

Dietmar Klingbeil  
Stephan Arndt  
Ralf Häcker  
Joachim Hünecke  
Frederik Reusch

**Werkstoffmechanisches Verhalten  
von postulierten Anrissen in druck-  
führenden Komponenten mit  
vorbeanspruchter Rissspitze bei  
Belastung infolge rascher Abkühl-  
vorgänge**

234

**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 Schwesterinstitutionen, 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 700 Wissenschaftler und Ingenieure, auf dem Stammgelände in Berlin-Lichterfelde sowie auf den Zweiggeländen in Berlin-Steglitz und Berlin-Adlershof tätig.

Dr.-Ing. Dietmar Klingbeil  
Dipl.-Ing. Stephan Arndt  
Dr.-Ing. Ralf Häcker  
Dipl.-Ing. Joachim Hünecke  
Dipl.-Ing. Frederik Reusch

**Werkstoffmechanisches Verhalten von  
postulierten Anrissen in druckführenden  
Komponenten mit vorbeanspruchter  
Risspitze bei Belastung infolge rascher  
Abkühlvorgänge**

Das diesem Bericht zugrundeliegende Vorhaben wurde mit Mitteln Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie unter dem Förderkennzeichen 1500 986 gefördert. Die Verantwortung für den Inhalt liegt bei den Autoren:

D. Klingbeil, S. Arndt, R. Häcker, J. Hünecke, F. Reusch

An der Erarbeitung der Ergebnisse waren beteiligt:

B. Abbasi, M. Cassau, M. Engelhardt, P. Gerwien, O. Kahlke, K. Ohm, S. Riemer, B. Svendsen,  
K.-D. Thiemich, P. Wossidlo

## **Dank**

Die Autoren danken dem Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie für die finanzielle Unterstützung dieses Vorhabens, das unter dem Förderkennzeichen 1500 986 geführt wurde.

## **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 © 2000 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 3-89701-361-4

## Kurzfassung

Wird ein rissbehaftetes Bauteil im Temperaturbereich der Hochlage durch äußere Lasten beansprucht, so erfolgt bis zu dieser Belastung auch bei Abkühlung in den Bereich der Tieflage kein Versagen durch Spaltbruch. Die nach Abkühlung ermittelte Bruchzähigkeit ist höher als der für diese Temperatur normgemäß bestimmte Werkstoffkennwert. Diese, als Warmvorbelastungseffekt (Warm-Pre-Stress-, WPS-Effekt) bezeichnete formale Erhöhung der Bruchzähigkeit  $K_{IC}$ , ist von großer praktischer Bedeutung für den Nachweis, dass unter Notkühlbedingungen keine Rissinitiierung in Komponenten auftritt.

Die beiden Schwerpunkte dieses Forschungsvorhabens liegen in der Entwicklung eines numerischen Verfahrens zur quantitativen Beurteilung rissbehafteter Proben oder Bauteile nach Warmvorbelastung und in der Durchführung von, auf die numerischen Arbeiten abgestimmten, experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Art der Vorbelastung und des Spannungszustands (Constraint) im Rissspitzenbereich auf die Bruchzähigkeitserhöhung.

Für die Entwicklung eines numerischen Verfahrens ist die Kombination und Weiterentwicklung bestehender Materialmodelle notwendig, um eine Beschreibung maßgeblicher Ursachen des WPS-Effekts, wie Rissspitzenabstumpfung, Änderung der Rissöffnungsspannungen, Entwicklung von Druckeigenspannungen und plastischer Zone, zu ermöglichen.

Die an der Rissspitze zu berücksichtigenden großen Verzerrungen, die unter nicht-monotoner oder zyklischer Belastung auftreten, erfordern die Entwicklung eines geeigneten elastisch-plastischen Modells für kombinierte Verfestigung. Da auch bei Vorbelastungen, bei denen keine Rissinitiierung auftritt, die duktile Schädigung einen Einfluss auf den Verlauf der Rissöffnungsspannungen zeigen kann, und die plastische Deformation in Verbindung mit der Schädigung Spaltbruch auslösende Vorgänge verringert, werden die Verfestigung

und die Schädigung durch Kombination der Modelle in einem Materialmodell für die Vorbelastung zusammengefasst. Die Spaltbruchwahrscheinlichkeit wird dann aus den numerisch bestimmten Ergebnissen mit einem statistischem Modell beschrieben.

Aufgrund der Vielzahl von Parametern, die die Ausprägung des WPS-Effekts bestimmen, wird ein Versuchsprogramm mit Bruchmechanikproben durchgeführt, wobei durch Variation des Probentyps der Spannungszustand an der Rissspitze eingestellt werden kann und verschiedene Vorbelastungen und Temperaturen untersucht werden. Die Notwendigkeit, den Spaltbruch als statistisches Ereignis durch eine Wahrscheinlichkeitsverteilung zu beschreiben, erfordert die Durchführung gleichartiger Versuche in ausreichender Anzahl. Hierzu kommt die Ausdehnung der experimentellen Untersuchungen auf die Anzahl von Vorbelastungszyklen für ausgewählte Proben. Weitere experimentelle Arbeiten ergeben sich aus der zur Modellierung erforderlichen Anpassung von Verfestigungsparametern, zu der die Bestimmung von Fließkurven und die Durchführung zyklischer Versuche an ungekerbten Proben gehört, und aus der Bestimmung der Schädigungsparameter durch monotone Versuche an gekerbten Proben.

Der Einfluss der Werkstoffzähigkeit wird durch die Untersuchung zweier Werkstoffe, dem hochzähen Stahl 10MnMoNi5-5 und dem niedrigzähen Stahl 17MoV8-4, berücksichtigt.

Das Auftreten des Warmvorbelastungseffekts wird für beide Werkstoffe bestätigt, wobei die Höhe des Effekts von der Art und Höhe der Vorbelastung abhängig ist. Die Ursachen des Effekts, wie Druckeigenspannungen vor der Rissspitze, können mittels der numerischen Analysen bestätigt werden. Die Finite-Elemente-Simulation der Warmvorbelastung verschiedener Bruchmechanikproben erlaubt die quantitative Beschreibung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit unter Berücksichtigung des WPS-Effekts.

## Abstract

A component containing a sharp crack, mechanically loaded in the upper shelf, will not show brittle fracture after cooling into the temperature range of the lower shelf. The fracture toughness of such components after cooling remains higher than the crack resistance determined for this temperature following the specified standard procedures. This apparent increase of the fracture toughness  $K_{Ic}$ , known as the warm-pre-stress-effect (WPS-effect), is of practical importance to prove the exclusion of crack initiation in such components in an emergency cooling situation of components.

The two major objectives of this research project are first of all the development of a numerical method for quantitative evaluation of pre-cracked specimen or components after warm-pre-stressing, and second in performing an extensive testing program, complementary to the numerical modelling, to investigate the influence of the constraint at the crack tip and the type of pre-loading.

The development of the above mentioned numerical method consists of the combination and advancement of existing material modelling techniques in order to describe important influences on the WPS-effect, like blunting, change of crack opening stress distributions, development of residual stresses and plastic deformation.

Considering large deformations at the crack tip arising under non-monotonic or cyclic loading, requires the development of a suitable elastic-plastic material model for combined hardening. Even with pre-loading at levels below the appearance of crack initiation, ductile damage may influence the shape of crack opening stresses. In addition, plasticity in combination with ductile damage reduces the number of brittle crack processes.

Consequently, hardening and damage are combined in one material model for the simulation of the warm-pre-stress-load-path. Using a statistical model, the fracture probability can then be evaluated from the numerical results.

Due to the large number of parameters determining the level of the WPS-effect, an extensive experimental program is carried out. In particular, a variation of the type of fracture mechanics specimen allows to investigate a range of constraints at the crack tip, together with different pre-load-paths and temperatures. The necessity to describe brittle fracture as a statistical event requires the availability of a sufficient number of tests under similar conditions. This is extended to investigate the influence of the number of pre-load-cycles for certain specimen. Parameter identification for the numerical modelling requires further experimental work, like cyclic tests on smooth round bars and determining yield curves to fit the hardening parameters as well as monotonic tests on notched specimens to fit the damage parameters.

The influence of the material toughness is considered by investigation of two materials, the steels 10MnMoNi5-5 with a higher, and 17MoV8-4 with a lower ductility.

The appearance of the warm-pre-stress-effect can be confirmed for both materials, the extent of this effect depends significantly on the type of pre-loading. The causes of this effect, like residual stresses, can be confirmed using numerical analysis. The finite element simulation of the warm-pre-stressing of fracture mechanics specimen permits the quantitative description of brittle fracture, taking the warm-pre-stress-effect into account.

# Inhalt

1	Einleitung	7
2	Übergeordnete und Einzelzielsetzung	9
3	Stand der Wissenschaft und Technik	11
4	Versuchswerkstoffe	15
5	Untersuchte Proben, Probenentnahme	17
6	Versuchsdurchführung	21
6.1	Metallographische Untersuchungen	21
6.2	Fraktographische Untersuchungen	21
6.3	Charakterisierung der Werkstoffe	21
6.3.1	Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Fließkurven	21
6.3.2	$K_V$ - $T$ -Kurven	21
6.3.3	Gekerbte Rundzugproben	21
6.3.4	Zug-/Druckproben	22
6.4	Bruchmechanische Untersuchungen	22
6.4.1	C(T)-Proben	22
6.4.2	M(T)-Proben	22
6.4.3	PS(T)-Proben	23
7	Ergebnisse experimenteller Untersuchungen	33
7.1	Metallographische Untersuchungen	33
7.1.1	10MnMoNi5-5	33
7.1.2	17MoV8-4	33
7.2	Charakterisierung der Werkstoffe	33
7.2.1	Mechanisch-technologische Werkstoffeigenschaften	33
7.2.2	Gekerbte Rundzugproben	34
7.2.3	Zug-/ Druckproben	34
7.3	Bruchmechanische Untersuchungen	34
7.3.1	C(T)-Proben	34
7.3.2	M(T)-Proben	37
7.3.3	PS(T)-Proben	38
7.4	Zusammenfassung der experimentellen Ergebnisse	38
7.4.1	10MnMoNi5-5	38
7.4.2	17MoV8-4	40
8	Materialmodell	95
8.1	Verfestigung und Schädigung	95
8.1.1	Beschreibung finiter plastischer Deformationen bei kombinierter Verfestigung	95
8.1.2	Modellierung der Schädigungsentwicklung bei nichtmonotoner Belastung	96
8.1.3	Algorithmische Formulierung der inkrementellen Form	97
8.1.4	Implementierung in ein Finite-Elemente-Programm	97
8.2	Statistische Beschreibung des Sprödbruchverhaltens	98
8.2.1	Mikroskopische Vorgänge beim Spaltbruch	98
8.2.2	Statistische Modellierung des Spaltbruchverhaltens – Das Beremin-Modell	98
8.2.3	Parameterbestimmung	99
8.3	Gesamtmodell zur Simulation des WPS-Effekts	100

9	Durchgeführte numerische Untersuchungen	103
9.1	Bestimmung der Werkstoffparameter	103
9.1.1	Bestimmung der Werkstoffparameter für die Verfestigung	103
9.1.1.1	Fließkurven	103
9.1.1.2	Parameter der isotropen und kinematischen Verfestigung	104
9.1.2	Bestimmung der Werkstoffparameter für die Schädigung	105
9.1.3	Bestimmung des temperaturabhängigen Verhaltens der Verfestigung	106
9.1.4	Bestimmung der Werkstoffparameter für die Spaltbruchwahrscheinlichkeit	106
9.2.	FE-Analysen zur WPS-Simulation	107
9.2.1	Werkstoff-, Proben- und Belastungsspektrum	107
9.2.2	FE-Modellierung	107
9.2.3	FE-Rechnungen	108
9.3	Spaltbruchwahrscheinlichkeitsbestimmung	109
10	Ergebnisse der FE-Analyse	129
10.1	FE-Analysen bei monotoner Belastung in der Hoch- und Tieflage	129
10.2	FE-Analysen bei einfacher Warmvorbelastung mit anschließender Kaltbelastung	130
10.3	FE-Analysen bei mehrfacher Warmvorbelastung	131
10.4	Analyse des Versagens durch Spaltbruch	132
11	Erörterung und Bewertung der experimentellen und numerischen Ergebnisse	161
12	Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlussfolgerungen	169
13	Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit	171
14	Nomenklatur	173



# 1 Einleitung

Werden Bruchmechanikproben oder rissbehaftete Bauteile aus ferritischen Stählen im Temperaturbereich des Zähbruchs mechanisch belastet, so tritt nach erfolgter Abkühlung in den Temperaturbereich des Spaltbruchs und einer Belastung, die den im Bereich des Zähbruchs erreichten  $K_I$ -Wert nicht überschreitet, kein Spaltbruch auf. Basierend auf dem Niveau der Warmvorbelastung ist in einem solchen Fall der Beanspruchungswert  $K_I$  an der Riss Spitze typischerweise signifikant größer als der experimentell ermittelte Bruchzähigkeitswert  $K_{Ic}$  der nicht vorbelasteten Bruchmechanikprobe bei der entsprechenden Temperatur im Bereich des Spaltbruchs. Versagen der Bruchmechanikprobe oder des Bauteils durch Spaltbruch tritt nach erfolgter Warmvorbelastung erst dann ein, wenn bei Wiederbelastung das Beanspruchungsniveau des  $K_I$ -Wertes der Vorbelastung erreicht wird.

Hierzu sind in Bild 1-1 zwei prinzipielle Lastpfade mit der Riss Spitzenbelastung  $K_I$  sowie die Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  dargestellt. Beim Load-Cool-Fracture- oder LCF-Lastpfad tritt der Bruch typischerweise erst nach Überschreiten des bei Warmvorbelastung erreichten  $K_I$ -Wertes auf, während beim Load-Unload-Cool-Fracture- oder LUCF-Lastpfad Versagen typischerweise bei einem geringfügig kleineren  $K_I$ -Wert als bei der Warmvorbelastung auftritt. In jedem Fall liegt jedoch die erreichte Bruchzähigkeit infolge der Warmvorbelastung erheblich oberhalb der entsprechenden  $K_{Ic}$ -Werte. Dieses geschilderte Verhalten von Bruchmechanikproben oder rissbehafteter Bauteile wird als Warmvorbelastungseffekt oder warm-pre-stress-effect bzw. WPS-Effekt bezeichnet.

Der WPS-Effekt tritt nicht nur für die beiden dargestellten, prinzipiellen Lastpfade, sondern auch für beliebige, weitere Lastpfade auf, die zwischen dem LCF- und LUCF-Pfad liegen, Bild 1-1. Hierzu sind in entsprechenden ASME- und KTA-Regelwerken bereits einige Regelungen zur Berücksichtigung des WPS-Effekts enthalten, wovon bei der Auslegung von Komponenten Kredit genommen werden kann. Entsprechend der genannten Regelwerke sind dazu jedoch einige Voraussetzungen zu erfüllen. Hierzu gehört insbesondere, dass zum Ausschluss spröden Versagens die Temperatur kontinuierlich fallen muss und dass die Riss Spitzenbelastung nach Überschreiten des Maximums nicht wieder ansteigen darf, womit  $dK_I/dt < 0$  einzuhalten ist.

Die in Bild 1-1 benutzte Bezeichnung der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  ist nur für im Sinne der ASTM E 399 gültige Werte zulässig. Zu den Gültigkeitskriterien gehört u.a. und insbesondere, dass die Probe nicht vorbelastet sein darf und dass die Belastung monoton aufzubringen ist. Beide Voraussetzungen werden jedoch nicht eingehalten, wenn Proben mit Pfaden entsprechend Bild 1-1 belastet werden. Insofern sind ermittelte Bruchzähigkeiten vorbelasteter Proben im Sinne der ASTM E 399 keine gültigen  $K_{Ic}$ -Werte. Es hat sich jedoch als zweckmäßig erwiesen, den Begriff der Bruchzähigkeit beizubehalten, so dass im Zusammenhang mit dem WPS-Effekt und vorbelasteten Proben auch von der scheinbaren Erhöhung der Bruchzähigkeit zu sprechen ist.

Vergleichbare Einschränkungen gelten auch bauteilseitig bei plastischem Materialverhalten bezüglich der Ermittlung von  $K$ -Werten bzw. des  $J$ -Integrals bei nichtmonotonen Belastungen, da beide Größen nur bei monotoner Belastung definiert sind.

Das Ziel der vorliegenden Untersuchung besteht einerseits in der experimentellen Verifikation des WPS-Effekts an Proben aus unterschiedlichen Werkstoffen und mit unterschiedlichen Geometrien, andererseits in der Entwicklung und Verifikation von Modellen zur Erfassung des WPS-Effekts beginnend mit der Warmvorbelastung bis zum Versagen durch Spaltbruch.

Zur Erklärung dieser Zusammenhänge wurden aufeinander abgestimmte Forschungsvorhaben mit dem übergreifenden Titel „Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Riss Spitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge“ des Fraunhofer-Instituts für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg, der Staatlichen Materialprüfungsanstalt (MPA) in Stuttgart, des Instituts für Werkstofftechnik und Werkstoffprüfung (IWW) der Otto-von-Guericke-Universität in Magdeburg sowie der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) in Berlin durchgeführt. Der Schwerpunkt der Arbeiten der BAM lag bei der Untersuchung prinzipieller Lastpfade, des Einflusses der Probengeometrie auf den WPS-Effekt, bei der Untersuchung des Werkstoffeinflusses sowie bei der Materialmodellentwicklung und -verifizierung.

**Bilder zu Kapitel 1**

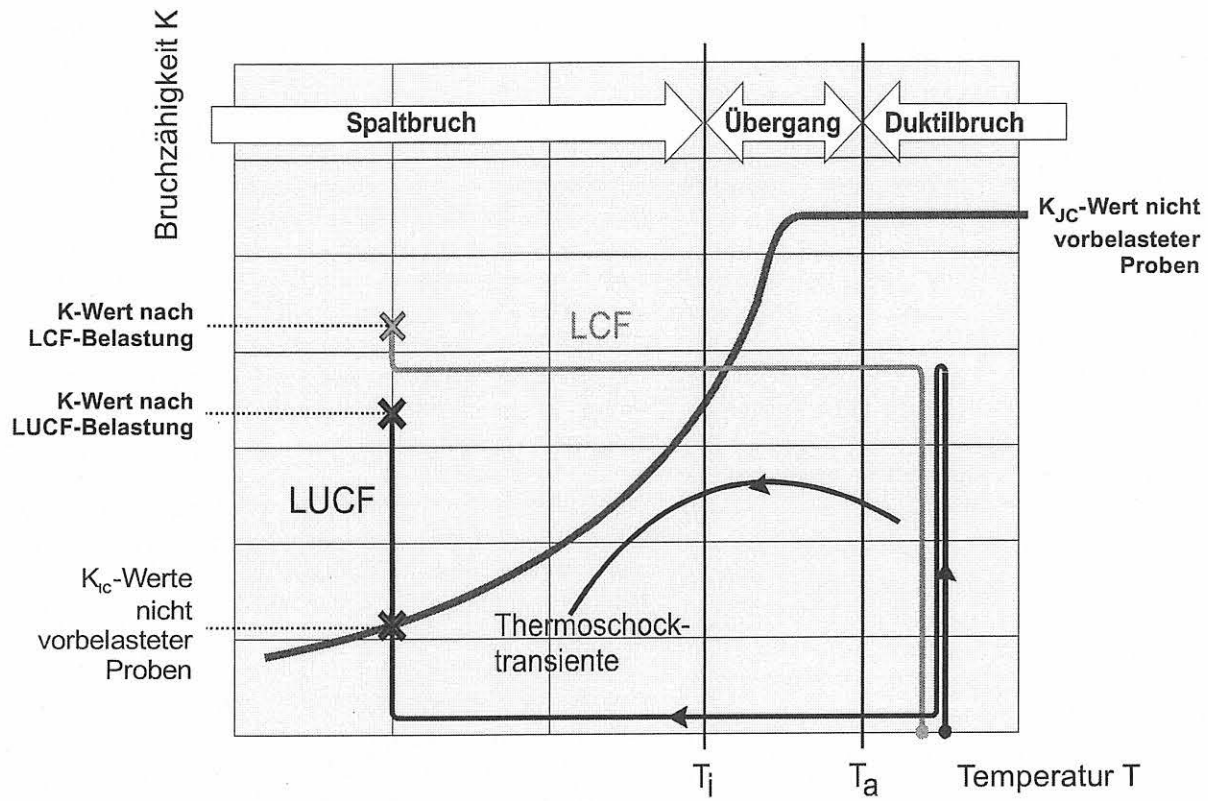


Bild 1-1 Prinzipielle Darstellung des WPS-Effekts anhand von LCF- und LUCF-Belastungen

## 2 Übergeordnete und Einzelzielsetzung

Die Beurteilung von Komponenten in Leichtwasserreaktoren hat im Rahmen von Begutachtungen zum Ziel, katastrophales Versagen von Komponenten für alle zu unterstellenden Lastfälle auszuschließen. Hierzu gehört insbesondere auch die Untersuchung von Komponenten bei anzunehmenden Belastungen durch Störfälle, wie sie beispielsweise beim Thermoschock auftreten. Dabei erfährt die Struktur typischerweise zunächst große Belastungen, was zu einer Vorbelastung von Komponenten mit anzunehmenden Fehlstellen führt. Bei einer daran anschließenden Abkühlung infolge einer Thermoschockbeanspruchung weist die vorbelastete Komponente gegenüber einem nicht vorbelasteten Bauteil eine erhebliche Sicherheitsreserve auf, weshalb die übergeordnete Zielsetzung in der Untersuchung sowie in der Quantifizierung vorhandener Sicherheitsreserven nach erfolgten Vorbelastungen besteht.

Hierzu sind zahlreiche Einzelzielsetzungen zu erreichen. So sind klassische Konzepte der Bruchmechanik, wie z.B. das  $K$ -,  $J$ -,  $CTOD$ - oder  $CTOA$ -Konzept, nur bei monotoner Laststeigerung unter isothermen Bedingungen gültig und deshalb zur Beschreibung des Einflusses der Vorbelastung bei erhöhter Temperatur auf die Bruchzähigkeit ungeeignet, da hierbei der Einfluss der thermisch-mechanischen Belastungsgeschichte nicht richtig erfasst werden kann. Erst durch die Berücksichtigung der Belastungsgeschichte ist jedoch eine quantitative Analyse von Spannungszuständen an der Riss Spitze infolge wechselnder thermisch-mechanischer Belastung möglich, so dass darauf aufbauende Untersuchungen, wie die Analyse des möglicherweise folgenden Spaltbruchs oder zum Einfluss der Dehnungsbehinderung auf den gesamten Vorgang, erst damit sinnvoll sind.

Die rechnerische Analyse von Proben und Bauteilen erfordert aufgrund der thermisch-mechanischen Belastungsgeschichte sowie der Verfestigung der Werkstoffe und ggfs. auftretenden duktilen Rissfortschritts eine Kombination unterschiedlicher Materialmodelle, um diese wesentlichen Effekte abbilden zu können. Zur Erfassung der Verfestigung stehen entsprechende Modelle zur Verfügung, die auch bei zyklischer Be- und Entlastung sowie bei unterschiedlichen Temperaturen einsetzbar sind. Duktiler Rissfortschritt wird über Schädigungsmodelle erfasst, die den Hohlraumanteil auf der mikroskopischen Ebene als Schädigungsvariable beinhalten. Die Kombination beider Werkstoffmodelle bei großen Deformationen ermöglicht somit die gleichzeitige Berücksichtigung von Verfestigung und duktilem Rissfortschritt, so dass die Warmvorbelastung damit richtig modelliert und über einen großen Bereich von Temperatur und Größe der Belastung

bis hin zum duktilen Rissfortschritt richtig erfasst werden kann.

Ein Einzelziel des Vorhabens besteht deshalb in der kombinierten Anwendung von Schädigungsmodellen und Modellen zur Erfassung der Verfestigung infolge der Belastungsgeschichte. Damit steht ein universelles Werkzeug zur Analyse beliebiger, thermisch-mechanischer Belastungen in Verbindung mit Verfestigung und duktilem Rissfortschritt zur Verfügung. Jedoch wird der Einfluss der thermischen Geschichtsabhängigkeit der Verfestigung nicht untersucht, was bedeutet, dass mit isotherm ermittelten Fließkurven gearbeitet wird.

Die Berechnung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit erfolgt auf der Basis des "local approach to cleavage fracture", worin das Kriterium zur Ermittlung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit auf probabilistischen Modellen begründet ist. Die für die Analyse erforderliche Rissöffnungsspannung im Ligament steht aus der vorangegangenen FE-Rechnung infolge der Warmvorbelastung zur Verfügung. Ein weiteres Einzelziel ist es daher, im Anschluss an die FE-Analyse von Bruchmechanikproben und bauteilähnlichen Strukturen nach erfolgter Warmvorbelastung eine Aussage im Rahmen der Modellierung über die Wahrscheinlichkeit zum Versagen dieser Strukturen bei Abkühlung durch Spaltbruch zu treffen.

Das übergeordnete Ziel der Untersuchungen ist es, das Verhalten von Proben und bauteilähnlichen Strukturen vorzugsweise unter prinzipiellen thermisch-mechanischen Lastpfaden, wie z.B. LUCF- oder LCF-Pfaden, zu simulieren, experimentell zu verifizieren und den Einfluss thermisch-mechanischer Vorbeanspruchungen auf die Versagenswahrscheinlichkeit zu quantifizieren. Hierzu sind zahlreiche experimentelle Untersuchungen an Bruchmechanikproben unterschiedlicher Geometrie und bei unterschiedlichen, prinzipiellen Lastpfaden erforderlich, um den Einfluss der Vorbelastung experimentell zu verifizieren. Darüber hinaus ist der Einfluss der Werkstoffzähigkeit auf den WPS-Effekt zu klären, was teilweise parallele Untersuchungen an zwei Werkstoffen erfordert.

Dabei wird insbesondere der Einfluss des Spannungszustandes an der Riss Spitze und der Einfluss des Constraints infolge der Probengeometrie und Belastungsart untersucht, wozu auch Experimente an bauteilähnlichen Bruchmechanikproben mit halb elliptischem Oberflächenfehler gehören. Darauf aufbauend erfolgt eine Aussage über die möglicherweise vorhandenen Sicherheitsreserven von Komponenten unter Notkühlbedingungen unter Einbeziehung einer Vorbelastung.



### 3 Stand der Wissenschaft und Technik

Die verfügbare Literatur zum Stand von Wissenschaft und Technik sowie zur Anwendung des WPS-Effekts ist in [1] mit dem Stand des Jahres 1993 dargestellt. Der aktuelle Stand der Wissenschaft und Technik ist zu den drei Bereichen Stoffgesetze, Einfluss der Probengeometrie sowie statistische Absicherung im Spaltbruch- und Übergangsbereich aufgezeigt.

Im Einzelnen werden die folgenden, mikromechanischen Prozesse im Bereich der Risspitze als ursächlich für den WPS-Effekt angesehen:

- Ausbildung von Druckeigenspannungen im Ligament nach plastischer Vorverformung bei LUCF-Lastpfad innerhalb und außerhalb der Prozesszone
- Erhöhung der Fließspannung nach erfolgter plastischer Vorverformung bei LCF-Lastpfaden innerhalb und außerhalb der Prozesszone
- Rissspitzenabstumpfung bei entsprechend großer Vorbelastung quantifiziert durch die Stretchzonenhöhe und -weite
- Ausbildung von Poren im Ligament nach vorheriger Rissspitzenabstumpfung.

Die Erfassung dieser Mechanismen und deren Berücksichtigung erfordert Arbeiten zu den nachfolgenden Gebieten einschließlich experimenteller Verifikation.

#### Stoffgesetze

Die zu verwendenden Stoffgesetze teilen sich auf in die Bereiche: Beschreibung der Verfestigung infolge Vorbelastung, Stoffgesetze zur Erfassung der Schädigung und duktilen Rissfortschritts sowie Modelle zur Quantifizierung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit.

Die Beschreibung komplexer, insbesondere wiederholter, thermisch-mechanischer Beanspruchungen an Proben und Bauteilen bei höheren Temperaturen erfordert die Berücksichtigung elastisch-plastischen oder visko-plastischen Werkstoffverhaltens mit jeweils isotroper und kinematischer Verfestigung, wobei es sich im Rahmen dieses Projekts erwiesen hat, dass die elastisch-plastische Modellierung aufgrund des Temperaturniveaus ausreicht. Zur Beschreibung des Materialverhaltens wurden die grundlegenden Gleichungen von Armstrong und Frederick [2] für den elastisch-plastischen Fall angegeben, während diese Gleichungen für visko-plastisches Materialverhalten von Chaboche [3] erweitert wurden. Das Modell von Chaboche [3] wird erfolgreich zur Simulation des Verhaltens von Nickelbasis-Legierungen unter thermisch-mechanischer Belastung benutzt [4 bis 9], und es hat sich zur Erfassung der auftretenden Effekte hervorragend bewährt. Dabei wurde das Chaboche-Modell zur Analyse ungeschädigter Proben und Bauteile eingesetzt, wozu es besonders geeignet ist, da isotrope und kinematische Verfestigung, zyklisches Kriechen und Mittelspannungsrelaxation hinreichend genau beschrieben werden. Die

Erweiterung des Chaboche-Modells für mehrachsige, nicht-proportionale Belastung, die typischerweise in Riss-spitzennähe auftritt, ist in [4] geleistet worden. Erweiterungen der genannten Stoffgleichungen sind zur Erfassung nicht-isothermer Prozesse erforderlich, wozu Lösungsansätze in [4, 5] angegeben werden. Die Verifikation der entsprechenden Ansätze wurde am Beispiel der Nickelbasis-Legierung IN 738 LC in [8, 9] durchgeführt.

Die Beschreibung der Schädigung im duktilen Bereich erfolgt üblicherweise, indem das Hohlraumvolumen als Schädigungsparameter eingeführt wird. Rousselier [10] und Gurson [11] haben dazu die grundlegenden Modelle formuliert. Tvergaard und Needleman [12] haben das Modell von Gurson modifiziert. Beide Modelle werden heute erfolgreich zur Beschreibung des stabilen Rissfortschritts für ein weites Probenspektrum [13 bis 16] eingesetzt. Allen Arbeiten ist gemeinsam, dass die Verfestigung des Matrixmaterials über eine vergleichsweise einfache Gleichung beschrieben wird, deren Parameter aus einachsigen Zug- und/oder Druckversuchen bestimmt werden. Dieses Vorgehen reicht aus, solange Proben oder Bauteile unter monoton steigender Last bis zum duktilen Rissfortschritt analysiert werden [13 bis 16].

Die Materialparameter der verwendeten Modelle werden üblicherweise durch numerische Simulation von Zugversuchen an ungekerbten und gekerbten Rundzugproben gewonnen. Bei dem Modell nach Armstrong und Frederick sowie dem Gurson-Modell treten zahlreiche Materialparameter auf, die zu Gruppen zusammengefasst jeweils einen wesentlichen Effekt beschreiben [7, 17]. Die Bestimmung dieser Materialparameter stellt ein nichtlineares Optimierungsproblem dar, zu dessen Lösung verschiedene Strategien untersucht wurden [7, 17]. Durch die Anpassung der Materialparameter an ein Spektrum von Versuchen ist gewährleistet, dass mit Hilfe des ermittelten Materialparametersatzes Versuche über einen großen Anwendungsbereich hinsichtlich der Probengeometrie sowie der thermisch-mechanischen Belastung hinreichend genau beschrieben werden können.

Aufgrund der hier zu untersuchenden Abfolge aus thermisch-mechanischer Belastung und Schädigung während der Warmvorbelastung, ist eine Kombination aus Verfestigungsmodell und Schädigungsmodell in ein kommerzielles FE-Programm zu implementieren, wozu jedoch bis jetzt sehr wenige Erfahrungen vorlagen [8, 9].

#### Statistische Absicherung im Spaltbruch- und Übergangsbereich

Die Modelle zur Beschreibung des Spaltbruchs basieren darauf, dass der Spannungszustand im Ligament analysiert wird, um darauf aufbauend eine Aussage zu treffen, mit welcher Wahrscheinlichkeit Versagen auftritt. Ein vielfach benutztes Modell basiert auf dem Konzept des schwächsten Gliedes [18]. Dabei wird eine Aussage über die Wahrscheinlichkeit, mit der eine Struktur durch Spalt-

bruch versagt, getroffen, indem das Verhältnis einer Beanspruchungsgröße (Weibullspannung) zu einer Materialgröße, die aus Versuchen zu bestimmen ist, gebildet wird. Eine Reihe von Untersuchungen auf der Grundlage dieses Konzepts wurde in [19] an Proben aus dem Stahl 20MnMoNi5-5 durchgeführt. Die rechnerische Untersuchung und Erklärung des WPS-Effekts erfordert die Kombination von Modellen zur Erfassung der Warmvorbelastung und von Modellen zur Erfassung der Versagenswahrscheinlichkeit durch Spaltbruch. Weitere Ansätze zur Kombination von Vorbelastung mit anschließendem Spaltbruch sind in [20] zu finden. Darüber hinaus ist immer der Vergleich zwischen experimentellen und numerischen Resultaten erforderlich.

### **Einfluss der Probengeometrie auf den WPS-Effekt**

Eine ausführliche Übersicht zu experimentellen Arbeiten ist auch in [1] zusammengestellt worden. Nahezu alle Experimente sind an C(T)-Proben durchgeführt worden, die nach erfolgter mechanischer Belastung in der Hochlage bei tieferen Temperaturen im Spaltbruchbereich bis zum Versagen belastet wurden. Zur Quantifizierung des Warmvorbelastungs-Effekts wurde die scheinbare Erhöhung der Bruchzähigkeit  $K_{Ic}(T)$  nach erfolgter Warmvorbelastung im Vergleich zur ursprünglichen Bruchzähigkeit herangezogen. Untersuchungen zum Einfluss des Constraints auf die Erhöhung der Bruchzähigkeit infolge thermisch-mechanischer Vorbeanspruchung haben bisher nicht stattgefunden, da selbst der Einfluss des Constraints bei monotoner Belastung erst in den letzten Jahren richtig verstanden wurde [21]. Lediglich in [22] findet sich ein Hinweis darauf, dass der Einfluss des Constraints weiterer Untersuchungen bedürfe. Selbst die Aussagen in neueren Untersuchungen basieren lediglich auf Untersuchungen an C(T)-Proben und der Superposition von Spannungen bei nichtlinearen Problemstellungen [22 bis 28].

Erst durch vorliegende Ergebnisse aus dem erwähnten Verbundprojekt von MPA, IWM, IWW und BAM erfolgte ein erheblicher Erkenntniszuwachs zum WPS-Effekt. Das betrifft insbesondere bisher publizierte Resultate zu den Bereichen Warmvorbelastung [29], weitergehende Arbeiten zum Spaltbruch [30, 31] sowie zur Korrelation der Mikrostruktur an der Risspitze mit dem WPS-Effekt [32]. Dabei wurde auch der Einfluss der Risslänge sowie der Werkstoffzähigkeit auf den WPS-Effekt untersucht [30 bis 32].

### **Literatur zu Kapitel 3**

- 1 Literaturstudie zum WPS-Effekt, Vorlage zur 17. Sitzung des Projektkomitees Komponentenverhalten bei der GRS am 26. November 1993 in Köln.
- 2 Armstrong, P.J. & Frederick, C.O.: A Mathematical Representation of the multiaxial Bauschinger Effect. General Electricity Generating Board, Report No. RD/B/N731 (1966).
- 3 Chaboche, J.L.: Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *Int. J. of Plasticity* 5 (1989), 247-302.
- 4 Olschewski, J.: Inelastic stress-strain behaviour of cyclic loaded notched specimens predicted by different inelastic constitutive theories. In: *Advances in Plasticity*, A.S. Khan and M. Tokuda (Eds), Pergamon Press (1989), 257-260.
- 5 Sievert, R., Haftaoglu, C. & Olschewski, J.: Verifizierung und Weiterentwicklung von zwei viskoplastischen Stoffmodellen für teilchenhärtende Nickelbasis-Legierungen auf der Grundlage ein- und mehrachsiger thermisch-mechanischer Versuche. In: *Forschungsbericht 1990-1992 des Sfb 339, TU Berlin* (1993).
- 6 Olschewski, J., Sievert, R. & Bertram, A.: Non-Isothermal Investigations on Ni-based Superalloys. In: *Aspects of High Temperature Deformation and Fracture in Crystalline Materials (JIMIS-7)*, Y. Hosoi et al. (Eds), The Japan Institute of Metals (1993), 641-648.
- 7 Sievert, R.: Ein Beitrag zur Bestimmung der Materialparameterwerte viskoplastischer Stoffgesetze mittels eines Optimierungsverfahrens. *BAM-1.31 92/1* (1992).
- 8 Olschewski, J.: Simulation of Ratcheting Effects in Ni-Base Superalloys. *Plasticity '93: 4th Int. Symp. on Plasticity and its Current Applications*, A.S. Khan (General Chairman), Baltimore, USA, (1993).
- 9 Olschewski, J.: Thermo-Mechanical 3D-FE Analysis of a Cooled Turbine Blade by Using a Unified Constitutive Model. *Post-Conference Seminar of SMiRT 12: Inelastic Analysis, Fracture and Life Prediction*. G. Baylac et al. (Chairmen), Electricité de France (EDF), Paris, France (1993).
- 10 Rousselier, G.: Ductile Fracture Models and their Potential on Local Approach of Fracture. *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 105 (1987), 97-111.
- 11 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.* 99 (1977), 2-15.
- 12 Needleman, A. & Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture of Notched Bars. *J. Mech. Phys. Sol.* 32, 461-490.
- 13 Sun, D.-Z., Voss, B. & Schmitt, W.: Numerical Prediction of Ductile Fracture Resistance Behaviour Based on Micromechanical Models. *Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications*, ESIS/EGF 9 (Eds. H. Blauel and K.-H. Schwalbe), Mechanical Engineering Publications, London (1991), 447-458.

- 14 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), 453-462.
- 15 Seidenfuss, M.: Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20MnMoNi5-5. Dissertation Fakult. Energietechnik der Universität Stuttgart (1992).
- 16 Klingbeil, D. & Moussavi Zadeh, G.: On the simulation of ductile crack growth in fracture mechanics specimens using the Gurson model. Trans. SMIRT 13, J. D. Riera ed., Vol. II, (1995), 407 – 412.
- 17 Klingbeil, D. & Reusch, F.: Werkstoffmechanische Analyse rascher Abkühlvorgänge in druckführenden Komponenten mit postulierten Anrissen. Technischer Bericht zum Vorhaben BMBF 1500986, BAM Berlin V.31/98-1 (1998).
- 18 Beremin, F.M.: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel. Metallurgical Transaction A, Vol. 14A, (1983).
- 19 Memhard, D., Ockewitz, A. & Voss, B.: FE-Analysen zur Bewertung von Rissen im spröde-duktilen Übergangsbereich von ferritischen Stählen. IWM-Bericht T 3/93 (1993).
- 20 Tvergaard, V. & Needleman, A.: An analysis of brittle-ductile transition in dynamic crack growth. Int. J. Frac. 59 (1993), 53-67.
- 21 Klingbeil, D., Moussavi Zadeh, G., Eberle, A., Fricke, S. & Brocks, W.: Numerical Simulation of Stable Crack Growth in Fracture Mechanics Specimens. Second Sym. on Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1244, Mark Kirk and Ad Bakker eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995), 88-99.
- 22 Stonesifer, Rybicki & McCabe: Warm Prestress Modelling: Comparison of Models and Experimental Results, NUREG/CR-5208.
- 23 Reed, P.A.S. & Knott, J.F.: Investigations on the Role of Residual Stresses in the Warm Prestress (WPS) Effect. Part I-Experimental. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 19, No. 4 (1996), 485-500.
- 24 Reed, P.A.S. & Knott, J.F.: Investigations on the Role of Residual Stresses in the Warm Prestress (WPS) Effect. Part II-Analysis. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 19, No. 4, (1996), 501-513.
- 25 Shum, D.K.M.: Interpretation of Warm Prestress-induced Fracture Toughness based on Crack-tip Constraint. Fracture Mechanics: 25<sup>th</sup> Volume, ASTM STP 1220, F. Erdogan ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995), 685-704.
- 26 Chell, G.G.: The effect of subcritical crack growth on the fracture behaviour of cracked ferritic steels after warm pre-stressing. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 9 (1986), 259 - 274
- 27 Curry, D.A.: A micromechanistic approach to the warm prestressing of ferritic steels. Int. J. Frac. 17 (1981), 61 – 81.
- 28 Curry, D.A.: A model for predicting the influence of warm pre-stressing and strain ageing on the cleavage fracture toughness of ferritic steels. Int. J. Frac. 22 (1983), 145 – 159.
- 29 Svendsen, B., Arndt, S., Klingbeil, D. & Sievert, R.: Hyperelastic models for elastoplasticity with non-linear isotropic and kinematic hardening at large deformation. Int. J. Solids Structures Vol. 35, No. 25, (1998), 3363-3389.
- 30 Eisele, U. u.a.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften und Probengröße. Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben 1500 987, Berichtsnummer 8767 00 000, MPA Stuttgart (1997).
- 31 Böschen, R., Stöckl, H. & Varfolomeyev, I.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß der Rißlänge und der Dehngeschwindigkeit. Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben 1500 981, Berichtsnr. T 3/98, Fraunhofer IWM (1998).
- 32 Blumenauer, H., Eichler, B., Krempe, M. & Ude, J.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß und Bedeutung der Mikrostruktur und der Mikrogeometrie. Abschlußbericht zum Vorhaben 1500 988, Institut für Werkstofftechnik und Werkstoffprüfung der Otto-von-Guericke- Universität Magdeburg (1998).





## 4 Versuchswerkstoffe

Die Auswahl der untersuchten Werkstoffe erfolgte unter folgenden Aspekten

- Repräsentative Werkstoffe im Bereich der Reaktorsicherheit und
- der Nutzung bereits vorliegender Erkenntnisse und Ergebnisse weiterer Forschungsprojekte.

Weiterhin galt es, den Einfluss unterschiedlichen Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens von Werkstoffen auf den WPS-Effekt zu untersuchen.

Die experimentellen Untersuchungen wurden überwiegend am hochzähen Stahl 10MnMoNi5-5 (WPS1) durchgeführt. Zur Charakterisierung des Einflusses des Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens von Werkstoffen wurden Versuche in geringerem Umfang am niedrigzähen Werkstoff 17MoV8-4 (WPS 3) vorgenommen.

Das Versuchsmaterial des formgeschweißten 10MnMoNi5-5 entstammt einem 72 t Versuchsbehälter mit der Bezeichnung GB II/3, von dem ein Ringsegment durch die MPA Stuttgart zur Verfügung gestellt wurde. Zur Herstellung des formgeschweißten Behälters wurde auf ein horizontal gelagertes Anfahrrohr (Wanddicke 25 mm, Innendurchmesser 1150 mm) mit 4 Tandem-Schweißköpfen bei konstant gehaltener Schweißfortschrittsgeschwindigkeit schraubenlinienförmig mit 50% Überdeckung („Wickelschweißen“) Material aufgebracht. Nach der Fertigung durch Auftragsschweißen wurde der Behälter 20 h einer Glühbehandlung bei 520 °C unterzogen [1].

Das Formschweißen bietet als endabmessungsnahes Fertigungsverfahren entscheidende Vorteile gegenüber den konventionellen Herstellungsverfahren großer Bauteile. So können z.B. Entmischungen nur in der Größe einer Schweißbraupe entstehen, wodurch die Homogenität der Eigenschaften über den Querschnitt im Vergleich zu anderen Herstellungsverfahren verbessert wird. Die Richtungsabhängigkeit ist ebenfalls geringer ausgeprägt als bei einem Schmiedeteil. Nach dem Auftragsschweißen kann der Anfahrkörper spanend bearbeitet werden. Ein Vergüten kann unter Umständen entfallen [1].

Das Versuchsmaterial des Werkstoffs 17MoV8-4 entstammt ebenfalls einem Behälter, von dem die MPA Stuttgart ein Ringsegment zur Verfügung stellte. Durch eine entsprechende Wärmebehandlung wurde ein „end of life“-Zustand realisiert [2, 3].

Die Tabellen 4-1 und 4-2 geben Auskunft über die Erzeugnisform und die chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften wurden in Tabelle 4-3 zusammengestellt. Hierbei sind für den 10MnMoNi5-5 insbesondere die hohen Werte von Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit in Hochlage charakteristisch, während für den 17MoV8-4 die hohe Streckgrenze und die niedrige Kerbschlagarbeit in Hochlage bei einer hohen Übergangstemperatur  $T_{NDT}$  auffallen.

### Literatur zu Kapitel 4

- 1 Schoch, F.-W.: Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile. Techn.-wiss. Bericht MPA Stuttgart, Heft 84-02 (1984).
- 2 Kuppler, D. et al.: Wärmebehandlungsversuch am Werkstoff 17MoV8-4 zur Absenkung der Hochlagezähigkeit. TWB 3/3 für FKS, MPA Stuttgart, (1982).
- 3 Eisele, U. u.a.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften und Probengröße. Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben 1500 987, Berichtsnummer 8767 00 000, MPA Stuttgart (1997).
- 4 KTA 3201.1: Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren; Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen, Anhang A10, 8/90.
- 5 Wegst, C. W.: Stahlschlüssel. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, 18.Aufl. (1998).

## Tabellen zu Kapitel 4

Tabelle 4-1:  
Verwendete Werkstoffe und Erzeugnisformen

Werkstoff	Erzeugnisform	Außendurchmesser in mm	Wanddicke in mm
10MnMoNi5-5	Ring, formgeschweißt	1800	280
17MoV8-4	Ring, geschmiedet	800	200

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

Werkstoff		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	Cu
10MnMoNi5-5 (WPS1)	Ist	0,10	0,14	1,24	0,007	0,005	0,01	0,05	0,59	1,06	0,04
	Soll [4]	0,08 0,13	≤0,3	1,00- 1,50	≤0,012	≤0,010	0,010- 0,040	≤0,10	0,46- 0,60	0,80- 1,10	≤0,1
		W	Co	V	Nb	Sn	Ti	As	Pb	Sb	
	Ist	0,011	0,029	0,002	0,002	0,0014	0,005	0,005	0,003	0,003	
	Soll [4]			≤0,015		≤0,011					
17MoV8-4 (WPS3)		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	Cu
	Ist	0,18	0,31	0,61	0,012	0,017	0,006	0,33	1,07	0,26	0,11
	Soll [5]	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	-
		W	Co	V	Nb	Ta	Ti	As	N		
	Ist	0,017	0,017	0,355	0,004	0,001	0,001	0,027	0,01		
Soll [5]	-	-	0,30- 0,40	-	-	-	-	-			

Tabelle 4-3:  
Mechanisch-technologische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe bei unterschiedlichen Prüftemperaturen, Kerbschlagarbeit in der Hochlage und Übergangstemperatur  $T_{NDT}$

Werkstoff	$T$ [°C]	$R_{p0,2}/R_{el}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$\epsilon_{Lü}$ [%]	$A_g$ [%]	$A$ [%]	$Z$ [%]	$K_{VH}$ [J]	$T_{NDT}$ [°C]
10MnMoNi5-5	-150	827	896	4,6	13,3	22	70	205	-45*
	23	620	704	1,9	11,1	20	71		
17MoV8-4	23	900	986	-	5,9	13	34	58	180*
	280	855	938	-	5,8	13	35		

\* nach [3]

## 5 Untersuchte Proben, Probenentnahme

Die Probenentnahme aus den Halbzeugen der untersuchten Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 erfolgte für die Bruchmechanikproben in L-S-Lage, Bilder 5-1 und 5-2. Dementsprechend wurden die Proben zur Werkstoffcharakterisierung den Ringen in L-Lage (Zug- und Druckproben) bzw. L-S-Lage (ISO-V-Proben) entnommen.

Für die Fertigung der Proben des 10MnMoNi5-5 wurde ausschließlich das Teil WPS1BG verwendet, Bild 5-1. Die Probenentnahme erfolgte über die ganze Wanddicke. Untersuchungen [3] haben gezeigt, dass kein Eigenschaftsgradient über der Wanddicke vorhanden ist.

Die Entnahme und Fertigung der Proben des Werkstoffs 17MoV8-4 erfolgte ausschließlich aus dem Kernbereich von  $\frac{1}{4} t$  bis  $\frac{3}{4} t$  bei einer Dicke  $t = 200$  mm des Teiles WPS3G, Bild 5-2.

Zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften und  $K_V$ -T-Kurven wurden B8x40-Proben [1] und 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 Proben mit einem Durchmesser von 8,5 mm und einer Höhe von 16 mm bestimmt. Für die numerische Ermittlung von Schädigungsparametern wurden gekerbte Rundzugproben mit einem Nettodurchmesser von 10 mm und Kerbradien von 2 mm, 4 mm und 10 mm geprüft. Darüber hinaus wurden ungekerbte Proben einer zyklischen Belastung im Zug- und Druckbereich unterworfen, Bild 5-3. Die Proben wurden aus den für die Fertigung der Bruchmechanikproben ausgewählten Bereichen der Halbzeuge entnommen.

Zur Analyse des Einflusses der Geometrie und Beanspruchung der Proben, d.h. der vorliegenden Spannungsmehrachsigkeiten, auf den WPS-Effekt wurden bruchmechanische Untersuchungen an verschiedenen Probenarten durchgeführt. So erfolgten Versuche an Kompaktzugproben (C(T)-Proben), bei denen sich hohe Spannungsmehrachsigkeiten einstellen (etwa 3,0), und Versuche an Zugscheiben mit verschiedenen Fehlergeometrien, deren Spannungsmehrachsigkeiten im Vergleich zu den Kompaktzugproben erheblich niedriger liegen. Bei den Zugscheiben mit mittig eingebrachtem, durchgehendem Fehler (M(T)-Proben) mit einem

$a_0/W$ -Verhältnis von etwa 0,5 wurden in [4] Spannungsmehrachsigkeiten im Bereich um 1,5 (Maximalwerte bis 1,8) berechnet. Die für die Zugscheiben mit Oberflächenfehler (PS(T)-Proben) ermittelten Werte liegen zwischen denen der M(T)-Proben und der C(T)-Proben [5]. Eine Übersicht der verwendeten Probengeometrien und deren geometrischen Abmessungen geben die Tabelle 5-1 und das Bild 5-3.

Für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 erfolgten Versuche an Kompaktzugproben der Dicke  $B$  von 25 mm und 50 mm, an Zugscheiben mit mittig eingebrachtem, durchgehendem Fehler (M(T)-Proben) und an Zugscheiben mit Oberflächenfehler (PS(T)-Proben) mit einer Dicke  $B = 25$  mm. Vom Werkstoff 17MoV8-4 wurden nichtseitengekerbte C(T)-Proben und M(T)-Proben der Dicke  $B = 25$  mm 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 Schoch, F.-W.: Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile. Techn.-wiss. Bericht MPA Stuttgart, Heft 84-02 (1984)
- 4 Aurich, A., Baer, W., Häcker, R., Klingbeil, D. & Ohm, K.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, Schwerpunkt: Anwendung fortgeschrittener zähbruchmechanischer Konzepte; Bruchübergang, BAM-Forschungsbericht 232, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin (1999)
- 5 Aurich, A.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, Schwerpunkt: Lokales Risswachstum, Ermittlung des Risswiderstandes aus der Kerbschlagarbeit, BAM-Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin (1993)

### Tabellen zu Kapitel 5

Tabelle 5-1:  
Übersicht der geprüften Proben

Werkstoff	Probenlage	C(T) $B = 25$ mm $W = 50$ mm	C(T) $B = 50$ mm $W = 100$ mm	M(T) $B = 25$ mm $W = 50$ mm	PS(T) $B = 25$ mm, $2W = 100$ mm $2W_n = 80$ mm, $a_0/c_0 \approx 0,78$
10MnMoNi5-5	L-S	● <sup>1)</sup>	●	●	●
17MoV8-4	L-S	●		●	

<sup>1)</sup> seitengekerbt und nichtseitengekerbt

Bilder zu Kapitel 5

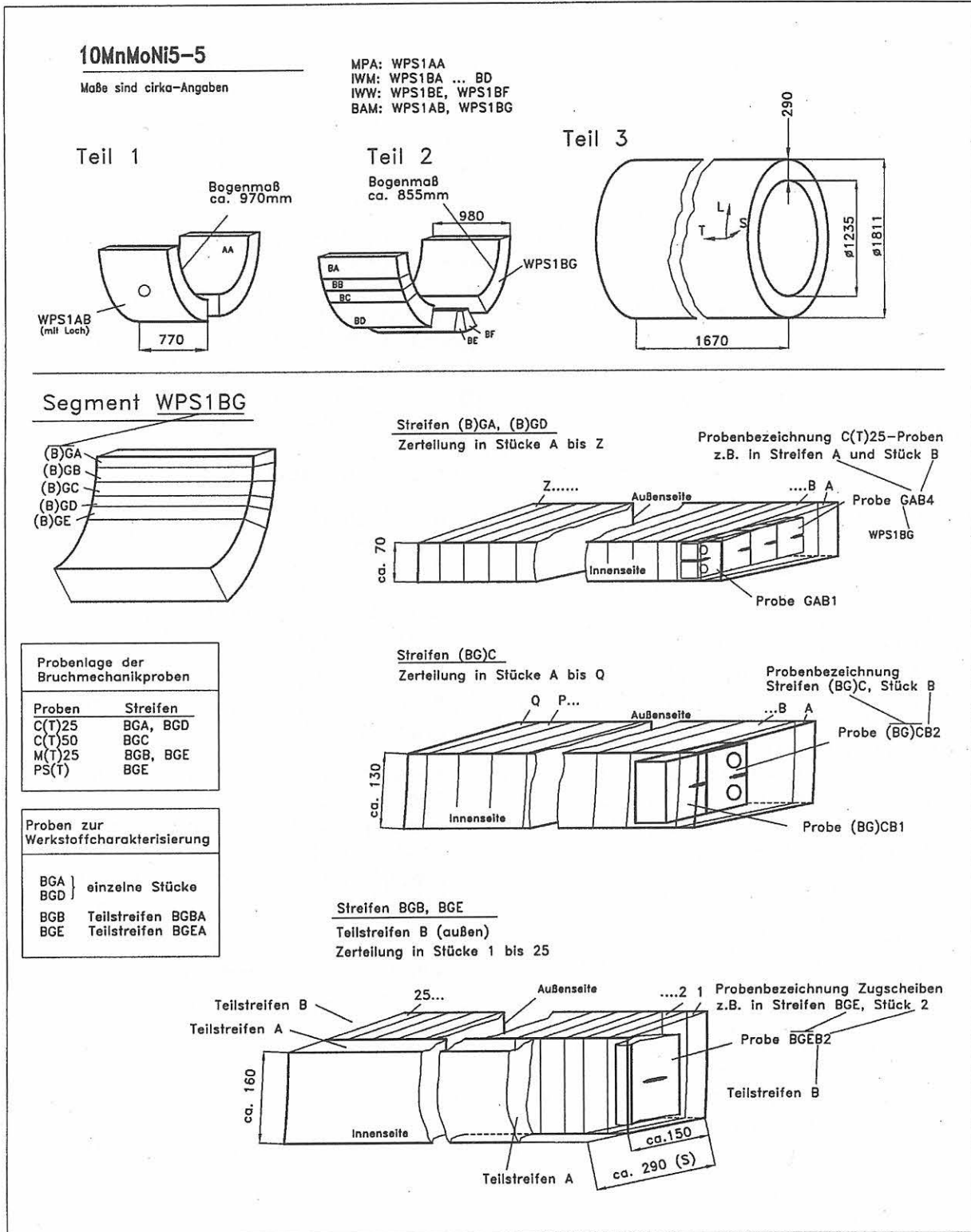


Bild 5-1:  
Entnahmeplan der Proben des Werkstoffs 10MnMoNi5-5  
Alle geprüften Proben sind dem Teil WPS1BG (aus Teil 2) entnommen.

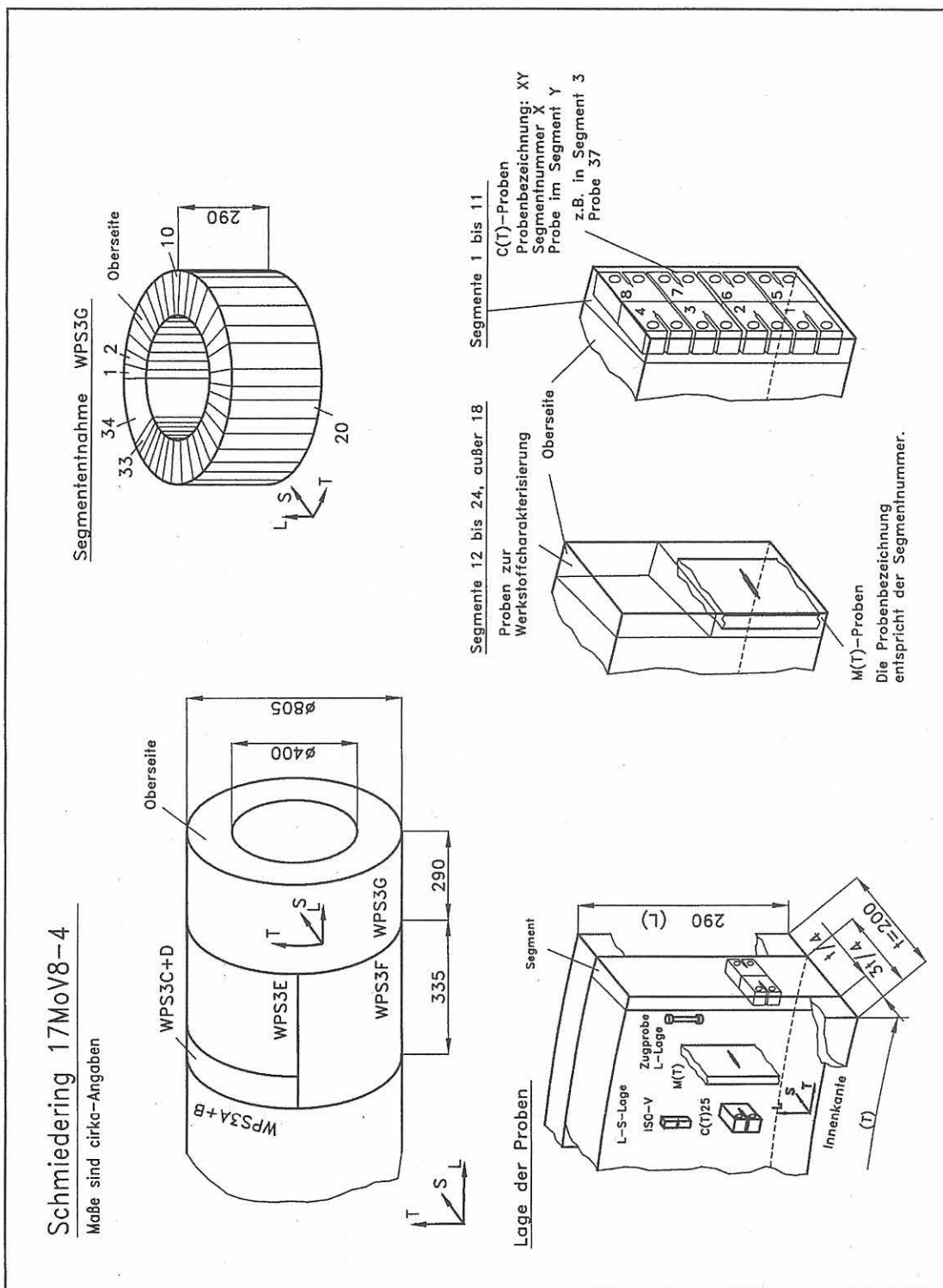


Bild 5-2:  
 Entnahmeplan der Proben des Werkstoffs 17MoV8-4  
 Alle geprüften Proben sind dem Teil WPS3G entnommen

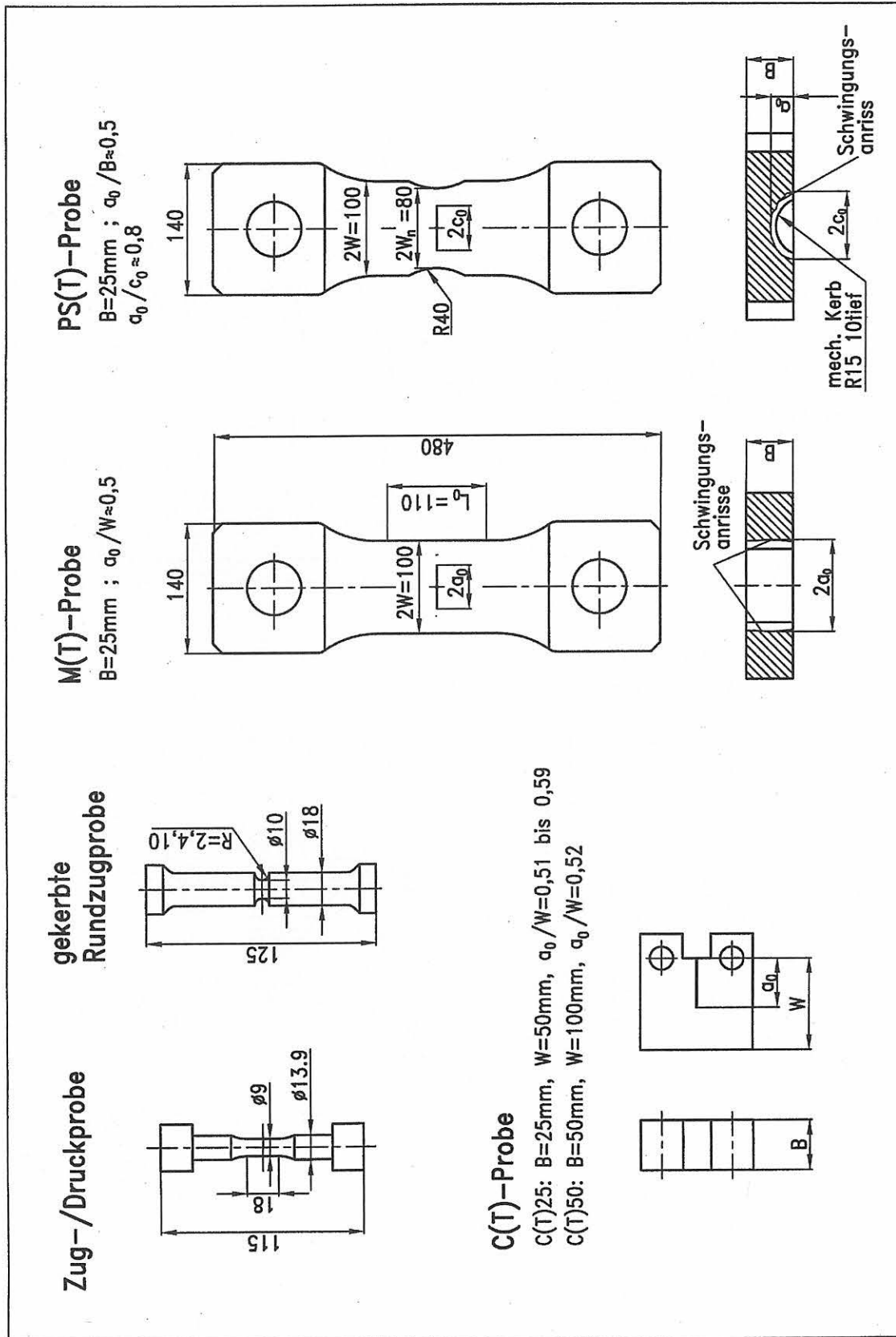


Bild 5-3 :  
Abmessungen und Fehlergeometrien der Proben

## 6 Versuchsdurchführung

### 6.1 Metallographische Untersuchungen

An den zu untersuchenden Werkstoffen erfolgte anhand metallographischer Schlitze

- die Bestimmung des Gefüges und wichtiger Gefügeparameter,
- die Identifizierung und Quantifizierung der nichtmetallischen Einschlüsse sowie
- die Ermittlung des Reinheitsgrades.

### 6.2 Fraktographische Untersuchungen

Die Stretchzone (SZ) von C(T)- und M(T)-Proben wurde einer fraktographischen Bewertung unterzogen und die untersuchten Stähle hinsichtlich deren Ausbildung in Abhängigkeit von Gefüge, Prüftemperatur und Lastpfad bewertet. Die Untersuchungen der Bruchflächen wurden am Stereomikroskop und am REM durchgeführt.

Es erfolgte die Bestimmung der Stretchzonen-Weite (SZW), die Eingang in die Berechnung des Rissinitiierungswertes  $J_{i,SZW}$  der  $J_R$ -Kurve findet, und der Stretchzonen-Höhe (SZH). Mit Hilfe einer Bildverarbeitung wurden am REM bei verschiedenen Vergrößerungen (z.B. 200:1; 400:1; 750:1) Bilder der SZ aufgenommen und als Bitmap-Datei abgespeichert. Die Auswertung dieser Bilddateien erfolgte mittels eines selbstentwickelten PC-Programmes nach der ESIS-P2-92 [1] an 9 Messstellen (Bild 6-1). Hierbei wird der Bereich der Stretchzone zunächst markiert, die Pixel der markierten Fläche gezählt und durch die markierte Bildbreite dividiert. Man erhält somit bereits je Messstelle einen gemittelten Wert der SZW bzw. SZH. Die SZ-Werte der 9 Messstellen liefern im Ergebnis der Gleichung 6-1 einen Mittelwert der SZW bzw. SZH über die gesamte Probendicke  $B$  bzw.  $B_r$ .

$$SZW = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m SZW_{\text{lokal}} \quad \text{bzw.}$$

$$SZH = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m SZH_{\text{lokal}} \quad (6-1)$$

$m$  – Anzahl der Messstellen

### 6.3 Charakterisierung der Werkstoffe

#### 6.3.1 Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Fließkurven

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Werkstoffe wurden im Zugversuch im Temperaturbe-

reich von  $-150\text{ °C}$  bis  $300\text{ °C}$  für den 10MnMoNi5-5 bzw. von  $23\text{ °C}$  bis  $350\text{ °C}$  für den 17MoV8-4 ermittelt. Die Versuche wurden gemäß DIN EN 10002 [2] durchgeführt und ausgewertet.

Die Ermittlung von Fließkurven erfolgte im Zugversuch für die Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 im Temperaturbereich von  $23\text{ °C}$  bis  $300\text{ °C}$  unter Anwendung eines video-optischen Konturmesssystems, das die Verlängerung der Probe, die Probenkontur sowie deren Entwicklung in Abhängigkeit von der Belastung der Probe ermittelt, Bilder 6-2 und 6-3a. 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 [3 bis 5]. Aus den Konturdaten werden der kleinste Durchmesser und der Krümmungsradius im Einschnürbereich der Probe ermittelt. Mit Beginn der Probeneinschnürung erfolgte eine Spannungskorrektur nach Bridgman [6]. Die verwendeten Zugproben B8x40 wurden mit einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit von  $0,006\text{ mm/s}$  belastet.

Für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 wurden bei Raumtemperatur Druckversuche an Proben mit einer Höhe von  $16\text{ mm}$  und einem Durchmesser von  $8,5\text{ mm}$  durchgeführt [5]. Die Berücksichtigung der Probenausbauung zur Fließkurvenermittlung erfolgte nach Saluja [7]. Die Erfassung der Konturänderung der Probe wurde mit dem oben genannten video-optischen Messsystem realisiert, Bilder 6-3b und 6-4.

#### 6.3.2 $K_V$ -T-Kurven

An ISO-V-Proben wurden  $K_V$ -T-Kurven für beide Werkstoffe in L-S-Lage, in der auch die Proben der bruchmechanischen Experimente liegen, aufgenommen. Diese wurden an einem  $300\text{ J}$ -Pendelschlagwerk im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch nach [8 bis 10] im Temperaturbereich von  $-120\text{ °C}$  bis  $300\text{ °C}$  für den 10MnMoNi5-5 bzw. von  $23\text{ °C}$  bis  $350\text{ °C}$  für den 17MoV8-4 ermittelt.

#### 6.3.3 Gekerbte Rundzugproben

Für beide untersuchten Werkstoffe und für die Temperaturen, bei denen eine numerische Simulation des Versagensverhaltens erfolgte, wurden zur Identifizierung und Anpassung entsprechender Materialparameter unter Beachtung der Spannungsmehrachsigkeit Kraft-Durchmesseränderungskurven an gekerbten Rundzugproben ermittelt. Im Bereich spröden Materialverhaltens, für den 10MnMoNi5-5 bei  $-150\text{ °C}$  bzw. für den 17MoV8-4 bei  $23\text{ °C}$ , wurden Proben mit den Kerbradien  $2\text{ mm}$ ,  $4\text{ mm}$  und  $10\text{ mm}$  geprüft. Bei höheren Prüftemperaturen und duktilem Probenversagen wurden Rundzugproben mit den Kerbradien  $4\text{ mm}$  und  $10\text{ mm}$  untersucht.

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 [11].

### 6.3.4 Zug-/Druckproben

Zur Ermittlung der Verfestigungsparameter infolge mehrmaliger Belastung wurden zylindrische Proben, in Bild 5-3 dargestellt, im Zug- und Druckbereich belastet, wobei jeweils mehrere Zyklen durchlaufen wurden. Die Versuche wurden dehnungsgeregelt durchgeführt und erfolgten für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei Raumtemperatur bis maximal  $\varepsilon = \pm 3\%$  und bei höheren Temperaturen für beide Werkstoffe (10MnMoNi5-5: 300 °C bzw. 17MoV8-4: 280 °C) bis maximal  $\varepsilon = \pm 1\%$ .

## 6.4 Bruchmechanische Untersuchungen

Für die Charakterisierung des WPS-Effektes wurden Versuche an C(T)-Proben und M(T)-Proben beider Werkstoffe und darüber hinaus an PS(T)-Proben des 10MnMoNi5-5 durchgeführt, Tabelle 6-1. Die Geometrien der Proben sind im Bild 5-3 dargestellt.

Die bruchmechanischen Versuche lassen sich für jeden Werkstoff und jede Probenform folgendermaßen gruppieren:

- Bestimmung von Bruchzähigkeitswerten im Tieflagenbereich,
- Ermittlung von Kraft-Verschiebungskurven, Initiierungswerten und Risswiderstandskurven bei Warmvorbelastungstemperatur  $T_{WPS}$  und
- Durchführung von Versuchen zur Charakterisierung des WPS-Effektes mit den Lastpfaden LCF und LUCF.

Die Bruchflächen der C(T)-Proben und M(T)-Proben wurden unter dem Messmikroskop entsprechend [1] hinsichtlich der Anfangsrisslänge  $a_0$  und der mittleren Länge des duktilen Rissfortschritts  $\Delta a$  ausgewertet.

### 6.4.1 C(T)-Proben

Die Versuche an C(T)-Proben der Dicke  $B = 25$  mm (C(T)25-Proben) wurden in einer 300 kN-Prüfmaschine (INSTRON) weggeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit  $\dot{V}_K$  von 0,005 mm/s durchgeführt. Die Temperierung wurde mit Thermoelementen in der Kammer bzw. in der Probe im Bereich der Risspitze geregelt und kontrolliert. Zur Messung der Kerbaufweitung in der Lastangriffslinie  $V_{LL}$  wurden Wegaufnehmer (clip gages) verschiedener Bauart eingesetzt. Bei Versuchen mit Prüftemperaturen oberhalb 200 °C wurden die Mess Ebenen aus der Temperierkammer herausgeführt und mittels induktiver Wegaufnehmer gemessen. Bei Versu-

chen mit duktilem Risswachstum erfolgte dessen Ermittlung mit der Gleichstrom-Potenzialmethode.

Die C(T)-Proben mit einer Probendicke von  $B = 50$  mm des 10MnMoNi5-5 wurden in einer 1 MN-Prüfmaschine (Schenck) weggeregelt mit  $\dot{V}_K = 0,005$  mm/s geprüft.

Das Einbringen des Schwingungsanrisses, die Prüfung der Proben und die Auswertung erfolgten entsprechend ESIS P2 [1]. Darüber hinaus wurden die Versuche im Tieflagenbereich nach ASTM E 399 [12] ausgewertet.

In der ASTM E 399 erfolgt, im Gegensatz zur ESIS P2, eine Berücksichtigung unterschiedlicher Versuchstemperaturen beim Anschwingen bzw. bei der  $K_{IC}$ -Prüfung in Form eines Gültigkeitskriterium für  $K_{IC}$  hinsichtlich der Anschwingbedingungen. Differieren Prüftemperatur  $T_2$  und die Temperatur bei Einbringung des Schwingungsanrisses  $T_1$ , so ist das durch:

$$K_{\max} \leq 0,6K_Q \left( \frac{R_{eL}(T_1)}{R_{eL}(T_2)} \right). \quad (6-2)$$

zusätzlich zu berücksichtigen. Da die Proben bei Raumtemperatur angeschwungen wurden, wird Gl. 6-2 bei einer Reihe von Proben verletzt. Dieses ist jedoch für die Aussagefähigkeit der ermittelten  $K$ -Werte von untergeordneter Bedeutung und hat auf den zu untersuchenden WPS-Effekt keinen Einfluss, da das Niveau der Vorbelastung deutlich höher lag.

### 6.4.2 M(T)-Proben

Die Versuche wurden in einer 4 MN-Prüfmaschine (Schenck) durchgeführt, Bild 6-5. 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 Probe gemessen.

Die Abmessungen der Probe, die Fehlergeometrie und die Anordnung der Verschiebungsmessung sind in den Bildern 5-3, 6-6 und 6-7 dargestellt. Die Probendicke  $B$  betrug 25 mm, die Probenbreite  $2W$  100 mm. Das  $a_0/W$ -Verhältnis lag bei etwa 0,5.

Beim Einbringen der Schwingungsanrisse erfolgte die Kontrolle des Risswachstums mittels Gleichstrom-Potenzialmethode. Die Anschwingbedingungen wurden entsprechend den in [1] enthaltenen Forderungen, auf M(T)-Proben übertragen, gewählt. Die realisierten maximalen  $K$ -Werte in der letzten Phase des Anschwingens lagen zwischen 14 MPam<sup>0,5</sup> und 16 MPam<sup>0,5</sup> ( $F_{\sigma} \approx 110$  kN) und somit in dem Bereich der bei C(T)-Proben erreichten Werte.

Die Berechnung der  $K$ -Werte erfolgte entsprechend [13]

$$K = \frac{F \sqrt{a_0}}{2WB} \cdot Y \left( \frac{a_0}{W} \right) \quad \text{mit}$$



$$\gamma\left(\frac{a_0}{W}\right) = 1,77 - 0,177\left(\frac{2a_0}{2W}\right) + 1,77\left(\frac{2a_0}{2W}\right)^2. \quad (6-3)$$

Zur Berechnung der  $J$ -Werte wurde das in [14, 15] beschriebene Verfahren zur Bestimmung von  $J_i$  nach [16] und von  $J$  nach [17] angewendet.

### 6.4.3 PS(T)-Proben

Die Proben- und Fehlergeometrie sowie die Anordnung der Verschiebungsmessung in der Lastangriffslinie mit einem  $L_0$  von 40 mm zeigen die Bilder 5-3 und 6-6. Das Verhältnis Risstiefe zur halben Risslänge an der Oberfläche  $a_0/c_0$  betrug etwa 0,78 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 durch eine Dehnungsbehinderung zu erreichen, wurden beidseitig in die Stirnflächen der Proben Taillierungen mit einem Radius von 40 mm und einer Tiefe von jeweils 10 mm eingebracht.

Ausgehend von einem funkenerosiv hergestellten Kerb wurde ein Schwingungsanriss als Testfehler eingebracht. Die Kontrolle des Risswachstums erfolgte mittels Gleichstrom-Potenzialmethode. Wie die Bilder 6-8a und 6-8b zeigen, entwickelten sich die Schwingungsrisse z.T. lokal sehr unterschiedlich. Die Ausbreitung des Schwingungsrisse wird durch die lokal vorhandene Gefügestruktur nachhaltig beeinflusst. Der Einfluss ist um so größer, je kleiner die Kräfte im Verlauf des Anschwingens gewählt wurden. Die Bruchfläche in Bild 6-8b zeigt einen sehr ungleichmäßigen Schwingungsanriss, während die Entwicklung des Schwingungsrisse nach dem duktilen Riss (zum Öffnen der Probe) aufgrund der höheren Kräfte gleichmäßiger verläuft. Die maximale Kraft  $F_0$  in der Endphase des Anschwingens der Proben betrug 150 kN und das Verhältnis von minimaler zu maximaler Kraft  $F_u/F_0$  wurde zu 0,1 gewählt. Dabei wurden maximale  $K$ -Werte von 13,6 MPam<sup>0,5</sup> realisiert. Das Bild 6-8b zeigt auch, dass die Ausbreitung des stabilen Risses dagegen im wesentlichen unabhängig von der lokalen Gefügestruktur verläuft, was bei den C(T)-Proben ebenfalls zu beobachten war.

Die Berechnung der plastischen Grenzlast  $F_{gy}$  und von Spannungsintensitätswerten erfolgte nach [18, 19]. Dazu wurden die erzielten Schwingungsrisse zu einem gemittelten Anriss in halb elliptischer Form approximiert, Bild 6-9. Die Halbachsen betragen  $a_{OM} = 12,8$  mm und  $c_{OM} = 16,3$  mm.

Die Versuchsdurchführung erfolgte in gleicher Art wie bei den M(T)-Proben. Die Bruchflächen wurden am Messmikroskop ausgewertet. Dabei wurden der mechanische Kerb, der Schwingungsanriss und die Fläche des stabilen Risswachstums digitalisiert. Zur Ermittlung des lokalen Risswachstums für jeden Punkt der Rissfront wurde eine Transformation der XY-Werte entsprechend des in Bild 6-10 dargestellten Schemas, wie es in [14] angewandt wurde, vorgenommen.

