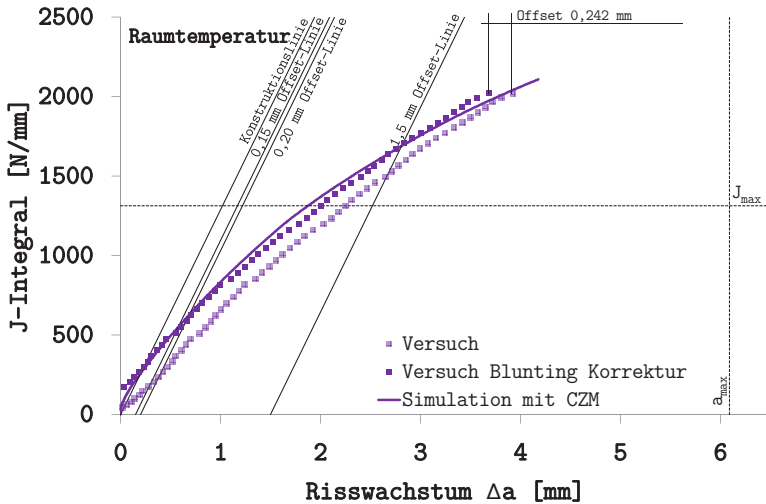


Abbildung 6.26: FE-Ergebnisse: Risswiderstandskurve einer 1T-CT-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT (exp. Daten von [111])

## 6.4 Zusammenfassung der Validierung

Die Anwendbarkeit der in dieser Arbeit vorgestellten Methode konnte durch die Validierung in diesem Kapitel bestätigt werden. Nachfolgend werden die Ergebnisse bei Raumtemperatur bzw. bei  $-150^{\circ}\text{C}$  zusammenfassend dargestellt, wobei insbesondere auf den bruchmechanischen Materialkennwert, die Bruchzähigkeit  $K_{JIC}$  bzw.  $K_{IC}$ , eingegangen wird.

### 6.4.1 Zusammenfassung bei Raumtemperatur

Die Anwendbarkeit der Methode konnte an zahlreichen bruchmechanischen Proben gezeigt werden. Alle in den vorherigen Abschnitten gezeigten Risswiderstandskurven der unterschiedlichen Proben bei Raumtemperatur sind in Abbildung 6.27 zusammengefasst.

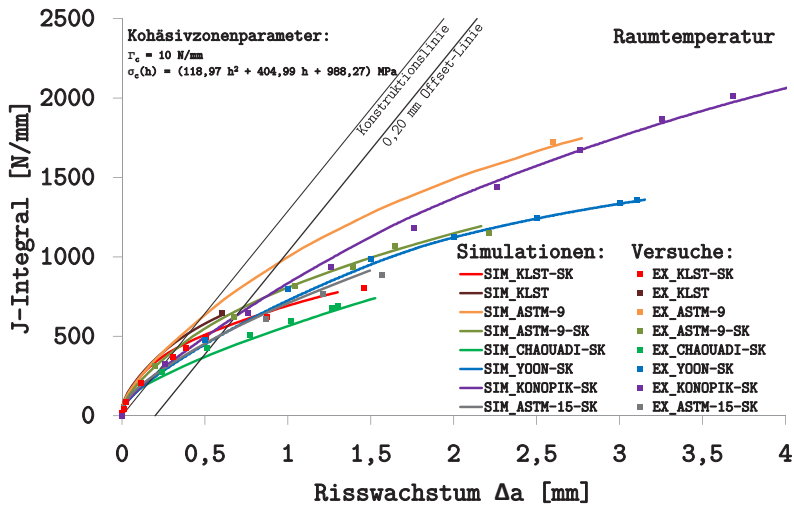


Abbildung 6.27: FE-Ergebnisse: Zusammenstellung aller experimentellen J-R-Kurven im Vergleich mit den jeweiligen FE-Simulationen bei RT

Es wurden Biegeproben (SEB) unterschiedlicher Größe mit bzw. ohne Seitenkerben untersucht. Der identifizierte Kohäsivzonenparametersatz bei Raumtemperatur kann auch bei J-R-Kurven basierend auf CHARPY-SK-Proben [108] verwendet werden. Dies bedeutet, dass der Parametersatz unabhängig ist von der in dieser Arbeit verwendeten Materialcharge. Die Erweiterung der Anwendbarkeit auf Kompaktzugproben (CT) wurde durch den Vergleich mit den experimentellen Daten von 0,5T-CT-Proben [110] und 1T-CT-Proben [111] bestätigt.



Generell stellen durchgezogene Linien in Abbildung 6.27 Simulations- und Punkte Versuchsergebnisse dar. Nicht alle gezeigten J-R-Kurven erfüllen die Norm, wodurch das große Streuband entsteht. Ein Vergleich des Schnittpunkts der jeweiligen Risswiderstandskurven mit der 0,2-mm-Versatzlinie zeigt, dass das J-Integral  $J_Q$  zwischen 362 und 965 N/mm liegt und um einen beachtlichen Faktor von 2,7 variiert.

Diese große Streuung der  $J_Q$  Werte verdeutlicht die Notwendigkeit der Norm ASTM E1820. Wegen der Größenbedingungen sind lediglich die Ergebnisse der ASTM-15-SK-Probe, der YOON-SK-Probe und der KONOPIK-SK-Probe gültig. Ein Vergleich der Bruchzähigkeiten  $K_{JIC}$  basierend auf den  $J_{Ic}$  Werten dieser drei Proben (siehe Tabelle 6.1) zeigt, dass die Werte in diesem Fall maximal um 10 % voneinander abweichen.

Tabelle 6.1: FE-Ergebnisse: Zusammenstellung der Bruchzähigkeiten aus den jeweiligen FE-Simulationen bei RT

<b>Proben- name</b>		<b><math>a_0/W</math></b> [-]	<b><math>J_Q</math></b> [N/mm]	<b><math>K_{JQ}</math></b> [MPa $\sqrt{m}$ ]	<b><math>K_{JIC}</math></b> [MPa $\sqrt{m}$ ]
KLST-SK	-	0,23	566,2	365,2	-
ASTM-9-SK	-	0,51	680,2	400,3	-
KLST	-	0,23	707,3	408,2	-
ASTM-9	-	0,33	965,4	476,9	-
ASTM-15-SK	-	0,53	510,0	346,6	346,6
CHAOUADI-SK	[108]	0,57	361,9	292,0	-
YOON-SK	[110]	0,55	504,2	344,6	344,6
KONOPIK-SK	[111]	0,52	628,1	384,6	384,6

©359±18

In Tabelle 6.1 sind alle J-Integrale  $J_Q$  und Bruchzähigkeiten  $K_Q$  bzw.  $K_{JIC}$  der verschiedenen Proben zusammengestellt. Im Mittel beträgt die Bruchzähigkeit  $K_{JIC}$  der drei gültigen Proben  $359 \pm 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Die Bruchzähigkeit konnte mittels der verwendeten Methode durch die Parameterbestimmung an den nicht normgerechten KLST-SK-Proben und die Simulation von normgerechten Proben bestimmt werden. Die Gültigkeit dieses Wertes wird durch die gute Übereinstimmung der J-R-Kurven mit den gewonnenen experimentellen Daten dieser Arbeit und der Literatur bestätigt. Die Anwendbarkeit dieser Methode bei duktilem Materialverhalten ist damit an dieser Stelle erfolgreich abgeschlossen.

#### 6.4.2 Zusammenfassung bei Tieftemperatur

Zur Anwendung der Methode bei  $-150^\circ\text{C}$  konnte mit Hilfe von ASTM-9-Proben gezeigt werden, dass die großen Proben im Vergleich zu den kleinen Proben innerhalb des linear-elastischen Bereichs versagen. Die Bruchzähigkeit kann gemäß der Norm ASTM E399 bestimmt werden, wohingegen bei der kleinen KLST-Probe wegen der vorhandenen inelastischen Verformung die Norm ASTM E1820 verwendet werden musste.

Diese Änderung im Bruchverhalten hat zur Folge, dass die Mehrachsigkeit bei der großen ASTM-9-Probe nicht berücksichtigt werden muss. Dennoch muss das Parameterfitting der Kohäsivenergie an der kleinen Probe unter Verwendung der mehrachsigkeits-abhängigen Kohäsivspannung erfolgen. Die mehrachsigkeits-abhängige Kohäsivspannung steht also in direktem Zusammenhang mit dem Vorhandensein globaler inelastischer Verformungen der Probe.

In Abbildung 6.28 ist das Simulationsergebnis der Risswiderstandskurve bei  $-150^\circ\text{C}$  für die kleine KLST-Probe (rot) und die große ASTM-9-Probe (blau) gezeigt. Beide Kurven zeigen nicht den üblichen Verlauf einer Risswiderstandskurve wie bei duktilem Materialverhalten, sondern eine Risswiderstandskurve, die Aufschluss über den Beginn des instabilen Risswachstums gibt.

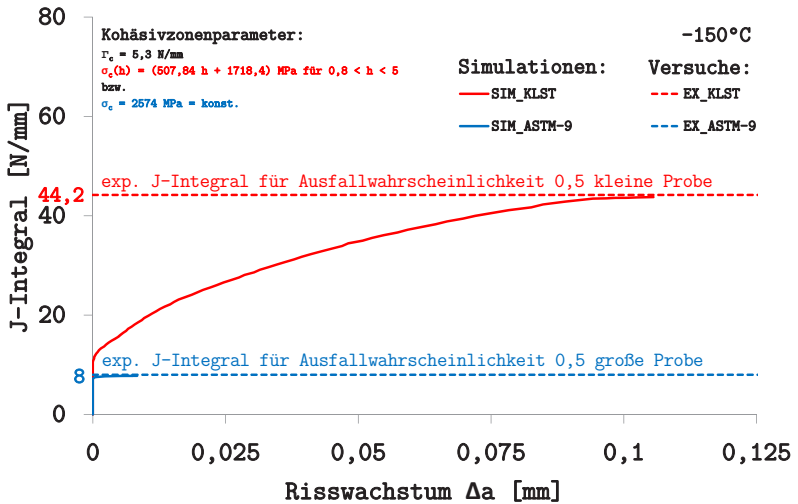


Abbildung 6.28: FE-Ergebnisse: Vergleich des experimentellen J-Integrals für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % mit den J-R-Kurven aus der FE-Simulation für die KLST-Probe und die ASTM-9-Probe bei  $-150^\circ\text{C}$

Es ist generell kein signifikantes Risswachstum vorhanden, lediglich Mikrorisswachstum, bevor instabiles Versagen eintritt. Im Falle der KLST-Probe beträgt das Mikrorisswachstum noch ca. 0,1 mm und bestätigt die auftretende inelastische Verformung, die sich in der Zunahme des J-Integrals vor dem instabilen Versagen widerspiegelt. Die ASTM-9-Probe hingegen weist nahezu kein Mikrorisswachstum (0,01 mm) auf. Sie versagt ohne sichtbaren Anstieg des J-Integrals linear-elastisch. Mit dem instabilen Versagen, wird für die jeweilige Probe das experimentelle J-Integral für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % erreicht. Bei der KLST-Probe ist dies naheliegend, da hier die Kohäsivenergie unter Verwendung der mehrachsigeits-abhängigen Kohäsivspannung mit diesem Ziel identifiziert worden ist. Bei der ASTM-9-Probe ist dies das Ergebnis der Simulation ohne Verwendung der mehrachsigeits-abhängigen Kohäsivspannung.

Anschließend soll ein Vergleich mit Daten aus der Literatur angestellt werden. Die Bruchzähigkeit im Übergangsbereich wird statt der in dieser Arbeit verwendeten Methode oft mit Hilfe des Master-Curve-Konzepts (siehe Abschnitt 2.5) bestimmt. In diesem Zusammenhang wird in Anlehnung an ASTM E1921 eine Referenztemperatur des Materials benötigt [35]. Dieses Verfahren ist im Bereich  $\pm 50^\circ\text{C}$  um die Referenztemperatur anwendbar, um die Bruchzähigkeit zu bestimmen. In der Nähe der Tieflage weist dieses Konzept die Problematik auf, dass ihm die Annahme einer minimalen Bruchzähigkeit von  $20\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  zu Grunde liegt. Dieser Wert wurde empirisch ermittelt und kann (muss aber nicht) bei Bruchzähigkeiten in dieser Größenordnung zu Fehlern führen, da in der Tieflage der Größeneffekt vernachlässigt werden kann [112]. Dennoch wird im Folgenden unter Bezugnahme auf die Literatur die Bruchzähigkeit auf diese Weise diskutiert, da wenig Quellen für reine Sprödbbruchzähigkeit vorhanden sind.

Die Bruchzähigkeit für sprödes Materialverhalten wird unter Zuhilfenahme der Master-Curve-Methode an miniaturisierten CT-Proben durch Chaouadi [108] bestimmt. Die Proben haben eine Höhe  $W$  von 8 mm und eine Breite  $B$  von 4 mm. Die Referenztemperatur beträgt  $-118^\circ\text{C}$  und führt bei  $-150^\circ\text{C}$  zu einer auf 1T-Proben korrigierten Bruchzähigkeit von ca.  $68\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Al Mazouzi & Lucon [113] und Matijasevic et al. [114] berichten eine Referenztemperatur von  $-113^\circ\text{C}$  an CHARPY-Proben, was nach Umrechnung einer Bruchzähigkeit von  $65\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  entspricht.

Odette et al. [115] führten Versuche an 0,2T-CT und 0,5T-CT-Proben durch. Die Tests der 0,2T-CT-Proben werden zwischen  $-85^\circ\text{C}$  und  $-125^\circ\text{C}$  durchgeführt. Des Weiteren wurden 9 Proben über einen großen Temperaturbereich in der Tieflage getestet. Die Prüftemperatur der 0,5T-CT-Proben beträgt  $-105^\circ\text{C}$ . Auf Grund des Größeneffekts wurden die ermittelten Bruchzähigkeiten mit Hilfe geeigneter Korrekturfaktoren aus FE-Simulationen korrigiert. Die um die Probengröße korrigierte Bruchzähigkeit lag bei ca.  $58\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Auch Yoon & Yoon [110] beschäftigten sich mit dem Bruchverhalten bei tiefen Temperaturen. Unter Verwendung von CHARPY-Proben ( $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ ) und 0,5CHARPY-Proben ( $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$ ) bestimmten sie an einem Grade 91-Stahl die Referenztemperatur zu  $-68^\circ\text{C}$  und  $-72^\circ\text{C}$ . Die korrigierte Bruchzähigkeit beträgt ca. 45 bzw. 46  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  (abgelesen).

