

Anwendung und Weiterentwicklung von schädigungsmechanischen Ansätzen zur Simulation des Versagensverhaltens von Thermoschockproben

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

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Gerhard Merkert, geboren in Bad Mergentheim

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter:	Prof. Dr. rer. nat. habil. U. Maas
Tag der mündlichen Prüfung:	10. September 2002

2002

Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart sowie am Lehrstuhl für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre.

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

Herrn Professor Dr. rer. nat. habil. Ulrich Maas danke ich sehr herzlich für die Übernahme des Mitberichts.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen der MPA Stuttgart möchte ich mich besonders für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit bedanken. Mein spezieller Dank gilt dabei Herrn Dr.-Ing. Michael Seidenfuß für sein Interesse und für seine Unterstützung bei der Erstellung der Arbeit.

Ganz besonders möchte ich mich bei meiner Frau Frauke für Ihr Verständnis und Ihre Unterstützung bedanken.

Die im Rahmen der Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurden mit den Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) gefördert.

Gerhard Merkert

Mundelsheim, September 2002

INHALTSVERZEICHNIS

VERWENDETE ABKÜRZUNGEN UND FORMELZEICHEN	5
ZUSAMMENFASSUNGEN	8
1 EINLEITUNG	14
2 AUFGABENSTELLUNG	16
3 SCHÄDIGUNGSMODELLE	17
3.1 Rousselier – Modell: Zähbruch.....	18
3.1.1 Zähbruch.....	18
3.1.2 Grundlagen des Rousselier – Modells	20
3.2 Beremin – Modell: Spaltbruch.....	23
3.2.1 Spaltbruch.....	23
3.2.2 Grundlagen des Beremin – Modells	24
4 ANWENDUNG UND WEITERENTWICKLUNG DER SCHÄDIGUNGSMODELLE	28
4.1 Werkstoffcharakterisierung 20MnMoNi5-5	28
4.2 Beschreibung des Versagensverhaltens in der Hochlage	29
4.3 Beschreibung des Versagensverhaltens in der Tieflage.....	34
4.3.1 Versagen durch Instabilität.....	34
4.3.2 Erweiterung des Beremin– Modells auf Risswachstum und Rissstopp.....	36
4.4 Modifikationen des Beremin– Modells.....	47
4.4.1 Dehnungs – Modifikation.....	47
4.4.2 Temperatur – Modifikation.....	48
4.4.3 σ_u – Modifikation.....	49
4.5 Beschreibung des Versagensverhaltens im Übergangsbereich	52
4.5.1 Werkstoffmechanische Beschreibung des Übergangsbereichs.....	52
4.5.2 Numerische Beschreibung des Übergangsbereichs.....	55
4.5.3 Bewertung gekoppelter Schädigungsmodelle	59
5 NOTKÜHLSIMULATION NKS3	63
5.1 Werkstoffcharakterisierung 22NiMoCr3-7.....	64
5.2 Experiment NKS3.....	65

5.3	Ermittlung Rousselier – Parameter	69
5.3.1	Ermittlung Rousselier – Parameter f_0	69
5.3.2	Ermittlung Rousselier – Parameter σ_k	69
5.3.3	Ermittlung Rousselier – Parameter l_c	71
5.4	FE – Simulation NKS3	72
6	NOTKÜHLSIMULATION NT3.....	77
6.1	Werkstoffcharakterisierung 17MoV8-4 mod.....	77
6.2	Experiment NT3	80
6.3	Ermittlung Beremin – Parameter	82
6.3.1	Ermittlung Beremin – Parameter m	82
6.3.2	Ermittlung Beremin – Parameter σ_u	82
6.4	Numerische Bestimmung der Rissstoppzähigkeit.....	84
6.5	FE – Simulation NT3: Beremin – Modell, modifiziert.....	86
6.5.1	Simulation NT3: $P_R = 80\%$ und $P_A = 80\%$	86
6.5.2	Simulation NT3: $P_R = 80\%$ und $P_A = 50\%$	88
6.6	Simulation NT3: gekoppelte Schädigungsmodelle.....	91
6.6.1	Ermittlung der Modellparameter: Rousselier.....	92
6.6.2	Ermittlung der Modellparameter: Beremin.....	93
6.6.3	Bewertung der ermittelten Modellparameter.....	95
6.6.4	Simulation NT3: $P_R = 80\%$ und $P_A = 50\%$	98
7	LITERATUR.....	103

Verwendete Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

ASTM	American Society for Testing Materials
C(T)	Compact Tension
CCA	Compact Crack Arrest
DE(T)	Double Edge Tension
EOL	End of Life
ESIS	European Structural Integrity Society
FEM	Finite Elemente Methode
KTA	Kerntechnischer Ausschuß
LWR	Leichtwasserreaktor
MPA	Materialprüfungsanstalt
RDB	Reaktordruckbehälter
REM	Rasterelektronenmikroskop
SE(B)	Single Edge Bend

Formelzeichen

Δa	Mm	Risswachstum
Δa^{P_A}	Mm	Risswachstum bis Rissstopp für eine Wahrscheinlichkeit P_A
a	Mm	Risslänge
a_0	Mm	Ausgangsrislänge
A_5	%	Bruchdehnung (kurzer Proportionalstab)
B	Mm	Probendicke
B_N	Mm	Probendicke in der Ebene der Seitenkerbe
C	$1 / ^\circ\text{C}$	Materialkonstante
COD	Mm	Crack Opening Displacement
D	-	Integrationskonstante, Rousselier – Modell
D_a	Mm	Außendurchmesser
D_i	Mm	Innendurchmesser
E	Mpa	Elastizitätsmodul
f	mm^3/mm^3	bezogenes aktuelles Hohlraumvolumen
f_0	mm^3/mm^3	bezogenes Anfangshohlraumvolumen
f_C	mm^3/mm^3	bezogenes kritisches Hohlraumvolumen

f_V	mm^3/mm^3	bezogener Volumenanteil
J	N/mm	J – Integral
J_c	N/mm	J – Integral bei Rissinstabilität
J_i	N/mm	J – Integral bei Rissinitiierung
J_R	N/mm	Risswiderstand auf Basis des J – Integrals
K	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$	Spannungsintensität
K_I	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$	Spannungsintensität, Mode I
K_{Ia}	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$	statische Rissstoppzähigkeit
K_{Ic}	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$	kritische Spannungsintensität
K_{ID}	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$	dynamische Rissstoppzähigkeit
K_{IJ}	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$	Spannungsintensität berechnet aus J
K_{Jc}	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$	Spannungsintensität berechnet aus J_c
KV	J	Kerbschlagarbeit
l_0	Mm	Länge des Mikrorisses
l_c	Mm	mittlerer Hohlraumabstand
m	-	Weibullmodul
P_A	-	Wahrscheinlichkeit für Rissstopp
$P_{A,def}$	-	definierte Wahrscheinlichkeit für Rissstopp
P_R	-	Wahrscheinlichkeit für Spaltbruch
$P_{R,def}$	-	definierte Wahrscheinlichkeit für Spaltbruch
R	Mm	Radius
$R(p)$	Mpa	aktuelle Streckgrenze
R_m	Mpa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	Mpa	0,2 % – Dehngrenze
T	°C	Temperatur
t	S	Zeit
t	Mm	Wanddicke
V	mm^3	Volumen
V_0	mm^3	Einheitsvolumen
V_{pl}	mm^3	aktuell plastifiziertes Volumen
W	Mm	Probenweite
Z	%	Brucheinschnürung
δ	Mm	Probenöffnung
γ_P	Jm^{-2}	spezifische plastische Verformungsenergie

γ_s	Jm^{-2}	spezifische Oberflächenenergie
ν	-	Querkontraktionszahl
σ_1	Mpa	1. Hauptspannung
σ_c	Mpa	kritische Spannung
σ_k	Mpa	werkstoffabhängige Spannung, Rousselier - Modell
σ_m	Mpa	hydrostatischer Spannungsanteil
σ_u	Mpa	Referenzspannung, Beremin – Modell
$\sigma_u(0)$	Mpa	Anteil von σ_u für $T = 0 \text{ °K}$
σ_{u0}	Mpa	temperaturunabhängiger Anteil von σ_u
σ_v	Mpa	Vergleichsspannung nach von Mises
σ_w	Mpa	aktuelle Weibull – Spannung

Zusammenfassungen

Deutsch

Die Gewährleistung der Integrität von Komponenten im Betrieb und im Störfall bei komplexen mechanischen und thermischen Beanspruchungen ist eine wesentliche Voraussetzung für die Sicherheit und Zuverlässigkeit von Anlagen. Die Charakterisierung dieser Beanspruchungen erfolgt bei rissbehafteten Komponenten im allgemeinen nach bewährten Regeln, die auf den integralen Ansätzen der Bruchmechanik basieren. Die Beschreibung des Versagensverhaltens dieser rissbehafteten Bauteile erfolgt dabei mit einem einzelnen temperaturabhängigen Parameter, K_{Ic} oder J_i bzw. J_{Ic} . Eine alternative Methode zu den globalen Ansätzen der Bruchmechanik stellen die Modelle der Schädigungsmechanik dar, die das Versagensverhalten von Bauteilen auf der Basis lokaler, mikromechanischer Vorgänge im Werkstoff beschreiben.

Die Darstellung des gesamten temperaturabhängigen Verlaufs der Bruchzähigkeit ist derzeit durch ein einziges Schädigungsmodell nicht sicher möglich, da die für diese Arbeit relevanten Versagensarten, der Zähbruch und der Spaltbruch, auf zu unterschiedlichen werkstoffmechanischen Vorgängen beruhen. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit zur Beschreibung des Versagensverhaltens bei Beanspruchung in der Hochlage der Bruchzähigkeit das von Rousselier, in der Tieflage und im unteren Übergangsgebiet das von der Forscher – Gruppe Beremin entwickelte Schädigungsmodell verwendet. Am Werkstoff 20MnMoNi5-5 wird beispielhaft die Ermittlung der werkstoffabhängigen Parameter für beide Schädigungsmodelle gezeigt.

Bei der Bestimmung der Parameter für das Rousselier – Modell finden metallographische und analytische Ansätze sowie numerische Methoden Anwendung. Nach der Wahl eines geeigneten Parametersatzes kann das Versagensverhalten von Proben bei Beanspruchungen in der Hochlage durch dieses Modell gut dargestellt werden. Zur Ermittlung der Parameter für das Beremin – Modell wird eine Methodik basierend auf Instabilitätswerten entwickelt und durch Vergleich mit experimentellen Werten verifiziert. Darauf aufbauend wird in der Arbeit das Beremin – Modell zur Beschreibung des instabilen Rissfortschritts und des Rissstopps nach instabiler Ausbreitung erweitert. Dabei wird für die FE – Simulation die instabile Rissausbreitung in eine Abfolge von Spaltbruchinitiierung –, Ausbreitungs – und Rissstoppereignisse unterteilt.

Übersteigt die beanspruchungskennzeichnende Weibull – Spannung σ_W bzw. die entsprechende Versagenswahrscheinlichkeit P_R einen definierten Betrag, wird Spaltbruchinitiierung postuliert. Nach einem simulierten Risswachstum Δa erfolgt die erneute Berechnung der Weibull – Spannung σ_W und die Bestimmung der entsprechenden Versagenswahrscheinlichkeit P_R . Sinkt P_R unter einen definierten Betrag, wird Rissstopp angenommen. Das mit der skizzierten Vorgehensweise für den Werkstoff 20MnMoNi5-5 ermittelte Streuband der statischen Rissstoppzähigkeit K_{Ia} beschreibt das experimentell gefundene Werkstoffverhalten gut.

Charakteristisch für Beanspruchungen im Übergangsbereich der Bruchzähigkeit ist das duktile Risswachstum vor instabilem Versagen. Durch eine werkstoffmechanisch begründete Modifikation kann das Beremin – Modell auch zur Beschreibung des Versagensverhaltens durch Instabilität im Übergangsbereich eingesetzt werden. Die vorangehende duktile Risserweiterung wird durch das Rousselier – Modell dargestellt. Am Beispiel von C(T) 25 – Proben wird gezeigt, dass durch die Kopplung der beiden Schädigungsmodelle eine geschlossene Beschreibung des Versagensverhaltens von der Tieflage bis zur Hochlage der Bruchzähigkeit möglich ist. Der Einfluss der duktilen Schädigung auf den Spannungszustand an der Risspitze und auf die Wahrscheinlichkeit für instabiles Versagen wird dargestellt und diskutiert.

Die Übertragbarkeit der an Proben entwickelten Methodik auf Bauteile bzw. bauteil-ähnliche Proben wird durch die Simulation von Thermoschockversuchen gezeigt:

- Zur Herstellung der Probe für die Notkühlsimulation NKS3 wurde der Werkstoff 22NiMoCr3-7 verwendet. Da die NKS3 – Probe während des Versuches ausschließlich duktiler Risswachstum zeigte, wird zur numerischen Beschreibung des Versagensverhaltens das Rousselier – Modell eingesetzt. Die ermittelten Modell – Parameter werden direkt auf die Großprobe übertragen. Die im Experiment festgestellte ungleichmäßige Abkühlung der Probe wird bei der FE – Simulation durch zwei unterschiedliche transiente Temperaturverteilungen berücksichtigt. Die Beschreibung des experimentellen Risswachstums bzw. der Rissöffnung durch die FE – Simulation ist als gut zu bezeichnen.
- Ziel des Thermoschockexperiments NT3, Werkstoff 17MoV8-4 mod., waren Untersuchungen hinsichtlich Risseinleitung, instabiler Rissausbreitung und Rissstopp. Fraktographische Untersuchungen nach dem Experiment zeigten insgesamt neun Rissinitiierungsereignisse mit vorwiegend instabiler Rissausbreitung durch Spaltbruch und anschließendem Rissstopp. Zur numerischen Beschreibung des Versagensverhaltens der Probe wird in einem ersten Schritt das modifizierte Beremin – Modell eingesetzt.

Spaltbruchinitiierung wird bei einer Versagenswahrscheinlichkeit von $P_R = 80\%$ angenommen, Rissstopp bei Erreichen von $P_A = 80\%$ postuliert. Bei diesen Randbedingungen wird das experimentell beobachtete Risswachstum bzw. die Rissöffnung durch die FE – Simulation im Vergleich zum Experiment deutlich überschätzt. Die Anzahl der Rissinitiierungsereignisse wird mit drei unterschätzt. In einem nächsten Schritt wird das Kriterium für Rissstopp zu $P_A = 50\%$ definiert. Risswachstum und Rissöffnung werden durch die FE – Simulation noch überschätzt, die Anzahl der Rissinitiierungsereignisse (sieben) beschreiben das experimentelle Verhalten gut.

Durch die Kopplung des Rousselier – und des Beremin – Modells wird die duktile Schädigung vor der Spaltbruchinitiierung und während der instabilen Rissausbreitung berücksichtigt. Duktile Rissinitiierung ist bei der Wahl von $P_R = 80\%$ und $P_A = 50\%$ in der FE – Simulation zweimal festzustellen. Insgesamt sind bei Verwendung gekoppelter Schädigungsmodelle auch sieben instabile Risserweiterungen mit einem im Vergleich zum Experiment zu großen Risswachstum zu beobachten.

Bei der Verwendung von Schädigungsmodellen wird der Versagensablauf des NT3 – Experiments qualitativ gut dargestellt; die quantitative Übereinstimmung von Experiment und FE – Simulation ist vermutlich bedingt durch die inhomogenen Werkstoffeigenschaften im Experiment weniger gut.

In der durchgeführten Arbeit ist eine realistische numerische Darstellung des Versagensablaufs bei Beanspruchungen im gesamten Zähigkeitsgebiet einschließlich des Rissstopps nach instabiler Rissausbreitung gelungen. Dabei konnte gezeigt werden, dass die weiterentwickelten schädigungsmechanischen Ansätze zur Bewertung komplexer mechanischer und thermisch – transienter Beanspruchungen gut geeignet sind. Damit gewinnt die Bewertung des Verhaltens von Bauteilen ohne Verwendung von Bruchmechanikkennwerten an Sicherheit.

Englisch

For safe and reliable service of power plants, the integrity of components under complex mechanical and thermal loading must be ensured, in operation as well as during an emergency. Usually, the loading of cracked components is characterized by well – established rules based on the global approach of fracture mechanics. The failure behavior of components is thereby described in terms of a single temperature dependent parameter, K_{Ic} or J_i respectively J_{Ic} . An alternative to the global approach of fracture mechanics are the models based on damage mechanics. These so – called local approach models rest upon the micromechanical process in the material during loading.

Ductile fracture and cleavage fracture are based on different processes in the material. As a result, it is at the present time impossible to describe the entire temperature dependent course of the fracture toughness with one damage model. Therefore, two models are used. The Rousselier – Model is used to describe the failure behavior due to loading in the upper shelf of the fracture toughness. In the lower shelf and the lower transition region, the damage model developed by the Beremin research group is applied. In this thesis, the determination of the model parameters for both models is shown using the material 20MnMoNi5-5.

In order to determine the parameters for the Rousselier – Model, metallographical, analytical and numerical methods are employed. After selecting an appropriate set of parameters, the failure behavior in the upper shelf can be described well. For the Beremin – Model, a method based on experimental instability values is developed and verified by comparing the results of the FE – Simulations to the available test data. The Beremin – Model is expanded to model the fast cleavage fracture and crack arrest. For the numerical simulation, the process of cleavage fracture is divided into a sequence of cleavage initiation, local crack growth and crack arrest.

If the load – characterizing Weibull – Stress σ_W , respectively the probability of failure by cleavage fracture P_R , exceeds a defined threshold value, cleavage fracture is assumed. After a crack growth Δa , the resulting Weibull – Stress σ_W is recalculated and the failure probability P_R is reassessed. If P_R falls below a certain threshold, crack arrest is expected. The scatter band calculated according to this strategy describes the experimental static crack arrest values K_{Ia} well.

Typically, for failure in the transition region of the fracture toughness, ductile crack growth occurs before cleavage fracture. By modifying the Beremin – Model based on micromechanical processes in the material during loading, it can be used to describe the failure by cleavage fracture also in this temperature region. The preceding ductile damage is represented by the Rousselier – Model. By coupling both damage models, the failure behavior of specimens and components can be described in the lower shelf, in the transition region and in the upper shelf of the fracture toughness. The influence of the ductile damage on the stress state at the crack tip and on the probability of cleavage fracture is presented and discussed.

The methods, developed and verified on specimens, can be transferred to real components. This is shown in simulating thermal shock experiments which were conducted at the MPA Stuttgart.

- For the NKS3 component – like – specimen, the material 22NiMoCr3-7 is used. NKS3 showed ductile crack growth exclusively during the thermal shock experiment. Therefore, the Rousselier – Model is used to describe the failure behavior. The determined model parameters are transferred directly from the specimens to the large component. A close analysis showed that the time dependent temperature distribution in the specimen was not homogeneous, neither in the axial direction nor in the circumferential direction. To account for this, two different temperature distributions are used in the simulation. The resulting ductile crack growth and COD of the FE – Simulation describe the experimental data well.
- Subject of the experiment NT3 was the examination of the behavior of the specimen due to a thermal shock, with respect to crack initiation, fast crack propagation, and crack arrest. The material used for NT3 was a low – toughness steel, 17MoV8-4. The analysis of the fracture surface after the experiment showed in total nine crack initiation events with fast crack propagation and eventually crack arrest. As a first step, the failure behavior of the NT3 – specimen is simulated, using the modified Beremin – Model. Initiation of cleavage fracture is assumed for $P_R = 80 \%$, crack arrest is expected for $P_A = 80 \%$. Under these conditions, the crack growth and the COD determined in the experiment are clearly overestimated by the FE – Simulation. The number of crack initiation events (three) is underestimated. In a second step, the criteria for crack arrest is taken to $P_A = 50 \%$. Crack growth and COD are still overestimated; the number of crack initiation events (seven) fits the experimental results well.

By coupling the Rousselier – Model and the Beremin – Model, the ductile damage is taken into account, both preceding the cleavage fracture as well as during the cleavage crack propagation. Ductile crack initiation can be observed twice when selecting a cleavage fracture probability of $P_R = 80\%$ and a crack arrest probability of $P_A = 50\%$. Using coupled damage models, there are also seven crack initiation events and an overestimation of the crack growth and the COD respectively.

The failure behavior of the NT3 – specimen is well described in a qualitative manner. The quantitative agreement between FE – Simulation and experiment is less accurate, which might be caused by the non – homogeneous material properties in the experiment.

The research work done in this thesis provides a realistic numerical description of the failure process under load in the complete toughness range, including crack arrest after cleavage fracture. It is shown, that the developed damage models are well suited to deal with complex mechanical and thermal – transient loading. Therefore, the assessment of the integrity of components without fracture mechanics data is more reliable.

1 Einleitung

Die Auslegung, Konstruktion und Berechnung der Komponenten eines Leichtwasserreaktors (LWR) ist für Deutschland in den Regeln des Kerntechnischen Ausschusses (KTA) festgelegt /1/. Dadurch wird ein sicherer zuverlässiger Betrieb von LWR gewährleistet. Dem Reaktordruckbehälter (RDB), der alle Bauteile des Reaktorkerns umschließt, kommt dabei besondere Bedeutung zu.

Im Rahmen von Sicherheitsanalysen nach KTA ist unter anderem nachzuweisen, dass ein postulierter Riss im RDB, der durch erhöhte Sekundärspannungen instabil geworden ist, in der Wand des Behälters wieder arretiert. Das heißt, dass bei zeitlich steigender Spannungsintensität der K_c -Wert überschritten werden darf, falls ein Nachweis für Risstopp geführt werden kann. Die Risstiefe darf dabei nach endgültiger Rissarretierung maximal 75 % der Wanddicke betragen.

Ein Szenario mit einem erhöhten Anteil an Sekundärspannungen stellt die Notkühlung des RDB dar. Bei diesem Störfall wird zur Aufrechterhaltung der Kühlung kaltes Wasser in den heißen RDB eingespeist. In der Reaktorwand entsteht dadurch ein starker Temperaturgradient. Dabei kommt es zur Überlagerung von primären mechanischen Spannungen und der thermischen Beanspruchung aus der Notkühlung.

Die experimentelle und theoretische Behandlung solcher Notkühlszenarien stellt besondere Anforderungen an Verfahren und Methoden für die zu führenden Sicherheitsnachweise der Komponenten und Anlagen und war Schwerpunkt vieler Forschungsprogramme /2,3,4,5/. Dabei ist die Integrität der Komponenten im Störfall auch am Ende der Betriebszeit (EOL) sicherzustellen. Damit sind die Änderungen der Werkstoffeigenschaften während des Betriebs bereits bei der Auslegung entsprechender Anlagen zu berücksichtigen /6/. Dies gilt insbesondere für die Werkstoffe im kernnahen Bereich eines RDB, die durch die Neutronenstrahlung besonders betroffen sind /7/.

Die Neutronenstrahlung bewirkt insbesondere eine Erhöhung der Festigkeitskennwerte und eine Abnahme der Werkstoffzähigkeit /8/. In der Kerbschlagarbeit-Temperaturkurve ist bei ferritischen Werkstoffen durch die Bestrahlung ein Absinken des Hochlagenniveaus der Kerbschlagarbeit und eine Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen festzustellen, Bild 1.1. Damit kommt einer zuverlässigen Absicherung der Anlagen gegen Sprödbruch besondere Bedeutung zu.

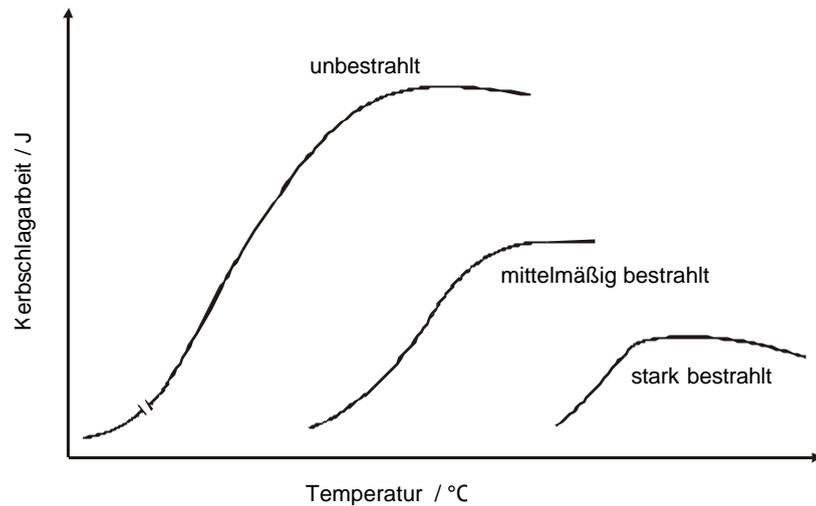


Bild 1.1: Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die Kerbschlagarbeit /7/

Die Problematik der Notkühlung hat verstärkt Beachtung in den Sicherheitsanalysen gefunden, nachdem im März 1978 während eines Störfalls in der Anlage von Rancho Seco, Kalifornien, USA, innerhalb einer Stunde die Temperatur des Kühlwassers von rund 290 °C auf 140 °C sank /9/. Damalige Untersuchungen zeigten, dass diese Notkühlung unter Umständen zum Versagen des RDB bei einem EOL – Zustand geführt hätte. Nicht nur in der Fachwelt wurde damals anhand dieses Störfalls die Gefährdung anderer Anlagen diskutiert, sondern auch in der Öffentlichkeit fand der Störfall Rancho Seco ein breites Echo /10, 11/. Auch in der heutigen Zeit ist die Sprödbruchsicherheit von nuklearen Anlagen Gegenstand der öffentlichen Diskussion /12/.

2 Aufgabenstellung

Zur Beschreibung der Beanspruchung von rissbehafteten Bauteilen werden in der Regel bruchmechanische Parameter verwendet. Bei linear – elastischem Werkstoffverhalten, das heißt wenn kein oder lokal sehr begrenztes Fließen vor der Risspitze bis zum Bruch stattfindet, ist der beanspruchungskennzeichnende Parameter die Spannungsintensität K /13/. Bei größeren plastischen Verformungen beschreibt K das Versagensverhalten nur noch ungenügend. Stattdessen wird das J -Integral verwendet, bei dessen Herleitung verschiedene Annahmen, wie zum Beispiel hyper – elastisches Werkstoffverhalten, getroffen wurden /14/. Für beide Parameter existieren daher Anwendbarkeitsgrenzen.

Eine andere Möglichkeit der Bauteilbewertung ist die Anwendung von „local – approach“ – Modellen. Während die konventionelle Bruchmechanik das Versagensverhalten von Bauteilen mit Hilfe integraler Größen beschreibt, werden bei den „local – approach“ – bzw. Schädigungsmodellen lokale Größen (zum Beispiel Spannung oder Dehnung) verwendet /15/. Häufig versuchen die Schädigungsmodelle die im Werkstoff ablaufenden mikromechanischen Vorgänge in Form funktionaler Abhängigkeiten darzustellen.

Bei der numerischen Beschreibung des Versagensverhaltens von thermisch – mechanisch transient belasteten Bauteilen ist die Beurteilung der Bauteilintegrität eine komplexe Fragestellung. Das Ziel dieser Arbeit ist deshalb, das Verhalten von bauteilähnlichen Thermoschockproben mit Hilfe von Schädigungsmodellen zu beschreiben.

Die beiden in dieser Arbeit untersuchten Brucharten der relevanten ferritischen Werkstoffe, der Spalt – und der Zähbruch, beruhen auf prinzipiell sehr unterschiedlichen werkstoffmechanischen Vorgängen. Deshalb scheint eine Beschreibung des gesamten Zähigkeitsbereichs durch nur ein Schädigungsmodell nicht möglich. Zur numerischen Simulation von Notkühltransienten, die unter Umständen den gesamten Zähigkeitsbereich eines Werkstoffs durchlaufen, wird in dieser Arbeit deshalb eine Strategie zur gekoppelten Anwendung von Schädigungsmodellen entwickelt und ein Kriterium für Rissstopp nach instabiler Rissausbreitung definiert. Zur Verifizierung der entwickelten Methodik stehen neben experimentellen Ergebnissen von Kleinproben auch Thermoschockversuche an bauteilähnlichen Proben mit duktilem Risswachstum sowie mit mehrfacher instabiler Rissausbreitung und anschließendem Rissstopp zur Verfügung.

3 Schädigungsmodelle

Eine Voraussetzung für die realistische Beschreibung des Bauteilverhaltens bei komplexen mechanischen und thermischen Beanspruchungen ist eine genaue Abbildung des Werkstoffverhaltens. Herkömmliche, rein phänomenologische Werkstoffmodelle beschreiben das Materialverhalten ohne Bezug auf die Mikrostruktur des Werkstoffs /16/. Die in dieser Arbeit verwendeten Schädigungsmodelle dagegen versuchen die im Werkstoff ablaufenden physikalischen Prozesse darzustellen. Dabei sollten nur geometrie- und größenunabhängige, also nur vom Werkstoff abhängige Kenngrößen verwendet werden, um den Versagensablauf und damit das makroskopische Verformungsverhalten zu beschreiben /17/. Die numerische Umsetzung von Schädigungsmodellen erfolgt in der Regel mit Hilfe von FE-Programmen, da dadurch der lokale Charakter der Werkstoffschädigung darstellbar ist.

Die spezifischen Eigenschaften eines bestimmten Werkstoffs kommen zum Beispiel im Zugversuch in Form des Spannungs-Dehnungs-Diagramms zum Ausdruck. Man unterscheidet dabei zunächst zwischen zähem und sprödem Werkstoffverhalten /18/. Die Unterscheidung des Versagensverhaltens metallischer Werkstoffe in Zähbruch und Spröbruch ist durch makroskopische Merkmale, wie zum Beispiel die Bruchdehnung, gegeben /19/.

Eine mikroskopische Untersuchung der entsprechenden Bruchflächen führt zu einer Systematisierung, die mit der makroskopischen Bewertung nicht immer übereinstimmt. So sind beispielsweise bei makroskopischen Spröbrüchen mitunter mikroskopische Verformungsanteile nachweisbar. Zur Unterscheidung definiert man deshalb auf mikroskopischer Ebene den Zäh- bzw. den Spaltbruch, Bild 3.1.

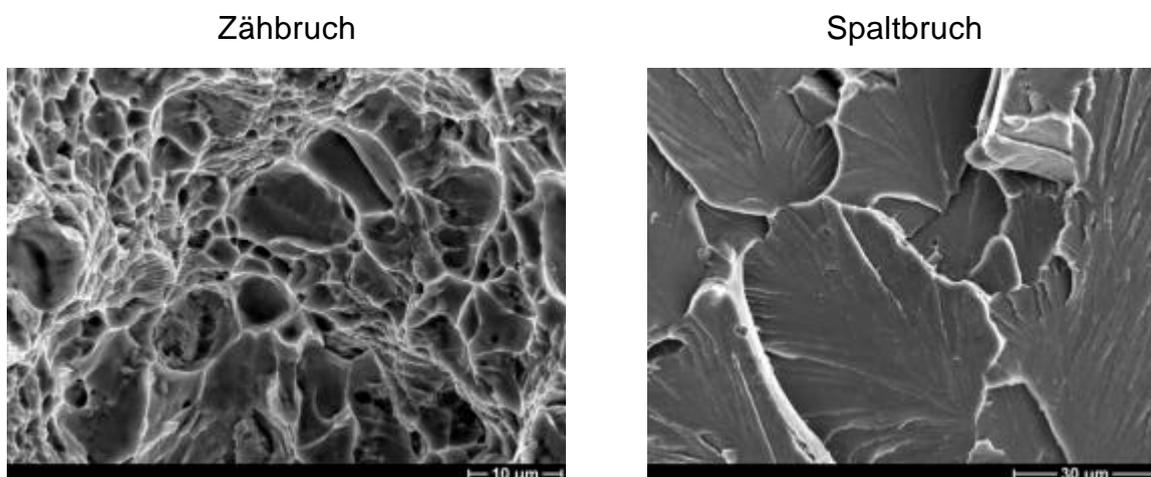


Bild 3.1: Zähbruch, Werkstoff: C45, Spaltbruch, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Die Grundlagen der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Schädigungsmodelle (Zähbruch–Rousselier, Spaltbruch–Beremin) werden im Folgenden dargestellt. Eine ausführliche Übersicht und Diskussion der verschiedenen Schädigungsmodelle für Zäh– bzw. Spaltbruch findet sich in /15, 20/.

3.1 Rousselier – Modell: Zähbruch

3.1.1 Zähbruch

Die makroskopische Bruchentstehung bei duktilen metallischen Werkstoffen kann im Inneren der Probe bzw. des Bauteils oder an der Oberfläche insbesondere an Kerben und Rissen beginnen. Ort und Zeitpunkt sind abhängig von der Temperatur, der Belastung und vom Spannungszustand. Die mikroskopischen Vorgänge sind dagegen weitgehend identisch. Sie werden bei den üblichen technischen Metallen und Legierungen vor allem durch Ausscheidungen und Einschlüsse bestimmt /15/.

Der mikroskopische Ablauf beim Zähbruch kann bei metallischen Werkstoffen mit einer zweiten Phase im Allgemeinen in drei Stadien, die Hohlrauminitiiierung, das Hohlraumwachstum und die Hohlraumkoaleszenz, unterteilt werden /21,22/, Bild 3.2.

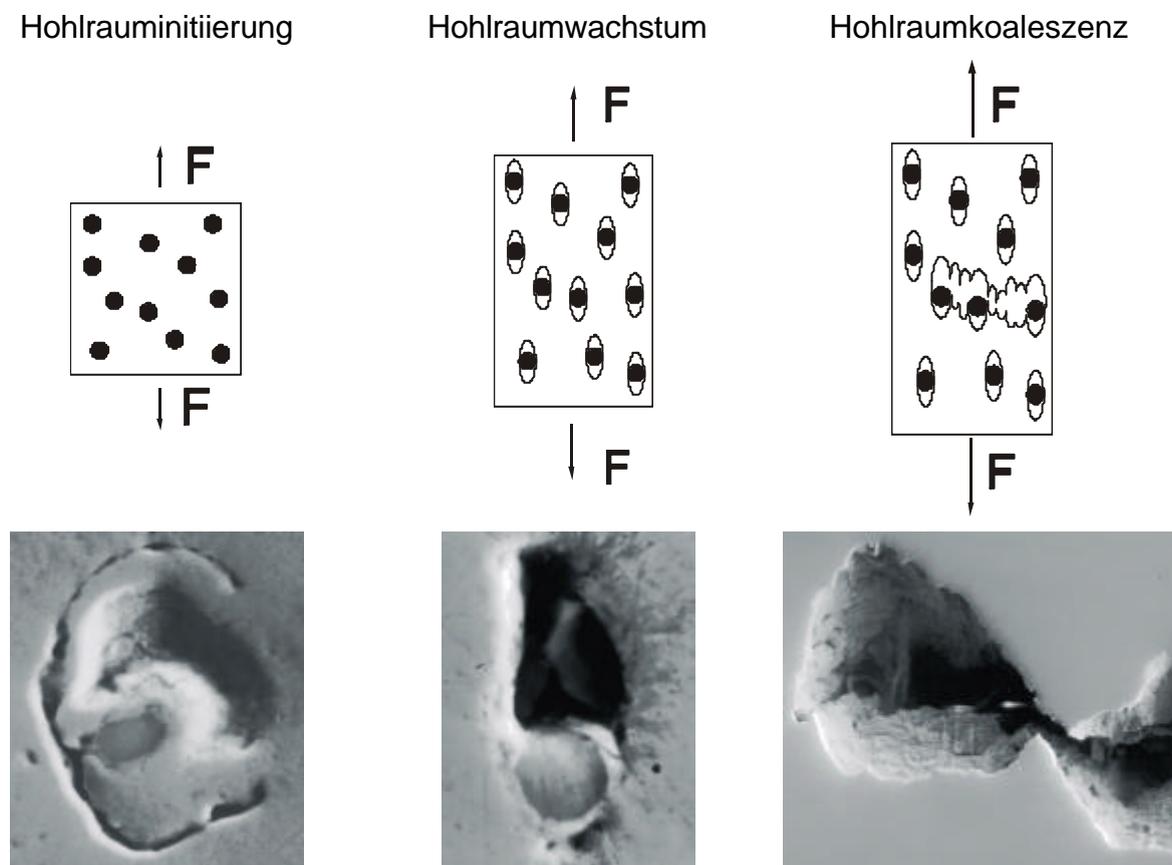


Bild 3.2: Phasen des Zähbruchs, Werkstoff: 20MnMoNi5-5 /15/

3.1.1.1 Hohlrauminitiierung

Die Entstehung von Hohlräumen findet in der Regel an Partikeln einer zweiten Phase statt /23/. Allgemein gilt als Voraussetzung für die Hohlraumentstehung das Vorhandensein von plastischen Verformungen /24/. Dabei können bereits geringe makroskopische Deformationen an spröden Partikeln Spannungsüberhöhungen und damit plastische Verformungen in der Matrix bewirken /23/. Aber auch Partikel einer zweiten Phase, die duktiler sind als die umgebende Matrix, können zur Hohlraumentstehung führen /25/. An Stählen mit Mangansulfideinschlüssen konnte zum Beispiel gezeigt werden, dass durch die Ausbildung von Scherbändern im Partikel an der Trennfläche zwischen Matrix und Partikel lokale Spannungsüberhöhungen durch die Behinderung von Versetzungsbewegungen entstehen /26, 27/.

Diese mikromechanischen Vorgänge bewirken abhängig von der Form des Zweitphasenteilchens entweder die Dekohäsion von Teilchen und Matrix oder den Bruch des Teilchens /28/.

3.1.1.2 Hohlraumwachstum

An die Hohlraumentstehung schließt sich bei steigender Belastung die Phase des Hohlraumwachstums an. Das Hohlraumvolumen und das Hohlraumwachstum hängen von den im Werkstoff auftretenden plastischen Verformungen und von der Größe und der Form des entsprechenden Partikels ab /17/. Während die Hohlraumentstehung von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes weitgehend unabhängig ist /26/, zeigt die Geschwindigkeit des Hohlraumwachstums eine starke Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit bzw. vom hydrostatischen Zugspannungszustand /29/.

3.1.1.3 Hohlraumkoaleszenz

Durch die Koaleszenz der Hohlräume entsteht die charakteristische Wabenstruktur auf der Bruchfläche eines Zähbruchs, Bild 3.3. Die bei der Koaleszenz ablaufenden Vorgänge sind werkstoffabhängig und zum Teil sehr verschieden. Man unterscheidet drei grundlegende Mechanismen /15/:

- Koaleszenz durch starke plastische Verformungen,
- Koaleszenz durch Entstehung von Scherbändern,
- Koaleszenz durch Bildung von Sekundärhohlräumen an sehr kleinen Partikeln.

In technischen Werkstoffen überlagern sich die oben aufgeführten Koaleszenzmechanismen /26/.

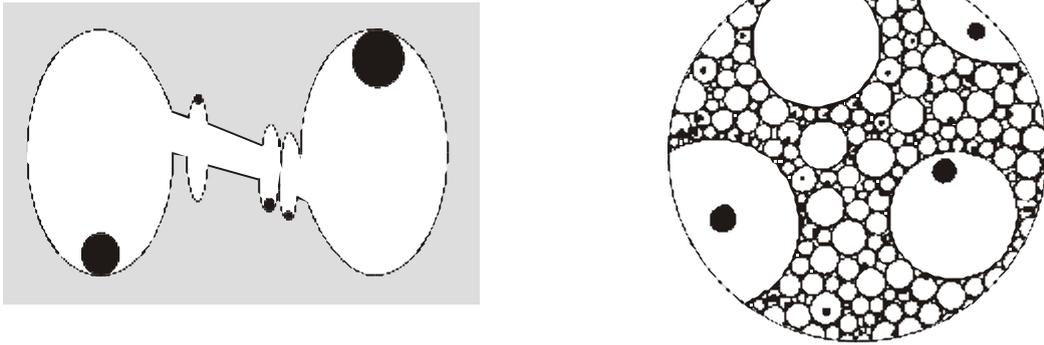


Bild 3.3: Schematische Darstellung der Hohlraumkoaleszenz und des charakteristischen Aussehens eines Zähbruchs (Wabenbruch) /15/

3.1.2 Grundlagen des Rousselier – Modells

Zur numerischen Simulation des duktilen Bruchs wurden Schädigungsmodelle entwickelt, die die einzelnen Stadien des Zähbruchs abbilden. Eine zusammenfassende Darstellung der verschiedenen numerischen Konzepte für die Hohlraumentstehung, das Hohlraumwachstum und die Hohlraumkoaleszenz ist in /15/ zu finden.

Grundgedanke des in dieser Arbeit verwendeten Modells zur Simulation des Hohlraumwachstums, des Rousselier – Modells, ist eine möglichst einfache Darstellung der mikromechanischen Abläufe eines duktilen Bruchs.

Rousselier geht bei seiner Herleitung von einem allgemein formulierten thermodynamischen Ansatz aus und entwickelt eine Fließfunktion für Werkstoffe mit Hohlräumen /30/:

$$\frac{\sigma_V}{(1-f)} + D \cdot \sigma_k \cdot f \cdot e^{\frac{\sigma_m}{(1-f)\sigma_k}} = R(p) \quad \text{Gl. (3-1)}$$

Das Werkstoffmodell von Rousselier stellt anschaulich eine Erweiterung der von Mises Fließbedingung dar. Für einen Werkstoff ohne Anteile einer zweiten Phase ist das aktuell bezogene Hohlraumvolumen f immer gleich Null. Dadurch ist auch der Schädigungsterm aus Gl. (3-1)

$$D \cdot \sigma_k \cdot f \cdot e^{\frac{\sigma_m}{(1-f)\sigma_k}}$$

immer gleich Null. Die Fließbedingung von Rousselier reduziert sich unter diesen Bedingungen auf die Fließfunktion nach von Mises /31/.

Aus der Herleitung der Fließfunktion von Rousselier ergeben sich Modellparameter, die werkstoffabhängig zu bestimmen sind. Dabei finden analytische, metallographische oder numerische Verfahren Anwendung.

Die Integrationskonstante D kann werkstoffunabhängig zu $D = 2$ gesetzt werden /30/.

Der Modellparameter σ_k ist abhängig vom betrachteten Werkstoff bzw. Werkstoffzustand und beschreibt den Widerstand des Werkstoffs gegen das Wachsen und die Koaleszenz der Hohlräume /30/. Für σ_k ist kein metallographischer Hintergrund bekannt. Nach Rousselier liegt σ_k in der Größenordnung von $2/3 \cdot R(p)$. Andere Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass σ_k für Stähle des Druckbehälterbaus näherungsweise zu 445 MPa angenommen werden kann /17, 32/. Allgemein kann σ_k durch eine numerische Kalibrierung ermittelt werden.

