

Dietmar Aurich
Wolfram Baer
Ralf Häcker
Dietmar Klingbeil
Katrin Ohm

**Analyse und Weiterentwicklung
bruchmechanischer Versagens-
konzepte**

**Schwerpunkt: Anwendung fort-
geschrittener zähbruchmechani-
scher Konzepte; Bruchübergang**

232

Forschungsbericht



Die Aufgaben
der Bundesanstalt
stehen unter der Leitlinie:

Sicherheit und Zuverlässigkeit in Chemie- und Materialtechnik

Die Aufgaben

Die BAM hat gemäß ihrem Gründungserlaß die Zweckbestimmung, die Entwicklung der deutschen Wirtschaft zu fördern. Sie ist im Aufgabenverbund „Material – Chemie – Umwelt – Sicherheit“ zuständig für:

- Hoheitliche Funktionen zur öffentlichen technischen Sicherheit, insbesondere im Gefahrstoff- und Gefahrgutrechtsbereich;
- Mitarbeit bei der Entwicklung entsprechender gesetzlicher Regelungen, z. B. bei der Festlegung von Sicherheitsstandards und Grenzwerten;
- Beratung der Bundesregierung, der Wirtschaft sowie der nationalen und internationalen Organisationen im Bereich der Materialtechnik und Chemie;
- Entwicklung und Bereitstellung von Referenzmaterialien und -verfahren, insbesondere der analytischen Chemie und der Prüftechnik;
- Unterstützung der Normung und anderer technischer Regeln für die Beurteilung von Stoffen, Materialien, Konstruktionen und Verfahren im Hinblick auf die Schadensfrüherkennung bzw. -vermeidung, den Umweltschutz und den Erhalt volkswirtschaftlicher Werte.

Die Tätigkeitsbereiche

Das Tätigkeitsspektrum der BAM umfaßt die sich ergänzenden und aufeinander bezogenen Tätigkeiten:

- Forschung und Entwicklung
- Prüfung, Analyse und Zulassung
- Beratung und Information.

Die nationale und internationale Zusammenarbeit

Die Aufgaben der BAM für Technik, Wissenschaft, Wirtschaft und Gesellschaft erfordern eine interdisziplinäre Zusammenarbeit. Insofern arbeitet die Bundesanstalt mit Technologieinstitutionen des In- und Auslandes, insbesondere den nationalen Schwesterinstituten, eng zusammen. Sie berät Bundesministerien, Wirtschaftsverbände, Industrieunternehmen sowie Verbraucherorganisationen und unterstützt mit Fachgutachten Verwaltungsbehörden sowie Gerichte. Daneben ist sie in die internationale technische Zusammenarbeit eingebunden und im Bereich „Meßwesen – Normung – Prüftechnik – Qualitätssicherung“ (MNPQ) als nationale Institution für die Prüftechnik zuständig. Die Mitarbeiter der Bundesanstalt wirken in zahlreichen Fachgremien, gesetzlichen Körperschaften und normensetzenden Institutionen an der Aufstellung von technischen Regeln und Sicherheitsbestimmungen mit und vertreten die Bundesrepublik in nationalen und supranationalen Einrichtungen.

Der Status

Die BAM ist als technisch-wissenschaftliche Bundesoberbehörde im Geschäftsbereich des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie Nachfolgeinstitution des 1871 gegründeten Staatlichen Materialprüfungsamtes sowie der 1920 gebildeten Chemisch-Technischen Reichsanstalt (CTR). Sie hat dementsprechend die Funktion einer materialtechnischen und chemisch-technischen Bundesanstalt. In ihr sind etwa 1700 Mitarbeiter, darunter mehr als 800 Wissenschaftler und Ingenieure, auf dem Stammgelände in Berlin-Lichterfelde sowie auf den Zweiggeländen in Berlin-Steglitz und Berlin-Adlershof tätig.

Dietmar Aurich
Wolfram Baer
Ralf Häcker
Dietmar Klingbeil
Katrín Ohm

**Analyse und Weiterentwicklung bruch-
mechanischer Versagenskonzepte
Schwerpunkt: Anwendung fortge-
schrittener zähbruchmechanischer
Konzepte; Bruchübergang**

Forschungsbericht 232
Berlin, 1999

Das diesem Bericht zugrundeliegende Vorhaben wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie unter dem Förderkennzeichen 1500 970 gefördert. Die Verantwortung für den Inhalt liegt bei den Autoren:

D. Aurich, W. Baer, R. Häcker, D. Klingbeil, K. Ohm

An der Erarbeitung der Ergebnisse waren beteiligt:

B. Abbasi, M. Cassau, M. Engelhardt, P. Gerwien, Y. Kiyak, G. Künecke, K.-D. Thiemich, P. Wossidlo

Dank

Die Projektgruppe "Komponentensicherheit in der Energietechnik" der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung dankt dem Bundesministerium für Bildung, Wissenschaft und Technologie sowie der Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit für die finanzielle Förderung dieses Vorhabens.

Impressum

Herausgegeben von
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, D-12205 Berlin
Postanschrift: D-12200 Berlin
Telefon (0 30) 81 04-0
Telefax (0 30) 8 11 20 29

Copyright © 1999 by Bundesanstalt für
Materialforschung und -prüfung (BAM)

Herstellung und Verlag:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Bürgermeister-Smidt-Str. 74-76
Postfach 10 11 10
D-27511 Bremerhaven
Telefon (04 71) 9 45 44-0
Telefax (04 71) 9 45 44 77/88

Umschlag: Lutz Mittenzwei
Layout: BAM, V.3

ISSN 0938-5533
ISBN 3-89701-339-8

Kurzfassung

Teilprojekt 1

Im Rahmen des Teilprojektes 1 „Analyse und Erweiterung der Einsatzgrenzen der elastisch-plastischen Bruchmechanik zu tiefen Temperaturen hin mit der Option der systematischen Nutzung von Zähigkeitspotentialen im Übergangsbereich“ wurden an drei Versuchswerkstoffen bei jeweils mehreren Prüftemperaturen Serien von Reißwiderstandskurven aufgenommen. Zusätzlich wurden ältere Versuchsserien von zwei weiteren Werkstoffen ausgewertet. Eine Versuchsserie besteht aus mehreren Proben, die bei einer Temperatur oder in einem engen Temperaturintervall (bei einer älteren Gruppe von Versuchsergebnissen) geprüft wurden.

Die Arbeiten dienten der quantitativen Erfassung des Übergangs vom Spaltbruch zum Gleitbruch im Bereich nahe T_a mit dem Ziel, Sicherheitsreserven des Werkstoffs in diesem Bereich ausnutzen zu können.

Für die Auswertung wurden vier verschiedene Verteilungsfunktionen herangezogen: die Normalverteilung, die Lognormalverteilung, die Weibullverteilung und die Gammaverteilung. Alle diese Verteilungsfunktionen sind grundsätzlich in der Lage, die Versuchsergebnisse befriedigend zu beschreiben.

Die stärksten Abweichungen zwischen Versuchsergebnissen für das stabile Reißwachstum bis zur Instabilität und approximierten Verteilungsfunktionen treten bei allen Datensätzen bei der Normalverteilung auf. Sie kann außerdem für kleine Ausfallwahrscheinlichkeiten zu negativen Quantilenwerten führen. Die bruchmechanischen Kennwerte werden durch die Weibullverteilung gut beschrieben. Fast gleich gute Ergebnisse werden bei den bruchmechanischen Kennwerten mit der Normalverteilung erreicht.

Da die Weibullverteilung häufig bei Untersuchungen verwendet wurde, die in der Literatur zu finden sind, erfolgte die Auswertung der weiteren Versuchsergebnisse nur noch mit der Weibullverteilung.

Für die Interpretation der Versuchsergebnisse war bedeutsam, daß die ASME-Referenzkurve auch als Kurve für die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit betrachtet werden kann. Verwendet man die ASME-Referenzkurve in dieser Weise, kann man damit in der gleichen Weise umgehen wie mit der ASTM-Masterkurve. Beide Kurven sind dann in der Lage, die Versuchsergebnisse mit der erforderlichen Konservativität zu beschreiben. Sie schließen mit der gleichen Qualität auch Kennwerte der linear-elastischen Bruchmechanik einer umfangreichen ORNL-Datenbasis ein.

Aufgrund der Ergebnisse können bereits im Übergangsbereich vom Spaltbruch zum duktilen Bruch oberhalb einer probabilistisch abgesicherten Temperatur $T_{95\%}$

Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik für Sicherheitsanalysen verwendet werden, die selbst nicht probabilistisch abgesichert sein müssen. Auf diese Weise können bei Bedarf noch Sicherheitsreserven genutzt werden, die bisher nicht zugänglich waren.

An Teilen von zwei Probenserien wurden die Spaltbruchinitiierungsbereiche im Rasterelektronenmikroskop identifiziert und ihre Koordinaten vermessen. Sie konnten bezüglich ihrer Abstände von der Reißspitze und der Länge der zugehörigen stabilen Anrisse drei charakteristischen Typen zugeordnet werden und stehen in Beziehung mit den mittels FE-Analyse ermittelten Spannungs- und Dehnungsverteilungen in der plastischen Zone.

Teilprojekt 2

Im Rahmen des Teilprojektes 2 „Methoden zur Extrapolation von J_R -Kurven für die Vorhersage der Reißöffnungsgeometrie unter postulierten Belastungen“ wurden experimentelle Untersuchungen an Rohren aus dem Werkstoff 15NiCuMoNb5 (WB36) durchgeführt. Der Versuchswerkstoff wurde in umfangreichen Arbeiten mechanisch-technologisch und bruchmechanisch charakterisiert.

Für die Rohrbiegeversuche wurde ein Prüfstand aufgebaut, auf dem bei Raumtemperatur Vierpunkt-Biegeversuche an Rohren mit unterschiedlichen Außenumfangsfehlergeometrien (0° , 60° bzw. 90°) durchgeführt wurden. Durch die umfangreiche Instrumentierung der Rohre wurde eine große Basis gezielt ermittelter experimenteller Daten zur Verfügung gestellt, die einerseits genauen Aufschluß über das Bauteilverhalten geben und andererseits zur Entwicklung und Erprobung der FE-Modelle erforderlich sind.

Mit Hilfe der zerstörungsfreien Verfahren Ultraschallprüfung, Schallemissionsprüfung, Gleichstrompotentialsondenverfahren und optische Analyse wurde das Reißwachstums- und Leckageverhalten unter den komplexen Bedingungen der Rohrversuche quantitativ untersucht und detailliert vergleichend ausgewertet.

Sowohl bei den Rohren mit 60° - als auch mit 90° -Außenumfangsfehlern führte stabiles Reißwachstum jeweils zur Ausbildung eines Lecks, worauf Leckwachstum mit anschließender Spaltbruchinstabilität im Bereich vor dem Auslauf des mechanischen Kerbs folgten. Fraktographische Analysen zeigten, daß ausgeprägtes stabiles Reißwachstum in Umfangsrichtung über den Bereich des mechanischen Kerbs hinaus in den untersuchten Rohren nicht auftrat.

Auf der Basis der Ingenieurkonzepte plastisches Grenzlastverfahren, lokales Grenzspannungskonzept, R6-Verfahren und Engineering Treatment Model erfolgte für

zwei Rohre mit 60°- bzw. 90°-Fehler eine vergleichende Gegenüberstellung von experimentellen und berechneten Versagenslasten. Alle angewendeten Verfahren lieferten eine konservative Versagensvorhersage gegenüber Instabilität bei individuell unterschiedlichen Sicherheitsabständen. Mit dem Engineering Treatment Model und dem R6-Verfahren, Kategorie 3, Option 2, wurden adäquate Ergebnisse mit der im Vergleich besten Vorhersagegenauigkeit erreicht.

Die an den Rohren aus 15NiCuMoNb5 mit 90°-Außenumfangsfehler durchgeführten 4-Punkt-Biegeversuche wurden mit der FE-Methode und einem Schädigungsmodell zur Erfassung duktilen Rißfortschritts simuliert. Dabei zeigte sich, daß die Geometrie der Rohre und der Auflager sehr genau abzubilden ist, damit die experimentell gemessenen Kräfte und Verschiebungen durch die numerische Analyse richtig erfaßt werden.

Die für das Schädigungsmodell erforderlichen Materialparameter wurden durch Anpassung an Versuche mit gekerbten Rundzugproben verschiedener Kerbradien sowie anhand eines Versuchs an einer C(T)-Probe mit $B = 6,25$ mm ermittelt.

Abstract

Part 1

Within the scope of part one of the project 'Analysis and further development of Elastic-Plastic Fracture Mechanics towards lower temperatures with the aim of a systematic usage of toughness reserves in the transition range' series of crack resistance curves were determined for three materials at several test temperatures each time. In addition, older series of tests of three further materials were analyzed. One test series consisted of several specimens which were tested at one temperature or in a narrow temperature range (older series of tests).

The investigations focused on the quantitative characterization of the transition from ductile to brittle fracture close to the T_a -temperature with the aim to make use of safety reserves of the material in this temperature range.

Four different distribution functions were used to analyze experimental data: Gaussian distribution, log-normal distribution, Weibull distribution and gamma distribution. All distribution functions under investigation were found to be basically suitable to describe the test results satisfactorily.

The greatest differences between the test results of the stable crack growth up to instability and the approximated distribution functions were found with all data sets using the Gaussian distribution. Furthermore, low failure probabilities can result in negative quantile values.

Die Simulation des duktilen Rißfortschritts erfolgte bis zur experimentell beobachteten Instabilität des Rohres. Der numerisch erhaltene Rißöffnungsquerschnitt stimmte in diesem Stadium mit experimentellen Befunden überein. Die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes erreichte ein Maximum von 4,0 genau am Initiierungsort der instabilen Rißausbreitung im Versuch.

Durch die FE-Analyse des Versagensverhaltens konnte gezeigt werden, daß es mit Hilfe von Schädigungsmodellen möglich ist, selbst komplexes Verhalten von Bauteilen richtig und umfassend zu beschreiben. Insbesondere ist die Aufgabe nur mit Schädigungsmodellen lösbar, da Rißwiderstandskurven für den auftretenden großen duktilen Rißfortschritt in der Regel nicht verfügbar sind. Durch die weitgehend identischen Ergebnisse von Experiment und Rechnung konnte auch die hohe Qualität der durchgeführten Analyse gezeigt werden, was insbesondere für die realistische Vorhersage von Rißöffnungsquerschnitten zutrifft.

The fracture toughness values J_u are characterized very well by the Weibull distribution. Results of nearly the same quality with respect to fracture toughness values J_u are obtained with the Gaussian distribution.

Because the Weibull distribution was already applied frequently in investigations published in the literature the further evaluation of the test results has been realized only by means of the Weibull distribution.

For the interpretation of the test results the consideration of the ASME reference curve as a curve for 95 % probability of survival was important. If the ASME reference curve is used in this way it can be treated in the same manner like the ASTM master curve. On this condition both of them are able to characterise the experimental results with the required conservatism. They also include with the same quality a data basis with numerous K_{Ic} -values of ORNL.

On account of these results fracture toughness values of elastic-plastic fracture mechanics which have not to be evaluated probabilistically can be applied in safety analysis already in the transition region from cleavage fracture to brittle fracture upwards above a critical probabilistically evaluated temperature $T_{.95\%}$.

On this way if necessary reserves of safety can be used which have not been accessible so far.

The cleavage fracture initiation regions on the fracture surfaces of several specimens of two test series were identified and quantitatively located by FEM analysis.

The cleavage fracture initiation regions were coordinated to three characteristic types according to the distance from the crack tip and the length of the corresponding stable crack. Furthermore, they are related to the stress distribution in the plastic zone.

Part 2

Experimental investigations of pipes made of 15NiCuMoNb5 steel were performed within the scope of part two 'Extrapolation Methods of *J-R* Curves for the Application in the Prediction of the Crack Opening Geometry at Postulated Loading Conditions' of the project. Mechanical as well as fracture mechanical properties of the material under investigation were characterized in detailed tests.

A test stand for bending tests with pipes was built up and a series of four-point bending tests was carried out with pipes containing no flaw, 60°- or 90°-external circumferential surface flaws, respectively. Due to the extensive instrumentation of the test pipes a large set of purposefully determined data was provided. On one hand these data gave detailed information about the behaviour of the component in service and on the other hand they were needed for the development and verification of finite element models.

A number of non-destructive testing methods were applied focussing on the investigation of the crack growth and leakage behaviour of the pipes. Ultrasonic testing, acoustic emission testing, direct current potential drop technique and an optical analysis delivered detailed data on the experimental pipe failure.

The pipes with 60°- as well as 90°-external circumferential surface flaws showed ductile crack growth until penetration of wallthickness (leakage) followed by enlargement of the leakage and final failure by cleavage fracture. The analysis of the fracture surfaces proved that stable crack growth in circumferential direction beyond the angle of the original flaws did not occur. The cleavage fracture initiation region was always located in the area in front of the original flaw angle.

Several engineering approaches were used to give predictions of the failure of two pipes, with 60°- and 90°-flaw, in terms of load in comparison to the experimental maximum failure loads: Plastic limit load concept, concept of local flow stress, R6 method and engineering treatment model. All of the applied methods provided conservative predictions of the pipe instability including different safety margins. The best estimates with an adequate level of safety were made by means of the engineering treatment model and the R6-method, category 3 analysis, option 2.

The four-point bending tests performed on pipes with a 90°-external circumferential flaw made of 15NiCuMoNb5 steel were analysed by the finite element method and a damage model taking ductile crack growth into account. It turned out that the geometry of the pipe and the bearings had to be modelled very exactly in order to achieve the experimentally measured forces and displacements.

The material parameters required for the damage model were determined by fitting on experimental results of tensile tests on notched bars with different notch radii as well as on one experiment on a C(T)-specimen with $B = 6,25$ mm.

The simulation of the ductile crack growth was performed up to the experimentally observed instability of the pipe. The numerically determined crack opening area was identical to the respective experimental result. The numerically determined triaxiality achieved a maximum value of about 4 at the same place of the pipe where cleavage fracture initialized.

It could be shown by the finite element analysis of ductile crack growth that even complex failure of components can be modelled in the right way. It is pointed out that the problem could only be solved by damage models as conventional fracture mechanics concepts are not suited to be applied for large ductile crack growth. The quality of the finite element analysis is shown because experimental and numerical results are nearly identical, which applies especially to the crack opening area.

Inhaltsverzeichnis

Teilprojekt 1

Analyse und Erweiterung der Einsatzgrenzen der elastisch-plastischen Bruchmechanik zu tiefen Temperaturen hin mit der Option der systematischen Nutzung von Zähigkeitspotentialen im Übergangsbereich

	Seite	
1	Vorwort	9
2	Übergeordnete Zielsetzung und Einzelsetzung	9
3	Stand der Wissenschaft und Technik	10
4	Versuchswerkstoffe	13
5	Untersuchte Proben, Probenentnahme	15
6	Versuchsdurchführung	21
6.1	Metallographische Untersuchungen	21
6.2	Fraktographische Untersuchungen	21
6.3	Charakterisierung der Versuchswerkstoffe	21
6.3.1	Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Fließkurven	21
6.3.2	K_I - T -Kurven	21
6.3.3	Gekerbte Rundzugproben	22
6.4	Bruchmechanische Untersuchungen	22
6.4.1	Dreipunkt-Biegeproben	22
6.4.2	C(T)-Proben	22
6.4.3	M(T)-Proben	23
6.4.4	SE(T)-Proben	23
6.4.5	PS(T)-Proben	23
7	Durchführung der statistischen Analyse	28
7.1	Aufbereitung der experimentellen Daten für die statistische Analyse	28
7.2	Verteilungsfunktionen	28
8	Durchgeführte FE-Analysen	31
9	Ergebnisse experimenteller Untersuchungen	36
9.1	Metallographische Untersuchungen	36
9.2	Mechanisch-technologische Werkstoffeigenschaften	36
9.3	Gekerbte Rundzugproben	37
9.4	Bruchmechanische Untersuchungen	37
9.4.1	Dreipunkt-Biegeproben	37
9.4.2	C(T)-Proben	37
9.4.3	M(T)-Proben	38
9.4.4	SE(T)-Proben	39
9.4.5	PS(T)-Proben	39
9.4.6	Zusammenfassung der Ergebnisse	40
9.5	Fraktographische Untersuchungen	40
9.5.1	22NiMoCr3-7	40
9.5.2	StE 355	41

	Seite	
10	Ergebnisse der statistischen Analyse	113
10.1	Bewertung der Verteilungsfunktionen	113
10.2	Analyse der Δa_s -Werte	114
10.3	Analyse der Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze	114
10.4	Analyse der K_{Jv} -Werte	114
11	Ergebnisse der FE-Analysen	130
12	Erörterung und Bewertung der Ergebnisse	136
12.1	Das stabile Rißwachstum bis zur Instabilität Δa_s	136
12.2	Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze	137
12.3	Bruchmechanische Kennwerte, sowie deren Temperaturabhängigkeit im Kontext mit ASME-Referenzkurve und ASTM-Masterkurve	139
12.4	Bewertung der Ergebnisse	140
13	Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlußfolgerungen	156
14	Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit	158
15	Ausblick und offene Fragen	159
16	Nomenklatur	160

Teilprojekt 2

Methoden zur Extrapolation von Rißwiderstandskurven für die Vorhersage der Rißöffnungsgeometrie unter postulierten Belastungen

	Seite	
1	Einleitung	164
2	Übergeordnete Zielsetzung und Einzelsetzung	165
3	Stand der Wissenschaft und Technik	166
4	Versuchswerkstoff	167
5	Experimentelle und numerische Untersuchungen	170
5.1	Bestimmung der mechanisch-technologischen Eigenschaften	170
5.2	Bruchmechanische Versuche	170
5.3	Rohrversuche	170
5.3.1	Fehlergeometrie und –herstellung	170
5.3.2	Rohrprüfstand	170
5.3.3	Einsatz zerstörungsfreier Prüfverfahren zur Analyse des Rißinitiierungs- und Leckageverhaltens	171
5.4	Numerische Untersuchungen	172
5.4.1	Eingesetzte Methoden; Programme	172
5.4.2	Materialmodell	172
5.4.3	Durchgeführte FE-Analysen	173
6	Ingenieurverfahren zur Bewertung des Versagensverhaltens von Rohren	185
6.1	Plastisches Grenzlastverfahren	185
6.2	Lokales Grenzspannungskonzept	185
6.3	R6-Verfahren	186
6.4	Engineering Treatment Model	186

	Seite	
7	Ergebnisse	187
7.1	Experimentelle Ergebnisse	187
7.1.1	Mechanisch-technologische Eigenschaften	187
7.1.2	Rißwiderstandsverhalten	187
7.1.3	Rohrversuche	187
7.1.4	Bewertung des Versagensverhaltens mittels Ingenieurverfahren	188
7.2	Numerische Ergebnisse	189
7.2.1	Ergebnisse der FE-Analysen zur Bestimmung der Materialparameter der duktilen Schädigung	189
7.2.2	Ergebnisse der FE-Analysen an einem Rohr ohne Fehler	189
7.2.3	Ergebnisse der FE-Analysen an einem Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler	190
8	Diskussion	230
8.1	Experimentelle Ergebnisse	230
8.2	Numerische Ergebnisse	233
9	Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlußfolgerungen	245
10	Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit	246
11	Nomenklatur	247

Teilprojekt 1

Analyse und Erweiterung der Einsatzgrenzen der elastisch-plastischen Bruchmechanik zu tiefen Temperaturen hin mit der Option der systematischen Nutzung von Zähigkeitspotentialen im Übergangsbereich

1 Vorwort

Im Hinblick auf die Begutachtung von Altanlagen besteht eine Lücke zwischen den Regelwerken, mit deren Hilfe Spaltbruchversagen ausgeschlossen werden soll, und denen, die den Ausschluß des Versagens durch stabiles Rißwachstum ermöglichen. In diesem Grenzbereich besteht Unsicherheit über die zu wählende Vorgehensweise, weil einerseits linear-elastisch basierte Konzepte nicht mehr anwendbar sind und andererseits stabiles Rißwachstum durch Spaltbruchinstabilität unterbrochen werden kann.

Das Teilprojekt 1 "Analyse und Erweiterung der Einsatzgrenzen der elastisch-plastischen Bruchmechanik zu tiefen Temperaturen hin mit der Option der systematischen Nutzung von Zähigkeitspotentialen im Übergangsbereich" hat das Ziel, diese Lücke zu schließen. Dabei wurde von der Überlegung ausgegangen, daß für den Bereich des Spaltbruchs die probabilistische Betrachtungsweise heute akzeptierter Stand von Wissenschaft und Technik ist.

Im Temperaturbereich des Gleitbruchs (Zähbruch) kann das Bauteilversagen bei monotoner Belastung an-

hand von Rißwiderstandskurven beurteilt werden. Beim Übergang vom Gleitbruch zum Spaltbruch geht dem Spaltbruchversagen stabiles Rißwachstum voraus. Die Länge der stabilen Anrisse nimmt mit abnehmender Temperatur ab, unterliegt jedoch erheblichen Streuungen. Bild 1-1 zeigt diesen Übergang in schematischer Darstellung. Die Temperaturgrenze zwischen reinem Gleitbruchversagen und dem ersten Auftreten von Spaltbruchanteilen bezeichnet man als T_a , die Rißwiderstandswerte bei Spaltbruchinstabilität als J_U .

Von praktischer Relevanz sind häufig gerade die Temperaturen unterhalb T_a , in denen bedingt durch die oben erwähnte Lücke möglicherweise bestehende Sicherheitsreserven nicht ausgeschöpft werden können, weil bei realen Beanspruchungsszenarien, wie z.B. Kühlmittelverluststörfall, Sicherheitsabstände vorzugsweise gegenüber solchen bruchmechanischen Versagenskennwerten zu bewerten sind. Dies gilt insbesondere auch für Werkstoffzustände nach Bestrahlung.

2 Übergeordnete Zielsetzung und Einzelsetzung

Im Hinblick auf das Verhalten von Bauteilen aus ferritischen Stählen im Übergangsbereich vom Gleitbruch zum Spaltbruch verfolgt dieses Vorhaben die Ziele:

- Abgrenzung des Anwendungsbereichs der elastisch-plastischen Bruchmechanik zu tiefen Temperaturen hin,
- Möglichkeiten und Grenzen der Nutzung von Zähigkeitspotentialen im Übergangsbereich,
- Ermittlung des Einflusses des Spannungszustandes auf das Bruchverhalten im Übergangsbereich und
- Übertragbarkeit auf Bauteile.

3 Stand der Wissenschaft und Technik

Gemäß dem Stand der Wissenschaft ist das Bruchversagen im Übergangsbereich durch probabilistische Prozesse gekennzeichnet [1 – 21]. Dabei ist zu unterscheiden zwischen dem Temperaturbereich $T < T_i$, in dem das Versagen allein durch Spaltbruch erfolgt, und $T_i < T < T_a$, in dem dem Spaltbruchversagen mit steigender Temperatur zunehmendes stabiles Rißwachstum vorausgeht [9 – 11]. Der Temperaturbereich $T_i < T < T_a$ ist für reale Beanspruchungsszenarien relevanter als der Temperaturbereich unterhalb T_i .

Da in dem Temperaturbereich oberhalb T_i dem Spaltbruchversagen stabiles Rißwachstum vorausgeht, ergibt sich die am Bauteil bis zum Spaltbruchversagen geleistete Arbeit, z. B. dargestellt als Last-Verschiebungskurve, aus der Rißwiderstandskurve bis zum Erreichen der Instabilität (Bild 3-1).

Betrachtet man in diesem Temperaturbereich $T_i < T < T_a$ eine bestimmte Temperatur oder ein kleines Temperaturintervall, dann folgt der Versagensprozeß zwar mit geringer Streuung der gleichen Rißwiderstandskurve, der Instabilitätspunkt jedoch wird durch einen probabilistischen Prozeß bestimmt, der zu beträchtlichen Streuungen der bis zum Versagen der Probe oder des Bauteils geleisteten Arbeit führt (Bild 3-1).

Aus Bild 3-1 wird ersichtlich, daß der für die Streuungen maßgebende Prozeß das stabile Rißwachstum bis zur Instabilität ist. Die Instabilität kann gemäß dem Stand der Wissenschaft in diesem Temperaturbereich sowohl an Kristalliten des "Matrix"-Werkstoffs als auch an nichtmetallischen Einschlüssen ausgelöst werden [11, 19, 20].

Die Orte, an denen die Spaltbruchinstabilität ausgelöst wird, werden als Spaltbruchinitiierungsbereiche (SIBs) oder Nuklei bezeichnet. Man kann davon ausgehen, daß die Größe dieser Spaltbruchinitiierungsbereiche und ihre Abstände statistisch verteilt sind.

Mit zunehmender Temperatur und infolgedessen abnehmenden Spannungen vor der Rißspitze nimmt die Dichte der für Spaltbruchinitiierung verfügbaren Keimstellen ab. Von der ursprünglichen Rißspitze ausgehend muß deshalb zunächst stabiles Rißwachstum einsetzen, bis die vor der Rißspitze herlaufende Prozeßzone einen für die Initiierung eines Spaltbruchs geeigneten Bereich erreicht, der für das Auslösen der Instabilität ausreicht. Mit zunehmender Temperatur müssen die stabilen Anrisse im Durchschnitt immer längere Wege zurücklegen, bis Instabilität einsetzt.

Dabei ist jedoch zu beachten, daß für die Position der ursprünglichen Rißspitze gegenüber dem nächsten Spaltbruchinitiierungsbereich kritischer Größe alle Abstände zwischen zwei Spaltbruchinitiierungsbereichen kritischer Größe gleich wahrscheinlich sind, so daß mit zunehmender Temperatur auch die Streuung der Δa_s -Werte, die bis zur Instabilität erreicht werden, zunimmt,

was auch den Ergebnissen einschlägiger Untersuchungen entspricht.

Ein wichtiger Aspekt für die Temperaturabhängigkeit der Bruchmechanik-Kennwerte im Übergangsbereich ist die Frage, ob und inwieweit man am ASME-Konzept festhalten oder ob man zum ASTM-Masterkurven-Konzept übergehen soll. Diesbezüglich muß auf einige Publikationen hingewiesen werden, die die bislang als deterministisch betrachtete ASME-Referenzkurve [21] auch unter probabilistischen Aspekten betrachtet haben [22 bis 25].

Bei der Diskussion um die konkurrierenden Konzepte wird jedoch häufig übersehen, daß beide Konzepte für die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der K_{Jc} bzw. K_{Jc} -Werte eine Funktion gleicher Form, aber mit unterschiedlichen Konstanten verwenden [25]. Im Hinblick darauf kann die ASTM-Masterkurve nicht als etwas völlig Neues betrachtet werden. Neu ist die Kalibrierung auf probabilistischer Grundlage. Diese kann aber ebenso gut auf die ASME-Kurve angewendet werden.

Wenn man so verfährt, behalten die bisher durchgeführten Sicherheitsanalysen ihren Bestand und die Erfahrungen mit der rechnerischen Ermittlung des Bestrahlungseinflusses auf die bruchmechanischen Kennwerte bleiben erhalten.

Literatur zu Kapitel 1 bis 3

- 1 Brückner-Foit, A.; Kutschan, K.; Minami, F.; Munz, D.; Trolldenier, B.: Mikrostrukturelle Untersuchungen zum "Local Approach" im spröduktile Übergangsbereich. 23. Vortragsveranstaltung des Arbeitskreises Bruchvorgänge. DVM, Berlin 1991, S. 201-210
- 2 Slatcher, S.: A Probabilistic Model for Lower Shelf Fracture Toughness-Theory and Application. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 9 (1986) 4, S. 275-289
- 3 Mudry, F.: A Local Approach to Cleavage Fracture. Nucl. Engng. Des. 105 (1987), S. 65-76
- 4 Anderson, T.L.; Dodds, R.H., Jr.: Specimen Size Requirements for Fracture Toughness Testing in the Transition Region. J. Testing & Evaluation (1991) März, S. 123-134
- 5 Beremin, F.M.: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel. Metallurg. Trans. A 14A (1983), S. 2277-2287
- 6 McCabe, D. E.: A Comparison of Weibull and K_{Jc} Analysis of Transition Range Fracture Toughness Data. USNRC-Report NUREG/CR-5788. USNRC, Washington 1991

- 7 ASTM E 1921 - 97: Standard Test Method for the Determination of Reference Temperature T_0 for Ferritic Steels in the Transition Range. ASTM, Philadelphia 1997
- 8 Brückner, A.; Munz, D.: Scatter of Fracture Toughness in Brittle-Ductile Transition Region of a Ferritic Steel. In: Advances in Probabilistic Fracture Mechanics - PVP-Vol. 92, ASME 1984, S. 105-111
- 9 Wallin, K.: The Effect of Ligament Size on Cleavage Fracture Toughness. Eng. Fract. Mech. 32 (1989) Nr. 3, S.449-457
- 10 Wallin, K.: The Effect of Ductile Tearing on Cleavage Fracture Probability in Fracture Toughness Testing. Eng. Fract. Mech. 32 (1989) Nr. 4, S. 523-531
- 11 Heerens, J.: Rißabstumpfung, Spaltbruch im Übergangsbereich und stabiles Rißwachstum - untersucht mit den Methoden der nichtlinearen Bruchmechanik. Diss. TU Hamburg-Harburg, GKSS-Bericht 90/E/31, Geesthacht 1990
- 12 Wallin, K.: Summary of the IAEA/CRP 3 Fracture Mechanical Results. IAEA Specialists Meeting on Irradiation Embrittlement and Mitigation. IAEA, Espoo 1995
- 13 Blauel, J.G.; Wallin, K.; Nagel, G.: Vergleich der Bruchzähigkeitskurve nach ASME-Code bzw. KTA 3201.2 und der Masterkurve (ASTM-Entwurf). Appendix zum Berichtsband 1, 22. MPA-Seminar, MPA Stuttgart 1996, Beitrag 19
- 14 Ehl, W.; Munz, D.; Brückner, A.: Crack Extension in Ductile-Brittle Transition Region. Seminaire International sur L'approche Locale de la Rupture; Moiret-sur-Loing 1986, S. 233-242.
- 15 Ehl, W.; Munz, D.; Brückner, A.: Scatter in Fracture Toughness in the Ductile-Brittle Transition Region. Fracture Control of Engineering Structures ECF 6, Amsterdam 1986, S. 577-786
- 16 Wallin, K.: The Size Effect in K_{Ic} -Results. Eng-Fract. Mech. 22 (1985), Nr. 1, S. 149-163
- 17 Wallin, K.: Validity of Small Specimen Fracture Toughness Estimates Neglecting Constraint Corrections. In Constraint Effects in Fracture: Theory and Application, ASTM STP 1244, Philadelphia, 1994
- 18 Nevalainen, M.; Wallin, K.: The Effect of Crack Depth and Absolute Thickness on Fracture Toughness of 3PB Specimens. ECF 10 Structural Integrity: Experiments, Models and Applications, Berlin 1994, Volume 2, S. 997-1006
- 19 Knott, J. F.: Microstructural Aspects of the Resistance to Crack Extension of Engineering Alloys. In: Sih, G. C.; Sommer, E.; Dahl, W. (Hrsg.): Application of Fracture Mechanics to Materials and Structures. Martinus Nijhoff Publishers, The Hague 1984, S. 3-26
- 20 Tweed, J. H.; Knott, J. F.: The Effect of Reheating on the Microstructure and Toughness of a C-Mn Weld Metal. Metal Science 17 (1983), S. 45
- 21 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Div. 1, Appendix A, Article 4000: Material Properties. ASME 1995
- 22 Nanstad, R. K.; Keeney, J. A.; McCabe, D. E.: Preliminary Review of the Bases for the K_{Ic} -Curve in the ASME Code. Letter Report for U.S. NRC , ORNL, Oak Ridge 1993
- 23 Aurich, D.; Jaenicke, B.; Veith, H.: Statistisch gestützte Bewertung der Zähigkeitseigenschaften von KKW-Komponenten in Altanlagen. Berichtsband 1, 22. MPA-Seminar, MPA, Stuttgart 1996, Beitrag 21
- 24 Wallin, K.; Rintamaa, R.: Statistical Reevaluation of the ASME K_{Ic} - and K_{IR} - Fracture Toughness Reference Curves. Berichtsband 1, 23. MPA-Seminar. MPA Stuttgart 1997, Beitrag 18
- 25 Aurich, D.; Jaenicke, B.; Veith, H.: Statistisch gestützte Bewertung der Sprödbruchsicherheit auf der Basis von bruchmechanischen Kennwerten. 29. Tagung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge". DVM, Berlin 1997, S. 271-288

Bilder zu Kapitel 1-3

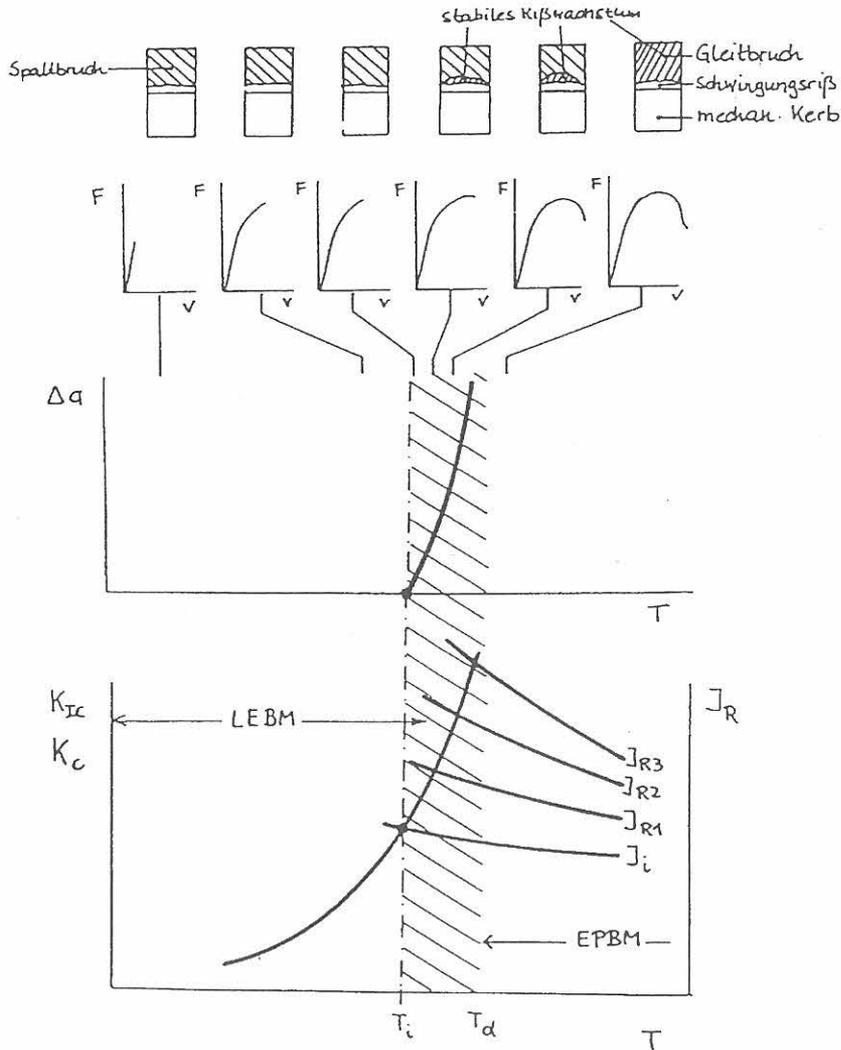


Bild 1-1: Übergang vom Gleitbruch zum Spaltbruch; schematische Darstellung der Bruchflächen, der Kraft-Verschiebungs-Diagramme, des stabilen Rißwachstums und der Bruchmechanik-Kennwerte in Abhängigkeit von der Prüftemperatur

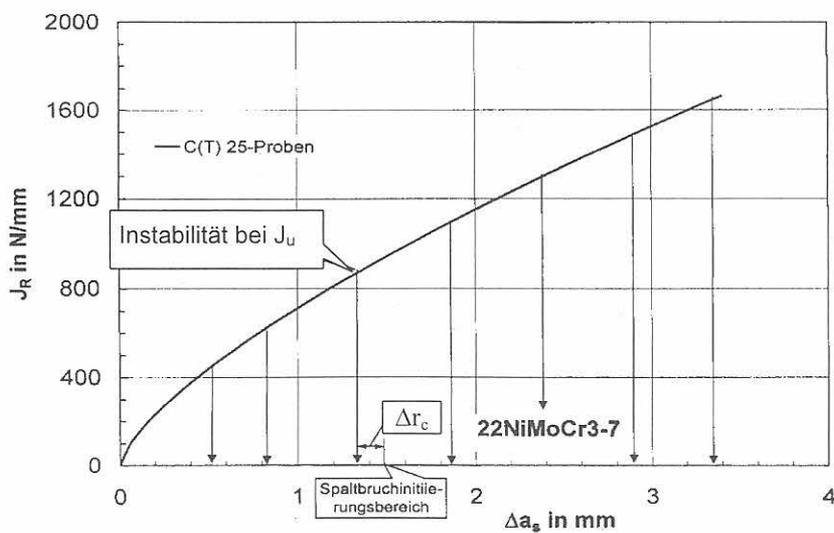


Bild 3-1: Rißwiderstandskurven für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 bis zur Spaltbruchinstabilität bei unterschiedlichen Beträgen des stabilen Rißwachstums (s. Pfeile), Dreipunkt-Biegeproben, T-S-Lage, $B = 100$ mm, $W = 200$ mm, $a/W = 0,6$

4 Versuchswerkstoffe

Für die Untersuchungen wurden neben Daten aus eigens für dieses Projekt durchgeführten Versuchen auch Daten aus früheren Projekten und aus der Literatur [1] herangezogen. Folgende Werkstoffe wurden in die Untersuchungen einbezogen:

- 22NiMoCr3-7 (S 23)
- 20MnMoNi5-5
- StE 460
- StE 355
- 17MoV8-4

Der StE 355 gehört wie der StE 460 der Gruppe der schweißbaren Feinkornbaustähle an. Die Schweißbeugung wird im wesentlichen durch den niedrigen Kohlenstoffgehalt gewährleistet. Um die Anforderungen an die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften zu erfüllen, werden geringe Mengen bestimmter Legierungselemente (Aluminium, Vanadin, Niob u.a.) zugegeben, weshalb diese Stähle auch als „mikrolegiert“ bezeichnet werden. Durch diese Legierungselemente bilden sich bei entsprechender metallurgischer Behandlung feindisperse, als Keime wirkende Nitrid- bzw. Karbonitridausscheidungen, die zu einem feinkörnigen Sekundärgefüge führen. Art, Größe und Verteilung dieser Ausscheidungen haben wesentlichen Einfluß auf die Verformungsvorgänge im Werkstoff.

Das Versuchsmaterial des 17MoV8-4 entstammt einem Behälter, von dem die MPA Stuttgart ein Ringsegment zur Verfügung stellte. Mit einer entsprechenden Wärmebehandlung wurde bezweckt, bei diesem Stahl eine Annäherung an einen „end of life“-Zustand zu erreichen [2].

Auf die Werkstoffe 20MnMoNi5-5 [3], 22NiMoCr3-7 [4] und StE 460 [3, 4] wurde bereits in früheren Berichten ausführlich eingegangen.

Tabelle 4-1 gibt Auskunft über die Erzeugnisform des jeweiligen Werkstoffes, aus der die Proben entnommen wurden.

Die Ergebnisse der chemischen Analyse und die mechanisch-technologischen Eigenschaften der unter-

suchten Werkstoffe sind in den Tabellen 4-2 und 4-3 zusammengefaßt.

Literatur zu Kapitel 4

- 1 Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte: Lokales Rißwachstum, Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit, BAM Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin 1993
- 2 Kuppler, D. : Wärmebehandlungsversuch am Werkstoff 17MoV8-4 zur Absenkung der Hochlagenzähigkeit. TWB 3/3 für FKS, MPA Stuttgart, April 1982
- 3 Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, BAM Forschungsbericht 174, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin 1990
- 4 Aurich, D., Klingbeil, D.: Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien aus der Kerbschlagarbeit. BAM Forschungsbericht 228, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin 1998
- 5 Roos, E., Alsmann, U.: Experimentelle Untersuchungen zu den Mechanismen des WPS-Effektes. Berichtsband 1, 23. MPA-Seminar, MPA Stuttgart 1997, 24.Vortrag
- 6 KTA 3201.1, Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen, Anhang 1: 20MnMoNi5-5, 1990
- 7 DIN EN 10028 Teil 3 4/93, Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstahl
- 8 Wegst, C. W.: Stahlschlüssel, Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Marbach, 18. Auflage 1998

Tabellen zu Kapitel 4

Tabelle 4-1:

Verwendete Werkstoffe und Erzeugnisformen

Werkstoff	Erzeugnisform	Wanddicke in mm
22NiMoCr3-7	Schmiedering	285
20MnMoNi5-5	Schmiedeblock	700
StE 460	Grobblech	40
StE 355	Grobblech	60
17MoV8-4	Schmiedering	200

Tabelle 4-2:
Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe, Massengehalte in %, Ist: Stückanalysen

Werkstoff		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	Cu	V
22NiMoCr3-7 1.6751	Ist	0,21	0,22	0,86	0,005	0,008	0,021	0,40	0,53	0,85	0,05	<0,001
	Soll [8]	0,17-0,25	≤0,35	0,50-1,00	≤0,020	≤0,020	≤0,05	0,30-0,50	0,50-0,80	0,60-1,20	≤0,18	≤0,03
20MnMoNi5-5 1.6310	Ist	0,19	0,20	1,29	0,007	0,008	-	0,12	0,53	0,80	0,11	
	Soll [6]	0,15-0,25	0,10-0,35	1,15-1,55	≤0,012	≤0,012	0,01-0,04	≤0,20	0,40-0,55	0,45-0,85	≤0,12	
StE 460 (P 460 N) 1.8905	Ist	0,17	0,28	1,52	0,009	0,009	0,010	0,039	0,013	0,62	0,03	0,18
	Soll [7]	≤0,20	≤0,60	1,00-1,70	≤0,030	≤0,025	≥0,020	≤0,30	≤0,10	≤0,80	≤0,20	≤0,20
StE 355* (P 355 NL1) 1.0566	Ist	0,175	0,309	1,180	0,014	0,003	0,045	0,135	0,032	0,157	0,226	0,001
	Soll [7]	≤0,18	≤0,50	0,90-1,70	≤0,03	≤0,02	≥0,02	≤0,30	≤0,08	≤0,50	≤0,30	≤0,10
17MoV8-4 1.5406	Ist	0,175	0,311	0,608	0,012	0,017	0,006	0,333	1,069	0,256	0,108	0,355
	Soll [8]	0,14-0,22	0,15-0,35	0,50-0,80	≤0,035	≤0,035	-	0,20-0,40	0,80-1,00	≤0,30	-	0,30-0,4

*) Ist: N = 0,006, Ti = 0,003, Nb = 0,017, Ni ≤ 0,54 erfüllt, Nb + V + Ti = 0,021 erfüllt
Soll: N ≤ 0,02, Ti ≤ 0,03, Nb ≤ 0,05, Ni ≤ 0,85 - Si, Nb + Ti + V ≤ 0,12

Tabelle 4-3:
Mechanisch-technologische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe bei 23 °C und Kerbschlagarbeitswerte

		$R_{p0,2}/R_{eL}$	R_m	A	Z	$K_V(0\text{ °C})$	$K_V(-20\text{ °C})$	K_{VH}
		MPa	MPa	%	%	J	J	J
22NiMoCr3-7	Ist	454	606	17	72	130 ³⁾		192 ³⁾
	Soll [8]	422	569-736	17	38	≥31/23 ⁵⁾		
20MnMoNi5-5	Ist	450	610	-	66	-		
	Soll [6]	390	560-700	19	45/35 ⁴⁾	≥41/34 ⁵⁾		
StE 460	Ist	470	633	21	64	-	70 ³⁾	141/78 ²⁾
	Soll [7]	440 ¹⁾	570-720	17	-	-	≥21 ³⁾	≥55/31 ²⁾
StE 355	Ist	330	510	36	-	210/211 ²⁾	-	213 ³⁾
	Soll [7]	>325 ¹⁾	490-630	≥22	-	-	-	
17MoV8-4	Ist	23°C	900	985	12,8	34,2	-	-
		280°C	855	938	12,9	34,7	-	58 ⁶⁾
	Soll [8]		590	690-830	17	-	41	-

Die Istwerte von $R_{p0,2}/R_{eL}$, R_m und A sind für den Werkstoff 17MoV8-4 in L-Lage und für die anderen Werkstoffe in T-Lage ermittelt worden.

1) R_{eH} ; 2) T = 23 °C, L-T- und T-L-Lage; 3) T-L-Lage; 4) längs und quer/senkrecht ;

5) Mittelwert/kleinster Einzelwert; 6) L-S-Lage

5 Untersuchte Proben, Probenentnahme

Zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften und K_{Ic} -T-Kurven wurden B8x40-Proben [1], z.T. Zugproben mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Länge von 50 mm bzw. ISO-V-Proben [2] verwendet. Fließkurven wurden im Zugversuch an B8x40-Proben und im Druckversuch an zylindrischen Proben mit einem Durchmesser von 8,5 mm und einer Höhe von 16 mm bestimmt. Für die Verifikation von FE-Analysen wurden gekerbte Rundzugproben mit einem Nettodurchmesser von 10 mm und Kerbradien von 4 mm und 10 mm geprüft. Die Entnahme der Proben erfolgte in den für die Fertigung der Bruchmechanikproben ausgewählten Bereichen der Halbzeuge.

Die Probenentnahme aus den Halbzeugen der untersuchten Werkstoffe erfolgte für die Bruchmechanikproben in unterschiedlichen Lagen, Tabelle 5-1, und dementsprechend auch für die Zugproben zur Ermittlung der mechanischen Werkstoffeigenschaften und für gekerbte Rundzugproben jeweils in Belastungsrichtung der Bruchmechanikproben.

Der Stahl 22NiMoCr3-7 lag in Form eines Ringsegmentes vor. Die Entnahme der Proben erfolgte aus dem Kernbereich zwischen $\frac{1}{4} t$ und $\frac{3}{4} t$ bei einer Dicke $t = 285$ mm. Untersuchungen haben gezeigt [3], daß nur im Kernbereich hinreichend homogene Werkstoffeigenschaften vorhanden sind. Die Untersuchungen bezüglich des Spaltbruchversagens im Übergangsbereich wurden an Kompakt-Zugproben (C(T)-Proben) mit einer Dicke $B = 25$ mm, an Zugscheiben mit mittig eingebrachtem, durchgehendem Fehler (M(T)-Proben), Zugscheiben mit einseitigem Außenfehler (SE(T)-Proben) und an Zugscheiben mit Oberflächenfehler (PS(T)-Proben) mit einer Dicke $B = 25$ mm durchgeführt, Bilder 5-1 und 5-2, Tabelle 5-1.

Die Entnahme und Fertigung der Proben des Werkstoffs StE 355 erfolgte aus Grobblechen mit den Abmaßen 1000 mm x 1200 mm x 60 mm (L x T x S). Die Proben wurden den Blechen so entnommen, daß die für das Bruchverhalten relevanten Querschnitte in Blechdik-

kenmitte ($t/2$) liegen, Bild 5-3. Bruchmechanische Untersuchungen erfolgten an C(T)-Proben mit Dicken von 12,5 mm (T-S-Lage) und 25 mm (T-L-Lage), an M(T)-Proben ($B = 25$ mm, T-L-Lage) und PS(T)-Proben mit einer Dicke von 25 mm, Tabelle 5-1.

Die Dreipunkt-Biegeproben des StE 460 stammen aus einem früheren Projekt [4], Tabelle 5-2. Aus den Schmiedeteilen des 20MnMoNi5-5 wurden die C(T)-Proben gemäß Bild 5-4 [5] entnommen. Die Probenentnahme der C(T)-Proben des 17MoV8-4 erfolgte in L-S-Lage, Bild 5-5.

Soweit nicht anders vermerkt, wurden die Bruchmechanikproben 20 % seitengekerbt und mit a_0/W -Verhältnissen von etwa 0,5 bis 0,6 geprüft.

Literatur zu Kapitel 5

- 1 DIN 50125 4/91, Prüfung metallischer Werkstoffe, Zugproben
- 2 DIN EN 10045-1 4/91, Metallische Werkstoffe, Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy, Teil 1: Prüfverfahren
- 3 Aurich, D., Klingbeil, D.: Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Reißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien aus der Kerbschlagarbeit. BAM Forschungsbericht 228, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin 1998
- 4 Krafka, H.: Untersuchungen des Spaltbruchversagens gekerbter und angerissener Proben aus höherfestem Feinkornbaustahl, Dr.-Ing. Dissertation RWTH Aachen 1990
- 5 Heerens, J.: Reißabstumpfung, Spaltbruch im Übergangsbereich und stabiles Reißwachstum – untersucht mit den Methoden der nichtlinearen Bruchmechanik, Dissertation TU Hamburg-Harburg, GKSS-Bericht 90/E/31, Geesthacht 1990

Tabellen zu Kapitel 5

Tabelle 5-1:
Übersicht der zur statistischen Auswertung herangezogenen Proben

Werkstoff	Probenlage	Dreipunkt-Biegeprobe	C(T) $B = 12,5 \text{ mm}$ $W = 25 \text{ mm}$	C(T) $B = 25 \text{ mm}$ $W = 50 \text{ mm}$	M(T) $B = 25 \text{ mm}$ $W = 50 \text{ mm}$	SE(T) $B = 25 \text{ mm}$ $W = 100 \text{ mm}$	PS(T) $B = 25 \text{ mm}$ $2W = 100 \text{ mm}$ $2W_n = 80 \text{ mm}$ $a_0/c_0 \approx 1$
StE 460 [4]	T-L / T-S	●					
22NiMoCr3-7	T-L			●	●	●	●**
	T-S			●	●		
20MnMoNi5-5 [5]	R-C			●*			
StE 355	T-L			●	●		●**
	T-S		●				
17MoV8-4	L-S			●			

* $B = 40 \text{ mm}$ für Versuche im Übergangsbereich, $B = 25 \text{ mm}$ für Ermittlung der Reißwiderstandskurve

** Belastungsrichtung T, Reißausbreitung in der L-S-Ebene

Tabelle 5-2:
Geometrien und Abmessungen der Dreipunkt-Biegeproben aus dem Werkstoff StE 460; B = Probendicke, W = Probenbreite, a_0 = Kerb-/Rißtiefe, ω = Kerbflankenwinkel, ρ = Kerbradius, R = angeschwungen (Riß), S = Schlitz mit 0,2 mm Schlitzbreite

Probenlage	B	W	a_0	ω	ρ
	mm	mm	mm	°	mm
T-S	20	40	10/12*	0; 45; 105	R; 0,1
	40	40	10/12*	0; 45; 105	R; 0,1
	80	40	10/12*	0; 45; 105	R; 0,1
T-L	40	40	10	45	0,1
	40	120	33/35*	0; 45	R; S; 0,1
	40	200	60	0	R; S

* Der zweite Wert gilt für die angeschwungenen Proben.

Bilder zu Kapitel 5

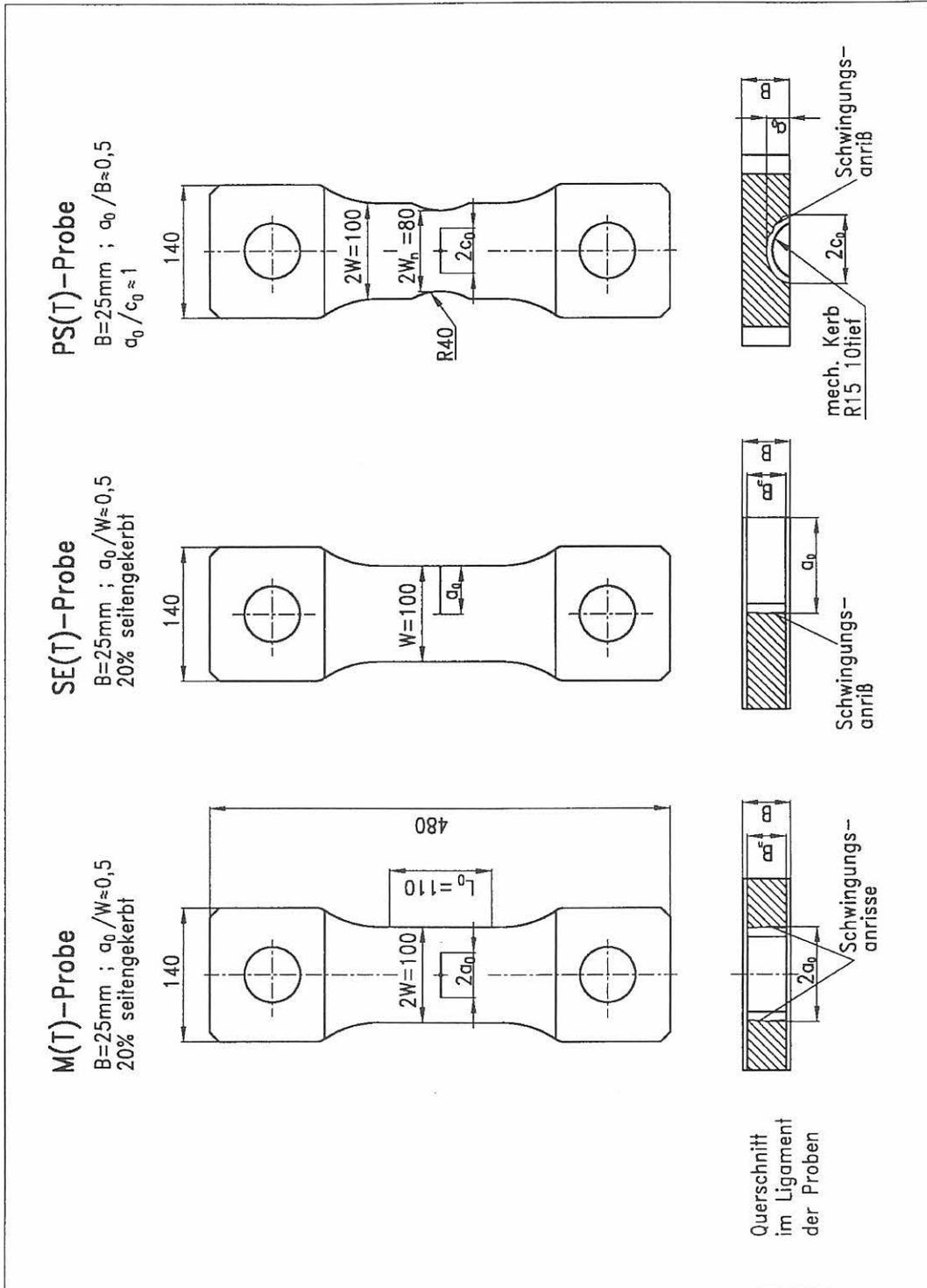


Bild 5-1:
 Abmessungen und Fehlergeometrien der Zugscheiben

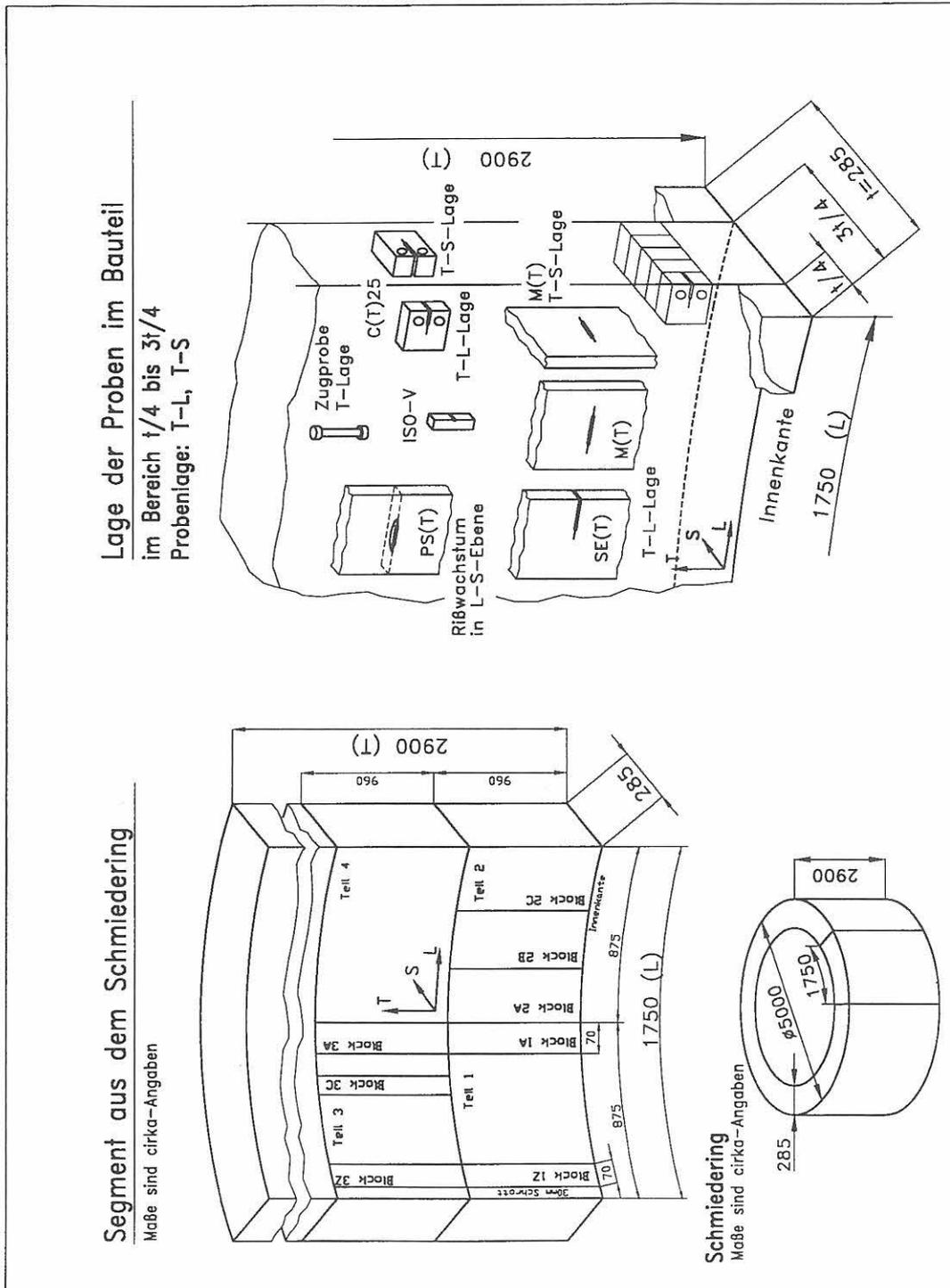
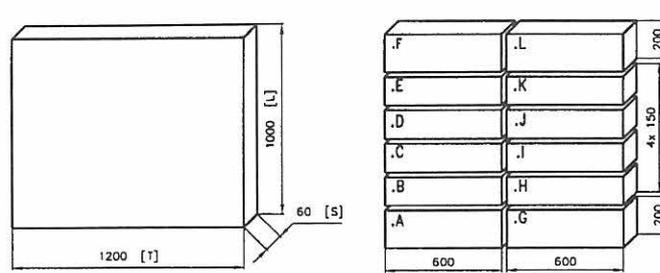


Bild 5-2:
Entnahme der Proben aus dem Schmiederingsegment des 22NiMoCr3-7 (S23)

Teilungsplan der Bleche A bis F

Zerteilung in 8x...600x150
4x...600x200



Teilungsplan des Bleches A

Teile für C(T), B8x40, ISO-V
und gekerbte Rundzugproben :

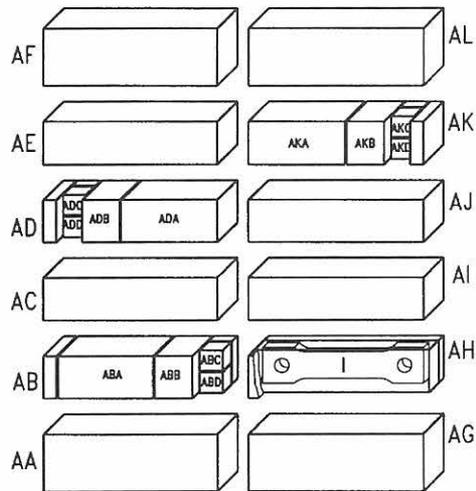
AB, AD, AK

Teile für Zugscheiben :

AA, AC, AE, AF, AG-AJ, AL

Probenbezeichnung :

1. Buchstabe bezeichnet das Blech
 2. Buchstabe bezeichnet das Teil
- weitere Buchstaben/Zahlen
kennzeichnen die Probe



Teilungsplan des Teils AD

Anmerkung : Teilung der Teile AB und AK in symmetrischer Form dazu

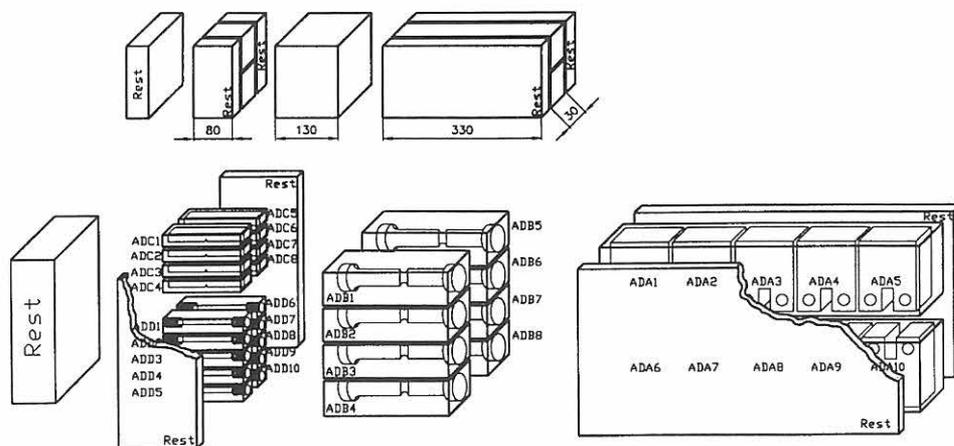


Bild 5-3 :
Lageplan der Proben des StE 355

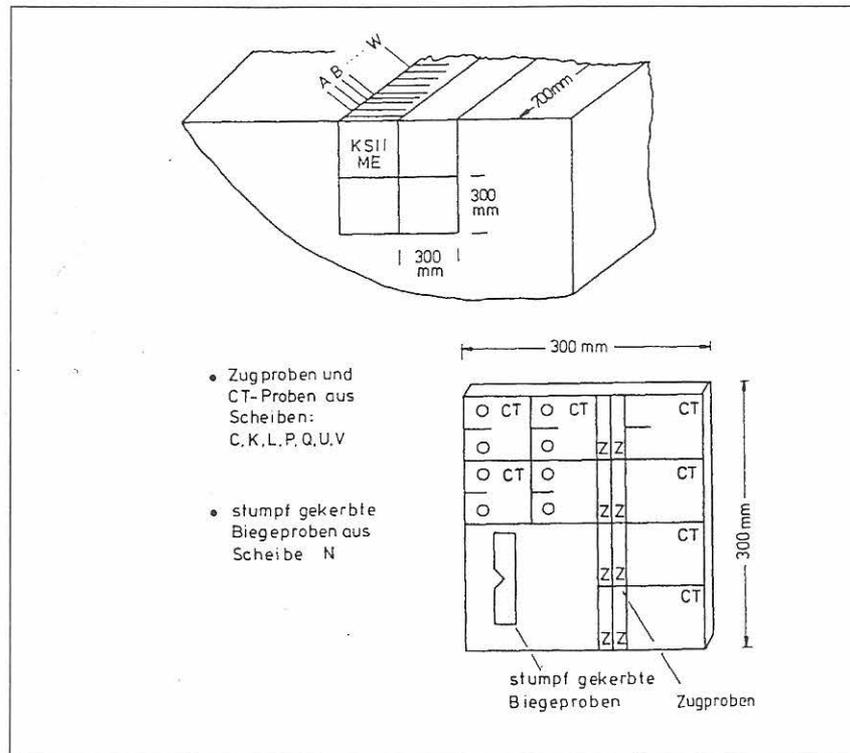


Bild 5-4 :
Entnahme der Proben aus dem Schmiedeblock des 20MnMoNi5-5

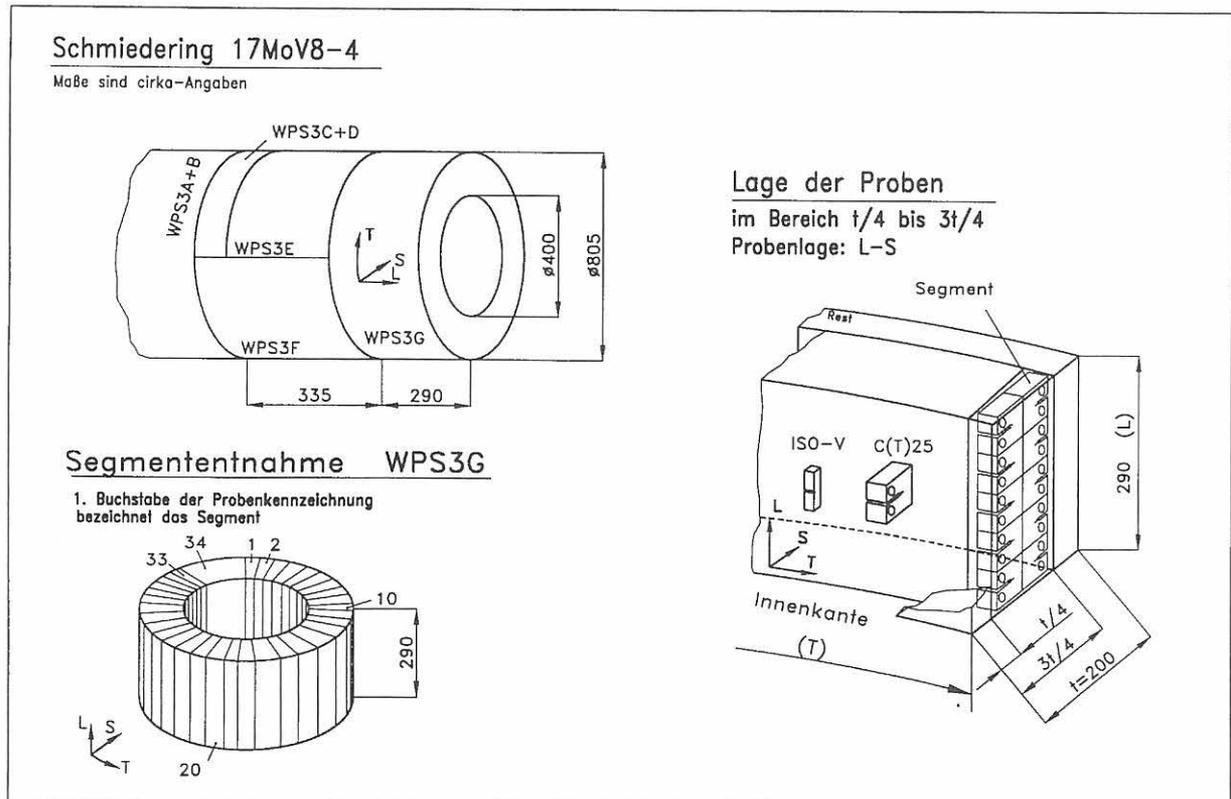


Bild 5-5 :
Lageplan der Proben des Werkstoffs 17MoV8-4

6 Versuchsdurchführung

6.1 Metallografische Untersuchungen

An den zu untersuchenden Werkstoffen wurden anhand metallographischer Schlitze

- die Gefüge identifiziert und soweit wie möglich quantifiziert,
- Art, Größe, Streckungsgrad und Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse ermittelt sowie
- der Reinheitsgrad bestimmt.

6.2 Fraktographische Untersuchungen

Auf den Bruchflächen der C(T)25sg- und der M(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 sowie des StE 355 bei verschiedenen Prüftemperaturen wurden die Sprödbruchinitiationsbereiche (SIBs) lokalisiert und vermessen, um einen eventuellen Zusammenhang zwischen der SIB-Lage, der vorherrschenden Spannungsverteilung sowie den nichtmetallischen Einschlüssen und deren Verteilungen untersuchen zu können. Diese Vorgehensweise orientiert sich an der „weakest link“-Hypothese, deren Hauptaussage die Auslösung des Spaltbruches in einer Probe durch eine einzelne, lokale Schwachstelle ist.

Die makroskopisch gut erkennbaren SIBs wurden im Rasterelektronenmikroskop ausgehend von kleinen Vergrößerungen stufenweise vergrößert, um eine Zuordnung des Initiierungsortes zu Gefügedetails zu ermöglichen. Die vorhandenen feinen Linienmuster der Spaltbruchfacetten (river pattern) konnten größtenteils zu einem kleinen Bereich zurückverfolgt werden, von dem sie sich konzentrisch ausgebreitet hatten. Nach der fotografischen Dokumentation der SIBs wurden bei 100facher Vergrößerung

- der Abstand des SIB zur Probenmitte z ,
- der Abstand des SIB zur Front des stabilen Risses Δr_c und
- der Abstand des SIB zur Ermüdungsrißfront r_c (ohne Stretchzone)

am REM vermessen, wie schematisch in Bild 6-1 dargestellt ist.

6.3 Charakterisierung der Versuchswerkstoffe

6.3.1 Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Fließkurven

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Werkstoffe wurden im Zugversuch im Temperaturbereich von -60 °C bis 100 °C ermittelt bzw. der Literatur [1, 2] entnommen. Die Versuche wurden gemäß DIN EN 10002 [3] durchgeführt und ausgewertet.

Die Ermittlung von Fließkurven erfolgte im Zugversuch für die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 355 bei Raumtemperatur und für den 17MoV8-4 [4] bei 280 °C unter Anwendung eines video-optischen Konturmeßsystems, das die Verlängerung der Probe, die Probenkontur sowie deren Entwicklung in Abhängigkeit von der Belastung der Probe erfaßt.

Durch die Erfassung der Konturänderung der Probe ist eine Auswertung der Versuche oberhalb der Gleichmaßdehnung möglich. So können Fließkurven bis zu hohen Verformungsgraden ermittelt werden [5, 6]. Aus den Konturdaten werden der kleinste Durchmesser und der Krümmungsradius im Einschnürbereich der Probe ermittelt. Mit Beginn der Probeneinschnürung erfolgte eine Spannungskorrektur nach Bridgman [7]. Die Zugproben B8x40 [8] wurden mit einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit von $0,006\text{ mm/s}$ belastet.

Für die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 355 wurden bei Raumtemperatur Druckversuche an Proben mit einer Höhe von 16 mm und einem Durchmesser von $8,5\text{ mm}$ durchgeführt [9]. Die Fließkurvenermittlung erfolgte unter Berücksichtigung der Ausbauchung, z.B. nach Saluja [10] bzw. Reicherter [11]. Die Erfassung der Konturänderung der Probe wurde mit dem oben genannten video-optischen Meßsystem realisiert.

6.3.2 K_V -T-Kurven

An ISO-V-Proben wurden K_V -T-Kurven für die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 [2] und StE 355 in T-L-Lage und für den Werkstoff 17MoV8-4 [4] in L-S-Lage, in der auch die Proben der bruchmechanischen Experimente liegen, aufgenommen.

Die K_V -T-Diagramme wurden an einem 300 J -Pendelschlagwerk im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch nach [12 - 14] im Temperaturbereich von -100 °C bis 350 °C ermittelt. Die Temperierung der Proben erfolgte in einer Luftumwälztemperierkammer.

6.3.3 Gekerbte Rundzugproben

Für die Werkstoffe und die Temperaturen, bei denen eine numerische Simulation des Versagensverhaltens erfolgte, wurden zur Identifizierung und Anpassung entsprechender Materialparameter unter Beachtung der Spannungsmehrachsigkeit an gekerbten Rundzugproben mit verschiedenen Kerbradien von 4 mm und 10 mm Kraft-Durchmesseränderungskurven ermittelt. Aufgrund der durchgeführten Bruchmechanikversuche ergaben sich für den StE 355 Prüftemperaturen von 10 °C bzw. für den 22NiMoCr3-7 von -20 °C.

Die Versuche wurden weggeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,002 mm/s in einer 300 kN-Universalprüfmaschine (INSTRON) mit Temperierkammer durchgeführt. Gemessen wurden Kraft, Durchmesseränderung im Kerbgrund, der Kolbenweg der Prüfmaschine und die Temperatur. Die Durchführung und Auswertung erfolgte nach ESIS P6-94 D [15].

6.4 Bruchmechanische Untersuchungen

Für die Untersuchungen bezüglich des Spaltbruchversagens im Übergangsbereich wurden Ergebnisse von Dreipunkt-Biegeproben, C(T)-Proben, SE(T)-, M(T)-, und PS(T)-Proben herangezogen. Die Geometrien der SE(T)-, M(T)-, und PS(T)-Proben sind im Bild 5-1 dargestellt.

Die Anschlagbedingungen und die Versuchsdurchführung entsprachen mit Ausnahme der Versuche an den Dreipunkt-Biegeproben des StE 460 (Kap. 6.4.1) bei allen bruchmechanischen Experimenten den Anforderungen nach ESIS P2 [16]. Bei den ausgewählten Prüftemperaturen wurden jeweils 6 bis 12 Proben bis zum Versagen der Proben belastet. Die Ergebnisse dieser 6 bis 12 Proben bilden eine Versuchsserie, die einen Datensatz für die statistische Auswertung liefert.

Die Bruchflächen wurden unter dem Meßmikroskop entsprechend [16] hinsichtlich der Anfangsrißlänge a_0 und der mittleren Länge des duktilen Rißfortschritts vor instabilem Versagen der Probe Δa_s ausgewertet. Bei den M(T)- und SE(T)-Proben war trotz des Seitenkerbradius von 0,6 mm ein seitliches Voreilen des Risses zu beobachten, während im mittleren Bereich (ca. 85 % der Probendicke) die Rißfront gerade verlief. Deshalb erfolgte die Berechnung des Rißwachstums einmal aus der Fläche des duktilen Risses bezogen auf die Nettodicke, Δa_r , und zum anderen als Mittelwert im mittleren Bereich der Probe Δa_m . Dieser Wert, im folgenden analog zu den C(T)-Proben als Δa_s bezeichnet, wurde für die weiteren Analysen herangezogen, da das Auslösen der Spaltrisse zumeist in diesem mittleren Probenbereich erfolgte. Die Δa_s -Werte wurden tabelliert und jeweils aufsteigend sortiert.

Für die Werkstoffe StE 355, 22NiMoCr3-7 und 17MoV8-4 wurden die Prüftemperaturen nach Vorver-

suchen so gewählt, daß sie unterhalb von T_a lagen. Die Tabelle 6-1 gibt einen Überblick über die Versuchsserien.

6.4.1 Dreipunkt-Biegeproben

Die Dreipunkt-Biegeproben aus dem Werkstoff StE 460 wurden in Anlehnung an ASTM E 399-81 [17] geprüft. Sie waren nicht seitengekerbt und größtenteils auch nicht angeschwungen, da ausdrücklich der Einfluß der Kerbgeometrie auf den Übergang vom Gleitbruch zum Spaltbruch zu untersuchen war [18]. Da für die aktuelle Untersuchung nur der Betrag des stabilen Rißwachstums von Interesse war und infolge des stabilen Rißwachstums die ursprüngliche Kerbgeometrie keine Bedeutung mehr für die Auslösung des Spaltbruchs hatte, konnten diese Daten ohne Einschränkung verwendet werden. Die Probenabmessungen sind Tabelle 5-2 zu entnehmen.

6.4.2 C(T)-Proben

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Serien mit jeweils 8 bis 10 seitengekerbten C(T)-Proben der Dicke $B = 25$ mm bzw. Nettodicke $B_n = 20$ mm aus den Werkstoffen 22NiMoCr3-7, StE 355 und 17MoV8-4 geprüft.

Bei den Werkstoffen 22NiMoCr3-7 und StE 355 wurden die Probenlagen T-L und T-S in die Untersuchungen einbezogen, um den Rißfortschritt in der L-S-Ebene, wie er in den PS(T)-Proben auftritt, zu charakterisieren. Aufgrund der Halbzeugdicke des StE 355 von ca. 60 mm konnten in T-S-Lage nur Proben der Dicke $B = 12,5$ mm bzw. $B_n = 10$ mm entnommen werden.

Die C(T)25-Proben des 17MoV8-4 sind dem Schmiedering in L-S-Lage entnommen worden. Dabei ist die unterschiedliche Definition der Richtungen im Vergleich zum Ring des 22NiMoCr3-7 zu beachten, Bilder 5-2 und 5-5. So ergibt sich für beide Werkstoffe die Lastangriffsrichtung in Längsrichtung und der Rißfortschritt in Dickenrichtung (17MoV8-4) bzw. in Umfangsrichtung (22NiMoCr3-7).

Die Versuche wurden in einer 300 kN-Prüfmaschine (INSTRON) weggeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit V_K von 0,005 mm/s durchgeführt. Die Temperierung wurde mit Thermoelementen in der Kammer bzw. in der Probe im Bereich der Rißspitze geregelt und kontrolliert. Zur Messung der Kerbaufweitung in der Lastangriffslinie V_{LL} wurden Wegaufnehmer (clip gages) verschiedener Bauart, die z.T. eine Verschiebungsmessung bis 50 mm ermöglichten, eingesetzt. Bei Versuchen mit Prüftemperaturen oberhalb 200 °C wurden die Meßebenen aus der Temperierkammer herausgeführt. Die Ermittlung des stabilen Rißfortschritts erfolgte mit der Gleichstrom-Potentialmethode.

Der Versuchsablauf und die Auswertung der Bruchflächen erfolgten entsprechend [16] und die Berechnung der J_{IC} -Werte bei Versagen der Proben nach DVM 002 [19] mit

$$J = \frac{U\eta}{B_n(W-a_0)} \quad \eta = 2 + 0,522 \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right). \quad (6-1)$$

In der Prüfvorschrift ESIS P2 wird eine Korrektur der berechneten J -Werte für Rißlängen oberhalb von Δa_{\max} mit

$$\Delta a_{\max} = 0,1 \cdot (W - a_0) \quad (6-2)$$

gemäß

$$J_0 = \frac{U\eta}{B_n(W-a_0)} \quad \eta = 2 + 0,522 \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \quad (6-3)$$

$$J = J_0 \left(1 - \frac{(0,75\eta - 1) \cdot \Delta a}{(W - a_0)}\right) \quad (6-4)$$

vorgenommen. Diese Korrektur führt bei höheren Δa -Werten zu deutlich niedrigeren J -Werten im Vergleich zu den nach DVM 002 berechneten Werten. Bei großem Rißwachstum werden sogar abfallende J_n - Δa -Kurven (physikalisch nicht sinnvoll) berechnet.

6.4.3 M(T)-Proben

Die Serien von M(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 wurden in T-L- und T-S-Lage geprüft. Bei dem Werkstoff StE 355 konnte aufgrund der Halbzeugdicke nur die T-L-Lage untersucht werden. Die geprüften Serien haben einen Umfang von 6 bis 10 Proben, wobei die beiden Teillängen a der innenliegenden Risse der Gesamtlänge $2a$ bei der Auswertung nicht gemittelt sondern jeweils separat ausgemessen und aufgetragen wurden (mit „rechts“ und „links“ bezeichnet). Die Versuche wurden in einer 4 MN-Prüfmaschine der Bauart Schenck durchgeführt. Die Probendicke B betrug 25 mm, die Probenbreite $2W$ 100 mm, Bild 5-1. Das a_0/W -Verhältnis lag bei ca. 0,5. Die Proben wurden vor dem Versuch mit Seitenkerben mit einem Kerbradius von 0,6 mm und einer Tiefe von $0,1 B$ versehen. Die Kolbenabzugsgeschwindigkeit \dot{V}_K betrug 0,0025 mm/s.

Während des Versuchs wurden die Temperatur, die Kraft, der Kolbenweg V_K und die Verschiebungen V mit einem L_0 von 110 mm jeweils an den beiden Stirnseiten der Proben gemessen. Zur Berechnung der Werte des J -Werte wurde das in [1, 2] beschriebene Verfahren zur Bestimmung von J_i nach [20] und von J nach [21] angewendet.

6.4.4 SE(T)-Proben

Um den Einfluß der Spannungsmehrachsigkeit auf das Versagensverhalten im Übergangsbereich zu untersuchen, wurde eine Probenserie SE(T)-Proben des Werkstoffs 22NiMoCr3-7, deren Spannungsmehrachsigkeit an der Rißspitze zwischen denen der C(T)-Proben und der M(T)-Proben liegt, geprüft.

Die äußere Geometrie der Probe und alle weiteren Prüfbedingungen wurden entsprechend der Versuche an M(T)-Proben beibehalten, Bild 5-1. Das a_0/W -Verhältnis

lag ebenfalls bei ca. 0,5. Die Proben wurden mit einem Kerbradius von 0,6 mm und einer Tiefe von $0,1 B$ seitengekerbt. Die Messung der Verschiebung erfolgte in der Lastangriffslinie, oberhalb und unterhalb der Rißspitze mit einem L_0 von 40 mm und analog zur M(T)-Probe seitlich, Bild 6-2.

Die Berechnung des J -Integrals erfolgte in elastisch-plastischer Formulierung unter Verwendung der Ramberg-Osgood-Beziehung nach [22, 23]

$$J = f_1 \frac{P^2}{E^*} + h_1 \alpha \sigma_0 \varepsilon_0 (W - a) \frac{a}{W} \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1}. \quad (6-5)$$

P ist dabei die Kraft bezogen auf eine Einheitsdicke, f_1 und h_1 sind Funktionen in [22, 23] und aus der Beziehung nach Ramberg-Osgood ergeben sich α , n , $\sigma_0 = R_{el}$ und $\varepsilon_0 = R_{el}/E$. Die Seitenkerbung wurde durch eine effektive Probendicke

$$B_{eff} = \sqrt{BB_n} \quad (6-6)$$

berücksichtigt und der Berechnung ebener Dehnungszustand mit

$$E^* = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (6-7)$$

zugrunde gelegt.

6.4.5 PS(T)-Proben

Um eine möglichst gleichförmige Rißausbreitung, und ein Durchwachsen des Risses in S-Richtung (Probendicke B) vor dem Versagen zu vermeiden, wurde die Proben hinsichtlich der Fehler- und Ligamentgeometrie optimiert. Das Verhältnis Rißtiefe zur halben Rißlänge an der Oberfläche a_0/c_0 beträgt ca. 1 bei einem Verhältnis der Rißtiefe zur Probendicke a_0/B von ca. 0,5. Um den tragenden Querschnitt der Proben im Ligamentbereich zu verringern und ein Rißwachstum in S-Richtung der Probe zu erreichen, wurden beidseitig in die Stirnflächen der Proben Taillierungen mit einem Radius von 40 mm und einer Tiefe von jeweils 10 mm eingebracht, Bilder 5-1 und 6-2.

Die Verschiebungsmessung erfolgte an der Probe in der Lastangriffslinie mit einem L_0 von 40 mm, Bild 6-2.

Ausgehend von einem funkerosiv hergestellten Startkerb wurde ein Schwingungsanriß als Testfehler eingebracht. Die Kontrolle des Rißwachstums erfolgte mittels Gleichstrom-Potentialmethode. Wie Bild 6-3 anhand einer Probenserie zeigt, sind die Unterschiede der erzielten Schwingungsanrisse zwischen den Proben vernachlässigbar klein. Die maximale Kraft F_0 beim Anschwingen der Proben betrug maximal 30 % der plastischen Grenzlast F_{gy} und das Verhältnis von minimaler zu maximaler Kraft F_u/F_0 wurde zu 0,1 gewählt. Die Kolbenabzugsgeschwindigkeit \dot{V}_K betrug 0,0025 mm/s.

Die Bruchflächen wurden am Meßmikroskop und mit einem speziell erstellten Programm ausgewertet. Dabei

wurden der mechanische Kerb, der Schwingungsanriß, das stabile Rißwachstum bis zum Versagen der Probe und die Scherlippen nacheinander digitalisiert. Zur Ermittlung des lokalen Rißwachstums für jeden Punkt der Rißfront wurde eine Transformation der XY-Werte entsprechend des in Bild 6-4 dargestellten Schemas, wie es in [1] angewandt wurde, vorgenommen.

Literatur zu Kapitel 6

- 1 Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte; Lokales Rißwachstum, Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit, BAM-Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin, 1993
- 2 Aurich, D., Klingbeil, D.: Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien aus der Kerbschlagarbeit. BAM Forschungsbericht 228, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin, 1998
- 3 DIN EN 10002 Teil 1 4/1991, Zugversuch bei Raumtemperatur
- 4 Häcker, R., Klingbeil, D., Reusch, F.: Werkstoffmechanische Analyse rascher Abkühlvorgänge in druckführenden Komponenten mit postulierten Anrissen, BAM Forschungsbericht 234, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin, erscheint 1999
- 5 Gusek, O., Hagedorn, J.: Ein neues berührungsloses Meßsystem zur Aufnahme von Probenkonturen im Zugversuch, Werkstoffprüfung 1994, 187 – 192
- 6 Hünecke, J., Krafka, H.: Fließkurvenermittlung in Zug- und Stauchversuchen mit Hilfe der optischen Konturerfassung; Werkstoffprüfung 1997, 357 – 362
- 7 Bridgman, P. W.: The stress distribution at the neck of a tension specimen, Transactions of the American Society for Metals 32 (1944), 533 – 574
- 8 DIN 50125 4/1991, Zugproben
- 8 Blischke, E.: Vergleich der in Zug- und Druckversuchen ermittelten Fließkurven, Diplomarbeit, 1997
- 10 Pöhlandt, K.: Werkstoffprüfung für die Umformtechnik. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York London Paris, 1986
- 11 Oberländer, T.: Ermittlung der Fließkurven und der Anisotropie - Eigenschaften metallischer Werkstoffe im Rastegaev- Stauchversuch, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York London Paris Tokyo Hong Kong Barcelona, 1990
- 12 DIN EN 10045 Teil 1 3/1990 Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy, Prüfverfahren
- 13 DVM 001 9/1986 Meßtechnische Anforderungen beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch Deutscher Verband für Materialprüfung DVM, 1986
- 14 SEP 1315 5/1987 Kerbschlagbiegeversuch mit Ermittlung von Kraft und Weg
- 15 Draft Procedure to Measure and Calculate Local Approach Criteria Using Notched Tensile Specimens; ESIS P6-94 D, November 1995, Draft document (v3.0)
- 16 ESIS-P2, ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society ESIS, 1992
- 17 ASTM E 399-81, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM-Handbook, Vol. 3.01
- 18 Krafka, H.: Untersuchungen des Spaltbruchversagens gekerbter und angerissener Proben aus höherfestem Feinkornbaustahl, Dr.-Ing. Dissertation RWTH Aachen 1990
- 19 DVM 002, Ermittlung von Rißinitiiierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J -Integrals. Deutscher Verband für Materialprüfung DVM, 1987
- 20 Rice, J. R., Paris, P. C., Merkle, J. E.: Some Further Results of J -Integral Analysis and Estimates, ASTM STP 536 (1973), 231-245
- 21 Hellman, D., Schwalbe, K.-H.: Geometry and Size Effects on J - R and δ - R -Curves under Plane Stress Conditions, ASTM STP 833 (1984), 577-605
- 22 Kumar, V. et al.: An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, NP-1931, Research Project 1237-1, 1981
- 23 Tada, H., Paris, P. C., Irwin, G. R.: The Stress Analysis of Cracks, Handbook, 1973

Tabellen zu Kapitel 6

Tabelle 6-1:

Übersicht der Versuchsserien zum Spaltbruchversagen im Übergangsbereich der Werkstoffe 22NiMoCr3-7, StE 355 und 17MoV8-4, die eingetragenen Werte geben die Temperatur und die Anzahl der Proben in der Versuchsserie wieder

Werkstoff	Probenlage	C(T) B = 12,5 mm W = 25 mm	C(T) B = 25 mm W = 50 mm	M(T) B = 25 mm W = 50 mm	SE(T) B = 25 mm W = 100 mm	PS(T) B = 25 mm 2W = 100 mm 2W _n = 80 mm a ₀ /c ₀ ≈ 1
22NiMoCr3-7	T-L		-10 °C / 10 0 °C / 10 10 °C / 10 20 °C / 10	-40 °C / 6 -30 °C / 9 -20 °C / 10	-10 °C / 9	-10 °C / 8 ¹⁾ 0 °C / 6
	T-S		10 °C / 8	-10 °C / 6 10 °C / 8		
StE 355	T-L		-10 °C / 10 0 °C / 10 5 °C / 10 10 °C / 10 20 °C / 10	-20 °C / 8 0 °C / 8 10 °C / 8		0 °C / 10 ¹⁾
	T-S	-40 °C / 10				
17MoV8-4	L-S		200 °C / 8 220 °C / 9 240 °C / 8			

¹⁾ Belastungsrichtung T, Rißausbreitung in der L-S-Ebene

Bilder zu Kapitel 6

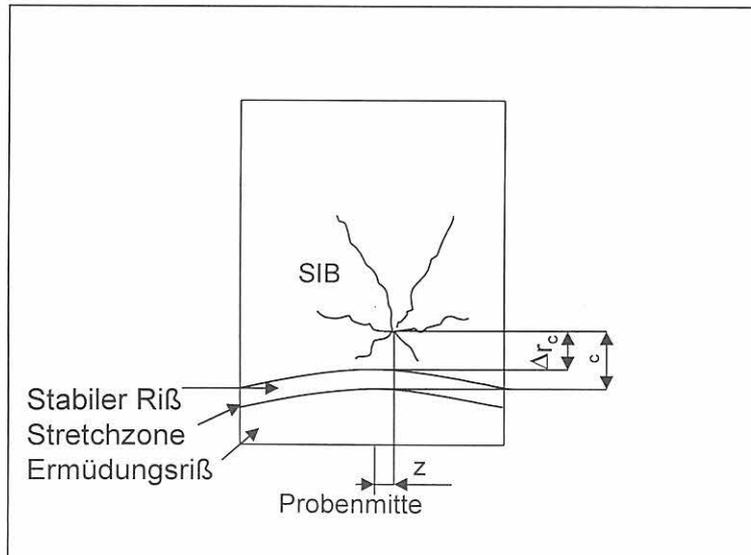


Bild 6-1:
Ermittlung der SIB-Lagekoordinaten auf der Bruchfläche

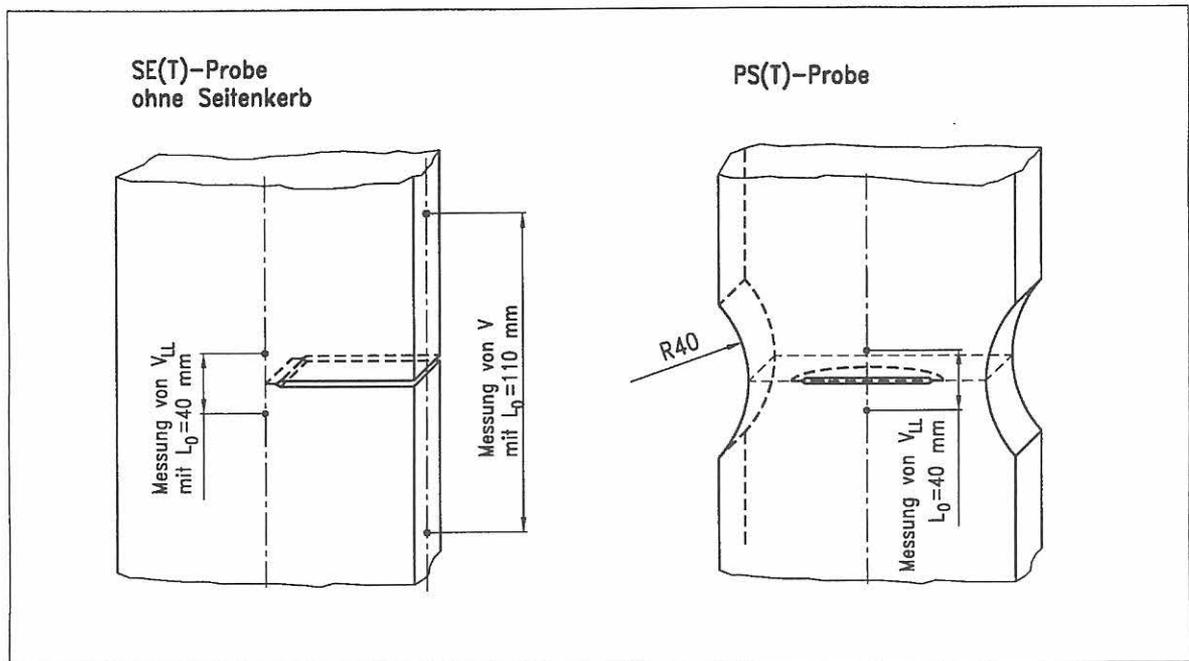


Bild 6-2:
Anordnung der Verschiebungsmessung an SE(T)- und PS(T)-Proben

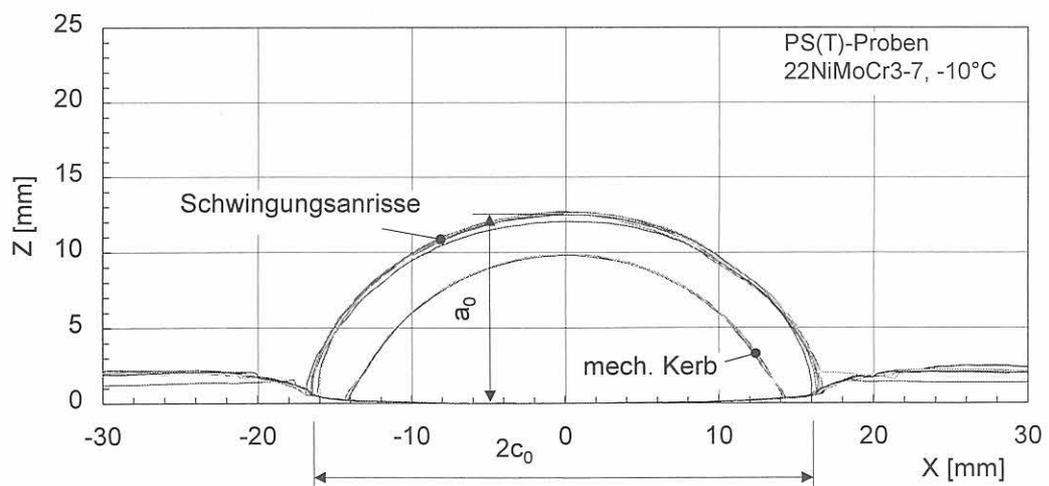


Bild 6-3:
Vergleich der erzielten Schwingungsrisse einer Versuchsserie von 8 Proben des Werkstoffs 22NiMoCr3-7

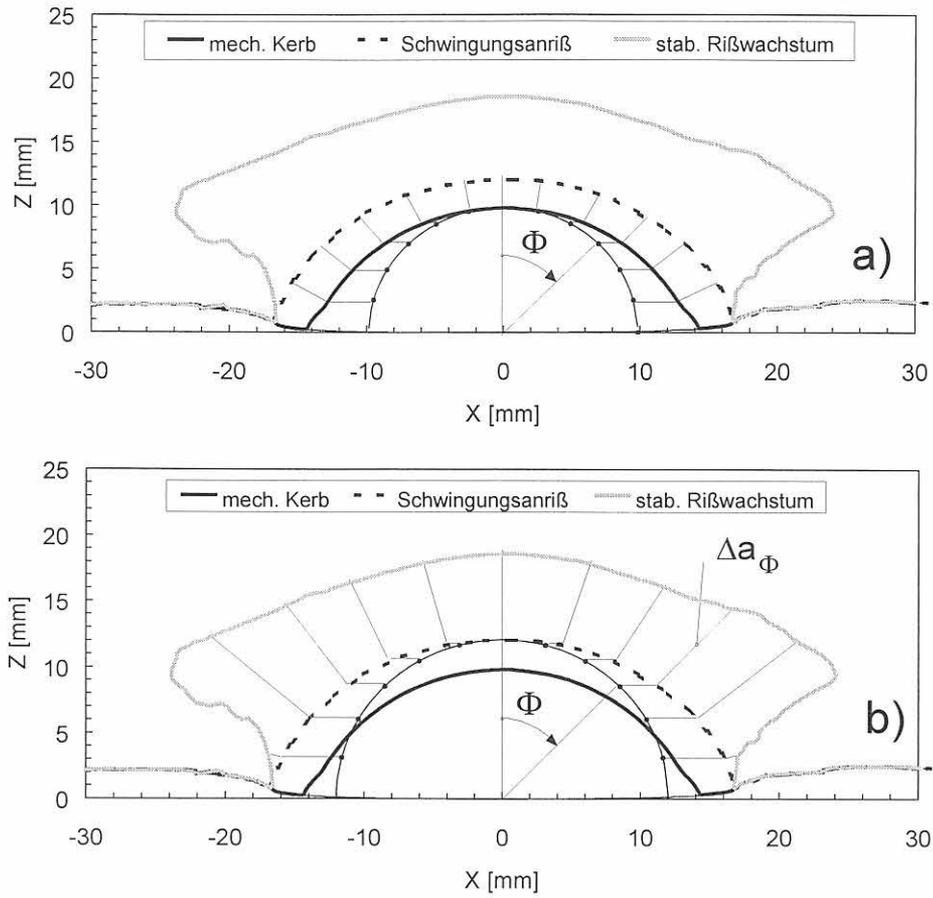


Bild 6-4:
 Schematische Darstellung der Auswertung der Bruchflächen von PS(T)-Proben hinsichtlich des lokalen Rißwachstums
 a) für den Schwingungsanriß und b) für das stabile Rißwachstum bis zum Versagen der Probe
 22NiMoCr3-7, -10 °C, Probe 1B1.6.2 oben, $\Delta a_{\phi=0^\circ} = 6,49 \text{ mm}$, $\Delta a_{max} = 10,37 \text{ mm}$

7 Durchführung der statistischen Analyse

7.1 Aufbereitung der experimentellen Daten für die statistische Analyse

Von den ermittelten Versuchsdaten waren drei Arten statistisch zu analysieren:

- Bruchmechanische Kennwerte,
- davon als Untermenge die Beträge des stabilen Rißwachstums sowie
- die Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche (SIB) von der aktuellen Rißspitze Δr_c .

Die statistische Auswertung bruchmechanischer Kennwerte wurde in der Literatur in der Regel anhand von K_{Jc} - bzw. K_{Jc} -Werten vorgenommen. Letztere schließen auch Kennwerte ein, die nach den Regelwerken der linear-elastischen Bruchmechanik nicht gültig sind. Gleichwohl werden für die Verwendbarkeit solcher Kennwerte Grenzen gezogen, z.B. nach ASTM E 1921 [1]. Innerhalb dieser Grenzen wird die Umrechnung von J_c -Werten in K_{Jc} -Werte als zulässig angesehen. Um bezüglich der bruchmechanischen Kennwerte im Bruchübergangsbereich nahe der Hochlage in diesem in der Literatur benutzten Rahmen bleiben zu können, mußte die Gültigkeitsbasis der K_{Jc} -Werte verlassen werden. Die Umrechnung der J_u -Werte in K_{Ju} -Werte erfolgte auf rein formaler Basis.

Das Bruchversagen in diesem Temperaturbereich erfolgt z.T. nach erheblichen Beträgen des stabilen Rißwachstums bis zu mehr als 50 % der Anfangsligamentlänge, u. U. erst nach beginnendem Kraftabfall. Spaltbruchinstabilität kann im oberen Übergangsgebiet im Verlauf der gesamten Rißwiderstandskurve auftreten. Als Kennwert steht in diesem Bereich nur der Rißwiderstand bei Instabilität J_u zur Verfügung.

Obwohl solche Kennwerte nichts mehr mit linear-elastischer Bruchmechanik zu tun haben, bestand keine andere Möglichkeit, als diese Kennwerte formal in K -Werte umzurechnen, um die bruchmechanische Vorgeschichte nicht zu löschen. Tatsächlich steht im Moment der Spaltbruchinstabilität auf der Anlieferungsseite jedoch nur die aktuell gespeicherte elastische Energie zur Verfügung, die wesentlich geringer ist als dem aktuellen J -Wert entspricht. Um diesen Unterschied zu verdeutlichen, wurden diese Werte als K_{Ju}

$$K_{Ju} = \sqrt{J_u E}$$

bezeichnet. Für das Endergebnis ist dies jedoch ohne Belang, da bereits oberhalb einer zu ermittelnden Temperaturgrenze bis hin zu T_a Initiierungswerte bzw. in einem zu definierenden Umfang auch über die Initiierung hinausgehende Rißwiderstandswerte genutzt werden können. In Bild 3-1 (vergl. Kapitel 3) ist eine Übersicht

über das untersuchte Versagensspektrum skizziert.

Die Versuchsergebnisse wurden getrennt nach Versuchswerkstoffen, Probenarten, Probenlagen und Versuchstemperaturen zusammengefaßt.

In diesen Kennwerten ist der Betrag des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität Δa_s als Teillinformation enthalten. Wegen des direkten Bezugs von Δa_s zu

dem der Beobachtung auf Bruchflächen zugänglichen Versagensprozeß wurde auch der Betrag des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität Δa_s statistisch ausgewertet. Dabei wurde in der gleichen Weise vorgegangen wie bei den K_{Ju} -Werten, d.h. die Analyse erfolgte getrennt nach Versuchswerkstoffen und Probenarten, Probenlagen und Versuchstemperaturen.

Bei den M(T)-Proben kann nach dem Versuch nicht beurteilt werden, welche Probenseite zuerst gebrochen ist. Für die statistische Versuchsauswertung wurden stets der kleinere Δa_s -Wert bzw. der kleinere K_{Ju} -Wert verwendet. In ASTM 1921 ist eine Vorschrift zur Behandlung von M(T)-Proben nicht enthalten. Grundsätzlich könnte man daran denken, bei M(T)-Proben wegen der im Vergleich zu C(T)-Proben bei gleicher Probendicke doppelt so langen Gesamtrißfront für die Auswertung nach dem Masterkurvenkonzept eine entsprechende Dickenkorrektur vorzunehmen.

Bei dem Werkstoff 17MoV8-4 wurden aus einem anderen Projekt [2] auch K_I -Werte von M(T)-Proben in die Untersuchungen einbezogen.

Bei den Abständen der Spaltbruchinitiierungsbereiche (SIB) von der aktuellen Rißspitze Δr_c ergab die nach Prüftemperaturen getrennte Analyse keine signifikanten Trends, so daß die Daten nur getrennt nach Versuchswerkstoffen und Probenarten erfolgte. Dadurch standen jedoch für die jeweiligen Analysen erhebliche Datenmengen zur Verfügung.

In allen nach diesen Prinzipien gebündelten Datensätzen wurden die Einzelwerte tabelliert und jeweils aufsteigend sortiert.

7.2 Verteilungsfunktionen

Für die probabilistische Analyse bruchmechanischer Kennwerte im Spaltbruch- und Übergangsbereich wird in der Regel die Weibullverteilung herangezogen. Sie hat sich bei keramischen Werkstoffen hinreichend bewährt. Die einschlägige Literatur zum Spaltbruchversagen von Stählen (vgl. Abschnitt 3) verwendet diese Verteilungsfunktion fast ausschließlich. Zumeist wird sogar unterstellt, daß man bei diesen Werkstoffen in fast allen Fällen einen Weibullexponenten von 4 verwenden kann [3-8]. Dennoch wird von anderen Autoren [9] darauf hingewiesen, daß Exponenten von 1,7 bis 14,3 auftreten können. Mit den Weibullexponenten $m = 3,5$ bzw.

$m = 2$ kommt man auf die speziellen Verteilungsfunktionen Normalverteilung bzw. Lognormalverteilung [10].

Da insbesondere im Übergangsbereich vom Gleitbruch zum Spaltbruch einerseits die Zusammenhänge zwischen Versagensprozeß und Bruchmechanik-Kennwerten noch nicht hinreichend belegt sind und andererseits die Praktikabilität und die Sensitivität von Verteilungsfunktionen in Grenzbereichen bislang noch nicht ausgelotet wurde, sollte in diesem Projekt die Eignung verschiedener Verteilungsfunktionen für die Bewertung von Versagensdaten im Übergangsbereich überprüft werden.

Die Verteilungsfunktionen müssen folgenden Bedingungen genügen:

- Sie müssen bezüglich Δa_s kontinuierlich sein.
- Sie müssen für $\Delta a_s \rightarrow 0$ nach Null gehen bzw. dürfen für $\Delta a_s = 0$ nicht positiv bleiben, so daß die Summenhäufigkeit Null erst bei negativen Δa_s -Werten erreicht werden würde.

Folgende Verteilungsfunktionen wurden in die Untersuchungen einbezogen:

- Normalverteilung,
- Lognormalverteilung,
- Weibullverteilung,
- Gammaverteilung.

Um die Auswertung der Daten für alle Verteilungsfunktionen in vergleichbarer Weise vornehmen zu können, wurde zur Ermittlung der Parameter das "maximum likelihood"-Verfahren angewendet.

Die untersuchten Verteilungsfunktionen wurden wie folgt verwendet:

Normalverteilung

Summenhäufigkeitsfunktion

$$P_f(\Delta a_s) = \frac{1}{\sqrt{2\pi s}} \int_{-\infty}^{\Delta a_s} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{1-\mu}{s}\right)^2\right] dt$$

Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion

$$p_f(\Delta a_s) = \frac{1}{\sqrt{2\pi s}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\Delta a_s - \mu}{s}\right)^2\right]$$

"maximum likelihood"-Schätzer

$$\mu = \overline{\Delta a_s}; \quad s^2 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N [(\Delta a_s)_i - \overline{\Delta a_s}]^2$$

Erwartungswert

$$E(X) = \overline{\Delta a_s}$$

Varianz

$$Var = s^2$$

Lognormalverteilung

Summenhäufigkeitsfunktion

$$P_f(\Delta a_s) = \frac{1}{\sqrt{2\pi st}} \int_0^{\Delta a} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\ln t - M}{s}\right)^2\right] \cdot dt$$

Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion

$$p_f(\Delta a_s) = \frac{1}{\sqrt{2\pi s \Delta a_s}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\ln(\Delta a_s) - M}{s}\right)^2\right]$$

"maximum likelihood"-Schätzer

$$\mu = \exp\left(\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \ln(\Delta a_s)_i\right); \quad s^2 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left\{ \ln[(\Delta a_s)_i - M] \right\}^2$$

Erwartungswert

$$E(X) = \exp(M + 0,5 \cdot s^2)$$

Varianz

$$Var = \exp(2M + s^2) \cdot (\exp(s^2) - 1)$$

Weibullverteilung (zweiparametrig)

Summenhäufigkeitsfunktion

$$P_f(\Delta a_s) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\Delta a_s}{\beta}\right)^m\right]$$

Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion

$$p_f(\Delta a_s) = \frac{m}{\beta} \left(\frac{\Delta a_s}{\beta}\right)^{m-1} \exp\left[-\left(\frac{\Delta a_s}{\beta}\right)^m\right]$$

"maximum likelihood"-Schätzer

$$\frac{N}{m} + \sum_{i=1}^N \ln(\Delta a_s)_i - N \cdot \frac{\sum_{i=1}^N (\Delta a_s)_i^m \cdot \ln(\Delta a_s)_i}{\sum_{i=1}^N (\Delta a_s)_i} = 0$$

$$\beta = \left[\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (\Delta a_s)_i^m \right]^{\frac{1}{m}}$$

Erwartungswert

$$E(X) = \beta \cdot \Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right)$$

Varianz

$$\text{Var} = \beta^2 \left\{ \Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \left[\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right) \right]^2 \right\}$$

Gammaverteilung

Summenhäufigkeitsfunktion

$$P_f(\Delta a_s) = \frac{\Gamma\left(\mu; \frac{\Delta a_s}{s}\right)}{\Gamma(\mu)}$$

Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion

$$p_f(\Delta a_s) = \frac{(\Delta a_s)^{\mu-1} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta a_s}{s}\right)}{s^\mu \cdot \Gamma(\mu)}$$

"maximum likelihood"-Schätzer

$$\frac{\Gamma'(\mu)}{\Gamma(\mu)} - \ln(\mu) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \ln(\Delta a_s)_i - \ln\left[\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (\Delta a_s)_i\right]$$

$$\mu s = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (\Delta a_s)_i$$

Erwartungswert

$$E(X) = \mu s$$

Varianz

$$\text{Var} = \mu s^2$$

Bei der Anpassung der Weibullverteilung an die Datensätze wurde der Exponent alternativ variabel belassen bzw. mit 4 vorgegeben. Bei Anwendung der Verteilungsfunktionen auf K_{J_u} ist in den oben aufgelisteten Gleichungen Δa_s durch K_{J_u} zu ersetzen.

Diese Verteilungsfunktionen wurden beispielhaft auf eine Auswahl von Datensätzen des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität Δa_s sowie von drei Datensätzen von K_{J_u} angewendet. Zur Bewertung der Verteilung der Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche (SIB) von der aktuellen Rißspitze Δr_c wurde nur die Weibullverteilung herangezogen.

Die Bewertung der Ergebnisse erfolgte beim stabilen Rißwachstum bis zur Instabilität Δa_s anhand eines Ver-

gleichs der ermittelten Standardabweichungen und mittleren Fehler. Bei den K_{J_u} -Werten wurde als zusätzliches Kriterium der Korrelationskoeffizient herangezogen.

Literatur zu Kapitel 7

- 1 ASTM E 1921: Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range. ASTM, Philadelphia 1997
- 2 Häcker, R., Klingbeil, D., Reusch, F.: Werkstoffmechanische Analyse rascher Abkühlvorgänge in druckführenden Komponenten mit postulierten Anrissen, BAM Forschungsbericht 234, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin, erscheint 1999
- 3 Wallin, K.: The Effect of Ligament Size on Cleavage Fracture Toughness. Eng. Fract. Mech. 32 (1989) Nr. 3, S. 449-457
- 4 Wallin, K.: The Effect of Ductile Tearing on Cleavage Fracture Probability in Fracture Toughness Testing. Eng. Fract. Mech. 32 (1989) Nr. 4, S. 523-531
- 5 Wallin, K.: Summary of the IAEA/CRP 3 Fracture Mechanical Results. IAEA Specialists Meeting on Irradiation Embrittlement and Mitigation. IAEA, Espoo 1995
- 6 Wallin, K.: The Size Effect in K_{Ic} -Results. Eng. Fract. Mech. 22 (1985), Nr. 1, S. 149-163.
- 7 Wallin, K.: Validity of small Specimen Fracture Toughness Estimates Neglecting Constraint Corrections. In Constraint Effects in Fracture: Theory and Application, ASTM STP 1244, Philadelphia 1994
- 8 Nevalainen, M.; Wallin, K.: The Effect of Crack Depth and Absolute Thickness on Fracture Toughness of 3PB Specimens. ECF 10 Structural Integrity: Experiments, Models and Applications, Berlin 1994, Volume 2, EMAS, Warley 1994, S. 997-1006
- 9 Nanstad, R. K.; Keeney, J. A.; McCabe, D. E.: Preliminary Review of the Bases for the K_{Ic} -Curve in the ASME Code. Letter Report for U.S. NRC, ORNL, Oak Ridge 1993
- 10 Masing, W.: Handbuch der Qualitätssicherung. 2. Auflage. Hanser, München 1988

8. Durchgeführte FE-Analysen

Die Lage der Spaltbruchinitiierungsbereiche (SIBs) hängt nicht nur von der Mikrostruktur der Werkstoffe ab, sondern wird in den unterschiedlichen Bruchmechanikproben auch durch den Beanspruchungszustand bestimmt, der seinerseits von der Geometrie der jeweiligen Bruchmechanikprobe sowie den elastisch-plastischen Werkstoffeigenschaften abhängt. Zu den geometrischen Einflußfaktoren zählen die Biege- bzw. Zugbelastung von Proben, Probendicke und -breite, das a_0/W -Verhältnis sowie ggfs. vorhandene Seitenkerben.

Die Ermittlung des Beanspruchungszustandes ist nur mittels numerischer Analysen möglich, die auch die Berücksichtigung duktilen Reißfortschritts, der vor Erreichen der Instabilität auftritt, beinhalten müssen. Zu diesem Zweck wurden Finite-Elemente-Analysen mit elastisch-plastischem Werkstoffverhalten unter Berücksichtigung duktilen Reißfortschritts durchgeführt.

Im Rahmen der durchgeführten experimentellen Untersuchungen stehen für zahlreiche Probengeometrien, Werkstoffe und Temperaturen experimentelle Resultate bezüglich des erreichten duktilen Reißfortschritts und des instabilen Versagens zur Verfügung, Bilder 9-78 bis 9-82. Die dazu gehörenden Kraft-Verschiebungskurven, z.B. für C(T)-Proben dargestellt in den Bildern 9-26, 9-28, 9-31 und 9-39 bis 9-41a dienen bei den durchgeführten FE-Analysen als Grundlage zur Festlegung von Steuerkurven, um basierend darauf den duktilen Reißfortschritt vorzuschreiben. Da ausschließlich seitengekerbte Proben mit geraden Reißfronten in die Untersuchungen einbezogen wurden, erfolgten die FE-Analysen durchweg unter EVZ-Bedingungen.

Die Anwendung von Schädigungsmodellen zur Simulation des duktilen Reißfortschritts war nicht erforderlich, da genügend experimentelle Ergebnisse zur Ermittlung von Steuerkurven zur Verfügung standen. Darüber hinaus hätte die Anwendung von Schädigungsmodellen die Ermittlung der entsprechenden Materialparameter bei einer Vielzahl von Temperaturen erforderlich gemacht, was einen erheblichen experimentellen und numerischen Aufwand nach sich gezogen hätte. Im Vergleich dazu ist der eingeschlagene Weg zur Anwendung von Steuerkurven wesentlich effektiver und praktikabler.

Die Fließkurven für StE 355 wurden bei 23 °C experimentell ermittelt, Bild 9-18. Für Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur wurden für die numerische Analyse die gesamten Fließkurven um den Betrag erhöht, um den R_{el} infolge der niedrigeren Temperatur anstieg. Somit wurde die inkrementelle Verfestigung von den bei Raumtemperatur bestimmten Werten für die weiteren untersuchten Temperaturen übernommen.

Als Resultate dieser FE-Analysen standen der Verschiebungs-, Spannungs- und Verzerrungszustand in den Proben zur Verfügung, welche zur weiteren Analyse der Lage der Spaltbruchinitiierungsbereiche benötigt wurden.

Im einzelnen wurden FE-Analysen für den Werkstoff StE 355 an seitengekerbten C(T)-Proben bei -10 °C und +10 °C sowie an seitengekerbten M(T)-Proben bei -20 °C und +10 °C mit den in Tabelle 8-1 angegebenen Geometriedaten durchgeführt. Die bei den beiden untersuchten Probenformen verwendeten Netze, Bilder 8-1 und 8-2, weisen gegenüber den üblicherweise benutzten Netzen [1] die Besonderheit auf, daß die feine Elementierung von der ursprünglichen Reißspitze bis zum Probenrand verläuft. Bei den Netzen wurde für die C(T)-Probe einfache und für die M(T)-Probe doppelte Symmetrie berücksichtigt.

Damit ist es möglich, auch sehr großen duktilen Reißfortschritt zu modellieren. Durch diese feine Elementierung ist ferner gewährleistet, daß lokale Größen an der jeweils aktuellen Reißspitze auch bei großem Reißfortschritt immer hinreichend genau erfaßt werden können.

Zur Ermittlung der für die FE-Rechnungen erforderlichen Steuerkurven wurden zunächst die experimentellen Werte für die Kraft F , die Verschiebung V_{LL} bei C(T)- bzw. V bei M(T)-Proben sowie den bei jeder Probe erreichten duktilen Reißfortschritt Δa in die Bilder 8-3 bis 8-6 eingetragen, wozu die experimentellen Daten in den Bildern 9-25 und 9-46 zusammengefaßt sind. Bei C(T)-Proben wird basierend auf dem experimentell ermittelten $V_{LL}(\Delta a)$ -Verlauf durch verschiedene FE-Analysen eine $V_L(\Delta a)$ -Kurve ermittelt, die schließlich als Steuerkurve bei einer abschließenden Analyse Verwendung findet. Die Übereinstimmung zwischen der experimentell bestimmten und numerisch verwendeten $V_{LL}(\Delta a)$ -Kurven, Bilder 8-3 und 8-4, zeigt die Richtigkeit der numerisch ermittelten Steuerkurven $V_L(\Delta a)$. Weiterhin zeigt die Übereinstimmung zwischen den experimentell und numerisch erzielten $F(V_{LL})$ -Kurven, daß die FE-Analysen korrekt durchgeführt wurden, Bilder 8-3 und 8-4.

Bei den M(T)-Proben sind zur Steuerung die $V_R(\Delta a)$ -Kurven zu benutzen, die mit derselben Vorgehensweise wie die $V_{LL}(\Delta a)$ -Kurven bei den C(T)-Proben erzeugt wurden. Die Übereinstimmung zwischen den numerisch und experimentell ermittelten $V(\Delta a)$ -Kurven bei den M(T)-Proben, Bilder 8-5 und 8-6, zeigt die Richtigkeit der benutzten Steuerkurven ebenso wie die zur Kontrolle zu benutzenden $F(V)$ -Verläufe.

Für alle FE-Analysen wurde das FE-Programm ABAQUS [2] eingesetzt. Der treppenförmige Verlauf der Verschiebung-Reißfortschritt-Kurven bzw. Kraft-Verschiebung-Kurven in den Bildern 8-3 bis 8-6 ist durch die Knotenfreisetzungstechnik des verwendeten

FE-Programms bedingt. Die aus den durchgeführten FE-Analysen resultierenden Verschiebungen, Verzerungen und Spannungen werden in Kapitel 11 näher analysiert.

- 2 ABAQUS/Standard User's Manual, Version 5.8. Hibbit, Karlson & Sorensen Inc., Pawtucket, RI, U.S.A., 1998

Literatur zu Kapitel 8

- 1 Aurich, D., Klingbeil, D.: Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Reißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien aus der Kerbschlagarbeit, Forschungsbericht 228, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, 1998

Tabelle zu Kapitel 8

Tabelle 8-1: Übersicht der rechnerisch analysierten Probengeometrien und Temperaturen für den Werkstoff StE 355

Probengeometrie und -abmessungen	Prüftemperatur
C(T) $B = 25 \text{ mm}, B_n = 20 \text{ mm}, a_0/W \approx 0,5$	$T = -10 \text{ °C}$
	$T = +10 \text{ °C}$
M(T) $B = 25 \text{ mm}, B_n = 20 \text{ mm}, a_0/W \approx 0,5$	$T = -20 \text{ °C}$
	$T = +10 \text{ °C}$

Bilder zu Kapitel 8

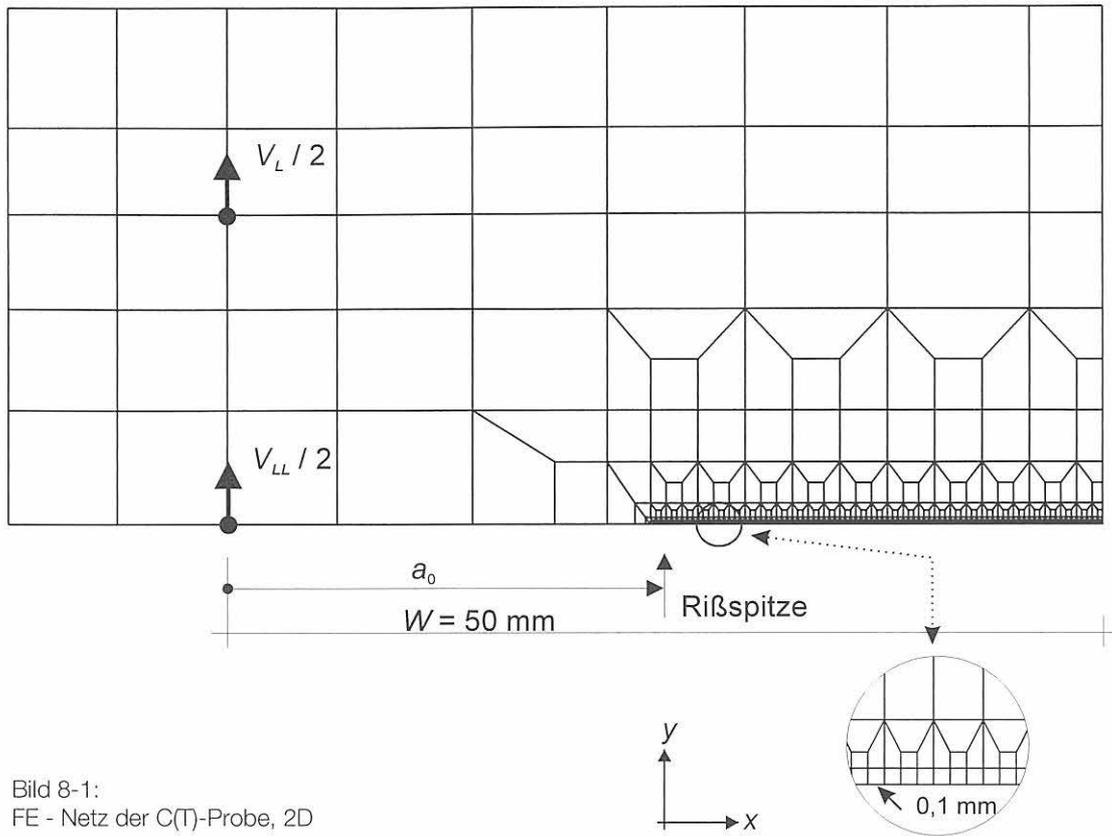


Bild 8-1:
FE - Netz der C(T)-Probe, 2D

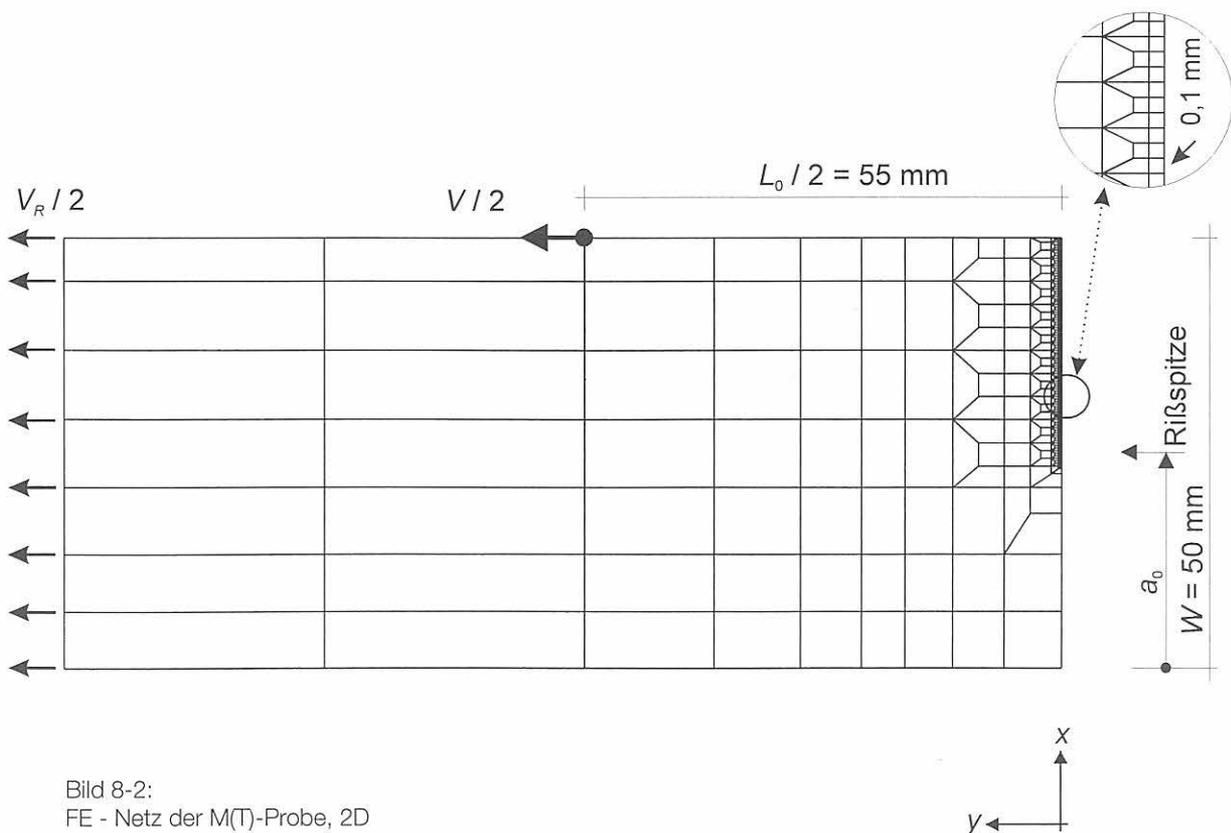


Bild 8-2:
FE - Netz der M(T)-Probe, 2D

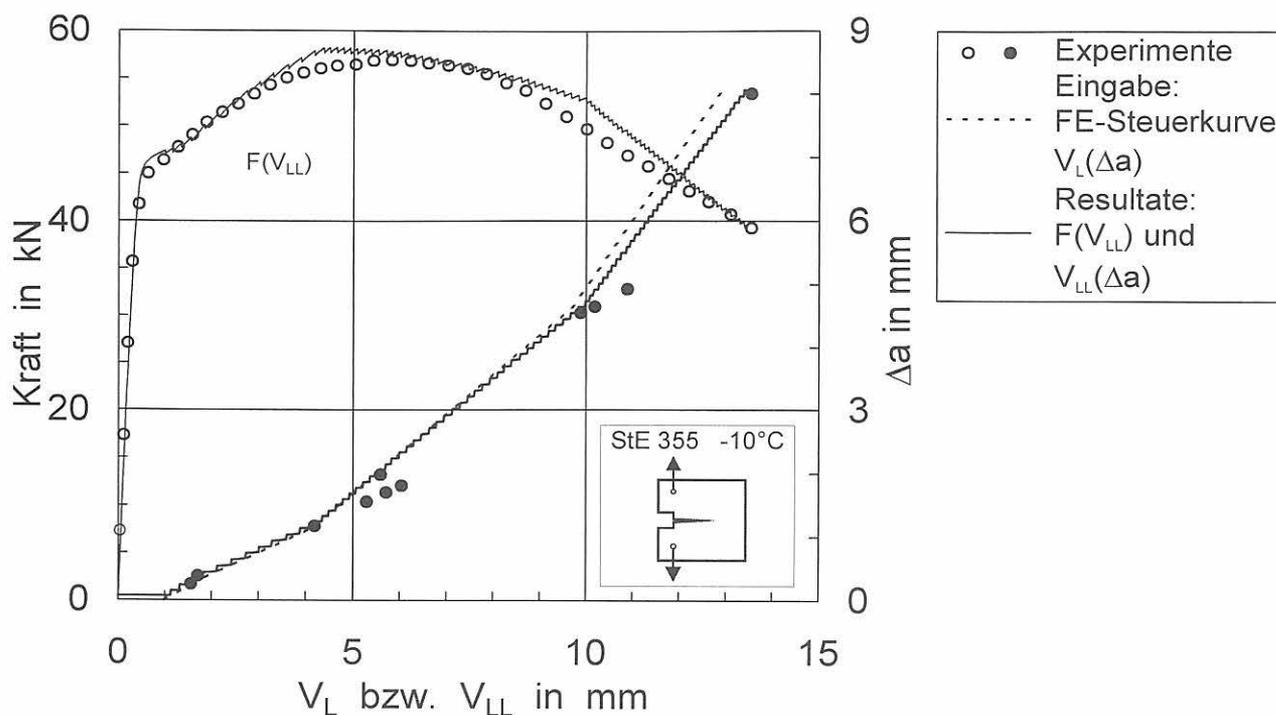


Bild 8-3: Kraft-Verschiebung- und Verschiebung-Rißwachstum-Kurven von C(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei -10°C

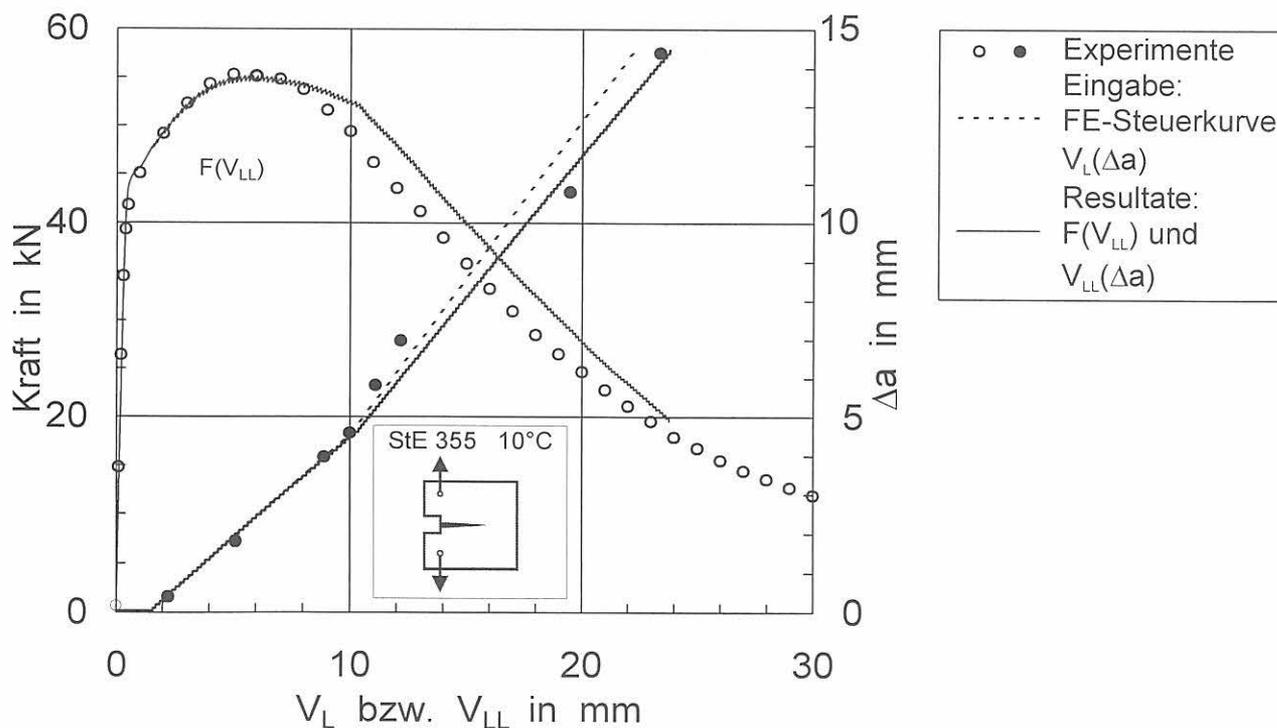


Bild 8-4: Kraft-Verschiebung- und Verschiebung-Rißwachstum-Kurven von C(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 10°C

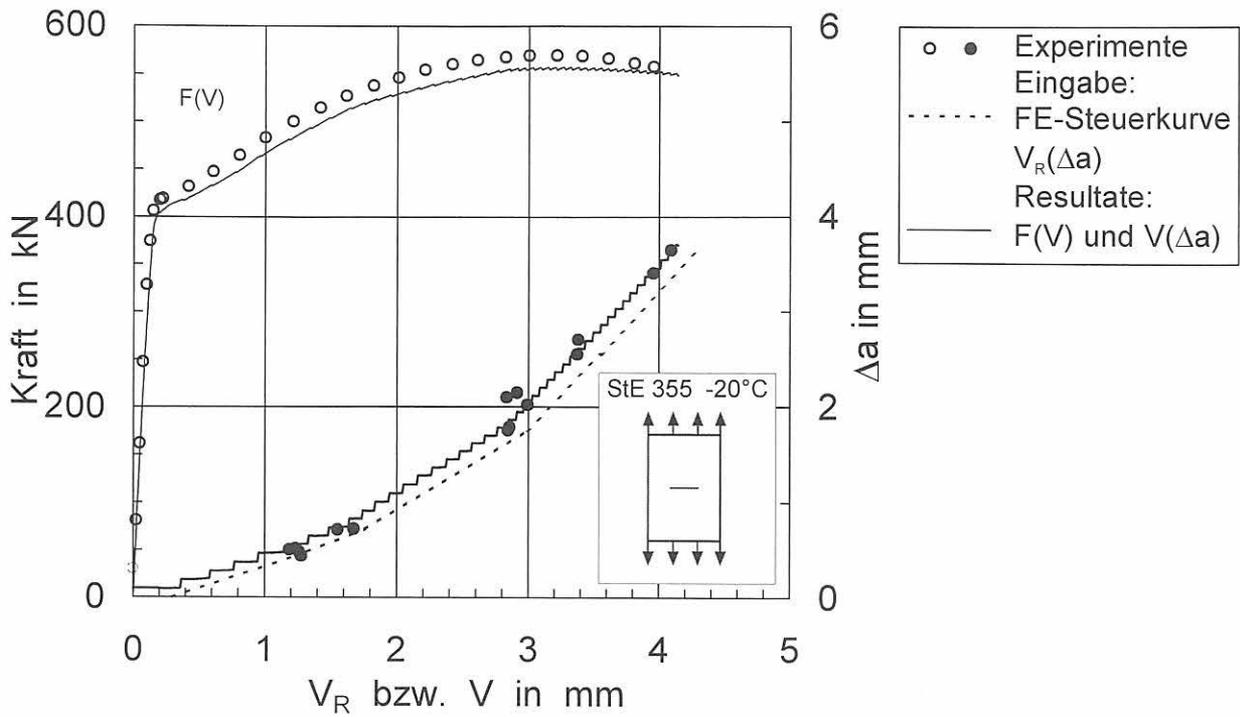


Bild 8-5:
Kraft-Verschiebung- und Verschiebung-Rißwachstum-Kurven
von M(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei -20°C

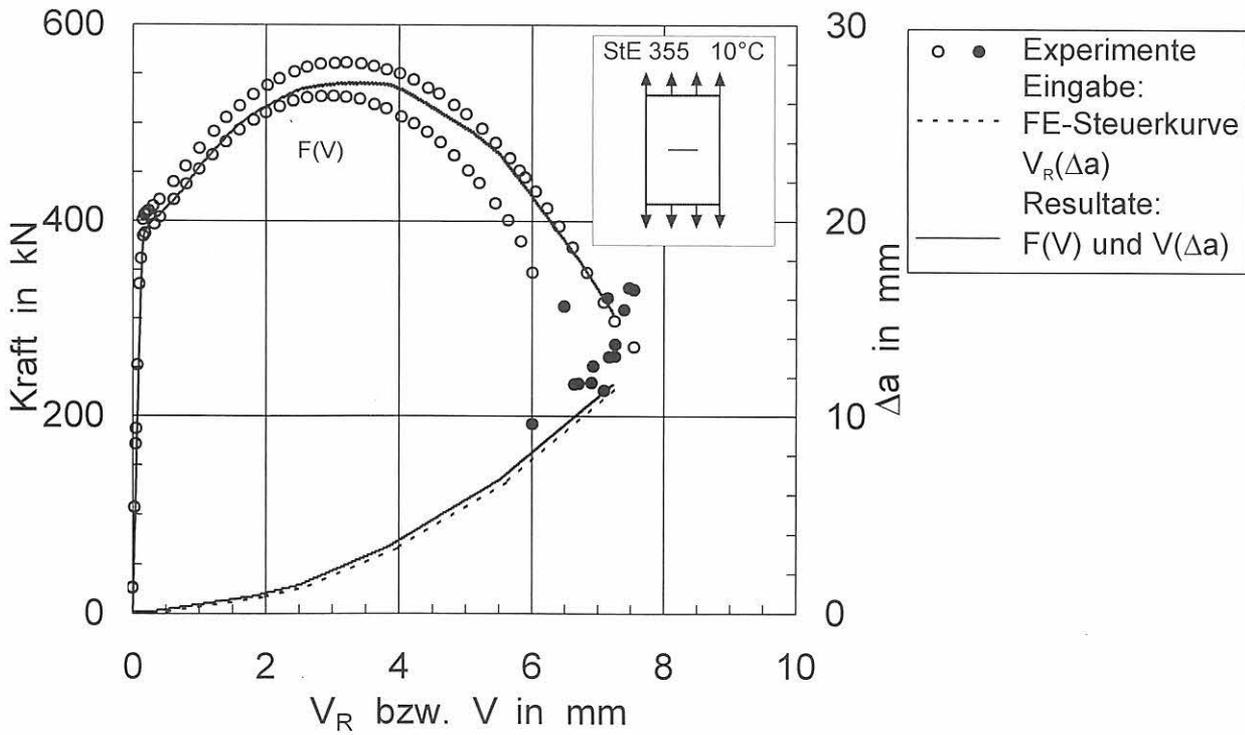


Bild 8-6:
Kraft-Verschiebung- und Verschiebung-Rißwachstum-Kurven
von M(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 10°C

9 Ergebnisse experimenteller Untersuchungen

9.1 Metallographische Untersuchungen

Der Stahl StE 355 besitzt ein sekundäres Zeilengefüge, da während des Walzprozesses als Folge von langgestreckten Phosphorseigerungsstreifen eine zeilenförmige Ferrit-Perlit-Entmischung stattgefunden hat. Die Zeiligkeit ist im Vergleich zum ebenfalls untersuchten StE 460 jedoch wesentlich schwächer ausgebildet. Stellenweise ist das sekundäre Zeilengefüge völlig aufgelöst, Ferrit und Perlit sind gleichmäßig verteilt (Bilder 9-1 und 9-2). Eine ausgeprägte Anisotropie der mechanischen Eigenschaften, wie sie beim StE 460 anzutreffen ist, liegt bei dem StE 355 nicht vor. Der prozentuale Volumenanteil des feinstlamellaren Perlits beträgt ca. 19 Vol-%. Die mittlere Ferrit-Korngröße variiert leicht und entspricht nach ASTM E 112 [1] den Grain Size No. 8-10. Die nichtmetallischen Einschlüsse wurden entsprechend DIN 50602 [2] untersucht. Aufgrund der geringen Größe (<1 µm) der auftretenden Mangansulfide entfiel eine Auswertung bzw. Reinheitsgradbestimmung nach dieser Norm. Die Makrohärtemessung ergab keine signifikanten Unterschiede zwischen den einzelnen Schliffebene. Im Mittel liegt die Härte bei (146±5) HV 10.

Das Gefüge des niederzähnen Stahls 17MoV8-4 besteht aus angelassenem Martensit bzw. Bainit. Die Karbidausscheidungen sind größtenteils cluster- oder schnurartig angeordnet (Bild 9-3). Die ehemalige Austenitkorngröße wurde nach ASTM E 112 [1] bestimmt und variiert zwischen Grain Size No. 5 und 10. Bild 9-4 zeigt deutlich den Größenunterschied der einzelnen Körner. Zur Sichtbarmachung der Primärkorn Grenzen wurde folgende Ätzung verwendet:

145 ml Aqua dest

16 g Chrom(VI)-oxid

80 g Natriumhydroxid

Die Ätzdauer betrug im vorliegenden Fall 30 min bei 110 °C.

Das Gefüge des 17MoV8-4 ist durch einen hohen Gehalt an nichtmetallischen Einschlüssen charakterisiert. Es treten Mangansulfide auf, die sich in größeren, teilweise langgestreckten Inseln zusammengelagert haben (Bild 9-5). In der unmittelbaren Umgebung dieser Einschlußgruppen ist das Primärgefüge feinkörniger. Des weiteren treten silikatische Einschlüsse und sehr feine Oxide auf, die an Mangansulfidinseln angelagert sind. Der Reinheitsgrad des Stahls wurde nach DIN 50602 [2] nach dem K-Verfahren zu $K_1 = 3$ (S:3) bestimmt. Der mittlere äquivalente Einschlußdurchmesser beträgt ca. 7,6 µm, der über alle drei Schliffebene gemittelte Flächenanteil der nichtmetallischen Einschlüsse ca. 0,96 %.

Die Makrohärtemessung ergab keine signifikanten Unterschiede zwischen den einzelnen Schliffebene. Im Mittel liegt die Härte bei (320±4) HV 10.

Die metallographischen Untersuchungen der Werkstoffe StE 460 [3, 4, 5], 20MnMoNi5-5 [3, 4, 6] und 22NiMoCr3-7 [4, 5] wurden bereits in früheren Berichten ausführlich dargestellt.