## Literatur zu Kapitel 6

- 1 ESIS P2-92, ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society ESIS, 1992
- 2 DIN EN 10002 Teil 1 4/1991, Zugversuch bei Raumtemperatur
- 3 Gusek, O. & Hagedorn, J.: Ein neues berührungsloses Meßsystem zur Aufnahme von Probenkonturen im Zugversuch, Werkstoffprüfung 1994, 187 – 192
- 4 Hüneckel, J. & Krafka, H.: Fließkurvenermittlung in Zug- und Stauchversuchen mit Hilfe der optischen Konturerfassung; Werkstoffprüfung 1997, 357 – 362
- 5 Blischke, E.: Vergleich der in Zug- und Druckversuchen ermittelten Fließkurven, Diplomarbeit, BAM Berlin, 1997
- 6 Bridgman, P. W.: The stress distribution at the neck of a tension specimen, Transactions of the American Society for Metals 32 (1944), 533 – 574
- 7 Saluja, S.S.; Pandey, P.C. & Delela, S.: A simple method for flow stress determination under metalworking conditions, Proc. NAMRC-IX, The Pennsylvania State University, University Park, PA (1981), 153-157.
- 8 DIN EN 10045 Teil 1 3/1990 Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy, Prüfverfahren
- 9 DVM 001 9/1986 Messtechnische Anforderungen beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch, Deutscher Verband für Materialprüfung DVM, 1986
- 10 SEP 1315 5/1987 Kerbschlagbiegeversuch mit Ermittlung von Kraft und Weg
- 11 ESIS P6-94 D, Draft Procedure to Measure and Calculate Local Approach Criteria Using Notched Tensile Specimens; ESIS P6-94 D, November 1995, Draft document (v3.0)
- 12 ASTM E 399-90, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM-Handbook, Vol. 3.01
- 13 ASTM 561-94 Standard Practice for R-Curve Determination, ASTM-Handbook, Vol. 3.01
- 14 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
- 15 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

- 16 Rice, J. R., Paris, P. C. & Merkle, J. E.: Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates, ASTM STP 536 (1973), 231-245
- 17 Hellmann, D. & Schwalbe, K.-H.: Geometry and Size Effects on J-R and  $\delta$ -R-Curves under Plane Stress Conditions, ASTM STP 833 (1984), 577-605
- 18 Newman, J. C. & Raju, I. S.: An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack, Engng. Fracture Mech. 15 (1981), 185-192
- 19 Mattheck, C., Morawietz, P., Munz, D. & Wolf, B.: Ligament yielding of a plate with semi-elliptical surface cracks under uniform tension, Int. J. Pres. Ves. Piping 16 (1984), 131-143

## Tabellen zu Kapitel 6

Tabelle 6-1:  
Übersicht der experimentellen und numerischen Untersuchungen

Probenart	Ermittlung von	10MnMoNi5-5		17MoV8-4	
		Experiment	FE	Experiment	FE
C(T)25	$K_{IC}, K_C$	$-174\text{ °C} < T < -65\text{ °C}$	✓ <sup>1)</sup>	$23\text{ °C} < T < 170\text{ °C}$	✓ <sup>2)</sup>
	$J_R$ -Kurve, $J_i$	$T = 23\text{ °C}$	✓	$T = 280\text{ °C}$	✓
	LCF / LUCF	$50\text{ N/mm} < J_{WPS} < 190\text{ N/mm}$ $23\text{ °C} < T_{WPS} < 300\text{ °C}$ $-150\text{ °C} < T_{frac} < 0\text{ °C}$	✓	$15\text{ N/mm} < J_{WPS} < 65\text{ N/mm}$ $T_{WPS} = 280\text{ °C}$ $T_{frac} = 23\text{ °C}$	✓
C(T)25sg	$K_{IC}, K_C$	$-170\text{ °C} < T < -65\text{ °C}$	✓ <sup>1)</sup>		
	$J_R$ -Kurve, $J_i$	$T = 23\text{ °C}, 200\text{ °C}, 300\text{ °C}$	✓ <sup>3)</sup>		
	LCF / LUCF	$J_{WPS} \approx 120\text{ N/mm}$ $T_{WPS} = 23\text{ °C}$ $-150\text{ °C} < T_{frac} < -80\text{ °C}$	✓		
C(T)50	$K_{IC}, K_C$	$T = -150\text{ °C}, -60\text{ °C}$			
M(T)25	$K_{CM(T)}$	$T = -150\text{ °C}$	✓	$T = 23\text{ °C}$	✓ <sup>4)</sup>
	$J_R$ -Kurve, $J_i$	$T = 23\text{ °C}$	✓	$T = 280\text{ °C}$	✓ <sup>4)</sup>
	LCF / LUCF	$J_{WPS} \approx 68\text{ N/mm}$ $T_{WPS} = 23\text{ °C}$ $T_{frac} = -150\text{ °C}$	✓	$J_{WPS} \approx 32\text{ N/mm}$ $T_{WPS} = 280\text{ °C}$ $T_{frac} = 23\text{ °C}$	✓
PS(T)	$K_C$	$T = -150\text{ °C}$	✓		
	Initiierung	$T = 23\text{ °C}$			
	LCF / LUCF	$T_{WPS} = 23\text{ °C}$ $T_{frac} = -150\text{ °C}$	✓		

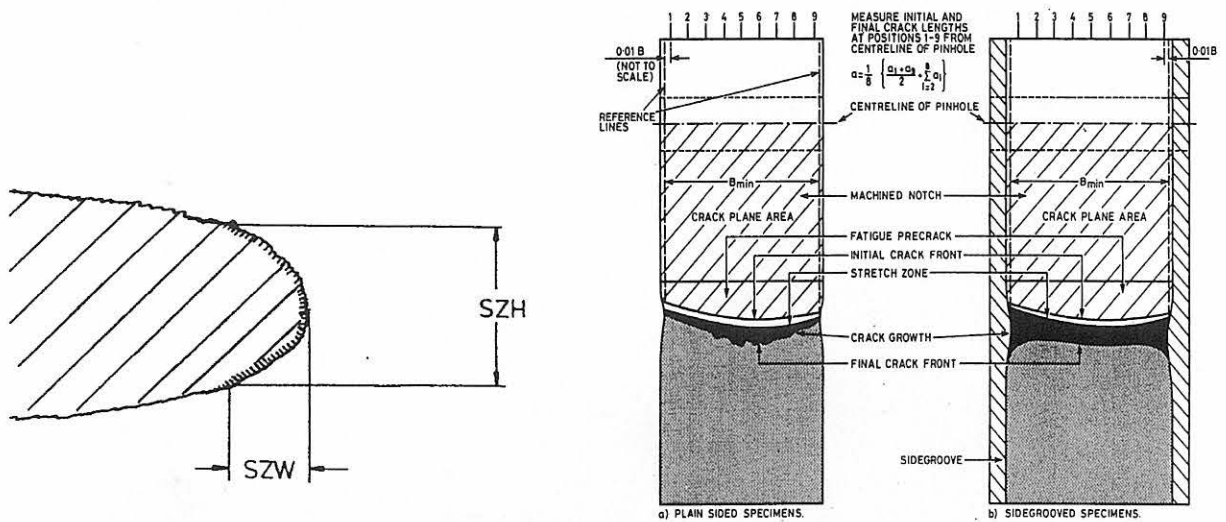
<sup>1)</sup> Für  $T = -150\text{ °C}$  zur Parameterbestimmung für die Spaltbruchanalyse

<sup>2)</sup> Für  $T = 23\text{ °C}$  zur Parameterbestimmung für die Spaltbruchanalyse

<sup>3)</sup> Nicht für  $200\text{ °C}$

<sup>4)</sup> Rissfortschritt konnte nicht simuliert werden

**Bilder zu Kapitel 6**



a) schematische Darstellung von Stretchzonenweite (SZW) und -höhe (SZH) an der abgestumpften Riss Spitze

b) Auswertung nach ESIS P2

Bild 6-1: Bestimmung der Stretchzonenweite und -höhe

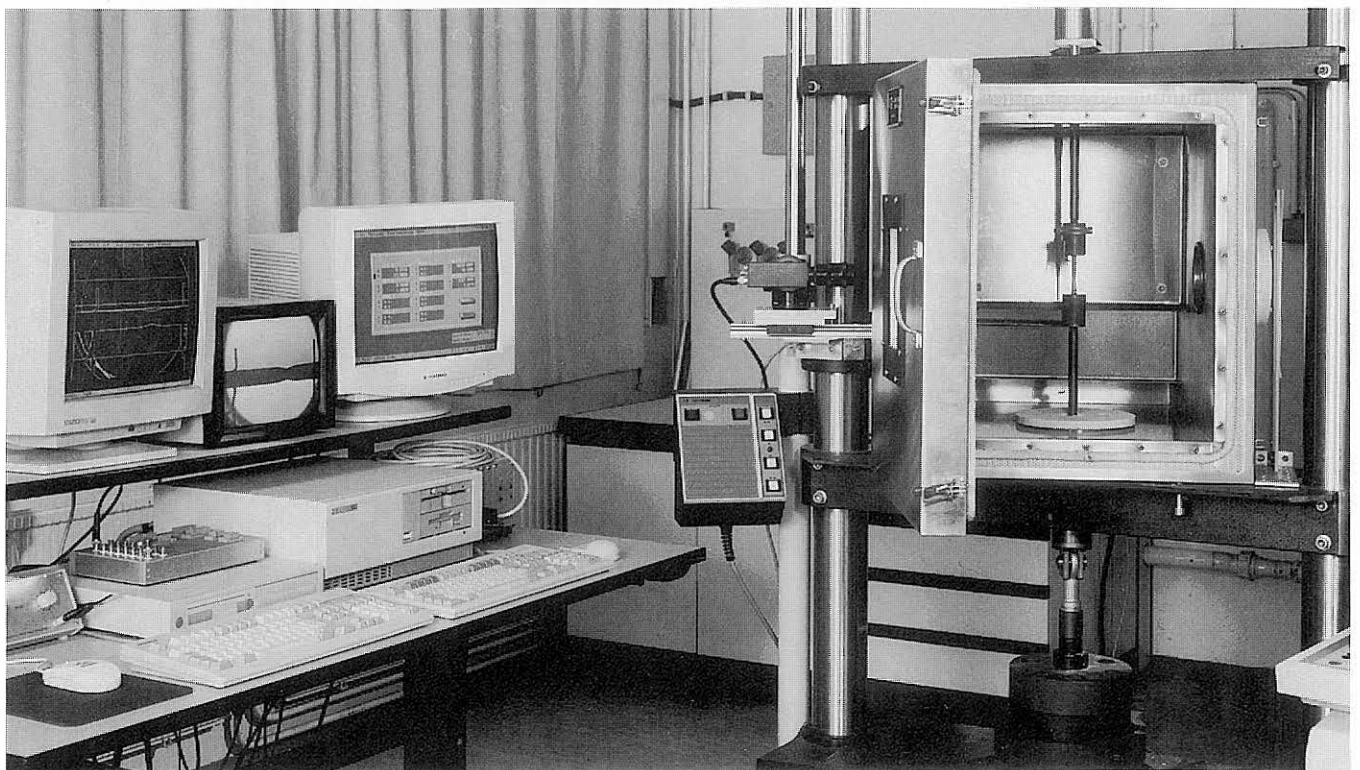


Bild 6-2:  
Versuchsaufbau zur Ermittlung von Fließkurven im Zugversuch:

- die Prüfmaschine mit Temperierkammer für Prüftemperaturen von -180 °C bis 300 °C
- das video-optische Messsystem mit CCD-Kamera und diffuser Hintergrundbeleuchtung außerhalb der Kammer und Messwert- und Konturerfassung online

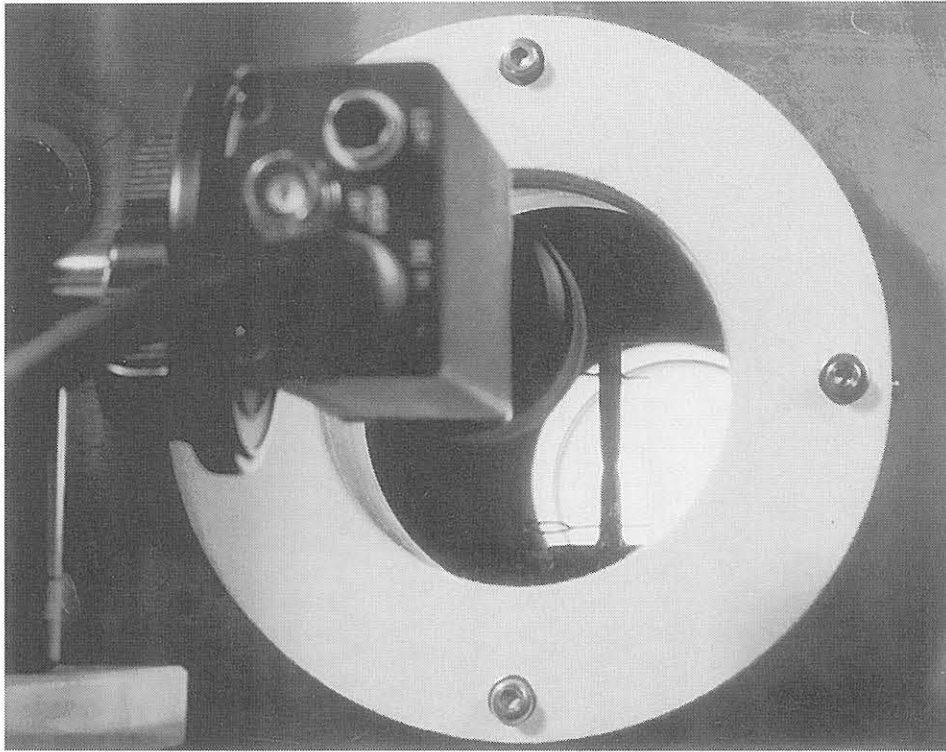


Bild 6-3a:  
Erfassung der Probenkontur durch die CCD-Kamera im Zugversuch durch das Fenster der Temperierkammer

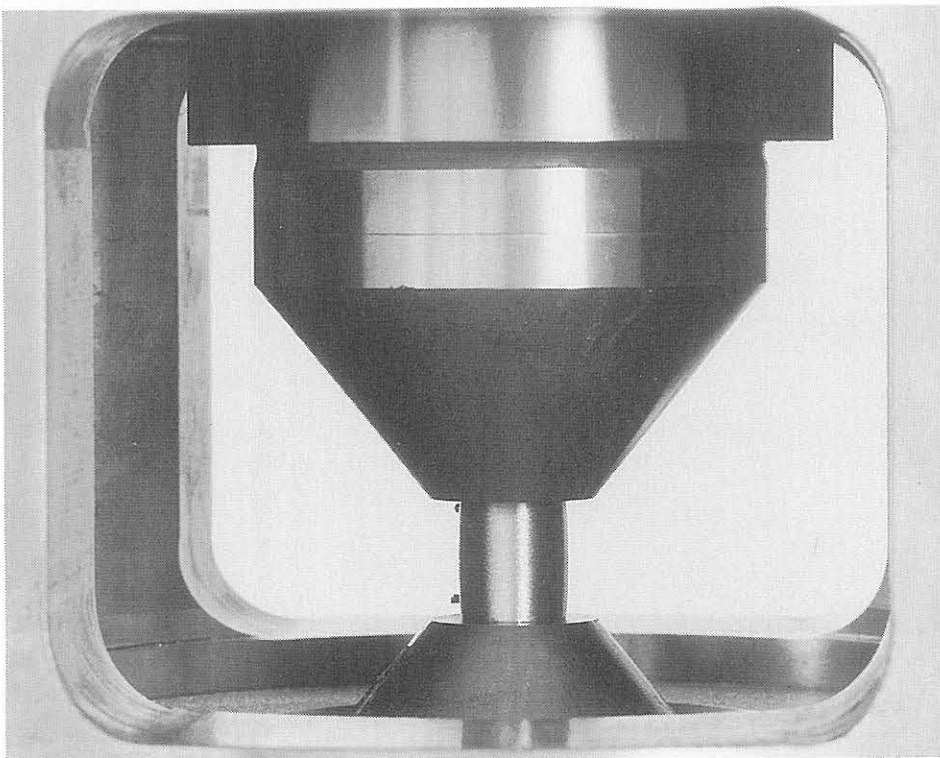


Bild 6-3b:  
Erfassung der Probenkontur durch die CCD-Kamera im Druckversuch durch die Beobachtungsöffnungen in der Druckvorrichtung

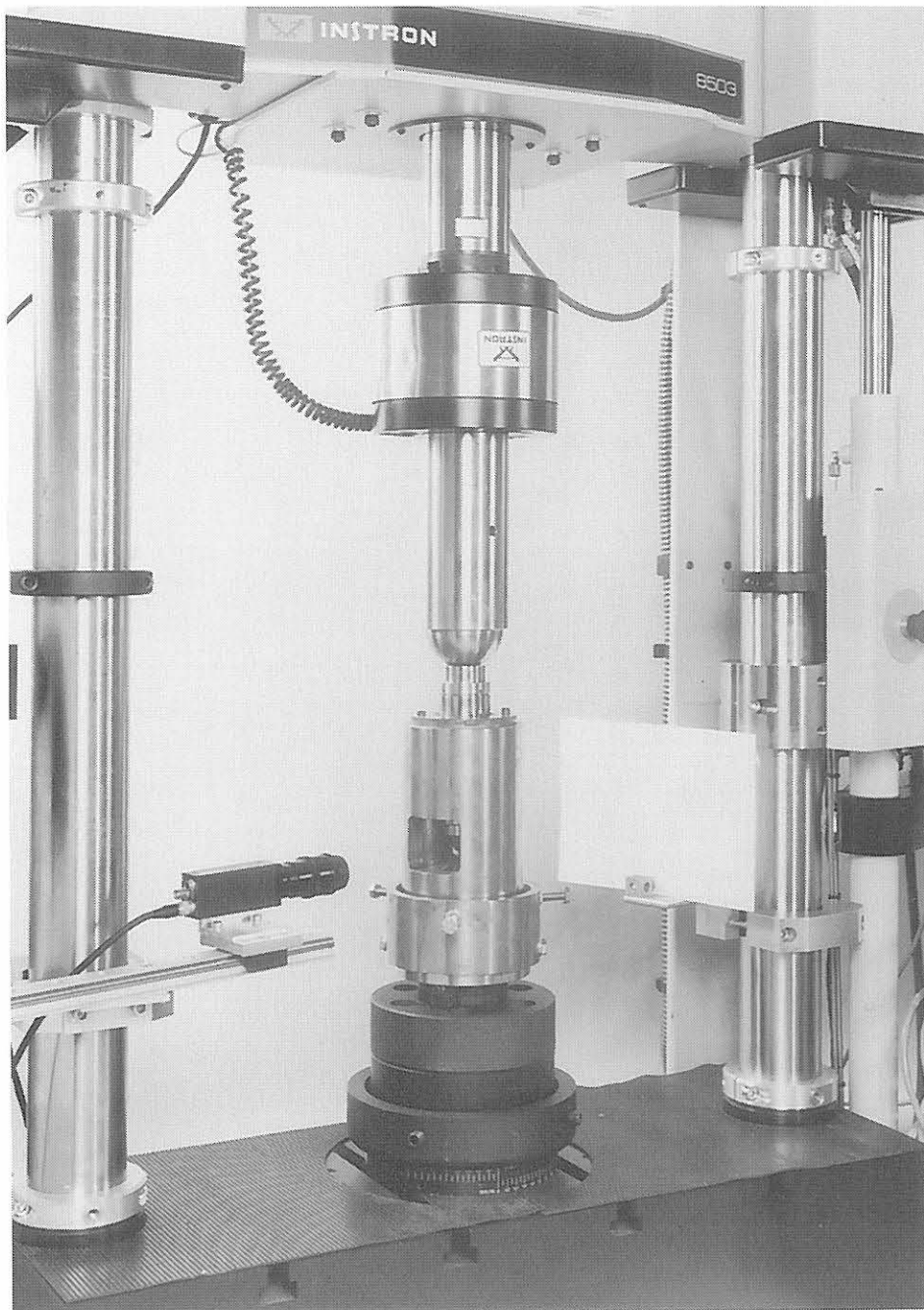


Bild 6-4:  
Versuchsaufbau zur Ermittlung von Fließkurven im Druckversuch:

- die Prüfmaschine mit der Druckvorrichtung
- CCD-Kamera und diffuse Hintergrundbeleuchtung

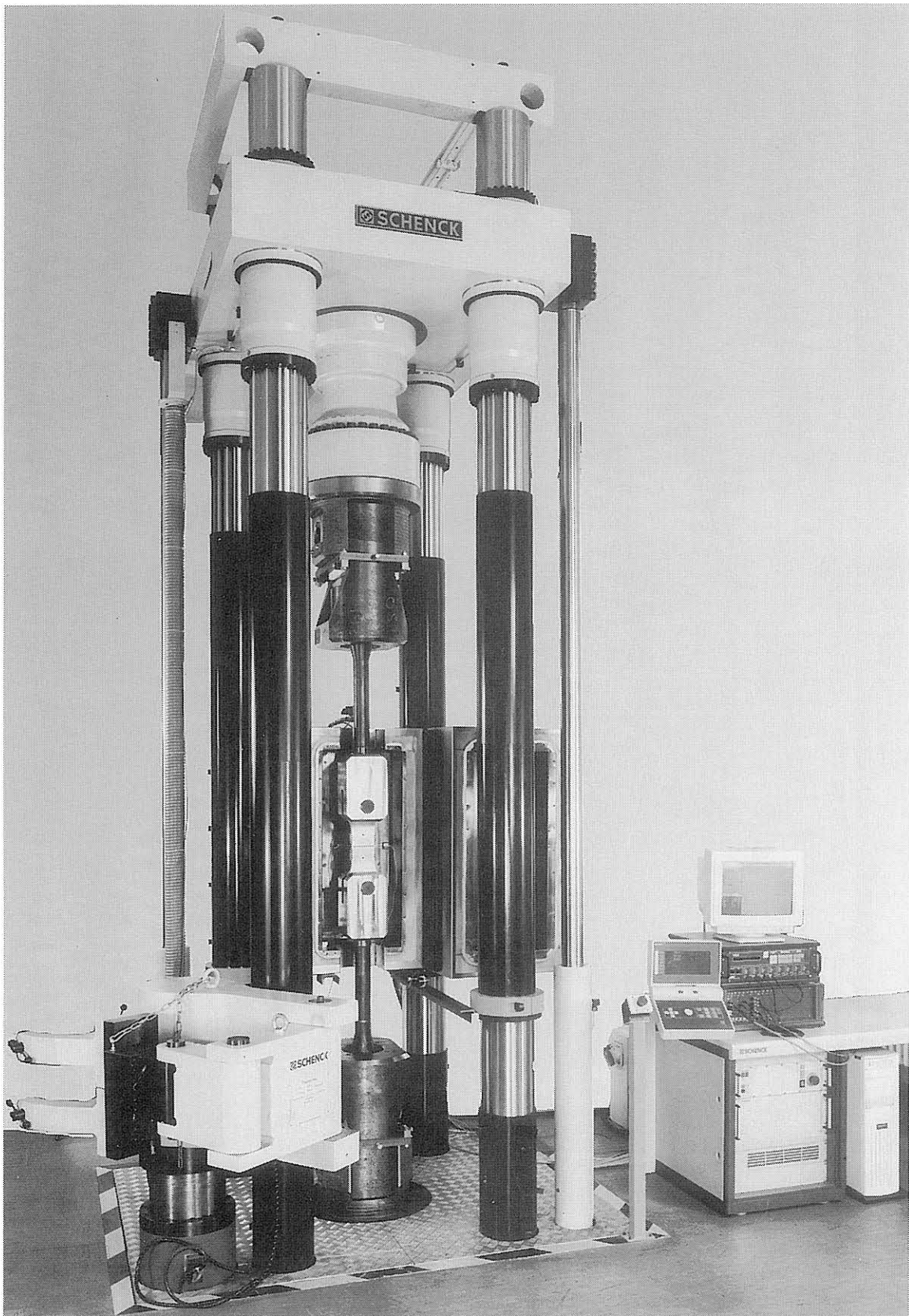


Bild 6-5:  
Versuchsaufbau zur Durchführung von Bruchmechanikversuchen an Zugscheiben mit verschiedener Fehlergeometrie

- die 4 MN-Prüfmaschine mit Temperierkammer für Prüftemperaturen von  $-180\text{ °C}$  bis  $600\text{ °C}$
- das Messwertersfassungssystem MUSYCS

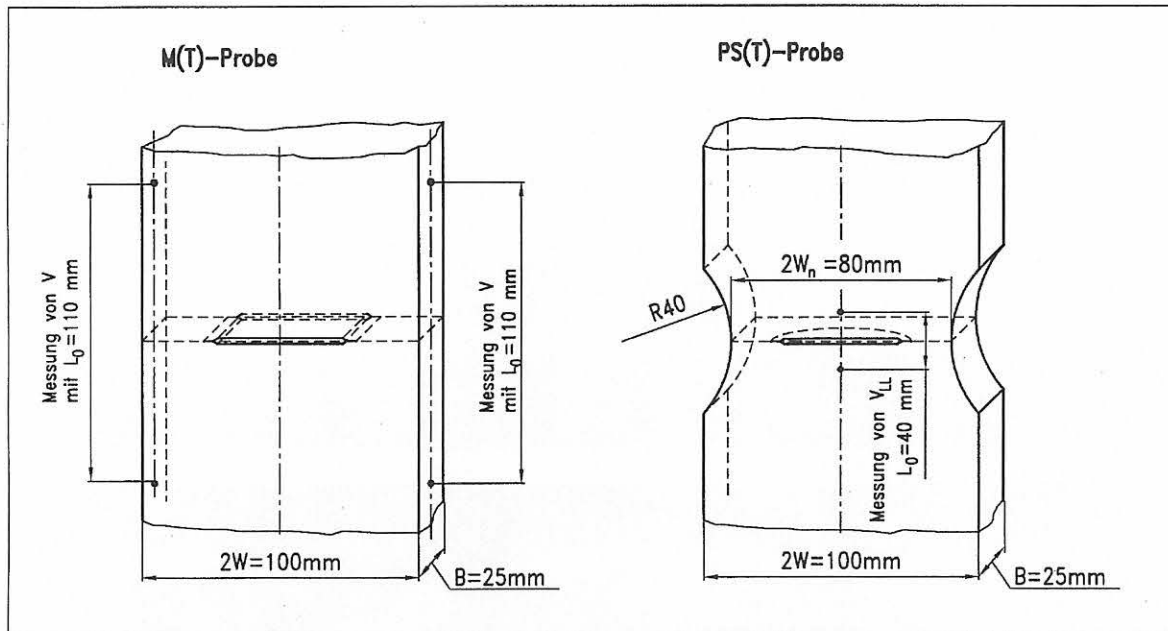
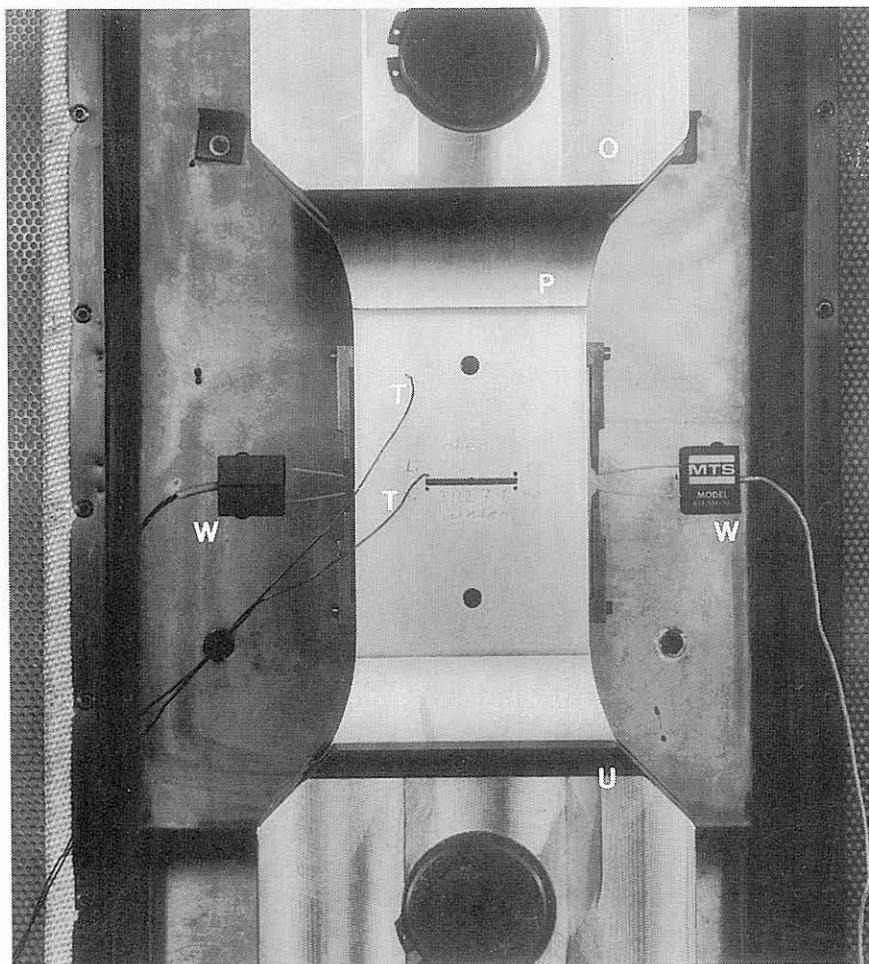


Bild 6-6:  
Anordnung der Verschiebungsmessung an M(T)- und PS(T)-Proben



- Obere  
Einspannung (O)
- M(T)-Probe (P)
- Thermoelemente (T)
- Wegaufnehmer (W)
- Untere  
Einspannung (U)

Bild 6-7:  
M(T)-Probe mit zwei Wegaufnehmern zur Messung der Verschiebungen an den Außenflächen und 2 Thermoelementen, Detail aus Bild 6-5

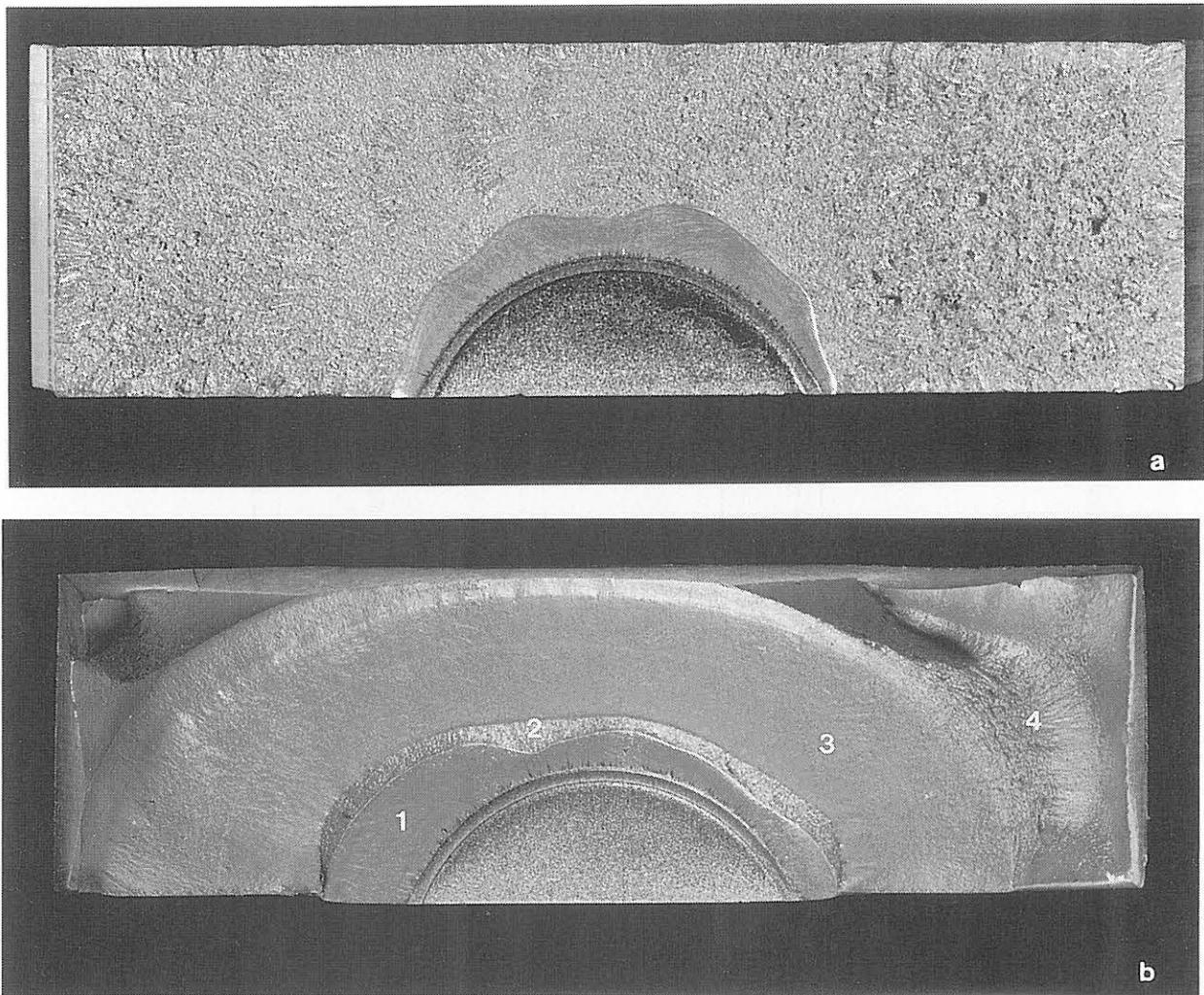


Bild 6-8:

Bruchflächen von PS(T)-Proben, Werkstoff 10MnMoNi5-5

Einfluss des Gefüges auf die Ausbreitung des Schwingungsanrisses (1) und des stabilen Risses (2)

a) Probe BGB B4, angeschwungen und vorbelastet bei 23 °C, belastet bei -150 °C (Lastpfad LUCF)

b) Probe BGB B21, bei 23 °C angeschwungen und bis  $F_{max} = 1237$  kN belastet, anschließend zum Öffnen der Probe durchgeschwungen (3) mit Restbruch (4)

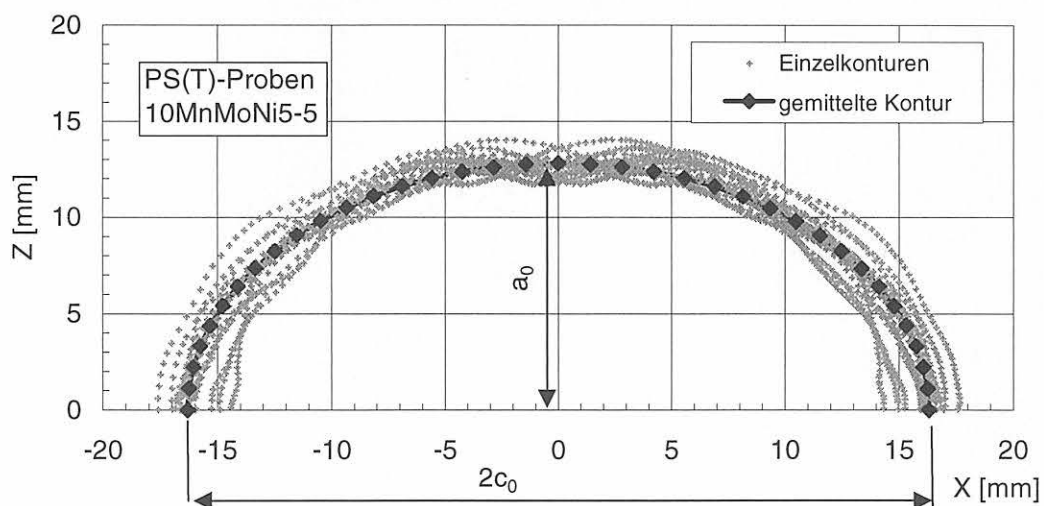


Bild 6-9:

Schwingungsanrisse von PS(T)-Proben

Approximation der Anrisse durch einen halbelliptischen Oberflächenfehler



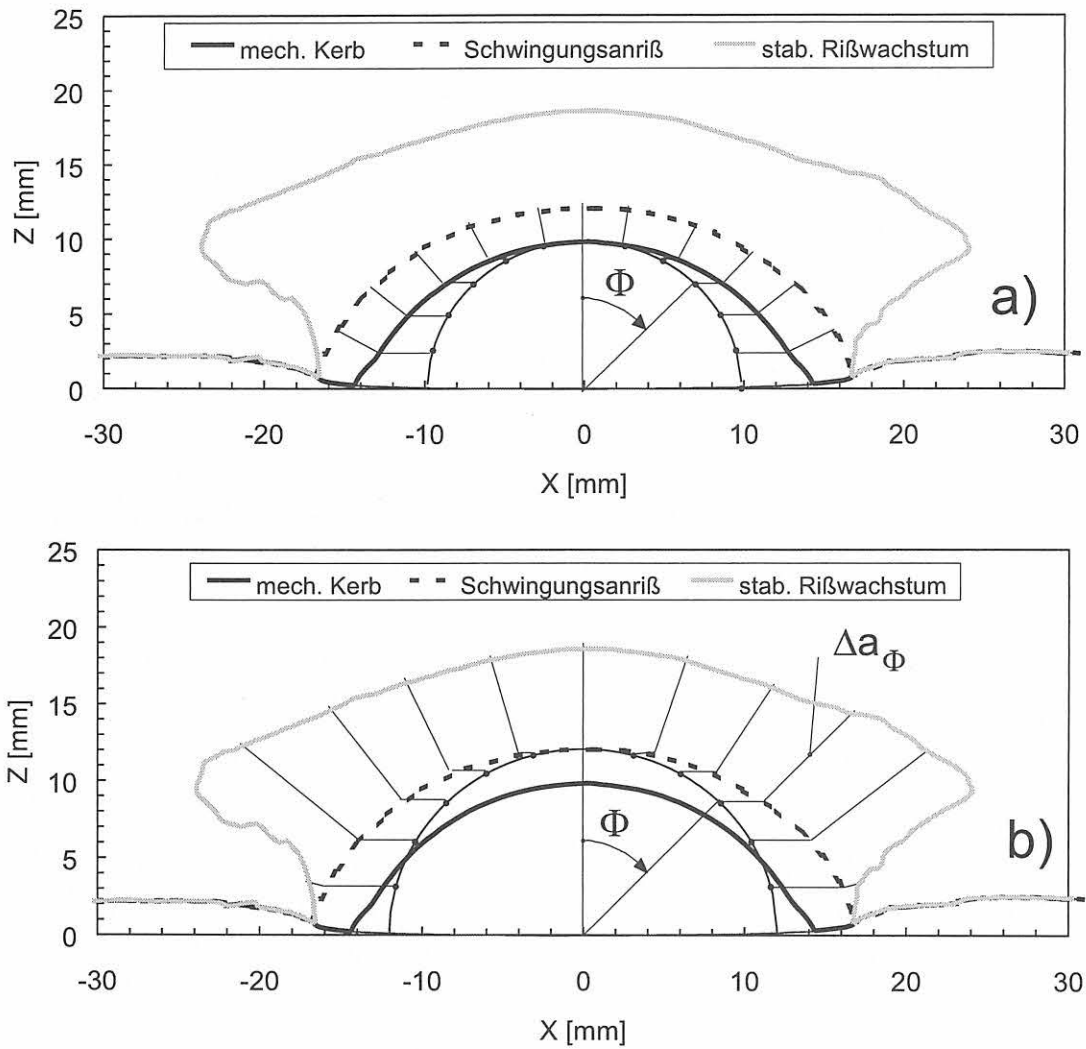


Bild 6-10:

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



## 7 Ergebnisse experimenteller Untersuchungen

### 7.1 Metallographische Untersuchungen

Eine Zusammenfassung der Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen beider Werkstoffe erfolgt in der Tabelle 7-1.

#### 7.1.1 10MnMoNi5-5

Aufgrund der Viellagenschweißung erfolgt die Gefügeumwandlung beim formgeschweißten Werkstoff 10MnMoNi5-5 weder rein kontinuierlich noch rein isotherm. Das sich einstellende Gefüge kann aus diesem Grund nicht anhand des bei Schweißgut üblichen kontinuierlichen Spitzentemperatur-Abkühlungs-Zeit-(STAZ)-Schaubildes beschrieben werden [1].

Nach der abschließenden Glühung (20 h/520 °C/Luft) zeigt das Gefüge makroskopisch eine feinkörnige Struktur, die von stengeligen Bereichen schraubenlinienförmig durchzogen wird. Im Querschliff (T-S-Ebene) sind diese makroskopisch als stengelige Zwickel sichtbar, an die sich ein schmaler grobkörniger Saum und dann eine feinkörnige Zone anschließt (Bild 7-1). Mikroskopisch zeigen alle Bereiche ein feinkörniges bainitisches Gefüge, wobei die Stengelkornzonen zusätzlich langgestreckt ausgebildeten Widmannstättenferrit enthalten (Bilder 7-2 und 7-3). Des Weiteren treten sowohl in den stengeligen als auch in den umgekörnten Zonen Bereiche mit polygonalem Ferrit und netzartig angeordneten größeren Karbidausscheidungen auf (Bild 7-4). Es handelt sich in diesem Fall um „überzogen angelassene“ Zonen, die auch als Perlitumwandlungszonen bezeichnet werden [1].

Die Sekundäraustenitkorn Grenzen des Schweißgutes konnten durch eine Ätzung mit wässriger Pikrin-Kupferchloridlösung sichtbar gemacht werden [1]. Von Schweißlage zu Schweißlage wiederholen sich im Gefüge: stengelige Austenitkörner in der nichtumgekörnten Zone bis zur Schmelzlinie des Raupensackes und eine Zone mit grobem Austenitkorn der Grain Size No. 6 nach ASTM E 112 [3]. Letztere wird mit zunehmendem Abstand von der Schmelzlinie feinkörniger und geht in eine Feinkornzone der Grain Size No. >10 nach ASTM E 112 [3] über. Hieran schließt sich wieder der Bereich stengeliger Austenitkörner des darunterliegenden Raupensackes an [1].

Das Gefüge enthält globulare sulfidische und oxidische Einschlüsse. Als Mittelwert des Reinheitsgrades ergibt sich 8.1 DIN 50602-M [1, 2]. Der mittlere äquivalente Einschlussdurchmesser beträgt ca. 8,5 µm, der über alle drei Schliffebene gemittelte Flächenanteil der nichtmetallischen Einschlüsse etwa 0,11%.

Die Makrohärtemessung HV 10 ergab im Querschliff (T-S-Ebene) (225 ± 2) HV 10 (n = 5) und im Flachschliff

(L S-Ebene) (229 ± 5) HV 10 (n = 5). Sowohl die Makro- als auch die Mikrohärtemessungen ergaben keine signifikanten Unterschiede in der Härte der stengeligen und der feinkörnigen Zonen.

#### 7.1.2 17MoV8-4

Das Gefüge des niederzähnen Stahls 17MoV8-4 besteht aus angelassenem Martensit bzw. Bainit. Die Carbidausscheidungen sind größtenteils cluster- oder schnurartig angeordnet (Bild 7-5).

Die ehemalige Austenitkorngröße wurde nach ASTM E 112 [3] bestimmt und variiert zwischen Grain Size No. 5 und 10. Bild 7-6 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 dabei 30 min bei 110 °C.

Das Gefüge ist durch einen hohen Gehalt an nichtmetallischen Einschlüssen charakterisiert. Es treten Mangansulfide auf, die sich in größeren, teilweise langgestreckten Inseln zusammengelagert haben (Bild 7-7). In der unmittelbaren Umgebung dieser Einschlussgruppen ist das Primärgefüge feinkörniger. Der Reinheitsgrad des Stahls wurde nach DIN 50602 [2] nach dem K-Verfahren zu  $K1 = 3$  (S:3) bestimmt. Der mittlere äquivalente Einschlussdurchmesser beträgt ca. 7,6 µm, der über alle drei Schliffebene gemittelte Flächenanteil der nichtmetallischen Einschlüsse etwa 0,96 %.

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

## 7.2 Charakterisierung der Werkstoffe

### 7.2.1 Mechanisch-technologische Werkstoffeigenschaften

Die mechanisch-technologischen Kennwerte des 10MnMoNi5-5 sind in den Bildern 7-8 und 7-9 im Temperaturbereich von -150 °C bis 350 °C dargestellt. Für den Werkstoff 17MoV8-4 erfolgte die Ermittlung der Kennwerte im Temperaturbereich von 23 °C bis 350 °C, Bilder 7-10 und 7-11.

Die bei beiden Werkstoffen zu beobachtenden lokalen Maxima der Festigkeitswerte im Temperaturbereich von 200 °C bis 350 °C und parallel dazu die lokalen Minima der Verformungskennwerte, wie z.B. bei der Brucherscheinung, sind Indizien für das Auftreten dynamischer Reckalterungsprozesse in diesem Temperaturbereich.

Die eingetragenen Werte sind Mittelwerte von mindestens 3 Proben. In den Tabellen 7-2 und 7-3 erfolgt die Auflistung der Zahlenwerte.

Für beide Werkstoffe wurden im Zugversuch Fließkurven im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C ermittelt, Bilder 7-12 und 7-13. Die Fließkurve des 10MnMoNi5-5 bei 200 °C liegt auf dem Niveau der Fließkurve bei 23 °C, die Kurve bei 300 °C deutlich darüber. Das unterstreicht die oben gemachten Aussagen hinsichtlich der beobachtenden Reckalterungsprozesse.

Bild 7-12b zeigt eine Gegenüberstellung von in Zugversuchen und in Druckversuchen [4] ermittelten Fließkurven für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei 23 °C. Die in Druckversuchen ermittelten Kurven zeigen für höhere Dehnungswerte einen flacheren Anstieg gegenüber den Kurven des Zugversuchs. Dieses ist bei Versuchen an anderen Stählen [5] ebenfalls zu beobachten.

Die Bilder 7-14a und 7-14b zeigen die  $K_{IC}$ -T-Kurven der Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4. Die Kerbschlagarbeit in der Hochlage beträgt beim 10MnMoNi5-5 205 J. Die Hochlage wird beim 10MnMoNi5-5 bei ca. 50 °C erreicht. Bei der Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{WPS}$  von -150 °C liegt der Kerbschlagarbeitswert bei 3 J [6]. Der Werkstoff 17MoV8-4 weist infolge des spezifischen Wärmebehandlungszustandes eine niedrige Hochlagenzähigkeit verbunden mit einer hohen Übergangstemperatur auf. Die Kerbschlagarbeit erreicht die Hochlage von etwa 58 J erst bei Temperaturen um 290 °C und fällt dann wieder ab. Die Kerbschlagarbeit des 17MoV8-4 beträgt bei der Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{WPS} = 23$  °C 7 J.

## 7.2.2 Gekerbte Rundzugproben

Bei 4 von 6 geprüften Proben des 10MnMoNi5-5 mit einem Kerbradius von 10 mm, die bei -150 °C geprüft wurden, trat ein Spaltbruch mit einer z-förmigen Bruchfläche auf, Bild 7-15a. Die Stufenhöhe beträgt ca. 9 mm. Die in Beanspruchungsrichtung verlaufende Bruchfläche zeigt im Bereich des geringsten Querschnittes in Probenmitte einen Spaltbruchinitiierungsbereich, Bild 7-15b. Die beiden senkrecht zur Belastungsrichtung verlaufenden Bruchflächen haben den gleichen Abstand zum kleinsten Querschnitt und sind etwa gleich groß, Bild 7-15c. Teilweise sind durchgehende Risse auf dem Höhenniveau der jeweils unteren Bruchfläche zu finden.

Die für beide Werkstoffe an gekerbten Rundzugproben bestimmten Kraft-Durchmesseränderungskurven sind in den Bildern 7-16 bis 7-20 abgebildet. Bei den Kaltwiederbelastungstemperaturen  $T_{WPS}$  von -150 °C bzw. 23 °C wurden Proben mit den Kerbradien 2 mm, 4 mm und 10 mm, geprüft. Bei den Vorbelastungstemperaturen von 23 °C bzw. 280 °C und bei 300 °C (nur 10MnMoNi5-5) wurden Kraft-Durchmesseränderungskurven an Proben mit den Kerbradien 4 mm und 10 mm aufgenommen.

## 7.2.3 Zug-/ Druckproben

Für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 wurden bei 23 °C und 300 °C Spannungs-Dehnungskurven im Dehnungsbereich bis  $\pm 3$  % bzw.  $\pm 1$  % aufgenommen, Bilder 7-21 und 7-22. Für den Werkstoff 17MoV8-4 erfolgte die Aufnahme bei 280 °C im Dehnungsbereich  $\pm 1$  %, Bild 7-23. Die Bilder zeigen, dass bei beiden Werkstoffen nach wenigen Zyklen eine Sättigung eintritt.

## 7.3 Bruchmechanische Untersuchungen

### 7.3.1 C(T)-Proben

#### 10MnMoNi5-5

Für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 wurden die Bruchzähigkeitskennwerte nach ASTM E 399 an C(T)25-Proben im Temperaturbereich von -150 °C bis -80 °C und an C(T)50-Proben bei -150 °C und -60 °C bestimmt, Tabelle 7-4 bzw. Bild 7-24. Der Mittelwert der gültigen  $K_{IC}$ -Werte für die Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{frac} = -150$  °C beträgt 32,5 MPam<sup>0,5</sup>.

Bild 7-25 zeigt die nach der Mehrprobenmethode aufgenommenen Risswiderstandskurven für den Werkstoff 10MnMoNi5-5. Die Versuche erfolgten an C(T)25sg-Proben mit einem  $a_0/W$ -Verhältnis von 0,55 bis 0,60 bei 23, 200 und 300 °C. Bei 23 °C ergeben sich bei gleicher Endrisslänge die größten Werte für den Risswiderstand gefolgt von den Versuchen bei 200 °C und 300 °C. In Bild 7-26 sind die für die verschiedenen Proben aus Bild 7-25 gemessenen Stretchzonenwerte über den jeweiligen Endrisslängen dargestellt. Im Diagramm sind die Werte für die Stretchzonenweite (SZW), die Stretchzonenhöhe (SZH) sowie für den Mittelwert ( $SZ = (SZW + SZH) / 2$ ) aufgetragen. Bei 23 °C belastete Proben zeigen im Mittel um 60 % größere Stretchzonenwerte als bei 300 °C. Der Unterschied entspricht näherungsweise dem in Risswiderstandsversuchen bei gleichen Risslängen gefundenen Verhältnis der für 23 °C und 300 °C ermittelten Risswiderstandswerte.

Für die Versuche zur WPS-Lastpfadsimulation wurden C(T)25-Proben unter Aufbringung kombinierter Last-Temperaturfolgen entsprechend LCF- oder LUCF-Lastpfaden verwendet. Die Lastpfade unterteilen sich in die Versuchsphasen

- LOAD: Warmvorbelastung ( $K_{WPS}$ ) der Probe bei 23 °C, in einigen Fällen bei 290 °C
- UNLOAD: Nur bei LUCF-Lastpfad: Totalentlastung bei 23 °C bzw. 280 °C ( $T_{WPS}$ )
- COOL: Abkühlung mit konstanter Abkühlgeschwindigkeit bis zur Temperatur der Kaltwiederbelastung ( $T_{frac}$ )
- FRACTURE: Kaltwiederbelastung (bei LUCF-Pfad) bzw. -höherbelastung (bei LCF-Pfad) bis zum Probenbruch ( $K_{frac}$ )

Die Vorbeanspruchungshöhe bei 23 °C wurde mit  $J$ -Werten zwischen 60 und 180 N/mm bis in den Bereich der Rissinitiierung variiert. Die Kaltwiederbelastung fand bei Temperaturen von -150 °C, -120 °C, -80 °C, -60 °C und -40 °C statt. Bei einigen ausgewählten Proben wurden die Stretchzonen vermessen. Die Resultate werden in den jeweiligen Abschnitten zu den verschiedenen Lastpfaden dargestellt. In einer weiteren Versuchsreihe wurden einige Proben zyklisch mit bis zu 10 Lastzyklen bei 23 °C warmvorbelastet. Wie bei den Versuchen mit einmaliger Belastung wurden diese in LCF-Versuche (Lastzyklenzahl endet hierbei mit .5) und LUCF-Versuche (ganzzahlige Lastzyklenzahl) unterteilt. Zum einfacheren Vergleich der Probenbelastung wird in den Diagrammen mit den Ergebnissen der WPS-Versuche die Warmvorbelastung ( $K_{WPS}$ ) und die scheinbare Bruchzähigkeit ( $K_{frac}$ ) in der Form eines linear-elastischen Spannungsintensitätsfaktors dargestellt.

In Bild 7-27 und Tabelle 7-5 sind die Ergebnisse der LCF-Versuche aufgetragen. Bei diesen ist die zum Probenversagen führende Beanspruchung ( $K_{frac}$ ) stets höher als die Warmvorbelastung ( $K_{WPS}$ ). In keinen Fall kam es während der Abkühlung zum Bruch der unter Vorlast gehaltenen Proben. Das Verhältnis  $K_{frac}/K_{WPS}$  ist in allen Fällen größer als 1. Wie den Werten für die einzelnen Proben aus Bild 7-27 und Tabelle 7-5 zu entnehmen ist, ergibt sich gegenüber der jeweils aufgebrachten Höhe der Warmvorbelastung ( $K_{WPS}$ ) eine Steigerung von ungefähr 10 %. Im Vergleich zur Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  ist bei entsprechender Vorbelastung eine Erhöhung der scheinbaren Bruchzähigkeit um mehr als 400 % zu vermerken (Tab. 7-5). Dies gilt auch für Proben mit bereits initiierten Rissen.

In Bild 7-28 sind die ermittelten Stretchzonenweiten und -höhen einiger Proben nach dem LCF-Versuch dargestellt. Bei den Proben GAO2, GAJ4 und GAD1 sind die durch die Warmvorbelastung erzielten  $J$ -Werte geringer als die zum Vergleich herangezogenen Risswiderstandsversuche. Entsprechend sind die gefundenen Stretchzonenwerte niedriger als dort (Bild 7-26). Auch die Größe der in Probe GDD2 gefundenen Stretchzone erklärt sich nicht allein durch die höhere Vorbelastung, da diese ebenfalls vergleichsweise geringer als die bei den Risswiderstandsversuchen erreichte Probenbeanspruchung ist. Vielmehr tritt durch die hohe Wiederbelastungstemperatur von -40 °C vor dem eigentlichen Probenversagen nochmals plastisches Fließen ein. Die Ausbildung der Stretchzone erfolgt schrittweise bei Vorbelastung und Wiederbelastung.

Um den Einfluss der Vorbelastungstemperatur zu untersuchen, wurden einige Proben bei 290 °C belastet. Die Ergebnisse sind in Bild 7-29 dargestellt und ebenfalls in Tabelle 7-5 enthalten. Gegenüber den bei 23 °C vorbelasteten Vergleichsproben GDG4, GAO2 und GDP4 ist besonders bei den kleineren Vorlasten eine geringfügige Erhöhung des Verhältnisses  $K_{frac}/K_{WPS}$  zu bemerken (Proben GDN1 und GAH1). Der in allen Versuchen höchste WPS-Effekt, der entsprechend Tabelle 7-5

durch ein Verhältnis  $K_{frac}/K_{WPS}$  von 1,19 und ein Verhältnis  $K_{frac}/K_{IC}$  von 4,97 charakterisiert wird, trat an der Probe GDM3 auf. Diese wurde entsprechend einer weiteren Versuchsvariante bei 23 °C vorbelastet, unter konstanter Kraft auf ca. 290 °C aufgeheizt und nach einer Haltezeit von 2 Stunden Dauer auf die Wiederbelastungstemperatur abgekühlt.

Die Ergebnisse für den LUCF-Lastpfad sind in Bild 7-30 und Tabelle 7-6 dargestellt. Bei allen Proben, die bei -120 °C und -150 °C kaltwiederbelastet wurden, wird die Vorbeanspruchungshöhe nicht erreicht, d.h. das Verhältnis  $K_{frac}/K_{WPS}$  ergibt sich zu kleiner als 1. Bei den bei -150 °C geprüften Proben liegen die erzielten Versagenslasten mit geringer Streuung um 10 % unter dem Vorbelastungsniveau. Diese Differenz verringert sich für die bei -120 °C untersuchten Proben auf 5 %. Entsprechend resultiert hieraus eine Zunahme von  $K_{frac}/K_{WPS}$ . Bei einer Wiederbeanspruchungstemperatur von -80 °C überschreitet bei ungefähr der halben Probenzahl die Bruchlast die Höhe der Vorbelastung. Mit weiter steigender Temperatur gilt dies für alle geprüften Proben (GDQ1, GDK2). Somit steigen im Gegensatz zum LCF-Versuch die erreichten Bruchlasten mit der Versuchstemperatur bei Wiederbelastung ( $K_{WPS}$ ). Im Vergleich zur Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  erhöht sich die Bruchzähigkeit nach WPS um bis zu 400 %. Auch Proben mit Rissinitiierung (z.B. GDH4, GDC3) weisen einen anhand der aus Tabelle 7-6 zu entnehmenden Verhältnisse für  $K_{frac}/K_{WPS}$  und  $K_{frac}/K_{IC}$  unverminderten WPS-Effekt auf.

Entsprechend Bild 7-31 steigen die Stretchzonenwerte für LUCF-Proben mit der Wiederbelastungstemperatur. Im Vergleich zum LCF-Versuch sind diese bei einer Probenwiederbelastung bei -150 °C zunächst deutlich geringer. Dies ist Folge der durch die Probenentlastung bewirkten Rückplastifizierung an der Riss Spitze. Mit steigender Temperatur gleichen sich die Stretchzonenwerte der verschiedenen Lastpfade an. Dies ist besonders bei der Probe GDK2 bei -40 °C zu beobachten, die auch hinsichtlich der Vorbelastungshöhe mit der im LCF-Versuch geprüften Probe GDD2 vergleichbar ist. Beide Proben besitzen im Rahmen der bei Stretchzonenmessungen erzielbaren Genauigkeit unabhängig von ihrer Belastungsgeschichte ähnlich große Stretchzonen. Parallel hierzu gleichen sich die Bruchzähigkeitswerte nach WPS für beide Lastpfade mit steigender Temperatur an, wie aus dem direkten Vergleich der Bilder 7-27 und 7-30 bzw. der Tabellen 7-5 und 7-6 hervorgeht.

Bei einer geringen Anzahl von LUCF-Versuchen erfolgte die Warmvorbelastung bei einer Temperatur von 290 °C oder die bei 23 °C vorbelasteten Proben wurden alternativ nach Entlastung auf 290 °C aufgeheizt und lastfrei einer Wärmebehandlung unterzogen. Im Gegensatz zum LCF-Lastpfad zeigen entsprechend behandelte LUCF-Proben nach Bild 7-32 und Tabelle 7-6 eine signifikante Abnahme der Bruchzähigkeit nach Vorbelastung. Dies gilt sowohl für die direkt bei 290 °C vorbeanspruchten Proben als auch für die Versuche mit nachträglicher Temperierung.

Die Ergebnisse der WPS-Versuche unter Verwendung seitengekerbter C(T)25-Proben sind in Bild 7-33 und den Tabellen 7-7 und 7-8 aufgeführt. Die zusätzliche Seitenkerbung als auch das erhöhte  $a_0/W$ -Verhältnis beeinflussen nicht grundlegend den WPS-Effekt. Dies gilt einerseits für das Probenverhalten bei unterschiedlichen Lastpfaden als auch für den Einfluss der Wiederbelastungstemperatur  $T_{frac}$ . Die Größe der ermittelten Bruchzähigkeitswerte  $K_{frac}$  sowie die daraus resultierenden Verhältnisse  $K_{frac}/K_{WPS}$  und  $K_{frac}/K_{IC}$  entsprechen weitgehend den Werten der nichtseitengekerbten Proben.

In Bild 7-34 und Tabelle 7-9 sind die Ergebnisse der LCF-Versuche mit mehrmaliger Warmvorbelastung dargestellt. Balken mit 0.5 Lastzyklen stellen Proben mit einmaliger Belastung aus Bild 7-27 dar. Unter mehrfacher Vorbelastung ergibt sich besonders bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $-150\text{ °C}$  ein Rückgang der bei einfacher Vorbelastung erreichten Lasterhöhung (Bild 7-34, Proben GDQ2 und GDO4). Im Gegensatz dazu zeigt sich entsprechend Bild 7-35 beim LUCF-Lastpfad unter mehrfacher Vorbelastung ein umgekehrtes Bild. Gegenüber der Vergleichsprobe GDG1 (1 Lastzyklus) nimmt der WPS-Effekt bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $-150\text{ °C}$  und einer Vorbelastung von  $109\text{ MPam}^{0.5}$  mit steigender Lastzyklenzahl zu. Der Zuwachs führt nach 5 Vorbelastungszyklen zum Erreichen des Vorbelastungsniveaus. Bei 9 Lastzyklen tritt dann nahezu Sättigung ein. Versuche mit größerer Vorbelastung oder höherer Wiederbelastungstemperatur zeigen diese Zunahme nicht (Bild 7-35, Proben GDO1 und GDG2).

#### 17MoV8-4

An C(T)25-Proben wurden für den Werkstoff 17MoV8-4 Bruchzähigkeitswerte nach ASTM E 399 [7] im Temperaturbereich von  $23\text{ °C}$  bis  $73\text{ °C}$  bestimmt, Bild 7-36 und Tabelle 7-10. Der Mittelwert der nach [7] gültigen  $K_{IC}$ -Werte beträgt  $46,2\text{ MPam}^{0.5}$ . Bei einem Teil der Proben, z. B. Probe 81, ist ein pop-in-Verhalten zu beobachten. Proben, die bei Temperaturen von  $120\text{ °C}$  bzw.  $170\text{ °C}$  geprüft wurden, zeigen ebenfalls linear-elastisches Materialverhalten bis zum Versagen bei deutlich höheren Kräften im Bereich von  $55\text{ kN}$  ( $K_Q \approx 100\text{ MPam}^{0.5}$ ).

Bei der Warmvorbelastungstemperatur von  $280\text{ °C}$  wurden Rissinitiierungswerte und eine Risswiderstandskurve nach der Mehrprobenmethode [8] ermittelt, Bilder 7-37 bis 7-39 bzw. Tabelle 7-11. Die Kraft-Verschiebungskurven in Bild 7-37 zeigen, dass das Bruchverhalten der geprüften C(T)25-Proben aus 17MoV8-4 durch duktiler Risswachstum bei geringer globaler plastischer Verformung gekennzeichnet ist. Der in Bild 7-38 ermittelte Verschiebungswert bei Initiierung  $V_{Li}$  beträgt  $0,37\text{ mm}$ , der  $J$ -Wert bei Initiierung  $J_{i,bl} = J_{i,SZW} = 44\text{ N/mm}$  ( $K_{ji} = 101\text{ MPam}^{0.5}$ ) bei einer Stretchzonenweite SZW von etwa  $10\text{ }\mu\text{m}$ . Der  $K_I$ -Wert,

berechnet aus der Kraft bei Initiierung, liegt bei etwa  $94\text{ MPam}^{0.5}$ .

Bei weiterer Belastung ist das globale Verformungsverhalten durch das Auftreten von pop-in gekennzeichnet. Zur Berechnung einer Risswiderstandskurve standen somit nur wenige Proben mit einem duktilen Risswachstum bis  $1\text{ mm}$  zur Verfügung, Bild 7-39.

Metallographischen Untersuchungen an Querschliffen von einer im linear-elastischen Bereich belasteten Probe (Probe 61,  $F_{max} = 53\text{ kN}$ , vgl. Bild 7-37) zufolge erfolgt die Ausbildung und das teilweise Koalieren von Hohlräumen an den Mangansulfideinschlüssen im Bereich der Riss Spitze bereits bei Belastungen, die noch zu global weitgehend linear-elastischen Materialverhalten führen, Bild 7-40a. Eine globale, zusammenhängende Rissverlängerung tritt aber in diesem Stadium der Belastung nicht auf, wobei die beschriebenen Schädigungsprozesse nicht auf die Rissebene beschränkt sind, sondern auch in der Umgebung des Risses nachgewiesen werden können, Bild 7-40b. Im weiteren Belastungsverlauf erfolgt das Risswachstum durch die duktile Trennung der noch bestehenden Werkstoffbrücken zwischen den zuvor entstandenen Hohlräumen, was global durch den plötzlichen Kraftabfall verbunden mit sprunghaft steigenden Verschiebungswerten (pop in) zu beobachten ist. Die Trennung der Werkstoffbrücken umfasst erst kleinere Bereiche, die dann aber schnell an Umfang zunehmen können, z.B. Probe 46 in Bild 7-37. Bruchflächenuntersuchungen am Lichtmikroskop und am REM zeigen, dass sich der duktile Bruch in der Ausbreitung an den Mangansulfidclustern bzw. an den daran entstandenen Hohlräumen orientiert, viele Nebenrisse aufweist und die Oberfläche sehr zerklüftet ist, Bilder 7-41 und 7-42.

Die Vorbeanspruchung der Proben zur Charakterisierung der WPS-Effektes erfolgte auf unterschiedlichen Lastniveaus: im Bereich um  $K_{WPS} = 60\text{ MPam}^{0.5}$  (60 % von  $K_{ji} = 101\text{ MPam}^{0.5}$ ),  $K_{WPS} = 83\text{ MPam}^{0.5}$  (85 % von  $K_{ji}$ ) und darüber hinaus im Bereich der Rissinitiierung, Tabelle 7-12. Die Bilder 7-43 und 7-44 zeigen die Kraft-Verschiebungskurven und die Kräfte  $F_{WPS}$  und  $F_{frac}$  der Proben mit dem Vorbelastungsniveau von  $83\text{ MPam}^{0.5}$ , von denen je Lastpfad für die statistische Auswertung 8 Proben geprüft wurden. Bei wenigen Proben mit einer Vorbeanspruchung im Bereich um  $83\text{ MPam}^{0.5}$  waren lokal begrenzt duktile Bruchflächen zu beobachten, deren Ausdehnung in Ligamentrichtung maximal  $0,1\text{ mm}$  erreichten. Höhere Vorbeanspruchungsniveaus hatten duktiler Risswachstum, von lokal begrenztem Ausmaß bis hin zur Ausbreitung über die gesamte Probenbreite B, zur Folge.

Die Bruchzähigkeit  $K_{frac}$  ist aufgrund der einmaligen Vorbeanspruchung auf das 1,5- bis 3-fache gegenüber der Bruchzähigkeit ohne Vorbeanspruchung  $K_{IC}$  erhöht, Bilder 7-45 bis 7-47. Es wird deutlich, dass mit steigender Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$ , normiert auf den Initiierungswert  $K_{ji}$ , die Steigerung der Bruchzähigkeit  $K_{frac}$ , bezogen auf  $K_{IC}$ , bis in den Initiierungsbereich zunimmt. Die

Werte des LUCF-Pfades liegen bei höheren Vorbelastungen unterhalb der Werte des LCF-Pfades. Die im Bild 7-47 benannten Proben 108 und 11 zeigen niedrige  $K_{frac}$ -Werte aufgrund eines asymmetrischen Schwingungsanrisses (Probe 108) bzw. aufgrund eines lokalen duktilen Anrisses mit einer Länge von etwa 0,7 mm (Probe 11). Die duktilen Anrisse aufgrund der Vorbelastung der Probe 53 (LCF) haben dem gegenüber keinen Einfluss auf die Bruchzähigkeit  $K_{frac}$ . Das Verhältnis von  $K_{frac}/K_{WPS}$  nimmt mit zunehmender Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$  ab, wobei der LUCF-Lastpfad die niedrigeren Werte und eine stärkere Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung aufweist, Bild 7-48.

Die Bilder 7-47 und 7-48 machen deutlich, dass mit wachsender Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$  eine Steigerung des WPS-Effekt  $K_{frac}/K_{IC}$  eintritt. Das Verhältnis von  $K_{frac}/K_{WPS}$  nimmt mit zunehmender Vorbelastung  $K_{WPS}$  lastpfadspezifisch ab, d.h. die Bruchzähigkeit  $K_{frac}$  steigt nicht in dem Maße wie die Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$ .

### 7.3.2 M(T)-Proben

#### 10MnMoNi5-5

Die Ermittlung der Bruchzähigkeit  $K_{CM(T)}$  bei  $-150\text{ °C}$  erfolgte an 5 Proben, Tabelle 7-13. Der Mittelwert aller Proben liegt bei  $48\text{ MPam}^{0.5}$ .

Bei  $23\text{ °C}$  wurden Rissinitiiierungswerte und eine Risswiderstandskurve an nichtseitengekerbten M(T)-Proben ermittelt, Tabelle 7-14. Die Kraft-Verschiebungskurven und die Risswiderstandskurven nach Ein- und Mehrprobenauswertung sind in den Bildern 7-49 und 7-50 dargestellt.

Die Unterschiede zwischen den Verschiebungswerten der beiden Probenseiten der Proben sind im wesentlichen auf unterschiedliche Anrisslängen  $a_0$  zurückzuführen. Dieses schlägt sich auch in den berechneten  $J$ -Werten nieder. Die Einprobenkurven bilden zwei Kurvenscharen, wobei die untere Kurvenschar aus der Probenseite mit dem kleineren  $a_0$  resultiert. Die Mehrprobenkurve liegt genau zwischen beiden Kurvenscharen. Der Mittelwert der SZW beträgt  $12,8\text{ }\mu\text{m}$ . Der daraus ermittelte Initiiierungswert  $J_{i,SZW}$  liegt bei  $81\text{ N/mm}$  ( $K_{ji} = 137\text{ MPam}^{0.5}$ ), der aus dem Schnittpunkt mit der blunting line berechnete Wert  $J_{i,bl}$  beträgt  $115\text{ N/mm}$ .

Zur Charakterisierung des WPS-Effektes wurden jeweils sieben Proben in den Lastpfaden LCF und LUCF geprüft, Tabelle 7-15. Aufgrund der Ergebnisse der Versuche bei Raumtemperatur wurde eine Vorbeanspruchung von  $750\text{ kN}$  ( $K_{WPS} \approx 105\text{ MPam}^{0.5}$ ) vor dem Erreichen des ausgeprägten Lüdersplateau in den Kraft-Verschiebungskurven, Bild 7-49, gewählt, damit das Vorbeanspruchungsniveau etwa 80 % der Beanspruchung zur Rissinitiiierung erreicht. Der Streubereich der Vorbelastung  $K_{WPS}$  von  $101\text{ MPam}^{0.5}$  bis  $109\text{ MPam}^{0.5}$  ist auf die leicht unterschiedlichen  $a_0/W$ -Verhältnisse zurückzuführen. Die Kraft-Verschiebungskurven während

der Vorbeanspruchung bzw. des Belastungsversuches sind in den Bildern 7-51 und 7-52 zusammengefasst dargestellt.

Die Kraft-Verschiebungskurven der Proben B16 (LCF) und B14 (LUCF) in den Bildern 7-51 und 7-52 zeigen, dass die Vorbeanspruchung bei diesen Proben zu plastischen Verformungen führte. Fraktographische Untersuchungen der Bruchflächen der Probe B16 ( $J_{WPS} = 94\text{ N/mm}$ ) zeigten eine ausgeprägte Stretchzone (SZW  $\approx 23\text{ }\mu\text{m}$ , SZH  $\approx 87\text{ }\mu\text{m}$ ) und geringes duktilen Risswachstum von etwa  $30\text{ }\mu\text{m}$ . Die Stretchzonenweite der Probe B14 ( $J_{WPS} = 77\text{ N/mm}$ ) beträgt  $17\text{ }\mu\text{m}$ , eine Fläche stabilen Risswachstums war nicht erkennbar. Beide Proben sind somit im Bereich der Initiiierung vorbeansprucht.

Die Ergebnisse der WPS-Versuche zeigt das Bild 7-53. Die  $K_{frac}$ -Werte des LCF-Pfades liegen deutlich über den Werten beim LUCF-Pfad. Das Verhältnis  $K_{frac}/K_{WPS}$  liegt bei den LCF-Proben im Bereich von 1,14 bis 1,26. Bei den LUCF-Proben dagegen wurde nur bei 2 von 7 Proben das Vorbelastungsniveau erreicht,  $K_{frac}/K_{WPS}$  liegt mit Werten von 0,86 bis 1,06 unterhalb der Werte für die LCF-Proben.

Die Bruchzähigkeit  $K_{frac}$  beträgt das 2,4- bis 2,8-fache der Bruchzähigkeit ohne Vorbeanspruchung  $K_{CM(T)}$ , Bild 7-54. Die Erhöhung fällt für den LUCF-Pfad mit Werten zwischen 1,8 und 2,4 deutlich niedriger aus.

In den Bildern 7-54 und 7-55 ist das den WPS charakterisierende Verhältnis  $K_{frac}/K_{CM(T)}$  über der Vorbeanspruchung einmal in Form des aus den Vorbeanspruchungskräften  $F_{WPS}$  berechneten  $K_{WPS}$ -Werten und zum anderen über den aus der jeweiligen Kraft-Verschiebungskurven ermittelten  $J_{WPS}$ -Werten aufgetragen. Zur Kenntlichmachung der Initiiierung wurden diese jeweils auf den Initiiierungswert normiert. Der Vergleich der Bilder zeigt das relativ kleine Streuband der Vorbelastungskräfte, und damit der  $K_{WPS}$ -Werte, gegenüber dem größeren Bereich der aus den Kraft-Verschiebungskurven ermittelten  $J_{WPS}$ -Werten. Die Unterschiede resultieren aus dem in unterschiedlichem Maße auftretenden nichtlinearen Verformungsverhalten der Proben. Während sich die Probe B16 (LCF) in Bild 7-54 in die Gruppe der anderen Ergebnisse aufgrund der gleichen Kraft  $F_{WPS}$  einfügt, so liegt diese Probe in Bild 7-55 aufgrund der plastischen Verformungen und der damit verbundenen höheren akkumulierten Arbeit bei höheren  $J$ -Werten im Bereich der Initiiierung. Auf die Höhe von  $K_{frac}$  haben die voran gegangenen plastischen Verformungen, verbunden mit Rissinitiiierung, bei dieser Probe im Vergleich zu den anderen M(T)-Proben des LCF-Lastpfades mit deutlich weniger plastischen Verformungen, aber gleich großen  $K_{WPS}$ -Werten, keinen Einfluss.

### 17MoV8-4

Eine Übersicht der Ergebnisse der Versuche an M(T)-Proben des Werkstoffs 17MoV8-4 liefert die Tabelle 7-16.

Die Ermittlung der Bruchzähigkeit  $K_{CM(T)}$  bei  $T_{frac} = 23 \text{ °C}$  erfolgte an 4 Proben. Der Mittelwert beträgt  $50,2 \text{ MPam}^{0,5}$ .

Für die Bestimmung des Rissinitiierungswertes bei  $T_{frac} = 280 \text{ °C}$  standen 2 Proben zur Verfügung. Die Probe 14 versagte bei einer Kraft von 1055 kN schlagartig. Die Bruchfläche zeigt geringes duktilen Risswachstum in der Ligamentebene und große Scherbruchflächen. Da bei der Versuchstemperatur von 280 °C nur der Kolbenweg  $V_K$  und die Kraft  $F$  gemessen wurden, konnte ein mögliches pop-in-Verhalten, wie es bei den C(T)-Proben auftrat, nicht beobachtet werden. Die Probe 23 wurde bis zu einer Kraft von 798 kN belastet. Auf der Bruchfläche waren ein lokaler duktilen Anriss von ca. 0,4 mm Tiefe und ein dunkler Saum zwischen Schwingungsanriss und Spaltbruchfläche erkennbar. Der aus dem  $K$ -Wert ( $110 \text{ MPam}^{0,5}$ ) berechnete  $J_K$ -Wert liegt mit  $52,9 \text{ N/mm}$  im Bereich der an C(T)25-Proben ermittelten Initiierungswerte, Bild 7-39. Diese Probe 23 wurde anschließend bei 23 °C bis zum Versagen belastet, d.h. eine LUCF-Belastung durchgeführt.

Der Vorbeanspruchung der Proben erfolgte mit 80 % der für die Rissinitiierung notwendigen Belastung von  $K = 110 \text{ MPam}^{0,5}$ . Die nach einmaliger Vorbelastung erreichten Bruchzähigkeiten  $K_{frac}$  sind im Bild 7-56 den Vorbelastungen und dem bei  $T_{frac} = 23 \text{ °C}$  ermittelten  $K_{CM(T)}$ -Wert gegenübergestellt.

Bis auf die Probe 23 liegen bei allen Proben die  $K_{frac}$ -Werte über den  $K_{WPS}$ -Werten. Das Verhältnis  $K_{frac}/K_{WPS}$  beträgt für den LCF-Lastpfad im Mittel 1,13 und für den LUCF-Pfad im Mittel 1,06. Die Steigerung der Bruchzähigkeit infolge der Vorbelastung erfolgt etwa um den Faktor 2, bezogen auf  $K_{CM(T)}$  bei 23 °C, wobei der LUCF-Pfad bei vergleichbarer Vorbelastung die etwas niedrigeren Werte aufweist.

### 7.3.3 PS(T)-Proben

In die Untersuchungen wurden Versuche an PS(T)-Proben des 10MnMoNi5-5 einbezogen, Tabellen 7-17 und 7-18.

Der Mittelwert der Kräfte bei Versagen der drei Proben, die bei -150 °C geprüft wurden, beträgt 634 kN. Die  $K$ -Verteilungen entlang der Schwingungsrisssfront zeigt Bild 7-57, wobei die Berechnung der  $K$ -Verteilung auf der Grundlage des gemittelten halb elliptischen Schwingungsanrisses mit den Halbachsen  $a_{OM} = 12,8 \text{ mm}$  und  $c_{OM} = 16,3 \text{ mm}$  (Kapitel 6.4.3, Bild 6-9) nur eine Abschätzung darstellen können. Die niedrigsten  $K$ -Werte sind bei  $\Phi = 60 \text{ °}$  und die höchsten Werte in der Probenmitte bei  $\Phi = 0 \text{ °}$  und am Rand mit  $\Phi \rightarrow 90 \text{ °}$  zu beobachten.

Die Kraft-Verschiebungskurven der bei 23 °C geprüften PS(T)-Proben sind in Bild 7-58 dargestellt. Darüber hinaus sind die Risswachstumswerte, d.h. der Mittelwert und das größte lokale duktile Risswachstum, eingetragen. Die Mittelwerte wurden berechnet aus den in 5 °-Schritten gemessenen Risswachstumswerten. Bei den Maximalwerten ist die Abhängigkeit der lokalen duktilen Rissausbreitung von der Ausbildung des Schwingungsrissses als Ausgangsfehler zu beachten, beispielhaft im Bild 6-3b an der Bruchfläche der Probe B21 zu erkennen. Der Verschiebungswert bei Initiierung  $V_{Li}$  wurde zu 0,38 mm bestimmt.

Die darauf hin festgelegten Kräfte bzw. Verschiebungen für die Vorbeanspruchung sind im Bild 7-58 eingetragen. Diese liegen im Mittel bei 1088 kN bzw. 0,25 mm Verschiebung mit Ausnahme der Probe B19.

Die Kraft-Verschiebungskurven der Vorbeanspruchung und der Belastung bei  $T_{frac} = -150 \text{ °C}$  sind in den Bildern 7-59 und 7-60 zusammengefasst. Die Vorbeanspruchungs- und Versagenskräfte sind im Bild 7-61 dargestellt. Die  $F_{WPS}$ -Werte der LUCF-Proben liegen unter denen der LCF-Proben bei vergleichbar großen Vorbeanspruchungen. Die Erhöhung der Bruchzähigkeit durch Vorbeanspruchung lässt sich ebenfalls anhand des Vergleiches der Bruchkräfte ablesen. Für den LCF-Lastpfad ergibt sich eine Erhöhung um den Faktor 2,1 und für den LUCF-Pfad um den Faktor 1,9.

## 7.4 Zusammenfassung der experimentellen Ergebnisse

### 7.4.1 10MnMoNi5-5

Das Bild 7-62 zeigt die an C(T)- und M(T)-Proben bestimmten Bruchzähigkeiten im Temperaturbereich von -150 °C bis -60 °C zusammen mit den Werten aus [1]. Darüber hinaus sind die an PS(T)-Proben auf der Basis des gemittelten halb elliptischen Oberflächenfehlers (Kapitel 6.4.3, Bild 6-9) berechneten  $K$ -Werte aus Bild 7-57 eingetragen. Die für die Zugscheiben (M(T)- und PS(T)-Proben) ermittelten Werte liegen um 40 % bis 50 % über den an C(T)-Proben ermittelten  $K_{IC}$ -Werten.