Zur Anwendung des Rousselier – Modells ist die Bestimmung des Anfangshohlraumvolumens f_0 notwendig. Das Anfangshohlraumvolumen entsteht im Werkstoff bei entsprechender Beanspruchung durch Dekohäsion von Matrix und Teilchen, oder durch den Bruch von Teilchen. Sind Mangansulfideinschlüsse bei der Hohlraumentstehung dominierend, entsteht f_0 unmittelbar beim Auftreten plastischer Verformungen. Ein Kriterium für die Hohlraumentstehung ist bei solchen Werkstoffen nicht erforderlich /32/. Das Anfangshohlraumvolumen f_0 entspricht dann näherungsweise dem Volumenanteil f_v der zur Hohlrauminitiierung führenden zweiten Phase /30/ und kann aus der chemischen Zusammensetzung berechnet oder numerisch bestimmt werden, siehe Kapitel 4.2.

Dabei führt eine simultane numerische Kalibrierung von σ_k und f_0 an gekerbten Rundzugproben nicht zu einer eindeutigen Identifikation, da beide Parameter den Abknickpunkt der Last – Einschnürungskurve, die Rißinitiierung, einer gekerbten Rundzugprobe beeinflussen, Bild 3.4.

Im Rousselier – Modell ist die Werkstoffverfestigung bei plastischer Verformung und die Entfestigung durch das Wachsen des Hohlraumvolumens berücksichtigt. Rissinitiierung und Risswachstum werden dabei implizit dargestellt, wenn die Werkstoffentfestigung die Verfestigung übersteigt. Bei entsprechend großem Hohlraumvolumen fällt die Spannung im geschädigten Bereich ab, wodurch duktiler Risswachstum simuliert wird. Die Definition einer kritischen Größe oder ein Lösen von Verschiebungsrandbedingungen an Knoten im FE – Modell scheint nicht nötig /33/.

Die Spannung im geschädigten Bereich fällt jedoch nicht auf Null ab, wie bei einem Riss zu erwarten wäre, sondern konvergiert gegen einen Wert von ungefähr 100 MPa /15/. Deshalb wurde in /15/ abweichend vom originalen Rousselier – Modell als zusätzlicher Parameter ein kritisches Hohlraumvolumen f_c eingeführt. Erreicht das aktuelle Hohlraumvolumen in einem Integrationspunkt den kritischen Wert f_c , wird in diesem Gaußpunkt die Materialsteifigkeit zu Null gesetzt. Die resultierenden Spannungen fallen auf Null ab. Durch die Einführung von f_c ist die Berechnung auch großer Risswachstumsbeträge möglich /36/.

Beim Zähbruch verbinden sich die Hohlräume im Werkstoff durch Koaleszenz, während bei der FE – Simulation der Riss von Gaußpunkt zu Gaußpunkt wächst. Zur Abbildung der Struktur des Werkstoffs ist damit die Elementlänge bei der FE – Analyse abhängig vom mittleren Abstand der zur Hohlraumentstehung führenden Partikel und kann näherungsweise metallographisch bestimmt werden. Da aber ein Riss in einem zähen Stahl mehrere Hohlräume auf einmal vereinigen kann /34/, ist zusätzlich eine numerische Verifizierung der Elementlänge notwendig /35/. Dafür eignen sich zum Beispiel die Steigung des Abfalls der Last – Einschnürungskurve einer gekerbten Rundzugprobe /30/, Bild 3.4, oder besser die Last – Rissöffnungskurven bruchmechanischer Proben mit stabilem Risswachstum /33/.

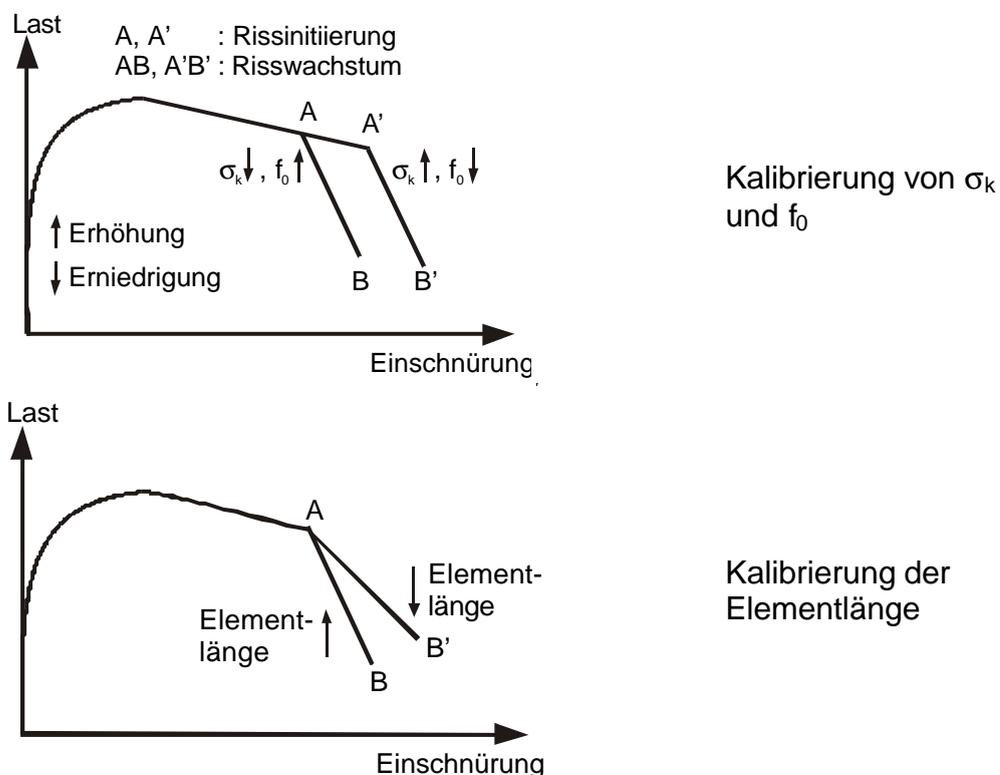


Bild 3.4: Schematische Darstellung der Ermittlung der Rousselier – Modellparameter σ_k , f_0 und der Elementlänge mit Zugversuchen an gekerbten Rundzugproben /35/

Die Übertragbarkeit der Parameter des Rousselier – Modells von gekerbten auf angerissene Proben bzw. von Proben auf Bauteile ist direkt und in verschiedenen Arbeiten /37, 38, 39, 40/ untersucht und verifiziert worden.

3.2 Beremin – Modell: Spaltbruch

3.2.1 Spaltbruch

Unter Spaltbruch versteht man die Auftrennung von Atombindungen kristalliner Festkörper entlang definierter Kristallebenen /41/, Bild 3.5. Bevorzugt sind dabei die am schwächsten besetzten Ebenen; bei ferritischen Stählen die $\{100\}$ – Ebenen. Beim Versagen durch Spaltbruch kann der Riss mikroskopisch seine Ausbreitungsrichtung beim Überschreiten der Korngrenzen ändern, Bild 3.5. Dabei werden die entsprechend günstig orientierten Spaltebenen aktiviert. Makroskopisch betrachtet breitet sich der Spaltbruch normal zur größten wirkenden Hauptspannung aus.

Werkstoffe mit kubisch – raumzentrierter oder hexagonaler Gitterstruktur neigen zum Beispiel bei niedrigen Temperaturen, groben Körnern, hohen Deformationsgeschwindigkeiten oder bei mehrachsigen Spannungszuständen zum Versagen durch Spaltbruch /42/. Dabei kann nach /43/ Versagen durch Spaltbruch in die drei Phasen unterteilt werden:

- Bildung eines Mikrorisses,
- Wachsen des Mikrorisses durch das Korn,
- Überschreiten der Korngrenzen.

Ein Mikroriss bildet sich während der Belastung zum Beispiel durch einen Aufstau von Versetzungen an einer Korngrenze oder durch den Bruch eines Zweitphasenteilchens. In Abhängigkeit der Temperatur, der Belastungsgeschwindigkeit und der Mikrostruktur des Werkstoffs kann entweder die Bildung oder die Ausbreitung eines Mikrorisses der kritische Vorgang zur Auslösung eines Bruchs sein /20/.

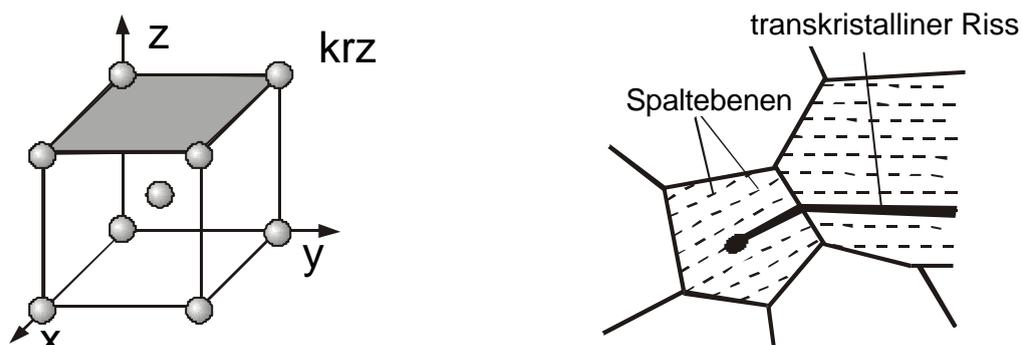


Bild 3.5: Transkristalliner Spaltbruch

3.2.2 Grundlagen des Beremin – Modells

Das von der Forschergruppe Beremin /44/ entwickelte Schädigungsmodell dient zur Beschreibung des Spaltbruchs. Bei der Herleitung des Beremin – Modells werden folgende Annahmen gemacht:

- Postulat von Mikrorissen durch plastische Verformung

Mikrorisse entstehen zum Beispiel durch den Bruch von Zweitphasenteilchen (Karbide) aufgrund plastischer Verformungen, Bild 3.6. Diese Mikrorisse können näherungsweise als Griffith – Riss behandelt werden.

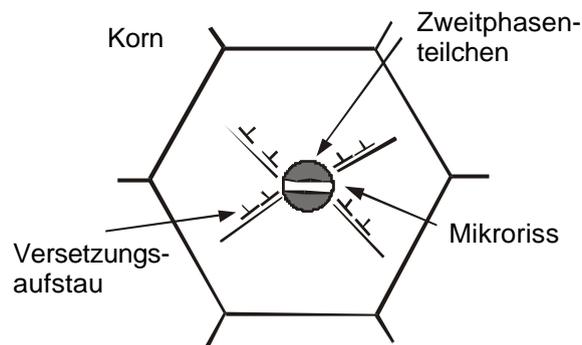


Bild 3.6: Mikrorissentstehung

- Versagenskriterium, Rissausbreitung

Ausgehend von diesen Mikrorissen wächst der Riss, wenn die wirkende Spannung normal zu den Spaltebenen größer als die kritische Spannung σ_c ist (Griffith – Kriterium), Bild 3.7.

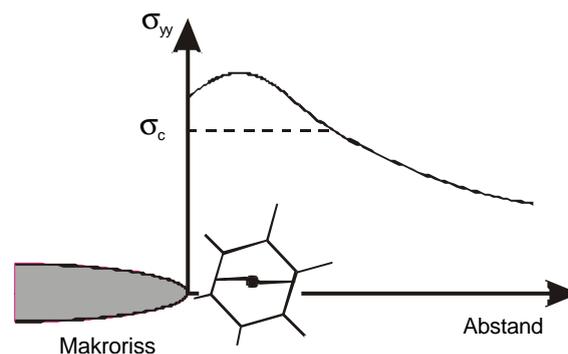


Bild 3.7: Rissausbreitung

- Weakest Link

Das plastifizierte Volumen wird in Einheitsvolumina V_0 eingeteilt. Das Versagen in einem Einheitsvolumen V_0 führt zum Versagen der gesamten Struktur („weakest link“). V_0 ist dabei so groß zu wählen, dass die größten Einheiten der Mikrostruktur erfasst werden. Gleichzeitig sollte die Variation der Beanspruchung innerhalb V_0 nicht allzu groß sein.

Die Höhe der Werkstoffbeanspruchung wird im Beremin–Modell durch die sogenannte Weibull–Spannung beschrieben. Bei bekanntem Spannungszustand in einer Struktur kann mit Gl. (3-2) die Weibull – Spannung σ_W bestimmt werden.

$$\sigma_W = \sqrt[m]{\int_{V_{pl}} (\sigma_1)^m \frac{dV}{V_0}} \quad \text{Gl. (3-2)}$$

Die Berechnung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit basiert auf einer zweiparametrischen Weibullverteilung. Mit Hilfe von Gl. (3-3) kann aus der Weibull – Spannung und einem Materialkennwert, der Referenzspannung σ_u , die Bruchwahrscheinlichkeit P_R der untersuchten Struktur bestimmt werden.

$$P_R = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_W}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad \text{Gl. (3-3)}$$

Anschaulich stellt der Weibullmodul m ein Maß für die Streuung der Bruchwahrscheinlichkeit dar. Die Referenzspannung σ_u charakterisiert das Belastungsniveau, bei dem der Bruch eintritt. Bild 3.8 stellt Gl. (3-3) und den Einfluss von σ_u und m auf den Verlauf der Versagenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit der Weibull–Spannung dar.

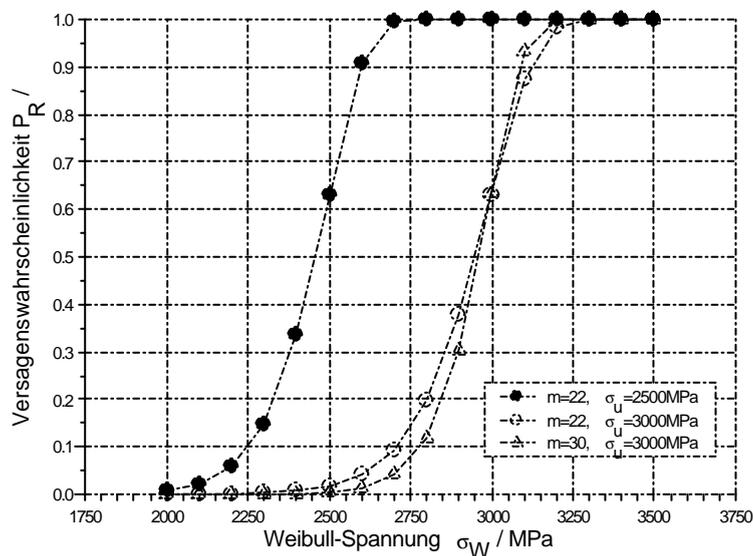


Bild 3.8: Versagenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit der Weibull – Spannung

Zur Bestimmung der Parameter m und σ_u des Beremin – Modells entsprechend der ESIS – Prozedur P6 – 98 /45/ sind eine Vielzahl von Versuchen an gekerbten Rundzugproben und vergleichende elastisch – plastische FE – Berechnungen notwendig. Die Bestimmung von m und σ_u ist dabei iterativ. Die ermittelten Modellparameter sind nicht geometrieunabhängig /46/ und damit nicht direkt von gekerbten Proben auf beispielsweise angerissene Bauteile übertragbar. Untersuchungen von Wiesner und Goldthorpe /47/ zeigen, dass zur Beurteilung der Versagenswahrscheinlichkeit von angerissenen Bauteilen, die Ermittlung der Weibull – Parameter auch an rissbehafteten Proben durchzuführen sind.

Zur Bestimmung des Weibull – Parameters σ_u für angerissene Proben bzw. Bauteile wurde bei bekanntem Weibullmodul m das in Bild 3.9 schematisch dargestellte Vorgehen entwickelt. Aus der Simulation einer C(T) – 25 Probe mit Berechnung des $\sigma_w - K_{I,J}$ – Verlaufs kann durch Vergleich mit der Ausgleichskurve nach ASTM E 1921 /48/ mit Hilfe von Gl. (3-3) der Werkstoffkennwert σ_u berechnet werden. Abweichend von der ESIS – Prozedur P6 – 98 /45/ wird bei diesem Vorgehen auf eine iterative Bestimmung des Modell – Parameters m verzichtet. Stattdessen ist m werkstoffabhängig festzulegen.

Mit den im originalen Beremin – Modell /44/ als temperaturunabhängig angenommenen Parametern m und σ_u ist die Beschreibung des Versagensverhaltens von Proben und Bauteilen durch instabilen Spaltbruch temperatur - und werkstoffabhängig bedingt möglich. Duktiles Risswachstum vor instabilem Versagen kann nicht berücksichtigt werden. Zur Verifizierung der Parameter des Beremin – Modells ist deshalb die numerisch ermittelte Spannungsintensität bei einer definierten Versagenswahrscheinlichkeit mit den experimentell bestimmten Instabilitätswerten zu vergleichen.

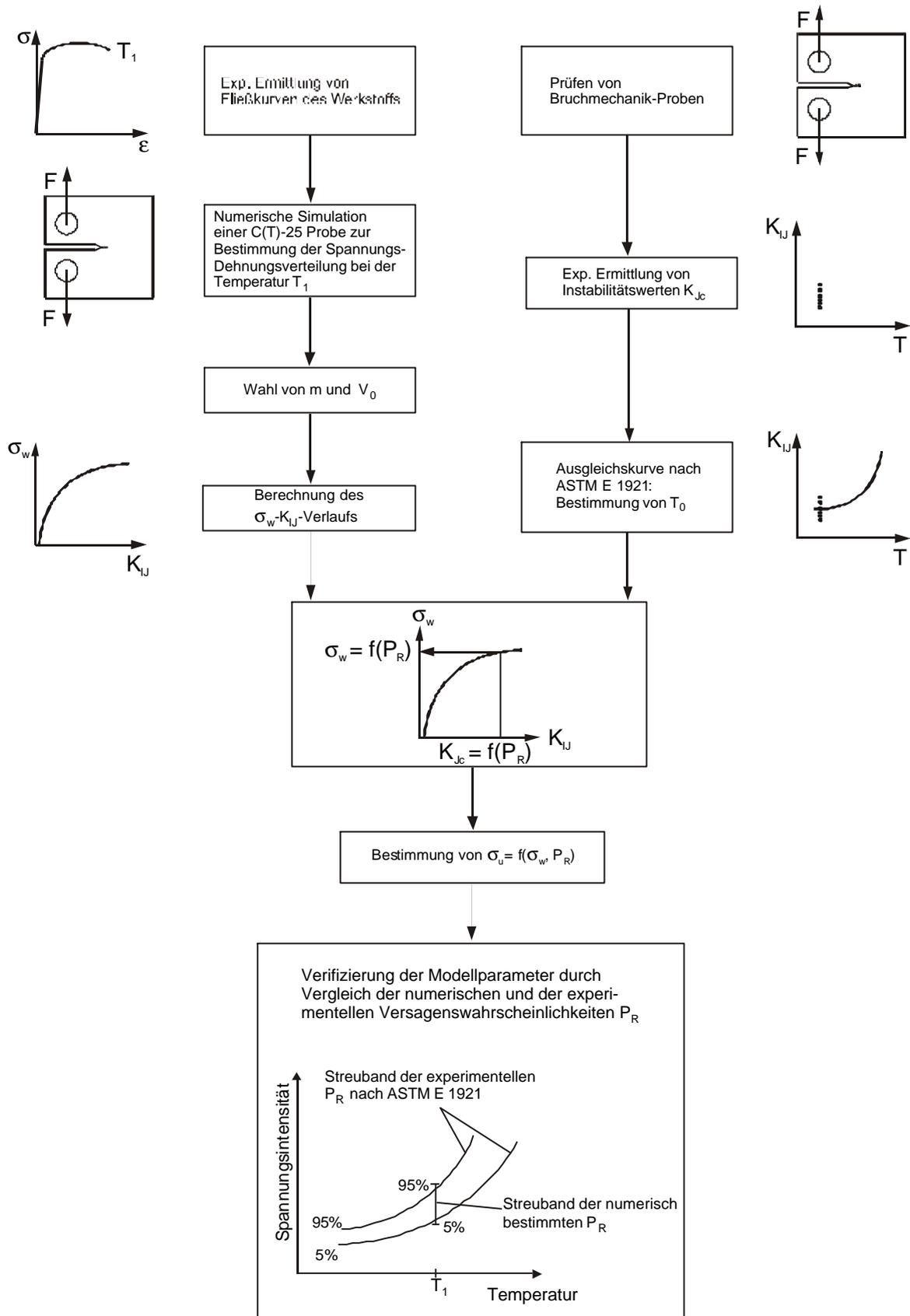


Bild 3.9: Konzept zur Ermittlung des Modell – Parameters σ_u

4 Anwendung und Weiterentwicklung der Schädigungsmodelle

4.1 Werkstoffcharakterisierung 20MnMoNi5-5

Die Anwendung und Weiterentwicklung der verwendeten Schädigungsmodelle werden am Werkstoff 20MnMoNi5-5 (vergleichbar zu A 508 Cl 3) dargestellt. Bei diesem Werkstoff handelt es sich um eine Schmelze, bei der sehr hohe Anforderungen an die chemische Zusammensetzung (speziell an den niedrigen Schwefelgehalt von 0,006 %), die Erschmelzung und an die Verarbeitung gestellt wurden /49/. Der Werkstoff zeichnet sich deshalb durch sein gleichmäßiges, feinkörniges Gefüge und durch seine hohe Zähigkeit aus.

Die Proben für die experimentellen Untersuchungen wurden aus einer Überlänge eines geschmiedeten RDB – Schusses mit Durchmesser $D_a = 5512$ mm, 250 mm Wanddicke und 330 mm Höhe entnommen.

Zahlreiche am Werkstoff durchgeführte Zugversuche zeigen eine weitgehende Unabhängigkeit der Festigkeitskennwerte vom Entnahmeort und von der Entnahmerichtung /49/, Bild 4.1.

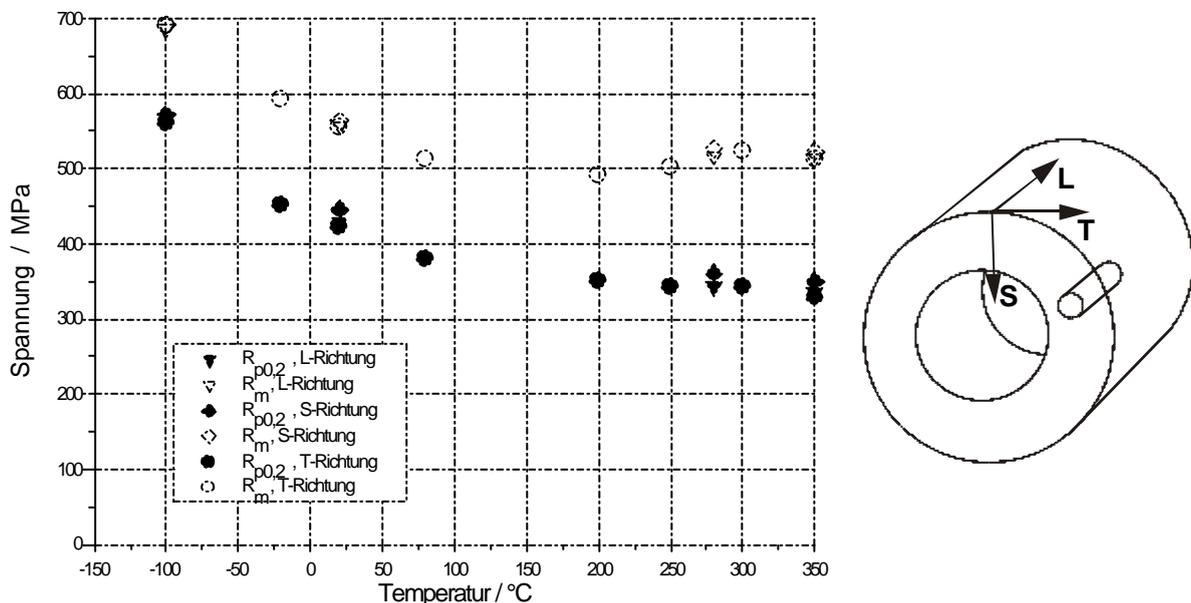


Bild 4.1: Temperaturabhängige Festigkeitskennwerte, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

Die Kerbschlagarbeit – Temperaturkurve zeigt ein deutliches Übergangsgebiet mit einer Übergangstemperatur von $T_{Ü} = -4$ °C für das 68 J Kriterium. Die Kerbschlagarbeit in der Hochlage beträgt über 200 J /49/.

Zur Bestimmung der Bruchzähigkeit wurden in /49/ C(T) 25, C(T) 50, C(T) 100, SE(B) 20 und DE(T) 100 Proben bei verschiedenen Temperaturen geprüft. Die Bruchzähigkeit der einzelnen Proben wurde in Abhängigkeit vom Versagensmechanismus bestimmt:

- Proben in der Tieflage und im unteren Übergangsbereich der Bruchzähigkeit wurden entsprechend ASTM E 399 – 90 /50/ ausgewertet und bei Erfüllung der Gültigkeitskriterien als K_{Ic} – Werte bezeichnet.
- Bei Proben, die stabiles Risswachstum zeigten, wurde der physikalische Risseinleitungswert J_i nach /51/ bestimmt. Diese J – Werte wurden formal unter Annahme des ebenen Dehnungszustandes in K_{IJ} – Werte umgerechnet.

Die so bestimmten Werte sind für den in dieser Arbeit untersuchten Temperaturbereich gemeinsam in Bild 4.2 dargestellt.

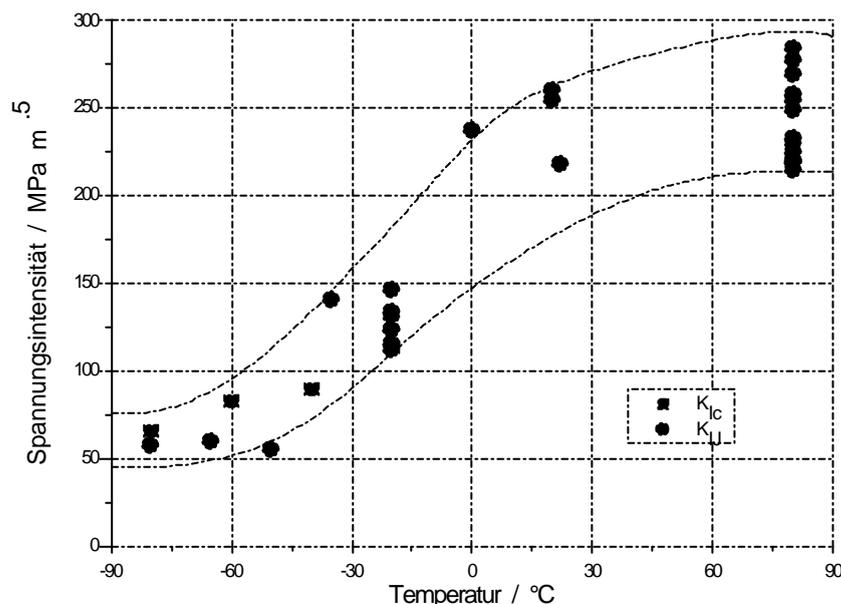


Bild 4.2: Experimentell ermittelte K_{Ic} – und K_{IJ} – Werte, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

4.2 Beschreibung des Versagensverhaltens in der Hochlage

Bei Belastung in der Hochlage der Bruchzähigkeit kommt es mit zunehmender Beanspruchung zu Plastifizierungen und zur Abstumpfung der Risspitze. Gleichzeitig ist im hochbeanspruchten Bereich um die Risspitze Hohlrauminitiierung an Einschlüssen und Partikeln festzustellen. Diese Prozesse setzen sich bei weiterer Belastung fort, bis ein Zusammenwachsen der ursprünglichen Risspitze mit den ersten Hohlräumen im Ligament eintritt /52/.

Eine Steigerung der Belastung führt zu weiterem Hohlraumwachstum und entsprechender Hohlraumkoaleszenz, dem stabilen Risswachstum. In Bild 4.3 ist der Versagensablauf bei einer Beanspruchung in der Hochlage der Bruchzähigkeit schematisch dargestellt.

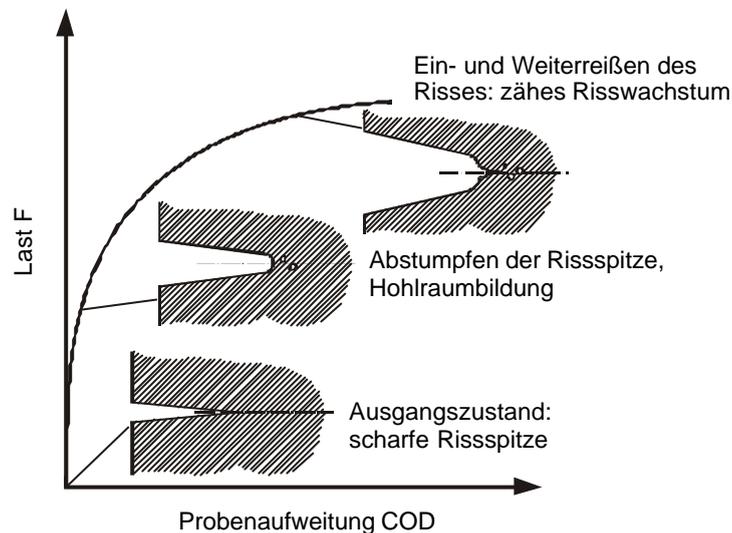


Bild 4.3: Versagensablauf bei Beanspruchung in der Hochlage der Bruchzähigkeit

Mit Hilfe des in Abschnitt 3.1 vorgestellten Rousselier – Modells soll im Folgenden der in Bild 4.3 dargestellte Versagensablauf simuliert werden. Dazu sind werkstoffabhängig die Modell – Parameter f_0 , σ_k und l_c zu bestimmen.

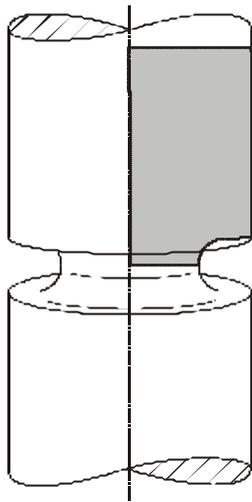
Untersuchungen zeigen, dass Hohlräume beim Werkstoff 20MnMoNi5-5 fast ausschließlich an Mangansulfiden entstehen /15/. Da die Mangansulfide eine annähernd kugelige Form besitzen und gleichmäßig verteilt sind, kann das Anfangshohlraumvolumen f_0 gleich dem Volumenanteil der Mangansulfide gesetzt /17/ und aus der chemischen Zusammensetzung bestimmt werden. Nach Franklin /53/ gilt dabei:

$$f_0 = f_v = 0,054 \cdot \left(S\% - \frac{0,001}{Mn\%} \right) \quad \text{Gl. (4-1)}$$

Mit einem Schwefelgehalt von 0,004 % und einem Magananteil von 1,38 % ergibt sich f_0 zu 0,00018.

Mit diesem Anfangshohlraumvolumen wird der Modell – Parameter σ_k mit Hilfe des experimentell ermittelten Last – Einschnürungsverhaltens einer gekerbten Rundzugprobe, Kerbradius $R = 2 \text{ mm}$, numerisch kalibriert. Dabei wird der Modell – Parameter σ_k iterativ solange verändert, bis das Experiment und das Ergebnis der FE – Simulation entsprechend gut übereinstimmen. Das verwendete axialsymmetrische FE – Modell ist in Bild 4.4 dargestellt.

gekerbte Rundzugprobe



FE - Modell

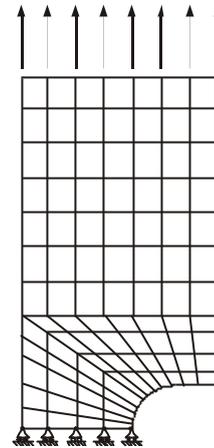


Bild 4.4: Schematische Darstellung des FE – Modells einer gekerbten Rundzugprobe

Implementiert ist das Rousselier – Modell als „user – defined material (umat)“ in das FE – Programm ADINA /54/ und wurde bereits im Rahmen verschiedener Arbeiten verwendet und verifiziert /15, 17/. **Bild 4.5** zeigt den Vergleich von Experiment und FE – Simulation für $\sigma_k = 400$ MPa, $\sigma_k = 445$ MPa und $\sigma_k = 500$ MPa. Die beste Übereinstimmung ist für $\sigma_k = 445$ MPa festzustellen. Damit bestätigt sich das Ergebnis anderer Untersuchungen /15, 32/, bei denen σ_k für Stähle unterschiedlicher Zähigkeit als schmelzenunabhängige Konstante zu $\sigma_k = 445$ MPa angenommen wurde.

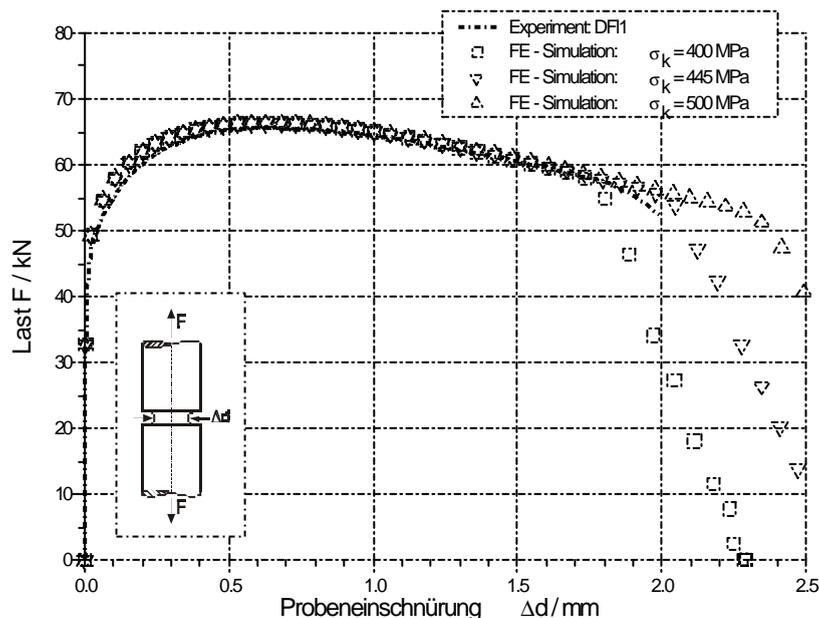


Bild 4.5: Experimentell ermitteltes und berechnetes Last – Einschnürungsverhalten einer gekerbten Rundzugprobe, $f_0 = 0,00018$, $T = 80$ °C, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

Die Bestimmung des Abstandes der zur Hohlraumbildung führenden Zweitphasenteilchen kann metallographisch oder numerisch erfolgen. Bei der Definition des Modell-Parameters l_c durch metallographische Verfahren wird durch ein automatisches Bildauswertesystem Anzahl, Größe und Lage der zweiten Phase bestimmt, um damit den mittleren Teilchenabstand zu ermitteln /17/.

Zur numerischen Kalibrierung des Modell-Parameters l_c wird in dieser Arbeit das Last-Aufweitungsverhalten bzw. das Risswachstum - Aufweitungsverhalten einer Bruchmechanikprobe mit stabilem Risswachstum verwendet. Dabei wird die Elementlänge so lange iterativ verändert, bis Experiment und FE-Simulation entsprechend gut übereinstimmen. Zur Modellierung der C(T) - Proben sind ebene acht-knotige Finite Elemente mit vier Integrationspunkten sehr gut geeignet /55/. Damit ist die Elementlänge gleich $2 \cdot l_c$. Eine schematische Darstellung des verwendeten FE - Modells ist in Bild 4.6 dargestellt.

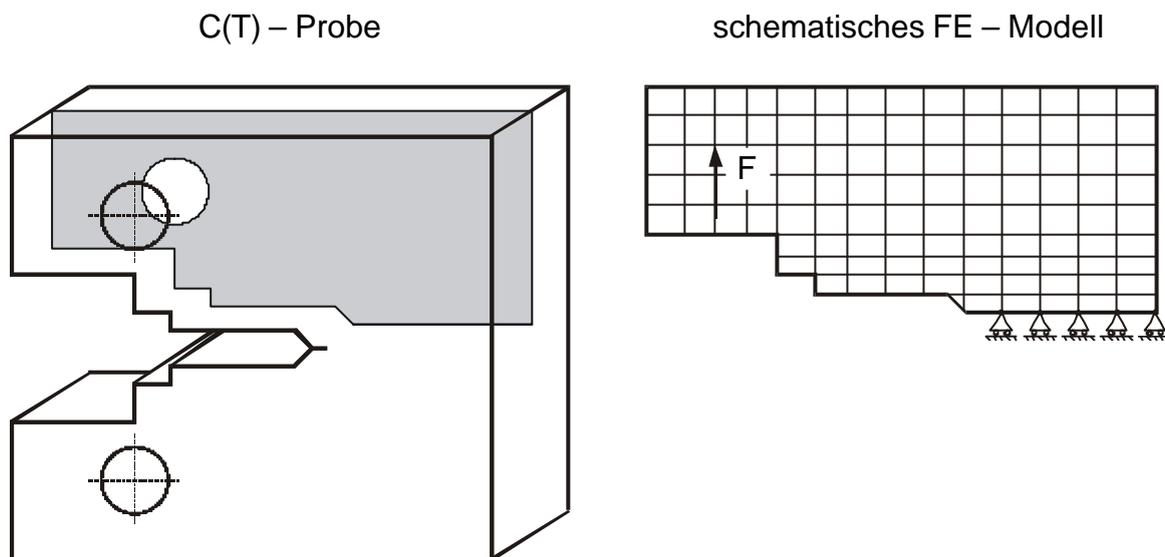


Bild 4.6: Schematische Darstellung des FE - Modells einer C(T) - Probe

Bild 4.7 zeigt den Vergleich von experimentellem und numerischem Last-Verformungsverhalten für eine C(T) 25 - Probe aus dem Werkstoff 20MnMoNi5-5, die bei einer Temperatur von $T = 80 \text{ °C}$ geprüft wurde. Deutlich ist der Einfluss der Elementlänge auf das Ergebnis der FE - Simulation zu erkennen. Die beste Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung ist bei einer Elementlänge von $2 \cdot l_c = 400 \text{ }\mu\text{m}$ festzustellen. Der Vergleich von experimentellem und numerischem Risswachstum in Abhängigkeit der Probenaufweitung bestätigt diese Aussage, Bild 4.8. Damit steht dieses Ergebnis in Übereinstimmung mit früheren Untersuchungen /15/.

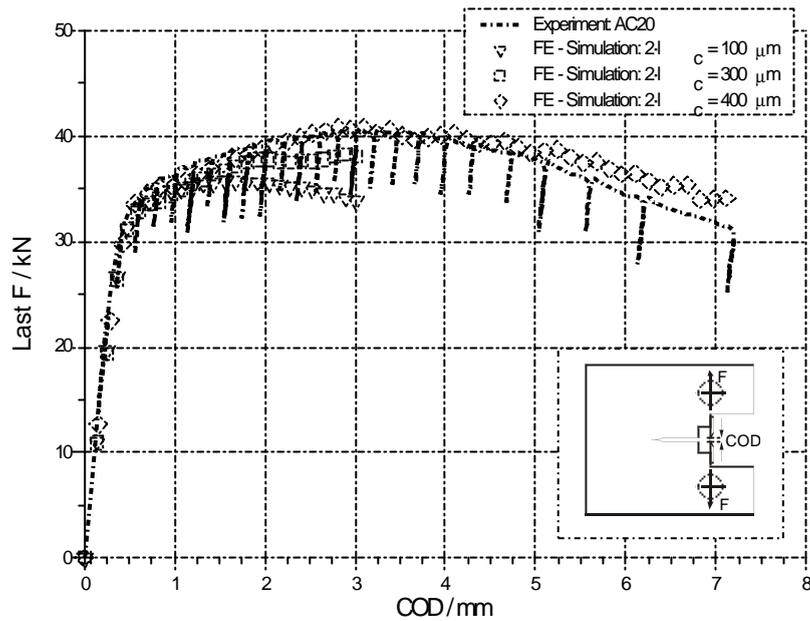


Bild 4.7: Experimentell ermitteltes und berechnetes Last – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $f_0 = 0,00018$, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

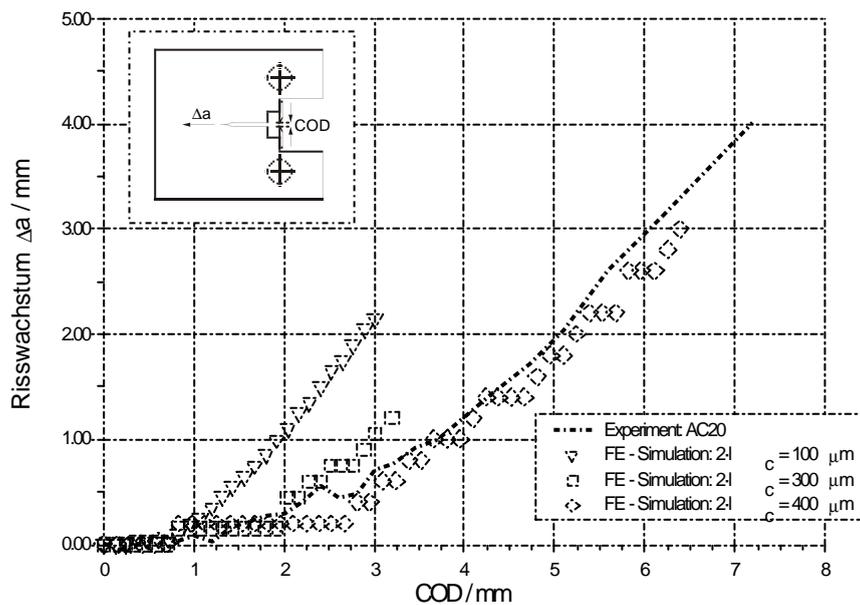


Bild 4.8: Experimentell ermitteltes und berechnetes Risswachstum – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $f_0 = 0,00018$, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

K_{II} bezeichnet die Spannungsintensität bei Initiierung des stabilen Risswachstums und wird formal unter Annahme des ebenen Dehnungszustandes aus dem entsprechenden J_i – Wert berechnet /56/. Zur Ermittlung des physikalischen Risseinleitungswertes J_i ist die Bestimmung der Größe der „stretched zone“ mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops notwendig /51/.

Überschreitet die im Experiment bestimmte Rissverlängerung die Größe der „stretched zone“, tritt physikalische Rissinitiierung ein /57/.

Um einen Vergleich von FE – Simulation und Experiment hinsichtlich K_{IJ} zu ermöglichen, kann die Definition eines Kriteriums für numerische Rissinitiierung mit Hilfe der Ausdehnung der „stretched zone“ erfolgen. Dabei wird numerische Rissinitiierung postuliert, wenn das mit dem Rousselier – Modell berechnete Risswachstum einen Betrag erreicht, der der Größe der „stretched zone“ entspricht.

Beim Vergleich von numerisch und experimentell ermittelten K_{IJ} – Werten bei einer Temperatur von $T=80$ °C wird der ermittelte Parametersatz für das Rousselier – Modell bestätigt. Das Kriterium für numerische Rissinitiierung wird bei einer Riss-spitzenbeanspruchung K_{IJ} von rund $225 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ erreicht. Das experimentell bestimmte Streuband schließt den numerisch ermittelten K_{IJ} – Wert ein, Bild 4.2.

Wie diese Untersuchungen zeigen, kann mit dem Rousselier – Modell das Werkstoff – bzw. das Versagensverhalten von Proben bei Beanspruchungen in der Hochlage der Bruchzähigkeit gut beschrieben werden.

