

Mikromechanisch basierte Schädigungsmodelle zur Beschreibung des Versagensablaufs ferritischer Bauteile

Von der Fakultät Maschinenbau der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Hans-Peter Seebich, M.S.

geboren in Heidenheim an der Brenz

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter:	Prof. Dr. rer. nat. habil. M. Kuna
Tag der mündlichen Prüfung:	05.02.2007

2007

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre
(IMWF) Universität Stuttgart und
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart sowie am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität Stuttgart. Ein wesentlicher Teil der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) gefördert.

Mein besonderer Dank gilt dem Direktor der MPA Universität Stuttgart Herrn Professor Dr.-Ing. habil. E. Roos. Seine Förderung und Unterstützung hat maßgeblich zum Gelingen der Arbeit beigetragen.

Für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts danke ich Herrn Professor Dr. rer. nat. habil. M. Kuna sehr herzlich.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl und in den einzelnen Fachgruppen möchte ich mich besonders für die sehr angenehme und konstruktive Zusammenarbeit und die zahlreichen Anregungen und Hinweise bedanken. Hierbei hat vor allem Herr Dr.-Ing. Michael Seidenfuß durch wertvolle Diskussionen die Arbeit bereichert.

Sehr herzlich möchte ich mich bei meinen Eltern und Geschwistern sowie bei meiner Freundin Stefanie für ihre ermutigende Unterstützung, ihr großes Verständnis und ihre Geduld bedanken.

Hans-Peter Seebich

Stuttgart, Februar 2007

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen und Formelzeichen.....	iv
Zusammenfassung.....	1
Abstract.....	4
1 Einleitung und Zielsetzung.....	7
1.1 Ausgangssituation.....	7
1.2 Aufgabenstellung.....	8
2 Werkstoffmechanische Grundlagen des Versagens von rissbehafteten Bauteilen.....	11
2.1 Stadien des Bruchvorgangs.....	12
2.2 Bruchmechanismen.....	14
2.2.1 Mikroskopische Bruchmerkmale: Spalt- und Wabenbruch.....	16
2.2.2 Makroskopische Bruchmerkmale: Spröd- und Verformungsbruch.....	19
2.2.3 Auftreten der Bruchmechanismen in Abhängigkeit von der Temperatur.....	20
3 Konzepte zur Versagensbewertung.....	23
3.1 Bruchmechanikkonzepte.....	23
3.1.1 Linear-elastische Bruchmechanik (LEBM).....	23
3.1.2 Fließbruchmechanik (EPBM).....	24
3.1.3 Risseinleitungskennwerte zur Versagensbewertung im Übergangsbereich.....	25
3.1.4 Instabilitätswerte zur Versagensbewertung im Übergangsbereich.....	26
3.2 Numerische Versagensmodelle.....	27
3.2.1 Tieflage – Simulation des Spaltbruchs: Beremin-Modell.....	27
3.2.2 Hochlage – Simulation des zähen Wabenbruchs: Rousselier-Modell.....	30
3.2.3 Übergangsbereich: Gekoppelte Modelle.....	32
4 Experimentelle und metallographische Untersuchungen.....	35
4.1 Werkstoffbereitstellung und Probenentnahme.....	35
4.2 Werkstoffcharakterisierung.....	37
4.2.1 Chemische Zusammensetzung.....	37
4.2.2 Überprüfung der Werkstoffhomogenität.....	38
4.2.3 Zugversuche.....	41
4.2.4 Kerbschlagbiegeversuch.....	47

4.3	Fraktographische Untersuchungen	49
4.3.1	Untersuchungen zum Spaltbruch	49
4.3.2	Untersuchungen zum Zähbruch im Übergangsgebiet	60
4.4	Versuche zur Bestimmung der Schädigungsparameter für das Rousselier- Modell	62
4.5	Bruchmechanische Untersuchungen	65
5	Ergebnisse der numerischen Untersuchungen	71
5.1	Numerische Untersuchungen zum Spannungszustand bei Instabilität	71
5.1.1	Darstellung des Temperatureinflusses	80
5.1.2	Darstellung des Größeneinflusses	81
5.1.3	Darstellung des Geometrieinflusses	84
5.1.4	Darstellung des Rissfrontlängeneinflusses	85
5.1.5	Darstellung des Kurzrisseffekts	87
5.1.6	Einfluss von duktilem Risswachstum auf den Spannungszustand	88
5.1.7	Einfluss der Seitenkerbung	88
5.1.8	Fazit	92
5.2	Simulationen mit dem Beremin-Modell	92
5.2.1	Parameterbestimmung	93
5.2.2	Volumenbezogene Weibullspannung	96
5.2.3	Untersuchung des Netzeinflusses	96
5.2.4	Darstellung des Größeneinflusses	98
5.2.5	Darstellung des Geometrieinflusses	103
5.2.6	Darstellung des Rissfrontlängeneinflusses	104
5.2.7	Darstellung des Kurzrisseffekts	104
5.2.8	Einfluss der Seitenkerbung	104
5.2.9	Untersuchungen zum Vorbelastungseinfluss	106
5.2.10	Darstellung des Temperatureinflusses	109
5.2.11	Aussagen zur Kurvenform und der angenommenen Verteilung der Masterkurve	111
5.2.12	Grenzen des Modells	114
5.2.13	Untersuchung der Modellmodifikationen	114

5.3	Simulationen mit dem Rousselier-Modell	117
5.3.1	Parameterbestimmung und Verifizierung.....	117
5.3.2	Darstellung des Temperatureinflusses auf die duktile Rissinitiierung.....	122
5.3.3	Stochastische Untersuchungen zum Einfluss der Mikrostruktur auf bruchmechanische Parameter	123
5.3.4	Ausformung der duktilen Rissfront in Abhängigkeit von der Probenform	131
5.3.5	Übertragbarkeit von $J_{i,num}$	134
5.3.6	Grenzen des Modells.....	134
5.4	Simulationen mit dem gekoppelten Schädigungsmodell	135
5.4.1	Parameterbestimmung	135
5.4.2	Darstellung des Temperatureinflusses	135
5.4.3	Grenzen des Modells.....	136
5.5	Vorschlag eines numerischen Bewertungskonzepts zur geschlossenen Beschreibung des gesamten Temperaturbereichs.....	137
6	Literatur	145
7	Anhang	151
7.1	Anhang zu Kapitel 4	151
7.2	Anhang zu Kapitel 5	155
	Lebenslauf.....	163

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society of Testing and Materials
BMWA	Bundesministerium für Wissenschaft und Arbeit
COD	Rissöffnung (crack opening displacement)
EDZ	Ebener Dehnungszustand
ESZ	Ebener Spannungszustand
Fe ₃ C	Eisenkarbid bzw. Zementit (Ausscheidung)
Fk	Fließkurve
IMWF	Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre Universität Stuttgart
IWM	Institut für Werkstoffmechanik Freiburg
kfz	kubisch flächenzentriertes Gitter
krz	kubisch raumzentriertes Gitter
LIMI	Lichtmikroskop
MnS	Mangansulfide (Einschlüsse)
Mo ₂ C	Molybdänkarbid (Ausscheidung)
MPA	Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart
MPI	Max Planck Institut Stuttgart
oDk	ohne Dickenkorrektur bzw. Rissfrontlängekorrektur
P _f	Versagenswahrscheinlichkeit
RDB	Reaktordruckbehälter
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SZW	„Stretched Zone Width“
TEM	Transmissionselektronenmikroskop

Formelzeichen

$\varepsilon_{acc,pl}$	-	akkumulierte plastische Dehnung
ε_{σ_1}	-	Dehnung in Richtung der größten Hauptspannung
Φ	-	Fließfunktion
f	-	aktuelles Hohlraumvolumen
J_i	N/mm	J-Integralwert bei beginnendem Risswachstum (Risseinleitung, Rissinitiierung), bestimmt aus der „Stretched Zone Width“
$J_{i,num}$	N/mm	numerischer Rissinitiierungswert
$J_{i,num,min}$	N/mm	minimaler numerischer Rissinitiierungswert, Anriss an erstem beliebigen Punkt entlang der Rissfront
$J_{i,num,max}$	N/mm	maximaler numerischer Rissinitiierungswert, duktile Risserweiterung tritt über der gesamten Rissfront auf
K_{Ic}	MPa \sqrt{m}	Spröbruchkennwert nach ASTM E 399 für Initiierung eines Bruchs unter weitgehend linear-elastischen Bedingungen
K_{Ij}	MPa \sqrt{m}	Kennwert für Risseinleitung
K_{Jc}	MPa \sqrt{m}	Kennwert für Spaltbruchinstabilität nach ASTM E 1921
m	-	Weibullmodul
q	-	Mehrachsigkeitsquotient
σ_1	MPa	größte Hauptspannung
σ_{hyd}	MPa	hydrostatischer Spannungsanteil
σ_K	MPa	Werkstoffkonstante des Rousselier-Modells
σ_m	MPa	hydrostatischer Spannungsanteil
σ_v	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises (= deviatorischer Spannungsanteil)
σ_w	MPa	aktuelle Weibullspannung
σ_y	MPa	aktuelle Fließgrenze
T_0	°C	Temperatur zur Charakterisierung des Übergangsbereichs der Spaltbruchinstabilität nach ASTM E 1921
V_{pl}	mm ³	plastifiziertes Volumen
V_0	mm ³	Einheitsvolumen
x_{cv}	mm	Abstand der Spaltbruchausgangsstelle in Probendickenrichtung, gemessen von der Probenmittellinie
y_{cv}	mm	Abstand der Spaltbruchausgangsstelle von der aktuellen Rissfront abzüglich eines eventuell aufgetretenen duktilen Saumes

Zusammenfassung

Ferritische Stähle zeigen ein temperaturabhängiges Bruchzähigkeitsverhalten. Dieses wird in die Tieflage, das Übergangsgebiet und die Hochlage der Bruchzähigkeit eingeteilt. Bei ferritischen Stählen wird mit sinkender Temperatur eine Abnahme der Verformungsfähigkeit beobachtet. In Verbindung mit mehrachsigen Spannungszuständen, wie sie bei angerissenen Bauteilen auftreten, nimmt die Gefahr eines Sprödbruchs deutlich zu.

Die Quantifizierung der Sprödbruchauslösung kann nach ASTM E 1921 erfolgen. Das in dieser Norm definierte so genannte Masterkurve-Konzept ist ein probabilistischer Ansatz und beschreibt die Sprödbruchwahrscheinlichkeit auf der Basis des J-Integrals. Dabei wird die Form der Kurve über der Temperatur für alle ferritischen Stähle als gleich postuliert. Diese Kurve wird durch den einzigen werkstoffabhängigen Parameter, die Referenztemperatur T_0 , justiert. Als ein Vorteil dieses Konzepts wird dabei gesehen, dass die Referenztemperatur direkt an bruchmechanischen Proben bestimmt wird. Experimentelle Untersuchungen zeigen jedoch, dass die im Masterkurve-Konzept verwendete Bruchzähigkeit K_{Jc} nach ASTM E 1921 nicht nur von der Temperatur, sondern auch von Größe, Geometrie, Beanspruchung und der Rissfrontlänge der Probe abhängt.

Zur Untersuchung dieser Einflussfaktoren wurden zahlreiche bruchmechanische Versuche an insgesamt neun verschiedenen Probenformen durchgeführt. Anhand einer umfassenden Grundcharakterisierung des ferritisch-bainitischen Feinkornbaustahls 22NiMoCr3-7 konnte die Homogenität des Werkstoffs nachgewiesen und gleichzeitig die Festigkeits- und Verformungskennwerte bestimmt werden. Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit waren umfangreiche Finite Elemente Berechnungen um einerseits das Masterkurve-Konzept zu analysieren und andererseits ein numerisches Konzept zur geschlossenen Beschreibung des gesamten Temperaturbereichs herzuleiten. Die numerischen Berechnungen bauen auf mikromechanisch basierten Schädigungsmodellen auf.

Zum besseren Verständnis der Versagensvorgänge beim Bruch, vor allem im Übergangsgebiet der Zähigkeit, wurde mit Hilfe metallographischer Untersuchungen der jeweilige Versagensablauf und Versagensmechanismus bestimmt. Darüber hinaus wurden anhand von REM-Untersuchungen an unterschiedlichen bruchmechanischen Proben, die alle durch instabilen Bruch versagten, die Positionen der Spaltbruchausgangsstellen ermittelt. An diesen Initiierungspunkten wurden mittels dreidimensionaler elasto-plastischer Finite Elemente Berechnungen die Spannungszustände zum Zeitpunkt des Versagens bestimmt. Die Untersuchungen zeigen, dass die Spaltbruchinitiierungsstelle im Bereich des Spannungsmaximums liegt. Die Berechnungen geben unter anderem darüber Aufschluss, dass verschieden große C(T)-Proben zum Versagenszeitpunkt einen leicht unterschiedlichen Spannungszustand aufweisen. Ein Vergleich von C(T)-, SE(T)- und SE(B)-Proben verdeutlicht, dass aufgrund des veränderten Spannungszustands in den SE(B)-Proben die Spaltbruchausgangsstellen bei dieser Geometrie tiefer im Ligament liegen. Mit Hilfe von TEM-Untersuchungen an Metallfolien und Ausziehadrücken wurden die Versetzungsdichte und die Ausscheidungsverteilung analysiert. Die Versetzungsdichte ist in der Umgebung des Risses erhöht. Es traten im 22NiMoCr3-7 zwei Arten von

Ausscheidungen auf, Eisenkarbide (Fe_3C) und Molybdänkarbide (Mo_2C). Dabei gelten sowohl harte Karbide als auch Korngrenztripel als potentielle Spaltbruchausgangsstellen. Allerdings gelang es im Rahmen dieser Arbeit nicht, direkt das spaltbruchauslösende Karbid oder ein entsprechendes Korngrenztripel als Versagensauslöser zu identifizieren.

Der in der Probe bzw. dem Bauteil vorliegende Spannungszustand wirkt sich auch auf die Referenztemperatur T_0 aus, anhand der die Masterkurve (ASTM E 1921) justiert wird. Es ist ein bekannter Effekt, der sich auch durch die durchgeführten experimentellen und numerischen Untersuchungen bestätigt, dass die Biegeproben (SE(B)) zu einer tieferen T_0 führen als die auf Zug und Biegung belasteten C(T)-Proben. Neben diesem Belastungseinfluss haben die Probengröße, die Probendicke bzw. Rissfrontlänge und das Risstiefenverhältnis Auswirkungen auf die Bruchzähigkeit K_{Jc} und deren Streuung.

Die Auswirkung der oben genannten Einflussgrößen auf die Bruchzähigkeit wurde mit dem Beremin-Modell untersucht. Dieses lokale probabilistische Versagensmodell baut auf einem Weibullansatz zur Beschreibung des Versagens durch Spaltbruch auf. Es konnte gezeigt werden, dass das Beremin-Modell in der Lage ist, den Geometrieinfluss, den Größeneinfluss sowie den Risstiefen- und Rissfrontlängeneinfluss auf die Bruchzähigkeit K_{Jc} mit guter Genauigkeit vorherzusagen. Die verwendeten Parameter waren dabei unabhängig von Geometrie, Größe, Risstiefe und Rissfrontlänge. Die Vorhersage des Probenversagens bei höheren Temperaturen mit diesem Modell ist allerdings zu konservativ. Ein Grund hierfür ist, dass der Versagensablauf im Übergangsbereich wechselt. So tritt vor dem instabilen Spaltbruchversagen eine duktile Rissinitiierung mit mehr oder weniger stark ausgeprägtem duktilem Risswachstum auf. Um die Vorhersagegenauigkeit im oberen Übergangsbereich zu verbessern, wurden Beremin-Modellmodifikationen und ein gekoppeltes Werkstoffmodell aus Beremin- und Rousselier-Modell untersucht. Gute Ergebnisse lieferte der Ansatz einer temperaturabhängigen Weibullreferenzspannung. Das gekoppelte Modell kann das experimentelle Versagensverhalten nur sehr eingeschränkt wiedergeben. Der limitierende Faktor beim gekoppelten Modell ist die Abhängigkeit des Rousselier-Modells von der verwendeten Elementgröße des Finite Elemente Modells. Die Netzgröße ist beim Rousselier-Modell direkt an den mittleren Abstand der Einschlüsse im Werkstoff gekoppelt und fordert dadurch für den vorliegenden Werkstoff eine relativ grobe Elementierung bezogen auf die Anforderungen des Spaltbruchmodells. Diese grobe Vernetzung lässt einerseits eine Auflösung der auftretenden Spannungsgradienten speziell im unteren Übergangsbereich nicht zu und andererseits können sehr kleine Risswachstumsumsätze in der verwendeten Formulierung nicht beschrieben werden.

Es konnte gezeigt werden, dass das Rousselier-Modell das Verformungsverhalten, die duktile Rissinitiierung und die Risserweiterung in der Hochlage gut beschreibt. Auch lassen sich die Parameter des Rousselier-Modells auf andere Probengeometrien sicher übertragen. Damit kann die duktile Initiierung sowie der Betrag und die Form der duktilen Rissausbreitung vorausgesagt werden. Der Vergleich von Experiment und Numerik zeigte, dass die Ausbildung der Rissfront abhängig vom Breiten- zu Längenverhältnis der Probe ist. Mit stochastischen FEM-Simulationen, unter Verwendung des Rousselier-Modells, wurden Sensitivitätsuntersuchungen zu den mikrostrukturellen Einflüssen auf bruchmechanische Kennwerte durchgeführt. Diese erlauben u.a. eine Abschätzung der Streuung der duktilen Initiierungswerte J_i in der Hochlage.

Abschließend wurde ein Ansatz zur geschlossenen Beschreibung des Versagens im gesamten Temperaturbereich – von der Tieflage bis in die Hochlage der Zähigkeit – vorgestellt. Dieses Konzept beruht auf der Bewertung des Spaltbruchversagens durch das temperaturmodifizierte Beremin-Modell sowie der duktilen Rissinitiierung anhand des Rousselier-Modells. Das Konzept wurde auf unterschiedliche Probenformen mit unterschiedlichen Spannungszuständen angewendet und erfolgreich verifiziert. Dieses Konzept hat u.a. den großen Vorteil, dass keine Rissfrontlängenkorrektur erforderlich ist, sondern die ermittelten Kennwerte direkt verwendet werden können. Dies ist von großer Bedeutung bei der Bewertung von Bauteilen.

Zusammenfassend wurde in dieser Arbeit die Aufklärung der temperaturabhängigen Versagensmechanismen vor allem im Übergangsbereich der Zähigkeit am ferritisch-bainitischen Feinkornbaustahl 22NiMoCr3-7 verfolgt, um daraus die Anwendbarkeit von mikromechanisch basierten Schädigungsmodellen sicher zu stellen. Mit diesen Modellen können Einflussfaktoren auf die Bruchzähigkeit untersucht und das Masterkurve-Konzept analysiert werden. Darüber hinaus wurde ein numerisches Konzept zur geschlossenen Versagensbeschreibung des gesamten Temperaturbereichs abgeleitet und erfolgreich verifiziert.

Abstract

Ferritic steels have a temperature dependent fracture toughness behaviour, which is classified in the lower shelf, the transition region and the upper shelf of fracture toughness. The deformation ability of ferritic steels decreases with decreasing temperatures. In combination with multiaxial stress states, which arise, for example, at pre-cracked components, the risk of brittle failure increases significantly.

The quantification of the brittle fracture initiation can be carried out according to ASTM E 1921. This standard regulates the use of the so-called master curve approach, which is a probabilistic concept based on the J-integral for describing brittle fracture. The shape of this curve is postulated to be the same for all ferritic steels. The curve itself is adjusted only by the single material dependent parameter T_0 , the so-called reference temperature. The direct determination of the reference temperature at fracture toughness specimens is seen to be a main advantage of this approach. However, experimental investigations show that the fracture toughness K_{Jc} according to ASTM E 1921 not only depends on temperature but also on size, geometry, load and crack length of the specimen.

To address these influencing factors several fracture toughness tests using nine different specimen types have been carried out. A comprehensive basic characterisation of the ferritic-bainitic fine grained steel 22NiMoCr3-7 was carried out to determine the strength values and to prove the homogeneity of the material. The emphases of the presented work were numerous finite element calculations to analyse the master curve approach and the establishment of a numerical concept for the closed description of the overall temperature region. The numerical calculations are built upon micromechanically based damage mechanics material models.

For a better understanding of the occurring failure processes, especially in the toughness transition region, failure mechanism and failure evolution were determined by means of metallographic investigations. Furthermore, the position of the cleavage initiation spot was examined for each specimen by scanning electron microscopic investigations of several fracture toughness specimens, which all failed due to unstable crack extension. The stress state at these cleavage initiation spots at failure was determined using three-dimensional elastic-plastic finite element calculations. These investigations show that the cleavage initiation spot lies in the domain of the maximum principal stress peak. The calculations also provide information about the fact that differently sized C(T)-specimens exhibit a slightly different stress state at the point of failure. A comparison of C(T)-, SE(T)- and SE(B)-specimens clarifies that due to the changed stress state in the SE(B)-specimens the cleavage initiation spot lies within this geometry more deeply in the ligament. The dislocation density and the precipitation distribution were analyzed by transmission electron microscopy. Therefore, thin metal foils and extraction replica were taken from a specimen. The dislocation density is increased in the vicinity of the crack. Two different kinds of inclusions, iron carbides (Fe_3C) and molybdenum carbides (Mo_2C), were detected in the 22NiMoCr3-7. Both the brittle carbides and the grain boundary triples are potential cleavage triggers. However, in the context of this dissertation the identification of the

cleavage triggering carbide or the appropriate grain boundary triple as the failure catalyst did not succeed.

The stress state in the specimen or the component also affects the reference temperature T_0 . The so-called master curve (ASTM E 1921) is adjusted with this temperature. It is well known that the testing of SE(B)-specimens leads to a lower T_0 than the testing of C(T)-specimens loaded with tension and bending. This tendency was confirmed by the conducted experimental examinations. In addition to this geometry influence, the specimen size, the crack depth ratio and the specimen thickness, specifically the crack front length, all affect the fracture toughness value K_{Jc} and its scatter.

The impact of the above mentioned parameters on the fracture toughness was examined numerically with the Beremin model. This probabilistic local approach model refers to a Weibull law for the failure description of cleavage fracture. It could be shown that the Beremin model is able to predict the geometry influence, the size effect and the crack depth and length influences on fracture toughness K_{Jc} with high accuracy. The parameters used were independent of geometry, specimen size, crack depth and crack length. The forecast of the specimen failure at higher temperatures, however, is too conservative with this model. One reason for this is that the failure mechanism changes in the transition region. Thus, a ductile crack initiation with strongly or weakly pronounced ductile crack growth arises before the unstable cleavage fracture onset. Beremin model modifications and a coupled material model from Beremin and Rousselier model were examined to improve the prediction accuracy in the upper transition region of fracture toughness. An approach using a temperature dependent Weibull reference stress supplied good results. The coupled model reflects only very restrictedly the experimental failure behaviour. The limiting factor of the coupled model is the dependence of the Rousselier approach on the chosen element size of the finite element model. The mesh size of the Rousselier model is directly linked to the mean distance of the inclusions in the material and demands thereby a relatively rough finite element discretisation for the investigated material in contradiction to the cleavage model. This rough mesh permits neither the calculation of the arising stress gradients particularly in the lower transition region nor the description of very small amounts of ductile crack growth.

It could be shown that the Rousselier model describes the experimentally observed deformation behaviour, the ductile crack initiation and the crack extension in the upper shelf of fracture toughness with high accuracy. Additionally, the parameters of the Rousselier model can be transferred to other specimen geometries safely. Thus, the ductile initiation as well as the amount and the form of the ductile crack growth can be predicted. The comparison of experiment and numerics proves that the shape of the crack front is dependent on the length to width ratio of the specimen. By means of stochastic FEM simulations using the Rousselier model, sensitivity analyses were conducted to address the microstructural influences on fracture mechanics characteristic values. These studies allow estimations of the scatter of the ductile initiation values J_i in the upper shelf of fracture toughness.

A method was also introduced for the closed description of the failure in the entire temperature range – from the lower shelf into the upper shelf of fracture toughness. This concept is based on the evaluation of the cleavage fracture by the temperature modified Beremin model as well as ductile crack initiation by the Rousselier model. The concept was applied to different specimen

types with different stress states and also successfully verified by comparison with experimental results. A significant advantage of this concept is that no crack front length correction is necessary as in ASTM E 1921 since the numerically determined characteristic values can be used directly. This is of great importance for the integrity assessment of components.

In conclusion this work pursued the clarification of the temperature dependent failure mechanisms particularly in the transition region of the fracture toughness for the ferritic-bainitic fine grained steel 22NiMoCr3-7 in order to prove the applicability of micromechanically based damage models. With these models influencing factors on fracture toughness can be examined, and the master curve concept can be analyzed. Furthermore, a numeric concept was derived for the closed description of failure for the entire temperature region, and this concept was also successfully verified.

1 Einleitung und Zielsetzung

1.1 Ausgangssituation

Der technische Entwicklungsprozess strebt eine kontinuierliche Verbesserung der erzeugten Produkte an. Dabei werden deutlich höhere spezifische Leistungsdichten erzielt, u.a. durch hochfeste Werkstoffe und eine Optimierung hinsichtlich einer verbesserten Ausnutzung des Werkstoffs. Damit steigen die Anforderungen an die Auslegungskonzepte um einerseits zu große Konservativitäten abzubauen und andererseits einen sicheren und zuverlässigen Betrieb über die gesamte Lebensdauer zu gewährleisten.

Grundlage einer Festigkeitsanalyse ist dabei stets der Vergleich der durch äußere Belastungen hervorgerufenen Beanspruchung mit der Beanspruchbarkeit des Werkstoffs. Bei sicherheitstechnisch relevanten Bauteilen müssen dabei unbedingt Faktoren, die zu einer Beanspruchungserhöhung führen, berücksichtigt werden. Solche Beanspruchungserhöhungen können beispielsweise fertigungsbedingt eingebrachte Eigenspannungen, Überlasten bei Störfällen oder auch Überlagerungen durch zusätzliche thermische Beanspruchung sein. Andererseits unterliegen die Werkstoffkennwerte einer natürlichen Streuung, bzw. können in Verbindung mit Inhomogenitäten sowie einer transienten Veränderung, z.B. durch Korrosion, verringert werden.

Abhängigkeiten der Beanspruchbarkeit von den Betriebsparametern wie dem zeitlichen Belastungsverlauf oder der Temperatur müssen dabei ebenso in Betracht gezogen werden. So verhalten sich beispielsweise Stähle bei hochdynamischer Beanspruchung in anderer Weise als bei statischer oder zyklischer Beanspruchung. Darüber hinaus ist bei ferritischen Stählen das Zähigkeitsverhalten abhängig von der Temperatur. Mit abnehmender Temperatur oder durch Alterung, z.B. durch Neutronenbestrahlung, sinkt die Zähigkeit der Werkstoffs, [1] und [2]. Zusätzlich können Spannungszustände auftreten, die das Bauteilverhalten dahingehend ändern, dass ein verformungsfähiger Werkstoff diese Eigenschaft aufgrund einer Dehnungsbegrenzung infolge einer hohen Spannungsmehrachsigkeit nicht entfalten kann.

All diese Faktoren müssen bereits im Auslegungsprozess beachtet werden, denn oberstes Ziel muss die Vermeidung von Schäden und damit der Abwendung von Gefahr für Mensch und Umwelt sein. Die Geschichte zeigt, dass trotz erhöhter Anstrengungen und technisch verbesserter Analyse- und Auslegungsverfahren Schadensfälle nicht vermieden werden können, [3] - [7]. Ein sehr hohes Gefährdungspotential geht dabei vom verformungsarmen Spröbruch aus, der in der Regel plötzlich und ohne vorherige Vorwarnung auftritt. In der Bruchmechanik existieren unterschiedliche Ansätze um einen Spröbruchausschluss für sicherheitsrelevante Bauteile durchzuführen. Eine Methodik stellt der so genannte Masterkurve-Ansatz dar [8]. Im Gegensatz zu den herkömmlichen deterministischen Konzepten wird bei der Masterkurve ein probabilistischer Ansatz zur Beschreibung der Spröbruchwahrscheinlichkeit gewählt. Allerdings haben Untersuchungen gezeigt, dass der dabei verwendete Kennwert K_{Jc} eine Abhängigkeit u.a. von der Probegeometrie und damit vom Spannungszustand aufweist. Auf diesen Effekt wird bereits in der aktuellen Norm hingewiesen. Ein Schwerpunkt der aktuellen Forschung liegt daher weiterhin in der Bestimmung übertragbarer bruchmechanischer

Werkstoffkennwerte [9], die für eine Integritätsbewertung von Bauteilen herangezogen werden können, [10] und [11].

Alternativ zu diesen globalen Ansätzen existieren in der numerischen Schädigungsmechanik Modelle, die das Versagen basierend auf dem lokalen Verformungs- und Spannungszustand beschreiben [12]. Diese Modelle berücksichtigen dabei die mikromechanischen Schädigungs- und Versagensmechanismen des Werkstoffs. Aus diesem Grund ist es unerlässlich die real auftretenden Mechanismen für den zu untersuchenden Werkstoff zu kennen. Bei angerissenen ferritischen Proben ist der Spaltbruch der vorherrschende Versagensmechanismus in der Zähigkeitstieflage, während in der Hochlage die Bildung und das Wachsen von Hohlräumen maßgeblich für das Versagen verantwortlich ist. Diese Zähigkeitsgebiete können numerisch gut von den existierenden Modellen abgebildet werden, wohingegen die Beschreibung des Übergangsgebiets aufgrund der konkurrierenden Versagensmechanismen eine Schwierigkeit darstellt.

1.2 Aufgabenstellung

Der ferritisch-bainitische Feinkornbaustahl 22NiMoCr3-7 zeigt die für krz-Stähle typische Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Temperatur. Der Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit besteht in der Beschreibung des Versagensverhaltens im gesamten Temperaturbereich, von der Zähigkeitstieflage bis in die Zähigkeitshochlage, unter Verwendung von mikromechanisch begründeten numerischen Schädigungsmodellen.

Um bei experimentellen Untersuchungen Einflussgrößen quantifizieren zu können, die z.B. von der Probengeometrie herrühren, ist es wichtig, einen bezüglich seiner mechanischen Eigenschaften homogenen Werkstoff zu verwenden. Eine ausführliche metallographische und mechanisch-technologische Grundcharakterisierung muss die Werkstoffhomogenität nachweisen und dient zur Bestimmung der Werkstoffkennwerte. Grundlage für die schädigungsmechanischen Finite Elemente Berechnungen, bei denen große nicht-lineare Verformungen an der Risspitze auftreten, bildet die Werkstofffließkurve. Um dabei den messtechnischen Aufwand gering zu halten, wurde im Rahmen des Forschungsvorhabens ein automatisiertes numerisches Verfahren zur Bestimmung der wahren Spannungs-Dehnungsbeziehungen – auch für sehr große Formänderungen – entwickelt. Parallel dazu müssen die Schädigungsparameter für die verwendeten schädigungsmechanischen Modelle bestimmt und eine etwaige Abhängigkeit von der Temperatur untersucht werden.

Einen sehr wichtigen Punkt stellt die Erweiterung des Kenntnisstands zu den mikrostrukturellen Vorgängen beim instabilen Bruch in der Zähigkeitstieflage sowie im unteren und oberen Übergangsgebiet dar. Vor allem auch im Hinblick auf die Anwendung der numerischen Schädigungsmodelle müssen die auftretenden Versagensmechanismen geklärt werden. Dies soll mit Hilfe von fraktographischen Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) und Transmissionselektronenmikroskop (TEM) durchgeführt werden. Die Bestimmung der Spaltbruchausgangsstellen soll Aufschluss über die Entstehung des instabilen Bruchs geben. Durch Korrelationen der Positionen dieser Initiierungsspotts mit den numerisch bestimmten Spannungszuständen lassen sich sowohl die spaltbruchauslösenden Parameter untersuchen als auch Aussagen über geometrische Einflussgrößen treffen.

Hauptaufgabe der Arbeit liegt in der Anwendung und Verifikation von numerischen, schädigungsmechanischen Modellen für die Zähigkeitstieflage und –hochlage und deren Erweiterung in das Übergangsgebiet. Hierzu werden Modellmodifikationen sowie eine Kopplung von Schädigungsmodellen untersucht.

Mit diesen numerischen Modellen können grundlegende Untersuchungen zu den Einflussgrößen (Probengeometrie, Probengröße, Rissfrontlänge, Risstiefenverhältnis, duktiler Risserweiterung und Spannungsmehrachsigkeit) auf die Bruchzähigkeit erfolgen. Durch einen Vergleich der numerisch prognostizierten Versagenswahrscheinlichkeiten mit denen des Masterkurve-Ansatzes kann dieser bewertet werden. Anhand der umfangreichen bruchmechanischen Datenbasis können Aussagen zur Verteilung und der empirisch ermittelten Kurvenform des Masterkurve-Ansatzes getroffen werden.

Zudem soll ein geschlossenes numerisches Konzept zur Beschreibung des Bruchzähigkeitsverhaltens im gesamten Temperaturbereich entwickelt werden. Anhand einer stochastischen Sensitivitätsanalyse kann eine Abschätzung der wesentlichen Einflussgrößen sowie die Streuung der bruchmechanischen Initiierungskennwerte, verursacht durch die mikrostrukturellen Werkstoffeigenschaften, für dieses geschlossene Konzept erfolgen.

2 Werkstoffmechanische Grundlagen des Versagens von rissbehafteten Bauteilen

Für eine wirtschaftliche Anwendung von Konstruktionswerkstoffen ist die vollständige Ausnutzung der mechanischen Eigenschaften anzustreben. Dabei ist es unerlässlich, an die Betriebsbeanspruchungen angepasste Berechnungsmethoden anzuwenden, um eine ausreichende Sicherheit gegenüber den verschiedenen Versagensmöglichkeiten zu gewährleisten. Die etablierten Verfahren gehen dabei für die Ermittlung zulässiger Bauteilbelastungen von der folgenden Grundbeziehung der Festigkeitsberechnung aus [13]:

$$\text{wirkende Beanspruchung} \leq \frac{\text{Werkstoffkennwert}}{\text{Sicherheitsfaktor}} \quad \text{Gl. 2.1}$$

Mittels experimenteller, analytischer und numerischer Verfahren müssen die wirkende Beanspruchung sowie der entsprechende Werkstoffkennwert ermittelt werden. Der Sicherheitsfaktor wird entsprechend des Gefährdungspotentials unter Berücksichtigung der auftretenden Versagensmechanismen festgelegt. Der instabile Bruch stellt dabei den gefährlichsten Schadensfall dar. Dieser muss bei sicherheitstechnisch relevanten Bauteilen unbedingt vermieden werden. Allerdings haben die konventionellen Methoden der Festigkeitsberechnung ihre Grenze bei der Anwendung auf fehlerbehaftete Bauteile erreicht. Liegen Risse im Bauteil vor, die zum Beispiel infolge der Herstellung oder durch die Beanspruchungen im Betrieb entstanden sind, müssen die Methoden der Bruchmechanik angewendet werden.

Die Bruchmechanik umfasst in ihrer Anwendung drei Aufgabengebiete [14]:

1. **Charakterisierung der Beanspruchung:** Rechnerische oder experimentelle Ermittlung der Spannungs- und Dehnungszustände und die daraus resultierende Beanspruchung. Diese muss durch entsprechende Parameter ausgedrückt werden.
2. **Charakterisierung der Beanspruchbarkeit:** Abhängig vom Werkstoffverhalten und den Beanspruchungsbedingungen müssen beschreibende Kennwerte ermittelt werden. Eine wichtige Anforderung dabei ist die Übertragbarkeit dieser experimentell bestimmten Größen auf Bauteile.
3. **Sicherheitsabschätzung:** Aus der Gegenüberstellung von Beanspruchung und Beanspruchbarkeit müssen quantitative Aussagen zur Bruchsicherheit abgeleitet werden. In der technischen Anwendung ist dabei die weitere Nutzungsdauer bzw. die Festsetzung von Prüfintervalen von besonderem Interesse.

Diese prinzipiellen Anforderungen an ein bruchmechanisches Konzept sind graphisch in [Bild 2.1](#) zusammengefasst. Die Bauteilbeanspruchung K stellt die rissstreibende Größe an der Risspitze dar. Sie kann bei bekannter Belastung, Bauteilgeometrie und Fehlergröße berechnet werden. Dabei spielt für eine bruchmechanische Bewertung vor allem die zu betrachtende Fehlergeometrie und -größe eine wesentliche Rolle. Diese Bauteilbeanspruchung wird im Sinne von Gl. 2.1 der Widerstandsfähigkeit des Werkstoffs K_R gegenübergestellt. Dabei sind u.a. der Werkstoffzustand und die Umgebungsbedingungen zu berücksichtigen.

Um Unsicherheiten bei der Beschreibung des Beanspruchungszustands bzw. bei der Ermittlung der ertragbaren Werkstoffbeanspruchbarkeit entgegenzuwirken, werden Sicherheitsfaktoren eingeführt. Dabei wird häufig der Sicherheitsfaktor herangezogen um den Werkstoffkennwert zu reduzieren. Die Höhe des Sicherheitsfaktors richtet sich bei bruchmechanischen Bewertungen wesentlich danach, ob sprödes oder zähes Verhalten vorliegt. Bei zähem Werkstoffverhalten kündigt sich das Versagen in der Regel durch große Verformungen an, dagegen erfolgen Sprödbrüche ohne merkbare vorhergehende Verformungen. Dementsprechend muss der Sicherheitsfaktor gegen Versagen durch Sprödbruch größer gewählt werden als gegen Zähbruch.

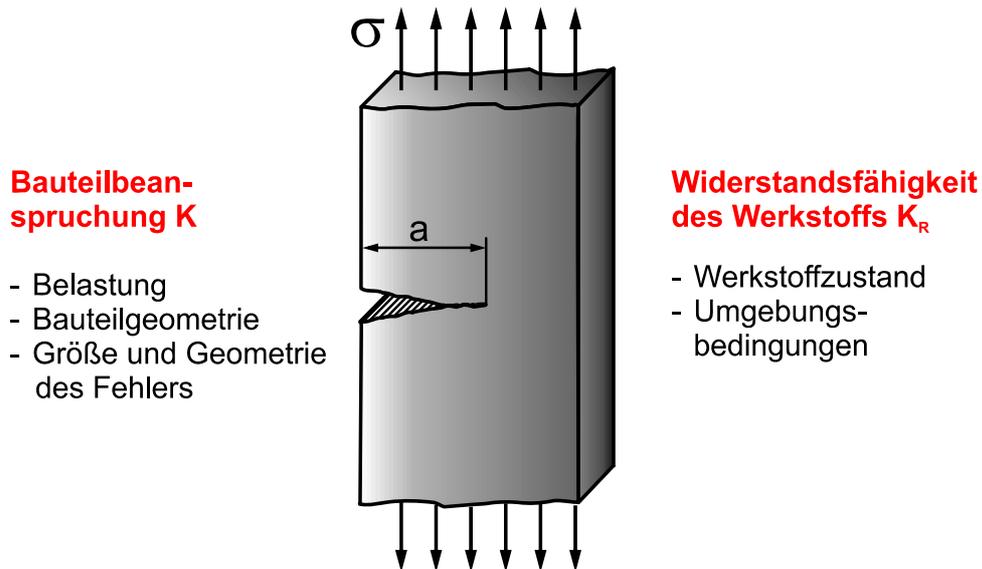


Bild 2.1: Bruchmechanikkonzept [15]

Entscheidend bei einem Festigkeitskonzept ist dabei ebenfalls die Bedeutung des verwendeten Werkstoffkennwerts. Der Sicherheitsfaktor sollte umso höher angesetzt werden, je näher der verwendete Werkstoffkennwert am Versagenspunkt liegt. Dieser Grundsatz wird beispielsweise im einfachsten Fall bei den Festigkeitskennwerten aus dem Zugversuch angewendet. Erfolgt die Bauteilbewertung im Hinblick auf den Bruchausschluss, d.h. auf der Basis der Zugfestigkeit, so sind die Sicherheitsfaktoren höher als bei der Bewertungen gegen den Beginn plastischen Fließens (= Erreichen der Streckgrenze). Analogien bestehen zu bruchmechanischen Kennwerten, die ebenfalls direkt den Bruchpunkt beschreiben [16], [17] oder aber das Einsetzen eines stabilen Risswachstumsprozesses [18].

Vor diesem Hintergrund sollen nachfolgend zunächst die Vorgänge des Versagensablaufs ferritischer Stähle im Bezug auf die Temperatur betrachtet werden. Erst dann können, abhängig vom werkstoffphysikalischen Versagensmechanismus, entsprechende Modelle hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit für eine bruchmechanische Bauteilanalyse diskutiert werden.

2.1 Stadien des Bruchvorgangs

Als Bruch wird die makroskopische Werkstofftrennung bezeichnet, die zum Verlust der Tragfähigkeit eines Festkörpers führt. Die physikalische Ursache eines Bruchs besteht in der Zerstörung der atomaren bzw. molekularen Bindungen und der dadurch entstehenden freien Oberfläche. Dieser Effekt tritt infolge äußerer und/oder innerer mechanischer Beanspruchungen und zum Teil unter Mitwirkung umgebender Medien auf.

Beim Entstehen und Ausbreiten von Rissen werden unterschiedliche Vorgänge beobachtet, wobei nicht zwingend alle der folgenden Prozesse durchlaufen werden müssen [14]:

- **Rissbildung** ist das Entstehen eines Risses in einem bis dahin rissfreien Werkstoffbereich. Die Länge des entstehenden Risses kann in atomaren, mikroskopischen oder makroskopischen Größenordnungen liegen. Ein Mikroriss bildet sich während der Belastung z.B. durch den Aufstau von Versetzungen an einer Korngrenze oder durch Hohlraumkoaleszenz.
- **Risseinleitung (Rissinitiierung)** ist der Übergang von einem stehenden in einen wachsenden Riss. Eine Aussage, ob der Riss allmählich, stabil oder instabil wächst, ist damit nicht verbunden.
- **Risswachstum oder Rissfortschritt** ist die Erweiterung eines Risses, wobei das Endstadium der Rissausbreitung im Allgemeinen der Bruch ist. Der Oberbegriff Rissausbreitung ist unabhängig von Art, Mechanismus und Ursache des Rissfortschrittvorgangs zu verwenden.
- Die **stabile Rissausbreitung** (stabiles Risswachstum) erfolgt unter ständigem Energieverbrauch, d.h. einer Belastungszunahme und führt in der Regel zu einem makroskopischen Zähbruch.
- Die **instabile Rissausbreitung** verläuft mit hoher Geschwindigkeit, wobei eine weitere Belastungszunahme nicht erforderlich ist. Sie kann auch nach vorheriger stabiler Rissausbreitung eintreten.
- Das **allmähliche Risswachstum** ist ein sich über einen längeren Zeitraum erstreckender Prozess der stabilen Rissausbreitung, der charakteristisch ist für den Schwingbruch sowie für Risswachstum im Kriechbereich oder infolge Spannungsrissskorrosion. Das Risswachstum kann durch beschleunigte stabile bzw. instabile Rissausbreitung beendet werden.
- **Rissauffang (Rissarretierung, Risstopp)** ist der Übergang von einem sich mit hoher Geschwindigkeit ausbreitenden in einen stehenden Riss.

Aufgrund der verschiedenen Möglichkeiten der Rissausbreitung ergeben sich unterschiedliche Versagenswege [14]. Diese sind in Bild 2.2 schematisch dargestellt.

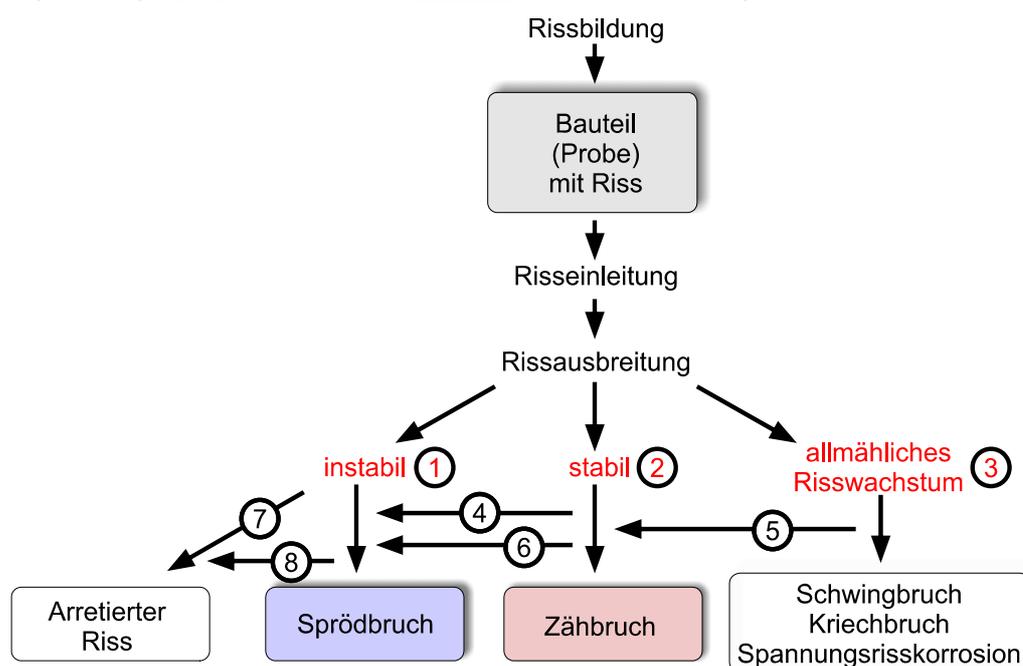


Bild 2.2: Möglichkeiten der Rissausbreitung [14]

Bei den nachfolgenden Betrachtungen werden lediglich die Stadien der stabilen und instabilen Rissausbreitung diskutiert.

2.2 Bruchmechanismen

In Abhängigkeit von der mechanischen Beanspruchung wird unterschieden in Gewaltbrüche, die durch statische und schlagartige Belastung hervorgerufen werden und Schwingbrüche, die sich infolge einer zyklisch veränderten Belastung entwickeln. Eine weitere Unterteilung ist für beide Brucharten nach den wirkenden Kräften bzw. Momenten möglich. Dabei ist eine eindeutige Unterscheidung zwischen den makroskopischen und den mikroskopischen Bruchmerkmalen notwendig, [14] und [9].

Als ein makroskopisches Merkmal kann entweder das Ausmaß der dem Bruch vorausgegangenen plastischen Verformung oder die Bruchform herangezogen werden. Dabei hängt die Bruchform vom Spannungszustand und damit u.a. von der Bauteildicke ab, Bild 2.3 und Bild 2.4. Es wird dabei zwischen einem ebenen Dehnungszustand (EDZ) und einem ebenen Spannungszustand (ESZ) unterschieden.

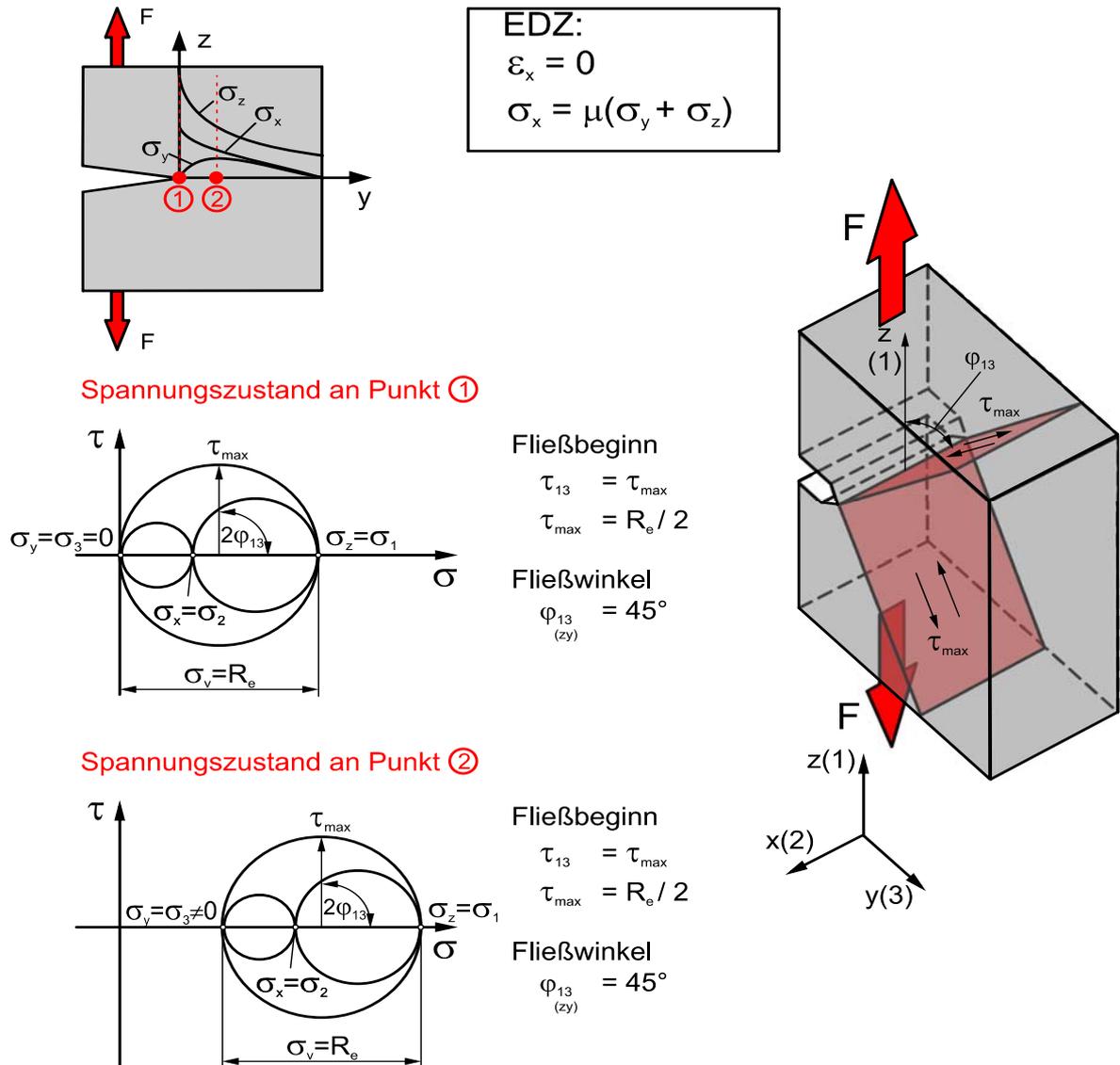


Bild 2.3: Versagen bei ebenem Dehnungszustand (EDZ) [19]

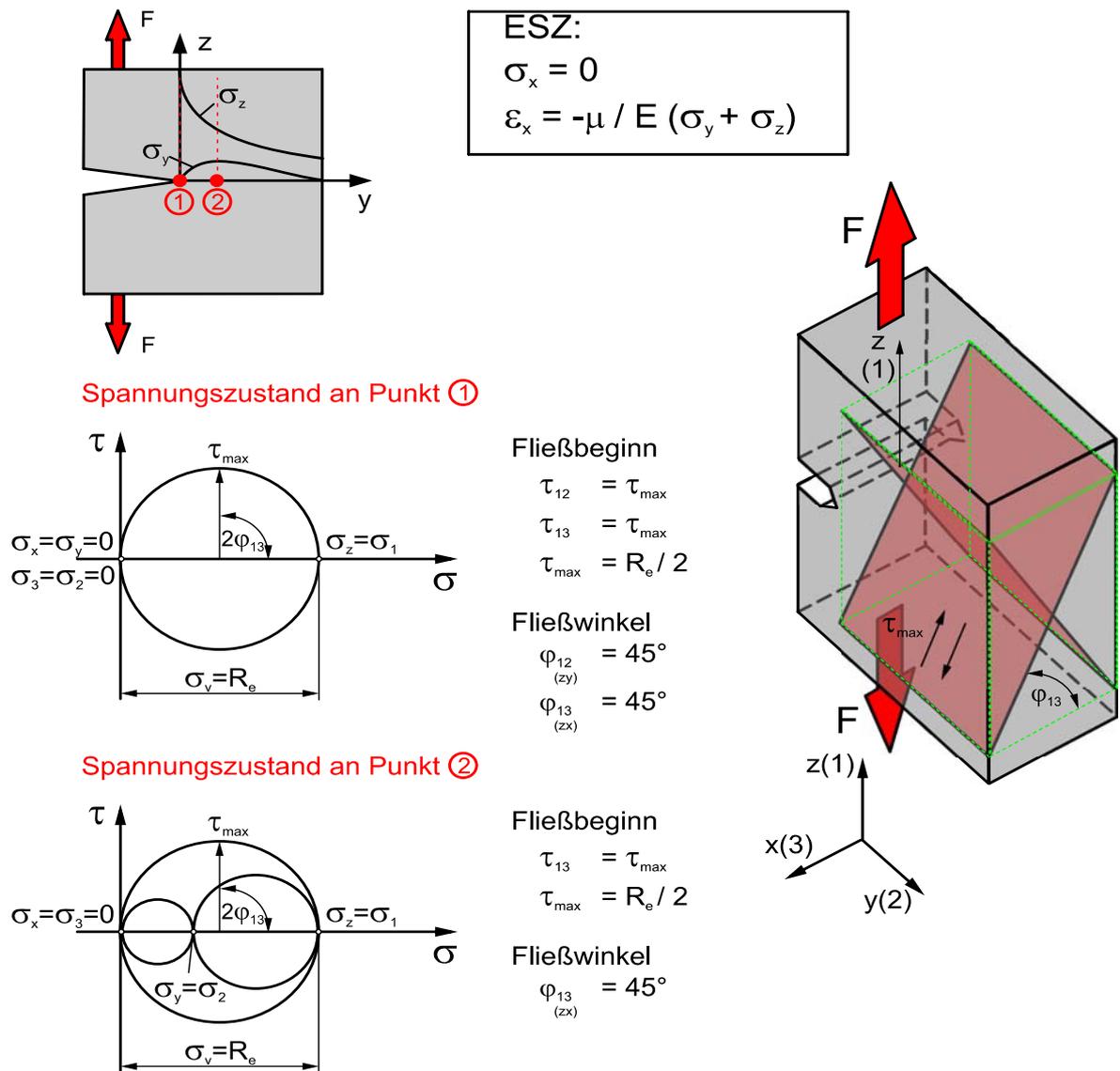


Bild 2.4: Versagen bei ebenem Spannungszustand (ESZ) [19]

Liegt ein ebener Dehnungszustand in der Probe vor, treten die maximalen Schubspannungen in Ebenen auf, deren Normalen in der y-z-Ebene liegen, Bild 2.3. Dies lässt sich anhand der Mohr'schen Kreise an den Punkten 1 und 2 ableiten, die jeweils in Probenmitte liegen [19]. Der EDZ tritt dabei erst kurz hinter der Rissfront mit Ausbildung der Spannung in y-Richtung auf. Die Spannung σ_y in dieser Richtung ist in den beiden betrachteten Punkten zugleich die kleinste auftretende Normalspannung (= 3. Hauptspannung). Die Konstruktion der Mohr'schen Kreise ergibt damit die größte Schubspannung in einer Ebene, die um den Winkel $\varphi_{13} = 45^\circ$ gegenüber der x-z-Ebene gedreht ist, Bild 2.3.

Im Gegensatz dazu treten beim ESZ die maximalen Schubspannungen in Ebenen auf, deren Normalen in der x-z-Ebene liegen, Bild 2.4. Die Richtung der 1. Hauptspannung ist im Vergleich zum EDZ unverändert, allerdings ist die Dickenrichtung x die Richtung der 3. Hauptspannung. Die Spannung σ_x in dieser Richtung bildet sich aufgrund von Plastifizierungen nicht aus. Die Abgleitvorgänge finden beim ESZ in um $\varphi_{13} = 45^\circ$ gedrehten Ebenen zur x-y-Ebene statt.

Ein ebener Spannungszustand begünstigt den Spröbruch. In bruchmechanischen Proben wird aufgrund der Probendicke in der Regel von einem ebenen Dehnungszustand ausgegangen. Um

diesen Spannungszustand auch nahe an der Probenoberfläche zu realisieren, werden diese Proben zusätzlich noch seitengekerbt. Jedoch tritt an einer unbelasteten freien Oberfläche maximal ein zweiachsiger und damit ebener Spannungszustand auf. Aufgrund dieses ESZ am Probenrand können sich dort Scherlippen ausbilden. Die Breite dieser Scherlippen ist ein Maß für die Plastizitätsreserve des Werkstoffs [14].

Die mikroskopischen Bruchmerkmale werden von den Vorgängen bei der Rissausbreitung bestimmt. Bei einem verformungslosen Spaltbruch erfolgt die Werkstofftrennung durch das Überwinden der atomaren Kohäsionsfestigkeit. Dagegen tritt beim Wabenbruch die Mikrorissbildung durch die Vereinigung von an Einschlüssen entstandenen Hohlräumen auf. Daneben kann bei kristallinen Werkstoffen auch die trans- bzw. interkristallin verlaufende Rissausbreitung als ein mikroskopisches Bruchmerkmal angesehen werden [14].

Im Folgenden wird daher zwischen den mikroskopischen Bruchmechanismen (anhand der Bruchfläche)

- Spaltbruch und
- Wabenbruch

sowie den makroskopischen Brucharten (anhand der auftretenden Probenverformung)

- Sprödbbruch und
- Zähbruch (= Verformungsbruch)

unterschieden [20]. Die mikroskopischen Brucherscheinungen lassen sich den makroskopischen nicht immer eindeutig zuordnen.

2.2.1 Mikroskopische Bruchmerkmale: Spalt- und Wabenbruch

Der Spaltbruch verläuft in der Regel instabil. Die Rissausbreitung erfolgt dabei entweder entlang bestimmter kristallographischer Ebenen (transkristallin) oder entlang der Korngrenzen (interkristallin). Interkristalliner Bruch tritt bei Schwächung der Korngrenzen auf [21]. Bei einer transkristallinen Spaltbruchausbreitung setzt sich der Riss entlang bevorzugter Ebenen fort, [Bild 2.5](#). Dies sind die Ebenen mit der geringsten Packungsdichte, da somit am wenigsten atomare Bindungen aufgetrennt werden müssen [22]. Bei kubisch-raumzentrierten (krz) Werkstoffen sind dies die $\{1\ 0\ 0\}$ -Ebenen, siehe [Bild 2.6](#). Das bedeutet, dass beim Überschreiten der Korngrenze der transkristalline Riss seine mikroskopische Richtung ändern kann und damit die Werkstofftrennung weiterhin in den günstig orientierten Netzebenen erfolgt. Die makroskopische Ausrichtung der Bruchfläche ist dabei im Allgemeinen senkrecht zur größten Hauptspannungsrichtung.

Der transkristalline Spaltbruch lässt sich anhand seines fraktographischen Erscheinungsbilds charakterisieren, [Bild 2.7](#). Typisch dafür sind die linienförmigen Strukturen auf einer scheinbar makroskopisch ebenen Oberfläche. Diese Strukturen, die so genannten „river patterns“, entstehen bei polykristallinen Werkstoffen aufgrund der Ausrichtung des Spaltbruchs an energetisch günstigen Spaltebenen. Dabei teilt sich der Spaltbruch im neuen Korn wegen eines Orientierungsunterschieds günstiger Netzebenen in mehrere planparallele Teil-Spaltebenen. Da der Rissfortschritt auf verschiedenen Bruchbahnen mehr Energie verbraucht als die Ausbreitung auf einer Spaltebene, zeigen diese Teil-Spaltebenen die Neigung, sich in Rissfortschrittsrichtung zu einer gemeinsamen Ebene zu vereinigen [22].

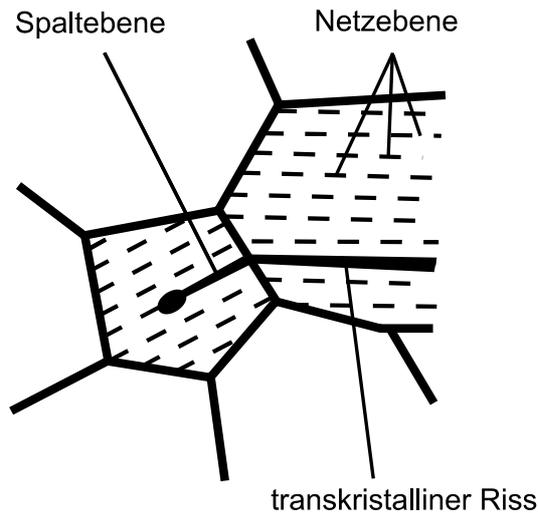


Bild 2.5: Transkristalliner Spaltbruch

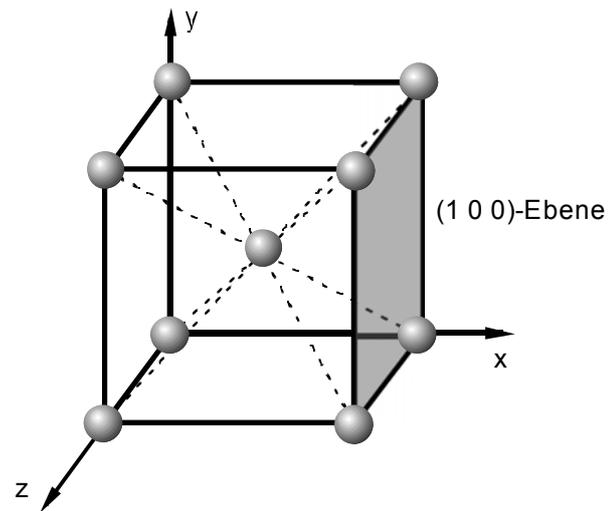


Bild 2.6: Kristallographische Spaltebene im krz-Gitter

Das Versagen von Proben oder Bauteilen durch Spaltbruch ist ein mehrstufiger Prozess [23]. Dabei muss der Riss mehrere Barrieren überwinden, bevor sich dieser instabil ausbreitet.

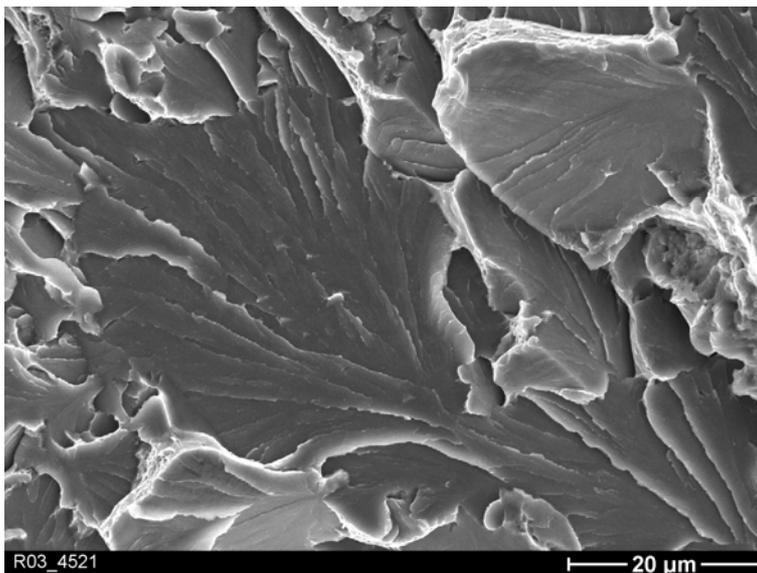


Bild 2.7: Transkristalline Spaltbruchfläche, Werkstoff 22NiMoCr3-7, REM

Das Versagen durch Spaltbruch kann in die drei Phasen eingeteilt werden:

1. Bildung eines Mikrorisses,
2. Wachsen des Mikrorisses durch das Korn und
3. Überschreitung der Korngrenze (und damit Wachstum bis Bruch bzw. Rissarrest).

Ein Mikroriss kann sich u.a. durch den Versetzungsaufstau an einer Korngrenze oder durch den Bruch eines Zweitphasenteilchens bilden, [24] und [25]. Dabei handelt es sich meist um spröde Partikel wie Karbide oder Oxide. Sind die energetischen Voraussetzungen für eine weitere Rissausbreitung nicht erfüllt, kann der dynamische Partikelbruch an der Grenze Partikel zu Ferritkorn arretieren. Dabei ist die Rissausbreitung von der größten Normalspannung, der Partikelgröße und der Korngröße abhängig [22]. Ein weiteres Hindernis stellt die nächste Korngrenze dar, an der ein dynamisch laufender Mikroriss arretieren und abstumpfen kann.

Untersuchungen am vorliegenden Werkstoff 22NiMoCr3-7 haben gezeigt, dass dieser Effekt z.B. durch Rissabstumpfung in den bainitischen Gefügebereichen auftritt, vgl. Kapitel 4.3.1.1. Wird auch die Korngrenze vom Mikroriss überwunden, breitet sich der Riss in der Regel ungehindert weiter aus und kann nur bei makroskopisch inhomogener Verteilung der Spannung, der Temperatur oder des Gefüges nochmals arretieren [20].

Faktoren, die einen Spaltbruch bei kubisch-raumzentrierten Werkstoffen begünstigen, sind u.a. eine niedrige Temperatur, aufgrund der limitierten Anzahl an aktiven Gleitsystemen sowie mehrachsige Spannungszustände, die den Abbau von hohen Spannungsspitzen durch plastische Verformungen einschränken [22].

Der Wabenbruch verläuft bei Bruchmechanikproben in der Regel stabil. Im Vergleich zum Spaltbruch können beim Wabenbruch lokal starke plastische Verformungen auftreten. Damit ist eine deutlich höhere Energieaufnahme beim Bruch verbunden [22].

Das fraktographische Erscheinungsbild ist gekennzeichnet durch Waben unterschiedlicher Größe, Bild 2.8. Teilweise sind die Einschlüsse, an denen die Hohlräume initiiert haben, zu erkennen. Im Fall des untersuchten Feinkornbaustahls sind dies vor allem Mangansulfide (MnS).

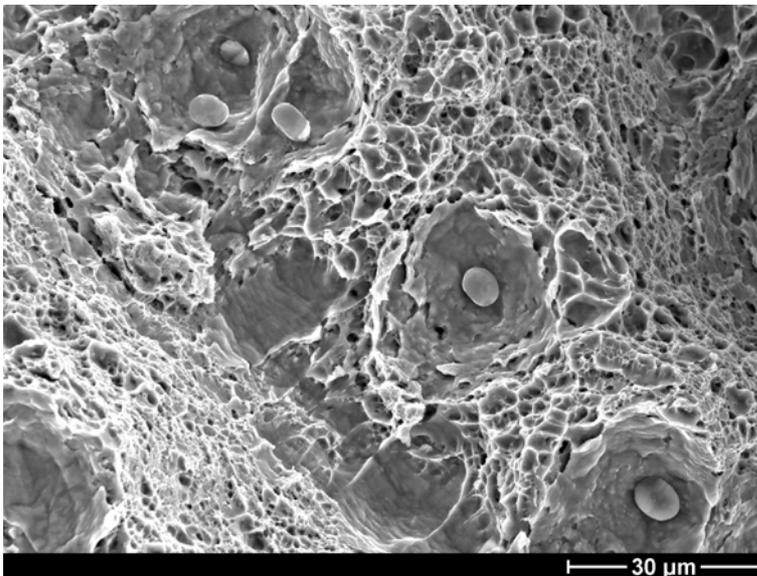


Bild 2.8: Wabenbruchfläche, Werkstoff 22NiMoCr3-7, REM

Die Ausbildung eines Wabenbruchs lässt sich in die drei Phasen gliedern:

1. Bildung von Hohlräumen,
2. Wachsen der Hohlräume und
3. Zusammenwachsen der Hohlräume [20].

Fraktographische Untersuchungen an gekerbten Rundzugproben und Bruchmechanikproben weisen die Entstehung dieser Hohlräume beim Untersuchungswerkstoff an nichtmetallischen Einschlüssen (MnS) nach, vgl. Kapitel 4.4. Dabei tritt die Werkstofftrennung vor allem durch Dekohäsion von ferritischer Matrix und Einschluss auf.

Die zweite Phase, das Wachsen der Hohlräume, ist abhängig vom Maß der plastischen Verformung und der Mehrachsigkeit des Spannungszustands [26]. An großen Einschlüssen ist ein schnelleres Hohlraumwachstum zu beobachten.

An das Hohlraumwachstum schließt sich die Hohlraumkoaleszenz an. Ab einer gewissen Hohlraumgröße wachsen die Hohlräume nicht mehr weiter an, sondern vereinigen sich und bilden einen Mikroriss. Dabei werden vor allem drei Mechanismen unterschieden: die Bildung von Scherbändern, das Einschnüren der Werkstoffbrücken und die Ausbildung von Sekundärhohlräumen an kleinen Partikeln [27]. Diese drei Koaleszenzmechanismen können sich auch überlagern.

Das Auftreten eines Wabenbruchs ist abhängig von den Belastungsbedingungen, dem Spannungszustand, der Mikrostruktur und der Temperatur [20].

2.2.2 Makroskopische Bruchmerkmale: Spröd- und Verformungsbruch

Der Sprödbruch ist ein makroskopisch verformungsarmer Bruch, der weitgehend instabil verläuft [9]. Die bis zur Rissinitiation und während des Bruchs verbrauchte Energie ist gering. Die Gesamtverformung der Probe ist dabei vorwiegend elastisch, bei einem nur sehr geringen plastischen Anteil. Bei tiefen Temperaturen und hohen Spannungsmehrachsigkeiten wird beim Sprödbruch mikroskopisch in der Regel ein Spaltbruch zu beobachten sein [20]. Allerdings kann unter bestimmten Umständen auch beim Sprödbruch mikroskopisch ein Wabenbruch auftreten [28].

Der Zäh- oder Verformungsbruch ist mit einer makroskopisch sichtbaren Verformung der Probe verbunden [9]. Die experimentellen Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit zeigen, dass der Zähbruch z.B. bei gekerbten Rundzugproben instabil verläuft, vgl. Kapitel 4.4. Bei angerissenen Proben ist die Ausbildung des Zähbruchs jedoch im Allgemeinen stabil. Im Folgenden wird daher in Verbindung mit der duktilen Rissausbreitung in Bruchmechanikproben, von einem stabilen Risswachstum ausgegangen. In diesem Fall wächst der Riss nur unter einer weiteren Energiezufuhr.

Der Zähbruch an angerissenen Proben und Bauteilen lässt sich in drei Phasen einteilen, Bild 2.9.

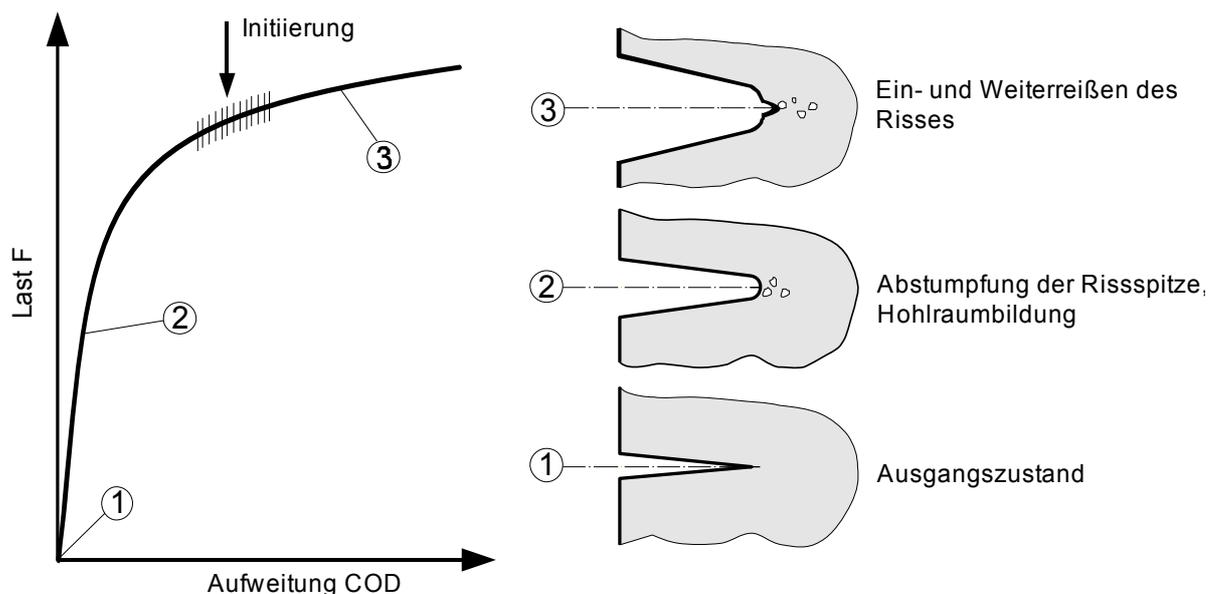


Bild 2.9: Phasen des Zähbruchs [15]

Von einer scharfen Rissspitze ausgehend, stumpft diese mit zunehmender Belastung aufgrund plastischer Verformung ab, Bild 2.9. Ein Maß für dieses so genannte „Blunting“ und damit für

das Plastifizierungsvermögen des Werkstoffs, ist die „Stretched Zone Width (SZW)“. Hinter der Rissfront bilden sich wegen des hohen mehrachsigen Spannungszustands Hohlräume aus. Der mikroskopisch zu beobachtende Bruchmechanismus ist der Wabenbruch. Der Riss breitet sich anfänglich unter 45° zur maximalen Beanspruchungsrichtung aus, Bild 2.10. Dies ist mit den in Bild 2.3 vorgestellten Gleitvorgängen bei einem ebenen Spannungszustand vereinbar. Dabei erfolgt das Risswachstum durch das Zusammenwachsen der Hohlräume mit dem sich von der ursprünglich abgestumpften Rissfront ausbreitendem Riss.

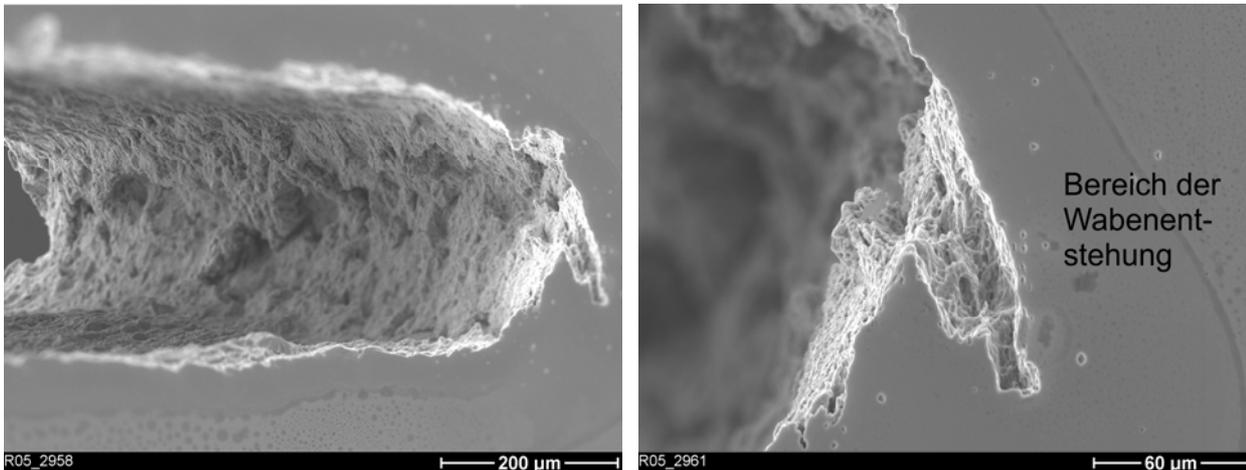


Bild 2.10: Abstumpfen der Risspitze („Blunting“) und Beginn duktiler Risserweiterung (Phase 3 aus Bild 2.9), Ausschnitt aus C(T)25-Probe, 22NiMoCr3-7, REM

2.2.3 Auftreten der Bruchmechanismen in Abhängigkeit von der Temperatur

In diesem Kapitel sollen die erläuterten Bruchmechanismen den, bei ferritischen Stählen in bruchmechanischen Versuchen, typischerweise zu beobachtenden drei Zähigkeitsbereichen zugeordnet werden. In Bild 2.11 ist das Probenverhalten an Last-Aufweitungskurven von in der Tieflage, dem Übergangsbereich und der Hochlage geprüften C(T)25-Proben aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 dargestellt. Mit zunehmender Temperatur nehmen die ertragbare Last und die Probenaufweitung zu. An den Last-Aufweitungskurven ist erkennbar, dass die Proben anhand der Einprobentechnik mit Teilentlastung geprüft wurden.

In der Tieflage der Bruchzähigkeit, wird makroskopisch ein Sprödbbruch beobachtet. Das Last-Verformungsverhalten ist dabei annähernd linear-elastisch, Bild 2.12, und die Rissausbreitung ist instabil. An der Risspitze treten nur sehr geringe plastische Verformungen in Form einer sehr kleinen „Stretched Zone“ mit lang gestreckten Waben auf. Die Bruchfläche zeigt nahezu reinen Spaltbruch, Bild 2.12. Die bei $T = -150^\circ\text{C}$ geprüfte C(T)25-Probe erfüllt die K_{Ic} -Bedingungen nach ASTM E 399 [29].

Eine Steigerung der Temperatur führt im Übergangsbereich zu größeren plastischen Verformungen an der Risspitze. Zur Abgrenzung des Übergangsbereichs wird die folgende Definition verwendet [30]: Aus bruchmechanischer Sicht wird unter dem Begriff „Übergangsbereich“ der Temperaturbereich verstanden, in dem Bruchmechanikproben nach einer gewissen makroskopischen plastischen Verformung durch instabiles Risswachstum versagen. Dabei müssen die zwei Kriterien „makroskopisch plastische Verformung“ einerseits und „instabiles Risswachstum“ andererseits erfüllt sein.

- Zur Abgrenzung vom Bereich der Tieflage muss eine makroskopisch messbare plastische Verformung auftreten. Die plastische Verformung im Rissspitzenbereich auf der Bruchfläche führt zu einer „Stretched Zone“.
- Zur Abgrenzung vom Bereich der Hochlage muss die Probe nach vorhergehender duktiler Risserweiterung durch instabiles Risswachstum versagen. Der zugehörige Bruchflächenbereich weist Spaltbruch auf.

Ein typisches Beispiel für eine Probe aus dem Übergangsbereich der Zähigkeit ist in [Bild 2.13](#) dargestellt. Das Last-Verformungsdiagramm zeigt die Nichtlinearität an, resultierend aus ausgeprägten plastischen Verformungen. Die C(T)25-Probe versagt durch instabilen Bruch. Die Bruchfläche zeigt eine am Ermüdungsriss beginnende „Stretched Zone“, an die sich ein begrenzter Wabenbereich anschließt, [Bild 2.13](#). Dem instabilen Restbruch der Probe ist der Spaltbruchflächenbereich zuzuordnen.

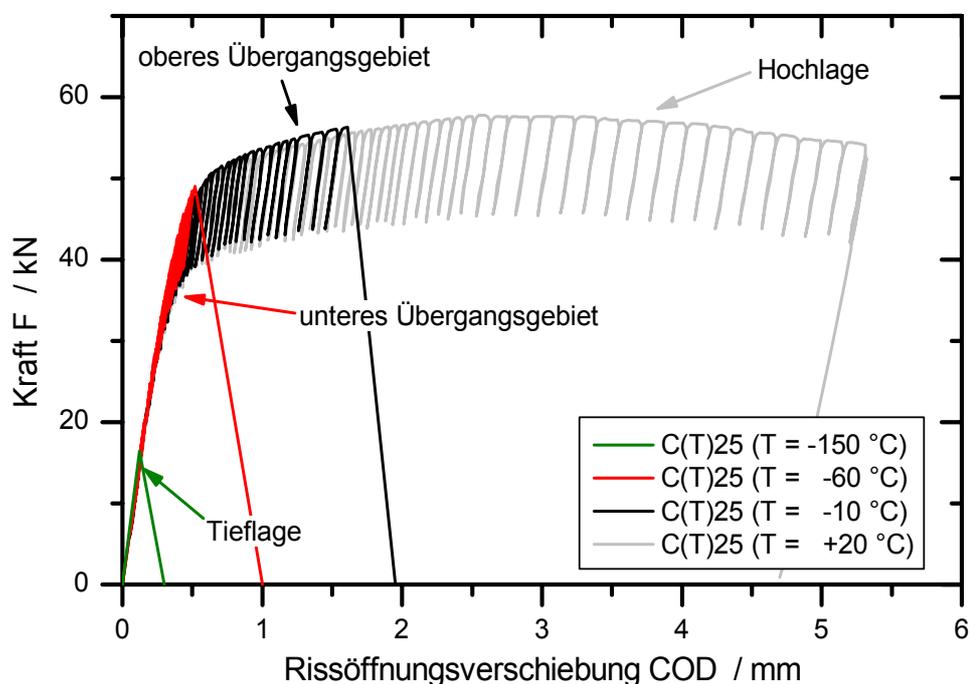


Bild 2.11: Last-Verformungsverhalten von Bruchmechanikproben (C(T)25-Proben), geprüft in der Tieflage, dem Übergangsgebiet und der Hochlage der Werkstoffzähigkeit

Ab einer gewissen Temperatur tritt kein instabiles Versagen der C(T)25-Probe mehr auf. Das Gebiet des Zähbruchs ist erreicht. Damit verbunden ist ein ausgeprägtes elastisch-plastisches Kraft-Rissöffnungsverhalten, [Bild 2.14](#). Auf der Bruchfläche ist ausschließlich duktiler Wabenbruch zu beobachten, [Bild 2.14](#). Im Bereich der Risspitze sind aufgrund des „Bluntings“ lang gestreckte Waben erkennbar. Diese beschreiben die „Stretched Zone“. Daran schließt sich der Bereich des stabilen Rissfortschritts mit regelmäßiger Wabenstruktur an.

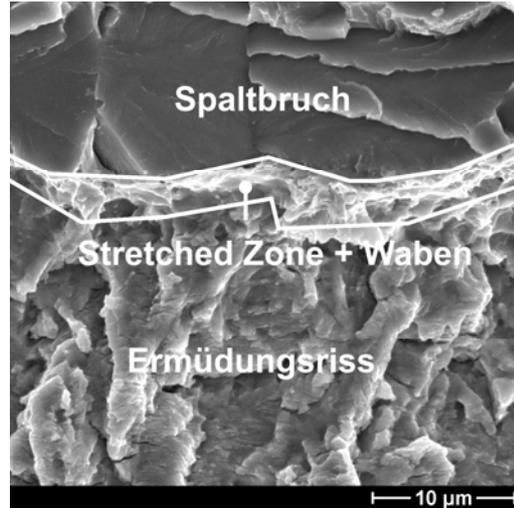
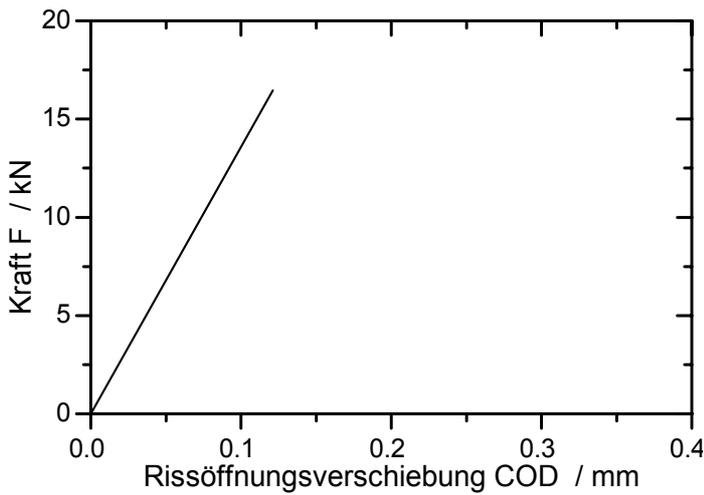


Bild 2.12: F–COD und Bruchfläche einer C(T)25-Probe aus der Tieflage ($T = -150\text{ °C}$), 22NiMoCr3-7

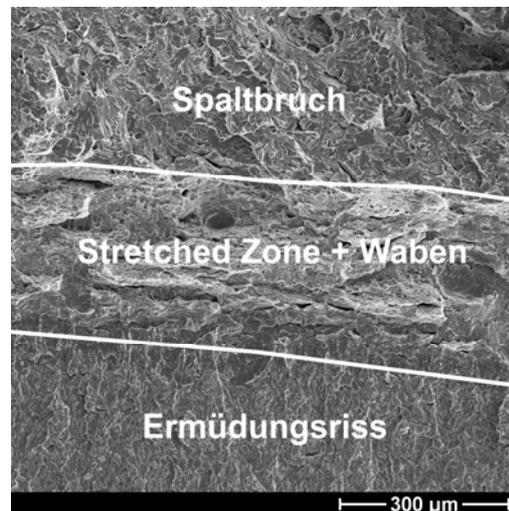
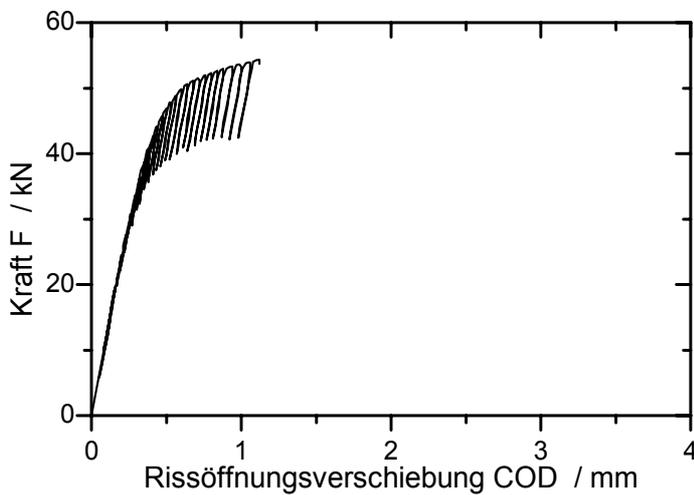


Bild 2.13: F–COD und Bruchfläche einer C(T)25-Probe aus dem oberen Übergangsbereich ($T = -20\text{ °C}$), 22NiMoCr3-7

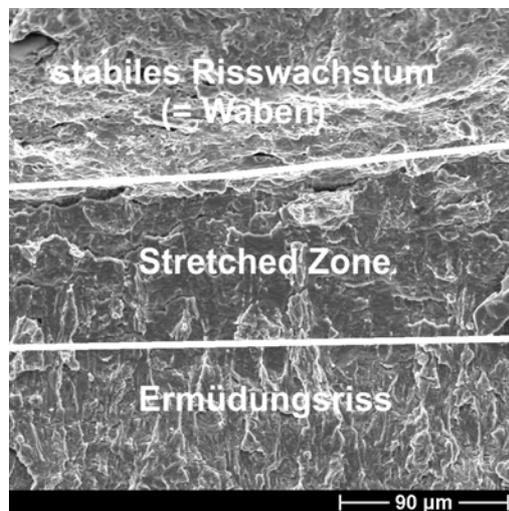
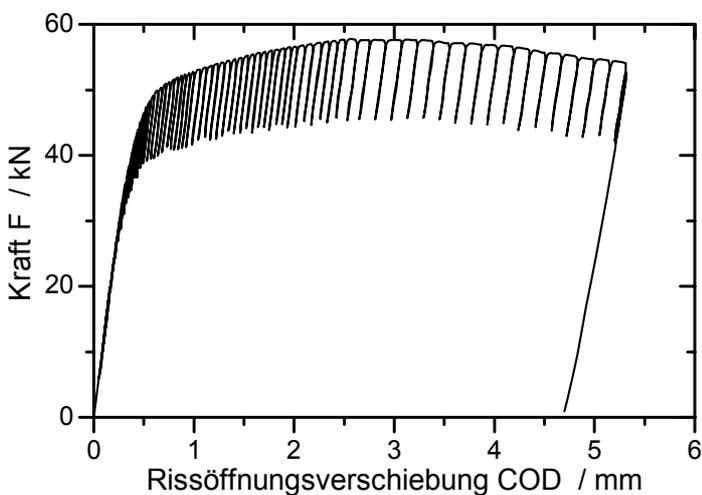


Bild 2.14: F–COD und Bruchfläche einer C(T)25-Probe aus der Hochlage ($T = +20\text{ °C}$), 22NiMoCr3-7

3 Konzepte zur Versagensbewertung

Es existieren unterschiedliche Ansätze zur Versagensbewertung angerissener Bauteile: Klassische deterministische Bruchmechanikkonzepte und jüngere probabilistische Ansätze wie das Masterkurve-Konzept. Darüber hinaus bewerten ausgewählte numerische Methoden die lokal ablaufenden Prozesse unter Berücksichtigung der Schädigung.