Henry et al. [116] und Malaplate et al. [117] untersuchten den Einfluss der Heliumversprödung von T91. In diesem Zusammenhang führten sie bruchmechanische Versuche an 0,5T-CT-Proben ( $W = 25 \text{ mm}$ ,  $B = 12,5 \text{ mm}$ ) bei  $-170^\circ\text{C}$  durch. Die Bruchzähigkeit für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 0,5 beträgt  $35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Zusammengefasst wird die Bruchzähigkeit in der Literatur für T91 basierend auf der Master-Curve-Methode bei  $-150^\circ\text{C}$  zwischen  $35$  und  $68 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bestimmt. Diese Werte sind gemäß der Master-Curve-Methode korrigiert, so dass sie einer 1T-Probe ( $25,4 \text{ mm}$ ) entsprechen. Hintergrund dieser Korrektur ist, dass die an kleinen Proben bestimmten Werte in Folge des Verlustes der Dehnungsbehinderung weniger konservativ sind [118]. Die Simulation einer ASTM-9-Probe ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit führt in der hier vorliegenden Arbeit auf eine Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  von  $42,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und liegt zwischen den in der Literatur gefundenen Werten. Die in dieser Arbeit vorgeschlagene Methode kann somit auch in der Tieflage des Materials verwendet werden. Es wird allerdings vorausgesetzt, dass beim Auftreten von inelastischer Verformung die mehrachsigen-abhängige Kohäsivspannung verwendet wird (KLST-Probe). Bei Proben welche die ASTM E399 erfüllen (ASTM-9-Probe) muss die Mehrachsigkeit nicht berücksichtigt werden, da hier das elastische Verhalten dominiert.



## 7      **Vorschrift zur Anwendung der Methode**

Die bisherige Betrachtung der Methode für duktilen bzw. sprödes Materialverhalten hat gezeigt, dass die Vorgehensweise zur Verwendung dieser Methode, insbesondere in Bezug auf die Mehrachsigkeit, von der Art des Bruchs (duktil oder spröde) abhängig ist. Durch die Versuche bei  $-150^{\circ}\text{C}$  konnte gezeigt werden, dass das Verhalten von kleiner und großer bruchmechanischer Probe nicht gleich sein muss. Die kleine Probe weist hier inelastisches Verhalten auf, wohingegen die große Probe innerhalb des elastischen Bereichs versagt. Demzufolge ist bei der Simulation der großen Probe die mehrachsichtigkeitsabhängige Kohäsivspannung durch eine konstante Kohäsivspannung ersetzt worden.

Um auch solche Fälle bei der Anwendung dieser Methode zu berücksichtigen, wird nachfolgend eine Vorschrift mit 14 Schritten gegeben, womit die Bruchfähigkeit eines noch unbekanntes Materials oder Materialzustands basierend auf kleinen Proben, für eine bestimmte Temperatur zuverlässig vorhergesagt werden kann:

1. Experimentelle Bestimmung der Fließkurve an kleinen glatten Rundzugproben in Form von wahren Spannungen und wahren Dehnungen bis zum Bruch der Probe, um das elastische bzw. elastisch-plastische Materialverhalten zu beschreiben. In diesem Zusammenhang spielt die Einschnürung der Probe und die Bridgman-Korrektur eine wichtige Rolle. Der gewonnene Datensatz wird für alle nachfolgenden FE-Simulationen verwendet.

2. Experimentelle Bestimmung der gemittelten wahren Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs an kleinen gekerbten Rundzugproben. Es muss ein geeignetes Messsystem zur Bestimmung der gemittelten wahren Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs gewählt werden (vgl. Seite 69 ff.). Da bis zu diesem Zeitpunkt die Art des Bruchs (duktil, spröd, gemischt) unbekannt ist, muss eine Kerbradienstudie mit unterschiedlichen Kerbradien (z.B. 0,1; 0,5 und 1 mm) durchgeführt werden, um den Einfluss der Mehrachsigkeit beschreiben zu können (vgl. Seite 156 ff.). Der Kerbradius der Probe sollte generell klein gewählt werden, um eine Mehrachsigkeit zu erhalten, die der einer bruchmechanischen Probe ähnlich ist.
3. Beurteilung der Bruchfläche und der Notwendigkeit einer Kerbradienstudie:
  - 3a. Duktiles Versagen mit Hohlraumbildung über den kompletten Querschnitt.
    - Kohäsivspannung ist von der Mehrachsigkeit abhängig.
    - Sonderfall:  
Bruchfläche zeigt keine Scherlippe.  
Kerbradienstudie nicht erforderlich (vgl. Seite 72, 175).
  - 3b. Mischbruch zwischen duktil und spröd.
    - Kohäsivspannung ist zum Teil von der Mehrachsigkeit abhängig.
    - Kerbradienstudie in Schritt 2. ist notwendig (vgl. Seite 76 f., 179 ff.).
  - 3c. Sprödes Versagen mit Facetten über den kompletten Querschnitt.
    - Kohäsivspannung ist nicht von der Mehrachsigkeit abhängig.
    - Kerbradius hat keinen Einfluss.



4. Durchführung von axialsymmetrischen FE-Simulationen der gekerbten Rundzugproben ohne die Verwendung des Kohäsivzonenmodells, um die lokale maximale Spannung und die dazugehörige Mehrachsichtigkeit der gekerbten Proben bei der gemittelten wahren Dehnung zum Zeitpunkt des Bruchs zu bestimmen.
5. Interpretation der Ergebnisse der FE-Simulation der gekerbten Rundzugprobe. Hierfür muss die Abhängigkeit der lokalen axialen Spannung und der dazugehörigen Mehrachsichtigkeit zwischen dem Kerbgrund der Probe und dem Zentrum im engsten Querschnitt (Kerbgrund) verwendet werden.

Es werden die nachfolgenden Fälle unterschieden:

- 5a. Lokal maximale axiale Spannung hat die Mitte der Probe bereits erreicht.
  - Hinweis auf duktilen Verhalten.
  - Vergleiche Ergebnisse bei RT auf Seite 138 ff.
- 5b. Lokal maximale axiale Spannung hat die Mitte der Probe gerade erreicht.
  - Hinweis auf Mischbruch.
  - Vergleiche Ergebnisse bei  $-150^{\circ}\text{C}$  auf Seite 182 f.
- 5c. Lokal maximale axiale Spannung ist noch nicht in der Mitte der Probe.
  - Hinweis auf sprödes Verhalten.
  - Größeren Kerbradius verwenden, wenn duktilen Verhalten vorliegt.
6. Experimentelle Durchführung der bruchmechanischen Versuche an kleinen Proben und die Bestimmung der zugehörigen Risswiderstandskurve.

7. Beurteilung des bruchmechanischen Versuchs in Bezug auf globales inelastisches Verhalten in der Kraft-Verschiebungs-Kurve:
  - 7a. Inelastisches Verhalten gemäß ASTM E1820
    - Mehrachsigkeitsabhängige Kohäsivspannung verwenden (5a. oder 5b.).
    - Fitting der Abhängigkeit mit geeigneter Funktion.
    - Extrapolation zu größeren Mehrachsigkeiten.
  - 7b. Elastisches Verhalten gemäß ASTM E399
    - Konstante Kohäsivspannung verwenden (Maximalwert von 5c.)
8. Simulation des bruchmechanischen Versuchs der kleinen Probe unter Verwendung des Kohäsivzonenmodells. Die Kohäsivspannung wird gemäß 7a. bzw. 7b. gewählt, um die noch unbekannte Kohäsivenergie durch Anpassung an die experimentelle Kraft-Verschiebungs- und die J-R-Kurve zu bestimmen.
9. Abbruchkriterium der Anpassung in Bezug auf die Kohäsivenergie ist gegeben, wenn die Abweichung zwischen Versuch und Simulation der nachfolgenden Werte kleiner als 10 % ist:
  - 9a. Maximale Kraft aus dem Kraft-Verschiebungs-Diagramm.
  - 9b. Maximale Rissverlängerung bei größter experimenteller Durchbiegung.
  - 9c. J-Integral bei der maximalen Rissverlängerung.
10. Simulation einer großen bruchmechanischen Probe mit den ermittelten Kohäsivzonenparametern der kleinen bruchmechanischen Probe.

11. Fallunterscheidung:

- Falls Schritt 7a. vorliegt, dann folgt Schritt 12.
- Falls Schritt 7b. vorliegt, dann folgt direkt Schritt 13.

12. Beurteilung der bruchmechanischen Simulation der großen Probe in Bezug auf die Verwendung der mehrachsighkeitsabhängigen Kohäsivspannung der kleinen Probe. Basis ist das Vorhandensein von globaler inelastischer Verformung in der simulierten Kraft-Verschiebungskurve der bruchmechanischen großen Probe.

12a. Inelastisches Verhalten gemäß ASTM E1820 vorhanden:

Weiter mit 13.

12b. Elastisches Verhalten gemäß ASTM E399 vorhanden:

Simulation mit konstanter Kohäsivspannung (Maximum von 5b.).

13. Bestimmung des J-Integrals  $J_{Ic}$  aus der vorhergesagten J-R-Kurve.

14. Berechnung der Bruchzähigkeit  $K_Q$  und Überprüfung der Größenbedingungen gemäß ASTM E1820 bzw. ASTM E399. Wenn die Größenbedingungen erfüllt sind, dann wird  $K_Q$  zu  $K_{Jc}$  bzw.  $K_{Ic}$  erklärt.

Wird diese Vorschrift befolgt, kann die Bruchzähigkeit, wie in dieser Arbeit an Hand von zwei Temperaturen exemplarisch gezeigt, bei sprödem oder duktilem Materialverhalten bestimmt werden. Im spröd-duktilen Übergangsgebiet ist besondere Sorgfalt bei der Bestimmung der Kohäsivspannung notwendig, da sie je nach dem welche Kriterien erfüllt sind (ASTM E399 bzw. E1820) von der Mehrachsigkeit abhängig sein kann oder nicht.



## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Ein wichtiges Thema im Bereich der Kernkraftwerke der 4. Generation ist die Sicherheit und deren zuverlässige Auslegung. In diesem Zusammenhang spielt die Bruchmechanik eine wichtige Rolle. Eine sichere Auslegung erfordert zuverlässige bruchmechanische Materialkennwerte. Da in Kernkraftwerken die Bestrahlung und die damit verbundene Änderung der Materialeigenschaften von zentraler Bedeutung sind, muss deren Einfluss bei der Auslegung stets berücksichtigt werden. Die Untersuchung von Materialien im bestrahlten Zustand bringt die Schwierigkeit mit sich, dass oft nur ein kleines Volumen bestrahlt werden kann und für Versuche zur Verfügung steht. Die daraus gewonnenen kleinen Proben erfüllen die Normen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit eines Materials in der Regel nicht.

Mit der hier vorgelegten Arbeit wurde eine Methode aufgezeigt, mit der die Bruchzähigkeit basierend auf Versuchen an kleinen Proben vorhergesagt werden kann. Die spezielle Vorgehensweise für diese Methode wurde in Kapitel 7 als eine Vorschrift zusammengefasst. Durch die Verwendung der Finiten-Elemente-Methode und des Kohäsivzonenmodells war es möglich, Parameter zu identifizieren, mit denen eine normgerechte Probe simuliert werden kann. Mit dieser großen Probe kann die Bruchzähigkeit unter Berücksichtigung der Größenbedingungen der Normen ASTM E1820 bzw. ASTM E399 für duktilen bzw. spröden Materialverhalten bestimmt werden.

Hierfür wurden mit der kontinuumsmechanischen Finiten-Elemente-Methode unter Verwendung des Kohäsivzonenmodells die notwendigen Parameter an kleinen bruchmechanischen Proben bestimmt. Zu Beginn wurde an Hand kleiner Zugproben die Fließkurve des Materials ermittelt. Es zeigte sich dabei, dass das verwendete Probenmaterial T91, das unter anderem in Kern-

kraftwerken eingesetzt wird, auch für eine Temperatur von  $-150^{\circ}\text{C}$  Duktilität in Verbindung mit einer Dehnungslokalisierung und Einschnürung zeigt. Die Informationen der Fließkurven für Raumtemperatur und  $-150^{\circ}\text{C}$  wurden verwendet, um das elastisch-plastische Materialverhalten in den nachfolgenden Simulationen abzubilden.

Die gekerbten Zugproben dienten zur Bestimmung der Kohäsivspannung, die einen der beiden Parameter des Kohäsivzonenmodells darstellt. Es konnte gezeigt werden, dass die Kohäsivspannung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit berücksichtigt werden muss, solange inelastische Verformung der bruchmechanischen Proben auftritt. Diese Abhängigkeit konnte bei Raumtemperatur mit einem Polynom 2. Ordnung und bei  $-150^{\circ}\text{C}$  mit einer linearen Beziehung, basierend auf den Ergebnissen von gekerbten Zugproben, beschrieben werden.

Die Methode erforderte, dass zur Bestimmung des zweiten Kohäsivzonenparameters (Kohäsivenergie) kleine bruchmechanische Proben experimentell getestet werden. Im Falle der Raumtemperaturversuche wurde an kleinen Proben mit Seitenkerben (KLST-SK) im Mehrprobenversuch eine Risswiderstandskurve erstellt. Durch eine FEM-Simulation unter Verwendung des Kohäsivzonenmodells und der bereits identifizierten Kohäsivspannung konnte die Kohäsivenergie durch ein Parameterfitting bestimmt werden. Es hat sich gezeigt, dass bei Raumtemperatur die Abhängigkeit der Kohäsivspannung von der Mehrachsigkeit berücksichtigt werden muss, um das bruchmechanische Verhalten zu beschreiben. Bei den Tieftemperaturversuchen ( $-150^{\circ}\text{C}$ ) wurden KLST-Proben ohne Seitenkerben getestet und die Bruchzähigkeit für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % bestimmt. Das Parameterfitting für die Kohäsivenergie wurde ebenfalls mit einer mehrachsigkeitsabhängigen Kohäsivspannung durchgeführt. Abbruchkriterium war die experimentelle Bruchzähigkeit für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 %.