4.3 Beschreibung des Versagensverhaltens in der Tieflage

4.3.1 Versagen durch Instabilität

Bei Beanspruchungen in der Tieflage und im unteren Übergangsbereich der Bruchzähigkeit versagen rissbehaftete Proben bzw. Bauteile nach weitgehend linearem Verlauf der Größen Kraft bzw. Rissöffnung /56/. Die Ausdehnung der plastischen Zone im Bereich der Risspitze ist im Vergleich zu den Probenabmessungen klein. Rissinitiierung ist dabei in der Regel mit instabilem Versagen gleichzusetzen.

Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit und der Streuung der Sprödbruchinitiierung von angerissenen Proben und Bauteilen kann in Anlehnung an die ASTM E 1921-97 /48/ erfolgen. Die Streuung der Sprödbruchereignisse wird dabei mit Grenzkurven für entsprechende Versagenswahrscheinlichkeiten dargestellt. Für den Werkstoff 20MnMoNi5-5 kann sowohl die Temperaturabhängigkeit als auch die Streuung der Kennwerte mit diesem Vorgehen gut beschrieben werden, Bild 4.9.

Zur numerischen Beschreibung des Versagensverhaltens bei Beanspruchungen in der Zähigkeitstieflage und im unteren Übergangsbereich wird das Beremin – Modell verwendet.

Die Ermittlung der entsprechenden Modellparameter erfolgt mit Hilfe der in Bild 3.9 dargestellten Methodik. Für den Weibull – Modul m wird der Wert 22 gewählt, der für vergleichbare Stähle gute Ergebnisse liefert /44/. Die Referenzspannung σ_u kann durch einen Vergleich von experimenteller und numerischer Versagenswahrscheinlichkeit bestimmt werden (numerische Kalibrierung):

Dabei wird eine C(T) 25 – Probe mit der Finiten Elemente Methode simuliert. Zur Idealisierung der Probe werden acht – knotige Elemente verwendet. Für die Simulation wird der ebene Dehnungszustand angenommen. Die Belastung der C(T) – Probe geschieht schrittweise. Die Bestimmung des Werkstoffkennwerts σ_u erfolgt durch die Charakterisierung der Rissspitzenbelastung mittels des K – Werts, der aus dem J – Integralwert berechnet wird, und der nach Gl. (3-2) berechneten Weibull – Spannung. Damit besteht ein direkter Zusammenhang zwischen der Spannungsintensität K_{II} und der dazugehörigen Weibull – Spannung. Aus der Spannungsintensität bei einer definierten Versagenswahrscheinlichkeit und dem $\sigma_w - K_{II}$ – Verlauf kann σ_u mit Hilfe Gl. (3-3) berechnet werden.

Mit den für den Werkstoff 20MnMoNi5-5 zu $m=22$ und $\sigma_u=2230$ MPa ($V_0=0,001$ mm³) gewählten bzw. ermittelten Modellparametern kann numerisch der temperaturabhängige Verlauf der Instabilitätswerte dargestellt werden, Bild 4.9. Die Übereinstimmung zwischen dem Instabilitätsstreuband nach ASTM E 1921 und den experimentell bzw. numerisch mit Hilfe des Beremin – Modells bestimmten Instabilitätswerten ist im untersuchten Temperaturbereich gut.

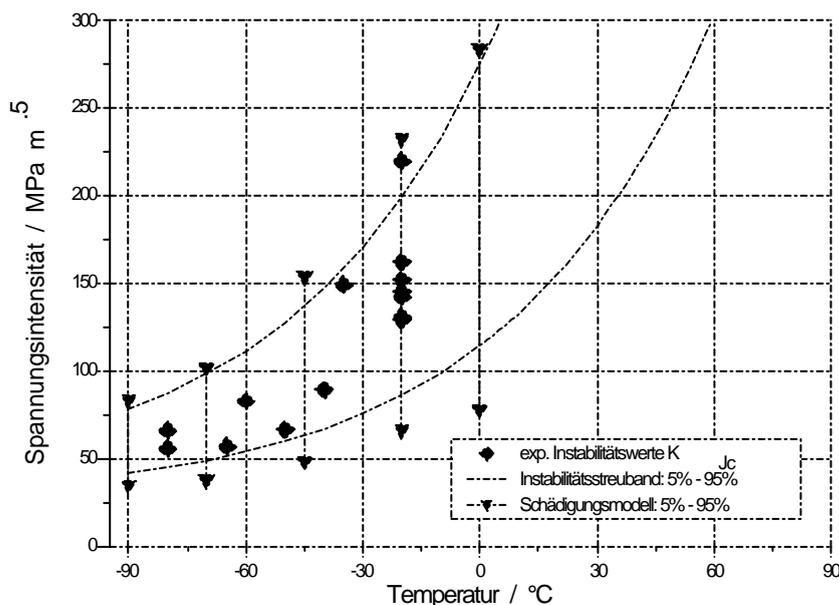


Bild 4.9: Vergleich zwischen numerisch bestimmtem Streuband für K_{Ic} , Instabilitätsstreuband nach ASTM E 1921 und experimentellen Werten, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

4.3.2 Erweiterung des Beremin – Modells auf Risswachstum und Rissstopp

Aufbauend auf dem Beremin–Modell wird in dieser Arbeit ein Kriterium für Rissstopp nach instabiler Rissausbreitung basierend auf lokalen Größen definiert. Zur Verifizierung dieses Vorgehens soll die temperaturabhängige statische Rissstoppzähigkeit K_{Ia} numerisch dargestellt werden.

4.3.2.1 Rissstoppzähigkeit K_{Ia}

Die Rissstoppzähigkeit K_{Ia} beschreibt die Fähigkeit eines Werkstoffs, laufende Risse zu arretieren. Bei der Behandlung solcher Rissstoppvorgänge unterscheidet man zwei prinzipiell unterschiedliche Ansätze: den statischen Ansatz nach Crosley und Ripling /58, 59, 60, 61/ und das von Hahn, Kanninen und Hoagland entwickelte dynamische Rissstoppkonzept /62, 63, 64/.

Beim statischen Ansatz werden die Einflüsse dynamischer Effekte bei der Arretierung vernachlässigt. Nach der Rissarretierung kann aus der Rissöffnung und der Risslänge die statische Rissstoppzähigkeit bestimmt werden. Der so ermittelte Wert wird als $K_{Ia} = K_{Ia}^{stat}$ bezeichnet. Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass K_{Ia}^{stat} eine gute Approximation der Spannungsintensität bei Rissstopp darstellt /65/.

Beim Ansatz von Hahn, Kanninen und Hoagland werden die dynamischen Effekte bei der Rissausbreitung und Arretierung berücksichtigt. Aus der Risslänge und der Rissaufweitung bei Initiierung und Arretierung kann über Referenzkurven die dynamische Bruchzähigkeit K_{ID} des laufenden Risses und die dazugehörige konstante Rissgeschwindigkeit \bar{v} ermittelt werden. Dabei wird K_{ID} für alle Rissgeschwindigkeiten \bar{v} bestimmt. Der kleinste für K_{ID} ermittelte Wert bei Rissarretierung ist nach Hahn et al. die gesuchte Rissstoppzähigkeit und wird als K_{Im} (Minimalbruchzähigkeit) bezeichnet. Es gilt: $K_{Im} = K_{Ia}^{dyn} = K_{ID}(\bar{v})$.

Da zur Ermittlung von K_{Im} eine Serie von Versuchen mit verschiedenen Rissgeschwindigkeiten durchgeführt werden muss, ist der Gewinn an Genauigkeit nicht nur mit einem erhöhten Rechen –, sondern auch mit einem deutlich größeren Messaufwand verbunden /66/.

Die instabile Rissausbreitung ist durch die hohe Wachstumsgeschwindigkeit, die Trägheitskräfte und die Ausbreitung und Reflektion von Spannungswellen im Werkstoff ein hoch–dynamischer Vorgang /67/. Trotzdem zeigen experimentelle Ergebnisse, dass eine angepasste statische Betrachtung eine brauchbare Bestimmung der Spannungsintensität bei Rissstopp zulässt /65/.

Zur experimentellen Ermittlung der Rissstoppzähigkeit werden in der Regel Compact–Proben (CCA–Proben) verwendet, Bild 4.10. In den maschinell hergestellten Schlitz werden eine oder mehrere spröde Schweißraupen über die gesamte Probendicke eingebracht und funkenerosiv gekerbt /68/. Damit keine zusätzliche Energie in die Probe bei laufendem Riss eingebracht wird, erfolgt die Belastung mit einer möglichst starren Vorrichtung. In der Praxis erreicht man dies durch eine Krafteinleitung über einen Keil, Bild 4.10.

Die Last wird zyklisch bis zur instabilen Rissausbreitung oder bis zu einem definierten COD erhöht. Die Belastung der Risspitze nach dem Spannungsintensitätskonzept kann aus dem Elastizitätsmodul E , der Probenöffnung δ , einer risslängenabhängigen Formfunktion und der Probengeometrie entsprechend Gl. (4-2) bestimmt werden.

$$K = E \cdot \delta \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \cdot \sqrt{\frac{B}{B_N \cdot W}} \quad \text{Gl. (4-2)}$$

Die berechnete Spannungsintensität K bei Rissstopp entspricht dem Kennwert K_{Ia} , wenn die Gültigkeitskriterien nach ASTM E 1221-96 /65/ erfüllt werden.

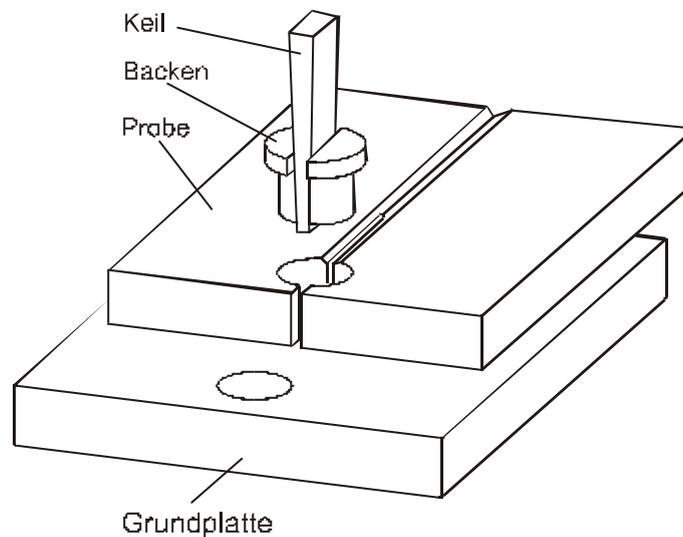


Bild 4.10: Versuchsaufbau zur Bestimmung der Rissstoppzähigkeit K_{Ia}

4.3.2.2 Versagensablauf beim Spaltbruch

Die bei der Herleitung des Beremin– Modells getroffene Annahme, dass der an einem Mikroriss ausgelöste Spaltbruch zum Versagen der gesamten Struktur führt, lässt Risstoppereignisse unberücksichtigt. Wie jedoch experimentelle Ergebnisse zeigen, muss trotz Spaltbruchinitiierung kein Versagen der gesamten Probe oder Struktur auftreten. Bild 4.11 zeigt einen arretierten Spaltbruch. Vor dem Makroriss sind vorauslaufende Mikrorisse in der sogenannten Mikroprozesszone zu erkennen.

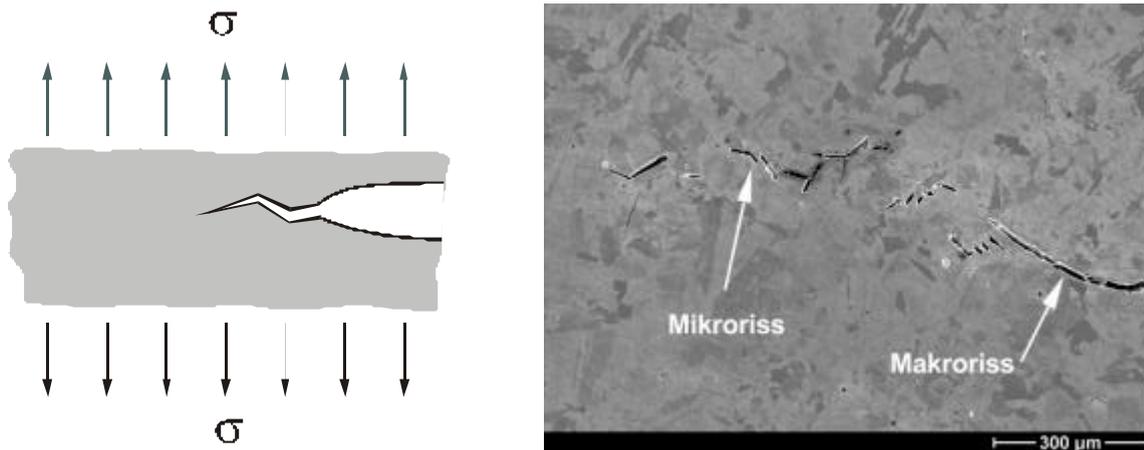


Bild 4.11: Risstopp eines Makrorisses, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Ein makroskopisch instabil gewordener Riss stoppt, wenn die risstreibende Last zu gering ist oder der Werkstoffwiderstand (K_{Ia}) während des Risswachstums beispielsweise aufgrund eines Temperaturgradienten im Bauteil ansteigt /69/. Dabei kann der Spaltbruch lokal zum Beispiel beim Übergang an Korngrenzen arretieren, Bild 4.12.

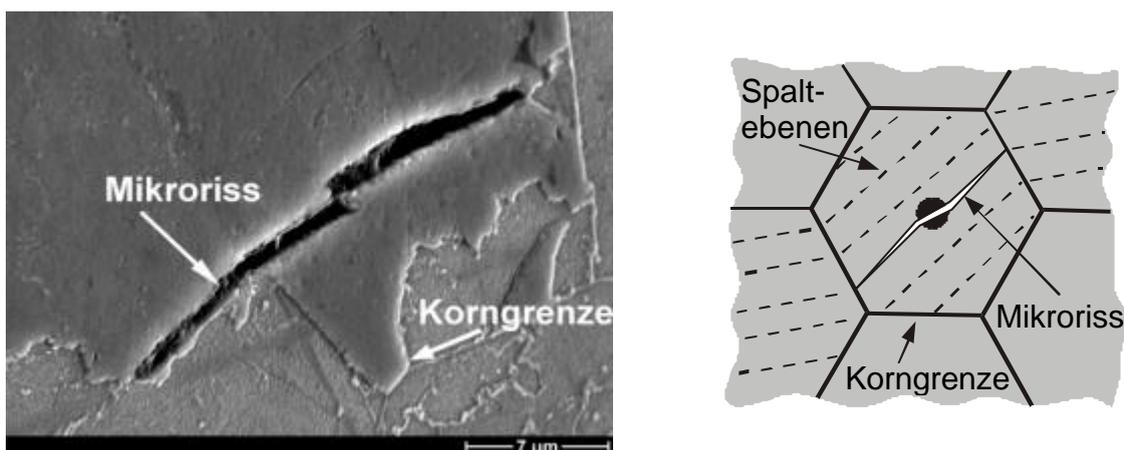


Bild 4.12: Risstopp eines Mikrorisses, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Auf makroskopischer Ebene ist instabiler Rissfortschritt durch Spaltbruch das Wachsen eines einzigen großen Risses in einer Ebene, die in der Regel senkrecht zur größten Zugbeanspruchung liegt. Auf mikroskopischer Ebene ist der Prozess deutlich komplexer. Spaltbruch kann als instabiler Rissfortschritt entlang festgelegter Kristallebenen, den Spaltflächen, definiert werden. Die Ausbreitung des Bruchs von einem Korn zum anderen durch den gesamten Querschnitt ist ein typisches Merkmal des Spaltbruchs, Bild 4.13. Spaltflächen sind nur theoretisch eben und glatt und breiten sich innerhalb eines Kornes ungestört aus. Tatsächlich weisen die Spaltflächen bei technischen Werkstoffen linienförmige Strukturen auf, die allgemein als Flussstufen oder Flussmuster (river patterns) bezeichnet werden /70/.

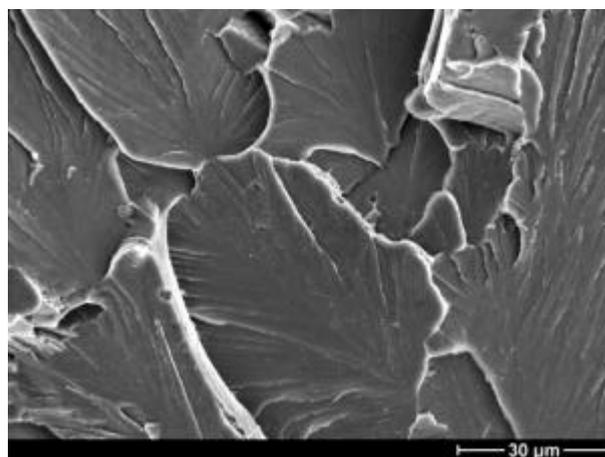


Bild 4.13: Charakteristische Spaltbruchfläche, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Diese Flussmuster entstehen zum Beispiel beim Überschreiten einer Korngrenze. Dabei teilt sich der Spaltbruch im neuen Korn aufgrund eines Orientierungsunterschieds günstiger Spaltflächen in mehrere planparallele Teil – Spaltebenen /71/, Bild 4.14. 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 /72/.

Diese charakteristischen Merkmale können als zuverlässige Anzeige für die lokale bzw. mikroskopische Richtung des Risswachstums angesehen werden /73/. Bild 4.15 zeigt eine REM – Aufnahme einer Bruchfläche einer Probe aus dem Werkstoff 17MoV8-4 mod., in der die Entstehung der Spaltstufen beim Übergang an den Korngrenzen sehr gut zu erkennen ist. Im Verlauf der Rissausbreitung vereinigen sich die einzelnen Spaltstufen, wie in Bild 4.14 schematisch dargestellt, in Richtung des Risswachstums. Die lokale Rissfortschrittsrichtung stimmt dabei nicht notwendigerweise mit der makroskopischen Richtung überein.

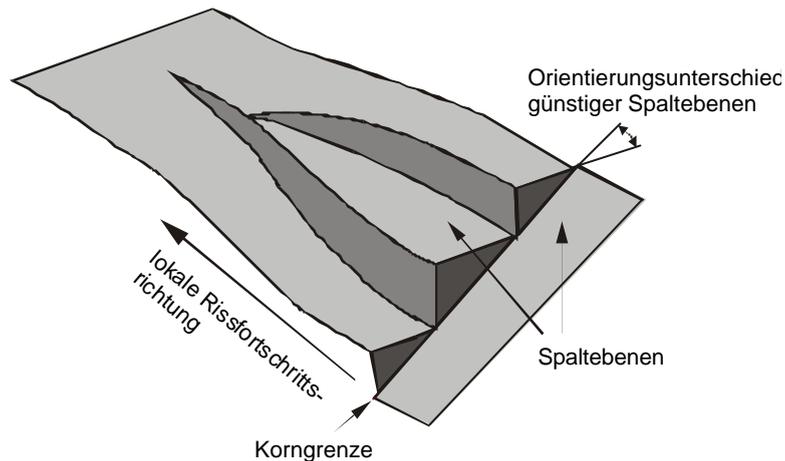


Bild 4.14: Entstehung der Flussmuster beim Überschreiten einer Korngrenze, schematisch

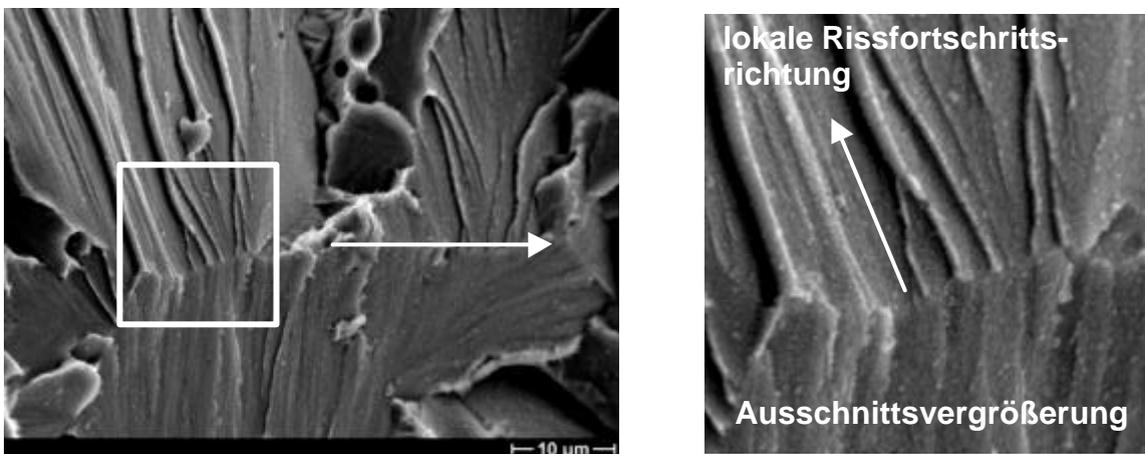


Bild 4.15: Entstehung der Flussmuster beim Überschreiten einer Korngrenze, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Fluss – bzw. Spaltstufen entstehen nicht nur an Korngrenzen, sondern auch im Korn selbst, wenn Spaltebenen Schraubenversetzungen schneiden /70, 74/, oder durch die Interaktion von Spaltflächen mit Verunreinigungen oder Ausscheidungen /73/. Die einzelnen Spaltstufen vereinigen sich zu Stufen größerer Höhe, wodurch das typische Bild eines Spaltbruchs entsteht /70/.

Aus der Charakteristik der Stufenverteilung an der Bruchfläche sind Rückschlüsse bezüglich der Rissausbreitung (durchlaufend bzw. diskontinuierlich) möglich. Eine parallele Orientierung der Stufenverteilung an allen Spaltflächen weist auf einen kontinuierlichen Verlauf der Spaltfront hin. Ist die Stufenorientierung in den Spaltflächen unterschiedlich und stellenweise entgegengesetzt zum Hauptriss, so kann daraus geschlossen werden, dass sich vor der Risspitze lokale Risse gebildet und ausgebreitet haben /70/.

4.3.2.3 Erweiterung des Beremin – Modells

Nach /75/ kann der Spröbruch bzw. Spaltbruch, ähnlich dem duktilen Bruch, in folgende Phasen unterteilt werden:

- Entstehung der Mikrorisse,
- Wachsen der Mikrorisse in Abhängigkeit der Spannung
- und Zusammenwachsen der Mikrorisse.

Dabei bilden sich viele Mikrorisse in der hoch beanspruchten Zone nahe der makroskopischen Risspitze. Der makroskopische Riss breitet sich aus, indem er sich fortgesetzt mit einem oder mehreren dieser Mikrorisse verbindet /76/.

Untersuchungen von Hahn et al. /77/ zeigen, dass werkstoffabhängig für die Rissausbreitung eine höhere Beanspruchung als für die Bildung der Mikrorisse erforderlich sein kann. Diese Art des Risswachstums ist in polykristallinen Werkstoffen mit relativ kleiner Korngröße zu finden /78/. Dabei wird das Versagen durch Spaltbruch, sehr tiefe Temperaturen ausgenommen, als ein diskontinuierlicher Prozess mit der Bildung von Mikrorissen vor der makroskopischen Risspitze und anschließendem Zusammenschluss des Hauptrisses mit den Mikrorissen beschrieben /79/. Eigene Untersuchungen am Werkstoff 17MoV8-4 mod. bestätigen diese Vorstellung der Rissausbreitung eines Spaltbruchs. In Bild 4.16 dargestellt sind REM – Aufnahmen von Makrorissen, in deren Umfeld Mikrorisse zu finden sind. Diese Mikrorisse haben sich beim Risswachstum, der Vereinigung von energetisch günstig orientierten Mikrorissen, nicht mit dem Hauptriss vereinigt und sind deshalb in der REM – Aufnahme sichtbar.

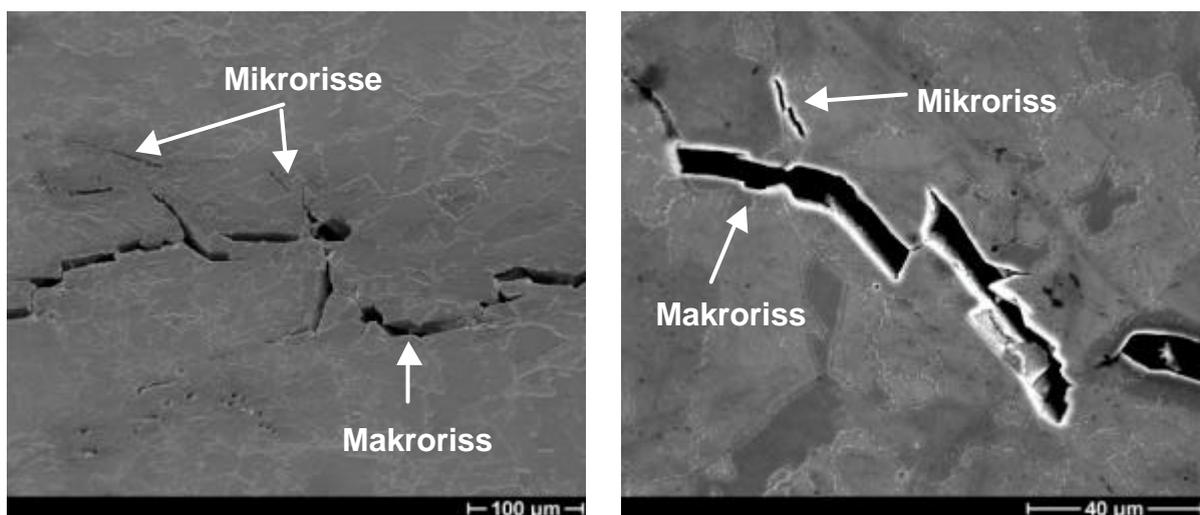


Bild 4.16: Versagensablauf Spaltbruch, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Lin, Evans und Ritchie differenzieren in ihren Untersuchungen /80/ den entscheidenden Prozess beim Versagen durch Spaltbruch hinsichtlich Temperatur und Werkstoff. Ist bei relativ niedrigen Temperaturen die Rissausbreitung ausgehend vom Mikroriss der kritische Schritt, wird bei höheren Temperaturen bzw. höheren Temperaturen und feinem Gefüge das Wachsen des Spaltbruchs über die nächste Korngrenze hinweg als entscheidender Vorgang angesehen. Fraktographische Untersuchungen von Tweed und Knott /81/ zeigen, dass die Ebene des Spaltbruchs durch möglichst viele Zweitphasenteilchen, vorwiegend Karbide /82/, läuft.

Basierend auf den beschriebenen werkstoffmechanischen Vorgängen bei der Spaltbruchausbreitung wird in der numerischen Simulation folgende Modellvorstellung umgesetzt: Die Ausbreitung eines Spaltbruchs ist eine Abfolge von Spaltbruchinitiierung, Ausbreitung und anschließender Arretierung von Mikrorissen. Das Beremin-Modell wird dabei nicht nur zur Beschreibung der Spaltbruchinitiierung verwendet, sondern auch zur Simulation des Weiterreißen (der Re-Initiierung) nach einem infinitesimalen Rissfortschritt Δa , Bild 4.17. Dazu wird nach der Bestimmung der aus der äußeren Belastung resultierenden Weibull-Spannung σ_W die Versagenswahrscheinlichkeit P_R der beanspruchten Struktur berechnet. Nach Erreichen einer definierten Versagenswahrscheinlichkeit $P_{R,def}$ wird Spaltbruchinitiierung postuliert und ein Risswachstum Δa an der höchstbeanspruchten Stelle simuliert.

Die Wahrscheinlichkeit P_A , dass kein Versagen durch Spaltbruch stattfindet, ist bestimmt durch Gl. (4-3). Entsprechend wird in der Simulation bei Überschreiten einer definierten Wahrscheinlichkeit für Rissstopp, $P_{A,def}$, die Arretierung des Spaltbruchs postuliert.

$$P_A = 1 - P_R \qquad \text{Gl. (4-3)}$$

Bild 4.18 zeigt beispielhaft den entsprechenden Verlauf der Wahrscheinlichkeit für Instabilität P_R und für Rissstopp P_A in Abhängigkeit der Risspitzenbeanspruchung K_{II} . Bei der dargestellten Beanspruchung ist die Wahrscheinlichkeit für instabilen Spaltbruch 70 %, für Rissstopp 30 %.

Nach einem Risswachstum von Δa ist die Wahrscheinlichkeit des Weiterreißen des Spaltbruchs aus der aktuellen Beanspruchung neu zu berechnen. Dabei sind die modifizierten Randbedingungen aus dem Risswachstum Δa zu berücksichtigen. Entsprechend der Wahl des Grenzwertes für Spaltbruchinitiierung bzw. für Rissarretierung wird Rissfortschritt durch weiteres Risswachstum oder Rissstopp angenommen.

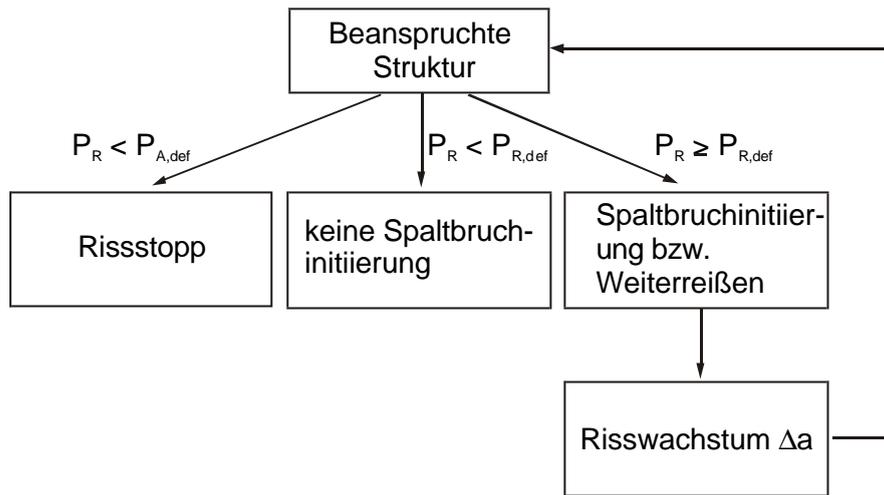


Bild 4.17: Schematische Darstellung der FE – Simulation des Risswachstums

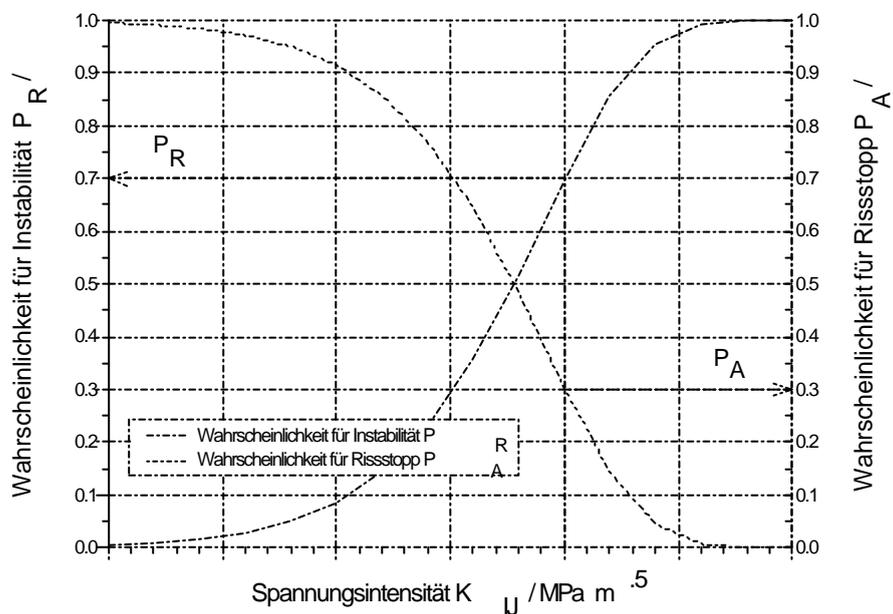


Bild 4.18: P_R bzw. P_A in Abhängigkeit der Risspitzenbeanspruchung K_{IJ}

Mit diesem Ansatz wird im Folgenden versucht, die statische Risstoppzähigkeit K_{Ia} zu berechnen. Dabei wird der in Abschnitt 4.3.2.1 dargestellte Ablauf zur experimentellen K_{Ia} – Bestimmung in einer FE – Simulation abgebildet.

4.3.2.4 Berechnung der Rissstoppzähigkeit K_{Ia}

Durch die hohen Ausbreitungsgeschwindigkeiten ist der Prozess der instabilen Rissausbreitung ein dynamischer Vorgang, bei dem zum Beispiel die Trägheitskräfte, die Spannungswellen oder der Einfluss der hohen Dehngeschwindigkeiten an der Risspitze auf die Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen sind. Außerdem stellt die Rissausbreitung und damit auch der Rissstopp als Grenzfall der Rissausbreitung eine dreidimensionale Problemstellung dar.

Für eine zweckmäßige numerische Beschreibung dieser komplexen Vorgänge werden folgende Annahmen getroffen:

- quasistatische Rissausbreitung,
- ebener Dehnungszustand,
- Übertragbarkeit der Weibull-Parameter von C(T) 25 – Proben auf Rissstopp-proben.

Die Annahme der quasistatischen Rissausbreitung deckt sich mit der experimentellen Ermittlung der Rissstoppzähigkeit K_{Ia} nach ASTM E 1221 – 96, die auch auf entsprechenden statischen Messgrößen beruht.

Bei der numerischen Ermittlung der Rissstoppzähigkeit K_{Ia} werden Finite Elemente Simulationen einer Rissstoppprobe bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt. Zur Berechnung der Weibull-Spannung und für die Bewertung der Beanspruchung werden die mit Hilfe von Instabilitätswerten ermittelten werkstoff-abhängigen Parameter m und σ_u verwendet. Messgrößen oder Kennwerte aus den entsprechenden Rissstoppversuchen sind für die Berechnung nicht erforderlich.

In der Simulation wird die Probe zuerst bis zu einer definierten Aufweitung δ bzw. der daraus resultierenden Risspitzenbelastung K_0 belastet. Nach Aufbringen der Belastung wird das Risswachstum durch kontinuierliches Lösen von Knoten simuliert. Während des gesamten Risswachstums wird die Weibull – Spannung berechnet. In Bild 4.19 ist beispielhaft der Verlauf der Weibull – Spannung für eine Rissstoppprobe in Abhängigkeit des Risswachstums Δa dargestellt. Nach Beginn des Risswachstums ist zuerst ein Anstieg der Weibull – Spannung zu beobachten. Erst nach größerem Risswachstum Δa beginnt die Weibull – Spannung zu fallen.

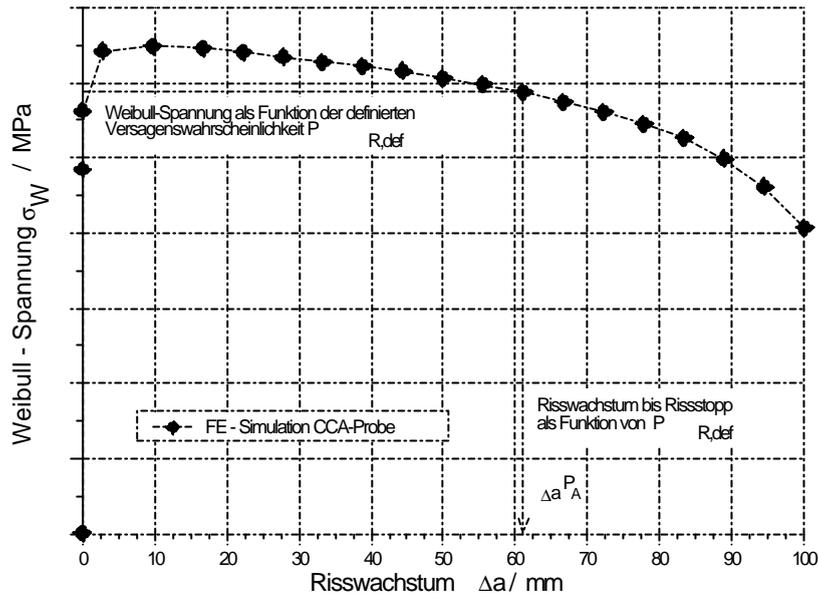


Bild 4.19: Schematische Darstellung der Abhängigkeit der Weibull – Spannung vom Risswachstum

Zur Auswertung der FE – Simulation der CCA – Probe werden folgende Annahmen getroffen:

- Bei steigender Weibull – Spannung findet kein Rissstopp statt.
- Auswertung für eine Versagenswahrscheinlichkeit P_R :
Reinitiierung, das heißt Weiterreißen, nach einem Risswachstum von Δa erfolgt, wenn die aus der aktuellen Weibull – Spannung neu berechnete Versagenswahrscheinlichkeit P_R über einer definierten Versagenswahrscheinlichkeit $P_{R,def}$ liegt. Rissstopp wird postuliert, wenn P_R unter $P_{R,def}$ sinkt. Dies führt zu einer Rissstoppwahrscheinlichkeit von $P_A = 1 - P_{R,def}$. Der so bestimmte Risswachstumsbetrag wird als Δa^{P_A} bezeichnet, Bild 4.19.

Aus dem Betrag des Risswachstums Δa^{P_A} und der Rissöffnung der Rissstoppprobe bei postuliertem Rissstopp kann mit Hilfe der Beziehungen aus ASTM E 1221 – 96 der entsprechende quasistatische Rissstoppkennwert K_{Ia} bestimmt und mit experimentellen Werten verglichen werden.

Bild 4.20 zeigt die gute Übereinstimmung zwischen dem numerisch ermittelten Streuband für die Rissstoppzähigkeit und den experimentellen Werten für den Werkstoff 20MnMoNi5-5.

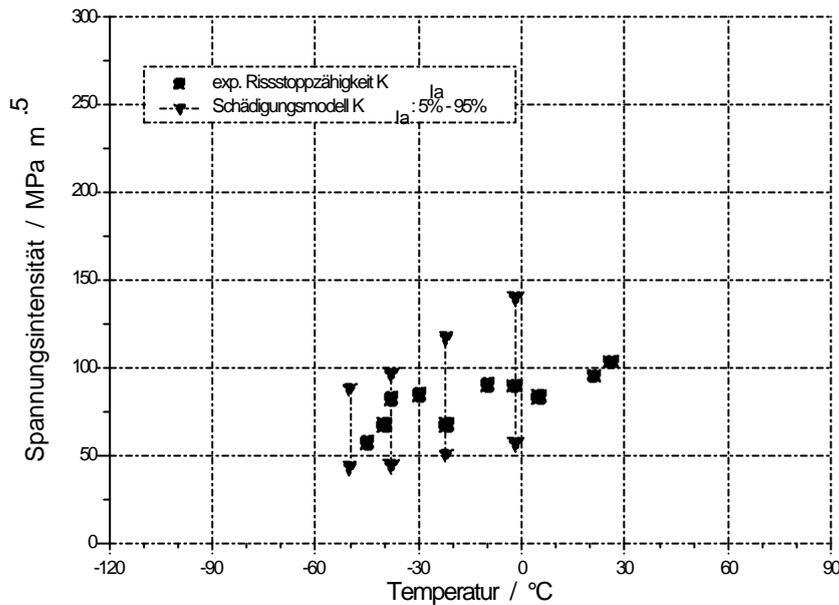


Bild 4.20: Vergleich von experimentell ermittelten K_{Ia} – Werten mit dem numerisch bestimmten Streuband für die Rissstoppzähigkeit, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

Wie in verschiedenen Untersuchungen nachgewiesen /83, 84/, kann die statistische Verteilung der Instabilitätswerte K_{Ic} gut durch eine Weibull – Verteilung angenähert werden. Für das vorgestellte Verfahren zur Berechnung von statischen Rissstoppkennwerten wird entsprechend auch eine Weibull – Verteilung der K_{Ia} – Werte angenommen. Eine Absicherung dieser Annahme ist aufgrund der relativ geringen Anzahl an verfügbaren experimentellen Daten schwierig. Beispielhaft kann jedoch die Gültigkeit der Annahme für den Werkstoff A533B mit aus der Literatur verfügbaren Kennwerten geprüft werden. Aus /85/ sind bei einer Probenbreite von 12,7 mm bzw. 25,4 mm und einer Temperatur von 0 °C, vier bzw. sieben K_{Ia} – Werte bekannt. Mit einem Weibull – Modul von $m = 22$ (entsprechend den Instabilitätswerten) können die experimentellen K_{Ia} – Werte des untersuchten Werkstoffs mit einer Weibull – Verteilung gut beschrieben werden, Bild 4.21.

Für den untersuchten Werkstoff und Proben konnte eine Weibull – Verteilung für die K_{Ia} – Werte nachgewiesen werden. Inwieweit diese Ergebnisse auf andere Probengeometrien und Werkstoffe übertragbar sind, wird im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter untersucht.

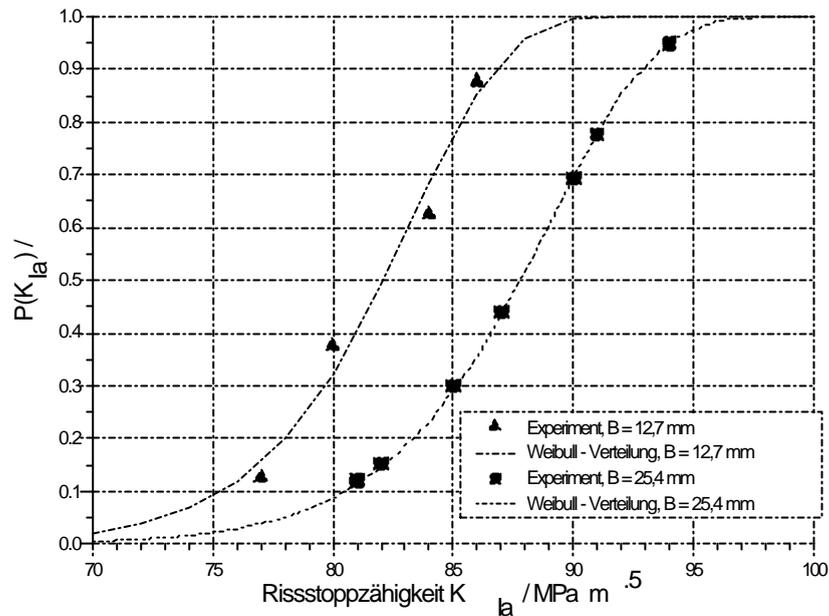


Bild 4.21: Analyse der Verteilung der Rissstoppzähigkeit, Werkstoff: A533B

4.4 Modifikationen des Beremin – Modells

Bernauer zeigt in seinen Untersuchungen /20/, dass das Beremin–Modell den steilen Anstieg der Bruchzähigkeit im Übergangsbereich werkstoffabhängig nicht immer korrekt beschreiben kann. Zur Verbesserung des Beremin–Modells und Erweiterung des Einsatzgebietes in Richtung des Übergangsbereichs wurden verschiedene Modell–Modifikationen entwickelt und durch einen Vergleich mit experimentellen Werten verifiziert.