Bei den bruchmechanischen Konzepten wird die Verknüpfung zwischen der äußeren Belastung eines angerissenen Körpers und der Beanspruchung an der Risspitze hergestellt. Abhängig vom Werkstoffverhalten werden unterschiedliche Belastungsparameter zur Bewertung der Beanspruchung eines rissbehafteten Bauteils verwendet (z.B. K_I oder J). Der jeweilige Parameter wird im Rahmen einer Absicherung mit dem entsprechenden Werkstoffkennwert verglichen. Der probabilistische Ansatz des Masterkurve-Konzepts beschreibt die Sprödbrechwahrscheinlichkeit für ferritische Stähle eines gewissen Festigkeitsbereichs (Fließgrenze zwischen 275 und 825 MPa), unter Verwendung einer werkstoffunabhängigen Kurvenform.

Bei den numerischen Konzepten werden die lokalen Beanspruchungen betrachtet. Diese ermöglichen eine Bewertung auf der Basis der bei Versagen des Materials ablaufenden mikro-mechanischen Vorgänge. Damit ist es möglich, werkstoffmechanisch motivierte Konzepte abzuleiten.

3.1 Bruchmechanikkonzepte

3.1.1 Linear-elastische Bruchmechanik (LEBM)

Für die Anwendung der LEBM wird eine linear-elastische Verformung der Probe und somit keine bzw. nur sehr geringe plastische Verformungen an der Risspitze vorausgesetzt. Geringe plastische Verformungen im Risspitzenbereich sind im Allgemeinen nicht im F-COD-Diagramm erkennbar, vgl. Kapitel 2.2.3. Als Bruchbedingung der LEBM wird die instabile Rissausbreitung eines Risses bei Erreichen eines kritischen Werts des Spannungsintensitätsfaktors K_I definiert [31]. Dabei wird bei der Anwendung in der Regel von einem ebenen Dehnungszustand ausgegangen. Der kritische Wert wird als Bruchzähigkeit K_{Ic} bezeichnet und charakterisiert als Werkstoffkennwert den Widerstand gegen instabile Rissausbreitung.

Der Spannungsintensitätsfaktor ergibt sich nach Gl. 3.1 in Abhängigkeit von der Bauteil- und Risskonfiguration, die anhand der Formfunktion $f(a/W)$ in die Berechnung eingeht. Dabei geht der Index I auf den von Irwin definierten Rissöffnungsmodus I zurück [32]. Bei dieser Art der Risskonfiguration werden die Rissufer senkrecht bezüglich der Rissebene getrennt.

$$K_I = \frac{F}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{Gl. 3.1}$$

Prinzipiell wird zur Ermittlung der K_{Ic} -Werte die Bruchlast der Probe zugrunde gelegt, vgl. ASTM E 399 [29], ESIS P2 [33], ISO 12135 [34]. Dabei müssen die in den Normen festgeschriebenen Anforderungen bezüglich der Probengeometrie und –größe, der Gleichmäßigkeit der Rissfront und weitere Details der Versuchsdurchführung berücksichtigt werden.

Bei Erfüllung dieser Kriterien werden die ermittelten Kennwerte bisher als weitgehend von der Probengeometrie und –größe unabhängig betrachtet, was durch zahlreiche Versuche bestätigt wurde [30]. Diese Kennwerte bilden die Basis für die bisher in vielen Regelwerken, z.B. der KTA [35] oder dem ASME Code [36] beinhalteten Sprödbruchgrenzkurven. Diese Referenzkurven stellen eine untere Einhüllende dar und werden anhand der werkstoffabhängigen Sprödbruchübergangstemperatur RT_{NDT} justiert.

3.1.2 Fließbruchmechanik (EPBM)

Treten hinter der Rissspitze größere plastische Bereiche auf, ist das Konzept der LEBM nicht länger anwendbar. Verbunden mit dem elastisch-plastischen Werkstoffverhalten muss auf die Methoden der Fließbruchmechanik übergegangen werden.

Der duktile Schädigungsprozess eines rissbehafteten Körpers aus ferritischen Werkstoffen ist durch die Bildung, das Wachstum und die Koaleszens von Hohlräumen gekennzeichnet. Diese Vorgänge laufen im hochbeanspruchten Bereich der Rissspitze ab, wie in Kapitel 2.2 beschrieben. Damit verbunden sind makroskopisch sichtbare plastische Verformungen, die sich auch im nicht-linearen Verhalten der Kraft-Rissöffnungscharakteristik ausdrücken. Die der Rissausbreitung zur Verfügung stehende Energie des Spannungs- und Verschiebungsfelds kann durch das J-Integral, das die Beanspruchung beschreibt, abgebildet werden. Es wurde von Rice [37] für eine zweidimensionale Betrachtungsweise als Linienintegral definiert, Gl. 3.2. Der J-Wert lässt sich bei bekannter Spannungs- und Verschiebungsverteilung durch Integration entlang eines Weges Γ um die Rissspitze aus der Formänderungsenergiegedichte W und des Spannungsvektors \bar{T} berechnen.

$$J = \int_{\Gamma} \left(W \, dy - \bar{T} \cdot \frac{\delta \bar{u}}{\delta x} \, ds \right) \quad \text{Gl. 3.2}$$

Die Bestimmung des J-Intergrals nach Gl. 3.2 eignet sich z.B. für die Numerik. Bei experimentellen Untersuchungen sind die exakten Spannungs- und Verschiebungsverteilungen nicht bekannt. Daher wird im Allgemeinen ein von Begley and Landes [38] entwickeltes Verfahren zur J-Bestimmung angewendet. An identischen Bruchmechanikproben mit unterschiedlichem Risstiefenverhältnis wird bei der Mehrprobentechnik das Last-Aufweitungsverhalten der verschiedenen Proben experimentell bestimmt, Bild 3.1. Die potentielle Energie (U_3) der Probe entspricht der Fläche unter der Last-Aufweitungskurve (a_3) und wird jeweils bei einer diskreten Aufweitung (V_{L2}) ausgewertet. Die Steigungen der Energie-Risslängenkurven ergeben bei Normierung auf die Probendicke die J-Werte. Somit kann der Zusammenhang zwischen Risstiefe, Verformung und Energie, ausgedrückt durch das J-Integral, berechnet werden. Bei der Einprobentechnik wird analog dazu, mittels der Methode der partiellen Entlastungen, an einer einzelnen Probe aus der Steifigkeitsänderung („compliance“) die Risswiderstandskurve ermittelt.

Die Risseinleitungskennwerte werden nach bestimmten Kriterien aus den Risswiderstandskurven bestimmt. Es existiert eine Vielzahl unterschiedlicher Normen zur Ermittlung der bruchmechanischen Kennwerte. Nominell beschreiben alle Werte einen Risseinleitungswert, jedoch berücksichtigen dabei nur einige den tatsächlichen Beginn der physikalischen Risserweiterung [19]. Vor diesem Hintergrund muss zwischen qualifizierenden Kennwerten (z.B. J_{Ic} nach ASTM E 1820 [39] oder $J_{0,2}$ nach ESIS [33]) und quantitativen, übertragbaren Werkstoff-

kennwerten unterschieden werden [40]. Ein solcher quantitativer Werkstoffkennwert ist der Wert J_i nach [34], welcher über die Ermittlung der Größe der „Stretched Zone“ bestimmt wird und damit das Plastifizierungsvermögen des Werkstoffs direkt berücksichtigt.

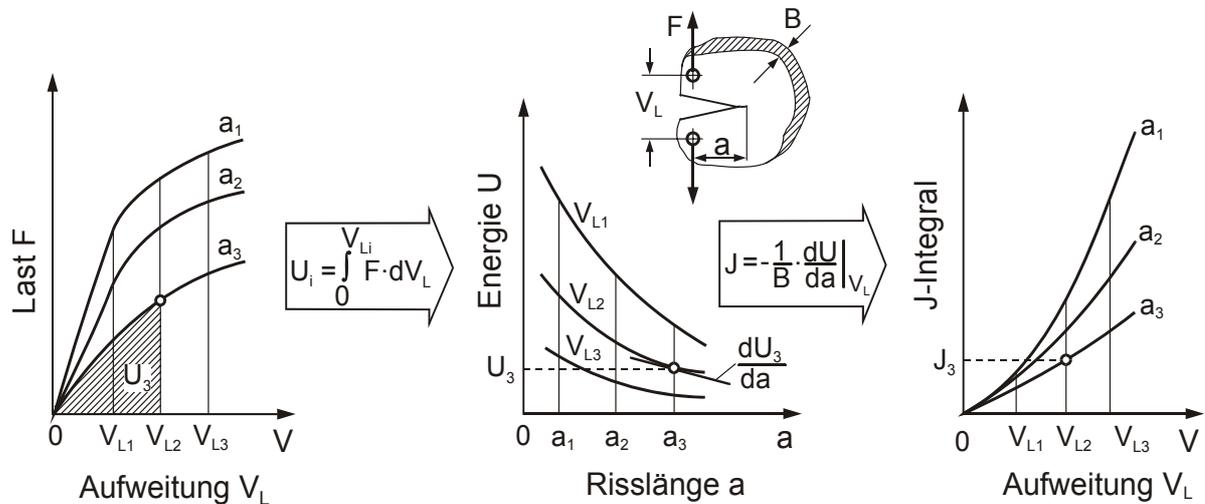


Bild 3.1: Zähbruchmechanik – Ermittlung der Rissspitzenbelastung [19]

Mit der EPBM lassen sich allerdings keine Aussagen zum Bruch treffen, da die duktile Risserweiterung, und damit die Risswiderstandskurve, stark von der Probengeometrie, der Probengröße und der Belastungsart, d.h. dem Mehrachsichtigkeitsgrad des Spannungszustands geprägt ist, [41] und [42]. Zur Berücksichtigung der Spannungsmehrachsichtigkeit im Rahmen von bruchmechanischen Bewertungen sind verschiedene zweiparametrische Ansätze entwickelt worden, die in [43], [44] und [20] zusammengestellt sind.

3.1.3 Risseinleitungskennwerte zur Versagensbewertung im Übergangsbereich

Im Übergangsbereich von der Zähigkeitstiefelage in die Zähigkeitshochlage treten beide Versagensmechanismen (Spaltbruch und Wabenbruch) auf, vgl. Kapitel 2.2. Bei der Belastung angerissener Bauteile erfolgt nach begrenzter duktiler Risserweiterung das Versagen durch instabilen Spaltbruch. Die Vorgänge beim Bruch werden in starkem Maße von der Probengeometrie und –größe, der Risskonfiguration und der Belastung beeinflusst. Aus diesem Grund streuen die Instabilitätswerte in diesem Temperaturbereich stark.

An der MPA Stuttgart wurde daher eine Bewertung auf der Basis der Initiierungswerte K_{IJ} abgeleitet [45]. Die K_{IJ} -Werte werden direkt aus Risseinleitungswerten J_i formal, unter Verwendung der Beziehung nach Gl. 3.3, berechnet. Dabei ist E der Elastizitätsmodul und μ die Querkontraktionszahl des Werkstoffs.

$$K_{IJ} = \sqrt{\frac{J_i \cdot E}{1 - \mu^2}} \quad \text{Gl. 3.3}$$

Auf diesen duktilen Rissinitiierungswerten aufbauend, wird eine kontinuierliche Grenzkurve im gesamten Temperaturbereich – von der Tieflage bis zur Hochlage – aufgestellt. Die Anwendung dieser Grenzkurve für den untersuchten Werkstoff 22NiMoCr3-7 ist ausführlich in [20] beschrieben. Bei diesem Konzept wird keine Korrektur von Rissfrontlänge und Spannungsmehrachsichtigkeit bei der Übertragung auf Proben und Bauteile angewendet.

3.1.4 Instabilitätswerte zur Versagensbewertung im Übergangsbereich

Eine Möglichkeit zur Instabilitätsbewertung im Übergangsbereich bietet das in ASTM E 1921 [8] genormte Masterkurve-Konzept, das auf Wallin zurückgeht [46]. Dieses globale Beanspruchungskonzept kann auf ferritische Druckbehälterstähle angewendet werden. Im Gegensatz zu den deterministischen Bruchmechanikkonzepten wird bei diesem probabilistischen Ansatz eine Wahrscheinlichkeit für das Eintreten eines instabilen Bruchereignisses postuliert.

Nach ASTM E 1921 [8] wird der Kennwert K_{Jc} aus der Formänderungsenergie beim Bruch der Probe aus dem J-Integralwert ermittelt, Gl. 3.4 (EDZ). Zur Berechnung des K_{Jc} -Werts werden die elastischen Werkstoffkonstanten E und μ herangezogen.

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{J_c \cdot E}{1 - \mu^2}} \quad \text{Gl. 3.4}$$

Die Summenhäufigkeit der makroskopischen Bruchwahrscheinlichkeit P_f lässt sich nach Wallin [47] in einer dreiparametrischen Weibullverteilung ausdrücken, Gl. 3.5.

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{Jc} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^m\right) \quad \text{Gl. 3.5}$$

Zwei der drei Parameter sind dabei bereits festgelegt. Dies ist erstens der Weibullmodul m , der auf den Wert vier gesetzt wird [48] und zweitens der Parameter $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dieser Parameter K_{\min} wurde experimentell bestimmt [49] und stellt eine untere Schranke dar. Dabei wird angenommen, dass unterhalb dieser Belastung kein Spaltbruchversagen eintritt. Nach Umformung von Gl. 3.5 ergibt sich eine temperaturabhängige Abschätzung für die kritische Bruchzähigkeit K_{Jc} , Gl. 3.6.

$$K_{Jc}(T) = K_{\min} + (K_0 - K_{\min}) \cdot \left[\ln\left(\frac{1}{1 - P_f}\right) \right]^{\frac{1}{m}} \quad \text{Gl. 3.6}$$

Um nun eine mittlere Versagenswahrscheinlichkeit für die Bruchzähigkeit eines Werkstoffs abzuleiten, wird die Summenhäufigkeit P_f zu 50% gewählt. Unter Verwendung des empirisch bestimmten Normierungsfaktors K_0 , ergibt sich für die Medianbruchzähigkeit die charakteristische Kurvenform der Masterkurve nach Gl. 3.7. Diese ist auch in der Norm ASTM E 1921 [8] angegeben.

$$K_{Jc,med} = 30 + 70 \cdot \exp(0,019 \cdot (T - T_0)) \quad \text{Gl. 3.7}$$

Die Kurvenform der Medianbruchzähigkeit wird für alle ferritischen Stähle als gleich postuliert. Als einzig freier Werkstoffparameter verbleibt die Referenztemperatur T_0 . Diese Temperatur kann direkt an bruchmechanischen Proben bestimmt werden. Es können vergleichsweise kleine Proben mit relativ weit reichender Plastifizierung verwendet werden. Dabei ist nach ASTM E 1921 ein gewisses Maß an duktiler Rissverlängerung vor dem Umschlag in den instabilen Spaltbruch zulässig.

Der Masterkurve-Ansatz beruht auf dem „weakest-link“ Modell, das das Versagen der gesamten Struktur postuliert, sobald eine auch noch so kleine Stelle im Bauteil versagt. Auf dieser Annahme aufbauend steigt mit zunehmendem hochbeanspruchten Werkstoffvolumen die Wahr-

scheinlichkeit, dass eine spaltbruchauslösende Stelle im betrachteten Volumen vorliegt und den instabilen Bruch auslöst. Damit hängt die Bruchwahrscheinlichkeit direkt mit der Rissfrontlänge zusammen. Um diesem Umstand gerecht zu werden, werden die an unterschiedlich dicken Proben ermittelten Bruchzähigkeiten $K_{Jc(B)}$ auf die Referenzdicke B_0 nach Gl. 3.8 umgerechnet.

$$K_{Jc(B_0)} = K_{\min} + (K_{Jc(B)} - K_{\min}) \cdot \left[\frac{B}{B_0} \right]^{1/4} \quad \text{Gl. 3.8}$$

Im Folgenden wird in Bezug auf ASTM E 1921 unter der Bezeichnung K_{Jc} immer – sofern nicht ausdrücklich gekennzeichnet – der auf 25 mm Rissfrontlänge ($\hat{=} 1T$) korrigierte Instabilitätswert verwendet.

Ziel der bruchmechanischen Untersuchungen war die Klärung der Fragestellung, in wieweit die Temperatur T_0 des Masterkurve-Konzepts durch Faktoren wie die Probengeometrie, Probengröße, Rissfrontlänge und Risstiefe beeinflusst wird [20]. Außerdem konnten mit dem erzeugten Datensatz Aussagen über die getroffenen statistischen Annahmen des Masterkurve-Konzeptes abgeleitet werden. Darüber hinaus dienen die bruchmechanischen Ergebnisse der Verifikation und dem Vergleich mit der Numerik.

3.2 Numerische Versagensmodelle

Die im Folgenden vorgestellten Schädigungsmodelle basieren auf der Beschreibung der mikro-mechanischen Vorgänge beim Bruch. Dabei handelt es sich um lokale Modelle, da sie direkt auf die im Bauteil vorliegenden mechanischen Feldgrößen (Spannungen und Dehnungen) aufbauen [50]. Global formulierte Modelle hingegen verwenden einen globalen Beanspruchungsparameter und leiten hieraus die Versagenswahrscheinlichkeit ab. Der Vorteil der lokalen Modelle besteht in der besseren Erfassung der real bei Versagen des Werkstoffs ablaufenden physikalischen Prozesse, im Gegensatz zur höheren numerischen Effizienz der globalen Modelle.

Für das Versagen durch Spaltbruch wird das Beremin-Modell verwendet, während das Rousselier-Modell in der Lage ist, den bei angerissenen Bauteilen beobachteten Zähbruch in der Zähigkeitshochlage abzubilden. Darüber hinaus wird eine Kopplung der beiden Modelle vorgestellt, um das parallele Auftreten von duktiler Risserweiterung und Spaltbruchinstabilität im Übergangsgebiet zu berücksichtigen.

3.2.1 Tieflage – Simulation des Spaltbruchs: Beremin-Modell

Zur Vorhersage des Spaltbruchs wurde das Beremin-Modell verwendet [51], das von der Forschergruppe Beremin entwickelt wurde. Das Beremin-Modell geht davon aus, dass beim Spaltbruch das Versagen einer lokalen Stelle zum Versagen der gesamten Struktur führt („weakest-link“ Ansatz). Das Modell basiert dabei auf der Annahme einer zwei-parametrischen Weibullverteilung für das Auftreten von Spaltbruchereignissen bei einer bestimmten Probengeometrie. In Ergänzung zum Originalmodell der Forschergruppe Beremin existieren weitere Modellmodifikationen, auf die im Weiteren kurz eingegangen wird.

3.2.1.1 Originalansatz

Im Originalansatz wird die Weibullspannung, welche die Spaltbruchbelastung charakterisiert, nach Gleichung Gl. 3.9 berechnet [51]. Es wird mit dieser Beziehung die größte Hauptspannung im bereits plastifizierten Werkstoffvolumen integriert.

$$\sigma_w = \sqrt[m]{\frac{\int_{V_{pl}} (\sigma_1^I)^m dV}{V_o}} \quad \text{Gl. 3.9}$$

σ_w = aktuelle Weibullspannung

σ_1 = größte Hauptspannung

m = Weibullmodul

V_{pl} = plastifiziertes Volumen

V_o = Einheitsvolumen

Mit Hilfe der aktuellen Weibullspannung σ_w kann die jeweilige Versagenswahrscheinlichkeit P_f der Probe bzw. des Bauteils anhand von Gl. 3.10 berechnet werden. Dabei wird neben dem Weibullmodul m , das die werkstoffabhängige Streuung berücksichtigt, ein weiterer Werkstoffparameter, die so genannte Weibullreferenzspannung σ_u verwendet. Diese Spannung σ_u beschreibt dabei den Widerstand, den ein Werkstoff gegen das Eintreten eines Spaltbruchs aufbringt. In [Bild 3.2](#) ist schematisch der Einfluss der Beremin-Parameter auf die Versagensvorhersage dargestellt.

$$P_f = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u}\right)^m\right] \quad \text{Gl. 3.10}$$

Die Bestimmung der Materialparameter erfolgt in einer iterativen Anpassung durch den Vergleich von numerischen mit experimentellen Ergebnissen. Anhand des Maximum-Likelihood Verfahrens [52] wird der beste Parametersatz identifiziert. Die Vorgehensweise und das Ergebnis der Parameteranpassung für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 ist in Kapitel 5.2.1 beschrieben. Das Beremin-Modell prognostiziert die Ausfallwahrscheinlichkeit P_f der zu bewertenden Probe bzw. des zu bewertenden Bauteils.

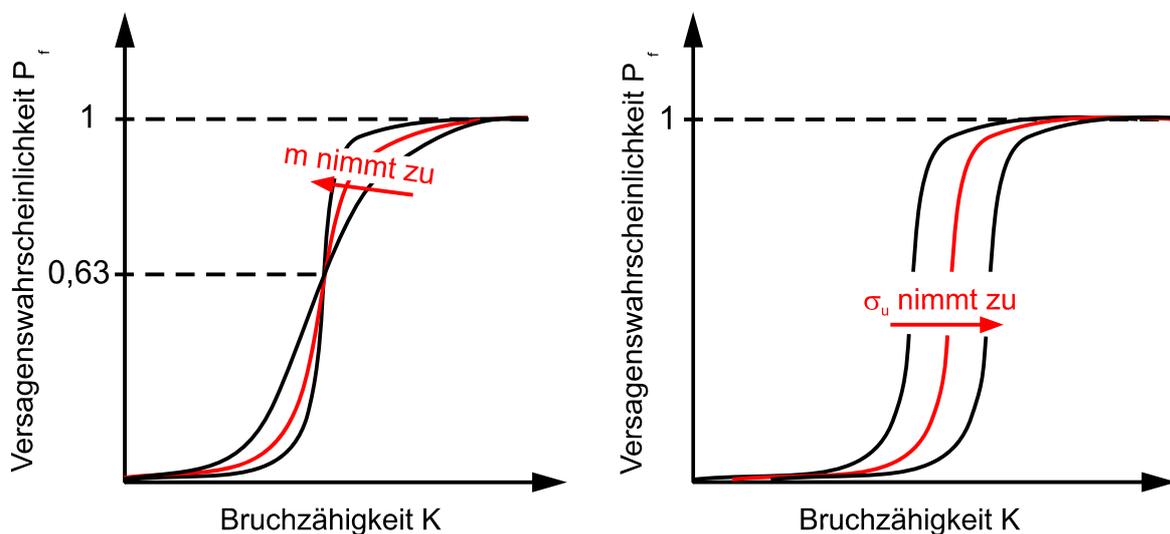


Bild 3.2: Schematischer Einfluss der Beremin-Parameter auf die Ausfallwahrscheinlichkeit P_f von Bruchmechanikproben

3.2.1.2 Modifikationen

Es existieren zahlreiche Modifikationen des Beremin-Modells zur besseren Erfassung der Temperaturabhängigkeit bzw. des Einflusses der Spannungsmehrachsigkeit. Im Folgenden werden zwei Modifikationen detailliert vorgestellt, die in dieser Arbeit angewendet werden. Dies ist zum einen eine dehnungsabhängige Modifikation der Weibullspannung und zum anderen ein

Ansatz unter Berücksichtigung einer temperaturabhängigen Weibullreferenzspannung. Darüber hinaus werden weitere Modifikationen kurz diskutiert.

Dehnungs-Modifikation

Um den Einfluss der mit steigender Temperatur zunehmenden Plastifizierung zu erfassen, werden die Dehnungen in die Berechnung der Weibullspannungen miteinbezogen. Neben einer besseren Beschreibung des Temperaturverlaufs versuchen verschiedene Autoren, [53] und [54], damit gleichzeitig die Übertragbarkeit der Parameter zwischen unterschiedlichen Probengeometrien zu verbessern. Mit Hilfe der Dehnungen sollen unterschiedliche Spannungs- und Verformungszustände und die davon abhängenden Spannungsmehrachsigenunterschiede in den einzelnen Proben besser erfasst werden. Dabei können die Dehnungen auf unterschiedliche Weise berücksichtigt werden, wie in [55], [56], [57], [58] und [44] beschrieben.

Ein viel versprechender Ansatz ist die Dehnungsmodifikation nach Tanguy [58]. Dieser baut auf einem Vorschlag der Forschergruppe Beremin auf. Tanguy berücksichtigt neben der größten Hauptspannung auch die plastische Dehnung ε_{σ_1} in Richtung dieser größten Hauptspannung. Der Wichtungparameter k erlaubt eine unterschiedlich starke Einbeziehung der Dehnungen.

$$\sigma_w = \sigma_u \cdot \sqrt[m]{\sum_{i=1}^{n_{pl}} \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_u}\right)^m \cdot \frac{V_i}{V_0}} \cdot e^{\left(\frac{m \cdot \varepsilon_{\sigma_1}}{k}\right)} \quad \text{Gl. 3.11}$$

Die Berücksichtigung der Dehnungen führt zu einer Reduzierung der berechneten Weibullspannungen. Dies bewirkt, dass Versagen aufgrund höherer Dehnungen, bei höheren Belastungen postuliert wird. Der Einfluss der Dehnungen nimmt mit steigender Temperatur durch eine stärkere Plastifizierung der Probe zu. Dies beruht auf dem veränderten Verformungsverhalten des Werkstoffs.

Temperatur-Modifikation

Das Beremin-Modell beschreibt das Versagen gegen Spaltbruch. Beim originalen Modell wird neben dem Weibullmodul m , zur Beschreibung der Streuung, der Parameter σ_u als Widerstand des Materials gegen Spaltbruch verwendet. Unter der Annahme einer erleichterten Versetzungsbewegung bei höheren Temperaturen nimmt der Widerstand des Materials gegen Spaltbruch zu. Darauf aufbauend wird von Merkert [59] eine Abhängigkeit der Weibullreferenzspannung σ_u von der Temperatur formuliert.

$$\sigma_u(T) = \sigma_{u0} + (\sigma_u(0) - \sigma_{u0}) \cdot e^{cT} \quad \text{Gl. 3.12}$$

Mit Gl. 3.12 gelingt es, eine auf dem Arrhenius-Gesetz [15] aufbauende temperaturabhängige Weibullreferenzspannung $\sigma_u(T)$ zu formulieren. Die Parameter werden dabei an Datensätzen, die bei unterschiedlichen Temperaturen geprüft wurden, angepasst. Bei dieser Anpassung wird eine über der Temperatur konstante Streuung der Experimente angenommen, d.h. der Weibullmodul m wird zu 22 gesetzt. Zur Berechnung der Weibullspannungen und damit der Ausfallwahrscheinlichkeiten werden die Gleichungen des originalen Beremin-Modells in Form einer zwei-parametrischen Weibullverteilung verwendet. Auch andere Autoren gehen von einer Temperaturabhängigkeit der Weibullreferenzspannung aus [60].

Weitere Modifikationen des Beremin-Modells

Neben den oben genannten Modifikationen existieren weitere, die z.B. einen unteren Belastungsgrenzwert einführen, [53], [54] und [61]. Mit diesem unteren Grenzwert soll vermieden werden, dass das Versagen der Struktur bereits bei sehr geringen Belastungen mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit postuliert wird. Diese untere Grenze ist in ihrer Anwendung vergleichbar mit dem Parameter K_{\min} des Masterkurve-Konzepts [8].

Eine weitere Abwandlung des Beremin-Modells berücksichtigt die Bildung von Hohlräumen [62] bei der Berechnung der Weibullspannungen. Die Entstehung von Hohlräumen senkt die Neigung zum Versagen durch Spaltbruch. Um dies in der numerischen Berechnung zu erfassen, werden Einschlüsse, an denen sich Hohlräume gebildet haben, nicht mehr als spaltbruchauslösende Teilchen betrachtet.

3.2.2 Hochlage – Simulation des zähen Wabenbruchs: Rousselier-Modell

Die mikromechanischen Vorgänge bei der Zähbruchentstehung und der Ausbildung duktilen Risswachstums sind bei dieser Stahlklasse weitestgehend bekannt [27]. Ebenso stehen zur Beschreibung dieser Vorgänge bewährte mikromechanisch basierte Schädigungsmodelle, wie von Rousselier [63] und Gurson [64], [65] zur Verfügung. Ein europäischer Round-Robin Test belegt die Anwendung dieser Modelle beim vorliegenden Werkstoff 22NiMoCr3-7 [66].

Zur Simulation der zähen Rissinitiierung und des sich daran anschließenden stabilen Risswachstums wurde das Schädigungsmodell von Rousselier [63] verwendet. Rousselier geht bei der Herleitung seines Schädigungsmodells von einem allgemein formulierten thermodynamischen Ansatz für einen kontinuumsmechanisch zu beschreibenden Werkstoff aus. Auf dieser Grundlage wird eine Fließfunktion für einen hohlraumbehafteten Werkstoff hergeleitet. Für die in dieser Arbeit vorgestellten Berechnungen wurde das Rousselier-Modell in Form von Gl. 3.13 verwendet.

$$\Phi = \frac{\sigma_v}{1-f} + \sigma_k \cdot 2 \cdot f \cdot e^{\frac{\sigma_m}{(1-f) \cdot \sigma_k}} - \sigma_y = 0 \quad \text{Gl. 3.13}$$

Φ	Fließfunktion	σ_m	hydrostatischer Spannungsanteil
f	aktuelles Hohlraumvolumen	σ_v	deviatorischer Spannungsanteil
σ_k	Werkstoffkonstante	σ_y	aktuelle Fließgrenze

Durch diese Fließfunktion kann die aktuelle Verformung sowie die Entfestigung, bedingt durch das aktuelle Hohlraumvolumen f , berechnet werden. Die vom Hohlraumvolumen abhängige Fließgrenzfläche ist im Vergleich zu einem herkömmlichen elastisch-plastischen Ansatz, z.B. nach von Mises, in [Bild 3.3](#) dargestellt. Deutlich ist die Abhängigkeit der Fließflächen vom hydrostatischen Spannungszustand beim Rousselier-Modell erkennbar. Das originale Rousselier-Modell wurde derart modifiziert, dass bei Erreichen des kritischen Werts f_c die Materialsteifigkeit zu Null gesetzt wird, um dadurch das Risswachstum besser zu simulieren [27]. Zur Berechnung von Proben und Bauteilen wurde die Fließfunktion in ein Finite Elemente Programm implementiert. Zahlreiche Untersuchungen [67], [68] und [69] bestätigen die Anwendbarkeit dieses Modells zur Simulation des zähen Versagensvorgangs.

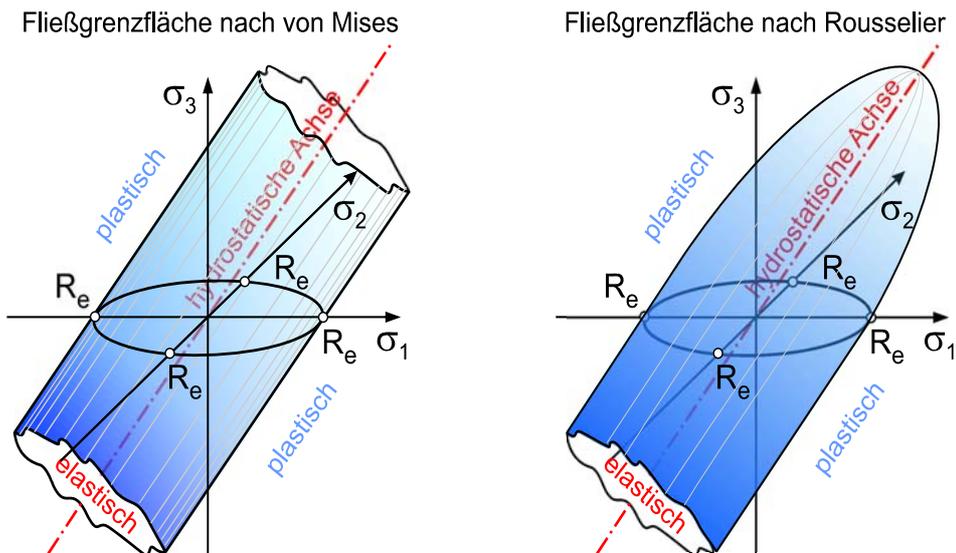


Bild 3.3: Vergleich zwischen herkömmlicher Fließgrenzfläche für ein elasto-plastisches von Mises Material und der Fließgrenzfläche nach Rousselier

Das Rousselier-Modell ermöglicht die Beschreibung des mikroskopischen Versagensvorgangs durch Hohlraumbildung und letztendlich von duktiler Rissverweiterung. Dieses auf der Mikrostruktur basierende Modell benötigt Werkstoffparameter, die auf unterschiedliche Art und Weise ermittelt werden können [70]. Das Anfangshohlraumvolumen f_0 kann beispielsweise

1. aus der Mikrostruktur,
2. aus der chemischen Zusammensetzung oder
3. durch eine numerische Kalibrierung

bestimmt werden. Die Bestimmung der Werkstoffkenngrößen ist in Kapitel 5.3.1 für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 beschrieben.

Der prinzipielle Einfluss der Rousselier-Parameter auf gekerbte Rundzugproben und auf C(T)-Proben ist schematisch in [Bild 3.4](#) und [Bild 3.5](#) dargestellt. Mit höherer Werkstoffreinheit (kleinerer MnS-Anteil), d.h. mit geringerem Anfangshohlraumvolumen f_0 bzw. größerem mittleren Abstand der Einschlüsse l_c , steigt der Widerstand gegen duktile Rissverweiterung.

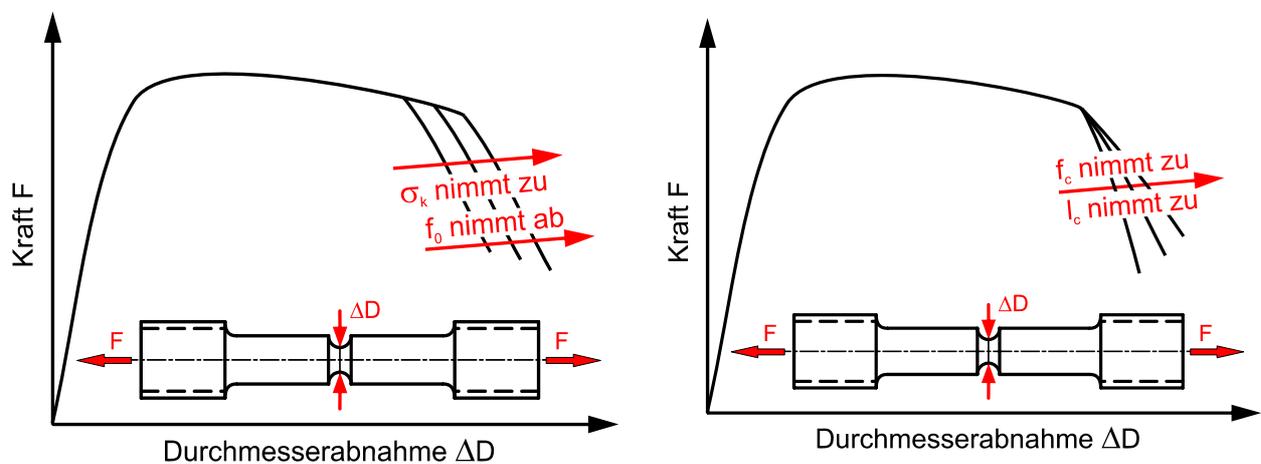


Bild 3.4: Prinzipieller Einfluss der Rousselier-Schädigungsparameter auf das Verhalten von gekerbten Rundzugproben

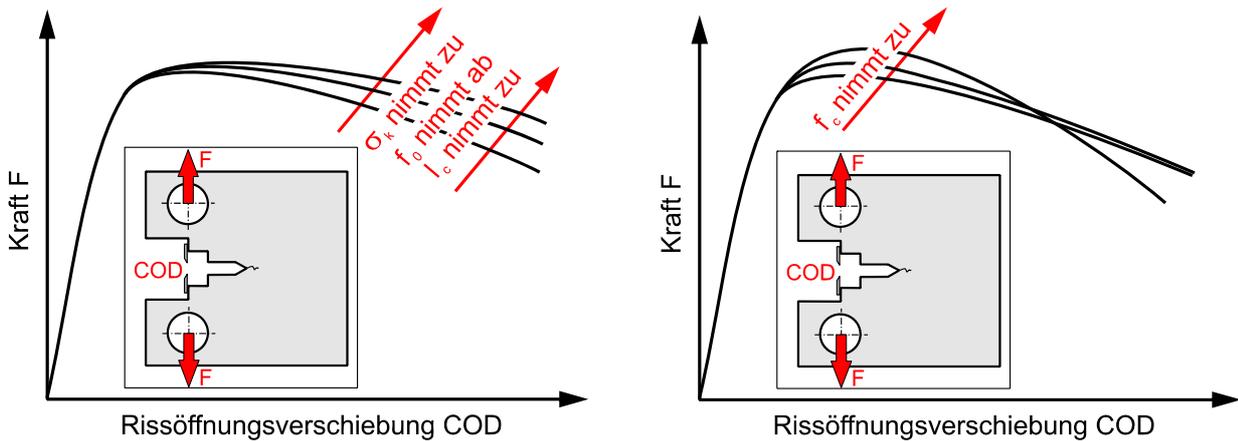


Bild 3.5: Prinzipieller Einfluss der Rousselier-Schädigungsparameter auf das Last-Aufweitungsverhalten von C(T)25-Proben

3.2.3 Übergangsgebiet: Gekoppelte Modelle

Zur Beschreibung des gesamten Temperaturbereichs ist die gleichzeitige numerische Abbildung der beiden auftretenden mikromechanischen Versagensmechanismen Zähbruch und Spaltbruch notwendig. In der Zähigkeitstieflage führt Spaltbruch zum instabilen Versagen. Dieser Versagensmechanismus kann vom Beremin-Modell abgebildet werden, Bild 3.6. Die Zähigkeitshochlage, verbunden mit duktiler Rissinitierung und -erweiterung, kann durch das Rousselier-Modell beschrieben werden. Im Übergangsgebiet hingegen versagen die Proben oder Bauteile instabil durch ein Spaltbruchereignis, wobei zuvor duktile Rissinitierung und -wachstum auftreten kann, Kapitel 4.3.2. Das Maß der duktilen Risserweiterung ist dabei neben dem Werkstoff u.a. abhängig von Faktoren wie der Spannungsmehrachsigkeit, der Probengröße und der Probengeometrie. Durch eine Kopplung von Beremin- und Rousselier-Modell, Bild 3.6, sollen beide Versagensmechanismen abgebildet werden und der Einfluss von sich einstellenden Spannungsumlagerungen aufgrund der duktilen Risserweiterung erfasst werden.

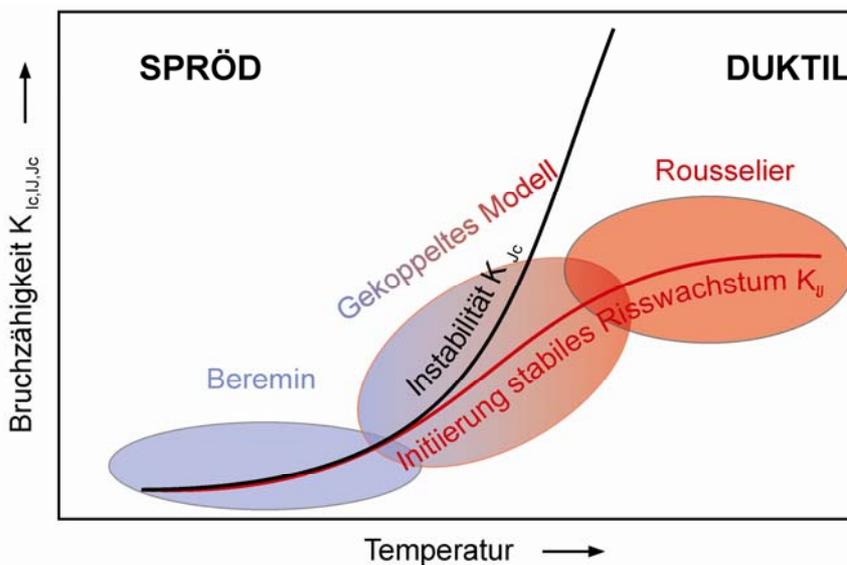


Bild 3.6: Vorgehensweise zur Vorhersage der Bruchzähigkeit im Übergangsgebiet, schematische Darstellung

Problematisch bei der Kopplung von Zäh- und Spaltbruchmodellen ist, dass für beide Modelle das gleiche Finite Elemente Netz verwendet werden muss. Beim Zähbruch-Schädigungsmodell von Rousselier ist die Netzfeinheit direkt an Gefügeparameter gekoppelt. Für zähe Stähle liegt die Elementgröße im Zehntelmillimeterbereich, beim betrachteten Werkstoff 22NiMoCr3-7 bei 0,5 mm, vgl. Kapitel 5.3.1. Zur numerischen Beschreibung des Spaltbruchs muss die Spannungserhöhung an der Rissspitze mit hoher Genauigkeit abgebildet werden. Dies führt bei tiefen Temperaturen zu einer Netzfeinheit im Mikrometerbereich. Für die Anwendung des gekoppelten Schädigungsmodells muss nun bezüglich der Netzfeinheit ein Kompromiss gefunden werden. Die Elementauswahl und die Bestimmung der Werkstoffkenngrößen für dieses gekoppelte Modell ist in Kapitel 5.4 beschrieben.

Auch in der Literatur sind unterschiedliche Ansätze zur Beschreibung des spröde-duktilen Übergangsbereichs der Zähigkeit genannt, z.B. [62] und [71]. Dabei werden Modifikationen des Beremin-Modells sowie die Verknüpfung von unterschiedlichen lokalen Schädigungsmodellen (Beremin-Rousselier bzw. Beremin-Gurson) vorgeschlagen. Auch in diesen Berichten wird auf die Notwendigkeit der exakten Abbildung des Spannungszustands hingewiesen und damit die Problematik der FE-Vernetzung adressiert.

Ein alternatives Modell zur Versagensbeschreibung im Übergangsbereich ist das in [72] beschriebene „CAFE“-Modell, das aus so genannten „Cellular Automata (CA)“ und Finiten Elementen (FE) besteht. „Cellular Automata“ sind Berechnungszellen, die in ihrer Größe unabhängig von dem gewählten Finite Elemente Netz sind. Dabei werden zwei Arten an Berechnungszellen definiert. Einerseits sind dies Zellen, die den spröden Versagensprozess beschreiben und andererseits Zellen, die die duktile Schädigung mit Hilfe eines Rousselier-Ansatzes abbilden. In einem Berechnungsschritt werden dann jeweils mit Hilfe der Finiten Elemente die mechanischen Feldgrößen bestimmt. Daraus werden in den unterschiedlichen Zelltypen die spröde und die duktile Schädigung getrennt berechnet. Die Anwendung an Kerbschlagbiegeproben wies eine gute Übereinstimmung von „CAFE“-Modell und Experiment auf [72]. Allerdings ist die Verwendung des „CAFE“-Modells nicht in Verbindung mit einem kommerziellen Finite Elemente Programm möglich und wurde daher im Folgenden nicht weitergehend untersucht.

4 Experimentelle und metallographische Untersuchungen

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen des Forschungsvorhabens „Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes“ der MPA Universität Stuttgart [20]. In diesem Vorhaben wurde ein umfangreiches experimentelles Versuchsprogramm aufgestellt und geprüft um eine grundlegende Werkstoffcharakterisierung im gesamten relevanten Temperaturbereich durchzuführen und die Einflussgrößen auf bruchmechanische Kennwerte zu untersuchen. Darüber hinaus wurde mit den umfangreichen bruchmechanischen Untersuchungen eine Datenbasis zur Überprüfung der statistischen Annahmen der Werkstoffmodelle geschaffen. Mit Hilfe metallographischer Untersuchungen wurde zusätzlich die Werkstoffhomogenität geprüft und die enthaltenen Einschlüsse und Ausscheidungen spezifiziert. Fraktographische Untersuchungen helfen Aufschluss über die auftretenden Bruchmechanismen und beeinflussenden Faktoren zu erhalten. Dabei ist gerade auch die Frage der im Übergangsbereich der Zähigkeit auftretenden Versagensmechanismen von großem Interesse.

4.1 Werkstoffbereitstellung und Probenentnahme

Die Hauptuntersuchungen wurden an einem Druckbehälterstahl des Typs 22NiMoCr3-7 durchgeführt. Dazu wurde ein zylindrischer Schuss aus dem originalen Reaktordruckbehälter der ursprünglich geplanten Anlage Biblis C entnommen, Bild 4.1. Dieses Behältersegment hatte eine Höhe von 2332 mm und eine Wanddicke von 250 mm. Aus diesem Ring wurden alle für das Forschungsvorhaben Masterkurve der MPA [20] und des IMW [44] geprüften Proben entnommen. Darüber hinaus liegen Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung aus dem Vorhaben LISSAC [73] vor, bei dem der Werkstoff aus demselben Behälterring verwandt wurde.

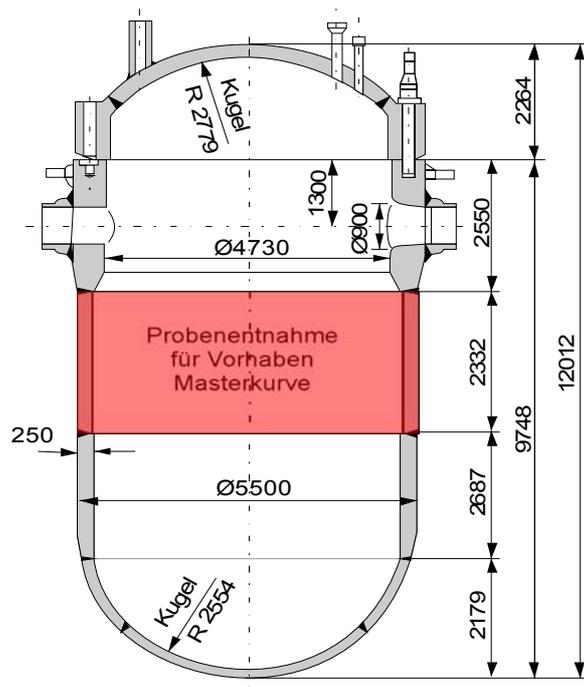


Bild 4.1: RDB Biblis-C, Segment für Werkstoffentnahme für Vorhaben Masterkurve

Der Reaktordruckbehälter wurde entsprechend Spezifikation nach dem Schmieden einer mehrstufigen Wärmebehandlung unterzogen [74]. Diese besteht aus einer Austenitisierung bei 900 °C mit anschließendem Abschrecken in Wasser. Der darauf folgende Anlassvorgang erfolgt bei 650 °C bei einer Haltedauer von 7,5 Stunden und einem langsamen Abkühlen an Luft. Zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit wurde auf der Behälterinnenseite eine austenitische Plattierung aufgebracht. Nach dem Plattieren wurde eine dem Anlassvorgang analoge Wärmebehandlung durchgeführt.

Im Vorhaben Masterkurve wurden die Zugproben für die Werkstoffuntersuchungen in T-Orientierung und die bruchmechanischen Proben in T-S-Richtung entnommen, Bild 4.2. Dabei entspricht die T-Koordinate der Behälterlängsachse. Die Rissausbreitung in den Bruchmechanikproben erfolgt in Wanddickenrichtung (S-Richtung). Die Probenentnahme erfolgte dabei in den Entnahmetiefen $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ und $\frac{3}{4}$ der Wandstärke T. Dabei liegt die Position $\frac{1}{4}T$ am nächsten zur Behälterinnenseite. Aufgrund der Plattierung sind an der Behälterinnenseite abweichende Festigkeits- und Verformungskennwerte zu erwarten.

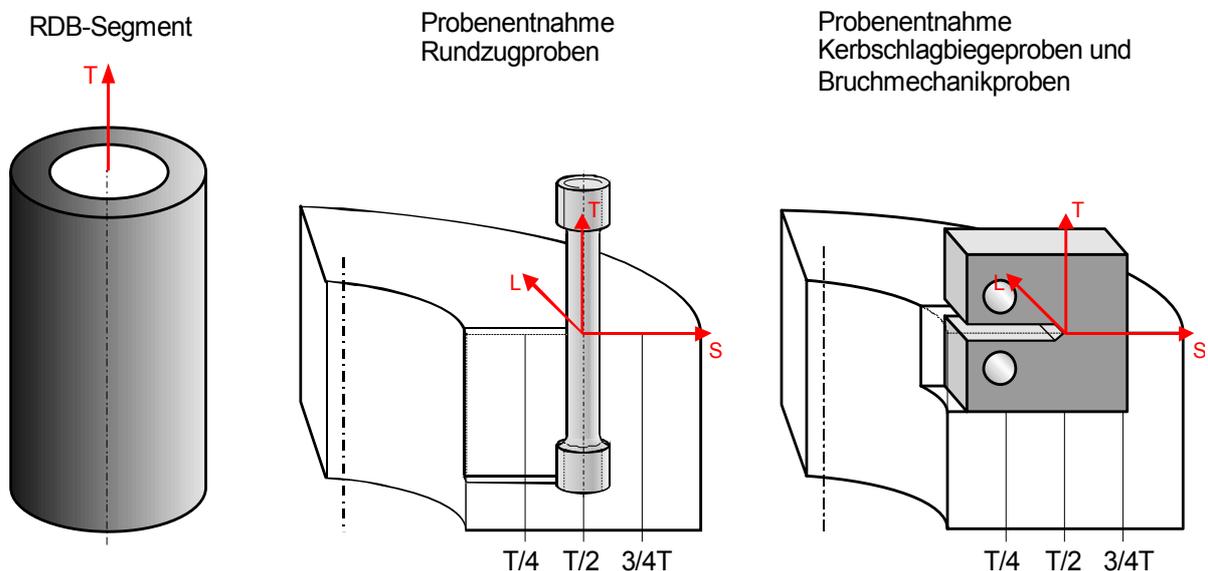


Bild 4.2: Probenentnahme an Biblis-C RDB-Segment

Zur Charakterisierung der Materialeigenschaften sowie zur Bereitstellung von Werkstoffdaten für die versuchsbegleitenden numerischen Berechnungen, wurden die folgenden metallographischen, mechanisch-technologischen und bruchmechanischen Werkstoffuntersuchungen durchgeführt. Bei der Prüfung der Proben wurde der Temperaturbereich von $T = -150$ °C bis $T = +150$ °C abgedeckt. Der Schwerpunkt der bruchmechanischen Untersuchungen lag im Bereich von ca. $T = -100$ °C bis $T = +20$ °C.

Metallographische Untersuchungen:

- Gefügeschliffe
- Härtebestimmung

Proben für mechanisch-technologische Untersuchungen:

1. Rundzugproben
2. Charpy-V-Kerbschlagbiegeproben
3. gekerbte Rundzugproben für die Bestimmung von Schädigungsparametern

Proben für bruchmechanische Untersuchungen:

1. C(T)-Proben:
 - i. C(T)25, $B = 25 \text{ mm}$, $W/B = 2$, $a/W \approx 0,5$
 - ii. C(T)50, $B = 50 \text{ mm}$, $W/B = 2$, $a/W \approx 0,5$
 - iii. C(T)100, $B = 100 \text{ mm}$, $W/B = 2$, $a/W \approx 0,5$
2. SE(B)-Proben:
 - i. SE(B)10x10, $W/B = 1$, $a/W \approx 0,5$ (ISO-SR-Proben, Charpy-V-Proben mit Schwingriss, $10 \times 10 \text{ mm}^2$ Prüfquerschnitt)
 - ii. SE(B)25x50, $W/B = 2$, $a/W \approx 0,5$
 - iii. SE(B)10x50, $W/B = 5$, $a/W \approx 0,5$ (Proben mit reduzierter Dicke)
 - iv. SE(B)50x50, $W/B = 1$, $a/W \approx 0,5$ (Proben mit vergrößerter Dicke)
 - v. SE(B)25x50, $W/B = 2$, $a/W \approx 0,13$ (KurZRiss-Proben)
3. SE(T)-Proben:
 - i. SE(T)25x50, $W/B = 2$, $a/W \approx 0,5$ (Zugproben mit $25 \times 50 \text{ mm}^2$ Prüfquerschnitt)

Die Übersicht über die verwendeten Probenformen ist in Bild 4.3 zusammengestellt. Daraus ist die Vielzahl der Probenformen und auch die Variation in der Probengröße erkennbar.



Bild 4.3: Übersicht der verwendeten Probenformen

4.2 Werkstoffcharakterisierung

4.2.1 Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung des zylindrischen RDB-Rings aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 ist in Tabelle 4.1 dokumentiert. Es handelt sich bei dem verwendeten Werkstoff um einen untereutektoiden Stahl mit ca. 0,22% Kohlenstoffgehalt, dem Nickel, Molybdän und Chrom zulegiert wurden. Neben den spezifizierten Vorgabewerten nach [74] für eine 22NiMoCr3-7 Schmelze, sind in der Tabelle 4.1 auch die Schmelzanalyse und eine Stückanalyse dargestellt. Die Angaben über Vorgabewerte und Schmelzanalyse entstammen dem Abnahmeprüfzeugnis des TÜV Bayern [74]. Die Schmelzanalyse wurde vom Hersteller JAPAN STEEL WORKS durchgeführt. Die Stückanalyse erfolgte an der MPA an einer C(T)25-Probe

mittels einer Quantovac-Analyse. Die chemische Zusammensetzung des untersuchten Werkstoffs 22NiMoCr3-7 entspricht den vorgegebenen Anforderungen [74].

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung in Gew-%, 22NiMoCr3-7, Biblis-C

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Sn	Al
Vorgabe, Min.	0,17	0,10	0,50					
Vorgabe, Max.	0,25	0,35	1,00	0,012	0,015	0,10		0,050
Schmelzanalyse	0,21	0,20	0,86	0,006	0,006	0,03	0,007	0,023
Stückanalyse	0,21	0,20	0,88	0,006	0,002	0,04	0,007	0,016

	Cr	Mo	Ni	V	Ta	Co	As	Sb
Vorgabe, Min.	0,25	0,50	0,60					
Vorgabe, Max.	0,50	0,75	1,00	0,050	0,030	0,030		
Schmelzanalyse	0,41	0,56	0,85	<0,01	<0,005	0,011	0,009	0,0016
Stückanalyse	0,40	0,53	0,83	0,007	<0,003	0,011	0,005	<0,002

4.2.2 Überprüfung der Werkstoffhomogenität

Um die Einflussgrößen auf bruchmechanische Kennwerte untersuchen zu können und dabei losgelöst von etwaigen Positionseffekten der Probenentnahme zu sein, ist es von besonderer Bedeutung, einen bezüglich seiner mechanischen Eigenschaften homogenen Werkstoff zu verwenden. Um den vorliegenden Werkstoff hinsichtlich dieser Eigenschaft zu untersuchen, wurden Gefügecharakterisierungen, der Härteverlauf über die Wanddicke und mechanisch-technologische Untersuchungen an drei Wanddickenpositionen vorgenommen.

4.2.2.1 Gefügecharakterisierung

Für die Werkstoffcharakterisierung wurden Proben im Bereich zwischen $T/4$ und $3/4T$ der Wanddicke entnommen. Die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen sind beispielhaft an Gefügeschliffen aus dem Bereich $T/2$ (Wandmittenbereich) dargestellt. Dabei erfolgte die Analyse in allen drei Betrachtungsebenen S-L, T-S und T-L, [Bild 4.4](#).

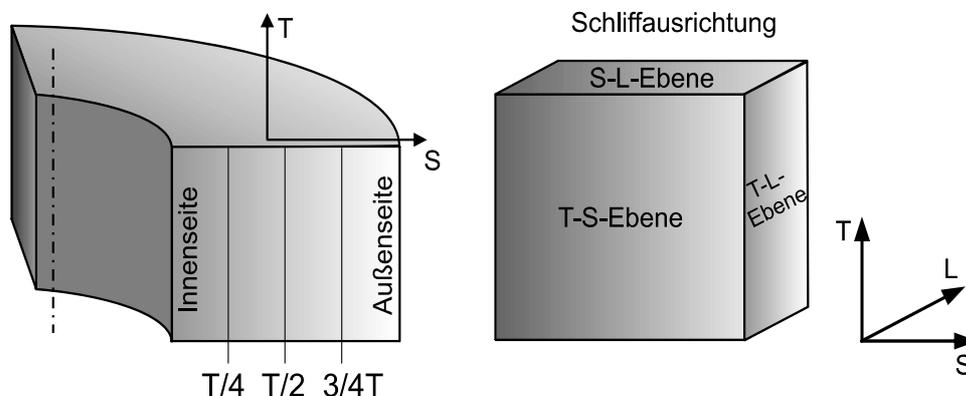


Bild 4.4: Schlifffausrichtung

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen (LIMI) der Gefügeschliffe sind für die S-L-Ebene in [Bild 4.5](#), für die T-S-Orientierung in [Bild 4.6](#) und für die Betrachtungsebene T-L in [Bild 4.7](#)

aufgeführt. Das Gefüge des untersuchten Werkstoffs 22NiMoCr3-7 zeigt ein ferritisch-bainitisches Gefüge mit für die Schmiedeherstellung typischen Zeilen. Auf eine Korngrößenbestimmung nach ASTM wurde verzichtet, da die Bainit-Korngrenzen sich nur schwer von den primären Austenit-Korngrenzen unterscheiden. Die metallographischen Untersuchungen zeigen sehr feines bis leicht grobes Korn.

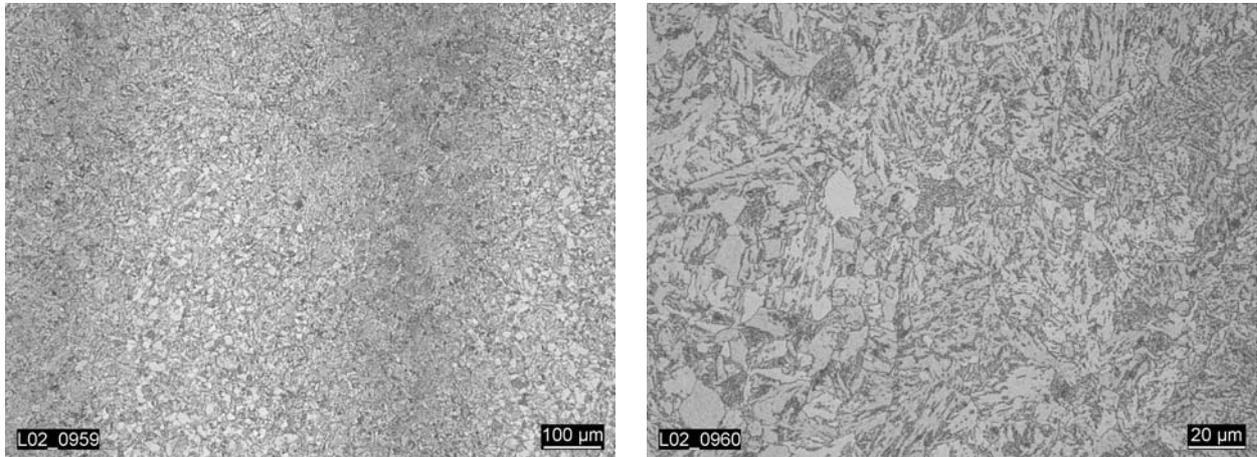


Bild 4.5: Schliffe aus Entnahmeposition T/2, Betrachtungsebene S-L, LIM1, 22NiMoCr3-7

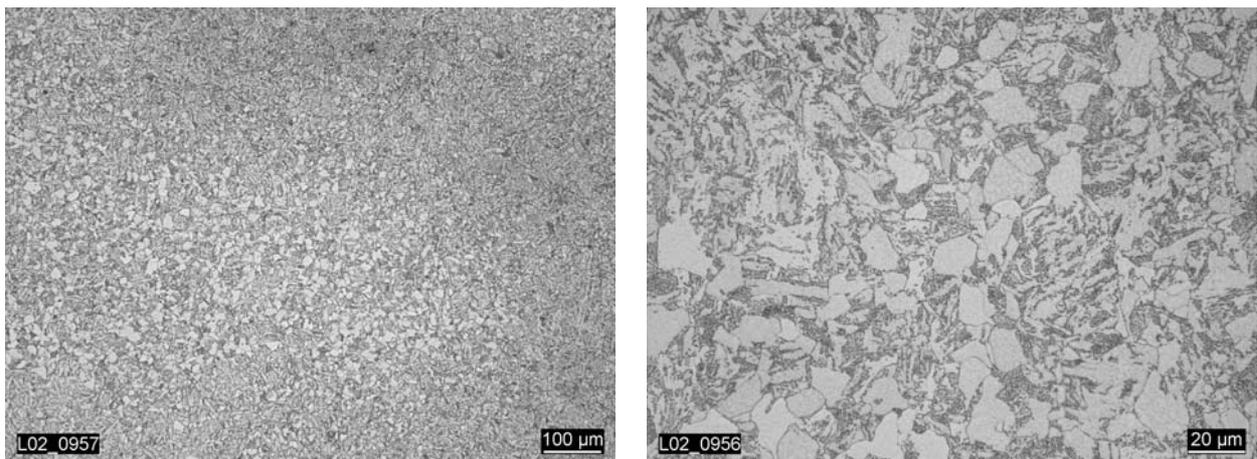


Bild 4.6: Schliffe aus Entnahmeposition T/2, Betrachtungsebene T-S, LIM1, 22NiMoCr3-7

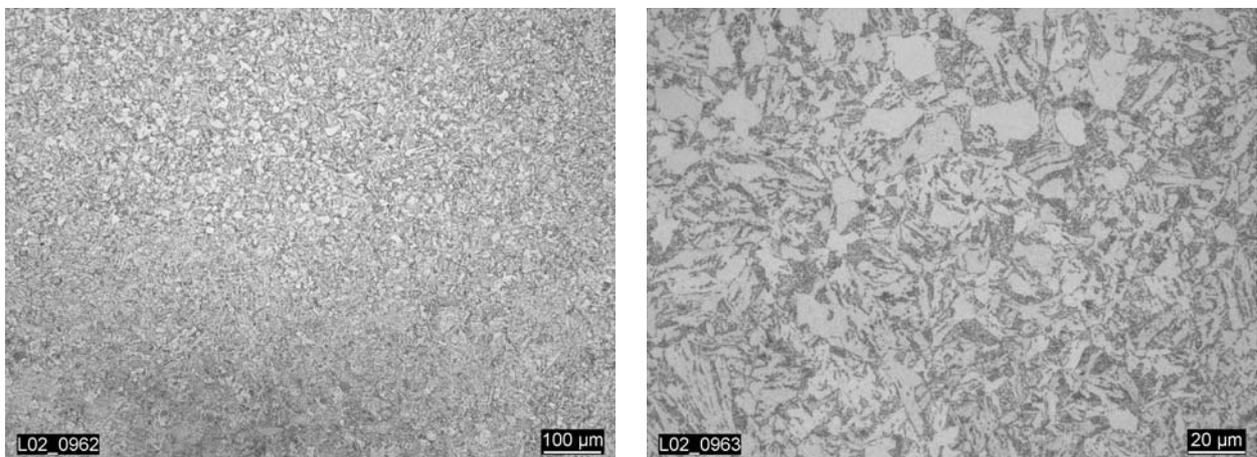


Bild 4.7: Schliffe aus Entnahmeposition T/2, Betrachtungsebene T-L, LIM1, 22NiMoCr3-7

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen zeigen Einschlüsse im Gefüge. Diese sind beispielhaft für die Betrachtungsebene S-L in Bild 4.8 dokumentiert und weisen eine Streckung in Vorzugsrichtung (L) auf. Eine genauere Untersuchung ergab, dass die gefundenen Einschlüsse größtenteils aus Mangansulfiden in unterschiedlichen Formen und Größen (ca. 20 µm bis 40 µm) bestehen. Zusätzlich zu den Mangansulfiden weist das Gefüge Verbindungen der Elemente Aluminium, Zirkonium, Schwefel und Magnesium auf, Bild 4.9. In Bild 4.9 sind die ferritischen und bainitischen Gefügebereiche erkennbar.

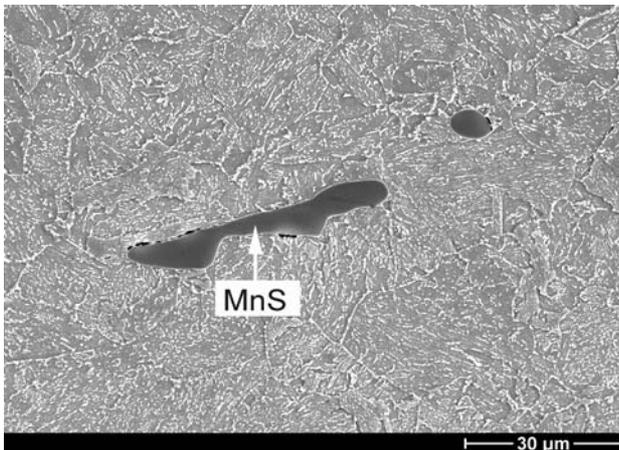


Bild 4.8: Entnahmepos. T/2, Betrachtungsebene T-L, REM, MnS-Einschluss

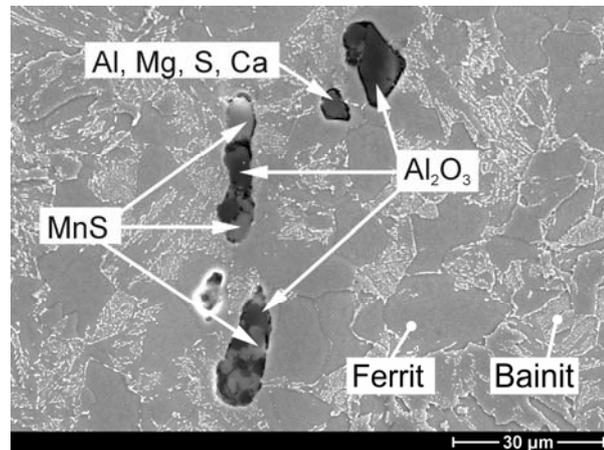


Bild 4.9: Entnahmepos. T/2, Betrachtungsebene S-L, REM, Einschlüsse

4.2.2.2 Härte nach Vickers

Zur Beurteilung des Verlaufs der Werkstoffeigenschaften über der Wanddicke wurde zunächst eine Vickers HV30 Härteprüfung nach DIN EN ISO 6507-1 [75] durchgeführt. Die Auswertung der Härtemessungen ergibt einen in weiten Bereichen gleichmäßig hohen Härtewert von ca. 190 HV30, Bild 4.10. Nur auf der Behälterinnenseite steigt die Härte in Richtung Plattierung über einen Bereich von etwa 30 mm auf 370 HV30 an. Im relevanten Bereich der Probenentnahme von $\frac{1}{4}$ T bis $\frac{3}{4}$ T streut der Härtewert um 5,7 HV30.

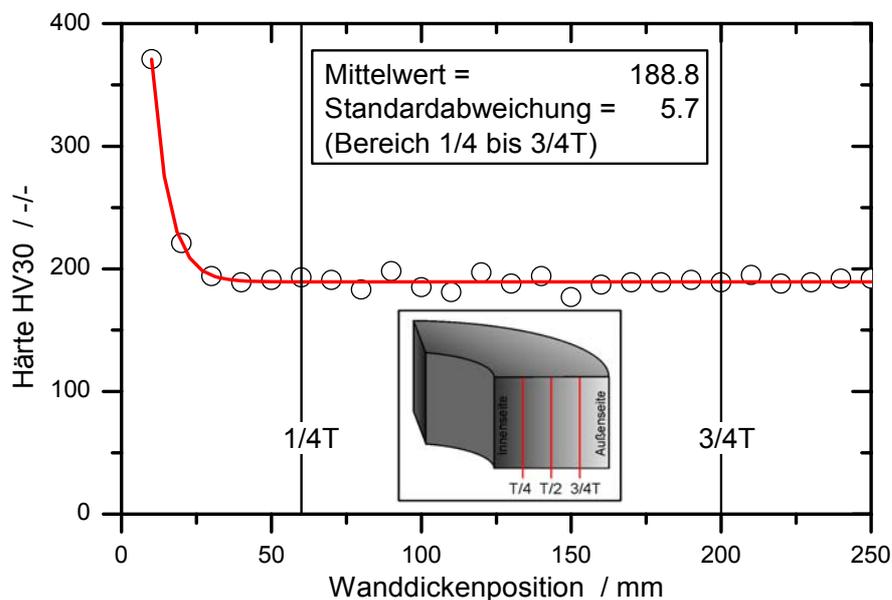


Bild 4.10: Härtewerte HV30 über der Wanddicke

4.2.2.3 Zusammenfassende Diskussion der Werkstoffhomogenität

Als Vorgriff auf die ausführliche Diskussion der im Zugversuch ermittelten Eigenschaften, Kapitel 4.2.3, kann vorab das Fazit gezogen werden, dass die Festigkeits- und Verformungskennwerte, analog zum Härteverlauf, nur eine sehr geringe Streuung über der Wanddickenposition aufweisen. Darüber hinaus belegen ausführliche Untersuchungen, die im Rahmen des Forschungsvorhabens LISSAC [73] durchgeführt wurden, die Werkstoffhomogenität. Die Proben des Forschungsvorhabens LISSAC wurden aus demselben Behältersegment des Biblis-C RDB's entnommen wie beim Vorhaben Masterkurve [20]. Neben der Variation der Werkstoffeigenschaften über die Wanddicke wurde zusätzlich die Streuung in Umfangsrichtung untersucht. Es konnte generell eine nur sehr geringe Streuung nachgewiesen und somit die Isotropie des Werkstoffs gezeigt werden. Damit bildet der Werkstoff 22NiMoCr3-7 eine gute Ausgangsbasis für die bruchmechanischen Untersuchungen.

4.2.3 Zugversuche

Die Bestimmung der Zugversuchskennwerte und der Fließkurven erfolgte an glatten Rundzugproben, die nach DIN 50 125 [76] gefertigt und im Temperaturbereich von $T = -150\text{ °C}$ bis $T = +150\text{ °C}$ geprüft wurden. Die Versuche wurden an kurzen Proportionalproben mit einem Durchmesser $D_0 = 10\text{ mm}$ und einer zylindrischen Messlänge $L_0 = 50\text{ mm}$ nach DIN EN 10 002-1 [77] und DIN EN 10 002-5 [78] durchgeführt. Es wurden Proben aus allen drei Entnahmepositionen ($\frac{1}{4} T$, $\frac{1}{2} T$ und $\frac{3}{4} T$) untersucht.

Dabei wurden die Festigkeitskennwerte Streckgrenze (R_{eH}), Zugfestigkeit (R_m) und der Elastizitätsmodul (E-Modul) gemessen. Zusätzlich wurden die Verformungsgrößen Gleichmaßdehnung (A_g) und Bruchdehnung (A) sowie aus der Durchmesserreduktion die Bruchdehnung (Z) ermittelt.

4.2.3.1 Festigkeits- und Verformungskennwerte

Die an den Zugproben der drei Entnahmebereiche bestimmten Kennwerte sind in tabellarischer Form in Tabelle 4.2 für die Position $\frac{1}{2} T$, in Tabelle A.4.1 (Anhang) für die Position $\frac{1}{4} T$ und in Tabelle A.4.2 (Anhang) für die Position $\frac{3}{4} T$ aufgelistet. Das temperaturabhängige Verhalten des E-Moduls ist für alle drei Entnahmepositionen in Bild 4.11 und Tabelle A.4.3 (Anhang) dargestellt. Mit sinkender Temperatur nimmt der Elastizitätsmodul zu, Bild 4.11. Die Messungen an der Probe aus dem mittleren Wandbereich ($\frac{1}{2} T$) liegen im gesamten Temperaturbereich höher als die Werte aus den Entnahmepositionen $\frac{1}{4} T$ und $\frac{3}{4} T$. Jedoch fügen sich alle Werte in ein enges Streuband von $\pm 2\%$ ein.

Tabelle 4.2: Festigkeits- und Verformungskennwerte aus dem Zugversuch, Entnahmepos. $\frac{1}{2} T$

Probenname	Prüftemp. °C	Probenlage	Probenform	Messl. L_0 mm	R_m MPa	R_{eH} MPa	A %	A_g %	Z %
BIB Z11	25	T/2	B10*50	50	584	445	23,0	10,7	68
BIB Z12	-10	T/2	B10*50	20	605	454	23,5	12,6	68
BIB Z13	-40	T/2	B10*50	20	636	471	25,5	13,1	68
BIB Z14	-60	T/2	B10*50	20	657	501	26,5	13,2	65
BIB Z15	-100	T/2	B10*50	20	717	575	27,0	15,6	63
BIB Z16	-150	T/2	B10*50	20	823	758	27,0	15,4	57

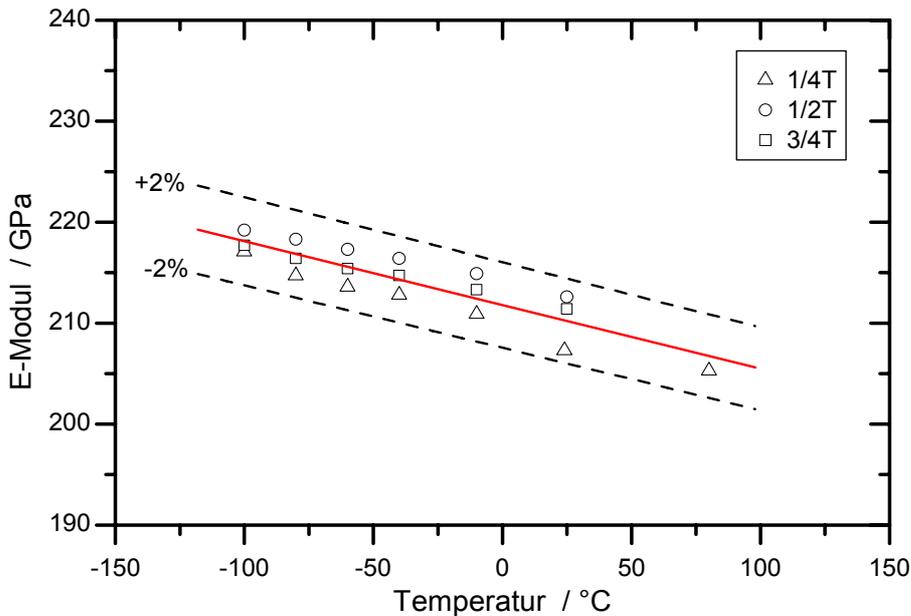


Bild 4.11: Elastizitätsmodul über der Temperatur

In **Bild 4.12** sind die Festigkeitskennwerte R_{eH} und R_m sowie in **Bild 4.13** die Verformungskennwerte A_g , A und Z in Abhängigkeit von der Temperatur vergleichend für die drei Entnahmepositionen dargestellt. Die Festigkeitskennwerte zeigen die erwartete Zunahme mit sinkender Temperatur. Bei $T = -150\text{ °C}$ wird aufgrund der Annäherung der Streckgrenze an die Zugfestigkeit ein Streckgrenzenverhältnis von nahezu eins erreicht. Die Festigkeitskennwerte streuen entnahmepositionsabhängig nur wenig und es ist keine systematische Abweichung zu erkennen.

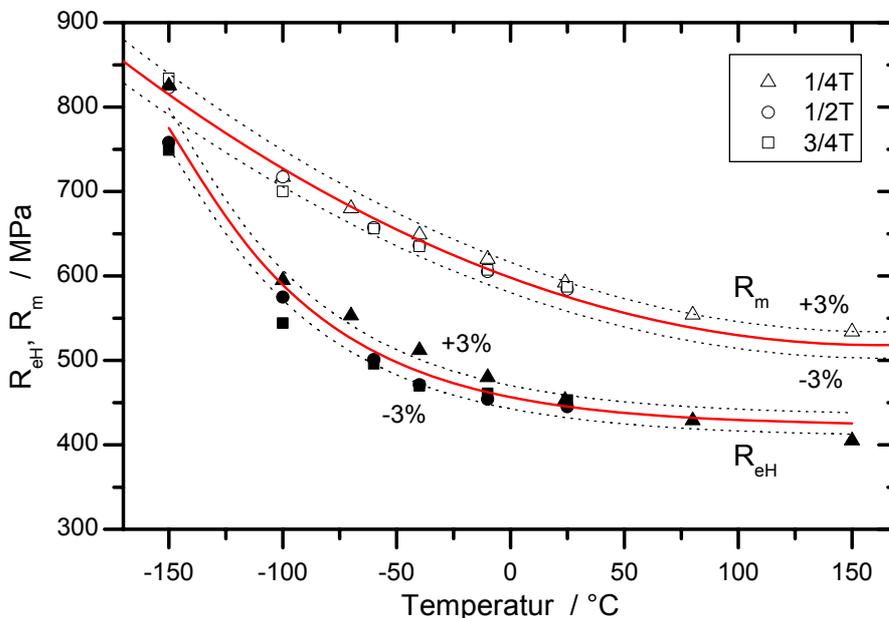


Bild 4.12: Festigkeitskennwerte R_{eH} und R_m über der Temperatur

Die Brucheinschnürung Z zeigt eine geringe Abnahme bei tiefen Temperaturen, während die Dehnungswerte A_g und A im geprüften Temperaturbereich einen leichten Anstieg mit abnehmender Temperatur aufweisen, **Bild 4.13**.

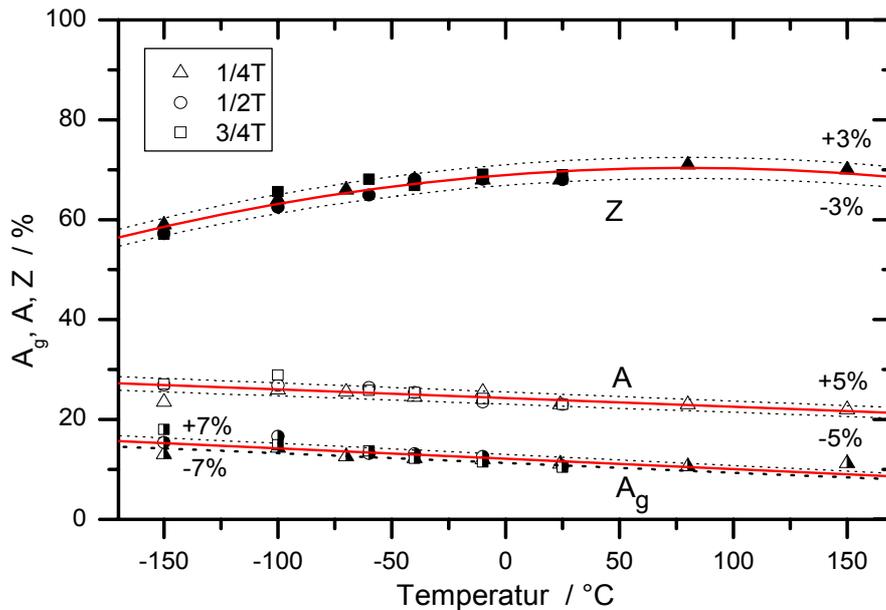


Bild 4.13: Verformungskennwerte A_g , A und Z über der Temperatur

Die vergleichende Darstellung der Festigkeitskennwerte an den drei Entnahmepositionen in Abhängigkeit von der Temperatur zeigt eine generell geringe Streuung. Auch die Verformungskennwerte Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung und Brucheinschnürung zeigen keinen nennenswerten Einfluss des Entnahmebereichs. Eine systematische Abweichung ist nicht feststellbar.

4.2.3.2 Technische Fließkurven

Die Spannungs-Dehnungskurven (technische Fließkurven) der Zugversuche sind in [Bild 4.14](#) und [Bild 4.15](#) dargestellt. Aufgrund des Temperaturbereichs von $T = -150\text{ °C}$ bis $T = +150\text{ °C}$ wurden für die Messung der Probenverlängerung zwei Extensometer mit unterschiedlichen Messlängen eingesetzt. Dies muss beim Vergleich der technischen Fließkurven außerhalb des Gleichmaßdehnungsbereichs berücksichtigt werden.

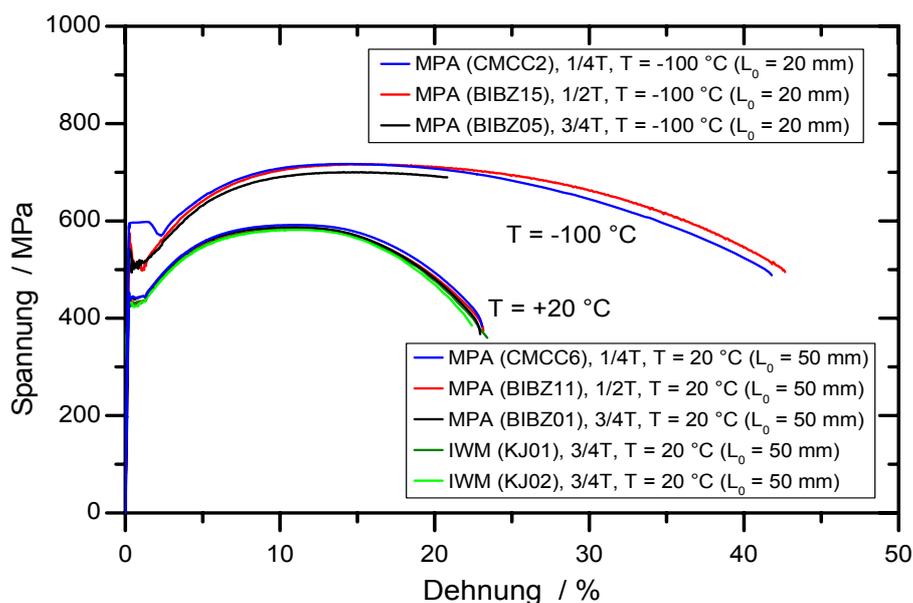


Bild 4.14: Abhängigkeit der technischen Fließkurven von der Entnahmeposition für zwei ausgewählte Temperaturen, 22NiMoCr3-7, Ergebnisse der MPA und des IWM

Es wird die Homogenität des Werkstoffs durch die Unabhängigkeit der Spannungs-Dehnungs-kurven von der Entnahmeposition bestätigt, Bild 4.14. Dabei weisen die bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften Proben aufgrund des kürzeren Messaufnehmers außerhalb des Gleichmaßdehnungsbereichs größere Dehnungswerte auf. Bei Raumtemperatur sind insgesamt fünf Proben-ergebnisse abgebildet, dabei wurden zwei Proben am IWM geprüft. Eine sehr gute Übereinstimmung der technischen Fließkurven unabhängig von der Entnahmeposition und dem Prüfinstitut ist erkennbar. Anmerkung: Bei der Probe BIBZ05 fiel der Feindehnungsmessaufnehmer nach Erreichen der Gleichmaßdehnung aus. Diese Probe weist eine vergleichbare Bruchdehnung (nach der Probenprüfung ermittelt) wie die weiteren bei dieser Temperatur geprüften Proben auf, vgl. Tabelle A.4.2 und Bild 4.13.

Der Werkstoff 22NiMoCr3-7 zeigt eine ausgeprägte Streckgrenze, Bild 4.15. Der Betrag der Streckgrenze nimmt, wie die Zugfestigkeit, mit steigender Temperatur zu. Neben der Temperaturabhängigkeit der technischen Fließkurven bestätigt sich, dass diese unabhängig von der Entnahmeposition sind, Bild 4.15.

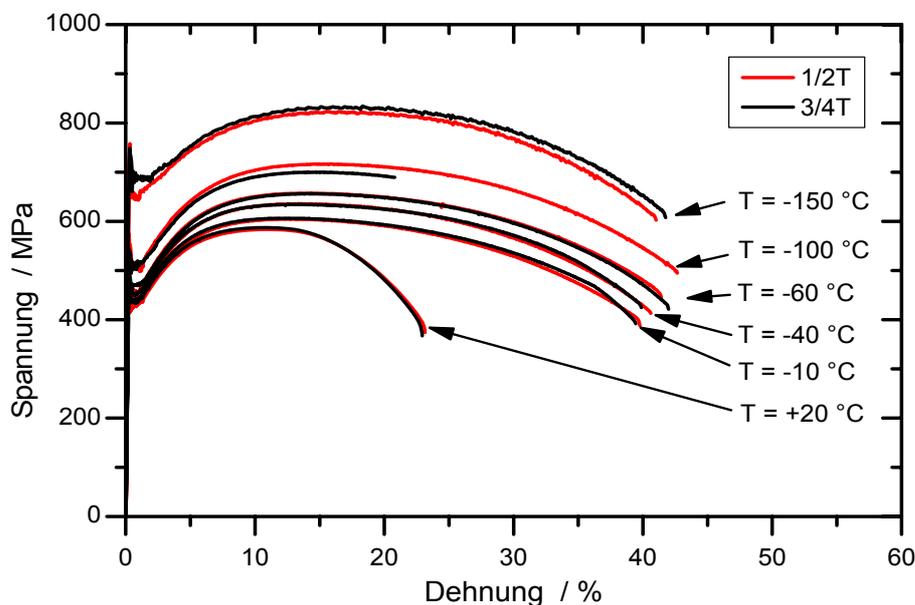


Bild 4.15: Temperaturabhängigkeit der Fließkurven, 22NiMoCr3-7, Entnahmepos. $\frac{1}{2} T$ und $\frac{3}{4} T$

4.2.3.3 Numerisches Approximationsverfahren zur Ermittlung der wahren Fließkurve

Im Folgenden wird ein numerisches Verfahren vorgestellt, das es ermöglicht, aus Proben mit inhomogenem mehrachsigen Spannungszustand eine eindimensionale wahre Fließkurve zu ermitteln [79]. Dieses Verfahren wurde im Rahmen des Forschungsvorhabens Masterkurve entwickelt. Für eine numerische Berechnung, bei der hohe Formänderungen auftreten, ist die Eingabe der wahren Fließkurve unerlässlich.