Eine Zusammenfassung der metallographischen Gefügeanalyse der in die vorliegenden Untersuchungen einbezogenen Werkstoffe zeigt Tabelle 9-1.

9.2 Mechanisch-technologische Werkstoffeigenschaften

Die Zugfestigkeit und die Streckgrenze der Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 355 sind im Bereich von -60 ° bis etwa 100 °C in den Bildern 9-6 und 9-7 dargestellt. Für den Werkstoff 17MoV8-4 erfolgte die Ermittlung der Kennwerte im Temperaturbereich von 23 °C bis 350 °C, Bilder 9-8 und 9-9. Das lokale Maximum der Festigkeitswerte im Temperaturbereich von 200 °C bis 350 °C und parallel dazu das lokale Minimum der Verformungskennwerte, besonders deutlich bei der Brucherscheinung, sind Indizien für das Auftreten dynamischer Reckalterungsprozesse im untersuchten Temperaturbereich. Die eingetragenen Werte sind Mittelwerte von mindestens 3 Proben. In den Tabellen 9-2 bis 9-4 erfolgt die Auflistung der Zahlenwerte.

Für die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 355 wurden bei Raumtemperatur Fließkurven im Zug- und im Druckversuch ermittelt [7]. Bild 9-10 zeigt die technischen Spannungs-Dehnungs- bzw. -Stauchungskurven. Für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 wurde der Verfestigungsexponent der Fließbedingung nach Ramberg-Osgood

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (9-1)$$

mit $n = 5,9$ sowie $\alpha = 6,42$ berechnet, Bild 9-11b. Proben mit verschiedenen Umformgraden zeigt das Bild 9-12. Die in den Druckversuchen ermittelten Fließkurven, Bild 9-13, zeigen für höhere Dehnungswerte im Vergleich zu den Kurven des Zugversuches einen deutlich flacheren Anstieg, Bild 9-14. Das höhere Anfangsniveau der Druckfließkurven ist zurückzuführen auf die nicht in idealer Form ablaufende Ausbauchung der Proben. Damit wurde der maximale Durchmesser der Proben unterschätzt und ein höheres Spannungsniveau berechnet.

Das Bild 9-15 zeigt die technischen Spannungs-Dehnungs- bzw. Stauchungskurven für den Werkstoff StE 355. Die Streckgrenzenwerte und auch die Bereiche der Lüdersdehnung sind nahezu identisch, Bild 9-16. Ein Einfluß der Auswertung der Fließkurven des

Druckversuches nach Saluja bzw. Reicherter [8, 9] wird erst oberhalb von Umformgraden von ca. 0,6 deutlich, wobei die Auswertung nach Saluja für beide Werkstoffe die höheren Werte liefert, Bild 9-17. Analog zum 22NiMoCr3-7 steigen beim StE 355 die Fließkurven des Druckversuches im Anfangsbereich auf ein höheres Niveau und verlaufen bei höheren Umformgraden dann deutlich flacher als die Kurven des Zugversuches, Bilder 9-13 und 9-18.

Die Bilder 9-19 und 9-20 zeigen die K_v - T -Kurven der Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 355. Die Kerbschlagarbeit in der Hochlage beträgt beim 22NiMoCr3-7 192 J [5] und für den StE 355 213 J. Die Hochlage wird beim StE 355 bei Raumtemperatur erreicht, beim 22NiMoCr3-7 bei ca. 40 °C. Der Werkstoff 17MoV8-4 weist infolge des spezifischen Wärmebehandlungszustandes eine niedrige Hochlagenzähigkeit verbunden mit einer hohen Übergangstemperatur auf, Bild 9-21. Die Kerbschlagarbeit erreicht die Hochlage von ca. 58 J erst bei Temperaturen um 290 °C und fällt dann wieder ab.

9.3 Gekerbte Rundzugproben

Die für die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 355 an gekerbten Rundzugproben mit Kerbradien von 4 mm bzw. 10 mm bestimmten Kraft-Durchmesseränderungskurven sind in den Bildern 9-22 und 9-23 abgebildet. Ergänzend lagen für den 22NiMoCr3-7 aus vorangegangenen Arbeiten [5] Kurven bei Raumtemperatur vor, Bild 9-24.

9.4 Bruchmechanische Untersuchungen

9.4.1 Dreipunkt-Biegeproben

Aus den Versuchen am StE 460 standen nur die Maximalwerte des stabilen Rißwachstums als Δa_s -Werte zur Verfügung [7]. Außerdem waren die Versuche nicht so angelegt, daß bei einer Temperatur mehrere Proben geprüft wurden. Deshalb wurden die verfügbaren Ergebnisse für die statistische Auswertung im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen jeweils in Intervallen von 10 K gebündelt und über dem Mittelwert dargestellt. Dabei konnten die Ergebnisse der verschiedenen Probengeometrien und der beiden Probenorientierungen zusammengefaßt werden, da in der Darstellung $\Delta a_s = f(T)$ weder Unterschiede zwischen den beiden Probenorientierungen noch zwischen den Probengeometrien erkennbar waren. Letzteres ist auch verständlich, weil nach Start des stabilen Rißwachstums der Einfluß des ursprünglichen Spannungszustandes sehr schnell verschwindet, da der stabil laufende Riß selbst den Spannungszustand bestimmt. Im einzelnen wurden auf diese Weise Datensätze zu Temperaturen von 205 K, 215 K, 225 K, 235 K und 245 K erhalten.

9.4.2 C(T)-Proben

Für den Werkstoff 20MnMoNi5-5 stand ein Datensatz von 29 Proben zur Verfügung, der bei -60 °C geprüft worden war [8].

Bild 9-25 und die Tabellen 9-5 und 9-6 zeigen Übersichten der Ergebnisse an C(T)-Proben des StE 355. Dabei wurde das erreichte stabile Rißwachstum vor instabilem Versagen Δa_s zum Vergleich mit anderen Probengrößen auf das Ausgangsligament ($W-a_0$) normiert. Mit zunehmender Prüftemperatur zeigen die C(T)25sg-Proben zunehmende Δa_s -Werte. Bei 10 °C war bei 2 von 10 und bei 20 °C bei 5 von 10 geprüften Proben keine Instabilität mehr zu beobachten. Dabei wurden bei der Prüftemperatur von 10 °C in einem breiten Δa_s -Streuband noch immer Δa_s -Werte nahe Null ermittelt (z.B. $\Delta a_s = 0,4$ mm, Tab. 9-6), während bei 20 °C keine duktilen Risse kleiner 3 mm vor dem instabilen Versagen auftraten. Die maximal erreichten Längen der duktilen Risse betragen bei den C(T)25sg-Proben 14,3 mm und bei den C(T)12,5sg-Proben 7,2 mm. Normiert auf das Ausgangsligament ergibt sich in diesen Fällen für $\Delta a_s/(W-a_0)$ ein maximaler Wert von 0,57. Die Kraft-Verschiebungskurven und die Rißwachstums-Verschiebungskurven zeigen im Bereich von -20 °C bis 20 °C keine signifikante Temperaturabhängigkeit, Bilder 9-26 und 9-27. Das instabile Versagen der Proben wird mit wachsender Temperatur zu höheren Verschiebungswerten hin verschoben.

Darüber hinaus wurde eine Serie von 10 C(T)12,5sg-Proben in T-S-Lage bei -40 °C geprüft. In Vorversuchen bei höheren Temperaturen, im Temperaturbereich der C(T)25sg-Proben, erfolgte in keinem Fall ein instabiles Versagen der C(T)12,5sg-Proben. Bild 9-28 zeigt die Kraft-Verschiebungskurven der bei -40 °C geprüften Proben.

Die berechneten Werte für das J -Integral bei instabilem Versagen, J_v , sind im Bild 9-29 für alle Prüftemperaturen und Proben dargestellt, wobei die deutlich überschrittenen Gültigkeitsgrenzen für die Berechnung von J -Werten in den Normen und Richtlinien zu berücksichtigen sind.

Für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 erfolgten die Untersuchungen an C(T)25sg-Proben in T-L-Lage im gleichen Temperaturbereich von -10 °C bis 20 °C, Tabellen 9-7 und 9-8. Auch hier war bei den höheren Prüftemperaturen z.T. kein instabiles Versagen der Proben mehr zu beobachten, Bilder 9-30 bis 9-32. Bei zwei Proben, jeweils eine in T-S-Lage bei 10 °C und in T-L-Lage bei 20 °C, trat extrem langes Rißwachstum von 15,4 mm bzw. 17,4 mm vor dem Versagen auf. Bei 20 °C erfolgte Probenversagen erst bei vorangegangenem Rißwachstum von mindestens 12 mm, wogegen bei 10 °C, ähnlich den Ergebnissen beim StE 355 (Bild 9-25), Probenversagen auch nach nur kurzem stabilem Rißwachstum (unterhalb 1 mm) zu beobachten war. Ergänzend wurde eine Serie von C(T)25sg-Proben in T-S-Lage bei 10 °C in die Untersuchungen einbezogen. Insbesondere die in

den Bildern 9-33 und 9-34 aufgetragenen Kraft-Verschiebungs- und Reißwachstums-Verschiebungskurven zeigen keine signifikante Abhängigkeit von der Probenlage.

Die für den Versagensfall ermittelten J_v -Werte sind zusammenfassend für alle Temperaturen in Bild 9-35 dargestellt.

Bild 9-36 macht deutlich, daß die Korrektur der J_0 -Werte in [9] entsprechend Gleichung 6-4 bei einem Reißwachstum oberhalb von 12 mm zu abfallenden und damit zu physikalisch nicht mehr sinnvollen Reißwiderstandskurven führt.

Die Ergebnisse der Versuche an C(T)25sg-Proben aus 17MoV8-4, die bei 200 °C, 220 °C und bei 240 °C durchgeführt wurden, sind in der Tabelle 9-9 zusammengestellt. In Bild 9-37 sind für die untersuchten Temperaturen die bis zum instabilen Versagen der Proben erreichten Reißwachstumsbeträge Δa_s aufgetragen. Dabei zeigten 4 von 8 Proben bei 240 °C sowie Proben, die bei darüber liegenden Temperaturen geprüft wurden, kein Spaltbruchversagen. Im Gegensatz zum StE 355 und dem 22NiMoCr3-7 liegen beim 17MoV8-4 relativ einheitliche Streubänder vor, deren untere Begrenzung mit zunehmender Temperatur gleichmäßig zu höheren Δa_s -Werten hin verschoben wird. Die bei Instabilität ermittelten vergleichsweise niedrigen J_v -Werte dokumentieren das niedrige Zähigkeitsniveau des 17MoV8-4, wobei die starken Streuungen der J_v -Werte für die Prüftemperaturen 220 °C und 240 °C auffällig sind, Bild 9-38. Die Bilder 9-39 bis 9-41 zeigen die Kraft-Verschiebungskurven sowie die Reißwachstums-Verschiebungswertepaare bei Instabilität für die drei Versuchstemperaturen. Bei 200 °C und 220 °C erfolgt Spaltbruch nach nur wenig plastischer Verformung der Proben, wobei die Δa_s -Werte stark streuen. Auch bei 240 °C werden bis zur Instabilität nur kleine Verschiebungsbeträge erreicht.

In Bild 9-41 sind die Kraft-Verschiebungskurven, die Kraft-Zeit- und die Verschiebungs-Zeit-Verläufe der Proben mit Spaltbruchversagen den Kurven der Proben ohne Spaltbruch, d.h. den Proben mit durchgehendem duktilem Bruch, gegenübergestellt. Die dazu gehörenden Bruchflächen jeweils einer Probe sind in Bild 9-42 dargestellt.

Das Bruchverhalten der geprüften C(T)25sg-Proben aus 17MoV8-4 ist im oberen Übergangsbereich durch duktilen Reißwachstum bei geringer globaler plastischer Verformung gekennzeichnet, wie aus den Kraft-Verschiebungskurven in Bild 9-41a hervorgeht. Metallografischen Untersuchungen an Querschläffen von vor dem Versagen entlasteten Proben zufolge, werden bereits bei Belastungen, die noch zu weitgehend linear-elastischen Materialverhalten führen, an den Mangansulfideinschlüssen im Bereich der Reißspitze Hohlräume gebildet, welche dann im weiteren Belastungsverlauf teilweise zusammenwachsen, Bild 9-43. Eine globale, zusammenhängende Reißverlängerung über das ge-

samte Probenligament tritt in diesem Stadium der Belastung nicht auf, wobei die beschriebenen Schädigungsprozesse nicht auf die Reißebene beschränkt sind, sondern auch in der Umgebung des Risses nachgewiesen werden können. Bruchflächenuntersuchungen [10] am Lichtmikroskop und am REM zeigen, das sich der duktile Bruch in der Ausbreitung an den Mangansulfidclustern, bzw. den daran entstandenen Hohlräumen, orientiert, viele Nebenrisse aufweist und die Oberfläche sehr zerklüftet ist, Bild 9-44. Der Spaltbruch dagegen verläuft eben und nur im Anfangsbereich der Spaltbruchfläche sind kleinere Hohlräume an Mangansulfiden zu finden, Bild 9-45.

Mit Erreichen einer Maximalkraft, bei 240 °C etwa bei 60 kN und bei 220 °C etwas darunter, werden die noch bestehenden Werkstoffbrücken schlagartig duktil getrennt (Bild 9-44), wie anschaulich aus den zeitabhängigen Darstellungen in den Bildern 9-41b und 9-41c hervorgeht. Global ist ein plötzlicher Kraftabfall verbunden mit einem Potentialanstieg und einer zunehmenden Reißöffnungsverschiebung zu beobachten. Die Längen der dabei entstehenden und anhand der mikrofraktografischen Bruchflächenmerkmale als duktil identifizierten Risse unterliegen einer großen Streuung, die besonders deutlich bei den Ergebnissen der Versuche bei 220 °C, Bild 9-38, sichtbar wird. Bei den bei 200 °C und 220 °C geprüften Proben wurde das duktile Versagen bei allen Proben durch Spaltbruch abgelöst, wie auch bei 4 von 8 Proben, die bei 240 °C geprüft wurden. Trotz des mit der Spaltbruchinstabilität verbundenen Kraftabfalls auf praktisch Null erfolgt die Werkstofftrennung nicht bis zum Ligamentende. Bild 9-42b zeigt anhand der Bruchfläche einer Probe dieser Gruppe (Probe 73) einen dem Spaltbruch folgenden Bruchflächenabschnitt duktilen Charakters.

Bei den übrigen Proben, die bei 240 °C geprüft wurden und keinen Spaltbruch zeigten, erfolgte ein Kraftabfall auf Werte unterhalb von 20 kN. Bei weiterer wegeregelter Belastung ist weiteres duktilen Reißwachstum bis zum Abscheren der Proben bei einem Restligament von 1 mm und Kräften unterhalb 1 kN zu beobachten. Die Bruchflächen, ein Beispiel zeigt Bild 9-42a, weisen keinen Spaltbruchanteil auf.

9.4.3 M(T)-Proben

Die Ergebnisse von Untersuchungen an M(T)-Proben aus StE 355 zur Ermittlung einer Reißwiderstandskurve bei 23 °C sowie von drei Versuchsserien mit jeweils 8 Proben bei -20 °C, 0 °C und 10 °C sind in den Tabellen 9-10 und 9-11 sowie in den Bildern 9-46 bis 9-51 zusammengefaßt.

Bei -20 °C tritt Probenversagen vor Erreichen bzw. kurz nach dem Kraftmaximum bei stabilen Reißwachstumsbeträgen zwischen 0,45 mm und 3,3 mm auf. Zu höheren Temperaturen hin vergrößert sich das Streuband der Δa_s -Werte deutlich und ist bei 0 °C mit Werten von 0,8 mm bis 9 mm am breitesten, Bilder 9-46 bis 9-48.

Bei 10 °C traten vor dem instabilen Probenversagen nur noch Δa_s -Werte größer 9 mm auf, Bild 9-49. Mit wachsenden Beträgen des Rißwachstums nehmen die Differenzen der Werte zwischen rechten und linken Rißufern zu. Bei zwei Proben, die bei 10 °C geprüft wurden, ist nur auf einer Seite Spaltbruch zu beobachten, die zweite Seite zeigt eine durchgehend duktile Bruchfläche. Der maximale erreichte Betrag für Δa_s beträgt 15,4 mm, das entspricht, normiert auf das Ausgangsligament, einem Wert von 0,63.

Für die numerische Simulation des duktilen Rißfortschritts wurde für den Werkstoff StE 355 eine Rißwiderstandskurve bei Raumtemperatur ermittelt, Bilder 9-50 und 9-51, Tabelle 9-10. Die Kurven der Ein- und Mehrprobenmethode zeigen eine gute Übereinstimmung. Die Initiierung erfolgt bei einer Verschiebung V_i von ca. 0,6 mm, J_i beträgt 289 N/mm (Schnittpunkt mit der blunting line).

Für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 sind die Ergebnisse von M(T)-Proben in T-L-Lage bei Temperaturen von -40 °C bis -20 °C in der Tabelle 9-12 und in den Bildern 9-52 und 9-53 dargestellt.

Bei den Versuchen an Proben in T-L-Lage trat nur relativ kurzes stabiles Rißwachstum, max. 5,6 mm, auf. Daraufhin wurden die Versuche an den Proben in T-S-Lage bei höheren Temperaturen durchgeführt, Bild 9-52 und Tabelle 9-13. Dabei wurden deutlich höhere Rißwachstumswerte zwischen 1,5 mm und 10 mm (-10 °C) bzw. zwischen 6 mm und 15 mm bei 10 °C erzielt. Bei allen Proben trat Spaltbruch auf. Die direkte Analyse des Einflusses der Probenlage auf die Ergebnisse, z.B. anhand der Kraft-Verschiebungskurven und Rißwachstums-Verschiebungskurven, die in den Bildern 9-54 bis 9-57 dargestellt sind, ist aufgrund der unterschiedlichen Prüftemperaturen nicht möglich.

Die Rißwiderstandskurve für den 22NiMoCr3-7 für -20 °C, ermittelt nach der Einprobenmethode, zeigt im Bereich bis 1 mm Rißwachstum Übereinstimmung mit der für Raumtemperatur in [5] ermittelten Kurve, Bild 9-53.

9.4.4 SE(T)-Proben

Um den Einfluß der Mehrachsigkeit auf das Werkstoffverhalten im duktil-spröden Bruchübergangsbereich zu erfassen, wurde eine Serie von 9 SE(T)-Proben aus dem Werkstoff 22NiMoCr3-7 bei -10 °C geprüft. Der Auswahl dieser Temperatur lagen die hierfür bereits vorhandenen Ergebnisse von C(T)-Proben und M(T)-Proben mit z.T. großen Rißwachstumswerten vor dem Probenversagen zugrunde. Die bei den SE(T)-Proben erreichten Δa_s -Werte liegen im Bereich von 0,8 mm bis maximal 6,2 mm und ordnen sich damit zwischen den Ergebnissen der C(T)- und M(T)-Proben ein. Bezogen auf das Ausgangsligament ($W-a_0$) wird damit ein maximaler Wert von 0,12 erreicht, Tabelle 9-14. Die Verschiebungen wurden sowohl in der Lastangriffslinie (V_{LL}) und, analog zu den M(T)-Proben, seitlich an den ge-

kerbten Stirnseiten der Proben (V) gemessen, Bild 6-2. Die aufgezeichneten Kraft-Verschiebungskurven sind in den Bildern 9-58 und 9-59 für alle Proben dargestellt. Ein Grund für die Streuung der J_v -Werte in Bild 9-60 liegt in der Streuung der Kraft-Verschiebungskurven, die bei diesen Proben deutlich stärker in Erscheinung tritt, als bei anderen untersuchten Probenformen aus diesem Werkstoff.

9.4.5 PS(T)-Proben

Innerhalb einer Serie von 10 geprüften PS(T)-Proben des Werkstoffs StE 355 bei einer Temperatur von 0 °C zeigten nur drei Proben Spaltbruch, Tabelle 9-15 und Bild 9-61. Das duktile Abscheren der Proben erfolgte bei Verschiebungen in der Lastangriffslinie V_{LL} oberhalb von 8 mm. Das stabile Rißwachstum im Punkt $\Phi = 0^\circ$ liegt zwischen 1,57 mm und 4,38 mm. Bei den Proben mit größeren Rißwachstumswerten wird das größte lokale Rißwachstum bei Winkeln Φ von 60 ° bzw. 65 ° erreicht, Bilder 9-62 und 9-63. Da die Berechnung einer gemittelten Rißlänge bei diesen Proben nicht sinnvoll ist, wurde statt dessen das Verhältnis der Fläche des stabilen Risses (ohne Scherflächen), A_s , zur Fläche des Ausgangsligamentes bestimmt. Für die Probe mit dem größten Rißwachstum ergibt sich ein Maximalwert von 0,12.

Die Bilder 9-64 bis 9-68 zeigen die Bruchflächen der Probe AG mit dem kürzesten Rißwachstum und der Probe DF mit dem größten Rißwachstum. Bei der Probe AG sind keine Scherlippen zu beobachten. Bei höherer Belastung und größeren Verformungen bilden sich in zunehmendem Maße im Randbereich für $\Phi > 65^\circ$ Scherflächen aus. In der Tabelle 9-15 sind die Werte für die Flächen des duktilen Rißwachstums A_s und der Gesamtfläche A_s plus Scherflächen A_g angegeben. Die Bilder 9-68 und 9-69 zeigen das Aussehen der Bruchflächen der Proben ohne Spaltbruchversagen am Beispiel der Probe BG.

Beim Werkstoff 22NiMoCr3-7 war bei allen Proben Spaltbruchversagen zu beobachten. Bei -10 °C sind Δa -Werte bei Instabilität für $\Phi = 0^\circ$ von 1,91 mm bis 6,49 mm erreicht worden. Kurzes Rißwachstum unterhalb $\Delta a_{\Phi=0^\circ} = 4$ mm trat bei den 6 geprüften Proben bei 0 °C nicht auf. Die Kraft-Verschiebungskurven und die Ergebnisse der Bruchflächenauswertung sind in den Bildern 9-70 bis 9-75 und der Tabelle 9-15 zusammengefaßt. Schon für kleine Beträge globalen Rißwachstums vor dem Spaltbruchversagen stellt sich das größte lokale Rißwachstum im Bereich $60^\circ < \Phi < 70^\circ$ ein. Mit zunehmender Belastung wird der Anteil an Scherflächen größer, wobei der Wert (A_g-A_s) nur die in die Betrachtungsebene projizierte Fläche wiedergibt, die Scherflächen selber jedoch deutlich größer sind. Die Bilder 9-76 und 9-77 zeigen die Bruchfläche der Probe mit dem größten Rißwachstum vor dem Spaltbruchversagen (Probe 1B1.10.1 bei 0 °C). Deutlich werden die großen plastischen Verformungen der Probe im Ligamentbereich und das Ausmaß der Scherflächen.

9.4.6 Zusammenfassung der Ergebnisse

Die Bilder 9-78 bis 9-82 fassen die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche an C(T)-Proben, M(T)-, SE(T)- und PS(T)-Proben für die untersuchten Werkstoffe anhand der Δa_s -Werte zusammen. Zur Berücksichtigung der unterschiedlichen Probenabmessungen im Ligament wurden die Δa_s -Werte auf das Ausgangsligament normiert. Für die PS(T)-Proben wurden dazu aufgrund des Rißwachstums in beide Richtungen der L-S-Ebene der Bruchflächenanteil des stabilen Rißwachstums in der L-S-Ebene A_s , bezogen auf die Ausgangsligamentfläche, herangezogen. Bei dieser Art der Normierung werden jedoch die Scherflächen, die vor dem Spaltbruch entstanden sind und z.T. von erheblicher Größe sind, nicht berücksichtigt.

In den Bildern 9-78 und 9-79 sind die Ergebnisse der Versuche an Proben aus dem StE 355 zusammengefaßt. In Bild 9-78 wird deutlich, daß bei den geprüften C(T)-Proben Spaltbruch noch nach einem maximalen Rißwachstum von 60 % des Ausgangsligamentes auftritt. Die Serie der C(T)12,5sg-Proben bei -40 °C zeigt dabei einen Streubereich, wie er bei den C(T)25sg-Proben bei 10 °C zu beobachten ist. Aufgrund nur einer geprüften Serie von C(T)12,5sg-Proben konnten die Einflüsse der Probengeometrie und möglicherweise der Probenlage auf die vorliegenden Ergebnisse nicht näher untersucht werden. Die normierten Δa_s -Werte der M(T)-Proben in Bild 9-79 weisen ein stabiles Rißwachstum bis maximal 70 % des Ausgangsligamentes aus.

Der Vergleich der normierten Δa_s -Werte der C(T)-Proben und M(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 in den Bildern 9-80 und 9-81 mit denen des StE 355 zeigt, daß diese hinsichtlich des Erreichens einer Grenztemperatur, oberhalb derer kein Spaltbruch mehr auftritt, dichter zusammen liegen. Die normierten Δa_s -Werte der SE(T)-Proben lassen sich gut in die Ergebnisse der C(T)-Proben einreihen (Bild 9-80), wobei die Absolutwerte von Δa_s der SE(T)-Proben zwischen denen der C(T)- und M(T)-Proben liegen.

Die PS(T)-Proben beider Werkstoffe ordnen sich in dieser Auftragung im unteren Teil des Streubereichs der M(T)-Proben ein.

Die C(T)-Proben des 17MoV8-4 zeigen im Gegensatz zu den C(T)-Proben der anderen Werkstoffe annähernd gleich große Streubereiche, deren Mittelwert und untere Grenze mit steigender Temperatur zunehmen, Bild 9-82. Die maximalen Rißwachstumswerte Δa_s liegen für eine Temperatur von 240 °C, bei der bei 4 von 8 Proben kein Spaltbruchversagen mehr auftrat, unter 10 mm, d.h. unter 40 % des Ausgangsligamentes, und damit deutlich unter den Maximalwerten der C(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 bzw. des StE 355.

In den Bildern 9-78, 9-80 und 9-82 wird deutlich, daß bei den C(T)-Proben bis nahe einer Grenztemperatur T_a auch sehr kurzes Rißwachstum auftritt und die Streu-

bereiche mit zunehmender Temperatur größer werden. Erst bei Prüfserien, die einen deutlichen Anteil an Proben ohne Spaltbruch enthalten (StE 355 bei 20 °C und 22NiMoCr3-7 ebenfalls bei 20 °C), sind kleine Δa_s -Werte nicht mehr zu beobachten. Aufgrund einer scheinbaren Abgrenzung nach oben hin werden somit die Streubereiche kleiner.

Bei den M(T)-Proben beider Werkstoffe verschieben sich die unteren Grenzen der Δa_s -Streubereiche bereits bei niedrigeren Temperaturen zu höheren Rißwachstumsträgern hin als bei den C(T)-Proben. Nahe einer Übergangstemperatur T_a ist Spaltbruch nach nur kurzem Rißwachstum nicht mehr zu beobachten. So beträgt das minimal aufgetretene Rißwachstum beim StE 355 bei 10 °C $9,6$ mm (C(T)-Proben: $0,4$ mm). Beim 22NiMoCr3-7, Bild 9-81, sind mit steigender Temperatur ab -20 °C wachsende Minimalwerte von Δa_s erkennbar. Hinsichtlich der Streuung der Δa_s -Werte ist tendenziell gleiches wie bei den C(T)-Proben zu beobachten. Besonders deutlich wird dieses im Bild 9-79, wo bei den M(T)-Proben des StE 355 höhere Werte für Δa_s bezogen auf das Ausgangsligament ($W-a_0$) erreicht werden.

In den Bildern 9-83 und 9-84 sind die J_v -Werte in Abhängigkeit vom erreichten stabilen Rißwachstum Δa_s für die Werkstoffe StE 355 und 22NiMoCr3-7 zusammengestellt. Die J_v -Werte der Proben des StE 355 liegen oberhalb der Werte des 22NiMoCr3-7. Der Vergleich mit den J_v -Werten des 17MoV8-4, die für C(T)25sg-Proben unter 200 N/mm bei $\Delta a_s < 10$ mm liegen (Bild 9-38), verdeutlicht das niedrige Zähigkeitsniveau des 17MoV8-4. Die Kurven der C(T)-Proben verlaufen deutlich flacher als die Kurven der M(T)-Proben, die einen fast linearen Verlauf aufweisen. Die J_v -Werte der SE(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 liegen auf einem etwas höheren Niveau als die Werte der C(T)-Proben, wobei der Streubereich der Werte, Bild 9-60, bei diesen Proben erheblich ist.

9.5 Fraktographische Untersuchungen

Die untersuchten Bruchflächen der Bruchmechanikproben aus 22NiMoCr3-7 und StE 355 wiesen unabhängig von der Probenart bei makroskopischer Betrachtung ein charakteristisches Rauheitsmuster auf, welches sich auf ein bestimmtes Areal im Bereich der instabilen Rißausbreitung hin zentrierte. Dieses Areal bildet den sogenannten Spaltbruchinitiierungsbereich (SIB). Die vorhandenen feinen Linienmuster der Spaltbruchfacetten (river pattern) in diesem Gebiet konnten größtenteils zu einem kleinen Bereich zurückverfolgt werden, von dem sie sich konzentrisch ausbreiten.

9.5.1 22NiMoCr3-7

Die Lage der SIBs im Ligament in Abhängigkeit von der Prüftemperatur ist für die C(T)-Proben im Bild 9-85 aufgetragen. Im Temperaturbereich zwischen -10 °C und

20 °C werden Δr_c -Werte von 0,1 mm bis 1,85 mm erreicht. Eine ausgeprägte Temperaturabhängigkeit der Δr_c -Werte ist nicht erkennbar. Die SIBs sind vor der stabilen Rißfront in einer halbkreisförmigen Fläche angeordnet. In Probenmitte wurden die größten Abstände zur stabilen Rißfront Δr_c gemessen, während zum Probenrand hin sowohl die Anzahl der SIBs als auch die Abstände zur stabilen Rißfront geringer wurden. Eine Abhängigkeit der Δr_c -Werte vom erreichten stabilen Rißfortschritt Δa_s (Bild 9-86) scheint nicht gegeben zu sein. Es ist lediglich eine größere Streuung der Δr_c -Werte mit wachsendem Δa_s bzw. ansteigender Prüftemperatur zu registrieren.

Bei makroskopischer Betrachtung zeigte sich überwiegend nur ein markanter SIB je C(T)-Probe. Nur in seltenen Fällen konnten bei einer Probe mehrere SIBs festgestellt werden, wobei sich einem dieser SIBs aufgrund seiner großflächigen Ausbildung auf der Bruchfläche die dominante Rolle bei der Sprödbbruchinitiierung in der betreffenden Probe zuordnen ließ.

Die mikroskopische Untersuchung ergab, daß die SIBs überwiegend einer oder mehreren Spaltbruchfacetten zuzuordnen waren, wie es die Bilder 9-87 und 9-88 veranschaulichen. Nach Heerens [8] ließe sich für diese Erscheinungsform der Initiierungsbereiche der Typ F (Facette) zuordnen. Die SIB-Koordinaten der bei den Prüftemperaturen -10 °C, 0 °C, 10 °C und 20 °C in T-L- und T-S-Lage untersuchten C(T)25sg-Proben sind in Tabelle 9-16 zusammengefaßt.

Im Gegensatz zu den C(T)25sg-Proben bewegen sich die Δr_c -Werte bei den M(T)25sg-Proben über die Probendicke gesehen in einem eher konstanten Streuband, Bilder 9-89 und 9-90. Im Temperaturbereich zwischen -40 °C und -20 °C werden Δr_c -Werte von 0,05 mm bis 1,35 mm erreicht, wobei ein Großteil der SIBs bei Werten $\Delta r_c \leq 0,5$ mm auftritt.

Mit zunehmender Prüftemperatur werden größere Δa_s -Werte erreicht. Die Auftragung des Abstands zur stabilen Rißfront Δr_c gegenüber dem erreichten stabilen Rißfortschritt Δa_s zeigt, daß höhere Δr_c -Werte mit wachsendem Δa_s erreicht werden, wobei auch die Streuung der Δr_c -Werte zunimmt (Bild 9-91).

Bei makroskopischer Betrachtung zeigen sich auf den Bruchflächen der M(T)25sg-Proben in Abhängigkeit von der Prüftemperatur Topographieunterschiede zwischen der rechten und der linken Probenseite (Bilder 9-92 bis 9-94). Besonders ausgeprägt sind diese Unterschiede bei -40 °C (Bild 9-92). Während die eine Probenseite eine relativ ebene Bruchfläche mit einem makroskopisch gut erkennbaren SIB aufweist, zeigt die andere Probenseite eine viel stärker deformierte Bruchoberfläche, was auch die Erkennbarkeit der SIBs einschränkt. Als mögliche Erklärung könnte verwendet werden, daß das Spaltbruchversagen der Probe auf der Ligamentseite mit der ebeneren Bruchfläche beginnt, während die andere, stärker deformierte Ligamentseite anschließend versagt. Mit steigender Prüftemperatur nehmen die

Verformungen dann auf den Bruchflächen beider Probenseiten der M(T)-Probe zu. Jedoch läßt sich meist auf einer der beiden Probenseiten der SIB makroskopisch deutlicher erkennen.

Bei den M(T)-Proben treten vermehrt 2 – 3 SIBs je Probe bzw. Probenseite auf, wobei sich einem dieser SIBs aufgrund seiner großflächigen, markanten Ausbildung auf der Bruchfläche wiederum die dominante Rolle bei der Sprödbbruchinitiierung der betreffenden Probe bzw. Probenseite zuordnen läßt.

Mikroskopisch unterscheiden sich die SIBs der M(T)-Proben im Vergleich zu denen der C(T)-Proben nicht. Der Spaltbruch nahm überwiegend von einer oder mehreren Spaltbruchfacetten seinen Ausgang, wie Bild 9-95 verdeutlicht. Bei 500-facher Vergrößerung werden in der näheren Umgebung des in Bild 9-95 dokumentierten SIB Mikrorisse in der Bruchfläche sichtbar, die Spaltebenen bzw. -facetten durchtrennen. Diese Erscheinung konnte auch bei den übrigen M(T)- und C(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 festgestellt werden.

Die SIB-Koordinaten der bei den Prüftemperaturen -40 °C, -30 °C und -20 °C in T-L-Lage untersuchten M(T)25sg-Proben sind in Tabelle 9-17 zusammengefaßt.

Die Bruchflächen der PS(T)-Proben wurden einer lichtmikroskopischen Untersuchung unterzogen, da ein anderer Mechanismus des Spaltbruchinitiierens nicht zu erwarten war. Es treten mehrere SIBs je Probe auf, wobei einem dieser SIBs, z.T. jeweils einem pro Seite, aufgrund seiner markanten Ausbildung auf der Bruchfläche die dominierende Rolle bei der Sprödbbruchinitiierung der betreffenden Probe zukommt.

Wie im Bild 9-96 zu beobachten, sind die SIBs mit zunehmendem Rißwachstum in Richtung größerer Φ -Werte hin verschoben. Bei -10 °C sind SIBs auch im mittleren Probenbereich, d.h. bei kleineren Φ -Werten zu finden. Bei 0 °C dagegen sind die SIBs, dominante wie nicht dominante, zu den Seiten hin verschoben. Dies wird besonders deutlich aufgrund der geringeren Streuung der Rißwachstumswerte bei 0 °C. Die dominanten SIBs liegen im Bereich des maximalen lokalen Rißwachstums, mit Ausbildung der „Ohren“ konzentrieren sich die SIBs vor deren Spitzen, d.h. im Bereich $60^\circ < \Phi < 70^\circ$.

9.5.2 StE 355

Die SIBs der im Temperaturbereich von -30 °C bis 20 °C untersuchten C(T)25sg-Proben des StE 355 sind hinsichtlich ihrer Lage im Ligament sehr stark zur Probenmitte hin orientiert, wie Bild 9-97 deutlich macht. Eine Temperaturabhängigkeit der Lage der SIBs ist nicht erkennbar. Die Mehrheit der SIBs liegt in 0,4 mm bis 2,25 mm Abstand von der stabilen Rißfront. Dagegen ist beim 22NiMoCr3-7 der Bereich des Auftretens von SIBs über die Probendicke betrachtet nahezu doppelt so breit (Bild 9-98).

Bild 9-99 stellt den Abstand zur stabilen Rißfront Δr_c in Abhängigkeit vom erreichten stabilen Rißfortschritt vor dem Probenversagen Δa_s dar. Die Δr_c -Werte liegen in einem gleichmäßigen Streuband und zeigen keinerlei Abhängigkeiten hinsichtlich Prüftemperatur bzw. Größe des stabilen Rißfortschritts.

Die untersuchten C(T)-Proben des StE 355 wiesen je Probe nur einen makroskopisch gut erkennbaren SIB auf. Im Zentrum dieser SIBs befanden sich, wie bereits beim 22NiMoCr3-7 beobachtet, eine oder mehrere Spaltbruchfacetten, von denen der Sprödbruch seinen Ausgang nahm. In der nahen Umgebung der SIBs sind auf der Bruchfläche Mikrorisse zu erkennen (Bild 9-100).

Die SIB-Koordinaten der bei den Prüftemperaturen -30 °C , -20 °C , -10 °C , 0 °C , 5 °C , 10 °C und 20 °C in T-L-Lage untersuchten C(T)25sg-Proben sind in Tabelle 9-18 zusammengefaßt.

Im Vergleich zu den C(T)25sg-Proben sind die Δr_c -Werte bei den M(T)25sg-Proben nicht zur Probenmitte hin orientiert, sondern liegen nahezu über die gesamte Probendicke verteilt vor (Bild 9-101). Im Temperaturbereich zwischen -20 °C und 10 °C werden Δr_c -Werte von 0,1 mm bis 2,0 mm erreicht, wobei der Großteil der SIBs bei Werten $\leq 1,0\text{ mm}$ auftritt. Die Prüftemperatur besitzt keinen signifikanten Einfluß auf die Lage der SIBs im Ligament (Bild 9-102).

Die Auftragung des Abstands zur stabilen Rißfront Δr_c gegenüber dem erreichten stabilen Rißfortschritt Δa_s läßt ebenfalls keine Abhängigkeit der Δr_c -Werte von der Größe des stabilen Rißfortschritts bzw. der Prüftemperatur erkennen (Bild 9-103).

Die M(T)-Proben des StE 355 wiesen je Probe größtenteils nur einen makroskopisch gut erkennbaren SIB auf, in dessen Zentrum sich eine oder mehrere Spaltbruchfacetten befanden, von denen der Sprödbruch seinen Ausgang nahm (Bild 9-104). Auch bei den hier untersuchten M(T)-Proben konnten auf der Bruchfläche in der näheren Umgebung der SIBs Mikrorisse festgestellt werden.

Die SIB-Koordinaten der bei den Prüftemperaturen -20 °C , 0 °C und 10 °C in T-L-Lage untersuchten M(T)25sg-Proben sind in Tabelle 9-19 zusammengefaßt.

Bild 9-105 zeigt die Lage der SIBs der drei PS(T)-Proben mit Spaltbruchversagen. Es sind in jeder Probe mehrere SIBs zu beobachten. Dabei läßt sich für jede Seite ein SIB als dominant charakterisieren. Wie schon bei den Proben des 22NiMoCr3-7 ist die Tendenz ersichtlich, daß mit zunehmendem Rißwachstum sich die SIBs, ganz besonders die dominanten, nach außen hin verlagern.

Literatur zu Kapitel 9

- 1 ASTM E 112: Standard Test Method for Determining Average Grain Size. American Society for Testing and Materials ASTM, 1995
- 2 DIN 50602: Mikroskopische Prüfung von Edelmetallen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen. Deutsches Institut für Normung DIN, 1985
- 3 Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenkonzepte: Lokales Rißwachstum, Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit. BAM Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin 1993
- 4 Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenkonzepte, BAM Forschungsbericht 174, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin 1990
- 5 Aurich, D., Klingbeil, D.: Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien aus der Kerbschlagarbeit. BAM Forschungsbericht 228, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin, 1998
- 6 Seidenfuß, M.: Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20MnMoNi5-5. Dissertation, MPA Stuttgart, 1992
- 7 Krafka, H.: Untersuchungen des Spaltbruchversagens gekerbter und angerissener Proben aus höherfestem Feinkornbaustahl, Dr.-Ing. Dissertation RWTH Aachen 1990
- 8 Heerens, J.: Rißabstumpfung, Spaltbruch im Übergangsbereich und stabiles Rißwachstum – untersucht mit den Methoden der nichtlinearen Bruchmechanik, Dissertation, GKSS-Bericht 90/E/31, Geesthacht, 1990
- 9 ESIS-P2, ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society ESIS, 1992
- 10 Häcker, R., Klingbeil, D., Reusch, F.: Werkstoffmechanische Analyse rascher Abkühlvorgänge in druckführenden Komponenten mit postulierten Anrissen, BAM Forschungsbericht 234, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin, erscheint 1999

Tabellen zu Kapitel 9

Tabelle 9-1:
Ergebnisse der Gefügeanalysen

	Gefüge	Parameter	Mittl. Flächenanteil der nichtmetall. Einschlüsse [%] *	Härte [HV 10]
22NiMoCr3-7	körniger Bainit mit geringen Anteilen an polygonalem Ferrit	<i>ehem. Austenitkorngröße:</i> entsprechend ASTM E 112 [1] grain size No. 6,0 bis 6,5 (ca. 40 µm mittl. Korndurchmesser)	T-S: 0,12 T-L: 0,93 L-S: 0,35 MW: 0,73	191±8
	<i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i> - Mangansulfide gestreckt, teilweise eingeformt - Oxide sehr fein, globular, angelagert an MnS			
20MnMoNi5-5	Bainit			
	<i>Nichtmetall. Einschlüsse</i> - Mangansulfide, meist globular, mit eingelagerten Aluminiumverbindungen			
StE 460	Ferritisch-perlitisches Zeilengefüge, feinstlamellarer Perlit	<i>mittl. Ferritkorngröße:</i> entsprechend ASTM E 112 [1] grain size No. 10,0 (ca. 11 µm mittl. Korndurchmesser) <i>mittl. Lamellenabstand des Perlits:</i> ≈ 0,2 µm	L-S: 0,51	194±4
	<i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i> - Mangansulfide, stark gestreckt			
StE 355	Ferritisch-perlitisches Zeilengefüge, feinstlamellarer Perlit, teilweise aufgelöste Zeiligkeit	<i>mittl. Ferritkorngröße:</i> entsprechend ASTM E 112 [1] grain size No. 8-10 (ca. 11 - 22 µm mittl. Korndurchmesser)	Auswertung nach DIN 50602 [2] entfällt	164±5
	<i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i> - konnten im Lichtmikroskop am ungeätzten Schliff bei der Vergrößerung 100:1 nicht festgestellt werden			
17MoV8-4	Angelassener Martensit bzw. Bainit	<i>ehem. Austenitkorngröße:</i> entsprechend ASTM E 112 [1] grain size No. 5 bis 10 (ca. 11 - 63 µm mittl. Korndurchmesser)	T-S: 0,81 T-L: 1,32 L-S: 0,54 MW: 0,96	320±4
	<i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i> - Mangansulfide, zusammen- gelagert zu größeren, lang- gestreckten Inseln - Silikatische Einschlüsse und sehr feine Oxide (angelagert an MnS) - Reinheitsgrad nach DIN 50602-K [2] K1=3 (S:3)			

* Die Angaben beziehen sich auf die jeweilige Ebene. MW = Mittelwert

Tabelle 9-2:
Mechanisch-technologische Eigenschaften im untersuchten Temperaturbereich
Werkstoff 22NiMoCr3-7, T-Lage, Zugproben B8x40, $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

Temp. [°C]	R_{el} [MPa]	R_m [MPa]	$\epsilon_{L\ddot{u}}$ [%]	A_g [%]	A [%]	Z [%]
-80	520	695	1,3	14,0	21,8	69
-60	504	676	1,3	13,5	21,9	65
-40	497	666	0,7	12,0	24,7	69
-30	498	662	1,0	14,0	28,7	63
-20	476	637	1,0	11,8	30,2	68
-10	463	624	0,8	12,4	39,1	69
0	470	624	0,8	10,9	21,5	70
10	458	609	1,1	11,6	32,5	68
22	454	606	0,8	10,8	18,3	70
40	455	601	1,1	11,4	33,8	68
100	421	568	0,7	9,5	15,7	70

Tabelle 9-3:
Mechanisch-technologische Eigenschaften im untersuchten Temperaturbereich
Werkstoff StE 355, T-Lage, Zugproben B8x40, $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

Temp. [°C]	R_{el} [MPa]	R_m [MPa]	$\epsilon_{L\ddot{u}}$ [%]	A_g [%]	A [%]	Z [%]
-60	387	587	2,8	19,2	30,6	72
-20	355	549	2,5	18,8	29,8	73
-10	346	536	2,3	19,8	27,8	71
0	343	527	2,2	19,7	28,6	72
10	336	516	2,2	18,4	27,5	72
23	332	512	2,0	18,8	27,7	75
30	329	507	2,1	18,2	26,9	73
40	325	500	2,1	19,3	28,2	73

Tabelle 9-4:
Mechanisch-technologische Eigenschaften im untersuchten Temperaturbereich
Werkstoff 17MoV8-4, L-Lage, Zugproben B8x40, $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

Temp. [°C]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$\epsilon_{L\ddot{u}}$ [%]	A_g [%]	A [%]	Z [%]
23	900	985	-	5,9	12,8	34
100	863	951	-	6,2	13,1	36
200	837	937	-	5,3	11,1	33
220	844	939	-	4,9	10,6	31
250	847	945	-	5,1	10,6	31
280	855	938	-	5,8	12,9	35
310	822	909	-	5,2	14,0	41
350	796	878	-	4,9	13,6	42

Tabelle 9-5:
Zusammenstellung der Ergebnisse der C(T)12,5sg-Proben des StE 355 in T-S-Lage

Temp. [°C]	Lage	Probe					V_{LLend} [mm]	F_{end} [kN]	Δa_S [mm]	J_U [N/mm]	$\Delta a_S/(W-a_0)$ [-]
		Bezeichnung	W [mm]	B [mm]	B_n [mm]	a_0 [mm]					
-40	T-S	BDB1	25	12,5	10	12,92	1,61	13,06	0,29	335	0,02
-40	T-S	BDB7	25	12,5	10	13,03	5,06	13,44	1,98	1242	0,16
-40	T-S	BDC6	25	12,5	10	13,04	6,53	12,06	2,84	1608	0,23
-40	T-S	BDB5	25	12,5	10	13,05	6,64	11,73	2,98	1617	0,24
-40	T-S	BDB6	25	12,5	10	12,97	8,69	9,00	4,46	2042	0,36
-40	T-S	BDB8	25	12,5	10	13,09	8,55	8,83	4,71	1954	0,38
-40	T-S	BDB3	25	12,5	10	13,01	9,26	8,24	5,12	2098	0,41
-40	T-S	BDC8	25	12,5	10	13,16	10,50	6,88	5,83	2281	0,47
-40	T-S	BDC4	25	12,5	10	13,06	12,62	5,06	6,85	2505	0,55
-40	T-S	BDC2	25	12,5	10	13,09	12,75	4,95	7,21	2511	0,58

Tabelle 9-6:
Zusammenstellung der Ergebnisse der C(T)25sg-Proben des STE 355

Temp. [°C]	Lage	Probe					V_{LLend} [mm]	F_{end} [kN]	Δa_S [mm]	J_U [N/mm]	$\Delta a_S/(W-a_0)$ [-]
		Bezeichnung	W [mm]	B [mm]	B_n [mm]	a_0 [mm]					
-30	T-L	ABA9	50	25	20	24,90	1,28	48,84	0,22	227	0,01
-20	T-L	BBA6	50	25	20	25,19	6,29	57,36	2,02	1459	0,08
-20	T-L	BKA5	50	25	20	24,98	4,82	57,94	1,38	1096	0,06
-20	T-L	CBA1	50	25	20	25,15	1,60	47,86	0,24	294	0,01
-10	T-L	ABA4	50	25	20	25,02	1,57	48,73	0,25	289	0,01
-10	T-L	ADA7	50	25	20	25,06	1,72	48,66	0,38	318	0,02
-10	T-L	BBA8	50	25	20	25,05	4,19	55,28	1,17	916	0,05
-10	T-L	BKA2	50	25	20	25,50	5,31	55,02	1,55	1177	0,06
-10	T-L	ABA5	50	25	20	25,53	5,72	56,49	1,70	1315	0,07
-10	T-L	ADA4	50	25	20	25,23	6,05	56,05	1,81	1345	0,07
-10	T-L	BKA4	50	25	20	24,88	5,60	58,03	1,98	1303	0,08
-10	T-L	BBA4	50	25	20	25,48	9,90	51,96	4,54	2397	0,18
-10	T-L	BKA1	50	25	20	25,16	10,19	50,93	4,64	2441	0,19
-10	T-L	BBA9	50	25	20	25,22	10,89	48,55	4,92	2553	0,20
0	T-L	CBA7	50	25	20	24,96	2,04	49,66	0,39	389	0,02
0	T-L	ADA6	50	25	20	25,17	3,94	53,67	0,92	833	0,04
0	T-L	CBA10	50	25	20	25,05	5,76	54,46	1,98	1288	0,08
0	T-L	CBA4	50	25	20	25,15	5,81	54,97	2,02	1294	0,08
0	T-L	BBA3	50	25	20	24,87	6,03	55,92	2,23	1373	0,09
0	T-L	CBA6	50	25	20	24,87	5,78	55,14	2,24	1303	0,09
0	T-L	BKA6	50	25	20	25,16	7,28	55,87	2,59	1690	0,10
0	T-L	ADA2	50	25	20	25,22	7,28	54,24	2,84	1673	0,11
0	T-L	AKA8	50	25	20	25,11	8,25	54,12	3,15	1941	0,13
0	T-L	ABA8	50	25	20	25,13	11,26	48,91	4,89	2628	0,19
5	T-L	BBA1	50	25	20	25,41	7,01	53,77	2,57	1580	0,10
5	T-L	CBA2	50	25	20	25,39	7,41	53,18	2,93	1697	0,12
5	T-L	AKA7	50	25	20	25,49	7,89	50,88	3,01	1796	0,12
5	T-L	ABA3	50	25	20	25,10	7,58	53,48	3,02	1719	0,12
5	T-L	BBA10	50	25	20	25,50	9,40	49,43	4,07	2132	0,16
5	T-L	AKA9	50	25	20	25,24	9,48	49,92	4,11	2155	0,16
5	T-L	AKA2	50	25	20	25,76	10,46	45,92	4,72	2364	0,19
5	T-L	ABA6	50	25	20	25,62	12,74	42,07	6,22	2883	0,25
5	T-L	BKA3	50	25	20	25,11	11,76	43,62	6,31	2668	0,25
5	T-L	AKA3	50	25	20	25,46	25,92	15,78	14,02	4617	0,56
10	T-L	ABA10	50	25	20	25,10	2,25	49,74	0,40	429	0,02
10	T-L	AKA5	50	25	20	25,54	5,15	52,26	1,80	1100	0,07
10	T-L	CBA9	50	25	20	25,50	8,91	49,36	3,96	1990	0,16
10	T-L	ABA2	50	25	20	25,59	10,02	47,53	4,58	2281	0,18
10	T-L	ADA8	50	25	20	25,45	11,11	41,92	5,81	2474	0,23
10	T-L	BKA7	50	25	20	24,95	12,19	40,24	6,97	2776	0,28
10	T-L	AKA1	50	25	20	25,52	19,56	25,28	10,79	3850	0,43
10	T-L	CBA8	50	25	20	25,27	23,33	17,32	14,39	4008	0,57
10	T-L	BBA2	50	25	20	24,98	33,54	8,64	Probe ohne Instabilität		
10	T-L	BBA7	50	25	20	25,09	40,26	6,86	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	ABA1	50	25	20	25,67	8,14	49,07	3,42	1817	0,14
20	T-L	BKA9	50	25	20	25,43	9,11	51,04	3,74	2074	0,15
20	T-L	ABA7	50	25	20	25,53	13,86	35,93	7,63	2976	0,31
20	T-L	CBA5	50	25	20	25,54	23,40	18,15	12,85	4170	0,51
20	T-L	AKA10	50	25	20	25,92	26,83	13,96	14,27	4257	0,57
20	T-L	AKA6	50	25	20	25,55		8,55	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	AKA4	50	25	20	25,54		6,35	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	ADA9	50	25	20	25,66		5,97	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	CBA3	50	25	20	25,40		6,27	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	BKA8	50	25	20	25,79	42,28	4,67	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	BBA5	50	25	20	25,55		3,59	Probe ohne Instabilität		

Tabelle 9-7:
Zusammenstellung der Ergebnisse der C(T)25sg-Proben in T-L-Lage des 22NiMoCr3-7

Temp. [°C]	Lage	Probe					V_{LLend} [mm]	F_{end} [kN]	Δa_S [mm]	J_U [N/mm]	$\Delta a_S/(W-a_0)$ [-]
		Bezeichnung	W [mm]	B [mm]	B_n [mm]	a_0 [mm]					
-10	T-L	3CG3	50	25	20	25,51	1,10	60,79	0,22	221	0,01
-10	T-L	3CJ3	50	25	20	25,51	1,14	61,99	0,24	241	0,01
-10	T-L	3CB5	50	25	20	25,35	1,46	63,28	0,29	331	0,01
-10	T-L	3CM2	50	25	20	25,11	1,44	67,63	0,35	340	0,01
-10	T-L	3CL4	50	25	20	25,49	2,05	65,41	0,44	504	0,02
-10	T-L	3CD5	50	25	20	25,83	1,79	60,87	0,49	401	0,02
-10	T-L	3CD4	50	25	20	24,97	2,43	67,40	0,79	628	0,03
-10	T-L	3CI2	50	25	20	25,80	3,46	65,56	1,49	927	0,06
-10	T-L	3CN3	50	25	20	25,33	4,30	66,14	2,12	1205	0,09
-10	T-L	3CK2	50	25	20	25,29	5,43	62,56	3,40	1576	0,14
0	T-L	3CA3	50	25	20	26,25	1,38	58,06	0,30	289	0,01
0	T-L	3CH2	50	25	20	26,01	1,91	62,50	0,54	452	0,02
0	T-L	3CF3	50	25	20	25,99	2,14	61,18	0,61	506	0,03
0	T-L	S1ZA3	50	25	20	26,45	4,09	59,67	1,83	1087	0,08
0	T-L	S1ZA4	50	25	20	26,61	4,95	57,88	2,21	1295	0,09
0	T-L	S3ZZ3	50	25	20	26,64	4,77	59,15	2,28	1277	0,10
0	T-L	S3ZA5	50	25	20	26,58	6,37	52,58	3,65	1642	0,16
0	T-L	S1ZA5	50	25	20	26,49	6,80	50,44	4,09	1766	0,17
0	T-L	3CC3	50	25	20	26,19	6,72	50,86	4,49	1770	0,19
0	T-L	3CE4	50	25	20	25,96	7,56	48,39	5,23	1974	0,22
10	T-L	3CH4	50	25	20	25,31	2,38	65,43	0,77	597	0,03
10	T-L	3CJ5	50	25	20	25,53	3,83	65,68	1,49	1036	0,06
10	T-L	3CK3	50	25	20	25,46	5,70	58,15	3,72	1575	0,15
10	T-L	3CE3	50	25	20	25,42	6,70	54,44	4,62	1837	0,19
10	T-L	1ZH5	50	25	20	25,58	8,37	44,65	6,55	2181	0,27
10	T-L	3CC5	50	25	20	25,31	9,57	41,45	7,47	2438	0,30
10	T-L	3CF2	50	25	20	25,64	9,13	36,60	8,22	2311	0,34
10	T-L	3CN2	50	25	20	25,55	10,30	33,52	9,14	2532	0,37
10	T-L	1ZI2	50	25	20	25,73	42,59	2,82	Probe ohne Instabilität		
10	T-L	1ZK4	50	25	20	25,63	45,17	2,47	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	3CA5	50	25	20	25,56	14,67	20,77	12,21	3073	0,50
20	T-L	1ZH2	50	25	20	25,33	15,36	19,41	12,68	3134	0,52
20	T-L	3CD2	50	25	20	25,50	14,50	19,46	13,06	3025	0,53
20	T-L	1ZK2	50	25	20	25,59	16,10	16,24	17,35	3097	0,71
20	T-L	1ZI3	50	25	20	25,23		3,98	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	3CL5	50	25	20	25,47		2,77	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	3CI3	50	25	20	25,47		2,78	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	1ZG2	50	25	20	25,53		2,10	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	1CJ2	50	25	20	25,84	50,14	1,83	Probe ohne Instabilität		
20	T-L	3CG5	50	25	20	25,77		2,90	Probe ohne Instabilität		

Tabelle 9-8:
Zusammenstellung der Ergebnisse der C(T)25sg-Proben in T-S-Lage des 22NiMoCr3-7

Temp. [°C]	Lage	Probe					V_{LLend} [mm]	F_{end} [kN]	Δa_S [mm]	J_U [N/mm]	$\Delta a_S/(W-a_0)$ [-]
		Bezeichnung	W [mm]	B [mm]	B_n [mm]	a_0 [mm]					
-20	T-S	S1ZB4	50	25	20	26,66	3,08	59,63	1,38	794	0,06
0	T-S	S3ZB3	50	25	20	26,58	5,00	56,75	2,47	1296	0,11
10	T-S	1ZX3	50	25	20	25,51	2,74	64,28	0,97	703	0,04
10	T-S	1ZY2	50	25	20	25,68	3,50	64,22	1,53	938	0,06
10	T-S	1ZY6	50	25	20	25,70	6,38	52,57	4,63	1731	0,19
10	T-S	1ZY3	50	25	20	25,40	6,89	52,44	4,78	1864	0,19
10	T-S	1ZX1	50	25	20	25,59	7,15	49,21	5,26	1929	0,21
10	T-S	1ZX4	50	25	20	25,37	9,22	41,52	7,05	2422	0,29
10	T-S	1ZX2	50	25	20	25,35	19,58	13,42	15,40	3493	0,63
10	T-S	1ZX6	50	25	20	25,70	54,10	1,15	Probe ohne Instabilität		
20	T-S	1ZY1	50	25	20			3,00	Probe ohne Instabilität		
20	T-S	1ZY4	50	25	20			3,30	Probe ohne Instabilität		

Tabelle 9-9:
Zusammenstellung der Ergebnisse der Versuche an C(T)25sg-Proben des 17MoV8-4

Temp. [°C]	Lage	Probe Bezeichnung	W [mm]	B [mm]	B _n [mm]	a ₀ [mm]	V _{LLend} [mm]	F _{end} [kN]	Δa _S [mm]	J _U [N/mm]	Δa _S /(W-a ₀) [-]
200	L-S	28	50	25	20	25,52	0,24	30,14	0,28	18	0,01
200	L-S	33	50	25	20	25,55	0,51	55,16	0,62	70	0,03
200	L-S	31	50	25	20	25,43	0,52	56,61	1,17	74	0,05
200	L-S	74	50	25	20	25,61	0,66	61,60	1,72	111	0,07
200	L-S	64	50	25	20	25,46	0,66	61,65	2,00	107	0,08
200	L-S	87	50	25	20	25,53	0,69	58,47	2,78	116	0,11
200	L-S	103	50	25	20	25,56	0,67	60,39	3,16	110	0,13
200	L-S	57	50	25	20	25,52	0,70	59,05	4,22	120	0,17
220	L-S	88	50	25	20	25,53	0,72	62,14	3,12	125	0,13
220	L-S	71	50	25	20	25,45	0,65	58,42	3,29	109	0,13
220	L-S	76	50	25	20	25,55	0,75	52,56	4,06	128	0,17
220	L-S	52	50	25	20	25,42	0,78	59,37	4,10	141	0,17
220	L-S	55	50	25	20	25,70	0,76	54,98	4,56	138	0,19
220	L-S	42	50	25	20	25,47	0,89	59,96	5,18	169	0,21
220	L-S	77	50	25	20	25,45	0,70	58,83	5,75	116	0,23
220	L-S	72	50	25	20	25,58	0,65	57,43	6,89	102	0,28
220	L-S	58	50	25	20	25,62	0,73	56,54	7,07	129	0,29
240	L-S	67	50	25	20	25,45	0,67	57,82	9,32	119	0,38
240	L-S	75	50	25	20	25,49	0,66	57,31	7,32	118	0,30
240	L-S	83	50	25	20	25,62	0,94	50,94	8,58	187	0,35
240	L-S	99	50	25	20	25,76	0,88	50,90	9,85	175	0,41
240	L-S	47	50	25	20	25,36	6,54	0,87	Probe ohne Instabilität		
240	L-S	84	20	25	20	25,62	6,54	0,75	Probe ohne Instabilität		
240	L-S	73	50	25	20	25,67	6,55	0,68	Probe ohne Instabilität		
240	L-S	82	50	25	20	25,51	5,75	0,77	Probe ohne Instabilität		

Tabelle 9-10:
Zusammenstellung der Ergebnisse zur Ermittlung einer Rißwiderstandskurve von M(T)25sg-Proben des StE 355 bei 23 °C, T-L-Lage

Probe	W [mm]	B ₀ [mm]	B _n [mm]	a ₀ [mm]	V _{end} [mm]	F _{max} [kN]	F _{end} [kN]	Δa [mm]	J _R [N/mm]	
DK links	50	25	20	25,54	0,76	443	440	0,14	305	
DK rechts				25,94	0,80			0,21	304	
FJ links	50	25	20	25,64	1,91	519	514	0,80	749	
FJ rechts				25,88	1,86			0,81	730	
EJ links	50	25	20	25,72	2,66	537	531	1,42	1102	
EJ rechts				25,70	2,71			1,52	1116	
DI links	50	25	20	25,80	3,43	539	534	2,36	1509	
DI rechts				25,93	3,36			2,49	1475	
FC links	50	25	20	25,24	4,61	543	504	4,68	2273	
FC rechts				26,18	4,74			4,85	2422	
FD links	50	25	20	25,32	5,12	548	474	6,05	2755	
FD rechts				25,52	5,20			6,22	2809	
Mehrprobenauswertung $J_R(\Delta a) = m \cdot (\Delta a + c)^n$ $n = 795,9; c = 0,08; n = 0,686$						$J_i = 289 \text{ N/mm}$ $J_{0,2} = 332 \text{ N/mm}$ $J_{0,2,bl} = 530 \text{ N/mm}$				

Tabelle 9-11:
Ergebnisse von M(T)25sg-Proben im Temperaturbereich von -20 °C bis 10 °C, STE 355, T-L-Lage

Probe	Temp. [°C]	a_0		F_{max} [kN]	Instabilität bei F_{end}		Fläche/ B_n		Δa_M im Bereich der Probenmitte		J_U bei Instabilität für $\Delta a = \Delta a_M = \Delta a_s$		
		links [mm]	rechts [mm]		links [mm]	rechts [mm]	links [mm]	rechts [mm]	links [mm]	rechts [mm]	links [N/mm]	rechts [N/mm]	
AC	-20	26,01	26,45	499	1,26	1,28	499	0,48	0,44	0,45	0,45	511	529
CE	-20	26,11	25,90	564	2,83	2,90	564	2,10	2,15	2,01	1,95	1444	1440
BC	-20	26,21	26,04	564	2,86	2,85	564	1,79	1,76	1,65	1,65	1385	1369
DC	-20	26,05	26,15	495	1,19	1,24	495	0,50	0,52	0,47	0,47	488	508
CC	-20	26,05	26,18	565	3,37	3,38	563	2,55	2,71	2,50	2,50	1792	1808
BE	-20	25,80	26,08	570	3,95	4,08	557	3,41	3,65	3,20	3,30	1822	1860
AH	-20	25,90	26,27	561	3,00	3,00	561	2,02	2,02	1,80	1,80	1470	1495
CH	-20	25,87	25,92	531	1,55	1,67	531	0,71	0,72	0,70	0,71	672	714
AE	0	26,19	25,86	560	5,53	5,37	471	7,30	6,70	6,30	6,20	4331	4154
CI	0	25,77	25,85	558	6,16	6,30	381	9,98	10,22	8,90	8,70	6243	6301
BH	0	25,41	25,78	556	2,50	2,59	556	1,39	1,55	1,25	1,32	1135	1198
AI	0	25,73	25,80	532		1,91	532	0,88	0,86	0,84	0,82	- ¹⁾	822
BJ	0	25,97	25,95	560	3,74	3,81	550	3,33	3,33	3,10	3,05	2126	2144
BI	0	26,14	25,95	553	6,20	6,57	365	9,82	15,09	8,40	13,00	6282	9145
CK	0	26,12	26,04	548	6,78	6,83	341	10,58	11,59	8,90	9,70	7164	7447
DE	0	25,76	25,74	548	4,13	4,08	527	3,66	4,94	3,15	4,30	2349	2457
EC	10	25,35	25,38	561	7,17	7,55	271	13,02	16,48	11,48	15,36	9515	13928
AJ	10	26,68	26,85	527	6,55	6,01	347	x ²⁾	9,60	x ²⁾	8,33	x ²⁾	6458
EH	10	25,69	25,60	551	6,65	7,15	311	11,63	16,05	10,05	14,51	7694	11644
FK	10	25,62	25,81	551	6,71	7,27	309	11,66	13,66	10,24	12,37	7799	9904
FI	10	25,26	26,14	552	7,10	6,49	331	11,31	15,63	9,67	14,25	7442	10947
CJ	10	25,98	25,88	549	6,91	7,48	283	11,71	16,56	10,32	15,04	8472	13435
DH	10	25,94	26,18	541	7,40	7,26	267	15,44	13,05	14,04	11,54	12125	9805
EI	10	25,75	25,63	552	7,37	6,93	283	x ²⁾	12,56	x ²⁾	10,86	x ²⁾	8729

¹⁾ keine Verschiebungsmessung vorhanden
²⁾ kein Sprödbruch

Tabelle 9-12:
Ergebnisse von M(T)25sg-Proben im Temperaturbereich von -40 °C bis -20 °C, 22NiMoCr3-7, T-L-Lage

Probe	Temp. [°C]	a_0		F_{max} [kN]	Instabilität bei				Δa_F Fläche/ B_n		Δa_M Mittelwert im Bereich der Probenmitte		J_U bei Instabilität für $\Delta a = \Delta a_M = \Delta a_s$	
		links [mm]	rechts [mm]		V_{end} [mm]	links [mm]	rechts [mm]	V_{kend} [mm]	F_{end} [kN]	links [mm]	rechts [mm]	links [N/mm]	rechts [N/mm]	
3B2.9.1	-20	26,1	26,1	698	2,31	2,42	5,85	697	2,03	1,89	2,05	1,87	1581	1633
1B1.4.2 *1)	-20	25,6	25,8	692	3,99	3,95	6,82	630	4,86	5,10	4,30	4,30	3293	3280
1B1.7.1	-20	25,9	25,6	700	3,59	3,51	6,61	661	3,87	3,56	3,68	3,55	2867	2734
1B2.4.1	-20	25,6	25,8	721	3,80	3,79	7,09	647	5,00	5,00	4,73	4,72	3428	3449
1B2.6.1	-20	25,8	25,8	719	3,12	3,26	6,68	688	3,41	3,81	3,08	3,44	2453	2613
1B2.6.2	-20	26,1	26,1	705	3,75	3,66	6,59	640	4,63	4,64	4,43	4,45	3279	3204
1B2.9.1	-20	26,2	26,1	692	2,93	2,99	6,39	678	2,99	2,99	2,76	2,75	2176	2214
1B2.9.2	-20	25,8	25,8	699	2,48	2,59	6,09	697	2,20	2,28	2,00	2,05	1695	1779
1B1.2.2	-30	25,3	25,3	672	1,21	1,20	4,67	672	0,61	0,61	0,59	0,59	671	670
1B1.5.2	-30	25,7	25,9	706	2,16	2,23	5,99	706	1,56	1,63	1,50	1,60	1392	1452
1B1.8.1	-30	26,0	26,0	692	3,63	3,63	7,05	645	4,45	4,32	3,95	4,00	2972	2986
1B2.10.2	-30	25,7	25,7	726	3,24	3,20	6,97	692	3,76	3,68	3,52	3,40	2879	2865
1B2.2.2	-30	26,2	26,2	702	3,15	3,37	6,93	667	3,68	3,94	3,45	3,60	2547	2724
1B2.5.2	-30	26,1	26,1	697	1,94	1,92	5,73	697	1,31	1,34	1,30	1,30	1217	1209
3B2.1.1	-30	25,7	25,9	698	4,17	4,23	7,47	599	6,21	6,37	5,50	5,60	3908	4013
3B2.6.1	-30	26,1	26,1	686	1,60	1,65	5,20	686	0,92	0,98	0,91	0,98	968	996
1B2.7.2	-40	26,4	25,7	602	0,46	0,44	3,73	602	0,17	0,14	0,17	0,14	218	197
1B1.2.1	-40	26,2	26,0	688	1,88	1,89	5,50	688	1,18	1,21	1,15	1,18	1152	1149
1B1.5.1	-40	26,1	26,2	704	2,37	2,38	6,13	703	1,92	1,96	1,85	1,90	1606	1626
1B1.6.1	-40	25,8	25,9	673	1,25	1,24	4,60	673	0,67	0,69	0,67	0,68	715	712
1B1.9.1	-40	26,1	26,4	704	2,00	2,04	5,86	704	1,49	1,47	1,42	1,40	1304	1331
1B2.1.1	-40	26,1	25,9	697	3,01	2,92	6,51	683	3,08	3,06	2,83	2,75	2199	2117
1B1.1.2	-40	25,9	26,3	685	1,45	1,49	5,10	685	0,83	0,86	0,85	0,85	857	896
J_{IF} -Werte														
3B2.5.2 *2)	-20	26,4	26,5	580	0,53	0,53	3,47	575	0,13	0,16	0,13	0,15	260	260
3B2.11.1 *2)	-20	26,1	26,1	681	1,74	1,82	5,31	675	1,05	1,10	1,05	1,10	1067	1112

*1) Seitenkerbradius 0,4 mm

*2) Diese Proben wurden zur Ermittlung einer Rißwiderstandskurve bis zu einer definierten Verschiebung belastet und dann entlastet, Bild 9-57.

Tabelle 9-13:
Ergebnisse von M(T)25sg-Proben bei -10 °C und 10 °C, 22NiMoCr3-7, T-L-Lage

Probe	Temp. [°C]	a_0		F_{max} [kN]	Instabilität bei		Δa_F Fläche/ B_n		Δa_M Mittelwert im Bereich der Probenmitte		J_U bei Instabilität für $\Delta a = \Delta a_M = \Delta a_s$		
		rechts [mm]	links [mm]		V_{end}	F_{end}	rechts [mm]	links [mm]	rechts [mm]	links [mm]	rechts [N/mm]	links [N/mm]	
2B2B	-10	25,85	25,93	684	3,80	3,57	621	4,73	4,99	4,32	4,31	3149	3018
2B7B	-10	25,79	25,78	689	3,33	3,31	655	3,82	3,61	3,61	3,32	2585	2535
2B4B	-10	25,81	25,46	688	2,30	2,27	687	2,08	1,77	1,88	1,67	1507	1447
2B6B	-10	25,85	25,85	684	4,23	3,71	595	5,78	5,02	5,08	4,39	3763	3251
2B4A	-10	25,65	25,60	699	4,90	4,42	539	8,32	7,02	7,43	6,47	5373	4636
2B1A	-10	25,87	25,89	694	5,37	5,30	428	11,11	10,64	9,98	9,47	7604	7251
2B6A	10	25,77	25,90	680	5,09	4,87	463	9,94	9,24	8,87	8,27	6352	5930
2B7A	10	26,00	25,93	677	4,67	4,90	492	8,48	9,18	7,57	8,04	5257	5638
2B1B	10	25,58	25,99	672	4,61	4,29	538	7,81	7,43	6,34	6,21	4486	4281
2B5B	10	25,88	25,95	668	5,14	5,62	407	10,12	17,31	9,16	15,05	6805	12007
2B3A	10	26,09	26,29	670	5,48	4,90	409	11,39	10,11	10,05	9,16	7644	6636
2B5A	10	25,69	25,87	685	4,76	4,79	516	8,85	8,35	7,41	7,15	5222	5231
2B3B	10	26,03	25,98	669	5,04	5,60	414	9,69	11,97	8,76	10,56	6474	7952
2B2A	10	25,81	25,68	683	5,58	4,99	417	12,58	10,56	11,33	9,19	8408	6606

Tabelle 9-14:
Ergebnisse von SE(T)25sg-Proben bei -10 °C, 22NiMoCr3-7, T-L-Lage

Probe	W [mm]	B [mm]	B _n [mm]	a ₀ [mm]	F _{max} [kN]	Instabilität bei		F _{end} [kN]	Δa _F Fläche/B _n [mm]	Δa _M Mittelwert im Bereich der Probenmitte [mm]	J _u für EVZ [N/mm]	Δa _M /(W-a ₀) [-]
						V _{LLend} [mm]	V _{end} [mm]					
1C2.4.1	100	25	20	50,03	400	0,96	2,56	400	0,78	0,80	870	0,02
1C1.8.1	100	25	20	50,00	387	1,22	3,24	387	1,19	1,17	744	0,02
1C2.4.2	100	25	20	50,04	402	1,32	3,50	402	1,23	1,51	933	0,03
1C2.7.2	100	25	20	50,07	383	1,34	3,57	383	1,57	1,63	760	0,03
1C1.7.2	100	25	20	49,81	421	2,17	5,58	420	2,88	2,67	1411	0,05
1C1.1.1	100	25	20	50,06	428	2,58	6,31	421	4,44	4,12	1988	0,08
1C1.7.1	100	25	20	50,08	414	2,83	7,21	405	5,25	4,89	1816	0,10
1C2.7.1	100	25	20	50,21	426	3,08	7,26	411	5,87	5,45	2416	0,11
1C1.8.2	100	25	20	49,99	420	3,20	7,70	400	6,67	6,16	2327	0,12

Tabelle 9-15:
Ergebnisse von PS(T)25sg-Proben der Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und STE 355

Probe	Temp. [°C]	B [mm]	W [mm]	W _n [mm]	A ₀ [mm ²]	F _{max} [kN]	Instabilität bei		Δa bei φ = 0° [mm]	Δa _{max} [mm]	A _s [mm ²]	A _d [mm ²]	$\frac{A_s}{(2 \cdot W_n \cdot B - A_0)}$ [-]
							V _{i,LLend} [mm]	F _{end} [kN]					
22NiMoCr3-7													
1B2.3.1	-10	25	50	40	315	1124	4,00	1118	1,91	3,29	100	105	0,06
1B2.1.2	-10	25	50	40	314	1123	5,09	1070	3,13	6,20	161	177	0,10
1B1.9.2	-10	25	50	40	318	1133	6,00	979	4,68	7,59	241	280	0,14
1B2.3.2	-10	25	50	40	317	1120	5,97	986	4,86	7,38	235	265	0,14
1B2.5.1	-10	25	50	40	321	1118	6,14	946	5,05	9,10	265	311	0,16
1B2.10.1	-10	25	50	40	315	1147	5,99	969	5,06	9,42	266	318	0,16
1B1.10.2	-10	25	50	40	315	1116	6,29	933	5,34	9,18	280	322	0,17
1B1.6.2	-10	25	50	40	306	1121	7,05	818	6,49	10,37	342	404	0,20
STE 355													
1B2.8.1	0	25	50	40	321	1136	5,68	987	4,54	7,86	232	274	0,14
1B2.2.1	0	25	50	40	317	1119	5,99	926	5,07	9,84	277	316	0,17
1B1.3.2	0	25	50	40	329	1102	6,82	822	6,26	10,52	348	418	0,21
1B1.8.2	0	25	50	40	310	1110	7,15	818	6,73	11,28	359	433	0,21
1B1.7.2	0	25	50	40	315	1115	7,04	802	6,88	11,35	375	454	0,22
1B1.10.1	0	25	50	40	318	1104	7,24	772	7,05	11,22	388	475	0,23
AG	0	25	50	40	316	927	4,35	927	1,57	1,88	65	65	0,04
BF	0	25	50	40	316	943	6,86	905	4,09	4,82	175	191	0,10
DF	0	25	50	40	311	931	6,76	885	4,38	5,79	197	218	0,12
EF	0	25	50	40	320	933	8,79	626	Probenversagen durch Abscheren ohne Spaltbruch				
FF	0	25	50	40	316	938	8,79	624	Probenversagen durch Abscheren ohne Spaltbruch				
BG	0	25	50	40	314	932	8,72	664	Probenversagen durch Abscheren ohne Spaltbruch				
CF	0	25	50	40	313	935	8,83	606	Probenversagen durch Abscheren ohne Spaltbruch				
EG	0	25	50	40	314	938	8,55	665	Probenversagen durch Abscheren ohne Spaltbruch				
CG	0	25	50	40	324	932	9,43	537	Probenversagen durch Abscheren ohne Spaltbruch				
AF	0	25	50	40	314	942	9,52	517	Probenversagen durch Abscheren ohne Spaltbruch				

A₀ Fläche des Ausgangsfehlers (mech. Kerb und Schwingungsanriß)

A_s Fläche stabilen Risswachstums vor Spaltbruchversagen

A_d Fläche stabilen Risswachstums A_s und der Scherlippen (in die Betrachtungsebene projiziert)

Tabelle 9-16:
Lagekoordinaten der Spaltbruchinitiiierungsbereiche, 22NiMoCr3-7, C(T)25sg, T-L- und T-S-Lage

Probe	Lage	T [°C]	Δa_s [mm]	J_u [N/mm]	SIB Anzahl	SIB-Koordinaten		
						z [mm]	r_c [mm]	Δr_c [mm]
3 CM 2	T-L	-10	0,35	340	1	2,33	0,75	0,50
3 CL 4	T-L	-10	0,44	504	1	0,75	1,10	0,60
3 CD 5	T-L	-10	0,49	401	1	0,45	1,30	0,85
3 CD 4	T-L	-10	0,79	628	1	2,93	1,65	0,80
3 CI 2	T-L	-10	1,49	927	1	1,80	2,80	1,30
3 CN 3	T-L	-10	2,12	1205	1	3,25	2,70	0,70
3 CK 2	T-L	-10	3,4	1425	1	5,43	3,70	0,65
S1ZA3	T-L	0	1,83	1087	1	2,05	3,65	1,44
S1ZA4	T-L	0	2,21	1295	1	0,25	3,35	1,20
S3ZZ3	T-L	0	2,28	1024	1	0,12	3,65	1,15
S3ZA5	T-L	0	3,65	1648	2	7,58	4,70	0,72
						d 8,53	3,25	0,18
S1ZA5	T-L	0	4,09	1766	3	0,60	4,40	0,20
						d 4,62	3,70	0,09
						d 4,75	4,20	0,50
S3ZB3	T-S	0	2,47	1296	3	1,35	3,55	1,85
						d 6,65	4,55	1,13
						d 8,55	2,20	0,30
3 CH 4	T-L	10	0,77	597	1	2,18	1,35	0,65
3 CJ 5	T-L	10	1,49	1036	1	3,88	2,45	0,80
3 CK 3	T-L	10	3,72	1410	1	4,80	4,70	1,30
3 CE 3	T-L	10	4,62	1599	1	5,18	5,90	0,75
1 ZH 5	T-L	10	6,55	1777	1	0,65	8,45	1,60
3 CC 5	T-L	10	7,47	1928	1	0,65	7,70	0,10
3 CF 2	T-L	10	8,22	1773	1	1,10	10,30	1,65
3 CN 2	T-L	10	9,14	1879	1	6,65	9,90	0,50
1 ZY 2	T-S	10	1,53	938	1	1,55	2,10	0,60
1 ZY 6	T-S	10	4,63	1503	1	1,35	6,20	0,95
1 ZX 4	T-S	10	7,05	1943	1	3,95	8,15	0,85
1 ZH 2	T-L	20	12,68	-	1	2,43	14,05	0,70
1 ZK 2	T-L	20	17,35	-	1	2,98	17,90	0,45

d ≡ dominanter SIB

Tabelle 9-17:

Lagekoordinaten der Spaltbruchinitiiierungsbereiche, 22NiMoCr3-7, M(T)25sg , T-L-Lage

Probe	Lage	T [°C]	Δa_s [mm]	J_u [N/mm]	SIB- Anzahl	SIB- Typ	SIB-Koordinaten			
							z [mm]	r_c [mm]	Δr_c [mm]	
1B2.7.2. re,o	T-L	-40	0,14	197	1	F	2,18	0,20	0,05	
1B2.7.2. li,o	T-L	-40	0,17	218	1	F	0,25	0,30	0,20	
1B1.6.1. li,o	T-L	-40	0,67	715	1	F	0,68	0,80	0,25	
1B1.2.1. re,o	T-L	-40	1,18	1149	1	F	2,90	1,20	0,05	
1B1.9.1. re,u	T-L	-40	1,40	1331	1	F	2,40	1,75	0,40	
1B1.9.1. li,u	T-L	-40	1,42	1304	2	F	6,68	1,60	0,30	
						F	2,53	1,50	0,20	
1B1.5.1. re,u	T-L	-40	1,90	1626	1	F	2,88	1,85	0,10	
1B2.1.1. li,u	T-L	-40	2,83	2199	1	F	6,50	3,35	0,35	
3.B2.6.1.li,u	T-L	-30	0,91	968	1	F	7,03	1,25	0,35	
3.B2.6.1.re,u	T-L	-30	0,98	996	3	d	F	7,03	1,00	0,30
						F	5,53	1,10	0,15	
						F	2,88	1,30	0,20	
1.B2.5.2.li,o	T-L	-30	1,30	1217	2	F	7,25	1,40	0,25	
						F	1,30	1,85	0,55	
1.B2.5.2.re,u	T-L	-30	1,30	1209	1	F	6,50	1,60	0,35	
1.B1.5.2.li,o	T-L	-30	1,50	1392	1	F	1,55	1,70	0,25	
1.B1.5.2.re,o	T-L	-30	1,60	1452	2	F	6,93	2,40	0,85	
						F	2,28	1,90	0,45	
1.B2.10.2.li,o	T-L	-30	3,52	2879	1	F	8,05	4,15	0,40	
1.B2.10.2.re,u	T-L	-30	3,40	2865	1	F	4,38	4,05	0,50	
1.B1.8.1.re,o	T-L	-30	4,00	2986	1	F	4,70	4,70	0,65	
1.B1.8.1.li,u	T-L	-30	3,95	2972	3	F	4,08	4,30	0,20	
						F	6,58	4,65	0,20	
						F	6,53	4,30	0,15	
1.B2.9.2.li,o	T-L	-20	2,00	1687	2	F	7,38	2,15	0,05	
						F	8,43	2,25	0,10	
1.B2.9.2.re,u	T-L	-20	2,05	1771	1	F	7,65	3,00	0,60	
1.B2.6.1. re,o	T-L	-20	3,44	2606	1	F	5,70	3,40	0,30	
1.B2.6.1. li,o	T-L	-20	3,08	2446	1	F	2,55	3,25	0,15	
1.B1.7.1. li,o	T-L	-20	3,68	2867	1	F	5,15	4,55	1,05	
1.B1.7.1. re,u	T-L	-20	3,55	2734	1	F	0,53	4,00	0,50	
1.B1.4.2. li,u	T-L	-20	4,30	3293	2	F	1,40	4,50	0,20	
						F	2,85	5,10	0,91	
1.B1.4.2. re,o	T-L	-20	4,30	3280	2	d	F	0,35	5,60	1,35
						F	6,05	4,35	0,25	
1.B2.4.1. li,o	T-L	-20	4,73	3431	1	F	4,18	4,80	0,05	
1.B2.4.1. re,o	T-L	-20	4,72	3453	1	F	7,05	6,20	0,35	

li = Linke Probenseite, re = rechte Probenseite,
o = obere Probenhälfte, u = untere Probenhälfte
d = dominanter SIB

Tabelle 9-18:
Lagekoordinaten der Spaltbruchinitiierungsbereiche, StE 355, C(T)25sg, T-L-Lage

Probe	Lage	T [°C]	Δa_S [mm]	J_u [N/mm]	SIB- Anzahl	SIB-Koordinaten		
						z [mm]	r_c [mm]	Δr_c [mm]
ABA 9	T-L	-30	0,22	227,3	1	0,45	0,75	0,5
BBA 6	T-L	-20	2,02	1459	1	2,575	3,65	1,3
BKA 5	T-L	-20	1,38	1096	1	1,05	0,5	2,25
CBA 1	T-L	-20	0,24	294	1	0,925	1,75	0,4
ADA 7	T-L	-10	0,38	318	1	1,83	1,80	1,40
BBA 8	T-L	-10	1,17	916	1	0,13	2,15	0,40
ABA 5	T-L	-10	1,7	1315	1	2,35	2,90	0,80
BKA 4_B	T-L	-10	1,98	1303	1	0,03	6,40	1,80
BKA 1_A	T-L	-10	4,64	2121	1	2,08	3,70	2,20
BBA 4_B	T-L	-10	4,54	2105	1	1,83	5,22	1,20
BBA 9_A	T-L	-10	4,92	2201	1	1,10	6,50	1,30
CBA 7_B	T-L	0	0,39	389	1	1,30	2,40	1,80
ADA 6	T-L	0	0,92	833	1	3,40	2,00	0,75
CBA 10	T-L	0	1,98	1288	1	1,30	4,80	1,60
BBA 3	T-L	0	2,23	1373	1	0,93	4,20	0,95
ADA 2	T-L	0	2,84	1540	1	1,38	4,10	1,10
AKA 8	T-L	0	3,15	1700	1	0,70	4,20	0,70
ABA 8	T-L	0	4,89	2268	1	2,20	7,05	2,15
BBA1	T-L	5	2,57	1466	1	0,65	4,25	1,60
AKA7	T-L	5	3,01	1644	1	1,00	5,05	1,45
BBA10	T-L	5	4,07	1887	1	0,85	6,30	2,20
AKA2	T-L	5	4,72	2047	1	1,60	7,20	1,70
ABA6	T-L	5	6,22	2375	1	3,50	7,50	0,80
BKA3	T-L	5	6,31	2197	1	0,08	7,95	0,85
AKA 5	T-L	10	1,80	1100	1	0,80	3,65	1,70
CBA 9	T-L	10	3,96	1767	1	2,10	5,90	1,80
ABA 2	T-L	10	4,58	1985	1	0,68	5,70	0,80
ADA 8	T-L	10	5,81	2068	1	0,55	9,75	1,85
BKA 7	T-L	10	6,97	2237	1	0,98	10,65	2,20
CBA 8_B	T-L	10	14,39	-	1	2,50	15,55	0,60
ABA 1	T-L	20	3,42	1641	1	2,18	4,70	1,05
BKA 9	T-L	20	3,74	1856	1	0,75	5,45	1,85
ABA 7	T-L	20	7,63	2333	1	0,18	11,20	3,30

Tabelle 9-19:
Lagekoordinaten der Spaltbruchinitiierungsbereiche, StE 355, M(T)25sg, T-L-Lage

Probe	Lage	T [°C]	Δa_s [mm]	J_u [N/mm]	SIB- Anzahl	SIB-Koordinaten		
						z [mm]	r_c [mm]	Δr_c [mm]
CH re,u	T-L	-20	0,71	714	1	7,00	1,50	0,70
BC li,o	T-L	-20	1,65	1385	1	6,90	3,00	1,30
BC re,o	T-L	-20	1,65	1369	1	3,33	1,50	0,45
AH li,o	T-L	-20	1,80	1470	1	8,25	3,44	0,30
CE re,u	T-L	-20	1,95	1440	1	6,93	4,30	1,25
CC re,o	T-L	-20	2,50	1808	1	5,43	2,50	0,15
BE li,o	T-L	-20	3,20	1822	1	1,60	3,70	0,55
AE li,o	T-L	0	6,30	4331	1	6,48	8,40	1,35
AE re,o	T-L	0	6,20	4154	1	5,73	6,70	0,15
CI li,u	T-L	0	8,90	6243	1	3,65	11,20	2,00
CI re,u	T-L	0	8,70	6301	1	1,03	8,50	0,20
BH li,o	T-L	0	1,25	1135	1	6,25	1,90	0,40
BH re,o	T-L	0	1,32	1198	2 d	0,20	1,80	0,60
						6,00	1,95	0,10
AI li,o	T-L	0	0,84		2 d	7,70	2,05	0,50
						0,95	1,05	0,15
AI re,o	T-L	0	0,82	822	1	8,03	1,40	0,10
BJ li,u	T-L	0	3,10	2126	1	6,90	4,60	0,75
BJ re,u	T-L	0	3,05	2144	1	7,03	4,10	0,40
CK re,o	T-L	0	9,70	7447	1	5,10	11,10	0,15
EC li,o	T-L	10	11,48		1	0,28	12,10	0,85
EH li,u	T-L	10	10,05		1	5,50	13,80	1,65
FK li,o	T-L	10	10,24		1	3,25	11,15	0,30
FK re,o	T-L	10	12,37		1	4,03	14,25	0,45
FI li,o	T-L	10	9,67		1	1,80	15,05	0,25
FI re,o	T-L	10	14,25		1	3,65	11,65	0,75
CJ li,o	T-L	10	10,32		1	2,43	11,10	0,55
DH li,o	T-L	10	14,04		1	3,68	16,15	1,10
DH re,o	T-L	10	11,54		1	3,25	12,10	0,50

li = Linke Probenseite, re = rechte Probenseite,
o = obere Probenhälfte, u = untere Probenhälfte
d ≡ dominanter SIB

Bilder zu Kapitel 9

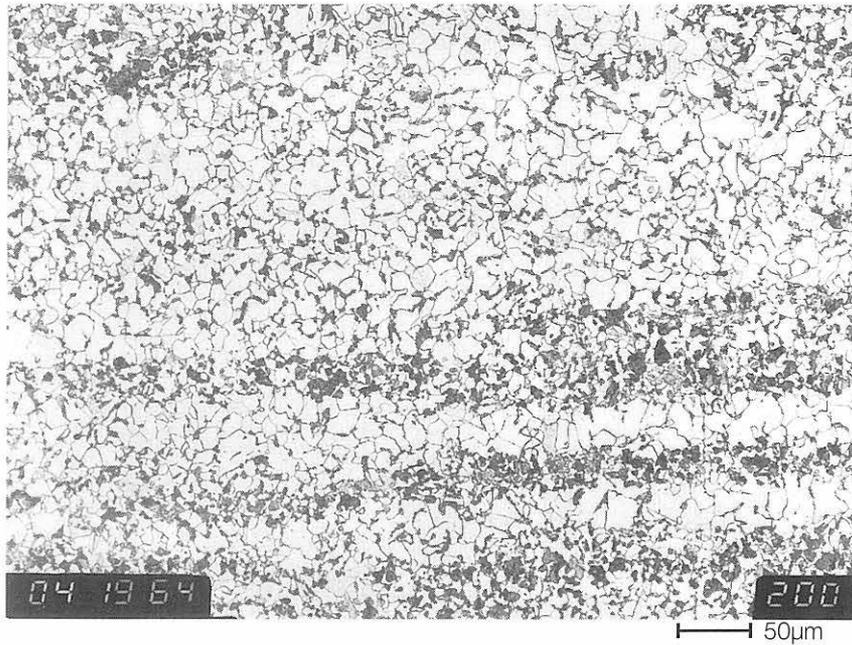


Bild 9-1:
Gefüge des StE 355 – ferritisch-perlitisches Zellengefüge
L-S-Ebene, Nital geätzt, V= 200:1

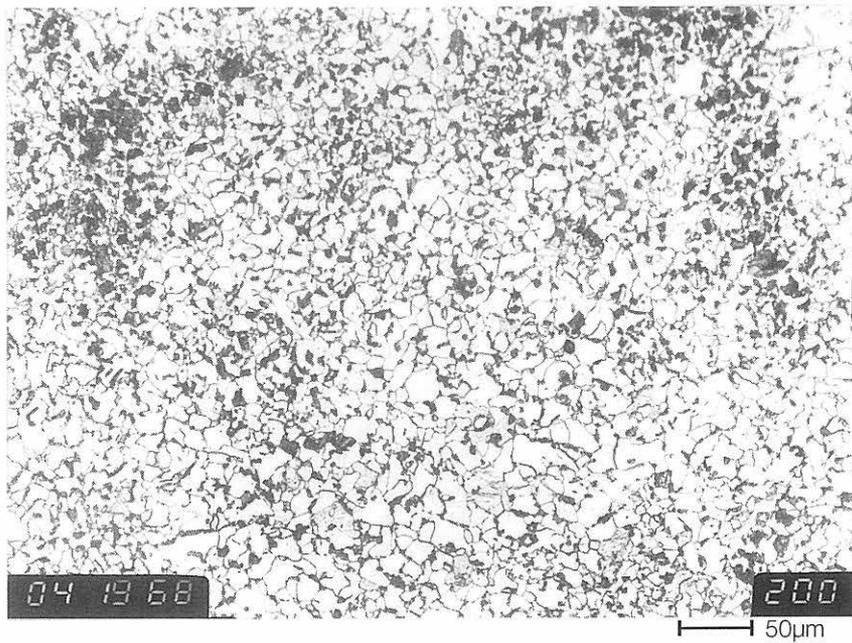


Bild 9-2 :
Gefüge des StE 355 – ferritisch-perlitisches Zellengefüge
T-L-Ebene, Nital geätzt, V= 200:1

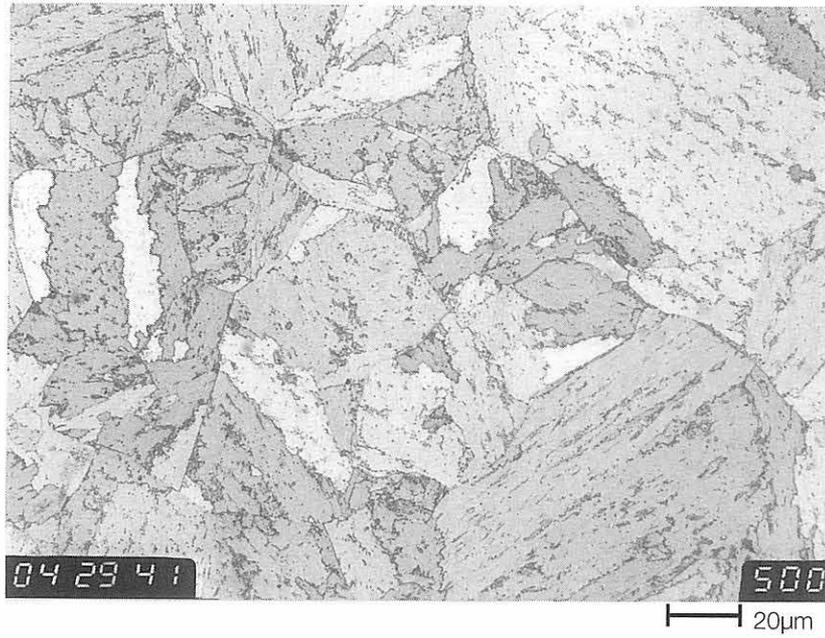


Bild 9-3:
Gefüge des 17MoV8-4 – angelassener Martensit bzw. Bainit
T-S-Ebene, Nital geätzt, V= 500:1

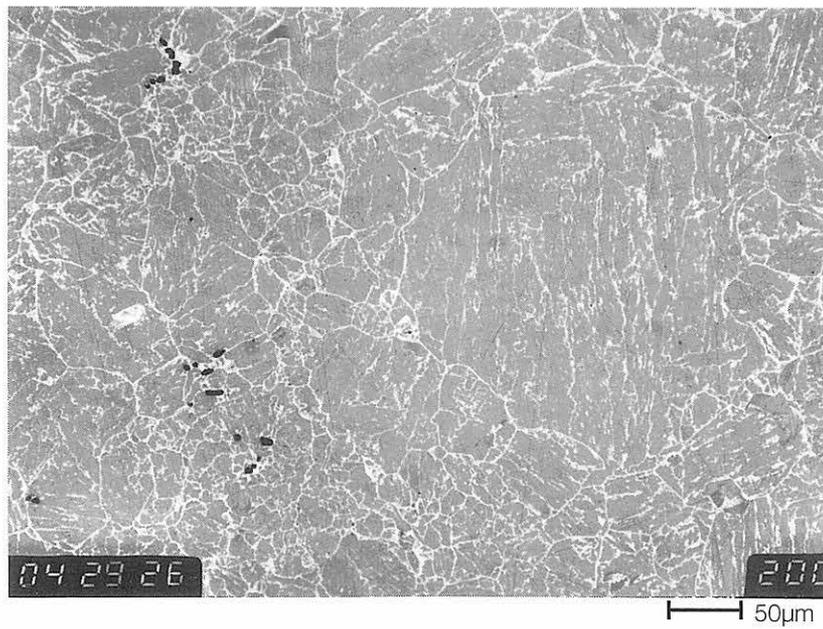


Bild 9-4:
Gefüge des 17MoV8-4 – Primäraustenitkorngrenzen
T-L-Ebene, Ätzung Fem22, V= 200:1

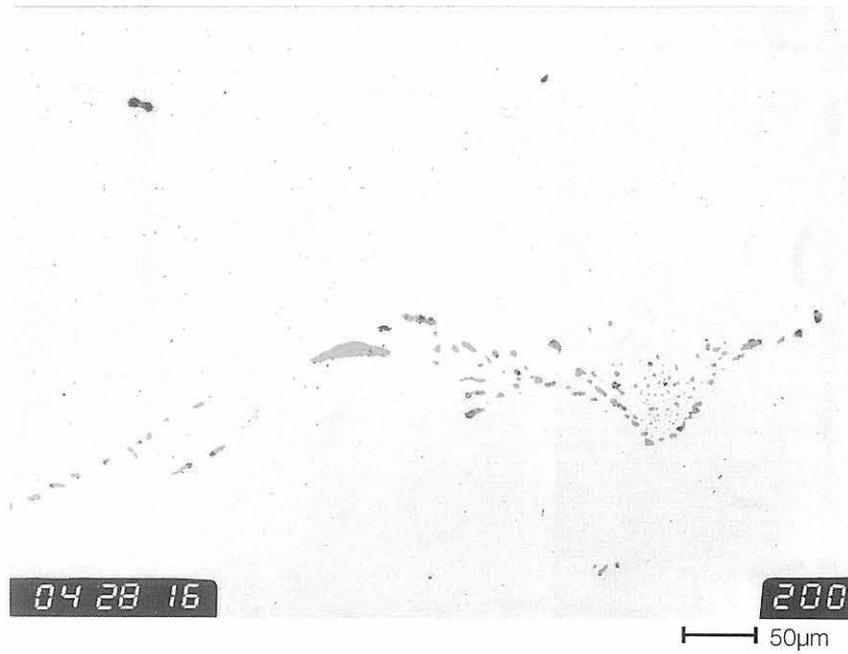


Bild 9-5:
 Gefüge des 17MoV8-4 – Inseln zusammengelagerter Mangansulfide
 T-L-Ebene, ungeätzt, V= 200:1

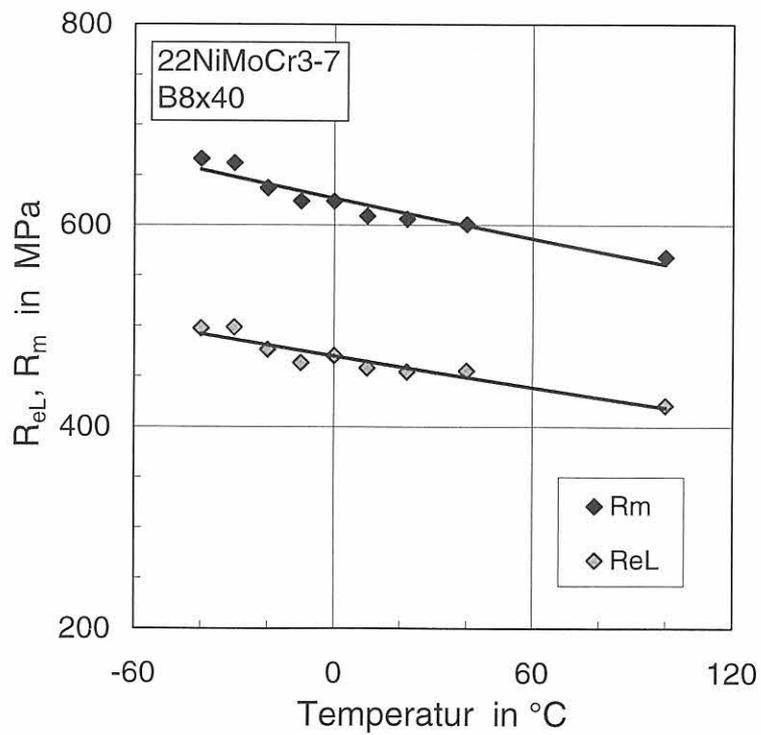


Bild 9-6:
 Zugfestigkeit und Streckgrenze in Abhängigkeit von der Temperatur für den 22NiMoCr3-7

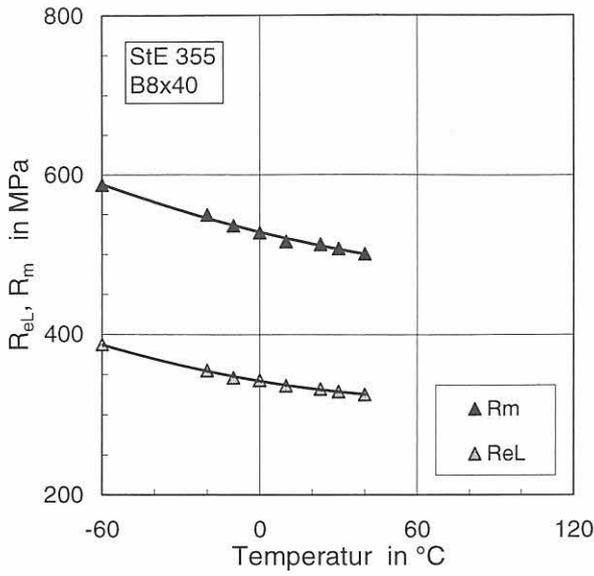


Bild 9-7
Zugfestigkeit und Streckgrenze in Abhängigkeit von der Temperatur für den StE 355

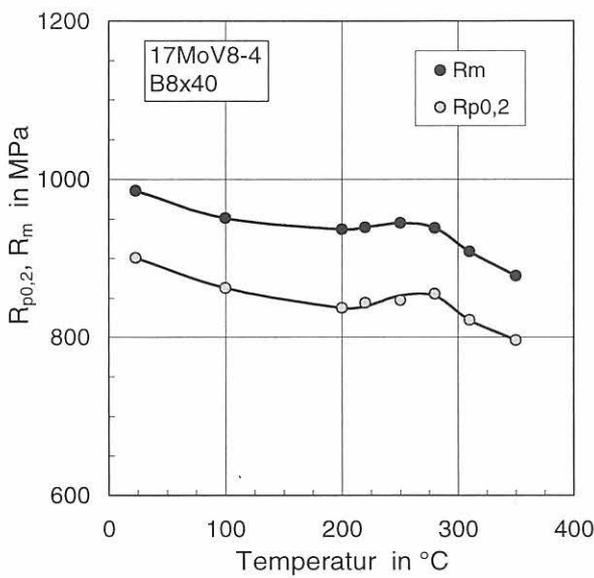


Bild 9-8:
Zugfestigkeit und 0,2-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Temperatur für den 17MoV8-4

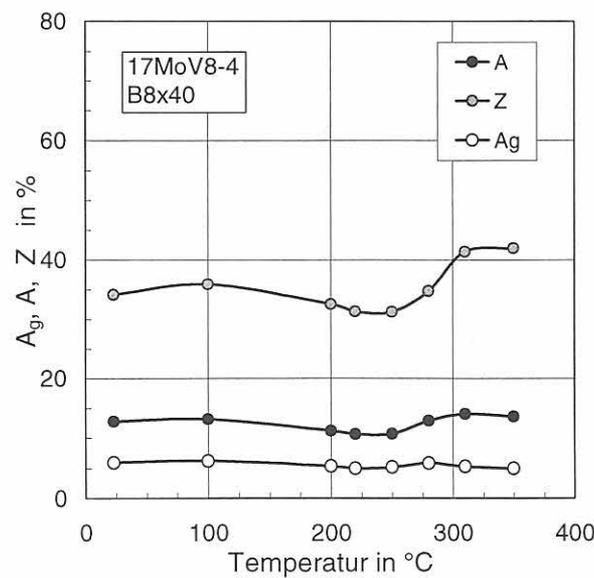


Bild 9-9:
Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung und Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Temperatur für den 17MoV8-4

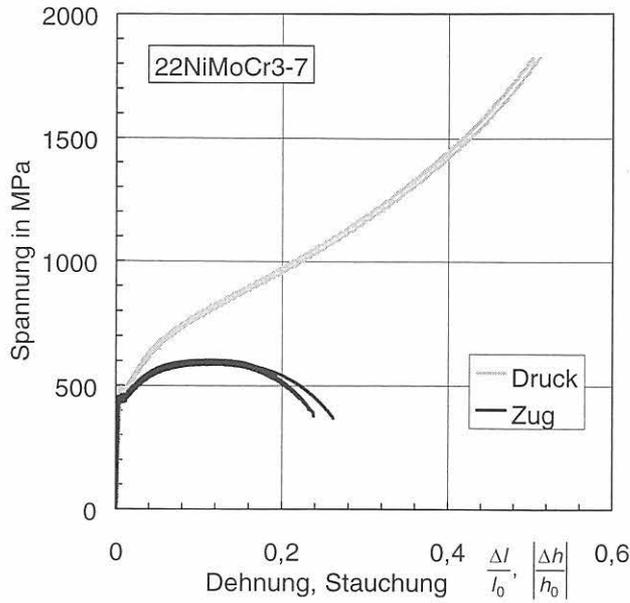


Bild 9-10:
Vergleich der experimentellen Spannungs-
Dehnungs- bzw. Stauchungskurven des
Werkstoffs 22NiMoCr3-7 bei 23 °C

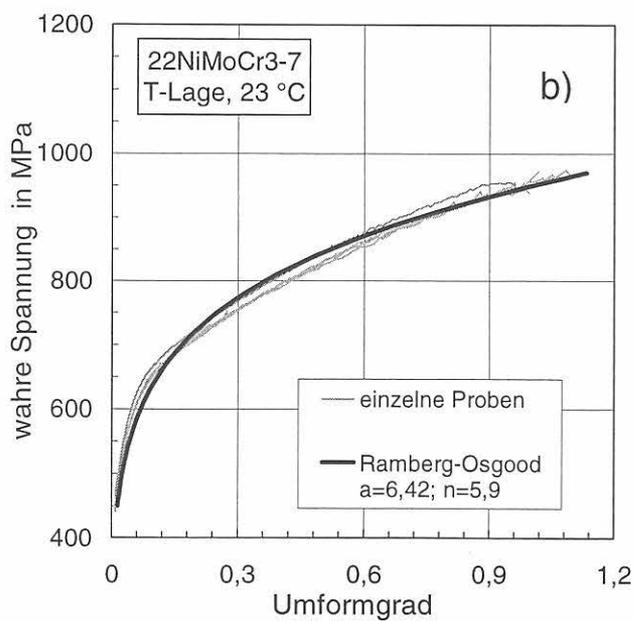
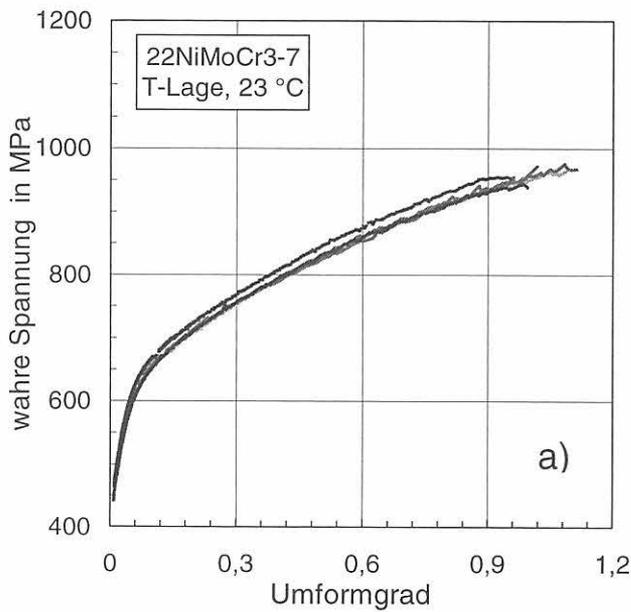


Bild 9-11:
a) Fließkurven mehrerer Proben des Werkstoffs
22NiMoCr3-7 bei 23 °C
b) Approximation der Fließkurven nach Ramberg-
Osgood, Werkstoff 22NiMoCr3-7, 23 °C

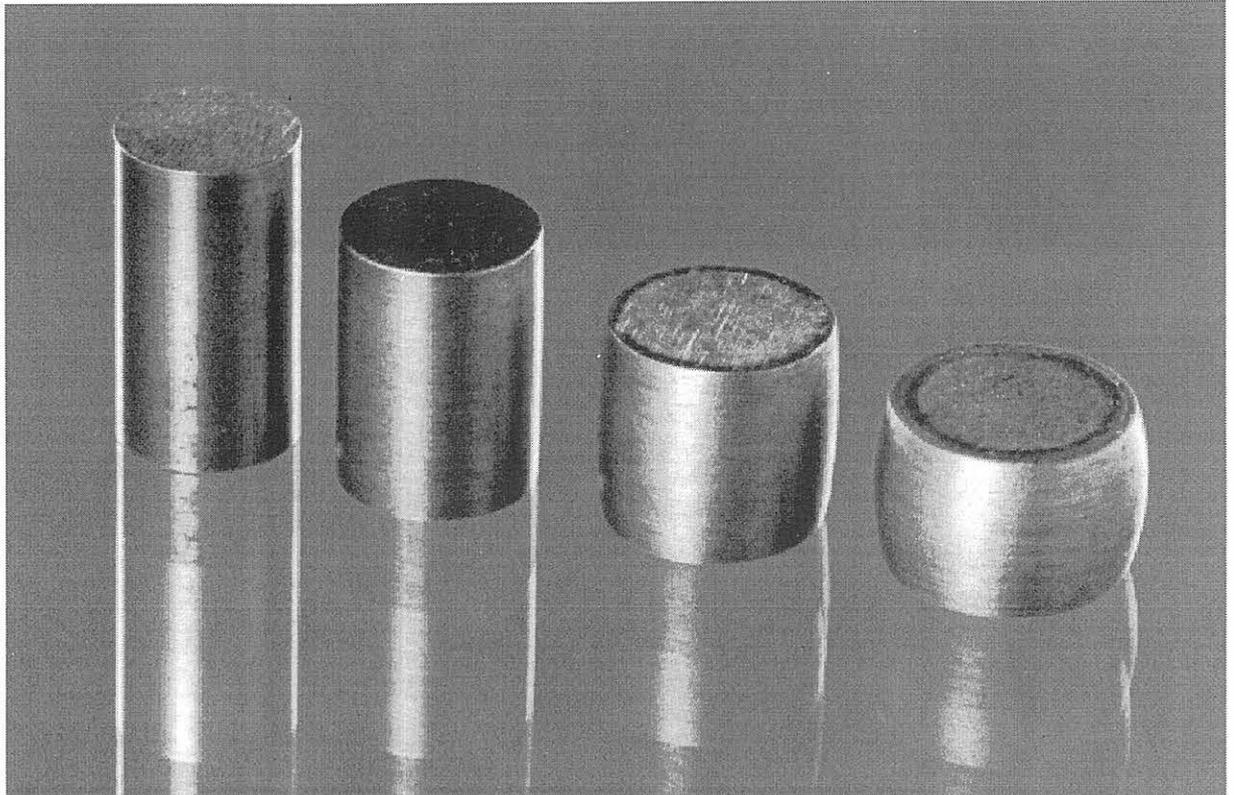


Bild 9-12:

Druckproben mit verschiedenen Verformungsgraden

(Proben von links nach rechts mit Angaben Höhe / maximaler Durchmesser / Umformgrad φ)

Probe 1: 15,94 mm / 8,51 mm / 0

Probe 2: 13,01 mm / 9,44 mm / 0,2

Probe 3: 10,02 mm / 10,93 mm / 0,46

Probe 4: 8,1 mm / 12,37 mm / 0,68

4 mm |——|

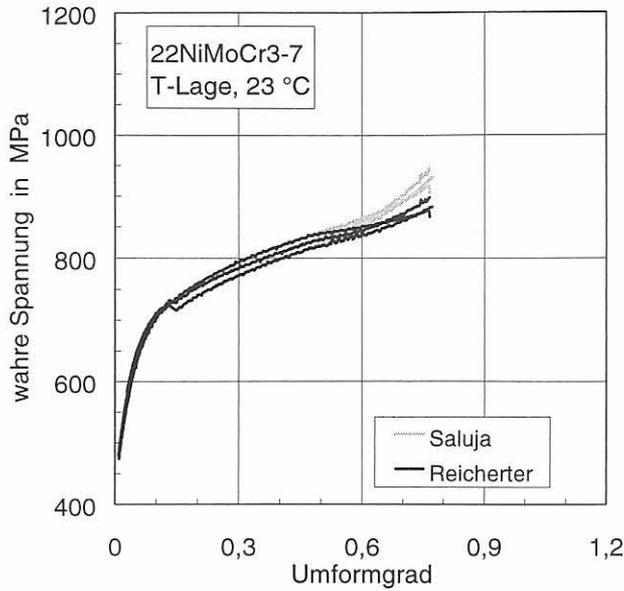


Bild 9-13:
Vergleich von Fließkurven aus Druckversuchen mit Auswertung nach Saluja bzw. Reicherter, Werkstoff 22NiMoCr3-7, 23 °C

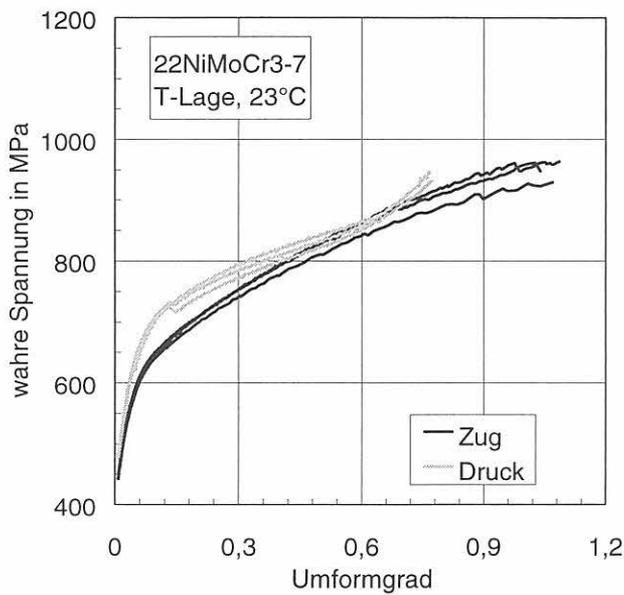


Bild 9-14:
Vergleich von Fließkurven, ermittelt in Zug- und Druckversuchen, Werkstoff 22NiMoCr3-7, 23 °C

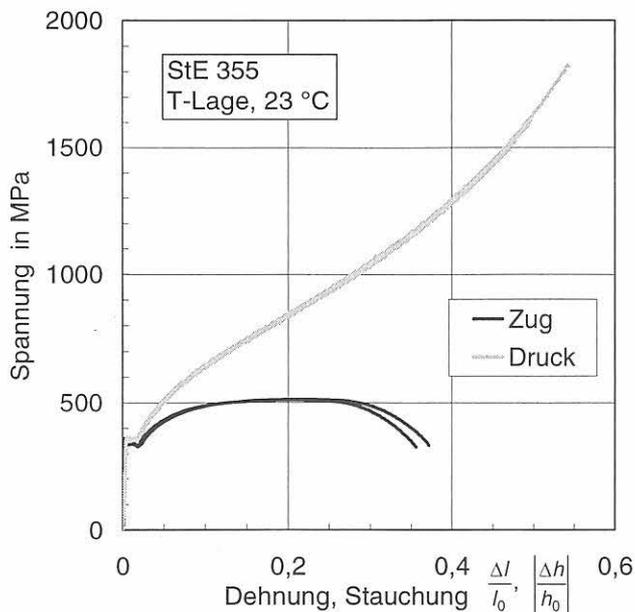


Bild 9-15:
Vergleich der experimentellen Spannungs-Dehnungs- bzw. Stauchungskurven des Werkstoffs StE 355 bei 23 °C

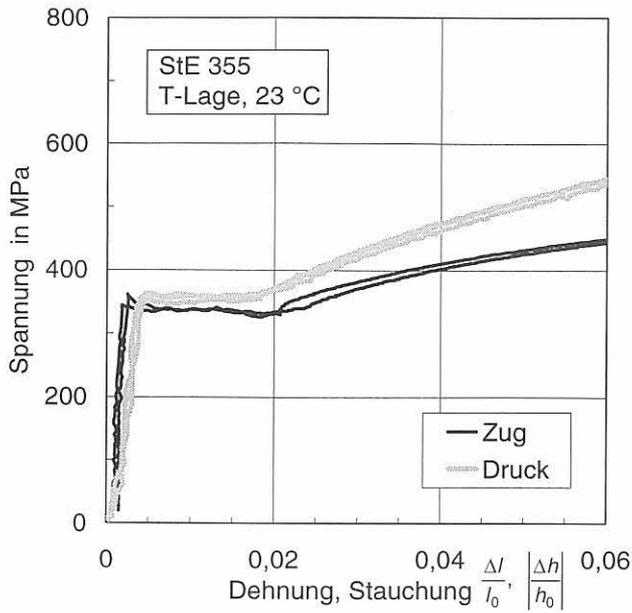


Bild 9-16:
Anfangsbereich der Spannungs-Dehnungs- bzw. Stauchungskurven des Werkstoffs StE 355 bei 23 °C, Ausschnitt aus Bild 9-15

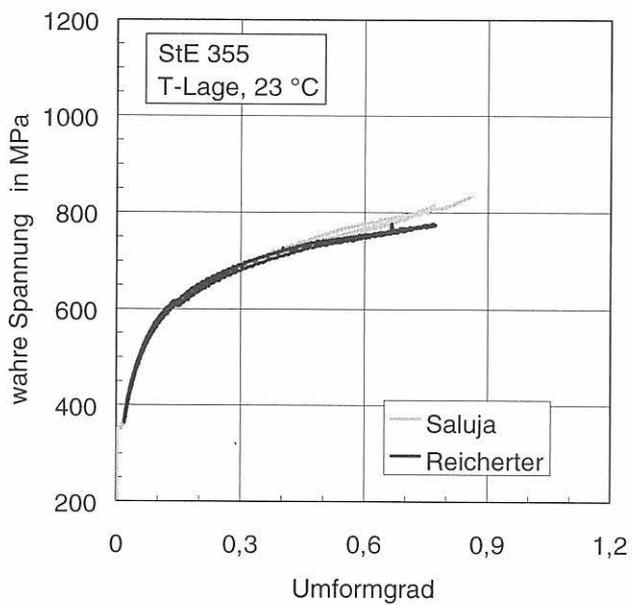


Bild 9-17:
Vergleich Fließkurven aus Druckversuchen mit Auswertung nach Saluja bzw. Reicherter, Werkstoff StE 355, 23 °C

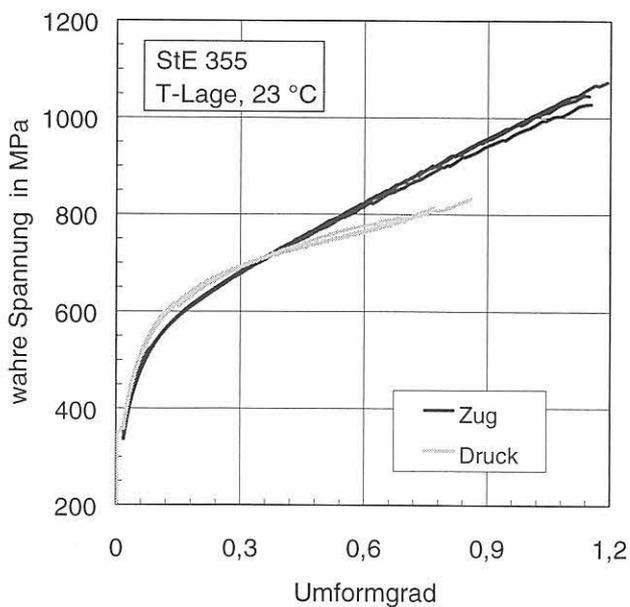


Bild 9-18:
Vergleich von Fließkurven, ermittelt in Zug- und Druckversuchen, Werkstoff StE 355, 23 °C

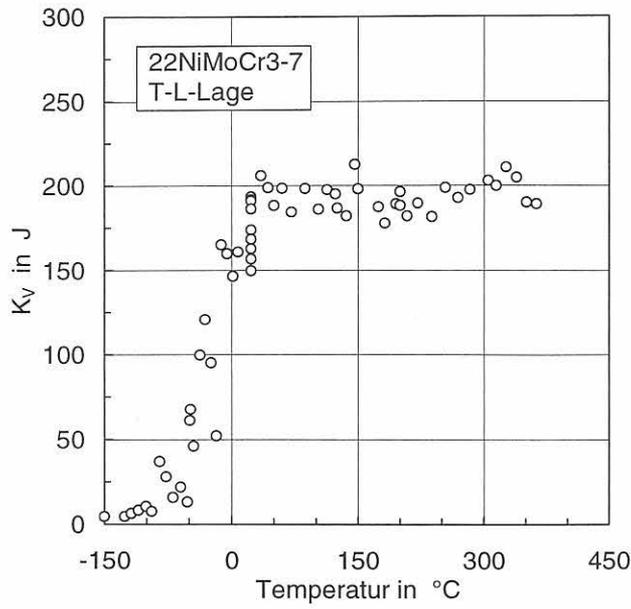


Bild 9-19:
 K_V - T -Kurve des 22NiMoCr3-7,
T-L-Lage [5]

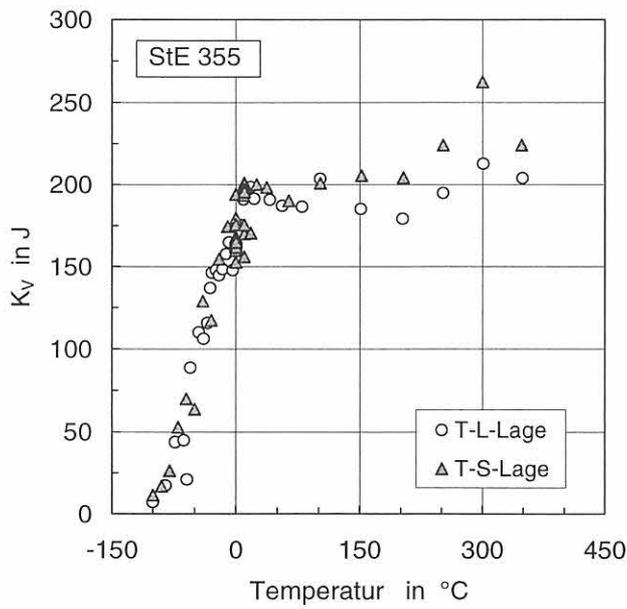


Bild 9-20:
 K_V - T -Kurve des StE 355
für die Probenlagen T-L und T-S

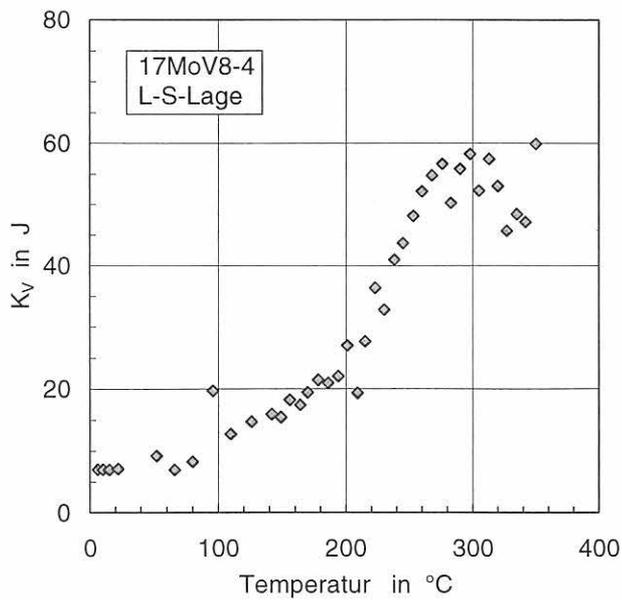


Bild 9-21:
 K_V - T -Kurve des 17MoV8-4
L-S-Lage [10]

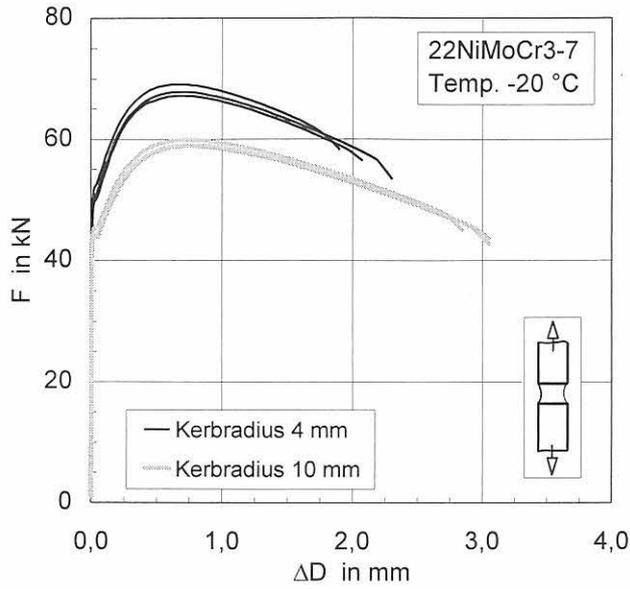


Bild 9-22:
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des 22NiMoCr3-7 bei -20 °C

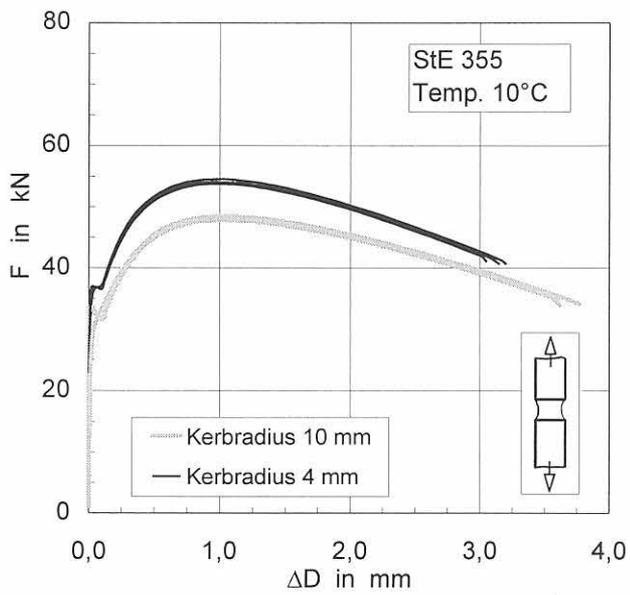


Bild 9-23:
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des StE 355 bei 10 °C

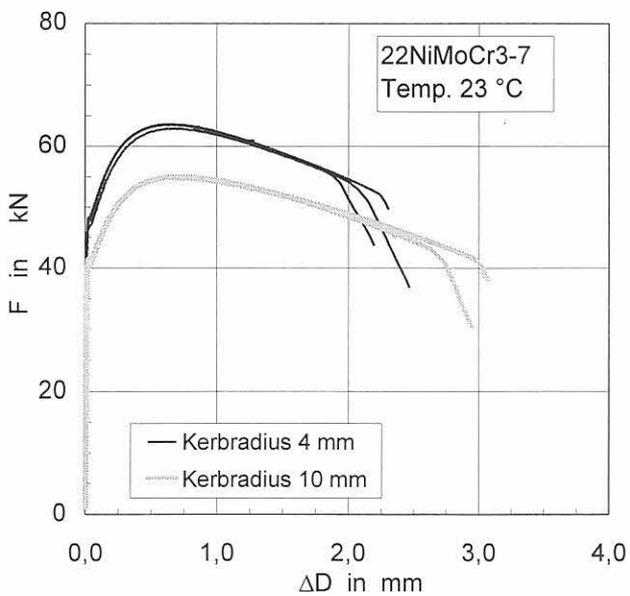


Bild 9-24:
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des 22NiMoCr3-7 bei 23 °C [5]

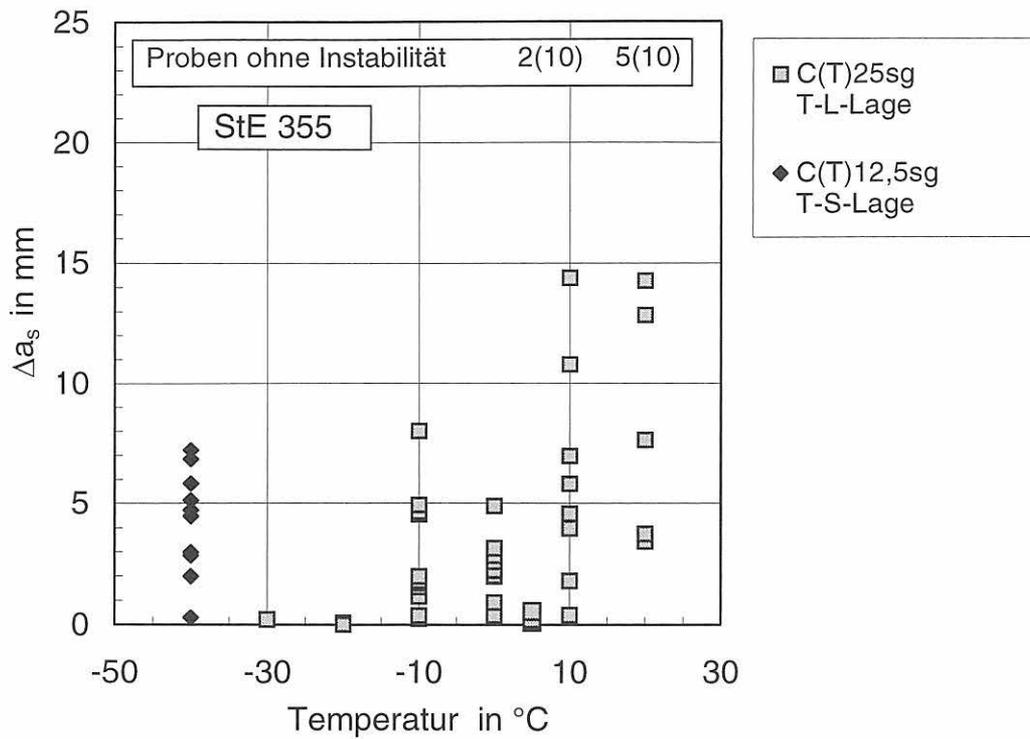


Bild 9-25:
Stabiles Ribbwachstum bis zum Versagen der Proben für Versuche an C(T)25sg- und C(T)12,5sg-Proben, Werkstoff StE 355

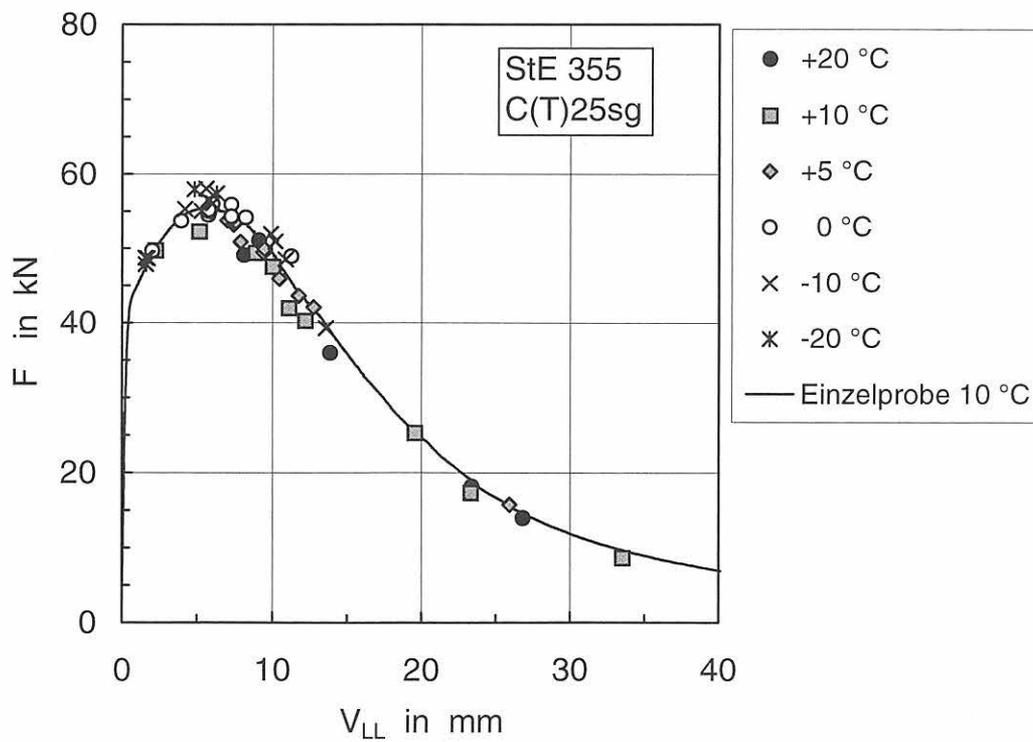


Bild 9-26:
Kraft-Verschiebungswertepaare bei Instabilität der Proben für die unterschiedlichen Prüftemperaturen; Werkstoff StE 355, C(T)25sg-Proben

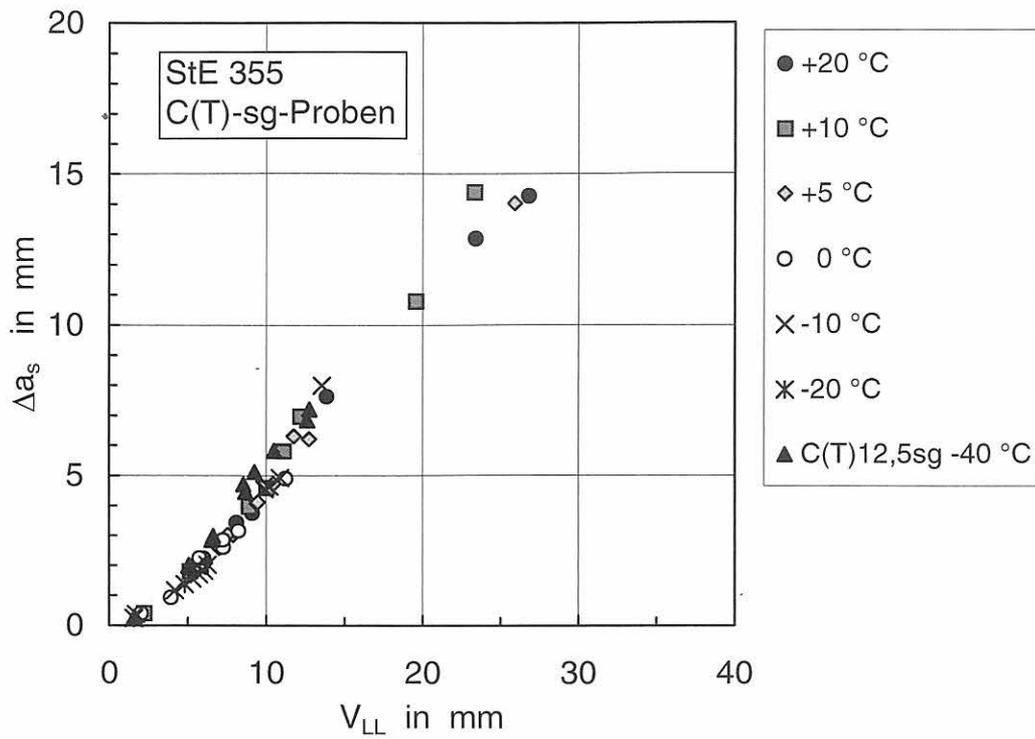


Bild 9-27: Rißwachstums-Verschiebungswertepaare bei Instabilität der Proben für die untersuchten Temperaturen, C(T)25sg- und C(T)12,5sg-Proben, Werkstoff StE 355

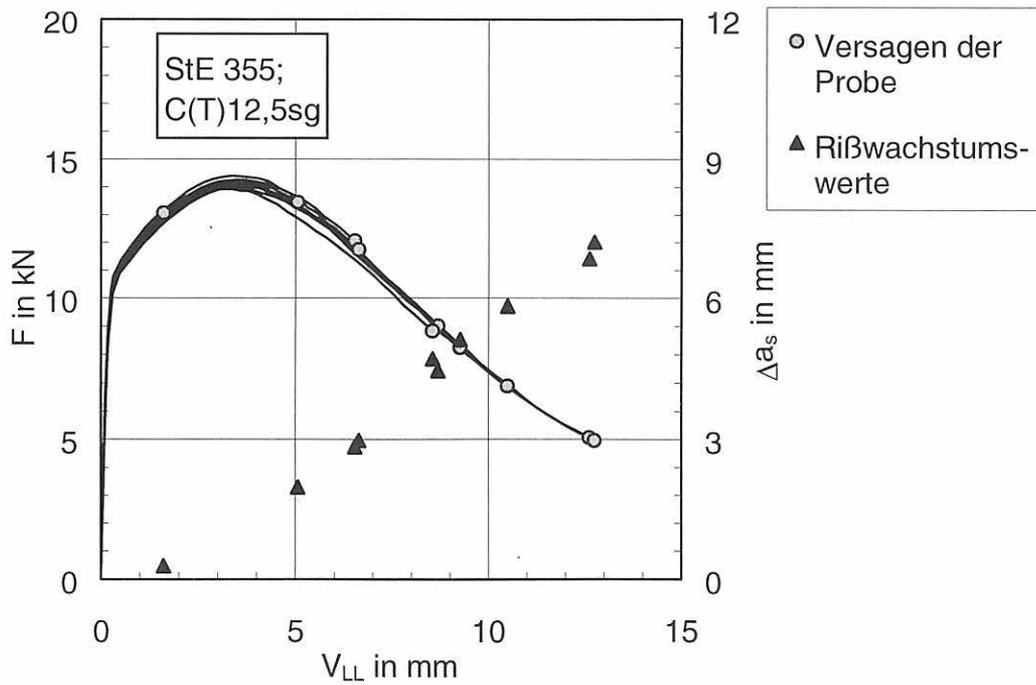


Bild 9-28: Kraft-Verschiebungskurven und Rißwachstums-Verschiebungswertepaare bei Instabilität der C(T)12,5sg-Proben bei -40 °C, Werkstoff StE 355, T-S-Lage

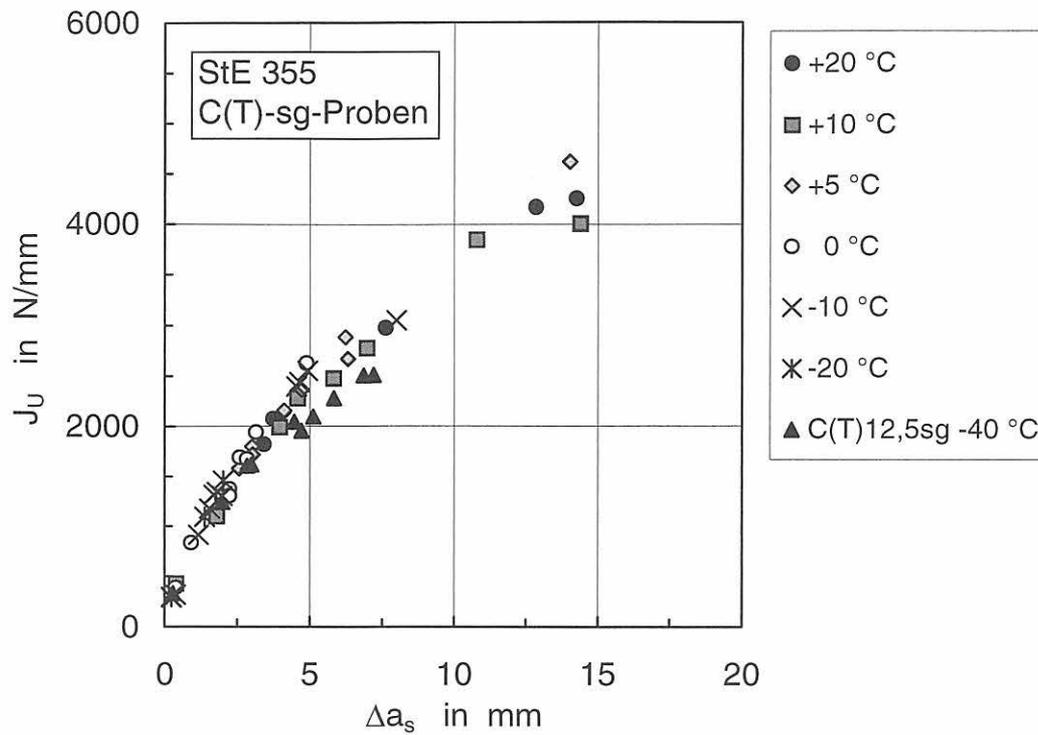


Bild 9-29:
J-Integral-Rißwachstumswertepaare bei Instabilität der C(T) -Proben, Werkstoff StE 355

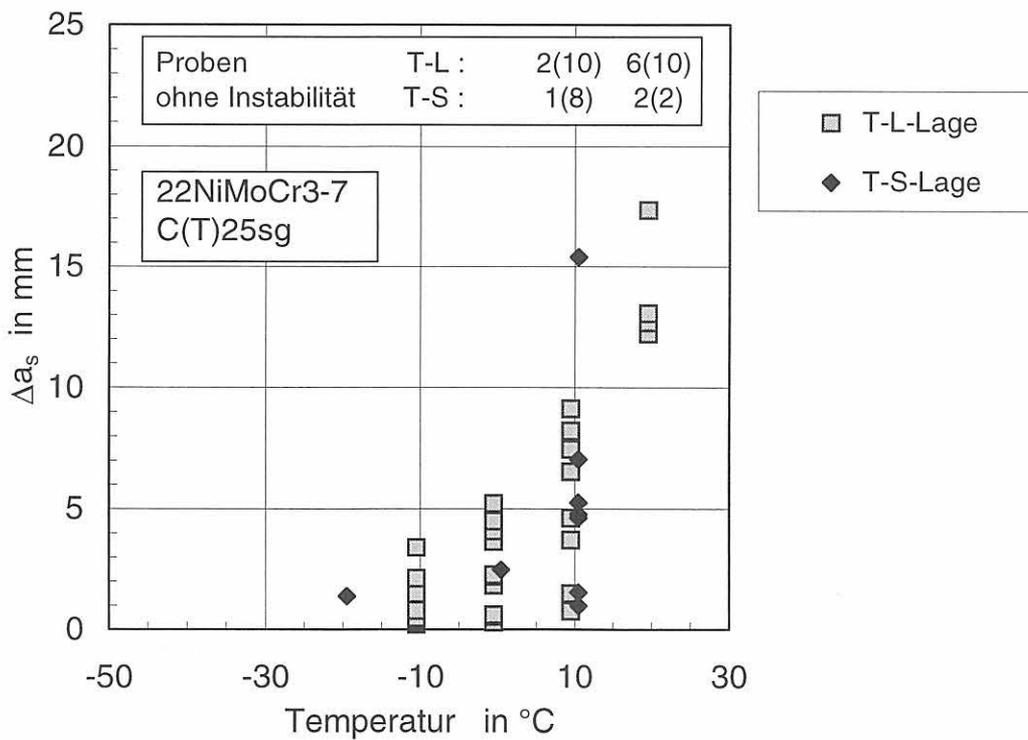


Bild 9-30:
Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben für Versuche an C(T)25sg-Proben, Werkstoff 22NiMoCr3-7