4.4.1 Dehnungs – Modifikation

Untersuchungen in /44/ zeigen, dass die Weibull–Spannung beim Bruch mit zunehmender Dehnung ansteigt. Empirisch wird dabei für den untersuchten Werkstoff (A508 Cl.3) die Abhängigkeit der Weibull– Spannung von der Dehnung mit dem Faktor $\exp(\varepsilon/2)$ dargestellt. Zur Berechnung der Beanspruchung σ_w wird deshalb bei großen Dehnungen Gl. (3-2) mit einer von der ersten Hauptdehnung abhängigen Funktion modifiziert:

$$\sigma_w = \sqrt[m]{\int_{V_{pl}} (\sigma_1)^m \frac{dV}{V_0} \exp(-\lambda m \varepsilon_1)} \quad \text{Gl. (4-4)}$$

Die Bestimmung der Versagenswahrscheinlichkeit erfolgt analog zum ursprünglichen Beremin – Modell mit Hilfe von Gl. (3-3).

Elsässer entwickelt in seiner Arbeit /46/ eine Modifikation des Beremin – Modells, die bei der Berechnung der Weibull – Spannung die plastische Vergleichsdehnung mit Hilfe einer Korrekturfunktion $f(\epsilon_{Vp})$ berücksichtigt:

$$\sigma_W = \sqrt[m]{\int_{V_{pl}} (\sigma_1 \cdot f(\epsilon_{Vp}))^m \frac{dV}{V_0}} \quad \text{Gl. (4-5)}$$

Für den untersuchten Werkstoff 10MnMoNi5-5 ergibt sich eine Korrekturfunktion, die mit zunehmender Dehnung die Weibull – Spannung reduziert. Dies entspricht der in /44/ gemachten Beobachtung, dass mit zunehmender Dehnung die kritische Spaltbruchspannung steigt.

Zur werkstoffabhängigen empirischen Ermittlung und Absicherung einer solchen Modifikation zur Berechnung der Weibull – Spannung σ_W sind eine Vielzahl von experimentellen Messergebnissen notwendig. Dadurch verlieren diese Ansätze einen Teil ihrer praktischen Anwendbarkeit.

4.4.2 Temperatur – Modifikation

Untersuchungen von Kantidis et al. an dem niedrig – legierten Stahl A533B Cl.1 bestätigen die Temperaturabhängigkeit der kritischen Spannung /86/. Dabei ist wieder ein Ansteigen der kritischen Spannung mit der Temperatur zu beobachten. Für dieses Verhalten entwickelte Kantidis zur Berechnung der beanspruchungskennzeichnenden Weibull – Spannung eine Modifikation des Ansatzes von Beremin, Gl. (4-6).

$$\sigma_W = [1 + \lambda(T)] \cdot \sqrt[m]{\int_{V_{pl}} (\sigma_1)^m \frac{dV}{V_0}} \quad \text{Gl. (4-6)}$$

Der Faktor $\lambda(T)$ beschreibt dabei die Temperaturabhängigkeit der Weibull – Spannung und ist experimentell zu ermitteln. Die Bewertung der modifizierten Weibull – Spannung erfolgt mit Gl. (3-3), entsprechend dem original Beremin – Modell.

Bei den vorgestellten Modifikationen des Beremin – Modells wird die Berechnung der charakterisierenden Weibull – Spannung σ_W in Abhängigkeit der Dehnung oder der Temperatur angepasst. Die Bestimmung der Versagenswahrscheinlichkeit P_R erfolgt dann mit der Beziehung des unmodifizierten Beremin – Modells. Ein neuer Ansatz, die temperaturabhängige Definition des Modellparameters σ_u , wird im folgenden Kapitel dargestellt.

4.4.3 σ_u – Modifikation

Nach Beremin /44/ beginnt ein Mikroriss sich auszubreiten, wenn die Spannung normal zur Spaltebene ausreichend hoch ist. Dieser kritische Spannungswert kann näherungsweise mit Hilfe von Gl. (4-7) berechnet werden.

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_S}{\pi(1-\nu^2)l_0}} \quad \text{Gl. (4-7)}$$

Gl. (4-7) entspricht der Griffith – Beziehung, die für ideal – spröde Werkstoffe entwickelt und verifiziert wurde. Bei metallischen Werkstoffen dagegen ist die Bruchenergie deutlich größer als die Oberflächenenergie des Werkstoffs. Zur Berücksichtigung der plastischen Verformungen während des Bruchvorgangs modifizierte Orowan das Griffith – Kriterium entsprechend Gl. (4-8) /87/.

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E(\gamma_S + \gamma_P)}{\pi(1-\nu^2)l_0}} \quad \text{Gl. (4-8)}$$

Die Oberflächenenergie γ_S der Spaltfläche und die plastische Verformungsenergie γ_P sind in der Literatur oft unter dem Begriff „effektive Oberflächenenergie“ zusammengefasst. Die Summe aus γ_S und γ_P liegt für eine ferritische Grundstruktur bei ungefähr 14 Jm^{-2} /88/.

Das Beremin – Modell ist definiert durch die beiden Materialparameter m und σ_u . Dabei kann σ_u als Widerstandsfähigkeit des Werkstoffs gegen Spaltbruch interpretiert werden ($\sigma_c \sim \sigma_u$) /89/. Während Beremin in /44/ von einer weitgehenden Temperaturunabhängigkeit der kritischen Spannung ausgeht, zeigen andere Untersuchungen eine deutliche Abhängigkeit von σ_u von der Temperatur /89/. Der Weibullmodul m dagegen ist temperaturunabhängig.

Die Temperaturabhängigkeit von σ_c ($\sim \sigma_u$) kann mit der plastischen Verformungsenergie γ_P begründet werden. Nach /90/ wird ein Teil dieser Energie in die Erzeugung und Bewegung von Versetzungen umgesetzt. Da mit Erhöhung der Temperatur auch die Beweglichkeit der Versetzungen (thermisch aktivierter Vorgang) zunimmt /87/, steigt die plastische Verformungsenergie γ_P mit der Temperatur an /90/. An der Risspitze laufen gleichzeitig Verfestigungsprozesse und der Abbau von Spannungsspitzen durch plastische Verformungsvorgänge ab. Die zum Spaltbruch notwendige Spannungsüberhöhung bzw. Versetzungsdichte an der Risspitze ist bei hohen Temperaturen deshalb nur schwierig zu erreichen /91/.

Bild 4.22 zeigt schematisch den Einfluss der Temperatur auf die Spannungs – und Versetzungsverteilung vor der makroskopischen Rissspitze. Durch die leichtere Versetzungsbewegung bei höheren Temperaturen kommt es zur Spannungsumlagerung und zu einer Vergrößerung der plastischen Zone /92/.

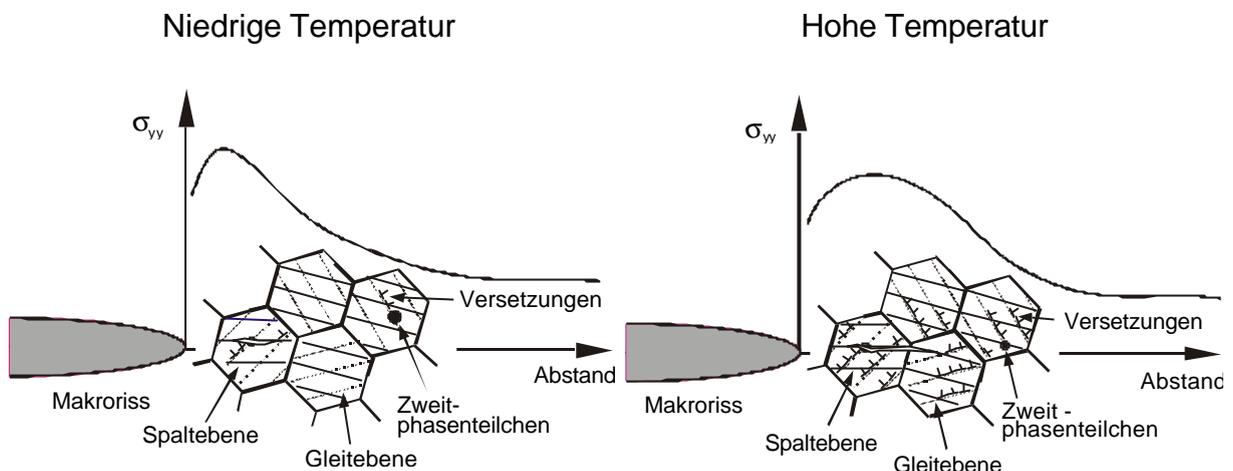


Bild 4.22: Temperaturabhängige Spannungs – und Versetzungsverteilung

Die Temperaturabhängigkeit der zur Bewegung von Versetzungen nötigen Spannung kann nach /93/ durch Gl. (4-9) beschrieben werden.

$$\tau_p = \tau_0 + (\tau_p(0) - \tau_0)e^{-DT} \quad \text{Gl. (4-9)}$$

Wallin et al. nehmen in /91/ an, dass die plastische Verformungsenergie γ_p umgekehrt proportional zur Spannung aus Gl. (4-9) ist. Dieser Ansatz wird im Folgenden zur Definition der Temperaturabhängigkeit des Beremin – Parameters σ_u verwendet, Gl. (4-10).

$$\sigma_u = \sigma_{u0} + (\sigma_u(0) - \sigma_{u0})e^{CT} \quad \text{Gl. (4-10)}$$

Zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit ist bei mindestens drei unterschiedlichen Temperaturen eine numerische Kalibrierung des Beremin – Parameters σ_u durchzuführen. Mit Hilfe dieser Werte für die Referenzspannung $\sigma_u(T)$ können die werkstoffabhängigen Größen σ_{u0} , $\sigma_u(0)$ und C aus Gl. (4-10) bestimmt werden. Mit Gl. (4-10) ist dann die Berechnung von σ_u für alle Temperaturen möglich.

Für den Werkstoff 20MnMoNi5-5 wird für verschiedene Temperaturen der Modellparameter σ_u ermittelt, Tabelle 4.1. Mit diesen Werten können die Parameter der Gl. (4-10) bestimmt werden: $\sigma_{u0} = 1394 \text{ MPa}$, $\sigma_u(0) = 2278 \text{ MPa}$, $C = 0,00043 \text{ 1/}^\circ\text{C}$.

Temperatur / °C	σ_u / MPa
-70	2253
-45	2262
0	2279

Tabelle 4.1: Temperaturabhängigkeit von σ_u , Werkstoff: 20MnMoNi5-5

Die Temperaturabhängigkeit der Referenzspannung σ_u ist werkstoffabhängig unterschiedlich stark ausgeprägt, wobei der Werkstoff 20MnMoNi5-5 eine eher geringe Abhängigkeit zeigt.

In Bild 4.23 ist der Vergleich zwischen dem numerisch mit dem modifizierten Beremin – Modell bestimmten Streuband für K_{Ic} , der Ausgleichskurve nach ASTM E 1921 und den experimentellen Werten dargestellt. Die Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation ist als gut zu bezeichnen.

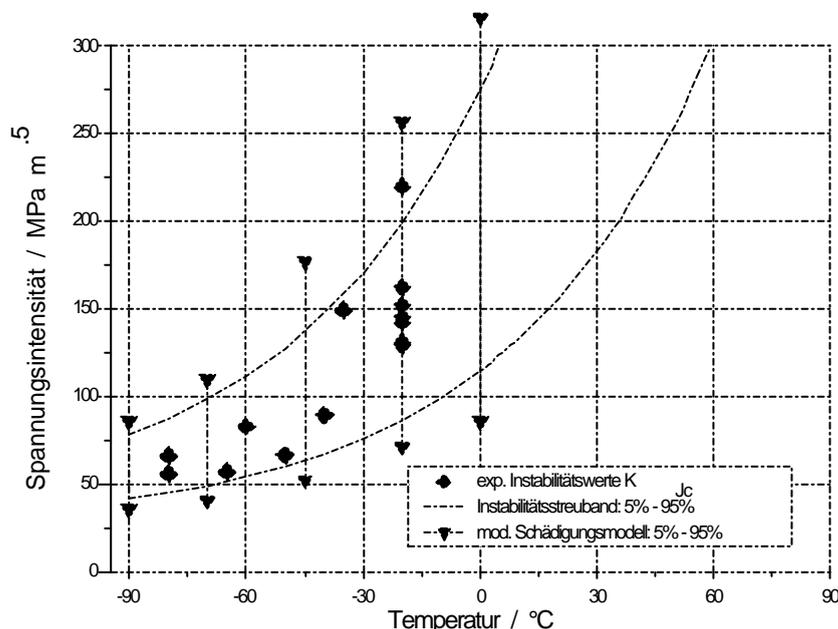


Bild 4.23: Vergleich zwischen dem numerisch bestimmten Streuband für K_{Ic} , der Ausgleichskurve und den experimentell ermittelten Werten, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

Auf die für den Werkstoff 20MnMoNi5-5 bestimmten K_{Ia} – Werte, Bild 4.20, hat die Modifizierung des Beremin – Modells aufgrund der geringen Temperaturabhängigkeit des Modellparameters σ_u kaum Einfluss.

4.5 Beschreibung des Versagensverhaltens im Übergangsgebiet

Die Bruchzähigkeit ferritischer Stähle ändert sich sehr stark in Abhängigkeit der Temperatur, Bild 4.2. Bei tiefen Temperaturen verhält sich der Werkstoff spröde und versagt durch Spaltbruch. Bei entsprechend hohen Temperaturen ist der Werkstoff duktil und versagt durch Zähbruch.

Während die Beschreibung des Werkstoffverhaltens auf Basis von „local–approach“ – Ansätzen in der Tieflage und im unteren Übergangsgebiet mit Hilfe des Beremin – Modells und in der Hochlage der Bruchzähigkeit durch das Rousselier – Modell, wie dargestellt, gut gelingt, ist die geschlossene Darstellung des Übergangsgebiets bisher nicht zufriedenstellend möglich.

4.5.1 Werkstoffmechanische Beschreibung des Übergangsgebiets

Im Übergangsgebiet der Bruchzähigkeit versagen Proben aus ferritischen Stählen durch Spaltbruch in Abhängigkeit von Temperatur, Probengröße, Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, nach plastischer Verformung und begrenztem stabilem Risswachstum /56/. Eine realistische Abbildung der werkstoffmechanischen Vorgänge bei einer Beanspruchung in diesem Temperaturbereich muss deshalb sowohl Versagen durch Spalt – als auch durch Zähbruch berücksichtigen. Bei Erfüllung der entsprechenden mechanischen und metallurgischen Kriterien ist dabei mit stabilem Risswachstum (Zähbruch) oder mit instabilem Spaltbruch zu rechnen /94/. Beide Versagensarten stehen in Konkurrenz und beeinflussen sich gegenseitig.

Die Spaltbruchauslösung ist abhängig von der statistischen Verteilung von Zweitphasenteilchen unterschiedlicher Größe im Spannungsfeld vor einer makroskopischen Risspitze, Bild 4.24. Mit Versagen durch Spaltbruch ist dann zu rechnen, wenn ein Zweitphasenteilchen mit einer bestimmten Größe und ein entsprechender Spannungswert zusammentreffen. Dieser Wettbewerb zwischen Spannung und Größe des Zweitphasenteilchens bei der Spaltbruchauslösung ist nach /95/ der Hauptgrund für die Streuung der Bruchzähigkeit K_{Jc} im Übergangsgebiet.

Eine Korrelation zwischen dem Abstand des spaltbruchauslösenden Teilchens vom Ermüdungsriss und der entsprechenden Bruchzähigkeit K_{Jc} zeigt Bild 4.25. Liegt ein spaltbruchauslösendes Teilchen nahe an der Risspitze, ist der entsprechende Instabilitätswert relativ klein. Befindet sich kein versagensauslösendes Zweitphasenteilchen im relevanten Bereich des wirkenden Spannungsgradienten, muss die Belastung erhöht werden, um Versagen durch Spaltbruch zu erhalten.

Übersteigt die Belastung den physikalischen Risseinleitungswert J_I , ist in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit stabile Risserweiterung zu erwarten /95/. Mit diesem Risswachstum steigt die Wahrscheinlichkeit, ein spaltbruchauslösendes Zweitphasenteilchen entsprechender Größe in der Prozesszone zu finden /72/.

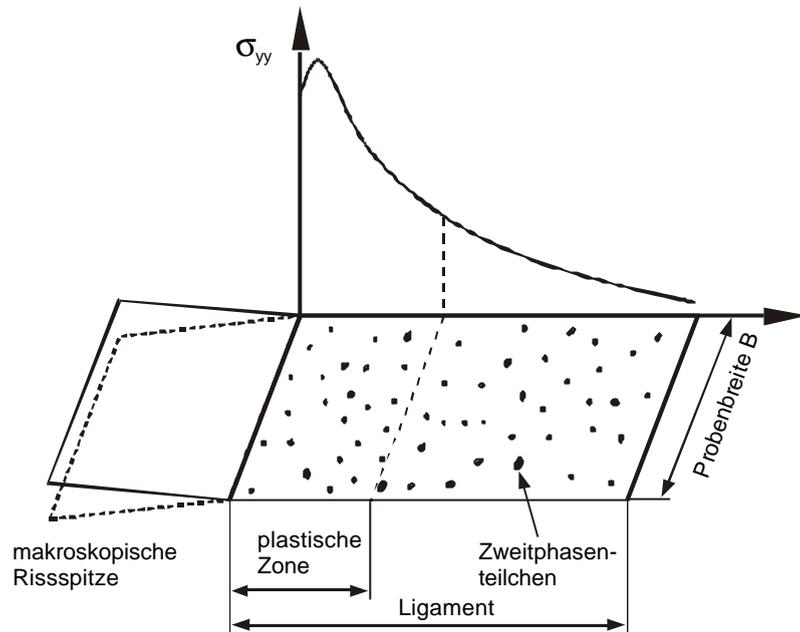


Bild 4.24: Darstellung der Spaltbruchauslösung /91/

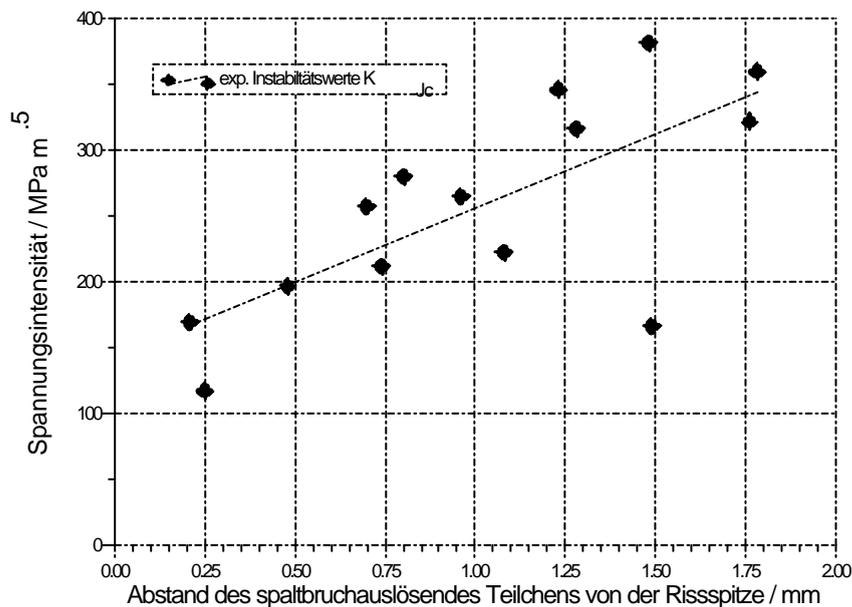


Bild 4.25: Abhängigkeit der Spannungsintensität K_{Jc} von der Spaltbruchausgangsstelle /95/, $T = -60 \text{ }^\circ\text{C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

In Bild 4.26 ist der numerisch ermittelte Verlauf der 1. Hauptspannung in Abhängigkeit vom Abstand von der makroskopischen Rissspitze für eine C(T) 25 – Probe, Werkstoff 20MnMoNi5-5, dargestellt. Gut zu erkennen ist, wie mit steigendem COD bzw. mit zunehmender Last, die maximale Spannung respektive das gesamte Spannungsniveau im Ligament der Probe ansteigen. Damit kann auch in einem größeren Abstand von der makroskopischen Rissspitze eine versagensauslösende Kombination aus Teilchengröße und Spannungsniveau erreicht werden. Die in Bild 4.26 gezeigte Untersuchung wurde bei einer Temperatur von $T = -80\text{ °C}$, das heißt in der Tieflage der Bruchzähigkeit, durchgeführt.

Bei einer Beanspruchung bei höheren Temperaturen nimmt die plastische Verformbarkeit des Werkstoffs zu. Dabei kommt es zur Reduzierung des Spannungsmaximums und zur Änderung der Spannungsverteilung an der Rissspitze. In Bild 4.27 ist dieses Verhalten exemplarisch für unterschiedliche Belastungen bei den Temperaturen $T = -80\text{ °C}$ (Tieflage) und $T = 80\text{ °C}$ (Hochlage) dargestellt. Gut ist das oben beschriebene Verhalten der Spannungserhöhung und der Spannungsumlagerung zu erkennen.

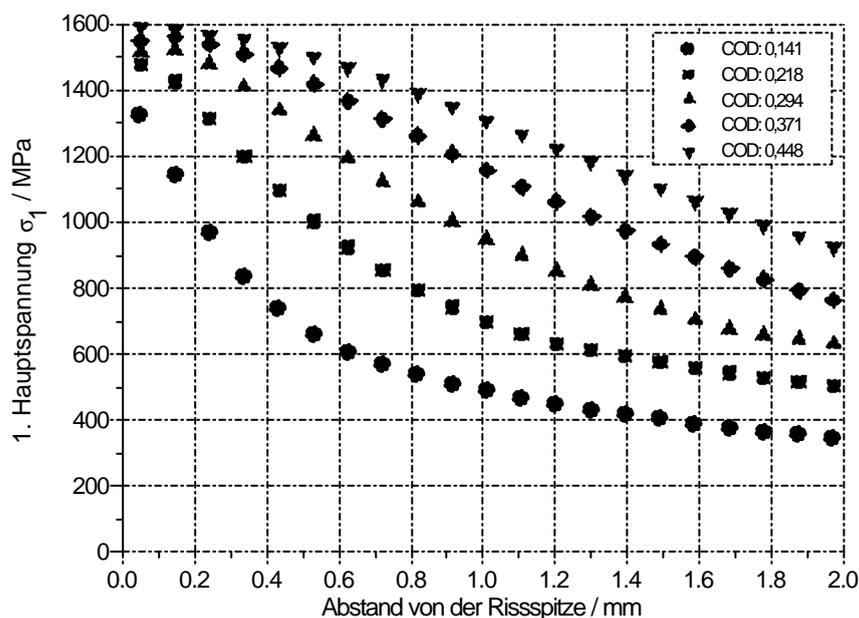


Bild 4.26: 1. Hauptspannung in Abhängigkeit des Abstandes von der Rissspitze für unterschiedliche Belastungsniveaus, $T = -80\text{ °C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

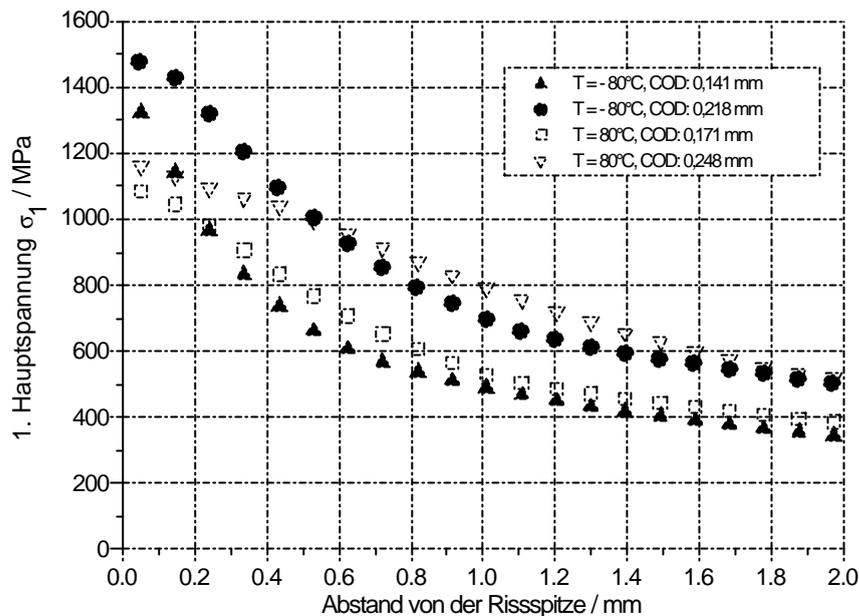


Bild 4.27: 1. Hauptspannung in Abhängigkeit des Abstandes von der Risspitze für unterschiedliche Belastungsniveaus und Temperaturen, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

4.5.2 Numerische Beschreibung des Übergangsgebiets

Bei den bisherigen Untersuchungen bezüglich des Versagens durch Spaltbruch wurde die duktile Schädigung des Werkstoffs und deren Einfluss auf die Spannungsverteilung an der Risspitze vernachlässigt. Diese Näherung ist bei Beanspruchungen im Bereich der Zähigkeitstieflage und des unteren Übergangsgebietes sinnvoll und zulässig. Bei höheren Temperaturen ist dies nicht mehr gegeben. Deshalb ist für eine realistische Abbildung der werkstoffmechanischen Vorgänge bei einer Beanspruchung im Übergangsgebiet der Bruchzähigkeit die duktile Schädigung vor instabilem Versagen zu berücksichtigen. Dies wird in dieser Arbeit durch eine Kopplung des „local – approach“ – Ansatzes von Rousselier und des modifizierten Beremin – Modells erreicht. Durch die Kopplung sind Aussagen in Abhängigkeit der Beanspruchung bezüglich der duktilen Risserweiterung und der Wahrscheinlichkeit für instabiles Versagen durch Spaltbruch möglich.

In verschiedenen Arbeiten /46, 96/ wurde bereits versucht, das temperaturabhängige Bruchverhalten ferritischer Stähle mit Hilfe gekoppelter Schädigungsmodelle darzustellen. Problematisch bei der Kopplung der Schädigungsmodelle ist die unterschiedliche Netzfeinheit im Bereich der Risspitze. Beim Rousselier – Modell ist die Elementlänge bzw. der Abstand zweier Gaußpunkte werkstoffabhängig durch den Abstand zweier zur Hohlrauminitiierung führender Zweitphasenteilchen festgelegt.

Bei der Verwendung des Beremin–Modells dagegen ist zur Erfassung der Spannungsmaxima und der Spannungsgradienten an der Risspitze eine deutlich kleinere Elementlänge notwendig.

Eine Möglichkeit bei der gekoppelten Anwendung von Schädigungsmodellen für Zäh- und Spaltbruch ist die Verwendung einer mittleren Elementlänge. Durch die Wahl einer Elementlänge unabhängig vom mittleren Abstand der zur Hohlraumbildung führenden Teilchen wird jedoch das duktile Risswachstum nicht mehr zutreffend in der FE – Simulation abgebildet. Die Parameter des Rousselier – Modells verlieren ihren metallographischen Hintergrund und sind wie auch die werkstoffabhängigen Konstanten des Beremin–Modells neu auf die mittlere Elementlänge abzustimmen. Bei der Koppelung der Schädigungsmodelle von Rousselier und Beremin wurde in dieser Arbeit die Elementlänge bei Verwendung acht – knotiger Elemente zu 100 μm festgelegt. Bei dieser Elementgröße ist eine ausreichend genaue Ermittlung der Weibull – Spannung gewährleistet.

Der Parameter σ_k des Rousselier – Modells wird aus der Kalibrierung für die Hochlage übernommen ($\sigma_k = 445 \text{ MPa}$). Als werkstoffabhängige Größe ist f_0 durch eine numerische Kalibrierung zu ermitteln. Die Anpassung erfolgt dabei durch systematische Variation von f_0 und Vergleich mit dem experimentell ermittelten Last – Aufweitungs - bzw. Risswachstum – Aufweitungsverhalten. Mit einem Anfangshohlraumvolumen von $f_0 = 3 \cdot 10^{-6}$ beschreibt das FE - Modell mit einer Elementlänge von 100 μm das experimentelle Verhalten gut, [Bild 4.28](#) und [Bild 4.29](#).

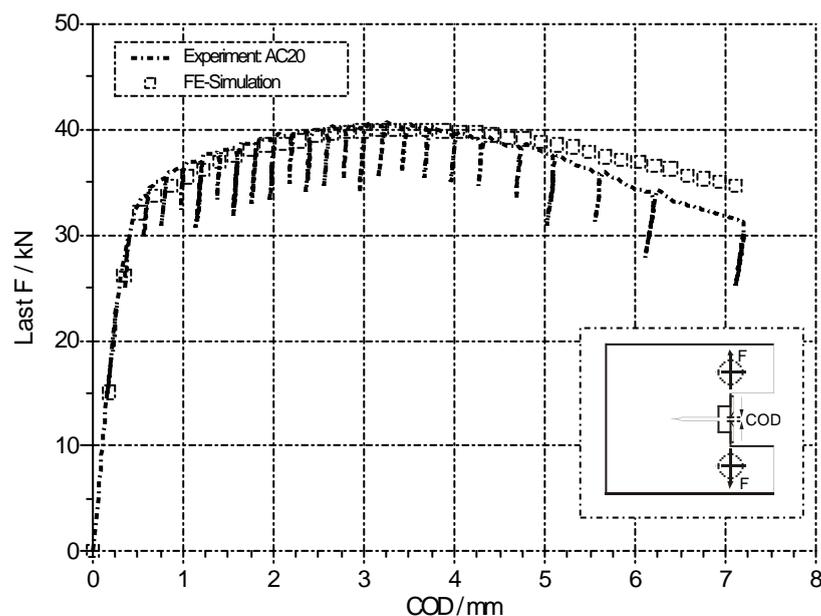


Bild 4.28: Experimentell ermitteltes und berechnetes Last – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $f_0 = 3 \cdot 10^{-6}$, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$,
Werkstoff: 20MnMoNi5-5

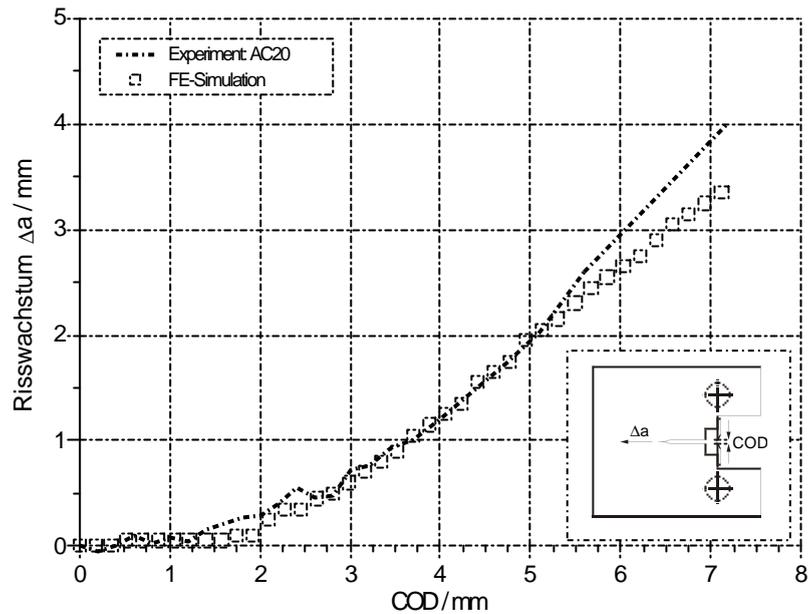


Bild 4.29: Experimentell ermitteltes und berechnetes Risswachstum – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $f_0 = 3 \cdot 10^{-6}$, $\sigma_k = 445$ MPa, $T = 80$ °C, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

Bei der Ermittlung der Beremin–Parameter wird entsprechend dem in Bild 3.9 dargestellten Konzept vorgegangen. Der Weibullmodul m wird konstant zu $m=22$ angenommen. Die Referenzspannung σ_u ist temperaturabhängig zu bestimmen. Durch eine Anpassung von σ_u bei drei verschiedenen Temperaturen, Tabelle 4.2, ist eine Ermittlung der Koeffizienten der Gl. (4-10) zu $\sigma_{u0} = 1394,4$ MPa, $\sigma_u(0) = 2279$ MPa und $C = 0,00022$ 1/°C möglich.

Temperatur / °C	σ_u / MPa
-100	2260
-74	2264
-48	2270

Tabelle 4.2: Temperaturabhängigkeit der Referenzspannung σ_u bei gekoppelten Schädigungsmodellen, Werkstoff: 20MnMoNi5-5,

Einen Vergleich zwischen den experimentellen Rissinitiierungswerten und entsprechender Auswertungen der FE – Simulationen zeigt Bild 4.30. Die Definition der numerischen Rissinitiierung erfolgt entsprechend der Ausdehnung der „stretched zone“, siehe Kapitel 4.2. Das numerisch bestimmte Streuband für Instabilität, die Ausgleichskurve nach ASTM E 1921 und die experimentellen K_{Jc} –Werte sind in Bild 4.31 dargestellt.

Mit dem ermittelten Parameter – Satz für die gekoppelten Schädigungsmodelle gelingt eine Beschreibung der duktilen Rissinitiation und der experimentellen Instabilitätswerte gut.

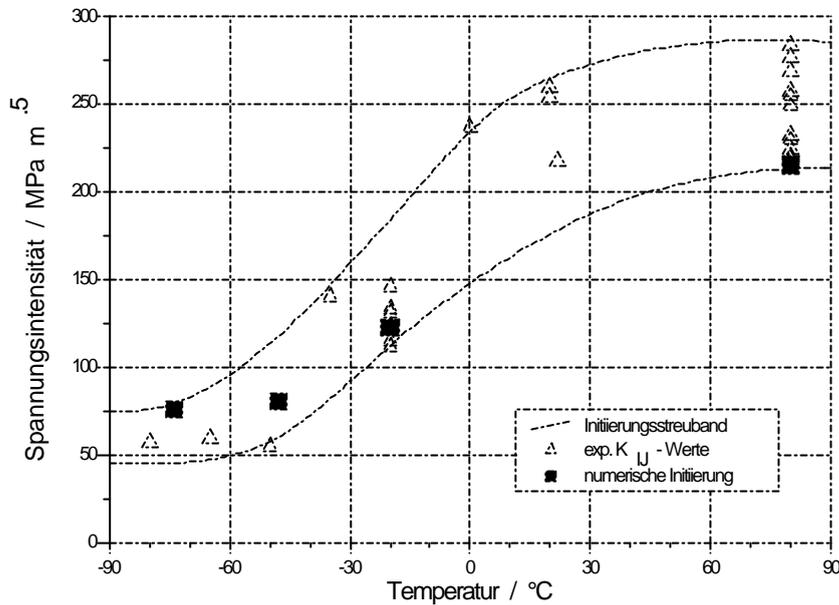


Bild 4.30: Vergleich zwischen experimentell ermittelten und numerisch bestimmten Rissinitierungskennwerten, Werkstoff: 20MnMoNi5-5,

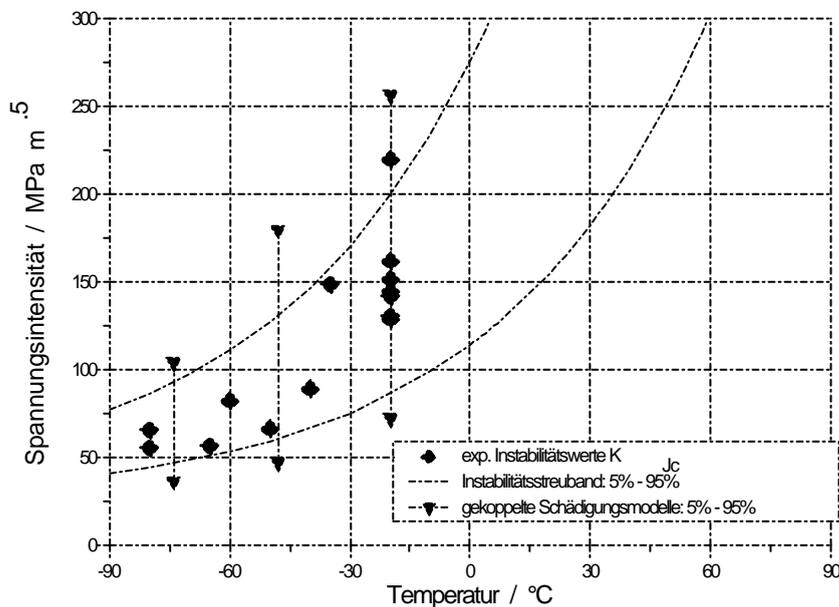


Bild 4.31: Vergleich zwischen numerisch bestimmtem Streuband für K_{Ic} , Ausgleichskurve und experimentell ermittelten Werten, Werkstoff: 20MnMoNi5-5,

Bei einer Beanspruchung im Übergangsbereich kann duktiles Risswachstum vor instabilem Spaltbruch auftreten. Der Verlauf der Wahrscheinlichkeit für instabiles Versagen P_R und des duktilen Risswachstums Δa in Abhängigkeit der Risspitzenbeanspruchung ist in Bild 4.32 beispielhaft für eine Temperatur von $T = -48\text{ °C}$ dargestellt. Mit steigender Beanspruchung nimmt die Wahrscheinlichkeit für Instabilität und der Betrag des duktilen Risswachstums zu. Die duktile Risseinleitung erfolgt bei einer Risspitzenbeanspruchung von ca. $80\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Die Wahrscheinlichkeit für instabiles Versagen durch Spaltbruch ist bei einer Risspitzenbeanspruchung von $48\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 5 %, bei $180\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist $P_R = 95\text{ %}$.

Diese Untersuchung zeigt, dass eine Beanspruchung bei einer Temperatur von $T = -48\text{ °C}$ proben- bzw. bauteilabhängig sowohl Versagen durch spontanen Spaltbruch als auch durch Spaltbruch nach deutlichem duktilen Risswachstum auslösen kann.

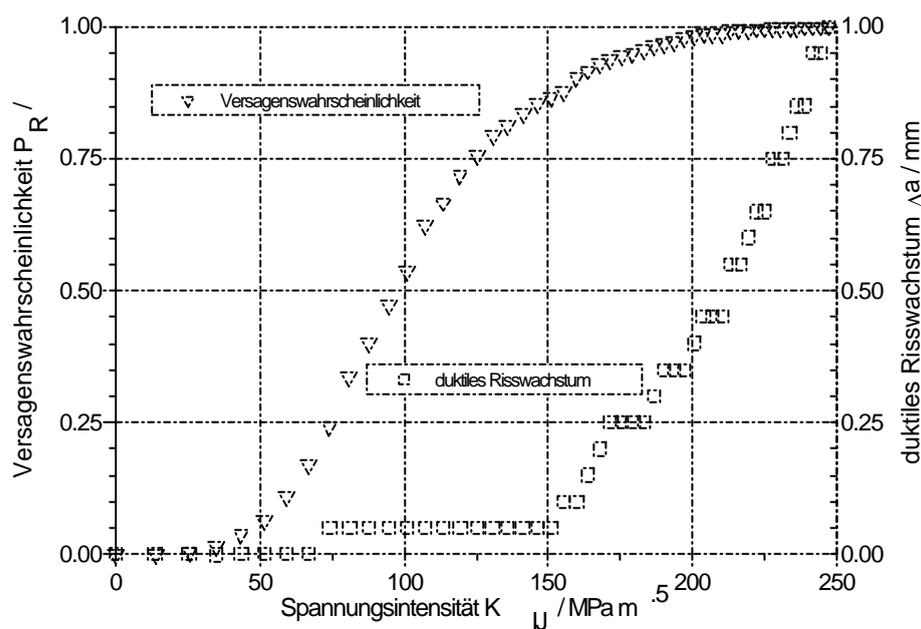


Bild 4.32: FE – Simulation einer C(T)25 – Probe mit gekoppelten Schädigungsmodellen, $T = -48\text{ °C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

4.5.3 Bewertung gekoppelter Schädigungsmodelle

Bei der Anwendung gekoppelter Schädigungsmodelle verändert sich der Spannungszustand an der Risspitze durch die Berücksichtigung der Werkstoffentfestigung durch die Hohlraumbildung im Vergleich zur Berechnung mit einem Standardwerkstoffmodell. Damit ändert sich auch die Weibull – Spannung bzw. die Wahrscheinlichkeit für instabiles Versagen.

Der Einfluss der duktilen Schädigung auf die Höhe und die Lage des Spannungsmaximums im Ligament ist in Bild 4.33 in Abhängigkeit der Beanspruchung dargestellt. Durch die Berücksichtigung der duktilen Schädigung reduziert sich das Spannungsmaximum. Der Ort der maximalen Spannung verschiebt sich ins Ligament der Probe. Zusätzlich zum Verlauf der 1. Hauptspannung σ_1 ist für gekoppelte Schädigungsmodelle in Bild 4.34 die entsprechende Verteilung des Hohlraumvolumens f dargestellt. Dabei beschränkt sich die duktile Schädigung bei den betrachteten Beanspruchungen auf einen kleinen Bereich um die Risspitze. Wie in Bild 4.34 zu erkennen ist, steigen mit zunehmender Belastung das Hohlraumvolumen und die entsprechende 1. Hauptspannung an.

In Bild 4.35 ist der Verlauf der 1. Hauptspannung und des Hohlraumvolumens für größere Beanspruchungen dargestellt. Beim Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens $f_c = 0,05$ wird, wie in Kapitel 3.1.2 beschrieben, die Materialsteifigkeit im entsprechenden Integrationspunkt zu Null gesetzt und damit der Rissfortschritt simuliert. Das Spannungsmaximum verschiebt sich so mit zunehmendem Rissfortschritt weg von der Ausgangsrisspitze in Richtung Ligament.

