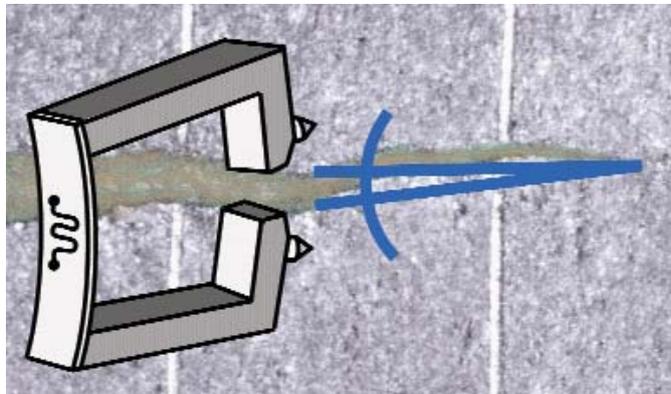


Bruchmechanische Untersuchungen der Rissöffnung bei stabilem Risswachstum in dünnem Blech aus Al 5083

**(Vom Promotionsausschuss der Technischen Universität Hamburg-
Harburg als Dissertation angenommene Arbeit)**



Autor:
M. Schödel

**Bruchmechanische Untersuchungen
der Rissöffnung bei stabilem Risswachstum
in dünnem Blech aus Al 5083**

(Vom Promotionsausschuss der Technischen Universität Hamburg-
Harburg als Dissertation angenommene Arbeit)

Autor:

M. Schödel

(Institut für Werkstoffforschung)

Die Berichte der GKSS werden kostenlos abgegeben.
The delivery of the GKSS reports is free of charge.

Anforderungen/Requests:

GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH
Bibliothek/Library
Postfach 11 60
D-21494 Geesthacht
Germany
Fax.: (49) 04152/871717

Als Manuskript vervielfältigt.
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor.

ISSN 0344-9629

GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH · Telefon (04152)87-0
Max-Planck-Straße 1 · D-21502 Geesthacht / Postfach 11 60 · D-21494 Geesthacht

GKSS 2006/6

Bruchmechanische Untersuchungen der Rissöffnung bei stabilem Risswachstum in dünnem Blech aus Al 5083

(Vom Promotionsausschuss der Technischen Universität Hamburg-Harburg als Dissertation angenommene Arbeit)

Manfred Schödel

139 Seiten mit 99 Abbildungen und 21 Tabellen

Zusammenfassung

In der vorliegenden Dissertation wird das stabile Risswachstum in dünnen Proben aus der Aluminium-Magnesium-Legierung Al 5083 experimentell untersucht. Schwerpunkt ist der Zusammenhang zwischen dem Rissspitzenöffnungswinkel (CTOA) und den δ_5 -Risswiderstandskurven. Dies erfolgt für verschiedene Beanspruchungen sowie unterschiedliche Proben. Abschließend wird untersucht, inwieweit die analytischen Fehlerbewertungsverfahren SINTAP und ETM sowie die bruchmechanische Bewertung mittels der Finite-Elemente-Methode verbessert werden können.

Fracture mechanics based investigation of the crack opening during stable crack extension in thin sheet of Al 5083

Abstract

The stable crack extension in thin Specimens of the Aluminium-Magnesium-Alloy Al 5083 is experimentally investigated in the present PhD thesis. The main topics are the correlation between the Crack Tip Opening Angle (CTOA) and the δ_5 -Crack-Resistance-Curve. This is done for various applied loads as well as for various specimens. The work is closed with the investigation to what extent the analytical flaw assessment procedures ETM and SINTAP as well as the fracture mechanics assessment with the finite-element-method could be improved.

Manuskripteingang in TDB: 19. April 2006

Inhalt

1.	Einleitung	7
2.	Grundlagen	9
2.1	Der Risswiderstand bei dünnen Blechen aus duktilen Metallen	9
2.2	Definitionen und experimentelle Bestimmung der Rissöffnung	10
2.3	Einfluss der Dehnungsbehinderung auf die Rissöffnung	13
2.4	Verwendung der Rissöffnung in Bruchkonzepten	15
2.5	Normen zur Bestimmung der Rissöffnung bei dünnen Proben	18
3.	Aufgabenstellung	21
4.	Der Werkstoff Al 5083 H321	23
4.1	Allgemeine Eigenschaften und Verwendung	23
4.2	Gefüge	24
4.3	Spannungs-Dehnungs-Kurve	25
5.	Durchführung und Auswertung der bruchmechanischen Versuche	29
5.1	Durchführung	29
5.2	Auswertung	33
5.2.1	Bestimmung des $CTOA_{opt}$ und der Risslänge	33
5.2.2	Glätten der Messwerte	36
6.	Ergebnisse der bruchmechanischen Versuche	39
6.1	Bruchverhalten	39
6.1.1	Makroskopisches Risswachstum	39
6.1.2	Stretch-Zonen-Weite, Initiierung und Tunneling	44
6.1.3	Fraktographie der Bruchflächen	51
6.1.4	Zusammenfassung und Diskussion des Bruchverhaltens	53

6.2	Analyse der δ_5 -R-Kurven	54
6.2.1	Vergleich der C(T)-Proben	54
6.2.2	Vergleich der M(T)-Proben	55
6.2.3	Festlegung einer gültigen δ_5 -R-Kurve	56
6.2.4	Einfluss des Beulschutzes	57
6.2.5	Einfluss der Biaxialität	58
6.2.6	Analyse der Dachrisse	60
6.2.7	Zusammenfassung und Diskussion der δ_5 -R-Kurven	64
6.3	Analyse der CTOA _{opt}	66
6.3.1	CTOA _{opt} bei der Rissinitiierung	66
6.3.2	Vergleich der C(T)-Proben	67
6.3.3	Vergleich der M(T) Proben und der Kreuzproben	70
6.3.4	Der CTOA _{opt} bei den Dachrissen	72
6.3.5	Zur Konstanz des CTOA _{opt}	73
6.3.6	Abhängigkeit des CTOA _{opt} von der Basislänge	74
6.3.7	CTOA _{opt} im Probeninneren	75
6.3.8	Zusammenfassung und Diskussion der CTOA _{opt}	76
6.3.9	Empfehlungen für die Bestimmung des CTOA _{opt}	81
6.4	Analyse der Korrelation der CTOA _{opt} mit den CTOA _{δ_5}	83
6.4.1	Direkter Vergleich der CTOA _{opt} mit den CTOA _{δ_5}	83
6.4.2	Vergleich der Differenz zwischen dem CTOA _{opt} und dem CTOA _{δ_5}	85
6.4.3	Zusammenfassung und Diskussion des CTOA _{opt} - CTOA _{δ_5} Vergleichs	87
6.4.4	Empfehlungen zur Abschätzung eines CTOA aus den δ_5 -R-Kurven	87
6.5	Analyse der Entstehung von Dachrissen	89
6.5.1	Experimenteller Befund	89
6.5.2	Phänomenologischer Erklärungsversuch	91
7.	Untersuchungen zur analytischen Bauteilbewertung mittels δ_5-R-Kurven	95
7.1	Die Fehlerbewertungsprozeduren ETM und SINTAP	95
7.2	Bewertung dünnwandiger Strukturen mit ETM und SINTAP	98
7.2.1	Prinzip und Programmierung	98
7.2.2	Simulation der Bauteilbewertung	100
7.2.3	Bereitstellung der δ_5 -R-Kurve für Al 5083 H321	100
7.3	Beispiele für die Ergebnisse der analytischen Bauteilbewertung	101
7.4	Zur Sensitivität der Bauteilbewertung auf Streuungen der δ_5 -R-Kurven	104
7.5	Zur Extrapolation von δ_5 -R-Kurven	105
7.6	Zusammenfassung und Diskussion der analytischen Bauteilbewertung	108

8.	Untersuchungen zur FE-Simulation mittels CTOA und δ_5	111
8.1	Abbildungs-Problem zu Beginn des stabilen Risswachstums	111
8.2	FE-Simulationen nach dem Bruchkonzept der NASA	113
8.3	δ_5 -modifiziertes CTOA-Konzept zur Lösung des Abbildungs-Problems	116
8.4	Validierung des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts	117
8.5	Zusammenfassung und Diskussion der FE-Simulation	122
9.	Zusammenfassung und Ausblick	123
	Literaturverzeichnis	129
	Formelzeichen	137
	Danksagung	139

1. Einleitung

Dünnwandige Strukturen sind im Leichtbau, z. B. bei Flug- und Fahrzeugen eine weit verbreitete Bauteilkategorie. Die Auslegung solcher Strukturen erfolgt im Wesentlichen auf Festigkeit und Instabilität durch Beulen, wobei Rissfreiheit unterstellt wird. Wenn bei der Auslegung Risse zu unterstellen sind, oder während des Betriebs entstandene Risse bruchmechanisch zu bewerten sind, dann führen die klassischen bruchmechanischen Bewertungsverfahren zu unverhältnismäßig konservativen Ergebnissen. Eine Besonderheit dünnwandiger Strukturen ist nämlich, dass unter monoton ansteigender Last stabiles Risswachstum auftritt, während die Last weiter gesteigert werden kann. Die zum endgültigen Versagen führende Last kann dabei deutlich über der für die Initiierung des Risses erforderlichen Last liegen.

Für die bruchmechanische Bewertung von Rissen in dünnwandigen Strukturen hat sich die Rissöffnung als geeignet erwiesen. Experimentelle und numerische Untersuchungen zeigen, dass während des stabilen Risswachstums die Rissöffnung an der Risspitze konstant bleibt. Wenn nun der Nachweis erbracht werden kann, dass diese kritische Rissöffnung sowohl bei kleinen Proben als auch bei Bauteilen gleich ist, dann besteht die Möglichkeit, die Rissöffnung mit Proben zu bestimmen, um damit anschließend das Bruchverhalten von Bauteilen vorherzusagen. Allerdings setzt dies voraus, dass alle relevanten Einflussgrößen auf die Rissöffnung bekannt sind. Eine dieser Einflussgrößen ist beispielsweise die Biaxialität der Beanspruchung, also inwieweit eine Struktur senkrecht zum Riss auf Zug und parallel zum Riss auf Zug oder Druck belastet wird.

In der vorliegenden Dissertation werden die Ergebnisse einer umfangreichen experimentellen Untersuchung zusammengefasst, die sich mit dem stabilen Risswachstum in dünnem Blech beschäftigt. Ausführlich untersucht wird einerseits, inwieweit die Biaxialität bei unterschiedlichen Probengrößen und Probentypen die Rissöffnung beeinflusst und andererseits, inwieweit sich unterschiedliche Messverfahren für die Rissöffnung auf die Ergebnisse auswirken. Die Untersuchungen werden mit Proben aus 3 mm dicken handelsüblichen Blechen aus der Aluminium-Magnesium-Legierung Al 5083 H321 durchgeführt, da diese Legierung wegen ihrer Schweißbarkeit beispielsweise im Schiffbau weit verbreitet ist.

Zunächst werden die mechanischen Eigenschaften des Materials wie das Fließverhalten und die Mikrostruktur untersucht, soweit sie für die bruchmechanische Bewertung erforderlich sind. Im Anschluss daran werden die angewandten experimentellen Verfahren dargestellt. Der Hauptteil der Dissertation umfasst die Analyse der experimentellen Ergebnisse mit den daraus resultierenden Schlussfolgerungen. Abschließend wird untersucht, inwieweit sich die experimentellen Ergebnisse auf die Bauteilbewertung dünnwandiger Strukturen mithilfe existierender Bruchkonzepte auswirken.

2. Grundlagen

2.1 Der Risswiderstand bei dünnen Blechen aus duktilen Metallen

Angerissene Bauteile aus spröden Materialien wie beispielsweise Glas brechen schlagartig ohne vorhergehendes Risswachstum, wenn ein bestimmter Werkstoffkennwert, nämlich der Risswiderstand, überschritten wird. Bei duktilen Metallen kann vor dem Versagen mehr oder weniger ausgeprägtes stabiles Risswachstum auftreten. Dabei wächst der Riss, während die äußere Belastung weiter gesteigert werden kann. Bei dünnen Blechen aus duktilen Metallen kann dieses stabile Risswachstum sogar ein Mehrfaches der Blechdicke betragen, bis die maximale Tragfähigkeit erreicht wird. Das stabile Risswachstum ist gekennzeichnet durch große plastische Zonen vor der Risspitze bis hin zum kompletten Durchplastizieren des Ligaments. Der Risswiderstand ist kein konstanter Wert, sondern er nimmt monoton steigend zu. Über die Rissverlängerung Δa aufgetragen wird er als Risswiderstandskurve (R-Kurve) bezeichnet [KHS80, Blu93].

Als Risswiderstand für dünne Bleche sind in der Vergangenheit verschiedene Parameter vorgeschlagen und untersucht worden. Dazu gehörten u. a. der effektive Spannungsintensitätsfaktor K_{eff} , das J-Integral und die Rissöffnung COD (crack opening displacement), wobei für COD häufig die Bezeichnung δ verwendet wird. Dabei stellte sich heraus, dass beim K_{eff} und beim J-Integral die R-Kurven schon bei geringen Rissverlängerungen nicht nur vom Werkstoff, sondern auch von der Probenform, der Belastung usw. abhängen. Eine wesentliche Ursache dafür ist, dass beide Parameter für stehende Risse hergeleitet wurden und mit dem stabilen Risswachstum ihre Eigenschaft verlieren, die Rissspitzenbelastung zu charakterisieren [Kan79, Shi79, Bro91].

Im Unterschied dazu unterliegt die Rissöffnung keinen derartigen Einschränkungen, da sie geometrisch definiert ist und sowohl am stehenden als auch beim stabil wachsenden Riss, auch bei großen plastischen Zonen, definiert werden kann. Deshalb wurde schon früh vorgeschlagen bei stabilem Risswachstum in den vollplastischen Bereich hinein, die Rissöffnung als Risswiderstand zu verwenden [Wel61]. Mittlerweile wurde durch eine Vielzahl numerischer und experimenteller Untersuchungen bestätigt, dass bei stabilem Risswachstum in dünnen Blechen der Riss selbstständig wächst, was sich in einem gleichbleibendem Rissöffnungsprofil äußert [Gre75, Gar78, Kan81].

2.2 Definitionen und experimentelle Bestimmung der Rissöffnung

Prinzipiell existieren mehrere Möglichkeiten an einer Rissspitze eine Rissöffnung δ zu definieren. Eine Auswahl davon ist in den Abb. 2-1 und 2-2 dargestellt. Historisch bedingt wird die Rissöffnung zweidimensional idealisiert.

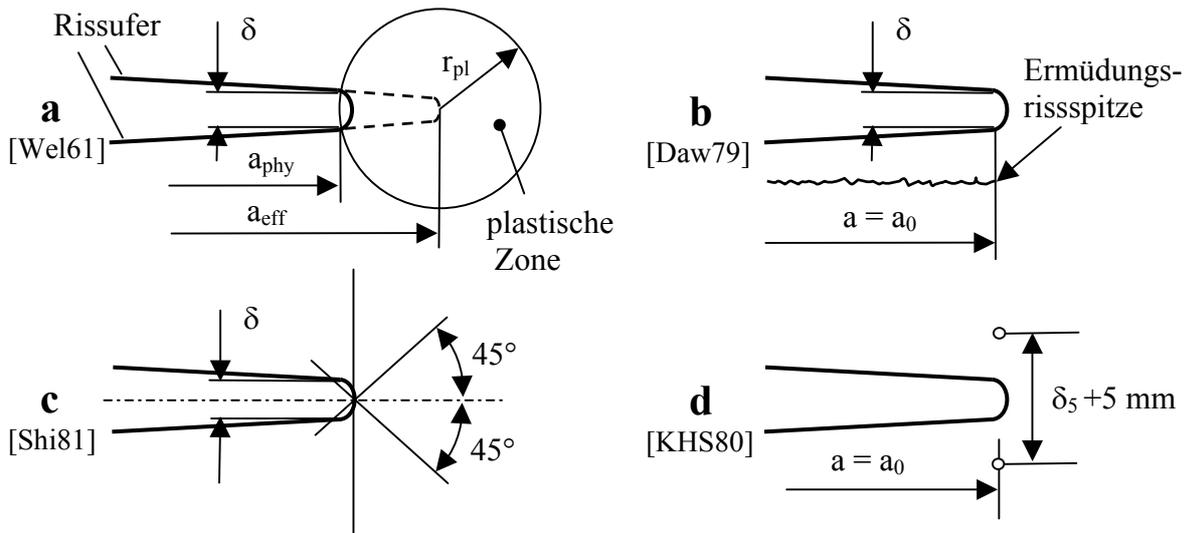


Abb. 2-1: Definitionen der Rissöffnung aus [Hel83]

Von den vier Definitionen in Abb. 2-1 hat die Rissöffnung nach Abb. 2-1d Bedeutung erlangt, da mit ihr die Rissöffnung in einer pragmatischen Art gemessen werden kann. In zwei 5 mm entfernten, symmetrisch zur Ermüdungsrisspitze liegenden Punkten, wird ein Messwertaufnehmer (δ_5 -Clip) eingesetzt, mit dem die Rissöffnung während des stabilen Risswachstums kontinuierlich gemessen wird. Der so erhaltene Risswiderstand in Abhängigkeit von der Rissverlängerung wird als δ_5 -R-Kurve bezeichnet. Wie ausführliche Untersuchungen zeigen, handelt es sich bei dieser δ_5 -Messtechnik um ein einfaches, robustes und bewährtes Messverfahren [KHS95].

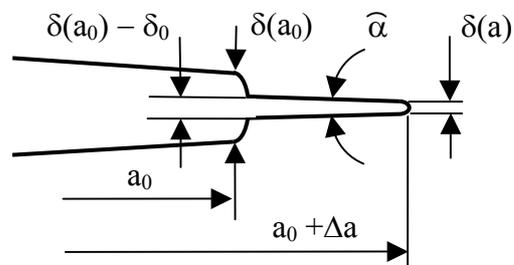


Abb. 2-2: Definition der Rissöffnung am stabil wachsenden Riss aus [KHS80, Hel83]

Im Unterschied zu den Definitionen der Rissöffnung nach Abb. 2-1 wird bei der Definition nach Abb. 2-2 zwischen der Rissöffnung an der Ermüdungsrissspitze $\delta(a_0)$ und einer Rissöffnung $\delta(a)$ am stabil wachsendem Riss unterschieden. Allerdings zeigten Experimente, dass die Rissspitze eines stabil wachsenden Risses nicht messbar abrundet und damit die Rissöffnung $\delta(a)$ kein nutzbares Maß darstellt [Gib87].

Bedeutung hat der Rissspitzenöffnungswinkel $\hat{\alpha}$ erlangt. Umfangreiche numerische (Abb. 2-3, links) und experimentelle (Abb. 2-3, rechts) Untersuchungen zeigten nämlich, dass der CTOA nach einem Übergangsbereich auf ein Plateau abfällt und im weiteren Verlauf des stabilen Risswachstums mehr oder weniger konstant bleibt. Schon früh wurde deshalb der CTOA als ein aussichtsreicher Bruchparameter für die Beschreibung stabilen Risswachstums in dünnen Blechen vorgeschlagen [Kan79].

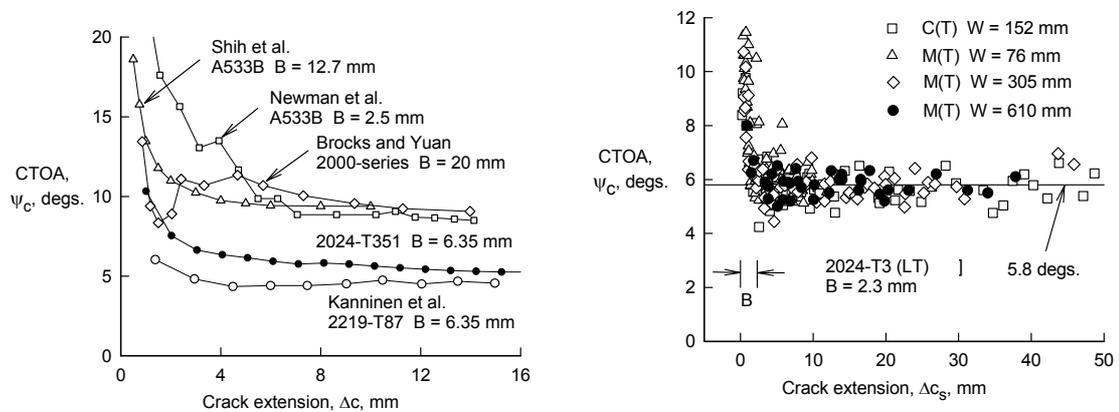


Abb. 2-3: Beispiele für Rissspitzenöffnungswinkel CTOA aus [New03] links mit FEM ermittelte CTOA, rechts experimentell gemessene CTOA

Im Unterschied zur δ_5 -Messtechnik ist die experimentelle Bestimmung des CTOA deutlich schwieriger und aufwendiger. Zum Einen existieren unterschiedliche experimentelle Verfahren, die auf unterschiedliche Definitionen des CTOA beruhen. Bei der optischen Methode (OM) werden mit einem Mikroskop Bilder von der Rissspitze aufgenommen und digital abgespeichert. Die CTOA werden dann aus den auf der Oberfläche der Proben sichtbaren Risskanten ausgemessen [Daw94, Hee03]. Erschwert wird die Bestimmung des CTOA durch die Erkennbarkeit der Rissspitze sowie die Mikrostruktur und die dadurch verursachten zickzack-artig verlaufenden Risskanten.

Bei der Moiré-Interferometrie [Ma03] und der Digitalen-Bild-Korrelation [Daw94] wird aus dem Verschiebungsfeld um die Rissspitze ein CTOA bestimmt. Der Nachteil beider Methoden sind die erheblichen Datenmengen, die bei ausgeprägtem Risswachstum entstehen. Im Unterschied zu den eben vorgestellten Methoden kann mit der Mikrotopographie [Llo95, Sha93, Reu91] oder der Infiltrationstechnik [Gar78] auch ein CTOA im Inneren der Probe bestimmt werden. Ausführlichere Beschreibungen und Hinweise zur Durchführung der direkten Methoden zur experimentellen Bestimmung des CTOA finden sich beispielsweise in [GTP02].

Die experimentelle Bestimmung des CTOA mit der optischen Methode (OM) ist im Wesentlichen an der Aluminium-Kupfer-Legierung Al 2024 untersucht worden [Daw94, Abb. 2-3, rechts]. Hinsichtlich ihrer Festschreibung in Prüfstandards ist es aber erforderlich, die optische Methode nicht nur anhand der Erfahrungen an nur einem Werkstoff festzuschreiben. Deshalb wird in der vorliegenden Dissertation anhand von 3mm dicken Blechen aus der kommerziellen Aluminium-Magnesium-Legierung Al 5083 H321 einerseits die Messtechnik ausführlich erprobt, und andererseits die gemessenen CTOA hinsichtlich des Einflusses unterschiedlicher Probengrößen und Proben typen untersucht. Darüber hinaus sollen weitere Empfehlungen für die optische Bestimmung eines CTOA erarbeitet werden, wobei erste Ergebnisse bereits veröffentlicht wurden [Sch02, Hee03]. Die mit der optischen Methode bestimmten CTOA werden im folgenden mit $CTOA_{opt}$ bezeichnet.

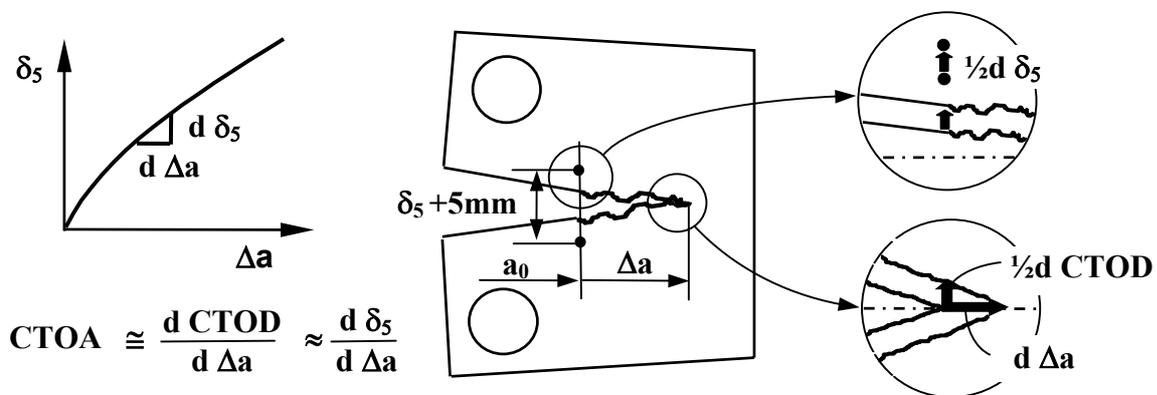


Abb. 2-4: Prinzipieller Zusammenhang zwischen der δ_5 -R-Kurve und dem CTOA

Generell ist festzustellen, dass alle direkten experimentellen Methoden zur Bestimmung eines CTOA zeit-, personal- und damit kostenaufwendig sind. Deshalb wurde schon früh vorgeschlagen, die Steigung der δ -R-Kurven und damit auch der δ_5 -R-Kurven als CTOA zu interpretieren [Rice73]. Wie in Abb. 2-4 schematisch dargestellt ist, wird angenommen, dass bei einer infinitesimalen Rissverlängerung $d\Delta a$ das Rissöffnungsinkrement $d\text{CTOD}$ in einem festem Abstand $d\Delta a$ hinter der Risspitze mit dem δ_5 -Inkrement $d\delta_5$ korreliert. Damit eröffnet sich die Möglichkeit, auf die aufwendige direkte experimentelle Bestimmung des CTOA zu verzichten und indirekt einen CTOA aus der experimentell einfach zu bestimmenden δ_5 -R-Kurve zu berechnen. Dieser indirekt aus der δ_5 -R-Kurve bestimmte CTOA wird im folgenden als $CTOA_{\delta_5}$ bezeichnet.

Der Zusammenhang zwischen der δ_5 -R-Kurve und dem CTOA wurde mittels FE-Simulation prinzipiell bestätigt [New91]. Ein systematischer Vergleich experimenteller Ergebnisse wurde bisher nicht durchgeführt. Deshalb wird in der vorliegenden Dissertation der Zusammenhang zwischen der δ_5 -R-Kurve mit einem direkt gemessenen CTOA ausführlich untersucht. Erste Ergebnisse wurden bereits in [Sch02, Hee03] veröffentlicht.

2.3 Einfluss der Dehnungsbehinderung auf die Rissöffnung

Bei dickwandigen Proben und Bauteilen beeinträchtigen hohe hydrostatische Spannungen vor der Rissspitze die Fähigkeit des Werkstoffs sich plastisch zu verformen. Dieser Effekt wird im Begriff Dehnungsbehinderung (Constraint) zusammengefasst. Große Dehnungsbehinderungen führen einerseits zu Brüchen, die makroskopisch spröde erscheinen, auch wenn der Werkstoff mikroskopisch duktil versagt, und andererseits dazu, dass der Risswiderstand nicht allein vom Werkstoff, sondern auch vom Ausmaß der Dehnungsbehinderung und damit von der Probenart und der Probengröße abhängt [Bro83].

Gedanklich kann die Dehnungsbehinderung in einen Anteil senkrecht zur Blechebene (out-of-plane constraint) und in einen Anteil in der Blechebene (in-plane constraint) zerlegt werden. Bei dünnwandigen Strukturen kann die Dehnungsbehinderung senkrecht zur Blechebene vernachlässigt werden. Die Dehnungsbehinderung in der Blechebene hängt im wesentlichen von der Probenform und der Belastung ab. Beispielsweise haben mittengerissene Zugproben (M(T)-Proben) eine geringe Dehnungsbehinderung im Vergleich zu Kompakt-Proben (C(T)-Proben) [KHS98].

Die wohl fundamentalste Anforderung an einen Bruchparameter, und damit auch an den CTOA und die δ_5 -R-Kurve ist, dass sie möglichst nur vom Werkstoff und nicht von der Dehnungsbehinderung abhängen. Während bei M(T)-Proben und C(T)-Proben die Dehnungsbehinderung festliegt, kann bei Kreuzproben die Dehnungsbehinderung gezielt eingestellt werden, indem senkrecht zum Riss auf Zug und parallel zum Riss auf Zug oder Druck belastet wird. Das Verhältnis zwischen der Belastung parallel zum Riss zur Belastung senkrecht zum Riss wird als λ bezeichnet, wobei mit zunehmendem λ die Dehnungsbehinderung zunimmt [DDo97].

Die Quantifizierung der Dehnungsbehinderung in der Blechebene erfolgt üblicherweise mit der Biaxialität B, die mithilfe der linear-elastischen, rissparallelen T-Spannung definiert ist [Wil57, DDo97]. Bei Kreuzproben mit kleiner Risslänge im Vergleich zum Ligament korreliert die Biaxialität mit λ nach Gl. 2-1. Damit können die bei den Experimenten verwendeten M(T)-, C(T)- und Kreuzproben mit unterschiedlichem λ entsprechend ihrer Biaxialität sortiert werden, wie es in Tab. 2-1 dargestellt ist [She95].

$$B = T \sqrt{\pi a} / K = \lambda - 1 \quad (2-1)$$

Probe)*	biax $\lambda=-0,5$	M(T), biax $\lambda=0$	biax $\lambda=+0,5$	biax $\lambda=+1$	C(T)
Biaxialität B	-1,5	-1,0	-0,5	0,0	0,60

)* biax ist die Abkürzung für Kreuzproben

Tab. 2-1: Sortierung der Proben entsprechend ihrer Biaxialität B bei M(T)- und Kreuzproben für $a_0 \ll W$, bei C(T)-Proben für $a_0/W \approx 0,5$

Der Einfluss der Dehnungsbehinderung auf die δ_5 -R-Kurven ist bereits untersucht worden [Hel83]. Experimente am GKSS-Forschungszentrum zeigen, dass die δ_5 -R-Kurven von M(T)- und C(T)-Proben in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen (s. Abb. 2-5, links), wenn der nach Gl. 2-2 definierte Schlankheitsgrad S den Wert drei übersteigt. Sie werden dann als Proben mit geringer Dehnungsbehinderung oder auch als dünne Proben bezeichnet. Die bspw. nach [GTP02] aufgenommenen δ_5 -R-Kurven werden dann als geometrieunabhängig und damit unabhängig von der Biaxialität angesehen [KHS98, GTP02].

$$S = (W - a_0) / B \quad (2-2)$$

Allerdings zeigen Experimente mit dünnen Proben aus zwei Feinkornbaustählen, dass die δ_5 -R-Kurven von M(T)- und C(T)-Proben nicht zwangsläufig in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen (s. Abb. 2-5, rechts). Die δ_5 -R-Kurven von M(T)-Proben mit geringer Biaxialität liegen signifikant oberhalb der δ_5 -R-Kurven von C(T)-Proben mit hoher Biaxialität. Als Ursache dafür wird die unterschiedliche Verfestigung der Werkstoffe vermutet [DDo97].

Daraus muss geschlossen werden, dass die δ_5 -R-Kurven dünner Proben mit unterschiedlicher Biaxialität nicht zwangsläufig in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen. Daher wird in Kap. 6.2 der Einfluss der Biaxialität auf die δ_5 -R-Kurven dünner Proben aus der Aluminium-Magnesium-Legierung Al 5083 H321 ausführlich untersucht.

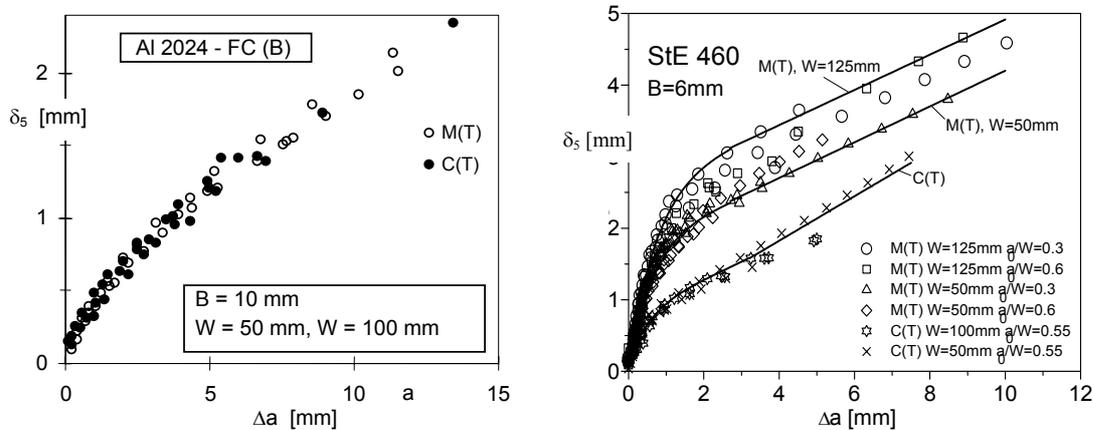


Abb. 2-5: Einfluss der Dehnungsbehinderung auf δ_5 -R-Kurven links für weichgeglühtes Al 2024 aus [Hel83], rechts für den Feinkornbaustahl StE 460 aus [DDo97]

Im Unterschied zu den δ_5 -R-Kurven ist der Einfluss der Dehnungsbehinderung auf den CTOA weniger gut untersucht. Einerseits zeigen experimentelle Untersuchungen bei Al 2024 keinen ausgeprägten Einfluss der Dehnungsbehinderung auf den CTOA [New03], andererseits wurde dies für einen anderen Werkstoff noch nicht näher untersucht. Aus diesem Grund wird in Kap. 6.3 anhand der Aluminium-Magnesium-Legierung Al 5083 H321 der Einfluss der Biaxialität auf den CTOA eingehend untersucht.

2.4 Verwendung der Rissöffnung in Bruchkonzepten

Die Rissöffnung sowohl als δ_5 -R-Kurve als auch als CTOA sind mittlerweile in Bruchkonzepten und Fehlerbewertungsprozeduren eingegangen, deren Grundstrukturen nachfolgend kurz dargestellt werden.

In der am GKSS entwickelten Fehlerbewertungsprozedur EFAM (Engineering Flaw Assessment Method) erfolgt die Bauteilbewertung vorzugsweise mithilfe von δ_5 -R-Kurven. Die experimentelle Bestimmung der δ_5 -R-Kurven mit Bruchmechanikproben ist im EFAM-Dokument GTP standardisiert [GTP02]. Die Berechnung der Rissöffnung δ_5 im Bauteil (Bauteil- δ_5) erfolgt mit dem EFAM-Dokument ETM nach einem festgelegten Berechnungsschema [ETM98]. Benötigt werden neben den Werkstoffdaten und der Geometrie eine K-Lösung und die Fließlast für das angerissene Bauteil, bspw. aus [ETM98, KHS00]. Das Last-Verformungs-Verhalten des Bauteils wird dann analytisch simuliert, indem mit den berechneten Bauteil- δ_5 -Werten die δ_5 -R-Kurve nachgefahren wird. Damit können das Last-Verformungs-Verhalten dünnwandiger Strukturen und die maximal ertragbare Last bestimmt werden.

In der Europäischen Fehlerbewertungsprozedur SINTAP ist ebenfalls die Bauteilbewertung auf der Basis der Rissöffnung möglich [SIN99a, SIN99b, SIN00]. Die Berechnung der Rissöffnung erfolgt analog dem ETM nach einem festgelegten Formelsatz, in dem der linear-elastische K-Wert und die Fließlast des angerissenen Bauteils eingehen. Allerdings ist die Rissöffnung nur pauschal angegeben und nicht wie beim ETM von vorneherein konkret als δ_5 definiert. Bei den Untersuchungen wurde vorgeschlagen, die Rissöffnung δ als δ_5 zu interpretieren, und damit die Bauweilbewertung dünnwandiger Strukturen durchzuführen. Genauso wie beim ETM wird das Last-Verformungs-Verhalten des Bauteils analytisch simuliert, indem mit den berechneten Bauteil- δ_5 -Werten die δ_5 -R-Kurve nachgefahren wird. Damit kann das Last-Verformungs-Verhalten dünnwandiger Strukturen analytisch simuliert, und die maximal ertragbare Last bestimmt werden [Sch04].

Wie umfangreiche Vergleichsrechnungen zeigen, führen beide Fehlerbewertungsprozeduren zu nahezu identischen Ergebnissen. In Abb. 2-6 ist dies beispielhaft für eine 3mm dicke M(T)-Probe aus Al 5083 H321 gezeigt [Zer03]. Die im Rahmen der Dissertation erarbeitete Vorgehensweise, dünnwandige Strukturen mithilfe von δ_5 -R-Kurven und SINTAP bruchmechanisch zu bewerten, ist bereits veröffentlicht und für die Fortschreibung von SINTAP akzeptiert worden [Zer03, Sch04, Web05]. In Kap. 7 werden die Ergebnisse aus [Sch04] mit den Ergebnissen der Bauteilbewertung nach dem ETM miteinander verglichen.

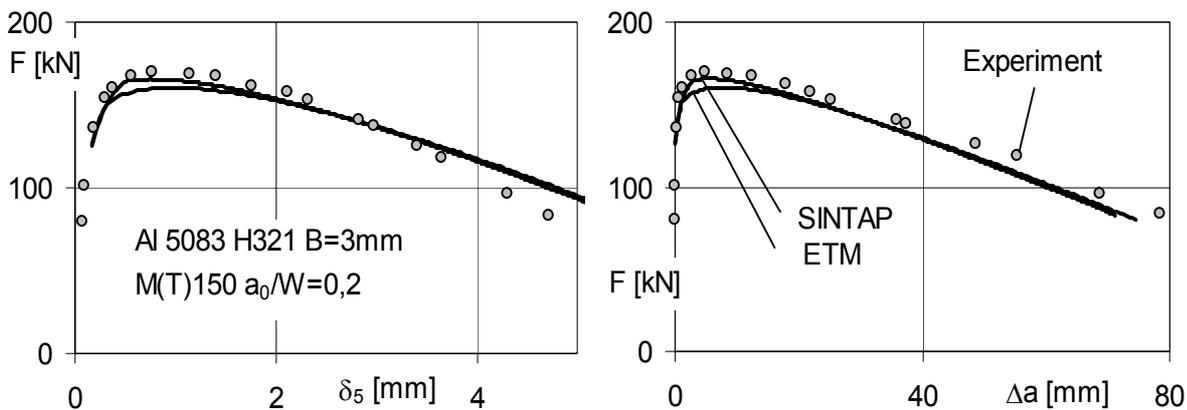


Abb. 2-6: Last-Verformungs-Verhalten einer M(T)150-Probe aus [Zer03]
Vergleich der Vorhersage nach ETM und SINTAP mit Experimenten

Ein grundlegendes Problem bei der Verwendung von Bruchparametern wie den δ_5 -R-Kurven ist, dass sie ohne Nachweis der Geometrieunabhängigkeit mit C(T)-Proben aufgenommen werden müssen, um bei den Vorhersagen konservativ niedrig zu sein. Allerdings reichen die mit C(T)-Proben ermittelten δ_5 -R-Kurven wegen des Gültigkeitsbereichs nur bis zu geringen Risslängen. Bei größeren Bauteilen kann es vorkommen, dass die maximal ertragbare Last bei Risslängen erreicht wird, die außerhalb des Gültigkeitsbereichs der δ_5 -R-Kurve liegt. Um die erneute experimentelle Bestimmung von δ_5 -R-Kurven mit größeren C(T)-Proben zu vermeiden, bietet es sich an, die bereits existierende δ_5 -R-Kurve zu größeren Risslängen hin zu extrapolieren. In Kap. 7 wird dies weiter untersucht, ob der CTOA für die Extrapolation von δ_5 -R-Kurven genutzt werden kann, und wie sensitiv die Bauteilbewertung auf Streuungen der δ_5 -R-Kurven reagiert. Einbezogen in die Untersuchungen werden bereits existierende experimentelle Ergebnisse mit Proben aus anderen Aluminium-Legierungen sowie Stählen.

Wegen seiner einfachen geometrischen Definition ist der CTOA für die Simulation stabilen Rissfortschritts mittels FEM prädestiniert. Einerseits bilden die Elementkanten hinter der Risspitze einen Winkel, der leicht aus den Knotenverschiebungen bestimmt werden kann. Andererseits kann mit einer Modellierung des Risses, wie es in Abb. 2-7 dargestellt ist, in einfacher Weise Rissfortschritt simuliert werden, indem der aktuelle Risspitzenknoten aus der Symmetrierandbedingung gelöst wird. In der Simulation wächst dann der Riss um eine Elementlänge. Dieses Prinzip der Simulation stabilen Rissfortschritts wird als Node-Release-Technik bezeichnet [And73]. In Verbindung mit der experimentellen Erfahrung stationärer Verhältnisse vor einer stabil wachsenden Risspitze hat dies schon früh zu Vorschlägen geführt, den CTOA in Bruchkonzepten zu verwenden [dKo77].

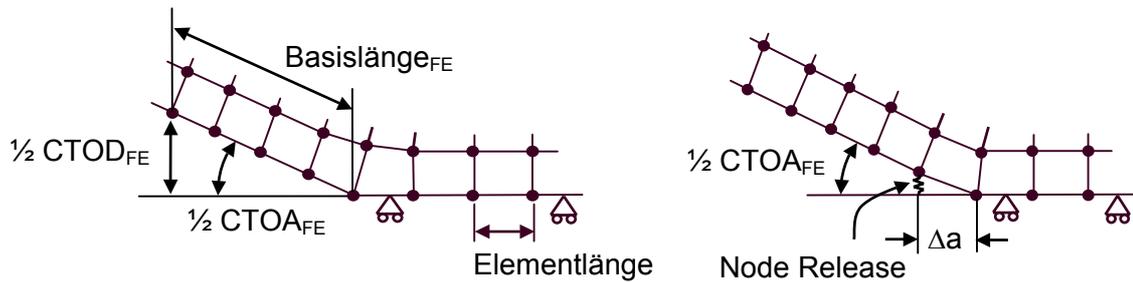


Abb. 2-7: FE-Netz zur Simulation stabilen Rissfortschritts mittels der Node-Release-Technik

So wurde in den 90'er Jahren im NASA Langley Research Center (USA) unter der Federführung von Jim Newman Jr. ein FE-Bruchkonzept auf Basis des CTOA entwickelt. Der kritische CTOA wird aus einer Kombination experimenteller und numerischer Untersuchungen ermittelt. In Experimenten wird zunächst das Last-Verformungsverhalten von Proben gemessen. In FE-Simulationen dieser Proben werden die Rissspitzenknoten nacheinander so gelöst, bis die Last-Verformungs-Kurven der FE-Simulationen mit den Experimenten übereinstimmen. Als Ergebnis dieser FE-Simulationen ergibt sich ein indirekt bestimmter kritischer $CTOA_{FE}$, der von der Risslänge abhängt, wie es in Abb. 2-3 links dargestellt ist [New92, Daw97].

Für die FE-Simulation von Bauteilen wird anschließend der indirekt ermittelte $CTOA_{FE}$ als konstant angenommen und der FE-Simulation als kritischer CTOA aufgegeben. Wenn der $CTOA_{FE}$, den die Elementkanten hinter der Rissspitze bilden, den kritischen $CTOA_{FE}$ erreicht, dann wird der aktuelle Rissspitzenknoten aus der Einspannung gelöst, und damit ein Risswachstum um eine Elementlänge simuliert. Mit solchen FE-Simulationen können dann die Last-Verformungs-Kurven sowie die Restfestigkeiten größerer dünnwandiger Strukturen bis hin zu versteiften Außenhüllen von Flugzeugen simuliert werden [Har98, NeD03, Ses03]. Abb. 2-8 zeigt als Beispiel die FE-Simulation stabilen Risswachstums mithilfe des CTOA bei 3mm dicken M(T)-Proben aus Al 5083 H321 im Vergleich zum Experiment [Sch03]. Ein ähnliches Bruchkonzept für die Bestimmung der Restfestigkeit von Flugzeugstrukturen mithilfe des CTOA ist auch für die europäische Luftfahrtindustrie vorgeschlagen worden [SMA99].

Bemerkenswert an dem Bruchkonzept der NASA ist, dass der $CTOA_{FE}$ nicht notwendigerweise experimentell bestimmt werden muss, sondern indirekt mittels der FE-Simulation des globalen Last-Verformungs-Verhaltens von Proben bestimmt werden kann. Somit fungiert der $CTOA_{FE}$ in diesem Bruchkonzept nicht als eine physikalische Größe, die in der FE-Simulation abgebildet wird, sondern als Übertragungsparameter innerhalb der FE-Simulation. Beispielsweise muss bei 2,3 mm dicken Blech aus Al 2024 der FE-Simulation ein kleinerer $CTOA_{FE}$ aufgegeben werden, um das experimentelle Last-Verformungs-Verhalten von Proben zu simulieren, als im Experiment mit direkten Methoden gemessen wurde [New95].

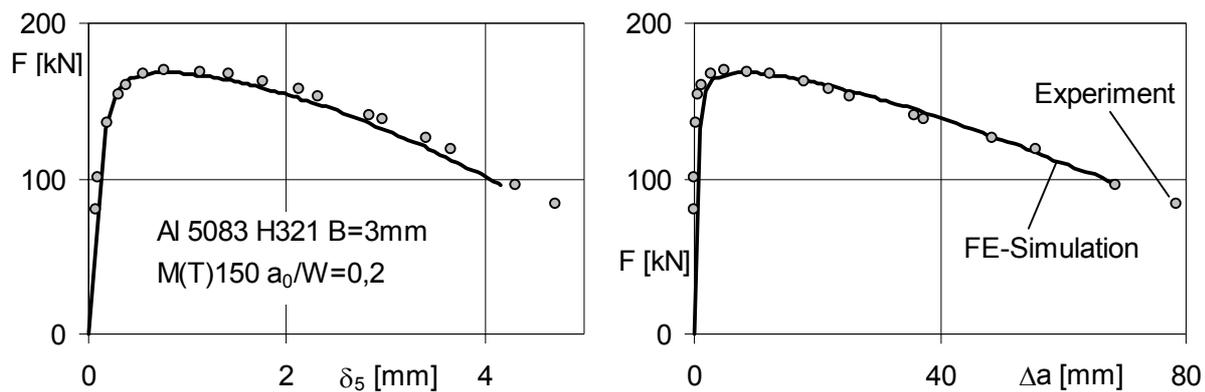


Abb. 2-8: Last-Verformungsverhalten einer M(T)150-Probe aus [Sch03]
Vergleich der Vorhersage mittels FEM und CTOA mit Experimenten

Das Bruchkonzept der NASA wurde im wesentlichen anhand der im Flugzeugbau weit verbreiteten Aluminium-Kupfer-Legierung Al 2024 verifiziert. In Kap. 8 wird daher untersucht, ob sich dieses Bruchkonzept auch bei dem in der Dissertation untersuchten Al 5083 H321 zur Bauteilbewertung eignet. Dabei wird aber versucht, den $CTOA_{FE}$ nicht von vorneherein als einen Anpassparameter innerhalb der FE-Simulation zu verwenden, sondern den $CTOA_{FE}$ aus dem experimentell gemessenen CTOA abzuleiten. Erste Ergebnisse sind bereits veröffentlicht [Sch03, KHS04a]. Einbezogen in die Untersuchungen werden bereits existierende experimentelle Ergebnisse mit Proben aus der Aluminium-Kupfer-Legierung Al 2024 T3.

2.5 Normen zur Bestimmung der Rissöffnung bei dünnen Proben

Bei Blechen hängen die mechanischen Eigenschaften nicht nur vom Werkstoff, sondern auch von der Dicke nach dem Walzen ab. Deshalb werden bruchmechanische Kennwerte üblicherweise mit Proben aufgenommen, die direkt aus dem Blech gefertigt werden, ohne dass die Blechdicke bearbeitet wird. Allein schon wegen der Handhabbarkeit ist die Probenbreite und damit das Ligament deutlich größer als die Blechdicke. Da dann die Dehnungsbehinderung senkrecht zur Blechebene vernachlässigt werden kann, werden sie als Proben mit geringer Dehnungsbehinderung bezeichnet [KHS02].

Die Bestimmung des Risswiderstands von Proben mit geringer Dehnungsbehinderung ist mittlerweile in eine Reihe von Normen und Normentwürfen eingegangen. Dies ist notwendig, da die Vorschriften für Proben aus dickwandigen Bauteilen wie bspw. die ASTM E 399-90 nicht auf dünne Proben angewendet werden können [KHS02]. Eine frühe Norm zur Bestimmung des Risswiderstands von Proben mit geringer Dehnungsbehinderung ist ASTM 561-94, die noch auf den Prinzipien der linear-elastischen Bruchmechanik beruht und mittlerweile als überholt angesehen wird [KHS02]. Im Gegensatz dazu beruhen alle neueren Normen und Normentwürfe zur Bestimmung des Risswiderstands von Proben mit geringer Dehnungsbehinderung auf der Basis der elastisch-plastischen Bruchmechanik.

Zu diesen gehören:

- EFAM GTP 02: The GKSS procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials [GTP02]
- ESIS P3-0D: Draft Unified Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials [ESI04]
- ISO/TC 164/SC 4: Metallic materials - Method of test for the determination of resistance to stable crack extension using specimens of low constraint [ISO04]
- ASTM-Standards: Draft - Fracture mechanics testing on specimens with low constraint [KHS04]

In allen vier Normen bzw. Normentwürfen ist die Bestimmung des Risswiderstands beim stabilem Risswachstum mithilfe der Rissöffnung vorgesehen. Diese kann wahlweise mit der δ_5 -R-Kurve oder dem CTOA erfolgen. Für die Bestimmung des CTOA werden direkte und indirekte Methoden vorgeschlagen, die in den Dokumenten kurz beschrieben sind, und für die Empfehlungen zur Durchführung gegeben werden. Bei der indirekten Bestimmung des CTOA aus der δ_5 -R-Kurve wird allerdings ausdrücklich erwähnt, dass der Zusammenhang noch ausführlicher erforscht werden muss. Betont wird, dass keine Methode zur Bestimmung des CTOA als Standard empfohlen werden kann [GTP02].

Ein Ziel der vorliegenden Dissertation ist, einerseits den Zusammenhang zwischen den δ_5 -R-Kurven und dem optisch bestimmten CTOA zu untersuchen, und andererseits mehr Erfahrungen bei der direkten optischen Messung des CTOA zu gewinnen. Erste Ergebnisse aus diesen Untersuchungen sind bereits veröffentlicht und in die o.g. Normen bzw. Normentwürfe eingegangen [Hee03, GTP02].

3. Aufgabenstellung

Wie aus den Grundlagen hervorgeht, ist seit längerem bekannt, dass sich die Rissöffnung eignet, stabiles Risswachstum in dünnwandigen Strukturen zu beschreiben. Deshalb soll mit der vorliegenden Dissertation das stabile Risswachstum in dünnem Blech unter Berücksichtigung der Rissöffnung mit experimentellen Methoden ausführlich untersucht werden.

Von den möglichen Definitionen der Rissöffnung werden die δ_5 -Rissöffnung und der CTOA unmittelbar an der Rissspitze gewählt. Erstere, weil es sich um eine einfache und standardisierte Messmethode handelt, und letztere, weil sich die optische Messung des CTOA mit dem Mikroskop als Standard-Methode für die direkte Bestimmung des CTOA herauskristallisiert. Darüber hinaus soll die Korrelation der beiden Messverfahren untersucht werden, weil man sich erhofft, einen indirekten CTOA aus den δ_5 -R-Kurven ableiten zu können.

Als Werkstoff für die Untersuchungen wird 3 mm dickes Blech aus der Aluminium-Magnesium-Legierung Al 5083 H321 gewählt, da sie einerseits wegen ihrer Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit häufig im Schiffs-, Behälter- und konstruktiven Hochbau eingesetzt wird, und andererseits noch nicht so ausführlich bruchmechanisch untersucht wurde, wie die im Flugzeugbau verwendete Aluminium-Kupfer-Legierung Al 2024.

Die groben Meilensteine der Arbeit sind zunächst die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften. Anschließend wird das stabile Risswachstum experimentell untersucht, wobei vor allem die Abhängigkeit der Rissöffnung von der Probengröße, der Probenart und der Biaxialität interessiert. Abgerundet wird die Dissertation mit der Frage, inwieweit sich die Erkenntnisse aus den Experimenten auf die analytische und numerische Bewertung dünnwandiger Strukturen und Bauteile auswirken. Einbezogen werden bereits existierende experimentelle Ergebnisse an anderen Werkstoffen.

4. Der Werkstoff Al 5083 H321

4.1 Allgemeine Eigenschaften und Verwendung

Bei Al 5083 handelt es sich um eine Al-Mg-Knetlegierung mit nominell 4,0-4,9% Magnesium und 0,4-1,0% Mangan. Sie hat eine mittlere Festigkeit, ist korrosionsbeständig auch gegen Seewasser und gut schweißbar. Beispiele für den Einsatz sind die Meeres- und Schiffbautechnik, der Fahrzeug- und Transportanlagenbau, unbefeuerte Kessel und Druckbehälter, Kälteanlagen, Tragwerke auch ohne Oberflächenschutz, Komponenten der Wehr-, Luft- und Raumfahrttechnik [ASM94, Blu93].

Andere Bezeichnungen für Al 5083 sind:

- 5083 nach Int.Reg.Rec.(AA)
- EN AW-5083 [AlMg4,5Mn0,7] nach DIN EN 573-3
- Werkstoffnummer 3.3547 nach DIN 1755-1
- 4.4Mg-0.7Mn-0.15Cr nach ASTM

Für die Versuche wurden handelsübliche, 3 mm dicke Bleche in der Temperform H321 verwendet. Bei dieser thermomechanischen Behandlung erhält Al 5083 H321 seine Festigkeit während der Umformung, die durch kurzzeitiges Anlassen auf ca. 417° C stabilisiert wird [Dat97, ASM94]. Mit dieser thermomechanischen Behandlung soll die Duktilität von Al 5083 H321 erhöht werden. Die chemische Zusammensetzung und die Festigkeit der untersuchten Bleche nach Angabe des Lieferanten sind in den Tab. 4-1 und 4-2 wiedergegeben. Tab. 4-2 enthält zum Vergleich die Festigkeitswerte nach [ASM94].

Element	Mg	Mn	Fe	Si	Cr	Ti	Zn	Cu	Ni	Al
Gew %	4,64	0,59	0,26	0,15	0,084	0,019	0,012	0,0057	0,0038	Rest

Tab.4-1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Bleche

	R _{p02} in MPa	R _m in MPa	A ₅₀ in %
gemäß Lieferant	246	334 - 337	14 -17
nach [ASM94]	228	317	16

Tab.4-2: Mechanische Eigenschaften der untersuchten Bleche

4.2 Gefüge

Bei Al 5083 H321 handelt es sich um eine übersättigte Mischkristalllösung. Abb. 4-1 links zeigt den Längsschliff eines kalt gewalzten Bleches aus [ASM94]. Deutlich sichtbar sind die in die Aluminiummatrix eingebetteten groben Einschlüsse. Die grauen Einschlüsse sind unlösliche spröde Phasen wie $(\text{Fe,Mn})_3\text{SiAl}_{12}$ oder MnAl_6 , die kleinen isolierten schwarzen Einschlüsse sind unlösliches Mg_2Si . Bei den schwarzen Stellen an den grauen Phasen handelt es sich um Mikrorisse und Poren, die durch die Umformung entstanden sein dürften [ASM94].

Zur metallographischen Untersuchung der Blechcharge wurden Proben herausgeschnitten, poliert, mit Keller's Reagenz geätzt und unter dem Mikroskop untersucht. Abb. 4-1 rechts zeigt einen Längsschliff.

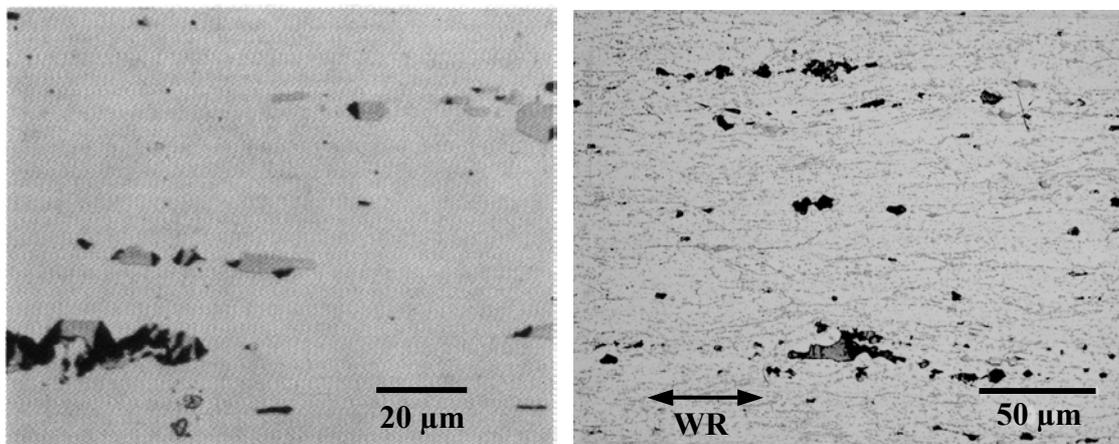


Abb. 4-1: Längsschliffe von Al 5083
links aus [ASM94], rechts vom untersuchten Al 5083 H321

Beide Schliffbilder zeigen eine vergleichbare Mikrostruktur, wie sie für gewalzte Bleche typisch ist [Mac92]. Deutlich zu sehen sind die in Walzrichtung zeilenartig angeordneten groben Einschlüsse. In Abb. 4-1 rechts erkennt man auch bei stärkerer Vergrößerung Mikrorisse und Matrixablösungen an den zum Teil zertrümmerten Einschlüssen. Bei dem feinen, kaum sichtbaren punktförmigen Netzwerk handelt es sich um während der Stabilisierung an den Korngrenzen ausgeschiedenes Mg_2Al_3 [ASM94].

In einer quantitativen Gefügeanalyse wurden für den Längs-, Quer- und Flachschliff die Korngrößenverteilung und die Verteilung der Einschlüsse gemessen [Ins01]. Danach beträgt der Volumenanteil der groben Einschlüsse größer $1\ \mu\text{m}$ etwa 3,2 %. Diese Einschlüsse sind strahlenartig in Walzrichtung verteilt. Die mittlere Korngröße nach ASTM beträgt zwischen 6 und 10, je nach Orientierung. Die Form der Körner kann mit ausgewalzten Pfannkuchen verglichen werden. Die vollständigen Ergebnisse der qualitativen Gefügeanalyse finden sich in [Ins01].

4.3 Spannungs-Dehnungs-Kurve

Zur Ermittlung der statischen Spannungs-Dehnungs-Kurve und zur Untersuchung, inwieweit die Bleche anisotropes Deformationsverhalten zeigen, wurden jeweils zwei Zugversuche in Walzrichtung und in Winkeln von 22,5°, 45°, 67,5° und 90° zur Walzrichtung durchgeführt.