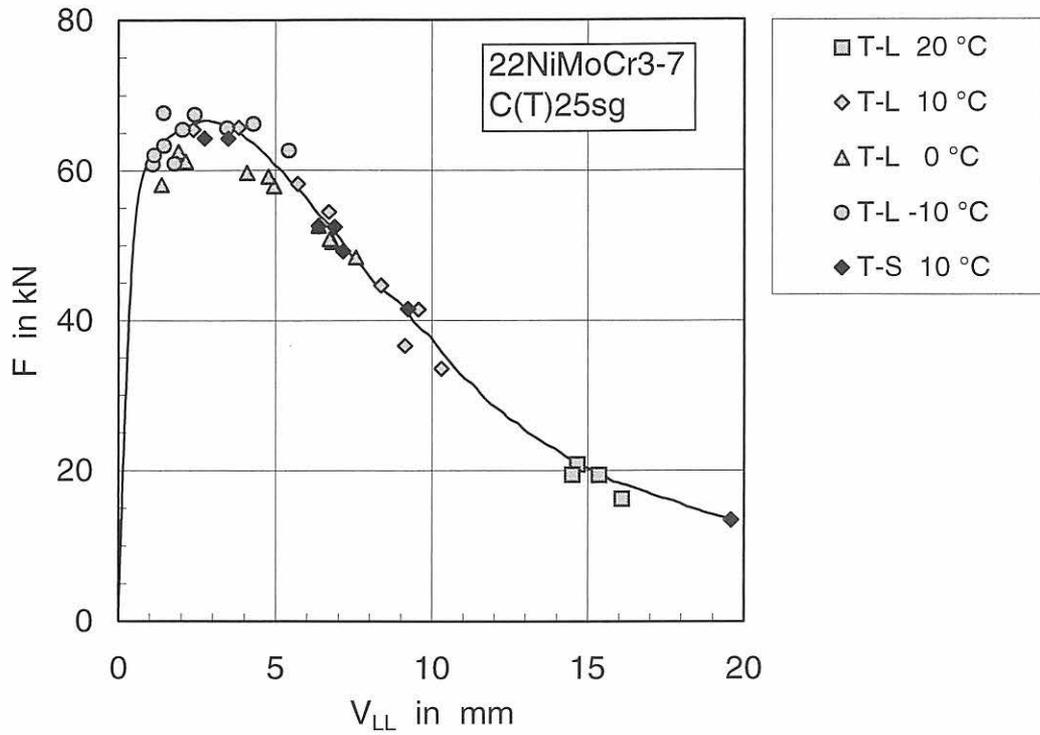


Bild 9-31:
Kraft-Verschiebungswertepaare bei Instabilität der Proben für die untersuchten Temperaturen und Probenlagen, Werkstoff 22NiMoCr3-7, C(T)25sg-Proben

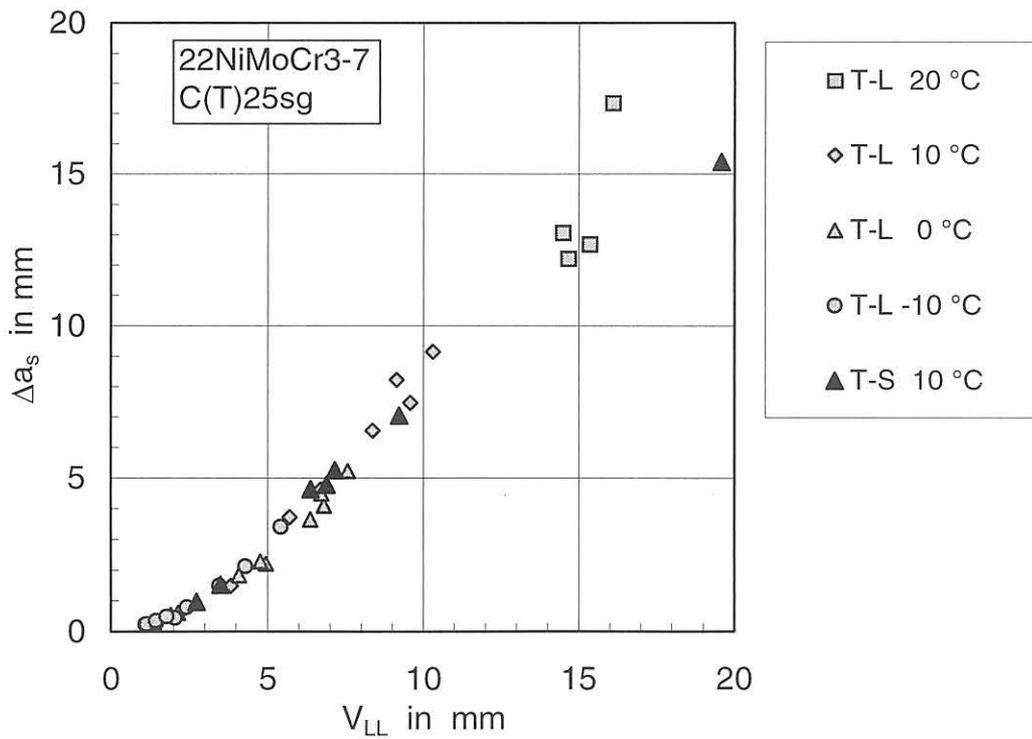


Bild 9-32:
Rißwachstums-Verschiebungswertepaare bei Instabilität der Proben für die untersuchten Temperaturen und Probenlagen, Werkstoff 22NiMoCr3-7, C(T)25sg-Proben

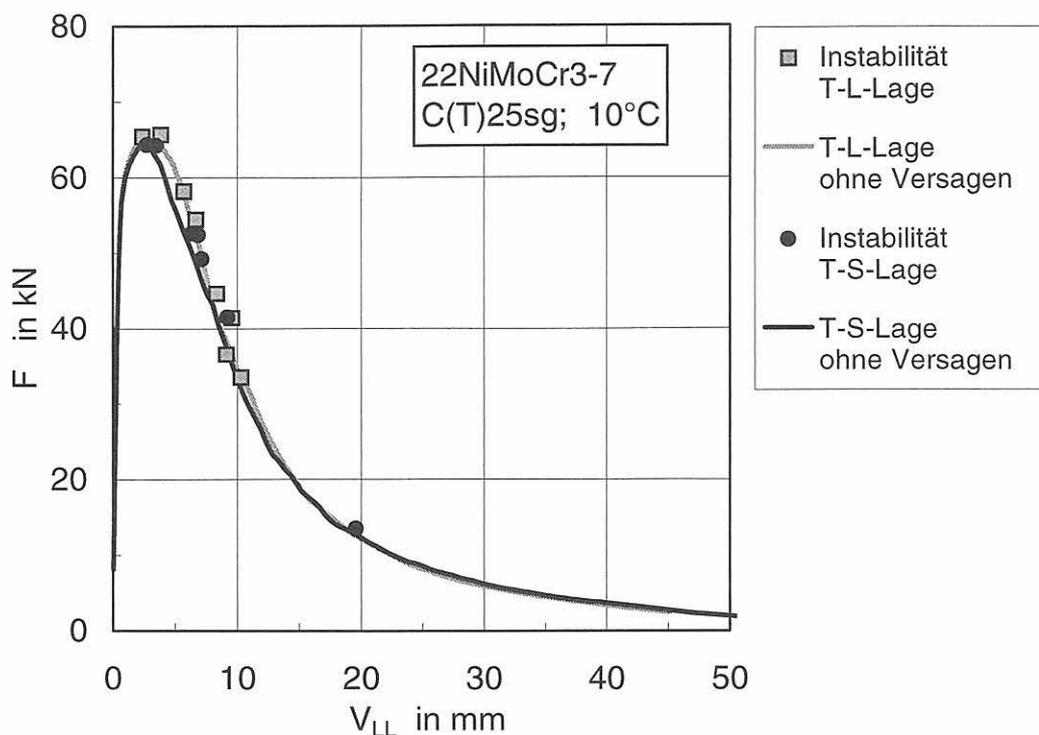


Bild 9-33: Vergleich der Kraft-Verschiebungskurven und Kraft-Verschiebungswertepaare bei Instabilität der Proben für die untersuchten Probenlagen T-L und T-S, Werkstoff 22NiMoCr3-7, C(T)25sg-Proben

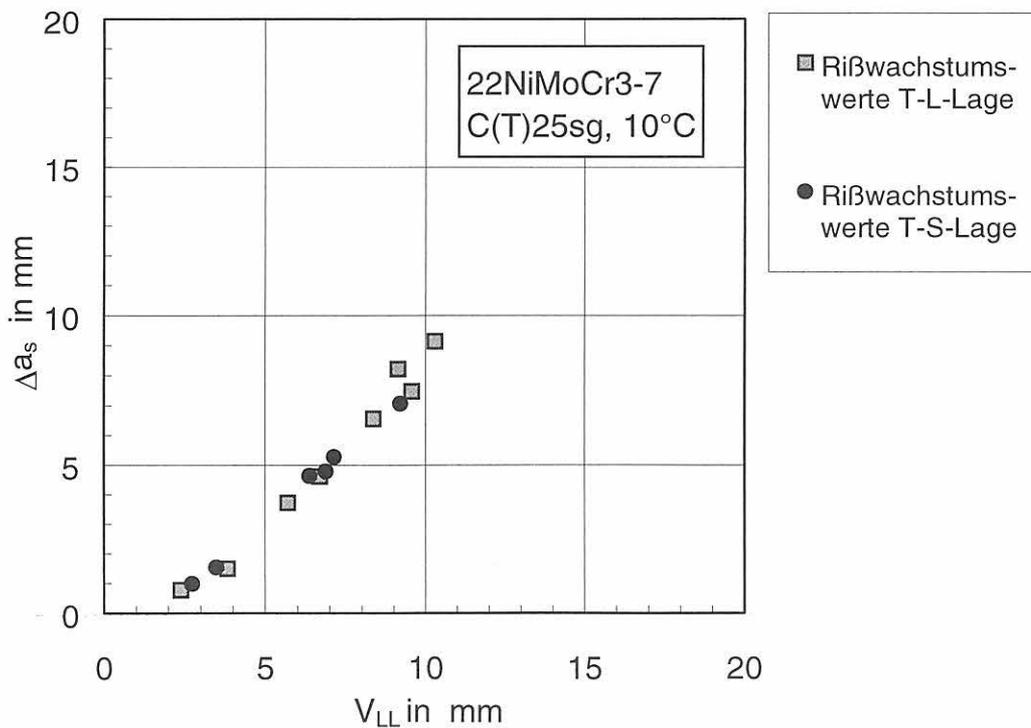


Bild 9-34: Vergleich der Rißwachstums-Verschiebungswertepaare bei Instabilität der Proben für die untersuchten Probenlagen T-L und T-S, Werkstoff 22NiMoCr3-7, C(T)25sg-Proben, 10 °C

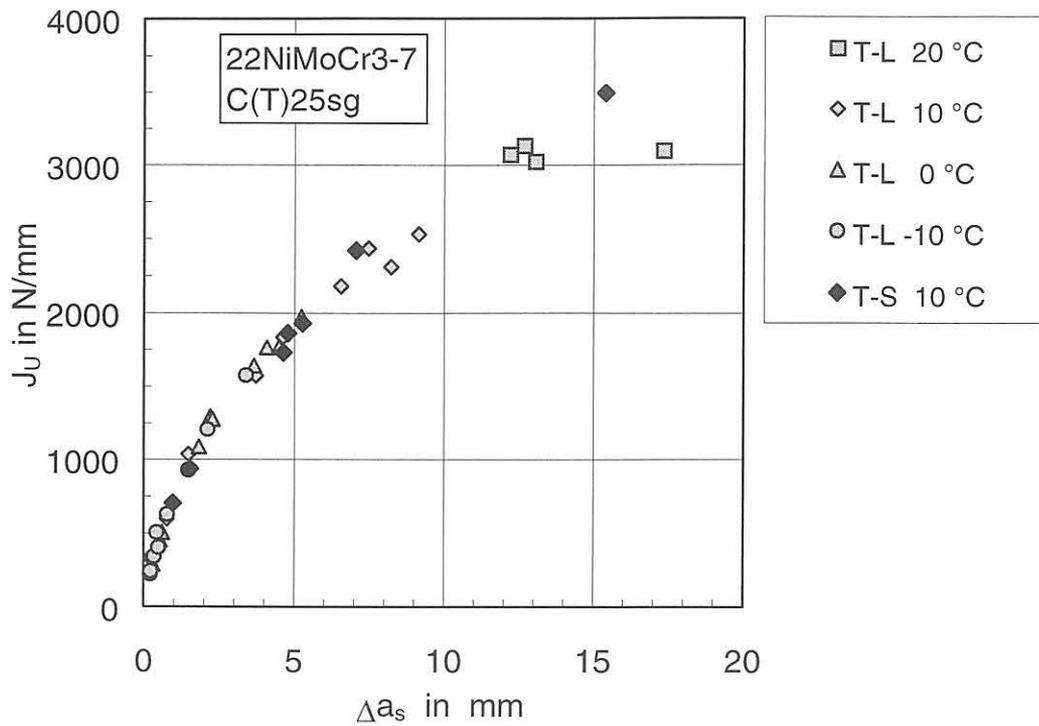


Bild 9-35:
J-Integral-Rißwachstumswertepaare bei Instabilität der C(T)25sg -Proben, Werkstoff 22NiMoCr3-7

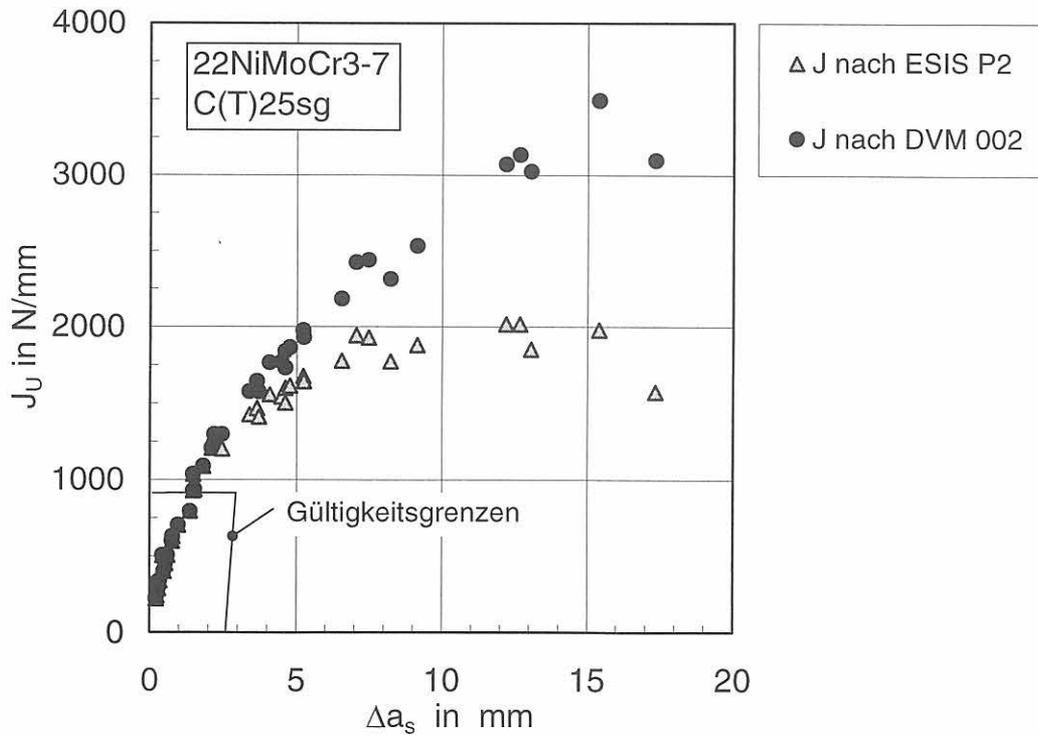


Bild 9-36:
Einfluß der Korrekturfunktion in [9] auf die J-Rißwiderstandswerte, Werkstoff 22NiMoCr3-7, C(T)25sg-Proben

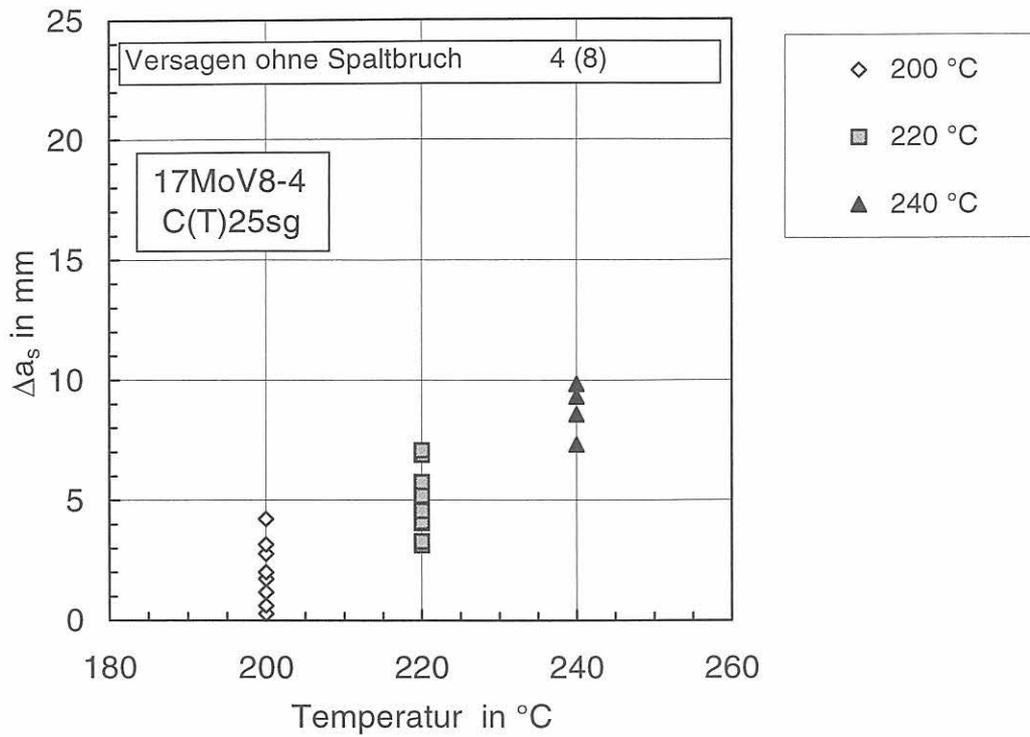


Bild 9-37: Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben der Versuche an C(T)25sg-Proben des 17MoV8-4

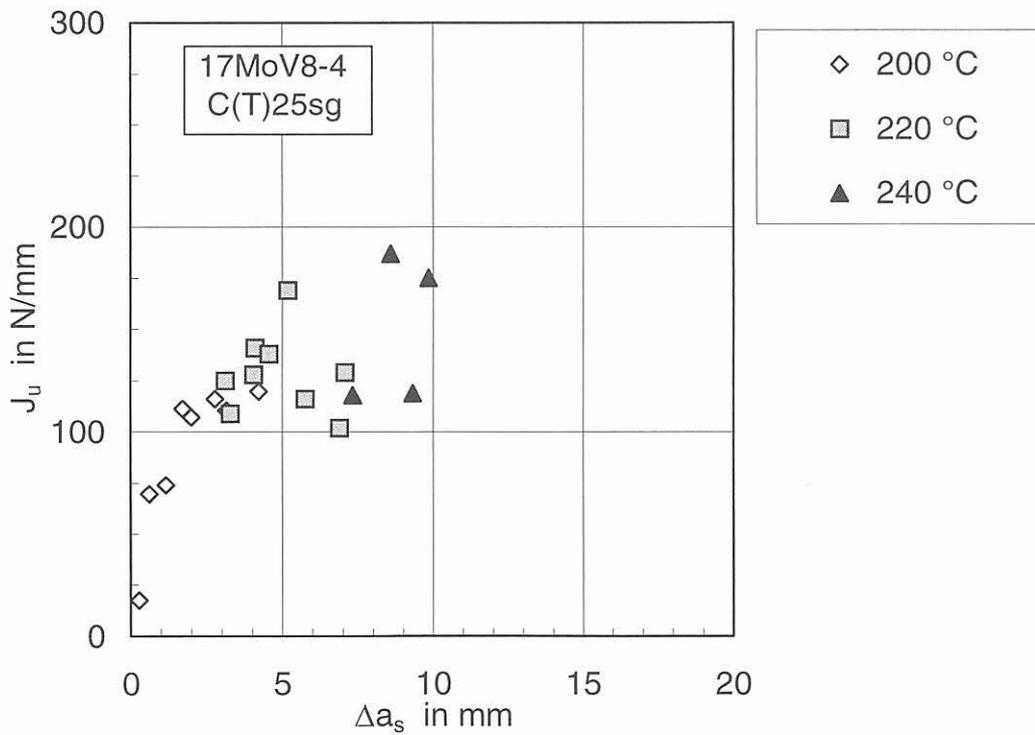


Bild 9-38: J-Integral-Rißwachstumswertepaare bei Instabilität der C(T)25sg-Proben, Werkstoff 17MoV8-4

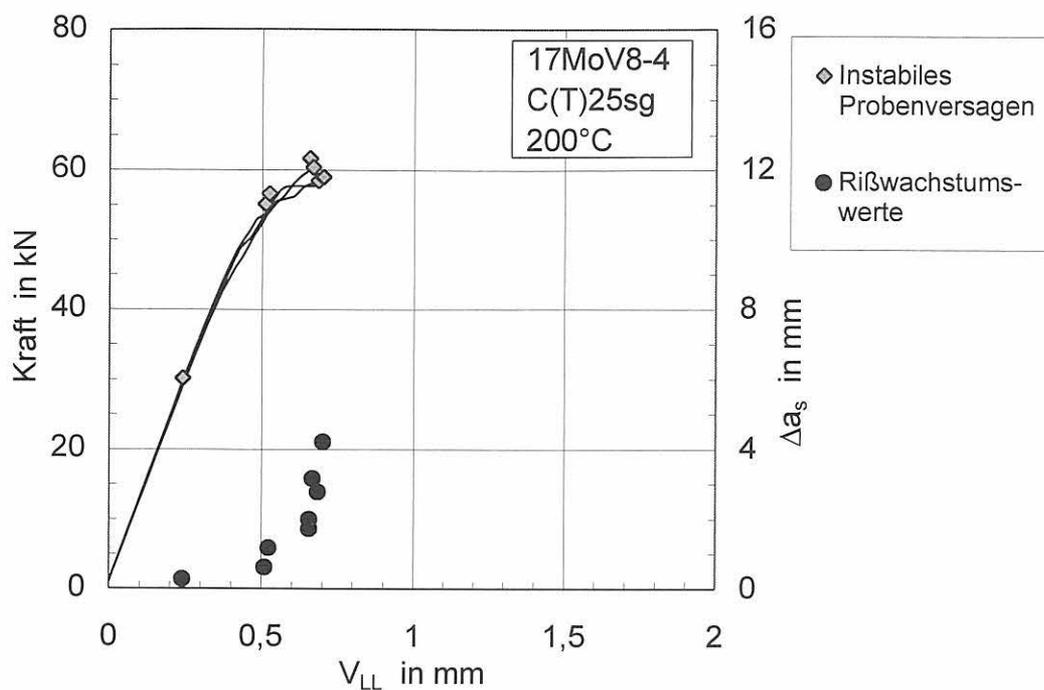


Bild 9-39:
Kraft-Verschiebungskurven und Rißwachstums-Verschiebungswertepaare bei Instabilität
Werkstoff 17MoV8-4, C(T)25sg-Proben, 200 °C

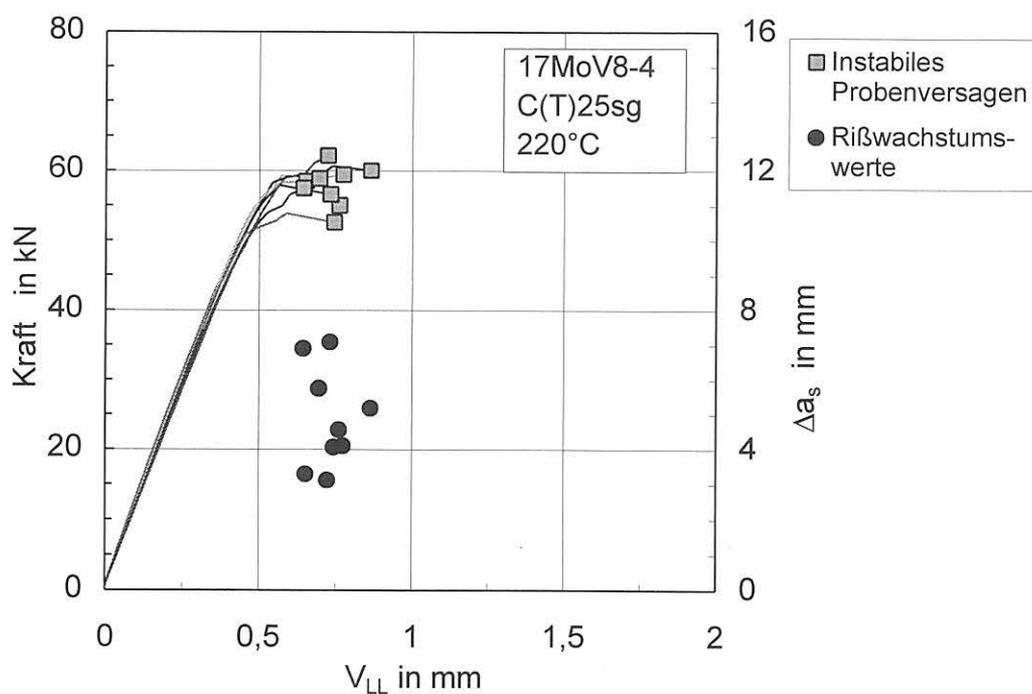


Bild 9-40:
Kraft-Verschiebungskurven und Rißwachstums-Verschiebungswertepaare bei Instabilität
Werkstoff 17MoV8-4, C(T)25sg-Proben, 220 °C

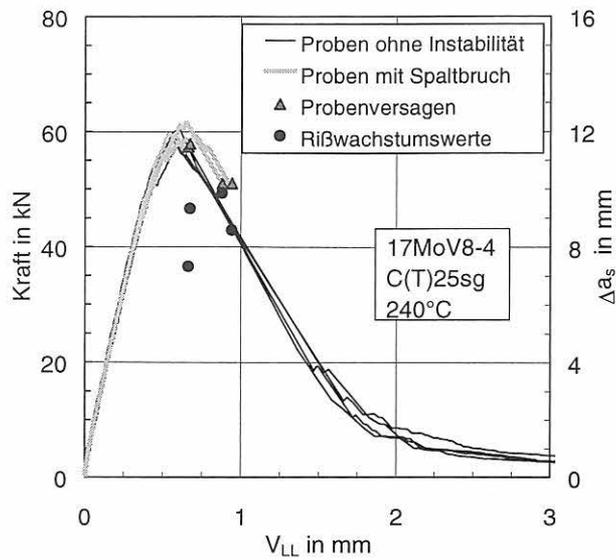


Bild 9-41a:
Kraft-Verschiebungskurven und
Verschiebungs-Rißwachstumswertepaare von
Proben mit bzw. ohne Instabilität, Werkstoff
17MoV8-4, C(T)25sg-Proben, 240 °C

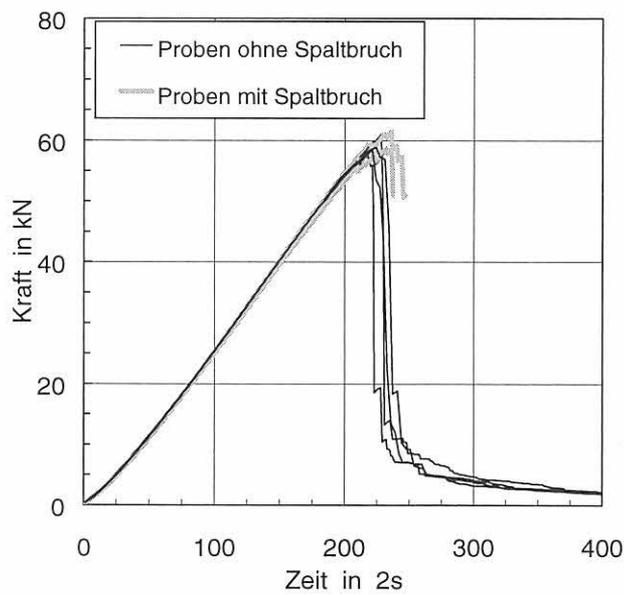


Bild 9-41b:
Vergleich der Kraft-Zeit-Verläufe der Proben
mit und ohne Spaltbruchversagen
Werkstoff 17MoV8-4, C(T)25sg-Proben,
240 °C

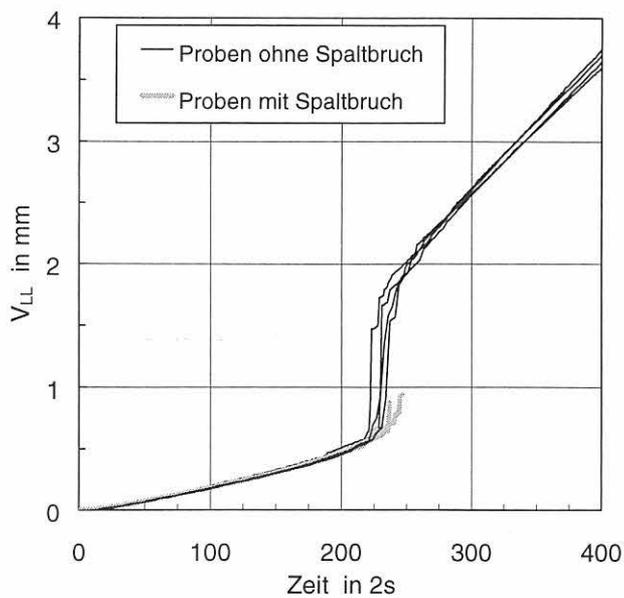


Bild 9-41c:
Vergleich der Verschiebungs-Zeit-Verläufe der
Proben mit und ohne Spaltbruchversagen
Werkstoff 17MoV8-4, C(T)25sg-Proben,
240 °C

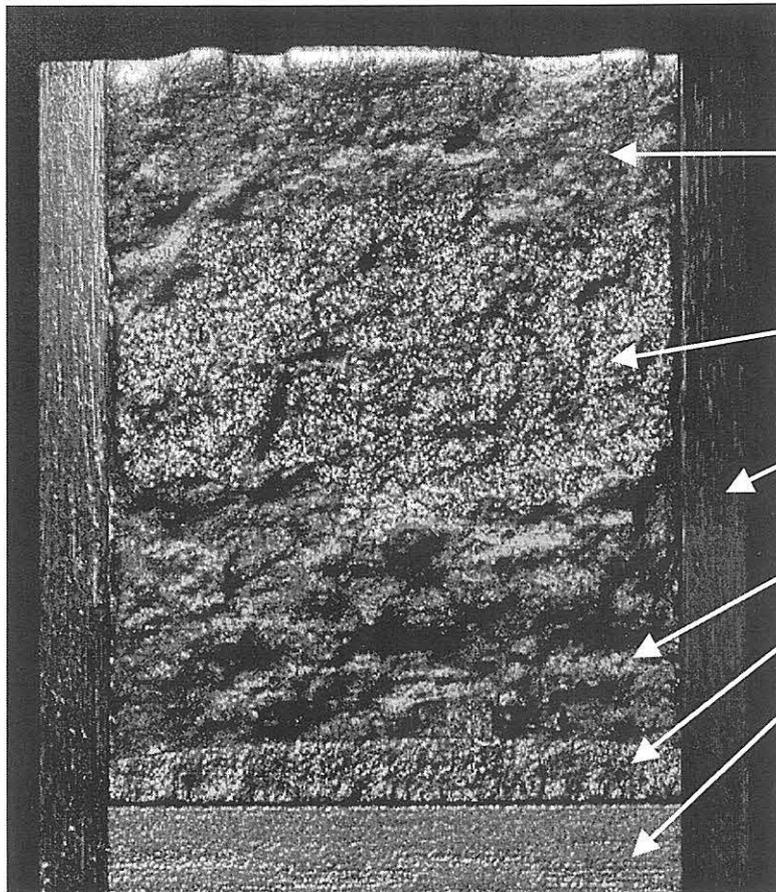


Bild 9-42a:
 Bruchfläche einer C(T)25sg-Probe
 aus 17MoV8-4 mit Spaltbruch,
 Probe 83, 240 °C, $\Delta a_s = 8,58 \text{ mm}$
 2,5 mm

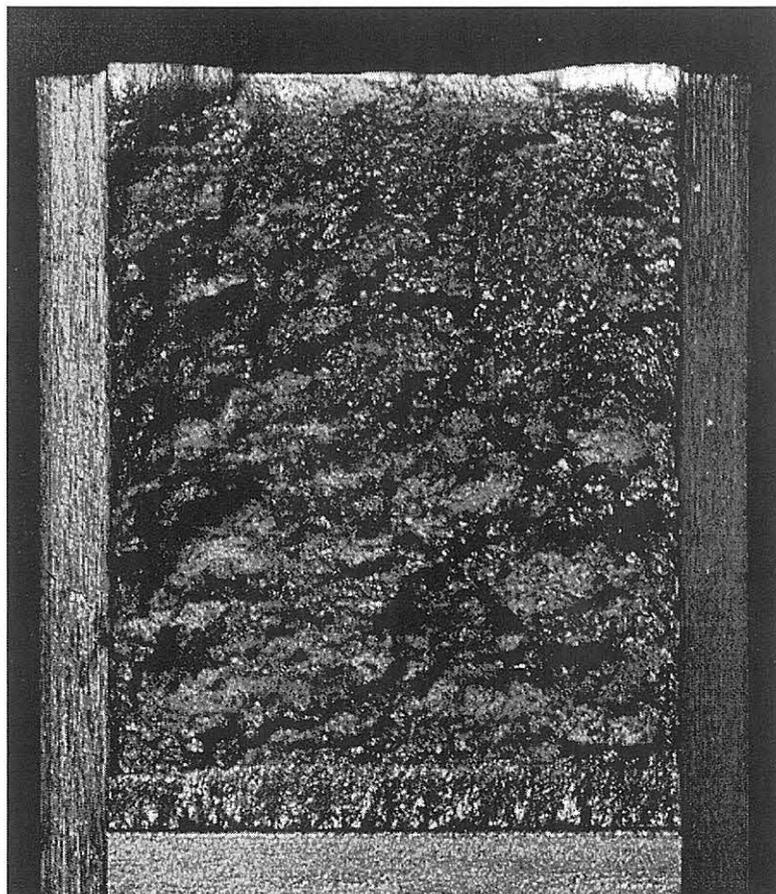
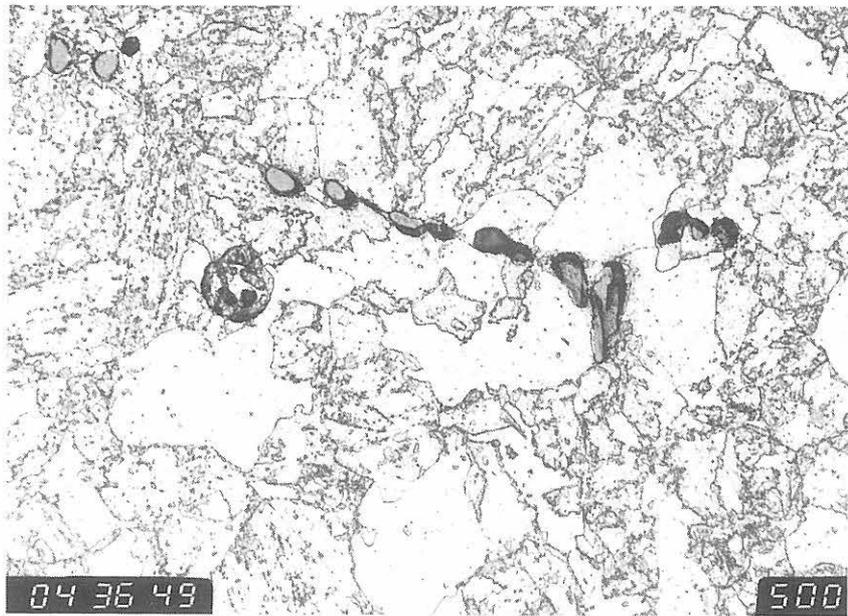
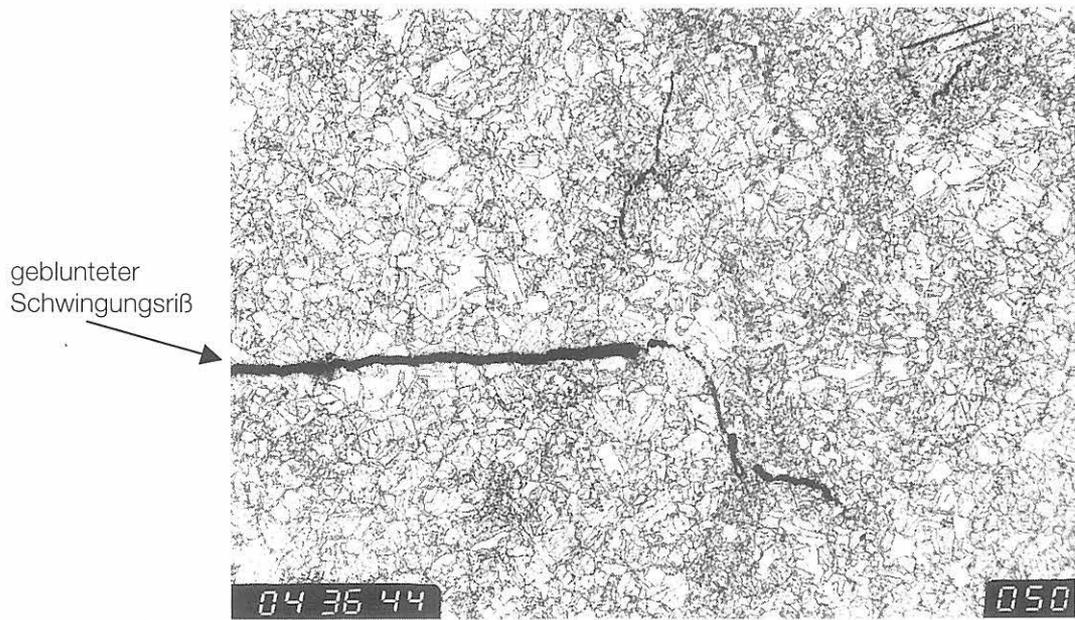


Bild 9-42b:
 Bruchfläche einer C(T)25sg-Probe
 aus 17MoV8-4 ohne Spaltbruch-
 versagen, Probe 73, 240 °C
 2,5 mm



a)

20µm



b)

200µm

Bild 9-43:
 Querschliff im Bereich der Schwingungsrißspitze einer Probe, die im linear-elastischen Bereich belastet wurde, Werkstoff 17MoV8-4, (die Belastung erfolgte bis $F_{max} = 53 \text{ kN}$, vergl. Bild 9-41a)
 a) Bildung von Hohlräumen an Mangansulfidclustern
 b) Bildung von Nebenrisen durch Zusammenwachsen von Hohlräumen

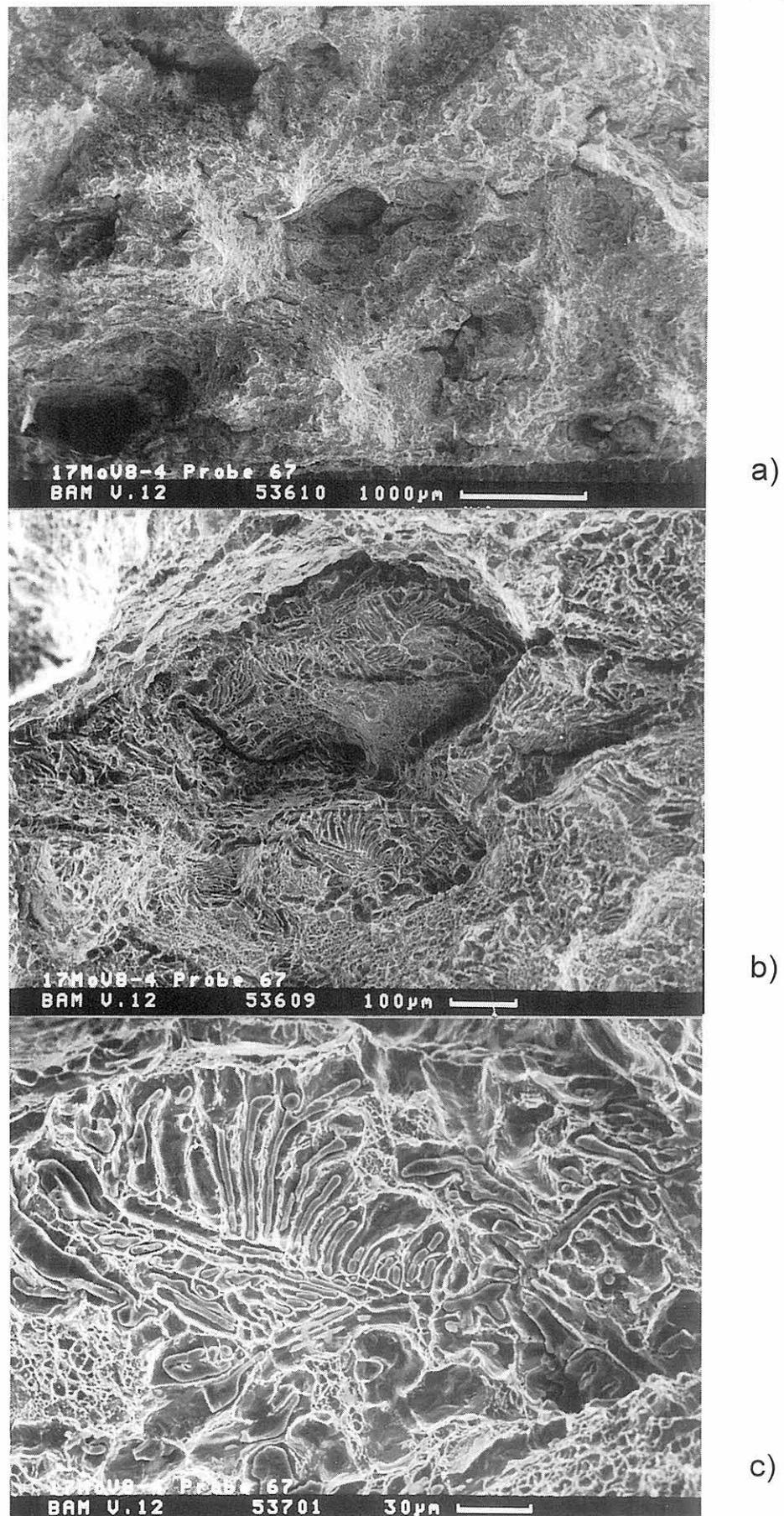
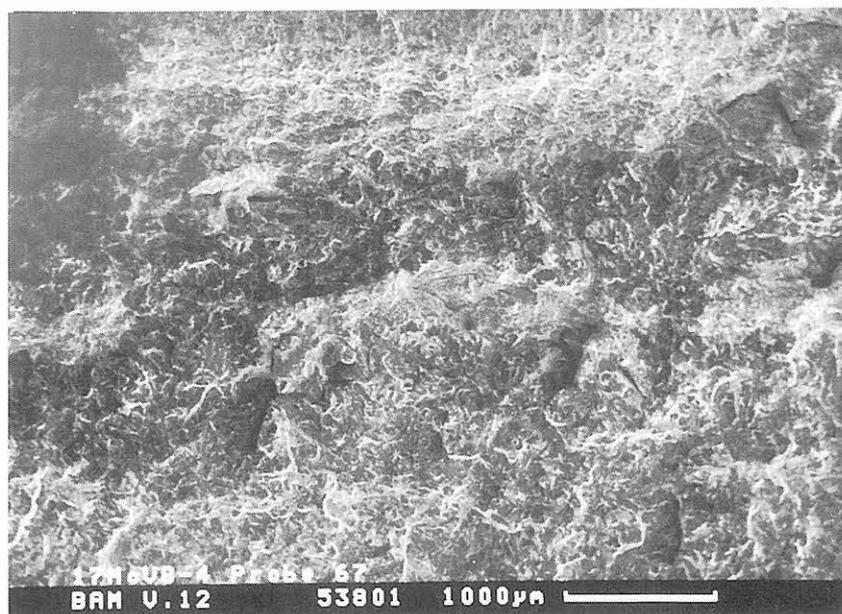


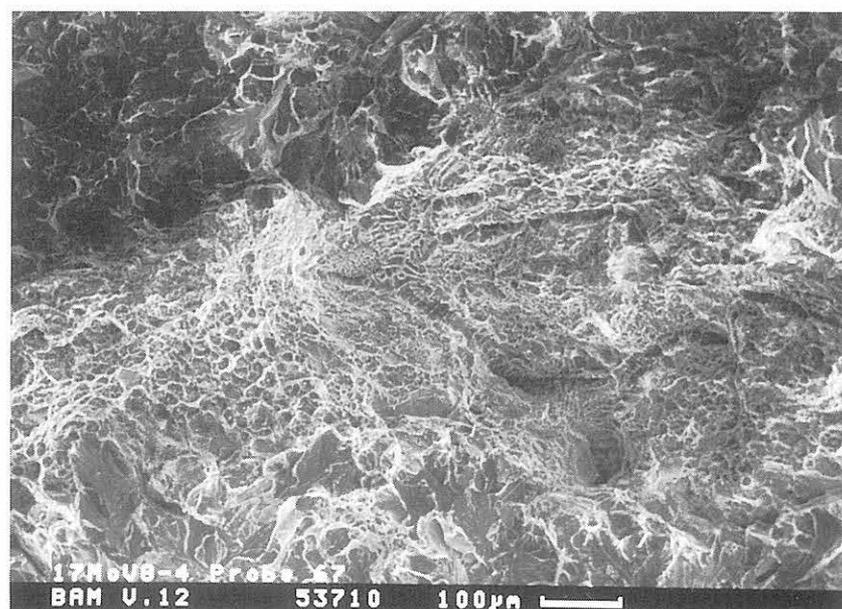
Bild 9-44:

Topografie der duktilen Bruchfläche der Probe 67, Werkstoff 17MoV8-4, Temperatur 240 °C

- a) Übersicht über die stark zerklüftete Oberfläche, $V = 20 : 1$
- b) Orientierung des duktilen Risses entlang der Mangansulfidcluster, Detail aus a), $V = 100 : 1$
- c) Hohlraumbildung an den Mangansulfiden eines Clusters, Detail aus b), $V = 400 : 1$



a)



b)

Bild 9-45:

Topografie der Spaltbruchfläche der Probe 67, Werkstoff 17MoV8-4, Temperatur 240 °C

a) Übersicht der Spaltbruchfläche, V = 20 : 1

b) im Anfangsbereich der Spaltbruchfläche freigelegter Mangansulfidcluster mit geringer Wabenbildung, (Detail aus der Mitte von a)), V = 100 : 1

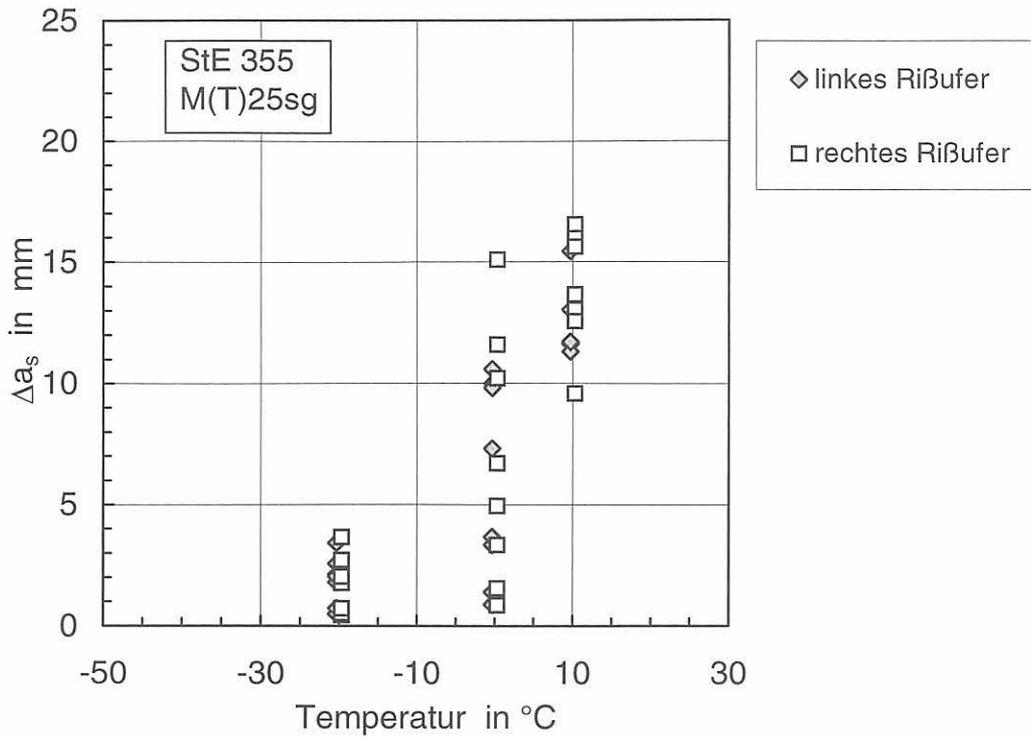


Bild 9-46: Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben, M(T)-Proben, StE 355

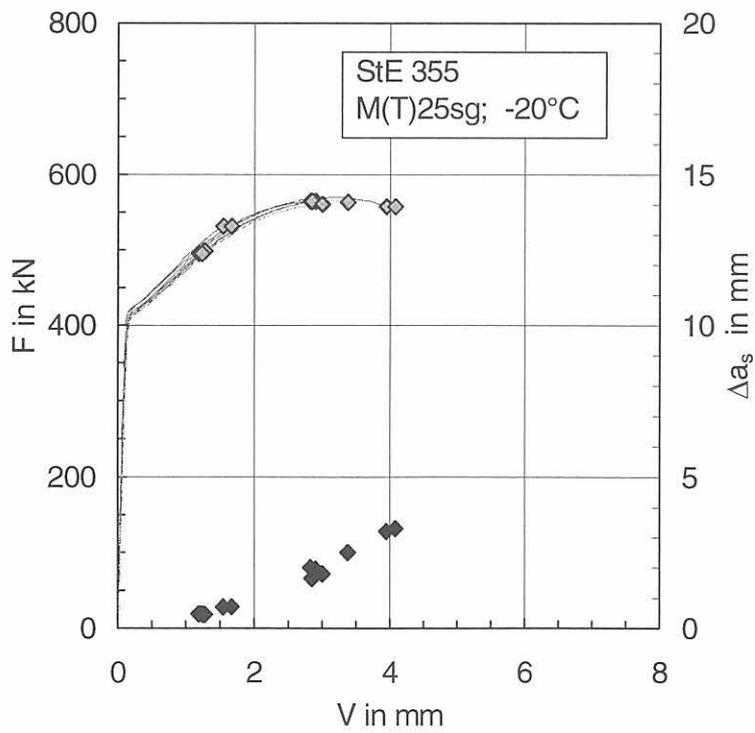


Bild 9-47: Kraft-Verschiebungskurven und Rißwachstums-Verschiebungswertepaare von M(T)25sg-Proben des StE 355 bei -20 °C

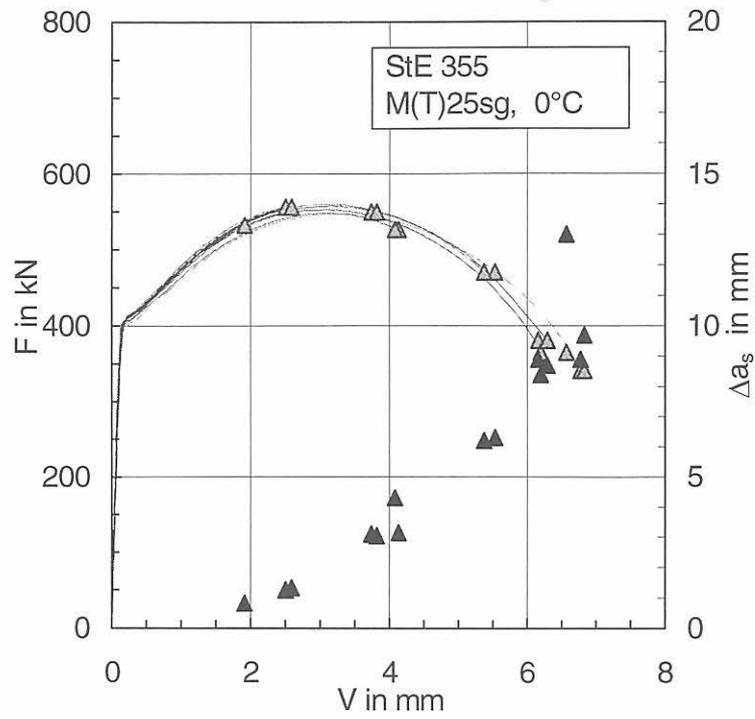


Bild 9-48:
Kraft-Verschiebungskurven und Rißwachstums-Verschiebungswertepaare von M(T)25sg-Proben des StE 355 bei 0 °C

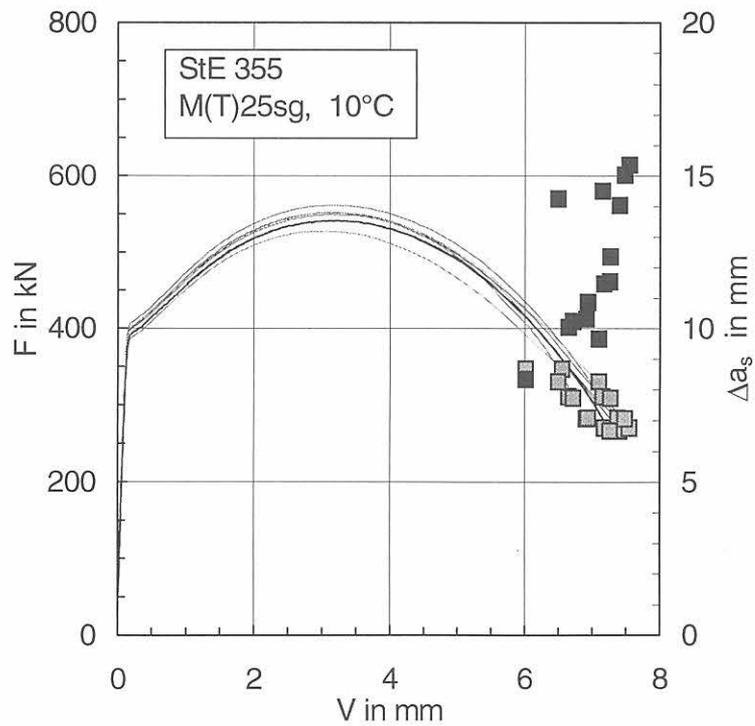


Bild 9-49:
Kraft-Verschiebungskurven und Rißwachstums-Verschiebungswertepaare von M(T)25sg-Proben des StE 355 bei 10 °C

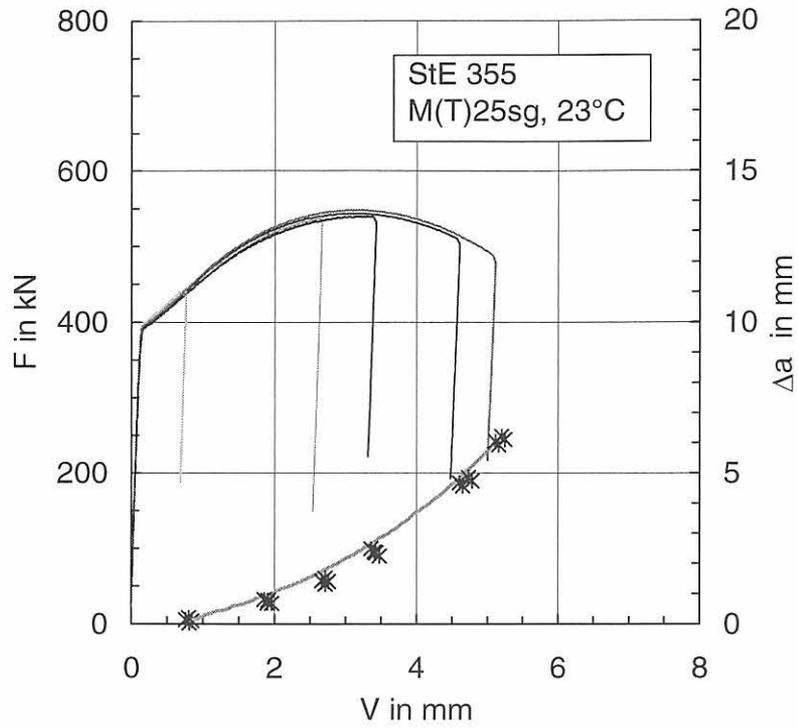


Bild 9-50:
Kraft-Verschiebungskurven und Δa -Werte von M(T)25sg-Proben zur Ermittlung einer Rißwiderstandskurve des StE 355 bei 23 °C

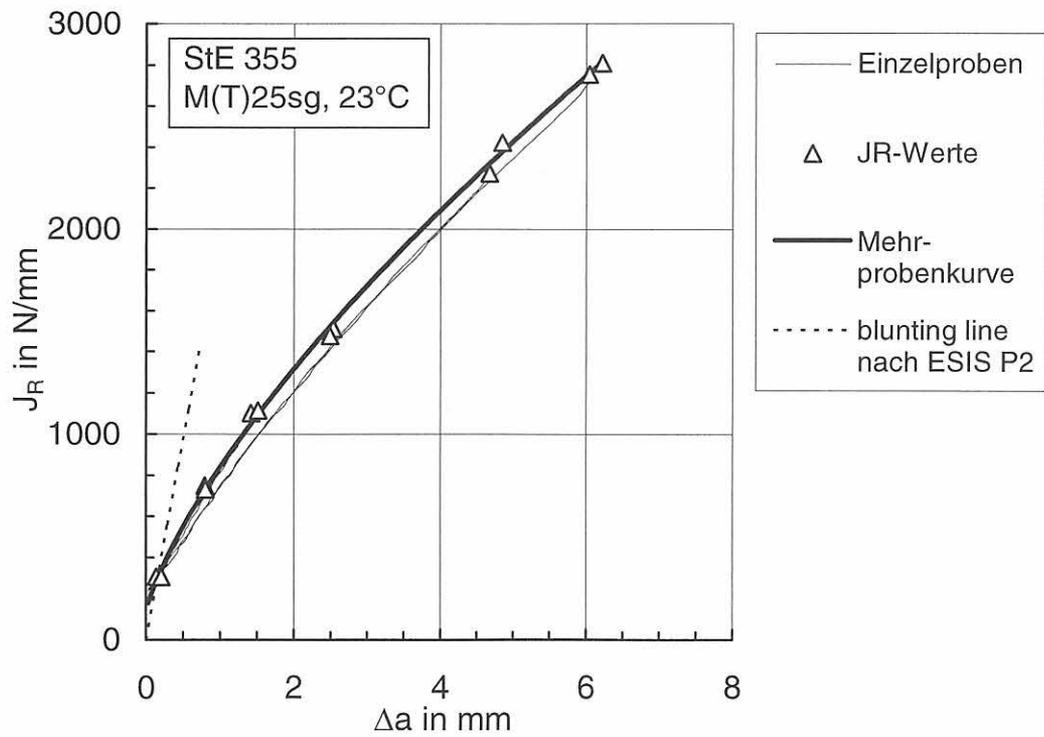


Bild 9-51:
Rißwiderstandskurven nach Ein- und Mehrprobenmethode von M(T)25sg-Proben, StE 355, 23 °C

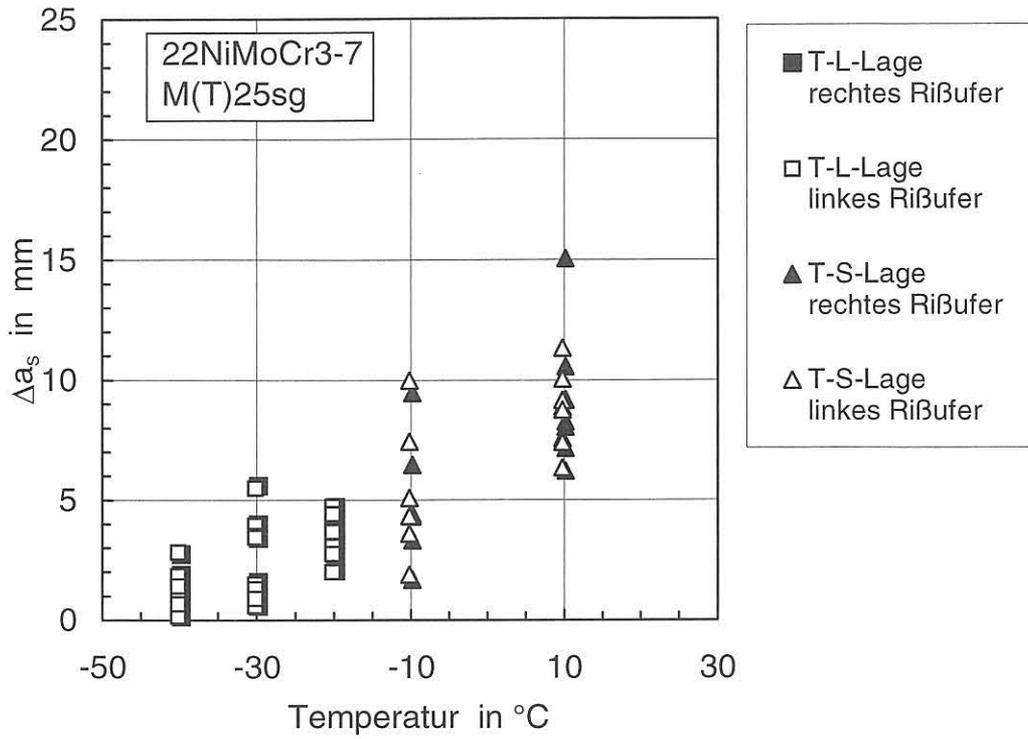


Bild 9-52: Rißwachstum bis zum Spaltbruchversagen der M(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7

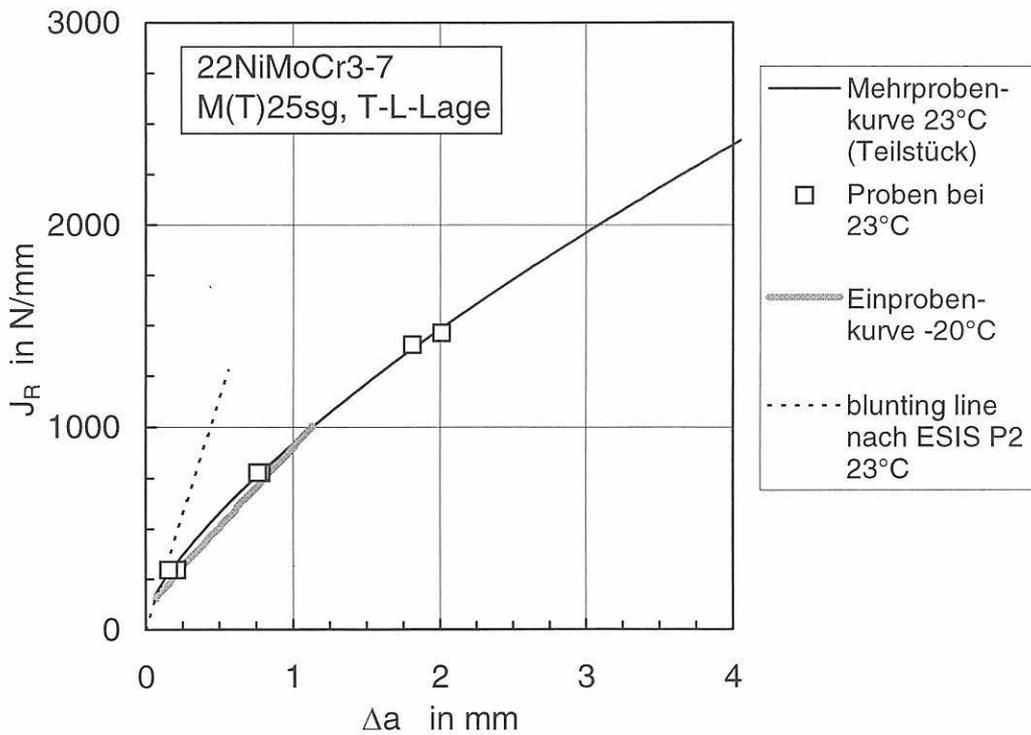


Bild 9-53: Vergleich der Rißwiderstandskurven von M(T)25sg-Proben in T-L-Lage des 22NiMoCr3-7 bei 23 °C [5] und -20 °C

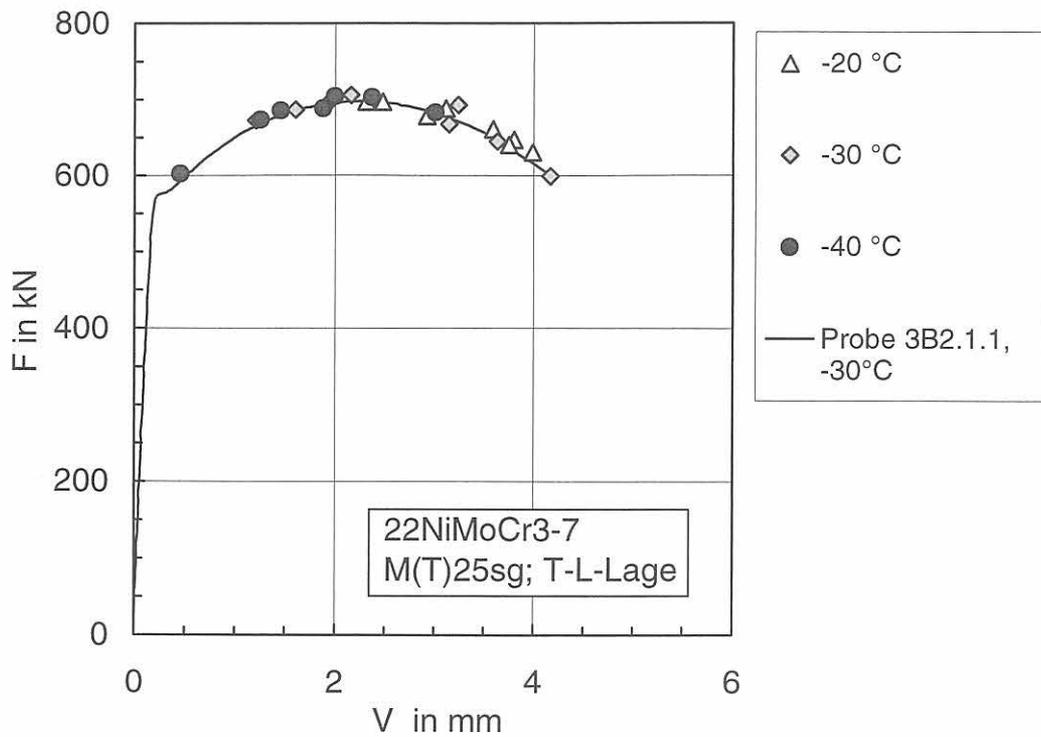


Bild 9-54:
Kraft-Verschiebungswertepaare für das Spaltbruchversagen der M(T)25sg-Proben
in T-L-Lage des 22NiMoCr3-7

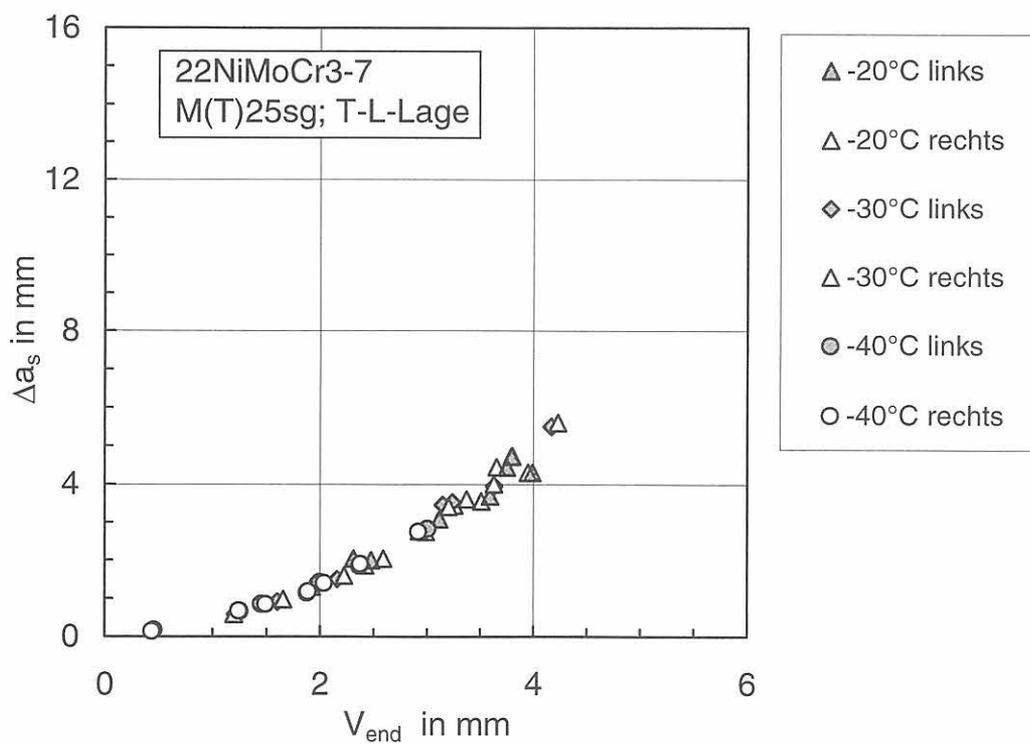


Bild 9-55:
Rißwachstums-Verschiebungswertepaare für das Spaltbruchversagen der M(T)25sg-Proben
in T-L-Lage des 22NiMoCr3-7

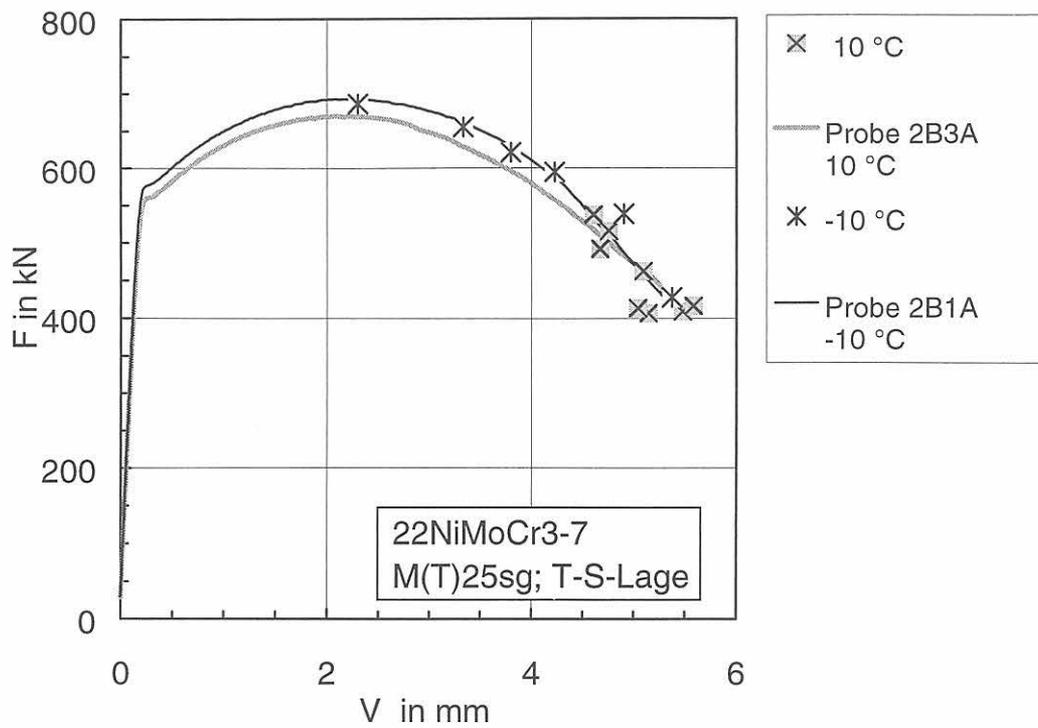


Bild 9-56:
Kraft-Verschiebungswertepaare für das Spaltbruchversagen der M(T)25sg-Proben in T-S-Lage des 22NiMoCr3-7

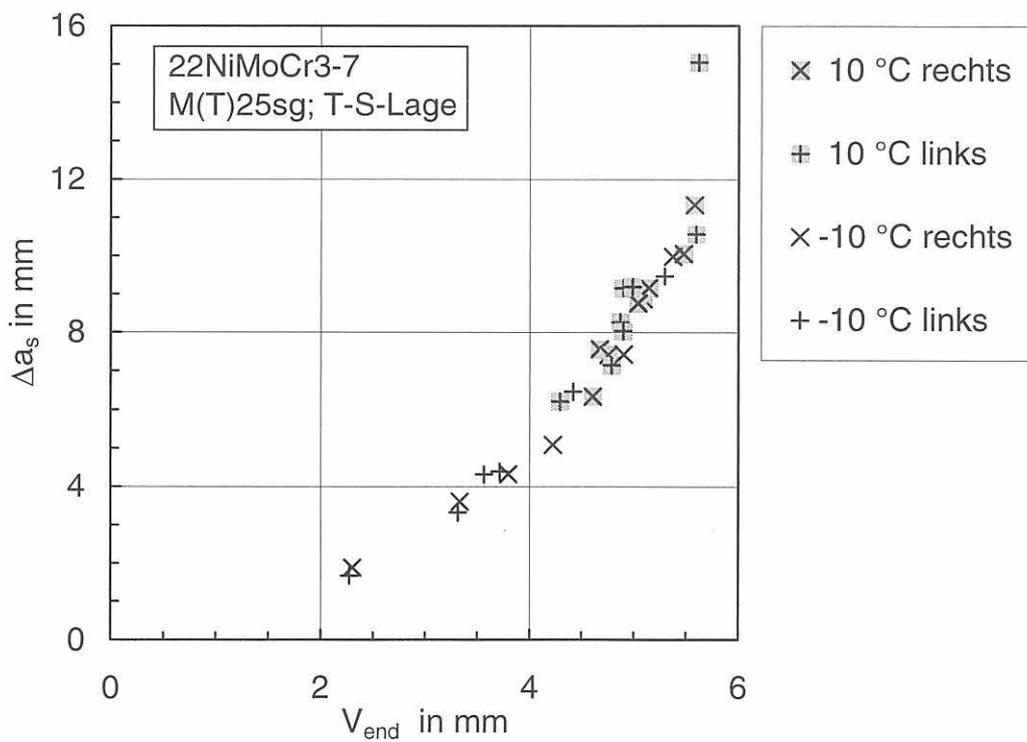


Bild 9-57:
Rißwachstums-Verschiebungswertepaare für das Spaltbruchversagen der M(T)25sg-Proben in T-S-Lage des 22NiMoCr3-7

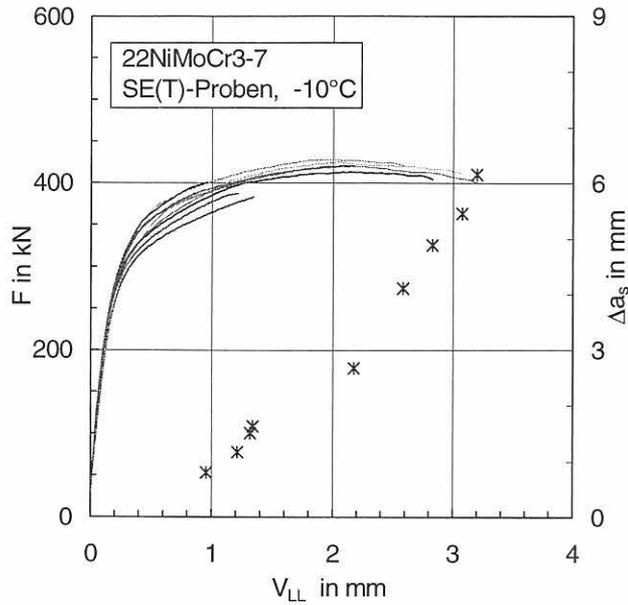


Bild 9-58:
Kraft-Verschiebungskurven (Verschiebung gemessen in der Lastangriffslinie) und Rißwachstumswerte der SE(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 bei -10 °C

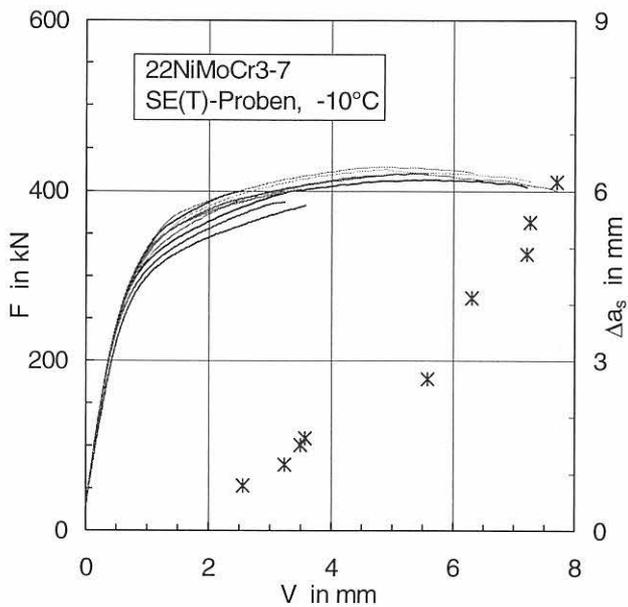


Bild 9-59:
Kraft-Verschiebungskurven (Verschiebung gemessen an der Stirnseite) und Rißwachstumswerte der SE(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 bei -10 °C

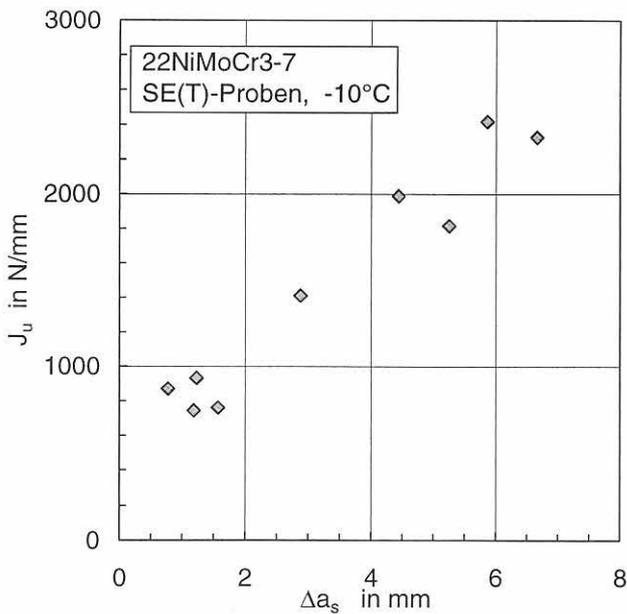


Bild 9-60:
 J_u - Δa_s -Wertepaare für das Spaltbruchversagen der SE(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 bei -10 °C

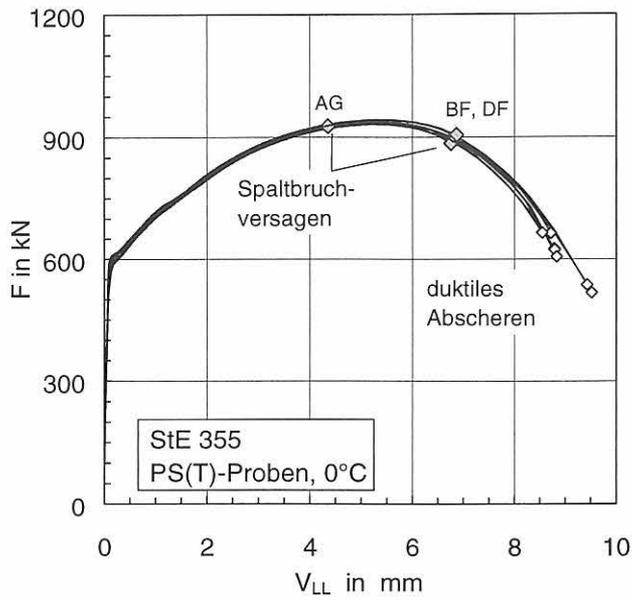


Bild 9-61: Kraft-Verschiebungskurven von PS(T)-Proben aus StE 355 bei einer Temperatur von 0 °C

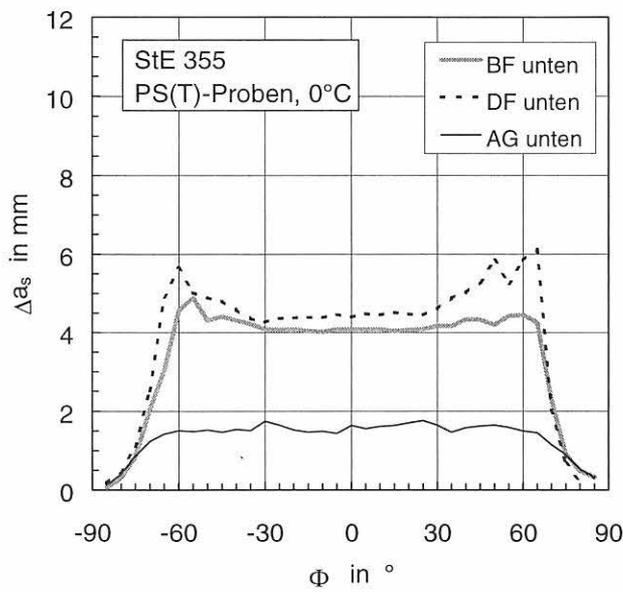


Bild 9-62: Rißwachstum bis zum Spaltbruchversagen der PS(T)-Proben aus StE 355 bei 0 °C

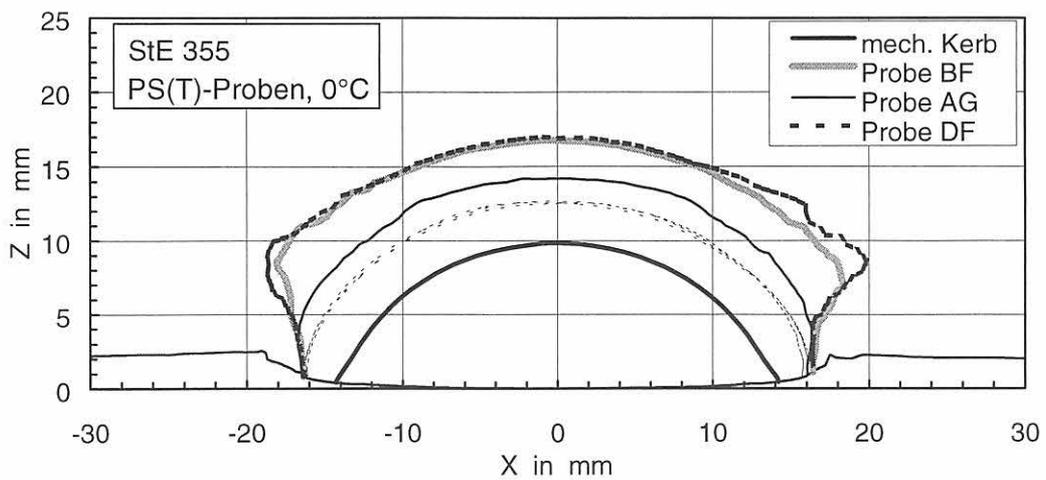


Bild 9-63: Rißwachstum bis zum Spaltbruchversagen von PS(T)-Proben aus StE 355 bei einer Temperatur von 0 °C

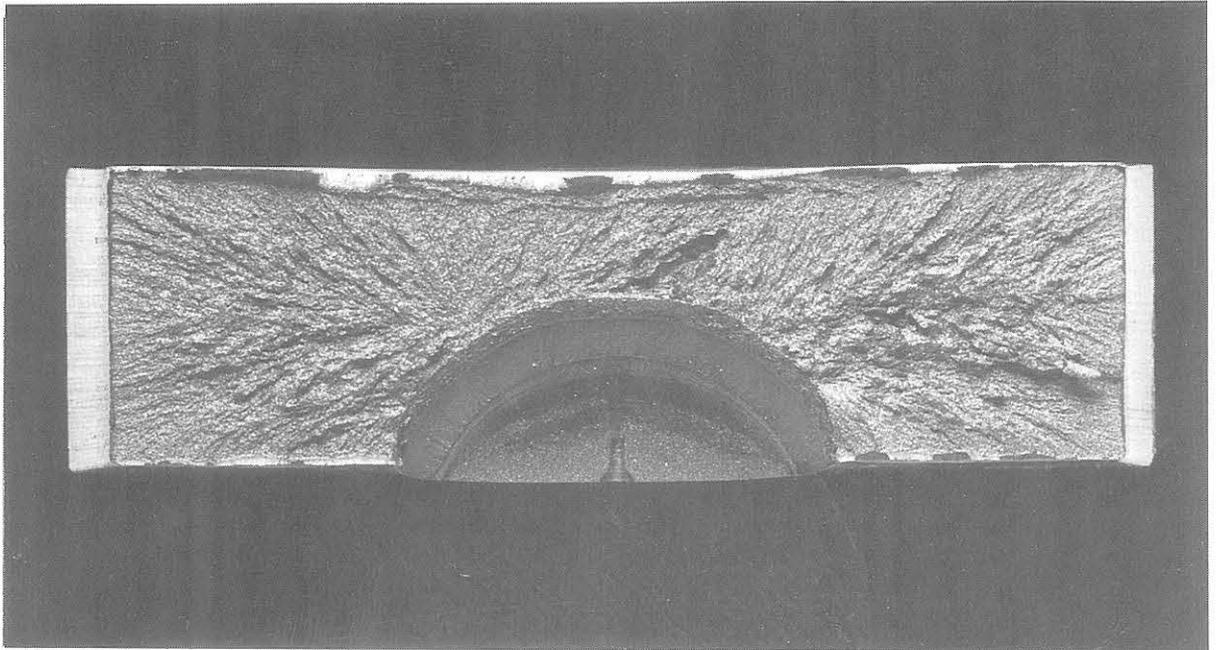


Bild 9-64:
Bruchfläche der Probe AG, Werkstoff StE 355, 0 °C, $\Delta a_{\phi_{=0^\circ}} = 1,57 \text{ mm}$, $\Delta a_{max} = 1,88 \text{ mm}$

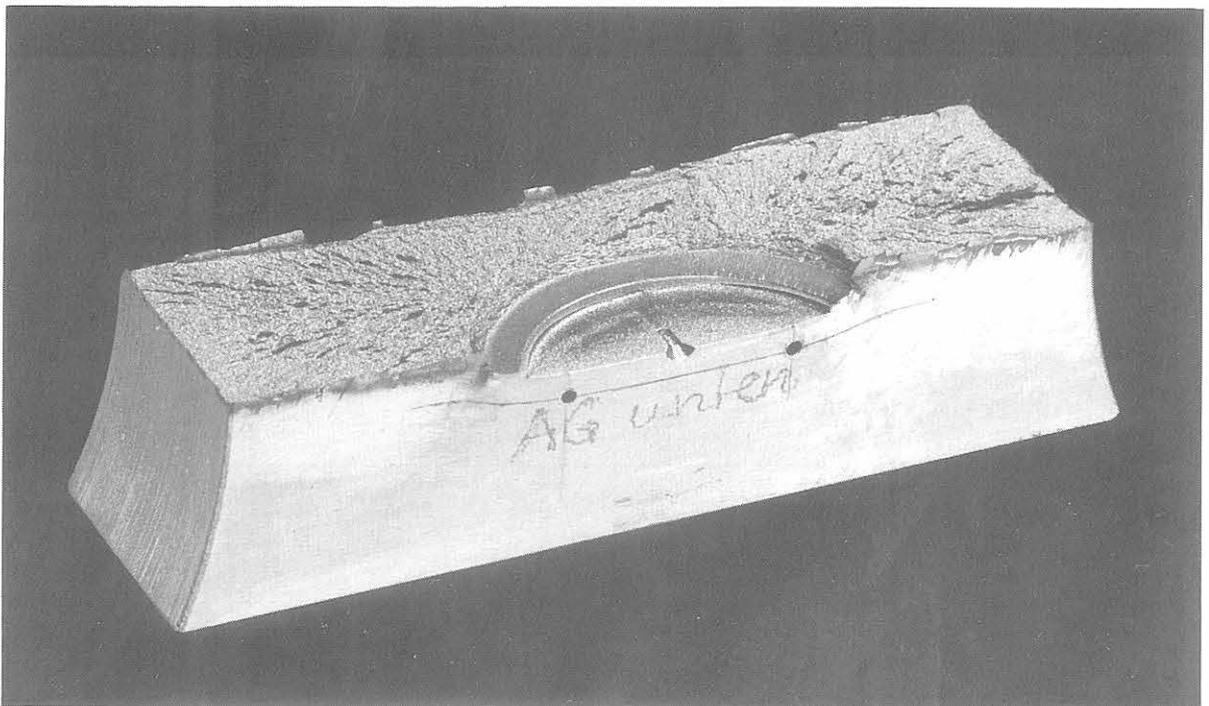


Bild 9-65:
Seitliche Ansicht der Probe AG, Werkstoff StE 355, 0 °C

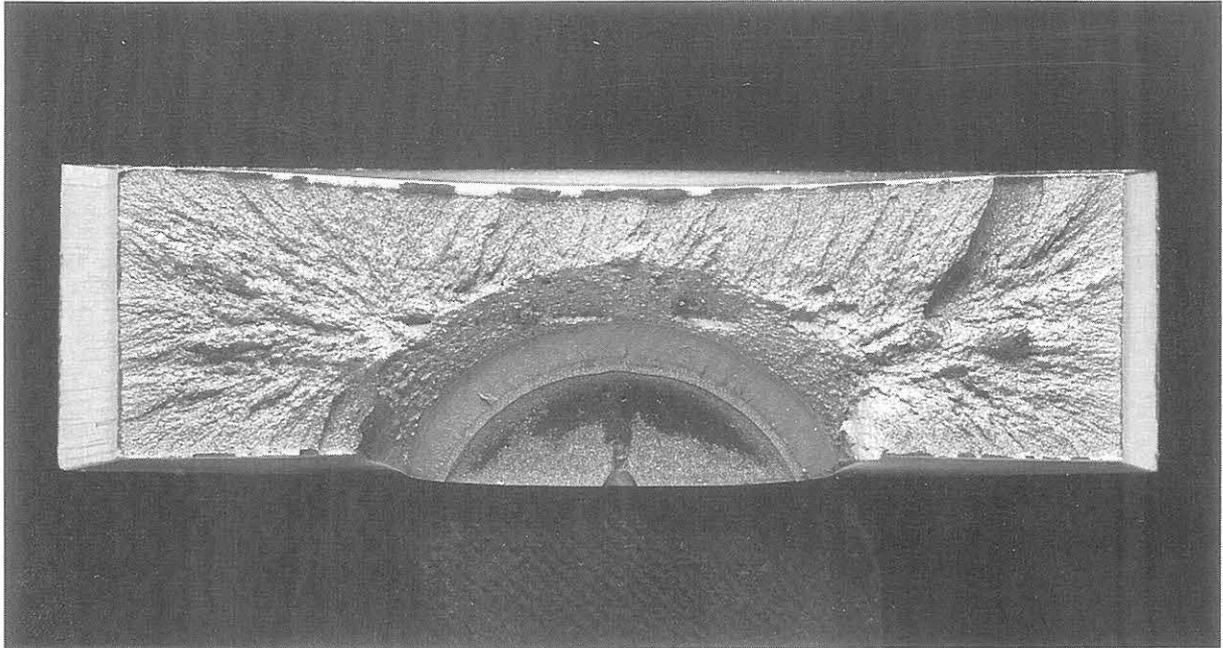


Bild 9-66:
Bruchfläche der Probe DF, Werkstoff StE 355, 0 °C, $\Delta a_{\phi=0^\circ} = 4,38 \text{ mm}$, $\Delta a_{\text{max}} = 5,79 \text{ mm}$



Bild 9-67:
Seitliche Ansicht der Probe DF, Werkstoff StE 355, 0 °C

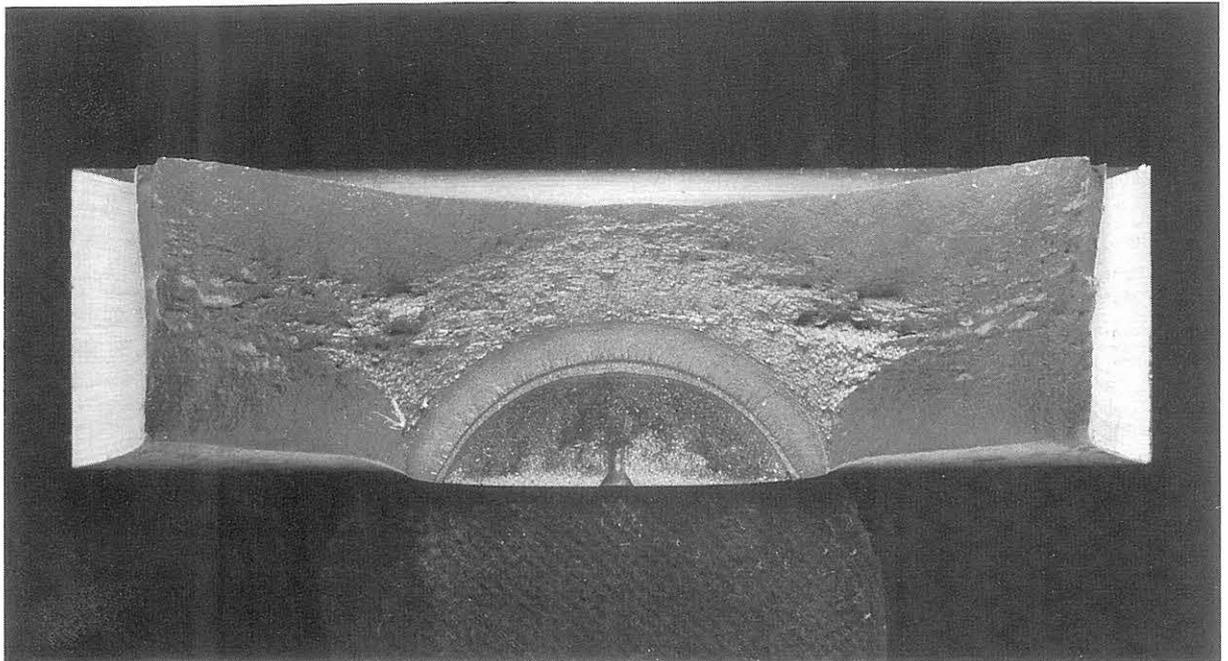


Bild 9-68:
Bruchfläche der Probe BG ohne Spaltbruchversagen, Werkstoff StE 355, 0 °C

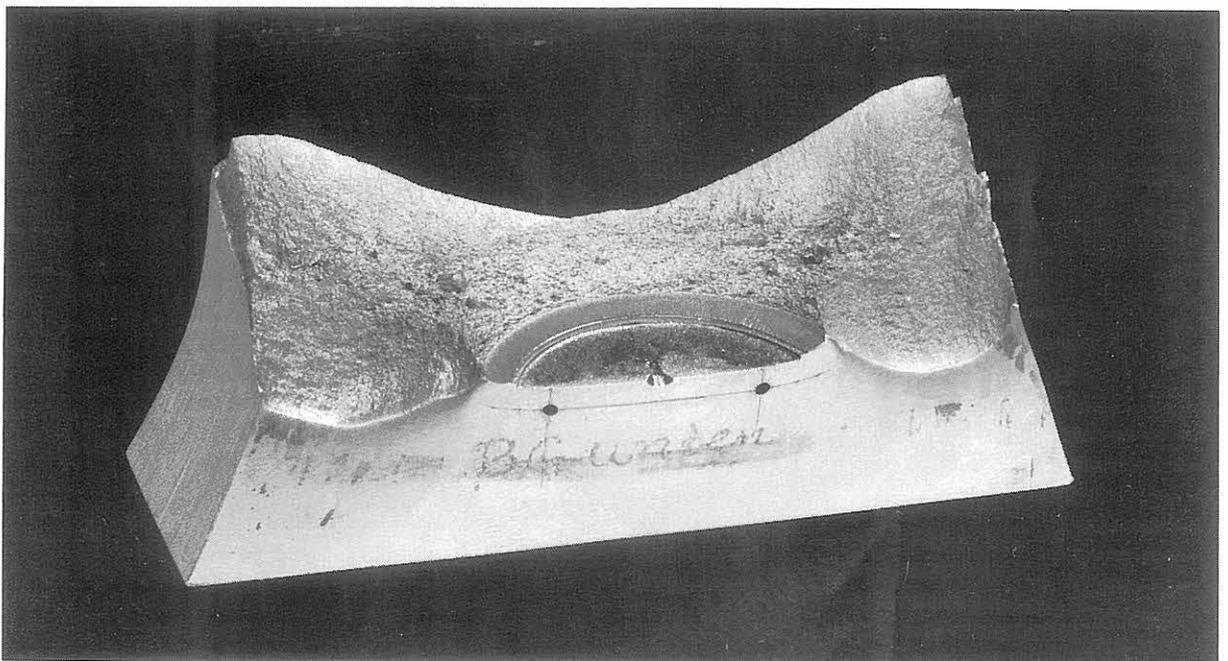


Bild 9-69:
Seitliche Ansicht der Probe BG ohne Spaltbruchversagen, Werkstoff StE 355, 0 °C

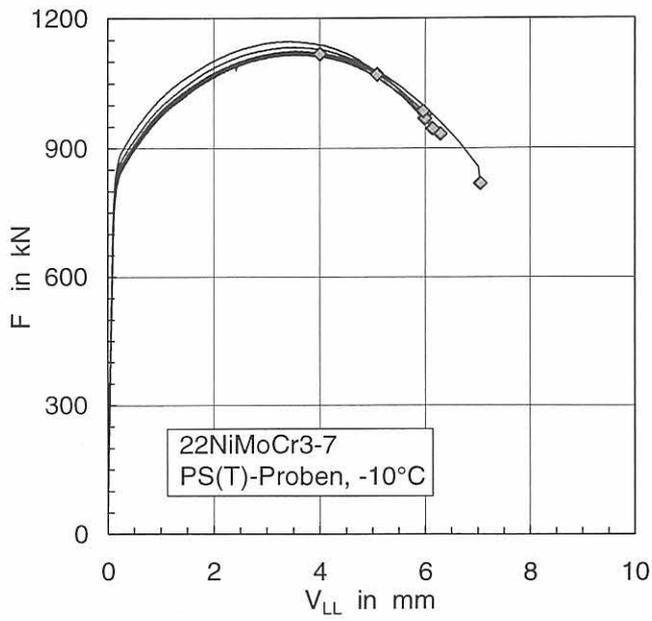


Bild 9-70
Kraft-Verschiebungskurven von PS(T)-Proben aus 22NiMoCr3-7 bei -10 °C

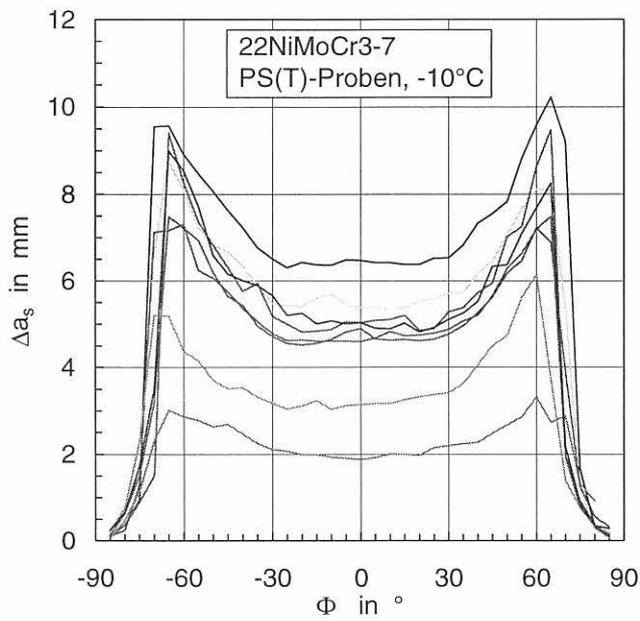


Bild 9-71
Rißwachstum bis zum Spaltbruchversagen von PS(T)-Proben aus 22NiMoCr3-7 bei -10 °C

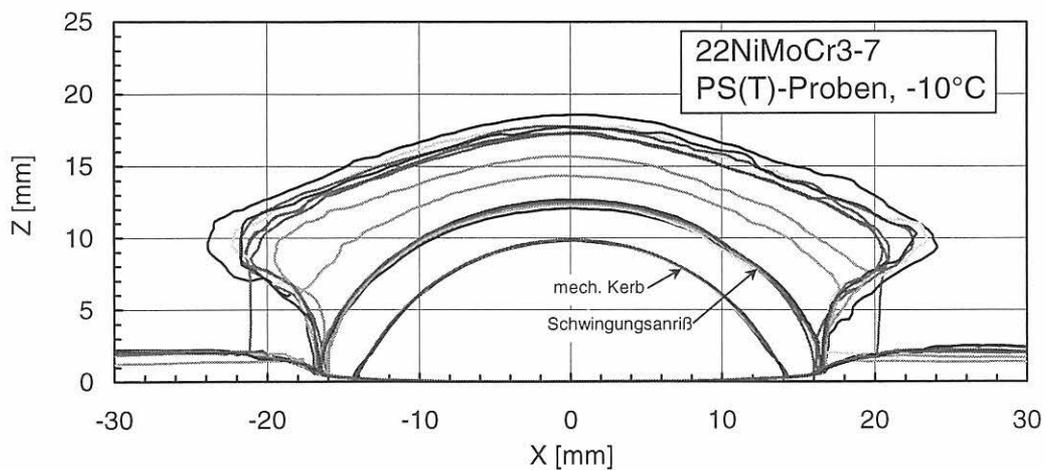


Bild 9-72:
Rißwachstum bis zum Spaltbruchversagen von PS(T)-Proben aus 22NiMoCr3-7 bei -10 °C

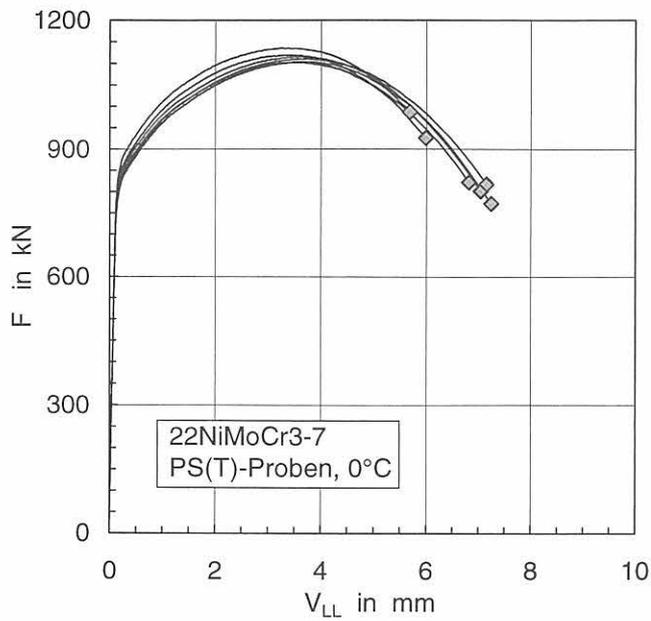


Bild 9-73
Kraft-Verschiebungskurven von PS(T)-Proben aus 22NiMoCr3-7 bei 0 °C

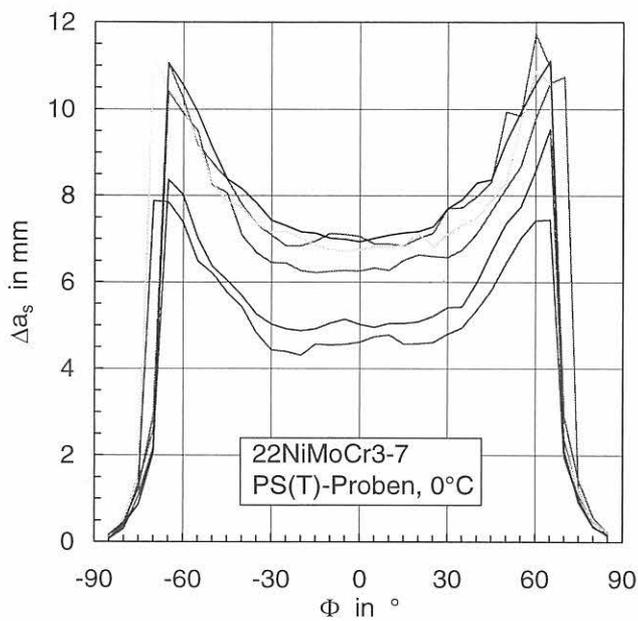


Bild 9-74
Rißwachstum bis zum Spaltbruchversagen von PS(T)-Proben aus 22NiMoCr3-7, 0 °C

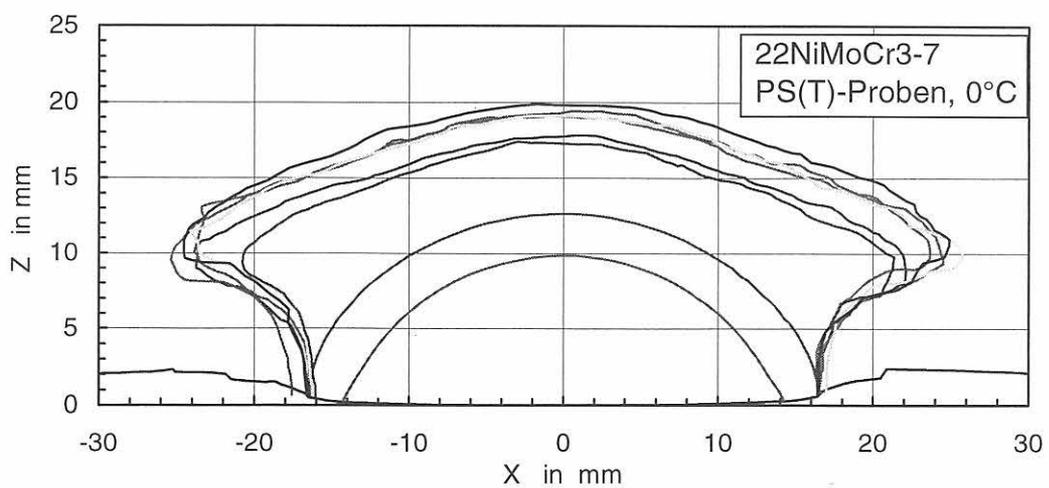


Bild 9-75
Rißwachstum bis zum Spaltbruchversagen von PS(T)-Proben aus 22NiMoCr3-7 bei 0 °C

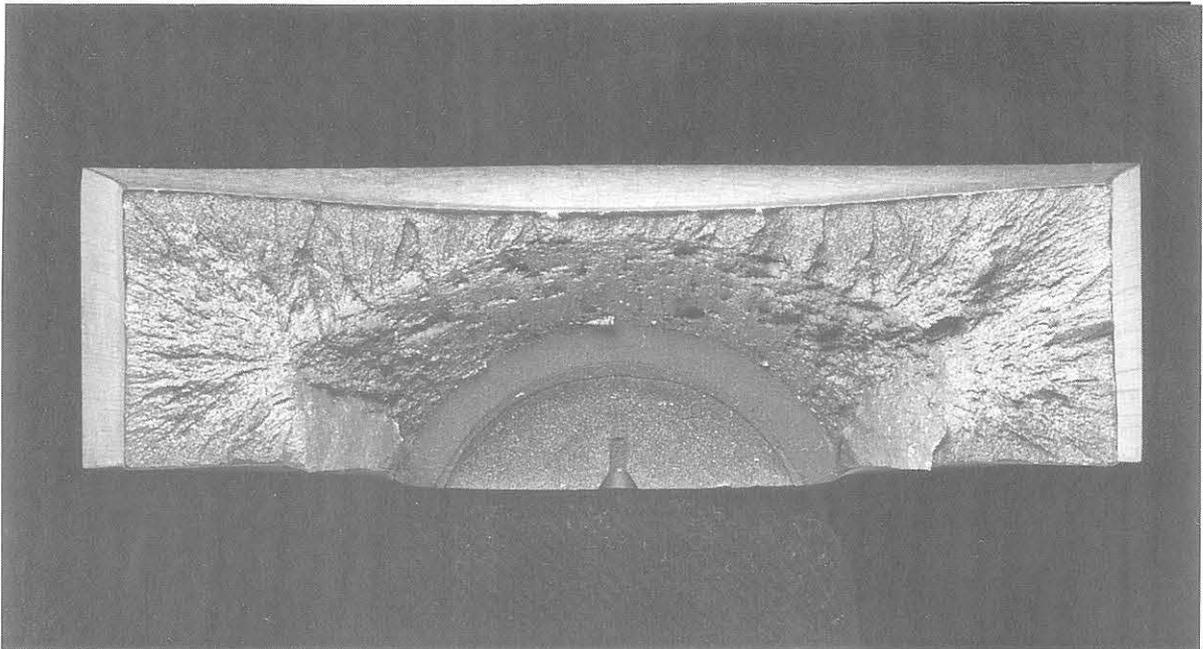


Bild 9-76:
Bruchfläche der Probe 1B1.10.1, Werkstoff 22NiMoCr3-7, 0 °C, $\Delta a_{\phi_{L0^\circ}} = 7,05$ mm, $\Delta a_{max} = 11,2$ mm

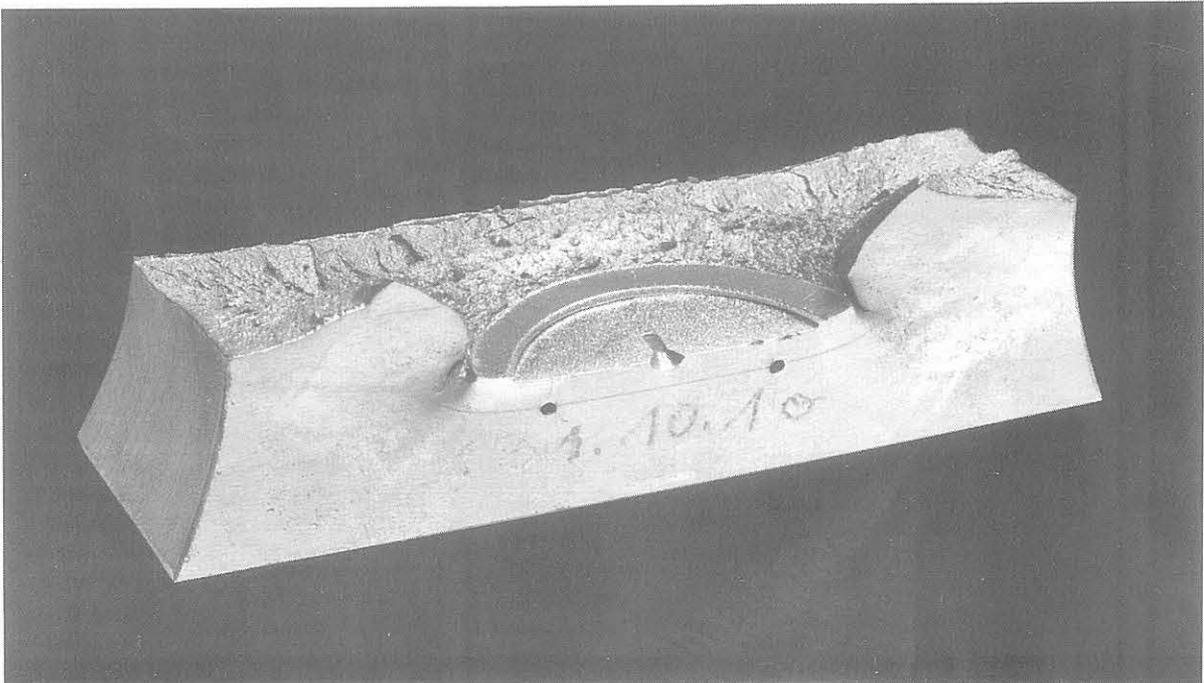


Bild 9-77:
Seitliche Ansicht der Probe 1B1.10.1, Werkstoff 22NiMoCr3-7, 0 °C

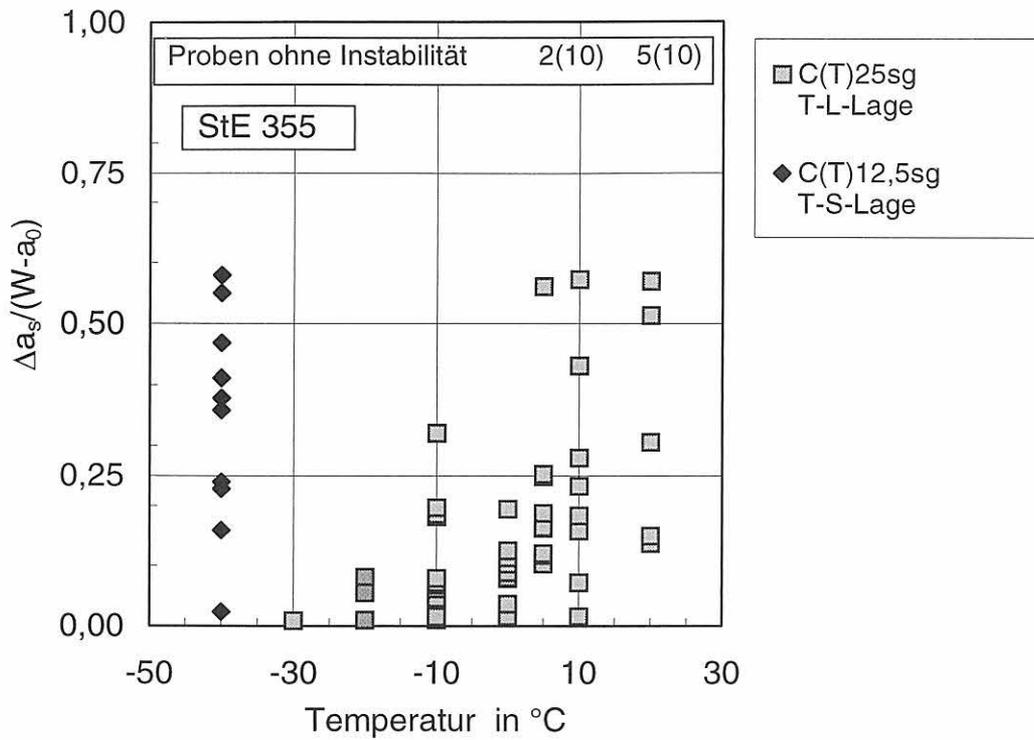


Bild 9-78: Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben normiert auf das Ausgangsligament für Versuche an C(T) Proben, Werkstoff StE 355

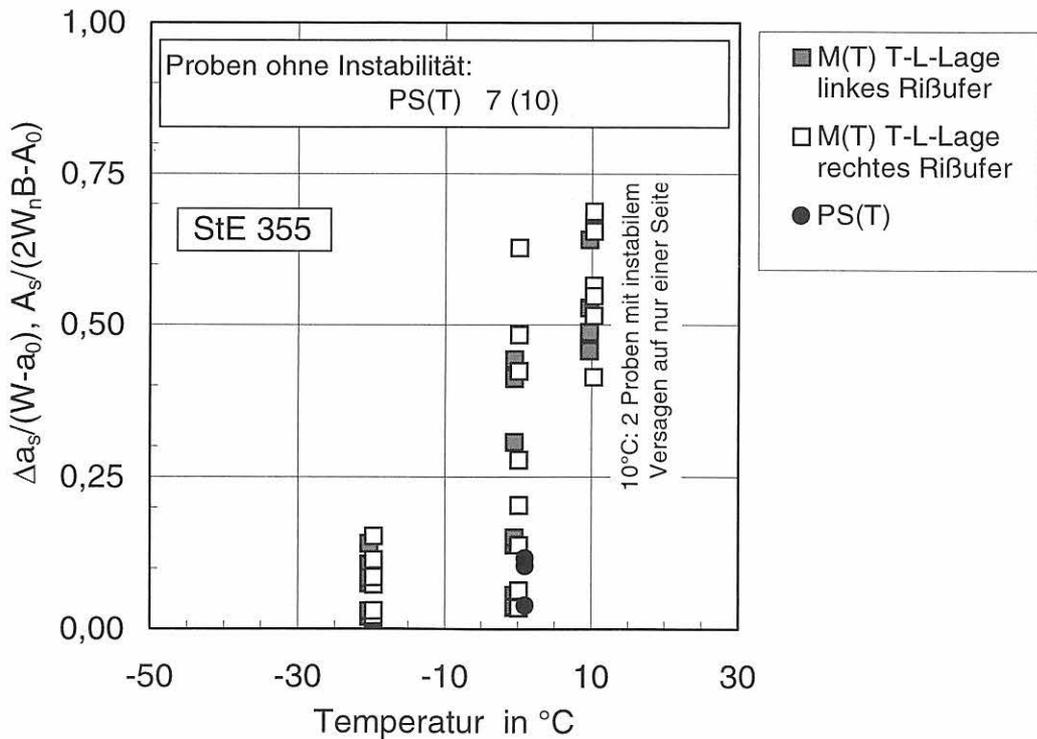


Bild 9-79: Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben normiert auf das Ausgangsligament für Versuche an M(T)- und PS(T)-Proben, Werkstoff StE 355

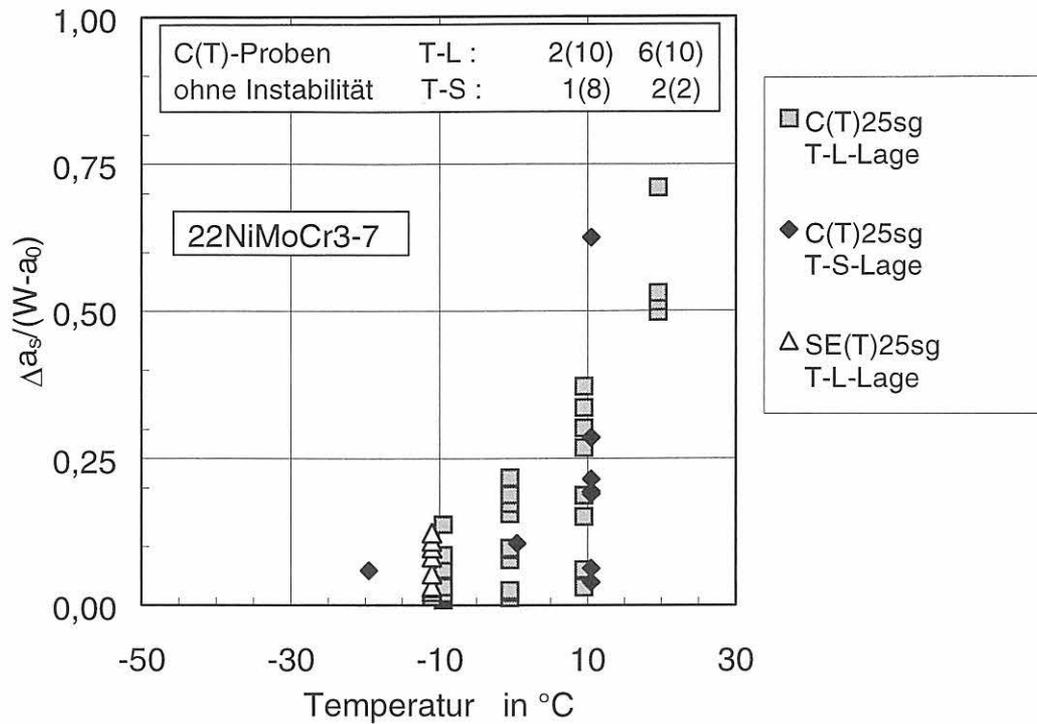


Bild 9-80: Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben normiert auf das Ausgangsligament für Versuche an C(T) Proben und SE(T)-Proben, Werkstoff 22NiMoCr3-7

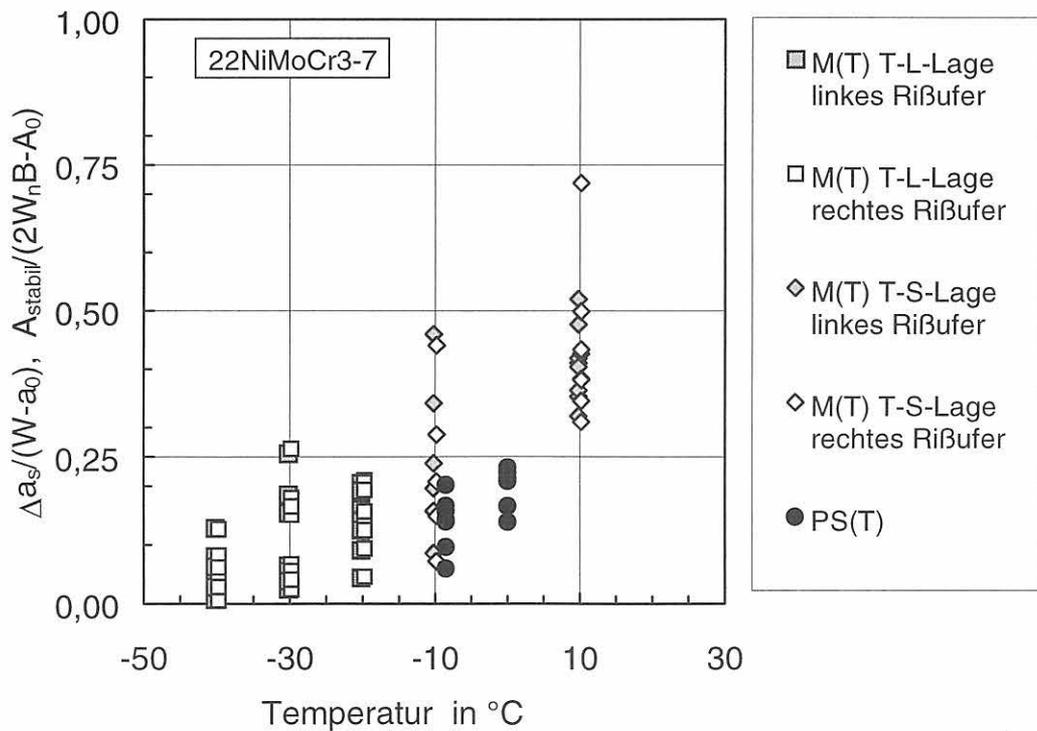


Bild 9-81: Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben normiert auf das Ausgangsligament für Versuche an M(T)-Proben und PS(T)-Proben, Werkstoff 22NiMoCr3-7

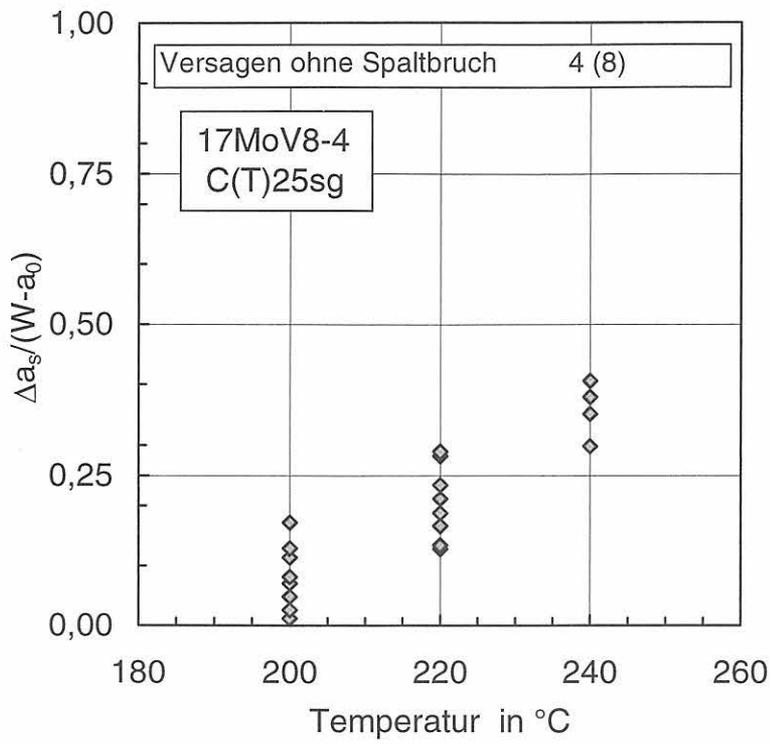


Bild 9-82: Stabiles Rißwachstum bis zum Versagen der Proben normiert auf das Ausgangsligament für Versuche an C(T) Proben, Werkstoff 17MoV8-4

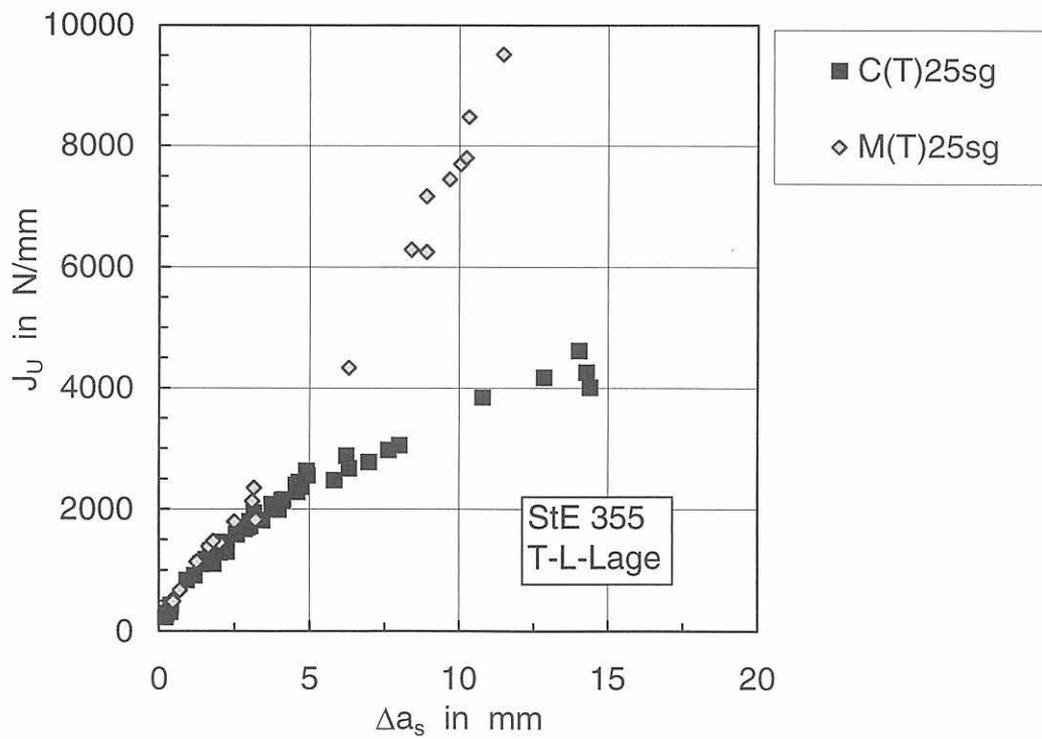


Bild 9-83: J -Integral-Werte bei Instabilität für verschiedene Probengeometrien, Werkstoff StE 355

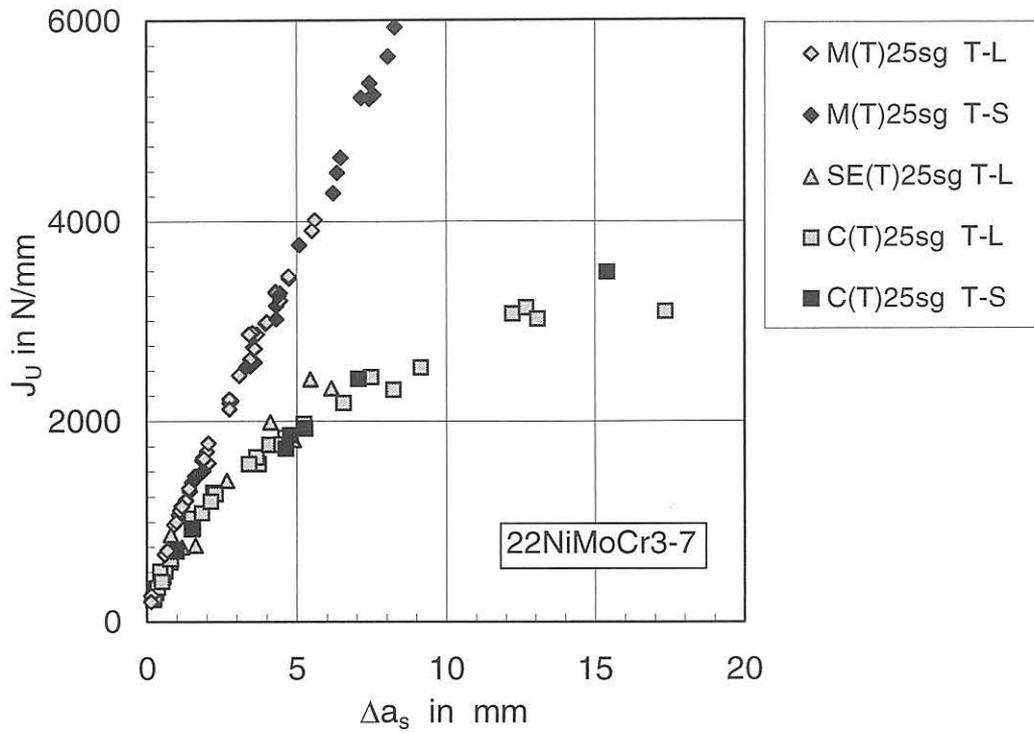


Bild 9-84: J-Integral-Werte bei Instabilität für verschiedene Probengeometrien, Werkstoff 22NiMoCr3-7

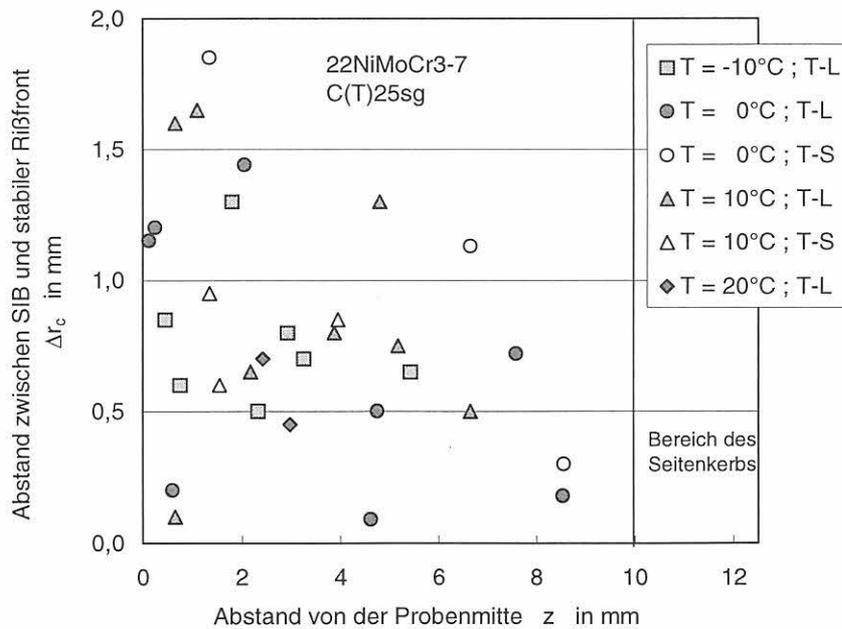


Bild 9-85: Lage der SIBs im Ligament bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, 22NiMoCr3-7; C(T)25sg ; T-L/T-S-Lage

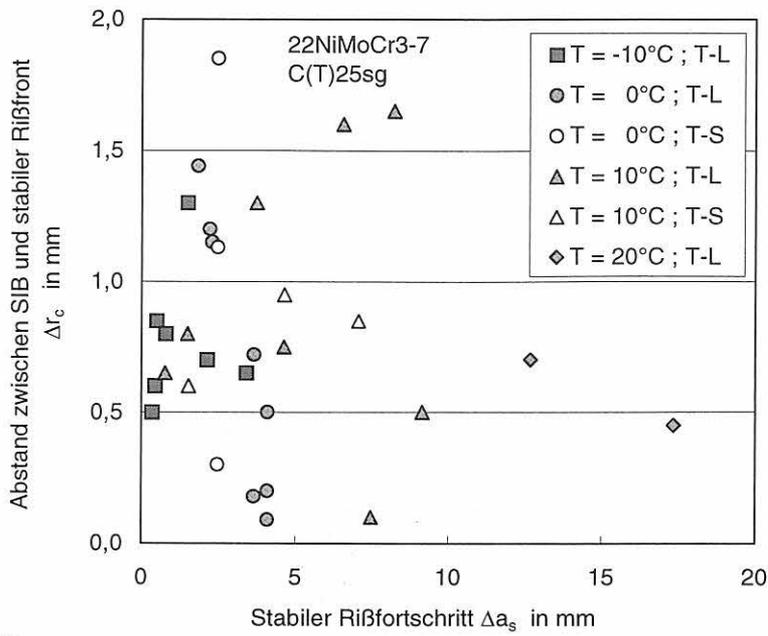


Bild 9-86: Abstand der SIBs zur Front des stabilen Risses in Abhängigkeit vom erreichten stabilen Rißfortschritt bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, 22NiMoCr3-7 ; C(T)25sg ; T-L/T-S-Lage

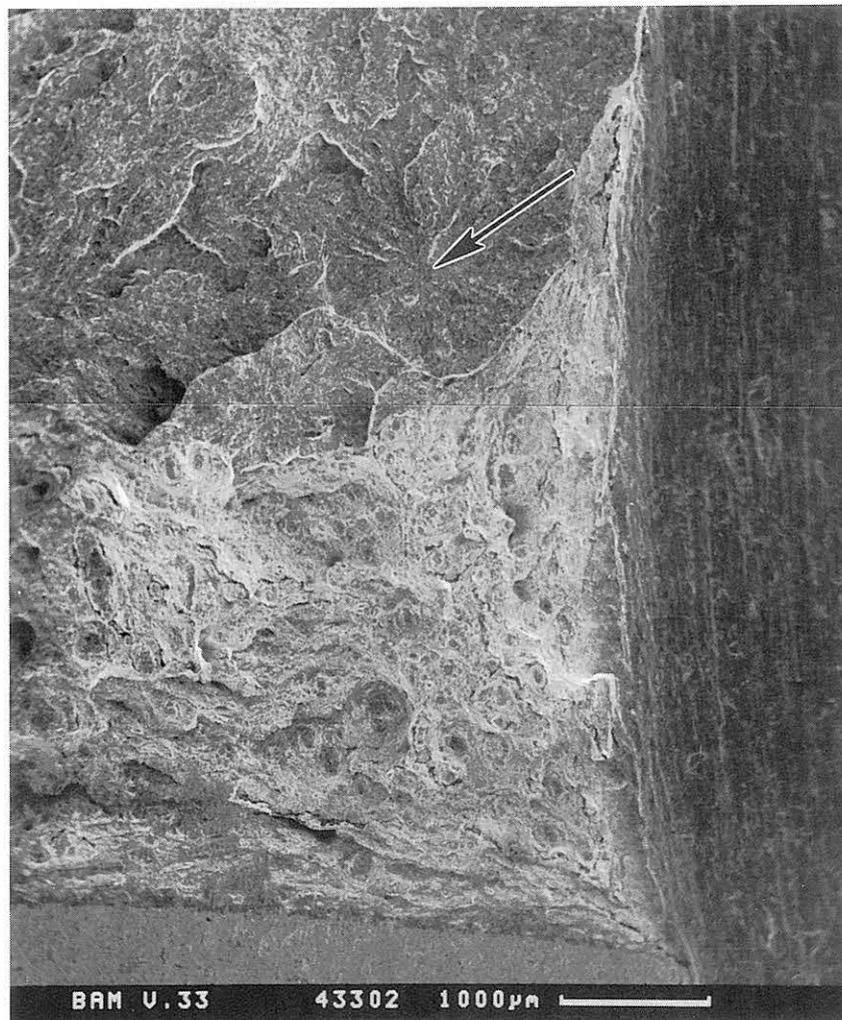
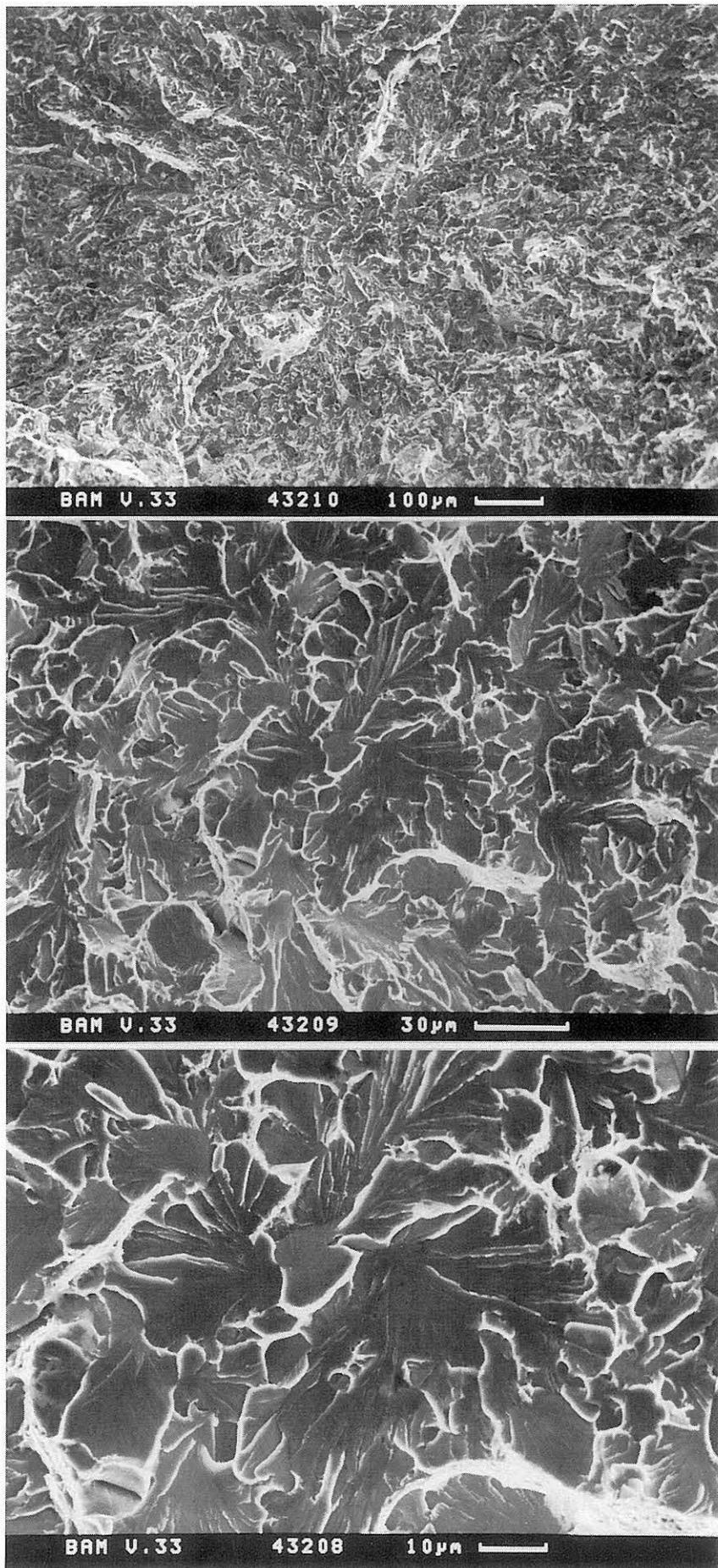


Bild 9-87: Makroskopische Ansicht eines Spaltbruchinitiationsbereiches (SIB), 22NiMoCr3-7, C(T)25sg ; 0°C, Probe S3ZA5, SIB-Koordinaten: z = 7,60 mm ; r_c = 4,70 mm ; Δr_c = 0,72 mm



V = 100:1

V = 500:1

V = 1000:1

Bild 9-88:
Stufenweise Vergrößerung des in Bild 9-81 makroskopisch dargestellten Spaltbruchinitiationsbereiches,
(Spaltbruchfacette), 22NiMoCr3-7, C(T)25sg ; 0 °C, Probe S3ZA5

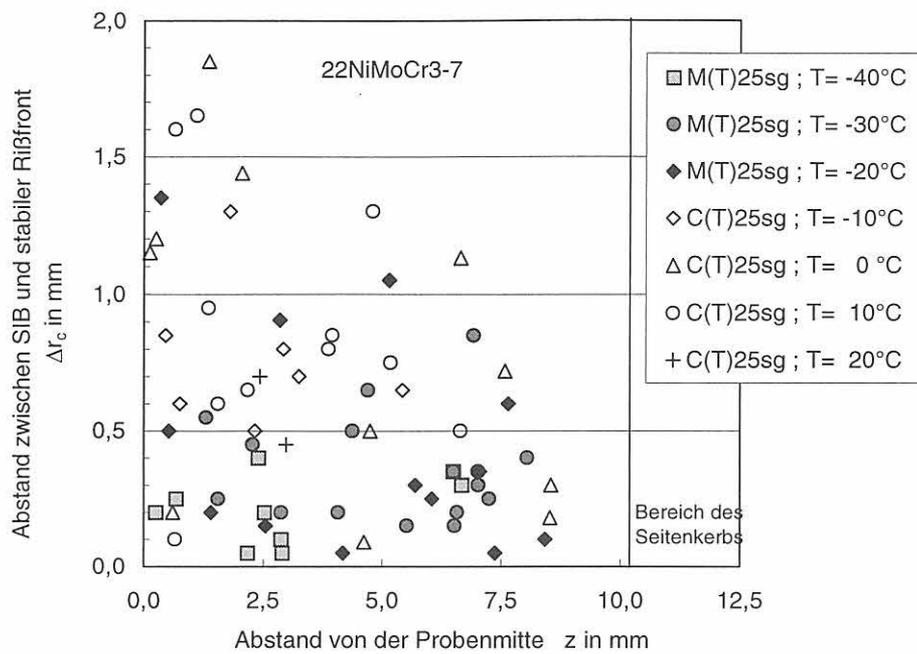


Bild 9-89:
Lage der SIBs im Ligament der C(T)- und M(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 bei unterschiedlichen Prüftemperaturen; T-L/T-S-Lage

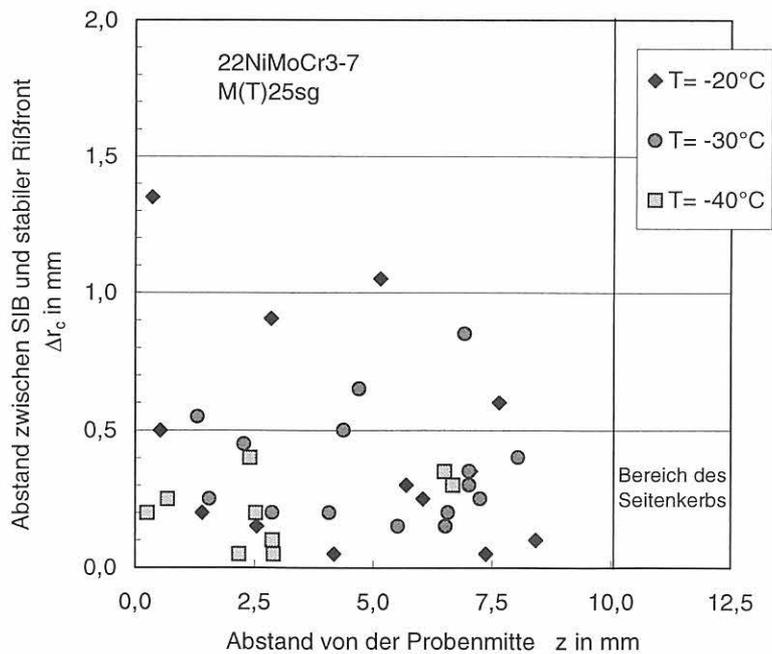


Bild 9-90:
Lage der SIBs im Ligament bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, 22NiMoCr3-7; M(T)25sg ; T-L-Lage

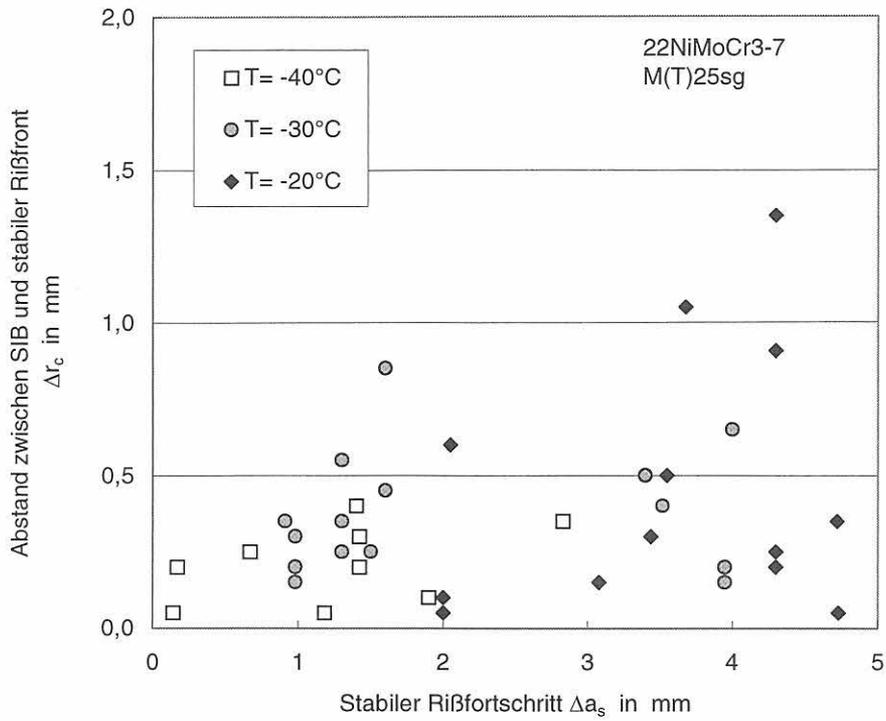


Bild 9-91:
 Abstand der SIBs zur Front des stabilen Risses in Abhängigkeit vom erreichten stabilen Rißfortschritt bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, 22NiMoCr3-7; M(T)25sg; T-L-Lage

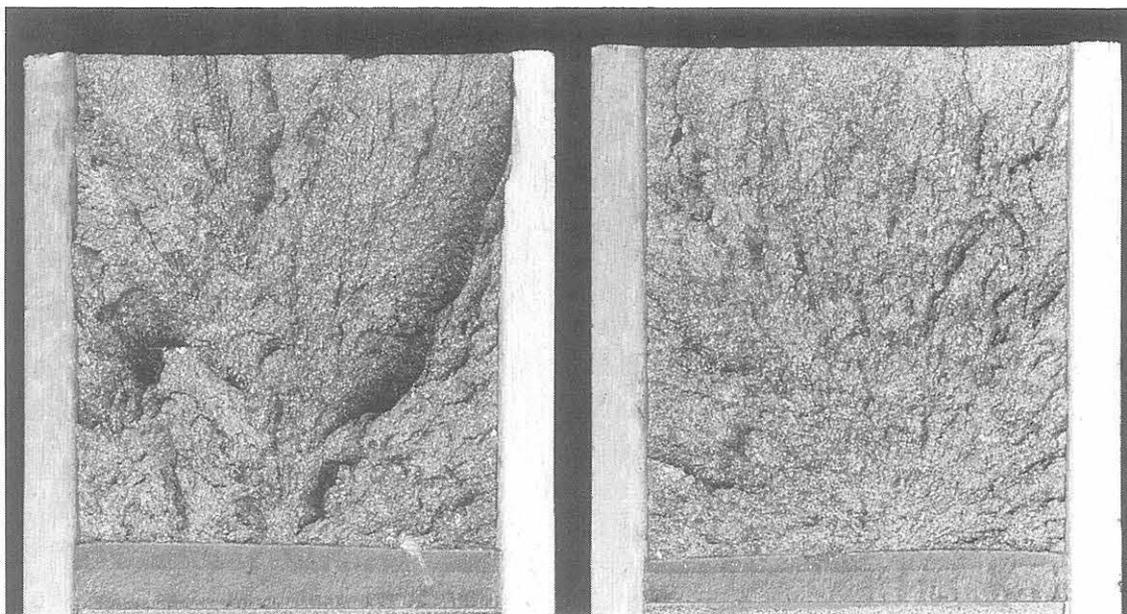


Bild 9-92:
 Bruchflächen der linken und rechten Probenseite einer bei -40°C geprüften M(T)25sg-Probe des 22NiMoCr3-7

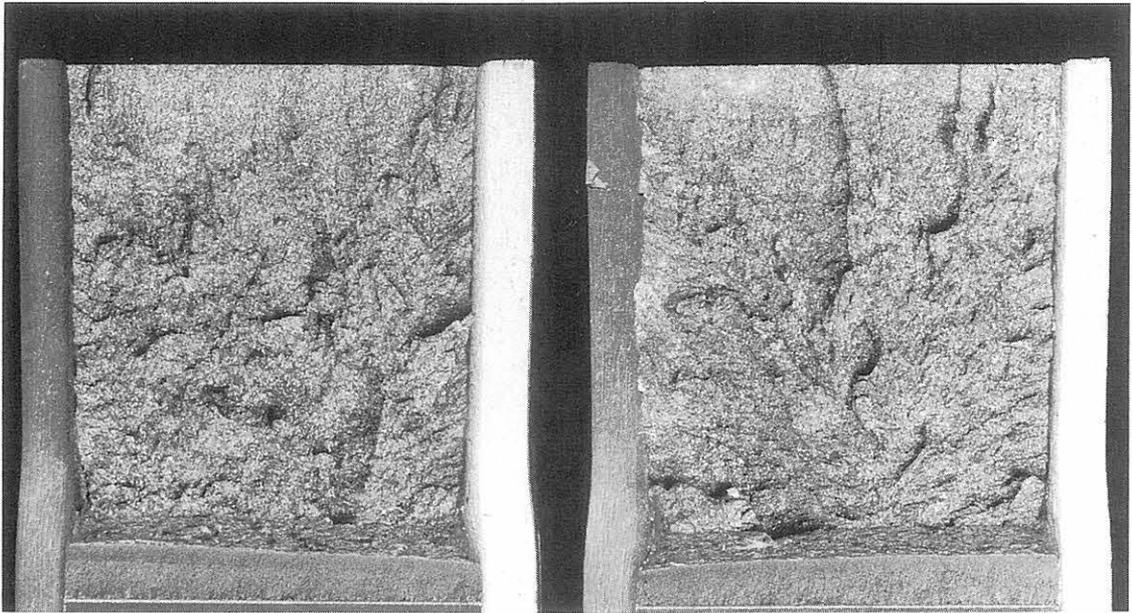


Bild 9-93:
Bruchflächen der linken und rechten Probenseite einer bei $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ geprüften M(T)25sg-Probe des 22NiMoCr3-7

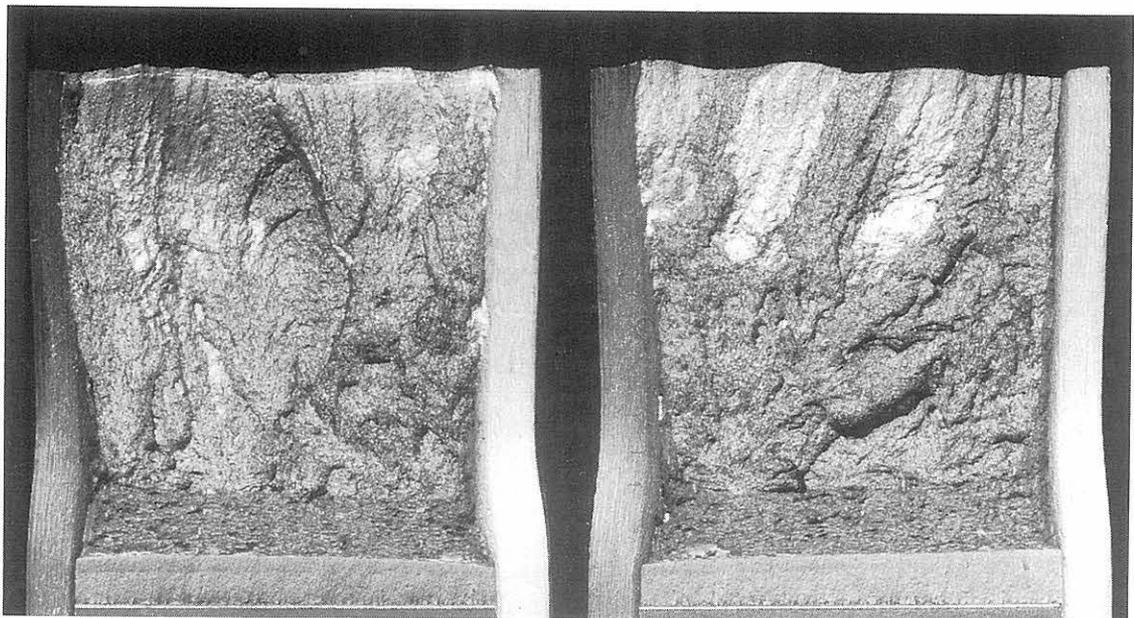
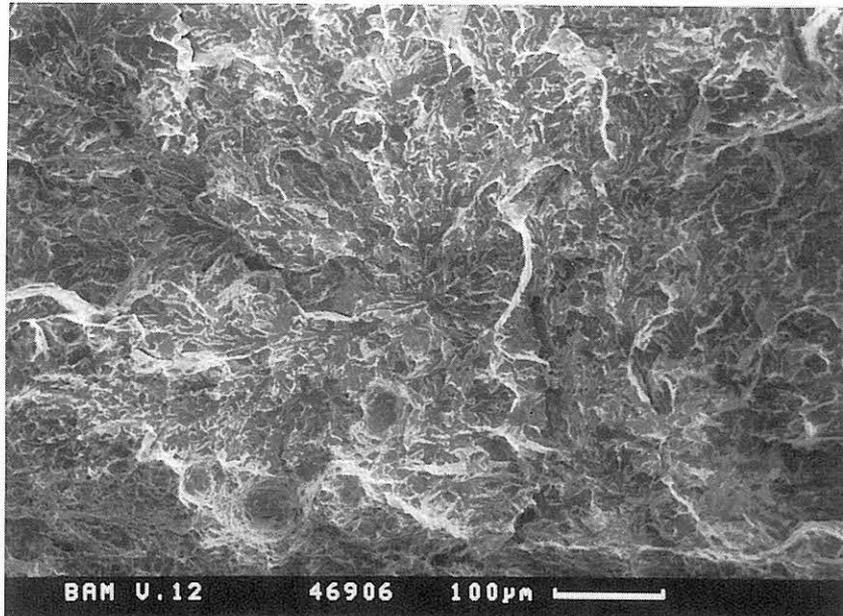
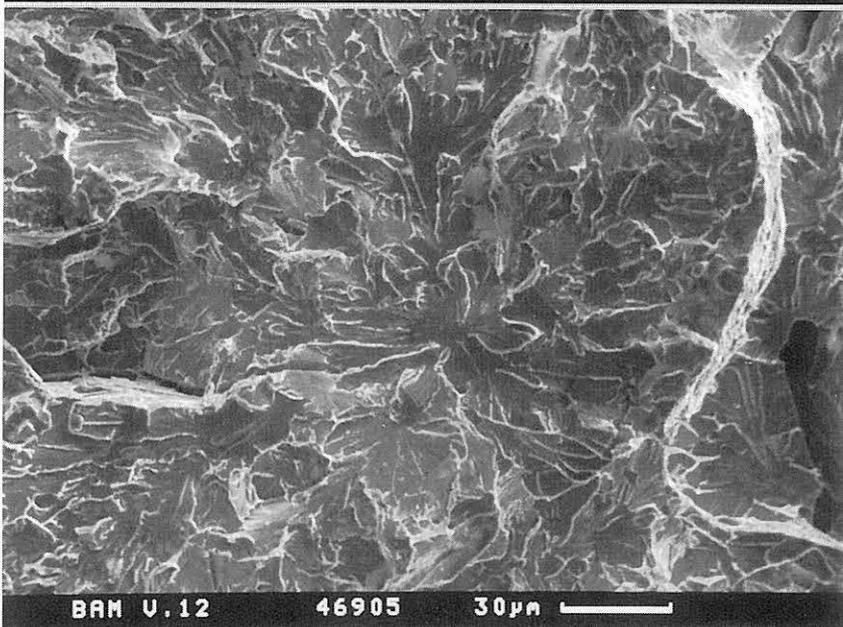


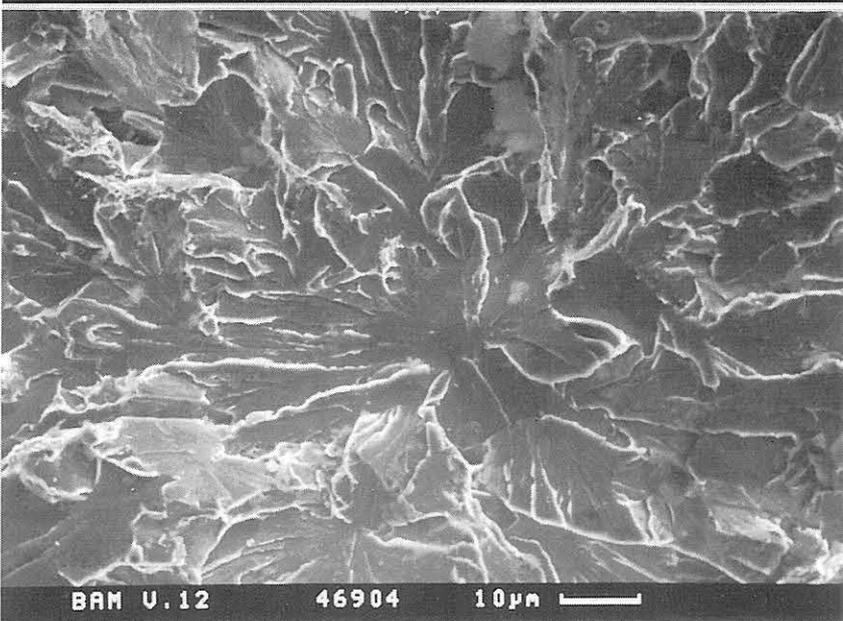
Bild 9-94:
Bruchflächen der linken und rechten Probenseite einer bei $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ geprüften M(T)25sg-Probe des 22NiMoCr3-7



V = 150:1

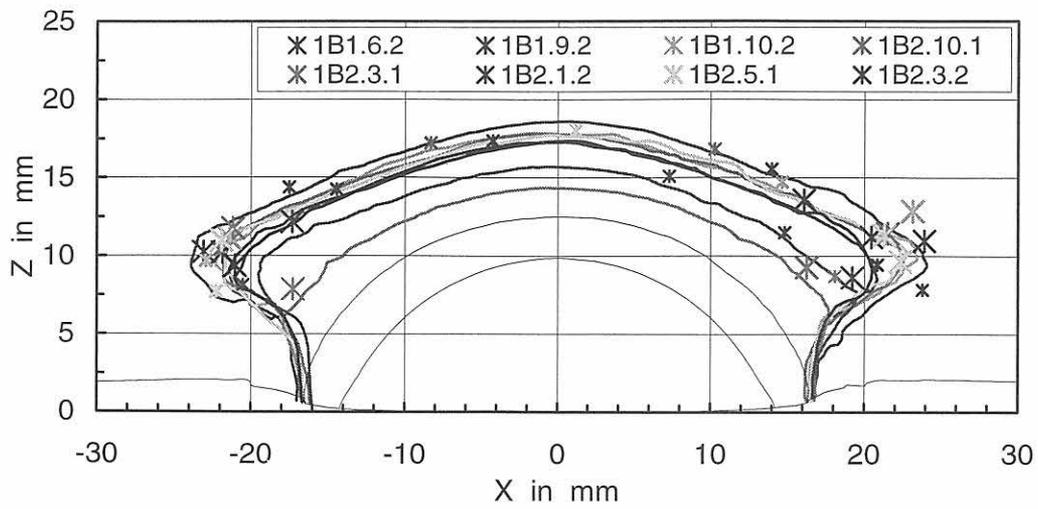


V = 500:1

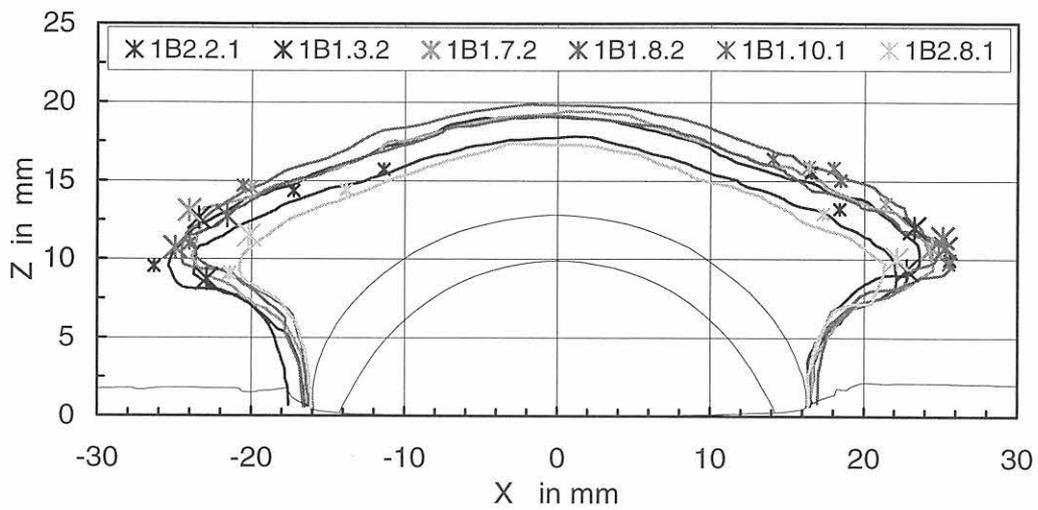


V = 1000:1

Bild 9-95:
 Stufenweise Vergrößerung eines Spaltbruchinitiiierungsbereiches (Spaltbruchfacette),
 22NiMoCr3-7, M(T)25sg ; -30 °C, Probe 3.B2.6.1 ru



a)



b)

Bild 9-96:
Lage der SIBs im Ligament der PS(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 a) bei $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ und b) bei $0\text{ }^{\circ}\text{C}$
Die größeren Symbole markieren die dominanten SIBs.