Die Temperaturabhängigkeit der an seitengekerbten C(T)25 ermittelten Risswiderstandskurven wird in Bild 7-25 deutlich. Mit zunehmender Temperatur verlaufen die  $J_R$ -Kurven flacher und die Initiierungswerte werden geringer, Tabelle 7-19. Bild 7-63 zeigt den Einfluss der Seitenkerbung auf das Risswiderstandsverhalten von Kompaktzug-Proben des 10MnMoNi5-5 bei 23 °C. Die  $J_R$ -Kurve der nichtseitengekerbten Proben verläuft oberhalb und steiler als die Kurve der seitengekerbten Proben. Der Initiierungsbereich dagegen liegt bei den nichtseitengekerbten Proben etwas niedriger. So ergab sich für die nicht seitengekerbten Proben ein  $J_I$ -Wert von 135 N/mm, bei den seitengekerbten Proben von 177 N/mm. So zeigten auch eine Reihe von C(T)Proben mit einer Vorbeanspruchung von etwa 120 N/mm, die in



LCF- oder LUCF-Lastpfaden geprüft wurden, gestreckte Bereiche bzw. geringes duktilen Risswachstum. In Bild 7-64 sind die Risswiderstandskurven von C(T)25- und M(T)25-Proben aufgetragen. Die Kurve der M(T)25-Proben verläuft bei Risswachstumsbeträgen größer 0,5 mm oberhalb der Kurve der Kompaktzug-Proben. Im Bereich der Initiierung ergibt sich eine gute Übereinstimmung der Kurven und die ermittelten Initiierungswerte zeigen keine größeren Differenzen, wobei der Kurve der M(T)25-Proben in diesem Bereich eine Absicherung fehlt. Der niedrige  $J_I$ -Wert der M(T)25-Proben ist auf die geringe SZW zurückzuführen, wobei aufgrund der zügigen Beanspruchung die Ausbildung der SZ in anderer Form als bei biegebelasteten Kompaktzug-Proben erfolgt und der SZH mehr Bedeutung bekommt.

### **Einfluss von Lastpfad, Wärmebehandlung und mehrmaliger Vorbeanspruchung auf den WPS-Effekt bei C(T)25-Proben**

Eine Übersicht der durchgeführten Versuche zeigt Bild 7-65. Die Ergebnisse der Versuche mit LUCF-Lastpfad zeigen bei etwa gleichem Umfang und Parameterwahl eine größere Streuung, die mit zunehmender Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{frac}$  kleiner wird.

Bei den Versuchen mit LCF-Lastpfad bewirkt der WPS-Effekt in allen untersuchten Fällen eine Erhöhung der zum Probenversagen erforderlichen Prüfkraft (Bild 7-27, Tabelle 7-5). Die Temperaturabhängigkeit der Bruchzähigkeit nach Warmvorbelastung  $K_{frac}$  ist gering, Bild 7-66. Dieses Verhalten ist durch die Abfolge der aufgetragenen Probenbelastung in Verbindung mit der temperaturabhängigen Verschiebung der Fließkurve bedingt. Durch die Vorbelastung bei 23 °C erfahren die Proben im Kerbbereich eine lokale plastische Verformung. Wärmespannungen treten nicht auf, da die Probenabkühlgeschwindigkeit gering ist. Die Verformung bleibt unter Vernachlässigung einer geringen Probenkontraktion bestehen, was auch in den vergleichsweise großen festgestellten Stretchzonenwerten ersichtlich wird. Im Anschluss an die Probenabkühlung wird nach dem Temperatúrausgleich die Probenbelastung erhöht. Wegen der mit sinkender Temperatur zu höheren Spannungen hin verschobenen Fließkurve und den bei der Warmvorbelastung auftretenden plastischen Verformungen versagt die Probe erst bei weiterer Krafterhöhung, wobei zusätzlich die größere Rissspitzenabstumpfung wirksam ist.

Bei einigen Proben wurde nach der Vorbelastung eine Wärmebehandlung bei 290 °C unter konstanter Kraft durchgeführt (Bild 7-29, Tabelle 7-5). In einer weiteren Versuchsreihe erfolgte die gesamte Vorbeanspruchung bei dieser erhöhten Temperatur. Die dabei auftretende Reckalterung hat entsprechend den gemachten Ausführungen keine Minderung des WPS-Effekts zur Folge. Ähnliches gilt für die Versuche mit mehrmaliger Vorbelastung, bei denen zyklische Entfestigungs- / Verfesti-

gungsvorgänge den festgestellten WPS-Effekt in nur geringem Umfang beeinflussen.

Bei den Versuchen mit LUCF-Lastpfad (Bild 7-30, Tabelle 7-6) tritt während der Probenentlastung eine lokale Rückplastifizierung verbunden mit dem Aufbau von Druckeigenspannungen auf. Die gemessenen Stretchzonenwerte sind folglich wegen der Rückverformung geringer als beim LCF-Lastpfad (Bild 7-28, Bild 7-31). Nach der kraftfreien Probenabkühlung müssen bei der Wiederbelastung zunächst die aufgebauten Druckeigenspannungen kompensiert werden. Wegen der Rückplastifizierung und der damit verursachten geringeren Rissspitzenabstumpfung erfolgt bei weiterer Krafterhöhung das Probenversagen im Vergleich zum LCF-Lastpfad bei kleineren Werten für die scheinbare Bruchzähigkeit  $K_{frac}$ . Mit steigender Wiederbelastungstemperatur nimmt das plastische Umformvermögen mit der Folge einer erhöhten Bruchzähigkeit  $K_{frac}$  zu, Bild 7-67.

Bei den LUCF-Versuchen reduziert eine Wärmebehandlung bei 290 °C den WPS-Effekt erheblich (Bild 7-32, Tabelle 7-6). Im Gegensatz zum LCF-Lastpfad weist der Probenwerkstoff im Kerbbereich eine höhere akkumulierte plastische Gesamtdehnung auf, wodurch die Reckalterung und die als Folge verursachte Werkstoffversprödung verstärkt wird. Zusätzlich ist zu berücksichtigen, dass die bei 290 °C vorbelasteten Proben mit derselben Vorlast beansprucht worden sind wie die bei 23 °C geprüften Proben. Wegen der bei 290 °C niedrigeren Lage der Risswiderstandskurve sind die Proben stärker in den Bereich der Rissinitiierung hinein belastet worden, wodurch eine weitere Verminderung des WPS-Effekts möglich ist. Obwohl dies auch für den LCF-Lastpfad gilt, ist dort eine entsprechende Abnahme jedoch nicht zu bemerken.

Bei den Versuchen mit mehrfacher Vorbelastung ergibt sich beim LUCF-Lastpfad nach Bild 7-35 bei geringer Vorbelastungshöhe ein mit der Lastzyklenzahl steigender WPS-Effekt. Dieser führt bei 9 Lastzyklen schließlich zu einer Erhöhung der zum Probenbruch nötigen Beanspruchung über die Vorbelastungshöhe hinaus. Im Gegensatz zeigen Versuche mit einem höheren Vorbelastungsniveau eine Abnahme des WPS-Effekts. Anders als beim LCF-Lastpfad (Bild 7-34) ergibt sich für den WPS-Effekt eine Abhängigkeit von der Vorbelastungsgeschichte und damit von dem Auftreten zyklischer Entfestigungs- oder Verfestigungsvorgänge. Neben der Vorbelastungsgeschichte wird der WPS-Effekt von der während der Abkühlphase vorgegebenen Probenbelastung bestimmt.

### **Einfluss der untersuchten Probenformen auf den WPS-Effekt**

Für die Warmvorbelastungstemperatur  $T_{WPS} = 23$  °C und die Kaltwiederbelastungstemperatur  $T_{frac} = -150$  °C wurden Versuche an verschiedenen Probenformen durchgeführt, Bilder 7-68 bis 7-71.

Die Erhöhung der Bruchzähigkeit  $K_{frac}$  erfolgt weniger stark als die Steigerung der Vorbeanspruchung, das Verhältnis  $K_{frac}/K_{WPS}$  fällt mit zunehmender Vorbeanspruchung, Bild 7-69. Nehmen die Werte für den LCF-Pfad im untersuchten Vorbeanspruchungsbereich linear von 1,2 auf 1,08 ab, so erreicht die Bruchzähigkeit  $K_{frac}$  für den LUCF-Pfad das Vorbelastungsniveau für Vorbeanspruchungen oberhalb  $110 \text{ MPam}^{0.5}$  nicht mehr.

Bild 7-70 zeigt das Verhältnis der Bruchzähigkeit  $K_{frac}$  bezogen auf den kritischen Bruchzähigkeitswert, ermittelt für jede Probenform bei  $-150 \text{ °C}$  (jeweils Mittelwerte der einzelnen  $K_{IC}$ ,  $K_{CM(T)}$  bzw.  $K_{CPS(T)}$ -Werte), in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung. Da die kritischen Bruchzähigkeitswerte für die M(T)- und PS(T)-Proben über dem  $K_{IC}$ -Wert liegen (Bild 7-62), erfolgt in Bild 7-71 der Bezug von  $K_{frac}$  auf  $K_{IC}$ . Mit dieser Auftragung wird die Tendenz aus Bild 7-68 richtig wiedergegeben. Die Erhöhung der Bruchzähigkeit aufgrund einmaliger Vorbeanspruchung, ausgedrückt durch das Verhältnis  $K_{frac}/K_{IC}$ , erfolgt im Bereich von 2,5 bis 4,5, abhängig von dem Vorbelastungsniveau und dem Lastpfad. Beim LCF-Pfad ist eine höhere Steigung des WPS-Effektes mit steigender Vorbeanspruchung zu beobachten und bei geringen Vorbeanspruchungsniveaus werden die Unterschiede zwischen den beiden Lastpfaden deutlich kleiner.

#### 7.4.2 17MoV8-4

Der Mittelwert der in der Tieflage bei  $T_{frac} = 23 \text{ °C}$  an M(T)25-Proben ermittelten Bruchzähigkeiten liegt im Bereich der an C(T)25-Proben bestimmten  $K_{IC}$ -Werte, Bild 7-72, wobei der Mittelwert der M(T)25-Proben mit  $50,2 \text{ MPam}^{0.5}$  etwas größer als der Mittelwert der  $K_{IC}$ -Werte ( $46,2 \text{ MPam}^{0.5}$ ) ist.

Für die Warmvorbelastungstemperatur von  $280 \text{ °C}$  wurden zur Festlegung der Höhe der Vorbeanspruchung Initiierungswerte an den untersuchten Probenformen bestimmt. Der  $J$ -Wert bei Initiierung beträgt für die C(T)25-Proben  $J_{i,bl} = J_{i,szw} = 44 \text{ N/mm}$  (Bild 7-39). Die nach der Mehrprobenmethode ermittelte  $J_R$ -Kurve verläuft auf niedrigem Niveau mit geringem Anstieg. Die für die Mehrprobenauswertung zur Verfügung stehenden Ergebnisse zeigen darüber hinaus eine erhebliche Streuung, die auf das Auftreten von schlagartigem lokalem duktilen Risswachstum zurückzuführen ist. Die Berechnung eines die Initiierung charakterisierenden  $J$ -Wertes für M(T)-Proben erfolgte aus dem  $K$ -Wert der Beanspruchung. Der so berechnete Wert von  $53 \text{ N/mm}$  liegt zwischen den an C(T)-Proben ermittelten Werten  $J_i = 44 \text{ N/mm}$  und  $J_{0,2} = 54 \text{ N/mm}$ , wobei auf der Bruchfläche der M(T)-Probe (Probe 23) teilweise geringes Risswachstum bzw. gestreckte Bereiche zu beobachten waren.

Die Bilder 7-73 bis 7-75 fassen die Ergebnisse der Versuche an C(T)25- und M(T)25-Proben des 17MoV8-4 zur Charakterisierung des WPS-Effektes zusammen. Mit zunehmender Warmvorbelastung steigt die Bruchzähig-

keit  $K_{frac}$ , wobei die LUCF-Werte für größere Warmvorbelastungen unterhalb der LCF-Werte bleiben, Bild 7-73. Mit Ausnahme der C(T)-Proben 11 und 108 wird auch bei den LUCF-Proben das Vorbeanspruchungsniveau im Wiederbelastungsversuch, im Gegensatz zu den Versuchen an Proben des 10MnMoNi5-5, im wesentlichen erreicht, Bild 7-74. Das Verhältnis aus  $K_{frac}$  bezogen auf  $K_{WPS}$  liegt für den LCF-Lastpfad bei etwa 1,15 mit leicht fallender Tendenz mit zunehmender Vorbeanspruchung. Dagegen ist eine deutlich stärkere Abnahme für den LUCF-Pfad zu beobachten, so dass für Vorbeanspruchungen im Initiierungsbereich dessen Niveau im Wiederbelastungsversuch nicht mehr erreicht wird. Das den WPS-Effekt beschreibende Verhältnis  $K_{frac}/K_{IC}$  liegt im Bereich mit 1,5 bis 2,8 deutlich niedriger als beim Werkstoff 10MnMoNi5-7, Bilder 7-75 und 7-71. Der WPS-Effekt steigt mit zunehmender Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$ , wobei die Werte des LCF-Pfades höher liegen. Nur bei Vorbelastung auf niedrigem Niveau sind keine Unterschiede zwischen den Lastpfaden zu beobachten. Wie beim Werkstoff 10MnMoNi5-5 lässt sich kein signifikanter Einfluss der Probengeometrie auf den WPS-Effekt erkennen.

#### Literatur zu Kapitel 7

- 1 Schoch, F.-W.: Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile. Techn.-wiss. Bericht MPA Stuttgart, Heft 84-02 (1984)
- 2 DIN 50602: Mikroskopische Prüfung von Edelmetallen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen. Deutsches Institut für Normung DIN, 1985
- 3 ASTM E 112: Standard Test Method for Determining Average Grain Size. American Society for Testing and Materials ASTM, 1995
- 4 Blischke, E.: Vergleich der in Zug- und Druckversuchen ermittelten Fließkurven, Diplomarbeit, 1997
- 5 Aurich, D., Baer, W., Häcker, R., Klingbeil, D. & Ohm, K.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, Schwerpunkt: Anwendung fortgeschrittener zähbruchmechanischer Konzepte, Bruchübergang, BAM-Forschungsbericht 232, BAM Berlin, 1999
- 6 Eiserle, U. et al.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge, Schwerpunkt: Einfluß unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften und Probengrößen, Abschlußbericht, Berichts-Nr. 876700000, MPA Stuttgart, 1997
- 7 ASTM E 399-90, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM-Handbook, Vol. 3.01
- 8 ESIS-P2, ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society ESIS, 1992

9 Blumenauer, H.; Eichler, B.; Krempe, M. & Ude, J.:  
Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten  
Anrissen in druckführenden Komponenten mit vor-  
beanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge ras-  
cher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß und

Bedeutung der Mikrostruktur und der Mikrogeo-  
metrie. Abschlußbericht zum Vorhaben 1500 988,  
Institut für Werkstofftechnik und Werkstoffprüfung  
der Otto-von-Guericke- Universität Magdeburg  
(1998)

## Tabellen zu Kapitel 7

Tabelle 7-1:

Ergebnisse der metallographischen Gefügeanalyse der untersuchten Werkstoffe

Werkstoffe	10MnMoNi5-5	17MoV8-4								
Gefüge	<p><i>makroskopisch:</i> Stengelkornzonen mit langgestrecktem Widmannstättenferrit durchziehen schraubenlinienförmig das feinkörnige Gefüge</p> <p><i>mikroskopisch:</i> feinkörniger Bainit</p> <p><i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- globulare Mangansulfide und Oxide</li> <li>- Reinheitsgrad 8.1 DIN 50602-M [2]</li> </ul>	<p>angelassener Martensit bzw. Bainit</p> <p><i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Mangansulfide, zusammengelagert zu größeren, langgestreckten Inseln</li> <li>- Reinheitsgrad nach DIN 50602-K K1=3 (S:3) [2]</li> </ul>								
Mittlere Korngröße	<p><i>Sekundäraustenitkorngröße des Schweißgutes:</i></p> <p>entsprechend ASTM E112 [3]</p> <table style="margin-left: auto; margin-right: auto;"> <tr> <td>3 Zonen</td> <td>Grain Size No.</td> </tr> <tr> <td>Stengelkorn</td> <td>-</td> </tr> <tr> <td>Grobkorn</td> <td>6</td> </tr> <tr> <td>Feinkorn</td> <td>&gt;10</td> </tr> </table>	3 Zonen	Grain Size No.	Stengelkorn	-	Grobkorn	6	Feinkorn	>10	<p><i>Ehemalige Austenitkorngröße:</i></p> <p>entsprechend ASTM E112 [3]</p> <p>Grain Size No.= 5 -10</p>
3 Zonen	Grain Size No.									
Stengelkorn	-									
Grobkorn	6									
Feinkorn	>10									
Mittlerer Flächenanteil der nichtmetallischen Einschlüsse $\bar{A}$ [%]	0,11	0,96								
Härte [HV 10]	(227 ± 3)	(320 ± 4)								

Tabelle 7-2:

Mechanisch-technologische Eigenschaften im untersuchten Temperaturbereich  
Werkstoff 10MnMoNi5-5, L-Lage, Probendurchmesser 5 mm, Länge 50 mm

Temperatur [°C]	$R_{eL}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$\epsilon_{L0}$ [%]	$A_g$ [%]	$A_{11,3}$ [%]	Z [%]
-150 <sup>1)</sup>	827	896	4,6	13,3	22	70
-125 <sup>1)</sup>	772	858	3,5	14,1	24	70
-100 <sup>1)</sup>	728	819	3,1	14,1	23	71
-80 <sup>1)</sup>	685	788	2,4	13,0	22	72
-60 <sup>1)</sup>	671	766	2,5	11,9	19	72
23 <sup>1)</sup>	620	704	1,9	11,1	20	71
100	584	669	1,5	11,1		72
200	572	692		11,0		67
300	548 <sup>2)</sup>	680		12,9		63

<sup>1)</sup> Werte bei dieser Temperatur sind Mittelwerte aus 3 Proben, <sup>2)</sup>  $R_{p0,2}$

Tabelle 7-3:

Mechanisch-technologische Eigenschaften im untersuchten Temperaturbereich

Werkstoff 17MoV8-4, L-Lage, B8x40-Proben, Werte sind Mittelwerte aus mindestens 3 Proben

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

Tabelle 7-4:

Ergebnisse von Versuchen an C(T)-Proben im Temperaturbereich von -150 °C bis -60 °C,

10MnMoNi5-5, L-S-Lage

	Temp.	Probe	$a_0/W$	$K_{IC}$	$K_{IC}$	$K_Q$
	[°C]			ASTM E 399 [MPam <sup>0,5</sup> ]	ESIS P2 [MPam <sup>0,5</sup> ]	
C(T)25	-65	GAL4	0,52	66,0		
	-75	GAW4	0,52			78,4
	-80	GAW1	0,52			75,0
	-80	GAG2*	0,57			88,6
	-87	GAU2	0,50	62,1		
	-87	GAW2	0,50	63,5		
	-101	GAJ2	0,52	56,7		
	-110	GAJ1	0,50	53,6		
	-111	GAL1	0,51	41,8		
	-111	GAF2	0,52	52,2		
	-120	GAY3	0,57		40,5	
	-120	GAU4	0,52	60,0		
	-135	GAF4	0,50	39,7		
	-135	GAD2	0,51		36,9	
	-151	GDB3	0,51		32,3	
	-151	GAT2	0,57		34,5	
	-150	GDU4	0,51		31,0	
-173	GAL2	0,50		29,2		
-174	GAU1	0,52		28,8		
C(T)50	-60	CH1	0,51			103,5
	-60	CJ1	0,51			112,7
	-150	CB2	0,53		35,3	
	-150	CF1	0,50	32,6		
	-150	CK1	0,52		30,0	

\*seitengekerbt

Tabelle 7-5:  
WPS-Effekt, 10MnMoNi5-5, C(T)25, LCF-Lastpfad

Probe	$T_{WPS}$ [°C]	$T_{frac}$ [°C]	$J_{WPS}$ [N/mm]	$K_{WPS}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}/K_{WPS}$	$K_{frac}/K_{IC}$
GDD2	23	- 40	117	133	144	1,08	-
GDO2	23	- 60	117	132	146	1,11	1,56
GAD1	23	- 80	107	128	143	1,11	2,3
GDL2	23	- 80	127	135	145	1,08	2,34
GDF2	23	- 80	129	135	145	1,07	2,33
GDL3	23	- 80	182	140	149	1,06	2,39
GAJ4	23	- 120	107	129	140	1,08	3,01
GDN2	23	- 120	123	134	146	1,06	3,15
GDT4	23	- 120	127	133	148	1,11	3,18
GDH2	23	- 120	186	144	159	1,10	3,42
GDG4	23	- 150	62	109	121	1,11	3,71
GDQ2	23	- 150	93	125	140	1,12	4,30
GAO2	23	- 150	109	130	143	1,11	4,41
GDC4	23	- 150	117	131	146	1,11	4,5
GDP4	23	- 150	122	132	145	1,11	4,47
GDJ1	23	- 150	124	135	145	1,08	4,47
GDB4	23	- 150	125	137	150	1,09	4,61
GDC2	23	- 150	178	142	153	1,07	4,69
GDM3*	23	-151	132	136	162	1,19	4,97
GDN1*	290	-148	49	98	116	1,18	3,58
GAH1	292	-150	64	103	121	1,17	3,74
GDM1	295	-148	108	130	145	1,12	4,46
GDD4	295	-150	137	134	152	1,14	4,69

\* nach Vorbelastung 2 h bei 290 °C

Tabelle 7-6:  
WPS-Effekt, 10MnMoNi5-5, C(T)25, LUCF-Lastpfad

Probe	$T_{WPS}$ [°C]	$T_{frac}$ [°C]	$J_{WPS}$ [N/mm]	$K_{WPS}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}/K_{WPS}$	$K_{frac}/K_{IC}$
GDK2	23	- 40	118	132,2	139,6	1,06	-
GDQ1	23	- 60	115	133,9	143,7	1,07	1,53
GAO3	23	- 80	107	127,3	137,8	1,08	2,22
GAL3	23	- 80	110	130,8	124,0	0,95	2,00
GDL1	23	- 80	123	134,9	124,9	0,93	2,01
GDF3	23	- 80	129	137,6	138,9	1,01	2,24
GDT3	23	- 80	168	143,5	154,4	1,08	2,49
GAF3	23	- 120	105	127,7	123,1	0,96	2,65
GAO4	23	- 120	108	131,6	129,8	1,01	2,80
GDL4	23	- 120	124	132,6	130,2	0,98	2,81
GDN4	23	- 120	124	133,4	120,4	0,90	2,59
GDC3	23	- 120	183	143,6	137,8	0,96	2,97
GDG1	23	- 150	61	108,7	93,7	0,86	2,88
GDM4	23	- 150	94	125,2	117,0	0,94	3,60
GAJ3	23	- 150	108	127,8	115,1	0,90	3,54
GAF1	23	- 150	109	129,5	116,4	0,90	3,58
GDH3	23	- 150	110	131,4	107,8	0,82	3,32
GDK4	23	- 150	123	135,7	119,3	0,88	3,67
GDB1	23	- 150	123	134,7	119,4	0,89	3,67
GDP3	23	- 150	127	133,7	123,7	0,93	3,80
GDU3	23	- 150	128	137,0	106,8	0,78	3,29
GDT1	23	- 150	132	138,3	129,2	0,93	3,97
GDH4	23	- 150	182	143,6	139,5	0,97	4,29
GDF1*	23	- 150	125	136,9	107	0,78	3,29
GDP1*	23	- 150	129	137,2	106,4	0,78	3,27
GDT2	290	-145	48	96,4	76,0	0,79	2,34
GAH2	291	-150	57	100,1	80,7	0,81	2,2,48

\* nach Vorbelastung 2h bei 290 °C

Tabelle 7-7:  
WPS-Effekt, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg, LCF-Lastpfad

Probe	$T_{WPS}$ [°C]	$T_{frac}$ [°C]	$J_{WPS}$ [N/mm]	$K_{WPS}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}/K_{WPS}$	$K_{frac}/K_{IC}$
GAG3	23	-80	118	126	140	1,11	2,25
GAK2	23	-120	122	128	141	1,11	3,04
GAT1	23	-150	121	129	140	1,09	4,31

Tabelle 7-8:  
WPS-Effekt, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg, LUCF-Lastpfad

Probe	$T_{WPS}$ [°C]	$T_{frac}$ [°C]	$J_{WPS}$ [N/mm]	$K_{WPS}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}/K_{WPS}$	$K_{frac}/K_{IC}$
GAC3	23	-80	117	125,5	134,0	1,07	2,16
GAB3	23	-120	119	127,8	123,8	0,97	2,67
GAX4	23	-150	120	127,6	106,2	0,83	3,27
GAP4	23	-150	120	127,5	93,1	0,73	2,86

Tabelle 7-9:  
WPS-Effekt, 10MnMoNi5-5, C(T)25,  $T_{WPS} = 23$  °C, mehrfache Vorbelastung

Probe	$T_{frac}$ [°C]	Anzahl der LW	$J_{WPS}$ [N/mm]	Lastpfad	$K_{WPS}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$K_{frac}/K_{WPS}$	$K_{frac}/K_{IC}$
GDQ4	- 120	1,5	130	LCF	142,0	153,0	1,08	3,30
GDD3	- 120	3,5	112	LCF	129,7	141,8	1,09	3,06
GDK3	- 120	3,5	117	LCF	134,2	141,8	1,06	3,06
GDF4	- 150	0,75	126	LCF	134,8	146,7	1,09	4,51
GDQ3	- 150	8,5	59	LCF	106,2	115,6	1,09	3,56
GDO4	- 150	9,5	93	LCF	124,3	133,9	1,08	4,12
GDG2	- 120	3	112	LUCF	131,0	123,4	0,94	2,66
GDN3	-150	3	61	LUCF	107,7	100,9	0,94	3,10
GDO3	- 150	3	62	LUCF	108,8	97,8	0,90	3,01
GDM2	- 150	5	61	LUCF	108,8	108,9	1,00	3,35
GDH1	- 150	9	60	LUCF	108,7	110,4	1,02	3,40
GDC1	- 150	9	61	LUCF	108,1	109,8	1,02	3,38
GDO1	- 150	9	94	LUCF	126,8	112,4	0,89	3,46

Tabelle 7-10:

Ergebnisse der  $K_{IC}$ -Versuche im Temperaturbereich von 23 °C bis 170 °C, Werkstoff 17MoV8-4, L-S-Lage C(T)25-Proben,  $a_0/W \approx 0,51$

Probe	$T$ [°C]	$\Delta a_{end}$ [mm]	$V_{LL}$ [mm]	$F$ [kN]	$K_Q$ [N/mm <sup>3/2</sup> ] [MPa <sup>m</sup> <sup>0,5</sup> ]		Auswertung Gültigkeit nach ASTM E 399
63	23	0	0,18	23,63	1356	43	$K_{IC}$
24	23	0	0,18	25,03	1424	45	$K_{IC}$
41	23	0	0,15	23,16	1295	41	$K_{IC}$
115	23	0	0,18	25,95	1458	46	$K_{IC}$
27	23	0	0,23	30,43	1733	55	$K_{IC}$
91	23	0	0,20	26,37	1492	47	$K_{IC}$
81	23	0	0,15	21,54	1190	38	$K_Q$ bei pop-in
98	73	0	0,23	29,69	1685	53	$K_{IC}$
86	121	0	0,43	54,72	3125	99	$K_Q$
32	170	0,19	0,47	57,35	3282	104	$K_Q$

Tabelle 7-11:

Übersicht der Proben zur Ermittlung einer Risswiderstandskurve bei 280 °C, Werkstoff 17MoV8-4, L-S-Lage C(T)25-Proben,  $a_0/W \approx 0,51$ ,  $\dot{V}_K = 0,005$  mm/s

Probe	$a_0$	$T$ [°C]	$\Delta a_{end}$ [mm]	$V_{LLend}$ [mm]	$F_{end}$ [kN]	$J_R$ [N/mm]	Bemerkung
54	25,8	280	0,13	0,43	57,29	52	weitere Belastung LUCF
56	25,7	280	0,45	0,42	63,09	65	weitere Belastung LCF
22	25,74	280	0,55	0,51	59,99	64	
51	25,54	280	0,63	0,55	68,47	85	
48	25,75	280	1,08	0,64	66,69	95	
46	26,00	280	11,88	1,92	28,47	194	nicht zur $J_R$ -Kurvenberechnung herangezogen

Auswertung nach ESIS P2 mit  $J = m(\Delta a + c)^n$ :  $m = 45,502$ ,  $c = 0,9699$ ,  $n = 1,066$



Tabelle 7-12: Übersicht der Versuchsergebnisse der WPS-Versuche, Werkstoff 17MoV8-4, L-S-Lage, C(T)25-Proben,  $V_K = 0,005 \text{ mm/s}$

Probe	$a_0$ [mm]	Vorbeanspruchung bei $T_{WPS} = 280 \text{ }^\circ\text{C}$										Belastung bei $T_{frac} = 23 \text{ }^\circ\text{C}$				
		$V_{LL}$ [mm]	$F_{WPS}$ [kN]	$J_{WPS}$ [N/mm]	$K_{WPS}$ [MPa $m^{0,5}$ ]	$\Delta a_{WPS}$ [mm]	Bemerkung	$V_{LL}$ [mm]	$F_{frac}$ [kN]	$K_{frac}$ [N/mm $^{3/2}$ ]	$K_{frac}$ [MPa $m^{0,5}$ ]					
LC1	113	25,25	32,42	15	56,8			0,28	37,85	2099	66					
	106	25,04	34,40	15	59,4			0,27	40,12	2191	69					
	102	25,50	45,35	30	80,8			0,39	51,19	2884	91					
	37	25,38	45,59	31	80,6			0,38	52,00	2905	92					
	25	25,48	45,48	31	81			0,38	51,93	2925	92					
	92	25,24	46,87	31	82,4		$\Delta a$ nur lokal	0,39	52,92	2938	93					
	85	25,33	46,75	31	82,3			0,40	53,77	2992	95					
	16	25,56	46,51	32	83,1			0,37	52,45	2965	94					
	53	25,71	45,80	32	82,7	0,12	$\Delta a$ lokal bis 0,7mm	0,39	51,70	2975	94					
	18	25,03	47,82	32	82,6			0,39	54,20	2961	94					
	17	25,23	52,98	41	91,7	0,09	$\Delta a$ im mittleren Bereich	0,44	59,84	3324	105					
	56	25,71	63,81	68	114,7	0,45	$\Delta a$ über B	0,39	70,10	4128	131					
	LC2	97	25,17	33,20	16	57,8			0,28	39,51	2175	69				
		112	25,18	34,69	17	60,2			0,27	40,05	2211	70				
		36	25,32	46,74	31	82,4			0,35	50,75	2826	89				
		44	25,63	45,47	31	81,8			0,32	46,66	2654	84				
21		25,21	47,36	32	82,9			0,34	49,07	2714	86					
101		25,34	46,70	32	82,4			0,35	48,63	2711	86					
14		25,19	47,81	32	83,4			0,35	49,70	2742	87					
108		25,39	47,45	32	83,9		Schwingungsanriss unsymmetrisch	0,30	41,78	2336	74					
12		25,46	46,46	32	82,5		nach Vorlast 19h bei 280°C	0,35	48,13	2702	85					
68		25,42	47,41	33	84,4		$\Delta a$ nur lokal	0,36	49,86	2807	89					
45		24,92	51,21	36	87,9			0,34	50,22	2727	86					
65		25,23	54,13	42	94,7	0,04	$\Delta a$ im mittleren Bereich	0,39	53,06	2936	93					
11		25,30	54,92	45	96,2	0,08	$\Delta a$ lokal bis 0,7mm	0,28	38,84	2162	68					
54		25,77	57,44	52	104,3	0,13	$\Delta a$ gleichmäßig über B	0,43	58,30	3347	106					

Tabelle 7-13:

Übersicht der durchgeführten Versuche an M(T)25-Proben zur Ermittlung der Bruchzähigkeit bei  $-150\text{ °C}$ ,  
Werkstoff 10MnMoNi5-5,  $\dot{V}_K = 0,0025\text{ mm/s}$

Probe	BGB B12	BGB B3	BGB B8	BGB B9	BGB B7	Mittelwert
$B$ [mm]	24,99	25,03	24,95	24,99	25,00	
$W^{(1)}$ [mm]	50,01	49,99	50,00	50,00	49,95	
$a_0^{(1)}$ [mm]	26,86	26,56	25,08	25,38	25,62	
$a_0/W^{(1)}$	0,54	0,53	0,50	0,51	0,51	
Anschwingen:						
Oberlast [kN]	109	115	112	110	103	
$K_{max}^{(1)}$ [MPam <sup>0,5</sup> ] [N/mm <sup>(3/2)</sup> ]	16	16	15	15	14	
	492	515	478	474	448	
Versuch:						
Bruchkraft [kN]	267	369	355	355	386	
$K_{CM(T)}^{(1)}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	38,2	52,3	47,9	48,4	53,1	47,98
	1209	1655	1514	1530	1678	1517

<sup>1)</sup> Mittelwert beider Probenseiten

Tabelle 7-14:

Übersicht der Versuche an M(T)25-Proben zur Ermittlung von Initiierungswerten bzw. einer Risswiderstandskurve bei  $23\text{ °C}$ , Werkstoff 10MnMoNi5-5, L-S-Lage,  $\dot{V}_K = 0,0025\text{ mm/s}$

Probe	$W$ [mm]	$a_0$ [mm]	$B$ [mm]	$V_{max}$ [mm]	$F_{max}$ [kN]	$F_{end}$ [kN]	$\Delta a$ [mm]	$J$ [N/mm]
B13 li	49,98	25,56	24,99	1,51	850	844	0,70	837
B13 re	49,98	25,18	24,99	1,27	850	844	0,69	670
B13	49,98	25,37	24,99	1,39	850	844	0,69	754
B10 li	50,00	26,23	25,00	2,36	843	838	1,46	1443
B10 re	50,00	25,73	25,00	2,17	843	838	1,46	1293
B10	50,00	25,98	25,00	2,27	843	838	1,46	1368
B5 li	49,97	26,60	25,01	1,01	814	813	0,37	525
B5 re	49,97	25,35	25,01	0,84	814	813	0,40	381
B5	49,97	25,97	25,01	0,92	814	813	0,38	453
B4 li	50,02	26,07	25,00	1,85	847	841	0,94	1092
B4 re	50,02	25,47	25,00	1,69	847	841	1,05	952
B4	50,02	25,77	25,00	1,77	847	841	0,99	1022
Mehrprobenauswertung								
	$J_{i,bl}$ [N/mm]: 115				$J = A\Delta a^2 + B\Delta a + C$			
	$J_{i,SW}$ [N/mm]: 81				A:	-125,63		
	$J_{0,2}$ [N/mm]: 276				B:	1070,54		
	$J_{0,2,bl}$ [N/mm]: 454				C:	67,13		

Tabelle 7-15:  
Übersicht der Versuche mit LCF- bzw. LUCF-Lastpfad an M(T)25-Proben, Werkstoff 10MnMoNi5-5, L-S-Lage,  $\dot{V}_K = 0,0025 \text{ mm/s}$

Lastpfad	LCF												LUCF											
	BGB B24	BGB B6	BGB B21	BGB B23	BGB B2	BGB B16	BGB B1	BGB B14	BGB B11	BGB B20	BGB B18	BGB B25	BGB B17	BGB B22										
<b>Geometrie</b>																								
$B$ [mm]	25,01	25,01	25,02	25,02	25,00	24,98	24,95	24,98	25,00	25,10	24,96	25,00	24,97	25,00										
$W^{(1)}$ [mm]	50,00	49,99	50,07	50,01	49,98	49,98	50,01	50,00	49,98	50,00	50,00	49,99	49,99	50,00										
$a_0^{(1)}$ [mm]	25,15	25,70	26,14	26,15	26,15	26,68	27,71	25,73	25,70	26,87	26,32	25,11	26,50	26,45										
$a_0/W^{(1)}$	0,50	0,51	0,52	0,52	0,52	0,53	0,55	0,51	0,51	0,54	0,53	0,50	0,53	0,53										
<b>Vorbeanspruchung bei 23 °C</b>																								
$F_{WPS}$ [kN]	749	749	749	749	751	749	739	785	749	742	749	750	751	750										
$K_{WPS}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	101	103	104	105	105	107	109	108	103	106	105	101	106	106										
$J_{WPS}$ [N/mm <sup>(3/2)</sup> ]	3197	3258	3300	3308	3320	3376	3454	3423	3261	3350	3335	3198	3365	3348										
$J_{WPS}$ [N/mm]	62	66	67	70	67	94	72	77	67	67	68	63	64	69										
<b>Belastung bei -150 °C</b>																								
$F_{frac}$ [kN]	856	849	885	945	873	826	843	833	739	646	782	644	711	727										
$K_{frac}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	116	117	123	132	122	118	125	115	102	92	110	87	101	103										
$J_{frac}$ [N/mm <sup>(3/2)</sup> ]	3653	3694	3900	4172	3863	3726	3938	3631	3218	2914	3483	2746	3188	3248										

<sup>1)</sup> Mittelwert beider Probenseiten

Tabelle 7-16:  
Übersicht der Versuche zur Ermittlung des Initiierungsbereiches bei 280 °C, der Bruchzähigkeit bei 23 °C und der WPS-Versuche an M(T)25-Proben,  
Werkstoff 17MoV8-4, L-S-Lage,  $\dot{V}_k = 0,0025 \text{ mm/s}$

Probe	$K_{C(MT)}$						LCF						LUCF					
	14 <sup>1)</sup>	17 <sup>2)</sup>	22	12	13	15	18	16	21	19	20	23 <sup>3)</sup>						
<b>Geometrie</b>																		
$B$ [mm]	25,02	25,02	25,00	25,02	25,02	25,01	25,02	25,02	25,02	25,02	25,01	25,02						
$W$ [mm]	50,01	50,01	50,00	50,02	50,02	50,03	50,02	50,03	50,02	50,01	50,00	50,00						
$a_0$ [mm]	26,07	23,63	25,93	25,82	26,05	25,95	26,35	26,20	25,75	25,60	26,50	25,90						
$a_0/W$	0,52	0,47	0,52	0,52	0,52	0,52	0,53	0,52	0,51	0,51	0,53	0,52						
<b>Vorbeanspruchung bei 280 °C</b>																		
$F_{WPS}$ [kN]	1055 <sup>1)</sup>					639	638	639	641	639	641	798						
$K_{WPS}$ [N/mm <sup>(3/2)</sup> ] [MPam <sup>0,5</sup> ]	4646 <sup>1)</sup>					2802	2836	2826	2790	2768	2865	3493						
	147 <sup>1)</sup>					89	90	89	88	88	91	110						
<b>Belastung bei 23 °C</b>																		
$F_{frac}$ [kN]		372	294	405	408	724	716	728	697	706	686	763						
$K_{C(M)}$ [N/mm <sup>(3/2)</sup> ] [MPam <sup>0,5</sup> ]		1504	1289	1768	1793	3173	3183	3220	3034	3060	3068	3343						
		48	41	56	57	100	101	102	96	97	97	106						

<sup>1)</sup> Kraft bzw. Bruchzähigkeit bei Versagen der Probe

<sup>2)</sup> Ohne Schwingungsriß

<sup>3)</sup> Im Initiierungsbereich vorbelastet

Tabelle 7-17:

Übersicht der durchgeführten Versuche an PS(T)-Proben des 10MnMoNi5-5 ohne Vorbelastung.

$$\dot{V}_K = 0,0025 \text{ mm/s}$$

Temperatur	Probe	$B$	$W$	$W_n$	$F_{max}$	$V_{max}$	$\Delta a$	$\Delta a$	$\Delta a_{max}$
		[mm]	[mm]	[mm]	$F_{frac}$ [kN]	[mm]	bei $\phi=0^\circ$ [mm]	Mittelwert [mm]	[mm]
23°C	BGE B7	25,00	50,06	40,00	1162	0,63	0,21	0,20	0,38
	BGE B8	25,02	50,07	39,89	1226	1,24	0,77	0,70	1,14
	BGE B21	25,00	50,02	39,72	1237	2,03	1,08	1,38	2,13
-150°C	BGE B20	25,03	49,98	39,89	588	0,08	Mittelwert der Bruchkräfte: 634 kN $K_{CPS(T)} = 54 \text{ MPam}^{0,5 \text{ 1)}$		
	BGE B18	25,05	50,00	40,00	639				
	BGE B1	25,01	50,05	39,72	676	0,09			

<sup>1)</sup> Wert bei  $\phi = 0^\circ$ , berechnet auf der Basis des in Kapitel 6.3.4, Bild 6-9 dargestellten halbelliptischen Oberflächenfehlers

Tabelle 7-18:

Übersicht der durchgeführten Versuche an PS(T)-Proben des 10MnMoNi5-5 mit Vorbelastung.

$$T_{WPS} = 23 \text{ °C}, T_{frac} = 280 \text{ °C}, \dot{V}_K = 0,0025 \text{ mm/s}$$

Lastpfad	Probe	Geometrie			Vorbeanspruchung			Belastung		
		$B$ [mm]	$W$ [mm]	$W_n$ [mm]	$V_{LL,WPS}$ [mm]	$F_{WPS}$ [kN]	$K_{WPS}^{1)}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]	$V_{LL,frac}$ [mm]	$F_{frac}$ [kN]	$K_{frac}^{1)}$ [MPam <sup>0,5</sup> ]
LCF	BGE B15	25,01	50,07	39,72	0,26	1096	94	0,02	1256	108
	BGE B11	25,00	50,01	39,89	0,24	1122	96	0,03	1352	116
	BGE B10	25,00	50,04	40,00	0,25	1106	95	0,03	1305	112
LUCF	BGE B19	25,01	50,01	39,72	0,34	1135	97	0,16	1267	109
	BGE B6	25,00	50,06	39,89	0,25	1079	93	0,16	1164	100
	BGE B5	25,03	50,02	39,89	0,25	1044	90	0,17	1203	103
	BGE B4	25,03	50,01	40,00	0,24	1081	93	0,15	1053	90

<sup>1)</sup> Wert bei  $\phi = 0^\circ$ , berechnet auf der Basis des in Kapitel 6.3.4, Bild 6-9 dargestellten halbelliptischen Oberflächenfehlers

Tabelle 7-19  
Zusammenfassung der Rissinitiiierungswerte und Risswiderstandskurven des 10MnMoNi5-5

Probenform Temperatur	C(T)25sg			C(T)25	M(T)25
	23 °C	200 °C	300 °C	23 °C	23 °C
Initiiierungswerte					
$K_i$ <sup>1)</sup> [MPam <sup>0,5</sup> ]				134	137
$J_{i,SZW}$ [N/mm]	177	141	89	134	81
$J_{i,bl}$ [N/mm]	188	151	91	137	115
$J_{0,2}$ [N/mm]	253	210	160	300	276
$J_{0,2bl}$ [N/mm]	315	256	185	432	454
Koeffizienten der approximierten Risswiderstandskurve					
Gleichung 1: $J(\Delta a) = a(\Delta a + b)^c$					
Gleichung 2: $J(\Delta a) = A\Delta a^2 + B\Delta a + C$					
Gleichung	1	2	1	1	2
$a$	518,05		359,44	781,71	
$b$	0,26		0,08	0	
$c$	0,924		0,635	0,596	
$A$		0			-125,63
$B$		430,68			1070,54
$C$		124,18			67,13

<sup>1)</sup> Wert, berechnet als Spannungsintensität bei Initiiierung

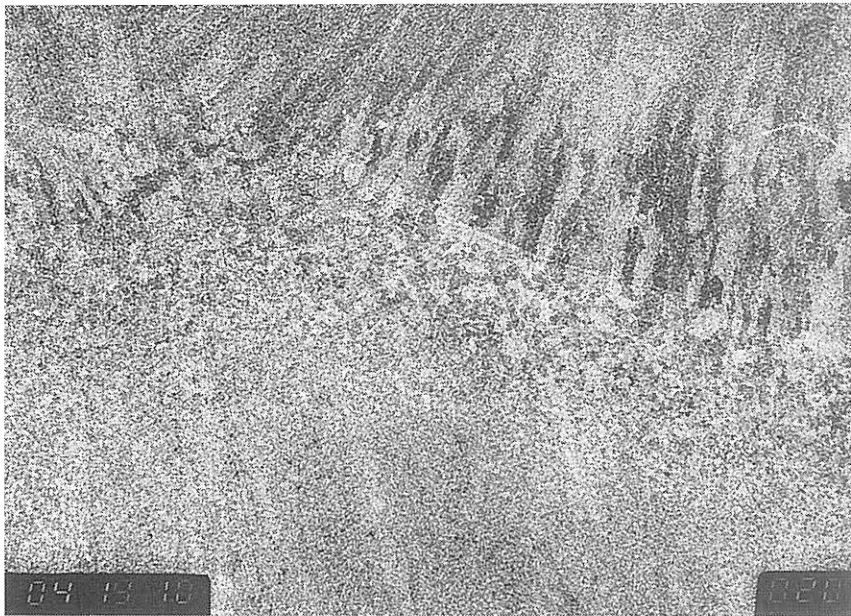
**Bilder zu Kapitel 7**

Bild 7-1 :  
Makroskopische Gefügestruktur des 10MnMoNi5-5, Stengelkorn-Zwickel,  
grobkörniger Saum, Feinkornzone, T-S-Ebene, Nital geätzt, V= 20:1

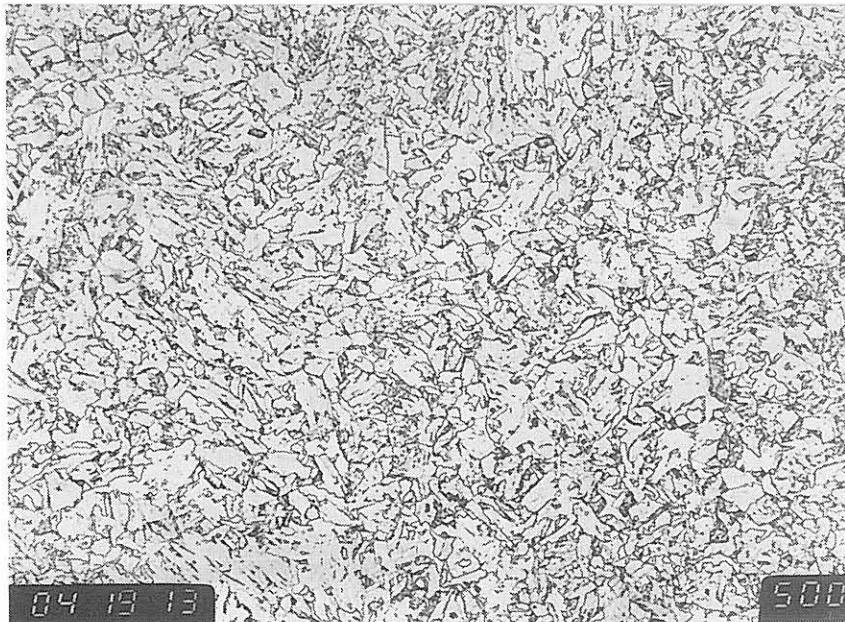


Bild 7-2 :  
Mikroskopische Gefügestruktur des 10MnMoNi5-5 – Feinkornbereich  
T-S-Ebene, Nital geätzt, V= 500:1

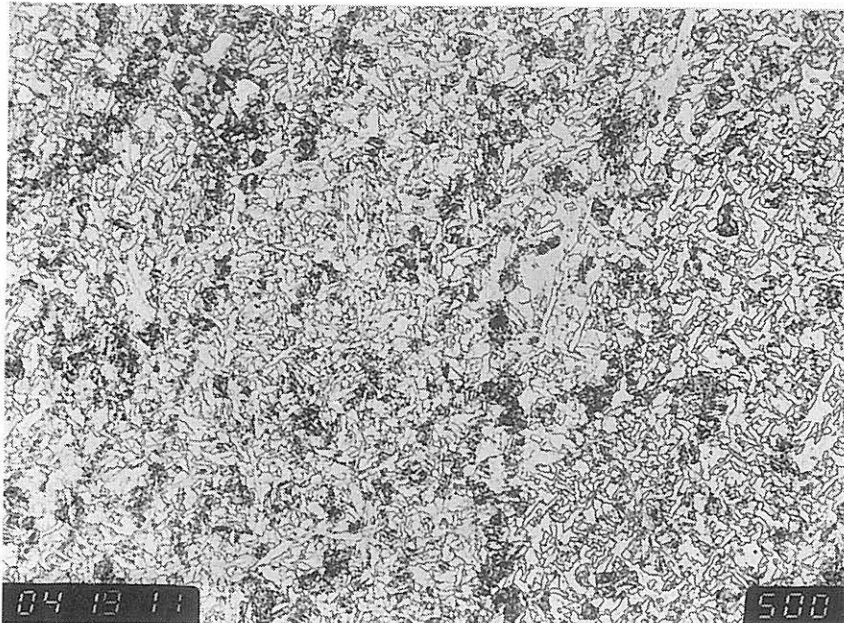


Bild 7-3 :  
Mikroskopische Gefügestruktur des 10MnMoNi5-5, Stengelkornbereich  
T-S-Ebene, Nital geätzt, V= 500:1

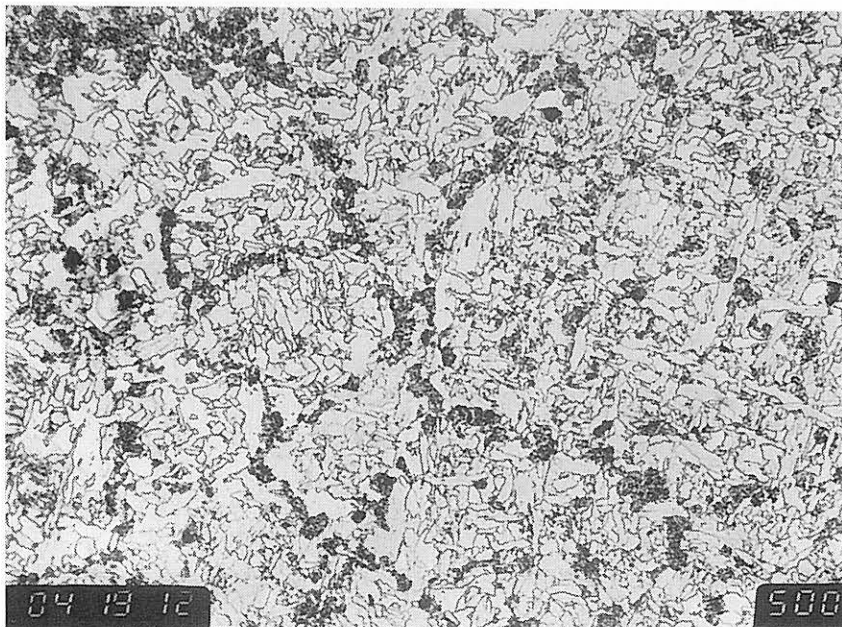


Bild 7-4 :  
Mikroskopische Gefügestruktur des 10MnMoNi5-5, netzartig angeordnete  
Karbidausscheidungen im Grobkornsaum unterhalb der Schmelzlinie des Raupensackes,  
T-S-Ebene, Nital geätzt, V= 500:1



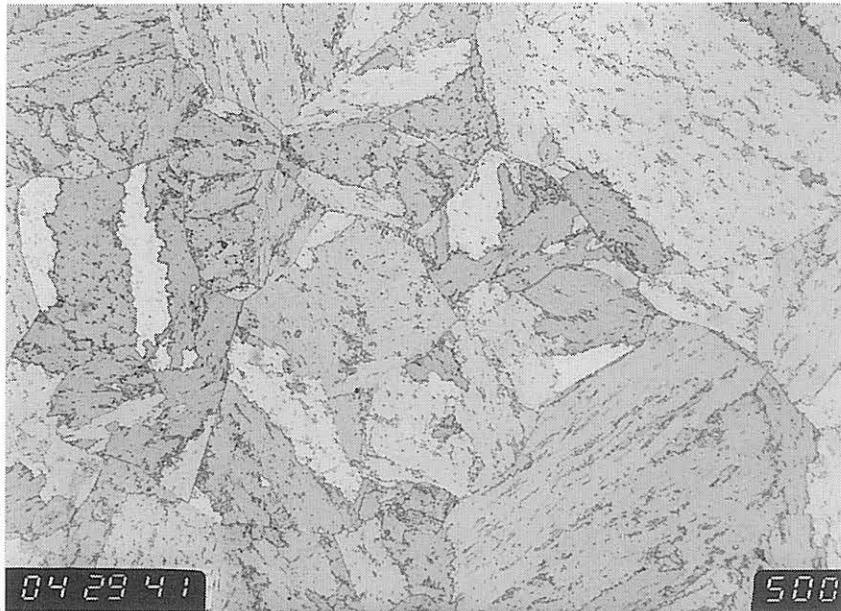


Bild 7-5 :  
Gefüge des 17MoV8-4, angelassener Martensit bzw. Bainit  
T-S-Ebene, Nital geätzt, V= 500:1

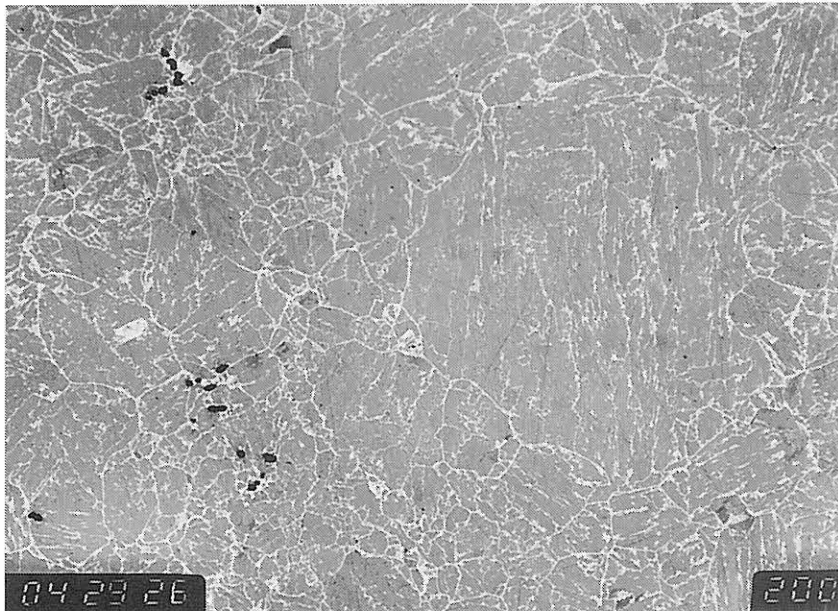


Bild 7-6 :  
Gefüge des 17MoV8-4, Primäraustenitkorngrenzen  
T-L-Ebene, Ätzung Fe m 22, V= 200:1



Bild 7-7 :  
Gefüge des 17MoV8-4, Inseln zusammengelagerter Mangansulfide  
T-L-Ebene, ungeätzt, V= 200:1

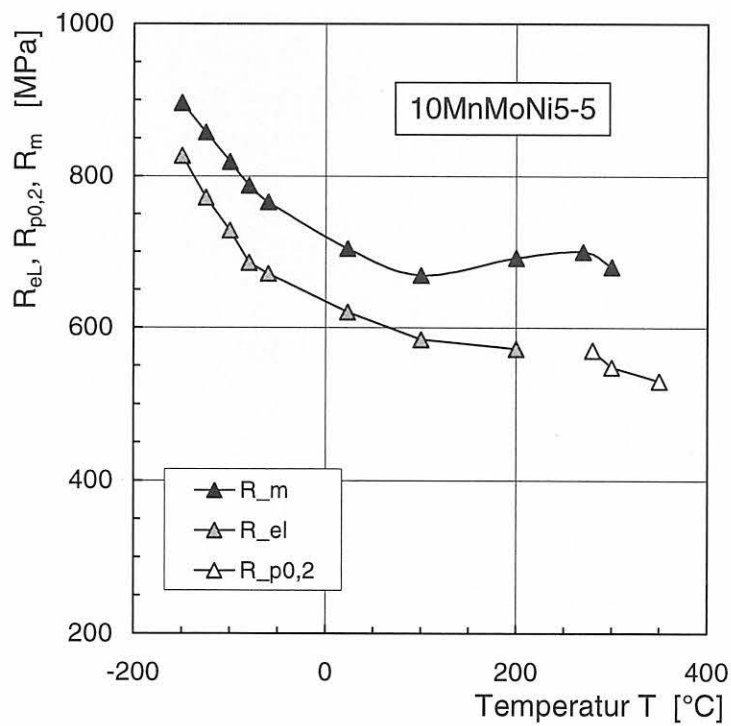


Bild 7-8:  
Zugfestigkeit und Streckgrenze bzw. 0,2 %-Dehngrenze in Abhängigkeit von der  
Temperatur für den 10MnMoNi5-5

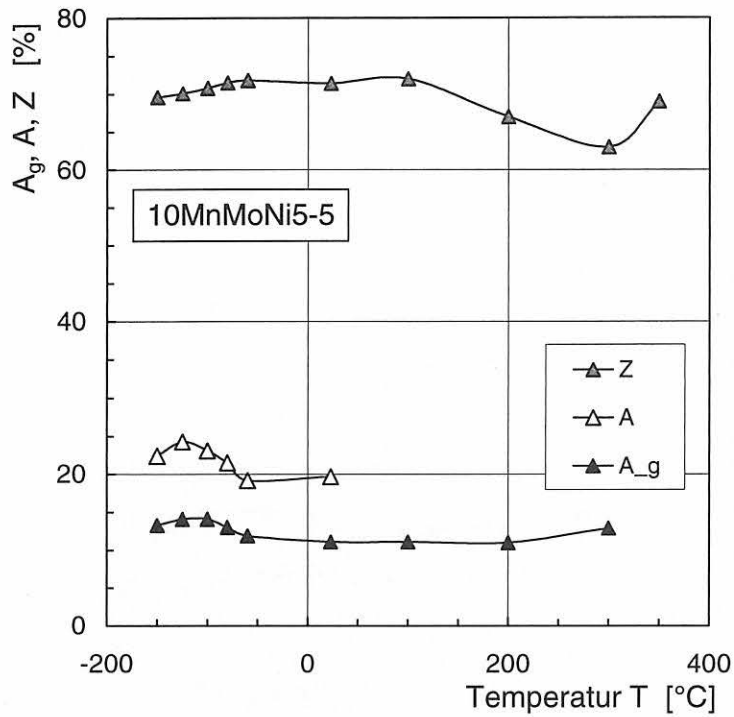


Bild 7-9: Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung und Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Temperatur für den 10MnMoNi5-5

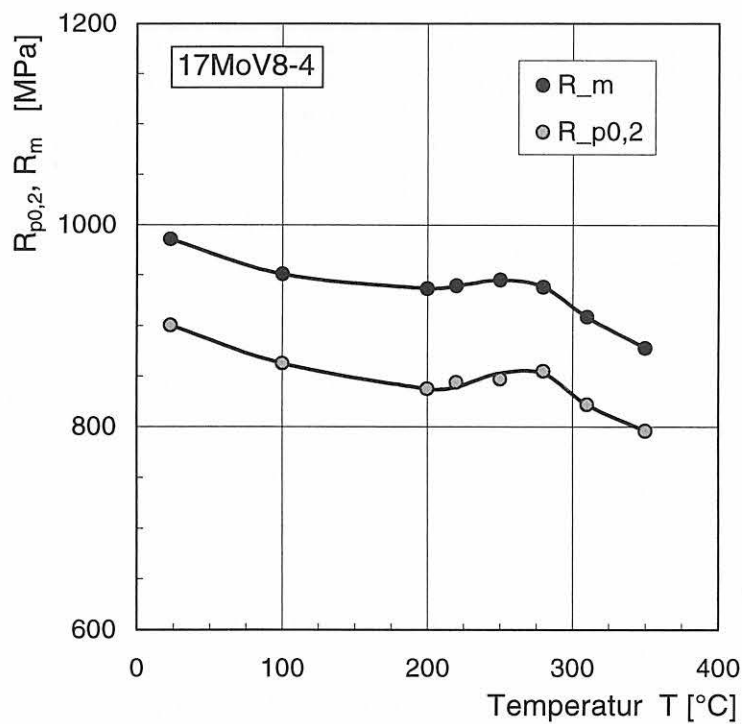


Bild 7-10: Zugfestigkeit und Streckgrenze bzw. 0,2 %-Dehngrenze in Abhängigkeit von der Temperatur für den 17MoV8-4

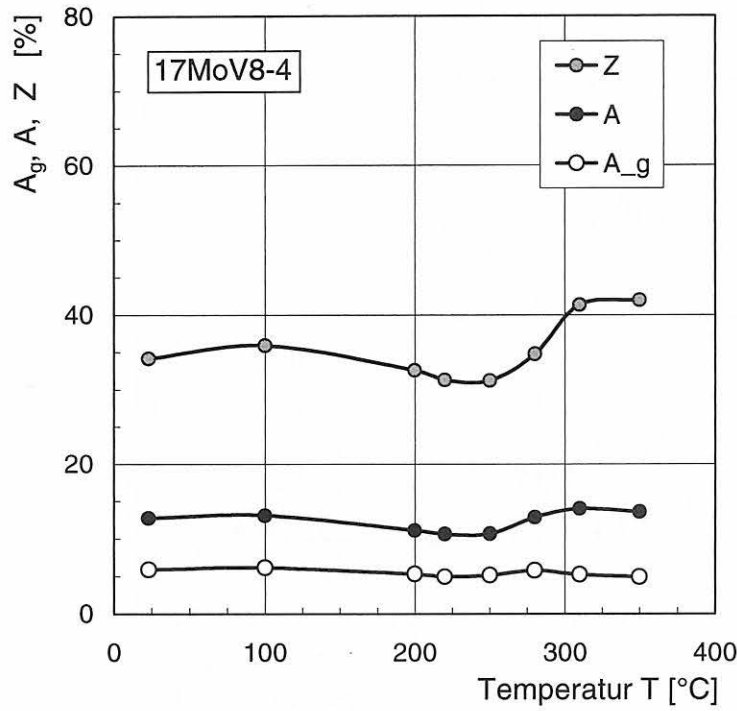


Bild 7-11: Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung und Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Temperatur für den 17MoV8-4

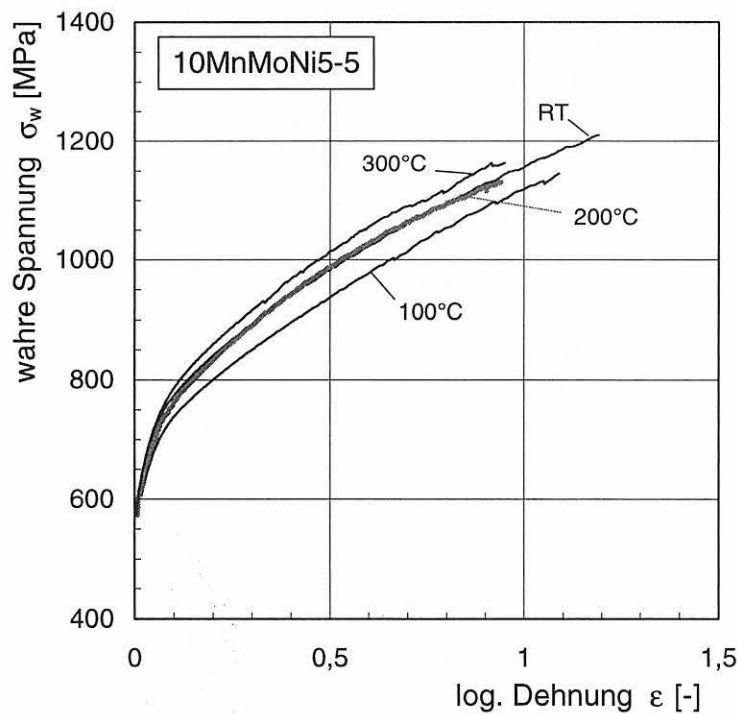


Bild 7-12a: Gemittelte Fließkurven aus Zugversuchen an B8x40-Proben des 10MnMoNi5-5 (L-Lage) in Abhängigkeit von der Temperatur

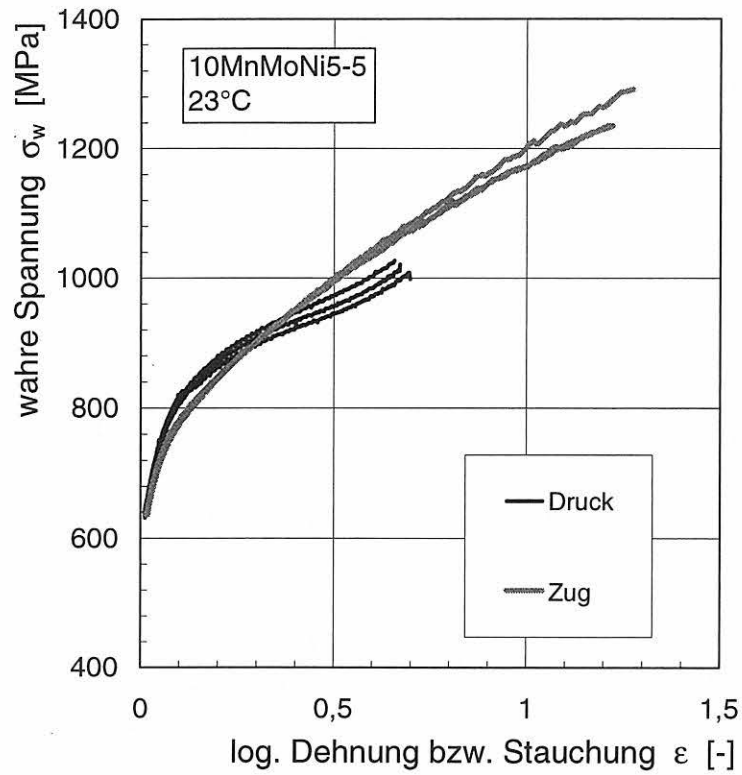


Bild 7-12b:  
Vergleich von Fließkurven, ermittelt in Zug- und Druckversuchen [4],  
10MnMoNi5-5, 23 °C

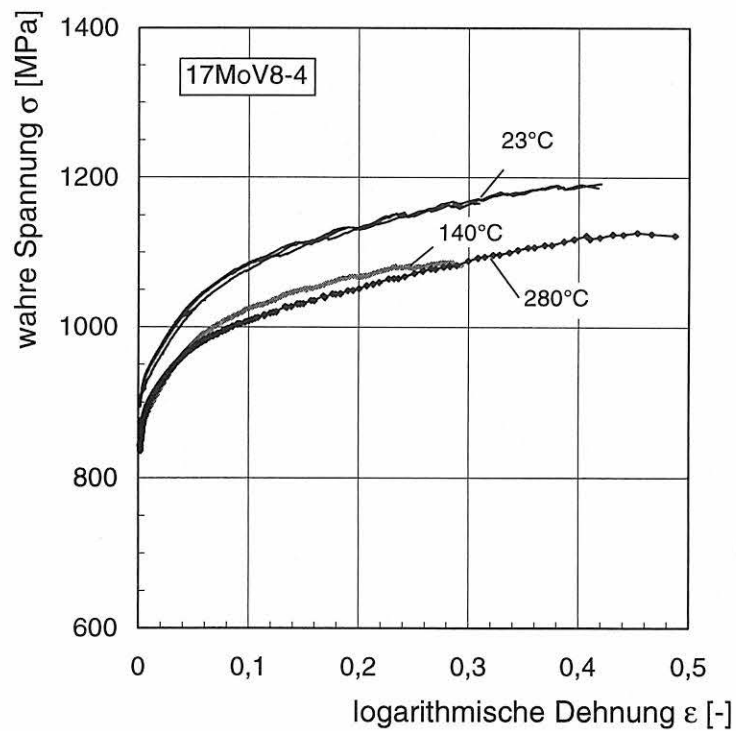


Bild 7-13:  
Fließkurven aus Zugversuchen an B8x40-Proben des 17MoV8-4 in Abhängigkeit von  
der Temperatur

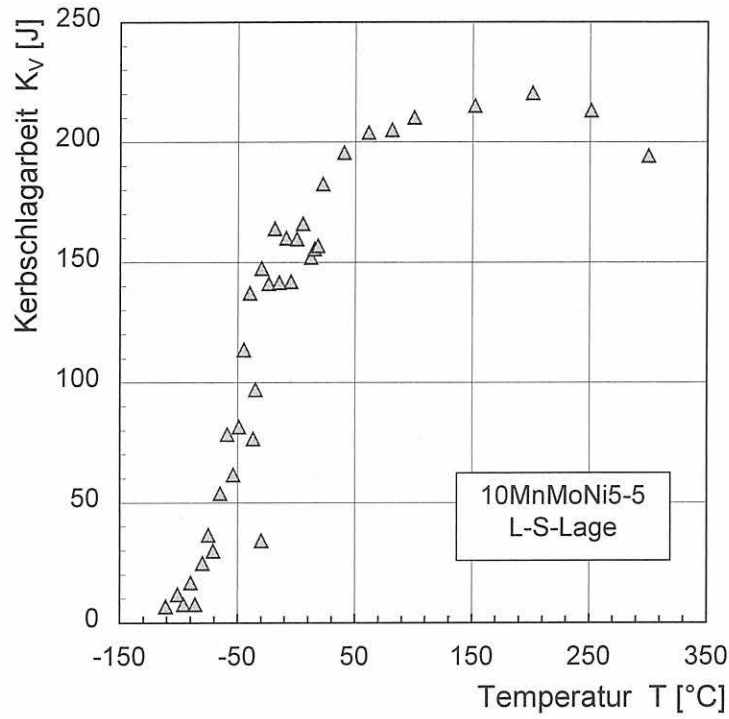


Bild 7-14a:  
 $K_V$ - $T$ -Kurve des 10MnMoNi5-5 in L-S-Lage

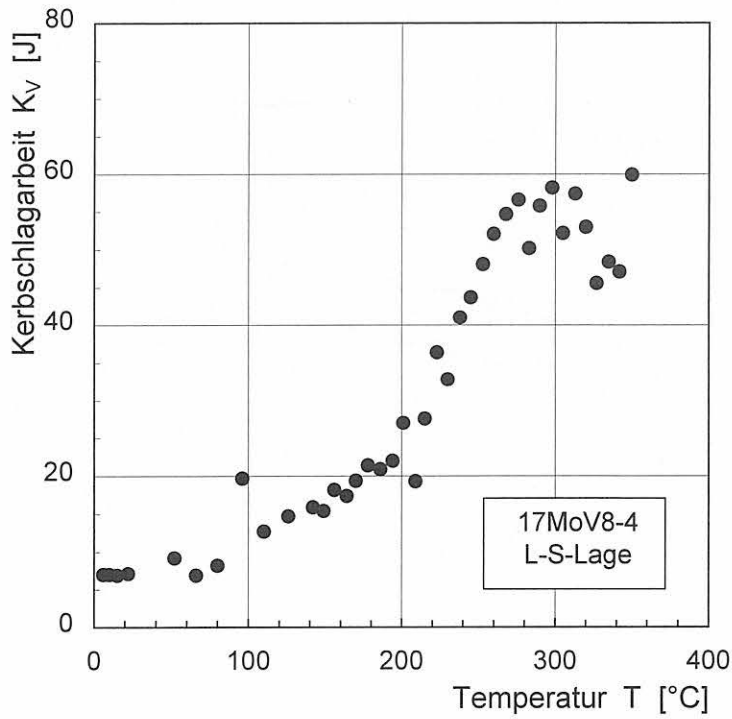


Bild 7-14b:  
 $K_V$ - $T$ -Kurve des 17MoV8-4 in L-S-Lage

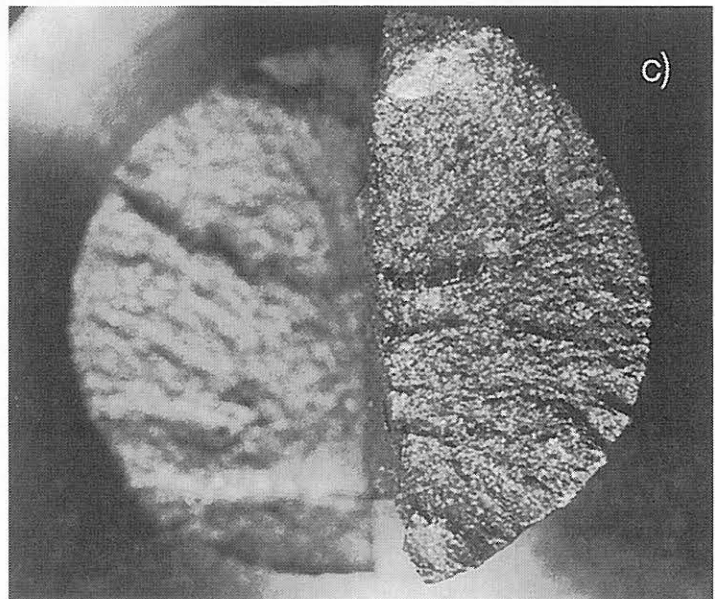
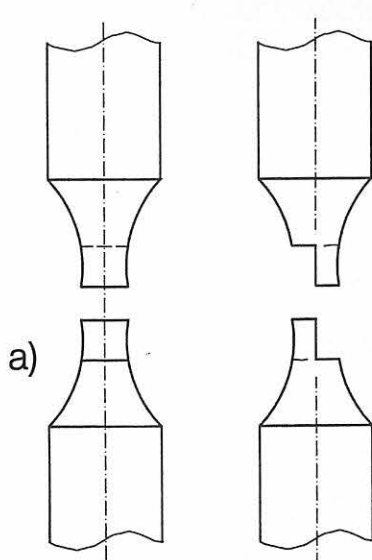
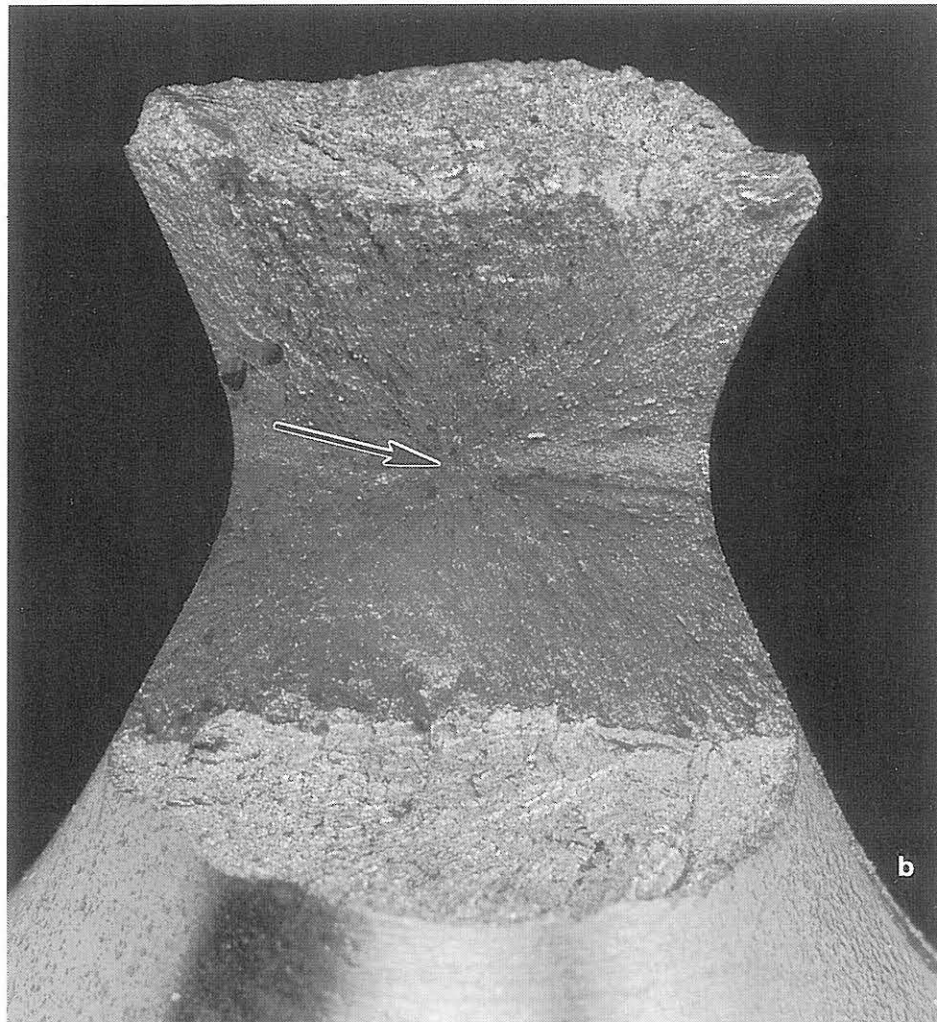


Bild 7-15:

Z-förmig verlaufende Spaltbruchflächen bei gekerbten Rundzugproben mit einem Kerbradius von 10 mm des 10MnMoNi5-5, Prüftemperatur  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;

a) schematische Darstellung

b) Ansicht der in Belastungsrichtung verlaufenden Bruchfläche mit Spaltbruchinitiierungsbereich (SIB), Probe GBD3

c) obere Bruchfläche aus b)

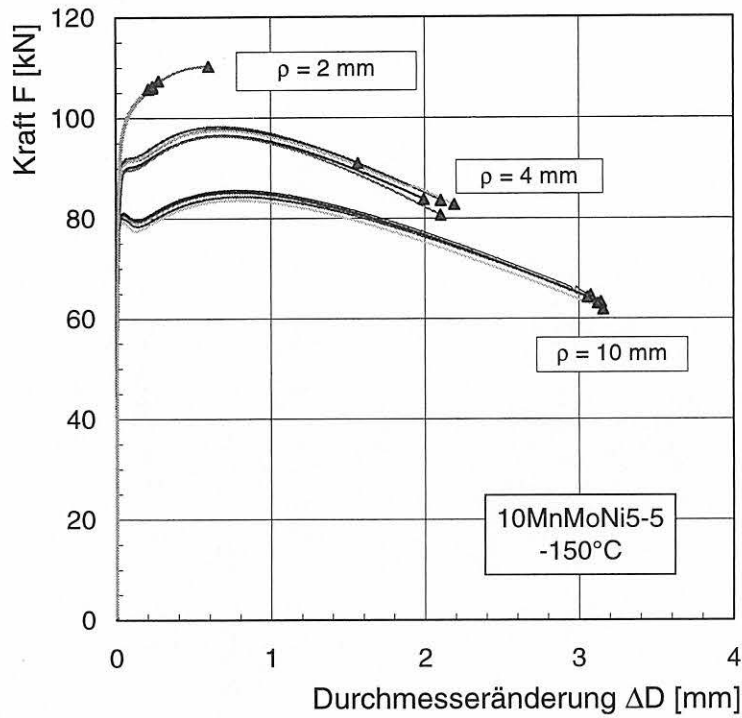


Bild 7-16:  
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des 10MnMoNi5-5 bei  $-150^\circ\text{C}$