Bei einer konventionellen Finite Elemente Berechnung zur mechanischen Strukturanalyse werden die Geometrie, die Belastung und das Werkstoffverhalten (Fließkurve) vorgegeben. Das Ergebnis ist das Last-Verformungsverhalten der berechneten Struktur, vgl. [Bild 4.16](#).

Im hier vorgestellten Konzept wird eine genau umgekehrte Vorgehensweise gewählt. Es werden die Geometrie, die Belastung sowie das erwartete Last-Verformungsverhalten (aus einem Experiment) vorgegeben und das Ergebnis ist die Fließkurve, vgl. [Bild 4.17](#).

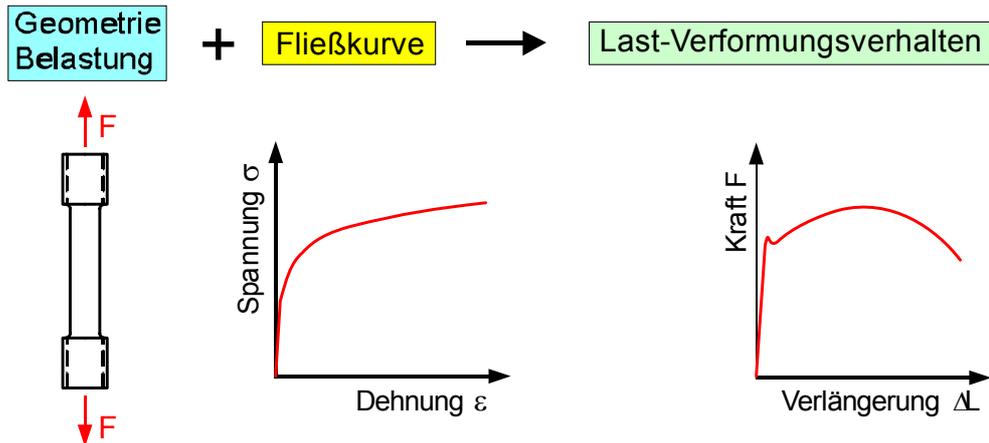


Bild 4.16: Ablauf einer konventionellen FEM-Berechnung

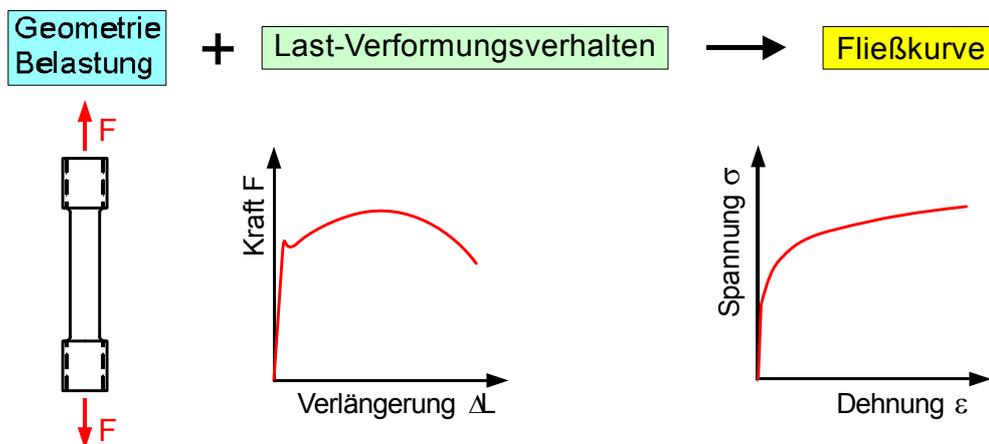


Bild 4.17: Umgekehrter Ablauf für die Fließkurvenbestimmung

Das Verfahren basiert grundsätzlich darauf, dass eine zu große Steigung der wahren Fließkurve – das entspricht einer zu starken Werkstoffverfestigung – ein im Vergleich zum Experiment zu steifes Ergebnis ergibt und umgekehrt führt eine zu flache Steigung auf ein zu weiches Ergebnis.

Bei Berechnungen mit der Methode der Finiten Elemente unter der Berücksichtigung großer Dehnungen und Verformungen erfolgt die Belastung schrittweise. Dies ermöglicht die Verwendung eines inkrementell formulierten Materialgesetzes, wie beispielsweise „updated Lagrange Jaumann“ oder „updated Lagrange Hencky“ [80]. Bei der hier vorgestellten Vorgehensweise wird nun für jeden Belastungsschritt die Fließkurve jeweils so modifiziert, dass Experiment und Rechnung übereinstimmen. Im Detail ergibt sich der folgende Ablauf, vgl. [Bild 4.18](#):

1. Es wird eine bilineare Fließkurve vorgegeben.
2. Es erfolgt eine Finite Elemente Berechnung des nächsten (m -ten) Belastungsschritts und der Vergleich des numerischen Ergebnisses mit der experimentellen Messung:
 - Stimmt das berechnete Ergebnis mit dem Experiment mit ausreichender Genauigkeit überein, so werden die im aktuellen Zeitschritt berechnete maximale Vergleichsspannung und die zugehörige plastische Vergleichsdehnung als Punkt in die Fließkurve aufgenommen. Es erfolgt die Berechnung des nächsten Belastungsschritts. Dabei kann die Genauigkeit durch den Anwender vorgegeben werden.

- Ist das berechnete Ergebnis zu steif, so wird die Steigung der Fließkurve verringert und der Belastungsschritt erneut berechnet.
- Ist das berechnete Ergebnis zu weich, so wird die Steigung der Fließkurve erhöht und der Belastungsschritt erneut berechnet.

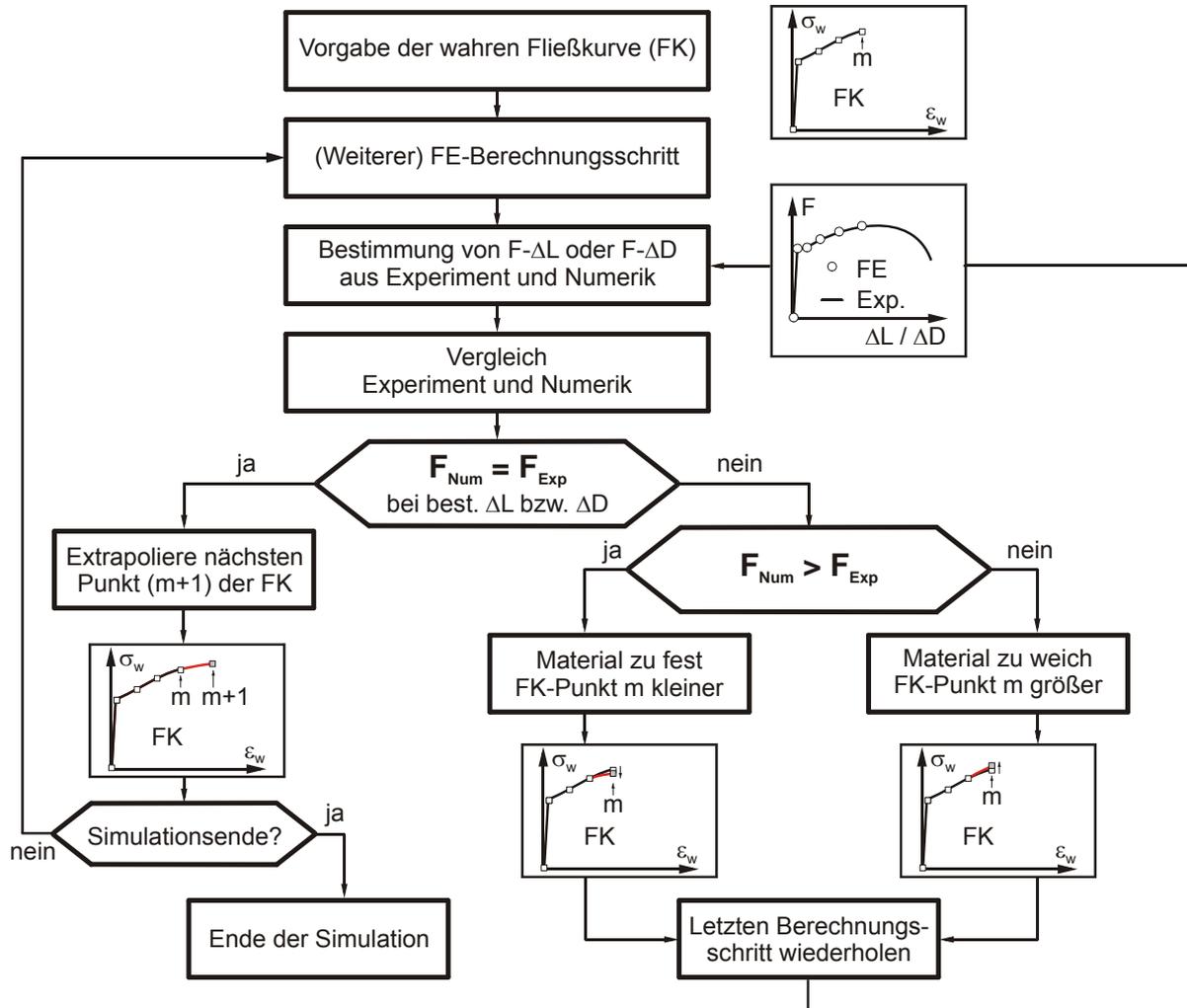


Bild 4.18: Ablaufdiagramm der iterativen Fließkurvenbestimmung

Zur Anpassung der Fließkurvensteigung während der Iterationsschritte wurde eine lineare Korrektur mit Dämpfungsglied verwendet. Die Berechnung wird solange fortgesetzt, bis das Ende des experimentell ermittelten Last-Verformungsverhaltens erreicht ist. Damit ist die wahre Spannungs-Dehnungskurve bestimmt. Mit diesem Verfahren können die Spannungs-Dehnungsbeziehungen auch bei sehr hohen Formänderungen ermittelt werden. Allerdings ist die maximale Formänderung durch den im Experiment maximal auftretenden Wert begrenzt. Bei Zugversuchen werden in der Regel Formänderungen bis zu 100% erreicht. Höhere Formänderungen ergeben sich beispielsweise beim Torsionsversuch [81].

Ein Vorteil dieser Vorgehensweise ist, dass der messtechnische Aufwand zur Bestimmung der wahren Spannungs-Dehnungsbeziehungen im Bereich hoher Formänderungen entfällt, da numerisch die wahre Fließkurve an gewöhnlich instrumentierten Zugproben erfolgen kann. Bei einem herkömmlich experimentellen Verfahren zur Bestimmung der Fließkurve müsste für die Anwendung der Bridgman Korrektur [82] (Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit) der

Krümmungsradius der Probeneinschnürung gemessen werden, was mit einem erheblichen messtechnischen Aufwand verbunden ist. Bei dem hier vorgestellten, numerischen Verfahren, sind nur die Geometrie des Prüfkörpers und das experimentell ermittelte Probenverhalten als Eingabe notwendig. Vergleiche mit Fließkurven, die mit der Bridgman Korrektur bestimmt wurden, zeigen die Anwendbarkeit des vorgestellten Konzepts [79]. Darüber hinaus kann die Fließkurve mit diesem numerischen Konzept auch an nicht normgerechten Proben ermittelt werden. Dies wurde in [79] anhand der Bestimmung der Fließkurve an gekerbten Rundzugproben gezeigt. Umgesetzt wurde dieses Konzept mit Hilfe des kommerziellen Finite Elemente Programms ADINA [83]. Prinzipiell ist aber jedes andere nicht-lineare Finite Elemente Programm einsetzbar.

Die mit diesem numerischen Verfahren, anhand des experimentellen Last-Verformungsverhaltens bestimmten Fließkurven, sind für die entsprechenden Temperaturen in Bild 4.19 dargestellt. Diese Spannungs-Dehnungsbeziehungen bilden die Grundlage für die im Folgenden vorgestellten Finite Elemente Berechnungen. Die gerade bei bruchmechanischen Versuchen auftretenden sehr hohen Verformungen erfordern unbedingt eine exakte Abbildung des Materialverhaltens auch im Bereich hoher Formänderungen.

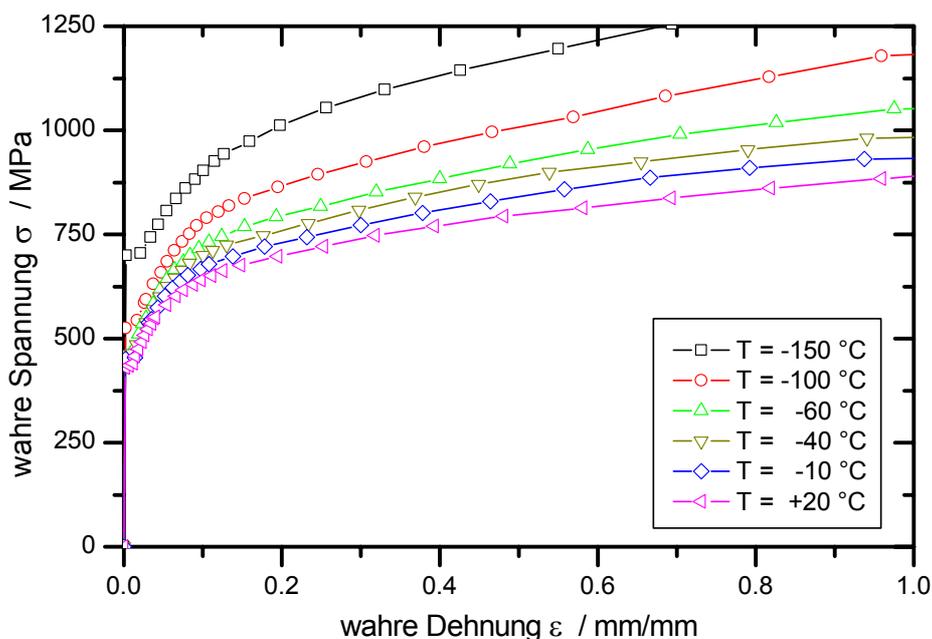


Bild 4.19: Fließkurven (wahre Spannungs-Dehnungsbeziehungen) des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 bei verschiedenen Temperaturen

4.2.4 Kerbschlagbiegeversuch

Zur Beschreibung des temperaturabhängigen Verformungsverhaltens des Werkstoffs bei dynamischer Beanspruchung wurden Charpy-V-Proben nach DIN EN ISO 14556 [84] im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch geprüft. Die Kerbschlagbiegeproben wurden an den Entnahmepositionen $\frac{1}{4} T$, $\frac{1}{2} T$ und $\frac{3}{4} T$ der Behälterwand mit der Orientierung T-S entsprechend der C(T)-Probenentnahme in Bild 4.2, entnommen. Die Probenachse verläuft dabei parallel zur Mantelschuss-Längsrichtung und die Rissausbreitung erfolgt in Wandickenrichtung von innen nach außen. Die Prüfung wurde auf einer Kerbschlageinrichtung mit einem 300 J Pendelschlagwerk im Temperaturbereich zwischen $T = -150\text{ °C}$ bis $T = +300\text{ °C}$ durchgeführt.

In [Bild 4.20](#) sind die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche in Form der Kerbschlagarbeits-Temperaturkurve (A_V -Kurve) für die drei Entnahmepositionen in Abhängigkeit von der Temperatur dokumentiert. Die eingezeichneten Kurvenzüge approximieren die Versuchspunkte und basieren auf einer mathematischen Funktion für die Beschreibung der Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen [85].

Der Werkstoff besitzt eine Hochlagenenergie von ca. 175 J. Die Hochlage wird dabei ab ca. $T = 50\text{ °C}$ erreicht. In [Bild 4.20](#) sind zusätzlich die Ergebnisse der am IWM Freiburg geprüften Charpy-V-Proben eingetragen. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung der A_V -Ergebnisse von IWM und MPA.

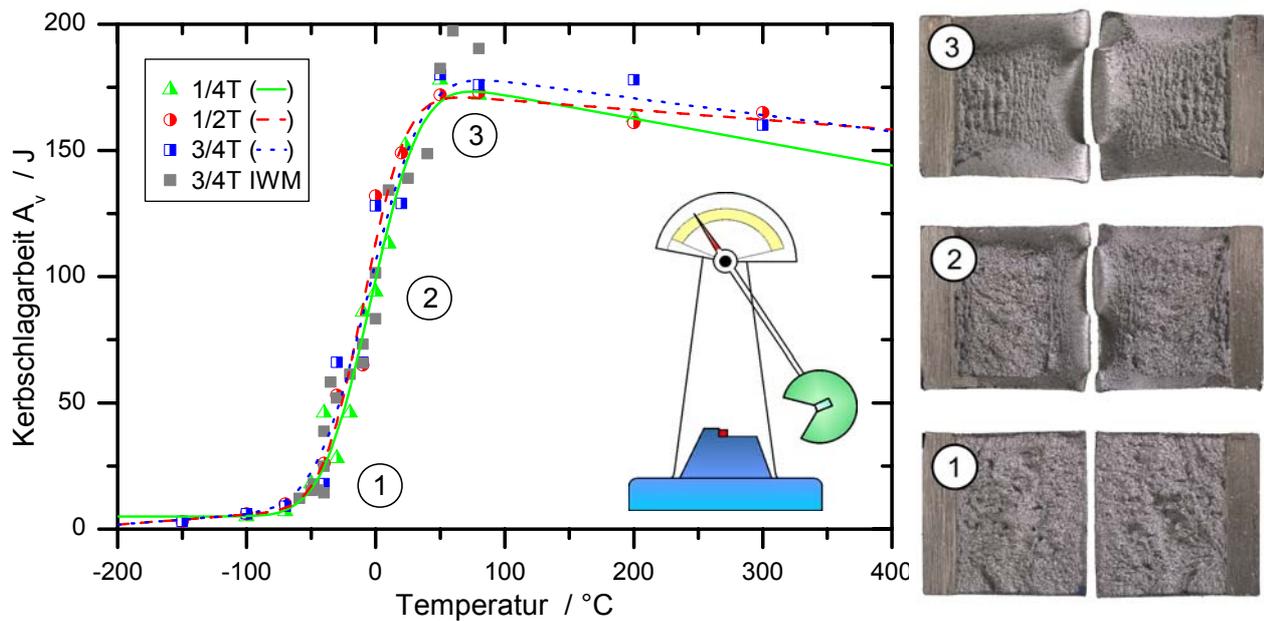


Bild 4.20: Kerbschlagarbeit-Temperaturkurven und zugeordnete Bruchflächen der Charpy-V-Proben, 22NiMoCr3-7

In [Tabelle 4.3](#) sind die aus den Kerbschlagbiegeversuchen ermittelten Übergangstemperaturen zusammengestellt. Diese können nach unterschiedlichen Kriterien ermittelt werden:

- T_{68} die Temperatur bei Erreichen der Kerbschlagenergie von $A_V = 68\text{ J}$,
- $T_{0,9}$ die Temperatur bei der sich die Probe um 0,9 mm lateral verbreitert und
- $FATT_{50}$ die Temperatur bei der 50% Duktilanteil auf der Bruchfläche auftreten.

Tabelle 4.3: Übergangstemperaturen, ermittelt anhand von Kerbschlagbiegeversuchen

Entnahmeposition:	T/4	T/2	3/4T
Kerbschlagarbeit: T_{68} / °C	-14	-18	-18
Breitung: $T_{0,9}$ / °C	-17	-24	-23
Scherbruchanteil: $FATT_{50}$ / °C	-3	-5	-4

Der Vergleich der Kurvenzüge von Kerbschlagarbeit ([Bild 4.20](#)) sowie der Übergangstemperaturen ([Tabelle 4.3](#)) zeigen die generell geringe Streuung der Werkstoffeigenschaften über die Wanddicke. Demzufolge kann dieser Werkstoff, in Verbindung mit den Untersuchungen aus [Kapitel 4.2.2](#), im Wanddickenbereich zwischen $\frac{1}{4} T$ und $\frac{3}{4} T$ als homogen angesehen werden.

4.3 Fraktographische Untersuchungen

Fraktographische Untersuchungen sollen helfen, die Vorgänge beim Bruch und die auftretenden Bruchmechanismen aufzuklären. Einerseits wird der Spaltbruch in Bezug auf die Spaltbruchausgangsstelle, den auslösenden Faktoren und die Spaltbruchausbreitung analysiert. Andererseits ist die duktile Rissinitiierung von Interesse, vor allem im Hinblick auf das Auftreten von stabiler Rissinitiierung vor dem Einsetzen eines Spaltbruchereignisses. Dies ist nicht zuletzt unerlässlich, um geeignete numerische Modelle zur Beschreibung der Versagens- bzw. Bruchvorgänge abzuleiten bzw. anzuwenden.

4.3.1 Untersuchungen zum Spaltbruch

Ein Spaltbruch entsteht in der Regel durch den Bruch eines Zweitphasenteilchens oder durch den Versetzungsaufstau an Korngrenzen [23]. Im ersten Teil dieses Kapitels werden daher grundsätzliche Untersuchungen zur Versetzungsdichte und der Verteilung von Ausscheidungen am untersuchten Werkstoff 22NiMoCr3-7 diskutiert. Kapitel 4.3.1.2 wendet sich dem Thema der Lage der Spaltbruchausgangsstelle mit Blick auf die Einflussfaktoren, wie beispielsweise der Probengröße und Geometrie, zu.

4.3.1.1 Grundsätzliche Untersuchungen zum Spaltbruch

Um die Bruchvorgänge beim instabilen Bruch besser zu verstehen, wurden rasterelektronen- (REM) und transmissionselektronenmikroskopische (TEM) Untersuchungen durchgeführt. Die Aufnahmen und Analysen erfolgten an einer C(T)25-Probe, die bei $T = -80\text{ °C}$ geprüft wurde und durch instabilen Spaltbruch versagte. Das [Bild 4.21](#) zeigt eine Makroaufnahme des Ausschnitts der analysierten Bruchhälfte mit den charakteristischen Bereichen: maschinell eingebrachter Kerbe, Ermüdungsanriss und Gewaltbruch.

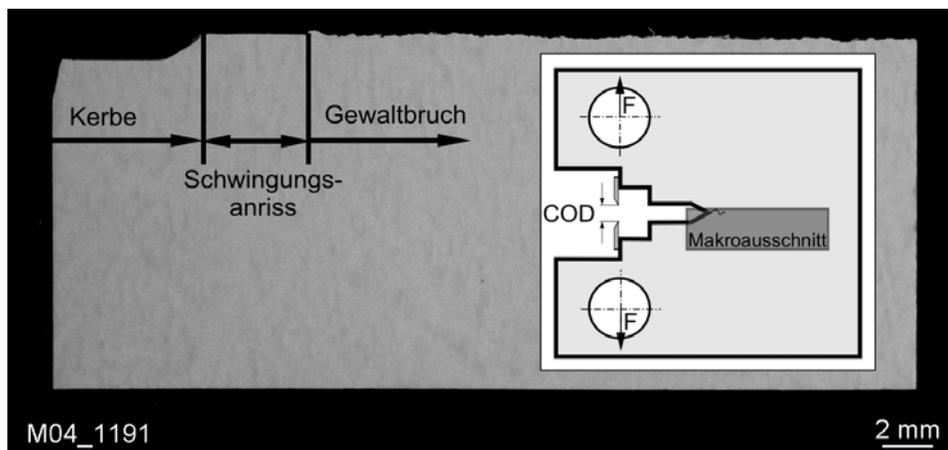


Bild 4.21: Querschnitt durch eine bei $T = -80\text{ °C}$ geprüfte C(T)25-Probe, Makroaufnahme, schematische Darstellung zur Verdeutlichung des Ausschnitts der Aufnahme

REM-Aufnahmen in unmittelbarer Nähe zur Gewaltbruchfläche weisen kleinere Sekundärrisse auf, die jedoch in ihrem Risswachstum gestoppt wurden, [Bild 4.22](#). Diese lassen sehr gut den transkristallinen Charakter des instabilen Spaltbruchs entlang kristallographisch günstig orientierter Ebenen erkennen. Die Risse verlaufen meist transkristallin durch die Ferritkörner (homogene graue Bereiche im Schliff). In den bainitischen Bereichen scheint das Risswachstum gehemmt, die Risse wechseln im Bainit oft die Ausbreitungsrichtung. Im weiteren Verlauf des Rissfortschritts wurden Verzweigungen des Risses beobachtet, [Bild 4.22](#).

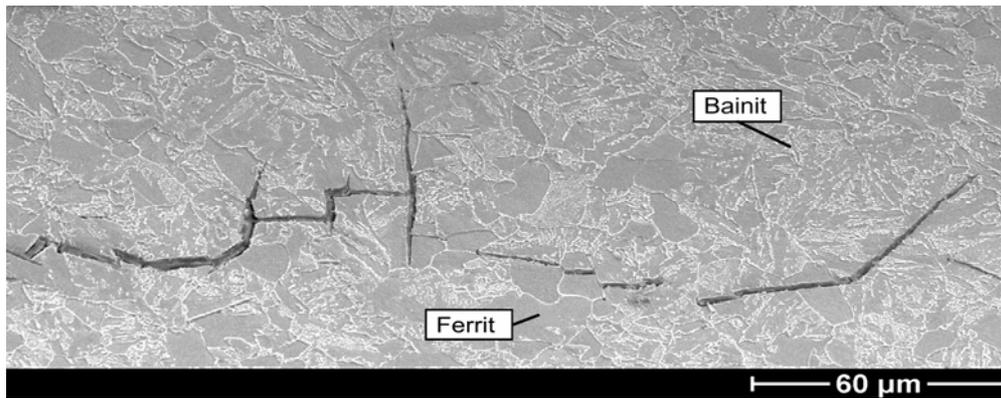


Bild 4.22: Transkristalline Rissausbreitung entlang bevorzugter Gitterebenen, REM, 22NiMoCr3-7

Die Risse breiten sich bevorzugt entlang kristallographischer Richtungen mit einer niedrigen Spaltenergie aus, dies sind beim kubisch raumzentrierten Ferrit die $\{100\}$ -Ebenen. Daher wechseln die Risse beim Übergang von einem Ferritkorn zum benachbarten Ferritkorn häufig die Orientierung, [Bild 4.23](#). Die bainitischen Bereiche hemmen den Rissfortschritt und führen zu einer Abstumpfung der Risspitze, vgl. vergrößerten Ausschnitt [Bild 4.23](#).

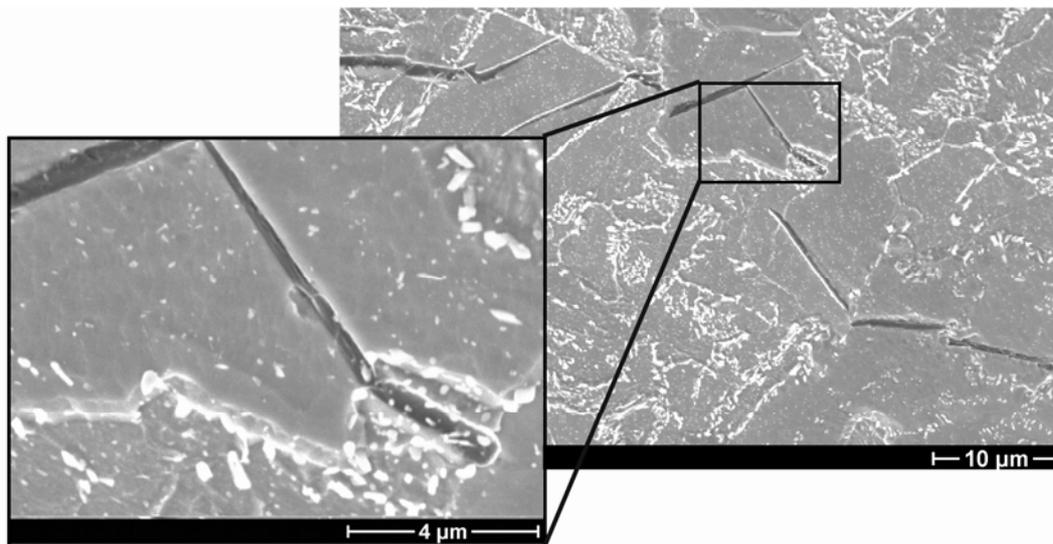


Bild 4.23: Transkristalline Rissausbreitung entlang bevorzugter Gitterebenen und Rissabstumpfung in bainitischen Bereichen, REM, 22NiMoCr3-7

Als Ausgangsstellen für den Spaltbruch werden vor allem spröde Partikel sowie Versetzungsaufstauungen und Korngrenzentripel gezählt. TEM-Untersuchungen an der Bruchfläche der C(T)25-Probe, [Bild 4.21](#), sollen Aufschluss über die im Werkstoff vorliegenden Ausscheidungen und die Versetzungsdichte geben. Für diese Untersuchungen wurden einerseits Ausziehabdrücke und andererseits Metallfolien erstellt [86]. Ausziehabdrücke (= Extraktionsreplika) werden durch ein geeignetes Ätzverfahren erzeugt, welches die Matrix auflöst. Dadurch können die zurückbleibenden Ausscheidungen mit Hilfe einer Trägerfolie aus Kunststoff von dem geätzten Schliff abgenommen werden. Metallfolien werden erzeugt, indem eine metallische Probe elektrolytisch soweit gedünnt wird, bis sie für das TEM durchstrahlbar ist. Diese nur noch ca. 100 nm dicken Metallschichten eignen sich für die Untersuchung der Versetzungsdichte.

Die TEM-Untersuchungen an den Extraktionsreplika geben Aufschluss über die Art, Zusammensetzung und Verteilung der Ausscheidungen, [Bild 4.24](#) und [Bild 4.25](#).

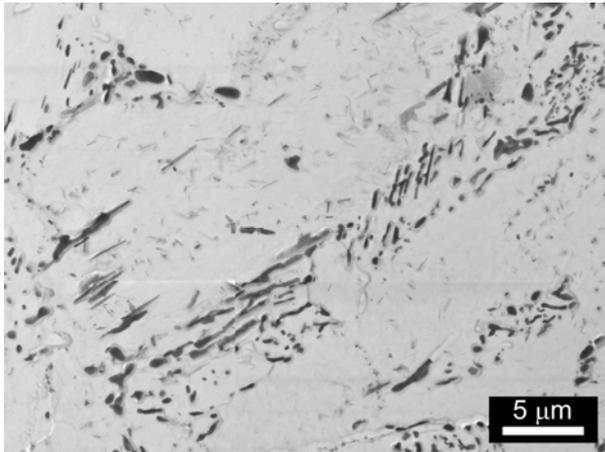


Bild 4.24: Ausscheidungsverteilung, Extraktionsreplika, TEM, 22NiMoCr3-7

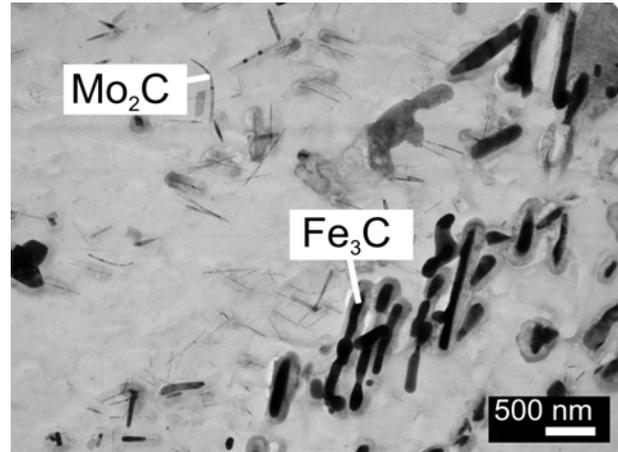


Bild 4.25: Ausscheidungsformen, Extraktionsreplika, TEM, 22NiMoCr3-7

Es treten zwei Arten von Ausscheidungen auf, Eisenkarbide (Fe_3C) und Molybdänkarbide (Mo_2C). Anhand von EDX-Analysen (Energy Dispersive X-ray Analysis) können diese Ausscheidungen auf ihre Zusammensetzung hin untersucht werden. Das Ergebnis ist in [Tabelle 4.1](#) zusammengestellt.

Die Eisenkarbide treten vorwiegend in den bainitischen Bereichen auf und haben eine langgestreckte Form während die Mo_2C -Ausscheidungen in schmalen Nadeln vermehrt im Ferrit vorliegen, Bild 4.25. Die Fe_3C -Ausscheidungen sind im Vergleich zu den Mo_2C -Nadeln größer, dies zeigt sich im Äquivalenzkreisdurchmesser ($D_{\bar{A}}$), Tabelle 4.1. Der Äquivalenzkreisdurchmesser [87] beschreibt den Durchmesser eines flächenmäßig äquivalenten Kreises. Für die Eisenkarbide mit $D_{\bar{A}} = 172 \text{ nm}$ ist diese Größe mehr als dreimal so hoch wie beim Mo_2C ($D_{\bar{A}} = 52 \text{ nm}$). Ein weiterer Wert zur Beschreibung der Partikelabmessung ist der Feret-Durchmesser D_F [87]. Dieser beschreibt den Abstand zweier Tangenten die senkrecht zur Messrichtung stehen, [Bild A.4.1](#) (Anhang). Die nadelige Struktur der Molybdänkarbide macht sich in der großen Differenz von minimalem und maximalem Feret-Durchmesser bemerkbar. Die genaue Analyse dieser Größen ist für die Äquivalenzkreisdurchmesser der Fe_3C -Ausscheidungen in [Bild 4.26](#) bzw. der Mo_2C -Karbide in [Bild 4.27](#) dargestellt.

Tabelle 4.1: Zusammensetzung und Größe der zwei Ausscheidungsarten im 22NiMoCr3-7

Ausscheidungsart	Fe_3C (Eisenkarbid)	Mo_2C (Molybdänkarbid)
Zusammensetzung (nur metallische Anteile)	Fe 86,9 ± 5,1 Gew-% Cr 6,7 ± 2,5 Gew-% Mo 6,5 ± 5,8 Gew-%	Fe 3,5 ± 3,1 Gew-% Cr 2,7 ± 0,7 Gew-% Mo 93,8 ± 5,2 Gew-%
Teilchengröße	Äquivalenzkreisdurchmesser ($D_{\bar{A}}$): 176 ± 56 nm Minimaler Feret-Durchmesser (D_F): 125 ± 33 nm Maximaler Feret-Durchmesser (D_F): 283 ± 164 nm	Äquivalenzkreisdurchmesser ($D_{\bar{A}}$): 52 ± 17 nm Minimaler Feret-Durchmesser (D_F): 23 ± 8 nm Maximaler Feret-Durchmesser (D_F): 254 ± 118 nm

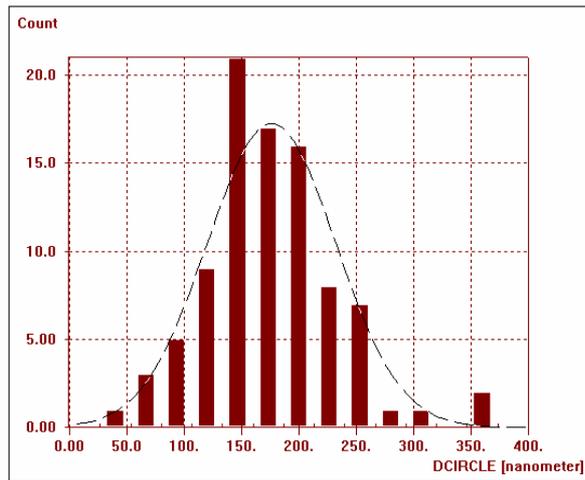


Bild 4.26: Äquivalenzkreisdurchmesser der Fe_3C -Ausscheidungen, 22NiMoCr3-7

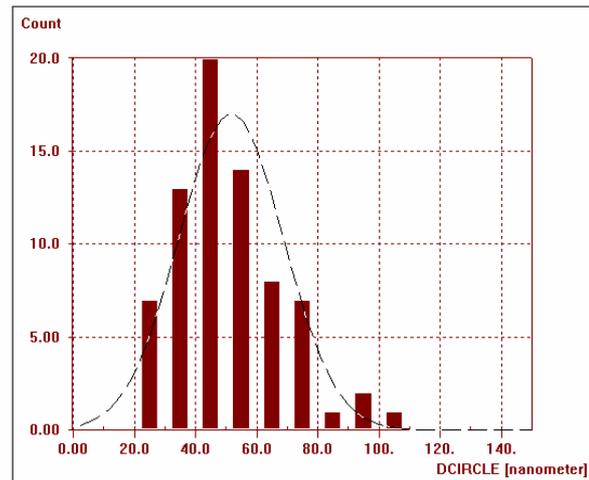


Bild 4.27: Äquivalenzkreisdurchmesser der Mo_2C -Ausscheidungen, 22NiMoCr3-7

An gedünnten Metallfolien lassen sich aufgrund des unterschiedlichen Beugungscontrasts die Gitterstörungen, wie z.B. Versetzungen oder Subkorn Grenzen, abbilden und daraus kann bei bekannter Foliendicke die Versetzungsdichte bestimmt werden. In [Bild 4.28](#) ist ein Versetzungsnetzwerk nahe der Bruchfläche dargestellt. Resultierend aus der plastischen Verformung, ist in diesem Bereich die Versetzungsdichte mit $2,5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ stark erhöht. Versetzungen treten in Interaktion mit den im Gefüge vorliegenden Ausscheidungen und können an diesen Ausscheidungen festgehalten („gepinnt“) werden, [Bild 4.29](#). Darüber hinaus können solche Hindernisse auch als Versetzungsquellen, so genannte Frank Read Quellen [15] fungieren. Starke Versetzungsansammlungen bilden u.a. potentielle Spaltbruchausgangsstellen.

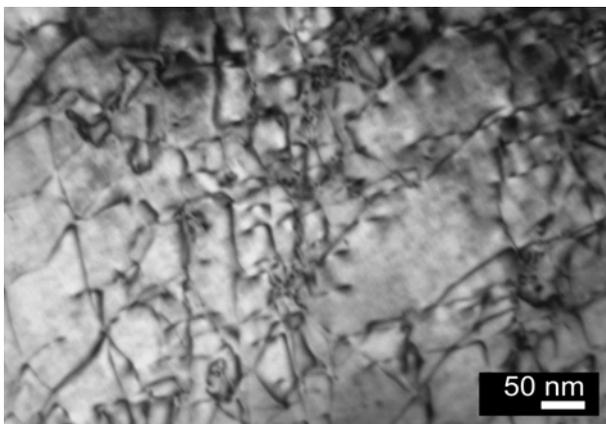


Bild 4.28: Versetzungsdichte, TEM, Metallfolie, 22NiMoCr3-7

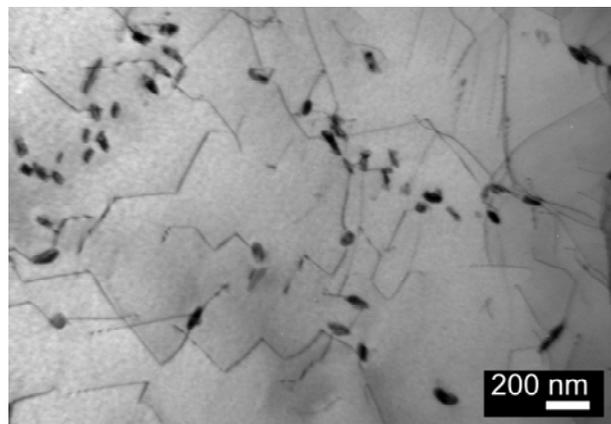


Bild 4.29: Einzelne an Ausscheidungen festgehaltene Versetzungen, TEM, Metallfolie, 22NiMoCr3-7

Beispiele für solche potentiellen Spaltbruchausgangsstellen sind in [Bild 4.30](#) und [Bild 4.31](#) an der Bruchfläche einer C(T)25-Probe abgebildet. In [Bild 4.30](#) sind die charakteristischen „river patterns“ (Flusslinien) dargestellt, die beim Überschreiten einer Korngrenze, aufgrund des kristallographischen Orientierungsunterschieds der Netzebenen, entstehen. Wegen des hohen Versetzungsaufstaus an Korngrenzen und den damit verbundenen Spannungsspitzen auf mikroskopischer Ebene, können Korngrenzentripel Ausgangsstellen des Spaltbruchs sein, vgl. Kapitel 2.2.1.

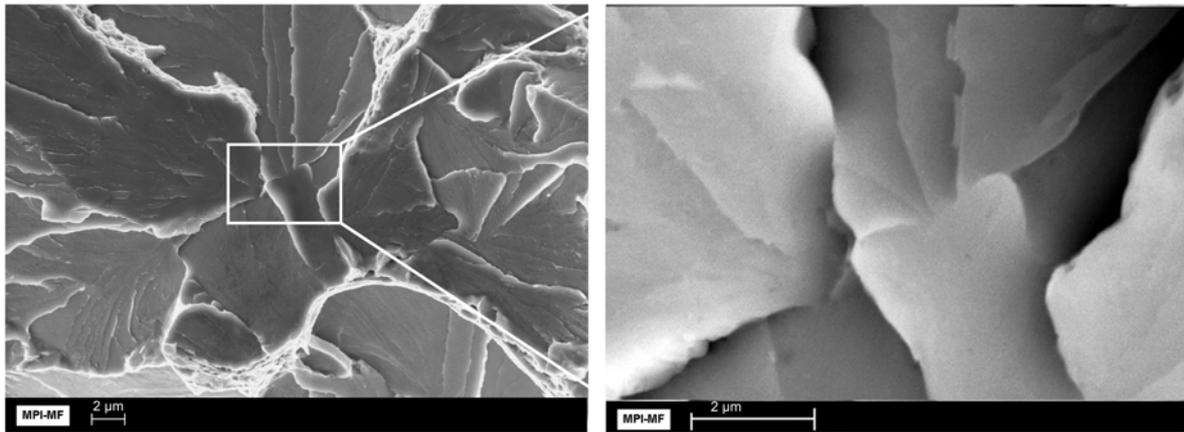


Bild 4.30: Spaltbruchfläche mit Korngrenztripel, 22NiMoCr3-7, REM¹⁾

Auch der Bruch von spröden Partikeln, wie beispielsweise harten Karbiden, kann zum Spaltbruch führen. Im Untersuchungswerkstoff 22NiMoCr3-7 konnten hauptsächlich Eisen- und Molybdänkarbide nachgewiesen werden. Diese sind bei sehr hoher Auflösung auf der Spaltbruchfläche zu erkennen, Bild 4.31. Die Karbide sind dabei über der gesamten Spaltbruchfläche verteilt. Das spaltbruchauslösende Korngrenztripel bzw. das spaltbruchauslösende Karbid konnte jedoch nicht identifiziert werden.

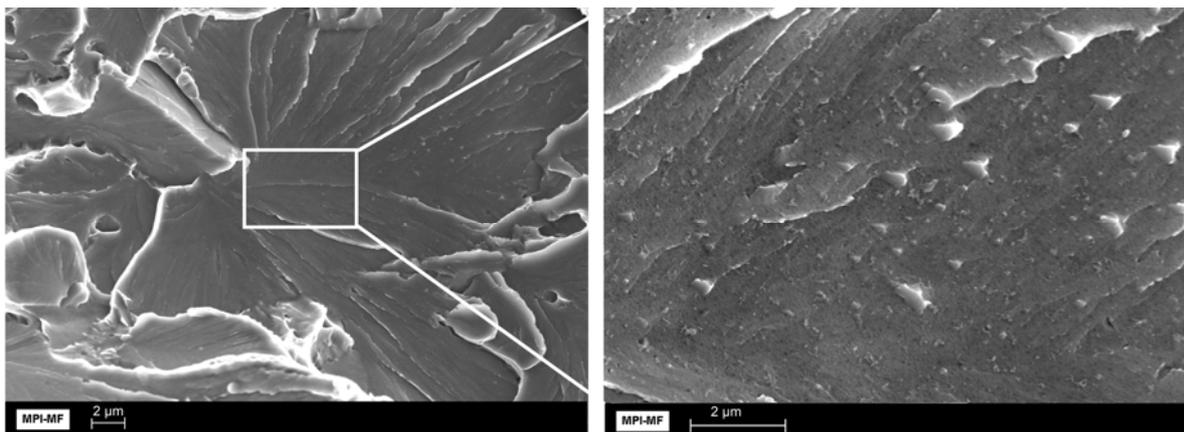


Bild 4.31: Spaltbruchfläche mit Ausscheidungen, 22NiMoCr3-7, REM¹⁾

Auch frühere TEM-Analysen [88] bestätigen die hier vorgestellten Befunde. Allerdings wurden die damaligen Untersuchungen an einer anderen Schmelze des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 mit abweichendem Wärmebehandlungszustand vorgenommen und lassen damit keinen direkten Vergleich der Ergebnisse zu.

4.3.1.2 Untersuchungen zur Position der Ausgangsstelle des instabilen Spaltbruchs

Mit Hilfe umfangreicher fraktographischer Untersuchungen wurde in Abhängigkeit von der Probengröße, der Probenbreite, der Probengeometrie, der Rissfrontlänge sowie der Prüftemperatur die Position der Ausgangsstelle des Spaltbruchs (=Initiierungsspot) bestimmt.

Die Bestimmung der Initiierungsspots erfolgte durch Bruchflächenuntersuchungen im REM und ist schematisch für die Untersuchung einer C(T)25-Probe in [Bild 4.32](#) dargestellt. Darüber hinaus ist in diesem Bild die im Weiteren verwendete Nomenklatur x_{cv} ($cv = \text{cleavage}$) und y_{cv} abgebildet. Dabei ist x_{cv} der Abstand der Spaltbruchausgangsstelle in Probendickenrichtung,

¹⁾ Aufnahmen wurden am Max-Planck-Institut in Stuttgart-Büsnau aufgenommen

der aus Gründen der Symmetrie von der Probenmittellinie gemessen wird. Der Abstand von der aktuellen Rissfront y_{cv} wird abzüglich eines evtl. aufgetretenen duktilen Saumes bestimmt.

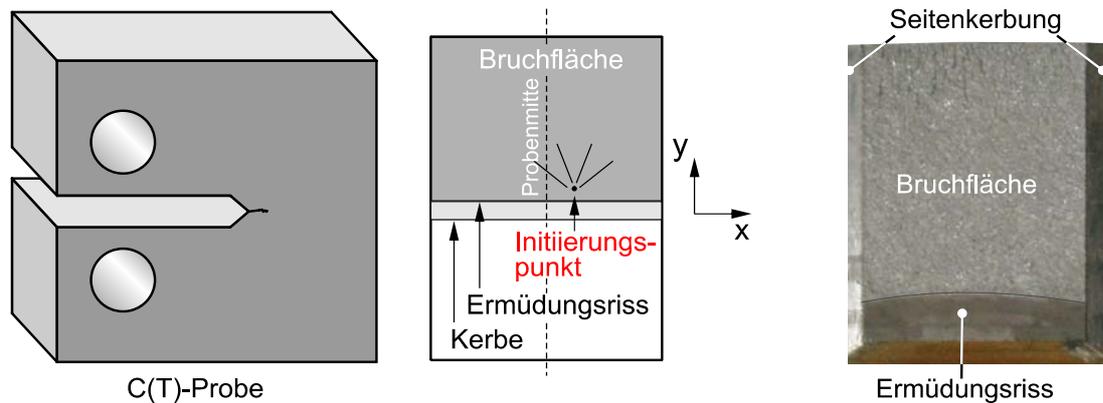


Bild 4.32: Vorgehensweise bei der Identifizierung des Spaltbruchausgangs auf der Bruchfläche anhand von REM-Untersuchungen, 22NiMoCr3-7

In **Bild 4.33** ist beispielhaft das REM-Bild der Bruchfläche einer C(T)25-Probe in zwei Vergrößerungen dargestellt. Wie insbesondere bei der niedrigeren Vergrößerung gut zu erkennen ist, laufen die Bruchbahnen sternförmig von der Bruchausgangsstelle weg. Ein Indiz für den sternförmigen Verlauf der Bruchbahnen ist in **Bild 4.34** dargestellt, in dem zusätzlich die jeweils links und rechts von der Spaltbruchausgangsstelle benachbarten REM-Aufnahmen abgebildet sind.

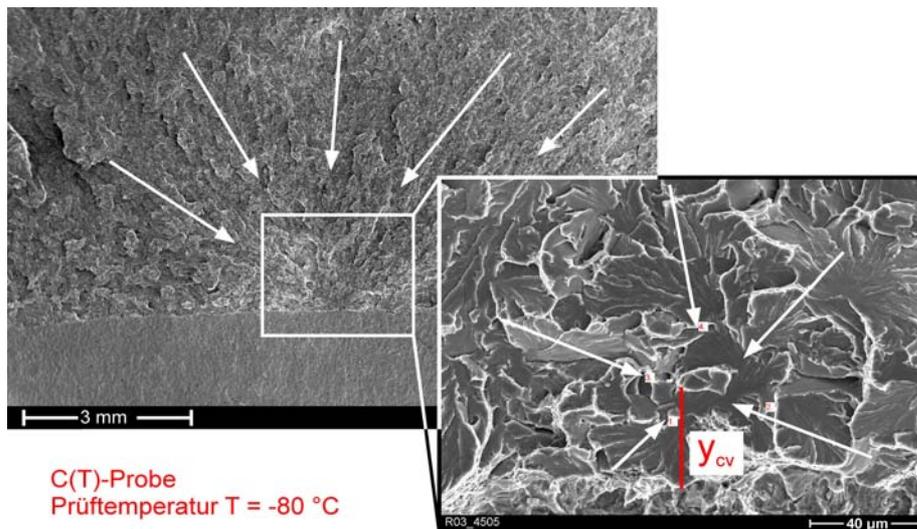


Bild 4.33: Vorgehensweise der Bestimmung des Spaltbruchausgangs auf der Bruchfläche einer C(T)25-Probe, REM-Aufnahme, geprüft bei $T = -80 \text{ °C}$, 22NiMoCr3-7

Die Identifizierung der genauen Lage des Initiierungspunkts ist selbst bei hoher Vergrößerung nicht immer zweifelsfrei möglich [89]. In solchen Fällen wird der Bereich, in dem der Spaltbruchausgang liegt, angegeben.

In den folgenden Abschnitten werden die Einflussgrößen

- I. Temperatur,
- II. Probengeometrie und
- III. Probengröße

in Bezug auf die Lage des Initiierungsspots diskutiert.

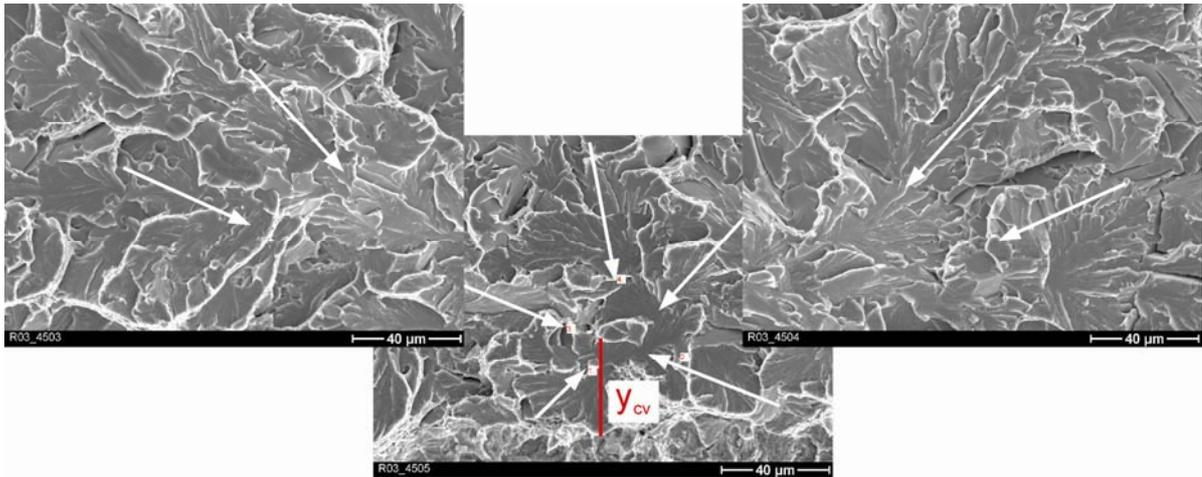


Bild 4.34: Sternförmiger Verlauf der Bruchbahnen führt zur Spaltbruchausgangsstelle, C(T)25-Probenspitze, REM-Aufnahme, geprüft bei $T = -80\text{ °C}$, 22NiMoCr3-7

Die metallographisch ermittelten Werte sind zusammengefasst (Tabellen im Anhang):

1. für C(T)25-Proben in [Tabelle A.4.4](#),
2. für C(T)50-Proben in [Tabelle A.4.5](#),
3. für C(T)100-Proben in [Tabelle A.4.6](#),
4. für SE(B)10x10-Proben in [Tabelle A.4.7](#),
5. für SE(B)10x50-Proben in [Tabelle A.4.8](#),
6. für SE(B)25x50-Proben, $a/W \approx 0,5$ in [Tabelle A.4.9](#),
7. für SE(B)25x50-Proben (Kurzzrissproben), $a/W \approx 0,13$ in [Tabelle A.4.10](#),
8. für SE(B)50x50-Proben in [Tabelle A.4.11](#)
9. und für SE(T)25x50-Proben in [Tabelle A.4.12](#).

In den folgenden Abschnitten werden die in den obigen Tabellen zusammengefassten Ergebnisse graphisch dargestellt und diskutiert.

I. Einfluss der Temperatur auf den Versagensort

Die Temperatur hat einen wesentlichen Einfluss auf die Lage des Initiierungsspot. In [Bild 4.35](#) ist die Lage der Spaltbruchausgangsstelle von C(T)25- und C(T)50-Proben in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt. Die Werte wurden am IWM Freiburg und der MPA Universität Stuttgart bestimmt. Wird der Abstand des Initiierungsspot von der Risspitze in Ligamentrichtung (y -Richtung) betrachtet, ist erkennbar, dass dieser mit abnehmender Temperatur kleiner wird, d.h. dass der Initiierungsspot näher an der Rissfront liegt. Zu beachten ist, dass die angegebenen Abstandsmessungen immer abzüglich eines duktilen Saumes bzw. einer eventuell vorausgegangenen duktilen Risserweiterung erfolgen.

Die Betrachtung der Streuung der Ergebnisse deutet an, dass diese mit zunehmender Temperatur größer wird. Die in den folgenden Diagrammen eingezeichneten Fehlerbalken geben dabei den Unsicherheitsbereich der Bestimmung der Spaltbruchausgangsstelle an. Die Ergebnisse beider Prüfinstitute fügen sich dabei in ein gemeinsames Streuband ein. Eine andere Art der Darstellung ist in [Bild 4.36](#) gewählt, wobei der Abstand der Spaltbruchausgangsstelle – gemessen von der aktuellen Rissfront – über der Bruchzähigkeit K_{Jc} aufgetragen ist.

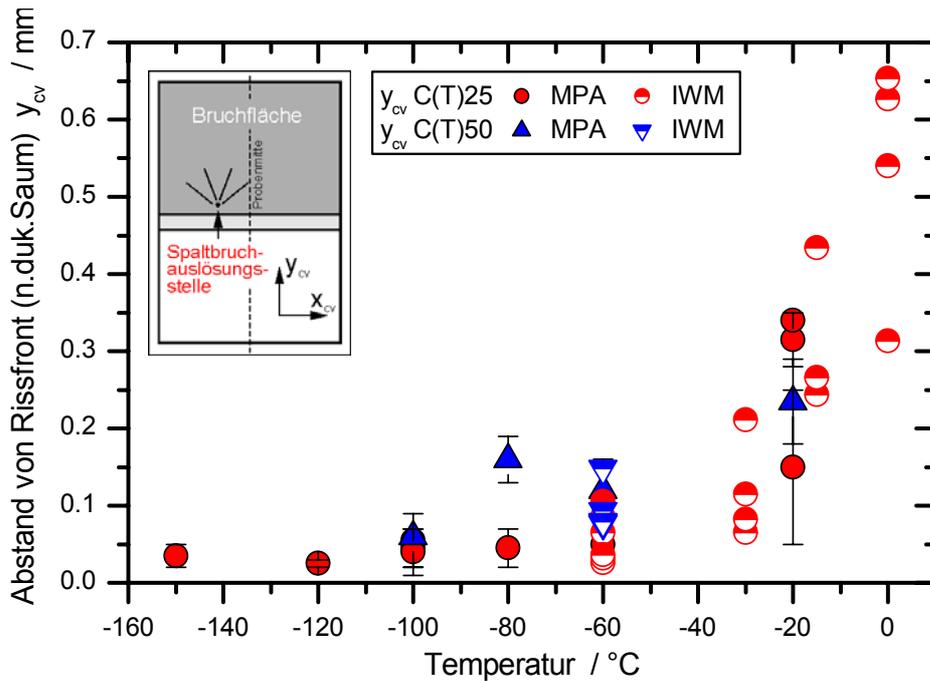


Bild 4.35: Einfluss der Prüftemperatur auf die y_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs, C(T)25- und C(T)50-Proben, IWM und MPA Datensatz

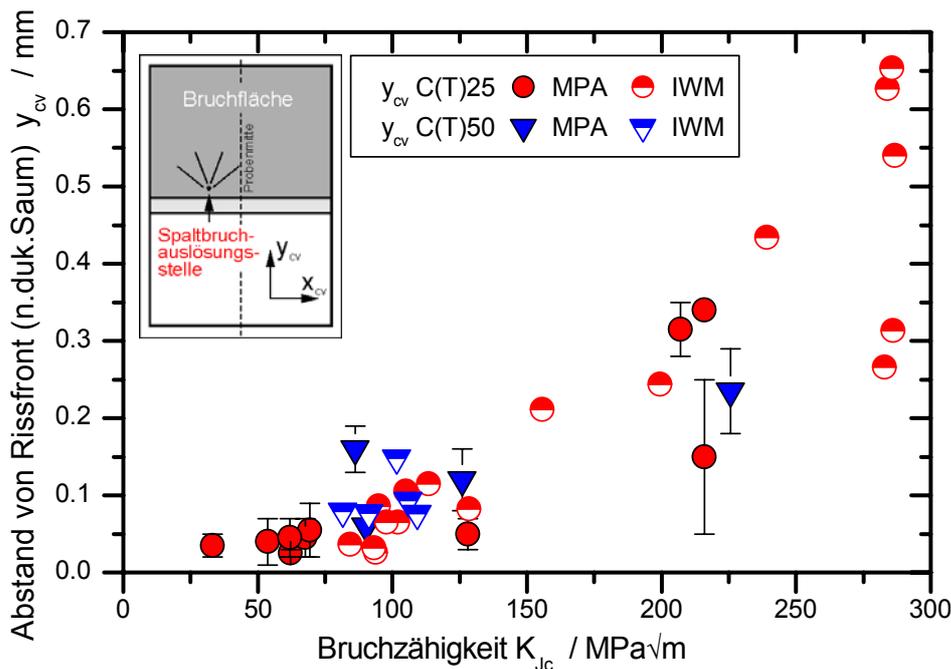


Bild 4.36: Einfluss der Prüftemperatur (Bruchzähigkeit) auf die y_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs, C(T)25- und C(T)50-Proben, IWM und MPA Datensatz

Der laterale Abstand des Initiierungssspots vom Probenzentrum in Richtung Probenrand (parallel zur Rissfront, x-Richtung) verringert sich hingegen mit zunehmender Temperatur bzw. zunehmender Bruchzähigkeit, [Bild 4.37](#) und [Bild 4.38](#).

Ergänzende Finite Elemente Berechnungen, Kapitel 5.1, lassen den Schluss zu, dass die Abnahme der Streuung mit zunehmender Temperatur in Folge der höheren Versagenslast in einem „loss-of-constraint“ zum Probenrand hin begründet ist. Dieser Mehrachsichtigkeitsverlust wird mit zunehmender Temperatur und damit einhergehender steigenden Plastifizierung stärker.

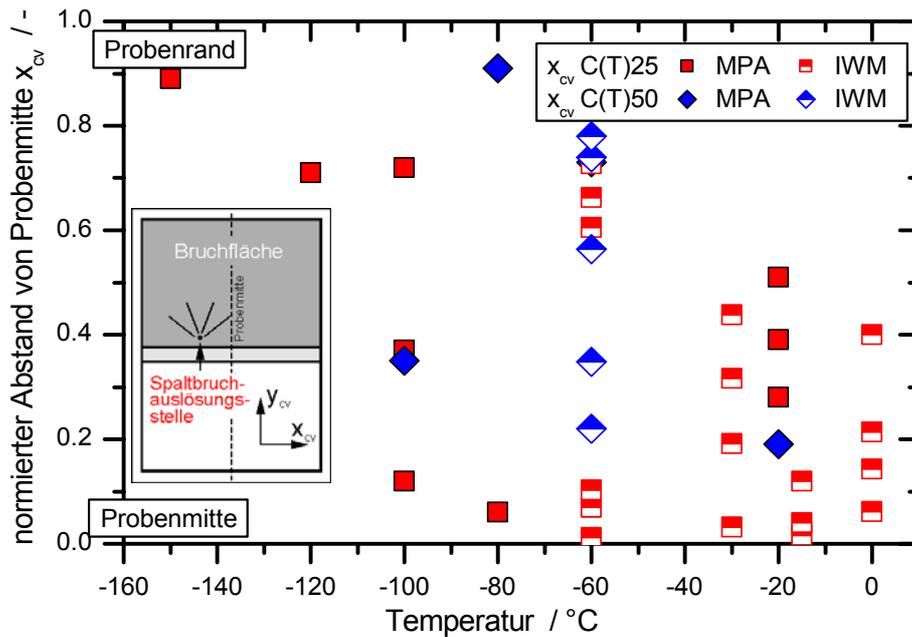


Bild 4.37: Einfluss der Prüftemperatur auf die x_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs, C(T)25- und C(T)50-Proben, IWM und MPA Datensatz

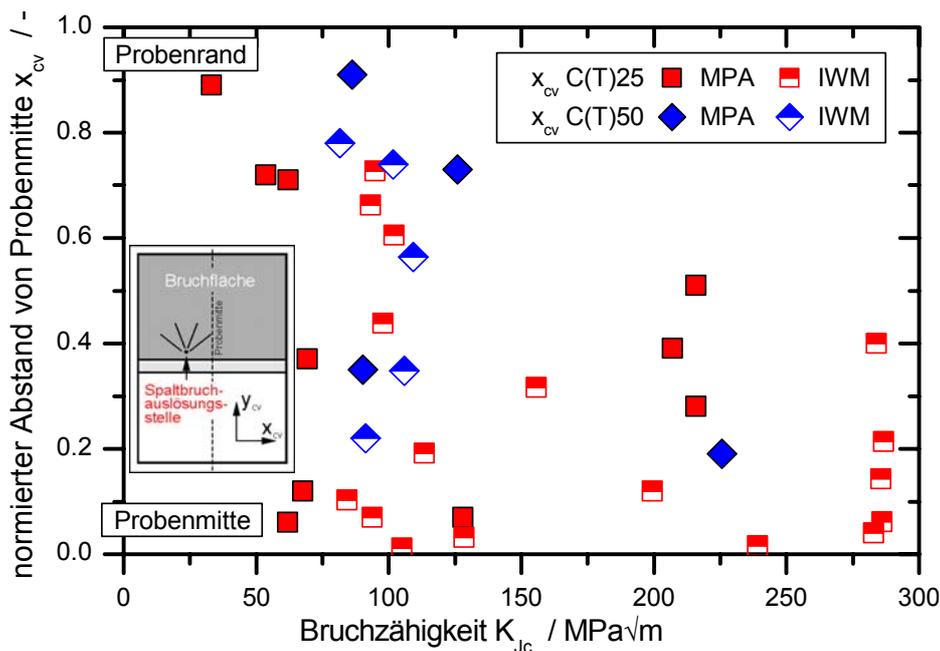


Bild 4.38: Einfluss der Bruchzähigkeit auf die x_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs, C(T)25- und C(T)50-Proben, IWM und MPA Datensatz

II. Einfluss der Größe auf den Versagensort

Zur Quantifizierung des Größeneinflusses auf die Lage des Initiierungsspts wurden Bruchflächen von C(T)25-, C(T)50- und C(T)100-Proben fraktographisch untersucht und ausgewertet, [Bild 4.39](#). Wird der Abstand des Initiierungsspts von der Rissspitze in Abhängigkeit von der Bruchzähigkeit aufgetragen, [Bild 4.39](#), so ist der Anstieg des Abstands mit zunehmender Temperatur unabhängig von der Probengröße erkennbar. Eine prinzipielle Größenabhängigkeit ist nicht zu erkennen. Diese Aussage wird durch die Betrachtung der bereits Eingangs analysierten Abbildungen, [Bild 4.35](#) und [Bild 4.36](#) bestätigt.

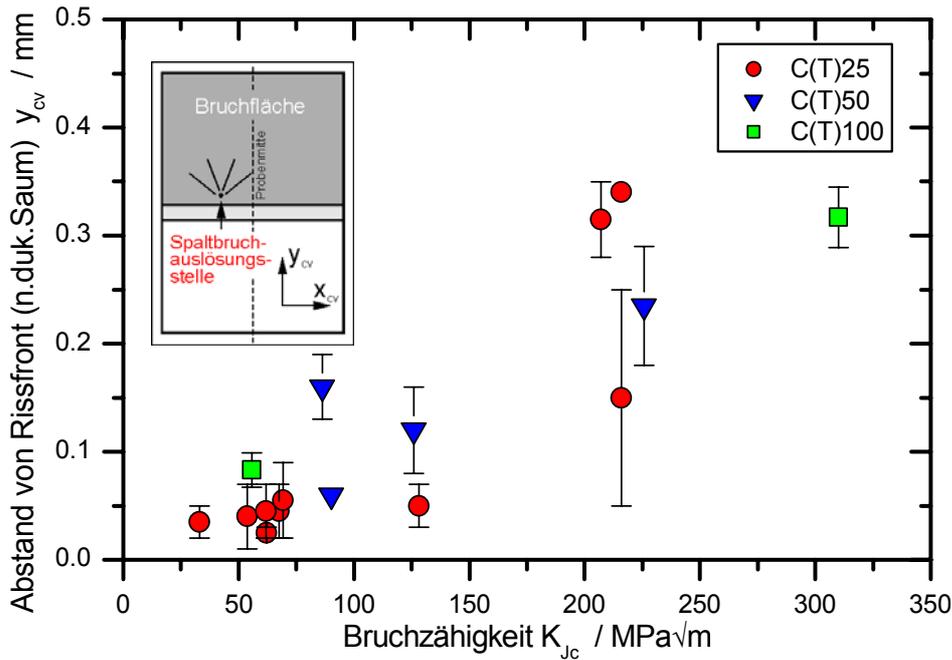


Bild 4.39: Einfluss der Probengröße auf die y_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs, C(T)-Proben

III. Einfluss der Geometrie auf den Versagensort

In Bild 4.40 ist die Lage der Initiierungspots von C(T)25- und SE(B)25x50-Proben in Abhängigkeit von der Bruchzähigkeit K_{Jc} dargestellt.

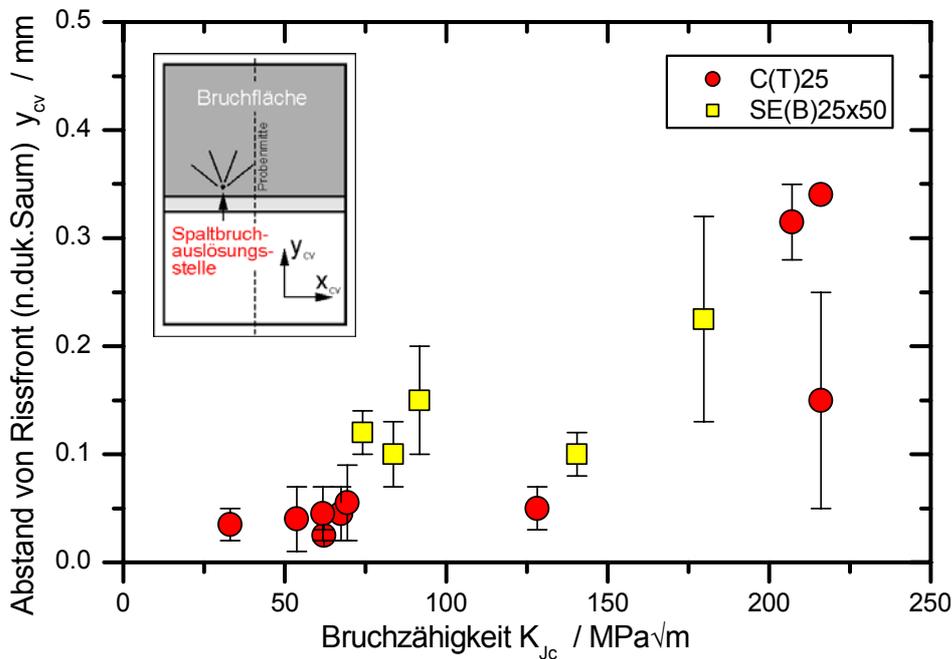


Bild 4.40: Einfluss der Probengeometrie auf die y_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs

Mit abnehmender Bruchzähigkeit rückt der Initiierungspot näher an die Rissfront, wobei der Abstand der Initiierungspots der SE(B)-Proben zumindest bei den tiefen Temperaturen tendenziell größer ist. Es liegt also eine Geometrieabhängigkeit der Lage des Initiierungspots vor. Dies ist im Einklang mit den numerischen Untersuchungen des Spannungszustands vor der Risspitze, auf die in Kapitel 5.1 eingegangen wird.

Die Tendenz des geometrie- und temperaturabhängigen Abstands y_{cv} von der aktuellen Rissfront wird durch die temperaturbezogene Betrachtung des gesamten fraktographisch an der MPA untersuchten Datensatzes bestätigt, Bild 4.41. Die geometrieabhängige Tendenz ist bei Auftragung über der Bruchzähigkeit nicht mehr in dieser Ausprägtheit feststellbar, Bild 4.42. Dabei fallen vor allem die sehr kleinen SE(B)10x10 Proben auf, die aufgrund der Dickenkorrektur zu relativ kleinen K_{Jc} -Werten verschoben sind. Die Spaltbruchausgangspunkte erscheinen damit für diesen Probenotyp, im Vergleich zu anderen Probenformen, sehr weit von der Rissfront entfernt und fügen sich nicht mehr direkt in das Streuband ein.

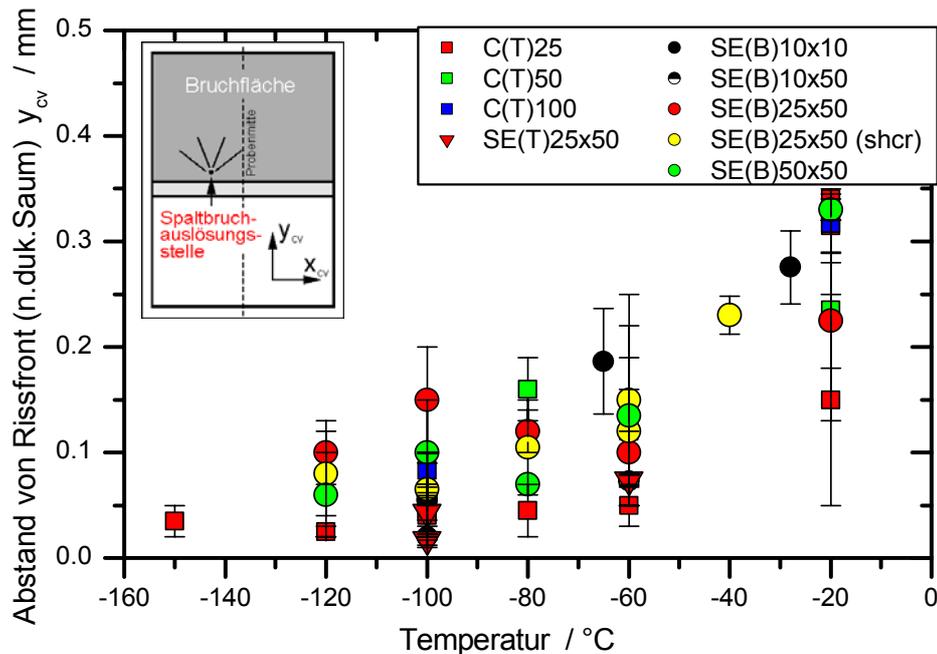


Bild 4.41: Einfluss der Prüftemperatur auf die y_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs, gesamter MPA Datensatz, (shcr $\hat{=}$ „shallow crack“ = Kurzrissproben)

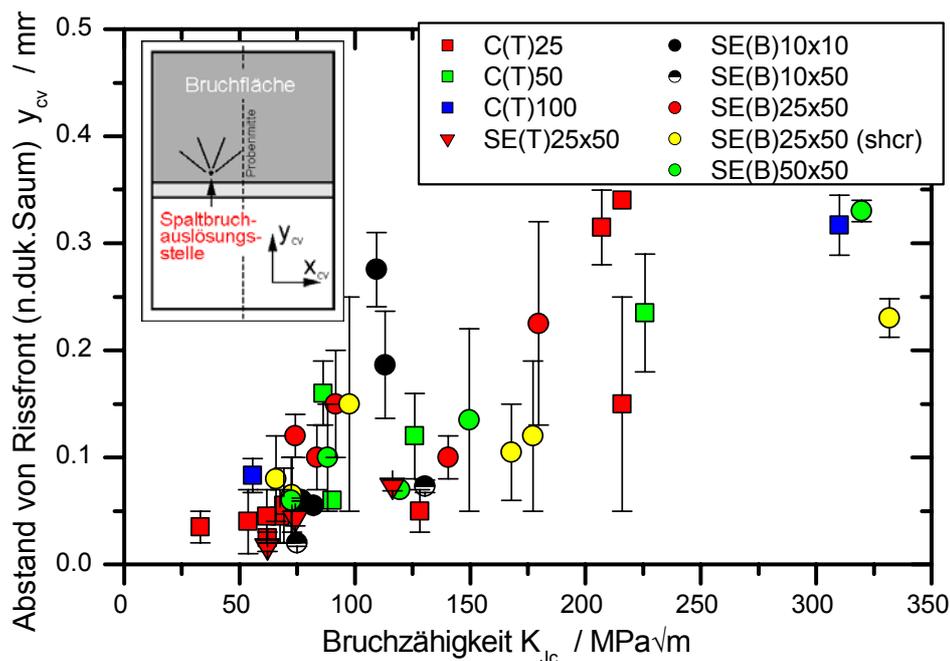


Bild 4.42: Einfluss der Bruchzähigkeit auf die y_{cv} -Position des Spaltbruchausgangs, gesamter MPA Datensatz, (shcr $\hat{=}$ „shallow crack“ = Kurzrissproben)

4.3.2 Untersuchungen zum Zähbruch im Übergangsgebiet

Die prinzipiellen Bruchvorgänge beim Zähbruch, wie er in der Hochlage auftritt, sind für diese Stahlklasse bestens untersucht und wurden bereits in Kapitel 2.2.2 beschrieben. Im Folgenden liegt daher der Schwerpunkt der Untersuchung auf der duktilen Rissinitiierung und dem Auftreten von stabilem Risswachstum vor der Instabilität, d.h. dem Eintreten des Spaltbruchereignisses. Mit diesen Untersuchungen soll vor allem die Frage geklärt werden, ob vor dem Spaltbruchereignis eine duktile Risserweiterung auftritt.

Dazu wurden im Übergangsgebiet bei den beiden Temperaturen $T = -70\text{ °C}$ und $T = -20\text{ °C}$ je drei C(T)25-Proben abgefangen. Das heißt, die Proben wurden nicht bis zum Bruch belastet, sondern nach einer gewissen Probenaufweitung wieder entlastet. Die Lage der Bruchzähigkeitswerte bei Rissinitiierung und bei Versuchsabbruch sind zusammen mit den Ergebnissen aller bis zum Bruch geprüften C(T)25-Proben in [Bild 4.43](#) dargestellt. Die Proben wurden dabei jeweils ungefähr beim mittleren Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,med}$ der Masterkurve abgefangen. Neben den Initiierungswerten K_{IJ} sind die in den abgefangenen Versuchen maximal erzielten Bruchzähigkeiten K_{max} dargestellt.

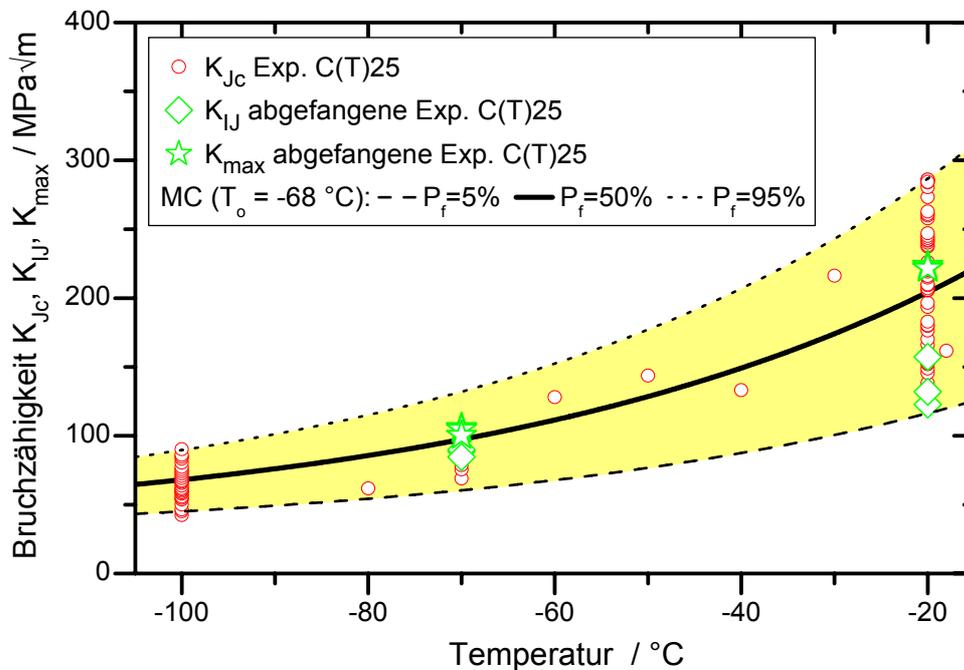


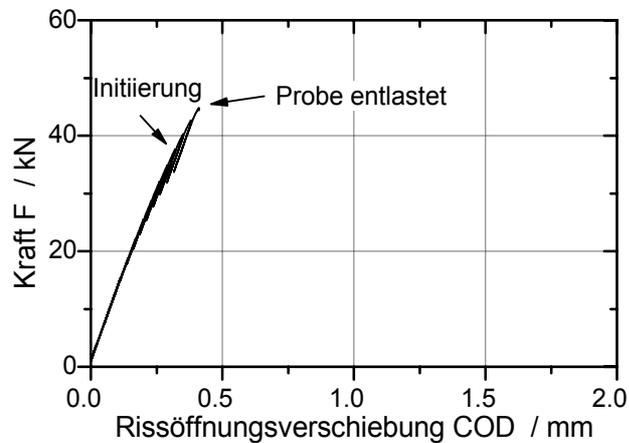
Bild 4.43: Einordnung der entlasteten C(T)25-Proben in das Masterkurve Streuband

Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in [Bild 4.44](#) und [Bild 4.45](#) exemplarisch für jeweils eine abgefangene Probe pro Prüftemperatur dargestellt. Zur besseren Einordnung der Probenbelastung sind neben den metallographischen Auswertungen auch die Last-Aufweitungscharakteristika der abgefangenen Proben mit abgebildet.

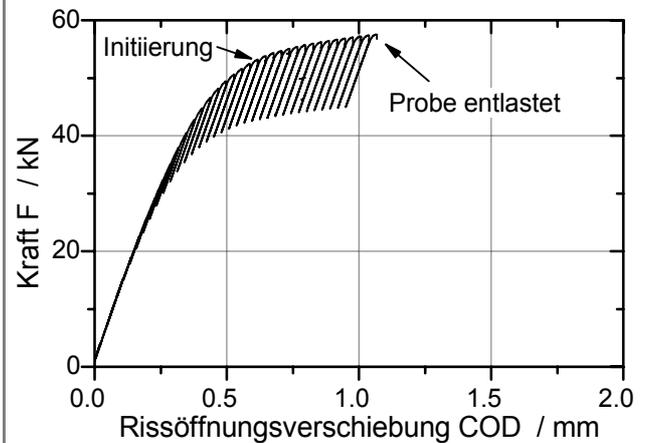
Um der Frage nachzugehen, ob und in welchem Maße vor der instabilen Rissausbreitung eine duktile Rissinitiierung und stabiles Risswachstum auftreten, wurden die Proben nach Versuchsende in Dickenrichtung halbiert. An einer Probenhälfte wurden metallographische Schriffe erstellt und im Lichtmikroskop analysiert. Die andere Probenhälfte wurde durch eine zyklische Belastung aufgeschwungen, um die freigelegte Rissebene im REM untersuchen zu können. Sowohl die Schlibfbilder als auch die REM-Aufnahmen zeigen für beide Temperaturen

die Rissspitzenabstumpfung und begrenztes duktiles Risswachstum, Bild 4.44 und Bild 4.45. Das heißt, dass selbst im unteren Übergangsbereich davon ausgegangen werden darf, dass vor dem Spaltbruchereignis eine duktile Rissinitiation und -erweiterung auftritt.

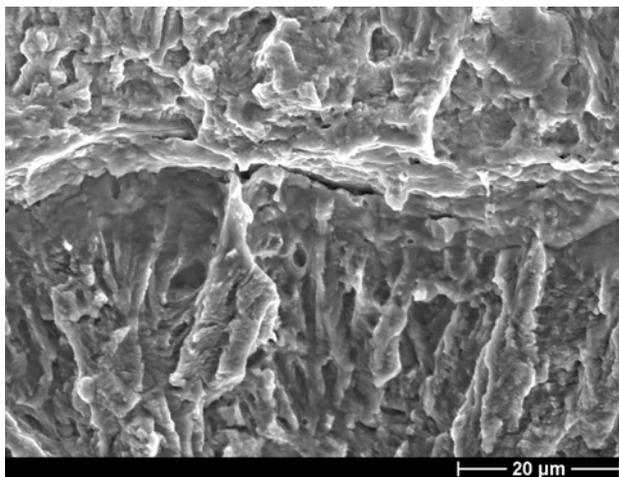
Last-Verformungsverhalten, $T = -70\text{ °C}$



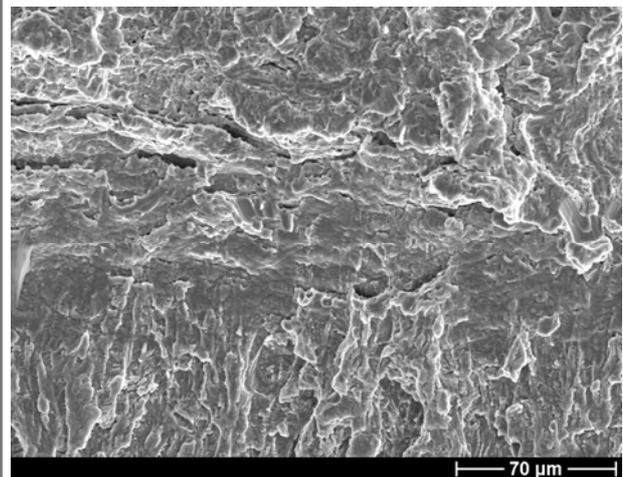
Last-Verformungsverhalten, $T = -20\text{ °C}$



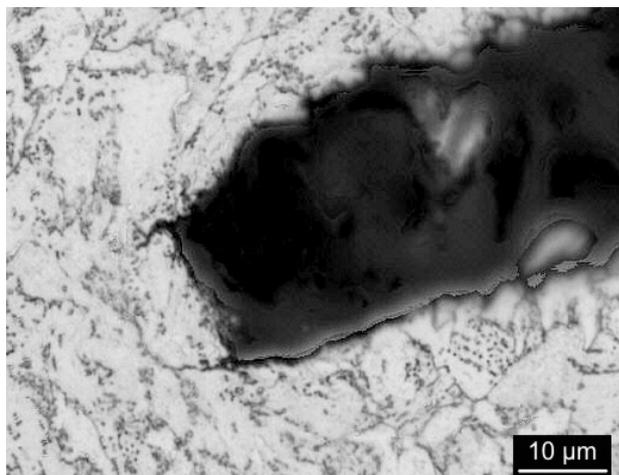
REM-Aufnahme der Bruchfläche, $T = -70\text{ °C}$



REM-Aufnahme der Bruchfläche, $T = -20\text{ °C}$



Schliff senkrecht durch Probe, $T = -70\text{ °C}$



Schliff senkrecht durch Probe, $T = -20\text{ °C}$

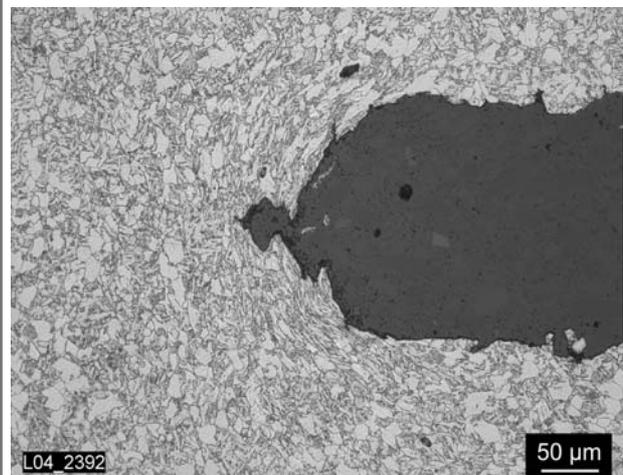
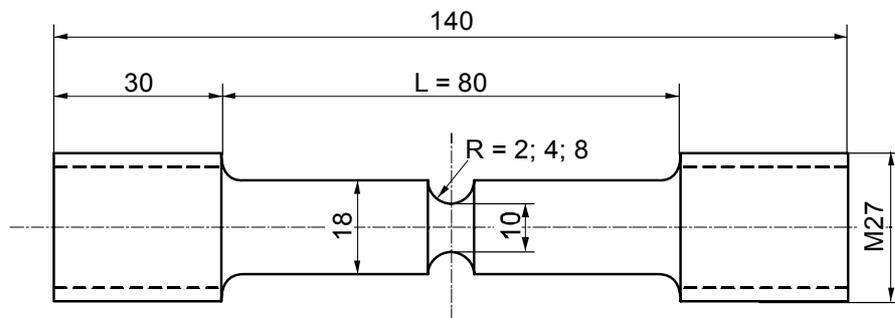


Bild 4.44: Bei COD = 0,4 mm abgefangener Versuch, C(T)25-Probe, $T = -70\text{ °C}$

Bild 4.45: Bei COD = 1,1 mm abgefangener Versuch, C(T)25-Probe, $T = -20\text{ °C}$

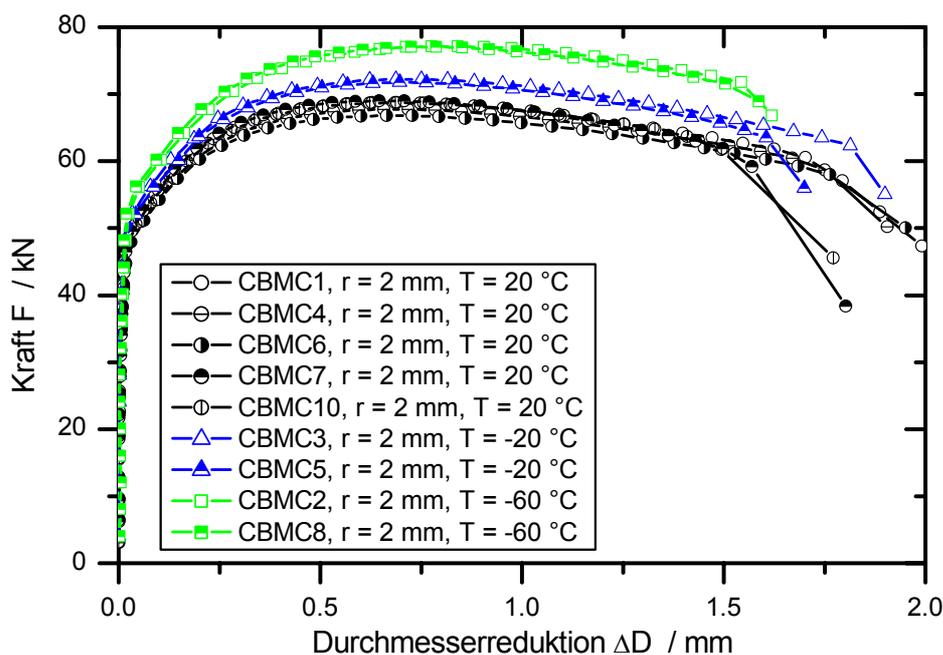
4.4 Versuche zur Bestimmung der Schädigungsparameter für das Rousselier-Modell

Das Rousselier-Modell [63], Kapitel 3.2.2, ermöglicht die Beschreibung der duktilen Rissinitiierung und der duktilen Rissweiterung. Dieses auf der Mikrostruktur basierende Modell benötigt Werkstoffparameter, die auf unterschiedliche Art und Weise bestimmt werden können. Eine Vorgehensweise ist die der numerischen Kalibrierung mittels gekerbter Rundzugproben. Zur Parameteridentifizierung wurden gekerbte Rundzugproben [90], [Bild 4.46](#), aus dem zu untersuchenden Werkstoff 22NiMoCr3-7 gefertigt und geprüft sowie mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente simuliert. Um den Einfluss des Spannungszustands Rechnung zu tragen, werden unterschiedlich stark gekerbte Proben mit den Kerbradien $r = 2, 4$ und 8 mm verwendet, [Bild 4.46](#). Die Proben wurden bei den Temperaturen $T = 20$ °C, $T = -20$ °C und $T = -60$ °C geprüft um eine eventuelle Temperaturabhängigkeit der Schädigungsparameter zu untersuchen. Wichtig ist dies für die erweiterte Anwendung des Rousselier-Modells von der Hochlage in den Bereich des oberen Übergangsbereiches.