Mit diesen Parametern konnte die Anwendbarkeit der vorgeschlagenen Methode an großen Proben überprüft werden. Bei Raumtemperatur wurden normgerechte Proben mit Seitenkerben (ASTM-9-SK) verwendet und mit

dem Kohäsivzonenparametersatz der kleinen Probe simuliert. Der Vergleich mit experimentellen Daten bestätigte die Anwendbarkeit der Methode bei duktilem Materialverhalten. Auch weitere Simulationen bei Raumtemperatur, die mit J-R-Kurven der Literatur verglichen wurden, bestätigten die Anwendbarkeit. Die Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  bei Raumtemperatur beträgt  $359 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Für die Versuche bei  $-150^\circ\text{C}$  kamen große Proben ohne Seitenkerben (ASTM-9) zum Einsatz. Es zeigte sich, dass die Mehrachsigenabhängigkeit der Kohäsivspannung nicht berücksichtigt werden muss, um die experimentelle Bruchzähigkeit für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % vorhersagen zu können. Dies ist darin begründet, dass die große Probe global fast keine inelastische Verformung aufweist und im linear-elastischen Bereich bricht. Ein Vergleich der Tieftemperaturergebnisse mit den Literaturwerten basierend auf der Master-Curve-Methode zeigte, dass die Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  mit  $43 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  in guter Übereinstimmung bestimmt werden konnte.

In einer Gesamtbewertung haben die Validierungen gezeigt, dass die hier vorgestellte Methode sowohl bei duktilem als auch bei sprödem Materialverhalten angewandt werden kann. Dies bietet in der Praxis den Vorteil, dass zukünftig mit dieser Methode lediglich kleine bruchmechanische Proben experimentell getestet werden müssen. Speziell im Hinblick auf die Untersuchung bestrahlter Materialien bedeutet dies, dass kleine bestrahlte Materialvolumina ausreichend sind, um die Bruchzähigkeit innerhalb der geforderten Größenrestriktionen der Normen bestimmen zu können.





## Literaturverzeichnis

- [1] SCHULENBERG, T. ; BEHNKE, L. ; HOFMEISTER, J. ; LÖWENBERG, M.: Was ist Generation IV? / Forschungszentrum Karlsruhe GmbH. Forschungszentrum Karlsruhe, 2004 (FZKA 6967). – Forschungsbericht. – ISSN 0947-8620
- [2] *Internetauftritt: MATTER - Research for Generation IV Reactors*, Zugriff am: 29.07.2014. [www.matterfp7.it](http://www.matterfp7.it)
- [3] SCHNEIDER, H. C.: *Entwicklung einer miniaturisierten bruchmechanischen Probe für Nachbestrahlungsuntersuchungen*, Universität Karlsruhe Fakultät für Maschinenbau, Doktorarbeit, 2005
- [4] ASTM STANDARD E399-2012E3: *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness  $K_{IC}$  of Metallic Materials*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012
- [5] ASTM STANDARD E1820-2013: *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013
- [6] WEYGAND, S. M. ; AKTAA, J.: A numerical study of the size effect in fracture mechanical bending tests with the cohesive zone method. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 386-388 (2009), S. 971-973. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.12.264>
- [7] MACHERAUCH, E. ; ZOCH, H.-W.: *Praktikum in Werkstoffkunde*. 11. Auflage. Vieweg+Teubner Verlag, Springer Fachmedien Wiesbaden, 2011

- [8] GROSS, D. ; SEELIG, T.: *Bruchmechanik*. 4. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007
- [9] KUNA, M.: *Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen*. 1. Auflage. Vieweg+Teubner | GWV Fachverlage Wiesbaden, 2008
- [10] IRWIN, G. R.: Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. In: *Journal of Applied Mechanics* 24 (1957), S. 361–364
- [11] ANDERSON, T. L.: *Fracture Mechanics Fundamentals and Applications*. CRC Press, Boca Raton, 2005
- [12] GRIFFITH, A. A.: The phenomena of rupture and flow in solids. In: *Philosophical Transactions, Series A* 221 (1921), S. 163–198
- [13] SCHWALBE, K.-H.: *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. Carl Hanser Verlag München, Wien, 1980
- [14] CHEREPANOV, G.: Rasprostranenie trechin v sploshnoi srede (about crack advance in the continuum). In: *Prikladnaja Matematika i Mekhanika* 31 (1967), S. 478–488
- [15] RICE, J.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. In: *Journal of Applied Mechanics* 35 (1968), S. 379–386
- [16] MEMHARD, D. ; BROCKS, W. ; FRICKE, S.: CHARACTERIZATION OF DUCTILE TEARING RESISTANCE BY ENERGY DISSIPATION RATE. In: *Fatigue Fracture Engineering Materials Structures* Volume 16 No 10 (1993), S. 1109–1124
- [17] TURNER, C. E.: A RE-ASSESSMENT OF DUCTILE TEARING RESISTANCE. PART I: THE GEOMETRY DEPENDENCE OF J-R CURVES IN FULLY PLASTIC BENDING. In: *ECF 8 Fracture*

- Behaviour and Design of Materials and Structures* Volume 2 (1990), S. 933–949
- [18] BRITISH STANDARD BS7448-3:2005: *Fracture mechanics toughness tests - Part 3: Method for determination of fracture toughness of metallic materials at rates of increase in stress intensity factor greater than  $3.0 \text{ MPam}^{0.5} \text{ s}^{-1}$* . Standards Policy and Strategy Committee, 2005
- [19] INTERNATIONAL STANDARD ISO 12135:2012: *Metallic materials - Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness*. ISO ,Geneva, 2012
- [20] ESIS P2-92: *Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials*. European Structural Integrity Society, 1998
- [21] ONO, H. ; KASADA, R. ; KIMURA, A.: Specimen size effects on fracture toughness of JFL-1 reduced -activation ferritic steel. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 329-333 (2004), S. 1117-1121. <http://dx.doi.org/doi:10.1016/j.jnucmat.2004.04.034>
- [22] BLUMENAUER, H.: *Technische Bruchmechanik*. 3. Auflage. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig, 1993
- [23] VASSILAROS, M. G. ; JOYCE, J. A. ; GUDAS, J. P.: Effects of Specimen Geometry on the  $J_I$ - $R$  Curve for ASTM A533B Steel. In: *Fracture Mechanics: Twelfth Conference* ASTM STP700 (1980), S. 251–270
- [24] NEVALAINEN, M. ; WALLIN, K.: THE EFFECT OF CRACK DEPTH AND ABSOLUTE THICKNESS ON FRACTURE TOUGHNESS OF 3PB SPECIMENS. In: *ECF10 - Structural Integrity: Experiments, models and applications* (1994), S. 987–996
- [25] BETEGON, C. ; RODRIGUEZ, C. ; BELZUNCE, F. J.: ANALYSIS AND MODELISATION OF SHORT CRACK CROWTH BY DUC-

- TILE FRACTURE MICROMECHANISMS. In: *Fatigue Fracture Engineering Materials Structures* Volume 20 No 5 (1997), S. 633–644
- [26] MALOY, S. A. ; JAMES, M. R. ; WILLCUTT, G. ; SOMMER, W. F. ; SOKOLOV, M. ; SNEAD, L. L. ; HAMILTON, M. L. ; GARNER, F.: The mechanical properties of 316L/304L stainless steels, Alloy 718 and Mod 9Cr-1Mo after irradiation in a spallation environment. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 296 (2001), S. 119–128
- [27] SCHWALBE, K.-H. ; NEALE, B.: *A PROCEDURE FOR DETERMINING THE FRACTURE BEHAVIOUR OF MATERIALS - THE UNIFIED FRACTURE MECHANICS TEST METHOD EFAM GTP94*. Volume 18 No 4, S. 413-424. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures Ltd, 1995
- [28] CORWIN, W. R. (Hrsg.) ; ROSINSKI, S. T. (Hrsg.) ; VAN WALLE, E. (Hrsg.): *Journal of ASTM International Special Technical Publication STP1329 Small Specimen Test Techniques*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 1998
- [29] SOKOLOV, M. A. (Hrsg.) ; LANDES, J. D. (Hrsg.) ; LUCAS, G. E. (Hrsg.): *Journal of ASTM International Special Technical Publication STP1418 Small Specimen Test Techniques FOURTH VOLUME*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2002
- [30] SOKOLOV, M. A. (Hrsg.): *Journal of ASTM International Special Technical Publication STP1502 Small Specimen Test Techniques 5th Volume*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009
- [31] WALLIN, K.: Master curve analysis of the Euro fracture toughness dataset. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 69 (2002), S. 451–481
- [32] VIEHRIG, H.-W. ; ZURBUCHEN, C.: Anwendung des Master Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter

- Reaktordruckbehälterstähle / Forschungszentrum Dresden Rossendorf.  
2007 (Abschlussbericht Reaktorsicherheits-Vorhaben Nr. 150 1277). –  
Forschungsbericht. – FZD-476 2007 ISSN 1437-322X
- [33] MCCABE, D. E. ; MERKLE, J. G. ; WALLIN, K.: *An Introduction to the Development and Use of the Master Curve Method*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2005
- [34] LANDES, J. D. ; HEERENS, J. ; SCHWALBE, K.-H. ; PETROVSKI, B.: SIZE, THICKNESS AND GEOMETRY EFFECTS ON TRANSITION FRACTURE. In: *Fatigue Fracture Engineering Materials Structures* Volume 16 No 11 (1993), S. 1135–1146
- [35] ASTM STANDARD E1921-2013A: *Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,  $T_0$ , for Ferritic Steels in the Transition Range*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013
- [36] CHAOUADI, R.: FRACTURE TOUGHNESS MEASUREMENTS IN THE TRANSITION REGIME USING SMALL SIZE SAMPLES. In: *Small Specimen Test Techniques* ASTM STP 1329. CORWIN W.R. (Hrsg.); ROSINSKI S. T. (Hrsg.); VAN WALLE E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (1998), S. 214–237
- [37] SOKOLOV, M. A. ; MCCABE, D. E. ; DAVIDOV, Y. A. ; NANSTAD, R. K.: USE OF PRECRACKED CHARPY AND SMALLER SPECIMENS TO ESTABLISH THE MASTER CURVE. In: *Small Specimen Test Techniques* ASTM STP 1329. CORWIN W. R. (Hrsg.); ROSINSKI S. T. (Hrsg.); VAN WALLE E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (1998), S. 238–252
- [38] GIOVANOLA, J. H. ; KLOPP, R. W. ; CROCKER, J. E. ; ALEXANDER, D. J. ; CORWIN, W. R. ; NANSTAD, R. K.: Using Small Cracked Round Bars to Measure the Fracture Toughness of a Pressure Vessel Steel

- Weldment: A Feasibility Study. In: *Small Specimen Test Techniques* ASTM STP 1329. CORWIN W. R. (Hrsg.); ROSINSKI S. T. (Hrsg.); VAN WALLE E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (1998), S. 328–352
- [39] SARCHAMY, D. ; BURNS, M. G.: Estimation of Fracture Toughness Values for Titanium Alloy Using Small Centre Notched Round Specimens. In: *Small Specimen Test Techniques* ASTM STP 1329. CORWIN W. R. (Hrsg.); ROSINSKI S. T. (Hrsg.); VAN WALLE E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (1998), S. 353–362
- [40] SCIBETTA, M. ; CHAOUADI, R.: FRACTURE TOUGHNESS DERIVED FROM SMALL CURCUMFERENTIALLY CRACKED BARS. In: *Small Specimen Test Techniques* ASTM STP 1329. CORWIN W. R. (Hrsg.); ROSINSKI S. T. (Hrsg.); VAN WALLE E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (1998), S. 363–380
- [41] LUCON, E. ; SCIBETTA, M. ; CHAOUADI, R. ; VAN WALLE, E.: Fracture Toughness Measurements in the Transition Region Using Sub-Size Precracked Charpy and Cylindrical Bar Specimens. In: *Small Specimen Test Techniques: Fourth Volume* ASTM STP 1418. SOKOLOV M. A. (Hrsg.); LANDES J. D. (Hrsg.); LUCAS G. E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (2002), S. 3–17
- [42] VALO, M. ; PLANMAN, T. ; WALLIN, K. ; AHLSTRAND, R. ; KOHOPÄÄ, J. ; RINTAMAA, R.: Validation of Miniature Fracture Toughness Specimens for Material Surveillance. In: *Small Specimen Test Techniques: Fourth Volume* ASTM STP 1418. SOKOLOV M. A. (Hrsg.); LANDES J. D. (Hrsg.); LUCAS G. E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (2002), S. 18–32

- [43] WALLIN, K. ; LAUKKANEN, A. ; TÄHTINEN, S.: Examination on Fracture Resistance of F82H Steel and Performance of Small Specimens in Transition and Ductile Regimes. In: *Small Specimen Test Techniques: Fourth Volume* ASTM STP 1418. SOKOLOV M. A. (Hrsg.); LANDES J. D. (Hrsg.); LUCAS G. E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (2002), S. 33–47
- [44] WARDLE, G.: A Study of Specimen Size Effects on the Initiation Toughness and Tearing Resistance of an A533B-1 Steel. In: *Small Specimen Test Techniques: Fourth Volume* ASTM STP 1418. SOKOLOV M. A. (Hrsg.); LANDES J. D. (Hrsg.); LUCAS G. E. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA (2002), S. 48–66
- [45] WALLIN, K.: Specimen Size Limitations in J-R Curve Testing - Standard Versus Reality. In: *Journal of ASTM International* Volume 4, No 9. also included in *Small Specimen Test Techniques: 5th Volume* JAI Special Issue STP 1502. SOKOLOV M. A. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA. available online at [www.astm.org](http://www.astm.org) (2009), S. 1-17. <http://dx.doi.org/10.1520/JAI100978>
- [46] LUCON, E. ; SCIBETTA, M.: Miniature Compact Tension Specimens for Upper Shelf Fracture Toughness Measurements on RPV Steels. In: *Journal of ASTM International* Volume 5, No 3. also included in *Small Specimen Test Techniques: 5th Volume* JAI Special Issue STP 1502. SOKOLOV M. A. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA. available online at [www.astm.org](http://www.astm.org) (2009), S. 18-31. <http://dx.doi.org/10.1520/JAI100959>
- [47] SERRANO, M. ; FERNANDEZ, P. ; LAPENA, J.: Fracture Toughness Evaluation of Eurofer97 by Testing Small Specimens. In: *Journal of ASTM International* Volume 5, No 4. also included in *Small Specimen Test Techniques: 5th Volume* JAI Special Issue STP