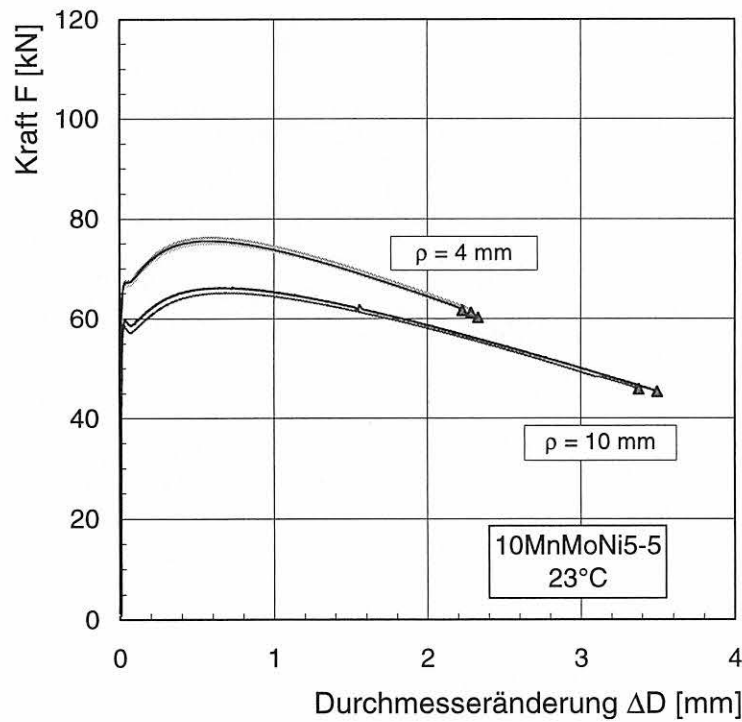


Bild 7-17:  
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des 10MnMoNi5-5 bei  $23^\circ\text{C}$



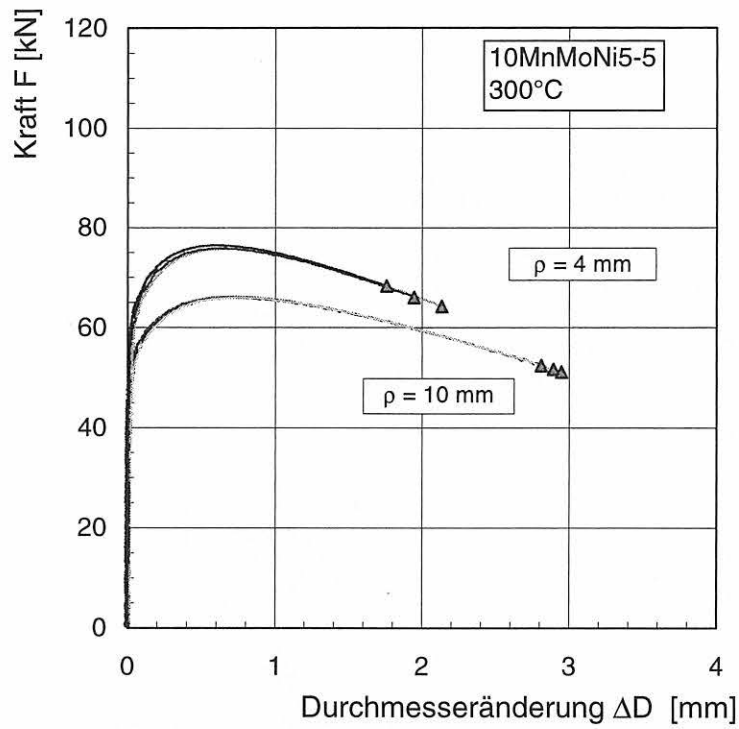


Bild 7-18:  
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des 10MnMoNi5-5 bei 300 °C

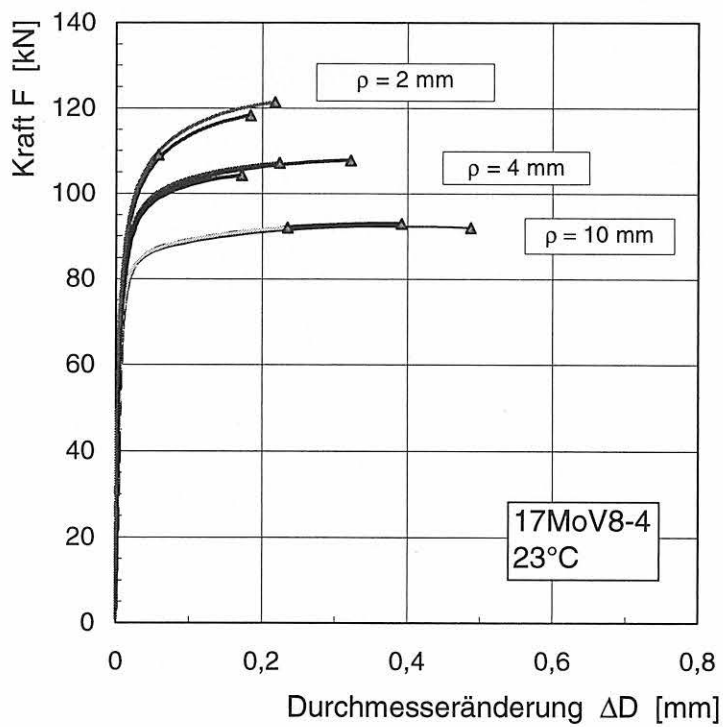


Bild 7-19:  
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des 17MoV8-4 bei 23 °C

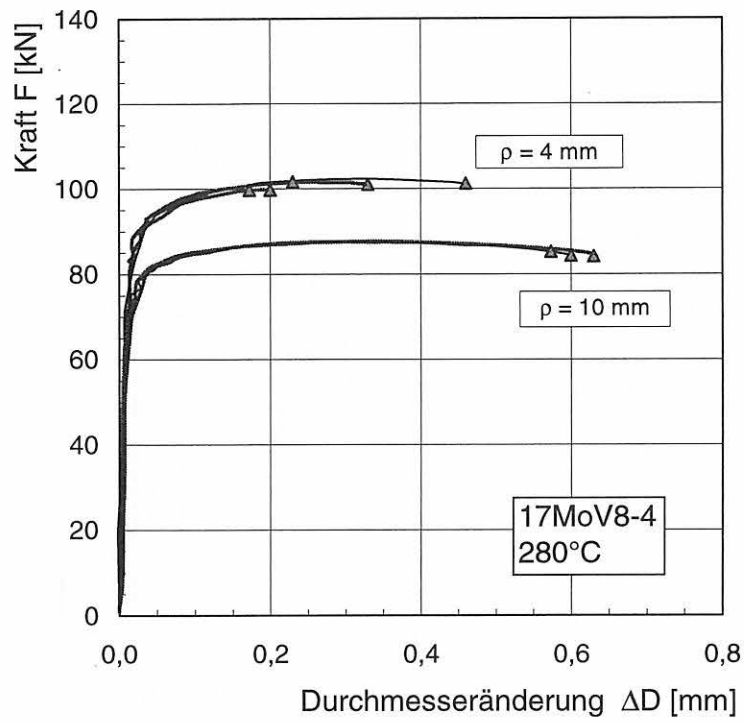


Bild 7-20:  
Kraft-Durchmesseränderungskurven gekerbter Rundzugproben des 17MoV8-4 bei 280 °C

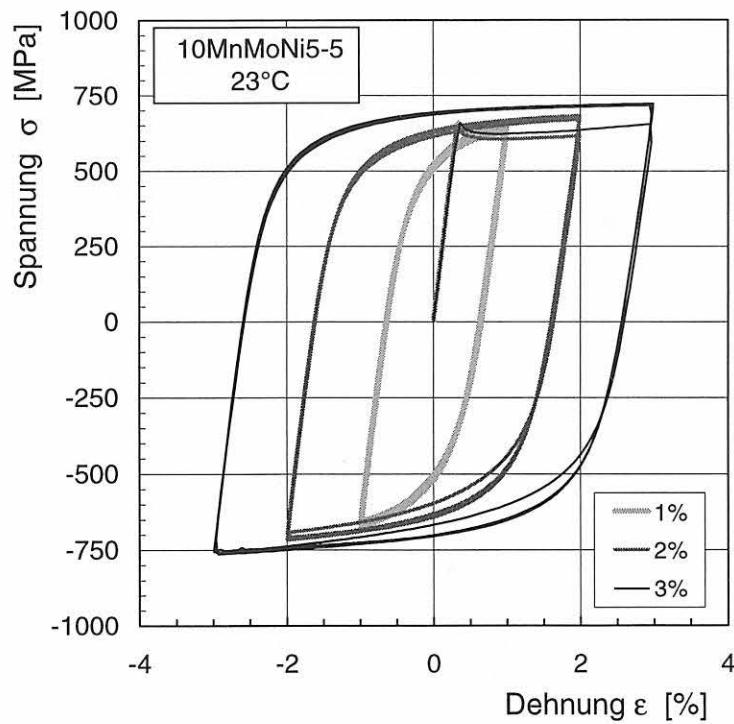


Bild 7-21:  
Spannungs-Dehnungskurven bei zyklischer Beanspruchung, 10MnMoNi5-5, 23 °C

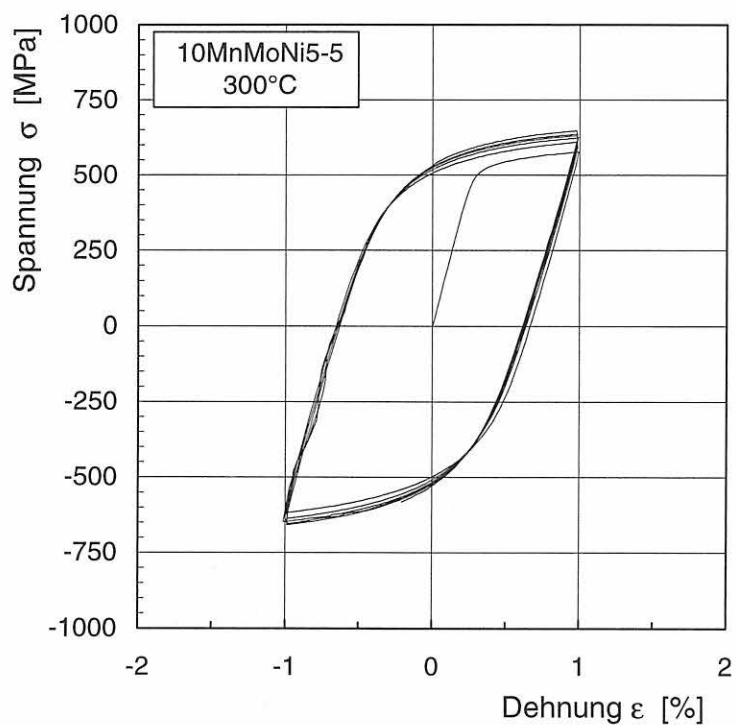


Bild 7-22:  
Spannungs-Dehnungskurven bei zyklischer Beanspruchung, 10MnMoNi5-5, 300 °C

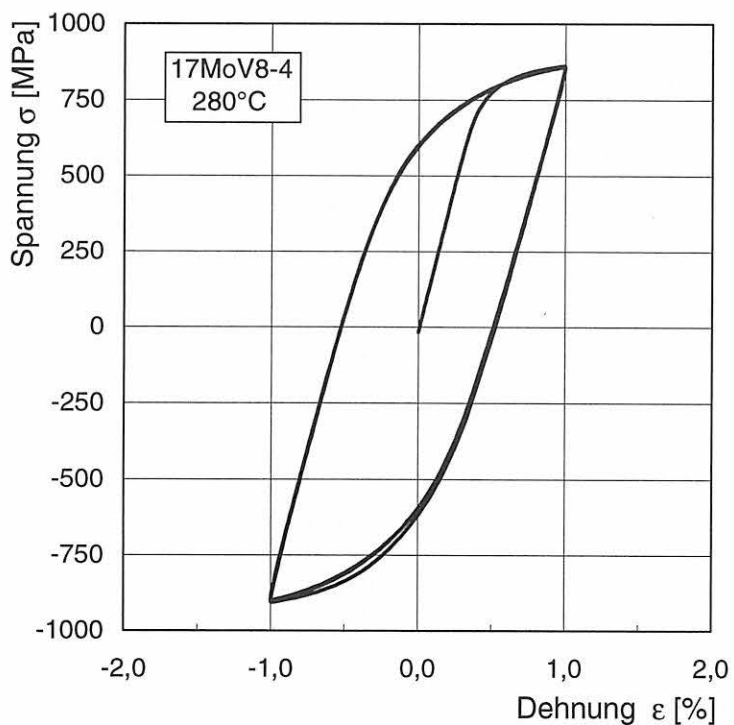


Bild 7-23:  
Spannungs-Dehnungskurven bei zyklischer Beanspruchung, 17MoV8-4, 280 °C

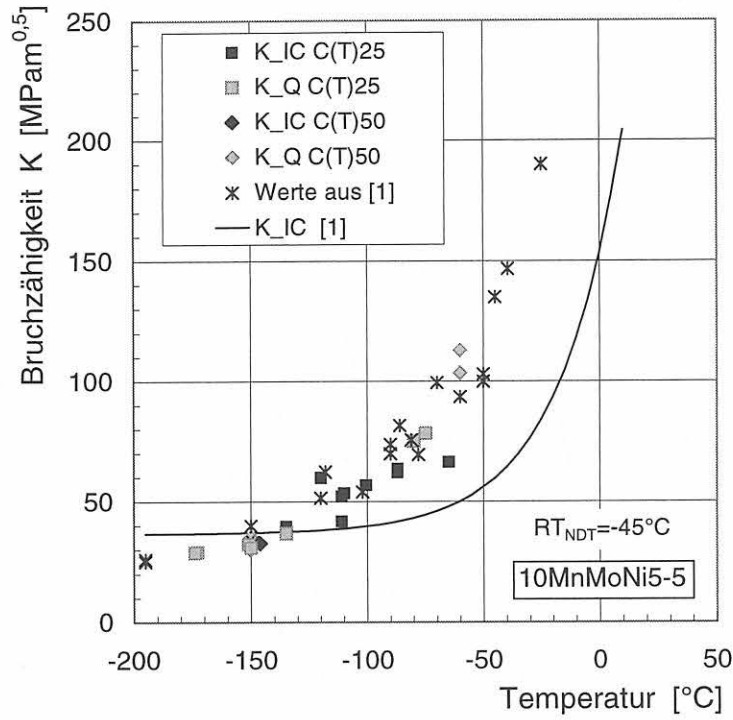


Bild 7-24:  
K<sub>c</sub>-Werte, C(T)-Proben, 10MnMoNi5-5, L-S-Lage

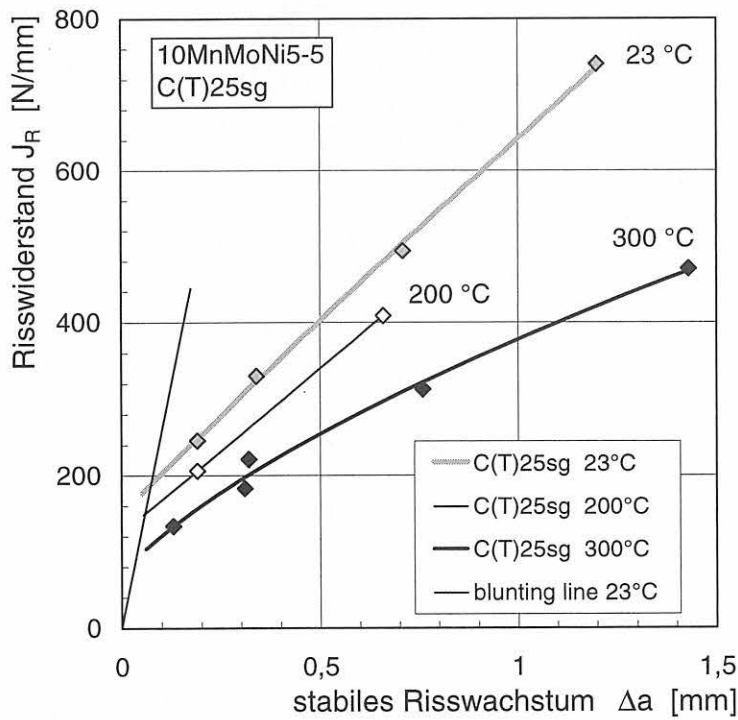


Bild 7-25:  
Risswiderstandskurven nach der Mehrprobenmethode,  
C(T)25sg-Proben,  $a_0/W \approx 0,57$ , 10MnMoNi5-5, L-S-Lage

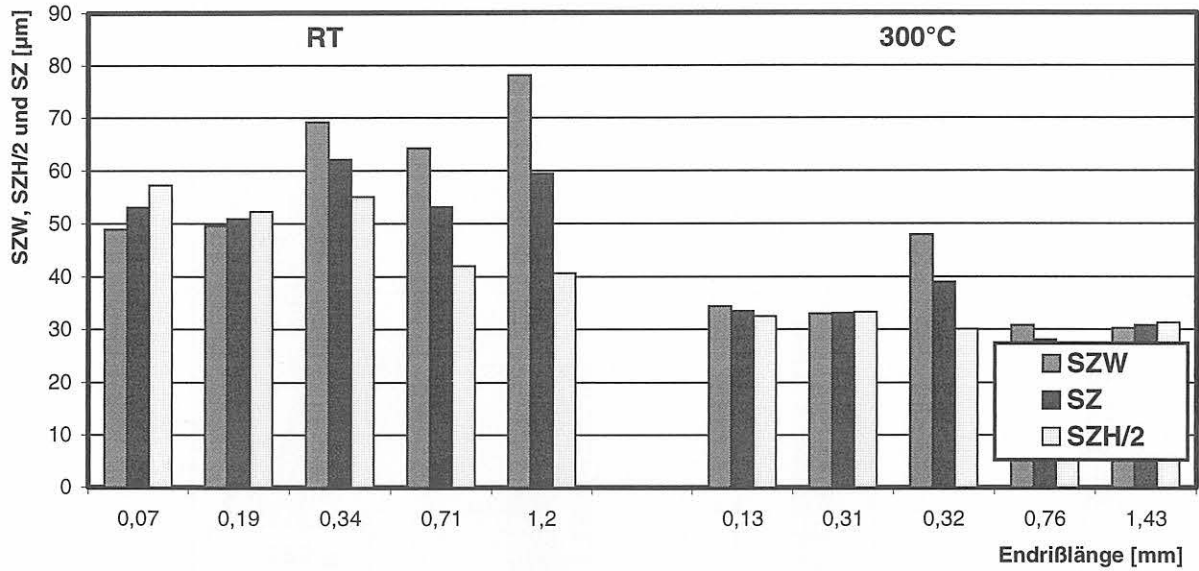


Bild 7-26: Stretchzonenwerte nach Risswiderstandsversuchen, 10 MnMoNi5-5, C(T)25sg-Proben

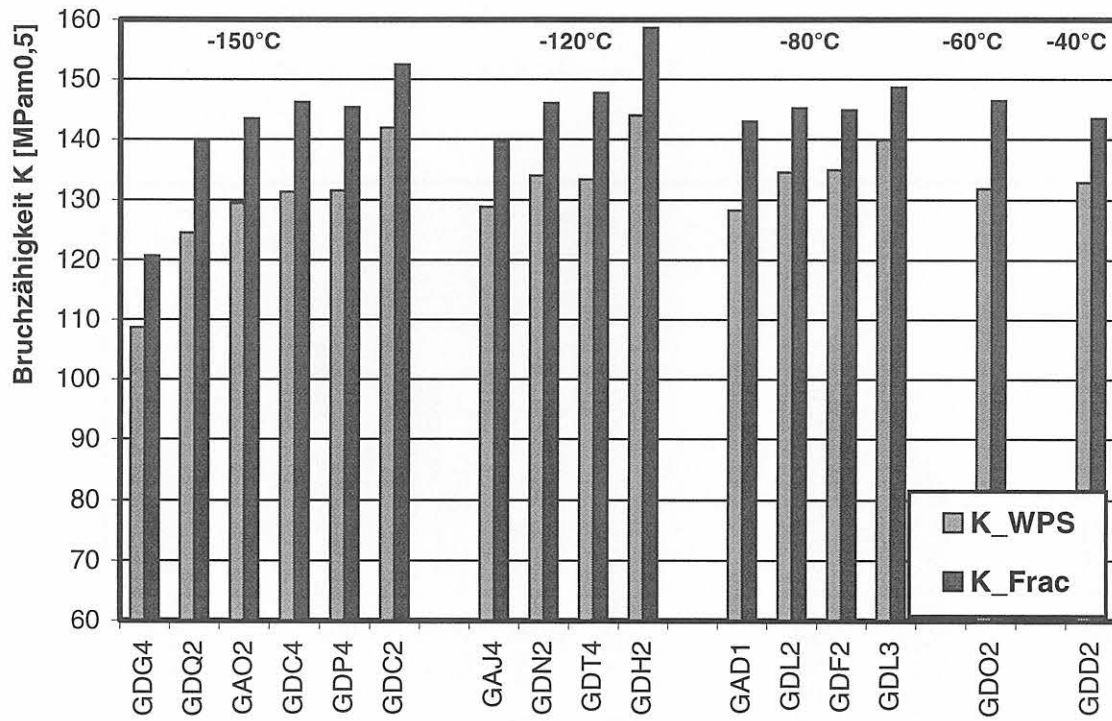


Bild 7-27: Einfluss von Vorbelastungshöhe und der Wiederbeanspruchungstemperatur auf den WPS-Effekt, LCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5, C(T)25-Proben,  $T_{WPS}=RT$

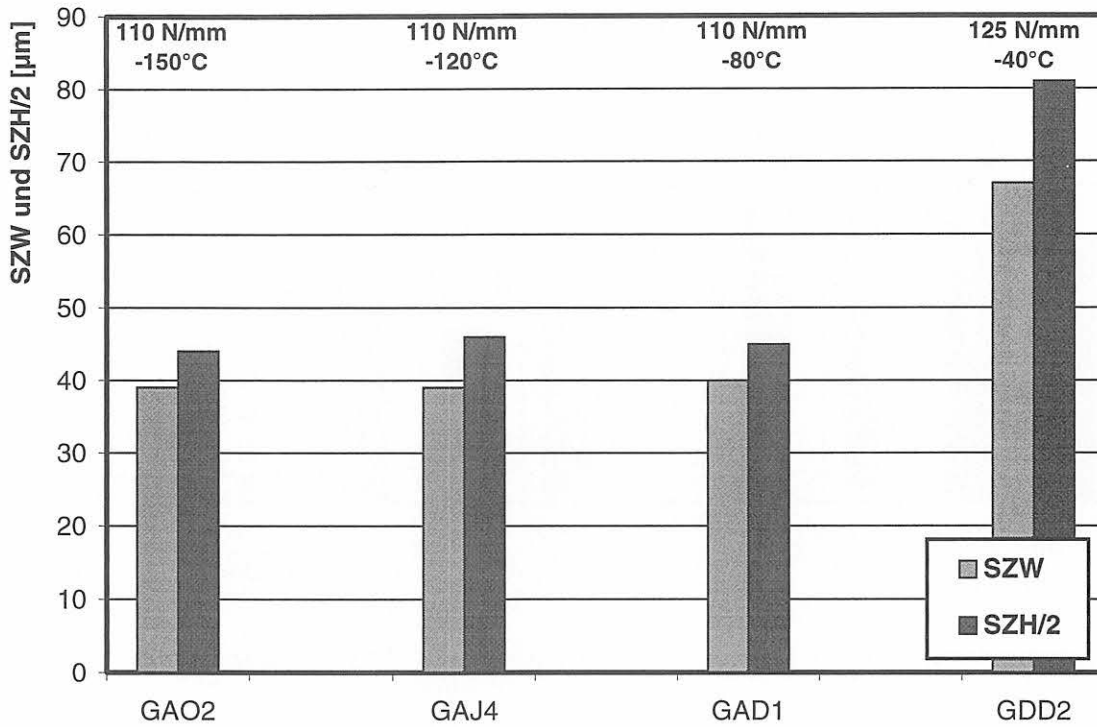


Bild 7-28: Stretchzonenwerte nach WPS-Versuchen, LCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5, C(T)25-Proben,  $T_{WPS}=RT$

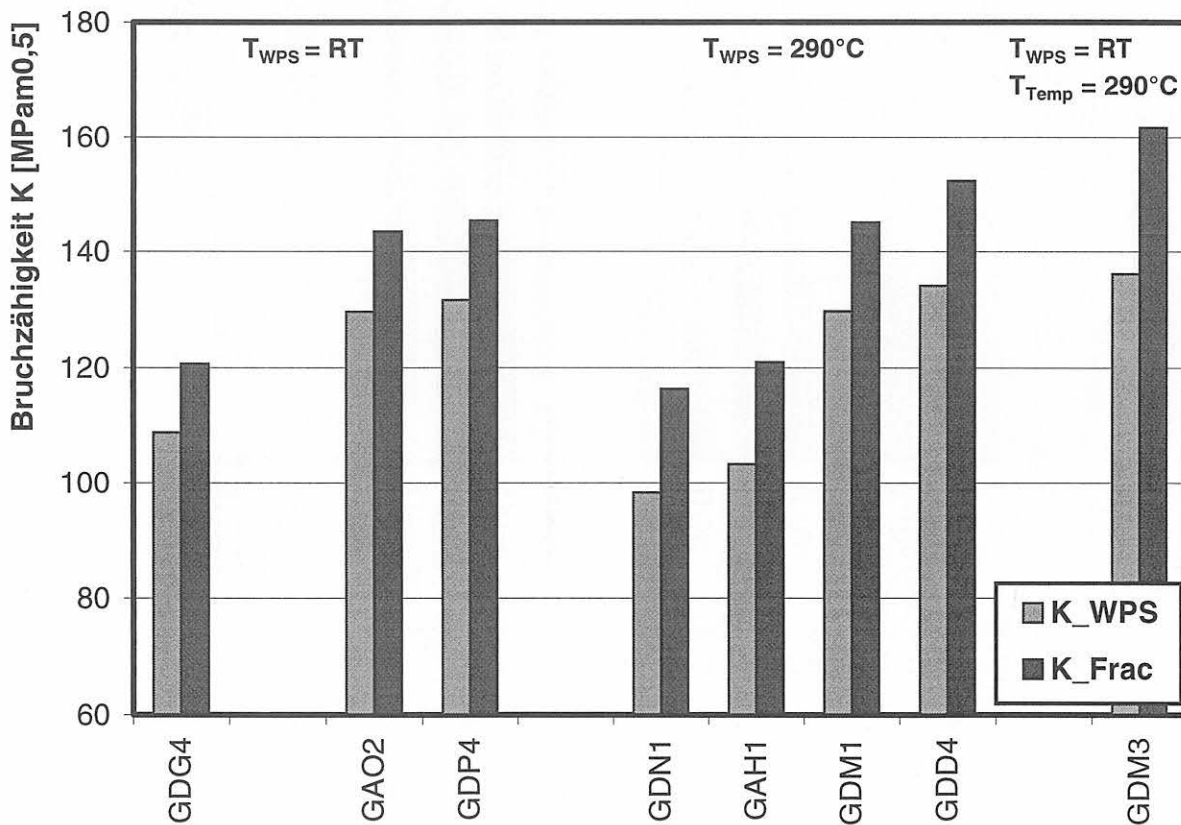


Bild 7-29: Einfluss der Vorbelastungstemperatur auf den WPS-Effekt, LCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5 C(T)25-Proben,  $T_{frac}=-150^\circ C$

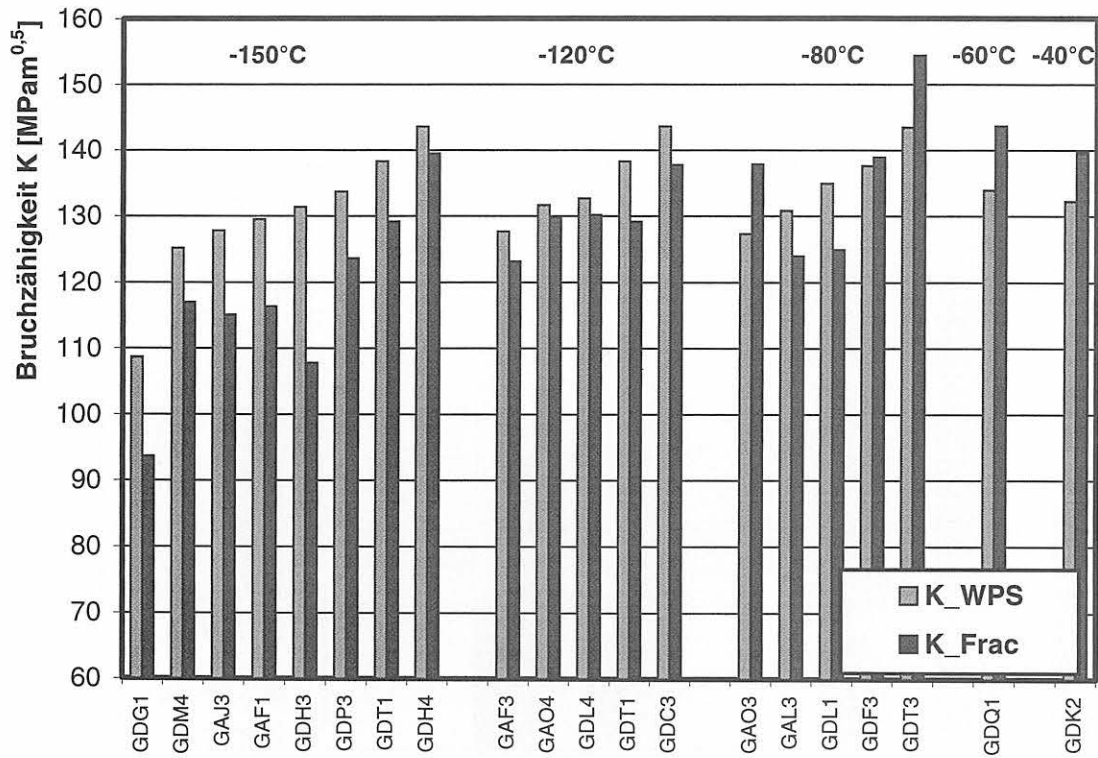


Bild 7-30: Einfluss von Vorbelastungshöhe und Wiederbeanspruchungstemperatur auf den WPS-Effekt, LUCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5, C(T)25-Proben,  $T_{WPS}=RT$

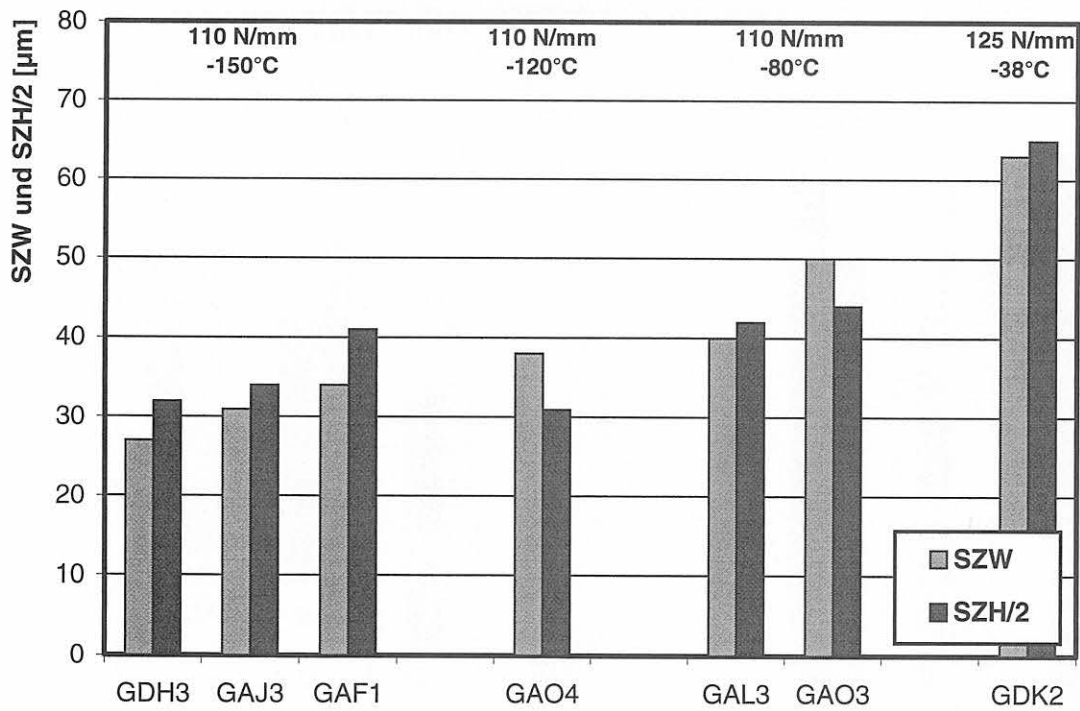


Bild 7-31: Stretchzonenwerte nach WPS-Versuchen, LUCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5, C(T)25-Proben,  $T_{WPS}=RT$

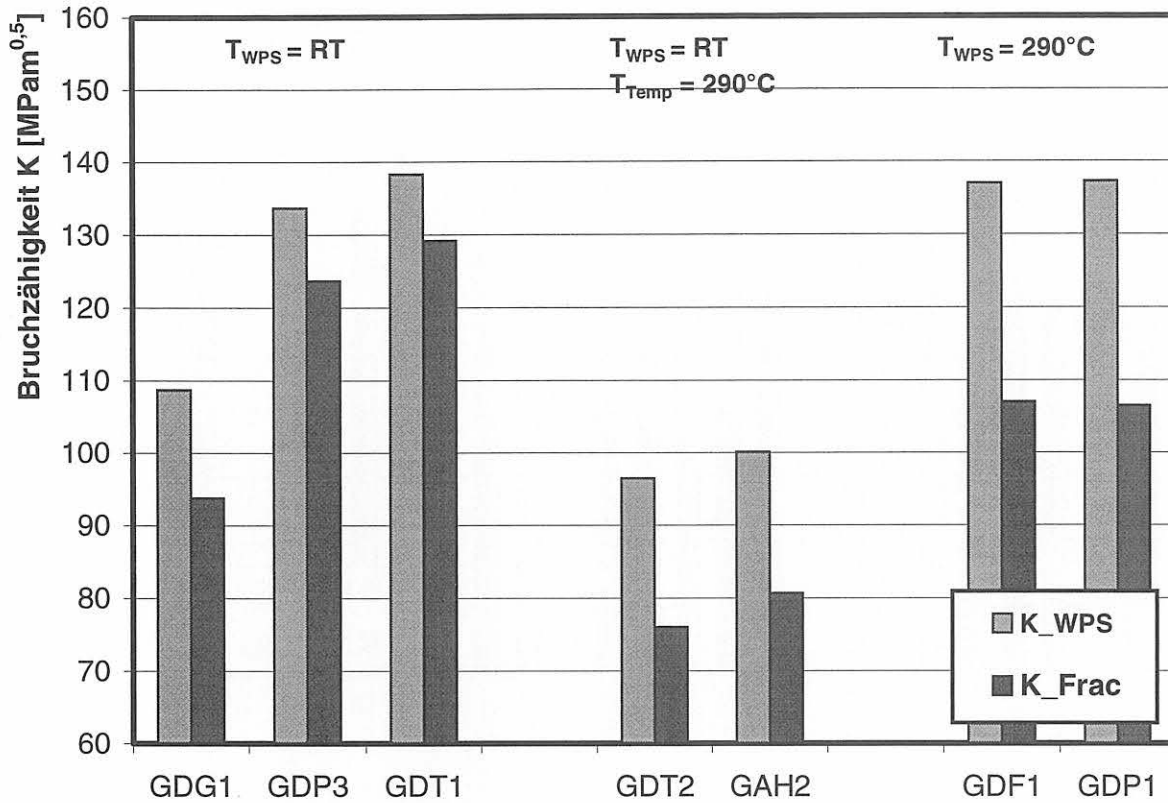


Bild 7-32: Einfluss der Vorbelastungstemperatur auf den WPS-Effekt, LUCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5 C(T)25-Proben,  $T_{frac} = -150^{\circ}C$

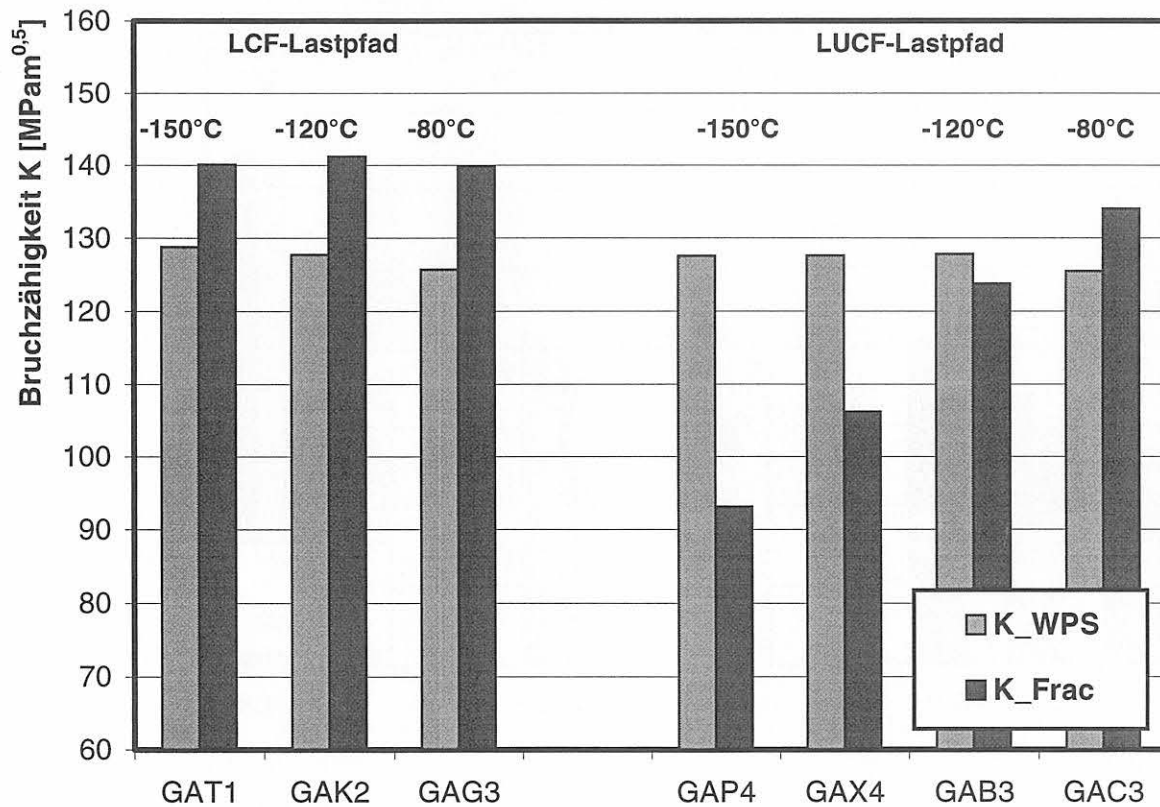


Bild 7-33: Einfluss von Vorbelastungshöhe und Wiederbeanspruchungstemperatur auf den WPS-Effekt, LCF- und LUCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg-Proben,  $T_{WPS} = RT$



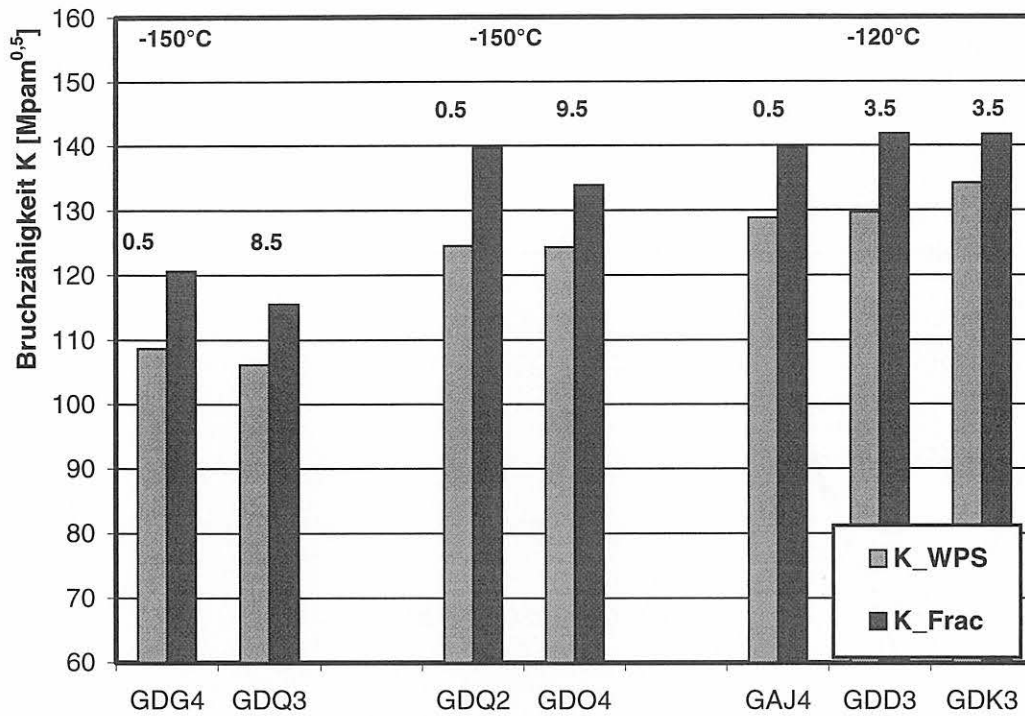


Bild 7-34: Einfluss von Vorbelastungshöhe und Wiederbeanspruchungstemperatur auf den WPS-Effekt nach mehrmaliger Vorbelastung, LCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5, C(T)25-Proben,  $T_{WPS}=RT$ , Zahlenwerte oberhalb der Balken sind Lastspielzahlen

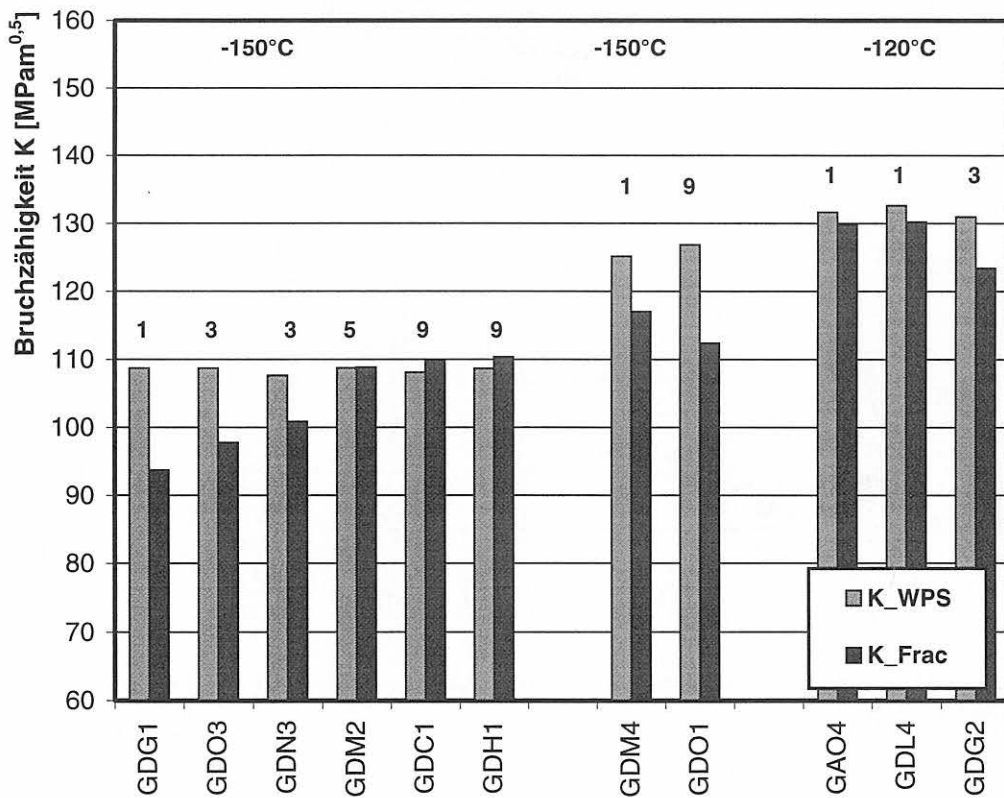


Bild 7-35: Einfluss von Vorbelastungshöhe und Wiederbeanspruchungstemperatur auf den WPS-Effekt nach mehrmaliger Vorbelastung, LUCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5, C(T)25-Proben,  $T_{WPS}=RT$ , Zahlenwerte oberhalb der Balken sind Lastspielzahlen

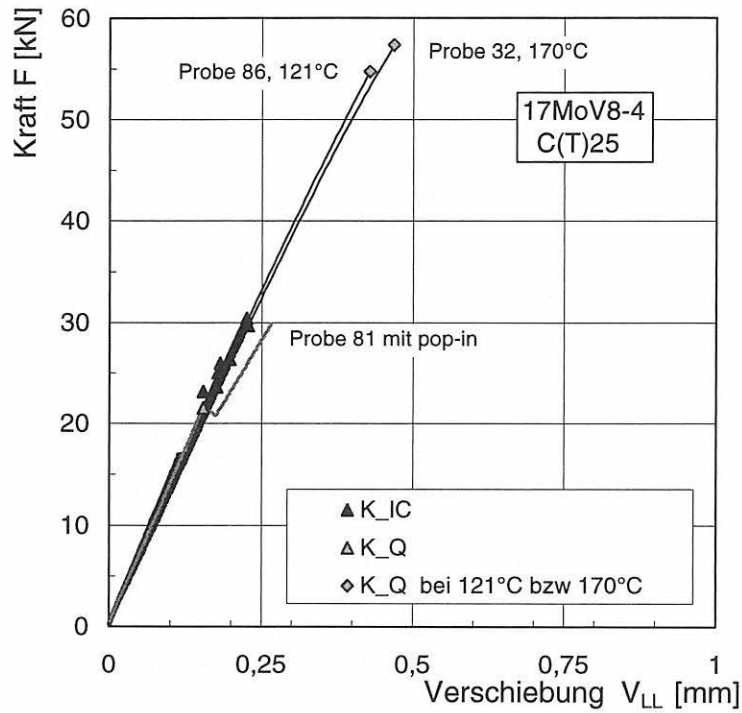


Bild 7-36:  
Kraft-Verschiebungskurven von C(T)25-Proben des 17MoV8-4  
im Temperaturbereich von 23 °C bis 170 °C

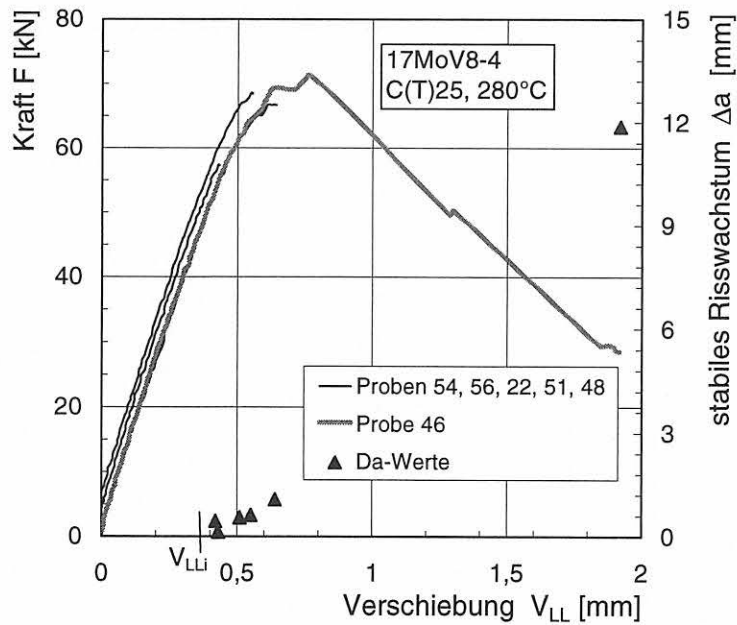


Bild 7-37:  
Kraft-Verschiebungskurven und Risswachstums-Verschiebungswerte von C(T)25-Proben  
Werkstoff 17MoV8-4, 280 °C

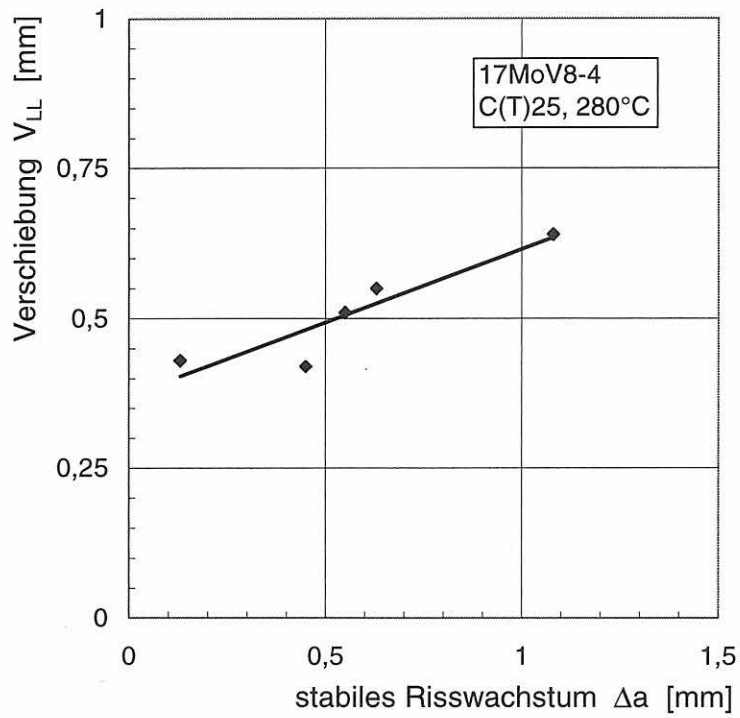


Bild 7-38: Risswachstums-Verschiebungswerte von C(T)25-Proben des 17MoV8-4 bei 280 °C

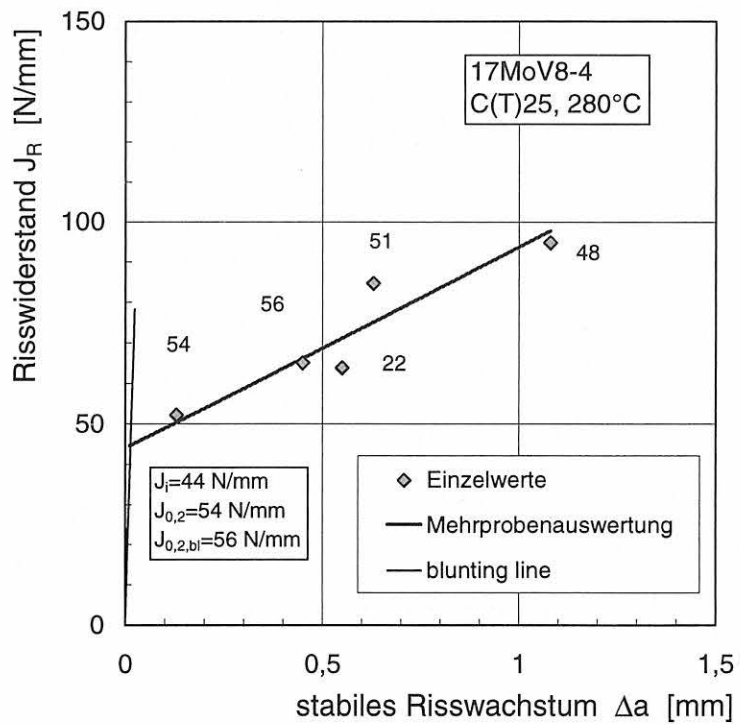
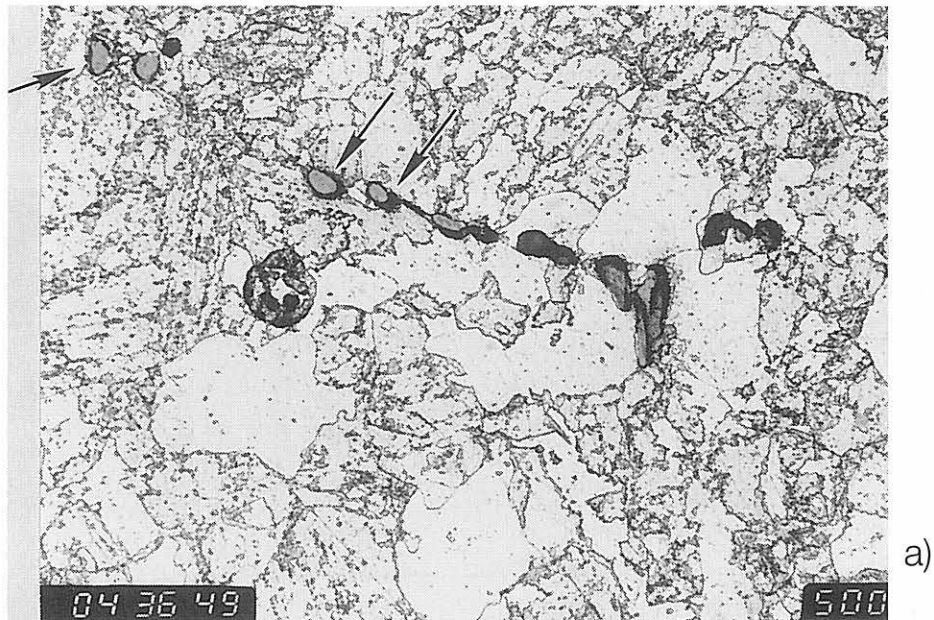
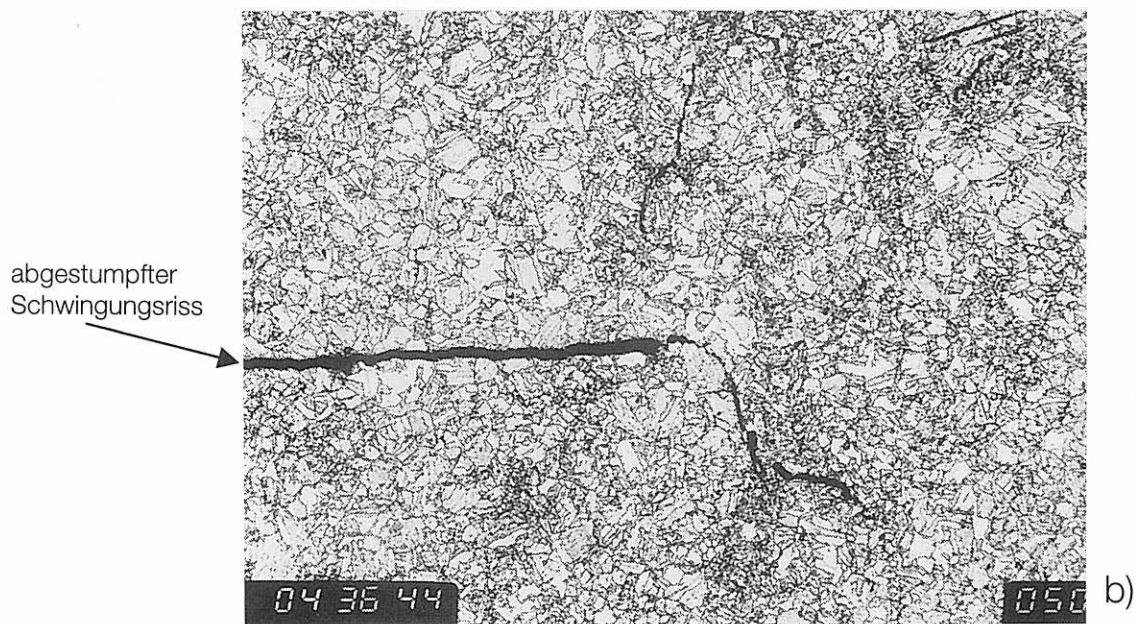


Bild 7-39: Rissinitierungswerte und Risswiderstandskurve von C(T)25-Proben Werkstoff 17MoV8-4, 280 °C



a)

—|—| 20µm



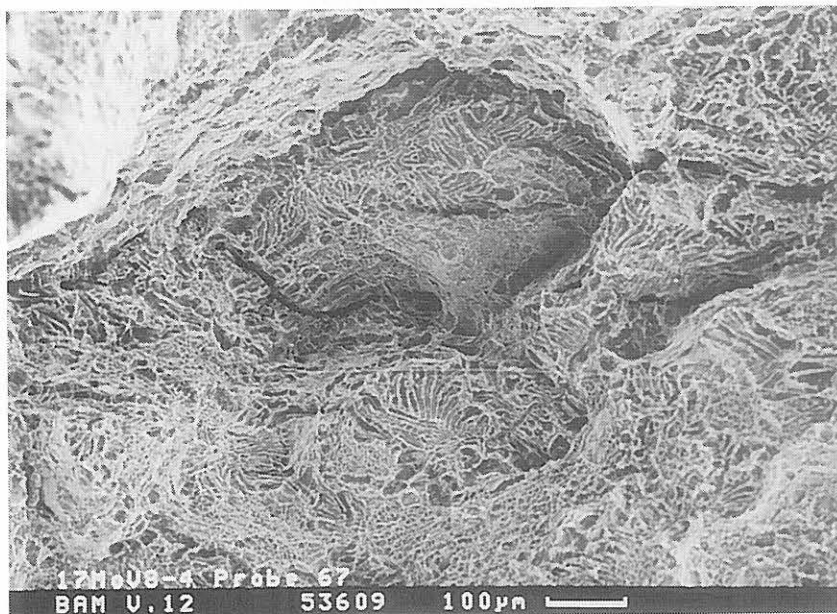
b)

—|—| 200µm

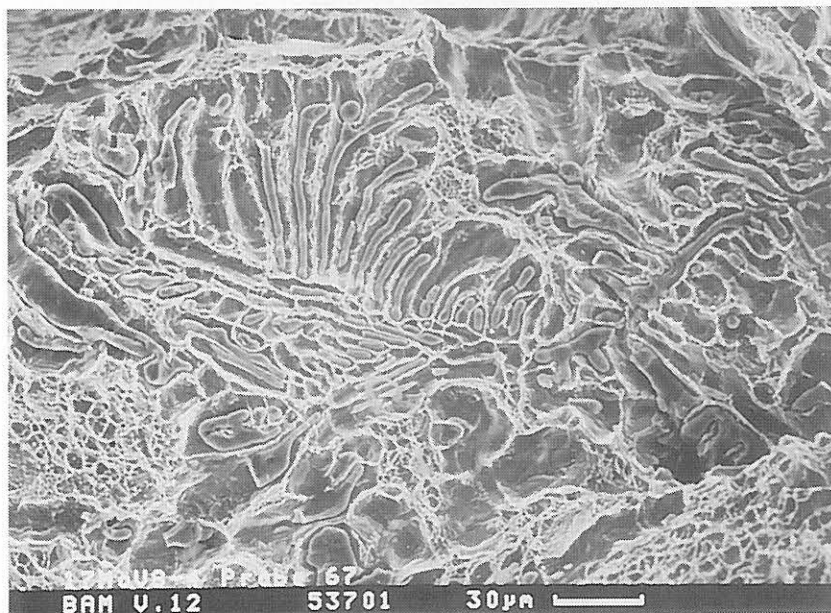
Bild 7-40:

Querschliff im Bereich der Schwingungsrisssspitze einer Probe, die bis in den Initiierungsbereich belastet wurde, Werkstoff 17MoV8-4, (die Belastung erfolgte bis  $F_{max} = 53$  kN, vgl. Bild 7-37)

- a) Bildung von Hohlräumen an Mangansulfidclustern (Pfeil)
- b) Bildung von Nebenrissen durch Zusammenwachsen von Hohlräumen



a)



b)

Bild 7-41:

Topografie der duktilen Bruchfläche einer C(T)-Probe, Werkstoff 17MoV8-4, [5]

- a) Orientierung des duktilen Risses entlang der Mangansulfidcluster,  $V = 100 : 1$
- b) Hohlraumbildung an den Mangansulfiden eines Clusters, Detail aus a),  $V = 400 : 1$

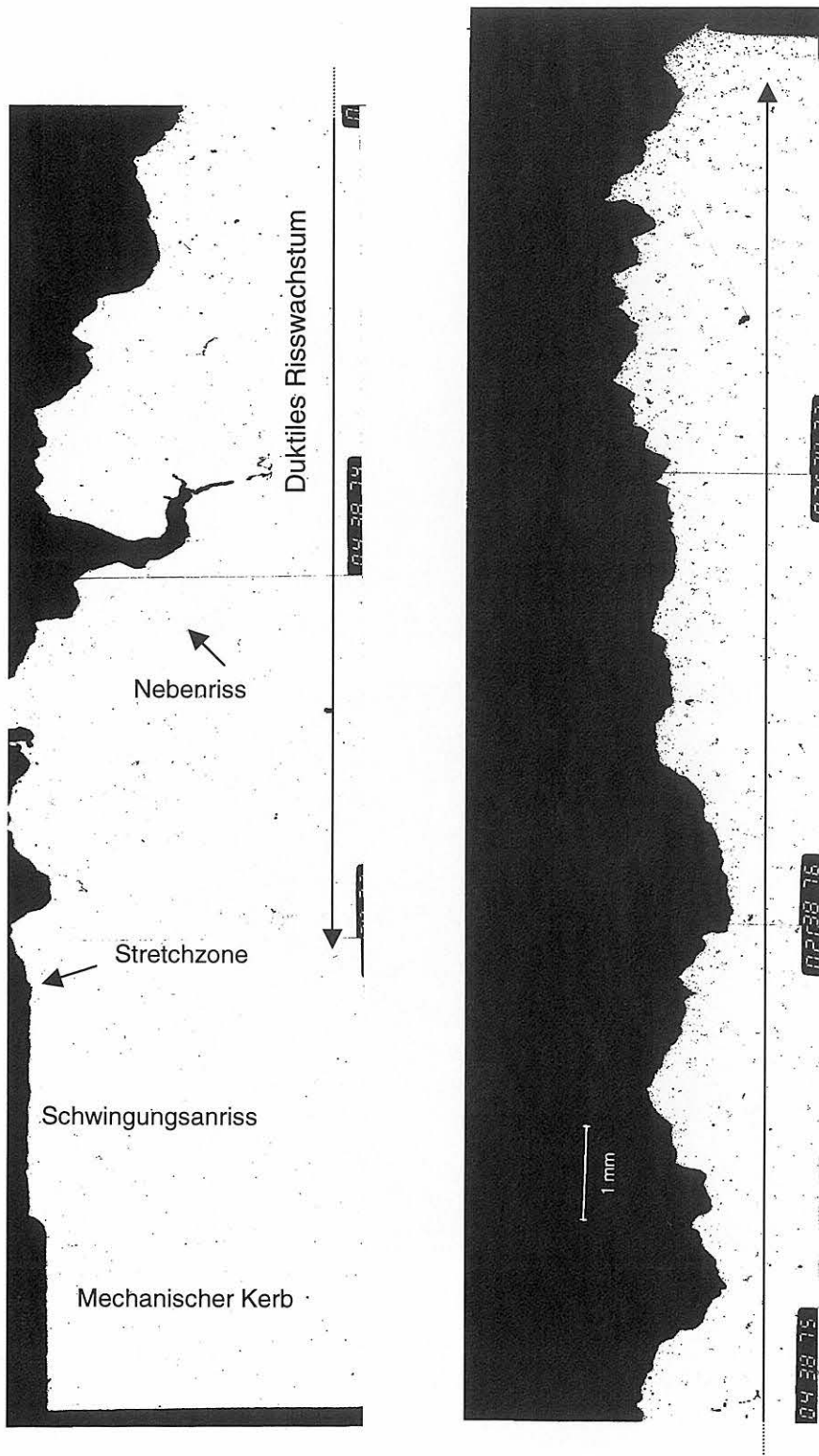


Bild 7-42:  
 Stark zerklüftete duktile Bruchfläche mit z.T. erheblichen Nebenrissen, 17MoV8-4  
 Querschliff im mittleren Bereich einer C(T)25sg-Probe (Probe 73, 240 °C, [5])

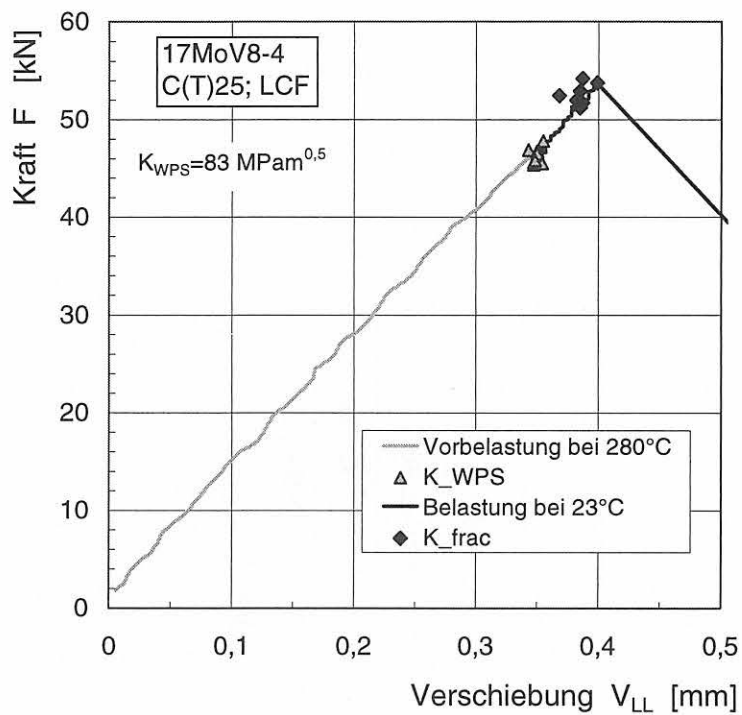


Bild 7-43:  
Kraft-Verschiebungskurven und die Kräfte  $F_{WPS}$  und  $F_{frac}$  der Proben mit einem Vorbelastungsniveau von  $83 \text{ MPam}^{0,5}$  für den Lastpfad LCF, 17MoV8-4, C(T)25-Proben

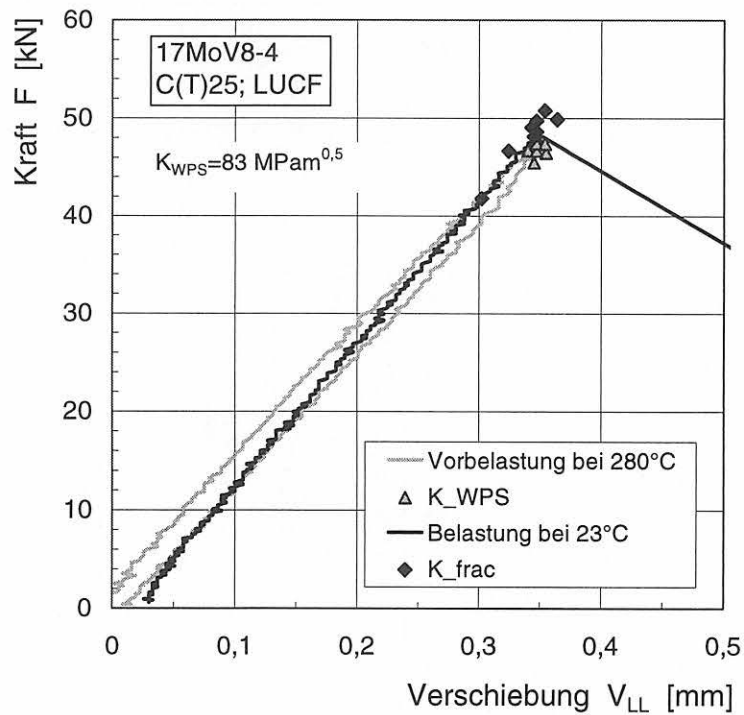


Bild 7-44:  
Kraft-Verschiebungskurven und die Kräfte  $F_{WPS}$  und  $F_{frac}$  der Proben mit einem Vorbelastungsniveau von  $83 \text{ MPam}^{0,5}$  für den Lastpfad LUCF, 17MoV8-4, C(T)25-Proben

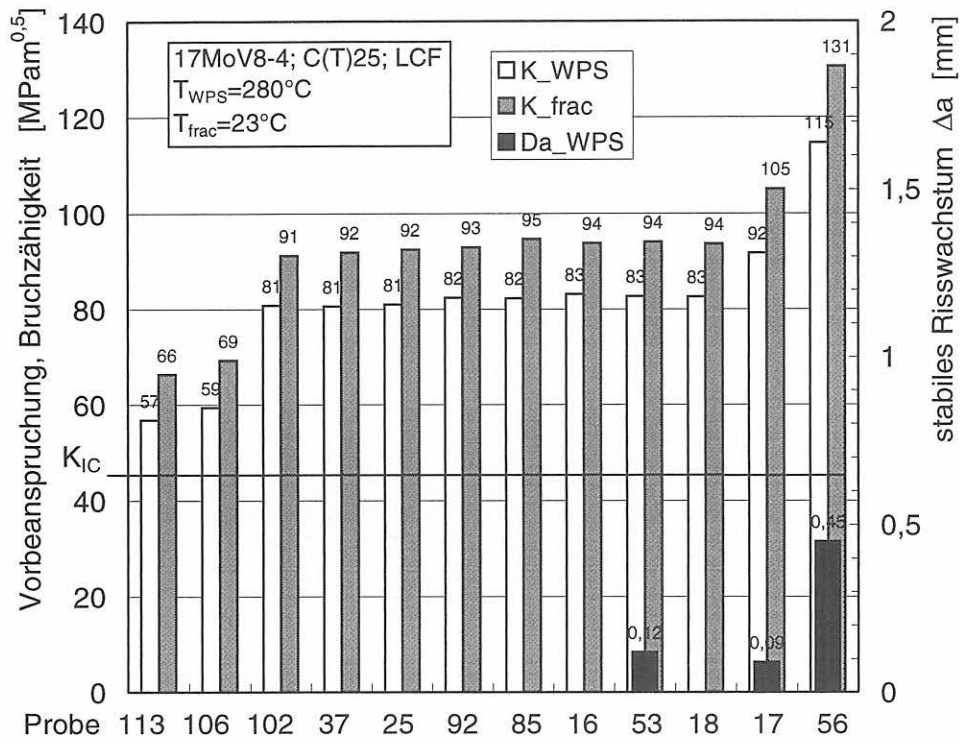


Bild 7-45:  
Einfluss der Vorbeanspruchung auf den WPS-Effekt, C(T)25-Proben, LCF-Pfad,  
17MoV8-4,  $T_{WPS} = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{frac} = 23 \text{ }^\circ\text{C}$

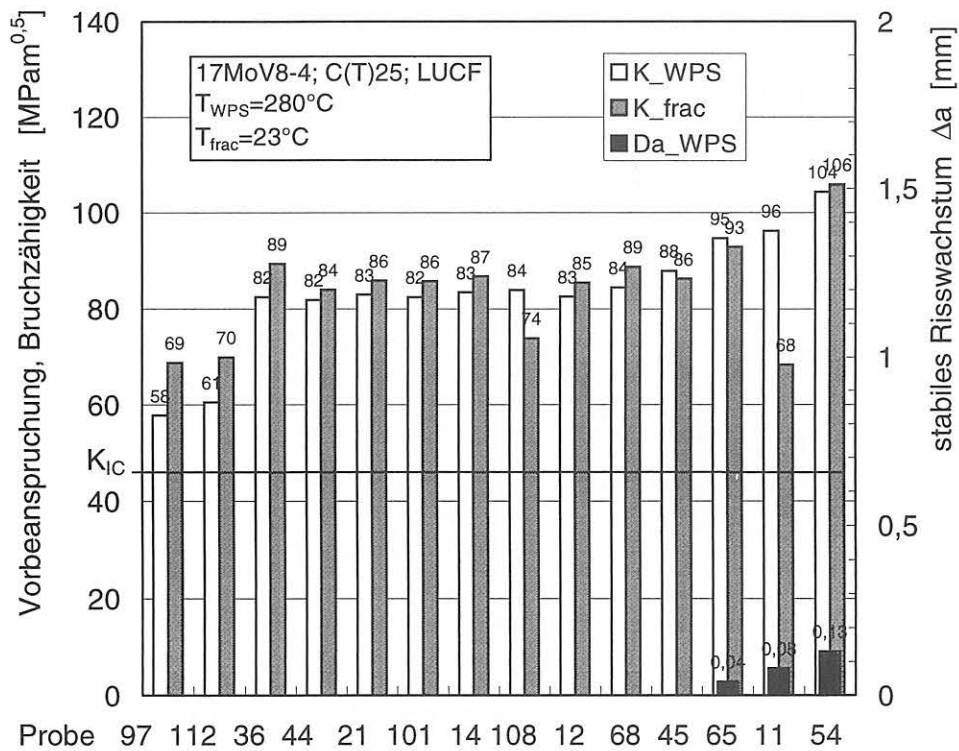


Bild 7-46:  
Einfluss der Vorbeanspruchung auf den WPS-Effekt, C(T)25-Proben, LUCF-Pfad,  
17MoV8-4,  $T_{WPS} = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{frac} = 23 \text{ }^\circ\text{C}$





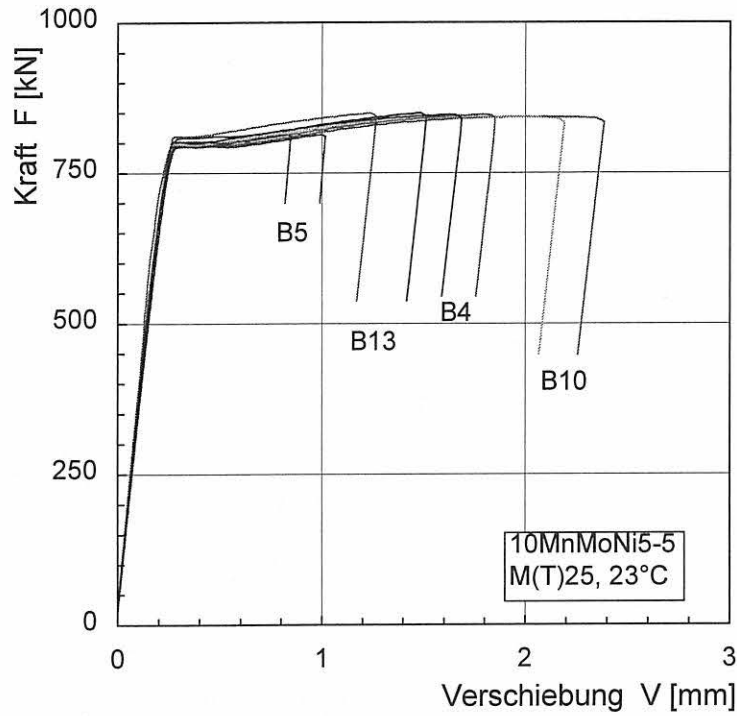


Bild 7-49: Kraft-Verschiebungskurven von M(T)25-Proben bei 23 °C, 10MnMoNi5-5

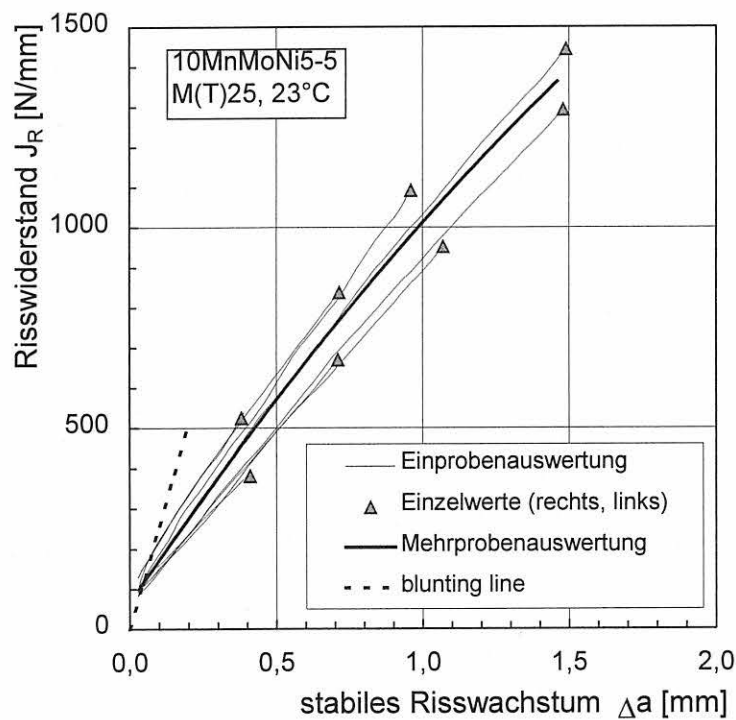


Bild 7-50: Risswiderstandskurven von M(T)25-Proben nach Ein- und Mehrprobenauswertung, 10MnMoNi5-5, 23 °C

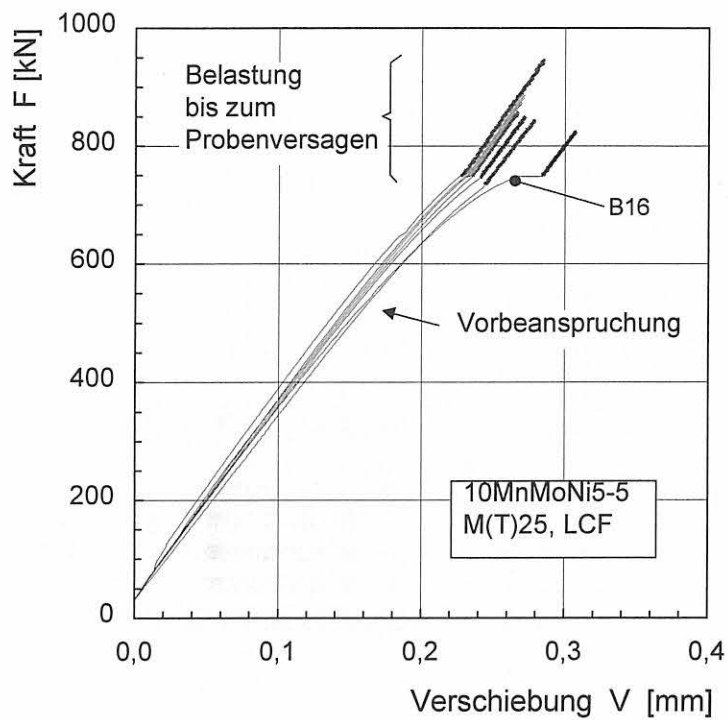


Bild 7-51:  
 Kraft-Verschiebungskurven von M(T)25-Proben, LCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5  
 Die Verschiebungswerte wurden um den Betrag, der während der Proben-temperierung auftritt, korrigiert.