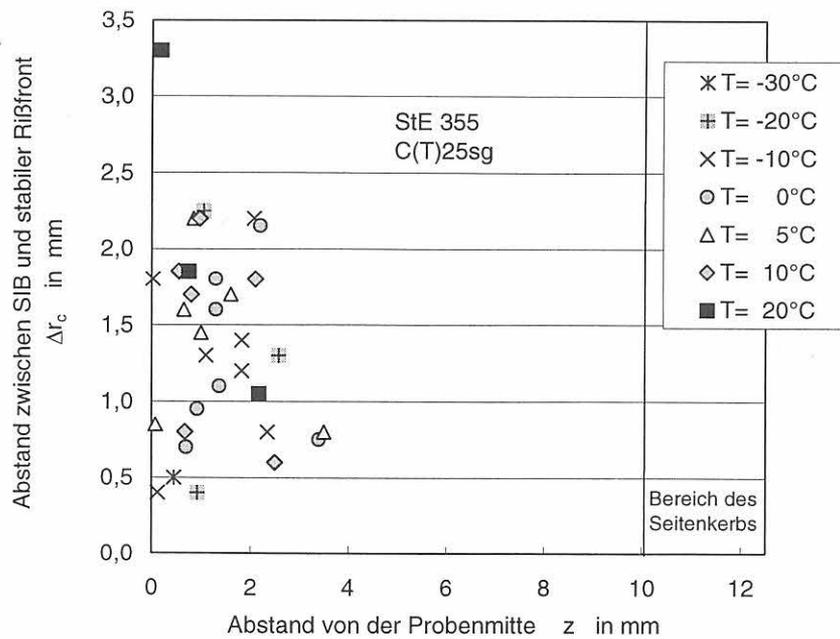


Bild 9-97:
Lage der SIBs im Ligament bei unterschiedlichen Prüftemperaturen; StE 355; C(T)25sg; T-L-Lage

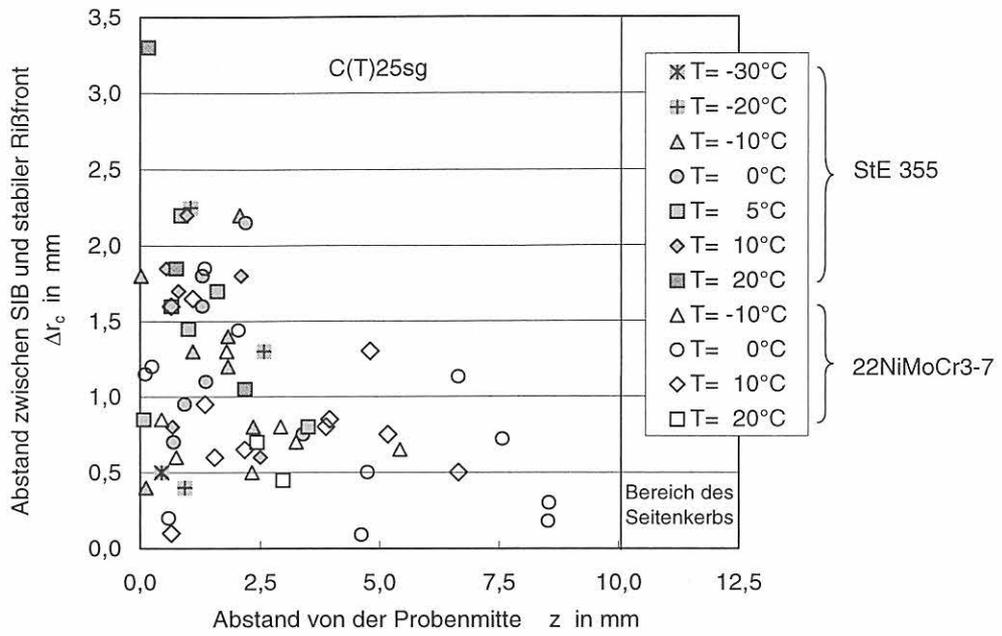


Bild 9-98: Lage der SIBs im Ligament der C(T)-Proben des StE 355 und des 22NiMoCr3-7 bei unterschiedlichen Prüftemperaturen; T-L/T-S-Lage

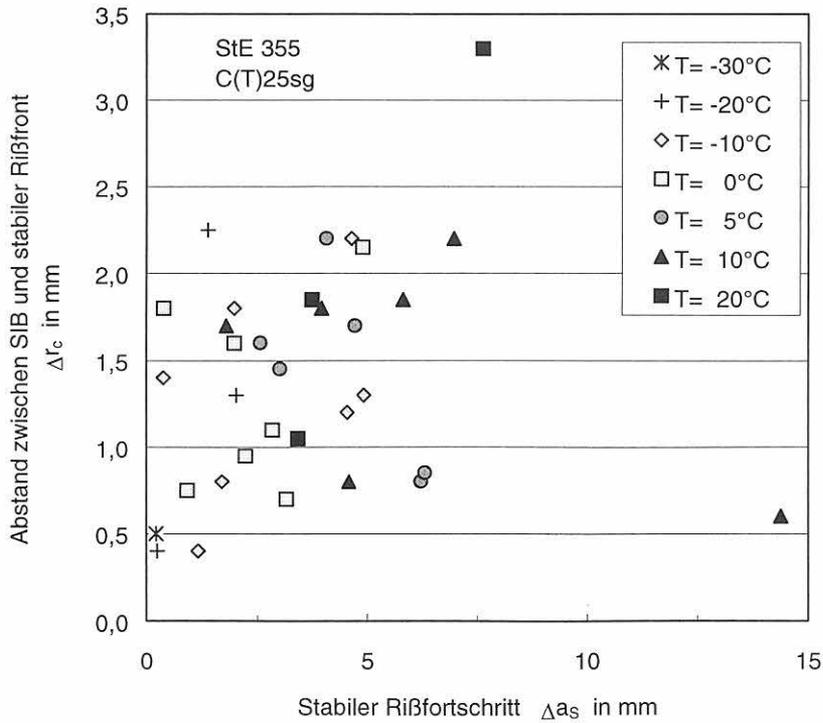
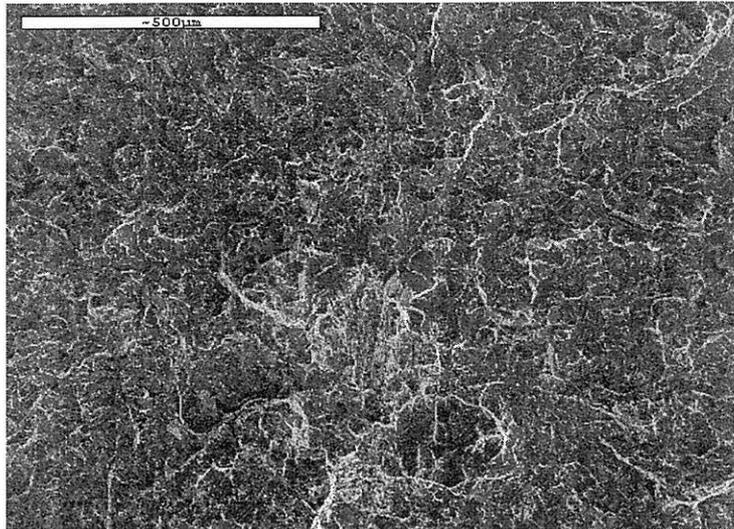
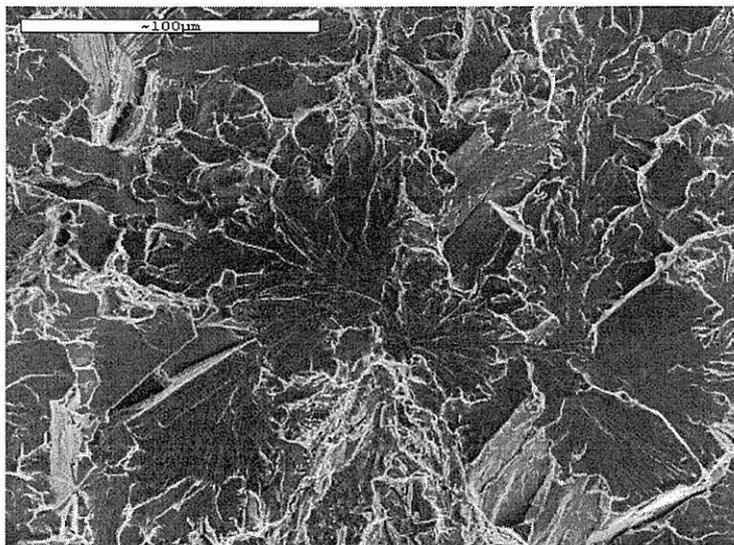


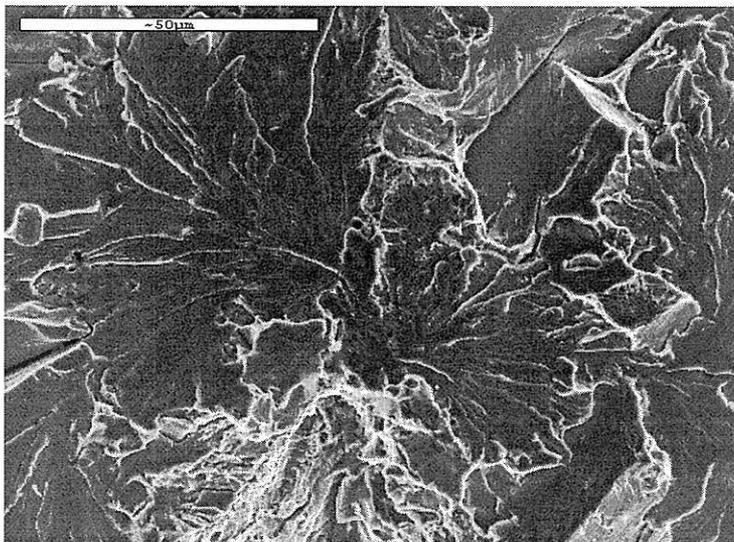
Bild 9-99: Abstand der SIBs zur Front des stabilen Risses in Abhängigkeit zum erreichten stabilen Riβfortschritt bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, StE 355; C(T)25sg; T-L-Lage



100:1



500:1



1000:1

Bild 9-100:
Stufenweise Vergrößerung eines Spaltbruchinitiationsbereiches (Spaltbruchfacette)
mit benachbarten Mikrorissen in der Bruchfläche, StE 355; C(T)25sg, -20 °C; Probe BBA 6

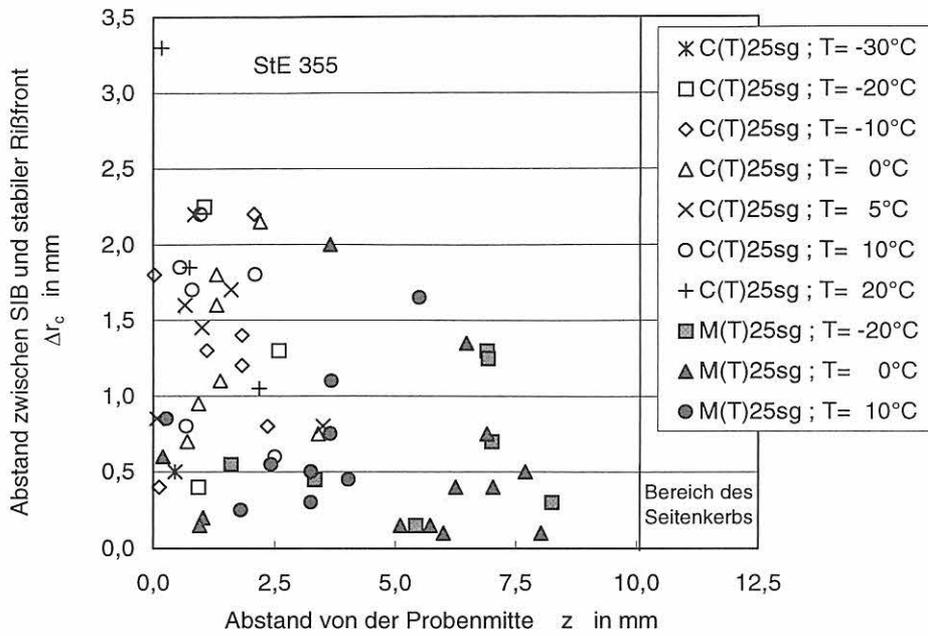


Bild 9-101:
Lage der SIBs im Ligament der C(T)- und M(T)-Proben des StE 355 bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, T-L-Lage

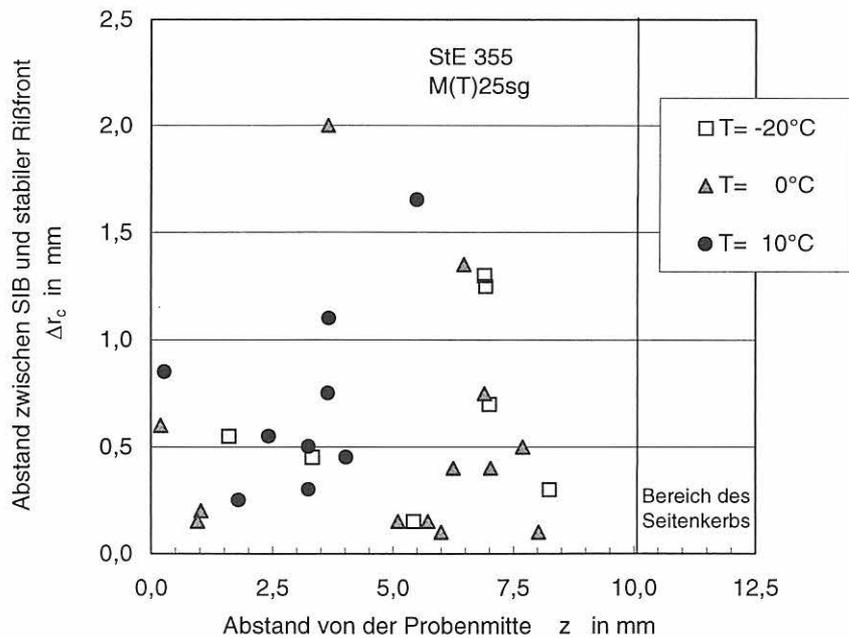


Bild 9-102:
Lage der SIBs im Ligament bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, StE 355; M(T)25sg; T-L-Lage

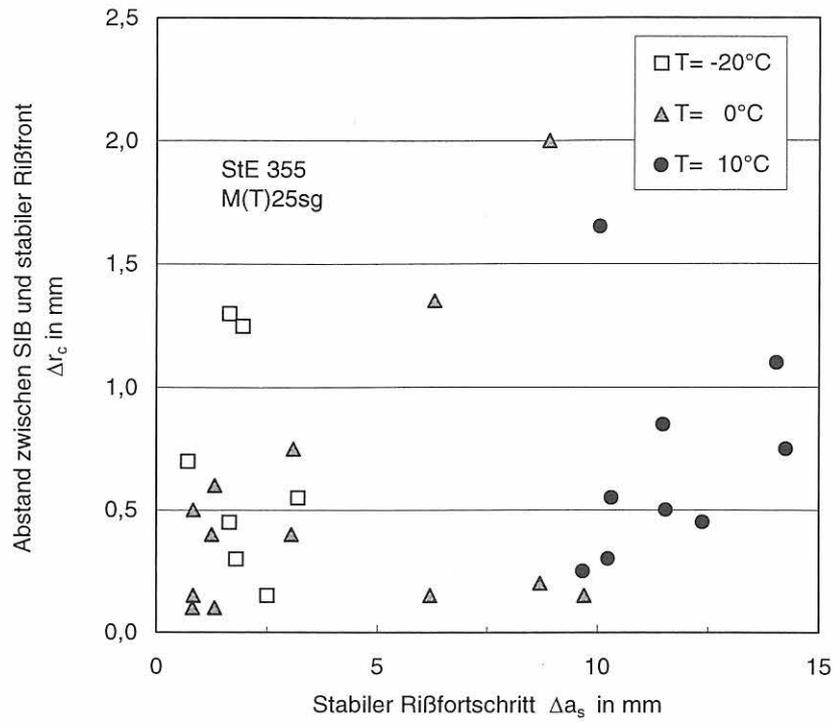
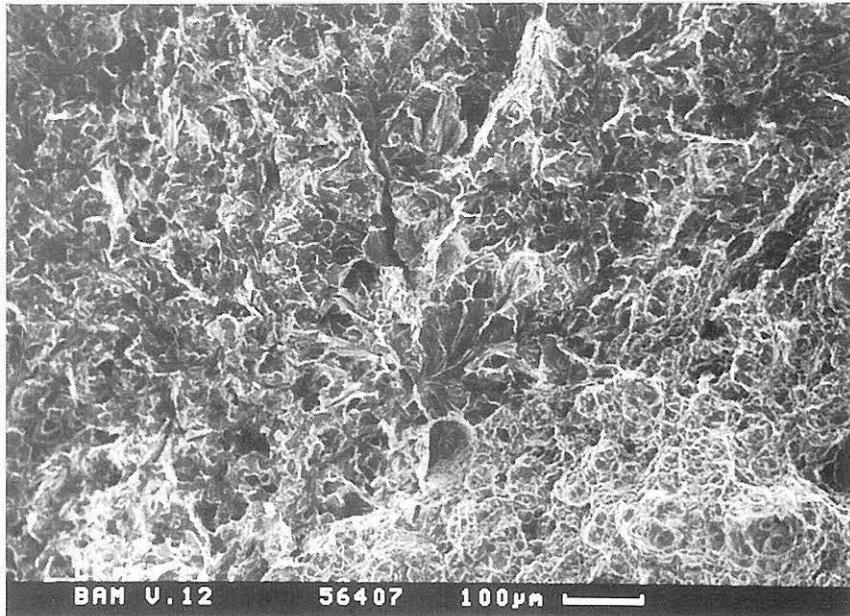
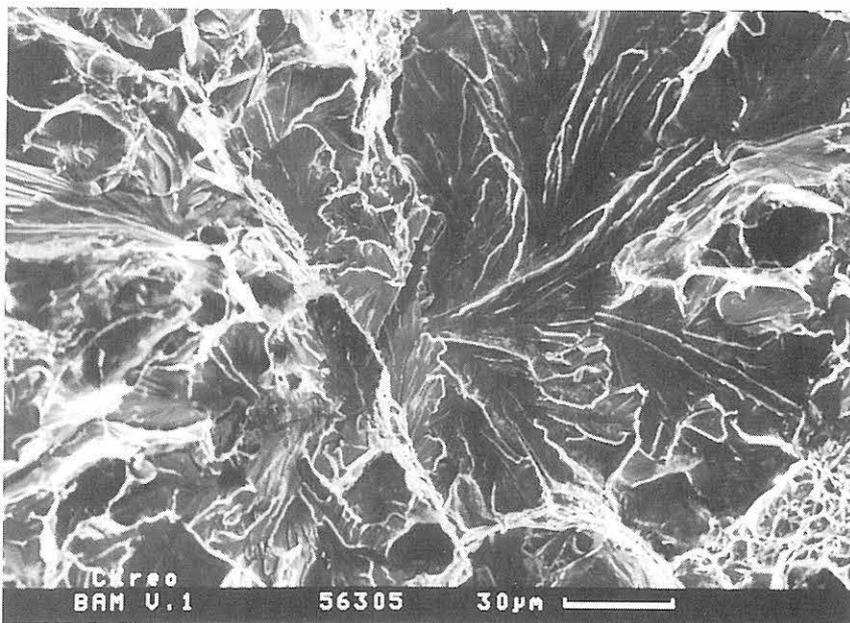


Bild 9-103:

Abstand der SIBs zur Front des stabilen Risses in Abhängigkeit vom erreichten stabilen Rißfortschritt bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, StE 355; M(T)25sg ; T-L-Lage



100:1



500:1

Bild 9-104:
Stufenweise Vergrößerung eines Spaltbruchinitiiierungsbereiches (Spaltbruchfacette),
StE 355, M(T)25sg, 0 °C; Probe CK ro

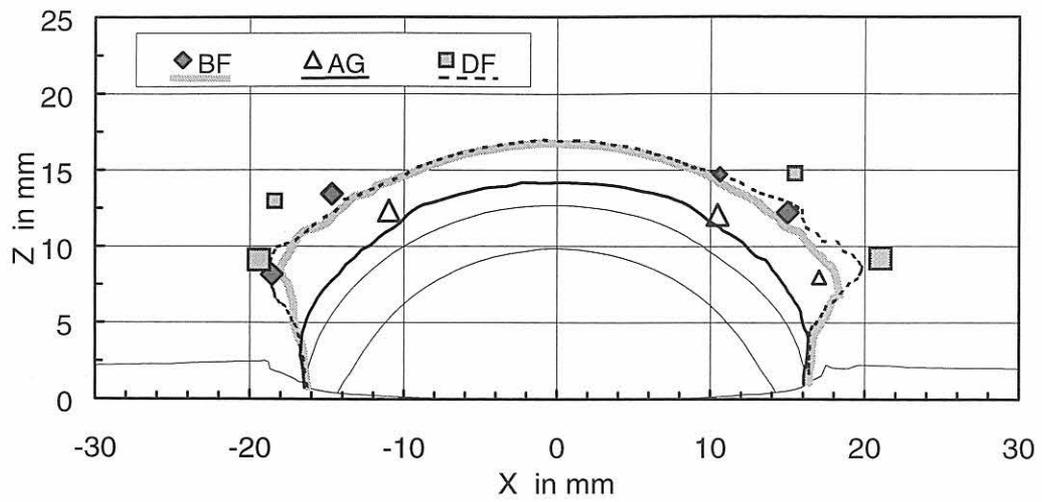


Bild 9-105:
Lage der SIBs im Ligament der PS(T)-Proben des StE 355 bei 0 °C
Die größeren Symbole markieren die dominanten SIBs.

10 Ergebnisse der statistischen Analyse

10.1 Bewertung der Verteilungsfunktionen

Die Tabellen 10-1 und 10-2 geben einen Überblick über die Ergebnisse der statistischen Auswertung der Beträge des stabilen Rißwachstums. Die Parameter wurden mit der "maximum likelihood"-Methode ermittelt. In der jeweiligen Zeile sind die Zellen mit den kleinsten Werten grau unterlegt.

Danach sind die vier ausgewählten Verteilungsfunktionen grundsätzlich in der Lage, die Versuchsergebnisse zu beschreiben. Während die Standardabweichungen bei der Weibull- und der Gammaverteilung in den meisten Fällen am geringsten sind, sind die mittleren Fehler bei der Lognormal- und der Weibullverteilung am kleinsten.

Die Normalverteilung kann aufgrund dieser Ergebnisse aus der weiteren Betrachtung ausgeschlossen werden. Dafür spricht auch, daß bei einigen Datensätzen bei $\Delta a_s = 0$ positive Werte für die Verteilungen auftreten, so daß die Bedingung, daß die Verteilungsfunktion für $\Delta a_s \rightarrow 0$ nach Null gehen muß, verletzt sein kann.

Zu den Beträgen der Standardabweichungen ist anzumerken, daß diese generell mit zunehmendem Mittelwert von Δa_s zunehmen. D.h. die großen Werte in Tabelle 10-1 gehören in der Regel zu großen Mittelwerten.

Für die Beträge des stabilen Rißwachstums Δa_s ist zusammenfassend festzustellen, daß die Lognormalverteilung, die Weibullverteilung und die Gammaverteilung in der Lage sind, die Versuchsergebnisse befriedigend zu beschreiben. Die Untersuchung der Frage, welche Verteilungsfunktionen zur Beschreibung des probabilistischen Verhaltens bruchmechanischer Kennwerte im Übergangsgebiet am besten geeignet sind, wurde für die Beträge des stabilen Rißwachstums Δa_s nicht weiter vertieft, da diese nur einen Teilaspekt des Spaltbruchversagens im Übergangsgebiet beinhalten.

Für die Frage der Tauglichkeit dieser Verteilungsfunktionen ist die Betrachtung der K_{Jv} -Werte entscheidend. Dazu wurden drei Datensätze unterschiedlichen Umfangs ausgewählt:

- 20MnMoNi5-5, C(T)-Proben, Prüftemperatur -60 °C, 25 Proben,
- 22NiMoCr3-7, C(T)-Proben, Prüftemperatur -10 °C, 10 Proben,
- 22NiMoCr3-7, C(T)-Proben, Prüftemperatur +10 °C, 6 Proben.

Die Weibullverteilung wurde sowohl mit festem Exponenten 4, als auch mit nicht festgelegtem Exponenten angepaßt. Die Bilder 10-1 bis 10-12 zeigen die Ergeb-

nisse in Einzeldarstellungen. Die Rauten auf den Verteilungskurven markieren die 1 %-, 5 %-, 15 %-, 50 %-, 85 %-, 95 %- und 99 %-Ausfallwahrscheinlichkeiten.

Auch diese Bilder belegen, daß alle ausgewählten Verteilungsfunktionen in erster Näherung zur Beschreibung der Versuchsergebnisse geeignet sind. Bei genauerer Betrachtung der Bilder 10-1, 10-2 und 10-4 fällt im Vergleich mit Bild 10-3 jedoch auf, daß die Normalverteilung, die Lognormalverteilung und die Gammaverteilung die Versuchsergebnisse für Ausfallwahrscheinlichkeiten oberhalb 85 % nicht mehr hinreichend genau charakterisieren.

Im Bereich bis 15 % Ausfallwahrscheinlichkeit paßt sich die Weibullverteilung (Bild 10-3) den Versuchsergebnissen zwar am besten an, die übrigen Verteilungsfunktionen weichen in diesem Bereich bei grober Betrachtung aber nur unbedeutend von den Versuchsergebnissen ab.

Bei den beiden weniger umfangreichen Datensätzen (Bilder 10-5 bis 10-12) ergibt sich ein ähnliches Bild. Die Weibullverteilung mit dem festgelegten Exponenten 4 kann die Versuchsergebnisse im Bereich bis 15 % Ausfallwahrscheinlichkeit sowohl konservativer (Bild 10-11) als auch weniger konservativ (Bild 10-7) als die Weibullverteilung mit berechnetem Exponenten beschreiben.

Unabhängig davon wird aus den Bildern 10-5 bis 10-12 ersichtlich, daß in jedem Fall dem Mittelwert ein Vertrauensbereich zuzuschlagen ist.

Die Bilder 10-13 bis 10-18 gehen auf den Vergleich zwischen den Verteilungsfunktionen detaillierter ein. Hierzu wurden die Versuchsergebnisse im direkten Vergleich mit allen Verteilungsfunktionen dargestellt. Die Darstellungen des gesamten Summenhäufigkeitsbereichs (Bilder 10-13, 10-15 und 10-17) bestätigen im wesentlichen die grundsätzliche Eignung der untersuchten Verteilungsfunktionen für die Beschreibung der Versuchsergebnisse.

Im Detail niedriger Ausfallwahrscheinlichkeiten (Bilder 10-14, 10-16 und 10-18) treten die Unterschiede jedoch deutlich hervor. Bei den Datensätzen des 20MnMoNi5-5 und des bei -10 °C geprüften 22NiMoCr3-7 deckt die Weibullverteilung die Versuchsergebnisse hinreichend konservativ ab. Bei dem Datensatz des bei +10 °C geprüften 22NiMoCr3-7 ist die Weibullverteilung mit dem Exponenten 4 sehr konservativ. Der Verlauf der übrigen Verteilungsfunktionen unterscheidet sich in diesem Fall bei niedrigen Ausfallwahrscheinlichkeiten nur wenig. Der Verlauf der Weibullverteilung mit dem Exponenten 4 kann mehr oder weniger stark von jenem mit errechnetem Exponenten abweichen.

Tabelle 10-3 quantifiziert die Ergebnisse. In jedem Datensatz wurden innerhalb der relevanten Merkmale je-

weils die Zellen der beiden besten Ergebnisse grau unterlegt. Für die Ausfallwahrscheinlichkeit wurde ein niedriger Wert als günstig eingestuft, weil er zu einer konservativen Einschätzung führt. Nach dieser Bewertung liefern Normalverteilung und Weibullverteilung etwa eine gleich gute Annäherung an die Versuchsergebnisse. Beide Verteilungsfunktionen ergeben in Einzelfällen jedoch recht niedrige Korrelationskoeffizienten von 0,93. Bei den K_{Jv} -Werten wurden bei Anpassung der Normalverteilung bei $\Delta a_s \rightarrow 0$ keine positiven Werte gefunden, weil sich bedingt durch die in diesem Temperaturbereich dem Versagen vorausgehende Initiierung K - bzw. J -Werte aufbauen, die bereits bei $\Delta a_s \approx 0$ endliche Versagenskennwerte nach sich ziehen.

Da die Normalverteilung bei der Anpassung an die Versuchsergebnisse gegenüber der Weibullverteilung keine günstigeren Ergebnisse liefert, wurde entschieden, die weiteren Analysen der Versuchsergebnisse allein mit der Weibullverteilung durchzuführen, da damit der Anschluß an laufende nationale und internationale Aktivitäten gewährleistet ist.

Unabhängig davon sollte bei zukünftigen Untersuchungen die Frage noch einmal aufgegriffen werden, wenn Ergebnisse für den gesamten Temperaturbereich bis in die Tieflage zur Verfügung stehen.

10.2 Analyse der Δa_s -Werte

Bild 10-19 gibt einen Überblick über die Versuchsergebnisse in Abhängigkeit von der Temperatur. Die Hauptmenge der Versuchsergebnisse wurde bei Temperaturen zwischen -60 und $+10$ °C erhalten. D.h., die Hochlage war bei den meisten der untersuchten Werkstoffe und Probenarten um Raumtemperatur erreicht. Bei dem Werkstoff 17MoV8-4 konnte stabiles RiBwachstum erst oberhalb 200 °C erreicht werden.

Als bemerkenswertestes Ergebnis ist festzustellen, daß in den einzelnen Datensätzen noch bis zu Temperaturen dicht unterhalb der Hochlage sehr kleine Beträge des stabilen RiBwachstums bis zur Instabilität Δa_s auftreten.

Bild 10-20 zeigt den Verlauf der Mittelwerte der untersuchten Werkstoffe und Proben gemäß Bild 10-19 in Abhängigkeit von der Temperatur. Aus dieser Darstellung ist zu entnehmen, daß der Anstieg der Mittelwerte in Richtung T_a bei den einzelnen Werkstoffen und Probenarten nicht sehr unterschiedlich verläuft. Mit Ausnahme des 17MoV8-4 wird die Hochlage beginnend bei T_i in einem Temperaturintervall von etwa 50 bis 70 K erreicht.

Dies gilt jedoch nicht für die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit (Bild 10-21). Die Intervalle von T_i bis zur Hochlage reichen von etwa 35 K bei den C(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 bis etwa 95 K bei den C(T)-Proben des StE 355. Bei den M(T)-Proben wird die Hochlage erwartungsgemäß bei niedrigeren Temperaturen erreicht als bei den C(T)-Proben. Bei dem

22NiMoCr3-7 ist der Temperaturunterschied jedoch wesentlich geringer als bei dem StE 355.

Bild 10-22 gibt einen Überblick über die Weibullexponenten für das stabile RiBwachstum bis zur Instabilität Δa_s . Die Werte liegen zumeist zwischen 1 und 2 . Bei Annäherung an die Hochlage steigen sie sprunghaft auf bis zu 13 an.

10.3 Analyse der Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen RiBspitze

Insgesamt wurden die Spaltbruchinitiierungsbereiche von 110 Proben vermessen. Die Ergebnisse wurden getrennt nach Werkstoffen, Probenarten und Prüftemperaturen untersucht. Die Bilder 10-23 und 10-24 zeigen die Ergebnisse für den 22NiMoCr3-7 und den StE 355. Aus den beiden Bildern ist ersichtlich, daß die Verteilung der Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen RiBspitze bei den C(T)-Proben von der Prüftemperatur unabhängig ist. Bei den M(T)-Proben ist dagegen mit zunehmender Prüftemperatur eine Verbreiterung der Verteilung zu beobachten.

Auch die Analyse der Daten mittels der Weibullverteilung zeigt, daß bei den C(T)-Proben ein systematischer Einfluß der Prüftemperatur auf den Mittelwert bzw. den Lageparameter nicht besteht (Bild 10-25).

Bündelt man die Meßwerte von allen Prüftemperaturen und führt danach eine Weibullanalyse durch, so erhält man getrennt für die untersuchten Probenarten und Werkstoffe eine Darstellung gemäß Bild 10-26 mit $\Delta r_0 = 1$ mm. Bei den M(T)-Proben liegen die Spaltbruchinitiierungsbereiche im Mittel näher an der aktuellen RiBspitze als bei den C(T)-Proben. Der Exponent der Weibullverteilungen der M(T)-Proben liegt bei $1,35$, der der C(T)-Proben bei $1,8$ (22NiMoCr3-7) bzw. $2,4$ (StE 355).

10.4 Analyse der K_{Jv} -Werte

Bild 10-27 gibt einen Überblick über die Ergebnisse, die von den untersuchten Werkstoffen und Probenarten erhalten wurden. Analog zu den Beträgen des stabilen RiBwachstums bis zur Instabilität Δa_s liegt die Hauptmenge der Versuchsergebnisse zwischen -60 °C und $+10$ °C.

Die Exponenten der Weibullverteilungen streuen wesentlich stärker als bei den Δa_s -Werten, Bild 10-28. Dies gilt nicht nur für die Werte, die zu Datensätzen gehören, die in unmittelbarer Nähe zur Hochlage liegen, sondern für den gesamten Übergangsbereich. Die meisten Werte liegen im Bereich von 3 bis 8 . Somit ist festzustellen, daß im Übergangsbereich Werte von 4 eher die Ausnahme darstellen. Damit wird auch verständlich, daß bei der Festlegung eines Exponenten von 4 nicht

unerhebliche Abweichungen der Verteilungsfunktion von den Meßwerten, insbesondere in Bereichen weit außerhalb der Mittelwerte auftreten können, wie in Abschnitt 10.1 ausgeführt.

Ein Parameter, der diese unterschiedlichen Ergebnisse hervorrufen kann, ist die Krümmung der Reißwiderstandskurven. Beschreibt man die Reißwiderstandskurve mit der Gleichung

$$J_R = A \cdot \Delta a^c,$$

so kennzeichnet der Exponent c die Krümmung der Reißwiderstandskurve. Bei C(T)-Proben liegt dieser Exponent etwa bei 0,5, bei M(T)-Proben bei 0,8 bis 1,0. Im Vergleich mit einem Exponenten von $C \approx 1,0$ bewirkt ein Exponent von 0,5, daß die Bandbreite der Streuung der J_U -Werte gegenüber dem stabilen Reißwachstum bis zur Instabilität Δa_s reduziert wird, so daß der Weibullexponent der J_U -Werte gegenüber dem der Δa_s -Werte ange-

hoben wird. Durch die Umrechnung der J_U -Werte in K_{JU} -Werte wird der Effekt noch verstärkt. Das Ergebnis sind die teilweise höheren Werte, die Bild 10-28 im Vergleich mit Bild 10-22 zeigt. Bedingt durch unterschiedliche Werte von C werden außerdem die Streuungen erhöht.

Diese Effekte können durch Auftragung von m^c ausgeglichen werden, wie Bild 10-29 zeigt. Die Werte liegen dann ähnlich wie in Bild 10-22 in einem engen Streuband und, wenn man von den Extremwerten absieht, die in der Nähe der Hochlage auftreten, im Mittel bei etwa 2, entsprechen also etwa denen, die bei den Δa_s -Werten ermittelt wurden. Dieses Ergebnis belegt, daß die Weibullexponenten für die K_{JU} -Werte aus den Weibullexponenten der Δa_s -Werte resultieren.

Tabellen zu Kapitel 10

Tabelle 10-1:

Standardabweichungen, ermittelt bei der Anpassung der Verteilungsfunktionen an die ausgewählten Datensätze für das stabile Rißwachstum bis zur Instabilität Δa_s .

Werkstoffe und Proben	Prüf- temperatur	Anzahl der Werte	Verteilungsfunktion			
			Normal	Lognormal	Weibull	Gamma
			mm	mm	mm	mm
20MnMoNi5-5 C(T)	213 K	29	0,55	0,64	0,53	0,53
22NiMoCr3-7 M(T)	243 K	16	1,65	2,32	1,65	1,77
22NiMoCr3-7 M(T)	253 K	5	1,01	1,13	0,97	1,06
22NiMoCr3-7 C(T)	273 K	16	0,89	0,89	1,70	0,87
StE 460 Dreipunktbiegepr.	205 K	7	3,18	0,34	0,30	0,30
StE 460 Dreipunktbiegepr.	215 K	14	0,46	0,61	0,46	0,49
StE 460 Dreipunktbiegepr.	225 K	19	1,17	1,57	1,14	1,16
StE 460 Dreipunktbiegepr.	235 K	15	2,64	2,74	2,42	2,31
StE 460 Dreipunktbiegepr.	245 K	11	8,34	9,80	8,03	7,32

Tabelle 10-2:

Mittlerer Fehler, ermittelt bei der Anpassung der Verteilungsfunktionen an die ausgewählten Datensätze für das stabile Rißwachstum bis zur Instabilität Δa_s .

Werkstoffe und Proben	Prüf- temperatur	Anzahl der Werte	Verteilungsfunktion			
			Normal	Lognormal	Weibull	Gamma
20MnMoNi5-5	213 K	29	0,016	0,008	0,008	0,009
22NiMoCr3-7 M(T)	243 K	16	0,027	0,024	0,024	0,025
22NiMoCr3-7 M(T)	253 K	5	0,019	0,021	0,019	0,020
22NiMoCr3-7 C(T)	273 K	16	0,093	0,088	0,024	0,090
StE 460 Dreipunktbiegepr.	205 K	7	0,054	0,049	0,042	0,054
StE 460 Dreipunktbiegepr.	215 K	14	0,029	0,025	0,026	0,026
StE 460 Dreipunktbiegepr.	225 K	19	0,027	0,016	0,016	0,017
StE 460 Dreipunktbiegepr.	235 K	15	0,040	0,022	0,024	0,029
StE 460 Dreipunktbiegepr.	245 K	11	0,050	0,036	0,034	0,047
<i>Mittelwerte</i>			0,040	0,032	0,024	0,035

Tabelle 10-3:
Daten aus der statistischen Analyse der drei ausgewählten Beispiele

		Verteilungsfunktion				
		Normal	Lognormal	Weibull	Weibull	Gamma
		20MnMoNi5-5, C(T), R-C, - 60 °C, 25 Meßpunkte				
Weibullexponent				4,4	4,0	
Mittelwert	MPa√m	261	262	262	260	261
Standardabweichung	MPa√m	69	78	67	73	73
Korrelationskoeffizient		0,99	0,97	0,99	0,99	0,98
1 %-Ausfallwarsch.	MPa√m	102	127	102	91	122
5 %-Ausfallwarsch.	MPa√m	148	155	147	137	154
		22NiMoCr3-7, C(T), T-L, - 10 °C, 10 Meßpunkte				
Weibullexponent				3,2	4,0	
Mittelwert	MPa√m	347	346	348	352	347
Standardabweichung	MPa√m	116	114	120	99	111
Korrelationskoeffizient		0,95	0,97	0,93	0,92	0,96
1 %-Ausfallwarsch.	MPa√m	77	157	92	123	141
5 %-Ausfallwarsch.	MPa√m	156	195	153	185	186
		22NiMoCr3-7, C(T), T-S, + 10 °C, 6 Meßpunkte				
Weibullexponent				6,2	4,0	
Mittelwert	MPa√m	568	568	570	556	568
Standardabweichung	MPa√m	116	126	107	156	121
Korrelationskoeffizient		0,93	0,91	0,96	0,96	0,91
1 %-Ausfallwarsch.	MPa√m	298	333	292	194	325
5 %-Ausfallwarsch.	MPa√m	377	387	380	292	385

Bilder zu Kapitel 10

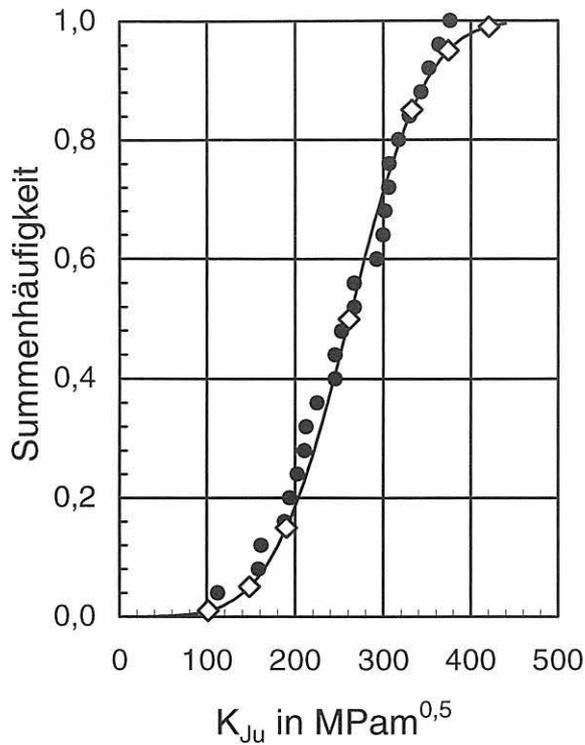


Bild 10-1:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 20MnMoNi5-5,
 Prüftemperatur -60 °C, Normalverteilung

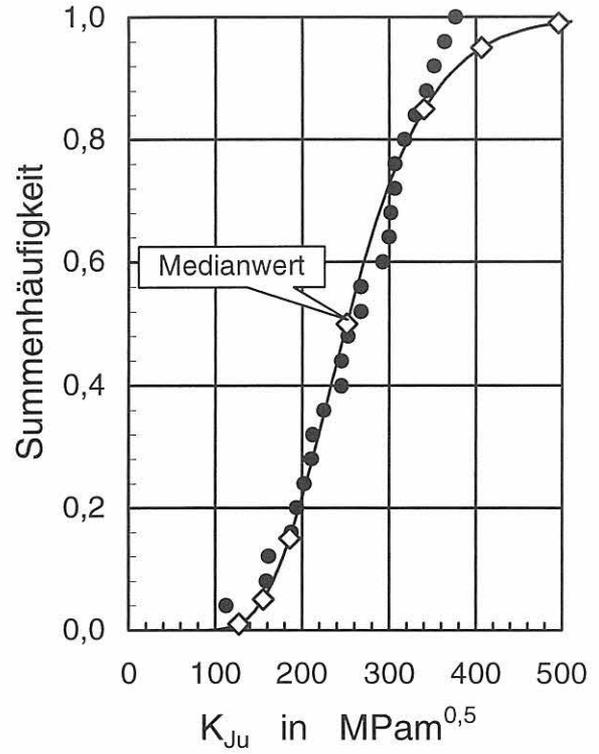


Bild 10-2:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 20MnMoNi5-5,
 Prüftemperatur -60 °C, Lognormalverteilung

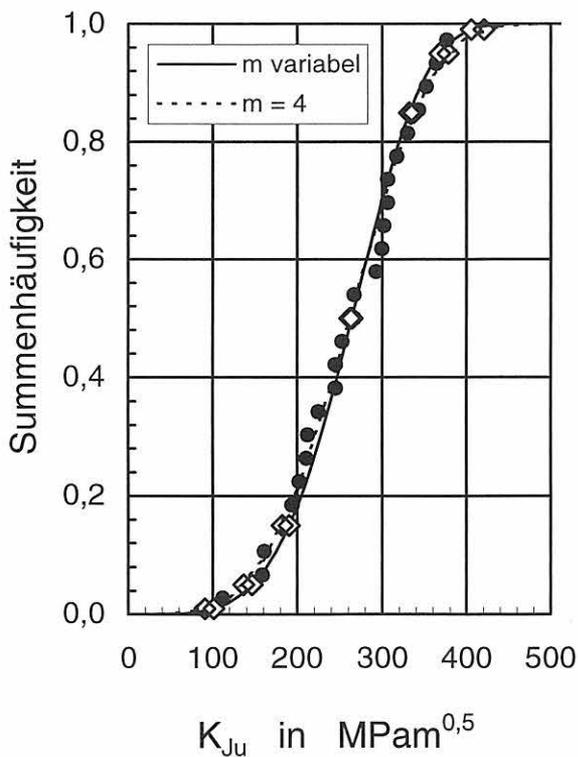


Bild 10-3:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 20MnMoNi5-5,
 Prüftemperatur -60 °C, Weibullverteilung,
 $m_{variabel} = 4,4$ und $m_{fest} = 4$

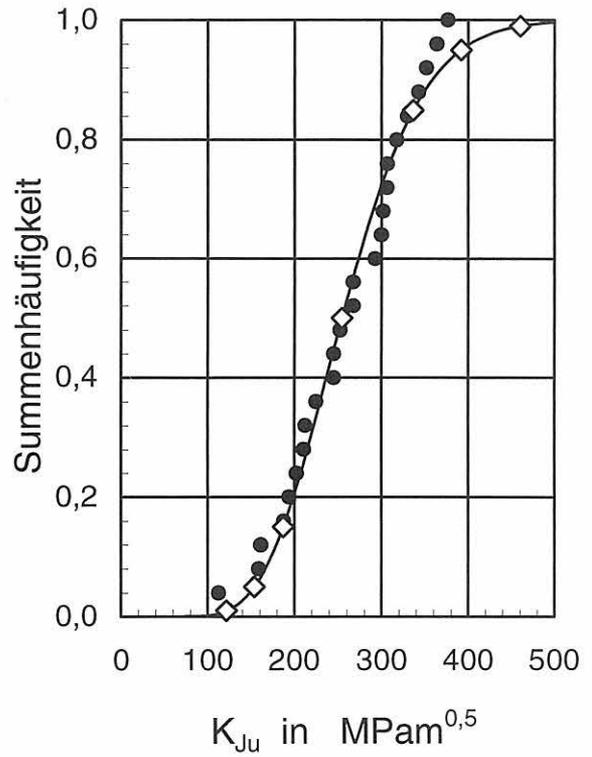


Bild 10-4:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 20MnMoNi5-5,
 Prüftemperatur -60 °C, Gammaverteilung

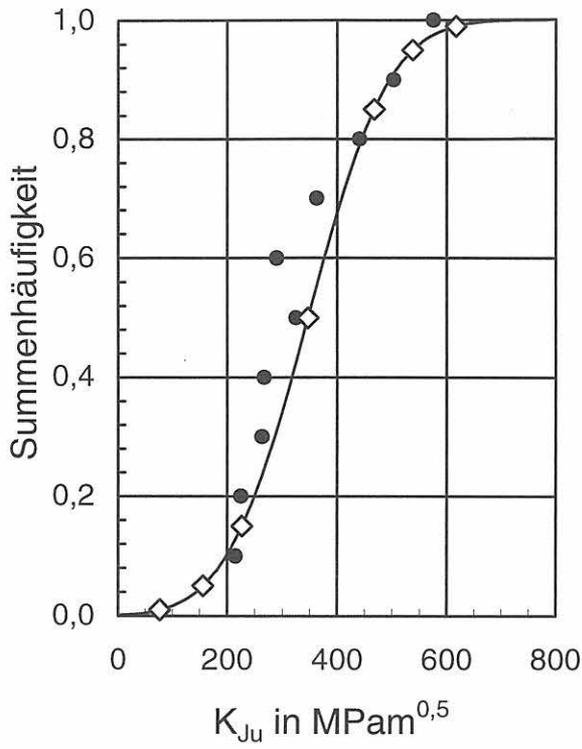


Bild 10-5:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur -10 °C, Normalverteilung

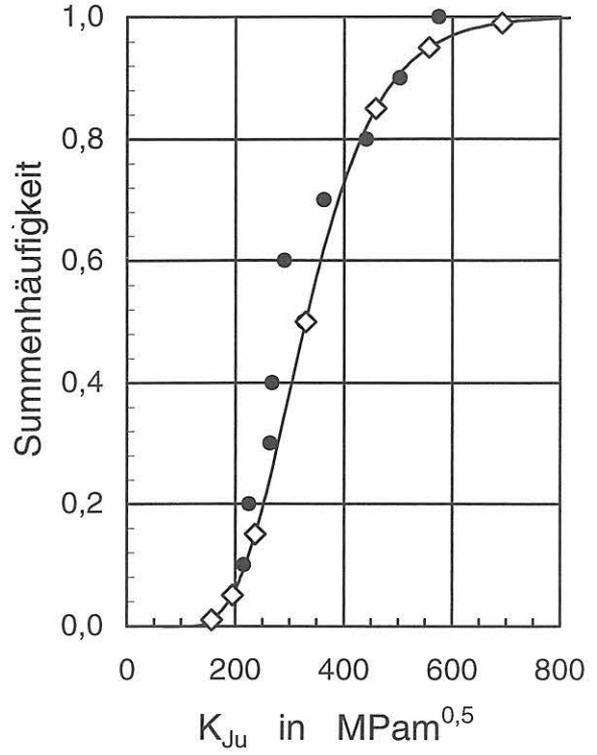


Bild 10-6:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur -10 °C, Lognormalverteilung

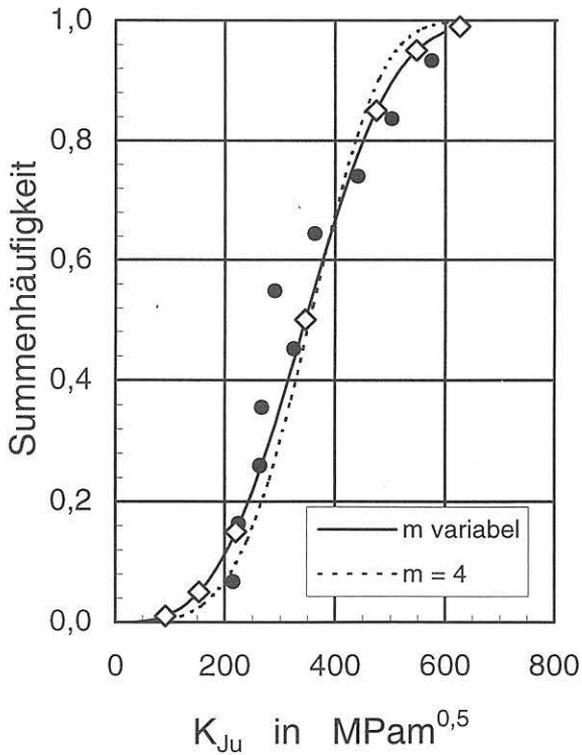


Bild 10-7:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur -10 °C, Weibullverteilung,
 $m_{variabel} = 3,2$ und $m_{fest} = 4$

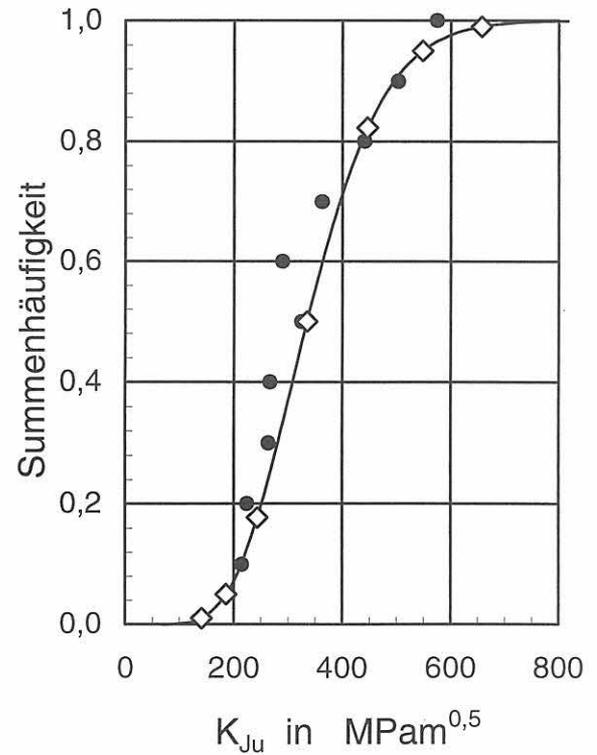


Bild 10-8:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur -10 °C, Gammaverteilung

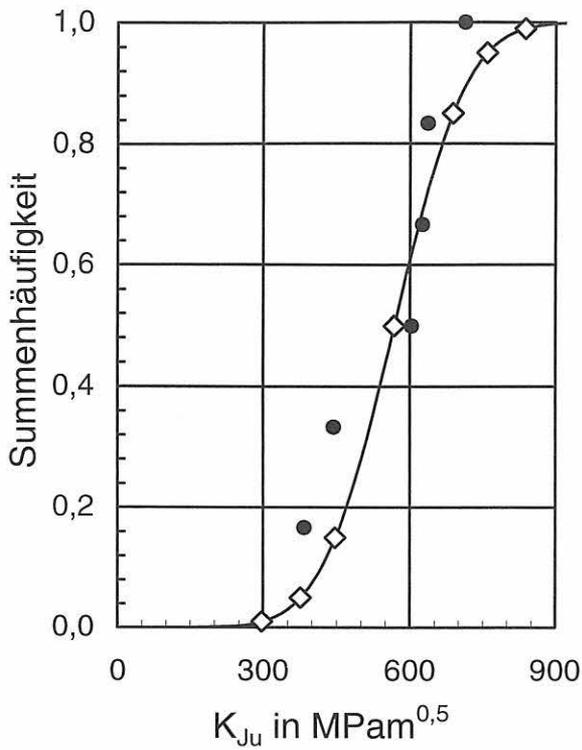


Bild 10-9:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur + 10 °C, Normalverteilung

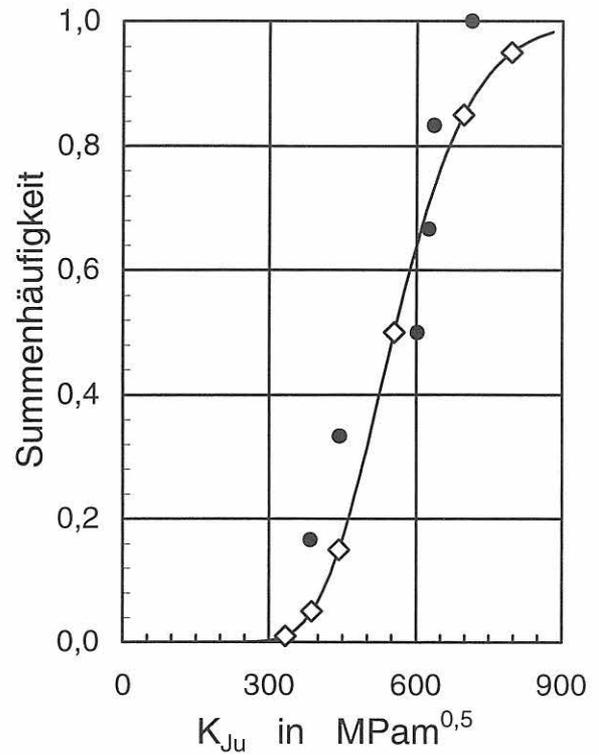


Bild 10-10:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur + 10 °C, Lognormalverteilung

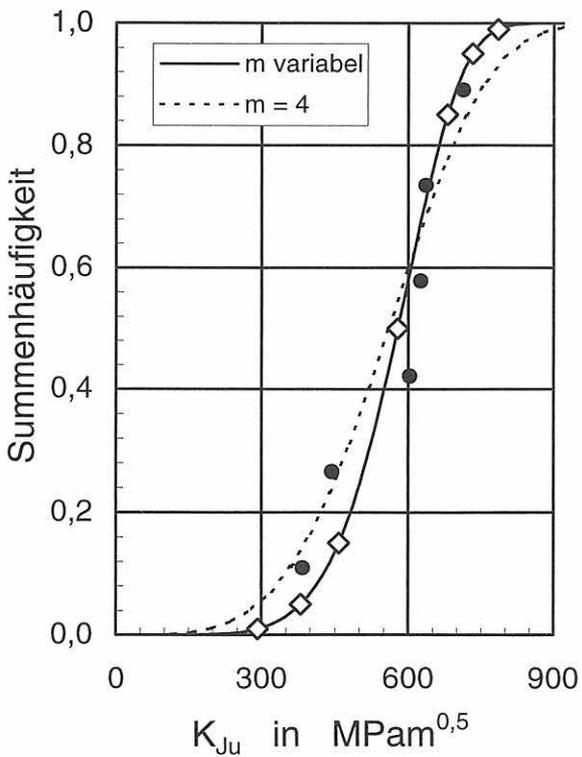


Bild 10-11:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur 10 °C, Weibullverteilung,
 $m_{variabel} = 6,2$ und $m_{fest} = 4$

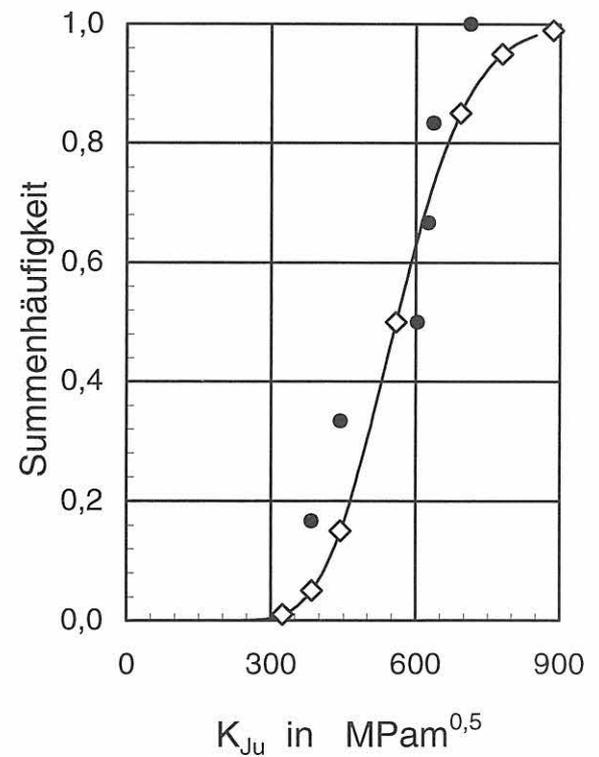


Bild 10-12:
 K_{Ju} -Werte des Werkstoffs 22NiMoCr3-7,
 Prüftemperatur + 10 °C, Gammaverteilung

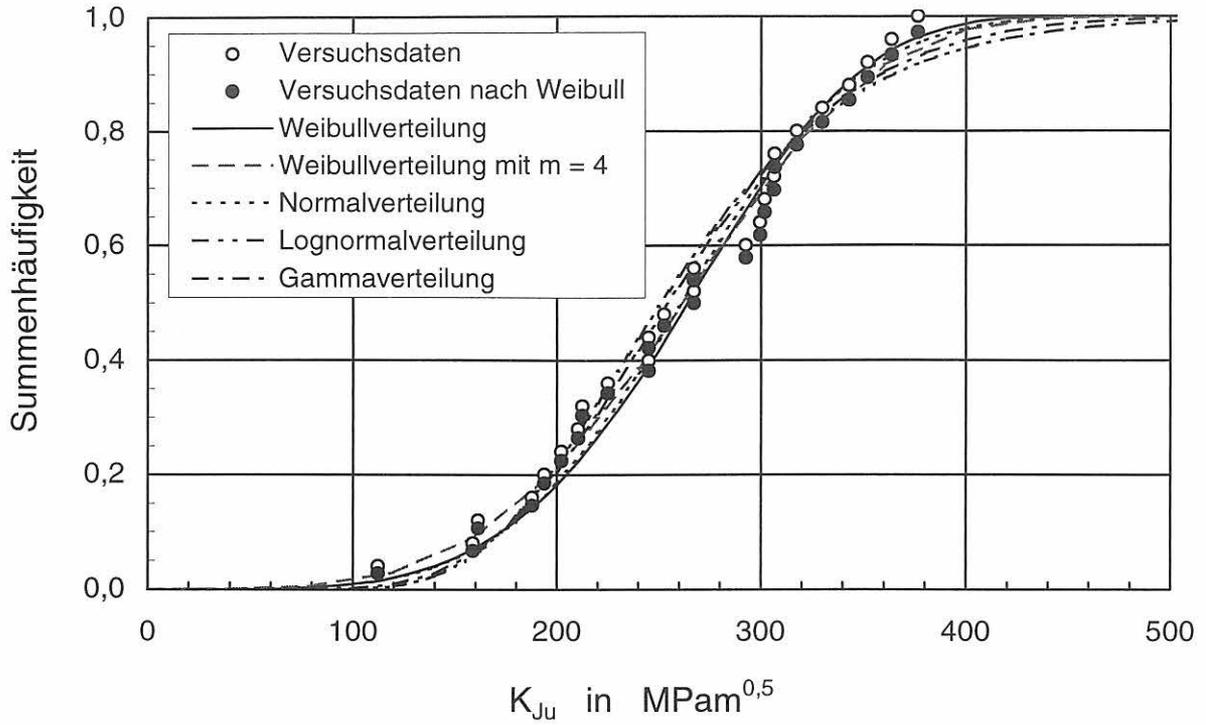


Bild 10-13: Versuchsdaten von 20MnMoNi5-5, C(T)-Proben, geprüft bei $-60\text{ }^\circ\text{C}$, im Vergleich mit verschiedenen Verteilungsfunktionen

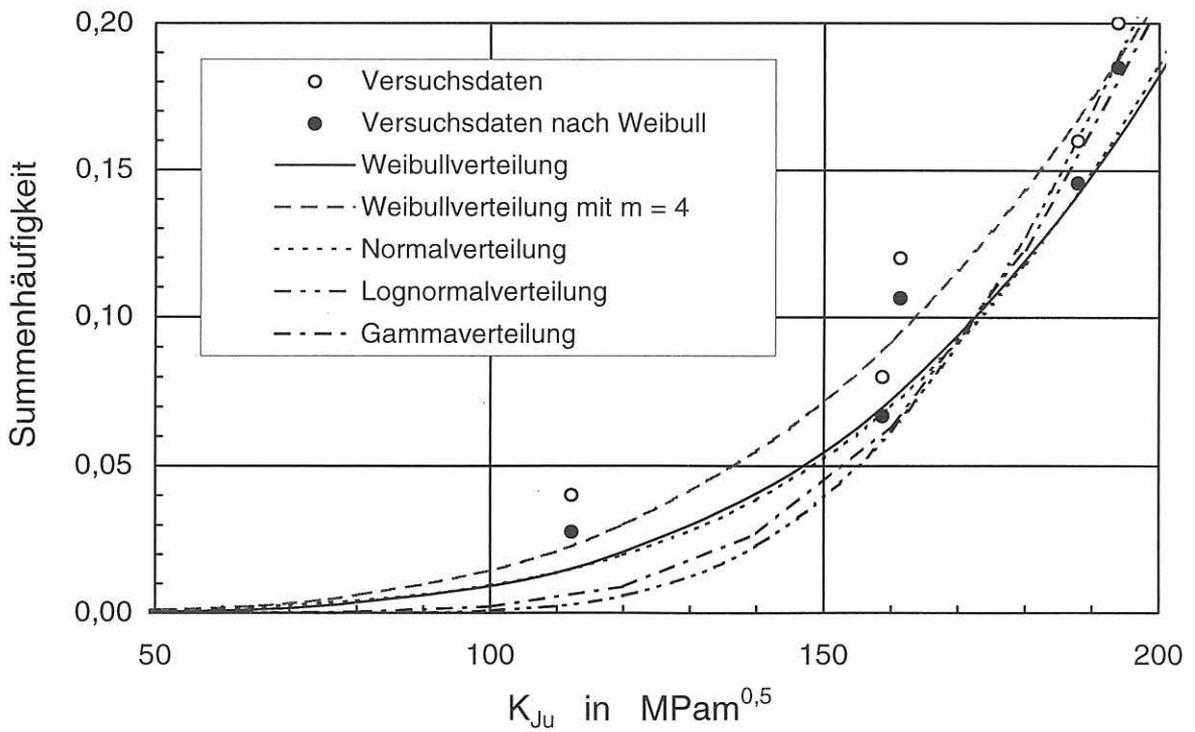


Bild 10-14: Versuchsdaten von 20MnMoNi5-5, C(T)-Proben, geprüft bei $-60\text{ }^\circ\text{C}$, im Vergleich mit verschiedenen Verteilungsfunktionen, Ausschnitt aus Bild 10-13

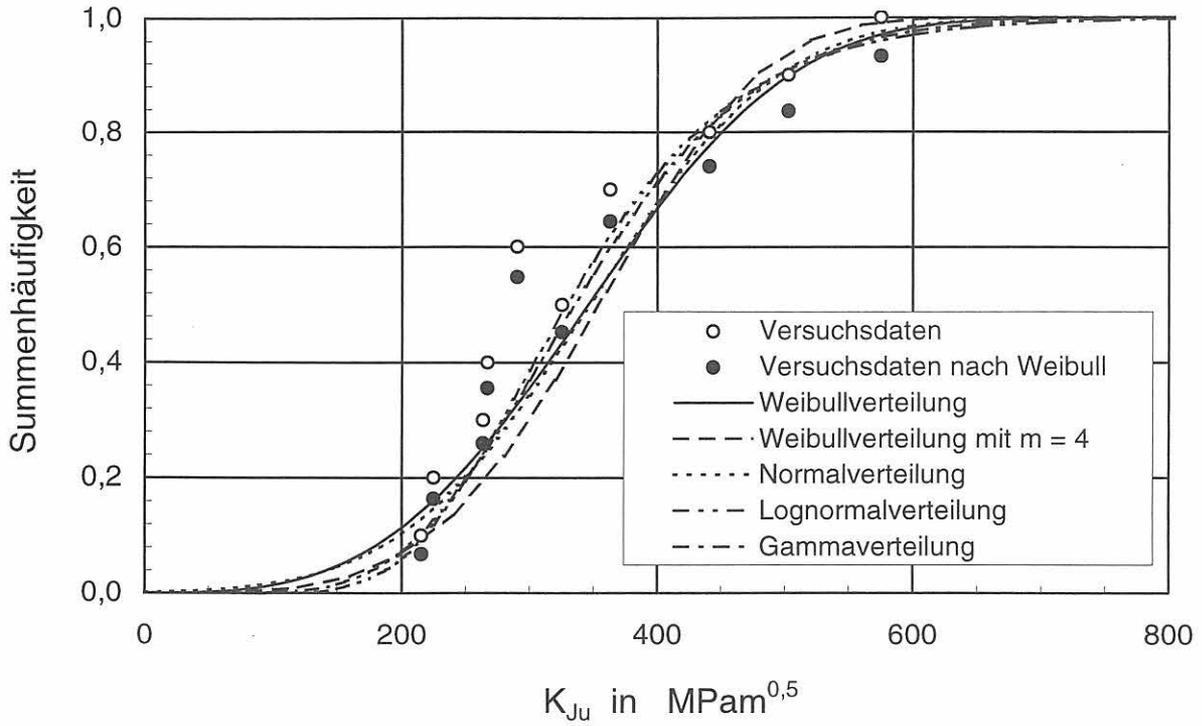


Bild 10-15:
 Versuchsdaten von 22NiMoCr3-7, C(T)-Proben, geprüft bei - 10 °C, im Vergleich mit verschiedenen Verteilungsfunktionen

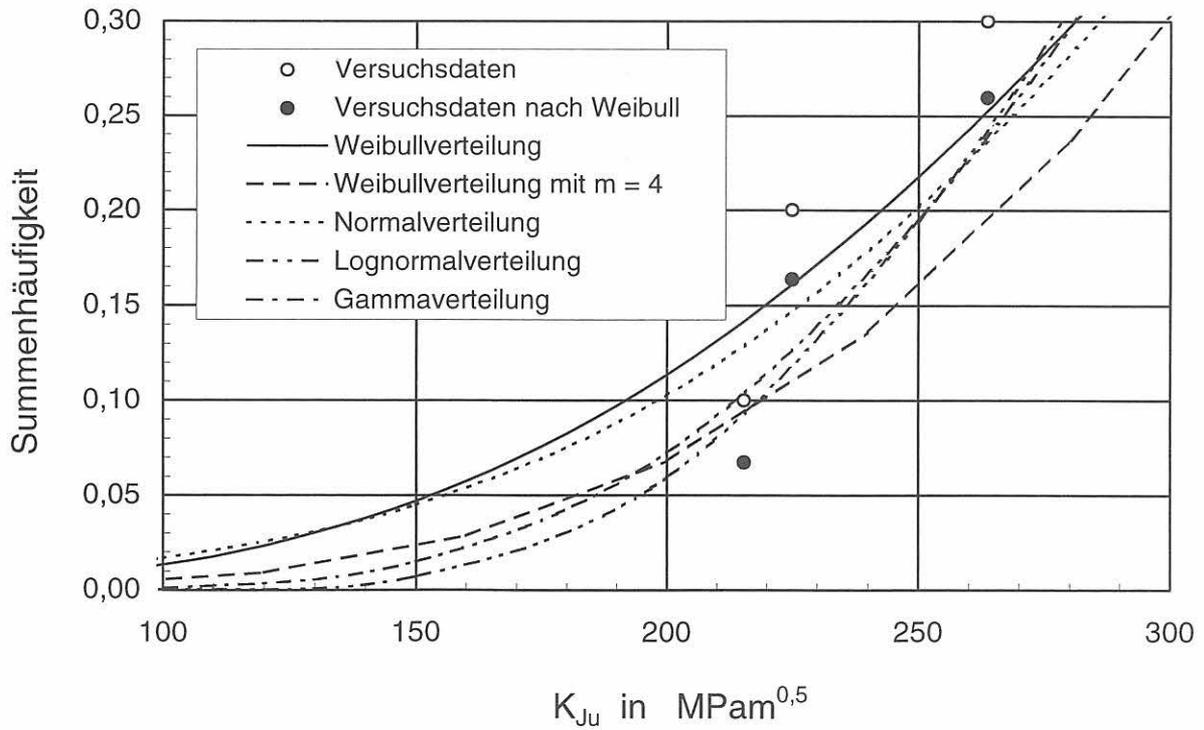


Bild 10-16:
 Versuchsdaten von 22NiMoCr3-7, C(T)-Proben, geprüft bei - 10 °C, im Vergleich mit verschiedenen Verteilungsfunktionen, Ausschnitt aus Bild 10-15

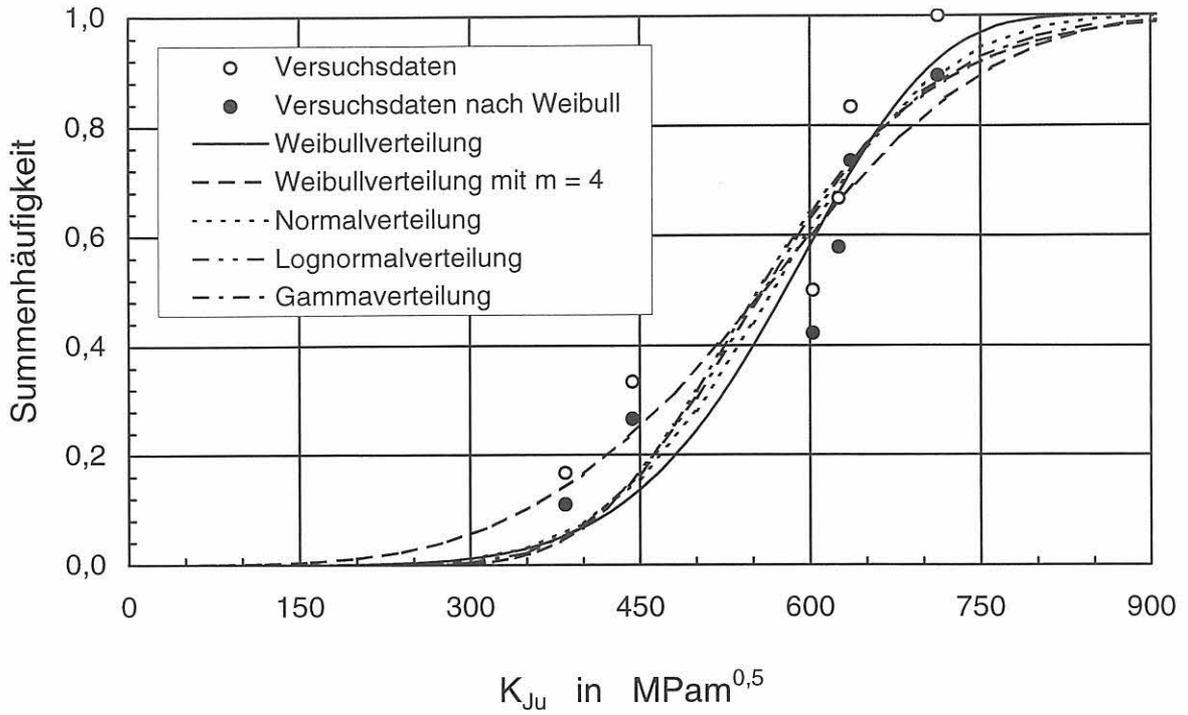


Bild 10-17: Versuchsdaten von 22NiMoCr3-7, C(T)-Proben, geprüft bei + 10 °C, im Vergleich mit verschiedenen Verteilungsfunktionen

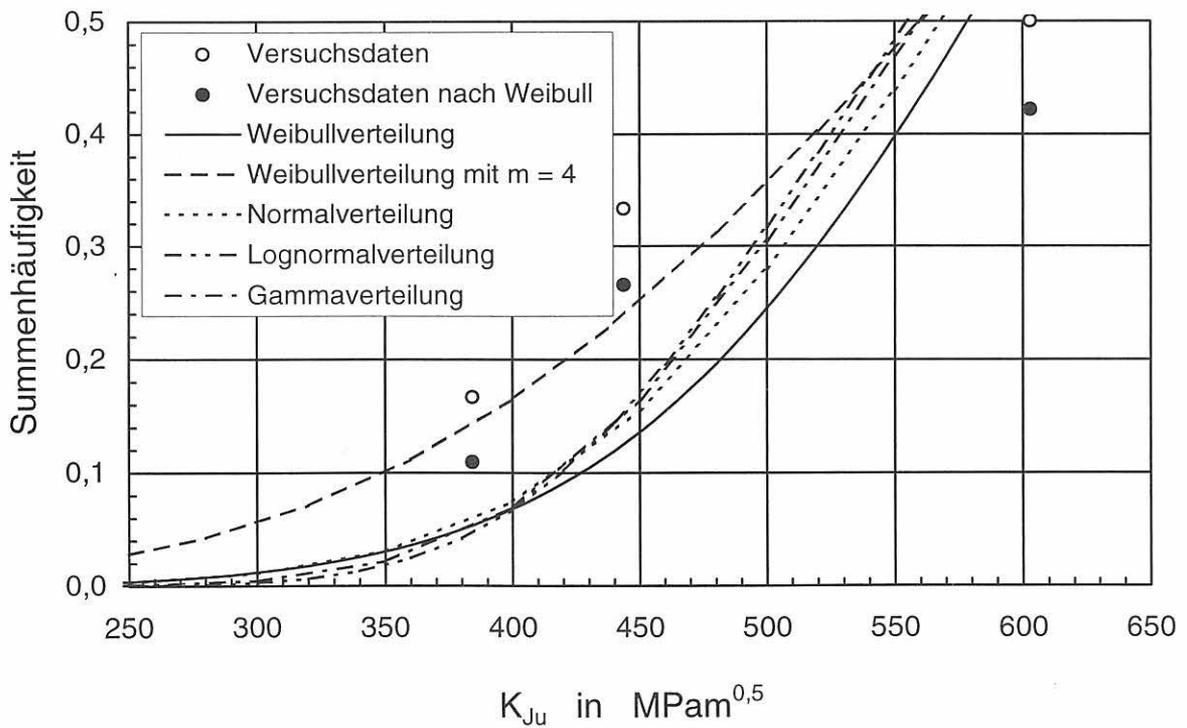


Bild 10-18: Versuchsdaten von 22NiMoCr3-7, C(T)-Proben, geprüft bei + 10 °C, im Vergleich mit verschiedenen Verteilungsfunktionen, Ausschnitt aus Bild 10-17

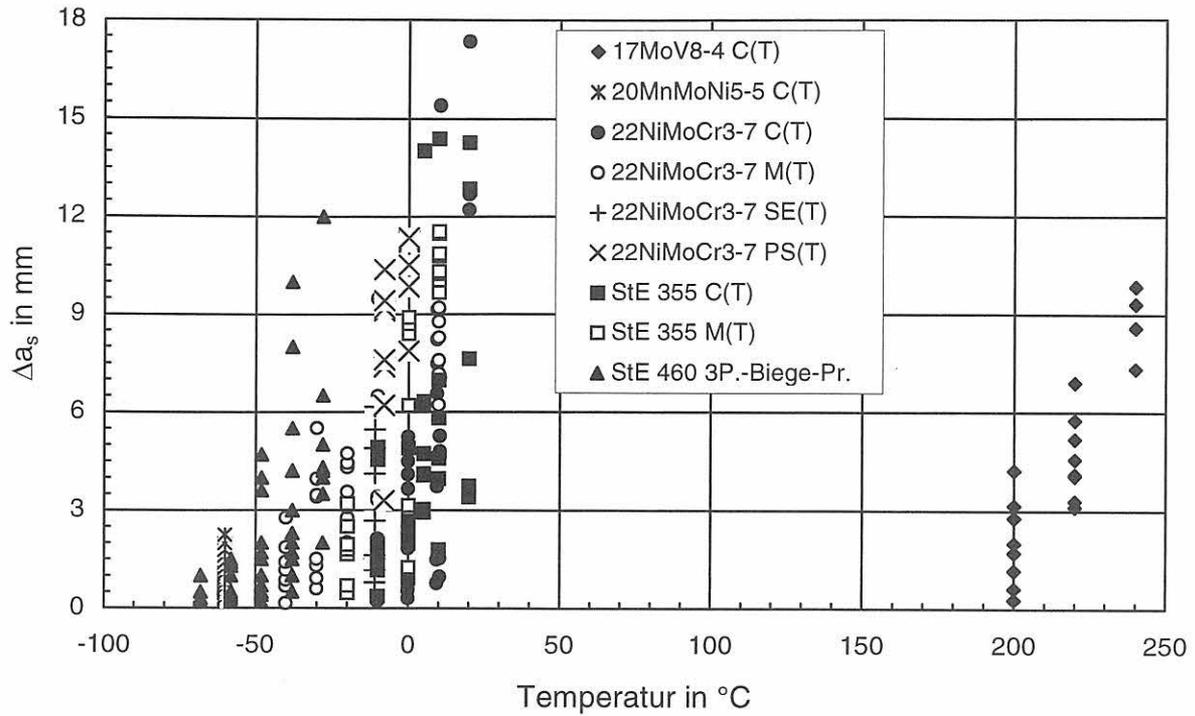


Bild 10-19:
 Beträge des stabilen RiBwachstums bis zur Instabilität Δa_s für alle untersuchten Werkstoffe, Probenarten und Prüftemperaturen, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den SE(T)-Proben ca. 50 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm, variabel bei den PS(T)-Proben

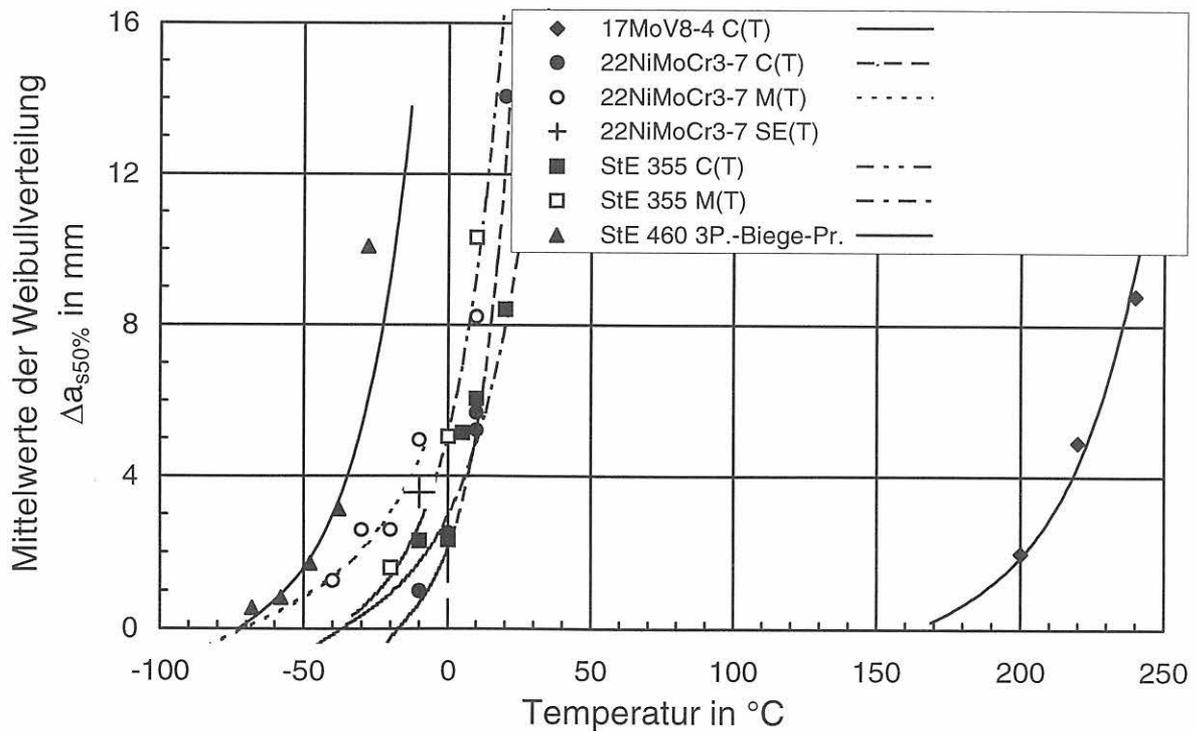


Bild 10-20:
 Mittelwerte der in Bild 10-19 dargestellten Datensätze in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den SE(T)-Proben ca. 50 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

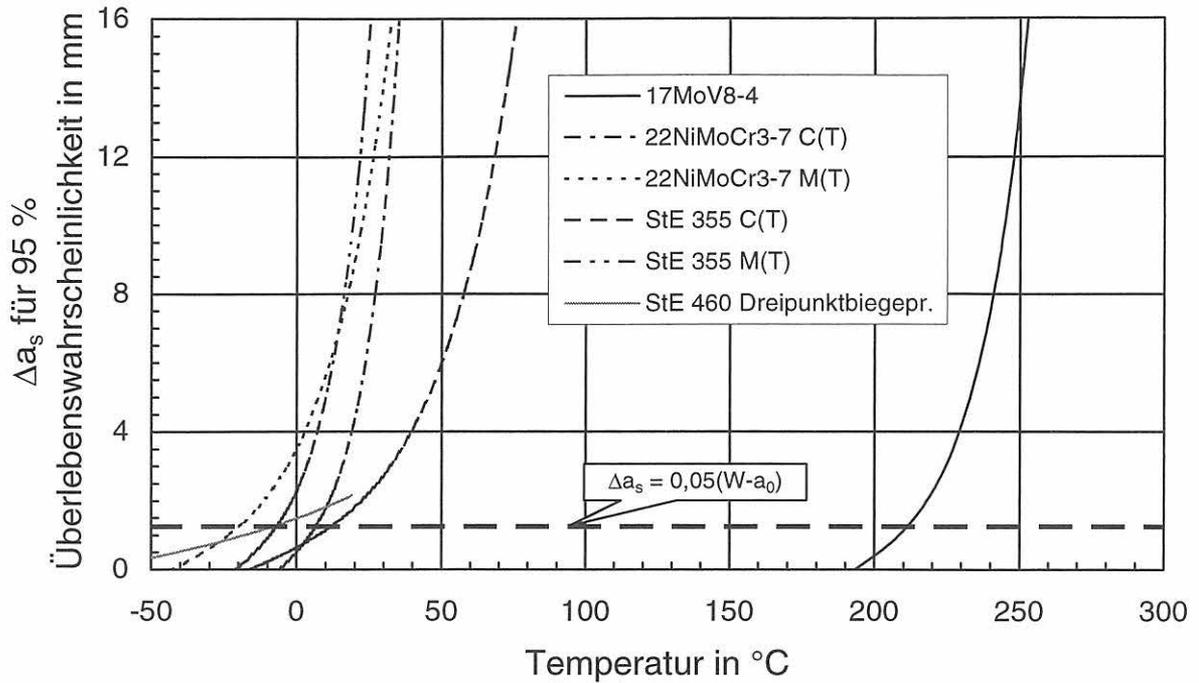


Bild 10-21:
 Grenzen des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität für 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit

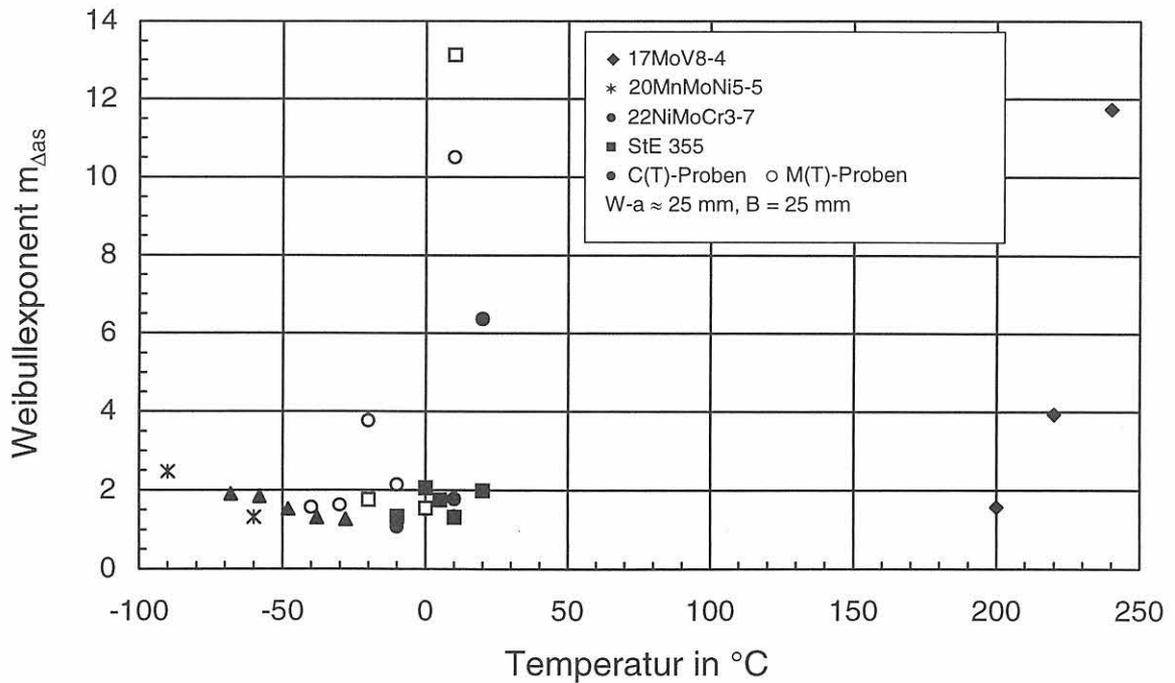


Bild 10-22:
 Weibullexponenten für das stabile Rißwachstum bis zur Instabilität der untersuchten Werkstoffe und Proben in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

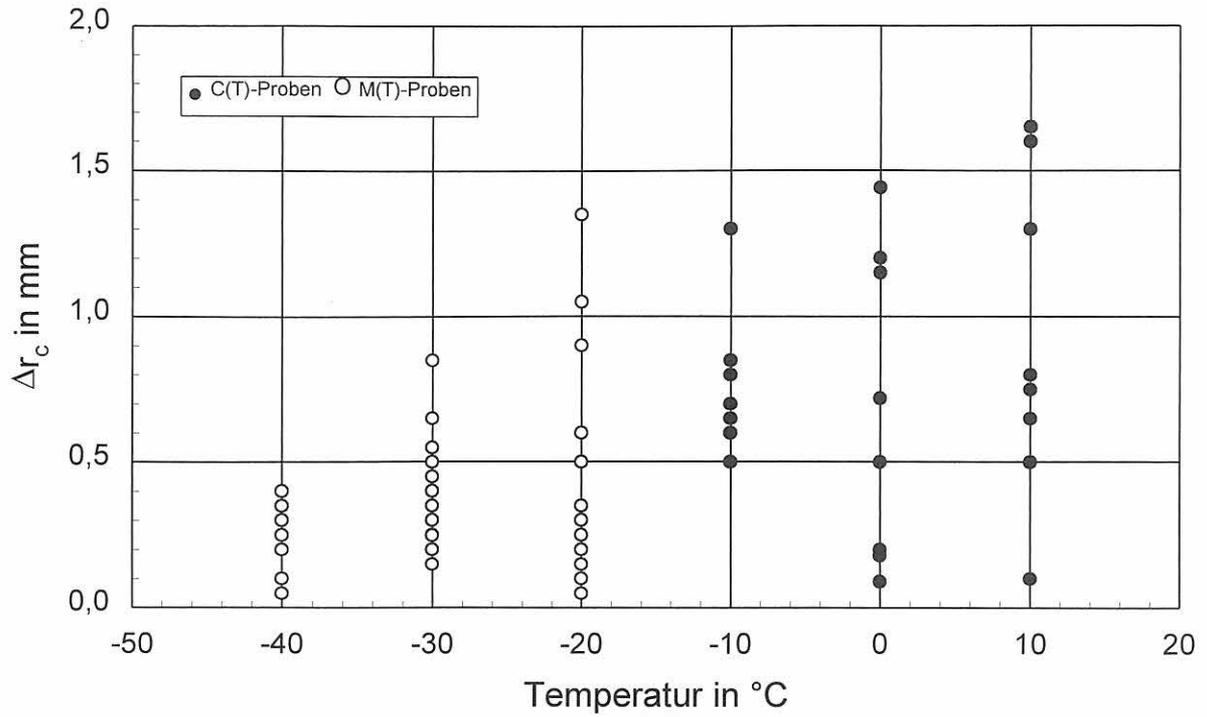


Bild 10-23:
Werkstoff 22NiMoCr3-7, Abstände der Spaltbruchinitiationsbereiche von der aktuellen Rißspitze Δr_c in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, $W - a_0$ ca. 25 mm

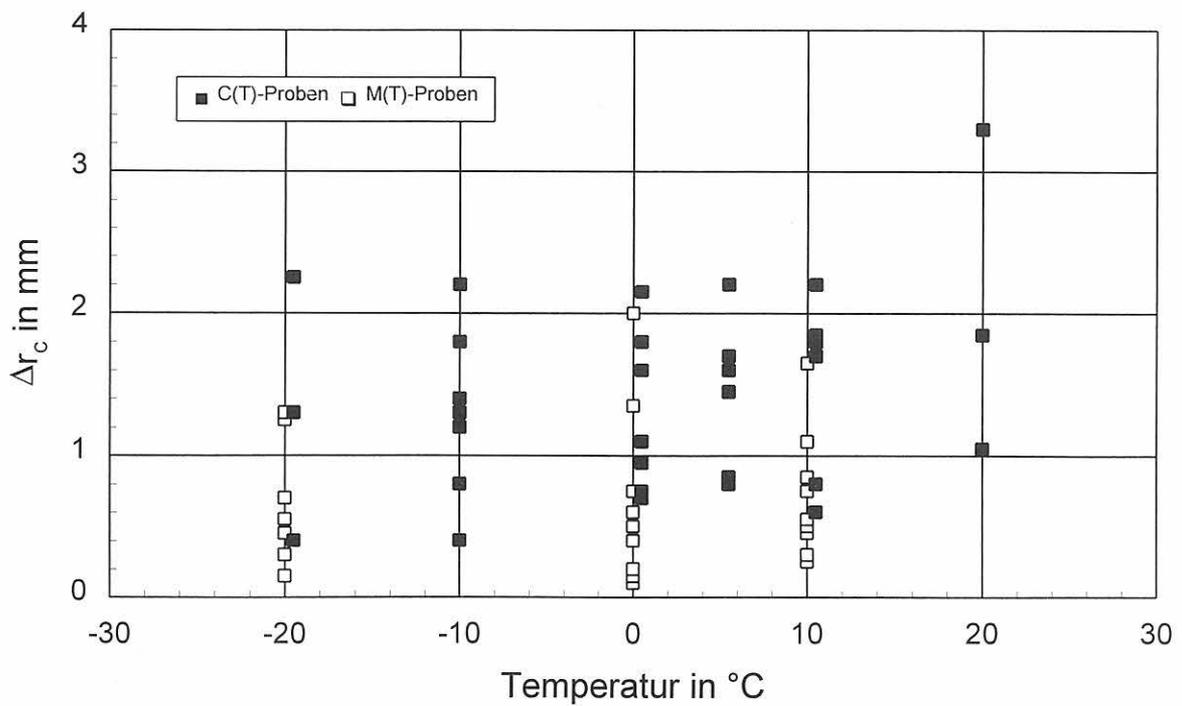


Bild 10-24:
Werkstoff StE 355, Abstände der Spaltbruchinitiationsbereiche von der aktuellen Rißspitze Δr_c in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, $W - a_0$ ca. 25 mm

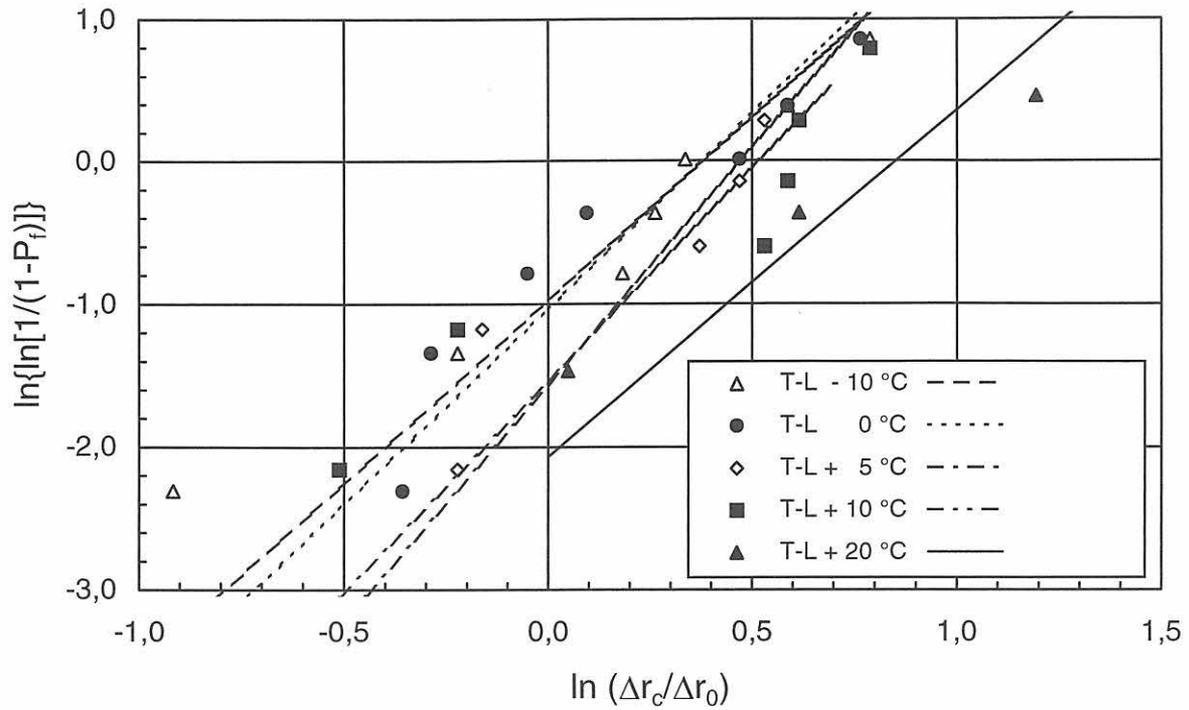


Bild 10-25: StE 355, C(T)-Proben, Weibullverteilung der Abstände der Spaltbruchinitiiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze Δr_c in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, $\Delta r_0 = 1$ mm

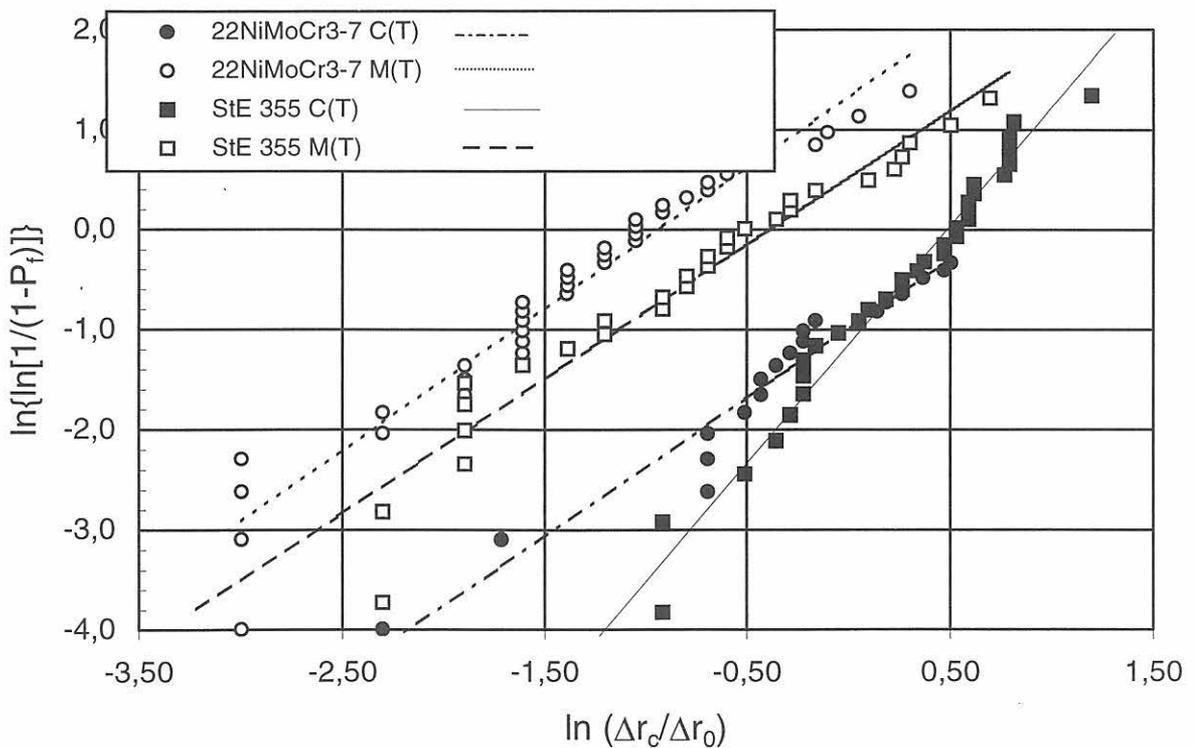


Bild 10-26: Weibullverteilung der Abstände der Spaltbruchinitiiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze Δr_c , gebündelt zu Datensätzen für Probenarten und Werkstoffe, $\Delta r_0 = 1$ mm

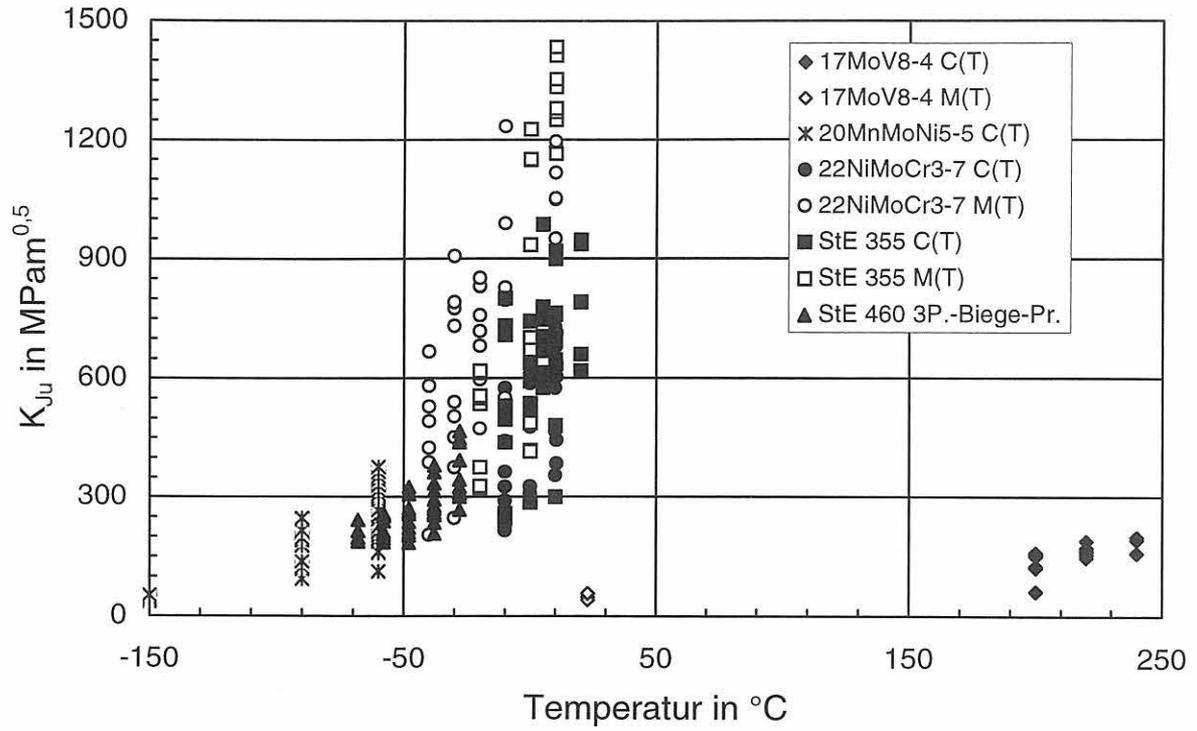


Bild 10-27: K_{Ju} -Werte der untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

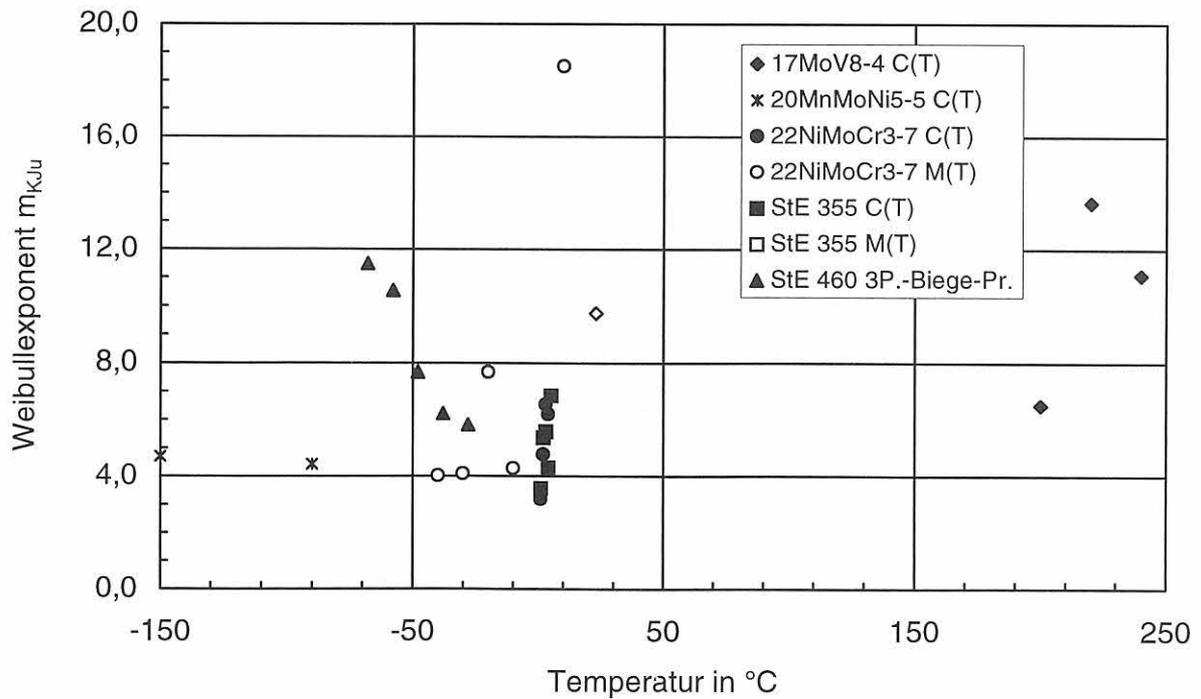


Bild 10-28: Weibullexponenten der K_{Ju} -Werte in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

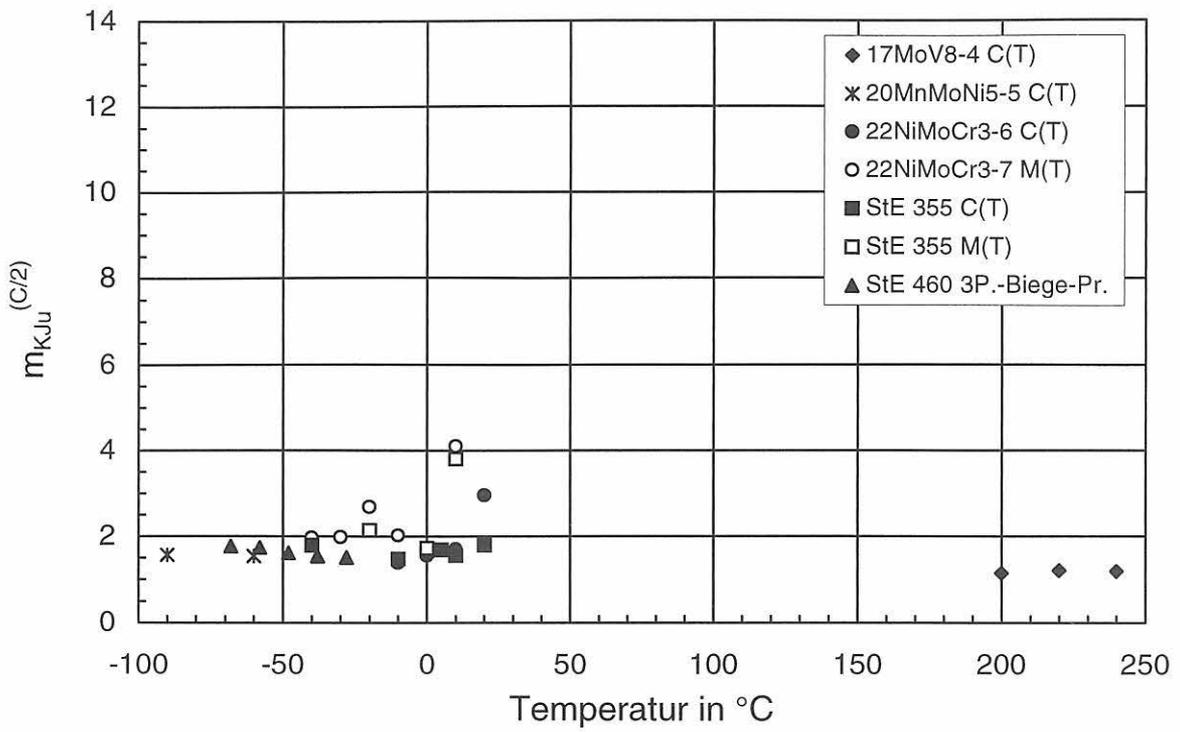


Bild 10-29:
 Mit der Krümmung der Reißwiderstandskurven korrigierte Exponenten der Weibullverteilung, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

11 Ergebnisse der FE-Analysen

Als Ergebnisse der durchgeführten und in Kapitel 8 dargestellten FE-Analysen stehen der Verschiebungs-, Verzerrungs- und Spannungszustand zur Verfügung. Im Hinblick auf die Auswertung zur Analyse der Spaltbruchinitiierungsbereiche (SIBs) ist jedoch lediglich die Auswertung dieser Größen im Ligament erforderlich, wozu in diesem Zusammenhang die Rißöffnungsspannungen, Bilder 11-1 bis 11-4, die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, Bilder 11-5 bis 11-8, sowie die plastische Vergleichsdehnung, Bilder 11-9 und 11-10, herangezogen wurden. Die Daten für diese Größen wurden dabei an den Knotenpunkten aus dem FE-Programm [1] übernommen und mit Hilfe von Splines geglättet.

Dabei zeigt sich durchgehend für die C(T)- und die M(T)-Proben die Tendenz, daß bei Rißinitiierung, also $\Delta a = 0$ mm, die Rißöffnungsspannungen σ_{yy} deutlich kleiner sind als für größere Beträge duktilen Rißwachstums, Bilder 11-1 bis 11-4. Ein stationärer Zustand der Rißöffnungsspannungen stellt sich ab $\Delta a = 2$ mm bis zum maximal dargestellten Rißfortschritt von $\Delta a = 5$ mm ein. Bei $\Delta a = 1$ mm liegen die Rißöffnungsspannungen zwischen denen bei Rißinitiierung und denen des stationären Zustands.

Die Größe der Rißöffnungsspannungen hängt nur unwesentlich von den Temperaturen ab, wie dem Vergleich der Bilder 11-1 und 11-2 bzw. 11-3 und 11-4 zu entnehmen ist. Der Grund hierfür liegt in dem geringen Unterschied der Fließkurven des StE 355 bei den untersuchten Temperaturen. Deutlicher fällt jedoch der Unterschied der Rißöffnungsspannungen σ_{yy} bei den unterschiedlichen Probengeometrien aus. Dabei zeigt sich, daß bei den M(T)-Proben die Rißöffnungsspannungen im Ligament wesentlich schneller abklingen, wie aus dem Vergleich zwischen den Bildern 11-1 und 11-2 einerseits sowie 11-3 und 11-4 andererseits hervorgeht.

Bei der Spannungsmehrachsigkeit χ sind die typischen maximalen Werte bei den C(T)-Proben mit $\chi_{max} \approx 3,0 \dots 3,5$ sowie bei den M(T)-Proben mit

$\chi_{max} \approx 1,8 \dots 2,0$ zu finden, Bilder 11-5 bis 11-8. Zu Beginn des duktilen Rißwachstums bei $\Delta a = 0$ mm stellen sich dabei sowohl bei der C(T)- als auch bei der M(T)-Probe typischerweise kleinere Maximalwerte ein als bei Erreichen des stationären Zustandes mit $\Delta a \geq 2$ mm. Die örtliche Lage des Maximums der Spannungsmehrachsigkeit bezüglich der aktuellen Rißspitze verändert sich bei duktilem Rißwachstum. Während das Maximum der Spannungsmehrachsigkeit bei C(T)-Proben zu Beginn des Prozesses bei $x \approx 0,5$ mm liegt, verlagert sich dieses Maximum im stationären Zustand hin zu $x \approx 1,5$ mm, Bilder 11-5 und 11-6. Im Gegensatz dazu bleibt die örtliche Lage des Maximums der Spannungsmehrachsigkeit bei den M(T)-Proben mit $x \approx 0,2$ mm während des gesamten Prozesses unverändert, Bilder 11-7 und 11-8.

Die plastische Vergleichsdehnung ε_{vpl} ist für die C(T)-Proben bzw. M(T)-Proben beispielhaft für $T = 0$ °C in den Bildern 11-9 und 11-10 dargestellt. Während bei der C(T)-Probe die plastische Vergleichsdehnung lediglich in Rißspitzennähe relativ große Werte annimmt, treten aufgrund der Zugbelastung der M(T)-Probe und der damit einhergehenden plastischen Deformation im Ligament vergleichsweise große plastische Vergleichsdehnungen auch im Fernfeld auf. Bei der C(T)-Probe wird der stationäre Zustand von ε_{vpl} bei $\Delta a \approx 1$ mm erreicht, wenn von den Unterschieden der Werte an der Rißspitze abgesehen wird. Diese Diskrepanzen bei der plastischen Vergleichsdehnung werden jedoch durch die Knotenfreisetzungstechnik und die Auswahl der darzustellenden Lastschritte hervorgerufen, so daß es sich hierbei um numerische Artefakte handelt. Im Gegensatz dazu wird der stationäre Zustand bei der M(T)-Probe erst bei $\Delta a \geq 4$ mm erreicht, Bild 11-10.