Die Zugversuche wurden nach DIN EN 10 002 Teil 1 bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Abmessungen der Proben entsprachen Form E nach DIN 50125. Die Blechdicke blieb unbearbeitet ($B=3\text{mm}$), die Messlänge betrug $l_0 = 30\text{ mm}$. Die Zugversuche wurden in der mechanischen Prüfmaschine Zwick 1484 mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,5 mm/min durchgeführt. Mit einer Länge des verjüngten Querschnittes von ca. 40 mm ergibt dies rechnerisch eine Dehnrates von ca. $2 \cdot 10^{-4}/\text{s}$. Während der Versuche wurden die Kraft mit der eingebauten Kraftmessdose und die Verlängerungen Δl mit dem zugehörigen Extensometer der Fa. Zwick gemessen. Kraft und Verlängerung wurden mit einem xy-Schreiber und zusätzlich mit dem elektronischen Datenerfassungssystem DASYLAB 5.5 mit 2,5 Hz aufgezeichnet.

Alle Versuche wurden bis zum Bruch der Probe gezogen. Alle Proben sind in einem Winkel von 45° zur Belastungsrichtung entsprechend der Ebene der maximalen Schubspannung gerissen. Mit den gemessenen Querschnitten der Flachzugproben vor den Versuchen und der Messlänge $l_0 = 30\text{mm}$ wurden die Kraft und die Extension in die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven umgerechnet. Mit dem Elastizitätsmodul von 70,3 GPa für Al 5083 H321 aus [ASM94] wurde graphisch die Fließspannung R_{p02} bestimmt. In Abb. 4-2 sind die Ergebnisse zusammengestellt. Abb. 4-3 zeigt die technische Spannungs-Dehnungs-Kurve eines Zugversuchs in Walzrichtung im Vergleich zur technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve senkrecht zur Walzrichtung.

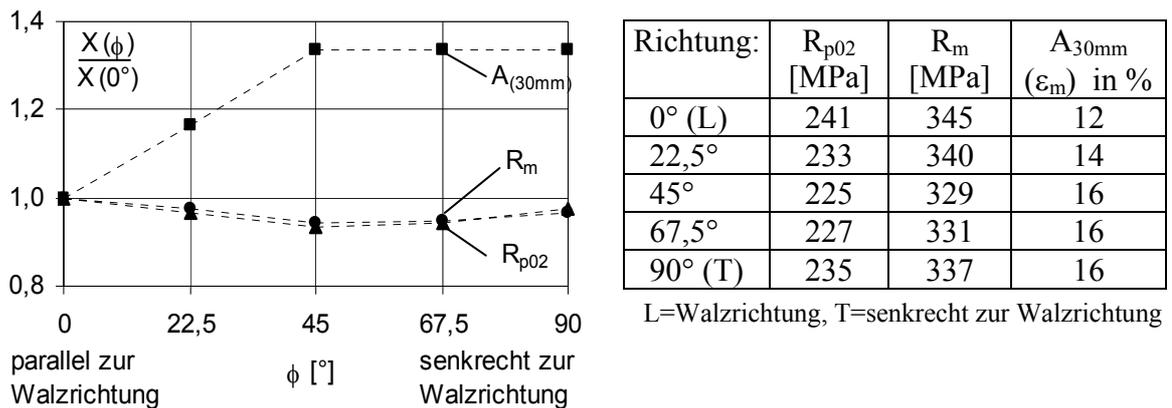


Abb. 4-2: Ergebnisse der Flachzugversuche für Al 5083 H321

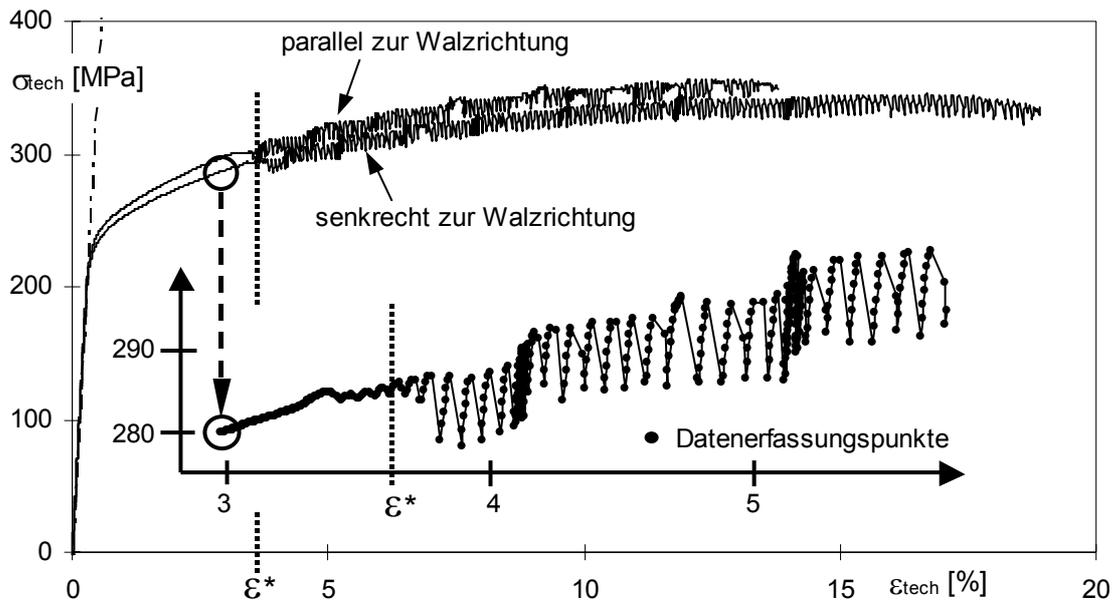


Abb. 4-3: Spannungs-Dehnungs-Kurven für Al 5083 H321 parallel und senkrecht zur Walzrichtung

Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen eine geringe Anisotropie von etwa 5% hinsichtlich der Fließspannung und der Zugfestigkeit. Beide sind in Walzrichtung am größten und in 45° zur Walzrichtung am kleinsten. Die Werte senkrecht zur Walzrichtung liegen dazwischen. Größere Unterschiede zeigen sich in der Bruchdehnung, die in Walzrichtung am kleinsten ist und nur 12% beträgt. Die beiden Spannungs-Dehnungs-Kurven mit jeweils gleicher Orientierung sind praktisch deckungsgleich, die Spannungs-Dehnungs-Kurven der unterschiedlichen Orientierungen liegen wie in Richtung der Ordinate parallel verschoben. Damit zeigt das untersuchte Al 5083 H321 eine geringere Anisotropie als das in [DDo97] untersuchte Al 2024 T3.

Bei allen Spannungs-Dehnungs-Kurven fiel auf, dass sie ab einer Dehnung ε^* von etwa 3,5% in einen gezackten, sägezahnartigen Verlauf übergehen, wie in der Vergrößerung in Abb. 4-3 ersichtlich ist. Ursache dafür ist die inverse dynamische Reckalterung (inverser Portevin Le Châtelier Effekt), die in festen übersättigten Lösungen wie in den Aluminium-Magnesium-Legierungen auftritt. Die Ursache ist die Wechselwirkung von Versetzungen mit feinst verteilten Ausscheidungen und substitutionell gelösten Mg-Atomen [Bré94, Pin84]. Wesentliches Kennzeichen der inversen dynamischen Reckalterung ist, dass die Spannungs-Dehnungs-Kurve ab einer bestimmten Dehnung ε^* sägezahnartig verläuft, und dass sich ε^* mit steigender Temperatur zu höheren und mit steigender Dehnrates zu niedrigeren Dehnungen hin verschiebt. Inwieweit sich die inverse dynamische Reckalterung auf die Bruchmechanikversuche auswirkt, wird in Kap. 6.1 untersucht.

In gewissen Grenzen korreliert bei Metallen die Härte mit der Fließspannung [Got98]. Deshalb kann durch Mikrohärtemessungen überprüft werden, ob sich die Festigkeitseigenschaften über die Blechdicke hinweg ändern. Abb. 4-4 zeigt die gemessene Mikrohärtigkeit über die Blechdicke. Daraus ergibt sich kein Hinweis auf einen Gradienten der Festigkeit über die Blechdicke.

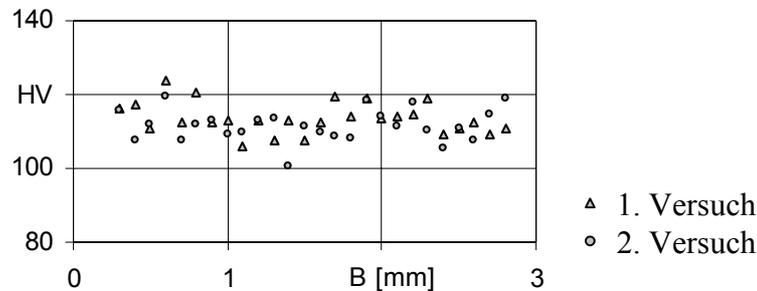


Abb. 4-4: Mikrohärtigkeit über die Blechdicke für Al 5083 H321

Für analytische (SINTAP Level 3) und numerische Untersuchungen (FEM) wird die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve benötigt. Dazu wurde die technische Spannungs-Dehnungs-Kurve in L-Richtung mit den Gleichungen (4-1) formal in die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve umgerechnet.

$$\epsilon_{\text{wahr}} = \ln(1 + \epsilon_{\text{tech}}) \quad \text{und} \quad \sigma_{\text{wahr}} = \sigma_{\text{tech}} (1 + \epsilon_{\text{tech}}) \quad (4-1)$$

Die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve wurde stückweise linearisiert und für die analytischen und numerischen Untersuchungen bereitgestellt. Im Bereich der inversen dynamischen Reckalterung wurden die Mittelwerte genommen. Abb. 4-5 zeigt die formal berechnete wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve in Walzrichtung im Vergleich zur stückweisen Linearisierung sowie die Tabelle mit der stückweise linearisierten Spannungs-Dehnungs-Kurve für analytischen und numerischen Untersuchungen in den Kap. 7 und 8.

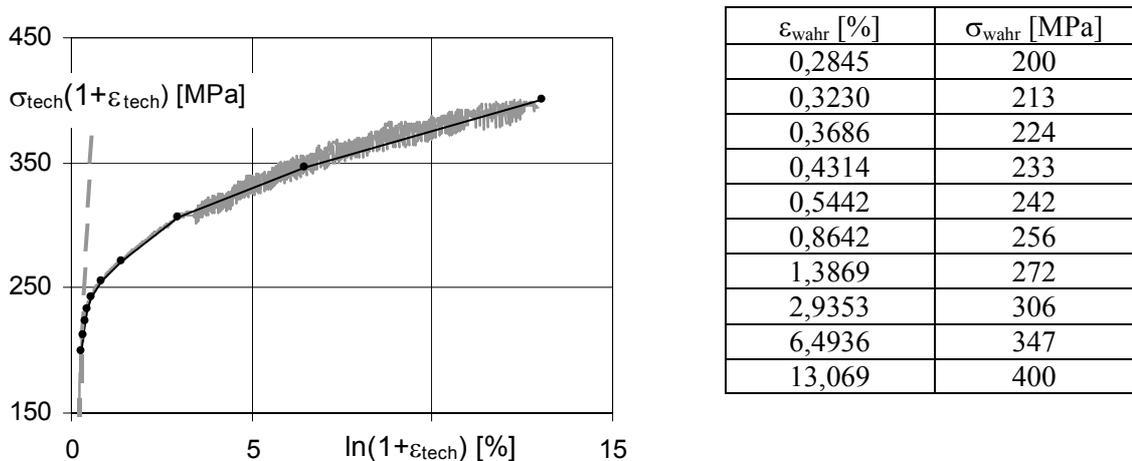


Abb. 4-5: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve für Al 5083 H321 in Walzrichtung
links: Experiment im Vergleich zur stückweisen Linearisierung
rechts: stückweise linearisierte Spannungs-Dehnungs-Kurve

Die Umrechnung der technischen in die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve mit den Gleichungen (4-1) ist nur bis zum Einsetzen der Brucheinschnürung gültig [Bri52]. Zwei Verfahren zur experimentellen Ermittlung der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve von Flachzugproben über die Gleichmaßdehnung hinaus werden in [Zha99] bzw. [Sch04] vorgeschlagen. Dazu muss aber während des Versuchs die Dicke bzw. die Breite der Flachzugprobe im Bereich der Brucheinschnürung gemessen werden. Mit Korrekturgleichungen kann daraus die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve bis zum Bruchpunkt berechnet werden. Für die FE-Simulation wurde auf eine bei FE-Simulationen übliche Extrapolation der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve über den Bruchpunkt hinaus zurückgegriffen. Dabei wird ab dem Bruchpunkt im doppeltlogarithmischem Maßstab linear extrapoliert.

5. Durchführung und Auswertung der bruchmechanischen Versuche

5.1 Durchführung

Alle Proben für die bruchmechanischen Versuche wurden aus der gleichen Blechcharge hergestellt. Die Blechdicke betrug 3mm und blieb bei allen Proben, so wie sie angeliefert wurde. Die bruchmechanischen Untersuchungen umfassten C(T)-Proben, repräsentativ für biegebelastete Strukturen, M(T)-Proben, repräsentativ für zugbelastete Strukturen, sowie biaxial beanspruchte Kreuzproben. In den Tab. 5-1a bis 5-1c sind alle Proben der bruchmechanischen Versuche zusammengestellt.

Versuch Nr.	2W [mm]	a_0/W []	Beulschutz
2.1.26	100	0,3	nein
2.1.27	100	0,3	nein
2.1.11	300	0,2	nein
2.1.8	300	0,2	nein
1.1.2	300	0,2	ja
1.1.3	300	0,2	ja

Tab.5-1a: Probenplan der M(T)-Proben, alle in LT-Lage

Versuch Nr.	W [mm]	Orientierung	Bemerkungen
11	50	LT	
22	50	LT	
55	150	LT	δ_5 -Messung nicht auswertbar
77	150	LT	
555	150	TL	
666	150	TL	
123	300	LT	während des Versuchs gebeult
234	300	LT	
1.2.4	1000	LT	während des Versuchs gebeult
1.2.5	1000	LT	δ_5 -Messung erst ab $\Delta a \approx 20\text{mm}$

Tab. 5-1b: Probenplan der C(T)-Proben, alle mit $a_0/W=0,5$ und mit Beulschutz

Versuch Nr.	λ	Bemerkungen
3.1.2	1,0	
3.1.5	0,5	
4.1.4	0,5	
3.1.6	-0,5	
3.1.1	-0,5	
3.1.3	-1,0	während des Versuchs gebeult

Tab. 5-1c: Probenplan der Kreuzproben unter biaxialer Belastung alle mit $2W=300\text{mm}$, mit Beulschutz, mit $a_0/W=0,2$ und in LT-Lage

Die Herstellung der kleineren Proben erfolgte durch Erodieren, und die der größeren Proben durch Wasserstrahlschneiden. Die Probenabmessungen der C(T)- und M(T)-Proben entsprachen [GTP02]. Die Hauptabmessungen der Kreuzproben erfolgte in Anlehnung an [DDo97] und sind in Abb. 5-1 dargestellt.

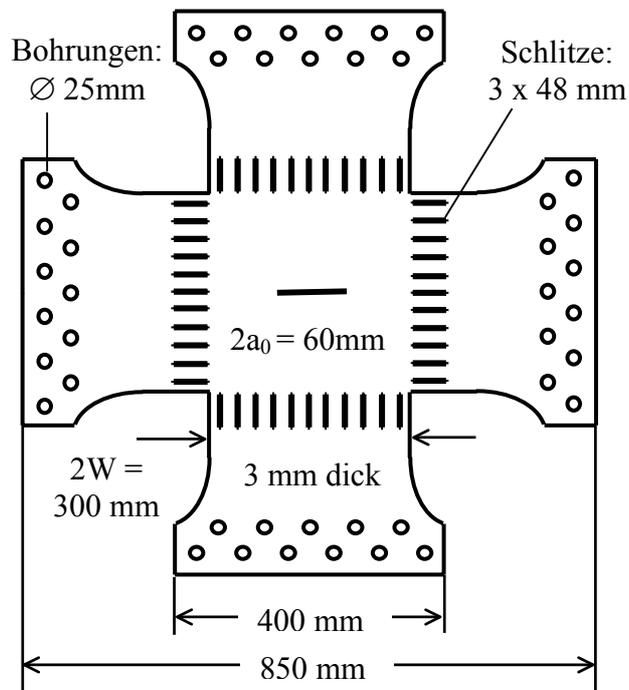


Abb. 5-1: Hauptabmessungen der Kreuzproben

Die Probenoberflächen wurden im Bereich der Mikroskopbilder poliert und mit 6 %iger Natronlauge angeätzt. Dies hat sich bei der Al-Mg-Legierung als beste Methode herausgestellt, um die Lichtreflexionen bei der Aufnahme der Risspitze mit dem Mikroskop zu minimieren. Nach dem Ätzen wurden mit einer Diamantnadel senkrecht zum Ligament Linien im Abstand von 1 mm eingeritzt, um später die Risslänge bestimmen zu können (s. Kap. 5.2.1).

Zur Erzeugung eines scharfen Ermüdungsrisses wurden die Proben nach [GTP02] mit $\Delta K \approx 10 \text{ MPa(m)}^{0,5}$ und $R=0,1$ angeschwungen. Anschließend wurden auf der Höhe des Ermüdungsrisses je 2,5 mm oberhalb und unterhalb des Ligaments mit einem kleinen Körner die Messpunkte für die δ_5 -Messungen nach [GTP02] eingeschlagen.

Die Versuche wurden wie folgt instrumentiert:

- Die δ_5 -Messungen erfolgten bei den kleineren Proben mit δ_5 -Clips nach [GTP02] und bei den größeren Proben mittels optischer δ_5 Messung (NeuroCheck Vers. 4.0).
- Die Messungen der Lastpunktverschiebungen (vll-Messungen) erfolgten mit MTS-Clips oder induktiven Wegaufnehmern.
- Die Gleichstrompotentialmethode erfolgte nach [GTP02].
- Auf einem xy-Schlitten wurde das optische Mikroskop zur Messung der $CTOA_{opt}$ montiert (Zeiss Stereomikroskop SV11, Planachromat S 1.0x Brennweite 100mm).
- Die Bilder von der Risspitze wurden mit einer digitalen Kamera (F-View von Soft Imaging System GmbH, 1300x1030 Pixel auf 8,6x6,9 μ m) aufgenommen und auf dem Computer abgespeichert (analySIS[®] Ver. 3.1).
- Die Kraft wurde mit den in den Prüfmaschinen eingebauten Kraftmessdosen gemessen.

Die Versuchsdaten (F, vll, δ_5 , Potential) wurden mit xy-Schreibern kontinuierlich aufgezeichnet sowie mithilfe des Datenerfassungsprogramms DASYLAB Ver. 5.6 digital mit 2 Hz abgespeichert. Die optische δ_5 -Messung wurde nur digital mit 2 Hz gespeichert.

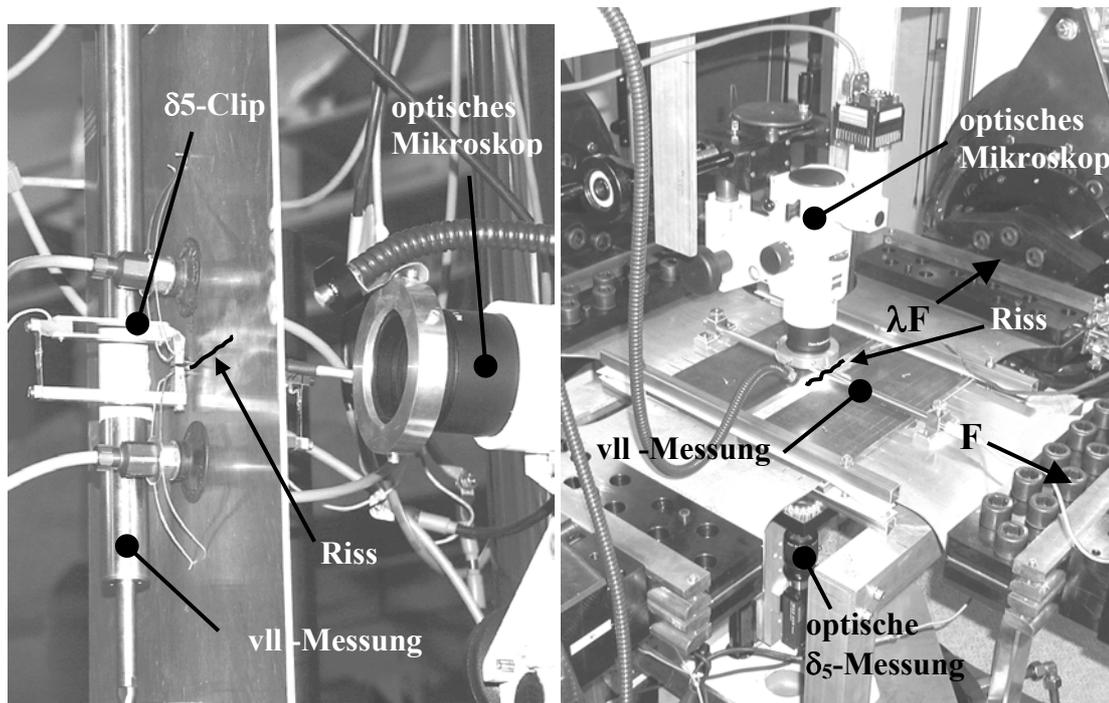


Abb. 5-2: Versuchsaufbau der bruchmechanischen Versuche links M(T)150-Probe, rechts Kreuzprobe

Als Prüfmaschinen kamen die Zwick 1484 für die C(T)-Proben mit $W=50,150,300\text{mm}$ und den M(T)-Proben mit $2W=100\text{mm}$, die Schenck 100to für die M(T)-Proben mit $2W=300\text{mm}$ und die Triaxial-Prüfmaschine der Fa. Schenck für die Kreuzproben zum Einsatz. Abb. 5-2 zeigt den Versuchsaufbau mit Instrumentierung für eine M(T)150-Probe (links) und eine Kreuzprobe (rechts).

Alle Versuche wurden verschiebungsgesteuert und weit über das Lastmaximum hinaus gezogen. Das Versuchsende ergab sich bei den M(T)- und den Kreuzproben durch instabilen Bruch des Restligaments und bei den C(T) Proben, wenn der Riss den Rand der Probe erreichte oder hinter dem Beulschutz verschwand. Die Abzugsgeschwindigkeiten betragen zwischen $0,1\text{mm/min}$ bei den kleinen M(T)- und C(T)-Proben bis zu 1mm/min bei den C(T)1000-Proben. Bei allen C(T)-Proben wurde die Abzugsgeschwindigkeit während des Versuchs schrittweise erhöht, um das Verlangsamen des stabilen Risswachstums aufgrund des Aufbiegens der Proben zu kompensieren.

Zur Messung des CTOA_{opt} wurden die Versuche in regelmäßigen Abständen angehalten, indem die Abzugsgeschwindigkeit unterbrochen wurde. Das Mikroskop wurde mit dem xy-Schlitten auf die Rissspitze justiert und scharfgestellt. Anschließend wurde ein digitales Bild von der Rissspitze gemacht und abgespeichert. Die aufgenommene Bildfläche für die spätere Auswertung betrug etwa $2,5 \times 2,0\text{ mm}$. Die grobe Risslänge wurde anhand des Messgitters per Augenschein ermittelt und dem aufgenommenen Mikroskopbild zugeordnet.

Zur Vereinfachung der Probenbezeichnung, insbesondere für die Auswertung der bruchmechanischen Versuche in Kap. 6, wird vereinbart, dass bei den C(T)- und den M(T)-Proben die Probenbreite W in mm als Zahl angehängt wird, während die Kreuzproben unter biaxialer Beanspruchung mit „biax“ gefolgt von dem Zahlenwert für λ bezeichnet werden.

Beispiele:

M(T)-Probe mit $2W=100\text{mm}$	→	M(T)50
Kreuzprobe mit $2W=300\text{mm}$, biaxial beansprucht mit $\lambda=-0,5$	→	biax-0,5

5.2 Auswertung

Bei der Auswertung wurden von den Mikroskopbildern der $CTOA_{opt}$ und die Risslänge bestimmt. Diesen Risslängen wurden aus den kontinuierlichen Aufzeichnungen die Kraft, die Lastpunktverschiebung und δ_5 zugeordnet. Nachfolgend wird die Methode zur Bestimmung des $CTOA_{opt}$ und der Risslänge näher erläutert.

5.2.1 Bestimmung des $CTOA_{opt}$ und der Risslänge

Die Auswertung der Mikroskopbilder zeigte, dass sich die Risspitze insbesondere bei den M(T)-Proben nur schwer identifizieren ließ. Die Ursache waren die starken plastischen Deformationen um die Risspitze, die es erschwerten, zwischen Risspitze und narbenartig erscheinenden Deformationen zu unterscheiden. Abb. 5-3 zeigt zwei Mikroskopbilder mit schlecht zu identifizierenden Rissspitzen.

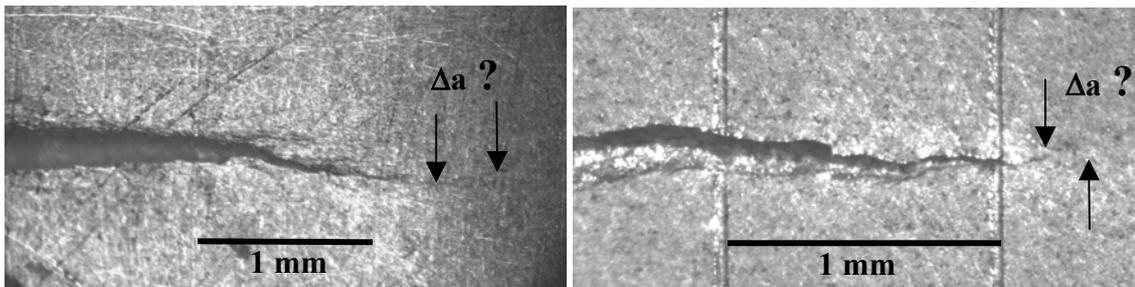


Abb. 5-3: Beispiele für Mikroskopbilder mit schlecht erkennbaren Rissspitzen links für eine M(T)50- und rechts für eine C(T)150-Probe

Weiter zeigte die Auswertung der Mikroskopbilder, dass die Risskanten deutlich besser zu erkennen waren. Damit bot es sich an, den $CTOA_{opt}$ nicht wie in [Aze86, New92, Daw94] beschrieben, aus der Risspitze und zwei Punkten auf den Rissflanken zu bestimmen (Dreipunktmethode), sondern nur aus den Rissflanken selbst (Vierpunktmethode). Wie in Abb. 5-4 dargestellt ist, wurden bei der Vierpunktmethode in regelmäßigen Abständen gegenüberliegende Punkte auf den Rissflanken bestimmt und mittels Vektorrechnung der $CTOA_{opt}$ bestimmt. Die ersten beiden Punkte wurden möglichst nahe der Risspitze lokalisiert. Der Bereich der weiteren Punkte erstreckte sich bis ca. 1,5 mm hinter die Risspitze in Übereinstimmung mit [New92, Daw94]. Der Abstand zwischen den beiden Punkten nahe der Risspitze und den anderen Punkten wird als Basislänge des $CTOA_{opt}$ bezeichnet. Pro Mikroskopbild wurden 5 bis 6 einzelne $CTOA_{opt}$ bestimmt und daraus das arithmetische Mittel gebildet. Dieser Mittelwert wurde der Risslänge Δa als $CTOA_{opt}$ zugeordnet.

Diese, im Rahmen der Dissertation entwickelte Bestimmung des $CTOA_{opt}$ aus den Rissflanken (Vierpunktmethode) ist mittlerweile in Prüfstandards eingegangen [GTP02, KHS04]. Anzumerken ist noch, dass die Auswertung der Mikroskopbilder auf einem Flachbildschirm mit dem Programm *analySIS*[®] erfolgte, aufgrund dessen Brillanz die Rissflanken besser zu identifizieren waren, als es aus Abb. 5-4 erscheint.

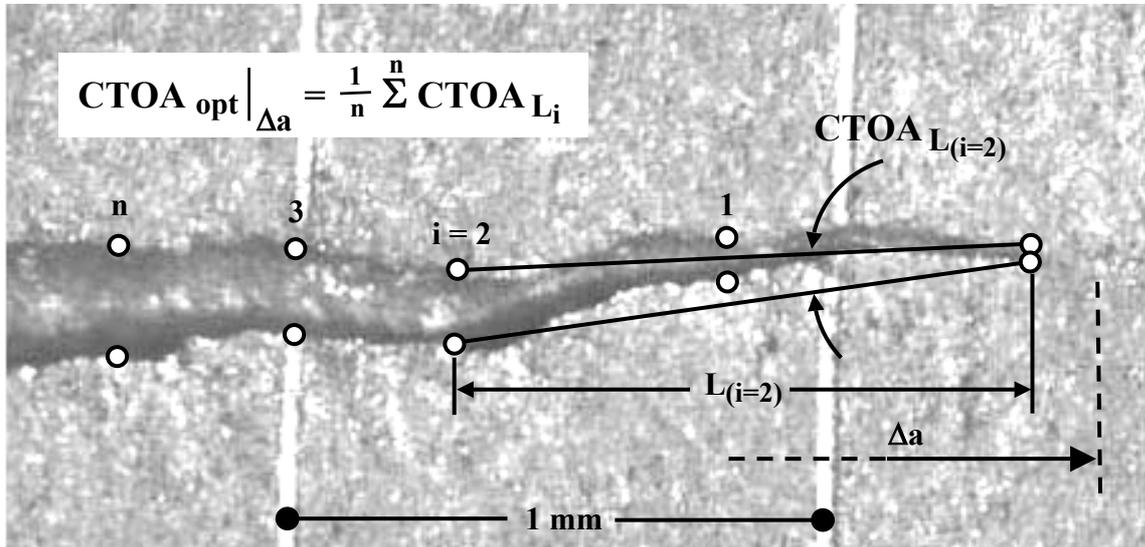


Abb. 5-4: Prinzip der Vierpunktmethode zur Bestimmung des $CTOA_{opt}$

Beide Methoden zur $CTOA_{opt}$ -Bestimmung (Dreipunkt- und Vierpunktmethode) sollen nun mithilfe einer Fehlerbetrachtung miteinander verglichen werden. Dazu werden sie wie in Abb. 5-5 dargestellt, idealisiert. Der $CTOA_{opt}$ wird mit den angegebenen Gleichungen berechnet. Weiter werden der Rissöffnung δ und der Basislänge L Standardabweichungen zugeordnet, die aus der optischen Erkennbarkeit der Risskanten auf den Mikroskopbildern abgeschätzt wurden.

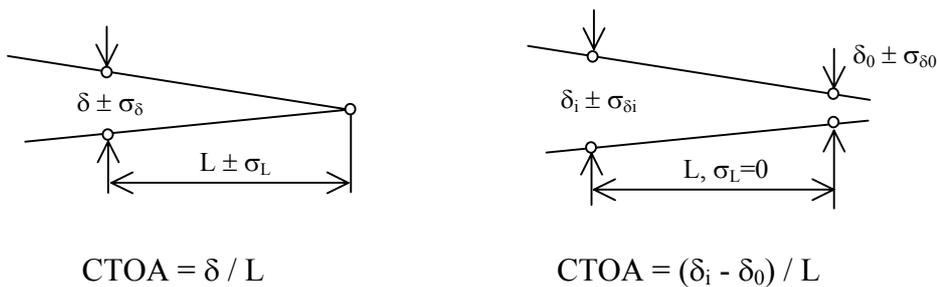


Abb. 5-5: Idealisierung der Dreipunktmethode (links) und der Vierpunktmethode (rechts) für die vergleichende Fehlerbetrachtung.

Die Erfahrung bei der Auswertung der Mikroskopbilder zeigte, dass der Abstand zwischen gegenüberliegenden Rissflanken mit einer Genauigkeit von $\pm 5\mu\text{m}$ bestimmbar ist. Somit kann für die Standardabweichung der Rissöffnung $\sigma_\delta = 5\mu\text{m}$ angenommen werden. Die Fehlerfortpflanzungsrechnung für die Vierpunktmethode ergibt mit der Basislänge $L = 0,8\text{mm}$ eine Standardabweichung von $\sigma_{CTOA} = 0,5^\circ$.

Damit bei der Dreipunktmethode über die gleiche Basislänge und mit CTOA=5° die gleiche CTOA-Standardabweichung herauskommt, muss die Standardabweichung der Basislänge $\sigma_L=70\mu\text{m}$ betragen. Die Erfahrung bei der Auswertung der Mikroskopbilder zeigte, dass der Fehler bei der Lokalisierung der Risssspitze in diesem Bereich liegt.

Damit zeigt die Fehlerbetrachtung, dass beide Methoden hinsichtlich der Genauigkeit vergleichbar sind. Der entscheidende Vorteil der Vierpunktmethode ist jedoch, dass man bei den Mikroskopbildern nicht auf Gedeih und Verderb auf die Erkennbarkeit der Risssspitze angewiesen ist, sondern bei der Identifikation von Punkten auf den Rissufern gegebenenfalls auf benachbarte Punkte ausweichen kann.

Zur Bestimmung der Risslänge wurden während des Anhaltens des Versuchs nach der Aufnahme der Mikroskopbilder die grobe Risslänge anhand des eingeritzten Strichraaster notiert. Die genaue Risslänge wurde bei der Auswertung der Mikroskopbilder aus dem relativen Abstand der Risssspitze zu einer benachbarten Strichmarkierung, deren bekanntem Abstand zur Anfangsrisslänge a_0 und dem bekannten Abstand zwischen zwei Strichmarkierungen mittels Dreisatz berechnet. Die Vorgehensweise ist in Abb. 5-6 schematisch dargestellt.

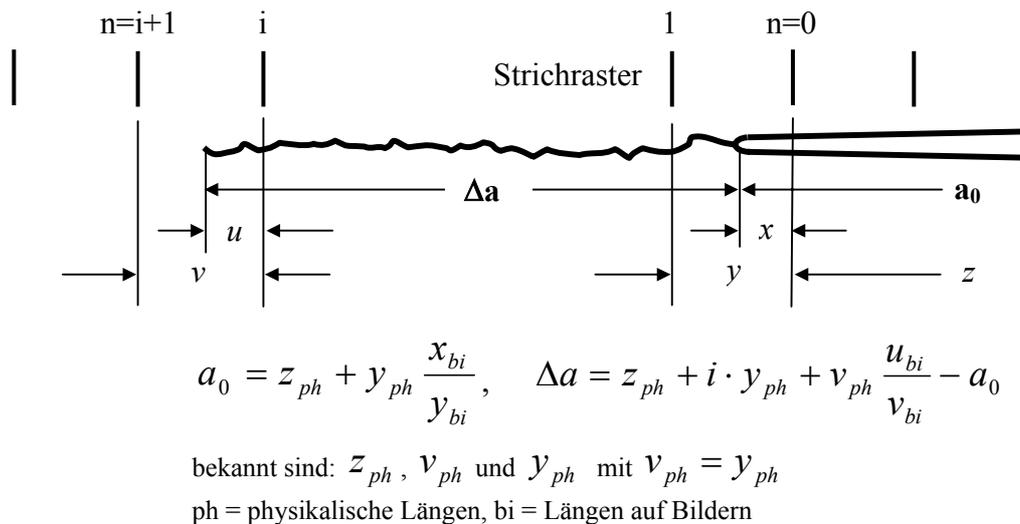


Abb. 5-6: Schematische Darstellung der Bestimmung der Risslänge

Mit diesem Verfahren wurde stets die nominale Risslänge, also die auf das Ligament projizierte Risslänge, und die auf der dem Mikroskop zugewandten Seite der Probe bestimmt. Aus Experimenten ist bekannt, dass die Risslänge an der Oberfläche nicht mit der Risslänge im Probeninneren übereinstimmt, da im Inneren der Riss voreilt [Daw95, DDo97, Mah03]. In Kap. 6.1.2 wird deshalb abgeschätzt, wie groß der Fehler durch das Messen der Risslänge auf der Oberfläche ist.

5.2.2 Glätten der Messwerte

Die Auftragung der $CTOA_{opt}$ über die Rissverlängerung Δa zeigte ein großes Streuband. Dies machte es unmöglich, die $CTOA_{opt}$ der verschiedenen Versuche durch Übereinanderlegen zu vergleichen. Zur Lösung wurde auf ein übliches Verfahren zur Glättung diskreter Messwerte zurückgegriffen [Bra83]. Das Verfahren berechnet an der Rissverlängerung Δa_i einen geglätteten $CTOA_{opt}$ nach Gleichung (5-1). Die Glättung kann mehrfach durchlaufen werden. Damit kann das Maß der Glättung eingestellt werden. Ein Vorteil des Verfahrens ist, dass es ohne Rückgriff auf eine Funktion auskommt. Beim ersten und letzten Messwert wurde Punkt (i) dreimal und der vorherige bzw. nachherige Punkt einmal gezählt.

$$CTOA_{opt} \Big|_i = 1/4 \left(CTOA_{(i-1)} + 2 \cdot CTOA_{(i)} + CTOA_{(i+1)} \right) \quad (5-1)$$

Die Anzahl der erforderlichen Durchläufe wurde durch Ausprobieren und optische Begutachtung der erreichten Glättung ermittelt. Als Ergebnis zeigte sich, dass nach vier Durchläufen einerseits eine ausreichende Glättung erreicht ist, und dass andererseits nicht zu befürchten ist, dass Krümmungen der Kurve zu stark geglättet und Effekte glattgebügelt werden.

In Abb. 5-7 ist die Glättung für eine C(T)150-Probe dargestellt. Abb. 5-7 links zeigt die an den Rissverlängerungen bestimmten einzelnen $CTOA_{opt}$ zusammen mit den arithmetischen Mittelwerten $CTOA_{opt}$. Deutlich wird sichtbar, dass bei Übereinanderlegen mehrerer Versuche ein Vergleich mehrerer Ergebnisse unmöglich wird. Abb. 5-7 rechts zeigt die arithmetischen Mittelwerte zusammen mit einer viermaligen Glättung. Bei der Auswertung wurden alle $CTOA_{opt}$ - Δa -Kurven mit vier Durchläufen geglättet.

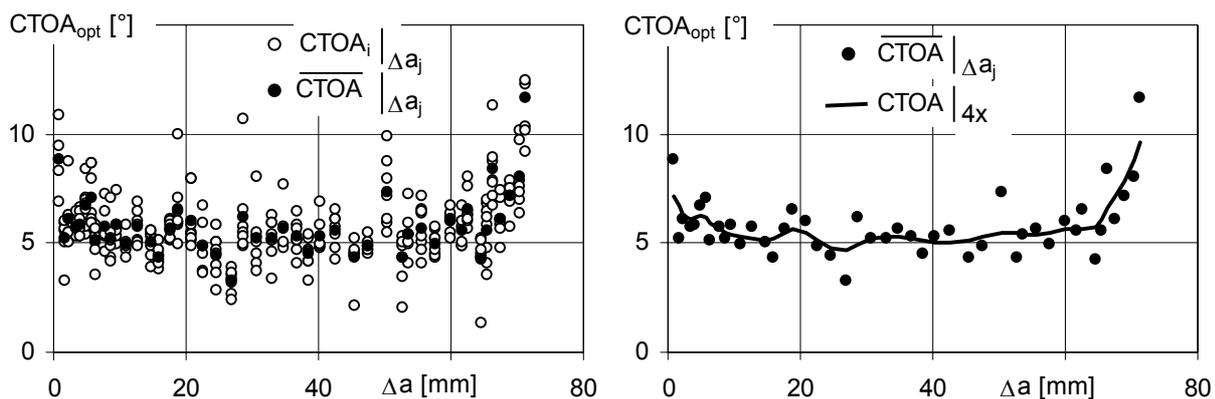


Abb. 5-7: Beispiel für die Glättung des $CTOA_{opt}$ bei einer C(T)150-Probe
 links: Einzelwerte und die berechneten arithmetischer Mittelwerte
 rechts: Mittelwerte und die geglättete $CTOA_{opt}$ Δa -Kurve

Wie in Kap. 2.2 erläutert wurde, kann die Ableitung der δ_5 -R-Kurve als $CTOA_{\delta_5}$ interpretiert werden. Aus den Experimenten lagen die δ_5 -R-Kurven punktweise vor. Die Bildung der Ableitung durch Differenzenbildung bringt eine erhebliche Streuung mit sich [KHS80]. Da auch bei einer Näherung der δ_5 -R-Kurve mittel einer Potenzanpassung nach [GTP02] oder mit einem Polynom auch die Charakteristik der Steigung festgelegt wird, wurde folgendes Verfahren zur Bestimmung des $CTOA_{\delta_5}$ aus der δ_5 -R-Kurve entwickelt.

Für jede Rissverlängerung Δa_i wurde eine lineare Regression durchgeführt, in die δ_5 bei Δa_i zweifach und die beiden links und rechts liegenden δ_5 jeweils einfach eingegangen sind. Die Steigung der berechneten Regressionsgeraden ergab direkt den $CTOA_{\delta_5}$ bei Δa_i in rad. Bei den beiden Randpunkten wurde die lineare Regression mit dem doppelt gewichteten Randpunkt und den beiden links bzw. beiden rechts davon liegenden Punkten durchgeführt. Die so erhaltenen Datenpunkte wurden anschließend wie beim der $CTOA_{opt}$ auch viermal geglättet.

Abb. 5-8 zeigt für eine M(T)-150-Probe die punktweise δ_5 -R-Kurve (links) und rechts die $CTOA_{\delta_5}$ aus der Differenzenbildung im Vergleich mit dem geglätteten $CTOA_{\delta_5}$ nach dem entwickelten Verfahren.

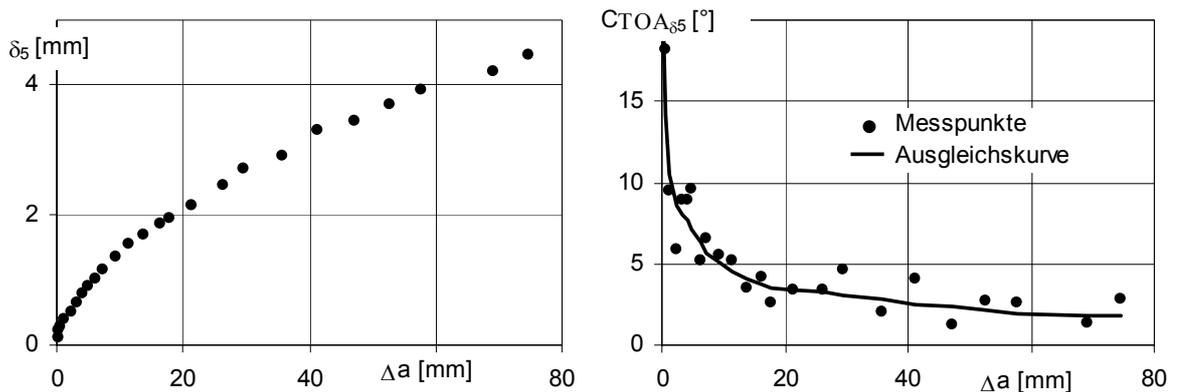


Abb. 5-8: Beispiel für die Bestimmung des $CTOA_{\delta_5}$ bei einer M(T)150-Probe links: punktweise δ_5 -R-Kurve, rechts: $CTOA_{\delta_5}$ aus der Differenzenbildung im Vergleich mit dem $CTOA_{\delta_5}$ nach dem beschriebenen Verfahren

Zusammengefasst handelt es sich bei beiden Glättungsverfahren um halbautomatische Verfahren, die vom Prinzip her dem manuellen Glätten mit dem Gummilinal gleich. Bei der Ableitung der δ_5 -R-Kurven wurde ein Verfahren entwickelt, das ohne Rückgriff auf eine mathematische Funktion auskommt, mit deren Wahl auch die Charakteristik der Steigung festgelegt wird. Alle $CTOA_{opt}$ und $CTOA_{\delta_5}$ wurden mit den beschriebenen Verfahren geglättet, wobei stets die Güte durch Augenschein kontrolliert wurde. Ausdrücklich betont wird nochmals, das es erst nach der Glättung möglich war, die $CTOA_{opt}$ und die $CTOA_{\delta_5}$ unterschiedlicher Versuche durch Übereinanderlegen zu vergleichen.

6. Ergebnisse der bruchmechanischen Versuche

6.1 Bruchverhalten

6.1.1 Makroskopisches Risswachstum

Bei allen Versuchen wurden zwei unterschiedliche Formen der Rissausbreitung beobachtet. Die in Abb. 6-1 links dargestellte Form wird als Scherbruch bezeichnet, die in Abb. 6-1 rechts dargestellte Form wird als Dachriss bezeichnet. Abb. 6-2 zeigt schematische Darstellungen der beiden Formen. Die dritte bei Versuchen beobachtbare makroskopische Form der Rissausbreitung, nämlich der durchgehende Normalbruch mit Scherlippen an den Oberflächen [Daw95, DDo97] wurde bei keinem der Versuche beobachtet.

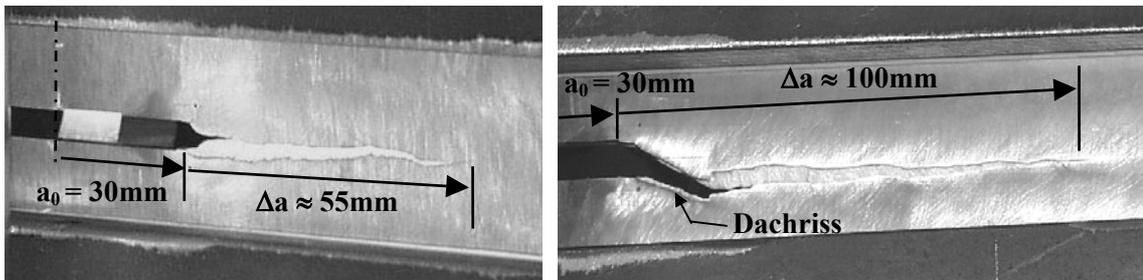


Abb. 6-1: Beobachtete Formen der makroskopischen Rissausbreitung links: Scherbruch, rechts: Dachriss (beides M(T)150-Proben)

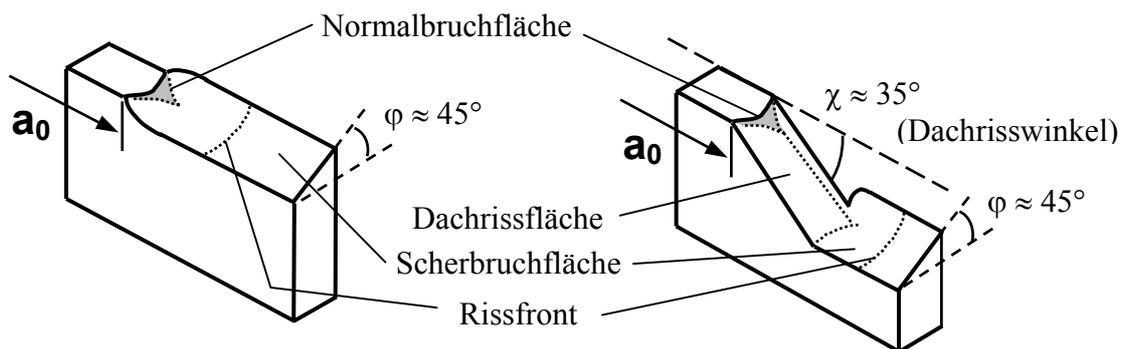


Abb. 6-2: Schematische Darstellung der beobachteten Formen der Rissausbreitung links Scherbruch, rechts Dachriss mit anschließendem Umklappen in den Scherbruch

Beim Scherbruch initiierte der Riss an den beiden Oberflächen der Probe als kolinear gerichtete Scherlippen und im Inneren der Probe als Normalbruch. Beim weiteren Risswachstum wachsen die Scherlippen zum voll ausgebildeten Scherbruch zusammen. Der Bereich des Normalbruchs läuft zwickelförmig aus (graue Flächen in Abb. 6-2). Der voll ausgebildete Scherbruch liegt kolinear zum Ligament und bildet mit den Probenoberflächen einen Winkel φ entsprechend der Ebene maximaler Schubspannung beim Flachzugversuch. Bedingt durch die schräg verlaufende Bruchfläche bildet sich beim Scherbruch eine zusätzliche Mode III-Deformation aus, so dass dieser Bruchmodus auch als Mixed-Mode I/III bezeichnet wird [KHS80, Yua02].

Beim Dachriss initiiert der Riss an den beiden Oberflächen der Probe als dachförmig ausgerichtete Scherlippen und im Inneren der Probe als Normalbruch. Beim weiteren Risswachstum wachsen die Scherlippen zusammen und der Bereich des Normalbruchs läuft zwickelförmig aus. Im Unterschied zum Scherbruch bilden die zusammengewachsenen Scherlippen keine ebene Fläche, sondern sie sind in der Mitte der Probe dachförmig abgeknickt. Der wesentliche Unterschied zum Scherbruch ist, dass sich der Dachriss nicht kolinear zum Ligament ausbreitet, sondern in einem Winkel χ von etwa 35° zum Ligament. Als weiteres Merkmal des Dachrisses wurde beobachtet, dass alle Dachrisse nach fortgeschrittenem Risswachstum instabil in den Scherbruch umklappen. Dachrisse werden in der englischsprachigen Literatur als V-shear-cracks bezeichnet. Obwohl Dachrisse bei Bruchmechanikversuchen mit dünnwandigen Strukturen öfters auftreten [Hee04, DDo03], werden sie bei der Auswertung verworfen. Da sie bei den durchgeführten Versuchen nicht selten aufgetreten sind, wird in Kap. 6.5 versucht, ihre Entstehung phänomenologisch zu erklären.

Sowohl beim Scherbruch als auch beim Dachriss nach den Umklappen in den Scherbruch wurde beobachtet, dass der Riss entweder kolinear zum Ligament weiterwächst oder allmählich abbiegt. Damit können die beobachteten Formen der makroskopischen Rissausbreitung wie in Abb. 6-3 dargestellt, klassifiziert werden. In den Tab. 6-1a bis 6-1c sind die bei den Versuchen beobachteten Formen der makroskopischen Rissausbreitung zusammengestellt.

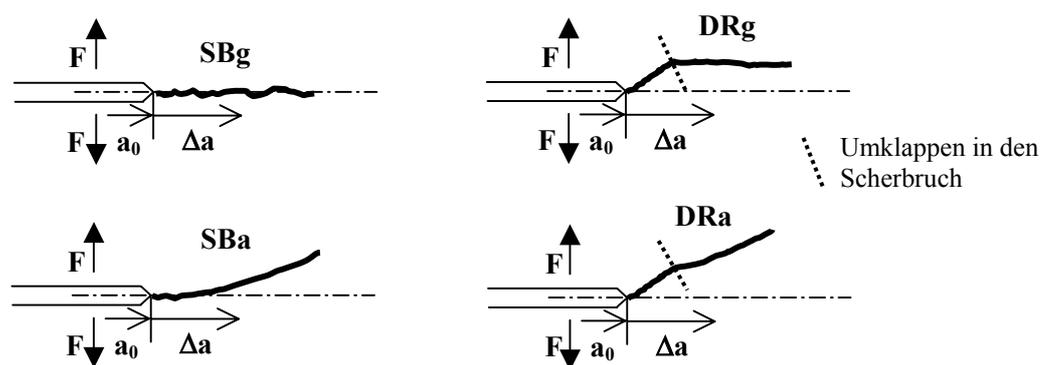


Abb. 6-3: Klassifizierung der beobachteten makroskopischen Rissausbreitung:
 oben links: Scherbruch mit geradem Rissverlauf
 unten links: Scherbruch mit vom Ligament abbiegendem Rissverlauf
 oben rechts: Dachriss, nach dem Umklappen weiter als gerader Scherbruch
 unten rechts: Dachriss, nach dem Umklappen weiter als abbiegender Scherbruch

Versuch Nr.	2W [mm]	a_0/W []	Beulschutz	Risstyp .., (..)*
2.1.26	100	0,3	nein	SBg, (SBg)
2.1.27	100	0,3	nein	SBg, (DR?)**
2.1.11	300	0,2	nein	DRg, (SBg)
2.1.8	300	0,2	nein	SBg, (SBg)
1.1.2	300	0,2	ja	DRg, (DRg)
1.1.3	300	0,2	ja	SBg, (SBg)

* ohne Klammer: Riss an dem der $CTOA_{opt}$ gemessen wurde
mit Klammer: gegenüber liegender Riss

** Versuchsende vor dem Umlappen in den Scherbruch

Tab. 6-1a: Makroskopische Rissausbreitung bei den M(T)-Proben

Versuch Nr.	W [mm]	Risstyp
11	50	SBa
22	50	SBa
55	150	SBa
77	150	SBa
555TL	150	SBg
666TL	150	SBg
123	300	DRa
234	300	DRa
345	300	SB*
1.2.4	1000	DRa
1.2.5	1000	SBa

* Versuch ohne Instrumentierung, Versuchsende nach ca. 10mm Risswachstum

Tab. 6-1b: Makroskopische Rissausbreitung bei den C(T)-Proben

Versuch Nr.	λ	Risstyp (*)
3.1.2	1,0	DRg, (DRg)
3.1.5	0,5	SBg, (SBg)
4.1.4	0,5	SBg, (DRg)
3.1.6	-0,5	DRg, (DRg)
3.1.1	-0,5	DRg, (DRg)
3.1.3	-1,0	SB?, (DR?)**

* ohne Klammer: Riss an dem der $CTOA_{opt}$ gemessen wurde
in Klammern: gegenüberliegender Riss

** vorzeitiges Versuchsende durch starkes Beulen

Tab. 6-1c: Makroskopische Rissausbreitung bei den Kreuzproben

Bei der Auswertung der Tab. 6-1 fällt auf, dass bei allen C(T)-Proben in LT-Lage der Scherbruch allmählich in die Walzrichtung abbiegt, während er bei beiden C(T)-Proben in TL-Lage bis zum Versuchsende kollinear zum Ligament verläuft. In Abb. 6-4 sind die Risspfade unterschiedlicher großer C(T)-Proben in LT-Lage maßstäblich abgebildet. Daraus ist ersichtlich, dass das Abbiegen nach 10 bis 15 mm kollinearen Risswachstums beginnt, und zwar unabhängig von der Probengröße.

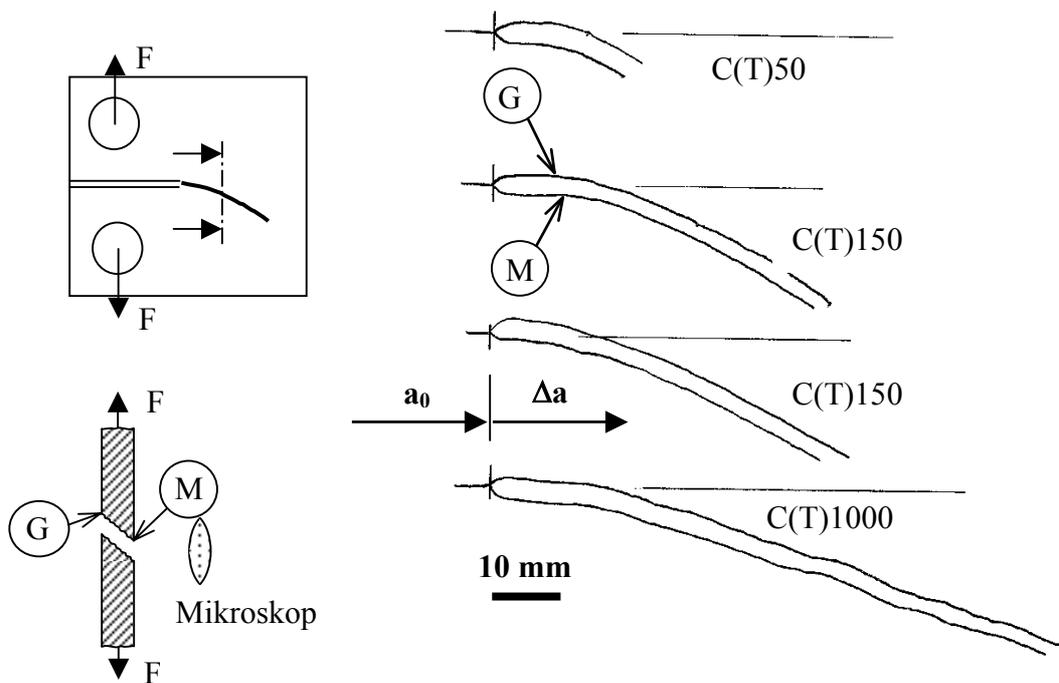


Abb. 6-4: Maßstäbliche Darstellung der Risspfade bei den unterschiedlich großen C(T)-Proben in LT-Lage

Dies führt zur Vermutung, dass die Rissablenkung durch das Walzgefüge mit seinen zeilenförmig angeordneten Einschlüssen verursacht wird. Unterstützt wird dies durch einen Kreuzproben-Versuch im Mixed-Mode mit $\lambda=+1$. Aus der Probengeometrie und der äußeren Last resultiert keine Vorzugsrichtung, so dass zu erwarten ist, dass der Riss kollinear zum Ligament wächst. Im Versuch bildeten auf beiden Seiten ein Scherbrüche aus, die unmittelbar nach der Initiierung in die Walzrichtung abgelenkt sind, wie es in Abb. 6-5 gezeigt ist. Damit bestätigt sich, dass der Riss die Richtung der Walzrichtung bevorzugt.

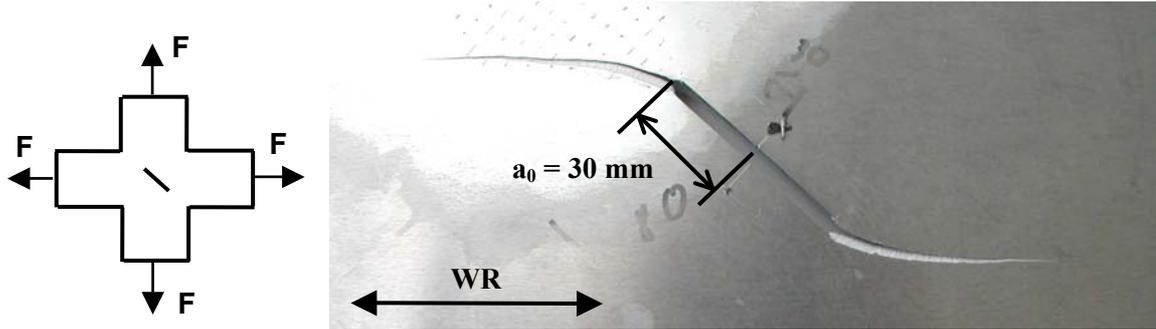


Abb. 6-5: makroskopischer Risspfad bei der Kreuzprobe im Mixed Mode mit $\lambda=+1$

Bei der Beobachtung der Risspitze mit dem Mikroskop wurde festgestellt, dass bei den M(T)-Proben das Risswachstum stets unruhiger verlief als bei den C(T)-Proben, und zwar unabhängig von der Probengröße. Bei den M(T)-Proben, insbesondere am und nach dem Lastmaximum, trat ruckartiges Risswachstum auf. Teilweise ereignete sich sprungartiges Wachstum auch während der Unterbrechung des Versuchs zur Justierung des Mikroskops.