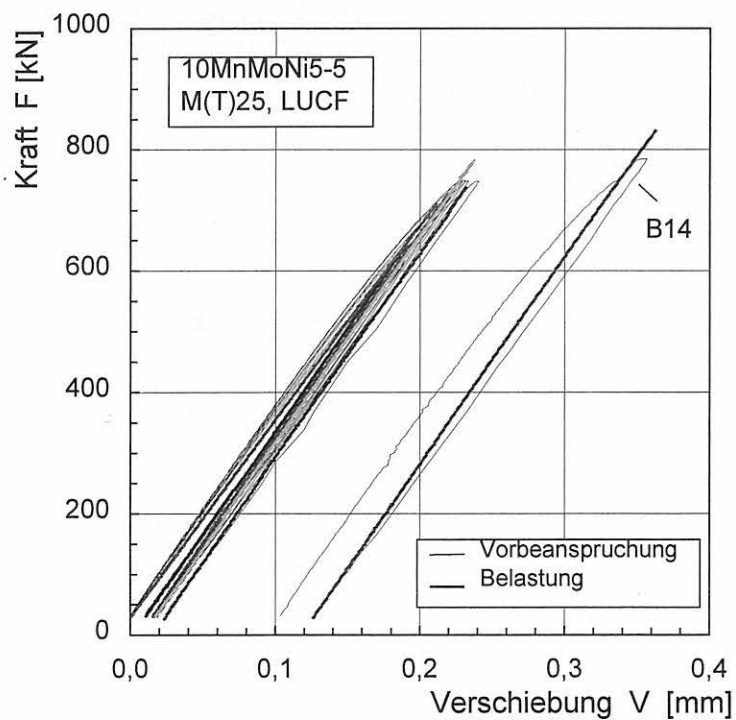


Bild 7-52:  
 Kraft-Verschiebungskurven von M(T)25-Proben, LUCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5  
 Die Probe B14 wurde zur besseren Erkennbarkeit um 0,1 mm verschoben.  
 Die Verschiebungswerte wurden um den Betrag, der während der Proben-temperierung auftritt, korrigiert.

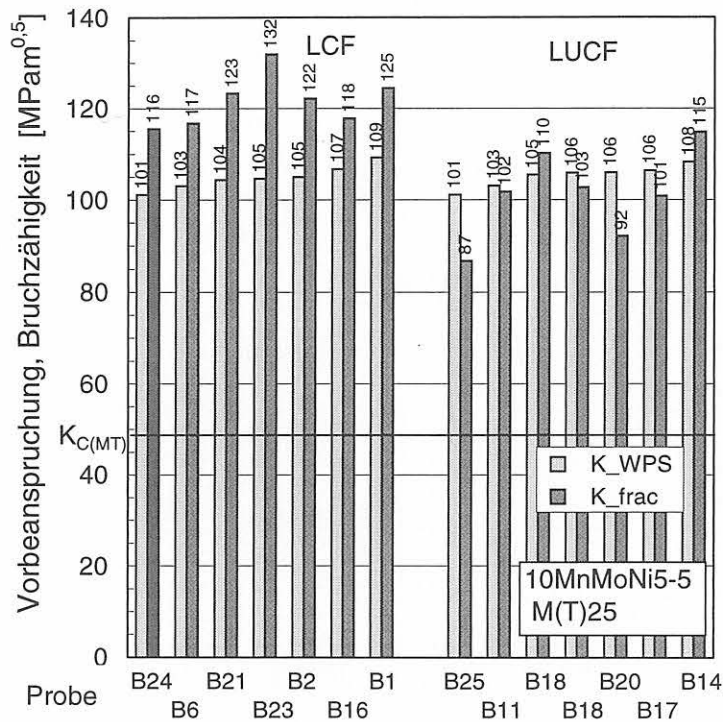


Bild 7-53: Übersicht der Versuche zur Charakterisierung des WPS-Effektes, M(T)25-Proben, 10MnMoNi5-5

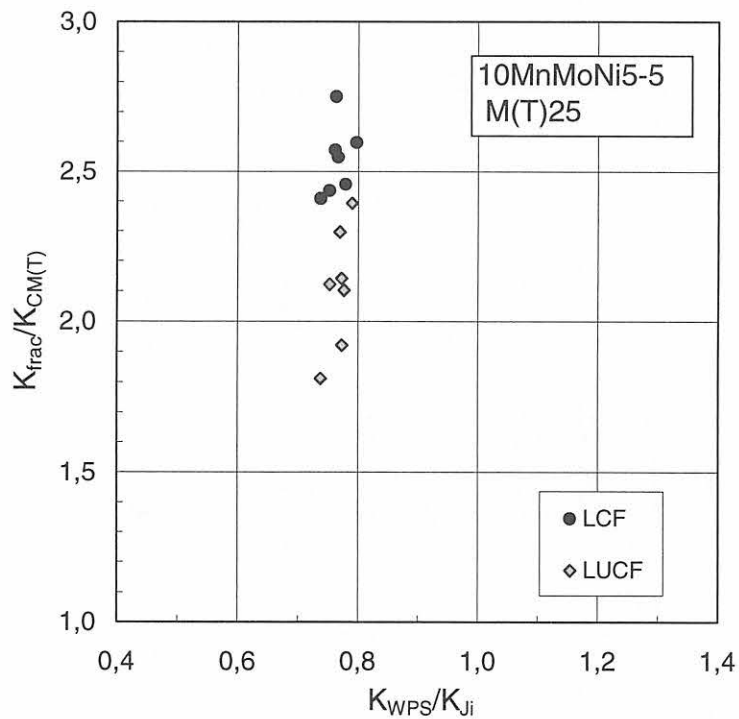


Bild 7-54: Erhöhung der Bruchzähigkeit nach Vorbeanspruchung  $K_{frac}/K_{CM(T)}$  mit  $K_{CM(T)} = 48 \text{ MPam}^{0.5}$  in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$ ,  $K_{WPS}$  berechnet aus der Kraft  $F_{WPS}$ , M(T)-Proben des 10MnMoNi5-5

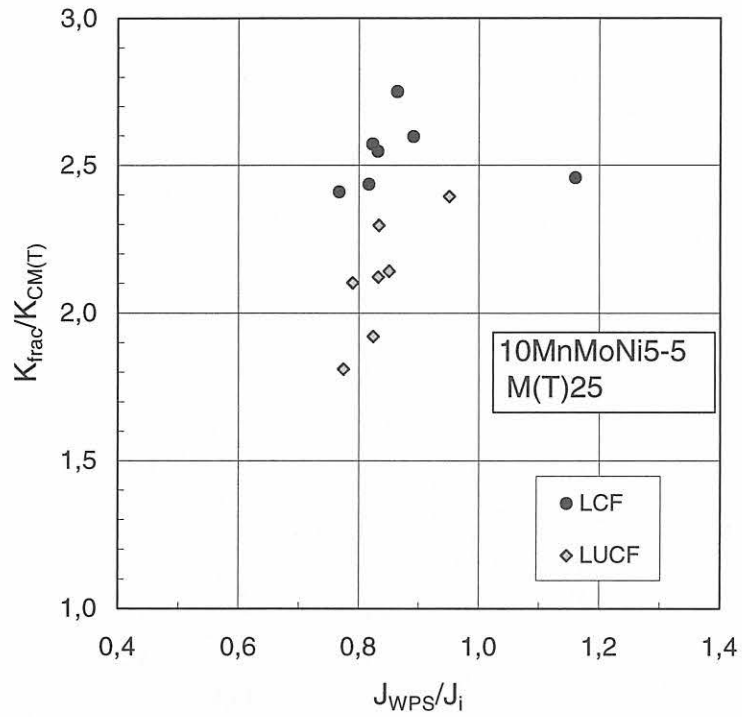


Bild 7-55:  
Erhöhung der Bruchzähigkeit nach Vorbeanspruchung  $K_{frac} / K_{CM(T)}$  mit  $K_{CM(T)} = 48 \text{ MPam}^{0.5}$  in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung  $J_{WPS}$ ,  $J_{WPS}$  ermittelt aus den Kraft-Verschiebungskurven, M(T)-Proben des 10MnMoNi5-5

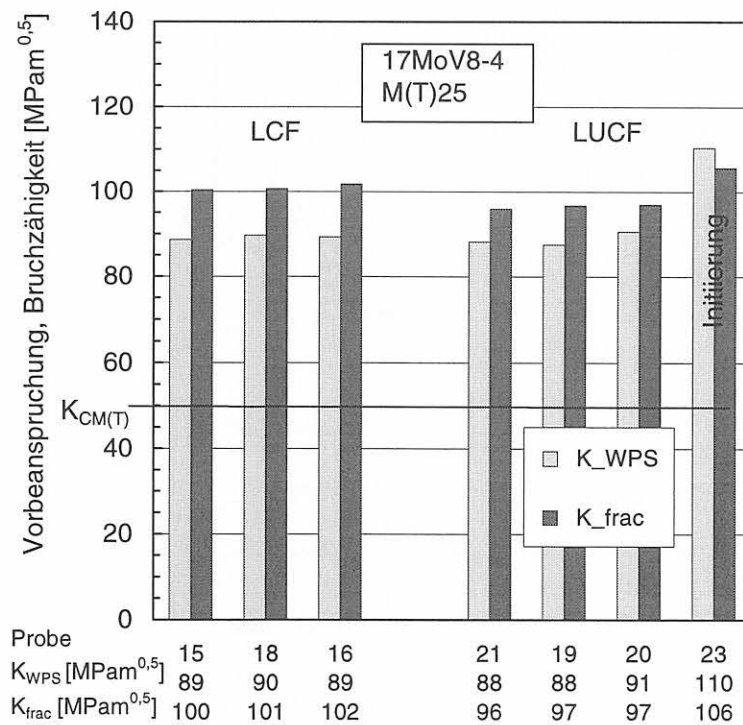


Bild 7-56:  
Ergebnisse der WPS-Versuche an M(T)25-Proben des 17MoV8-4

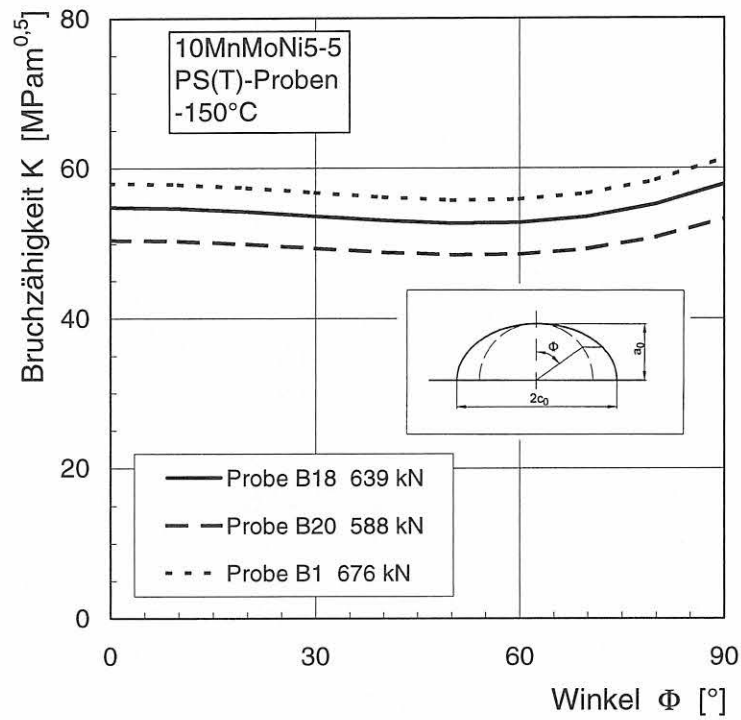


Bild 7-57:  
K-Verteilung entlang der Rissfront von PS(T)-Proben bei Probenversagen  
10MnMoNi5-5,  $T = -150$  °C

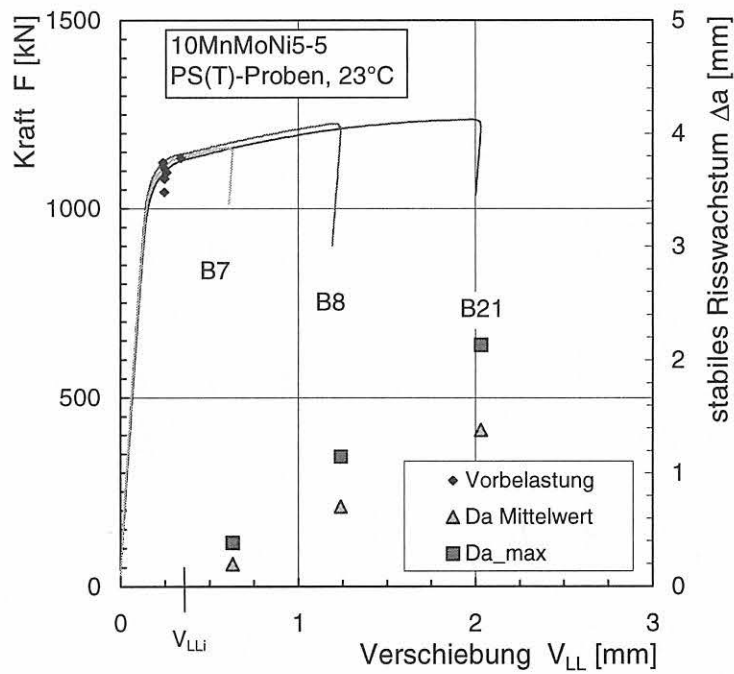


Bild 7-58:  
Kraft-Verschiebungskurven und Risswachstumswerte von PS(T)-Proben,  
10MnMoNi5-5,  $T = 23$  °C

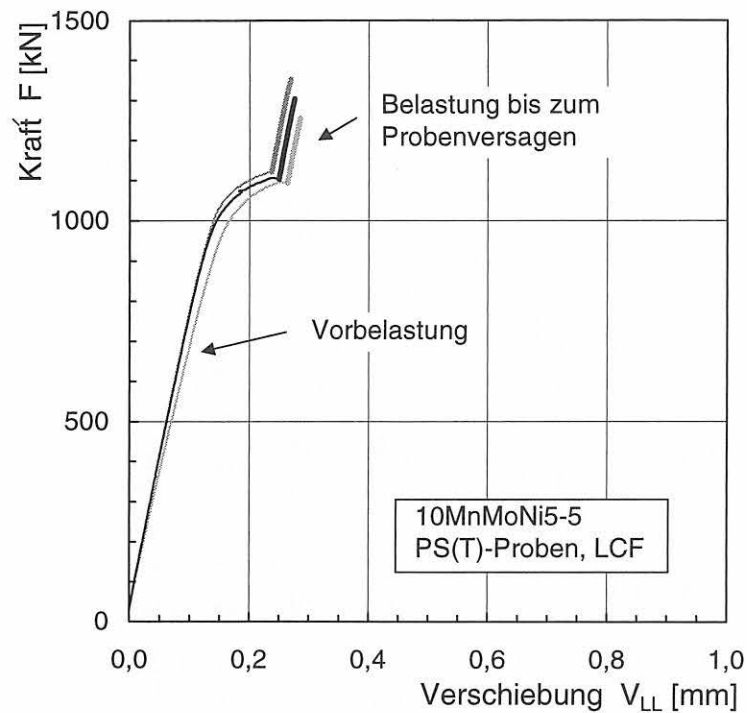


Bild 7-59:

Kraft-Verschiebungskurven der Vorbeanspruchung  $T_{WPS} = 23 \text{ }^\circ\text{C}$  und des Belastungsversuches bei  $T_{frac} = -150 \text{ }^\circ\text{C}$ , PS(T)-Proben, LCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5. Die Verschiebungswerte wurden um den Betrag, der während der Probentemperatur auftritt, korrigiert.

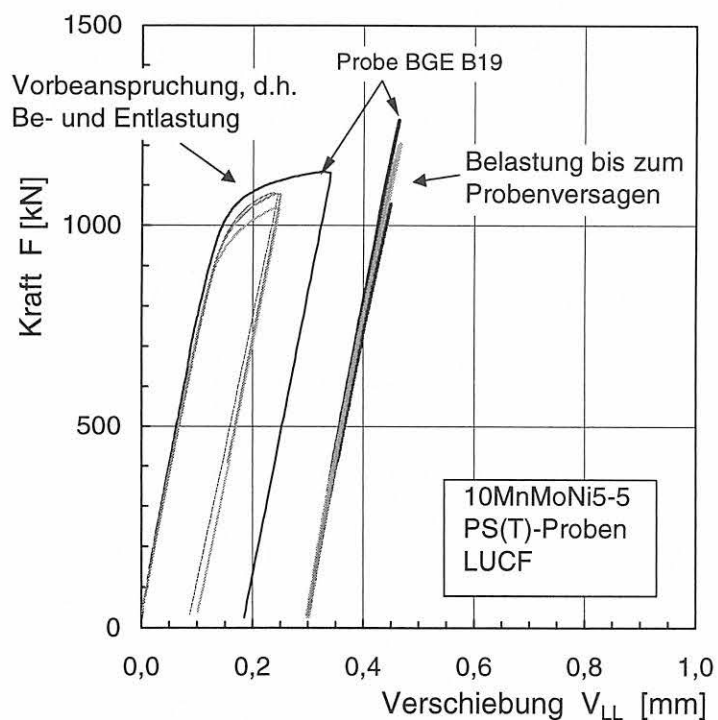


Bild 7-60:

Kraft-Verschiebungskurven der Vorbeanspruchung  $T_{WPS} = 23 \text{ }^\circ\text{C}$  und des Belastungsversuches bei  $T_{frac} = -150 \text{ }^\circ\text{C}$ , PS(T)-Proben, LUCF-Lastpfad, 10MnMoNi5-5. Zur besseren Darstellung wurden die Belastungspfade um 0,3 mm verschoben.

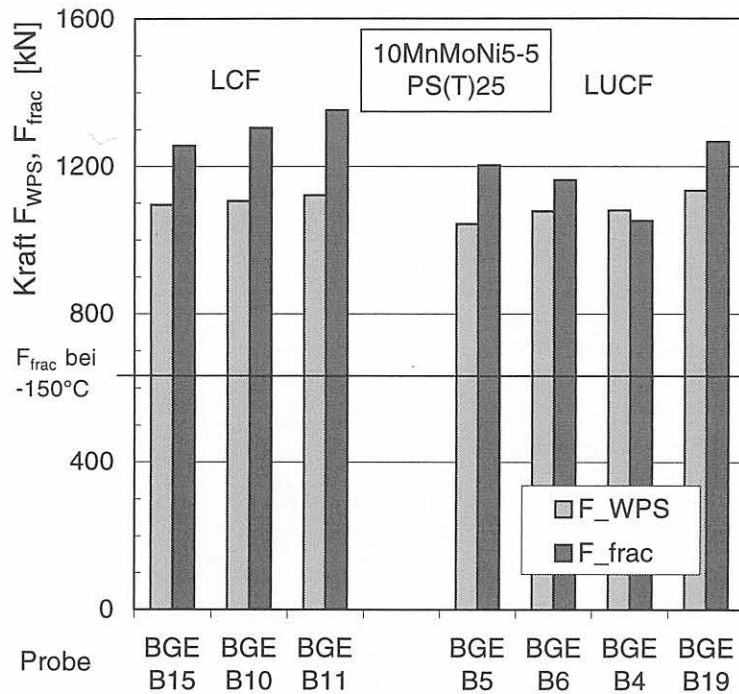


Bild 7-61:  
 Ergebnisse der WPS-Versuche an PS(T)-Proben, Werkstoff 10MnMoNi5-5,  
 $T_{WPS} = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{frac} = -150 \text{ }^\circ\text{C}$   
 Zum Vergleich ist der Mittelwert der Bruchkräfte der Versuche bei  $-150 \text{ }^\circ\text{C}$  ohne  
 Vorbeanspruchung  $F_{frac} = 634 \text{ kN}$  eingetragen.

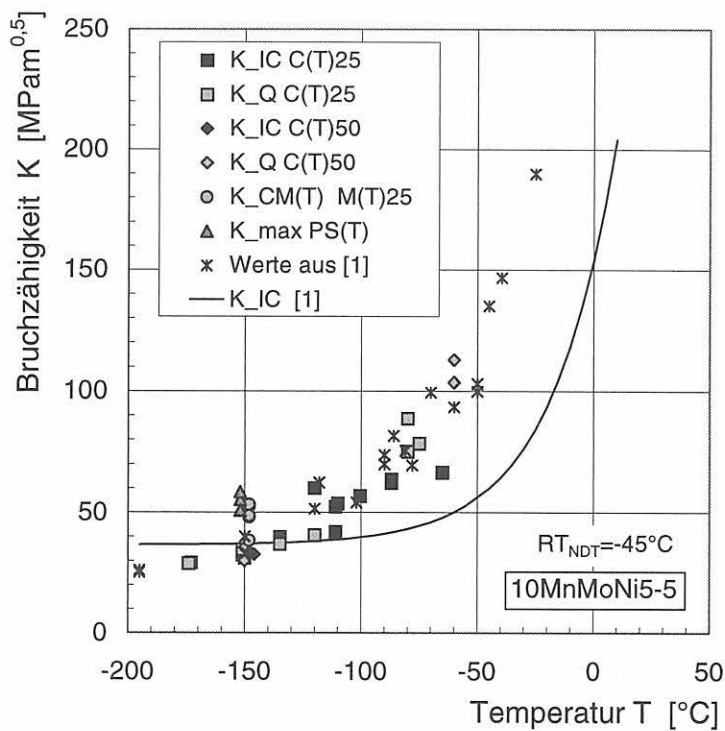


Bild 7-62:  
 Bruchzähigkeitswerte, ermittelt an verschiedenen Probenformen, in Abhängigkeit von  
 der Temperatur, Werkstoff 10MnMoNi5-5, L-S-Lage  
 Anmerkung: Die Spreizung der Werte bei  $-150 \text{ }^\circ\text{C}$  dient nur der besseren  
 Anschaulichkeit.



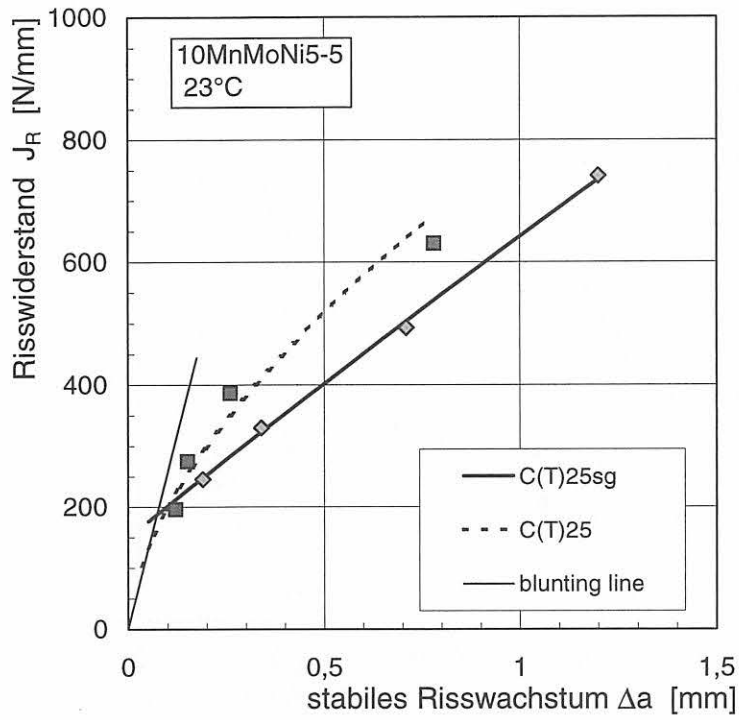


Bild 7-63:  
Einfluss der Seitenkerbung auf den Risswiderstand  
Kompaktzug-Proben mit  $B = 25$  mm, Werkstoff 10MnMoNi5-5, 23 °C

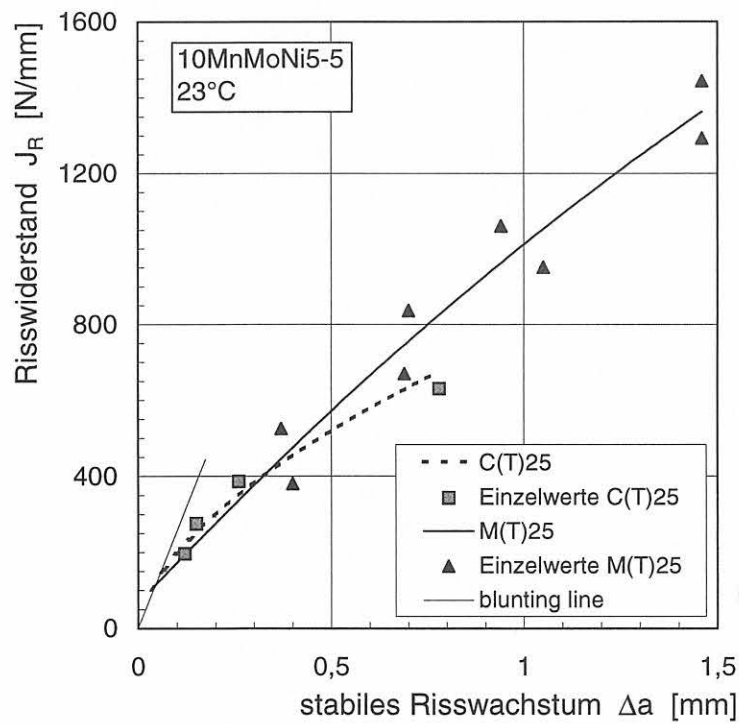


Bild 7-64:  
Risswiderstandskurven von C(T)25- und M(T)25-Proben  
Werkstoff 10MnMoNi5-5, 23 °C

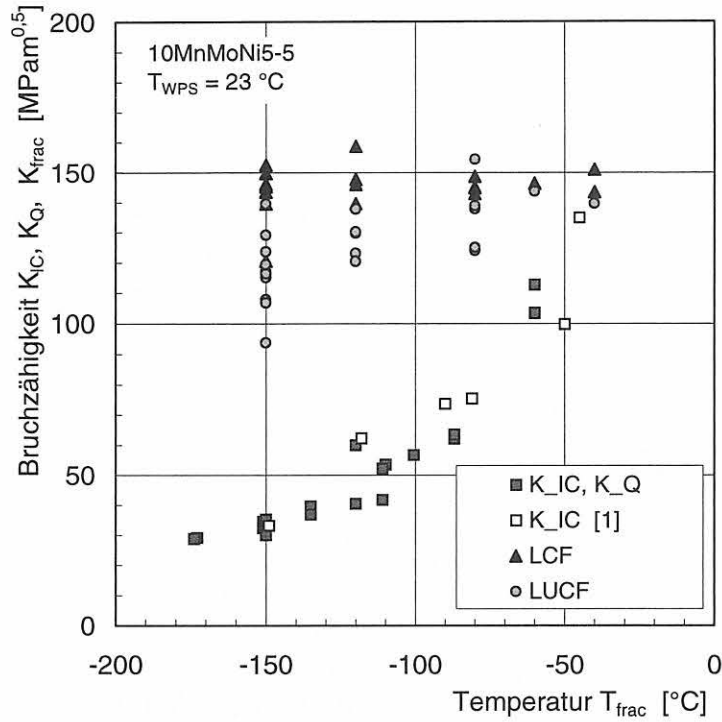


Bild 7-65:  
 Darstellung des WPS-Effektes,  $K_{rac}$ -Werte der LCF- und LUCF-Versuche an C(T)25-Proben mit einmaliger Vorbelastung bei  $T_{WPS} = 23 \text{ °C}$  im Vergleich zu  $K_{IC}$ -Werten aus Bild 7-62, Werkstoff 10MnMoNi5-5

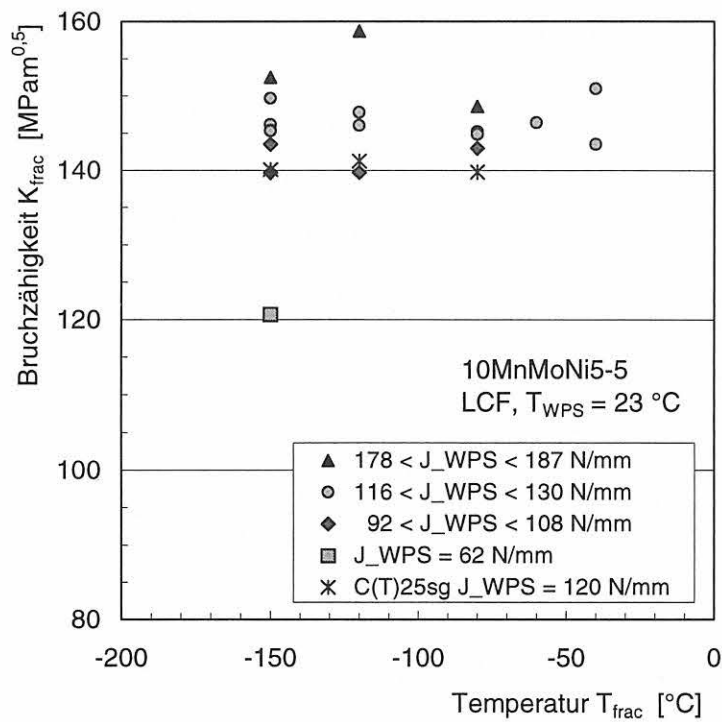


Bild 7-66:  
 Einfluss des Vorbelastungsniveaus  $J_{WPS}$  und der Wiederbelastungstemperatur  $T_{frac}$  auf die Bruchzähigkeit  $K_{rac}$ , LCF-Lastpfad, C(T)25-Proben, Werkstoff 10MnMoNi5-5

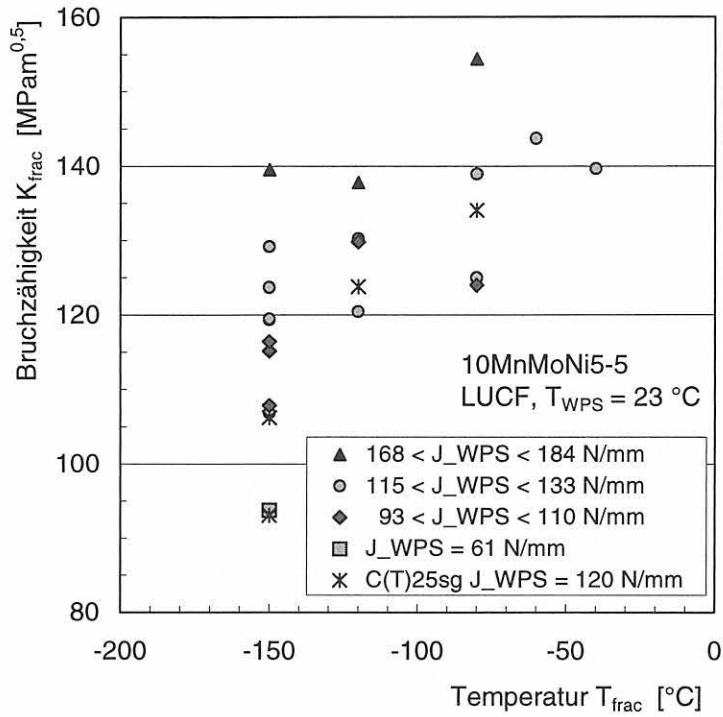


Bild 7-67: Einfluss des Vorbelastungsniveaus  $J_{WPS}$  und der Wiederbelastungstemperatur  $T_{frac}$  auf die Bruchzähigkeit  $K_{frac}$ , LUCF-Lastpfad, C(T)25-Proben, Werkstoff 10MnMoNi5-5

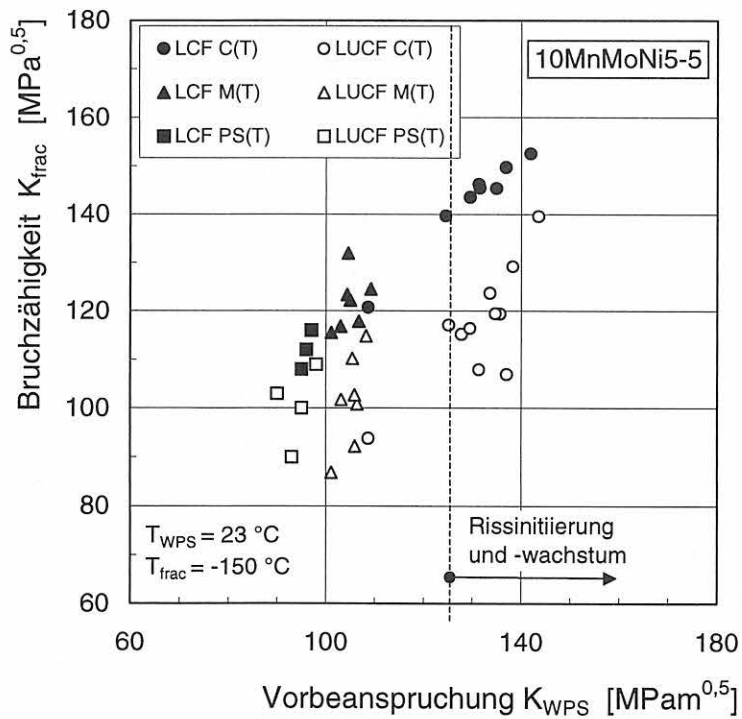


Bild 7-68: Bruchzähigkeit nach Vorbeanspruchung  $K_{frac}$  in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$  für verschiedenen Probengeometrien, Werkstoff 10MnMoNi5-5,  $T_{WPS} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = -150 \text{ °C}$

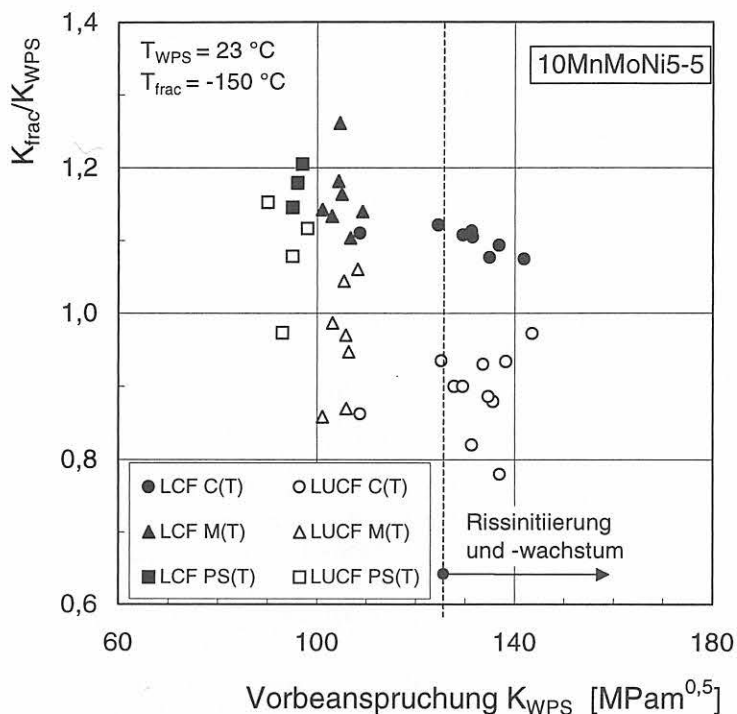


Bild 7-69:  
 Das Verhältnis der Bruchzähigkeit nach Vorbeanspruchung  $K_{frac}$  bezogen auf die Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$  gegenüber  $K_{WPS}$  für den Werkstoff 10MnMoNi5-5,  $T_{WPS} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = -150 \text{ °C}$

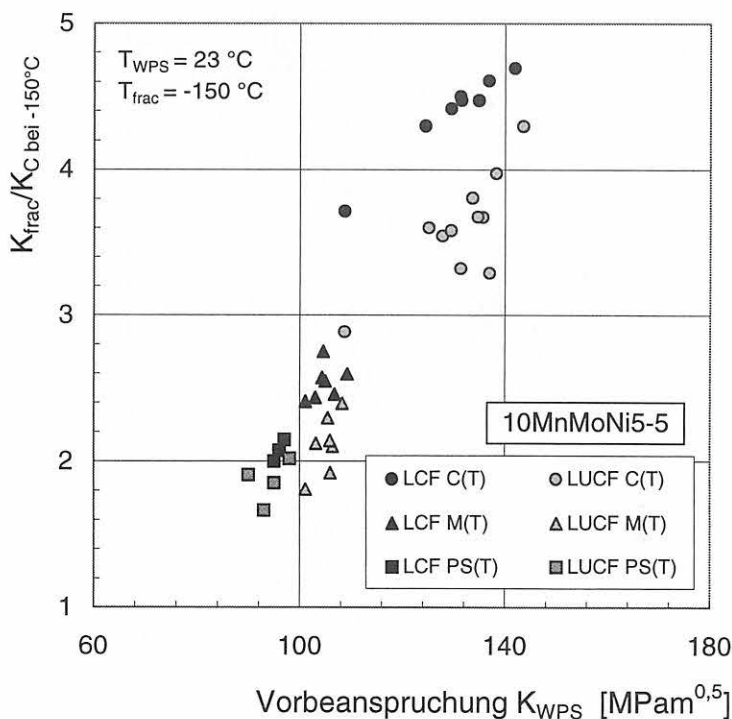


Bild 7-70:  
 Bruchzähigkeit nach einmaliger Vorbeanspruchung  $K_{frac}$  bezogen auf den für jede Probenform ermittelten kritischen Bruchzähigkeitswert ( $K_{IC}$ ,  $K_{CM(T)}$  bzw.  $K_{CPS(T)}$ ) in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung, Werkstoff 10MnMoNi5-5,  $T_{WPS} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = -150 \text{ °C}$

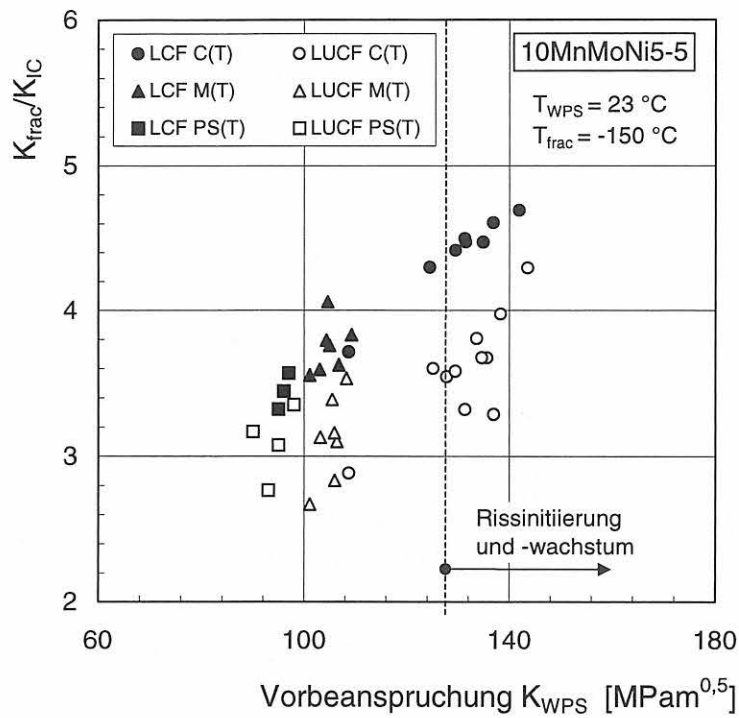


Bild 7-71:  
 Bruchzähigkeit nach einmaliger Vorbeanspruchung  $K_{frac}$  bezogen auf  $K_{IC}$  in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung, Werkstoff 10MnMoNi5-5,  
 $T_{WPS} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = -150 \text{ °C}$

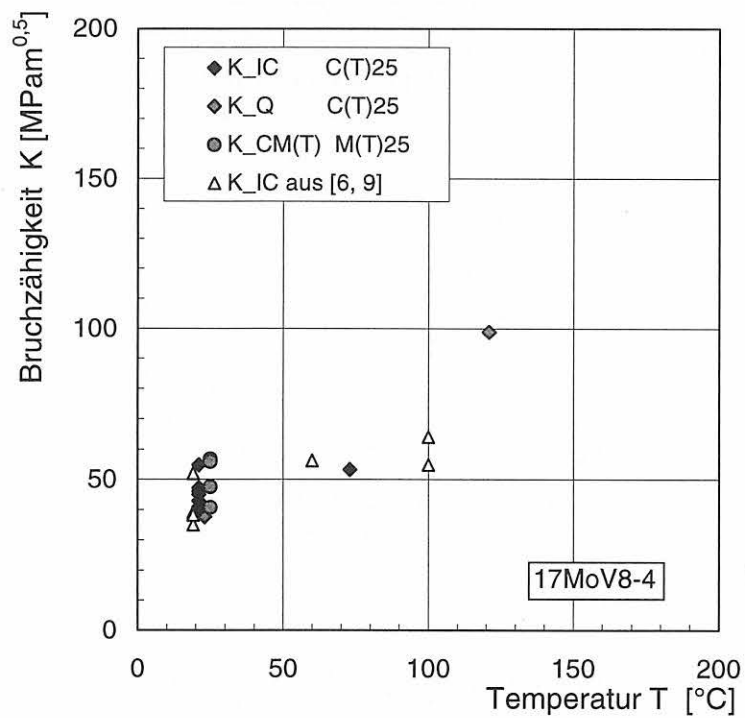


Bild 7-72:  
 Bruchzähigkeiten in der Tieflage, ermittelt an C(T)25- und M(T)25-Proben, in Abhängigkeit von der Temperatur, Werkstoff 17MoV8-4

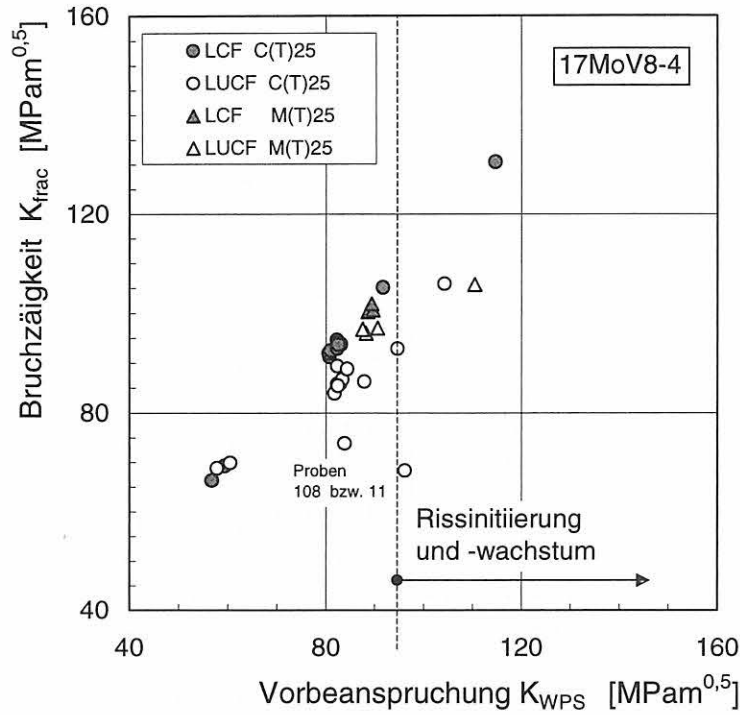


Bild 7-73:  
 Bruchzähigkeit nach Vorbeanspruchung  $K_{frac}$  in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$  für verschiedenen Probengeometrien, Werkstoff 17MoV8-4,  $T_{WPS} = 280 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = 23 \text{ °C}$

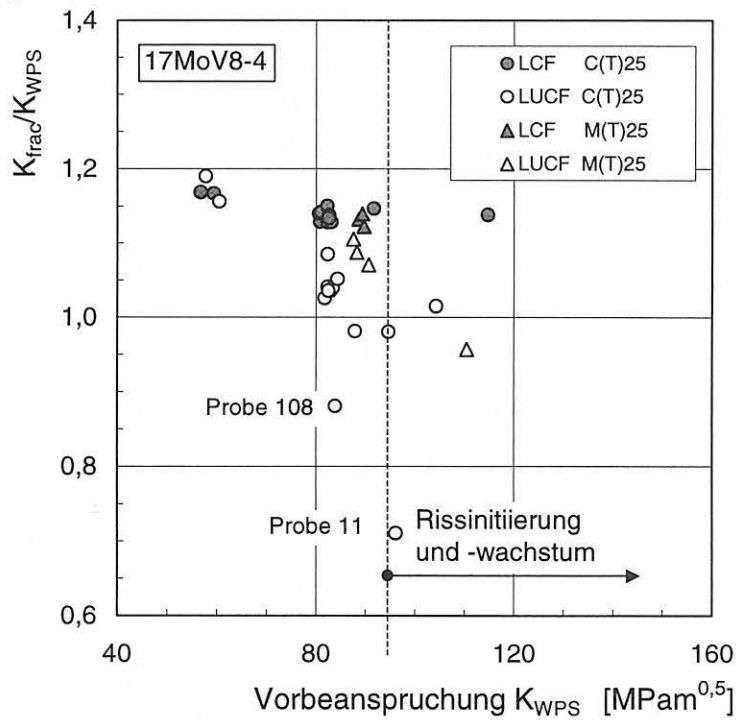


Bild 7-74:  
 Das Verhältnis der Bruchzähigkeit nach Vorbeanspruchung  $K_{frac}$  bezogen auf die Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$  gegenüber  $K_{WPS}$  für den Werkstoff 17MoV8-4,  $T_{WPS} = 280 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = 23 \text{ °C}$

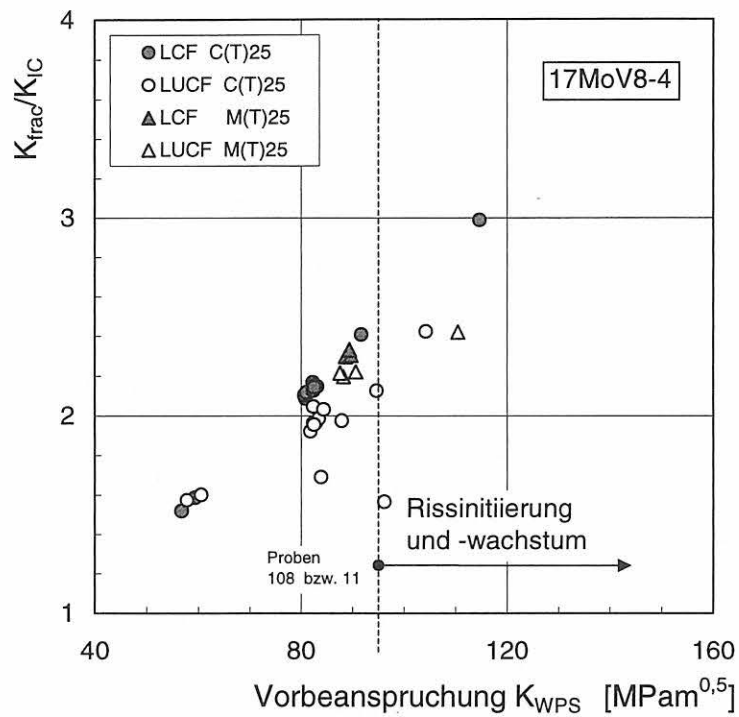


Bild 7-75:

Höhe des WPS-Effektes in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung für den Werkstoff 17MoV8-4,  $T_{WPS} = 280$  °C,  $T_{frac} = 23$  °C





## 8 Materialmodell

Das Ziel besteht in der Erweiterung bereits vorhandener Materialmodelle zur Beschreibung duktiler Schädigung bei einer thermischen Belastungsgeschichte sowie die Kombination eines Modells zur Simulation duktiler Schädigung und kinematischer Verfestigung bei Wechselbelastung und Erweiterung mit einem Kriterium zur Analyse des Spaltbruchs zu einem Modul.

Ein derart kombiniertes Modell ermöglicht es, beliebige Belastungsgeschichten in Bruchmechanikproben und rissbehafteten Bauteilen zu simulieren, was insbesondere für die Erfassung des Zustands vor der Risspitze gilt. Ein solches Modell unterliegt nicht den Beschränkungen klassischer Bruchmechanikkonzepte, wie z.B. dem  $J$ -Integral.

Zur Durchführung der Finite-Elemente Berechnungen wurde ein Programm-Modul zur Implementierung dieses Materialmodells über die Benutzerschnittstelle UMAT in den Finite-Elemente-Code ABAQUS entwickelt.

In der kombinierten Anwendung von Schädigungsmodellen und Modellen zur Erfassung der Verfestigung infolge der Belastungsgeschichte steht damit ein universelles Werkzeug zur Analyse beliebiger, thermisch-mechanischer Belastungen in Verbindung mit Schädigung und duktilem Rissfortschritt zur Verfügung. Der Einfluss der thermischen Geschichtsabhängigkeit der Verfestigung wird jedoch nicht weiter untersucht, was bedeutet, dass mit isotherm ermittelten Fließkurven gearbeitet wird.

Die Berechnung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit erfolgt auf der Basis des "local approach to cleavage fracture", worin das Kriterium zur Ermittlung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit auf probabilistischen Modellen begründet ist. Die hierbei für die Analyse erforderlichen Rissöffnungsspannungen im Ligament stehen aus der vorangegangenen FE-Rechnung infolge der Warmvorbelastung zur Verfügung.

Ein weiteres Ziel besteht darin, im Anschluss an die FE-Analyse von Bruchmechanikproben und bauteilähnlichen Strukturen infolge der Warmvorbelastung im Rahmen der Modellierung eine Aussage über die Wahrscheinlichkeit zum Versagen dieser Strukturen bei Abkühlung durch Spaltbruch zu treffen.

In den sich anschließenden Unterkapiteln wird zunächst das Materialmodell für die Modellierung des Verfestigungs- und Schädigungsverhaltens (Kapitel 8.1) und die Theorie zur Ermittlung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit vorgestellt. In Kapitel 8.3 wird dann abschließend das Gesamtmodell zur Durchführung der Simulation des WPS-Effekts vorgestellt.

### 8.1 Verfestigung und Schädigung

#### 8.1.1 Beschreibung finiter plastischer Deformationen bei kombinierter Verfestigung

Bestehende hypoelastisch-plastische Stoffgesetze weisen die in [1-3] beschriebenen Widersprüche auf, deren Einfluss insbesondere bei kinematischer Verfestigung deutlich wird [4]. Damit begründet sich die Entwicklung eines hyperelastisch-plastischen Modells, wie es in [5, 6] gezeigt wird. Ausgehend von der Verwendung der Clausius-Duhem-Ungleichung der Thermodynamik in [7, 8] wird ein Modell für elastisch isotrope Werkstoffe mit kombinierter Verfestigung entwickelt.

Die multiplikative Zerlegung des Deformationsgradienten  $\mathbf{F}$  in den elastischen und den plastischen Anteil  $\mathbf{F} = \mathbf{F}_e \mathbf{F}_p$  wird mit der Voraussetzung eines von plastischer Deformation unabhängigen Elastizitätsgesetzes (elastischer Isomorphismus, vgl. [9]) in [7, 8] mit der additiven Zerlegung der spezifischen freien Energie begründet. Im Gegensatz zu der in [10] postulierten Zerlegung tritt bei der hier gewählten Vorgehensweise kein Widerspruch bei der Verwendung kinematischer Verfestigung auf. Die vollständig in [11] diskutierte Modellformulierung wird hier in den folgenden Gleichungen wiedergegeben.

Die Evolution der plastischen Deformation wird durch den plastischen Anteil des Geschwindigkeitsgradienten  $\mathbf{L}_p$  bestimmt:

$$\dot{\mathbf{F}}_p = \mathbf{L}_p \mathbf{F}_p. \quad (8-1)$$

Als Spannungsgröße auf der durch  $\mathbf{F}_p$  definierten Zwischenkonfiguration wird der Mandel'sche Spannungstensor  $\mathbf{M}$  verwendet. Mit der Annahme einer speziellen Form der freien Energiedichte  $\varphi$  in [7] wird die Mandel-Spannung  $\mathbf{M}$  über ein isotropes hyperelastisches Stoffgesetz  $\mathbf{C}_e$  mit dem elastischen rechten logarithmischen Verzerrungstensor  $\ln \mathbf{U}_e$  verknüpft. Die Berechnung von  $\ln \mathbf{U}_e$  ergibt sich aus der polaren Zerlegung des elastischen Deformationsgradienten  $\mathbf{F}_e = \mathbf{R}_e \mathbf{U}_e$ .

Die Spannung auf der aktuellen Konfiguration, die Kirchhoff'sche Spannung  $\mathbf{K}$ , kann wegen der bei [8] gezeigten Koaxialität mit der Mandel-Spannung durch die Transformation

$$\mathbf{K} = \mathbf{R}_e \mathbf{M} \mathbf{R}_e^T \quad (8-2)$$

verknüpft werden.

Für den Rückspannungstensor  $\mathbf{X}$ , der wie  $\mathbf{M}$  auf der Zwischenkonfiguration definiert wird, wird nach Chaboche [13] die Summe von  $n$  Verfestigungsmechanismen  $\mathbf{X}_1$  bis  $\mathbf{X}_n$  gebildet:

$$\mathbf{X} = \sum_{i=1}^n \mathbf{X}_i . \quad (8-3)$$

Um nichtlineare kinematische Verfestigung zu beschreiben wird für jeden einzelnen Anteil  $\mathbf{X}_i$  der Ansatz nach [12] mit dem linearen Verfestigungsmodul  $c_i$  und dem Sättigungsparameter  $b_i$  gewählt:

$$\dot{\mathbf{X}}_i = \frac{2}{3} c_i \mathbf{D}_p - b_i |\mathbf{D}_p| \mathbf{X}_i . \quad (8-4)$$

Für die isotrope Verfestigung  $\sigma_m$  wird wie in [14] eine Summe von Exponentialansätzen mit der Amplitude  $R_i$  gewählt, die mit  $k_i$  über der plastischen Vergleichsverzerrung  $\varepsilon_m$  abklingen, worin  $R_y$  die anfängliche Fließspannung des Werkstoffes bezeichnet:

$$\sigma_m = R_y + \sum_{i=1}^n R_i (e^{-k_i \varepsilon_m} - 1) \quad (8-5)$$

Für geschwindigkeitsunabhängige Plastizität gilt mit dem unten definierten Potential  $\Phi$  die Fließbedingung  $\Phi = 0$ . Mit der Annahme einer assoziierten Fließregel folgt für den symmetrischen Anteil des plastischen Geschwindigkeitsgradienten  $L_p$ , der plastischen Deformationsrate:

$$\mathbf{D}_p = \gamma \Phi_{,M} . \quad (8-6)$$

### 8.1.2 Modellierung der Schädigungsentwicklung bei nichtmonotoner Belastung

Ein auf der Gurson-Fließfläche basierendes Schädigungsmodell [15,16] wurde bereits zur Simulation duktilen Risswachstums unter monotoner äußerer Belastung eingesetzt [17,18]. Dieses Modell beschreibt die Schädigung in metallischen Werkstoffen, in dem harte, nichtmetallische Einschlüsse durch Dekohäsion oder Bruch zur Hohlraumentstehung beitragen. Weitere Belastung führt zu Wachstum und Zusammenschluss dieser Hohlräume und schließlich zu duktiler Rissinitiation und Rissausbreitung.

Die Fließbedingung wird mit dem von Gurson [15] und den Erweiterungen von Needleman und Tvergaard [16] gegebenen Potential

$$\Phi_{GTN}(\sigma_v, \sigma_M, f^*) = \frac{\sigma_v^2}{\sigma_M^2} + 2 q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3 \sigma_h}{2 \sigma_M}\right) - q_3 (f^*)^2 - 1 \quad (8-7)$$

gebildet. Hier treten die Cauchy-Spannung  $\sigma$ , die Fließspannung des Matrixmaterials  $\sigma_M$  sowie die unter Verwendung des Spannungsdeviators  $\sigma' = \text{Dev}(\sigma)$  definierte Vergleichsspannung

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma' \cdot \sigma'} . \quad (8-8)$$

auf, mit dem Einheitstensor  $\mathbf{I}$  wird der hydrostatische Spannungsanteil berechnet:

$$\sigma_h = \frac{1}{3} \sigma \cdot \mathbf{I} . \quad (8-9)$$

Um die bei der Wechselwirkung und dem Zusammenschluss von einzelnen Hohlräumen auftretende Beschleunigung der Schädigungsentwicklung zu berücksichtigen, geht nach [16] der Hohlraumanteil  $f$  in der Funktion  $f^*$  als effektiver Hohlraumanteil in die aus Gl. 8-7 gebildete Fließbedingung ein. Unterhalb eines kritischen Wertes  $f_c$  sind  $f$  und  $f^*$  identisch, oberhalb  $f_c$  tritt um den Faktor  $k$  beschleunigtes Hohlraumwachstum auf:

$$f^*(f) = \begin{cases} f & \text{für } f \leq f_c \\ f_c + k(f - f_c) & \text{für } f > f_c \end{cases} , \quad k = \frac{(f_u^* - f_c)}{(f_r - f_c)} \quad (8-10)$$

Der Wert  $f_c$  ist erreicht, wenn das Material keine Spannungen mehr trägt, es tritt ein makroskopischer Riss auf.

Eine Erweiterung dieses Schädigungsmodells für nichtproportionale Lastpfade wird in [19 bis 21] dargestellt. Der als Krümmung der Fließfläche beschriebene Einfluss kinematischer Verfestigung führt zu einer stärkeren Lokalisierung und schnelleren Versagen bei der Simulation von ungekehrten Zugproben gegenüber einer Beschreibung mit rein isotroper Verfestigung [20]. Die Anwendbarkeit der in [19] dargestellten Vorgehensweise, mit einer Erweiterung auf große plastische Deformationen in [21], wird von den Autoren jedoch auf monotone Lastpfade eingeschränkt.

Für die Schädigungsentwicklung bei zyklischer Belastung wird in [22] eine Modifizierung des Gurson-Modells durchgeführt, in der die Vergleichsspannung  $\sigma_v$  und die hydrostatische Spannung  $\sigma_h$  nicht wie in Gl. 8-9 auf die Fließspannung  $\sigma_M$  bezogen auftreten, sondern auf unterschiedliche Spannungen  $\Sigma_1$  und  $\Sigma_2$  bezogen werden, die mittels numerischer Lösung für jede Spannungsmehrachsigkeit bestimmt werden müssen. Diese Erweiterung ist daher nur für nichtmonotone, aber nahezu proportionale Belastung geeignet.

Untersuchungen des Verfestigungsverhaltens des Werkstoffes 10MnMoNi5-5 zeigen, dass bei zyklischer Belastung durch den Einfluss kinematischer Verfestigung ein Rückfließen nach dem ersten Lastwechsel bereits sehr früh einsetzt, vgl. Bilder 7-21 bis 7-23. Durch die auftretende hohe Verfestigung und die schnelle Sättigung nach jedem Lastwechsel kann eine Trennung zwischen dem elastischen und dem plastischen Bereich im Experiment nicht hinreichend genau bestimmt werden. Daraus wird deutlich, dass die Berücksichtigung des rein isotropen Anteils der Verfestigung oder einer Mischung aus isotropem und kinematischem Anteil, wie in [21], zur Beschreibung des Verfestigungseinflusses um einen Hohlraum nicht ausreichend sind.

Bei den in [11] gezeigten Einheitszellrechnungen mit isotroper bzw. kinematischer Verfestigung wird deutlich, dass kinematische Verfestigung eine schnellere Schädigungsentwicklung als bei isotroper Verfestigung bewirkt

und die in [19] auftretende Lokalisierung auch auf der mikroskopischen Ebene auftritt. Daher wird bei kinematischer Verfestigung und zyklischer Belastung eine Akkumulation des Hohlraumanteils erwartet. Wie in [22] wird zusätzlich zur Fließspannung  $\sigma_M$  in [23] eine Spannung  $\sigma_a$  im hydrostatischen Potentialterm eingeführt. Diese stellt die im Verlauf der Belastungsgeschichte auftretende maximale Vergleichsspannung dar und wird durch Integration der Rate

$$\dot{\sigma}_a = \begin{cases} \dot{\sigma}_v & \text{für } \sigma_v = \sigma_a \wedge \dot{\sigma}_v > 0 \\ 0 & \text{für } \sigma_v < \sigma_a \vee \dot{\sigma}_v < 0 \end{cases} \quad (8-11)$$

definiert, unter Verwendung der Vergleichsspannung

$$\sigma_v = \sigma_M + J_2(\mathbf{X}) \quad (8-12)$$

Die damit gebildete Fließbedingung dieses erweiterten Modells ist definiert durch

$$\Phi_{AKS}(\mathbf{M}, \mathbf{X}_{eff}, \sigma_M, f) = \frac{J_2^2(\mathbf{M} - \mathbf{X}_{eff})}{\sigma_m^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_a}\right) - q_3 (f^*)^2 - 1 = 0 \quad (8-13)$$

in der zur Berücksichtigung des Schädigungseinflusses durch den effektiven Hohlraumanteil  $f^*$  nur die effektive Rückspannung  $\mathbf{X}_{eff}$  eingeht:

$$\mathbf{X}_{eff} = (1 - \sqrt{q_3} f^*) \sum_i \mathbf{X}_i \quad (8-14)$$

Letztere Erweiterung ist für die Simulation bis zum endgültigen Materialversagen, z.B. bei duktiler Rissausbreitung, entscheidend, da die Tragfähigkeit des Materials somit kontinuierlich zurückgeht und die Spannungen bis auf den Wert Null absinken.

Im hydrostatischen Spannungsanteil  $\sigma_h$  wird nur die Mandel-Spannung  $\mathbf{M}$  berücksichtigt, da trotz der assoziierten Fließregel auch bei einer druckabhängigen Fließbedingung die Spur der Rückspannung  $\mathbf{X}$  vernachlässigbar klein bleibt.

$$\sigma_h = \frac{1}{3} \mathbf{M} \cdot \mathbf{I} \quad (8-15)$$

Bei proportionaler, monotoner Belastung ist dieses erweiterte Modell unabhängig von der Berücksichtigung der kinematischen Verfestigung, da sich dann die gleiche Vergleichsspannung ergibt. Damit wird in diesem Fall wieder die Gurson-Fließbedingung nach Needleman und Tvergaard hergestellt [16].

Weitere Entwicklungsgleichungen treten für die akkumulierte plastische Vergleichsverzerrung des Matrixmaterials  $\varepsilon_m$ ,

$$\dot{\varepsilon}_m = \frac{\mathbf{M} \cdot \mathbf{D}_p}{(1-f)\sigma_m} \quad (8-16)$$

die in Gl. 8-5 eingeht, und für den Hohlraumanteil  $f$  auf. Mit der Annahme eines plastisch inkompressiblen Matrixmaterials wird aus der Massenbilanz und dem Entstehen von Hohlräumen durch Dekohäsion oder Bruch von Partikeln die Rate zu [15,16]:

$$\dot{f} = (1-f) \mathbf{I} \cdot \mathbf{D}_p + A(\varepsilon_m) \dot{\varepsilon}_m \quad (8-17)$$

Der Nukleationsterm  $A$  wird als Gauß-Verteilung über der plastischen Vergleichsverzerrung mit den Verteilungsparametern  $\varepsilon_n$  und  $\sigma_n$  sowie dem Volumenanteil der Partikel  $f_n$  definiert [27]:

$$A(\varepsilon_n) = \frac{f_n}{\sqrt{2\pi s_n^2}} e^{-\frac{(\varepsilon_m - \varepsilon_n)^2}{2s_n^2}} \quad (8-18)$$

### 8.1.3 Algorithmische Formulierung der inkrementellen Form

Bei kleinen elastischen Deformationen wird die polare Zerlegung des Deformationsgradienten  $\mathbf{F} = \mathbf{R} \mathbf{U}$  mit der Näherung  $\mathbf{U}_e \approx \mathbf{I}$  durch  $\mathbf{F} \approx \mathbf{R}_e \mathbf{R}_p \mathbf{U}_p$  approximiert. Mit der Eindeutigkeit dieser Zerlegung gilt  $\mathbf{R}_e \mathbf{R}_p \approx \mathbf{R}$  und  $\mathbf{U}_p \approx \mathbf{U}$ . Aufgrund der Unabhängigkeit der Evolutionsgleichung der Rückspannung  $\mathbf{X}$  von  $\mathbf{R}_p$  wird unter der Voraussetzung elastischer Isotropie  $\mathbf{R}_p = \mathbf{I}$  gewählt. Der plastic spin  $\mathbf{W}_p$  ist damit rein kinematisch bestimmt. Die Berechnung des Kirchhoffschen Spannungstensors  $\mathbf{K}$  vereinfacht sich dann gegenüber Gl. 8-2 zu:

$$\mathbf{K} = \mathbf{R} \mathbf{M} \mathbf{R}^T \quad (8-19)$$

Unter der Annahme eines im Zeitschritt konstanten plastischen Geschwindigkeitsgradienten  $\mathbf{L}_p$  und bei kleinen Verzerrungsincrementen führt die direkte implizite Zeitintegration von Gl. 8-1 über ein Zeitintervall  $\{^n t, {}^{n+1} t\}$ , vgl. [5], auf die algorithmische Formulierung mit dem inkrementellen plastischen Multiplikator  $\tau$  für die Evolution von  $\ln \mathbf{U}_e$ :

$$\ln {}^{n+1} \mathbf{U}_e = \ln {}^t \mathbf{U}_e - {}^{n+1}(\tau \Phi, \mathbf{M}) \quad (8-20)$$

Die elastische Vorschätzung (trial state) dieses Prädiktor-Korrektor-Verfahrens wird aus der polaren Zerlegung von

$${}^t \mathbf{F}_e = {}^{n+1} \mathbf{F} {}^n \mathbf{F}^{-1} {}^n \mathbf{F}_e \quad (8-21)$$

berechnet. Mit der Substitution der Verzerrungen durch die Spannungen im linearen Elastizitätsgesetz wird das Newton-Verfahren direkt in den Spannungen formuliert, der Algorithmus basiert auf dem Spannungs-Prädiktor

$${}^t \mathbf{M} = \lambda (\mathbf{I} \cdot \ln {}^t \mathbf{U}_e) \mathbf{I} + 2\mu \ln {}^t \mathbf{U}_e \quad (8-22)$$

mit den aus dem Elastizitätsmodul  $E$  und der Querkontraktionszahl  $\nu$  berechneten Lamé'schen Konstanten  $\lambda$  und  $\mu$ :

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}, \quad \lambda = 2\mu \frac{\nu}{(1-2\nu)} \quad (8-23)$$

### 8.1.4 Implementierung in ein Finite-Elemente-Programm

Die Implementierung erfolgt über die Benutzerschnittstelle UMAT des Finite-Elemente-Programms ABAQUS. Statt der dort verwendeten mitrotierten Verzerrungsraten werden die für das hyperelastisch-plastische Verfahren benötigten Größen als Zustandsvariablen für je-

den Materialpunkt verwendet. Mit der Beschränkung auf zwei kinematische Verfestigungsanteile nach Gl. 8-3,  $\mathbf{X}_1$  und  $\mathbf{X}_2$ , sind dazu nur die isotrope Verfestigung des Matrixmaterials,  $\sigma_m$ , der Hohlraumanteil  $f$  und der elastische Anteil des Deformationsgradienten  $\mathbf{F}_{el}$  zu speichern.

Mit dem vorgegebenen Verzerrungssinkrement im  $n$ -ten Zeitschritt mit den Deformationsgradienten  ${}^n\mathbf{F}$  und  ${}^{n+1}\mathbf{F}$  und dem relativen Deformationsgradienten  $\mathbf{F}_{rel} = {}^{n+1}\mathbf{F} {}^n\mathbf{F}^{-1}$  wird die elastische Vorschätzung  ${}^{tr}\mathbf{F}_e$  berechnet:

$${}^{tr}\mathbf{F}_e = {}^{n+1}\mathbf{F}_{rel} {}^n\mathbf{F} \quad (8-24)$$

Die Berechnung des rechten logarithmischen elastischen Verzerrungstensors  ${}^{tr}(\ln \mathbf{U}_e)$  der Vorschätzung erfolgt über die spektrale Zerlegung des rechten Cauchy-Green-Tensors:

$${}^{tr}\mathbf{C}_{el} = {}^{tr}\mathbf{F}_e^T {}^{tr}\mathbf{F}_e = ({}^{tr}\mathbf{U}_{el})^2 \quad (8-25)$$

Das Elastizitätsgesetz Gl. 8-22 liefert die Beziehung zwischen  $\ln \mathbf{U}_e$  und der Mandel-Spannung der elastischen Vorschätzung. Liegt diese Spannung außerhalb der Fließfläche nach Gl. 8-13, wird der nichtlineare Korrektor-Schritt ausgeführt, der sich aus der Lösung der Rückwärts-Euler Integration ergibt, im anderen Fall ist die elastische Vorschätzung die Lösung des Schrittes:

$${}^{tr}(\mathbf{M}, \mathbf{X}_1, \mathbf{X}_2, \sigma_m, f) \Rightarrow {}^{n+1}(\mathbf{M}, \mathbf{X}_1, \mathbf{X}_2, \sigma_m, f) \quad (8-26)$$

Aus der Zerlegung von  ${}^{n+1}\mathbf{F}$  ist die Berechnung des elastischen Deformationsgradienten am Ende des Zeitschrittes möglich:

$${}^{n+1}\mathbf{F}_e = {}^{n+1}\mathbf{R} {}^{n+1}\mathbf{U}_e \quad \text{mit} \quad {}^{n+1}\mathbf{R} = {}^{n+1}\mathbf{F} {}^{n+1}\mathbf{U}_e^{-1} \quad (8-27)$$

Die Implementierung ist in Bild 8-1 zusammengefasst. Details des numerischen Verfahrens und die Linearisierung der Tangentensteifigkeitsmatrix für das FE-Verfahren sind in [11] beschrieben.

## 8.2 Statistische Beschreibung des Spröbruchverhaltens

### 8.2.1 Mikroskopische Vorgänge beim Spaltbruch

Das Versagen durch Spaltbruch von metallischen Werkstoffen bei niedrigeren Temperaturen bis hin zum Übergangsbereich wird durch im Material vorhandene, mikroskopische Risse ausgelöst. Die Entstehung dieser Mikrorisse durch plastische Deformation kann verschiedene Mechanismen zur Ursache haben, in polykristallinen Metallen sind es vor allem Bruch (Abscheren) harter, nichtmetallischer Partikel und Versetzungsaufstau an Korngrenzen.

Tritt an einem dieser Mikrorisse instabiles Risswachstum auf, führt dieses meist zum makroskopischen Spalt-

bruch. Die Werte für die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  zeigen daher bei der Prüfung verschiedener Bruchmechanikproben eine Streuung der Ergebnisse, Proben ohne scharfen Anriss, wie z. B. gekerbte Rundzugproben, versagen durch Spaltbruch an verschiedenen Punkten auf den Kraft - Verschiebungskurven.

### 8.2.2 Statistische Modellierung des Spaltbruchverhaltens - Das Beremin-Modell

Wird eine bekannte Längenverteilung der mikroskopischen Risse im Material, z. B. durch die Beschreibung in Form einer Wahrscheinlichkeitsverteilung, und die Existenz einer kritischen Risslänge, bei der es bei einer bestimmten äußeren Belastung zum Versagen durch Spaltbruch kommt, vorausgesetzt, können durch die Auswertung eines größeren experimentellen Datenbestandes statistische Aussagen über die Spaltbruchwahrscheinlichkeit einer Probe oder eines Bauteil getroffen werden.

Das von Orowan [24] vorgestellte Konzept einer kritischen Bruchspannung wurde in [25] auf die Spannungssingularität an einer Risspitze (Griffith-Riss) erweitert. Der kritische Wert  $\sigma_c$  der maximalen Hauptnormalspannung  $\sigma_I$ , bei dem Bruchversagen auftritt, ist durch die Spannung

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi(1-\nu^2)} \frac{1}{l}} \quad (8-28)$$

als Funktion der Risslänge  $l$  gegeben. Umgekehrt ist direkt die kritische Länge  $l_c$  eines Risses, bei der instabiles Risswachstum auftritt, als Funktion der Spannung  $\sigma$ , gegeben:

$$l_c = \frac{2\gamma E}{\pi(1-\nu^2)} \frac{1}{\sigma^2} \quad (8-29)$$

Hierbei treten die elastischen Konstanten  $E$  und  $\nu$  auf,  $\gamma$  bezeichnet die Oberflächenenergie.

Das von Beremin [26] vorgestellte Konzept des „schwächsten Kettenglieds“ (*Weakest Link*) setzt die Versagenswahrscheinlichkeit des Bauteils oder der Probe gleich der Wahrscheinlichkeit, dass ein einzelner Mikroriss mit der kritischen Bruchspannung belastet wird und Bruchversagen auslöst. Hierbei wird angenommen, dass der Spaltbruch von Mikrorissen im plastisch verformten Bereich des Materials ausgeht und dass diese Mikrorisse unmittelbar nach dem Überschreiten der Fließgrenze entstehen und sich danach keine weiteren Risse im Material bilden. Das Versagen durch Spaltbruch wird ausgelöst, wenn es zum Überschreiten eines kritischen Wertes der senkrecht auf die Rissfläche wirkenden Spannungskomponente und somit zur instabilen Ausbreitung der Mikrorisse kommt. Dabei wird eine Aussage über die Wahrscheinlichkeit, mit der eine Struktur durch Spaltbruch versagt, getroffen, indem das Verhältnis einer Beanspruchungsgröße (Weibullspan-

nung  $\sigma_w$ ) zu einer Materialgröße, die aus Versuchen zu bestimmen ist, gebildet wird.

Die Verteilung von Risslängen im Material wird durch eine Wahrscheinlichkeitsverteilung beschrieben. Die Wahrscheinlichkeit, einen Riss der Länge  $l$  in einem Volumen  $V_0$  zu haben, ist durch

$$p(l) = \frac{\alpha}{l^\beta} \quad (8-30)$$

gegeben, worin die Parameter  $\alpha$  und  $\beta$  materialabhängige Konstanten sind. Die Wahrscheinlichkeit  $P_f(\sigma_l)$ , dass ein mit der Spannung  $\sigma_l$  belastetes Volumen versagt, wird dann durch Integration über alle Risse  $l > l_c$  berechnet:

$$P_f(\sigma_l) = \int_{l=l_c}^{\infty} p(l) dl \quad (8-31)$$

Nach Gl. 8-29 wird dieser Integralausdruck mit den Weibull-Parametern

$$m = 2\beta - 2 \quad (8-32)$$

$$\sigma_u = \left( \frac{\beta - 1}{\alpha} \right)^{\frac{1}{m}} \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi(1-\nu^2)}} \quad (8-33)$$

umgeformt.

Ist die Spannungsverteilung in einem Bauteil durch eine vorangegangene FE Analyse bekannt, so wird die Versagenswahrscheinlichkeit des Bauteils durch den Ausdruck

$$p = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (8-34)$$

mit den Parametern  $\sigma_u$  und  $m$  beschrieben. Die Weibull-Spannung  $\sigma_w$  ergibt sich durch Summation der maximalen Hauptspannungen  $\sigma_i$  in den  $n_{pl}$  plastifizierten Volumebereichen, mit einem Volumen von  $v_i$  der diskretisierten Struktur, zu

$$\sigma_w = \sqrt[m]{\sum_{i=1}^{n_{pl}} (\sigma_i^{(i)})^m \frac{v_i}{V_0}} \quad (8-35)$$

Durch die Beziehung  $(\sigma_u)^m v_0 = \text{const.}$  sind bei festgelegtem und beliebig zu wählendem Referenzvolumen  $v_0$  lediglich die Weibull-Parameter  $\sigma_u$  und  $m$  entsprechend der statistischen Auswertung der experimentellen Ergebnisse zu bestimmen.

### 8.2.3 Parameterbestimmung

Die für die Parameterbestimmung zum Einsatz gekommenen Rechnungen wurden mit FE-Modellen der untersuchten Bruchmechanikproben und Rundzugproben durchgeführt, die eine Elementkantenlänge im Ligamentbereich bzw. im Bereich der plastizierten Volumens

von  $l = 0,1$  mm haben, so dass die Normalspannung in einem Elementvolumen näherungsweise konstant ist. Das Referenzvolumen mit dem Wert  $v_0 = (0,1 \text{ mm})^3$  gleich dem kleinsten Elementvolumen gesetzt.

Die aus Versuchen an gekerbten Rundzugproben gewonnenen Parameter des Beremin-Modells lassen sich in der Regel nicht auf Geometrien von Proben mit scharfen Anrissen übertragen, so dass für eine Analyse des Spaltbruchversagens der hier untersuchten M(T)- und C(T)-Proben eine gesonderte Parameterbestimmung durchgeführt werden muss. Daher wurde zunächst für die Rundzugproben aus beiden Werkstoffen mit verschiedenen Kerbradien eine Parameterbestimmung durchgeführt, um anschließend die Parameter des Beremin-Modells für die Bruchmechanikproben zu ermitteln.

Hierzu wurde auf Versuchsergebnisse von C(T)25- und M(T)25-Proben bei einfachen Kaltbelastungsversuchen beider Werkstoffe und der Ergebnisse aus Warmvorbelastungsversuchen mit anschließender Kaltbelastung zurückgegriffen. Da das für die numerische Analyse des Spaltbruchs verwendete Modell probabilistisch ist, ist ein hinreichend großer Datensatz an experimentellen Befunden erforderlich, um mit den angepassten Parametern zuverlässige Aussagen bzgl. der Spaltbruchwahrscheinlichkeit gewinnen zu können.

Die im Experiment auftretende Streuung der Versagenspunkte wird zum Teil durch Ursachen bedingt, die durch die Modellierung nicht berücksichtigt werden. So unterscheiden sich die Bruchmechanikproben bzgl. ihres  $a_0/W$ -Verhältnisses leicht, wodurch geringe geometrische Imperfektionen mit in die statistische Auswertung einfließen, die in der Modellierung mit einheitlichem  $a_0/W$ -Verhältnis nicht auftreten.

Weiterhin berücksichtigt das hier zur Anwendung gebrachte Beremin-Modell eine mögliche Veränderung der Verteilung und Charakteristik der im Material vorhandenen mikroskopischen Risse durch die Warmvorbelastung nicht, so dass der WPS-Effekt hier nur durch die veränderte Belastungssituation und auftretende Verfestigungseffekte im Material während einer wechselnden Warmvorbelastung entstehen kann. Eine Vorschädigung des Materials, wie sie durch die sich ändernde Hohlraumpopulation im Material während der Warmvorbelastung durch das für die FE-Analyse verwendete Gurson-Modell beschrieben werden kann, könnte durch entsprechende Berücksichtigung in einem statistischen Spaltbruchmodell zu besseren Aussagen führen. Eine genauere Untersuchung solcher Mechanismen und des Einflusses der Modellparameter auf den WPS-Effekt würden jedoch einen erheblich umfangreicheren experimentellen Datenbestand erfordern, um hierzu gesicherte Aussagen treffen zu können.

Die in Kapitel 9 vorgestellten Ergebnisse der Parameterbestimmung und der sich anschließenden Spaltbruchwahrscheinlichkeitsanalyse beziehen sich somit auf die Anwendung des ursprünglichen Beremin-Modells und

dessen Verwendbarkeit bzgl. der Beurteilung und Quantifizierung für die betrachteten Bruchmechanikgeometrien aus den Werkstoffen 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4.

### 8.3 Gesamtmodell zur Simulation des WPS-Effekts

Mit der Implementierung des erweiterten Schädigungsmodells von GURSON über die Benutzerschnittstelle UMAT in den FE-Code ABAQUS und der Umsetzung des Weibull-Modells in ein Post-Processing Modul wurden alle nötigen Werkzeuge bereitgestellt, um die in Kapitel 9 im Detail vorgestellten FE-Berechnungen und WPS-Analysen für verschiedene Bruchmechanikproben durchzuführen. Somit steht eine Methodik zur Verfügung, die auf Grundlage der durch eine FE-Analyse von warmvorbelasteten Bruchmechanikproben und bauteilähnlichen Strukturen gewonnenen Ergebnisse die Vorhersage der Wahrscheinlichkeit zum Versagen dieser Strukturen nach Abkühlung und Wiederbelastung durch Spaltbruch ermöglicht.