[Bild 4.46](#): Geometrie der gekerbten Rundzugproben (Radius $r = 2, 4, 8$ mm), schematisch

Das Last-Verformungsverhalten der 2 mm stark gekerbten Rundzugproben zeigt einen deutlichen Einfluss der Temperatur, [Bild 4.47](#). Mit sinkender Temperatur nimmt der Betrag der ertragbaren Last zu, bei nahezu unveränderter Einschnürung bzw. Durchmesserreduktion.



[Bild 4.47](#): Temperaturabhängig geprüfte gekerbte Rundzugproben $r = 2$ mm, 22NiMoCr3-7

Auch bei den Proben aus 22NiMoCr3-7 wird beobachtet, dass mit zunehmender Kerbschärfe die global gemessene Verformungsfähigkeit abnimmt, bei gleichzeitig zunehmender ertragbarer Last, resultierend aus der steigenden Stützwirkung durch die Kerbe, [Bild 4.48](#). Dieser Einfluss des Kerbradius bleibt auch bei tiefen Temperaturen erhalten, [Bild 4.49](#).

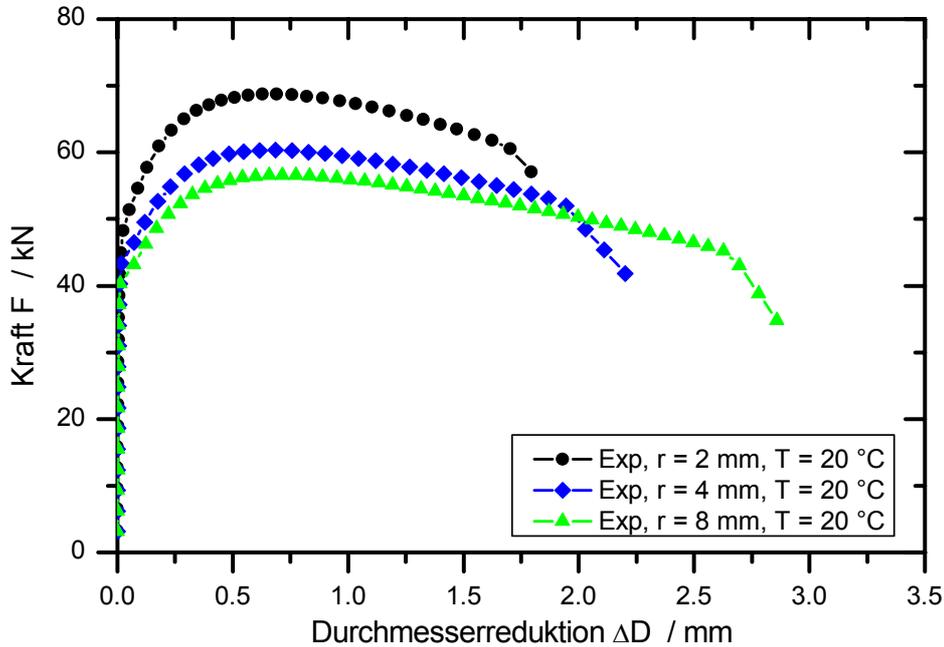


Bild 4.48: Einfluss der Kerbschärfe, T = 20 °C, 22NiMoCr3-7

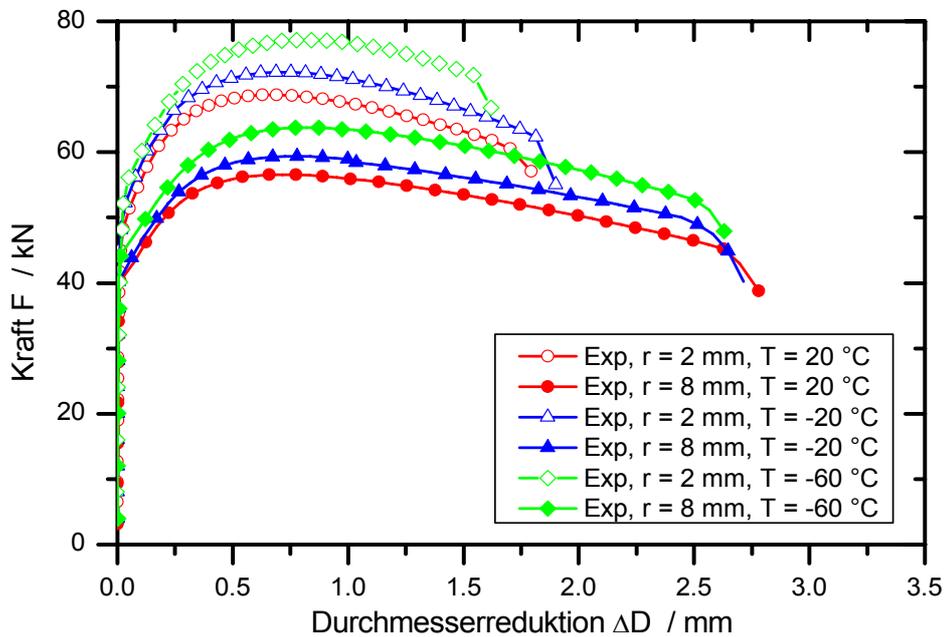
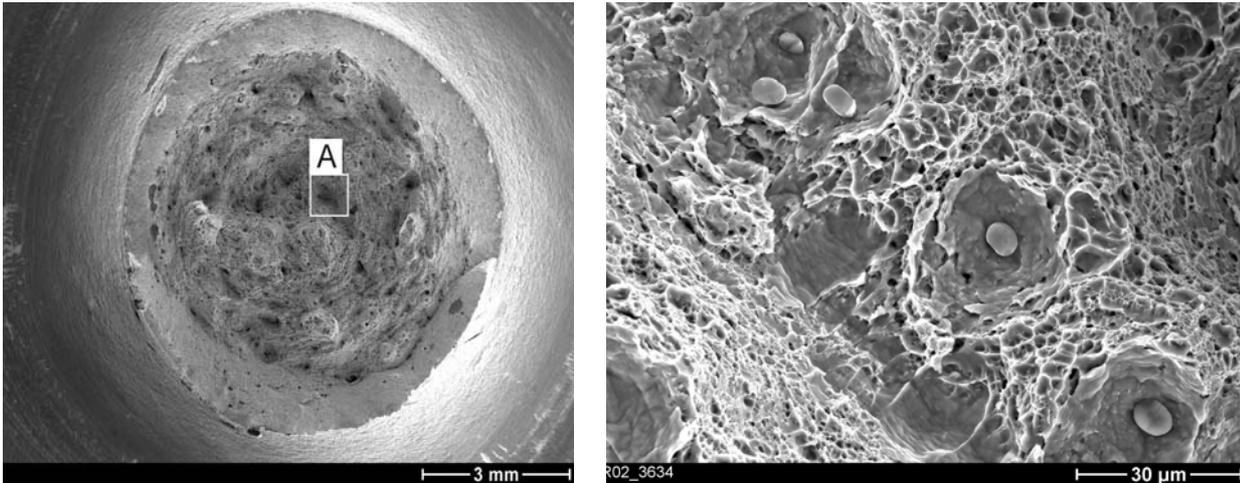


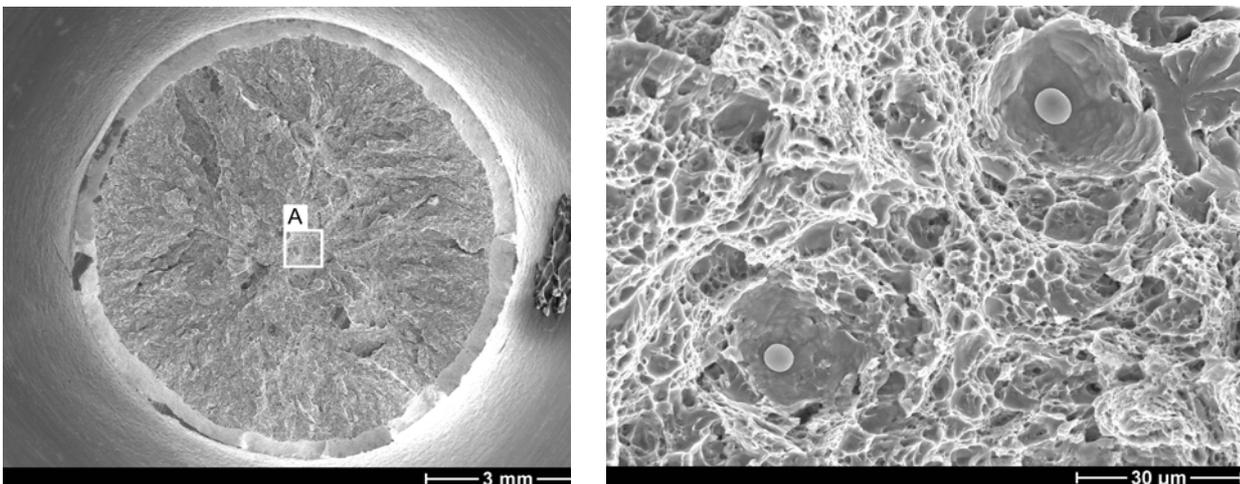
Bild 4.49: Temperatureinfluss auf unterschiedlich gekerbte Rundzugproben, 22NiMoCr3-7

Die Bruchflächen der bei unterschiedlichen Temperaturen geprüften gekerbten Rundzugproben sind in [Bild 4.50](#) zusammengestellt. Die Bruchflächen der bei Raumtemperatur geprüften Proben weisen unter 45° verlaufende Scherlippen an den Rändern auf, [Bild 4.50](#). Im Zentrum der Probe sind die für diesen Werkstoff typischen Waben erkennbar [73], die sich an Mangansulfideinschlüssen gebildet haben. Diese einzelnen Hohlräume wachsen mit zunehmender Belastung zusammen und bilden einen Anriss.

T = +20 °C: Große Scherlippen ausschließlich duktiler Bruchanteil, Hohlräume und Mikrowaben um MnS-Einschlüsse



T = -20 °C: Kleine Scherlippen, duktile Bruchanteile und geringe Anteile an Spaltbruch, Hohlräume und Mikrowaben um MnS-Einschlüsse



T = -60 °C: Nahezu keine Scherlippen, nur sehr geringer duktiler Bruchanteil in Probenmitte, überwiegend Spaltbruchanteil, kleine Mikrowaben

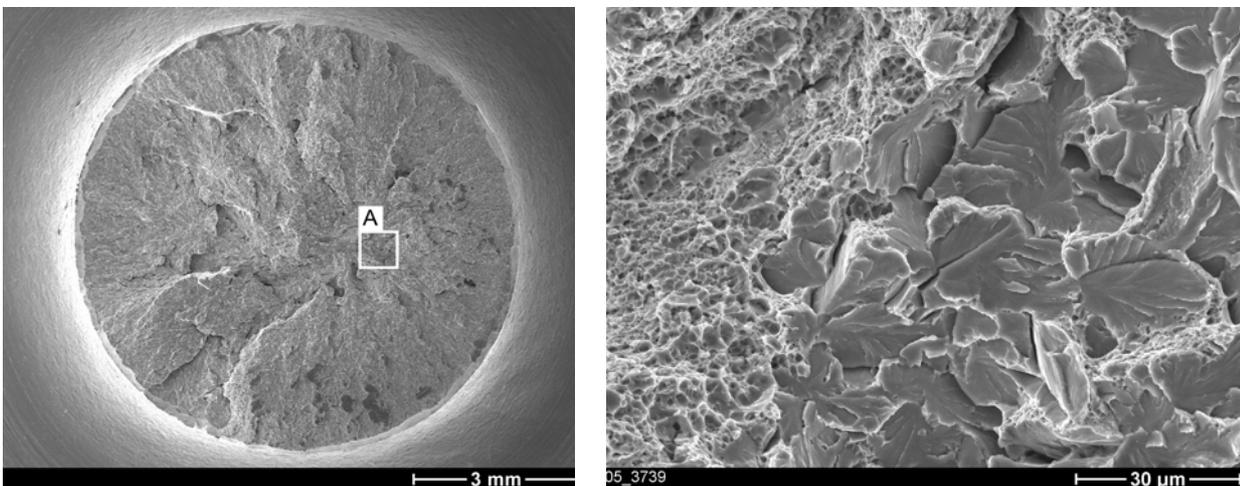


Bild 4.50: Bruchflächen von bei unterschiedlichen Temperaturen geprüften gekerbten Rundzugproben (r = 2 mm), REM, 22NiMoCr3-7

Die Betrachtung der bei tieferen Temperaturen ($T = -20\text{ °C}$ bzw. $T = -60\text{ °C}$) geprüften gekerbten Rundzugproben zeigt, dass weiterhin duktiler Wabenbruch auftritt, Bild 4.50. Allerdings nehmen die makroskopisch beobachteten zähen Bruchanteile ab und es sind bei der $T = -60\text{ °C}$ geprüften Probe deutliche Spaltbruchanteile auf der Bruchfläche zu erkennen. Im Bereich des Bruchausgangs befinden sich jedoch ausschließlich Waben. Der Schädigungsablauf ist weiterhin die Bildung von duktilen Waben und die Ausbildung zähen Risswachstums, dem sich bei $T = -60\text{ °C}$ ein instabiler Spaltbruch anschließt.

Die temperaturabhängige Untersuchung der Bruchflächen der gekerbten Rundzugproben hat gezeigt, dass die duktile Schädigung in der Probenmitte auftritt. Um nachzuweisen, dass der duktile Schädigungsprozess von der Probenmitte ausgeht, wurde eine gekerbte Rundzugprobe bei $T = 20\text{ °C}$ belastet und vor dem Bruch entlastet. Die Probe wurde entlang der Probenlängsachse zersägt. Der dabei auftretende Innenanriss ist im Längsschliff in [Bild 4.51](#) dargestellt. Damit können Oberflächeneinflüsse auf die duktile Rissinitiation bei den untersuchten gekerbten Rundzugprobengeometrien ausgeschlossen werden.

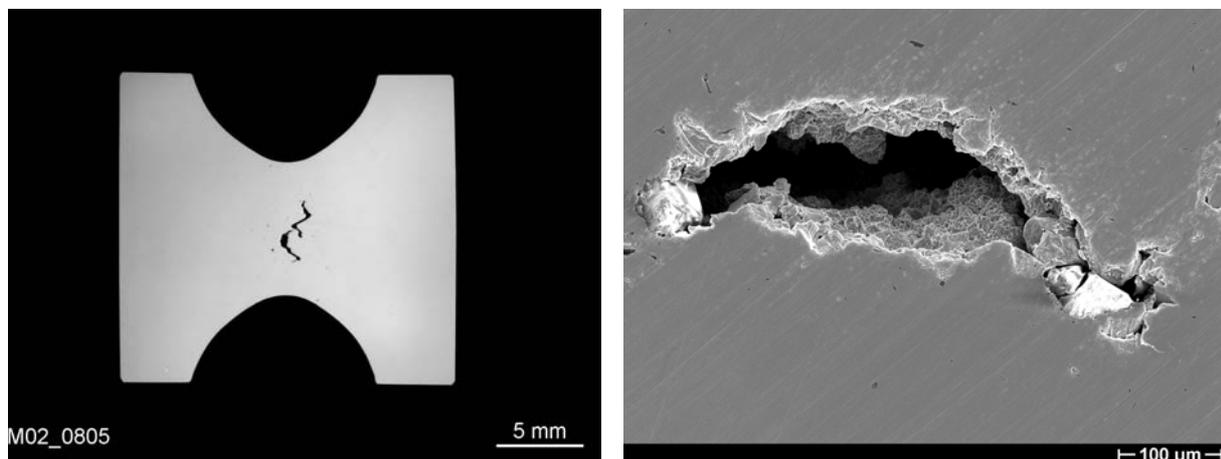


Bild 4.51: Innenanriss einer bei $T = 20\text{ °C}$ geprüften gekerbten Rundzugproben ($r = 4\text{ mm}$), links Lichtmikroskop und rechts REM-Aufnahme, 22NiMoCr3-7

4.5 Bruchmechanische Untersuchungen

Für die bruchmechanischen Untersuchungen wurde eine Vielzahl von C(T)-Proben, SE(B)-Proben und SE(T)-Proben aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 geprüft, vgl. Bild 4.3. Diese Proben wurden alle aus dem Segment des Biblis-C Behälters in der Entnahmeposition zwischen $\frac{1}{4}T$ und $\frac{3}{4}T$ entnommen. Der Schwerpunkt der bruchmechanischen Untersuchungen lag einerseits auf der Prüfung von C(T)25-Proben, um u.a. eine Datenbasis für statistische Analysen zu schaffen. Andererseits wurden weitere C(T)-, SE(T)- und SE(B)-Proben geprüft, um Aussagen zum Einfluss der Probengröße, der Geometrie, der Rissfrontlänge und des Risstiefenverhältnisses treffen zu können. Einen Überblick über die verwendeten Probenformen (inklusive Abmessungen) und die geprüfte Probenanzahl gibt [Tabelle 4.5](#). Eine ausführliche Darstellung der bruchmechanischen und darauf basierenden statistischen Untersuchungen ist im Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben Masterkurve gegeben [20]. Das IWM Freiburg prüfte parallel zur MPA Universität Stuttgart bruchmechanische Proben aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 [44]. Die experimentellen Ergebnisse werden in Kapitel 5 zum Vergleich mit der Numerik herangezogen und werden im Folgenden kurz diskutiert.

Tabelle 4.2: Versuchsmatrix der Bruchmechanik [20], 22NiMoCr3-7, (shcr $\hat{=}$ „shallow crack“)

Probenform	Einflussgröße	Anzahl	Probengeometrie
C(T)25	Gr, Geo	140	B = 25 mm, W = 50 mm, W/B = 2, a/W \approx 0,5
C(T)50	Gr	10	B = 50 mm, W = 100 mm, W/B = 2, a/W \approx 0,5
C(T)100	Gr	2	B = 100 mm, W = 200 mm, W/B = 2, a/W \approx 0,5
SE(B)10x10	Gr	10	B = 10 mm, W = 10 mm, W/B = 1, a/W \approx 0,5
SE(B)10x50	B	10	B = 10 mm, W = 50 mm, W/B = 5, a/W \approx 0,5
SE(B)25x50	Geo, B, a/W	9	B = 25 mm, W = 50 mm, W/B = 2, a/W \approx 0,5
SE(B)25x50shcr	a/W	10	B = 25 mm, W = 50 mm, W/B = 2, a/W \approx 0,13
SE(B)50x50	Gr, B	10	B = 50 mm, W = 50 mm, W/B = 1, a/W \approx 0,5
SE(T)25x50	Geo	9	B = 25 mm, W = 50 mm, W/B = 2, a/W \approx 0,5

Zur Untersuchung der Einflussgrößen, wurden die Ergebnisse der entsprechenden Proben einander gegenübergestellt (vergleiche Rubrik Einflussgröße in Tabelle 4.5):

1. **Größeneinfluss (Gr):** C(T)25-, C(T)50- und C(T)100-Proben sowie SE(B)10x10- und SE(B)50x50-Proben
2. **Geometrieinfluss (Geo):** C(T)25-, SE(B)25x50- und SE(T)25x50-Proben
3. **Rissfrontlängeinfluss (B):** SE(B)10x50-, SE(B)25x50- und SE(B)50x50-Proben
4. **Risstiefe (a/W):** Standard-SE(B)25x50-Proben (a/W \approx 0,5) und Kurzriss-SE(B)25x50-Proben (a/W \approx 0,13).

Alle Proben waren 20% seitengekerbt und mit einem Ermüdungsanriss versehen. Die Anschlagbedingungen nach ASTM E 1921 [8] wurden bei allen Proben mit Standardrisstiefenverhältnis eingehalten. Die Abzugsgeschwindigkeit aller Proben lag innerhalb des in der aktuellen Version der ASTM E 1921 empfohlenen Bereichs von dK/dt zwischen 0,1 und 2 MPa $\sqrt{m/s}$. Zur Ermittlung der Steifigkeitsänderung wurden die Proben in regelmäßigen Abständen um 20% der aktuellen Last teilentlastet. Aus der Steifigkeitsänderung wurde nach der „Compliance-Methode“ das Risswachstum berechnet. Die Auswertung des J-Integrals erfolgte nach den Gleichungen der Norm ASTM E 1921, bzw. für die Kurzrissproben mit Hilfe der in [91] und [92] dargestellten η -Faktoren. Für die Risswachstumsberechnung wurden die Gleichungen der Norm E 1820 [39] verwendet. Zusätzlich wurde im REM die Größe der „Stretched Zone“ zur Bestimmung des Rissinitiierungswertes J_i und der Betrag an duktiler Risserweiterung bestimmt.

Der Versagensablauf bei Bruchmechanikproben unter statischer Belastung wurde in Kapitel 2 beschrieben. Neben der Versagensbelastung durch instabile Rissausbreitung kann auch die Belastung bei der die duktile Rissinitiierung auftritt, ausgedrückt durch den $K_{I,J}$ -Wert, als Kennwert zur Beurteilung angerissener Bauteile verwendet werden. Der $K_{I,J}$ -Wert wird aus dem Wert des J-Integrals zum Zeitpunkt der duktilen Risserweiterung berechnet [93].

Die Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen sind jeweils für den Gesamtdatensatz aller an der MPA geprüften Proben in Form der duktilen Initiierungswerte $K_{I,J}$ in Bild 4.52 und der Instabilitätswerte K_{Jc} in Bild 4.53 dargestellt.

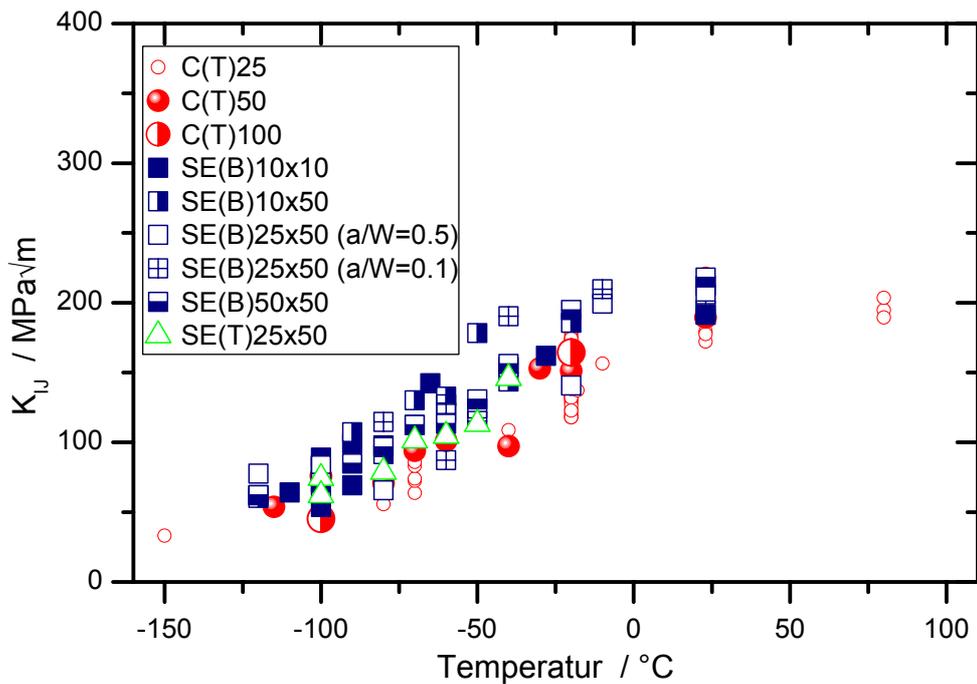


Bild 4.52: Duktile Rissinitiierungswerte K_{IJ} in Abhängigkeit von der Temperatur, Gesamtdatensatz, 22NiMoCr3-7

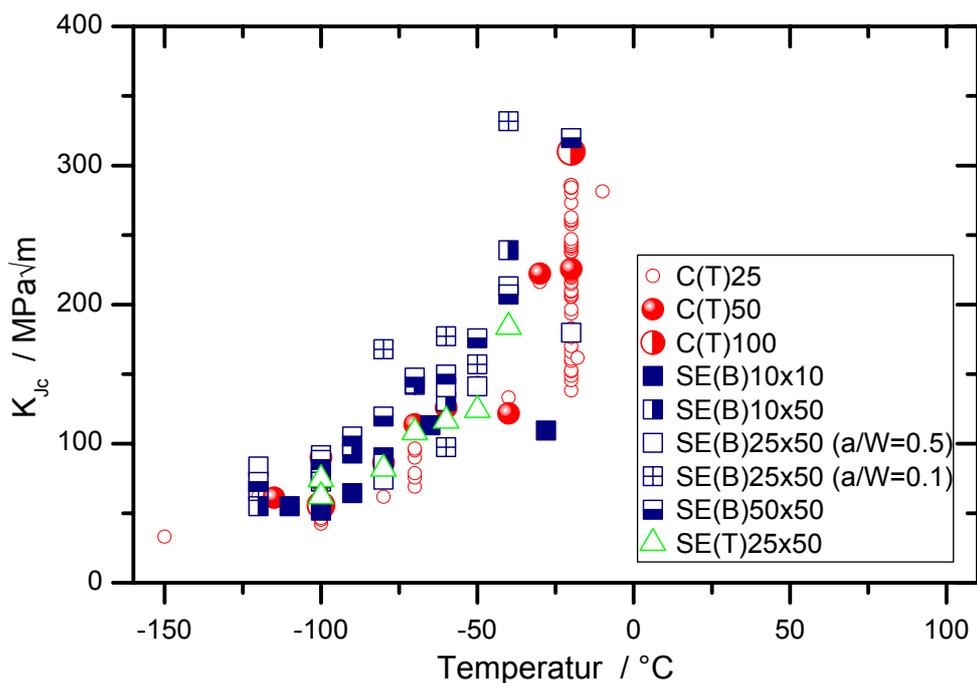


Bild 4.53: Instabilitätswerte K_{Ic} in Abhängigkeit von der Temperatur, Gesamtdatensatz, 22NiMoCr3-7

Der Rissabstumpfungsvorgang und damit die Größe der „Stretched Zone“ ist temperaturabhängig, wie die Darstellung der K_{IJ} -Werte zeigt, Bild 4.52. Mit dem Erreichen der Zähigkeitshochlage steigen die K_{IJ} -Werte nicht weiter an. Im Hochlagenplateau liegt die Bruchzähigkeit, bei der die duktile Rissinitiierung bei diesem Werkstoff erfolgt, bei $K_{IJ} \approx 200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Die K_{IJ} -Werte können, durch eine an der MPA Universität Stuttgart entwickelten Methode, zur Justierung einer Grenzkurve, vergleichbar zur Masterkurve, verwendet werden. Dieses

Verfahren sowie die Ergebnisse sind ausführlich im Abschlussbericht zum Vorhaben Masterkurve erläutert [20].

Die Instabilitätswerte K_{Jc} sind für denselben Temperaturbereich in Bild 4.53 dargestellt. Es werden dabei nur solche Proben betrachtet, die durch instabilen Bruch versagten. Die Werte sind gemäß ASTM E 1921 auf die Standardprobenbreite 1T ($B = 25 \text{ mm}$) dickenkorrigiert und beim Erreichen einer oberen Zähigkeitsgrenze zensiert („censoring“) worden.

Die temperaturabhängige Instabilität der Bruchmechanikwerte sowie die Streuung sollen mit dem Masterkurve-Ansatz erfasst werden können, vgl. Kapitel 3.1.4. Dazu wird nach ASTM E 1921 für den Gesamtprobensatz die Referenztemperatur T_0 bestimmt und die Masterkurve daran justiert. Das Ergebnis ist in [Bild 4.54](#) abgebildet. Neben den experimentellen Einzelergebnissen sind die Mediankurve der Bruchzähigkeit und die 5%- und 95%-Versagensstrebänder eingetragen. Die Referenztemperatur wurde zu $T_0 = -72 \text{ °C}$ bestimmt.

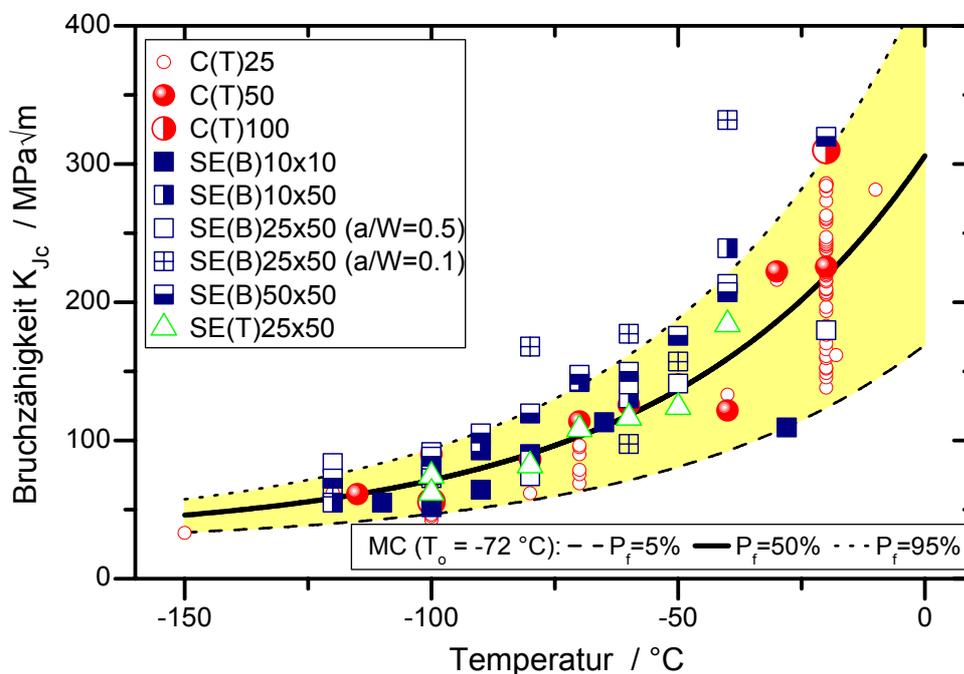


Bild 4.54: Anwendung der Masterkurve-Prozedur auf den Gesamtdatensatz der MPA, Referenztemperatur $T_0 = -72 \text{ °C}$, 22NiMoCr3-7

In Bild 4.54 ist für einige Probengeometrien eine systematische Abweichung von der Mediankurve der Bruchzähigkeit zu erkennen. Der Einfluss der Probengeometrie auf die Referenztemperatur T_0 wurde auch in der Literatur bereits festgestellt [94], [95] und [96]. In der aktuellen Version der Norm ASTM E 1921 [8] wird prinzipiell auf diesen Einfluss hingewiesen. Durch die Auswahl von Teildatensätzen können gezielt die Einflussgrößen auf die Instabilitätswerte untersucht werden.

In [Bild 4.55](#) sind zur Analyse der Einflussgröße Probengeometrie die Bruchzähigkeitswerte von C(T)25-, SE(B)25x50- und SE(T)25x50-Proben und die daraus für jede Probenform bestimmte Mediankurve der Bruchzähigkeit dargestellt. Die C(T)- und die SE(T)-Proben ergeben eine annähernd gleiche Referenztemperatur T_0 . Dies drückt sich durch die gleiche Lage der Masterkurve aus. Die SE(B)-Proben führen zu einer deutlich tieferen T_0 . Damit verbunden ist bei gleicher Prüftemperatur eine höhere Bruchzähigkeit.

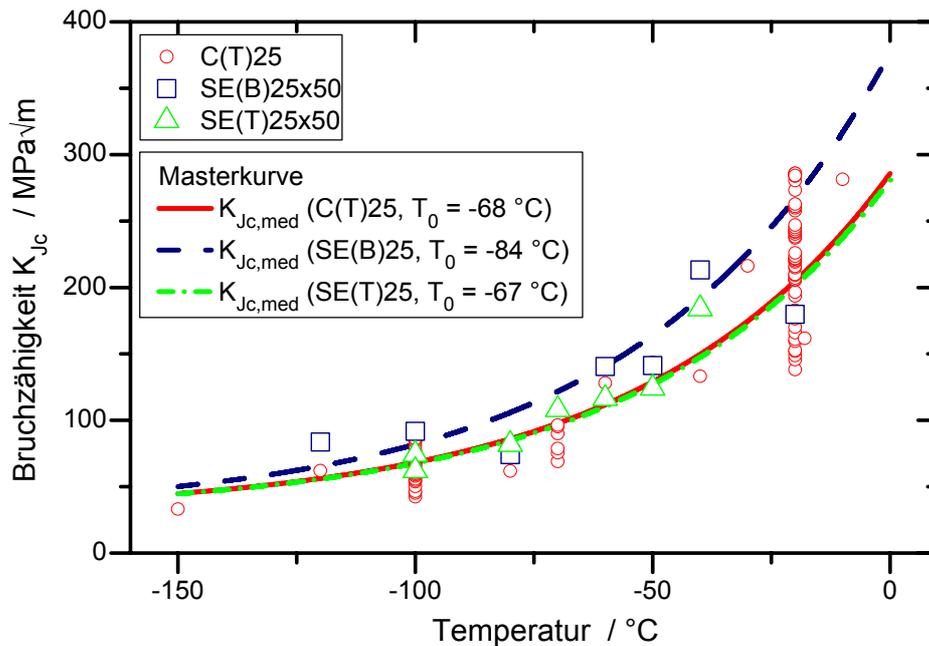


Bild 4.55: Anwendung der Masterkurve-Prozedur auf ausgewählte Proben zur Darstellung des Geometrieinflusses, 22NiMoCr3-7

In weiteren Untersuchungen wurden einzelne Teildatensätze zur Quantifizierung des Einflusses der verschiedenen Parameter wie z.B. Probengröße, Rissfrontlänge und Risstiefe verwendet. Eine ausführliche Darstellung ist in [20] gegeben.

Für die numerischen Untersuchungen sind die nach ASTM E 1921 ermittelten Referenztemperaturen T_0 für jede Probenform von Interesse, diese sind in Tabelle 4.6 für alle neun geprüften Probenformen zusammengestellt.

Tabelle 4.3: Experimentell bestimmte Referenztemperaturen T_0

Probenbezeichnung	C(T)-Proben			SE(B)-Proben					SE(T)-Proben
	C(T)25	C(T)50	C(T)100	SE(B)10x10	SE(B)10x50	SE(B)25x50 a/W ≈ 0,5	SE(B)50x50	SE(B)25x50 a/W ≈ 0,13	SE(T)25x50
temperaturverteilter Probensatz	-68	-73	T_0 der C(T)25	-70	-84	-84	-86	-91	-67
bei -100 °C geprüfter Probensatz	-64		T_0 der C(T)25						
bei -20 °C geprüfter Probensatz	-72		T_0 der C(T)25						
zusammengefasster Probensatz	-69			-85					
				-82					
Gesamtdatensatz	-72								

Zur Bestimmung der Referenztemperatur T_0 nach ASTM E 1921 müssen mindestens sechs gültige Experimente vorliegen. Nur für die C(T)25-Proben liegen jeweils bei $T = -100\text{ °C}$ und $T = -20\text{ °C}$ genügend Probenergebnisse bei einer Temperatur vor, um eine Referenztemperatur aus temperaturgleich geprüften Proben zu bestimmen Tabelle 4.6. Bei allen weiteren Probenformen wird die Referenztemperatur jeweils für jede Probenform an temperaturverteilten Ergebnissen bestimmt (= temperaturverteilter Probensatz in Tabelle 4.6). Die einzige Ausnahme stellen dabei die C(T)100-Proben dar, von denen insgesamt nur zwei geprüft wurden. Daher wird für die C(T)100-Proben die T_0 der C(T)25-Proben verwendet, da bei diesen der Stichprobenumfang am größten ist.

In Tabelle 4.6 sind darüber hinaus Referenztemperaturen für zusammengefasste Probensätze dargestellt. Beispielsweise ergibt sich für alle geprüften C(T)-Proben die Referenztemperatur $T_0 = -69\text{ °C}$, während für alle geprüften SE(B)-Proben eine deutlich tiefere Referenztemperatur mit $T_0 = -82\text{ °C}$ ermittelt wird.

5 Ergebnisse der numerischen Untersuchungen

Zum besseren Verständnis der Vorgänge beim Bruch wurden umfangreiche Finite Elemente Berechnungen durchgeführt um einerseits das Masterkurve-Konzept zu analysieren und andererseits ein numerisches Konzept zur geschlossenen Beschreibung des gesamten Temperaturbereichs abzuleiten. Dabei wurden sowohl das Werkstoffmodell nach von Mises als auch schädigungsmechanische Ansätze verwendet. Die Berechnungen erlauben genaue Aussagen zum Spannungs- und Verformungszustand in den Proben, speziell im Rissspitzenbereich. Die schädigungsmechanischen Ansätze lassen zusätzlich Aussagen über den Versagenszeitpunkt zu. In diesem Kapitel werden folgende Punkte diskutiert:

- Spannungszustand im Bereich der Spaltbruchausgangsstelle,
- Simulationen mit dem Schädigungsmodell nach Beremin zur Vorhersage der Spaltbruchauslösung sowie Untersuchungen von Modellmodifikationen,
- Simulationen mit dem Schädigungsmodell nach Rousselier zur Vorhersage der Zähbruchinitiierung und von duktilem Risswachstum,
- Simulationen mit einem gekoppelten Modell und
- Vorschlag eines numerischen Konzepts zur geschlossenen Beschreibung des gesamten technisch relevanten Temperaturbereichs.

5.1 Numerische Untersuchungen zum Spannungszustand bei Instabilität

Zur Beurteilung des Spannungszustands im Bereich der Spaltbruchauslösung wurden dreidimensionale Finite Elemente Berechnungen mit einem von Mises Materialmodell durchgeführt. Eine Übersicht über alle berechneten Probenformen ist in [Bild 5.1](#), zusammen mit der Kraftaufbringung, schematisch dargestellt.

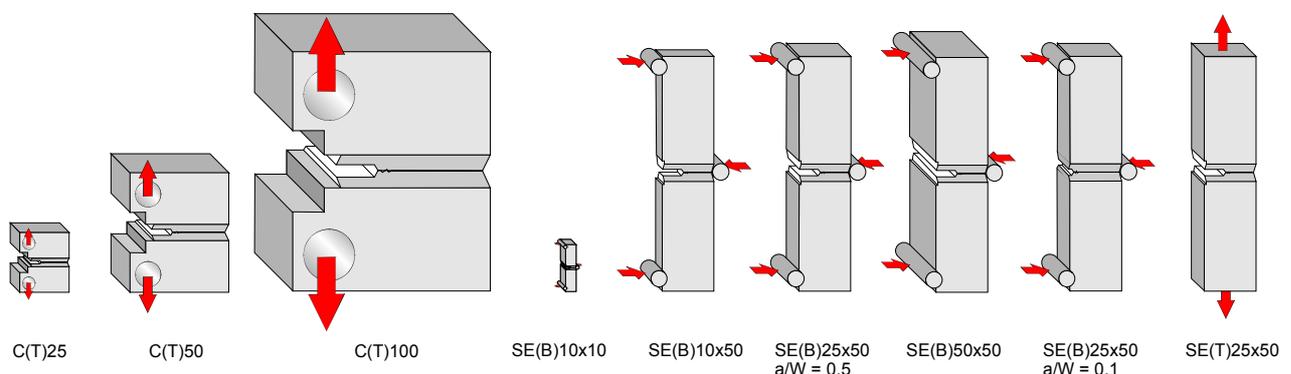


Bild 5.1: Übersicht aller numerisch berechneter Proben mit Belastungseinleitung

Um den Spannungszustand an der Risspitze möglichst genau berechnen zu können, wurden in diesem Bereich Elemente mit einer Kantenlänge im μm -Bereich eingesetzt. Exemplarisch sind in [Bild 5.2](#), [Bild 5.3](#), [Bild 5.4](#) und [Bild 5.5](#) die Finite Elemente Modelle für die C(T)25-, SE(B)25x50- und SE(T)25x50-Proben dargestellt. Zur genauen Beschreibung der Randbeding-

ungen der SE(T)-Proben wurde bei diesen numerisch die Einspannung mit abgebildet. Bei der Modellierung wurde analog zu den experimentell untersuchten Proben die Seitenkerbe mit berücksichtigt, mit Ausnahme der zur Untersuchung des Einflusses der Seitenkerbung verwendeten C(T)25-, SE(B)25x50- und SE(B)10x10-Proben, die zusätzlich auch ohne Seitenkerbe modelliert wurden. In Tabelle 5.1 sind alle durchgeführten Berechnungen zur Untersuchung unterschiedlicher Einflussfaktoren zusammengestellt.

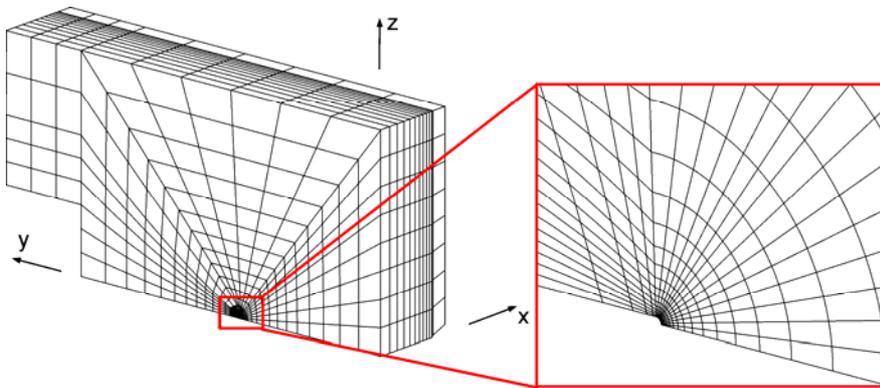


Bild 5.2: FEM-Modell zur Berechnung von seitengekerbten C(T)25-Proben, 3D, sehr feine radiale Vernetzung

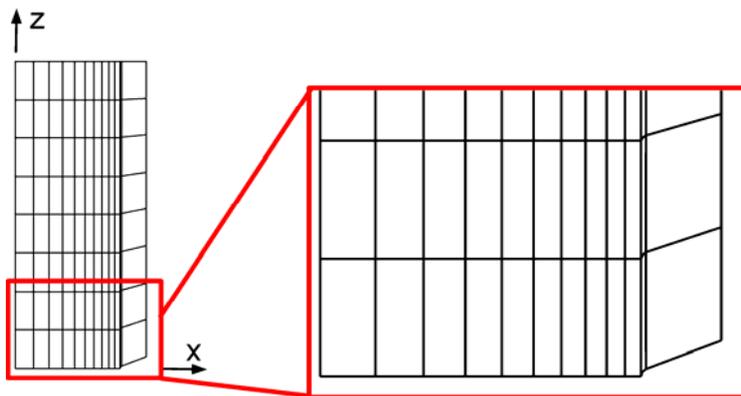


Bild 5.3: FEM-Modell zur Berechnung von seitengekerbten C(T)25-Proben, Darstellung Seitenkerbung aus Bild 5.2

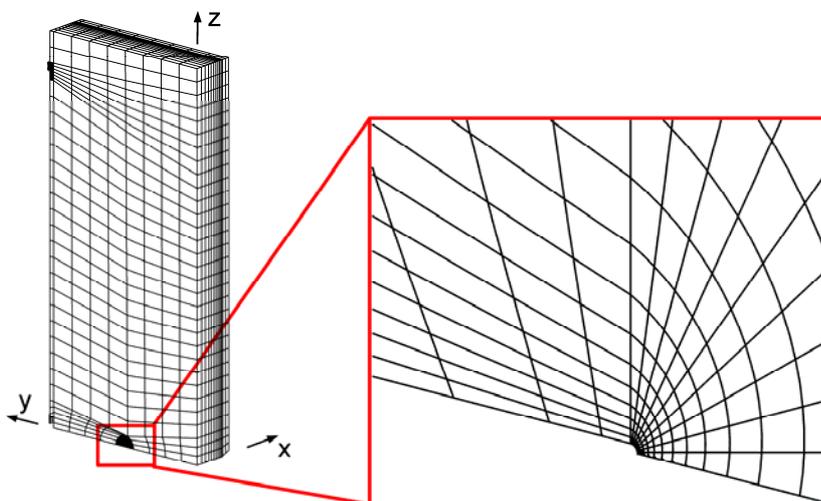


Bild 5.4: FEM-Modell zur Berechnung von seitengekerbten SE(B)25x50-Proben, 3D, sehr feine radiale Vernetzung

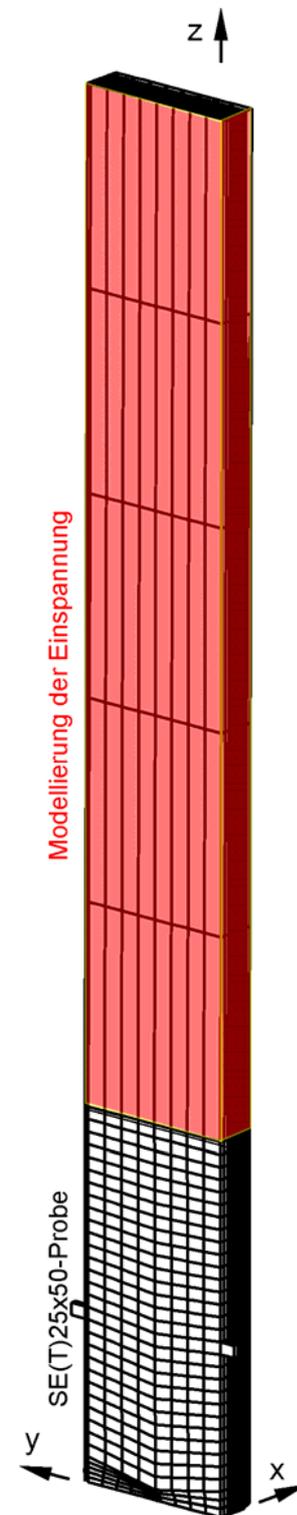


Bild 5.5: SE(T)25x50-Probe, FEM-Modell, 3D

Tabelle 5.1: Übersicht über die elastisch-plastischen Berechnungen mit sehr feinem radialem Netz, 3D-Modellierung, zur Bestimmung des Spannungszustands an der Spaltbruchausgangsstelle und der Anwendung des Beremin-Modells

Probenbezeichnung	C(T)-Proben				SE(B)-Proben						SE(T)-Proben	
	C(T)25		C(T)50	C(T)100	SE(B)10x10		SE(B)10x50	SE(B)25x50 a/W ≈ 0,5		SE(B)25x50 a/W ≈ 0,1	SE(B)50x50	SE(T)25x50
Temperatur	mit Seitenkerbe (mSk)	ohne Seitenkerbe (oS)	mit Seitenkerbe (mSk)	mit Seitenkerbe (mSk)	mit Seitenkerbe (mSk)	ohne Seitenkerbe (oS)	mit Seitenkerbe (mSk)	mit Seitenkerbe (mSk)	ohne Seitenkerbe (oS)	mit Seitenkerbe (mSk)	mit Seitenkerbe (mSk)	mit Seitenkerbe (mSk)
-150	x								x	x		
-120	x								x	x		
-100	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
-80	x						x	x		x		
-70	x											
-60	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
-40	x						x	x		x		
-20	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
-10	x		x				x	x		x	x	

Für die Finite Elemente Modelle wurden 20-knotige Kontinuumselemente mit reduzierter Integrationsordnung verwendet. Die Belastung wurde verschiebungskontrolliert aufgebracht. Bei den SE(B)-Proben wurden die Auflage- und Lastaufbringungsrollen als Starrkörper modelliert und ein reibungsfreier Kontakt angenommen. Die Berechnung erfolgte nicht-linear unter Berücksichtigung großer Verformungen.

Anhand der Finite Elemente Berechnungen können die mikrostrukturellen Vorgänge beim Spaltbruch (Kapitel 2.2) anhand der in den Proben auftretenden Spannungs- und Dehnungszustände genauer analysiert werden. Ritchie, Knott und Rice postulieren eine Abhängigkeit der Spaltbruchinitiierung von einer kritischen Spannung [97]. Diese kritische Spannung muss, um zum Versagen durch Spaltbruch zu führen, über einen gewissen Bereich in einem hochbeanspruchten Probenvolumen wirken. Dabei ist die größte Hauptspannung die potentielle spaltbruchauslösende Größe, wobei ein bestimmtes Maß an plastischer Verformung zur Ausbildung von Mikrorissen vorhanden sein muss. Darüber hinaus verhindert eine hohe Spannungsmehrsachsigkeit das Abstumpfen dieser Mikrodefekte.

Im folgenden Abschnitt wird daher das prinzipielle Vorgehen zur Beschreibung des Spannungszustands und damit der mechanischen Feldgrößen (Spannungen und Dehnungen) an C(T)25-Proben bei den Temperaturen $T = -100\text{ °C}$ und $T = -20\text{ °C}$ demonstriert. Dabei wird u.a. auch auf die belastungsabhängige Entwicklung der Größen eingegangen.

Bild 5.6 und Bild 5.7 zeigen die im Ligament nahe der Rissfront auftretenden Spannungskomponenten in der Mittelebene der Proben, zum jeweiligen Versagenszeitpunkt, bei den Temperaturen $T = -100\text{ °C}$ und $T = -20\text{ °C}$. Die bei $T = -100\text{ °C}$ geprüfte C(T)25-Probe versagte dabei durch instabilen Bruch bei einer Risspitzenbeanspruchung von $K_{Jc} = 67,5\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, wohingegen die bei $T = -20\text{ °C}$ geprüfte Probe eine deutlich höhere Bruchzähigkeit von $K_{Jc} = 216,0\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ertrug.

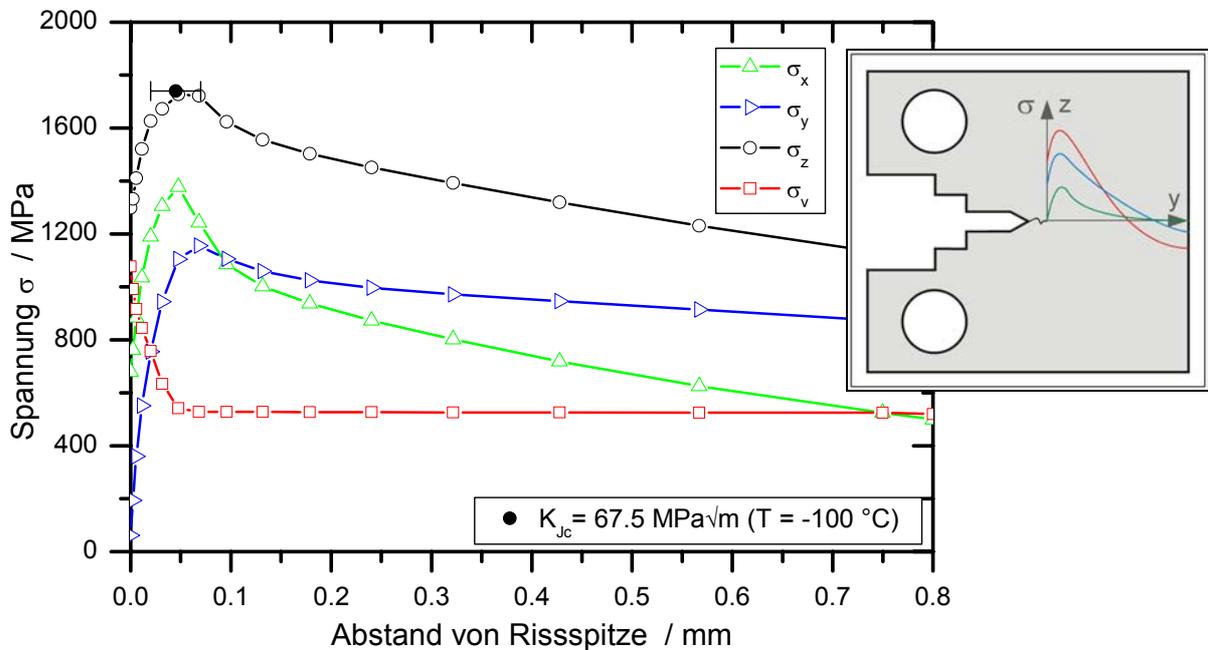


Bild 5.6: Spannungsverlauf im Ligament einer bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Mittelebene

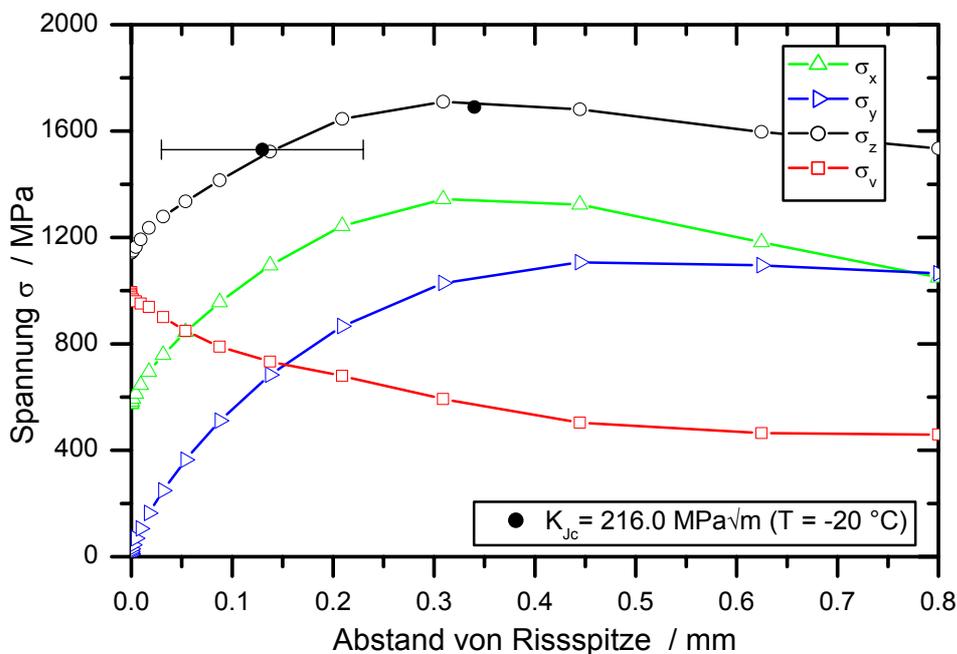


Bild 5.7: Spannungsverlauf im Ligament einer bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Mittelebene

Die Spannung σ_z in z-Richtung ist die größte Hauptspannung, da die z-Richtung aufgrund der symmetrischen Belastung Hauptspannungsrichtung ist. In den Abbildungen sind zusätzlich die

Positionen der Spaltbruchausgangsstellen mit dem entsprechenden Unsicherheitsbereich eingetragen (ausgefüllte Symbole mit Fehlerbalken), vgl. Kapitel 4.3.1. Die Spaltbruchausgangsstelle liegt bei beiden Temperaturen jeweils im Bereich des Spannungsmaximums der größten Hauptspannung. Bei $T = -20\text{ °C}$ versagten beide metallographisch untersuchten Proben bei einer Belastung von $K_{Jc} = 216,0\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Bei beiden Proben wurde die Spaltbruchausgangsstelle vermessen und das Ergebnis ist in Bild 5.7 eingetragen.

Mit den weiteren Spannungsanteilen σ_x und σ_y kann nach von Mises [98] die Vergleichsspannung σ_v nach Gl. 5.1 berechnet werden. Mit zunehmender Temperatur werden die Spannungspeaks der Vergleichsspannung breiter und der plastifizierte Bereich, verbunden mit einer erhöhten Vergleichsspannung, nimmt zu.

$$\sigma_v = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6 \cdot (\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad \text{Gl. 5.1}$$

In Bild 5.8 und Bild 5.9 sind die größte Hauptspannung und der Mehrachsigenquotient q nach Clausmeyer [99] (Gl. 5.3) sowie die zur Berechnung der Mehrachsigenquotienten notwendigen Größen σ_v und der hydrostatische Spannungsanteil σ_{hyd} (Gl. 5.2) eingetragen. Mathematisch betrachtet ist die Vergleichsspannung σ_v die 2. Invariante des deviatorischen Anteils des Spannungstensors und der hydrostatische Anteil σ_{hyd} entspricht einem Drittel der Spur des Spannungstensors. Ein kleinerer Quotient q steht für eine höhere Mehrachsigenquotienten, d.h. es besteht ein reziproker Zusammenhang.

Mit q lässt sich die Spannungsmehrachsigenquotienten an der Risssspitze gut beschreiben und diese Größe hat den Vorteil, dass q an der Risssspitze keinen singulären Wert annimmt. In Bild 5.6 und Bild 5.7 hat sich bereits gezeigt, dass der Spannungszustand nur direkt an der Rissfront zweiachsigenquotienten (Betrachtung in der Mittelebene). Hinter der Rissfront bildet sich in Probenmitte ein dreiachsigenquotienten Spannungszustand aus (= EDZ). Dies äußert sich durch einen hohen Wert des Mehrachsigenquotienten q direkt unterhalb der Rissfront.

$$\sigma_{\text{hyd}} = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad \text{Gl. 5.2}$$

$$q = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sigma_v}{\sigma_{\text{hyd}}} \quad \text{Gl. 5.3}$$

Die Spannungsmehrachsigenquotienten steigt analog zur größten Hauptspannung im Probenligament hinter der Risssspitze an, Bild 5.8 und Bild 5.9. Allerdings ist bei $T = -20\text{ °C}$ die Stelle, an der das Spannungsmaximum von σ_z auftritt, näher an der Rissfront als das Mehrachsigenquotientenmaximum.

Nach [100] ist neben einer kritischen Spannung und einer hohen Mehrachsigenquotienten das dritte Kriterium für das Entstehen von Mikrorissen das Auftreten von plastischen Verformungen. Die akkumulierte plastische Dehnung $\varepsilon_{\text{acc,pl}}$ ist ein Maß für die vorliegende plastische Verformung und entspricht einer plastischen Vergleichsdehnung. Dabei werden die im Verlauf der Belastungsgeschichte ertragenen plastischen Dehnungsinckremente nach Gl. 5.4 akkumuliert, [101] und [83].

$$\varepsilon_{\text{acc,pl}} = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3}} d\varepsilon_{i,\text{pl}} \cdot d\varepsilon_{i,\text{pl}} \quad \text{Gl. 5.4}$$

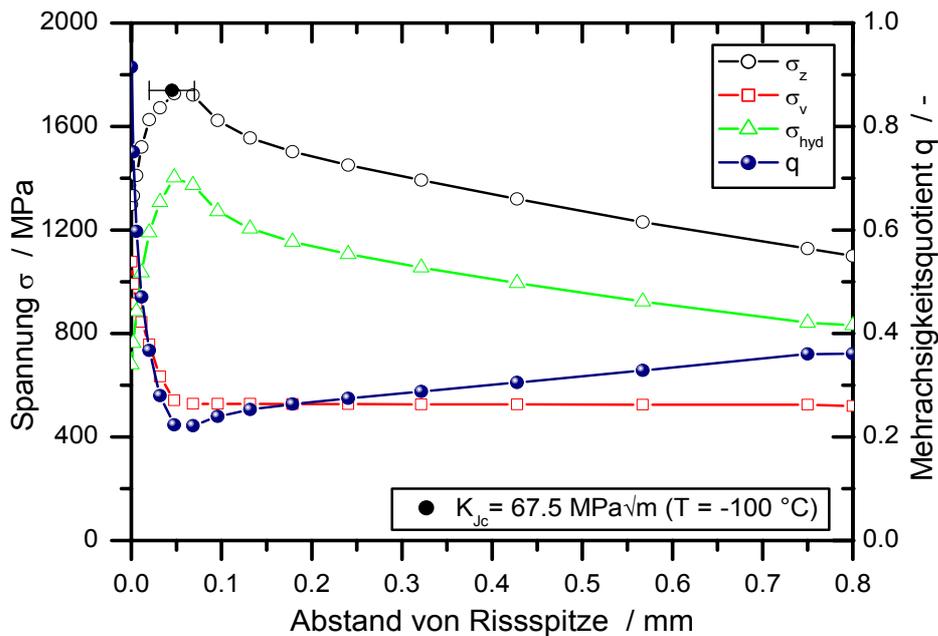


Bild 5.8: Spannungsverlauf und Mehrachsigsigkeitsquotient im Ligament einer bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Mittelebene

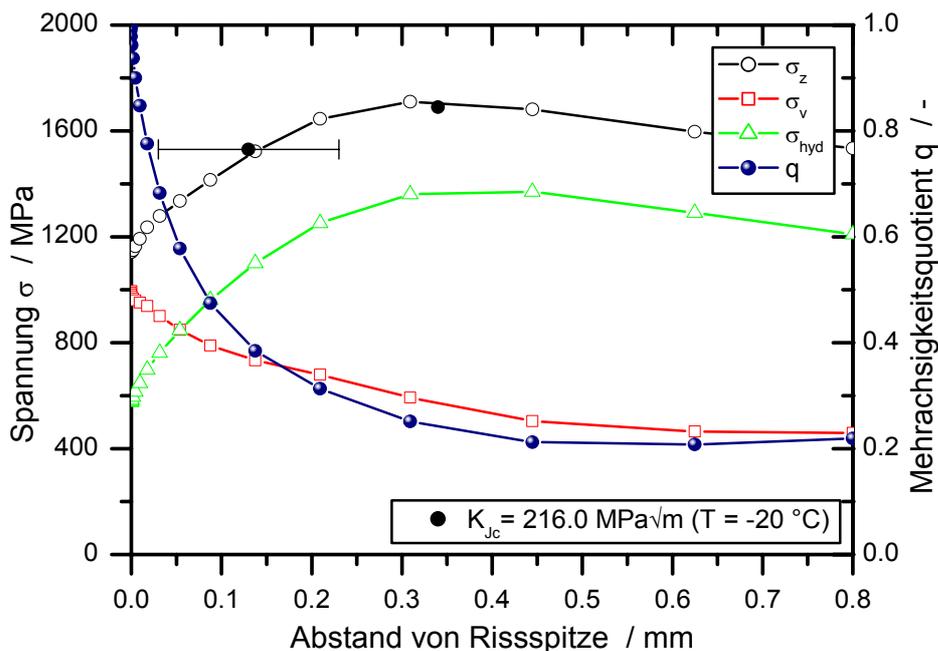


Bild 5.9: Spannungsverlauf und Mehrachsigsigkeitsquotient im Ligament einer bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Mittelebene

Die Betrachtung dieser plastischen Vergleichsdehnung im Probenligament der C(T)25-Proben zum jeweiligen Versagenspunkt, [Bild 5.10](#) und [Bild 5.11](#), zeigt, dass bei beiden Temperaturen diese Größe ihr Maximum an der Risspitze einnimmt und im Ligament schnell abfällt.

Erwartungsgemäß treten bei der höheren Temperatur $T = -20\text{ °C}$ größere Plastifizierungen über einen weiteren Bereich auf. Experimentell kann daher bei der höheren Temperatur eine größere „Stretched Zone Width“ gemessen werden. Dieser Effekt ist auf das veränderte Werkstoffverhalten mit steigender Temperatur (zunehmende Verformungsfähigkeit bei gleichzeitig reduzierter Festigkeit) zurückzuführen.

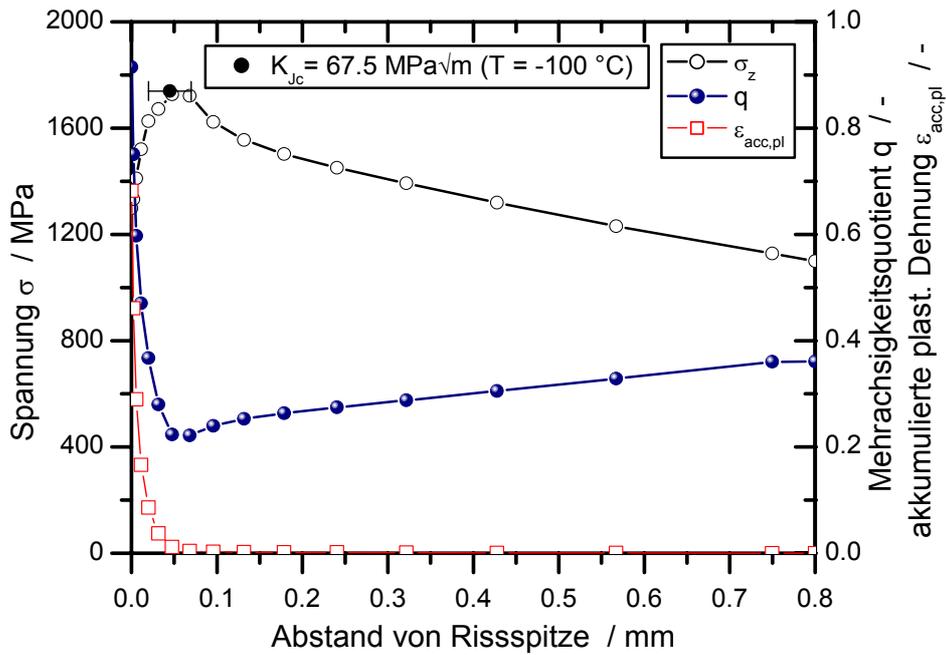


Bild 5.10: Spannungs- und Verformungszustand im Ligament einer bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Mittelebene

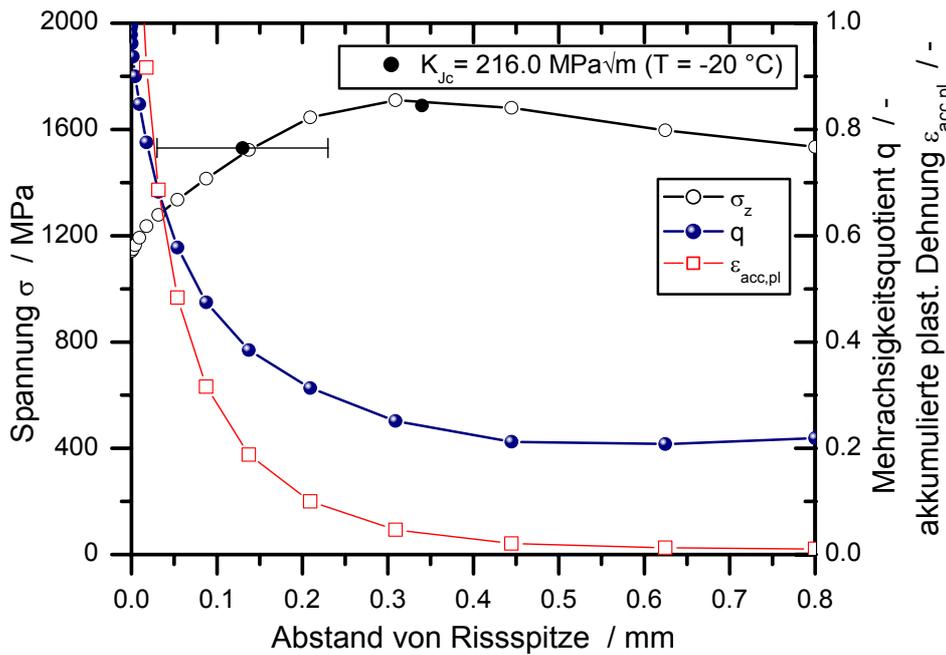


Bild 5.11: Spannungs- und Verformungszustand im Ligament einer bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Mittelebene

Die Entwicklung der maximalen Hauptspannung ist in Abhängigkeit von der Belastung in [Bild 5.12](#) und [Bild 5.13](#) dargestellt. Es ist jeweils der Spannungsverlauf zum Versagenszeitpunkt sowie zu vier weiteren um jeweils 20% reduzierten Beanspruchungsstufen abgebildet. Mit zunehmender Rissspitzenbeanspruchung steigt der Betrag des Spannungsmaximums an und der Bereich hoher Spannungen wird breiter. Dieser Effekt ist bei der tieferen Temperatur ($T = -100\text{ °C}$) stärker ausgeprägt.

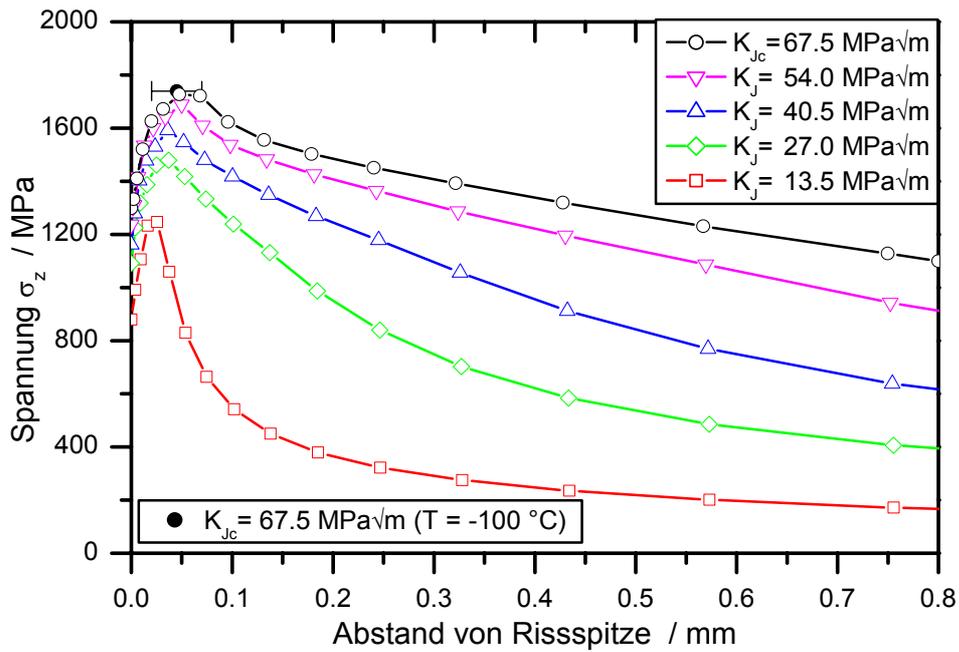


Bild 5.12: Entwicklung der maximalen Hauptspannung im Ligament einer bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe, experimentelles Versagen bei $K_{Jc} = 67,5\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Mittelebene

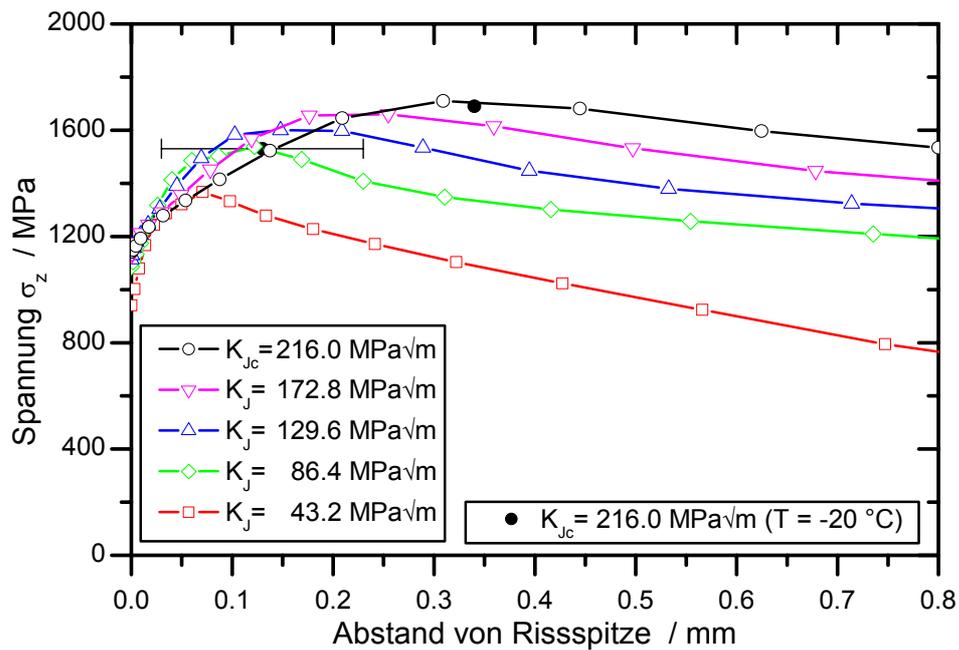


Bild 5.13: Entwicklung der maximalen Hauptspannung im Ligament einer bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe, experimentelles Versagen bei $K_{Jc} = 216,0\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Mittelebene

In [Bild 5.14](#) und [Bild 5.15](#) sind die maximale Hauptspannung σ_z , die Mehrachsigkeit q und die plastische Vergleichsdehnung $\varepsilon_{acc,pl}$ am Versagensort (Spaltbruchausgangsstelle) in Abhängigkeit von der Belastungshöhe dargestellt. Bei $T = -100\text{ °C}$ beträgt der Abstand der Spaltbruchausgangsstelle von der aktuellen Rissfront $y_{cv} = 45\text{ }\mu\text{m}$, während dieser bei $T = -20\text{ °C}$ $y_{cv} = 340\text{ }\mu\text{m}$ beträgt. Die eingezeichnete vertikale Linie kennzeichnet die experimentell bestimmte Belastungshöhe beim Eintreten des Spaltbruchereignisses. Bei beiden

Temperaturen ist zum Versagenszeitpunkt eine sehr große Hauptspannung erreicht. Vor allem bei der Betrachtung der höheren Temperatur $T = -20\text{ °C}$, Bild 5.15, deutet sich an, dass zu diesem Zeitpunkt bereits die höchste Mehrachsigkeit an der Position des Spaltbruchausgangs erreicht wurde und die Mehrachsigkeit bereits wieder leicht abnimmt. Die an der Versagensstelle bestimmten plastischen Dehnungen sind vergleichsweise gering in Bezug auf die auftretenden Werte an der Rissspitze, vgl. Bild 5.10 und Bild 5.11.

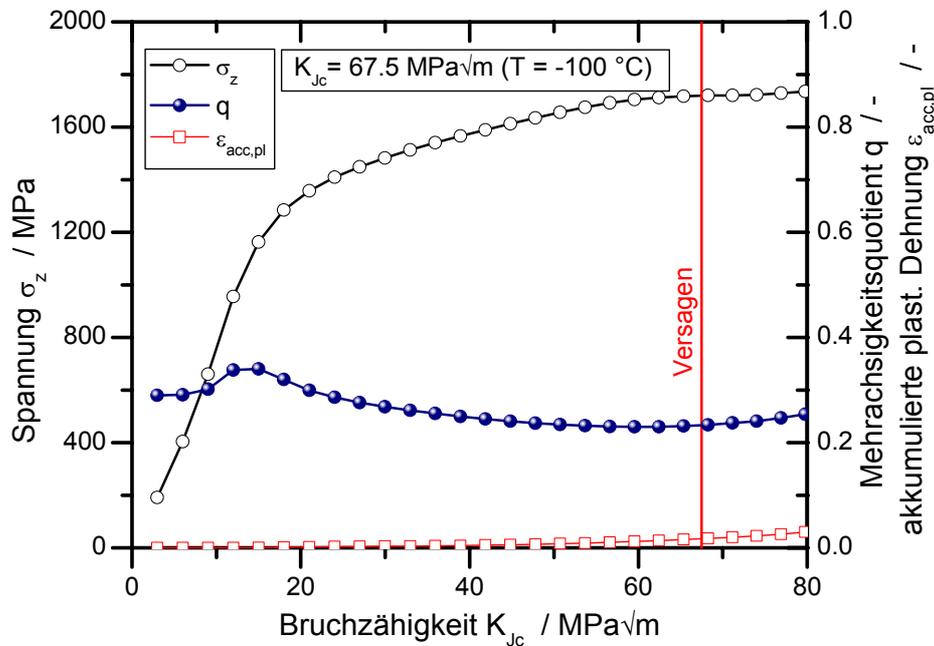


Bild 5.14: Entwicklung der 1. Hauptspannung, der Mehrachsigkeit und der akkumulierten plastischen Dehnung an der Spaltbruchausgangsstelle einer bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe, experimentelles Versagen bei $K_{Jc} = 67,5\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Mittelebene

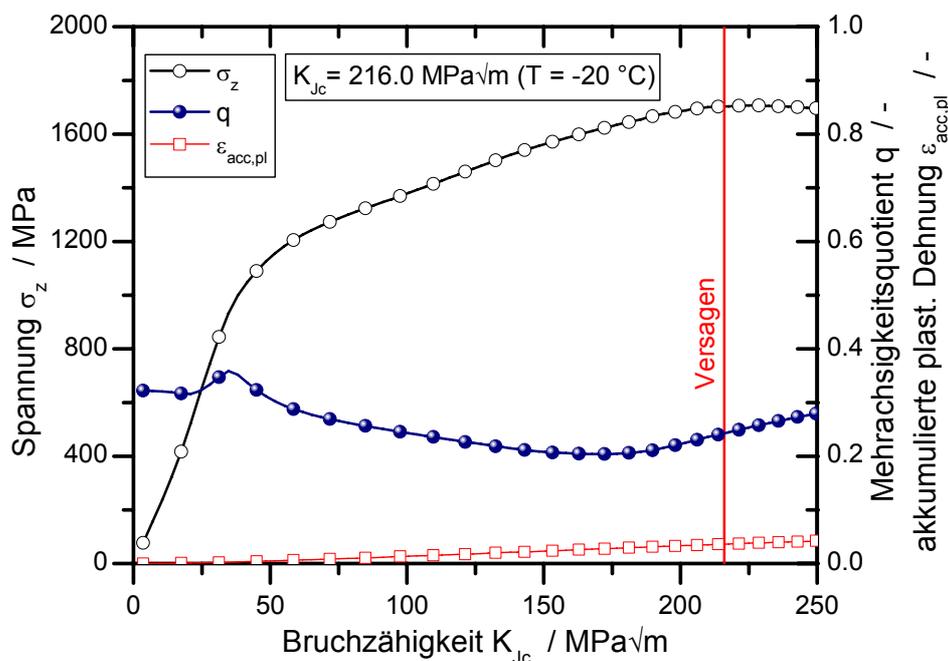


Bild 5.15: Entwicklung der 1. Hauptspannung, der Mehrachsigkeit und der akkumulierten plastischen Dehnung an der Spaltbruchausgangsstelle einer bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probe, experimentelles Versagen bei $K_{Jc} = 216,0\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, Mittelebene

Diese Untersuchungen lassen in Übereinstimmung mit der Literatur den Schluss zu, dass die größte Hauptspannung den wesentlichen Einflussfaktor auf die Auslösung des Spaltbruchs darstellt [102]. Auch neuere Untersuchungen an demselben Werkstoff bestätigen dies, [103] und [104].

Im Folgenden wird daher vor allem die größte Hauptspannung für einen Vergleich herangezogen. Ausgewertet wurde jeweils in der Symmetrieebene der Probe, da dort, bedingt durch den mehrachsigen Spannungszustand, die höchsten Spannungen auftreten. Eine Ausnahme bilden die SE(B)10x10-Proben, bei diesen tritt das Spannungsmaximum in Dickenrichtung knapp unter der Probenoberfläche auf.

Es werden die Einflüsse:

- Prüftemperatur,
- Probengröße,
- Probengeometrie,
- Rissfrontlänge,
- Risstiefenverhältnis,
- vorangehendes duktiler Risswachstum und
- Seitenkerbung

auf die größte Hauptspannung und die Spaltbruchausgangsstelle untersucht. Dabei erfolgte die Auswahl der Probenform für die Analyse der Einflussgrößen analog zu den bruchmechanischen Untersuchungen, Kapitel 4.5 und Tabelle 4.5. Es wurden jeweils die Proben für einen Vergleich herangezogen, die bei einer mittleren Bruchzähigkeit $K_{Jc,med}$ versagten. Ist dies allerdings nicht möglich, da die experimentell ermittelte Bruchzähigkeit der untersuchten Probe deutlich von $K_{Jc,med}$ für die entsprechende Probenform abweicht, findet zusätzlich ein Vergleich bei der mittleren Bruchzähigkeit statt. In diesem Fall ist es allerdings nicht zulässig, die metallographisch ermittelte Position der Spaltbruchausgangsstelle in das Diagramm der Spannungsverläufe einzutragen.

Generell ist die bevorzugte Temperatur für die Untersuchung der Einflussgrößen auf den Spaltbruch $T = -100\text{ °C}$, da bei dieser Temperatur im Allgemeinen die Bedingungen für einen reinen Spaltbruch erfüllt sind. In Einzelfällen werden jedoch auch Ergebnisse von Proben, die bei der Temperatur $T = -20\text{ °C}$ geprüft wurden, für einen Vergleich herangezogen.

5.1.1 Darstellung des Temperatureinflusses

Der Einfluss der Prüftemperatur auf den Verlauf der größten Hauptspannung zum Versagenszeitpunkt wird an C(T)25-Proben dargestellt, [Bild 5.16](#). Das Spannungsmaximum rückt mit abnehmender Temperatur näher an die Rissfront und speziell bei tiefen Temperaturen wird der Betrag des Spannungsmaximums größer. In [Bild 5.16](#) sind zusätzlich die experimentell bestimmten Positionen der Spaltbruchinitiierungsspot eingetragene (ausgefüllte schwarze Symbole mit angedeutetem Unsicherheitsbereich). Diese liegen im Bereich der jeweiligen Spannungsmaxima.

Die Ergebnisse für die bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften Proben sind nur bedingt belastbar, da das experimentell beobachtete duktile Risswachstum bei dieser Simulation nicht berücksichtigt wurde. Auf diesen Einflussfaktor wird in [Kapitel 5.1.6](#) eingegangen.

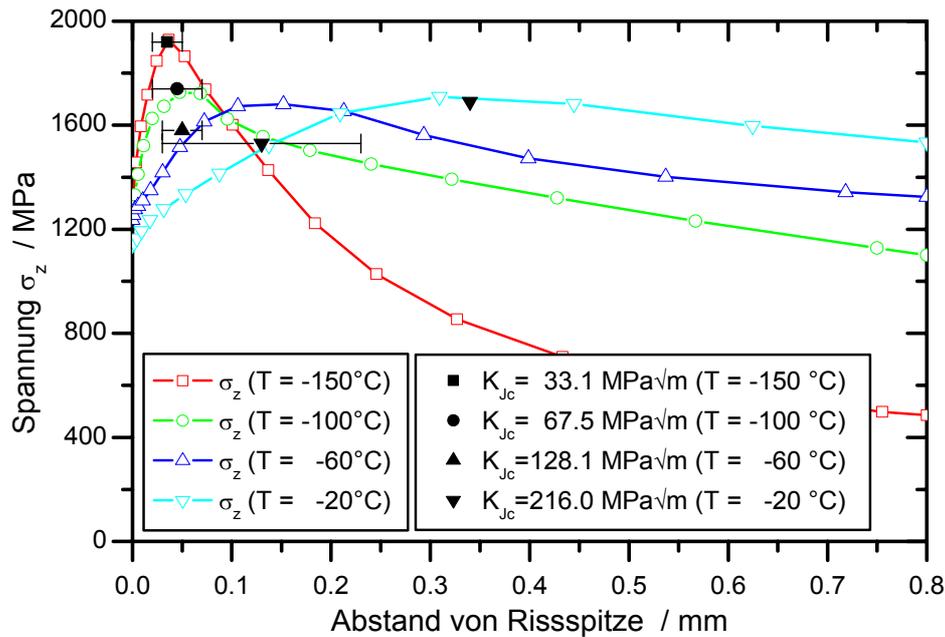


Bild 5.16: Einfluss der Prüftemperatur auf den Spannungsverlauf (1. Hauptspannung) im Ligament von C(T)25-Proben zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Mittelebene

5.1.2 Darstellung des Größeneinflusses

Zur Untersuchung des Größeneinflusses wurden die Ergebnisse von C(T)25-, C(T)50- und C(T)100-Proben sowie von SE(B)10x10- und SE(B)50x50-Proben herangezogen. Wird wieder die maximale Hauptspannung zum jeweiligen Versagenszeitpunkt bei $T = -20\text{ °C}$ für die C(T)-Proben über dem Ligament aufgetragen, **Bild 5.17**, ergeben sich annähernd identische Spannungsverläufe.