Literatur zu Kapitel 11

- 1 ABAQUS/Standard User's Manual, Version 5.8. Hibbit, Karlson & Sorensen Inc., Pawtucket, RI, U.S.A., 1998

Bilder zu Kapitel 11

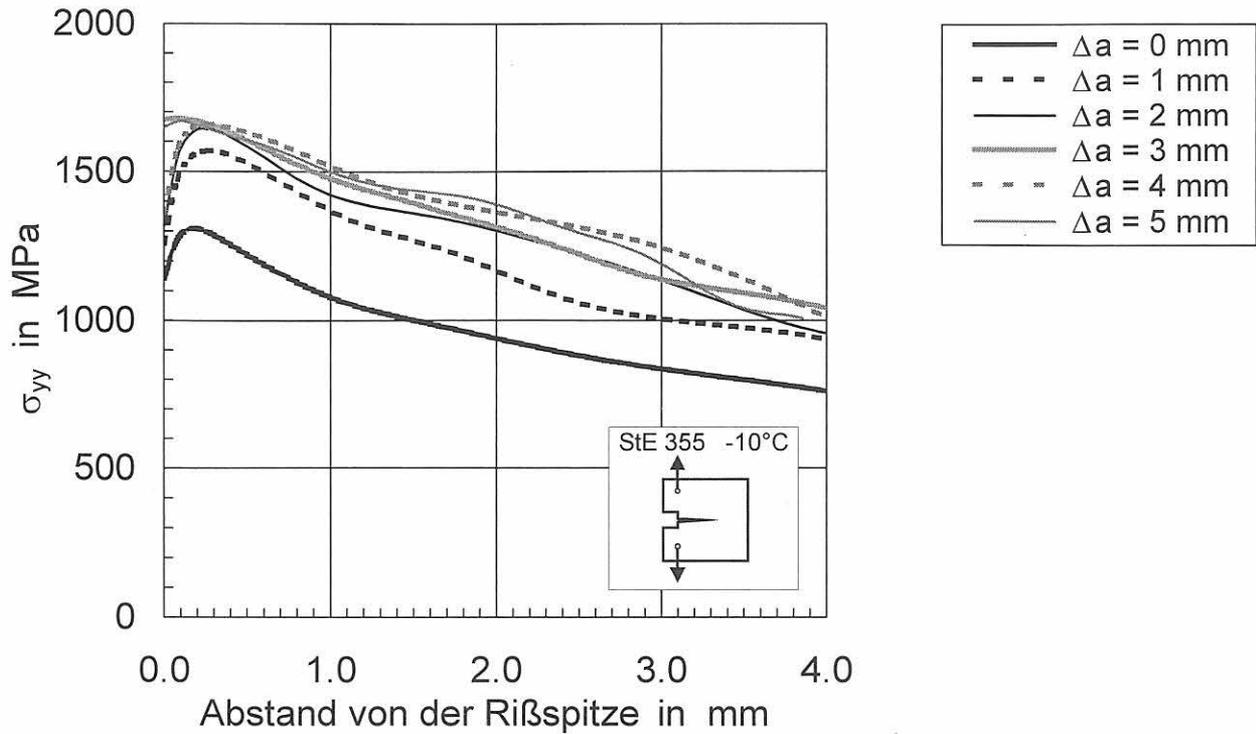


Bild 11-1:
 Rißöffnungsspannung σ_{yy} im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
 von C(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei -10°C

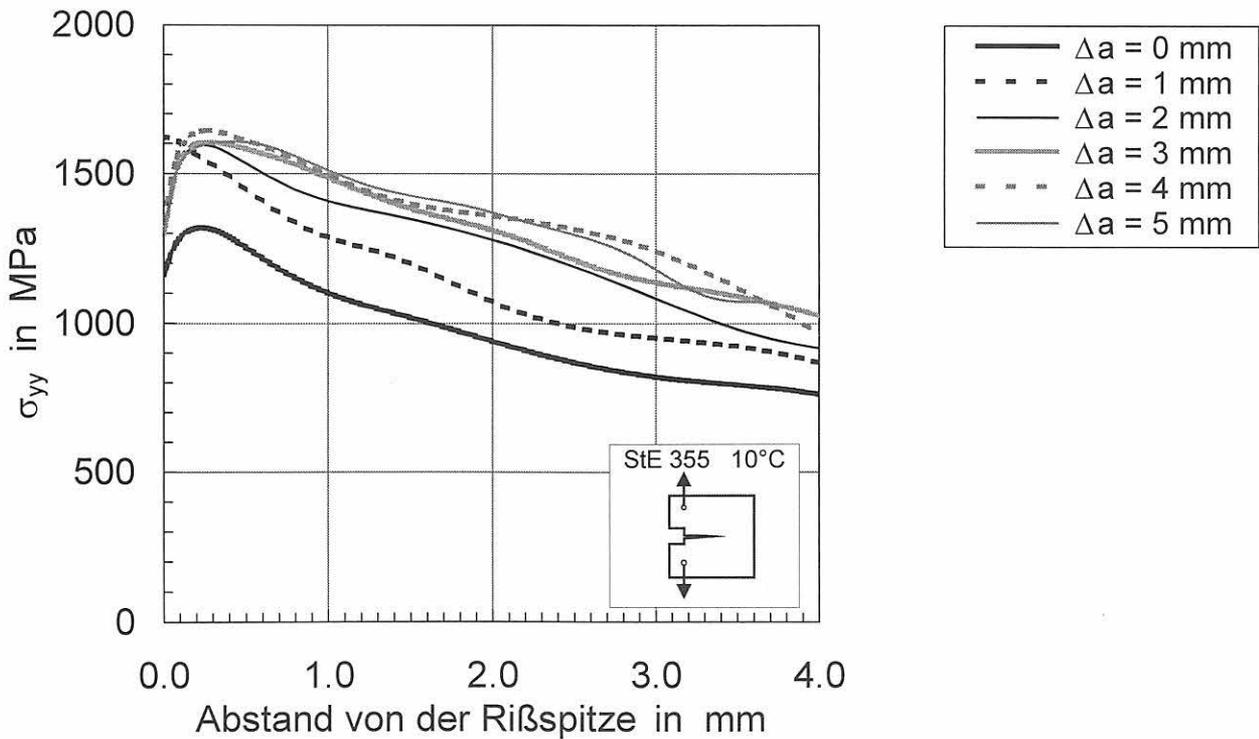


Bild 11-2:
 Rißöffnungsspannung σ_{yy} im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
 von C(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 10°C

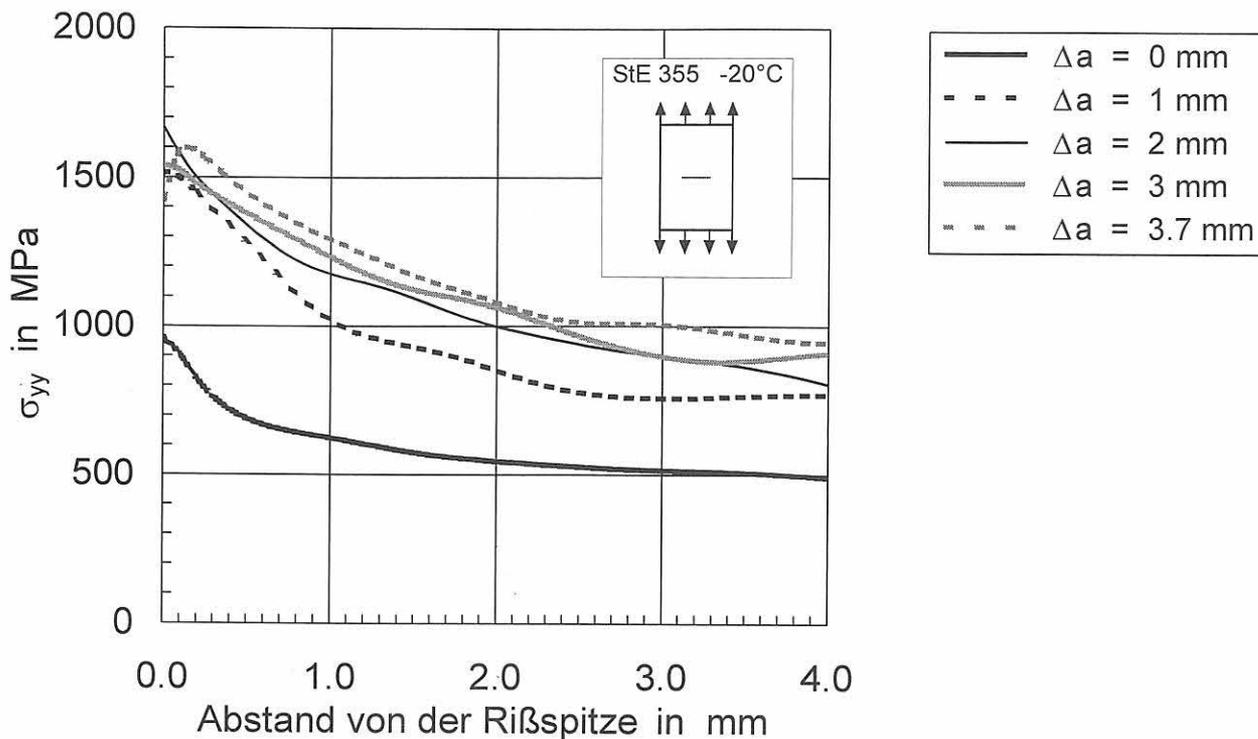


Bild 11-3:
 Riböffnungsspannung σ_{yy} im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 3.7 mm
 von M(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei -20°C

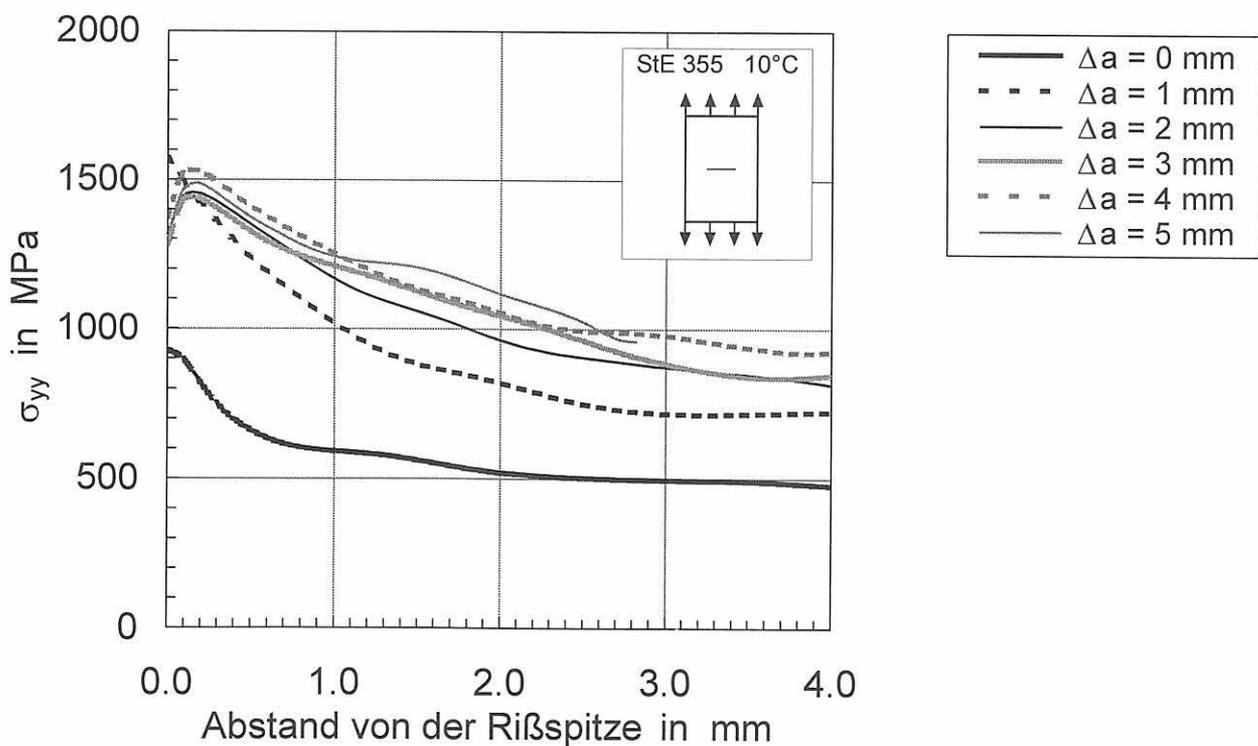


Bild 11-4:
 Riböffnungsspannung σ_{yy} im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
 von M(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 10°C

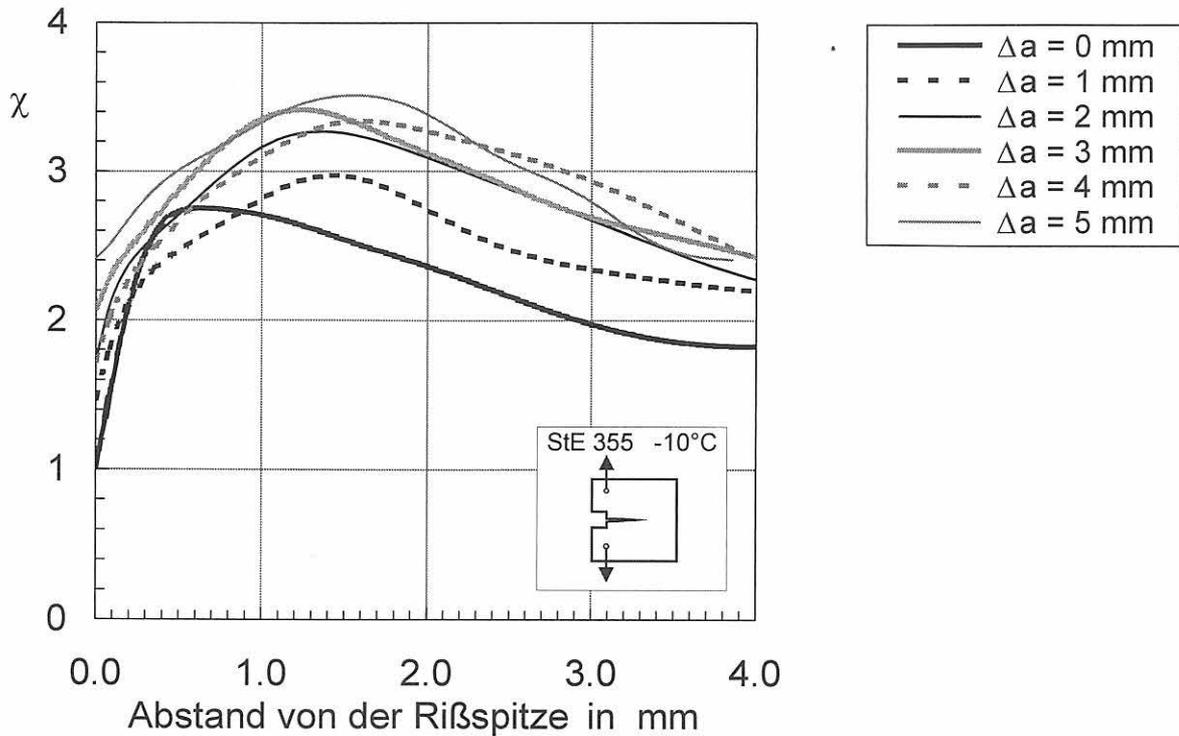


Bild 11-5:
Spannungsmehrschichtigkeit χ im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
von C(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei -10°C

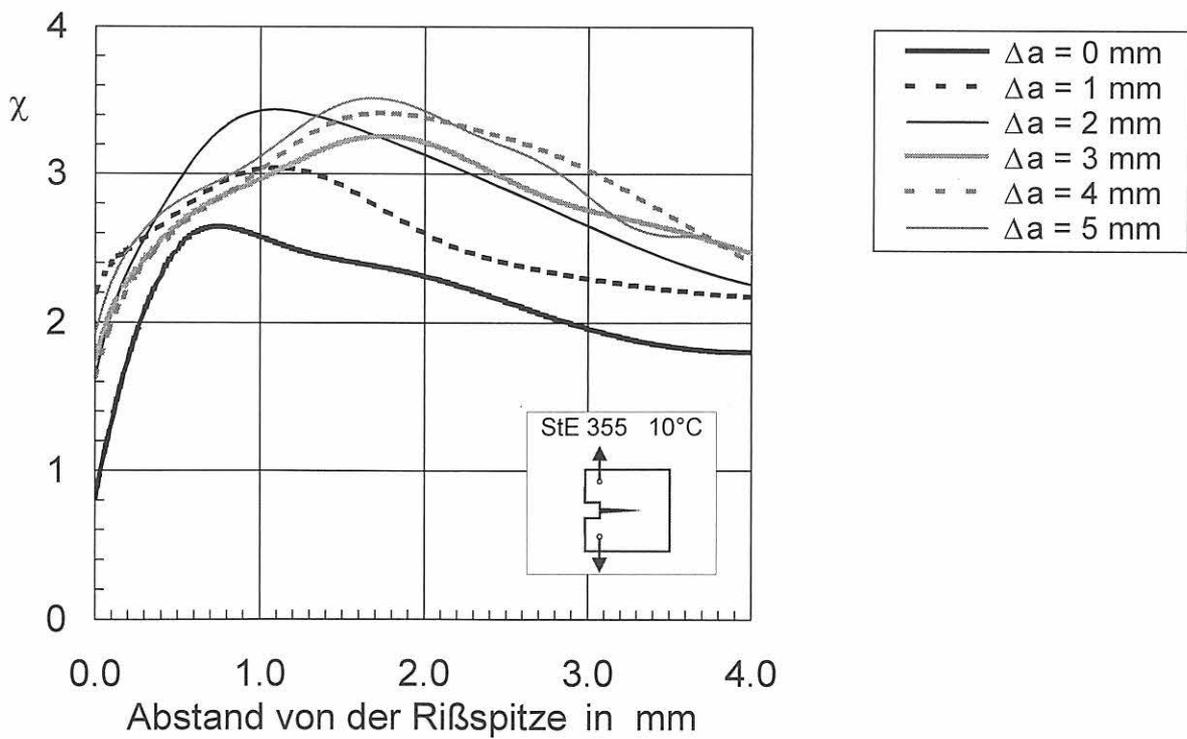


Bild 11-6:
Spannungsmehrschichtigkeit χ im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
von C(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 10°C

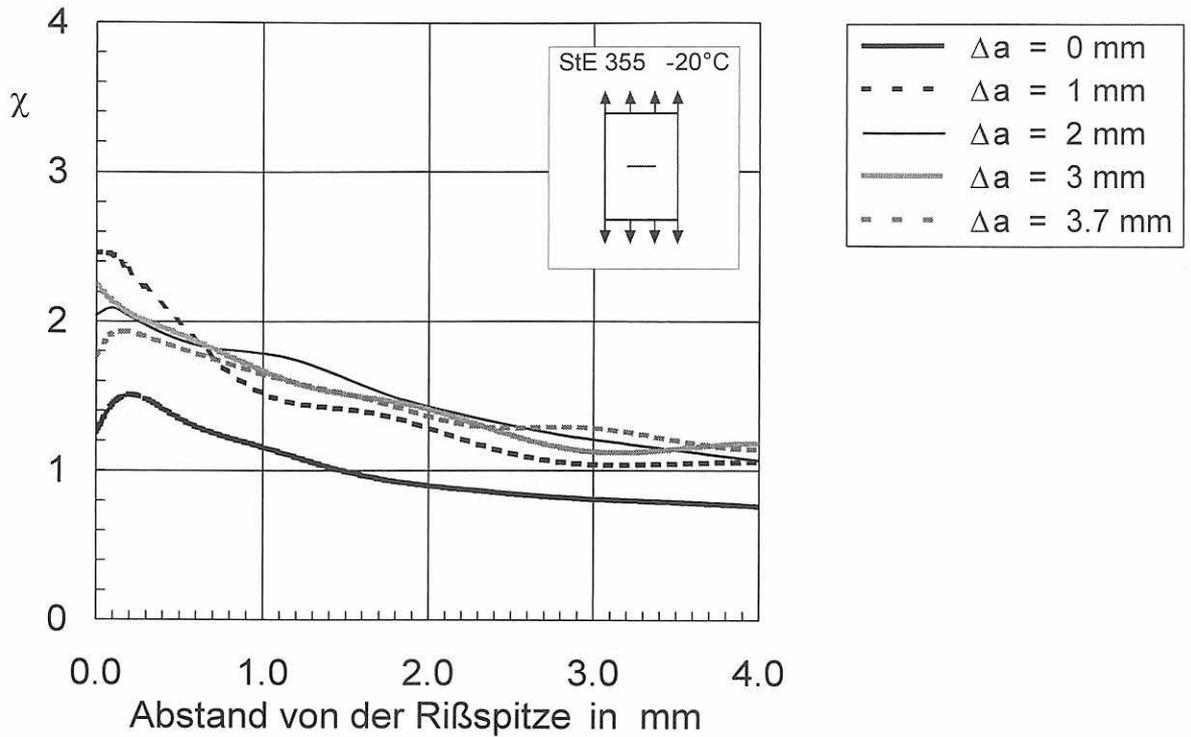


Bild 11-7:
Spannungsmehrrachsigkeit χ im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 3.7 mm
von M(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei -20°C

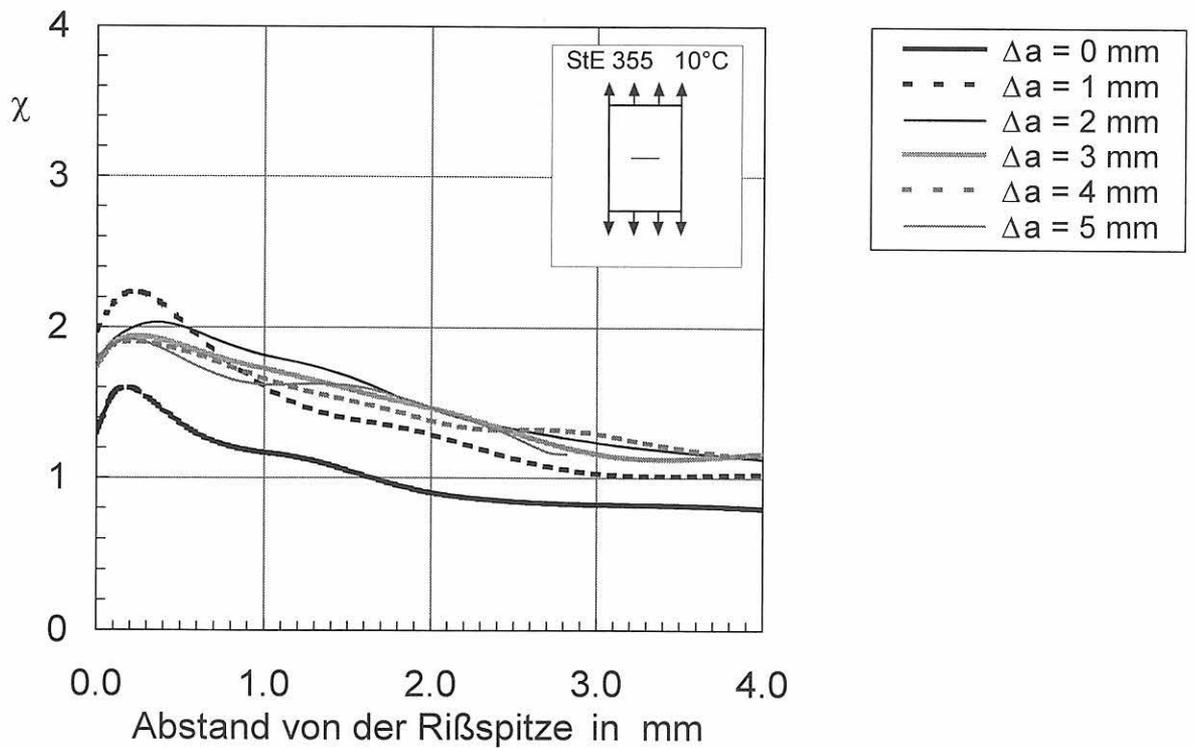


Bild 11-8:
Spannungsmehrrachsigkeit χ im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
von M(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 10°C

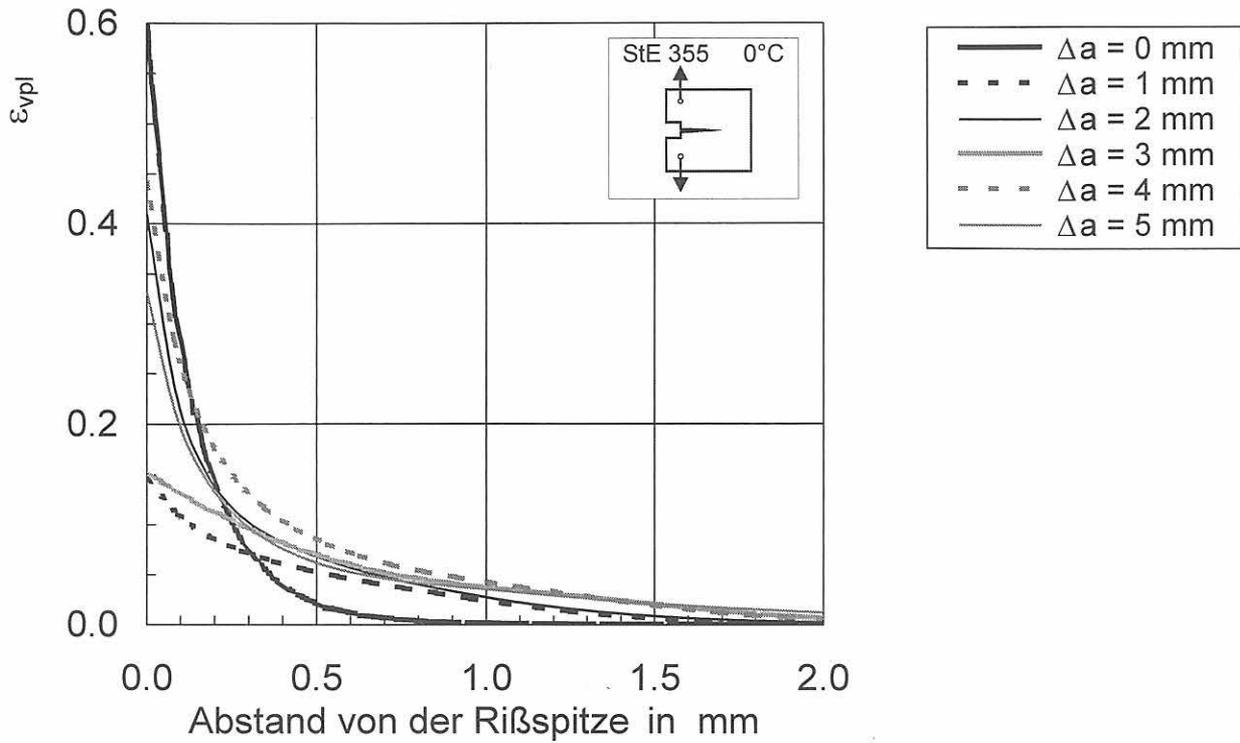


Bild 11-9:
Plastische Vergleichsdehnung ϵ_{vpl} im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
von C(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 0°C

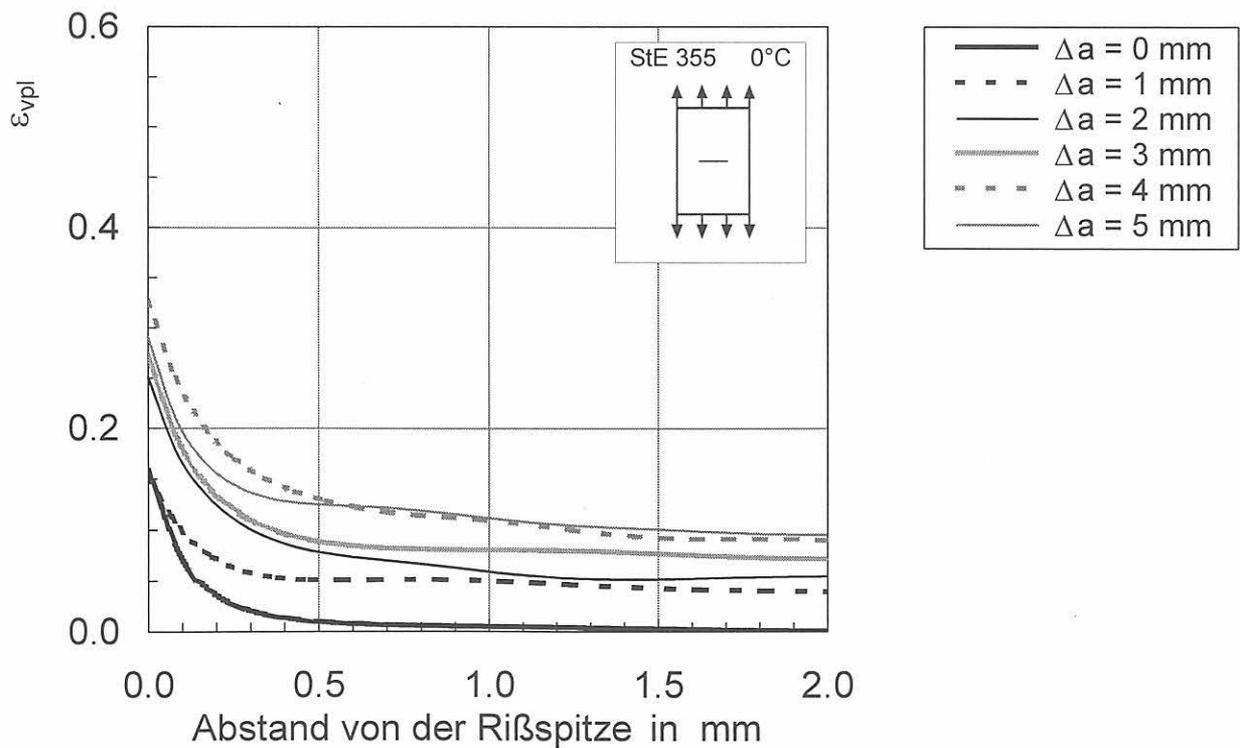


Bild 11-10:
Plastische Vergleichsdehnung ϵ_{vpl} im Ligament für $\Delta a = 0$ bis 5 mm
von M(T)25sg-Proben; Werkstoff StE 355 bei 0°C

12 Erörterung und Bewertung der Ergebnisse

Einleitend sei darauf hingewiesen, daß das Projekt den Temperaturbereich betrifft, in dem sowohl die ASME-Referenzkurve als auch die ASTM-Masterkurve ihre Gültigkeit bereits verloren haben, die Anwendbarkeit elastisch-plastischer Bruchmechanik-Konzepte bisher aber nicht abgesichert ist. Die ASME-Referenzkurve kann zwar K_{Ic} -Werte bis etwa 200 MPa \sqrt{m} und die ASTM-Masterkurve sogar bis zu $K_{Ic} \approx 500$ MPa \sqrt{m} abdecken. In der Praxis können so hohe Werte dieser Kurven nicht ausgenutzt werden, da weit unterhalb dieser Werte Gültigkeitskriterien verletzt sind, z.B. bei der ASTM E 1921 die Bedingung $\Delta a_s \leq 0,05 \cdot (W - a_0)$.

Mit Bezug auf die Ziele des Projekts wurde deshalb bevorzugt der Temperaturbereich im Anschluß an diesen Bereich bis hin zur Hochlage untersucht. Erst in der Hochlage ist Spaltbruchversagen vollständig ausgeschlossen. Dieser Temperaturbereich reicht von etwas oberhalb T_i bis T_a .

12.1 Das stabile Rißwachstum bis zur Instabilität Δa_s

Die beim stabilen Rißwachstum bis zur Instabilität bei einer bestimmten Prüftemperatur auftretenden Streuungen haben zur Folge, daß weder die Tieflage bei T_i noch die Hochlage bei T_a bei einer diskreten, deterministischen Temperatur erreicht werden. Auch für diese Temperaturen besteht ein Streuband, das mit bestimmten Überlebenswahrscheinlichkeiten korreliert. Bild 12-1 verdeutlicht dies am Beispiel der M(T)-Proben des 22NiMoCr3-7. Die in dem Diagramm enthaltenen Punkte wurden für die jeweilige Überlebenswahrscheinlichkeit aus den Lageparametern β und den Exponenten m der Weibullverteilung der bei den entsprechenden Temperaturen zur Verfügung stehenden Datensätze errechnet. Die Kurvenzüge wurden durch rechnerische Anpassung dieser Punkte an eine sinh-Funktion erhalten.

In dem dargestellten Beispiel erstreckt sich T_i in dem Intervall der abgebildeten Überlebenswahrscheinlichkeiten von etwa 170 bis 230 K. Man beachte, daß beispielsweise bei einer Temperatur von 220 K für die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit T_i bereits erreicht ist, während bei der gleichen Temperatur mit einer Wahrscheinlichkeit von 5 % noch ein stabiles Rißwachstum von reichlich 3 mm bis zur Spaltbruchinstabilität auftreten kann.

Wird der Übergangsbereich, wie allgemein bisher üblich, nur mit wenigen Versuchen abgedeckt, wird man geneigt sein, als T_i eine Prüftemperatur festzulegen, die zwischen der höchsten Prüftemperatur liegt, bei der stabiles Rißwachstum noch nicht beobachtet wurde und der tiefsten Prüftemperatur, bei der erstmals stabiles Rißwachstum auftrat. Dem tatsächlichen Werkstoffverhalten wird jedoch ein Wert besser gerecht, der

einer definierten Überlebenswahrscheinlichkeit entspricht, z.B. 95 %, um konservativ zu bleiben.

Die Δa_s -Werte für 95 % Überlebenswahrscheinlichkeiten nehmen zumeist beginnend bei $T_{i95\%}$ mit steigender Temperatur nur wenig zu. Dies bewirkt, daß die Abstände der Rißfronten von potentiellen Spaltbruchinitiierungsbereichen bei Versuchsbeginn gleichverteilt sind. Auch bei vergleichsweise geringer Verteilungsdichte der Spaltbruchinitiierungsbereiche kann die Rißspitze bei Versuchsbeginn in unmittelbarer Nähe eines solchen Bereichs liegen, so daß Spaltbruchinstabilität bereits bei einem sehr kleinen Δa_s auftritt. Mit gleicher Wahrscheinlichkeit ist das Umgekehrte möglich.

Erst mit Annäherung an die Hochlage wurde in den Untersuchungen häufig beobachtet, daß auch die Untergrenze der Beträge des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität stark ansteigt. Damit ist verbunden, daß die Verteilungsbreite erheblich abnimmt, was wiederum einen starken Anstieg der Exponenten der Weibullverteilung zur Folge hat (Bild 10-22). Offensichtlich nimmt der Abstand der potentiellen Spaltbruchinitiierungsbereiche bei Annäherung an T_a soweit zu, daß er in der Größenordnung der Probenabmessungen liegt, so daß die Verteilung von „oben her“ abgeschnitten wird. Dennoch kann man bei Anwendung fließbruchmechanischer Versagenskriterien erst dann Spaltbruch ausschließen, wenn dies einer definierten hohen Überlebenswahrscheinlichkeit von 95 % entspricht. Somit sollte eine sachgerechte und konservative Definition von T_i und T_a einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 95 % entsprechen. Diese Temperaturen seien mit $T_{i95\%}$ und $T_{a95\%}$ bezeichnet.

Die Bilder 10-20 und 10-21 lassen erkennen, daß der Betrag des stabilen Rißwachstums beginnend bei T_i mit zunehmender Steigung zu T_a hin zunimmt. Wie unter 10.2 dargestellt, kann die Steigung insgesamt sehr unterschiedlich sein. Eine Systematik ist nicht zu erkennen. Zur Beschreibung des Anstiegs kann eine Funktion der Form

$$\Delta a_s = \sinh(A + B \cdot T) \quad (12-1)$$

verwendet werden. Die Parameter A und B können durch Ausgleichsrechnung ermittelt werden. Obwohl diese Funktion zunächst keinen physikalischen Hintergrund hat, ist sie zur rechnerischen Ermittlung von T_i und T_a geeignet. T_i ist erreicht, wenn $\Delta a_s = 0$ wird. Da

$$\operatorname{arcsinh}(\Delta a_s) = A + B \cdot T \quad (12-2)$$

ist, erhält man für $\Delta a_s = 0$

$$T_i = -\frac{A}{B} \quad (12-3)$$

und für $\Delta a_s = W - a_0$

$$T_a = T_i + \frac{\operatorname{arcsinh}(W - a_0)}{B} \quad (12-4)$$

Auf diesem Wege können die Temperaturen T_i und T_a für jede Überlebenswahrscheinlichkeit abgeschätzt werden. Tabelle 12-1 gibt einen Überblick über die auf diese Weise ermittelten Temperaturen $T_{i95\%}$ und $T_{a95\%}$. Beim Vergleich mit den Bildern 10-19 und 10-21 erkennt man, daß diese das Werkstoff- bzw. Probenverhalten recht gut kennzeichnen.

Die unterschiedlichen Differenzen zwischen $T_{i95\%}$ und $T_{a95\%}$, die bei den einzelnen Werkstoffen und Probenarten auftreten, unterstreichen noch einmal die von Fall zu Fall sehr unterschiedlichen Temperaturintervalle, innerhalb derer der Bruchübergang stattfindet. Eine Systematik ist nicht zu erkennen.

Zu beachten ist jedoch, daß bei einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 95 % das stabile Rißwachstum vor Instabilität nur bei 5 % der untersuchten Proben unterbleibt. 95 % der Proben zeigen bei dieser Temperatur immer noch stabiles Rißwachstum.

Bei den Datensätzen des 20MnMoNi5-5 war die Zahl der Prüftemperaturen zur Ermittlung von T_a zu gering. Bei dem StE 460 waren in den einzelnen Datensätzen Proben unterschiedlicher Ligamentabmessungen enthalten, so daß $W - a_0$ nicht konstant war. Deshalb wurde T_a anhand der Versuchsergebnisse abgeschätzt.

Die ASTM E 1921-97 [1] läßt die Umrechnung von J_c -Werten in K_{Ic} -Werte u.a. bis $\Delta a_s = 0,05 \cdot (W - a_0)$ zu. Kann man andererseits sicher sein, daß oberhalb dieses Betrags von Δa_s Spaltbruchversagen mit hoher Wahrscheinlichkeit ausgeschlossen werden kann, können auch J_R -Werte, also Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik, für Sicherheitsanalysen verwendet werden, die selbst nicht durch probabilistische Analyse abgesichert sein müssen.

Mit Bezug auf die Nutzbarkeit von Spielräumen zur Anwendung elastisch-plastischer Bruchmechanik-Konzepte ist aufgrund der Ergebnisse der Untersuchung des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität aus Bild 10-21 zu entnehmen, daß der Temperaturbereich zwischen der Hochlage, gekennzeichnet durch $T_{a95\%}$, und dem Schnittpunkt der Linie für $\Delta a_s = 0,05 \cdot (W - a_0)$ mit der Kurve für die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit bereits für die Methoden der elastisch-plastischen Bruchmechanik nutzbar ist, weil oberhalb dieses Punktes Spaltbruchversagen mit einer Wahrscheinlichkeit von $\geq 95\%$ ausgeschlossen werden kann. Unterhalb dieses Schnittpunktes ist Spaltbruchversagen mit einer Wahrscheinlichkeit gleich 95 % auszuschließen.

Das bedeutet, daß oberhalb dieses Schnittpunktes noch J_R -Werte bis $\Delta a_s = 0,05 \cdot (W - a_0)$ zur Beurteilung von Anlagen verwendet werden dürfen. Bei Bedarf kann man auch die 99 %-Überlebenswahrscheinlichkeit heranziehen. Analog zu Gleichung 12-4 kann man diese Temperaturgrenze mit der Beziehung

$$T_{0,05} = T_i + \frac{\operatorname{arcsinh}[0,05 \cdot (W - a_0)]}{B} \quad (12-5)$$

ermitteln. Stehen nicht genügend Daten für die Ermittlung von B zur Verfügung, kann die Grenze durch einen Temperaturzuschlag zu T_i abgeschätzt werden.

12.2 Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze

Die Bilder 12-2 bis 12-5 zeigen die Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze in Abhängigkeit vom dazugehörigen Betrag des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität sowohl für C(T)- als auch für M(T)-Proben. Die strichlierten Linien in diesen Diagrammen sind Einhüllende, die näherungsweise den Bereich, in dem Spaltbruchinitiierungsbereiche aktiviert werden können, von jenem Bereich abgrenzen, in dem die Rißöffnungsspannung dafür nicht ausreicht (vergl. Bilder 12-4 und 12-5). Die Verteilung ist regellos. Das einzig Auffällige ist bei den M(T)-Proben, daß im Bereich kleiner Beträge des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität Δa_s von 0 bis etwa 2 mm auch nur kleine Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze Δr_c bis etwa 1,2 mm auftreten (Bilder 12-4 und 12-5).

Dies steht in Übereinstimmung mit einem in Bild 10-24 zu beobachtenden Trend, gemäß dem bei -20°C bei den M(T)-Proben die Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze gegenüber denen der C(T)-Proben zurückbleiben. In Bild 10-24 erscheint der Effekt allerdings infolge der geringen Belegung der C(T)-Proben wenig ausgeprägt.

Anhand der Bilder 12-6 und 12-7 sowie 10-23 wird er jedoch klarer erkennbar. Das Fehlen von Meßpunkten bei größeren Δa_s -Werten in den Bildern 12-2 und 12-7 liegt nur daran, daß Proben mit entsprechenden Beträgen des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität nicht vermessen wurden.

Ein weiterer relevanter Aspekt ist die unterschiedliche Häufigkeitsverteilung der Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze bei C(T)- und M(T)-Proben gemäß Bild 10-26. Daraus geht hervor, daß die Spaltbruchinitiierungsbereiche in den M(T)-Proben im Mittel näher an der aktuellen Rißspitze liegen als in den C(T)-Proben. Dies kann durch Vergleich mit den entsprechenden Bildern in Kapitel 11 qualitativ zunächst auf die unterschiedlichen Spannungszustände vor laufenden Rissen in C(T)- und M(T)-Proben zurückgeführt werden. Eine genauere Betrachtung sollte die Spaltbruchfestigkeit R_{Ic} einbeziehen.

Hierzu wird auf ältere Versuchsergebnisse von einachsigen Zugversuchen an handelsüblichen Stählen zurückgegriffen [2, 3]. Die Versuche wurden im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 10 K durchgeführt.

Bild 12-8 zeigt den prinzipiellen Verlauf der Streckgrenze und der Bruchnennspannung in Abhängigkeit von der Temperatur. Tabelle 12-2 gibt einen Überblick über die untersuchten Werkstoffe. Im Verlauf der Bruchnennspannung zeichnete sich bei allen untersuchten Werkstoffen ein Minimum ab, wie es in Bild 12-8 zu sehen ist. Für die weiteren Betrachtungen sind in diesem Bild nur die Daten des einachsigen Zugversuchs relevant, bezeichnet mit σ_y für die Streckgrenze, σ_f für die Bruchnennspannung (nicht zu verwechseln mit der Zugfestigkeit) und Z für die Brucheinschnürung. Dieses Minimum lag bei allen untersuchten Werkstoffen (Tabelle 12-2) bei einer Brucheinschnürung von etwa 10 %. Die Bruchflächen zeigten im Bruchspannungsminimum bereits rein kristallines Aussehen. Bei weiterem Absenken der Prüftemperatur stieg die Bruchspannung verbunden mit einem Abfall von Bruchdehnung und Brucheinschnürung wieder an. Die Spannung im Minimum wurde als minimale Spaltbruchfestigkeit bezeichnet.

Bild 12-9 zeigt das Verhältnis von minimaler Spaltbruchfestigkeit zur Raumtemperaturstreckgrenze in Abhängigkeit von der Raumtemperaturstreckgrenze. Man erkennt, daß die minimale Spaltbruchfestigkeit nicht in gleichem Maße ansteigt wie die Streckgrenze.

Die entsprechenden Bilder in Abschnitt 11 demonstrieren, daß vor der Spitze eines stabil laufenden Risses grundsätzlich vergleichbare Verformungsbeträge beobachtet werden wie im Bereich um das Minimum der Spaltbruchfestigkeit im Zugversuch.

Der laufende Riß schiebt die Prozeßzone vor sich her. An der Spitze der Prozeßzone sind Spannungen und Verformungen klein. Läuft die Prozeßzone über einen Punkt P hinweg, steigen Spannung und Verformung mit zunehmender Annäherung der Spitze des laufenden Risses an den Punkt P kontinuierlich an.

Aus Bild 12-9 folgt, daß die minimale Spaltbruchfestigkeit des StE 355 bei 964 MPa liegt. Die Bilder 12-10 bis 12-13 zeigen die Rißöffnungsspannungen aus den FE-Analysen der C(T)- und M(T)-Proben im Vergleich mit der minimalen Spaltbruchfestigkeit dieses Werkstoffs für jeweils zwei verschiedene Temperaturen. Grundsätzlich übersteigt die Rißöffnungsspannung mit zunehmendem stabilem Rißwachstum in zunehmender Entfernung vom Rißspitzenknoten die minimale Spaltbruchfestigkeit. Das bedeutet, daß mit zunehmendem stabilem Rißwachstum Spaltbrüche in immer größerem Abstand von der aktuellen Rißspitze ausgelöst werden können, aber nicht müssen. Während bei den C(T)-Proben bereits bei Beginn des stabilen Rißwachstums die Rißöffnungsspannung in einer Entfernung von 1,5 bis 1,6 mm die minimale Spaltbruchfestigkeit überschreitet, ist bei den M(T)-Proben bei einem stabilem Rißwachstum von 1 mm die Rißöffnungsspannung erst in einer Entfernung von 1 mm größer als die minimale Spaltbruchfestigkeit. Dieser Sachverhalt erklärt, warum zu Beginn des

stabilen Rißwachstums im relevanten Temperaturbereich bei den M(T)-Proben die Spaltbruchinitiierungsbereiche erst mit zunehmendem stabilem Rißwachstum auch in größerem Abstand von der aktuellen Rißspitze auftreten. Ihre Abstände von der aktuellen Rißspitze bleiben in den M(T)-Proben (Bild 12-5) entsprechend den Bildern 12-12 und 12-13 bis $\Delta a_s = 1$ mm unter 1 mm. Zu dem 22NiMoCr3-7 liegen zwar derart detaillierte FE-Analysen nicht vor, aber die Meßergebnisse sind die gleichen (Bild 12-7).

Bild 12-14 demonstriert, daß in den C(T)-Proben SIB's nicht in Bereichen auftreten können, in denen eine nennenswerte plastische Vergleichsdehnung nicht mehr verfügbar ist. Jenseits eines Abstands von der aktuellen Rißspitze von 2,5 mm führen somit auch die immer noch oberhalb der minimalen Spaltbruchfestigkeit liegenden Rißöffnungsspannungen nicht mehr zur Auslösung von Spaltrissen. Damit ist auch belegt, daß plastische Verformung eine notwendige Voraussetzung für die Entstehung eines Spaltrisses ist, wie schon lange in metallphysikalischen Modellen unterstellt [4].

Bei den M(T)-Proben liegen die Verhältnisse umgekehrt. Auch in größerer Entfernung von der aktuellen Rißspitze ist noch mit erheblichen Beträgen der plastischen Vergleichsdehnung zu rechnen (Bild 12-15). Die Begrenzung der Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der aktuellen Rißspitze auf etwa 2 mm ist deshalb bei diesen Proben nach oben eher durch die Rißöffnungsspannung verursacht.

Insoweit ist das unterschiedliche Verhalten von C(T)- und M(T)-Proben beanspruchungsseitig zu verstehen, wengleich der Versagensprozeß im konkreten Fall probabilistisch abläuft. Unabhängig davon ist damit jedoch das Verschwinden des Spaltbruchversagens oberhalb T_a noch nicht geklärt. Diesbezüglich sei daran erinnert, daß gemäß Bild 12-8 die minimale Spaltbruchfestigkeit vermutlich nicht unabhängig von der verfügbaren plastischen Verformung zu sehen ist.

Bei den C(T)-Proben stehen bis zu einem Abstand von etwa 2 mm von der aktuellen Rißspitze noch Rißöffnungsspannungen zur Verfügung, die erheblich über der minimalen Spaltbruchfestigkeit liegen (Bilder 12-10 und 12-11), so daß Spaltbruchinitiierungsbereiche noch bis zu sehr kleinen plastischen Vergleichsdehnungen auftreten können. Mit weiter steigender Beanspruchungstemperatur ist dann jedoch dieser Spielraum bald verbraucht, wenn berücksichtigt wird, daß bei den C(T)-Proben des StE 355 T_a erst bei deutlich höheren Temperaturen als 0 °C erreicht sein dürfte (Tabelle 12-1).

Analoge Bedingungen gelten für die M(T)-Proben, wenn man bedenkt, daß das Minimum der Spaltbruchfestigkeit im einachsigen Zugversuch mit einer Brucheinschnürung von etwa 10 % verbunden ist. Stehen, wie auch bei den M(T)-Proben, derart hohe plastische Verformungen nicht zur Verfügung, setzt Spaltbruchinitiierung höhere Rißöffnungsspannungen voraus, die

zunächst auch bei den M(T)-Proben verfügbar sind (Bilder 12-12 und 12-13). Dieses Potential ist jedoch mit weiter steigender Beanspruchungstemperatur bereits bei noch geringerer Temperatursteigerung verbraucht als bei den C(T)-Proben, wie auch Tabelle 12-1 für T_a ausweist.

Die FE-Analysen belegen das Übergangsverhalten insgesamt und die Unterschiede zwischen C(T)- und M(T)-Proben recht gut.

12.3 Bruchmechanische Kennwerte, sowie deren Temperaturabhängigkeit im Kontext mit ASME-Referenzkurve und ASTM-Masterkurve

Für die Ermittlung der Spielräume für die Anwendung fließbruchmechanischer Kennwerte im Übergangsbereich ist eine auf eine Referenztemperatur, wie RT_{NDT} oder T_0 , normierte Darstellung der Versuchsergebnisse hilfreich. Mit Bezug auf die folgenden Darstellungen sei jedoch noch einmal darauf hingewiesen, daß die ASME-Referenzkurve bzw. die ASTM-Masterkurve bislang im hier untersuchten Temperaturbereich nicht als anwendbar galten.

Bild 12-16 zeigt die Versuchsergebnisse im Vergleich mit der ASME-Referenzkurve. Die RT_{NDT} -Werte wurden anhand der K_{Jv} - T -Kurven ermittelt. Mit Ausnahme des StE 355 deckt die ASME-Referenzkurve die Versuchsergebnisse im wesentlichen gut ab. Bei dem StE 355 liegt nicht nur ein Teil der C(T)-Proben, sondern auch ein Teil der M(T)-Proben unterhalb der Referenzkurve. Die Referenztemperatur des 20MnMoNi5-5 konnte nur grob geschätzt werden, so daß das Unterschreiten der Referenzkurve durch einen Meßwert des 20MnMoNi5-5 von untergeordneter Bedeutung ist. Grundsätzlich ist auch das Abweichen des StE 355 von der Referenzkurve unbedenklich, da es sich um einen anderen Werkstofftyp handelt als bei den Werkstoffen, für die die Referenzkurve entwickelt wurde und die Abweichung außerhalb des Gültigkeitsbereichs aufgetreten ist.

Interpretiert man anders als bisher üblich die Funktion der ASME-Referenzkurve als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit so kann für jeden Datensatz k eine individuelle Referenztemperatur T_{NDTk} für die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit der Weibullverteilung mit variablem Exponenten (vergl. z.B. Bild 10-11) mit der Beziehung

$$T_{NDTk} = T_{prüf} - \frac{1}{0,036} \cdot \ln\left(\frac{K_{Jv95\%} - 36,5}{22,7}\right) \quad (12-6)$$

ermittelt werden. Für jeden Werkstoff und jede Probenart wurde aus den T_{NDTk} -Werten der jeweilige Maximalwert T_{NDTmax} bestimmt. Die Auftragung der K_{Jv} -

Werte in Abhängigkeit von $T - T_{NDTmax}$ liefert Bild 12-17. Die Referenzkurve schließt 95 % der auf diese Weise kalibrierten Versuchsergebnisse ein, 4 von 259 Proben liegen unterhalb der Kurve.

Ein ähnliches Ergebnis erhält man mit der ASTM-Masterkurve. T_{Ok} wurde für jeden einzelnen Datensatz mit der Gleichung

$$T_{Ok} = T_{prüf} - \frac{1}{0,019} \cdot \ln\left(\frac{K_{Jv} - 30}{70}\right) \quad (12-7)$$

ermittelt. Für jeden Werkstoff und jede Probenart wurde aus den T_{Ok} -Werten der bei verschiedenen Temperaturen geprüften Probensätze der Mittelwert von T_0 berechnet und ein Margin wie folgt hinzugeschlagen:

$$T_0 = \frac{18}{\sqrt{N}} + \frac{1}{S} \sum_{k=1}^{k=S} T_{Ok} \quad (12-8)$$

Man beachte, daß N die Gesamtzahl aller einbezogenen Proben ist. Dieser Wert wurde für jeden Werkstoff und jede Probenart ermittelt. Die Prüfergebnisse wurden dann in Abhängigkeit von $T - T_0$ aufgetragen. Da zu jedem Werkstoff und jeder Probenart mehrere Probensätze gehören, haben diese jeweils das gleiche T_0 . Das Ergebnis ist Bild 12-18 zu entnehmen. Die gestrichelte Linie kennzeichnet die 50 %-Überlebenswahrscheinlichkeit, die durchgezogene Linie die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit. 9 von 259 Proben liegen unterhalb der 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit, d.h. weniger als 5 %.

Der besseren Übersicht wegen wurden in Bild 12-19 von jedem Datensatz die 50 %-Überlebenswahrscheinlichkeiten der ASTM-Masterkurve gegenübergestellt. Die Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen ist bis nahe der Hochlage gut.

Bild 12-20 stellt in Analogie zu Bild 10-32 den mit der Krümmung der Rißwiderstandskurve korrigierten Exponenten der Weibullverteilung in Abhängigkeit von $T - T_0$ dar. Der ausgeprägte Anstieg der Werte in der Nähe der Hochlage wird in dieser Darstellung signifikant.

Bild 12-21 zeigt als Beispiel die Anpassung der ASTM-Masterkurve und der ASME-Referenzkurve als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit an die Versuchsergebnisse der C(T)-Proben des 22NiMoCr3-7. Die zu diesem Beispiel gehörende Referenztemperatur RT_{NDT} liegt bei -50 °C.

Zwischen T_0 und RT_{NDT} können unterschiedliche Temperaturdifferenzen bestehen (vergl. Tabelle 12-1). ORNL [5] hat für eine umfangreiche Datenbasis eine mittlere Temperaturdifferenz von 16,5 K bestimmt. Eine genauere Auswertung der ORNL-Daten [6] mit der Dickenkorrektur nach ASTM E 1921 [1] hat jedoch eine Temperaturdifferenz von 46 K ergeben. Im dargestellten Beispiel beträgt die Differenz 44 K, 23 K bei dem StE 355 und 32 K bei dem 17MoV8-4. Wie man Tabelle 12-1 entnehmen kann, unterliegt die Differenz $T_0 - T_{NDTmax}$ ebensolchen Schwankungen.

Die Bilder 12-17 und 12-18 lassen bereits erkennen, daß die ASME-Referenzkurve, wenn sie als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit interpretiert und in analoger Weise an die Versuchsdaten angepaßt wird wie die Masterkurve, die Versuchsdaten im wesentlichen ebensogut beschreibt wie die Masterkurve. Insbesondere zur Hochlage hin ist sie sogar besser in der Lage, das Werkstoffverhalten zu beschreiben, weil sie auch die in unmittelbarer Nähe der Hochlage ermittelten Datensätze sachgerecht und ohne Spielräume „zu verschenken“ einbindet.

Bild 12-21 verdeutlicht die Zusammenhänge im direkten Vergleich. Beide Konzepte geben das Spaltbruchverhalten des Werkstoffs im untersuchten Temperaturbereich sachgerecht wieder. Die ASME-Referenzkurve steigt aber in Richtung der Hochlage steiler an. Die Rechtfertigung für die Nutzung dieses steileren Anstiegs liefert jedoch Bild 12-17.

Die Temperatur, bei der Proben dieses Werkstoffs mit einer Wahrscheinlichkeit von 95 % potentiell rein duktil versagen, ist in Bild 12-21 als $T_{a95\%}$ gekennzeichnet. Unter Beachtung der in der ASTM 1921 abgesteckten Anwendungsgrenzen kann die Masterkurve nur bis $\Delta a_s \leq 0,05 \cdot (W - a_0)$ verwendet werden, weil für Temperaturen oberhalb dieser Grenze belastbare Kennwerte infolge der Verletzung von Gültigkeitskriterien nicht mehr verfügbar sind. Zwar können dann noch Werte, die oberhalb dieser Grenze liegen, als sogenannte „zensierte“ Werte mitgezählt werden [1]. Von ihren Beträgen kann jedoch nicht Kredit genommen werden.

Im dargestellten Beispiel ist diese Bedingung bereits bei 0 °C nicht mehr einzuhalten. Umgekehrt kann oberhalb $T_{i95\%}$ ausgeschlossen werden, daß mehr als 5 % der Proben ohne vorhergehendes stabiles Rißwachstum versagen. Mit zunehmender Temperatur verringert sich dieser Anteil fortlaufend. Dies ermöglicht im betrachteten Fall jedoch den Einsatz fließbruchmechanischer Methoden bereits von etwa 0 °C an. In jedem Fall können von dieser Temperatur aufwärts J_i - bzw. auch J_{ic} -Werte für Sicherheitsanalysen verwendet werden.

Bei bestrahlten Werkstoffen, bei denen solche Betrachtungen relevant sind, ist davon auszugehen, daß die in Bild 12-21 dargestellten Verhältnisse sich auf einer Temperaturskala abbilden, die beispielsweise um 100 K höher liegt. Die in Bild 12-1 bei 0 °C dargestellte Situation tritt dann erst bei +100 °C auf, und T_0 und RT_{NDT} liegen enger zusammen. In solchem Fall kann die Nutzung dieser Ergebnisse sehr hilfreich sein.

12.4 Bewertung der Ergebnisse

Anhand Bild 10-21 wurde dargestellt, daß von der Hochlage bis hinab zu $T_{0,05}$ entsprechend Gleichung 12-5 J_R -Werte statt K_{Jc} -Werte für Sicherheitsanalysen genutzt werden können, weil in diesem Temperatur-

bereich Spaltbruchversagen mit einer Wahrscheinlichkeit von $\geq 95\%$ ausgeschlossen werden kann.

Zusätzliche Hinweise im Hinblick auf die Ziele dieses Vorhabens geben die Bilder 12-16 bis 12-18.

Bringt man die in Bild 10-21 dargestellten Ergebnisse in Verbindung mit der Darstellung gemäß Bild 12-17 oder 12-18, werden die Spielräume für die Anwendung elastisch-plastischer Bruchmechanik-Konzepte erkennbar. In den Bildern 12-22 bis 12-23 sind auf den Kurven der ASME-Funktion für 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit und der ASTM-Masterkurve die Initiierungstemperaturen $T_{i95\%}$ der untersuchten Werkstoffe und Probenarten gekennzeichnet. Zu diesen Temperaturen gehören die entsprechenden J_i -Werte. Die eingezeichneten Kurven für K_{Ji} deuten nur den tendenziellen Verlauf dieser Werte an.

Für jeden Werkstoff und für jede Probenart gelten individuelle $T_{i95\%}$ - und J_i -Werte. Mit diesen Werten wird ein Gebiet abgegrenzt, innerhalb dessen Konzepte der elastisch-plastischen Bruchmechanik anwendbar sind. In den Bildern 12-22 und 12-23 sind diese Gebiete beispielhaft für den StE 460 durch strichlierte Linien umrissen (mit $T_{i95\%} = -69\text{ °C}$, $T_{NDTmax} = -88\text{ °C}$ und $T_0 = -109\text{ °C}$, vergl. Tabelle 12-1).

In diesem Beispiel steht bei $T_{i95\%}$ ein K_{Jc} -Wert von etwa $100\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zur Verfügung. Dies entspricht in alter Schreibweise $3160\text{ N/mm}^{3/2}$ bzw. einem J_i -Wert von 49 N/mm . Werte dieser Größenordnung können im Beanspruchungsmaximum bei einem Kühlmittelverluststörfall an einem realistisch postulierten Fehler auftreten.

Bei $T_{i95\%}$ können nur J_i -Werte verwendet werden. Müssen höhere Werte als J_i in Anspruch genommen werden, muß eine höhere Grenztemperatur gewählt werden. Beispielsweise kann ein stabiles Rißwachstum vor Instabilität von 5 % der Ligamentabmessungen mit einer Wahrscheinlichkeit von 95 % als Grenze festgelegt werden. Daraus resultiert zwar eine etwas höhere Grenztemperatur als $T_{i95\%}$, dafür können aber höhere J_c -Werte genutzt werden, die nach ASTM E 1921 noch in K_{Jc} -Werte umgerechnet werden können.

Noch höhere Werte werden allenfalls in Ausnahmefällen benötigt. Entscheidend ist allein die Möglichkeit der Verwendung von Kennwerten der elastisch-plastischen Bruchmechanik.

Andererseits ist zu beachten, daß bei dem Werkstoff 17MoV8-4 $T_{i95\%}$ bereits mit T_0 zusammenfällt und infolgedessen bei $T_{i95\%}$ nur noch ein K_{Ji} -Wert von etwa $60\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bzw. ein J_i von etwa 17 N/mm in Anspruch genommen werden kann. Dieser Werkstoff sollte durch Wärmebehandlung in einen Gefügezustand gebracht werden, der den Zustand "end of life" eines RDB-Stahls nach Bestrahlung simuliert. Allerdings liegen sowohl $T_{i95\%}$ als auch T_0 bei diesem Werkstoff mit 193 °C bzw. 192 °C ungewöhnlich hoch und wesentlich höher als sie bei bestrahlten Werkstoffen ungünstiger chemischer

Zusammensetzung zu erwarten wären. Insoweit verhält sich dieser Versuchswerkstoff erheblich ungünstiger als ein RDB-Stahl oder –Schweißgut im Zustand "end of life".

Für die praktische Anwendung dieser Ergebnisse stellt sich jedoch die Frage, wie $T_{i95\%}$ oder ein ähnlicher Kennwert ermittelt werden können. Sind in den Bestrahlungskapseln Bruchmechanikproben vorhanden, wäre die Prüfung gegebenenfalls so durchzuführen, daß bei Prüftemperatur geringes stabiles Rißwachstum auftritt, d.h. die Prüftemperatur nur wenig oberhalb $T_{i95\%}$ liegt, so daß auch noch gültige Werte für die Ermittlung der ASTM-Masterkurve erhalten werden können, d.h. $\Delta a_s \leq 0,05 \cdot (W - a_i)$ bleibt.

Stehen bestrahlte Bruchmechanikproben nicht zur Verfügung, können gegebenenfalls auch angeschwungene Kerbschlagproben zur Ermittlung der Kennwerte wie oben erläutert verwendet werden.

Möglicherweise kann $T_{i95\%}$ auch aus dynamisch geprüften Kerbschlagproben ermittelt werden. Hierzu sind jedoch noch weitere Untersuchungen notwendig, weil die Beanspruchungsgeschwindigkeit einen Einfluß auf T_i hat.

Die Ergebnisse zeigen, daß Verfahren der elastisch-plastischen Bruchmechanik auch noch erheblich unterhalb der Hochlage im duktil-spröden Übergangsbereich eingesetzt werden können. Je nach Werkstoff oder Werkstoffzustand kann das Anwendungsgebiet der elastisch-plastischen Bruchmechanik gegenüber der Hochlage um einige 10 K nach unten erweitert werden. Im Anwendungsgebiet der elastisch-plastischen Bruchmechanik ist eine probabilistische Absicherung der Werkstoffkennwerte nicht erforderlich. Dieser Vorteil kann auch noch unterhalb der Hochlage genutzt werden. Wenn man dies unterhalb $T_{i95\%}$ akzeptiert, kann man es auch oberhalb dieser Grenze tun, ohne jedoch mit Kennwerten der linear elastischen Bruchmechanik arbeiten zu müssen. Allerdings ist die Temperaturgrenze $T_{i95\%}$ abzusichern.

Der Einfluß des Spannungszustandes wurde durch die Einbeziehung verschiedener Probengeometrien

- C(T)-Proben,
- SE(T)-Proben,
- PS(T)-Proben und
- M(T)-Proben

untersucht. C(T)- und M(T)-Proben stehen dabei für eine vergleichsweise hohe und niedrige Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, während SE(T)- und PS(T)-Proben bezüglich der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes zwischen diesen beiden Probenarten liegen.

Die Untersuchungen haben ergeben, daß der Spannungszustand keinen signifikanten Einfluß auf den Bruchübergang hat. Die C(T)-Proben können die

Hochlage bei einer höheren Temperatur erreichen als die M(T)-Proben wie auch umgekehrt. Die SE(T)- und die PS(T)-Proben lagen zwischen den C(T)- und den M(T)-Proben (Bild 10-22).

In den Bildern 12-24 und 12-25 sind die Daten der Bilder 12-17 und 12-18 den ORNL-Daten [5] gegenübergestellt. Der besseren Übersichtlichkeit wegen wurden die Ordinaten der Diagramme auf $600 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ begrenzt. Die ORNL-Liste enthält 171 Daten, die z.T. Einzeldaten, teilweise auch ganze Datensätze umfassen. Die Referenztemperaturen RT_{NDT} sind bekannt und wurden für die Darstellung in Bild 12-24 benutzt. T_0 wurde von ORNL für die gesamte Datenbasis als Mittelwert mit $-16,5 \text{ }^\circ\text{C}$ angegeben. Die ORNL-Werte wurden dickenkorrigiert nach ASTM E 1921 dargestellt. Aus diesen Bildern ist zu ersehen, daß die Ergebnisse des Projekts gut an die ORNL-Daten anschließen. Die Bilder 12-24 und 12-25 demonstrieren, daß gute Aussichten bestehen, daß der gesamte Temperaturbereich bis zur Hochlage durch eine einheitliche Überlebenswahrscheinlichkeitskurve in der mathematischen Form der ASME-Referenzkurve oder der ASTM-Masterkurve beschrieben werden kann.

Die höheren Werte für K_{Jc} oberhalb $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sind zwar für die Beurteilung von Sicherheitsabständen nicht mehr relevant, gewährleisten aber die sichere Anwendung elastisch-plastischer Bruchmechanik-Kennwerte unterhalb der Hochlage, wobei die Sicherheitsreserven hinsichtlich der Beanspruchungshöhe mit zunehmender Annäherung an die Hochlage erheblich zunehmen.

Eine detailliertere Analyse der ORNL-Daten wird jedoch notwendig sein, weil einige der publizierten Daten an Stelle von ganzen Datensätzen stehen, die aus mehreren Proben bestehen, so daß noch nicht entschieden werden kann, ob die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit durch diese Daten in gleicher Weise gewährleistet wird wie bei den Projektdaten, also tatsächlich eine einzige Kurve von der Tieflage bis zur Hochlage die 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit beschreiben kann.

Literatur zu Kapitel 12

- 1 ASTM E 1921: Standard Test Method for Determining of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range. ASTM, Philadelphia 1997
- 2 Aurich, D.; Wobst, K.: Zur Auswertung von Großzugversuchen und Scharfkerbbiegeversuchen an Stählen auf werkstoffmechanischer Grundlage. Arch. Eisenhüttenwes. 51 (1980) 1, S. 21-27
- 3 Aurich, D.; Wobst, K.: Auswertung von Großzugversuchen an schweißbaren Baustählen verschiedener Festigkeit und Vergleich mit anderen Prüfverfahren. Arch. Eisenhüttenwes. 51 (1980) 4, S. 147-154

- 4 Cottrell, A. H.: Theory of Brittle Fracture in Steel and Similar Metals. Trans. AIME 212 (1958) April, S. 192-203
- 5 Nanstadt, R. K.; Keeney, J. A.; McCabe, D. E.: Preliminary Review of the Bases for the K_{Ic} -Curve in the ASME-Code. Letter Report for U.S. NRC, ORNL, Oak Ridge 1993
- 6 Aurich, D.; Jaenicke, B.; Veith, H.: Statistisch gestützte Bewertung der Sprödbrechtsicherheit auf der Basis von bruchmechanischen Kennwerten. In: 29. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge. DVM, Berlin 1997, S.271-288

Tabellen zu Kapitel 12

Tabelle 12-1:
Übersicht über die kritischen Temperaturen der untersuchten Werkstoffe

Werkstoff	Probenart	Probenlage	$T_{Prüf}$	$T_{I95\%}$	$T_{a95\%}$	T_{Ok}	T_0	$T_{I95\%}-T_0$	T_{NDT_k}	T_{NDTmax}	$T_{I95\%}-T_{NDTmax}$	RT_{NDT}
			°C									
17MoV8-4	C(T)	L-S	200	193	260	178	192	1	175	197	-4	224
		L-S	220			186			179			
		L-S	240			201			197			
20MnMoNi5-5	C(T)	R-C	-90	-85		-129	-124	39	-120	-104	19	-106
		R-C	-60			-123			-104			
22NiMoCr3-7	C(T)	T-L	-10	-6	40	-90	-94	88	-55	-55	49	-50
		T-L	0			-100			-67			
		T-L	10			-101			-68			
		T-S	10			-98			-65			
		T-S	20			-106			-55			
22NiMoCr3-7	M(T)	T-L	-40	-42	42	-137	-136	94	-102	-92	50	-50
		T-L	-30			-144			-102			
		T-L	-20			-140			-105			
		T-S	-10			-140			-92			
		T-S	10			-134			-93			
StE 355	C(T)	T-S	-40	-16	88	-151	-106	90	-118	-65	49	-83
		T-L	-10			-115			-74			
		T-L	0			-104			-72			
		T-L	5			-113			-75			
		T-L	10			-108			-65			
		T-L	20			-106			-67			
StE 355	M(T)	T-L	-20	-21	31	-119	-127	106	-88	-75	54	-83
		T-L	0			-129			-75			
		T-L	10			-143			-98			
StE460	3PB-Proben	T-L/T-S	-68	-69	-13**	-119	-109	40	-118	-88	19	-54
		T-L/T-S	-58			-112			-109			
		T-L/T-S	-48			-109			-100			
		T-L/T-S	-38			-105			-91			
		T-L/T-S	-28			-109			-88			

* zu wenig Prüftemperaturen für Ermittlung von $T_{a95\%}$

** wegen nicht konstanter Ligamentlänge wurde T_a aus den Versuchsergebnissen abgeschätzt.

Tabelle 12-2:
Werkstoffe aus einer Untersuchung des Übergangs vom duktilen Bruch zum Spaltbruch [2, 3],
Streckgrenze, Zugfestigkeit und Brucheinschnürung bei Raumtemperatur

Werkstoff	Streckgrenze	Zugfestigkeit	Brucheinschnürung	Minimale Spaltbruchfestigkeit
	MPa	MPa	%	MPa
RSt 37-2	252	378	33,0	900
St 52-2	365	557	31,3	1018
22NiMoCr3-7	460	630	23,9	1071
StE 460	461	635	25,5	1108
StE 690 Q	718	801	20,0	1552

Bilder zu Kapitel 12

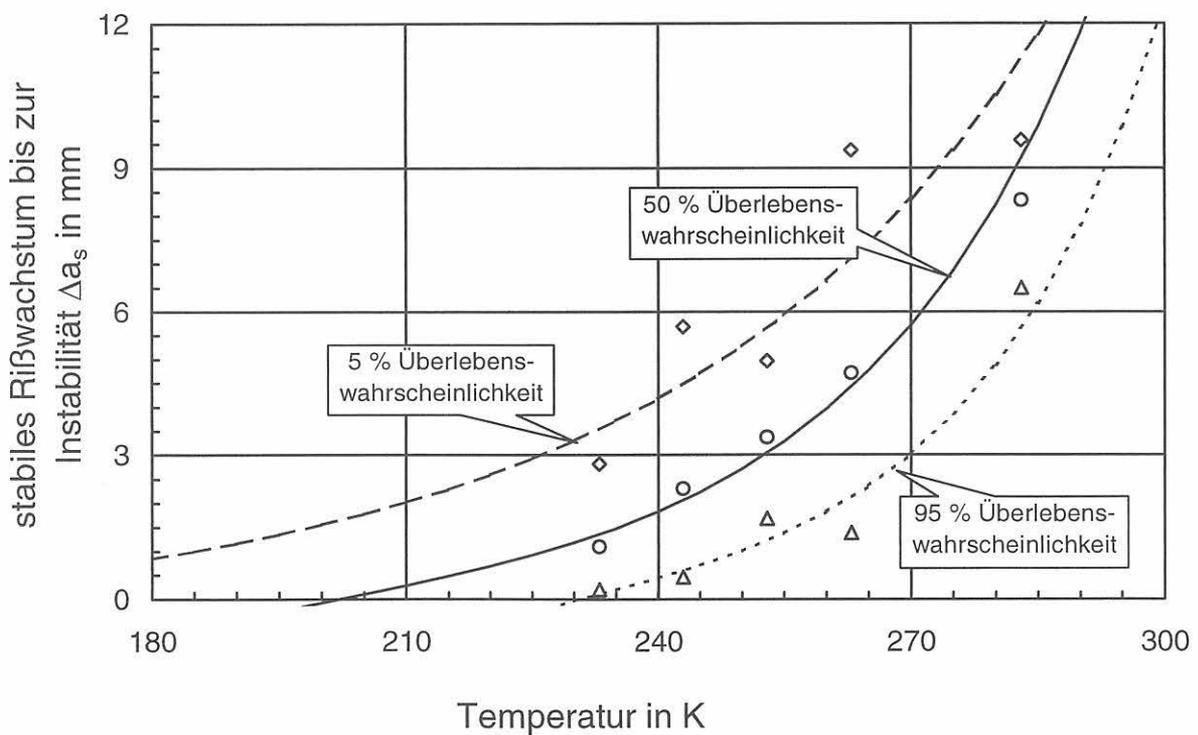


Bild 12-1:
Beispiel für den Verlauf verschiedener Überlebenswahrscheinlichkeiten in Abhängigkeit von der Temperatur;
22NiMoCr3-7, M(T)-Proben

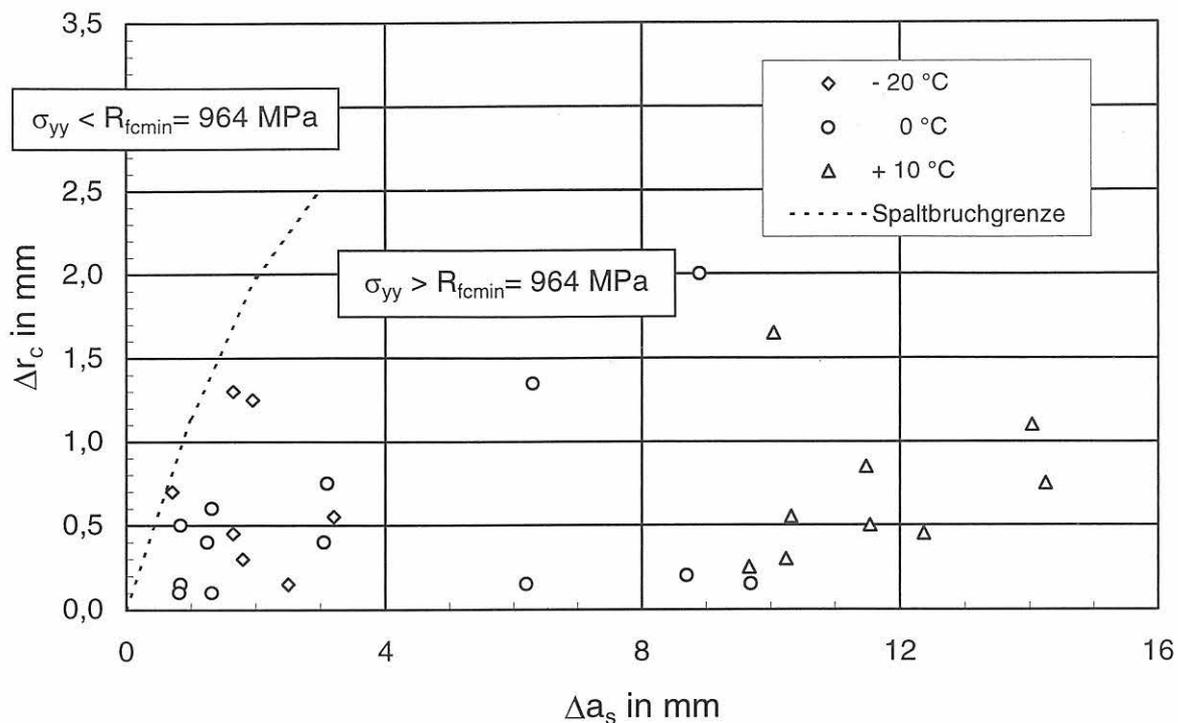


Bild 12-4: StE 355, M(T)-Proben, Abstände der Spaltbruchinitiationsbereiche von dem jeweils dazugehörigen Betrag des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität

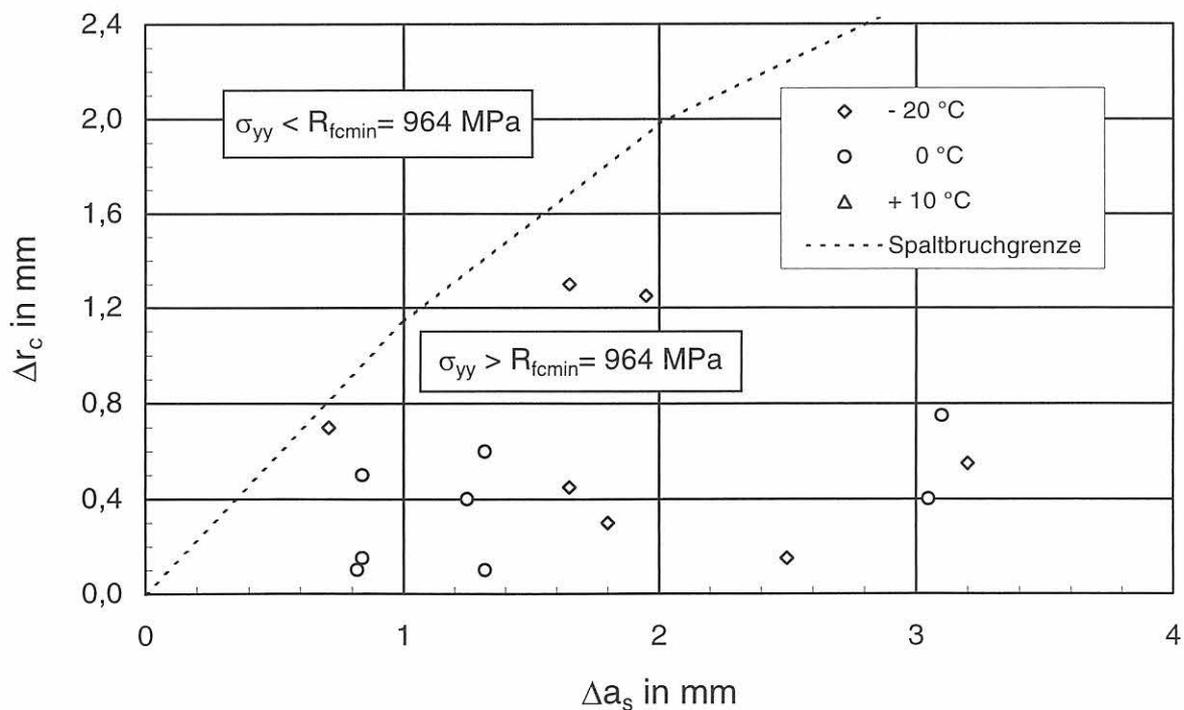


Bild 12-5: StE 355, M(T)-Proben, Abstände der Spaltbruchinitiationsbereiche von dem jeweils dazugehörigen Betrag des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität in vergrößerter Darstellung

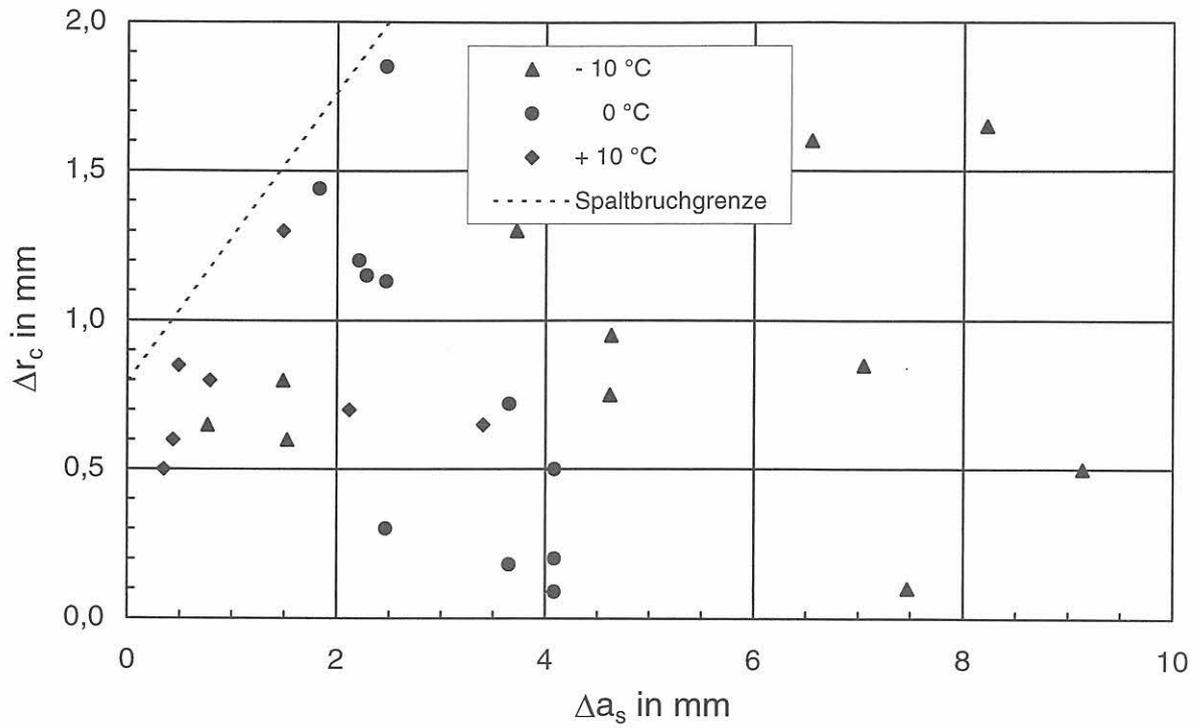


Bild 12-6: 22NiMoCr3-7, C(T)-Proben, Abstände der Spaltbruchinitiiierungsbereiche von dem jeweils dazugehörigen Betrag des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität

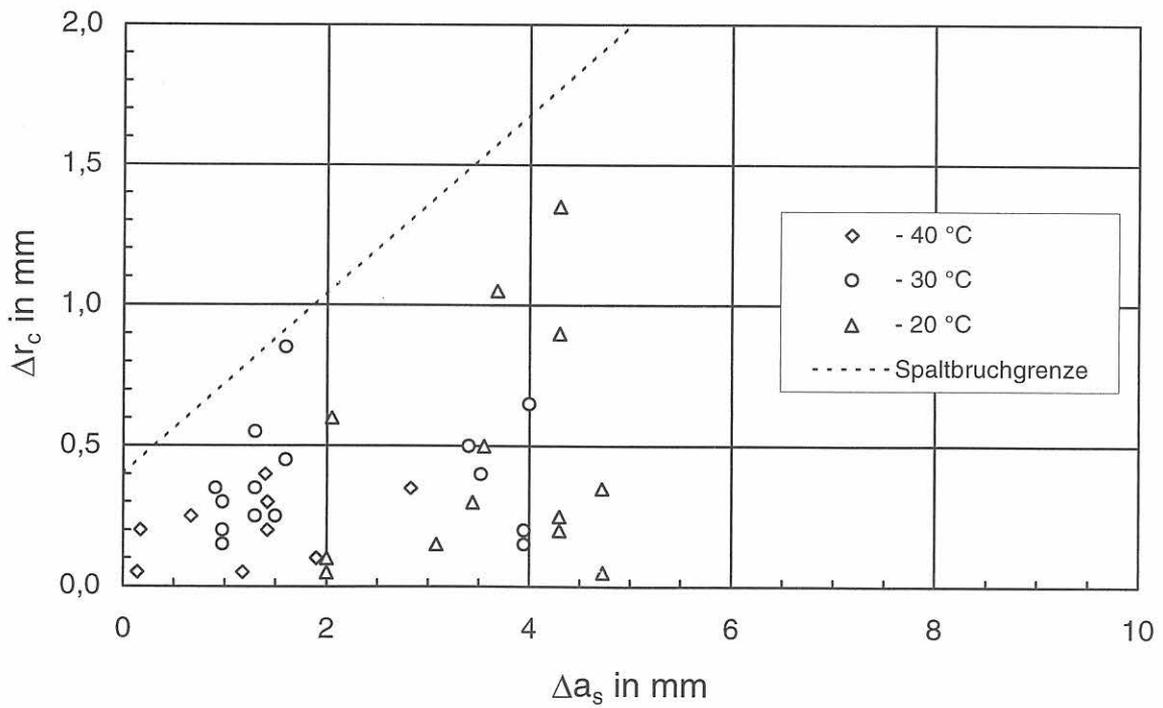


Bild 12-7: 22NiMoCr3-7, M(T)-Proben, Abstände der Spaltbruchinitiiierungsbereiche von dem jeweils dazugehörigen Betrag des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität

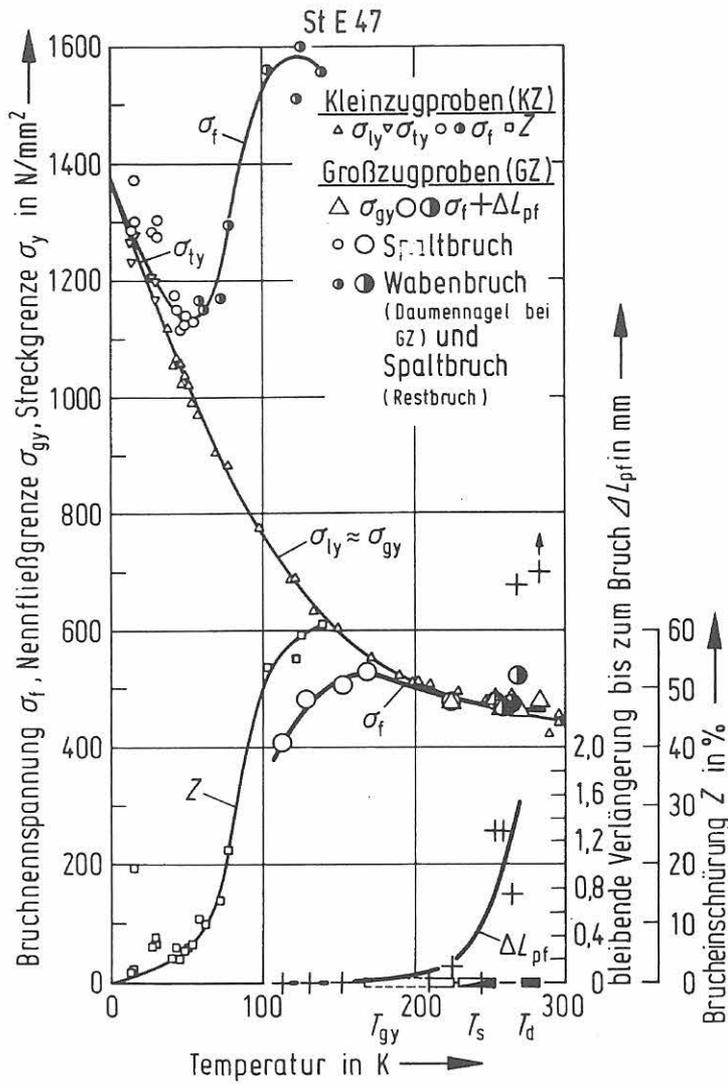


Bild 12-8:
 Streckgrenze σ_y (σ_{yL} untere Streckgrenze entsprechend R_{eL} , σ_{yU} untere Streckgrenze verbunden mit Zwillingsbildung) Bruchnennspannung und Bruchdehnung aus Zugversuchen an "Kleinzugproben" (KZ) an einem StE 460 [2] in Abhängigkeit von der Prüftemperatur; die übrigen Daten haben in diesem Kontext keine Bedeutung

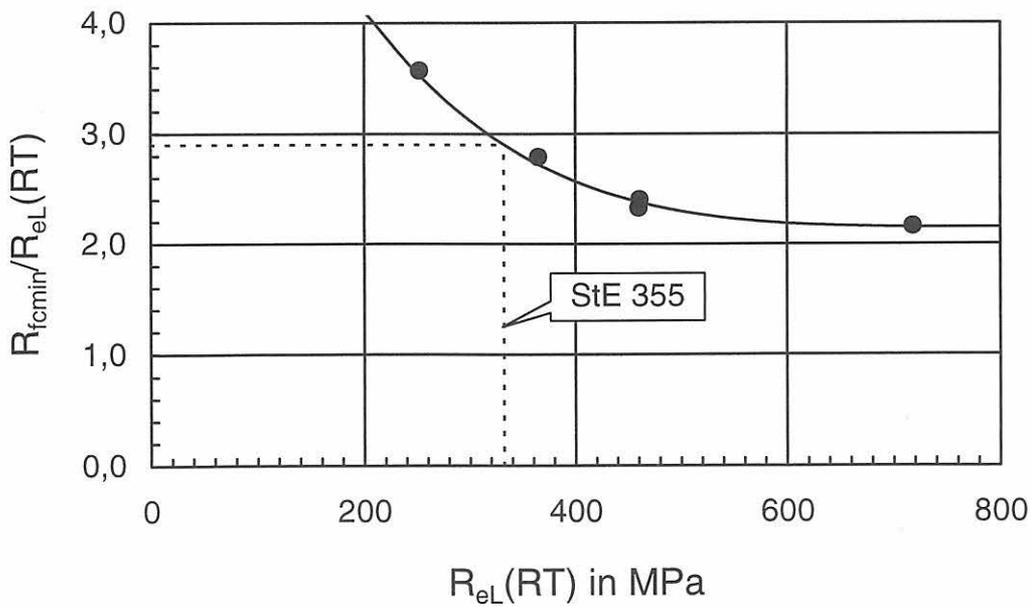


Bild 12-9:
 Verhältnis von minimaler Spaltbruchfestigkeit zu Streckgrenze in Abhängigkeit von der Streckgrenze, Punkte gemäß Tabelle 12-2

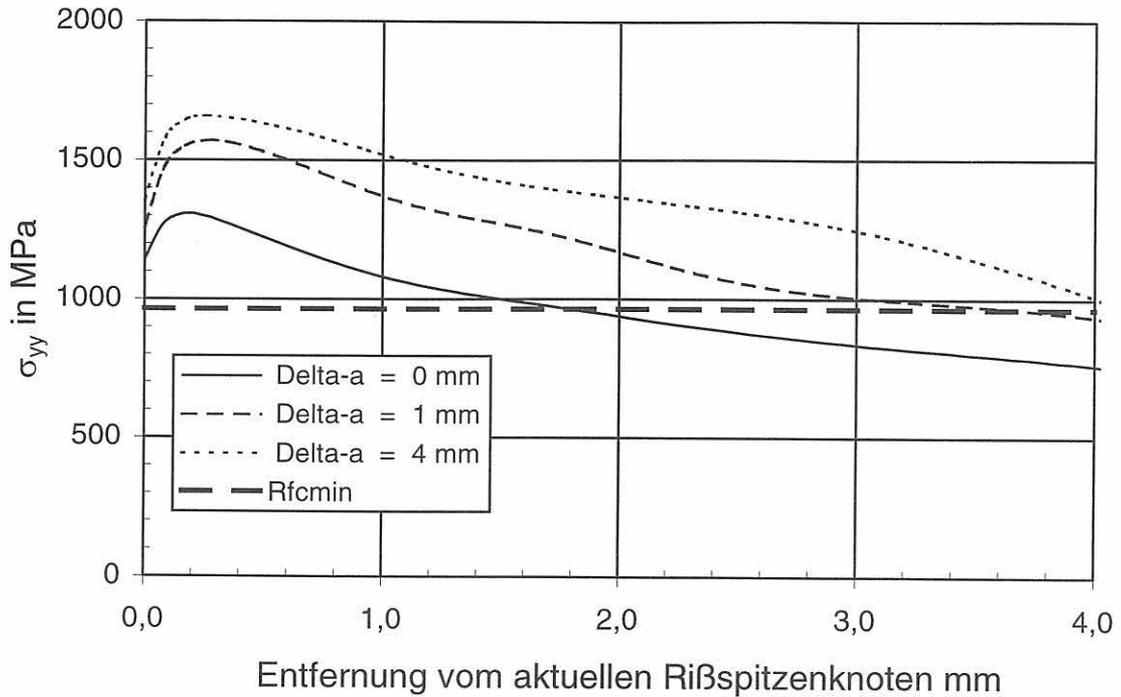


Bild 12-10: StE 355, C(T)-Proben, Prüftemperatur $-10\text{ }^\circ\text{C}$, Rißöffnungsspannungen σ_{yy} für unterschiedliche Beträge des stabilen Rißwachstums in Abhängigkeit von der Entfernung vom Rißspitzenknoten im Vergleich mit der minimalen Spaltbruchfestigkeit R_{fcmin}

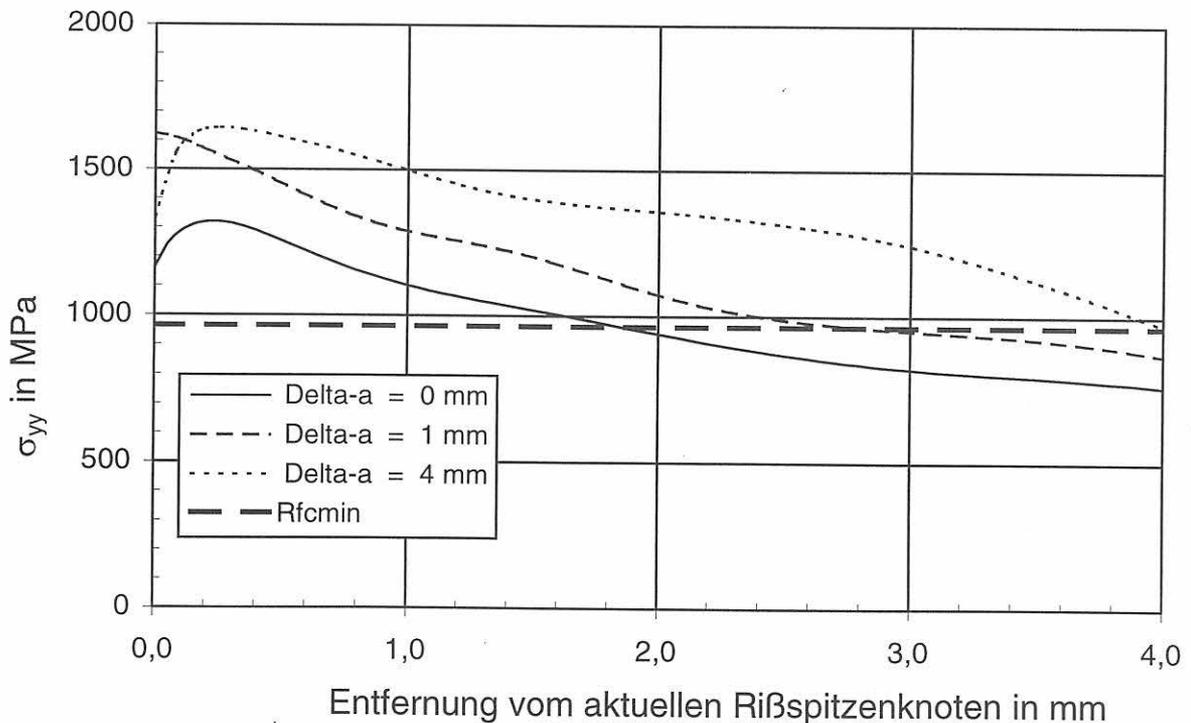


Bild 12-11: StE 355, C(T)-Proben, Prüftemperatur $+10\text{ }^\circ\text{C}$, Rißöffnungsspannungen σ_{yy} für unterschiedliche Beträge des stabilen Rißwachstums in Abhängigkeit von der Entfernung vom Rißspitzenknoten im Vergleich mit der minimalen Spaltbruchfestigkeit R_{fcmin}

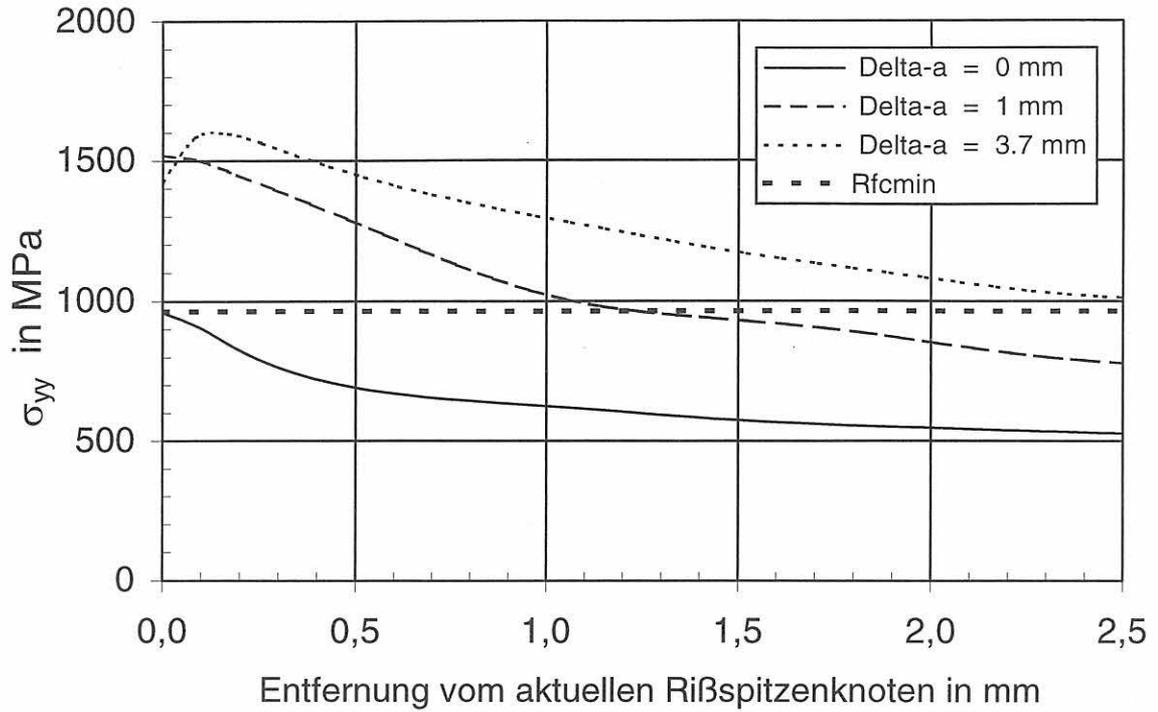


Bild 12-12:
 StE 355, M(T)-Proben, Prüftemperatur - 20 °C, Rißöffnungsspannungen σ_{yy} für unterschiedliche Beträge des stabilen Rißwachstums in Abhängigkeit von der Entfernung vom Rißspitzenknoten im Vergleich mit der minimalen Spaltbruchfestigkeit R_{fcmin}

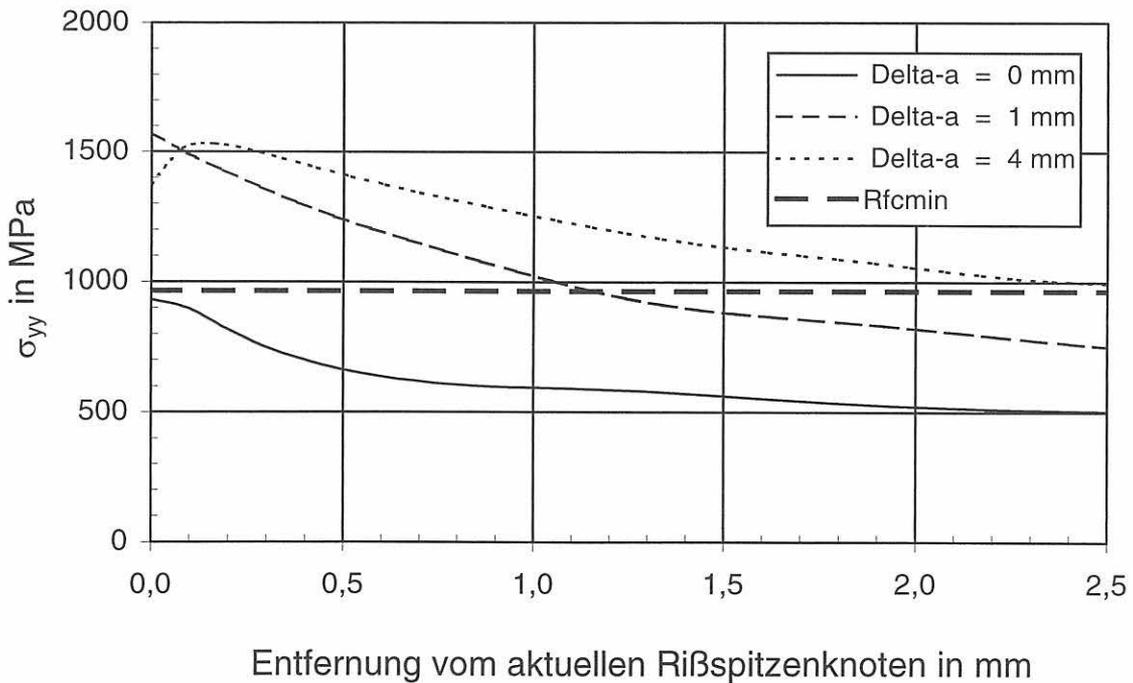


Bild 12-13:
 StE 355, M(T)-Proben, Prüftemperatur + 10 °C, Rißöffnungsspannungen σ_{yy} für unterschiedliche Beträge des stabilen Rißwachstums in Abhängigkeit von der Entfernung vom Rißspitzenknoten im Vergleich mit der minimalen Spaltbruchfestigkeit R_{fcmin}

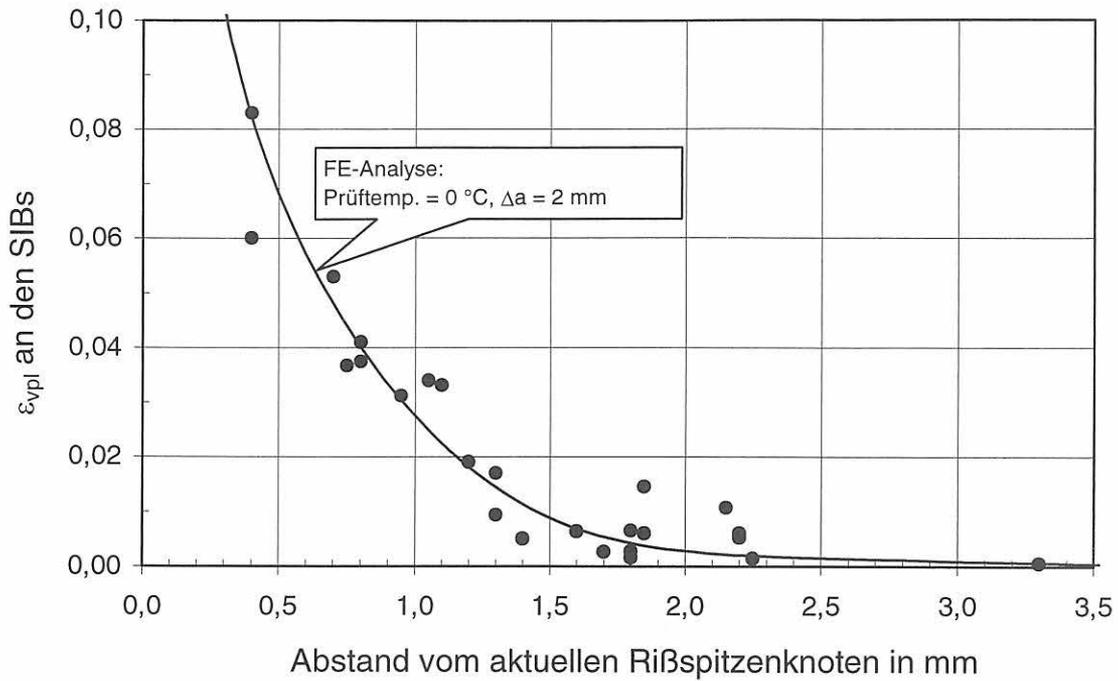


Bild 12-14:
 StE 355, C(T)-Proben, geprüft zwischen -20 und $+20$ °C, die Punkte entsprechen der plastischen Vergleichsdehnung an den Knotenpunkten der FE-Analysen im Abstand der Spaltbruchinitiierungsbereiche vom Riβspitzenknoten bei der jeweiligen Prüftemperatur und dem jeweiligen vorausgegangenen stabilen Riβwachstum (teilweise durch Interpolation) im Vergleich mit dem Verlauf der plastischen Vergleichsdehnung als ungefährem Durchschnittswert bei 0 °C und einem stabilen Riβwachstum von 2 mm

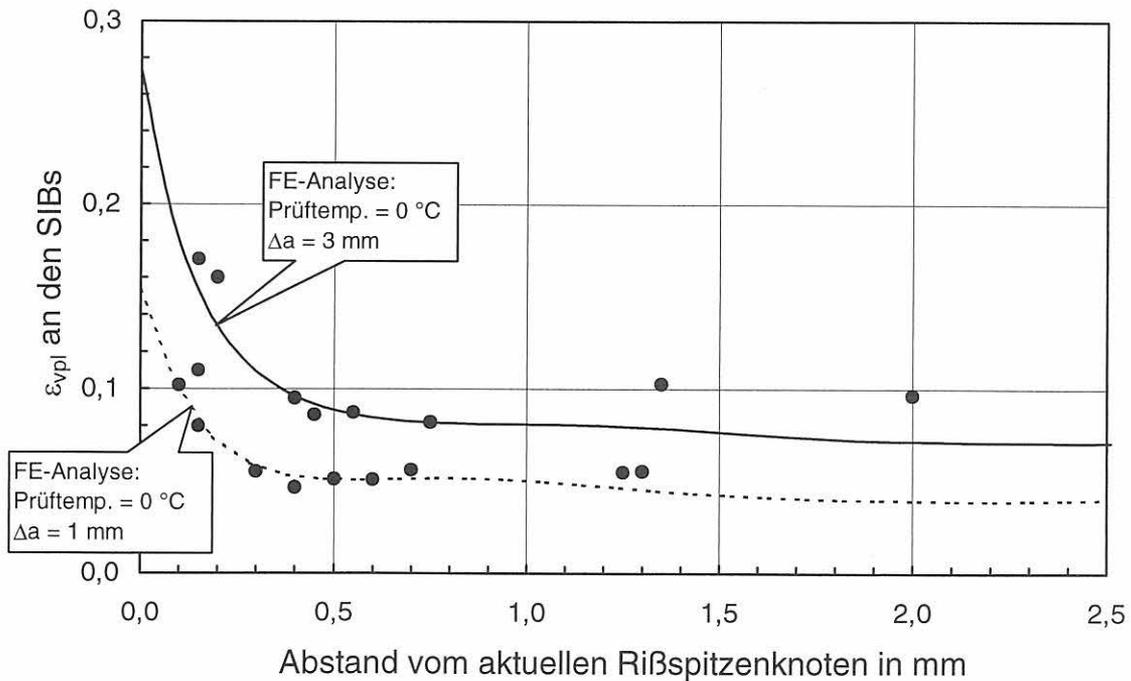


Bild 12-15:
 StE 355, M(T)-Proben, geprüft zwischen -20 und 0 °C, die Punkte entsprechen der plastischen Vergleichsdehnung an den Knotenpunkten der FE-Analysen im Abstand der Spaltbruchinitiierungsbereiche vom Riβspitzenknoten bei der jeweiligen Prüftemperatur und dem jeweiligen vorausgegangenen stabilen Riβwachstum (teilweise durch Interpolation) im Vergleich mit dem Wertebereich der plastischen Vergleichsdehnung bei 0 °C und einem stabilen Riβwachstum zwischen 1 mm und 3 mm

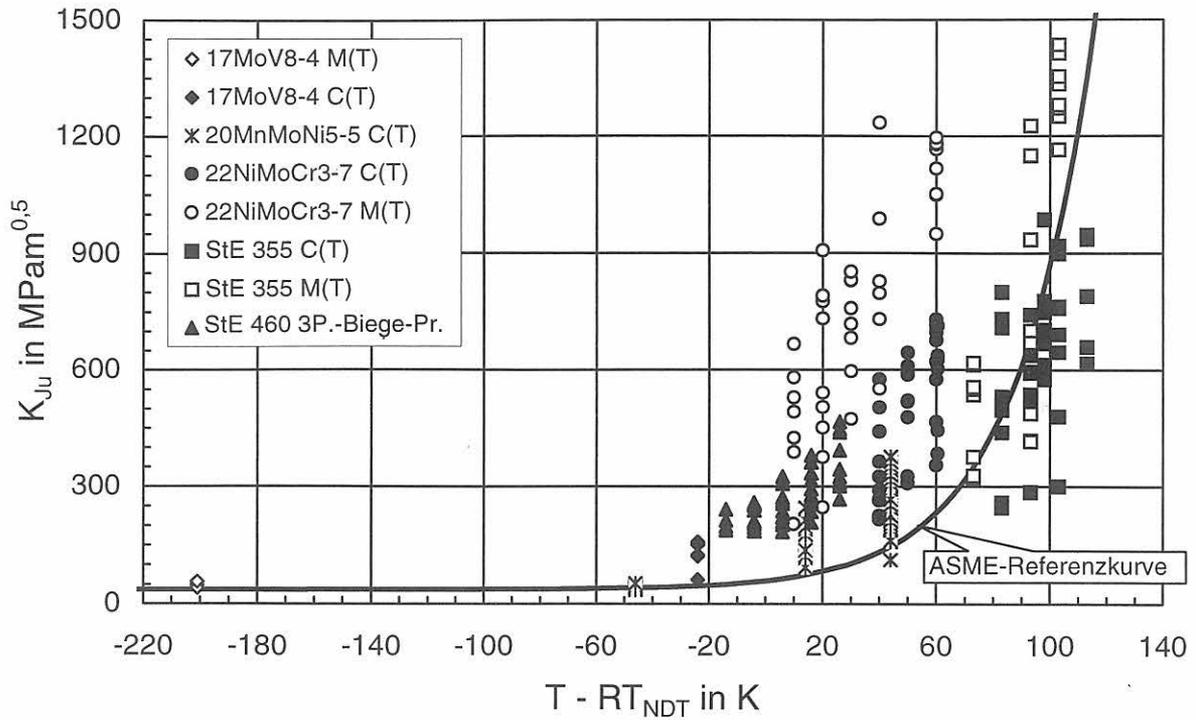


Bild 12-16: K_{Ju} -Werte im Vergleich mit der ASME-Referenzkurve, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

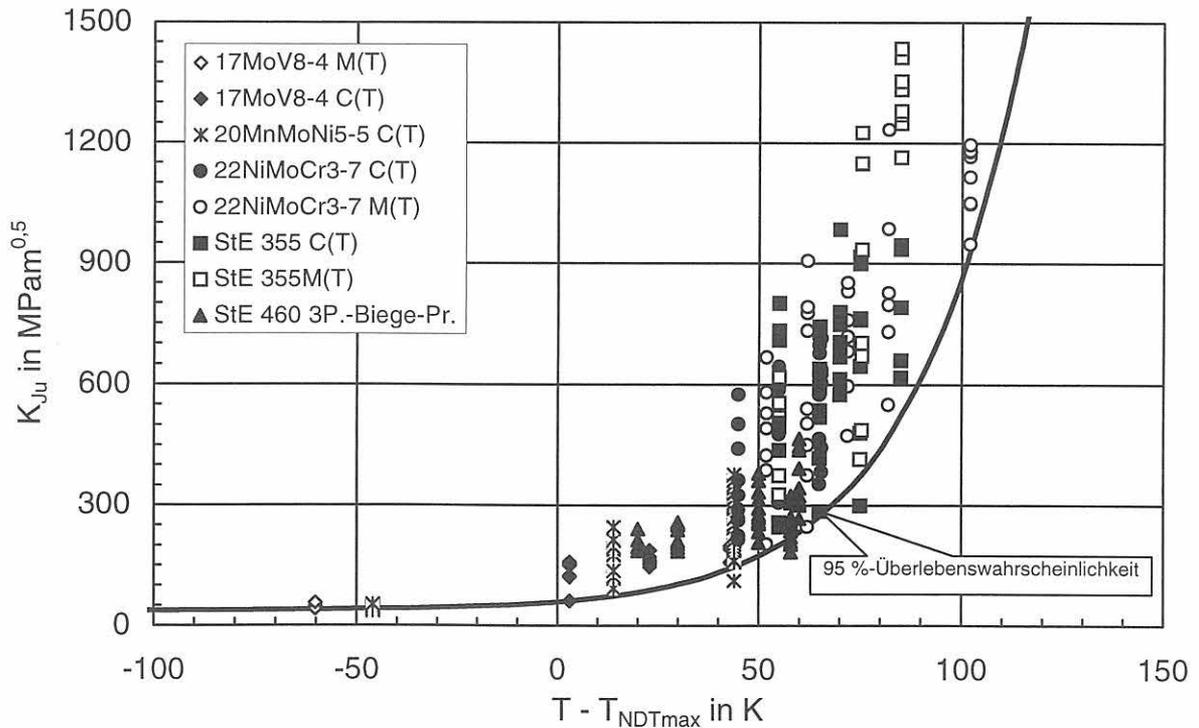


Bild 12-17: K_{Ju} -Werte in Bezug auf den Maximalwert T_{NDTmax} (Tabelle 12-1) im Vergleich mit der ASME-Referenzkurve als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von $T - T_{NDTmax}$, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

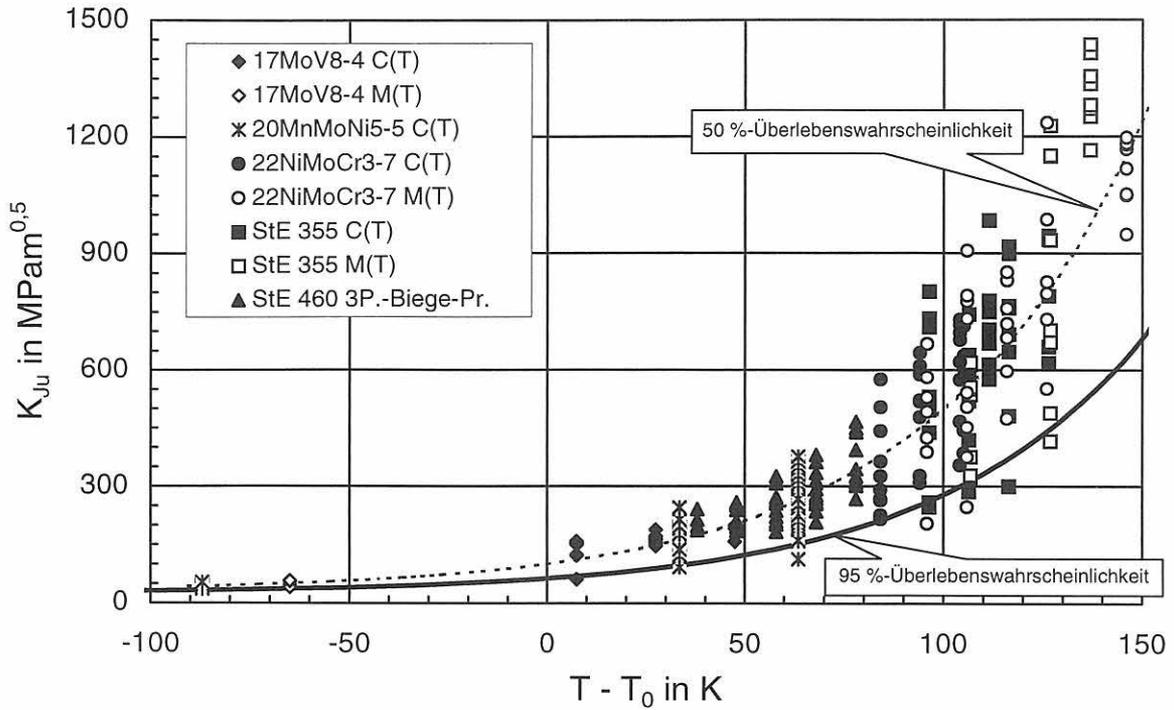


Bild 12-18:
 K_{Ju} -Werte in Bezug auf $T - T_0$ (Tabelle 12-1) im Vergleich mit der ASTM-Masterkurve für 50 % und 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von $T - T_0$, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

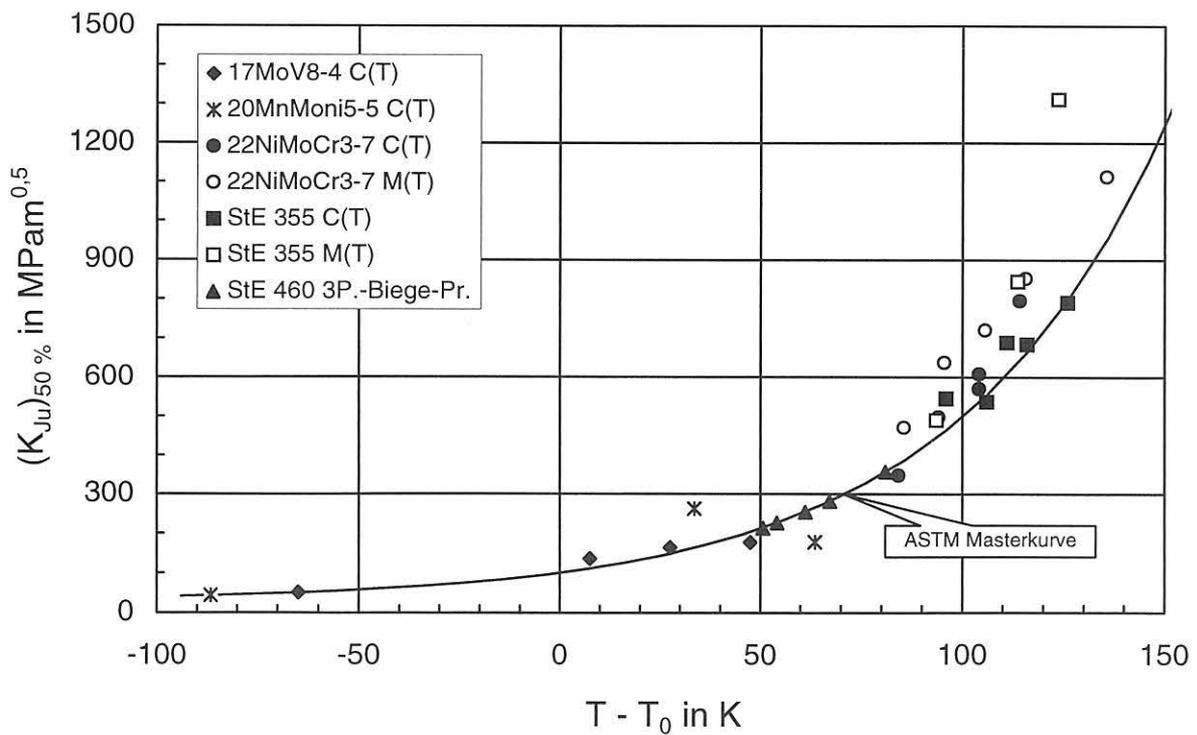


Bild 12-19:
 Lageparameter der Weibullverteilung in Bezug auf $T - T_0$ (Tabelle 12-1) im Vergleich mit der ASTM-Masterkurve für 50 %-Überlebenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von $T - T_0$, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

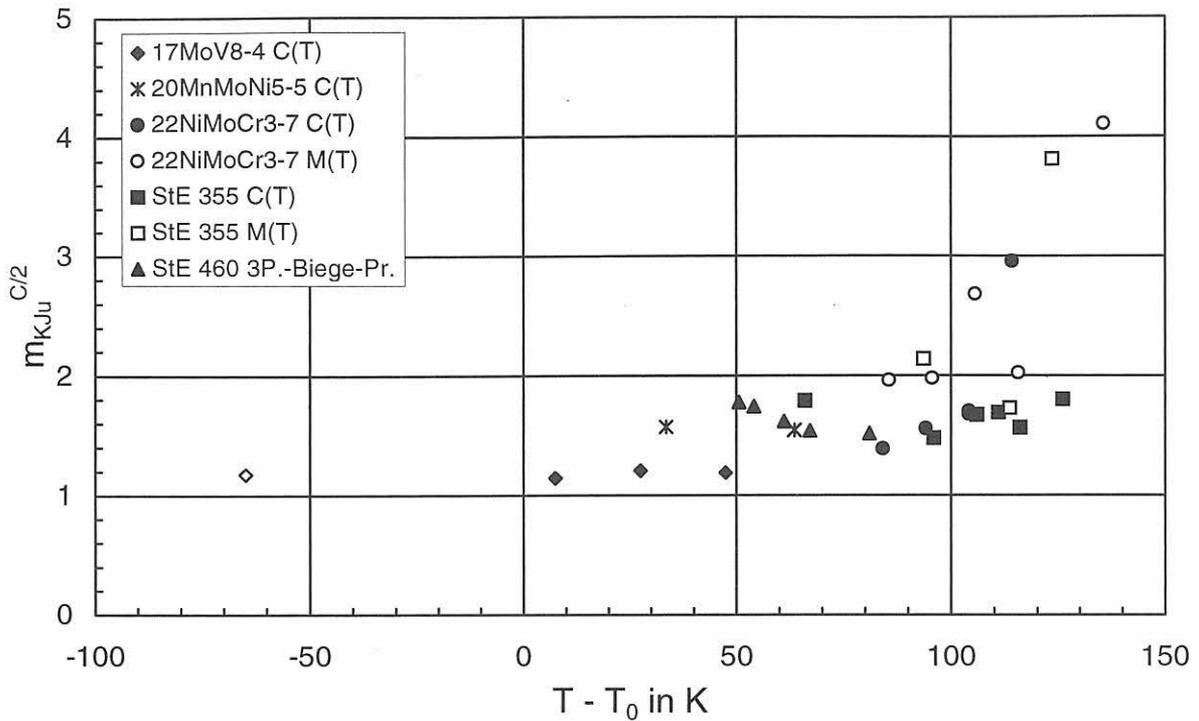


Bild 12-20:
Mit der Krümmung der Rißwiderstandskurve korrigierter Exponent der Weibullverteilung, $W - a_0$ ca. 25 mm, bei den Dreipunkt-Biegeproben variabel von etwa 30 mm bis 140 mm

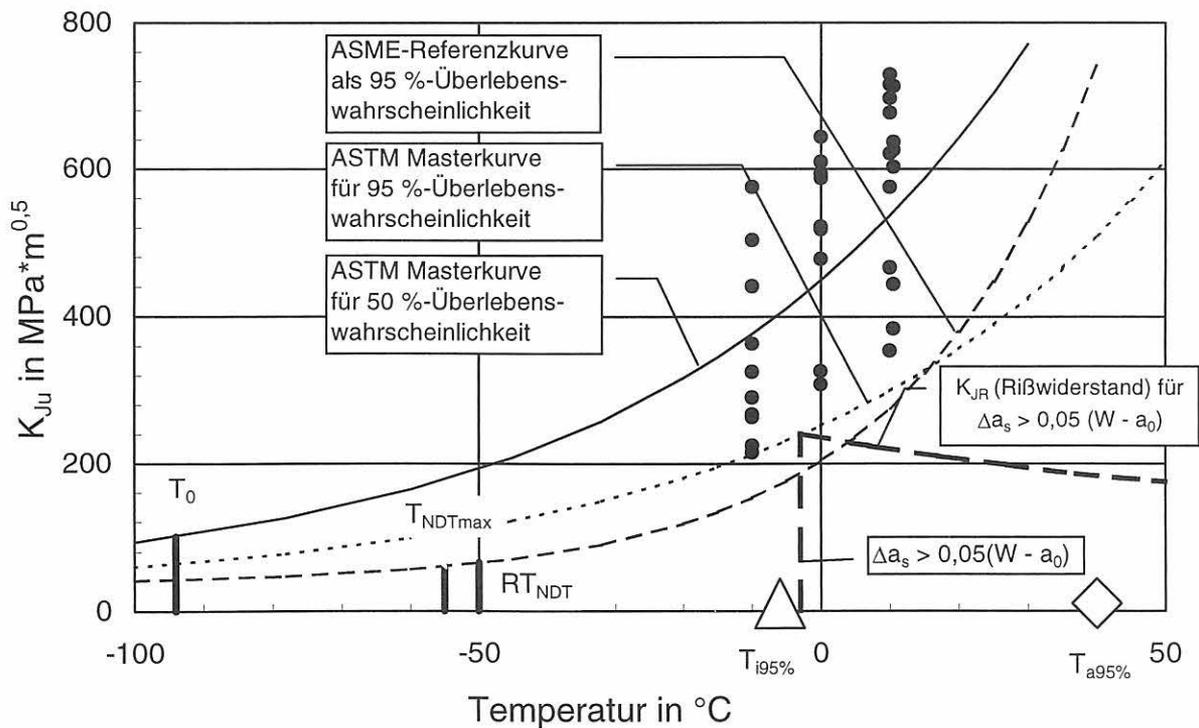


Bild 12-21:
Anpassung der ASTM-Masterkurve und der ASME-Referenzkurve als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit an die Versuchsergebnisse der C(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 als Beispiel für den Vergleich der beiden Konzepte

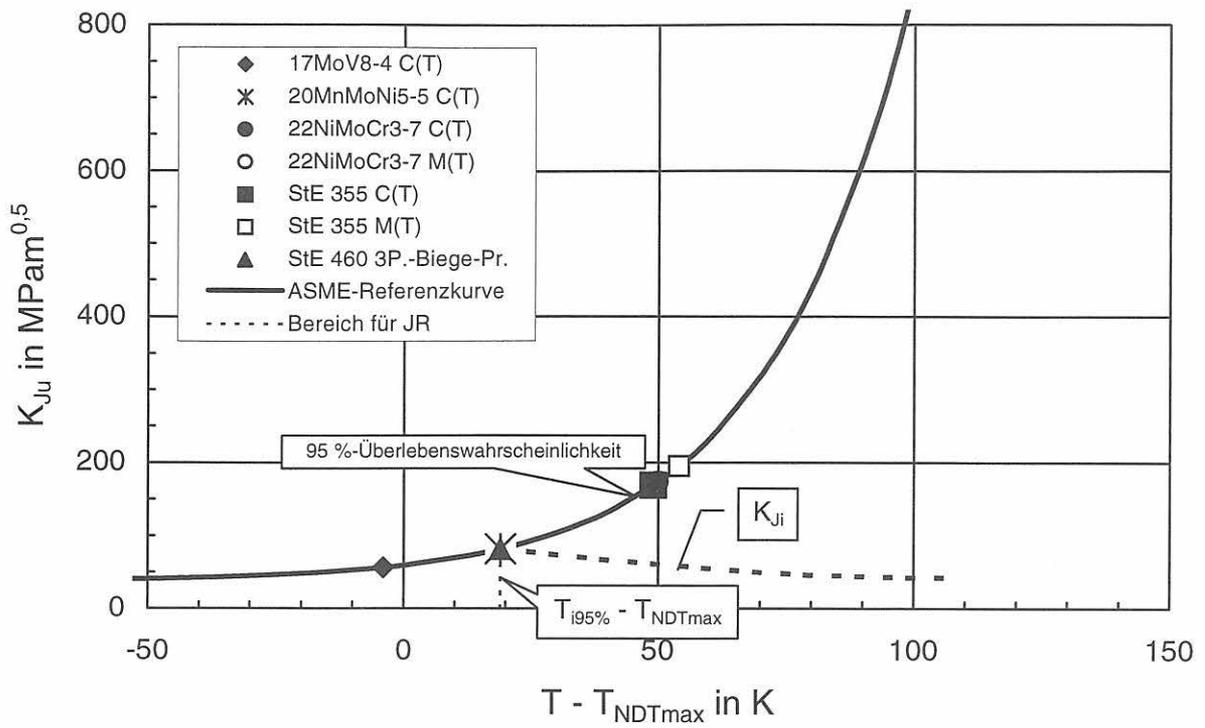


Bild 12-22: Lage von $T_{i95\%}$ der untersuchten Werkstoffe auf der ASME-Referenzkurve als Grenzkurve für 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von $T - T_{NDTmax}$, Werte aus Tabelle 12-1

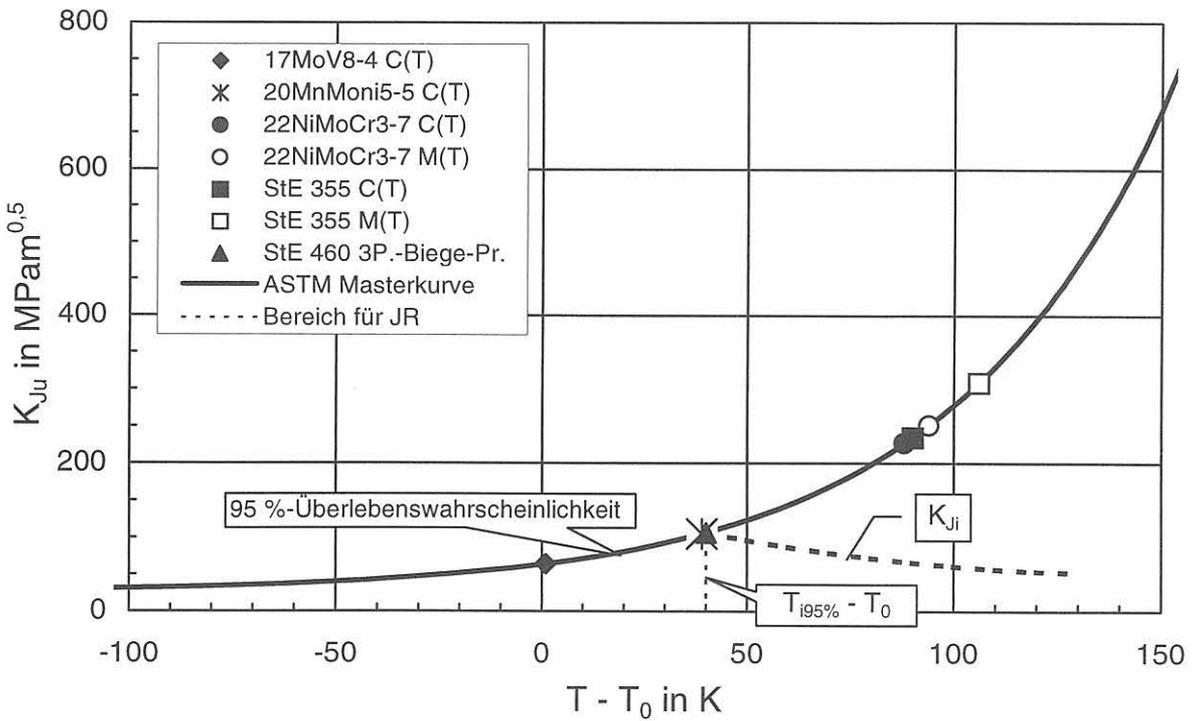


Bild 12-23: Lage von $T_{i95\%}$ der untersuchten Werkstoffe auf der ASTM-Masterkurve für 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von $T - T_0$, Werte aus Tabelle 12-1

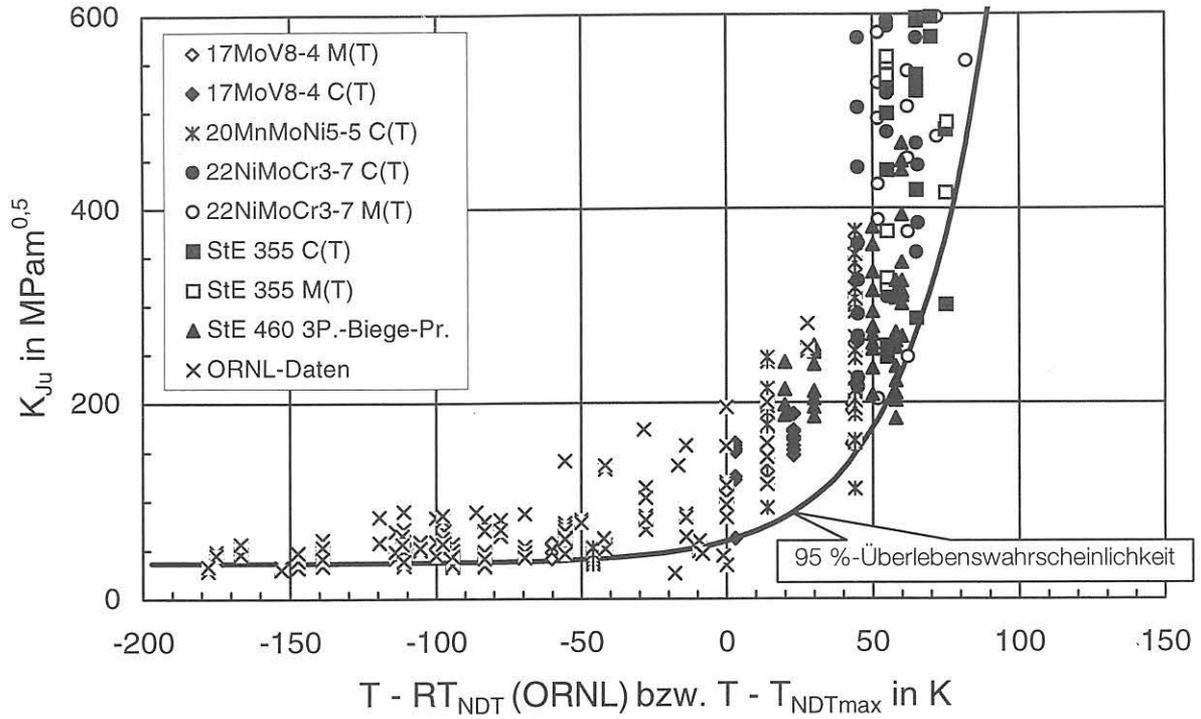


Bild 12-24: Projektergebnisse (aus Bild 12-17) im Vergleich mit den ORNL-Daten [5], dickenkorrigiert nach ASTM E 1921, mit der ASME-Referenzkurve in der Interpretation als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit als Vergleichsbasis

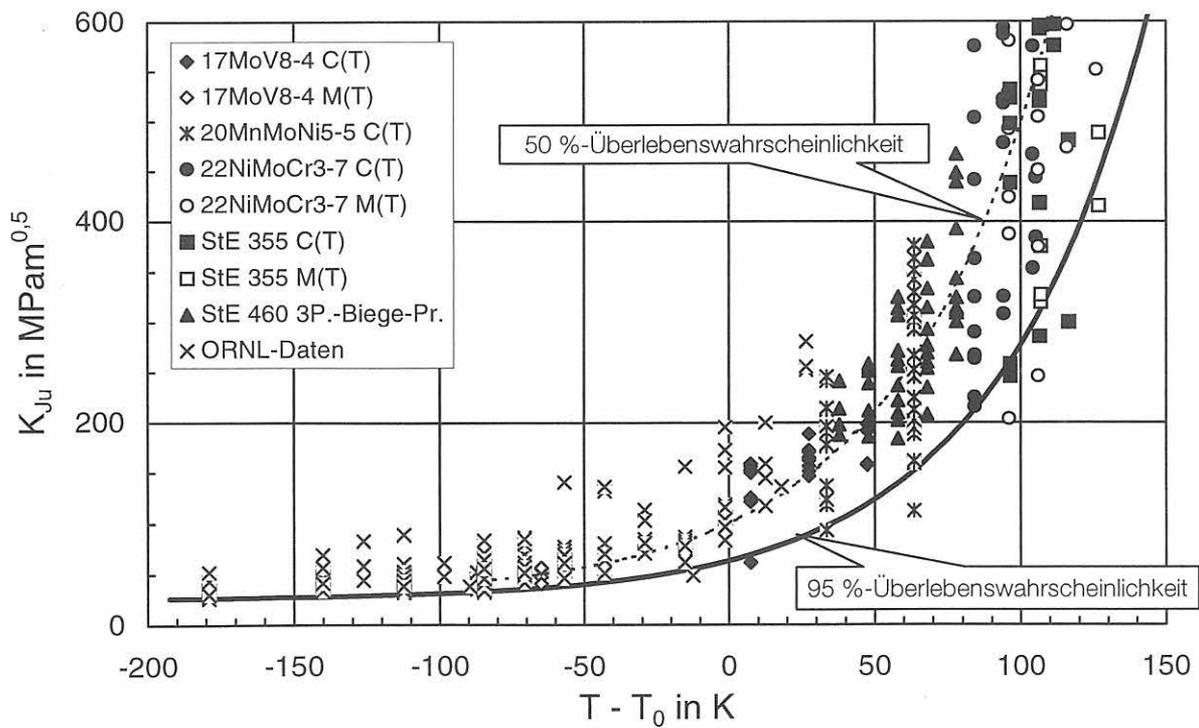


Bild 12-25: Projektergebnisse (aus Bild 12-18) im Vergleich mit den ORNL-Daten [5], dickenkorrigiert nach ASTM E 1921, mit der ASTM-Masterkurve als Vergleichsbasis

13 Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlußfolgerungen

An drei Versuchswerkstoffen wurden bei jeweils mehreren Prüftemperaturen Serien von Rißwiderstandskurven an C(T)-, in erheblichem Umfang auch an M(T)- sowie vereinzelt an SE(T)- und PS(T)-Proben aufgenommen. Zusätzlich wurden ältere Versuchsserien von zwei weiteren Werkstoffen ausgewertet. Eine Versuchsserie besteht jeweils aus mehreren Proben, die bei einer Temperatur oder in einem engen Temperaturintervall (bei einer älteren Gruppe von Versuchsergebnissen) geprüft wurden. Im Rahmen des Projekts wurden insgesamt 174 Proben geprüft. Weitere 90 Proben aus anderen Projekten wurden in die Auswertung einbezogen.

Die Arbeiten dienten der quantitativen Erfassung des Übergangs vom Spaltbruch zum Gleitbruch im Bereich nahe T_a mit dem Ziel, Sicherheitsreserven des Werkstoffs in diesem Bereich gezielt und belastbar ausnutzen zu können. Sowohl die Rißwiderstandskurven als auch die Beträge des stabilen Rißwachstums bis zur Spaltbruchinstabilität wurden ausgewertet. Außerdem wurden an 110 Proben die Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche von der ursprünglichen und der aktuellen Rißfront vermessen.

Für die Auswertung wurden fünf verschiedene Verteilungsfunktionen herangezogen: die Normalverteilung, die Lognormalverteilung, die zweiparametrische Weibullverteilung, die Weibullverteilung mit festgelegtem Exponenten von 4 und die Gammaverteilung. Die Parameter dieser Verteilungsfunktionen wurden mit der "maximum likelihood"-Methode ermittelt.

Die Ergebnisse können wie folgt zusammengefaßt werden:

Stabiles Rißwachstum bis zur Instabilität

- Alle Verteilungsfunktionen sind grundsätzlich in der Lage, die Versuchsergebnisse befriedigend zu beschreiben.
- Die stärksten Abweichungen zwischen Versuchsergebnissen und approximierten Verteilungsfunktionen treten bei allen Datensätzen bei der Normalverteilung auf. Sie führt außerdem für kleine Ausfallwahrscheinlichkeiten zumeist zu negativen Quantilenwerten. Sie ist für die Beschreibung des stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität im Übergangsbereich nicht geeignet.
- Lognormalverteilung, Weibullverteilung und Gammaverteilung verlaufen im Bereich von 10 % bis 90 % Summenhäufigkeit bei allen Datensätzen fast identisch.
- Bei der Ermittlung der Funktionsparameter mit der "maximum likelihood"-Methode erhält man im Mittel für die Weibullverteilung den kleinsten mittleren

Fehler. Insgesamt sind jedoch die Unterschiede zwischen den verbleibenden drei Verteilungsfunktionen gering.

- Die Temperaturabhängigkeit der Δa_s -Werte kann mit einer sinh-Funktion beschrieben werden. Mit der Umkehrfunktion können die Parameter sowie T_i und T_a abgeschätzt werden.

Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche (SIB) von der aktuellen Rißspitze

- An insgesamt 110 Proben wurden die Spaltbruchinitiierungsbereiche im Rasterelektronenmikroskop identifiziert und ihre Koordinaten vermessen.
- Die Spaltbruchinitiierungsbereiche liegen bei den M(T)-Proben im Mittel näher an der aktuellen Rißspitze als bei den C(T)-Proben.
- Führt man in Analogie zu Ergebnissen aus einachsigen Zugversuchen eine "minimale Spaltbruchfestigkeit" als lokalen Versagensparameter für Spaltbruchversagen ein, können die Abstände der Spaltbruchinitiierungsbereiche zwanglos den mittels FE-Analyse berechneten Spannungsverteilungen zugeordnet werden. In diesem Kontext spielen die plastischen Vergleichsdehnungen eine Rolle.

Bruchmechanische Kennwerte

- Im oberen Übergangsbereich stehen als belastbare Kennwerte nur Rißwiderstandswerte J_R zur Verfügung, die allerdings jeweils nur bis zur Spaltbruchinstabilität reichen. Um den Anschluß an die Methoden zu finden, die im Anwendungsgebiet der ASME-Referenzkurve bzw. der ASTM-Masterkurve benutzt werden, mußte eine Vergleichsbasis gefunden werden.

Die Umrechnung von K_{Jc} - oder K_{Jc} -Werten in J_c -Werte wäre zwar zulässig, aber für die Vielzahl der in der Literatur vorhandenen Werte äußerst aufwendig. Die Umrechnung von J_u -Werten, also J_R -Werten bei Spaltbruchinstabilität, in K_{Ju} -Werte führt andererseits zu einem Kennwert, der nicht mit linear-elastischen Beanspruchungswerten verglichen werden kann.

Um die Vergleichsbasis K_{Jc} dimensionsseitig beibehalten zu können, wurden die J_u -Werte dennoch in K_{Ju} -Werte umgerechnet. Diese haben aber eine Bedeutung nur als Rißwiderstandswerte bis zur Instabilität. Der Index "u" weist darauf hin, daß der Einzelwert nur bis zum jeweiligen Δa_s gilt. Die Einzelwerte enthalten jedoch die gesamte Vorgeschichte des Versagensprozesses, die für die im

Rahmen des Projekts angestrebte Aussage notwendig ist.

- Auch für die Beschreibung der Probabilistik der bruchmechanischen Kennwerte sind die ausgewählten Verteilungsfunktionen grundsätzlich geeignet.
- Betrachtet man den gesamten Wertebereich eines Datensatzes, ist nur die Weibullverteilung in der Lage, die Verteilung der Versuchsergebnisse zutreffend zu beschreiben. Im Anfangsbereich, also bei kleinen Ausfallwahrscheinlichkeiten bzw. hohen Überlebenswahrscheinlichkeiten, der für die Beurteilung von potentiellen Störfällen besonders relevant ist, erwiesen sich die Lognormalverteilung und die Gammaverteilung als ungeeignet. Die Weibullverteilung mit festem Exponenten 4 kann in diesem Bereich im Vergleich mit der Weibullverteilung mit berechnetem Exponenten sowohl konservativere als auch weniger konservative Ergebnisse liefern. Die Normalverteilung liefert anders als beim stabilen Rißwachstum in diesem Bereich gleich gute Ergebnisse wie die Weibullverteilung mit variablem Exponenten.
- Da die Weibullverteilung sowohl mit berechnetem Exponenten als auch mit festem Exponenten 4 eine gute Anpassung an die Versuchsergebnisse ermöglicht und diese Verteilungsfunktion auch in der Literatur am häufigsten verwendet wurde, wurden alle Versuchsergebnisse mit dieser Verteilung ausgewertet.
- Die Temperaturabhängigkeit der bruchmechanischen Kennwerte wird mit den in der Literatur diskutierten Konzepten unterschiedlich gut beschrieben. Die ASME-Kurve auf der Basis der Referenztemperatur RT_{NDT} deckt die einzelnen Datensätze nur bei den Werkstoffen 22NiMoCr3-5, 20MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 konservativ ab. Bei dem StE 355 ist dies nicht der Fall.

Deshalb unterschreiten viele Einzelwerte dieses Werkstoffs bei Auftragung über $T - RT_{NDT}$ die ASME-Grenzkurve.

Die ASTM-Masterkurve bezieht auch die Versuchsergebnisse des StE 355 zuverlässig ein. Weniger als 5 % der Versuchsergebnisse lagen unterhalb der Kurve für 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit.

Geht man mit der Funktion für die ASME-Referenzkurve in der gleichen Weise um wie mit der ASTM-Masterkurve und betrachtet die Referenzkurve als Kurve für 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit, gewinnt man mehrere Vorteile:

- Analog zum Vorgehen bei der ASTM-Masterkurve kann man mit Bezug auf $K_{IC} = 59,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ statt T_0 eine Temperatur T_{NDT} ermitteln. Trägt man die Versuchsergebnisse über $T - T_{NDT}$ auf, so bindet die Kurve für 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit die Versuchsergebnisse ebensogut wie die ASTM-Masterkurve ein. 5 % der Versuchsergebnisse liegen unterhalb dieser Kurve.

- Die Funktion für die ASME-Referenzkurve steigt zu höheren Temperaturen in der Regel steiler an als die ASTM-Masterkurve.

- Man kann die an die ASME-Referenzkurve anschließenden Methoden zur Berechnung des Bestrahlungseinflusses auf das Werkstoffverhalten beibehalten und gewinnt somit einen lückenlosen Anschluß an die bisherigen Sicherheitsanalysen.

- Im Temperaturbereich oberhalb $T_{i95\%}$ kann Spaltbruchinstabilität nach Beginn des stabilen Rißwachstums mit einer Wahrscheinlichkeit von 95 % ausgeschlossen werden. Dies ist die gleiche Wahrscheinlichkeit wie bei der Masterkurve oder bei Interpretation der ASME-Referenzkurve als Grenzkurve für 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit. Nimmt man eine Temperaturgrenze, bei der weniger als 5 % von Proben Spaltbruchinstabilität bei $\Delta a_s \leq 0,05 \cdot (W - a_0)$ aufweisen, können bereits oberhalb dieser Temperatur bis zur Hochlage Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik, J_I - oder J_{IC} , für die Bewertung von Sicherheitsabständen bei potentiellen Störfällen verwendet werden.

Diese brauchen nicht wie Kennwerte für den Spaltbruch probabilistisch abgesichert zu werden. Sie dürften bezüglich der Höhe ihrer Werte im allgemeinen ausreichend sein, um potentiell Versagen bei Kühlmittelverlust-Störfällen ausschließen zu können. Dies gilt auch bei bestrahlten Werkstoffen. Die Annahme potentieller Fehler mit realistischen Abmessungen wird dabei vorausgesetzt. Sie stehen Beanspruchungsmaxima gegenüber, die 100 bis 150 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ nur selten überschreiten.

- Erforderlichenfalls können bei entsprechend höheren Temperaturen auch Rißwiderstandskurven für größere Beträge des stabilen Rißwachstums herangezogen werden.
- Die Temperaturgrenze kann an bestrahlten Bruchmechanikproben ermittelt werden. Stehen diese nicht zur Verfügung, können möglicherweise auch Kerbschlagproben dafür verwendet werden.

14 Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit

Im Hinblick auf die Begutachtung von Altanlagen besteht eine Lücke zwischen den Regelwerken, mit deren Hilfe Spaltbruchversagen ausgeschlossen werden soll und denen, die den Ausschluß des Versagens durch stabiles Rißwachstum ermöglichen. In diesem Grenzbereich besteht Unsicherheit über die zu wählende Vorgehensweise, weil einerseits linear-elastisch basierte Konzepte nicht mehr anwendbar sind und andererseits stabiles Rißwachstum durch Spaltbruchinstabilität unterbrochen werden kann.

Das Teilprojekt 1 "Analyse und Erweiterung der Einsatzgrenzen der elastisch-plastischen Bruchmechanik zu tiefen Temperaturen hin mit der Option der systematischen Nutzung von Zähigkeitspotentialen im Übergangsbereich" hatte das Ziel, diese Lücke zu schließen. Dabei wurde von der Überlegung ausgegangen, daß für den Bereich des Spaltbruchs die probabilistische Betrachtungsweise heute akzeptierter Stand von Wissenschaft und Technik ist.

Akzeptiert man aber, daß im Gültigkeitsbereich der ASME-Referenzkurve eine definierte Überlebenswahrscheinlichkeit als Grundlage für die Beurteilung von Anlagen herangezogen wird, so kann man dies im Bereich zwischen der oberen Einsatzgrenztemperatur für linear-elastische Methoden und der Hochlage tun. In der Hochlage greifen dann elastisch-plastische Konzepte auf der Basis von Rißwiderstandskurven oder der plastischen Grenzlast in vollem Umfang.

Aufgrund der Ergebnisse dieses Projekts wird eine Möglichkeit aufgezeigt, wie die Lücke zwischen der Anwendbarkeit linear elastischer Methoden und elastisch-plastischer Methoden der Bruchmechanik im oberen Übergangsbereich vom Spaltbruch zum duktilen Bruch geschlossen werden kann. Bereits bei Temperaturen, die erheblich unterhalb der Hochlage liegen, können Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik zum Einsatz kommen. Die Methode setzt voraus, daß die ASME-Referenzkurve als Grenzkurve für beispielsweise 95 % Überlebenswahrscheinlichkeit interpretiert wird.

Bei Reaktorwerkstoffen genügt für die praktische Anwendung dieser Methode die Kenntnis

- der Referenztemperatur RT_{NDT} , mit der der Bezug der ASME-Referenzkurve für den zu betrachtenden Werkstoff zur Temperaturachse hergestellt wird, sowie
- der oben beschriebenen Grenztemperatur für stabiles Rißwachstum $T_{i95\%}$, von der an Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik ohne probabilistische Absicherung verwendet werden können.

Ist für den zu bewertenden Werkstoff die Temperatur T_{NDT} bekannt, so kann diese statt der Referenztemperatur RT_{NDT} genommen werden. Die Temperatur T_{NDT} erhält man wie oben erläutert aus bruchmechanischen Kennwerten bei Interpretation der ASME-Referenzkurve als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit. Gemessene J_I - oder J_{IC} -Werte müssen nicht verfügbar sein. Sie können aus den Werten der Referenzkurve oder Masterkurve bei $T_{i95\%} - T_{NDTmax}$ bzw. $T_{i95\%} - T_0$ entnommen werden. Die Temperaturabhängigkeit zu höheren Temperaturen hin folgt den bekannten Literaturwerten.

Die Bestimmung von $T_{i95\%}$ setzt voraus, daß eine genügende Anzahl von Proben zur Verfügung steht, die vor Spaltbruchinstabilität stabiles Rißwachstum gezeigt haben. Diese müssen möglicherweise nicht bei einer Temperatur geprüft worden sein. Bei Verwendung einer Beziehung, die die Temperaturabhängigkeit des stabilen Rißwachstums beschreibt, wie z.B. Gleichung 12-1, und eines "maximum likelihood"-Schätzers für temperaturabhängige Kennwerte, ist eventuell auch die Nutzung von Daten möglich, bei denen die Einzelwerte bei verschiedenen Temperaturen ermittelt wurden. Erforderlichenfalls kann die Grenztemperatur auch mit angeschwungenen ISO-V-Proben bestimmt werden. Insgesamt besteht zu diesem Punkt noch weiterer Forschungsbedarf.

Im Kontext mit der probabilistischen Bewertung des Spaltbruchverhaltens ist zu berücksichtigen, daß die derart charakterisierten Werkstoffdaten im Zusammenhang mit

- dem Fertigungszustand der Komponenten,
- der Beanspruchung sowie
- mit der zerstörungsfreien Prüfung

zu betrachten sind. Erst die Zusammenschau dieser Einflußgrößen ergibt eine belastbare Aussage über die Sicherheit einer Anlage. Die zerstörungsfreie Prüfung kerntechnischer Komponenten wird mit größter Sorgfalt und in beträchtlichem Umfang betrieben, so daß schon aufgrund dieses Aufwandes die Wahrscheinlichkeit, daß ein größerer Fehler unentdeckt bleibt, als sehr gering einzuschätzen ist. Eine Überlebenswahrscheinlichkeit für Spaltbruchversagen von 95 % mag auf den ersten Blick gering erscheinen. Im Zusammenhang mit den hohen Ansprüchen, die auch an die oben genannten Einflußgrößen gestellt werden, kann sie aber als ausreichend angesehen werden. Durch Kombination der Wahrscheinlichkeiten für die genannten Einflußparameter kommt man zu Versagenswahrscheinlichkeiten, die so gering sind, daß sie dem Restrisiko zugeschlagen werden können.

15 Ausblick und offene Fragen

Die durchgeführten Untersuchungen haben eine Möglichkeit aufgezeigt, mit der Zähigkeitspotentiale im Übergangsbereich systematisch genutzt werden können. Die Nutzungsmöglichkeiten sollten aber wie folgt abgesichert und verbessert werden:

- Ergänzung der vorhandenen Datensätze zu tieferen Temperaturen hin, um den Anschluß an die Literaturdaten lückenlos herstellen zu können,
 - Durchführung weiterer statistischer Analysen an allen verfügbaren Datensätzen mit zusätzlichen Verteilungsfunktionen, insbesondere Bewertung von Methoden zur Analyse temperaturverteilter Kennwerte,
 - Entwicklung einer verbesserten und möglichst einfachen Methodik zur Ermittlung einer probabilistisch abgesicherten Grenztemperatur, oberhalb derer die Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik angewendet werden können.
- Vertiefung der Kenntnisse über die Mikromechanismen der Spaltbruchinitiierung nach stabilem Rißwachstum und Modellierung der Versagensprozesse,
 - Analyse und Verbesserung der Methoden zur Kalibrierung der ASME-Referenzkurve bzw. der ASTM-Masterkurve, um Überkonservatismen abzubauen und den Kerbschlagversuch bzw. Versuche mit angeschwungenen Kerbschlagproben besser in die Kalibrierung und die Kennwertermittlung einbinden zu können

16 Nomenklatur

I Geometrie

I.1 Koordinaten

ϕ	Winkelkoordinate zur Darstellung des Rißwachstums an PS(T)-Proben
x, y, z	raumfeste (globale) kartesische Koordinaten
(x, y)	Rißebeine
x	Rißausbreitungsrichtung
y	Rißöffnungsrichtung
z	Richtung parallel zur Rißfront

I.2 Proben- und Bauteilabmessungen

a	Rißlänge, Kerbtiefe
a_0	Ausgangsrißlänge
B	Probendicke
B_n	Nettoprobendicke bei seitengekerbten Proben
c_0	halbe Ausgangsrißlänge an der Oberfläche bei PS(T)-Proben
D, d	Durchmesser bei Rundzugproben
Δa_m	Mittelwert des stabilen Rißwachstums im Probenmittigenbereich (ca. 85 % der Probendicke) bei M(T)-Proben
Δa_F	Mittelwert des stabilen Rißwachstums ermittelt aus der Fläche des stabilen Risses bezogen auf die Nettoprobendicke B_n bei M(T)-Proben
Δa_s	Mittelwert des stabilen Rißwachstums
Δr_c	Abstand eines Spaltbruchinitiierungsbereiches von der Spitze des stabil gelaufenen Risses
Δr_0	Normierungsparameter für Δr_c
L_0	Ausgangsmeßlänge der Verschiebungsmessung an M(T)-Proben
ρ, R	Kerbradius
R	Riß
r_c	Abstand eines Spaltbruchinitiierungsbereiches von der Ermüdungsrißspitze
S	Schlitz
t	Wanddicke
ω	Kerbflankenwinkel
W	- Probenbreite für C(T)-, SE(T)- und Dreipunkt-Biegeproben - halbe Probenbreite für M(T)-Proben
W_n	halbe Nettoprobenbreite für PS(T)-Proben
$W-a_0$	Ausgangsligament
$x-\Delta a$	Restligament

I.3 Probenbezeichnungen

B8x40	Zugprobe nach DIN 50125
C(T)	Kompakt-Zugprobe
ISO-V	ISO-Spitzkerbprobe, nach DIN EN 10045, Kerbradius 0,25 mm, seitengekerbt, $B_n = 16$ mm
M(T)	Zugscheibe mit durchgehendem mittigem Fehler
PS(T)	Zugscheibe mit Oberflächenfehler
SE(T)	Zugscheibe mit einseitigem Außenanriß
sg	seitengekerbt

Probenbezeichnung mit Geometrieangaben generell :

C(T)25sg Kompakt-Zugprobe mit $B = 25$ mm, seitengekerbt, $B_n = 20$ mm

II Beanspruchungszustand

II.1 Indizes (allgemein)

0	Ausgangswert oder Bezugswert
<i>c</i>	kritischer Wert
I, II, III	Rißöffnungsmodus
<i>el</i>	elastisch
<i>f</i>	Endwert (final)
<i>gr</i>	wachstumsbedingt (growth)
<i>gy</i>	plastischer Grenzzustand (general yield)
<i>M</i>	FE-Freiheitsgrad
<i>m</i>	Matrixmaterial
<i>N</i>	FE-Freiheitsgrad
<i>n</i>	normalverteilt
<i>nucl</i>	vereinigungsbedingt (nucleation)
<i>pl</i>	plastisch
<i>y</i>	plastischer Zustand (yield)

II.2 Spannungen

σ_v	Vergleichsspannung nach v. Mises
σ_h	hydrostatische Spannung
σ_{yy}	Rißöffnungsspannung
χ	Spannungsmehrachsigkeit
<i>K</i>	Spannungsintensitätsfaktor

II.3 Verzerrungen und Verzerrungsgeschwindigkeiten

$\bar{\varepsilon}$	Vergleichsdehnung
$\dot{\bar{\varepsilon}}$	Vergleichsdehnrates (Dehngeschwindigkeit)
$\varepsilon_{Lü}$	Lüdersdehnung nach DIN EN 10002
ε_{vpl}	plastische Vergleichsdehnung

II.4 Verschiebungen und Verschiebungsgeschwindigkeiten

φ	Umformgrad
<i>V</i>	Verschiebung außerhalb der Lastangriffslinie
V_K	Verschiebung des Kolbens des Hydraulikzylinders
\dot{V}_K	Geschwindigkeit des Hydraulikkolbens (Belastungsgeschwindigkeit)
V_{LL}	Verschiebung in der Wirkungslinie der Lasteinleitung (load line)
V_L	Verschiebung am Lastangriffspunkt
V_R	Randverschiebung der Probe

II.5 Energiegrößen

<i>J</i>	<i>J</i> -Integral als Beanspruchungsgröße
<i>U</i>	Formänderungsarbeit, aus der Fläche unter der Kraft-Verschiebungskurve ermittelt

II.6 Sonstige geometrische und physikalische Größen

F	Kraft
F_f	Bruchkraft
F_{gy}	plastische Grenzlast für verfestigendes Material
f	Hohlraumvolumenanteil
$T, T_{prüf}$	Prüftemperatur
t	Zeit
Δa	Rißverlängerung, über die Probendicke gemittelt
$\Delta D, \Delta d$	Durchmesseränderung
η	Geometriefaktor bei der Berechnung von J_R aus der Arbeitszunahme ΔU

III Werkstoff

III.1 Indizes

c	gültiger kritischer Wert z.B. J_{Ic}
i	Kennwert für die physikalische Initiierung
M	Kenngroße auf der Werkstoffseite (material response)
max	Maximalwert
R	Rißwiderstand (resistance), z.B. J_R
u	Wert bei Spaltbruchinstabilität

III.2 Allgemein

Alle sonstigen Kennwerte, Deformations- oder Energiegrößen wie unter II mit Kennzeichnung als werkstoffseitige Werte durch die Indizes "M", "i", "c", z. B. K_{Ic} , J_I , usw.