Zur Simulation von Proben und bauteilähnlichen Strukturen vorzugsweise unter einfachen thermisch-mechanischen Lastpfaden, wie z.B. LUCF- oder LCF-Pfaden, einem Teilziel des Vorhabens, ist zunächst die vorgegebene Bauteilgeometrie als FE-Struktur zu modellieren und anschließend eine Berechnung gemäß den vorgegebenen Lastpfad-Bedingungen durchzuführen. Hierbei werden mittels des implementierten Materialmodells u.a. die für die sich anschließende Analyse erforderlichen Rissöffnungsspannungen im Ligament und die Größe des plastischen Bereichs infolge der Warmvorbelastung ermittelt.

Für die Spaltbruch-Wahrscheinlichkeitsanalyse werden dann die Spannungsergebnisse der FE-Analyse für den Wiederbelastungspfad (Fracture) nach erfolgter Warmvorbelastung herangezogen. Die Höhe der maximalen Wiederbelastung wird hierbei aufgrund experimenteller Erkenntnisse so gewählt, dass mit einem Bauteilversagen durch Spaltbruch zu rechnen ist. Das für die Weibull-Analyse herangezogene Kontrollvolumen ergibt sich hierbei aus der plastifizierten Umgebung um die Risspitze. Mit der Weibull-Analyse wird für die einzelnen Belastungsinkremente der FE-Rechnung eine Spaltbruchwahrscheinlichkeit in Form eines Skalars ermittelt, der im Bezug zu einer globalen Größe der FE-Rechnung betrachtet werden kann. Als Maß für die Höhe der Wiederbelastung nach Warmvorbelastung wird im Weiteren die Kraft verwendet, da Verschiebungswerte  $V_L$  und  $V_{LL}$  nur als absolute Änderungen nach dem Abkühlungsprozess ausgewertet werden können.

Die Methodik zur Simulation des WPS-Effekts wird durch die folgenden Punkte wiedergegeben:

- Modellierung der Bauteilstruktur als FE-Modell (Pre-processing)
- Simulation der Warmvorbelastung und sich anschließender Wiederbelastung mittels der FE-Analyse mit dem erweiterten Schädigungsmodell
- Speicherung der Rissöffnungsspannungen und der Spannungen der plastifizierten Zone um die Rissöffnung für die einzelnen Lastinkremente der Wiederbeanspruchung der FE-Analyse
- Anwendung der Weibull-Analyse auf die Ergebnisse der FE-Daten (Post-processing)
- Zuordnung der ermittelten Spaltbruchwahrscheinlichkeitswerte des Bauteils zu Beanspruchungsgrößen der WPS-Simulation (Kraft oder Verschiebungswerte)

#### Literatur zu Kapitel 8

- 1 Nagtegaal, J.C. & de Jong, J. E.: In: "Some Aspects on Nonisotropic Work Hardening in Finite Strain Plasticity", eds. E. H. Lee and R. L. Mallet, Proceedings of Workshop on Plasticity of Metals at Finite Strain, 65-102. Division of Applied Mechanics, Stanford University, 1982.
- 2 Kojic, M. & Bathe, K.: Studies of Finite Element Procedures – Stress Solution of a Closed Elastic Strain Path With Stretching and Shearing Using the Updated Lagrangeian Jaumann formulation, Computers & Structures 26, 175-179, 1987.
- 3 Szabó, L. & Balla, M.: Comparison of some stress rates. Int. J. of Solids and Structures, Vol. 25, S. 279-297, 1992.
- 4 Haupt, P. & Tsakmakis, C.: On Kinematic Hardening and Large Deformation Plasticity, International Journal of Plasticity, Vol. 2, S. 279-293, 1986.
- 5 Eterovic, A. L. & Bathe, K. J.: A hyperelastic-based large strain elastoplastic constitutive formulation with combined isotropic-kinematic hardening using logarithmic stresses and strain measures, Int. J. Numer. Meth. Eng. 30, 1099–1115, 1990.
- 6 Weber, G. & Anand, L.: Finite Deformation Constitutive Equations and a Time Integration Procedure for Isotropic, Hyperelastic-Viscoplastic Solids. Comp. Meth. in Appl. Mech. & Engrg 79: 173-202, 1990.
- 7 Svendsen, B.: A thermodynamic formulation of finite-deformation elastoplasticity with hardening based on the concept of material isomorphism, Int. J. Plast. 14, 473-488, 1998.
- 8 Svendsen, B.; Arndt, S.; Klingbeil, D. & Sievert, R.: Hyperelastic models for elastoplasticity with non-linear isotropic and kinematic hardening at large deformation, Int. J. Solids Structs. 35, 3363-3389, 1998.

- 9 Bertram, A.: Description of Finite Inelastic Deformations. In: MECAMAT '92 "Multiaxial Plasticity", ed. A. Benallal, R. Billardon und D. Marquis, 821-835, 1993.
- 10 Lee, E. H.: Elastic-Plastic Deformation at Finite Strains, *Journal of Applied Mechanics*, 36, 1, 1969.
- 11 Arndt, S.: Modellierung der Warmvorbelastung mit einem Schädigungsmodell für kombinierte Verfestigung. An der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg eingereichte Dissertation.
- 12 Armstrong, P. J. & Frederick, C. O.: A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. General Electricity Generating Board, Report No. RD/B/N731, 1966.
- 13 Chaboche, J.-L.: Cyclic viscoplastic constitutive relations – Part I: A thermodynamically-consistent formulation, *J. Appl. Mech.* 60: 813–828, 1993.
- 14 Chaboche, J.-L.: Time-Independent Constitutive Theories For Cyclic Plasticity, *Int. J. of Plasticity* 2, 149-188, 1986.
- 15 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. Engrg. Mat. Tech.* 99, 2–15, 1977.
- 16 Needleman, A. & Tvergaard, V.: 1984. An analysis of ductile rupture in notched bars *J. Mech. Phys. Solids* 32: S. 461–490, 1984.
- 17 Klingbeil, D. & Aurich, D.: Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Reißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien aus der Kerbschlagarbeit. Forschungsbericht 228, Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, Berlin, 1998.
- 18 Klingbeil, D.; Künecke, G. & Schicker, J.: On the Application of Gurson's Model to Various Fracture Mechanics Specimen, Bericht BAM-V.31 93/3, Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, Berlin, 1993.
- 19 Mear, M. E. & Hutchinson, J. W.: Influence of Yield Surface Curvature of Flow Localisation in Dilatant Plasticity. Report MECH-62, Harvard University, Division of Applied Sciences, 1985.
- 20 Becker, R. & Needleman, A.: Effect of Yield Surface Curvature on Necking and Failure in Porous Plastic Solids. *J. of Appl. Mech.* 53: S. 491-499, 1986.
- 21 Lammering R.; Pecherski, B. & Stein, E.: Theoretical and computational aspects of large plastic deformations involving strain-induced anisotropy and developing voids, *Archiva Mechanica* 42, 347-375, 1990.
- 22 Devaux, J.; Gologanu, M.; Leblond, J. B. & Perrin, G.: On continued void growth in ductile metals subjected to cyclic loadings. Proceedings of the iUTAM Conference: Nonlinear Analysis of Fracture, Cambridge 1995.
- 23 Arndt, S.; Svendsen, B. & Klingbeil, D.: Modellierung der Eigenspannungen an der Reißspitze mit einem Schädigungsmodell, *Technische Mechanik*, Vol. 4, S. 323-332, Magdeburg, 1997.
- 24 Orowan, E.: Fracture and Strength of Solids, Report on Progress in Physics, 12, 185, 1948.
- 25 Ritchie, R.O.; Knott; J.F. & Rice, J.R., On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steels, *J. Mech. Phys. Solids* 21, 395-410, 1973 .
- 26 Beremin, F. M.: A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel, *Metallurgical Transactions*, 14 A, 2277-2287, 1983.
- 27 Chu, C. C. & Needleman, A.: Void nucleation effects in biaxially stretched sheets, *J. Eng. Matl. Tech.*, 102, 249-256, 1980.

## Bilder zu Kapitel 8

**FE-Implementierung:**

Innere Variable:  $(\mathbf{F}_{el}, \mathbf{X}_1, \mathbf{X}_2, \sigma_m, f)$

- Vorgegebenes Verzerrungskrement im Zeitschritt  $\{^n t, {}^{n+1} t\}$  mit den Deformationsgradienten  ${}^n \mathbf{F}$  und  ${}^{n+1} \mathbf{F}$  und dem relativen Deformationsgradienten

$${}^{n+1} \mathbf{F}_{rel} = {}^{n+1} \mathbf{F} {}^n \mathbf{F}^{-1}$$

- Berechnung der elastischen Vorschätzung (*trial state*):

$${}^{tr} \mathbf{F}_e = {}^{n+1} \mathbf{F}_{rel} {}^n \mathbf{F}$$

- Berechnung des rechten logarithmischen Verzerrungstensors der Vorschätzung über die Spektralzerlegung des rechten Cauchy-Green-Tensors

$${}^{tr} \mathbf{C}_{el} = {}^{tr} \mathbf{F}_e^T {}^{tr} \mathbf{F}_e = u_J^2 (n_J \otimes n_J), \quad J = \text{I, II, III}$$

$$\ln {}^{tr} \mathbf{U}_e = \ln u_J (n_J \otimes n_J)$$

- Elastische Vorschätzung des Mandel-Spannungstensors:

$${}^{tr} \mathbf{M} = \overset{<4>}{\mathbf{C}_e} [\ln {}^{tr} \mathbf{U}_e]$$
 mit dem elastischen Stoffoperator  $\overset{<4>}{\mathbf{C}_e}$

$${}^{tr} (\mathbf{X}_1, \mathbf{X}_2, \sigma_m, f) = {}^n (\mathbf{X}_1, \mathbf{X}_2, \sigma_m, f)$$

- Backward-Euler-Integration:

$${}^{tr} (\mathbf{M}, \mathbf{X}_1, \mathbf{X}_2, \sigma_m, f) \Rightarrow {}^{n+1} (\mathbf{M}, \mathbf{X}_1, \mathbf{X}_2, \sigma_m, f), \ln {}^{n+1} \mathbf{U}_e$$

- Zerlegung von  ${}^{n+1} \mathbf{F}$  zur Berechnung des elastischen Deformationsgradienten

$${}^{n+1} \mathbf{F}_e = {}^{n+1} \mathbf{R} {}^{n+1} \mathbf{U}_e \quad \text{mit} \quad {}^{n+1} \mathbf{R} = {}^{n+1} \mathbf{F} {}^{n+1} \mathbf{U}_e^{-1}$$

Bild 8-1:  
Schema des aufgestellten Integrationsalgorithmus



## 9 Durchgeführte numerische Untersuchungen

Die durchgeführten numerischen Arbeiten erfolgten zu den Schwerpunkten:

1. Bestimmung der Materialparameter der duktilen Schädigung und der Verfestigung durch Anpassung von Ergebnissen der Berechnung an die durchgeführten Versuche. Hierzu gehören im Einzelnen die folgenden Aufgaben:
  - a) Die Bestimmung der Materialparameter zur Beschreibung der kinematischen Verfestigung aus zyklischen Versuchen mit wenigen Lastwechseln an ungekerbten Rundzugproben bei verschiedenen Temperaturen im untersuchten Temperaturbereich.
  - b) Beschreibung des temperaturabhängigen Verhaltens durch Interpolation des isotropen Verfestigungsverhaltens, da die kinematische Verfestigung weitgehende Temperaturunabhängigkeit zeigt.
  - c) Die Bestimmung der Materialparameter zur duktilen Schädigung für den untersuchten Temperaturbereich durch Vergleich von numerischen und experimentellen Ergebnissen von Zugversuchen an gekerbten Rundzugproben.
2. Bestimmung der Materialparameter des verwendeten Spaltbruchmodells durch Simulation von Versuchen an gekerbten Rundzugproben und Bruchmechanikproben für die Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4.
3. Verifikation der Parameterbestimmung unter Verwendung von experimentellen und numerischen Ergebnissen an Bruchmechanikproben des Typs M(T), C(T) und PS(T) für die Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4, u.a. durch Simulation von Kraft-Verschiebung-Kurven und *J*-Risswiderstandskurven.
4. Numerische Analysen zur Untersuchung der Entwicklung der Rissöffnungsspannungen an mehrfach zyklisch vorbelasteten Bruchmechanikproben des Typs C(T).
5. Die numerische Simulation von Belastungspfaden entsprechend der durchgeführten Experimente an C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben nach unterschiedlichen thermisch-mechanischen Vorbeanspruchungen (LCF, LUCF).
6. Anwendung des Beremin-Modells auf die durchgeführten FE-Simulationen zur Ermittlung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit bei Kaltbelastung nach erfolgter Warmvorbelastung.

### 9.1 Bestimmung der Werkstoffparameter

Für die Anwendung der in Kapitel 8 vorgestellten Materialmodelle müssen für die untersuchten Werkstoffe die

Werte der Modellparameter ermittelt werden. Gemäß der Formulierungen des Schädigungsmodells und der Analyse des Spaltbruchverhaltens ergibt sich die folgende Klassifizierung der Parameter:

- Werkstoffparameter zur Beschreibung der isotropen und kinematischen Verfestigung.
- Werkstoffparameter zur Beschreibung der duktilen Schädigung.
- Werkstoffparameter zur Beschreibung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit

Diese Separation der Werkstoffparameter in verschiedene Gruppen wird möglich, da die Schädigungsparameter mittels monotoner Versuche bestimmt werden und die Modellierung des Schädigungsverhaltens unabhängig von den Parametern der Verfestigungsmodellierung ist.

Mittels geeigneter numerischer Analysen für verschiedene Parametersätze werden die Ergebnisse mit experimentellen Daten verglichen und so die Güte der Parametersätze bestimmt. Als halbautomatisiertes Verfahren zur Parameterbestimmung der Verfestigungs- und Schädigungsparameter wird hier die Evolutionsstrategie eingesetzt. Die Güte eines Parametersatzes ergab sich hierbei aus den Abweichungen der Simulation zu den Ergebnissen aus den Experimenten. Durch einen Zufallsprozess gesteuert und mit einer Schrittweitensteuerung kontrolliert wird ein einmal ermittelter Parametersatz verändert und die Qualität des Simulationsergebnisses mit dem vorangegangenen Ergebnis verglichen. Je nach Ausgang des Vergleiches wird der neue Parametersatz weiter verwendet oder verworfen. Durch mehrfache Wiederholung dieses Auswahlverfahrens wird somit ein „optimaler“ Parametersatz gefunden.

#### 9.1.1 Bestimmung der Werkstoffparameter für die Verfestigung

##### 9.1.1.1 Fließkurven

Erster Schritt für die Parameterbestimmung der untersuchten Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 ist, die für die Simulation zu verwendende, einachsige Fließkurve aus den vorliegenden experimentellen Daten des Zug- bzw. Druckversuchs zu bestimmen. Hierzu sind die vorliegenden Messergebnisse aus mehreren Versuchen ggf. zu mitteln und die Abweichungen der Ergebnisse aus Zugversuchen und Druckversuchen zu berücksichtigen. Die sich so aus den experimentellen Daten ergebene Fließkurve dient als Referenzkurve zur Bestimmung der Parameter. Dieser Vorgang ist für jeden Werkstoff bei den jeweiligen Einsatztemperaturen zu wiederholen.

### 10MnMoNi5-5

Bei Raumtemperatur wurden Fließkurven für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 sowohl im Zugversuch als auch im Druckversuch jeweils mit Konturmessung aufgenommen, Bild 7-12b. Bei der rechnerischen Simulation von Rundzugproben stellte sich jedoch heraus, dass beide Fließkurven für die Simulation der an gekerbten Rundzugproben durchgeführten Experimente ungeeignet waren. Deshalb wurde aus den experimentellen Ergebnissen eine Fließkurve zusammengesetzt, deren erster Bereich bis zur Gleichmaßdehnung aus Zugversuchen entnommen wurde, während oberhalb der Gleichmaßdehnung die Steigung der aus Druckversuchen ermittelten Fließkurve benutzt wurde. Die so konstruierte und in Bild 9-1 als stark durchgezogene Linie gezeigte Fließkurve erwies sich als für die weitere rechnerische Simulation geeignet.

Die Konstruktion der Fließkurve bei 300 °C für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 erfolgt, indem zunächst der Bereich bis zur Gleichmaßdehnung aus Zugversuchen entnommen wird. Die an Zugversuchen und nach Bridgman korrigierten Werte der Fließkurve erwiesen sich bei der numerischen Simulation an gekerbten Rundzugproben als zu groß. Deshalb wurde dieser Bereich der Fließkurve durch numerische Anpassung an die experimentellen Ergebnisse gekerbter Rundzugproben bestimmt, wozu die Resultate in Bild 9-2 dargestellt sind.

Für die Parameterbestimmung bei -150 °C erwies sich die im Experiment ermittelte Fließkurve als nicht geeignet, um das Verhalten von gekerbten Rundzugproben mittels der FE-Rechnung zu simulieren. Erst durch eine iterative Bestimmung der isotropen Verfestigungsparameter mittels FE-Simulationen an gekerbten Rundzugproben wurde es möglich, die erforderlichen Parameter erfolgreich anzupassen. In Bild 9-3 sind die Ergebnisse der FE-Rechnungen von gekerbten Rundzugproben den experimentellen Daten gegenüber gestellt. Der so ermittelte Parametersatz führt auf die in Bild 9-4 gezeigte Fließkurve für eine Temperatur von  $T = -150^\circ\text{C}$  im Vergleich zum experimentellen Ergebnis. Die dort gezeigte Fließkurve liegt deutlich niedriger als die experimentell ermittelte Kurve und fügt sich besser in die Charakteristik der Fließkurven für die anderen Temperaturbereiche ein.

### 17MoV8-4

Für den Werkstoff 17MoV8-4 wurde auf Ergebnisse aus Zugversuchen bei  $T = 23^\circ\text{C}$  und  $T = 280^\circ\text{C}$  zurückgegriffen. Die beiden verfügbaren Fließkurven bei einer Temperatur von  $T = 280^\circ\text{C}$  erfordern eine Mittelung für die Parameteridentifikation. Das Bild 7.13 zeigt die experimentell ermittelten Fließkurven für die Parameterbestimmung, Bild 9-5 zeigt die für die numerischen Analysen verwendeten Fließkurven als Ergebnis der Parameterbestimmung

### 9.1.1.2 Parameter der isotropen und kinematischen Verfestigung

Die Bestimmung der Verfestigungsparameter erfordert außer den Fließkurven auch Versuche mit zyklischer Belastung an ungekerbten Zug-/Druck-Proben für die untersuchten Temperaturbereiche. Da bei zyklischer Belastung an der Risspitze große Deformationen auftreten, sind auch die zyklischen Versuche bei möglichst großen, aber unterschiedlichen Dehnungsamplituden durchzuführen. Um ein Ausknicken der Proben zu vermeiden, wurden die Probenlängen hier möglichst gering gewählt, als Einschränkung tritt hier eine für die Dehnungsaufnehmer benötigte Mindestlänge auf. Dadurch konnten Versuche mit Dehnungsamplituden bis  $\varepsilon = \pm 3\%$  durchgeführt werden. Die Versuche beider Werkstoffe in allen Temperaturbereichen zeigten, dass die Sättigung bereits nach 2 bis 3 Lastzyklen erreicht wird, womit keine weitergehenden Versuche erforderlich waren.

#### 10MnMoNi5-5

Die Werkstoffparameter der Verfestigung bei Raumtemperatur sind für den Stahl 10MnMoNi5-5 in Tabelle 9-1 zusammengestellt. In Bild 9-6 ist dazu die Anpassung der Fließkurve bei Raumtemperatur dargestellt, die sich hier aus den Anteilen der isotropen Verfestigung  $\sigma_m$  und der kinematischen Verfestigung mit den beiden Rückspannungen  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$  zusammensetzt. Mit denselben Parametern wurde der zyklische Versuch bei  $\varepsilon = \pm 2\%$  mit zwei Lastzyklen entsprechend Bild 9-7 simuliert, worin die beiden Rückspannungstensoren  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$  und die gesamte Spannung  $\sigma_{11}$  angegeben sind. Da bei diesen ungekerbten Proben unterhalb der Gleichmaßdehnung ein einachsiger Spannungszustand auftritt, ist nur die axiale Komponente der jeweiligen Spannungen angegeben.

Die Bestimmung der Werkstoffparameter wurde auch für eine Temperatur von 300 °C vorgenommen. Die mit der Evolutionsstrategie bestimmten Werkstoffparameter der isotropen und kinematischen Verfestigung sind in Tabelle 9-2 zusammengestellt. In Bild 9-8 ist die Anpassung der Fließkurve bei 300 °C dargestellt, die sich aus den Anteilen der isotropen Verfestigung  $\sigma_m$  und der kinematischen Verfestigung mit den beiden Rückspannungen  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$  additiv zusammensetzt. In Bild 9-10 ist der Vergleich der experimentellen und numerischen Ergebnisse zyklischer Versuche bei 300 °C bei einer Dehnungsamplitude von  $\varepsilon = \pm 1\%$  mit zwei Lastwechseln dargestellt.

Für die Kaltbeanspruchungstemperatur  $T_{\text{trac}} = -150^\circ\text{C}$  wurden zunächst die Verfestigungsparameter mittels der in Bild 9-3 dargestellten Fließkurve ermittelt. Da eine FE-Simulation von gekerbten Rundzugproben jedoch starke Abweichungen gegenüber experimentellen Ergebnissen aufwies wurden die Verfestigungsparameter durch einen Vergleich der FE-Rechnungen mit den experimentellen Daten angepasst (Bild 9-4), was auf die in

Bild 9-3 eingezeichnete modifizierte Fließkurve führt. Die Parameter hierzu sind in Tabelle 9-3 aufgeführt.

#### 17MoV8-4

Die Werkstoffparameter für den Werkstoff 17MoV8-4 sind in Tabelle 9-4 dargestellt. Auch hier ergeben sich gute Übereinstimmungen zwischen den Ergebnissen des Experiments und der Simulation. Bild 9-10 zeigt die Anpassung der Fließkurve bei 280 °C aus dem monotonen Zugversuch zusammen mit den Anteilen aus der isotropen Verfestigung  $\sigma_m$  und der kinematischen Verfestigung mit den beiden Rückspannungen  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$ , deren Anteil geringer zur gesamten Verfestigung beiträgt, als beim Werkstoff 10MnMoNi5-5. Bild 9-11 schließlich zeigt die Ergebnisse für den zyklischen Versuch mit  $\epsilon = \pm 1\%$  mit 2 Lastzyklen bei 280°C. Für den Kaltbelastungsbereich bei Raumtemperatur lagen keine zyklischen Versuche vor. Unter der Annahme eines temperatur-unabhängigen kinematischen Verfestigungsverhaltens ergibt sich mit dem ausgewählten Parametersatz die in Bild 9-12 dargestellte Übereinstimmung zwischen der simulierten Fließkurve und dem Experiment.

### 9.1.2 Bestimmung der Werkstoffparameter für die Schädigung

Die Werkstoffparameter der duktilen Schädigung werden durch die Anpassung an Versuche mit gekerbten Rundzugproben und Bruchmechanikproben bestimmt. Durch die Wahl verschiedener Kerbradien an den Proben lassen sich im Kerbgrund verschiedene Spannungsmehrfachigkeiten einstellen. Die Parameterbestimmung erfolgt durch FE-Simulation dieser Proben mit dem Schädigungsmodell und den bereits ermittelten Verfestigungsparametern. Die Anpassung wird hier an globale Größen, wie der Kraft und der Einschnürung im Kerbgrund und an den Punkt des Versagens der Probe, durch Auswahl und Testrechnungen mit verschiedenen Parametersätzen durchgeführt.

#### 10MnMoNi5-5

Die Ergebnisse von FE-Rechnungen als Ergebnis der Parameterbestimmung an gekerbten Rundzugproben mit Kerbradien von 4 mm und 10 mm im Vergleich mit Experimenten bei Raumtemperatur bezüglich der Kraft-Durchmesseränderung zeigt Bild 9-13. Die Zusammenstellung der Werkstoffparameter der duktilen Schädigung ist in Tabelle 9-6 aufgeführt. Die anhand von gekerbten Rundzugproben und Bruchmechanikproben bestimmten Werkstoffparameter sind aufgrund der Geometrieunabhängigkeit auf beliebige, andere Strukturen übertragbar.

Bild 9-14 zeigt die so ermittelten Ergebnisse für die Temperatur  $T = 300$  °C. Die Werkstoffparameter sind in Tabelle 9-7 zusammengestellt. Bei Raumtemperatur, Bild 9-13, ist bei den Kraftverläufen der gekerbten

Rundzugproben unabhängig vom Kerbradius der Einfluss der ausgeprägten Streckgrenze zu erkennen, Bild 9-14.

#### 17MoV8-4

Die Anpassung der Schädigungsparameter erfolgte an den gekerbten Rundzugproben mit den Kerbradien 4 mm und 10 mm. Zusätzlich wurden zur Abschätzung der Parameter Ergebnisse der mikroskopischen Gefügeuntersuchung herangezogen, die eine Einschätzung der Größenordnung der anfänglichen Hohlraumdichte und der das Hohlraumwachstum und die Entstehung beschreibenden Parameter ermöglichte. Tabelle 9-10 zeigt die experimentell ermittelten Werte bzgl. der nicht-metallischen Einschlüsse im Matrixmaterial 17MoV8-4.

Die Ergebnisse der Simulation nach erfolgter Parameterbestimmung für  $T = 23$  °C im Vergleich zum Experiment bzgl. der Kraft-Durchmesseränderung zeigt Bild 9-15. Besonders hervorzuheben ist hierbei die starke Streuung der Versagenspunkte der Proben mit gleichen Kerbradien, was eine Anpassung der Schädigungsparameter erschwert, die in Tabelle 9-8 zusammengefasst sind. Weiterhin wird ersichtlich, dass mit den ausgewählten Parameterwerten das maximale Lastniveau gut abgebildet werden kann, es aber nicht gelingt, dass frühe Versagen der Proben bei geringen Durchmesseränderungswerten  $\Delta D$  darzustellen.

Die Anpassung der Werkstoffparameter der duktilen Schädigung für die Temperatur 280 °C an gekerbte Rundzugproben mit Kerbradien von 4 mm und 10 mm zeigt, dass die Anpassung eine bessere Übereinstimmung hinsichtlich des Probenversagens als bei Kaltbelastungstemperatur aufweist (Bild 9-16). Für die Versuche mit einem Kerbradius von 10 mm erweist sich auch hier die starke Streuung des Versagenspunktes bei unterschiedlichen Durchmesseränderungen als problematisch hinsichtlich einer korrekten Werkstoffparameterbestimmung. Das Lastniveau wird für beide Kerbgeometrien gut abgebildet. Es ergab sich hinsichtlich des Versagenspunktes eine im Vergleich zum 10MnMoNi5-5 große Streuung. Aufgrund dessen wurden die Parameter der duktilen Schädigung derart angepasst, dass die jeweiligen Versagenspunkte der Analyse im Mittel die experimentellen Werte gut wiedergeben (Bild 9-16 und Tabelle 9-9).

#### Zusammenfassung 10MnMoNi5-5

Aufgrund der dargestellten Tatsachen bzgl. der experimentell ermittelten Fließkurven konnte gezeigt werden, dass zur numerischen Umsetzung stets eine Überarbeitung erforderlich ist.

Die Ergebnisse der Anpassung der Werkstoffparameter der Verfestigung an die ermittelte Fließkurve sowie an die zyklischen Versuche zeigen, dass für kleine Dehnungen für den Stahl 10MnMoNi5-5 isotrope Entfestigung auftritt und für große Dehnungen die isotrope Verfesti-

gung konstant bleibt, Bild 9-6. Für kleine Dehnungen wächst der Anteil  $X_{1,11}$  der kinematischen Verfestigung bis zu seinem Endwert, womit gerade die isotrope Entfestigung aufgehoben wird, und der Werkstoff somit verfestigt. Mit steigender Dehnung wächst hingegen der Anteil  $X_{2,11}$  der kinematischen Verfestigung kontinuierlich an, wodurch die Verfestigung des Werkstoffs bei größeren Dehnungen getragen wird.

Die in Bild 9-7 dargestellten experimentellen und mit den angepassten Werkstoffparametern ermittelten numerischen Ergebnisse an zyklisch belasteten Proben zeigen, dass die Verfestigung für den betrachteten Bereich der Deformation überwiegend durch den Anteil  $X_{1,11}$  getragen wird, während der Anteil  $X_{2,11}$  sehr klein bleibt. Anhand des Vergleichs zwischen monotoner und zyklischer Belastung, Bilder 9-6 und 9-7, wird deutlich, dass die Verfestigung infolge monotoner Belastung durch den Anteil  $X_2$  der Rückspannung erfasst wird, während die Verfestigung infolge zyklischer Belastung durch den Anteil  $X_1$  abgebildet wird.

Die mit den angepassten Werkstoffparametern der duktilen Schädigung berechneten Kraft-Durchmesseränderung-Kurven der N(T)-Proben für die Temperaturen  $T = 23 \text{ °C}$  und  $T = 300 \text{ °C}$  zeigen eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen (Bilder 9-13 und 9-14).

### Zusammenfassung für 17MoV8-4

Die Beschreibung des Verfestigungsverhaltens des Werkstoffes wird mit dem ausgewähltem Parametersatz für beide Temperaturen  $T = 23 \text{ °C}$  und  $T = 280 \text{ °C}$  gut erfasst, wie der Vergleich der experimentellen Daten mit den Ergebnissen aus der Simulation von Zug und Zug-Druckversuchen an ungekerbten Proben zeigt (Bilder 9-10 bis 9-12). Der kinematische Verfestigungsanteil, beschrieben durch die Rückspannungswerte  $X_1$  und  $X_2$  trägt hierbei insgesamt geringer zum Verfestigungsverhalten bei als beim 10MnMoNi5-5. Wie auch beim 10MnMoNi5-5 wird die kinematische Verfestigung hauptsächlich durch den Rückspannungsanteil  $X_1$  beschrieben (s. Bild 9-12).

Für die Bestimmung der Schädigungsparameter erweist sich der unterschiedliche Versagenszeitpunkt der gekerbten Rundzugproben als problematisch, hingegen werden die Reaktionskraft und das sich daraus für größere Durchmesseränderungen ergebene Kraftniveau gut abgebildet (Bild 9-16).

### 9.1.3 Bestimmung des temperaturabhängigen Verhaltens der Verfestigung

Um thermisch-mechanische Belastungen korrekt erfassen zu können, ist es erforderlich, das mechanische Verhalten des Werkstoffes mittels geeigneter Parametersätze richtig erfassen zu können. Hierbei stellt sich die Schwierigkeit, dass das vorgestellte Materialmodell

geschichtsunabhängiges Temperaturverhalten aufweist und zum anderen nicht auf eine ausreichende Zahl von Versuchen über den gesamten Temperaturbereich zwischen Warmvorbelastungsniveau und Kaltbeanspruchungsniveau zurück gegriffen werden kann, um für einzelne Temperaturbereiche Werkstoffparameter zu bestimmen.

Das temperaturabhängige Verhalten der Werkstoffe wird deshalb durch Interpolation der für verschiedene Temperaturen vorliegenden Fließkurven erfasst. Hierzu wurden z.B. für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 für die Temperaturen  $T_1 = -150 \text{ °C}$ ,  $T_2 = \text{RT}$  und  $T_3 = 300 \text{ °C}$  Parameter (Tabellen 9-1 bis 9-5) bestimmt.

Unter der Annahme, dass das kinematische Verfestigungsverhalten und das Schädigungsverhalten temperatur-unabhängig ist, also für den gesamten Temperaturbereich mit einem Parametersatz beschrieben werden kann, konnte somit das Verfestigungsverhalten temperaturabhängig durch eine Interpolation der isotropen Verfestigungsparameter ( $R_1, k_1, R_2, k_2, R_3, k_3$ ) sowie des Elastizitätsmoduls  $E$  beschrieben werden. Die Fließkurve ergibt sich dabei für eine diskrete Temperatur  $T_i$  aus der Kombination der kinematischen Verfestigung und der isotropen Verfestigung für die Temperatur  $T_i$ , Bild 9-17 zeigt als Beispiel das Ergebnis des temperaturabhängig beschriebenen Verfestigungsverhaltens des Werkstoffes 10MnMoNi5-5 und Bild 9-18 die Ergebnisse für den Werkstoff 17MoV8-4, wobei hier experimentell ermittelte Fließkurven bei einer Temperatur von  $T_1 = 280 \text{ °C}$ ,  $T_2 = 23 \text{ °C}$  verwendet wurden. Die Tabelle 9-11 gibt eine Übersicht der Interpolationsparameter  $a, b$  und  $c$  für die Funktion

$$y_{\text{Werkstoffparameter}} = a + bT + cT^2 \quad (9-1)$$

zur Bestimmung der einzelnen isotropen Verfestigungsparameter beider Werkstoffe für eine Temperatur  $T$  wieder.

Die Werte für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten im betrachteten Temperaturbereich aus [1] gelten für die untersuchten Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 gleichermaßen und werden durch Extrapolation der diskreten Messpunkte nach Gl. 9-1 gewonnen, deren Parameter in Tabelle 9-12 dargestellt sind.

### 9.1.4 Bestimmung der Werkstoffparameter für die Spaltbruchwahrscheinlichkeit

Im Folgenden wird die Anwendung eines erweiterten Verfahrens zur Bestimmung der Parameter des Beremin-Modells mit Resultaten von Bruchmechanikversuchen vorgestellt. Die Ergebnisse der modifizierten und der Standard-Weibullanalyse zeigen auf, dass die angewendete „maximum-likelihood“ Methode für die Bestimmung eines einheitlichen Parametersatzes für verschiedene Probengeometrien nicht möglich ist, da die Versagensparameter nur spezifisch für das Versagen einer Geometrie ermittelt werden und so nicht die Cha-

rakteristik des Versagensverhaltens anderer Proben erfassen. So wird z.B. der unterschiedliche Constraint, ausgedrückt durch die unterschiedlichen Mehrachsigkeiten der verschiedenen Probengeometrien nicht berücksichtigt. Ebenso wird die Größe des plastifizierten Bereiches bei verschiedenen Probentypen nicht genau erfasst. Die Vorgehensweise der Bestimmung der Parameter aus Versuchen mit gekerbten Rundzugproben und die Identifizierung mittels der „maximum-likelihood“ Methode führt dazu, dass die Ergebnisse nicht auf Versuche an Bruchmechanikproben des Typs C(T), M(T) und PS(T) übertragbar sind.

Um diese Problematik zu umgehen und einen einheitlichen Parametersatz für die Bruchmechanikproben zu finden wurde eine erweiterte Methode zur Ermittlung der Weibullparameter zur Anwendung gebracht. Hierzu wurden bei der Parameterbestimmung die Versuche von WPS-Versuchen an C(T)- und M(T)-Proben eines Werkstoffes berücksichtigt, um durch manuelle Variation der Parameterwerte, den Parametersatz zu finden, der für beide Probenformen und die verschiedenen Vorbelastungen (LCF und LUCF bzw. keine Vorbelastung) die Spaltbruchwahrscheinlichkeitsverteilung ausreichend genau beschreibt. Hierdurch wurde es möglich, einen Parametersatz zu finden, der C(T)- und M(T)-Proben bzgl. ihres Spaltbruchverhaltens richtig abbilden konnte und sich auf die PS(T)-Probengeometrie übertragen lässt. Die so ermittelten Parameter des Beremin-Modells  $\sigma_w$  und  $m$  sind in Tabelle 9-13 zusammengestellt. Das Referenzvolumens ist hierbei mit  $v_o = (0,1 \text{ mm})^3$  vorgegeben worden.

Werden die Ergebnisse von Versuchen an N(T)-Proben bei dieser Vorgehensweise berücksichtigt, so zeigt es sich, dass keine Parameter gefunden werden können, die die Spaltbruchwahrscheinlichkeit der einzelnen Probengeometrien und Belastungssituationen mit ausreichender Genauigkeit wiedergeben. Die in Tabelle 9-13 gezeigte Zusammenstellung der Parameter weist eine hohe Abweichung der für N(T)-Proben bestimmten Weibull-Parameter von denen der Bruchmechanikproben-Parameter auf. Hier wird deutlich, dass die vom Beremin-Modell berücksichtigte Normalspannungsverteilung im plastifizierten Bereich der Probe als alleiniges Kriterium für die Ermittlung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit nicht ausreichend ist, um gekerbte Proben und Bruchmechanikproben mit scharfen Anrissen mit einem Parametersatz beschreiben zu können.

## 9.2. FE-Analysen zur WPS-Simulation

### 9.2.1 Werkstoff-, Proben- und Belastungsspektrum

Entsprechend den Einzelzielsetzungen des Projektes wurden die folgenden FE-Analysen für die beiden unter-

suchten Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 durchgeführt :

- Simulation von Zugversuchen an gekerbten Rundzugproben zur Schädigungsparameter-Ermittlung und zur Bestimmung der Weibull-Parameter. Hierbei wurden FE Analysen für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei  $-150 \text{ }^\circ\text{C}$ , RT und  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  durchgeführt sowie für den Werkstoff 17MoV8-4 bei  $23 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $280 \text{ }^\circ\text{C}$ . Die Berechnungen erfolgten mit einem ebenem FE-Modell unter der Ausnutzung der rotationssymmetrischen Geometrie der Rundzugproben.
- Berechnung einfach und mehrfach belasteter C(T)-Proben zur Ermittlung der Spannungszustände im Ligament (Rissöffnungsspannungen, Eigenspannungen nach Vorbelastung) für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei RT unter Verwendung eines dreidimensionalen Modells der Proben.
- Die Simulation duktilen Rissfortschritts für C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei  $23 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  und für den Werkstoff 17MoV8-4 bei  $280 \text{ }^\circ\text{C}$ . Hierbei wurden zweidimensionale Simulationen im EVZ durchgeführt mit Ausnahme der M(T)-Proben aus dem Werkstoff 10MnMoNi5-5 und der Rechnungen der PS(T)-Proben, deren Probengeometrie den Einsatz eines dreidimensionalen Modells erfordert.
- Simulation von WPS-Belastungspfaden an C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben für LCF-Pfade und LUCF-Pfade, wobei das Warmvorbelastungsniveau bei  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$  für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 lag und bei  $T = 280 \text{ }^\circ\text{C}$  beim Werkstoff 17MoV8-4. Das Kaltbelastungsniveau lag für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei  $T = -150 \text{ }^\circ\text{C}$  und für den Werkstoff 17MoV8-4 bei  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ .

### 9.2.2 FE-Modellierung

Für die Simulation der Zugversuche an gekerbten Rundzugproben wurden für beide Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 FE-Rechnungen durchgeführt. Aufgrund der Form der Rundzugproben reicht auch hier eine zweidimensionale Simulation unter der Annahme eines rotationssymmetrischen Spannungszustandes aus. Die unter Ausnutzung der rotationssymmetrischen Geometrie zum Einsatz gekommenen FE-Netze sind für die Kerbradien von  $\rho = 4 \text{ mm}$  und  $\rho = 10 \text{ mm}$  in Bild 9-19 dargestellt. Die Elementkantlänge im Ligamentbereich ist hier zu  $l = 0,1 \text{ mm}$  gewählt.

Im Rahmen der Untersuchungen zum duktilen Versagen wurden FE-Rechnungen an insgesamt drei Probengeometrien durchgeführt. Für beide Werkstoffe wurde eine 20% seitengekerbte Kompaktzugprobe C(T) (Bild 9-20) und eine mittig angerissene Zugscheibenprobe M(T) (Bild 9-21) modelliert sowie für den Werkstoff

10MnMoNi5-5 eine Zugscheibenprobe mit halb elliptischem Oberflächenfehler, PS(T) (Bild 9-22) .

Bei der Elementierung wurden die Symmetriebedingungen der Probenformen ausgenutzt, was die Darstellung der C(T)-Proben als Halbmodell und der M(T)- und PS(T)-Proben als Viertelmodell ermöglicht. Die verwendeten Netze für die C(T)-Proben sind in Bild 9-20 bzw. für die M(T)-Probe in Bild 9-21 dargestellt. Für die Modellierung der C(T)- und M(T)-Proben als 2D-Modell wurde die ABAQUS Elementformulierung CPE4 eingesetzt, wobei es sich um ein isoparametrisches 4-Knotenelement mit linearen Ansatzfunktionen und voller Integration für den EVZ handelt. Die Elementierung der Strukturen wurde so vorgenommen, dass sich von den Außenbereichen zur rissnahen Zone hin eine kontinuierliche Verfeinerung ergibt. Der Ligamentbereich wurde in beiden Fällen auf einer Länge von ca. 1,5 mm mit quadratischen Elementen mit einer Kantenlänge von 0,1 mm gleichmäßig elementiert.

Die 3D-Modellierung der Probengeometrien C(T), M(T) und PS(T) erfolgte mit einem isoparametrischem 8-Knoten-Volumenelement des Typs C3D8 mit linearen Verschiebungsansätzen und voller Integration. Die Rissfront an nicht-seitengekerbten C(T)- und M(T)-Proben infolge duktilen Rissfortschritts verläuft über die Probendicke gekrümmt, was durch unterschiedliche Dehnungsbehinderung in Dickenrichtung der Proben verursacht wird. Dabei ist der Rissfortschritt in der Probenmitte am größten, während er zu den freien Rändern hin abnimmt. Ebenso hat die Geometrie des krummlinig verlaufenden Schwingungsanrisses und ein somit veränderlicher  $a_c/W$ -Wert über die Probendicke einen erheblichen Einfluss auf die experimentellen Ergebnisse. Diese Umstände machen es erforderlich, die seitengekerbten Proben mittel eines 3D-Modells abzubilden, so dass die Geometrie des Schwingungsanrisses abgebildet werden kann und damit die Constraintverhältnisse der Probe korrekt erfaßt werden.

Zur Generierung eines dreidimensionalen FE-Netzes wird bei den C(T)-Proben, wie bei den M(T)-Proben, ein bereits vorhandenes zweidimensionales FE-Netz verwendet und in Dickenrichtung mit Elementen bis zur halben Probendicke schichtweise erweitert aufgedickt.

Die kleinste Elementkantenlänge in Ligamentrichtung beträgt 0,1 mm. Der fein elementierte Ligamentbereich läßt eine genaue Analyse des lokalen Risswachstums zu und ermöglicht auch die Modellierung einer gekrümmten Schwingungsrisssfront durch die Definition entsprechender geometrischer Randbedingungen. In Dickenrichtung  $z$  wird generell eine deutliche Veränderung der Zustandsgrößen, vor allen Dingen bei Annäherung an den freien Rand erwartet. Daher erfolgt die Elementierung mit zunehmendem Abstand von der Probenmitte mit abnehmender Elementdicke. Mit jeweils 8 Elementen in Dickenrichtung kann die Krümmung der Rissfront unter Berücksichtigung der Rechenzeit ausreichend genau simuliert werden.

Bei der Modellierung der PS(T)-Probe (Bild 9-22) muß aufgrund der Symmetrieeigenschaften nur ein Viertel der Probe modelliert werden. Unter der Verwendung ausreichend kleiner Volumenelemente konnte die Krümmung der idealen Rissfront und die Ausformung gut wiedergegeben werden. Bezüglich der Wahl der Taillierung der PS(T)-Proben wurden im Vorfeld der Probenherstellung FE-Rechnungen mit Modellen verschiedener Taillierungen durchgeführt. Hieraus ergab eine Taillierung mit einem Radius von 40 mm und einer Tiefe von 10 mm als den Anforderungen am besten entsprechend. Die zu erwartenden hohen Gradienten der Spannungs- und Deformationswerte sowie der Zustandsvariablen, machen eine feine Diskretisierung im Ligamentbereich erforderlich, wobei die kleinste Elementkantenlänge in Ligamentrichtung 0,1 mm beträgt.

Die Rissfrontgeometrie der PS(T)-Proben wurde aus den Daten der realen Rissfrontverläufe von acht verschiedenen Proben gemittelt. Eine Zusammenstellung der durchgeführten Rissfrontvermessung findet sich in Kapitel 7, ein Beispiel drei verschiedener Rissfrontgeometrien im Vergleich zur gemittelten Rissfront für das Modell zeigt Bild 9-23. Es wurde darauf verzichtet, den exakten Verlauf des Schwingungsanrisses einzelner Proben aus dem Experiment abzubilden, da hierzu ein extrem fein elementiertes FE-Netz erforderlich wäre und das Ziel der FE-Simulation ist, für einen größeren Satz verschiedener Probengeometrien repräsentative Ergebnisse zu erzielen, auch wenn diese dann nur eine Näherung des einzelnen Probenverhaltens wiedergeben können. Vergleichsrechnungen mit unregelmäßigen Schwingungsanrissen durch das Lösen einzelner Knoten im Ligament ergaben, dass die Abweichungen der Ergebnisse minimal ausfallen.

### 9.2.3 FE-Rechnungen

#### Bruchmechanik

Die Absicherung der Materialparameter für beide Werkstoffe erfolgt u.a. durch den Vergleich von Simulationsergebnissen mit den Ergebnissen von an Bruchmechanikproben durchgeführten Experimenten. Hierbei wurden numerisch ermittelte Risswiderstandskurven als Funktion des Rissfortschritts und Kraft-Verschiebungskurven mit experimentellen Ergebnissen verglichen. Eine Übersicht hierzu findet sich in Tabelle 9-14.

Die M(T)-Proben beider Werkstoffe waren nicht seitengekerbt und wiesen stark gekrümmte Schwingungsanrisse auf, so dass hier 3D-Modelle für die FE-Rechnung verwendet werden mussten, bei denen die korrekte Abbildung der Rissfrontgeometrie berücksichtigt und die Dehnungsbehinderungen in der Probe richtig dargestellt werden konnten. Für den Werkstoff 17MoV8-4 wurde mit 2D-Modellen im EVZ gerechnet, da kein Rissfortschritt simuliert werden konnte, und die oben erläuterten Einschränkungen einer 2D-Rechnung nicht wirksam

werden. Die Tabelle 9-14 zeigt eine Übersicht der durchgeführten Rechnungen.

### Zyklische Vorbelastung

Neben Versuchen zum duktilen Versagen bei C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben wurden umfangreiche Rechnungen zur zyklischen Vorbelastung von C(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5 bei  $T = 23\text{ °C}$  und 17MoV8-4 bei  $T = 280\text{ °C}$  durchgeführt (Tabelle 9-15). Insbesondere galt hier das Hauptaugenmerk der Untersuchung zum Spannungszustand an der Risspitze nach mehrfacher zyklischer Belastung, um den Einfluss mehrfacher Vorbelastung auf die Ausbildung eines Eigenspannungszustandes in der Probe nach erfolgter Warmvorbelastung zu untersuchen und so Aussagen zu den Mechanismen des WPS-Effektes zu treffen. Hierzu wurden Rechnungen an 2D- und 3D-C(T)-Probenformen durchgeführt. Die Ergebnisse wurden weiterhin bzgl. des globalen Probenverhaltens mit experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungsverläufen von zyklisch belasteten Proben verglichen.

### WPS

Zur Untersuchung des WPS-Effektes wurden zahlreiche Experimente zum mechanischen Verhalten bei thermisch-mechanischer Beanspruchung mittels der FE-Simulation analysiert. Hierbei wurde das bruchmechanische Verhalten bei Kaltbelastung für C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben ebenso berücksichtigt, wie die thermisch-mechanische Belastung für ausgesuchte mechanische Last-Temperatur-Pfade. Die FE-Simulation folgte hierbei den im Experiment aufgebrachten thermomechanischen Randbedingungen.

Das FE-Modell wurde bei der Rechnung eines LCF-Pfades zunächst kraftgesteuert bis zu einem vorgegebenen Maximalwert beansprucht. Bei konstanter Kraft wurde die Probe „abgekühlt“ um anschließend, die kraftgesteuerte Belastung fortzusetzen. Hierbei kommt es zu einer Verschiebung des Lastangriffspunktes und somit einer Veränderung der  $v_{LL}$ -Werte. Die LUCF-Rechnung erfolgte unter kraftgesteuerter Entlastung nach erbrachter Beanspruchung mit einer Abkühlung auf die Kaltbeanspruchungstemperatur ohne Fesselung und anschließender weggesteuerter Wiederbeanspruchung.

Der Abkühlungsprozess unter Last (LCF) bzw. nach erfolgter Entlastung (LUCF) wurde durch die temperaturabhängige Anpassung der isotropen Verfestigungsparameter und die Berücksichtigung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten (s. Tabelle 9-12) simuliert. Hierdurch war es möglich das temperaturabhängige Verfestigungsverhalten des Materials zu berücksichtigen,

sowie die abkühlungsbedingte Volumenveränderung und damit auftretende Spannungsveränderungen in der Probe abzubilden.

Eine Zusammenstellung der durchgeführten Rechnungen zum WPS-Effekt findet sich in Tabelle 9-16.

## 9.3 Spaltbruchwahrscheinlichkeitsbestimmung

Für die Spaltbruchwahrscheinlichkeitsanalyse werden die Ergebnisse der FE-Analyse für den Wiederbelastungspfad nach erfolgter Warmvorbelastung verwendet. Die Höhe der maximalen Wiederbelastung wurde hierbei aufgrund experimenteller Erkenntnisse so gewählt, dass mit einem Bauteilversagen durch Spaltbruch mit Sicherheit gerechnet werden kann.

Das für die Weibull-Analyse herangezogene Volumen ergibt sich aus der plastifizierten Umgebung um die Risspitze. Die Weibull-Analyse ermittelt für die einzelnen Belastungsschritte der FE-Rechnung eine Spaltbruchwahrscheinlichkeit, die sich u.a. aus der Normalspannungsverteilung im plastifizierten Volumen der Struktur ergibt. Die für die Analyse erforderlichen Daten werden nach der Durchführung einer FE-Analyse aus den Ergebnisdaten extrahiert und für die Anwendung des Beremin-Modells verwendet. Die so ermittelte Versagenswahrscheinlichkeit für die einzelnen Belastungsschritte der FE-Rechnung können in Bezug zu einer globalen Größe der FE-Rechnung gesetzt werden. Als Vergleichswert zum Experiment diente hierbei die Reaktionskraft der Proben, die ins Verhältnis zu der aus der Analyse gewonnenen Spaltbruchwahrscheinlichkeit der Probe gesetzt wurde. Die Verschiebungswerte können nicht verwendet werden, da durch den Abkühlungsprozess bei LCF- und LUCF-Last-Pfaden keine Verschiebungsveränderungen im Experiment aufgenommen werden konnten und so Vergleichswerte für die FE-Rechnung fehlten. Die für den Vergleich mit den experimentellen Daten erforderlichen Spaltbruchwahrscheinlichkeiten wurden aus den vorliegenden Versuchen statistisch ermittelt.

Im Einzelnen wurden Spaltbruchwahrscheinlichkeitsanalysen für beide Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 für die Proben des Typs N(T)-, C(T)- und M(T), sowie für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 auch für den Probenotyp PS(T) durchgeführt (s. Tabelle 9-16).

## Literatur zu Kapitel 9

1. Schoch, F.-W.: Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile. Tech.-wiss. Bericht MPA Stuttgart, Heft 84-02 (1984).

**Tabellen zu Kapitel 9**

Tabelle 9-1:

Elastische Materialparameter und Verfestigungsparameter für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei Raumtemperatur

$E$ [MPa]	$\nu$	$R_y$ [MPa]	$R_1$ [MPa]	$k_1$	$R_2$ [MPa]	$k_2$
210000*	0,3*	620	406	2,13E+02	-1,67E+02	6,21E+01
$R_3$ [MPa]	$k_3$	$c_1$ [MPa]	$b_1$	$c_2$ [MPa]	$b_2$	
0	0	1,01E+05	2,87E+02	1,06E+03	2,60	

\*) Werte nach [1]

Tabelle 9-2:

Elastische Materialparameter und Verfestigungsparameter für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei 300 °C

$E$ [MPa]	$\nu$	$R_y$ [MPa]	$R_1$ [MPa]	$k_1$	$R_2$ [MPa]	$k_2$
195000*	0,3*	500	1,40E+02	3,45E+02	-96,75	46,66
$R_3$ [MPa]	$k_3$	$c_1$ [MPa]	$b_1$	$c_2$ [MPa]	$b_2$	
1,12E+02	1,117	6,35E+04	2,44E+02	1,17E+03	3,12	

\*) Werte nach [1]

Tabelle 9-3:

Elastische Materialparameter und Verfestigungsparameter für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei -150 °C

$E$ [MPa]	$\nu$	$R_y$ [MPa]	$R_1$ [MPa]	$k_1$	$R_2$ [MPa]	$k_2$
210000	0,3	860	3,90E+02	1,90E+02	-1,90E+02	12,0
$R_3$ [MPa]	$k_3$	$c_1$ [MPa]	$b_1$	$c_2$ [MPa]	$b_2$	
0,0	0,0	287,0	1,01E+05	2,6	1,06E+03	

Tabelle 9-4:

Elastische Materialparameter und Verfestigungsparameter für den Werkstoff 17MoV8-4 bei 23 °C

$E$ [MPa]	$\nu$	$R_y$ [MPa]	$R_1$ [MPa]	$k_1$	$R_2$ [MPa]	$k_2$
210000*	0,3*	913,82	261,80	426,90	-43,16	7,75
$R_3$ [MPa]	$k_3$	$c_1$ [MPa]	$b_1$	$c_2$ [MPa]	$B_2$	
0	0	253,00	426,90	9,21	1640	

\*) Werte nach [1]



Tabelle 9-5:

Elastische Materialparameter und Verfestigungsparameter für den Werkstoff 17MoV8-4 bei 280 °C

$E$ [MPa]	$\nu$	$R_y$ [MPa]	$R_1$ [MPa]	$k_1$	$R_2$ [MPa]	$k_2$
189000*	0,3*	843,00	311,00	309,00	-55,50	189,00
$R_3$ [MPa]	$k_3$	$c_1$ [MPa]	$b_1$	$c_2$ [MPa]	$b_2$	
0	0	253,00	426,90	9,21	1640	

\*) Werte nach [1]

Tabelle 9-6:

Materialparameter der duktilen Schädigung für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei 23 °C

$q_1$	$q_2$	$q_3$	$f_0$	$f_c$	$f_f$	$f_u^*$	$f_n$	$s_n$	$\epsilon_n$
1,5	1,0	2,25	0,0005	0,025	0,20	0,5	0,005	0,05	0,1

Tabelle 9-7:

Materialparameter der duktilen Schädigung für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei 300 °C

$q_1$	$q_2$	$q_3$	$f_0$	$f_c$	$f_f$	$f_u^*$	$f_n$	$s_n$	$\epsilon_n$
1,5	1,0	2,25	0,0005	0,015	0,20	0,5	0,001	0,05	0,1

Tabelle 9-8:

Materialparameter der duktilen Schädigung für den Werkstoff 17MoV8-4 bei 23 °C

$q_1$	$q_2$	$q_3$	$f_0$	$f_c$	$f_f$	$f_u^*$	$f_n$	$s_n$	$\epsilon_n$
1,5	1,0	2,25	0,004	0,025	0,15	0,5	0,035	0,05	0,1

Tabelle 9-9:

Materialparameter der duktilen Schädigung für 17MoV8-4 bei 280 °C

$q_1$	$q_2$	$q_3$	$f_0$	$f_c$	$f_f$	$f_u^*$	$f_n$	$s_n$	$\epsilon_n$
1,5	1,0	2,25	0,004	0,025	0,15	0,5	0,035	0,05	0,1

Tabelle 9-10:

Nichtmetallische Einschlüsse

Mittelwert	mittlerer äquivalenter Teilchendurchmesser [mm]	mittlerer Flächenan- teil der Einschlüsse [%]
10MnMoNi5-5	8,5	0,11
17MoV8-4	7,6	0,96

Tabelle 9-11:

Werte der Interpolationsfunktion für die Materialparameter der isotropen Verfestigung als Funktion der Temperatur für die Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4

	10MnMoNi5-5			17MoV8-4		
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>C</i>
<i>E</i>	210000,0	0,0	0,0	211879,377	-81,712	0,0
<i>R<sub>v</sub></i>	646,49	-1,111	0,00207792	920,153	-0,275	0,0
<i>R<sub>1</sub></i>	411,81	-0,178	-0,00215873	257,396	0,191	0,0
<i>k<sub>1</sub></i>	203,96	0,323	+0,0015342	437,451	-0,458	0,0
<i>R<sub>2</sub></i>	-172,524	0,206	-0,00059682	-42,068	-0,047	0,0
<i>k<sub>2</sub></i>	56,5108	0,230	-0,00040981	-8,476	0,705	0,0

Tabelle 9-12:

Werte der Extrapolationsfunktion für die Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten für die Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4

	10MnMoNi5-5 17MoV8-4		
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
$\alpha$	56,5108	0,230	-0,00040981

Tabelle 9-13:

Parameter des Beremin-Modells für die Spaltbruch-Analyse (Werkstoffe 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4)

Geometrie	10MnMoNi5-5				17MoV8-4		
	N(T)	C(T)	M(T)	PS(T)	N(T)	C(T)	M(T)
Beremin	$m=75,0$ $\sigma_u=2300,0$	$m=18,5$ $\sigma_u=2850,0$			$m=90,0$ $\sigma_u=1850,0$	$m=25,5$ $\sigma_u=2800,0$	

Tabelle 9-14:

Übersicht der Rechnungen zur Verifikation des entwickelten Materialmodells und der Materialparameter mittels Simulation von Versuchen an Bruchmechanikproben (M(T),C(T),PS(T))

Rechnung	Geometrie	10MnMoNi5-5	17MoV8-4
		Temperatur	Temperatur
Kraft- Verschiebung $F-V_{LL}$	C(T)	RT	RT
		300 °C	280 °C
	M(T)	RT	RT
		300 °C	280 °C
	PS(T)	RT	
	Risswiderstand $J-1a$	C(T)	RT
300 °C			280 °C
M(T)		RT	RT
		300 °C	280 °C
PS(T)		RT	

Tabelle 9-15:

Übersicht der Rechnungen zur zyklischen Vorbelastung von C(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4

Rechnung	Geometrie	10MnMoNi5-5	17MoV8-4
		Temperatur	Temperatur
Mehrfach zyklische Vorbe- lastung	C(T)25	RT	280 °C
		300 °C	

Tabelle 9 16:

Simulation von WPS-Versuchen zur Ermittlung des Verhaltens von C(T),M(T) und PS(T)-Proben bei Kaltbelastung nach unterschiedlichen thermisch-mechanischen Vorbeanspruchungen und Anwendung des Spaltbruchmodells auf die durchgeführten Simulationen zur Ermittlung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit bei Kaltbelastung.

Rechnung	Geometrie	10MnMoNi5-5	17MoV8-4
		Temperatur	Temperatur
F-V <sub>LL</sub> LCF	C(T)	RT → -150°C	280°C → RT
	M(T)	RT → -150°C	280°C → RT
	PS(T)	RT → -150°C	280°C → RT
F-V <sub>LL</sub> LUCF	C(T)	RT → -150°C	280°C → RT
	M(T)	RT → -150°C	280°C → RT
	PS(T)	RT → -150°C	
	Geometrie	10MnMoNi5-5	17MoV8-4
		Temperatur	Temperatur
Weilbull	C(T)	✓	✓
	M(T)	✓	✓
	PS(T)	✓	

**Bilder zu Kapitel 9**

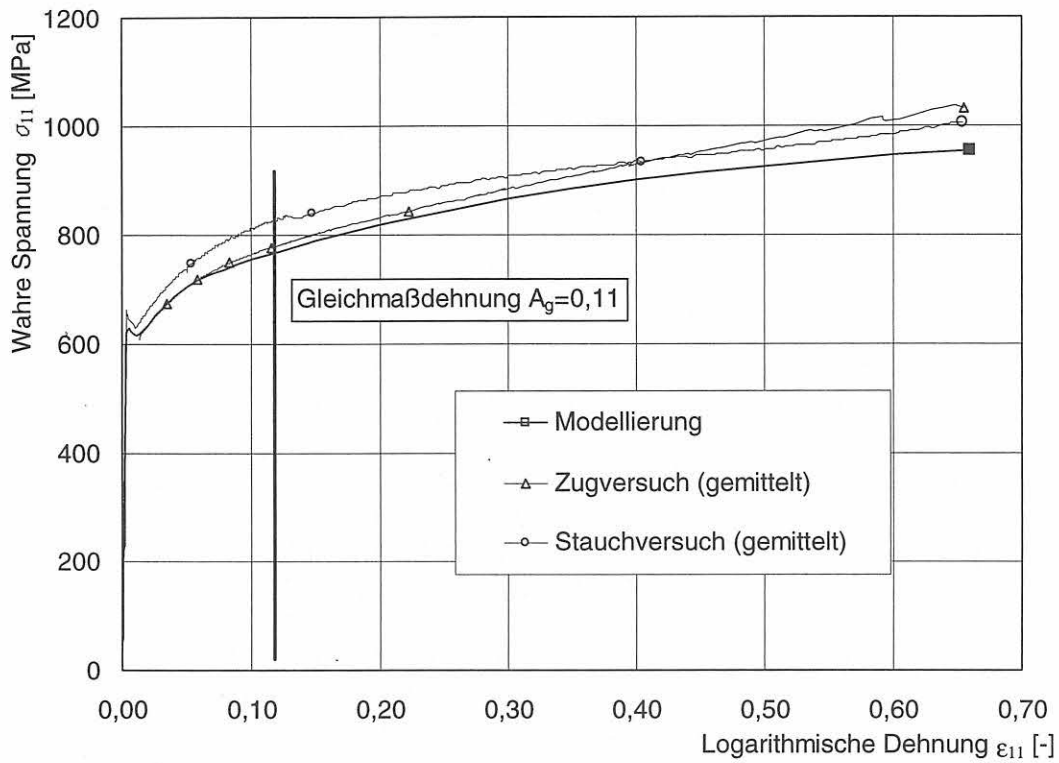


Bild 9-1 Experimentell ermittelte Fließkurven aus dem Stauch- und Zugversuch im Vergleich zur verwendeten Fließkurve für die FE-Rechnungen, 10 MnMoNi5-5, Raumtemperatur

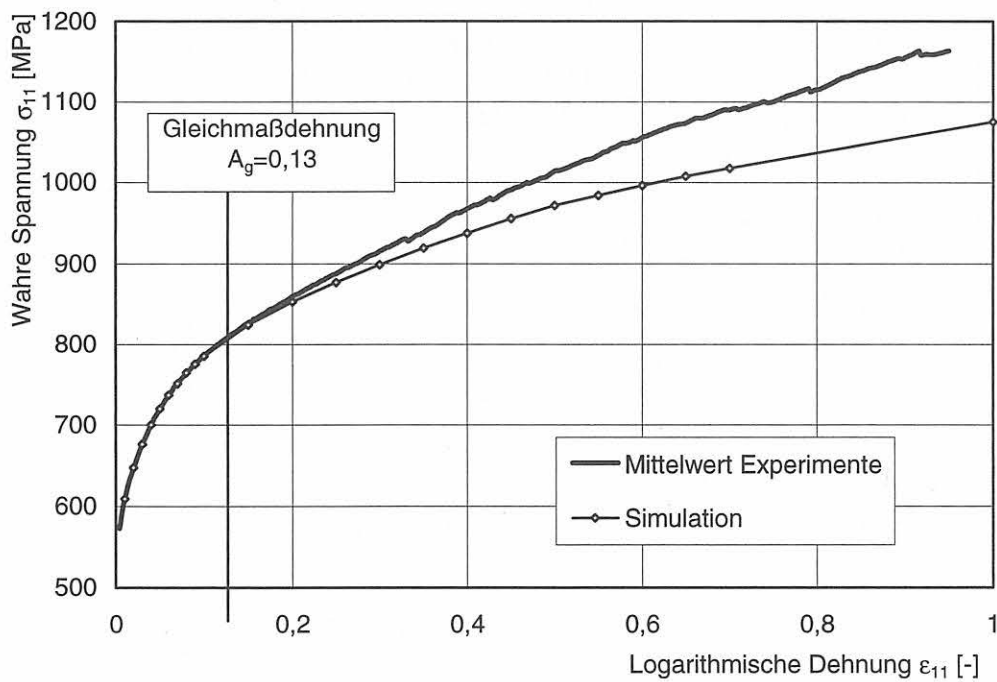


Bild 9-2 Experimentelle Fließkurven aus Zugversuchen sowie durch Modellierung angepasste Fließkurve, 10MnMoNi5-5, 300 °C

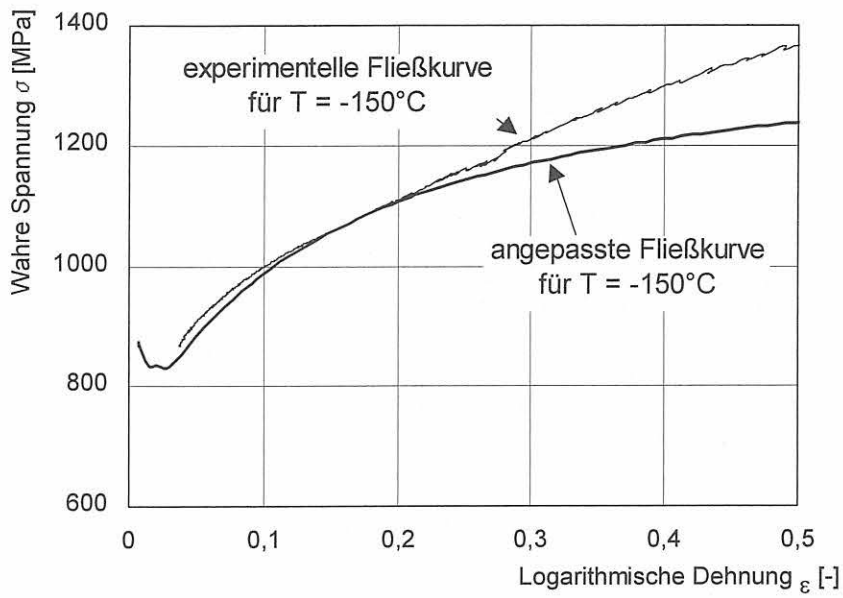


Bild 9-3 Numerisch und experimentell ermittelte Fließkurve für  $T = -150^{\circ}\text{C}$ , 10MnMoNi5-5

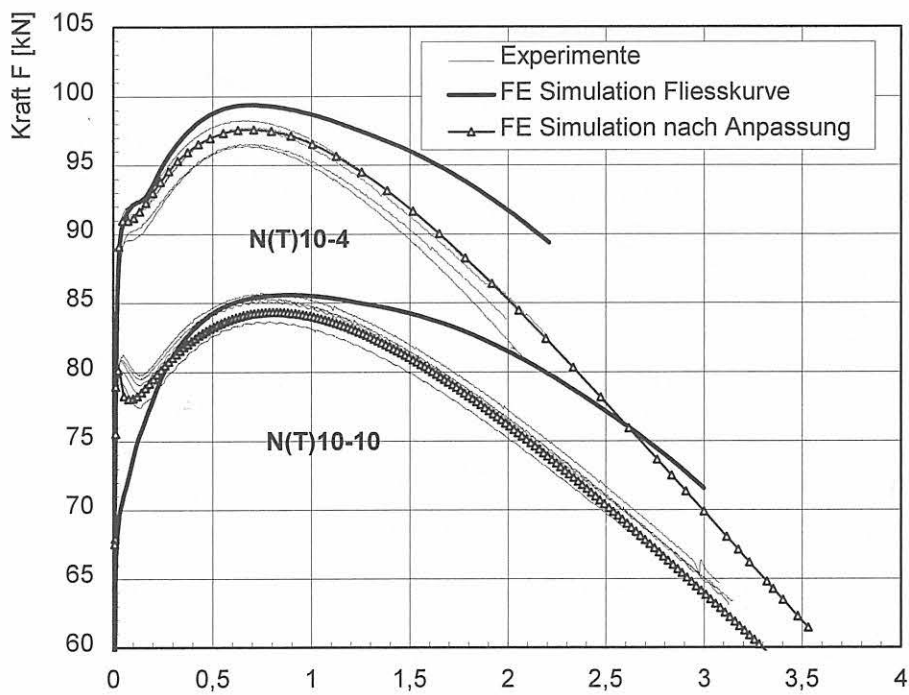


Bild 9-4 Vergleich numerisch und experimentell ermittelter Ergebnisse für gekerbte Rundzugproben, Kerbradien  $\rho = 4 \text{ mm}$  und  $\rho = 10 \text{ mm}$ , 10MnMoNi5-5,  $T = -150^{\circ}\text{C}$

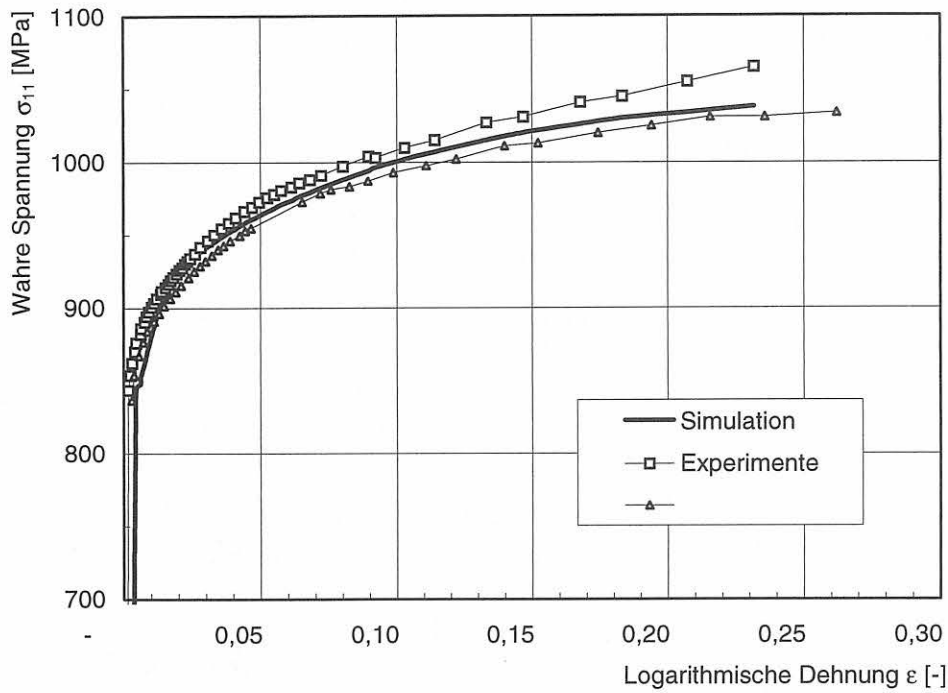


Bild 9-5 Experimentell ermittelte Fließkurven aus zwei Zugversuchen im Vergleich zur verwendeten Fließkurve für die FE-Rechnungen,  $T = 280 \text{ °C}$ , 17MoV8-4

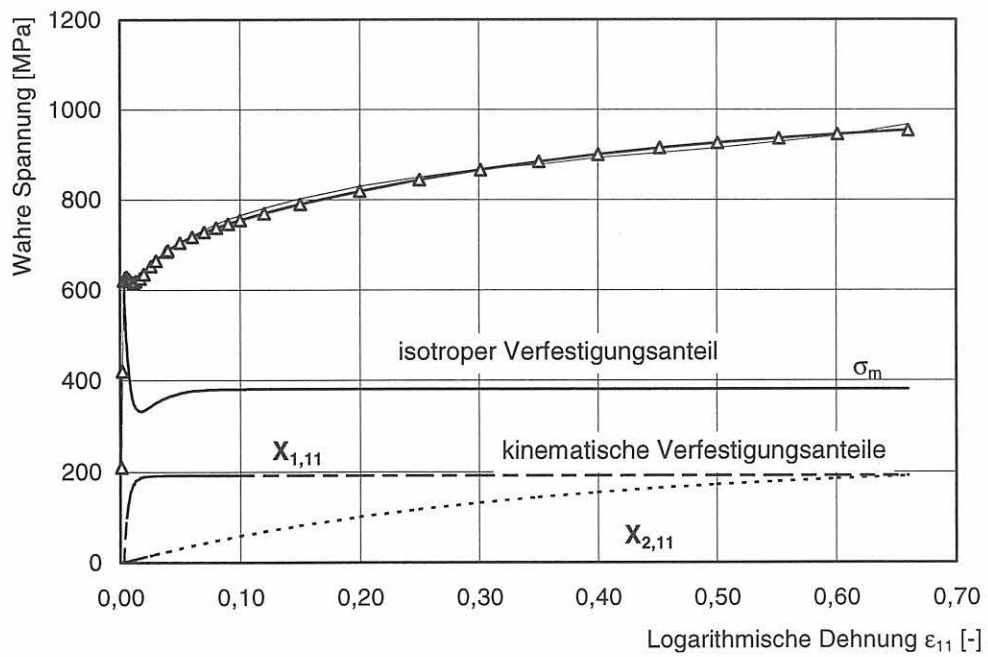


Bild 9-6 Aufteilung der Spannung  $\sigma_{11}$  in isotope  $\sigma_m$  und kinematische Verfestigungsanteile  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$  bei monotoner Belastung, 10MnMoNi5-5,  $T = 23 \text{ °C}$

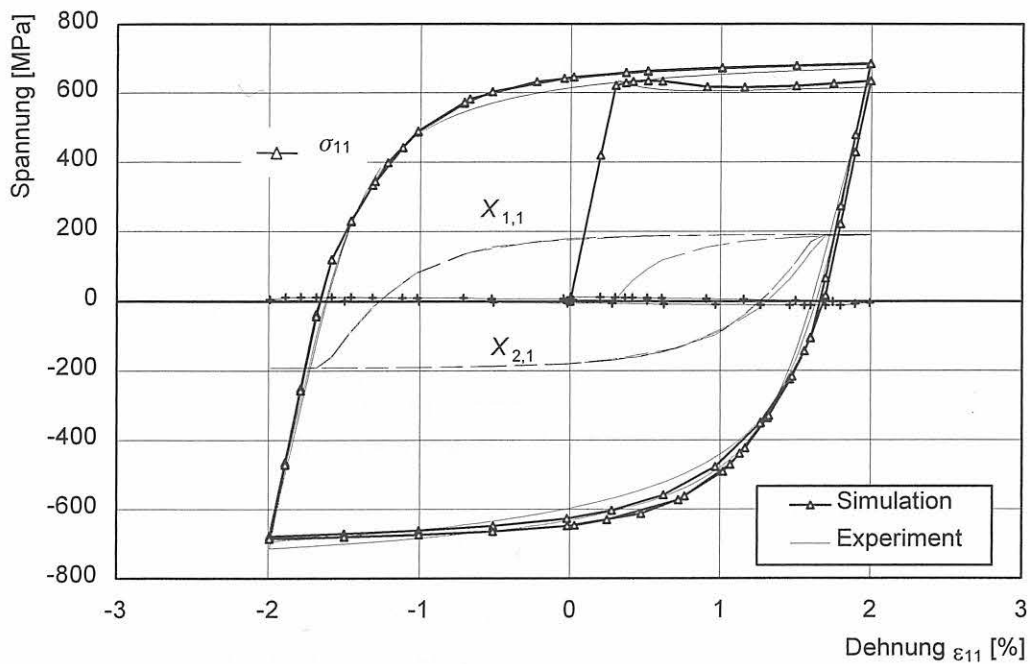


Bild 9-7 Aufteilung der Spannung  $\sigma_{11}$  in isotrope  $\sigma_m$  und kinematische Verfestigungsanteile  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$  bei zyklischer Belastung, Dehnungsamplitude von  $\varepsilon = \pm 2 \%$ , 10MnMoNi5-5,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$

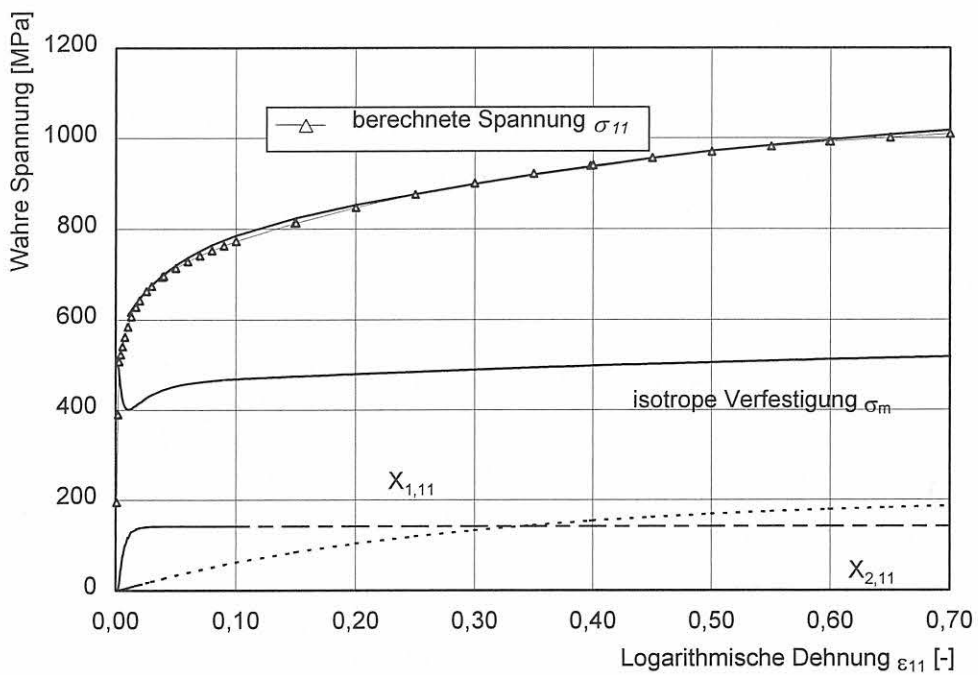


Bild 9-8 Aufteilung der Spannung  $\sigma_{11}$  in isotrope  $\sigma_m$  und kinematische Verfestigungsanteile  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$  bei monotoner Belastung, 10MnMoNi5-5,  $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$