Um dies näher zu untersuchen werden in Abb. 6-6 die Last-Verformungs-Schriebe für eine M(T)- und eine C(T)-Probe am Lastmaximum gegenübergestellt. Die leeren Kreise sind die Messpunkte der Datenerfassung mit 2 Hz, die grau gefüllten Punkte sind die Messpunkte bei denen die Versuche zur Aufnahme des Mikroskopbilds angehalten und wieder gestartet wurden.

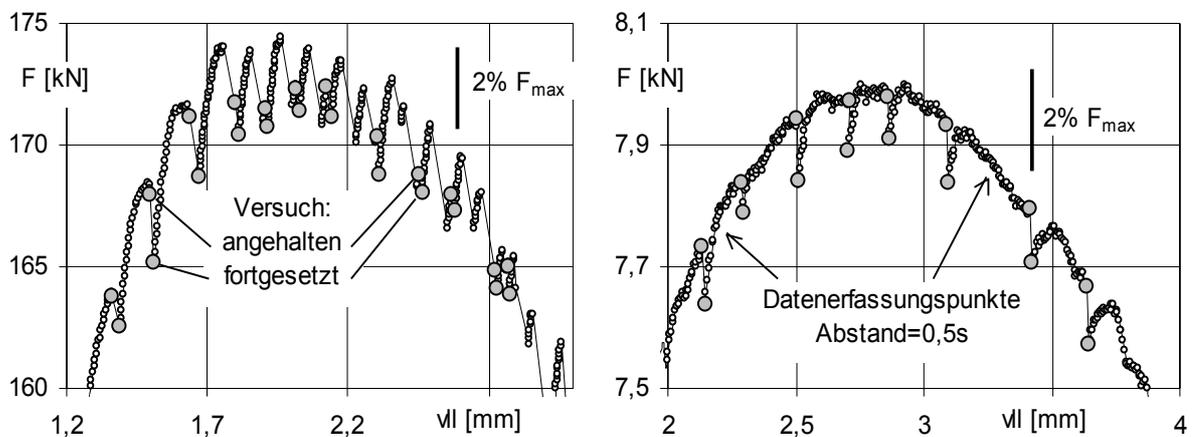


Abb. 6-6: Last-Verformungskurven am Lastmaximum links M(T)150-Probe, rechts C(T)150-Probe

Zum einen ist aus Abb. 6-6 ersichtlich, das bei beiden Probentypen das Anhalten des Versuchs stets mit einem Lastabfall verbunden ist. Nach [Bré94] handelt es sich bei der inversen dynamischen Reckalterung um zeitabhängige Vorgänge. Weiter zeigen Metalle auch bei Raumtemperatur primäres Kriechen, wenn sie nahe der Bruchspannung belastet sind [Kre03]. Dies lässt den Schluss zu, dass der Lastabfall beim Anhalten der Versuche auf Relaxationsvorgänge unmittelbar an der Risspitze zurückzuführen ist, insbesondere da in der unmittelbaren Umgebung der Risspitze Spannungen im Bereich der Bruchspannung auftreten.

Zum Anderen ist aus Abb. 6-6 ersichtlich, dass bei der M(T)-Probe im Gegensatz zur C(T)-Probe auch zwischen dem Anhalten des Versuchs sprungartige Entlastungen auftreten. Diese Form der Pop-in's gleicht denen der Fließkurve sowohl in Form als auch in der Größenordnung des Lastabfalls. Der Unterschied zwischen der M(T)- und der C(T)-Probe kann dann qualitativ wie folgt erklärt werden. Jeder monoton steigend belastete Punkt der Probe wird durch einen Punkt auf der Fließkurve repräsentiert. Bei der M(T)-Probe befinden sich größere Gebiete vor der Risspitze oberhalb des Einsatzpunktes ε^* der inversen dynamischen Reckalterung als bei der C(T)-Probe. Deshalb wirkt sich die inverse dynamisch Reckalterung bei der M(T) Probe erkennbar stärker auf die äußere Last-Verformungs-Kurve aus als bei den C(T)-Proben.

Zusammenfassend kann daraus geschlossen werden, dass der unruhigere Versuchsverlauf bei den M(T)-Proben durch die inverse dynamische Reckalterung bedingt ist. Das Verhalten der Kreuzproben lag zwischen dem der M(T)- und der C(T)-Proben. Eine pragmatische Konsequenz aus diesem Ergebnis ist, dass sich bei diesem Werkstoff C(T)-Proben besser eignen als M(T)-Proben, um damit den $CTOA_{opt}$ zu messen.

6.1.2 Stretch-Zonen-Weite, Initiierung und Tunneling

Stretch-Zonen-Weite (SZW)

Experimente zeigen, dass bei duktilen Metallen ein scharfer Ermüdungsriss unter Mode I Belastung zunächst ausrundet (Blunting). Die auf die Ermüdungsbruchfläche projizierte Länge der Ausrundung in Ligamentrichtung kann im REM identifiziert werden und wird als Stretch-Zonen-Weite (SZW) bezeichnet [Hee90, Blu93]. Während des Ausrundens der Risspitze entstehen im ungerissenen Material vor der Risspitze bereits Poren. Diese entstehen durch Brechen von Einschlüssen oder durch Ablösung des Matrixmaterials von Einschlüssen. Neu entstandene und bereits vorhandene Poren wachsen und koaleszieren, wobei sich zwischen den Poren Stege aus Matrixmaterial zurückbleiben. Als Initiierung des Risses wird allgemein der Zeitpunkt angesehen, wenn die ersten Stege zwischen der ausgerundeten Risspitze und den vor der Risspitze entstandenen Poren reißen. Dieser Vorgang ist schematisch in Abb. 6-7 links dargestellt. Die Stretch-Zonen-Weite SZW wird in [GTP02] genutzt, um den Zeitpunkt der Initiierung und damit die Initiierungsparameter δ_i und J_i zu bestimmen.

Abb. 6-7 rechts zeigt eine REM-Aufnahme vom Bereich der Ermüdungsrisspitze nach dem Bruch der Probe. Von links nach rechts zu sehen sind die Ermüdungsbruchfläche, ein Bereich, der als Stretch-Zone interpretiert werden kann, gefolgt vom Normalbruch des Zwickels mit seinen typischen Grübchen. Die SZW an dieser Stelle beträgt etwa 10 μm . Damit liegt sie im Bereich der SZW anderer Aluminiumlegierungen. So wird in [Cor03] für Al 2024 T351 eine SZW von 6 μm und für Al 2024 FC eine SZW von 10..12 μm angegeben.



Abb. 6-7: Schematische Darstellung der Rissinitiierung und Identifikation der SZW anhand einer REM-Aufnahme bei einer C(T)50-Probe

Die Untersuchungen im REM zeigen darüber hinaus, dass bei Al 5083 H321 keine ausgeprägte SZW wie bei Stählen beobachtet werden kann, sondern dass entlang der Rissfront die SZW nur fragmentartig erkennbar ist. In großen Teilen der Rissfront geht die Ermüdungsbruchfläche ohne eindeutig identifizierbare SZW in die Grübchenoberfläche des Normalbruchs über (s. Abb. 6-7 links, oberer Bildbereich). Damit wird bei dem untersuchten Al 5083 H321 eine prozedurale Bestimmung der SZW und damit der Initiierungsparameter J_i und δ_i nach [GTP02] erheblich erschwert, wenn nicht sogar unmöglich. Ungeachtet dessen wird nachfolgend versucht, die Initiierungsparameter zumindest von der Größenordnung her abzuschätzen.

Initiierung

Aus Experimenten ist bekannt, dass zu Beginn des stabilen Risswachstums die Risslänge im Inneren der Probe größer ist als an den Oberflächen (Tunneling) [New03]. Zur Untersuchung des Tunnelings wurden mehrere C(T)50-Proben bis zu unterschiedlich hohen Lasten gezogen, wieder angeschwungen und anschließend die Bruchflächen im REM untersucht. Mithilfe der bis zu 2 kN gezogenen C(T)50-Probe können für Al 5083 H321 die Initiierungsparameter J_i und δ_i abgeschätzt werden.

Abb. 6-8 links oben zeigt die Mikroskopaufnahme der Risspitze zum Zeitpunkt, bei dem auf der Oberfläche erkennbar Rissverlängerung einsetzt. Die Kraft zu diesem Zeitpunkt betrug 2 kN. Abb. 6-8 unten und rechts oben zeigen REM Aufnahmen der Bruchfläche zu diesem Zeitpunkt. In der Mitte ist ein schmaler Saum ausgebildeter Normalbruch-Grübchen sichtbar. Zur Probenoberfläche hin wird der Saum schmaler und die Grübchen vereinzeln. Auf beiden Oberflächen bildet sich gerade Scherlippen.

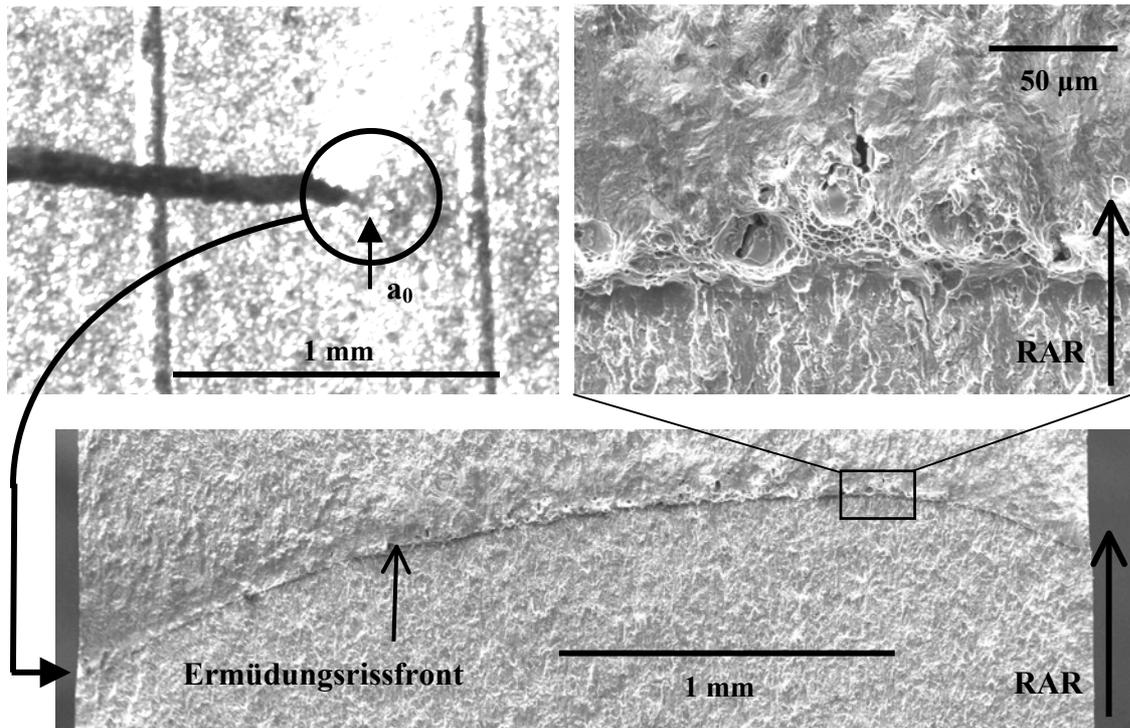


Abb. 6-8: Mikroskopaufnahme der Probenoberfläche (oben links) und REM-Aufnahmen der Bruchfläche (C(T)50-Probe bei 2 kN)

Zur Abschätzung der Initiierungsparameter werden der in Abb. 6-9 links gezeigte Potentialschrieb und der in Abb. 6-9 rechts gezeigte Last-Verformungs-Schrieb von C(T)50-Proben herangezogen. Im Last-Verformungs-Schrieb sind für drei Lasten die nach [GTP02] berechneten J-Integrale eingetragen. Im Potentialschrieb ist der Bereich eingetragen, bei dem eine physikalisch signifikante Rissverlängerung eintritt.

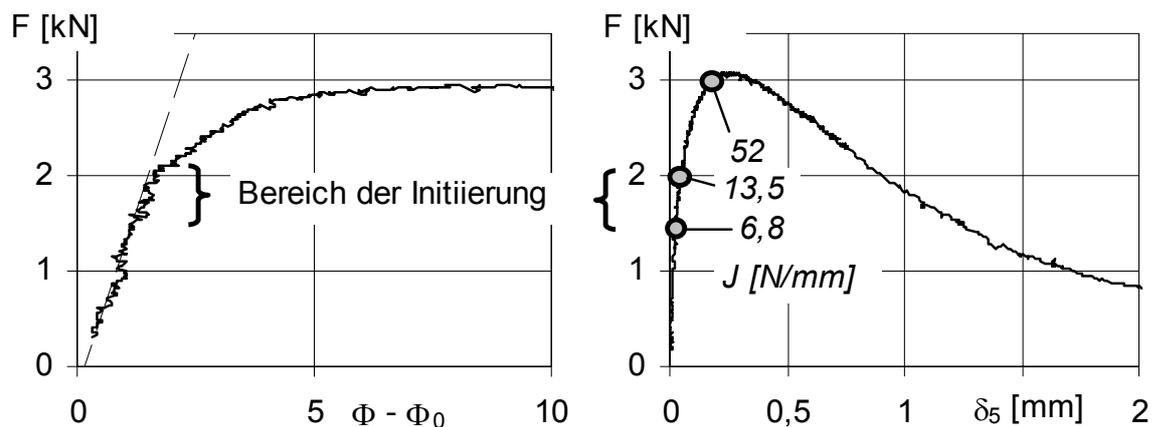


Abb. 6-9: Abschätzung von J_i und δ_i anhand von C(T)50-Proben
links: Potentialschrieb, rechts: Last-Verformungs-Schrieb

Die REM-Aufnahmen in Abb. 6-8 zeigen, dass zu diesem Zeitpunkt die Rissinitiierung nicht einheitlich entlang der Rissfront erfolgt, sondern dass im Inneren der Probe bereits Risswachstum stattgefunden hat, während weiter zur Oberfläche hin noch Blunting stattfindet. Dies wäre auch konsistent mit dem Potentialschrieb, der bei 2 kN deutlich abknickt und damit nach [KHS80] signifikantes makroskopisches Risswachstum anzeigt. Schließt man aus den Vergleich der Abb. 6-8 und 6-9, dass die Rissinitiierung im Bereich zwischen 1,5 und 2 kN stattgefunden hat, dann kann J_i zu 10 ± 3 N/mm und δ_{5i} zu 35 ± 10 μ m abgeschätzt werden. Damit liegt J_i in der gleichen Größenordnung wie bei anderen Al-Legierungen. So wird in [Cor03] für Al 2024 T351 J_i mit $8,8..10$ N/mm und für Al 2024 FC mit 10 N/mm angegeben.

Zusammenfassend zeigt die Abschätzung, dass bei Al 5083 H321 die Rissinitiierungsparameter J_i und δ_5 in der gleichen Größenordnung liegen wie für die beiden früher schon ausführlich untersuchten Al 2024-Legierungen. Darüber hinaus zeigen die Untersuchungen, mit welchen Schwierigkeiten und Unsicherheiten bei einer prozeduralen Bestimmung der Initiierungsparameter J_i und δ_i bspw. nach [GTP02] zu rechnen ist.

Tunneling

Experimentelle Erfahrungen zeigen, dass nach der Initiierung der Riss im Inneren der Probe voreilt (Tunneling) und damit die Risslänge über die Rissfront hinweg unterschiedlich lang ist. Beim Normalbruch bleibt dieses Tunneling während des weiteren Risswachstums bestehen. Beim Scherbruch eilt der Riss in der Mitte der Probe zunächst vor. Nach dem Zusammenwachsen der Scherlippen zum ausgebildeten Scherbruch verringert sich dann das Tunneling wieder [DDo97, Jam03]. Verbunden damit ist die Frage, wie groß der Fehler bei der Risslängenmessung auf der Probenoberfläche ist, im Vergleich zu einer über die Blechdicke hinweg gemittelten Risslänge bspw. nach [GTP02, ISO04].

Tunneling im Übergangsbereich von der Initiierung zum Scherbruch

Anhand einer bis 3 kN belasteten C(T)50-Probe wird das Tunneling im Übergangsbereich von der Initiierung zum Scherbruch untersucht. Abb. 6-10 oben links zeigt die Oberfläche der Probe bei 3 kN, Abb. 6-10 unten und rechts oben zeigen REM-Aufnahmen der Bruchfläche. Deutlich sichtbar ist die Rissfront des Ermüdungsrisses, sowie die Rissfront bei 3 kN. Auf der Mikroskopaufnahme der Probenoberfläche sind bereits deutlich ausgebildete Scherlippen zu erkennen. Im Inneren der Probe ist deutlich eine vorgeeilte Normalbruchfläche erkennbar.

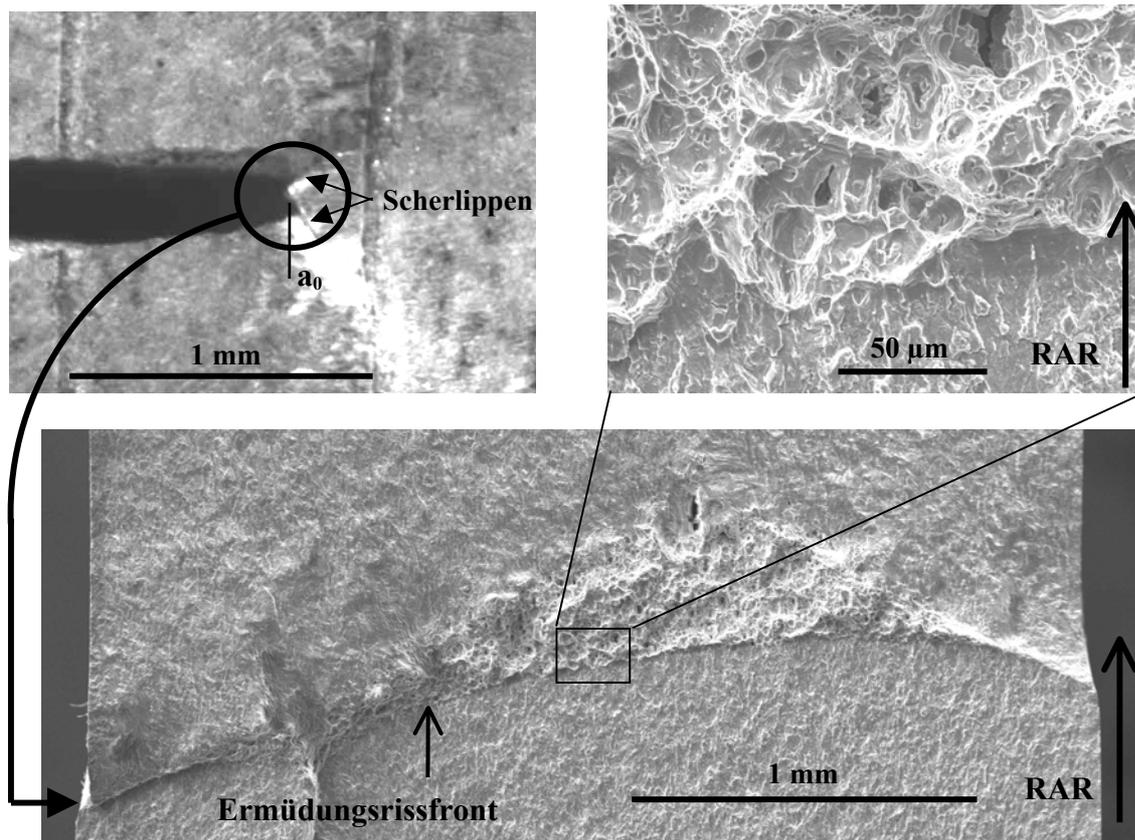


Abb. 6-10: Mikroskopaufnahme der Probenoberfläche (oben links) und REM-Aufnahmen der Bruchfläche (C(T)50-Probe bei 3 kN)

Die Bestimmung der Ermüdungsrisslänge auf der Probenoberfläche nach Kap. 5.2 ergibt $a_0=24,354\text{mm}$. Die Bestimmung der Ermüdungsrisslänge nach [GTP02] ergibt $a_0=24,717\text{mm}$, also eine um 1,5% größere Risslänge. Bei einer Bestimmung der Ermüdungsrisslänge a_0 auf der gegenüberliegenden Seite würden beide Verfahren den gleichen Wert ergeben. Bei 3 kN beträgt die auf der Oberfläche bestimmte Rissverlängerung $\Delta a=0,0781\text{mm}$. Die Auswertung der Bruchflächen nach [GTP02] ergibt eine Rissverlängerung von $\Delta a=0,183\text{mm}$. Vergleicht man den Fehler bei der Rissverlängerung mit den experimentell bestimmten δ_5 -R-Kurven (s. a. Kap. 6.2), dann wird deutlich dass, ein Fehler bei der Risslängenmessung auf der Oberfläche der Proben in der Größenordnung von etwa 0,15 mm und damit etwa so groß ist wie der Streubereich der δ_5 -R-Kurven.

Die Untersuchung zeigt, dass der Beginn des stabilen Risswachstums entlang der Ermüdungsrissfront nicht zeitgleich erfolgt, auch wenn es sich um eine dünne Probe handelt [Bro02]. Damit ist auch bei dünnen Proben die Rissinitiierung und der Beginn des stabilen Risswachstums ein dreidimensionaler Vorgang, für den die auf der Oberfläche der Probe bestimmte Rissverlängerung nicht repräsentativ ist.

Bei Beginn des stabilen Risswachstums initiiert der Riss zeitgleich außen als Scherlippen und innen als Normalbruch. Die Scherlippen laufen zusammen, bis sie einen ausgebildeten Scherbruch bilden, und die Normalbruchfläche läuft zwickelförmig aus. Eine daraus resultierende Frage ist, ob sich die Zwickel unterschiedlicher Probengrößen und Probentypen unterscheiden. Zum Vergleich werden in Abb. 6-11 die Zwickel einer M(T)50- und einer C(T)50-Probe und in Abb. 6-12 die Zwickel einer M(T)150- und einer C(T)150-Probe miteinander verglichen.

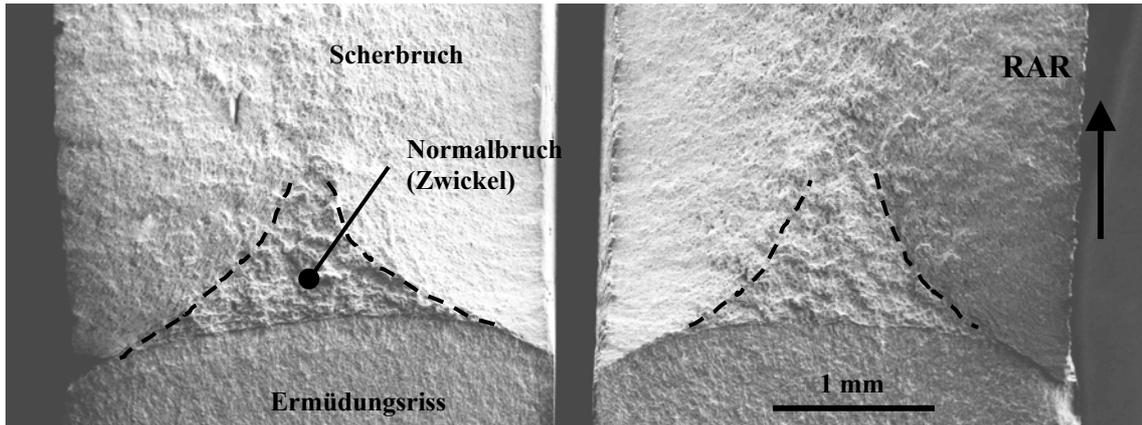


Abb. 6-11: Übergangsbereich von der Initiierung zum Scherbruch links M(T)50-Probe, rechts C(T)50-Probe

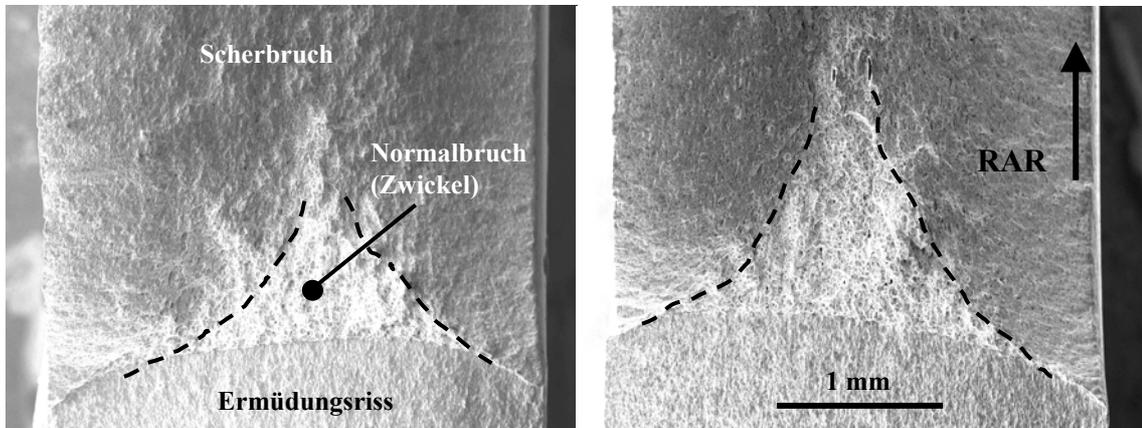


Abb. 6-12: Übergangsbereich von der Initiierung zum Scherbruch links M(T)150-Probe, rechts C(T)150-Probe

Der Vergleich zeigt, dass zwischen den unterschiedlich großen Proben des gleichen Probentyps kein Unterschied feststellbar ist. Allerdings ist bei beiden Probengrößen der Zwickel der M(T)-Proben geringfügig kleiner als bei den C(T)-Proben. Dies ist konsistent mit numerischen Untersuchungen am stehenden Riss, wonach die hydrostatische Spannung vor der Rissspitze bei den M(T)-Proben schneller abklingt als bei den C(T)-Proben [Shi81].

Da hydrostatische Spannungen den Normalbruch begünstigen, kann damit der geringfügige Größenunterschied zumindest qualitativ erklärt werden [Bro86]. Nebenbei zeigt der Vergleich auch, dass die Größe des Zwickels nicht mit der Maximallast der Proben korreliert, da bei den M(T)50- und C(T)50-Proben die Maximallast bei einer Risslänge von 1-2 mm auftraten, während sie bei den M(T)150- und den C(T)150-Proben bei 4-5 mm, also bei voll ausgebildetem Scherbruch auftraten.

Tunneling beim ausgebildeten Scherbruch

Aus Experimenten mit Al 2024 T3 ist bekannt, dass ein ausgebildeter Scherbruch nur noch geringfügig tunnelt [DDo97, Jam03]. Um das Ausmaß des Tunnelings bei den Scherbrüchen bei Al 5083 H321 zu vergleichen, sind in Abb. 6-13 die Bruchflächen einer M(T)50- und einer C(T)50-Probe miteinander verglichen. Auf den Bruchflächen sind einige Rastlinien erkennbar, die während der Unterbrechung der Versuche für die Mikroskopbilder entstanden sein dürften.

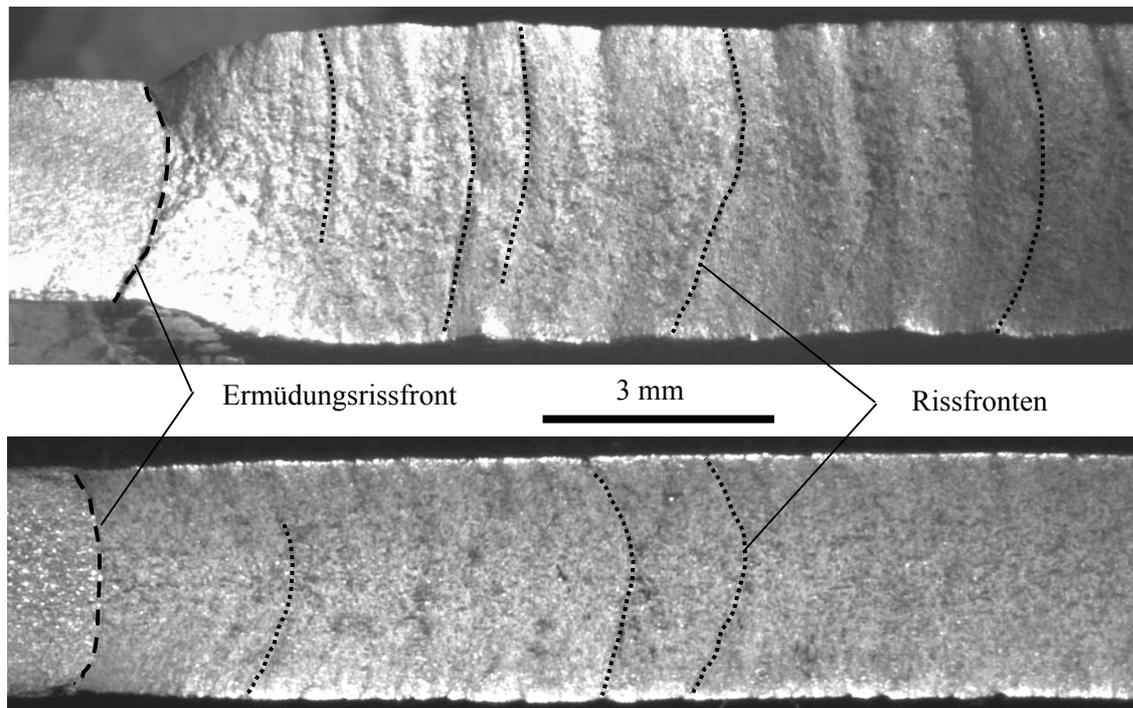


Abb. 6-13: Aufnahmen von Bruchflächen, oben M(T)50-, unten C(T)50-Probe

Zur Quantifizierung des Tunnelings wird die in Abb. 6-14 rechts dargestellte Definition aus [Jam03] benutzt. Für die in Abb. 6-13 gestrichelt dargestellten Rissfronten wurde das Tunneling gemessen und in Abb. 6-14 links eingetragen. Wie daraus ersichtlich ist, gleicht das Tunneling bei Al 5083 H321 dem Tunneling der Scherbrüchen bei Al 2024. Im Bereich des Übergangs vom Normalbruch zum Scherbruch tritt stärkeres Tunneling auf, das ab einer Rissverlängerung von etwa der Blechdicke einen konstant niedrigen Wert einnimmt. Dabei kann bei Al 5083 H321 beim ausgebildeten Scherbruch kein Unterschied zwischen M(T)- und C(T)-Proben festgestellt werden.

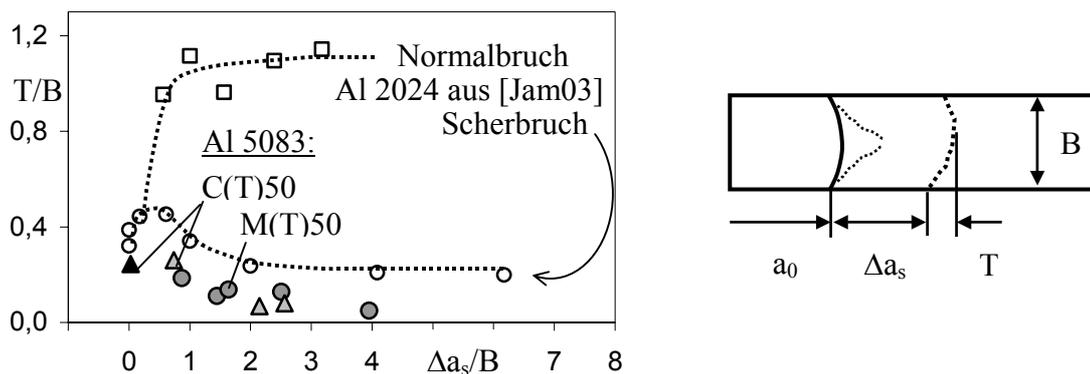


Abb. 6-14: Vergleich des Tunnelings bei Al 5083 H321 und Al 2024 aus [Jam03] graue Punkte aus Abb. 6-13, schwarzer Punkt aus Abb. 6-10 bestimmt

Aus Abb. 6-14 wird auch ersichtlich, dass wegen des Tunnelings die auf der Oberfläche der Probe bestimmte Rissverlängerung systematisch zu klein ist. Daher wurde für die in Abb. 6-13 gestrichelt dargestellten Rissfronten der Fehler im Vergleich zur Risslängenbestimmung nach [GTP02] für dünne Proben ermittelt. Das Ergebnis ist, dass die auf der Oberfläche bestimmte Rissverlängerung um 0,2 bis 0,35 mm geringer ist, als die nach [GTP02] bestimmte Rissverlängerung. Vergleicht man dies mit den Rissverlängerungen der δ_5 -R-Kurven in Kap. 6.2, so entspricht dies etwa der Streuung zweier Proben gleicher Größe und gleichen Typs. Eine wichtige Schlussfolgerung daraus ist, dass beim Scherbruch die auf der Probenoberfläche ermittelten Rissverlängerungen für die δ_5 -R-Kurven verwendet werden können.

6.1.3 Fraktographie der Bruchflächen

Zur vollständigen Untersuchung des Bruchverhaltens wurden die Normalbruchfläche und die ausgebildete Scherbruchfläche mit dem REM (Cambridge Stereoscan 250) untersucht. Abb. 6-15 zeigt die Normalbruchfläche im Zwickels (links) im Vergleich zur ausgebildeten Scherbruchfläche (rechts).

Die Normalbruchfläche besteht aus großen Grübchen um teilweise gebrochene Einschlüsse mit dazwischen liegenden flachen kleineren Grübchen. Eine solche Bruchfläche ist typisch für mikroduktilen Normalbruch [KHS80]. Die Scherbruchfläche besteht aus kleineren flachen und schräg weggezogenen Grübchen (Scherwaben), in die gebrochene aber nicht auseinander gezogene Einschlüsse eingelagert sind. Damit handelt es sich um eine typische mikroduktilen Scherbruchfläche [ASM92].

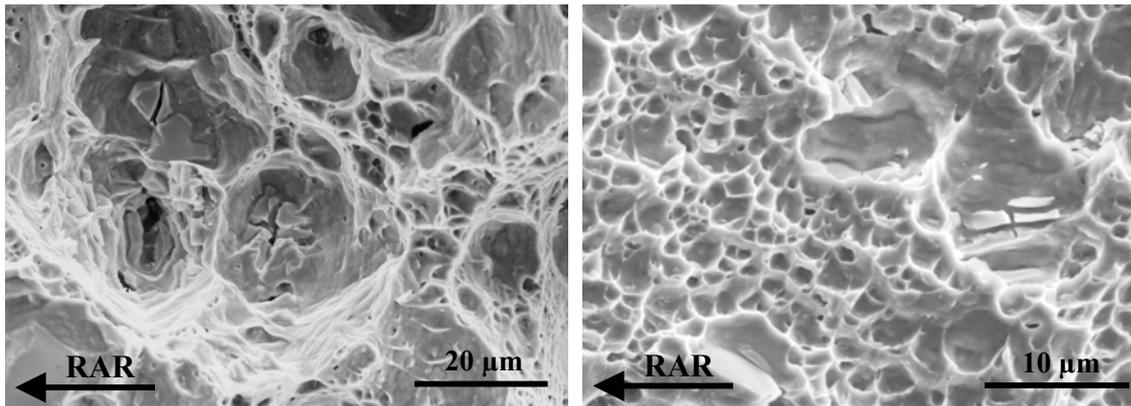


Abb. 6-15: REM-Aufnahmen der Bruchflächen beim Scherbruch
links Normalbruchfläche, rechts ausgebildete Scherbruchfläche

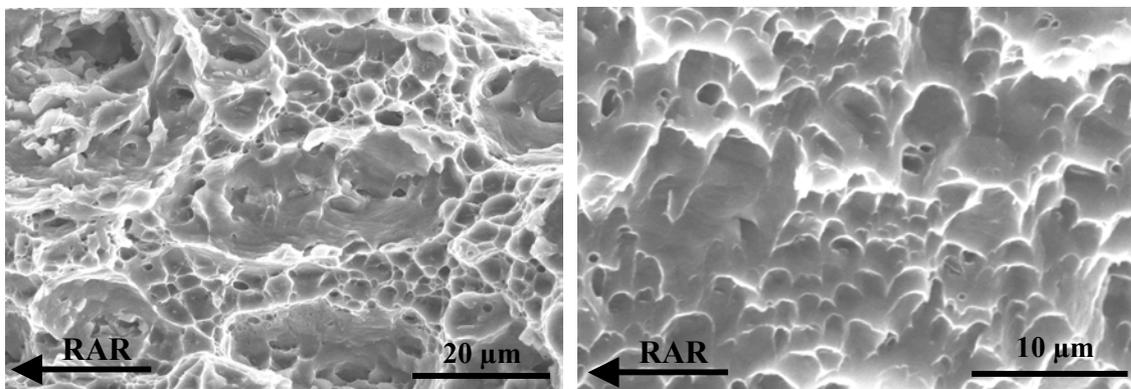


Abb. 6-16: REM-Aufnahmen der Bruchflächen beim Dachriss
links von der „Dachfläche“, rechts vom „Dachfirst“

Da bei einem Teil der Versuche Dachrisse beobachtet wurden, stellt sich die Frage, inwieweit sich die Bruchflächen fraktographisch unterscheiden. Dazu zeigt Abb. 6-16 REM-Aufnahmen der Bruchflächen des Dachrisses. Die Bruchfläche der „Dachfläche“ in Abb. 6-16 rechts gleicht der des ausgebildeten Scherbruchs in Abb. 6-15 rechts. Die Bruchfläche im Bereich des "Dachfirsts" gleicht eher einer Normalbruchfläche. Dieser Bereich bildet aber nur einen schmalen Streifen, der fließend in die Scherbruchfläche übergeht. Bei der Normalbruchfläche im Bereich des Zwickels zeigen sich keine Unterschiede zwischen dem Scherbruch und dem Dachriss.

Damit unterscheidet sich das mikroskopische Bruchgeschehen beim Dachriss nicht vom Scherbruch. Anders ausgedrückt ist das makroskopische Verhalten des Dachrisses nicht auf ein prinzipiell anderes mikroskopisches Bruchverhalten zurückzuführen.

6.1.4 Zusammenfassung und Diskussion des Bruchverhaltens

Das makroskopische Bruchverhalten der untersuchten 3mm dicken Proben aus Al 5083 H321 war entweder der Scherbruch oder in ca. 30% der Versuche der Dachriss. Ein Normalbruch wurde bei keinem der Versuche beobachtet. Bei den Dachrissen wurde eine gewisse Systematik hinsichtlich der makroskopischen Rissausbreitung beobachtet. Deshalb wird in Kap. 6.5 versucht, eine phänomenologische Erklärung für das Auftreten der Dachrisse zu erarbeiten.

Mikroskopisch handelt es sich sowohl beim Scherbruch als auch beim Dachriss um einen mikroduktilen Bruch mit den typischen Scherbruchwaben auf den Bruchflächen. Beim Übergang von der Initiierung zu den Scherbruchflächen bildete sich ein zwickelförmiger mikroduktiler Normalbruch aus, dessen geringfügige unterschiedliche Größe für C(T)- und M(T)-Proben qualitativ mit der unterschiedlich stark abfallenden hydrostatischen Spannung vor der Rissspitze korreliert. Die Untersuchungen zeigen auch, dass es sich bei der Abrundung der Rissspitze, der Initiierung in Form von Scherlippen an den Oberflächen der Probe und der voreilenden Normalbruchinitiierung im Inneren der Probe um dreidimensionale Vorgänge handelt, die zeitgleich ablaufen. Erst nach dem Ausbilden des Scherbruchs baut sich die Dreidimensionalität ab, was beispielweise an der Stabilisierung der Rissfront mit nur noch geringem Tunneling beobachtbar ist.

Die Auswertung zeigt, dass es äußerst schwierig ist, einen Zeitpunkt der Initiierung und damit ein δ_i oder ein J_i zu bestimmen. Die Ursachen liegen einerseits in der Mikrostruktur der Bruchfläche, auf der eine SZW nur bruchstückhaft erkennbar ist, und zum anderen auf die nicht zeitgleich entlang der Rissfront auftretenden Initiierung. Trotz dieser Schwierigkeiten konnten für das untersuchte Al 5083 H321 die Initiierungsparameter δ_i und J_i zumindest von der Größenordnung abgeschätzt werden. Sie liegen mit $J_i = 10 \pm 3 \text{ N/mm}$ und $\delta_{5i} = 35 \pm 10 \mu\text{m}$ in der gleichen Größenordnung wie bei anderen Aluminium-Knetlegierungen. Damit zeichnet sich ab, dass es sich bei den Aluminium-Knetlegierungen um eine Werkstoffklasse mit ähnlichen Initiierungsparametern handelt.

Die Auswertung zeigt weiter, dass aufgrund der dreidimensionalen Vorgänge bis zum Ausbilden des Scherbruchs, die auf der Oberfläche der Probe bestimmte Risslänge nicht repräsentativ für die Rissverlängerung ist. Nach dem Ausbilden des Scherbruchs ist der Fehler der Risslänge in der Größenordnung des Streubereichs der δ_5 -R-Kurven. Da jedoch bei dünnwandigen Strukturen nach der Initiierung die Belastung deutlich gesteigert werden kann, bis das Versagen eintritt, ist die genaue Kenntnis der Risslänge bei der Initiierung nicht erforderlich. Damit erübrigt sich eine genauere Bestimmung der Initiierungsparameter bspw. nach [GTP02].

6.2 Analyse der δ_5 -R-Kurven

Experimente mit dünnen Proben aus Al 2024 T3 [DDo97, Hel83], aus Al 2024 FC [Hel83, KHS84] und aus Al 2024 T351 [Cor94] zeigten, dass die δ_5 -R-Kurven unterschiedlich großer M(T)- und C(T)-Proben zu Beginn des stabilen Risswachstums in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen. Mit zunehmendem Risswachstum spalten sich die δ_5 -R-Kurven der C(T)-Proben ab und steigen progressiv an, während die δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben weiter degressiv verlaufen. Dies führte bspw. in der [GTP02, ISO04] zur Festlegung maximaler Rissverlängerungen, bis zu denen die im Versuch erhaltenen δ_5 -R-Kurven als größenunabhängig und damit als „gültig“ angesehen werden. Der progressive Anstieg bei den C(T)-Proben beginnt ab Rissverlängerungen von $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$, so dass als Gültigkeitsgrenze $\Delta a_{\max} = 0,25(W-a_0)$ festgelegt wurde. Für die M(T)-Proben wurde $\Delta a_{\max} = (W-a_0-B)$ festgelegt.

Als Bedingung für das Zusammenfallen der δ_5 -R-Kurven dünner Proben in einem gemeinsamen Streuband wird von [KHS98] das Überschreiten eines Grenzschlankheitsgrades von etwa drei herausgearbeitet, wobei der Schlankheitsgrad S nach Gl. (2-2) definiert ist. Allerdings zeigen Experimente mit dünnen Proben aus StE 460 und StE 550, dass die δ_5 -R-Kurven unterschiedlich großer M(T)- und C(T)-Proben nach der Initiierung nicht in ein gemeinsames Streuband fallen, sondern voneinander abweichen, auch wenn der Grenzschlankheitsgrad von drei überschritten ist [DDo97]. Als Ursache dafür wird die bei Stahl höhere Werkstoffzähigkeit im Vergleich zu Al 2024 T3 angegeben. Aus diesem Grund werden in den nachfolgenden Kapiteln die δ_5 -R-Kurven der Versuche mit den Proben aus 3mm dicken Proben aus Al 5083 H321 miteinander verglichen. Besonders eingegangen wird auf den Einfluss der Biaxialität.

6.2.1 Vergleich der C(T)-Proben

In Abb. 6-17 werden zunächst die δ_5 -R-Kurven der C(T)-Proben miteinander verglichen. In Abb. 6-17 wie auch in allen nachfolgenden Abbildungen werden links die gesamten δ_5 -R-Kurven dargestellt, während rechts der Ausschnitt zu Beginn des stabilen Risswachstums dargestellt wird.

Abb. 6-17 zeigt, dass die δ_5 -R-Kurven aller C(T)-Proben nach der Rissinitiierung in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen. Ab einem Risswachstum von $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$ spalten sich die δ_5 -R-Kurven ab und steigen allmählich progressiv an. In Abb. 6-17 sind auch die δ_5 -R-Kurven der C(T)150-Proben in TL-Lage eingezeichnet. Im Bereich $\Delta a < 0,25(W-a_0)$ ist kein Unterschied feststellbar. Der erkennbare Unterschied zwischen den C(T)150-Proben in LT- und TL-Lage ab einer Rissverlängerung von $\Delta a \approx 10\text{mm}$ kann durch das Ablenken des Risspfades vom Ligament erklärt werden (s. a. Kap. 6.1.1).

Im gestrichelten Bereich liegen für die C(T)1000-Probe keine Messpunkte vor, da eine Beulschutzverstärkung die Rissspitze verdeckte. Aufgrund der Ergebnisse mit C(T)1000-Proben aus Al 2024 kann aber davon ausgegangen werden, dass sich die δ_5 -R-Kurve, wie gestrichelt angedeutet, fortsetzt, und dass der progressive Anstieg ab $\Delta a = 0,25(W-a_0) \approx 125\text{mm}$ beginnt [Cor94]. Untermuert wird dies durch einzelne Messpunkte nach der Beulstrebe bei $\Delta a \approx 200\text{mm}$. Das Kriterium für das Abspalten der δ_5 -R-Kurven von einem gemeinsamen Streuband konnte damit für einen weiten Probengrößenbereich bestätigt werden.

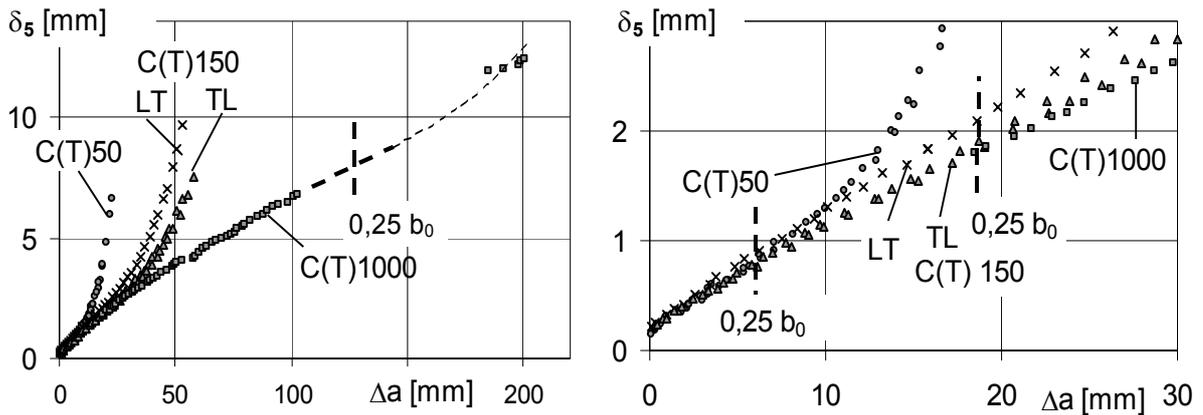


Abb. 6-17: Vergleich der δ_5 -R-Kurven aller C(T)-Proben (ohne Dachrisse)
links: gesamter Wertebereich
rechts: Ausschnitt im Bereich kleiner Rissverlängerungen

Anzumerken ist noch, dass die δ_5 -R-Kurve für die C(T)1000-Probe nur aus einem Versuch stammt, da sich bei der zweiten C(T)1000-Probe ein Dachriss entwickelte und damit die δ_5 -R-Kurven nicht miteinander verglichen werden können. Die δ_5 -R-Kurven der C(T)50- und C(T)150-Proben bestehen jeweils aus zwei Versuchen. Da bei diesen kleineren C(T)-Proben die beiden δ_5 -R-Kurven quasi deckungsgleich waren, darf davon ausgegangen werden, dass ein weiterer Versuch mit einer C(T)1000-Probe ebenfalls eine nahezu deckungsgleiche δ_5 -R-Kurve ergeben hätte.

6.2.2 Vergleich der M(T)-Proben

Wie bei den C(T)-Proben auch, werden in Abb. 6-18 die δ_5 -R-Kurven der unterschiedlich großen M(T)-Proben miteinander verglichen. Die δ_5 -R-Kurven bilden wiederum ein gemeinsames Streuband, das bis zum plastischen Kollaps des Restligaments degressiv ansteigt. Bei keiner der M(T)-Proben wurde die Gültigkeitsgrenze von $\Delta a = (W - a_0 - B)$ nach [GTP02] erreicht.

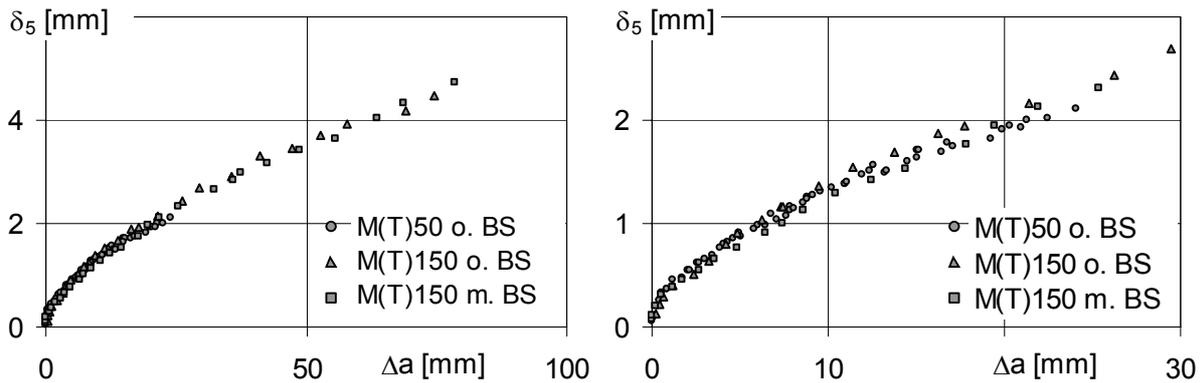


Abb. 6-18: Vergleich der δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben mit und ohne Beulschutz

6.2.3 Festlegung einer gültigen δ_5 -R-Kurve

Nachfolgend soll für die 3mm dicken Bleche aus Al 5083 H321 eine nach [GTP02] gültige δ_5 -R-Kurve festgelegt werden. Dazu sind in Abb. 6-19 die gültigen δ_5 -R-Kurven von C(T)- und M(T)-Proben miteinander verglichen. Bei den C(T)-Proben sind nur die Werte kleiner $\Delta a = 0,25(W - a_0)$ eingetragen, bei den M(T)-Proben ist nur ein Versuch mit Beulschutz berücksichtigt, da in der [GTP02] Beulschutz empfohlen wird.

Bei Rissverlängerungen bis zu $\Delta a \approx 20$ mm bilden die Messpunkte einen gemeinsamen Streubereich, der für spätere Vergleiche mit den durchgezogenen Linien markiert wird und künftig als Streuband bezeichnet wird. Ab der Rissverlängerung von $\Delta a \approx 20$ mm sind nur noch die Messpunkte einer C(T)1000- und einer M(T)150-Probe verfügbar. Die durchgezogenen Linien werden daher als C(T)- bzw. M(T)-Trend bezeichnet. Anhand des Streubands und der Trendlinien erfolgen in den nachfolgenden Kapiteln die weiteren Vergleich von δ_5 -R-Kurven.

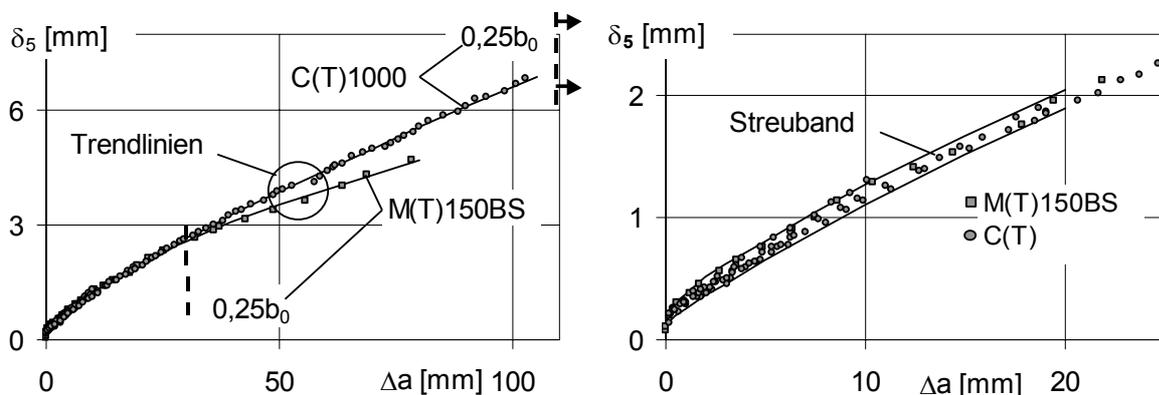


Abb. 6-19: nach [GTP02] gültige δ_5 -R-Kurven
Festlegung eines Streubands (rechts) und von Trendlinien (links)

Sowohl die δ_5 -R-Kurve der C(T)1000-Probe als auch die der M(T)150-Probe in Abb. 6-19 sind gültig gemäß den Prüfvorschriften wie beispielsweise der [GTP02]. Nach üblicher Auffassung wird der gemeinsame Streubereich gültiger δ_5 -R-Kurven, der nachfolgend als Hauptast bezeichnet wird, durch die δ_5 -R-Kurven von M(T)- und C(T)-Proben gebildet, von dem die δ_5 -R-Kurven der C(T)-Proben ab Rissverlängerungen von $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$ progressiv abweichen. Die δ_5 -R-Kurven von M(T)-Proben werden bis zu Rissverlängerungen von $\Delta a \approx (W-a_0-B)$ als gültig angesehen [KHS98]. Das in Abb. 6-19 dargestellte Ergebnis muss aber dahingehend interpretiert werden, dass der Hauptast durch die gültigen δ_5 -R-Kurven der C(T)-Proben gebildet wird, von dem die δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben degressiv nach unten abzuweichen, wobei die Abweichung bei Rissverlängerungen deutlich kleiner $a \approx (W-a_0-B)$ beginnt. Allerdings ist die degressive Abweichung bei den M(T)-Proben deutlich schwächer ausgeprägt wie die progressive Abweichung bei den C(T)-Proben.

Wie die δ_5 -R-Kurve der M(T)150-Probe in Abb. 6-19 zeigt, beginnt die Abweichung vom Hauptast ab einer Rissverlängerung größer $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$. Ob und ab welchen Rissverlängerungen die degressive Abweichung bei den M(T)50-Proben beginnt, kann aus Abb. 6-20 rechts abgeschätzt werden. Zu Beginn der Rissverlängerung wölbt sich die δ_5 -R-Kurve der M(T)50-Proben zunächst über das Streuband hinaus, was auf die Prüfung ohne Beulschutz zurückzuführen ist, wie im nächsten Kapitel noch gezeigt wird. Allerdings beginnen sie ab einer Rissverlängerung von etwa $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$ wieder degressiv nach unten abzubiegen, wobei sie zum Ende des stabilen Risswachstums, also kurz vorm plastischen Kollaps, am unteren Bereich des Streuband liegen. Damit zeigen sie das gleiche Verhalten wie bei der M(T)150-Probe, nur dass es wegen des Verzichts auf einen Beulschutz auf den ersten Blick nicht erkennbar ist.

Die Ergebnisse zeigen, dass die δ_5 -R-Kurven sowohl der C(T)-Proben, als auch der M(T)-Proben mit zunehmender Rissverlängerung ihre eigene Charakteristik aufweisen, obwohl sie zu Beginn des stabilen Risswachstum in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen. Der Einfluss der Probencharakteristik beginnt sowohl bei beiden Probenotypen bei Rissverlängerungen von $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$, weshalb das Gültigkeitskriterium der C(T)-Proben auch auf die M(T)-Proben übertragen werden könnte. Auf die Auswirkungen für die Bauteilbewertung mittels δ_5 -R-Kurven wird in Kap. 7 eingegangen.

6.2.4 Einfluss des Beulschutzes

Während dünne C(T)-Proben nur mit Beulschutz geprüft werden können, können M(T)-Proben mit und ohne Beulschutz geprüft werden. Einerseits wird nach [GTP02] auch bei M(T)-Proben ein Beulschutz empfohlen, andererseits existiert in realen Bauteilen kein Beulschutz. Da bei den Versuchen M(T)150-Proben mit und ohne Beulschutz geprüft worden sind, wird in Abb. 6-20 der Einfluss des Beulschutzes auf die δ_5 -R-Kurven untersucht.

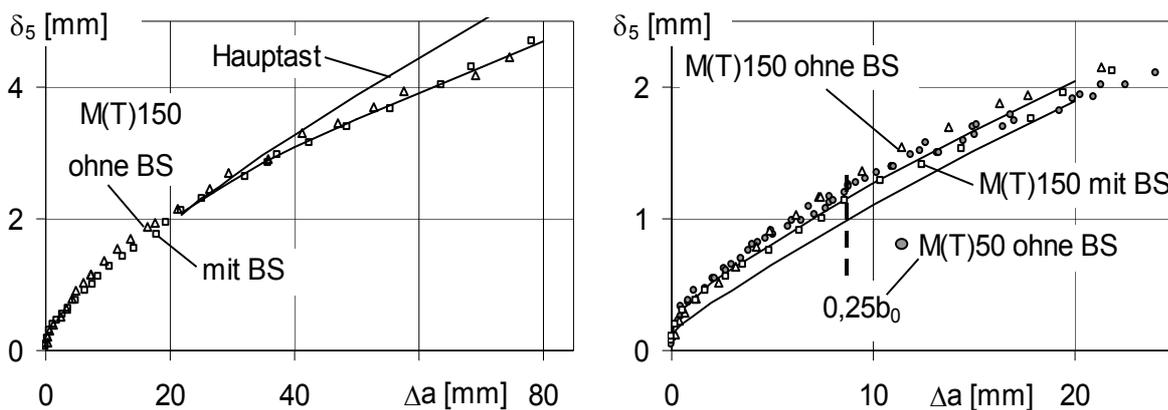


Abb. 6-20: Vergleich der δ_5 -R-Kurven aller M(T)-Proben mit und ohne Beulschutz

Im Bereich von $\Delta a \approx 5-15$ mm zeigt sich eine klare Schichtung der δ_5 -R-Kurven. Die M(T)150-Probe mit Beulschutz liegt am unteren Rand des Streubereichs. Etwas darüber liegen die beiden M(T)50-Proben, die beide ohne Beulschutz geprüft wurden. Noch weiter oberhalb liegt die M(T)150-Probe ohne Beulschutz. Ab $\Delta a \approx 12$ mm weichen die δ_5 -R-Kurven der M(T)50-Proben degressiv nach unten ab, was als Abweichung vom Hauptast interpretiert wird. Ab $\Delta a \approx 30$ mm ist bei den M(T)150-Proben mit und ohne Beulschutz kein signifikanter Unterschied mehr festzustellen. Dies wird darauf zurückgeführt, dass bei diesen Rissverlängerungen das Lastmaximum weit überschritten ist.