1502. SOKOLOV M. A. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA. available online at [www.astm.org](http://www.astm.org) (2009), S. 114-121. <http://dx.doi.org/10.1520/JAI100994>
- [48] LUCON, E. ; SCIBETTA, M.: Use of KLST-Type Miniature Charpy Specimens for Measuring Dynamic Fracture Toughness under Impact Loading Rates. In: *Journal of ASTM International* Volume 4, No 10. also included in *Small Specimen Test Techniques: 5th Volume JAI Special Issue STP 1502. SOKOLOV M. A. (Hrsg.). ASTM International, West Conshohocken, PA. available online at [www.astm.org](http://www.astm.org) (2009), S. 170-179. <http://dx.doi.org/10.1520/JAI100939>*
- [49] WALLIN, K.: Macroscopic nature of brittle fracture. In: *Journal de Physique IV, Colloque C7* Supplement au Journal de Physique III, Volume 3 (1993), S. 575–584
- [50] SCHEIDER, I.: *Bruchmechanische Bewertung von Laserschweißverbindungen durch numerische Rißfortschrittsimulation mit dem Kohäsivzonenmodell*, Technische Universität Hamburg-Harburg, Doktorarbeit, 2001
- [51] BROCKS, W. ; CORNEC, A. ; SCHEIDER, I.: Computational Aspects of Nonlinear Fracture Mechanics. In: *Comprehensive Structural Integrity* Band 1. MILNE I. (Hrsg.); RITCHIE R. O. (Hrsg.); KARIHALOO B. (Hrsg.) (2003), S. 127-209. <http://dx.doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/03102-5>
- [52] SCHEIDER, I.: *The Cohesive Model Foundations and Implementation / GKSS Research Centre Geesthacht. 2006 (WMS/06/02). – Forschungsbericht. – 2nd revised edition*
- [53] ELICES, M. ; GUINEA, G.V. ; GÓMEZ, J. ; PLANAS, J.: The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 69 (2002), S. 137–163



- [54] CORNEC, A. ; LIN, G. ; SCHWALBE, K. H.: Simulation von Reißwiderstandskurven mit dem Kohäsivmodell: Large Scale Yielding. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* Volume 29 (1998), S. 652–661
- [55] YUAN, H. ; LIN, G. ; CORNEC, A.: Verification of a Cohesive Zone Model for Ductile Fracture. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* Volume 118 (1996), S. 192–200
- [56] DUGDALE, D. S.: Yielding of steel sheets containing slits. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8 (1960), S. 100–104
- [57] BARENBLATT, G. I.: The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. In: *Advances in Applied Mechanics* 7 (1962), S. 55–129
- [58] SCHWALBE, K.-H. ; SCHEIDER, I. ; CORNEC, A.: *Guidelines for Applying Cohesive Models to the Damage Behaviour of Engineering Materials and Structures*. Springer Heidelberg New York Dordrecht London, 2013
- [59] NEEDLEMAN, A.: A Continuum Model for Void Nucleation by Inclusion Debonding. In: *Journal of Applied Mechanics* Volume 54 Issue 3 (1987), S. 525-531. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3173064>
- [60] TVERGAARD, V. ; HUTCHINSON, J. W.: THE RELATION BETWEEN CRACK GROWTH RESISTANCE AND FRACTURE PROCESS PARAMETERS IN ELASTIC-PLASTIC SOLIDS. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* Volume 40 No 6 (1992), S. 1377–1397
- [61] HILLERBORG, A. ; MODEER, M ; PETERSSON, P. E.: ANALYSIS OF CRACK FORMATION AND CRACK GROWTH IN CONCRETE

- BY MEANS OF FRACTURE MECHANICS AND FINITE ELEMENTS. In: *Cement and Concrete Research* Volume 6 (1976), S. 773–782
- [62] BAZANT, Z. P.: Concrete fracture models: testing and practice. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 69 (2002), S. 165–205
- [63] NEEDLEMAN, A.: An analysis of decohesion along an imperfect interface. In: *International Journal of Fracture* Volume 42 (1990), S. 21–40
- [64] CORNEC, A. ; SCHEIDER, I. ; SCHWALBE, K.-H.: On the practical application of the cohesive model. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 70 (2003), S. 1963-1987. [http://dx.doi.org/10.1016/S0013-7944\(03\)00134-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0013-7944(03)00134-6)
- [65] SCHEIDER, I. ; HUBER, N. ; SCHWALBE, K.-H.: Applicability of the cohesive model to engineering problems: On Parameter identification for ductile materials. In: *ECF17, 17th European Conference on Fracture, Brno, Czech Republic, 2008*, S. 2063–2071
- [66] BROCKS, W. ; ARAFAH, D. ; MADIA, M.: *Exploiting Symmetries of FE Models and Application to Cohesive Elements*. 2013. – 3rd revised version, Milano / Kiel
- [67] SCHEIDER, I. ; BROCKS, W.: EFFECT OF COHESIVE LAW AND TRIAXIALITY DEPENDENCE OF COHESIVE PARAMETERS IN DUCTILE TEARING. In: *ECF16, 16th European Conference on Fracture, Alexandropolis, Greece, Gdoutos, 2006*, S. 965–966
- [68] SCHEIDER, I. ; RAJENDRAN, M. ; BANERJEE, A.: Comparison of different stress-state dependent cohesive zone models applied to thin-walled structures. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 78 (2011), S. 534–543

- [69] ANVARI, M. ; SCHEIDER, I. ; THAULOW, C.: Simulation of dynamic ductile crack growth using strain-rate and triaxiality-dependent cohesive elements. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 73 (2006), S. 2210-2228. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2006.03.016>
- [70] SIEGMUND, T. ; BROCKS, W.: The Role of Cohesive Strength and Separation Energy for Modeling of Ductile Fracture. In: *Fatigue and Fracture Mechanics* Volume 30, ASTM STP1360. PARIS P. C. (Hrsg.); JERINA K. L. (Hrsg.); ASTM International, West Conshohocken, PA (2000), S. 139–151
- [71] CHEN, C. R. ; KOLEDNIK, O. ; SCHEIDER, I. ; SIEGMUND, T. ; TATSCHL, A. ; FISCHER, F. D.: On the determination of the cohesive zone parameters for the modeling of micro-ductile crack growth in thick specimens. In: *International Journal of Fracture* Volume 120 (2003), S. 517–536
- [72] CHEN, C. R. ; KOLEDNIK, O. ; HEERENS, J. ; FISCHER, F. D.: Three-dimensional modeling of ductile crack growth: Cohesive zone parameters and crack tip triaxiality. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 72 (2005), S. 2072-2094. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2005.01.008>
- [73] CHEN, C. R. ; KOLEDNIK, O.: Comparison of cohesive zone parameters and crack tip stress states between two different specimen types. In: *International Journal of Fracture* Volume 132 (2005), S. 135-152. <http://dx.doi.org/10.1007/s10704-005-0626-2>
- [74] BROCKS, W.: Cohesive Strength and Separation Energy as Characteristic Parameters of Fracture Toughness and Their Relation to Micromechanics. In: *Structural Integrity and Durability: SID* Volume 1 (2005), S. 233–243

- [75] DEUTSCHE NORM DIN EN ISO 148-1: *Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2009)*. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2010
- [76] DEUTSCHE NORM DIN 50115: *Prüfung metallischer Werkstoffe Kerbschlagbiegeversuch Besondere Probenform und Auswerteverfahren*. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 1991
- [77] ESIS P6-98: *Procedure To Measure and Calculate Material Parameters For the Local Approach To Fracture Using Notched Tensile Specimens*. European Structural Integrity Society, 1998
- [78] DEUTSCHE NORM DIN EN ISO 3785: *Metallische Werkstoffe - Kennzeichnung von Probenachsen in Bezug zur Halbzeuggefügetextur*. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2006
- [79] ASTM STANDARD A213/A213M-2014: *Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy-Steel Boiler, Superheater, and Heat-Exchanger Tubes*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014
- [80] ANDERSON, R. W.: Special workshop explores P91/T91 issues, impending ASME Code changes. In: *Combined Cycle Journal* Third Quarter (2005), S. 3–10
- [81] ASTM STANDARD A335/A335M-2011: *Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011
- [82] HENRY, J. F.: Growing experience with P91/T91 forcing essential code changes. In: *Combined Cycle Journal* First Quarter (2005), S. 8–17
- [83] THYSSENKRUPP MATERIALS INTERNATIONAL: *Alloy steel tubes for high-temperature service: Material data sheet P91/T91*.

- [http://www.s-k-h.com/media/de/Service/Werkstoffblaetter\\_englisch/Kesselrohre\\_ASTM/P91\\_T91\\_engl.pdf](http://www.s-k-h.com/media/de/Service/Werkstoffblaetter_englisch/Kesselrohre_ASTM/P91_T91_engl.pdf) , , Zugriffam:30.07.2014
- [84] VAN DEN BOSCH, J. ; ALMAZOUZI, A.: *Procurement and Characterization of T91 and SS316L plates, Restricted Contract Report R-4197*. 2005. – EUROTRANS FI6W-CT-2004-516520
- [85] ASTM STANDARD A387/A387M-2011: *Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011
- [86] RCC-MR: *DESIGN AND CONSTRUCTION RULES FOR MECHANICAL COMPONENTS OF NUCLEAR INSTALLATIONS SECTION I - SUBSECTION Z - APPENDIC A3.18S: Properties Group Applicable to Products and Parts in Alloy Steels with Around 9% Chromium and 1% Molybdenum*. AFCEN, 2007
- [87] CHOUDHARY, B. K. ; SAMUEL, E. I.: Creep behaviour of modified 9Cr-1Mo ferritic steel. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 412 (2011), S. 82–89
- [88] PALAPARTI, D. P. R. ; CHOUDHARY, B. K. ; SAMUEL, E. I. ; SRINIVASAN, V. S. ; MATHEW, M. D.: Influence of strain rate and temperature on tensile stress-strain and work hardening behaviour of 9Cr-1Mo ferritic steel. In: *Materials Science and Engineering A* Volume 538 (2012), S. 110-117. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.109>
- [89] KLUEH, R. L. ; HARRIES, D. R.: *High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2001

- [90] GROSS, D. ; HAUGER, W. ; SCHNELL, W. ; WRIGGERS, P.: *Technische Mechanik 4 Hydromechanik, Elemente der Höheren Mechanik, Numerische Methoden*. Springer Berlin Heidelberg, 2011 [http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-16828-4\\_6](http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-16828-4_6)
- [91] WALTER, M.: *Mechanische und fraktographische Charakterisierung des niedrigaktivierbaren Chromstahl F82H-mod im spröd-duktilen Übergangsbereich*, Universität Karlsruhe Fakultät für Maschinenbau, Doktorarbeit, 2002
- [92] WALTER, M. ; AKTAA, J. ; KLOTZ, M.: Entwicklung und Aufbau eines Meßsystems zur Erfassung von Konturen gekerbter Zugproben / Forschungszentrum Karlsruhe Technik und Umwelt. 1997 (FZ-KA6022). – Forschungsbericht. – ISSN 0947-8620
- [93] DAVIS, J.R. (Hrsg.): *Tensile Testing, Second Edition*. ASM International, Ohio, 2004
- [94] BRIDGMAN, P. W.: *STUDIES IN LARGE PLASTIC FLOW AND FRACTURE WITH SPECIAL EMPHASIS ON THE EFFECTS OF HYDROSTATIC PRESSURE*. McGraw-Hill Book Company, Inc. New York, Toronto, London, 1952
- [95] ASADA, Y. ; SHIMAKAWA, T. ; UTEA, M. ; ICHIMIYA, M. ; DOUZAKI, K. ; MIYAHARA, M. ; SUKEKAWA, M.: Research and Development on 9Cr-Steels for Steam Generator of DFBR in Japan (3) - Crack Resistance Property -. In: *SMiRT 11 Transactions Volume L* (1991), S. 121–126
- [96] BLACH, J. ; FALAT, L. ; ŠEVC, P.: Fracture characteristics of thermally exposed 9Cr-1Mo steel after tensile and impact testing at room temperature. In: *Engineering Failure Analysis Volume 16* (2009), S. 1397–1403. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2008.09.003>

- [97] VDI 3822: *Schadensanalyse Schäden durch mechanische Beanspruchungen*. Verein Deutscher Ingenieure e.V., Düsseldorf, 2008
- [98] WOODTLI, J.: *Praktische Fraktographie*. Eidgenössische Materialprüfungs- und Forschungsanstalt EMPA, 2003
- [99] MURAKAMI, Y. (Hrsg.): *STRESS INTENSITY FACTORS HANDBOOK Volume 1*. Pergamon Press, 1987
- [100] PILKEY, W. D. ; PILKEY, D. F.: *PETERSON'S Stress Concentration Factors, Third Edition*. John Wiley & Sons, Inc., 2008
- [101] JUN, S.: EFFECT OF STRESS TRIAXIALITY ON MICRO-MECHANISMS OF VOID COALESCENCE AND MICRO-FRACTURE DUCTILITY OF MATERIALS. In: *Engineering Fracture Mechanics* 39 Issue 5 (1991), 799-805. [http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944\(91\)90185-4](http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944(91)90185-4)
- [102] GROTE, K.-H. (Hrsg.) ; FELDHUSEN, J. (Hrsg.): *DUBBEL Taschenbuch für den Maschinenbau, 22. Auflage*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007
- [103] SCHNEIDER, H. C.: *Automatisierte Anrißerzeugung in Dreipunkt-Biegeproben des Fusionsstahls EUROFER 97 unter Verwendung einer servohydraulischen Prüfmaschine*. Forschungszentrum Karlsruhe, Interner Bericht PKF 31.02.02, 2001
- [104] BÜRCEL, R. ; MAIER, H. J. ; NIENDORF, T.: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, 4. Auflage*. Vieweg+Teubner Verlag, Springer Fachmedien Wiesbaden, 2011
- [105] KIM, Y.-J. ; KIM, J.-S. ; CHO, S.-M. ; KIM, Y.-J.: 3-D constraint effects on J testing and crack tip constraint in M(T), SE(B) and C(T) specimens: numerical study. In: *Engineering Fracture Mechanics*