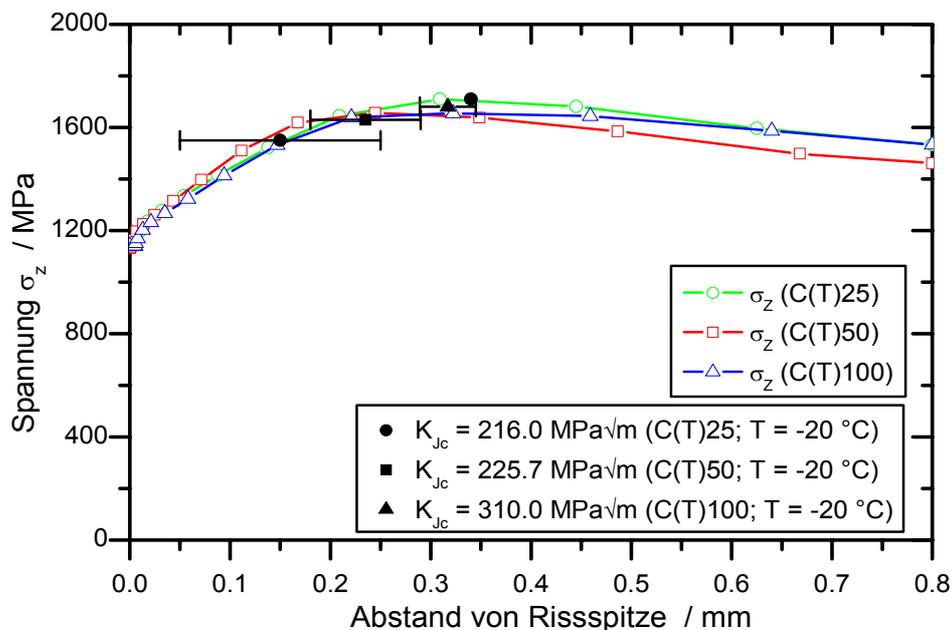


Bild 5.17: Einfluss der Probengröße auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament von C(T)-Proben zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -20\text{ °C}$, Mittelebene

Auch die experimentell gefundenen Initiierungspots (schwarze Symbole mit angedeutetem Unsicherheitsbereich) der unterschiedlichen Probengrößen liegen wieder im Bereich der

Spannungsmaxima, Bild 5.17. Allerdings sind die Ergebnisse für $T = -20\text{ °C}$ nur bedingt belastbar, da das experimentell beobachtete duktile Risswachstum bei der Verwendung des von Mises Materialmodells nicht abgebildet wird, vgl. Kapitel 5.1.6.

Auf die Darstellung des Vergleichs der Spannungsverläufe zum Versagenszeitpunkt bei $T = -100\text{ °C}$ wird verzichtet, da die vorliegenden experimentell bestimmten Bruchzähigkeiten bei Eintritt der Spaltbruchereignisse nicht repräsentativ sind. Die Prüfung der C(T)50-Probe bei $T = -100\text{ °C}$ ergab einen Wert im oberen Bereich der Bruchzähigkeit, während das Ergebnis der C(T)100-Probe im unteren Streuband liegt, vgl. Kapitel 5.2.4. Ein Vergleich der Spannungsverläufe zum jeweiligen Versagenspunkt würde keine Aussagen über einen Größeneinfluss zulassen. Daher werden die Spannungsverläufe bei dieser Temperatur zum jeweiligen mittleren Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,med}$ verglichen, Bild 5.18. Der $K_{Jc,med}$ -Wert wird dabei nach ASTM E 1921 anhand der für jede Probenform experimentell bestimmten Referenztemperatur T_0 bestimmt, Tabelle 4.6. Einzige Ausnahme bildet dabei der C(T)100-Probensatz, da von dieser Probenform insgesamt nur zwei Proben geprüft wurden. In diesem Fall wurde die Referenztemperatur der C(T)25-Proben herangezogen.

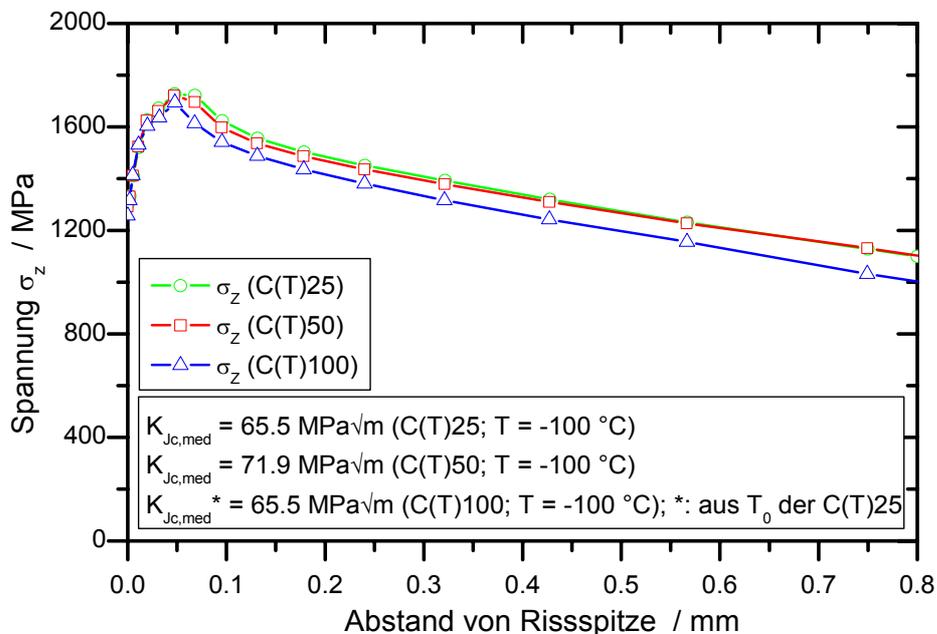


Bild 5.18: Einfluss der Probengröße auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament von C(T)-Proben beim mittleren Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,med}$, $T = -100\text{ °C}$, Mittelebene

Die Spannungsverläufe der C(T)25- und C(T)50-Probe sind bei $T = -100\text{ °C}$ identisch, während in der C(T)100-Probe etwas geringere Spannungen auftreten, Bild 5.18. Allerdings ist dabei zu berücksichtigen, dass die C(T)50-Probe aufgrund der geringeren T_0 (im Vergleich zur C(T)25-Probe), einen höheren mittleren Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,med}$ aufweist. Diese schwache Tendenz eines geringeren Spannungsniveaus mit zunehmender Probengröße ist deutlicher beim Vergleich bei der Temperatur $T = -20\text{ °C}$ erkennbar, Bild 5.19. Auch bei dieser Gegenüberstellung werden die Spannungen zum jeweiligen mittleren Bruchzähigkeitswert der Probe betrachtet. Allerdings unterscheiden sich diese $K_{Jc,med}$ -Werte aufgrund der nahezu gleichen Referenztemperaturen bei $T = -20\text{ °C}$ für alle drei C(T)-Proben nur insignifikant. Dieser Effekt resultiert aus der tieferen T_0 für den C(T)25-Probensatz bei $T = -20\text{ °C}$ im Gegensatz zur T_0 , die am bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probensatz ermittelt wurde, Tabelle 4.6.

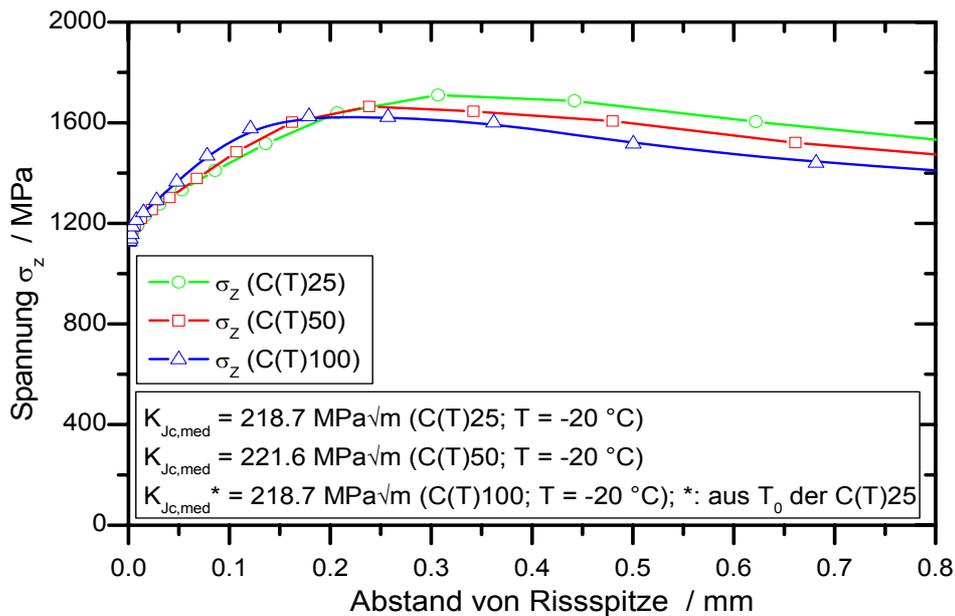


Bild 5.19: Einfluss der Probengröße auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament von C(T)-Proben beim mittleren Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,med}$, $T = -20\text{ °C}$, Mittelebene

Der Größeneinfluss kann auch an den SE(B)10x10- und SE(B)50x50-Proben untersucht werden, [Bild 5.20](#) und [Bild A.5.1](#) (Anhang). Sowohl zum Versagenszeitpunkt als auch zum mittleren Bruchzähigkeitswert sind die Spannungsverteilungen hinter der Rissfront in beiden Proben nahezu identisch. Erst tiefer im Ligament fällt die größte Hauptspannung in der kleineren Probe schwächer ab. Dies resultiert aus der deutlich größeren plastischen Verformung der SE(B)10x10-Probe. Die experimentell gefundenen Initiierungsspot (schwarze Symbole mit angedeutetem Unsicherheitsbereich) liegen wieder im Bereich der Spannungsmaxima.

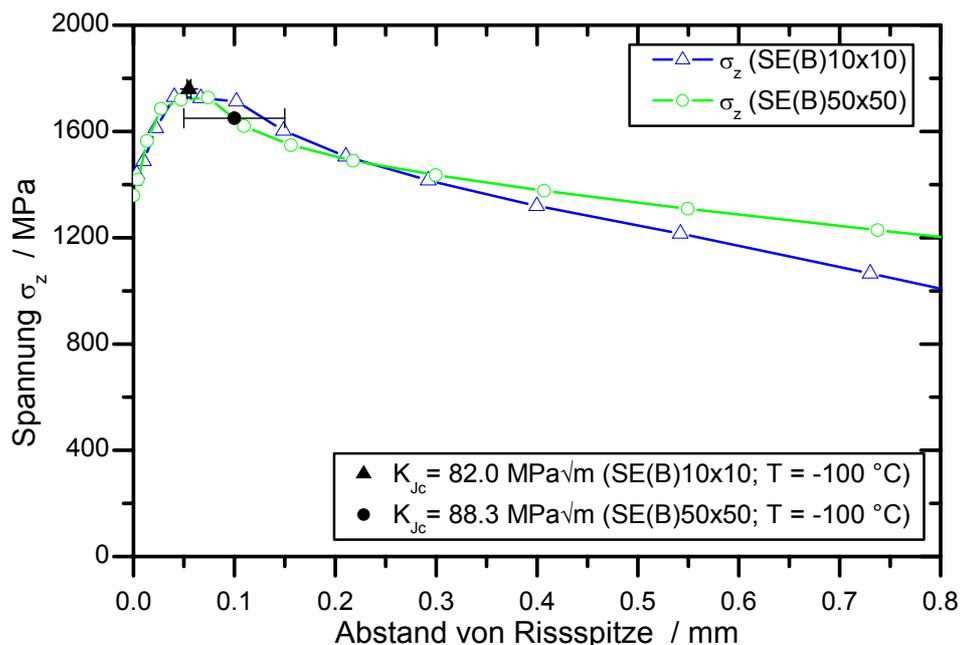


Bild 5.20: Einfluss der Probengröße auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament von SE(B)-Proben zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -100\text{ °C}$, Mittelebene

Eine Beurteilung der Rissfrontlängenkorrektur für die insgesamt größenskalierten C(T)- und SE(B)-Proben, rein auf der Grundlage der dargestellten größten Hauptspannungsverläufe, ließe den Schluss zu, dass die Rissfrontlängenkorrektur die Bruchzähigkeit etwas zu stark korrigiert. Allerdings ist diese Tendenz nur dann deutlich feststellbar, wenn die unterschiedlich großen Proben zu einem vergleichbaren $K_{Jc,med}$ -Wert führen, wie dies bei $T = -20\text{ °C}$ für die unterschiedliche großen C(T)-Proben der Fall ist.

5.1.3 Darstellung des Geometrieinflusses

Um einen eventuellen Geometrieinfluss zu untersuchen, werden die Hauptspannungsverläufe der auf Zug belasteten C(T)25- und SE(T)25x50-Probe sowie der auf Biegung belasteten SE(B)25x50-Probe bei einer Prüftemperatur von $T = -100\text{ °C}$ betrachtet. Zum Versagenszeitpunkt zeigen die C(T)- und die SE(T)-Probe betragsmäßig annähernd dieselbe Maximalspannung, während die SE(B)-Probe ein leicht höheres Spannungsmaximum aufweist, Bild 5.21. Das jeweilige Spannungsmaximum der C(T)25- und der SE(T)25x50-Probe liegt im Vergleich zu dem der SE(B)25x50-Probe etwas näher an der Rissfront. Dies wird durch die fraktographischen Untersuchungen der geprüften Proben bestätigt (ausgefüllte Symbole mit angedeutetem Unsicherheitsbereich). Der Bereich der maximalen Spannung, d.h. der Spannungspik, ist bei der SE(B)25-Probe breiter als bei den SE(T)- und C(T)-Proben. Diese Aussage wird etwas relativiert, werden die Spannungsverläufe beim Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,med}$ verglichen, Bild 5.22.

Beide auf Zug belastete Proben, C(T) und SE(T), weisen einen nahezu identischen Spannungsverlauf auf, während die maximale Hauptspannung in der SE(B)-Probe nur geringfügig tiefer (d.h. nach rechts) ins Ligament verschoben ist, Bild 5.22. Die Maximalspannung beim mittleren Bruchzähigkeitswert $K_{Jc,med}$ ist nahezu gleich, aber der Spannungspik in der SE(B)-Probe ist etwas breiter. Die um 17 K bzw. 20 K (Tabelle 4.6) höhere Referenztemperatur ergibt einen um ca. $15\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ höheren $K_{Jc,med}$ -Wert der SE(B)25x50-Probe. Damit stellt sich ein vergleichbarer Spannungszustand ein.

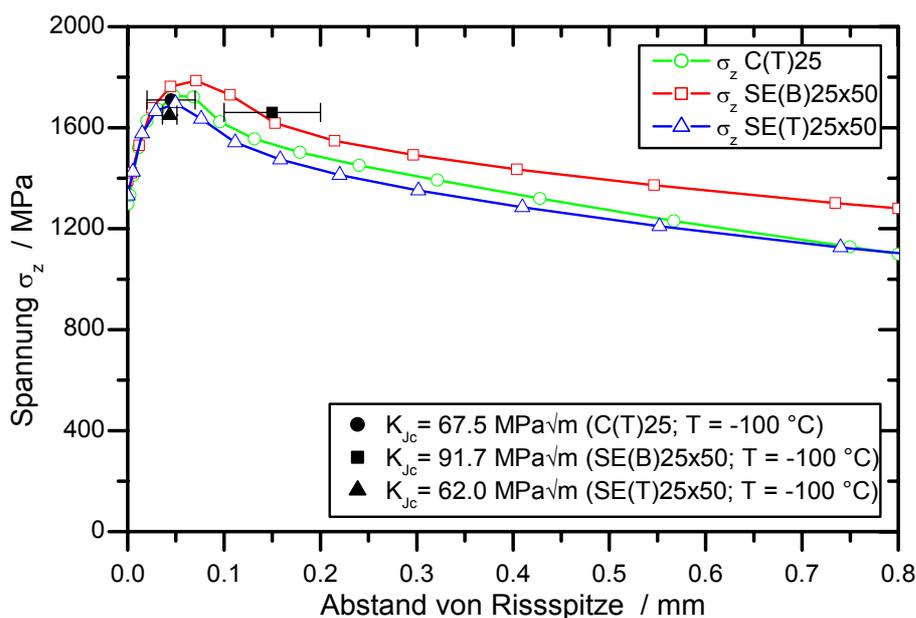


Bild 5.21: Einfluss der Probengeometrie auf den Spannungsverlauf (1. Hauptspannung) im Ligament zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -100\text{ °C}$, Mittelebene

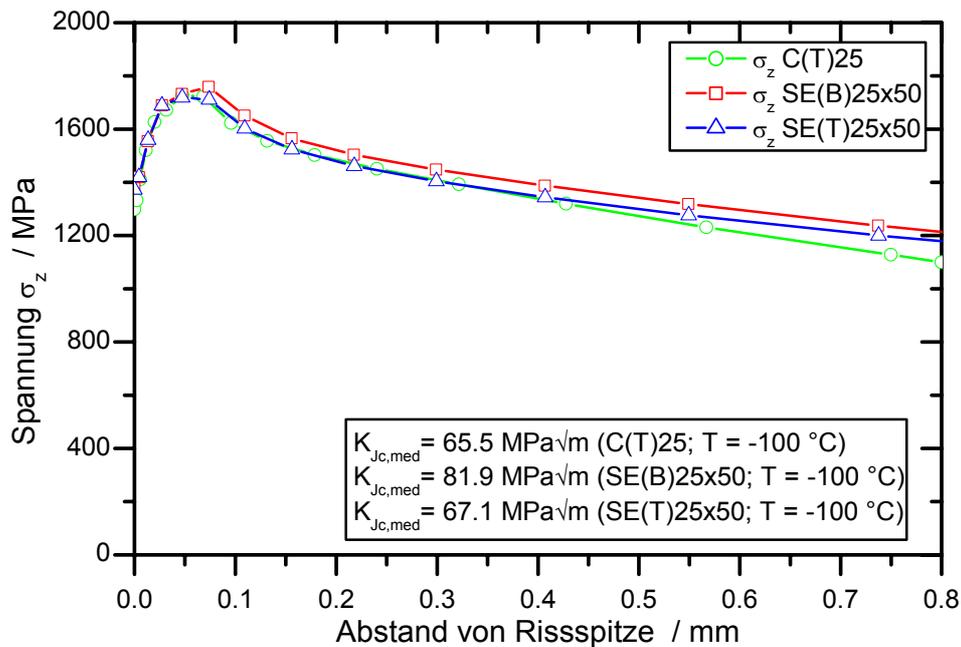


Bild 5.22: Einfluss der Probengeometrie auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament zum Zeitpunkt des mittleren Bruchzähigkeitswerts $K_{Jc,med}$, $T = -100 \text{ }^\circ\text{C}$, Mittelebene

5.1.4 Darstellung des Rissfrontlängeneinflusses

Anhand von unterschiedlich dicken SE(B)-Proben (SE(B)10x50-, SE(B)25x50- und SE(B)50x50-Proben) ist sowohl ein Vergleich des Spannungszustands bei Versagen als auch bei einem mittleren $K_{Jc,med}$ -Wert, unter Anwendung der Rissfrontlängenkorrektur, möglich. Bei diesen Proben wird nur die Rissfrontlänge variiert, alle weiteren Geometriegrößen sind identisch. Zum Versagenszeitpunkt zeigen die SE(B)10x50- und SE(B)25x50-Proben einen annähernd gleichen Spannungsverlauf, wohingegen der Spannungspeak der SE(B)50x50-Probe etwas schmaler ausgebildet ist und die 1. Hauptspannung betragsmäßig etwas geringer ist, [Bild 5.23](#).

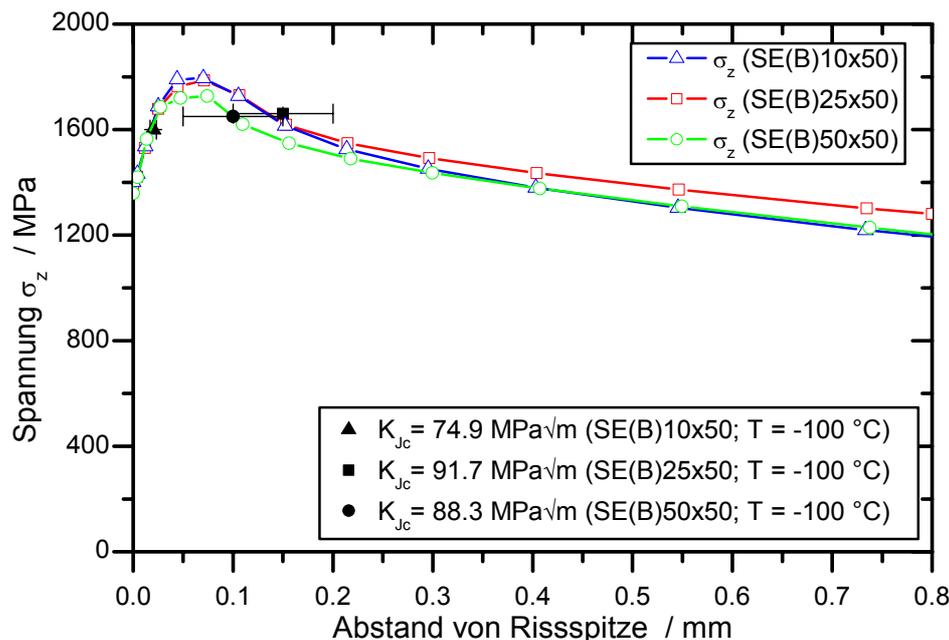


Bild 5.23: Einfluss der Rissfrontlänge auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament zum experimentellen Versagenszeitpunkt, Prüftemperatur $-100 \text{ }^\circ\text{C}$, Mittelebene

Wird die größte Hauptspannung der drei Proben zum Zeitpunkt des mittleren Bruchzähigkeitsmedianwerts $K_{Jc,med}$ verglichen, ist die Tendenz zu erkennen, dass das Spannungsmaximum mit zunehmender Rissfrontlänge abnimmt, Bild 5.24. Die $K_{Jc,med}$ -Werte wurden aus der für jede Probenform experimentell unter Berücksichtigung der Rissfrontlängenkorrektur nach ASTM E 1921 bestimmten Referenztemperatur T_0 ermittelt, vgl. Tabelle 4.6.

In Bild 5.25 ist die maximale im Ligament erreichte Hauptspannung σ_1 über dem normierten Abstand von der Probenmitte x^* , Gl. 5.5, dargestellt.

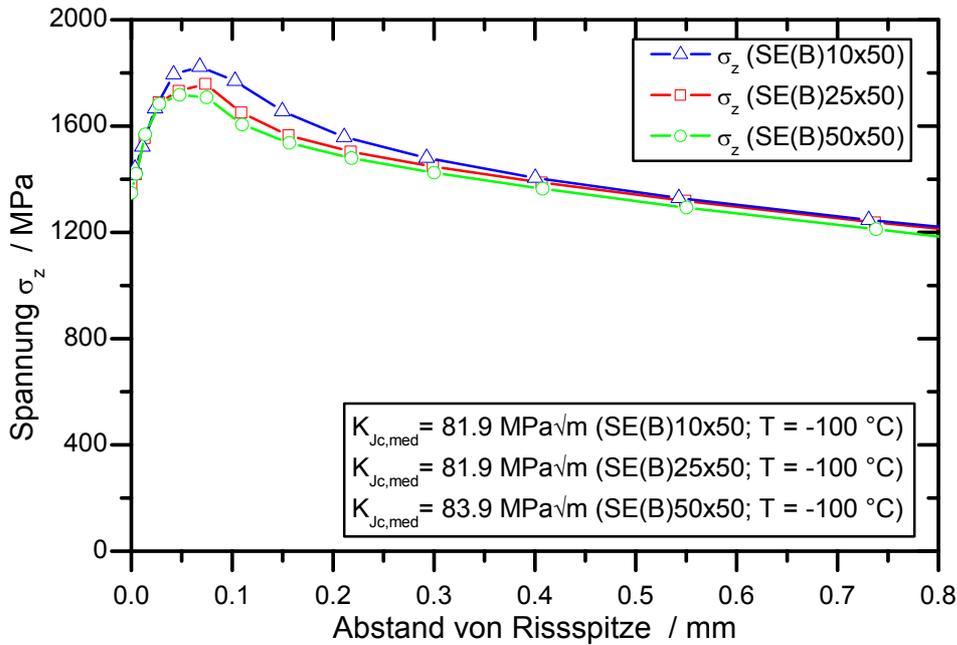


Bild 5.24: Einfluss der Rissfrontlänge auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament zum Zeitpunkt des mittleren Bruchzähigkeitswerts $K_{Jc,med}$, $T = -100\text{ °C}$, Mittelebene

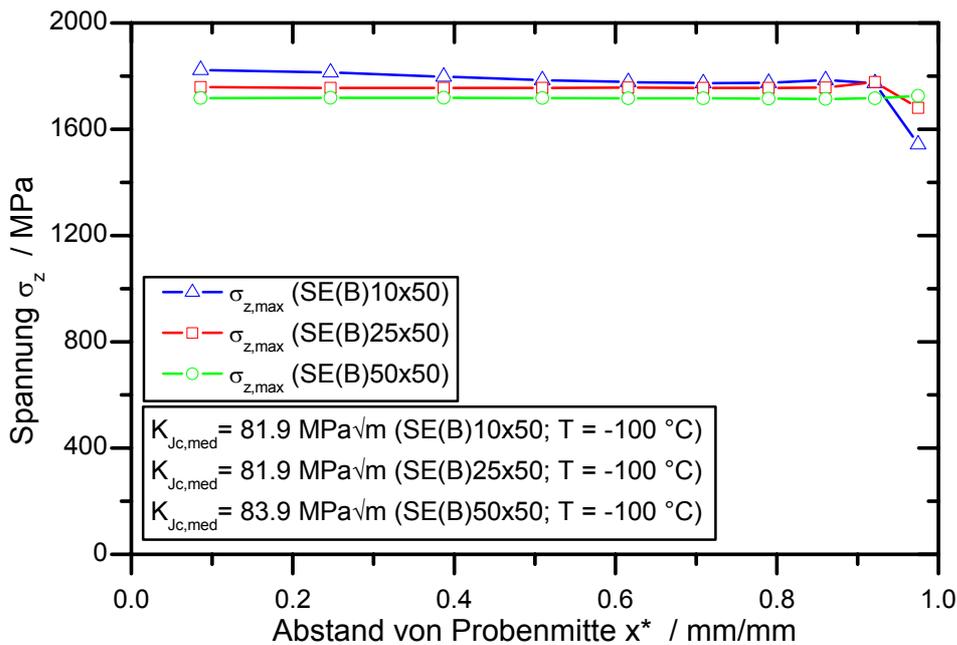


Bild 5.25: Einfluss der Rissfrontlänge auf den Spannungszustand in Probendickenrichtung zum Zeitpunkt des mittleren Bruchzähigkeitswerts $K_{Jc,med}$, $T = -100\text{ °C}$

Es zeigt sich, dass beim jeweiligen mittleren Bruchzähigkeitswert in der dicksten SE(B)-Probe das geringste Spannungsmaximum über nahezu der gesamten Probenbreite erreicht wird, Bild 5.25. Auffällig ist dabei, dass der Spannungsabfall an der Probenoberfläche ($x^* = 1$) in der SE(B)10x50-Probe am größten ist.

$$x^* = \frac{\text{Abstand von Probenmitte}}{\text{halbe Probenbreite}} = \frac{x}{B_{\text{netto}}/2} \quad \text{Gl. 5.5}$$

Der Vergleich der Hauptspannungsverläufe der verschiedenen dicken SE(B)-Proben führt - wie der Probengrößenvergleich in Kapitel 5.1.2 - zu dem Ergebnis, dass die Rissfrontlängenkorrektur die Probendicke leicht überbewertet. Würde zum Beispiel der Bruchzähigkeitswert einer SE(B)10x50-Probe weniger stark zu tieferen Werten korrigiert, dann würde der Spannungsverlauf der SE(B)10x50-Probe zu einem früheren Zeitpunkt verglichen werden und damit zu tieferen Werten verschoben sein. Dies würde zu einer Annäherung der Spannungswerte an die der SE(B)25x50-Probe führen. Diese Hypothese der Rissfrontlängenkorrektur bezieht sich dabei rein auf die Betrachtung des Spannungsverlaufs im Ligament.

5.1.5 Darstellung des Kurzrisseffekts

Um den Kurzrisseffekt zu untersuchen, wurden neben den SE(B)25x50-Standardproben mit einem Risstiefenverhältnis von $a/W \approx 0,5$ auch SE(B)25x50-Kurzrisssproben (shcr $\hat{=}$ „shallow crack“) mit einem $a/W \approx 0,1$ geprüft. Der Vergleich der Spannungsverläufe zum Versagenszeitpunkt, Bild 5.26, zeigt deutlich geringere Hauptspannungen in der Kurzrisssprobe. Sowohl die maximal erreichte Spannung als auch die Breite des Spannungspeaks sind in der SE(B)25x50 (shcr) kleiner. Die fraktographisch bestimmten Positionen der Spaltbruchausgangsstelle liegen bei beiden Proben im hochbeanspruchten Bereich (ausgefüllte Symbole).

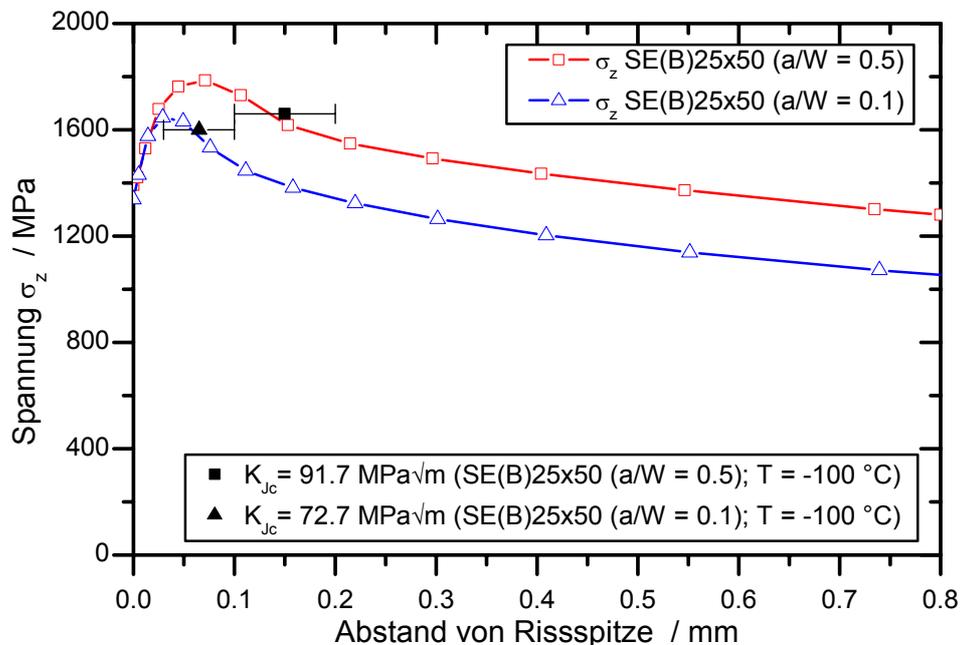


Bild 5.26: Einfluss des Risstiefenverhältnisses auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -100 \text{ }^\circ\text{C}$, Mittelebene

Der Vergleich der Hauptspannungsverläufe bei der jeweiligen mittleren Bruchzähigkeit $K_{Jc,med}$ bestätigt diesen Befund, Bild A.5.2 (Anhang). Trotz der höheren Bruchzähigkeit der

Kurzrisssprobe liegt der Spannungsverlauf dieser Probe weiterhin unter dem der Probe mit Standardrisstiefe. Allerdings nähern sich die Maximalbeträge der Spannungen an. Es ist jedoch ein deutlicher Risstiefeneffekt auf den Spannungsverlauf der 1. Hauptspannung zu erkennen.

5.1.6 Einfluss von duktilem Risswachstum auf den Spannungszustand

Mit höher werdender Prüftemperatur wird experimentell zunehmend duktile Risserweiterung vor dem instabilen Spaltbruchversagen beobachtet. Numerisch wurde dieses Risswachstum durch das Lösen von Freiheitsgraden an dem jeweils aktuellen Rissspitzenknoten mittels eines zwei-dimensionalen FE-Modells simuliert. Die duktile Risserweiterung der bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften 50 C(T)25-Proben betrug bei der Mehrzahl der Proben 0,2 mm - 0,3 mm.

Das duktile Risswachstum wirkt sich bei $T = -20\text{ °C}$ deutlich auf den Verlauf der ersten Hauptspannung vor der Rissspitze aus. In [Bild 5.27](#) ist der Verlauf der maximalen Hauptspannung zum Versagenszeitpunkt dargestellt. Da die Rissspitze bei der Probe mit Risswachstumsimulation um den Betrag der duktilen Risserweiterung (ca. 0,2 mm) verschoben ist, wurde der Nullpunkt der Abszisse auf die jeweils aktuelle Rissspitze bezogen. Der Betrag der Maximalspannung wird durch das duktile Risswachstum nur marginal beeinflusst. Die Spannung steigt jedoch bei den Proben mit simuliertem Risswachstum hinter der Rissspitze wesentlich schneller an und der Bereich, in dem die Spannung auf einem hohen Niveau ist, wird dadurch breiter. Diese Beobachtung ist im Einklang mit den experimentell bestimmten Positionen der Initiierungspots (schwarze Symbole mit angedeutetem Unsicherheitsbereich), die im Bereich des Hochlagenplateaus streuen.

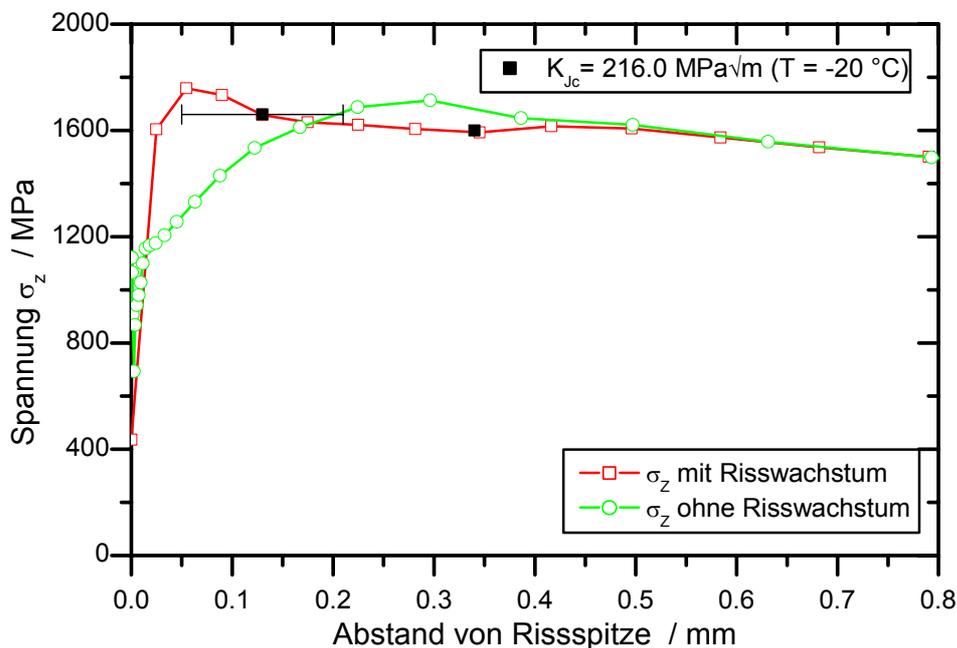


Bild 5.27: Einfluss von duktilem Risswachstum auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament einer C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -20\text{ °C}$

5.1.7 Einfluss der Seitenkerbung

Zur Erhöhung des „constraints“ über die gesamte Probenbreite werden Bruchmechanikproben seitengekerbt. Alle an der MPA Universität Stuttgart geprüften Proben waren mit Seitenkerben versehen, die 20% der Bruttoprobenbreite betragen. Zulässig ist nach Norm auch die Prüfung

nicht seitengekerbter Proben. Um diesen Einfluss auf den Spannungszustand zu untersuchen, wurden C(T)25- und SE(B)10x10-Proben numerisch mit und ohne Seitenkerbe simuliert.

In einem ersten Schritt werden die Hauptspannungsverläufe im Ligament an unterschiedlichen Dickenpositionen zum Versagenszeitpunkt bei der Temperatur $T = -20\text{ °C}$ für eine seitengekerbte und eine nicht seitengekerbte C(T)25-Probe aufgetragen, [Bild 5.28](#) und [Bild 5.29](#).

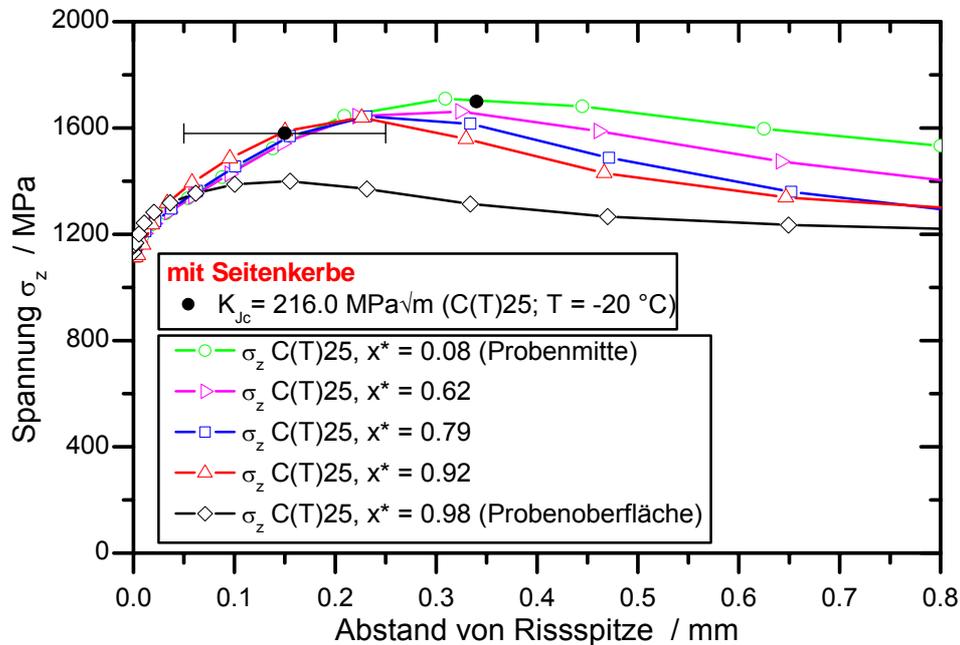


Bild 5.28: Einfluss der Seitenkerbung auf den Spannungsverlauf (1. Hauptspannung) in Dickenrichtung im Ligament einer seitengekerbten C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -20\text{ °C}$, (x^* = normierte Dickenposition)

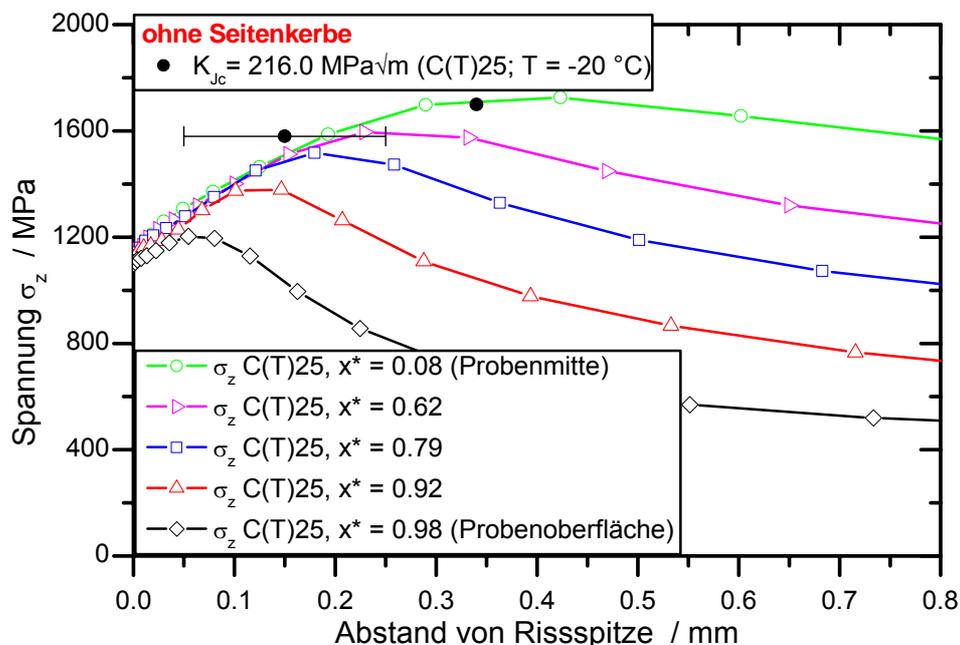


Bild 5.29: Einfluss der Seitenkerbung auf den Spannungsverlauf (1. Hauptspannung) in Dickenrichtung im Ligament einer nicht seitengekerbten C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -20\text{ °C}$, (x^* = normierte Dickenposition)

Dabei ist x^* der auf die halbe Netto-Probenbreite normierte Abstand von der Probenmitte, Gl. 5.5, d.h. in der Probenmitte ist $x^* = 0$, während an der Probenoberfläche $x^* = 1$ ist. In beiden Proben herrscht in Probenmitte die höchste Spannung, Bild 5.28 und Bild 5.29. Der Maximalwert der Spannung fällt bei seitengekerbten Proben zur Probenoberfläche hin nur gering ab. Erst unmittelbar an der Seitenkerbung ($x^* = 0,98$) ist die 1. Hauptspannung deutlich geringer ausgebildet. In einer nicht seitengekerbten Probe beginnt der Spannungsabfall bei deutlich geringeren Abständen von der Mittelebene und der Spannungsverlauf von σ_z nimmt in Richtung Probenoberfläche kontinuierlich ab. Dabei wird nicht nur der Bereich hoher Spannungen kleiner, sondern es nimmt auch der Betrag der maximal erreichten Spannung ab.

Für einen besseren Vergleich sind die Spannungsverläufe in Probenmitte und an der Probenoberfläche in Bild 5.30 für beide Proben in einem Diagramm dargestellt. Der Spannungsverlauf in Probenmitte wird nicht von einer Seitenkerbung beeinflusst, sondern ist bei gleicher Risspitzenbelastung nahezu identisch. Allerdings ist der Spannungsabfall an der Probenoberfläche, der bei beiden Proben auftritt, in der seitengekerbten Probe deutlich schwächer ausgeprägt.

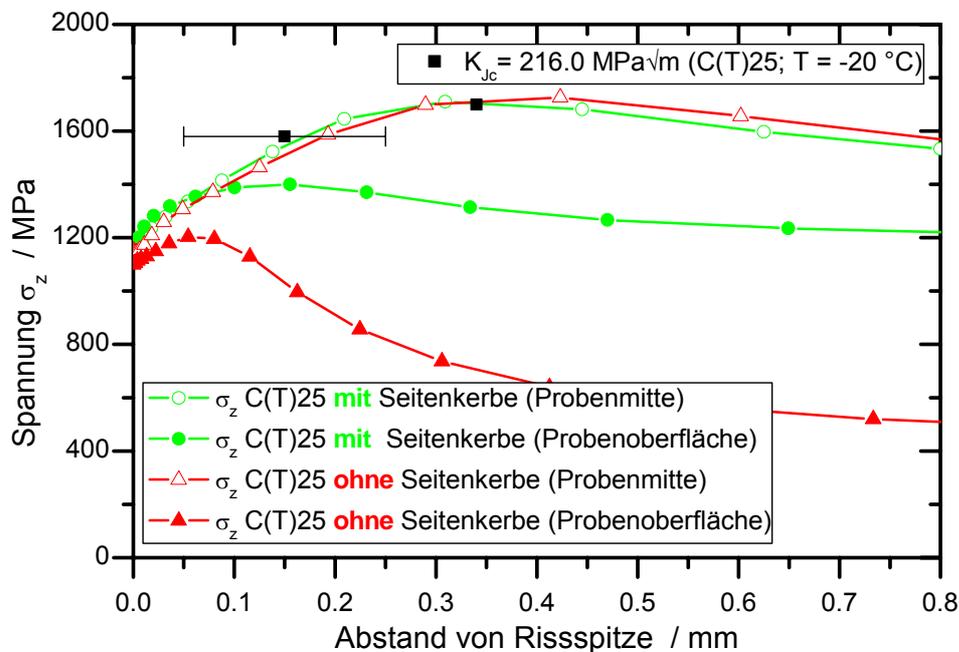


Bild 5.30: Einfluss der Seitenkerbung auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament von C(T)25-Proben zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -20 \text{ °C}$

Um diesen Einfluss genauer zu untersuchen, sind in Bild 5.31 die maximalen Beträge der 1. Hauptspannung in Dickenrichtung für die seitengekerbte und die ungekerbte Probe bei den beiden Temperaturen $T = -20 \text{ °C}$ und $T = -100 \text{ °C}$ zum jeweiligen Versagenszeitpunkt aufgetragen. Das heißt, dass für jede Dickenposition das Spannungsmaximum der 1. Hauptspannung ermittelt wurde, das nicht zwangsweise im gleichen Abstand von der Rissfront zu liegen kommt, wie beispielsweise in Bild 5.28 zu erkennen ist. Bei $T = -100 \text{ °C}$ wird in beiden Proben in ca. 80% des Ligaments eine betragsmäßig gleich große Maximalspannung erreicht. Während dieses Spannungsniveau in der seitengekerbten Probe nahezu unverändert bleibt, fällt dieses in der nicht gekerbten Probe zur Probenoberfläche hin um ca. 300 MPa ab. Ausgeprägter tritt dieser Einfluss mit zunehmender Plastifizierung auf, d.h. mit zunehmender

ertragbarer Risspitzenbelastung bei z.B. $T = -20\text{ °C}$. Während in der Probe ohne Seitenkerbe ein deutlicher „loss of constraint“ zu verzeichnen ist, wird in der gekerbten Probe in über 90% der Probendicke eine ähnlich hohe Maximalspannung erreicht.

Anhand dieser Spannungsverläufe kann nun auch eine Aussage zum Abstand der Spaltbruchausgangsstellen von der Probenmitte getroffen werden. Die fraktographischen Initiierungsspot sind in Bild 5.31 als ausgefüllte schwarze Symbole eingetragen. Bei der tiefen Temperatur wird in der gekerbten Probe in nahezu der gesamten Dicke dasselbe Spannungsniveau erreicht, daher streuen die Ausgangsstellen über die gesamte Probendicke. Bei höheren Temperaturen nimmt aufgrund der zunehmenden Plastifizierung die Maximalspannung zur Probenoberfläche hin ab, daher wird bei höheren Bruchlasten bzw. Temperaturen eine geringere Streuung des lateralen Abstands (x_{CV}) des Initiierungsspot von der Probenmitte erwartet. Dieser Effekt sollte sehr ausgeprägt bei nicht seitengekerbten Proben auftreten. Dies wird durch die Untersuchungen des IWM bestätigt [44].

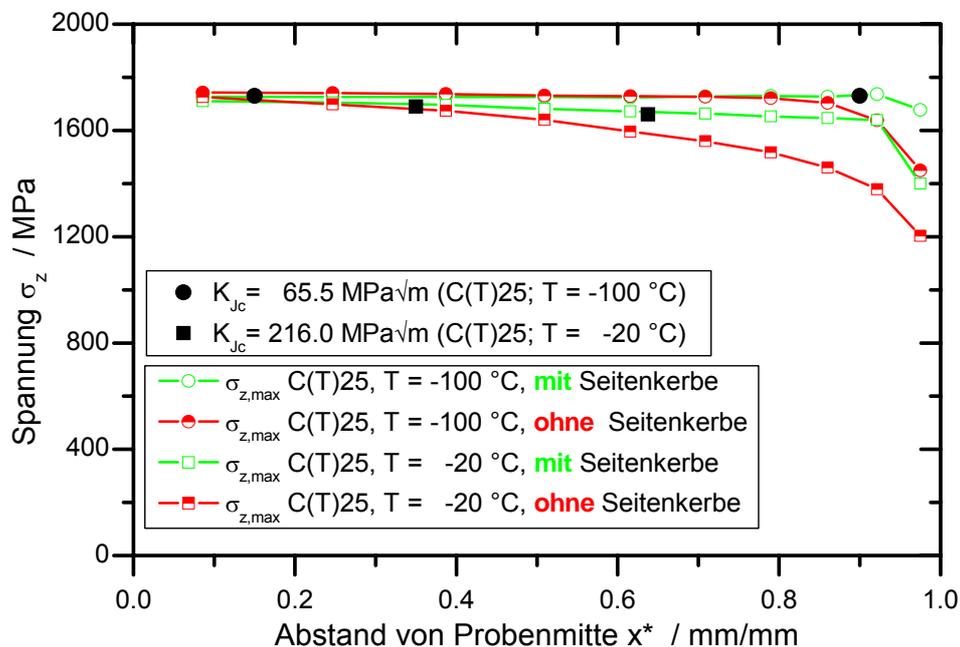


Bild 5.31: Einfluss der Seitenkerbung auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament einer C(T)25-Probe zum experimentellen Versagenspunkt, $T = -20\text{ °C}$ u. $T = -100\text{ °C}$

Analog zu Bild 5.31 sind in Bild 5.32 die maximalen Werte der 1. Hauptspannung im Abstand von der Probenmitte für seitengekerbte und nicht seitengekerbte SE(B)10x10-Proben zum Versagenszeitpunkt aufgetragen. Für diese Probenform ergibt sich ein leicht verändertes Bild. Zwar fallen bei den ungekerbten Proben die Spannungen von ca. 70% der Probenbreite an ab, allerdings ist der Betrag des Spannungsabfalls zwischen gekerbter und ungekerbter Probe für beide Temperaturen nahezu gleich groß. Aufgrund der höheren Temperatur und des damit veränderten Fließverhaltens, sind dabei die maximalen Spannungsbeträge um ungefähr 200 MPa gegenüber den bei $T = -100\text{ °C}$ simulierten Proben reduziert. Auffällig ist dabei auch, dass aufgrund der Seitenkerbung das Spannungsmaximum nahe der Probenoberfläche erreicht wird. Daher konnten metallographisch die Initiierungspunkte (ausgefüllte schwarze Symbole) auch über der gesamten Probenbreite der gekerbten Proben gefunden werden.

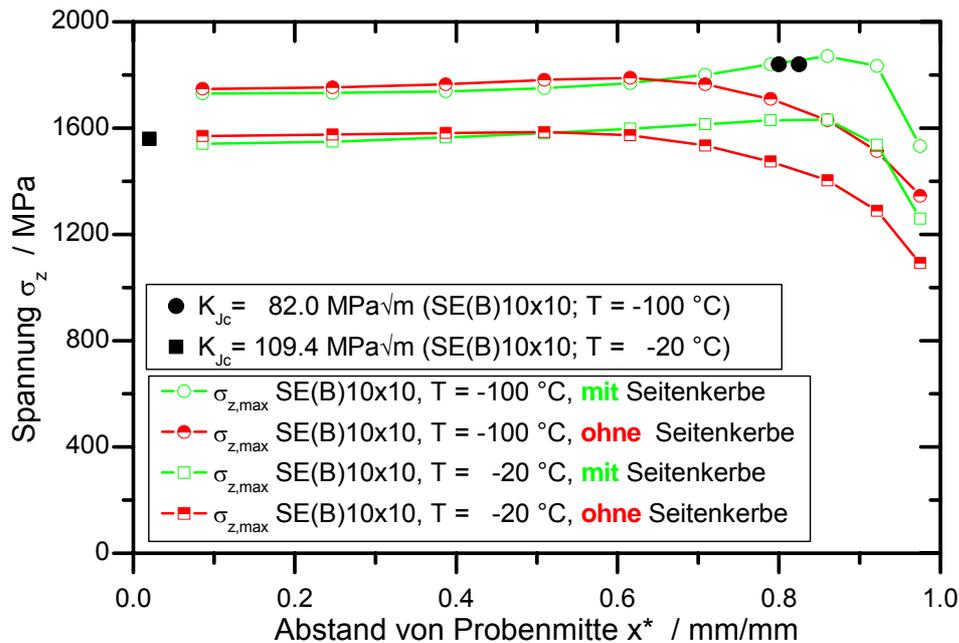


Bild 5.32: Einfluss der Seitenkerbung auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament einer SE(B)10x10-Probe zum exp. Versagenszeitpunkt, $T = -20\text{ °C}$ und $T = -100\text{ °C}$

5.1.8 Fazit

Werden die Ergebnisse dieser Untersuchungen zusammengefasst, ist erkennbar, dass die experimentell gefundenen Effekte mit dem Verlauf der größten Hauptspannung korrelieren. Die größte Hauptspannung hat also erwartungsgemäß den wesentlichsten Einfluss auf die Auslösung des Spaltbruchs. Allerdings reicht die größte Hauptspannung als alleiniges Versagenskriterium nicht aus. Um den statistischen Ursachen des Spaltbruchs gerecht zu werden, müssen Effekte wie Größe der plastifizierten Volumens und damit der Rissfrontlänge berücksichtigt werden. So nimmt beispielsweise die Wahrscheinlichkeit, eine im Sinne des „weakest-link“ Ansatzes potentielle Spaltbruchausgangsstelle im hochbeanspruchten Werkstoffvolumen zu finden, mit zunehmender Rissfrontlänge zu. Damit steigt mit zunehmender Probengröße die Versagenswahrscheinlichkeit.

5.2 Simulationen mit dem Beremin-Modell

Das Beremin-Modell beschreibt den mikrostrukturellen Versagensprozess durch Spaltbruch unter Anwendung eines statistischen Gesetzes zur Bestimmung der Versagenswahrscheinlichkeit, vgl. Kapitel 3.2.1. Dieses Modell wird in der Zähigkeitstieflage und dem Übergangsbereich eingesetzt um die Einflussfaktoren auf die K_{Jc} -Werte zu untersuchen und mit Hilfe der experimentellen Befunde zu verifizieren.

In den experimentellen Untersuchungen wurde festgestellt, dass der Bruchzähigkeitswert nicht nur von der Temperatur, sondern auch von der Probengeometrie, der Risstiefe, der Rissfrontlänge und der Probengröße abhängig ist. Um diese Einflüsse beurteilen und quantifizieren zu können, wird untersucht, ob das Beremin-Modell in der Lage ist, die experimentell beobachteten Einflüsse wiederzugeben. Für die Simulationen wurden die untersuchten Probengeometrien dreidimensional modelliert und mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente berechnet. Eine komplette Aufstellung der durchgeführten Berechnungen ist in Tabelle 5.1

gegeben. Für die Simulationen wurde ein sehr feines Netz mit isoparametrischen 20-knotigen Volumenelementen verwendet, vgl. Bild 5.2 bis Bild 5.5. Es hat sich gezeigt, dass die FEM-Modellierung und -Diskretisierung speziell bei einem sehr groben Netz einen wesentlichen Einfluss auf die Ergebnisse haben. Deswegen wurde im Bereich der Risspitze für alle Berechnungen ein identisches Netz verwendet.

Im Folgenden werden die mittels des Beremin-Modells berechneten, die experimentellen und die vom Masterkurve-Konzept an der entsprechenden Geometrie ermittelten Spannungsintensitätsfaktoren bei den Temperaturen von -100 °C und -60 °C miteinander verglichen. Dabei ist zu beachten, dass für diese Betrachtungen u.a. auch nicht rissfrontlängenkorrigierte Bruchzähigkeitswerte für die Voraussage nach ASTM E 1921 verwendet werden. Hierfür werden die Werte der Masterkurve mit der Gleichung zur Korrektur der Rissfrontlänge auf die jeweilige Rissfrontlänge zurückgerechnet, falls diese von der Standardbreite von 25 mm abweicht. Die Werte werden mit $MC(oDk)$ ($oDk \hat{=}$ ohne Dickenkorrektur) bzw. mit $K_{Jc}(oDk)$ bezeichnet. Diese Vorgehensweise wurde gewählt, um den Einfluss der Rissfrontlänge aufzeigen zu können und dabei diese Einflussgröße unabhängig von der Rissfrontlängenkorrektur zu betrachten.

Die sehr umfangreichen experimentellen Untersuchungen lassen die Bestimmung einer eigenen T_0 für jede Probenform zu. Die einzige Ausnahme bilden die C(T)100-Proben, von denen nur zwei Stück geprüft wurden. Die hier dargestellten Referenztemperaturen T_0 wurden bis auf die C(T)25-Proben anhand temperaturverteilter Proben bestimmt, vgl. hierzu auch Kapitel 4.5.

Die Ermittlung der Werkstoffparameter für das Beremin-Modell erfolgte, wie in Kapitel 5.2.1 beschrieben wird, an den bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Proben. Dieser Parametersatz wird im Folgenden für alle vorgestellten Berechnungen verwendet, um das Versagen zu prognostizieren. Das heißt, die Werkstoffcharakteristik (m , σ_u) wird an einer Probengeometrie bestimmt und dann bei allen weiteren Probenformen angewendet.

Neben der Berechnung der kompletten Versagensstreubänder, ausgedrückt in Bruchzähigkeitswerten K_{Jc} , wird darüber hinaus auch die Referenztemperatur T_0 nach ASTM E 1921 [8] unter Verwendung der Dickenkorrektur berechnet und verglichen. Für die numerischen Voraussagen mit dem Beremin-Modell wird dabei der dickenkorrigierte Medianwert mittels Gl. 5.6 (abgeleitet von Gl. 3.7) in die Referenztemperatur T_0 umgerechnet.

$$T_0 = T - \frac{1}{0.019} \cdot \ln \left[\frac{K_{Jc,med} - 30}{70} \right] \quad \text{Gl. 5.6}$$

Im Folgenden werden anhand dieser Ergebnisse die jeweiligen Einflussfaktoren auf die Versagensbruchzähigkeit bzw. die ermittelte Referenztemperatur diskutiert. Vorab werden die Parameterbestimmung und die zu wählende Vernetzung des FE-Modells erläutert.

5.2.1 Parameterbestimmung

Die Bestimmung der Materialparameter erfolgt in einer iterativen Anpassung durch den Vergleich von numerischen mit experimentellen Ergebnissen im Anlehnung an [90]. Diese Vorgehensweise ist schematisch in Bild 5.33 dargestellt.

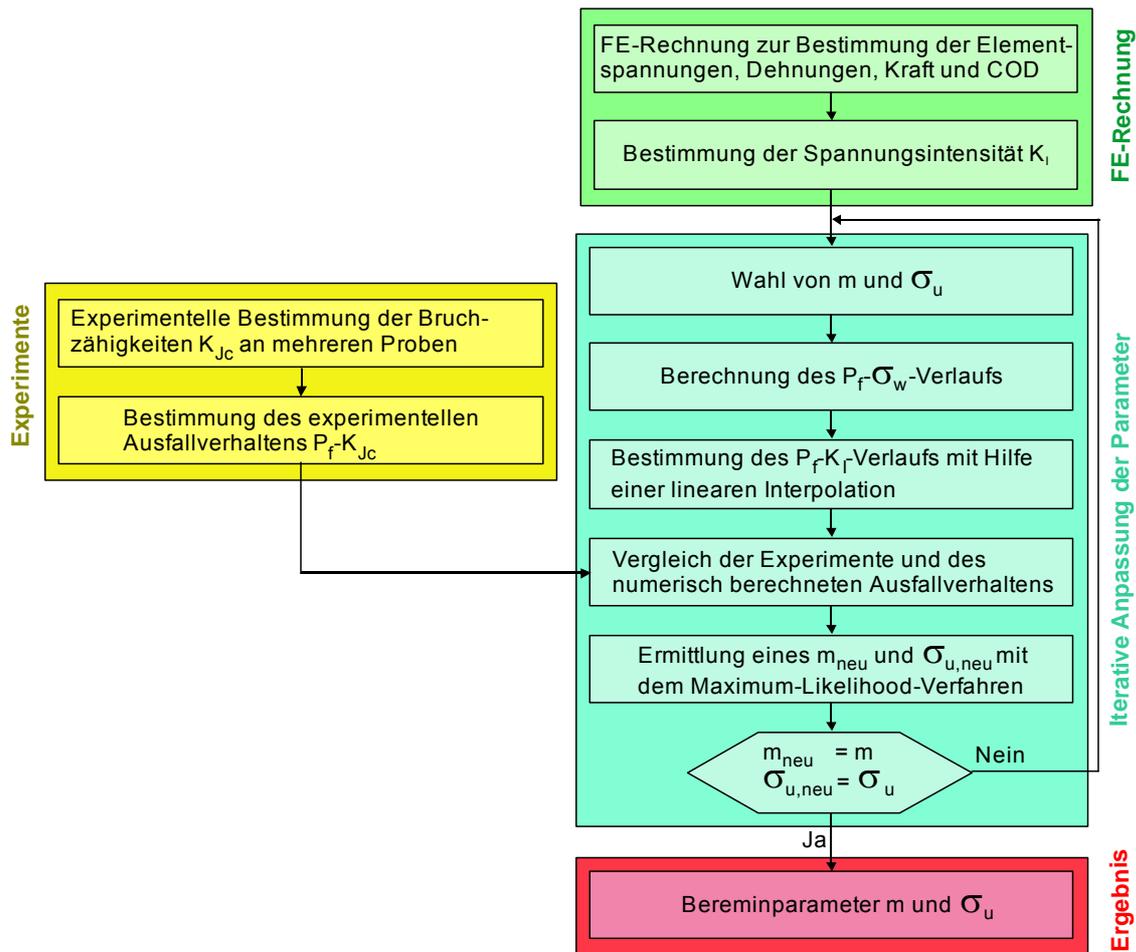


Bild 5.33: Schematischer Ablauf der Parameterbestimmung für das Beremin-Modell

Über das Maximum-Likelihood Verfahren [52] wird jeweils der beste Parametersatz für eine Temperatur ermittelt. Das Ergebnis der Anpassungen an die Temperaturen $T = -100\text{ °C}$ und $T = -20\text{ °C}$, einschließlich der bestimmten Parameter, zeigt Bild 5.34. Das Beremin-Modell kann das experimentell beobachtete Versagensverhalten bzw. die Ausfallwahrscheinlichkeit P_f beschreiben.

Die Parameter für das Beremin-Modell wurden mit Hilfe der 50 bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Proben bestimmt. Die Weibullparameter ergeben sich mit Hilfe einer dreidimensionalen Finite Elemente Modellierung zu $m = 34,8$ und $\sigma_u = 1968\text{ MPa}$, Bild 5.34. Dabei entspricht der Weibullmodul $m = 34,8$ in guter Näherung dem im Masterkurve-Ansatz gewählten Parameter $b = 4$, vgl. Kapitel 5.2.11. Dieser Unterschied resultiert daraus, dass beim Beremin-Ansatz die Weibullspannung mit m bewertet wird, während beim Masterkurve-Ansatz Bruchzähigkeitswerte in die Berechnung eingehen.

Im Folgenden werden ausschließlich die bei $T = -100\text{ °C}$ angepassten Parameter für die Berechnungen verwendet, da das Beremin bei tiefen Temperaturen Gültigkeit besitzt. Aus Vergleichsgründen ist in Bild 5.34 jedoch zusätzlich die Anpassung an die bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften Experimente dargestellt. Auffällig ist die insgesamt deutlich flachere Steigung bei der höheren Temperatur, dies resultiert aus einer größeren experimentellen Streuung.

Zur Überprüfung, wie gut die Experimente mit den gewählten Parametern beschrieben werden können, werden diese in einem so genannten Weibulldiagramm dargestellt, Bild 5.35. Die

Wertepaare sollten alle auf einer Geraden liegen. Der Weibullexponent m liefert die Steigung der Geraden und die Weibullreferenzspannung σ_u entspricht der Weibullspannung bei einer Versagenswahrscheinlichkeit von 63,2% ($\cong \ln(1/(1-P_f)) = 0$). Es bestätigt sich die sehr gute Anpassung der Weibullparameter, vor allem bei $T = -100\text{ °C}$, an die experimentelle Datenbasis. Darüber hinaus ist erkennbar, dass der Widerstand gegen Spaltbruch mit zunehmender Temperatur steigt und somit die Parameter nicht ohne weiteres auf die jeweils andere Temperatur übertragen werden können.

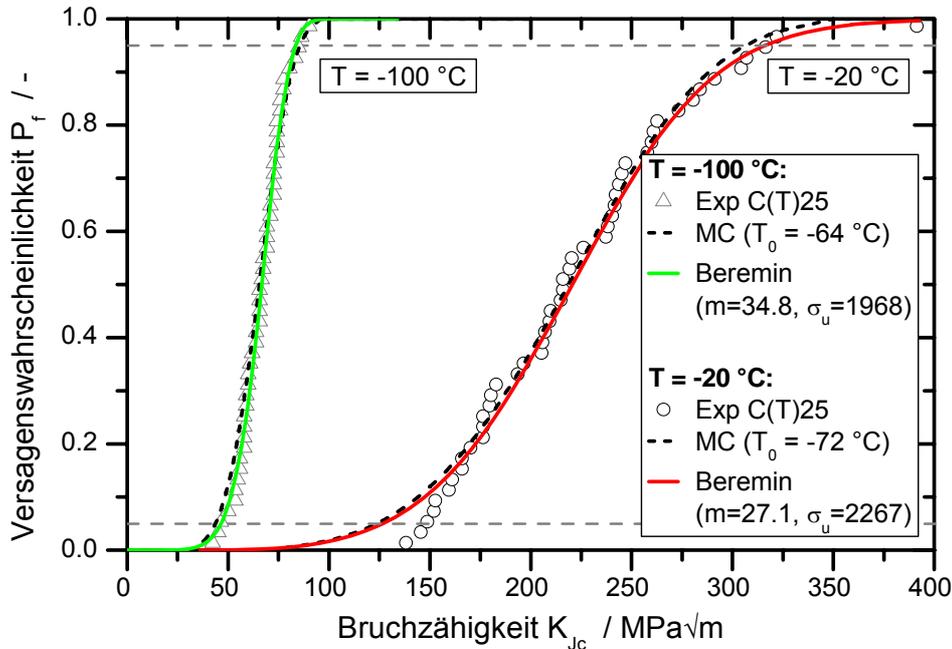


Bild 5.34: Mittels Maximum-Likelihood Methode bestimmte Parameter für das Beremin-Modell, 50 C(T)25-Proben $T = -100\text{ °C}$, Ergebnis: $m = 34,8$ und $\sigma_u = 1968\text{ MPa}$
 50 C(T)25-Proben $T = -20\text{ °C}$, Ergebnis: $m = 27,1$ und $\sigma_u = 2267\text{ MPa}$

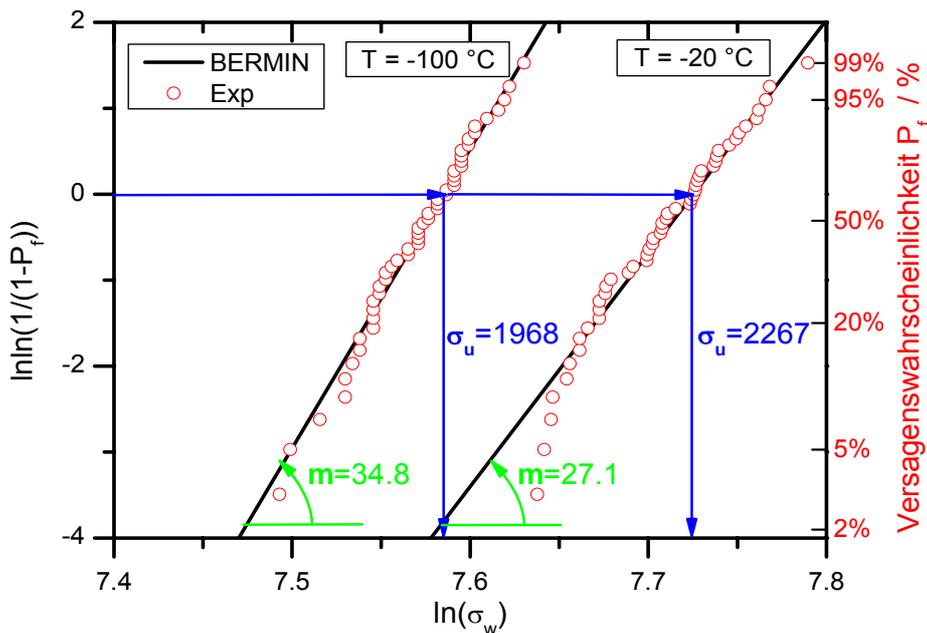


Bild 5.35: Weibulldiagramm zur Überprüfung der Güte der Beremin-Parameteranpassung und zur Verdeutlichung der Parameter

5.2.2 Volumenbezogene Weibullspannung

In den folgenden Abschnitten steht die numerische Vorhersage der Spaltbruchauslösung im Mittelpunkt. Diese wird mit dem Beremin-Modell aus den mittels der FE-Berechnungen bestimmten mechanischen Feldgrößen berechnet. In [Bild 5.36](#) sind die volumenbezogenen Weibullspannungsanteile einer C(T)25-Probe dargestellt.

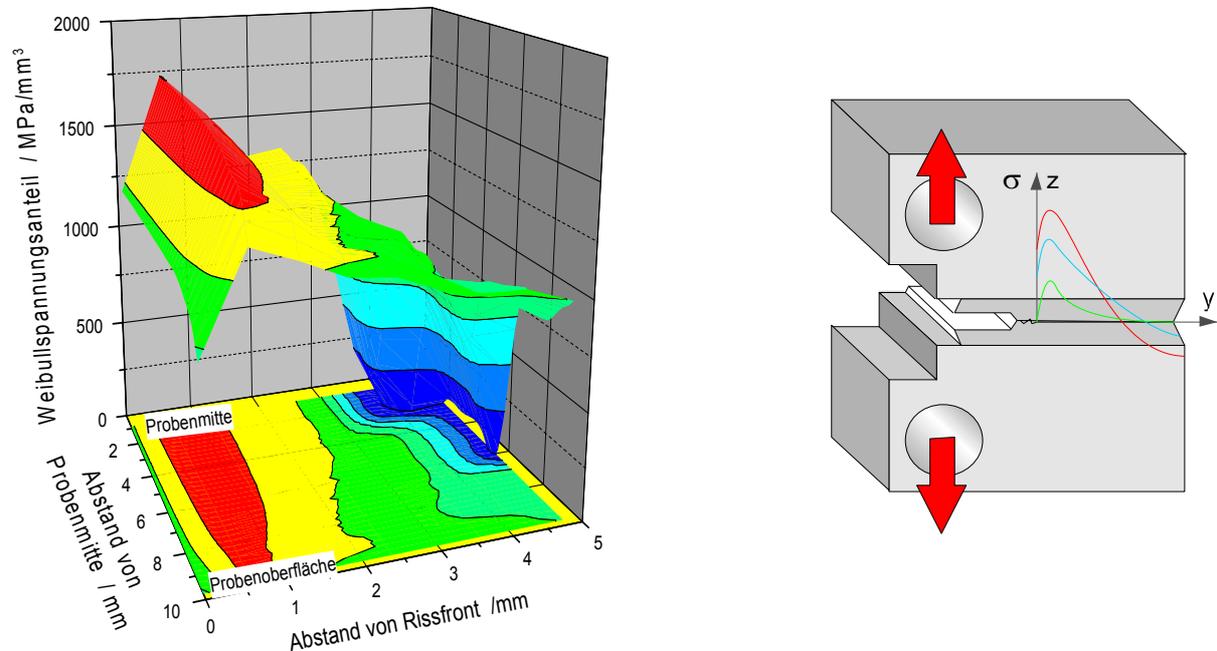


Bild 5.36: Volumenmäßiger Anteil der Weibullspannung zum Versagenszeitpunkt in einer C(T)25-Probe bei $T = -100\text{ °C}$, rechtes Bild: schematische Probenausrichtung

Für die Berechnung dieses Weibullspannungsanteils werden die Weibullspannungen in den einzelnen Finiten Elementen berechnet. Die Ligamentfläche der Probe wird geclustert, d.h. in kleine Flächeneinheiten unterteilt. Anschließend werden die Weibullspannungsanteile, die über einem solchen kleinen Flächenelement liegen, aufaddiert. Nur plastifizierte Bereiche tragen einen Anteil zur Weibullberechnung bei. Erwartungsgemäß führen gerade die in Rissfrontnähe auftretenden hohen Spannungen zu einem großen Beitrag zum Weibullspannungsanteil, Bild 5.36. Jedoch liefern auch weniger hohe Spannungen einen Beitrag zur Weibullspannung. Dieser Abbildung ist darüber hinaus zu entnehmen, dass trotz Seitenkerbung der C(T)25-Probe, die Spannungsanteile zur Probenoberfläche hin absinken.

5.2.3 Untersuchung des Netzeinflusses

Die Elementierung der Proben hat einen wesentlichen Einfluss auf die Auflösung von starken Spannungsgradienten und daraus resultierend, auf die Versagensvoraussagen mittels des Beremin-Modells. Um die zur Auflösung der Spannungsspitzen erforderliche Netzfeinheit zu bestimmen, wurde anhand von zweidimensionalen Finite Elemente Berechnungen eine Parametervariation durchgeführt, [Bild 5.37](#). Die Netzfeinheit darf keinen Einfluss auf die ermittelte Versagenswahrscheinlichkeit haben. Ab der Netzgrößen $l_c = 4,1 \cdot 10^{-3}\text{ mm}$ ist bei $T = -100\text{ °C}$ in C(T)25-Proben die Berechnung der Spannungsgradienten konvergent. Daher wurde für die zwei- und dreidimensionalen elastisch-plastischen Berechnungen mit feinem radialem Netz die Netzfeinheit $l_c = 4,1 \cdot 10^{-3}\text{ mm}$ gewählt. Der Spannungsverlauf in der Mittelebene der 3D-

Berechnung korreliert sehr gut mit dem der 2D-Berechnung. Als Referenz ist zusätzlich auch noch die im gekoppelten Modell verwendete Netzfeinheit von $l_c = 200,0 \cdot 10^{-3} = 0,2 \text{ mm}$ dargestellt. Ein Vergleich zeigt, dass bei dieser Modellierung der erste Spannungswert im Abstand von 0,1 mm zu liegen kommt und somit der Spannungspeak nicht aufgelöst werden kann. Im weiteren Verlauf sind die Spannungen im Ligament, aufgrund des flachen Gradienten, vergleichbar.

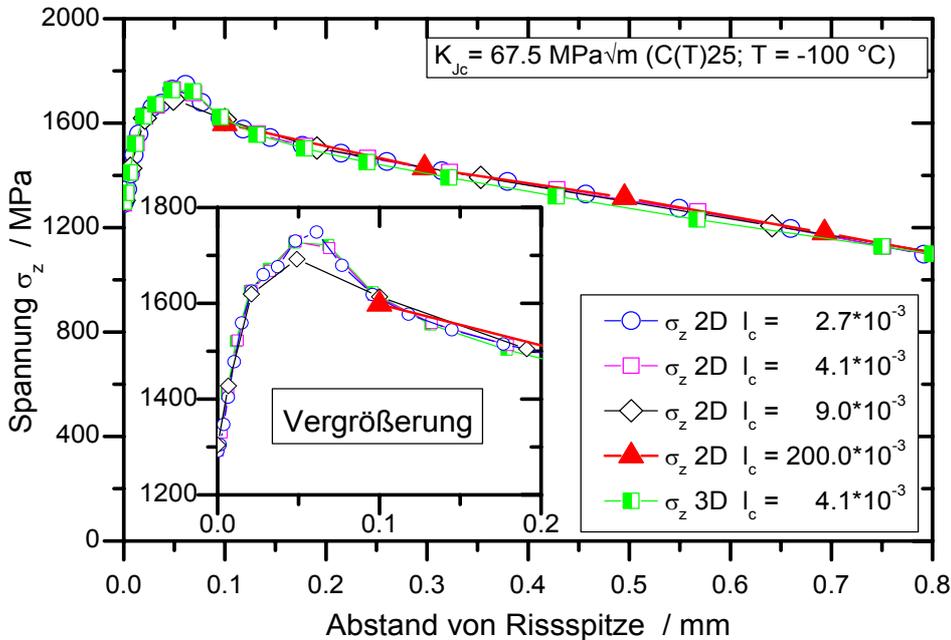


Bild 5.37: Einfluss der Netzfeinheit auf den Verlauf der 1. Hauptspannung im Ligament zum experimentellen Versagenszeitpunkt, $T = -100 \text{ °C}$, 2D- und 3D-Modellierung

Die Auswirkungen der Netzfeinheit auf die Versagensvorhersage mit dem Beremin-Modell sind **Bild 5.38** zu entnehmen.

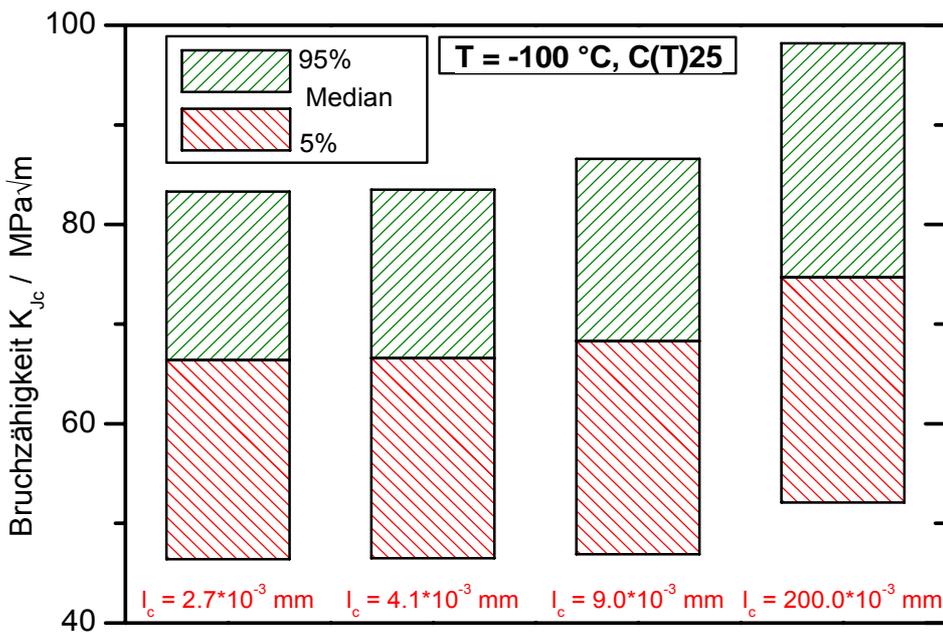


Bild 5.38: Einfluss der Netzfeinheit auf die numerische Vorhersage der Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben bei $T = -100 \text{ °C}$ (dargestellt Bereiche von 5 und 95% P_f)

Mit der verwendeten Netzgröße von $l_c = 4,1 \cdot 10^{-3}$ mm werden dieselben Versagenswahrscheinlichkeiten prognostiziert wie mit dem feinsten Netz, Bild 5.38. Erst bei größerer Elementierung weichen die Streubänder ab. Sehr gut ist die Sensitivität des Beremin-Modells auf den berechneten Spannungsverlauf beim Vergleich der Ergebnisse des groben Netzes mit $l_c = 0,2$ mm zu erkennen. Aufgrund des nicht abgebildeten Spannungspeaks wird mit diesem FE-Modell eine deutlich höhere Versagensbruchzähigkeit vorausgesagt.

5.2.4 Darstellung des Größeneinflusses

Der Größeneinfluss wird durch den Vergleich von C(T)25-, C(T)50- und C(T)100-Proben und von SE(B)10x10- und SE(B)50x50-Proben analysiert. Wird die Bruchzähigkeit nicht dickenkorrigiert betrachtet ($\sigma_{Dk} \hat{=} \text{ohne Dickenkorrektur}$), Bild 5.39 ($T = -100$ °C) und Bild 5.40 ($T = -60$ °C), zeigt sich für beide Probengeometrien, dass mit zunehmender Größe die ertragbare Spannungsintensität abnimmt. Dies ist im Einklang mit der so genannten „weakest-link“ Theorie, die besagt, dass mit zunehmender Probendicke eine höhere Wahrscheinlichkeit für die Existenz einer kritischen Schwachstelle für den Spaltbruch vorhanden ist.

Die Abnahme der ertragbaren Bruchzähigkeit mit steigender Probendicke wird vom Beremin-Modell (FEM) qualitativ und quantitativ gut vorhergesagt. Ebenso prognostiziert das Beremin-Modell mit zunehmender Größe eine Abnahme der absoluten Streuung der Instabilitätswerte, Bild 5.39. Die experimentell bestimmten Versagenspunkte werden gut vom numerisch bestimmten Versagensbereich abgedeckt. Dabei ist zu beachten, dass jeweils die Versagensbänder mit einer Versagenswahrscheinlichkeit von 5 - 95% dargestellt sind. Dies wird vor allem bei der Betrachtung der C(T)25-Proben deutlich, da bei einer Anzahl von 50 geprüften Proben fünf Proben ($\hat{=} 10\%$) außerhalb des dargestellten Versagensbands liegen.

Der Vergleich zwischen numerischem und mittels der Masterkurve (MC) nach ASTM E 1921 bestimmten Versagensbereich zeigt eine gute Übereinstimmung, Bild 5.39 und Bild 5.40. Allerdings prognostiziert die Numerik engere Versagensbereiche, d.h. eine geringere Streuung als das Masterkurve-Konzept. Diese Tendenz ist auch bei dickenkorrigierter Darstellung der Versagenswerte, wie in ASTM E 1921 vorgeschrieben, gut erkennbar, Bild 5.41. (Anmerkung: Das Streuband MC(σ_{Dk}) bzw. MC für die C(T)100-Proben wurde anhand der entsprechenden Referenztemperatur T_0 der geprüften C(T)25-Proben bestimmt.)

Der Vergleich der numerischen Untersuchungen bei dickenkorrigierten Werten für die unterschiedlich großen Proben zeigt, dass die C(T)25-Proben die geringste mittlere Bruchzähigkeit ($K_{Jc,med}$) aufweisen. Im oberen Drittel von Bild 5.41 ist der direkte Vergleich in Form der Differenz zur numerischen Voraussage zur C(T)25-Probe dargestellt. Es wird jeweils der Vergleich innerhalb der FEM Voraussagen bzw. der Masterkurve Voraussagen gezogen, z.B. von C(T)25 FEM zu C(T)50 FEM und von C(T)25 MC zu C(T)50 MC. Aus dieser Darstellung ist zudem ersichtlich, dass der experimentelle Wert der C(T)50-Probe im oberen Bereich des Streubands liegt, während der C(T)100-Wert einen Punkt im unteren Streuband repräsentiert. Innerhalb der C(T)-Proben verschiebt sich der Versagensbereich mit zunehmender Probengröße zu leicht höheren Werten, wobei die Streuung numerisch als nahezu konstant vorausgesagt wird, Bild 5.41. Der Vergleich der beiden SE(B)-Probengeometrien untereinander prognostiziert numerisch, sowohl für die kleine SE(B)10x10-Probe als auch für die größere SE(B)50x50-Probe, eine nahezu gleiche Streubreite bei annähernd gleichen Medianwerten.