Unter Berücksichtigung, dass das Beulen im Bereich des Lastmaximums am ausgeprägtesten ist, kann daraus der Schluss gezogen werden, dass M(T)-Proben ohne Beulschutz zu höheren Risswiderständen führen, die bei der Bauteilbewertung zu einer Überschätzung der maximal ertragbaren Belastungen führen können. Allerdings ist dieser Effekt bei den untersuchten Probengrößen nicht sehr stark ausgeprägt.

6.2.5 Einfluss der Biaxialität

Mit Kreuzproben kann der Einfluss der Biaxialität, also rissparallelen Zugs oder Drucks, auf die δ_5 -R-Kurven untersucht werden. Dies gestaltete sich jedoch als schwierig. Beim Versuch mit $\lambda = -1$ versagte der Beulschutz, und der Versuch musste vorzeitig abgebrochen werden. Weil eine solche Belastung für eine dünnwandige Struktur unrealistisch ist, wurde der Versuch nicht mehr wiederholt. Bei den beiden Versuchen mit $\lambda = +0,5$ traten Scherbrüche auf, während bei den beiden Versuchen mit $\lambda = -0,5$ und einem Versuch mit $\lambda = +1$ Dachrisse auftraten. In Abb. 6-21 werden zunächst die δ_5 -R-Kurven der beiden Kreuzprobenversuche mit $\lambda = +0,5$ (beide mit Scherbruch) mit dem Streuband und den beiden Trendlinien verglichen.

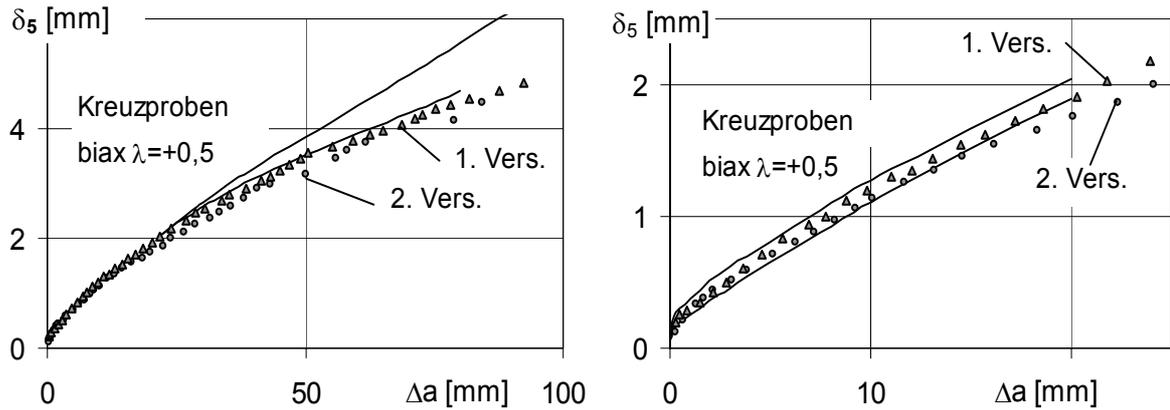


Abb. 6-21: Vergleich der δ_5 -R-Kurven der Kreuzproben mit $\lambda=+0,5$

Zu Beginn des stabilen Risswachstums liegen die δ_5 -R-Kurven im gemeinsamen Streuband der C(T)- und M(T)-Proben. Im weiteren Verlauf folgen sie dem Trend der M(T)-Probe. Berücksichtigt man, dass die obere Grenze des Streubands durch die M(T)150-Probe mit Beulschutz gebildet wird, dann kann daraus gefolgert werden, dass die Biaxialität mit $\lambda=+0,5$ zu geringfügig niedrigeren δ_5 -R-Kurven führt, die zu Beginn des stabilen Risswachstums im Bereich der C(T)-Proben liegen. Die gesamte δ_5 -R-Kurve zeigt aber trotz ihrer C(T)-ähnlichen Biaxialität eindeutiges Zugprobenverhalten mit degressiv verlaufender δ_5 -R-Kurve.

Zur weiteren Untersuchung des Einflusses der Biaxialität werden in Abb. 6-22 der Kreuzprobenversuch mit $\lambda=+1,0$ und die beiden Kreuzprobenversuche mit $\lambda=-0,5$ miteinander verglichen. Bei allen drei Proben sind Dachrisse aufgetreten, weshalb die δ_5 -R-Kurven zunächst nicht mit denen der Scherbrüche verglichen werden können. In Abb. 6-22 wie in den folgenden Abb. mit Dachrisse sind rechts die δ_5 -R-Kurven vor dem Umklappen und links nach dem Umklappen in den Scherbruch abgebildet.

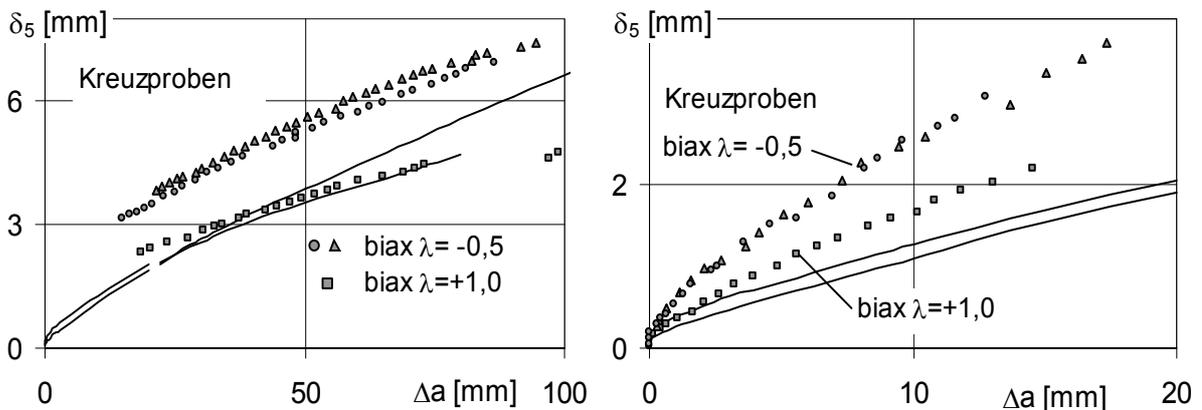


Abb. 6-22: Vergleich der δ_5 -R-Kurven der Kreuzproben mit Dachrisse
rechts: vor dem Umklappen in den Scherbruch
links: nach dem Umklappen in den Scherbruch

Zunächst ist aus Abb. 6-22 ersichtlich, dass die δ_5 -R-Kurven sowohl vor dem Umklappen als auch nach dem Umklappen in den Scherbruch deutlich unterschiedlich verlaufen. Vor dem Umklappen ist die δ_5 -R-Kurve der Kreuzproben mit $\lambda=-0,5$ deutlich steiler als die der Probe mit $\lambda=1,0$. Nach dem Umklappen verlaufen die drei δ_5 -R-Kurven degressiv wie die M(T)-Proben, allerdings mit signifikant unterschiedlichen Steigungen. Die Steigung der Kreuzprobe mit $\lambda=1,0$ ist dabei signifikant geringer als die M(T)-Trendlinie, während die Steigung der Kreuzproben mit $\lambda=-0,5$ geringfügig größer als die der M(T)-Trendlinie ist. Die Ergebnisse lassen damit bereits einen Einfluss der Biaxialität auf die δ_5 -R-Kurven erkennen.

6.2.6 Analyse der Dachrisse

Wie schon erwähnt, ist das Auftreten von Dachrissen bei den Versuchen kein seltenes Ereignis. Zum einen stammen ca. 30% der δ_5 -R-Kurven von Dachrissen. Zum anderen sind die δ_5 -R-Kurven der Dachrisse von zwei Proben gleichen Typs und Größe innerhalb ihres Streubands nahezu identisch. In den Abb. 6-23 und 6-24 sind die δ_5 -R-Kurven der C(T)- bzw. M(T)-Proben mit Dachrissen miteinander verglichen.

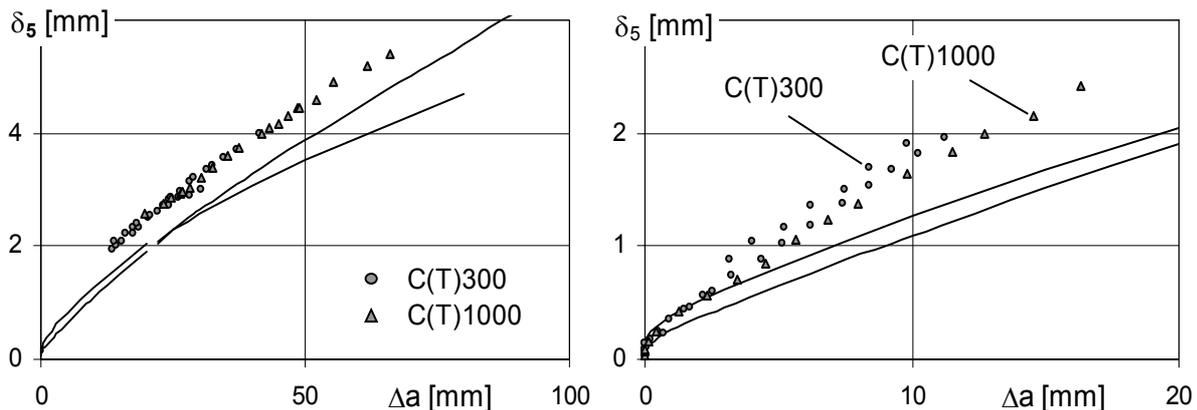


Abb. 6-23: Vergleich der δ_5 -R-Kurven der C(T)-Proben mit Dachrissen

Sowohl bei den C(T)- als auch bei den M(T)-Proben weichen die δ_5 -R-Kurven ab Rissverlängerungen von $\Delta a \approx 2\text{mm}$ vom Streuband der Scherbrüche ab. Dies ist konsistent mit Ergebnissen in Kap. 6.1.2, wonach bei dieser Rissverlängerung die beiden äußeren Scherlippen zusammenwachsen und in die dachförmige Bruchfläche des Dachrisses übergehen. Im weiteren Verlauf bilden die δ_5 -R-Kurven der Dachrisse wiederum ein gemeinsames Streuband, das aber signifikant höher liegt und etwas größer ist als das Streuband der Scherbrüche. Nach dem Umklappen in den Scherbruch fällt auf, dass die δ_5 -R-Kurven wie parallelverschoben zum C(T)- bzw. M(T)-Trend verlaufen. Bei den C(T)-Proben ist dies am ausgeprägtesten.

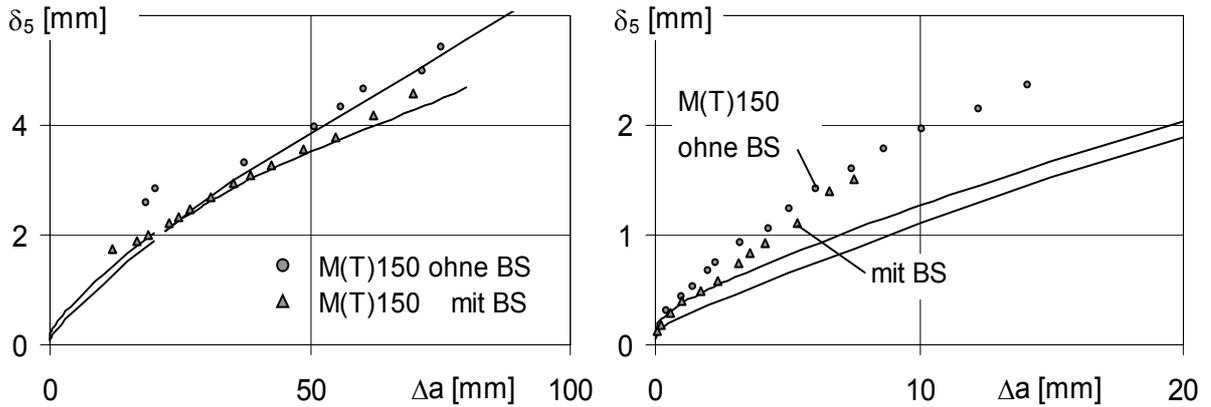


Abb. 6-24: Vergleich der δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben mit Dachrissen

Bei den Versuchen mit Dachrissen ist aufgefallen, dass die makroskopischen Risspfade vor dem Umklappen in den Scherbruch unabhängig vom Probentyp einen Winkel von $\chi \approx 35^\circ$ zum Ligament hatten. Für die bisherigen Vergleiche der δ_5 -R-Kurven wurden die auf das Ligament projizierten Rissverlängerungen und die senkrecht dazu gemessenen Rissöffnungen δ_5 verwendet (nominale δ_5 -R-Kurven). Motiviert durch die fraktographischen Ergebnisse und den stets gleichen Winkel χ der Dachrisse zum Ligament kann man den Dachriss auch als einen Mode I Riss betrachten, dessen Koordinatensystem um $\chi \approx 35^\circ$ gedreht ist. Mit dieser Arbeitshypothese können dann die nominalen δ_5 -R-Kurven der Dachrisse vor dem Umklappen in den Scherbruch, wie es in Abb. 6-25 dargestellt ist, in Dachriss- δ_5 -R-Kurven umgerechnet werden. Damit wird anschließend versucht, die δ_5 -R-Kurven der Dachrisse vor dem Umklappen mit den δ_5 -R-Kurven der Scherbrüche zu vergleichen.

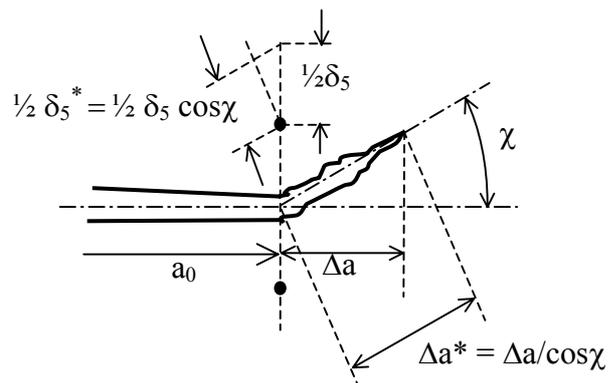


Abb. 6-25: Arbeitshypothese zu den δ_5 -R-Kurven bei Dachrissen

Die Rissöffnung δ_5 ist eine integrale Größe, in der die gesamte Verformung der Probe vom Beginn des stabilen Risswachstums an, konserviert ist. Die Beobachtung, dass die δ_5 -R-Kurven der Dachrisse nach dem Umklappen wie parallelverschoben zu den δ_5 -R-Kurven der Scherbrüche verlaufen, motiviert folgende Erweiterung der Arbeitshypothese. Die δ_5 -R-Kurven der Dachrisse nach dem Umklappen werden in Richtung der Ordinate parallelverschoben, bis der Umklapppunkt im Streuband liegt. Damit wird versucht, die δ_5 -R-Kurven der Dachrisse nach dem Umklappen mit den δ_5 -R-Kurven der Scherbrüche zu vergleichen. Abb. 6-26 zeigt die mit der Arbeitshypothese umgerechneten δ_5 -R-Kurven der C(T)- und M(T)-Proben.

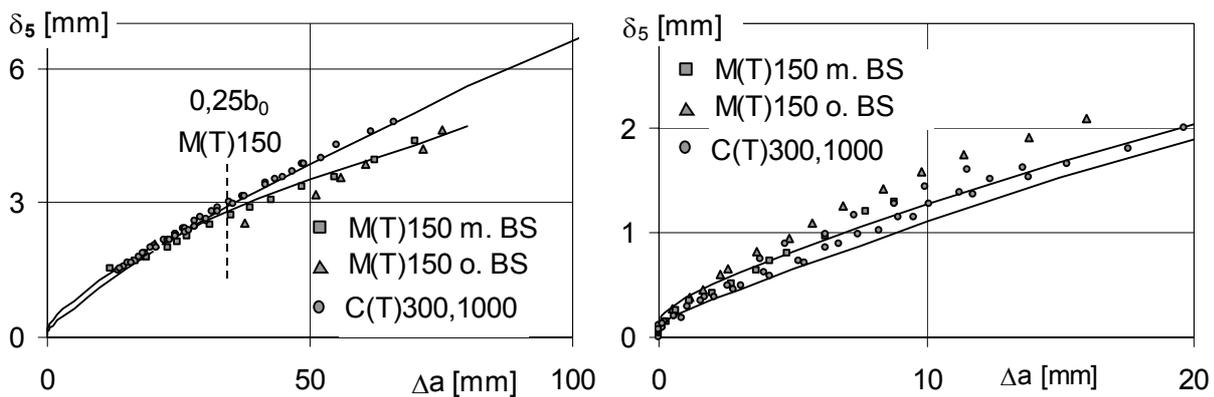


Abb. 6-26: Vergleich der mit der Arbeitshypothese umgerechneten δ_5 -R-Kurven der M(T)- und C(T)-Proben mit Dachrissen

Die mit der mit der Arbeitshypothese umgerechneten δ_5 -R-Kurven der Dachrisse vor dem Umklappen liegen am oberen Rand des Streubands der Scherbrüche, wobei die Streuung größer ist als bei den Scherbrüchen. Wenn man den Dachriss als einen I/II-Mixed-Mode-Riss auffasst, dann kann der Einfluss von Mode II erkannt werden. Demzufolge ergeben Mode I belastete Risse, die zusätzlich durch eine Mode II-Belastung überlagert werden, qualitativ höhere δ_5 -R-Kurven. Interessanterweise führt der Versuch mit der M(T)150-Probe ohne Beulschutz zur am höchsten gelegene δ_5 -R-Kurve, wie bei den Scherbrüchen auch. Dies bestätigt den in Kap. 6.2.4 herausgearbeiteten Einfluss des Beulschutzes auf die δ_5 -R-Kurven.

Aus dem Verlauf der δ_5 -R-Kurven nach dem Umklappen in den Scherbruch zeigt sich wiederum der integrative Charakter der δ_5 -R-Kurven. Sowohl bei den M(T)- als auch bei den C(T)-Proben verlaufen die δ_5 -R-Kurven deckungsgleich mit den δ_5 -R-Kurven der Scherbrüche. Ebenfalls deutlich erkennbar sind, wie bei den Scherbrüchen auch, die unterschiedlichen Charakteristiken der δ_5 -R-Kurven der M(T)- im Vergleich zu denjenigen der C(T)-Proben.

In Abb. 6-27 werden nun die mit der Arbeitshypothese umgerechneten δ_5 -R-Kurven der Kreuzproben miteinander verglichen. Der Vergleich vor dem Umklappen in den Scherbruch mit den δ_5 -R-Kurven der M(T)- und C(T)-Proben in Abb. 6-26 rechts zeigt den Einfluss der Biaxialität. Niedrigere Biaxialitäten führen zu steiler verlaufenden δ_5 -R-Kurven. Besonders deutlich wird dies bei der Kreuzprobe mit $\lambda=-0,5$, deren δ_5 -R-Kurve signifikant oberhalb des Dachriss-Streubereichs in Abb. 6.26 rechts verläuft. Die δ_5 -R-Kurve der Kreuzprobe mit $\lambda=+1,0$ liegt am unteren Rand des Dachriss-Streubereichs in Abb. 6-26.

Nach dem Umklappen in den Streubereich verlaufen die δ_5 -R-Kurven der Kreuzproben mit $\lambda=-0,5$ deutlich steiler als die Kreuzproben mit $\lambda=+1,0$. Die δ_5 -R-Kurve der M(T)-150-Probe (M(T)-Trendlinie), bei der $\lambda=0$ beträgt, verläuft dazwischen, womit deutlich die Schichtung aufgrund der Biaxialität erkennbar ist. Die δ_5 -R-Kurven beider Kreuzproben zeigen in ihrem gesamten Verlauf die gleiche Charakteristik wie die M(T)-Proben.

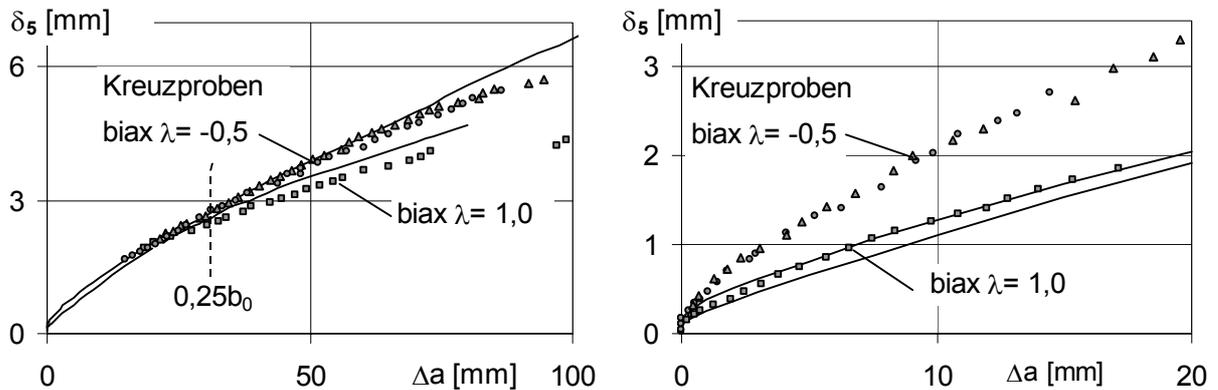


Abb. 6-27: Vergleich der mit der Arbeitshypothese umgerechneten δ_5 -R-Kurven der Kreuzproben mit Dachrissen

Die Kreuzprobe mit $\lambda=+1$ hat mit $B=0$ eine vergleichbare Biaxialität wie die C(T)-Proben mit $B \approx 0,6$. Deswegen werden deren δ_5 -R-Kurven noch mal miteinander verglichen. Vor dem Umklappen in den Scherbruch sind beide δ_5 -R-Kurven nahezu deckungsgleich, wie der Vergleich zwischen den rechten Seiten der Abb. 6-26 und 6-27 zeigt. Ab einer Rissverlängerung von etwa $\Delta a \approx 25$ mm beginnt sich bei der Kreuzprobe die Zugprobencharakteristik bemerkbar zu machen, und die δ_5 -R-Kurve weicht degressiv von der C(T)-Trendlinie ab, wie der Vergleich zwischen den linken Seiten der Abb. 6-26 und 6-27 zeigt. Damit zeigt sich auch bei den Dachrissen, dass der Einfluss der Biaxialität auf die δ_5 -R-Kurven mit zunehmender Rissverlängerung durch die Probencharakteristik überlagert wird.

6.2.7 Zusammenfassung und Diskussion der δ_5 -R-Kurven

Wie die Auswertung der δ_5 -R-Kurven zeigt, fallen bei den 3mm dicken Proben aus Al 5083 H321 die δ_5 -R-Kurven zu Beginn des stabilen Risswachstums in einem gemeinsamen Streuband zusammen. Damit zeigen sie ein ähnliches Verhalten, wie die δ_5 -R-Kurven von Al 2024 FC und Al 2024 T3 [Hel83 bzw. DDo97]. Der Vergleich mit den δ_5 -R-Kurven bei Feinkornbaustählen in [DDo97] zeigt aber auch, dass die δ_5 -R-Kurven dünner Proben nicht zwangsläufig in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen, auch wenn der in [KHS98] definierte Grenzschlankheitsgrad von drei überschritten ist.

Damit scheint es sich beim Zusammenfallen der δ_5 -R-Kurven dünner C(T)- und M(T)-Proben zu Beginn des stabilen Risswachstums um einen Grenzfall zu handeln, der abhängig vom Werkstoff mehr oder weniger gut erreicht wird. Des weiteren zeichnet es sich ab, dass die Aluminium-Knetlegierungen eine Werkstoffklasse darstellen, bei der dieser Grenzfall gegeben ist, während dies bei den zäheren Feinkornbaustählen nicht der Fall ist.

Obwohl bei Al 5083 H321 die δ_5 -R-Kurven zu Beginn des stabilen Risswachstum in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen, kann bei einer genaueren Analyse der Einfluss der Biaxialität qualitativ festgestellt werden. Der untere Rand des Streubereichs wird durch die C(T)-Proben mit $B \approx 0,6$ gebildet. Die δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben mit $B \approx -1$ liegen am oberen Rand des gemeinsamen Streubereichs. Mit sinkender Biaxialität ($B = -1,5$) verlaufen die δ_5 -R-Kurven signifikant oberhalb des gemeinsamen Streubands. Dieser Einfluss der Biaxialität zeigt sich sowohl bei den Scherbrüchen als auch bei den Dachrissen.

Während zu Beginn des stabilen Risswachstums der Verlauf der δ_5 -R-Kurven mehr oder weniger stark durch die Biaxialität beeinflusst wird, zeigt der gesamte Verlauf der δ_5 -R-Kurven unabhängig von der Biaxialität entweder Biegeproben- oder Zugprobencharakteristik. Dies zeigt sich insbesondere beim Vergleich der δ_5 -R-Kurven der Kreuzprobe mit $\lambda = +1$ ($B = 0$) mit derjenigen der C(T)-Probe ($B = 0,6$). Trotz vergleichbarer Biaxialität zeigt die gesamte δ_5 -R-Kurve der Kreuzprobe eine eindeutige Zugprobencharakteristik. Damit wird der mehr oder weniger große Einfluss der Biaxialität im Verlauf des stabilen Risswachstums zunehmend von der gesamten Verformungscharakteristik des jeweiligen Probentyps überlagert.

Bei den δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben wird in [GTP02] eine Gültigkeitsgrenze von $\Delta a = (W - a_0 - B)$ angegeben. Dies impliziert, dass beim Vergleich von M(T)- und C(T)-Proben die δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben als Hauptast angesehen werden, von dem die δ_5 -R-Kurven der C(T)-Proben ab etwa $\Delta a = 0,25(W - a_0)$ progressiv nach oben abweichen. Die Analyse der δ_5 -R-Kurven bei Al 5083 H321 lassen jedoch den Schluss zu, dass der Hauptast durch die C(T)-Proben gebildet wird, von dem auch die δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben degressiv nach unten abweichen.

Obwohl die degressive Abweichung bei den M(T)-Proben deutlich geringer ausgeprägt ist als die progressive Abweichung bei den C(T)-Proben, konnte sie in den Versuchen sowohl bei den Scherbrüchen als auch bei den Dachrissen festgestellt werden. Bei beiden Probentypen beginnt die Abweichung vom Hauptast ab Rissverlängerungen von etwa $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$. Schematisch ist dieser Zusammenhang in Abb. 6-28 zusammengefasst.

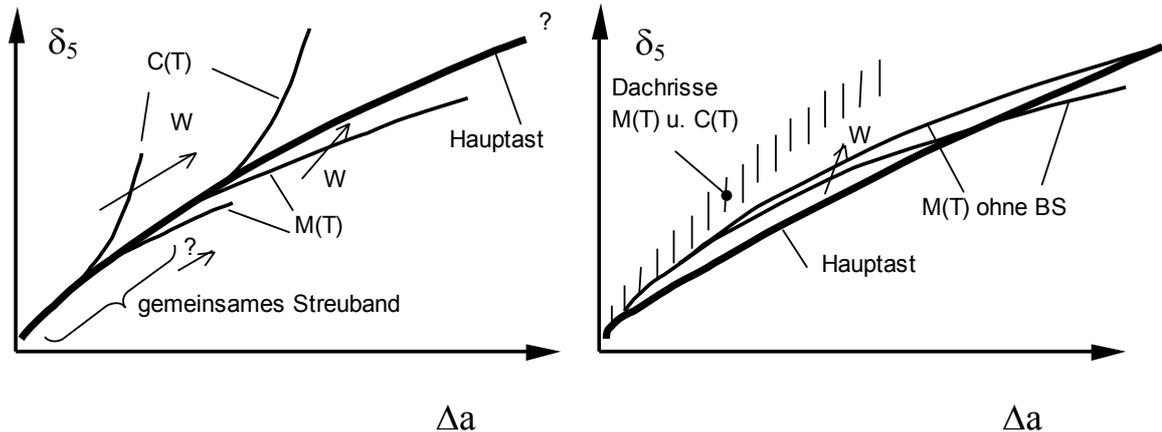


Abb. 6-28: Schematische Übersicht der δ_5 -R-Kurven von C(T)- und M(T)-Proben für Al 5083 H321, rechts Ausschnitt aus dem gemeinsamen Streubereich

Wenn die δ_5 -R-Kurven von C(T)- und M(T)-Proben zu Beginn des stabilen Risswachstums in einem gemeinsamen Streubereich zusammenfallen, kann auch aus den δ_5 -R-Kurven von M(T)-Proben bis zu $\Delta a = (W - a_0 - B)$ eine konservativ niedrige δ_5 -R-Kurve für die Bauteilbewertung ermittelt werden. Ist dies nicht der Fall, dann kann die Frage, mit welchem Probentyp eine konservativ niedrige δ_5 -R-Kurve gewonnen werden kann, nicht mehr eindeutig beantwortet werden. Zu Beginn des stabilen Risswachstums sind die δ_5 -R-Kurven von C(T)-Proben konservativ niedrig. Allerdings muss damit gerechnet werden, dass bei fortgeschrittenem Risswachstum die δ_5 -R-Kurven von M(T)-Proben konservativ werden, wenn sich die δ_5 -R-Kurven beider Probentypen schneiden. Ob daraus Konsequenzen für die Bauteilbewertung mittels δ_5 -R-Kurven resultierenden, wird in Kap. 7 eingegangen.

Mit den Ergebnissen kann auch die Frage nach der Notwendigkeit eines Beulschutzes bei M(T)-Proben beantwortet werden. Da die δ_5 -R-Kurven bei M(T)-Proben ohne Beulschutz beim frühen stabilen Risswachstum zu höheren δ_5 -R-Kurven im Vergleich zu M(T)-Proben mit Beulschutz führen, ist für die Ermittlung einer konservativ niedrigen δ_5 -R-Kurve ein Beulschutz zu empfehlen. Der Vergleich der beiden unterschiedlich großen M(T)-Proben ohne Beulschutz lässt den Schluss zu, dass sich dieser Effekt mit zunehmender Probengröße verstärkt.

6.3 Analyse der $CTOA_{opt}$

Wie umfangreiche Experimente mit Al 2024 zeigen, fällt der auf der Oberfläche der Proben gemessene $CTOA$ zu Beginn des stabilen Risswachstums zunächst ab, um dann im Verlauf des weiteren Risswachstums innerhalb eines breiten Streubereichs konstant zu bleiben. Diese Eigenschaft hat ihn als aussichtsreichen Bruchparameter für stabiles Risswachstum in dünnwandigen Strukturen prädestiniert [New03 u. Abb. 2-3].

Für einen ersten Vergleich sind daher in Abb. 6-29 alle $CTOA_{opt}$ der 3mm dicken Proben aus Al 5083 H321 zusammen dargestellt. Wie bei Al 2024 T3 auch (Abb. 2-3, rechts), fällt der $CTOA_{opt}$ zunächst ab, um dann bei etwa 5° konstant zu bleiben. Bemerkenswert ist einerseits die beachtliche Streuung der Messwerte um einem Mittelwert von etwa 5° und andererseits, dass der $CTOA_{opt}$ selbst bei einer Rissverlängerung von 200mm noch bei 5° liegt. Nachfolgend werden die in Abb. 6-29 dargestellten Ergebnisse näher analysiert.

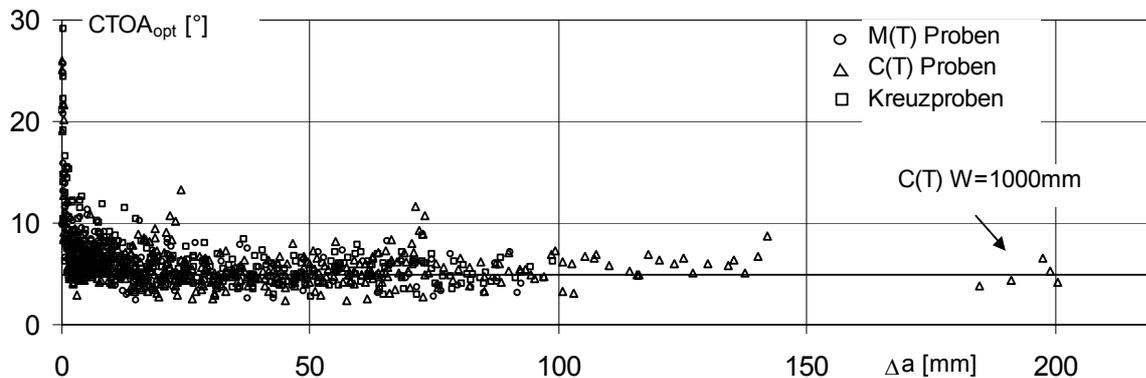


Abb. 6-29: Vergleich aller $CTOA_{opt}$ der M(T)-, C(T)- und Kreuzproben

6.3.1 $CTOA_{opt}$ bei der Rissinitiierung

Die Analyse des makroskopischen Bruchverhaltens in Kap. 6.1 zeigt, dass der Riss simultan in der Mitte der Probe als Normalbruch und an den Oberflächen als Scherlippen initiiert, wobei auch die Rissverlängerung entlang der Rissfront unterschiedlich groß ist. Darüber hinaus ist aus numerischen Untersuchungen bekannt, dass bei der Initiierungsphase der $CTOA$ im Inneren der Probe kleiner ist als der auf der Probenoberfläche beobachtete $CTOA_{opt}$ [Daw95]. Damit handelt es sich in der Initiierungsphase nicht um einen $CTOA$, der den Zustand der Rissfront über die Blechdicke hinweg einigermaßen repräsentiert, sondern streng genommen um einen Scherlippenwinkel an den Probenoberflächen. Zur Abschätzung, ab welchen Rissverlängerungen der auf der Probenoberfläche gemessene $CTOA_{opt}$ als repräsentativ angenommen werden kann, sind in Abb. 6-30 die gemessenen $CTOA_{opt}$ der Scherbrüche und der Dachrisse zu Beginn des stabilen Risswachstums dargestellt. Zur Unterscheidung sind die Dachrisse blau dargestellt.

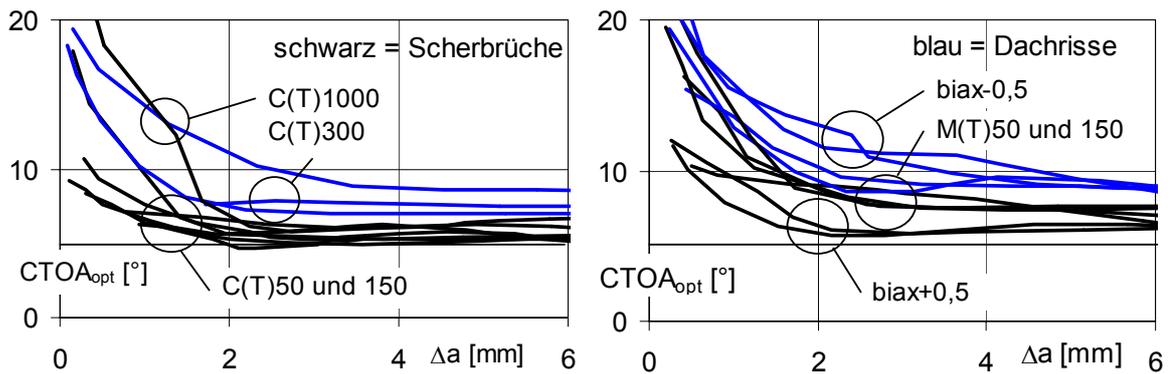


Abb. 6-30: Vergleich der CTOA_{opt} zu Beginn des stabilen Risswachstums
 links: C(T)-Proben, rechts: M(T)- und Kreuzproben

Die Auswertung zeigt, dass die CTOA_{opt} bei allen Probenotypen zunächst stark abfallen, um ab einer Rissverlängerung von etwa 2mm dann auf ein mehr oder weniger schiefes Plateau einzuschwenken. Diese Rissverlängerung korreliert mit der Größe der Normalbruchzwickel in Abb. 6-11 und Abb. 6-12. Interessanterweise zeigt sich im Scherlippenwinkel der Einfluss der Biaxialität. So liegt der Scherlippenwinkel der Kreuzprobe mit $\lambda=+0,5$ im Bereich der Scherlippenwinkel der C(T)50- und C(T)150-Proben, während die M(T)-Proben wie auch die Kreuzproben mit $\lambda=-0,5$ deutlich darüber liegen. Bei der C(T)1000-Probe liegen die Scherlippenwinkel sogar im Bereich der M(T)-Proben. Als Konsequenz aus der Analyse werden bei den folgenden Auswertungen nur CTOA_{opt} ab einer Rissverlängerung von 2mm analysiert, da ab dieser Rissverlängerung der an der Oberfläche gemessene CTOA_{opt} als repräsentativ für den CTOA entlang der Rissfront angenommen wird.

6.3.2 Vergleich der C(T)-Proben

In Abb. 6-31 werden zunächst die CTOA_{opt} der C(T)-Proben miteinander verglichen. Im Bild links sind die CTOA_{opt} einer C(T)300- und einer C(T)1000-Probe miteinander verglichen, im Bild rechts sind die CTOA_{opt} der C(T)50- mit den C(T)150-Proben verglichen. Die Auswertung zeigt zunächst, dass die CTOA_{opt} der beiden kleinen Probengrößen im Verlauf des stabilen Risswachstums eine flache Wanne bilden, um anschließend wieder anzusteigen. Bei der C(T)1000-Probe ist der Riss zwischenzeitlich hinter einer Verstärkung des Beulschutzes verschwunden und konnte nicht gemessen werden. Bemerkenswerterweise beträgt der CTOA_{opt} selbst noch nach dieser extremen Rissverlängerung etwa 5° und liegt demnach immer noch in dieser von den beiden kleineren Proben bekannten flachen Wanne. Bei der C(T)300-Probe deutet sich, wie bei den kleinen C(T)-Proben auch, ein Wiederanstieg an. Bei der C(T)1000-Probe darf ein Wiederanstieg angenommen werden.

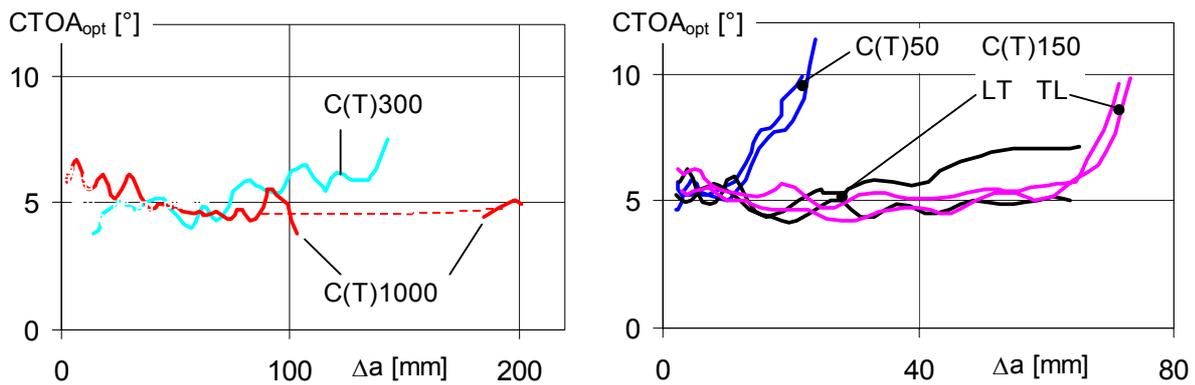


Abb. 6-31: Vergleich der $CTOA_{opt}$ der C(T)-Proben

Anhand der C(T)150-Proben kann abgeschätzt werden, ob die Orientierung der Proben einen Einfluss auf den $CTOA_{opt}$ hat. Während im Bereich der Wanne kein Unterschied zwischen der LT- und der TL-Lage feststellbar ist, zeigen die $CTOA_{opt}$ der C(T)150LT-Proben keinen ausgeprägten Wiederanstieg. Der Unterschied kann mit den unterschiedlichen Risspfaden erklärt werden. Während bei den C(T)150TL-Proben die Risse senkrecht auf die Probenhinterkante zugelaufen sind, sind die Risse bei den C(T)150LT-Proben, wie in Abb. 6-4 dargestellt, säbelförmig vom Ligament abgebogen. Bei den C(T)50-Proben sind die Risse zwar ebenfalls säbelförmig abgebogen, aber aufgrund der geringeren Länge des Ligaments ist die absolute Abweichung geringer als bei den C(T)150LT-Proben. Wegen der auffälligen Selbstähnlichkeit der C(T)50- und der C(T)150TL-Proben beim Wiederanstieg des $CTOA_{opt}$ sind in Abb. 6-32 links die $CTOA_{opt}$ über $(W-a_0-\Delta a)$ aufgetragen.

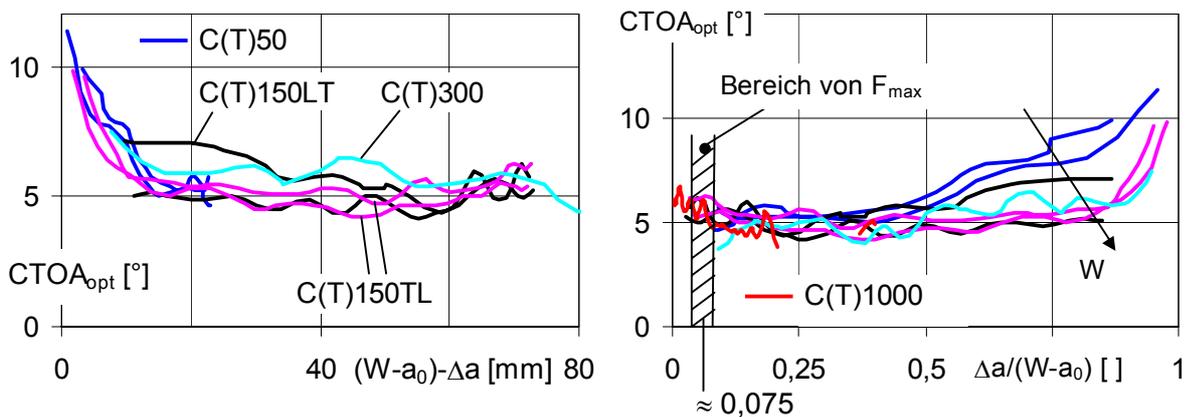


Abb. 6-32: $CTOA_{opt}$ der C(T)-Proben
links: über $(W-a_0-\Delta a)$ aufgetragen
rechts: über $\Delta a/(W-a_0)$ aufgetragen

Die Auswertung zeigt überraschenderweise, dass unabhängig von der Probengröße der Wiederanstieg des $CTOA_{opt}$ bei etwa 20 mm Restligament beginnt. Als Ursache kann angenommen werden, dass sich das Restligament zunehmend als plastisches Gelenk verhält. Dies bedeutet, dass sich der $CTOA_{opt}$ aus einem Anteil der Rissspitzenbelastung und einem Anteil aus der plastischen Biegung zusammensetzt. Da das Ausbilden eines plastischen Gelenks unabhängig von der Probengröße ist, muss eine minimale Probengröße existieren. Wird sie unterschritten, dann steigt der $CTOA_{opt}$ bereits unmittelbar nach der Initiierung wieder an, ohne dass vorher ein wannenförmiges Minimum erreicht ist. Tatsächlich wurde bei kleinen SEN(B)-Proben mit Initiierungsriss plastische Biegung ohne Risswachstum experimentell beobachtet [Cor04].

Bei den beiden C(T)50-Proben ist ansatzweise erkennbar, dass gleich nach der Rissinitiierung der Wiederanstieg beginnt, ohne dass das Wanneminimum bspw. der C(T)150-Proben erreicht wird. Wenn der $CTOA_{opt}$ mit C(T)-Proben bestimmt werden soll, dann kann aus den Ergebnissen für das 3mm dicke Al 5083 Blech eine minimale Probengröße von $W \approx 100\text{mm}$ abgeleitet werden. Das Ausbilden eines plastischen Gelenks konnte auch bei den Experimenten anhand der Strichmarkierung auf der Probenoberfläche beobachtet werden. Dazu sind in Abb. 6-33 links die Rissspitze beim Lastmaximum ($\Delta a \approx 5,8\text{mm}$) und in Abb. 6-33 rechts die Rissspitze ca. 7 mm vor der Probenhinterkante gegenübergestellt. Deutlich ist anhand der Strichmarkierung das Ausbilden des plastischen Gelenks erkennbar.

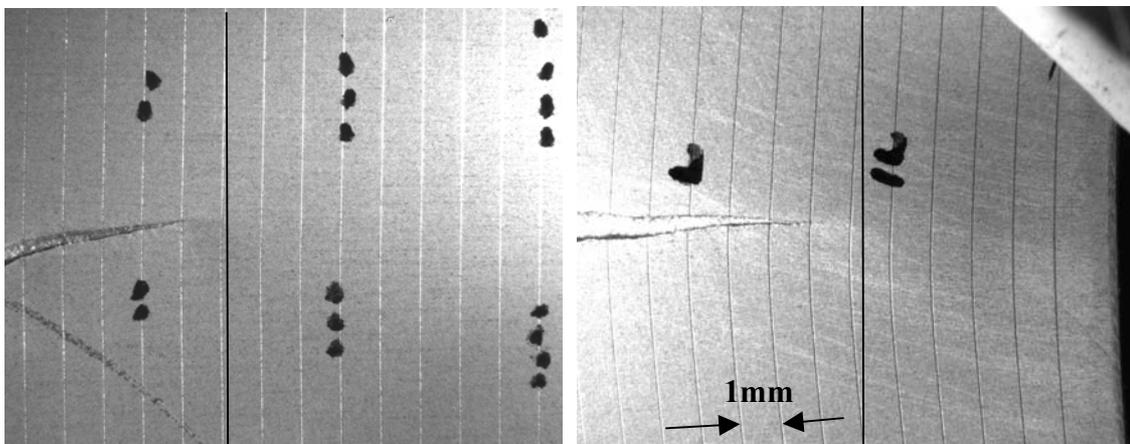


Abb. 6-33: Bilder von der Oberfläche einer C(T)150-Probe
 links: bei $\Delta a = 5,8\text{mm}$ (etwa am Lastmaximum)
 rechts: bei $\Delta a = 67,5\text{ mm}$ (Abstand zur Probenhinterkante ca. 7 mm)

Der wannenförmige Verlauf des $CTOA_{opt}$ bei den C(T)-Proben motiviert zur Auftragung über die normierte Rissverlängerung $\Delta a/(W-a_0)$ in Abb. 6-32 rechts. Diese Darstellung offenbart den charakteristischen Verlauf des $CTOA_{opt}$ bei den C(T)-Proben. Nach einem sehr flachen Abfall zu Beginn des stabilen Risswachstums bildet der $CTOA_{opt}$ eine flache Wanne mit einem Minimum im Bereich von etwa $0,25(W-a_0)$. Da das Restligament, ab dem sich das plastische Gelenk ausbildet, nicht von der Probengröße abhängt, fächern die $CTOA_{opt}$ in der normierten Darstellung auf. Allerdings kann in der normierten Darstellung leicht ein Bereich bei etwa $0,25(W-a_0)$ identifiziert werden, in dem ein minimaler $CTOA_{opt}$ bestimmt werden kann. Interessanterweise fallen in der normierten Darstellung die Maximallasten in einem Bereich zusammen, der allerdings bei allen Probengrößen nicht mit dem Bereich des minimalen $CTOA_{opt}$ korreliert.

6.3.3 Vergleich der M(T)-Proben und der Kreuzproben

Nach den C(T)-Proben werden nun in Abb. 6-34 die $CTOA_{opt}$ der M(T)-Proben miteinander verglichen. Bei den Dachrissen sind die $CTOA_{opt}$ nach dem Umklappen in den Scherbruch berücksichtigt. Links sind die $CTOA_{opt}$ über der Rissverlängerung und rechts über der normierten Rissverlängerung aufgetragen.

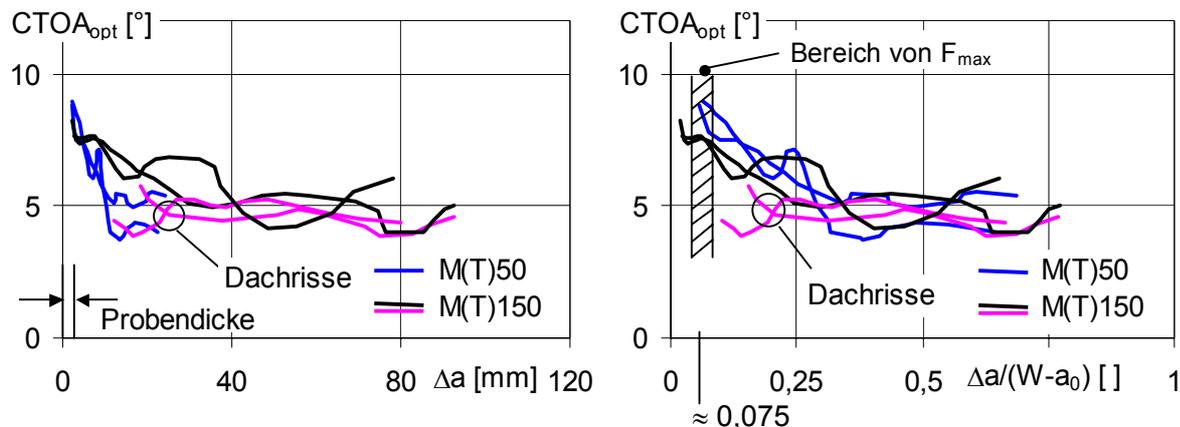


Abb. 6-34: Vergleich der $CTOA_{opt}$ aller M(T)-Proben

In beiden Darstellungen fällt sofort der unterschiedliche Verlauf der $CTOA_{opt}$ im Vergleich zu den C(T)-Proben in Abb. 6-31 auf. Die $CTOA_{opt}$ der M(T)-Proben sind zu Beginn des stabilen Risswachstums signifikant höher als bei den C(T)-Proben. Im Verlauf des stabilen Risswachstums fallen die $CTOA_{opt}$ auch weniger schnell ab, um dann auf ein Plateau bei etwa 5° einzuschwenken. Der Streubereich im Plateau gleicht etwa dem Streubereich der C(T)-Proben in der „Wanne“. Ob die $CTOA_{opt}$ der M(T)-Proben im Plateau konstant bleiben oder leicht abfallen, wie es numerische Untersuchungen vorhersagen [Sieg00], kann aus dem Streubereich nicht herausgelesen werden.

Der bei den Experimenten beobachtete „unruhige“ Versuchsverlauf bei den M(T)-Proben (vgl. Kap. 6.1) zeigt sich auch in dem „zappeligen“ Verlauf der $CTOA_{opt}$ im Vergleich zu den C(T)-Proben. Ein Unterschied zwischen je zwei M(T)150-Proben mit und ohne Beulschutz kann innerhalb des Streubereichs nicht festgestellt werden.

Dass dieser $CTOA_{opt}$ -Verlauf charakteristisch für M(T)-Proben ist, geht aus Abb. 6-34 rechts hervor, bei der die $CTOA$ über die normierte Rissverlängerung $\Delta a/(W-a_0)$ aufgetragen sind. Die anfänglichen niedrigen Werte bei den beiden Dachrissen können auf die Nachwirkung des instabilen Umklappens vom Dachriss in den Scherbruch zurückzuführen sein. Wie bei den C(T)-Proben auch, fallen in der normierten Darstellung die Lastmaxima der M(T)50- und der M(T)150-Proben zusammen, wobei sie ebenfalls nicht im Bereich des minimalen $CTOA_{opt}$ liegen.

In Abb. 6-35 links sind die charakteristischen $CTOA_{opt}$ -Verläufe der C(T)- und der M(T)-Proben in normierter Darstellung miteinander verglichen. Daraus werden die unterschiedlichen Charakteristiken beider Probentypen ersichtlich. Die $CTOA_{opt}$ sind zu Beginn des stabilen Risswachstums signifikant unterschiedlich groß. Im weiteren Verlauf bilden die $CTOA_{opt}$ der C(T)-Proben eine Wanne gefolgt vom Wiederanstieg aufgrund der Ausbildung des plastischen Gelenks. Bei den M(T)-Proben bildet der $CTOA_{opt}$ ein Plateau bis zum plastischen Kollaps. Bei beiden Probentypen kann aber ein Bereich identifiziert werden, in dem der $CTOA_{opt}$ minimal wird.

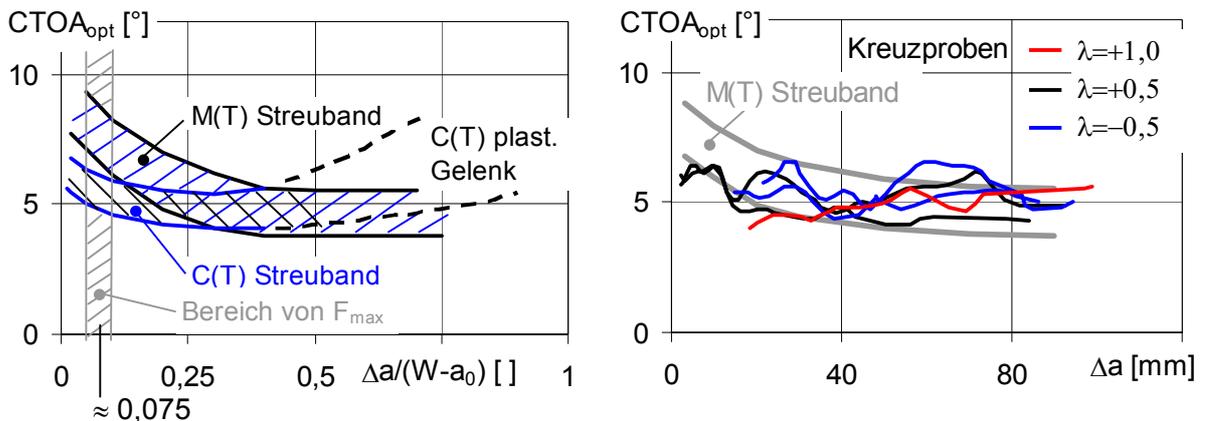


Abb. 6-35:

links: Vergleich der Streubänder der M(T)- Proben mit den C(T)-Proben

rechts: Vergleich des M(T)150-Streubands mit den $CTOA_{opt}$ der Kreuzproben

Der experimentell beobachtete Abfall des $CTOA_{opt}$ bei den M(T)-Proben, der deutlich länger als die Blechdicke von 3mm ist, steht zunächst im Widerspruch zu Experimenten mit 2,3mm dickem Al 2024 T3 in TL-Lage. Demnach erreicht der $CTOA$ innerhalb der Blechdicke sein konstantes Plateau [New03, Sut95]. Andererseits zeigen die Experimente an M(T)-Proben aus 1,2mm dickem Al 2024 T4 ebenfalls einen Abfall des $CTOA_{opt}$, der deutlich größer ist als die Blechdicke [Gal01].

Allerdings sind bei den Versuchen [Gal01] wie auch bei den eigenen Experimenten mit Al 5083 H321 stets Scherbrüche aufgetreten, während bei den in [New03] gezeigten Experimenten auch Normalbrüche mit starkem Voreilen des Risses aufgetreten sind. Zumindest kann daraus geschlossen werden, dass beim Scherbruch der Abfall des $CTOA_{opt}$ zu Beginn des stabilen Risswachstums nicht zwangsläufig mit der Blechdicke korreliert.

Um den Einfluss der Biaxialität auf den $CTOA_{opt}$ zu untersuchen, sind in Abb. 6-35 rechts die $CTOA_{opt}$ der Kreuzproben mit dem $CTOA_{opt}$ -Streuband der M(T)150-Proben verglichen. Beim frühen stabilen Risswachstum, im Bereich des Abfalls, liegen die Kreuzproben mit $\lambda=+0,5$ am unteren Rand des M(T)150-Streubands. Im weiteren Verlauf des stabilen Risswachstums kann kein Einfluss der Biaxialität mehr festgestellt werden, und die $CTOA_{opt}$ aller Kreuzproben liegen im M(T)150-Streuband. Trotz unterschiedlicher globaler Biaxialität zeigen die $CTOA_{opt}$ der Kreuzproben eindeutig das Verhalten der M(T)-Proben.

6.3.4 Der $CTOA_{opt}$ bei den Dachrissen

Zur Untersuchung des Einflusses der Biaxialität im frühen stabilem Risswachstum sind in Abb. 6-36 die $CTOA_{opt}$ aller Dachrisse vor dem Umklappen in den Scherbruch mit den $CTOA_{opt}$ -Streubändern der M(T)- und C(T)-Proben verglichen.

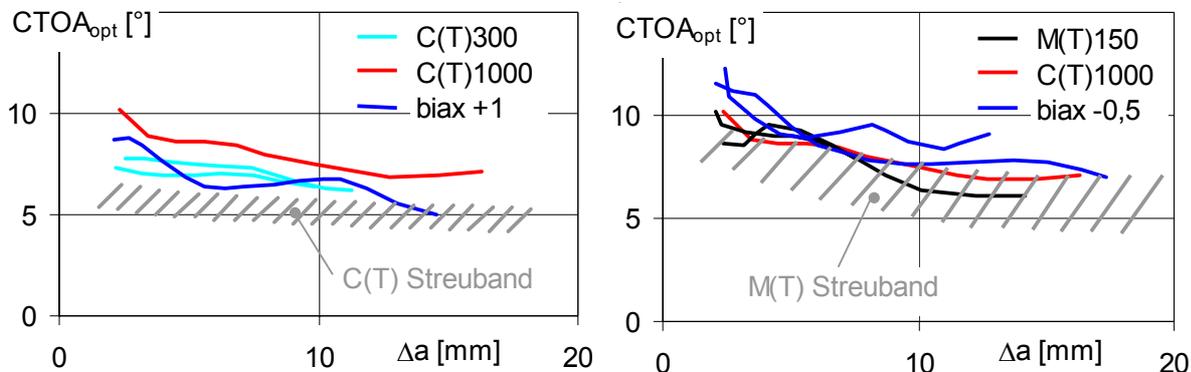


Abb. 6-36: Vergleich der $CTOA_{opt}$ der Dachrisse vor dem Umklappen in den Scherbruch

Die Auswertung zeigt, dass unabhängig vom Probentyp alle $CTOA_{opt}$ der Dachrisse vor dem Umklappen oberhalb der Streubänder der Scherbrüche liegen. Damit ist der $CTOA_{opt}$ bei den Dachrissen signifikant größer als bei den Scherbrüchen. Unabhängig davon kann aber auch bei den Dachrissen der Einfluss der Biaxialität erkannt werden, da die $CTOA_{opt}$ der Kreuzproben mit $\lambda=+1$ kleiner sind, als die $CTOA_{opt}$ der M(T)-Proben. Die $CTOA_{opt}$ der Kreuzproben mit $\lambda=-0,5$ liegen oberhalb der M(T)-Proben. Aus dem Vergleich der $CTOA_{opt}$ der C(T)1000-Probe scheint sich auch ein Einfluss der Probengröße auf den $CTOA_{opt}$ abzuzeichnen. Zum einen ist der $CTOA_{opt}$ der C(T)1000-Probe signifikant größer als bei den C(T)300-Proben, zum anderen liegt er trotz deutlich unterschiedlicher Biaxialität im Bereich der M(T)150-Proben.