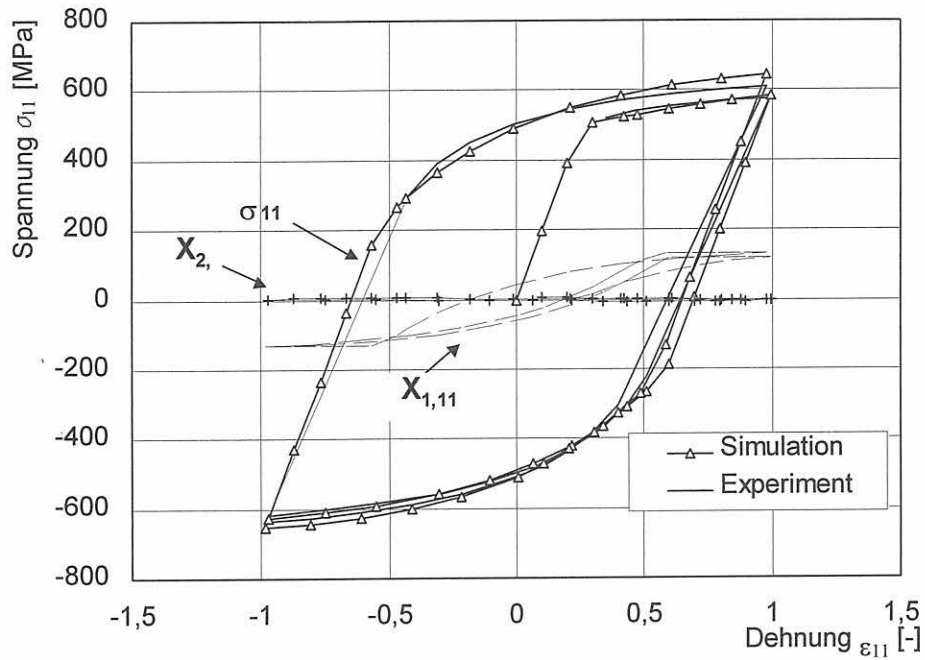


Bild 9-9 Aufteilung der Spannung  $\sigma_{11}$  in isotrope  $\sigma_m$  und kinematische Verfestigungsanteile  $X_{1,11}$  und  $X_{2,11}$  bei zyklischer Belastung, Dehnungsamplitude  $\varepsilon = \pm 1\%$ , 10MnMoNi5-5,  $T = 300\text{ °C}$

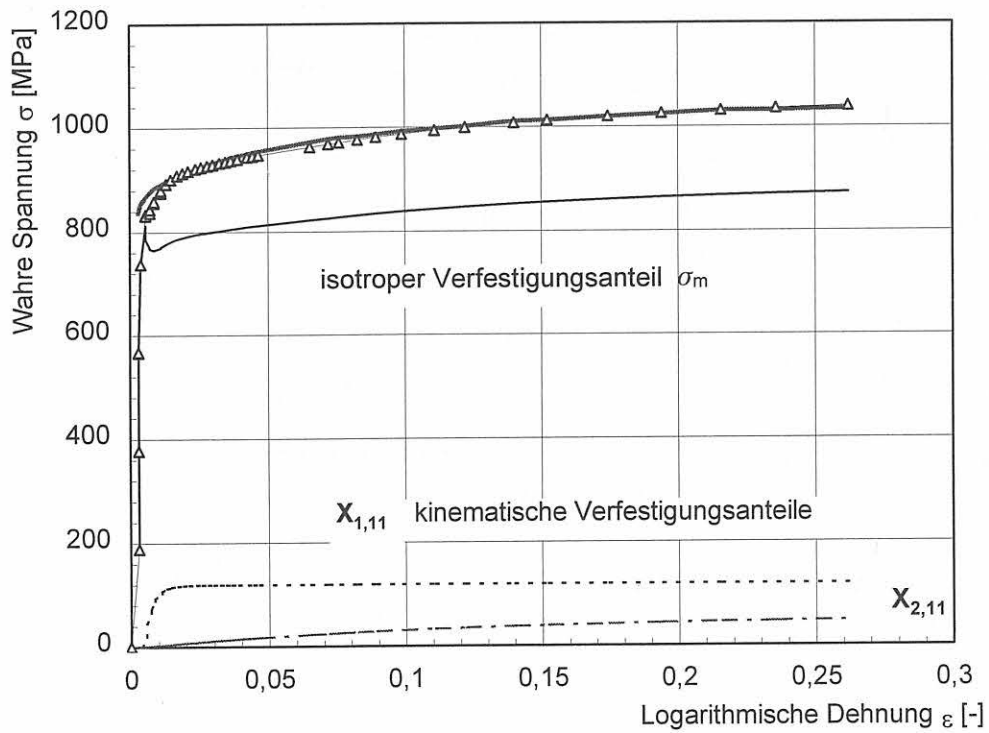


Bild 9-10 Aufteilung der Spannung  $\sigma_{11}$  in isotrope und kinematische Verfestigungsanteile bei monotoner Belastung, 17MoV8-4,  $T = 280\text{ °C}$

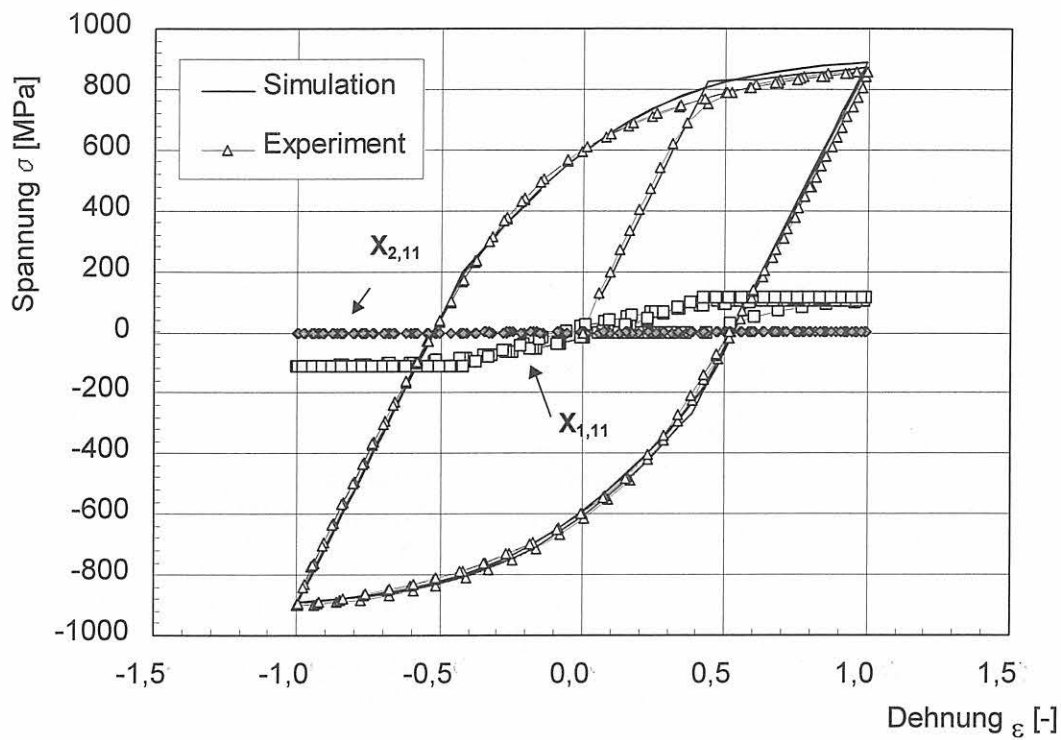


Bild 9-11 Aufteilung der Spannung  $\sigma_{11}$  in isotope und kinematische Verfestigungsanteile bei zyklischer Belastung, Dehnungsamplitude  $\epsilon = \pm 1\%$ ,  $T = 280\text{ °C}$

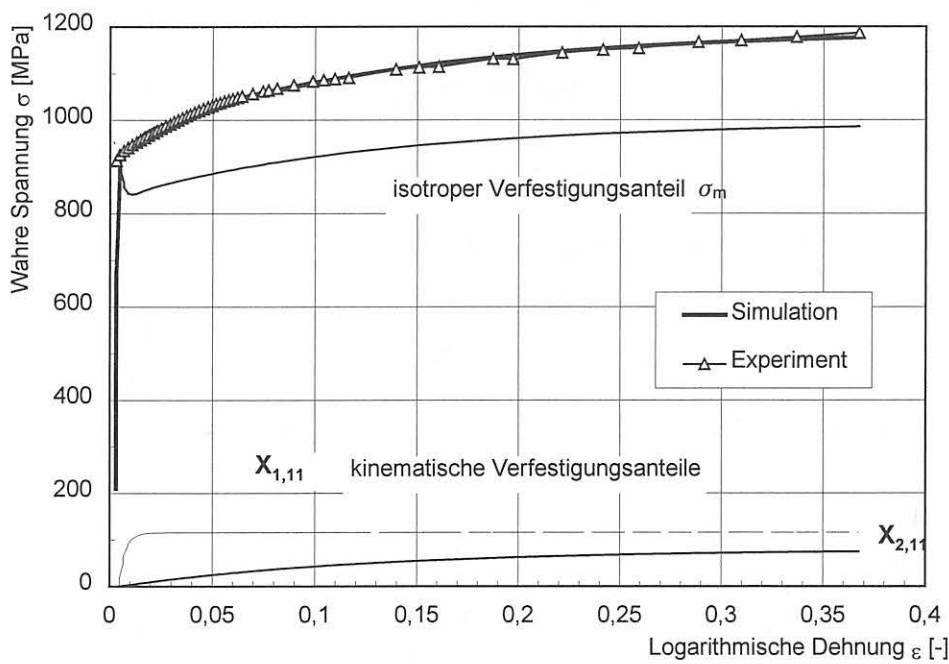


Bild 9-12 Aufteilung der Spannung  $\sigma_{11}$  in isotope und kinematische Verfestigungsanteile bei monotoner Belastung, 17MoV8-4,  $T = 23\text{ °C}$

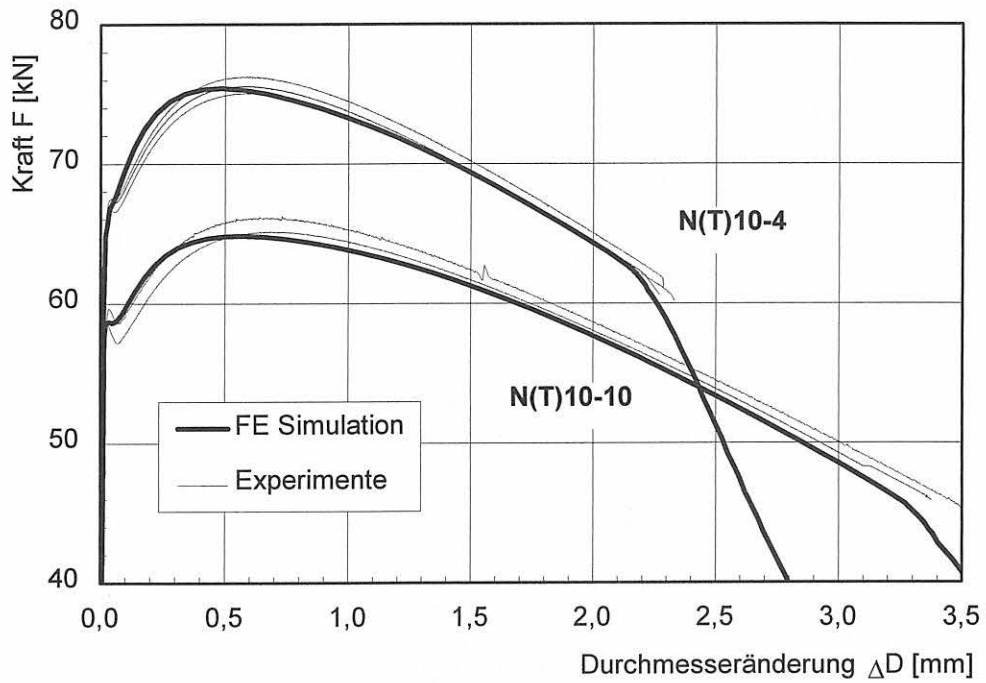


Bild 9-13 Vergleich experimentell und numerisch ermittelter Ergebnisse an gekerbten Rundzugproben, Kerbradien  $\rho = 4$  mm und  $\rho = 10$  mm, 10MnMoNi5-5,  $T = 23$  °C

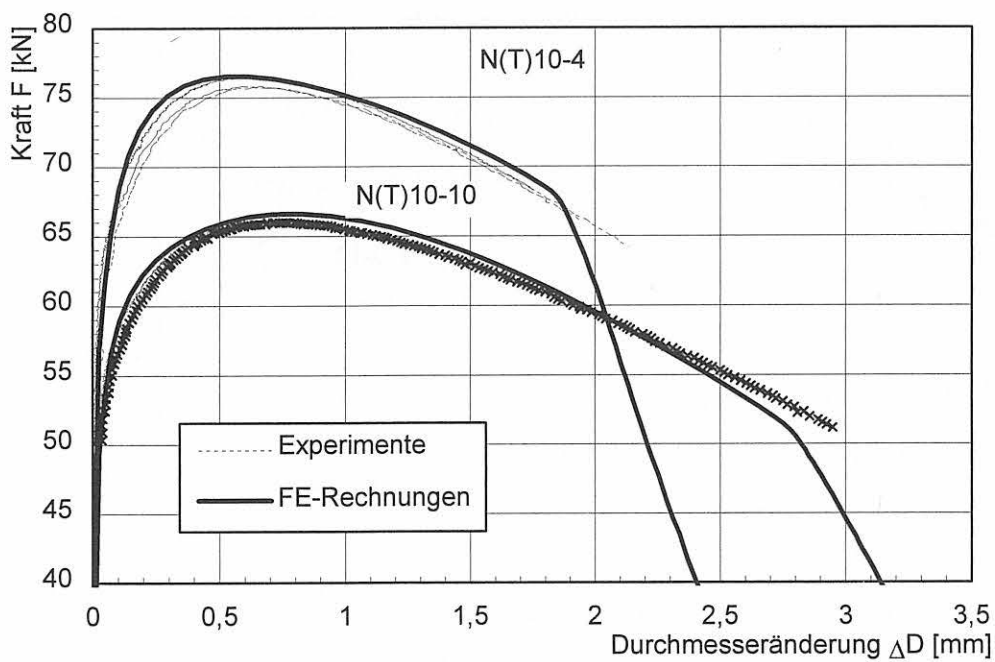


Bild 9-14 Vergleich experimentell und numerisch ermittelter Ergebnisse an gekerbten Rundzugproben, Kerbradien  $\rho = 4$  mm und  $\rho = 10$  mm, 10MnMoNi5-5,  $T = 300$  °C

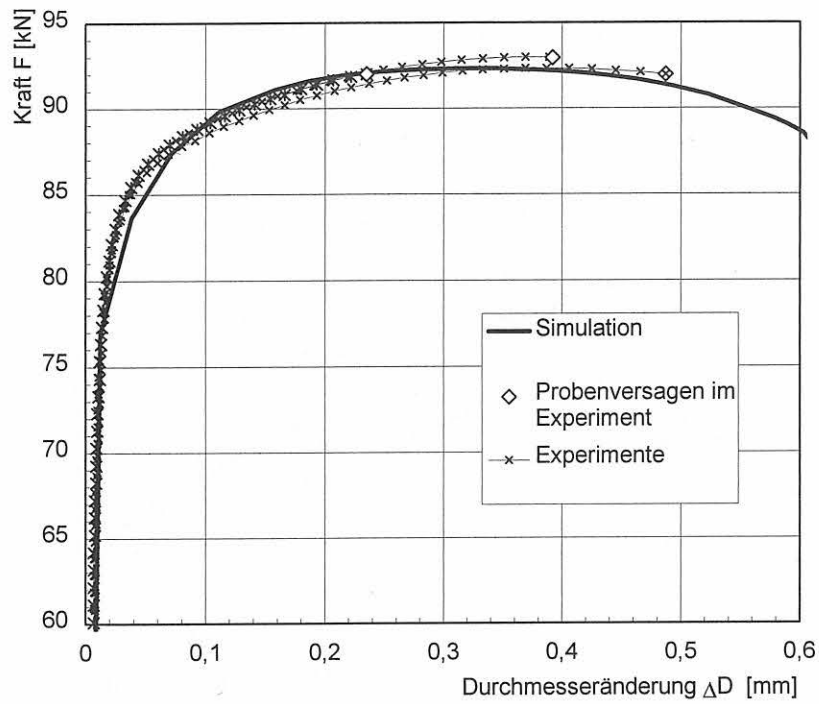


Bild 9-15 Kraft-Durchmesseränderung-Kurven, gekerbte Rundzugprobe, 17MoV8-4, L-Lage, Kerbradius  $\rho = 10$  mm,  $T = 23$  °C

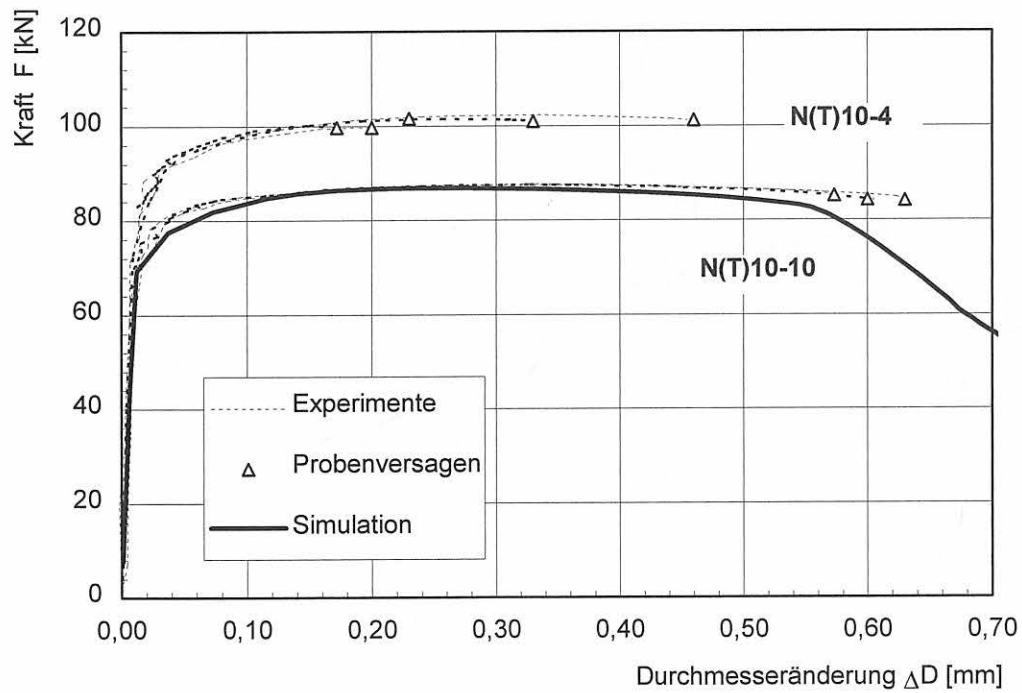


Bild 9-16 Kraft-Durchmesseränderung-Kurven, gekerbte Rundzugproben, 17MoV8-4, L-Lage, Kerbradien  $\rho = 4$  mm und  $\rho = 10$  mm,  $T = 280$  °C

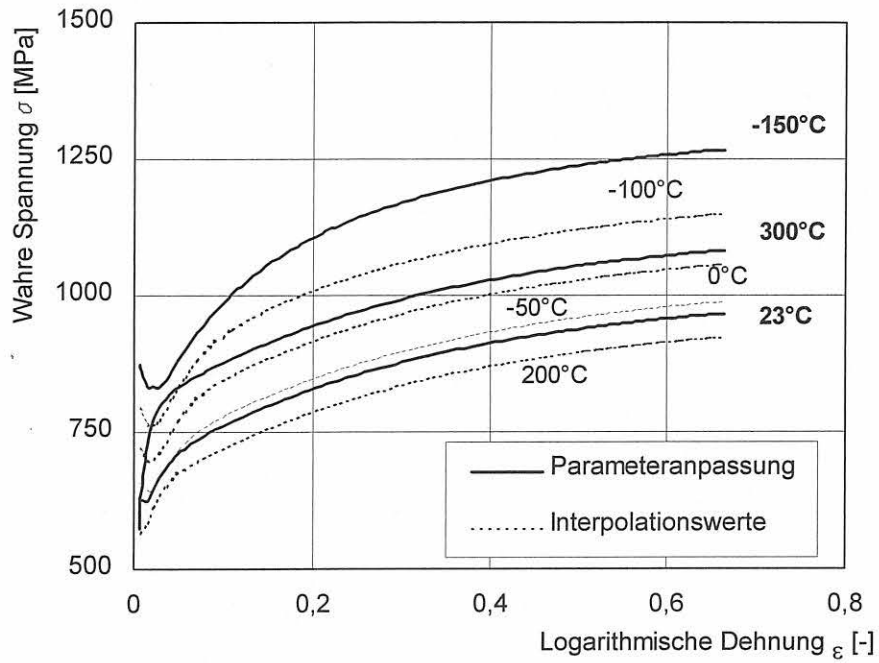


Bild 9-17 Interpolierte Fließkurven und Fließkurven aus der Parameterbestimmung, 10MnMoNi5-5

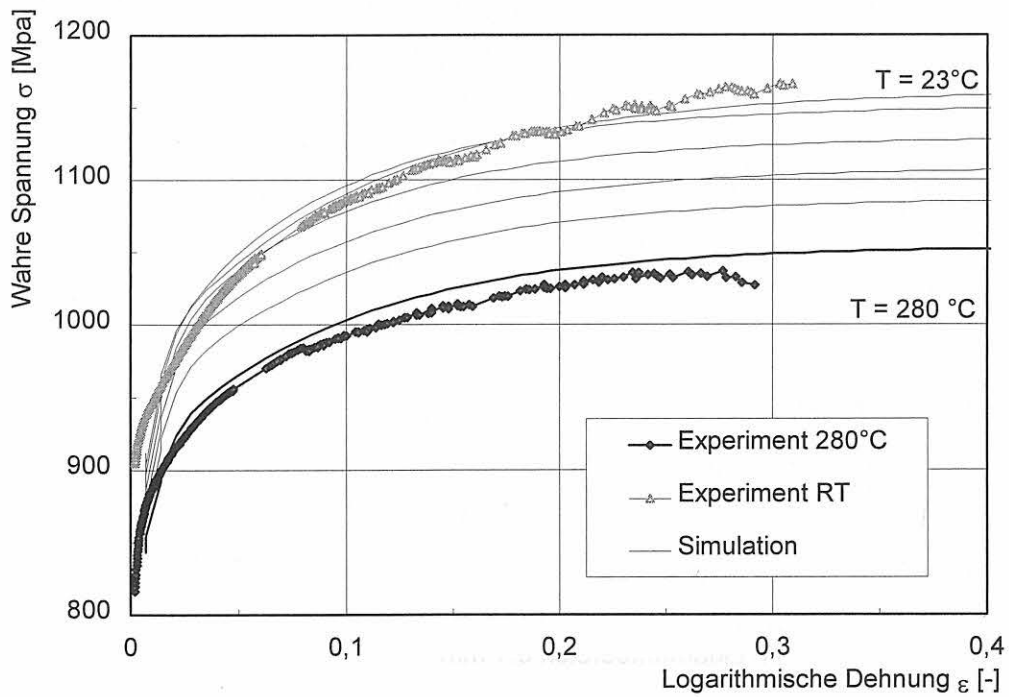


Bild 9-18 Interpolierte Fließkurven und Fließkurven aus der Parameterbestimmung, 17MoV8-4

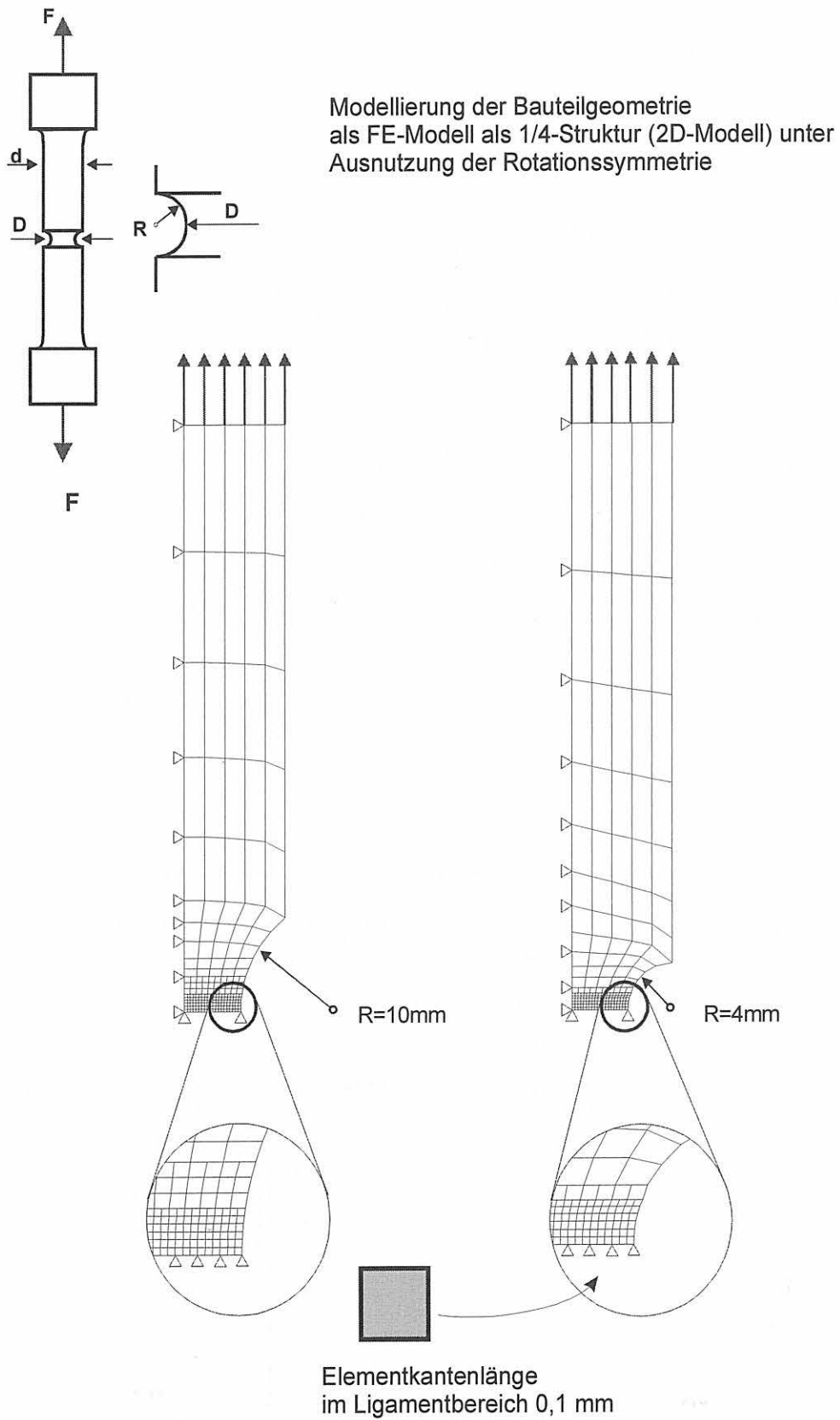


Bild 9-19 Modellierung einer N(T)-Probe als FE-Struktur

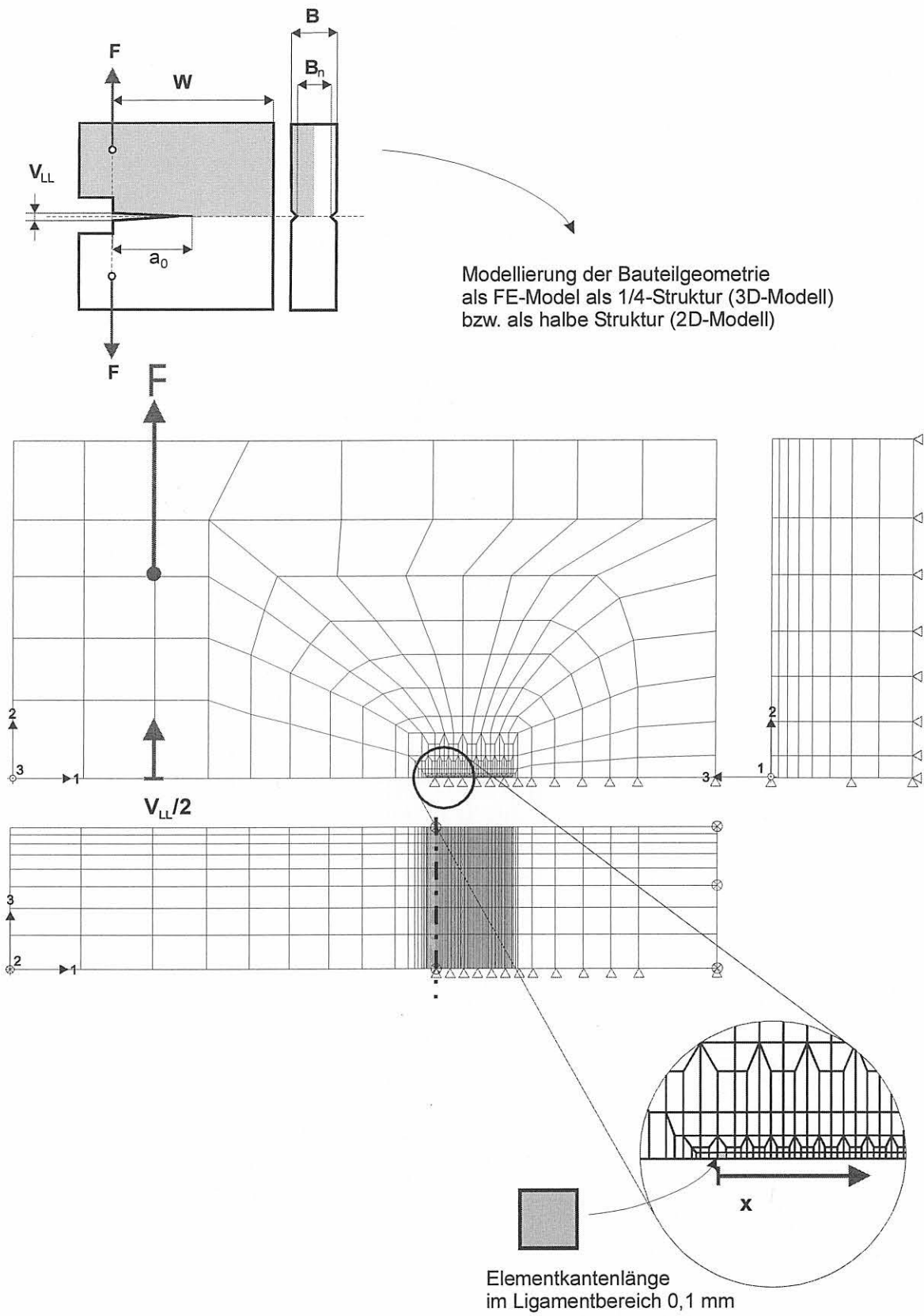


Bild 9-20 Modellierung einer C(T)-Probe als FE-Struktur

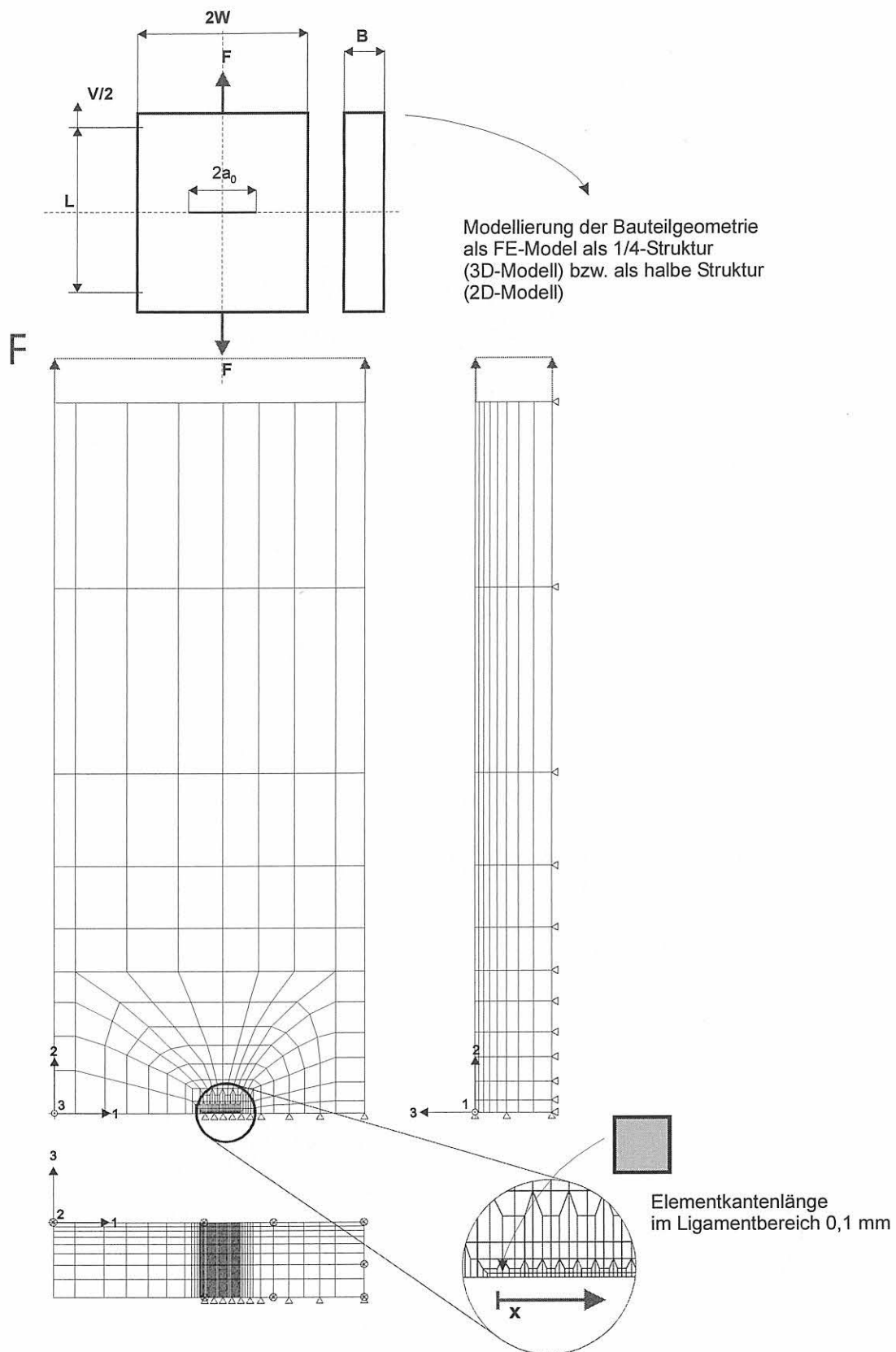


Bild 9-21 Modellierung einer M(T)-Probe als FE-Struktur



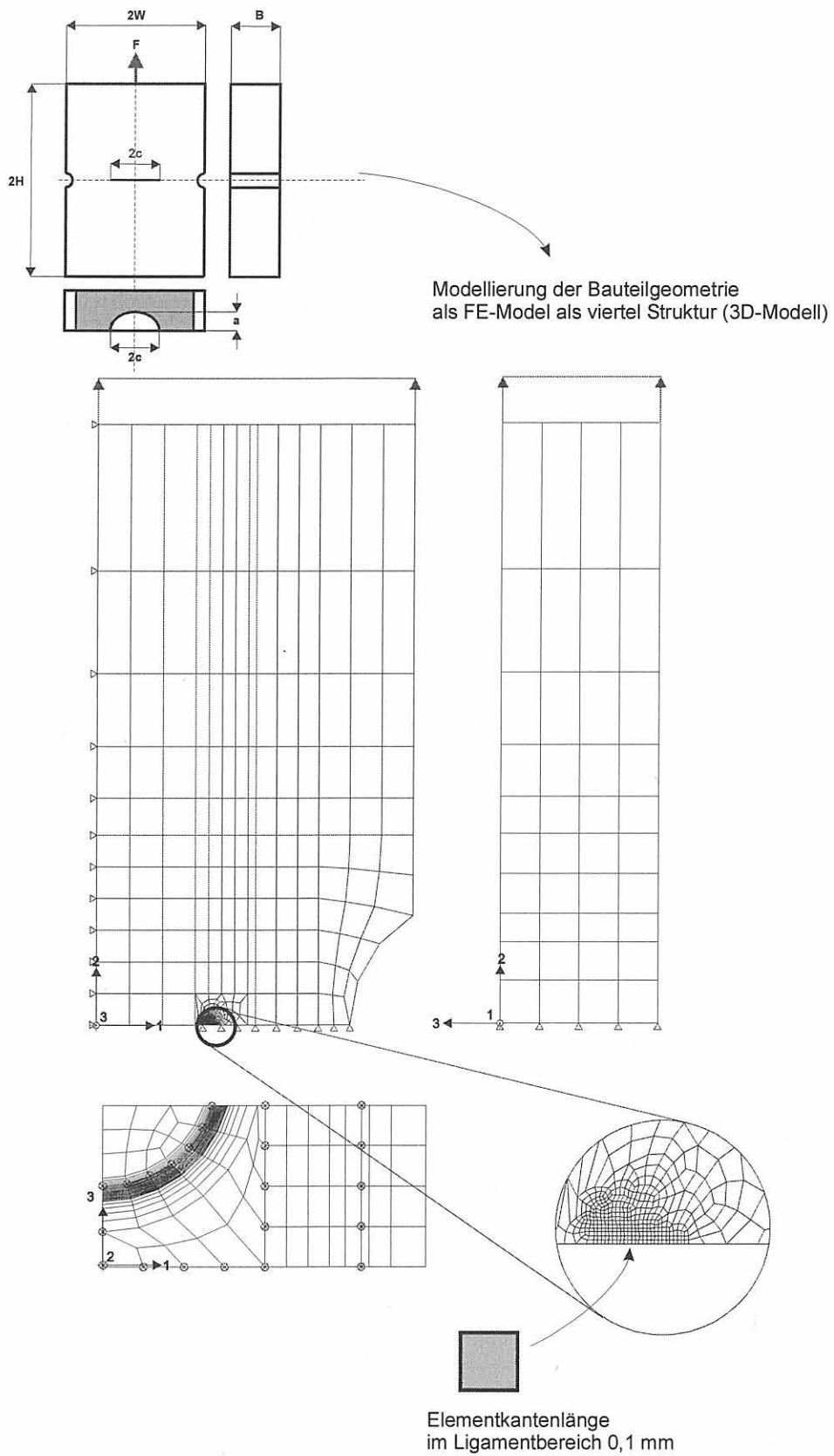


Bild 9-22 Modellierung einer PS(T)-Probe als FE-Struktur

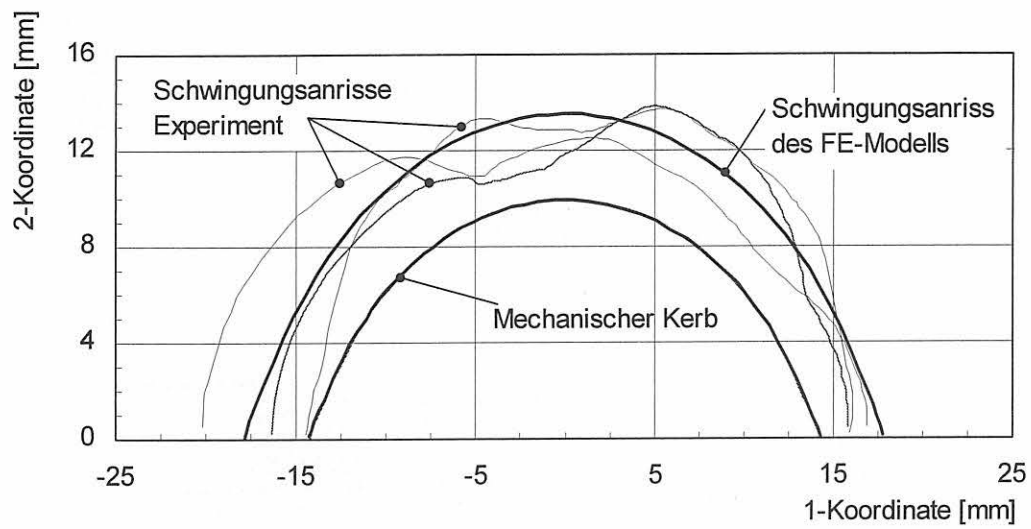


Bild 9-23 Geometrie des Schwingungsanrisses für ausgewählte PS(T)-Probe und die für das FE-Modell verwendete Schwingungsanrissgeometrie, 10MnMoNi5-5

## 10 Ergebnisse der FE-Analyse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der FE-Analysen und der sich anschließenden Spaltbruchwahrscheinlichkeitsberechnungen bezüglich der Anwendbarkeit der entwickelten Materialgesetze zur Simulation des WPS-Effekts dargestellt und diskutiert.

Die Ergebnisse werden zu den folgenden Punkten dargestellt:

1. FE-Analysen bei monotoner Belastung in der Hoch- und Tieflage:

Verifikation des entwickelten Materialmodells und der Materialparameter mittels Simulation von Versuchen an Bruchmechanikproben des Typs C(T), M(T) und PS(T). Hierzu wurden für alle drei Probenformen Kraft-Verschiebung-Kurven für die Hoch- und Tieflage und weiterhin Risswiderstandskurven für C(T)- und M(T)-Proben rechnerisch ermittelt. Die Ergebnisse aus den FE-Rechnungen wurden mit den vorliegenden experimentellen Erkenntnissen verglichen.

2. FE-Analysen bei einfacher Warmvorbelastung mit sich anschließender Kaltbelastung
3. Simulation von WPS-Versuchen zur Ermittlung des Verhaltens von C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben bei Kaltbelastung nach unterschiedlichen thermisch-mechanischen Vorbeanspruchungen unter Load-Cool-Fracture- und Load-Unload-Cool-Fracture-Beanspruchung
4. FE-Analysen bei mehrfacher Warmvorbelastung:

Berechnungen zur zyklischen Vorbelastung von C(T)-Proben aus den Werkstoffen 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 und Auswertung der sich einstellenden Kraft-Verschiebung-Verläufe im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen, sowie die Untersuchung der sich einstellenden Rissöffnungsspannungen während der Belastung

5. Analyse des Versagensverhaltens durch Spaltbruch für die einfach warmvorbelasteten Bruchmechanik- und Rundzugproben aus den Werkstoffen 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4

### 10.1 FE-Analysen bei monotoner Belastung in der Hoch- und Tieflage

#### 10MnMoNi5-5

Die bei  $T = 23\text{ °C}$  und  $T = 300\text{ °C}$  berechneten Kraft-Verschiebung-Kurven von C(T)25sg-Proben fügen sich in die experimentellen Daten ein, Bilder 10-1 und 10-2. Für die Rechnung bei  $T = 300\text{ °C}$  wird aufgrund der Annahme des ebenen Verzerrungszustandes die Kraft

im Anfangsbereich geringfügig überschätzt und im weiteren Verlauf aufgrund der Dehnungsbehinderung geringfügig unterschätzt.

Der in Bild 10-3 dargestellte Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Risswiderstandskurven bei  $T = 23\text{ °C}$  zeigt, dass die experimentellen Werte durch die Simulation richtig wiedergegeben werden. Gleiches gilt für die numerische ermittelte Risswiderstandskurve bei  $T = 300\text{ °C}$ , womit auch die Qualität des Modells sowie der angepassten Materialparameter gezeigt ist, Bild 10-4.

Die Kraft-Verschiebung-Kurve der C(T)25sg-Probe bei  $T = -150\text{ °C}$  zeigt deutliche Abweichungen von den experimentellen Daten. Die Streuung der experimentellen Daten ist hier durch die unterschiedlichen  $a_0/W$ -Verhältnisse der C(T)-Proben zu erklären (Bild 10-5). Durch die geringe Anzahl verfügbarer Experimente wurde eine FE-Rechnung mit einer C(T)-Probe mit einem gemitteltem  $a_0/W$ -Verhältnis von  $a_0/W = 0,55$  durchgeführt. Die Werte der C(T)-Proben liegen hingegen zwischen  $a_0/W = 0,51$  und  $a_0/W = 0,57$ .

Die Simulation des Verhaltens von M(T)-Proben wurde mittels einer 3D-Modellierung realisiert, da die in Versuchen eingesetzten Proben nicht seitengekerbt waren und eine 2D-Modellierung der Probengeometrie unter Annahme eines EVZ die Steifigkeit der Probe überschätzen würde. Da diese Rechnungen ähnlich wie bei der C(T)-Probe besonders sensitiv hinsichtlich der richtigen Erfassung der Rissfront und des  $a_0/W$ -Verhältnisses sind, wurde die durch Anschwingen erzielte gekrümmte Rissfront gemessen und im FE-Modell durch entsprechende geometrische Randbedingungen abgebildet. Die berechnete Kraft-Verschiebung-Kurve von M(T)25-Proben der 3D-Simulation (Bild 10-6) fügt sich in die experimentellen Daten gut ein.

Der in Bild 10-7 dargestellte Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Risswiderstandskurven zeigt bei den M(T)-Proben eine ähnlich gute Übereinstimmung wie bei den C(T)-Proben zwischen den numerischen und experimentellen Ergebnissen. Hierbei wurde die  $J$ -Integralauswertung in der Probenmitte des FE-Modells vorgenommen. Obwohl die Abbildung der stark gekrümmten Rissfront bei den FE-Rechnungen bei der Berechnung von Rissfortschritt zu Konvergenzproblemen führte, konnte in Übereinstimmung mit den experimentellen Beobachtungen die duktile Schädigung der Proben abgebildet werden. Hierbei stellt sich in der Probenmitte das größte Risswachstum ein, wohin gegen am Probenrand kaum Rissfortschritt zu verzeichnen ist. Somit ergeben sich hinsichtlich der Konvergenzgeschwindigkeit und Stabilität der FE-Rechnung ungünstige Constraint-Verhältnisse und die Auswertung bzgl. der Darstellung des Risswiderstands als „Funktion“ des Rissfortschritts wird erschwert.

Bild 10-8 zeigt die Ergebnisse der Risswiderstandskurve aus gemittelten  $J$ -Werten, wobei die Werte über dem gemittelten Rissfortschrittswert über die Probendicke aufgetragen wurden.

Die Kraft-Verschiebung-Kurve der nicht seitengekerbten M(T)25-Probe als 3D-Modell bei einer Temperatur von  $T = -150^\circ\text{C}$  in Bild 10-9 deckt sich mit den experimentellen Daten.

Die Simulation des Zugversuches an PS(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5 führt unter der Berücksichtigung der in Kapitel 9 diskutierten Besonderheiten bei der Abbildung der Probengeometrie auf zufriedenstellende Ergebnisse im Vergleich zum Experiment (Bild 10-10). Der Kraft-Verschiebungsverlauf wird leicht überschätzt. Eine mögliche Ursache ist hierbei in der nicht exakten Abbildung der Geometrie des Schwingungsanrisses zu sehen. Weiterhin erschweren die, durch das Auftragschweißen entstandenen lokalen Gefügestrukturen und deren Einfluß auf das Verformungs- und Schädigungsverhaltens die exakte Abbildung des im Experiment beobachteten Rissfortschritts. Der sich im Rahmen der Simulation einstellende Rissfortschritt zeigt die für diese Probenform typische Charakteristik mit nur geringem Rissfortschritt unter  $0^\circ$  und maximalem Rissfortschritt unter ca.  $70^\circ$  (Bild 10-11). Der im Mittel erzielte Rissfortschritt entspricht bei entsprechenden Verschiebungswerten quantitativ den experimentellen Beobachtungen (Bild 10-12).

### 17MoV8-4

Die bei  $T = 23^\circ\text{C}$  und  $T = 280^\circ\text{C}$  berechneten Kraft-Verschiebung-Kurven von C(T)25-Proben fügen sich bis zur Rissinitiierung gut in die experimentellen Daten ein, Bilder 10-13 und 10-14. Die erzielten Rissfortschritte für die einzelnen Proben sind in Bild 10-14 als schwarze Marker gekennzeichnet. Mit dem an gekerbten Rundzugproben ermittelten Parametersatz konnte auch mit einer Variation der Schädigungsparameter ein solches Verhalten nicht abgebildet werden. Somit können die FE-Analysen nur bis zur Rissinitiierung durchgeführt werden, so dass eine Gegenüberstellung numerischen  $J$ -Integralwerte mit experimentellen Ergebnissen nicht vorgenommen werden konnte. In Bild 10-15 ist ergänzend zu den Einzelwerten aus den Experimenten und der auf Grundlage der Mehrprobenmethode gewonnenen  $J$ - $\Delta a$ -Verlauf der  $J$ -Rissinitiierungswert eingetragen, wie er durch die FE-Simulation bestimmt wurde ( $J_c = 69 \text{ N/mm}$ ). Als Folge dieser Überlegungen wurde für beide Probengeometrien mit dem in Tabelle 9-8 bestimmten Materialparametersatz für den Werkstoff 17MoV8-4 das Verhalten durch die Modellierung nur bis zur Rissinitiierung abgebildet.

Die Ergebnisse der FE-Simulation einer M(T)25-Probe bei  $T = 280^\circ\text{C}$  zeigt Bild 10-16. Eine Verifizierung an experimentellen Daten ist hier nicht möglich, da beim Experiment nur der Kolbenweg aufgezeichnet worden ist. Die Simulation für die Temperatur von  $T = 23^\circ\text{C}$

deckt sich mit den experimentellen Ergebnissen (Bild 10-17).

Die gute Abbildung des Probenverhaltens vor der Rissinitiierung rechtfertigt auch für den Werkstoff 17MoV8-4 den Einsatz des Materialmodells und der identifizierten Parameter, da die Vorbelastung der nachzurechnenden WPS-Experimente nicht über den Rissinitiierungsbereich einer Probe hinaus ging.

## 10.2 FE-Analysen bei einfacher Warmvorbelastung mit anschließender Kaltbelastung

Aus Tabelle 10-1 ist der Umfang der zur Simulation des Verhaltens von C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben bei Kaltbelastung nach unterschiedlichen thermisch-mechanischen Vorbeanspruchungen herangezogenen Versuchen zu entnehmen. Der Vergleich der sich aus der FE Rechnung ergebenden Resultate mit den experimentellen Ergebnissen wird hierbei an Kraft-Verschiebung-Kurven für die verschiedenen Bruchmechanikproben vorgenommen. Da während des Experiments in der Abkühlphase aufgrund des Temperaturgangs der Wegaufnehmer keine Verschiebungen an der Probe gemessen werden können, sind die in den Bildern 10-18 bis 10-27 angegebenen Verschiebungswerte ( $V_{LL}$ -Werte für C(T)- und PS(T)-Proben,  $V$ -Werte für M(T)-Proben) als relative Verschiebungen zum Deformationszustand der Probe nach dem Abkühlvorgang anzusehen. Aus diesem Grunde werden die in Kapitel 10.3 vorgestellten Ergebnisse zur Versagenswahrscheinlichkeit durch Spaltbruch auf die Reaktionskraft der Probe bezogen.

Die sich bei den vorgegebenen Beanspruchungen (L-Pfad, LCF-Pfad, LUCF-Pfad) der kraftgesteuerten Rechnungen für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 ergeben Verschiebungen stehen in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Resultaten. Beim LCF-Pfad (Bilder 10-18 bis 10-20) ist der, durch die Verfestigung bedingte steilere Anstieg der Kraftkurve während der Wiederbelastung, sowie bei der LUCF-Belastung (Bilder 10-21 bis 10-23), die sich durch kinematische Verfestigung einstellende „Verschiebung“ der Kurve bei Wiederbelastung gut zu erkennen. Die Ergebnisse der PS(T)-Probe weisen bei vorgegebenem Vorbeanspruchungsniveau für die Simulation deutlich zu niedrige Verschiebungswerte  $V_{LL}$  bei Erreichen der Vorbeanspruchungslast auf. Dies ist einerseits auf die eingangs erwähnte Problematik bei der korrekten Abbildung der Rissfrontgeometrie durch das FE-Modell zurückzuführen und auf die Tatsache, dass die Verschiebungswerte eine sehr hohe Sensitivität gegenüber der Rissaufweitung aufweisen, da der Messpunkt nur 20 mm oberhalb bzw. unterhalb der Rissöffnung in der Kraftangriffslinie liegt, Bild 6-6.

Die rechnerischen Ergebnisse der LCF- (Bilder 10-24 und 10-25) und LUCF-Belastung (Bilder 10-26 und

10-27) für den Werkstoff 17MoV8-4 decken sich gut mit den experimentellen Ergebnissen. Bei der LCF-Belastung der C(T)- und M(T)-Proben ist der leicht höhere Anstieg der Kraft-Verschiebung-Kurve bei der Wiederbelastung gegenüber der Warmvorbelastung signifikant (Bild 10-24 und Bild 10-25). Bild 10-25 zeigt hierbei nur die numerisch ermittelten Ergebnisse, da im Experiment keine Verschiebungswerte aufgezeichnet werden konnten. Die Ergebnisse der Simulation der LUCF-Belastung ergibt für beide Probentypen eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Daten (Bilder 10-26 und 10-27).

Insgesamt werden für beide Werkstoffe die Kraft-Verschiebung-Verläufe für den LCF- und den LUCF-Pfad der untersuchten Probengeometrien gut erfasst.

Entsprechend der gewählten Vorbelastungshöhe kommt es bei keinen der durchgeführten Rechnungen zu einer duktilen Schädigung des Materials. Die anschließende Kaltwiederbelastung erfolgte ohne duktile Schädigung, was in der Berechnung durch das „Aus-schalten“ der duktilen Schädigung mittels Nichtberücksichtigung des Nukleationsterms und Hohlraumwachstums erfolgt.

### 10.3 FE-Analysen bei mehrfacher Warmvorbelastung

Die Rissöffnungsspannungen nach Warmvorbelastung werden zur Analyse des sich daran anschließenden Versagens durch Spaltbruch bei tiefen Temperaturen benötigt, weshalb eine möglichst genaue Erfassung des Spannungszustandes im Ligament erforderlich ist. Hierzu wurde der Einfluss mehrfach zyklischer Vorbelastung auf die Ausprägung der Rissöffnungsspannungen bei C(T)-Proben anhand beider Werkstoffe untersucht. Weiterhin werden an der Rissspitze auftretende Druckeigenspannungen sowie die Ausbildung einer Rissspitzenabstumpfung („Blunting“) maßgeblich für das Auftreten des WPS-Effektes verantwortlich gemacht.

Für die genauere Untersuchung dieser Problematik wurden an mehrfach zyklisch schwellend vorbelasteten C(T)-Proben mit konstanter maximaler Lastamplitude Rechnungen für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 durchgeführt und die sich einstellenden Rissöffnungsspannungen genauer untersucht. Diese Ergebnisse werden im Folgenden vorgestellt.

#### 10MnMoNi5-5

Zur genauen Untersuchung des Verhaltens von C(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5 infolge zyklischer Belastung wurden Versuche mit nicht seitengekerbten Proben und FE-Rechnungen mit einer dreidimensionalen Modellierung durchgeführt. Da die Rechnung besonders sensitiv hinsichtlich der richtigen Erfassung der Rissfront und des  $a_p/W$ -Verhältnisses reagierte, wurde die durch Anschwingen erzielte gekrümmte Rissfront nach dem

Versuch vermessen, und die dabei ermittelte Geometrie wurde durch entsprechende geometrische Randbedingungen in dem Modell genau abgebildet.

Der in Bild 10-28 dargestellte Vergleich der Kraft-Verschiebung-Verläufe zeigt eine gute Übereinstimmung zwischen den numerischen und experimentellen Ergebnissen aufgrund der genauen Modellierung, was eine Bestätigung für die Qualität des Materialmodells sowie der ermittelten Materialparameter ist. Da globale Werte zwischen Versuch und Rechnung übereinstimmen, kann davon ausgegangen werden, dass auch weitere Größen der FE-Analyse, wie z.B. Spannungen und Verzerrungen in der Probe, zuverlässig erfasst wurden.

Die Bilder 10-29 und 10-30 zeigen die Rissöffnungsspannungen von C(T)-Proben, die im ebenen Verzerzungs-zustand berechnet wurden und damit seitengekerbten Proben entsprechen, nach ein- und mehrmaliger Be- und Entlastung sowie mit und ohne Berücksichtigung kinematischer Verfestigung. Die maximale Kraft betrug bei diesen Rechnungen  $F_{max} = 50$  kN. Die alleinige Berücksichtigung isotroper Verfestigung führt dabei zu hohen Spannungswerten vor der Riss Spitze, die sich auch nach mehrmaliger Be- und Entlastung kaum ändern, Bild 10-29. Im Gegensatz dazu ist das Spannungsniveau vor der Riss Spitze bei Berücksichtigung kinematischer Verfestigung insgesamt niedriger, während die Spannungen weiter im Ligament mit zunehmender Lastwechselanzahl geringfügig ansteigen, da das Gleichgewicht aus äußerer Kraft und dem Integral der Rissöffnungsspannungen im Ligament erfüllt sein muss.

Da die äußeren Kräfte bei Entlastung verschwinden, bilden die in Bild 10-30 dargestellten Rissöffnungsspannungen einen Eigenspannungszustand. Auch hier ist deutlich der Einfluss der kinematischen Verfestigung zu erkennen, der sich in niedrigeren Werten für die Druckeigenspannungen vor der Riss Spitze äußert, und der zu einer Verlagerung des Nulldurchgangs der Spannungen in das Ligament führt. Die alleinige Berücksichtigung isotroper Verfestigung führt zu einer Überschätzung der Druckeigenspannungen, was bei einer nachfolgenden Analyse des Spaltbruchs zu einer zu geringen Versagenswahrscheinlichkeit führen würde.

Hierbei ist zu berücksichtigen, dass es nur bei einer LUCF-Belastung zur Ausbildung von Druckeigenspannungen kommt, dieser Effekt somit bei LCF-Belastungen nicht für das Auftreten des WPS-Effektes verantwortlich gemacht werden kann. Weiterhin sei erwähnt, dass die Analyse insbesondere beim LUCF-Pfad, wo der Einfluss von Druckeigenspannungen maßgeblich zum Auftreten des WPS-Effektes beiträgt, die Spaltbruchwahrscheinlichkeit sogar überschätzt.

Da der WPS-Effekt auch für die Abkühlung von 300 °C auf tiefe Temperaturen zumindest stichprobenartig zu untersuchen ist, sind in den Bildern 10-31 und 10-32 die Rissöffnungsspannungen im belasteten und entlasteten Zustand bei jeweils einmaliger und mehrmaliger

Vorbelastung dargestellt. Hierbei ist aus Bild 10-31 ersichtlich, dass sich das Spannungsmaximum mit zunehmender Anzahl der Belastungszyklen um etwa 0,5 mm in das Ligament verlagert, und dass die Maximalwerte der Spannungen im Vergleich zum ersten Belastungszyklus um etwa 200 MPa kleiner werden. Im entlasteten Zustand (Bild 10-32) tritt nach einmaliger Be- und Entlastung das Maximum der Druckeigenstressungen direkt vor der Risspitze auf, während eine mehrfache Be- und Entlastung von 10 Zyklen die Verschiebung des Maximums um etwa 0,4 mm in das Ligament bewirkt.

### 17MoV8-4

Für den Werkstoff 17MoV8-4 wurde bei einer Temperatur von  $T = 280 \text{ °C}$  eine FE-Rechnung einer zehnfach zyklisch vorbelasteten C(T)25sg-Probe mit einer Kraftamplitude von  $F = 40 \text{ kN}$  durchgeführt. Die in Bild 10-33 dargestellte Kraft-Verschiebung-Kurve der Simulation zeigt eine ähnliche Charakteristik wie die Ergebnisse der Rechnung für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei gleicher Probengeometrie. Ein Vergleich der Kraft-Verschiebung-Kurve mit experimentellen Ergebnissen war nicht möglich, entspricht aber den Erwartungen bezüglich des Probenverhaltens. Die Bilder 10-34 und 10-35 zeigen die aus der FE-Rechnung gewonnenen Rissöffnungsspannungen für den belasteten Zustand (Bild 10-35) und für den entlasteten Zustand (Bild 10-34) beispielhaft für den 1., 4., 7. und 10. Belastungszyklus. Für die entlastete Probe ist deutlich der Einfluss der kinematischen Verfestigung zu erkennen, der sich in zunehmend sinkenden Werten für die maximalen Druckeigenstressungswerte von 1120 MPa auf 1560 MPa äußert und in einer Verschiebung des Druckspannungsmaximums von der Risspitze um ca. 0,4 mm in das Ligament hinein. Weiterhin beträgt die Verlagerung des Nulldurchgangs der Spannungen in das Ligament von ca. 0,4 mm Entfernung von der Risspitze auf ca. 0,65 mm Entfernung. Gleiches gilt für die belastete Probe im 1., 4., 7. und 10. Belastungszyklus, wobei das Spannungsmaximum von 2526 MPa auf 2082 MPa absinkt und der Abstand des Spannungsmaximums von der Risspitze von 0,1 mm auf ca. 0,55 mm anwächst.

Die hier dargestellte Analyse der Rissöffnungsspannungen zeigt deutlich, dass die Belastungsgeschichte im duktilen Bereich einen entscheidenden Einfluss sowohl auf die Größe als auch auf den Ort der maximalen bzw. minimalen Rissöffnungsspannungen hat, wodurch das Versagen bei Abkühlung entscheidend beeinflusst wird.

## 10.4 Analyse des Versagens durch Spaltbruch

Für die Ermittlung der Bruchzähigkeitserhöhung nach erfolgter Warmvorbeanspruchung konnte auf ein umfangreiches Spektrum von WPS-Experimenten zurückgegriffen werden. Eine Übersicht hierzu findet sich in Tabelle

10-1. Auf die Besonderheiten der statistischen Auswertung dieser Versuche aufgrund des Umfangs experimenteller Daten wurde bereits in Kapitel 9 eingegangen. Die Tabelle 9-16 zeigt die bei der Spaltbruchwahrscheinlichkeitsberechnung berücksichtigten FE-Simulationen der durchgeführten Versuche.

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Spaltbruchwahrscheinlichkeitsanalyse für die beiden untersuchten Werkstoffe vorgestellt. In Tabelle 10-2 sind die experimentellen Ergebnisse der Versuche zur Spaltbruchwahrscheinlichkeit zusammen gestellt. Die Bilder 10-36 bis 10-46 zeigen die experimentell ermittelten akkumulativen Versagenswahrscheinlichkeiten im Vergleich zu den im Rahmen der Spaltbruchanalyse gewonnenen Verläufe der Spaltbruchwahrscheinlichkeit als Funktion über der Reaktionskraft der Probe.

In Bild 10-36 und Bild 10-37 sind die Ergebnisse der Analyse für die gekerbten Rundzugproben aus 10MnMoNi5-5 und 17MoV8-4 mit verschiedenen Kerbradien zusammengestellt. Gemäß der von den Bruchmechanikproben getrennten Parameterbestimmung für die Rundzugproben konnte für beide Werkstoffe mit der Anwendung des Beremin-Modells eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Daten erzielt werden.

Die Bilder 10-38 und 10-39 zeigen die Ergebnisse der in Tieflage einmal in LCF- bzw. LUCF-Pfaden belasteten C(T)- und M(T)-Proben für den Werkstoff 10MnMoNi5-5. Für alle Probengeometrien und Lastfälle wird die im Experiment beobachtete größere Bruchzähigkeitserhöhung bei der LCF- gegenüber der LUCF-Belastung qualitativ korrekt wiedergegeben. Für die einfache Belastung in der Tieflage (L-Pfad) wird die Spaltbruchwahrscheinlichkeit als Ergebnis der Analyse bei der C(T)-Probengeometrie leicht überschätzt. Hingegen kommt es bei der LCF-Belastungssimulation zu höheren Aussagen bzgl. der Versagenswahrscheinlichkeit durch Spaltbruch im Vergleich zu den experimentellen Beobachtungen. Die in Bild 10-38 dargestellte Versagenswahrscheinlichkeit von 100% für eine C(T)25-Probe unter LCF-Belastung unmittelbar nach dem Abkühlungsprozess deutet darauf hin, dass die Spannungsveränderungen während des Abkühlvorgangs aufgrund der gewählten Vorbelastungshöhe bereits zu einem Versagen vor der Wiederbelastung führen können. Eine gesicherte statistische Absicherung war durch das Fehlen einer ausreichenden Zahl an Versuchen nicht möglich. Für die Proben des Typs M(T) wird die Versagenswahrscheinlichkeit bei der einfachen Belastung in der Tieflage durch die Anwendung des Beremin-Modells sehr gut abgebildet, gleiches gilt für die LCF- und LUCF-Belastungen, wobei es zu einer geringfügigen Überschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit kommt (Bild 10-39).

Mit der Anwendung der Spaltbruchanalyse auf die Rechnungen zu einfach vorbelasteten und warmvorbelasteten PS(T)-Proben wurde die Übertragbarkeit des Parametersatzes auf andere komplexe Probengeometrien rissbehalteter Bauteile an einem Beispiel nachge-

wiesen. Bild 10-40 zeigt den Vergleich der experimentell ermittelten Versagenswahrscheinlichkeiten für die einfache Belastung und die LCF- sowie LUCF-Belastung mit den Ergebnissen der Spaltbruchanalyse. Auch hier wird der qualitative Unterschied in der Bruchzähigkeitserhöhung zwischen dem LCF- und dem LUCF-Belastungspfad gut wiedergegeben. Das Absinken der Spaltbruchwahrscheinlichkeit bei der einfachen Belastung erklärt sich durch das Ausprägen von Druckspannungsbereichen plastifizierter Bereiche der Struktur, die somit nicht mehr zur kumulativen Berechnung der Spaltbruchwahrscheinlichkeit beitragen. Auch hier wird ähnlich der M(T)-Proben-Auswertung die Versagenswahrscheinlichkeit der einfach belasteten Probe gut berechnet und die Versagenswahrscheinlichkeit der LCF- bzw. LUCF-warmvorbelasteten Proben leicht überschätzt.

Der Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit den aus der Anwendung des Beremin-Modells gewonnenen Spaltbruchwahrscheinlichkeiten zeigt, dass es gelungen ist, mit einem Parametersatz für jeweils einen Werkstoff, die Versagenswahrscheinlichkeiten der Bruchmechanikproben gut abbilden zu können.

Für die an Bruchmechanikproben aus dem Werkstoff 17MoV8-4 durchgeführten Analysen zeigen die Ergebnisse der C(T)-Proben eine leichte Überschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit für die einfache Belastung in der Tieflage und die LUCF-warmvorbelasteten Proben. Auch hier kommt es bei der LUCF-Belastung zu einer Versagenswahrscheinlichkeit von 100% bereits beim Beginn der Wiederbelastung, so dass auch hier gilt, dass die Eigenspannungsveränderungen während des Abkühlvorganges ein Versagen durch Spaltbruch nicht ausschließen. Die Zusammenstellung der Ergebnisse findet sich in Bild 10-41. Bild 10-42 zeigt, dass für die Proben des Typs M(T), ähnlich wie beim Werkstoff 10MnMoNi5-5, die Versagenswahrscheinlichkeit bei einfacher Vorbelastung sehr gut durch das Beremin-Modell abgebildet werden und die Ergebnisse für die Warmvorbelastungspfade LCF und LUCF auf geringfügig größere Versagenswahrscheinlichkeiten im Vergleich zum Experiment führen.

In den Bildern 10-43 bis 10-46 ist aus den numerischen Analysen für C(T)- und M(T)-Proben für die beiden untersuchten Werkstoffen die Entwicklung der größten Hauptnormalspannung im Ligament über den  $K$ -Werten bzw. über der Kraft aufgetragen. Zusätzlich ist aus den experimentellen Ergebnissen die Versagenswahrscheinlichkeit über der Bruchzähigkeit bzw. über den Kräften aufgetragen. Die größte Hauptnormalspannung wurde gewählt, da der Spaltbruch entscheidend durch diese Größe beeinflusst wird.

Die Werte für die größten Hauptnormalspannungen wurden folgendermaßen ermittelt:

- Zu jedem Lastinkrement wird in jedem Element des FE-Netzes, das direkt an den Symmetrierand grenzt, das arithmetische Mittel der an den vier In-

tegrationspunkten ermittelten Hauptnormalspannungen ermittelt. Hieraus resultiert ein Wert für jedes Element in jedem Lastschritt.

- Aus diesen Werten wird für jedes Lastinkrement das Maximum entlang des Symmetrierandes gesucht und in die Bilder 10-43 bis 10-46 eingetragen.

Die Umrechnung zwischen den Kräften und den  $K$ -Werten erfolgte für diese Darstellung ohne Berücksichtigung des probenspezifischen  $a_0/W$ -Verhältnisses, das lediglich geringfügige Änderungen bei den verschiedenen Proben aufweist.

Die in den Bildern 10-43 bis 10-46 dargestellte größte Hauptnormalspannung erlaubt eine Analyse des Einflusses der Probengeometrie, der Lastpfade und des Werkstoffs auf den WPS-Effekt. Entscheidend ist hierbei die Steigung der größten Hauptnormalspannung über dem  $K$ -Wert sowie die erreichbaren Maximalwerte. Je größer die Steigung, desto schneller steigt die größte Hauptnormalspannung bzgl.  $K$  bzw.  $F$  an, womit der zur Spaltbruchauslösung relevante Bereich der größten Hauptnormalspannung auch entsprechend schnell durchschritten wird, was dann zu einer kleineren Streuung der  $K$ -Werte führt.

So zeigt beispielsweise der Vergleich der L-Lastpfade in den Bildern 10-43 und 10-44 sowie 10-45 und 10-46, dass die Steigung bedingt durch die Probengeometrie bei der C(T)-Probe wesentlich größer als bei der M(T)-Probe ist, was eine größere Streuung der Bruchzähigkeitswerte bei den M(T)-Proben als bei den C(T)-Proben bewirkt. Aufgrund der hohen Verfestigung des 17MoV8-4 im untersuchten Temperaturbereich liegen dessen Werte für die größte Hauptnormalspannung deutlich und für die erreichbare Bruchzähigkeit geringfügig über denen des 10MnMoNi5-5.

Die Belastungsgeschichte und die damit einhergehende Verfestigung bewirkt die Veränderung der größten Hauptnormalspannung bei LCF- und LUCF-Lastpfaden im Vergleich zu monotoner Belastung. Hierbei zeigt sich durchgehend, dass bei LUCF-Lastpfaden das Maximum bei kleineren  $K$ -Werten erreicht wird, wodurch bei LUCF-Lastpfaden generell kleinere Bruchzähigkeiten als bei LCF-Lastpfaden folgen. Die kleinere Steigung der Kurven bei LUCF- als bei LCF-Lastpfaden bewirkt, dass der für Spaltbruch relevante Spannungsbereich wiederum bei kleineren Änderungen der  $K$ -Werte bei LCF- als bei LUCF-Pfaden durchlaufen wird, wodurch eine größere Streuung der Bruchzähigkeitswerte bei LUCF- als bei LCF-Lastpfaden zu erklären ist. Aufgrund der hohen Verfestigung liegen die Kurven beim 17MoV8-4 wesentlich enger als beim 10MnMoNi5-5 zusammen, was bei der Bruchzähigkeit zu kleinen Unterschieden bzgl. des LUCF- und LCF-Lastpfades beim 17MoV8-4 führt. Diese Unterschiede sind beim 10MnMoNi5-5 größer, da aufgrund der im Vergleich zum 17MoV8-4 kleineren Verfestigung die Verläufe der größten Normalspannungen für LUCF- und LCF-Lastpfade deutlich auseinander liegen.