A, B, C	Koeffizienten der Regressionsfunktion
α	Parameter der Fließbedingung nach Ramberg-Osgood
A	Bruchdehnung nach DIN EN 10002
A_g	Gleichmaßdehnung
\bar{A}	mittlere Flächenanteil nichtmetallischer Einschlüsse
\bar{d}	mittlere Korngröße
$J_{0,2}$	Rißwiderstand bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum nach DVM 002
$J_{0,2/BL}$	Rißwiderstand bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum unter Beachtung der Blunting Line nach ESIS P2
J_U	Rißwiderstand bei Spaltbruchinstabilität (für alle Δa_s -Werte)
J_R	Rißwiderstand
K_{Ic}	Bruchzähigkeit bei ebenem Dehnungszustand
K_c	Bruchzähigkeit, wenn ebener Dehnungszustand nicht erreicht wird
K_{Ju}	aus J_U -Werten umgerechnete K -Werte
K_V	Kerbschlagarbeit nach DIN EN 10045
K_{VH}	Kerbschlagarbeit in Hochlage
n	Verfestigungsexponent der Fließbedingung nach Ramberg-Osgood
q	Materialparameter in der GURSON-Fließbedingung
R_{eL}	untere Streckgrenze nach DIN EN 10002
R_{Icmin}	minimale Spaltbruchfestigkeit
R_m	Zugfestigkeit nach DIN EN 10002
R_p	Dehngrenze nach DIN EN 10002, z.B. $R_{p0,2}$
R_y, σ_f	Fließgrenze
RT_{NDT}	ASME-Referenztemperatur
T_a	Temperatur, oberhalb der nur noch Gleitbruch auftritt
$T_{a95\%}$	Temperatur, oberhalb der mit einer Wahrscheinlichkeit von 95 % reiner Gleitbruch auftritt

$T_{195\%}$	Temperatur, unterhalb der mit einer Wahrscheinlichkeit von 5 % reiner Spaltbruch auftritt
T_0	Kalibrierungstemperatur für die ASTM-Masterkurve für $K_{Jc} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und 50 % Überlebenswahrscheinlichkeit
$T_{0,05}$	Temperatur, bei der Spaltbruchinstabilität nach stabilem Rißwachstum von 5 % des Ligaments auftritt
T_{NDT}	Kalibrierungstemperatur für die ASME-Referenzkurve bei Verwendung als 95 %-Überlebenswahrscheinlichkeit für $K_{Jc} = 59 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$
Z	Brucheinschnürung nach DIN EN 10002
ν	Querdehnungszahl

IV Statistik

IV.1 Indizes

5%,50%,95%	Werte der Summenhäufigkeitsfunktion (Perzentilen)
m	Mittelwert
i, k	fortlaufende Nummer
s	Anzahl der Datensätze

IV.2 Allgemein

β	Maßstabsparameter der Weibullverteilung
$E(X)$	Erwartungswert
F	mittlerer Fehler
Γ	Gammafunktion
m	Weibullexponent bzw. Exponent der Log-Verteilung
M	Parameter der Lognormalverteilung
μ	Lageparameter einer Verteilungsfunktion (Mittelwert) der Grundgesamtheit
N	Anzahl der Zufallsgrößen (Werte)
P_i	Summenhäufigkeitsfunktion
p_i	Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion
s	Parameter einer Statistikfunktion, der die Verteilungsbreite beschreibt
t	Variable in einigen Summenhäufigkeitsfunktionen
Var	Varianz

V Abkürzungen (auch als Indizes)

2D, 3D	zwei-, dreidimensional
ber	berechneter Wert
COD	Rißöffnung (crack opening displacement)
ESZ	ebener Spannungszustand
EVZ	ebener Verzerrungszustand
exp	experimentell ermittelter Wert
FE(M)	Finite Elemente (Methode)
prüf	Prüfparameter, Prüfbedingung
MW	Mittelwert
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SIB	Spaltbruchinitiierungsbereich

Teilprojekt 2

Methoden zur Extrapolation von Rißwiderstandskurven für die Vorhersage der Rißöffnungsgeometrie unter postulierten Belastungen

1 Einleitung

Eine moderne Sicherheitsanalyse potentiell fehlerbehafteter Bauteile und Komponenten im Hinblick auf eine mögliche Rißausbreitung erfordert die Anwendung bruchmechanischer Konzepte. Dafür stehen leistungsfähige Methoden zur Verfügung [1-4], die vielfach FE-Rechnungen integrieren und für deren Anwendung zwei wesentliche Voraussetzungen erfüllt sein müssen.

Einerseits muß die Bauteilbeanspruchung in bruchmechanischen Beanspruchungskenngrößen formuliert werden und andererseits muß der beanspruchungs-, geometrie- und werkstoffabhängige Rißwiderstand der Struktur quantifiziert werden. Häufig fehlen jedoch bei über die Rißinitiierung hinausgehenden Analysen die erforderlichen Rißwiderstandskurven.

Sofern Rißwiderstandskurven verfügbar sind, stammen diese in der Regel von Kleinproben und reichen wegen der prüfnormseitig vorgegebenen Bedingungen zumeist nur bis zu einem Rißfortschritt von 2 bis 3 mm, während für rechnerische Analysen zur Vorhersage des Last-Verschiebungsverhaltens von Bauteilen häufig Rißwiderstandskurven bis weit über $\Delta a = 3$ mm hinaus erforderlich sind.

Das Fehlen von R -Kurven bis zu großen Rißwachstumsbeträgen sowie Unsicherheiten über Extrapolationsmöglichkeiten von R -Kurven zu großen Δa -Beträgen hin [5, 6] gelten als grundlegende Ursachen für die bei der analytischen Vorhersage der Last-Verschiebungskurve von Bauteilen auftretenden mehr oder weniger großen Abweichungen von den experimentell ermittelten Ergebnissen [7-10].

Die Verwendung "konservativer" Rißwiderstandskurven mit geringerem als dem tatsächlich auftretenden Rißwiderstand führt zu nichtkonservativen Ergebnissen bezüglich der Verschiebungswerte.

Literatur zu Kapitel 1

- 1 Azodi, D.; Bachmann, P.; Höfler, A.: Fracture Mechanics Evaluation of Pre-cracked Cylindrical Vessels Subjected to Limit Load Conditions. Kußmaul, K.F. (Hrsg.): Trans. 12th SMIRT, North-Holland 1993, Vol. G, S. 33-38
- 2 Grebner, H.; Diekmann, P.; Höfler, A.: Erweiterung zählbruchmechanischer Analysen zur Bestimmung der Leckgröße bei dickwandigen Rohrleitungen. GRS-Bericht GRS-A-1628. GRS, Köln 1989
- 3 General Electric Company: An Engineering approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, Authors: Kumar, V.; German, M.D.; Shih, C.F.; New York, 1981
- 4 Milne, I.; Ainsworth, R.A.; Dowling, A.R.; Stewart, A.T.: Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. Int. J. Pres. Ves. & Piping 32 (1988), S. 3-104
- 5 Joyce, J.A.; Hackett, E.M.: Extension and Extrapolation of J-R-Curves and Their Application to the Low Upper Shelf Toughness Issue. USNRC-Report NUREG/CR-5577. USNRC, Washington 1991
- 6 Landes, J. D.: Extrapolation of the J-R-Curve for Prediction of Reactor Vessel Integrity. USNRC-Report NUREG/CR-5650. USNRC, Washington 1992
- 7 Azodi, D.; Beliczey, S.; Grebner, H.; Höfler, A.; Schulz, H.; Sievers, J.: Abschlußbericht über "Analytische Tätigkeiten - Bruchvorgänge in Behältern und Rohrleitungen". GRS-Bericht GRS-A-1343. GRS, Köln 1987, S. 122
- 8 Wilkowski, G.M.; Ahmad, J.; Barnes, C.R. et al.: Degraded Piping Program - Phase II. USNRC-Report NUREG/CR-4082, Vol. 8. USNRC, Washington 1989
- 9 Kashima, K.; Matsubara, M.; Miura, N.: Prediction of the Failure Stress from Japanese Carbon Steel Pipe Fracture Experiments. In: Hiser, A.L.; Mayfield, M.E. (Hrsg.): Proceedings of the Seminar on Assessment of Fracture Prediction Technology: Piping and Pressure Vessels. USNRC-Report NUREG/CP-0037. USNRC, Washington 1991
- 10 Krishnaswamy, P.; Scott, P.; Mohan, R.; Rahman, S.; Choi, Y.H.; Brust, F.; Kilinski, T.; Francini, R.; Ghadiali, N.; Marshall, C.; Wilkowski, G.: Fracture Behavior of Short Circumferentially Surface-Cracked Pipe, NUREG/CR-6298 BMI-2183, Nov. 1995

2 Übergeordnete Zielsetzung und Einzelsetzung

Die Beurteilung fehlerbehafteter Rohrleitungen hinsichtlich des Verlustes von Kühlmittel ist eine der grundlegenden Aufgaben der gesamten sicherheitstechnischen Beurteilung von Anlagen. Diese Aufgabenstellung erfordert die Leck-vor-Bruch Analyse der betroffenen Bauteile sowie darüber hinausgehend die quantitative und realitätsnahe Ermittlung von Lecköffnungsquerschnitten. Basierend auf diesen Ergebnissen liefert eine thermohydraulische Analyse schließlich die gewünschten Aussagen hinsichtlich der zu erwartenden Kühlmittelverlusten.

Gegenstand der vorliegenden Untersuchung ist die bruchmechanische Analyse von Rohren aus dem praxisrelevanten Werkstoff 15NiCuMoNb5 (WB36). Hierzu gehört zum einen die experimentelle Untersuchung an Bauteilen im Hinblick auf die Ermittlung des Versagensverhaltens und zum anderen die Erarbeitung von Methoden zur rechnerischen Erfassung und Vorhersage von Lecköffnungsquerschnitten.

Im einzelnen sind dazu Versuche an Rohren aus 15NiCuMoNb5 mit unterschiedlichen Kerbgeometrien unter Vierpunktbiegung durchzuführen und hinsichtlich der Initiierung, des duktilen Rißfortschritts, des Erreichens der Leckage sowie der Quantifizierung von Rißöffnungsquerschnitten auszuwerten. Weiterhin sind entlang des Kerbes bzw. Risses COD-Werte während der gesamten Belastung zu ermitteln. Das Ziel dieser Untersuchungen besteht in der Erarbeitung einer vollständigen Datenbasis praxisrelevanter Bauteile unter Vierpunkt-Biegung.

Die Ergebnisse der Anwendung von Ingenieurverfahren, wie plastisches Grenzlastkonzept, lokales Grenzspannungskonzept, Engineering Treatment Model (ETM) sowie der R6-Prozedur, erlauben aufgrund dieser vollständigen Datenbasis einen detaillierten Vergleich mit experimentellen Daten. Dadurch ist eine Anwendung und Überprüfung dieser Konzepte bezüglich der Quali-

tät von Aussagen zum Versagensverhalten von Rohren möglich. Die daraus resultierenden Ergebnisse machen somit auch einen Vergleich der unterschiedlichen Konzepte möglich und erlauben darauf basierend deren vergleichende Bewertung.

Das Ziel der rechnerischen Bauteilanalyse besteht in der realistischen Erfassung des Bauteilverhaltens und insbesondere in der richtigen Berechnung des Lecköffnungsquerschnitts. Das dafür benutzte Bruchmechanikkonzept muß für großen duktilen Rißfortschritt einsetzbar sein, da etwa 200 mm Rißlänge in Umfangsrichtung auftreten. Da konventionelle Bruchmechanikkonzepte diese Anforderung nicht erfüllen, wurde zur Lösung dieser Aufgabe ein schädigungsmechanisches Modell zur Simulation des duktilen Rißwachstums benutzt. Damit besteht das Ziel der rechnerischen Analyse darin, ein Schädigungsmodell zur Erfassung duktilen Rißfortschritts auf das komplexe Verhalten eines Rohres mit Ovalisierung und großem, duktilem Rißfortschritt anzuwenden und durch Vergleich mit der experimentellen Datenbasis die Qualität der Vorhersage des Modells zu zeigen.

Daraus sind Aussagen hinsichtlich der Leistungsfähigkeit solcher Modelle zur Beschreibung duktilen Rißfortschritts unter komplexen Bauteil- und Belastungssituationen zu erwarten. Weiterhin ist mit den erzielten Ergebnissen ein Einblick in den Ablauf und die Analyse des Versagensverhaltens von Bauteilen möglich, wodurch neue Einblicke hinsichtlich der Zusammenhänge von Beanspruchungsgrößen und Bauteilversagen zu erwarten sind.

Die ermittelten Zusammenhänge zwischen Bauteilverhalten, Beanspruchungszustand und Materialverhalten ermöglichen darüber hinaus die Weiterentwicklung bestehender Ingenieurverfahren im Hinblick auf deren weitere Verbesserung.

3 Stand der Wissenschaft und Technik

Insgesamt sind die zum Problembereich der Extrapolation von Reißwiderstandskurven sowie der Bauteilbewertung bei großen Reißwachstumsumbeträgen veröffentlichten Ergebnisse widersprüchlich, weil in den bisherigen Untersuchungen der Einfluß der Proben- bzw. Bauteilgeometrie und der Belastungsart auf den Verlauf der Reißwiderstandskurve weitgehend unberücksichtigt blieb. So erhielten Kashima et al. [1] für ein Rohr mit Umfangsfehler aus ferritischem Stahl zwar eine relativ genaue numerische Beschreibung des experimentell ermittelten Bauteilverhaltens (Last-Verschiebungskurve, CTOD- und COD- Δa -Kurve sowie mit Näherungsformeln bestimmte experimentelle J_R -Kurve) indem sie der FE-Reißfortschrittsrechnung die aus dem Experiment ermittelte Lastlinienverschiebung-Reißverlängerung-Kurve zugrunde legten, jedoch ist dieses Verfahren nicht für Vorausrechnungen anwendbar.

Wilkowski et al. [2] kamen für einen austenitischen Stahl zu dem Ergebnis, daß Last-Verschiebungskurven von Rohren mit Umfangsfehlern relativ gut mit linear extrapolierten R -Kurven von C(T)-Proben und Ingenieurverfahren der Bruchmechanik nachgerechnet werden können, während die Extrapolation der R -Kurven nach einem Potenzgesetz zu einer starken Unterschätzung der experimentellen Werte führte.

Für eine lineare Extrapolation sprechen auch theoretische Untersuchungen von Smith [3], die zu dem Ergebnis führten, daß der Reißöffnungswinkel konstant bleibt, wenn das stabile Reißwachstum durch Hohlräum- und -wachstum hervorgerufen wird und der vollplastische Zustand erreicht ist, so daß dann die J_R -Kurve linear ansteigt.

Neuere Ergebnisse [4-7] verdeutlichen die Einflüsse der Proben- bzw. Bauteilgeometrie und Belastungsart auf den Verlauf der Reißwiderstandskurve und geben Hinweise zu Kriterien, die erfüllt sein müssen, damit die R -Kurve einer Probe mit der eines Bauteils übereinstimmt und die zu beachten sind, wenn eine Reißwiderstandskurve extrapoliert werden soll.

Die Bewertungsbasis für das elastisch-plastische Werkstoff- und Bauteilverhalten ist durch die Entwicklung von mikromechanischen Werkstoffmodellen zur Schädigungsentwicklung im Verlauf des duktilen Bruches deutlich erweitert worden [8-14].

Unter Einsatz eines mit relativ wenig Aufwand in konventionellen Versuchen zu ermittelnden Werkstoffparametersatzes können auf dem Wege numerischer Simulation bruchmechanische Werkstoffdaten gewonnen werden. Vorliegende Ergebnisse [10, 15-17] zur Simulation biege- und zugbelasteter Proben unterschiedlicher Werkstoffe zeigen, daß die J_R -Kurven richtig vorhergesagt werden können und verdeutlichen das Potential dieser Modelle zur Lösung der o.a. Probleme beizutragen. Auch bei der Sicherheitsanalyse von Bauteilen, wie beispielsweise der Bewertung des Trag- und Reißwider-

standsverhaltens der Plattierung eines Reaktordruckbehälters [18], wurden erste erfolgreiche Ansätze unternommen, schädigungsmechanische Modelle einzubeziehen.

Literatur zu Kapitel 3

- 1 Kashima, K., Matsubara, M., Miura, N.: Prediction of the Failure Stress from Japanese Carbon Steel Pipe Fracture Experiments. In: Hiser, A.L.; Mayfield, M.E. (Hrsg.): Proceedings of the Seminar on Assessment of Fracture Prediction Technology: Piping and Pressure Vessels. USNRC-Report NUREG/CP-0037. USNRC, Washington 1991
- 2 Wilkowski, G. M., Ahmad, J., Barnes, C.R. et al.: Degraded Piping Program - Phase II. USNRC-Report NUREG/CR-4082, Vol. 8. USNRC, Washington 1989
- 3 Smith, E.: The Invariance of the J versus Δa Curve for Plane Strain Crack Growth in Ductile Materials. Int. J. Fract. 17 (1981) Nr.4, S. 373-380
- 4 Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte: Lokales Reißwachstum, Ermittlung des Reißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit, Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) Berlin, 1993
- 5 Schmitt, W., Brocks, W.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, Schwerpunkt: Anwendung des J -Integralkonzeptes und seiner Erweiterungen auf bauteilrelevante Situationen, IWM-Bericht W 7/91. FhIWM, Freiburg 1991
- 6 Memhard, D., Klemm, W.: Zusammenhang zwischen Reißlaufenergie und J -Reißwiderstandskurven. In: 24. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge. DVM, Berlin 1992, S. 291-302
- 7 Guo, T. M., Brocks, W.: Asymptotische Analyse der stationär wachsenden Reißspitzenfelder von Mode I in linear verfestigendem Material. In: 25. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge. DVM, Berlin 1993, S. 415-425
- 8 Gurson, A. L.: Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth. Part I: Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. J. Engr. Mat. Techn. 99(1977), S. 2-15
- 9 Needleman, A.; Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture in Notched Bars. J. Mech. Phys. Solids 32(1984), S. 461-490
- 10 Needleman, A.; Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture Modes at a Crack Tip. J. Mech. Phys. Solids 35(1987), S. 151-183

- 11 Bethmont, M., Rousselier, G., Devesa, D.: Ductile Fracture Analysis by Means of Local Approach. In: Wittmann, F.H. (Hrsg.): Transactions of the 9th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, Vol. G: Fracture Mechanics and NDE, Balke-ma, Rotterdam 1987, S.131-141
- 12 Sun, D.-Z., Voss, B., Schmitt, W.: Numerische und experimentelle Untersuchungen zur Schädigungsentwicklung bei duktilem Bruch. In: Vorträge der 20. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge. DVM, Berlin 1988, S. 479-490
- 13 Sun, D.-Z., Schmitt, W.: Numerische Modellierung des duktilen Bruchs auf der Basis mikromechanischer Modelle. Schädigungsfrüherkennung und Schadensablauf bei metallischen Bauteilen. Kolloquium im SPP der DFG. DVM, Berlin 1989, S.91-98
- 14 Brocks, W., Klingbeil, D., Künecke, G., Sun, D.-Z.: Application of the Gurson Model to Ductile Tearing Resistance. Second Sym. on Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1244, Mark Kirk and Ad Baker eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995), 232-254
- 15 Klingbeil D., Künecke, G., Schicker, J.: A synthesis between experimental and numerical methods applied to the determination of crack resistance curves for various specimens. ECF 10 - Structural Integrity: Experiments, Models and Applications, K.-H. Schwalbe und C. Berger eds., Engineering Materials Advisory Services Ltd., (1994), S. 453-462
- 16 Seidenfuss, M.: Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5. Dissertation Fakult. Energietechnik der Universität Stuttgart (1992)
- 17 Brocks, W., Pusch, G., Baer, W., Steglich, D.: Anwendung mikromechanischer Modelle der Werkstoffschädigung zur gefügeabhängigen Bewertung der Zähigkeit von duktilen Gußeisenwerkstoffen. Abschlußbericht zu den DFG-Forschungsvorhaben Pu 104/4-1 und Pu 104/4-3 sowie Br 521/6-1 und 6-2 im SPP "Fließbruchmechanik", Freiberg und Geesthacht 1996
- 18 Schmitt, W., Keim, E., Sun, D.-Z.; Blauel, J. G., Nagel, G.: Tragverhalten und Reißwiderstand einer Plattierung nach dem Sigma-Pendeldrahtverfahren. 22. MPA-Seminar "Sicherheit und Verfügbarkeit in der Anlagentechnik" Vol. I. Stuttgart 1996, S. 28.1-28.19

4 Versuchswerkstoff

Als praxisrelevanter Versuchswerkstoff wurde der warmfeste Baustahl 15NiCuMoNb5 (WB36) in Form nahtloser, warmgepilgter Rohre der Nennabmessungen Länge x Außendurchmesser x Wanddicke = 2000 x 273 x 16 mm³ verwendet. Bild 4-1 zeigt die Festlegung der Koordinatenrichtungen am Rohr.

Die Analyse der chemischen Zusammensetzung des Rohrwerkstoffs lieferte die in Tabelle 4-1 zusammengefaßten Elementgehalte in Masse-%. Wie aus Tabelle 4-1 hervorgeht, entspricht die Ist-Analyse des vorliegenden Stahls allen Anforderungen für 15NiCuMoNb5 nach SEW 028 [1] bzw. VdTÜV [2] und insbesondere auch den erhöhten Anforderungen bezüglich des Gehalts an Schwefel und Phosphor für 15NiCuMoNb5S gemäß KTA 3211.1 [3].

Im Ergebnis metallographischer Analysen an Längs- und Querschliffen wird im Bild 4-2 für beide Orientierungen ein dem vorliegenden Wärmebehandlungszustand (20 min 920°C/Luft, 120 min 650°C/Luft) entsprechendes ferritisch-bainitisches Gefüge ohne ausgeprägte Zeiligkeit dokumentiert. Der prozentuale Volumenanteil des polygonalen Ferrits beträgt ca. 15% und wurde mittels Punktzählmethode nach ASTM E 562 [4] bestimmt. Die mittlere Ferritkorngröße entspricht den Korngrößen-Kennzahlen 8 – 11 nach ASTM E 112 [5]

(gleichwertig mit den Korngrößen-Kennzahlen nach EURONORM 103-71 [6]). Aufgrund der hohen Reinheit des vorliegenden Stahls (Tab. 4-1) lag die Größe der im Gefüge vorhandenen nichtmetallischen Einschlüsse lediglich im Bereich der lichtmikroskopischen Auflösungsgrenze, so daß auf eine Reinheitsgradbestimmung nach DIN 50602 [7] verzichtet wurde.

Die Härtemessung ergab unabhängig von der Anschlifforientierung einen Wert von 207 ± 4 HV10.

Literatur zu Kapitel 4

- 1 Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 028, Unlegierte und legierte Druckbehälterstähle für den Einsatz bei mäßig erhöhten Temperaturen, Verlag Stahl-Eisen, Mai 1993
- 2 VdTÜV 377/2, Schweißgeeigneter warmfester Baustahl 15NiCuMoNb5, Werkstoffnummer 1.6368, Verband der Technischen Überwachungsvereine Essen, Juni 1986

- 3 Sicherheitstechnische Regel des KTA 3211.1 „Druck- und aktivitätsführende Komponenten von Systemen außerhalb des Primärkreises, Teil 1: Werkstoffe, Anhang A3: Ferritische Stähle der Werkstoffgruppe W I für nahtlose Rohre, nahtlose Rohrbogen und nahtlose Reduzierstücke“, Fassung April 1991
- 4 ASTM E 562-95 Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, American Society for Testing and Materials, Sept. 1995
- 5 ASTM E 112-95 Test Methods for Determining Average Grain Size, American Society for Testing and Materials, Sept. 1995
- 6 EURONORM 103-71 Mikroskopische Ermittlung der Ferrit- oder Austenitkorngröße von Stählen, EGKS, Nov. 1971
- 7 DIN 50602 Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen, Deutsches Institut für Normung, 1985

Tabellen zu Kapitel 4

Tabelle 4-1:
Chemische Analysen (Soll- und Ist-Werte) des untersuchten Rohrwerkstoffs 15NiCuMoNb5 in Masse-%

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	N
Sollwerte der Schmelzanalyse gemäß [1] und [2] für 15NiCuMoNb5 (1.6368)												
Minimum	0,10	0,25	0,80				0,50		1,00	0,25	0,015	
Maximum	0,17	0,50	1,20	0,030	0,025	0,050	0,80	0,30	1,30	0,50	0,045	0,020
Sollwerte der Schmelzanalyse gemäß [3] für 15NiCuMoNb5S (1.6369)												
Minimum	0,10	0,25	0,80				0,50		1,00	0,25	0,015	
Maximum	0,17	0,50	1,20	0,016	0,005	0,050	0,80	0,30	1,30	0,40	0,025	0,020
Schmelzanalyse des Herstellers												
Ist	0,15	0,35	1,04	0,012	0,002	0,039	0,57	0,17	1,21	0,36	0,016	0,006
BAM-Analyse												
Ist	0,16	0,35	1,03	0,014	0,003	0,034	0,59	0,16	1,31	0,38	0,020	0,008

Bilder zu Kapitel 4

S ... Wanddickenrichtung
L ... Rohrlängsrichtung
T ... Umfangsrichtung

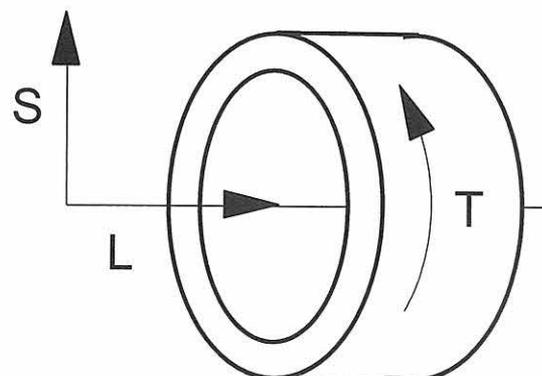


Bild 4-1:
Festlegung der Koordinatenrichtungen am Rohr

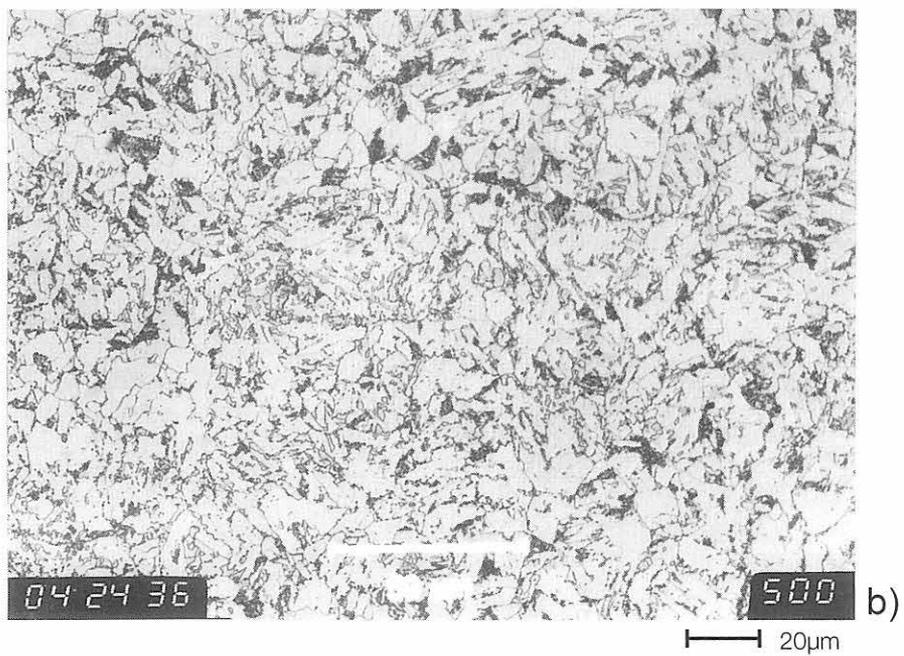
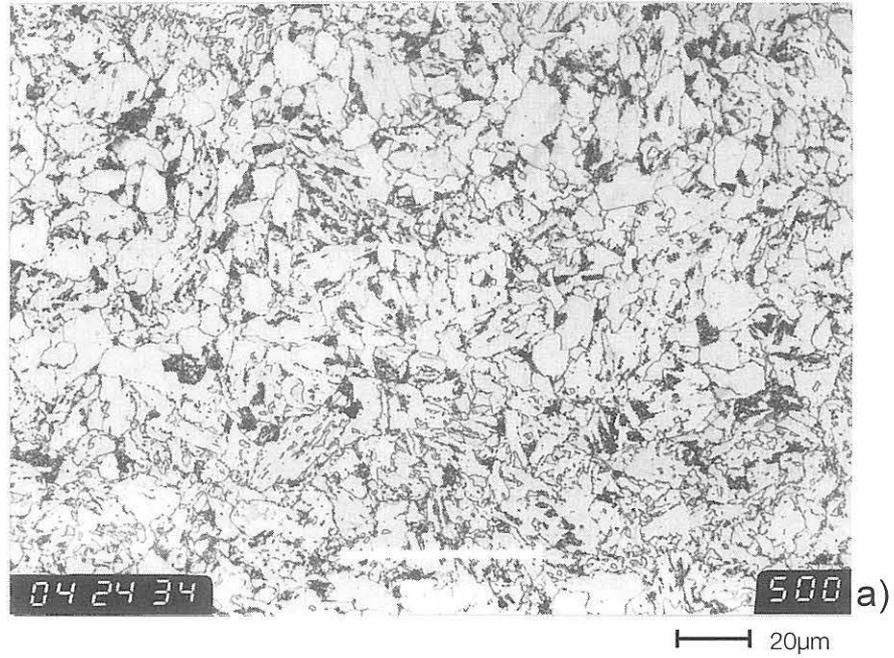


Bild 4-2:
Gefüge des untersuchten Rohrwerkstoffs 15NiCuMoNb5 im Längsschliff (L-S, Bild a)) und Querschliff (T-S, Bild b)), Nital-Ätzung, 500 : 1

5 Experimentelle und numerische Untersuchungen

5.1 Bestimmung der mechanisch-technologischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des vorliegenden Werkstoffs 15NiCuMoNb5 wurden an in Längsrichtung aus dem Rohr entnommenen Zugproben der Form B8x40 gemäß DIN EN 10002 [1] bei Raumtemperatur bestimmt. Weiterhin wurde an Zugproben der Form B8x40 die Fließkurve bei Raumtemperatur ermittelt und ab dem Einsetzen der Einschnürung nach Bridgman korrigiert.

Der Verlauf der Kerbschlagarbeit K_V sowie des Anteils an kristallinem Bruch KF in Abhängigkeit von der Temperatur ist an ISO-V-Proben für die Probenorientierungen T-L, L-T und L-S ermittelt worden.

Als Grundlage für die Bestimmung der mikromechanischen Schädigungsparameter wurden ferner bei Raumtemperatur Zugversuche an gekerbten Rundzugproben mit Kerbradien von $R = 4$ mm und $R = 10$ mm bei einer Kolbenabzugsgeschwindigkeit V_K von 0,002 mm/s durchgeführt (Bild 5-1). In den Zugversuchen an gekerbten Rundzugproben sowie zur Fließkurvenermittlung kam ein videooptisches Konturmeßsystem zur Erfassung der Probenkonturänderung (siehe Kap. 6.3.1 des Teilprojektes 1) zum Einsatz.

5.2 Bruchmechanische Versuche

Die Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens des Rohrwerkstoffs 15NiCuMoNb5 bei Raumtemperatur erfolgte durch die Aufnahme von J_R -Kurven gemäß ESIS P2-92 [2] an 20% seitengekerbten C(T)-Proben mit Ermüdungsanriß und Dicken von $B = 6,25$ mm in L-S-Lage bzw. $B = 12,5$ mm in L-T-Lage sowie einem Rißtiefenverhältnis von jeweils $a_f/W = 0,5$ (Bild 5-1). Die Rißinitiierungskennwerte J_i wurden auf der Basis der im REM gemessenen Stretch-Zonenweiten bestimmt. Zur Untersuchung des Einflusses des Kerbradius des Ausgangsfehlers wurden weiterhin 20 % seitengekerbte C(T)-Proben der Dicken $B = 6,25$ mm in L-S-Lage und $B = 12,5$ mm in L-T-Lage mit $a_f/W = 0,5$ und erodiertem Ausgangskerb geprüft, dessen Kerbradius dem Radius der gefrästen Kerben in den Rohren entsprach.

5.3 Rohrversuche

5.3.1 Fehlergeometrie und -herstellung

Im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen wurden Versuche an einem Rohr ohne Fehler (Rohr 4) sowie

zwei Rohren mit Außenumfangsfehlern von $\alpha = 90^\circ$ (Rohre 2 und 5) und einem Rohr mit $\alpha = 60^\circ$ (Rohr 1) bei jeweils $a_f/t = 0,5$ durchgeführt (Bild 5-2). Der Versuch am Rohr ohne Fehler erfolgte, um den Aufbau und die Funktionsfähigkeit des Rohrprüfstandes einschließlich aller Systeme zur Meßwerterfassung zu überprüfen und zu optimieren. Durch die Simulation dieses Versuchs mit der FE-Methode konnten erste wichtige Schritte zur Erstellung eines FE-Datensatzes unter Berücksichtigung der komplexen Auflager- und Kontaktbedingungen unternommen werden.

Die Kerbfertigung wurde auf einem 4-Achsen CNC-Bearbeitungszentrum unter Verwendung von Prismenfräsern mit einem Außendurchmesser von 80 mm, einem Öffnungswinkel von 45° und einem Spitzenradius von $< 0,1$ mm realisiert.

Vor der Kerbfertigung wurde die Wanddicke der Rohre mittels Ultraschallmessung kontrolliert und ein Bereich der Wanddicke von $t = 16,1$ bis 17,6 mm festgestellt. Diese Wanddickenabweichungen liegen nach DIN 17175 [3] innerhalb des zulässigen Bereiches von $\pm 12,5$ % bei Bestellung nach dem Außendurchmesser. Bei der Kerbfertigung wurde als 6-Uhr-Position und Symmetrieachse der Fehler jeweils die Stelle der größten Wanddicke in der Rohrmitte (Rohr 1: $t_{max} = 17,6$ mm, Rohr 2: $t_{max} = 17,5$ mm, Rohr 5: $t_{max} = 17,3$ mm) festgelegt.

Während der Kerbfertigung wurde bei den Stufen von $a/t = 0$, $a/t = 0,2$, $a/t = 0,3$, $a/t = 0,4$ und $a/t = 0,5$ mittels Gleichstrompotentialsondenverfahren (DCPD) der Potentialabfall am Kerb gemessen, um eine Vergleichskurve für die Analyse des Rißwachstums während des Rohrbiegeversuches zu erhalten. Mit dem Ziel, im Bereich des zu erwartenden Rißwachstums in Wanddickenrichtung eine Referenzkurve für die Abhängigkeit des Potentialabfalls von der Fehlertiefe zu bestimmen, wurden in kurze Rohrabchnitte von 500 mm Länge für beide Fehlergrößen Außenumfangskerben mit der gleichen Geometrie wie bei den 2000 mm langen Rohren eingefräst, jedoch bis zu $a/t = 0,9$. Dabei kam ab $a/t = 0,5$ ein Scheibenfräser der Dicke 1,2 mm zum Einsatz, um die geometrischen Verhältnisse der Stromdurchflutung an einem Riß besser als mit einem durch Prismenfräser hergestellten Kerb nachbilden zu können.

5.3.2 Rohrprüfstand

Für die Durchführung der Vierpunkt-Rohrbiegeversuche wurde unter Nutzung einer 20 MN-Universalprüfmaschine ein Prüfstand aufgebaut (Bild 5-3), der im wesentlichen aus einem Biegetisch mit zwei beweglichen Auflagern zur axialkraftfreien Krafteinleitung sowie einem Widerlager mit Gelenk am Maschinenquerhaupt, ebenfalls mit zwei beweglichen Gegenlagern, bestand. Die Datenerfassung während der weggeregelt mit einer Kolbenabzugsgeschwindigkeit von 0,002 mm/s durch-

geführten Versuche erfolgte mit Hilfe eines Meßdaten-erfassungssystems vom Typ MUSYCS. Prüfmaschinen-seitig standen die Meßgrößen Kraft und Kolbenweg zur Verfügung.

Zur Messung der Durchbiegung und Ovalisierung wurden die Rohre mit induktiven Wegaufnehmern instrumentiert, deren Positionen Bild 5-4 zu entnehmen sind. Die Messung der Durchbiegung erfolgte bezüglich zweier an den Auflagern aufgehängter Quertraversen, wodurch eine weitgehende Entkopplung von der Steifigkeit des Prüfaufbaus erreicht wird (Bild 5-3). Die Wegaufnehmer zur Messung der horizontalen und vertikalen Ovalisierung waren an einem in Höhe der Rohrmittelachse in horizontaler Richtung beweglich aufgehängten Rahmen installiert. Die Fixierung des Rahmens gegenüber dem Rohr mittels Schraubenfedern in horizontaler Richtung bei gleichzeitiger Möglichkeit einer Relativbewegung zwischen Rahmen und Rohr aufgrund der prismatischen Rollenführung des Rahmens (Bild 5-5) gestatteten eine exakte und reproduzierbare Messung der Ovalisierung während der gesamten Versuchsdauer.

Die Kerböffnungsmessung erfolgte an der Rohroberfläche bei $a/t = 0$ mit COD-Clips (Bild 5-2), die an aufgeklebten Meßschneiden an fünf (90°-Fehler) bzw. drei (60°-Fehler) Positionen entlang des eingefrästen Kerbs fixiert waren.

5.3.3 Einsatz zerstörungsfreier Prüfverfahren zur Analyse des Rißinitiierungs- und Leckageverhaltens

Mit dem Ziel, Informationen über das Rißwachstum während der Versuche zu erhalten, wurden das Gleichstromelektropotentialsondenverfahren (DCPD) sowie begleitend die Ultraschall- (USP) und Schallemissionsprüfung (SEP) praktiziert. In Ergänzung dazu wurde während des Versuches an Rohr 5 (90°-Fehler) eine optische Analyse der Rohroberfläche im Inneren des Rohres im Bereich des Umfangsfehlers durchgeführt. Bild 5-6 gibt eine zusammenfassende schematische Darstellung der zur Analyse des Rißinitiierungs- und Leckageverhaltens eingesetzten zerstörungsfreien Prüfverfahren.

Für das DCPD-Verfahren ist die Position der jeweils drei symmetrisch zum Kerb im axialen Abstand von 100 mm angeschraubten Stromzuführungen sowie der Potentialabgriffe aus Bild 5-2 ersichtlich. Vorversuche haben ergeben, daß bei einer Stromeinleitung an mehreren Stellen gegenüber der Einleitung an jeweils einer Stelle eine wesentlich homogenere Stromdichteverteilung im Ligament und damit eine gleichmäßigere Empfindlichkeit des Verfahrens entlang des gesamten Fehlers erreicht wird. Zur Vermeidung einer unzulässigen Probenerwärmung wurde die Stromstärke auf 300 A begrenzt. Aus dem Verlauf der Potentialsignale wurden anhand einer charakteristischen Anstiegsänderung zu Beginn des Versuches während der Phase der Plastifizierung des

Ligamentes (überproportionale Zunahme des Potentials und Abweichen vom näherungsweise linear ansteigenden Verlauf) die Rißinitiierung an der jeweiligen Position bzw. nach Überschreiten des Kraftmaximums (charakteristischer Knick und steil ansteigender weiterer Verlauf) der Leckagezeitpunkt an der 6-Uhr-Position bestimmt. Im Gegensatz zu dem unproblematisch anhand des Knicks im Kurvenverlauf bestimmbar Leckagezeitpunkt war die Festlegung des Initiierungszeitpunktes schwieriger, da die betreffende Anstiegsänderung des Potentialverlaufs wesentlich schwächer ausgeprägt ist. Die separate Auswertung und der Vergleich der jeweils symmetrisch zur 6-Uhr-Position angeordneten Potentialmeßstellen sowie die Gegenüberstellung mit den unabhängig erzielten Ergebnissen der anderen praktizierten zerstörungsfreien Prüfverfahren verdeutlichten jedoch, daß die DCPD-Methode auch für die Festlegung der Rißinitiierung in Bauteilen zuverlässig verwendbar ist.

Die Messung der Laufzeitänderung von Ultraschall zum Nachweis eines durch Rißwachstum vergrößerten Schallweges wurde durch zwei mittels Magnetklemmvorrichtungen an der 6-Uhr Position beidseitig vom Kerb jeweils im axialen Abstand von ca. 23 mm von der Symmetrieachse angekoppelte Miniaturwinkelprüfköpfe mit einer Prüffrequenz von 5 MHz in V-Durchschallungsanordnung realisiert [4]. Ein Prüfkopf wurde als Sender, der zweite Prüfkopf als Empfänger betrieben.

Zur Ermittlung einer geeigneten Konfiguration für die Bestimmung der Rißtiefe aus dem Schallweg wurden an einem Vergleichskörper mit adäquater Fehlergeometrie Vorversuche bei unterschiedlichen Prüfkopfabständen durchgeführt. Der dabei ermittelte optimale Prüfkopfabstand konnte jedoch an den Versuchsrohren infolge der durch die weitere Instrumentierung stark eingeschränkten Platzverhältnisse am Kerb nicht realisiert werden. Aufgrund der ungünstigeren Einschallwinkel und des größeren Schallweges nahm die Signalenergie ab, womit zwangsläufig das Auflösungsvermögen hinsichtlich der Änderung der Laufzeit bzw. des Schallweges mit der Rißtiefe verschlechtert wurde.

Als Meßdaten wurden die aufgenommenen A-Bilder und die aktuelle Zeit in einem Computer gespeichert. Gleichzeitig konnten mit Hilfe der online-Darstellung eines sogenannten TD-Bildes auf dem Bildschirm des Computers Änderungen des Schallweges sofort erkannt werden. Der Leckagezeitpunkt an der 6-Uhr-Position wurde anhand des Ausfalls des Ultraschallsignals detektiert. Bei der Prüfung der Rohre 1 (60°-Fehler) und 5 (90°-Fehler) wurden gegenüber dem Rohr 2 (90°-Fehler) Prüfköpfe mit einem verbesserten Signal-Rausch-Verhältnis eingesetzt, wodurch eine höhere Auflösung der registrierbaren Rißwachstumsbeträge erreicht werden konnte.

Bei der Schallemissionsprüfung kam ein 6-Kanal-System des Typs „MISTRAS 2001“ zum Einsatz, wobei die Sensoranordnung in Vorversuchen an einem Testrohr festgelegt wurde [5]. Als Optimum (Bild 5-3) erwies sich die Positionierung von zwei Sensorringen

mit jeweils drei Sensoren im axialen Abstand von 400 mm vom Kerb bei einem Versatz der einzelnen Sensoren von 120° in Umfangsrichtung. Zusätzlich waren beide Sensorringe um 60° zueinander gedreht. Die Sensoren 2, 3 und 5 lagen in der Zone mit Zugspannungen im Rohr unterhalb der Rohrmittelachse und schlossen den Umfangskerb ein sowie die Sensoren 1, 4 und 6 oberhalb der neutralen Faser im Bereich der Druckspannungen. Die Position des Sensors 5 entspricht der Kerbmitte (6-Uhr - Position).

Die Ortung der während der Rohrversuche aufgezeichneten SE-Signale (Hits) erfolgte im Replay im Modus „Triangular“ nur unter Einbeziehung der Sensoren 2, 3 und 5 auf der Basis des FTC (First Threshold Crossing) - Lokalisierungsmodus und einer Wellengeschwindigkeit von 3500 m/s.

Eine triangulare Ortung unter Einbeziehung aller sechs Sensoren konnte nicht erfolgreich praktiziert werden, da sie das Triggern aller sechs Sensoren voraussetzt. In der Systemkonfiguration wurde jedoch der relativ hohe Schwellenwert der Signalamplitude von 46 dB gewählt, um eine Mehrfachortung zu vermeiden und die Aufnahme von Störsignalen (Ultraschallimpulse, mechanische Störungen) zu minimieren. Infolgedessen konnten vor allem SE-Signale aus dem Kerbbereich mit Amplituden kurz oberhalb des Schwellenwertes aufgrund der mit dem längeren Laufweg einhergehenden erhöhten Dämpfung mit der 6-Kanal-Ortung nicht mehr geortet werden.

Die Ortungsgenauigkeit von SE-Quellen läßt sich allgemein näherungsweise mit der Wanddicke der Rohre (ca. 17 mm) angeben. Deshalb wurden nur die georteten SE-Ereignisse (Events) in die Auswertung hinsichtlich des Reißinitiierungszeitpunktes einbezogen, welche in der Umgebung des Kerbs in einem Bereich von ± 20 mm in L-Richtung und ± 80 mm in T-Richtung (Axial- bzw. Umfangsrichtung) bezüglich der 6-Uhr-Position lokalisiert wurden. Der SE-Quellenmechanismus wurde anhand von Spektralanalysen der SE-Signale mittels BAM-Zeitreihenanalyzesystem „TSA“ identifiziert.

Die Zielstellung der optischen Analyse der Rohroberfläche im Inneren des Rohres im Bereich des Umfangsfehlers im Rahmen des Versuches an Rohr 5 (90°-Fehler) bestand darin, den Leckagezeitpunkt an der 6-Uhr - Position und den weiteren Verlauf des Leckwachstums in Ergänzung zum DCPD- und US-Verfahren detaillierter beschreiben zu können.

Mit Hilfe eines im Innern des Rohres im Bereich des Umfangskerbs um 45° gegenüber der Rohrlängsachse gekippt angeordneten Spiegels wurde der Prozeß von Deformation und Einschnürung sowie Leckage und Leckwachstum beobachtet und mittels fotografischer Aufnahmen zu definierten Zeitpunkten diskret dokumentiert (Bild 5-7). Die quantitative Abschätzung des Leckwachstums erfolgte anhand eines an der Rohrin-nenseite in Umfangsrichtung applizierten Längenmaß-

stabes, der in die fotografischen Aufnahmen eingeblen-det wurde.

5.4. Numerische Untersuchungen

5.4.1 Eingesetzte Methoden; Programme

Das Ziel des Vorhabens besteht in der Entwicklung von Methoden zur realistischen Vorhersage von Reißöffnungsquerschnitten an Rohren infolge duktilen Reißfortschritts. Zum Erreichen dieses Ziels ist die numerische Simulation des duktilen Reißwachstums bis zum endgültigen Bauteilversagen notwendig. Da es sich bei dem gesamten Prozess um sehr großes duktilen Reißwachstum handelt, scheidet die Anwendung des konventionellen *R*-Kurven-Konzepts aus, da dieses Konzept bei großem, duktilem Reißwachstum seine Gültigkeit verliert [6, 7].

Aufgrund dessen wurde das Schädigungsmodell nach Gurson [8] in der Formulierung von Tvergaard und Needleman [9] zur Modellierung des gesamten Prozesses herangezogen. Der wesentliche Vorteil dieser Vorgehensweise liegt in der sehr weitgehenden Unabhängigkeit der Materialparameter vom Spannungszustand und der Belastungsgeschichte. Deshalb bietet es sich in diesem Zusammenhang an, das Schädigungsmodell im Rahmen einer dreidimensionalen FE-Analyse direkt auf das Bauteil anzuwenden. Jedoch ist der dazu nötige Aufwand bzgl. der Elementierung und der Durchführung der FE-Analyse erheblich, worauf in Kapitel 7.2 noch eingegangen wird. Die Anwendung eines Schädigungsmodells erfordert die Kenntnis der Materialparameter, die, wie üblich, durch die Simulation duktilen Versagens an gekerbten Rundzugproben und bei Untersuchungen an einer C(T)-Probe bestimmt werden.

Die FE-Analysen wurden ausschließlich mit dem FE-Programm ABAQUS [10] durchgeführt, in das das benutzte Schädigungsmodell als benutzerdefiniertes Materialmodell implementiert wurde. Bei der Modellierung der Auflager mittels Kontaktelementen wurde auf die standardmäßig in ABAQUS vorhandenen Formulierungen zurückgegriffen. Diese Vorgehensweise ermöglichte eine zeiteffiziente Durchführung der numerischen Analyse, da einerseits das Schädigungsmodell benutzerdefiniert verfügbar war, andererseits aber alle Vorteile eines kommerziellen Programms genutzt werden konnten, was sich bei der Größe und Komplexität des Modells als vorteilhaft erwies.

5.4.2 Materialmodell

Zur Erfassung der Schädigung wird das Materialmodell von Gurson [8] in der Formulierung von Tvergaard und Needleman [9, 11] benutzt. Dabei wird davon ausgegangen, daß die in Stählen enthaltenen nichtmetallischen Einschlüsse unter äußerer Belastung die Ausgangsstellen für Hohlräume sind, die weiter bis zum

makroskopisch erkennbaren Riß wachsen. Die Beschreibung dieser Vorgänge durch Stoffgleichungen im Rahmen der Kontinuumsmechanik basiert auf druckabhängigen Fließbedingungen, die als Zustandsvariable den relativen Hohlraumanteil f beinhalten. Die Fließbedingung von Gurson in der Formulierung von Needleman und Tvergaard [9, 11]

$$\Phi(\sigma_h, \sigma_v, f^*) = \frac{\sigma_v^2}{\sigma_y^2} + 2qf^* \cosh\left(\frac{3\sigma_h}{2\sigma_y}\right) - 1 - (qf^*)^2, \quad (5-1)$$

beinhaltet neben der modifizierten Hohlraumrate f^* die Vergleichsspannung nach v. Mises σ_v , den hydrostatischen Anteil des Spannungstensors σ_h sowie die Fließspannung des Matrixmaterials σ_y . Bei dieser Form der Fließbedingung tritt Versagen ein, wenn $q \cdot f^* = 1$ gilt. Ein typischer Wert für Stähle mit bainitischem oder ferritisch-perlitischem Gefüge ist $q = 1,5$.

Die modifizierte Hohlraumrate f^* ist identisch mit der Hohlraumrate f , wenn ein kritischer Wert f_c noch nicht überschritten ist, während danach um den Faktor K beschleunigtes Hohlraumwachstum bis zum endgültigen Wert f_f auftritt

$$f^* = \begin{cases} f & \text{für } f \leq f_c \\ f_c + K(f - f_c) & \text{für } f_c < f \leq f_f \end{cases} \quad (5-2)$$

$$\text{mit } K = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c},$$

wodurch das Zusammenwachsen benachbarter Hohlräume berücksichtigt wird. Ein makroskopischer Riß tritt auf, wenn das endgültige Hohlraumvolumen f_f erreicht ist, wobei das Material dann keine Spannungen mehr aufnehmen kann. In diesem Stadium erreicht die modifizierte Hohlraumrate f^* ihren endgültigen Wert f_u^* . Typische Werte für den Faktor K liegen zwischen 4 und 8.

Die Evolutionsgleichung der Zustandsvariablen f besteht aus den Anteilen zum Entstehen neuer Hohlräume und zum Wachstum vorhandener Hohlräume:

$$\dot{f} = \dot{f}_{growth} + \dot{f}_{nucl} \quad \text{mit } \dot{f}_{growth} = (1-f) SpD^{pl} \quad (5-3)$$

und $f(t_0) = f_0$ als Anfangsbedingung, wobei D^{pl} der plastische Anteil des Verzerrungsgeschwindigkeitstensors ist, und mit f_0 wird die Anfangshohlraumrate bezeichnet.

Die Modellierung der Hohlraumentstehung an den vorhandenen Einschlüssen ist weitaus schwieriger. Es wird ein statistischer Ansatz aus [12] benutzt, der auf verzerrungskontrolliertem Hohlraumwachstum basiert und einer Normalverteilung entspricht:

$$\dot{f}_{nucl} = A \sigma_m \quad (5-4)$$

$$A = \frac{1}{H} \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp\left(\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\varepsilon}_m^{pl} - \varepsilon_n}{s_n}\right)^2\right).$$

Dabei wird die akkumulierte, plastische Vergleichsverzerrung des Matrixmaterials mit $\bar{\varepsilon}_m^{pl}$ und der Volumen-

anteil der spröden Phase, aus der Hohlräume entstehen, mit f_n bezeichnet. Die mittlere Verzerrung, bei der das Maximum der Normalverteilung liegt, ist ε_n , und s_n ist die entsprechende Standardabweichung. Die Verfestigung des Matrixmaterials wird konventionell durch die inkrementelle Gleichung

$$\dot{\sigma}_m = H \dot{\bar{\varepsilon}}_m^{pl} \quad (5-5)$$

beschrieben, worin H den plastischen Tangentenmodul bezeichnet. Die aufgeführten Materialgleichungen werden für große Deformationen über die Schnittstelle zu einem benutzerdefinierten Materialmodell in das eingesetzte FE-Programm implementiert und stehen damit für die Berechnung von Strukturen zur Verfügung.

5.4.3 Durchgeführte FE-Analysen

Folgende FE-Analysen wurden durchgeführt:

- Simulation duktilen Versagens an gekerbten Rundzugproben mit Kerbradien von 4 mm und 10 mm
- Simulation duktilen Versagens an einer seitengekerbten C(T)-Probe mit $B = 6,25$ mm unter EVZ-Bedingungen
- Simulation des elastisch-plastischen Verhaltens eines Rohres ohne Fehler unter Vierpunkt-Biegung mit Kontaktelementen zur Erfassung der Auflagergeometrie, d.h. ohne Berücksichtigung duktiler Schädigung
- Simulation des Versagens mit duktilem Rißfortschritt an einem Rohr mit 90 °-Außenumfangsfehler unter Vierpunkt-Biegung mit Kontaktelementen zur Berücksichtigung der Auflagergeometrie.

Für alle durchgeführten FE-Analysen wurde die Fließkurve des Werkstoffs 15NiCuMoNb5 entsprechend Bild 5-8 eingesetzt. Aufgrund der Homogenität des Halbzeugs ergaben sich zwischen den drei durchgeführten Experimenten lediglich geringe Diskrepanzen, so daß die für die FE-Analyse erforderliche Fließkurve entsprechend Bild 5-8 leicht bestimmt werden konnte.

Aufgrund der zylindrischen Form der gekerbten Rundzugproben reicht eine zweidimensionale Simulation unter der Annahme eines rotationssymmetrischen Spannungszustandes aus. Hierbei wird wegen der doppelten Symmetrie nur ein Viertel der Probe elementiert, wozu im Bild 5-9 die verwendeten FE-Netze für die Kerbradien von 4 mm und 10 mm dargestellt sind. Zur zweidimensionalen Analyse der C(T)-Probe mit $B = 6,25$ mm wurde das FE-Netz entsprechend Bild 5-10 benutzt, dessen Elemente im Ligament die Abmessungen $0,1 \times 0,1$ mm² aufweisen.

Zur Prüfung des Aufbaus und der Funktionalität des Rohrprüfstandes wurde ein Versuch an einem Rohr ohne Fehler durchgeführt (s. Kap. 5.3). Dieser Versuch erwies sich als geeignet, um den Einfluß der Modellierung der Auflagergeometrie und der veränderlichen Rohrwandstärke auf die Ergebnisse der FE-Analyse untersuchen zu können. Dazu wurde das Rohr in Längs-, Um-

fangs- und Dickenrichtung nahezu gleichmäßig mit dreidimensionalen Elementen mit linearen Verschiebungsansätzen elementiert, Bild 5-11.

Bei der Modellierung der Auflager, Bild 5-11, zeigte sich, daß eine sehr genaue Abbildung der Geometrie erforderlich ist, um eine hinreichend genaue Übereinstimmung zwischen Versuch und Rechnung zu erzielen. Dazu gehörte insbesondere eine genaue Vermessung der Auflager im ausgebauten Zustand sowie die genaue Modellierung der Radien der Auflager mit einer Genauigkeit von $\pm 0,1$ mm und der tatsächliche Außenradius des Rohres. Zu den weiteren Maßnahmen gehörte die Erfassung der Rohrwandstärke, die produktionsbedingt größeren Schwankungen sowohl in Längs- als auch in Umfangsrichtung unterlag. Bei der numerischen Analyse wurde mit einer konstanten Wandstärke gearbeitet, die aus dem Mittelwert gemessener Wandstärken bestimmt wurde.

Weiterhin wurde bei der Modellierung die axialkraftfreie Kraftereinleitung auf das Rohr durch lose auf dem Rohr aufliegende und neigbare Auflager erzielt. Da die Auflager und das Rohr in direktem Kontakt standen, wurde auch die Reibung in der Kontaktfläche berücksichtigt. Wegen der doppelten Symmetrie wurde nur ein Viertel-ausschnitt des Rohres elementiert. Erst diese Summe von Maßnahmen führte zu einer guten Übereinstimmung experimenteller und numerischer Resultate.

Basierend auf diesen Erfahrungen zur Modellierung des Kontakts wurde das Netz für das Rohr mit 90° -Außenumfangsfehler entsprechend Bild 5-12 erstellt. Dabei wurde ausgehend von dem Netz ohne Fehler nach Bild 5-11 lediglich der Bereich des mechanischen Kerbs so elementiert, daß die Modellierung duktilen Rißfortschritts in Dicken- und Umfangsrichtung möglich ist. Die Abmessungen der finiten Elemente in Dicken- und Längsrichtung betragen etwa 0,25 mm und in Umfangsrichtung etwa 2,2 mm. Diese im Vergleich zum Ligament der C(T)-Probe größeren Elemente müssen in Kauf genommen werden, da anderenfalls die Anzahl der Unbekannten derartig anwachsen würde, so daß die verfügbaren Rechnerkapazitäten bei weitem nicht zur Lösung des Problems ausreichen würden. Da bei dem Versuch am Rohr mit Fehler Teflonfolien zwischen Auflagern und Rohr benutzt wurden, war bei der Simulation die Berücksichtigung von Reibung nicht erforderlich.

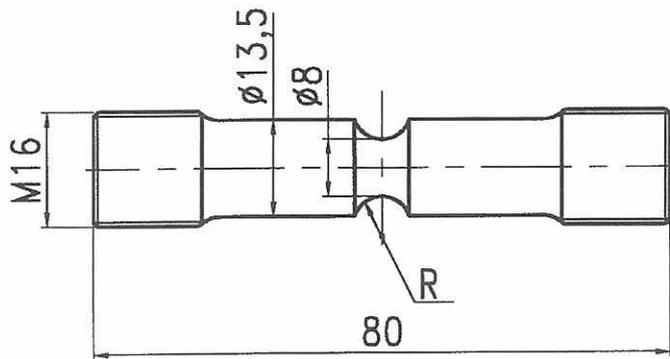
Literatur zu Kapitel 5

- 1 DIN EN 10002 Zugversuch an metallischen Werkstoffen, Teil 1: Prüfverfahren, Deutsches Institut für Normung, April 1991
- 2 European Structural Integrity Society: ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials. ESIS P2-92, Delft, Jan. 1992
- 3 DIN 17175 Nahtlose Rohre aus warmfesten Stählen, Technische Lieferbedingungen, Deutsches Institut für Normung, Mai 1979
- 4 Schulz, E., Brekow, G., Grübler, S.: Begleitende Ultraschallmessungen bei Rohrversuchen, BAM-interne Prüfberichte, BAM Berlin, 30.06. und 11.07.1997 sowie 08.01.1998
- 5 Bohse, J., Krietsch, K.: Schallemissionsprüfung bei der 4-Punkt-Biegung von Stahlrohren mit Außenumfangskerb, BAM-interner Prüfbericht, BAM Berlin, Nov. 1997 und Mai 1998
- 6 Joyce, J. A., Hackett, E. M.: Extension and Extrapolation of J-R-Curves and Their Application to the Low Upper Shelf Toughness Issue. USNRC-Report NUREG/CR-5577. USNRC, Washington 1991.
- 7 Landes, J. D.: Extrapolation of the J-R-Curve for Prediction of Reactor Vessel Integrity. USNRC-Report NUREG/CR-5650. USNRC, Washington 1992.
- 8 Gurson, A. L.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media, J. Engng. Mat. Tech., 1977, 99, pp. 2-15.
- 9 Needleman, A., Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture in Notched Bars. J. Mech. Phys. Solids. 32 (1984), S. 461-490.
- 10 ABAQUS/Standard User's Manual, Version 5.8. Hibbit, Karlson & Sorensen Inc., Pawtucket, RI, U.S.A., 1998.
- 11 Needleman, A., Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture Modes at a Crack Tip. J. Mech. Phys. Solids. 35 (1987), S. 151-183.
- 12 Chu, C. C., Needleman, A.: Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. J. Engng. Mat. Tech., Vol. 102, 249-256, (1980).

Bilder zu Kapitel 5

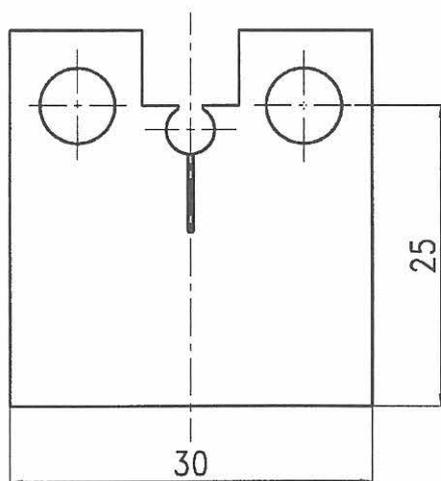
Rundzugprobe ; M16

R=4mm und R=10mm



C(T)12,5–Probe

B=12,5 ; 20% seitengekerbt



C(T)6,25–Probe

B=6,25 ; 20% seitengekerbt

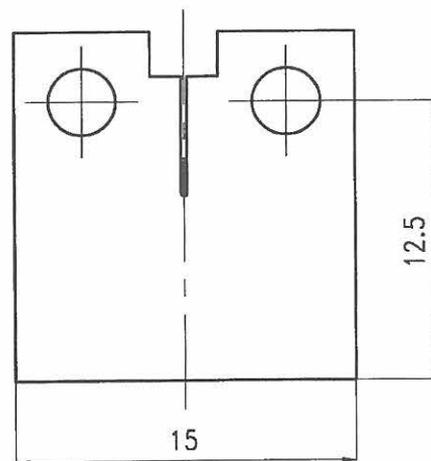


Bild 5-1:

Geometrie der verwendeten gekerbten Rundzugproben sowie der Bruchmechanikproben ($a_0/W = 0,5$)

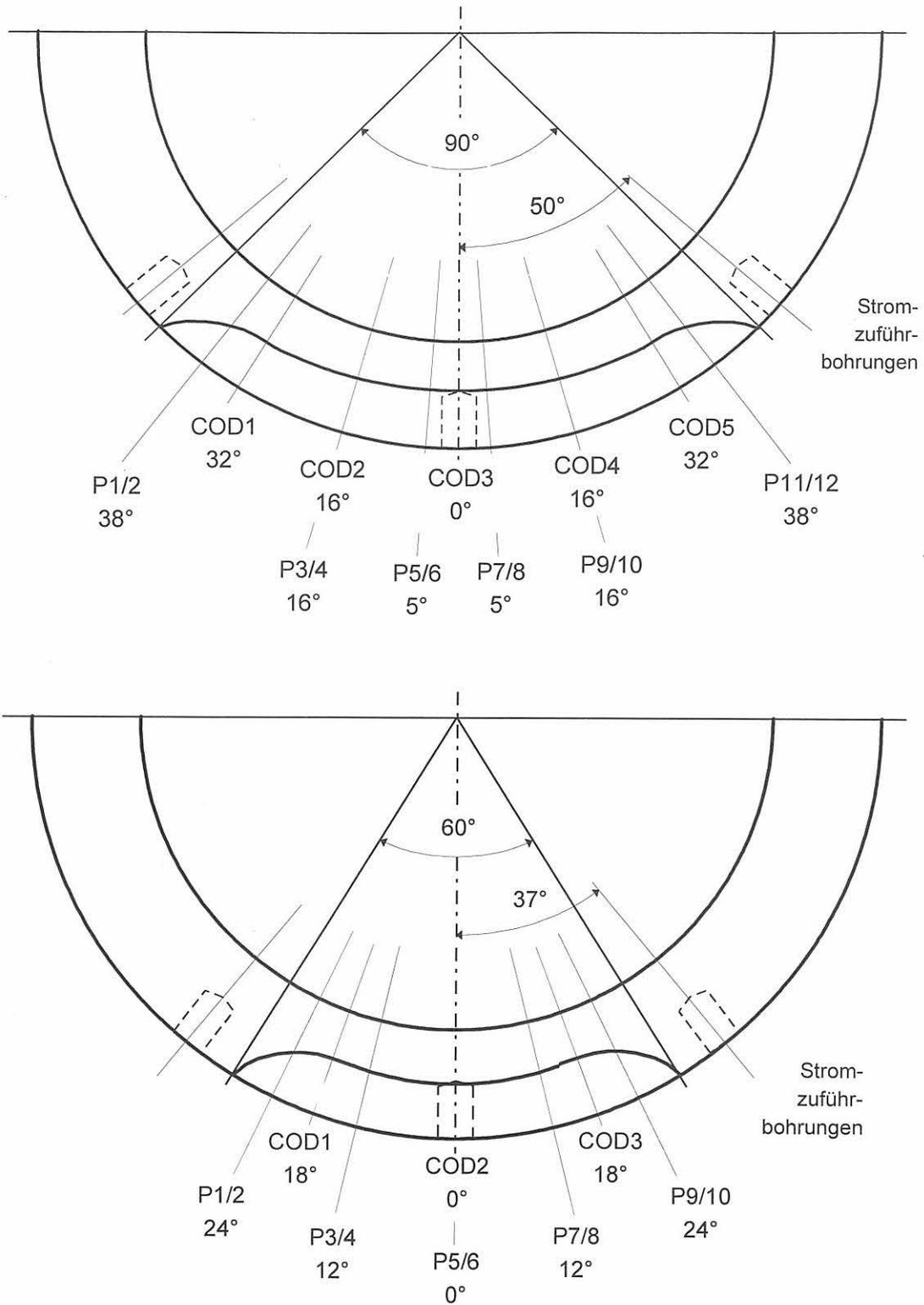


Bild 5-2:
Schematische Darstellung der 60°- und 90°-Außenumfangsfehler mit COD- und Potentialmeßstellen ($a_f/t = 0,5$)

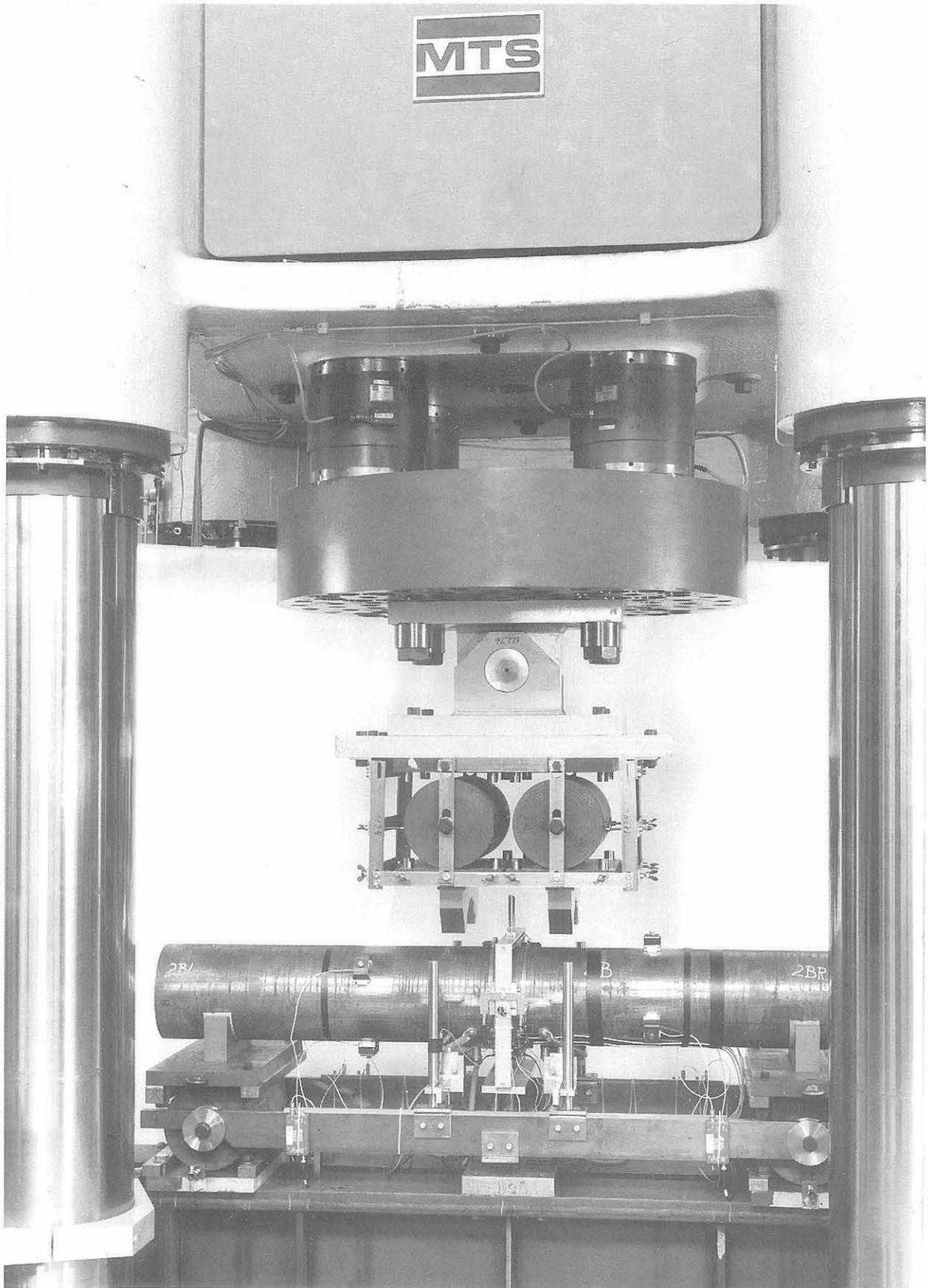
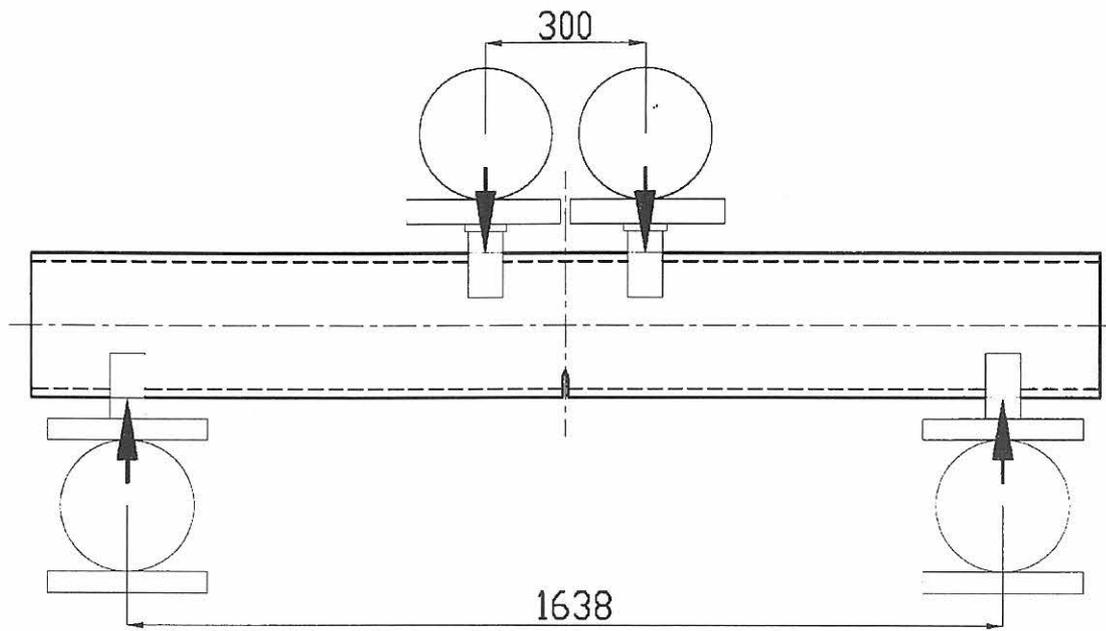
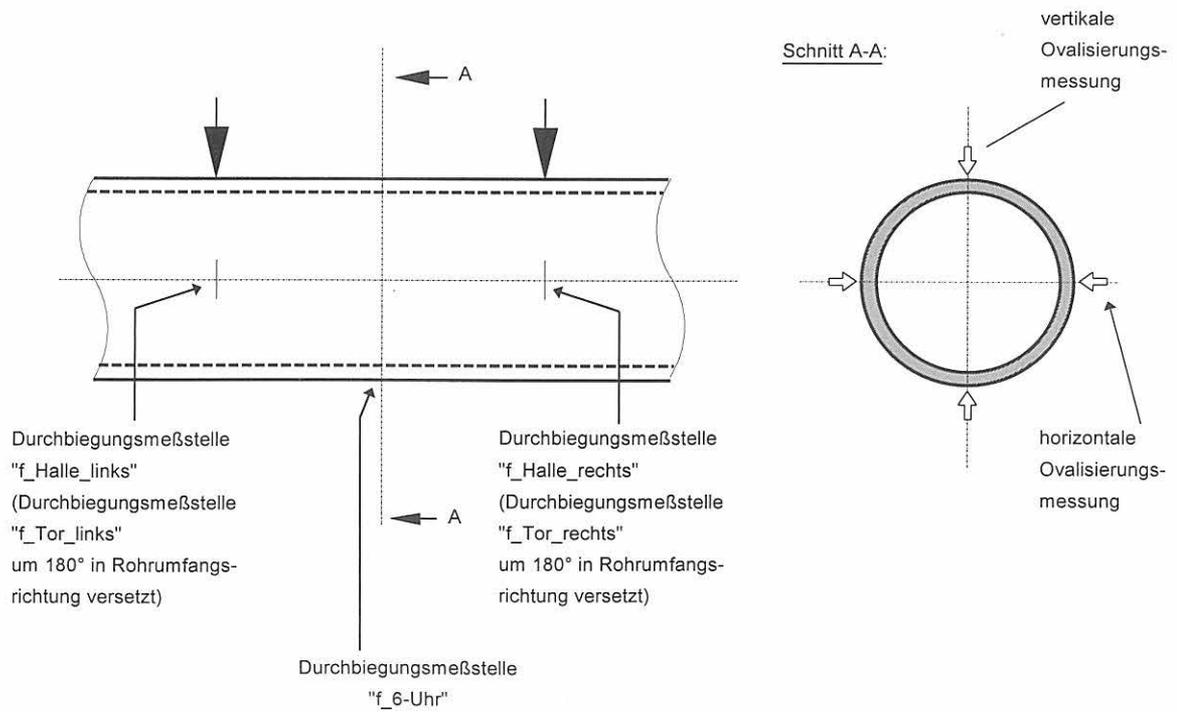


Bild 5-3:
Prüfstand zur Vierpunkt-Biegeprüfung von Rohren in einer 20 MN Universalprüfmaschine
(hier mit instrumentiertem Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler)



a)



b)

Bild 5-4: Prinzipdarstellung des Rohrprüfstandes (a) und Anordnung der Meßstellen für die Durchbiegungs- und Ovalisierungsmessung (b)

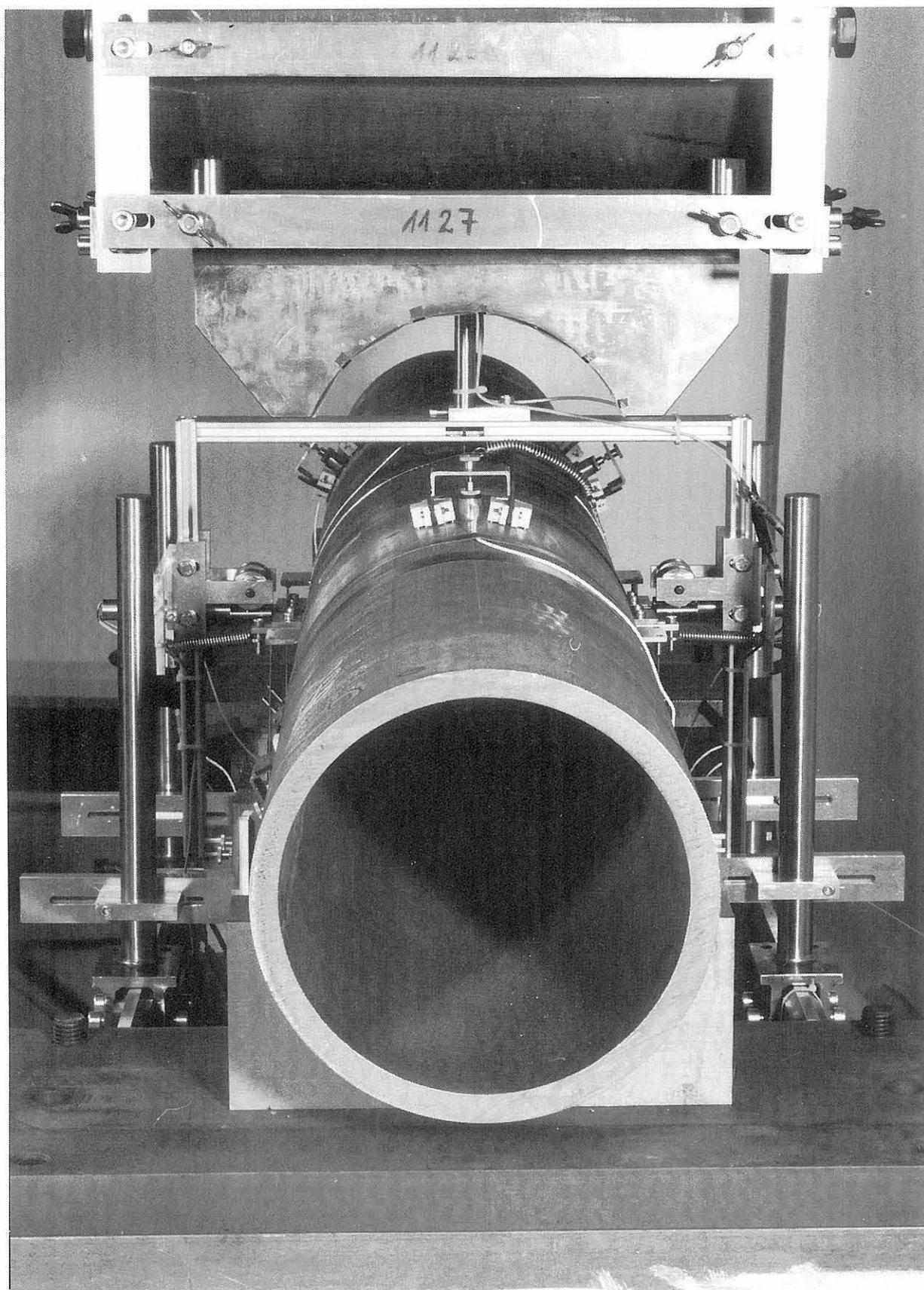


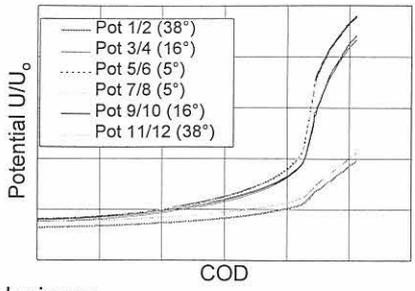
Bild 5-5:
Meßrahmen mit Instrumentierung zur horizontalen und vertikalen Ovalisierungsmessung am Rohr

GLEICHSTROMELEKTROPOTENTIAL-SONDENVERFAHREN (DCPD)

- I = 300 A, Einleitung an drei Punkten
- Potentialabgriffspositionen entlang des Fehlers:
 - 60 °-Fehler: 5 mal
 - 90 °-Fehler: 6 mal

Auswertung:

- jeweils Einzelanalyse der DCPD-Signale

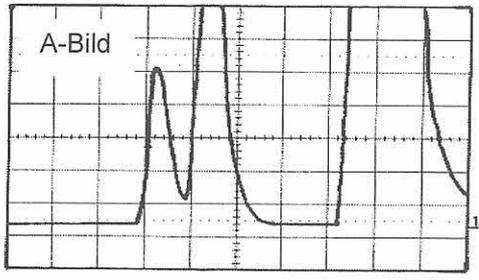


Ergebnisse:

- Zeitpunkt der Rißinitiiierung (orts aufgelöst)
- Zeitpunkt der Leckage

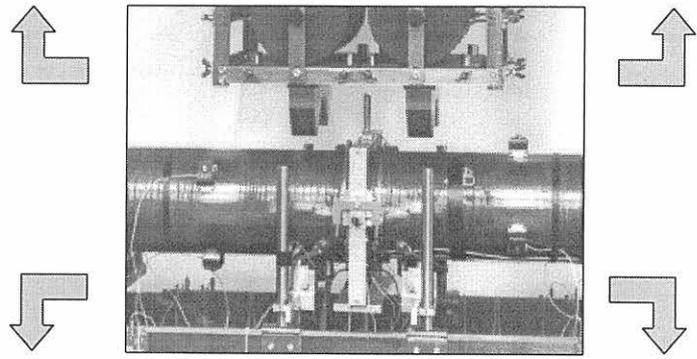
ULTRASCHALLPRÜFUNG (USP)

- Miniaturwinkelprüfköpfe 5 MHz
- Messung der Ultraschallaufzeit-änderung an der 6-Uhr-Position
- Kalibrierung an Vergleichsrohr
- Abspeicherung der A-Bilder und Verknüpfung zu TD-Bildern



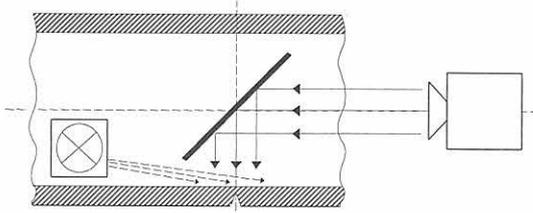
Ergebnisse:

- Zeitpunkt der Rißinitiiierung
- Zeitpunkt der Leckage



OPTISCHE ANALYSE

- fotografische Aufnahme der inneren Rohroberfläche im Bereich des Fehlers zu diskreten Zeitpunkten (eingespiegelter Längenmaßstab)



Ergebnis:

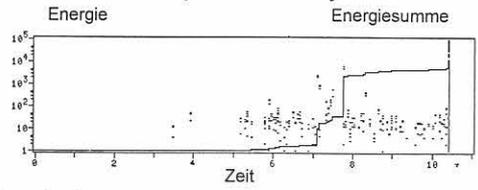
- Zeitpunkt der Leckage und quantitative Informationen zum Rißwachstum
- Dokumentation von Deformation und Einschnürung

SCHALLEMISSIONSPRÜFUNG (SEP)

- 6-Kanalsystem „MISTRAS 2001“
- 2 Sensorringe symm. zum Fehler
- triangulare Ortung im Replay-Modus

Auswertung:

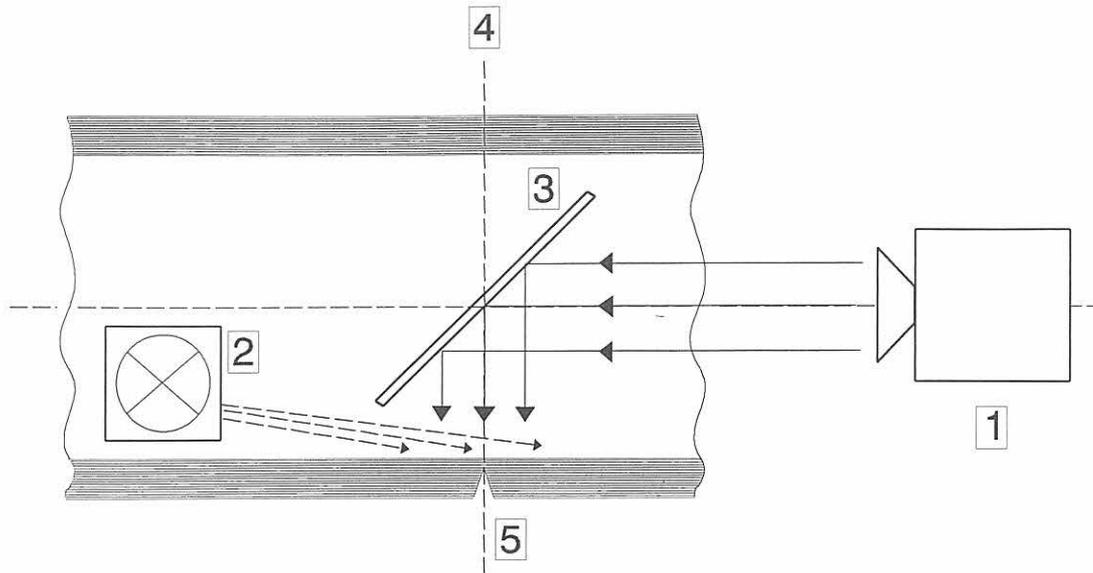
- nur geortete SE-Ereignisse im Kerbbereich
- Analyse des SE-Quellenmechanismus anhand von Spektralanalysen



Ergebnis:

- Zeitpunkt der Rißinitiiierung

Bild 5-6: Einsatz zerstörungsfreier Prüfverfahren zur Analyse des Rißinitiiierungs- und Leckageverhaltens bei Rohrbiegeversuchen



- 1 - Fotokamera
- 2 - Beleuchtung
- 3 - Spiegel
- 4 - Symmetrieachse
- 5 - Umfangskerb

Bild 5-7:
Konfiguration zur optischen Analyse des Leckageverhaltens an der Rohroberfläche im Inneren des Rohres im Bereich des Umfangsfehlers

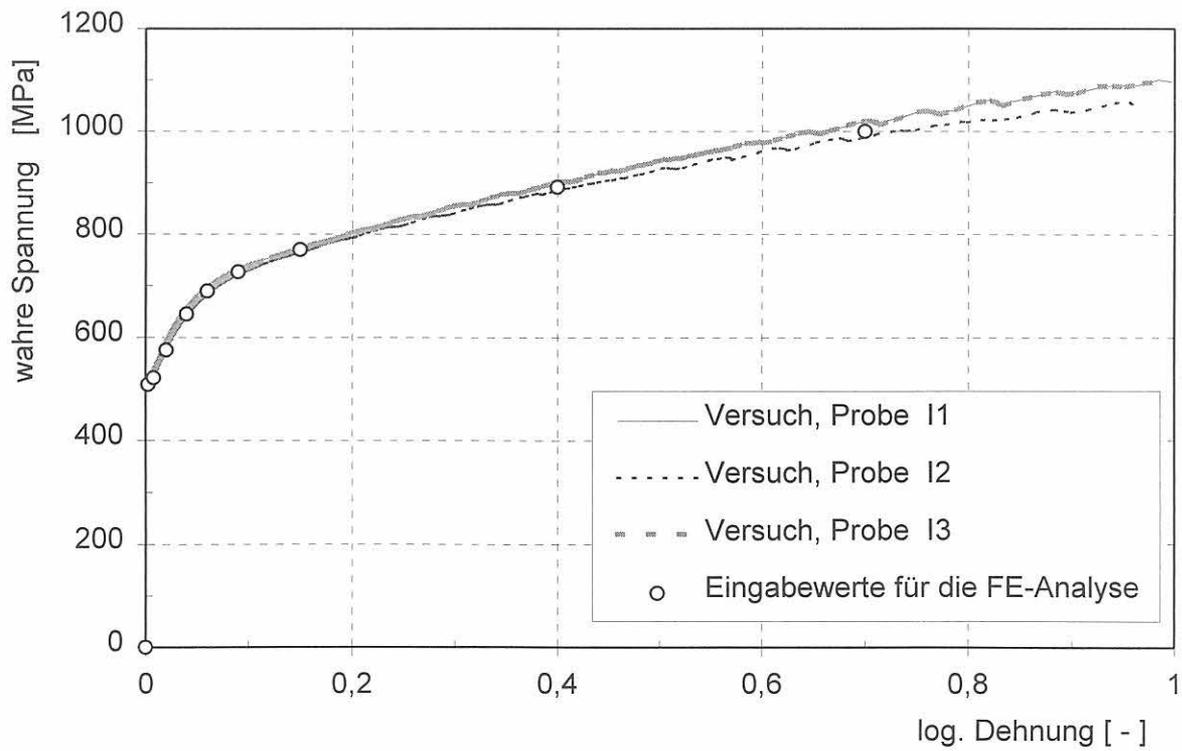


Bild 5-8:
Fließkurven für den Werkstoff 15NiCuMoNb5, Raumtemperatur

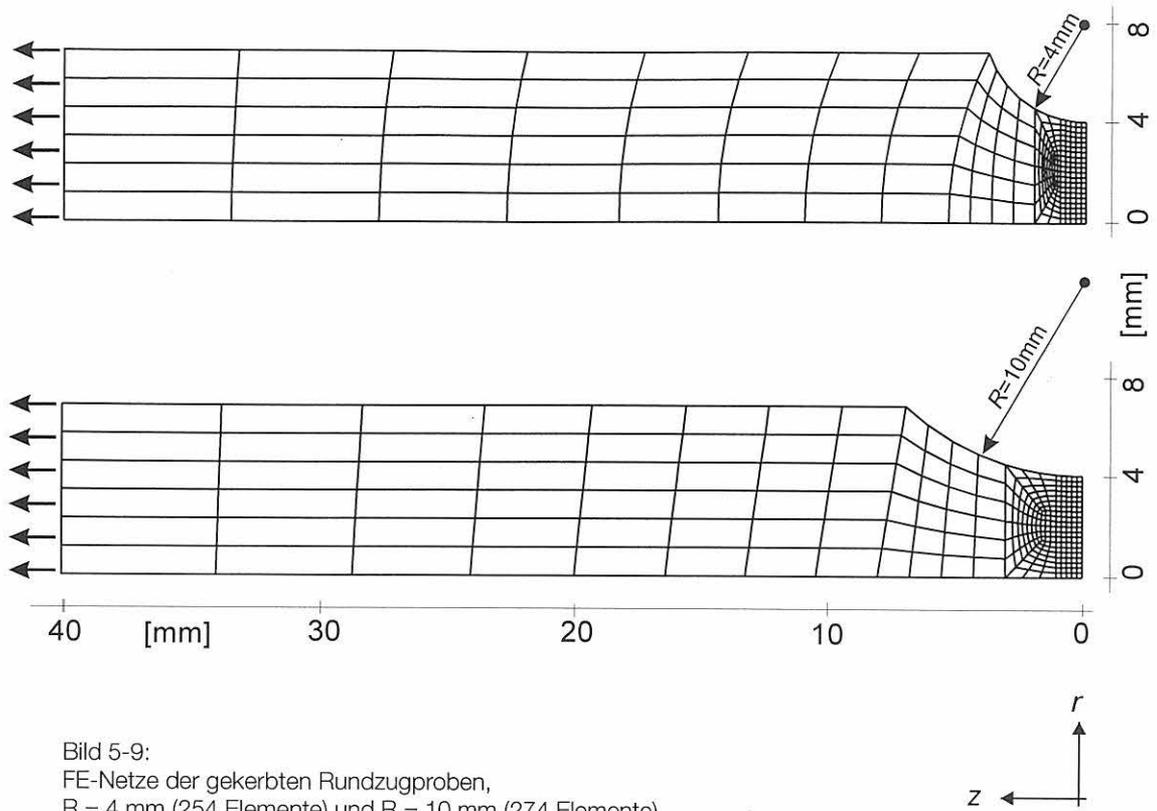


Bild 5-9:
FE-Netze der gekerbten Rundzugproben,
 $R = 4\text{ mm}$ (254 Elemente) und $R = 10\text{ mm}$ (274 Elemente)

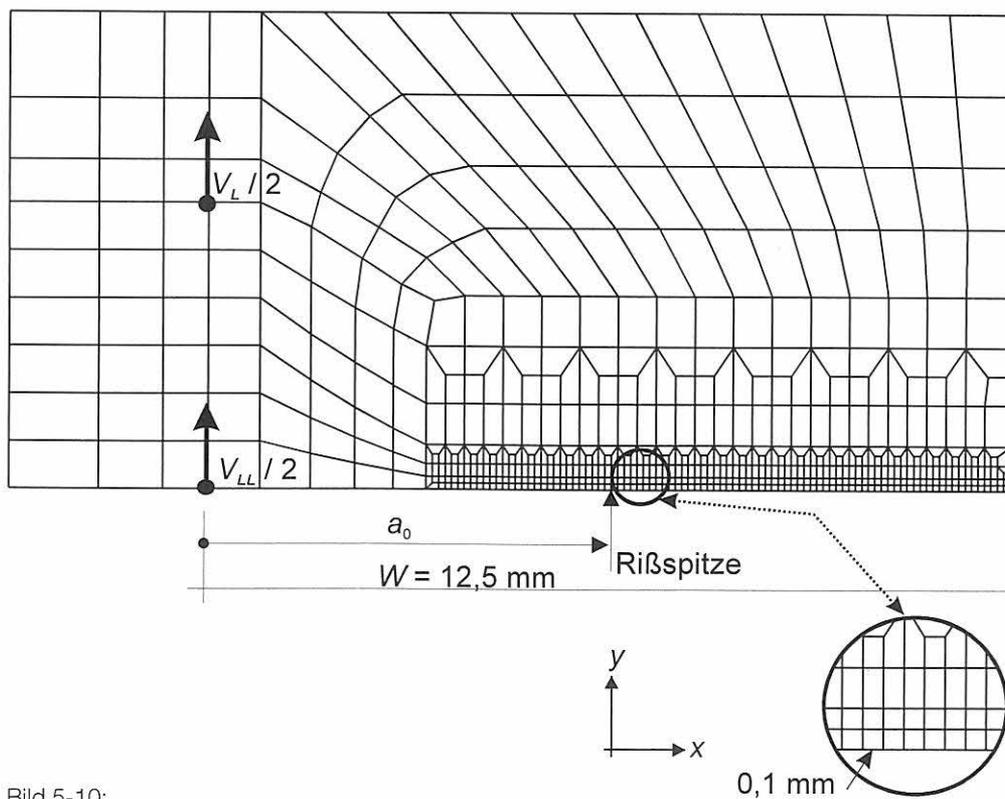


Bild 5-10:
FE-Netz der C(T)-Probe, 603 Elemente

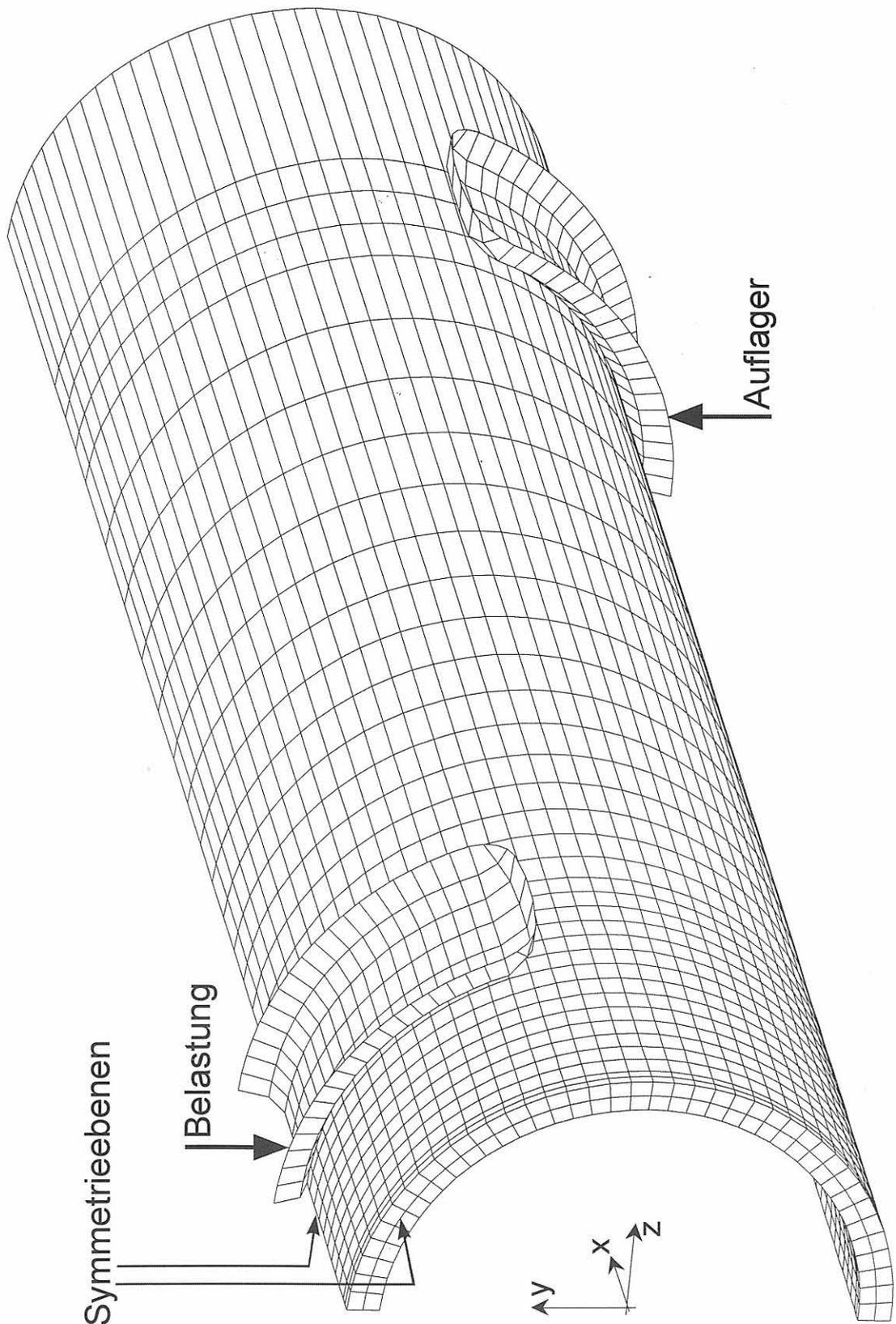


Bild 5-11:
FE-Netz, Rohr ohne Fehler mit starren Auflagern und Kontakt, 3160 Elemente und 4889 Knoten

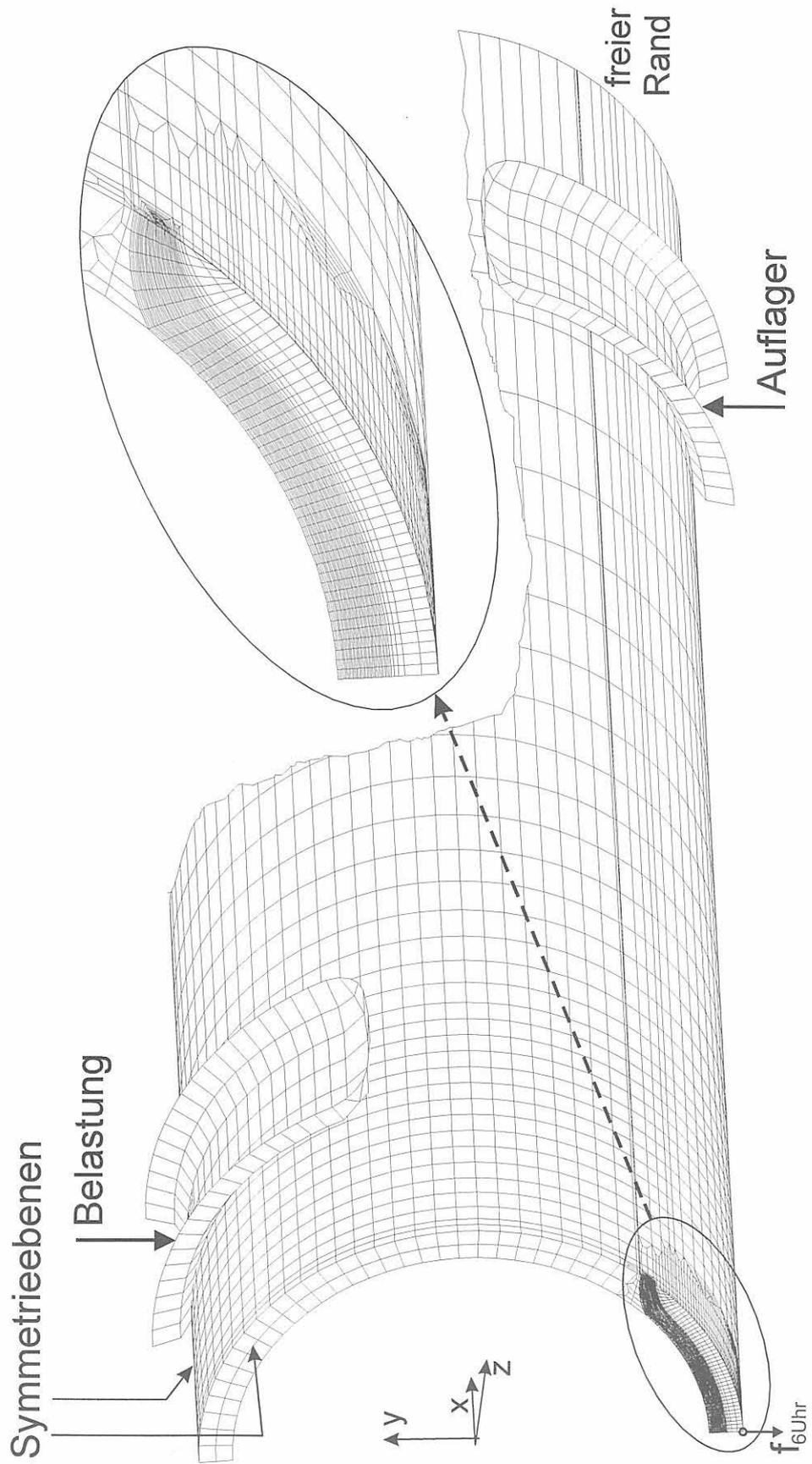


Bild 5-12:
FE-Netz, Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, starren Auflagern und Kontakt, 14673 Elemente und 14960 Knoten

6 Ingenieurverfahren zur Bewertung des Versagensverhaltens von Rohren

Mit Hilfe des plastischen Grenzlastverfahrens, des lokalen Grenzspannungskonzeptes, des R6-Verfahrens sowie des Engineering Treatment Models (ETM) erfolgte exemplarisch für die Rohre 1 (60°-Fehler) und 2 (90°-Fehler) eine vergleichende Bewertung des Versagensverhaltens durch die Gegenüberstellung experimentell bestimmter und berechneter Werte. Einheitlich wurde im Gegensatz zur realisierten Geometrie des Fehlerauslaufs (Radius von 40 mm) idealisiert ein Außenumfangsfehler konstanter Tiefe mit rechtwinkligen Ecken angenommen.

Bei Rohren unter Biegebeanspruchung kommt es zu einer Querschnittsänderung im Ligament, bei der aus dem Kreisquerschnitt ein elliptischer Querschnitt entsteht. Durch diese Ovalisierung wird die Fließlast herabgesetzt. Im Rahmen der Anwendung von Ingenieurverfahren mit Berücksichtigung der Werkstoffzähigkeit, R6-Verfahren und ETM, wurde deshalb exemplarisch für die Versuche an den Rohren 1 und 2 der Einfluß einer entsprechenden Korrektur der Fließlast durch einen Faktor $V(\beta)$ untersucht. Aufgrund fehlender Lösungen für Rohre mit Oberflächenanrissen wurde ein Ansatz für durchgehende Umfangsrisse nach [1] verwendet, der im vorliegenden Fall den Effekt wahrscheinlich überbewertet und damit aber zu konservativen Ergebnissen führt.

$$V(\beta) = \frac{\pi}{4} \left[1 + 0,067 (2\beta) + 0,00038 (2\beta)^2 + 0,00876 (2\beta)^3 \right] \quad (6-1)$$

für $\beta \leq 1,17$ sonst $V(\beta) = 1$

Für den 60°-Fehler ($2\beta = 60^\circ$) ergab sich ein Wert $V(\beta) = 0,849$ und den 90°-Fehler ($2\beta = 90^\circ$) $V(\beta) = 0,895$. Mit diesen Werten wurde die Fließlast jeweils nach unten korrigiert.

Zur Quantifizierung der Konservativität der Versagensvorhersage bzw. des Sicherheitsabstandes zwischen experimentellem und mittels Ingenieurverfahren bestimmtem Ergebnis wurde ein Sicherheitswert S_{ea} berechnet, der wie folgt definiert ist

$$S_{ea} = \left(1 - \frac{F_{ea}}{F_{exp}} \right) \cdot 100\%, \quad (6-2)$$

wobei F_{ea} die Versagenslast des jeweiligen ingenieurmäßigen Näherungsverfahrens (ea..engineering approach) sowie F_{exp} die experimentelle Versagenslast kennzeichnen.

6.1 Plastisches Grenzlastverfahren

Das plastische Grenzlastverfahren definiert unter der vereinfachenden Voraussetzung linear-elastisch-idealplastischen Werkstoffverhaltens als Bauteilversagen das Erreichen des Fließens im Nettoquerschnitt. Für die

Berechnung der Versagensmomente in den Rohrversuchen wurden unter Ansatz der 0,2 %-Dehngrenze als Fließspannung σ_Y folgende Formeln verwendet:

Rohr mit Außenumfangsfehler [2]:

$$M_Y = 4r_m^2 t \sigma_Y \cos \frac{(1-\eta)\beta}{2} - \frac{(1-\eta)\sin\beta}{2}$$

für $\eta < \frac{\pi - \beta}{\beta}$ oder $\beta < \frac{\pi}{1+\eta}$; $\eta = 1 - a/t$ (6-3)

$$\beta < \frac{\pi}{1+\eta}; \quad \eta = 1 - a/t$$

Rohr mit durchgehendem Umfangsfehler (Schlitz) [1]:

$$M_Y = 4t r_a^2 \sigma_Y \left(1 - \xi + \frac{1}{3} \xi^2 \right) \left(\cos\alpha - \frac{1}{2} \sin\beta \right)$$

für: $\frac{2t}{r_i + r_a} > 0,1$ (6-4)

$$\xi = \frac{t}{r_a} \quad \alpha = \frac{1}{2} \beta (1 - \xi) \left(1 + \frac{1}{2} \frac{\xi}{1 - \xi} \right) / \left(1 - \frac{1}{2} \xi \right)$$

6.2 Lokales Grenzspannungskonzept

Das auf der Biegetheorie basierende lokale Grenzspannungskonzept geht für den Anwendungsfall von Rohren mit Außenumfangsfehler davon aus, daß Versagen eintritt, wenn eine durch äußere Belastungen (Biegemoment, Innendruck) erzeugte effektive Spannung an der von der Rohrachse am weitesten entfernten Stelle im Rohrquerschnitt (Kerbgrund an der 6-Uhr - Position) örtlich eine kritische werkstoffspezifische Grenzspannung erreicht. Als kritische Grenzspannung wurde bei den vorliegenden Untersuchungen in Anlehnung an die Ausführungen in [3] die Zugfestigkeit des Rohrwerkstoffs verwendet.

Als Lösung für das kritische Biegemoment diente der folgende Ansatz [4]:

$$M = \frac{l_{\bar{x}}}{a} \left(R_m - \frac{A_w}{A_n} p_i \right) - \hat{y} A_i p_i \quad (6-5)$$

$$l_{\bar{x}} = l_x - \hat{y}^2 A_n - \left[A_f + \frac{\sin 2\beta}{2} (r_a^2 - r^2) \right] \frac{r_a^2 + r^2}{4}$$

$$l_x = \frac{\pi}{4} (r_a^4 - r_i^4)$$

$$\hat{y} = \frac{2}{3} \frac{(r_a^3 - r^3) \sin \beta}{A_n}$$

$$A_f = (r_a^2 - r^2) \arccos \beta$$

$$A_n = A_a - (A_i + A_f)$$

$$A_a = \pi r_a^2 \quad A_i = \pi r_i^2$$

Außenumfangsfehler :

$$r = r_a - d$$

$$\text{für } r a \cos \beta < r \quad a = \hat{y} + r$$

$$\text{für } r a \cos \beta \geq r \quad a = \hat{y} + r_a \cos \beta$$

Schlitz :

$$r = r_i$$

$$\text{für } \beta > 90^\circ \quad a = \hat{y} + r \cos \beta$$

$$\text{für } \beta \leq 90^\circ \quad a = \hat{y} + r_a \cos \beta$$

6.3 R6-Verfahren

Das R6-Verfahren (Zwei-Kriterien-Verfahren) ist im gesamten Zähigkeitsbereich (Hochlage, Übergangsbereich, Tieflage) anwendbar und deckt sowohl Versagen in Form eines Sprödbruches als auch durch vollplastischen Zustand (plastischen Kollaps) ab [5]. Zur Anwendung des Verfahrens auf Rohre mit Außenumfangsfehler wurde als Lösung für die plastische Grenzlast ebenfalls Gleichung 6-3 und für den Spannungsintensitätsfaktor der folgende Ansatz gemäß [6] verwendet:

$$K_I = \sigma \sqrt{a \pi} F_I \left(\frac{a}{t}, \beta \right) \quad \text{mit} \quad \sigma = \frac{4M}{\pi t (r_i + r_a)^2}$$

$$F_I = 1,1 +$$

$$\frac{a}{t} \left[-0,09967 + 5,0057 \left(\frac{a}{t} \frac{\beta}{\pi} \right)^{0,565} - 2,8329 \left(\frac{a}{t} \frac{\beta}{\pi} \right) \right]^{(6-6)}$$

$$\text{für } 0,5 \leq \frac{\beta}{\pi} \leq 1,0 \quad \rightarrow \quad \frac{\beta}{\pi} = 0,5$$

Anwendungsbereich:

$$5 \leq \frac{0,5 (r_i + r_a)}{t} \leq 10; \quad \frac{\beta r_i}{a} \geq 1;$$

$$0,08 \leq \frac{a}{t} \leq 0,8; \quad 0,05 \leq \frac{\beta}{\pi} \leq 0,5$$

Bei duktilem Werkstoffverhalten wird in der Analyse-kategorie 1 als Versagensbedingung Rißinitiiierung verwendet. In der Kategorie 3-Analyse wird auf der Basis der Rißwiderstandskurve stabiles Rißwachstum mit einbezogen und als Versagenskriterium Instabilität des Risses angesetzt. Die dazu neben den Festigkeitskennwerten erforderlichen bruchmechanischen Werkstoffeigenschaften Rißinitiiierungszähigkeit und J_R -Kurve wurden an C(T)6,25sg-Proben in L-S-Lage bestimmt (Kap.

5.2). Die Analyse der Last-Rißgröße-Beziehung der Rohre in der Kategorie 3 erfolgte über die Grenze des J -kontrollierten Rißwachstums hinaus bis $\Delta a = 2,3$ mm, wobei jedoch bei der Berechnung des Sicherheitsabstandes zwischen Modellvorhersage und Experiment die entsprechenden Werte an der Grenze des J -kontrollierten Rißwachstums bei $\Delta a = \Delta a_{max}$ gemäß der nach [7] bestimmten J_R -Kurve von C(T)6,25sg Proben in L-S-Orientierung herangezogen wurden. Im Sinne einer konservativen Bewertung erfolgte die Umrechnung von $J(\Delta a)$ in $K_{Jmat}(\Delta a)$ für den ebenen Dehnungszustand. Beide Analyse-kategorien wurden jeweils durchgeführt auf der Basis der Option 1, einer allgemeinen und konservativen Grenzkurve (general curve) sowie der Option 2, wo in der Grenzkurve das spezifische Werkstoffverhalten durch die Spannungs-Dehnungs-Kurve berücksichtigt wird (material specific curve).

6.4 Engineering Treatment Model

Das ETM ist Teil des EFAM (Engineering Flaw Assessment Method) - Konzeptes des GKSS-Forschungszentrums und beinhaltet die Beschreibung der Rißspitzenbeanspruchung auf der Basis von Lösungen für den Spannungsintensitätsfaktor und die Fließlast. Bei Analysen mit elastisch-plastischem Materialverhalten erfolgt unter der Annahme, daß das Deformationsverhalten im Bauteilligament dem einer Zugprobe entspricht, eine Plastizitätskorrektur unter Nutzung der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve, so daß die resultierende ETM-Kurve alle denkbaren Betriebszustände für einen gegebenen Werkstoff repräsentiert. Die Bewertung des Versagensverhaltens der Rohre anhand der Berechnung kritischer Lasten bei stabiler Rißinitiiierung und Instabilität unter Nutzung der ETM-Version 97/1 erfolgte dann mittels abgeleiteter Crack Driving Force - Diagramme, in denen die für unterschiedliche Rißlängen und Kräfte bestimmte Rißspitzenbelastung J der Rißwiderstandskurve des Werkstoffs gegenübergestellt wurde [8]. Die Fließlast wurde jeweils unter Verwendung der Gleichung (6-1) korrigiert.

Literatur zu Kapitel 6

- 1 Kanninen, M. F., Zahoor, A., Wilkowski, G., Abou-Sayed, I., Marshall, C., Broek, D., Sampath, S., Rhee, H., Ahmad, J.: Instability Predictions for Circumferentially Cracked Type 304 Stainless Steel Pipes under Dynamic Loading, EPRI Report NP-2347, 1982
- 2 Miller, A. G.: Review of Limit Loads of Structures containing Defects, Int. J. Pres. Ves. & Piping 32 (1988), pp. 197-327
- 3 Kußmaul, K., Blind, D., Roos, E., Sturm, D.: Leckvor-Bruchverhalten von Rohrleitungen, VGB Kraftwerkstechnik, 70 (1990) Nr. 7, S. 553-565

- 4 Roos, E. et al.: Assessment of Large Scale Pipe Tests by Fracture Mechanics Approximation Procedures with Regard to Leak-Before-Break, 13. MPA-Seminar, 8./9. October 1987, pp.31.1-31.32
- 5 Milne, I. et al.: Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects, Int. J. Pres. Ves. & Piping 32 (1988), pp. 3-104
- 6 Zahoor, A.: Ductile Fracture Handbook, Vol. 2, 1991, Novotech. Corp & EPRI, Res. Proj. 1757-69
- 7 European Structural Integrity Society: ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials. ESIS P2-92, Delft, Jan. 1992
- 8 Beeck, F.: Validierung des Rechenmodells ETM an Hand zylindrischer Komponenten, Diplomarbeit Fachhochschule Flensburg/GKSS Geesthacht, 1998

7 Ergebnisse

7.1 Experimentelle Ergebnisse

7.1.1 Mechanisch-technologische Eigenschaften

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften des untersuchten Werkstoffs 15NiCuMoNb5 sind in Tabelle 7-1 zusammengefaßt. In den Bildern 7-1 und 7-2 wird die Abhängigkeit der an ISO-V-Proben ermittelten Kerbschlagarbeit K_V und des Anteils an kristallinem Bruch KF von der Temperatur für die Probenorientierungen T-L, L-T und L-S dargestellt. Die K_V -T-Kurve in T-L-Orientierung verläuft am niedrigsten, wobei jedoch eine signifikante Richtungsabhängigkeit der Kerbschlagarbeit nicht festgestellt werden konnte.

Die Fließkurve bei Raumtemperatur und die Ergebnisse der Zugversuche an gekerbten Rundzugproben mit Kerbradien von $R = 4$ mm und $R = 10$ mm dienen als Eingangsparameter für die numerische Modellierung sowie zur Bestimmung der mikromechanischen Schädigungsparameter und werden in den entsprechenden Kapiteln dargestellt und diskutiert.

7.1.2 Rißwiderstandsverhalten

In Tabelle 7-2 sind die für seitengekerbten C(T)-Proben der Dicken 6,25 und 12,5 mm in L-S - bzw. L-T - Lage bei 23 °C nach der Mehrprobentechnik ermittelten Parameter der Rißwiderstandskurven des J -Integralkonzeptes sowie die daraus abgeleiteten Rißinitierungskennwerte zusammengefaßt. Bild 7-3 verdeutlicht grafisch den Verlauf der Rißwiderstandskurven sowohl der Proben mit erodiertem Ausgangsfehler als auch mit Ermüdungsanriß. Aufgrund des ungenügenden Anpassungsvermögens der Regressionsfunktion nach ESIS P2-92 im Bereich oberhalb der Grenze des J -kontrollierten Rißwachstums ab Δa_{max} werden in Tabelle 7-2 ergänzend die Parameter der jeweiligen best fit - Kurvenanpassung für den gesamten untersuchten Δa -Bereich angegeben.

Mit Ausnahme einer C(T)12,5sg-Probe mit Anriß, die nach $\Delta a = 3,04$ mm instabil durch Spaltbruch versagte,

zeigten alle untersuchten Proben bis zum jeweiligen Versuchsabbruch ausschließlich duktiles Rißwachstum.

7.1.3 Rohrversuche

In den Bildern 7-4 und 7-5 sind für den Versuch am Rohr ohne Fehler der Kraft-Durchbiegungs-Verlauf an der 6-Uhr-Position und die Entwicklung der Ovalisierung in Abhängigkeit von der Kraft dargestellt. Für die Fehlergeometrien $\alpha = 60^\circ$ (Rohr 1) und $\alpha = 90^\circ$ (Rohre 2 und 5) sind die experimentellen Kraft-Durchbiegungskurven in den Bildern 7-6 bis 7-8 sowie die Ovalisierungsverläufe in den Bildern 7-9 bis 7-11 abgebildet.

Die Bilder 7-12 bis 7-14 zeigen die Kraft-Kerböffnungs-Kurven der Versuche mit Fehlerwinkeln von $\alpha = 60^\circ$ (Rohr 1) und $\alpha = 90^\circ$ (Rohre 2 und 5). Aus den Darstellungen geht hervor, daß bei allen drei Versuchen die plastische Grenzlast überschritten wurde, danach jedoch Instabilität auftrat.

Die Bruchflächenanalyse lieferte für beide Fehlerwinkel prinzipiell ähnliche Ergebnisse (Bilder 7-15 bis 7-17): Stabiles Rißwachstum führte jeweils zur Ausbildung eines Lecks, worauf Spaltbruchinstabilität ausgehend vom stabil gewachsenen Riß folgte, wie beispielhaft in den Bildern 7-18 und 7-19 anhand von REM-Bildern der Bruchflächenmikrostruktur dokumentiert ist. Der Spaltbruch wurde beim Rohr mit 60°-Fehler nach einem Laufweg von weiteren 60° auf jeder Seite und bei den Rohren mit 90°-Fehlern nach jeweils weiteren 45° gestoppt.

Während bei den Rohren mit 90°-Fehler kein stabiles Rißwachstum in Umfangsrichtung auftrat, kam es beim 60°-Fehler am Kerbauslauf etwa in der Mitte der Wanddicke, wo eine höhere lokale Spannungsmehrachsigkeit vorliegt als am Rand, zur Ausbildung eines Spikes in der Rißfront von ca. 4 mm Länge in Umfangsrichtung (Bild 7-15). Ausgeprägtes stabiles Rißwachstum in Umfangsrichtung trat jedoch auch hier nicht auf.

In der Tabelle 7-3 sind die auf den Bruchflächen mittels Meßmikroskop ausgemessenen Beträge des stabilen Rißwachstums angegeben. Dabei erfolgte die Messung jeweils näherungsweise senkrecht zur Kontur des mechanischen Kerbs in Schritten von $\Delta x = 1,1$ mm ausge-

hend von der 6-Uhr-Position als Symmetriezentrum bei $x = 0$ mm.

An den 6-Uhr-Positionen der fehlerbehafteten Rohre (Rohre 1, 2 und 5) wurden nach dem Freilegen der Bruchflächen nach den Versuchen jeweils plastische Einschnürungen in Wanddickenrichtung von 2,5 mm gemessen. Die anhand der Bruchflächen erfolgte Abschätzung der vor dem instabilen Versagen erreichten Leckagewinkel γ an der Rohrinneenseite ergab für Rohr 1 (60°-Fehler) $\gamma = 40^\circ$, Rohr 2 (90°-Fehler) $\gamma = 60^\circ$ und Rohr 5 (90°-Fehler) $\gamma = 65^\circ$.

Mit dem Ziel, den experimentellen und den durch numerische Simulation bestimmten Leckagequerschnitt vergleichen zu können, wurde für Rohr 2 (90°-Fehler) nach dem paßgenauen Zusammensetzen der Bruchflächen ausgehend von der 6-Uhr-Position der plastische Anteil der Rißöffnung an der Rohrinne wand (Rißspitzenöffnung) mittels Meßmikroskop vermessen. Aufgrund der vorhandenen Symmetrie wurde nur der halbe Fehlerwinkel ausgewertet. Die Meßergebnisse sind in Tabelle 7-4 zusammengefaßt.

Die Analyse des Rißinitiierungs- und Leckageverhaltens erfolgte, wie im Abschnitt 5.3.3 detailliert beschrieben, unter Einsatz der zerstörungsfreien Verfahren Ultraschallprüfung, Schallemissionsprüfung, DCPD-Verfahren und optische Analyse.

Die DCPD-Methode lieferte die in den Bildern 7-20 (60°-Fehler, Rohr 1), 7-21 (90°-Fehler, Rohr 2) und 7-22 (90°-Fehler, Rohr 5) für die einzelnen Potentialmeßstellen zusammengefaßten Signalverläufe in Abhängigkeit von der Kerböffnung an der 6-Uhr-Position. Aus dem Verlauf der Potentialsignale wurden die in Tabelle 7-5 aufgelisteten Kraft-, COD- bzw. Verschiebungswerte zum Zeitpunkt der Rißinitiierung an der jeweiligen Potentialabgriffsposition am Fehler sowie der Leckagezeitpunkt an der 6-Uhr-Position bestimmt. Unter Verwendung dieser Werte wurde in den Bildern 7-23 bis 7-25 die Einordnung des Bereichs des stabilen Rißwachstums an der 6-Uhr-Position in Bezug auf den gesamten Versuch grafisch dargestellt.

In den Bildern 7-26 und 7-27 sind für die Rohre 1 (60°-Fehler) und 2 (90°-Fehler) Ergebnisse der Schallemissionsprüfung unter Verwendung der im Kerbbereich georteten Ereignisse zusammengefaßt. Abgebildet sind jeweils die Prüfkraft, die SE-Energien mit überlagerter Energiesummenkurve sowie die SE-Amplituden der von den Kanälen 2, 3 und 5 im Kerbbereich registrierten Signale (Hits) georteter Ereignisse (Events) als Funktion der Zeit. Beim Rohr 1 (60°-Fehler) treten die ersten beiden singulären SE-Events bei Meßzeiten von 3500 s ($F = 1045$ kN, $A = 53$ dB) und 3944 s ($F = 1175$ kN, $A = 61$ dB) auf, die jedoch nicht als Rißinitiierungspunkte zu interpretieren sind. SE-Ereignisse in kontinuierlicher Folge werden ab 5214 s ($F = 1395$ kN, $A \leq 58$ dB) registriert. Für Rohr 2 (90°-Fehler) zeigt Bild 7-27, daß erste SE-Events bei einer Meßzeit von 1800 s und ein weiteres singuläres Ereignis bei 5200 s geortet

werden. Analog zum Rohr 1 sind diese nicht als Rißinitiierungspunkte im Sinne einer bruchmechanischen Analyse anzusehen. Events, die sich aus dem Amplitudenbereich der US-Signale herausheben, werden kontinuierlich ab 5450 s ($F = 1215$ kN, 47 dB $\leq A \leq 59$ dB) sowie oberhalb 6340 s ($F \geq 1380$ kN, $A \leq 60(\dots 82)$ dB) registriert.

Bei der SE-Prüfung am Rohr 5 (90°-Fehler) mit einem zur Erhöhung der Empfindlichkeit des Verfahrens abgesenkten Schwellenwert von 40 dB verursachte die Triggerung auf mit der Belastung zunehmende Störgeräusche mit Amplituden von 40 bis 47 dB einen Datenüberlauf. Nach nunmehr vorliegenden Erfahrungen zum Einsatz des Verfahrens bei bruchmechanischen Prüfungen an servohydraulischen Maschinen [1] gehen derartige Störungen von der Hydraulik der Maschinen aus und können wie im vorliegenden Fall trotz des Einsatzes von Filterprozeduren im Replay zur Nichtauswertbarkeit des Versuches führen.

Die aus der SE- und US-Prüfung abgeleiteten Rißinitiierungszeitpunkte sind ebenfalls in Tabelle 7-5 enthalten.

Mit Hilfe der bei Rohr 5 (90°-Fehler) praktizierten optischen Analyse wurde die Entwicklung der Deformation und Einschnürung an der Rohrinne wand im Kerbbereich in diskreten Schritten dokumentiert und das Leckwachstum quantitativ abgeschätzt (Bild 7-28). In Bild 7-28 wird gezeigt, daß, ausgehend von in Umfangsrichtung verlaufenden streifenförmigen Bereichen mit gleichmäßiger Einschnürung in Wanddickenrichtung, eine Lokalisierung der Verformung an der 6-Uhr-Position auftritt. Dort wird, angezeigt durch veränderte Oberflächenreflexion im Einschnürbereich, im Kraftintervall zwischen 1236 kN und 1195 kN auf einer Länge von ca. 30 mm die Leckage erreicht. Anschließend wurde das Leckwachstum noch bis zu einer Länge von ca. 100 mm dokumentiert. Der auf diese Weise bestimmte Leckagezeitpunkt ist in Tabelle 7-5 vergleichend den Daten der anderen zerstörungsfreien Verfahren gegenübergestellt.

7.1.4 Bewertung des Versagensverhaltens mittels Ingenieurverfahren

Im Bild 7-29 ist die Abhängigkeit des Versagensmomentes M_y nach dem plastischen Grenzlastverfahren für den Fall des Außenumfangsfehlers bei verschiedenen Rißtiefenverhältnissen a/t sowie einen durchgehenden Fehler (Schlitz) dargestellt. Für die Rohre 1 (60°-Fehler) und 2 (90°-Fehler) wurden die entsprechenden Versagenspunkte unter Ansatz der im Experiment erreichten maximalen Beanspruchung sowie ergänzend bei Rißinitiierung berechnet und eingetragen.

Analog dazu zeigt Bild 7-30 die Gegenüberstellung der experimentellen Versagenspunkte und der theoretischen

schen Versagenskurven auf der Basis des lokalen Grenzspannungskonzeptes.

Die Analyse des Versagensverhaltens von Rohr 1 (60°-Fehler) und Rohr 2 (90°-Fehler) mit Hilfe des R6-Verfahrens erfolgte sowohl unter Verwendung der general curve (Option 1) als auch der material specific curve (Option 2) mittels Kategorie 1 – und Kategorie 3 – Analysen (Bilder 7-31 und 7-32).

Die Bilder 7-33 und 7-34 zeigen die mit Hilfe des Engineering Treatment Models zur Bewertung der Rißinitiierung sowie der Instabilität aufgestellten Crack Driving Force Diagramme für die Rohre 1 (60°-Fehler) und 2 (90°-Fehler) [2]. Die Rißinitiierungslast entspricht der Last, für die die J -Bauteilkurve die Rißwiderstandskurve des Werkstoffs im Punkt der experimentell ermittelten Rißinitiierungszähigkeit schneidet. Die Instabilitätslast erhält man, wenn die entsprechende J -Bauteilkurve die Rißwiderstandskurve des Werkstoffs nur in einem Punkt tangiert.

In Tabelle 7-6 sind die auf der Basis der angewendeten Bewertungskonzepte bestimmten Versagenslasten vergleichend zusammengefaßt.

7.2 Numerische Ergebnisse

7.2.1 Ergebnisse zur Bestimmung der Materialparameter der duktilen Schädigung

Die Materialparameter der duktilen Schädigung teilen sich in zwei Gruppen auf. Der Anfangshohlraumvolumenanteil f_0 , die mittlere Vergleichsdehnung ε_n sowie der Volumenanteil f_n von Einschlüssen, an denen neue Hohlräume entstehen können, werden durch Erfahrungswerte [3] sowie durch die quantitative Auswertung von Gefügebildern bestimmt. Demgegenüber werden der kritische und der endgültige Hohlraumvolumenanteil, f_c und f_n , über die Anpassung der Ergebnisse von FE-Rechnungen an Versuchsergebnisse bestimmt. Zu diesem Zweck werden Versuche an gekerbten Rundzugproben herangezogen, die unterschiedliche Kerbradien zur Berücksichtigung verschiedener Constraintverhältnisse aufweisen. Vorteilhaft ist darüber hinaus auch die gleichzeitige Anpassung der Materialparameter an mindestens einen Versuch mit einer Bruchmechanikprobe.

Die experimentellen und numerischen Resultate an Rundzugproben mit 4 mm und 10 mm Kerbradius bezüglich der Kraft-Durchmesseränderung zeigen für beide Radien bis zum Versagenspunkt der rechnerischen Analyse eine gute Übereinstimmung, Bild 7-35. In der numerischen Analyse wird der Punkt des Versagens bei geringfügig kleineren Werten der Durchmesseränderung ermittelt als dieses bei den Experimenten der Fall ist. Deshalb wurde gleichzeitig die Analyse des duktilen Rißfortschritts in einer seitengekerbten C(T)6,25-Probe

durchgeführt, wobei sich eine hervorragende Übereinstimmung der Kraft-Riöffnung-Kurven, Bild 7-36, sowie der J -Rißwiderstandskurven ab einem duktilen Rißwachstum von mehr als 0,5 mm zeigt, Bild 7-37. Die großen Sprünge im Anfangsbereich der $J(\Delta a)$ -Kurve sind auf die diskontinuierliche Modellierung des duktilen Rißfortschritts durch das Versagen einzelner, finiter Elemente zurückzuführen.

Die Ergebnisse der Simulationen des duktilen Versagens der Rundzugproben und insbesondere der C(T)-Probe belegen somit die Brauchbarkeit des ermittelten Satzes von Materialparametern Tabelle 7-7.

7.2.2 Ergebnisse der FE-Analysen an einem Rohr ohne Fehler

Die Simulation des Versuchs mit einem Rohr ohne Fehler erfolgte unter Berücksichtigung elastisch-plastischen Materialverhaltens mit der Fließkurve entsprechend Bild 5-8. Die gemessene Wandstärke des Rohres betrug 16,2 bis 17,1 mm, woraus sich ein Mittelwert von 16,62 mm ergab. Der Außenradius wurde zu 136,84 mm bestimmt, während die jeweiligen Nennwerte 16 mm bzw. 136 mm betragen. Zur Modellierung der Geometrie wurden die aktuell gemessenen Werte herangezogen. Die Belastung des Rohres erfolgte bei der Simulation verschiebungsgesteuert bis zu einer Verschiebung von etwa 14 mm, was im Experiment dem Kolbenweg entsprach.

Zur Untersuchung des Reibungseinflusses wurde die rechnerische Analyse sowohl ohne Reibung ($\mu = 0$) als auch mit Reibung ($\mu = 0,1$) durchgeführt. Aus dem in Bild 7-38 dargestellten Vergleich der Kraft-Verschiebung-Kurven dieser beiden Rechnungen mit dem Experiment ist ersichtlich, daß die Ergebnisse der Rechnung mit Reibung und die des Experiments nahezu identisch sind, was die Güte der Rechnung unter Beweis stellt. Allenfalls im Anfangsbereich ergaben sich leichte Unterschiede, die auf Setzungen innerhalb des Versuchsaufbaus zurückzuführen sein dürften. Entscheidend ist aber, daß die Steigungen der Kraft-Verschiebungskurven im elastischen Anfangsbereich übereinstimmen, da sich dabei Defizite der Modellierung am ehesten bemerkbar machen würden. Deutlich ist zu erkennen, daß die Reibung einen merklichen Einfluß auf die Ergebnisse der Simulation hat. Die berechnete Kraft ohne die Berücksichtigung von Reibung liegt deutlich unterhalb jener mit Reibung bzw. der aus dem Experiment. Hieraus ist zu schließen, daß bei direktem Kontakt zwischen Auflagern und Rohr im Experiment (ohne Teflonfolie) die Berücksichtigung von Reibung bei der Simulation erforderlich ist.

Ein weiterer Beweis für die Richtigkeit der FE-Rechnung geht aus dem Vergleich der horizontalen und vertikalen Ovalisierungen nach Bild 7-39 hervor. Bei den kleineren Diskrepanzen zwischen Experiment und rechnerischer Analyse im Anfangsbereich ist zu bedenken, daß es sich dabei um etwa 0,2 mm bei einem äußeren Nenndurch-

messer von 270 mm handelt, so daß die Abweichungen zwischen Versuch und Rechnung als gering anzusehen sind. Die deutliche Zunahme der Ovalisierung am Ende des Prozesses wird durch das Modell bei Berücksichtigung von Reibung richtig erfaßt, während ohne Berücksichtigung von Reibung die Ovalisierung früher eintritt, womit sich bei dieser Rechnung dann Diskrepanzen zum Experiment ergeben. Deutlich ist wiederum zu erkennen, daß die Ergebnisse der Rechnung mit Reibung und die experimentellen Resultate nahezu identisch sind.

7.2.3 Ergebnisse der FE-Analysen an einem Rohr mit 90 °-Außenumfangsfehler

Die Kraft-Durchbiegungs-Kurven für das Rohr mit einem 90°-Fehler sind für Versuch und Rechnung in Bild 7-40 gegenübergestellt. Hierbei zeigt sich, daß die Kraft offensichtlich durch die FE-Rechnung überschätzt wird und somit die FE-Modellierung zu steif ist. Eine vergleichbare Tendenz ist in Bild 7-41 zu sehen, wo die Kraft über der Rißöffnung in der 6-Uhr-Position sowohl für den Versuch als auch für die Rechnung aufgetragen ist. Jedoch wird die Lage des Kraftmaximums für beide Fälle richtig erfaßt. Mit dem Erreichen des Bereiches der konstant verlaufenden Kraft nach Leckbeginn findet in beiden Bildern eine Angleichung der numerisch ermittelten Kraft an den Versuchswert statt. Am Ende des Prozesses sind die Kräfte aus dem Experiment und der Simulation nahezu identisch, was sowohl für die Durchbiegung an der 6-Uhr-Position als auch für die Rißöffnung (COD) zutrifft. Der Punkt des Leckbeginns in der numerischen Analyse folgt aus dem endgültigen Hohlraumvolumenanteil, der dann erstmals in der 6-Uhr-Position über die gesamte Wandstärke erreicht ist.

Die Überschätzung der Kräfte kommt dabei durch die extrem feine Elementierung im Bereich des Risses und deren vergleichsweise schnellen Abbau in Längsrichtung zustande, Bild 5-12. Dabei führt der Bereich mit den kleinen Elementen zu einer erhöhten Steifigkeit der gesamten Struktur, was sich wiederum in einer Überschätzung der Kräfte bemerkbar macht. Die Lösung für dieses Problem würde lediglich in einem weniger schnellen Abbau der feinen Elemente in Längsrichtung bestehen, Bild 5-12, was jedoch mit den verfügbaren Rechnerkapazitäten nicht realisierbar war. Hinzu kommt, daß die Auswertung der Rechnung für ein solches Netz noch aufwendiger geworden wäre.

Die Gegenüberstellung der numerischen und experimentellen Resultate der horizontalen und vertikalen Ovalisierung erfolgt in Bild 7-42. Dabei werden die experimentell ermittelten Kräfte wie bei den vorherigen Bildern aus den aufgeführten Gründen ebenfalls überschätzt. Auch wird wie bei dem Rohr ohne Fehler, Bild 7-39, die Ovalisierung um etwa 0,2 bis 0,3 mm überschätzt, was auch hier angesichts des Außendurchmessers des Rohres von etwa 270 mm als gering zu

bewerten ist. Entscheidend ist jedoch, daß die Maximalwerte der Ovalisierungen, die Änderung deren Vorzeichen sowie der Punkt des Erreichens einer konstanten Kraft im Modell richtig erfaßt werden.

Zur Illustration ist in den Bildern 7-43a und 7-43b für unterschiedliche Belastungsstadien der jeweils erreichte duktile Rißfortschritt dargestellt. Dazu ist der Hohlraumvolumenanteil f in der y - z -Ebene im Bereich des Kerbes aufgetragen. Der blaue Bereich in diesen Bildern zeigt jeweils den Anfangshohlraumvolumenanteil f_0 , während der endgültige Hohlraumvolumenanteil f_f und damit duktiler Rißfortschritt in den roten Bereichen erreicht ist. Die zwischen dem Anfangs- und Endwert auftretenden Werte des Hohlraumvolumenanteiles f sind auf sehr kleine Bereiche begrenzt und mit den verbleibenden Farben in den Bildern 7-43a und 7-43b dargestellt. Erwartungsgemäß tritt Rißinitiierung an der 6-Uhr-Position auf. Bis zur maximalen Belastung tritt duktiler Rißwachstum vor allem in Umfangsrichtung auf. Daran anschließend bildet sich an der 6-Uhr-Position ein Bereich aus, in dem der Riß in Wanddickenrichtung voreilt. Danach wird das Leck nahezu gleichzeitig auf etwa 20° des Umfangs erreicht, Bild 7-43b.

Der Riß wächst nun in Umfangs- und Wanddickenrichtung gleichzeitig, bis sich das Leck auf etwa 32° des Umfangs erstreckt. Nach Erreichen des Kerbauslaufs in der 45°-Position wächst der Riß in der gesamten Wanddicke weiter. Da in diesem Stadium im Experiment Spaltbruch auftrat, wurde die Rechnung an dieser Stelle angehalten und nicht weiter fortgeführt.

Zur Erreichung und Beurteilung des eigentlichen Ziels dieser Untersuchungen ist in Bild 7-44 die Lecköffnung entlang des Umfangs aufgetragen. Die numerischen Werte für die Lecköffnung wurden dabei direkt aus den Verschiebungen der Knotenpunkte, die auf dem Innenrand des Rohres lagen, für unterschiedliche Zeitpunkte entnommen. Jeder Zeitpunkt war dabei so definiert, daß das Element, das direkt am Innenrand liegt, den endgültigen Hohlraumvolumenanteil f_f erreichte. Von Seiten des Experiments stand die Rißkonfiguration am Ende des Versuchs entsprechend Bild 7-44 zur Verfügung. Die Ermittlung dieses Rißöffnungsprofils erfolgte durch das Zusammensetzen der Bruchflächen aus Bild 7-16 sowie der lichtmikroskopischen Vermessung des daraus folgenden Rißöffnungsprofils, Tabelle 7-4.

Durch Integration des Rißöffnungsprofils entlang des Umfangswinkels wurden aus den Werten von Bild 7-44 die Rißöffnungsquerschnitte berechnet und in Bild 7-45 über der Durchbiegung in der 6-Uhr-Position $f_{6\text{Uhr}}$ aufgetragen. Aus dem Experiment stand aus den genannten Gründen lediglich der Endwert des Rißöffnungsquerschnittes zur Verfügung.

Bei der FE-Analyse sind auch alle weiteren mechanischen Größen verfügbar. So ist in Bild 7-46 beispielsweise die Rißöffnungsspannung am Ende des Belastungsprozesses, als im Experiment Spaltbruch auftrat, dargestellt. Der Zeitpunkt der Darstellung der Rißöff-

nungsspannung ist damit identisch mit der Darstellung des duktilen Rißfortschritts in Bild 7-43b bei $f_{6Uhr} = 17,94$ mm. Die maximale Rißöffnungsspannung σ_{xx} beträgt nach Bild 7-46 etwa 2300 MPa, wobei es sich um einen vergleichsweise hohen Wert handelt.

Zur Untersuchung des aufgetretenen Spaltbruchs wird die Entwicklung der Spannungsmehrachsigkeit χ in der Rißebene während des gesamten Prozesses aufgezeichnet und analysiert. Dazu sind die Ergebnisse in Bild 7-47 für ausgewählte Stadien dargestellt. Zu Beginn des Prozesses bei Rißinitiierung beträgt die maximale Mehrachsigkeit etwa 1,5. Bei einem Leck von 26° steigt dieser Wert auf etwa 2,5 an. Zunehmender duktiler Rißfortschritt führt zu einer weiteren Krümmung der Rißfront, was eine Zunahme der maximalen Mehrachsigkeit auf 3,5 bei einem Leck 32° und schließlich bis zum Maximalwert von 4 bei einem Öffnungswinkel von 36° bewirkt.

Die Aussagen von Bild 7-47 werden in den Bildern 7-48a und 7-48b weiter quantifiziert. In diesen Diagrammen stellt ein Wert der Spannungsmehrachsigkeit χ jeweils deren Maximum in Radialrichtung zu dem entsprechenden Rohrumfangswinkel φ und zu dem genannten Belastungsstadium dar. Zu Beginn des duktilen Rißwachstums beträgt die Spannungsmehrachsigkeit etwa 1,5 im mittleren Bereich der Rißfront, während am Kerbauslauf Werte von etwa 2 erreicht werden, Bild 7-48a. Bei Leckagebeginn stellt sich ein weiteres lokales Maximum der Mehrachsigkeit von 2,3 bei einem Umfangswinkel von 23° ein. Zunehmendes Rißwachstum bewirkt bei Erreichen des Kerbauslaufs durch den duktilen Rißfortschritt, daß sich vor der aktuellen Rißfront jeweils ein lokales Maximum der Mehrachsigkeit ausbildet und das vorhandene, lokale Maximum am Kerbauslauf erhalten bleibt, wie beispielsweise am Verlauf der Kurve $f_{6Uhr} = 16,61$ mm in Bild 7-48b zu erkennen ist. Das lokale Maximum der Spannungsmehrachsigkeit bei dieser Kurve beträgt im Bereich der Rißspitze etwa 3,4 und am Kerbauslauf etwa 2.

Weitere Belastung und zunehmender duktiler Rißfortschritt bewirken, daß die beiden lokalen Maxima der Spannungsmehrachsigkeit zu einem globalen Maximum mit einem Wert von 4 zusammenwachsen, was in Bild 7-48b den Belastungsstadien $f_{6Uhr} = 17,68$ mm und $f_{6Uhr} = 17,94$ mm entspricht. Spaltbruch trat bei dem letztgenannten Belastungsstadium auf. Numerisch wurde die Rechnung darüber hinaus fortgesetzt. Die Kurve zu $f_{6Uhr} = 18,21$ mm in Bild 7-48b zeigt, daß die maximale Mehrachsigkeit dann wieder auf Werte von 3 abnimmt.

Ein Vergleich der Orte, an denen die maximale Spannungsmehrachsigkeit $h_{max} = \max(\chi)$, die zeitlich und örtlich während des gesamten Prozesses auftrat, und dem Ort des Spaltbruchinitiierungsbereiches entsprechend der fraktografischen Aufnahme der Bruchfläche,

ist in Bild 9-49 dargestellt. Dazu wurde die Bruchfläche aus Bild 7-16 seitenverkehrt abgebildet.

Bei dem gesamten Prozess handelt es sich um großes, duktiles Rißwachstum, bei dem übliche konventionelle Bruchmechanikkonzepte ihre Gültigkeit verlieren und deshalb nicht mehr angewendet werden können. Jedoch bieten die vorliegenden numerischen Daten durchaus die Möglichkeit, die Ergebnisse konventioneller Konzepte für den Beginn des duktilen Rißwachstums an dem Rohr darzustellen und zu verifizieren. Dazu wurden nähere Auswertungen bis zum Auftreten der ersten Leckage vorgenommen. In Bild 7-50 ist der Bereich des Anfangsfehlers in der x-y-Ebene aus Bild 5-12 vergrößert und um die y-z-Ebene gespiegelt zusammen dargestellt. Ergänzend ist in Bild 7-50 die Definition der Rißöffnungsverschiebung δ_5 vermerkt [4].

In den Bildern 7-51 und 7-52 sind dazu vergleichend J- und δ_5 -Rißwiderstandskurven aus numerischen Untersuchungen für eine C(T)25sg-Probe, eine M(T)25sg-Probe sowie eine C(T)6,25sg-Probe dargestellt. Zusätzlich sind die entsprechenden Werte aus der FE-Analyse des Rohres in beiden Bildern aufgetragen. Die ursprüngliche Wandstärke des Rohres im Bereich des mechanischen Kerbs betrug mit $a/t = 0,5$ etwa 8,3 mm. Aufgrund der starken Einschnürung des Rohres beträgt die Wandstärke bei Erreichen des Lecks etwa 6,3 mm, so daß dieser Maximalwert auf der Abszisse der Bilder 7-51 und 7-52 aufgetragen ist. Das bedeutet, daß alle Werte für den duktilen Rißfortschritt in diesen beiden Bildern über der aktuellen Koordinate angegeben sind.