Damit kann der Einfluss der Biaxialität auf den $CTOA_{opt}$ wie folgt zusammengefasst werden. Beim frühen stabilen Risswachstum führt eine hohe Biaxialität (biax+1, C(T)) zu kleineren $CTOA_{opt}$ als bei den Proben mit niedriger Biaxialität (biax-0,5, M(T)). Damit setzt sich der bereits bei den Scherlippenwinkeln beobachtete Trend fort. Mit zunehmendem Risswachstum etwa jenseits der Maximallasten, verliert sich der Einfluss der Biaxialität im Streuband, und die $CTOA_{opt}$ fallen in einem gemeinsamen Streuband zusammen. Bei den C(T)-Proben steigt der $CTOA_{opt}$ aufgrund der Ausbildung eines plastischen Gelenks wieder an, wobei im Bereich der Wanne sich beide Effekte bei zu kleinen Proben überlagern können, so dass sich keine ausgeprägte $CTOA_{opt}$ -Wanne ausbildet.

6.3.5 Zur Konstanz des $CTOA_{opt}$

Aus den bisherigen Ergebnissen geht bereits hervor, dass für einen gegebenen Werkstoff der $CTOA_{opt}$ kein konstanter Werkstoffparameter ist. Dies soll anhand eines misslungenen Versuchs untermauert werden. Bei diesem Versuch mit einer C(T)300-Probe entwickelte sich der Riss zunächst als Dachriss (Bereich A in Abb. 6-37). Wie von anderen eigenen Versuchen bekannt, klappte er dann instabil in den Scherbruch um. Während des Risswachstums im Scherbruch versagte allmählich der Beulschutz, die Probe beulte und der Riss kam zum Stillstand (Bereich B). Im weiteren Versuchsablauf stabilisierte sich das Beulen, und der Riss wuchs senkrecht zum Riss im Bereich B als Scherbruch weiter (Bereich C). Abb. 6-37 links zeigt die Probe mit den drei Stadien des Risswachstums, Abb. 6-37 rechts zeigt die während des Versuchs gemessenen $CTOA_{opt}$.

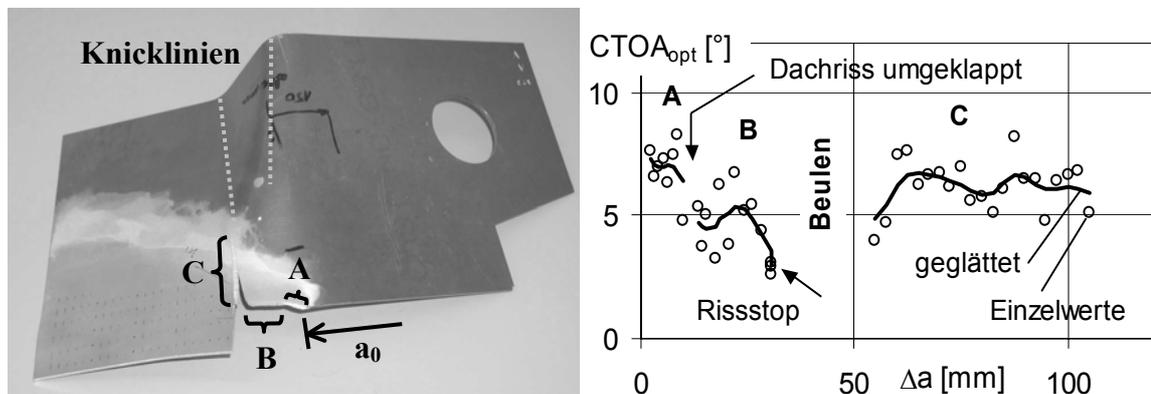


Abb. 6-37: links: C(T)300-Probe mit dem makroskopischen Risspfad
rechts: gemessene $CTOA_{opt}$ im Verlauf des Risspfads

Deutlich erkennbar sind die unterschiedlichen $CTOA_{opt}$ in den drei Stadien des Risswachstums. Der $CTOA_{opt}$ des Dachrisses ist mit etwa 7° höher als der $CTOA_{opt}$ des Scherbruchs im Bereich B mit etwa 5° . Deutlich erkennbar ist auch der Rissstop mit einer Reduktion des $CTOA_{opt}$ am Ende des Bereichs B. Im Bereich C, vom dem angenommen werden muss, dass es sich um irgendeine Mixed-Mode-Belastung handelt, ist der CTOA mit etwa 6° signifikant höher als im Bereich B.

Zum Einen kann daraus geschlossen werden, dass der kritische $CTOA_{opt}$ nicht konstant ist, sondern auch von der Belastung abhängt. Andererseits scheint sich abzuzeichnen, dass es Belastungen gibt, bei denen stabiler Rissfortschritt mit einem minimalen $CTOA_{opt}$ von etwa 5° stattfindet. Solche Belastungen werden bei C(T)-Proben im Bereich der Wanne und bei M(T)-Proben nach Erreichen des konstanten Plateaus erreicht.

Andererseits zeigt dieser Versuch auch, dass bei dünnen Strukturen zusätzlich zum Versagen durch Risswachstum auch Versagen durch Beulen auftreten kann. Beide Versagensmechanismen können konkurrierend zueinander auftreten und sich sogar abwechseln. Auf die Konsequenzen für die Bauteilbewertung wird in Kap. 8 eingegangen.

6.3.6 Abhängigkeit des $CTOA_{opt}$ von der Basislänge

Zur praktischen Bestimmung eines $CTOA$, also eines Winkels, muss eine Basislänge festgelegt werden. Bei der in Kap. 5.2.1 beschriebenen Bestimmung des $CTOA_{opt}$ wurden für eine Rissverlängerung mehrere $CTOA_{opt}$ mit unterschiedlicher Basislänge bestimmt, und daraus das arithmetische Mittel gebildet. Dies führt zur Frage, ob und wie der $CTOA_{opt}$ von der Wahl der Basislänge abhängt. Dazu wurden für einzelne Versuche die $CTOA_{opt}$ kleiner Basislängen mit den $CTOA_{opt}$ großer Basislängen verglichen. In Abb. 6-38 werden die $CTOA_{opt}$ einer M(T)50-Probe mit denen einer M(T)150-Probe verglichen

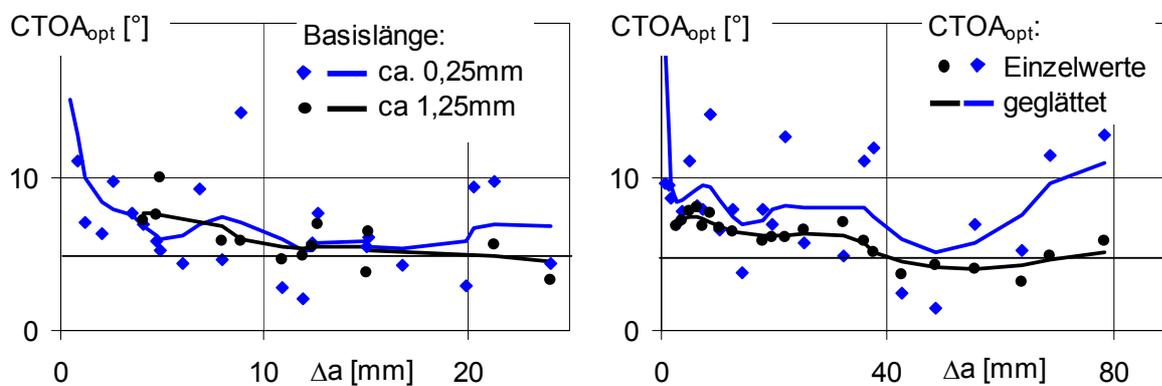


Abb. 6-38: Einfluss der Basislänge auf den $CTOA_{opt}$
links: M(T)50-Probe, rechts: M(T)150-Probe

Wie die Auswertung zeigt, ist bei der kleinen M(T)50-Probe kein signifikanter Unterschied zwischen den $CTOA_{opt}$ mit der kleinen und der großen Basislänge erkennbar. Bei der großen M(T)150-Probe ist allerdings der $CTOA_{opt}$ mit der kleinen Basislänge signifikant größer. Die Auswertung zeigt weiter, dass unabhängig von der Probengröße die Streuung mit kleiner werdender Basislänge zunimmt. Dies war aufgrund der Erkennbarkeit der Rissflanken, die unabhängig von der Wahl der Basislänge ist, in Verbindung mit der Fehlerfortpflanzungsrechnung in Kap. 5.2.1 auch zu erwarten.

Den gleichen Befund zeigt der Vergleich der $CTOA_{opt}$ einer C(T)50-Probe mit einer C(T)1000-Probe in Abb. 6-39. Aufgrund des Größenunterschiedes ist bei der C(T)1000-Probe die Abhängigkeit des $CTOA_{opt}$ von der Basislänge noch ausgeprägter als bei den M(T)150-Proben in Abb. 6-38.

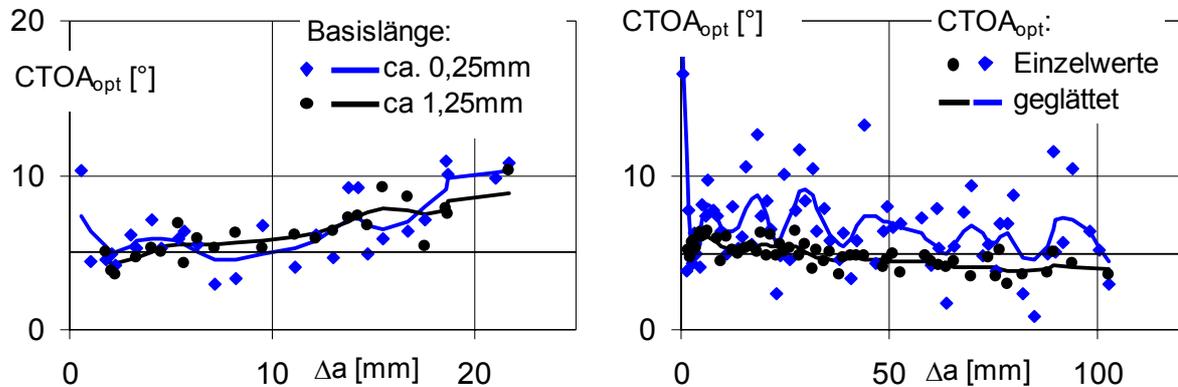


Abb. 6-39: Einfluss der Basislänge auf den $CTOA_{opt}$ links bei einer C(T)50-Probe, rechts bei einer C(T)1000-Probe

6.3.7 $CTOA_{opt}$ im Probeninneren

Numerische Untersuchungen mit Al 2024 zeigen, dass der CTOA im Inneren der Probe kleiner ist als auf der Oberfläche [Daw95]. Freundlicherweise wurde durch Randy Lloyd vom IRNL (Idaho National Engineering and Environmental Laboratory) der CTOA einer C(T)50-Probe mithilfe der Mikrotopographie bestimmt ($CTOA_{mtop}$). Die Ergebnisse sind in Abb. 6-40 im Vergleich zu den auf der Oberfläche gemessenen $CTOA_{opt}$ dargestellt. Abb. 6-40 links zeigt die CTOA über eine Basislänge von 0,1 mm während in Abb. 6-40 rechts die CTOA über eine Basislänge von 1,0 mm dargestellt sind. Bei den schwarzen Punkten handelt es sich um den $CTOA_{mtop}$ in der Probenmitte, bei den offenen Punkten handelt es sich um den $CTOA_{mtop}$ 0,3mm unterhalb beider Probenoberflächen. Die durchgezogene Linie sind die in den eigenen Experimenten mit dem optischen Mikroskop gemessenen $CTOA_{opt}$.

Obwohl bei der C(T)50-Probe beim $CTOA_{opt}$ keine Basislängenabhängigkeit festgestellt werden konnte (s. Kap. 6.3.6), zeigt sie sich beim $CTOA_{mtop}$. Mit kleiner werdender Basislänge nimmt der CTOA erheblich zu. Daraus kann eigentlich nur geschlussfolgert werden, dass auch bei kleinen Proben die Basislängenabhängigkeit des $CTOA_{opt}$ gegeben ist, aber im Vergleich zu größeren Proben im Streubereich untergeht.

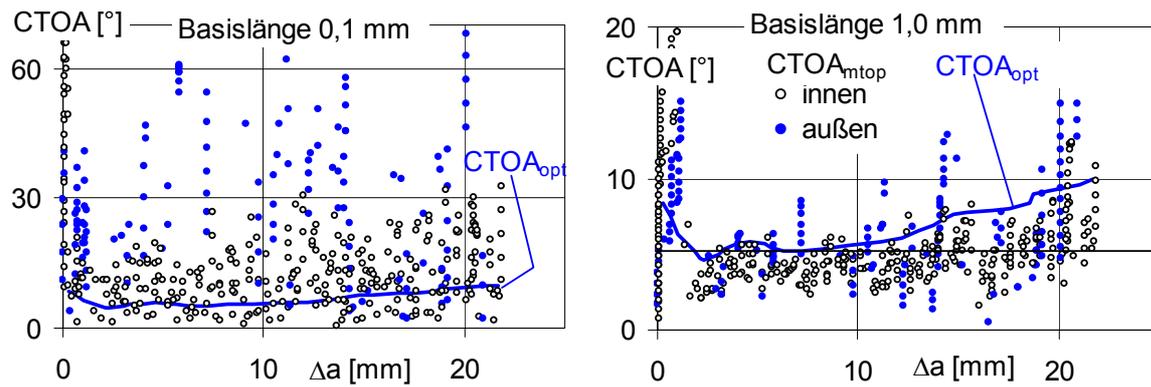


Abb. 6-40: Vergleich der $CTOA_{mtop}$ mit den $CTOA_{opt}$ einer C(T)50-Probe (bitte die unterschiedliche Skalierung der Ordinaten beachten)

Wie bei den $CTOA_{opt}$, nimmt auch bei den $CTOA_{mtop}$ mit kleiner werdender Basislänge die Streuung erheblich zu. Dies ist im Einklang mit der anschaulichen Vorstellung, dass mit kleiner werdender Basislänge nicht mehr ein das Verschiebungsfeld repräsentierender CTOA, sondern zunehmend die Topographie der mikroduktilen Bruchfläche gemessen wird.

Weiter zeigt die mikrotopographische Untersuchung, dass bei beiden Basislängen der $CTOA_{mtop}$ im Inneren der Probe kleiner ist als an den Oberflächen. Einerseits wurde dies in numerischen Untersuchungen bereits für den Normalbruch festgestellt, und als Ursache für das Voreilen des Risses in der Probenmitte identifiziert [New03]. Dies zeigt, dass auch beim Scherbruch dünner Platten, bei dem üblicherweise der ebene Spannungszustand unterstellt wird, in der Nähe der Risspitze die Dehnungsbehinderung über die Blechdicke nicht verschwindet.

Der Vergleich des $CTOA_{mtop}$ mit einer Basislänge von 1mm mit dem $CTOA_{opt}$ zeigt eine gute Übereinstimmung hinsichtlich des wannenartigen Verlaufs. Warum der $CTOA_{mtop}$ knapp unterhalb der Probenoberflächen kleiner ist als der $CTOA_{opt}$ bleibt unklar.

6.3.8 Zusammenfassung und Diskussion der $CTOA_{opt}$

Zunächst zeigen die Untersuchungen, dass der $CTOA_{opt}$ für einen gegebenen Werkstoff nicht konstant ist und damit keinen echten Werkstoffkennwert darstellt. Allerdings liegt er beim untersuchten Al 5083 H321 in der gleichen Größenordnung wie bei den anderen untersuchten Aluminium-Knetlegierungen. In Tab. 6-2 sind die gemessenen $CTOA_{opt}$ einiger Werkstoffe miteinander verglichen. Dabei scheint es sich abzuzeichnen, dass es sich bei den Aluminium-Knetlegierungen um eine Werkstoffklasse handelt, deren CTOA in der gleichen Größenordnung liegen. Dass der CTOA zusätzlich von der Probendicke abhängt, wurde bereits in [Sho81, Mah03] gezeigt.

Werkstoff	Dicke [mm]	CTOA [°]	Quelle
Al 5083 H321	3	$5 \pm 1^\circ$	eigene Experimente
Al 2024 T3	2,3	$5 \dots 7^\circ$	[New03], [Daw99]
Al 2024 T3	6,35	$5 \pm 1^\circ$	[Mah03]
Al 2024 T42	1,2	$5 \dots 7^\circ$	[Gal01]
22NiMoCr37	3	$12 \dots 18^\circ$	[Hel04]
X80 Pipeline-Stahl	13,8	$11 \pm 1,5$	[Sht04]
A304 (Austenit)	0,38	$\approx 30^\circ$	[Han95]

Tab. 6-2: Gemessene $CTOA_{opt}$ im Plateau für einige Werkstoffe

Der Streubereich des $CTOA_{opt}$ von Al 5083 H321 liegt in der gleichen Größenordnung wie bei den anderen Aluminiumlegierungen. Wie die Analyse der Versuche zeigt, hängt die Breite des Streubereichs mit der Wahl der Basislänge zusammen, wobei mit kleiner werdender Basislänge die Streuung stark zunimmt. Die Ursache dafür ist, dass zunehmend die mikrostrukturelle Bruchflächentopographie die Breite des Streubereichs bestimmt. Dass dies nicht nur ein Effekt des Ausfransens der Risskanten ist, zeigt der Vergleich des mit der Mikrotopographie bestimmten $CTOA_{mtop}$ im Inneren der Probe. Die Verringerung der Basislänge von 1mm auf 0,1mm bewirkt eine derartige Verbreiterung des Streubereichs, aufgrund dessen man nicht mehr guten Gewissens einen mittleren CTOA daraus ermitteln kann. Wegen der Anforderung an den CTOA, dass er die lokale Rissöffnung charakterisieren soll, darf die Basislänge für den CTOA nicht zu groß gewählt werden. Daraus resultiert ein optimaler Bereich für die Basislänge, der bei dem untersuchten Al 5083 H321 bei etwa 0,3 bis 1,3 mm beträgt.

Die Analyse zeigt, dass die $CTOA_{opt}$ der C(T)-Proben im Vergleich zu den M(T)- und Kreuzproben unterschiedliche Charakteristiken aufweisen, obwohl das makroskopische Risswachstum gleich ist. Besonders deutlich wird dies in der auf das Ligament normierten Darstellung in Abb. 6-35 links. Allerdings muss bei den C(T)-Proben beachtet werden, dass das Restligament, ab dem sich das plastische Gelenk bemerkbar macht, eine absolute Länge unabhängig von der Probengröße ist. Die wohl naheliegendste Frage nach dem Einfluss der Biaxialität auf den $CTOA_{opt}$ kann wie folgt beantwortet werden. Sowohl bei den Scherlippenwinkeln als auch beim Beginn des stabilen Risswachstum, sowohl bei den Scherbrüchen als auch bei den Dachrissen, führen größere linear-elastische Biaxialitäten zu kleineren $CTOA_{opt}$. Dieser Einfluss lässt mit zunehmenden Risswachstum nach und kann im Plateau der M(T)-Proben bzw. in der Wanne der C(T)-Proben nicht mehr nachgewiesen werden.

Bei den Kreuzproben korreliert die Biaxialität mit dem globalen λ_{gl} der äußeren Kräfte. Um eine mit der C(T)-Probe vergleichbare Biaxialität zu erreichen, müsste eine Kreuzprobe mit $\lambda_{gl}=1,6$ geprüft werden. Um den nachlassenden Einfluss der Biaxialität auf den $CTOA_{opt}$ während des stabilen Risswachstum zu verstehen, wurden FE-Simulationen durchgeführt, in denen stabiles Risswachstum mittels CTOA simuliert wurde (s. a. Kap. 2.4). Simuliert wurden die Kreuzproben mit λ_{gl} von -1 bis +1 und die C(T)150-Probe. Ausgewertet wurde das lokale λ_{lo} auf dem Ligament, das als das Verhältnis der Spannung parallel zum Riss zur Spannung senkrecht zum Riss definiert wird. Abb. 6-41 zeigt dieses λ_{lo} auf dem Ligament nach 1mm und nach 10 mm stabilen Risswachstums.

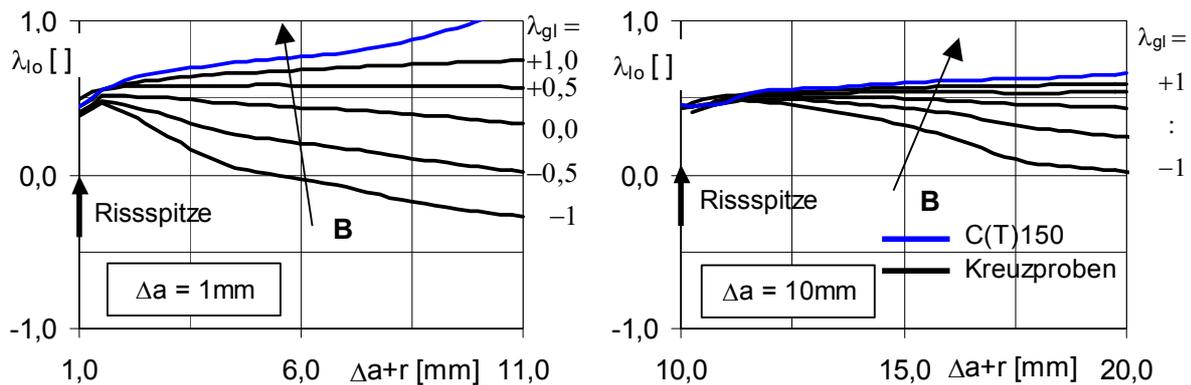


Abb. 6-41: Vergleich des lokalen λ_{l0} auf dem Ligament vor der Risspitze in Abhängigkeit von der Biaxialität B

Die Auswertung zeigt, dass sich bereits nach 1mm Rissverlängerung das lokale λ_{l0} vom globalem λ_{gl} der äußeren Kräfte entkoppelt hat. Mit zunehmender Rissverlängerung geht die Entkopplung weiter und das lokale λ_{l0} vor der Risspitze geht gegen 0,5. Dies erklärt einerseits, weshalb beim frühen Risswachstum der Einfluss der Biaxialität erkennbar ist, während mit zunehmender Rissverlängerung der Einfluss der Biaxialität verschwindet. Andererseits erklärt dies, warum der Abfall des $CTOA_{opt}$ bei den C(T)- und den M(T)-Proben unterschiedlich verläuft. Dieser Befund führt zur Erkenntnis, dass sich unabhängig von der linear-elastischen Biaxialität mit zunehmender Rissverlängerung vor der Risspitze ein Zustand ausbildet, der bei den Blechumformern als „Plane-Strain“ bezeichnet wird [Bac72].

Dieser ist so definiert, dass die plastische Deformation senkrecht zur Belastungsrichtung unterdrückt wird, und $\lambda_{l0}=0,5$ ist. Anschaulich kann dies anhand der v.Mises'schen Fließellipse erkannt werden, denn genau für $\lambda_{l0}=0,5$ zeigt die Normale der Fließellipse parallel zur Achse der größeren Hauptspannung σ_I also senkrecht zum Riss. Dies bedeutet, dass die plastische Deformationen in Hauptbelastungsrichtung ausschließlich aus der Reduzierung der Blechdicke gespeist wird. Dass das lokale λ_{l0} vor dem Ligament gegen 0,5 geht, ist äquivalent dem numerischen Befund in [New93], wonach unabhängig vom Probentyp mit zunehmendem Durchplastizieren der globale Constraint-Faktor α_g gegen 1,15 geht. Denn α_g ist von der Definition her proportional zum Verhältnis der rissöffnenden nominellen Spannung zur v.Mises Vergleichsspannung $\sigma_\infty/\sigma_{vM}$. Mit der Gleichung für die v.Mises Vergleichsspannung sowie mit $\lambda_{l0}=\sigma_{II}/\sigma_I=0,5$ und $\sigma_{III}=0$ für den ESZ folgt damit unmittelbar $\sigma_I/\sigma_{vM}=1,15$.

Aufgrund der Analyse der Scherlippenwinkel und der $CTOA_{opt}$ beim frühen Risswachstum in Abb. 6-30 scheint sich ein Probengrößeneffekt auf den $CTOA_{opt}$ abzuzeichnen. Deshalb sind die $CTOA_{opt}$ der großen und kleinen M(T)- und C(T)-Proben in Abb. 6-42 getrennt für die Scherbrüche und die Dachrisse miteinander verglichen.

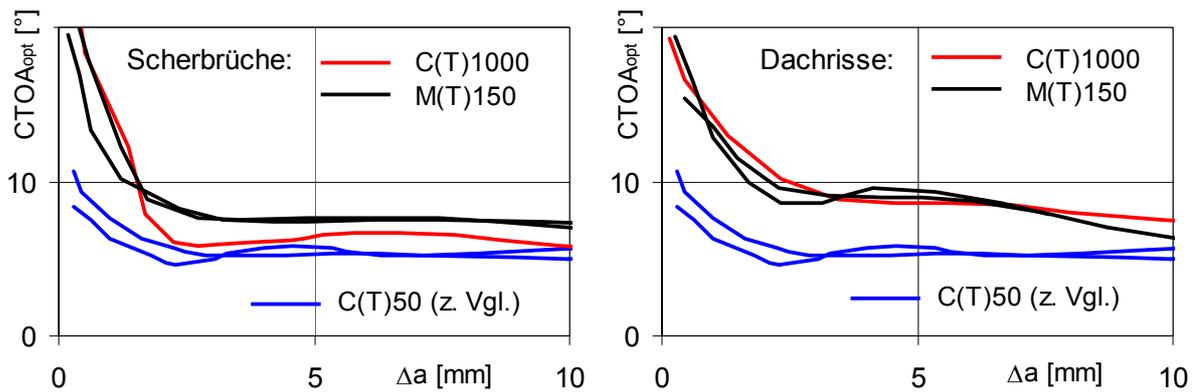


Abb. 6-42: Vergleich der $CTOA_{opt}$ unterschiedlich großer Proben zu Beginn des stabilen Risswachstums

Obwohl alle C(T)-Proben unabhängig von ihrer Größe die gleiche Biaxialität haben, liegen sowohl die Scherlippenwinkel als auch die $CTOA_{opt}$ der C(T)1000-Probe im Bereich der M(T)-Proben. Besonders ausgeprägt ist dies bei den Scherlippenwinkeln und bei den Dachrissen erkennbar. Daraus muss geschlossen werden, dass mit zunehmender Größe der C(T)-Proben der Spannungszustand vor dem Riss zunehmend dem der Zugproben gleicht. Anschaulich deutlich wird dies, wenn man in einem Gedankenexperiment eine C(T)-Probe zur einseitig angerissenen halbbunendlichen Platte werden lässt.

Die Frage, welcher Probentyp für die optische Bestimmung des $CTOA_{opt}$ geeigneter ist, kann aufgrund der experimentellen Erfahrungen für Al 5083 H321 eindeutig mit C(T)-Proben beantwortet werden. Der Grund dafür ist, dass bei dem wannenförmigen Verlauf des $CTOA_{opt}$ bei den C(T)-Proben leichter ein minimaler $CTOA_{opt}$ bestimmt werden kann, als bei den M(T)-Proben, bei denen es schwierig zu erkennen ist, ob der $CTOA_{opt}$ im Plateau konstant bleibt oder noch geringfügig abfällt. Darüber hinaus zeigt die experimentelle Erfahrung, dass die Versuchsdurchführung bei den C(T)-Proben deutlich „ruhiger“ verläuft als bei den M(T)-Proben. Bei dem untersuchten Al 5083 H321 kann dies auf die mechanische Instabilität der Al-Mg-Legierung in Form der inversen dynamischen Reckalterung zurückzuführen sein. Darüber hinaus ist in Zugproben mehr elastische Energie gespeichert, die bei Entlastungsvorgängen freigesetzt und zusammen mit der inversen dynamische Reckalterung mit zu dem „unruhigem“ und manchmal sprungartigen Risswachstum führt.

Der für die unterschiedliche Probentypen charakteristische Verlauf des $CTOA_{opt}$ wird überlagert von der Abhängigkeit des $CTOA_{opt}$ von der Basislänge. Kürzere Basislängen ergeben größere $CTOA_{opt}$ und umgekehrt. Mit zunehmender Probengröße wird dieser Effekt deutlich sichtbar, während er bei kleineren Proben im Streuband verschwindet. Das er auch bei kleinen Proben noch vorhanden ist, zeigt der Vergleich mit den $CTOA_{mtop}$ einer C(T)50-Probe. Die Ursache der Basislängenabhängigkeit kann phänomenologisch wie folgt erklärt werden.

Basierend auf theoretischen Untersuchungen wird für einen stabil wachsenden Riss eine logarithmische $1/r$ -Singularität für das Spannungs- und Verschiebungsfeld vorhergesagt [Oga83]. Wenn diese Singularität existiert, dann skaliert sie mit der Probengröße analog der parabelförmigen Rissöffnung beim linear-elastischen K-Feld. Da aber der $CTOA_{opt}$ bei allen Probengrößen über die gleiche Basislänge gemessen wurde, dann ergibt sich bei unterschiedlich großen Proben der in Abb. 6-43 schematisch dargestellte Größeneffekt. Demnach wird sich, beispielsweise bei einer Verdopplung der Basislänge, der $CTOA_{opt}$ bei einer kleinen Probe nicht so stark ändern wie bei einer großen Probe. Nebenbei erklärt dieses Modell auch die experimentelle Beobachtung, dass bei kleinen Proben die Abhängigkeit des $CTOA_{opt}$ weniger stark ausgeprägt ist wie bei den größeren Proben.

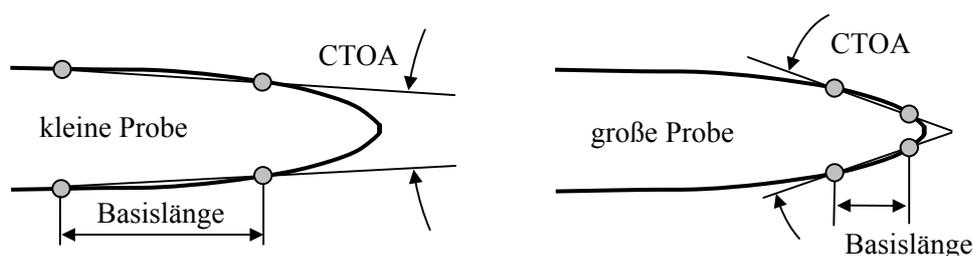


Abb. 6-43: Prinzipskizze zur Erklärung der Abhängigkeit des $CTOA_{opt}$ von der Basislänge bei unterschiedlichen Probengröße

Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse, dass es sich bei dem $CTOA_{opt}$ nicht um einen konstanten Wert handelt, der den Risswiderstand eines Werkstoffs kennzeichnet. Für eine gegebene Blechdicke hängt er von der Dehnungsbehinderung in der Blechebene und damit vom Probentyp und der Belastung ab, wobei M(T)-Proben und C(T)-Proben unterschiedlich charakteristische $CTOA_{opt}$ -Verläufe haben. Darüber hinaus hängt er von der Wahl der Basislänge und von der Position entlang der Rissfront ab.

Seine Eignung als attraktiver Bruchparameter für stabiles Risswachstum bei dünnen Strukturen verdankt er der Tatsache, dass mit dem stabilen Risswachstum das lokale Spannungsverhältnis λ_{10} vor dem Riss unabhängig von der Probenform den bei den Blechumformern so definierten Plane-Strain-Zustand annimmt. Dieser Zustand führt dazu, dass mit dem stabilem Risswachstum der Einfluss der Biaxialität verschwindet und der $CTOA_{opt}$ relativ unabhängig von der äußeren Belastung und der Geometrie einen niedrigen Gleichgewichts- $CTOA_{opt}$ einnimmt, bei dessen Unterschreiten im Experiment kein stabiles Risswachstum mehr beobachtet werden konnte. Allerdings ist dieser experimentell bestimmte Gleichgewichts- $CTOA_{opt}$ in der Wanne bzw. im Plateau mit erheblichen Streuungen und systematischen Variationen behaftet, die zu einem breiten Streubereich führen, dessen Breite nicht entscheidend reduziert werden kann.

Inwieweit sich die Ergebnisse hinsichtlich der experimentellen Bestimmbarkeit des $CTOA_{opt}$ auf die Bauteilbewertung mittels FEM auswirken, wird in Kap. 8 untersucht. Zunächst werden jedoch basierend auf den experimentellen Ergebnissen Empfehlungen für die experimentelle Bestimmung des $CTOA_{opt}$ abgeleitet.

6.3.9 Empfehlungen für die Bestimmung des $CTOA_{opt}$

Aufgrund der Erfahrungen bei den Versuchen und der Analyse der Ergebnisse können für die experimentelle Bestimmung des $CTOA_{opt}$ mittels eines optischen Mikroskops folgende Empfehlungen abgegeben werden.

Die Messtechnik mit der beschriebenen Auswertetechnik hat sich bewährt. Bei unbekanntem Werkstoff sollte durch eine geeignete Behandlung der Oberfläche versucht werden, die Licht-Reflexionen ins Mikroskop zu minimieren. Bei der Al-Mg-Legierung hat sich Polieren und anschließendem Anätzen mit 6%iger Natronlauge bewährt.

Wenn die Risspitze wegen der plastischen Verformungen schlecht zu erkennen ist, wird die Vier-Punkt-Methode empfohlen. Die Basislänge sollte 0,3mm nicht unterschreiten, damit die Streuung nicht zu groß wird. Die Obergrenze der Basislänge sollte etwa bei 1,3mm liegen, damit der $CTOA_{opt}$ noch als lokaler Parameter das Verschiebungsfeld um die Risspitze charakterisiert. Damit kann die Empfehlung für die Basislänge beispielsweise in [Daw94] bestätigt werden. Die Größe des Bildausschnitts von ca. $2 \times 1,5$ mm hat sich bewährt, was einer Mikroskopvergrößerung von etwa 4 entspricht.

Für die experimentelle Bestimmung eines $CTOA_{opt}$ wird die C(T)-Proben empfohlen. Einerseits hat sie im Unterschied zu den M(T)-Proben einen charakteristischen wannenförmigen $CTOA_{opt}$ -Verlauf, der es einfacher macht, ein minimales $CTOA_{opt}$ zu bestimmen. Zum anderen ist, zumindest bei dem untersuchten Al 5083 H321 der Versuchsablauf ruhiger als bei den M(T)-Proben. Für die Bestimmung werden zwei unterschiedlich große C(T)-Proben vorgeschlagen. Damit kann einerseits überprüft werden, ob sich das für C(T)-Proben charakteristische wannenförmige Minimum ausgebildet hat. Andererseits kann damit abgeschätzt werden, inwieweit der $CTOA_{opt}$ im wannenförmigen Minimum von der Probengröße abhängt.

Da es sich um die bruchmechanische Bewertung von dünnwandigen Strukturen handelt, wird als Probendicke die originale Blechdicke genommen werden. Die minimale Probengröße sollte dann so gewählt werden, dass die Ausbildung des plastischen Gelenks erst bei $\Delta a / (W - a_0) \approx 0,5$ beginnt, damit im Bereich $\Delta a / (W - a_0) \approx 0,25$ sich die charakteristische Wanne ausbilden kann. Bei den 3mm dicken C(T)-Proben muss ab $(W - a_0 - \Delta a) \approx 15$ mm mit dem Ausbilden eines plastischen Gelenks gerechnet werden. Demzufolge wäre als kleinere Probe eine C(T)100-Probe zu empfehlen. Zur Kontrolle des charakteristischen Verlaufs sollte die zweite Probengröße zumindest doppelt so groß sein. Ungeklärt bleibt, ob die Rissverlängerung $(W - a_0 - \Delta a)$, ab der sich das plastische Gelenk ausbildet, von der Probengröße abhängt. Dies kann aber überprüft werden, wenn die $CTOA_{opt}$ -Bestimmung mit zwei unterschiedlich großen C(T)-Proben bestimmt wird.

Sofern sich der charakteristische Wannerverlauf zeigt, kann der $CTOA_{opt}$ im Bereich $\Delta a/(W-a_0) \approx 0,25$ als minimaler $CTOA_{opt}$ festgelegt werden. Auf jeden Fall muss der experimentell bestimmte $CTOA_{opt}$ -Verlauf mit dem Auge beurteilt werden. Empfohlen wird, im Prüfprotokoll nicht nur einen minimalen $CTOA_{opt}$, sondern den kompletten $CTOA_{opt}$ -Verlauf über der Rissverlängerung anzugeben.

Auftretende Dachrisse müssen verworfen werden, da sie höhere $CTOA_{opt}$ ergeben als bei den Scherbrüchen. Bei Normalbrüchen, wie sie bei [DDo97] aufgetreten sind, kann ebenso wie bei den Scherbrüchen verfahren werden. Bei einem bruchmechanisch unbekanntem Werkstoff sollte auf einen Kontroll-Versuch mit einer M(T)-Probe nicht verzichtet werden, allein um Unterschiede im physikalische Bruchverhalten erkennen zu können. Die Probenlage sollte entsprechend der größten Hauptspannung im Bauteil gewählt werden. Bei stark ausgewalzten Blechen, oder wenn eine starke Anisotropie gegeben ist, werden zumindest Kontrollversuche in die senkrecht dazu liegende Richtung empfohlen.

Wenn die Experimente nach den soeben aufgestellten Empfehlungen gefiltert werden, dann ergibt sich für das untersuchte 3mm dicke Blech aus Al 5083 H321 der in Abb. 6-44 dargestellte $CTOA_{opt}$ -Verlauf. Enthalten sind darin nur die $CTOA_{opt}$ der C(T)-Proben ohne Scherlippenwinkel und ohne die $CTOA_{opt}$ des plastischen Gelenks. Bei den Dachrisen sind nur die $CTOA_{opt}$ nach dem Umklappen in den Scherbruch berücksichtigt. Wenn man das Streuband durch einen konstanten $CTOA_{opt}$ approximiert, dann ergibt sich $CTOA_{opt} = 5 \pm 1^\circ$.

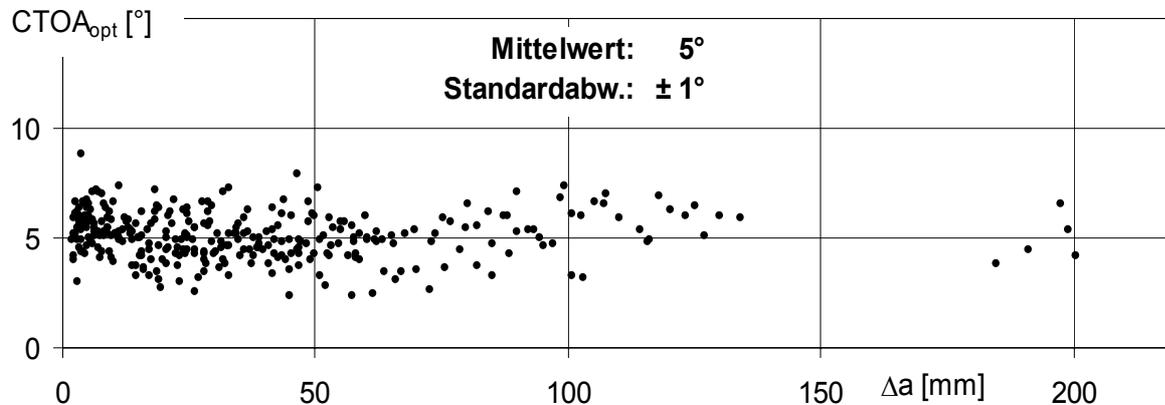


Abb. 6-44: $CTOA_{opt}$ für 3mm dickes Blech aus Al 5083 H321
Experimentelle Ergebnisse gefiltert gemäß den Empfehlungen

6.4 Analyse der Korrelation des $CTOA_{opt}$ mit dem $CTOA_{\delta 5}$

Wie in Kap. 2.2 erläutert wurde, kann die Steigung von δ_5 -R-Kurven als $CTOA_{\delta 5}$ interpretiert werden. Nachfolgend wird die Korrelation des $CTOA_{opt}$ mit dem $CTOA_{\delta 5}$ analysiert.

6.4.1 Direkter Vergleich der $CTOA_{opt}$ mit den $CTOA_{\delta 5}$

Bei den Scherbrüchen wurden die δ_5 -R-Kurven wie in Kap. 5.2.2 beschrieben differenziert und geglättet. Diese $CTOA_{\delta 5}$ wurden dann mit den geglätteten $CTOA_{opt}$ verglichen. Abb. 6-45 zeigt einen solchen Vergleich anhand einer M(T)50-Probe und einer C(T)150-Probe. Daraus wird bereits ersichtlich, dass die $CTOA_{\delta 5}$ mit den $CTOA_{opt}$ korrelieren. Besonders deutlich wird dies bei der M(T)50-Probe, die bei einer Rissverlängerung von ca. 8mm eine Stufe in der Bruchfläche hat, die sich sowohl im $CTOA_{opt}$ als auch beim $CTOA_{\delta 5}$ bemerkbar macht. Beim frühen Risswachstum der C(T)-Probe zeigen sich sowohl beim $CTOA_{\delta 5}$ als auch beim $CTOA_{opt}$ leichte Wellen, die miteinander korrelieren.

Allerdings zeigen sich bei den beiden Probentypen unterschiedliche Charakteristiken. Während bei der M(T)-Probe über den gesamten Rissverlauf eine Differenz zwischen beiden $CTOA$ auftritt, ist bei der C(T)-Probe die Differenz zunächst sehr klein. Ab einer Rissverlängerung von etwa 20mm steigen die $CTOA_{\delta 5}$ der C(T)150-Probe stark an, was auf den progressiven Anstieg der δ_5 -R-Kurven bei den C(T)-Proben zurückzuführen ist. Nebenbei belegen diese Beispiele, dass erst mit der Glättung der Kurven die Vergleichbarkeit der Ergebnisse der verschiedenen Proben möglich wird, und dass solche Unterschiede und Korrelationen durch Übereinanderlegen der Datenpunkte nicht erkennbar gewesen wäre.

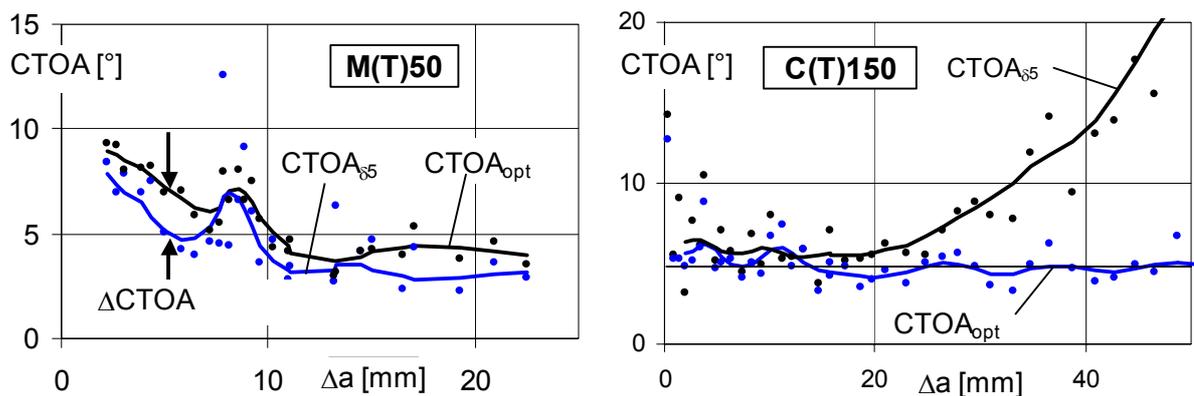


Abb. 6-45: Direkter Vergleich des $CTOA_{opt}$ mit dem $CTOA_{\delta 5}$
links M(T)50-Probe, rechts C(T)150-Probe

Bei den Dachrissen wurden die $CTOA_{\delta 5}$ vor und nach dem Umklappen getrennt ermittelt. Die Annahme, dass die Ableitung der δ_5 -R-Kurve einen $CTOA$ darstellt, setzt ein zum Riss orthogonales Koordinatensystem voraussetzt. Deshalb wurden die $CTOA_{\delta 5}$ der Dachrisse vor dem Umklappen aus den mit der Arbeitshypothese umgerechneten δ_5 -R-Kurven ermittelt. Eine Bestimmung des $CTOA_{\delta 5}$ aus den nominellen δ_5 -R-Kurven würde nämlich zu große $CTOA_{\delta 5}$ ergeben, deren Vergleich mit den $CTOA_{opt}$ keinen Sinn macht. Nach dem Umklappen wurden die $CTOA_{\delta 5}$ wie bei den Scherbrüchen ermittelt. In den Diagrammen sind die $CTOA_{\delta 5}$ -Äste vor und nach dem Umklappen getrennt angegeben.

Wie die beiden Beispiele in Abb. 6-45 zeigen, korrelieren die $CTOA_{\delta 5}$ mit den $CTOA_{opt}$, wobei bei den beiden unterschiedlichen Probentypen unterschiedliche Charakteristiken auftreten. In Abb. 6-46 werden zunächst die $CTOA_{\delta 5}$ der C(T)-Proben mit dem $CTOA_{opt}$ -Streuband verglichen.

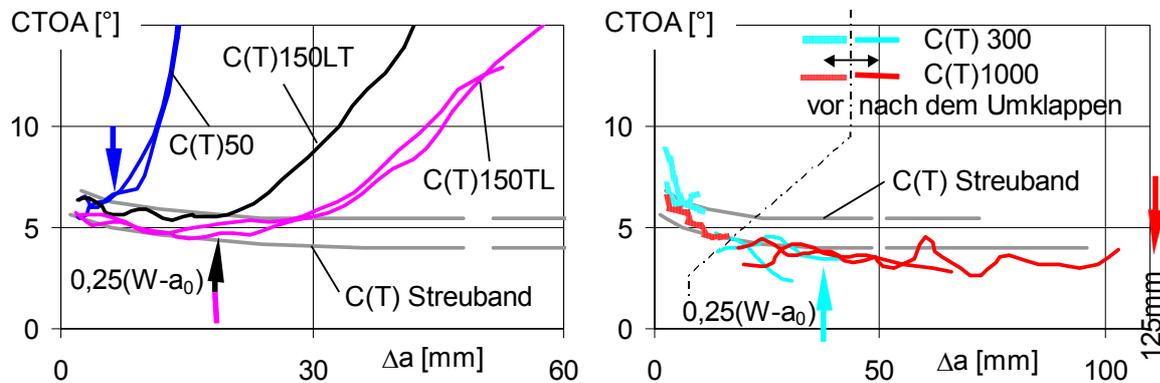


Abb. 6-46: Vergleich der $CTOA_{\delta 5}$ mit dem $CTOA_{opt}$ -Streuband der C(T)-Proben
links: C(T)50- und C(T)150-Proben
rechts: C(T)300- und C(T)1000- Proben

Da bereits von den δ_5 -R-Kurven der C(T)-Proben bekannt ist, dass sie ab Rissverlängerungen von $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$ progressiv ansteigen, war zu erwarten, dass die $CTOA_{\delta 5}$ ebenfalls ab diesen Rissverlängerungen stark ansteigen. Der Vergleich der C(T)150-Proben mit dem $CTOA_{opt}$ -Streuband zeigt, wie beim $CTOA_{opt}$ auch, bei den $CTOA_{\delta 5}$ eine ausgeprägte Wanne, die bis zu $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$ im $CTOA_{opt}$ -Streuband liegt. Bei der C(T)50-Probe zeigt sich jedoch keine Wanne, sondern der Anstieg des $CTOA_{\delta 5}$ erfolgt unmittelbar nach der Rissinitiierung.

Die $CTOA_{\delta 5}$ der C(T)300-Proben und der C(T)1000-Proben bilden ebenfalls eine Wanne, wenn ein progressiver Anstieg der δ_5 -R-Kurven unterstellt wird. Allerdings ist aus Abb. 6-46 ersichtlich, dass das $CTOA_{\delta 5}$ -Wannenminimum signifikant niedriger liegt, als der Streubereich des $CTOA_{opt}$. Nebenbei zeigen die $CTOA_{\delta 5}$ der C(T)150-Proben eine geringe Abhängigkeit von der Orientierung, die anhand der δ_5 -R-Kurven nicht erkennbar war.

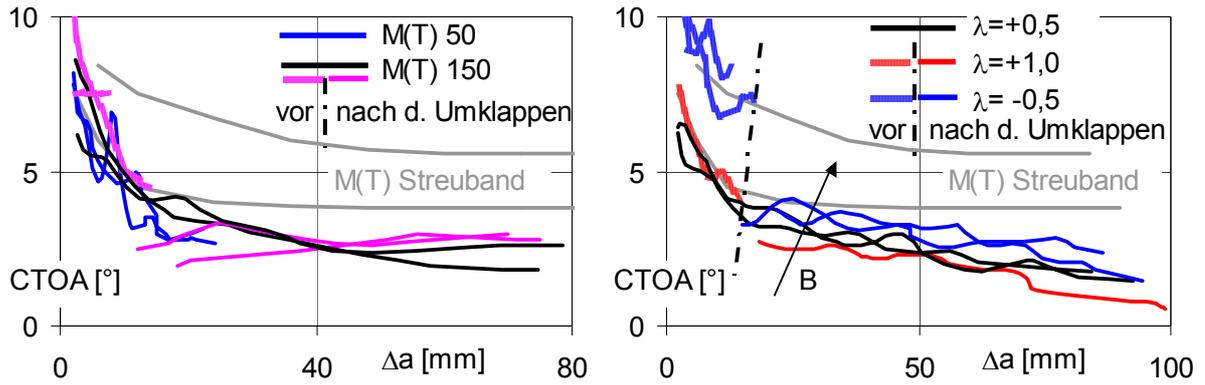


Abb. 6-47: Vergleich der $CTOA_{\delta 5}$ mit dem $CTOA_{opt}$ -Streuband der M(T)-Proben links die M(T)-Proben, rechts die Kreuzproben

In Abb. 6-47 werden die $CTOA_{\delta 5}$ der M(T)- und der Kreuzproben mit den $CTOA_{opt}$ -Streuband der M(T)-Proben verglichen. Beim frühen Risswachstum liegen die $CTOA_{\delta 5}$ der M(T) Proben und der Kreuzproben am unteren Rand des $CTOA_{opt}$ -Streubands, um dann im weiteren Rissverlauf zunehmend vom Streuband nach unten abzuweichen. Im Unterschied zu den C(T)-Proben, bei dem zumindest in einem endlichen Risslängenbereich die $CTOA_{\delta 5}$ im $CTOA_{opt}$ -Streuband liegen, kann bei den M(T)- und den Kreuzproben kein solcher Bereich gefunden werden. Im Unterschied zu den $CTOA_{opt}$ bleibt bei den $CTOA_{\delta 5}$ der Einfluss der Biaxialität während der gesamten Rissverlängerung erkennbar, wonach mit sinkender Biaxialität die $CTOA_{\delta 5}$ größer werden. Dies zeigt den integrierenden Charakter der δ_5 -R-Kurven, in denen im Unterschied zu den $CTOA_{opt}$ das Deformationsverhalten von der Initiierung an konserviert wird.

6.4.2 Vergleich der Differenz zwischen dem $CTOA_{opt}$ und dem $CTOA_{\delta 5}$

Nachdem die $CTOA_{\delta 5}$ mit den $CTOA_{opt}$ -Streubändern verglichen worden sind, werden in den Abb. 6-48 und 6-49 die Differenzen $\Delta CTOA$ nach Gl. 6-1. getrennt für die C(T)-Proben sowie die M(T)- und Kreuzproben ausgewertet.

$$\Delta CTOA = CTOA_{\delta 5} - CTOA_{opt} = f(\Delta a) \quad (6.1)$$

Bei den C(T)50-Proben sind die $CTOA_{\delta 5}$ stets größer als die $CTOA_{opt}$. Bei den C(T)150-Proben ist $\Delta CTOA$ bis zu einer Rissverlängerung von etwa 20mm nahezu null. Ab dieser Rissverlängerung werden die $CTOA_{\delta 5}$ größer als die $CTOA_{opt}$. Damit zeigen die $\Delta CTOA$ bei den C(T)50- und den C(T)150-Proben die gleiche Charakteristik. Schwieriger zu beurteilen ist die Situation bei den C(T)300- und C(T)1000-Proben. Beim frühem stabilen Risswachstum liegen die $\Delta CTOA$ etwas unter denen der C(T)-150 Proben. Ab Rissverlängerungen von etwa 20mm werden die $CTOA_{\delta 5}$ signifikant kleiner als die $CTOA_{opt}$, wobei sich allerdings wie bei den kleinen C(T)-Proben ebenfalls ein wannenförmiger Verlauf andeutet. Nur sind die $CTOA_{\delta 5}$ in der Wanne signifikant kleiner als das Streuband der $CTOA_{opt}$.

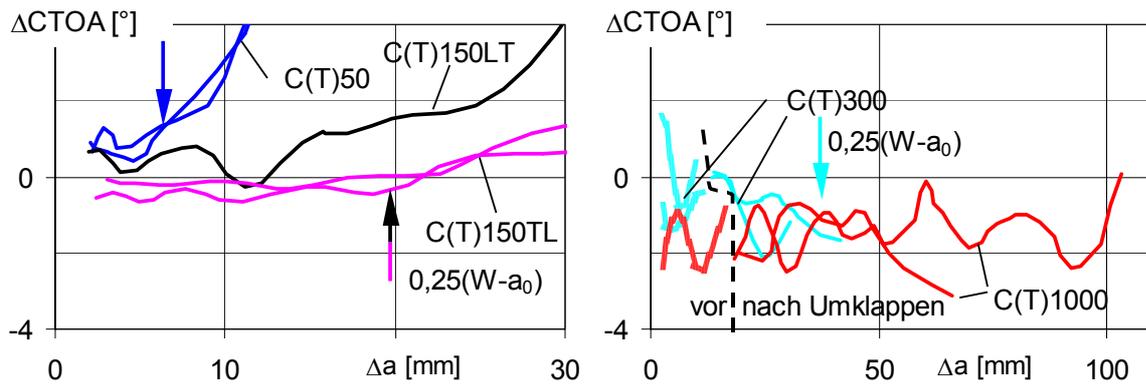


Abb. 6-48: ΔCTOA der C(T)-Proben

Damit zeigt der Vergleich der Differenzen bei den C(T)-Proben einen eindeutigen Probengrößeneinfluss. Mit zunehmender Größe der C(T)-Proben wird der minimale CTOA_{δ_5} in der Wanne kleiner. Darüber hinaus zeigen die Versuche, dass eine minimale Probengröße existiert, unterhalb derer sich beim CTOA_{δ_5} keine Wanne mehr ausbildet. Aus dem Verlauf der CTOA_{δ_5} der C(T)300- und der C(T)1000-Proben ist erkennbar, dass ab Rissverlängerungen von etwa $\Delta a \approx 20\text{mm}$ die Korrelation zwischen dem CTOA_{opt} und dem CTOA_{δ_5} schlechter wird. Damit wäre es, streng genommen nur mit den C(T)150-Proben möglich gewesen, den CTOA_{opt} -Verlauf zumindest bis zu Rissverlängerungen von etwa 20mm indirekt zu bestimmen.

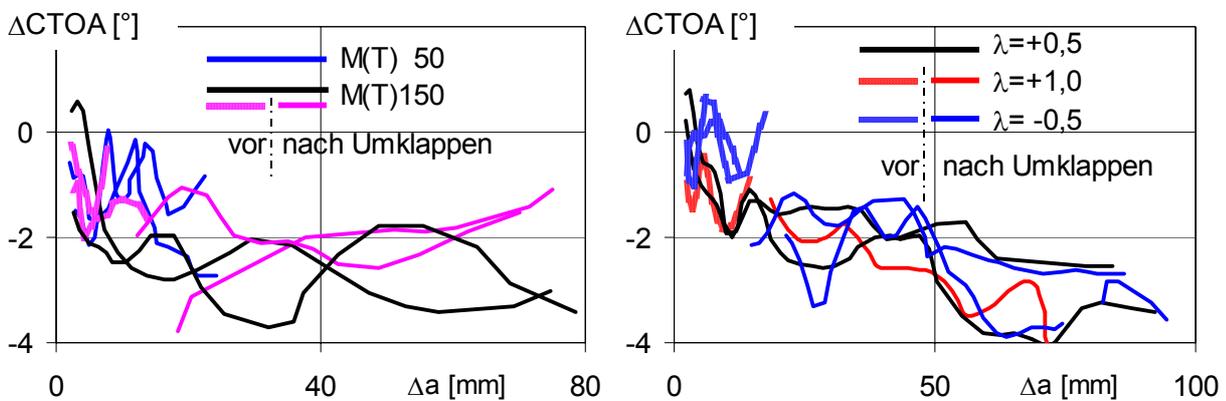


Abb. 6-49 ΔCTOA der M(T)-Proben (links) und der Kreuzproben (rechts)

In Abb. 6-49 werden die ΔCTOA für die M(T)- und die Kreuzproben miteinander verglichen. Im Unterschied zu den C(T)-Proben existiert weder bei den M(T)-Proben noch bei den Kreuzproben ein Bereich, bei dem die Differenz verschwindet. Schon von Beginn des Risswachstums an sind die CTOA_{δ_5} kleiner als die CTOA_{opt} , wobei mit zunehmender Rissverlängerung die Differenz stetig zunimmt. Ob die Differenz bei den M(T)-Proben auf ein konstantes Plateau einschwenkt, kann aus den Daten nicht interpretiert werden. Allenfalls bei den Kreuzproben mit $\lambda = -0,5$ bis zu Rissverlängerungen von etwa 20 mm ist ΔCTOA etwa null. Da es sich aber um mit der Arbeitshypothese umgerechnete δ_5 -R-Kurven von Dachrissen handelt, kann daraus nicht geschlossen werden, dass damit ein CTOA_{opt} hätte bestimmt werden kann.

6.4.3 Zusammenfassung und Diskussion des CTOA_{opt} - CTOA_{δ5}-Vergleichs

Damit können die Ergebnisse aus dem Vergleich der CTOA_{δ5} mit den CTOA_{opt} wie folgt zusammengefasst werden. Die Ableitung der δ₅-R-Kurve kann qualitativ als CTOA interpretiert werden. Besonders deutlich wird dies anhand Abb. 6-45 links, bei der eine Stufe in der Bruchfläche sich sowohl beim CTOA_{opt} als auch beim CTOA_{δ5} auswirken, wobei beide CTOA korrelieren. Qualitativ zeigen die CTOA_{δ5} der C(T)-Proben und der M(T)-Proben unterschiedliche Charakteristiken, die denjenigen der CTOA_{opt} gleichen. Bei den C(T)-Proben haben die CTOA_{δ5}-Verläufe eine wannenartige Struktur, während sie bei den M(T)-Proben zunächst stark abfallen, um dann auf ein schräg verlaufendes Plateau einzuschwenken.