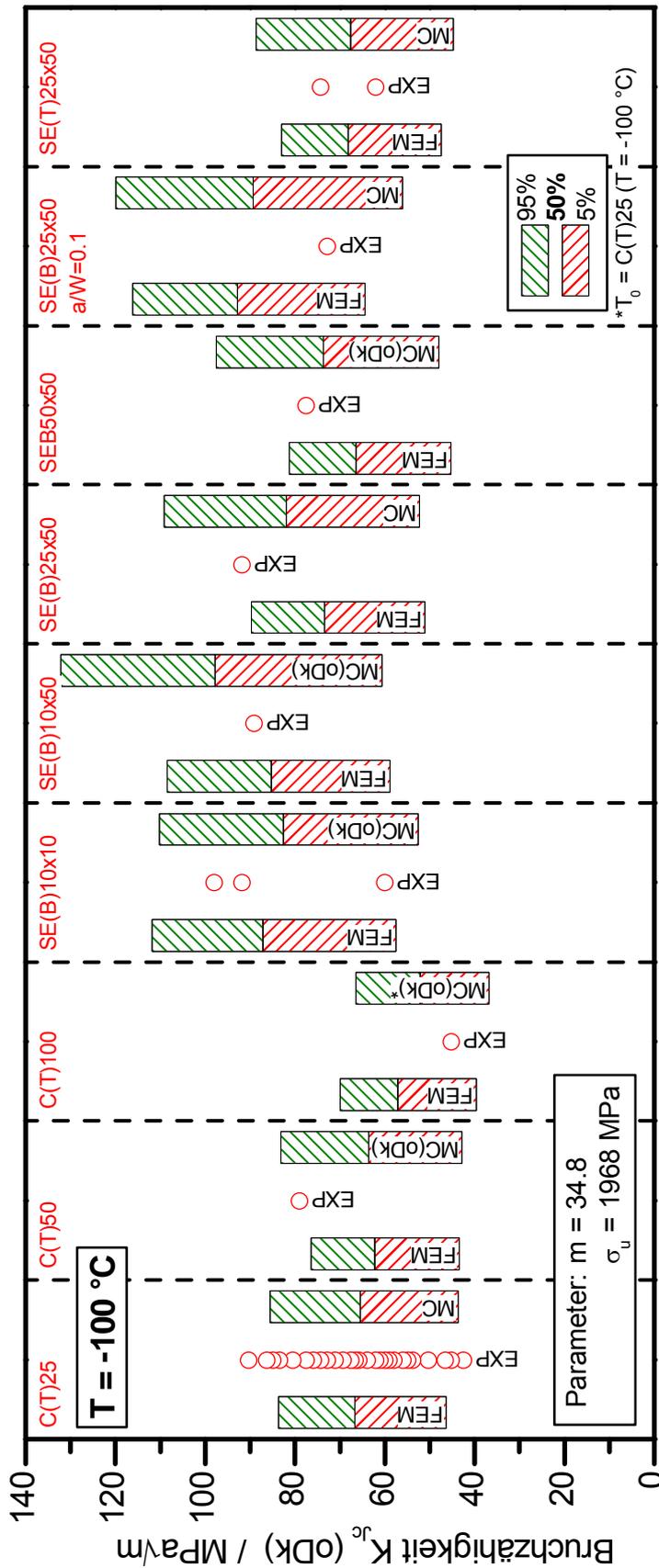


Bild 5.39: Numerische Vorhersage der Spaltbruchauslösung von Proben mit verschiedener Geometrie und Größe mit dem Beremin-Modell bei $T = -100$ °C, Vergleich Experiment Berechnung (dargestellt sind die Bereiche zwischen 5 und 95% Versagenswahrscheinlichkeit, oDk = ohne Dickenkorrektur)

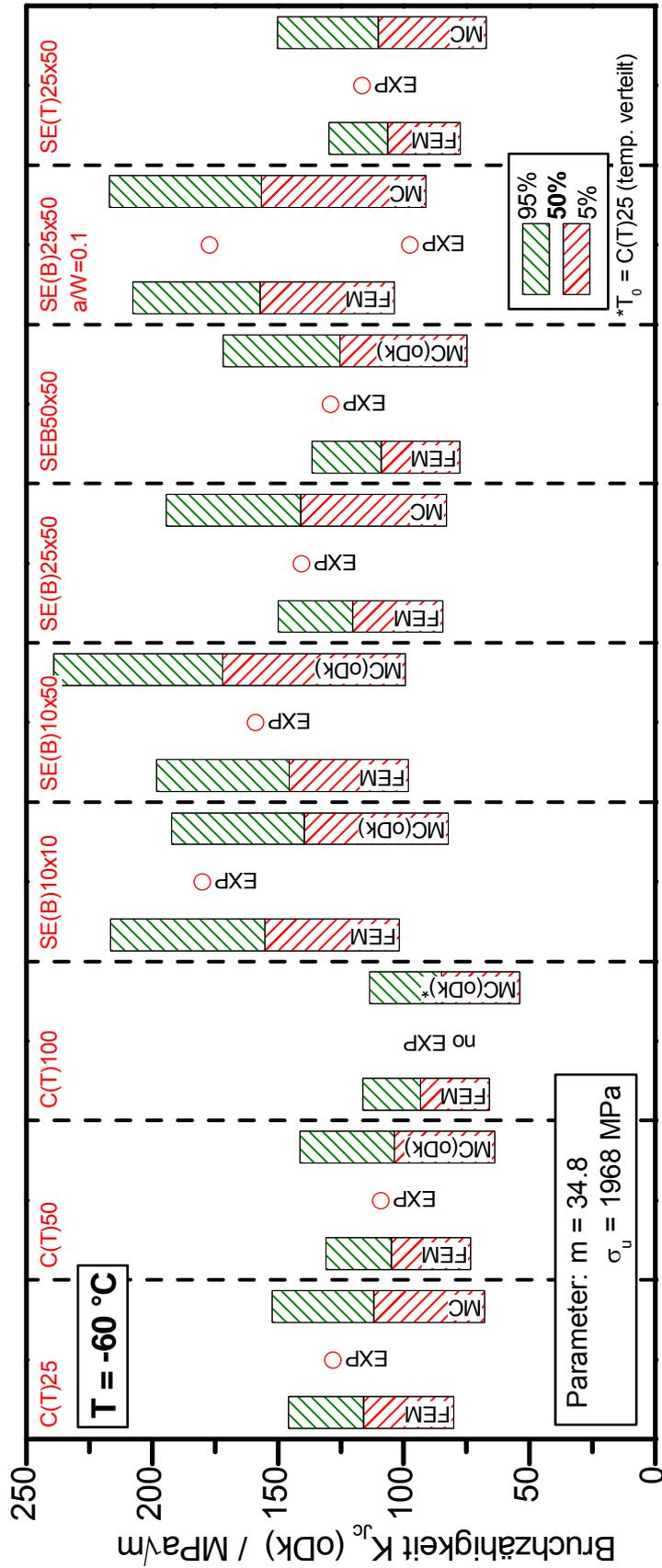


Bild 5.40: Numerische Vorhersage der Spaltbruchauslösung von Proben mit verschiedener Geometrie und Größe mit dem Beremin-Modell bei $T = -60 \text{ °C}$, Vergleich Experiment Berechnung (dargestellt sind die Bereiche zwischen 5 und 95% Versagenswahrscheinlichkeit, oDk = ohne Dickenkorrektur)

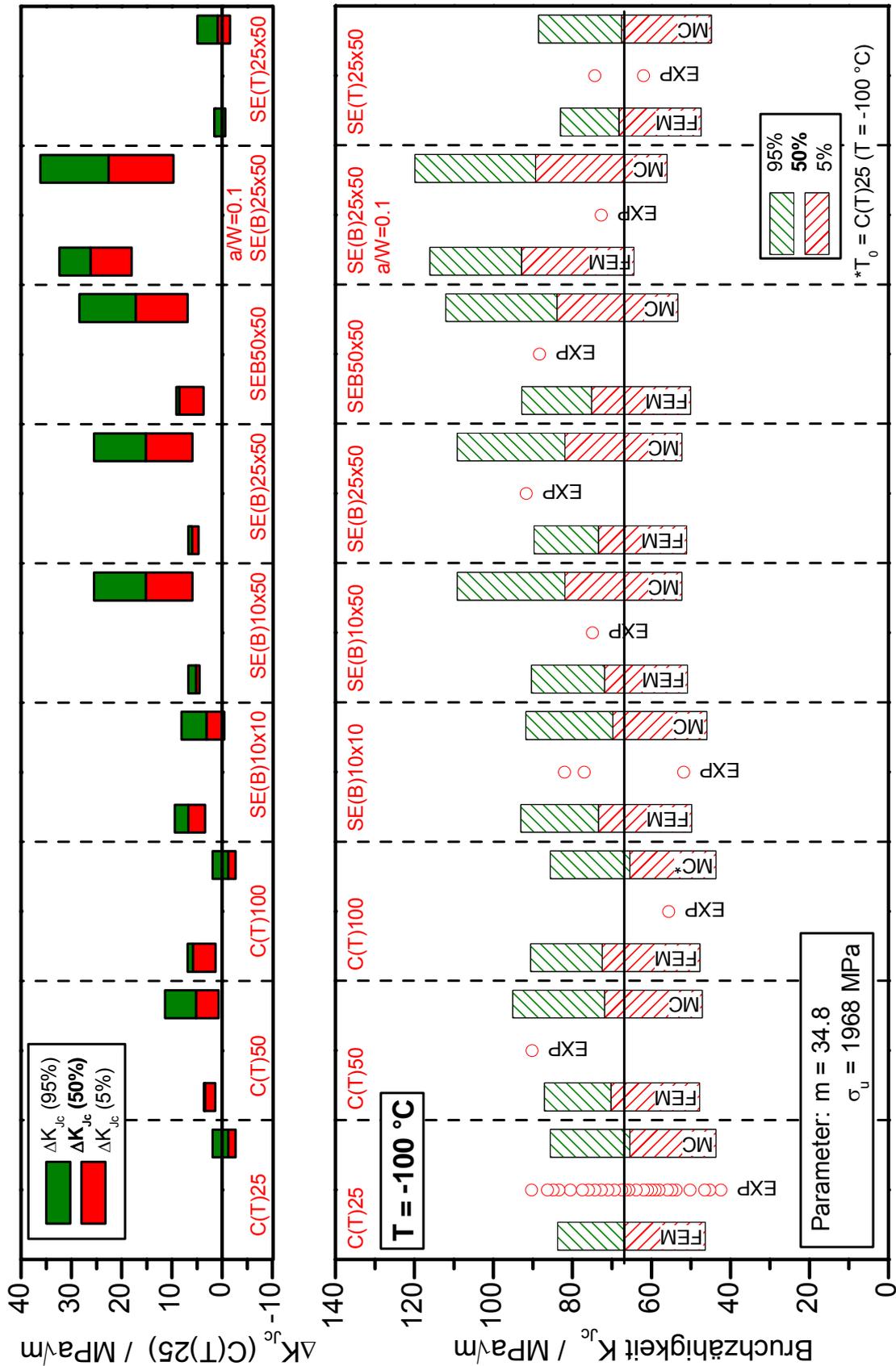


Bild 5.41: Numerische Vorhersage der Spaltbruchauslösung von Proben mit verschiedener Geometrie und Größe mit dem Beremin-Modell bei $T = -100\text{ °C}$, Vergleich Experiment Berechnung, Anwendung der Dickenkorrektur nach ASTM E 1921 (dargestellt sind die Bereiche zwischen 5 und 95% Versagenswahrscheinlichkeit)

Die Gegenüberstellung der Versagenswahrscheinlichkeit aus dem Masterkurve-Ansatz bestätigt die numerischen Befunde zum Größeneinfluss, Bild 5.39 bis Bild 5.41. Die einzige Ausnahme hiervon stellt die SE(B)50x50-Probe dar, bei der die FEM und MC Versagensbereiche deutlich abweichen. Auf diesen Unterschied wird in Kapitel 5.2.5 genauer eingegangen.

Der Vergleich der berechneten Referenztemperaturen, Bild 5.42 ($T = -100\text{ °C}$) und Bild A.5.3 ($T = -60\text{ °C}$, Anhang), bestätigt die oben getroffenen Aussagen. Es ist jedoch zu berücksichtigen, dass die numerisch bestimmte Referenztemperatur T_0 nach Gl. 5.6 rein aus dem numerisch ermittelten Medianwert der Versagensbruchzähigkeit abgeleitet wurde. Mit diesem Wert kann nicht, wie dies bei der experimentellen Bestimmung nach ASTM E 1921 der Fall ist, auf die Streubreiten geschlossen werden. Numerisch werden die Streubreiten nicht über die T_0 abgeleitet, sondern direkt vom Beremin-Modell vorhergesagt.

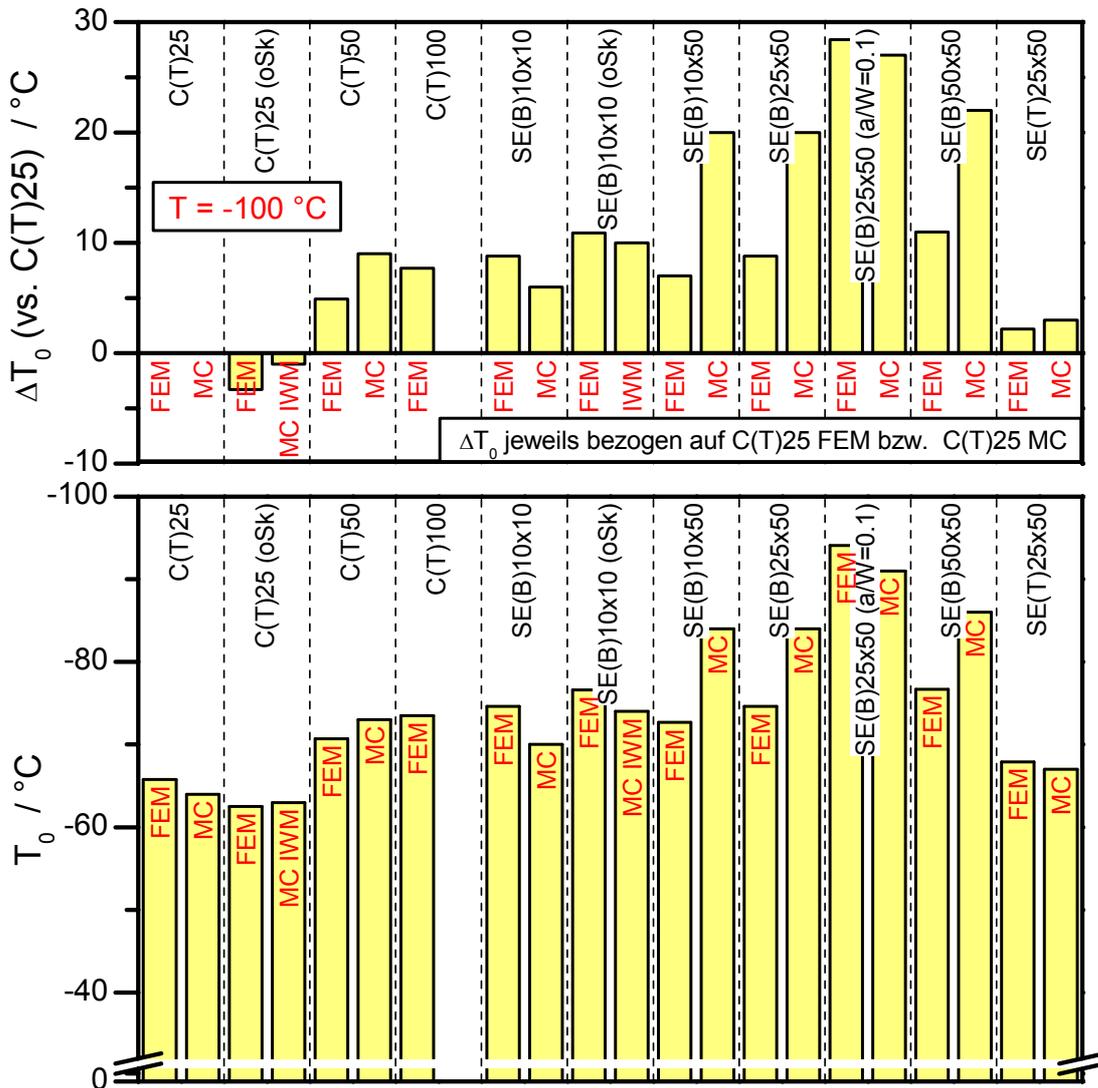


Bild 5.42: Numerische Vorhersage der Referenztemperatur T_0 an Proben mit verschiedener Geometrie und Größe mit dem Beremin-Modell (FEM) bei $T = -100\text{ °C}$, Vergleich zur experimentell für jede Probenform bestimmten Referenztemperatur T_0 (MC) unter Anwendung der Dickenkorrektur nach ASTM E 1921

Generell prognostiziert die Numerik in allen Fällen die gleiche Tendenz wie das Experiment, d.h. einen Anstieg bzw. Abfall der Referenztemperatur. Im oberen Teil von Bild 5.42 ist die

jeweilige Differenz der Referenztemperatur ΔT_0 dargestellt. Es wird jeweils der Vergleich innerhalb der FEM Voraussagen bzw. der Masterkurve Voraussagen gezogen, z.B. von C(T)25 FEM zu C(T)50 FEM und von C(T)25 MC zu C(T)50 MC.

Werden die numerischen Ergebnisse genauer betrachtet, liefert eine Zunahme der Probengröße leicht höhere Referenztemperaturen. Dies ist sowohl beim Vergleich der C(T)-Proben als auch in nicht so ausgeprägter Form bei den SE(B)-Proben zu beobachten. Das heißt, dass trotz angewendeter Dickenkorrektur nach ASTM E 1921 ein schwacher Größeneinfluss vorhanden ist. Durch die Betrachtung der Ergebnisse bei $T = -60\text{ °C}$ wird diese Aussage für die Betrachtung der SE(B)-Proben etwas relativiert, Bild A.5.3. Eine Ursache hierfür könnten die großen Plastifizierungen in der SE(B)10x10-Probe sein, vgl. Kapitel 5.2.8.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass ein Größeneinfluss vorhanden ist. Größere Proben versagen bei geringeren Bruchzähigkeiten $K_{Jc}(oDk)$, was im Einklang mit der „weakest-link“ Theorie ist. Werden diese Versagenswerte anhand der in ASTM E 1921 verankerten Rissfrontlängenkorrektur umgerechnet, werden Versagenswerte in nahezu gleicher Höhe ermittelt. Das mit Hilfe der Finite Elemente Berechnungen unter Verwendung des Werkstoffgesetzes nach Beremin prognostizierte Versagensverhalten liefert eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Untersuchungen bzw. der Voraussage mittels der Masterkurve.

5.2.5 Darstellung des Geometrieinflusses

Zur Untersuchung des Einflusses der Probengeometrie werden die Berechnungsergebnisse der C(T)25-, SE(B)25x50- und SE(T)25x50-Proben miteinander verglichen, Bild 5.39, Bild 5.40 und Bild 5.41. Werden die SE(T)25x50-Proben mit dem Parametersatz der C(T)25-Proben berechnet, so kann der experimentell bestimmte Versagenszeitpunkt gut vorhergesagt werden. Auch das vom Masterkurve-Konzept angegebene Streuband stimmt gut mit dem Ergebnis des Beremin-Modells überein. Ein Vergleich von C(T)25- und SE(B)25x50-Proben gibt die im Experiment beobachtete Tendenz wieder, dass die SE(B)-Proben bei höheren Zähigkeitswerten liegen und damit verbunden eine tiefere Referenztemperatur T_0 besitzen, Bild 5.42. Allerdings liegt der experimentelle Wert außerhalb des numerisch bestimmten Versagensbereichs (5% - 95%). Ein Vergleich des experimentellen SE(B)-Werts mit Ergebnissen von Proben, die bei höheren Temperaturen geprüft wurden, zeigt, dass der für $T = -100\text{ °C}$ ermittelte Wert im oberen Streubereich liegt. Der für die SE(B)25x50-Probe mit dem Masterkurve-Ansatz prognostizierte Versagensbereich erweist sich als deutlich höher als der des Beremin-Modells. Ein Grund hierfür könnte die Bestimmung der Referenztemperatur T_0 an temperaturverteilten Daten sein. Die Ergebnisse des Beremin-Modells bestätigen den experimentell gefundenen Geometrieinfluss zwischen C(T)25- und SE(B)25x50-Proben, während ein Geometrieinfluss zwischen C(T)25- und SE(T)25x50-Proben weder experimentell zu beobachten ist noch vom Beremin-Modell vorhergesagt wird.

Der Geometrieinfluss wird auch bei der Betrachtung der Referenztemperaturen deutlich, Bild 5.42 und Bild A.5.3. Die auf Biegung beanspruchte Probe führt zu einer um beinahe 10 K tieferen T_0 . Auf diesen Effekt wird bereits in der ASTM E 1921 [8] hingewiesen. Trotz dieser höheren Referenztemperatur sagt das Beremin-Modell keine höhere Streuung der Versagenswerte für die Dreipunktbiegeprobe voraus, vgl. oberes Drittel von Bild 5.41.

5.2.6 Darstellung des Rissfrontlängeneinflusses

Die Gegenüberstellung der SE(B)10x50-, SE(B)25x50- und SE(B)50x50-Proben in Bild 5.39 zeigt, bei nicht dickenkorrigierter Darstellung, analog zum Größeneinfluss den Effekt, dass mit zunehmender Probendicke die Instabilitätswerte fallen und die absoluten Streuungen scheinbar kleiner werden. Diese Tendenz wird sowohl durch die numerischen Berechnungen als auch durch die Auswertungen nach der Masterkurve bestätigt. Das Beremin-Modell prognostiziert geringere Medianwerte und Streubreiten als das Masterkurve-Konzept. Dies trifft auch für die Betrachtung der höheren Temperatur -60 °C zu, Bild 5.40. Die experimentellen Versagenspunkte werden gut vom numerischen Streuband abgedeckt.

Die rissfrontlängenkorrigierte Darstellung der unterschiedlich dicken SE(B)-Proben, Bild 5.41, führt auf einen gleichen Medianwert der Bruchzähigkeiten und damit zu einer nahezu identischen T_0 . Diese ist in Bezug zur T_0 der C(T)25-Proben erhöht, Bild 5.42 und Bild A.5.3. Dabei liefern die numerischen Voraussagen geringere Referenztemperaturen T_0 für die drei Proben, im Gegensatz zur Bestimmung nach der Masterkurve-Prozedur. Die Streuung wird unabhängig von der Probendicke betragsmäßig innerhalb des numerischen bzw. des Masterkurve-Verfahrens gleich vorhergesagt. Dabei berechnet die Numerik deutlich geringere Streubreiten. Im Vorgriff auf Kapitel 5.2.11, in dem die temperaturabhängigen Versagensstreubänder diskutiert werden, wird an dieser Stelle auf [Bild 5.52](#) verwiesen. Alle bis $T = -60\text{ °C}$ (Anwendbarkeitsbereich des originalen Beremin-Modells) geprüften SE(B)25x50-Proben liegen im numerisch bestimmten engeren Versagensstreuband.

Der auftretende Geometrieinfluss, der zum früheren Versagen von Proben mit größerer Rissfrontlänge führt, wird durch die Rissfrontlängenkorrektur nach ASTM E 1921 gut erfasst und führt damit zu einer vergleichbaren Referenztemperatur der selben Höhe für die unterschiedlich dicken Proben.

5.2.7 Darstellung des Kurzrisseffekts

Um den Einfluss der Risstiefe zu untersuchen, wurden SE(B)25x50-Kurzrisssproben mit einem Risstiefenverhältnis von $a/W \approx 0,1$ geprüft und berechnet sowie anschließend den Ergebnissen der Proben mit Standardrisslänge $a/W \approx 0,5$ gegenübergestellt, Bild 5.39 bis Bild 5.41. Die experimentell geprüften Kurzrisssproben versagen bei höheren Bruchzähigkeiten durch Spaltbruch, bei gleichzeitig größeren Streuungen als die Standardproben. Die Kurzrisssproben weisen einen deutlich anderen Spannungszustand auf, Kapitel 5.1.5, und sind im gesamten Prüfprogramm die Proben mit der geringsten Mehrachsigkeit [20]. Dies führt zu den höchsten plastischen Verformungen. Die Übertragung der Werkstoffmodellparameter von den C(T)25- auf die SE(B)25x50-Kurzrisssproben ($a/W \approx 0,1$) ist sehr gut. Diese Aussage wird durch den Vergleich der Vorhersagen von Beremin-Modell und Masterkurve-Konzept untermauert, Bild 5.41. Damit lässt sich die Referenztemperatur für diese Kurzrisssproben sowohl für $T = -100\text{ °C}$ als auch für $T = -60\text{ °C}$ in sehr guter Übereinstimmung voraussagen, Bild 5.42 und Bild A.5.3.

Das Beremin-Modell ist in der Lage den Kurzrisseffekt gut zu beschreiben.

5.2.8 Einfluss der Seitenkerbung

Nach der Prüfvorschrift ASTM E 1921 ist zur Bestimmung der Referenztemperatur T_0 die Prüfung von Bruchmechanikproben – mit und ohne Seitenkerbe – zulässig. Experimentell hat

sich gezeigt, dass vor allem bei der Prüfung von sehr kleinen Dreipunktbiegeproben (SE(B)10x10) nach dem Masterkurve-Konzept eine merklich abweichende T_0 ermittelt wird, [20] und [44]. Numerisch soll daher in diesem Abschnitt der Einfluss einer 20%-igen Seitenkerbung auf das Versagensverhalten untersucht werden. Dazu werden C(T)25-, SE(B)25x50- und SE(B)10x10-Proben mit und ohne Seitenkerbe modelliert und berechnet. Daraus werden die Versagensstrebänder mit Hilfe des Beremin-Modells ermittelt und dem Experiment gegenübergestellt. In Kapitel 5.1.7 wurde gezeigt, dass mit zunehmender Temperatur der „loss of constraint“ zunimmt, was sich in einem deutlich stärkeren Spannungsabfall zur Probenoberfläche hin bei nicht seitengekerbten Proben widerspiegelt. Um diesen „loss of constraint“ in Abhängigkeit von der zunehmenden Plastifizierung zu untersuchen, werden diese Betrachtungen für $T = -100\text{ °C}$ sowie für $T = -60\text{ °C}$ durchgeführt.

In [Bild 5.43](#) und [Bild A.5.4](#) (Anhang) sind für die sechs Probengeometrien die Versagenswahrscheinlichkeiten als Streuband aufgetragen. Die Werte der kleinen SE(B)10x10-Probe wurden mittels der Rissfrontlängenkorrektur nach ASTM E 1921 auf die Standardprobenbreite umgerechnet. Im oberen Bild Drittel sind die jeweiligen Abweichungen zur seitengekerbten Probe des gleichen Probentyps dargestellt (Vergleich erfolgt jeweils innerhalb der Berechnungsmethodik).

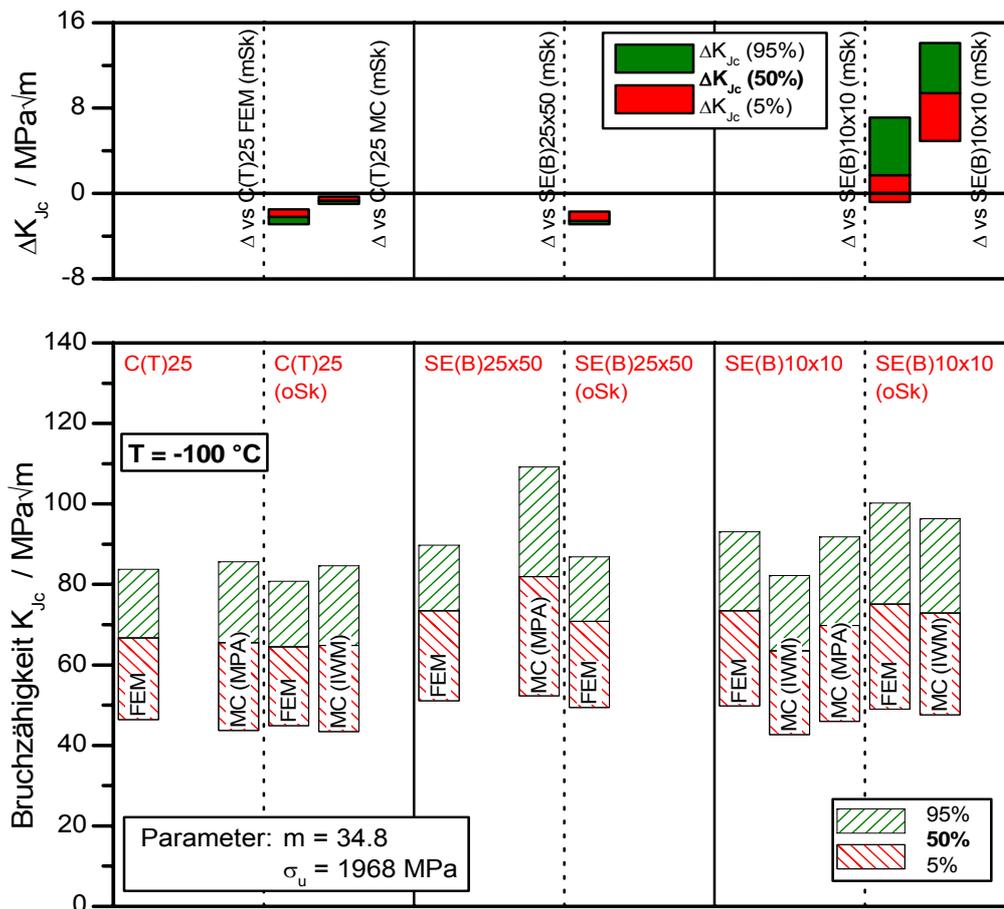


Bild 5.43: Einfluss einer 20%-igen Seitenkerbung auf die Spaltbruchauslösung von Proben mit unterschiedlicher Geometrie und Größe, $T = -100\text{ °C}$, Vergleich Masterkurve Vorhersage und numerische Berechnung (dargestellt sind die Bereiche zwischen 5% und 95% Versagenswahrscheinlichkeit und im oberen Bild Drittel die entsprechenden Abweichungen), oSk = ohne Seitenkerbe

Die Tendenz und die Höhe der experimentellen Abweichung (MC) werden gut von der Numerik vorausgesagt. Die Referenztemperaturen für die ungekerbten Proben wurden in einem parallelen Vorhaben zur Masterkurve Problematik am IWM Freiburg bestimmt [44]. Die Ergebnisse zeigen keine eindeutige Tendenz in der Art, dass eine Erhöhung der Referenztemperatur bei Verwendung nicht seitengekerbter Proben eintritt. Vielmehr führt die Verwendung von nicht seitengekerbten Proben mit 1T-Dicke (C(T)25- und SE(B)25x50-Proben) zu einer Absenkung der Bruchzähigkeit, während die ungekerbte SE(B)10x10-Probe sowohl numerisch als auch experimentell zu höheren Bruchzähigkeiten führt. Für das Beremin-Modell lässt sich diese uneinheitliche Abhängigkeit der Referenztemperatur dadurch erklären, dass zwei Effekte konkurrieren. Einerseits berechnet das Beremin-Modell mit zunehmender Probenstärke eine höhere Weibullspannung und prognostiziert damit früheres Versagen für die dickere, ungekerbte Probe. Andererseits liefert die Berechnung der Spannungsintensität für ungekerbte Proben, im Vergleich zu gekerbten Proben, geringere Werte bei gleicher Lastangriffspunktverschiebung (COD).

Aufgrund des stärkeren Spannungsabfalls zur Probenoberfläche hin und des damit zunehmenden „loss of constraints“ in der ungekerbten Probe (Kapitel 5.1.7), sollte daher mit steigender Temperatur die Differenz der numerischen Versagenswahrscheinlichkeit zwischen seitengekerbter und nicht seitengekerbter Probe erwartungsgemäß ansteigen. Diese Tendenz ist in Bild A.5.4 jedoch nicht generell erkennbar. Nur die Betrachtung der 95%-igen Versagenswahrscheinlichkeit der SE(B)10x10-Probe zeigt eine deutliche Verschiebung im Gegensatz zu den Ergebnissen bei $T = -100\text{ °C}$ (Bild 5.43). Dies ist insbesondere auf die zunehmende Plastifizierung der kleinen SE(B)-Probe bei der Bestimmung des oberen Versagenswerts zurückzuführen.

Die Betrachtung der numerisch ermittelten Referenztemperaturen aus den Medianwerten der Bruchzähigkeit, [Bild A.5.5](#) und [Bild A.5.6](#) (Anhang), spiegelt diesen Effekt wieder. Gut erkennbar ist, dass die prognostizierte Tendenz der Verschiebung der T_0 von der ASTM E 1921 und dem Beremin-Modell gleich vorausgesagt wird. Nicht seitengekerbte C(T)25-Proben führen zu einer höheren T_0 im Gegensatz zu gekerbten C(T)25-Proben. Analog dazu tritt dieser Effekt auch bei den SE(B)25x50-Proben auf, während die Tendenz bei den kleinen SE(B)10x10-Proben genau umgekehrt ist.

5.2.9 Untersuchungen zum Vorbelastungseinfluss

Zum Einbringen der Ausgangsrisskonfiguration in Bruchmechanikproben werden diese in der Regel mit einer zyklischen Belastung angeschwungen. Dieser Anschlagvorgang findet bei Raumtemperatur statt. Untersuchungen [56] haben gezeigt, dass ein so genannter „warm-pre stress effect“ auftritt. Das bedeutet, dass Werkstoffe, die bei höheren Temperaturen vorbelastet wurden, diese Belastungshöhe auch bei der geringeren Betriebstemperatur ertragen können.

Dieser Vorbelastungseinfluss durch das rein schwellende Anschwingen, das bei den geprüften Proben in der Höhe von $K_{schw} \approx 18\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ erfolgte, soll untersucht werden. Dabei ist dieser „warm-pre stress effect“ vor allem bei sehr tiefen Temperaturen von Interesse. Für die Quantifizierung des Einflusses wird eine C(T)25-Probe mit einem a/W -Verhältnis von 0,522 berechnet und mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Dabei wird von einer isotropen Werkstoffverfestigung ausgegangen.

Die numerischen Berechnungen sind:

1. Vergleichsberechnung einer Probe bei $T = -150\text{ °C}$ ohne Berücksichtigung der Vorbelastung durch die Einbringung eines Ermüdungsrisses.
2. Berechnung der Anschwingbelastung bei $T = 20\text{ °C}$ mit anschließendem Absenken der Last und darauf folgender Abkühlung der Probe. Im Anschluss an die Berechnung durch die Ermüdungsrissbelastung wird die Probe bei $T = -150\text{ °C}$ belastet wie unter 1.

In [Bild A.5.7](#) (Anhang) ist das experimentelle und numerisch berechnete globale Probenverhalten der C(T)25-Probe dargestellt. Es ist kein Einfluss der Vorbelastung zu erkennen.

Wird hingegen die Spannungsverteilung und als Maß dafür die Weibullspannung betrachtet, [Bild 5.44](#), werden die Auswirkungen, die durch das Einbringen des Ermüdungsrisses entstehen, verdeutlicht. Die Ermüdungsbelastung wird nach der Norm ASTM 1820 [39] bei Raumtemperatur in der zulässigen Höhe von $K = 18\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ aufgebracht.

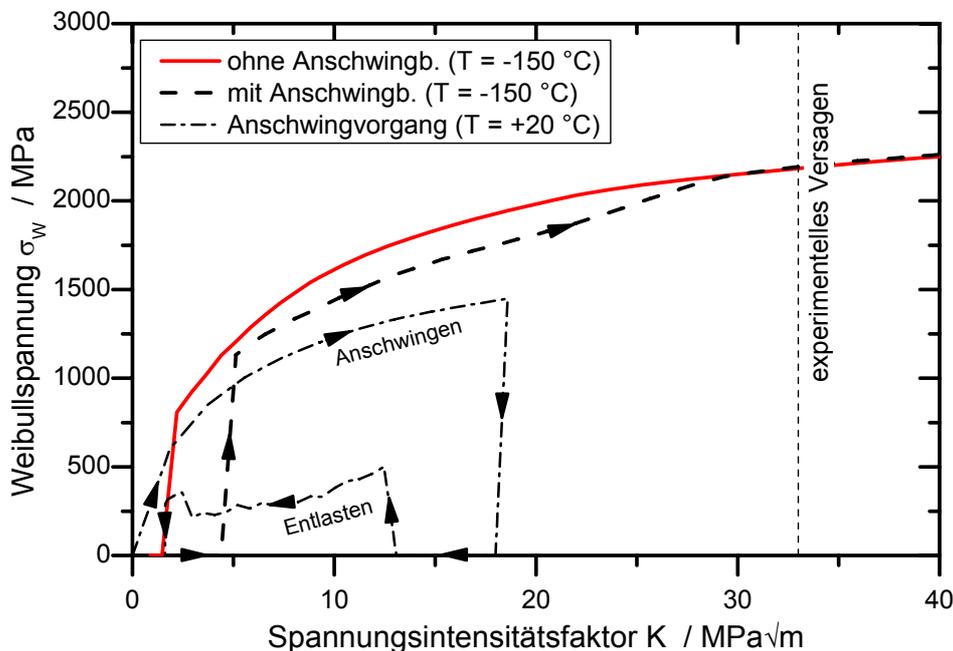


Bild 5.44: Vergleich der Weibullspannungen von Berechnung ohne bzw. mit Berücksichtigung der Vorbelastung, C(T)25-Probe, eingetragen ist zusätzlich der Anschwingvorgang

Der Belastungspfad des Anschwingens und Entlastens ist in [Bild 5.44](#) dargestellt. Nach erfolgter Entlastung und anschließendem Abkühlen wird die Probe bei $T = -150\text{ °C}$ belastet. Bis zu einer Belastungshöhe von annähernd $K = 30\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ liefern dabei die numerischen Berechnungen mit und ohne Vorbelastung unterschiedliche Ergebnisse. Dies ist verursacht durch eine veränderte Spannungsverteilung in der Probe, aufgrund der Berücksichtigung der Ermüdungsbelastung, hin. Die Berechnung unter Einbeziehung der Vorbelastung reduziert die berechneten Weibullspannungswerte. Dabei sind niedrigere Weibullspannungen mit einer geringeren Versagenswahrscheinlichkeit gegen Spaltbruch gleichzusetzen.

In [Bild 5.45](#) ist die Auswirkung der Vorbelastung durch den Anschwingvorgang dargestellt. Bei diesem Vergleich wird von der Annahme ausgegangen, dass die während des Anschwingens erreichte Risspitzenbelastung ($K = 18\text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \hat{=} \sigma_w = 1700\text{ MPa}$) auch im folgenden Bruchmechanikversuch mindestens wieder erreicht wird. Relevant ist dies für sehr tiefe Tempera-

turen. Wird Versagen bei der gleichen Weibullspannung postuliert, so ergibt dies eine Verschiebung von $K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Eine Probe ohne die mechanische Belastung durch das Anschwingen würde also bereits bei $K = 12,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ versagen. Damit würde eine Vorbelastung durch das Anschwingen die ertragbare Beanspruchung um beinahe 50 % steigern.

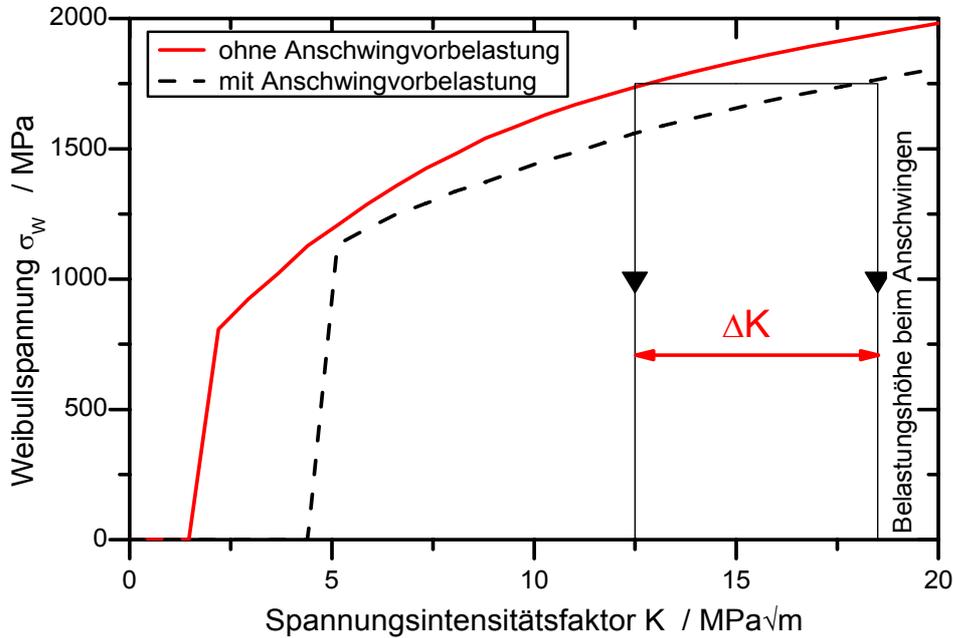


Bild 5.45: Vergleich der Weibullspannungen von Berechnung ohne bzw. mit Berücksichtigung der Vorbelastung, C(T)25-Probe, $T = -150 \text{ °C}$

Eine Betrachtung der Spannungsverteilung im Ligament gibt Aufschluss über die Auswirkungen der Vorbelastung. Werden die Spannungen bei einer Belastungshöhe ($K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) verglichen, die geringfügig über der Anschwingbelastung liegt, herrschen in den Proben unterschiedliche Spannungszustände, **Bild 5.46**.

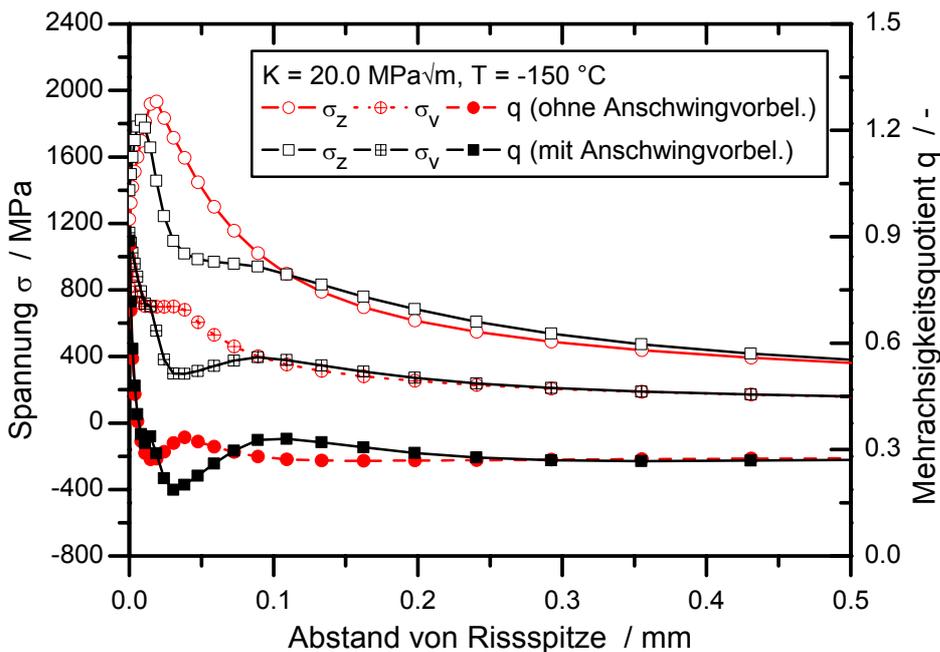


Bild 5.46: Betrachtung der Spannungen im Ligament hinter der Rissfront bei einer Belastung von $K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Eine Berücksichtigung der Vorbelastung durch das Einbringen des Ermüdungsrisses führt zu einer Reduktion des Betrags der größten Hauptspannung und begrenzt dieses zugleich auf einen engeren Bereich im Ligament, Bild 5.46. Damit ist eine höhere Mehrachsigkeit hinter der Rissfront in der vorbelasteten Probe verbunden.

Die Vorbelastung wirkt sich nicht mehr zum experimentellen Versagenszeitpunkt bei einer Risspitzenbelastung von $K_{Jc} = 33,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ($T = -150 \text{ °C}$) aus. Bei dieser Versagensbelastung sind die Spannungsverläufe im Ligament nahezu identisch, Bild A.5.8.

Der Einfluss einer Vorbelastung wirkt sich nur bei sehr geringen Risspitzenbelastungen aus, die beim untersuchten Werkstoff nur bei sehr tiefen Temperaturen zum Versagen führen. Interessant ist diese Fragestellung allerdings im Hinblick auf ein unteres Bruchzähigkeitslimit, wie dies in der Masterkurve mit $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ angenommen wird.

5.2.10 Darstellung des Temperatureinflusses

In der Originalversion des Beremin-Modells wird davon ausgegangen, dass die werkstoffabhängigen Weibullparameter m und σ_u unabhängig von der Temperatur sind. Die durchgeführten Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass speziell im oberen Übergangsgebiet das Beremin-Modell eine zu geringe Bruchzähigkeit vorhersagt. Für die temperaturabhängigen Berechnungen wurde der bei $T = -100 \text{ °C}$ mit Hilfe der C(T)25-Proben bestimmte Parametersatz $m = 34,8$ und $\sigma_u = 1968 \text{ MPa}$ verwendet. In Bild 5.47 sind die experimentellen Ergebnisse²⁾, die Masterkurve und die Vorhersagen des Beremin-Modells für C(T)25-Proben eingetragen. Die für die Masterkurve verwendete Referenztemperatur T_0 wurde dabei anhand aller in das Diagramm eingetragenen temperaturverteilt geprüften C(T)25-Proben zu -68 °C bestimmt.

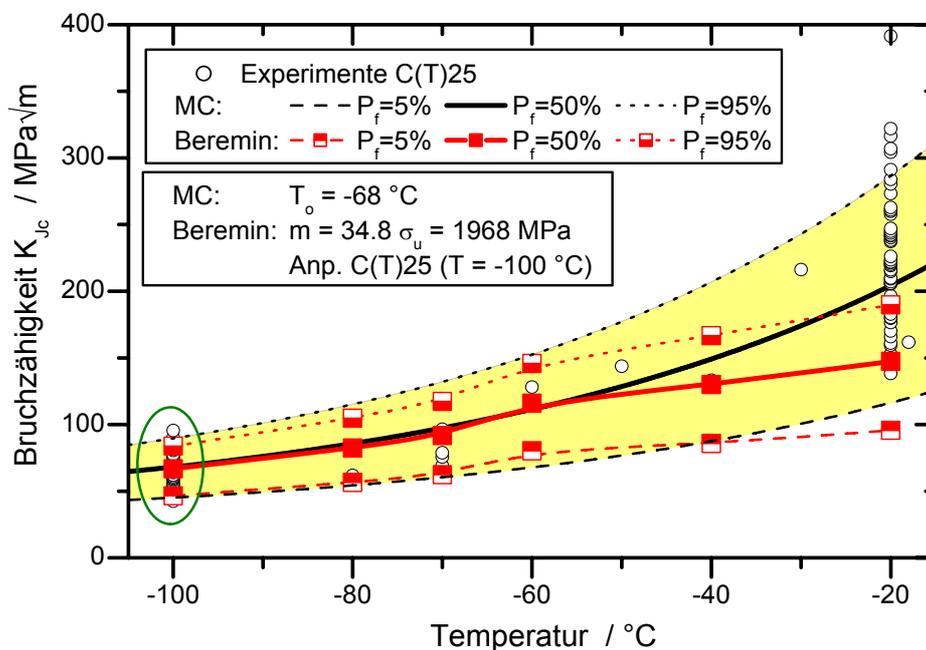


Bild 5.47: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben mit dem Beremin-Modell, Vergleich Experiment und Berechnung nach ASTM E 1921 (MC $\hat{=}$ Masterkurve), Anpassung an C(T)25 ($T = -100 \text{ °C}$)

²⁾ Für den Vergleich mit den Ergebnissen aus dem Beremin-Modell wurden die nicht zensierten experimentellen Werte verwendet (im Gegensatz zur Ermittlung der T_0 nach ASTM E 1921)

Im Bereich tiefer Temperaturen bis zur Referenztemperatur T_0 beschreiben sowohl die Masterkurve als auch das Beremin-Modell den experimentellen Versagensbereich sehr gut, Bild 5.47. Allerdings geht diese Übereinstimmung im oberen Übergangsgebiet verloren.

Erfolgt die Anpassung der Beremin-Parameter an den zehn bei $T = -70\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Proben, ergeben sich der Weibullmodul $m = 44,7$ und $\sigma_u = 1862\text{ MPa}$. Wird mittels dieser Parameter die temperaturabhängige Versagenskurve bestimmt, Bild 5.48, fallen die deutlich engeren Versagensgrenzen auf. Diese resultieren aus den sehr geringen experimentellen Streuung bei $T = -70\text{ °C}$. Jedoch lässt sich auch mit diesem Parametersatz das obere Übergangsgebiet nicht beschreiben.

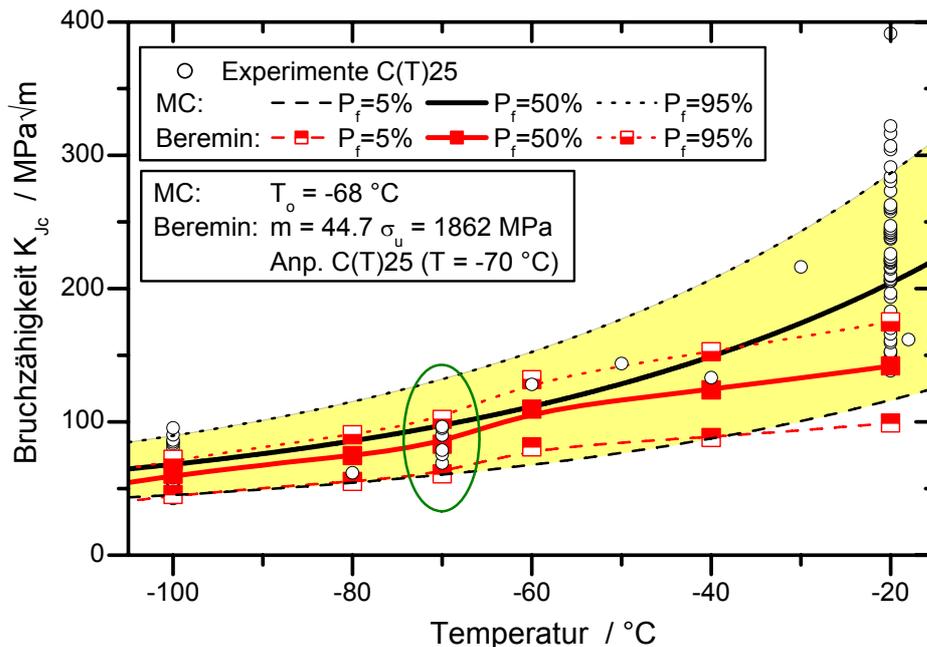


Bild 5.48: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben mit dem Beremin-Modell, Vergleich Experiment und Berechnung nach ASTM E 1921 (MC $\hat{=}$ Masterkurve), Anpassung an C(T)25 ($T = -70\text{ °C}$)

Die Anpassung der Parameter an 50 bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Proben liefert $m = 27,1$ und $\sigma_u = 2267\text{ MPa}$. Damit lässt sich das Versagen bei -20 °C beschreiben, allerdings wird bei tiefen Temperaturen die Versagenslast überschätzt und es kommt zu nicht konservativen Aussagen, Bild 5.49. Die Anpassung an diesen Probensatz ist kritisch zu betrachten, da die Proben duktile Risswachstumsbeträge von bis zu knapp einem Millimeter aufweisen. Wie in Kapitel 5.1.6 untersucht, beeinflusst bereits eine kleine duktile Rissverlängerung den Spannungszustand vor der Rissspitze stark. Dieser Spannungszustand bildet aber die Grundlage für das Beremin-Modell zur Voraussage der Versagenswahrscheinlichkeit.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass das Beremin-Modell eine gute Abschätzung der temperaturabhängigen Versagensstrebänder bis in etwa zur Referenztemperatur T_0 liefert, wenn die Beremin-Parameter an bei tiefen Temperaturen geprüften Proben bestimmt werden. Allerdings setzt mit zunehmender Temperatur die duktile Rissverlängerung ein und damit geht die Änderung der Spannungsverteilung vor der Rissspitze einher. Dies kann u.a. ein Grund für die unzureichende Beschreibung des oberen Übergangsgebiets sein, vgl. Kapitel 5.2.11.

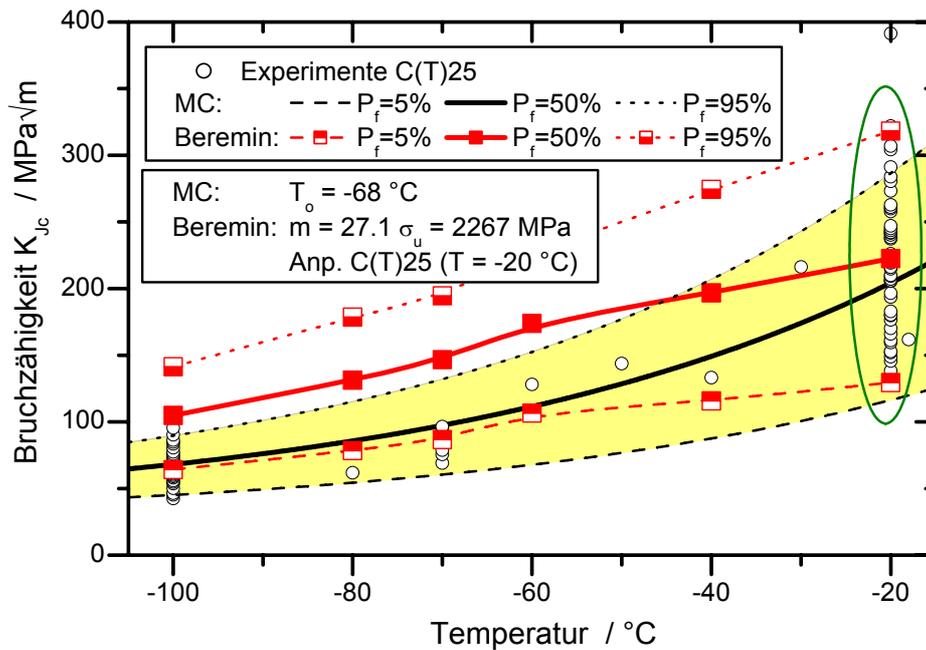


Bild 5.49: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben mit dem Beremin-Modell, Vergleich Experiment und Berechnung nach ASTM E 1921 (MC $\hat{=}$ Masterkurve), Anpassung an C(T)25 ($T = -20\text{ °C}$)

5.2.11 Aussagen zur Kurvenform und der angenommenen Verteilung der Masterkurve

Dieses Kapitel geht auf die Kurvenform der Masterkurve ein und vergleicht diese mit den Aussagen des Beremin-Modells. Dabei ist einerseits das Zutreffen der angenommenen Weibullverteilung und der dafür angesetzten Parameter des Masterkurve-Konzepts sowie andererseits die Kurvenform selbst von Interesse.

Der Masterkurve Ansatz geht von einer dreiparametrischen Weibullverteilung zur Beschreibung der Versagenswahrscheinlichkeit aus, Gl. 3.5, wobei die Materialparameter $b = 4$ und $K_{\min} = 20\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bereits festgelegt sind und somit nur noch T_0 als freier Materialparameter verbleibt.

Wird die Versagenswahrscheinlichkeit für C(T)25-Proben über der Bruchzähigkeit aufgetragen, [Bild 5.50](#) ($T = -100\text{ °C}$) und [Bild A.5.9](#) ($T = -20\text{ °C}$, Anhang), können die angenommenen Verteilungsfunktionen beurteilt werden. Die Anpassung der Beremin-Parameter an den 50 C(T)25-Proben, die bei $T = -100\text{ °C}$ geprüft wurden, führt auf den Parametersatz $m = 34,8$ und $\sigma_u = 1968\text{ MPa}$.

Mit dem Beremin-Modell lassen sich die Experimente gut beschreiben. Ein Vergleich mit der Masterkurve unter Verwendung der an diesen Proben bestimmten T_0 liefert eine etwas flachere Verteilungsfunktion, d.h. die Masterkurve sagt eine geringfügig höhere Streuung voraus, vgl. auch [Bild 5.39](#). Dies bedeutet, dass mittels des einzigen freien Parameters K_0 bzw. T_0 das Masterkurve-Konzept die Streubreite nicht exakt prognostizieren kann. Die freie Anpassung der zwei Parameter für das Beremin-Modell mittels einer Maximum Likelihood Anpassung liefert dagegen genauere Streubereiche.

Der Vergleich von Masterkurve-Konzept und Beremin-Modell bei $T = -20\text{ °C}$, [Bild A.5.9](#), liefert annähernd gleich verlaufende Versagenskurven. Die Streuung der Experimente ist bei diesem

Probensatz größer, dies ist auch an einem geringem Weibullmodul $m = 27,1$ des Beremin-Modells erkennbar. Bei kleinen Versagenswahrscheinlichkeiten steigen bei $T = -20\text{ °C}$ beide Berechnungskonzepte flacher an als die experimentellen Werte, damit liefern diese geringere 5%-Versagensstrebänder. Um einen steileren Anstieg und damit eine exaktere Beschreibung der Streubreite mit dem Beremin-Modell vorherzusagen, werden in der Literatur Modelle mit einem so genannten unteren Grenzwert σ_{th} diskutiert [44]. Mit diesem Grenzwert wird z.B. eine modifizierte Weibullspannung errechnet, wobei erst Spannungen berücksichtigt werden, die größer sind als der Grenzwert.

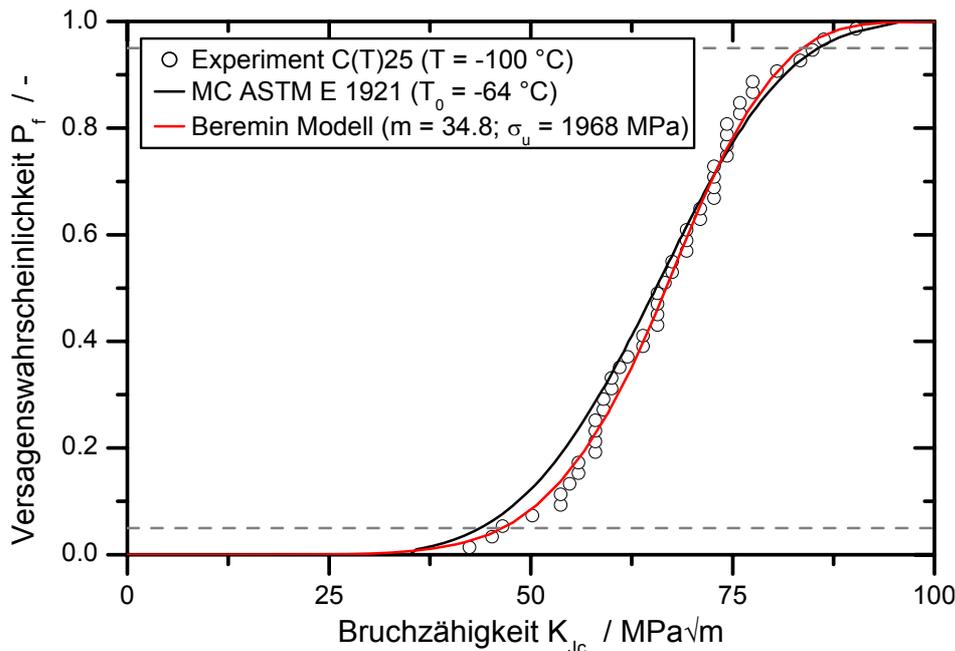


Bild 5.50: Weibullverteilung, C(T)25-Proben ($T = -100\text{ °C}$), Beremin-Modell und Masterkurve nach ASTM E 1921 (MC $\hat{=}$ Masterkurve)

Unter Annahme der obigen Verteilungsfunktion wird beim Masterkurve-Konzept eine temperaturabhängige Bruchzähigkeitskurve definiert, die als einzigen freien Parameter die Referenztemperatur T_0 enthält, Gl. 3.7. Das Beremin-Modell sollte in der Lage sein, das experimentelle Verhalten und die Masterkurve zumindest in der Tieflage und im unteren Übergangsgebiet abzubilden. Zusätzlich soll untersucht werden, ob die Kurvenform geometrieabhängig ist. Der Vergleich der temperaturabhängigen Versagenswahrscheinlichkeit an C(T)25-Proben ist in [Bild 5.51](#) dargestellt. Generell kann bei tiefen Temperaturen eine gute Übereinstimmung der Kurvenform zwischen numerischer Versagenskurve, bestimmt mit dem Beremin-Modell, und der Masterkurve nach ASTM E 1921 gefunden werden.

In einem weiteren Schritt werden die Beremin-Parameter auf eine SE(B)-Probe mit einem Riss-tiefenverhältnis von $a/W \approx 0,5$ übertragen, um die Temperaturabhängigkeit der Bruchzähigkeit vorauszusagen, [Bild 5.52](#). Auch hier zeigt sich analog zu den Befunden der C(T)25-Proben eine gute Beschreibung des experimentellen Verhaltens im unteren Übergangsgebiet. Bis ca. $T = -60\text{ °C}$ liegen alle Versuchswerte im vom Beremin-Modell prognostizierten Streuband. Der Vergleich mit der Masterkurve zeigt, dass die Numerik für diese Probenform deutlich kleinere Streubänder vorhersagt. Sowohl die Form als auch die Lage der Mittelwertskurve ist unterschiedlich. Die 5% Versagenswahrscheinlichkeitskurven liegen jedoch aufeinander.

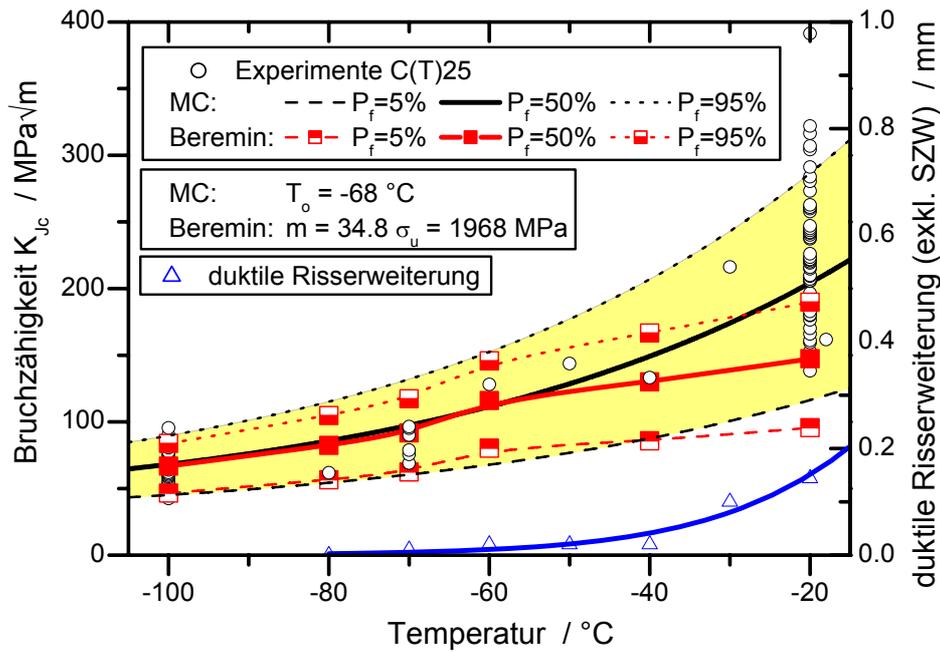


Bild 5.51: Temperaturabhängige Kurvenform, C(T)25-Proben, Beremin-Modell und Berechnung nach ASTM E 1921 (MC $\hat{=}$ Masterkurve)

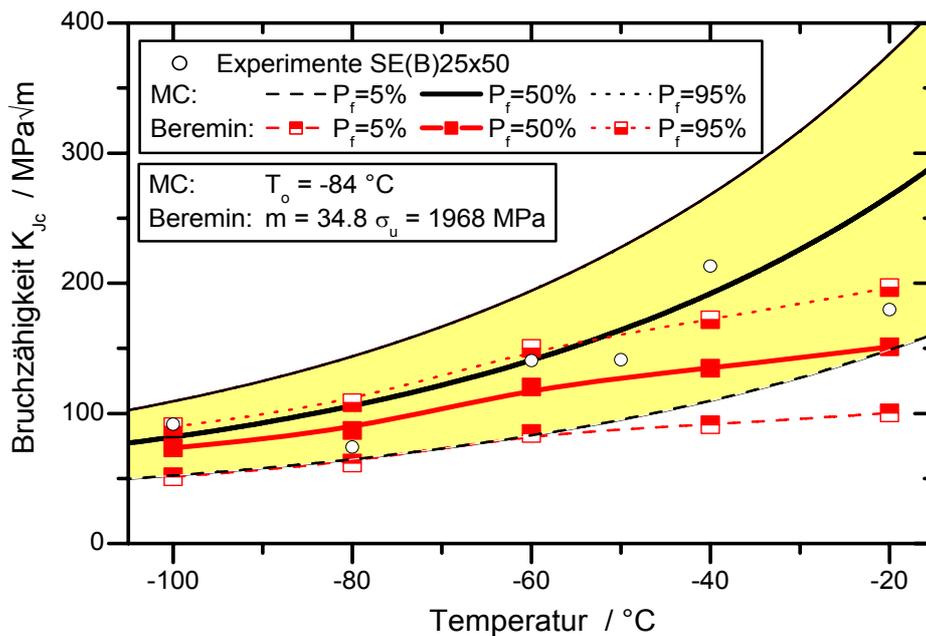


Bild 5.52: Temperaturabhängige Kurvenform, SE(B)25x50-Proben ($a/W \approx 0,5$), Beremin-Modell und Berechnung nach ASTM E 1921 (MC $\hat{=}$ Masterkurve)

Die SE(B)25x50-Kurzrisssproben ($a/W \approx 0,1$) weisen im Vergleich zu den Standardproben deutlich unterschiedliche Spannungszustände und damit eine geringere Mehrachsigkeit auf. Dies wirkt sich auf die experimentell ermittelten Bruchzähigkeiten und damit der Referenztemperatur aus. Daher wird der Beremin-Parametersatz der C(T)25-Proben auf diese Probenform übertragen um damit die temperaturabhängige Versagenswahrscheinlichkeit für die Kurzrisssproben zu berechnen, [Bild 5.53](#). Die Betrachtung der 50%-igen Versagenskurven zeigt sowohl qualitativ als auch quantitativ eine sehr gute Übereinstimmung bis ca. -60°C .

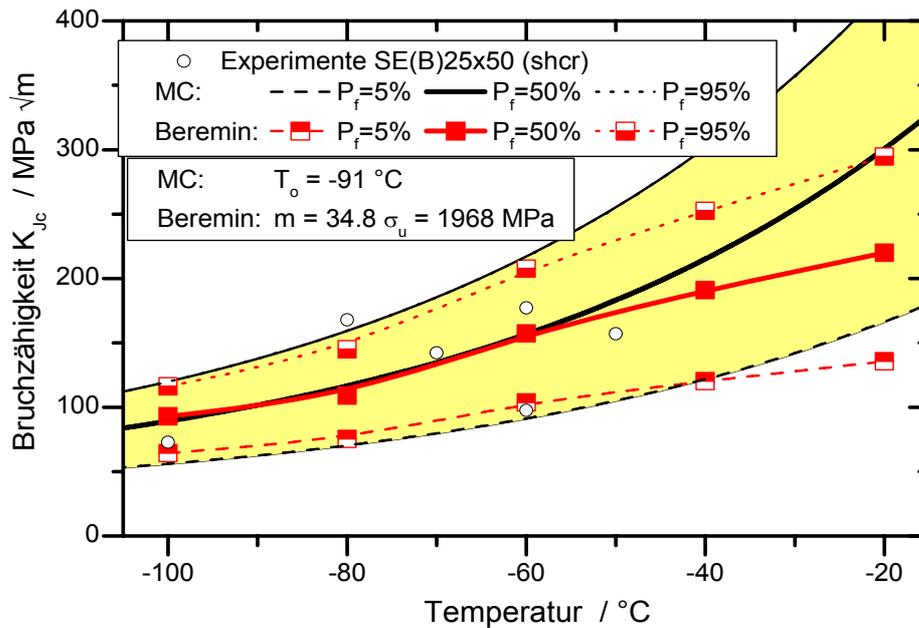


Bild 5.53: Temperaturabhängige Kurvenform, SE(B)25x50-Kurzrisssproben ($a/W \approx 0,1$), Beremin-Modell und Berechnung nach ASTM E 1921 (MC $\hat{=}$ Masterkurve)

In diesem Kapitel konnte die prinzipielle Übereinstimmung der angenommenen Verteilungsfunktionen und der daraus abgeleiteten temperaturabhängigen Bruchzähigkeitskurven von Beremin-Modell und Masterkurve gezeigt werden. Allerdings kann das Beremin-Modell die im oberen Übergangsgebiet auftretenden Versagenslasten nicht beschreiben. Die Grenze bildet dabei in etwa die Temperatur, bei der vom werkstoffmechanischen Versagensablauf duktile Risserweiterung in dem Maße auftritt, dass der Spannungszustand innerhalb der Probe deutlich beeinflusst wird. Daraus lässt sich anhand der dargestellten Versuche eine gute Übertragbarkeit der Beremin-Parameter auf weitere Probengeometrien ableiten.

5.2.12 Grenzen des Modells

Das originale Beremin-Modell prognostiziert im oberen Übergangsgebiet ein zu frühes Versagen (Anpassung der Beremin-Parameter an den bei $T = -100\text{ °C}$ geprüften C(T)25-Probensatz). Das Modell beschreibt offensichtlich die Versagensmechanismen im oberen Übergangsgebiet nicht richtig. Eine mögliche Ursache für die schlechte Vorhersage im oberen Übergangsgebiet ist, dass dort duktiler Risswachstum beobachtet wird, welches bei den Berechnungen mit dem Beremin-Modell nicht berücksichtigt ist, Bild 5.51. Bei $T = -20\text{ °C}$ liegen beispielsweise die experimentell ermittelten duktilen Risserweiterungen bei der Mehrzahl der Proben zwischen $0,1 - 0,3\text{ mm}$. Einhergehend mit diesem stabilen Risswachstum ist eine starke Veränderung der Spannungsverteilung vor der Rissspitze und damit der Grundlage für die Versagensberechnung anhand des Beremin-Modells. Aus diesem Grund wird in Kapitel 5.4 ein gekoppeltes Modell vorgestellt, das mittels eines schädigungsmechanischen Ansatzes duktile Risserweiterung beschreiben kann. Damit sollen die Auswirkungen einer Spannungsumlagerung auf die Berechnung der Weibullspannung berücksichtigt werden.

5.2.13 Untersuchung der Modellmodifikationen

Die im Folgenden vorgestellten Modellmodifikationen sind nicht in der Lage, diesen Effekt der Spannungsumlagerung durch eine dem Spaltbruch vorausgehende duktile Risserweiterung

abzubilden. Sie stellen allerdings einen einfachen Ansatz für die Beschreibung des Versagens, beginnend von der Tieflage bis zum oberen Übergangsgebiet, dar. Vor allem die Modifikation unter Verwendung einer temperaturabhängigen Weibullspannung trägt der Ursache Rechnung, dass mit zunehmender Temperatur, und damit einem verbesserten Verformungsverhalten, die Spaltbruchneigung abnimmt.

Dehnungsmodifikation

Bei der vorgestellten Dehnungsmodifikation [58], Kapitel 3.2.1.2, wird die Dehnung in Richtung der größten Hauptspannung in die Berechnung der auftretenden Weibullspannung mit einbezogen und über einen Wichtungsfaktor k berücksichtigt, Gl. 3.11. Dabei sollen große Dehnungen dazu führen, dass die Weibullspannung reduziert und damit die Versagensbruchlast zu höheren Werten verschoben wird. Das heißt, dass – vor allem bei höheren Temperaturen – die zunehmenden Plastifizierungen an der Risspitze zu einer Steigerung der ertragbaren Bruchzähigkeit führen. Die Parameter für die verwendete Dehnungsmodifikation wurden am C(T)25-Probensatz ($T = -100\text{ °C}$) bestimmt und ergaben sich zu $m = 37,8$ und $\sigma_u = 1906\text{ MPa}$.

Ergebnisse dieser Beremin-Modifikation sind in [Bild 5.54](#) und [Bild 5.55](#) dargestellt. Dabei werden die Dehnungen im ersten Fall mit $k = 1,0$ schwächer gewichtet als in [Bild 5.55](#) mit $k = 0,45$. Der Zusammenhang zwischen dem Faktor k und der Dehnungsgewichtung ist umgekehrt proportional.

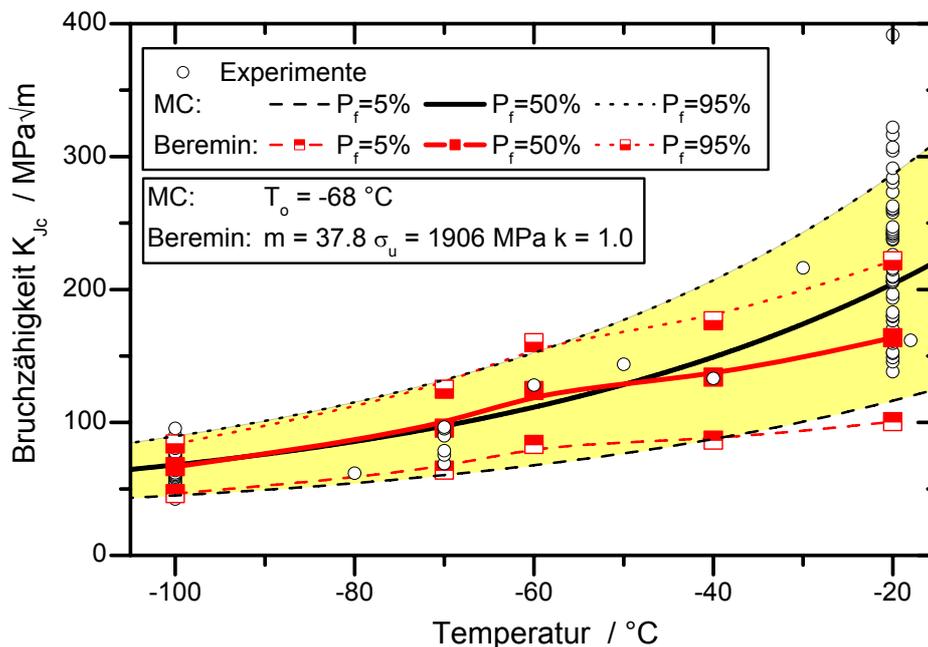


Bild 5.54: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben mit modifiziertem Beremin-Modell (Dehnungsmodifikation $k = 1,0$), Vergleich Experiment Berechnungsverfahren nach ASTM E 1921

In beiden Diagrammen ([Bild 5.54](#) und [Bild 5.55](#)) zeigt sich, dass die Bruchzähigkeitswerte der 5%-Versagenswahrscheinlichkeit nur marginal beeinflusst werden. Erst bei höheren Risspitzenbelastungen treten Dehnungen auf, die die Berechnung der Weibullspannung in ausreichendem Maße beeinflussen, um die Versagenswahrscheinlichkeiten zu verschieben. Der Faktor $k = 1,0$ ist jedoch zu groß, um den numerischen Medianwert und die 95%-Grenze im

oberen Übergangsbereich zur Übereinstimmung mit den experimentellen Befunden zu bringen, Bild 5.54. Mit einer stärkeren Dehnungswichtung gelingt dies bedingt, Bild 5.55. Es wird zwar der 95%-Versagenswert bei $T = -20\text{ °C}$ gut beschrieben, allerdings ist bei dieser Temperatur die Medianbruchzähigkeit weiterhin zu gering. Es zeigt sich bei $T = -20\text{ °C}$, dass die schiefssymmetrische Verteilungsfunktion dahingehend verzerrt wird, dass der Abstand zwischen Median- und 95%-Versagenswert zu groß wird. Das heißt, in diesem Fall werden die auftretenden Dehnungen überbewertet und es kann numerisch die experimentell ermittelte Verteilung der Bruchzähigkeitswerte nicht wiedergegeben werden.

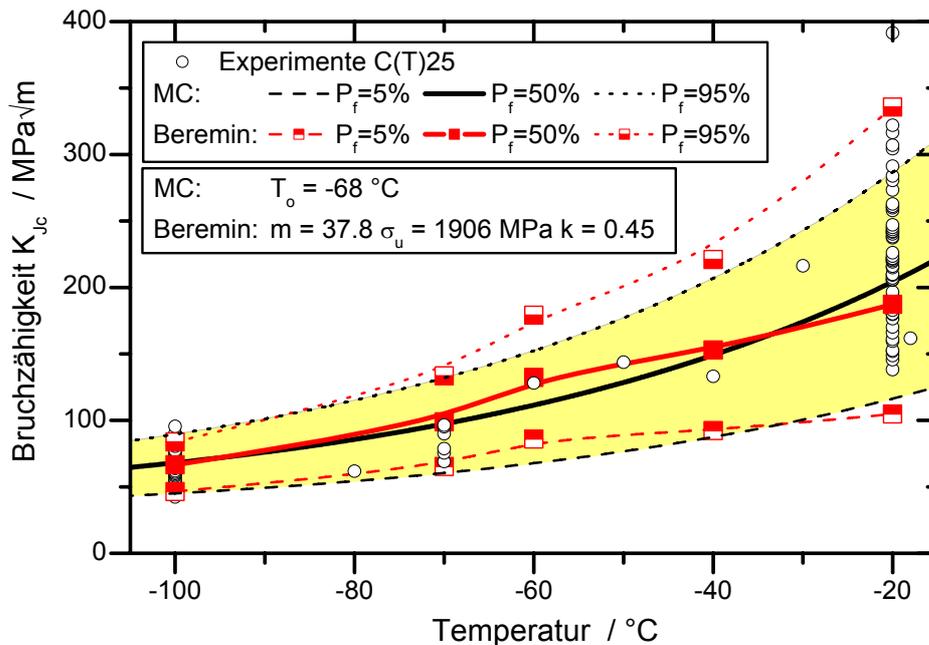


Bild 5.55: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben mit modifiziertem Beremin-Modell (Dehnungsmodifikation $k = 0,45$), Vergleich Experiment Berechnungsverfahren nach ASTM E 1921

Es gelingt in dieser Arbeit nicht, mit der vorgestellten Dehnungsmodifikation den temperaturabhängigen Verlauf des Spaltbruchversagens bei C(T)25-Proben in ausreichendem Maße zu beschreiben. Daher wird an dieser Stelle auf die Untersuchung der Übertragbarkeit auf andere Probengeometrien verzichtet, die nach anderen Autoren, [53] und [54], den großen Vorteil dieser Modifikation ausmacht.

Temperaturmodifikation

Eine weitere Beremin-Modifikation [59] verwendet einen temperaturabhängigen Weibullparameter. Basierend auf einem Arrhenius-Ansatz, Kapitel 3.2.1.2, geht die Methode davon aus, dass mit zunehmender Temperatur aufgrund einer veränderten Versetzungsmobilität, der Widerstand gegen Spaltbruch zunimmt, Gl. 3.12. Die Parameteranpassung wurde an den C(T)25-Probensätzen, die bei $T = -100\text{ °C}$, $T = -70\text{ °C}$ und $T = -20\text{ °C}$ geprüft wurden, durchgeführt. Dabei ergaben sich die Beremin-Parameter für diese Modifikation zu, $\sigma_u(0) = 3158\text{ MPa}$, $\sigma_{u0} = 2208\text{ MPa}$ und $c = 0,68$, unter Verwendung eines konstanten Weibullmoduls $m = 22$.

Diese Modifikation kann den temperaturabhängigen Anstieg der Versagenswahrscheinlichkeit gut abbilden, Bild 5.56. Es gelingt auch im oberen Übergangsbereich bei $T = -20\text{ °C}$ die experi-

mentell beobachtete Streuung zu beschreiben, wobei auch die Versagensgrenzen und der Medianwert in einem sinnvollen Verhältnis stehen. Gerade bei $T = -20\text{ °C}$ prognostiziert die Numerik eine höhere 95%-Versagensgrenze als nach ASTM E 1921 vorausgesagt. Dies hängt unmittelbar damit zusammen, dass in Bild 5.56 die Werte zur Berechnung der Referenztemperatur der Masterkurve zensiert werden und diese obere Begrenzung des Zähigkeitswerts im numerischen Verfahren nicht angewendet wurde.

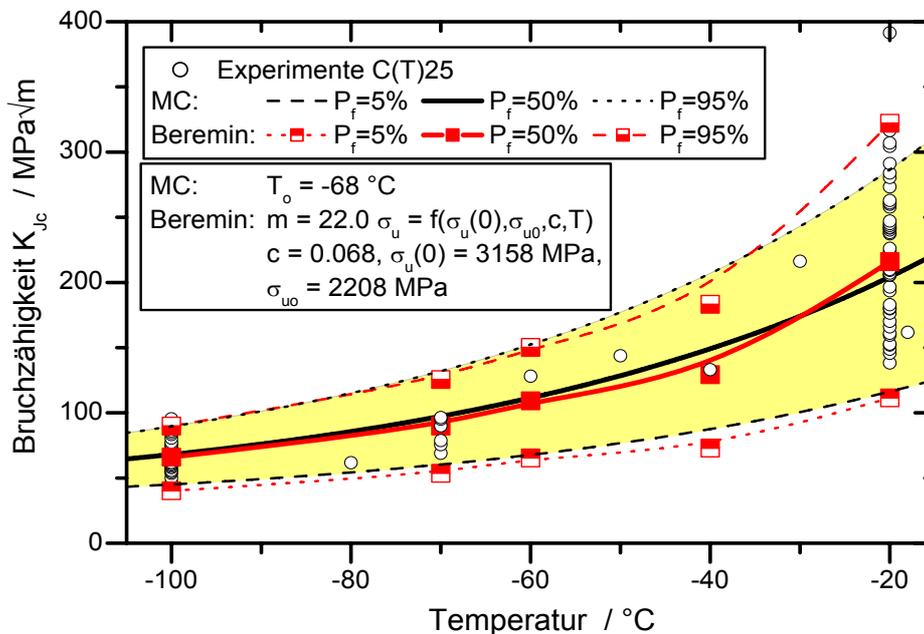


Bild 5.56: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben mit modifiziertem Beremin-Modell (temperaturabhängige Weibullspannung), Vergleich Experiment Berechnungsverfahren nach ASTM E 1921

5.3 Simulationen mit dem Rousselier-Modell

Das Rousselier-Modell wird zur Beschreibung des Versagens durch Hohlraumbildung und – wachstum verwendet. Diese mikrostrukturellen Vorgänge führen beim Werkstoff 22NiMoCr3-7 in der Hochlage zum Versagen durch duktile Risserweiterung. In diesem Kapitel wird auf die Bestimmung der Schädigungsparameter für das Rousselier-Modell und die anschließende Übertragbarkeit auf unterschiedliche Probenformen eingegangen. Mit dem Rousselier-Modell soll die duktile Rissinitiierung $J_{i,num}$ bestimmt werden. Stochastische Untersuchungen geben Aufschluss über die Auswirkung der Mikrostruktur auf die Streuung bruchmechanischer Kennwerte. Zusätzlich sind mit dem Rousselier-Modell auch Aussagen über das Maß der duktilen Risserweiterung und die geometrische Ausbildung des Risses möglich.

5.3.1 Parameterbestimmung und Verifizierung

Die Werkstoffkenngrößen für das Rousselier-Modell können auf unterschiedliche Weise bestimmt werden, vgl. Kapitel 3.2.2. Eine Vorgehensweise ist die der numerischen Kalibrierung anhand gekerbter Rundzugproben. Hierzu wurden gekerbte Rundzugproben mit unterschiedlichem Kerbradius und damit unterschiedlichem Spannungszustand bei drei Temperaturen experimentell geprüft und dann mit schädigungsmechanischen Berechnungen verglichen. Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen sind in Kapitel 4.4 dargestellt.

Anhand von [Bild 5.57](#) lässt sich die Vorgehensweise der numerischen Kalibrierung erklären. Bei Raumtemperatur wurden zwei gekerbte Rundzugproben mit einem Kerbradius von $r = 2 \text{ mm}$ geprüft und anschließend mittels einer Finite Elemente Simulation unter Verwendung des Rousselier-Modells berechnet. Es wird das Anfangshohlraumvolumen f_0 variiert, bis der Punkt des experimentellen Lastabfalls (Punkt A) von der Rechnung richtig wiedergegeben wird. Für den vorliegenden Werkstoff ergibt sich daraus für das Rousselier-Modell das Anfangshohlraumvolumen $f_0 = 1,7 \cdot 10^{-4}$ bei Verwendung von $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$.

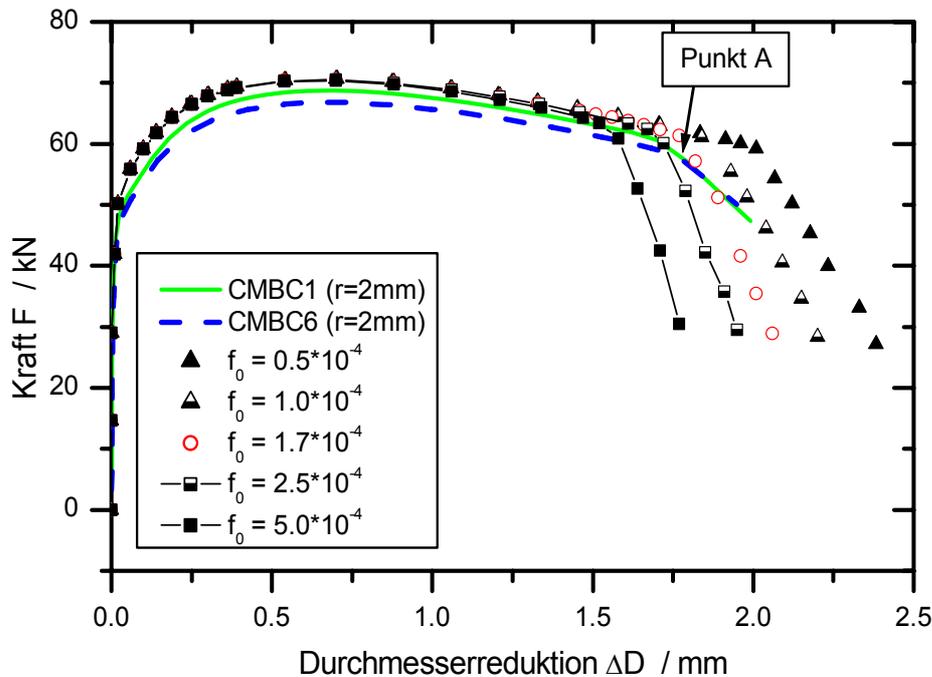


Bild 5.57: Parameteranpassung des Rousselier-Modells, Variation des Hohlraumvolumens f_0 , Auswahl: $f_0 = 1,7 \cdot 10^{-4}$ und $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$

Der Volumenanteil f_0 von Mangansulfidteilchen im Gefüge kann auch aus dem Volumengehalt der zur Bildung der Ausscheidung verfügbaren chemischen Elemente Mn und S im Werkstoff mit der Beziehung nach Franklin, Gl. 5.7 [105], abgeschätzt werden.

$$f_0 = 0,054 \left(S\% - \frac{0,001}{\text{Mn}\%} \right) \quad \text{Gl. 5.7}$$

Anhand der chemischen Zusammensetzung aus der Schmelzanalyse, [Tabelle 4.1](#), berechnet sich der Volumenanteil zu $f_0 = 2,61 \cdot 10^{-4}$. Die Stückanalyse führt unter Verwendung von Gl. 5.7 auf den Wert $f_0 = 0,47 \cdot 10^{-4}$. Diese Werte sind in der Größenordnung des über das numerische Kalibrierverfahren bestimmten Anfangshohlraumvolumens.

Wichtig für die Anwendung des Rousselier-Modells auf Bauteile ist die Übertragbarkeit der schädigungsmechanischen Werkstoffparameter auf andere Geometrien mit unterschiedlichem Spannungszustand. Dies wird mittels unterschiedlich stark gekerbter Proben überprüft, [Bild A.5.10](#). Mit dem ausgewählten Parametersatz ist es möglich, das Verhalten der schwächer gekerbten Proben gut zu beschreiben und das in diesen Proben erfolgte duktile Risswachstum numerisch abzubilden.

Für die erweiterte Nutzung des Rousselier-Modells von der Hochlage in das obere Übergangsgebiet ist es von Bedeutung, die Rousselier-Parameter für diesen Temperaturbereich zu bestimmen. Hierfür wurden zusätzlich zur Untersuchung bei Raumtemperatur unterschiedlich stark gekerbte Rundzugproben bei den Temperaturen $T = -20\text{ °C}$ und $T = -60\text{ °C}$ geprüft, vgl. Kapitel 4.4. Die zusammenfassenden Ergebnisse sind in [Bild 5.58](#) dargestellt. Mit dem bei $T = +20\text{ °C}$ ermittelten Parametersatz und der für die jeweilige Temperatur gültigen Fließkurve lassen sich sowohl stark gekerbte Proben ($r = 2\text{ mm}$) als auch schwach gekerbte Proben ($r = 8\text{ mm}$) numerisch bei tieferen Temperaturen ($T = -20\text{ °C}$ und $T = -60\text{ °C}$) gut beschreiben. Damit konnte im untersuchten Temperaturbereich keine Temperaturabhängigkeit der Rousselier-Parameter festgestellt werden.

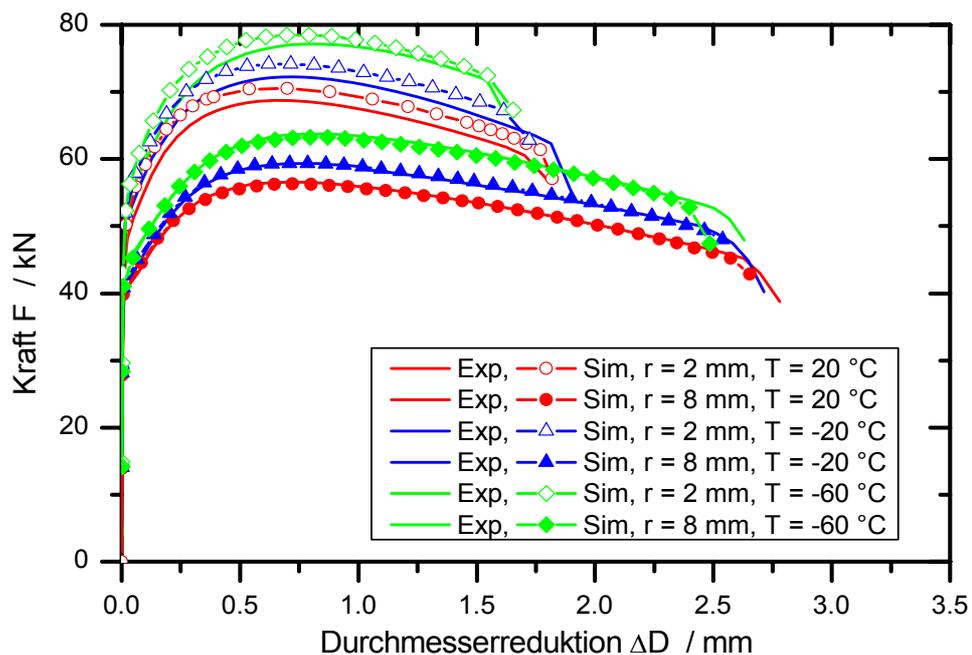


Bild 5.58: Temperaturabhängige Übertragbarkeit der schädigungsmechanischen Parameter auf unterschiedlich stark gekerbte Rundzugproben, 22NiMoCr3-7

Ein weiterer Parameter bei der Anwendung des Rousselier-Modells ist die verwendete Elementgröße des Finite Elemente Modells. Werkstoffmechanisch repräsentiert die Elementgröße bei dieser Stahlklasse den mittleren Abstand der MnS-Einschlüsse voneinander, vgl. Kapitel 3.2.2. Dieser Abstand der Einschlüsse muss mit der mittleren Elementgröße bzw. dem Knotenabstand korrelieren. Diese Distanz zwischen zwei Einschlüssen kann entweder aus metallographischen Untersuchungen oder anhand einer numerischen Kalibrierung ermittelt werden.