- Volume 71 (2004), S. 1203-1218. [http://dx.doi.org/10.1016/S0013-7944\(03\)00211-X](http://dx.doi.org/10.1016/S0013-7944(03)00211-X)
- [106] SCHEIDER, I. ; BROCKS, W.: Simulation of a cup-cone fracture using the cohesive model. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 70 (2003), S. 1943-1961. [http://dx.doi.org/doi:10.1016/S0013-7944\(03\)00133-4](http://dx.doi.org/doi:10.1016/S0013-7944(03)00133-4)
- [107] JIA, X. ; DAI, Y.: The change of fracture toughness of martensitic steels after irradiation in SINQ target-3. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 356 (2006), S. 50-55. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.05.002>
- [108] CHAOUADI, R.: *Flow and Fracture Behavior of 9%Cr-Ferritic/Martensitic Steels, Restricted Contract Report R-4122*. 2005. – UT-MOD2-2004
- [109] MAHLER, M. ; AKTAA, J.: Approach for determining fracture mechanical properties from tests on small size specimens at room temperature. In: *Procedia Materials Science* Volume 3 (2014), S. 434-439. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mspro.2014.06.073>
- [110] YOON, J.-H. ; YOON, E.-P.: Fracture Toughness and the Master Curve for Modified 9Cr-1Mo Steel. In: *Metals and Materials International* Volume 12 No 6 (2006), S. 477–482
- [111] KONOPIK, P. ; VIEHRIG, H.-W.: *FRACTURE TOUGHNESS CHARACTERISATION OF THE MARTENSITIC CHROMIUM STEEL P91*. 2012. – COMAT 2012, 2nd International Conference on Recent Trends in Structural Materials
- [112] IAEA: Guidelines for Application of the Master Curve Approach to Reactor Pressure Vessel Integrity in Nuclear Power Plants / International Atomic Energy Agency. 2005 (429). – Forschungsbericht. – ISSN 0074-1914



- [113] AL MAZOUZI, A. ; LUCON, E.: Mechanical Behavior of Neutron Irradiated High Cr Ferritic-Martensitic Steels. In: *TMS Letters* Volume 2 Issue 3 (2005), S. 73–74
- [114] MATIJASEVIC, M. ; LUCON, E. ; ALMAZOUZI, A.: Behavior of ferritic /martensitic steels after n-irradiation at 200 and 300°C. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 377 (2008), S. 101-108. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.02.063>
- [115] ODETTE, G. R. ; LUCAS, G. E. ; SPÄTIG, P.: MECHANICAL PROPERTIES OF TWO 7-9CR FERRITIC/MARTENSITIC STEELS. In: *Fusion Materials: Semiannual Progress Report for Period Ending December 31, 1998*. U.S. Department of Energy, 1999 (UC-423,-424 DOE/ER-0313/25), S. 119–124
- [116] HENRY, J. ; VINCENT, L. ; AVERTY, X. ; MARINI, B. ; JUNG, P.: Bending tests on T91 samples implanted with 0.25at.% helium: Experiments and mechanical analysis. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 356 (2006), S. 78–87
- [117] MALAPLATE, J. ; VINCENT, L. ; AVERTY, X. ; HENRY, J. ; MARINI, B.: Characterization of He embrittlement of a 9Cr-1Mo steel using local approach of brittle fracture. In: *Engineering Fracture Mechanics* Volume 75 (2008), S. 3570-3580. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.02.019>
- [118] ODETTE, G. R. ; YAMAMOTO, T. ; KISHIMOTO, H. ; SOKOLOV, M. ; SPÄTIG, P. ; YANG, W. J. ; RENSMAN, J.-W. ; LUCAS, G. E.: A master curve analysis of F82H using statistical and constraint loss size adjustments of small specimen data. In: *Journal of Nuclear Materials* Volume 329-333 (2004), S. 1243-1247. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.04.255>



# Anhang

## A.1 Zeichnungen

### Vorrichtung für Zug- und Kerbzugprobe:

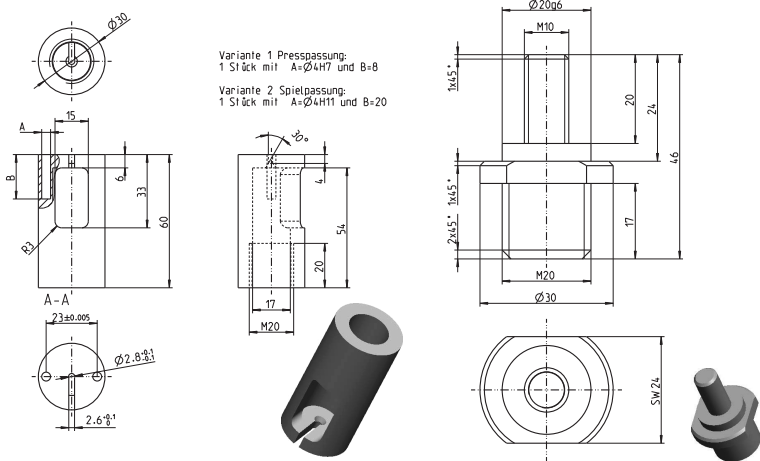


Abbildung A.1: Spanngabel (links) und Spannkopfschraube (rechts)

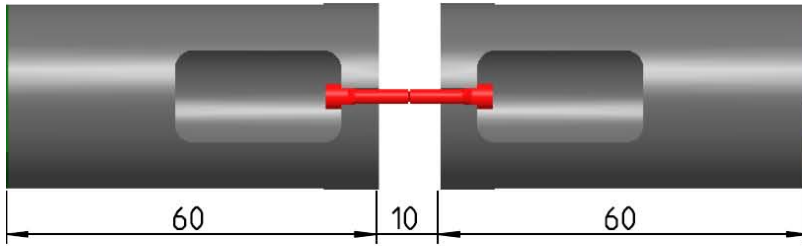


Abbildung A.2: Einbausituation: Probe in der Spanngabel

**Zug- und Kerbzugprobe:**

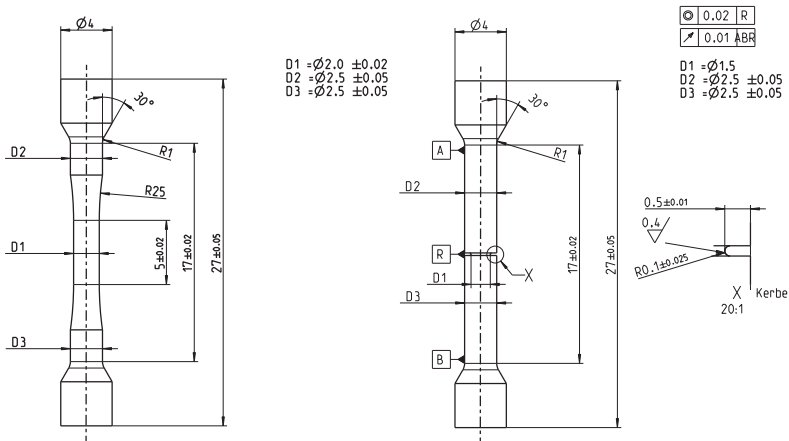


Abbildung A.3: Zugprobe (links) und Kerbzugprobe (rechts)

**Vorrichtung für KLST/-SK-Probe:**

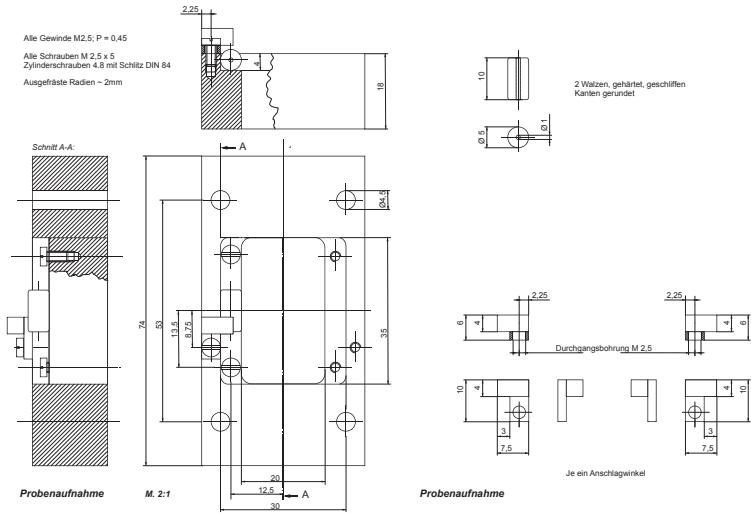


Abbildung A.4: Basis (links) und Fixierung (rechts) für kleine Proben [3]

**KLST-Probe und KLST-SK-Probe:**

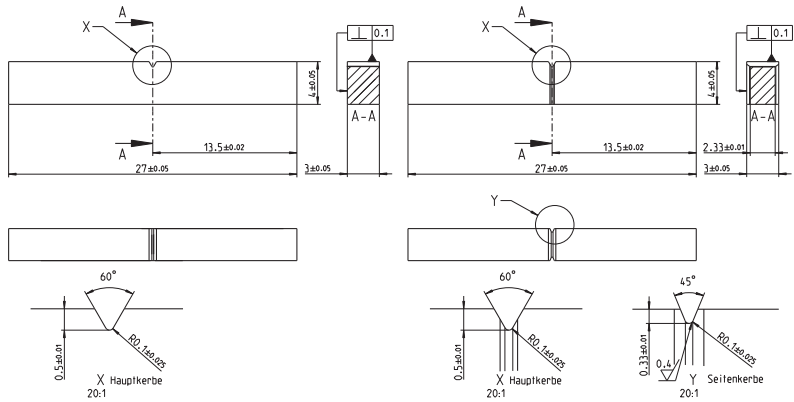


Abbildung A.5: kleine Biegeprobe ohne Seitenkerben KLST (links) und mit Seitenkerben KLST-SK (rechts)

**Vorrichtung für ASTM-Probe:**

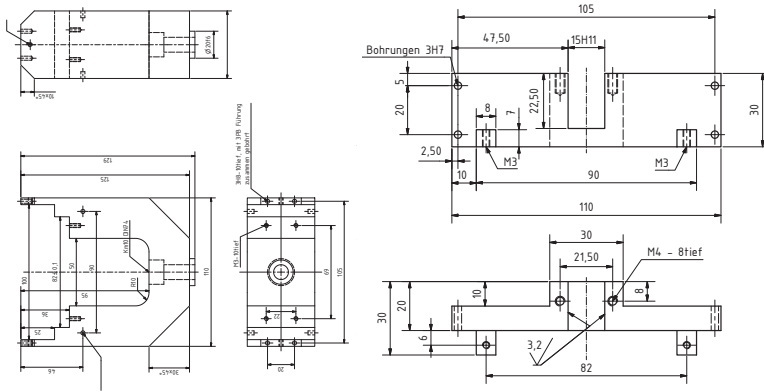


Abbildung A.6: Basis (links) und Führung (rechts) für große Proben

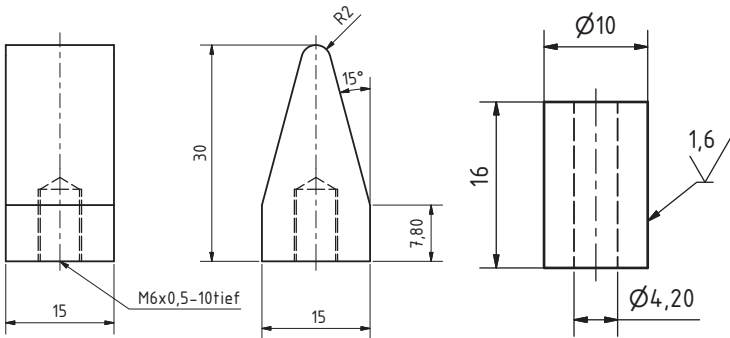


Abbildung A.7: Finne (links) und Rolle (rechts) für große Proben

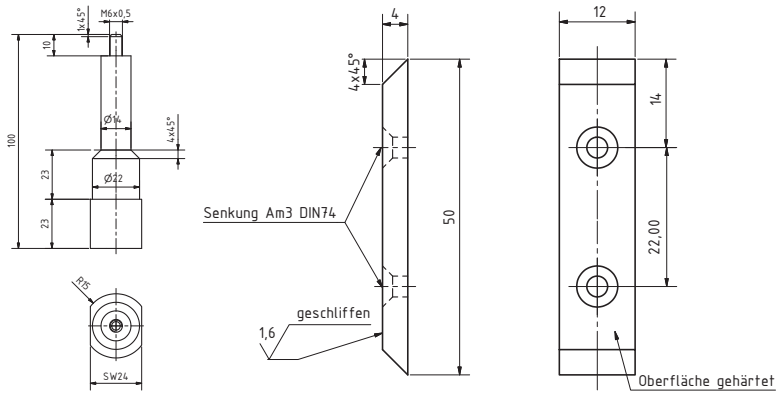


Abbildung A.8: Stempel (links) und Lagerplatte (rechts) für große Proben

**ASTM-9-Probe und ASTM-9-SK-Probe mit Breite 9 mm:**

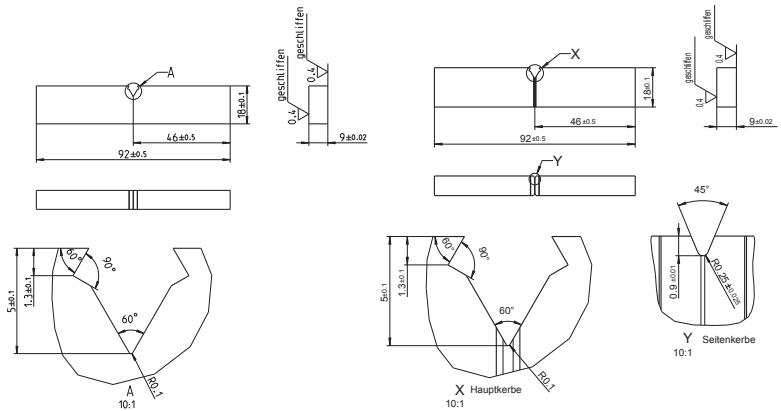


Abbildung A.9: Große Biegeprobe 9 mm ohne Seitenkerben ASTM-9 (links) und mit Seitenkerben ASTM-9-SK (rechts)