Hinsichtlich der quantitativen Korrelation ist der Befund komplizierter. Bei den C(T)-Proben hängt das Minimum der CTOA_{δ5}-Wanne von der Probengröße ab, wobei bei zu kleinen Proben sich die Wanne gar nicht erst ausbildet. Von den vier unterschiedlich großen C(T)-Proben wäre es nur mit der C(T)150-Probe möglich gewesen, den CTOA_{opt} vorherzusagen, und dass nur bis zu Rissverlängerungen von etwa 20mm. Diese Rissverlängerung korreliert mit der Gültigkeitsgrenze 0,25(W-a₀) der δ₅-R-Kurve. Durch den Einsatz von C(T)300- und C(T)1000-Proben kann dieses Schwelle nicht zu größeren Rissverlängerungen hin verschoben werden, da einerseits auch bei Rissverlängerungen kleiner 0,25(W-a₀) ab Δa≈20mm die Korrelation zwischen dem CTOA_{opt} und dem CTOA_{δ5} nachlässt, und andererseits der CTOA_{δ5} in der Wanne signifikant kleiner als der CTOA_{opt}-Streubereich ist.

Aufgrund dieses experimentellen Befundes erscheint es unmöglich, eine prozedurale Vorschrift für die Bestimmung des CTOA_{opt}-Verlaufs aus den δ₅-R-Kurven zu bestimmen. Allerdings können C(T)-Proben herangezogen werden, um den CTOA_{opt} in der „Wanne“ abzuschätzen. Die Empfehlungen zur Vorgehensweise werden in nachfolgendem Kapitel zusammengestellt. Mit M(T)-Proben wäre es unabhängig von der Probengröße und der Rissverlängerung nicht möglich gewesen, sowohl den CTOA_{opt}-Verlauf, als auch den CTOA_{opt} im Plateau abzuschätzen.

6.4.4 Empfehlungen zur Abschätzung eines CTOA aus den δ₅-R-Kurven

Wie bei den Empfehlungen für die Bestimmung des CTOA_{opt} auch, sind für die Bestimmung eines CTOA_{δ5} C(T)-Proben besser geeignet als M(T)-Proben, da in der Wanne eher ein CTOA_{δ5} identifiziert werden kann. Die Probengröße sollte so gewählt werden, dass 0,25(W-a₀) etwa bei einer Rissverlängerung von etwa Δa≈20mm liegt. Dies entspräche einer C(T)150- oder C(T)200-Probe. Das Minimum der CTOA_{δ5}-Wanne kann als Abschätzung für den CTOA genommen werden. Die Bestimmung des gesamten CTOA_{opt}-Verlaufs aus den δ₅-R-Kurven ist zumindest beim untersuchten Al 5083 H321 nicht möglich.

Für die Ableitung der δ_5 -R-Kurven muss ein Verfahren gewählt werden, das ohne Approximation der δ_5 -R-Kurven durch eine Funktion auskommt. Sofern die δ_5 -R-Kurven punktweise vorliegen, kann das in Kap. 5.2 vorgestellte Verfahren verwendet werden. Empfohlen wird, die Ableitung stets mit dem Auge auf ihre Güte hin zu kontrollieren. Die Ermittlung der δ_5 -R-Kurve selbst kann, bspw. wie in [GTP02] beschrieben, durchgeführt werden, wobei eine optische Risslängenmessung auf der Oberfläche ausreicht.

Die δ_5 -R-Kurven von Dachsrissen sollten auch nach der Umrechnung mit der Arbeitshypothese nicht zur Bestimmung eines CTOA verwendet werden. Inwieweit bei Normalbrüchen die δ_5 -R-Kurven geeignet sind, einen CTOA_{opt} daraus abzuleiten, bedarf weiterer Untersuchungen. Insgesamt gesehen, rät der Autor aufgrund seiner experimentellen Erfahrung dazu, sich nicht auf die indirekte Bestimmung eines CTOA zu verlassen, sondern insbesondere bei einem bruchmechanisch noch nicht untersuchten Werkstoff den Aufwand der experimentellen CTOA_{opt}-Bestimmung mit einem optischen Mikroskop zu investieren.

6.5 Analyse der Entstehung von Dachrissen

6.5.1 Experimenteller Befund

Wie die statistische Analyse der Experimente in Abb. 6-50 zeigt, sind Dachrisse keine seltenen Ereignisse, da sie in ca. 40% der Versuche aufgetreten sind. Bei den M(T)- und den Kreuzproben sind die dem Mikroskop gegenüberliegenden Risse mitgezählt. Aufgrund der Statistik ist ein Größeneffekt zu vermuten, da die Anzahl der Dachrisse mit zunehmender Probengröße zunimmt. Bei den Zugproben sind Scherbrüche und Dachrisse auch gemischt aufgetreten (vgl. Tab. 6-1).

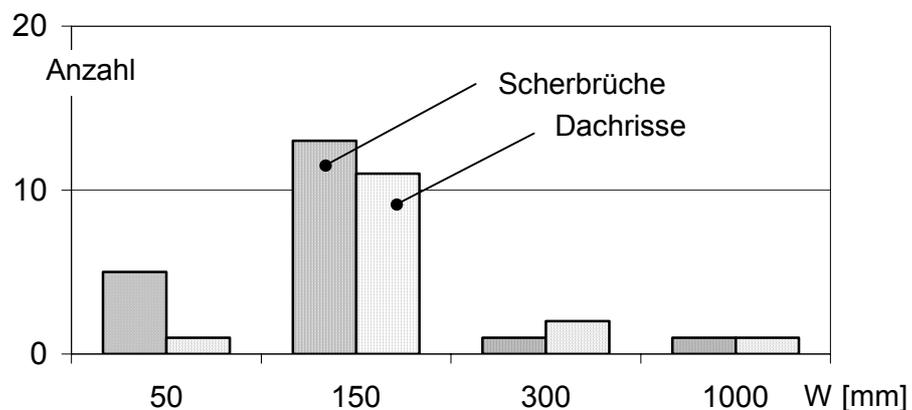


Abb. 6-50: Anzahl der aufgetretenen Sch'erbrüche und Dachrisse

Eine weiterer experimenteller Befund ist, dass die Dachrisse unabhängig von der Probengröße und Probenform stets in einem Winkel von etwa $\chi \approx 35^\circ$ zum Ligament gewachsen sind (Dachrisswinkel), bevor sie instabil in den Scherbruch umgeklappt sind. Zur genaueren Quantifizierung wurden die Dachrisswinkel χ ausgemessen, wie es in Abb. 6-51 dargestellt ist. Wie daraus hervorgeht, können bei einem Dachriss vier Winkel bestimmt werden, auf der Vorder- und Rückseite jeweils am konkaven und konvexen Rissufer. Aus den vier Winkeln wurde das arithmetische Mittel gebildet, die zusammen mit den Einzelwerten in Abb. 6-52 dargestellt sind. Ausgemessen wurden die Winkel im Bereich $\Delta a = 0..3 \text{ mm}$ Rissverlängerung.

Bei der Kreuzprobe mit $\lambda = -1$ konnte nur die konkave Seite ausgemessen werden. In diesem Fall wurde der Mittelwert wie folgt berechnet. Für alle anderen Proben wurden die Differenzen zwischen den konkaven Dachrisswinkeln und den Mittelwerten berechnet, und daraus das arithmetische Mittel berechnet. Der Mittelwert bei der Kreuzprobe mit $\lambda = -1$ ergab sich dann aus deren beiden konkaven Dachrisswinkeln abzüglich des arithmetischen Mittels aus den anderen Proben.

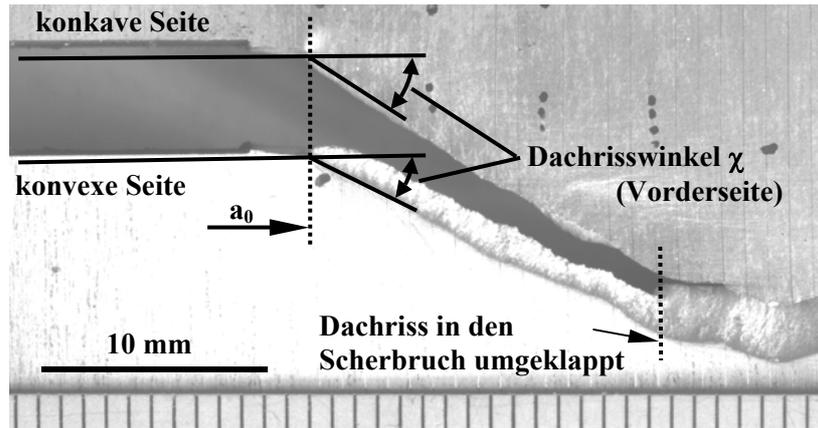


Abb. 6-51: Vorgehensweise zum Messen der Dachrisswinkel

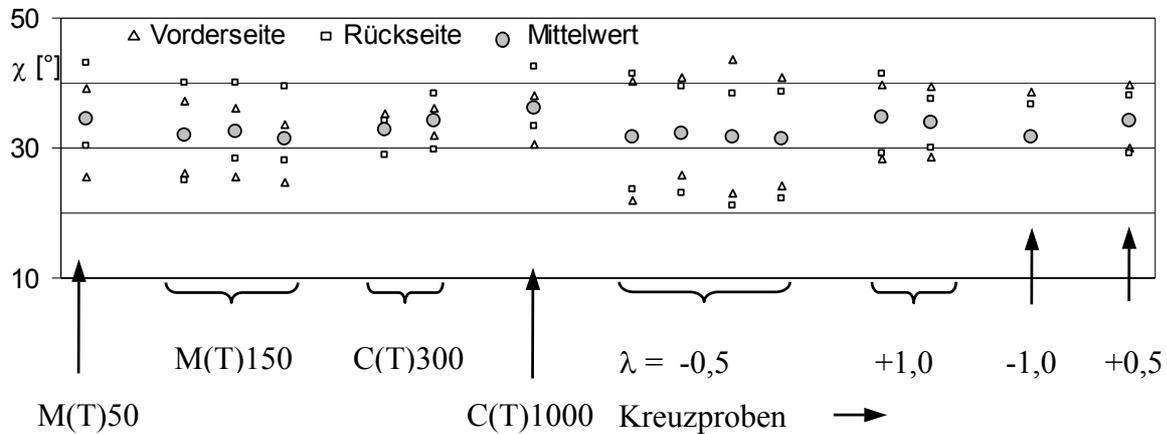


Abb. 6-52: Gemessene Dachrisswinkel χ

Die Mittelwerte der Dachrisswinkel liegen unabhängig von Probengröße und Probenart in einem Bereich von 30 bis 35°. Die Dachrisswinkel von gegenüberliegenden Rissufern sind stets unterschiedlich groß, was auf die plastische Deformation zurückzuführen ist.

Bei einigen Proben sind sowohl Scherbrüche als auch Dachrisse aufgetreten, so dass in Tab. 6-3 die Maximallasten miteinander verglichen werden können. Aus Tab. 6-3 ist ersichtlich, dass Dachrisse zu höheren ertragbaren Lasten führen als Scherbrüche. Allerdings scheint der Effekt bei den Zugproben weniger stark ausgeprägt zu sein als bei den Biegeproben. Alle Dachrisse sind am Lastmaximum instabil in den Scherbruch umgeklappt. Dies war stets mit einer instabilen Rissverlängerung von etwa 2 bis 5 mm verbunden. Wegen der verschiebungsgesteuerten Versuchsführung erfolgte dann Rissarrest.

	F_{\max} Scherbruch [kN]	F_{\max} Dachriss [kN]	Unterschied*
M(T)150**	172	177	3 %
C(T)300	15,5	17,2	11 %
C(T)1000	45,4	51,0	12 %

) * bezogen auf F_{\max} Scherbruch **) beide M(T) mit Beulschutz

Tab. 6-3: Maximallasten der Scherbrüche im Vergleich zu denen der Dachrisse

Weitere experimentelle Befunde bei den Dachrissen sind:

- Beim Dachriss handelt es sich um einen mikroduktilen Bruch wie auch beim Scherbruch (s. Kap. 6.1.3).
- Die δ_5 -R-Kurven und die $CTOA_{opt}$ der Dachrisse unterscheiden sich signifikant von denen der Scherbrüche (s. Kap 6.2 ff).
- Bei den Dachrissen erfolgte die globale Deformation im Mixed-Mode I/II und nicht im Mixed-Mode I/III wie bei den Scherbrüchen.

6.5.2 Phänomenologischer Erklärungsversuch

Bei Flachzugproben, deren Dicke klein ist im Vergleich zur Breite, wird beobachtet, dass sie nicht wie in Abb. 6-53 rechts dargestellt, in der Ebene maximaler Schubspannung brechen, sondern dass sie wie in Abb. 6-53 links dargestellt brechen [Cor91, Sei04].

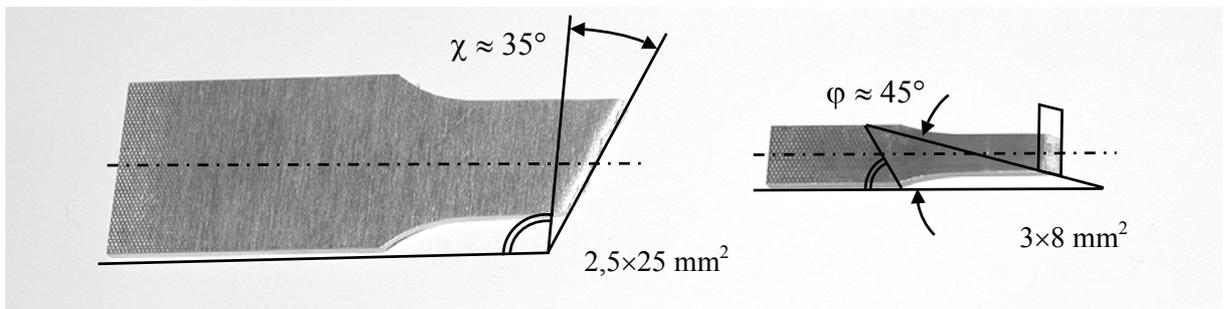


Abb. 6-53: Bruchformen bei Flachzugproben (vgl. m. Abb. 6-2)

Ursache ist die bei den Blechumformern bekannte Dehnungslokalisierung in einem schmalen Streifen (localized necking) im Anschluss an die diffuse Einschnürung (diffuse necking). Dieser schmale Streifen bildet mit der Zugrichtung einen Winkel von etwa 55° entsprechend $\chi=35^\circ$. Das endgültige Versagen erfolgt in diesem schmalen Streifen. Nach [Die86] kann dieser Lokalisierungswinkel χ theoretisch vorhergesagt werden, indem von einem homogenen, ideal-plastischen ($\nu=0,5$) und ebenen Spannungszustand sowie isotropen Werkstoffverhalten ausgegangen wird. Unter einachsiger Zugbelastung ist dann die Dehnung senkrecht zur Zugrichtung gerade halb so groß wie die Dehnung in Zugrichtung. Mit dem Einsetzen des Lokalisierens finden weitere Dehnungen nur noch lokal in diesem schmalen Streifen statt.

Wegen der Kompatibilität mit dem umgebenden Werkstoff, das nicht mehr weiter fließt, muss die Dehnung in Richtung dieses schmalen Streifens null sein. Aus dieser Bedingung folgt mittels Koordinatentransformation in der Blechebene der Winkel von $54,736^\circ$ zwischen der Richtung des schmalen Streifens und der Zugrichtung. Wo die Lokalisierung dann tatsächlich stattfindet, hängt von geometrischen oder werkstoffbedingten Imperfektionen ab. Aus der Herleitung wird ersichtlich, dass der theoretisch vorhergesagte Winkel χ bei biaxialer Belastung von λ abhängt. Der Zusammenhang ist in Abb. 6-54 rechts dargestellt [Bes02].

Zur Überprüfung bei Al 5083 H321 wurde eine M(T)75-Probe ohne Riss, also quasi als überbreite Flachzugprobe gezogen. Während des Versuchs entstanden schlagartig und unregelmäßig über die Probe verteilt streifenartige Lokalisierungen, wie es aus Abb. 6-54 links ersichtlich ist. Das plötzliche Entstehen dieser Bänder ist auf die inverse dynamische Reckalterung zurückzuführen, die bei Al-Mg-Legierungen auftritt und bspw. auch in [Rob94] beschrieben wurden. Das endgültige Versagen bei der M(T)75-Flachzugprobe erfolgte in einer solchen Lokalisierung, wobei ein kleiner Bereich als Scherbruch in der Ebene der maximalen Schubspannung versagte. Das Ausmessen der Winkel zwischen den Lokalisierungslinien und der Zugrichtung ergab 59° entsprechend $\chi=31^\circ$. Die Abweichung von der theoretischen Vorhersage ($\approx 55^\circ$) ist möglicherweise durch die Anisotropie des Werkstoffs bedingt.

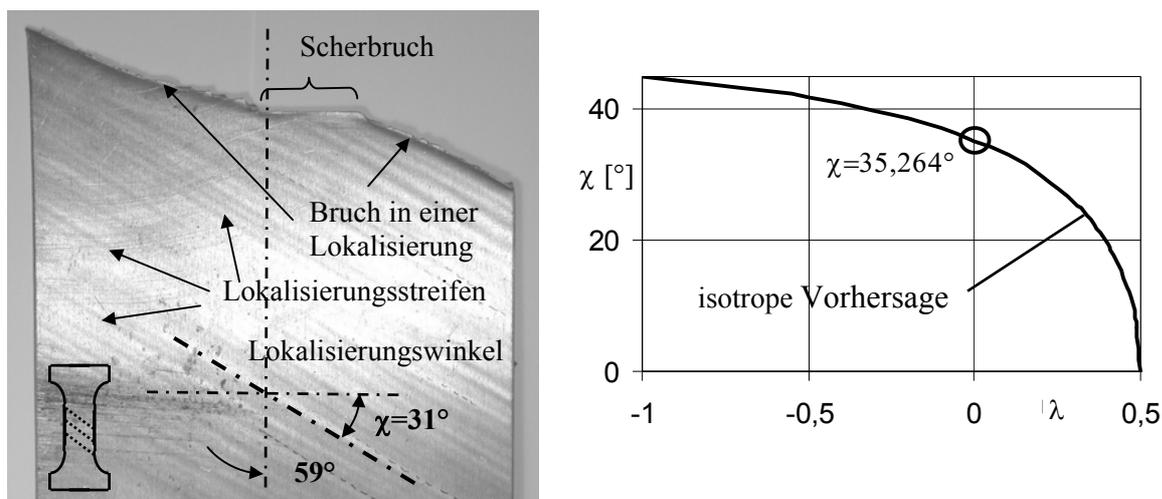


Abb. 6-54:

links: M(T)75-Flachzugprobe aus Al 5083 H321 mit Lokalisierungsstreifen
rechts: Vorhersage: Abhängigkeit der Winkels χ vom Spannungsverhältnis λ

Eine in Kap. 6.3 erörterte experimentelle Beobachtung ist, dass sich bei den Scherlippenwinkeln und beim $CTOA_{opt}$ des frühen Risswachstums die C(T)-Proben mit zunehmender Probengröße den M(T)-Proben angleichen. In Kombination mit der experimentellen Beobachtung, dass der Dachrisswinkel kaum von der Probenform abhängt und etwa dem Lokalisierungswinkel aus dem M(T)75-Flachzugversuch gleicht, motiviert zu folgender Hypothese zur Ursache für die Entstehung von Dachrissen.

Mit zunehmender Größe der Bruchmechanikproben tritt konkurrierend zum bruchmechanischen Verhalten das vom Flachzugversuch bekannte „Blechverhalten“ auf. Wie beim Flachzugversuch mit überbreiten Proben lokalisiert die Dehnung in einem schmalen Streifen von der Risspitze weg mit dem charakteristischen Winkel $\chi \approx 35^\circ$ zum Ligament. Der Riss wächst dann zunächst als Dachriss in dieser Dehnungslokalisierung. Aufgrund der Erfahrung bei den Experimenten scheinen V-förmig initiiierende Scherlippen den Dachriss zu begünstigen, während kollinear initiiierende Scherlippen den Scherbruch begünstigen. Dies erklärt zumindest, warum beim gleichen Probentyp und bei gleicher Probengröße sowohl Scherbrüche als auch Dachrisse aufgetreten sind.

Da nach der isotropen Vorhersage der Lokalisierungswinkel vom Spannungsverhältnis λ abhängt, sind in Ab. 6-55 die Dachrisswinkel der Proben sortiert nach ihrer globalen Biaxialität dargestellt. Ebenfalls eingetragen sind der Lokalisierungswinkel des M(T)75-Flachzugversuchs und die isotrope Vorhersage.

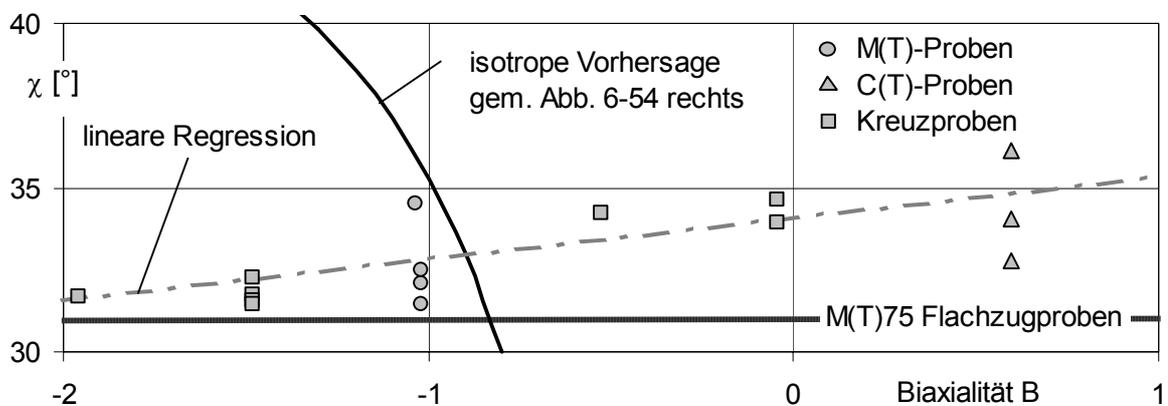


Abb. 6-55: Gemessene Dachrisswinkel über die Biaxialität aufgetragen

Die Analyse zeigt, dass die beobachteten Dachrisswinkel nahezu unabhängig von der linear-elastischen Biaxialität sind und dem Lokalisierungswinkel der M(T)75-Flachzugprobe gleichen. Damit stimmen sie nicht mit der isotropen Vorhersage überein. Dies kann als Hinweis interpretiert werden, dass sich mit zunehmender Probengröße vor der Risspitze ein Spannungs-Dehnungs-Zustand mit $\lambda \approx 0$ ausbildet, wie er auch in überbreiten Flachzugproben auftritt.

Bei den Versuchen wurde die stabil wandernde Risspitze mit dem Mikroskop beobachtet. Bei den Dachrissen hatte man dabei stets den Eindruck, dass der Riss dazu tendierte, in die Ligamentrichtung einzubiegen, um aber dann doch im Winkel $\chi \approx 35^\circ$ weiterzuwachsen. Erst am Instabilitätspunkt klappte er in den Scherbruch um. Des Weiteren hatte man stets den Eindruck, dass die Bereiche außerhalb eines schmalen Streifens vor der Risspitze sich wie starre "Schollen" verhalten und eine Starrkörperverschiebung durchführen.

Wie die FE-Simulationen in Kap. 6.3.8 (s. a. Abb. 6-41) zeigen, tendiert mit zunehmendem stabilem Risswachstum das lokale λ_{l_0} auf dem Ligament gegen +0,5 und zwar unabhängig von der Biaxialität der Proben. Gemäß der isotropen Vorhersage ergäbe dies genau $\chi = 0^\circ$ womit die Dehnungslokalisierung kollinear zum Ligament verläuft. Wenn man dies als bruchmechanisches Verhalten interpretiert, dann kann die Hypothese für die Entstehung von Dachrissen wie folgt erweitert werden.

Bei kleinen Proben dominiert das bruchmechanische Verhalten. Mit zunehmendem Risswachstum strebt das lokale λ_{l_0} schnell gegen +0,5 und die Dehnungslokalisierung liegt kollinear zum Ligament in die der Riss hineinwächst. Mit zunehmender Probengröße tritt konkurrierend dazu das bereits beschriebene Blechverhalten auf, bei dem sich um $\chi \approx 35^\circ$ die Lokalisierungsstreifen ausbilden in die dann der Riss dachförmig hineinwächst. Mit zunehmendem stabilem Risswachstum dominiert dann allmählich das bruchmechanische Verhalten, das durch $\lambda_{l_0} \approx +0,5$ auf dem Ligament gekennzeichnet ist. Der Übergang vom Blechverhalten zum bruchmechanischen Verhalten erfolgt nicht kontinuierlich, sondern scheint zunächst unterdrückt zu sein. Die Ursache kann der Wechsel von einer Mixed-Mode I/II Deformation beim Dachriss zu einer Mixed-Mode I/III Deformation beim Scherbruch sein, der erst bei einer genügend großen Dominanz des bruchmechanischen Verhaltens und dann aber instabil erfolgt.

Die aufgestellte Hypothese zum Dachrissverhalten steht im Einklang mit den experimentellen Ergebnissen und deren Analyse. Zur Absicherung der Hypothese sind jedoch weitere Forschungen erforderlich. Zum Einen sollten die Dehnungen und die Dehnraten mittels Feldmessverfahren gemessen werden, um die Lokalisierung nachweisen zu können. Die Messung von Dehnraten ist dabei zwingend erforderlich, da das Phänomen der Dehnungslokalisierung nur unter Berücksichtigung der Dehnraten verstanden werden kann. Zum Anderen sollten FE-Simulationen durchgeführt werden, bei denen sowohl die Dehnungslokalisierung als auch der Rissfortschritt modelliert wird. Die Relevanz für die Bauteilbewertung wird als gering eingeschätzt, da bei Proben mit Dachrissen höhere Maximallasten aufgetreten sind als bei den Proben mit Scherbrüchen, weshalb bei der Bauteilbewertung kein Kredit davon genommen werden kann. Darüber hinaus können weder die δ_5 -R-Kurven noch der $CTOA_{opt}$ von Dachrissen nicht für die Bauteilbewertung verwendet werden, da beide größer sind als die δ_5 -R-Kurven und die $CTOA_{opt}$ der Scherbrüche und damit keine konservativ niedrigen Ergebnisse liefern.

7 Untersuchungen zur analytischen Bauteilbewertung mittels δ_5 -R-Kurven

Wie schon in Kap. 2.4 einführend erläutert, ist die Rissöffnung in die analytischen Fehlerbewertungsprozeduren ETM und SINTAP eingegangen. Deshalb wird nun untersucht, inwieweit sich die gewonnenen Erkenntnisse auf die analytische Bauteilbewertung auswirken.

Während dieser Untersuchungen wurde innerhalb der SINTAP-Prozedur eine Option zur bruchmechanischen Bewertung dünnwandiger Strukturen entwickelt, die in [Sch04] bereits veröffentlicht und für die Fortschreibung von SINTAP als "Thin-Wall-Option" akzeptiert wurde [Web05]. Deutschsprachige Zusammenfassungen finden sich in [Zer03, Zer03a]. Nachfolgend werden die Ergebnisse aus [Sch04] zusammen mit den Ergebnissen der bruchmechanischen Bewertung mit [ETM98] dargestellt.

7.1 Die Fehlerbewertungsprozeduren ETM und SINTAP

ETM

Beim ETM handelt es sich um eine am GKSS Forschungszentrum Geesthacht entwickelte Fehlerbewertungsprozedur. Das ETM selbst ist der Grundbaustein des EFAM (Engineering Flaw Assessment Method), das eine in sich geschlossene ingenieurmäßige Methode zur bruchmechanischen Bewertung von Fehlstellen in technischen Konstruktionen ist. Eine Übersicht zu den Bausteinen von EFAM findet sich in [KHS00].

Die Bauteilseite von EFAM besteht aus dem

- ETM zur analytischen Bauteilbewertung homogener Bauteile [ETM98], dem
- ETM MM zur Bewertung von Scheißnähten mit inhomogenen Festigkeitseigenschaften [KHS97] sowie dem
- ETM Creep zur Bewertung von Kriechrischwachstum [Lan02].

Die Materialseite von EFAM besteht aus der

- GTP zur bruchmechanischen Prüfung homogener Werkstoffe unter statischer Beanspruchung [GTP02], der
- GTP SCC für Korrosionsrischwachstum [Die02] und der
- GTP creep für Kriechrischwachstum [KHS02a].

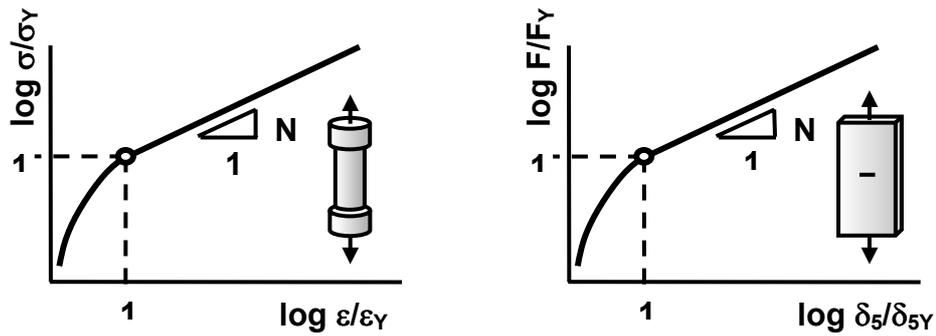


Abb. 7-1: Analogie zwischen dem Zugversuch und den bruchmechanischen Versuchen

Die bruchmechanische Bewertung mit dem ETM kann auf der Basis des J-Integrals oder der Risspitzenöffnung δ_5 erfolgen, wobei hier nur auf δ_5 eingegangen wird. Bei der Bewertung wird die Rissöffnung δ_5 im zu bewertenden Bauteil nach einem einheitlichen Formelsatz berechnet, der für den ebenen Spannungszustand in Tab. 7-1 zusammengestellt ist. Bei einer gegebenen Risslänge hängt die Rissöffnung δ_5 nur von der äußeren Last F ab. Unterhalb der Fließlast wird δ_5 aus dem linear-elastischen K-Wert mit der Irwin'scher Risslängenkorrektur berechnet. Oberhalb der Fließlast, also im vollplastischen Zustand, wird von der in Abb. 7-1 dargestellten Analogie ausgegangen, wobei analog zur Spannungs-Dehnungs-Kurve mit einem Potenzgesetz extrapoliert wird. Der Verfestigungsexponent N wird aus der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve ermittelt. Für das Bauteil mit Riss werden eine K-Lösung und eine Fließlastlösung bspw. aus [ETM98] benötigt. Darüber hinaus werden der Elastizitätsmodul, die Fließspannung, die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung des Werkstoffs benötigt. Bei der Bewertung wird das im Bauteil berechnete δ_5 mit der δ_5 -R-Kurve verglichen.

begrenztes Fließen $F \leq F_Y$	$\delta_5 = \frac{2,41 \sqrt{mm}}{E} K + \frac{K_{eff}^2}{E \sigma_Y} \left[\frac{F}{F_Y} \right]$ $K_{eff} = \sigma_\infty \sqrt{\pi a_{eff}} Y(a_{eff}/W)$ mit $a_{eff} = a + \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_Y} \right)^2$ und $K = \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \cdot Y(a/W)$
vollplastisch $F \geq F_Y$	$\delta_{5Y} = \delta_5 \Big _{F=F_Y} = \frac{2,41}{E} K + \frac{K_{eff}^2}{E \sigma_Y} \left[\frac{F}{F_Y} \right] \Big _{F=F_Y}$ $\frac{\delta_5}{\delta_{5Y}} = \left[\frac{F}{F_Y} \right]^{\frac{1}{N}} \quad \text{mit } N = \log(R_m/R_{p02})/\log(\varepsilon_m/\varepsilon_{02})$ $\text{und } \varepsilon_{02} = R_{p02}/E + 0,002$

Tab.7-1: Formelsatz zur Berechnung der Rissöffnung δ_5 aus [ETM98] ebener Spannungszustand, Option mit der Rissöffnung

SINTAP

Bei SINTAP (Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry) handelt es sich um die 1999 publizierte vereinheitlichte Europäische Fehlerbewertungsprozedur, die das Ergebnis eines europäischen Verbundprojekts mit 17 Teilnehmern aus Forschung und Industrie ist [SIN99a, SIN99b, Ain00].

SINTAP bietet zwei Möglichkeiten der Bauteilbewertung. Bei der FAD-Option, die analog zur R6-Routine des BEGL arbeitet [BS99], wird die bauteilseitige Rissbeanspruchung mit dem materialeitigen Risswiderstand normiert und in ein gemeinsames FAD (Failure Assessment Diagram) eingetragen. Liegt der Punkt innerhalb der Versagensgrenzkurve des FAD so gilt das angerissene Bauteil als sicher. Liegt der Punkt auf oder außerhalb der Versagensgrenzkurve, so muss mit Versagen gerechnet werden. Bei der zweiten Option, der CDF-Option (crack driving force), werden analog zum ETM die bauteilseitige Rissbeanspruchung und der materialeitige Risswiderstand getrennt ermittelt und in der Bewertung miteinander verglichen. Die Bestimmung des materialeitigen Risswiderstands ist nicht Bestandteil von SINTAP, sie kann beispielsweise nach [GTP02, ISO04] erfolgen.

	Analyse-Ebene 1 (Level 1)	Analyse-Ebene 3 (Level 3)
	$COD = \delta = \delta_e \cdot [f(L_r)]^2$ mit $\delta_e = \frac{K^2}{E R_{p02}}$ und $L_r = \frac{F}{F_Y}$	
$f(L_r) =$ für $0 \leq L_r \leq 1$	$\left[1 + \frac{1}{2} L_r^2\right]^{-1/2} \cdot [0,3 + 0,7 \exp(-\mu L_r^6)]$ $\mu = \min \left[\begin{array}{l} 0,001 E/R_{p02} \\ 0,6 \end{array} \right]$	$\left[\frac{E \varepsilon_{ref}}{\sigma_{ref}} + \frac{1}{2} \frac{L_r^2}{E \varepsilon_{ref} / \sigma_{ref}} \right]^{-1/2}$
$f(L_r) =$ für $1 \leq L_r \leq L_{r \max}$	$f(L_r = 1) \cdot L_r^{(N-1)/2N}$ $N = 0,3 \cdot \left[1 - \frac{R_{p02}}{R_m} \right]$	<p>wahre Spannung</p> <p>σ_{ref}</p> <p>R_{p02}</p> <p>$\sigma_{ref} = L_r R_{p02}$</p> <p>wahre Dehnung</p> <p>ε_{ref}</p>
$L_{r \max} =$	$\frac{1}{2} (R_{p02} + R_m) / R_{p02}$	

Tab. 7-2: Formelsatz zur Berechnung der Rissöffnung δ aus [SIN99a]
CDF-Option, ebener Spannungszustand, Werkstoff ohne Lüdersplateau

Sowohl bei der FAD-Option als auch bei der CDF-Option können als Rissspitzenparameter der K-Wert, das J-Integral oder die Rissöffnung COD (crack opening displacement, δ) verwendet werden, wobei hier nur auf die Rissöffnung δ eingegangen wird. Bei der Bewertung wird δ im zu bewertenden Bauteil nach einem einheitlichen Formelsatz berechnet, der in Tab. 7-2 zusammengestellt ist. Die Berücksichtigung plastischen Materialverhaltens erfolgt in SINTAP mit der Plastizitätskorrekturfunktion $f(L_r)$, die vom Verhältnis der Last zur Fließlast (L_r) abhängt. Bei der Analyse-Ebene 1 (Level 1) erfolgt die Extrapolation in den vollplastischen Bereich hinein mit einem Verfestigungsexponenten, der als untere Hüllkurve experimenteller Daten gewonnen wurde [SIN00].

Bei der Analyse-Ebene 3 (Level 3) wird die komplette wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve benötigt. Bei einer gegebenen Risslänge hängt die Rissöffnung δ nur von der äußeren Last F ab. Benötigt werden für das gegebene Bauteil mit Riss der K-Wert- und eine Fließlastlösung bspw. aus [ETM98] sowie der Elastizitätsmodul und die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve des Materials.

Während beim ETM die Rissöffnung von vorne herein konkret als δ_5 definiert ist, ist sie bei SINTAP nur pauschal als δ angegeben, ohne dass näher zu spezifiziert wird, wo genau δ an der Risspitze lokalisiert ist. Deshalb wurde in den Untersuchungen die pauschale Rissöffnung δ als δ_5 interpretiert. Bei der Bauweilbewertung wird dann, wie beim ETM auch, das im Bauteil berechnete δ mit der δ_5 -R-Kurve verglichen.

Eine Besonderheit von SINTAP ist das Prinzip der abgestuften Konservativität je nach Verfügbarkeit der Eingangsparameter. Bei der Analyse-Ebene 1 werden nur die Fließspannung und die Zugfestigkeit benötigt, während bei der Analyse-Ebene 3 die komplette wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve benötigt wird. Abgestufte Konservativität bedeutet, dass Level 1 konservativer ist als Level 3, allerdings ist bei Level 1 der Aufwand für die Ermittlung der Eingangsparameter geringer.

7.2 Bewertung dünnwandiger Strukturen mit ETM und SINTAP

7.2.1 Prinzip und Programmierung

Eine Besonderheit dünnwandiger Strukturen ist das Auftreten ausgedehnten stabilen Risswachstums, das bei der bruchmechanischen Bewertung berücksichtigt werden muss. Die Vorgehensweise ist in ETM und SINTAP gleich, nur dass unterschiedliche Formeln für die Berechnung der Rissöffnung verwendet werden (s. Tab. 7-1 u.7-2). Die prinzipielle Vorgehensweise ist in Abb. 7-2 links dargestellt. Für ein gegebenes Bauteil mit gegebenen Materialeigenschaften ist die Rissöffnung nur eine Funktion der äußeren Kraft und der Risslänge. Im δ_5 - Δa -Diagramm ergibt dies eine Kurvenschar mit der Kraft als Parameter. Das analytisch simulierte Risswachstum ergibt sich aus den Schnittpunkten der Linien konstanter Kraft mit der δ_5 -R-Kurve.

Im Punkt 1 muss die Kraft gesteigert werden damit der Riss weiter stabil wächst. Im Punkt 2 tangiert die Kraftkurve gerade die δ_5 -R-Kurve, und die Last kann nicht mehr weiter gesteigert werden. Dies ist die vom Bauteil maximal ertragbare Last. Im kraftgesteuerten Versuch versagt das Bauteil instabil. Im verschiebungsgesteuerten Versuch wächst der Riss stabil weiter, wobei die Kraft wieder absinkt (Punkt 3). Die Schnittpunkte der Kraftlinien mit der δ_5 -R-Kurve ($F, \delta_5, \Delta a$ -Punkte) können dann direkt mit experimentellen Kraft-Verformungs-Kurven verglichen werden.

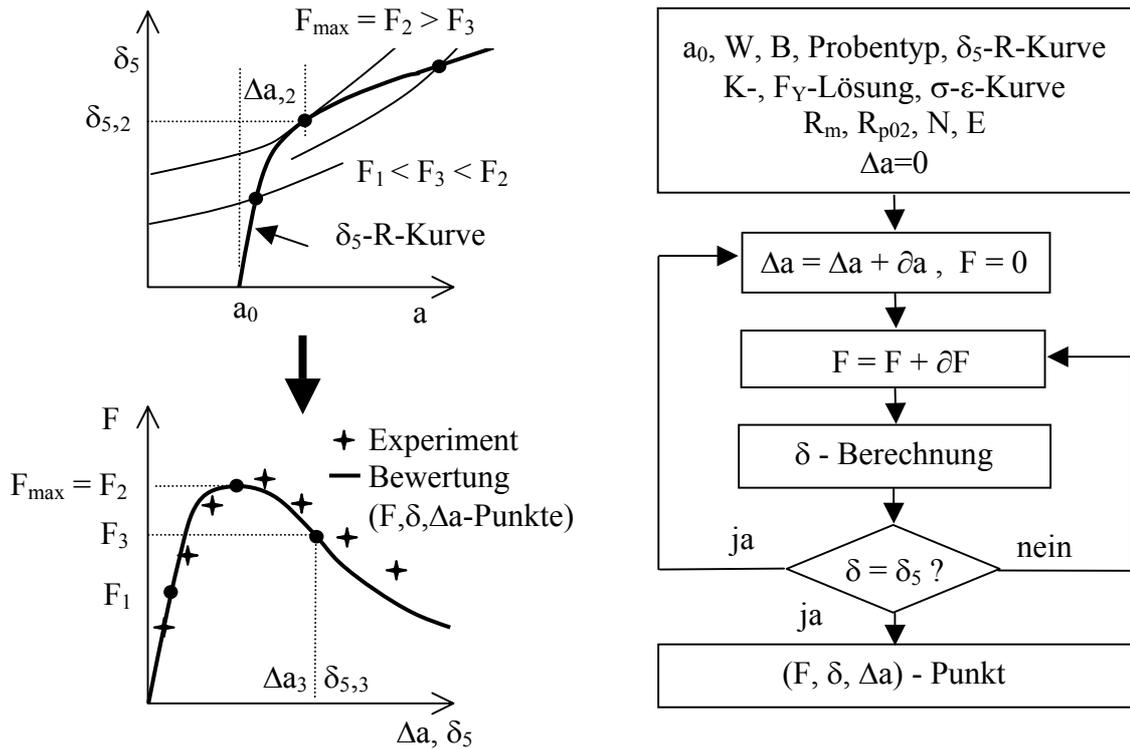


Abb. 7-2: Bewertung stabilen Risswachstums nach der CDF-Option mit δ als Rissbeanspruchungsparameter, links Prinzip, rechts Programmablaufplan

Die Berechnung wurde nach dem Programmablaufplan in Abb. 7-2 rechts mit Fortran programmiert. In einer inneren Schleife wird bei einer konstanten Risslänge $a_0 + \Delta a$ die Kraft inkrementell so lange gesteigert, bis das mit den Formelsätzen in den Tab. 7-1 und 7-2 berechnete δ gleich dem δ_5 der δ_5 -R-Kurve bei dieser Rissverlängerung ist. Dies ergibt einen $(F, \delta, \Delta a)$ -Punkt. Anschließend wird in der äußeren Schleife die Risslänge um ein Inkrement vergrößert, die Kraft auf null zurückgestellt und die innere Schleife erneut gestartet. Die damit punktweise berechneten Last-Verformungs-Kurven können dann direkt mit den Experimenten verglichen werden.

7.2.2 Simulation der Bauteilbewertung

Der umfangreiche experimentelle Datensatz für 3mm dickes Blech aus Al 5083 H321 wird genutzt, um die Bauteilbewertung dünner Strukturen zu simulieren. Dazu wird angenommen, dass der materialseitige Risswiderstand aus den δ_5 -R-Kurven der C(T)50- und C(T)150-Proben ermittelt wird. Mit dieser Risswiderstandskurve wird das stabile Risswachstum der anderen C(T)-, M(T)- und Kreuzproben simuliert und mit den Experimenten verglichen. Speziell die Kreuzproben sollen bauteilartige Strukturen repräsentieren. Einbezogen in die Untersuchungen werden frühere Experimente mit zwei Aluminium-Legierungen sowie einem ferritischen und einem austenitischen Stahl. Tab. 7-3 gibt eine kurze Übersicht zum Untersuchungsprogramm. Ausführlich dokumentiert sind die mit SINTAP durchgeführten Untersuchungen und Ergebnisse in [Sch04]. Eine deutschsprachige Zusammenfassung findet sich in [Zer03].

Material	Dicke [mm]	Proben	Quelle
Al 5083 H321	3	C(T)50,150,300,1000 M(T)50,150; Kreuzproben W150	eigene Experimente
Al 2024 FC*	5	C(T)100,200; M(T)127	[Lin98]
Al 2024 T351	1,6	C(T)50,100,200,1000	[Cor94]
35NiCrMo16	5	M(T)50	[Hel84]
X6CrNi18 11	10	C(T)100; M(T)100	[KHS96]

) * FC = weichgeglüht

Tab. 7-3: Untersuchungsprogramm zur analytischen Bauteilbewertung

7.2.3 Bereitstellung der δ_5 -R-Kurve für Al 5083 H321

Für die Festlegung des Risswiderstands werden die δ_5 -R-Kurven der C(T)50- und C(T)150-Proben verwendet. Die Bestimmung einer gültigen δ_5 -R-Kurve erfolgt nach [GTP02] und ist in Abb. 7-3 dargestellt.

Die Approximation der δ_5 -R-Kurven mit einer Potenzfunktion erfolgte durch Linearisieren mittels des Exponenten, und anschließender linearer Regression. Der Exponent wurde variiert, bis die Fehlerquadrate der linearen Regression minimal wurden. Als Untergrenze für der Streubereich wurde die Potenzanpassung abzüglich der δ_5 -Standardabweichung festgelegt. Das Ergebnis der Potenzanpassung ist die Größengleichung 7-1, wobei der Gültigkeitsbereich auf $\Delta a=20\text{mm}$ festgelegt wird.

$$\begin{aligned}
 \left(\delta_5 / \text{mm} \right) &= 0,17 + 0,14 \left(\Delta a / \text{mm} \right)^{0,85} && \text{Mittelwerte} \\
 \left(\delta_5 / \text{mm} \right) &= 0,087 + 0,14 \left(\Delta a / \text{mm} \right)^{0,85} && \text{Untergrenze Streubereich} \\
 \text{mit } \Delta a_{\text{max}} &= 20 \text{ mm} && (7-1)
 \end{aligned}$$

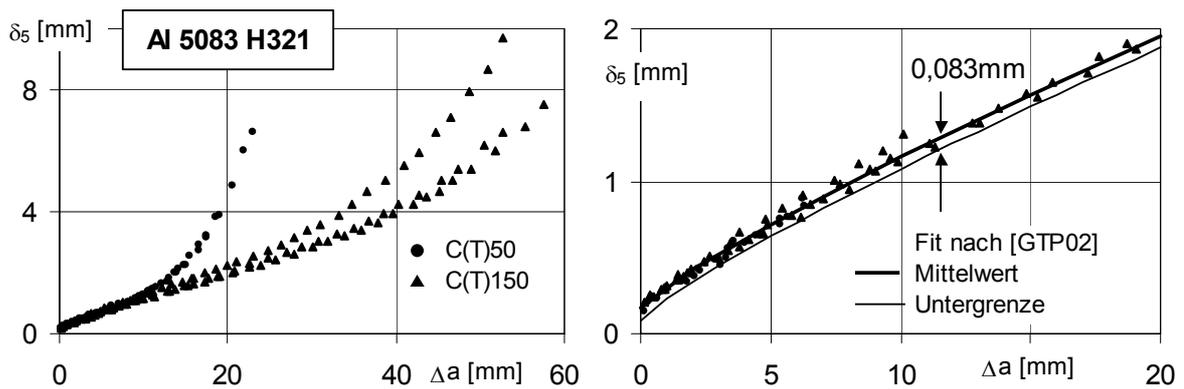


Abb. 7-3: Für den Risswiderstand verwendete δ_5 -R-Kurven, links Experiment, rechts innerhalb der jeweiligen Gültigkeitsbereiche

7.3 Beispiele für die Ergebnisse der analytischen Bauteilbewertung

In [Sch04] sind die mit dem ETM durchgeführten Untersuchungen nicht veröffentlicht worden. Deshalb werden nachfolgend die mit dem ETM berechneten Vorhersagen mit den Vorhersagen nach SINTAP und den Experimenten verglichen. In den Abb. 7-4, 7-5 und 7-6 erfolgt dies für die Last-Verformungs-Kurven von drei ausgewählten Proben. In folgenden Abbildungen sind jeweils links die Kraft über der Rissöffnung δ_5 und rechts die Kraft über der Rissverlängerung dargestellt.

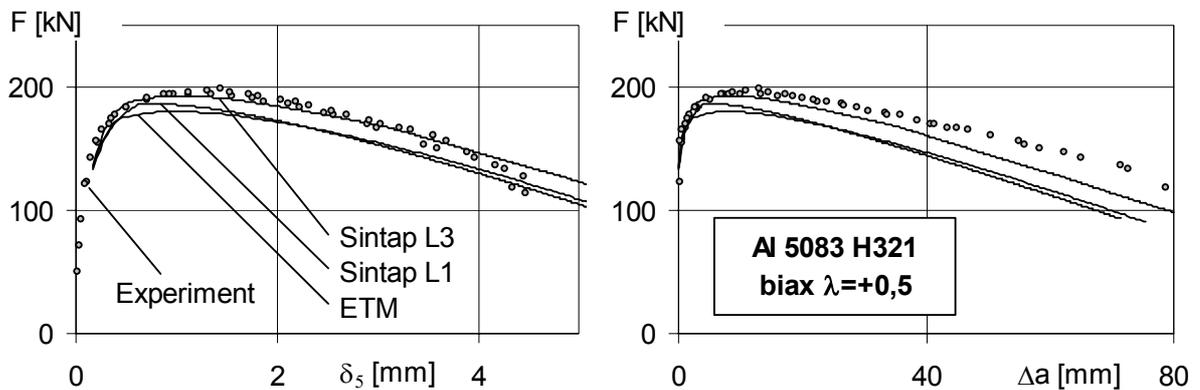


Abb. 7-4: Vergleich des Experiment mit der Vorhersage für eine Kreuzprobe

Bei den Proben aus Al 5083 H321 kann die Maximallast sowohl mit dem ETM als auch mit SINTAP gut vorhergesagt werden. Die Vorhersage mit dem ETM gleicht der von SINTAP Level1. Dies ist besonders bei den M(T)- und den Kreuzproben bemerkenswert, da sie mit den δ_5 -R-Kurven von C(T)50 und C(T)150-Proben bestimmt wurden. Bei der C(T)1000-Probe wird die Maximallast leicht überschätzt.

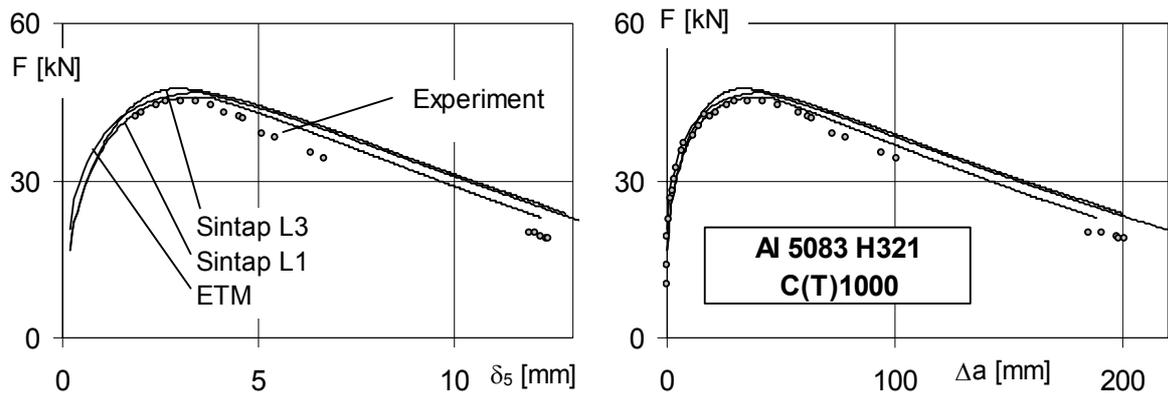


Abb. 7-5: Vergleich Experiment mit Vorhersage für die C(T)1000-Probe

Abb. 7-6 zeigt ein Beispiel, bei dem die Vorhersage mit dem ETM eine höhere Maximallast als nach SINTAP Level 3 ergibt. Im Vergleich mit dem Experiment ist sie aber immer noch deutlich konservativ.

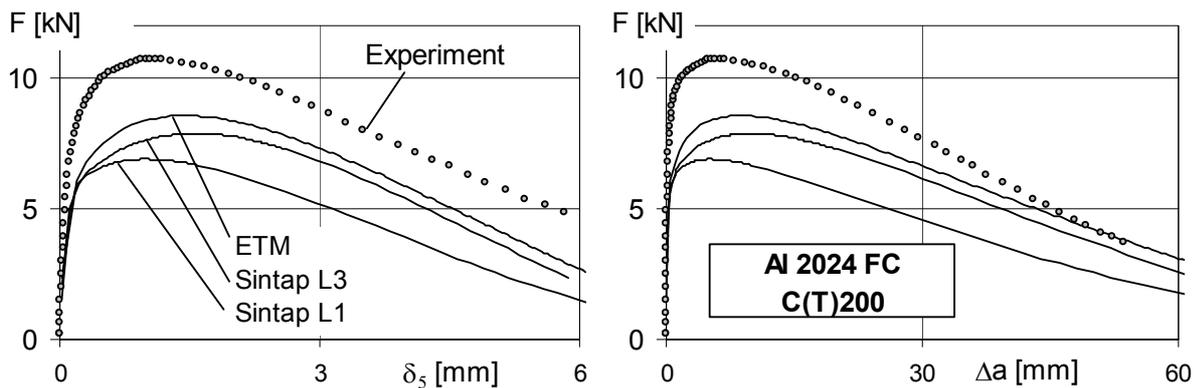


Abb. 7-6: Vergleich Experiment mit Vorhersage für eine C(T)200-Probe

Die Beispiele zeigen, dass sowohl mit dem ETM als auch mit SINTAP die Last-Verformungskurven gut vorhergesagt werden können. Dies gilt durchweg für alle untersuchten Proben. Nachfolgend werden in Abb. 7-7 für alle untersuchten Proben die mit dem ETM vorhergesagten Maximallasten mit den Maximallasten der Experimente verglichen. In Abb. 7-8 werden für alle untersuchten Proben die prozentualen Abweichungen der mit dem ETM und mit SINTAP berechneten Maximallasten mit den Maximallasten der Experimente verglichen.

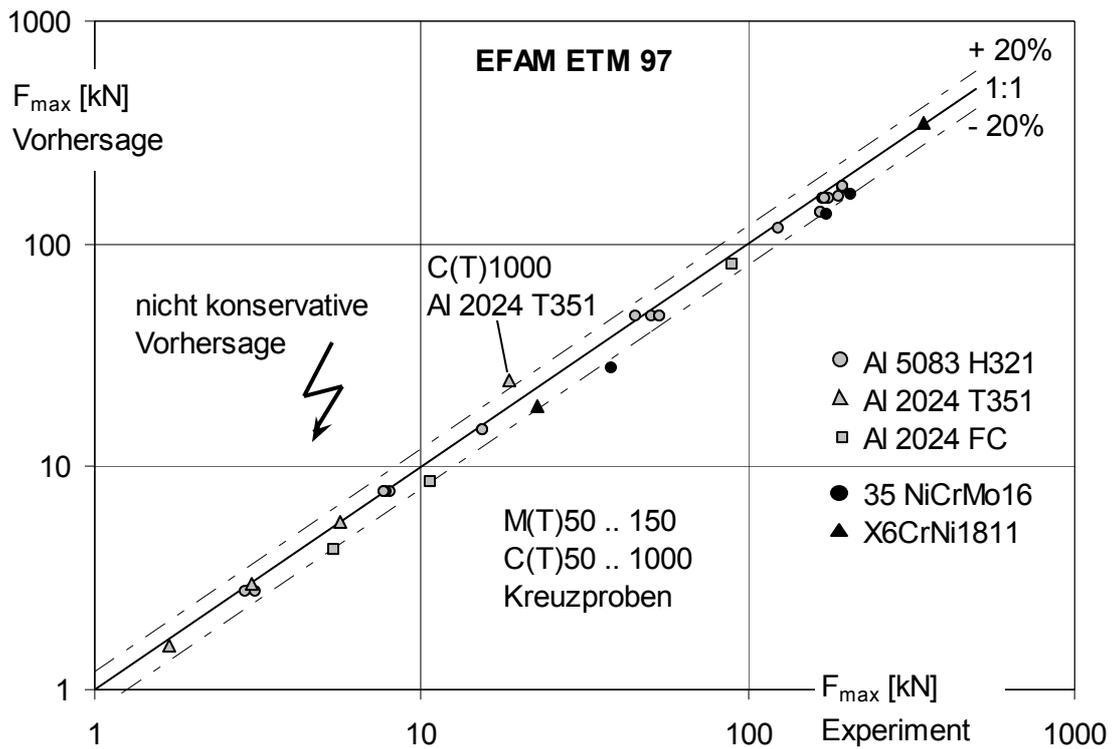


Abb. 7-7: Vergleich der Maximallasten der Vorhersage mit dem ETM mit den Experimenten für alle untersuchte Proben

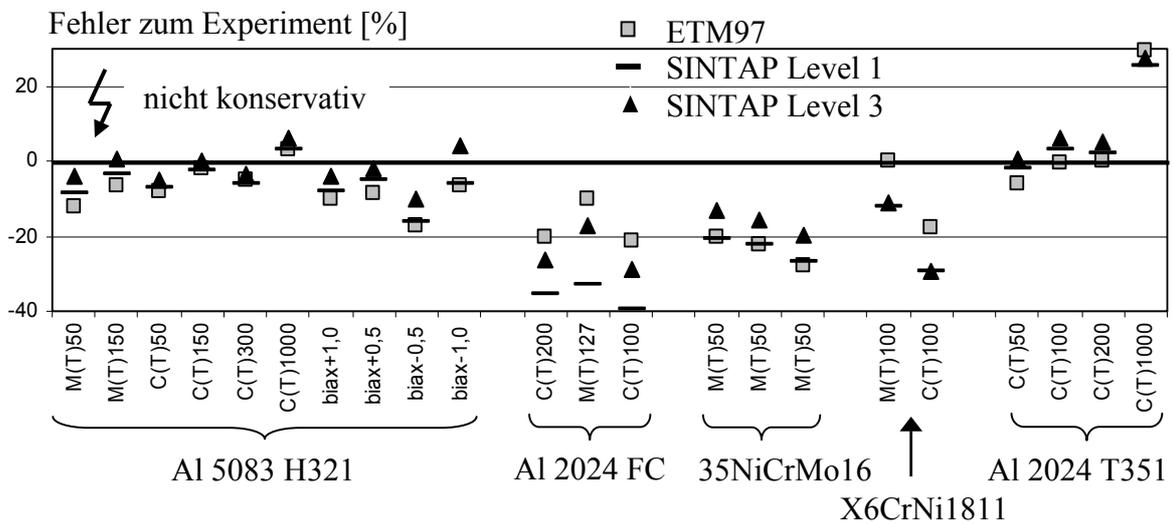


Abb. 7-8: prozentuale Abweichung der vorhergesagten Maximallasten zu den Experimenten für alle untersuchten Proben und Werkstoffe

Die Auswertung in Abb. 7-8 zeigt, dass bei allen untersuchten Proben die SINTAP Level 3 Vorhersagen weniger konservativ sind als die SINTAP Level 1 Vorhersagen, wobei allerdings die Differenz je nach Material unterschiedlich groß ist. Dies ist darauf zurückzuführen, dass beim Level 1 eine untere Hüllkurve für den Verfestigungsexponenten verwendet wird, der die Spannungs-Dehnungs-Kurven unterschiedlicher Werkstoffe mehr oder weniger gut approximiert. Bei Al 2024 T351 beispielsweise liegt die mit dem Verfestigungsexponenten approximierten Spannungs-Dehnungs-Kurve nur gering unter der experimentell bestimmten Spannungs-Dehnungs-Kurve, dementsprechend gering ist die Differenz zwischen den Maximallasten der beiden Analyseebenen.