Literatur zu Kapitel 7

- 1 Bohse, J., Krietsch, T.: Schallemissionsprüfung bei der 4-Punkt-Biegung von Stahlrohren mit Außenumfangskerb, BAM-interner Prüfbericht, BAM Berlin, Nov. 1997 und Mai 1998
- 2 Beeck, F.: Validierung des Rechenmodells ETM an Hand zylindrischer Komponenten, Diplomarbeit Fachhochschule Flensburg/GKSS Geesthacht, 1998
- 3 Aurich, D., Klingbeil, D.: Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien aus der Kerbschlagarbeit. Forschungsbericht 228, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, 1998
- 4 Schwalbe, K.-H., Hellmann, D.: Correlation of stable crack growth with J-Integral and crack tip opening displacement, effects of geometry, size and material. Report GKSS 84/E/37, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, 1984

Tabellen zu Kapitel 7

Tabelle 7-1:
Mechanisch-technologische Eigenschaften des untersuchten Rohrwerkstoffes 15NiCuMoNb5

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	E-Modul [GPa]	A [%] (längs)	Z [%]	K_V [J]	K_{VH} [J]
Sollwert lt. KTA 3211.1 für 15NiCuMoNb5S	≥ 440	610- 760	-	≥ 19	-	≥ 95 ¹⁾ ≥ 66 ²⁾ (20 °C, T-L)	100 ²⁾
Istwert	515	672	206	27	66	-	-
Istwert T-L-Lage	-	-	-	-	-	105 ¹⁾ (20 °C) 98 ²⁾ (20 °C)	159
Istwert L-S-Lage	-	-	-	-	-	133 ± 15 (22 °C, 8 Proben)	176
Istwert L-T-Lage	-	-	-	-	-	127 ± 12 (21 °C, 5 Proben)	170

¹⁾ Mittelwert aus drei Proben, ²⁾ kleinster Einzelwert

Tabelle 7-2:

Rißwiderstandskurvenparameter und Rißinitierungskennwerte für den Rohrwerkstoff 15NiCuMoNb5 ermittelt nach der Mehrprobentechnik gemäß ESIS P2-92 sowie als best fit - Kurvenanpassung im gesamten untersuchten Δa -Bereich

Auswertung gemäß ESIS P2-92, Mehrprobentechnik						
	$J_R = A(\Delta a + B)^C$			J_i	$J_{n,2}$	
	A	B	C	[N/mm]	[N/mm]	
C(T)6,25sg, Anriß, L-S-Lage	631,464	0,08	0,8503	126	214	
C(T)6,25sg, erodiert, L-S-Lage	691,803	0	0,7401	62	210	
C(T)12,5sg, Anriß, L-T-Lage	695,468	0	0,6187	105	257	
C(T)12,5sg, erodiert, L-T-Lage	693,218	0	0,5701	109	277	
Auswertung ohne Exclusion Lines, Mehrprobentechnik						
	$J_R = A\Delta a^4 + B\Delta a^3 + C\Delta a^2 + D\Delta a + E$					Experimentell untersucht bis Δa
	A	B	C	D	E	[mm]
C(T)6,25sg, Anriß, L-S-Lage	-	50,11	-330,9376	762,5644	77,42	2,31
C(T)6,25sg, erodiert, L-S-Lage	-55,3309	339,5246	-843,0764	1120,8031	13,82	2,21
	$J_R = A(\Delta a + B)^C$					
	A	B	C			
C(T)12,5sg, Anriß, L-T-Lage	641,346	0	0,5362	-	-	3,81
C(T)12,5sg, erodiert, L-T-Lage	648,904	0	0,5602	-	-	3,62

Tabelle 7-3:

Stabiles Rißwachstum in Wanddickenrichtung (Messung jeweils näherungsweise senkrecht zur Kontur des mechanischen Kerbs in Schritten von $\Delta x = 1,1$ mm ausgehend von der 6-Uhr-Position als Symmetriezentrum bei $x = 0$ mm)

Meßposition x [*1,1 mm]	Stabiles Rißwachstum [mm]		
	Rohr 1 60°-Fehler	Rohr 2 90°-Fehler	Rohr 5 90°-Fehler
0	6,49	6,45	6,17
5	6,56	6,45	6,15
10	6,53	6,48	6,12
15	6,48	6,41	6,21
20	6,48	6,45	6,17
25	6,44	6,48	6,22
30	6,55	6,44	6,18
35	6,44	5,44	6,20
40	6,50	6,51	6,23
45	4,64	6,18	6,21
50	4,60	6,46	6,19
55	4,87	6,55	6,23
58	5,20	6,54	6,21
60	-	6,59	6,26
65	-	6,02	6,25
70	-	4,80	5,63
75	-	4,16	5,10
80	-	3,60	4,37
85	-	3,18	4,05
90	-	1,26	1,57
91	-	0,78	1,12
92	-	0,27	0,18

Tabelle 7-4:

Plastischer Anteil der Rißspitzenöffnung an der Innenwand von Rohr 2 (90°-Fehler) nach dem Versuch -
Leckspaltöffnung

Halber Fehlerwinkel [°]	0	1	5	10	15	20	25	30	35	40	45
Rißspitzenöffnung [mm]	-*)	2,01	1,93	1,68	1,48	1,32	1,03	0,58	0	0	0

*) aufgrund des Sägeschnittes nicht meßbar

Tabelle 7-5:

Ergebnisse der Untersuchung des Rißinitiierungs- und Leckageverhaltens mittels zerstörungsfreier Prüfmethode

Rohr 1 (60°-Fehler):

Analyseverfahren	Rißinitiierung			Leckage an der 6-Uhr - Position (0°)		
	Kraft [kN]	COD2 (0°) [mm]	f_6-Uhr [mm]	Kraft [kN]	COD2 (0°) [mm]	f_6-Uhr [mm]
US-Prüfung (0°)	1350	0,68	7,56	1490	4,07	16,52
DCPD P1/2 (24°)	1535	1,28	10,26	1483	4,14	16,65
DCPD P3/4 (12°)	1410	0,81	8,25	1485	4,14	16,66
DCPD P5/6 (0°)	1390	0,76	7,94	1480	4,14	16,65
DCPD P7/8 (12°)	1455	0,93	8,80	1487	4,14	16,65
DCPD P9/10 (24°)	1535	1,25	10,16	1495	4,19	16,74
SE-Prüfung (0°)	1395	0,76	7,99	-	-	-

Rohr 2 (90°-Fehler):

Analyseverfahren	Rißinitiierung			Leckage an der 6-Uhr - Position (0°)		
	Kraft [kN]	COD3 (0°) [mm]	f_6-Uhr [mm]	Kraft [kN]	COD3 (0°) [mm]	f_6-Uhr [mm]
US-Prüfung (0°)	1200 - 1300	0,60 - 0,80	6,63 - 7,57	1300	3,87	14,42
DCPD P1/2 (38°)	1370	1,03	8,49	1245	4,23	14,90
DCPD P3/4 (16°)	1250	0,69	7,10	1240	4,26	14,94
DCPD P5/6 (5°)	1220	0,62	6,75	1240	4,26	14,94
DCPD P7/8 (5°)	1235	0,66	6,90	1240	4,26	14,94
DCPD P9/10 (16°)	1250	0,69	7,02	1240	4,26	14,94
DCPD P11/12 (38°)	1365	0,99	8,43	1240	4,26	14,94
SE-Prüfung (0°)	1215	0,61	6,71	-	-	-

Rohr 5 (90°-Fehler):

Analyseverfahren	Rißinitiierung			Leckage an der 6-Uhr - Position (0°)		
	Kraft [kN]	COD3 (0°) [mm]	f_6-Uhr [mm]	Kraft [kN]	COD3 (0°) [mm]	f_6-Uhr [mm]
US-Prüfung (0°)	1050	0,42	5,66	1204	3,72	13,51
DCPD P1/2 (38°)	1370	1,16	9,01	1214	3,68	13,46
DCPD P3/4 (16°)	1170	0,60	6,66	1214	3,68	13,46
DCPD P5/6 (5°)	1100	0,50	6,06	1214	3,68	13,46
DCPD P7/8 (5°)	1055	0,43	5,69	1214	3,68	13,46
DCPD P9/10 (16°)	1170	0,60	6,66	1214	3,68	13,46
DCPD P11/12 (38°)	1390	1,27	9,42	1214	3,68	13,46
SE-Prüfung (0°)	-	-	-	-	-	-
optische Analyse (0°)	-	-	-	1236 - 1195	3,52 - 3,79	13,29 - 13,63

Tabelle 7-6:
Experimentelle und mit Hilfe ingenieurmäßiger Verfahren berechnete Versagenslasten für die Rohre 1 (60°-Fehler) und 2 (90°-Fehler)

	Experiment		plast. Grenzlastverfahren	lok. Grenzspannungskonzept	R6 - Verfahren				ETM	
					Option 1		Option 2			
	Rißinitiierungslast [kN]	Maximallast [kN]	Versagenslast [kN]	Versagenslast [kN]	Kat. 1, Versagenslast [kN]	Kat. 3, Versagenslast [kN]	Kat. 1, Versagenslast [kN]	Kat. 3, Versagenslast [kN]	Rißinitiierungslast [kN]	Instabilitätslast [kN]
					ohne Ovalisierungskorrektur					
60°	1390	1605	1498	1330	1290	1556	1454	1540		
90°	1220	1474	1390	1160	1218	1437	1365	1414		
					mit Ovalisierungskorrektur					
60°					1179	1367	1272	1345	1254	1346
90°					1138	1327	1245	1294	1214	1290

Tabelle 7-7:
Ermittelte Materialparameter der duktilen Schädigung für den Werkstoff 15NiCuMoNb5 bei Raumtemperatur

f_0	f_n	ϵ_n	s_n	f_c	f_f
0,0001	0,008	0,25	0,1	0,022	0,19

Bilder zu Kapitel 7

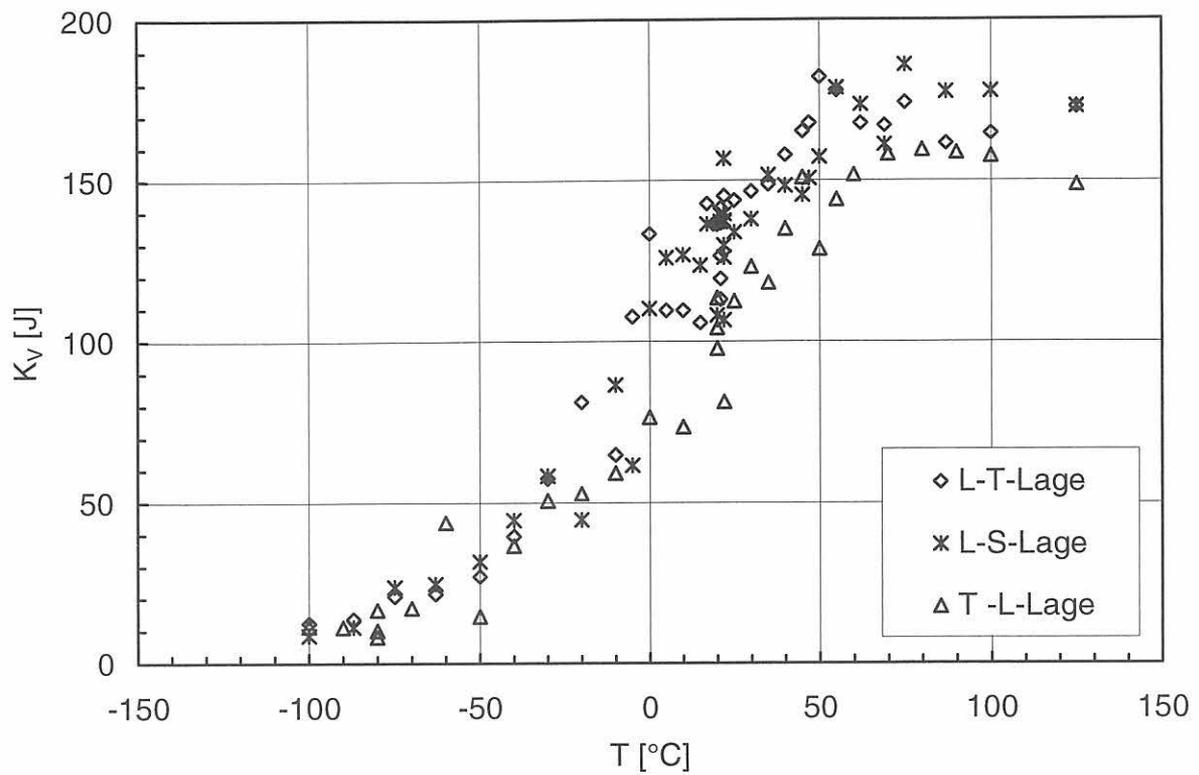


Bild 7-1:
Kerbschlagarbeit K_V in Abhängigkeit von der Temperatur für 15NiCuMoNb5

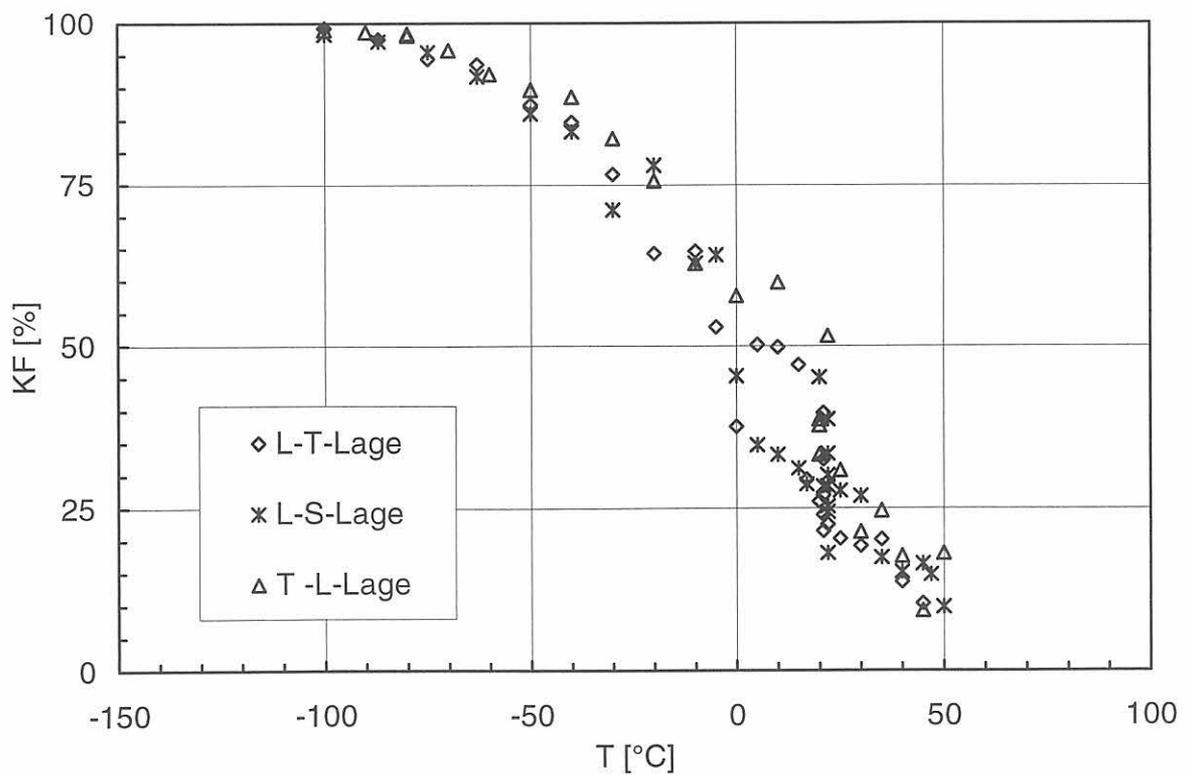


Bild 7-2:
Kristalliner Bruchanteil K_F nach ASTM E23 in Abhängigkeit von der Temperatur für 15NiCuMoNb5

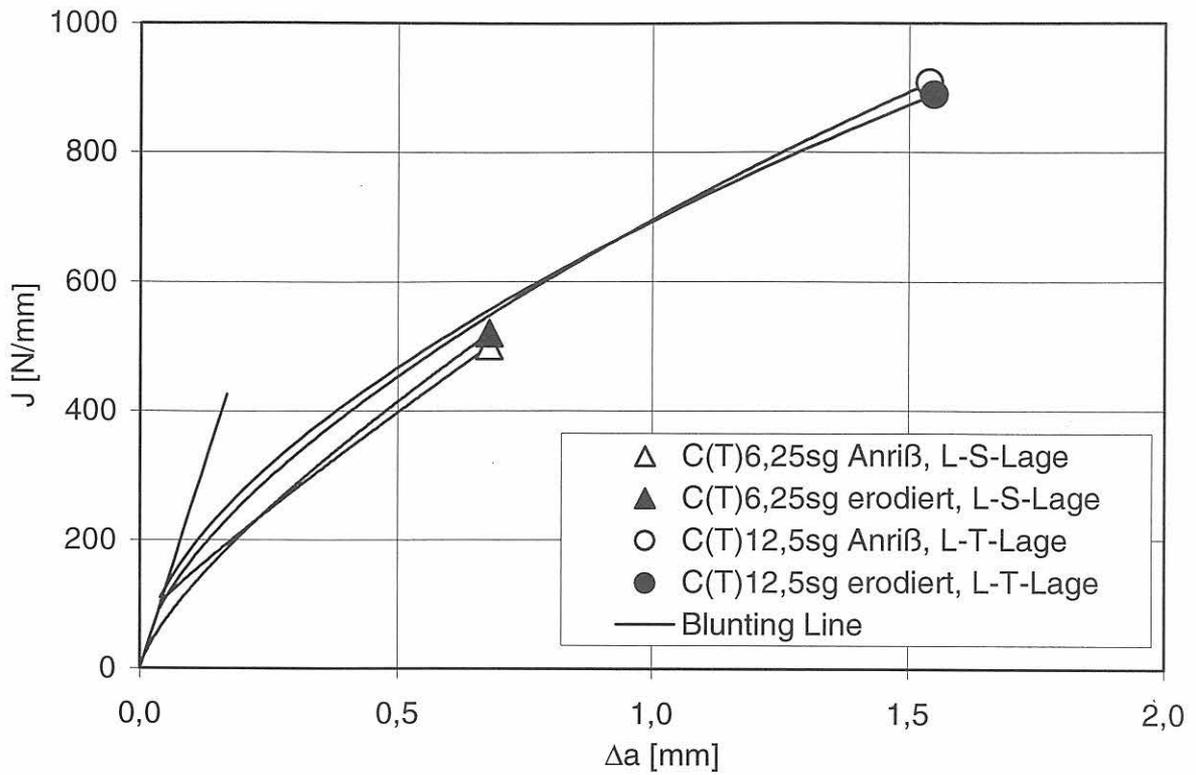


Bild 7-3:
 Ribwiderstandskurven des Rohrwerkstoffs 15NiCuMoNb5 bei 24°C nach der Mehrprobentechnik gemäß ESIS P2-92 für C(T)sg-Proben der Dicken 6,25 und 12,5 mm in L-S- bzw. L-T - Lage mit Ermüdungsanriß und erodiertem Ausgangsfehler

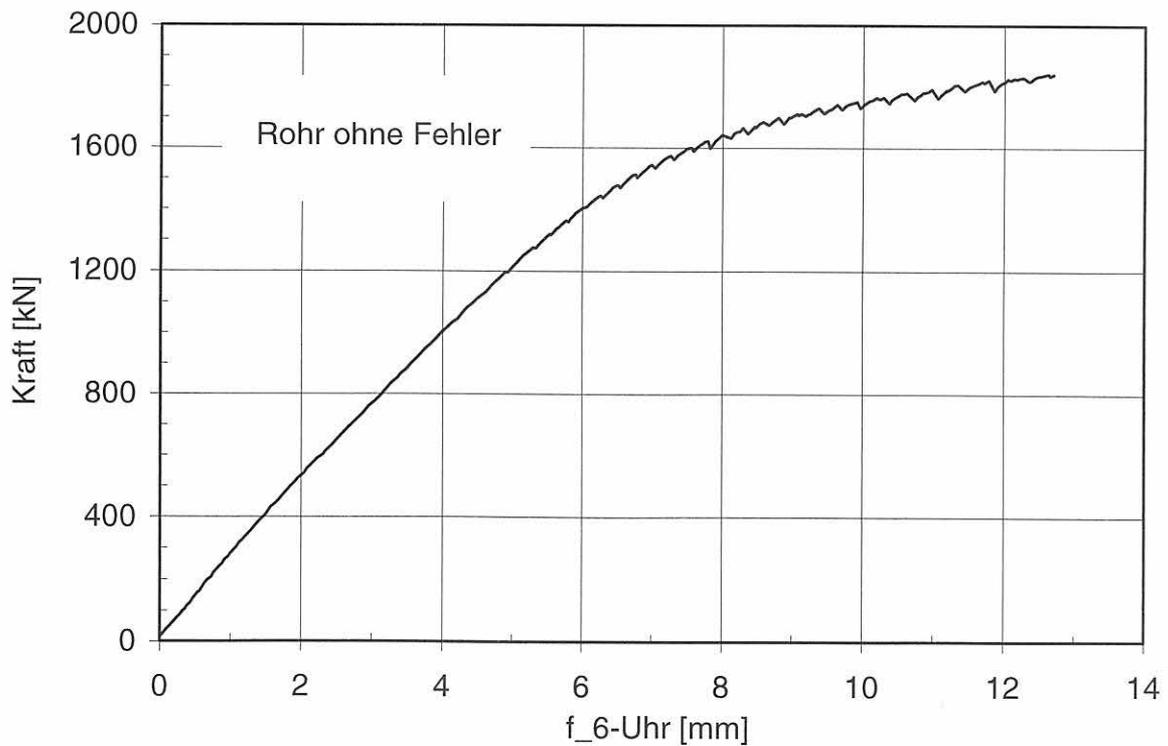


Bild 7-4:
 Verlauf der Kraft in Abhängigkeit von der Durchbiegung an der 6-Uhr - Position für das Rohr ohne Fehler

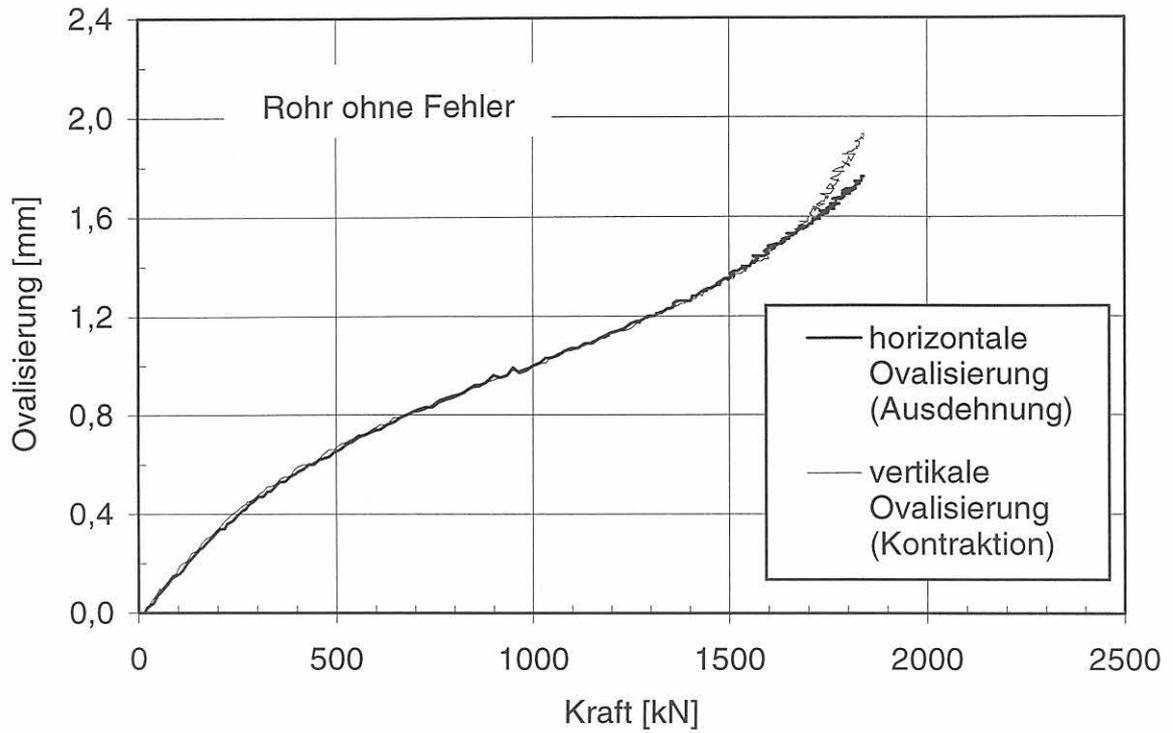


Bild 7-5: Verlauf der horizontalen und vertikalen Ovalisierung in Abhängigkeit von der Kraft für das Rohr ohne Fehler

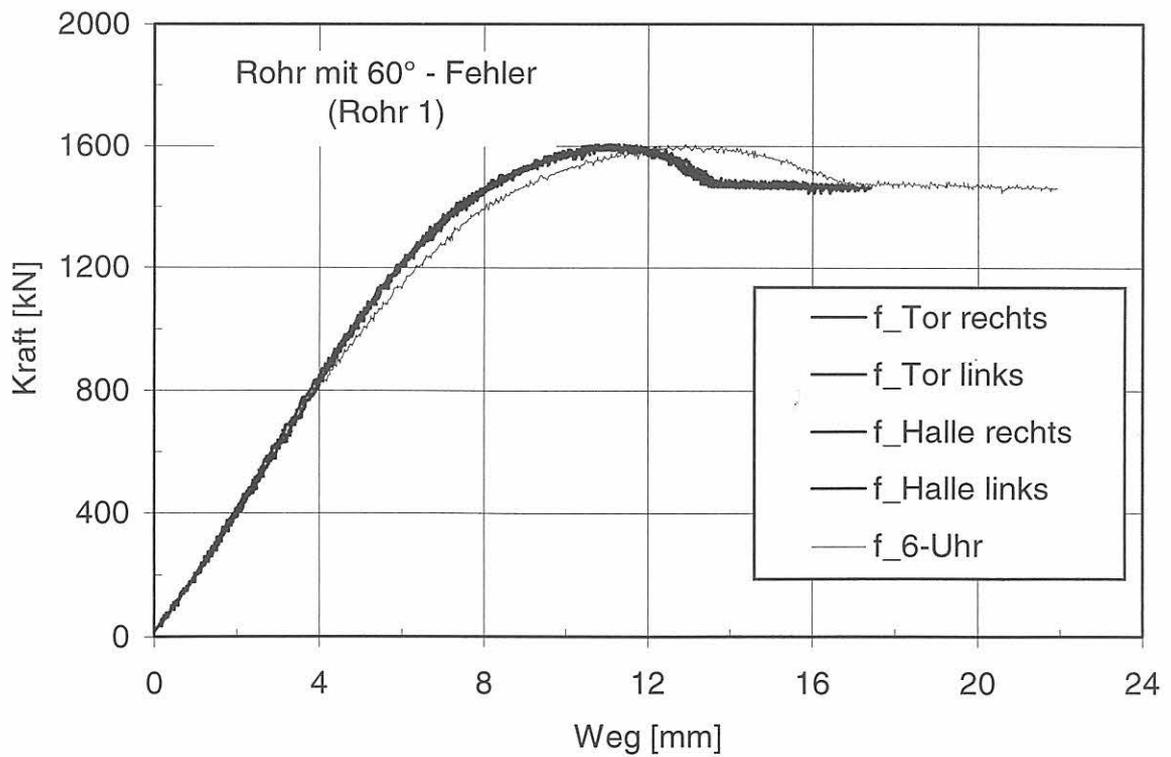


Bild 7-6: Kraft – Weg – Verläufe an den Durchbiegungsmeßstellen am Rohr 1 mit 60°-Fehler

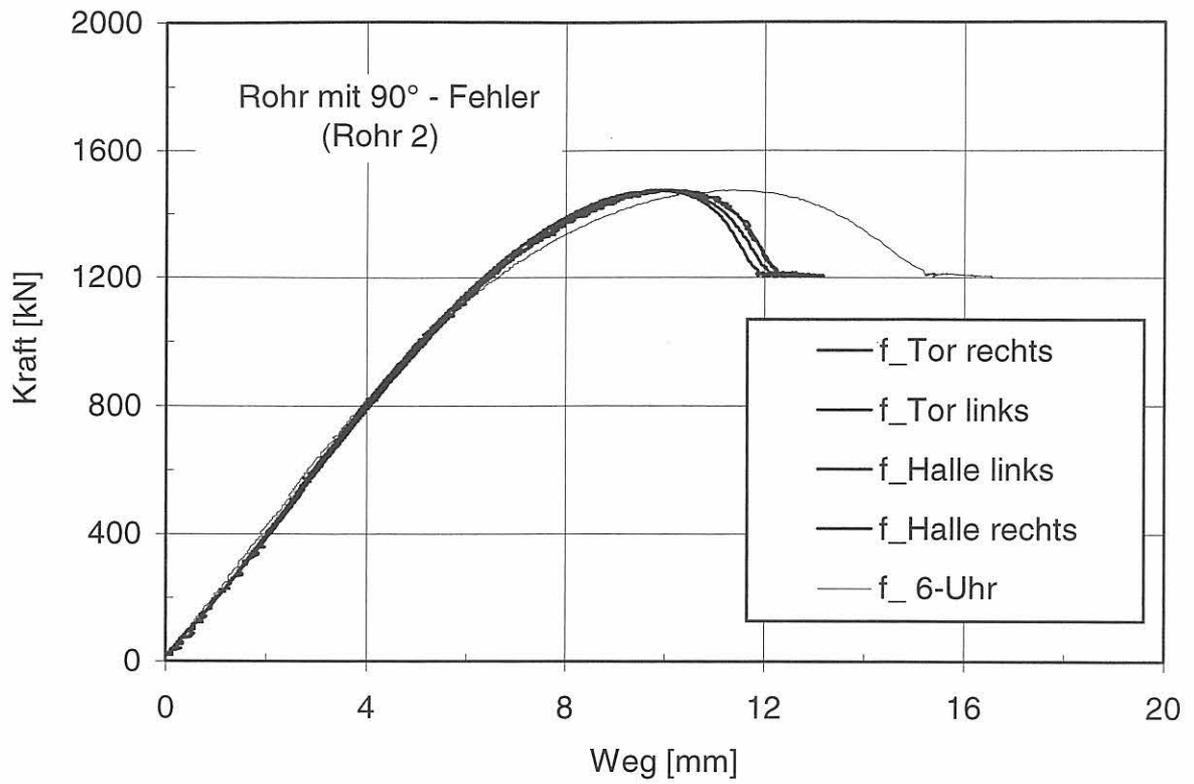


Bild 7-7:
Kraft - Weg - Verläufe an den Durchbiegungsmeßstellen am Rohr 2 mit 90°-Fehler

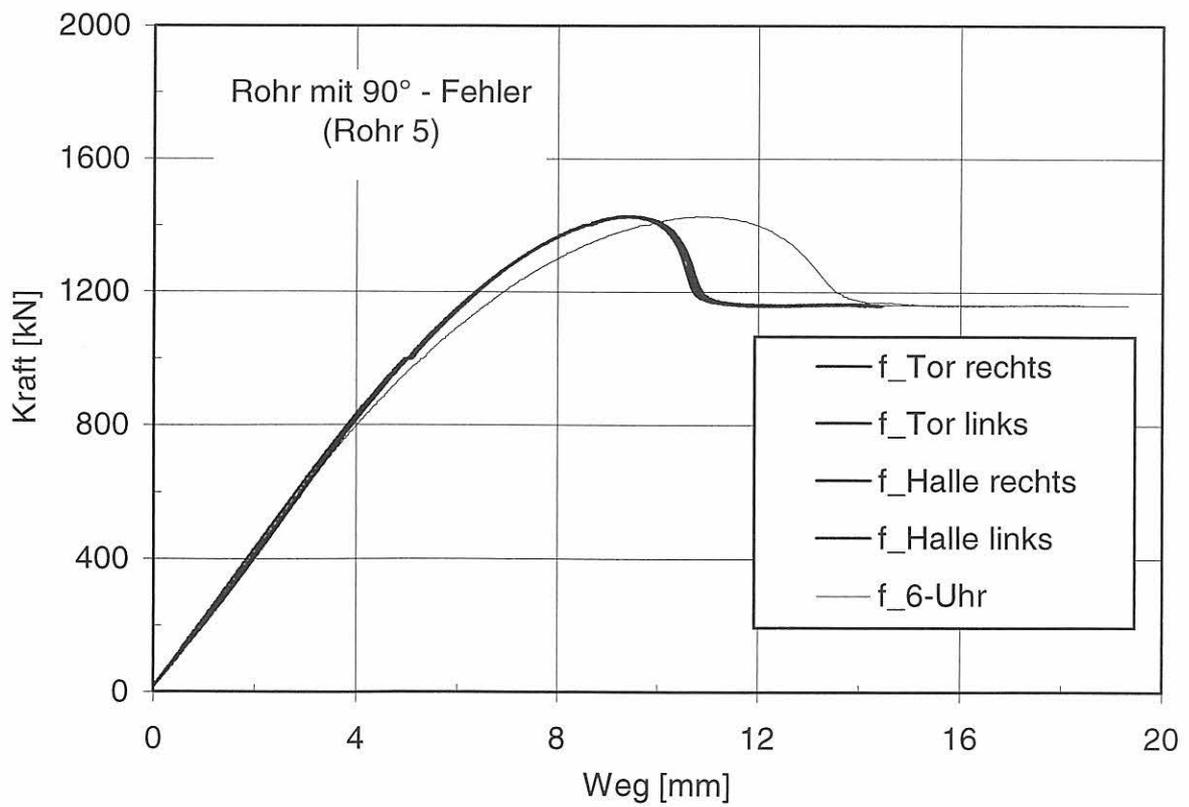


Bild 7-8:
Kraft - Weg - Verläufe an den Durchbiegungsmeßstellen am Rohr 5 mit 90°-Fehler

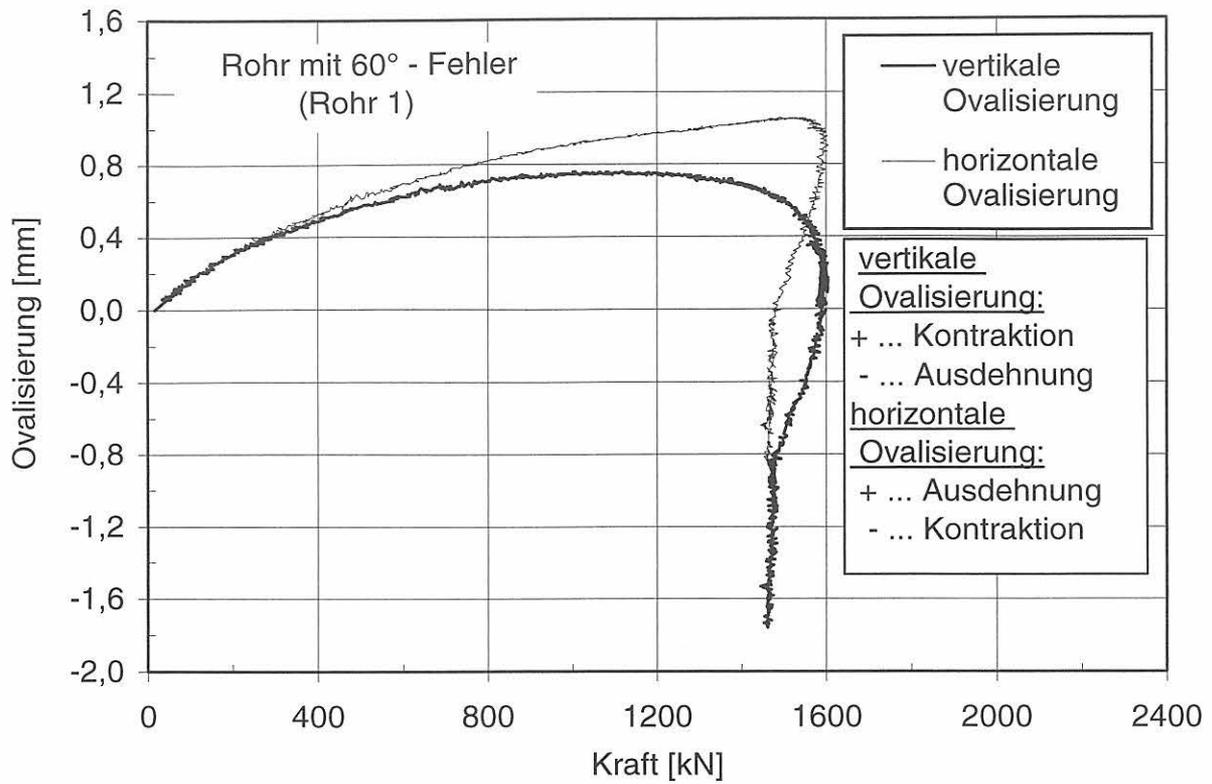


Bild 7-9:
Verlauf der horizontalen und vertikalen Ovalisierung am Rohr 1 mit 60°-Fehler in Abhängigkeit von der Kraft

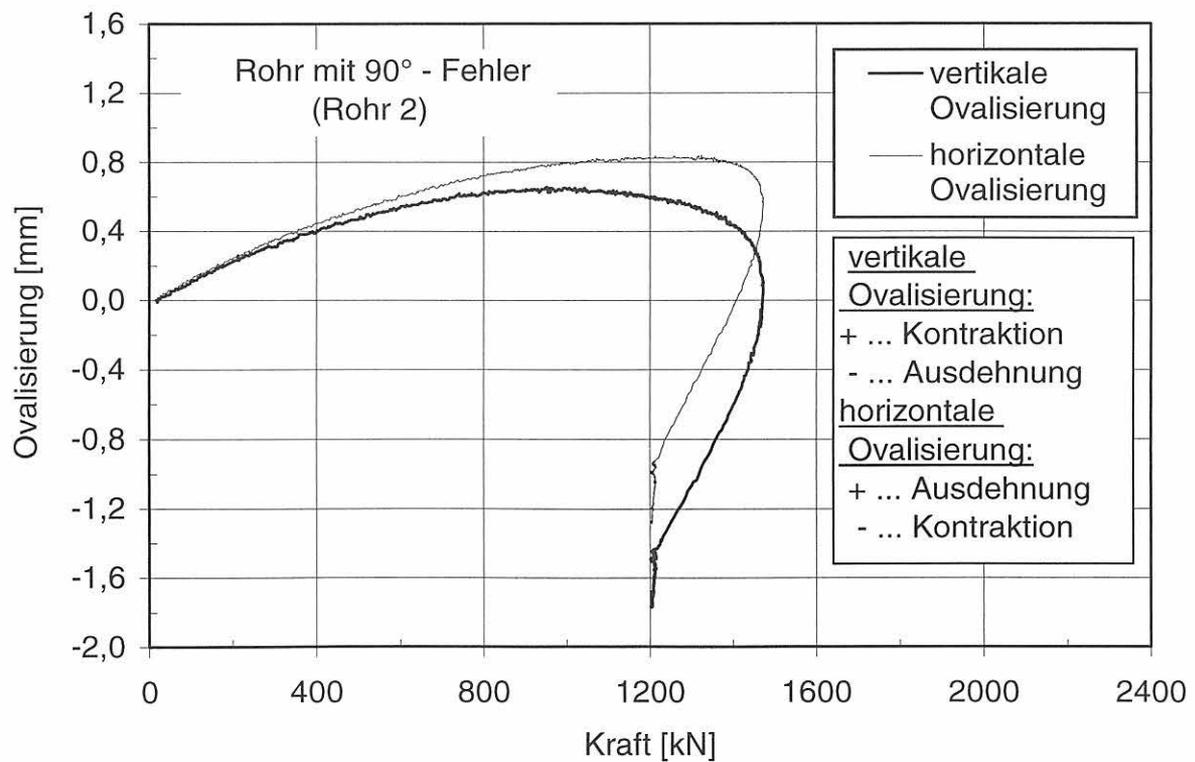


Bild 7-10:
Verlauf der horizontalen und vertikalen Ovalisierung am Rohr 2 mit 90°-Fehler in Abhängigkeit von der Kraft

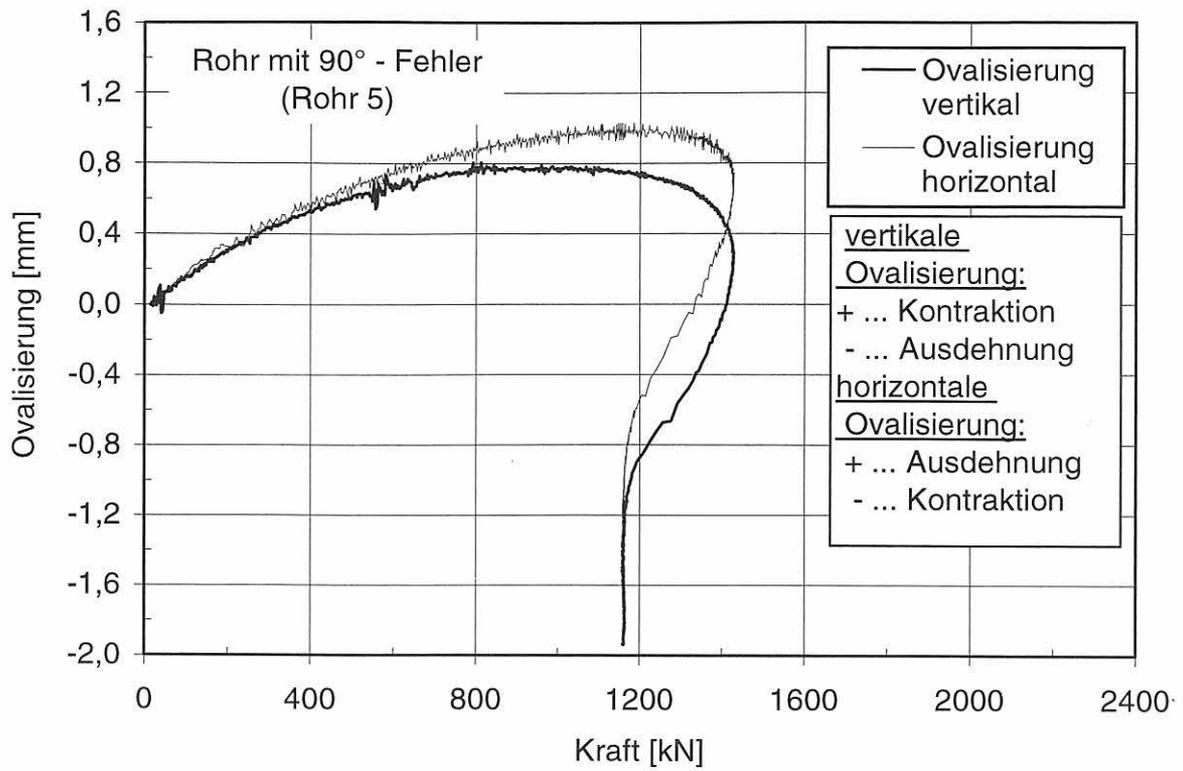


Bild 7-11:
Verlauf der horizontalen und vertikalen Ovalisierung am Rohr 5 mit 90°-Fehler in Abhängigkeit von der Kraft

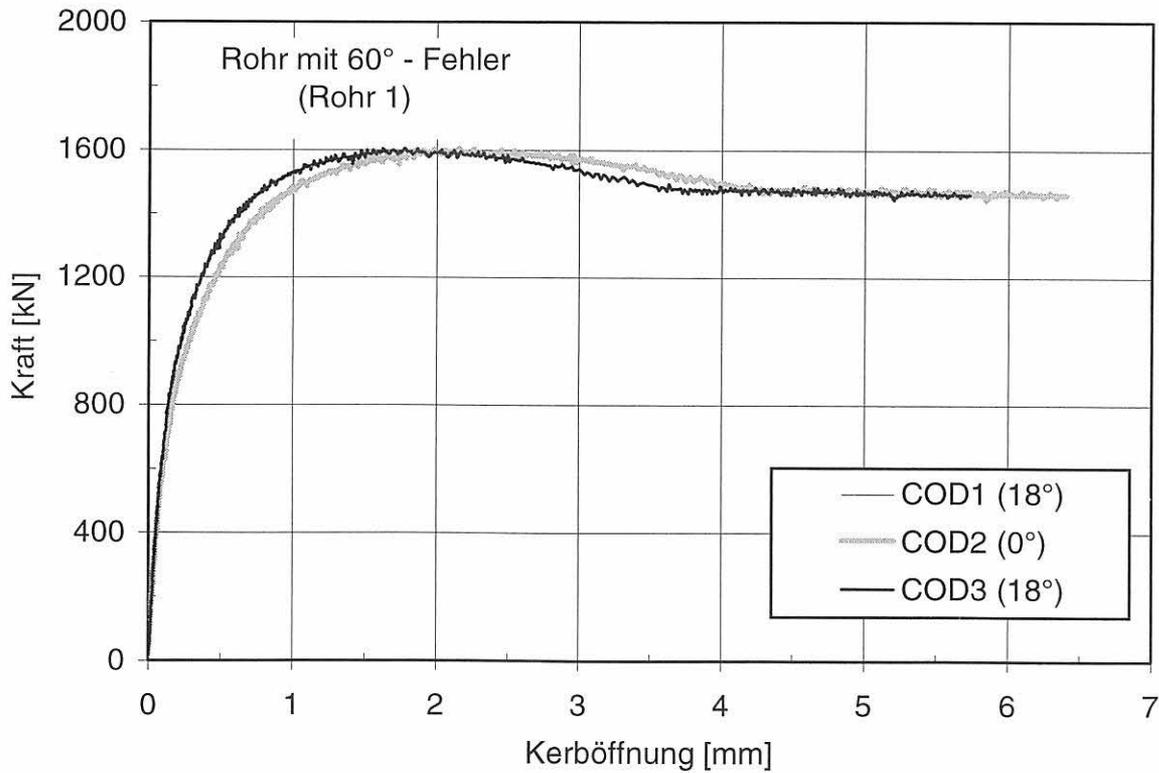


Bild 7-12:
Kraft-Kerboffnungs-Verlauf an den COD-Meßstellen am Kerb des Rohres 1 mit 60°-Fehler

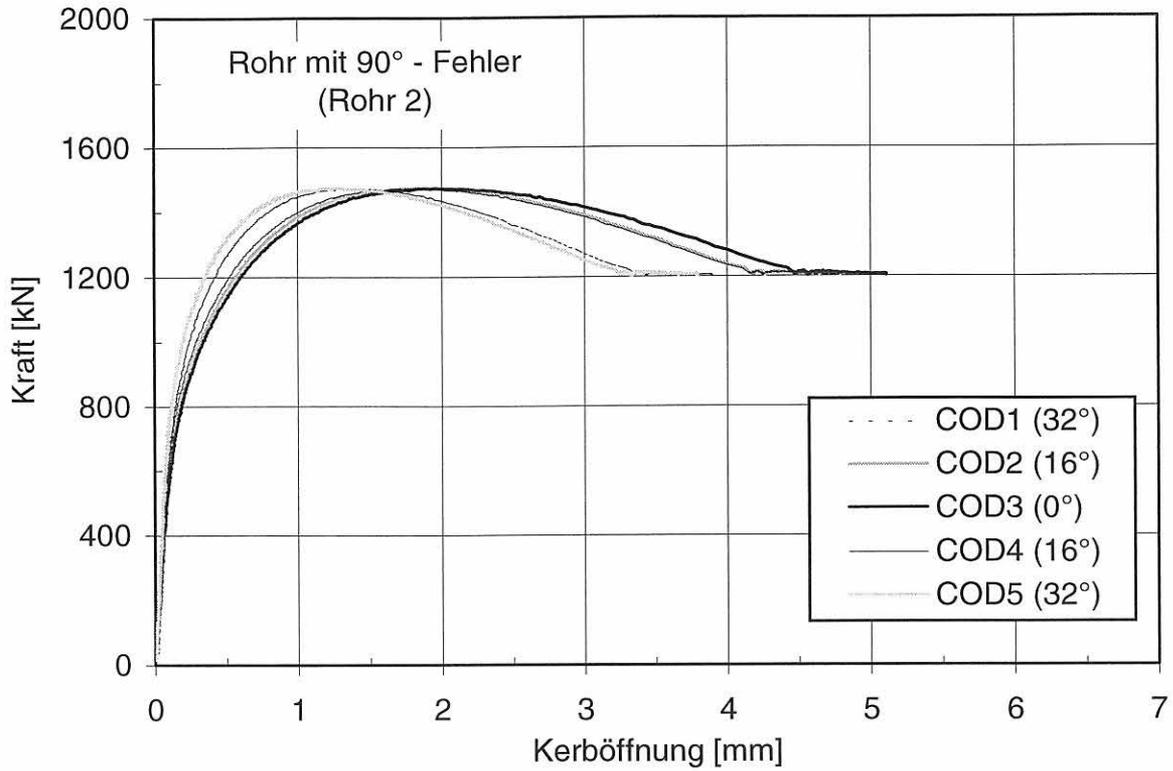


Bild 7-13:
Kraft-Kerböffnungs-Verlauf an den COD-Meßstellen am Kerb des Rohres 2 mit 90°-Fehler

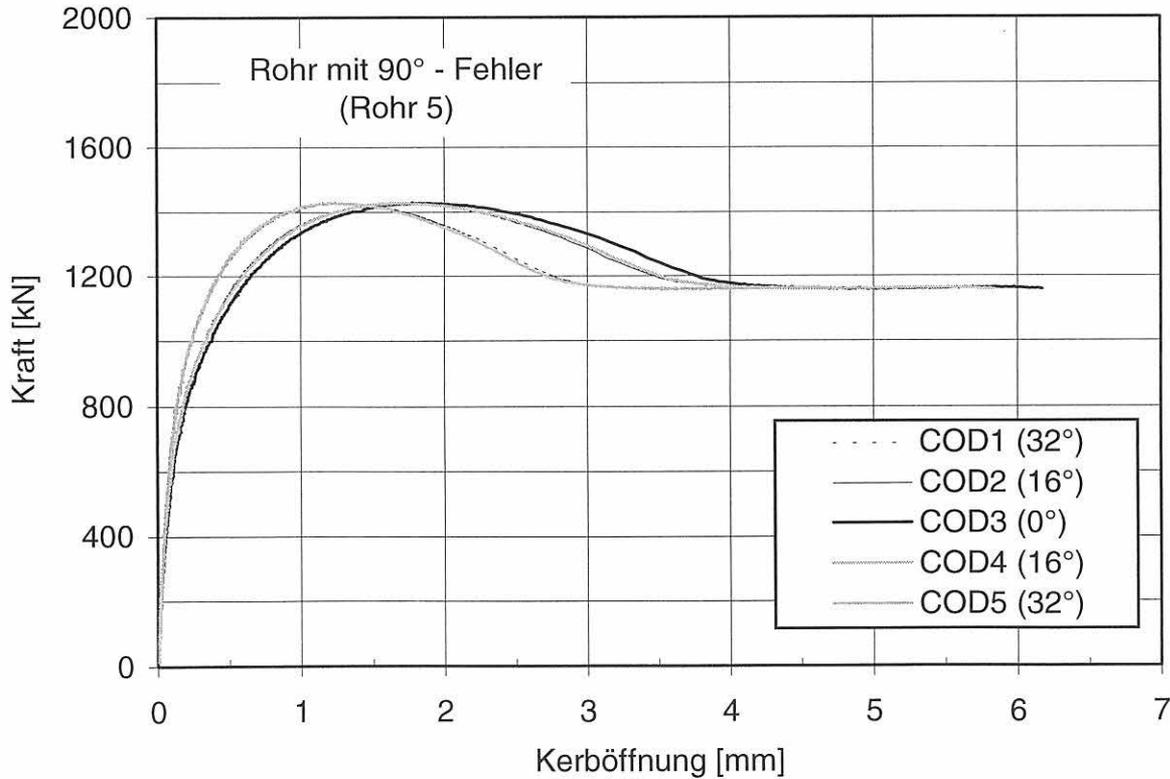


Bild 7-14:
Kraft-Kerböffnungs-Verlauf an den COD-Meßstellen am Kerb des Rohres 5 mit 90°-Fehler

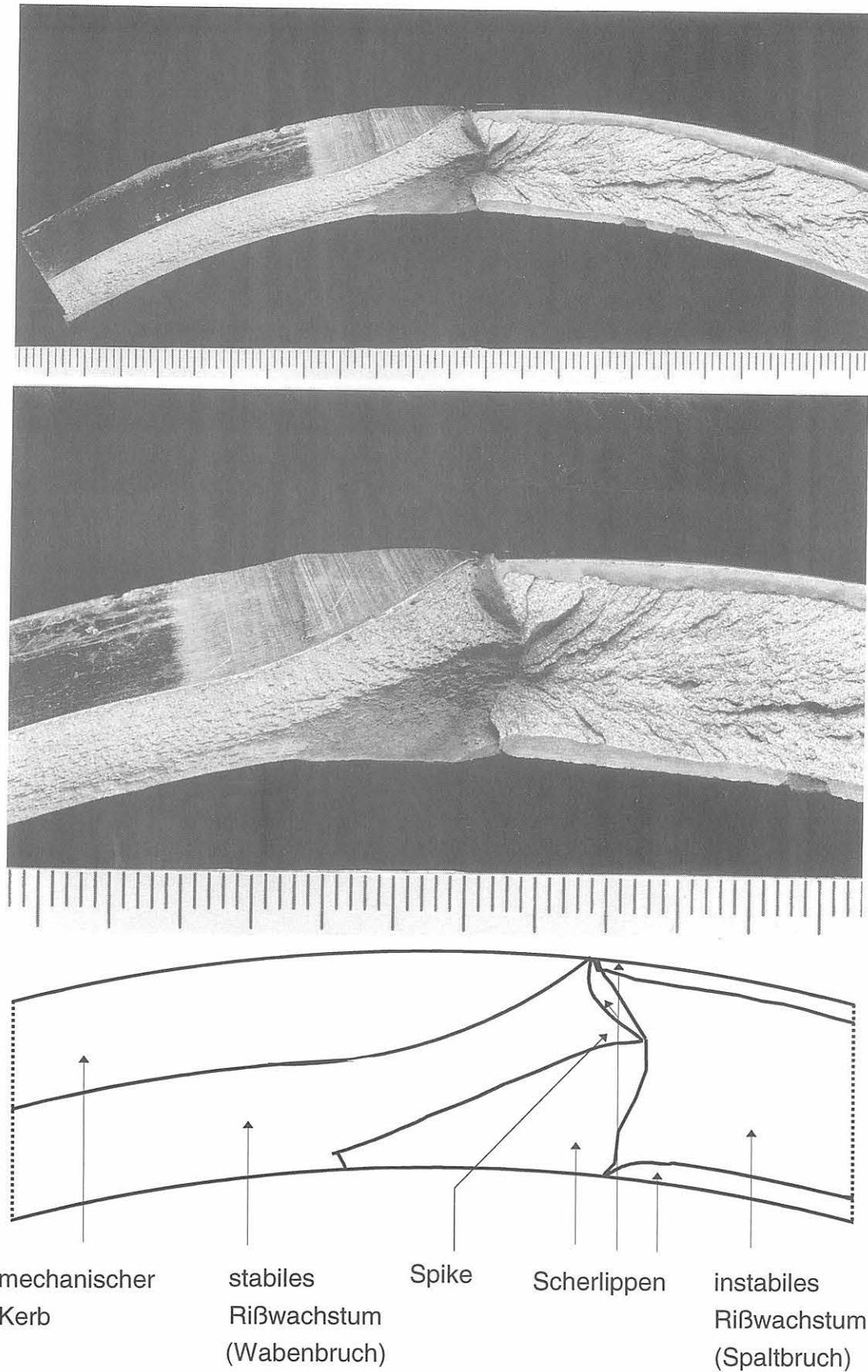
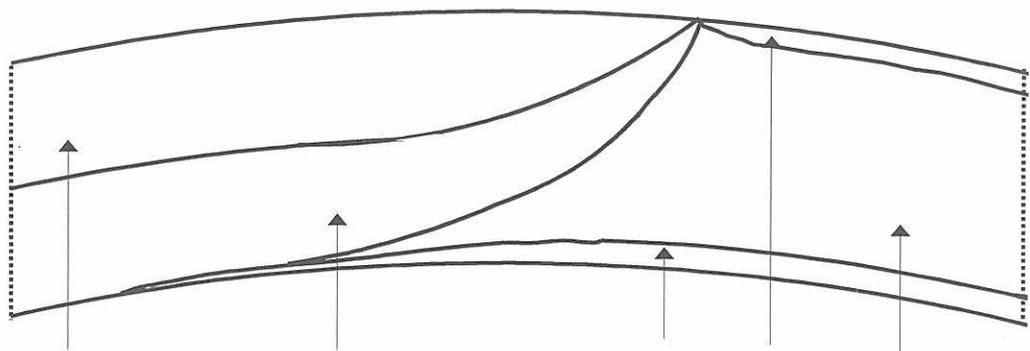
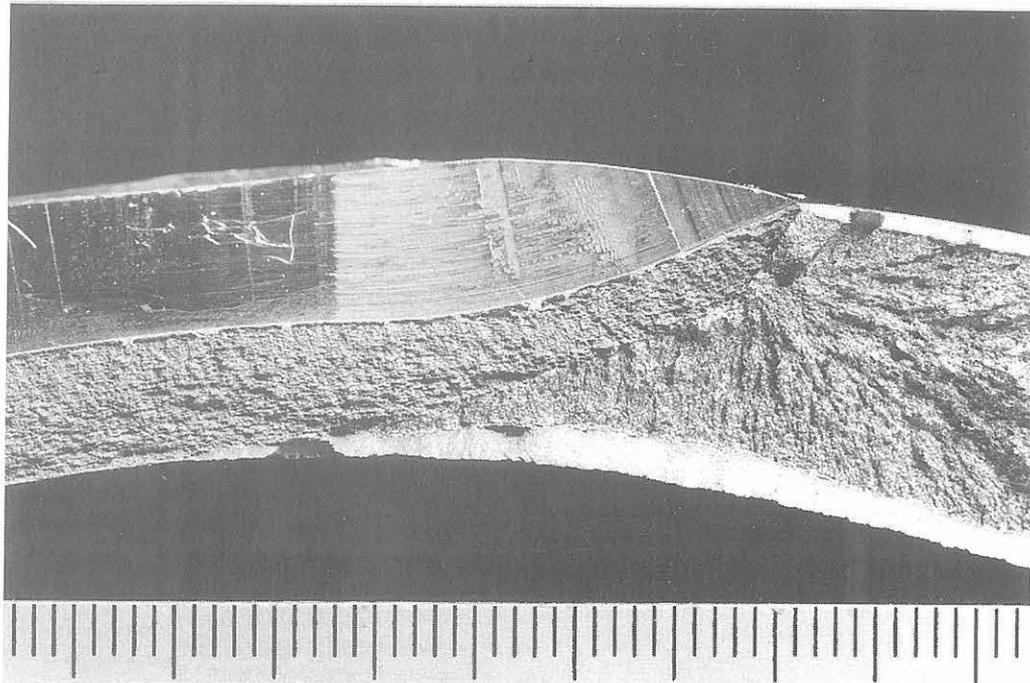


Bild 7-15:
 Rohrbiegeversuch mit 60°-Außenumfangsfehler (Rohr 1): Bruchflächenhälfte mit mechanischem Kerb, stabilem Rißwachstum und Spaltbruchinstabilität (ein Skalenteil entspricht 1 mm), (oberes Foto links: radialer Trennschnitt der Probe entspricht der 6-Uhr-Position am Kerb)



mechanischer
Kerb

stabiles
Rißwachstum
(Wabenbruch)

Scherlippen

instabiles
Rißwachstum
(Spaltbruch)

Bild 7-16:
Rohrbiegeversuch mit 90°-Außenumfangsfehler (Rohr 2): Bruchflächenhälfte mit mechanischem Kerb, stabilem Rißwachstum und Spaltbruchinstabilität (ein Skalenteil entspricht 1 mm), (oberes Foto links: radialer Trennschnitt der Probe entspricht der 6-Uhr-Position am Kerb)

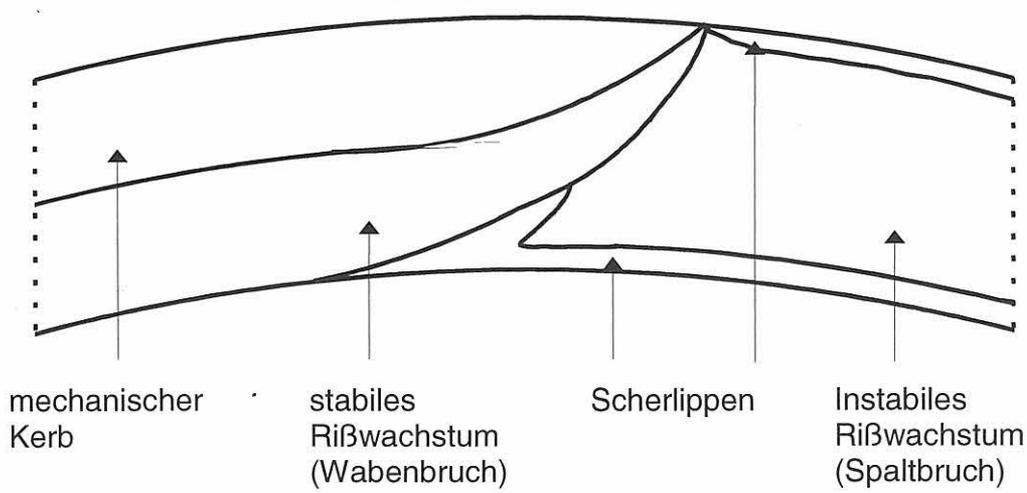
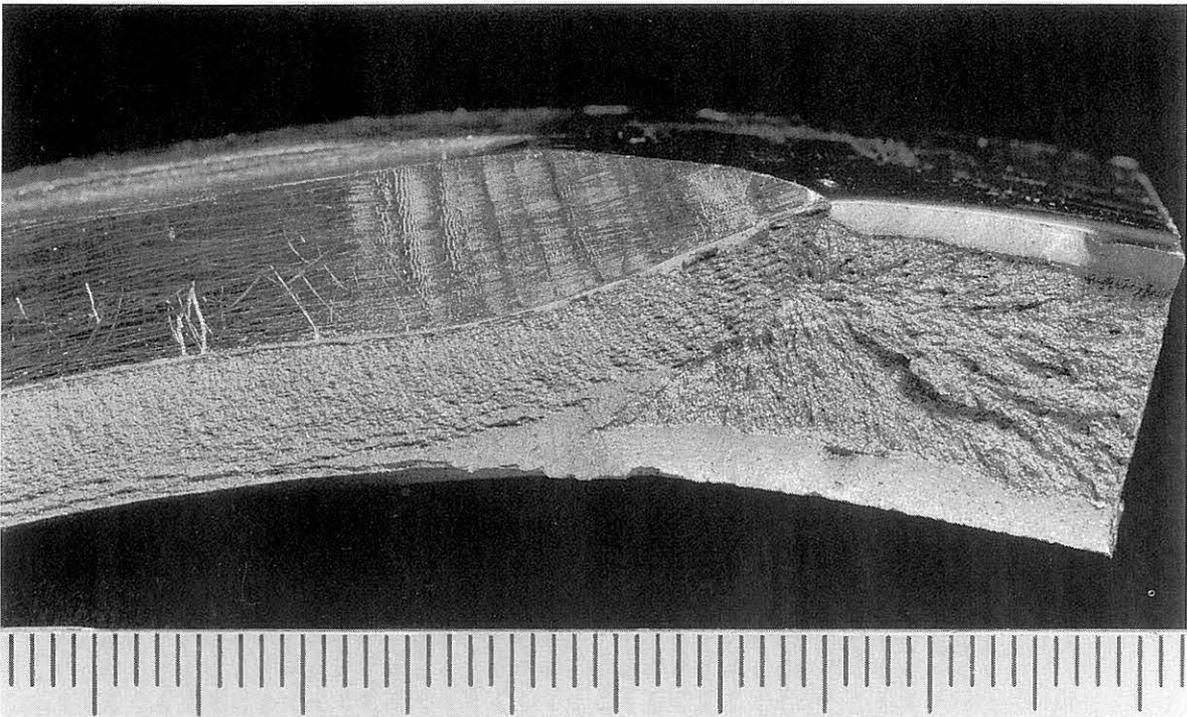
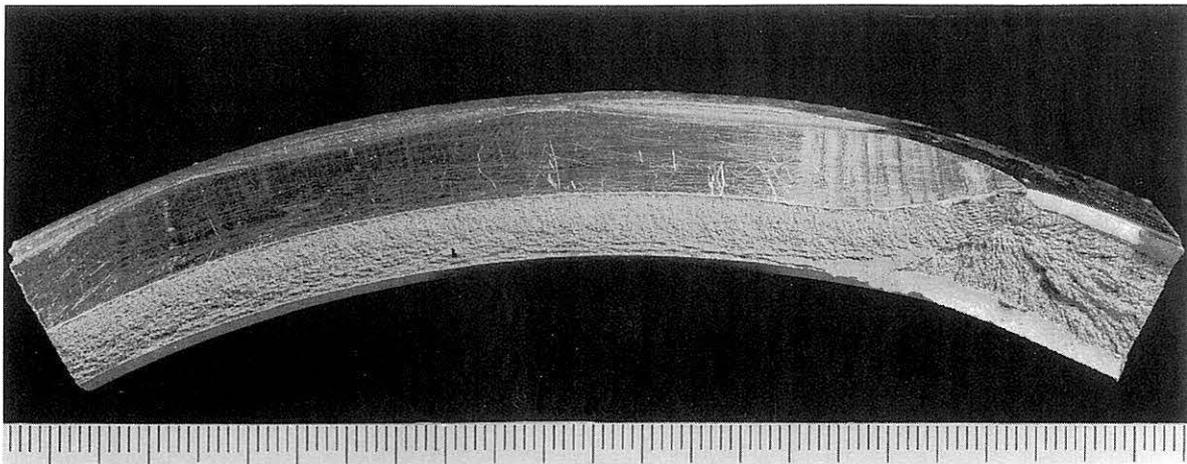


Bild 7-17:
 Rohrbiegeversuch mit 90°-Außenumfangsfehler (Rohr 5): Bruchflächenhälfte mit mechanischem Kerb, stabilem Rißwachstum und Spaltbruchinstabilität (ein Skalenteil entspricht 1 mm), (oberes Foto links: radialer Trennschnitt der Probe entspricht der 6-Uhr-Position am Kerb)

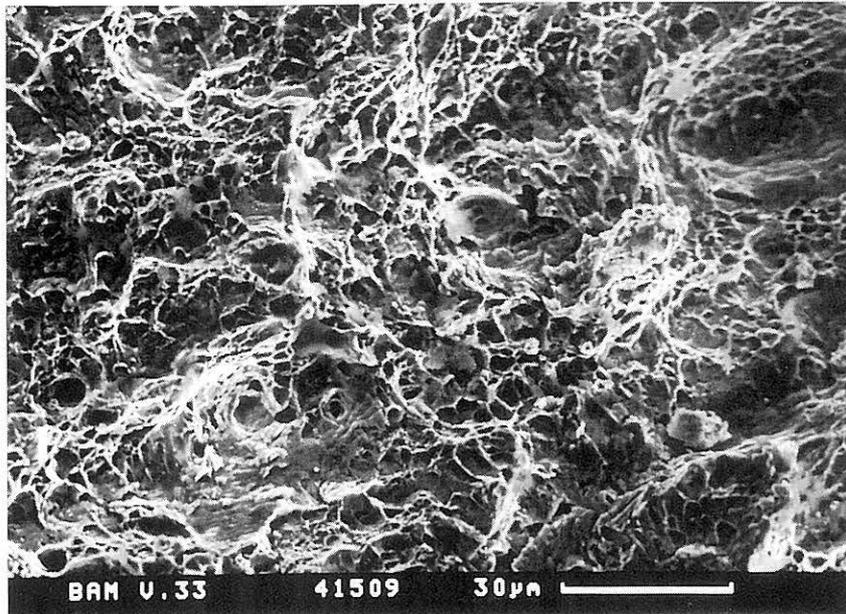


Bild 7-18:
REM-Aufnahme der Bruchfläche von Rohr 2 (90°-Fehler) im Bereich des stabilen Rißwachstums: Wabenbruch

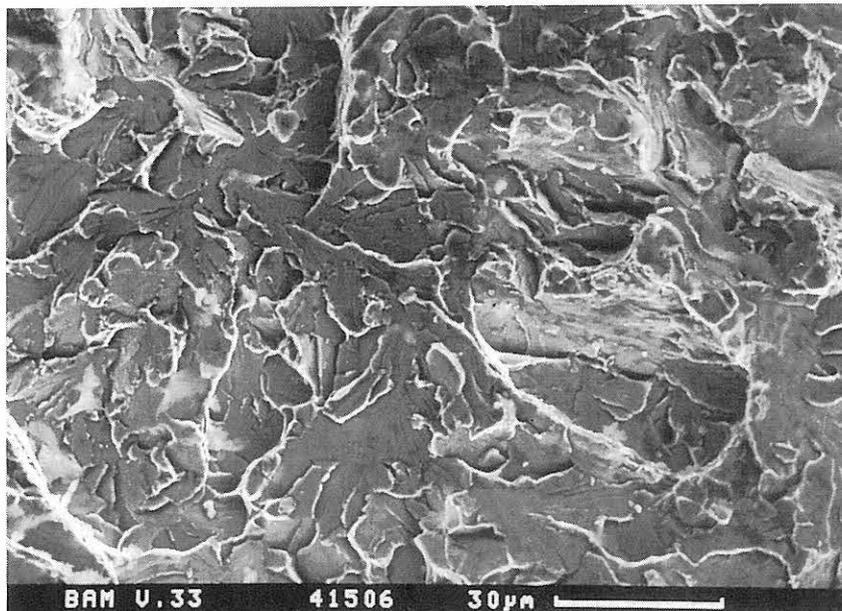


Bild 7-19:
REM-Aufnahme der Bruchfläche von Rohr 2 (90°-Fehler) im Bereich des instabilen Rißwachstums: transkristalliner Spaltbruch

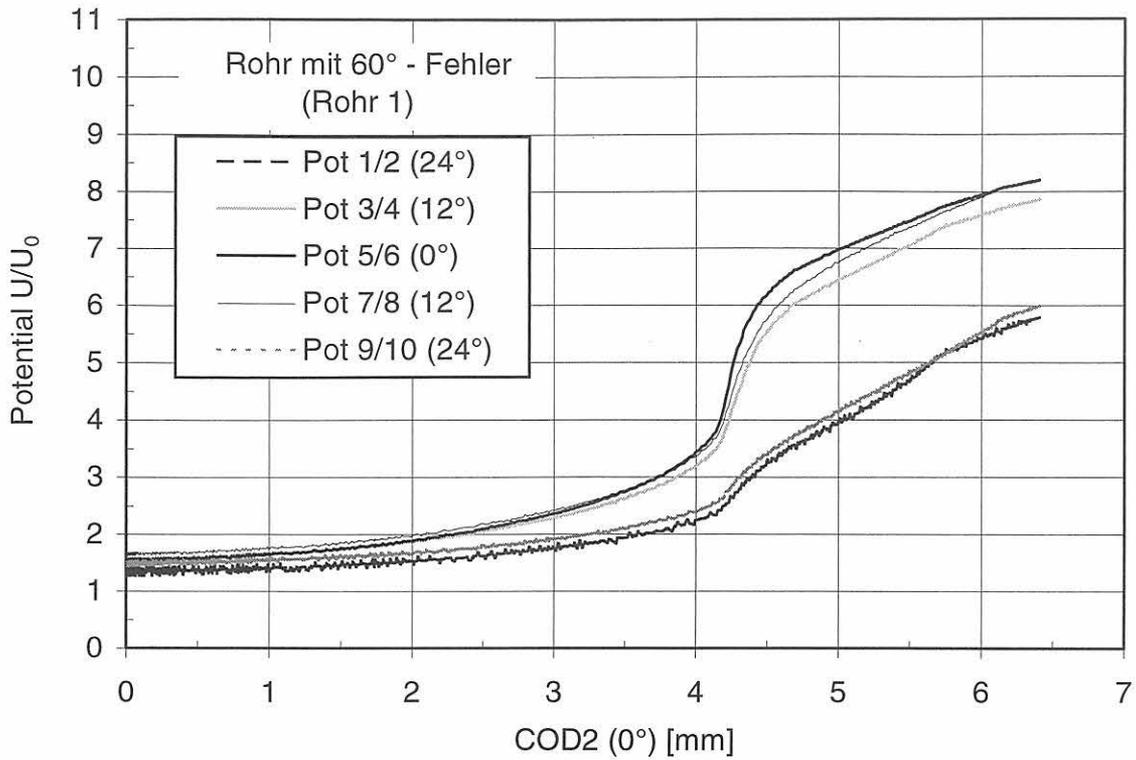


Bild 7-20:
Verlauf des normierten Potentialabfalls U/U_0 über dem 60°-Fehler (Rohr 1) in Abhängigkeit von der Kerböffnung an der 6-Uhr-Position für die untersuchten Potentialabgriffspositionen (U_0 - Potential bei $a/t=0$ zu Beginn der Kerbfertigung)

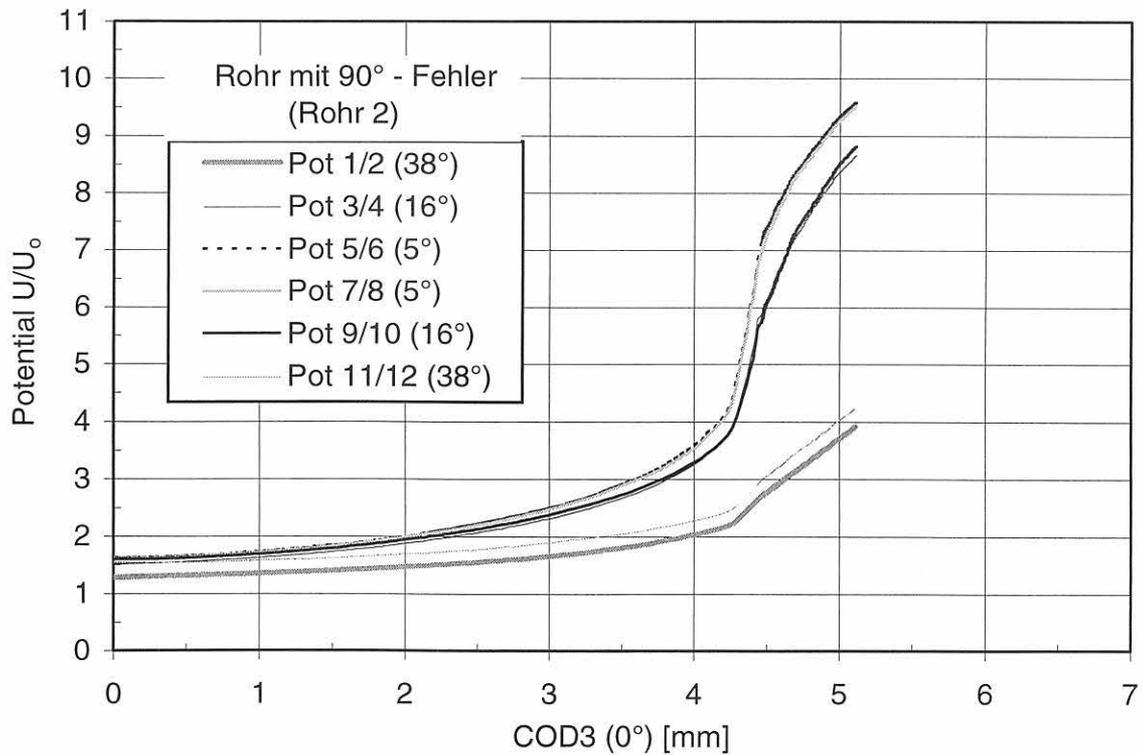


Bild 7-21:
Verlauf des normierten Potentialabfalls U/U_0 über dem 90°-Fehler (Rohr 2) in Abhängigkeit von der Kerböffnung an der 6-Uhr-Position für die untersuchten Potentialabgriffspositionen (U_0 - Potential bei $a/t=0$ zu Beginn der Kerbfertigung)

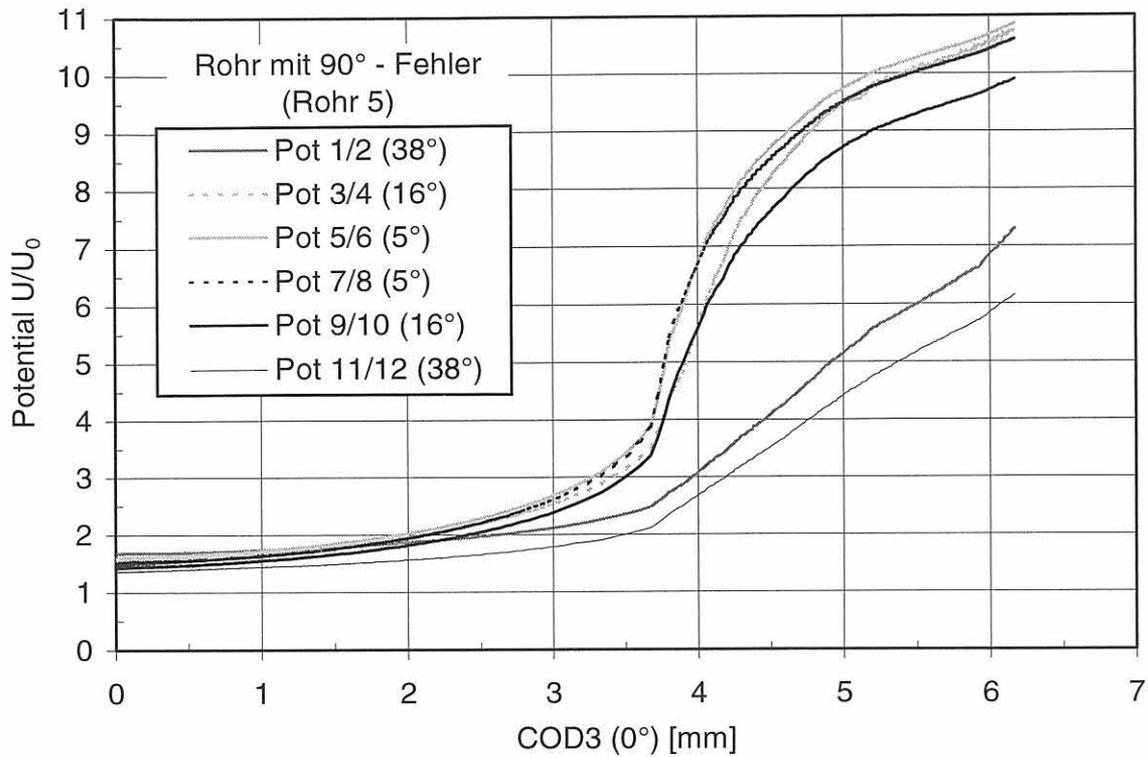


Bild 7-22:
Verlauf des normierten Potentialabfalls U/U_0 über dem 90°-Fehler (Rohr 5) in Abhängigkeit von der Kerböffnung an der 6-Uhr-Position für die untersuchten Potentialabgriffspositionen (U_0 - Potential bei $a/t=0$ zu Beginn der Kerbfertigung)

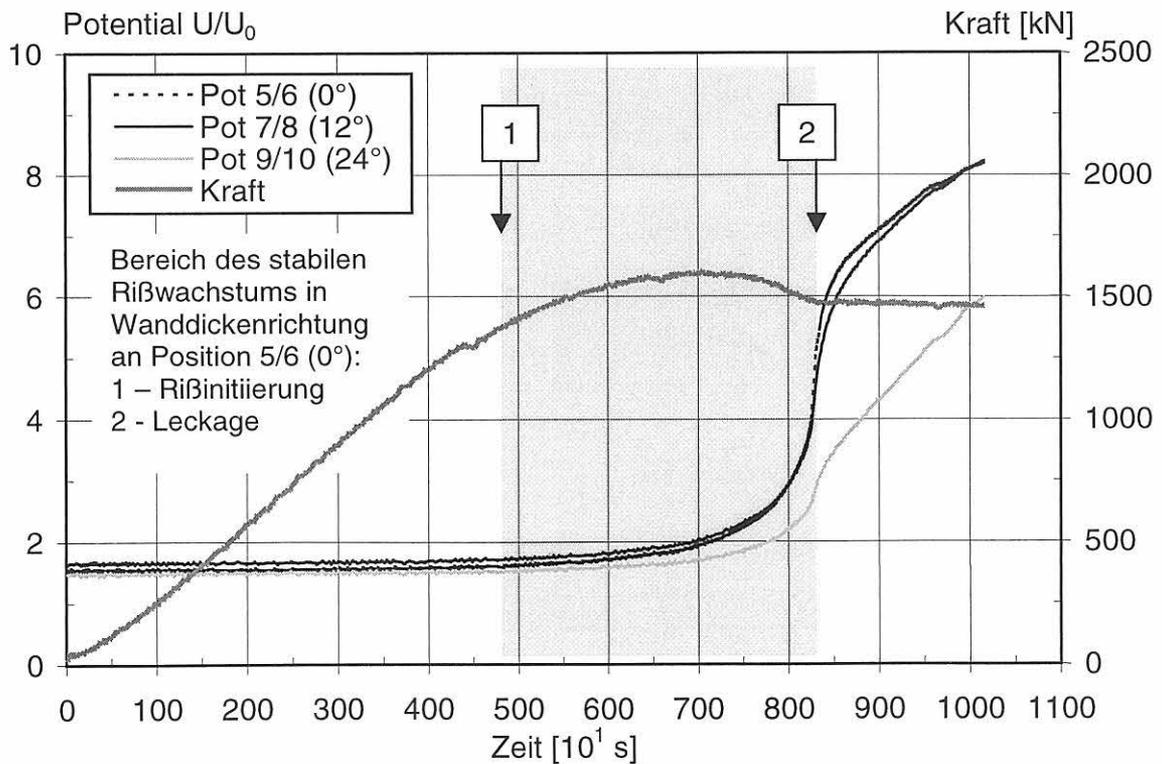


Bild 7-23:
Schematische Darstellung des Bereiches des stabilen RiBwachstums in Wanddickenrichtung für Rohr 1 (60°-Fehler) an der Position 5/6 (0°), ermittelt aus der Analyse des DCPD-Signals an dieser Position

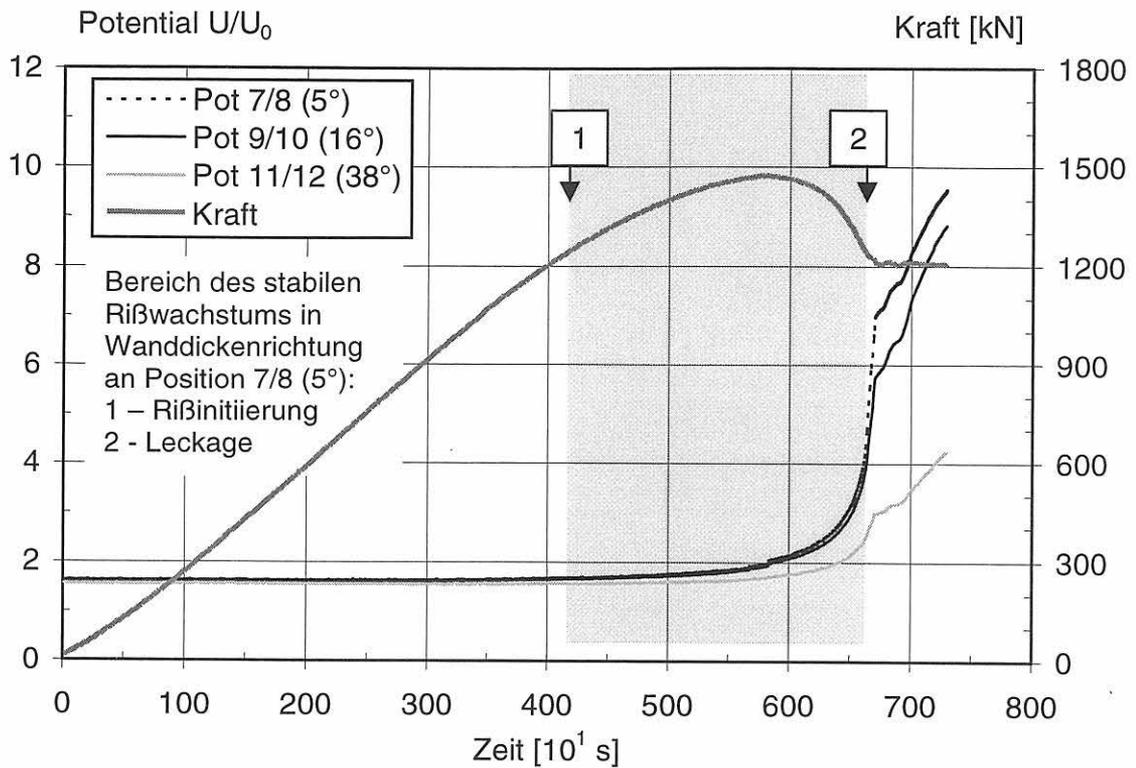


Bild 7-24: Schematische Darstellung des Bereiches des stabilen Rißwachstums in Wanddickenrichtung für Rohr 2 (90° -Fehler) an der Position 7/8 (5°), ermittelt aus der Analyse des DCPD-Signals an dieser Position

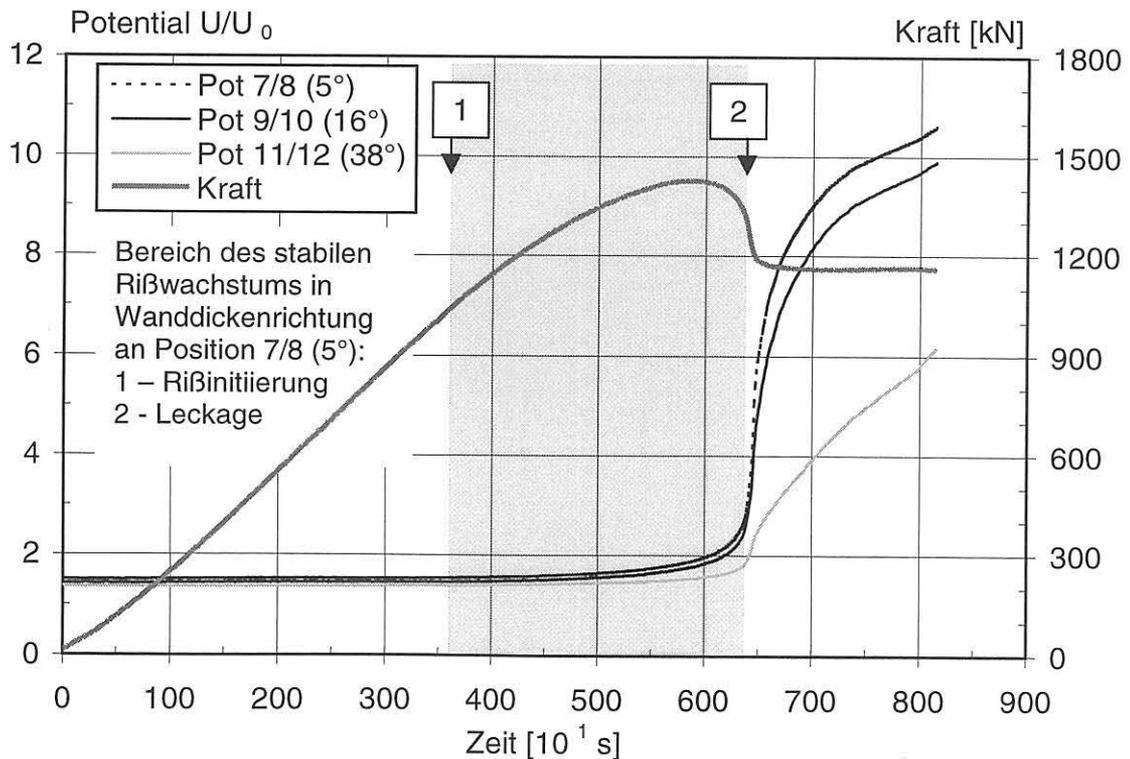


Bild 7-25: Schematische Darstellung des Bereiches des stabilen Rißwachstums in Wanddickenrichtung für Rohr 5 (90° -Fehler) an der Position 7/8 (5°), ermittelt aus der Analyse des DCPD-Signals an dieser Position

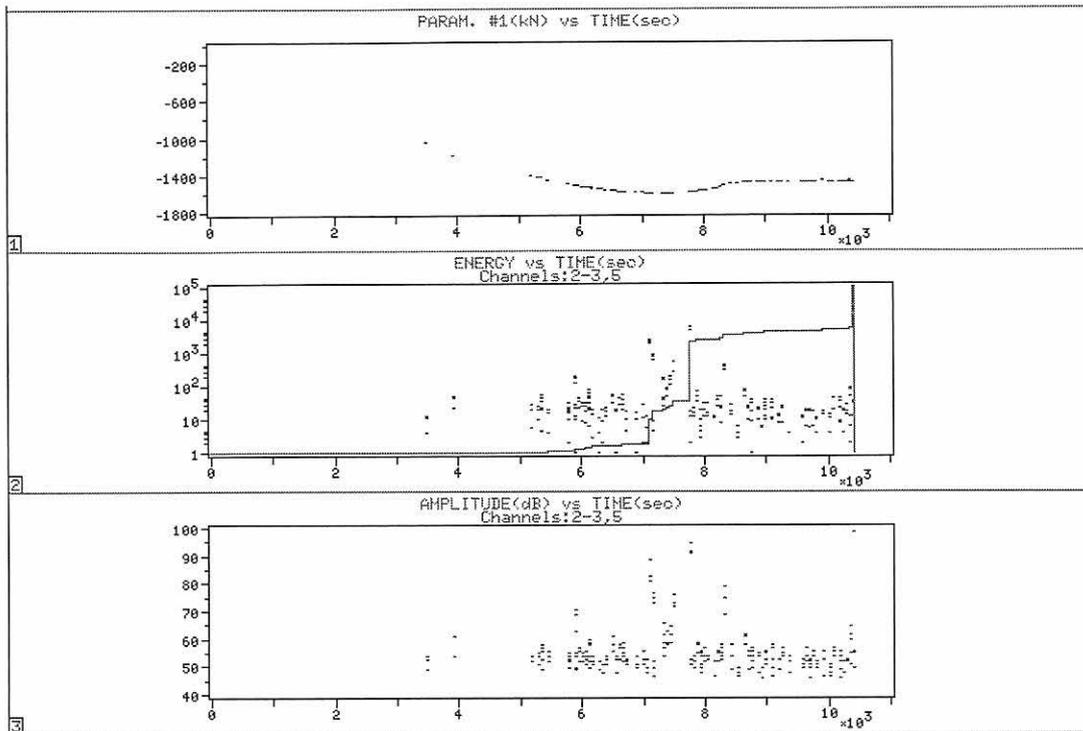


Bild 7-26: Ergebnisse der Schallemissionsprüfung an Rohr 1 (60°-Fehler) auf der Grundlage im Kerbbereich georteter SE-Ereignisse (lineare Achseneinteilung der Energiesummenkurve im Teilbild 2 nicht dargestellt)

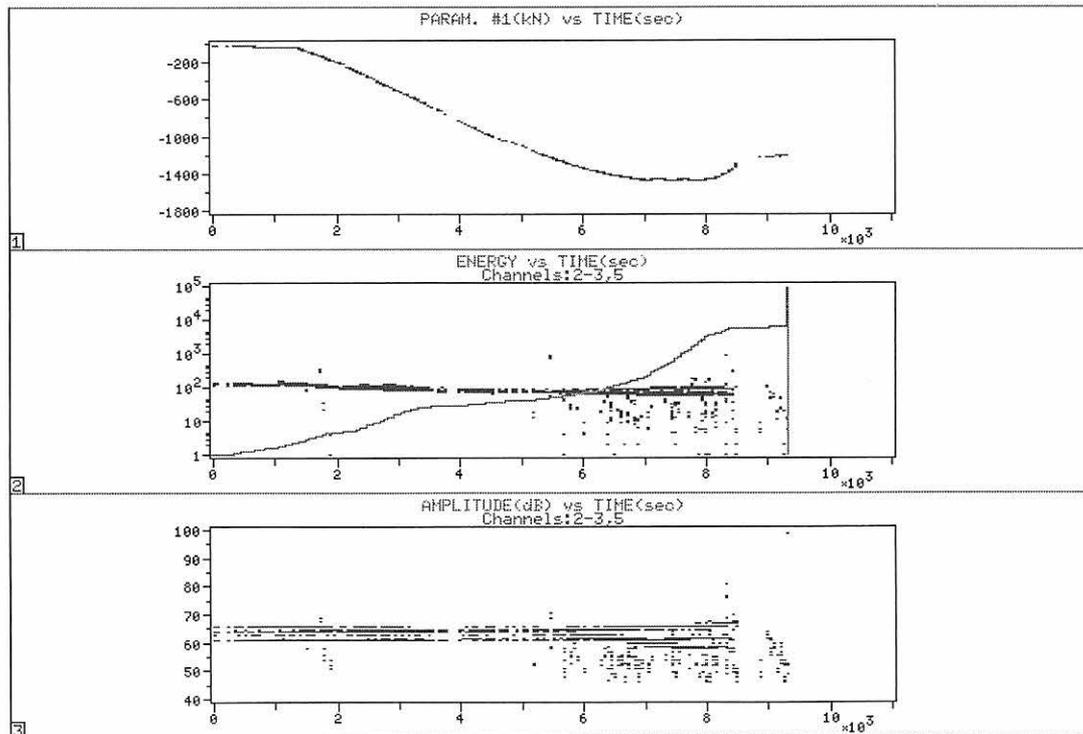


Bild 7-27: Ergebnisse der Schallemissionsprüfung an Rohr 2 (90°-Fehler) auf der Grundlage im Kerbbereich georteter SE-Ereignisse (lineare Achseneinteilung der Energiesummenkurve im Teilbild 2 nicht dargestellt)

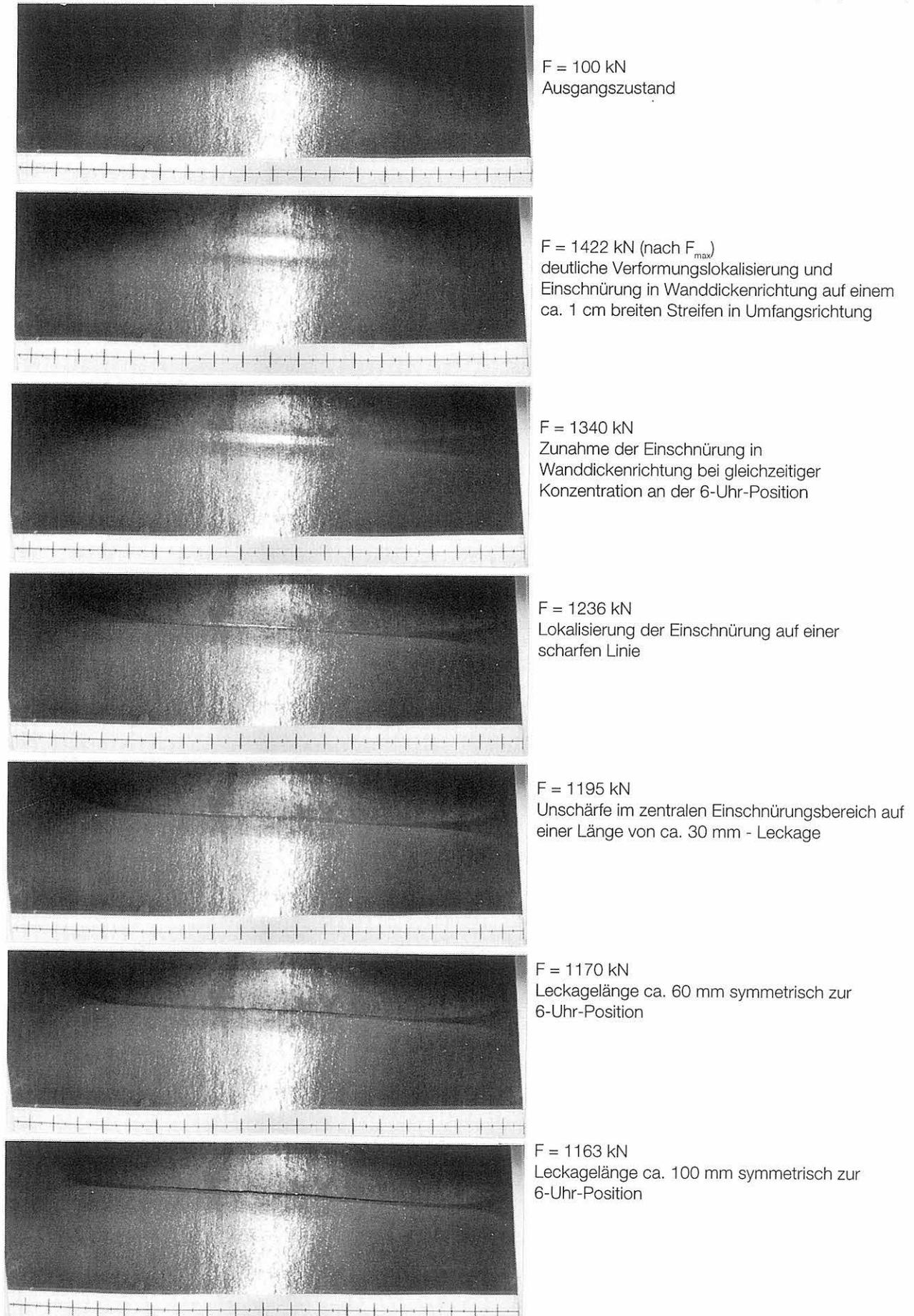


Bild 7-28:
 Entwicklung von Deformation und Einschnürung sowie Leckwachstum an der Innenseite von Rohr 5 (90°-Fehler)
 im Bereich des Ausgangsfehlers dokumentiert mittels optischer Analyse
 (Abstand zweier großer Skalenteilstriche 10 mm)

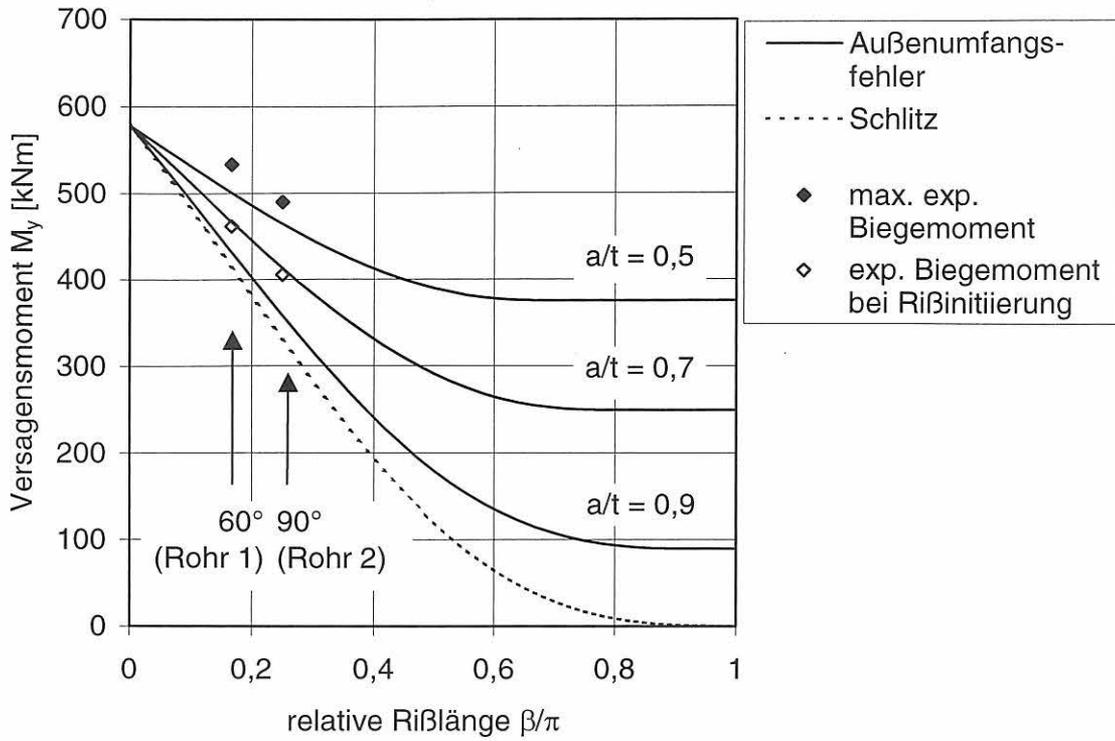


Bild 7-29: Traglastverhalten nach dem plastischen Grenzlastkonzept und experimentelle Werte der Rohre 1 und 2 (60°- bzw. 90°-Fehler)

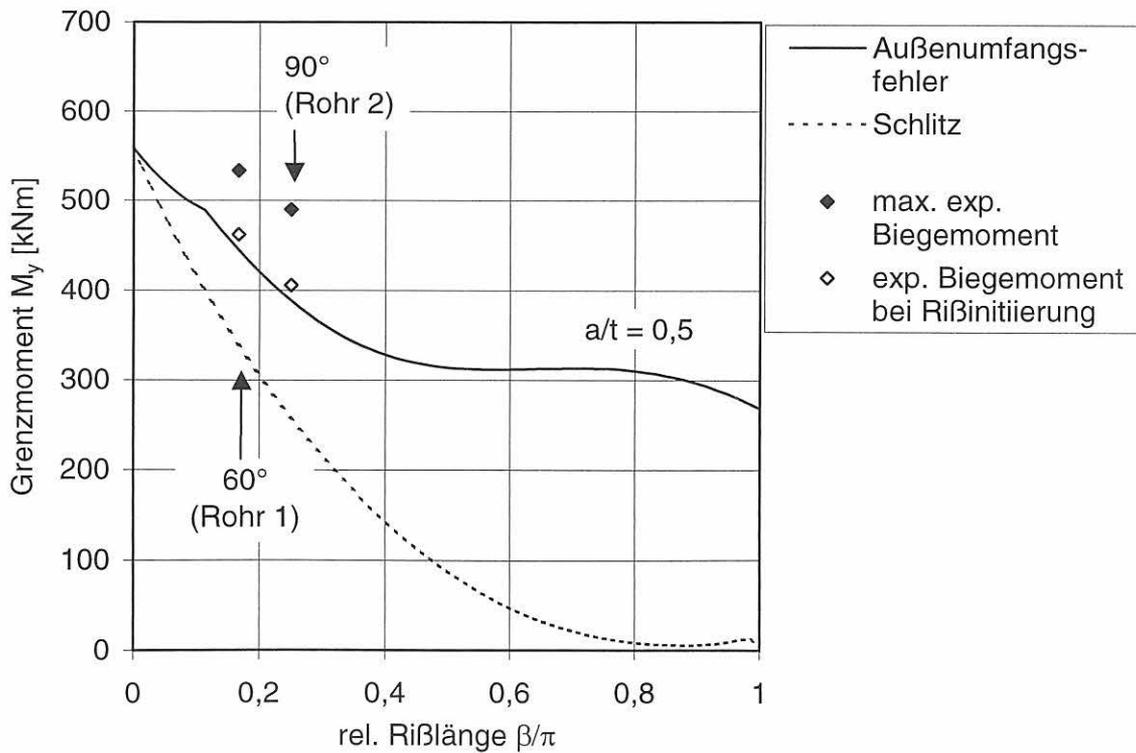


Bild 7-30: Traglastverhalten nach dem Konzept der lokalen Grenzspannung und experimentelle Werte der Rohre 1 und 2 (60°- bzw. 90°-Fehler)

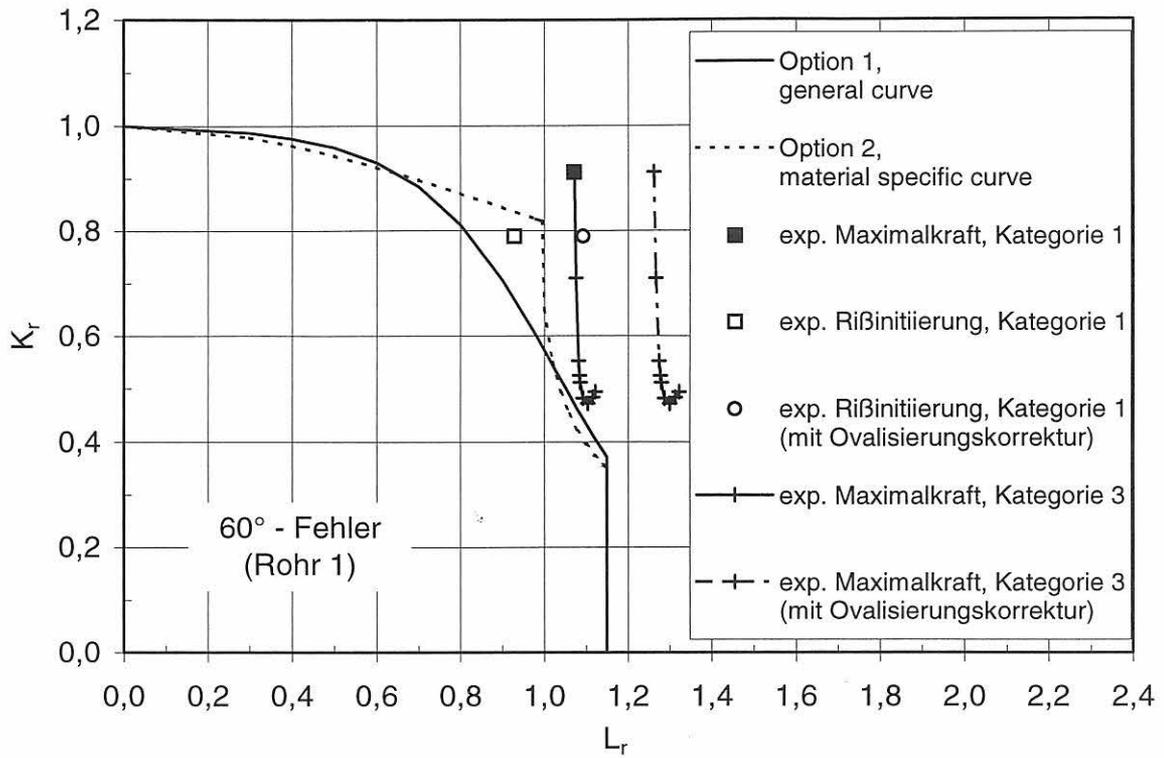


Bild 7-31:
Anwendung des R6-Verfahrens auf ein Rohr mit 60°-Außenumfangsfehler (Rohr 1), Options 1 und 2, Kategorie 1 - und 3 - Analyse ohne und mit Ovalisierungskorrektur der Fließlast

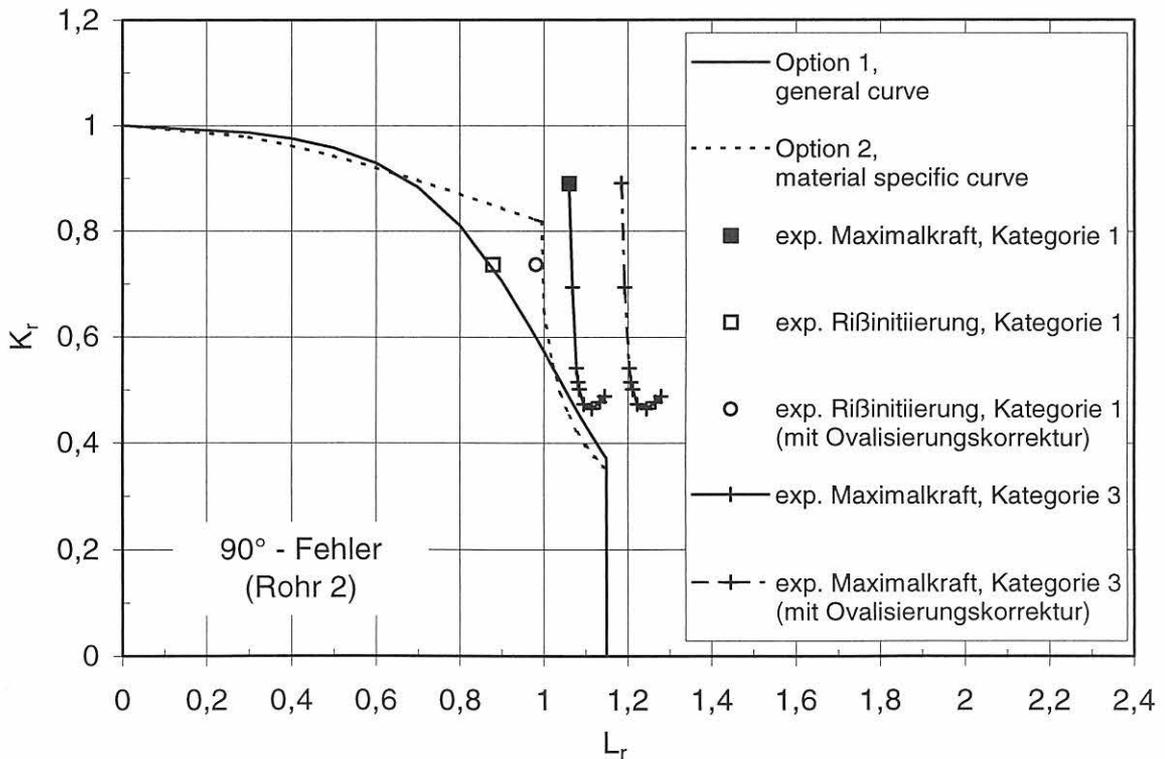


Bild 7-32:
Anwendung des R6-Verfahrens auf ein Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler (Rohr 2), Options 1 und 2, Kategorie 1 - und 3 - Analyse ohne und mit Ovalisierungskorrektur der Fließlast

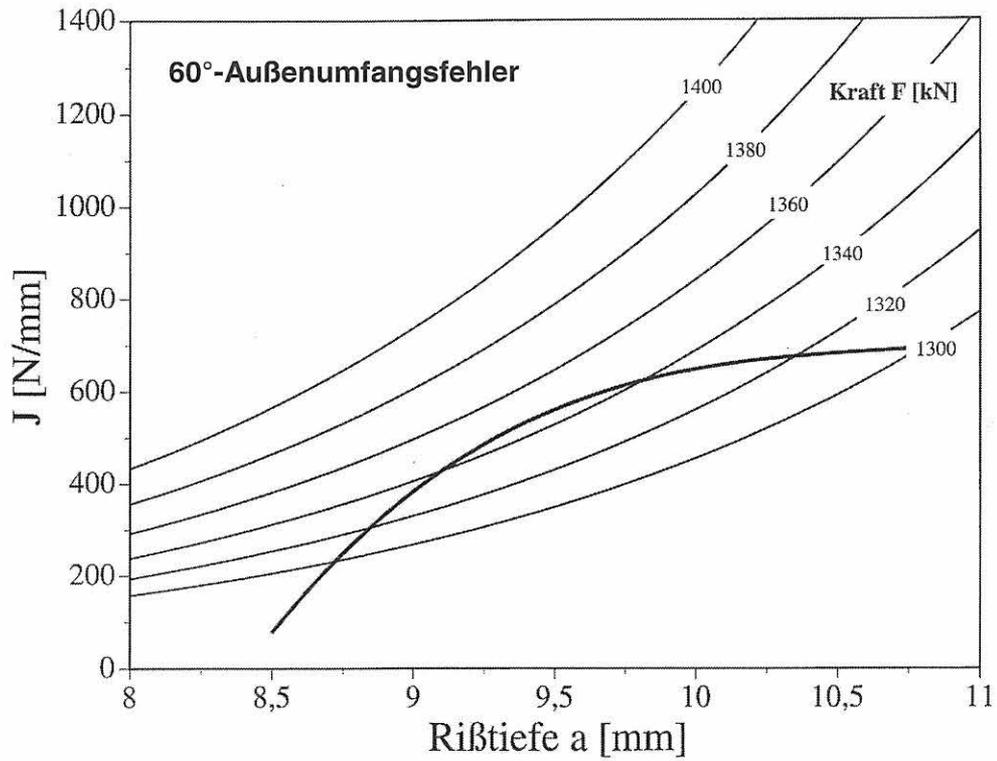


Bild 7-33:
Crack Driving Force Diagramm des Engineering Treatment Models zur Bewertung der Instabilität bei Rohr 1 (60°-Fehler)

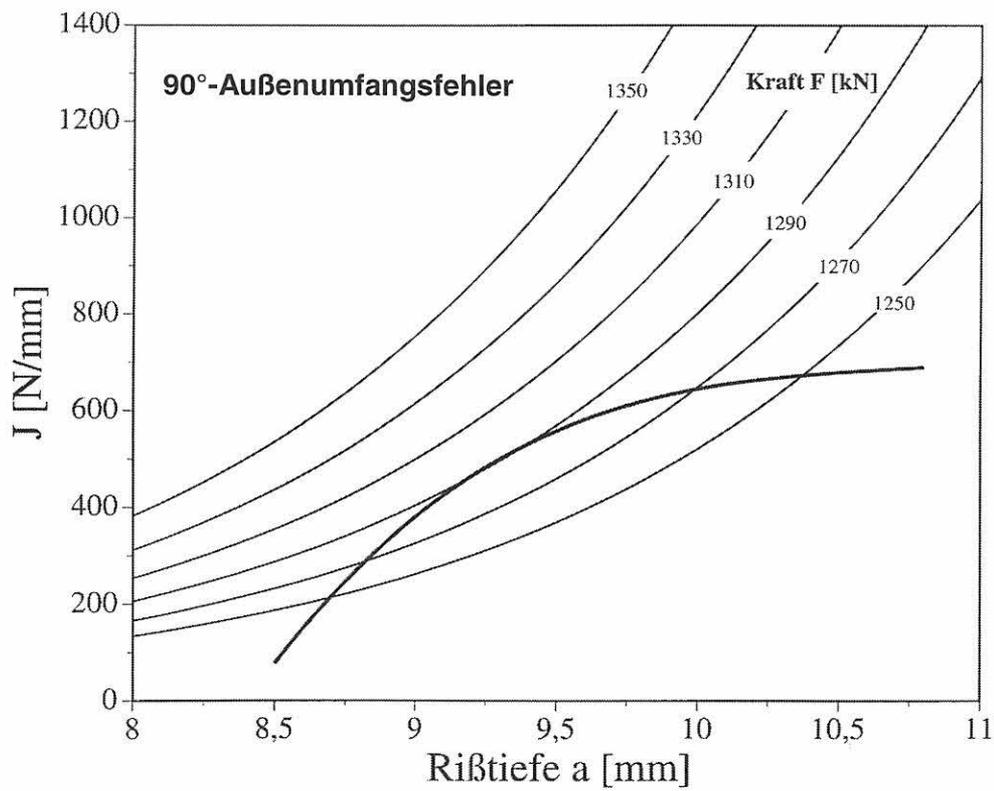


Bild 7-34:
Crack Driving Force Diagramm des Engineering Treatment Models zur Bewertung der Instabilität bei Rohr 2 (90°-Fehler)

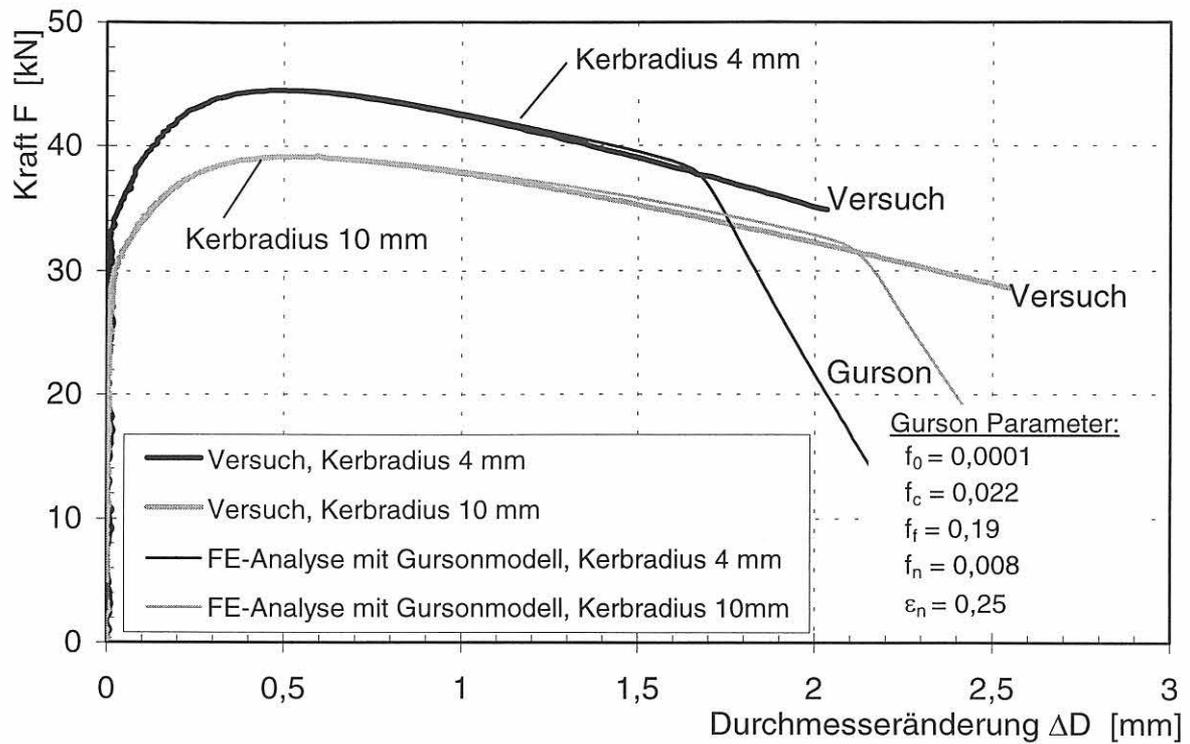


Bild 7-35:

Kraft - Durchmesseränderung für gekerbte Rundzugproben, Nettodurchmesser 8 mm, Kerbradius 4 mm und 10 mm, 15NiCuMoNb5, Raumtemperatur

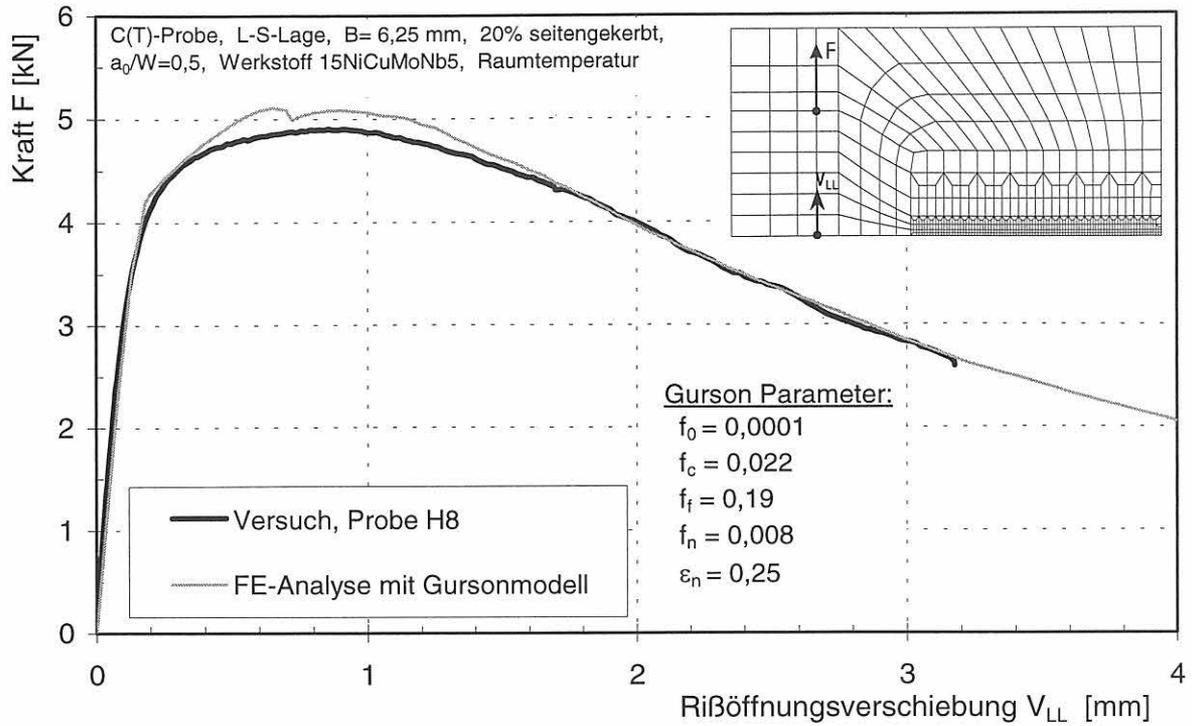


Bild 7-36:
 Kraft - Rißöffnungsverschiebung, C(T)6,25sg-Probe

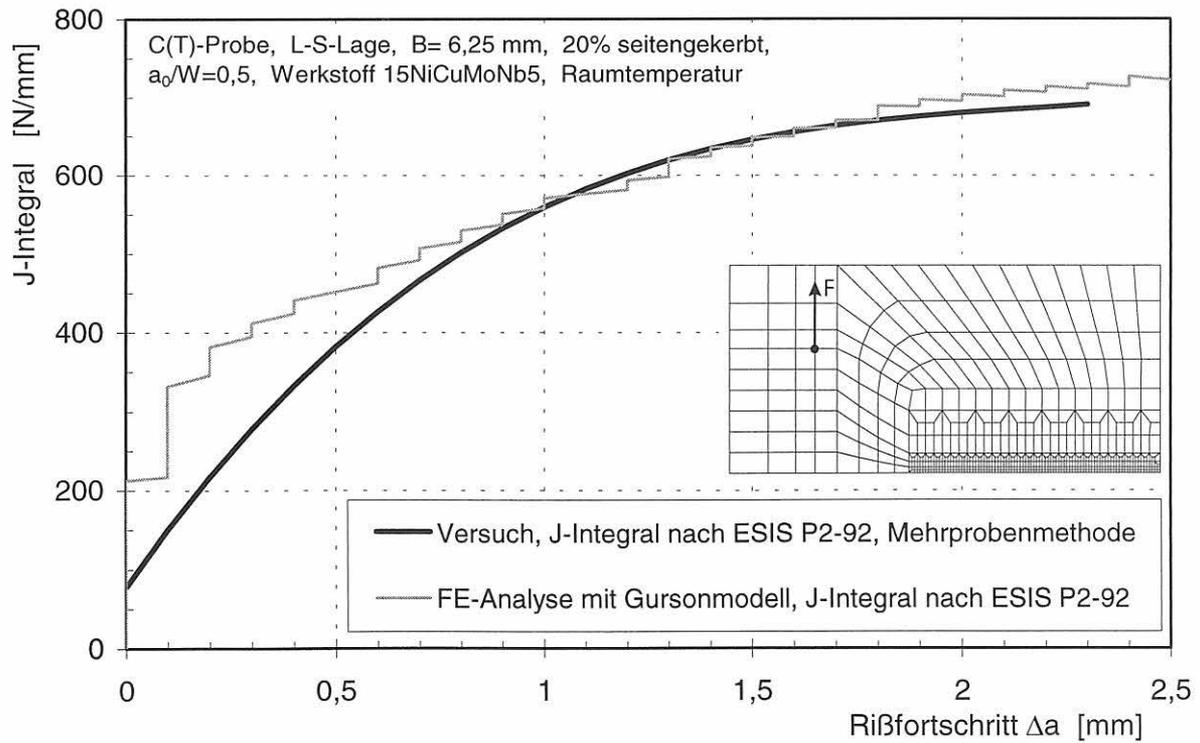


Bild 7-37:
 J-Rißwiderstandskurven, C(T)6,25sg-Probe

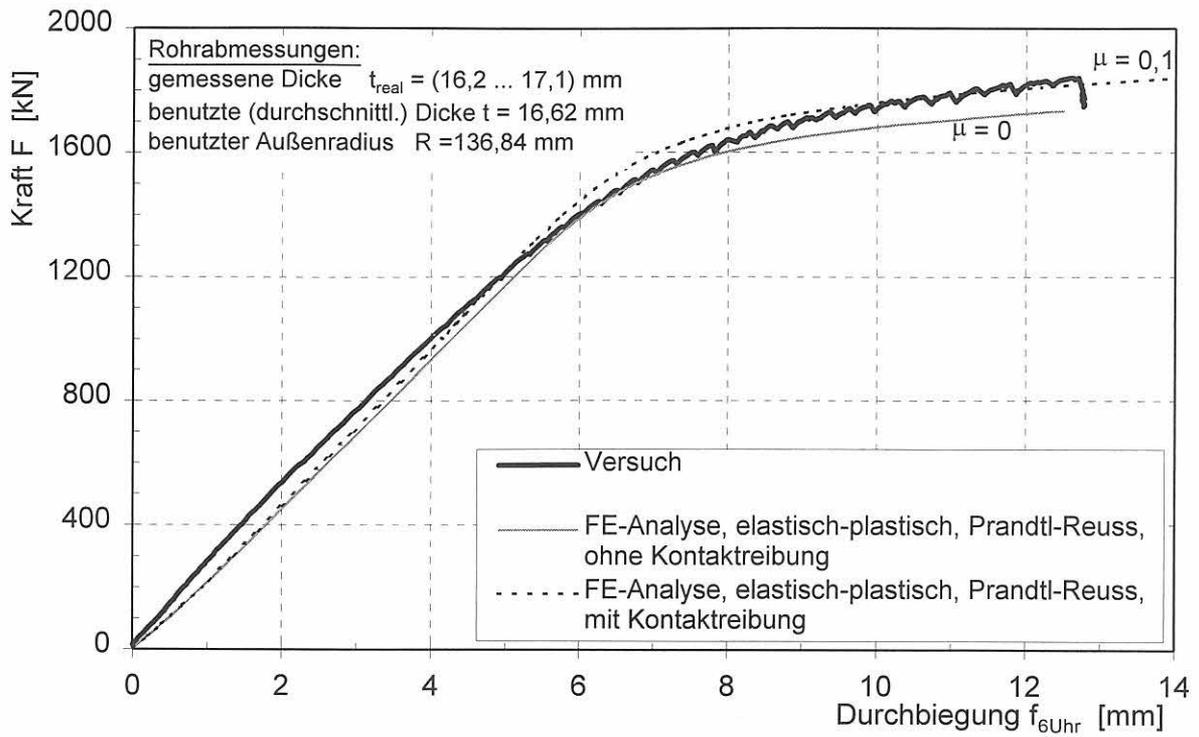


Bild 7-38: Rohr ohne Fehler, Kraftverläufe in Abhängigkeit von der Durchbiegung an der 6-Uhr-Position

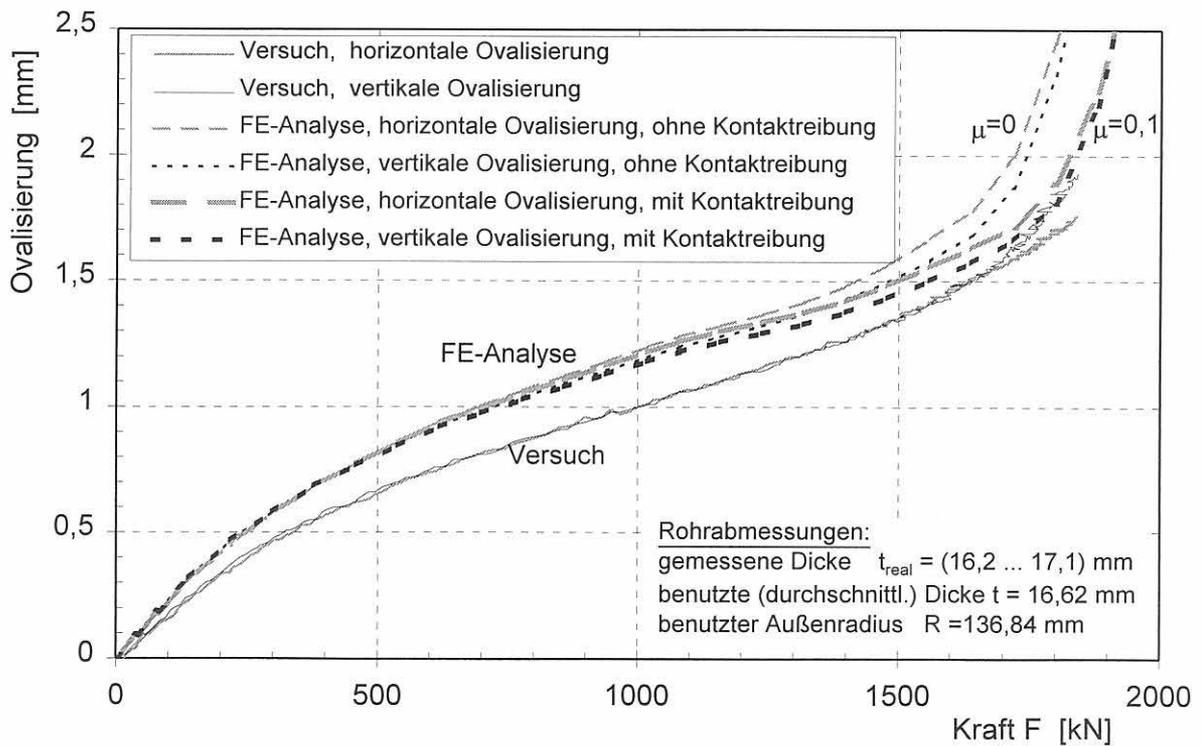


Bild 7-39: Rohr ohne Fehler, Ovalisierungen in der Symmetrieebene in Abhängigkeit von der Kraft

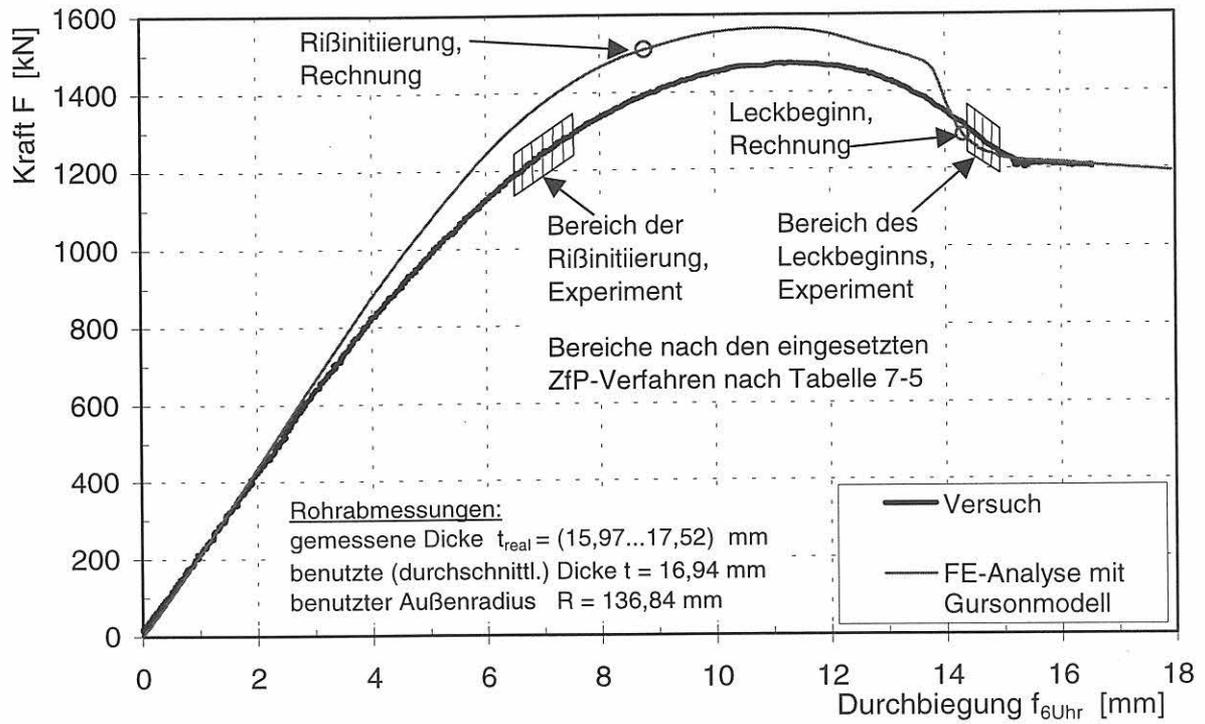


Bild 7-40: Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, Kraftverläufe in Abhängigkeit von der Durchbiegung an der 6-Uhr-Position

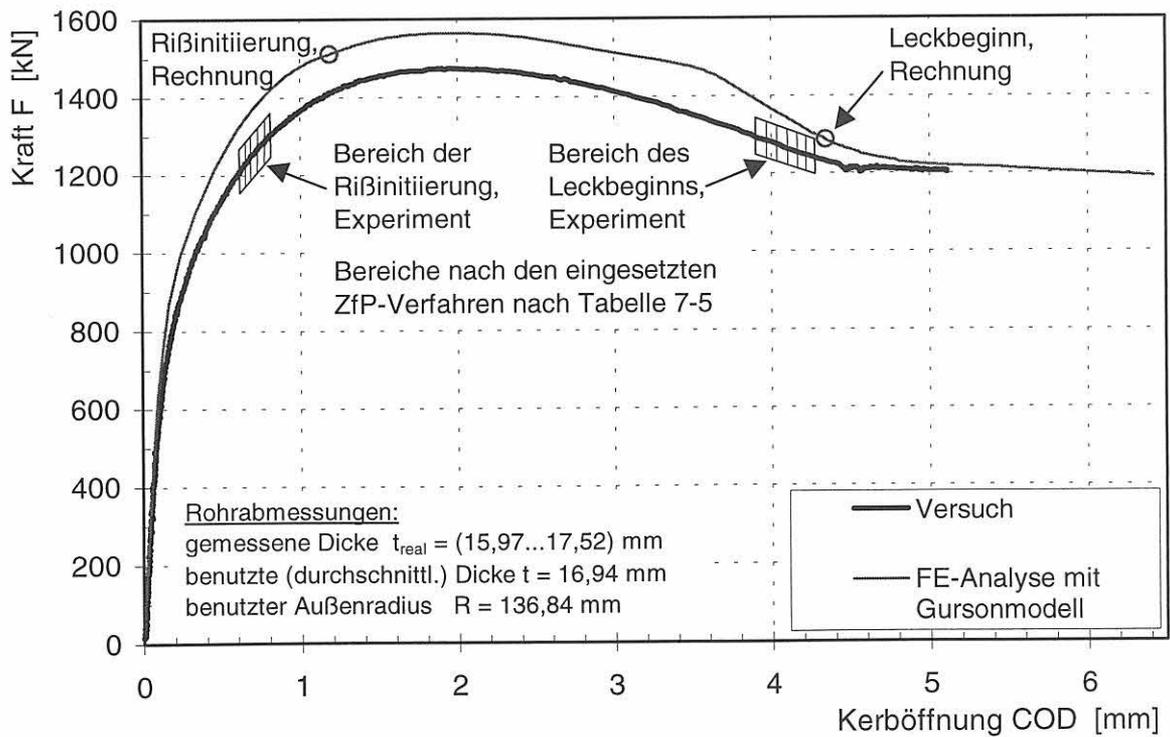


Bild 7-41: Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, Kraftverläufe in Abhängigkeit von der Kerböffnung an der 6-Uhr-Position

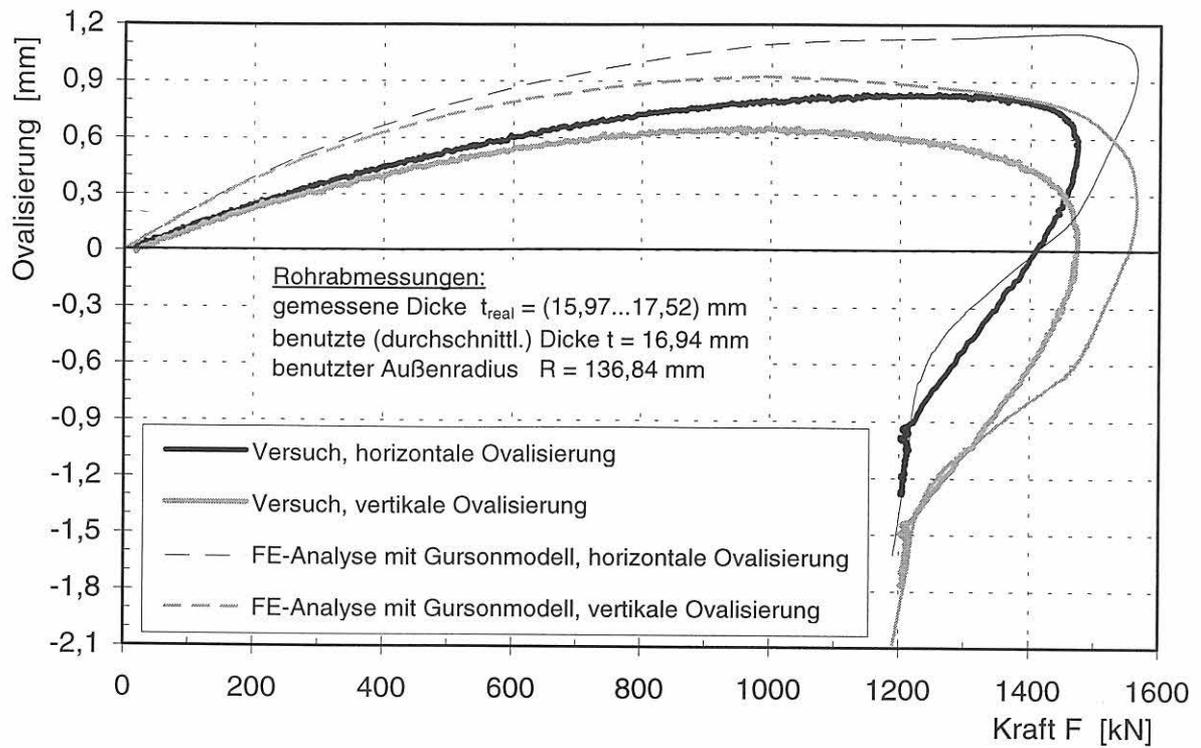


Bild 7-42:

Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, Ovalisierungen in der Symmetrieebene in Abhängigkeit von der Kraft

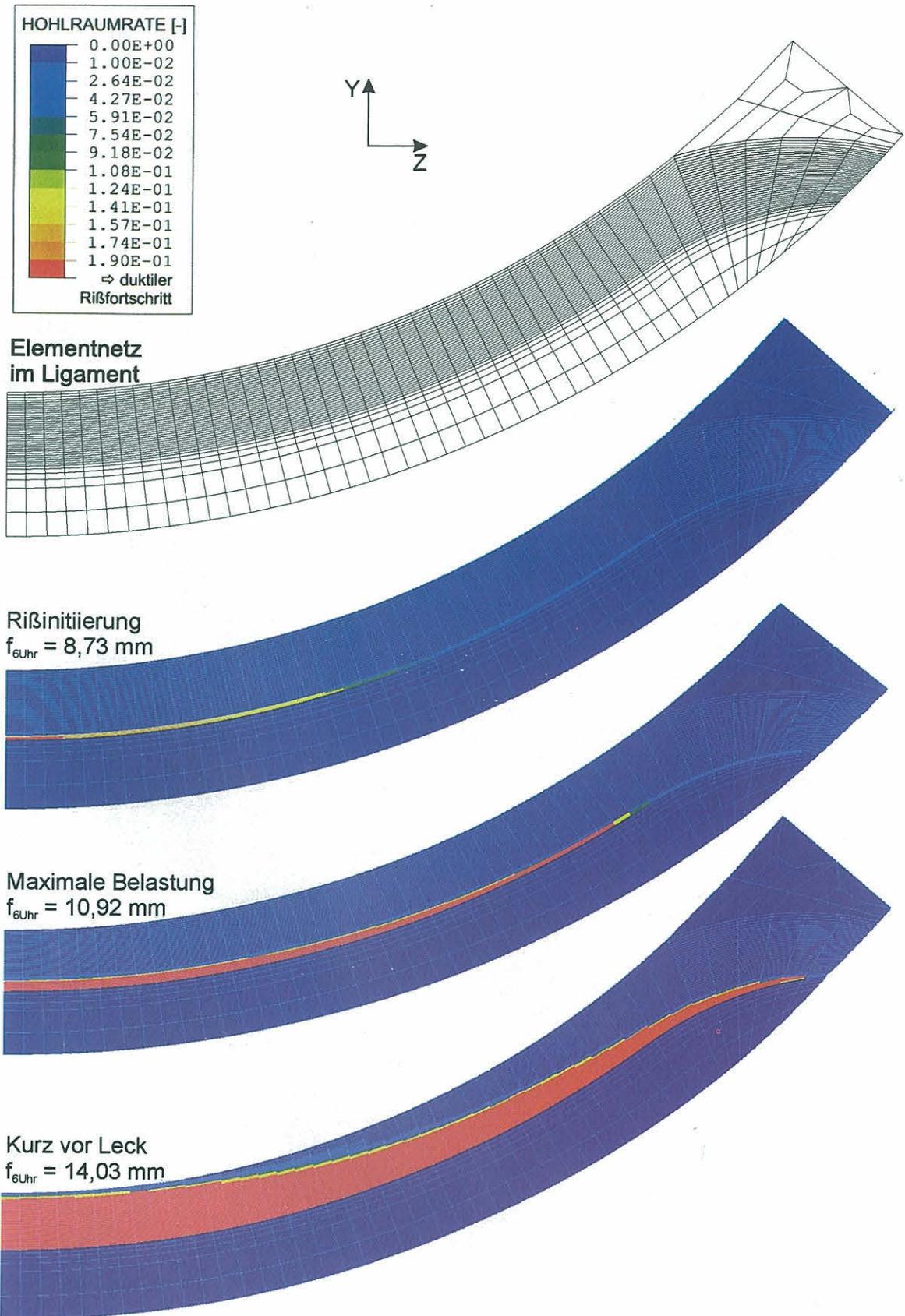


Bild 7-43a:
 Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
 Entwicklung des Hohlraumvolumenanteils in der Rißebeine bis zum Leck, rot: duktiler Rißfortschritt