**ASTM-15-SK-Probe mit Breite 15 mm:**

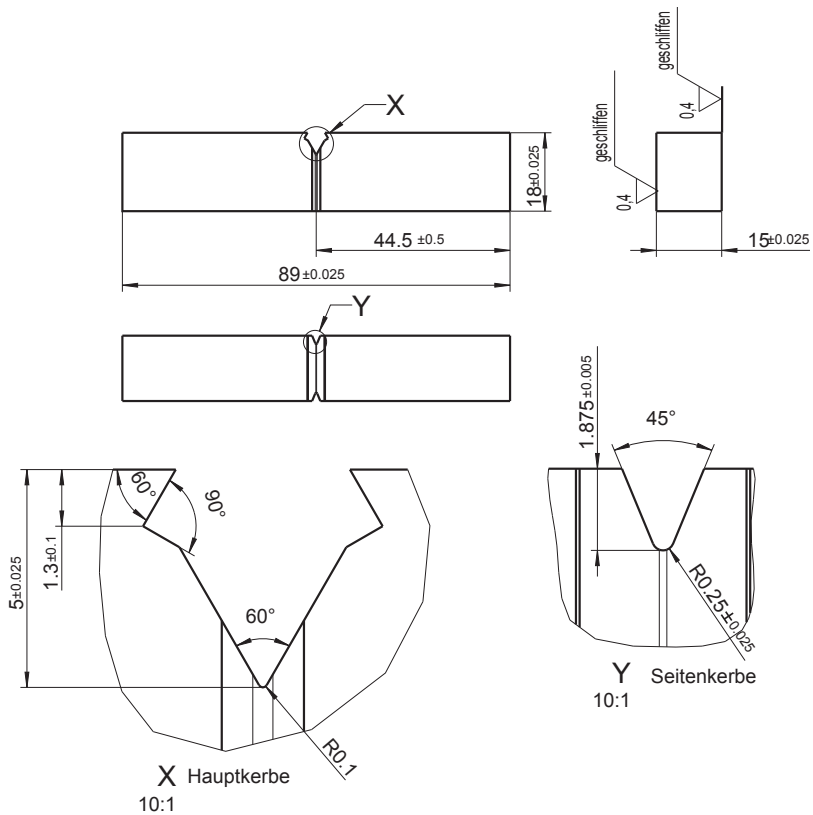


Abbildung A.10: Große Biegeprobe 15 mm mit Seitenkerben ASTM-15-SK



**Schnittplan:**

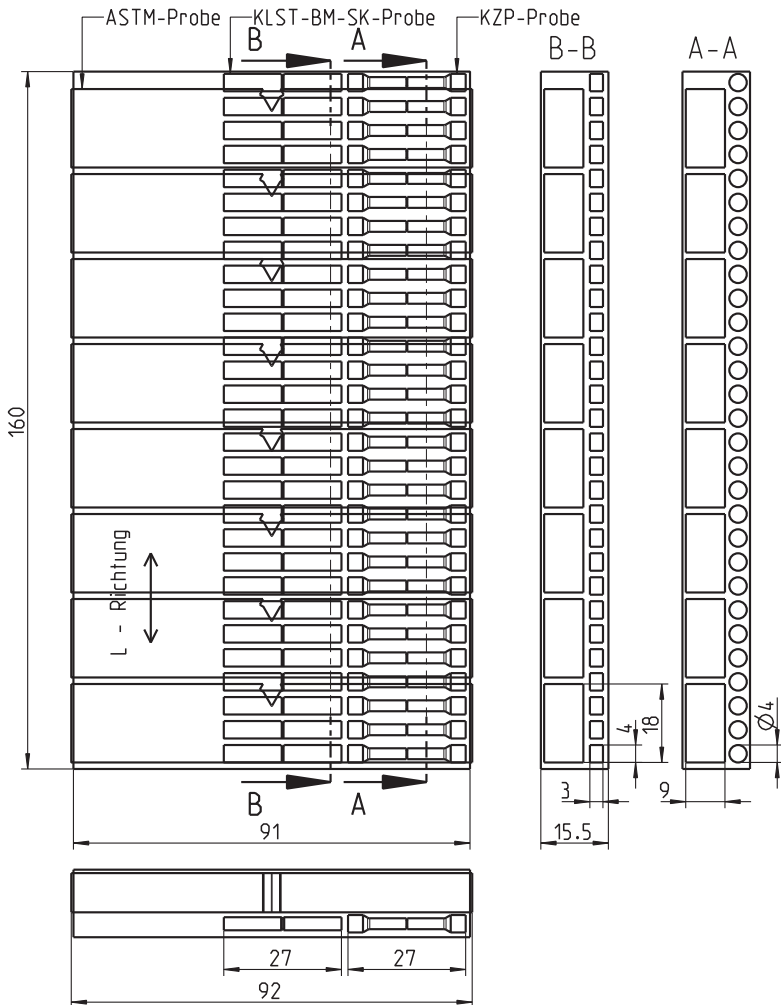


Abbildung A.11: Schnittplan der Zugproben, Kerbzugproben, KLST/SK-Proben und ASTM-9/-SK-Proben

## A.2 Materialdatensatz für die ABAQUS Simulation

### Daten für Raumtemperatur:

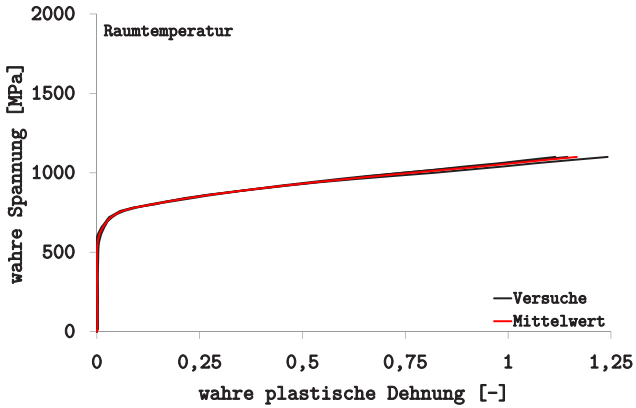


Abbildung A.12: ABAQUS Materialinput für T91 bei RT

### Daten für $-150^{\circ}\text{C}$ :

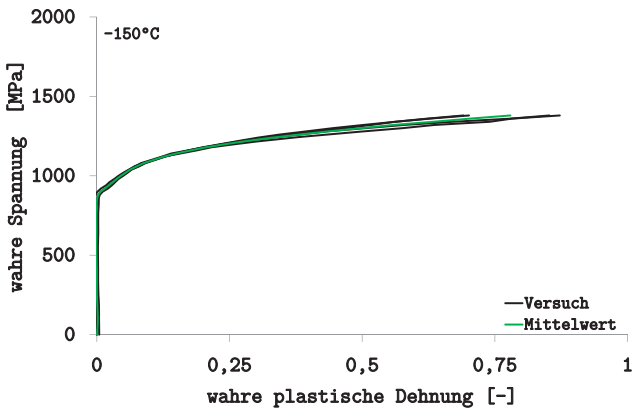


Abbildung A.13: ABAQUS Materialinput für T91 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

### A.3 Probenvermessung

#### Probengeometrien der Zugproben, glatt:

Tabelle A.1: Probenabmessungen der glatten Zugproben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>D</b> [mm]	<b>L</b> [mm]
ZV-N01	RT	1,983	27
ZV-N02	RT	1,984	27
ZV-N03	RT	1,992	27
ZV-N04	-150	1,990	27
ZV-N05	-150	1,986	27
ZV-N06	-165	1,980	27
ZV-N07	-150	1,991	27
ZV-N08	-150	1,982	27
ZV-N09	-150	1,970	27

#### Probengeometrien der Zugproben, gekerbt:

Tabelle A.2: Probenabmessungen der gekerbten Zugproben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>D<sub>k</sub></b> [mm]	<b>L</b> [mm]	<b>R<sub>k</sub></b> [mm]
KZP01	RT	1,24	27	0,113
KZP02	RT	1,478	27	0,110
KZP03	RT	1,449	27	0,104
KZP04	RT	1,409	27	0,109
KZP05	-150	1,547	27	0,109
KZP06	-150	1,507	27	0,115
KZP07	-150	1,494	27	0,113
KZP08	-150	1,487	27	0,113
KZP09	-150	1,500	27	0,111
KZP10	-165	1,460	27	0,120

**Probengeometrien der KLST/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben:**

Tabelle A.3: Probenabmessungen der KLST/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>Merk- male*</b>	<b>W</b> [mm]	<b>L</b> [mm]	<b>B</b> [mm]	<b>B<sub>N</sub></b> [mm]	<b>a<sub>0</sub></b> [mm]
V01	RT	SK, E	3,967	27	2,973	2,326	0,973
V02	RT	SK, E	3,972	27	2,964	2,300	0,931
V03	RT	SK, E	4,007	27	2,964	2,298	0,980
V04	RT	SK, E	3,998	27	2,966	2,304	0,931
V05	RT	SK, E	3,976	27	2,964	2,309	0,997
V06	RT	SK, E	3,972	27	2,973	2,322	0,975
V07	RT	SK, E	3,954	27	2,971	2,315	0,892
V08	RT	SK, E	3,954	27	2,960	2,309	0,957
V09	RT	SK, E	4,007	27	2,978	2,304	0,908
V10	RT	SK, E	3,980	27	2,958	2,325	0,986
V11	RT	SK, E	3,975	27	2,897	2,441	0,905
V12	-105	SK, B	4,002	27	2,991	2,445	0,878
V13	-136	SK, B	3,998	27	2,991	2,430	0,895
V14	-142	SK, B	3,997	27	2,995	2,421	0,874
V15	-143	SK, E	4,002	27	2,997	2,439	0,896
V16	-142	SK, B	4,000	27	2,989	2,450	0,952
V17	-142	SK, E	4,044	27	2,991	2,435	0,888
V18	-142	SK, B	4,006	27	2,989	2,421	0,968
V19	-142	SK, B	4,001	27	2,989	2,435	0,950
V20	-152	SK, B	4,001	27	2,993	2,435	0,897
V21	-152	B	3,984	27	2,984		0,891
V22	-152	B	3,997	27	2,991		0,784
V23	-153	B	3,984	27	2,986		0,903
V24	-152	B	3,953	27	2,989		0,842
V25	RT	B	3,957	27	2,989		0,902
V26	-150	B	3,994	27	2,992		0,801
V27	-150	B	4,002	27	2,992		0,891
V28	-148	B	4,004	27	2,984		0,796
V29	-150	B	3,995	27	2,987		0,849
V30	-150	B	3,998	27	2,995		0,792
V31	-151	B	3,999	27	2,991		0,818

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>Merk- male*</b>	<b>W</b> [mm]	<b>L</b> [mm]	<b>B</b> [mm]	<b>B<sub>N</sub></b> [mm]	<b>a<sub>0</sub></b> [mm]
V32	-150	B	4,005	27	2,989		0,843
V33	-150	B	3,998	27	2,985		0,721
V34	-151	B	3,998	27	2,995		0,801
V35	-151	B	4,033	27	2,986		0,828

\* SK = Seitenkerben, B = Belastung bis zum Bruch, E = Entlastung

### Probengeometrien der ASTM-9/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben:

Tabelle A.4: Probenabmessungen der 9 mm breiten ASTM-9/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>Merk- male*</b>	<b>W</b> [mm]	<b>L</b> [mm]	<b>B</b> [mm]	<b>B<sub>N</sub></b> [mm]	<b>a<sub>0</sub></b> [mm]
B01	RT	E	17,999	89	9,007		5,940
B02	RT	E	17,998	89	9,009		7,531
B03	RT	SK, E	17,988	89	9,004	7,254	9,227
B04	RT	SK, E	17,979	89	9,001	7,276	9,172
B05	RT	SK, E	18,005	89	9,002	7,265	9,221
B06	RT	SK, E	17,985	89	9,001	7,254	8,817
B07	RT	SK, E	18,009	89	9,003	7,265	8,991
B08	RT	SK, E	17,977	89	9,004	7,232	9,133
B09	-150	B	18,005	89	9,009		8,876
B10	-150	B	18,004	89	9,009		9,012
B11	-150	B	18,004	89	9,007		8,993
B12	-150	B	18,005	89	9,009		9,043
B13	-152	B	18,000	89	9,008		9,023
B14	-152	B	18,006	89	9,008		9,087
B15	-148	B	18,005	89	9,007		9,071
B16	-149	B	18,004	89	9,010		9,088

\* SK = Seitenkerben, B = Belastung bis zum Bruch, E = Entlastung

### Probengeometrien der ASTM-15-SK-Proben mit Seitenkerben:

Tabelle A.5: Probenabmessungen der 15 mm breiten ASTM-15-SK-Proben mit Seitenkerben

Probe	Temp. [°C]	Merk- male*	W [mm]	L [mm]	B [mm]	B <sub>N</sub> [mm]	a <sub>0</sub> [mm]
C01	RT	SK, E	18,020	89	15,001	11,280	9,479
C02	RT	SK, E	18,016	89	14,992	11,291	9,457
C03	RT	SK, E	18,002	89	14,999	11,291	9,599

\* SK = Seitenkerben, E = Entlastung

## A.4 Zusammenstellung der Versuchsergebnisse

### Versuchsergebnisse der glatten Zugproben:

Tabelle A.6: Versuchsergebnisse der glatten Zugproben

Probe	Temp. [°C]	wahre Bruchspan- nung mit Bridg. [MPa]	wahre Bruch- dehnung [-]	Bruchein- schnürung [-]
ZV-N01	RT	1128	1,298	0,727
ZV-N02	RT	1114	1,255	0,715
ZV-N03	RT	1113	1,316	0,732
ZV-N04	-150	1370	0,896	0,592
ZV-N05	-150	-	-	-
ZV-N06	-165	1597	0,944	0,610
ZV-N07	-150	1457	0,943	0,610
ZV-N08	-150	1378	0,896	0,592
ZV-N09	-150	1421	0,906	0,596

**Versuchsergebnisse der gekerbten Zugproben:**

Tabelle A.7: Versuchsergebnisse der gekerbten Zugproben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>gem. wahre Bruchspannung</b> [MPa]	<b>gem. wahre Bruchdehnung</b> [-]
KZP01	RT	1475	0,418
KZP02	RT	1551	0,535
KZP03	RT	1457	0,479
KZP04	RT	1452	0,460
KZP05	-150	1889	0,163
KZP06	-150	2038	0,326
KZP07	-150	2003	0,342
KZP08	-150	1952	0,337
KZP09	-150	2054	0,320
KZP10	-165	2160	0,278

**Versuchsergebnisse der KLST/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben:**

Tabelle A.8: Versuchsergebnisse der kleinen KLST/-SK-Proben  
ohne / mit Seitenkerben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>Merk- male*</b>	<b>F</b> [N]	<b>J<sub>el</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>pl</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>korr</sub></b> [N/mm]	<b>Δa</b> [mm]
V01	RT	SK, E	1014,89	11,07	73,42	84,29	0,025
V02	RT	SK, E	806,71	6,70	6,04	12,73	0,000
V03	RT	SK, E	851,20	7,66	10,58	18,23	0,000
V04	RT	SK, E	1092,5	11,89	197,32	206,81	0,113
V05	RT	SK, E	962,71	10,29	359,60	351,59	0,479
V06	RT	SK, E	1068,17	12,27	372,21	372,26	0,305
V07	RT	SK, E	1090,48	11,73	433,41	427,64	0,386
V08	RT	SK, E	977,74	10,34	514,12	497,00	0,507
V09	RT	SK, E	895,79	7,66	675,42	625,04	0,874
V10	RT	SK, E	932,21	9,42	30,56	39,93	0,014
V11	RT	SK, E	569,98	3,10	932,96	808,64	1,457