In dieser Arbeit wurde die zweite Variante gewählt. Als Probenkörper zur Ermittlung der Elementgröße wurden C(T)25-Proben herangezogen. Die Elementgröße wird solange variiert, bis das Ergebnis einer zweidimensionalen Finite Elemente Berechnung und der experimentell ermittelte Last-Verformungsverlauf zufriedenstellend übereinstimmen, [Bild 5.59](#). Ein zu feines Netz führt zu einem zu frühen Einsetzen des Risswachstums und somit wird das globale Last-Aufweitungsverhalten ab einem gewissen COD unterschätzt. Ein umgekehrter Effekt tritt bei der Wahl von zu großen Elementen ein. Die numerische Anpassung ergab die beste Übereinstimmung für eine Elementgröße von $l_c = 0,5\text{ mm}$.

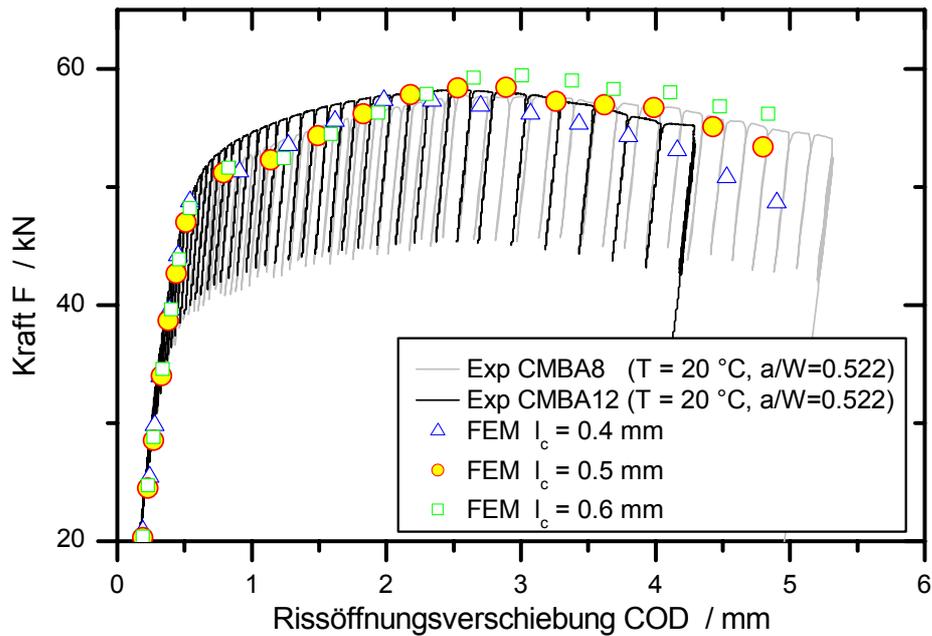


Bild 5.59: Numerische Kalibrierung der für das Rousselier-Modell verwendeten Elementgröße (entspricht dem mittleren Abstand der Einschlüsse) anhand des experimentellen Last-Aufweitungsverhaltens von C(T)25-Proben, Prüftemperatur 20 °C

Zum Nachweis der Übertragbarkeit der Rousselier-Parameter von 2D- auf 3D-Modelle wurde das Verhalten einer C(T)25-Probe zusätzlich dreidimensional simuliert und den experimentellen Messungen gegenübergestellt. Die Ergebnisse sind in Form des globalen Probenverhaltens (Bild 5.60) und der Risswiderstandskurve (Bild 5.61) dargestellt.

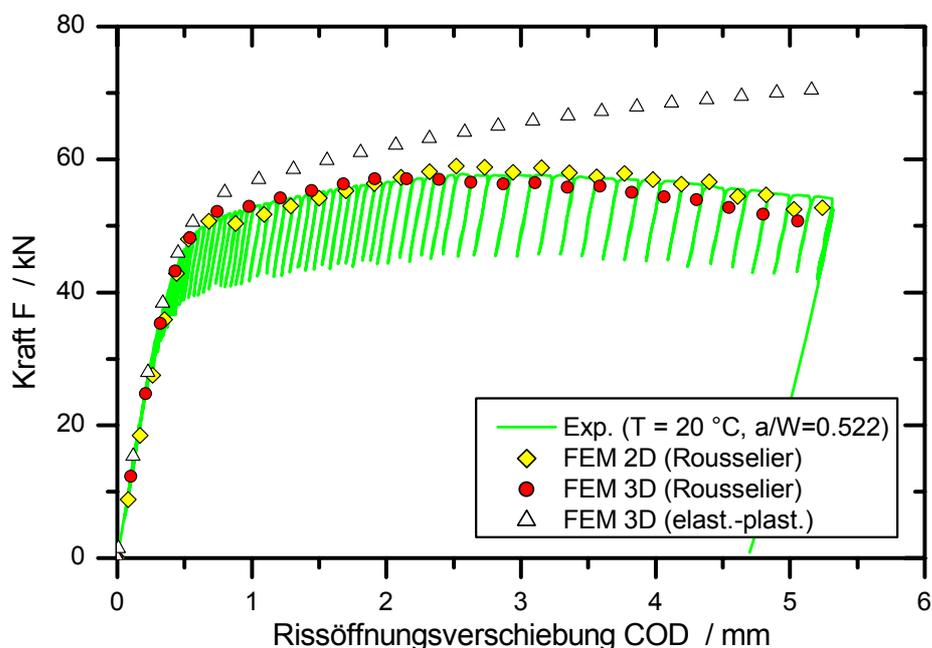


Bild 5.60: Vergleich zwischen Experiment und Berechnung des Last-Aufweitungsverhaltens einer C(T)25-Probe, 2D- und 3D-Berechnung, Prüftemperatur 20 °C

Eine konventionelle elasto-plastische Berechnung mit dem von Mises Materialmodell bildet den Anfangsbereich der Verformung gut ab. Mit zunehmender Verformung wird die experimentell

bestimmte Last jedoch überschätzt, Bild 5.60. Diese Überschätzung resultiert aus dem unberücksichtigten Risswachstum und damit aus einem zu steifen Probenverhalten. Wird das Risswachstum mit Hilfe des Rousselier-Modells mitberücksichtigt, so kann das experimentell beobachtete Verformungsverhalten gut abgebildet werden. Sowohl eine zweidimensionale als auch eine dreidimensionale Berechnung liefern eine sehr gute Übereinstimmung mit dem Experiment.

Der Vergleich der Risswiderstandskurven, Bild 5.61, bestätigt ebenfalls die Übereinstimmung zwischen Experiment und FEM-Berechnung. Es sind jeweils die experimentell bestimmten Punkte und die daraus bestimmten Ausgleichskurven in das Diagramm eingetragen. Sowohl die zwei- als auch die dreidimensionale Berechnung unter Verwendung des Rousselier-Modells bilden den Versuch gut ab. Bei sehr kleinen numerischen Risswachstumsbeträgen tritt, bedingt durch das in konkreten Schritten ablaufende Risswachstum, eine Abweichung zum Experiment auf.

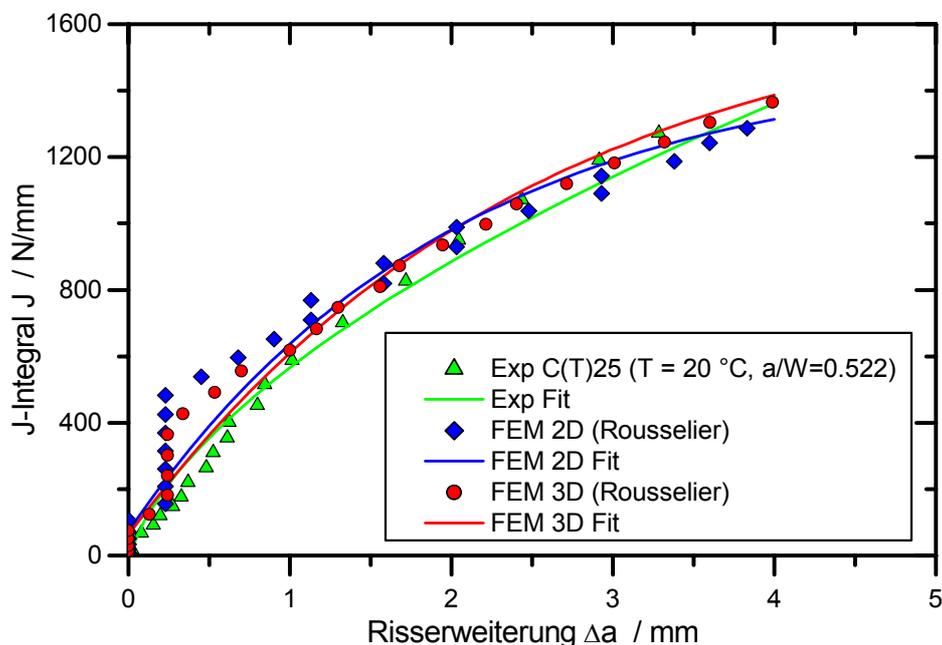


Bild 5.61: Vergleich zwischen Experiment und Berechnung der Risswiderstandskurve einer C(T)25-Probe, 2D- und 3D-Berechnung, Prüftemperatur 20 °C

Die duktile Risserweiterung beeinflusst den Spannungszustand in der Probe bzw. dem Bauteil, vgl. Kapitel 5.1.6. In Bild 5.62 ist beispielhaft der Verlauf der Vergleichsspannung nach vorangegangener duktiler Risserweiterung in einer C(T)25-Probe dargestellt. Hinter der Rissspitze tritt dabei im Ligament eine deutliche Plastifizierungen auf. Die aufgebrachte Verschiebung führte zu einer duktilen Risserweiterung von ca. 1 mm. Ausgehend von einer geraden Rissfront nimmt diese nach der Rissausbreitung die Form eines „Daumennagels“ an, vgl. dazu auch Kapitel 5.3.4. Diese Rissausbreitung ist in Bild 5.62 an dem gesunkenen Spannungsniveau aufgrund der Werkstoffschädigung zu erkennen.

Das Rousselier-Modell kann die auftretenden Versagensmechanismen in der Hochlage gut abbilden und es konnte die gute Übereinstimmung der schädigungsmechanischen Berechnungen mit den experimentellen Befunden gezeigt werden.

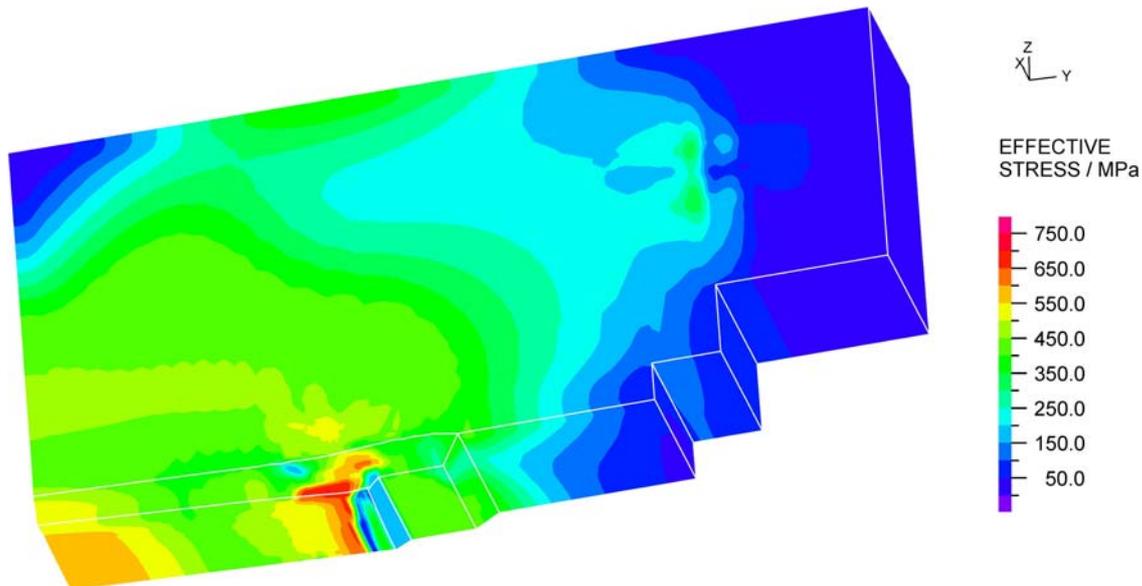


Bild 5.62: Spannungsverlauf der Vergleichsspannung nach von Mises in einer C(T)25-Probe nach vorangegangener duktiler Risserweiterung von ca. 1,0 mm, $T = +20\text{ °C}$

5.3.2 Darstellung des Temperatureinflusses auf die duktile Rissinitiierung

Ein Vergleich der vorhergesagten Rissinitiierungswerte mit den experimentellen Werten ist problematisch, da die experimentelle Definition der Risseinleitung nicht ohne weiteres auf die numerischen Ergebnisse übertragen werden kann. Auch ein europäischer Round-Robin Test wirft die Problematik der Initiierungsbestimmung auf [66], kommt aber zu keiner abschließenden Lösung.

Zur Festlegung der experimentellen Rissinitiierung wird der J_I -Wert verwendet, der sich aus der so genannten „Stretched Zone Width“ (SZW) und der Risswiderstandskurve ergibt [93]. Der J_I -Wert stellt dabei eine über die Rissfront gemittelte Größe dar. Für die Bestimmung des numerischen J-Werts wird nicht das Rice'sche Integral verwendet, da bedingt durch das Risswachstum eine Wegabhängigkeit auftritt und somit keine Eindeutigkeit mehr besteht. Das numerische J-Integral wurde aus den berechneten Last-Verformungsdiagrammen mit den entsprechenden experimentellen Formeln errechnet. Diese Vorgehensweise hat zusätzlich den Vorteil, dass Abweichungen durch verschiedene J-Bestimmungsverfahren bei der Numerik und im Experiment nicht auftreten können. Für die numerische Initiierung wurden die folgenden beiden Definitionen verwendet.

1. Initiierung ist, wenn an einem beliebigen Punkt an der Rissfront ein Anriss vorhergesagt wird, $J_{i,num,min}$. Diese Definition dürfte das experimentelle Verhalten unterschätzen, da der experimentelle Wert von einer Initiierung über der gesamten Rissfront ausgeht.
2. Initiierung ist, wenn über der gesamten Rissfront eine duktile Risserweiterung vorhergesagt wird, $J_{i,num,max}$.

Für den Vergleich mit dem Experiment wurden beide Werte in das Diagramm eingetragen, wobei der nach Definition 2 bestimmte numerische Initiierungswert $J_{i,num,max}$ eher der experimentellen Vorgehensweise entspricht. In [Bild 5.63](#) sind die experimentell und die numerisch ermittelten J-Werte bei Rissinitiierung sowie die experimentell bestimmte duktile Risserweiterung (ohne SZW) in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt. Experimentell

wird eine starke Temperaturabhängigkeit der duktilen Rissinitiierung ermittelt, mit steigender Temperatur nimmt der J_I -Wert zu. Der numerisch ermittelte Initiierungswert $J_{i,num,max}$ stimmt in der Hochlage gut mit dem experimentellen J_I -Wert überein. Auch die numerischen Initiierungswerte nehmen mit sinkender Temperatur ab, jedoch nicht in dem Maße, wie experimentell beobachtet. Ein Grund hierfür ist, dass bedingt durch das grobe Netz, kleine Risswachstumsbeträge nicht erfasst werden können. Ab Temperaturen bei denen mit größeren Risswachstumsbeträgen zu rechnen ist, kann die Numerik die Initiierung ($J_{i,num,min}$) von duktiler Risserweiterung erfassen.

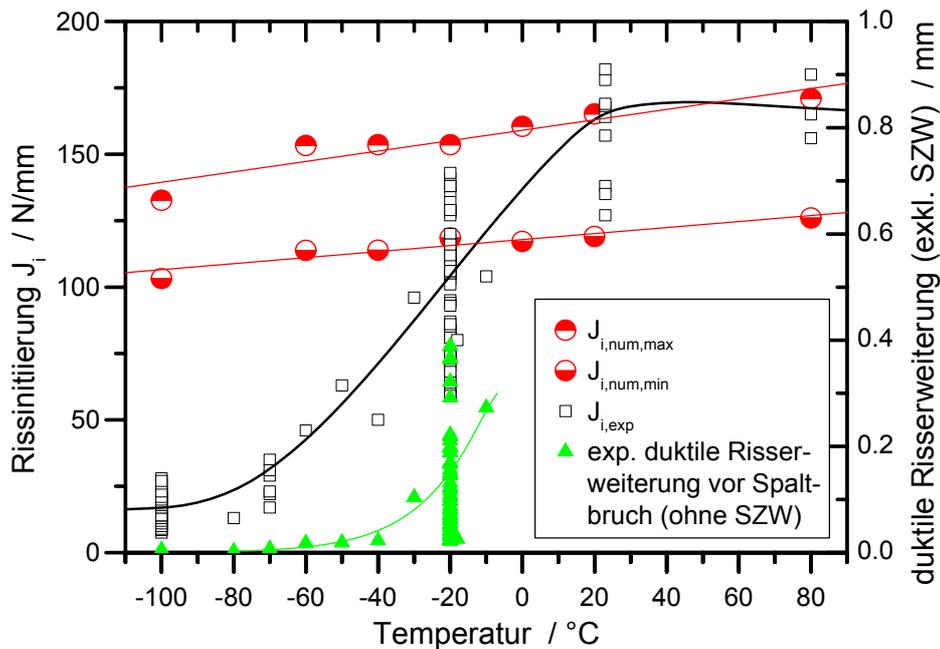


Bild 5.63: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen zähen Rissinitiierung von C(T)25-Proben mit dem Rousselier-Modell ($I_c = 0,5 \text{ mm}$) und Vergleich mit der experimentellen Rissinitiierung und duktilen Risserweiterung (ohne SZW)

In Bild 5.63 sind nur Risswachstumsbeträge von Proben eingetragen, die nach einer evtl. vorangegangenen duktilen Risserweiterung durch instabilen Spaltbruch versagten. In der Zähigkeits- hochlage tritt ausschließlich stabiles Risswachstum auf und der Risswachstumsbetrag ist dabei allein von der Versuchsdurchführung abhängig.

5.3.3 Stochastische Untersuchungen zum Einfluss der Mikrostruktur auf bruchmechanische Parameter

Neuere Untersuchungen zielen darauf ab, numerische Rissinitiierungskennwerte unter Berücksichtigung der Mikrostruktur zu ermitteln [106]. Anhand von einfach zu bestimmenden Kenngrößen, wie beispielsweise Zugversuchsergebnisse oder mikrostruktureller Größen, wurde ein Verfahren zur numerischen Abschätzung der Rissinitiierung aufgestellt [106]. Dieses Verfahren lieferte im Rahmen der Streuung von Hochlageinitiierungswerten gute Ergebnisse.

Im Folgenden werden mit dem schädigungsmechanischen Ansatz nach Rousselier die aus der Mikrostruktur herrührenden Einflussfaktoren auf die Streuung der duktilen Rissinitiierung und -erweiterung untersucht. Dazu wurden zweidimensionale Finite Elemente Berechnungen an C(T)25-Proben aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 durchgeführt.

Die folgenden Untersuchungen wurden durchgeführt:

1. Annahme eines homogenen Werkstoffs, d.h. dem gesamten Werkstoffvolumen werden dieselben Eigenschaften (Werkstoffparameter) zugrunde gelegt (Bestimmung von Grenzmustern):
 1. Einfluss des Volumengehalts an hohlraumbildenden Elementen und
 2. Einfluss der Fließkurve.
2. Annahme eines inhomogenen Werkstoffs, d.h. die Werkstoffeigenschaften streuen innerhalb des Probenvolumens:
 1. Stochastische Variation des Volumengehalts an hohlraumbildenden Elementen,
 2. Stochastische Variation der Fließkurve und
 3. Stochastische Variation von beiden Größen (Anfangshohlraumvolumen und Fließkurve).

Für die Werkstoffcharakterisierung wurden die bereits in Kapitel 4.2 beschriebenen Versuche zur Bestimmung der Werkstofffließkurve und des Volumengehalts der hohlraumbildenden Einschlüsse durchgeführt. Neben den generellen Werkstoffeigenschaften wurde auch deren Streuung bestimmt. In Tabelle 5.2 sind der Mittelwert und die Standardabweichung der während dieser numerischen Untersuchung variierten Größen aufgelistet. Im Falle der Fließkurvenvariation wird nicht nur die Streckgrenze, sondern die gesamte Fließkurve parallel zu geringeren oder höheren Werten verschoben. Die Streckgrenze ist in Tabelle 5.2 nur als Anhaltswert zur Berechnung einer prozentualen Abweichung angegeben.

Tabelle 5.2: Streuung der Werkstoffparameter bei Raumtemperatur, 22NiMoCr3-7

	Variation des Volumenanteils an hohlraumbildenden Elementen (f_0) / -	Variation der Fließkurve (F_k) / MPa
Mittelwert	$1,7 \cdot 10^{-4}$	429,8 (Streckgrenze)
Standardabweichung	$\pm 0,3 \cdot 10^{-4}$ (17,6%)	$\pm 30,0$ (6,9%)

Im Folgenden werden die Ergebnisse der mikrostrukturellen Einflussgrößen auf das bruchmechanische Verhalten vorgestellt.

I. Annahme eines vollständig homogenen Werkstoffs

Für diese Untersuchung werden die Werkstoffparameter über das gesamte Probenvolumen als konstant angenommen. Dabei werden die Parameter selbst um einmal (1s) bzw. zweimal (2s) den Betrag der Standardabweichung variiert, Tabelle 5.2. Diese Abkürzungen werden auch zur Unterscheidung in den Abbildungen verwendet.

I.1. Einfluss des Volumengehalts an hohlraumbildenden Elementen f_0

Der Volumengehalt f_0 der Mangansulfide beeinflusst maßgeblich die Bruchzähigkeit dieses Stahls. Der Effekt der Variation dieses Parameters ist in Bild 5.64 und Bild 5.65 dargestellt. Das Verformungsverhalten der C(T)25-Probe ändert sich erst im nicht-linearen Bereich, d.h. bei

einer großen Probenaufweitung, Bild 5.64. Mit ansteigendem Anfangshohlraumvolumen f_0 – dies entspricht größeren Mangansulfiden bzw. einem höheren Anteil an MnS-Teilchen – wird die C(T)25-Probe weicher. Dieses Verhalten resultiert aus einem größeren Risswachstum bei gleicher Belastung, ausgedrückt durch das J-Integral, Bild 5.65.

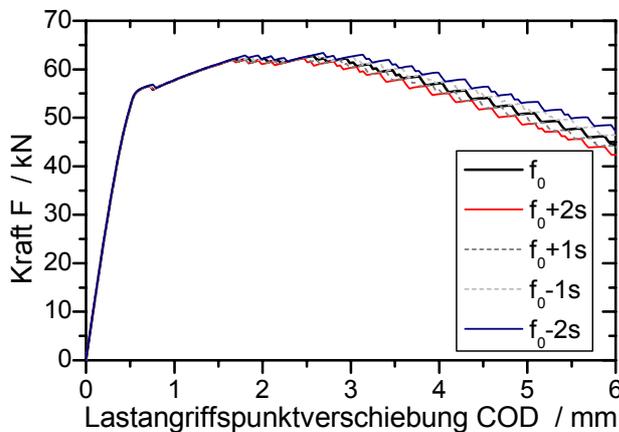


Bild 5.64: Einfluss des Hohlraumvolumens auf das Last-Verformungsverhalten

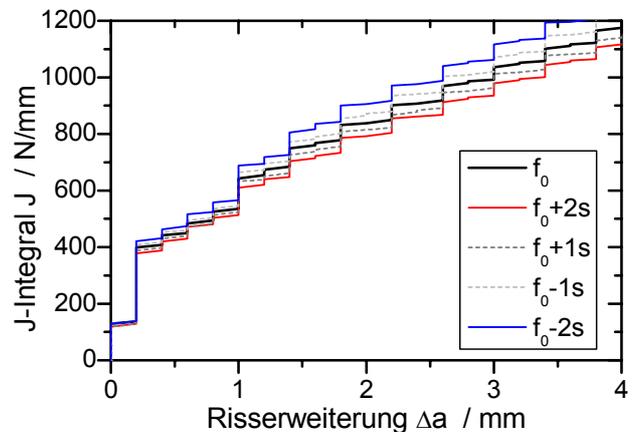


Bild 5.65: Einfluss des Hohlraumvolumens auf die Risswiderstandskurve

I.2. Einfluss der Werkstofffließkurve

Die Fließkurve und damit das plastische Verformungsverhalten des Werkstoffs hat erwartungsgemäß auch einen Einfluss auf die Bruchzähigkeitsparameter. Für die Untersuchungen wurde die Fließkurve (Fk) insgesamt um die einfache (1s) bzw. doppelte (2s) Standardabweichung zu geringeren bzw. höheren Werten verschoben. Die einfache Standardabweichung (1s) beträgt 30 MPa, Tabelle 5.2.

Die Fließkurve beeinflusst hauptsächlich den Beginn des nicht-linearen Bereichs der F-COD-Kurve. Daran anschließend verlaufen die Kurven nahezu gleich, Bild 5.66. Dieses Verhalten resultiert aus geringeren Rissinitiierungswerten und damit einem größeren Risswachstum für den härtesten Werkstoff, Bild 5.67. Der umgekehrte Effekt tritt für einen Werkstoff mit geringerer Festigkeit auf.

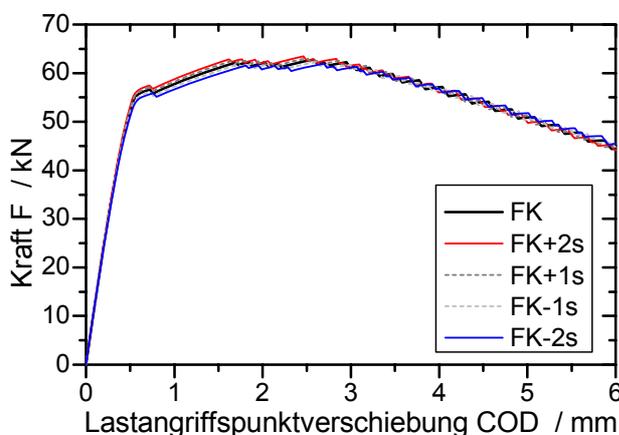


Bild 5.66: Einfluss der Fließkurve auf das Last-Verformungsverhalten

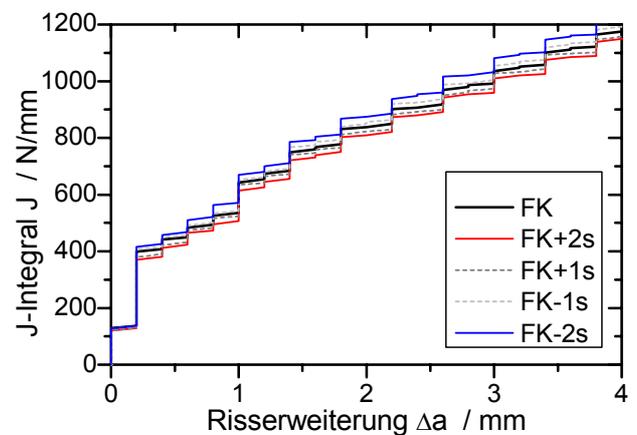


Bild 5.67: Einfluss der Fließkurve auf die Risswiderstandskurve

I.3. Einfluss der Werkstoffparameter auf die Rissinitiierung

In diesem Abschnitt wird der Einfluss der Werkstoffparameter auf den numerischen Rissinitierungswert $J_{i,num}^3$ betrachtet, Bild 5.68. Dabei bedeutet z.B. die Nomenklatur „ $f_0+1s, Fk-1s$ “, dass das Anfangshohlraumvolumen f_0 um einmal die Standardabweichung erhöht (+1s) und die Fließkurve (Fk) um einmal die Standardabweichung verringert (-1s) wurde. In der oberen Bildhälfte von Bild 5.68 sind jeweils die absoluten Abweichungen im Bezug auf die Vergleichsberechnung „ f_0, Fk “ (Berechnung mit den Mittelwerten von f_0 oder Fk) dargestellt. Ein geringerer Anteil an hohlraumbildenden Elementen sowie ein Werkstoff niedriger Festigkeit bewirken eine Erhöhung der Rissinitiierung. Dabei wirkt sich die geringere Variation der Fließkurve (6,9%) (Tabelle 5.2) stärker als die Veränderung des Hohlraumvolumens (17,5%) auf die Abweichung aus. Auffällig dabei ist, dass innerhalb der betrachteten Grenzen, eine doppelte Abweichung der Werkstoffkenngrößen auch zu einer doppelten Veränderung des Initiierungswerts führt. Werden sowohl die Fließkurve als auch das Anfangshohlraumvolumen verändert, so ergibt sich eine Superposition der Effekte und die Abweichungen addieren sich nahezu linear. In diesem Abschnitt wird nur die Betrachtung von Grenzmustern durchgeführt, daher wird an dieser Stelle auf einen Vergleich mit den experimentellen Initiierungswerten verzichtet, vgl. Abschnitt II.3.

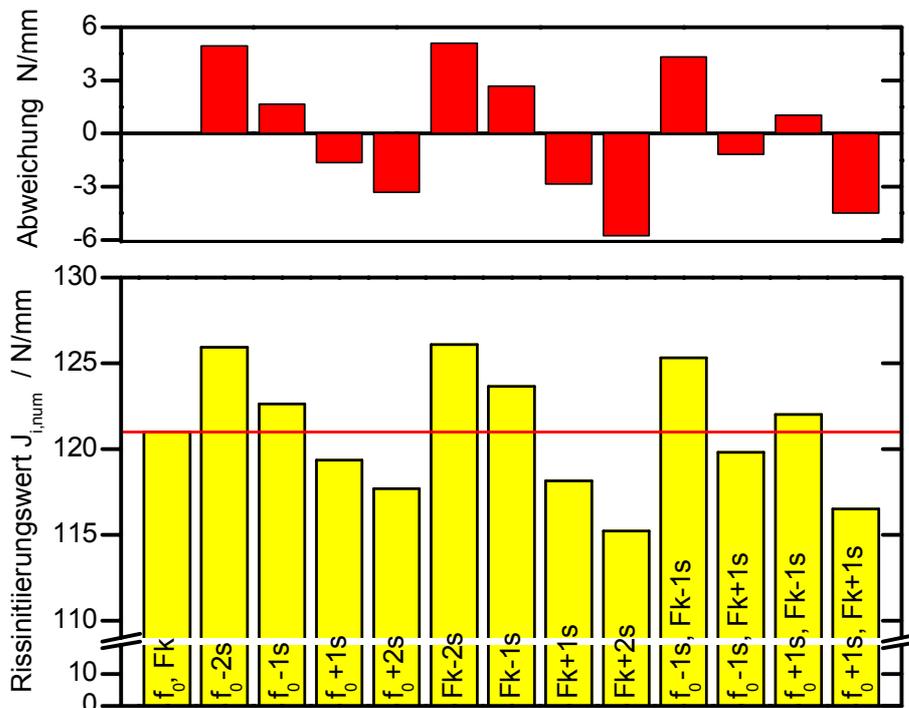


Bild 5.68: Einfluss des Hohlraumvolumens und der Fließkurve auf die numerische Rissinitiierung

II. Stochastische Variation des Hohlraumvolumens und der Fließkurve

Bisher wurde von einer einheitlichen Änderung der Werkstoffeigenschaften über die gesamte Probe ausgegangen. Um jedoch die Streuung der Bruchzähigkeitswerte zu untersuchen, werden nun die Werkstoffparameter f_0 und Fk stochastisch verteilt innerhalb des Probenvolumens variiert. Für die Finite Elemente Simulation bedeutet dies, dass jede Berechnung von anderen Startbedingungen ausgeht und damit eine andere Werkstoffcharakteristik aufweist. In

³⁾ Die numerische Initiierung $J_{i,num}$ beschreibt den Wert, bei dem im ersten Element hinter der Risspitze Versagen vorausgesagt wird. Dies sollte zu geringeren Initiierungswerten als im Experiment führen, da der experimentelle Initiierungswert von einer Initiierung über die gesamte Rissfront ausgeht.

Bezug zur Mikrostruktur ist damit die Annahme von schwächeren und festeren Bereichen sowie von größeren und kleineren Mangansulfiden verbunden. Daher wurden Serien von jeweils 100 Berechnungen durchgeführt um den Einfluss der alleinigen Streuung des Hohlraumvolumens, der alleinigen Streuung der Fließkurve sowie der kombinierten Streuung von Hohlraumvolumen und Fließkurve zu untersuchen. Für die FEM-Simulation wurden mittels eines FORTRAN Programms ein Zufallszahlengenerator implementiert [107]. Damit werden die Startbedingungen für jede Berechnung unter der Annahme von normalverteilten Werkstoffparameter aufgebracht.

II.1. Stochastische Variation des Hohlraumvolumens f_0

Um den stochastischen Einfluss der Variation des Hohlraumvolumens auf das bruchmechanische Verhalten zu untersuchen, wurden 100 Berechnungen mit jeweils unterschiedlichen Anfangsbedingungen durchgeführt. Pro Berechnung wurde dabei unter der Annahme von normalverteilten hohlraumbildenden Einschlüssen, das Anfangshohlraumvolumen f_0 innerhalb des Probenvolumens variiert. In [Bild 5.69](#) ist für eine beispielhafte Berechnung ($\hat{=}$ Stichprobe) die Verteilung im rissspitzennahen Bereich bei einer geringen Last dargestellt. Innerhalb eines Elements ist das Anfangshohlraumvolumen f_0 konstant. Von besonderer Bedeutung für die bruchmechanischen Kennwerte ist dabei die Verteilung von f_0 in der Risswachstumsrichtung. Die Abweichung vom Mittelwert in genau dieser Ebene ist beispielhaft für eine Berechnung in [Bild 5.70](#) dargestellt. In den ersten vier Elementen ist das Anfangshohlraumvolumen dabei höher als der Mittelwert $f_0 = 1,7 \cdot 10^{-4}$, wobei die Betrachtung der weiteren Ebene die stochastische Verteilung erkennen lässt. Insgesamt wird von einer Normalverteilung von f_0 im gesamten Ligament ausgegangen.

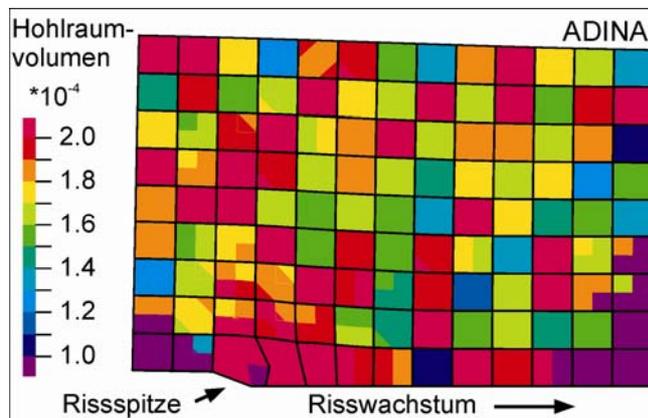


Bild 5.69: Variation des Hohlraumvolumens im Ligament im rissspitzennahen Bereich bei kleiner Belastung (Ausschnitt)

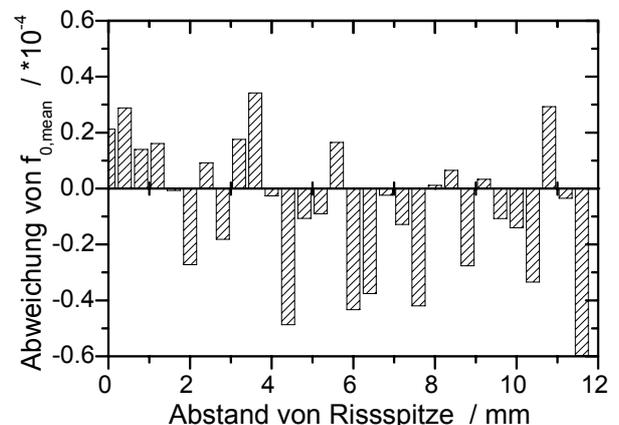


Bild 5.70: Stochastische Variation des Hohlraumvolumens in der Rissfortschrittsebene

Der Einfluss der Streuung des Anfangshohlraumvolumens auf das Last-Verformungsverhalten ist in [Bild 5.71](#) und auf die Risswiderstandskurve in [Bild 5.72](#) abgebildet. In jedem Bild sind die Ergebnisse der 100 Berechnungen (mit jeweils unterschiedlichen Anfangsbedingungen) zusammen mit der approximierten Mittelwertskurve für alle Stichproben dargestellt. Im F-COD-Diagramm tritt die Streuung erst bei größerem COD auf, während diese bei der Risswiderstandskurve bereits von Beginn erkennbar ist.

Ein Vorteil dieser Vorgehensweise ist, dass zusätzlich die Auswirkung der stochastisch verteilten Anfangshohlraumvolumina auf die Streubreite des Risseinleitungswerts untersucht

werden kann, [Bild 5.73](#). Der berechnete Mittelwert von $J_{i,num}$ ist 121,2 N/mm mit einer Standardabweichung von 3,7 N/mm. Die numerischen Initiierungswerte scheinen dabei nicht normalverteilt zu sein.

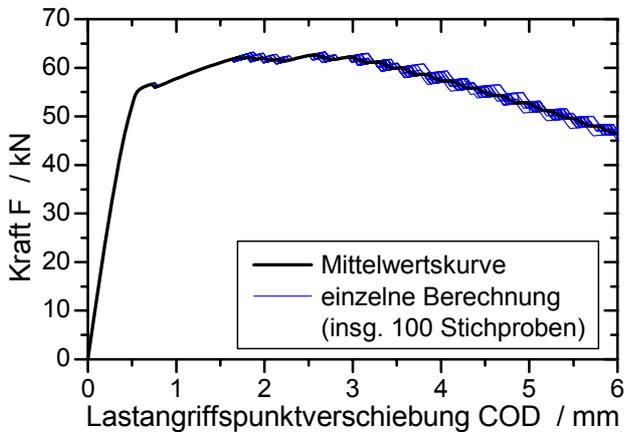


Bild 5.71: Einfluss der stochastischen Variation des Hohlraumvolumens auf das Last-Verformungsverhalten

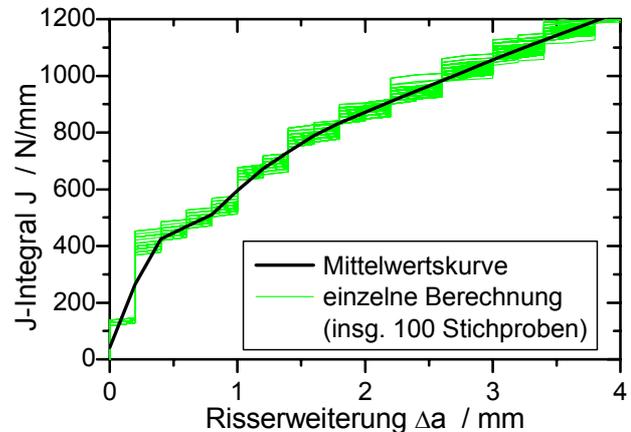


Bild 5.72: Einfluss der stochastischen Variation des Hohlraumvolumens auf die Risswiderstandskurve

II.2. Stochastische Variation der Fließkurve

Analog zu den Untersuchungen zum Einfluss der Streuung des Anfangshohlraumvolumens wird in diesem Abschnitt die Fließkurve des Werkstoffs variiert. Auch für diese stochastischen Untersuchungen wurden 100 Berechnungen mit unterschiedlichen Anfangsbedingungen durchgeführt. Dabei wird von einer normalverteilten Streuung der Festigkeit innerhalb des Werkstoffvolumens ausgegangen.

Die Streuung der Festigkeitseigenschaften im Ligament führt auch zu einer Streuung des Verformungsverhaltens der Probe bzw. der Risswiderstandskurve. Im Anhang sind in [Bild A.5.11](#) und [Bild A.5.12](#) die Ergebnisse der 100 Berechnungen dargestellt. Es zeigt sich, dass im Vergleich zur Hohlraumvolumenvariation die Fließkurvenvariation eine größere Streubreite bei den F-COD- und J- Δa -Kurven bewirkt. Dies ist im Einklang mit den Ergebnissen der homogen über das Probenvolumen verteilten Werkstoffparameter, [Bild 5.68](#).

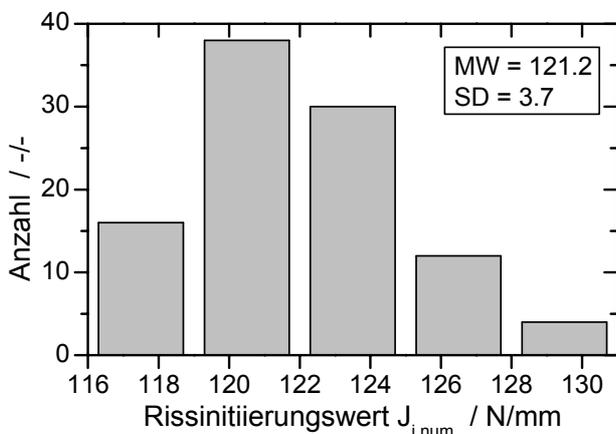


Bild 5.73: Streuung von $J_{i,num}$ ($T = +20 \text{ }^\circ\text{C}$) aufgrund der stochastischen Variation des Hohlraumvolumens

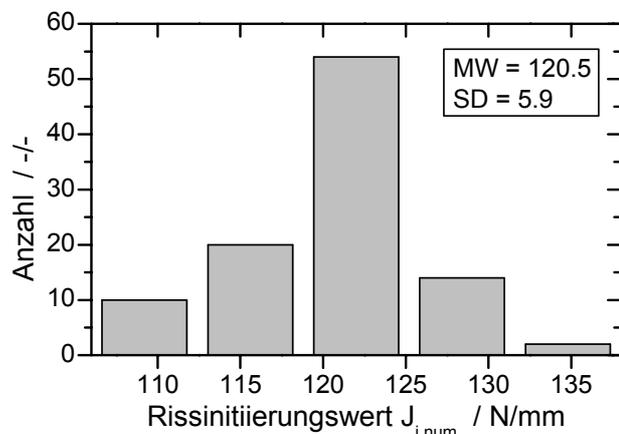


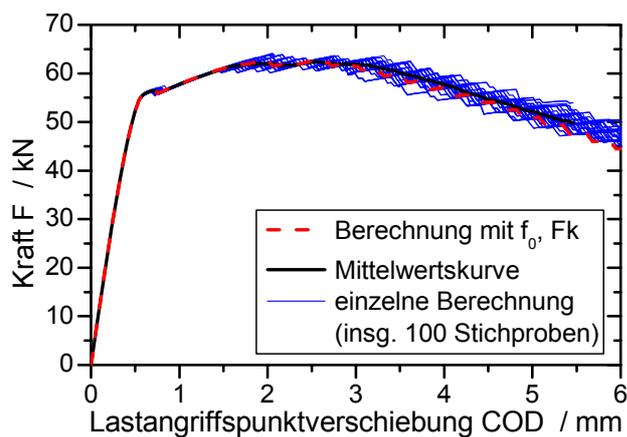
Bild 5.74: Streuung von $J_{i,num}$ ($T = +20 \text{ }^\circ\text{C}$) aufgrund der stochastischen Variation der Fließkurve

Wird der Initiierungswert $J_{i,num}$ betrachtet, [Bild 5.74](#), ergeben die numerischen Simulationen einen Mittelwert von 120,5 N/mm bei einer höheren Standardabweichung von 5,9 N/mm. Die Verteilung erscheint symmetrisch.

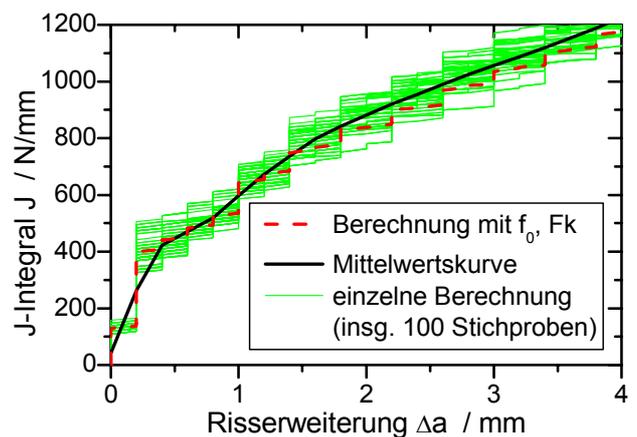
II.3. Kombinierte stochastische Variation des Hohlraumvolumens und der Fließkurve

Nachdem jede Werkstoffgröße einzeln variiert wurde, wird nun ein Satz von 100 Berechnungen durchgeführt, wobei sowohl die Fließkurve als auch das Anfangshohlraumvolumen variiert werden. Dies führt erwartungsgemäß zu einer höheren Streuung, [Bild 5.75](#) und [Bild 5.76](#). Diese Zunahme der Streuung ist nicht nur an der Risswiderstandskurve, sondern auch an dem Betrag der Standardabweichung des numerischen Initiierungswert $J_{i,num}$ erkennbar, [Bild 5.77](#). Die 100 Berechnungen ergeben eine Standardabweichung von 8,1 N/mm bei einem Mittelwert von 121,7 N/mm.

In [Bild 5.75](#) und [Bild 5.76](#) sind zum Vergleich die Berechnungen mit den Mittelwerten für das Hohlraumvolumen und die Fließkurve mit abgebildet. Im Bereich von kleinen COD- bzw. Risswachstumsbeträgen verlaufen die Mittelwertskurven der 100 Berechnungen und die der Berechnung unter Annahme eines homogenen Materials gleich.



[Bild 5.75](#): Einfluss der stochastischen Variation des Hohlraumvolumens und der Fließkurve auf das globale Last-Verformungsverhalten



[Bild 5.76](#): Einfluss der stochastischen Variation des Hohlraumvolumens und der Fließkurve auf die Risswiderstandskurve

In [Bild 5.77](#) sind zusätzlich die Verteilungen der experimentell an C(T)25-Proben bei zwei Temperaturen ermittelten Rissinitiierungswerte eingetragen. Bei $T = -20\text{ °C}$ wurden 54 Proben und bei $T = +20\text{ °C}$ 10 Proben geprüft. Mit zunehmender Temperatur steigt erwartungsgemäß der Mittelwert der Rissinitiierung an, wobei die Standardabweichung bei diesen zwei Populationen mit ca. 24 N/mm nahezu unverändert bleibt.

Der Vergleich der experimentellen Rissinitiierungswerte bei Raumtemperatur mit den numerischen, bestätigt die Annahme, dass aufgrund der Bestimmungsmethodik die numerisch ermittelten Werte tiefer liegen, [Bild 5.77](#). Dabei unterscheiden sich die Mittelwerte der Rissinitiierung bei $T = +20\text{ °C}$ um ca. 40 N/mm. Die Streubreite wird dabei von der numerischen Berechnung geringer angenommen als experimentell beobachtet. Ein Grund für die Diskrepanz der Standardabweichung könnte das experimentelle Bestimmungsverfahren sein, das aufgrund der Komplexität eine zu große Streuung vorhersagt. Ein wesentlicher Grund für die geringere

numerische Streuung ist, dass die Variation des Abstands zwischen zwei Einschlüssen numerisch nicht berücksichtigt wird. Diese mikrostrukturelle Größe ist direkt über die kritische Netzlänge des Finiten Elemente Netzes gekoppelt. Darüber hinaus sollte auch eine dreidimensionale Modellierung zu einer größeren numerischen Streuung führen. Damit könnte auch in Dickenrichtung berücksichtigt werden, dass die benachbarten Elemente unterschiedliche Werkstoffeigenschaften aufweisen und somit zu einem veränderten Rissinitiationsverhalten führen. Allerdings spricht gegen eine stochastische Untersuchung mit einem 3D-Modell der sehr zeitintensive Rechenaufwand mit ca. 48 CPU-Stunden Rechenzeit pro einzelner Stichproben-Berechnung.

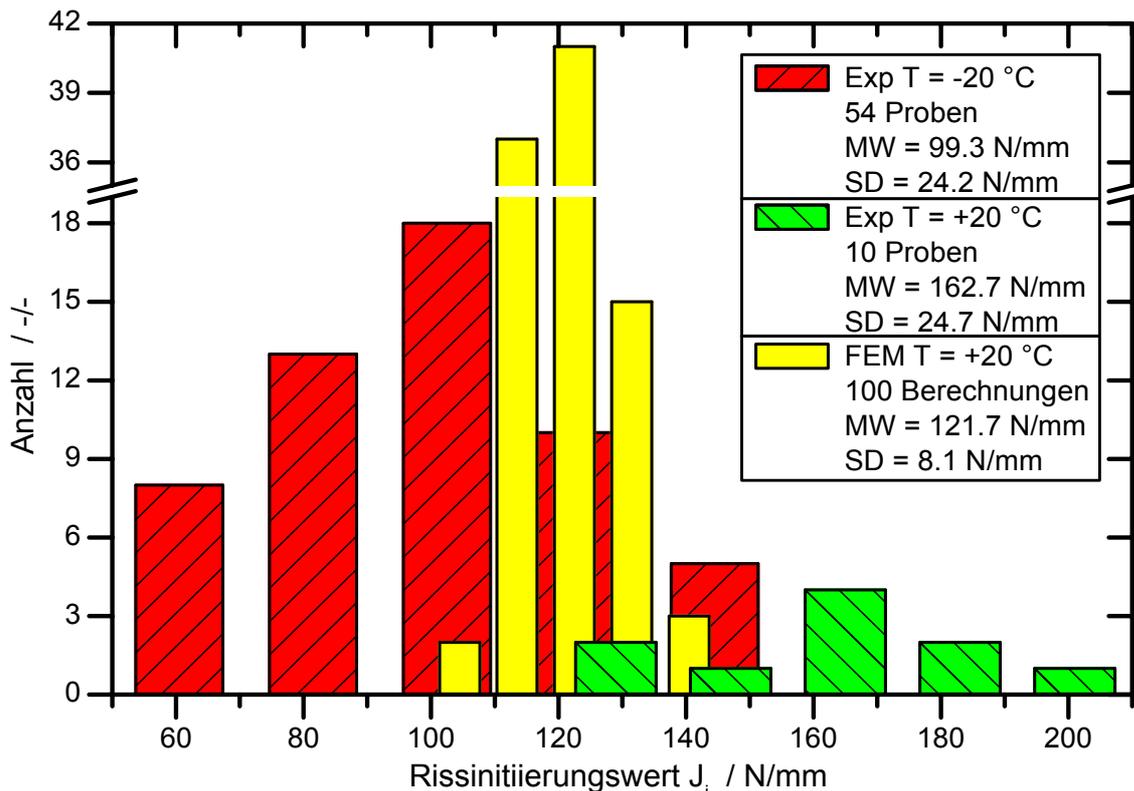


Bild 5.77: Streuung des experimentellen Rissinitiationswerts J_i bei $T = -20$ °C und $T = +20$ °C, ermittelt an C(T)25-Proben, Vergleich mit der Streuung der numerischen Initiierung $J_{i,num}$ bei $T = +20$ °C anhand der stochastischen Variation des Hohlraumvolumens und der Werkstofffließkurve

In [Tabelle 5.3](#) sind die Rissinitiationswerte für die Untersuchung der Werkstoffstreuung zusammengefasst. Es wurden jeweils 100 Berechnungen durchgeführt. Dabei bleibt der Mittelwert $J_{i,num,MW}$ der Rissinitiation bei stochastischer Variation jeweils einer bzw. beider Einflussgrößen nahezu unverändert. Beträgsmäßig ist dieser Mittelwert mit dem der Standardberechnung („ f_0 , Fk“) unter der Annahme eines vollständig homogenen Materials vergleichbar, Bild 5.68. Die Streubreite $J_{i,num,SD}$ des numerischen Rissinitiationswerts hingegen ist am größten, wenn sowohl das Anfangshohlraumvolumen als auch die Fließkurve variiert werden, Tabelle 5.3.

Mittels der stochastischen Variation des Einschlussgehalts und der Variation der Fließkurve ist es möglich, Aussagen über die Streuung der bruchmechanischen Kennwerte zu machen. Die Untersuchungen helfen ein prinzipielles Verständnis für den Einfluss der Werkstoffparameterstreuung auf die Bruchmechanikcharakteristik zu bekommen.

Tabelle 5.3: Einfluss der stochastisch variierenden Werkstoffparameter auf die numerische Rissinitiierung $J_{i,num}$

	stochastische Variation des Hohlraumvolumens f_0	stochastische Variation der Fließkurve F_k	stochastische Variation von f_0 und F_k
$J_{i,num,MW}$ (Mittelwert)	121,2 N/mm	120,5 N/mm	121,7 N/mm
$J_{i,num,SD}$ (Standardabw.)	3,7 N/mm 3,0%	5,9 N/mm 4,9%	8,1 N/mm 6,7%

In [108] wird der viel versprechende Ansatz vorgestellt, numerische Berechnungen unterschiedlicher Längenskalen zu verknüpfen und damit eine Aussage über das Bauteilverhalten zu treffen. Anhand von Nanosimulationen sollen dabei die mikrostrukturellen Veränderungen simuliert werden, die dann unter Anwendung der hier vorgestellten Ergebnisse eine Berechnung von Bauteilen unter Berücksichtigung der Werkstoffstreuung zulassen.

5.3.4 Ausformung der duktilen Rissfront in Abhängigkeit von der Probenform

Die verschiedenen Probenformen bewirken unterschiedliche Spannungszustände hinter der Risspitze. Diese wirken sich wiederum auf die Ausbildung der duktilen Rissweiterung aus. Die Analyse der Bruchflächen, der in der Hochlage geprüften Proben, ergab eine Abhängigkeit der Form des stabilen Risswachstums vom Längen- zu Dickenverhältnis (W/B) der Probe. In [Bild 5.78](#) ist für acht unterschiedliche Probenformen die experimentelle und numerische Rissweiterung dargestellt. Dabei sind die Proben nach zunehmendem W/B -Verhältnis geordnet. Durch ein so genanntes „heat tinting“ (= Anlassverfahren) wurde dabei im Experiment das duktile Risswachstum sichtbar gemacht. Alle geprüften Proben waren mit Seitenkerben versehen.

Die SE(B)10x10- und die SE(B)50x50-Probe besitzen das geringste W/B -Verhältnis. Bei diesen beiden Probenformen eilt der Riss an der Probenoberfläche (Seitenkerbe) voraus und es tritt in der Probenmitte das geringste Risswachstum auf. In allen anderen dargestellten Proben tritt die charakteristische „Daumennagel-Form“ des Risswachstums auf, d.h. das Risswachstum ist in Probenmitte am ausgeprägtesten. Dieser Effekt tritt am stärksten in der SE(B)10x50-Probe auf, die mit $W/B = 5$ das größte Längen- zu Dickenverhältnis besitzt.

Das Rousselier-Modell ist sehr gut in der Lage die unterschiedlichen Rissausprägungen abzubilden, [Bild 5.78](#). Die numerischen Ergebnisse sind dabei jeweils in der rechten Hälfte der Probenbruchfläche dargestellt. Der Vergleich erfolgt bei gleichem COD-Betrag. In guter Übereinstimmung zum Experiment sagt die Numerik bei kleinem W/B -Verhältnis ($W/B = 1$) ein zur Probenoberfläche hin zunehmendes Risswachstum voraus. In allen anderen Fällen, d.h. bei größerem Längen- zu Dickenverhältnis wird das größte Risswachstum in der Probenmitte („Daumennagel-Form“) berechnet. Neben dem Betrag der duktilen Rissweiterung ist das Rousselier-Modell auch in der Lage die exakte Form der duktilen Rissausbreitung zu beschreiben. Dies ist ein wichtiges Indiz dafür, dass das Rousselier-Modell, aufbauend auf den lokalen Feldern, den Schädigungsmechanismus erfasst und dabei zusätzlich Effekte wie die des W/B -Verhältnisses beschreiben kann.

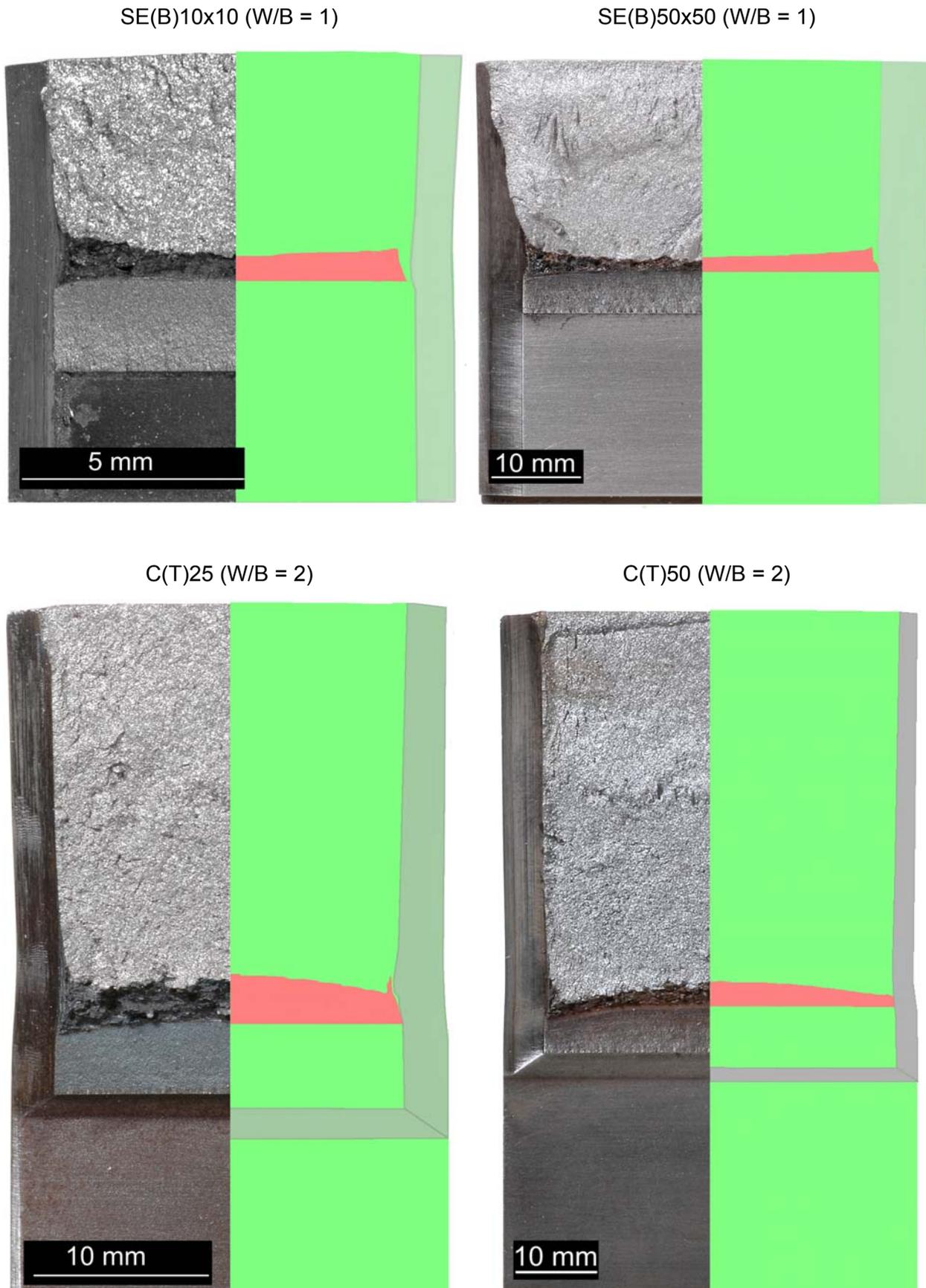


Bild 5.78: Experimentell und numerisch bestimmte duktile Risserweiterung an unterschiedlichen Typen von Bruchmechanikproben in Abhängigkeit vom Probenlängen- zu Breitenverhältnis (W/B), Werkstoff 22NiMoCr3-7, Prüftemperatur $T = +20\text{ °C}$

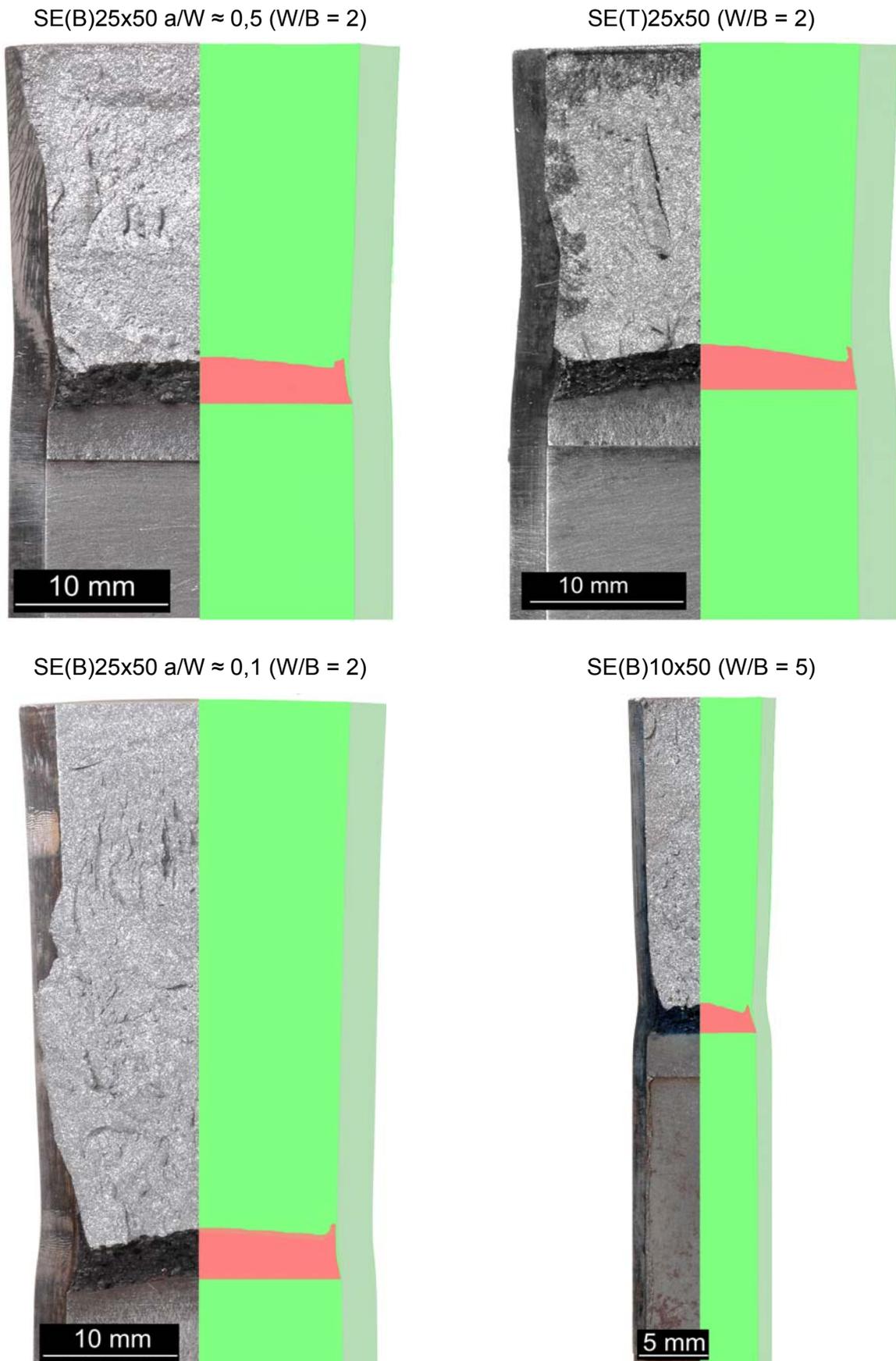


Bild 5.78 (Fortsetzung): Experimentell und numerisch bestimmte duktile Risserweiterung an unterschiedlichen Typen von Bruchmechanikproben in Abhängigkeit vom Probenlängen- zu Breitenverhältnis (W/B), Werkstoff 22NiMoCr3-7, $T = +20$ °C

5.3.5 Übertragbarkeit von $J_{i,num}$

Eine wichtige Eigenschaft eines Werkstoffmodells ist die Übertragbarkeit der ermittelten Kennwerte auf andere Probengeometrien und auf Bauteile. Zum Nachweis der Übertragbarkeit werden die an verschiedenen Probenformen anhand des Rousselier-Modells bestimmten numerischen Rissinitiierungskennwerte $J_{i,num,min}$ bei der Temperatur $T = +20\text{ °C}$ verglichen, [Bild 5.79](#). Dabei wurden alle Proben mit der Elementgröße $l_c = 0,5\text{ mm}$ unter Verwendung der in Kapitel 5.3.1 an der C(T)25-Probe bestimmten Schädigungsparameter berechnet.

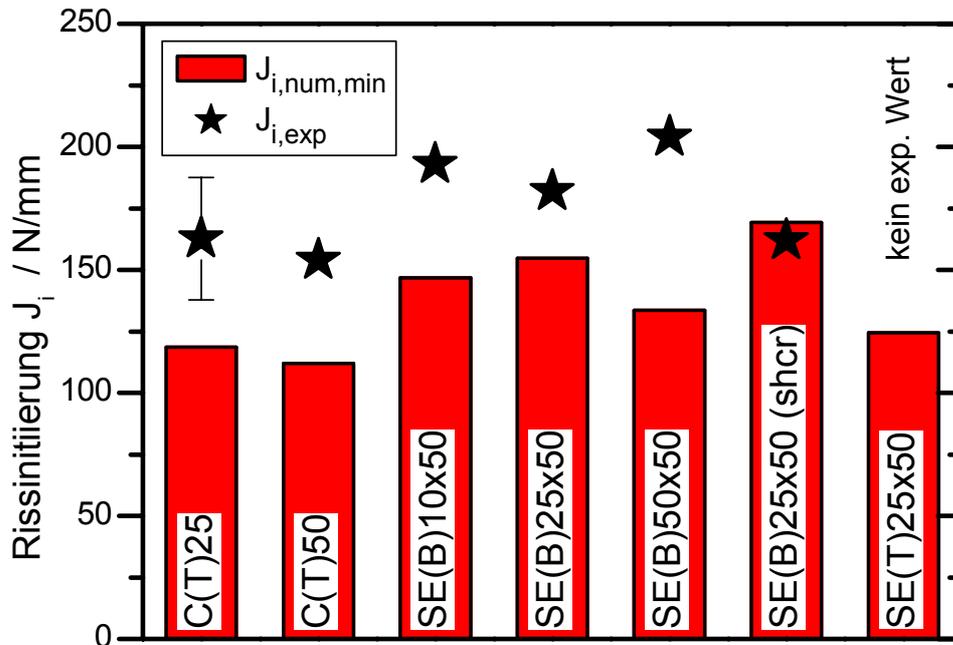


Bild 5.79: Numerische Vorhersage der zähen Rissinitiierung bei $T = +20\text{ °C}$ von Bruchmechanikproben mit dem Rousselier-Modell, Vergleich Experiment Berechnung

Erwartungsgemäß unterschätzen die numerischen Initiierungswerte eher die experimentellen Werte, aufgrund der unterschiedlichen Bestimmungsmethodik von Experiment und Numerik. Die C(T)25-Proben weisen die geringsten numerischen Initiierungswerte auf. Für diese Proben sind der Mittelwert und das Streuband der Rissinitiierung von den zehn experimentell bei Raumtemperatur geprüften Proben eingetragen. Bei allen weiteren Proben ist jeweils der experimentelle Einzelwert dargestellt, da bei Raumtemperatur nur jeweils eine Probe geprüft wurde. Die SE(B)-Proben mit unterschiedlicher Rissfrontlänge bzw. verschiedenen Risstiefenverhältnissen zeigen numerisch annähernd konstante Rissinitiierungswerte. Diese liegen tendenziell über denen der C(T)-Proben. Darüber hinaus kann kein ausgeprägter Kurzrisseffekt festgestellt werden, wie auch frühere Untersuchungen an der MPA Stuttgart bestätigen [109]. Eine rein systematische Abweichung der $J_{i,num,min}$ -Werte in der Art einer Zunahme mit ansteigender Probendicke ist nicht zu erkennen.

Generell liegen die numerisch bestimmten Initiierungswerte in einem engen Bereich, weisen damit also nur eine sehr geringe bzw. keine Probengeometrieabhängigkeit auf.

5.3.6 Grenzen des Modells

Das Rousselier-Modell kann die duktile Rissinitiierung und -erweiterung in der Hochlage gut beschreiben. Darüber hinaus können mit diesem Schädigungsmodell auch Aussagen über die

Sensitivität der Rissinitiierung in Abhängigkeit von den mikrostrukturellen Werkstoffgrößen angestrengt werden. Somit kann die Streuung der bruchmechanischen Kennwerte quantifiziert werden.

Dabei ist dieses schädigungsmechanische Werkstoffmodell abhängig von der Elementgröße der verwendeten Finiten Elemente. Dieser Parameter steht im direkten Zusammenhang mit der Mikrostruktur des zu beschreibenden Werkstoffs: der mittlere Abstand der Einschlüsse sollte der charakteristischen Netzgröße l_c entsprechen. Gerade diese Netzabhängigkeit stellt einen limitierenden Faktor dar. Die bei tieferen Temperaturen auftretenden Spannungsspitzen und die lokalen Verformungen im rissspitzennahen Bereich können dabei mit den typischerweise beim Rousselier-Modell verwendeten Netzgrößen nicht aufgelöst werden, vgl. auch Kapitel 5.2.3. Dies führt dazu, dass die experimentelle Temperaturabhängigkeit der Initiierungswerte J_i nicht ausreichend abgebildet werden kann und damit der Einsatz in der Tieflage und im unteren Übergangsgebiet nicht praktikabel ist.

5.4 Simulationen mit dem gekoppelten Schädigungsmodell

Mittels eines gekoppelten Modells sollen die beiden Versagensmechanismen Spaltbruch sowie duktile Rissinitiierung und –erweiterung gleichzeitig abgebildet werden. Diese Mechanismen treten konkurrierend im Übergangsgebiet der Zähigkeit auf. Numerisch werden hierzu das Beremin-Modell und das Rousselier-Modell gekoppelt, Kapitel 3.2.3. Damit soll auch dem Effekt Rechnung getragen werden, dass im Übergangsgebiet mit zunehmender Temperatur vermehrt duktiler Risswachstum vor dem Spaltbruchversagen auftritt und dadurch der Spannungszustand in der Probe im rissspitzennahen Bereich verändert wird. Dies wiederum hat direkte Auswirkungen auf die Berechnung der Versagenswahrscheinlichkeit nach Beremin.

5.4.1 Parameterbestimmung

Wie in Kapitel 3.2.3 beschrieben, erfordert die Kopplung der beiden Schädigungsmodelle einen Kompromiss bezüglich der Netzgröße des Finite Elemente Modells. Daher erfolgte die Elementierung im rissnahen Bereich für die im Folgenden beschriebenen Berechnungen mit Quaderelementen der Kantenlänge $l_c = 0,2 \text{ mm}$. Für diese Netzgröße mussten die Werkstoffparameter neu angepasst werden. Die Vorgehensweise der Rousselier-Parameter Anpassung ist in Kapitel 5.3.1 beschrieben. Es ergaben sich die Parameter $\sigma_k = 520 \text{ MPa}$ und $f_0 = 1,7 \cdot 10^{-4}$. Auch die Beremin-Parameter wurden für das hier verwendete, deutlich gröbere Netz neu angepasst. Die Anpassung erfolgte analog zur Vorgehensweise beim originalen Beremin-Modell an den 50 bei der Temperatur $T = -100 \text{ °C}$ geprüften Proben, Kapitel 5.2.1. Die Schädigungsparameter ergaben sich zu $m = 16,4$ und $\sigma_u = 2318 \text{ MPa}$.

5.4.2 Darstellung des Temperatureinflusses

In [Bild 5.80](#) ist die Versagensvorhersage von C(T)25-Proben mittels des gekoppelten Schädigungsmodells dargestellt. Dabei wurden die in Kapitel 5.4.1 für die gemittelte Netzfeinheit bestimmten Schädigungsparameter verwendet.

Bei tiefen Temperaturen existiert eine gute Übereinstimmung zwischen Experimenten und der Vorhersage des gekoppelten Schädigungsmodells, Bild 5.80. Jedoch kann in der hier verwendeten Form der Kopplung aus Rousselier- und Beremin-Modell für die Hochlage keine Verbesserung der Prognose des Versagensverhaltens im oberen Übergangsgebiet erreicht

werden. Ein Grund hierfür ist die Anpassung der Beremin-Parameter bei tiefen Temperaturen. Die bei $T = -100\text{ °C}$ auftretenden starken Spannungsgradienten hinter der Rissspitze können mit der verwendeten Elementlänge $l_c = 0,2\text{ mm}$ nicht ausreichend aufgelöst werden, Kapitel 5.2.3. Das führt dazu, dass Versagen durch Spaltbruch bei höheren Temperaturen wesentlich zu früh vorhergesagt wird.

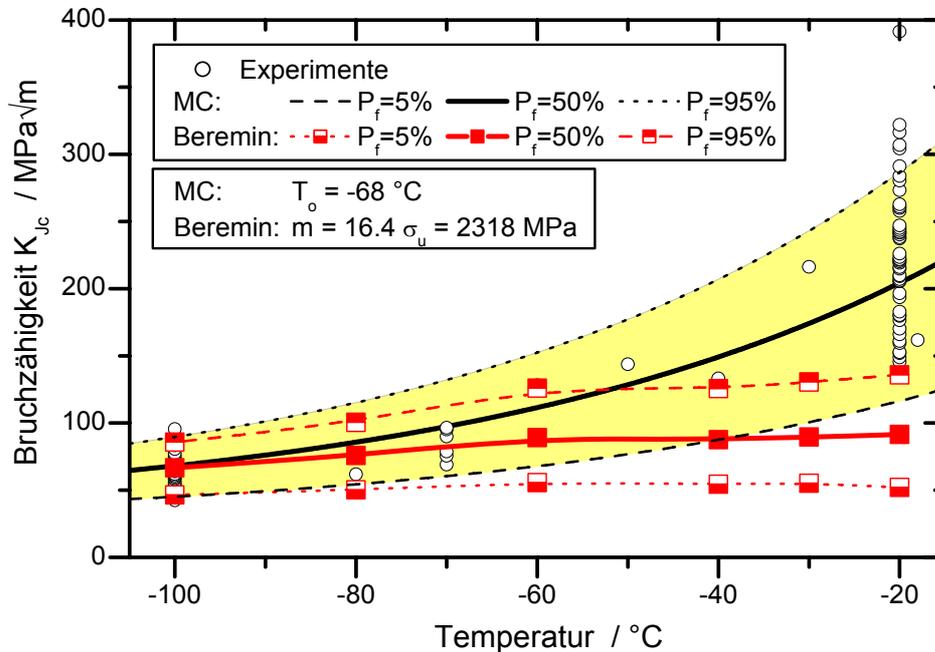


Bild 5.80: Numerische Vorhersage der temperaturabhängigen Spaltbruchauslösung von C(T)25-Proben mit dem gekoppelten Schädigungsmodell aus Rousselier- und Beremin-Ansatz, Vergleich Experiment Berechnungsverfahren nach ASTM E 1921

Ein weiterer Ansatz um zusätzlich der Temperaturabhängigkeit der Beremin-Parameter gerecht zu werden, ist die Verwendung der vorgestellten Temperaturmodifikation des Beremin-Modells, Kapitel 3.2.1.2. Damit gelingt eine Verbesserung der Versagensprognose dahingehend, dass der verwendete Parametersatz bei höheren Temperaturen (z.B. bei $T = -20\text{ °C}$) dazu führt, dass eine zähe Rissinitiierung und damit die Spannungsumlagerung berücksichtigt wird, bevor Spaltbruchversagen prognostiziert wird. Allerdings kann auch in diesem Fall nicht vermieden werden, dass die Spannungsgradienten bei tiefen Temperaturen nur bedingt durch die Finite Elemente Berechnung beschrieben werden, weshalb auf die Darstellung der Ergebnisse an dieser Stelle verzichtet wird.

5.4.3 Grenzen des Modells

Analog zur Beschreibung der Grenzen des Rousselier-Modells, Kapitel 5.3.6, gilt auch für das gekoppelte Modell, dass die Netzabhängigkeit der begrenzende Faktor für die Anwendung ist. Mit dem gekoppelten Modell soll auch das Spaltbruchversagen in der Tieflage abgebildet werden. Dazu ist es unabdingbar, die auftretenden Spannungsgradienten numerisch abzubilden. Dieses gelingt mit der verwendeten Elementgröße von $l_c = 0,2\text{ mm}$ nicht in ausreichendem Maße. Dieser Effekt wurde bereits in Kapitel 5.2.3 diskutiert.

Zur richtigen Vorhersage der Rissinitiierung und des Risswachstums benötigt das Rousselier-Modell bei diesem Werkstoff ein relativ grobes Netz, da die Netzweite die mikrostrukturelle

Größe des mittleren Abstands der Einschlüsse widerspiegelt. Durch die Verwendung der Kompromiss-Elementgröße geht dieser Zusammenhang verloren. Darüber hinaus ist eine Grenze der Verkleinerung der Elementgröße bei $l_c = 0,2 \text{ mm}$ erreicht, da sonst das duktile Risswachstum deutlich überschätzt wird. Mit diesem Netz werden die Spannungen im Rissspitzenbereich in der Tieflage stark unterschätzt. Ebenso führt das immer noch relativ grobe Netz dazu, dass sehr kleine Risswachstumsumbeträge nicht berechnet werden.

Eine Lösung des Problems könnte die Entwicklung von netzunabhängigen lokalen Schädigungsmodellen zur Beschreibung der duktilen Rissinitiierung und -erweiterung bei dreidimensionaler Modellierung sein, [110] und [111]. Diese Schädigungsmodelle sind dabei unabhängig von der verwendeten Elementierung. Die Verknüpfung der Mikrostruktur wird dabei über eine interne Länge hergestellt. Mit diesen viel versprechenden Ansätzen könnte der Durchbruch für eine geschlossene numerische Kopplung erreicht werden und damit die Berücksichtigung der ablaufenden mikromechanischen Vorgänge bei der Versagensberechnung möglich sein.

5.5 Vorschlag eines numerischen Bewertungskonzepts zur geschlossenen Beschreibung des gesamten Temperaturbereichs

Das folgende numerische Bewertungskonzept dient zur geschlossenen Beschreibung des Versagens im gesamten Zähigkeitsbereich, d.h. das Versagen in der Tieflage, dem Übergangsbereich und der Hochlage soll damit beschrieben werden. In den vorangestellten Kapiteln wurde der damit einhergehende Wechsel des Schädigungsmechanismus nicht zuletzt durch fraktographische Untersuchungen belegt. Beim vorliegenden ferritisch-bainitischen Werkstoff 22NiMoCr3-7 tritt bei tiefen Temperaturen Versagen durch Spaltbruch auf, wobei mit steigender Temperatur die Anteile des duktilen Wabenbruchs zunehmen und dieser Schädigungsmechanismus in der Zähigkeitshochlage dominiert.

Daher muss das im Folgenden vorgestellte Konzept beide mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen abbilden. Als Konsequenz daraus basiert der geschlossene numerische Ansatz auf dem

1. **Beremin-Modell** (Kapitel 5.2.13), unter Verwendung einer temperaturabhängigen Weibullspannung und dem
2. **Rousselier-Modell** (Kapitel 5.3).

In Bild 5.81 ist das numerische Konzept schematisch dargestellt. Zur Beschreibung des Spaltbruchversagens wird die numerische Versagenswahrscheinlichkeit unter Anwendung des temperaturmodifizierten Beremin-Modells bestimmt, Kapitel 5.2.13. Damit kann instabiles Versagen in Abhängigkeit von der Temperatur prognostiziert werden. Diese Beremin-Modellmodifikation berücksichtigt über einen Arrhenius-Ansatz den mit zunehmender Temperatur steigenden Widerstand des Werkstoffs gegen Spaltbruch aufgrund erleichterter Versetzungsbewegung. Für die FEM-Berechnungen muss dabei zur genauen Auflösung der bei tiefen Temperaturen auftretenden starken Spannungsgradienten eine sehr feine Elementierung gewählt werden. Für die Anwendung auf Proben oder Bauteile bedeutet dies konkret: für eine bestimmte Temperatur wird eine Finite Elemente Berechnung durchgeführt und damit zu den entsprechenden globalen Beanspruchungsparametern die zugehörige Versagenswahrscheinlichkeit berechnet. Das heißt, es kann der Probe oder dem Bauteil direkt die Wahrscheinlichkeit

des instabilen Versagens in Abhängigkeit von der Belastung bei dieser Temperatur zugeordnet werden. Im Vergleich dazu wird bei einer herkömmlichen Festigkeitshypothese die Beanspruchung dem für den entsprechenden Versagensmechanismus gültigen Werkstoffkennwert gegenübergestellt. Diese Beanspruchbarkeit ist sowohl für das Beremin-Modell als auch für das Rousselier-Modell bereits über die jeweiligen schädigungsmechanischen Parameter im Werkstoffgesetz enthalten.

Analog zur Beschreibung des Versagens durch Instabilität mit dem modifizierten Beremin-Modell wird in der Hochlage und dem oberen Übergangsgebiet bei diesem numerischen Konzept die duktile Rissinitiation unter Verwendung des Rousselier-Modells berechnet, vgl. Kapitel 5.3. Hierfür wird der numerisch bestimmte duktile Initiierungswert $J_{i,num,min}$ für die Bewertung herangezogen und formal in einen K_{IJ} -Wert umgerechnet, Bild 5.81. Die in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen haben gezeigt, dass dieser numerische Initiierungswert die experimentellen Werte konservativ abschätzt, Kapitel 5.3. Allerdings werden aufgrund der mikrostrukturell begründeten relativ groben FE-Vernetzung ($l_c = 0,5 \text{ mm}$) bei kleinen duktilen Risswachstumsbeträgen, wie sie im unteren Übergangsgebiet auftreten, die Grenzen des Rousselier-Modells erreicht. Für die Bewertung von Proben bzw. Bauteilen hinsichtlich der duktilen Rissinitiation kann der globalen Belastungs-Verformungskurve direkt der Beginn der stabilen Risserweiterung bzw. bestimmte Risswachstumsbeträge zugeordnet werden.

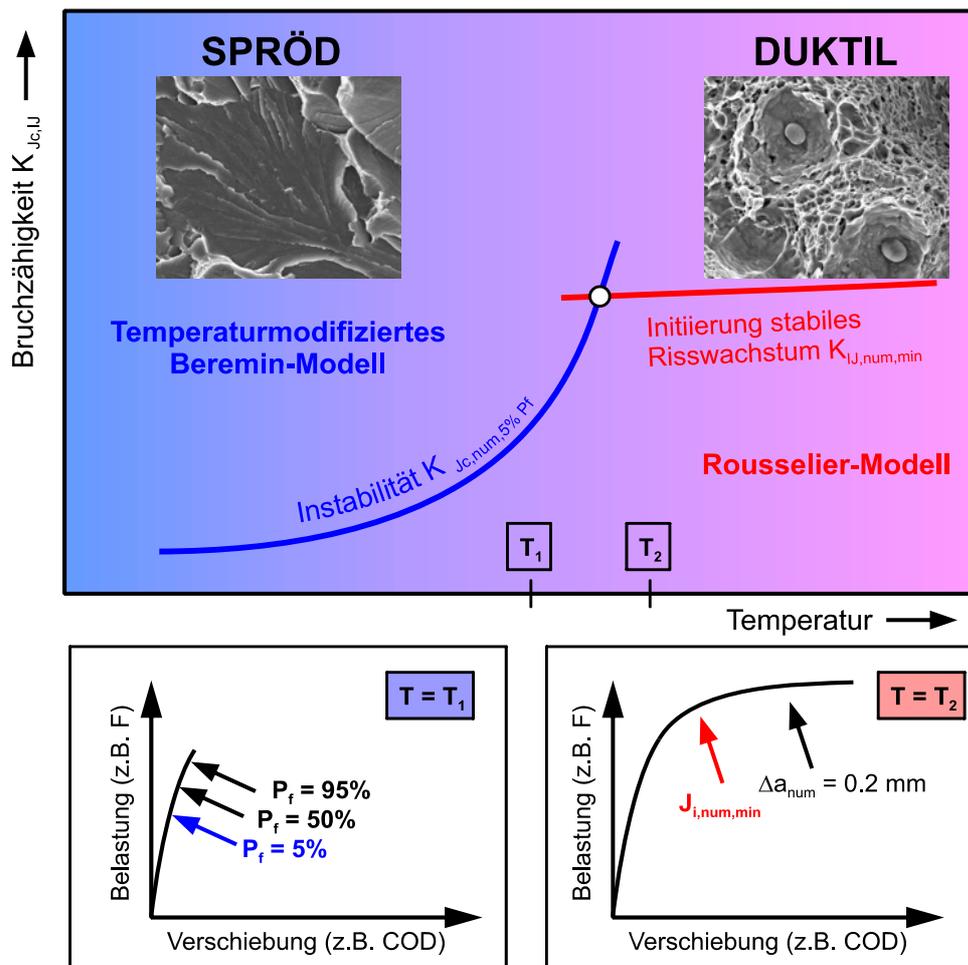


Bild 5.81: Schematische Darstellung des geschlossenen numerischen Konzepts zur Vorhersage des temperaturabhängigen Versagens durch Spaltbruch bzw. duktile Risserweiterung

Bei diesem geschlossenen Konzept ist für Temperaturen im oberen Übergangsbereich die Berechnung gegen beide Schädigungsmechanismen vorgesehen. Dabei stellt der geringere Belastungswert den kritischen Zustand dar. In Bild 5.81 ist dieser Bereich durch den Schnittpunkt der beiden Kurven gekennzeichnet.

Um die Anwendbarkeit des Konzepts zu überprüfen ist in Bild 5.82 die numerisch bestimmte Bruchzähigkeitskurve für C(T)25-Proben mit einer 5%-Versagenswahrscheinlichkeit P_f eingetragen ($K_{Jc,num,5\%P_f}$). Diese Kurve wurde anhand von bei sechs verschiedenen Temperaturen durchgeführten FEM-Berechnungen (gefüllte Quadrate) mit dem modifizierten Beremin-Modell ermittelt. Die experimentellen K_{Jc} -Werte ($K_{Jc,exp}$) werden für die C(T)25-Proben von dieser numerisch berechneten Kurve gut nach unten hin begrenzt, wobei statistisch 5% der experimentellen Werte unterhalb dieser numerischen Kurve liegen können. In Bild 5.82 ist vor allem an den 50 Datenpunkten der bei $T = -20\text{ °C}$ geprüften Proben (oberes Übergangsbereich) die Streuung der Instabilitätswerte erkennbar.