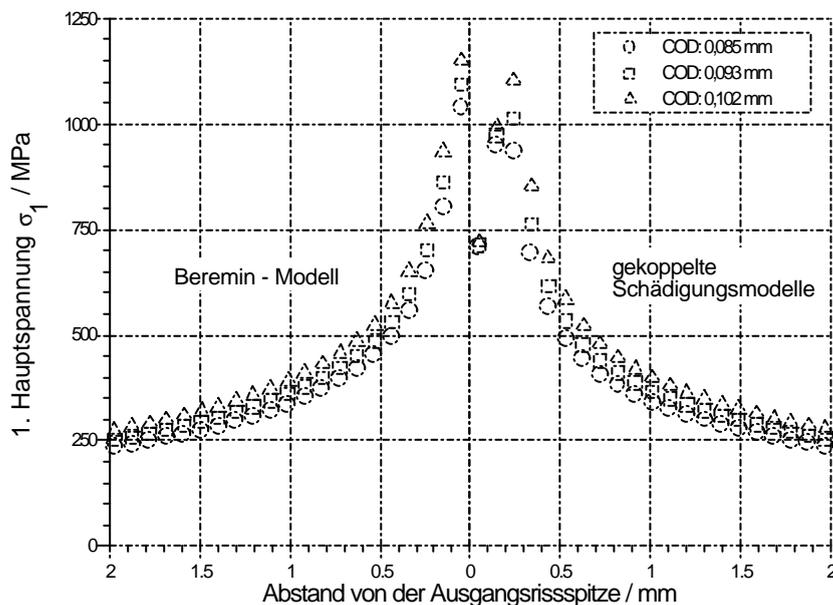


Bild 4.33: Veränderung des Spannungszustandes durch die Verwendung gekoppelter Schädigungsmodelle, $T = -45 \text{ °C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

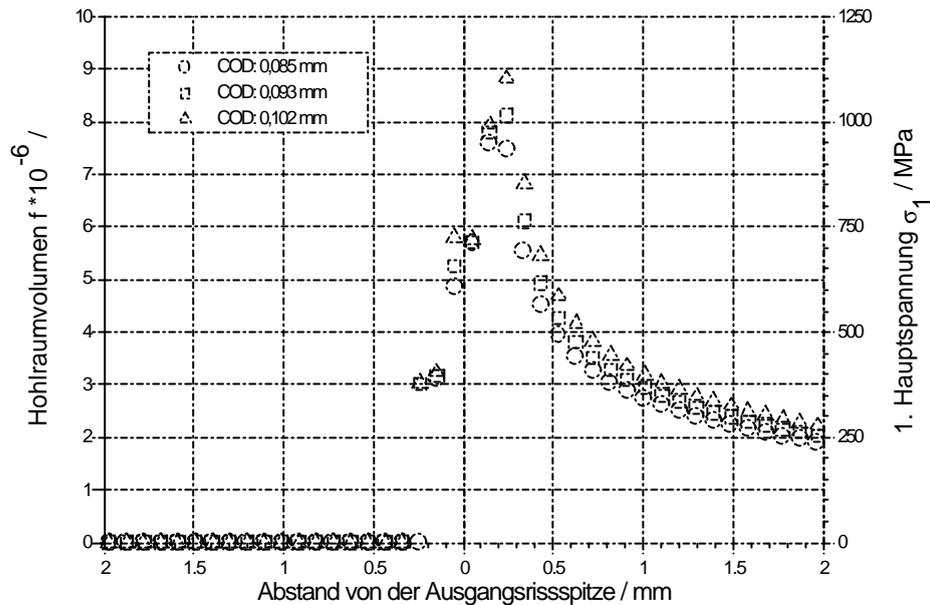


Bild 4.34: 1. Hauptspannung und Hohlraumvolumen in Abhängigkeit des Abstandes von der Ausgangsrisspitze, $T = -45\text{ °C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

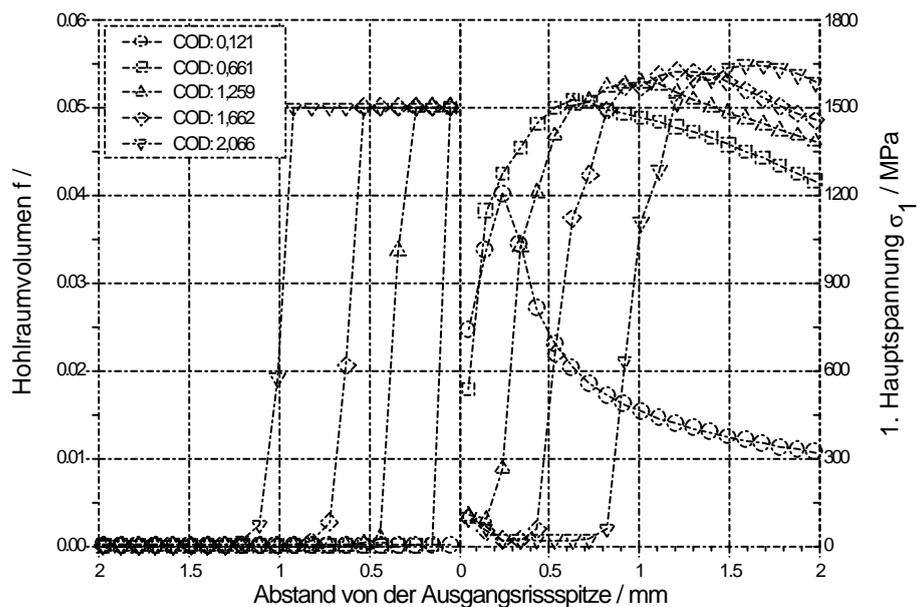


Bild 4.35: 1. Hauptspannung und Hohlraumvolumen in Abhängigkeit des Abstandes von der Ausgangsrisspitze, $T = -45\text{ °C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

Die Berücksichtigung einer duktilen Schädigung bei entsprechender Beanspruchung führt im Vergleich zur Berechnung mit einem Standardwerkstoffmodell zu einer Änderung der Spannungsverteilung in der untersuchten Struktur und damit zu einer Änderung der Weibull-Spannung. Beispielhaft zeigt [Bild 4.36](#) den Einfluss der Kopplung der Schädigungsmodelle auf den Verlauf der Weibull-Spannung für eine C(T) 25-Probe. Zusätzlich ist das duktile Risswachstum Δa in Abhängigkeit der Risspitzenbeanspruchung K_{II} dargestellt.

Bei der in Bild 4.36 dargestellten Auswertung ergibt sich bei einer Rissspitzenbelastung K_U von beispielsweise $150 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ eine Versagenswahrscheinlichkeit von $P_R = 85 \%$ für das ungekoppelte modifizierte Beremin-Modell, bei Verwendung gekoppelter Schädigungsmodelle ist $P_R = 81 \%$. Noch deutlicher wird dieses Verhalten bei höheren Temperaturen, wie in Bild 4.37 für $T = 0 \text{ °C}$ dargestellt. Bei dieser Temperatur reduziert sich P_R durch die Berücksichtigung der duktilen Schädigung um bis zu 10% . Damit wird deutlich, dass erst durch die Kopplung der Schädigungsmodelle eine realistische Darstellung der werkstoffmechanischen Abläufe bei Beanspruchungen im Übergangsbereich der Bruchzähigkeit möglich ist.

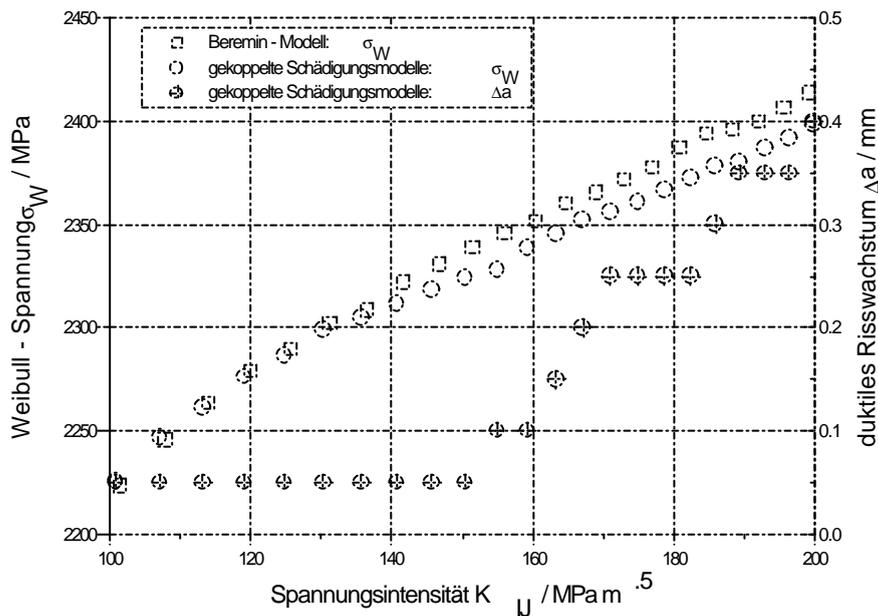


Bild 4.36: FE – Simulation einer C(T) 25 – Probe, $T = -45 \text{ °C}$,
Werkstoff: 20MnMoNi5-5

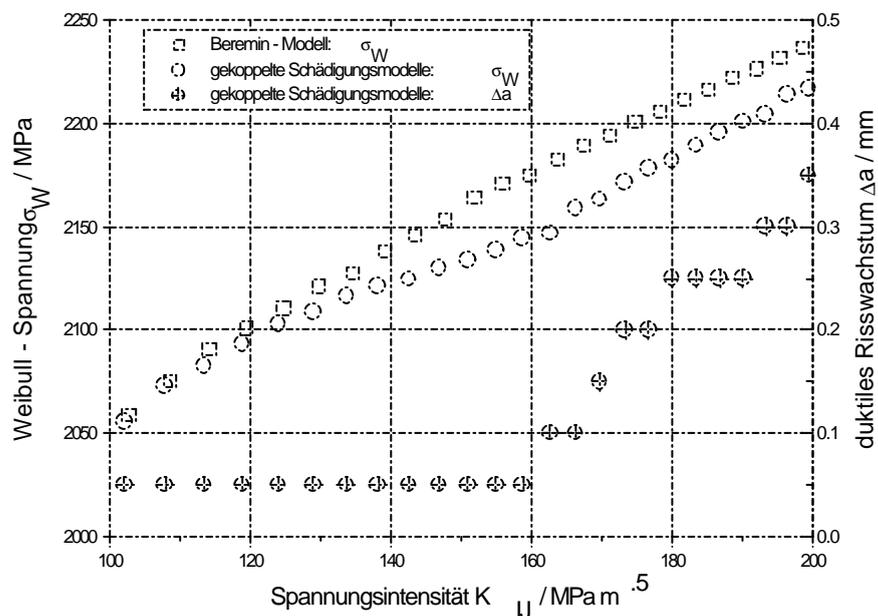


Bild 4.37: FE – Simulation einer C(T) 25 – Probe, $T = 0 \text{ °C}$, Werkstoff: 20MnMoNi5-5

5 Notkühlsimulation NKS3

Bei normalen Betriebsbedingungen kann eine Initiierung und Ausbreitung möglicher vorhandener kleiner, rissartiger Fehler in der RDB-Wand im Allgemeinen ausgeschlossen werden. Im postulierten Störfall einer Notkühlung gelangt kaltes Wasser in Kontakt mit der Oberfläche der heißen Druckbehälterwand, wodurch hohe thermische Spannungen in der Wand induziert werden. Dabei ist eine Ausbreitung möglicher Risse nicht mehr auszuschließen und nach KTA ein Nachweis für Risstopp zu führen.

Eine direkte experimentelle Untersuchung des Verhaltens eines RDB im Störfall bei einer Notkühlung ist mit vertretbarem Aufwand nicht möglich. Deshalb wurde an der MPA Stuttgart ein Versuch konzipiert, mit dem bei Verwendung repräsentativer Werkstoffzustände und Fehlergeometrien die Temperatur- und die Spannungsverhältnisse in der Wand eines RDB im Notkühlfall simuliert werden können, Bild 5.1. Im Vordergrund der in /97/ durchgeführten experimentellen und theoretischen Untersuchungen stand das Ausbreitungsverhalten von Fehlern in Umfangslage auf der Innenoberfläche hohlzylindrischer Großproben.

Da die NKS3-Probe während der Thermoschockbeanspruchung ausschließlich stabile Risserweiterung zeigte, ist dieser Versuch besonders gut zur Beurteilung des Rousselier-Modells geeignet.

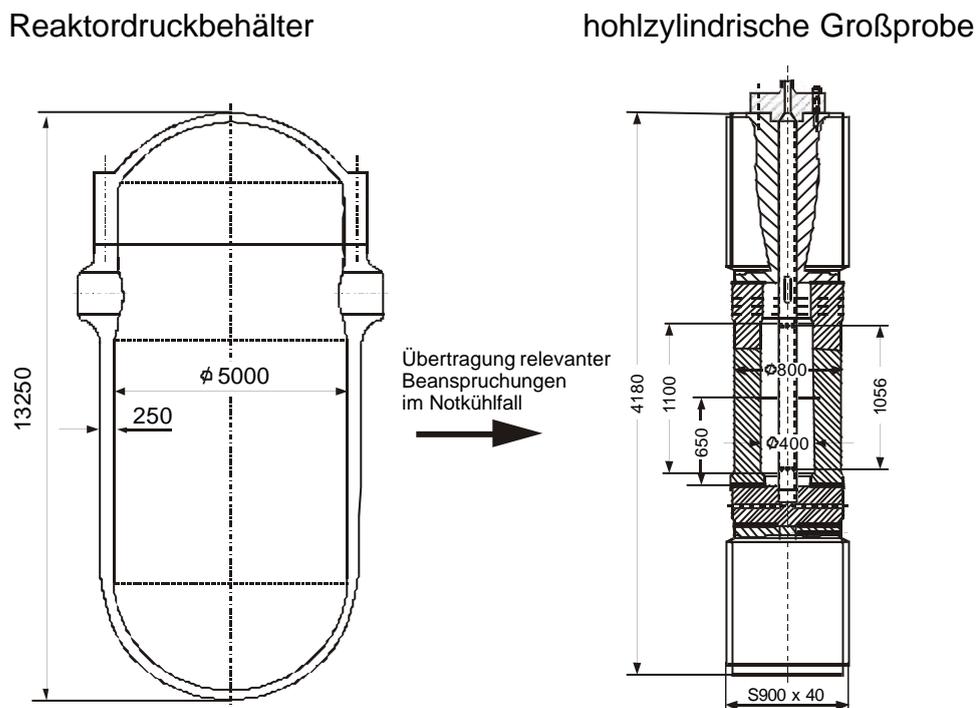


Bild 5.1: Übertragung der Beanspruchungen eines RDB bei einer Notkühlung auf eine hohlzylindrische Großprobe

5.1 Werkstoffcharakterisierung 22NiMoCr3-7

Für die Notkühlsimulation NKS3 wurde zur Herstellung der bauteilähnlichen Probe der Werkstoff 22NiMoCr3-7, Schmelze KS05, entsprechend der chemischen Zusammensetzung aus Tabelle 5.1 verwendet. Der Werkstoff besitzt ein ferritsch-bainitisches Gefüge, Bild 5.2.

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
22NiMoCr3-7	0,25	0,23	0,68	0,009	0,011	0,47	0,75	0,71	0,18

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 /97/

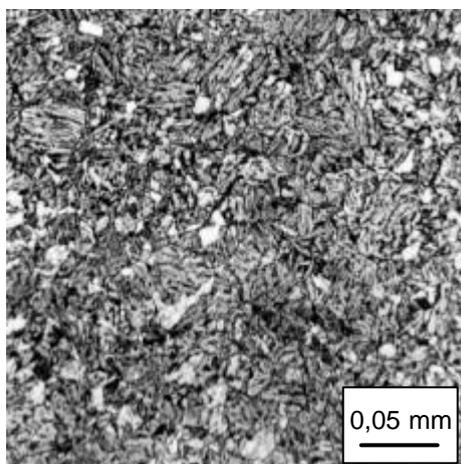


Bild 5.2: Gefügeausbildung des Probenwerkstoffs 22NiMoCr3-7

Die temperaturabhängigen Festigkeits- und Verformungskennwerte sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst. Bild 5.3 zeigt die Kerbschlagarbeit-Temperaturkurve in der für die Fehlerlage relevanten L-S Richtung. Durch die über die Außenoberfläche durchgeführte Wärmebehandlung ist eine Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit vom Entnahmeort festzustellen /98/.

T / °C	E / MPa	R _{p0,2} / MPa	R _m / MPa	A ₅ / %	Z / %
20	210000	563	723	20,6	60
160	200000	519	672	18,5	59
220	194200	504	568	18,2	55
260	190300	536	699	16,8	52,5
320	184400	523	702	20,4	57,5

Tabelle 5.2: Temperaturabhängige Kennwerte für den Werkstoff 22NiMoCr3-7

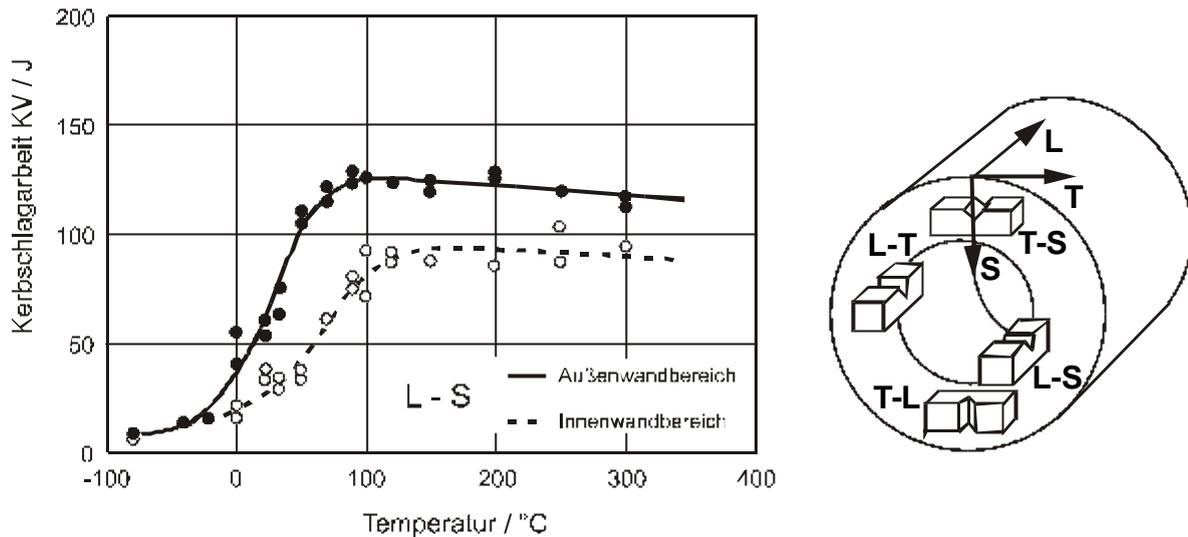


Bild 5.3: Kerbschlagarbeit – Temperaturkurve, Werkstoff: 22NiMoCr3-7

5.2 Experiment NKS3

In einen Hohlzylinder mit einem Außendurchmesser von $D_a = 800$ mm und einem Innendurchmesser von $D_i = 400$ mm wurde maschinell eine rotationssymmetrische Kerbe mit einer Tiefe von 20 mm eingearbeitet. Ausgehend von dem durch Funkenerosion angeschärften Kerbgrund wurde ein Schwingriss bis zu einem a/W – Verhältnis von 0,3 eingebracht. Nach Aufbringen der Zuglast von 100 MN und Einstellen des Innendrucks von rund 30 MPa erfolgte die Kaltwassereinspeisung in die mit rund 300 °C heißem Wasser gefüllte und von außen aufgeheizte Probe. Last und Innendruck wurden während des Versuchs konstant gehalten.

Um ein möglichst genaues Bild der Vorgänge in der Probe während des Versuchs zu erhalten, wurde das Bauteil mit insgesamt 71 Dehnmessstreifen, Thermoelementen und Weggebern instrumentiert. Die Verteilung der Temperaturmessstellen in axialer und radialer Richtung in der Probe ist in Bild 5.4 dargestellt. Bereits vor Beginn des Thermoschockexperiments ist durch die auf die Außenoberfläche aufgelegten Heizmatten ein Temperaturgradient in der Probe festzustellen, Bild 5.5. Die Temperaturen an der Innenoberfläche der Probe betragen gleichmäßig rund 300 °C, an der Außenoberfläche wurden unterschiedliche Temperaturen gemessen. Die maximale Temperatur betrug dabei rund 430 °C.

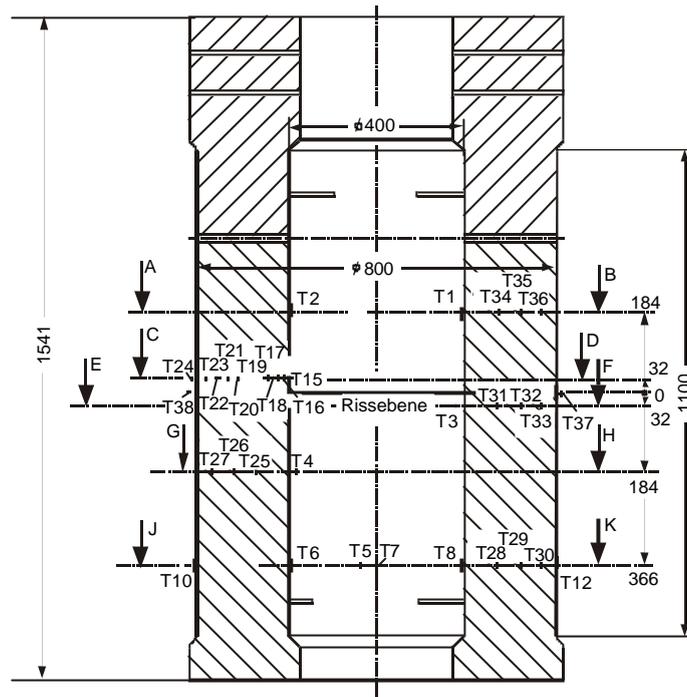


Bild 5.4: Lage der Thermoelemente in der NKS3 – Probe

Durch die Kaltwassereinspeisung begann die Abkühlung der Probe ausgehend von der Probeninnenoberfläche. Der Verlauf der Temperatur in Abhängigkeit der Zeit und des Radius ist in Bild 5.5 beispielhaft für den Querschnitt C – D, Bild 5.4, dargestellt. Deutlich ist der durch die Abkühlung entstehende starke Temperaturgradient in der Probe zu erkennen. Eine Analyse der Temperaturverteilung in der Probe zeigt, dass die für den Versuch angestrebte rotationssymmetrische Abkühlung nicht immer erreicht wurde, **Bild 5.6**. Auch in axialer Richtung ergaben sich deutliche Unterschiede im Temperaturverlauf, **Bild 5.7**.

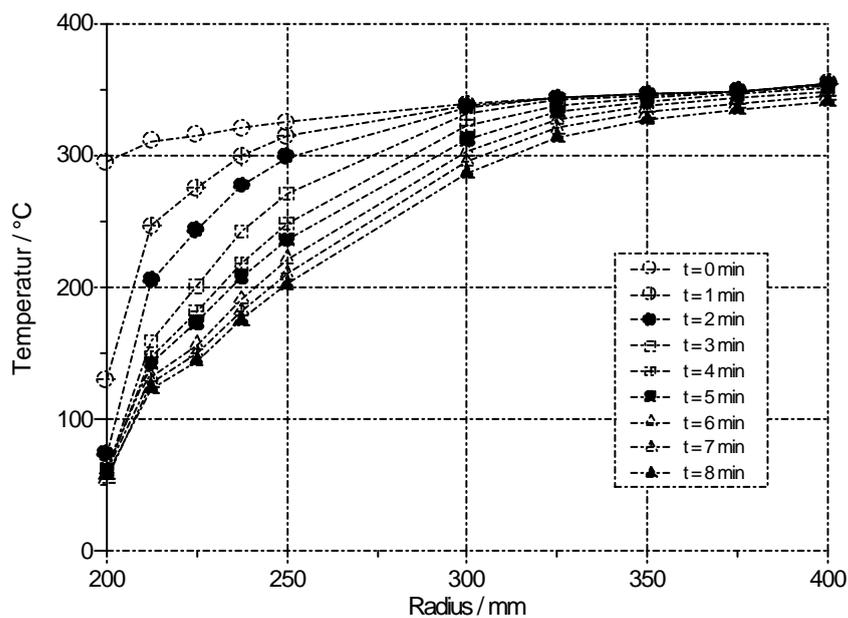


Bild 5.5: Temperaturverlauf in radialer Richtung, Querschnitt C – D

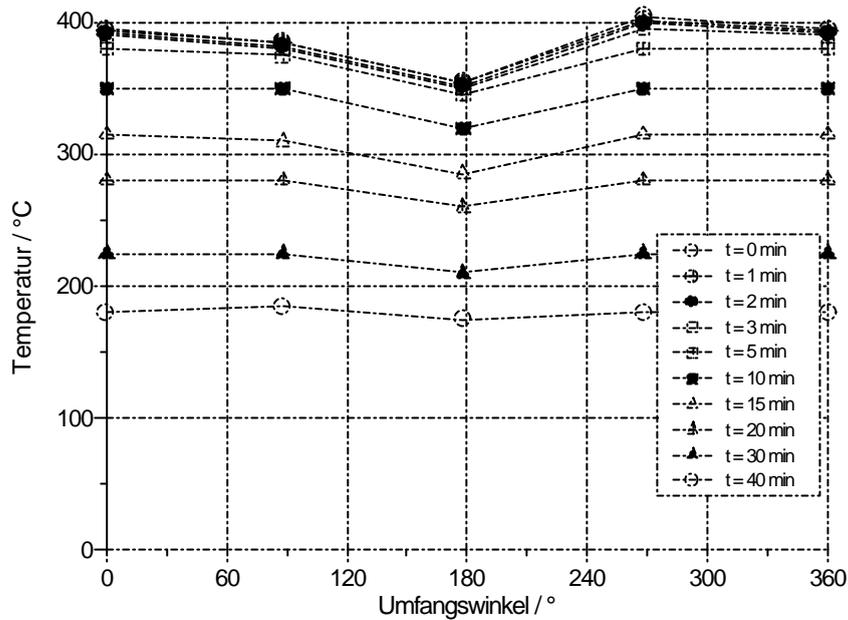


Bild 5.6: Temperaturverlauf abhängig von der Umfangslage, Querschnitt J – K

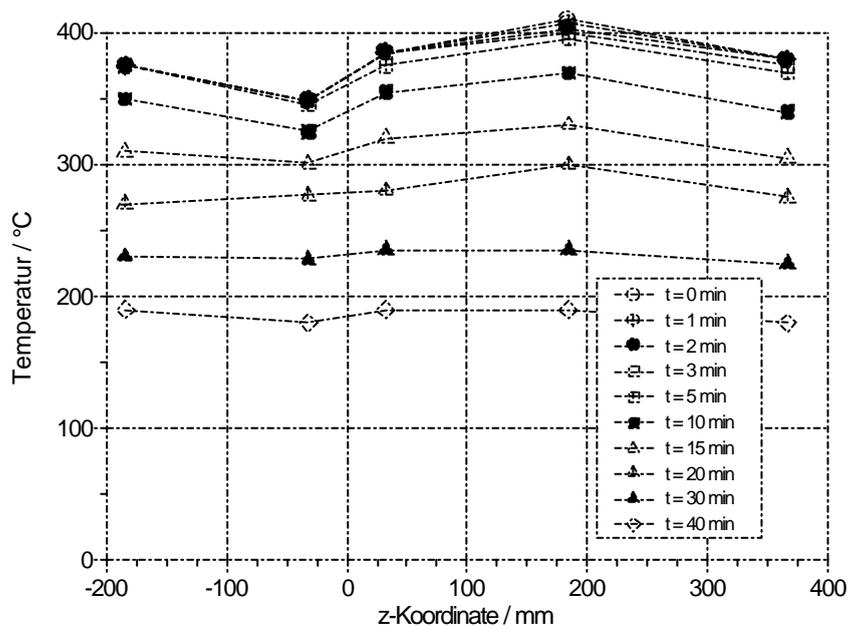


Bild 5.7: Temperaturverlauf in axialer Richtung, Radius R = 375 mm

Nach dem Experiment wurden fraktographisch die Ausgangsriszlänge und das entsprechende stabile Risswachstum ermittelt, [Bild 5.8](#). Dabei ergab sich die gemittelte Ausgangsrisstiefe zu 62,8 mm bei einer durchschnittlichen duktilen Risserweiterung von 3,6 mm /97/.

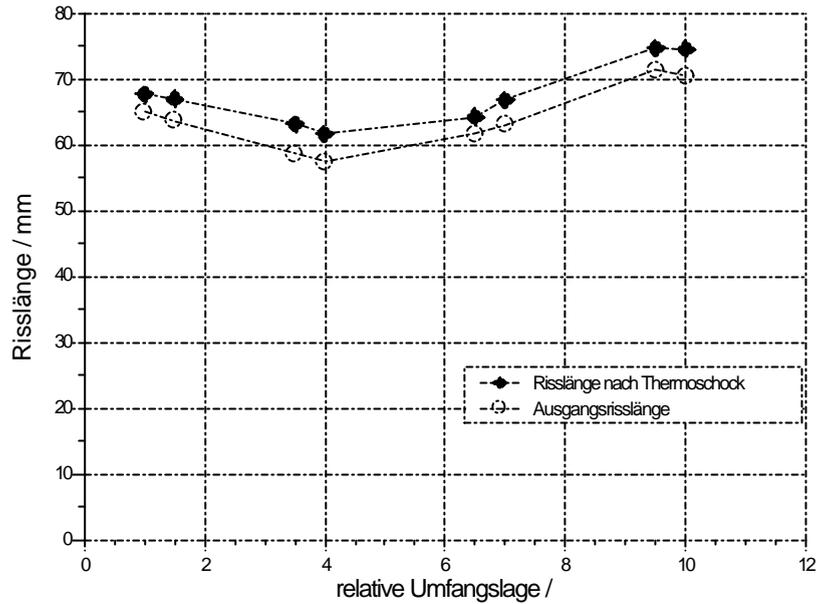


Bild 5.8: Ausgangs – und Endrislänge NKS3, fraktographisch ermittelt

Das Rissprofil der NKS3 – Probe nach dem Versuch ist in **Bild 5.9** dargestellt. Gut ist das Risswachstum und die Porenbildung im Bereich der Risspitze zu erkennen. REM – Untersuchungen der Bruchfläche zeigen deutlich die typische Wabenstruktur bei duktilem Versagen. In **Bild 5.10** ist zusätzlich der Übergang von Schwingriss, „stretched zone“ zum stabilen duktilen Risswachstum zu erkennen.

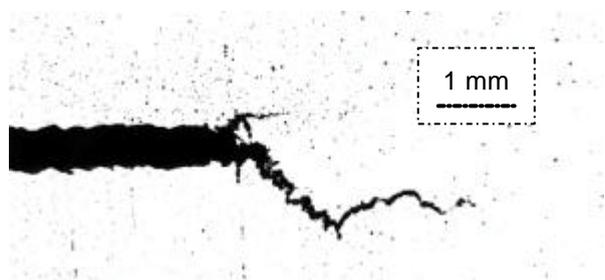


Bild 5.9: Schliff – Aufnahme der NKS3 –Probe, Werkstoff: 22NiMoCr3-7

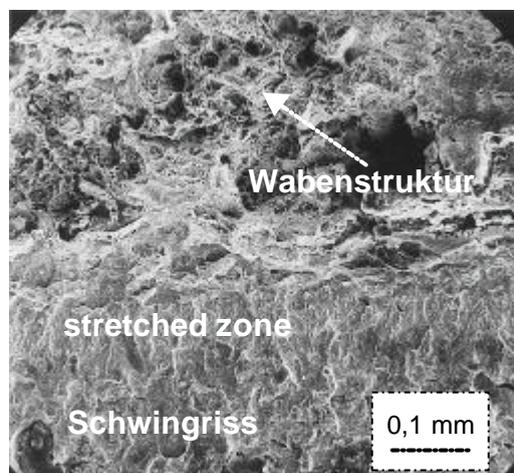


Bild 5.10: REM Aufnahme der NKS3 –Bruchfläche, Werkstoff: 22NiMoCr3-7

5.3 Ermittlung Rousselier – Parameter

Wie in Kapitel 4 gezeigt, werden die Vorgänge beim Zähbruch durch den „local – approach“ – Ansatz von Rousselier sehr gut abgebildet. Daher soll im Folgenden das Rousselier – Modell zur Beschreibung des Versagensverhaltens der NKS3 – Probe verwendet werden. Dabei ist zu zeigen, dass das Rousselier – Modell auch zur Simulation des Verhaltens von Großproben bzw. Bauteilen bei komplexen mechanischen und thermisch – transienten Beanspruchungen in der Zähigkeits – hochlage geeignet ist. Zur Ermittlung der Rousselier – Parameter für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 werden Experimente an gekerbten Rundzugproben und C(T) – Proben bei verschiedenen Temperaturen verwendet.

5.3.1 Ermittlung Rousselier – Parameter f_0

Als Anfangshohlraumvolumen wird das Volumen bezeichnet, das durch gebrochene oder losgelöste Teilchen entsteht. Für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 kann das Hohlraumvolumen f_0 mit guter Näherung gleich dem Volumen des zum Hohlraum führenden Teilchens, dem Mangansulfid, gesetzt werden /99/. Nach Franklin /53/, Gl. (4-1), lässt sich der Volumenanteil des Mangansulfids aus der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs berechnen. Aus der Werkstoffzusammensetzung von 22NiMoCr3-7 (S = 0,011 %, Mn = 0,68 %) ergibt sich ein Wert für f_0 von rund 0,0005.

5.3.2 Ermittlung Rousselier – Parameter σ_k

Mit einem Anfangshohlraumvolumen f_0 von 0,0005 kann σ_k numerisch kalibriert werden. Dazu stehen Ergebnisse aus Zugversuchen an gekerbten Rundzugproben mit unterschiedlichen Kerbradien und Temperaturen zur Verfügung. Die Anpassung von σ_k erfolgt durch systematische Variation des Parameters bei konstanter Temperatur und Kerbradius und Vergleich mit den entsprechenden Experimenten. Danach wird der ermittelte Parametersatz durch Berechnungen bei anderen Temperaturen und Kerbradien verifiziert.

Bild 5.11 zeigt den Verlauf der Reaktionskraft aus der FE – Simulation im Vergleich zu der experimentell ermittelten Last in Abhängigkeit von der Einschnürung bei einem Kerbradius von $R = 2$ mm und einer Temperatur von $T = 220$ °C. Dabei wird das experimentelle Last – Einschnürverhalten durch die FE – Simulation gut abgebildet. Die beste Übereinstimmung zwischen FE – Simulation und den untersuchten Experimenten AE2-22 und AE2-23 bezüglich des Knickpunktes der Last – Einschnürungskurve ergibt sich durch $\sigma_k = 445$ MPa. Dieser Wert hat auch schon bei vergleichbaren Werkstoffen zu guten Ergebnissen geführt /15, 17, 99/.

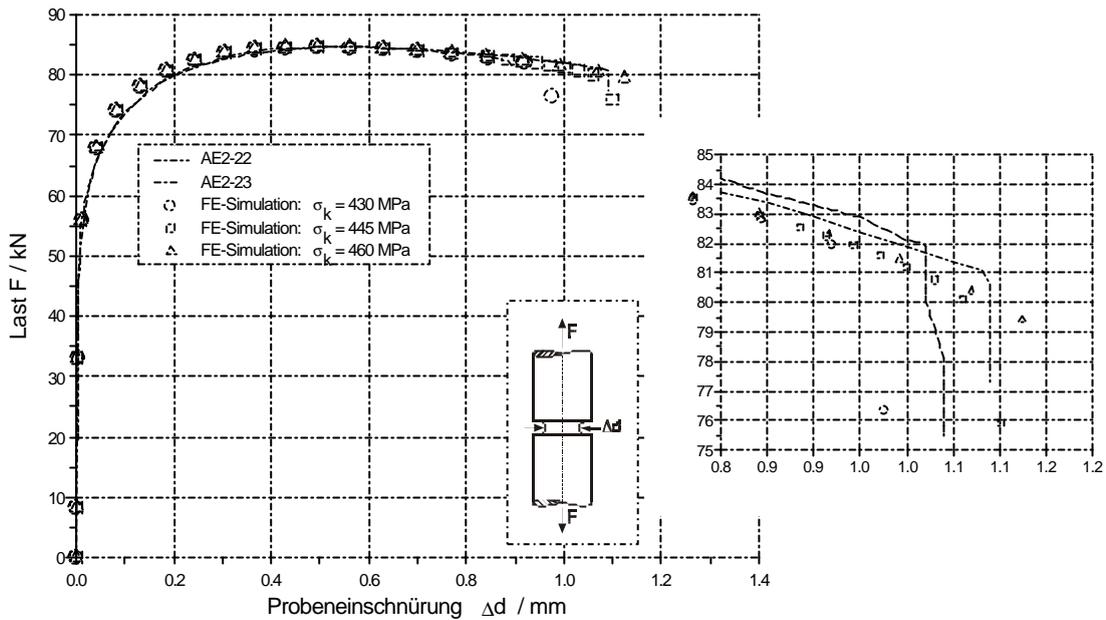


Bild 5.11: Experimentell ermitteltes und berechnetes Last – Einschnürungsverhalten einer gekerbten Rundzugprobe, $f_0 = 0,0005$, $T = 220 \text{ °C}$, Werkstoff: 22NiMoCr3-7

Untersuchungen bei den Temperaturen $T = 100 \text{ °C}$, $T = 260 \text{ °C}$, $T = 290 \text{ °C}$ und $T = 320 \text{ °C}$ bei einem Kerbradius $R = 2 \text{ mm}$ bestätigen den ermittelten Wert für σ_k von 445 MPa. Berechnungen von gekerbten Rundzugproben mit den Radien $R = 4 \text{ mm}$ und $R = 10 \text{ mm}$ bei $T = 100 \text{ °C}$ zeigen die gute Beschreibung des Last – Einschnürungsverhaltens der Proben (13A1 bis 13A6) durch die FE – Simulation mit den Rousselier – Parametern $f_0 = 0,0005$ und $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, **Bild 5.12**.

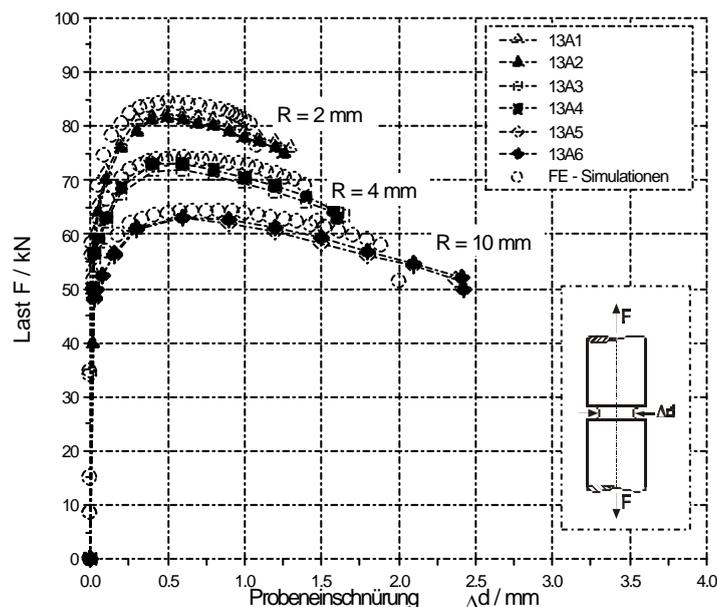


Bild 5.12: Experimentell ermitteltes und berechnetes Last – Einschnürungsverhalten gekerbter Rundzugproben, $f_0 = 0,0005$, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $T = 100 \text{ °C}$, Werkstoff: 22NiMoCr3-7

5.3.3 Ermittlung Rousselier – Parameter l_c

Für die FE – Simulation ist, wie in Kapitel 4.2 gezeigt, neben dem Anfangshohlraumvolumen f_0 und der Spannung σ_k , auch der Abstand der zur Hohlraumbildung führenden Teilchen werkstoffabhängig zu bestimmen. Dieser Abstand l_c geht direkt als Abstand zweier Gaußpunkte in die FE – Modellierung ein.

Das Last – Verformungsverhalten einer Struktur ist abhängig vom Risswachstum. Dadurch kann mit Hilfe einer systematischen Variation der Elementlänge im FE – Modell das im Versuch bestimmte Probenverhalten numerisch angenähert werden. Für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 stehen dazu Experimente an seitengekerbten C(T) 25 – Proben bei den Temperaturen $T = 160 \text{ °C}$ (EB6) und $T = 220 \text{ °C}$ (EB8) zur Verfügung.

Die Modellierung der C(T) 25 – Proben erfolgt unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes durch acht – knotige Elemente mit vier Integrationspunkten. Dadurch beträgt die Kantenlänge der verwendeten Elemente $2 \cdot l_c$.

Bild 5.13 zeigt das Risswachstum von FE – Simulationen mit Elementlängen von $2 \cdot l_c = 0,1 \text{ mm}$, $0,2 \text{ mm}$ und $0,4 \text{ mm}$ im Vergleich zum Experiment C(T)25EB6. Dabei beschreibt das FE – Modell mit einer Elementlänge von $0,2 \text{ mm}$ das Experiment am Besten. Die Gegenüberstellung des Last – COD Verlaufs von Experiment und Berechnung bestätigt diese Aussage, Bild 5.14.

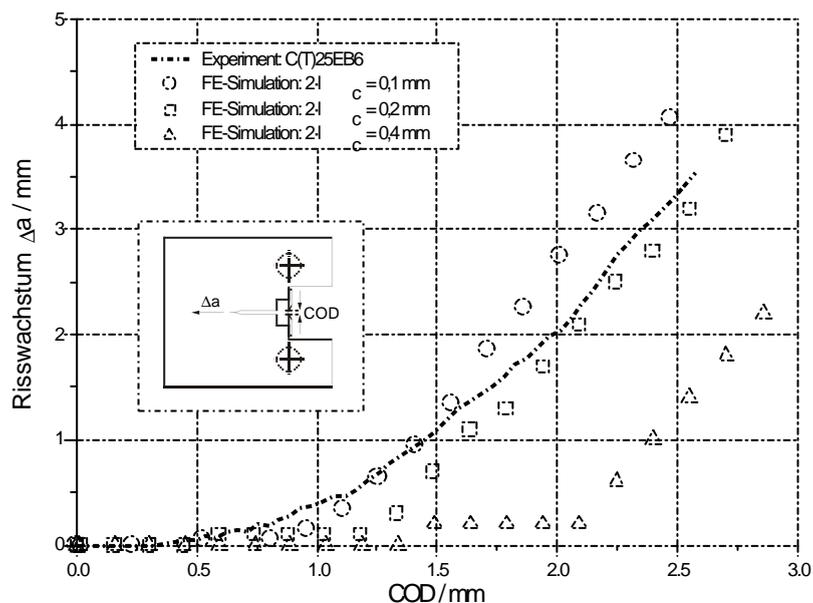


Bild 5.13: Experimentell ermitteltes und berechnetes Risswachstum – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $f_0 = 0,0005$, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $T = 160 \text{ °C}$, Werkstoff: 22NiMoCr3-7

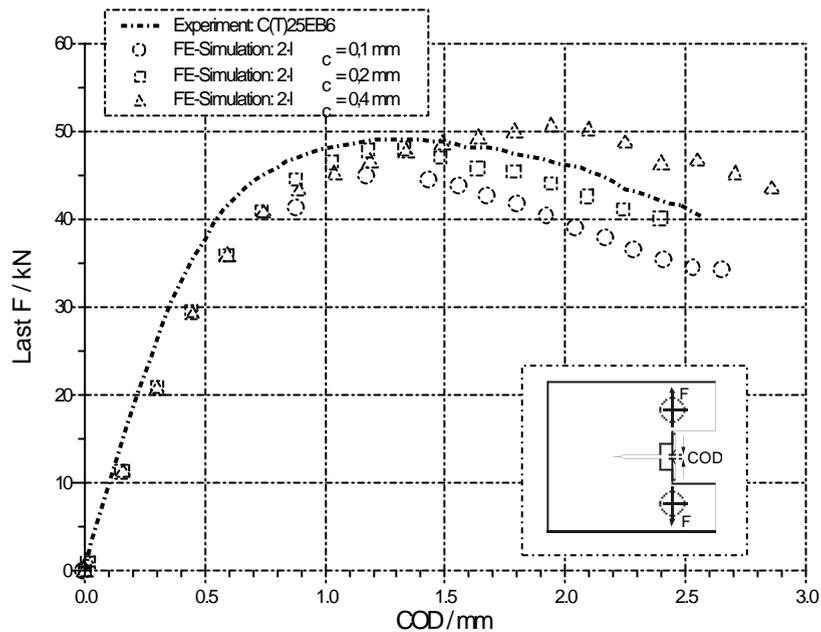


Bild 5.14: Experimentell ermitteltes und berechnetes Last – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $f_0 = 0,0005$, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $T = 160 \text{ }^\circ\text{C}$, Werkstoff: 22NiMoCr3-7

5.4 FE – Simulation NKS3

Für die FE – Modellierung der NKS3-Probe wird eine über dem Umfang gleiche Ausgangsriszlänge, eine zeitlich gleichbleibende mechanische Belastung und eine sowohl axial als auch über dem Umfang gleichmäßige Abkühlung postuliert. Durch diese Annahmen ist eine Modellierung symmetrisch zur Rissebene und zur Rotationsachse möglich, Bild 5.15.