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>Merk- male*</b>	<b>F</b> [N]	<b>J<sub>el</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>pl</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>korr</sub></b> [N/mm]	<b>Δa</b> [mm]
V12	-105	B	1508,28	19,16	96,25	115,41	-
V13	-136	B	1393,22	16,90	34,06	50,96	-
V14	-142	B	1370,43	15,92	30,31	46,23	-
V15	-143	E	1220,15	12,85	3,11	15,95	-
V16	-142	B	1304,64	15,71	15,71	28,25	-
V17	-142	E	1342,11	14,80	25,09	39,89	-
V18	-142	B	1418,99	19,16	72,49	91,65	-
V19	-142	B	1387,86	17,79	43,97	61,75	-
V20	-152	B	1302,91	14,56	27,54	42,10	-
V21	-152	B	1485,84	15,84	54,04	69,88	-
V22	-152	B	1613,73	15,90	69,76	85,66	-
V23	-153	B	1307,20	12,44	10,70	23,14	-
V24	-152	B	1488,50	15,35	28,74	44,09	-
V25	RT	E	1078,21	8,92	682,37	649,12	0,604
V26	-150	B	1491,85	13,95	21,54	35,49	-
V27	-150	B	1483,16	15,41	36,04	51,44	-
V28	-148	B	1576,18	15,38	51,80	67,17	-
V29	-150	B	1245,22	10,39	3,04	13,42	-
V30	-150	B	1525,02	14,32	22,80	37,12	-
V31	-151	B	1370,14	11,99	5,91	17,90	-
V32	-150	B	1589,12	16,57	56,62	73,20	-
V33	-150	B	1566,06	13,76	23,43	37,20	-
V34	-151	B	1501,10	14,04	34,48	48,52	-
V35	-151	B	1265,51	10,04	4,81	14,84	-

\* SK = Seitenkerben, B = Belastung bis zum Bruch, E = Entlastung



**Versuchsergebnisse der ASTM-9/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben:**

Tabelle A.9: Versuchsergebnisse der 9 mm breiten ASTM-9/-SK-Proben ohne/ mit Seitenkerben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>Merk- male*</b>	<b>F</b> [N]	<b>J<sub>el</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>pl</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>korr</sub></b> [N/mm]
B01	RT	E	14905,31	27,96	1817,59	1723,75
B02	RT	E	12813,45	33,30	1083,84	1073,92
B03	RT	SK, E	6884,17	21,13	1131,03	1152,15
B04	RT	SK, E	8291,10	30,06	907,41	937,47
B05	RT	SK, E	8893,22	34,93	585,74	620,67
B06	RT	SK, E	9703,90	36,37	278,07	314,45
B07	RT	SK, E	9045,03	33,25	782,72	815,98
B08	RT	SK, E	7890,61	27,03	1038,49	1065,52
B09	-150	B	5117,15	8,06	0,20	8,26
B10	-150	B	5470,35	9,69	0,00	9,69
B11	-150	B	3329,94	3,56	0,03	3,59
B12	-150	B	4699,54	7,21	0,26	7,47
B13	-152	B	3944,59	5,07	0,19	5,26
B14	-152	B	6252,91	12,91	0,78	13,69
B15	-148	B	7170,92	16,88	0,76	17,64
B16	-149	B	4702,61	7,34	0,94	8,28

\* SK = Seitenkerben, B = Belastung bis zum Bruch, E = Entlastung

**Versuchsergebnisse der ASTM-15-SK-Proben mit Seitenkerben:**

Tabelle A.10: Versuchsergebnisse der 15 mm breiten ASTM-15-SK-Proben mit Seitenkerben

<b>Probe</b>	<b>Temp.</b> [°C]	<b>Merk- male*</b>	<b>F</b> [N]	<b>J<sub>el</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>pl</sub></b> [N/mm]	<b>J<sub>korr</sub></b> [N/mm]
C01	RT	SK, E	12059,5	27,13	860,15	887,28
C02	RT	SK, E	12730,4	30,03	733,07	763,09
C03	RT	SK, E	12702,3	31,65	574,57	606,22

\* SK = Seitenkerben, E = Entlastung

## A.5 Ergänzende Simulationsergebnisse

### Kohäsivspannung und Mehrachsigkeit der glatten Zugproben:

Tabelle A.11: FE-Ergebnisse: Zusammenstellung der glatten Zugproben bei RT und bei  $-150^{\circ}\text{C}$

Probe	Temp. [ $^{\circ}\text{C}$ ]	lokale maximale Spannung bei Bruch [MPa]	Mehrachsigkeit [-]
ZV-N01	RT	1839	0,91
ZV-N02	RT	1796	0,89
ZV-N03	RT	1853	0,92
Mittelwert	RT	$1829 \pm 24$	$0,91 \pm 0,01$
ZV-N04	-150	2105	0,79
ZV-N07	-150	2155	0,81
ZV-N08	-150	2112	0,80
ZV-N09	-150	2122	0,80
Mittelwert	-150	$2124 \pm 18$	$0,8 \pm 0,01$

### Verteilung der Spannungen und Dehnungen zum Zeitpunkt des Bruchs bei $-150^{\circ}\text{C}$ der glatten Zugprobe:

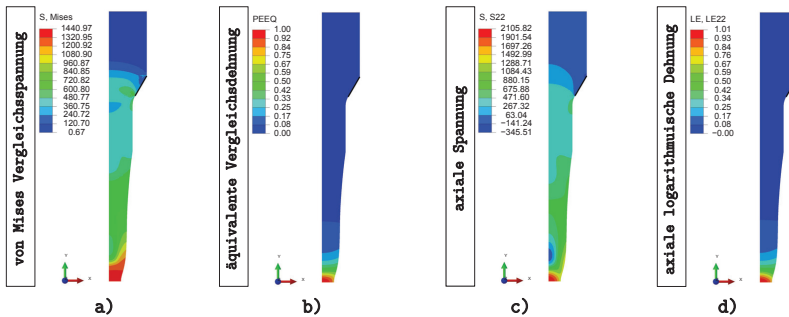


Abbildung A.14: FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe N04 bei  $-150^{\circ}\text{C}$

**Kohäsivspannung und Mehrachsigkeit der gekerbten Zugproben:**

Tabelle A.12: FE-Ergebnisse: Zusammenstellung der gekerbten Zugproben bei RT und bei -150 °C

Probe	Temp. [°C]	lokale maximale Spannung bei Bruch [MPa]	Mehrachsigkeit [-]
KZP01	RT	2194	1,89
KZP02	RT	2194	1,87
KZP03	RT	2197	1,94
KZP04	RT	2195	1,93
Mittelwert	RT	2195 ±1	1,91 ±0,02
KZP06	-150	2510	1,63
KZP07	-150	2613	1,71
KZP08	-150	2629	1,73
KZP09	-150	2544	1,65
Mittelwert	-150	2574 ±40	1,68 ±0,03

**Verteilung der Spannungen und Dehnungen zum Zeitpunkt des Bruchs bei -150 °C der gekerbten Zugprobe:**

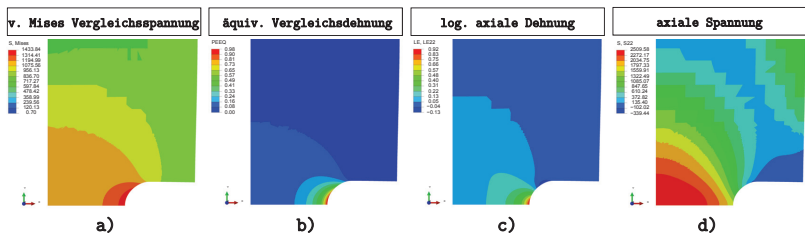


Abbildung A.15: FE-Ergebnisse: Verteilung der Spannungen und Dehnungen der Probe KZP06 bei -150 °C

### Abhängigkeit der Kohäsivspannung bei -150 °C:

Tabelle A.13: FE-Ergebnisse: Mehrachsige Kohäsivspannung bei -150 °C

Versuch	lokale maximale Spannung [MPa]	Mehrachsigkeit [-]
○ Zugversuch, glatt	2124	0,80
○ Zugversuch, gekerbt	2574	1,68
Kohäsivspannung	$\sigma_c(h)=(507,84 h + 1718,40)$ MPa	

### KLST-Probe:

### Verteilung der Spannungen und Dehnungen zum Zeitpunkt des Bruchs bei -150 °C:

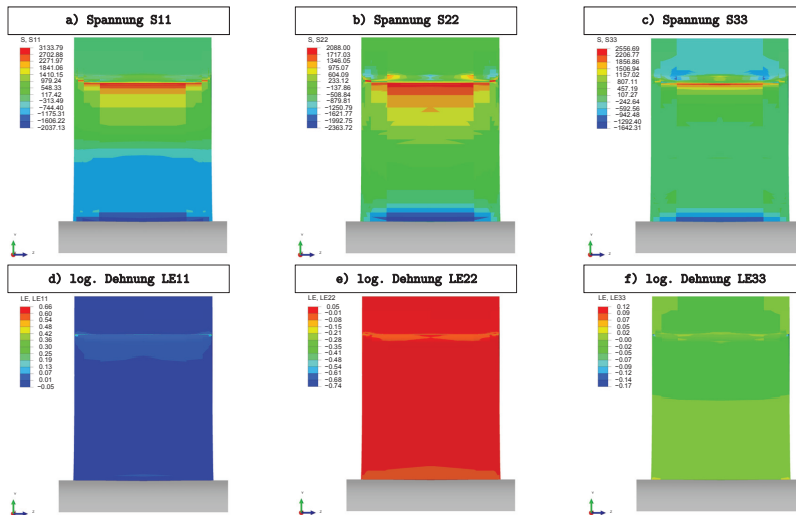


Abbildung A.16: FE-Ergebnisse: Spannungskomponenten S11, S22, S33 (oben) und logarithmische Dehnungskomponenten LE11, LE22, LE33 (unten) für KLST-Probe bei -150 °C

**ASTM-9-SK-Probe:**

**Verteilung der Spannungen und Dehnungen zum Zeitpunkt des Bruchs bei Raumtemperatur:**

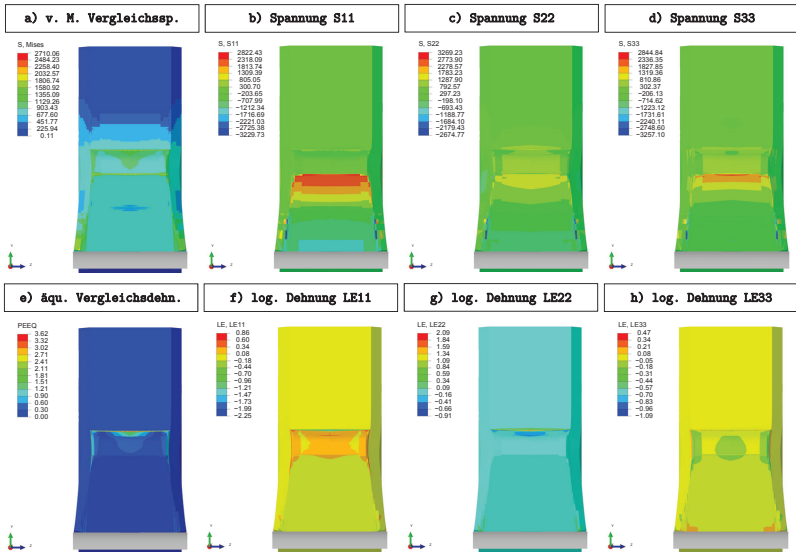


Abbildung A.17: FE-Ergebnisse: Spannungen a) - d) (oben) und Dehnungen e) - h) (unten) bei 5,14 mm Durchbiegung der ASTM-9-SK-Probe mit den Parametern der KLST-SK-Probe bei RT

### ASTM-9-SK-Probe:

### Verteilung der Spannungen und Dehnungen zum Zeitpunkt des Bruchs bei $-150^{\circ}\text{C}$ :

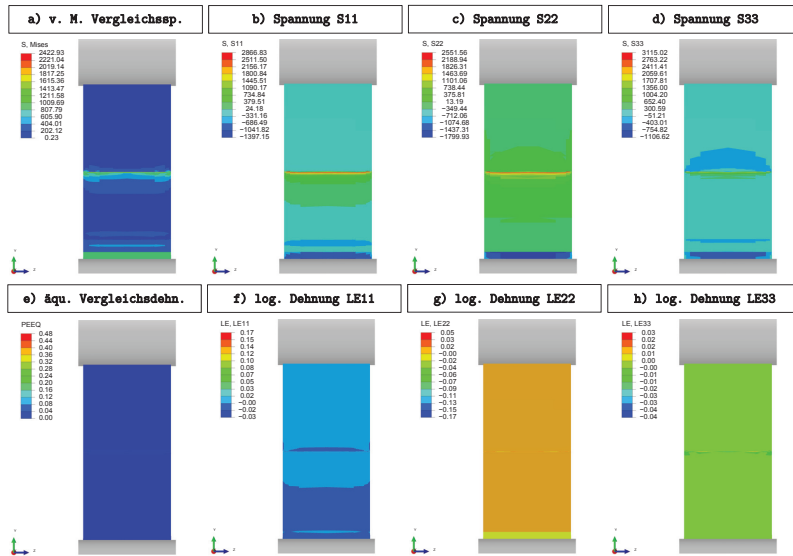


Abbildung A.18: FE-Ergebnisse: Spannungen a) - d) (oben) und Dehnungen e) - h) (unten) der ASTM-9-Probe zum Zeitpunkt des Bruchs für eine Kohäsivenergie von  $5,3 \text{ N/mm}$  ohne Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit bei  $-150^{\circ}\text{C}$

## A.6 FE-Modell einer 0,5T-CT Kompaktzugprobe

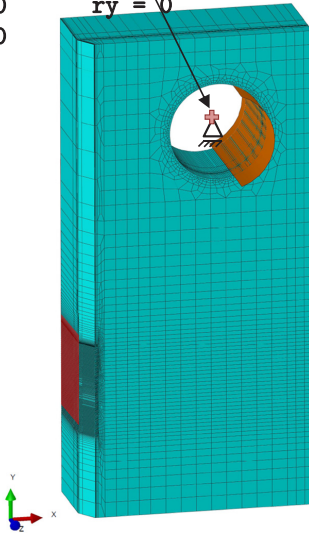
YOON-SK-Probe:

**Referenzpunkt**

$x = 2,6 \text{ mm}$   $rx = 0$

$y = 0$   $ry = 0$

$z = 0$



**Elementtyp:** C3D8

**Verschiebung:**  $x = 2,6 \text{ mm}$

**Anrisslänge:**  $a_0 = 13,97 \text{ mm}$

**Nettobreite:**  $B_N = 10,16 \text{ mm}$

**Strukturierte CZ Vernetzung:**

→ 10 Elemente über Nettobreite

→ var. Elementlänge y-Richtung

**Symmetrie in x- Richtung:**

Kopplung der Freiheitsgrade bei

den doppelten CZE Knoten über

\*Equation's

**Symmetrie in z- Richtung:**

$z = 0$

$rx = 0$

$ry = 0$

Abbildung A.19: FE-Modell einer 0,5T-CT-Probe mit Parametern der KLST-SK-Probe bei RT (exp. Daten von [110])





## Danksagung

Diese Arbeit ist am Institut für Angewandte Materialien (IAM) in der Abteilung Werkstoff- und Biomechanik (WBM) des Karlsruher Institut für Technologie (KIT) entstanden. Die Bearbeitung dieser Dissertation fand zwischen Oktober 2011 und Oktober 2014 statt. Mein besonderer Dank geht an Herrn Priv.-Doz. Dr. Jarir Aktaa für die Bereitstellung und Betreuung dieser Arbeit während der gesamten Zeit. Er stand mir immer als Ansprechpartner zur Verfügung und konnte stets einen Denkanstoß geben, wenn ich vor einem scheinbar unlösbaren Problem stand. Außerdem danke ich Ihm für die Übernahme des Hauptreferates. Für die Übernahme des Korreferates danke ich Herrn Prof. Dr. rer. nat. Peter Gumbsch.