Zusätzlich zur Instabilitätskurve ist in Bild 5.82 die Kurve der duktilen Rissinitiierung eingetragen. Diese wurde anhand von bei vier Temperaturen durchgeführten schädigungsmechanischen Berechnungen mit dem Rousselier-Modell bestimmt. Der Vergleich der experimentellen ($K_{IJ,exp}$) und der numerisch bestimmten Initiierungswerte ($K_{IJ,num,min}$) in der Zähigkeitshochlage und dem oberen Übergangsbereich zeigt eine gute untere Abschätzung der experimentellen Werte durch die Numerik, Bild 5.82.

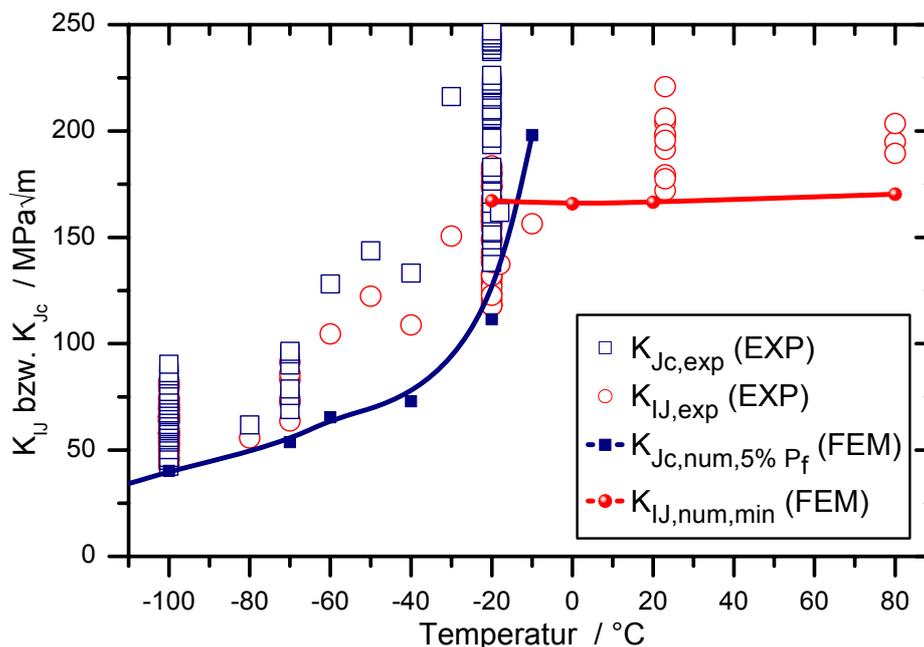


Bild 5.82: Geschlossenes numerisches Konzept zur Vorhersage des temperaturabhängigen Versagens durch Spaltbruch bzw. duktile Rissenerweiterung von C(T)25-Proben, Vergleich Experiment und Numerik

Bei diesem geschlossenen Konzept kennzeichnen die numerisch bestimmten Versagenskurven einerseits im unteren Temperaturbereich ein Versagen durch Spaltbruch mit einer zu wählenden Wahrscheinlichkeit und andererseits bei höheren Temperaturen ein Versagen durch eine zähe Rissinitiierung bzw. Rissenerweiterung, Bild 5.82. Dabei ist bei jeder Temperatur der geringere Wert der beiden Schädigungskurven maßgebend. Für die Anwendung dieses

Konzepts ist zu prüfen, ob und in welchem Maße Sicherheitsfaktoren für eine Bewertung zu berücksichtigen sind. Diese können für die duktile Rissinitiierung anhand schädigungsmechanischer Berechnungen zur Quantifizierung der Streuung von bruchmechanischen Kennwerten abgeschätzt werden, Kapitel 5.3.3.

Die Übertragbarkeit des numerischen Konzepts auf Proben und Bauteile mit unterschiedlichem Spannungszustand und damit unterschiedlichem Versagensverhalten ist unabdingbar für die Anwendbarkeit des geschlossenen numerischen Bewertungsansatzes. Daher wurde dieses numerische Konzept zur Überprüfung und zum Nachweis der Übertragbarkeit auf unterschiedliche Proben angewendet und dabei wurden folgende Einflussfaktoren berücksichtigt:

1. Probengröße (Bild 5.83),
2. Probengeometrie (Bild 5.84),
3. Risstiefenverhältnis (Bild 5.85) und
4. Rissfrontlänge (Bild 5.86).

Diese vier Einflussgrößen wurden an den folgenden experimentell geprüften Probentypen C(T)50-Proben (Probengröße), SE(B)25x50-Proben (Probengeometrie), SE(B)25x50-Kurzrisssproben (Risstiefenverhältnis) und SE(B)10x50-Proben (Rissfrontlänge) untersucht.

Als erstes wird der geschlossene Ansatz zur Bewertung der Beschreibung des **Größeneffekts** auf C(T)50-Proben angewendet, Bild 5.83. Für die Ermittlung der numerischen Kurven zur Beschreibung der Instabilität bzw. der duktilen Rissinitiierung wurden die C(T)50-Proben modelliert und unter Verwendung der oben vorgestellten schädigungsmechanischen Ansätze bei verschiedenen Temperaturen berechnet.

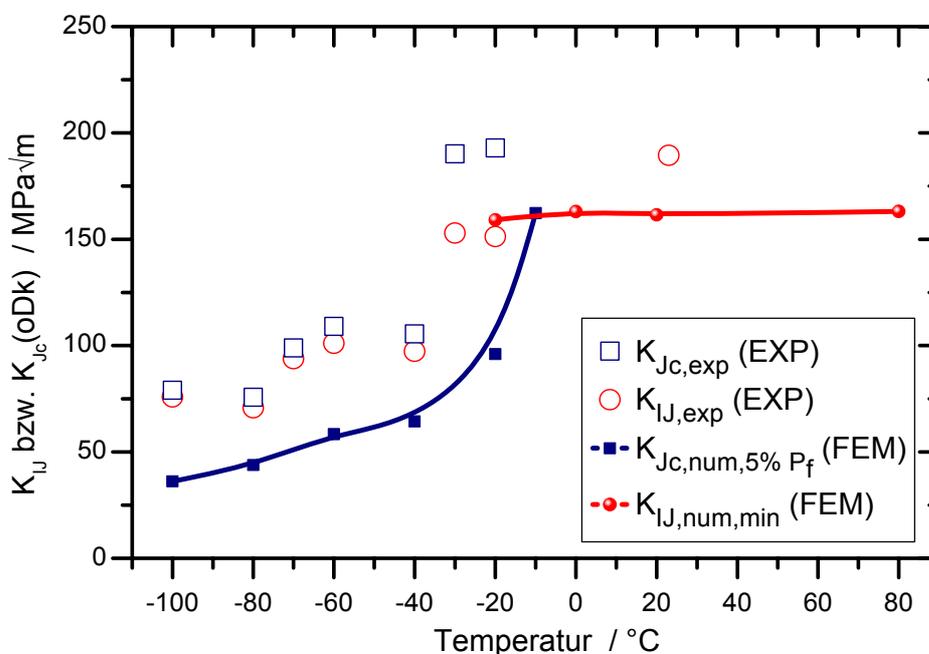


Bild 5.83: Geschlossenes numerisches Konzept zur Vorhersage des temperaturabhängigen Versagens durch Spaltbruch bzw. duktile Risserweiterung von C(T)50-Proben, Vergleich Experiment und Numerik

Die numerischen Versagenskurven schätzen alle Instabilitäts- und Initiierungswerte konservativ ab, Bild 5.83. Für das Eintreten eines Spaltbruchversagens wurde dabei wieder die 5%-Fraktile verwendet. Ein weiterer Vorteil des numerischen Konzepts ist dabei, dass die Instabilitätskennwerte nicht über eine Rissfrontlängenkorrektur, wie in ASTM E 1921 vorgeschlagen, umzuwerten sind. Die Numerik ist in der Lage mit Hilfe des Beremin-Modells die Versagensbelastung direkt zu bewerten. Daher sind in Bild 5.83 auch die experimentellen K_{Jc} -Werte direkt ohne Dickenkorrektur (oDk) eingetragen. (Die Kennzeichnung oDk wird verwendet, da K_{Jc} -Werte streng genommen nach ASTM E 1921 einer Rissfrontlängenkorrektur zu unterziehen sind). Die experimentell ermittelten Initiierungswerte $K_{IJ,exp}$ sind in Bild 5.83 für den gesamten Temperaturbereich dargestellt. Im Bereich der Hochlage und des oberen Übergangsgebiets werden diese sehr gut vom Rousselier-Modell abgebildet. Generell ist für die numerische Versagensbewertung nach dem geschlossenen Konzept immer der tiefere Wert der beiden Versagenskurven maßgebend. Bis ca. $T = -10\text{ °C}$ beschreibt das modifizierte Beremin-Modell das instabile Versagen und bei höheren Temperaturen wird über das Rousselier-Modell die duktile Risserweiterung abgeschätzt. Der vorgestellte Ansatz erfasst dabei den experimentell beobachteten Größeneinfluss und beschreibt das experimentelle Versagen im gesamten dargestellten Temperaturbereich gut.

Die experimentellen Untersuchungen an unterschiedlichen Probenformen haben einen **Geometrieeffekt** auf die Bruchzähigkeit offenbart. Um zu untersuchen, ob das geschlossene numerische Konzept in der Lage ist, diesen Effekt zu beschreiben, wird das Versagen von SE(B)25x50-Proben mit diesem Ansatz berechnet. Der Vergleich der experimentellen Befunde und der numerischen Ergebnisse ist in Bild 5.84 für die SE(B)25x50-Proben dargestellt. Das hier vorgestellte Konzept beschreibt konservativ im gesamten Temperaturbereich die experimentellen Versagenswerte (Instabilität bzw. Initiierung). Mit diesem numerischen Ansatz können auftretende Geometrieeffekte bzw. Belastungseffekt gut abgebildet werden.

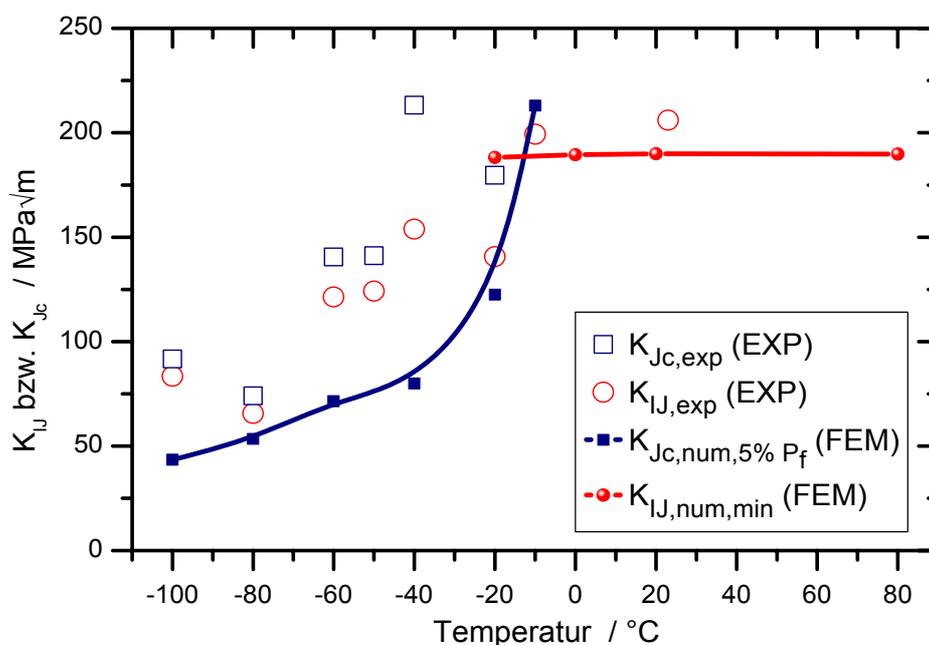


Bild 5.84: Geschlossenes numerisches Konzept zur Vorhersage des temperaturabhängigen Versagens durch Spaltbruch bzw. duktile Risserweiterung von SE(B)25x50-Proben ($a/W \approx 0,5$), Vergleich Experiment und Numerik

Das Verhältnis der Risttiefe (a/W) wirkt sich unter anderem auch auf das bruchmechanische Versagen aus. Dieser **Risstiefeneffekt** wird anhand von SE(B)25x50-Kurzrisssproben ($a/W \approx 0,1$) untersucht, Bild 5.85. Diese Proben verletzen die Anforderung der ASTM E 1921 an die Ermüdungsrissgeometrie und dürfen daher streng genommen nicht mit dem Masterkurve-Ansatz bewertet werden. Aufgrund der geringeren Spannungsmehrachsigkeit in Proben dieser Probenform ist die numerische Bruchzähigkeitskurve mit einer assoziierten Versagenswahrscheinlichkeit von 5% deutlich zu tieferen Temperaturen verschoben. Dies ist in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen, Bild 5.85. Darüber hinaus wird mit dem geschlossenen Ansatz die experimentelle Initiierung gut beschrieben. Das numerische Konzept gibt den auftretenden Kurzrisseffekt gut wieder und erfasst damit die auftretenden Änderungen der Spannungsmehrachsigkeit. Beim Übergang von bruchmechanischen Proben auf Bauteile muss gerade diese veränderte Spannungsmehrachsigkeit berücksichtigt werden. Dieser Einfluss wird bei mehrparametrischen Bruchmechanikkonzepten über eine Mehrachsichtigkeitskorrektur zur Beschreibung dieses so genannten „constraint effects“ berücksichtigt [20]. Der numerische Ansatz besitzt den großen Vorteil, dass die Spannungszustände genau beschrieben werden und die Auswirkungen auf das Versagen von den verwendeten Schädigungsmodellen implizit erfasst werden. Es muss daher numerisch keine explizite Mehrachsichtigkeitskorrektur erfolgen.

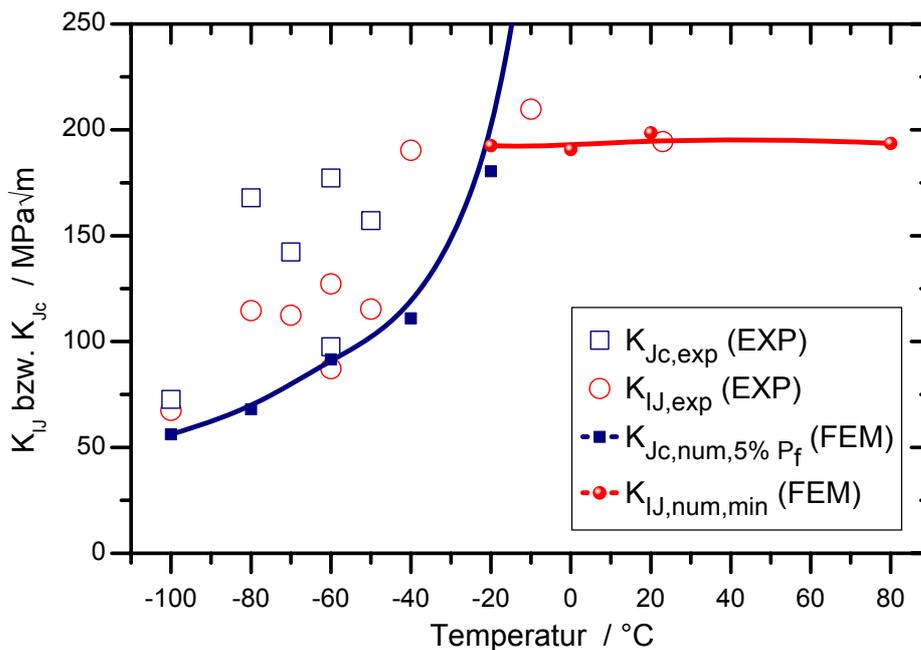


Bild 5.85: Geschlossenes numerisches Konzept zur Vorhersage des temperaturabhängigen Versagens durch Spaltbruch bzw. duktile Risserweiterung von SE(B)25x50-Kurzrisssproben ($a/W \approx 0,1$), Vergleich Experiment und Numerik

Unter der Annahme eines „weakest-link“ Ansatzes sinkt die Versagenswahrscheinlichkeit mit abnehmender Probendicke, da dabei das Auftreten einer potentiellen Spaltbruchausgangsstelle statistisch betrachtet abnimmt. Dieser **Rissfrontlängeinfluss** erfordert im Masterkurve-Ansatz die so genannte Rissfrontlängenkorrektur. Anhand der Berechnung von SE(B)10x50-Proben soll diese Einflussgröße untersucht und die Anwendung des geschlossenen numerischen Konzepts auf diese Probenform überprüft werden. Es zeigt sich in Bild 5.86, dass die experimentellen Instabilitätswerte und die numerische Bewertungskurve der SE(B)10x50-

Proben im Vergleich zu denen der SE(B)25x50-Proben (Bild 5.84) zu tieferen Temperaturen verschoben sind. Es wird sowohl die Instabilität als auch die duktile Rissinitiierung gut von dem geschlossenen Konzept erfasst. Dabei ist keine Rissfrontlängenkorrektur der Instabilitätswerte erforderlich, sondern das Beremin-Modell ermittelt die Versagensbelastung direkt. Auch bei dieser Probenform wird die Anwendbarkeit des numerischen Ansatzes bestätigt.

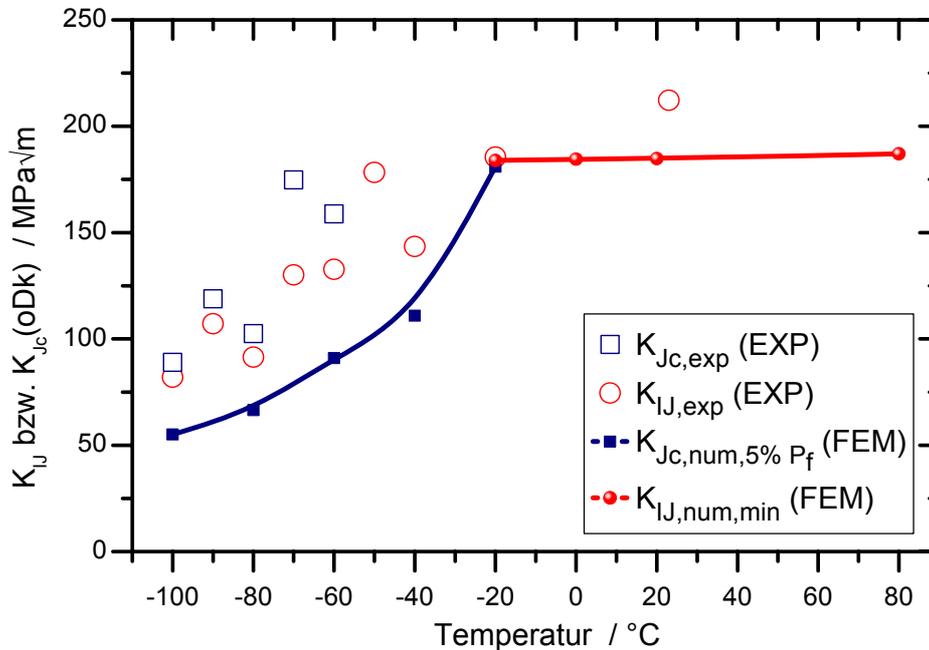


Bild 5.86: Geschlossenes numerisches Konzept zur Vorhersage des temperaturabhängigen Versagens durch Spaltbruch bzw. duktile Rissweiterung von SE(B)10x50-Proben, Vergleich Experiment und Numerik

Bevor die zusammenfassende Bewertung des geschlossenen numerischen Bewertungsansatzes erfolgt, werden im Folgenden die notwendigen Voraussetzungen und die Vorgehensweise bei der Anwendung des numerischen Konzepts dargestellt. Um Bewertungen mit diesem Konzept durchführen zu können sind folgende Kenntnisse erforderlich:

1. temperaturabhängige Fließkurven auch für große Formänderungen
2. Beremin Parameter für das temperaturmodifizierte Beremin-Modell (m , σ_u , $\sigma_u(0)$, σ_{u0} und c) und
3. die Rousselier Parameter (f_0 und σ_k).

Über diese, den Werkstoff charakterisierenden Größen, wird dabei die Beanspruchbarkeit hinsichtlich der Schädigungsmechanismen Spaltbruch bzw. duktile Rissinitiierung abgebildet.

Die Vorgehensweise bei der Anwendung des numerischen Bewertungsansatzes ist in [Bild 5.87](#) dargestellt. Sind die oben aufgelisteten Werkstoffparameter und Fließkurven bekannt, wird die Probe bzw. das Bauteil mit Hilfe der Methode der Finiten Elemente vernetzt und jeweils für eine Temperatur berechnet. Dabei ist bei sehr tiefen Temperaturen zur Auflösung von großen Spannungsgradienten auf eine relativ feine Elementierung zu achten. Das Beremin-Modell liefert dann die Versagenswahrscheinlichkeit, wobei beliebige Fraktile ausgewertet und direkt der Belastung zugeordnet werden können. Somit ist beispielsweise direkt die Kraft bestimmbar, bei der mit einer 5%-igen Versagenswahrscheinlichkeit durch Spaltbruch zu rechnen ist. Analog

ist die Vorgehensweise in der Hochlage bzw. dem oberen Übergangsbereich, wobei das Rousselier-Modell direkt die Belastung berechnet, bei der die duktile Rissinitiierung auftritt. Bei Temperaturen, bei denen Versagen durch Instabilität als auch durch duktile Rissinitiierung auftreten kann (Bereich des Schnittpunkts der beiden temperaturabhängigen Versagenkurven, Bild 5.81), ist jeweils der geringere Belastungswert maßgebend.

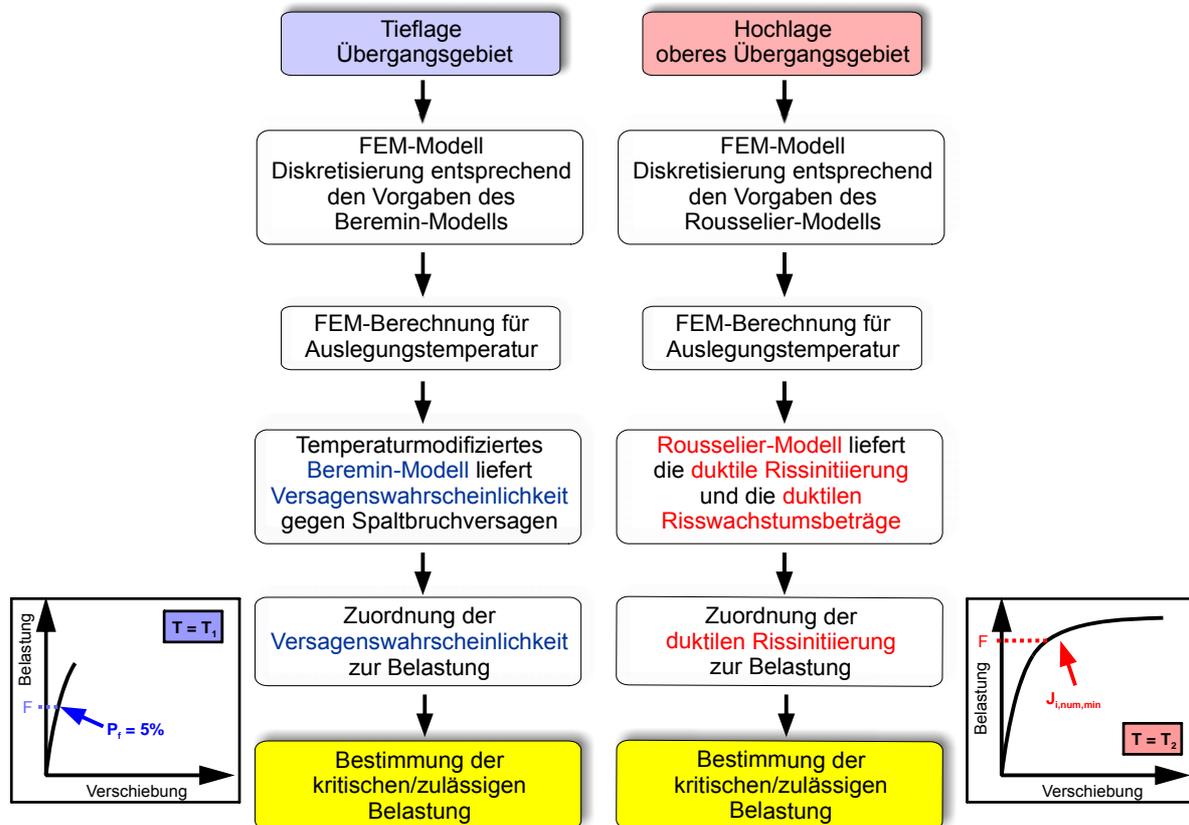


Bild 5.87: Vorgehensweise bei der Anwendung des geschlossenen numerischen Konzepts zur Bewertung von temperaturabhängigem Versagen durch Spaltbruch bzw. duktile Rissinitiierung

Zusammenfassend konnte die Anwendbarkeit des vorgestellten numerischen Bewertungskonzepts zur geschlossenen Beschreibung des gesamten technisch relevanten Zähigkeitsbereichs demonstriert werden. Das Konzept bzw. die Parameter der verwendeten Schädigungsmodelle lassen sich auf andere Probenformen übertragen. In diesen Proben, mit unterschiedlicher Größe, Geometrie, Rissfrontlänge und Risstiefenverhältnis, herrschen unterschiedliche Spannungszustände. Diese wirken sich direkt auf das Versagenverhalten dieser Proben aus. Durch das numerische Konzept können die experimentellen Ergebnisse und die experimentell beobachteten Einflussgrößen gut beschrieben werden. Somit sollte dieses Konzept auch auf rissbehaftete Bauteile angewendet werden können.

Ein großer Vorteil dieses geschlossenen numerischen Ansatzes ist dabei, dass keine Korrekturen bezüglich der Rissfrontlänge, der Geometrie oder der Mehrachsigkeit erforderlich sind, sondern in diesem Modell implizit berücksichtigt sind und somit eine direkte Vorhersage des realen Versagens möglich ist. Dies ist gerade bei der Bewertung von Bauteilen von großer Relevanz.

6 Literatur

- [1] Föhl, J. und H. Beyer: Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die Eigenschaftsänderungen der Werkstoffe von Reaktordruckbehältern für Leichtwasserreaktoren. Zusammenfassende Bewertung, Abschlussbericht zum Vorhaben Komponentensicherheit FKS, Einzelvorhaben Bestrahlung EV05, BMBF Förderkennzeichen 1500 304, MPA Stuttgart, 1996.
- [2] Eisele, U. und J. Schiedermaier: Ermittlung der Bruchzähigkeitskurven als Basis einer Spröbruchabsicherung von Reaktordruckbehältern und Berücksichtigung des Bestrahlungseinflusses, MPA/VGB Vorhaben 5.5., Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1999.
- [3] Schaper, M.K.: Schadensanalyse, Vorlesungsmanuskript Institut für Werkstoffwissenschaft, TU Dresden, Dresden, 2004.
- [4] Richard, H.A., M. Fulland, M. Sander, G. Kullmer: Bruchmechanische Untersuchungen zum ICE-Radreifenbruch, 36. Tagung DVM-Arbeitskreis Bruchmechanik, Köln, 2004.
- [5] Berger, C. und B. Pyttel, Bruchmechanische Analyse von Schadensfällen im Kraftwerksbau, 36. Tagung DVM-Arbeitskreis Bruchmechanik, Köln, 2004.
- [6] Brecht, T., P. Hübner, D. Tannert und G. Pusch: Bruch eines Trefferzapfens in einem Walzwerkantrieb, 36. Tagung DVM-Arbeitskreis Bruchmechanik, Köln, 2004.
- [7] Klinger, C., M. Eil, D. Bettge, Schadensanalyse an Human-Implantaten, 36. Tagung DVM-Arbeitskreis Bruchmechanik, Köln, 2004.
- [8] ASTM E 1921: Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T₀, for Ferritic Steels in the Transition, Version ASTM E 1921-05, 2005.
- [9] Roos, E., X. Schuler, U. Eisele und A. Udoh: Kennwerte der Bruchmechanik – kritisch bewertet, Materialprüfung 1-2, 2005.
- [10] Roos, E., X. Schuler and K.H. Herter: Design Principles and overall aspects to proof integrity of pressurized components, 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMIRT 18), Beijing, China, 2005.
- [11] Pyttel, B., U. Wuttke, C. Berger, L. Hodulak, I. Varfolomeyev und M. Luke: FKM-Richtlinie „Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ – Überblick und Erweiterung, DVM Weiterbildungsseminar, Aachen, 2006.
- [12] Pineau, A.: Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications, NUPEER, Dijon, France, 2005.
- [13] Issler, L., H. Ruoß und P. Häfele: Festigkeitslehre – Grundlagen, Springer Verlag, Berlin – Heidelberg, 1997.
- [14] Blumenauer, H. und G. Pusch: Technische Bruchmechanik, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig - Stuttgart, 3. Auflage, 1993.
- [15] Roos, E. und K. Maile: Werkstoffkunde für Ingenieure – Grundlagen, Anwendung und Prüfung, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2. Auflage, 2005.
- [16] Heckel, K.: Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik, Carl Hanser Verlag München – Wien, 3. Auflage, 1991.
- [17] Gross, D.: Bruchmechanik 1 – Grundlagen der Linearen Bruchmechanik, Springer Verlag Berlin – Heidelberg, 1992.
- [18] Roos, E.: Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Risswiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile, Habilitationsschrift, Universität Stuttgart, 1992.

-
- [19] Roos, E.: Festigkeitslehre II, Vorlesungsmanuskript Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität Stuttgart, Stuttgart, 2003.
- [20] Roos, E., U. Eisele, R. Lammert, D. Restemeyer, F.-X. Schuler, H.-P. Seebich, M. Seidenfuß, H. Silcher und L. Stumpfrock: Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken, Abschlussbericht RS 150 1240, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, Stuttgart, 2006.
- [21] Lemaitre, J. and J.-L. Chaboche: *Mechanics of Solid Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, 1990.
- [22] Anderson, T.L.: *Fracture Mechanics – Fundamentals and Application*, CRC Press, Boca Raton, FL, USA, 3rd Edition, 2005.
- [23] Hertzberg, R.W.: *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, USA, 1996.
- [24] Knott, J.F.: *Micromechanisms of Fracture and the Fracture Toughness of Engineering Alloys*, Proceedings of the 4th International Conference on Fracture, Waterloo, Canada, 1977.
- [25] McMahan, C.J. and M. Cohen: Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron, *Acta Metallurgica*, Vol. 13, 1965.
- [26] Rice, J.R. and D.M. Tracey: On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 17, 1969.
- [27] Seidenfuß, M.: Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20MnMoNi5-5, Dissertation an der Fakultät Energietechnik der Universität Stuttgart, 1992.
- [28] Broberg, K.B.: *Cracks and Fracture*, Academic Press, London, 1999.
- [29] ASTM E 399-90 (reapproved 1997): Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, 2003.
- [30] Eisele, U., K.-H. Herter, X. Schuler, H. Silcher, L. Stumpfrock und H. Waidele: Auswertung des nationalen und internationalen Kenntnisstands zu sicherheitsrelevanten Aspekten im Hinblick auf die Weiterentwicklung des kerntechnischen Regelwerks für mechanische Komponenten, BMU-Vorhaben SR 2426, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart, 2005.
- [31] Hahn, H.G.: *Bruchmechanik – Einführung in die theoretischen Grundlagen*, Teubner Verlag, Stuttgart, 1976.
- [32] Irwin, G.R.: *Handbuch der Physik*, Vol. 6, Springer Verlag Berlin, 1958.
- [33] ESIS P2-92: ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials, European Structural Integrity Society-ESIS, 1992.
- [34] ISO 12135-2002: *Metallic materials – unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness*, 2002.
- [35] KTA 3201.2: *Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Sicherheitstechnische Regeln des KTA, Fassung 6/96*.
- [36] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, American Society of Mechanical Engineers, New York, Section III, Section XI.
- [37] Rice, J. R.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, *Journal of Applied Mechanics*, Transactions of the ASME, 1968.
- [38] Begley, J.A. and J.D. Landes: The J-Integral as a fracture criterion, ASTM STP 514, 1972.

-
- [39] ASTM E 1820-01: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, 2003.
- [40] Roos, E., X. Schuler, H. Silcher, H.-P. Seebich and U. Eisele: Classification of the Master-curve Concept within the Framework of Safety Assessments based on Mechanics of Materials, 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMIRT 18), Beijing, China, 2005.
- [41] Roos, E., U. Eisele and H. Silcher: Effect of Stress State on the Ductile Fracture Behavior of Large Scale Specimens, ASTM STP 1171, E.M. Hackett, K.H. Schwalbe and R.H. Dodds, Editors, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993.
- [42] Clausmeyer, H., K. Kußmaul and E. Roos: Influence of Stress State on the failure behavior of cracked components made of steel, Appl. Mech. Rev., Vol. 44, No. 2, 1991.
- [43] Roos, E., L. Stumpfrock, X. Schuler and U. Eisele: Fracture mechanics safety analysis based on fracture mechanics characteristics combined with multiaxiality of the stress state, International Journal of Pressure Vessels and Piping, No. 82, 2005.
- [44] Hohe, J. et al.: Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken, Abschlussbericht RS 150 1239, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, IWM Freiburg, 2005.
- [45] Roos, E und U. Eisele: Bruchmechanikkennwerte für die Sicherheitsanalyse, 25. MPA Seminar, 1999.
- [46] Wallin, K.: Statistical modeling of fracture in the ductile-to-brittle transition range, Defect Assessment of Components, Fundamentals and Applications, Mechanical Engineering Publications, London 1991.
- [47] Wallin, K.: Master Curve Analysis of Ductile to Brittle Transition Region Fracture Toughness Round Robin Data, Technical Research Centre of Finland, VTT Publications 367, Espoo, Finland, 1998.
- [48] Wallin, K.: The Scatter in KIC-Results, published in Engineering Fracture Mechanics, Pergamon Press Ltd., Great Britain, 1984.
- [49] Wallin, K.: The Effect of Ligament Size on Cleavage Fracture Toughness, published in Engineering Fracture Mechanics, Pergamon Press Ltd., Great Britain, 1989.
- [50] Lemaitre, J.: A Course on Damage Mechanics, Springer Verlag, Berlin – Heidelberg, 2nd edition, 1999.
- [51] Beremin, F.M.: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel, Metallurgical Transactions 14A, 1983.
- [52] Fisher, R. A.: The use of multiple measurements in taxonomic problems, Annals of Eugenetics, Vol. 7, 1936.
- [53] Gao, X., C. Rugieri and Jr. R. H. Dodds: Calibration of Weibull stress parameters using fracture toughness data, International Journal of Fracture, Vol. 92, 1998.
- [54] Rugieri, C., X. Gao and Jr. R. H. Dodds: Transferability of elastic-plastic fracture toughness using the Weibull stress approach: significance of parameter calibration, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 67, 2000.
- [55] Bernauer, G.: Einsatz mikromechanischer Schädigungsmodelle im spröd-duktilen Übergangsbereich, Dissertation Fakultät Maschinenbau Universität Karlsruhe, 1997.
- [56] Elsässer, K.: Numerische Untersuchung zum thermischen Vorbelastungseffekt mit Hilfe von schädigungsmechanischen Ansätzen, Dissertation, MPA Stuttgart, 2000.
- [57] Stöckl, H., R. Bösch, W. Schmitt, I. Varfolomeyev and J.H. Chen: Quantification of the warm prestressing effect in a shape welded 10MnMoNi5-5 material, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 67, 2000.

-
- [58] Tanguy, B.: Modélisation de l'essai charpy par l'approche locale de la rupture. Application au cas de l'acier 16MnD5 dans le domaine transition, Centre des Matériaux P. M. Fourt l'Ecole des Mines de Paris, 2001.
- [59] Merkert, G.: Anwendung und Weiterentwicklung von schädigungsmechanischen Ansätzen zur Simulation des Versagensverhaltens von Thermoschockproben, Dissertation an der Fakultät Maschinenbau Universität Stuttgart, 2002.
- [60] Kanditis, E., B. Marini, L. Allais and A. Pineau: Validation of a Statistical Criterion for Intergranular Brittle Fracture of a low Alloy Steel through uniaxial and biaxial (tension-torsion) Tests, International Journal of Fracture, Vol. 66, 1994.
- [61] Hohe, J., H. Stöckl, D. Siegele und B. Tanguy: Anwendung des Mastercurve-Konzepts für Sicherheitsbewertungen von Kraftwerkskomponenten – theoretische und numerische Untersuchungen, 29. MPA Seminar, Stuttgart, 2003.
- [62] Bernauer, G., W. Brocks and W. Schmitt: Modifications of the Beremin model for cleavage fracture in the transition region of a ferritic steel, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 64, 1999.
- [63] Rousselier, G.: Ductile Fracture Models and their Potential in Local Approach of Fracture, Nuclear Engineering and Design 105, 1987.
- [64] Gurson, A. L.: Plastic Flow and Fracture Behavior of Ductile Materials Incorporating Void Nucleation, Growth and Interaction, PhD thesis, Division of Engineering, Brown University, Providence, Rhode Island, USA, 1975.
- [65] Tvergaard, V. and A. Needleman: Analysis of the Cup-Cone Fracture in a Round Tensile Bar, Acta metal., Vol. 32, No. 1, 1984.
- [66] Bernauer, G and W. Brocks: Micro-Mechanical Modelling of ductile damage and tearing – results of a European numerical round robin, Fatigue Fract Engng Mater Struct, Vol. 25, 2002.
- [67] Kussmaul, K. und M. Seidenfuß: Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhalten von Stählen unterschiedlicher Zähigkeit mit Hilfe von Schädigungsmodellen, BMfT Forschungsvorhaben 1500913, 1995.
- [68] Eisele, U. et al.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Riss Spitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge – Schwerpunkt: Einfluss unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften und Probengröße, BMBF Forschungsvorhaben 876700000, 1997.
- [69] Seidenfuß, M. und E. Roos: LISSAC - Size and Geometry Effects on the Failure Behaviour of Notched Specimen, 30. MPA-Seminar, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, 2004.
- [70] Seidenfuß, M.: Das Rousselier-Modell: Verknüpfung zwischen Mikrostruktur und kontinuumsmechanischer Anwendung, DVM Weiterbildungsseminar zu Grundlagen und Anwendung der Schädigungsmechanik, Köln, 2004.
- [71] Tanguy, B., J. Besson, R. Piques and A. Pineau: Ductile-brittle transition in Charpy and CT tests – Experiments and modelling, Proceedings of the 14th Biennial conference on fracture, 2002.
- [72] Shterenlikht, A. and I.C. Howard: Cellular automat finite element (CAFE) modelling of transitional ductile-brittle fracture in steel, Stockholm, Sweden, 2004.
- [73] Krieg, R. and M. Seidenfuss: Limit Strains for Severe Accident Conditions, Final Report of the EU-project LISSAC, Contract No.: FIKS-CT1999-00012, 2003.
- [74] TÜV Bayern, Anlage 2 zum Abnahmeprüfzeugnis, Prüfungs-Nr. 1415113/7, 1976.

-
- [75] DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers, Teil 1: Prüfverfahren, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 1997.
- [76] DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben: Richtlinien für die Herstellung, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2004.
- [77] DIN EN 10002-1: Metallische Werkstoffe – Zugversuch, Teil1: Prüfverfahren (bei Raumtemperatur), Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2001.
- [78] DIN EN 10002-5: Metallische Werkstoffe – Zugversuch, Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 1992.
- [79] Seidenfuß, M., H.-P. Seebich und E. Roos: Bestimmung der wahren Fließkurve aus Proben mit mehrachsigem Spannungszustand, Tagungsband Werkstoffprüfung 2003, erschienen in: Herausforderungen durch den industriellen Fortschritt, ISBN 3-514-00703-9, 2003.
- [80] Cook, R.D, D.S. Malkus and M.E. Plesha: Concepts and Application of Finite Element Analysis, John Wiley & Sons, Inc., New York, USA, 3rd edition, 1989.
- [81] Schmauder, S.: Werkstofftechnik und –simulation, Vorlesungsmanuskript IMWF Universität Stuttgart, Stuttgart, 22. Auflage, 2005.
- [82] Bridgman, P.W.: Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, New York, 1952.
- [83] ADINA R&D Inc.: Theory and Modeling Guide, Vol. 1, ADINA, Report ARD 03-7, 2003.
- [84] DIN EN ISO 14556: Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerbe), instrumentiertes Prüfverfahren, Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin, 2000.
- [85] Hofer, G., C.C. Hung und U. Günes: Eine mathematische Funktion für die Beschreibung der Ergebnisse aus Kerbschlagbiegeversuchen, Zeitschrift Werkstofftechnik 8, 1977.
- [86] Scheu, C., F. Kauffmann, G. Zies, K. Maile, S. Straub and K.H. Mayer: Requirements for microstructural investigations of steels used in modern power plants, Zeitschrift Metallkunde 96, Carl Hanser Verlag München, 2005.
- [87] Rasemann, W., M. Herbst, K. Günther und G. Schumann: Qualitätssicherung bei der Bewertung von Metallpulvermischungen anhand der Partikelgeometrie, Aufbereitungstechnik 42, Vol. 5, 2001.
- [88] Herz, K., D. Kuppler, P. Deimel und W.A. Theiner: Bestimmung der Mikrogefüge von Druckbehälterstählen mit magnetisch induzierten Messgrößen, Projekt Nr. 150334, Zwischenbericht, Staatliche Materialprüfungsanstalt Stuttgart, IzFP Saarbrücken, 1980.
- [89] Bouchet, C. et al.: Benchmark on the Determination of the Cleavage Triggering Sites in a RPV Steel in the DBT Range, International Conference on Fracture 05, Turin, 2005.
- [90] Sainte Catharine, C.: Draft Procedure to Measure and Calculate Local Criteria using Notched Tensile Specimens, ESIS P6-94D (4.0), 1994.
- [91] Kirk, M.T. and R.H. Dodds, Jr.: J and CTOD Estimation Equations for Shallow Cracks in Single Edge Notch Bend Specimen, Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 21, No. 4, 1993.
- [92] Pitard-Bouet, J.M., M. Seidenfuß, M. Bethmont and K. Kußmaul: Experimental investigations on the “shallow crack effect”, on the 10MnMoNi5-5 steel, and computational analysis in the upper shelf by means of the global and local approaches, 22. MPA-Seminar, MPA Stuttgart, 1996.
- [93] Roos, E. and U. Eisele: Determination of the Material Characteristic Values in the Elastic-Plastic Fracture Mechanics by Means of J-Integral Crack Resistance Curves, ASTM Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 16, No. 1, 1988.

-
- [94] Roe, C., J. Mercier and J. Gaies: T0 Reference Temperature Testing of ASTM A945, ASTM E08.87 Committee Meeting, Salt Lake City, USA, 2004.
- [95] Heerens, J. and D. Hellmann: Fracture toughness of Steel in the Ductile to Brittle Transition Regime, Final Report for Measurement and Testing Programme, Contract MAT1-CT-940080, GKSS, 1999.
- [96] Eisele, U., D. Lidbury, K.F. Nilsson, E. Keim, P. Gilles and D. Connors: Validation of Constraint Based Methodology in Structural Integrity – VOCALIST, 29. MPA-Seminar, MPA Stuttgart, 2003.
- [97] Ritchie, R.O., J.F. Knott, and J.R. Rice: On the relationship between critical stress and fracture toughness in mild steel, in *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 21, 1973.
- [98] Mises, R. v.: *Mechanik der festen Körper im plastisch deformablen Zustand*, Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse, 1913.
- [99] Clausmeyer, H.: Über die Beanspruchung von Stahl bei mehrachsigen Spannungszuständen, In *Konstruktion*, Vol. 20, Heft 10, 1968.
- [100] Chen, J.H., Q. Wang, G.Z. Wang and Z. Li: Fracture behaviour at a crack tip – a new framework for cleavage mechanism of steel, *Acta Material*, Vol. 51, 2003.
- [101] Bathe, K.-J.: *Finite Element Procedures*, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1996.
- [102] Tvergaard, V. and A. Needleman: Analysis of the Cup-Cone Fracture in a Round Tensile Bar, *Acta metal.*, Vol. 32, No. 1, 1984.
- [103] Hohe, J., V. Friedmann und D. Siegele: Untersuchungen der lokalen Bedingungen für die Spaltbruchauslösung in ferritischen Stählen, 38. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Aachen, 2006.
- [104] Seebich, H.-P., E. Roos, F.-X. Schuler und M. Seidenfuss: Bewertung des Versagensverhaltens ferritischer Werkstoffe im Übergangsbereich mit numerischen und metallographischen Methoden, 31. MPA Seminar, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, 2005.
- [105] Franklin, A.G.: Comparison between a Quantitative Microscope and Chemical Methods for Assessment of Non-Metallic Inclusions, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1969.
- [106] Münstermann, S., P. Langenberg und M. Seidenfuss: Numerische Bestimmung von duktilen Rissinitiierungskennwerten unter Berücksichtigung der Mikrostruktur, 37. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Hamburg-Harburg, 2005.
- [107] Press, W.H., S.A. Teukolsky, W.T. Vetterling and B.P. Flausery: *Numerical Recipes in FORTRAN*, 2nd edition, Cambridge University Press, 1992.
- [108] Roos, E., H.-P. Seebich, M. Seidenfuss, S. Schmauder and P. Kizler: Effect of variation of microstructure on fracture mechanics parameters, 3rd Indo-German Seminar on “Advances in Structural Integrity & Safety”, BARC, Mumbai, India, 2005.
- [109] Eisele, U., P. Langenberg, S. Münstermann, H.-P. Seebich, M. Seidenfuß und H. Silcher: Untersuchungen zu den physikalischen Abläufen bei duktiler Rissinitiierung und deren messtechnische Erfassung sowie Interpretation, Abschlussbericht zum Vorhaben Reaktorsicherheitsforschung, Vorhaben-Nr. 1501243, 2003.
- [110] Reusch, F., B. Svendsen and D. Klingbeil: A non-local extension of Gurson-based ductile damage modeling, *Computation Materials Science* 26, 2003.
- [111] Reusch, F. und B. Svendsen: Simulation der Schädigung von MMC-Materialien unter Berücksichtigung von Grenzflächenversagen, DVM, Aachen, 2006.

7 Anhang

7.1 Anhang zu Kapitel 4

Tabelle A.4.1: Festigkeits- und Verformungskennwerte aus dem Zugversuch, Entnahmepos. T/4

Probenbezeichnung	Prüftemp. °C	Probenlage	Probenform	Messl. L ₀ mm	R _m MPa	R _{eH} MPa	A %	A _g %	Z %
CMCC7	150	T/4	B10*50	20	534	405	22,0	11,2	70
CMCC8	80	T/4	B10*50	50	554	429	23,0	10,6	71
CMCC6	24	T/4	B10*50	50	592	453	23,0	11,1	68
CMCC5	-10	T/4	B10*50	50	620	480	25,5	12,0	68
CMCC4	-40	T/4	B10*50	50	649	512	24,5	12,2	68
CMCC3	-70	T/4	B10*50	50	680	553	25,5	12,6	66
CMCC2	-100	T/4	B10*50	20	717	595	26,0	14,3	64
CMCC1	-150	T/4	B10*50	20	826	825	23,5	13,0	59

Tabelle A.4.2: Festigkeits- und Verformungskennwerte aus dem Zugversuch, Entnahmep. 3/4T

Probenbezeichnung	Prüftemp. °C	Probenlage	Probenform	Messl. L ₀ mm	R _m MPa	R _{eH} MPa	A %	A _g %	Z %
BIB Z01	25	3/4T	B10*50	50	587	453	23,0	10,4	69
BIB Z02	-10	3/4T	B10*50	20	607	461	24,0	11,5	69
BIB Z03	-40	3/4T	B10*50	20	635	470	25,5	12,2	67
BIB Z04	-60	3/4T	B10*50	20	656	496	26,0	13,7	68
BIB Z05	-100	3/4T	B10*50	20	700	544	29,0	14,9	66
BIB Z06	-150	3/4T	B10*50	20	834	749	27,0	18,0	57

Tabelle A.4.3: Bestimmung des E-Moduls, jeweils pro Entnahmeposition und Temperatur, Mittelwert aus drei Einzelmessungen

Prüftemp. °C	Probenform	Messlänge L ₀ / mm	E-Modul ¼ T / MPa (Probe: CMCC 8)	E-Modul ½ T / MPa (Probe: BIB Z13)	E-Modul ¾ T / MPa (Probe: BIB Z03)
150	B10*50	25	204400		
80	B10*50	25	205300		
24	B10*50	25	207300	212600	211400
-10	B10*50	25	210900	214900	213300
-40	B10*50	25	212800	216400	214700
-60	B10*50	25	213600	217300	215400
-80	B10*50	25	214700	218300	216400
-100	B10*50	25	217100	219200	217700

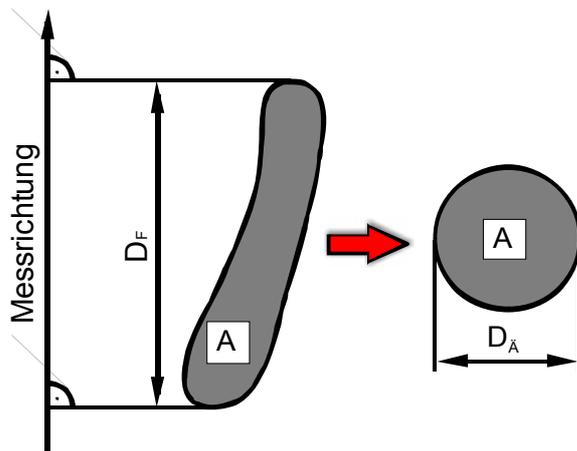


Bild A.4.1: Verdeutlichung des Äquivalenz- ($D_{\text{Ä}}$) und des Feret-Durchmessers (D_{F})

Tabelle A.4.4: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle C(T)25

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa $\sqrt{\text{m}}$	K_{Jc} MPa $\sqrt{\text{m}}$	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMBA1	-150	33,1	33,1	8,9	35	15
CMBA2	-120	62,1	62,1	7,1	25	5
CMACA2	-100	67,5	67,5	1,2	45	25
CMACD2	-100	69,3	69,3	3,7	55	35
CMACB18	-100	53,7	53,7	7,2	40	30
CMBA4	-80	61,8	61,8	0,6	45	25
CMBA5	-60	128,1	128,1	0,7	50	20
CMACD5	-20	207,1	207,1	3,9	315	35
CMACB17	-20	216,0	216,0	2,8	340	0
CMACC5	-20	216,0	216,0	5,1	150	100

Tabelle A.4.5: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle C(T)50

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa $\sqrt{\text{m}}$	K_{Jc} MPa $\sqrt{\text{m}}$	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMACF1	-100	79,0	90,2	7,0	60	0
CMACH1	-80	75,7	86,3	18,2	160	30
CMACF3	-60	109,0	125,9	14,6	120	40
CMACF2	-20	192,9	225,7	3,8	235	55

Tabelle A.4.6: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle C(T)100

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa \sqrt{m}	K_{Jc} MPa \sqrt{m}	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMCA10	-100	62,0	62,0	62,0	17,7	5,3
CMCA8	-100	74,3	74,3	74,3	43,5	7,5
CMCA3	-60	116,4	116,4	116,4	74	5

Tabelle A.4.7: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle SE(B)10x10

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa \sqrt{m}	K_{Jc} MPa \sqrt{m}	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMBB20	-100	98,0	82,0	3,3	55	2
CMBB18	-100	91,7	77,0	3,2	61	2
CMBB16	-65	180,0	113,2	1,2	187	50
CMBB12	-28	259,4	109,4	0,0	276	35

Tabelle A.4.8: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle SE(B)10x50

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa \sqrt{m}	K_{Jc} MPa \sqrt{m}	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMBH3	-100	89,0	74,9	89,0	20	3
CMBH6	-60	158,8	130,4	158,8	73	6

Tabelle A.4.9: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle SE(B)25x50

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa \sqrt{m}	K_{Jc} MPa \sqrt{m}	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMBD13	-120	83,6	83,6	83,6	100	30
CMBD12	-100	91,7	91,7	91,7	150	50
CMBD14	-80	74,1	74,1	74,1	120	20
CMBD15	-60	140,5	140,5	140,5	100	20
CMBD11	-20	179,7	179,7	179,7	225	95

Tabelle A.4.10: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle SE(B)25x50
Kurzzrissproben ($a/W = 0,1$)

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa \sqrt{m}	K_{Jc} MPa \sqrt{m}	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMBE2	-120	65,9	65,9	65,9	80	40
CMBE1	-100	72,7	72,7	72,7	65	35
CMBE3	-80	167,9	167,9	167,9	105	45
CMBE6	-60	97,5	97,5	97,5	150	100
CMBE7	-60	177,2	177,2	177,2	120	70
CMBE4	-40	331,8	331,8	331,8	230	18

Tabelle A.4.11: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle SE(B)50x50

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa \sqrt{m}	K_{Jc} MPa \sqrt{m}	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMBF2	-120	72,4	72,4	72,4	60	40
CMBF5	-100	88,3	88,3	88,3	100	50
CMBF3	-80	119,5	119,5	119,5	70	0
CMBF1	-60	149,7	149,7	149,7	135	85
CMBF4	-20	319,7	319,7	319,7	330	10

Tabelle A.4.12: Fraktographische Untersuchungen der Spaltbruchausgangsstelle SE(T)25x50

Probenbezeichnung	T °C	K_{Jc} (oDk) MPa \sqrt{m}	K_{Jc} MPa \sqrt{m}	Abstand Probenmitte x_{cv} / mm	Abstand Riss- spitze y_{cv} / μm	Unsicherheitsbe- reich Δy_{cv} / μm
CMCA10	-100	62,0	62,0	62,0	17,7	5,3
CMCA8	-100	74,3	74,3	74,3	43,5	7,5
CMCA3	-60	116,4	116,4	116,4	74	5

7.2 Anhang zu Kapitel 5

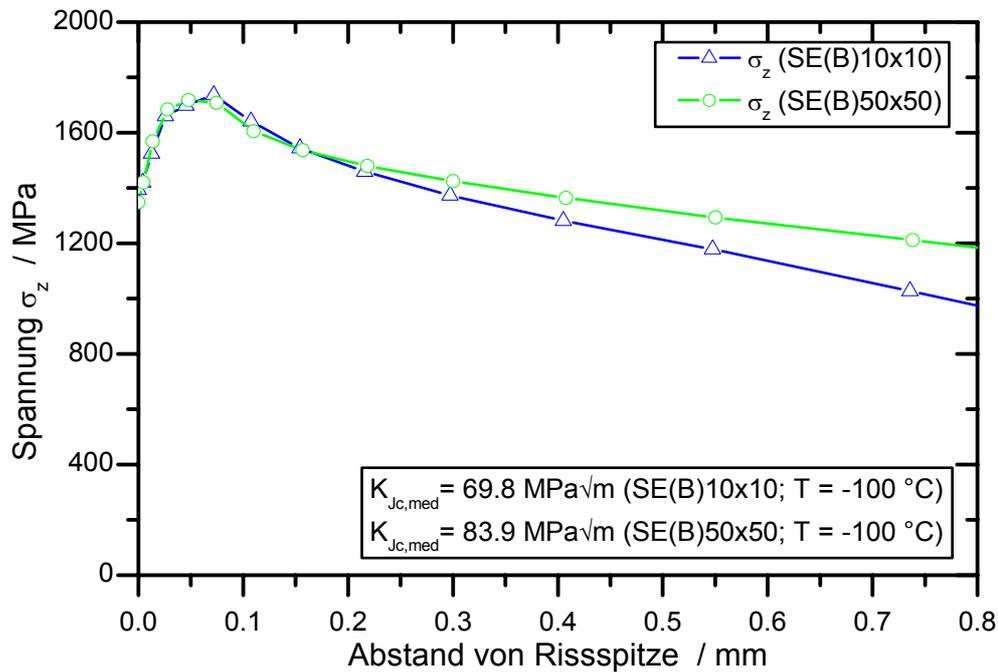


Bild A.5.1: Einfluss der Probengröße auf den Spannungsverlauf (1. Hauptspannung) im Ligament von SE(B)-Proben zum Zeitpunkt des mittleren Bruchzähigkeitswerts $K_{Jc,med}$ (für entsprechende Probenform), $T = -100$ °C, Mittelebene

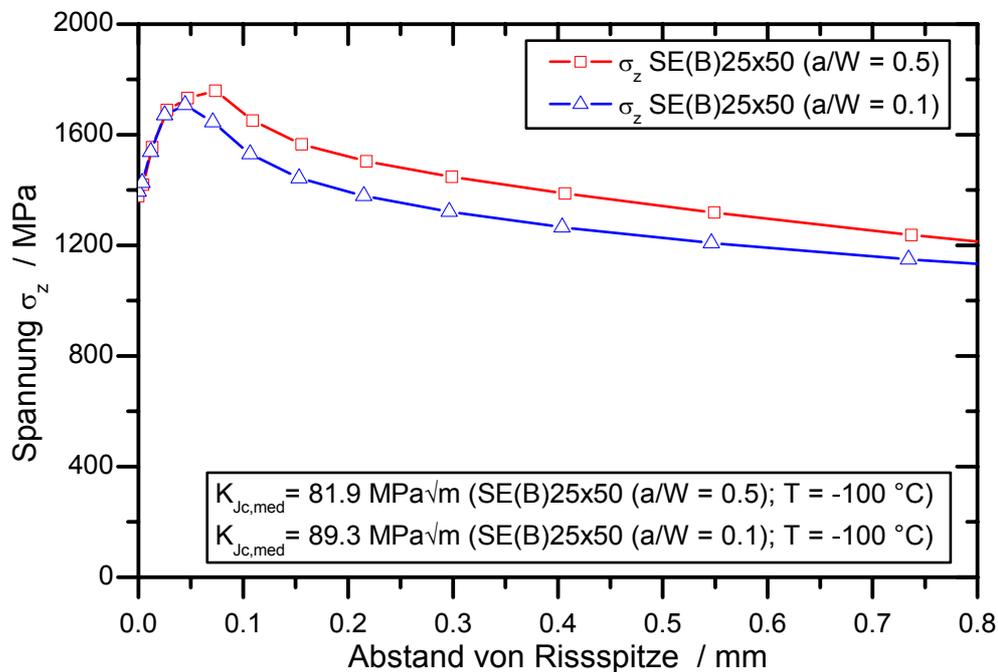


Bild A.5.2: Einfluss des Risstiefenverhältnisses auf den Spannungsverlauf (1. Hauptspannung) im Ligament zum Zeitpunkt des mittleren Bruchzähigkeitswerts $K_{Jc,med}$ (für entsprechende Probenform), Prüftemperatur -100 °C, Mittelebene

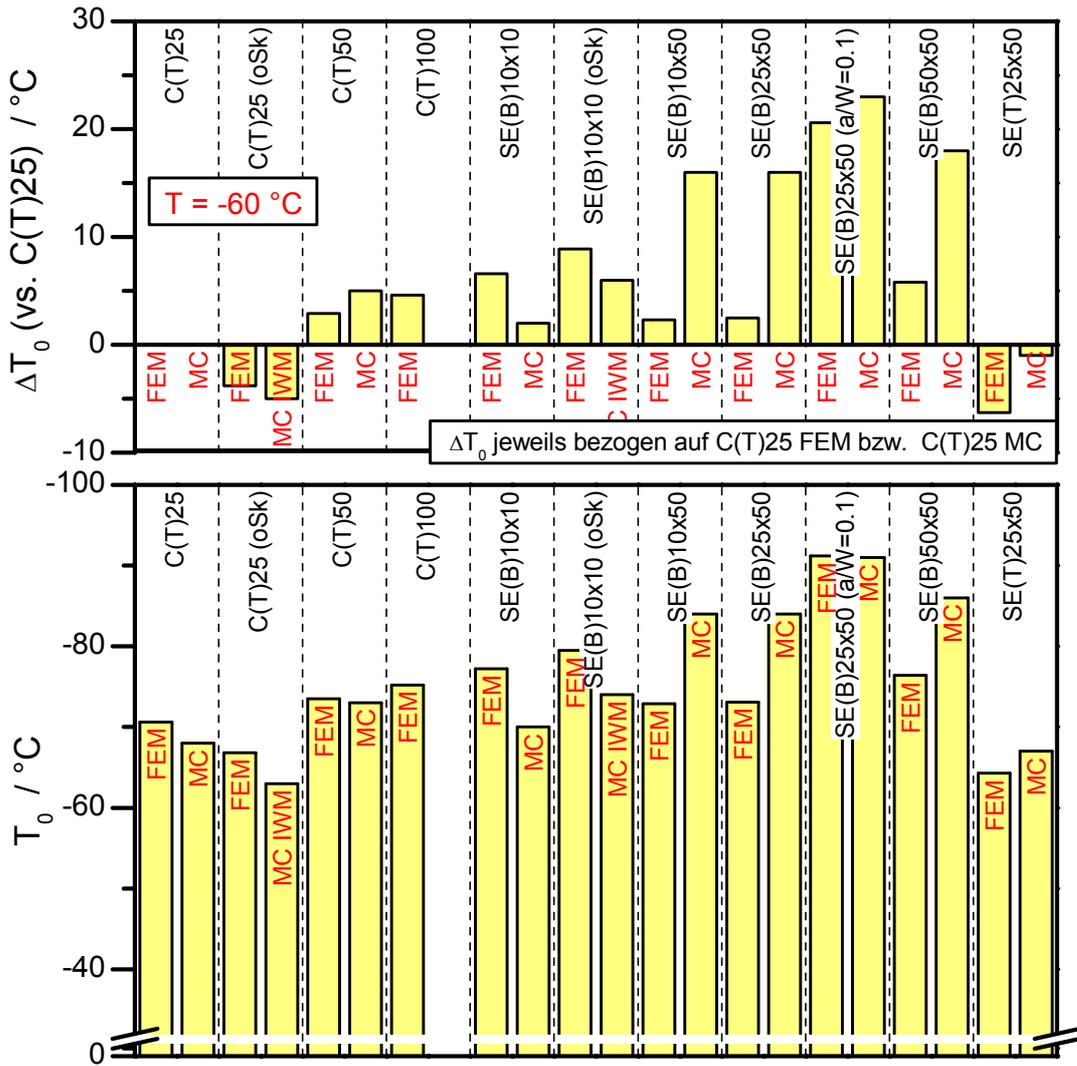


Bild A.5.3: Numerische Vorhersage der Referenztemperatur T_0 an Proben mit verschiedener Geometrie und Größe mit dem Beremin-Modell (FEM) bei $T = -60^\circ\text{C}$, Vergleich zur experimentell für jede Probenform bestimmten Referenztemperatur T_0 (MC) unter Anwendung der Dickenkorrektur nach ASTM E 1921

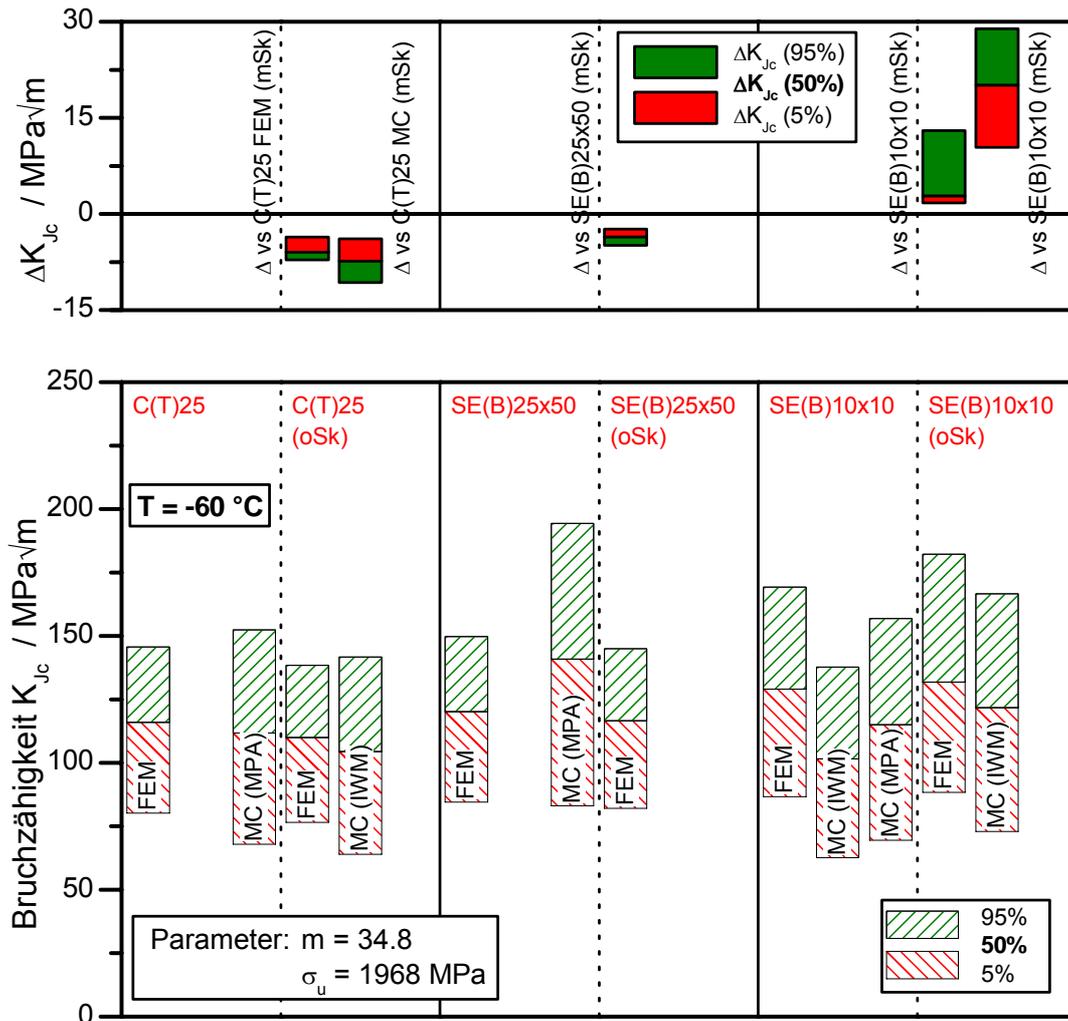


Bild A.5.4: Einfluss einer 20%-igen Seitenkerbung auf die Spaltbruchauslösung von Proben mit verschiedener Geometrie und Größe, $T = -60\text{ }^\circ\text{C}$, Vergleich Masterkurve Vorhersage und Berechnung (dargestellt sind die Bereiche zwischen 5 und 95% Versagenswahrscheinlichkeit und die entsprechenden Abweichungen), oSk = ohne Seitenkerbe

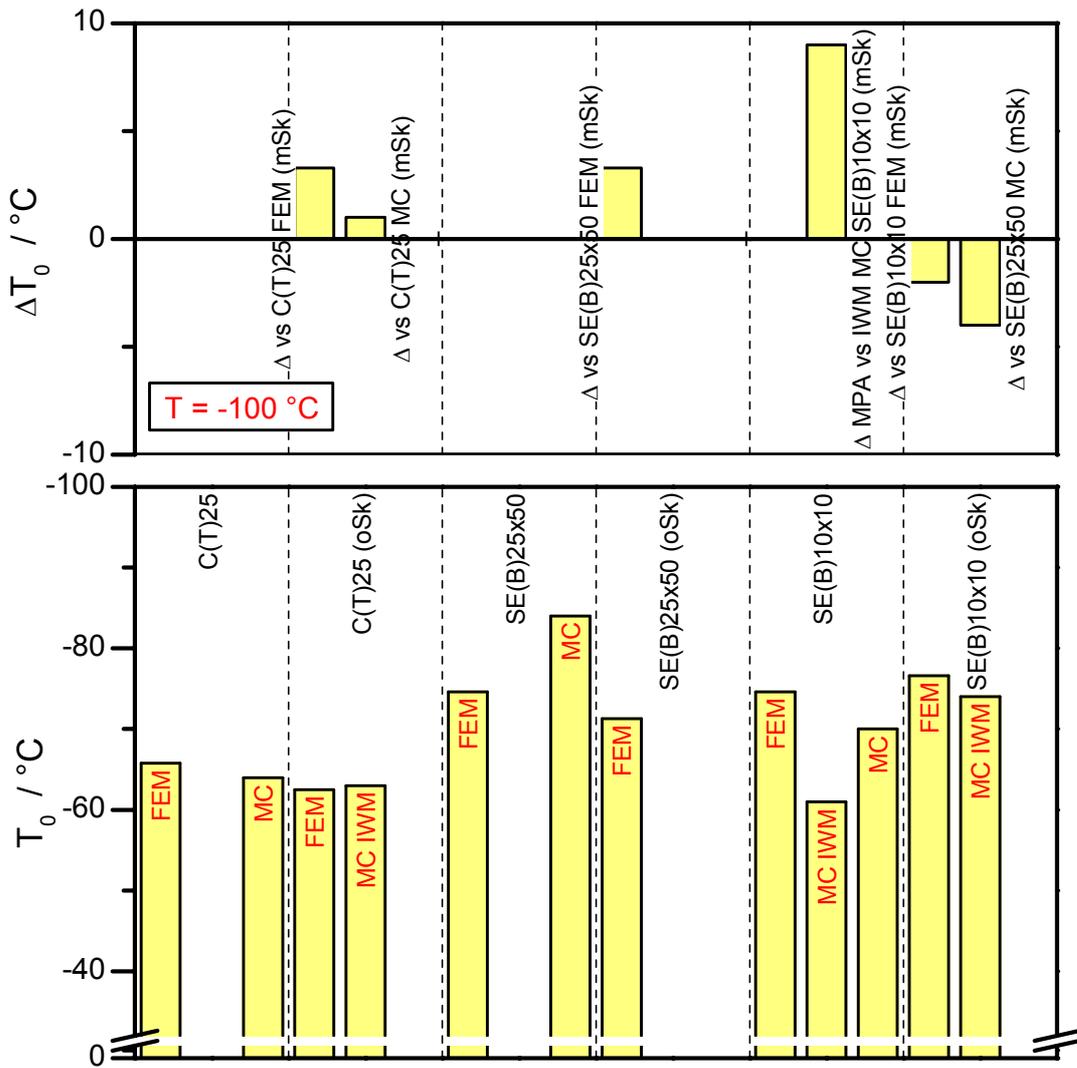


Bild A.5.5: Einfluss einer 20%-igen Seitenkerbung auf die Spaltbruchauslösung von Proben mit verschiedener Geometrie und Größe $T = -100 ^\circ\text{C}$, Vergleich Masterkurve Vorhersage und Berechnung, Auswirkungen auf Referenztemperatur T_0 , oSk = ohne Seitenkerbe

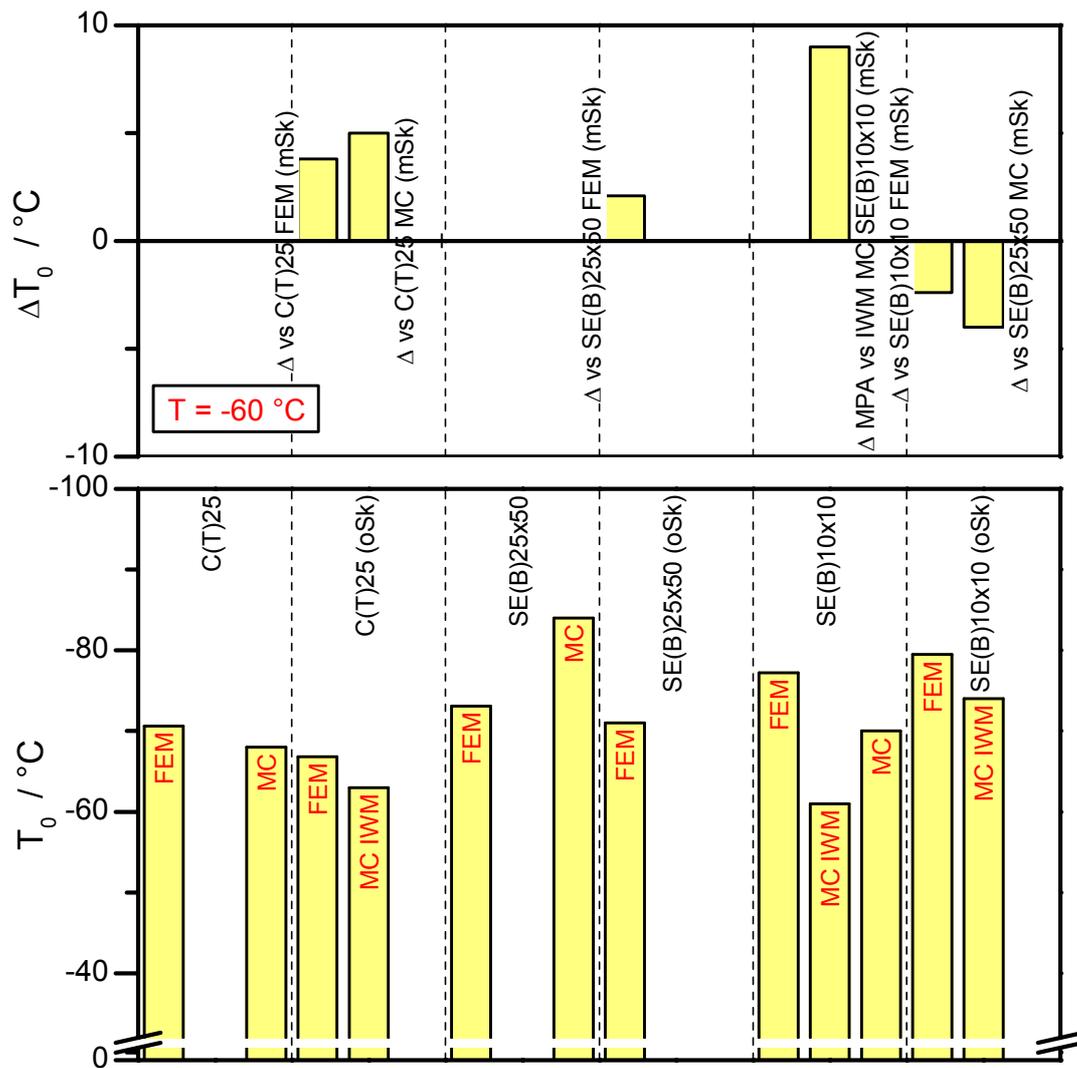


Bild A.5.6: Einfluss einer 20%-igen Seitenkerbung auf die Spaltbruchauslösung von Proben mit verschiedener Geometrie und Größe $T = -60 ^\circ\text{C}$, Vergleich Masterkurve Vorhersage und Berechnung, Auswirkungen auf Referenztemperatur T_0 , oSk = ohne Seitenkerbe

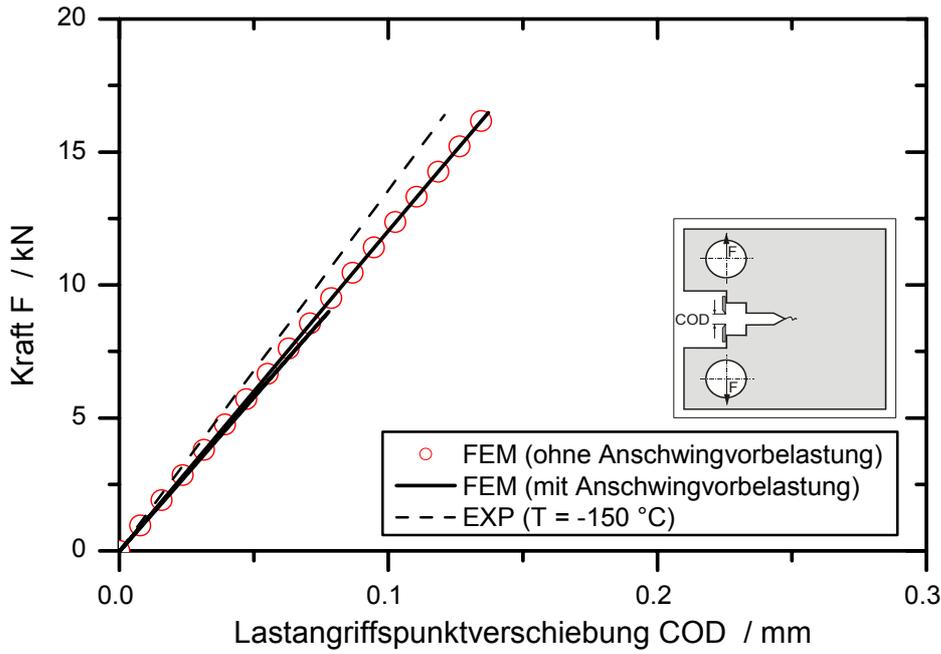


Bild A.5.7: Vergleich des globalen Verformungsverhaltens der C(T)25-Probe bei $T = -150\text{ °C}$

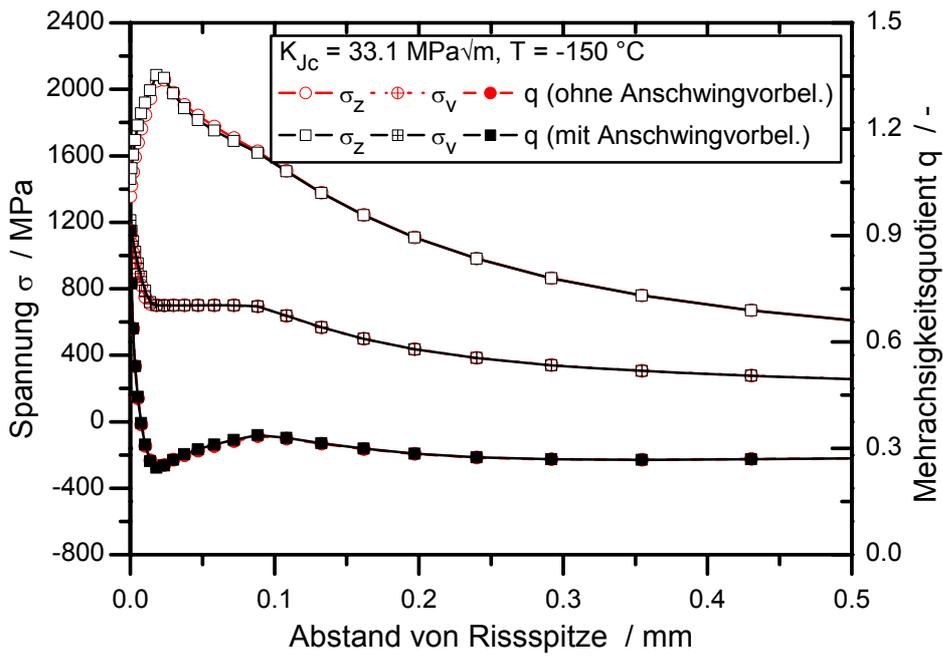


Bild A.5.8: Betrachtung der Spannungen im Ligament hinter der Rissfront zum Versagenszeitpunkt, $K_{Jc} = 33,1\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

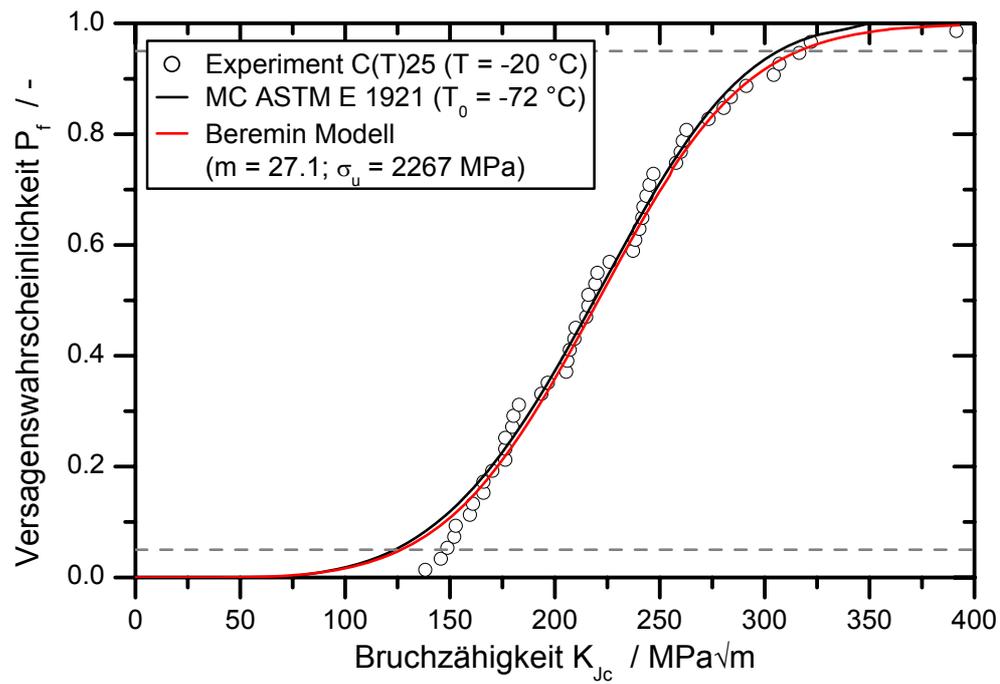


Bild A.5.9: Weibullverteilung, C(T)25-Proben ($T = -20\text{ °C}$), Beremin-Modell und Masterkurve nach ASTM E 1921 ($MC \hat{=} \text{Masterkurve}$)

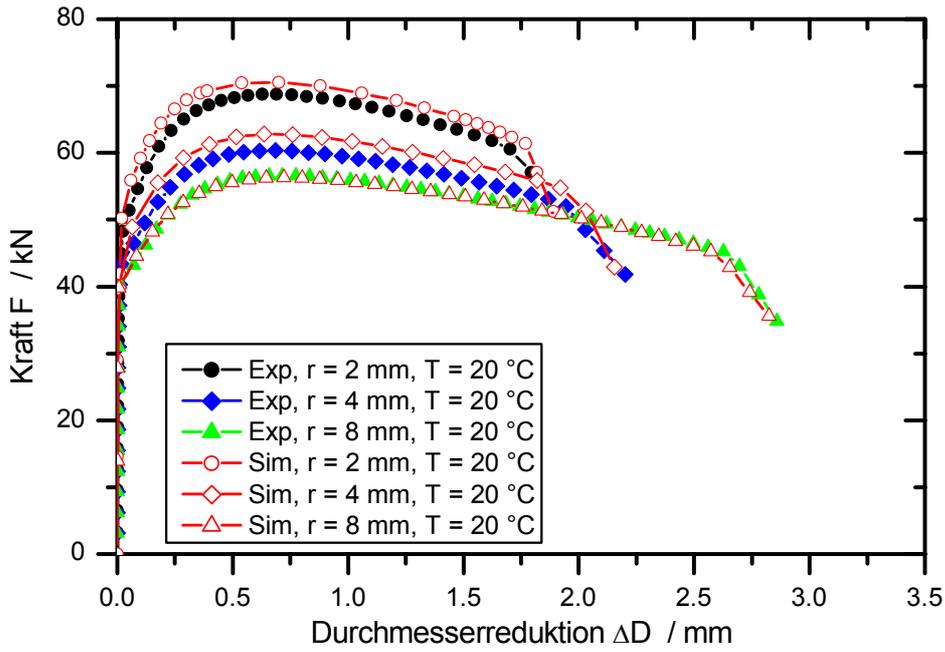


Bild A.5.10: Übertragbarkeit der schädigungsmechanischen Parameter auf unterschiedlich stark gekerbte Rundzugproben, $T = 20$ °C, 22NiMoCr3-7

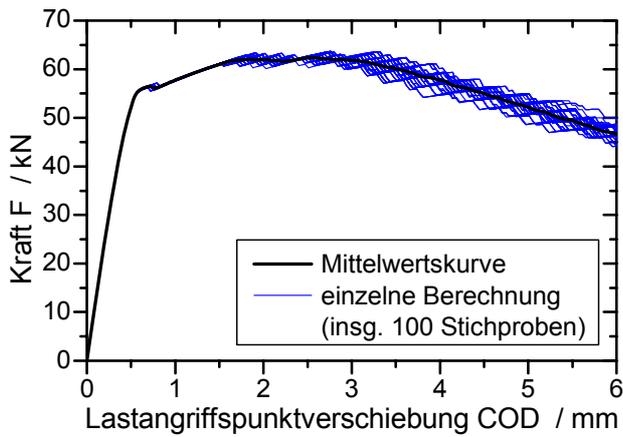


Bild A.5.11: Einfluss der stochastischen Variation der Fließkurve auf das Last-Verformungsverhalten

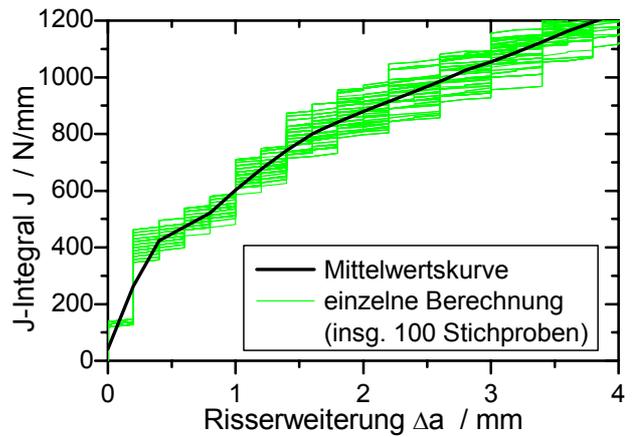


Bild A.5.12: Einfluss der stochastischen Variation der Fließkurve auf die Risswiderstandskurve

Lebenslauf

PERSÖNLICHE DATEN:

Name: Hans-Peter Seebich
Geburtsdatum/-ort: 20.02.1975 in Heidenheim an der Brenz

SCHULBILDUNG

08/81 – 06/85 Grundschule Heidenheim-Mergelstetten
08/85 – 06/91 Eugen-Gauß-Realschule Heidenheim
08/91 – 06/94 Technisches Gymnasium Heidenheim: Allgemeine Hochschulreife

ZIVILDienst

10/94 – 12/95 Individuelle Schwerstbehindertenbetreuung beim Verein für therapeutisches Reiten, Herbrechtingen-Bolheim

STUDIUM

09/96 – 12/01 Universität Stuttgart, Studium des Allgemeinen Maschinenbaus mit den Studienschwerpunkten: Materialwissenschaften/Festigkeitslehre und Technische Dynamik
Abschluss: Dipl.-Ing.
08/99 – 08/00 Auslandsstudium an der George Washington University, Washington D.C., USA
Abschluss: Master of Science (M.S.) in Transportation Safety

BERUFSErfahrung

01/02 – 06/03 Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA) Stuttgart
07/03 – 02/06 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität Stuttgart
Aufgabengebiete: Projektarbeit im Bereich der Schädigungsmechanik, Strömungs-Struktur-Kopplung und der numerischen Bauteilberechnung. Lehrtätigkeit und Betreuung von Vorlesungen, Koordination der studentischen Auslandskontakte.
03/06 – heute Angestellter bei der Robert Bosch GmbH, Schwieberdingen, im Geschäftsbereich Gasoline Systems
Aufgabengebiete: Entwicklung von Berechnungsmethoden

Stuttgart, Februar 2007