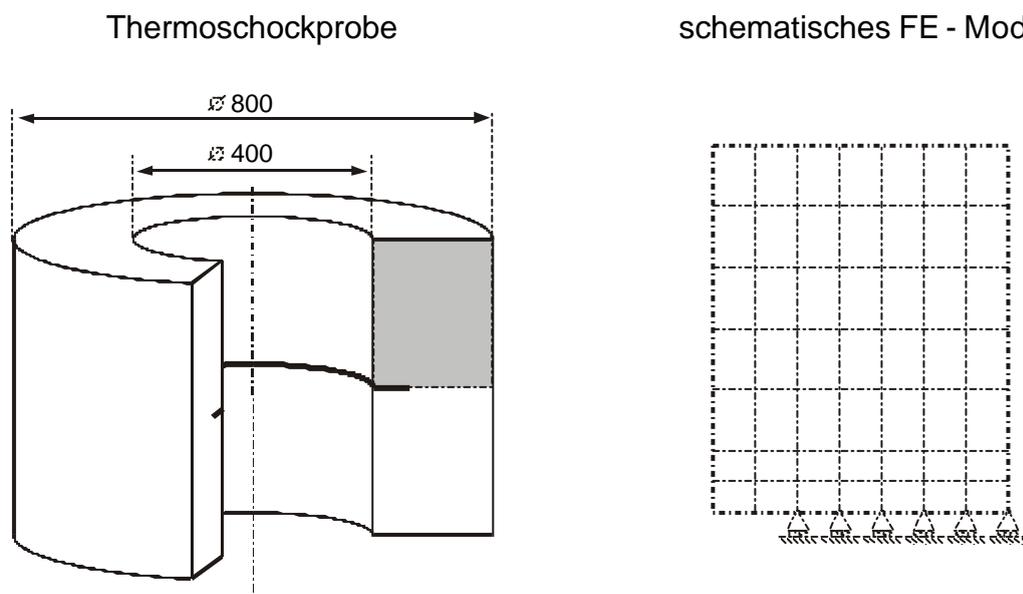


Bild 5.15: Schematische Darstellung des FE – Modells der NKS3 – Probe

Beim Thermoschockexperiment NKS3 wurde kaltes Wasser mit Druck in die mit heißem Wasser gefüllte Probe eingebracht. Dies führt zu sehr komplexen Strömungs – und Temperaturverteilungen im Kühlmedium.

Zur numerischen Darstellung dieses komplexen Abkühlverhaltens der Probe kann zum Beispiel die FEM verwendet werden. Dabei wird die Temperaturverteilung in der Probe zeitabhängig aus der Wärmekapazität, der Wärmeleitung und dem Wärmeübergang zwischen der Probenwand und dem Kühlmedium berechnet. Wie eigene Untersuchungen und die Ergebnisse in /97,99/ zeigen, kann jedoch eine FE – Berechnung aufgrund der sehr komplexen Randbedingungen die zeitabhängige Temperaturverteilung in der Probe nur näherungsweise beschreiben. Eine andere Vorgehensweise ist die Definition der Temperatur in Abhängigkeit der Zeit für jeden Knoten des FE – Modells mit Hilfe der Messdaten aus dem Experiment. Diese Methode wird im Folgenden zur Darstellung der instationären Temperaturverteilung in der Probe verwendet.

Wie in Kapitel 5.2 dargestellt, konnte im Experiment NKS3 eine nur bedingt gleichmäßige und rotationssymmetrische Abkühlung der Probe erreicht werden. Deshalb werden für die numerischen Untersuchungen des Thermoschockexperiments zwei unterschiedliche Temperaturverteilungen verwendet.

Die Temperaturverteilung aus Bild 5.5, nachfolgend mit Querschnitt C – D bezeichnet, verwendet genau die experimentellen Werte, die im Querschnitt C – D gemessen wurden. Das heißt, die zeitabhängigen Messwerte der Thermoelemente T15 – T24 werden direkt auf das FE – Modell der NKS3 – Probe aufgebracht. Querschnitt C – D ist repräsentativ für einen geringen Temperaturgradienten in der Probenwand. Querschnitt X – X, Bild 5.16, dagegen repräsentiert einen Temperaturverlauf für einen Querschnitt, der die maximalen Temperaturen gemessen an der Außenoberfläche der Probe berücksichtigt. Damit wird ein sehr starker Temperaturgradient dargestellt. Durch die Berücksichtigung zweier Temperaturverteilungen in der FE - Simulation kann die ungleichmäßige Abkühlung der NKS3 – Probe im Experiment abgebildet werden.

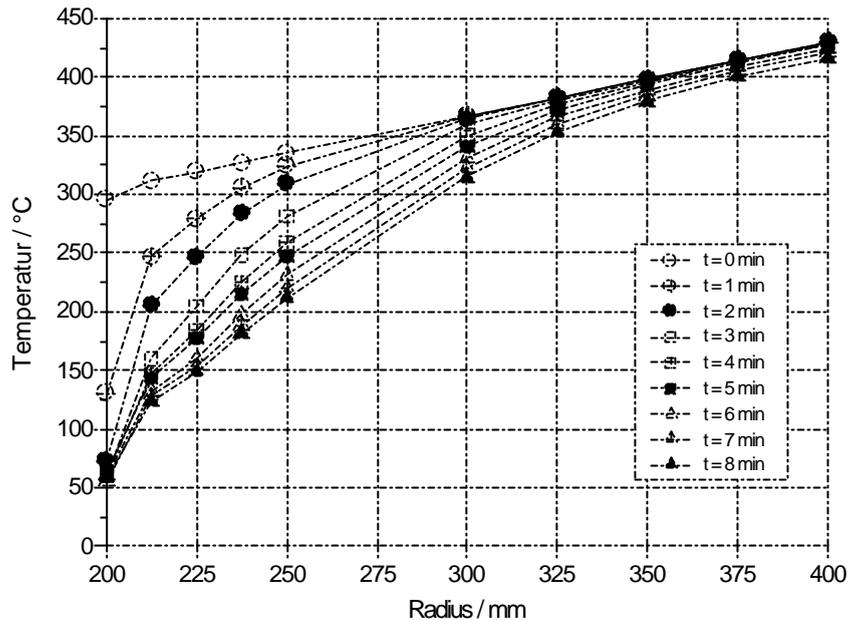


Bild 5.16: Temperaturverlauf in radialer Richtung, Querschnitt X – X

Zur Simulation des Versagensverhaltens der NKS3 – Probe werden die in Kapitel 5.3 ermittelten Parameter des Rousselier – Modells für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 ($f_0 = 0,0005$, $\sigma_k = 445$ MPa und $2 \cdot l_c = 0,2$ mm) verwendet. Dabei werden nach der Definition der Ausgangstemperaturverteilung in der Probe die mechanischen Lasten (Innendruck und Zugkraft) aufgebracht. Erst danach beginnt die Abkühlung entsprechend der vorgegebenen Temperaturverteilung.

Bild 5.17 zeigt den Einfluss der beiden Abkühlungsrandbedingungen auf das numerisch bestimmte Risswachstum bei einer mittleren Ausgangsrisslänge von $a = 62,8$ mm. Dabei ist das Risswachstum in Abhängigkeit der Zeit dargestellt. Der Beginn des Thermoschocks ist bei $t = 0$ min. Für beide Temperaturverteilungen folgt aus der FE – Simulation ein Risswachstum bereits vor Beginn der Abkühlung beim Aufbringen der mechanischen Lasten. Eine Temperaturverteilung entsprechend Querschnitt C – D führt zu einer Unterschätzung, eine Temperaturverteilung entsprechend Querschnitt X – X zu einer Überschätzung des im Experiment ermittelten Risswachstums. Das abhängig von der Temperaturverteilung numerisch bestimmte Risswachstum hüllt die im Experiment ermittelte und über dem Umfang ungleiche duktile Risserweiterung ein.

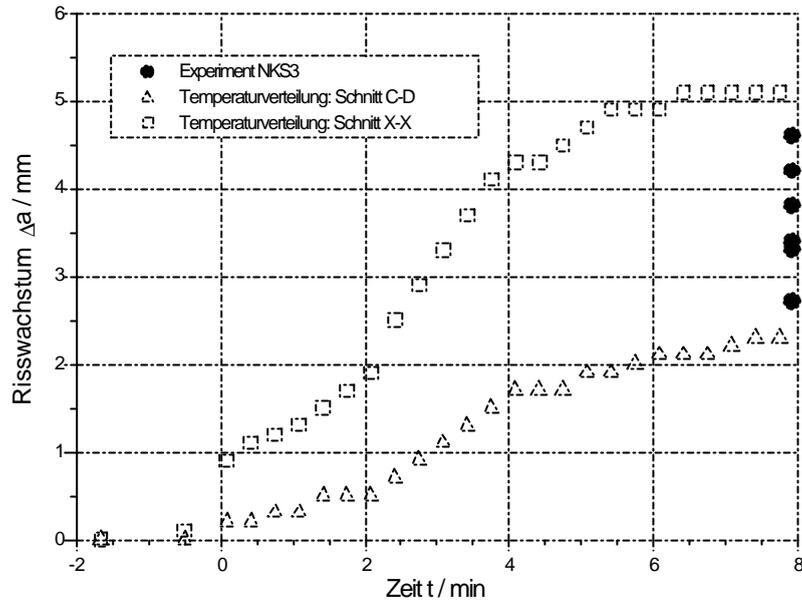


Bild 5.17: Risswachstum in Abhängigkeit der Zeit bei mittlerer Ausgangsrisslänge

In **Bild 5.18** ist der Verlauf der Rissöffnung (COD) aus dem Experiment im Vergleich zur FE – Simulation in Abhängigkeit der Zeit dargestellt. Das COD wurde während des Experiments mit fünf über den Umfang verteilten Wegaufnehmern gemessen. Die berechneten Rissöffnungen aus den FE – Simulationen mit den Temperaturverteilungen Querschnitt C – D und Querschnitt X – X beschreiben bei mittlerer Ausgangsrisslänge ($a = 62,8$ mm) die von den Wegaufnehmern G2 bis G4, G6 und G7 gemessenen Werte gut. Damit wird die gute numerische Beschreibung des Experiments NKS3 mit Hilfe des local – approach Ansatzes von Rousselier bestätigt.

Zur Darstellung des Einflusses der Ausgangsrisslänge auf das Risswachstum werden FE – Simulationen mit der Temperaturverteilung Querschnitt C – D mit unterschiedlichen Ausgangsrisslängen durchgeführt, **Bild 5.19**.

Untersucht werden neben der mittleren Ausgangsrisslänge $a = 62,8$ mm, die minimale Ausgangsrisslänge $a = 57,4$ mm und die maximale Ausgangsrisslänge $a = 71,4$ mm. Wie die Ergebnisse andeuten, haben die ungleichmäßigen Ausgangsrisstiefen im Experiment nur einen geringen Einfluss auf den Betrag des berechneten Risswachstums.

Die durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass das Rousselier – Modell zur Berechnung von komplexen mechanischen und thermisch – transienten Beanspruchungen in der Zähigkeitshochlage gut geeignet ist.

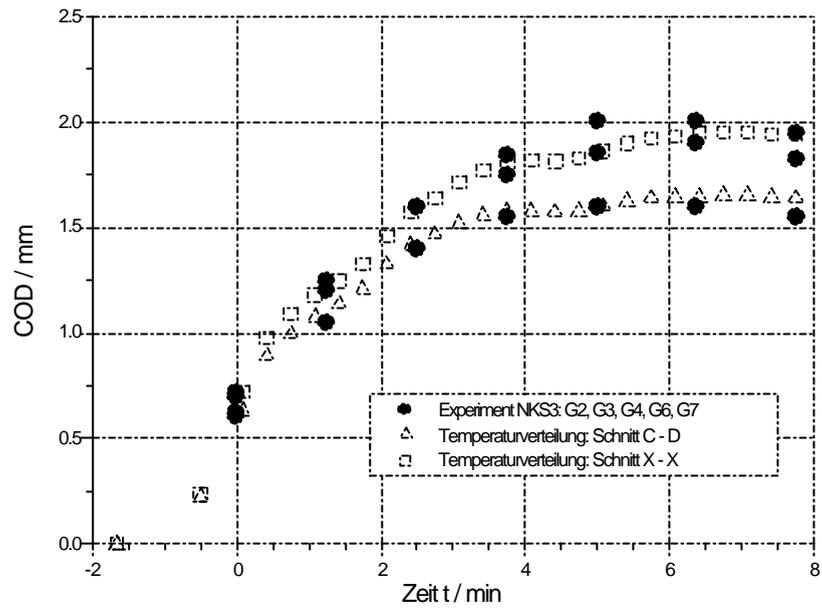


Bild 5.18: Vergleich COD – Verlauf aus FE – Simulation und Experiment

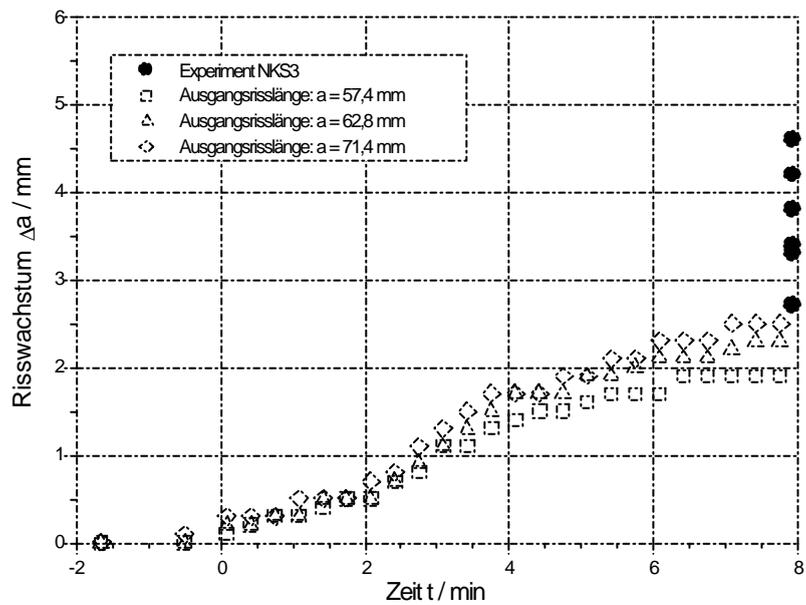


Bild 5.19: Risswachstum für unterschiedliche Ausgangsrislängen

6 Notkühlsimulation NT3

Ziel des Thermoschockexperiments NT3 war die experimentelle Untersuchung des Verhaltens eines niedrigzähigen Behälterwerkstoffs hinsichtlich Risseinleitung, Rissausbreitung und Rissstopp bei überlagerter thermischer und mechanischer Beanspruchung. Der dabei verwendete Werkstoff, 17MoV8-4 modifiziert, repräsentiert durch seine Festigkeitseigenschaften und seine hohe Übergangstemperatur eine Versprödungssituation, wie sie in kupferhaltigen Nähten im Kernbereich eines RDB am Ende der Betriebszeit zu erwarten ist /100/.

6.1 Werkstoffcharakterisierung 17MoV8-4 mod.

Die NT3 – Probe wurde bei der BGH Edelstahl Siegen hergestellt. Dabei wurde ein erschmolzener Block zunächst mit einem Stauchungsgrad von 1,3 gestaucht, gelocht, über einen Dorn mit einem Umformgrad von 1,85 hohl ausgeschmiedet und danach wärmebehandelt.

Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 17MoV8-4 mod. ist in Tabelle 6.1 dargestellt. Nach der Wärmebehandlung besitzt der Werkstoff ein bainitisches Gefüge /100/, Bild 6.1.

Werkstoff	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu
17MoV8-4 mod.	0,17	0,31	0,63	0,014	0,34	1,07	0,25	0,35	0,10

Tabelle 6.1: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 17MoV8-4 mod.

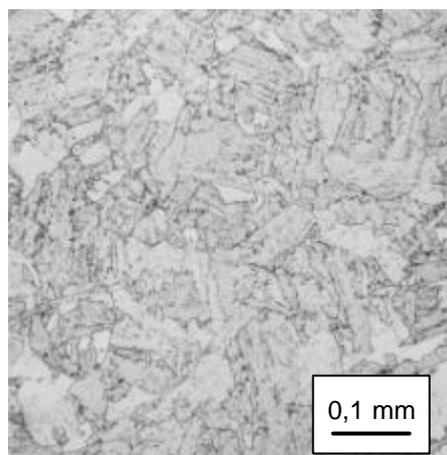


Bild 6.1: Gefügeausbildung beim Probenwerkstoff 17MoV8-4 mod.

Zur Werkstoffcharakterisierung wurde aus der NT3 – Probe ein Ring der Länge 400 mm entnommen, um daraus Zug –, Kerbschlagbiege – und Bruchmechanikproben zu fertigen.

Die Kerbschlagarbeiten sind in Abhängigkeit von der Temperatur, der Entnahmerichtung und dem Entnahmeort in Bild 6.2 dargestellt. Es ist eine deutliche Streuung der ermittelten Kerbschlagarbeit vor allem im Übergangsgebiet und eine zum Teil starke Abhängigkeit vom Entnahmeort und der Entnahmerichtung festzustellen.

Bild 6.3 zeigt die temperaturabhängigen Festigkeitskennwerte $R_{p0,2}$ und R_m . Die Ersatzstreckgrenze und die Zugfestigkeit zeigen nur eine geringe Abhängigkeit von der Temperatur. Ein starker Einfluss des Entnahmeorts auf die Werkstoffkennwerte ist jedoch zu erkennen.

Die Bestimmung der Rissinitiierungskennwerte erfolgte an C(T)25, C(T) 50 und TP(B) – Proben, die in L – S – Richtung entnommen wurden. In der Tieflage und im unteren Übergangsbereich der Bruchzähigkeit wurden die Proben nach ASTM E 399 – 90 ausgewertet und bei Erfüllung der Gültigkeitskriterien als K_{Ic} – Werte bezeichnet. Bei Proben, die stabiles Risswachstum zeigten, wurde der physikalische Risseinleitungswert J_i nach /51/ bestimmt. Diese J – Werte wurden formal unter Annahme des ebenen Dehnungszustandes in K_{Ic} – Werte umgerechnet. Bild 6.4 zeigt eine zusammenfassende Darstellung dieser Bruchmechanikkennwerte. Die nach ASTM E 1221 – 88 bestimmten K_{Ia} -Werte sind zusätzlich zu den Initiierungskennwerten in Bild 6.4 dargestellt.

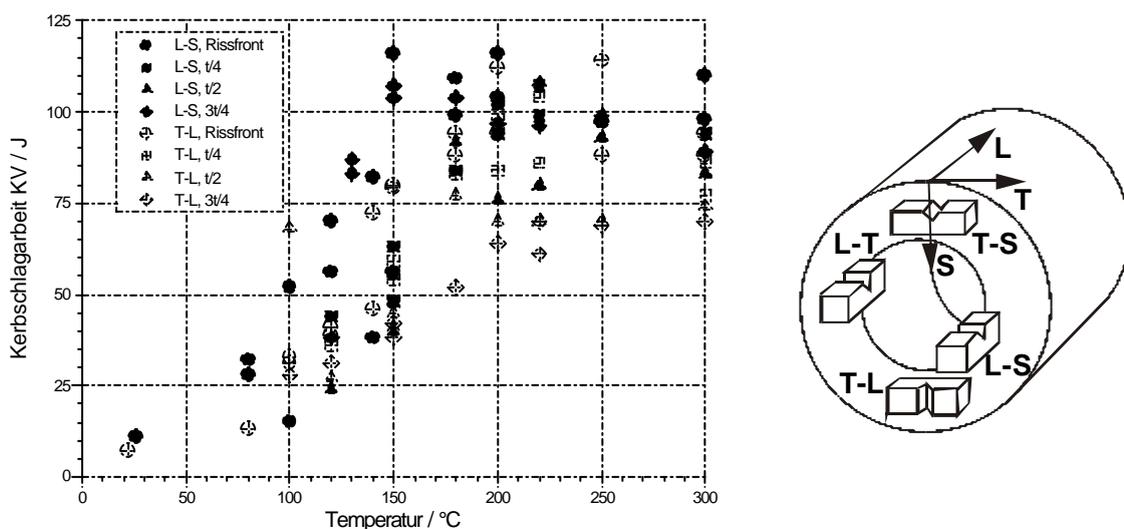


Bild 6.2: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Temperatur, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

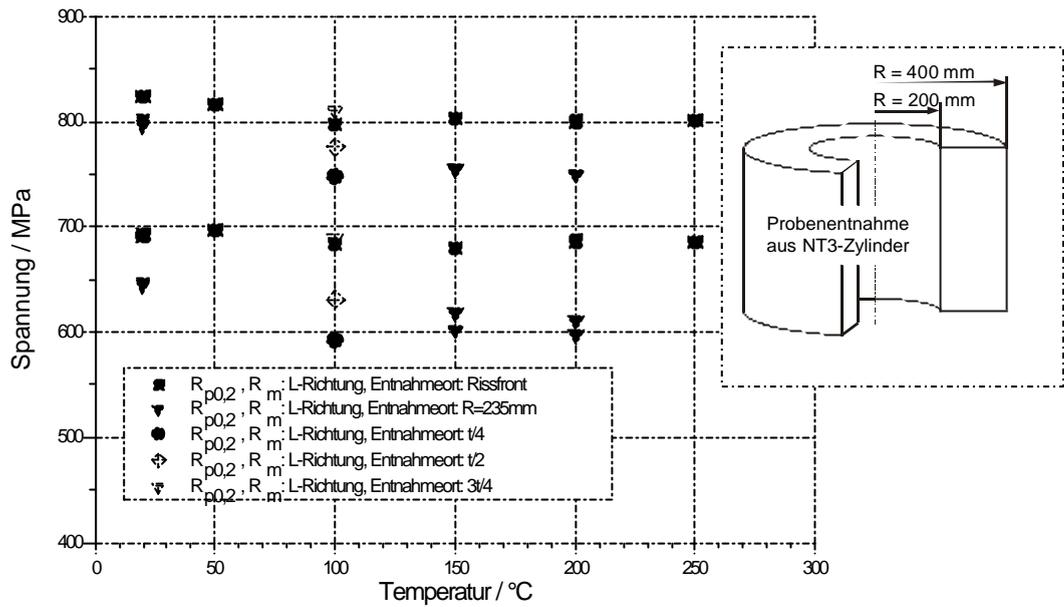


Bild 6.3: Festigkeitskennwerte $R_{p0,2}$ und R_m in Abhängigkeit der Temperatur, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

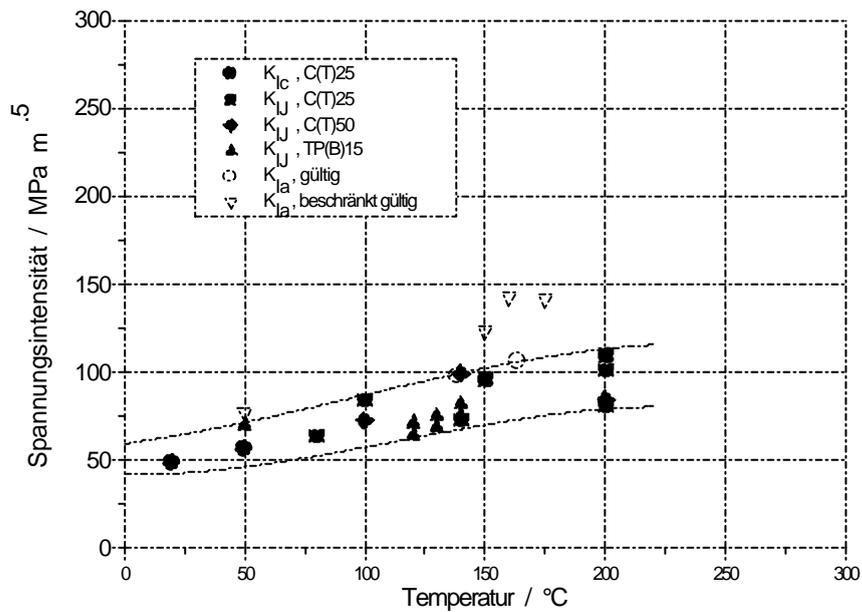


Bild 6.4: Rissinitiierungs – und Rissstoppkennwerte in Abhängigkeit der Temperatur, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.2 Experiment NT3

Die Geometrie der NT3 – Probe entspricht einem Hohlzylinder mit einem Außendurchmesser von $D_a = 800$ mm und einem Innendurchmesser von $D_i = 400$ mm. Nach Einbringen des rotationssymmetrischen rissartigen Fehlers mit einem a/w – Verhältnis von 0,1, Einstellen der Prüftemperatur, der Zug – und Innendruckbeanspruchung (Zuglast: 15 MN, Innendruck: 5 MPa) wurde die Abkühlung eingeleitet. Während des Versuches wurden die relevanten Daten mit Hilfe von Thermoelementen, Wegaufnehmern (Messung COD) und Dehnmessstreifen aufgenommen. Die Messungen der bei instabiler Rissausbreitung stattfindenden Schallemissionen erfolgte mit Hilfe von sechs im Bereich des Rissquerschnitts über den Umfang verteilten Messsonden.

Bild 6.5 stellt den Temperaturverlauf in der NT3 – Probe beispielhaft für den Querschnitt C – D in Abhängigkeit der Versuchszeit dar. Zeitpunkt Null entspricht der Einspeisung des kalten Kühlwassers in die aufgeheizte und mit Wasser gefüllte Probe. Gut ist die rasche Abkühlung der Probeninnenoberfläche zu erkennen. Eine genaue Analyse der Messwerte aller Thermoelemente ergibt, dass keine relevanten Temperaturgradienten in axialer bzw. in Umfangsrichtung in der Probe während der Abkühlung vorhanden waren.

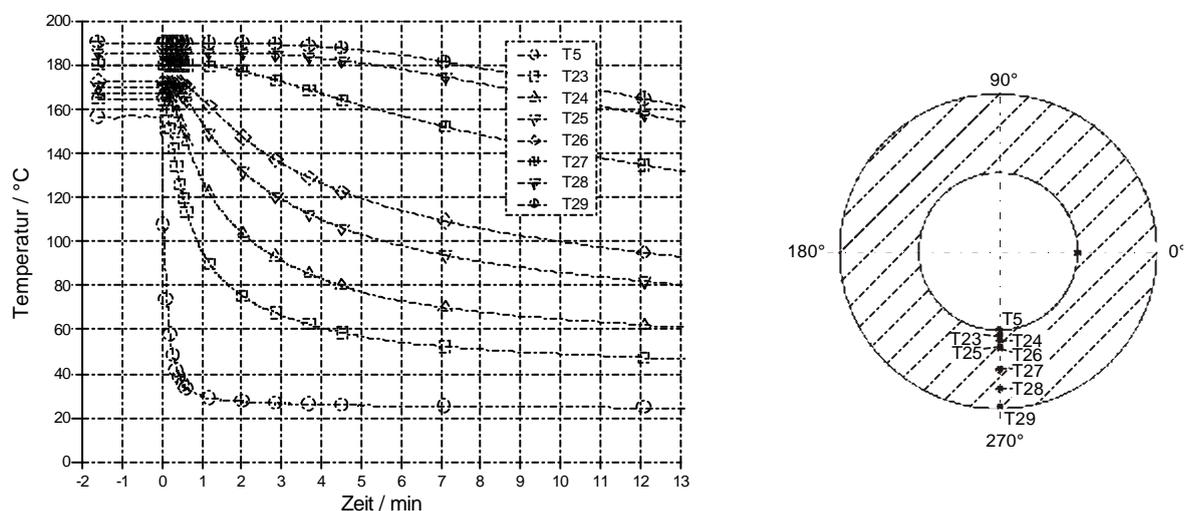


Bild 6.5: Temperaturverlauf für den Querschnitt C – D

Rund 34 s nach Beginn der Kaltwassereinspeisung zeigten die Schallemissionssonden erstmalig Rissinstabilität an. Im Verlauf des Versuches wurden insgesamt neun relevante Schallsignale gemessen. Bild 6.6 stellt den durch die Wegaufnehmer gemessenen COD – Verlauf in Abhängigkeit der Zeit dar. G1, G2, G3 und G8 weisen neun, G4 bis G7 jeweils sieben sprungartige Rissöffnungen auf, die auf eine instabile Rissausbreitung mit Rissstopp schließen lassen.

Fraktographische Untersuchungen bestätigten diesen Versagensablauf: neun Rissinitiiierungsereignisse mit instabiler Rissausbreitung und anschließendem Rissstopp, Bild 6.7. Der Riss breitete sich dabei nahezu konzentrisch rund 51 mm in Wanddickenrichtung aus.

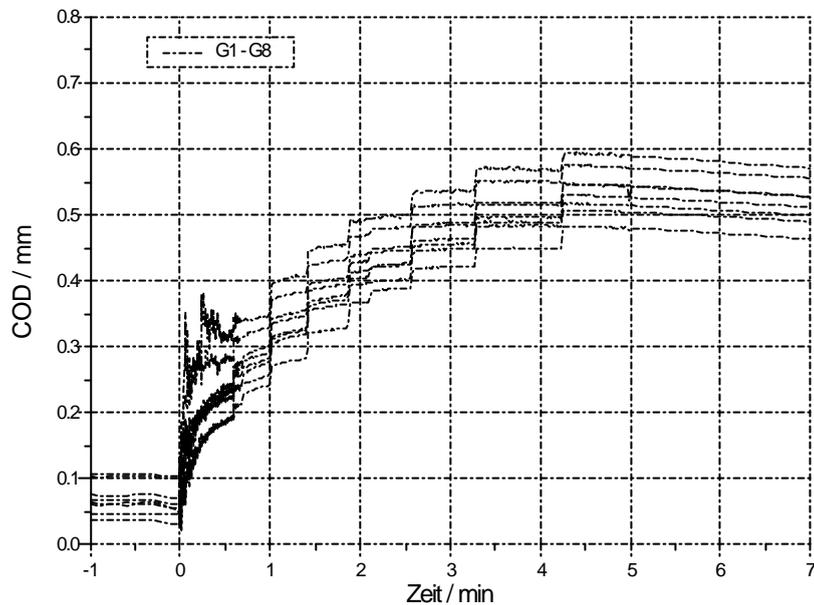


Bild 6.6: COD in Abhängigkeit der Zeit

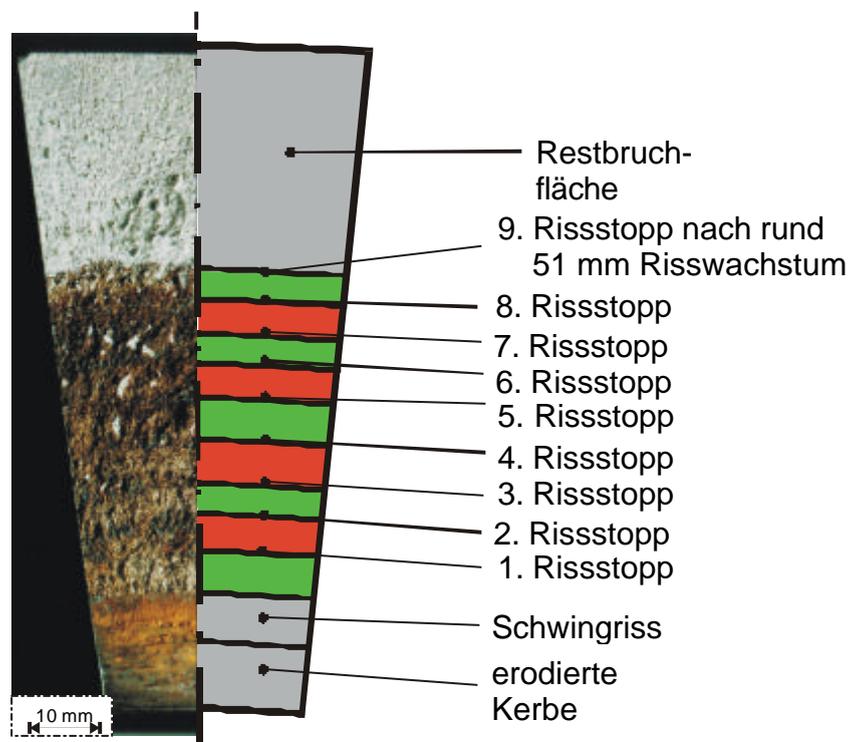


Bild 6.7: Bruchfläche NT3, Segment 19, mit schematischer Darstellung

6.3 Ermittlung Beremin – Parameter

Das Risswachstum während des Thermoschockexperimentes NT3 erfolgte vorwiegend als transkristalliner Spaltbruch, Bild 6.8, mit teilweise duktilem Anteil. Aus diesem Grund wird zur numerischen Simulation des Experimentes NT3 das modifizierte Beremin–Modell verwendet. Die Ermittlung der entsprechenden Modellparameter ist nachfolgend dargestellt.

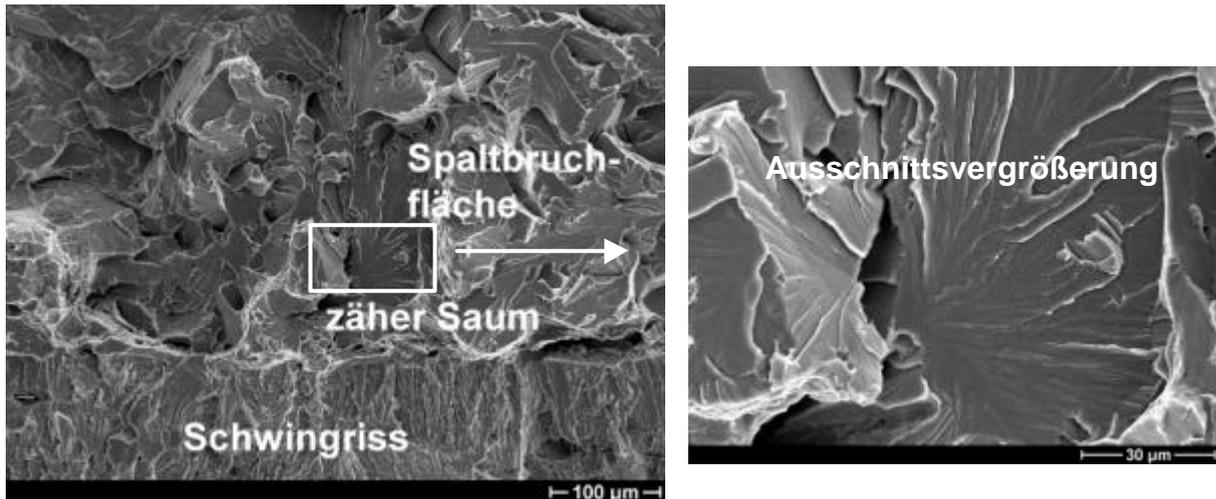


Bild 6.8: REM– Aufnahmen der NT3 - Bruchfläche, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.3.1 Ermittlung Beremin – Parameter m

Wie in der Einführung des Beremin–Modells, Abschnitt 3.2, dargestellt, ist der Materialparameter m ein Maß für die Streuung des Werkstoffs. Da für den untersuchten Werkstoff 17MoV8-4 mod. nur eine relativ geringe Anzahl von Kennwerten zur Verfügung steht, kann m nicht exakt ermittelt werden. Für die folgenden Berechnungen wird ein Weibullmodul von $m = 22$ angenommen, der für vergleichbare Stähle gute Ergebnisse liefert /44/.

6.3.2 Ermittlung Beremin – Parameter σ_u

Die Ermittlung des Beremin–Parameters σ_u erfolgt durch Vergleich von numerischer mit experimenteller Versagenswahrscheinlichkeit durch Instabilität entsprechend Bild 3.9. In Bild 6.9 sind die temperaturabhängigen Instabilitätswerte K_{Ic} und K_{Jc} im Vergleich zu den Rissinitiierungskennwerten K_{Ji} für den Werkstoff 17MoV8-4 mod. dargestellt. Deutlich ist die stärkere Streuung der Instabilitätswerte im Vergleich zu den Rissinitiierungskennwerten zu erkennen, da J_c in einem Bereich der J_R –Kurve liegt, der stark vom Risswachstum und der Mehrachsigkeit geprägt ist /52/.

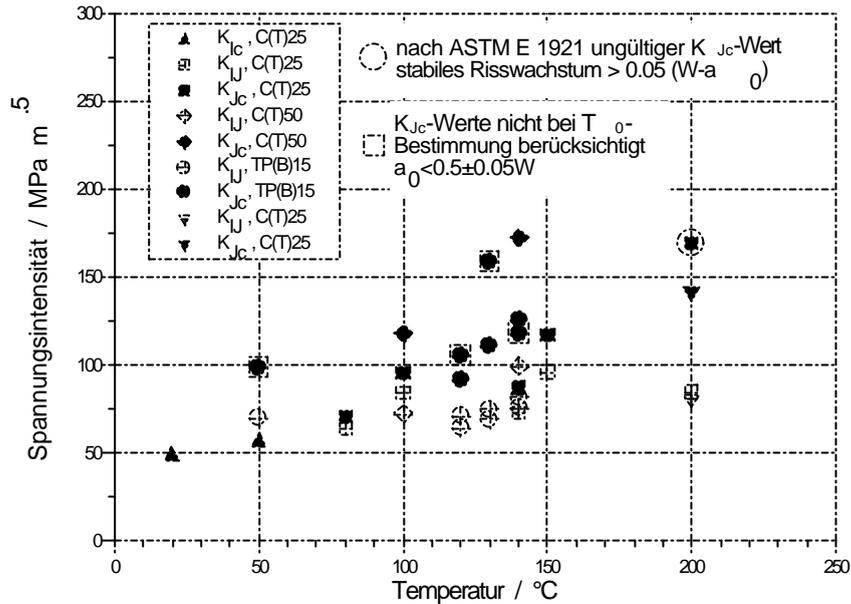


Bild 6.9: Vergleich der Rissinitiierungskennwerte und der Rissinstabilitätswerte, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Grundlage der numerischen Kalibrierung des als temperaturabhängig definierten Modellparameters σ_u ist die Ausgleichskurve der Instabilitätswerte nach ASTM E 1921. Durch numerische Kalibrierung bei drei unterschiedlichen Temperaturen werden die in Tabelle 6.2 zusammengefassten Werte für σ_u ermittelt.

Temperatur / °C	σ_u / MPa
80	2952
115	3147
150	3368

Tabelle 6.2: Temperaturabhängigkeit von σ_u

Für die werkstoffabhängigen Parameter, der zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit von σ_u verwendeten Gl. (4-10), ergeben sich folgende Werte:

$$\sigma_{u0} = 1539 \text{ MPa}$$

$$\sigma_u(0) = 2591 \text{ MPa}$$

$$C = 0,00368 \text{ 1 / } ^\circ\text{C}$$

Der Vergleich zwischen dem Instabilitätsstreuband nach ASTM E 1921, dem mit Hilfe des modifizierten Beremin – Modells berechneten Streuband und den entsprechenden experimentellen Werten zeigt eine gute Übereinstimmung, Bild 6.10. Damit kann mit dem ermittelten Parametersatz für das modifizierte Beremin – Modell für den Werkstoff 17MoV8-4 mod. Versagen durch Spaltbruch für angerissene Proben beschrieben werden.

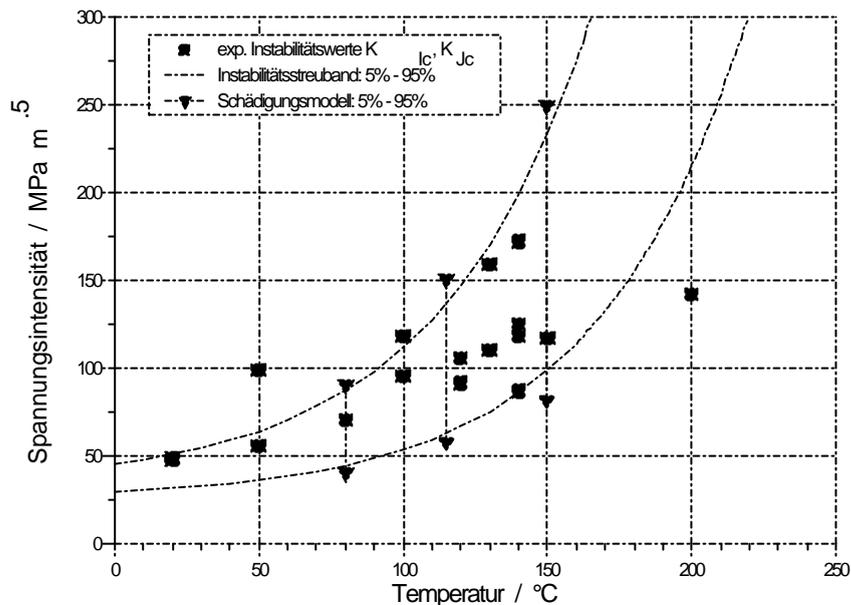


Bild 6.10: Vergleich zwischen numerisch bestimmtem Streuband für K_{Ic} , Ausgleichskurve und experimentell ermittelten Werten, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.4 Numerische Bestimmung der Rissstoppzähigkeit

In Kapitel 4 wurde die Erweiterung des Beremin – Modells für die Beschreibung von Risswachstum und Rissstopp dargestellt. Mit der dort skizzierten Vorgehensweise werden in diesem Abschnitt für den Werkstoff 17MoV8-4 mod. Rissstoppwerte berechnet. Bild 6.4 zeigt die für den Werkstoff experimentell ermittelten K_{Ia} – Werte. Alle Versuche erfüllen die Gültigkeitskriterien bezüglich minimaler und maximaler Rissprunglänge sowie der erforderlichen Probendicke. Trotzdem sind vier der sechs geprüften Proben (V4AD3, V4AD4, V4AF1, V4AF2) wegen der unregelmäßigen Bruchstruktur nur beschränkt gültig, Bild 6.11. Die Versuchsauswertung wird durch die Ligamentbildung erheblich erschwert /100/.