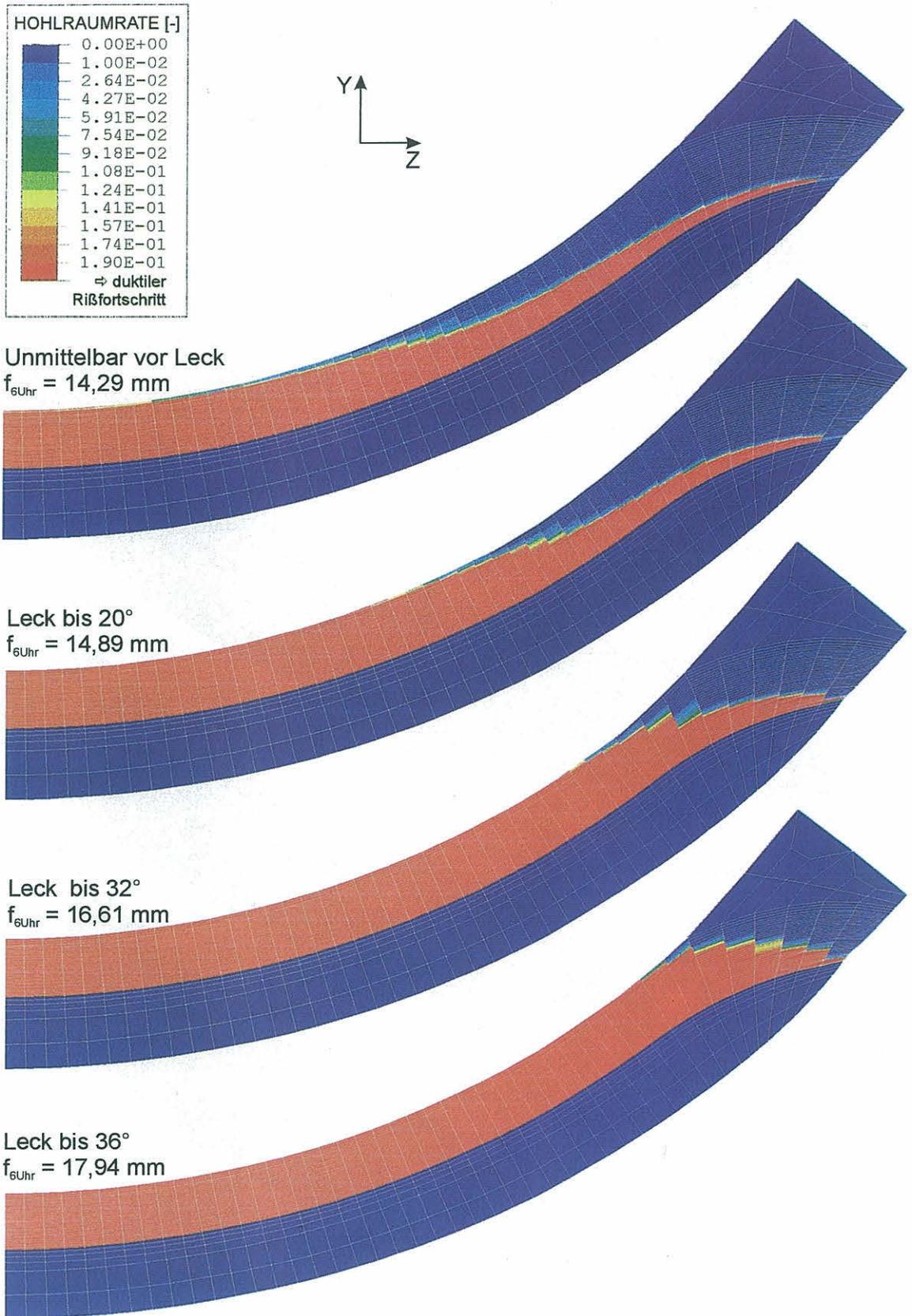


Bild 7-43b:
 Rohr mit 90°-Außenumfangfehler,
 Entwicklung des Hohlräumvolumenanteils in der Rißebene nach dem Leck, rot: duktiler Rißfortschritt

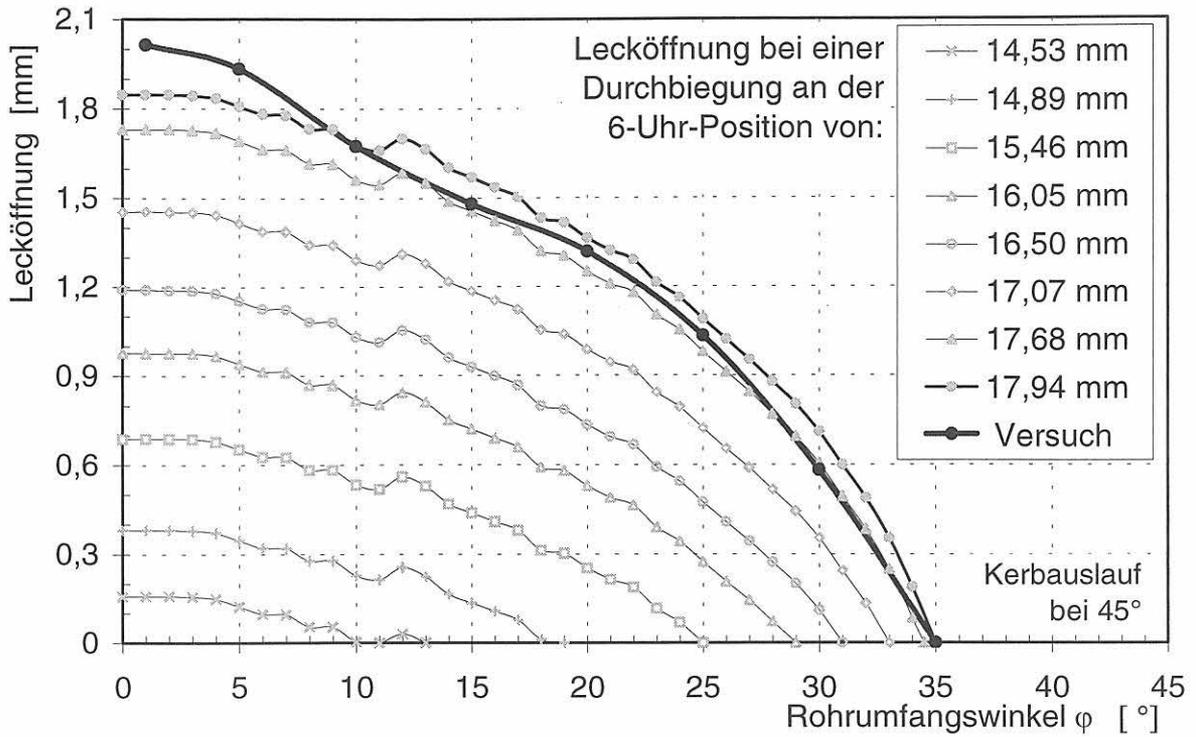


Bild 7-44: Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, Lecköffnung für unterschiedliche Belastungsstadien

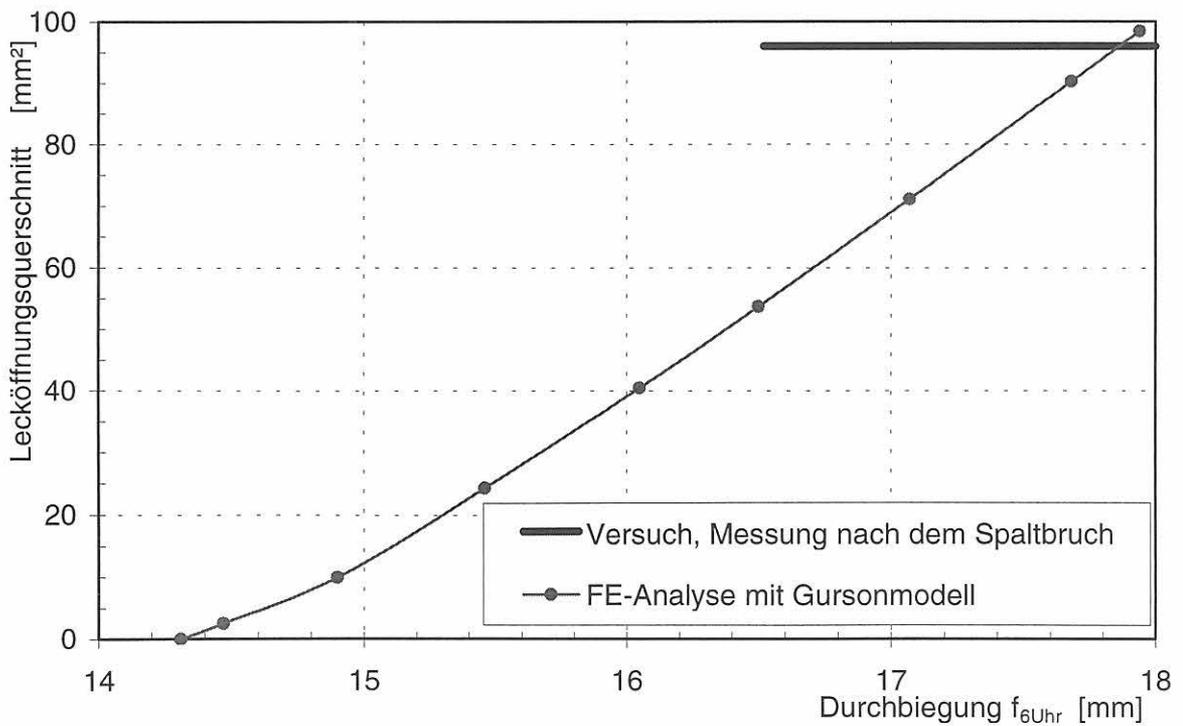


Bild 7-45: Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, Lecköffnungsquerschnitt in Abhängigkeit von der Durchbiegung an der 6-Uhr-Position

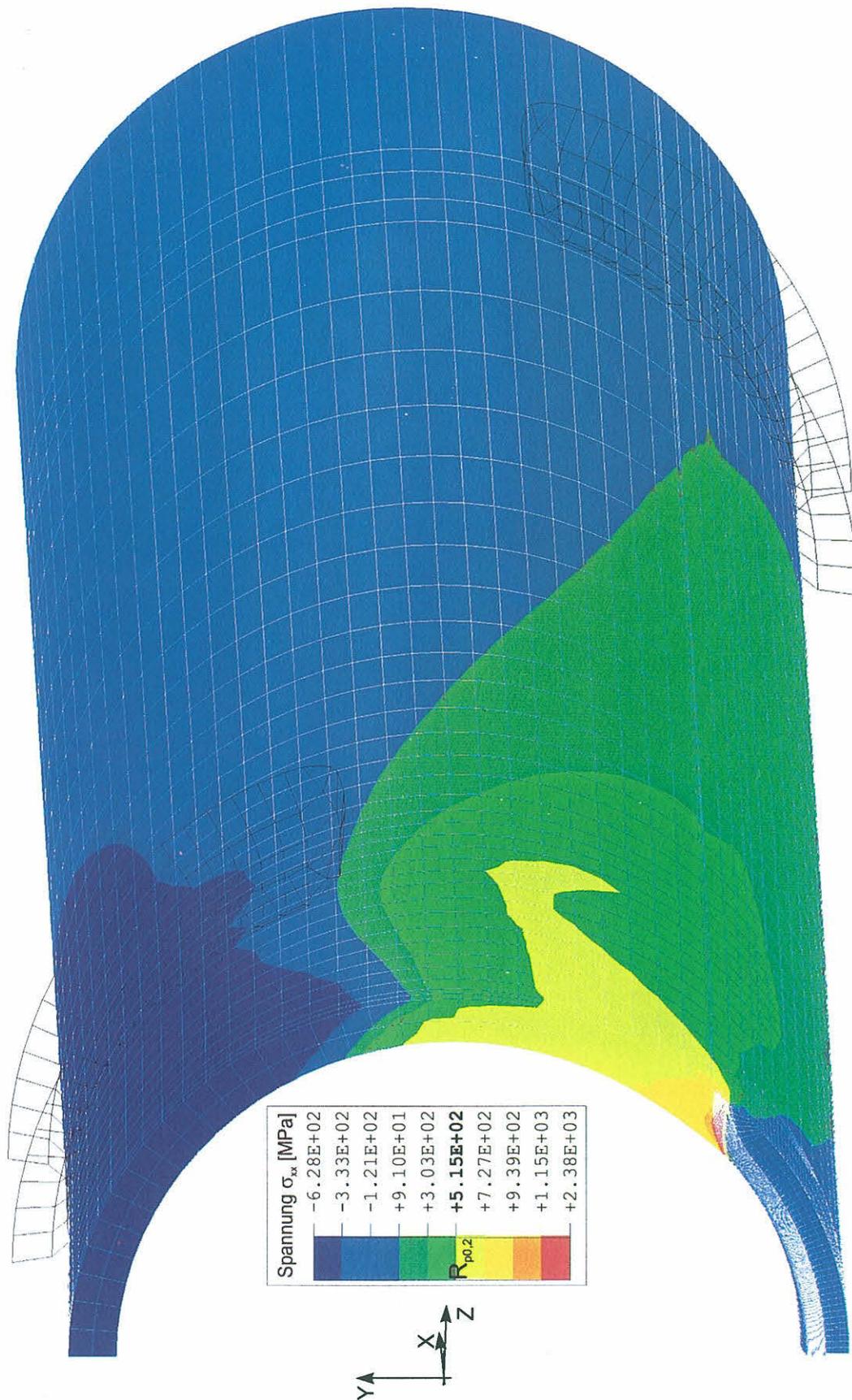


Bild 7-46:
 Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
 Normalspannung in x-Richtung am Endpunkt des duktilen Rißfortschrittes, $f_{\delta, \text{Uhr},=}$ 17,94 mm

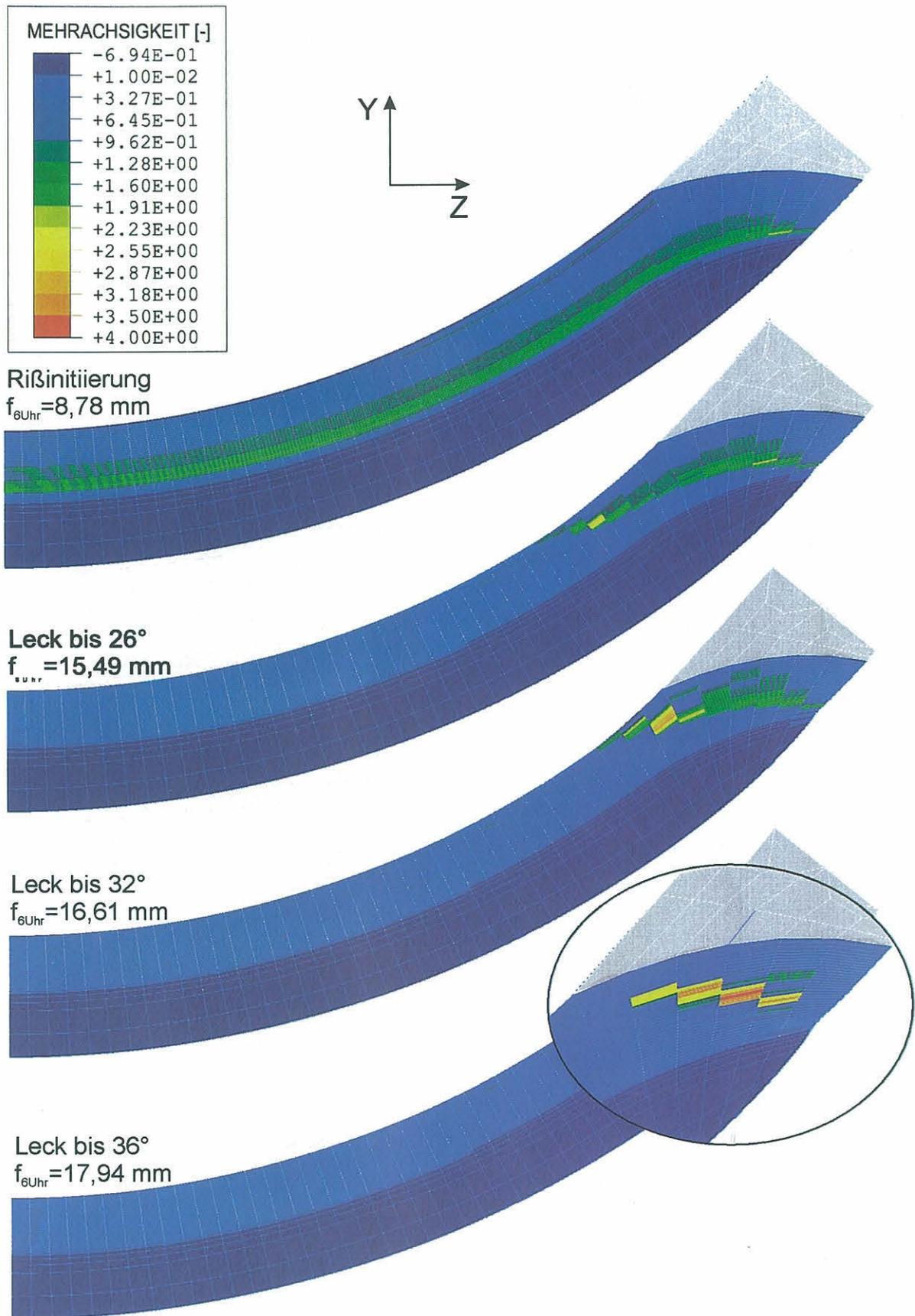


Bild 7-47:
 Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
 Entwicklung der Spannungsmehrachsigkeit χ in der Rißebe

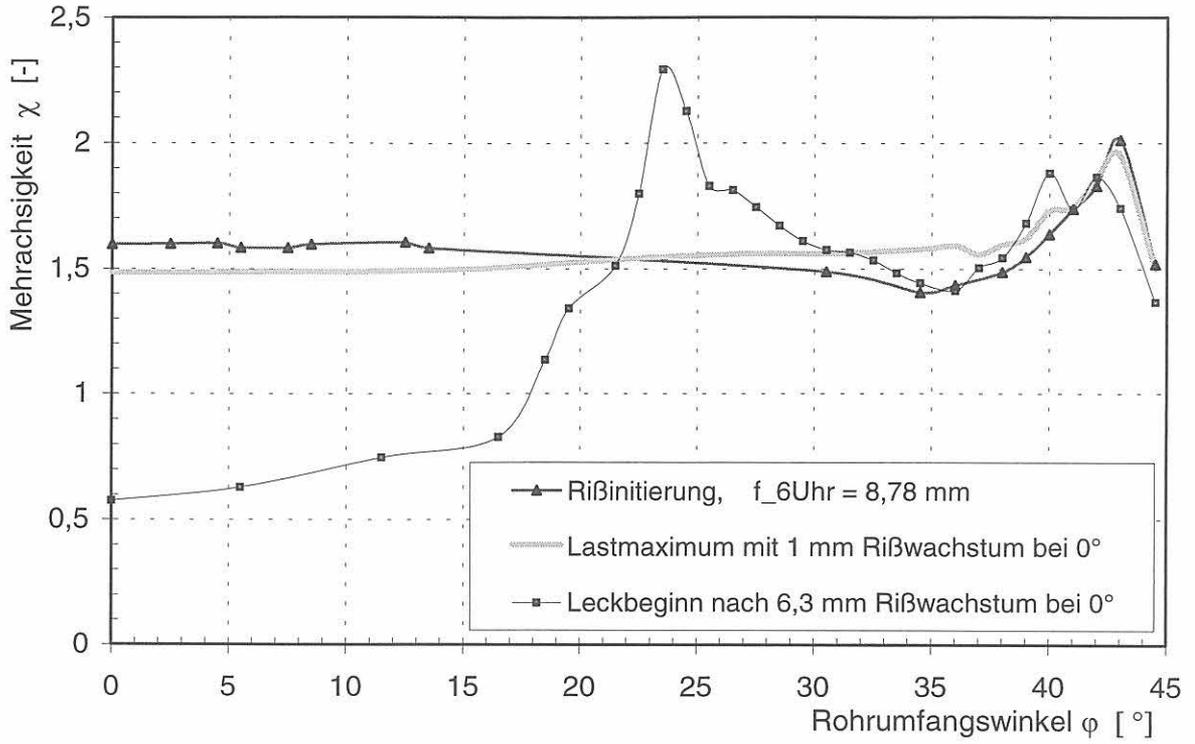


Bild 7-48a:
Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, Maximale Spannungsmehrschichtigkeit im Ligament bis Leckbeginn

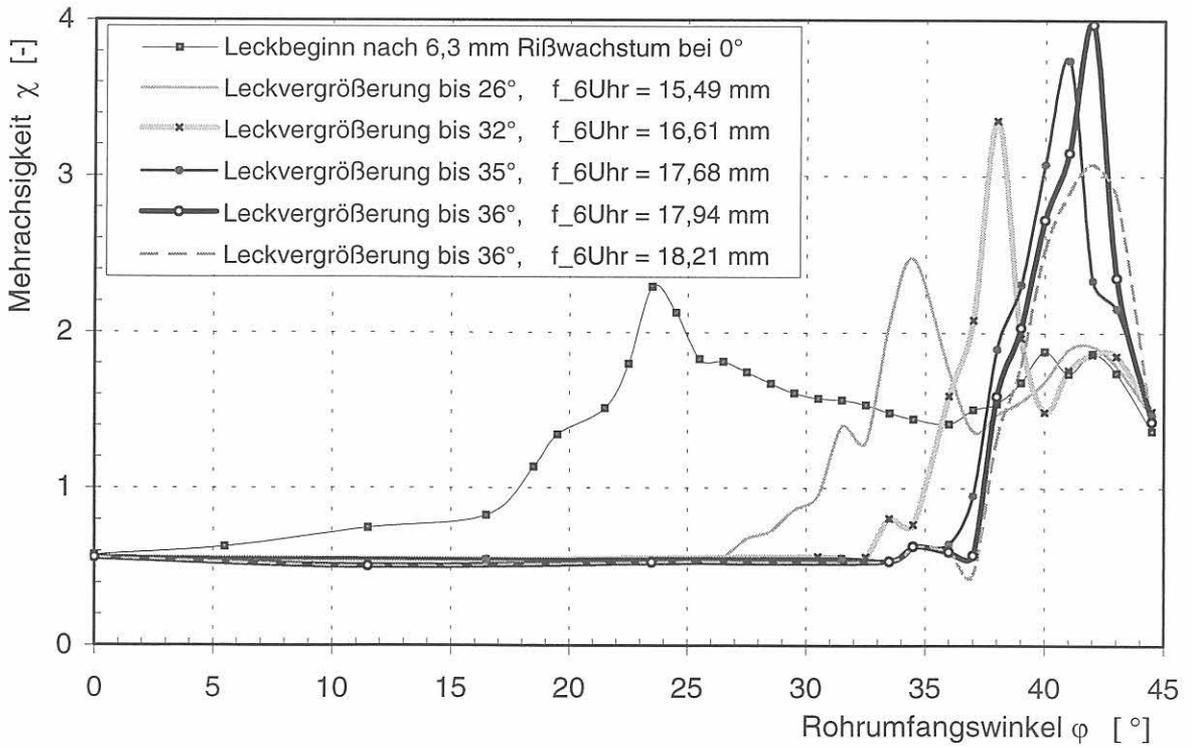
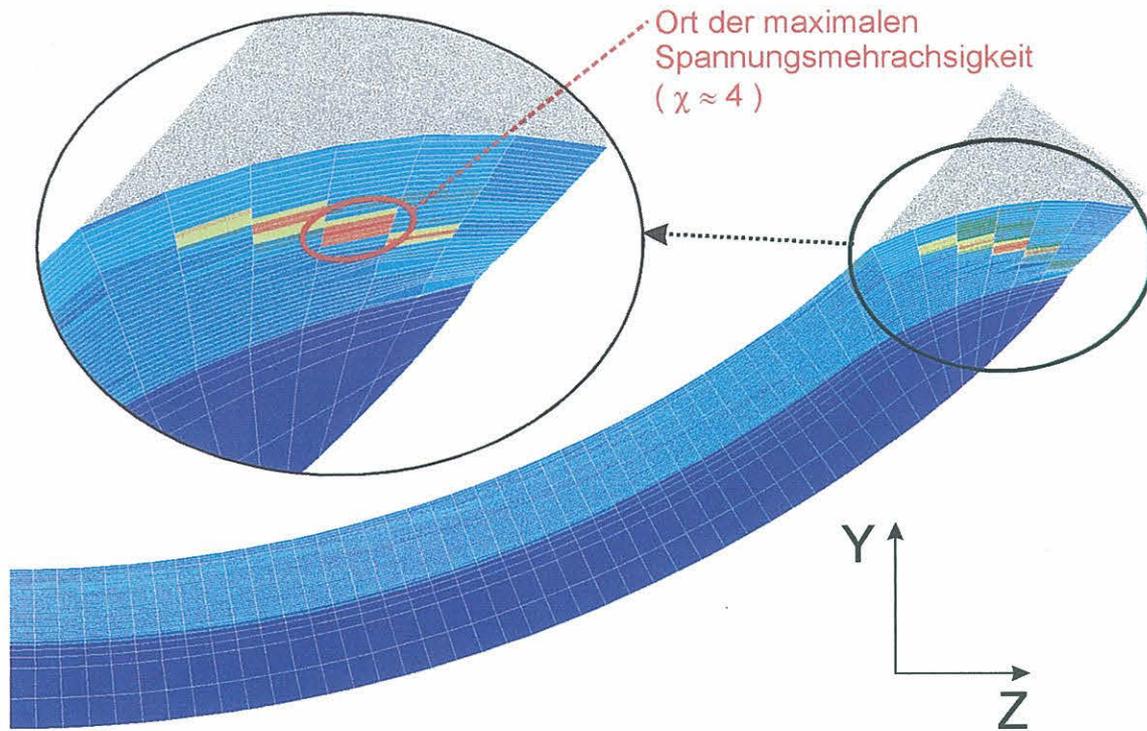
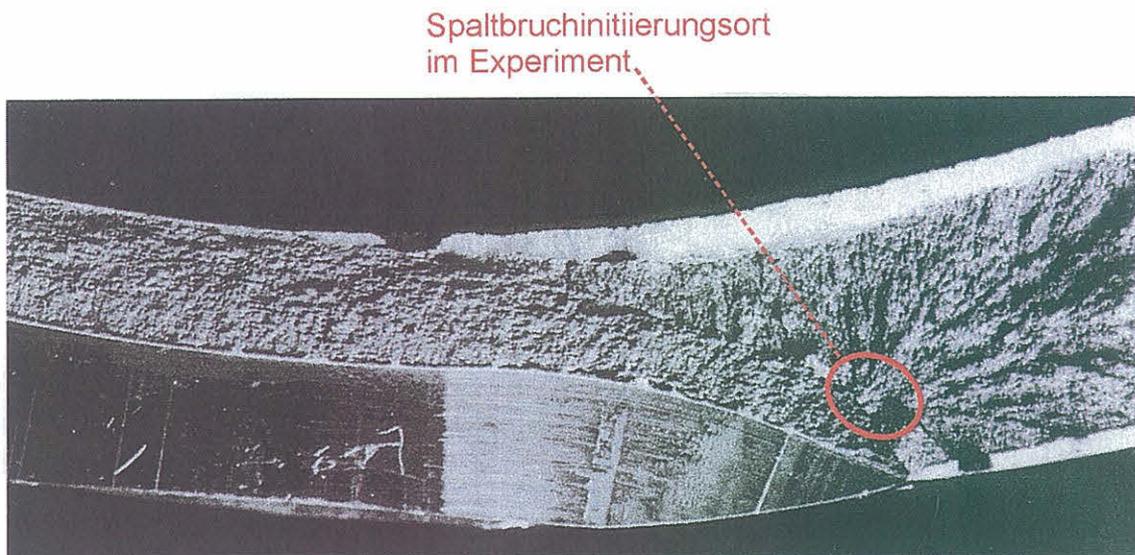


Bild 7-48b:
Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler, Maximale Spannungsmehrschichtigkeit im Ligament bei Leckvergrößerung



Spannungsmehrachsigkeit χ in der Rißebeane im Endpunkt $f_{6Uhr} = 17,94$ mm



Bruchflächenhälfte mit mechanischem Kerb, stabilem Rißwachstum und Spaltbruchinstabilität

Bild 7-49:
Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
Vergleich des Ortes der maximalen Spannungsmehrachsigkeit χ in der FE-Analyse mit der Bruchfläche im Experiment

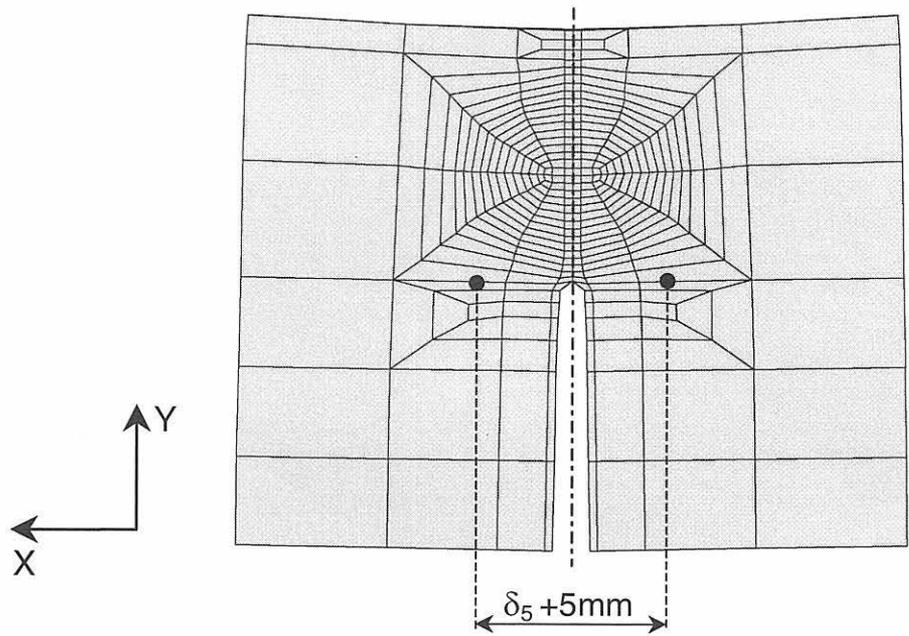


Bild 7-50:
Definition von CTOD am Rohr mit 90°-Fehler

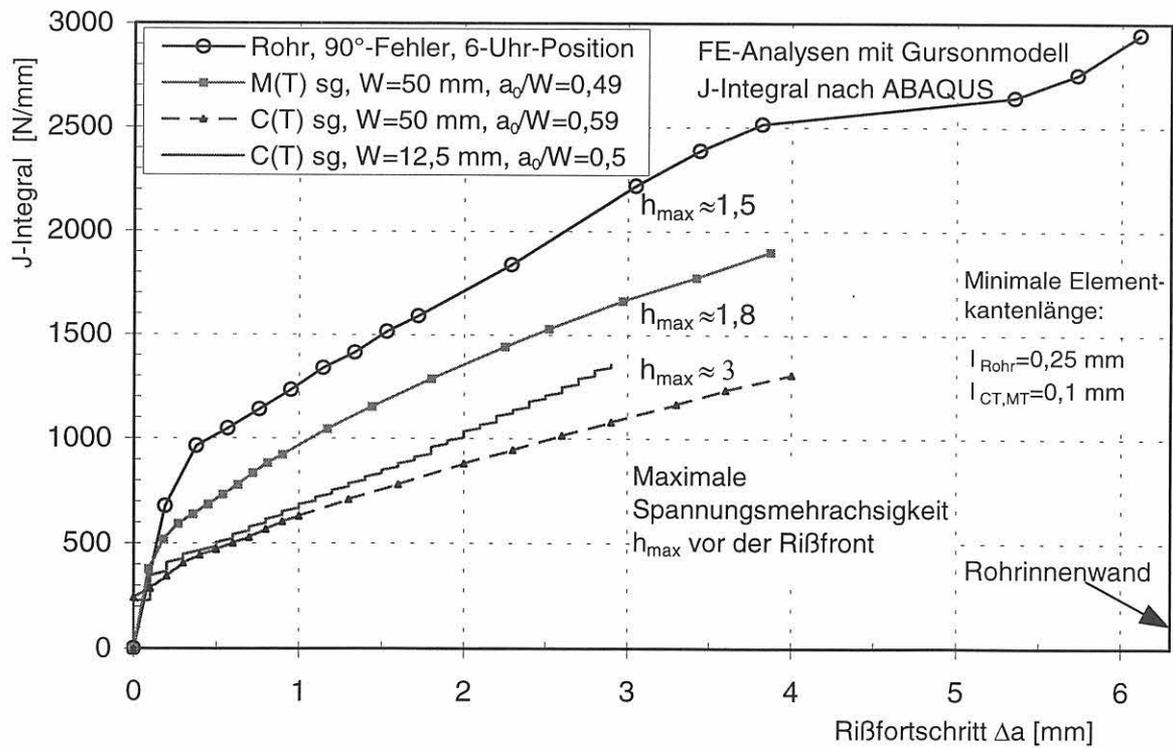


Bild 7-51:
J-Rißwiderstandskurven, Werkstoff 15NiCuMoNb5

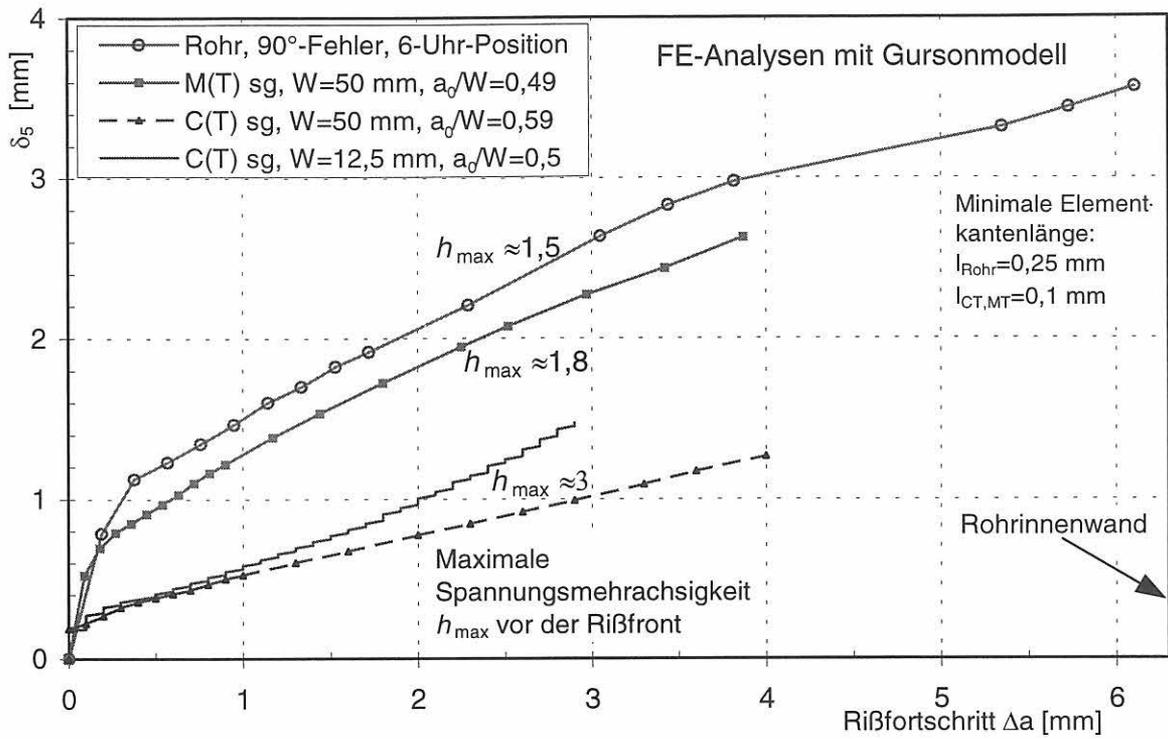


Bild 7-52:
 CTOD-Rißwiderstandskurven, Werkstoff 15NiCuMoNb5

8 Diskussion

8.1 Experimentelle Ergebnisse

Aus der Analyse des Kraft-Verschiebungs-Verhaltens der Rohre mit 60°- und 90°-Fehler (Bilder 7-6 bis 7-8) geht hervor, daß an den jeweils symmetrisch zur Fehler-ebene liegenden Meßstellen ("links" bzw. "rechts") sowie an den symmetrisch zur Rohrlängsachse liegenden Meßstellen ("Tor" bzw. "Halle") nahezu übereinstimmende Durchbiegungswerte f gemessen wurden, woraus auf eine hohe Symmetrie der Krafeinleitung und eine exakte Justage des Prüfaufbaus gefolgert werden kann. Bis zu einer Kraft von ca. 800 kN sind zwischen den Rohren mit 60°- und 90°-Fehler Unterschiede im Durchbiegungsverhalten nicht erkennbar. Sie zeigen gegenüber dem Rohr ohne Fehler (Bild 7-4) erwartungsgemäß eine geringere Steifigkeit, ausgedrückt durch einen kleineren Anstieg im elastischen Bereich.

Ab dem Beginn der Plastifizierung im Ligament treten an der 6-Uhr-Position gegenüber den Meßstellen in der "load line" größere Durchbiegungen auf. Dieser Effekt verstärkt sich mit Einsetzen des Rißwachstums in Wanddickenrichtung und damit abnehmender Steifigkeit der Rohre infolge Ligamentverkleinerung.

Die in Tabelle 7-5 zusammengefaßten Ergebnisse der Untersuchung des Rißinitiierungsverhaltens mit Hilfe zerstörungsfreier Prüfmethode sind in den Bildern 8-1 bis 8-3 grafisch aufbereitet.

DCPD-Verfahren, Ultraschallprüfung und Schallemissionsprüfung sind in der Lage, die Initiierung stabilen Rißwachstums in den untersuchten Bauteilen zu detektieren. In allen drei Rohren wird der Beginn des stabilen Rißwachstums an der 6-Uhr – Position jeweils übereinstimmend in einem engen Intervall von $\Delta F \approx 50$ kN bzw. $\Delta COD \approx 0,1$ mm ermittelt. Zu beachten ist, daß am 90°-Fehler das Potential nicht direkt an der 6-Uhr-Position sondern versetzt unter Winkeln von 5° (Bild 5-2) gemessen wurde, was jedoch nicht zu einer wesentlichen Überschätzung der Initiierungslast führen dürfte. An den zur 6-Uhr-Position in Umfangsrichtung symmetrisch gelegenen Potentialabgriffspositionen wird die Rißinitiierung jeweils nahezu zeitgleich, jedoch bezüglich der 6-Uhr-Position später ermittelt. Dies entspricht der Aussage der Biegetheorie, wonach die höchste Beanspruchung an der am weitesten von der neutralen Faser entfernten Stelle (6-Uhr-Position) auftritt.

Die Ultraschallprüfung reagierte am sensitivsten auf den Beginn der stabilen Rißausbreitung, wobei nach dem Versuch am Rohr 2 (90°-Fehler), bei den Versuchen an den Rohren 1 (60°-Fehler) und 5 (90°-Fehler) durch den Einsatz von Prüfköpfen mit einem verbesserten Signal-Rausch-Verhältnis eine höhere Auflösung der registrierbaren Rißwachstumsträge erreicht werden konnte. Infolgedessen war es möglich, die Rißinitiierung auf ei-

nen Punkt festzulegen, im Gegensatz zur vorherigen Angabe eines Intervalls (Tabelle 7-5, Bilder 8-1 bis 8-3).

Der Einsatz der Schallemissionsprüfung verdeutlichte das Problem, daß neben den Nutzsignalen auch Fremdgeräusche, deren Amplituden im Bereich der Nutzsignale liegen, wie hier z.B. Ultraschall-Impulse oder mechanische Störungen durch den Betrieb der Servohydraulik, registriert werden. Möglichkeiten zur Trennung von Nutz- und Störsignalen sind das Herausfiltern der Störsignale anhand ihrer charakteristischen SE-Merkmale und/oder durch Lokalisierung. Daran schließt sich die Interpretation der im Kerbbereich georteten SE-Ereignisse (Bilder 7-26 und 7-27) hinsichtlich des zugrundeliegenden SE-Quellenmechanismus an, um eine Aussage zum Beginn des stabilen Rißwachstums treffen zu können. Anhand der konventionellen SE-Merkmale (Ankunftszeit, Amplitude, Dauer usw.) war eine eindeutige Trennung der Schädigungsprozesse plastische Deformation, Mikrohohlraum- bzw. Mikrorißbildung einerseits und Makrorißwachstum durch Hohlraum-/Mikrorißkoaleszenz andererseits nicht möglich [1]. Der SE-Quellenmechanismus wurde anhand von Spektralanalysen der SE-Signale mittels BAM-Zeitreihenanalyse-System „TSA“ identifiziert. Die Leistungsdichtespektren von SE-Signalen, welche Maxima im Frequenzbereich von 100-200 kHz aufweisen, können nach dem derzeitigen Kenntnisstand zur wellenformbasierten Analyse von SE-Quellen als Rißsignale interpretiert werden. Andere, breitbandigere Signale im Bereich von 100-300 kHz charakterisieren plastische Verformungsprozesse.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß die mit einem hohen Speicherplatzbedarf im Gigabytebereich verknüpfte Aufzeichnung und anschließende Analyse kompletter Wellenformen beim Einsatz der SE-Prüfung im Rahmen der durchgeführten Bauteiluntersuchungen, wo eine Vielzahl von Störsignalen mit Amplituden im Bereich der Nutzsignale eine Triggerung der SE-Meßtechnik auslösen kann, unabdingbare Voraussetzung war, um den SE-Quellenmechanismus und damit den Beginn des stabilen Rißwachstums identifizieren zu können.

Die gute Übereinstimmung der mit den Verfahren USP, SEP und DCPD ermittelten Rißinitiierungszeitpunkte unterstreicht die Eignung dieser Verfahren, unter den komplexen Bedingungen von Bauteilversuchen Aussagen zum Rißwiderstandsverhalten der Struktur liefern zu können.

Als relevanter Wert für die experimentelle Rißinitiierung in den Rohren (Tab. 7-5 und 7-6) wurde jeweils das Ergebnis des DCPD-Verfahrens an der 6-Uhr-Position verwendet, da diese Methode bei allen Rohrversuchen mit einheitlichen Verfahrensparametern angewendet wurde.

Die Kerböffnungsmessung (Bilder 7-12 bis 7-14) dokumentiert für alle drei Rohre eine sehr gute Symmetrie der zum Kerbauslauf hin abnehmenden Werte bezüglich der Ergebnisse direkt an der 6-Uhr-Position. Damit wird analog zum Ergebnis der Verschiebungsmessung unterstrichen, daß aufgrund der ausgeprägten Belastungs- und Verformungssymmetrie bei der Auswertung der experimentellen Ergebnisse der Rohrversuche und den numerischen Untersuchungen die Analyse eines Viertel-ausschnittes des Rohres ausreichend ist.

Eine exakte Messung der Kerb- bzw. Rißöffnung ist insbesondere wichtig im Hinblick auf die Verifizierungsmöglichkeiten der zu entwickelnden numerischen Verfahren zur realistischen Abschätzung von Leckagequerschnitten, wie sie beispielsweise bei Kühlmittelverluststörfällen erforderlich sind.

Die im wegeregulierten Versuch erreichte Maximalkraft F_{max} (Rohr 1 (60°-Fehler): $F_{max} = 1605$ kN; Rohr 2 (90°-Fehler): $F_{max} = 1474$ kN; Rohr 5 (90°-Fehler): $F_{max} = 1428$ kN) nimmt mit zunehmender Fehlergröße erwartungsgemäß ab und wird bei kleineren Durchbiegungsbeträgen $f_{6-Uhr_{Fmax}}$ (Rohr 1 (60°-Fehler): $f_{6-Uhr_{Fmax}} = 12,92$ mm; Rohr 2 (90°-Fehler): $f_{6-Uhr_{Fmax}} = 11,14$ mm; Rohr 5 (90°-Fehler): $f_{6-Uhr_{Fmax}} = 10,74$ mm) bzw. Kerböffnungen COD_{Fmax} (Rohr 1 (60°-Fehler): $COD2_{Fmax} = 2,16$ mm; Rohr 2 (90°-Fehler): $COD3_{Fmax} = 1,88$ mm; Rohr 5 (90°-Fehler): $COD3_{Fmax} = 1,78$ mm) erreicht (Bilder 7-6 bis 7-8 bzw. 7-12 bis 7-14).

Wie aus dem Vergleich der Rohre 2 und 5 mit 90°-Fehlern hervorgeht, zeigen beide ein weitestgehend übereinstimmendes Verformungs- und Bruchverhalten, wodurch die als Basis für die numerischen Untersuchungen verwendeten Daten des Versuches an Rohr 2 abgestützt werden. Differenzen in den erreichten Kräften bzw. Verschiebungen sind auf geringfügige Unterschiede in der Wanddicke zurückzuführen, wie in Abschnitt 5.3.1 nachgewiesen wurde. In Ergänzung dazu liegen ausgehend von den durchgeführten metallographischen Gefügeuntersuchungen sowie den mikrofraktographischen Bruchflächenanalysen keine Hinweise auf Werkstoffinhomogenitäten vor.

Wie aus den Bildern 7-5 und 7-9 bis 7-11 zu entnehmen ist, führt im Vergleich der Rohre ohne Fehler sowie mit 60°- und 90°-Fehlern die zunehmende Fehlergröße zu einer kleineren horizontalen und vertikalen Ovalisierung. Der Einfluß der Imperfektion bewirkt bei den fehlerbehafteten Rohren, daß sowohl horizontale als auch vertikale Ovalisierung etwa ab Beginn des Rißwachstums in Wanddickenrichtung wieder abnehmen. Nach einer Vorzeichenumkehr entwickelt sich die Ovalisierung mit zunehmendem Rißwachstum entgegengesetzt zur Richtung bei Versuchsbeginn.

Die kritische Durchbiegung $f_{6-Uhr_{max}}$ bei Versagenslast (Rohr 1 (60°-Fehler): $F = 1462$ kN; Rohr 2 (90°-Fehler): $F = 1205$ kN; Rohr 5 (90°-Fehler): $F = 1158$ kN) ist beim Rohr 1 (60°-Fehler) um 33 bzw. 13 % größer als bei den

Rohren 2 bzw. 5 mit 90°-Fehlern (Rohr 1 (60°-Fehler): $f_{6-Uhr_{max}} = 21,91$ mm; Rohr 2 (90°-Fehler): $f_{6-Uhr_{max}} = 16,52$ mm; Rohr 5 (90°-Fehler): $f_{6-Uhr_{max}} = 19,5$ mm). Dementsprechend wurde an der 6-Uhr-Position am Rohr 1 mit 60°-Fehler mit $COD2_{max} = 6,41$ mm eine um 25 bzw. 4 % größere kritische Kerböffnung gemessen als an den Rohren 2 bzw. 5 mit 90°-Fehlern (Rohr 2: $COD3_{max} = 5,11$ mm; Rohr 5: $COD3_{max} = 6,17$ mm).

Die DCPD-Signale an den Positionen 3/4, 5/6 und 7/8 (60°-Fehler) bzw. 3/4, 5/6, 7/8 und 9/10 (90°-Fehler) (Bilder 7-20 bis 7-22) verlaufen annähernd parallel. Dies deutet darauf hin, daß die Front des stabilen Rißwachstums in diesen Bereichen bei einem jeweils etwa konstanten a/t -Verhältnis verläuft und voranschreitet. Unterstrichen wird dies einerseits durch die mit Hilfe der DCPD-Analyse an diesen Positionen ermittelten Kraft-, COD- und Durchbiegungswerte bei Rißinitiation, die in einem sehr engen Intervall liegen (Tab. 7-5), sowie das Ergebnis der optischen Analyse an Rohr 5, wonach Leckage gleichzeitig auf einem ca. 30 mm langen Bereich symmetrisch zur 6-Uhr-Position erreicht wird (Bild 7-28).

Betrachtet man den Verlauf der DCPD-Signale in diesem Bereich, so fällt ein steiler Anstieg auf, der dem theoretischen Zusammenhang zwischen Potentialabfall und Rißtiefenverhältnis [2] entspricht. Danach ist die Abhängigkeit zwischen Potentialabfall und Fehlertiefe nichtlinear progressiv und der Potentialabfall zwischen $a/t = 0,9$ und 1 übersteigt den zwischen $a/t = 0$ und 0,9 signifikant.

Charakteristisch für das Versagensverhalten aller untersuchten fehlerbehafteten Rohre nach dem Wanddurchbruch des Risses ist das Auftreten eines Bereiches annähernd konstanter Kraft vor dem instabilen Versagen durch Spaltbruch (Rohr 1 (60°-Fehler): $F = 1462$ bis 1480 kN; Rohr 2 (90°-Fehler): $F = 1205$ bis 1210 kN; Rohr 5 (90°-Fehler): $F = 1158$ bis 1165 kN) in dem Durchbiegung, Ovalisierung, COD und Potential weiter zunehmen (Bilder 7-11 bis 7-14, 7-20 bis 7-22). Mit Hilfe der optischen Analyse des Leckwachstums in Rohr 5 (90°-Fehler) konnte gezeigt werden, daß in diesem Bereich die Vergrößerung des Lecks bis zur endgültigen Leckagelänge abläuft (Bilder 7-28 und 8-4 bis 8-6). Werkstoffverfestigung infolge plastischer Deformation vor dem Riß und Leckwachstum kompensieren sich.

Die im Versuchsverlauf weiter zunehmenden Potentialwerte können dann auf das Rißwachstum zum Erreichen von $a/t = 1$ und damit der endgültigen Leckagewinkel von $\gamma = 40^\circ$ (Rohr 1, 60°-Fehler), $\gamma = 60^\circ$ (Rohr 2, 90°-Fehler) und $\gamma = 65^\circ$ (Rohr 5, 90°-Fehler) sowie kleine Rißwachstumsumsätze an den Radien der Kerbausläufe zurückgeführt werden (Tabelle 7-3, Bilder 7-15 bis 7-17) bzw. beim Rohr mit 60°-Fehler auf lokales Rißwachstum zur Ausbildung von in Umfangsrichtung orientierten Spikes in der Rißfront (Bild 7-15). Ferner trägt

dazu auch die Erhöhung des elektrischen Widerstandes infolge Plastifizierung und Einschnürung bei.

Die vergleichende Bewertung der mit den unterschiedlichen zerstörungsfreien Prüfmethoden durchgeführten Untersuchungen mit dem Ziel einer möglichst genauen und quantitativen Analyse des Leckageverhaltens (Tabelle 7-5 und Bilder 8-4 bis 8-6) macht analog zum Ergebnis bei Rißinitiation deutlich, daß der Leckagezeitpunkt an der 6-Uhr-Position mit guter Übereinstimmung der Einzelverfahren detektiert werden kann. Darüberhinausgehende wichtige Informationen zum Leckwachstum waren, wie in Bild 7-28 dargestellt, nur mittels optischer Analyse zu erhalten, wobei in Bezug auf die Genauigkeit dieser Ergebnisse einschränkend festgestellt werden muß, daß das Auflösungsvermögen bei der Beobachtung aufgrund der Meßanordnung relativ niedrig war.

Wie die in den Bildern 7-15 bis 7-17 dargestellten Bruchflächen der bei Raumtemperatur geprüften Rohre mit 60°- und 90°-Außenumfangsfehler zeigen, trat nach der Leckage und dem Leckwachstum im Bereich des Ausgangskerbs kein ausgeprägtes stabiles Rißwachstum in Rohrumfangsrichtung auf, sondern Versagen durch Spaltbruchinstabilität. Dieses Versagensbild fügt sich ein in die Ergebnisse der an Kleinproben des Rohrwerkstoffs 15NiCuMoNb5 durchgeführten konventionellen und bruchmechanischen Zähigkeitsuntersuchungen. Aus den Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven geht hervor (Bilder 7-1 und 7-2), daß die Prüftemperatur der Rohrversuche (Raumtemperatur) im mittleren bis oberen Übergangsbereich zwischen Hoch- und Tieflage der Kerbschlagarbeit liegt. Zwei Serien von Kerbschlagbiegeproben (L-S-Lage: 10 Proben, L-T-Lage: 7 Proben), die im Temperaturintervall von 20 bis 22°C geprüft wurden, weisen bereits eine Streubreite der Kerbschlagarbeitswerte von 107 J bis 157 J (L-S-Lage) bzw. 113 J bis 145 J (L-T-Lage) auf. Korrespondierend dazu wurden Anteile kristalliner Bruchfläche von 18 bis 45 % (L-S-Lage) bzw. 21 bis 40 % (L-T-Lage) bestimmt. Obwohl die Anforderungen an die Kerbschlagzähigkeit nach KTA 3211.1 [3] auf der Grundlage der K_V -Werte formal erfüllt werden (Tabelle 7-1), ergaben sich auch bei der Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens bei Raumtemperatur unter Verwendung von in L-S-Lage orientierten C(T)6,25sg - und in L-T-Lage orientierten C(T)12,5sg-Proben Anzeichen für ein noch mögliches sprödes Versagen von 15NiCuMoNb5 anhand der Spaltbruchinstabilität einer C(T)12,5sg-Probe nach stabilem Rißwachstum von 3 mm.

Wie aus Bild 7-3 hervorgeht, zeigten die bruchmechanischen Zähigkeitsuntersuchungen keine signifikanten Unterschiede im Rißwiderstandsverhalten zwischen L-T- und L-S - Lage auf.

Der Vergleich der Ergebnisse von C(T)-Proben mit Ermüdungsanrissen bzw. erodierten Kerben, deren Kerbradius dem gefrästen Kerb in den Rohren entsprach, verdeutlicht (Tabelle 7-2), daß im vorliegenden Fall ein Einfluß der Kerbschärfe auf die Rißinitiationseigenschaf-

keitswerte nicht nachweisbar ist. Aufbauend darauf wurden die an standardgemäßen, in der Hauptwachstumsrichtung der Fehler in den Rohren (L-S-Lage, Wanddickenrichtung) orientierten C(T)-Proben mit Ermüdungsanriß ermittelten Rißwiderstandskurven sowohl bei der numerischen Analyse der Rohrversuche als auch der Bewertung des Versagensverhaltens mittels ingenieurmäßiger Verfahren verwendet.

Die Gegenüberstellung der J_I -Werte von C(T)6,25sg-Proben mit Anriß und erodiertem Kerb in Tabelle 7-2 weist unter Berücksichtigung der im weiteren Verlauf nahezu deckungsgleichen Rißwiderstandskurven auf ein bekanntes Problem hin. Bei der Kurvenregression zur Ermittlung der Rißwiderstandskurve werden nach [4] nur Werte verwendet, die innerhalb der Exclusion Lines liegen. Werte im Initiierungsbereich werden ausgeschlossen, wodurch der Verlauf der R -Kurve in diesem Bereich deutlich beeinflußt wird von der zufälligen Lage der ersten zur Regression herangezogenen J - Δa -Wertepaare innerhalb der Exclusion Lines. Aufgrund der relativ großen Steigung der J_R -Kurve im Anfangsbereich kann dies dann zu einer sensitiven Verschiebung des z.B. auf der Basis der Stretch-Zonenbreite definierten J_I -Wertes führen. Mit der Definition eines technischen Rißinitiationseigenschaftswertes unter Akzeptanz eines bestimmten Betrages an stabilem Rißwachstum kann dieses Problem, wie anhand der $J_{0,2}$ -Werte in Tabelle 7-2 deutlich wird, umgangen werden, jedoch gelten in der Regel nur die physikalischen Rißinitiationseigenschaftswerte als auf das Bauteil übertragbar.

Bei der Bewertung des Versagensverhaltens der Rohre 1 (60°-Fehler) und 2 (90°-Fehler) auf der Basis der Konzepte plastisches Grenzlastverfahren, lokales Grenzspannungskonzept, R6-Verfahren und ETM wird mit allen Verfahren die Instabilität konservativ, das heißt bei kleineren Lasten als im Experiment, vorhergesagt (Tabellen 7-6 und 8-1, Bilder 7-29 bis 7-34).

Die Bilder 7-31 und 7-32 sowie der Vergleich der experimentellen und der berechneten Versagenslasten auf der Basis der Sicherheit S_{aa} gegenüber Instabilität in Bild 8-7 verdeutlichen, daß bei der Kategorie 1 - Analyse des R6-Verfahrens unter Ansatz der mit wesentlich mehr Aufwand zu bestimmenden werkstoffspezifischen Grenzkurve nach Option 2 gegenüber der allgemeinen Grenzkurve nach Option 1 eine deutliche Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit erreicht wird. Bei Durchführung einer Kategorie 3 - Analyse und damit der Berücksichtigung des Rißwiderstandsverhaltens auf der Basis der J_R -Kurve führt der erhöhte Analyseaufwand sowohl bei Option 1 als auch 2 zu einer nochmaligen Steigerung der Vorhersagegenauigkeit. Option 1 und 2 liefern jedoch innerhalb der Kategorie 3 - Analyse nahezu gleiche Ergebnisse, so daß der erhöhte Aufwand bei Option 2 hier offenbar nicht mehr zu einer weiteren Verbesserung der Aussagequalität führt und die Verwendung der einfacheren Option 1 in diesem Fall ausreichend erscheint. Damit entspricht das R6-Verfahren hier nicht der beispielsweise in der in Fertigstellung befindlichen

europäischen Fehlerbewertungsprozedur SINTAP [5] konsequent umgesetzten Philosophie, wonach ein erhöhter Analyseaufwand mit einer Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit verbunden sein muß.

Mit vergleichsweise wenig Aufwand gestattet das plastische Grenzlastverfahren eine relativ genaue Versagensvorhersage gegenüber Instabilität (Bild 7-29), die das Niveau der R6-Kategorie 3 - Analyse nur unwesentlich unterschreitet.

Obwohl beim lokalen Grenzspannungskonzept durch die Verwendung von R_m als Grenzspannung bereits von der Werkstoffverfestigung Kredit genommen wird (Bild 7-30), erhält man sehr konservative Ergebnisse, welche vergleichbar mit der einfachsten R6-Analyse nach Kategorie 1 auf der Basis der allgemeinen Versagensgrenzkurve gemäß Option 1 sind (Bild 8-7).

Im Gegensatz zum plastischen Grenzlastverfahren und dem lokalen Grenzspannungskonzept beziehen das R6-Verfahren und das ETM die Werkstoffzähigkeit auf der Grundlage bruchmechanischer Werkstoffkennwerte mit in die Bewertung ein. Wie aus dem Vergleich der berechneten Sicherheiten S_{ea} gegenüber Instabilität unter Berücksichtigung einer Ovalisierungskorrektur der Fließlast in Bild 8-8 hervorgeht, liefern dabei das R6-Verfahren, Option 2, Kategorie 3, und das ETM übereinstimmende Ergebnisse.

Am Beispiel der Sicherheit der Versagensvorhersage gegenüber Ribinitierung (Bilder 7-31 und 7-32, Tabelle 8-1) wird der Einfluß der Berücksichtigung einer Ovalisierungskorrektur der Fließlast in Bild 8-9 nochmals quantitativ verdeutlicht. Wird das Erreichen der Ribinitierung als Bewertungskriterium angesetzt, so erhält man mit dem R6-Verfahren, Kategorie 1 - Analyse, die in den Bildern 7-31 und 7-32 durch offene Marker gekennzeichneten Punkte. Auf der Basis der allgemeinen Grenzkurve nach Option 1 wird die Ribinitierung noch konservativ bzw. beim 90°-Fehler genau berechnet und damit der R6-Philosophie einer konservativen unteren Grenzkurve entsprochen. Die Verwendung der Option 2 - Grenzkurve führt demgegenüber zu einer nichtkonservativen Berechnung der Ribinitierung, welche erst durch die Ovalisierungskorrektur der Fließlast beim 60°-Fehler in einen konservativen Wert umgekehrt bzw. beim 90°-Fehler nahezu aufgehoben wird (Bild 8-9). Die Analyseergebnisse des ETM liegen durchgehend im konservativen und damit sicheren Bereich.

Weiterführende Ergebnisse zur Berücksichtigung einer Ovalisierungskorrektur der Fließlast bei der Versagensvorhersage werden im Ergebnis geplanter Untersuchungen erwartet. Gegenstand dieser Arbeiten wird die vergleichende Gegenüberstellung nunmehr verfügbarer empirischer Korrekturlösungen für Rohre mit Oberflächenfehlern [6, 7] und der Lösung von Kanninen für durchgehende Fehler [8] anhand der im vorliegenden Bericht dargestellten Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen und der numerischen Analysen sein.

Anhand des Vergleichs der experimentellen und berechneten Versagenspunkte ist zusammenfassend festzustellen, daß mit Hilfe der angewendeten ingenieurmäßigen Bewertungskonzepte, insbesondere des plastischen Grenzlastverfahrens, der R6 - Kategorie 3 - Analyse sowie des ETM, mit relativ geringem Aufwand unter Wahrung der Konservativität bereits eine bemerkenswert genaue Versagensvorhersage getroffen werden kann. Dies unterstreicht die Berechtigung und die Notwendigkeit der Existenz dieser Bewertungskonzepte, um dem Ingenieur eine vergleichsweise schnelle und unkomplizierte Analyse angerissener Bauteile zu ermöglichen. Darüber hinausgehende detaillierte Analysen sind nur mit einem zum Teil erheblichen numerischen Aufwand auf der Basis von FE-Methoden durchführbar und derzeit bisher nur in Ausnahmefällen realisierbar.

8.2 Numerische Ergebnisse

Die erforderlichen und wesentlichen Materialparameter des eingesetzten Schädigungsmodells nach Gurson wurden durch den Vergleich von Resultaten zwischen numerischer Simulation und Experimenten an Kleinproben bestimmt und auf das Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler übertragen. Bei der Bestimmung der Materialparameter an Kleinproben wurde eine weitgehende Übereinstimmung der experimentellen und numerischen Resultate an den gekerbten Rundzugproben sowie an einer C(T)6,25sg-Probe erreicht, Bilder 7-35 bis 7-37. Kleinere Diskrepanzen zwischen numerischen und rechnerischen Werten sind angesichts der Komplexität des gesamten Prozesses sowohl beim Experiment als auch bei den Rechnungen von untergeordneter Bedeutung.

Zum Einfluß der Modellierung der Rohrgeometrie und der Auflagerbedingungen waren umfangreiche Voruntersuchungen notwendig. Das Ergebnis ist beispielhaft für das Rohr ohne Fehler in den Bildern 7-38 und 7-39 zusammengefaßt. Entscheidend war dabei, daß die Rohrgeometrie, also Wanddicke und Rohraußendurchmesser, möglichst exakt zu erfassen sind. Darüber hinaus ist auch die exakte Geometrie der Auflager, die geometrischen Randbedingungen der Auflager sowie die Berücksichtigung von Reibung erforderlich. Erst als die geometrischen Einflußfaktoren sowie die Fließkurve nach Bild 5-8 möglichst gut erfaßt waren, hat sich bei dem Rohr ohne Fehler die in den Bildern 7-38 und 7-39 dokumentierte Übereinstimmung zwischen experimentellen und numerischen Resultaten ergeben.

Die an dem Rohr ohne Fehler gemachten Erfahrungen bzgl. des Einflusses der geometrischen Eingabedaten konnten auf das Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler übertragen werden. Somit sind die in den Bildern 7-40 bis 7-42 dokumentierten Resultate nicht nur das Ergebnis der ermittelten Materialparameter der duktilen Schädigung, sondern in gleichem Maße Resultate der möglichst umfassenden und genauen Abbildung der er-

wähnten geometrischen Daten des geprüften Rohres und des Versuchsstandes.

Die Qualität der exakten Vorgehensweise sowohl beim Experiment als auch bei der Rechnung wird in den Bildern 7-40 und 7-41 dokumentiert. Auch wenn, aufgrund der sehr feinen Elementierung im Bereich des Kerbs und dem in Längsrichtung des Rohres schnellen Übergangs zu größeren Elementen, Bild 5-12, die resultierende Kraft überschätzt wird, zeigt jedoch die Übereinstimmung zwischen der Lage der jeweiligen Kraftmaxima sowie der Ausbildung der konstanten Kraft für eine Durchbiegung f_{6Uhr} von mehr als 15 mm, Bild 7-40, bzw. von mehr als 4,5 mm Kerböffnung COD in Bild 7-41, daß der Versagensprozess auch für sehr großes duktilen Rißwachstum durch die Rechnung sehr gut erfaßt wird. Da der verbleibende tragende Querschnitt im Bereich des Kerbs während des gesamten duktilen Rißfortschritts immer kleiner wird, trägt dieser fein elementierte Bereich nach Bild 5-12 immer weniger zur resultierenden Kraft F bei, so daß schließlich nur noch der nach Bild 5-12 entlang des Umfangs grob elementierte Bereich zur resultierenden Kraft beiträgt. Da die dann verbleibenden und tragenden Elemente eine einheitliche Größenordnung aufweisen, wird die dann konstante Kraft folgerichtig auch korrekt berechnet.

Die in den Bildern 7-40 und 7-41 eingetragenen Bereiche der im Experiment festgestellten Initiierung und Leckage wurden entsprechend der angewendeten ZfP-Verfahren entnommen, Tabelle 7-5. Die Punkte der numerischen Initiierung geben den Zustand an, bei dem das Element im Kerbgrund erstmals den endgültigen Hohlraumvolumenanteil f_i erreichte. Die Punkte des numerisch ermittelten Leckagebeginns wurden aus dem erstmaligen Erreichen der endgültigen Hohlraumwerte f_i an der Innenseite des Rohres bestimmt.

Die dargestellten Ergebnisse zeigen, daß bezüglich der Feststellung der Initiierung bzw. der Leckage mittels der eingesetzten ZfP-Verfahren eine gewisse Bandbreite festgestellt wurde, wobei die entsprechenden numerischen Werte jeweils in unmittelbarer Nähe der experimentell ermittelten Bereiche liegen.

Die horizontale und vertikale Ovalisierung wird nach Bild 7-42 durch die numerische Analyse geringfügig überschätzt, in dem prinzipiellen Verlauf über der Kraft aber richtig wiedergegeben. Auch die Vorzeichenumkehr sowie die Werte der Ovalisierung bei konstanter Kraft gegen Ende des duktilen Rißwachstums werden durch das Modell richtig erfaßt.

Während des duktilen Rißwachstums sind entsprechend der Bilder 7-43a und 7-43b vier Stadien zu unterscheiden:

- 1.) Rißinitiierung
- 2.) Rißwachstum bis zur Leckage bei 0°
- 3.) Rißwachstum in Umfangsrichtung bis zum Erreichen der vollen Wandstärke am Kerbauslauf

- 4.) Rißwachstum im Bereich der vollen Wandstärke am Kerbauslauf bis zum Versagen durch Spaltbruch.

Nach der Initiierung des Risses in der 0° -Position und dem Rißwachstum vornehmlich in Umfangsrichtung bildet sich im Bereich von 0° bis etwa 10° ein Bereich des Risses aus, der in Dickenrichtung deutlich gegenüber den anderen Bereichen voreilt, letzte Darstellung in Bild 7-43a. Dieser Bereich wächst weiter bis zum Eintritt der Leckage, erste Darstellung in Bild 7-43b. Dieser voreilende Bereich hat zur Folge, daß der Durchriß nicht punktförmig in der 0° -Position erfolgt, sondern nahezu gleichzeitig im Bereich von 0° bis etwa 10° entlang des Umfangs stattfindet. Diese Tatsache deckt sich mit experimentellen Beobachtungen, die nahezu identische Resultate zeigen, 5. Foto aus Bild 7-28 für $F = 1195$ kN. Zu diesem Zeitpunkt bildet sich eine Rißfrontgeometrie aus, die in ihrer Form in Umfangsrichtung zunächst nahezu unverändert bleibt, Darstellung für $f_{6Uhr} = 14,89$ mm in Bild 7-43b. Die Rißfrontgeometrie ändert sich erst, wenn der Kerbauslauf und damit die volle Wandstärke erreicht wird, Darstellung für $f_{6Uhr} = 16,61$ mm in Bild 7-43b.

Bis zu diesem Zeitpunkt ist die Mehrachsigkeit χ gleichsweise niedrig und erreicht maximale Werte von etwa 2,3, wozu die Bilder 7-48a und 7-48b näheren Aufschluß geben. Mit zunehmender Belastung steigt die maximale Mehrachsigkeit, korrespondierend zur o.g. Darstellung, auf einen Wert von etwa 3,4, Kurve $f_{6Uhr} = 16,61$ mm aus Bild 7-48b. Gleichzeitig bleibt aber das lokale Maximum der Mehrachsigkeit von 2 bei $\varphi \approx 45^\circ$ erhalten. Dieses plötzliche Ansteigen der Mehrachsigkeit ist damit zu erklären, daß die Dehnungsbehinderung zunimmt, wenn der Riß die volle Wandstärke erreicht, und damit die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes gegenüber dem Bereich des Kerbes mit der halben Wandstärke $a/t = 0,5$ deutlich zunimmt.

Durch das weitere Rißwachstum im Bereich des Kerbauslaufs wird diese Situation noch verschärft. Dazu zeigt die Darstellung mit $f_{6Uhr} = 17,94$ mm in Bild 7-43b die aktuelle Rißfront, die sich zum vorherigen Stadium deutlich in Umfangsrichtung verschoben und sich somit weiter in den Bereich der vollen Wandstärke bewegt hat. Die zu diesem Zustand korrespondierende Mehrachsigkeit in den Bildern 7-47 und 7-48b weist maximale Werte bis $\chi \approx 4$ auf, was eine deutliche Zunahme gegenüber dem vorherigen Zustand bedeutet. Bei einer Mehrachsigkeit von 4 handelt es sich um einen sehr großen Wert, über den bisher in der Literatur noch nicht berichtet wurde. Der Ort der maximalen Mehrachsigkeit in der numerischen Analyse ist identisch mit dem Ort des Spaltbruchinitiierungsbereichs, Bild 7-49. Die numerische Analyse wurde noch über den erwähnten Zeitpunkt hinaus fortgesetzt, wobei sich zeigte, daß die Mehrachsigkeit dann wieder auf Werte von etwa 3 abnimmt, Bild 7-48b. Somit ist festzustellen, daß die Mehrachsigkeit zeitlich und örtlich nur einmalig den Wert $\chi \approx 4$ erreicht. Daraus ist zu schließen, daß

dieser hohe Wert der Mehrachsigkeit auf der Beanspruchungsseite als auslösend für den aufgetretenen Spaltbruch anzusehen ist. Auf der Materialseite ist zu berücksichtigen, daß der Stahl 15NiCuMoNb5 bei Raumtemperatur die Hochlage noch nicht erreicht hat, Bild 7-1, und daß beispielsweise eine C(T)12,5-Probe nach 3 mm duktilen Rißwachstums durch Spaltbruch versagte (s. Kapitel 7.1).

Auf der Beanspruchungsseite wird die Aussage der hohen Mehrachsigkeit zum Versagenszeitpunkt durch die große Rißöffnungsspannung σ_{xx} von etwa 2300 MPa gestützt, Bild 7-46. Dieser große Wert zeigt an, daß offensichtlich ein hoher hydrostatischer Spannungszustand vorliegt, der eine große Spannungsmehrachsigkeit bewirkt.

In der FE-Rechnung konnte ein instabiles Versagen nicht simuliert werden, da ein passendes Materialmodell nicht verfügbar war. Es stellt jedoch kein prinzipielles Problem dar, ein solches Modell zu implementieren und beispielsweise Versagenswahrscheinlichkeiten der Struktur bei Spaltbruch zu ermitteln. Hierzu wäre aber auch die Bestimmung geeigneter Materialparameter erforderlich.

Bild 7-44 zeigt den Verlauf der Lecköffnung an der Rohrrinnenwand entlang des Umfangswinkels φ für unterschiedliche Durchbiegungen an der 6-Uhr-Position. Mit zunehmender Durchbiegung wächst das Maximum bei 0° auf eine Spaltöffnung von 1,8 mm an, während das Leck in Umfangsrichtung bis zu einem Winkel von 36° wächst. Der Lecköffnungsverlauf für $f_{6uhr} = 17,94$ mm deckt sich gut mit der Kurve aus dem Versuch. Da der Lecköffnungsquerschnitt aus dem Versuch an herausgetrennten Bruchflächen ermittelt wurde, ist ausschließlich der plastische Verformungsanteil berücksichtigt, während der als klein anzusehende elastische Verformungsanteil nicht erfaßt werden konnte. Die maximale Abweichung von 0,2 mm bei 0° ist akzeptabel, da bereits das Zusammenfügen der Bruchflächen mit kleineren Ungenauigkeiten behaftet ist.

Zum Erreichen des Vorhabenziels ist die Ermittlung der Rißöffnungsquerschnitte entscheidend, wozu Bild 7-45 näheren Aufschluß gibt. Der Lecköffnungsquerschnitt beginnt mit der Leckage bei einer Durchbiegung von $f_{6uhr} = 14,3$ mm und nimmt bis $f_{6uhr} = 15,5$ mm linear auf 10 mm^2 zu. Danach wächst der Öffnungsquerschnitt schneller, aber weiterhin linear an und erreicht am Ende eine Fläche von 98 mm^2 , was nur wenig über dem ermittelten experimentellen Wert mit 96 mm^2 liegt.

Zur Analyse des duktilen Rißfortschritts mit konventionellen Konzepten der Bruchmechanik dienen die Bilder 7-51 und 7-52. Die numerisch ermittelten J -Rißwiderstandskurven fügen sich bezüglich einer Skalierung durch die Mehrachsigkeit in die übliche Betrachtungsweise ein. Die Kurven für die beiden analysierten C(T)-Proben weisen die kleinste Steigung und die kleinsten Initiierungswerte bei einer Mehrachsigkeit von $\chi \approx 3$ auf. Die M(T)-Probe verfügt mit $\chi \approx 1,8$ gegenüber den

C(T)-Proben über eine kleinere Mehrachsigkeit und über eine größere Steigung der J -Rißwiderstandskurve. Die kleinste Mehrachsigkeit tritt mit $\chi \approx 1,5$ beim duktilen Rißfortschritt im Rohr entsprechend Bild 7-48a auf.

Aus denselben FE-Rechnungen wurden auch die entsprechend Bild 7-50 definierten δ_5 -Werte entnommen und als δ_5 -Rißwiderstandskurven in Bild 7-52 eingetragen. Auch bei diesen Rißwiderstandskurven ergibt sich bezüglich der Mehrachsigkeit eine Skalierung, die dieselbe Reihenfolge wie bei den J -Rißwiderstandskurven bewirkt.

Zusammenfassend ist somit festzustellen, daß schädigungsmechanische Modelle zur Simulation des Bauteilverhaltens unter komplexen Beanspruchungen mit duktilem Rißfortschritt geeignet sind, und daß diese Vorgehensweise erhebliche Vorteile gegenüber konventionellen Methoden aufweist. Zu diesen Vorteilen zählen insbesondere, daß die schädigungsmechanischen Materialparameter von der Probengröße und -form sowie der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes unabhängig sind und an Kleinproben ermittelt werden können. Weiterhin existiert bei Schädigungsmodellen, im Gegensatz zu konventionellen Methoden der Bruchmechanik, kein Gültigkeitsbereich, da der Vorgang des duktilen Rißwachstums mikromechanisch richtig abgebildet wird.

Durch die Simulation des Versagens des Rohrs mit 90° -Außenumfangsfehler konnte gezeigt werden, daß Schädigungsmodelle auch auf Bauteile mit komplexer Geometrie und Belastung sowie komplexen Randbedingungen anwendbar und deren Materialparameter auf solche Situationen übertragbar sind. Durch die weitgehend identischen Ergebnisse von Experiment und Rechnung konnte auch die hohe Qualität der durchgeführten Analyse aufgezeigt werden, was insbesondere für die realistische Vorhersage von Rißöffnungsquerschnitten zutrifft, womit das wesentliche Ziel der vorliegenden Untersuchung erreicht wurde. Ebenso konnte mittels der numerischen Analyse nachgewiesen werden, daß auf der Beanspruchungsseite die zeitlich und örtlich einmalig vorkommende hohe Spannungsmehrachsigkeit sowie die große Rißöffnungsspannung als Ursachen für den aufgetretenen Spaltbruch anzusehen sind.

Literatur zu Kapitel 8

- 1 Bohse, J., Krietsch, T.: Schallemissionsprüfung bei der 4-Punkt-Biegung von Stahlrohren mit Außenumfangskerb, BAM-interner Prüfbericht, Nov. 1997 und Mai 1998
- 2 Johnson, H. H.: Calibrating the Electric Potential Method for Studying Slow Crack Growth. Materials Research and Standards, Sept. 1965, S. 442-445

- 3 Sicherheitstechnische Regel des KTA 3211.1 „Druck- und aktivitätsführende Komponenten von Systemen außerhalb des Primärkreises, Teil 1: Werkstoffe, Anhang A3: Ferritische Stähle der Werkstoffgruppe W I für nahtlose Rohre, nahtlose Rohrbogen und nahtlose Reduzierstücke“, Fassung April 1991
- 4 ESIS-P2, ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society ESIS, 1992
- 5 Zerbst, U., Hodulak, L., Kocak, M.: SINTAP – Entwurf einer vereinheitlichten europäischen Prozedur zur bruchmechanischen Bauteilbewertung, Tagungsband 31. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, 1999, S. 193-212
- 6 Kurihara, R., Ueda, S., Sturm, D.: Estimation of the Ductile Unstable Fracture of Pipe with a Circumferential Surface Crack Subjected to Bending, Nuclear Engineering and Design, Vol. 106, 1988, pp. 265-273
- 7 Krishnaswamy, P., Scott, P., Mohan, R., Rahman, S., Choi, Y.H., Brust, F., Kilinski, T., Francini, R., Ghadiali, N., Marshall, C. and G. Wilkowski: Fracture Behavior of Short Circumferentially Surface-Cracked Pipe, NUREG/CR-6298 BMI-2183, Nov. 1995
- 8 Kanninen, M.F., Zahoor, A., Wilkowski, G., Abou-Sayed, I., Marshall, C., Broek, D., Sampath, S., Rhee, H., Ahmad, J.: Instability Predictions for Circumferentially Cracked Type 304 Stainless Steel Pipes under Dynamic Loading, EPRI Report NP-2347, 1982

Tabellen zu Kapitel 8

Tabelle 8.1:
 Konservativität bzw. Sicherheit S_{ea} bei der Versagensvorhersage gegenüber Instabilität (F_{max}) und stabiler Rißinitiiierung (F_{in})

Konservativität bzw. Sicherheit S_{ea} gegenüber Instabilität [%]							
	Plastisches Grenzlastverfahren	Lokales Grenzspannungskonzept	R6, Option 1, Kategorie 1	R6, Option 1, Kategorie 3	R6, Option 2, Kategorie 1	R6, Option 2, Kategorie 3	ETM
	ohne Ovalisierungskorrektur						
60°	6	17	19	3	9	4	
90°	5	21	17	2	7	4	
	mit Ovalisierungskorrektur						
60°			26	14	20	16	16
90°			22	9	15	12	12
Konservativität bzw. Sicherheit S_{ea} gegenüber Rißinitiiierung [%]							
	ohne Ovalisierungskorrektur						
60°			7		-5		
90°			0		-12		
	mit Ovalisierungskorrektur						
60°			15		8		10
90°			6		-2		0,5

Bilder zu Kapitel 8

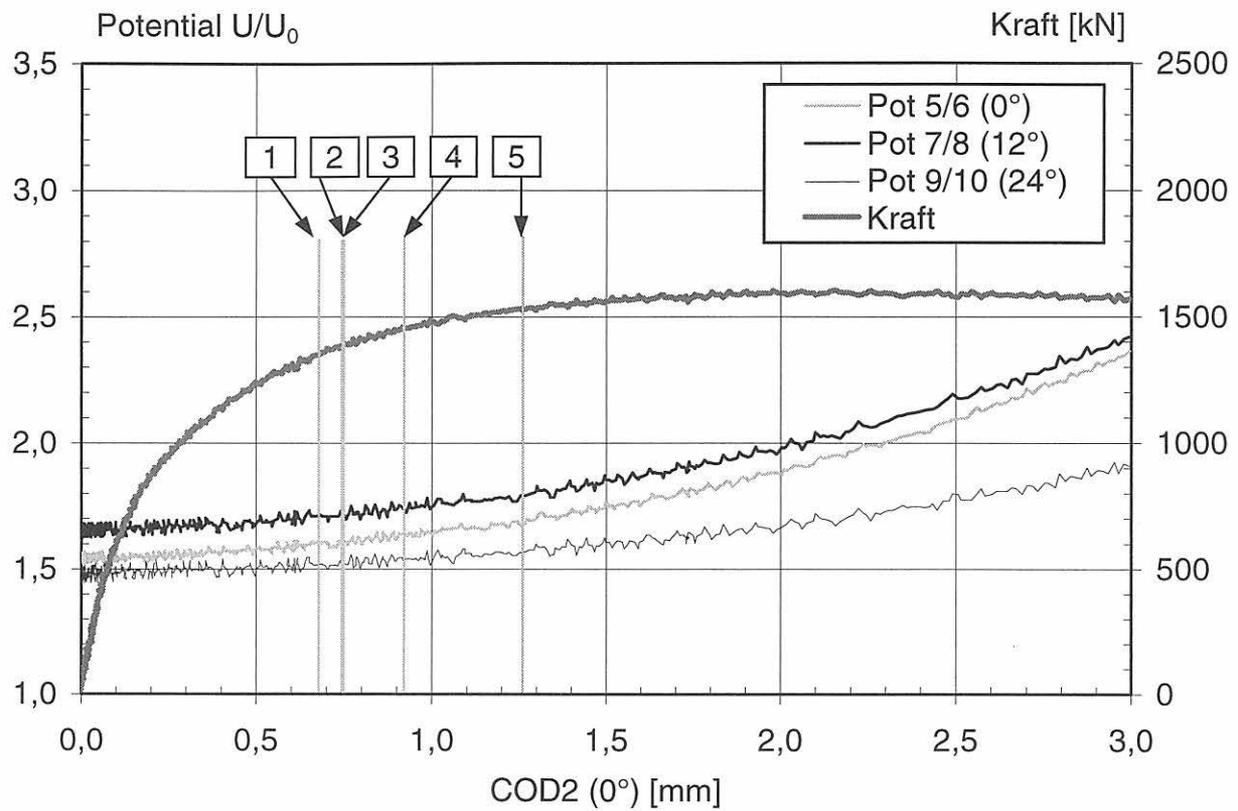


Bild 8-1:

Analyse des Ribinitierungsverhaltens von Rohr 1(60°-Fehler) mit Hilfe zerstörungsfreier Prüfmethode:

- 1... Ultraschallprüfung: Ribinitierung an der 6-Uhr - Position bei $F = 1350$ kN; $COD2 = 0,681$ mm
- 2 ... DCPD-Verfahren: Ribinitierung an der 6-Uhr - Position Pot 5/6 (0°) bei $F = 1390$ kN; $COD2 = 0,76$ mm
- 3 ... Schallemissionsanalyse: Ribinitierung an der 6-Uhr - Position bei $F = 1395$ kN; $COD2 = 0,764$ mm
- 4 ... DCPD-Verfahren: Ribinitierung an der Position Pot 7/8 (12°) bei $F = 1455$ kN; $COD2 = 0,93$ mm
- 5 ... DCPD-Verfahren: Ribinitierung an der Position Pot 9/10 (24°) bei $F = 1535$ kN; $COD2 = 1,25$ mm

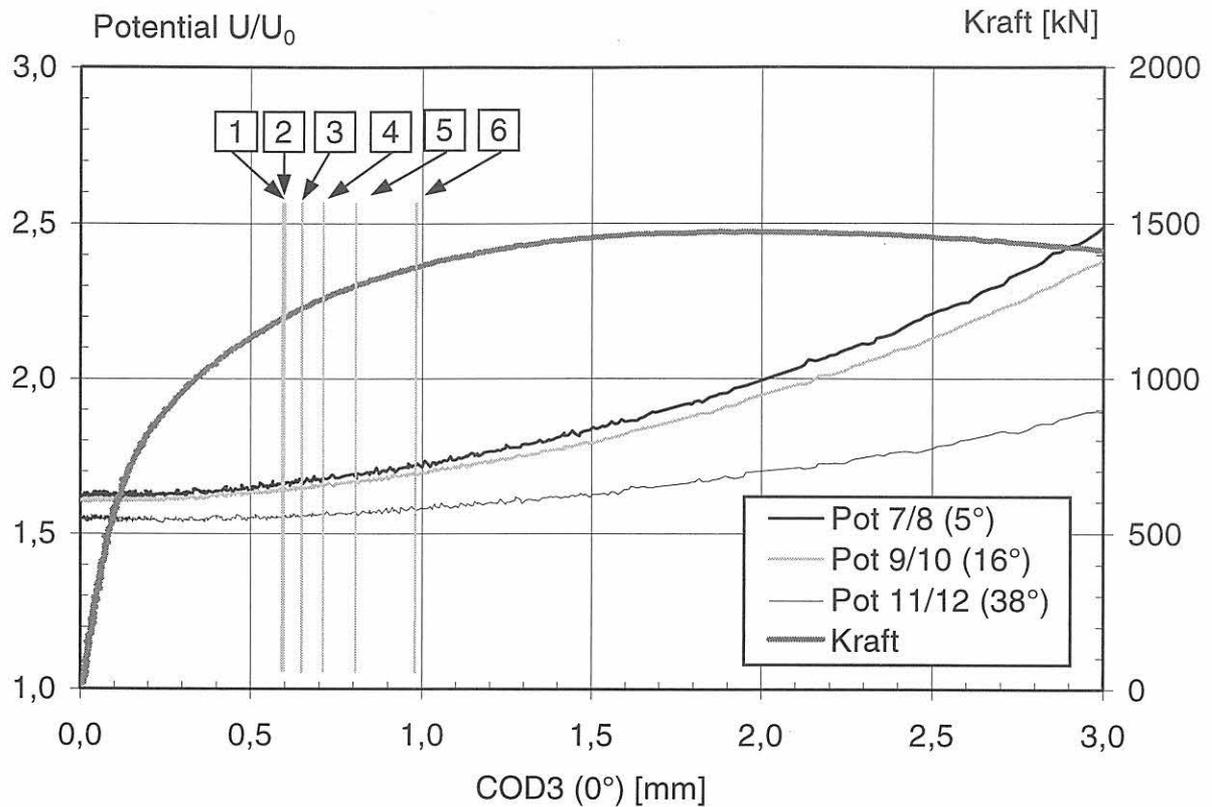


Bild 8-2:

Analyse des Riβinitierungsverhaltens von Rohr 2 (90°-Fehler) mit Hilfe zerstörungsfreier Prüfmethode:
 1-5 ...Ultraschallprüfung: Riβinitierung an der 6-Uhr - Position zwischen $F = 1200$ kN; $COD3 = 0,601$ mm (1) und $F = 1300$ kN; $COD3 = 0,800$ mm (5)
 2 ... Schallemissionsprüfung: Riβinitierung an der 6-Uhr - Position bei $F = 1215$ kN; $COD3 = 0,61$ mm
 3 ... DCPD-Verfahren: Riβinitierung an der Position Pot 7/8 (5°) bei $F = 1235$ kN; $COD3 = 0,66$ mm
 4 ... DCPD-Verfahren: Riβinitierung an der Position Pot 9/10 (16°) bei $F = 1250$ kN; $COD3 = 0,69$ mm
 6 ... DCPD-Verfahren: Riβinitierung an der Position Pot 11/12 (38°) bei $F = 1365$ kN; $COD3 = 0,99$

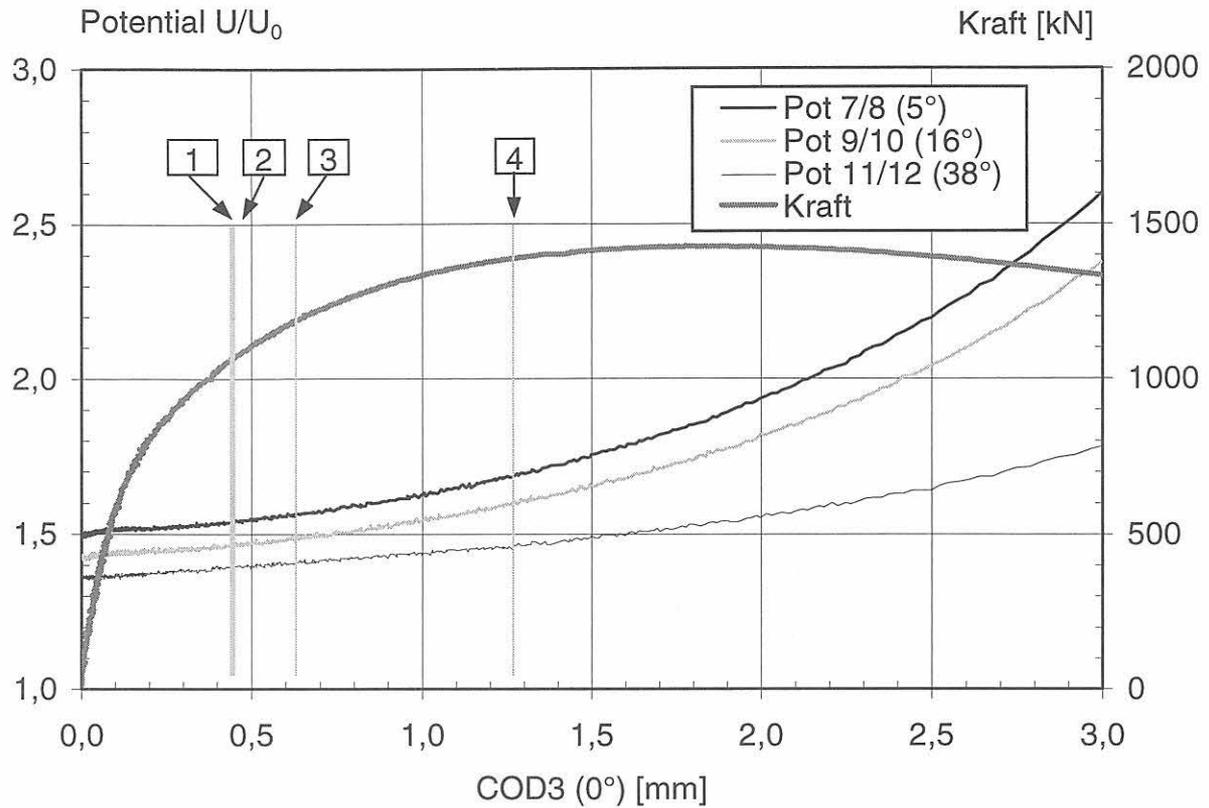


Bild 8-3:

Analyse des Ribinitierungsverhaltens von Rohr 5 (90° -Fehler) mit Hilfe zerstörungsfreier Prüfmethoden:

- 1 ... Ultraschallprüfung: Ribinitierung an der 6-Uhr - Position bei $F = 1050$ kN; $COD_3 = 0,425$ mm
- 2 ... DCPD-Verfahren: Ribinitierung an der Position Pot 7/8 (5°) bei $F = 1055$ kN; $COD_3 = 0,432$ mm
- 3 ... DCPD-Verfahren: Ribinitierung an der Position Pot 9/10 (16°) bei $F = 1170$ kN; $COD_3 = 0,605$ mm
- 4 ... DCPD-Verfahren: Ribinitierung an der Position Pot 11/12 (38°) bei $F = 1390$ kN; $COD_3 = 1,27$ mm

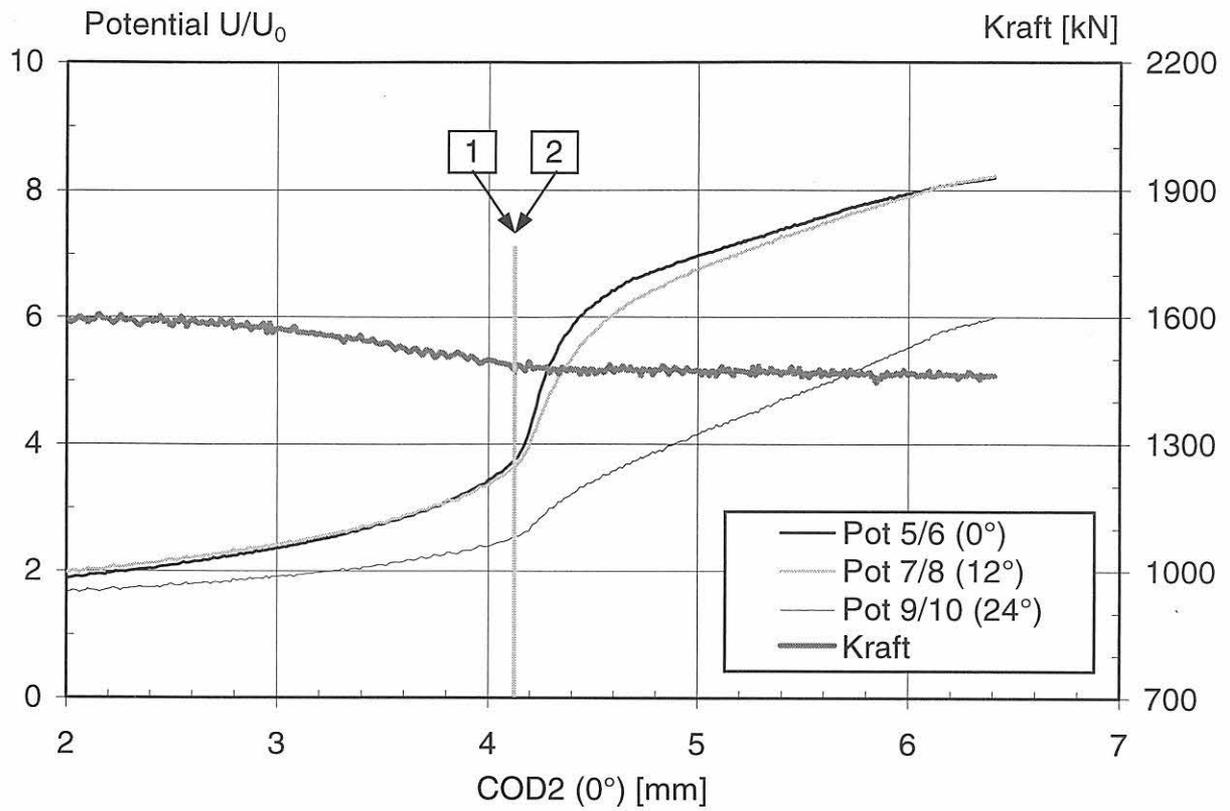


Bild 8-4:

Analyse des Leckageverhaltens von Rohr 1 (60°-Fehler) mit Hilfe zerstörungsfreier Prüfmethode:

1 ... DCPD-Verfahren: Wanddurchbruch des Risses an der 6-Uhr - Position Pot 5/6 bei $F = 1480$ kN; $COD2 = 4,14$ mm

2 ... Ultraschallprüfung: Wanddurchbruch des Risses an der 6-Uhr - Position bei $F = 1490$ kN; $COD2 = 4,067$ mm

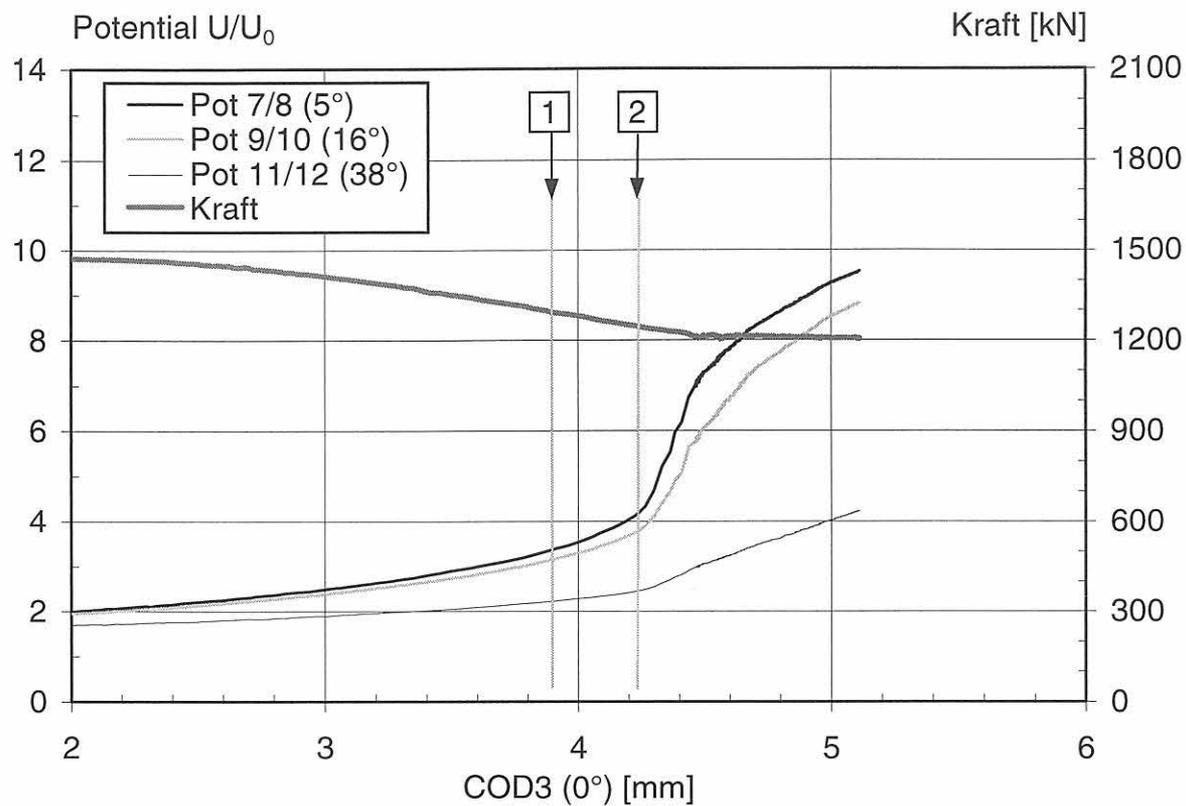


Bild 8-5:

Analyse des Leckageverhaltens von Rohr 2 (90°-Fehler) mit Hilfe zerstörungsfreier Prüfmethode:

- 1 ... Ultraschallprüfung: Wanddurchbruch des Risses an der 6-Uhr - Position bei $F = 1300 \text{ kN}$; $COD3 = 3,868 \text{ mm}$
- 2 ... DCPD-Verfahren: Wanddurchbruch des Risses an der 6-Uhr - Position bei $F = 1240 \text{ kN}$; $COD3 = 4,265 \text{ mm}$

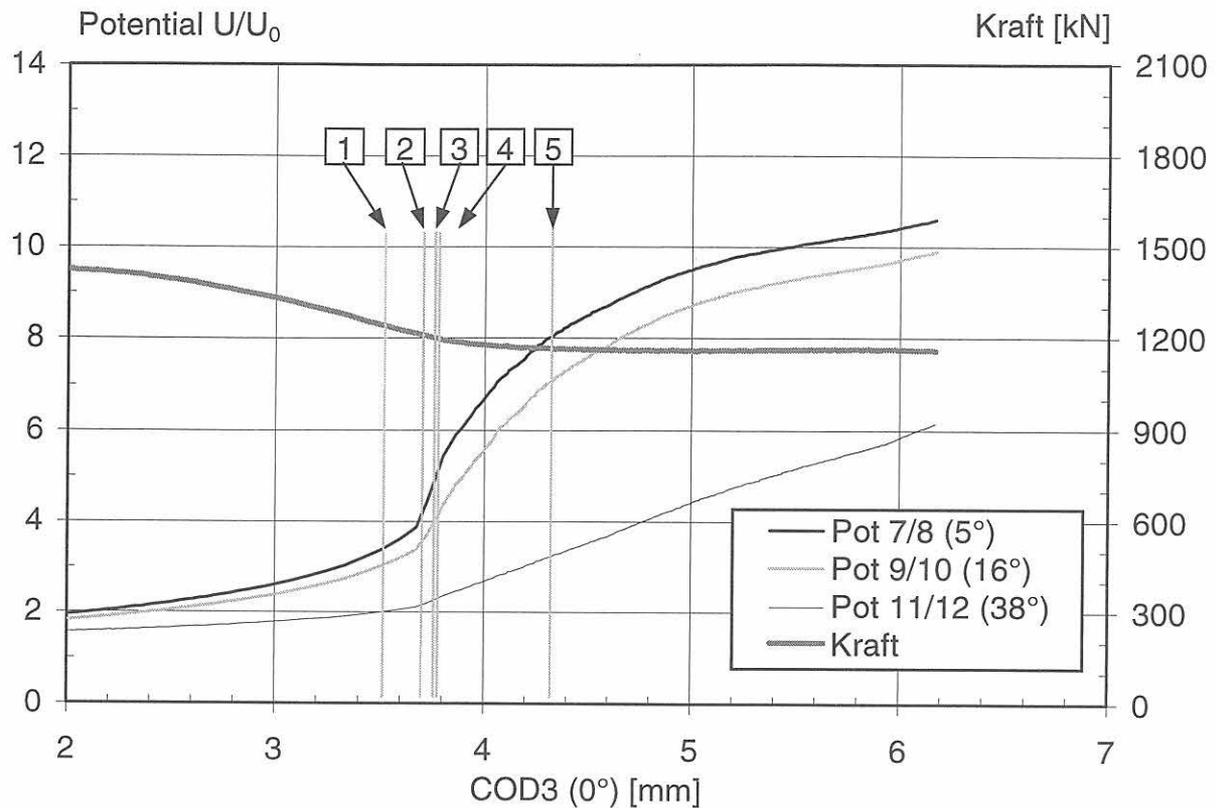


Bild 8-6:

Analyse des Leckageverhaltens von Rohr 5 (90° -Fehler) mit Hilfe zerstörungsfreier Prüfmethoden:

1-4 ...optische Analyse: Wanddurchbruch des Risses an der 6-Uhr - Position im Bereich zwischen
 $F = 1236$ kN; $COD3 = 3,52$ mm (1) und $F = 1195$ kN; $COD3 = 3,79$ mm (4)

2DCPD-Verfahren: Wanddurchbruch des Risses an der 6-Uhr - Position bei $F = 1214$ kN; $COD3 = 3,68$ mm

3Ultraschallprüfung: Wanddurchbruch des Risses an der 6-Uhr - Position bei $F = 1204$ kN; $COD3 = 3,72$ mm

5optische Analyse: maximale Leckagelänge an der Rohrinenseite erreicht bei $F = 1164$ kN; $COD3 = 4,34$ mm

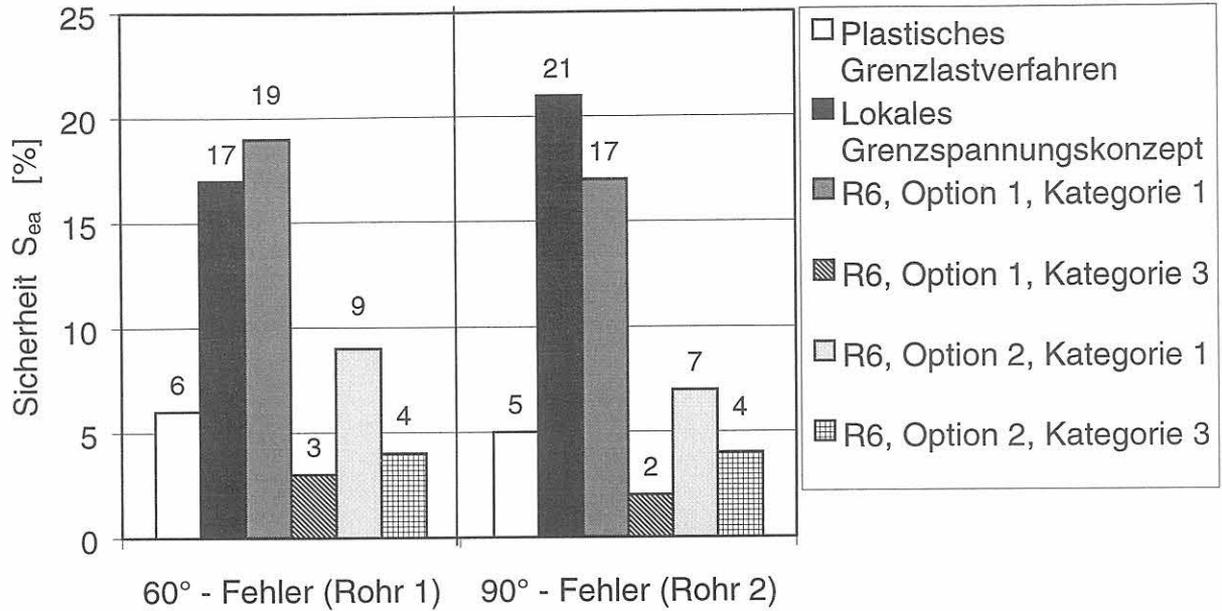


Bild 8-7: Vergleich von experimentellen und mit Hilfe von Ingenieurverfahren berechneten Versagenslasten für die Rohre 1 und 2 (60°- bzw 90°-Fehler) auf der Basis der Sicherheit S_{ea} der Versagensvorhersage gegenüber Instabilität (ohne Ovalisierungskorrektur)

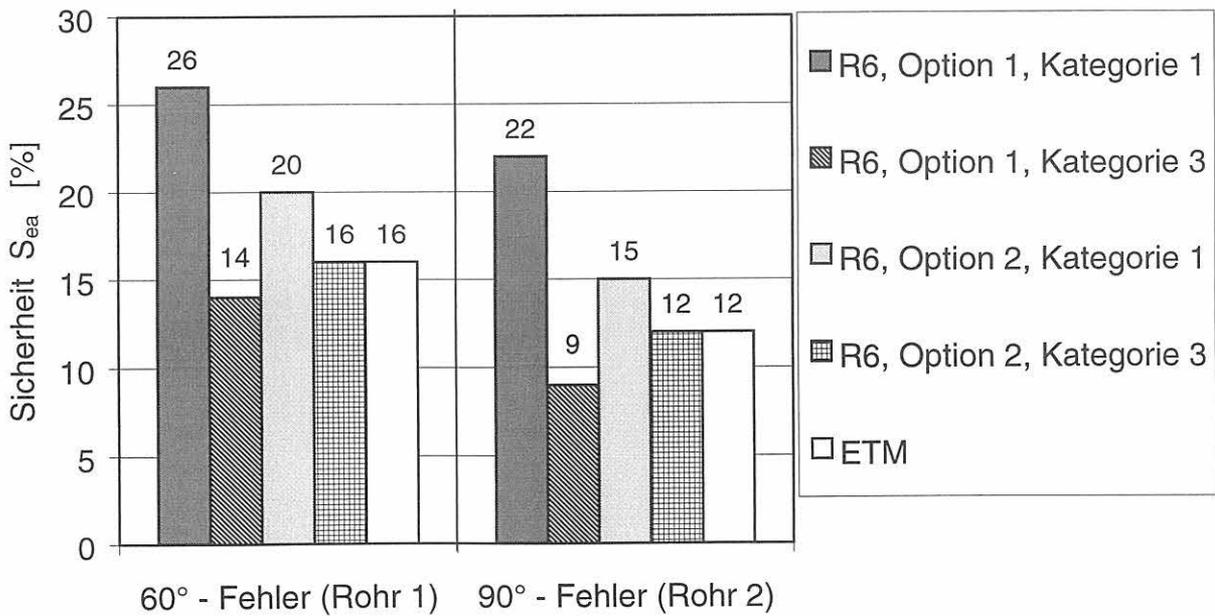


Bild 8-8: Vergleich der mit dem R6-Verfahren und dem ETM berechneten Instabilitätslasten für die Rohre 1 und 2 (60°- bzw 90°-Fehler) anhand der Sicherheit S_{ea} (mit Ovalisierungskorrektur)

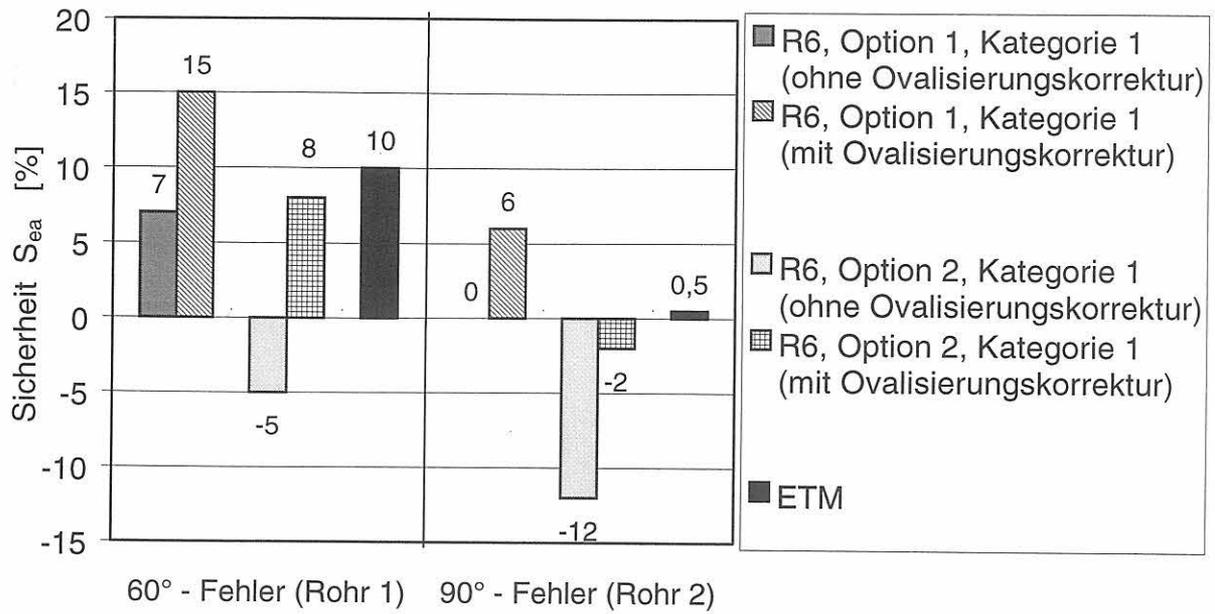


Bild 8-9: Vergleich der mit dem R6-Verfahren und dem ETM berechneten Ribinitiationslasten für die Rohre 1 und 2 (60°- bzw 90°-Fehler) anhand der Sicherheit S_{ea} (mit Ovalisierungskorrektur)

9 Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlußfolgerungen

Das Gesamtziel dieses Teilprojekts bestand in der realistischen Analyse des Versagensverhaltens von in Umfangsrichtung gekerbten Rohren aus 15NiCuMoNb5 (WB36) unter Vierpunkt-Biegung. Für die Bauteilversuche wurde dazu ein Prüfstand aufgebaut, auf dem die Biegeversuche an Rohren mit verschiedenen Außenumfangsfehlern durchgeführt wurden. Durch die umfangreiche Instrumentierung der Rohre stand als Ergebnis dieser Versuche eine große Basis gezielt ermittelter experimenteller Daten zur Verfügung, die einerseits genauen Aufschluß über das Bauteilverhalten geben und andererseits eine notwendige Voraussetzung zur Entwicklung und Verifizierung der eingesetzten FE-Modelle sind.

Im einzelnen wurden Versuche an Rohren mit 60°- und 90°-Außenumfangsfehler bei Raumtemperatur durchgeführt. Nach dem wanddurchdringenden stabilen Rißwachstum trat bei allen geprüften Rohren instabiles Versagen durch Spaltbruch auf.

In den Rohrbiegeversuchen kamen die zerstörungsfreien Prüfverfahren Gleichstrompotentialsondenverfahren, Ultraschallprüfung, Schallemissionsprüfung und optische Analyse zum Einsatz, mit denen wichtige quantitative Informationen zum Rißwachstums- und Leckageverhalten gewonnen wurden. Weiterhin wurde entlang der Rißfront an mehreren Stellen die Rißöffnungsverschiebung während der Versuche meßtechnisch erfaßt. Anschließende fraktographische Untersuchungen zeigten, daß ausgeprägtes duktiler Rißwachstum in Wanddicken- und Umfangsrichtung im Bereich des Ausgangskerbes stattfand. Der Spaltbruchinitiationsbereich lag dagegen im Bereich des Kerbauslaufs.

Auf der Basis der Ingenieurkonzepte plastisches Grenzlastverfahren, lokales Grenzspannungskonzept, R6-Verfahren und Engineering Treatment Model erfolgte für zwei Rohre mit 60°- bzw. 90°-Fehler eine vergleichende Gegenüberstellung von experimentellen und berechneten Versagenslasten. Alle angewendeten Verfahren lieferten eine konservative Versagensvorhersage gegenüber Instabilität bei individuell unterschiedlichen Sicherheitsabständen. Mit dem Engineering Treatment Model und dem R6-Verfahren, Kategorie 3, Option 2, wurden adäquate Ergebnisse mit der im Vergleich besten Vorhersagegenauigkeit erreicht.

Die an den Rohren aus 15NiCuMoNb5 mit 90°-Außenumfangsfehler durchgeführten 4-Punkt-Biegeversuche wurden mit der FE-Methode unter Berücksichtigung duktilen Rißfortschritts simuliert. Dabei wurde nicht auf die konventionelle Steuerung des duktilen Rißfortschritts durch Rißwiderstandskurven zurückgegriffen, da gültige bzw. normgerechte Rißwiderstandskurven nur bis zu Rißwachstumsträgern von etwa 2 mm bis 3 mm verfügbar sind. Für darüber hinausge-

hende Beträge duktilen Rißwachstums ist entweder mit nicht normgerechten Rißwiderstandskurven zu arbeiten, oder es ist eine Extrapolation zu größeren Rißwachstumsträgern erforderlich. Somit sind die in rechnerischen Analysen eingesetzten Rißwiderstandskurven konservativ abzuschätzen, was zur Folge hat, daß der duktile Rißfortschritt überschätzt und der Lecköffnungsquerschnitt nicht richtig berechnet wird.

Aufgrund dessen wurde zur rechnerischen Analyse ein Schädigungsmodell zur Simulation des duktilen Rißfortschritts eingesetzt und direkt auf das Rohr angewendet. Die dafür erforderlichen Materialparameter wurden zuvor numerisch anhand experimenteller Ergebnisse von Versuchen an Kleinproben ermittelt. Da die Materialparameter von der Proben- und Bauteilgeometrie unabhängig sind, erfolgte deren Übertragung von Kleinproben auf das Rohr mit Umfangsfehler. Es zeigte sich auch, daß die Geometrie der Rohre und der Auflager sehr genau abzubilden ist, damit die experimentell gemessenen Kräfte und Verschiebungen durch die numerische Analyse richtig erfaßt werden.

Die Simulation des duktilen Rißfortschritts erfolgte an einem Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler bis zum Erreichen der Instabilität. Der ermittelte Lecköffnungsquerschnitt wurde durch die Simulation richtig erfaßt, wie der Vergleich mit den experimentellen Resultaten zeigte. Durch die Ergebnisse der numerischen Analyse konnten detaillierte Einblicke in den Versagensablauf des untersuchten Rohres gewonnen werden. Hierzu gehören vor allem der Verlauf der Rißfront, der Spannungsmehrachsichtigkeit sowie der Rißöffnungsstressspannungen.

Weiterhin konnte die Ursache des aufgetretenen Spaltbruchs auf der Beanspruchungsseite geklärt werden. Zum Zeitpunkt des instabilen Versagens erreichte die Spannungsmehrachsichtigkeit in der Simulation am Ort der Spaltbruchinitiation etwa den Wert 4 bei einer gleichzeitigen Rißöffnungsstressspannung von etwa 2300 MPa. Dieser Spannungszustand, der während der gesamten Simulation nur einmal örtlich und zeitlich begrenzt auftrat, löste damit den Spaltbruch aus.

Durch die FE-Analyse des Versagensverhaltens konnte gezeigt werden, daß es mit Hilfe von Schädigungsmodellen möglich ist, selbst komplexes Verhalten von Bauteilen richtig und umfassend zu beschreiben. Durch die weitgehend identischen Ergebnisse von Experiment und Rechnung konnte auch die hohe Qualität der durchgeführten Analyse gezeigt werden, was insbesondere auch für die gestellte Aufgabe der realistischen Vorhersage von Rißöffnungsquerschnitten zutrifft.

10 Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit

Das Gesamtziel dieses Teilprojekts bestand in der realistischen Analyse des Versagensverhaltens von in Umfangsrichtung gekerbten Rohren aus dem Werkstoff 15NiCuMoNb5 (WB36) unter Vierpunkt-Biegung. Die wesentlichen Ergebnisse dieses Teilprojekts bestehen in der Erarbeitung einer großen Basis gezielt ermittelter experimenteller Daten auf der Grundlage von Vierpunkt-Biegeversuchen an umfangreich instrumentierten Rohren, der Analyse dieser Daten hinsichtlich der Eignung ingenieurmäßiger Verfahren zur Beurteilung dieser Bauteile sowie weiterhin in der Berechnung der Versuche mit der FE-Methode unter Anwendung schädigungsmechanischer Stoffgesetze. Die wichtigsten Schlußfolgerungen bestehen darin, daß die benutzten Ingenieurverfahren das Bauteilverhalten tatsächlich konservativ erfassen und daß die Ergebnisse der FE-Analyse unter Einbeziehung des Schädigungsmodells sehr weitgehend mit den experimentellen Resultaten übereinstimmen, was insbesondere für die Lecköffnungsquerschnitte gilt.

Der Stand von Wissenschaft und Technik war bisher, daß Rißwiderstandskurven zur rechnerischen Analyse großen, duktilen Rißfortschritts an Bauteilen mit komplexen Geometrie- und Belastungsbedingungen eingesetzt wurden. Gültige bzw. normgerechte Rißwiderstandskurven sind jedoch nur bis zu Rißwachstumsbeträgen von etwa 2 bis 3 mm verfügbar. Für darüber hinaus gehende Beträge duktilen Rißwachstums ist entweder mit nicht normgerechten Rißwiderstandskurven zu arbeiten, oder es ist eine Extrapolation zu größeren Rißwachstumsbeträgen erforderlich. Somit sind die in der rechnerischen Analyse eingesetzten Rißwiderstandskurven konservativ abzuschätzen, was zur Folge hat, daß der duktile Rißfortschritt überschätzt und der Lecköffnungsquerschnitts nicht richtig berechnet wird.

Diese Lücke konnte mit den im Vorhaben erzielten Ergebnissen geschlossen werden. Dazu wurde ein Schädigungsmodell zur Simulation des duktilen Rißfortschritts eingesetzt und direkt auf das Rohr angewendet.

Die dafür erforderlichen Materialparameter wurden zuvor numerisch anhand von Ergebnissen von Versuchen an Kleinproben ermittelt. Da die Materialparameter von Proben- und Bauteilgeometrie unabhängig sind, erfolgte deren Übertragung von Kleinproben auf das Rohr mit Umfangsfehler. Bei der anschließenden Simulation duktilen Rißfortschritts an einem Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler wurde der Lecköffnungsquerschnitt richtig erfaßt, wie durch den Vergleich mit den experimentellen Ergebnissen gezeigt werden konnte.

Mittels der Ergebnisse der numerischen Analyse konnten detaillierte Einblicke in den Versagensablauf des untersuchten Rohres gewonnen werden. Hierzu gehören vor allem der Verlauf der Rißfront, sowie das Aufzeigen der Ursache des aufgetretenen Spaltbruchs auf der Beanspruchungsseite. Diese Erkenntnisse sind bei der Beurteilung ähnlicher Versagensabläufe im Bereich der Anlagensicherheit hilfreich und nützlich.

Im Hinblick auf die Beurteilung von Anlagen eröffnet sich daher die Möglichkeit, diese Methode auch zur Analyse von Rohrleitungen einzusetzen. Wenn die Arbeiten zur Durchführung einer solchen Analyse auch umfangreich sind, so muß doch berücksichtigt werden, daß dieser Aufwand gemessen am Wert einer Anlage als gering anzusehen ist. Der Vorteil einer solchen Analyse ist offensichtlich, da die Zuverlässigkeit der mit dieser Methode erreichten Aussagen gegenüber anderen Vorgehensweisen beträchtlich erhöht werden konnte.

Weiterhin eröffnet sich durch diese Vorgehensweise auch die Möglichkeit, bestehende Regelwerke oder Ingenieurverfahren hinsichtlich eventuell vorhandener nicht konservativer oder aber auch zu konservativer Aussagen zu hinterfragen und zu überprüfen.

Die Berechnung und Analyse tatsächlicher Leckageraten folgt jedoch immer aus thermo-hydraulischen Untersuchungen.

11 Nomenklatur

A	Bruchdehnung nach DIN EN 10002
A	Signalamplitude bei der Schallemissionsprüfung
a	Rißlänge
a_0	Ausgangsrißlänge
Δa	stabiles Rißwachstum
α	Fehlerwinkel
B	Probendicke
β	halber Fehlerwinkel
COD	Kerb-/Rißöffnung (Crack Opening Displacement)
COD1...5	COD-Clips 1 bis 5
$COD_{F_{max}}$	Kerb-/Rißöffnung bei Maximalkraft
C(T)	Kompakt(zug)probe
CTOD	Rißspitzenöffnung (Crack Tip Opening Displacement)
δ_s	CTOD (Crack Tip Opening Displacement)
DCPD	Gleichstromelektropotentialmethode (Direct Current Potential Drop)
D^{pl}	plastischer Anteil des Verzerrungsgeschwindigkeitstensors
d	Fehlertiefe (lokales Grenzspannungskonzept)
ESIS	European Structural Integrity Society
ESZ	ebener Spannungszustand
ETM	Engineering Treatment Model
EVZ	ebener Verzerrungszustand
$\bar{\varepsilon}$	Vergleichsdehnung
$\dot{\bar{\varepsilon}}$	Vergleichsdehnrage, (Dehngeschwindigkeit)
ε_n	mittlere plastische Vergleichsdehnung der Gaussverteilung zur Hohlraumstehung
$\bar{\varepsilon}_m^{pl}$	akkumulierte, plastische Vergleichsverzerrung des Matrixmaterials
f_n	Volumenanteil der spröden Phase, aus der Hohlräume entstehen
F	Kraft
FE	Finite Elemente
F_I	Rißformfaktor für K_I
F_{ini}	Kraft bei stabiler Rißinitiierung
F_{max}	Maximalkraft
f	Durchbiegung
f	Hohlraumvolumenanteil
f_0	Anfangshohlraumvolumenanteil
f_n	Volumenanteil der Einschlüsse, an denen neue Hohlräume entstehen
f_c	kritischer Hohlraumvolumenanteil
f_f	endgültiger Hohlraumvolumenanteil
f_{6-Uhr}	Durchbiegung an der 6-Uhr-Position
$f_{6-Uhr_{F_{max}}}$	Durchbiegung an der 6-Uhr-Position bei Maximalkraft
$f_{6-Uhr_{max}}$	maximale Durchbiegung an der 6-Uhr-Position
H	plastischer Tangentenmodul
h, χ	Spannungsmehrachsigkeit σ_{II}/σ_v
h_{max}	maximale örtliche und ggf. auch zeitliche Spannungsmehrachsigkeit σ_{II}/σ_v
γ	Leckagewinkel an der Rohrrinnenseite
J	J-Integral
K_I	Spannungsintensitätsfaktor, Rißöffnungsmodus 1
K_{Jmat}	Bruchzähigkeit, errechnet aus dem J-Integral
KF	Anteil an kristalliner Bruchfläche nach ASTM E 23
K_V	Kerbschlagarbeit
K_{VH}	Kerbschlagarbeitshochlage
L	Rohrlängsrichtung
M	Biegemoment

MW	arithmetischer Mittelwert
M_y	Biegemoment bei Fließen im Nettoquerschnitt
φ	Rohrumfangswinkel
P1/2 ... 11/12	Potentialmeßstellen 1/2 bis 11/12
p_i	Innendruck
q	Parameter des Gurson-Modells in der Formulierung von Tvergaard und Needleman
R	Kerbradius
REM	Rasterelektronenmikroskop
R_m	Zugfestigkeit nach DIN EN 10002
$R_{p0,2}$	Dehngrenze nach DIN EN 10002 bei nicht ausgeprägter Streckgrenze
r_i	Rohrinnenradius
r_a	Rohraußenradius
r_m	mittlerer Rohrradius
S	Wanddickenrichtung am Rohr
SE	Schallemission
S_{ea}	Sicherheit bzw. Konservativität der Versagensvorhersage
SEP	Schallemissionsprüfung
S_n	Standardabweichung zur Entstehung von Hohlräumen
σ_v	Vergleichsspannung nach v. Mises
σ_h	hydrostatische Spannung
σ_y	Fließspannung des Matrixwerkstoffes
σ_m	Verfestigung des Matrixmaterials
Φ_Y	Fließspannung
T	Umfangsrichtung am Rohr
t	Rohrwanddicke
t_{max}	maximale Rohrwanddicke
USP	Ultraschallprüfung
US	Ultraschall
V_{LL}	Rißöffnungsverschiebung in der Lastangriffslinie
$V(\beta)$	Korrekturfaktor zur Berechnung der Fließlast
W	Probenbreite
x	Ortskoordinate
Z	Brucheinschnürung
ZfP	zerstörungsfreie Prüfung

Indizes

c	gültiger kritischer Wert z.B. J_{Ic}
<i>growth</i>	wachstumsbedingt
i	Kennwert für die physikalische Initiierung
m	Kenngröße auf der Werkstoffseite (material response)
<i>max</i>	Maximalwert
n	normalverteilt
<i>nucl</i>	vereinigungsbedingt
R	Rißwiderstand (resistance), z.B. J_R
u	Wert bei Spaltbruchinstabilität

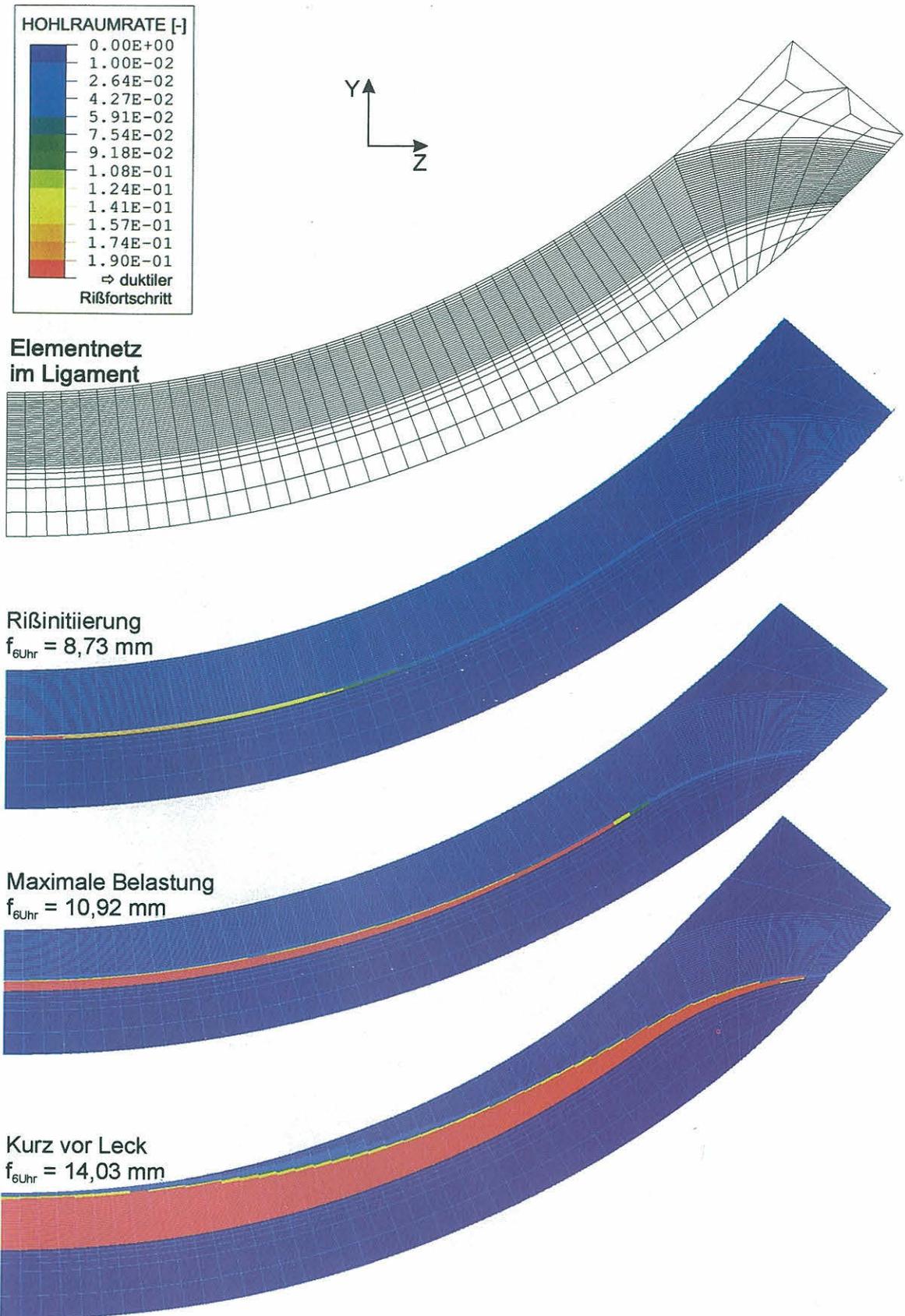


Bild 7-43a:
 Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
 Entwicklung des Hohlraumvolumenanteils in der Rißebeine bis zum Leck, rot: duktiler Rißfortschritt

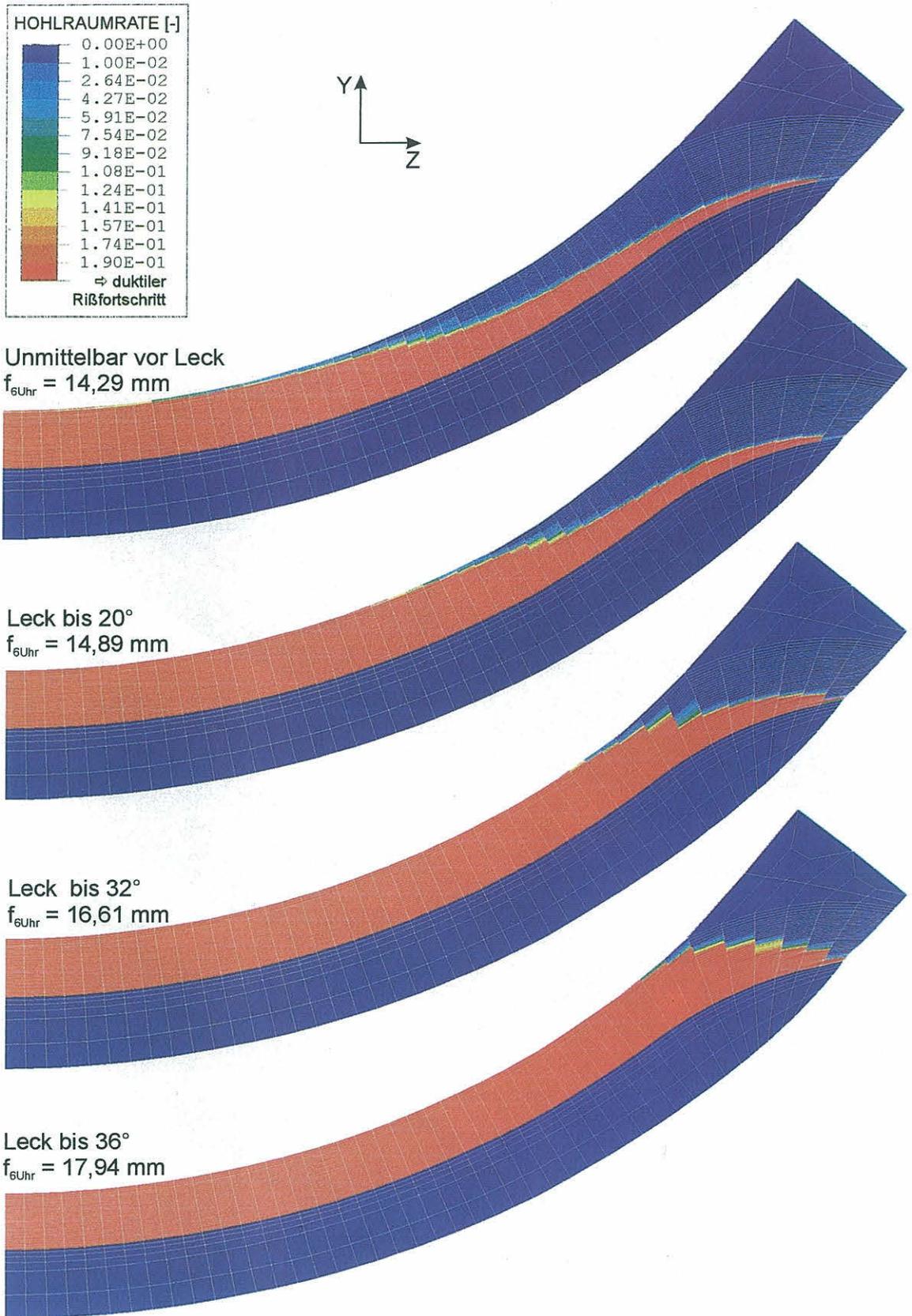


Bild 7-43b:
 Rohr mit 90°-Außenumfangfehler,
 Entwicklung des Hohlraumvolumenanteils in der Rißebene nach dem Leck, rot: duktiler Rißfortschritt

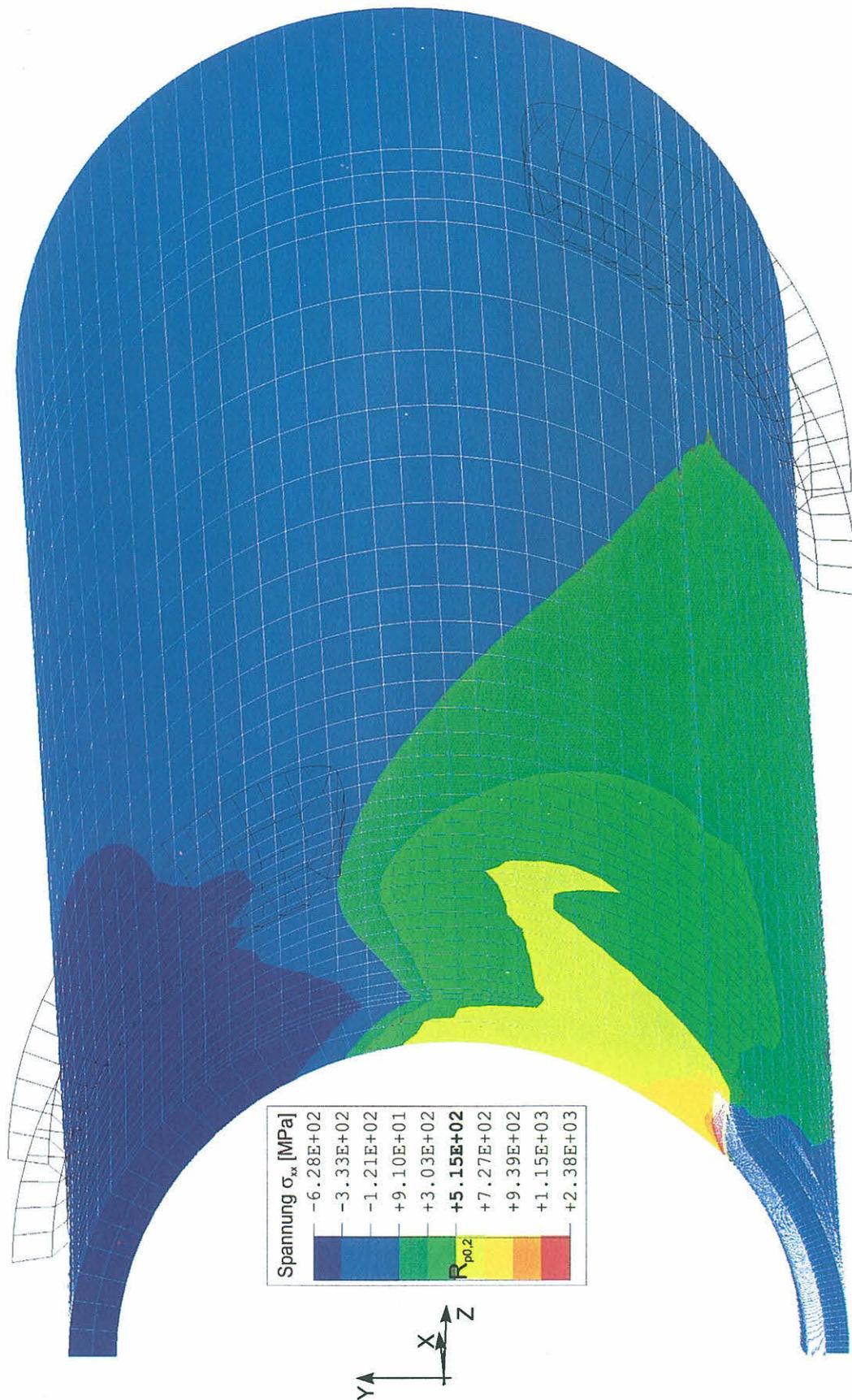


Bild 7-46:
Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
Normalspannung in x-Richtung am Endpunkt des duktilen Rißfortschrittes, $f_{\delta, \text{Uhr}} = 17,94$ mm

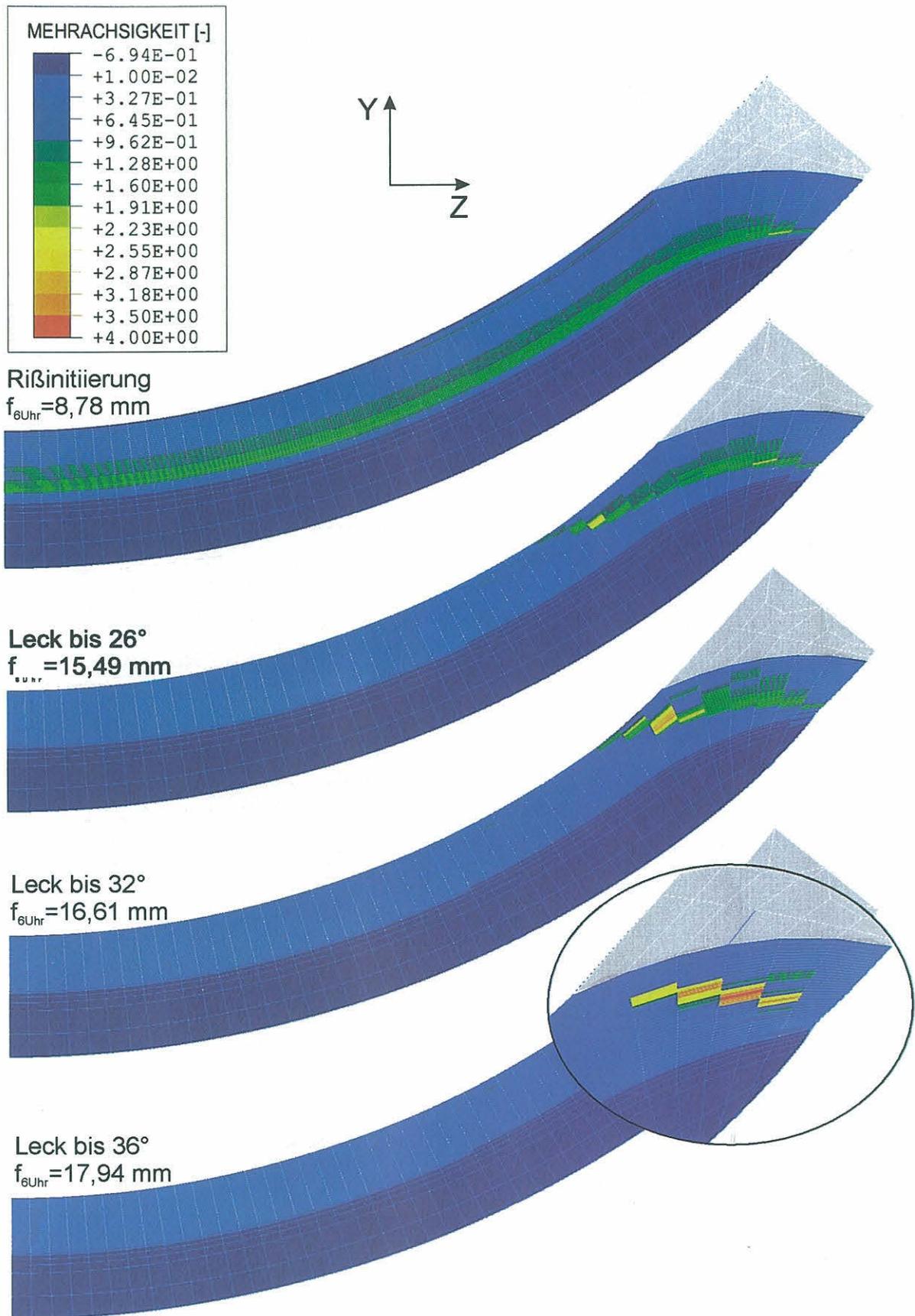
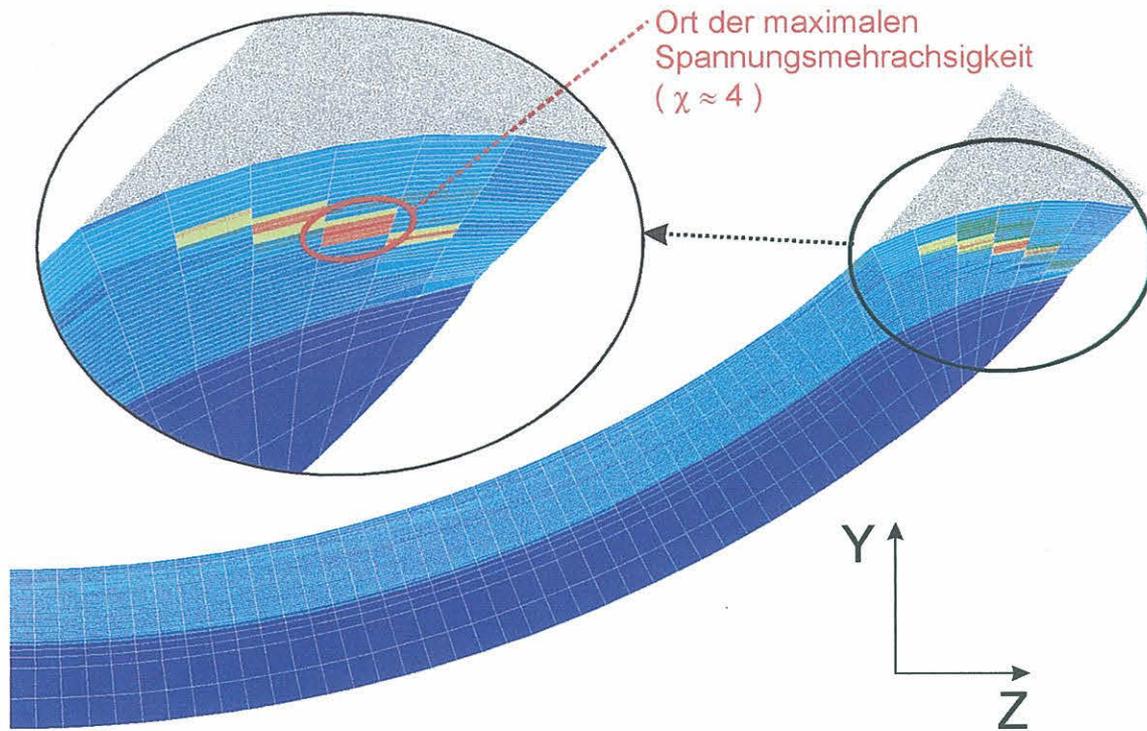
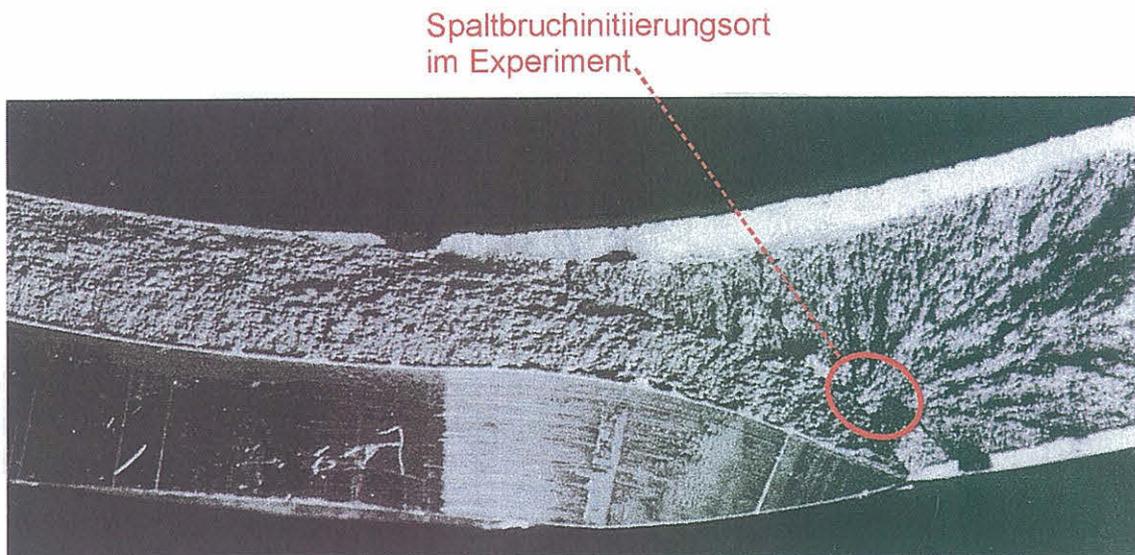


Bild 7-47:
 Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
 Entwicklung der Spannungsmehrachsigkeit χ in der Rißebe



Spannungsmehrachsigkeit χ in der Rißebe-
ne im Endpunkt $f_{6Uhr} = 17,94$ mm



Bruchflächenhälfte mit mechanischem Kerb,
stabilem Rißwachstum und Spaltbruchinstabilität

Bild 7-49:
Rohr mit 90°-Außenumfangsfehler,
Vergleich des Ortes der maximalen Spannungsmehrachsigkeit χ in der FE-Analyse
mit der Bruchfläche im Experiment