Bei Al 5083 H321, Al 2024 T351 und 35NiCrMo16 gleicht die ETM-Vorhersage der SINTAP Level 1 Vorhersage. Bei Al 2024 FC und bei X6CrNi1811 ergibt die ETM-Vorhersage signifikant höhere Maximallasten als die SINTAP-Vorhersagen. Die Ursache dafür sind die unterschiedlichen Berechnungsverfahren für die Rissöffnung δ . Beispielsweise beträgt der Quotient $\delta_Y^{\text{SintL1}}/\delta_Y^{\text{ETM}}$ am Fließpunkt ($L_r=1$) bei Al 2024 FC 1,86 während der Quotient bei Al 5083 H321 nur 1,28 beträgt. Dies bedeutet, dass in der Berechnung nach dem ETM höhere Kräfte erforderlich sind im Vergleich zu SINTAP, damit das berechnete δ gleich dem δ der δ_5 -R-Kurve ist.

Aufgrund der Ergebnisse bei den beiden großen C(T)1000-Proben scheint sich abzuzeichnen, dass die Vorhersagen mit zunehmender Probengröße nichtkonservativ werden. Die Ursache erschließt man sich durch ein Gedankenexperiment, indem man die Probe unendlich groß werden lässt. Dann wird auch die Fließlast rein rechnerisch unendlich groß und die nach den Tab. 7-1 und 7-2 berechneten δ zu klein. Daraus folgt dann mit zunehmender Probengröße die Vorhersage von nichtkonservativen Maximallasten. Somit wird deutlich, dass mit zunehmender Probengröße das Bruchgeschehen nicht mehr durch die globale Fließlast gesteuert wird, sondern wenn in einem begrenzten Bereich vor der Riss Spitze die Fließlast überschritten wird. Beispielsweise müsste bei der C(T)1000-Probe aus Al 2024 T351 die Fließlast rechnerisch auf die Hälfte reduziert werden, damit die Vorhersage gleich der Maximallast des Experiments wird. Die Definition einer solchen lokalen Fließlast für die Bewertung dünnwandiger Strukturen ist Gegenstand der laufenden Forschung.

7.4 Zur Sensitivität der Bauteilbewertung auf Streuungen der δ_5 -R-Kurven

Die Streuung der δ_5 -R-Kurven führt zur Frage, wie sensitiv die Bauteilbewertung darauf reagiert. Dazu wurde bereits bei der Festlegung einer gültigen δ_5 -R-Kurve eine untere Hüllkurve festgelegt (s. a. Abb. 7-3 rechts). In Tab. 7-4 sind die mit der Mittelwert- δ_5 -R-Kurve vorhergesagten Maximallasten den mit der unteren Hüllkurve vorhergesagten Maximallasten gegenübergestellt. Die Beispiele wurden so gewählt, dass der Punkt der Maximallast jeweils im unteren, mittleren und oberen Bereich der gültigen δ_5 -R-Kurve liegt. Aus den Ergebnissen in Tab. 7-4 wird ersichtlich, dass die Maximallasten unabhängig von der Lage des Maximum-Punktes nicht sehr sensitiv auf Streuungen der δ_5 -R-Kurve reagieren. Im Vergleich zur Genauigkeit, mit der üblicherweise die realen Lasten von Bauteilen bekannt sind, wird diese Abweichung als nicht relevant eingeschätzt.

Material	F_{\max} Mittelwert	F_{\max} Untergrenze	Prozentuale Abweichung	bei $a_{\max} \approx$
Al 5083 H321				
C(T)50, $a_0/W=0,5$	2,76 kN	2,68 kN	-3 %	0,5 mm
M(T)150, $a_0/W=0,2$	160,5 kN	159,7 kN	-0,5 %	7,5 mm
biax W=500 $\lambda=-0,5$ $a_0/W=0,04$	561,5kN	560,4 kN	-0,2 %	18,5 mm

Tab. 7-4: Abweichung der mit dem ETM vorhergesagten Maximallast bei Verwendung der unteren Hüllkurve im Vergleich zum Mittelwert

7.5 Zur Extrapolation von δ_5 -R-Kurven

Bei einer bruchmechanischen Bewertung ist die maximal ertragbare Last erreicht, wenn die Lastkurve die δ_5 -R-Kurve gerade tangiert (Maximum-Punkt). Bei Laborproben und kleineren Bauteilen erfolgt dies bei kleinen Rissverlängerungen, während mit zunehmender Probengröße sich der Maximum-Punkt zu längeren Rissverlängerungen hin verschiebt, wie es in Abb. 7-9 schematisch dargestellt ist. Dabei kann es vorkommen, dass der Maximum-Punkt außerhalb des Gültigkeitsbereichs der vorhandenen δ_5 -R-Kurve liegt. Sofern eine erneute Bestimmung der δ_5 -R-Kurve mit einer größeren Laborprobe nicht möglich ist, wäre es wünschenswert, die δ_5 -R-Kurve zu extrapolieren. Nachfolgend wird untersucht, inwieweit es möglich ist, die gültige δ_5 -R-Kurve zu extrapolieren.

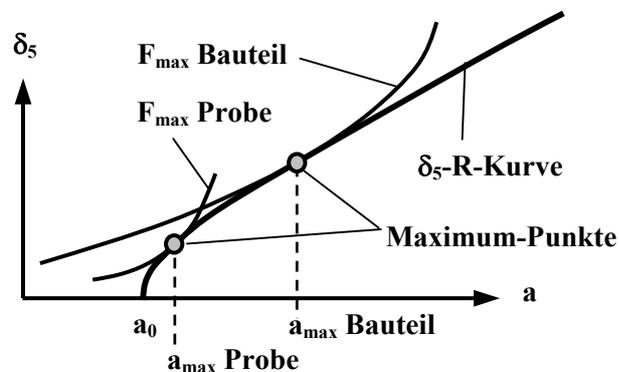


Abb. 7-9: Lage der Maximum-Punkte auf der δ_5 -R-Kurve

Ausgehend von den experimentellen Ergebnissen werden vier Extrapolationsverfahren für die gültige δ_5 -R-Kurve untersucht.

- Bei der CTOA5°-Kurve wird mit einer konstanten Steigung extrapoliert, wobei als Steigung der Mittelwert des CTOA_{opt} von 5° gewählt wurde.
- Bei der Potenz-Anpassung wurde die im Bereich $\Delta a=0..20$ mm bestimmte Potenzanpassung mathematisch fortgesetzt.
- Beim C(T)-Trend wird die experimentell bestimmte δ_5 -R-Kurve der C(T)1000-Probe und
- beim M(T)-Trend wird die experimentell bestimmte δ_5 -R-Kurve der M(T)150-Probe genommen.

In Abb. 7-10 sind die vier Extrapolationsverfahren graphisch dargestellt. Daraus ist ersichtlich, dass die CTOA5°-Extrapolation sicherlich eine fast schon unrealistisch steile Extrapolation darstellt.

Mit dem ETM wurden für die in Tab. 7-5 angegebenen Proben aus 3mm dickem Al 5083 H321 Blech die Maximallasten sowie die zugehörigen Rissverlängerungen und δ_5 berechnet. Gewählt wurden Abmessungen und Belastungen, die für Bauteile typisch sind. Beispielsweise wird wohl kein Bauteil mit großem W auf Biegung belastet werden. Auch ist in größeren Bauteilen auch eher mit kleineren a_0/W als bei den Laborproben zu rechnen. In Abb. 7-10 links sind für einige der Fälle aus Tab. 7-5 die Lage der Maximum-Punkte auf den extrapolierten δ_5 -R-Kurven dargestellt. Weiter wurde der Fehler der drei erstgenannten Extrapolationsverfahren zur konservativ niedrigsten δ_5 -R-Kurve, nämlich dem M(T)-Trend, ausgewertet. Diese Fehler sind in Abb. 7-10 rechts über der Rissverlängerung dargestellt. Bei der C(T)1000-Probe war es auch möglich, die Fehler der vier Extrapolationsverfahren gegenüber dem Experiment zu ermitteln. Diese Fehler sind in Tab. 7-6 zusammengestellt.

	W = 500 mm	W = 1000 mm	W = 2000 mm
$a_0/W = 0,5$		C(T)	
$a_0/W = 0,2$	M(T) biax+0,5 u. -0,5	M(T) biax+0,5 u. -0,5	
$a_0/W = 0,1$	M(T), C(T) biax $\lambda= +0,5$ u. -0,5	M(T), C(T) biax $\lambda= +0,5$ u. -0,5	
$a_0/W = 0,01$		M(T), C(T) biax $\lambda= +0,5$ u. -0,5	M(T), biax $\lambda= +0,5$

Tab. 7-5: Bauteilartige Proben für die Vorhersage der Maximallasten nach den o. g. Extrapolationsverfahren

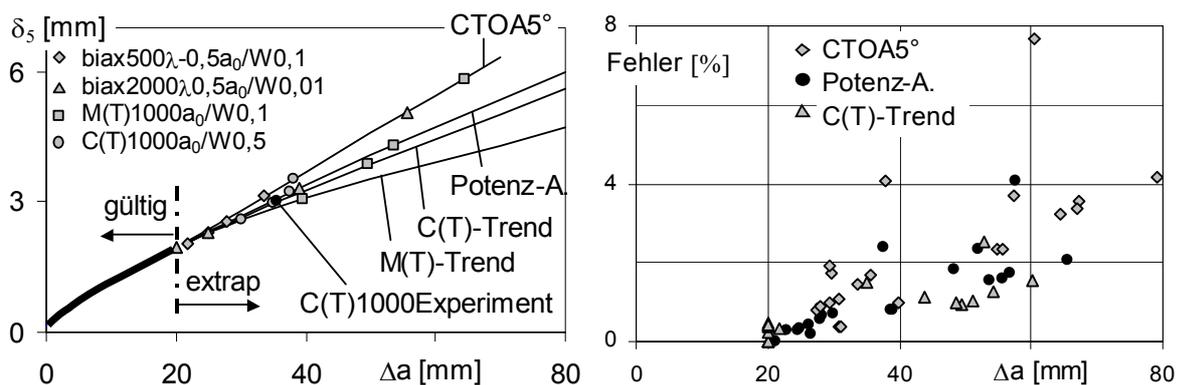


Abb. 7-10: links: Lage der Maximum-Punkte für einige Proben aus Tab. 7-5
rechts: Abweichung der Maximallasten gegenüber dem M(T)-Trend für alle Proben aus Tab. 7-5

	CTOA5°	Potenz-A.	C(T)-Trend	M(T)-Trend
Fehler [%]	+ 4,9	+ 3,2	+ 2,4	+ 0,8

Tab. 7-6: Fehler der vorhergesagten Maximallasten gegenüber dem Experiment der C(T)1000-Probe für die Extrapolationsverfahren

Die Untersuchungen zeigen zunächst, dass die Maximallasten erstaunlich gering auf die unterschiedlichen Extrapolationsverfahren reagieren, und dass die größte Abweichung bei moderater Extrapolation deutlich unter 5% liegt. Mit zunehmender Rissverlängerung nimmt der Fehler zu, was auf die Spreizung der δ_5 -R-Kurven zurückzuführen ist. Dabei muss berücksichtigt werden, dass es sich bei den untersuchten Fällen schon um große Strukturen handelt, bei denen möglicherweise Beulen und nicht Risswachstum der kritische Versagensmechanismus ist. Aus der Lage der Maximum-Punkte auf den extrapolierten δ_5 -R-Kurven ist auch ersichtlich, dass die Vorhersage von kritischen Rissverlängerungen nur sehr ungenau ist. Da bereits bei der gültigen δ_5 -R-Kurve die Vorhersage von kritischen Rissverlängerungen deutlich unsicherer ist, als die Vorhersage von Maximallasten, war dies bei den extrapolierten δ_5 -R-Kurven eigentlich auch zu erwarten. Allerdings ist die Vorhersage von Maximallasten die in der Praxis dominierende Fragestellung.

Damit erscheint eine Extrapolation von δ_5 -R-Kurven zum Zweck der Vorhersage von Maximallasten möglich, für die folgende Vorgehensweise empfohlen wird.

- Grundlage der Extrapolation sollte eine mit C(T)-Proben ermittelte gültige δ_5 -R-Kurve sein. Die Probengröße muss so groß sein, dass sich in der Ableitung der δ_5 -R-Kurve eine ausgeprägte Wanne zeigt. Bei den untersuchten 3mm dicken Al 5083 H321 Blechen wäre eine C(T)50- und möglicherweise auch eine C(T)100-Probe noch zu klein.
- Die δ_5 -R-Kurve kann nach [GTP02] innerhalb des Gültigkeitsbereichs mit einer Potenz-Anpassung approximiert werden, mit der extrapoliert werden kann. Die Extrapolation mithilfe eines optisch bestimmten CTOA erübrigt sich, allein schon weil die Bestimmung einer δ_5 -R-Kurve mit einer größeren Probe in der Praxis einfacher sein dürfte, als die optische Bestimmung des CTOA.
- Mit der extrapolierten δ_5 -R-Kurve können dann Maximallasten berechnet werden. Die Vorhersage der zugehörigen kritischen Rissverlängerung ist mit großen Unsicherheiten behaftet. Unbedingt kontrolliert werden muss die Lage des Maximum-Punktes auf der extrapolierten δ_5 -R-Kurve. Mit zunehmendem Abstand des Maximum-Punktes vom Ende der gültigen δ_5 -R-Kurve muss mit einer Zunahme des Fehlers gerechnet werden, der aber von der Größenordnung unter 5% liegen dürfte. Dies muss bei der Festlegung eines Sicherheitsfaktors berücksichtigt werden. Die Extrapolation sollte nur bis zu einer Rissverlängerung erfolgen, die doppelt so groß ist wie die maximale Rissverlängerung der gültigen δ_5 -R-Kurve. Empfohlen wird, die berechneten Maximallasten auf ihre Sensitivität hinsichtlich der Streuung der δ_5 -R-Kurven und evtl. auch hinsichtlich Variationen in der Extrapolation zu untersuchen.

7.6 Zusammenfassung und Diskussion der analytischen Bauteilbewertung

In den Untersuchungen wurde erstmals in einem größeren Umfang die Bewertung dünnwandiger Strukturen mittels der Rissöffnung untersucht. Bei der Fehlerbewertungsprozedur SINTAP wurde die pauschal angegebene Rissöffnung δ als δ_5 interpretiert, und damit ein Vorschlag für die Erweiterung von SINTAP auf dünnwandige Strukturen entwickelt [Sch04]. Ein wesentliches Ergebnis der Untersuchungen war, dass für größere Strukturen eine lokale Fließlast definiert werden muss, damit die Ergebnisse konservativ bleiben. Beide untersuchten Fehlerbewertungsprozeduren liefern vergleichbare Ergebnisse, wobei die festgestellten Unterschiede auf die Plastizitätskorrekturfunktion während des eingeschlossenen Plastizierens zurückzuführen sind. Eine eindeutige Überlegenheit eines der beiden Fehlerbewertungsprozeduren konnte nicht festgestellt werden. Die Verwendung des CTOA bringt keine Verbesserung der analytischen Fehlerbewertungsprozeduren.

In Kap 6.2 wurde herausgearbeitet, dass die δ_5 -R-Kurven der M(T)-Proben ab Rissverlängerungen von etwa $\Delta a \approx 0,25(W-a_0)$ beginnen vom Hauptast der gültigen C(T)-Proben degressiv nach unten abzuweichen, obwohl sie nach [GTP02] bis zu $\Delta a = (W-a_0-B)$ gültig sind. Im Fall des untersuchten Al 5083 H321 hätte man ab einer Rissverlängerung von $\Delta a \approx 20\text{mm}$ zwei gültige δ_5 -R-Kurven, die in Abb. 7-10 links als M(T)-Trend und C(T)-Trend dargestellt sind. Mit den Untersuchungen in Kap. 7.5 kann die Auswirkung auf die Bauteilbewertung abgeschätzt werden, wenn die Maximallasten bei Rissverlängerungen $\Delta a > 20\text{mm}$ auftreten. Demnach ist der Unterschied in der Maximallast etwa 1..2% und kann damit vernachlässigt werden. Für den Fall, dass die δ_5 -R-Kurven der C(T)- und der M(T)-Proben zu Beginn des stabilen Risswachstums zusammenfallen, kann für die Bauteilbewertung die δ_5 -R-Kurve der M(T)-Probe bis zu $\Delta a = (W-a_0-B)$ verwendet werden. Für den Fall, dass die δ_5 -R-Kurve der M(T)-Proben oberhalb derjenigen der C(T)-Probe liegt, muss für eine konservative Bauteilbewertung die δ_5 -R-Kurve der C(T)-Probe verwendet werden. Für diesen Fall sollte untersucht werden, wie weit die δ_5 -R-Kurven der C(T)- und der M(T)-Proben auseinanderliegen, sowie ob und bei welcher Rissverlängerung ein Schnittpunkt der beiden δ_5 -R-Kurven zu erwarten ist. Wenn bei einer Bauteilbewertung die Maximallast bei einer Rissverlängerung liegt, die größer als der abgeschätzte Schnittpunkt der beiden δ_5 -R-Kurven ist, dann wird eine pragmatische Vorgehensweise empfohlen. Dazu gehören die Erhöhung des Sicherheitsfaktors oder eine konservativ niedrige Extrapolation der δ_5 -R-Kurve.

Die kritische Analyse der beiden Fehlerbewertungsprozeduren führt unweigerlich zur Erkenntnis, dass bei der analytischen Simulation stabilen Rissfortschritts sozusagen Äpfel mit Birnen verglichen werden. Dies ist in Abb. 7-11 schematisch dargestellt. Denn bei der analytischen Simulation wird die an der Ermüdungsrisspitze gemessene Verschiebung (δ_5) mit der an der Risspitze im Bauteil berechneten Verschiebung δ verglichen. Nach dem Einsetzen des stabilen Rissfortschritts entfernen sich die beiden Orte voneinander. Darüber hinaus wird die Berechnung der Verschiebung im Bauteil für einen stehenden Riss durchgeführt. Erst durch den Vergleich der beiden Verschiebungen entsteht die analytische Simulation des stabilen Rissfortschritts. Dies führt unweigerlich zur Frage, warum die beiden Fehlerbewertungsprozeduren bei dünnen Strukturen erstaunlich gut funktionieren.

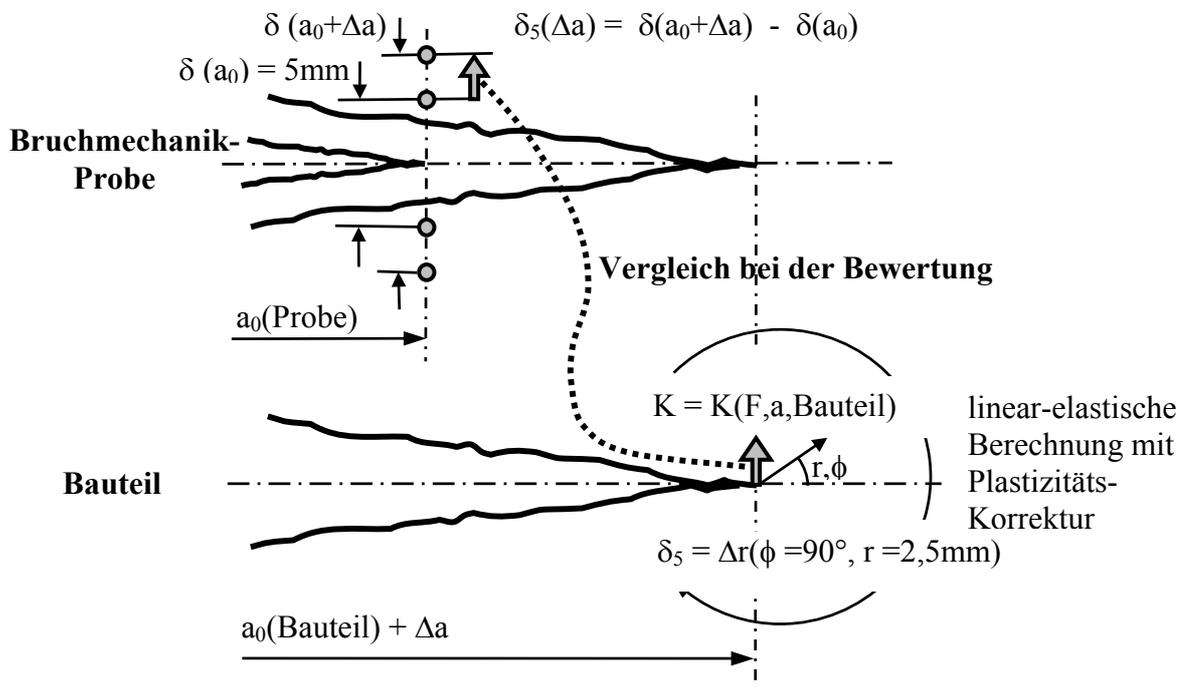


Abb. 7-11: Schematische Darstellung, weshalb bei der Bauteilbewertung mittels der Rissöffnung δ_5 sozusagen Äpfel mit Birnen verglichen werden.

Der Grund kann mithilfe eines Gedankenexperiments gefunden werden, indem man nach der Voraussetzung sucht, dass die beiden δ unabhängig von der Rissverlängerung Δa genau gleich sind. Dies ist nämlich genau dann der Fall, wenn zwischen den beiden Punkten keine plastischen Deformationen stattfinden, und die beiden gegenüberliegenden Rissuferbereiche eine entgegengesetzt gerichtete Starrkörperverschiebung machen. Die elastischen Deformationen können in der Betrachtung vernachlässigt werden, weil sie klein sind im Vergleich zu den plastischen Deformationen. In diesem Fall ist dann auch die Ableitung der δ_5 -R-Kurve identisch mit dem CTOA.

Der Zusammenhang geht dann verloren, wenn sich der Starrkörperverschiebung eine Rotation überlagert, oder wenn sich der Bereich um die Risspitze großflächig plastisch deformiert. Bei C(T)-Proben dominiert zunehmend eine Starrkörperrotation, aufgrund derer die δ_5 -R-Kurven progressiv ansteigen die in die Ausbildung eines plastischen Gelenks mündet. Bei den M(T)-Proben dominiert die Starrkörperverschiebung.

Dass bei dünnen Blechen eine Starrkörperverschiebung stattfindet, wird durch die bei dünnen Blechen auftretende Dehnungslokalisierung begünstigt. Wie bereits in Kap. 6.5 erläutert wurde, finden nach dem Beginn der Dehnungslokalisierung alle weiteren plastischen Deformationen in dieser Einschnürzone statt. Die Bereiche außerhalb verharren im erreichten Deformationszustand.

Damit kann anhand der mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes bereits abgeschätzt werden, wie gut die analytischen Fehlerbewertungsprozeduren funktionieren. Bei Werkstoffen, bei denen Dehnungslokalisierungen beobachtet werden, wie beim untersuchten Al 5083 H321, ergeben die analytischen Fehlerbewertungsprozeduren hervorragende Vorhersagen im Vergleich zu den Experimenten. Bei Werkstoffen, bei denen keine Dehnungslokalisierung beobachtet wird, muss im Einzelfall überprüft werden, wie gut die Vorhersagen im Vergleich zu Experimenten sind.

8. Untersuchungen zur FE-Simulation mittels CTOA und δ_5

Die Verwendung des CTOA in numerischen Simulationen wurde bereits in Kap. 2.4 erläutert, wobei dies für den zweidimensionalen Fall erfolgte. Die Stärke des CTOA-Konzepts beruht darauf, dass komplexe dünnwandige Strukturen üblicherweise mittels Shell-Elementen modelliert werden, mit denen das Prinzip der Node-Release-Technik mittels CTOA in einfacher Weise realisiert werden kann [NeD03, Ses03]. Damit ist es in einfacher Weise möglich, stabiles Risswachstum zu simulieren und damit die maximal noch ertragbaren Lasten vorherzusagen. Ein damit verbundenes Problem ist allerdings die Modellierung der Rissspitze zu Beginn des stabilen Risswachstums (Abbildungs-Problem).

8.1 Abbildungs-Problem zu Beginn des stabilen Risswachstums

Wie auch die eigenen Experimente zeigen, sind in dünnwandigen Strukturen die Verhältnisse unmittelbar um die Rissspitze zu Beginn des stabilen Risswachstums dreidimensional [New92]. Zunächst rundet die scharfe Ermüdungsrisspitze je nach Material mehr oder weniger stark aus, wobei dies bei den Aluminium-Legierungen weniger stark ausgeprägt ist. Nach der Initiierung zeigt sich die Dreidimensionalität beim Normalbruch im ausgeprägten Voreilen der Rissfront sowie der Variation des CTOA entlang der Rissfront [Gul99]. Beim Scherbruch äußert sie sich im Übergang vom zwickelförmigen Normalbruch zum schräg liegenden Scherbruch wie es in Abb. 8-1 links gezeigt ist. Nach dem Ausbilden des Scherbruchs eilt die Rissfront nur noch geringfügig vor, weshalb näherungsweise zweidimensionale Verhältnisse unterstellt werden dürfen. Dies stützt sich auch auf die Ergebnisse der mikrotopographischen Untersuchung in Kap. 6.3.7, wonach sich der CTOA in der Mitte der Rissfront nur wenig vom CTOA nahe der Oberfläche unterscheidet.

Mittlerweile gibt es Untersuchungen, bei denen dünnwandige Strukturen insbesondere um die Rissspitze nicht mit Shell-Elementen, sondern mit Kontinuum-Elementen mit mehreren Elementen über die Blechdicke hinweg modelliert werden [Gul99, Ham03]. Damit kann zwar das Voreilen des Risses modelliert werden, nachteilig ist jedoch die inflationär ansteigende Anzahl Finiter Elemente, die Notwendigkeit einen CTOA in Dickenrichtung zu definieren sowie die Netzabhängigkeit der Ergebnisse [Gul99]. Darüber hinaus bleibt das Ausrunden der Rissspitze unberücksichtigt, da dafür ein erheblich feineres Netz erforderlich wäre. Nach eigener Einschätzung wird daher trotz ständig steigender Rechnerkapazitäten die Modellierung dünnwandiger Strukturen mittels Shell-Elementen für die Bestimmung der Restfestigkeit auf absehbare Zeit die Standard-Methode bleiben.

Bei einer Simulation stabilen Risswachstums mit dem CTOA-Konzept wird der $CTOA_{FE}$ aus der Rissuferverschiebung in einem bestimmten Abstand hinter der Risspitze bestimmt (Basislänge). Dieser Abstand beträgt üblicherweise 1mm entsprechend 3-4 Elemente [Daw97a], damit einerseits die Verschiebungen ihren kontinuumsmechanischen Charakter behalten, und andererseits die Elemente nicht zu klein werden. Das Abbildungs-Problem entsteht seitens der FE-Simulation, indem bei Rissverlängerungen kleiner der Basislänge der $CTOA_{FE}$ aus der Risspitze und zwei auf den Ermüdungsrisskanten liegenden Punkten ermittelt. Damit bleibt in der FE-Simulation das Ausrunden der Risspitze unberücksichtigt (Abb. 8-1 rechts).

Seitens des Experiments entsteht das Abbildungs-Problem durch den Übergang von der „Normalbruch“-Initiierung zum ausgebildeten Scherbruch, da bei dem auf der Oberfläche der Probe sichtbaren CTOA nicht von einem über die Blechdicke hinweg repräsentativen CTOA gesprochen werden kann (Abb. 8-1 links). Da aber für die Node-Release-Technik der Vergleich des mit der FE-Simulation berechneten $CTOA_{FE}$ mit einem kritischen CTOA zwingend erforderlich ist, stellt sich die Frage, mit welchem CTOA aus dem Experiment der $CTOA_{FE}$ verglichen werden soll. Sobald in der FE-Simulation die Rissverlängerung größer als die Basislänge ist und im Experiment der Scherbruch voll ausgebildet ist, löst sich das Abbildungs-Problem von selbst, da der auf der Oberfläche der Probe gemessene CTOA als repräsentativ für den CTOA-Verlauf über die Blechdicke hinweg ist.

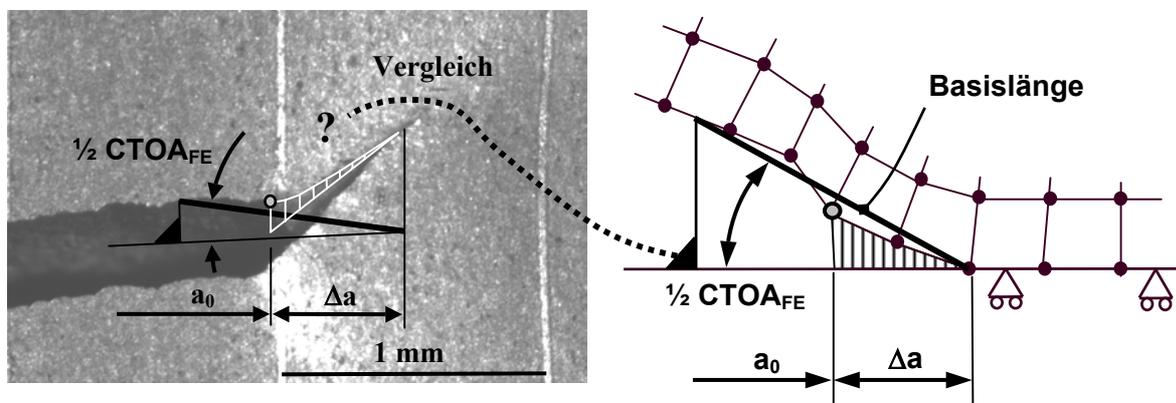


Abb. 8-1: Illustration des Abbildungs-Problems
links: Realität, rechts: 2D-Modellierung

Im CTOA-Konzept der NASA wird das Abbildungs-Problem umgangen, indem der CTOA über das ganze Risswachstum hinweg als konstant angenommen wird. Die dreidimensionalen Verhältnisse werden näherungsweise abgebildet, indem auf dem Ligament ein schmaler Streifen von Elementen im ebenen Dehnungszustand modelliert wird (Plane-Strain-Core), die den Normalbruch abbilden sollen. Als Dicke für diesen Plane-Strain-Core wird die Blechdicke empfohlen. Das Ausrunden der Risspitze wird nicht modelliert [Har98, New03].

8.2 FE-Simulationen nach dem Bruchkonzept der NASA

Die ersten FE-Simulationen dieser Dissertation wurden zunächst gemäß dem Bruchkonzept der NASA mit konstantem $CTOA_{FE}$ und mit einem Plane-strain-Sore durchgeführt, wie es in [New84, Daw97] empfohlen wird. Sie wurden mit dem kommerziellen FE-Programm ABAQUS Version 5.8 unter Verwendung der Rissfortschrittsoption COD durchgeführt [ABA98]. Die FE-Modelle wurden aus isoparametrischen, quadratischen Plane-Stress-Elementen aufgebaut, wobei je nach Probe Symmetrierandbedingungen ausgenutzt wurden. Die Elementgröße auf dem Ligament betrug 0,25mm.

Als Materialgesetz wurde inkrementelle v.Mises-Plastizität mit isotroper Verfestigung aufgegeben, wobei die nach Abb. 4-5 stückweise linearisierte Spannungs-Dehnungs-Kurve verwendet wurde. Die Belastung erfolgte verschiebungsgesteuert, damit über das Lastmaximum hinausgerechnet werden konnte. Die Simulation des stabilen Risswachstums erfolgte mit der Node-Release-Technik wie sie in Kap. 2.4 erläutert ist, wobei der kritische $CTOA_{FE}$ in Abhängigkeit von der Rissverlängerung eingegeben wurde. In Abb. 8-2 und Abb. 8-3 sind die Last-Verformungs-Kurven der FE-Simulationen im Vergleich mit den Experimenten für die C(T)150- und die M(T)150-Proben dargestellt. Auf der linken Seite der folgenden Abbildungen sind die Last über der Rissöffnung δ_5 und rechts die Last über der Rissverlängerung dargestellt.

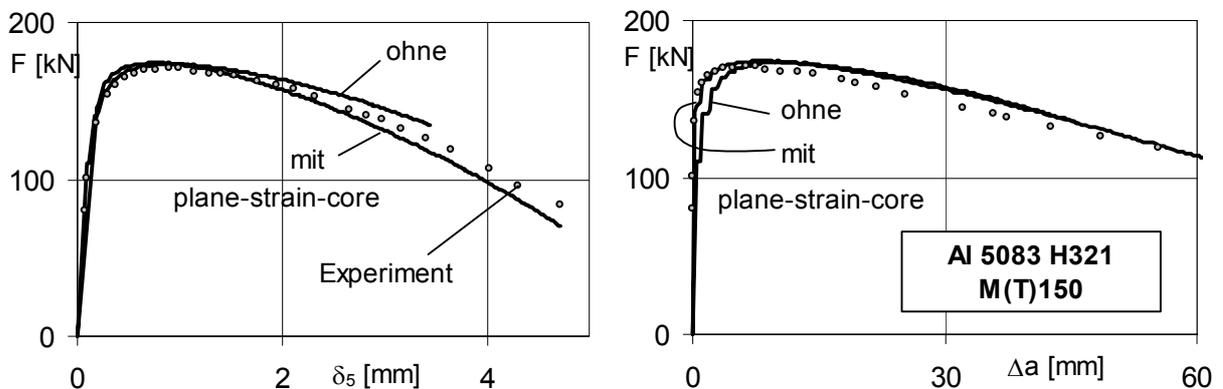


Abb. 8-2: Vergleich der FE-Simulationen mit und ohne Plane-Strain-Core
FE-Simulation mit $CTOA_{FE} = \text{konstant} = 5,5^\circ$

Bei der M(T)150-Probe ändert sich die Maximallast nur geringfügig, allerdings ergibt die Simulation mit dem Plane-Strain-Core bei der Rissverlängerung eine bessere Vorhersage, indem der Lastbuckel zu Beginn des stabilen Risswachstums besser ausgefüllt wird. Dies ist konsistent mit FE-Simulationen an Zugproben aus Al 2024 [Daw95a]. Bei der C(T)-Probe jedoch kehren sich die Verhältnisse um, und die Simulation mit dem Plane-Strain-Core ergibt eine schlechtere Vorhersage. Die Maximallast wird kleiner und die gesamte Last-Verformungs-Kurve wird weniger gut wiedergegeben. Darüber hinaus verschlechtert sich das Füllen des Lastbuckels deutlich.

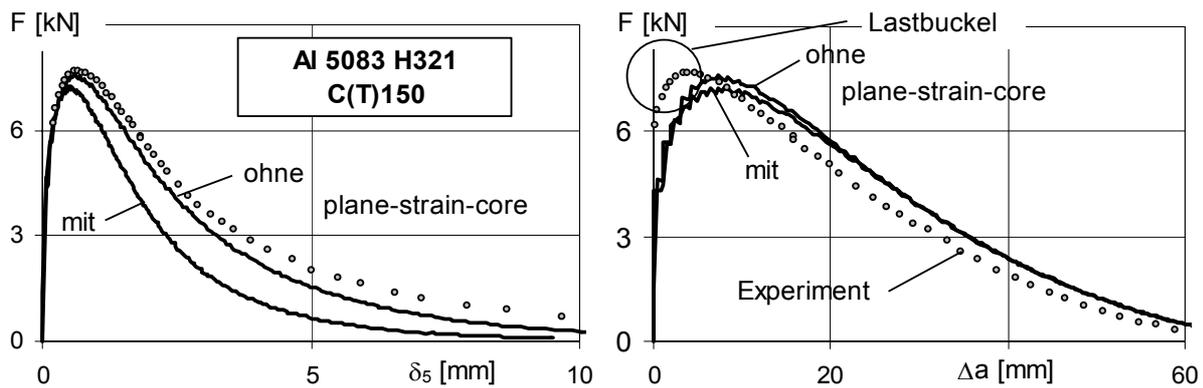


Abb. 8-3: Vergleich der FE-Simulationen mit und ohne Plane-Strain-Core
 FE-Simulation mit $CTOA_{FE} = \text{konstant } 5,5^\circ$

Aus dem Vergleich muss geschlossen werden, dass die Modellierung eines Plane-Strain-Cores nicht generell zu einer besseren Simulation der Last-Verformungs-Kurven führt, sondern dass dies bei Zugproben funktioniert, während es sich bei Biegeproben evtl. sogar umkehrt.

Im Bruchkonzept der NASA wird der als konstant über die Rissverlängerung angenommene $CTOA_{FE}$ variiert, bis die simulierten Last-Verformungs-Kurven von Laborproben gut mit dem Experiment übereinstimmen. Mit diesem kalibrierten $CTOA_{FE}$ werden dann größere Strukturen gerechnet. Angewandt auf die 3mm dicken Proben aus Al 5083 H321 ergibt die Variation des $CTOA_{FE}$ die in Abb. 8-4 und Abb. 8-5 gezeigten Last-Verformungs-Kurven einer C(T)50- und einer C(T)1000-Probe.

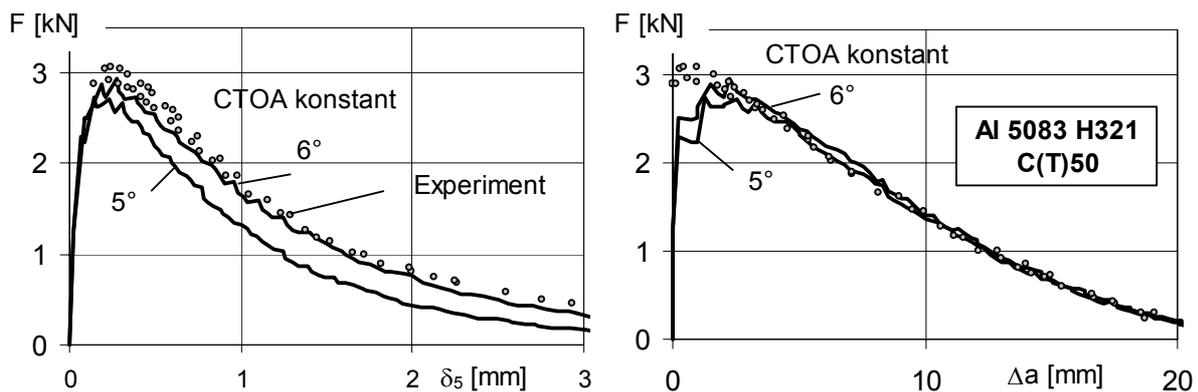


Abb. 8-4: Vergleich der FE-Simulation mit $CTOA_{FE}$ konstant 5° und 6°

Bei der C(T)50-Probe kann durch die Erhöhung des konstanten $CTOA_{FE}$ von 5° auf 6° die Maximallast der C(T)50-Probe deutlich besser vorhergesagt werden. Auch die gesamte Last-Verformungskurve wird durch den $CTOA_{FE}=6^\circ$ gut wiedergegeben, wobei die $F-\Delta a$ -Kurve nicht sehr empfindlich auf den geänderten $CTOA_{FE}$ reagiert. Bei der C(T)1000-Probe jedoch führen die unterschiedlich großen $CTOA_{FE}$ zu deutlich unterschiedlichen Last-Verformungs-Kurven. Die Maximallast wird mit $CTOA_{FE}=6^\circ$ deutlich überschätzt. Die Schlussfolgerung aus dem Vergleich ist, dass die Methode der Kalibrierung der Last-Verformungs-Kurven anhand von Laborproben durch Variation des konstanten $CTOA_{FE}$ nicht funktioniert und zu nicht-konservativen Vorhersagen bei größeren Proben führt. Nebenbei zeigt sich auch, dass es mit der Anhebung des $CTOA$ nicht gelingt, den Lastbuckel besser zu füllen.

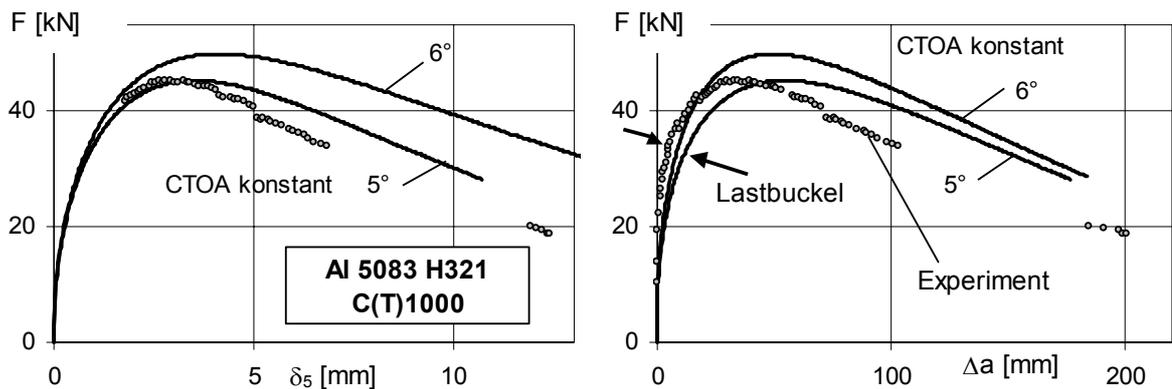


Abb. 8-5: Vergleich der FE-Simulation mit $CTOA_{FE}$ konstant 5° und 6°

Dies führte im Weiteren zum Versuch, den $CTOA_{FE}$ in Abhängigkeit von der Risslänge einzugeben und den anfänglichen experimentell gemessenen Abfall des $CTOA$ mit in der FE-Simulation zu berücksichtigen. Bei den ersten FE-Simulationen mit C(T)-Proben wurde der optisch gemessene $CTOA_{opt}$ eingegeben. Bei diesen FE-Simulationen ergaben sich bereits beim Rissfortschritt um die erste Elementlänge Konvergenzprobleme und die FE-Simulation brach ab. Nur durch Verringerung des anfänglichen $CTOA_{FE}$ war eine FE-Simulation ohne Konvergenzprobleme möglich.

Dies kann durch die Tatsache erklärt werden, dass zu Beginn des stabilen Risswachstums die auf der Oberfläche bestimmten $CTOA$ streng genommen Scherlippenwinkel sind, die größer sind als die $CTOA$ im Inneren der Probe. Wenn diese zu großen $CTOA$ dem 2D-FE-Modell als Randbedingung aufgegeben werden, ist es möglich, dass die FE-Simulation nicht konvergiert. Da sich erst mit der Verringerung des $CTOA_{FE}$ die Konvergenzprobleme beheben ließen, kann angenommen werden, dass ein für die dreidimensionalen Verhältnisse entlang der Rissfront repräsentativer $CTOA$ kleiner sein muss, als die auf den Oberflächen gemessenen Scherlippenwinkel.

Aufgrund dieser Erkenntnisse wird in Kap. 8.3 ein Vorschlag für die Verwendung der δ_5 -R-Kurve zur Lösung des Abbildungsproblems in zweidimensionalen FE-Simulationen entwickelt.

8.3 δ_5 -modifiziertes CTOA-Konzept zur Lösung des Abbildungs-Problems

Im δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept wird der $CTOA_{FE}$ aus zwei Teilen zusammengesetzt. Zu Beginn des stabilen Risswachstums wird der $CTOA_{FE}$ aus der δ_5 -R-Kurve bestimmt. Ab einer bestimmten Risslänge Δa^* wird ein konstanter $CTOA_{FE}$ angenommen. Die Risslänge Δa^* ergibt sich von selbst aus dem Schnittpunkt der beiden Äste. Die Vorgehensweise beim δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept ist schematisch in Abb. 8-6 dargestellt. Für den $CTOA_{FE}$ gilt dann:

$$CTOA_{FE} = \begin{cases} CTOA_{\delta_5}(\Delta a) & \text{für } \Delta a < \Delta a^* \\ \text{konstant} & \text{für } \Delta a \geq \Delta a^* \end{cases} \quad (8-1)$$

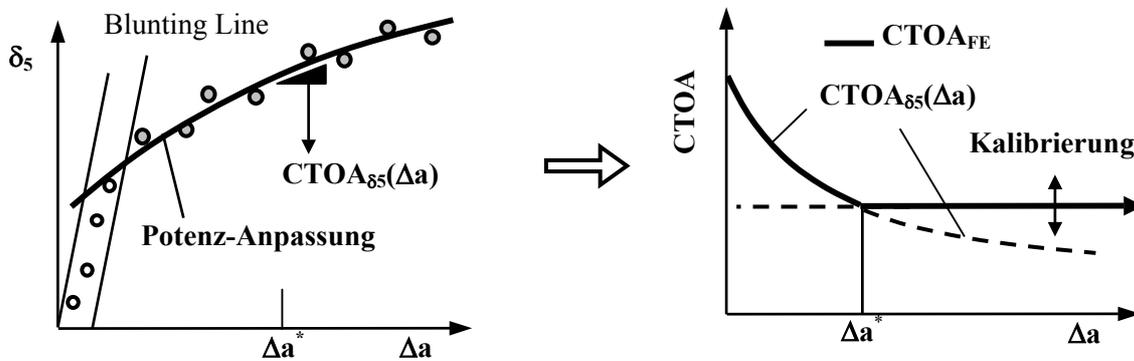


Abb. 8-6: Schematische Darstellung des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts

Bei der bruchmechanischen Bauteilbewertung mit dem δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept werden die δ_5 -R-Kurven experimentell mit Laborproben bestimmt, und daraus durch Differenzieren der abfallende Ast des $CTOA_{FE}$ berechnet. Die Festlegung des konstanten $CTOA_{FE}$ erfolgt durch Variation, bis die simulierten Last-Verformungs-Kurven der Laborproben gut mit den Experimenten übereinstimmen. Mit diesem $CTOA_{FE}$ erfolgt dann die FE-Simulation von Bauteilen. Wenn die δ_5 -R-Kurve mittels einer Potenzanpassung beispielsweise nach [GTP02] approximiert wird, dann ergibt das Differenzieren bei $\Delta a=0$ einen unendlich hohen $CTOA_{FE}$. Dies kann pragmatisch behoben werden, indem die Potenzanpassung mit dem Auge zur δ_5 -Achse hin verlängert wird so dass sie diese schneidet. Der $CTOA_{FE}$ bei $\Delta a=0$ bleibt dann endlich und kann durch graphisches Differenzieren ermittelt werden.

Die Vorteile des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Der anfängliche Abfall des $CTOA_{FE}$ kann aus gemessenen δ_5 -R-Kurven bestimmt werden, für dessen Bestimmung Normen existieren [GTP02, ISO04]. Auch die Approximation mittels einer Potenz-Anpassung ist Stand der Technik und standardisiert. Darüber hinaus können δ_5 -R-Kurven mit größerer Präzision gemessen werden als die auf der Oberfläche von Proben sichtbaren $CTOA_{opt}$.
- Die Bestimmung des konstanten $CTOA_{FE}$ mithilfe von Experimenten ist nicht zwingend erforderlich, da er durch Kalibrierung bestimmt werden kann. Vermieden wird damit auch das Problem des großen Streubandes beim $CTOA_{opt}$. Auch kann gemäß den Empfehlungen in Kap. 6.4.4 aus der δ_5 -R-Kurve bereits ein Startwert für die Kalibrierung abgeleitet werden.

Das δ_5 -modifizierte CTOA-Konzept legitimiert sich, indem die δ_5 -R-Kurven als zweidimensionale Abbildung des dreidimensionalen Geschehens um die Risspitze interpretiert werden. Unter der Voraussetzung, dass die Ableitung der δ_5 -R-Kurve einem zweidimensionalen CTOA äquivalent ist, liefert dann der zweidimensionale CTOA im FE-Modell die gleiche δ_5 -R-Kurve wie das dreidimensionale Geschehen im Experiment.

Aus dieser Legitimation zeichnet sich bereits der Gültigkeitsbereich des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts ab. Es wird unsicher, wenn die δ_5 -R-Kurven nicht mehr repräsentativ für das Geschehen um die Risspitze sind. Dies ist zum einen zu erwarten, wenn zwischen der Risspitze und den δ_5 -Messpunkten größere plastische Deformationen auftreten, oder wenn sich der Starrkörperverschiebung eine Starrkörperrotation überlagert. Ersteres ist zu erwarten, wenn die Blechdicke deutlich größer als der Abstand der δ_5 -Punkte wird. Letzteres erfolgt bei den C(T)-Proben bei fortgeschrittener Rissverlängerung. Eine Kontrollinstanz ist bereits im δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept eingebaut, indem mit dem $CTOA_{FE}$ die δ_5 -Last-Verformungs-Kurve simuliert werden kann. Zeigen sich größere Unterschiede zwischen der experimentell bestimmten und der mit der FE-Simulation berechneten δ_5 -R-Kurve, so ist dies ein sicherer Hinweis dafür, dass man sich außerhalb des Gültigkeitsbereichs des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts befindet.

8.4 Validierung des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts

Zur Validierung des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts wird, wie bei den beiden analytischen Verfahren in Kap. 7 auch, die Bauteilbewertung simuliert. Dazu werden die δ_5 -R-Kurven von C(T)-Laborproben mit einer Potenzanpassung nach [GTP02] approximiert, und daraus durch Differenzieren ein $CTOA_{\delta_5}$ abgeleitet. Die Festlegung des konstanten CTOA erfolgt durch Variation, bis die simulierten Last-Verformungskurven der Laborproben gut mit den Experimenten übereinstimmen. Die Untersuchungen wurden anhand von zwei Materialien durchgeführt. Die Details sind in Tab. 8-1 zusammengestellt.

Material	Al 5083 H321	Al 2024 T351
Dicke	3 mm	1,6 mm
Laborproben	C(T)50 und C(T)150	C(T)50 und C(T)100
Gleichung der Potenz-Anpassung)*	$\delta_5 = 0,17 + 0,14 \Delta a^{0,85}$	$\delta_5 = 0,1702 \Delta a^{0,603}$
konstanter $CTOA_{FE}$	5°	4°
$CTOA_{opt}$ experimentell bestimmt	ja	nein
simulierte bauteilähnliche Strukturen	C(T)300, C(T)1000 M(T)50, M(T)150 biax150-Proben	C(T)200, C(T)1000
Quelle der experimentellen Daten	eigene Experimente	[Cor94]

) * Δa und δ_5 in mm

Tab. 8-1: Details zur Validierung des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts

Für beide Materialien wurde ein $CTOA_{FE}$ gemäß dem vorgeschlagenen δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept bestimmt. Die Variation des konstanten $CTOA_{FE}$ ergab bei Al 5083 H321 einen CTOA von 5° und bei Al 2024 T351 einen Winkel von 4°. Damit ergeben sich die in Abb. 8-7 dargestellten $CTOA_{FE}$ -Verläufe für die beiden Materialien.

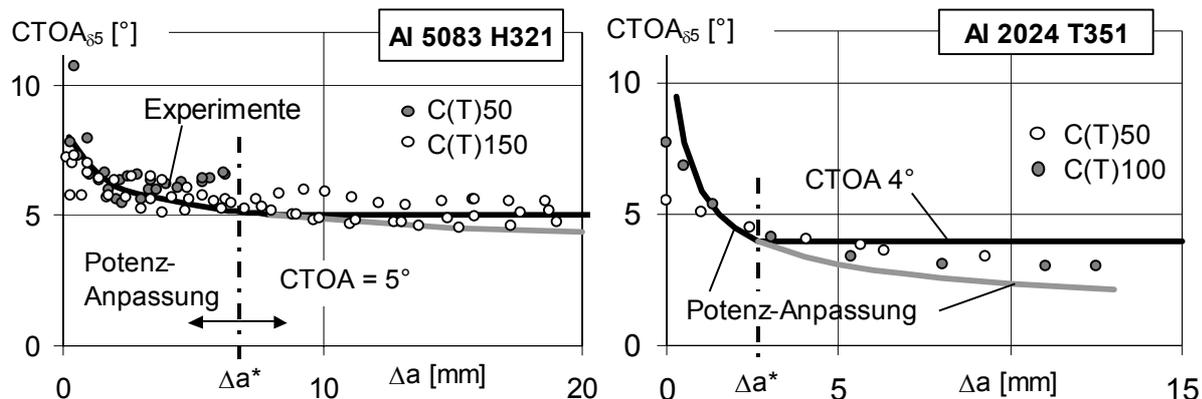


Abb. 8-7: $CTOA_{FE}$ -Verläufe für die Validierung des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts

In den Abb. 8-8 und Abb. 8-9 sind die simulierten Last-Verformungskurven jeweils einer Laborprobe aus Al 5083 H321 und aus Al 2024 T351 mit den Experimenten verglichen. In beiden Fällen ergibt sich eine gute Übereinstimmung. Für die hier nicht gezeigten Laborproben stimmen die FE-Simulationen ebenfalls gut mit den Experimenten überein, wie auch anhand der Maximallasten in den Tab. 8-2 bzw. 8.3 ersichtlich ist.

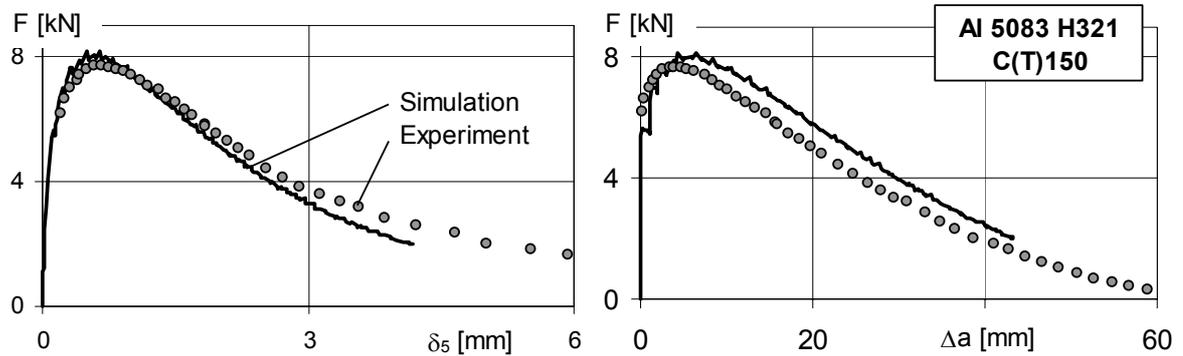


Abb. 8-8: Vorhersage der FE-Simulation mit dem δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept für eine C(T)150 Probe aus Al 5083 H321

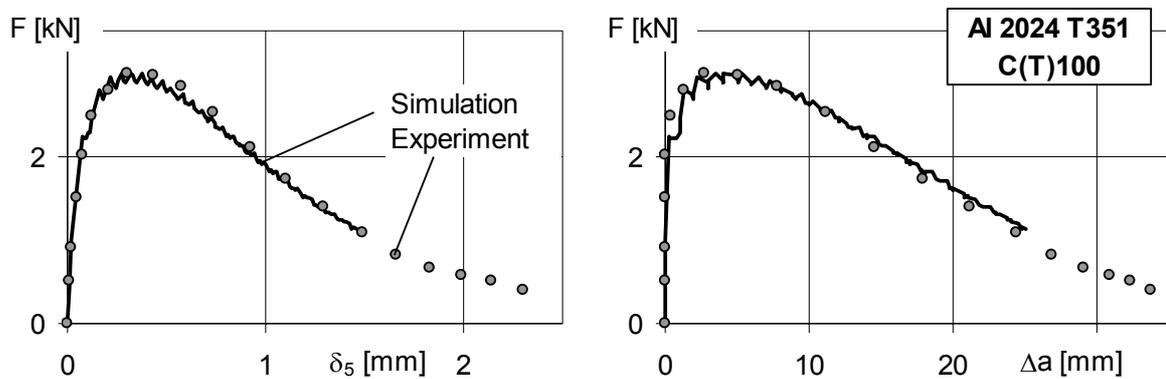


Abb. 8-9: Vorhersage der FE-Simulation mit dem δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept für eine C(T)100 Probe aus Al 2024 T351

Mit den so ermittelten $CTOA_{FE}$ wurden die Proben in der vorletzte Zeile der Tab. 8-1 simuliert. Stellvertretend für Al 5083 H321 sind in Abb. 8-10 die mit der FE-Simulation vorhergesagten Last-Verformungskurven für eine Kreuzprobe mit $\lambda=+0,5$ mit dem Experiment verglichen. Daraus ist ersichtlich, dass zwar die Kurven voneinander abweichen, aber dass die FE-Simulation die Charakteristik der Kurvenverläufe gut vorhersagt. Hinsichtlich der Maximallast liegt die FE-Simulation etwa 4,6% höher als das Experiment. Dabei muss berücksichtigt werden, dass auch die Kalibrierungsrechnung mit der C(T)150-Probe (s. Abb. 8-8) eine etwas zu große Maximallast ergibt, weshalb man auch für die FE-Simulation von Bauteilen einen konstanten $CTOA_{FE}$ kleiner 5° verwenden wird.

Hinsichtlich der Rissverlängerung und der Rissöffnung δ_5 ist die Vorhersage deutlich schlechter. Berücksichtigt werden muss aber, dass der $CTOA_{FE}$ mit C(T)-Laborproben bestimmt wurde und damit eine bauteilähnlich belastete Zugprobe berechnet wurde. In Tab. 8-2 sind für alle gem. der Tab. 8-1 simulierten Proben aus Al 5083 H321 die Maximallasten aus der FE-Simulation mit dem Experiment verglichen. Wenn man berücksichtigt, dass bei den Kreuzproben auch Dachrisse aufgetreten sind, deren Maximallasten höher sind als bei Scherbrüchen, dann liefert die FE-Simulation mit dem δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept ausreichend genaue Vorhersagen.