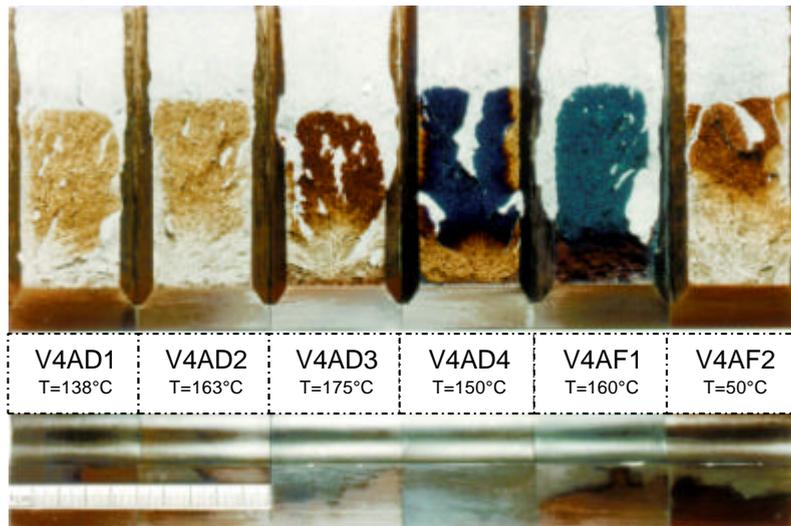


Bild 6.11: Bruchflächen der Rissstoppproben, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Zur numerischen Bestimmung der K_{Ia} – Werte wird das FE – Modell einer CCA – Probe durch Aufbringen einer definierten Verschiebung bei einer bestimmten Temperatur belastet. Das instabile Risswachstum wird durch kontinuierliches Lösen von Verschiebungsrandbedingungen an den Knoten im Rissquerschnitt simuliert. Aus den berechneten Spannungen erfolgt die Bestimmung der Weibull – Spannung für jeden Zeitschritt. Mit dem in Kapitel 6.3 bestimmten temperaturabhängigen Verlauf des Kennwerts σ_u für das modifizierte Beremin – Modell kann der K_{Ia} – Wert numerisch für eine Rissstoppwahrscheinlichkeit von $P_A = 95\%$ und $P_A = 50\%$ ermittelt werden. **Bild 6.12** zeigt die so berechneten K_{Ia} – Werte im Vergleich mit den experimentellen Kennwerten. Die gültigen Rissstoppkennwerte liegen im unteren Bereich des numerisch bestimmten Streubandes.

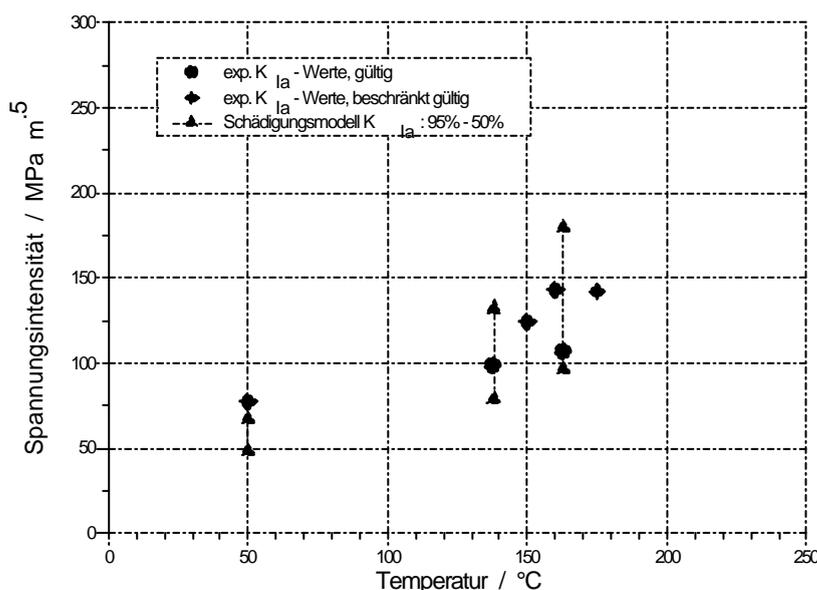


Bild 6.12: Vergleich von experimentell ermittelten K_{Ia} – Werten mit dem numerisch bestimmten Streuband für die Rissstoppzähigkeit, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.5 FE – Simulation NT3: Beremin – Modell, modifiziert

6.5.1 Simulation NT3: $P_R = 80\%$ und $P_A = 80\%$

Die Modellierung des Thermoschockexperiments NT3 erfolgt ähnlich NKS3. Nach der Generierung des FE – Modells und der Definition der geometrischen Randbedingungen sowie der mechanischen Lasten wird die experimentell ermittelte transiente Temperaturverteilung zeitabhängig aufgebracht.

Nach der Berechnung jedes Zeitschrittes erfolgt die Bestimmung der Weibull – Spannung, die ein Maß für die jeweilige Rissspitzenbeanspruchung ist. Übersteigt die aktuelle Weibull – Spannung eine von der Rissspitzentemperatur und der zu definierenden Versagenswahrscheinlichkeit abhängige kritische Spannung, wird instabile Rissausbreitung postuliert. Das Risswachstum wird durch das Lösen von Knoten (node release) realisiert. Unterschreitet die berechnete Weibull – Spannung einen entsprechend zu wählenden Grenzwert, wird Rissstopp postuliert.

Als Grenzwert für Spaltbruchinitiierung wird in einer ersten FE – Simulation eine Versagenswahrscheinlichkeit von $P_R = 80\%$ angenommen, für Rissstopp nach instabiler Rissausbreitung eine Rissstoppwahrscheinlichkeit von $P_A = 80\%$ definiert. Da die instabile Rissausbreitung in der Realität ein sehr schnell ablaufender Vorgang ist /101/, erfolgt das Risswachstum in der FE – Simulation bei konstanter Temperaturverteilung.

Bild 6.13 zeigt für die mechanisch und thermisch – transient beanspruchte NT3 – Probe den Verlauf der Weibull – Spannung in Abhängigkeit der Rissspitzentemperatur. Die Abkühlung der Probe erfolgt entsprechend Bild 6.5. Nach Überschreiten des Grenzwertes ($P_R = 80\%$) beginnt die Rissausbreitungsphase, das COD steigt sprunghaft an, Bild 6.14. Durch das Risswachstum wird die Rissspitze entlastet und die Weibull – Spannung sinkt bis zum Erreichen des Kriteriums für Rissstopp, Bild 6.15.

Wie aus Bild 6.14 und Bild 6.15 zu erkennen ist, überschätzt die FE – Simulation die im Experiment gemessene Rissöffnung (COD) bzw. das Risswachstum deutlich. Die Anzahl der Rissinitiierungs – und Rissstoppereignisse (drei) wird im Vergleich zum Experiment (neun) unterschätzt.

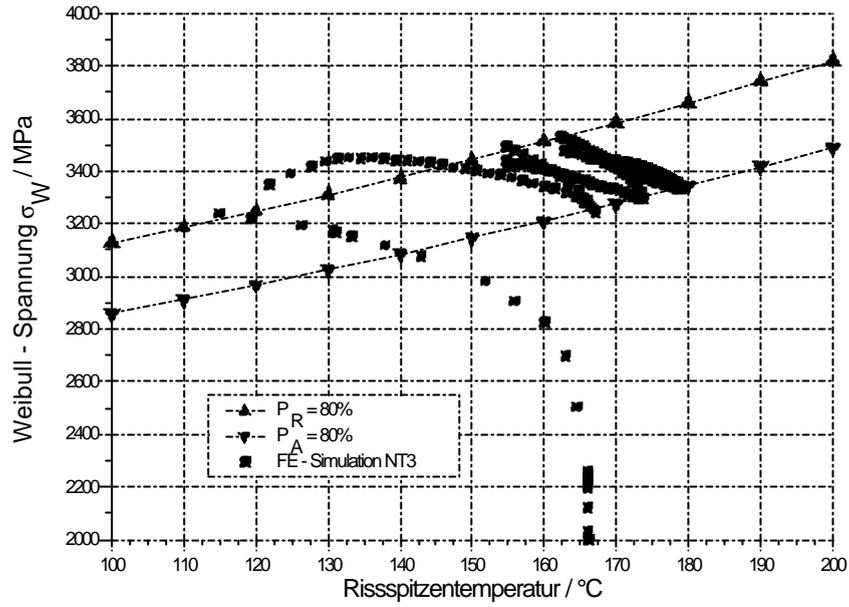


Bild 6.13: σ_W in Abhängigkeit der Rissspitzentemperatur: $P_R = 80\%$, $P_A = 80\%$,
Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

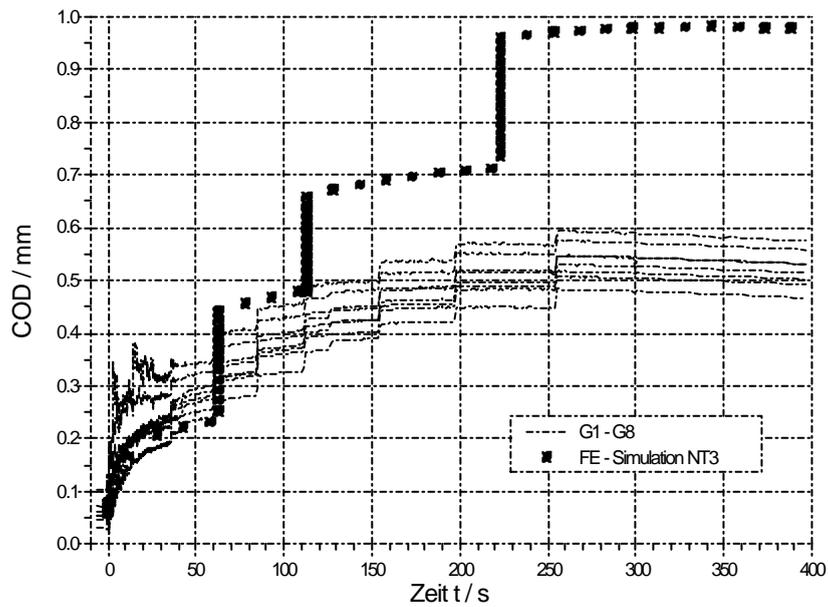


Bild 6.14: COD in Abhängigkeit der Zeit: $P_R = 80\%$, $P_A = 80\%$,
Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

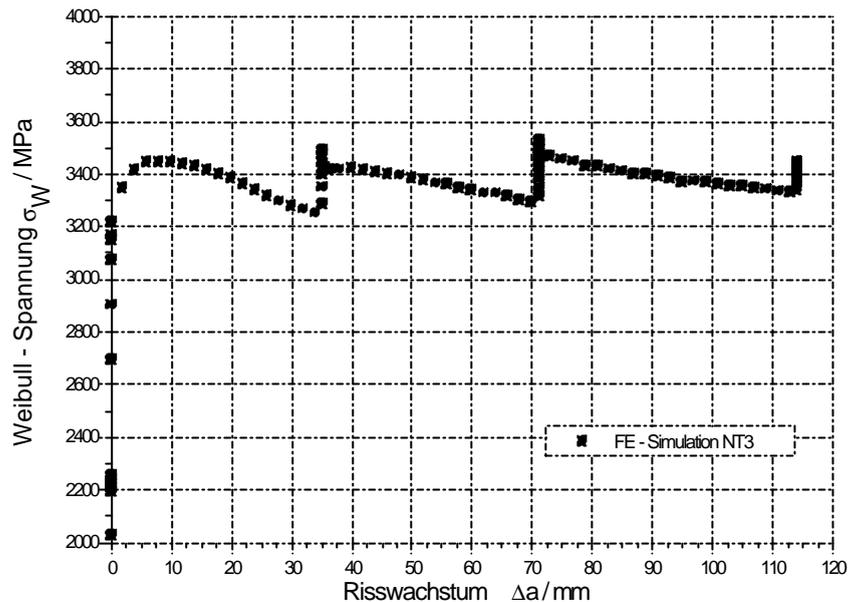


Bild 6.15: σ_W in Abhängigkeit des Risswachstums: $P_R = 80\%$, $P_A = 80\%$,
Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.5.2 Simulation NT3: $P_R = 80\%$ und $P_A = 50\%$

Alle experimentell ermittelten Rissstoppwerte im relevanten Temperaturbereich entsprechen einer Rissstoppwahrscheinlichkeit von $P_A \geq 50\%$, Bild 6.12. Die Annahme in Kapitel 6.5.1, Rissstopp bei einer Wahrscheinlichkeit von $P_A = 80\%$ zu postulieren, wird vor diesem Hintergrund modifiziert. Für die folgende FE – Simulation von NT3 wird Rissstopp bei Erreichen der Wahrscheinlichkeit von $P_A = 50\%$ angenommen. Das Kriterium für instabile Spaltbruchinitiierung bleibt bei $P_R = 80\%$.

Bild 6.16 und Bild 6.17 zeigen den Verlauf der Weibull – Spannung in Abhängigkeit von der Rissspitzentemperatur für diese Randbedingungen. Bild 6.18 und Bild 6.19 stellen den Verlauf des COD in Abhängigkeit der Versuchszeit bzw. die Weibull – Spannung über dem Betrag des Risswachstums dar. COD und Risswachstum werden durch die durchgeführte numerische Simulation überschätzt. Die Anzahl der Rissinitiierungs – und Rissstoppereignisse werden dagegen durch die Berechnung im Vergleich zum Experiment gut abgebildet.

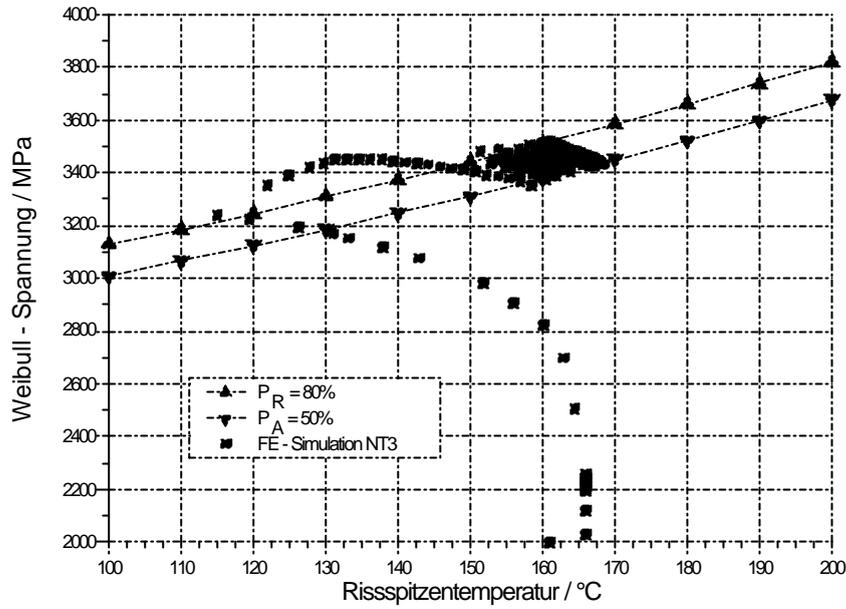


Bild 6.16: σ_W in Abhängigkeit der Rissspitzentemperatur: $P_R = 80\%$, $P_A = 50\%$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

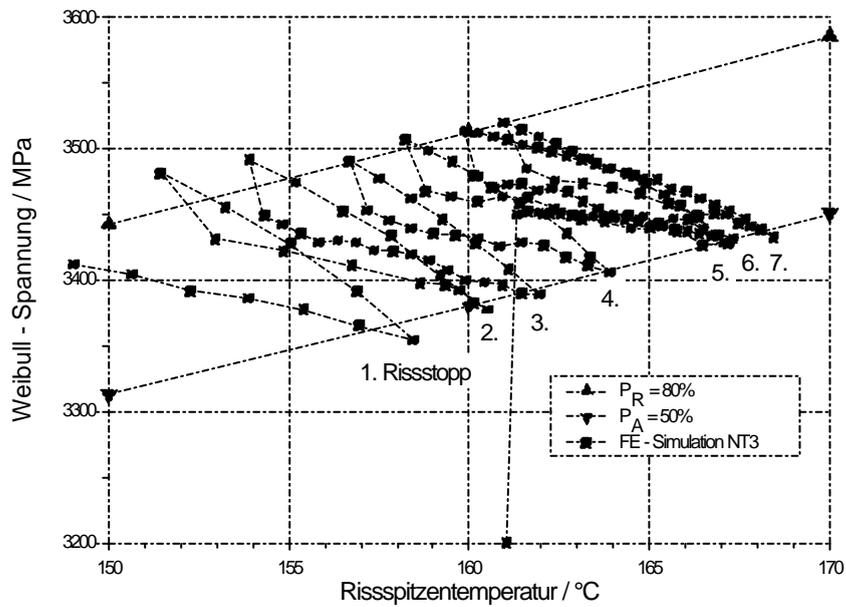


Bild 6.17: σ_W in Abhängigkeit der Rissspitzentemperatur, detailliert: $P_R = 80\%$, $P_A = 50\%$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

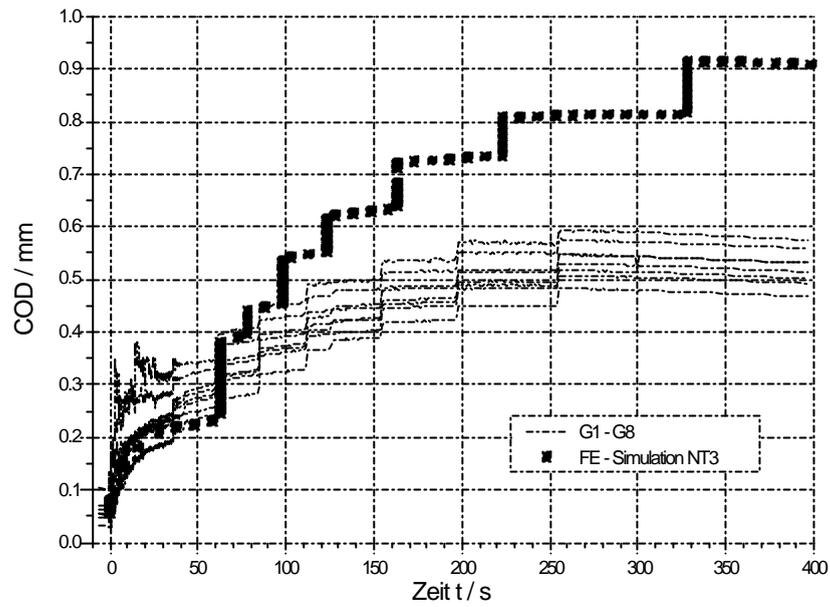


Bild 6.18: COD in Abhängigkeit der Zeit: $P_R = 80 \%$, $P_A = 50 \%$,
Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

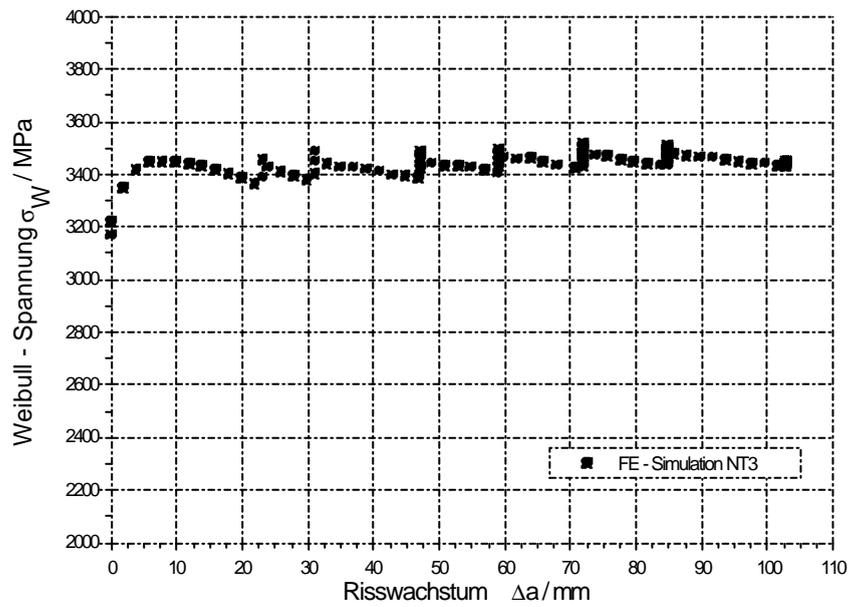


Bild 6.19: σ_W in Abhängigkeit des Risswachstums: $P_R = 80 \%$, $P_A = 50 \%$,
Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.6 Simulation NT3: gekoppelte Schädigungsmodelle

Eine Analyse der Bruchfläche der NT3 – Probe zeigt, dass das Bauteil nach Bildung eines zähen Saumes bis zum endgültigen Rissstopp vorwiegend durch Spaltbruch versagt hat. Im ersten Drittel liegt der Spaltbruchanteil bei rund 95 %, im zweiten bei 90 % und im letzten Drittel bei ungefähr 80 % /100/. Bild 6.20 zeigt die für die Bruchfläche des NT3 – Experiments typische Mischung aus Spaltbruch und duktilem Versagen. Der duktile Anteil wurde in der bisherigen FE – Simulation mit dem modifizierten Beremin – Modell nicht berücksichtigt. Durch eine Kopplung des Rousselier – Modells (Zähbruch) mit dem Beremin – Modell wird versucht, die Beschreibung des NT3 – Experimentes durch die FE – Simulation zu verbessern.

Der Simulation des NT3 – Experiments mit gekoppelten Schädigungsmodellen liegen folgende Annahmen zugrunde:

- Duktile Rissinitiierung und Risswachstum wird mit dem Rousselier – Modell beschrieben.
- Versagen durch Spaltbruch wird mit dem modifizierten Beremin – Ansatz dargestellt.
- Duktile Rissinitiierung und Risswachstum konkurrieren mit dem Versagen durch Spaltbruch, definiert durch eine Versagenswahrscheinlichkeit.
- Nach duktiler Rissinitiierung bzw. Risswachstum wird Versagen durch Spaltbruch durch die „node – release“ – Technik modelliert. Rissarretierung erfolgt bei Überschreiten einer definierten Wahrscheinlichkeit für Rissstopp.

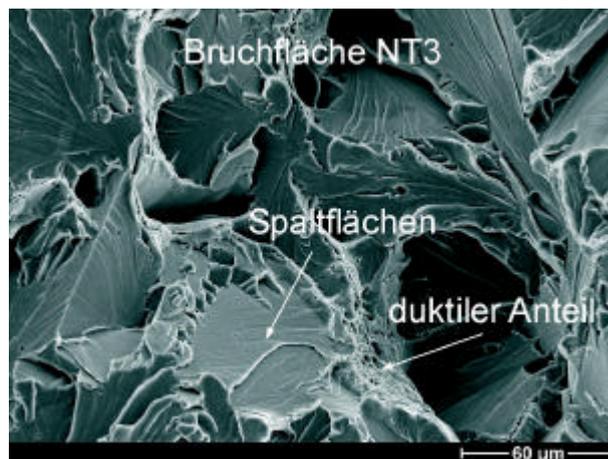


Bild 6.20: Fraktographische Aufnahme der Bruchfläche NT3, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.6.1 Ermittlung der Modellparameter: Rousselier

Für den Werkstoff 17MoV8-4 mod. sind, wie in Kapitel 4.2 beschrieben, die Parameter für das Rousselier – Modell (σ_k , f_0 und t_0) zu bestimmen. Die Elementlänge $2 \cdot l_c$ und das Anfangshohlraumvolumen f_0 verlieren durch die Kopplung der Schädigungsmodelle ihren metallographischen Hintergrund und sind freie, anpassbare Parameter.

Die Elementlänge $2 \cdot l_c$ wird zu 0,1 mm gesetzt, da diese Elementlänge noch eine zuverlässige Bestimmung der Weibull – Spannung zulässt. Wie bei vergleichbaren Werkstoffen wird der Modell – Parameter σ_k zu 445 MPa angenommen.

Die Bestimmung des Anfangshohlraumvolumens erfolgt durch systematische Variation von f_0 und Vergleich der Ergebnisse der FE – Simulation mit den experimentellen Messwerten. Dazu steht das Experiment V4ACA4 (C(T) 25 – Probe) zur Verfügung. Die Prüftemperatur betrug $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$. Bild 6.21 zeigt den Vergleich des Risswachstums in Abhängigkeit der Probenöffnung. Dabei beschreibt die Simulation mit einem Anfangshohlraumvolumen von $f_0 = 0,001$ das Experiment ausreichend gut. Ein Vergleich des Last – COD – Verlaufs, Bild 6.22, bestätigt den für das Anfangshohlraumvolumen f_0 gefundenen Wert.

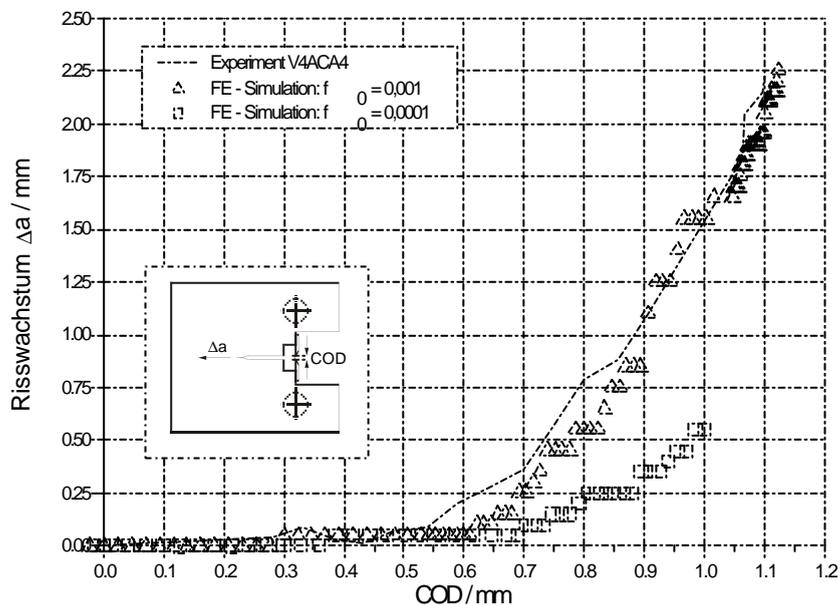


Bild 6.21: Experimentell ermitteltes und berechnetes Risswachstum – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $2 \cdot l_c = 0,1 \text{ mm}$, $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

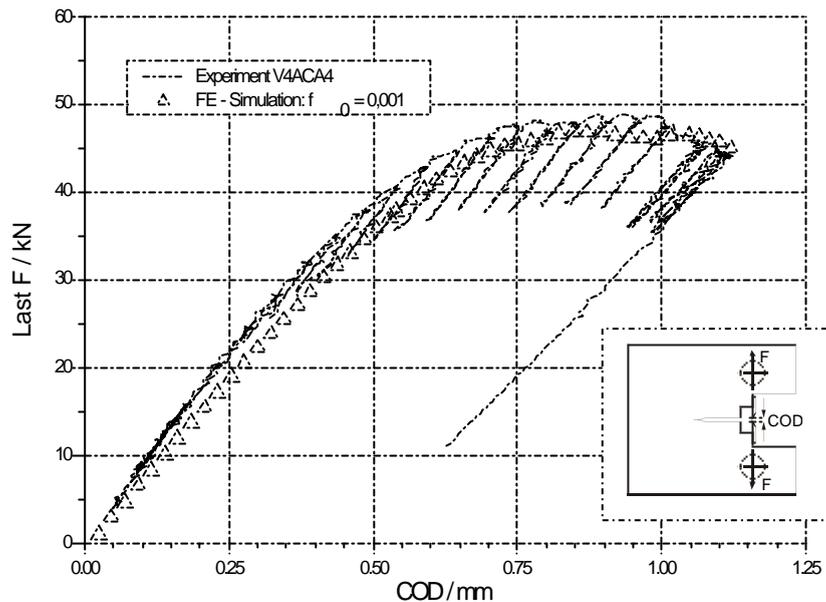


Bild 6.22: Experimentell ermitteltes und berechnetes Last – Aufweitungsverhalten einer C(T) 25 – Probe, $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $2 \cdot l_c = 0,1 \text{ mm}$, $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Für die nachfolgenden FE – Berechnungen mit gekoppelten Schädigungsmodellen werden für den Werkstoff 17MoV8-4 mod. die Rousselier – Parameter $\sigma_k = 445 \text{ MPa}$, $f_0 = 0,001$ und $2 \cdot l_c = 0,1 \text{ mm}$ verwendet.

6.6.2 Ermittlung der Modellparameter: Beremin

Die Ermittlung der Beremin – Parameter erfolgt in Anlehnung an Kapitel 6.3. Zusätzlich wird jedoch die duktile Schädigung vor instabilem Versagen bei der Berechnung der Weibull – Spannung berücksichtigt. Durch Simulation einer C(T) – Probe bei drei unterschiedlichen Temperaturen ($T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$, $T = 115 \text{ }^\circ\text{C}$ und $T = 150 \text{ }^\circ\text{C}$) kann der temperaturabhängige Verlauf von σ_u dargestellt werden, Tabelle 6.3. Mit diesen Werten können die Parameter der Gl. (4-10) bestimmt werden: $\sigma_{u0} = 1534,2 \text{ MPa}$, $\sigma_u(0) = 2115,2 \text{ MPa}$, $C = 0,0068 \text{ 1/}^\circ\text{C}$. Bild 6.23 zeigt die gute Beschreibung der experimentell bestimmten Instabilitätswerte durch die ermittelten Parameter.

Temperatur / $^\circ\text{C}$	σ_u / MPa
80	2537
115	2806
150	3150

Tabelle 6.3: Temperaturabhängige Definition von σ_u

Bild 6.24 zeigt die Auswertung der Berechnung der C(T)–Probe bei $T = 115 \text{ }^\circ\text{C}$. Dabei ist der Verlauf der Versagenswahrscheinlichkeit durch Spaltbruch und der duktilen Rissenerweiterung über der Belastung der Probe, ausgedrückt durch die Spannungsintensität $K_{I, J}$, dargestellt. Bei dieser Temperatur ist vor dem instabilen Versagen eine duktile Rissinitiierung zu erwarten. Deutliches zähes Risswachstum findet erst bei relativ hoher Versagenswahrscheinlichkeit durch Spaltbruch statt.

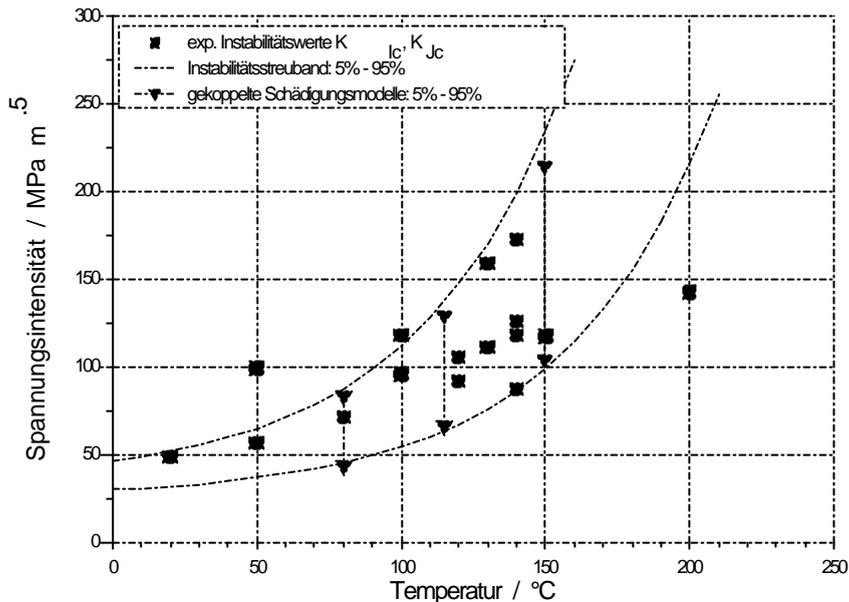


Bild 6.23: Vergleich zwischen numerisch bestimmtem Streuband für K_{Ic} , Ausgleichskurve und experimentell ermittelten Werten, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

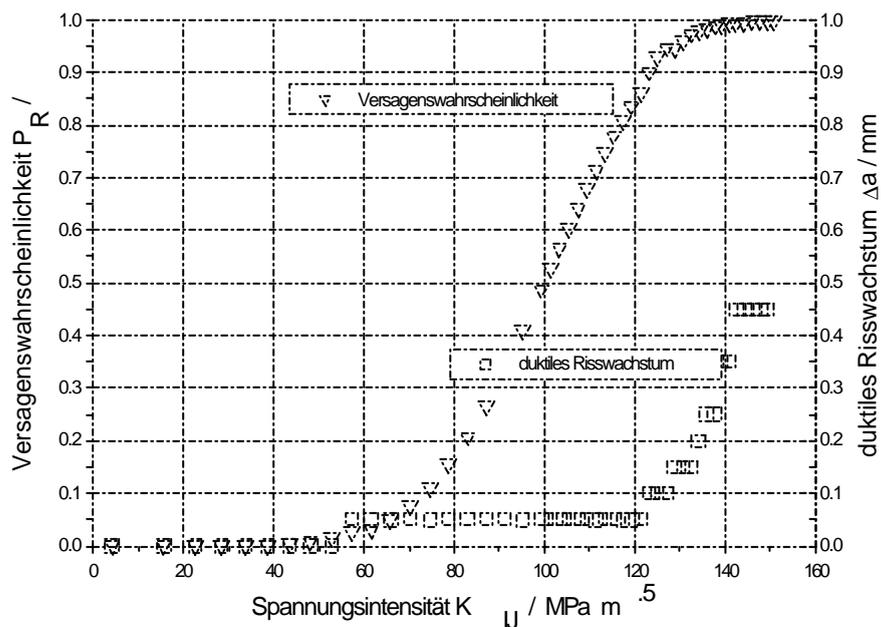


Bild 6.24: FE – Simulation einer C(T) 25 – Probe mit gekoppelten Schädigungsmodellen, $T = 115 \text{ }^\circ\text{C}$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

6.6.3 Bewertung der ermittelten Modellparameter

Eine Bewertung der ermittelten Modell – Parameter kann durch Nachrechnung von C(T) 25 – Proben mit gekoppelten Schädigungsmodellen bei unterschiedlichen Temperaturen und Vergleich mit experimentellen Ergebnissen durchgeführt werden. Bild 6.25 zeigt den Vergleich zwischen den experimentellen Initiierungs – und den entsprechenden Instabilitätswerten für den untersuchten Werkstoff. Gut ist der Übergang von duktilem Versagen in der Hochlage zu duktiler Rissinitiierung mit anschließendem instabilem Versagen im Übergangsbereich und ausschließlichem Versagen durch Spaltbruch in der Tieflage zu erkennen.

Bild 6.26 zeigt das Ergebnis von FE – Simulationen mit gekoppelten Schädigungsmodellen im Vergleich zu den entsprechenden experimentellen Streubändern. Mit den in Kapiteln 6.6.1 und 6.6.2 ermittelten Parametern für das Rousselier – und Beremin – Modell kann das Versagen durch duktile Rissinitiierung bzw. Instabilität gut beschrieben werden. Als Kriterium für numerische Rissinitiierung wird, wie in Kapitel 4.2 ausgeführt, die temperaturabhängige Ausdehnung der „stretched zone“, Bild 6.27, verwendet. Ist die Ausdehnung der „stretched zone“ jedoch so klein, dass sie durch das FE – Modell nicht auflösbar ist, wird alternativ dazu das Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens f_c im der Risspitze am nächsten liegenden Gaußpunkt als numerische Rissinitiierung bezeichnet und die entsprechende Spannungsintensität mit K_{IJ} benannt.

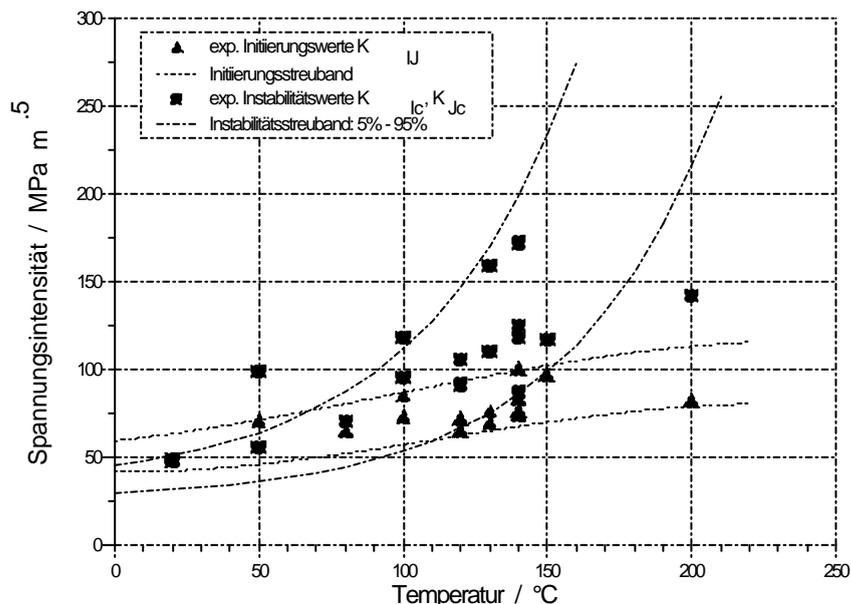


Bild 6.25: Vergleich zwischen experimentell ermittelten Initiierungs – und Instabilitätsstreuband, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

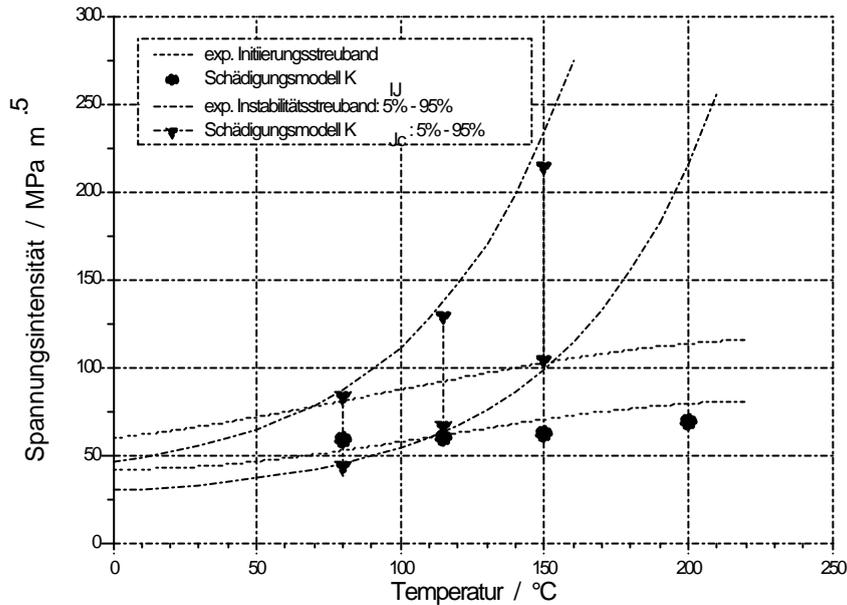


Bild 6.26: Vergleich zwischen FE – Simulation und experimentell ermittelten Streubändern, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

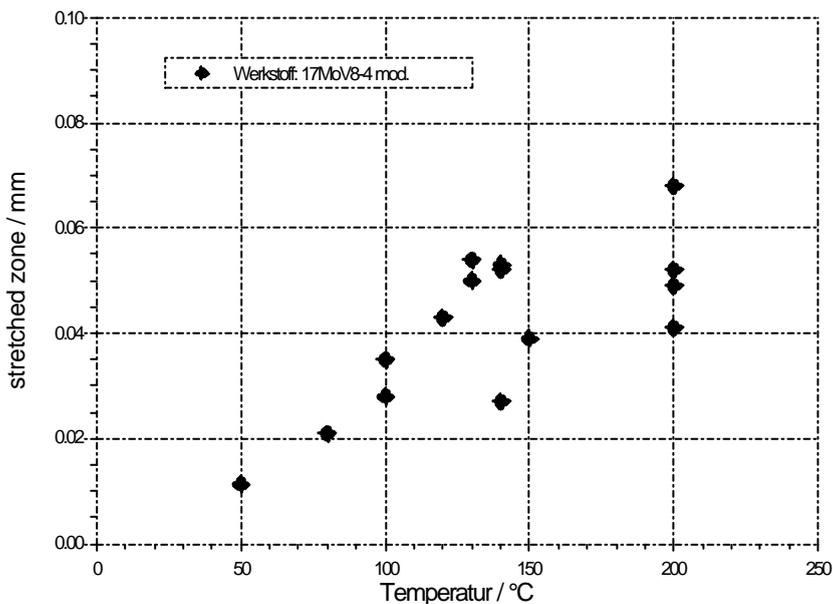


Bild 6.27: Größe der „stretched zone“ in Abhängigkeit der Temperatur, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Verdeutlicht wird der temperaturabhängige Versagensablauf in [Bild 6.28](#) und [Bild 6.29](#). Bei $T = 80 \text{ °C}$, [Bild 6.28](#), steigt bereits kurz nach der duktilen Rissinitiierung, bevor deutliches zähes Risswachstum stattfindet, die Wahrscheinlichkeit für Versagen durch Instabilität stark an. Mit stabilem Risswachstum ist bei dieser Temperatur nicht zu rechnen. Die FE – Simulation bei $T = 150 \text{ °C}$, [Bild 6.29](#), zeigt dagegen, dass bei dieser Temperatur deutliches stabiles Risswachstum vor instabiler Risserweiterung zu erwarten ist.