Diese Arbeit war Teil des Workpackage's 3 innerhalb des europäischen Projekts MATTER. Hier danke ich besonders allen Verantwortlichen des Projektes. Außerdem möchte ich mich für die Möglichkeit bedanken, dass ich an zahlreichen Projekttreffen in unterschiedlichen europäischen Ländern teilnehmen und Erfahrungen sammeln konnte.

Innerhalb der Abteilung möchte ich mich vor allem bei Dr. Ermile Gaganidze für die fachlichen Diskussionen und Anregungen im Bereich der Bruchmechanik bedanken. Stefan Knaak danke ich für die technische Unterstützung bei den Versuchen im Labor und im Umgang mit den servohydraulischen Anlagen, Dr. Dimitri Litvinov und Luis Straßberger für die Unterstützung in der Rasterelektronenmikroskopie. Kuo Zhang gilt als Bürokollege besonderer Dank, da er mir diverse Einblicke in die chinesische Kultur ermöglichte und immer für Diskussionen offen war. Christoph Bohnert danke ich als Freund und Kollege für tiefgründige Diskussionen und Hilfestellungen in Bezug auf diese Arbeit.

Ganz besonderer Dank gilt meiner Frau für die uneingeschränkte Unterstützung während der gesamten Zeit. Des Weiteren danke ich meinem Sohn Paul, der lange Zeit glaubte oder noch glaubt, dass ich jeden Tag zum KIT Campus Nord in den Wald fahre, um Bäume zu fällen. Außerdem wirkte sich die Vorfreude auf den zukünftigen Familienzuwachs im April 2015 positiv auf die Fertigstellung dieser Arbeit aus. Nicht zuletzt möchte ich mich bei meinen Eltern und Schwiegereltern für jegliche Unterstützung im Zusammenhang mit dieser Arbeit bedanken.

Stutensee, März 2015

Michael Mahler

## Publikationsliste

**M. Mahler, J. Aktaa**

*Development and verification of an approach for determining fracture mechanical properties from tests on small size specimens*

Vortrag 14.03.2013, DPG Frühjahrstagung 2013, Regensburg, Deutschland

**M. Mahler, J. Aktaa**

*Approach for determining fracture mechanical properties on small size specimens*

Poster 04.07.2013, DERIVIN Summer School 2013, Saclay, Paris

**M. Mahler, J. Aktaa**

*Approach for determining fracture mechanical properties on small size specimens at room temperature*

Vortrag 02.07.2014 ECF20 2014, Trondheim, Norwegen

**M. Mahler, J. Aktaa**

*Approach for determining fracture mechanical properties on small size specimens at room temperature*

Procedia Materials Science 3 (2014) 434-439

**M. Mahler, J. Aktaa**

*Approach for J-R curve determination based on sub-size specimens using a triaxiality dependent cohesive zone model on T91*

Vortrag 21.10.2014, International MATTER Final Workshop 2014, Rom, Italien

**M. Mahler, J. Aktaa**

*Approach for J-R curve determination based on sub-size specimens using a triaxiality dependent cohesive zone model on a (ferritic-martensitic) steel*

Engineering Fracture Mechanics 144 (2015) 222-237

**M. Mahler, J. Aktaa**

*Prediction of fracture toughness based on experiments with sub-size specimens in the ductile and brittle regimes*

Journal of Nuclear Materials, **accepted 2015**



# Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien

---

ISSN 2192-9963

Die Bände sind unter [www.ksp.kit.edu](http://www.ksp.kit.edu) als PDF frei verfügbar  
oder als Druckausgabe bestellbar.

- Band 1 Prachai Norajitra  
**Divertor Development for a Future Fusion Power Plant.** 2011  
ISBN 978-3-86644-738-7
- Band 2 Jürgen Prokop  
**Entwicklung von Spritzgießsondervverfahren zur Herstellung  
von Mikrobauteilen durch galvanische Replikation.** 2011  
ISBN 978-3-86644-755-4
- Band 3 Theo Fett  
**New contributions to R-curves and bridging stresses –  
Applications of weight functions.** 2012  
ISBN 978-3-86644-836-0
- Band 4 Jérôme Acker  
**Einfluss des Alkali/Niob-Verhältnisses und der Kupferdotierung  
auf das Sinterverhalten, die Strukturbildung und die Mikro-  
struktur von bleifreier Piezokeramik ( $K_{0,5}Na_{0,5}NbO_3$ ).** 2012  
ISBN 978-3-86644-867-4
- Band 5 Holger Schwaab  
**Nichtlineare Modellierung von Ferroelektrika unter  
Berücksichtigung der elektrischen Leitfähigkeit.** 2012  
ISBN 978-3-86644-869-8
- Band 6 Christian Dethloff  
**Modeling of Helium Bubble Nucleation and Growth  
in Neutron Irradiated RAFM Steels.** 2012  
ISBN 978-3-86644-901-5
- Band 7 Jens Reiser  
**Duktilisierung von Wolfram. Synthese, Analyse und  
Charakterisierung von Wolframlaminaten aus Wolframfolie.** 2012  
ISBN 978-3-86644-902-2
- Band 8 Andreas Sedlmayr  
**Experimental Investigations of Deformation Pathways  
in Nanowires.** 2012  
ISBN 978-3-86644-905-3

- Band 9 Matthias Friedrich Funk  
**Microstructural stability of nanostructured fcc metals during cyclic deformation and fatigue.** 2012  
ISBN 978-3-86644-918-3
- Band 10 Maximilian Schwenk  
**Entwicklung und Validierung eines numerischen Simulationsmodells zur Beschreibung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung am Beispiel von vergütetem 42CrMo4.** 2012  
ISBN 978-3-86644-929-9
- Band 11 Matthias Merzkirch  
**Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstranggepressten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082.** 2012  
ISBN 978-3-86644-933-6
- Band 12 Thilo Hammers  
**Wärmebehandlung und Recken von verbundstranggepressten Luftfahrtprofilen.** 2013  
ISBN 978-3-86644-947-3
- Band 13 Jochen Lohmiller  
**Investigation of deformation mechanisms in nanocrystalline metals and alloys by in situ synchrotron X-ray diffraction.** 2013  
ISBN 978-3-86644-962-6
- Band 14 Simone Schreijäg  
**Microstructure and Mechanical Behavior of Deep Drawing DC04 Steel at Different Length Scales.** 2013  
ISBN 978-3-86644-967-1
- Band 15 Zhiming Chen  
**Modelling the plastic deformation of iron.** 2013  
ISBN 978-3-86644-968-8
- Band 16 Abdullah Fatih Çetinel  
**Oberflächendefektausheilung und Festigkeitssteigerung von niedruckspritzgegossenen Mikrobiegebalken aus Zirkoniumdioxid.** 2013  
ISBN 978-3-86644-976-3
- Band 17 Thomas Weber  
**Entwicklung und Optimierung von gradierten Wolfram/ EUROFER97-Verbindungen für Divertorkomponenten.** 2013  
ISBN 978-3-86644-993-0
- Band 18 Melanie Senn  
**Optimale Prozessführung mit merkmalsbasierter Zustandsverfolgung.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0004-9

- Band 19 Christian Mennerich  
**Phase-field modeling of multi-domain evolution in ferromagnetic shape memory alloys and of polycrystalline thin film growth.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0009-4
- Band 20 Spyridon Korres  
**On-Line Topographic Measurements of Lubricated Metallic Sliding Surfaces.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0017-9
- Band 21 Abhik Narayan Choudhury  
**Quantitative phase-field model for phase transformations in multi-component alloys.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0020-9
- Band 22 Oliver Ulrich  
**Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Verbundwerkstoffen mit Durchdringungsgefüge (Preform-MMCs).** 2013  
ISBN 978-3-7315-0024-7
- Band 23 Sofie Burger  
**High Cycle Fatigue of Al and Cu Thin Films by a Novel High-Throughput Method.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0025-4
- Band 24 Michael Teutsch  
**Entwicklung von elektrochemisch abgeschiedenem LIGA-Ni-Al für Hochtemperatur-MEMS-Anwendungen.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0026-1
- Band 25 Wolfgang Rheinheimer  
**Zur Grenzflächenanisotropie von SrTiO<sub>3</sub>.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0027-8
- Band 26 Ying Chen  
**Deformation Behavior of Thin Metallic Wires under Tensile and Torsional Loadings.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0049-0
- Band 27 Sascha Haller  
**Gestaltfindung: Untersuchungen zur Kraftkegelmethode.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0050-6
- Band 28 Stefan Dietrich  
**Mechanisches Verhalten von GFK-PUR-Sandwichstrukturen unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0074-2

- Band 29 Gunnar Picht  
**Einfluss der Korngröße auf ferroelektrische Eigenschaften dotierter  $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$  Materialien.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0106-0
- Band 30 Esther Held  
**Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0127-5
- Band 31 Pei He  
**On the structure-property correlation and the evolution of Nanofeatures in 12-13.5% Cr oxide dispersion strengthened ferritic steels.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0141-1
- Band 32 Jan Hoffmann  
**Ferritische ODS-Stähle – Herstellung, Umformung und Strukturanalyse.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0157-2
- Band 33 Wiebke Sittel  
**Entwicklung und Optimierung des Diffusionsschweißens von ODS Legierungen.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0182-4
- Band 34 Osama Khalil  
**Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hoch-warmfesten Aluminium-Knetlegierung 2618A (AlCu2Mg1,5Ni).** 2014  
ISBN 978-3-7315-0208-1
- Band 35 Magalie Huttin  
**Phase-field modeling of the influence of mechanical stresses on charging and discharging processes in lithium ion batteries.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0213-5
- Band 36 Christoph Hage  
**Grundlegende Aspekte des 2K-Metallpulverspritzgießens.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0217-3
- Band 37 Bartłomiej Albiński  
**Instrumentierte Eindringprüfung bei Hochtemperatur für die Charakterisierung bestrahlter Materialien.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0221-0
- Band 38 Tim Feser  
**Untersuchungen zum Einlaufverhalten binärer alpha-Messinglegierungen unter Ölschmierung in Abhängigkeit des Zinkgehaltes.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0224-1



- Band 39 Jörg Ettrich  
**Fluid Flow and Heat Transfer in Cellular Solids.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0241-8
- Band 40 Melanie Syha  
**Microstructure evolution in strontium titanate Investigated by means of grain growth simulations and x-ray diffraction contrast tomography experiments.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0242-5
- Band 41 Thomas Haas  
**Mechanische Zuverlässigkeit von gedruckten und gasförmig abgeschiedenen Schichten auf flexiblem Substrat.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0250-0
- Band 42 Aron Kneer  
**Numerische Untersuchung des Wärmeübertragungsverhaltens in unterschiedlichen porösen Medien.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0252-4
- Band 43 Manuel Feuchter  
**Investigations on Joule heating applications by multiphysical continuum simulations in nanoscale systems.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0261-6
- Band 44 Alexander Vondrous  
**Grain growth behavior and efficient large scale simulations of recrystallization with the phase-field method.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0280-7
- Band 45 Tobias Kennerknecht  
**Fatigue of Micro Molded Materials – Aluminum Bronze and Yttria Stabilized Zirconia.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0293-7
- Band 46 Christopher Scherr  
**Elektrochemisches Verhalten von Lithium-Schwefel-Zellen mit unterschiedlicher Kathodenstruktur.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0296-8
- Band 47 Konstantin Frölich  
**Der Decal-Prozess zur Herstellung katalysatorbeschichteter Membranen für PEM-Brennstoffzellen.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0334-7
- Band 48 Benedikt Haspel  
**Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0337-8

- Band 49 Marco Berghoff  
**Skalenübergreifende Modellierung und Optimierung vom atomistischen kristallinen Phasenfeldmodell bis zur mesoskopischen Phasenfeldmethode.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0416-0
- Band 50 Michael Selzer  
**Mechanische und Strömungsmechanische Topologieoptimierung mit der Phasenfeldmethode.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0431-3
- Band 51 Michael Mahler  
**Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0441-2



KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT)  
SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

In dieser Arbeit wird die Bruchzähigkeit mit Hilfe einer Methode basierend auf Versuchen an kleinen Proben vorhergesagt. Hierfür wird der Bruchprozess inklusive des Risswachstums mit Hilfe der FEM und dem Kohäsivzonenmodell beschrieben. Die Versuche an kleinen Proben dienen zur Parameterbestimmung. Danach kann mit diesem Kohäsivzonenparametersatz eine große Probe simuliert werden. Die an dieser Probe vorhergesagte Bruchzähigkeit erfüllt die Größenbedingungen der entsprechenden Norm.

ISSN 2192-9963  
ISBN 978-3-7315-0441-2