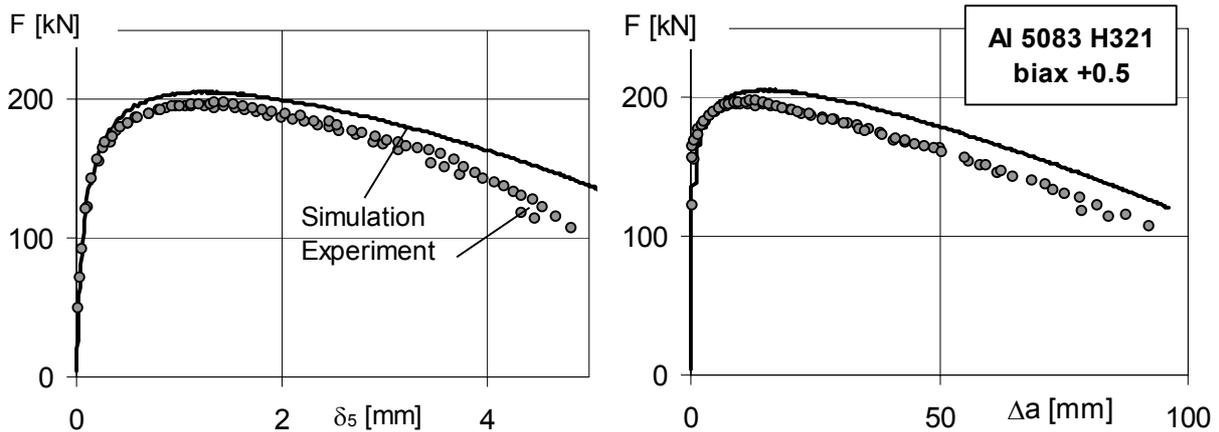


Abb. 8-10: Vorhersage der FE-Simulation mit dem δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept für eine Kreuzprobe mit $\lambda=+0,5$ aus Al 5083 H321

Al 5083 H321						
Probe	W [mm]	λ	F_{max} Exp [kN]	F_{max} FE [kN]	Abweichung	Bem.
C(T)	50	-	3,0	3,0	0,0 %	
C(T)	150	-	7,7	8,0	+3,9 %	
C(T)	300	-	15,5	15,3	-1,3 %	
C(T)	1000	-	45,4	45,8	+0,9 %	
M(T)	50	-	54,0	51,5	-4,6 %	
M(T)	150	-	172	169	-1,8 %	
biax	150	+1,0	197	200	+1,5 %)*
biax	150	+0,5	197	206	+4,6 %	
biax	150	-0,5	167	153	-8,4 %)*

) * Dachriss im Experiment, d. h. F_{max} größer als die beim Scherbruch zu erw. Maximallast

Tab. 8-2: Vergleich der Maximallasten der FE-Simulation mit den Experimenten

Stellvertretend für die Proben aus Al 2024 T351 sind in Abb. 8-11 die mit der FE-Simulation vorhergesagten Last-Verformungskurven für eine C(T)1000-Probe mit dem Experiment verglichen. Wie auch bei der Kreuzprobe aus Al 5083 H321 wird die Maximallast um etwa 7% überschätzt, und die Vorhersage der Verformungen ist deutlich schlechter. Berücksichtigt werden muss, dass eine 1,6mm dicke C(T)1000-Probe nicht repräsentativ für die Belastung dünnwandiger Strukturen ist. In Tab. 8-3 sind für alle gem. der Tab. 8-1 simulierten Proben aus Al 2024 T351 die Maximallasten der FE-Simulation mit denen der Experimente verglichen. Daraus wird ersichtlich, dass bei der C(T)200-Probe die FE-Simulation in der Lage ist, die Maximallast ausreichend genau vorherzusagen.

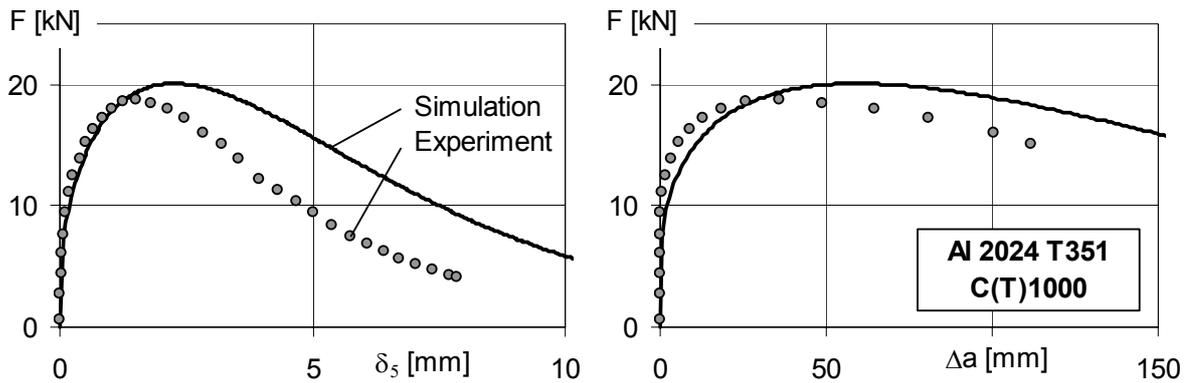


Abb. 8-11: Vorhersagen der FE-Simulation mit dem δ_5 -modifizierten CTOA-Konzept für eine C(T)1000-Probe aus Al 2024 T351

Al 2024 T351				
Probe	W [mm]	F_{\max} Exp [kN]	F_{\max} FE [kN]	Abweichung
C(T)	50	1,69	1,7	+0,6 %
C(T)	100	3,01	3,0	-0,3 %
C(T)	200	5,63	5,25	-6,7 %
C(T)	1000	18,7	20,0	+7,0 %

Tab. 8-3: Vergleich der Maximallasten der FE-Simulation mit den Experimenten

8.5 Zusammenfassung und Diskussion der FE-Simulation

Die Untersuchungen zeigen, dass die FE-Simulation des stabilen Rissfortschritts mittels eines konstanten $CTOA_{FE}$ und eines Plane-Strain-Core bei dem 3mm dicken Blech aus Al 5083 H321 nicht zu zufriedenstellenden Vorhersagen führt. Deshalb wurde im Rahmen der vorliegenden Dissertation das δ_5 -modifizierte CTOA-Konzept entwickelt. Mit diesem Konzept wurden Validierungsrechnungen durchgeführt, die zeigen, dass die Maximallasten mit einer guten Genauigkeit vorhersagbar sind.

Hinsichtlich der Vorhersagegenauigkeit gleicht die FE-Simulation den analytischen Verfahren, wobei die Maximallasten deutlich besser vorhergesagt werden können als die Verformungen. Die eigentliche Stärke der FE-Simulation gegenüber den analytischen Verfahren steckt in der Flexibilität hinsichtlich der Modellierung dreidimensionaler dünnwandiger Strukturen. Im Vergleich zum Konzept von [SMA99, Gal01] wird kein δ_i benötigt, womit das Problem entfällt, sich auf eine von mehreren möglichen Definitionen von δ_i festlegen zu müssen. Dies ist ein Vorteil des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts, da die Bestimmung eines δ_i bei dem untersuchten Al 5083 H321 äußerst schwierig ist, wie die experimentellen Untersuchungen in Kap. 6.1 zeigen.

Die Vorgehensweise, dreidimensionale dünnwandige Strukturen mittels Shell-Elementen zu modellieren, führt zwangsläufig auf das Abbildungs-Problem, nämlich wie die dreidimensionale „Normalbruch“-Intiierung in der zweidimensionalen FE-Simulation geeignet abgebildet wird. Das im Rahmen der vorliegenden Dissertation entwickelte δ_5 -modifizierte CTOA-Konzept greift dazu auf die experimentell gemessene δ_5 -R-Kurve zurück. Eine experimentelle Bestimmung des $CTOA_{opt}$ ist in diesem Konzept nicht erforderlich, da der konstante $CTOA_{FE}$ mithilfe der FE-Simulation der Last-Verformungs-Kurven kalibriert wird. Damit wird vermieden aus dem breiten Streuband des $CTOA_{opt}$ einen konstanten $CTOA_{FE}$ bestimmen zu müssen.

Das neu vorgeschlagene δ_5 -modifizierte CTOA-Konzept wurde anhand zweier Aluminium-Legierungen validiert, indem mit vorhandenen experimentellen Datensätzen die Bauteilbewertung simuliert wurde. Als Ergebnis zeigt sich, dass das δ_5 -modifizierte CTOA-Konzept für die untersuchten Fälle gut funktioniert. Vor dem Einsatz für die Bewertung realer Bauteile sollte eine Validierung im halbtechnischen Maßstab also mit größeren gekrümmten Strukturen erfolgen. Ausdrücklich sei noch mal daraufhingewiesen, dass das δ_5 -modifizierte CTOA-Konzept eine Alternative zum bereits ausführlich validierten Konzept von [New03] ist. Im Einzelfall, also bei bruchmechanisch nicht näher untersuchten Werkstoffen ist daher immer zu prüfen, welches Konzept zuverlässigere Vorhersagen liefert. Die in der Dissertation dargestellte Vorgehensweise kann als Richtlinie dafür verwendet werden.

9 Zusammenfassung und Ausblick

In einem umfangreichen experimentellen Untersuchungsprogramm wurde das stabile Risswachstum in 3mm dicken Proben aus Al 5083 H321 ausführlich untersucht. Experimentell wurden die δ_5 -R-Kurven und der $CTOA_{opt}$ für unterschiedliche Probengrößen und Probentypen bestimmt und miteinander verglichen, wobei insbesondere der Einfluss der Biaxialität interessierte.

Für das untersuchte Al 5083 H321 zeigen die Ergebnisse, dass die δ_5 -R-Kurven zu Beginn des stabilen Risswachstums in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen und weiteren Verlauf des stabilen Risswachstums charakteristisch auffächern. Innerhalb des gemeinsamen Streubands hat die Biaxialität einen geringen, aber qualitativ noch feststellbaren Einfluss auf die δ_5 -R-Kurven. Im gesamten Verlauf der δ_5 -R-Kurven zeigen aber Zug- und Biegeproben unterschiedliche Charakteristiken und zwar unabhängig von der Biaxialität. Beispielsweise verhält sich die allseitig gezogene Kreuzprobe wie eine Zugprobe, obwohl sie von der Biaxialität her einer Biegeprobe gleicht.

Es wurde gezeigt, dass bei Al 5083 H321 das gemeinsame Streuband der δ_5 -R-Kurven nicht durch die δ_5 -R-Kurven der Zugproben gebildet wird, vom dem die δ_5 -R-Kurven der Biegeproben abweichen, sondern dass das gemeinsame Streuband quasi ein Hauptast ist, von dem auch die δ_5 -R-Kurven der Zugproben ab einer bestimmten Rissverlängerung abweichen. Dies zeigt, dass der mehr oder weniger stark ausgeprägte Einfluss der Biaxialität mit dem zunehmenden Risswachstum durch die Verformungscharakteristik des jeweiligen Probentyps überlagert wird. Für die analytische Bauteilbewertung hat dies nur geringe Auswirkungen, da einerseits die Abweichung der δ_5 -R-Kurven von Zugproben degressiv ist und deutlich geringer ausgeprägt ist als die progressive Abweichung bei den Biegeproben, und andererseits bei der Bauteilbewertung die Maximallasten nicht sehr sensitiv auf Variationen der δ_5 -R-Kurven reagieren.

Im Vergleich mit δ_5 -R-Kurven bei Feinkornbaustählen zeigt sich, dass die δ_5 -R-Kurven nicht zwangsläufig in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen und damit geometrieunabhängig sind, auch wenn die Proben dünn sind und ein bestimmter Grenzschlankheitsgrad überschritten ist. Geometrieunabhängige δ_5 -R-Kurven stellen somit auch für dünne Bleche einen Grenzfall dar, der von den Werkstoffeigenschaften abhängt. Zusammengefasst zeichnet es sich ab, dass die Aluminium-Knetlegierungen eine Werkstoffklasse darstellen, bei denen die δ_5 -R-Kurven von Zug- und Biegeproben zu Beginn des stabilen Risswachstum in einem gemeinsamen Streuband zusammenfallen. Es wurde herausgearbeitet, dass dies zu erwarten ist, wenn die mechanischen Werkstoffeigenschaften die Lokalisierung der plastischen Deformationen in einem schmalen Streifen vor der Rissspitze begünstigen.

Der mit dem optischen Mikroskop experimentell gemessene $CTOA_{opt}$ fällt zunächst durch sein breites Streuband auf, das im Wesentlichen durch die zickzack-artig ausgefransten Risskanten verursacht wird, und dass nicht weiter reduziert werden kann. Im gesamten Verlauf des stabilen Risswachstum zeigen Zug- und Biegeproben unterschiedliche Charakteristiken. Zu Beginn des stabilen Risswachstums kann, wie bei den δ_5 -R-Kurven auch, der Einfluss der Biaxialität auf den $CTOA_{opt}$ festgestellt werden. Mit zunehmendem stabilen Risswachstum existiert bei beiden Probentypen ein Risslängenbereich, in dem der $CTOA_{opt}$ innerhalb seines Streubereichs näherungsweise konstant ist.

Als Ursache für einen streckenweise konstanten $CTOA_{opt}$ sowie den schwindenden Einfluss der Biaxialität konnte wiederum das Blechverhalten identifiziert werden. Demnach ist immer mit einem konstanten $CTOA$ zu rechnen, wenn die plastischen Deformationen in einem schmalen Streifen vor der Rissspitze lokalisieren und die beidseitig angrenzenden Probenbereiche eine entgegengesetzt gerichtete Starrkörperverschiebung durchführen. Wie von der Blechumformung bekannt ist, ist in dieser Lokalisierung das lokale definierte Spannungsverhältnis $\lambda=+0,5$. Mit FE-Simulationen des stabilen Rissfortschritts konnte gezeigt werden, dass das lokal definierte Spannungsverhältnis auf dem Ligament gegen $+0,5$ geht, und zwar unabhängig von dem global definierten λ der äußeren Belastung bzw. der linear-elastischen Biaxialität. Damit ist bei stabilem Risswachstum in dünnen Blechen der $CTOA$ nicht näherungsweise konstant, weil er ein potentieller Werkstoffparameter ist, sondern weil mit dem zunehmenden stabilem Risswachstum das lokale Spannungsverhältnis vor der Rissspitze unabhängig von der linear-elastischen Biaxialität gegen $+0,5$ geht. Dies steht im Einklang mit den experimentellen Ergebnissen, wonach Zug- und Biegeproben unterschiedlich charakteristische $CTOA_{opt}$ Verläufe haben, bis mit zunehmendem stabilen Rissfortschritt der gemeinsame Streubereich mit konstantem $CTOA_{opt}$ erreicht wird.

Bei den C(T)-Proben entwickelt sich im Verlauf des späten stabilen Risswachstums eine plastische Biegung des Restligaments und der $CTOA_{opt}$ steigt wieder an. Die führt bei den C(T)-Proben zu einem charakteristischen wannenartigen Verlauf des $CTOA_{opt}$ über der Rissverlängerung. Dieser wannenartige Verlauf des $CTOA_{opt}$ vereinfacht die Bestimmung eines minimalen $CTOA_{opt}$. Allerdings resultiert daraus eine minimale Probengröße, die bei den 3mm dicken Blechen aus Al 5083 H321 bei $W \approx 100$ mm liegt. Bei zu kleinen C(T)-Proben beginnt die plastische Biegung, bevor sich die charakteristische Wanne ausbildet. M(T)-Proben sind für die experimentelle Bestimmung des $CTOA_{opt}$ weniger gut geeignet, weil der Versuchsablauf unruhiger verläuft und das stabile Risswachstum sprunghaft verläuft.

Anhand eines missglückten Versuchs zeigte sich, dass der $CTOA_{opt}$, bei dem stabiler Rissfortschritt stattfindet, auch von der Belastung abhängt. Dieser Versuch, bei dem die Mode I Belastung durch eine Mode II/III Belastung überlagert wurde, war der $CTOA_{opt}$ signifikant höher als bei reiner Mode I Belastung. Allerdings konnte bei Mode I Belastung unterhalb eines bestimmten $CTOA_{opt}$ kein stabiles Risswachstum beobachtet werden.

Bei der experimentellen Bestimmung des $CTOA_{opt}$ erschwerten die Reflexionen der Probenoberfläche aufgrund der plastischen Deformationen die Erkennbarkeit der Risspitze. Um die Erkennbarkeit der Risspitze zu umgehen, wurde die Vierpunkt-Methode entwickelt, bei der der $CTOA_{opt}$ ausschließlich mit Punkten auf den Risskanten bestimmt wird. Der Vorteil dieser Methode ist, dass man nicht auf die Erkennbarkeit der Risspitze angewiesen ist. Bei den Risskanten kann nämlich bei Bedarf auf benachbarte und besser erkennbare Punkte ausgewichen werden. Diese Methode hat bereits Eingang in die Normung gefunden [GTP02, ESI04]. Zur Bestimmung eines $CTOA_{opt}$ muss auch eine Basislänge festgelegt werden. In den Untersuchungen wurde gezeigt, dass der $CTOA_{opt}$ von der Wahl der Basislänge abhängt, wobei das Ausmaß wiederum von der Größe der Probe abhängt. Darüber hinaus konnte auch gezeigt werden, dass auch beim Scherbruch der $CTOA$ im Inneren der Probe kleiner ist als an den beiden Oberflächen. Damit bestätigen die Experimente, dass der $CTOA$ kein echter Werkstoffparameter ist, der nur vom Werkstoff abhängt. Aufgrund des Vergleichs mit anderen experimentellen Daten zeichnet sich ab, dass es sich bei den untersuchten Aluminium-Knetlegierungen um eine Werkstoffklasse handelt, deren $CTOA$ alle in der gleichen Größenordnung von etwa 5° liegen.

Da die Steigung der δ_5 -R-Kurven als $CTOA_{\delta_5}$ interpretiert werden kann, wurden die δ_5 -R-Kurven differenziert und auf ihre Korrelation mit dem $CTOA_{opt}$ hin analysiert. Der Vergleich zeigt, dass sie miteinander korrelieren, wobei die Korrelation mit zunehmender Rissverlängerung abnimmt. Allerdings besteht zwischen beiden eine Differenz, die von den Proben und der Rissverlängerung abhängt. Die Ergebnisse zeigen, dass es grundsätzlich nicht möglich ist, aus den δ_5 -R-Kurven den $CTOA_{opt}$ -Verlauf über der Rissverlängerung vorherzusagen. Auf die aufwendige Messtechnik für den $CTOA_{opt}$ kann damit nicht verzichtet werden. Bestenfalls kann aus den δ_5 -R-Kurven eine Abschätzung für den konstanten Bereich des $CTOA_{opt}$ abgegeben werden. Hilfreich ist dies aber, wenn bei einem bruchmechanisch noch nicht untersuchten Werkstoff überprüft werden soll, ob der $CTOA$ in der gleichen Größenordnung liegt, wie seiner Werkstoffklasse nach zu erwarten ist.

Ein bei Versuchen mit dünnen Proben häufiger aufgetretenes Problem ist der sogenannte Dachriss. Ein wesentliches Merkmal von Dachrissen ist, dass das stabile Risswachstum in einem Winkel von etwa 35° zum Ligament verläuft und anschließend in den Scherbruch umklappt, der kolinear zum Ligament verläuft. Das mikroskopische Bruchverhalten ist mikroduktile wie bei den Scherbrüchen auch. Aufgrund des experimentellen Befundes wurde die Hypothese entwickelt, dass die Ursache für den Dachriss das Blechverhalten zu Beginn des stabilen Risswachstums ist. Mit zunehmender Größe von Bruchmechanikproben konkurrieren das Blechverhalten zunehmend mit dem bruchmechanischen Verhalten, wobei nach dem Umklappen in den Scherbruch das bruchmechanische Verhalten dominiert. Unter Blechverhalten wird dabei die Lokalisierung der plastischen Deformation in einem schmalen Streifen verstanden. Allerdings führen alle Proben mit Dachrissen zu erhöhten Maximallasten, weshalb sie bei den Fehlerbewertungsprozeduren nicht gesondert berücksichtigt werden sollten.

Im Anschluss an die Experimente wurde untersucht, inwieweit die Ergebnisse Auswirkungen auf analytische und numerische Fehlerbewertungsprozeduren haben. Bei den analytischen Verfahren wurden das am GKSS entwickelte ETM97 sowie die europäische Fehlerbewertungsprozedur SINTAP untersucht. Das Untersuchungsprogramm umfasste nicht nur die eigenen Experimente mit Al 5083 H321, sondern auch frühere experimentelle Untersuchungen mit anderen Werkstoffen.

Bei SINTAP ist die Rissöffnung nur pauschal als δ angegeben, ohne näher zu spezifizieren, wo sie gemessen wird. Im Rahmen der Dissertation wurde δ als δ_5 interpretiert und auf der Basis des SINTAP-Formelsatzes ein Vorschlag für die Bauteilbewertung dünnwandiger Strukturen erarbeitet und validiert. Dieser Vorschlag zur Bewertung dünnwandiger Strukturen wurde bereits veröffentlicht und für die Fortschreibung von SINTAP als "Thin-Wall-Option" akzeptiert.

Die Ergebnisse zeigen, dass es mit beiden analytischen Fehlerbewertungsprozeduren gelingt, die Maximallasten mit einer ausreichenden Genauigkeit vorherzusagen. Dabei zeigte sich mit zunehmender Größe der simulierten Proben der Einfluss der Fließlast auf die Vorhersage. Mit zunehmender Probengröße führt die Vorhersage zu nichtkonservativen Ergebnissen. Da dies bei den Bauteilen ebenfalls zu erwarten ist, muss für eine konservative Bewertung von Bauteilen eine lokale Fließlast eingeführt werden. Die Definition einer geeigneten, physikalisch begründeten lokalen Fließlast bei größeren Strukturen ist Gegenstand der laufenden Forschungen.

Ein weiteres Ergebnis der analytischen Untersuchungen ist, dass eine moderate Extrapolation von δ_5 -R-Kurven möglich ist, wenn nur die Maximallast von Interesse ist. Die Ursache dafür ist, dass die Maximallasten nur wenig sensitiv auf Variationen der δ_5 -R-Kurve reagieren. Für die Vorgehensweise wurde ein Vorschlag erarbeitet. Für die Extrapolation kann ein experimentell bestimmter $CTOA_{opt}$ nicht eingesetzt werden. Eine Vorhersage der Verformungen ist mit beiden Prozeduren nur ungenau möglich.

Bei der FE-Simulation stabilen Rissfortschritts mit zweidimensionalen Elementen oder Shell-Elementen stößt man zwangsläufig auf das sogenannte Abbildungs-Problem, also wie der dreidimensionale Beginn des stabilen Risswachstums geeignet modelliert wird. Zur Lösung wurde das δ_5 -modifizierte CTOA-Konzept entwickelt, das zu Beginn des stabilen Risswachstums einen CTOA aus der δ_5 -R-Kurve ableitet. Begründet wird das Konzept, indem die δ_5 -R-Kurve als zweidimensionale Abbildung des dreidimensionalen Geschehens bis zum ausgebildeten Scherbruchs interpretiert wird. Die Validierung der δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts erfolgte mit experimentellen Ergebnissen an Al 5083 H321 und Al 2024 T351, indem der $CTOA_{FE}$ an kleinen Laborproben ermittelt wurde und dann damit größere Proben und bauteilartige Strukturen simuliert wurden. Als Ergebnis zeigt sich, dass mit der FE-Simulation die Last-Verformungskurven gut vorhergesagt werden können. Wie bei den analytischen Fehlerbewertungsprozeduren auch, gelingt die Vorhersage der Maximallasten deutlich besser als die der Verformungen.

Der wesentliche Vorteil des δ_5 -modifizierten CTOA-Konzepts ist, dass auf eine aufwendige und personalintensive Bestimmung des $CTOA_{opt}$ verzichtet werden kann. Der in die FE-Simulation einzugebende $CTOA_{FE}$ zu Beginn des stabilen Risswachstums kann auf einfache Weise aus der δ_5 -R-Kurve durch Differenzieren ermittelt werden. Beim fortgesetzten stabilen Risswachstum wird der $CTOA_{FE}$ konstant gesetzt, wobei der Wert der konstanten $CTOA_{FE}$ durch FE-Simulation der Last-Verformungs-Kurven von Laborproben gefittet wird. Eine experimentelle Bestimmung des konstanten $CTOA_{FE}$ ist in diesem Konzept nicht erforderlich. Zudem wäre es auch schwierig, aus dem Streuband des $CTOA_{opt}$ einen $CTOA_{FE}$ abzuleiten.

Beim Vergleich der analytischen mit dem numerischen Fehlerbewertungsprozeduren, konnte kein eindeutiger Vorteil des einen Verfahrens gegenüber dem anderen Verfahren festgestellt werden. Denn wie häufig sind die Vorteile des einen Verfahrens die Nachteile des anderen Verfahrens. In Tab. 9-1 sind stichpunktartig die wesentlichen Vor- und Nachteile gegenübergestellt. Ein Vorschlag, die Vorteile beider Verfahren zu kombinieren, ist ein Hybridverfahren, wenn für ein Bauteil keine K-Lösung und keine Fließlastlösung existiert. Beim Hybridverfahren werden mittels FE-Simulationen K-Lösungen und Fließlastlösungen für unterschiedliche Risslängen generiert, ohne dass aber der stabile Rissfortschritt selbst simuliert wird. Anschließend kann mit einer analytischen Fehlerbewertungsprozedur das stabile Risswachstum simuliert werden, wobei dann ein Vorteil der analytischen Verfahren, nämlich schnelle Parameterstudien, zum Zuge kommt.

	analytische Methoden	FE-Simulation
Vorteile	<ul style="list-style-type: none"> • schnelle Parameterstudien möglich • geringe Sensitivität auf den Bruchparameter (δ_5-R-Kurven) • keine FEM-Spezialisten erforderlich 	<ul style="list-style-type: none"> • große Flexibilität hinsichtlich der Form der Bauteile besonders in Verbindung mit Shell-Elementen • Fließlast per Materialgesetz integriert • Integration von Beulen möglich
Nachteile	<ul style="list-style-type: none"> • K-Lösungen und Fließlastlösungen existieren nur für Standard-Geometrien • prozedurale Verfahren, die je nach Werkstoff mal besser und mal schlechter funktionieren 	<ul style="list-style-type: none"> • Zeit- und Personal aufwendig • Ergebnisse reagieren sensibel auf den Bruchparameter (CTOA) • zusätzliche Stellschrauben aufgrund der Idealisierungen bei der Modellierung • FEM-Spezialisten erforderlich

Tab- 9-1: Vor- und Nachteile der analytischen Fehlerbewertungsprozeduren im Vergleich zur FE-Simulation mit dem CTOA-Konzept

Eine weitere Eigenheit bei der bruchmechanischen Bauteilbewertung dünner Strukturen ist das Beulen, das als Versagensmechanismus konkurrierend zum Versagen aufgrund stabilen Risswachstums auftreten kann. In beiden analytischen Fehlerbewertungsprozeduren ist das Versagen infolge Beulen nicht vorgesehen. Wenn in dünnwandigen Strukturen mit Beulen zu rechnen ist, dann wird folgende Vorgehensweise vorgeschlagen. Zunächst wird die Versagenslast aufgrund stabilen Risswachstums bestimmt. Anschließend wird die Versagenslast des ungerissenen Bauteils aufgrund von Beulen bestimmt. Wenn sich die beiden Versagenslasten deutlich unterscheiden, dann ist die kleinere maßgebend. Sofern beide Versagenslasten von der Größenordnung gleich sind, muss die Interaktion zwischen Risswachstum und Beulen berücksichtigt werden. Dies ist nach Einschätzung des Autors nur noch mittels FE-Simulationen möglich. Allerdings dürfte diese Problematik nur bei wenigen Bauteilen eine Rolle spielen, da Beulen ein typisches Problem druckbeanspruchter Strukturen ist, während stabiles Risswachstum eher ein typisches Problem zugbeanspruchter Strukturen ist.

Aufgrund der Ergebnisse werden folgende Vorschläge für weiterführende Forschungsarbeiten gemacht:

- Bei den analytischen Verfahren muss ein Verfahren zur Definition einer lokalen Fließlast definiert werden, damit die Vorhersagen mit zunehmender Größe der Bauteile konservativ bleiben. Dabei kann unter Umständen auf Festigkeitsrechnungen zurückgegriffen werden, da diese zunehmend mit FEM erfolgen und daher FE-Modelle existieren, mit denen auch Fließlastberechnungen möglich sind. Darüber hinaus wird eine Fortführung der Validierung der analytischen Fehlerbewertungsprozeduren mit versteiften Strukturen im halbtechnischen Maßstab empfohlen.
- Sowohl auf der experimentellen Seite als auch bei den Fehlerbewertungsprozeduren sollte die Mixed-Mode-Belastung untersucht werden. Die experimentelle Bestimmung des $CTOA_{opt}$ bei Mixed-Mode ist Gegenstand laufender Forschungen. Bei den analytischen Fehlerbewertungsprozeduren sollte untersucht werden, inwieweit sie in der Lage sind, Vorhersagen für Strukturen im Mixed-Mode vorhersagen zu können. Schwerpunktmäßig sollte zunächst untersucht werden, bis zu welchem Ausmaß Mode II- und Mode III-Belastungen vernachlässigt werden können und die Bewertung nach reinem Mode I ausreichend ist.
- Hinsichtlich der Dachriss-Hypothese wird empfohlen, die Deformationen am stabil wachsenden Riss mittels Feldmessverfahren zu bestimmen, um die Lokalisierung experimentell nachzuweisen. Zwingend ist dabei die experimentelle Bestimmung der Dehnraten, da das Lokalisieren nur unter Einbeziehung der Dehnraten verstanden werden kann. Parallel dazu werden 3D-FE-Simulationen empfohlen, um den Übergang vom Bruchmechanikverhalten bei Laborproben zum Blechverhalten bei zunehmender Probengröße zu analysieren. Damit kann auch versucht werden das instabile Umklappen vom Dachriss in den Scherbruch zu analysieren.

Literaturverzeichnis

- ABA98 ABAQUS/Standard User's Manual, Vol. I-III, ©Hibbit, Karlsson & Sorensen, Inc., USA, 1998
- Ain00 Ainsworth, R. A., Bannister, A. C., Zerbst, U., An overview of the European flaw assessment procedure SINTAP and its validation, International Journal of Pressure and Piping, Vol. 77, pp. 869-876, 2000
- And73 Anderson, H., Finite element representation of stable crack growth, Journal of the mechanics and physics of Solids, Pergamon Press, Vol. 21, pp. 337-356, 1973
- ASM92 ASM Handbook ®, Volume 12, Fractography, ASM International, Second printing, May 1992
- ASM94 ASM Speciality Handbook ®, Aluminium and Aluminium Alloys, Edited by J.R. Davis, Davis & Associates, Second printing, 1994
- Aze86 Azegami, H., Watanabe, K., Study on Crack Parameters to Express Stable Crack Growth Behavior of Thin Plate, Proceedings of 2nd Conference of A.P.C.S, Seoul, 1986
- Bac72 Backofen, Walter A., Deformation Processing, Addison-Wesley Publishing Company Inc., Reading Massachusetts, 1972
- Bes02 Besson, J., Centre des Matériaux, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, mündliche Kommunikation, 2002
- Blu93 Blumenauer, H., Pusch, G., Technische Bruchmechanik, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1993
- Bra83 Dr. rer. nat. Wolfgang Brauch, Programmieren mit FORTRAN 77 für Ingenieure, B. G. Teubner, Stuttgart, 1983
- Bré94 Bréchet, Y., Estrin, Y., On the Relations between Portevin Le Châtelier Plastic Instabilities and Precipitation, Key Engineering Materials, Vols. 97-98, pp. 235-250, 1994
- Bri52 Bridgman, P. W., Studies in large plastic flow, McGraw Hill, New York, 1952
- Bro02 Bron, F., Besson, J., Pineau, A., Ehrström, J.-C., Ductile rupture of 2024 aluminium thin sheets - Experimental study of damage growth and crack initiation, Proceedings of the 14th Biennial Conference on Fracture - ECF 14 - held in Cracow, Poland, 8-13 September, 2002
- Bro83 Brocks, W., Rissbehaftete Bauteile unter mehrachsiger statischer Beanspruchung, DVM Arbeitskreis Bruchvorgänge, 25. Tagung, Karlsruhe, Berichtsband Nr. 225, pp. 311-325, 1993
- Bro86 Brocks, W., Olschewski, J., On J-dominance of crack-tip fields in largely yielded 3D structures, Int. J. of Solids and Structures, Vol. 22, pp. 693-708, 1986
- Bro91 Brocks, W., Yuan, H., Numerical Studies on Stable Crack Growth, Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EGF9, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 19-33, 1991
- BS99 BS 7910, Guide on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures, British Standard Institution, 1999

- Cor03 Cornec, A., Scheider, I., Schwalbe, K.-H., On the practical application of the cohesive model, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, pp. 1963-1987, 2003
- Cor04 Cornec, A., GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Abt. WMS, mdl. Kommunikation, 2004
- Cor91 Cornec, A., Baustian, K., Schwalbe, K.-H., Übertragbarkeit von CTOD (δ_5) Risswiderstandskurven an Laborproben auf dünnwandige idealisierte bauteilähnliche Strukturen unter elastisch-plastischen Beanspruchungsbedingungen, Technical Note GKSS/WW/91/41, 1991
- Cor94 Cornec, A., Baustian, K., K.-H., Schwalbe, Lange Risswiderstandskurven und ETM-Anwendung bei dünnen Aluminiumblechen, GKSS Report GKSS 94/E/58, 1994
- Dat97 Dr. John Datta, Aluminium Schlüssel, 5. Auflage, Herausgeber: Aluminium-Zentrale Düsseldorf, ©Aluminium-Verlag Marketing und Kommunikation GmbH, Düsseldorf, 1997
- Daw79 Dawes, M., G., Elastic-Plastic Fracture Toughness Based on the COD and J-Contour Integral Concepts, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, pp. 307-333, 1979
- Daw94 Dawicke, D. S., Sutton, M. A., CTOA and Crack-tunneling Measurements in Thin Sheet 2024-T3 Aluminium Alloy, Experimental Mechanics, 34 (4), pp. 357-368, 1994
- Daw95 Dawicke, D. S., Newman, J. C., Jr., Bigelow, C. A., Three-dimensional CTOA and Constraint Effects During Stable Tearing in a Thin-Sheet Material, Fracture Mechanics: 26th Volume, ASTM STP 1256, pp. 223-242, 1995
- Daw95a Dawicke, D. S., Sutton, M. A., Newman, J. C., Bigelow, C. B., Measurement and analyses of critical CTOA for an Aluminium Alloy Sheet, Fracture Mechanics: 25th Volume, ASTM STP 1220, pp. 358-375, 1995
- Daw97 Dawicke, D. S., Piascik, R. S., Newman, Jr. J. C., Prediction of Stable Tearing and Fracture of a 2000-Series Aluminium Alloy Plate Using a CTOA Criterion, Fatigue and Fracture Mechanics, 27th Volume, ASTM STP 1296, pp. 90-104, 1997
- Daw97a Dawicke, D. S., Piascik, R. S., Newman, Jr. J. C., Analyses of stable Tearing in a 7.6 mm thick Aluminium Plate Alloy, Fatigue and Fracture Mechanics, 28th Volume, ASTM STP 1321, pp. 309-324, 1997
- Daw99 Dawicke, D. S., Newman, Jr. J. C., Residual Strength Predictions for Multiple Site Damage Cracking Using a Three-Dimensional Finite Element Analysis and a CTOA Criterion, Fatigue and Fracture Mechanics, 29th Volume, ASTM STP 1332, pp. 815-829, 1999
- DDo03 Dalle Donne, C., mündliche Kommunikation, Institut für Werkstoff-Forschung, Deutsche Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt e. V. (DRL), Köln-Porz, 2003
- DDo97 Dalle Donne, C., Übertragbarkeit von Risswiderstandskurven von Standardproben auf biaxial belastete, bauteilähnliche Kreuzproben, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 18, Nr. 205, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1997

- Die02 Dietzel, W., EFAM GTP-SCC 02 - The GKSS test Procedure for performing stress corrosion tests using pre-cracked specimens, GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Report Nr. GKSS 2002/21, 2002
- Die86 Dieter, G., Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book Company, London, 1988
- dKo77 de Koning, A., U., A Contribution to the Analysis of Quasi Static Crack Growth in Sheet Materials, Fracture, Vol. 3, ICF4 Waterloo, Canada, June 19-24, 1977
- ESI04 ESIS TC1, Subcommittee on Fracture Mechanic Testing Standards, ESIS P3-0D: Draft Unified Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials, Draft 3, July 2004
- ETM98 Schwalbe, K.-H., Zerbst, U., Kim, Y.-J., Brocks, W., Cornec, A., Heerens, J., Amstutz, H., EFAM ETM 97 - the ETM method for assessing the significance of crack-like defects in engineering structures, Report GKSS 98/E/6, 1998
- Gal01 Galatolo, R., Nilsson, K.-F., An experimental and numerical analysis of residual strength of butt-joints panels with multiple site damage, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 68, pp. 1437-1461, 2001
- Gar78 Garwood, S. J., Turner, C. E., Slow stable crack growth in structural steel, International Journal of Fracture 14, pp. R195-R198, 1978
- Gib87 Gibson, G. P., Druce, S. G., An assessment of various crack tip displacement based elastic-plastic fracture parameters to characterise ductile crack growth resistance, International Journal of Fracture, Vol. 35, pp. 139-151, 1987
- Got98 G. Gottstein, Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 10. Aufl., Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 1998
- Gre75 Green, G., Knott, J.F., On Effects of Thickness on Ductile Crack Growth in Mild Steel, J. Mech. Phys. Solids, Pergamon Press, Vol. 23, pp. 167 - 183, 1975
- Gro96 Dietmar Gross, Bruchmechanik, 2. Aufl., Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 1996
- GTP02 Schwalbe, K.-H., Heerens, J., Zerbst, U., Pisarsik, H., Koçak, M., EFAM GTP 02 - The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials, 2. Ausgabe, GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Report Nr. GKSS 2002/24, 2002
- Gul99 Gullerud, A. S., Dodds, R. H., Hampton, R. W., Dawicke, D. S., Three-dimensional modelling of ductile crack growth in thin sheet metals: computational aspects and validation, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 63, pp. 347-374, 1999
- Ham03 Hampton, R. W., Nelson, D., Stable crack growth and instability prediction in thin plates and cylinders, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 469-491, 2003
- Han95 Han, G., Sutton, M. A., Yuh, Y. J., Lyons, J. S., A Study of Stable crack Growth in Thin SEC Specimens of 304 Stainless Steel by computer Vision, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 52, No. 3, pp. 525-555, 1995

- Har98 Harris, C. E., Newman Jr., J. C., Piascik, R. S., Starnes, J. H., Analytical Methodology for Predicting Widespread Fatigue Damage Onset in Fuselage Structures, Journal of Aircraft, Vol. 35, No. 2, March-April, 1998
- Hee03 Heerens, J., Schödel, M., On the determination of crack tip opening angle, CTOA, using light microscopy and δ_5 measurement technique, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 417-426, 2003
- Hee04 Heerens, J., Cornec, A., GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Abt. WME, mündliche Kommunikation, 2003
- Hee90 Heerens, J., Rissabstumpfung, Spaltbruch im Übergangsbereich und stabiles Risswachstum - untersucht mit den Methoden der nichtlinearen Bruchmechanik, Dissertation, GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Report GKSS 90/E/31, 1990
- Hel04 Hellmann, D., GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Abt. WME, unveröffentlichte Versuchsergebnisse, 2004
- Hel83 Hellmann, D., Geometrieinfluß auf das stabile Risswachstum bei nichtlinearem Werkstoffverhalten, Dissertation, GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Report GKSS 83/E/38, 1983
- Hel84 Hellmann, D., Schwalbe, K.H., Geometry and size effects on J-R and δ -R curves under plane stress conditions, ASTM STP 833, pp. 577-605, 1984
- Ins01 Insfran, A., Microstructure Analysis of Aluminium Alloys, unveröffentlichter abteilungsinterner Bericht, GKSS Forschungszentrum, Abt. WMS, 2001
- ISO04 ISO/TC 164/SC 4 N413.3, Metallic materials - Method of test for the determination of resistance to stable crack extension using specimens of low constraint, Ref. Nr. ISO/WD 22889, 2004
- Jam03 James, M. A., Newman Jr., J. C., The effect of crack tunneling on crack growth: experiments and CTOA analyses, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 457-468, 2003
- Kan79 Kanninen, M. F., Rybicki, E. F., Stonesifer, R. B., Broek, D., Rosenfield, A. R., Marschall, C. W., Hahn, G. T., Elastic-Plastic Fracture Mechanics for Two-Dimensional Stable Crack Growth and Instability Problems, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, pp. 121-150, 1979
- Kan81 Kanninen, M. F., Popelar, C. H., Broek, D., A Critical Survey on the Application of Plastic Fracture Mechanics to Nuclear Pressure Vessels and Piping, Nuclear Engineering and Design 67, pp. 27-55, 1981
- KHS00 Schwalbe, K.-H., Zerbst, U., The Engineering Treatment Model, International Journal of Pressure and Piping, Vol. 77, pp. 905-918, 2000
- KHS02 Schwalbe, K.-H., Zerbst, U., Bruchmechanische Kennwerte bei geringer Dehnungsbehinderung, MP Materialprüfung, 44. Jahrgang, Heft 7-8, pp. 307-312, 2002
- KHS02a Schwalbe, K.-H., Landes, J. D., EFAM GTP-Creep 02 - The GKSS test procedure for determining the creep crack extension of materials, 2. Ausgabe, GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Report Nr. GKSS 2002/22, 2002

- KHS04 Schwalbe, K.-H., Newman, J. C. Jr., Shannon, J. L. Jr., Fracture mechanics testing on specimens with low constraint - standardisation activities within ISO and ASTM, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 72, pp. 557-576, 2005
- KHS04a Schwalbe, K. H., Schödel, M., Heerens, J., The CTOA-approach – a method for simulation of stable crack extension in thin walled structures under multiaxial loading, Proceedings of the Seventh International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, DVM Tagungsband, pp. 447-451, Berlin, 2004
- KHS80 Schwalbe, K.-H., Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, München, Wien: Hanser, 1980
- KHS84 Schwalbe, K.-H., Hellmann, D., Correlation of stable crack growth with the J-Integral and the crack tip opening displacement, effects of geometry, size and material, Report GKSS 84/E/37, 1984
- KHS86 The Crack Tip Opening Displacement in Elastic-Plastic Fracture Mechanics, Editor: K. H. Schwalbe, Springer Verlag Berlin Heidelberg New York Tokyo, 1986
- KHS95 Schwalbe, K.-H., Introduction of δ_5 as an operational Definition of the CTOA and its practical Use, ASTM STP 1256, pp. 763-778, 1995
- KHS96 Schwalbe, K.-H., Cornec, A., Baustian, K., Application of fracture mechanics Principles to austenitic steels, Int. J. Pres. Ves. Pip., Vol. 65, pp. 193-207, 1996
- KHS97 Schwalbe, K.-H., Kim, Y.-J., Hao, S., Cornec, A., Heerens, J., Koçak, M., EFAM ETM-MM 96 - the ETM method for assessing the significance of crack-like defects in joints with mechanical heterogeneity (strength mismatch), Report GKSS 97/E/9, 1997
- KHS98 Schwalbe, K.-H., Heerens, J., R-Curve Testing and its Relevance to Structural Assessment, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 21, pp. 1259-1271, 1998
- Kre03 Krempl, E., Khan, F., Rate (time)-dependent deformation behavior: an overview of some properties of metals and solid polymers, International Journal of Plasticity, Vol. 19, pp. 1069-1095, 2003
- Lan02 Landes, J. D., Schwalbe, K.-H., EFAM ETM-Creep 03, The Engineering Flaw Assessment Method for Creep, GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Report Nr. GKSS 2002/23, 2002
- Lin98 Lin, G., Cornec, A., Schwalbe, K.-H., Three-dimensional finite element simulation of crack extension in aluminium alloy 2024FC, Fat. Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 21, pp. 1159-1173, 1998
- Llo95 Lloyd, W. R., Piascik, R. S., Three-Dimensional Crack Growth Assessment by Microtopographic Examination, Fracture Mechanics: 26th Volume, ASTM STP 1256, pp. 303-318, 1995
- Ma03 Ma, L., Lam, P. W., Kokaly, M. T., Kobayashi, A. S., CTOA of a stable crack in a thin aluminium fracture specimen, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 427-442, 2003
- Mac92 E. Macherauch, Praktikum in Werkstoffkunde, 10. verbesserte Auflage, Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, Braunschweig/Wiesbaden, 1992

- Mah03 Mahmoud, S., Lease, K., The effect of specimen thickness on the experimental characterization of critical crack-tip-opening angle in 2024-T351 aluminium alloy, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 443-456, 2003
- NeD03 Newman Jr., J. C., Dawicke, D. S., Seshadri, B. R., Residual strength analyses of stiffened and unstiffened panels – Part I: laboratory specimens, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 493-507, 2003
- New03 Newman Jr., J. C., James, M. A., Zerbst, U., A review of the CTOA/CTOD fracture criterion, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 371-385, 2003
- New84 Newman Jr., J. C., An Elastic-Plastic Finite Element Analysis of Crack Initiation, Stable Crack Growth, and Instability, *Fracture Mechanics: Fifteenth Symposium, ASTM STP 833*, pp. 93-117, 1984
- New91 Newman, J. C., Shivakumar, K. N., McCabe, D. E., Finite Element Fracture Simulation of A533B Steel Sheet Specimens, *Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EGF9*, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 117-126, 1991
- New92 Newman, J. C., Jr-, Bigelow, C. A., Dawicke, D. S., Finite-Element Analyses and Fracture Simulation in thin sheet Aluminium Alloy, *Durability of Metal Aircraft Structures : proc. of the Int. Workshop on Structural Integrity of Aging Airplanes*, pp. 167-186, 1992
- New95 Newman, Jr., J. C., Dawicke, D. S., Fracture Analysis of Stiffened Panels under Biaxial Loading with Widespread Cracking, *AGARD Conference Proceedings 568*, pp. 3-1 to 3-16, 1995
- Oga83 Ogasawara, M., Okamura, H., The Crack Tip Opening Angle (CTOA) of the Plane Stress Moving Crack, *Engineering Fracture Mechanics Vol. 18, No. 4*, pp. 839-849, 1983
- Pin84 Pink, E., Grinberg, A., Praktische Effekte des Portevin-Le Chatelier-Effektes (I), *Aluminium 9*, pp. 687-691, dto. (II), *Aluminium 10*, pp. 764-768, 1984
- Reu91 Reuter, W.G., Graham, S.M., Lloyd, W.R., Ability of using experimental measurements of CTOD to predict crack initiation for structural components, in: *Defect Assessment in Components Fundamentals and Application, ESIS publication, Vol. 9*, pp. 175-188, 1991
- Ric73 Rice, J. R., Elastic-Plastic Models for Stable Crack Growth, *Mechanics & Mechanisms of Crack Growth, Proceedings*, pp. 14-38, 1973
- Rob94 Robinson, J. M., Shaw, M. P., Observations on deformation characteristics and microstructure in an Al-Mg alloy during serrated flow, *Materials Science and Engineering, A174*, pp. 1-7, 1994
- Sch02 Schödel, M., Heerens, J., Investigation of Crack Tip Opening Angle CTOA of stable Growing Cracks in Laboratory Specimens made of thin Sheets Al 5083 H321, 34. Tagung des DVM Arbeitskreises Bruchvorgänge, *DVM-Bericht Nr. 234*, pp. 207-212, Freiberg, 2002

- Sch03 Schödel, M., Heerens, J., FE-Simulation von stabilem Rissfortschritt in dünnwandigen Strukturen mit Hilfe des Rissspitzenöffnungswinkels CTOA, 35. Tagung des DVM Arbeitskreises Bruchvorgänge, DVM-Bericht Nr. 235, pp. 73-79, Freiburg(Brsg.), 2003
- Sch04 Schödel, M., Zerbst, U., Application of the European flaw assessment procedure SINTAP to thin wall structures: Analytical assessment levels, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 71, pp. 1035-1058, 2004
- Sch04 Scheider, I., Brocks, W., Cornec, A., Procedure for the Determination of True Stress-Strain Curves From Tensile Tests with Rectangular Cross-Section Specimens, Transactions of the ASME, Vol. 126, pp. 70-76, January, 2004
- Sch98 Schödel, M., Untersuchung von Rissen in Gasturbinenschaufeln, Dipl.-Arbeit, TU Dresden, Inst. f. Energiemaschinen und Maschinenlabor, DA-Nr. D 257/98, Dresden, 1998
- Sei04 Seib, E., GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Abt. WMU, mündliche Kommunikation, 2004
- Ses03 Seshadri, B. R., Newman Jr., J. C., Dawicke, D. S., Residual strength analyses of stiffened and unstiffened panels – Part II: wide panels, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, Iss. 3-4, pp. 509-524, 2003
- Sha93 Shan, G. X., Kolednik, O., Fischer, F. D., Stüwe, H. P., A 2D Model for Numerical Investigations of Stable Crack Growth in Thick Smooth Fracture Mechanics Specimens, Engineering Fracture Mechanics, Vol 45, No. 1, pp. 99-106, 1993
- She95 Sherry, A. H., France, C. C., Goldthorpe, M. R., Compendium of T-Stress Solutions for two and three Dimensional Cracked Geometries, Fatigue Fract. Engng. Mater., Vol. 18, No. 1, pp. 141-155, 1995
- Shi79 C. F. Shih, H. G. Lorenzi, W. R. Andrews, Studies on Crack Initiation and Stable Crack Growth, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, pp. 65-120, 1979
- Shi81 C. F. Shih, Relationships Between the J-Integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and extending Cracks, J. Mech. Phys. Solids Vol. 29, No. 4 pp. 305-325, 1981
- Sho81 Shoji, T., Determination of Crack Tip Energy Dissipation and Elastic-Plastic Fracture Toughness Parameter with Ductile Crack Extension, Journal of Testing and Evaluation JTEVA, Vol. 9, No. 6, pp. 324-334, 1981
- Sht04 Shterenlikht, A., Hashemi, S. H., Howard, I. C., Yates, J. R., Andrews, R. M., A specimen for studying the resistance to ductile crack propagation in pipes, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 71, pp. 1997-2013, 2004
- Sie00 Siegmund, T., Brocks, W., Modeling Crack Growth in Thin Sheet Aluminium Alloys, Fatigue and Fracture Mechanics, 31th Volume, ASTM STP 1389, pp. 475-485, 2000
- SIN00 Special Issue: Engineering Fracture Mechanics 67, 2000
- SIN99a SINTAP: Structural Integrity Assessment Procedure, Final Version, November 1999
- SIN99b Zerbst, U., Wiesner, C., Koçak, M., Hodulak, L., SINTAP: Entwurf einer vereinheitlichten europäischen Fehlerbewertungsprozedur - eine Einführung, Report GKSS 99/E/65, 1999

- SMA99 Residual Strength Analysis of Aircraft Joints, Part A: Document No. SMAAC-TR-3.3-03-1.3/FFA, Part B: Document No. SMAAC-TR-5.2-02-1.3/FFA, Prepared by Karl-Fredrik Nilsson, SMAAC Brite-Euram Project. No. BE95-1053, 1999
- Sut95 Sutton, M. A., Dawicke, D. S., Newman, Jr., J. C., Orientation Effects on the Measurement and Analysis of Critical CTOA in an Aluminium Alloy Sheet, Fracture Mechanics: 26th Volume, ASTM STP 1256, pp. 243-255, 1995
- Web05 Webster, S. E., Fitness for Service Analysis of Structures using FITNET, Report OMAE2005-67564, Proceedings of the OAME (International Conference on Offshore Mechanics and Artical Engineering), 2005
- Wel61 Wells, A. A., Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture, Proceedings of the Crack Propagation Symposium: Cranfield, Sept. 1961
- Wil57 Williams, M., On the stress distribution at the base of a stationary crack, Journal of Applied Mechanics 24, pp. 109-114, 1957
- Yua02 HuangYuan, Numerical assessments of cracks in elastic-plastic materials, Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2002
- Zer03 Zerbst, U., Schödel, M., Bruchmechanisches Bewerten dünnwandiger Strukturen, MP Materialprüfung, Jahrg. 45 Nov/Dez, pp. 519-525, Carl Hanser Verlag, München, 2003
- Zha99 Zhang, Z. L., Hauge, M., Ødegård, J., Thaulow, C., Determining material true stress-strain curve from tensile specimens with rectangular cross section, International Journal of Solids and Structures, Vol. 36, pp. 3497-3516, 1999

Formelzeichen

$\bar{\alpha}$	CTOA (ältere Bezeichnung)
∂	kennzeichnet Inkremente bei programmierten Berechnungen
α_g	globaler Constraint-Faktor nach [New03]
χ	Dachriswinkel
δ	Rissöffnung, allgemein
δ_5	spezielle Definition der Rissöffnung [KHS80]
δ_i	Rissöffnung bei der Rissinitiierung
δ_5^*	mit der Arbeitshypothese umgerechnete Rissöffnung (s. Abb. 6-25)
ε	Dehnung (allgemein)
ε^*	Dehnung der Fließkurve, bei der die dynamische Reckalterung einsetzt
$\varepsilon_{\text{tech}}, \varepsilon_{\text{wahr}}$	technische bzw. wahre Dehnungen im Zusammenhang mit der Fließkurve
ε_{02}	elastisch-plastische Dehnung bei R_{p02}
Φ, Φ_0	Potential
λ	Verhältnis orthogonaler Kräfte oder Spannungen
ν	Querkontraktionszahl
σ	Spannung (allgemein)
σ	Standardabweichung (allgemein)
σ_∞	Schnittkraft im Ligament bezogen auf die Querschnittsfläche ohne Riss
$\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$	erste, zweite, dritte Hautspannung
$\sigma_{\text{tech}}, \sigma_{\text{wahr}}$	technische bzw. wahre Spannungen im Zusammenhang mit der Fließkurve
σ_{vM}	Vergleichsspannung nach v. Mises
σ_Y	Fließspannung
ψ	CTOA (wird gelegentlich benutzt)
a	Risslänge, allgemein
Δa	Rissverlängerung
Δa^*	mit der Arbeitshypothese umgerechnete Rissverlängerung (s. Abb. 6-25)
A	Bruchdehnung
a_0	Risslänge zu Beginn des stabilen Risswachstums (Ermüdungsrisspitze)
a_{eff}	effektive Risslänge ($\geq a_{\text{phy}}$) [Sch98]
a_{phy}	physikalische Risslänge
B	linear-elastische Biaxialität [DDo97]
B	Dicke von Proben oder Blechen
b_0	Länge des Ligaments zu Beginn des stabilen Risswachstums, $b_0=(W-a_0)$
b_i	Index für auf Bildern bestimmte Größen
c	Index für kritische Größen
E	Elastizitätsmodul
e, el	Index für elastische (elastisch bestimmte) Größen
eff	Index für effektive (effektiv bestimmte) Größen
gl	Index für global definierte Größen
i	Index für Größen bei der Rissinitiierung
J_i	J-Integral bei der Rissinitiierung
K	Spannungsintensitätsfaktor
K_{eff}	effektiver Spannungsintensitätsfaktor [Blu93]

ΔK	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors [Blu93]
L	Basislänge beim CTOA
lo	Index für lokal definierte Größen
L_r	Plastizitätskorrekturfunktion in SINTAP
mtop	Index für mikrotopographisch bestimmte CTOA
N	Verfestigungsexponent
opt	Index für mit dem Mikroskop bestimmte Größen (CTOA)
phy, ph	Index für physikalische Größen
R	K_{min}/K_{max} bei zyklischer Rissbeanspruchung
R_m	Zugfestigkeit
R_{p02}	0,2% Dehngrenze
S	Schlankheitsgrad, $S=(W-a_0)/B$ nach [KHS98]
T	Rissparallele Spannung [Wil57]
vll	Abkürzung für die Lastpunktverschiebung bei Bruchmechanik-Versuchen
W	nominelle Breite von Bruchmechanikproben
Y	Formfaktor im Zusammenhang mit der K-Wert-Berechnung
Y	Index für die Fließspannung
y	Index für die y-Koordinate

Akronyme

BS	Beulschutz
COD	Rissöffnung, crack opening displacement
CTOA	Risspitzenöffnungswinkel, crack tip opening angle, allgemein
$CTOA_{\delta_5}$	aus δ_5 -R-Kurven bestimmte CTOA
$CTOA_{FE}$	CTOA im Zusammenhang mit FE-Simulationen
$CTOA_{mtop}$	mikrotopographisch bestimmte CTOA
$CTOA_{opt}$	mit dem optischen Mikroskop bestimmte CTOA
CTOD	Risspitzenöffnung, crack tip opening displacement
ESZ	ebener Spannungs-Zustand
ETM	Engineering Treatment Method [ETM98]
EVZ	ebener Verzerrungs-Zustand
Exp	Experiment
FE	Index für Größen im Zusammenhang mit FE-Simulationen
FE, FEM	Finite Elemente, Finite-Element-Methode
FC	Abkürzung für weichgeglüht (furnace cooling)
HV	Härte nach Vickers
LT	Lage von Bruchmechanikproben, Riss senkrecht zur Walzrichtung
Mode I, II, III	Rissbeanspruchungsarten [Gro96]
OM	optische Methode (Bestimmung mit einem optischen Mikroskop)
RAR	Rissausbreitungsrichtung
SINTAP	europäische Fehlerbewertungsprozedur [SIN99a]
SZW	Stretch-Zonen-Weite im Zusammenhang mit der Rissinitiierung
TL	Lage von Bruchmechanikproben, Riss parallel zur Walzrichtung
WR	Walzrichtung

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffforschung des GKSS Forschungszentrums in Geesthacht.

Mein besonderer Dank gebührt meinen Betreuern Dr. J. Heerens und Dr. U. Zerbst, die stets mit großer Umsicht den Fortgang der Arbeit begleiteten und mit ihren fachlichen Diskussionen und Anregungen erheblich zum Gelingen der Dissertation beigetragen haben.

Bei Prof. Dr.-Ing. K.-H. Schwalbe bedanke ich mich ausdrücklich für die Ermöglichung dieser Dissertation, die fachliche Unterstützung und die Begutachtung. Bei Prof. Dr. rer. nat. G. A. Schneider bedanke ich mich für seine Tätigkeit als zweiter Gutachter.

Ich bedanke mich bei allen Mitarbeitern des Instituts für Werkstoffforschung, der Zentralwerkstatt, der EDV-Abteilung und der Bibliothek für die gute Zusammenarbeit, ihre Hilfsbereitschaft und das außerordentlich gute Arbeitsklima. Aus dem Institut für Werkstoffforschung seien insbesondere genannt Prof. W. Brocks und seine Mitarbeiter für die vielfältige Unterstützung bei den numerischen Simulationen, Dr. A. Cornec und Dr. D. Hellmann für die fachlichen Diskussionen, J. Knaack, K. Balzereit, K. Erdmann, O. Kreienbring und H. Mackel für die Unterstützung bei den Experimenten. V. Heitmann und P. Fischer danke ich insbesondere für die Unterstützung bei den mikroskopischen bzw. bei den metallographischen Untersuchungen.

Mein größter Dank gilt jedoch meiner Frau Maria, ohne deren Unterstützung und Rücksichtnahme diese Dissertation nicht möglich gewesen wäre.