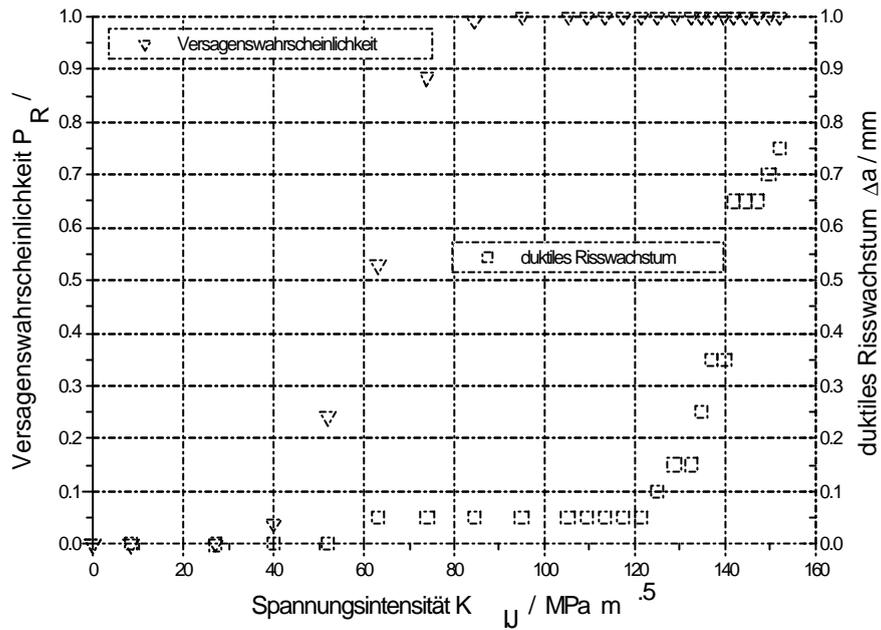


Bild 6.28: FE – Simulation einer C(T) 25 – Probe mit gekoppelten Schädigungsmodellen, T = 80 °C, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

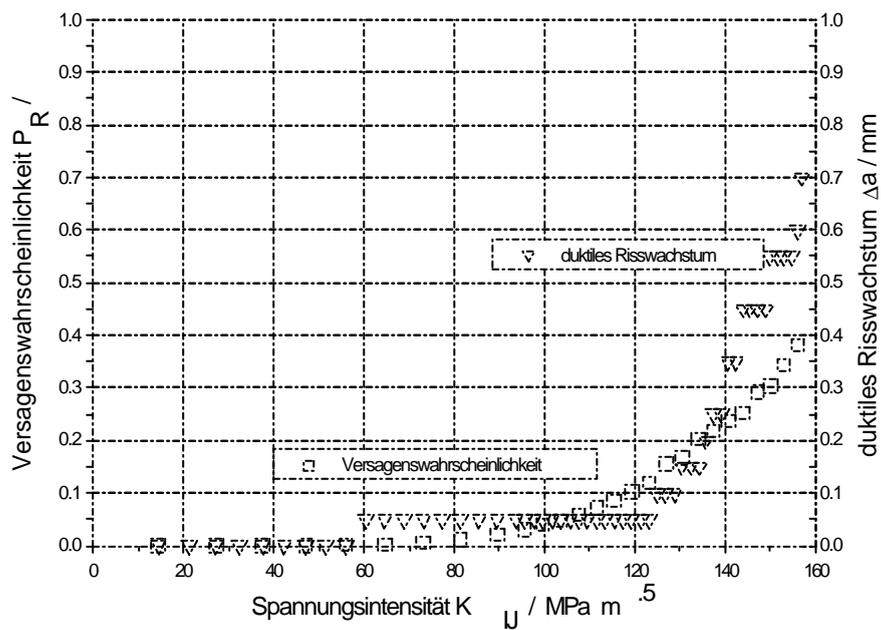


Bild 6.29: FE – Simulation einer C(T) 25 – Probe mit gekoppelten Schädigungsmodellen, T = 150 °C, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Durch die Kopplung der Schädigungsmodelle ist eine realistische Abbildung des Versagens der Proben möglich.

6.6.4 Simulation NT3: $P_R = 80\%$ und $P_A = 50\%$

Die Simulation des Thermoschockexperiments NT3 erfolgt in diesem Abschnitt mit Hilfe gekoppelter Schädigungsmodelle. Dabei wird die duktile Schädigung durch das Rousselier – Modell dargestellt, instabiles Risswachstum und Rissstopp durch das modifizierte Beremin – Modell beschrieben.

Bild 6.30 stellt den Verlauf der Weibull – Spannung für die Simulation des NT3 – Experiments in Abhängigkeit der Rissspitzentemperatur dar. Instabile Rissausbreitung wird beim Erreichen einer Versagenswahrscheinlichkeit für Spaltbruch von $P_R = 80\%$ postuliert. Rissstopp nach instabiler Rissausbreitung wird bei einer Rissstoppwahrscheinlichkeit von $P_A = 50\%$ angenommen.

Bei diesen Randbedingungen sind sieben instabile Rissausbreitungsereignisse mit Rissstopp zu beobachten. Duktile Rissinitiierung, das heißt Erreichen des kritischen Hohlraumvolumens im der Rissspitze am nächsten liegenden Gaußpunkt, wird nur vor der ersten und dritten instabilen Rissausbreitung festgestellt. Stabiles Risswachstum findet bei den gewählten Randbedingungen nicht statt.

Bild 6.31 und Bild 6.32 zeigen den Verlauf der Rissöffnung in Abhängigkeit von der Versuchszeit bzw. der Weibull – Spannung über dem Risswachstum. Die im Experiment ermittelte Rissöffnung von max. 0,6 mm wird auch bei der Verwendung gekoppelter Schädigungsmodelle durch 0,9 mm überschätzt. Gleiches gilt für das Risswachstum.

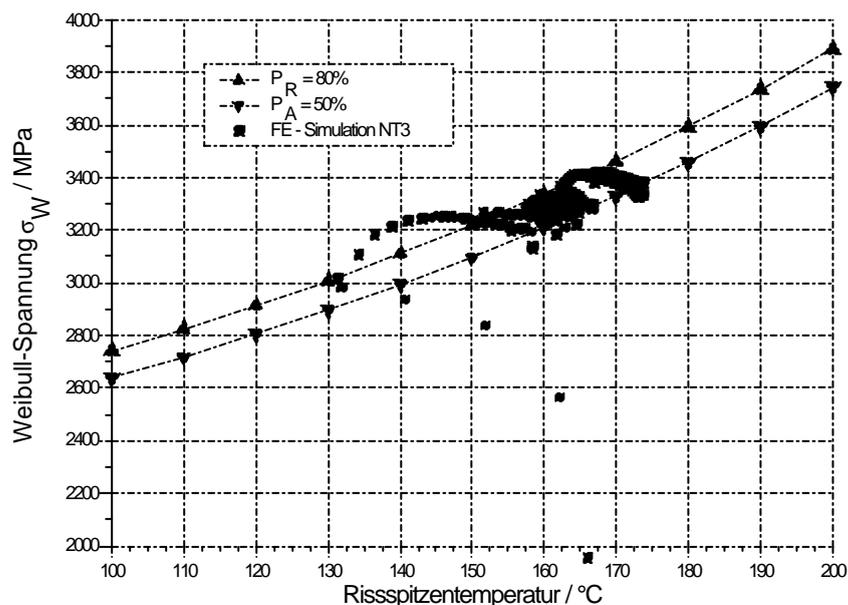


Bild 6.30: σ_W in Abhängigkeit der Rissspitzentemperatur: gekoppelte Schädigungsmodelle, $P_R = 80\%$, $P_A = 50\%$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

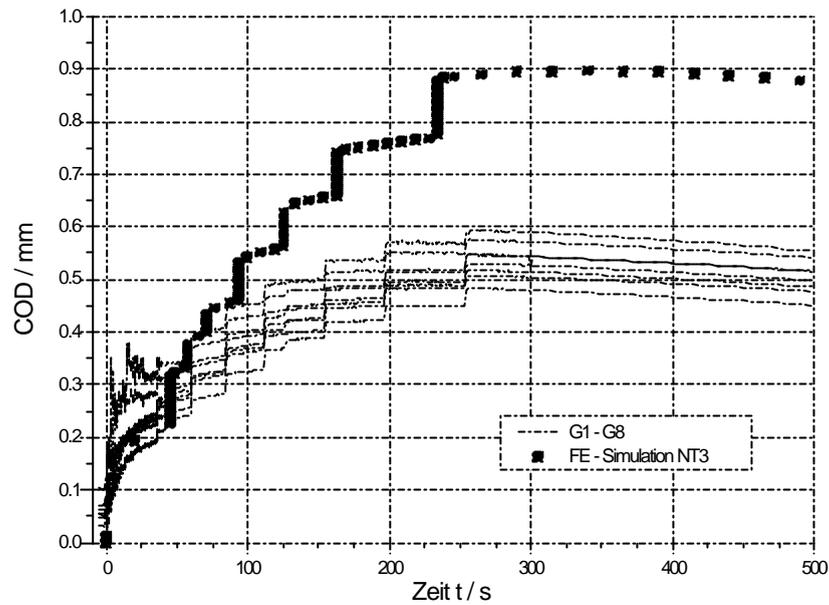


Bild 6.31: COD in Abhängigkeit der Zeit: gekoppelte Schädigungsmodelle, $P_R = 80\%$, $P_A = 50\%$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

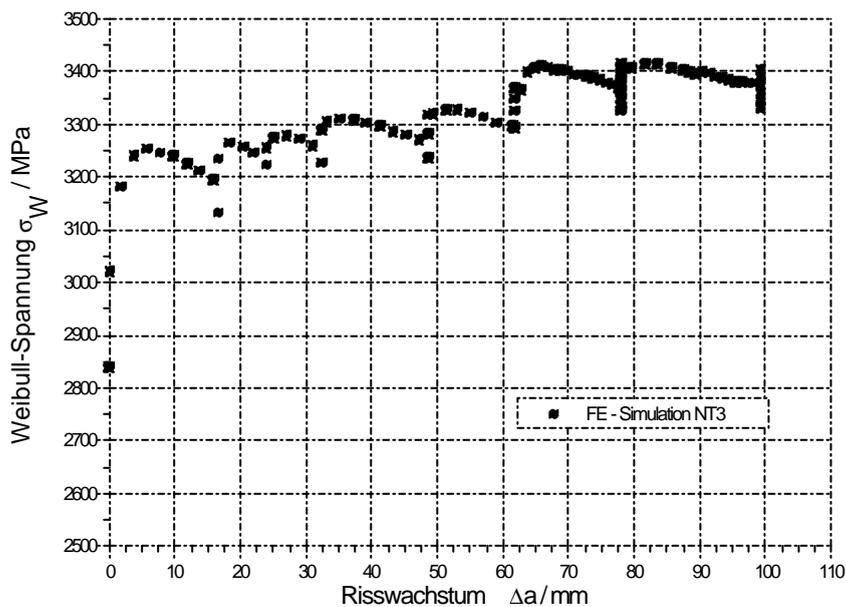


Bild 6.32: σ_W in Abhängigkeit des Risswachstums: gekoppelte Schädigungsmodelle, $P_R = 80\%$, $P_A = 50\%$, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

Die Anwendung der gekoppelten Schädigungsmodelle auf das NT3 – Experiment zeigt eine gute qualitative Beschreibung des Versagensablaufs, was durch den schematischen Vergleich der Bruchflächen unterstrichen wird, [Bild 6.33](#). Risswachstum und entsprechend das COD werden quantitativ überschätzt.

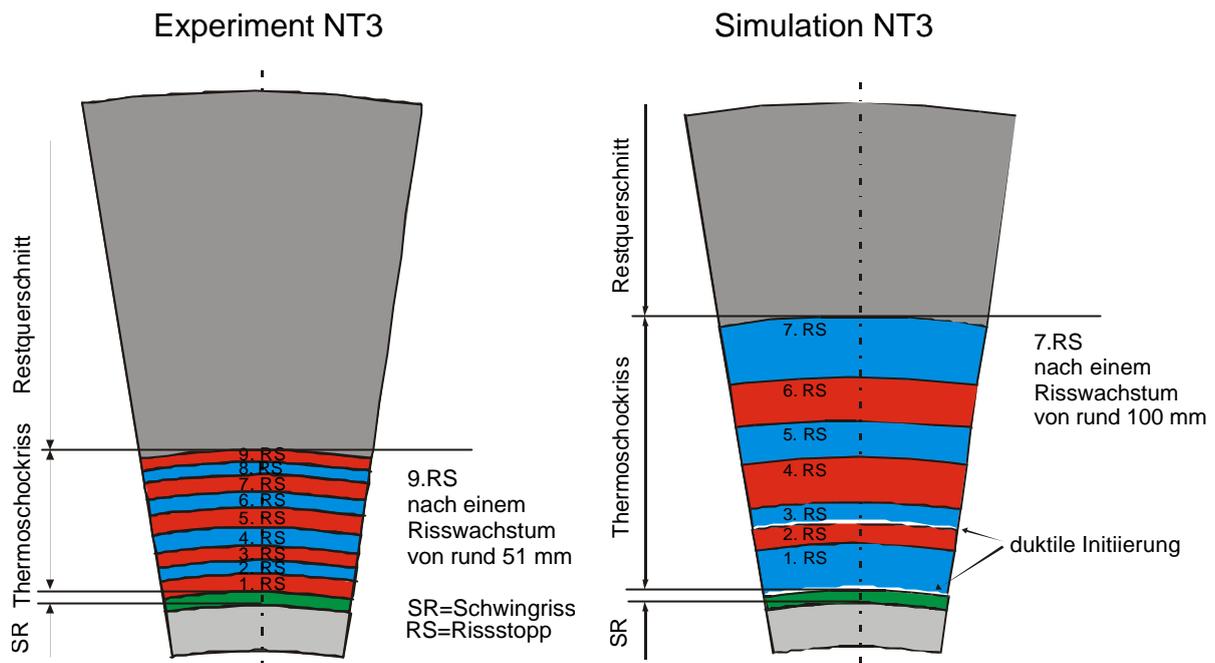


Bild 6.33: Schematische Darstellung der Bruchflächen aus Experiment NT3 und FE – Simulation mit gekoppelten Schädigungsmodellen

Ein wesentlicher Grund für die Überschätzung des Risswachstums in der Simulation im Vergleich zum Experiment dürfte die Änderung der Festigkeitskennwerte, [Bild 6.34](#), bzw. der Verformungseigenschaften, [Bild 6.35](#), in Abhängigkeit des Entnahmeorts sein. Der Verlauf der untersuchten Festigkeitseigenschaften zeigt einen Abfall ausgehend von der Risspitze, um nach einem Minimum wieder anzusteigen. Mit dem Abfall der Festigkeitskennwerte steigen die Verformungskennwerte an; der Werkstoff wird duktiler. Mit steigender Zähigkeit nimmt bei instabiler Rissausbreitung die Neigung zur Bildung von Werkstoffbrücken (Ligamenten) zu [/68/](#). Die Trennung dieser Ligamente durch plastische Verformung verbraucht einen wesentlichen Anteil der beim instabilen Rissfortschritt dissipierten Energie [/102/](#). Die Änderung der Werkstoffeigenschaften ist deutlich bei der fraktographischen Untersuchung der Probe zu erkennen. Ausgehend von einer weitgehend spaltförmigen Bruchfläche, nimmt mit der Risstiefe der duktile Anteil an der Bruchfläche zu, [Bild 6.36](#).

Eine Berücksichtigung der durch den Herstellungsprozess der NT3 – Probe orts-abhängigen Werkstoffeigenschaften in der FE – Simulation ist aufgrund fehlender experimenteller Daten nicht möglich. Damit ist eine Verbesserung der Beschreibung des NT3 – Experimentes durch die FE – Simulation nicht durchführbar. Trotzdem konnte mit den durchgeführten Untersuchungen gezeigt werden, dass durch die Verwendung gekoppelter Schädigungsmodelle eine realistische Modellierung des Versagensverhaltens von Proben und Bauteilen im gesamten Zähigkeitsgebiet des untersuchten Werkstoffs möglich ist.

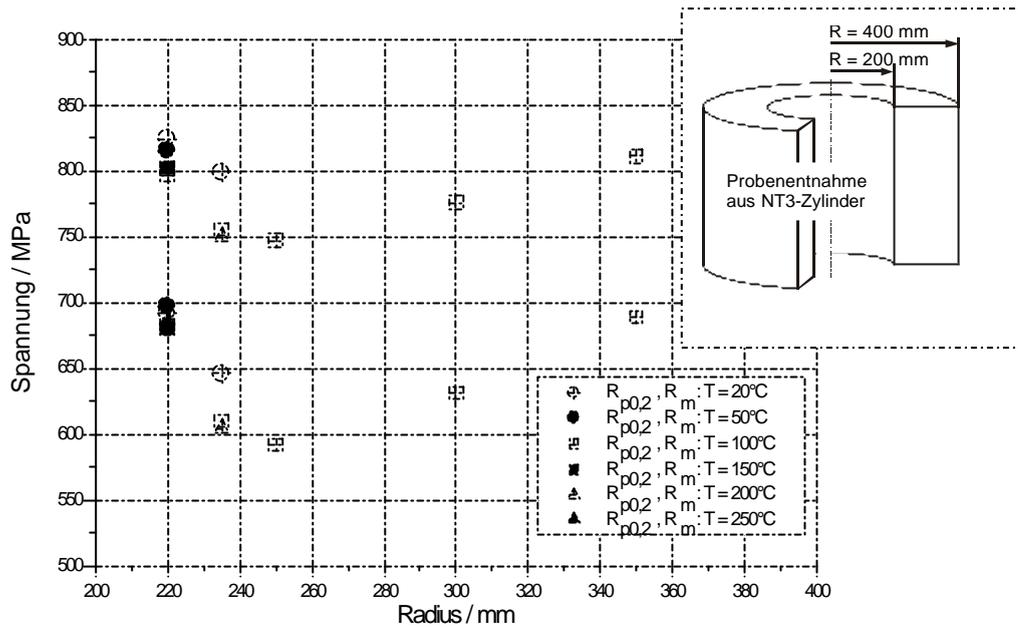


Bild 6.34: Festigkeitskennwerte in Abhängigkeit des Entnahmeradius, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

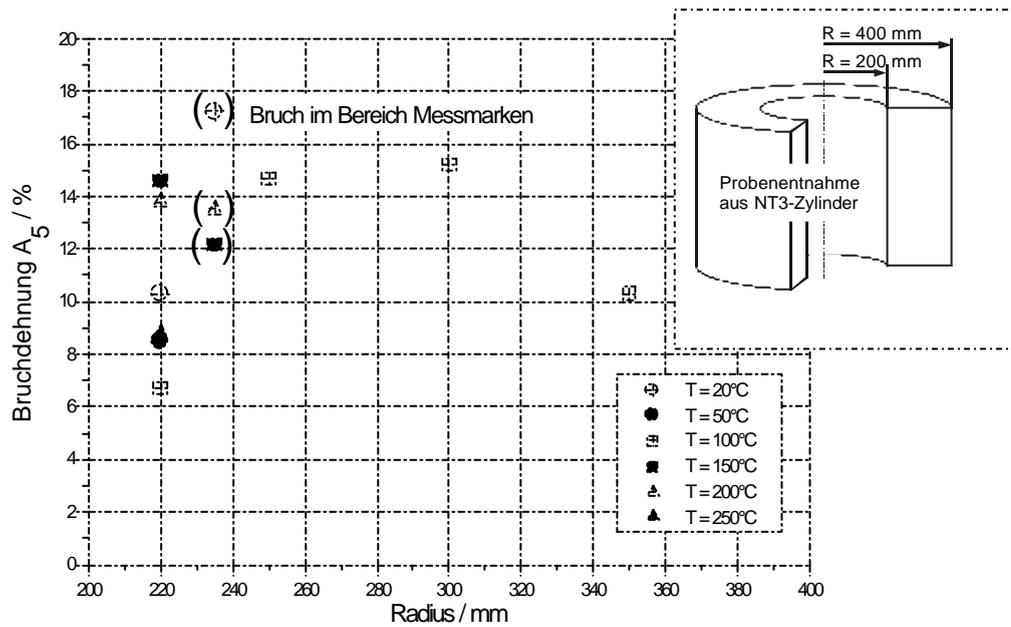


Bild 6.35: Bruchdehnung A_5 in Abhängigkeit des Entnahmeradius, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

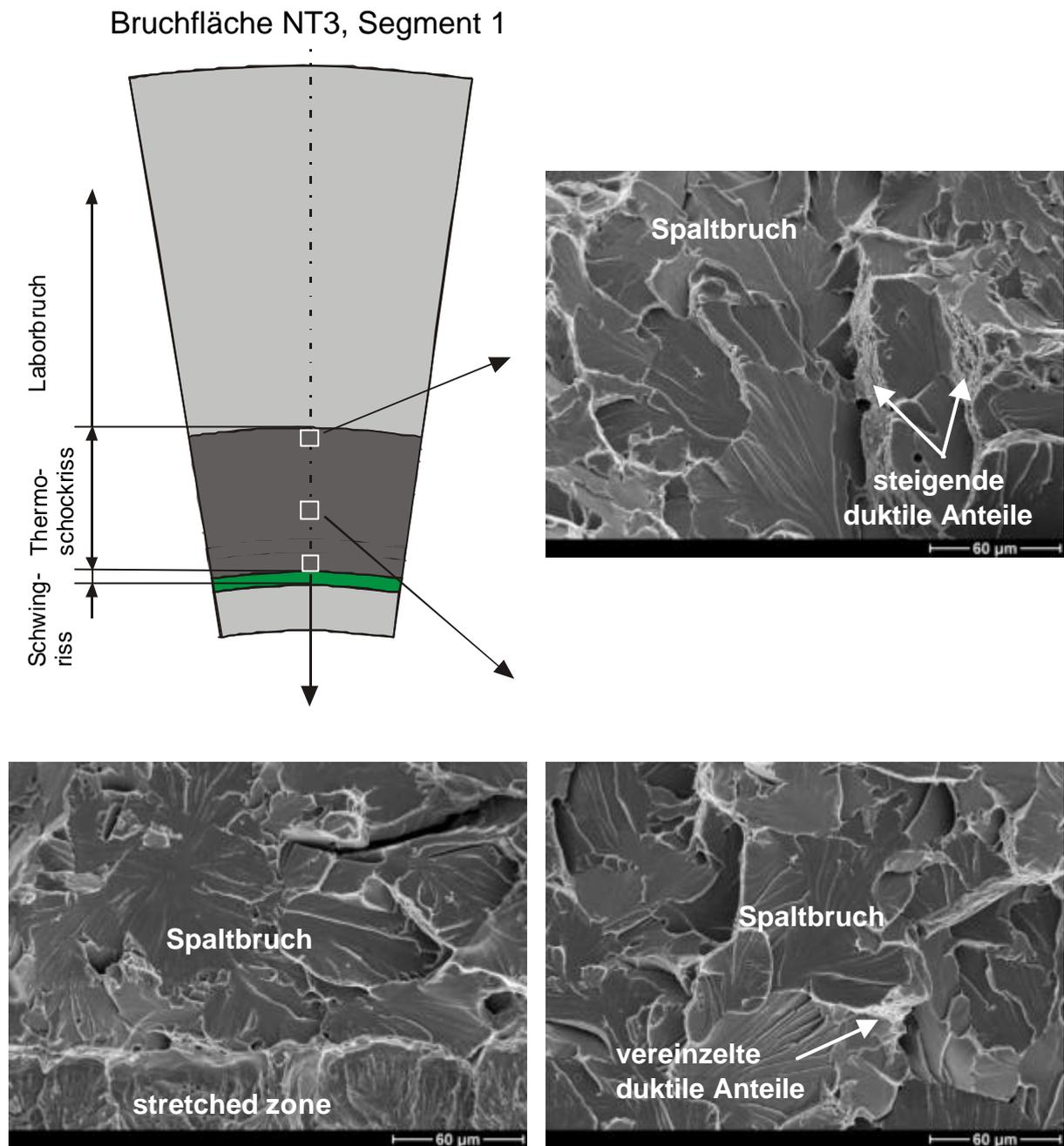


Bild 6.36: Fraktographische Darstellung der Bruchfläche NT3, Werkstoff: 17MoV8-4 mod.

7 Literatur

- /1/ Sicherheitstechnische Regel des kerntechnischen Ausschusses:
KTA 3201.2, Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Fassung 6/96
- /2/ Stumpfrock, L., E. Roos, H. Huber, U. Weber:
Fracture Mechanics Investigations on Cylindrical Large Scale Specimens
under Thermal Shock Loading
Nuclear Engineering and Design 144, 1993, pp. 31-44
- /3/ Cheverton, R.D., S.K. Iskander, D.G. Ball:
Review of Pressurized–Water–Reactor–Related Thermal Shock Studies
Fracture Mechanics: 19th Symposium, ASTM STP 969, 1988
- /4/ Marston, T.U., E. Smith, K.E. Stahlkopf:
Crack Arrest in Water–Cooled Reactor Pressure Vessels during Loss–of–
Coolant Accident Conditions
Crack Arrest and Methodology and Applications, ASTM STP 711, 1980
- /5/ Cheverton, R.D., P.C. Gehlen, G.T. Hahn, S.K. Iskander:
Application of Crack Arrest Theory to a Thermal Shock Experiment
Crack Arrest and Methodology and Applications, ASTM STP 711, 1980
- /6/ Roos, E., K. Maile:
Integrität von Kraftwerksbauteilen
VGB Kraftwerkstechnik, Vol. 11, 1998
- /7/ Bush, S.H.:
Structural Materials for Nuclear Power Plants
Journal of Testing and Evaluation, Vol. 2, No. 6, Nov. 1974, pp. 435-462
- /8/ Roos, E.:
Eigenschaften von Strukturwerkstoffen im Kernkraftwerk
SVA-Vertiefungskurs: Wasserchemie und Materialverhalten, 1999
- /9/ United States Congress House Committee on Interior and Insular Affairs,
Subcommittee on Oversight and Investigations:
Unresolved Safety Issues: Pressurized Thermal Shock
Oversight Hearing before the Subcommittee on Oversight and Investigations
of the Committee on Interior and Insular Affairs, House of Representatives,
Ninety-seventh Congress, Hearing held in Washington, D.C., May 7, 1982

- /10/ Basdekas, D.L.:
The Risk of a Meltdown
New York Times, March 29th, 1982
- /11/ Denwood, F.R.:
How the N.R.C. Pursues Risk of a Thermal Shock
New York Times, April 8th, 1982
- /12/ Schumann, H.:
Hochgradig versprödet
Der Spiegel, Vol. 43, 1999, S. 44 - 48
- /13/ Roos, E.:
Erweiterte experimentelle und theoretische Untersuchungen zur
Quantifizierung des Zähbruchverhaltens am Beispiel des Werkstoffs
20MnMoNi5-5
Dissertation, MPA Universität Stuttgart, 1982
- /14/ Rice, J.R.:
A path independent Integral and the Approximate Analysis of Strain
Concentration by Notches and Cracks
Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, 1968, pp. 379-386
- /15/ Seidenfuß, M.:
Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von
Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20MnMoNi5-5
Dissertation, MPA Universität Stuttgart, 1992
- /16/ Sester, M.:
Fortschrittliche Werkstoffmodelle im Rahmen der Kontinuumsmechanik
Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt, 1995
- /17/ Kußmaul, K., M. Seidenfuß, et al.:
Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Beschreibung des
Versagensverhaltens von Stählen unterschiedlicher Zähigkeit mit Hilfe von
Schädigungsmodellen
BMFT – FKZ 1500913, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1995
- /18/ Dietmann, H.:
Einführung in die Elastizitäts – und Festigkeitslehre
Alfred Kröner Verlag, 3. Auflage, 1992
- /19/ Riehle, M., E. Simmchen:
Grundlagen der Werkstofftechnik
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1. Auflage, 1997

- /20/ Bernauer, G.:
Einsatz mikroskopischer Schädigungsmodelle im spröde-duktilen Übergangsbereich
Dissertation, Universität Karlsruhe, 1997
- /21/ Cotterell, A.H.:
Theoretical Aspects of Fracture
Proc. of Inter. Conf. on the Atomic Mechanisms of Fracture, Swampscott, Mass., April 1959, pp. 20-53
- /22/ Puttick, K.E.:
Ductile Fracture in Metals
Phil. Mag. Ser. 8, Vol. 4, 1959, pp. 964-975
- /23/ Gurland, J., J. Plateau:
The Mechanisms of Ductile Rupture of Metals Containing Inclusions
Transaction of the ASM, Vol. 56, 1963, pp. 442-454
- /24/ Roberts, W., B. Lehtinen, K.E. Easterling:
An in Situ SEM Study of Void Development around Inclusions in Steel During Plastic Deformation
Acta Metallurgica, Vol. 24, 1976, pp. 745-758
- /25/ Argon, A.S.:
Formation of Cavities from Nondeformable Second-Phase Particles in Low Temperature Ductile Fracture
Journal of Engineering Materials and Technology, January 1976, pp. 60-68
- /26/ Cox, T.B., J.R. Low:
An Investigation of the Plastic Fracture of AISI4340 and 18 Nickel – 200 Grade Maraging Steels
Metallurgical Transactions, Vol. 5, 1974, pp. 1457-1470
- /27/ Wood, L.E., L.H. van Vlack:
Fracture and Deformation of Sulfide Inclusions in Steel
Transaction of the ASM, Vol. 56, 1963, pp. 770-773
- /28/ De Ferri:
De Ferri Metallographia, Vol. 5, 1979
- /29/ Rice, J.R., D.M. Tracey:
On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields
J. Mech. Phys. Solids, Vol. 17, 1969, pp. 201-217

- /30/ Rousselier, G.:
Ductile Fracture Models and their Potential in Local Approach of Fracture
Nuclear Engineering and Design, Vol. 105, 1987, pp. 97-111
- /31/ von Mises, R.:
Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand
Nachr. König. Ges. Wiss., Math.-phys. Klasse, Göttingen, 1913, S. 582-592
- /32/ Eisele, U., et al.:
Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druck-
führenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rissspitze bei Belastung
infolge rascher Abkühlvorgänge – Schwerpunkt: Einfluss unterschiedlicher
Werkstoffeigenschaften und Probengröße
BMBF – FKZ 1500987, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1997
- /33/ Rousselier, G.:
Finite Deformation Constitutive Relations Including Ductile Fracture Damage
Three-Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture, North-Holland
Publishing Company, 1981, pp. 331-355
- /34/ Ritchie, R.O., W.L. Server and R.A. Wullaert:
Critical Fracture Stress and Fracture Strain Models for the Prediction of Lower
and Upper Shelf Toughness in Nuclear Pressure Vessel Steels
Metallurgical Transactions A, Vol. 10, 1979, pp. 1557-1570
- /35/ Batische, R., M. Bethmont, G. Devesa, G. Rousselier:
Ductile Fracture of A 508 Cl 3 Steel in Relation with Inclusion Content: The
Benefit of the Local Approach of Fracture and Continuum Damage Mechanics
Nuclear Engineering and Design, Vol. 105, 1987, pp. 113-120
- /36/ Seidenfuss, M., J.-M. Pitard-Bouet:
Comparison between Fracture Mechanics and Local Approach Models for the
Analysis of Shallow Cracks
Journal de Physique IV, Colloque C6, Supplément au Journal de Physique III,
Vol. 6, 1996
- /37/ Li, Z.H., A. Bilby, I.C. Howard:
A Study of the Internal Parameters of Ductile Damage Theory
Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 17, No. 9, 1994
- /38/ Bethmont, M., G. Rousselier, D. Devesa, R. Batische:
Ductile Fracture Analysis by Means of a Local Approach
Proceedings of the 9th Int. Conf. on Structural Mechanics Reactor
Technology, Lausanne, Vol. 6, 1987

- /39/ Kussmaul, K., U. Eisele, M. Seidenfuss:
On the Applicability of Local Approach Models for the Determination of the Failure Behaviour of Steels of Different Toughness
PVP-Vol. 304, 1995, pp. 17-25
- /40/ Rousselier, G., J.C. Devaux, G. Mottet, G. Devesa:
A Methodology for Ductile Fracture Analysis Based on Damage Mechanics: an Illustration of Local Approach Fracture
Electricité de France, Moret-sur-Loing, France, 1985
- /41/ Lemaitre, J., J.-L. Chaboche.:
Mechanics of Solid Materials
Cambridge University Press, 1990
- /42/ Schwalbe, K.-H.:
Bruchmechanik metallischer Werkstoffe
Carl Hanser Verlag München Wien, 1. Auflage, 1980
- /43/ Gell, M., E. Smith:
The Propagation of Cracks through Grain Boundaries in Polycrystalline 3% Silicon-Iron
Acta Metallurgica, Vol. 15, 1967
- /44/ Beremin, F.M.:
A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel
Metallurgical Transactions, Vol. 14A, 1983, pp. 2277-2287
- /45/ ESIS P6-98:
Procedure to Measure and Calculate Material Parameters for the Local Approach to Fracture using Notched Tensile Specimen
European Structural Integrity Society – ESIS, March 1998
- /46/ Elsässer, K.:
Numerische Untersuchungen zum thermischen Vorbelastungseffekt mit Hilfe von schädigungsmechanischen Ansätzen
Dissertation, MPA Universität Stuttgart, 2000
- /47/ Wiesner, C.S., M.R. Goldthorpe:
The Effect of Temperature and Specimen Geometry on the Parameters of the “Local Approach” to Cleavage Fracture Journal de Physique IV, Colloque C6, supplément au Journal de Physique III, Vol. 6, 1996, pp. 295-304

- /48/ ASTM E 1921 – 97:
Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Region
Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01
- /49/ Roos, E., J. Föhl:
Werkstoffmechanische Untersuchungen. Teil A: Untersuchungen an Kleinproben
BMFT – FKZ 1500 304 B, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1990
- /50/ ASTM E 399 – 90:
Standard Test Method for Plane – Strain Fracture Toughness of Metallic Materials
Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01
- /51/ Roos, E., U. Eisele:
Determination of Material Characteristic Values in Elastic-Plastic Fracture Mechanics by Means of J-Integral Crack Resistance Curves
Journal of Testing and Evaluation, Vol. 16, No. 1, 1988, pp. 1-11
- /52/ Eisele, U., J. Schiedermaier:
Ermittlung von Bruchzähigkeitskurven als Basis einer Spröbruchabsicherung von Reaktorbruchbehältern unter Berücksichtigung des Bestrahlungseinflusses
MPA/VGB Forschungsvorhaben 5.5, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1999
- /53/ Franklin, A.G.:
Comparison between a Quantitative Microscope and Chemical Methods for Assessment of Non-Metallic Inclusions
Journal of the Iron and Steel Institute, February 1969
- /54/ ADINA R&D, Inc.:
User-Manuals, 1995
- /55/ Bathe, K.J.:
Finite-Elemente-Methoden
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo, 1986
- /56/ Roos, E., U. Eisele:
Bruchmechanikennwerte für die Sicherheitsanalyse
25. MPA-Seminar, 1999

- /57/ Roos, E.:
Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Risswiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile
Habilitationsschrift, Universität Stuttgart, 1992
- /58/ Crosley, P.B., E.J. Ripling:
Towards Development of a Standard Test for Measuring K_{Ia}
Fast Fracture and Crack Arrest, ASTM STP 627, 1977
- /59/ Crosley, P.B., E.J. Ripling:
Characteristics of a Run – Arrest Segment of Crack Extension
Fast Fracture and Crack Arrest, ASTM STP 627, 1977
- /60/ Crosley, P.B., E.J. Ripling:
Significance of Crack Arrest Toughness (K_{Ia}) Testing
Crack Arrest Methodology and Applications, ASTM STP711, 1978
- /61/ Crosley, P.B., E.J. Ripling:
Comparison of Crack Arrest Methodologies
Crack Arrest Methodology and Applications, ASTM STP711, 1978
- /62/ Kanninen, M.F., C. Popelar and P.C. Gehlen:
Dynamic Analysis of Crack Propagation and Arrest in the Double-Cantilever-Beam Specimen
Fast Fracture and Crack Arrest, ASTM STP 627, 1977
- /63/ Hoagland, R.G., A.R. Rosenfield, P.C. Gehlen, G.T. Hahn:
A Crack Arrest Measuring Procedure for K_{Im} , K_{ID} and K_{Ia} Properties
Fast Fracture and Crack Arrest, ASTM STP 627, 1977
- /64/ Kanninen, M.F., C.H. Popelar:
Advanced Fracture Mechanics
Oxford University Press, 1985
- /65/ ASTM E 1221 – 96:
Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness, K_{Ia} , of Ferritic Steels
Annual Book of ASTM Standards, Vol. 3.01
- /66/ Kalthoff, J.F., J. Beinert, W. Klemm:
Mechanik und Stoffverhalten bei der Arretierung von Rissen
Abschlussbericht für das Forschungsvorhaben P420 der EGKS,
Forschungsvertrag 7210.Ke.107

- /67/ Elenz, T.:
Experimentelle und numerische Untersuchungen von instabiler Rissausbreitung und Rissstopp beim schnellen Bruch von zugbelasteten Platten
Dissertation, MPA Universität Stuttgart, 1992
- /68/ Gillot, R.:
Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Rissstopp – Verhalten von Stählen und Gusseisenwerkstoffen
Dissertation, MPA Universität Stuttgart, 1988
- /69/ Kalthoff, J.F.:
Zur Ausbreitung und Arretierung schnell laufender Risse
Fortschrittberichte der VDI-Zeitschriften, Reihe 18, Nr. 4, 1978
- /70/ Lange, G.:
Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle
Informationsgesellschaft-Verlag, 3. Auflage, 1992
- /71/ Engel, L., H. Klingele:
Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden
Carl Hanser Verlag, 2. Auflage, 1982
- /72/ Anderson, T.L.:
Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications
CRC Press, 2nd Edition, 1995
- /73/ Burghard, H.C., N.S. Stoloff:
Cleavage Phenomena and Topographic Features
Electron Fractography, ASTM STP 436, 1968, pp. 32-58
- /74/ Anwendung des Rasterelektronenmikroskopes bei Eisen- und Stahlwerkstoffen:
Radex Rundschau, Heft 3/4, 1978
- /75/ Seaman, L., D.R. Curran, W.J. Murri:
A Continuum Model for Dynamic Tensile Microfracture and Fragmentation
Journal of Applied Mechanics, Vol. 52, September 1985, pp. 593-600
- /76/ Curran, D.R., L. Seaman, D.A. Shockey:
Dynamic Failure of Solids
Physics Report 147, Nos 5 & 6, 1987, pp. 253-388
- /77/ Hahn, G.T., et al.:
Initiation of Cleavage Microcracks in Iron and Steel
Fracture, Wiley, New York, 1959

- /78/ Knott, J.F.:
Fundamentals of Fracture Mechanics
Butterworth, London, 1973
- /79/ Tetelman, A.S., A.J. McEvily:
Fracture of Structural Mechanics
Wiley, New York, 1967
- /80/ Lin, T., A.G. Evans, R.O. Ritchie:
A Statistical Model of Brittle Fracture by Transgranular Cleavage
Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 34, No. 5, 1986, pp. 477-497
- /81/ Tweed, J.H., J.F. Knott:
Effect of Reheating on Microstructure and Toughness of C-Mn Weld Metal
Metal Science, Vol. 17, 1983, pp. 45-54
- /82/ McMahon, C.J., M. Cohen:
Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron
Acta Metallurgica, Vol. 13, 1965, pp. 591-604
- /83/ Landes, J.D., D.H. Schaffer:
Statistical Characterization of Fracture in the Transition Region
Fracture Mechanics, ASTM STP 700, 1980
- /84/ Anderson, T.L., Stienstra, D.:
A model to Predict the Source and the Magnitude of Scatter in the Transition
Region
Journal of Testing and Evaluation, Vol. 17, 1980, pp. 46-53
- /85/ Gillot, R.:
Untersuchung des Rissauffangverhaltens von Reaktordruckbehälter-Stählen
BMFT – FKZ 150361, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1980
- /86/ Kantidis, E., B. Marini, L. Allais, 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, pp. 273-294
- /87/ Hertzberg, R.W.:
Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials
John Wiley & Sons, Inc., 3rd Edition, 1989

- /88/ Curry, D.A., J.F. Knott:
Effect of Microstructure on Cleavage Fracture Toughness of Quenched and Tempered Steels
Metal Science, 1979, pp. 341-345
- /89/ Moinereau, D., et al.:
Local Approach to Fracture Applied to Reactor Pressure Vessel: Synthesis of a Cooperative Programme Between EDF, CEA, Framatome and AEA
Journal de Physique IV, Colloque C6, Supplément au Journal de Physique III, Vol. 6, 1996
- /90/ McMahan, Jr., C.J.:
Solute Segregation and Intergranular Fracture in Steels: A Status Report
Materials Science and Engineering, Vol. 42, 1980, pp. 215-226
- /91/ Wallin, K., T. Saario, K. Törrönen:
Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel
Metal Science, Vol. 18, 1984, pp. 13-16
- /92/ Ritchie, R.O., J.F. Knott, J.R. Rice:
On the Relationship between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel
J.Mech.Phys.Solids, Vol. 21, 1973, pp. 395-410
- /93/ Törrönen, K.:
Microstructural Parameters and Yielding in a Quenched and Tempered Cr-Mo-V Pressure Vessel Steel
Materials and Processing Technology, Publication 22, Espoo, 1979
- /94/ Renevey, S., S. Carassou, B. Marini, C. Eripret, A. Pineau:
Ductile – Brittle Transition of Ferritic Steels Modelled by the Local Approach to Fracture
Journal de Physique IV, Colloque C6, Supplément au Journal de Physique III, Vol. 6, 1996
- /95/ Heerens, J., D.T. Read, A. Cornec, K.–H. Schwalbe:
Interpretation of Fracture Toughness in the Ductile – to – Brittle Transition Region by Fractographical Observations
Defect Assessment in Components – Fundamentals and Applications, ESIS/EGF 9, Mechanical Engineering Publications, London, 1991, pp. 649-678
- /96/ Lidbury, D.P.G., A.H. Sherry, D. Beardmore, I.C. Howard, Z.H. Li, M.A. Sheikh:
Application of Local Approach to predict Cleavage and Ductile Fracture
TAGSI Symposium Advances in Fracture Mechanics, TWI, Cambridge, 1996

- /97/ Sauter, A., et al.:
Experimentelle und theoretische Bruchanalyse mit numerischen Methoden zur Behandlung einer Innendruckbelastung mit überlagerter Thermoschockbeanspruchung an Reaktordruckbehältern
BMFT – FB 1500618, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1990
- /98/ Sauter, A.:
Zähbruchmechanische Behandlung überlagerter Beanspruchungen aus Primär – und Sekundärspannungen bei Thermoschockvorgängen
Dissertation, MPA Universität Stuttgart, 1988
- /99/ Bethmont, M., G. Rousselier, K. Kussmaul, A. Sauter, A. Jovanovic:
The Method of “Local Approach of Fracture” and its Application to a Thermal Shock-Experiment
14. MPA Seminar, Stuttgart, 1988
- /100/ Stumpfrock, L., et al.:
Untersuchungen zu den Auswirkung von Niederdrucktransienten bei simulierten Werkstoffzuständen
BMBF – FKZ 1500946, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 1996
- /101/ Brickstad, B.:
Fast Fracture and Crack Arrest – an Experimental and Numerical Analysis
Royal Institute of Technology, Department of Strength of Materials and Solid Mechanics, Stockholm, 1983
- /102/ Hahn, G.T., R.G. Hoagland, J. Lereim, A.J. Markworth, A.R. Rosenfield:
Fast Fracture Toughness and Crack Arrest Toughness of Reactor Pressure Vessel Steel
Crack Arrest Methodology and Applications, ASTM STP 711, 1980, pp. 289-320

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Gerhard Merkert
Geburtsdatum/ -ort: 29. April 1971 in Bad Mergentheim

Schulbildung

1977 – 1981 Grundschole Ahorn
1981 – 1985 Realschole Boxberg
1985 – 1990 Ganztages-Gymnasium Osterburken
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife

Studium

1990 – 1993 Staatliche Berufsakademie Mosbach, Fachrichtung
Maschinenbau
Abschluss: Diplom – Ingenieur (BA)
1994 – 1997 Universität Stuttgart, Fachrichtung Maschinenwesen
Abschluss: Diplom – Ingenieur
1995 – 1996 Integriertes Auslandsstudium an der George – Washington–
University, Washington D.C., USA

Berufstätigkeit

1997 – 2001 Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Staatliche
Materialprüfungsanstalt (MPA) Stuttgart
Mitarbeit am Lehrstuhl und Bearbeitung von
Forschungsvorhaben auf dem Gebiet der numerischen
Bauteilanalyse
Seit September 2001 Angestellter bei der Robert Bosch GmbH im
Geschäftsbereich Gasoline Systems

Mundelsheim, September 2002