## Tabellen zu Kapitel 10

Tabelle 10-1:

Umfang der für die Simulation herangezogenen Versuche zum WPS-Effekt, vgl. Tabelle 6-1

Geometrie	Versuch	10MnMoNi5-5	17MoV8-4
		Anzahl Versuche	Anzahl Versuche
C(T)	KC	4	3
	WPS <sub>LCF</sub>	1	8
	WPS <sub>LUCF</sub>	2	8
M(T)	KC	5	4
	WPS <sub>LCF</sub>	7	3
	WPS <sub>LUCF</sub>	6	4
N(T)10-4	F-ΔD	3	3
N(T)10-4	F-ΔD	3	3

Tabelle 10-2-1:

Experimentell ermittelte Versagenswahrscheinlichkeiten von C(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5

C(T) 10MnMoNi5-5					
Load		LCF		LUCF	
Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]
16,4	0,25	57,86	1	39	0,5
17,26	0,5			44	1
18,06	0,75				
18,96	1				



Tabelle 10-2-2:

Experimentell ermittelte Versagenswahrscheinlichkeiten von M(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5

<b>M(T) 10MnMoNi5-5</b>					
Load		LCF		LUCF	
Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]
238	0,2	826	0,14	624	0,14
319	0,4	842	0,28	642	0,28
337	0,6	848	0,43	711	0,43
341	0,8	855	0,57	726	0,57
356	1	873	0,71	736	0,71
		884	0,86	782	0,86
		944	1	830	1

Tabelle 10-2-3:

Experimentell ermittelte Versagenswahrscheinlichkeiten von PS(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5

<b>PS(T) 10MnMoNi5-5</b>					
Load		LCF		LUCF	
Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]
588	0,33	1256	0,33	1053	0,25
639	0,66	1305	0,66	1164	0,5
676	1	1352	1	1203	0,75
				1267	1

Tabelle 10-2-4:

Experimentell ermittelte Versagenswahrscheinlichkeiten von N(T)-Proben aus 10MnMoNi5-5

<b>N(T) 10MnMoNi5-5</b>					
N(T)10-4			N(T)10-10		
$\Delta D$ [mm]	$p$ [-]		$\Delta D$ [mm]	$p$ [-]	
3,08		0,6	2,1		0,8
3,05		0,4	2,19		1
3,16		1	2,1		0,6
3,12		0,8	2		0,4
3,05		0,2	1,97		0,2

Tabelle 10-2-5:

Experimentell ermittelte Versagenswahrscheinlichkeiten von C(T)-Proben aus 17MoV8-4

<b>C(T) 17MoV8-4</b>					
Load		LCF		LUCF	
Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]	Kraft [kN]	$p$ [-]
21,54	0,33	51,19	0,13	47,45	0,13
23,63	0,67	51,7	0,25	45,47	0,25
25,03	1,00	51,93	0,38	46,46	0,38
		52	0,50	46,70	0,50
		52,45	0,63	47,36	0,63
		52,92	0,75	47,81	0,75
		53,77	0,88	47,41	0,88
		54,2	1,00		

Tabelle 10-2-6:

Experimentell ermittelte Versagenswahrscheinlichkeiten von M(T)-Proben aus 17MoV8-4

<b>M(T) 17MoV8-4</b>					
<b>Load</b>		<b>LCF</b>		<b>LUCF</b>	
Kraft [kN]	$\rho$ [-]	Kraft [kN]	$\rho$ [-]	Kraft [kN]	$\rho$ [-]
372	0,5	686	0,33	716	0,33
294	0,25	697	0,66	724	0,66
405	0,75	706	1,00	728	1,00
408	1,0				

Tabelle 10-2-7:

Experimentell ermittelte Versagenswahrscheinlichkeiten von versch. Probengeometrien aus 17MoV8-4

<b>N(T) 17MoV8-4</b>			
<b>N(T)10-4</b>		<b>N(T)10-10</b>	
$\Delta D$ [mm]	$\rho$ [-]	$\Delta D$ [mm]	$\rho$ [-]
0,17	0,33	0,24	0,25
0,22	0,66	0,39	0,50
0,32	1,00	0,49	0,75
		0,59	1,00

**Bilder zu Kapitel 10**

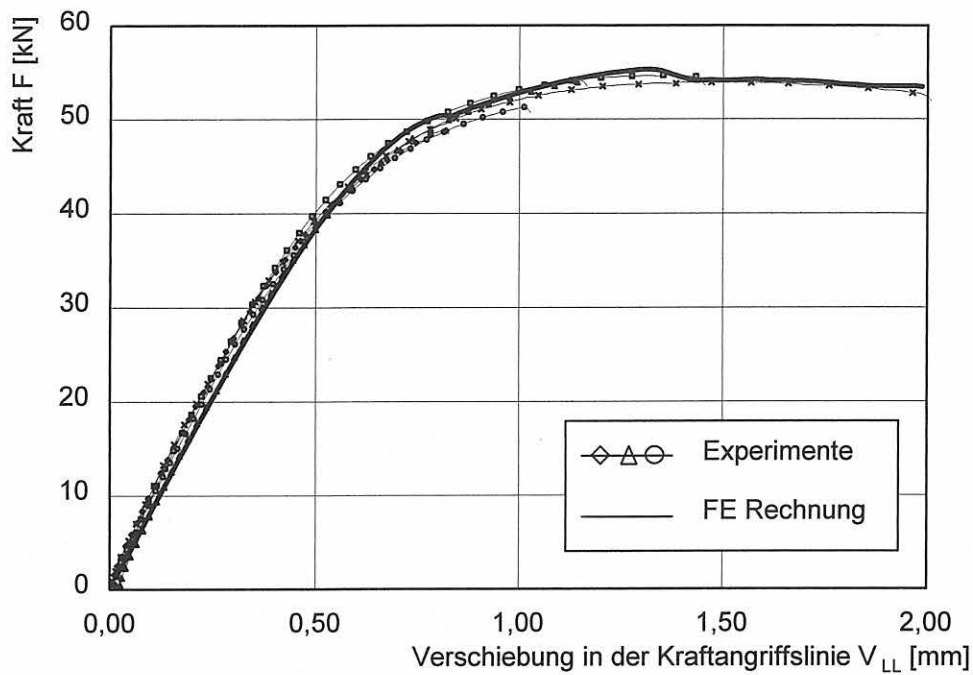


Bild 10-1 Vergleich experimentell und numerisch ermittelter Kraft-Verschiebung-Kurven, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg,  $a_0/W = 0,6$ ,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$

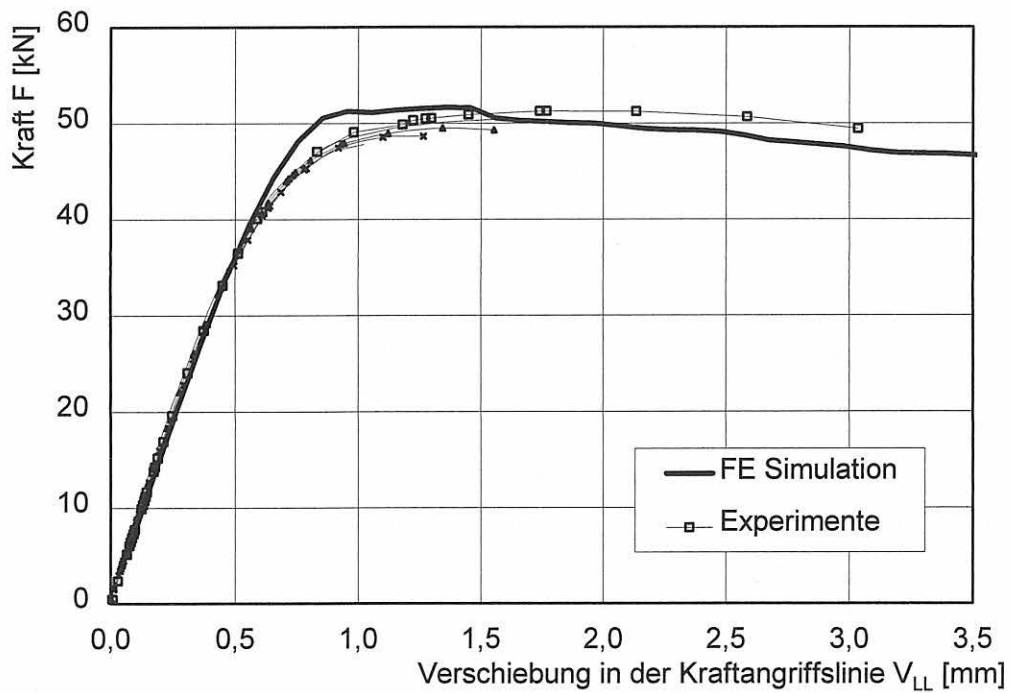


Bild 10-2 Vergleich experimentell und numerisch ermittelter Kraft-Verschiebung-Kurven, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg,  $a_0/W \approx 0,57$ ,  $T = 300^\circ\text{C}$

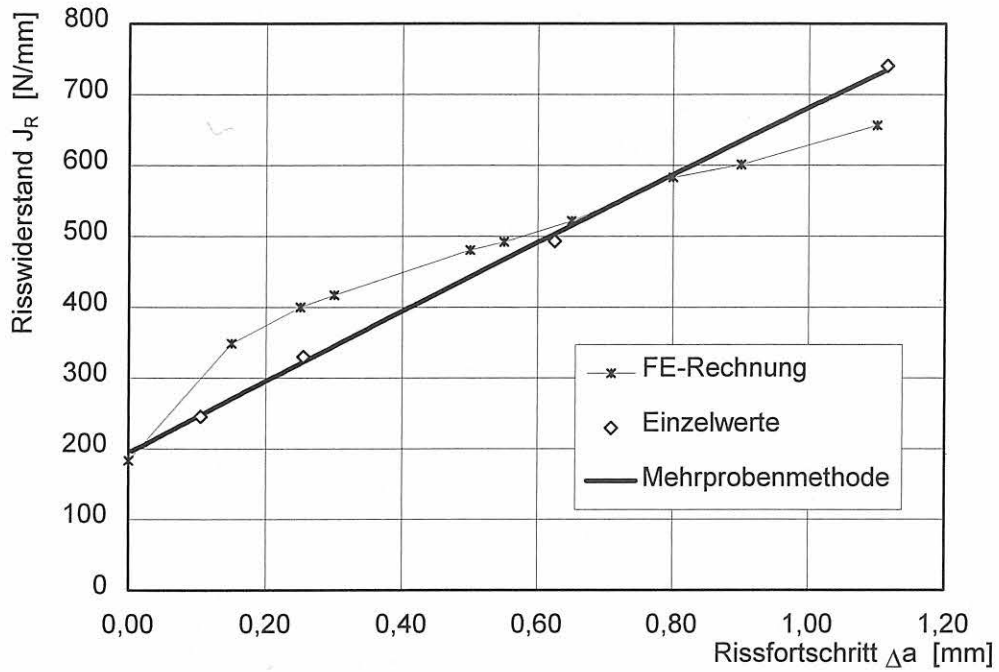


Bild 10-3 Vergleich experimentell und numerisch ermittelter  $J$ -Risswiderstandskurven, experimentelle Kurve ohne Stretchzonenweite, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg,  $a_0/W = 0,6$ ,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$

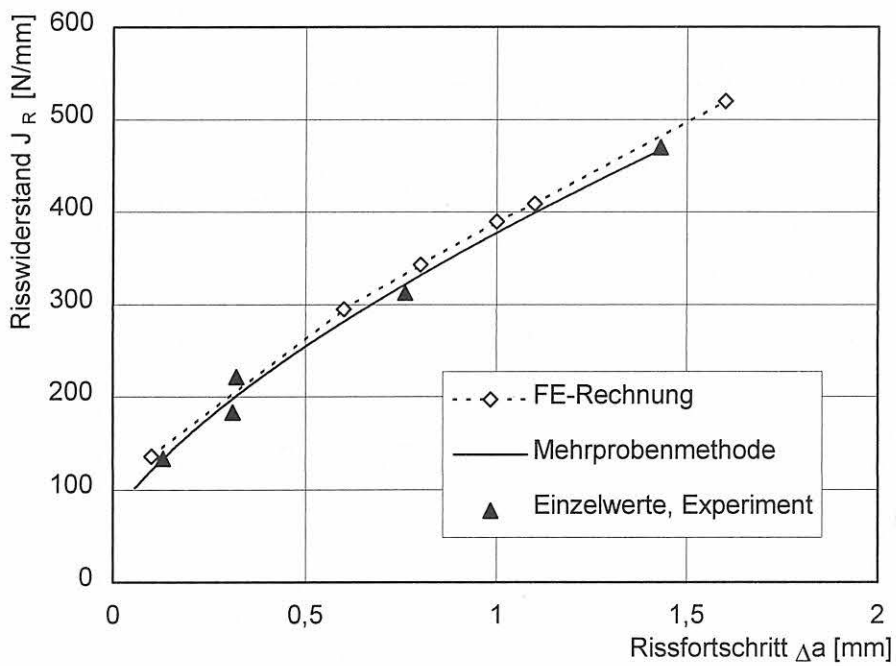


Bild 10-4 Vergleich experimentell und numerisch ermittelter  $J$ -Risswiderstandskurven, experimentelle Kurve ohne Stretchzonenweite, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg,  $a_0/W = 0,57$ ,  $T = 300 \text{ }^\circ\text{C}$

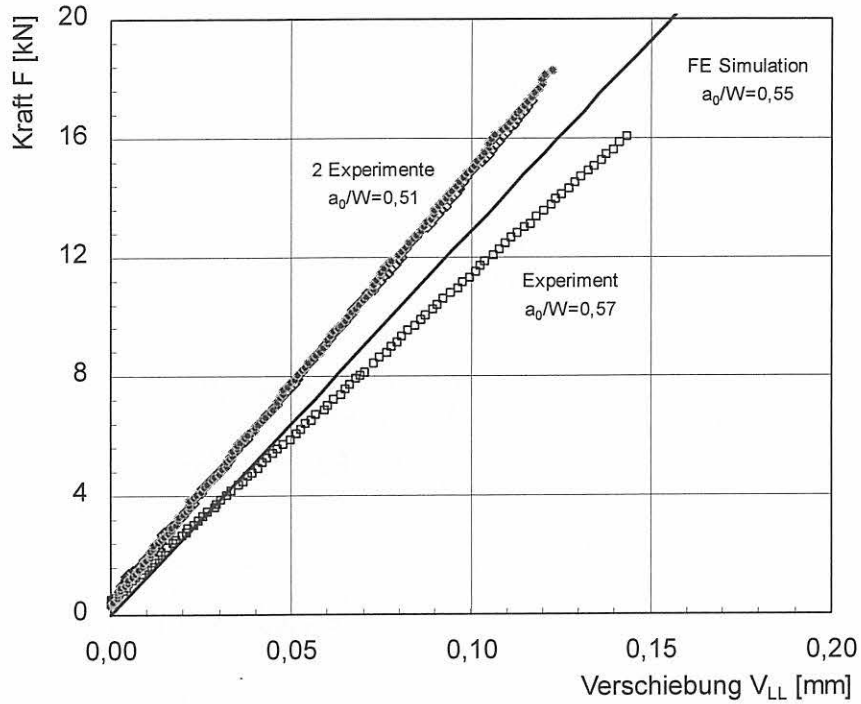


Bild 10-5 Experimentelle Kraft-Verschiebung-Kurven für einen L-Lastpfad,  $T_L = -150^\circ\text{C}$ , 10MnMoNi5-5, C(T)25

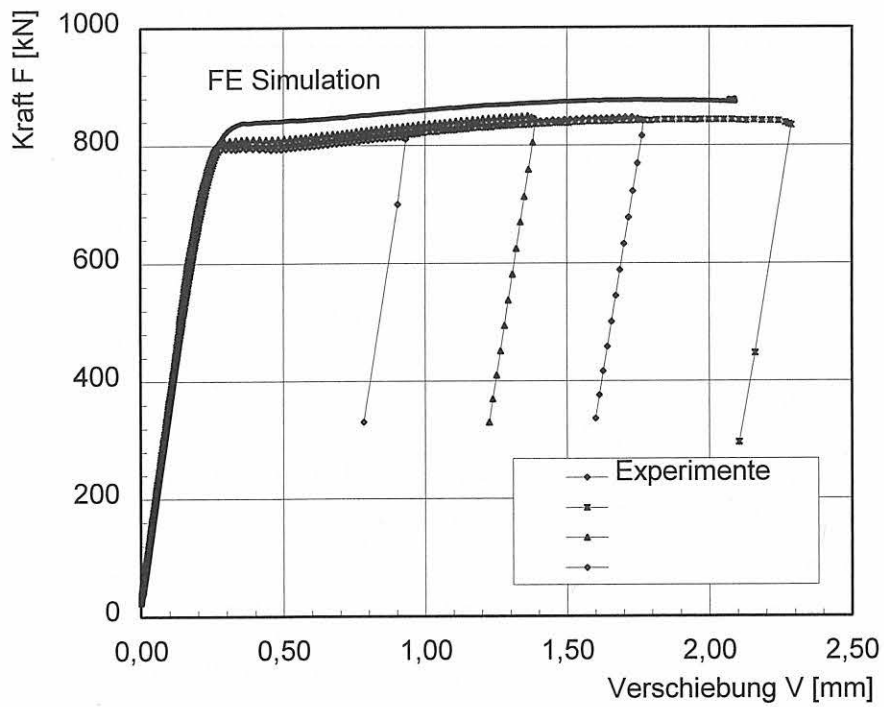


Bild 10-6 Vergleich experimentelle und numerische Kraft-Verschiebung-Kurven, 10MnMoNi5-5,  $T = 23^\circ\text{C}$ , M(T)25

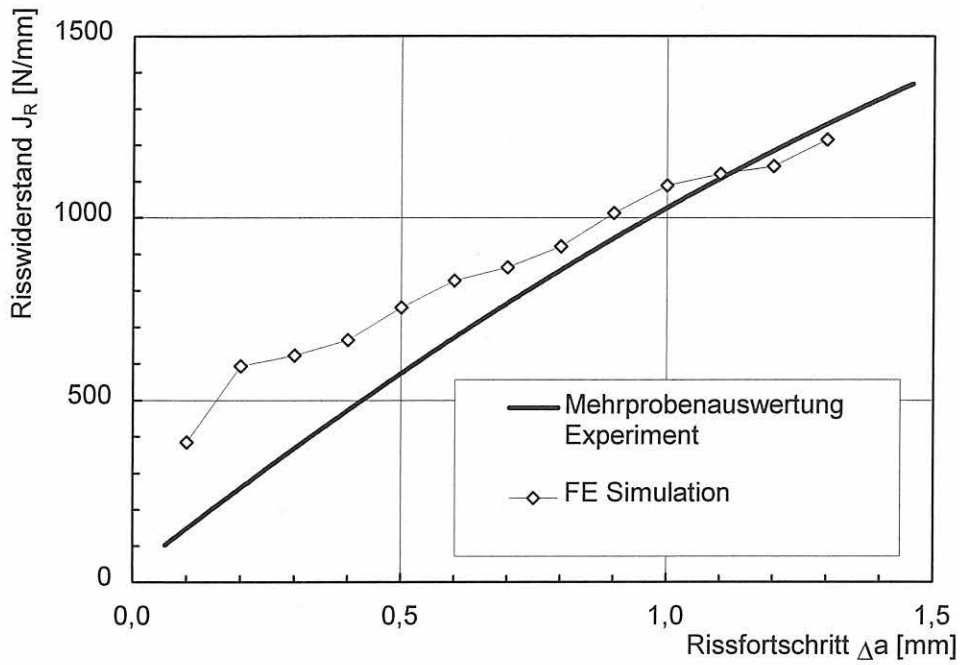


Bild 10-7 Risswiderstandswerte in der Probenmitte aus numerisch ermittelten Risswiderstandskurven und dem Experiment, 10MnMoNi5-5,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ , M(T)25

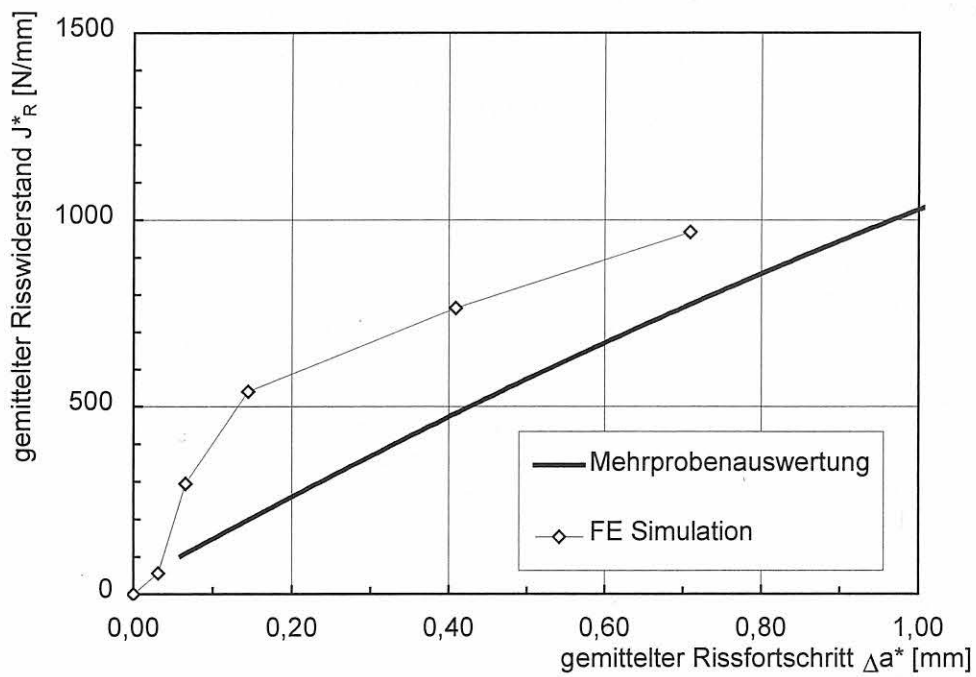


Bild 10-8 Vergleich experimentelle und numerisch ermittelte  $J$ -Risswiderstandskurven, 10MnMoNi5-5,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ , M(T)25, die Rißwiderstandswerte  $J^*$  und  $\Delta a^*$  wurden dabei über die Probendicke gemittelt

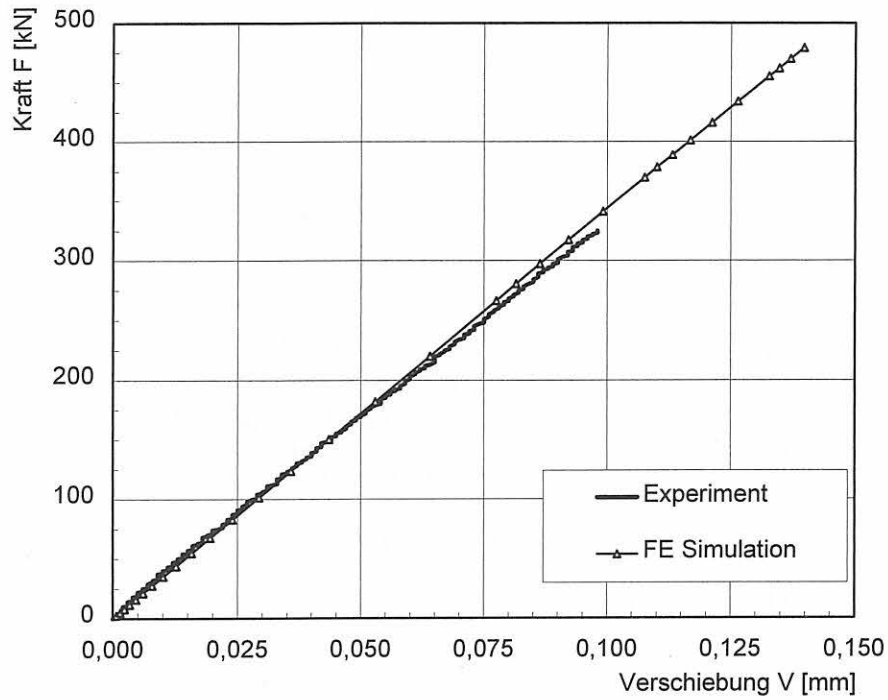


Bild 10-9 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen L-Lastpfad,  $T = -150\text{ °C}$ , 10MnMoNi5-5, M(T)25

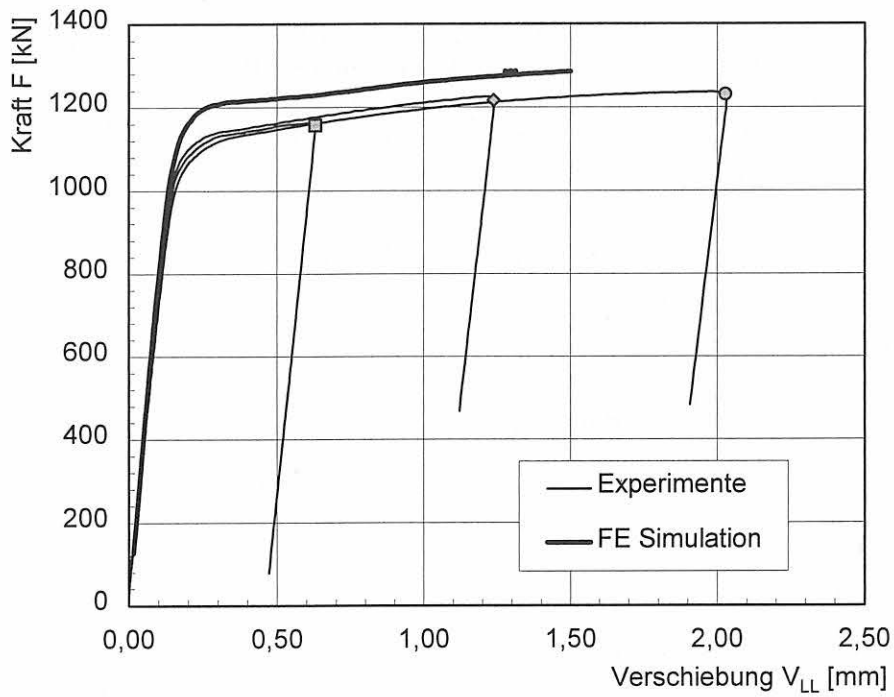


Bild 10-10 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven, 10MnMoNi5-5,  $T = 23\text{ °C}$ , PS(T)

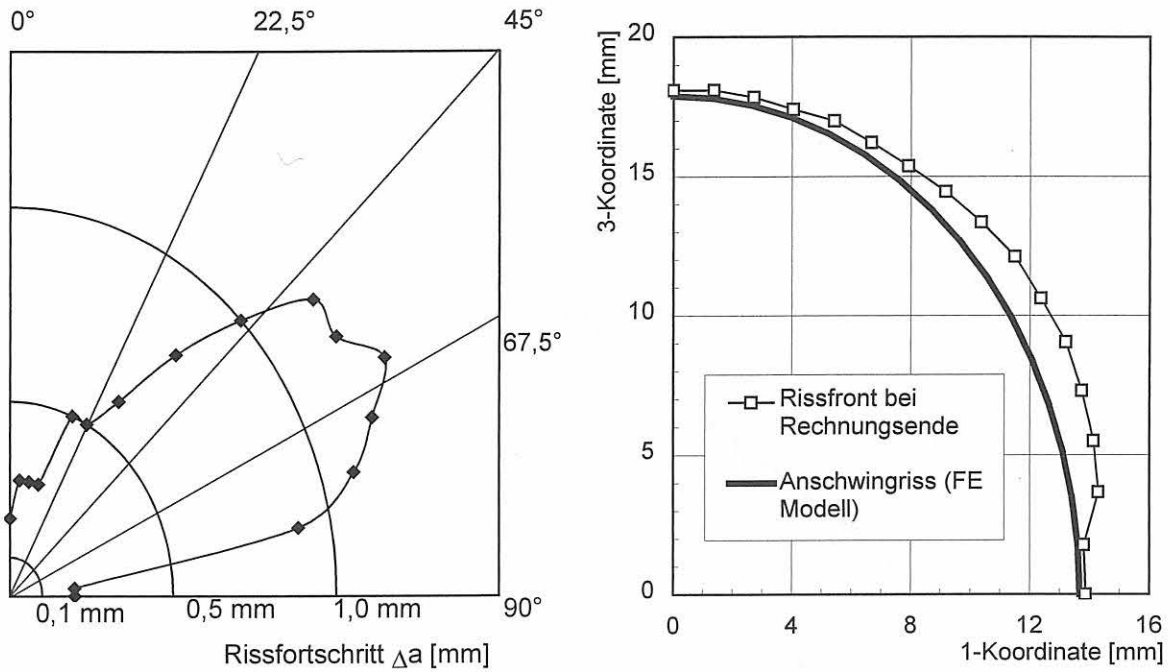


Bild 10-11 Rissfortschritt an einer PS(T)-Probe als Ergebnis der FE Simulation in kartesischen und Polarkoordinaten,  $T = 23^\circ\text{C}$ , 10MnMoNi5-5

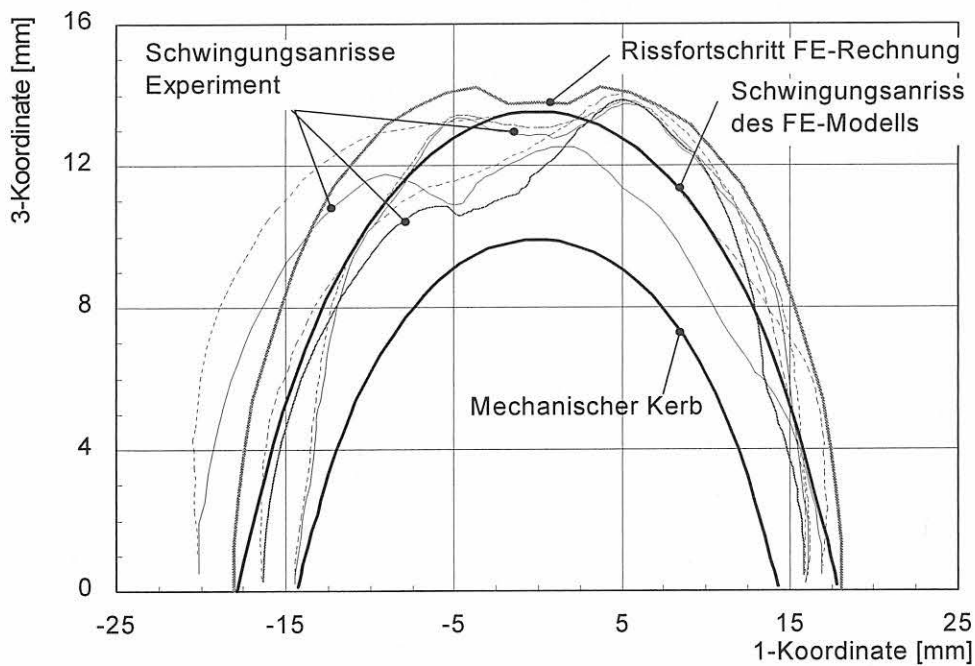


Bild 10-12 Rissfortschritt und Schwingungsanriss von PS(T)-Proben, Vergleich FE-Analyse und ausgewählte Versuche,  $T = 23^\circ\text{C}$ , 10MnMoNi5-5



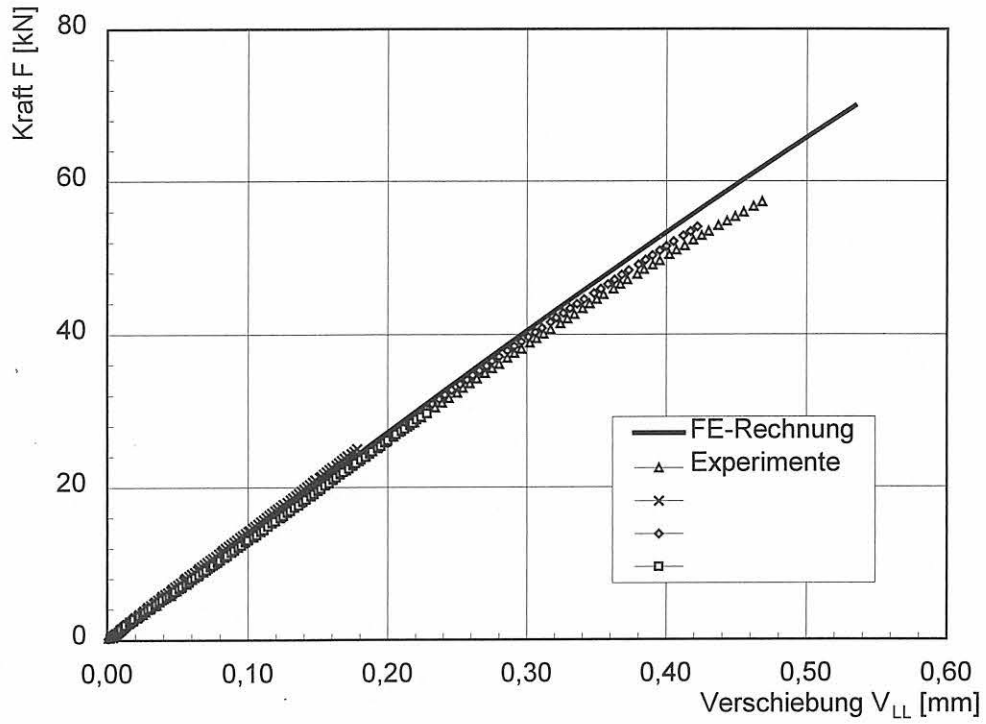


Bild 10-13 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen L-Lastpfad,  $T_L = 23 \text{ °C}$ , 17MoV8-4, C(T)25

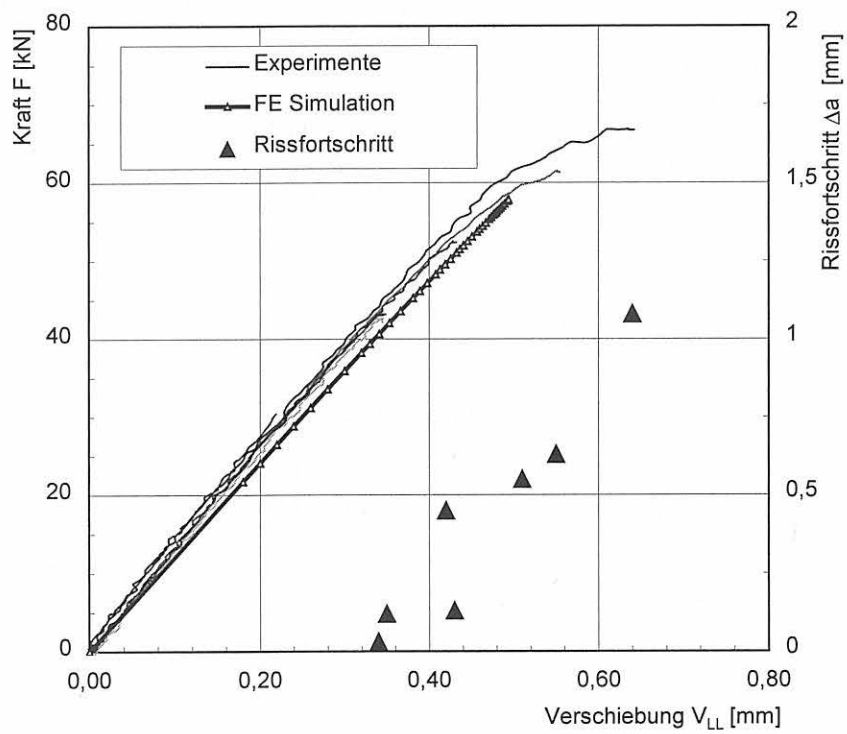


Bild 10-14 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurve für einen L-Lastpfad,  $T_L = 280 \text{ °C}$ , 17MoV8-4, C(T)25

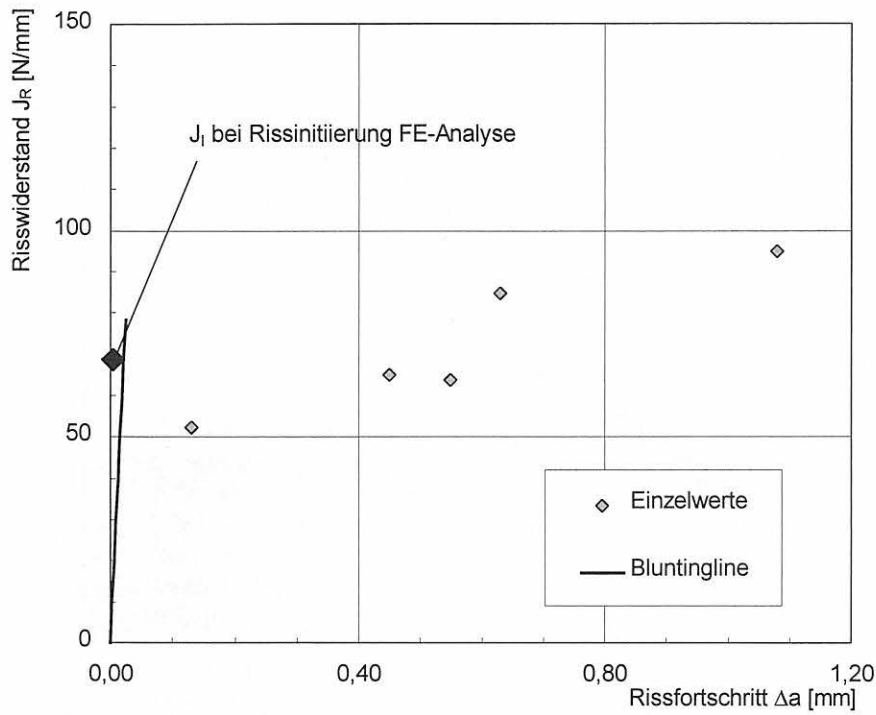


Bild 10-15 Experimentelle  $J$ - $\Delta a$ -Werte,  $T_L = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ , 17MoV8-4, C(T)25

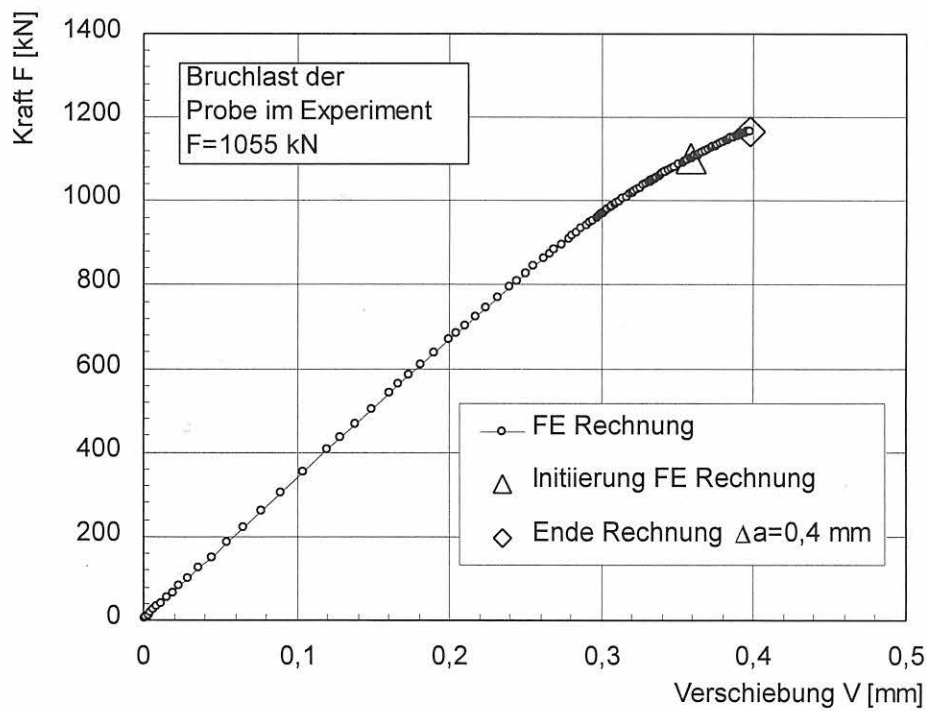


Bild 10-16 Numerische Kraft-Verschiebung-Kurve für einen L-Lastpfad,  $T_L = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ , 17MoV8-4, M(T)25

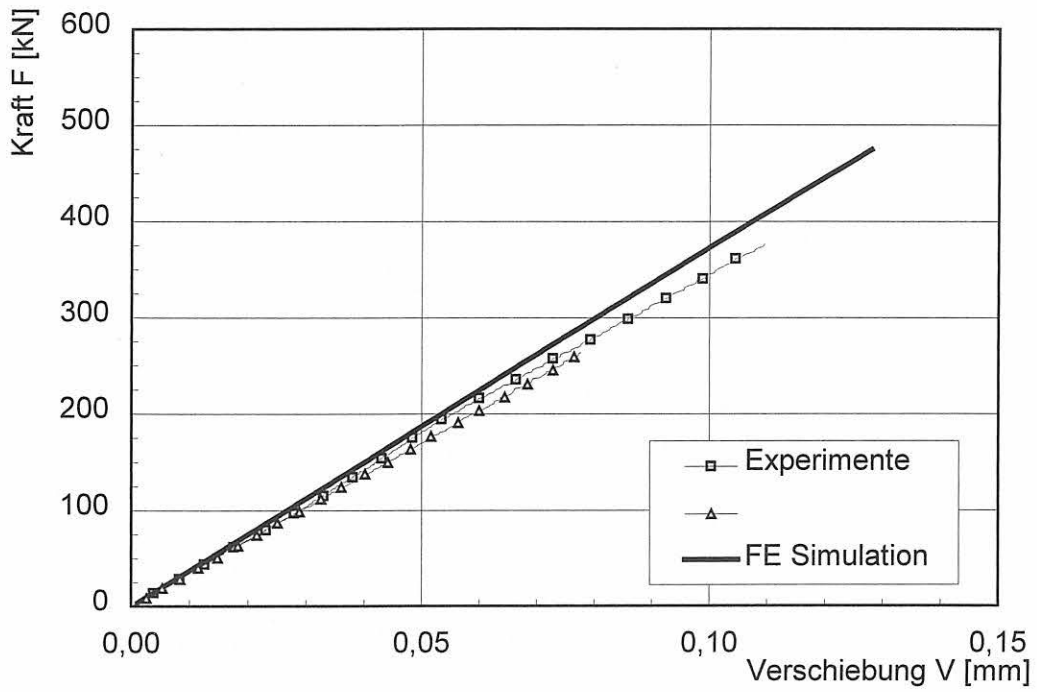


Bild 10-17 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen L-Lastpfad,  $T_L = 23\text{ °C}$ , 17MoV8-4, M(T)25

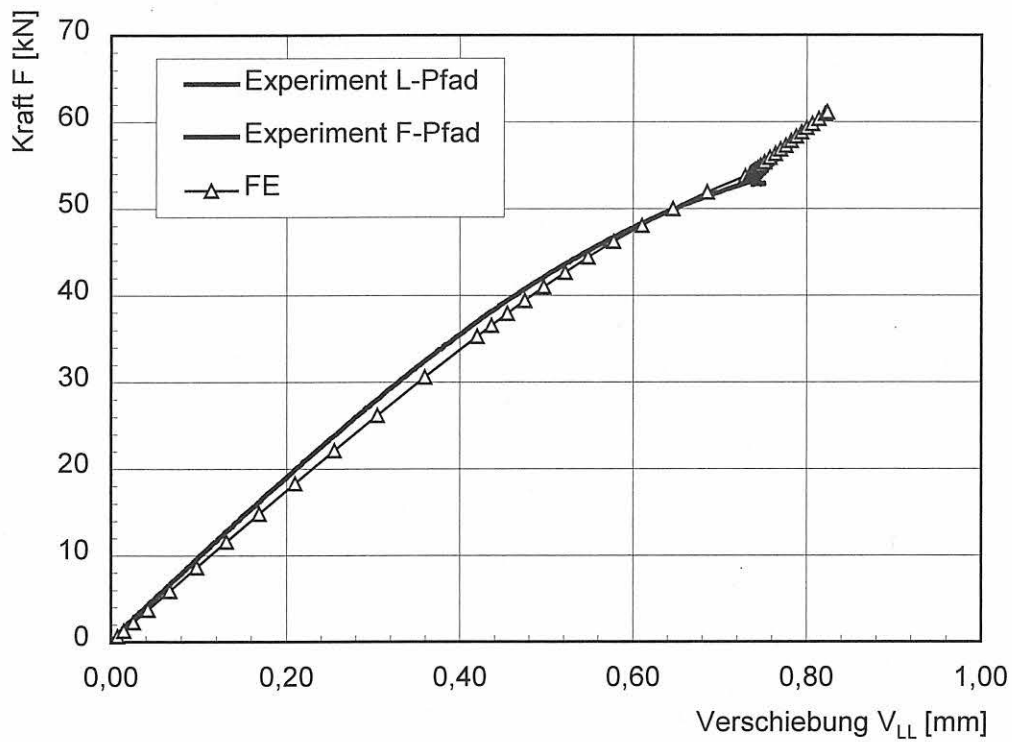


Bild 10-18 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LCF-Lastpfad,  $T_{LU} = 23\text{ °C}$ ,  $T_F = -150\text{ °C}$ , 10MnMoNi5-5,  $T = 23\text{ °C}$ , C(T)25

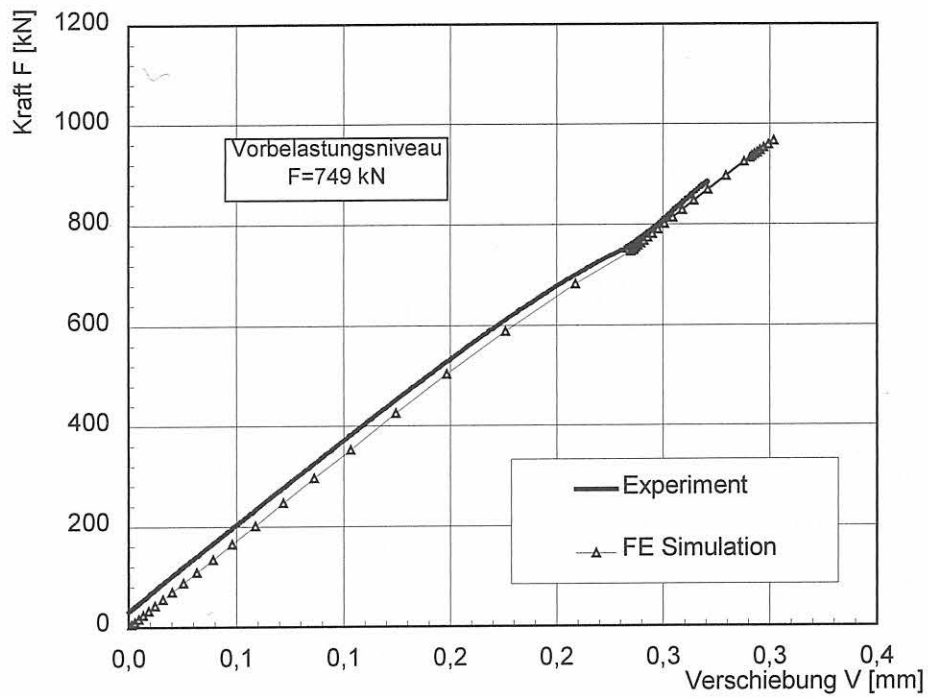


Bild 10-19 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LCF-Lastpfad,  $T_{LU} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_F = -150 \text{ °C}$ , 10MnMoNi5-5,  $T = 23 \text{ °C}$ , M(T)25

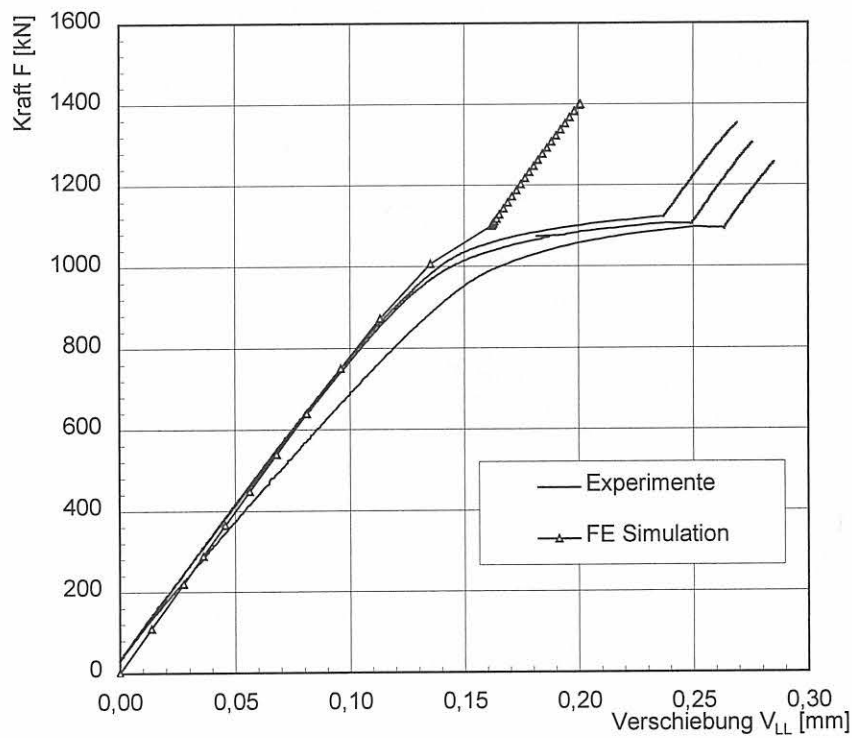


Bild 10-20 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LCF-Lastpfad,  $T_{LU} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_F = -150 \text{ °C}$ , 10MnMoNi5-5, PS(T)

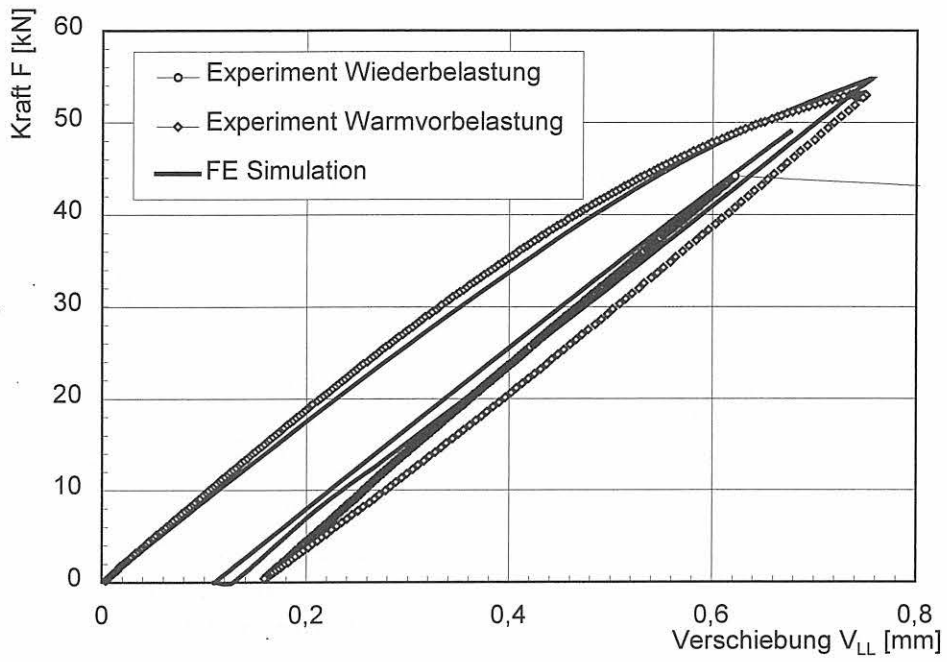


Bild 10-21 Experimentelle und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LUCF-Lastpfad,  $T_{LU} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_F = -150 \text{ °C}$ , 10MnMoNi5-5,  $T = 23 \text{ °C}$ , C(T)25

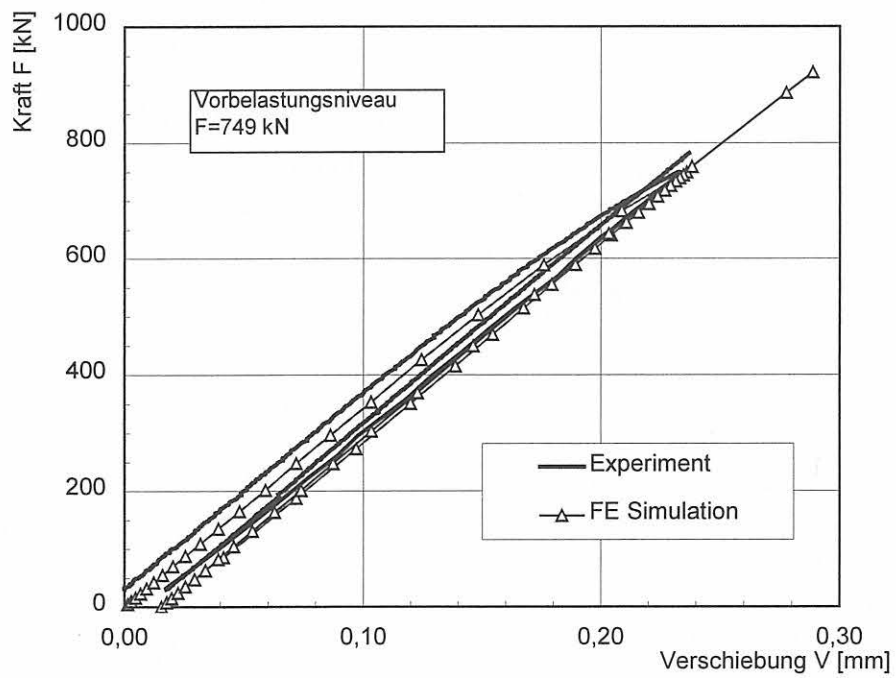


Bild 10-22 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LUCF-Lastpfad,  $T_{LU} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_F = -150 \text{ °C}$ , 10MnMoNi5-5, M(T)25

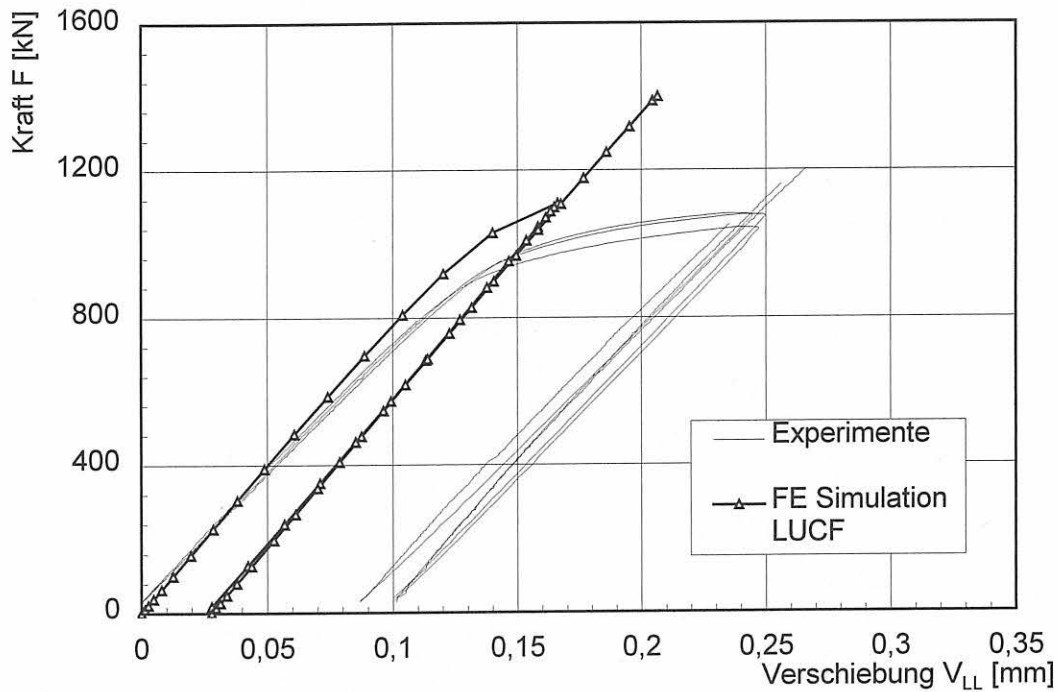


Bild 10-23 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LUCF-Lastpfad,  $T_{LU} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_F = -150 \text{ °C}$ , 10MnMoNi5-5, PS(T)

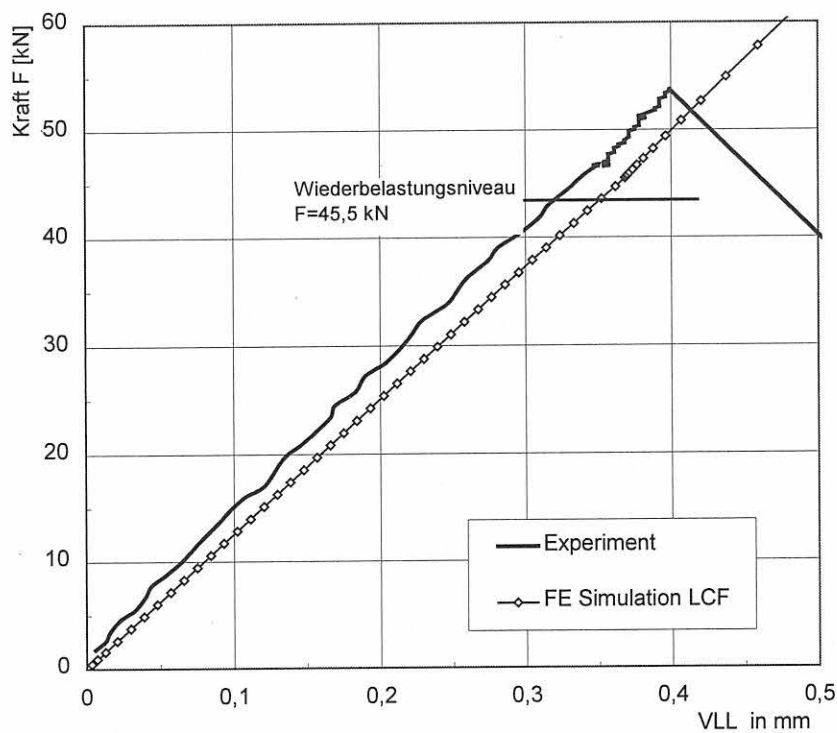


Bild 10-24 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LCF-Lastpfad,  $T_L = 280 \text{ °C}$ ,  $T_F = 23 \text{ °C}$ , 17MoV8-4, C(T)25

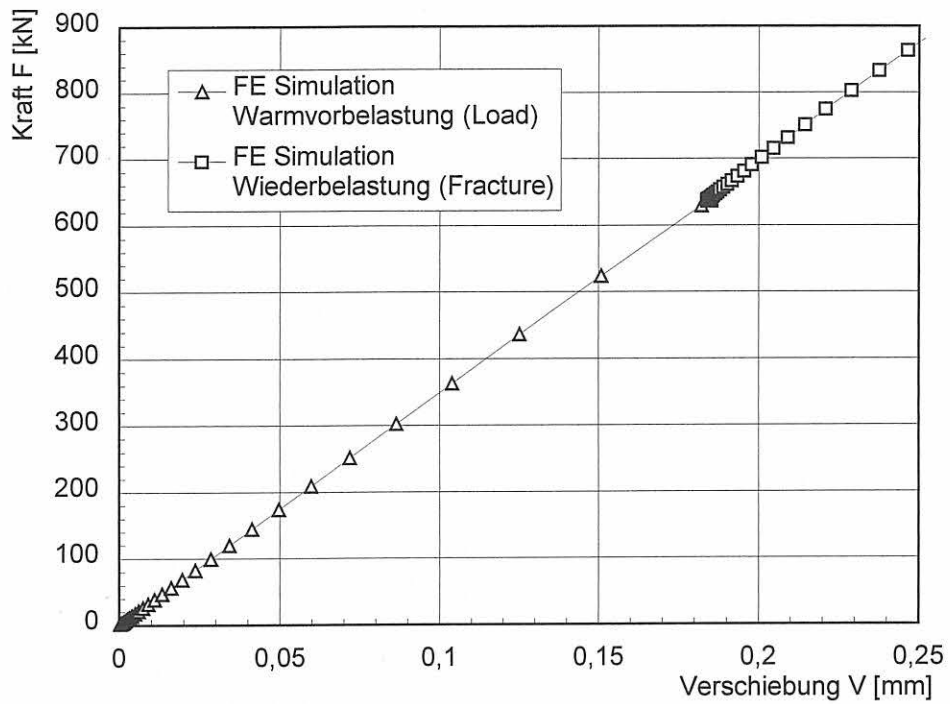


Bild 10-25 Numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurve für einen LCF-Lastpfad,  $T_L = 280 \text{ °C}$ ,  $T_F = 23 \text{ °C}$ , 17MoV8-4, M(T)25

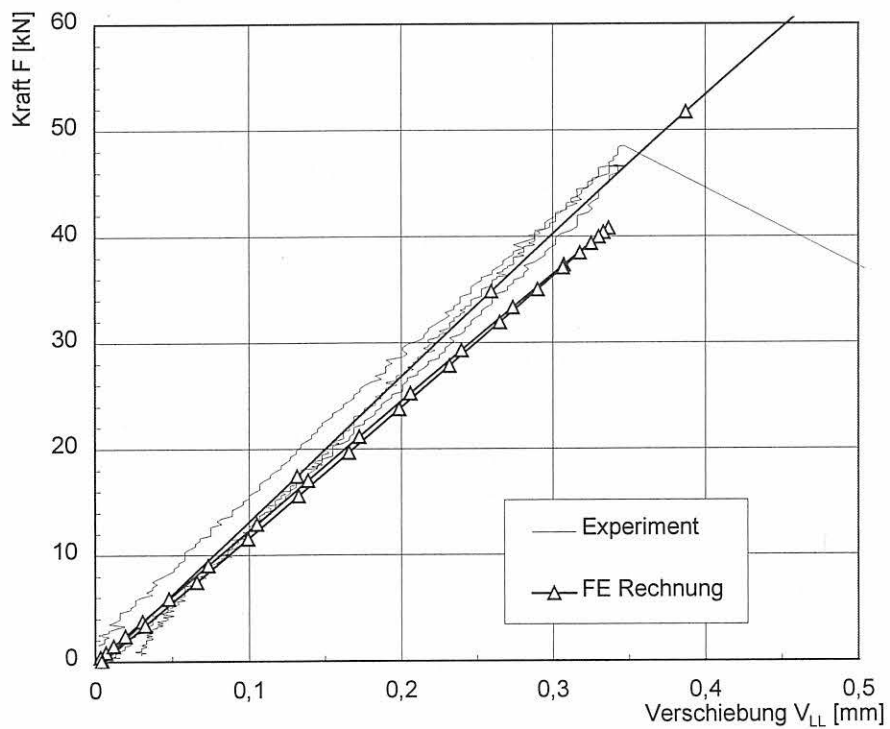


Bild 10-26 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LUCF-Lastpfad,  $T_{LU} = 280 \text{ °C}$ ,  $T_F = 23 \text{ °C}$ , 17MoV8-4, C(T)25

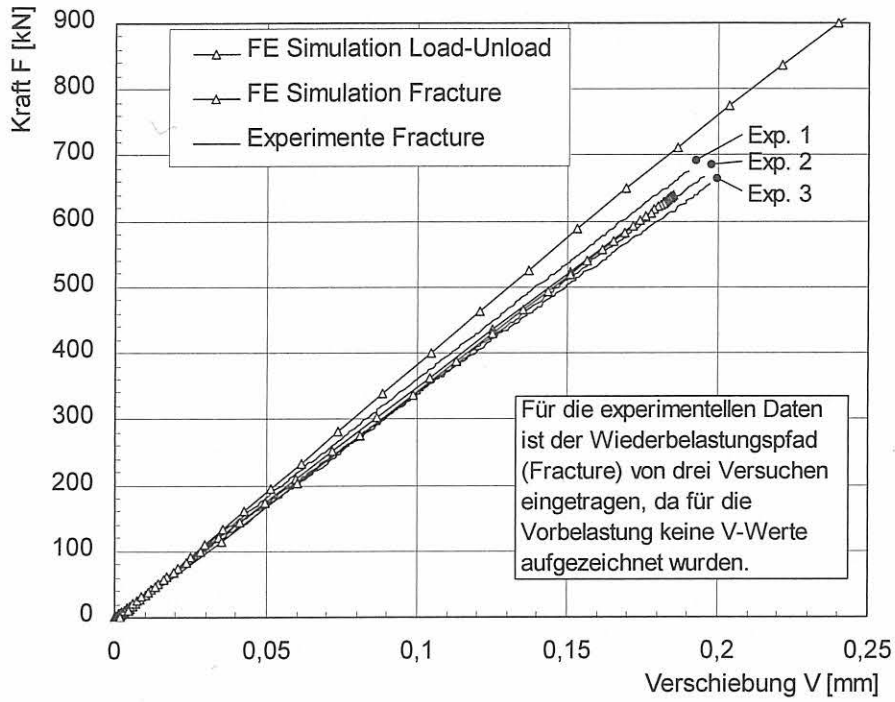


Bild 10-27 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven für einen LUCF-Lastpfad,  $T_L = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_F = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ , 17MoV8-4, M(T)25

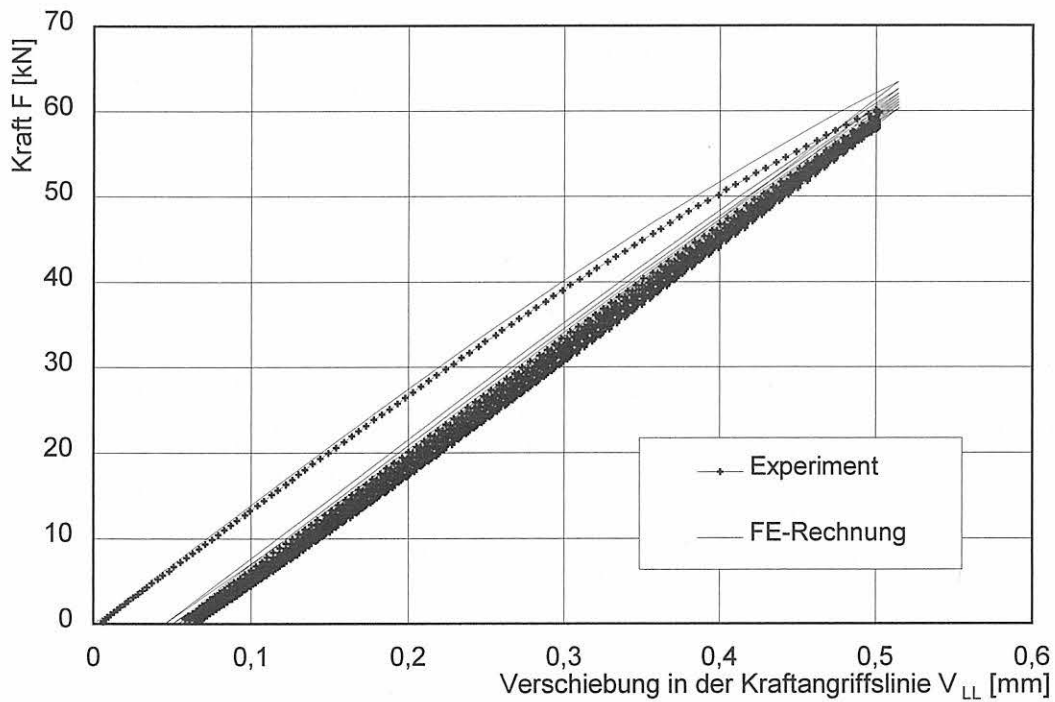


Bild 10-28 Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebung-Kurven bei mehrfach zyklisch schwelender Vorbelastung, 10MnMoNi5-5,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ , C(T)25



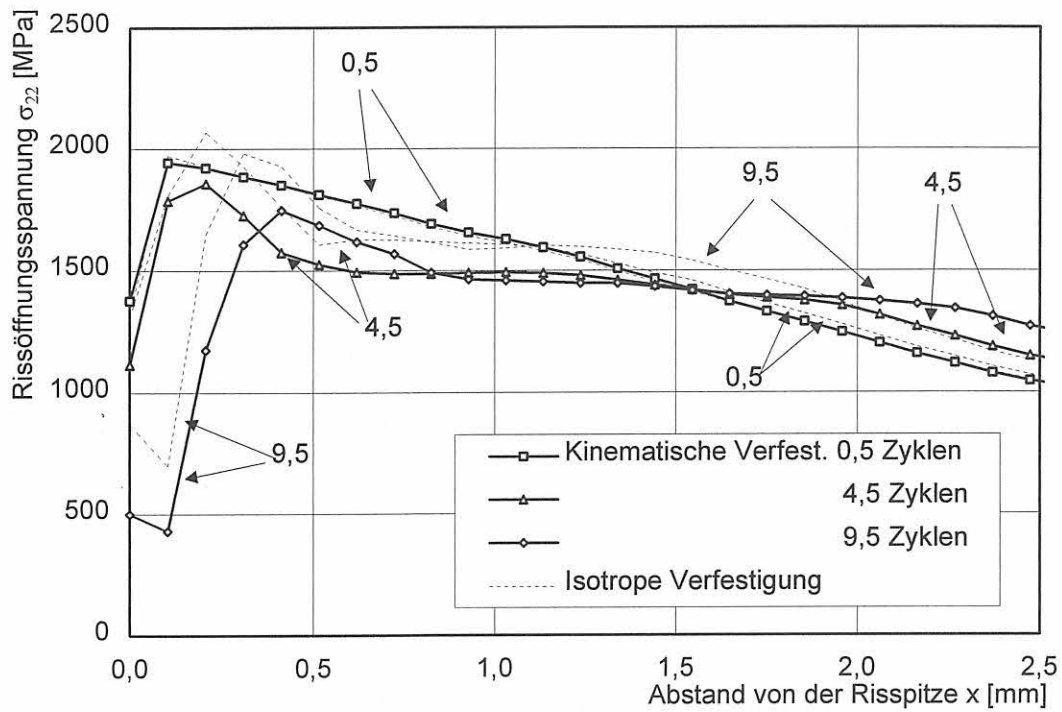


Bild 10-29 Vergleich der Rissöffnungsspannung im Ligament im belasteten Zustand bei isotroper und kinematischer Verfestigung, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ , 10 Belastungszyklen,  $F_{max} = 50 \text{ kN}$ , Simulation EVZ

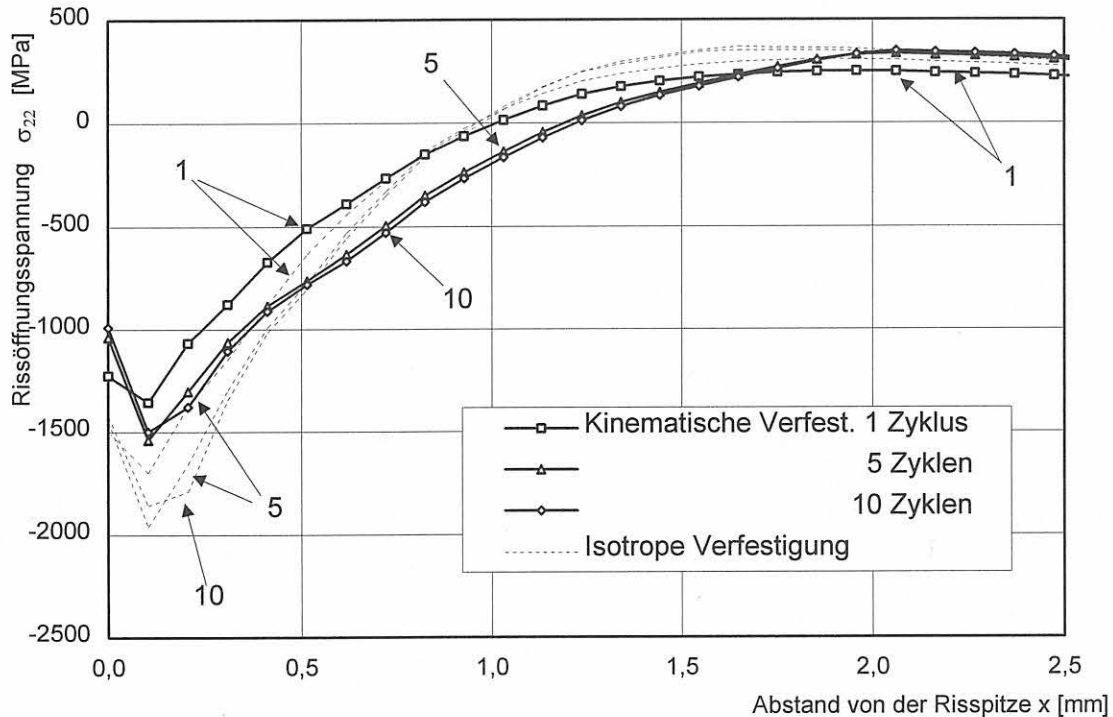


Bild 10-30 Vergleich der Rissöffnungsspannung im Ligament im entlasteten Zustand bei isotroper und kinematischer Verfestigung, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg,  $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$ , 10 Belastungszyklen,  $F_{max} = 50 \text{ kN}$ , Simulation EVZ

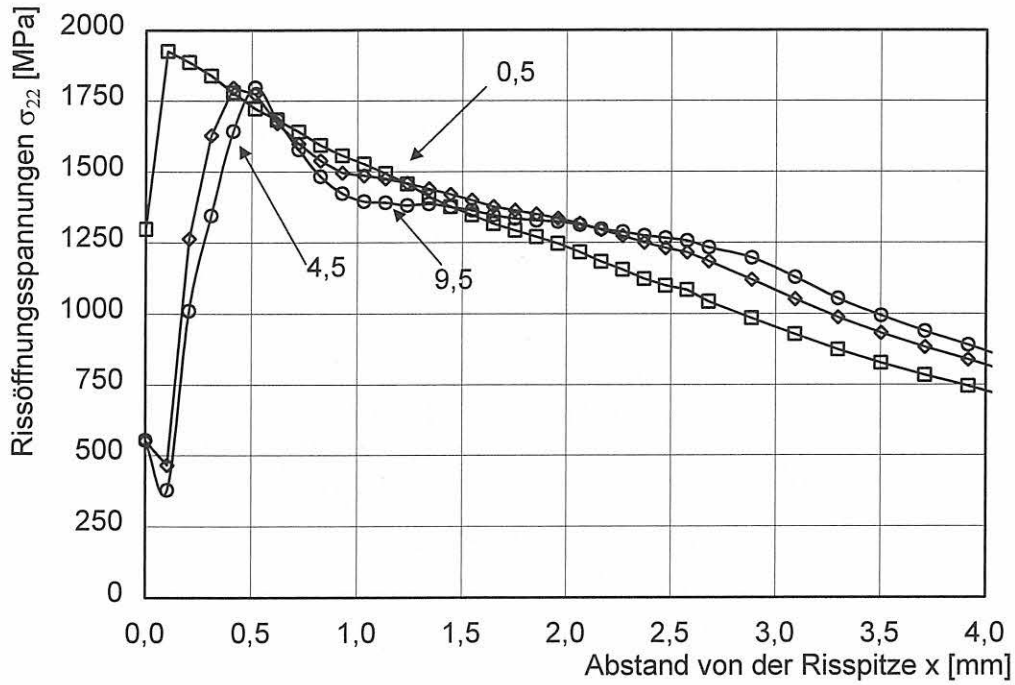


Bild 10-31 Vergleich der Rissöffnungsspannung im Ligament im belasteten Zustand mit kinematischer und isotroper Verfestigung, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg,  $T = 300\text{ °C}$ , 10 Belastungszyklen,  $F_{max} = 50\text{ kN}$ , EVZ

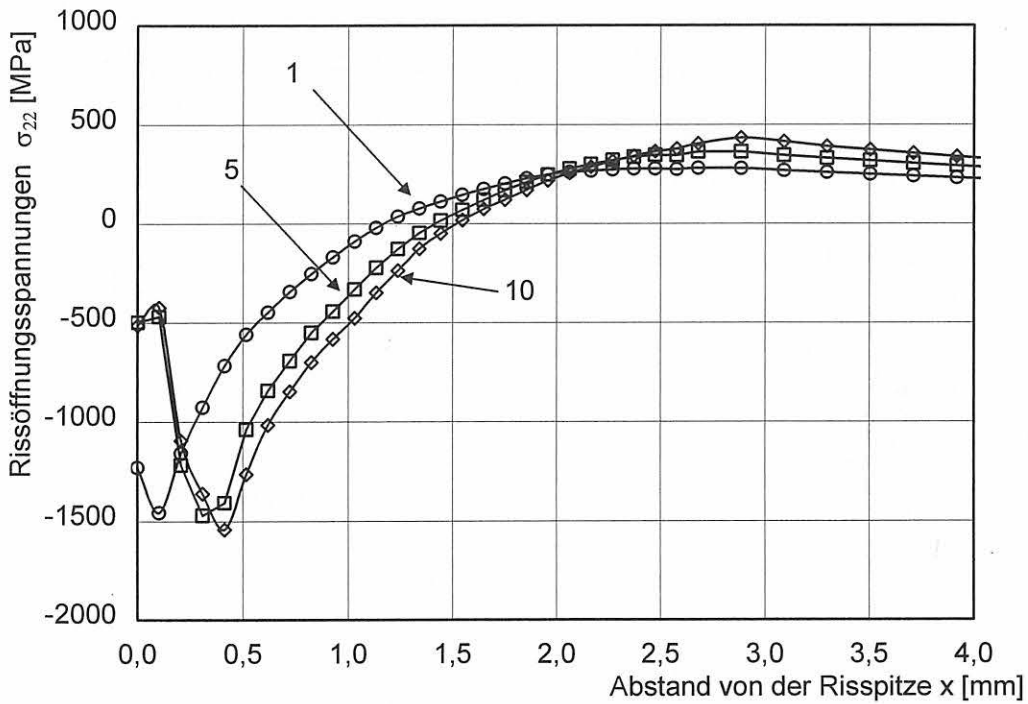


Bild 10-32 Vergleich der Rissöffnungsspannung im Ligament im entlasteten Zustand mit kinematischer und isotroper Verfestigung, 10MnMoNi5-5, C(T)25sg, 10 Belastungszyklen,  $T = 300\text{ °C}$ ,  $F_{max} = 50\text{ kN}$ , EVZ

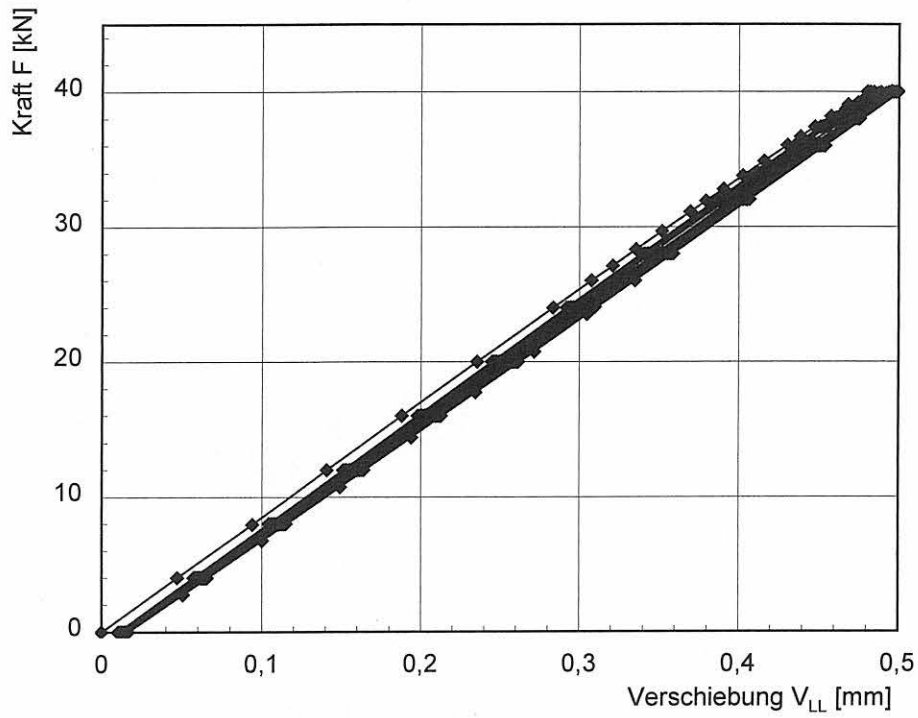


Bild 10-33 Numerische Kraft-Verschiebung-Kurve bei mehrfacher zyklisch schwelender Vorbelastung, 17MoV8-4, 10 Belastungszyklen,  $T = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $F_{max} = 40 \text{ kN}$ , C(T)25, EVZ

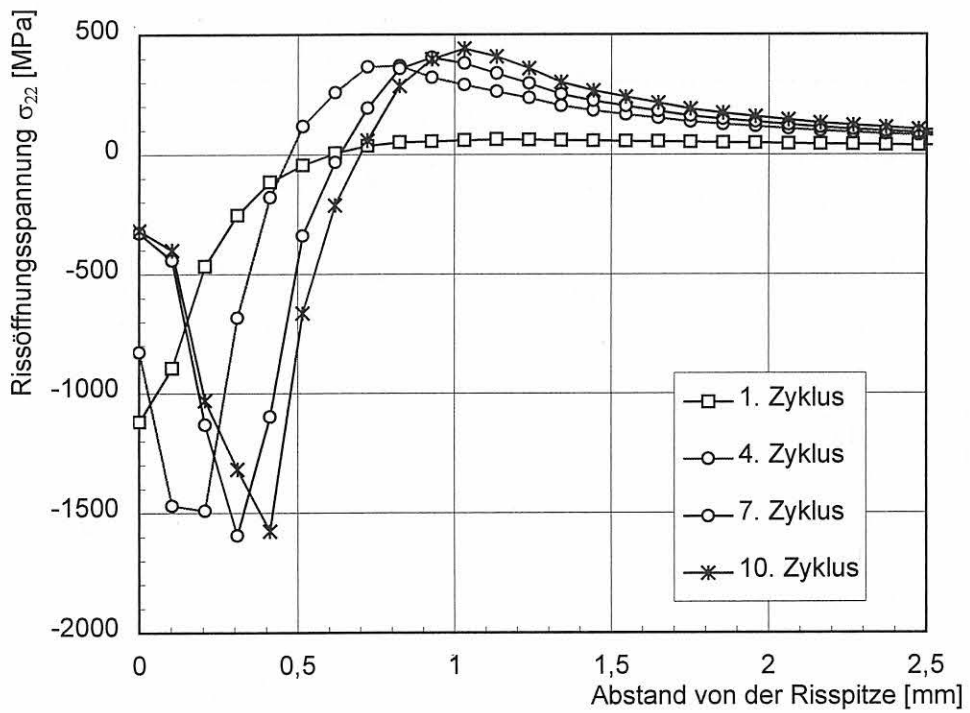


Bild 10-34 Numerisch ermittelte Rissöffnungsspannung im Ligament im entlasteten Zustand nach 10 Belastungszyklen, 17MoV8-4, C(T)25sg,  $T = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $F_{max} = 40 \text{ kN}$ , Simulation EVZ

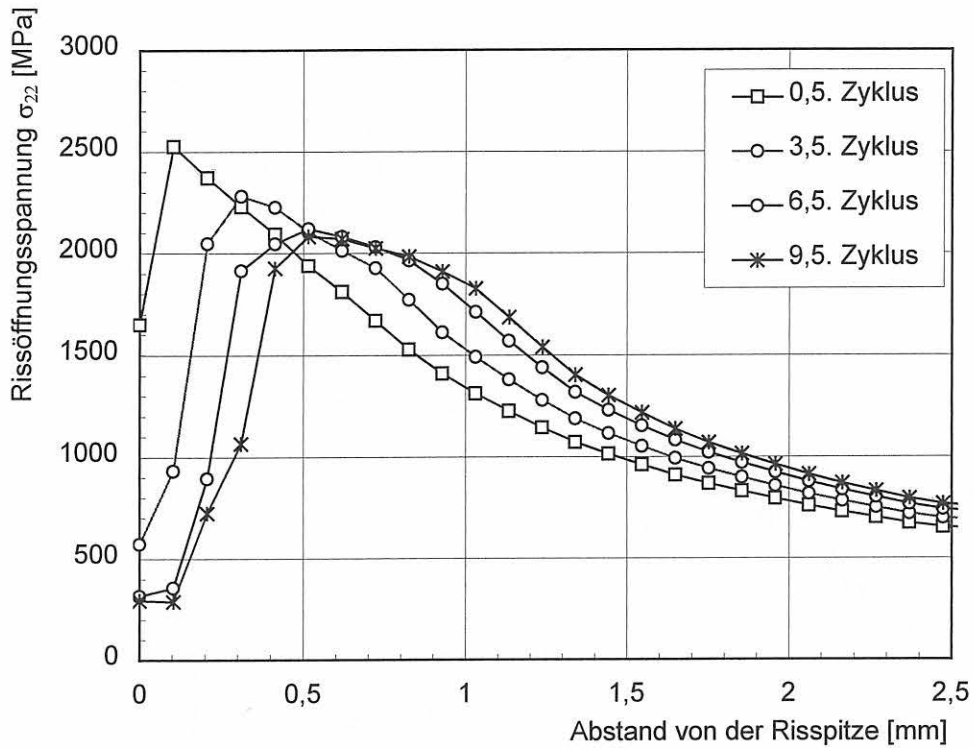


Bild 10-35 Numerisch ermittelte Rissöffnungsspannung im Ligament im belasteten Zustand nach 10 Belastungszyklen, 17MoV8-4, C(T)25sg,  $T = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $F_{max} = 40 \text{ kN}$ , Simulation EVZ

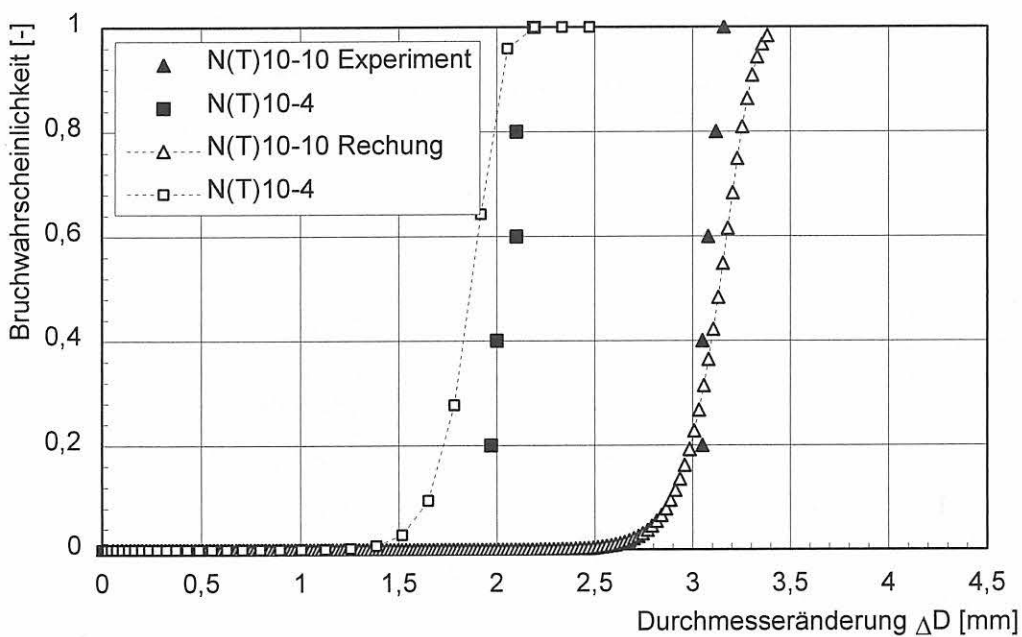


Bild 10-36 Spaltbruchwahrscheinlichkeit, 10MnMoNi5-5, L-Versuche an gekerbten Rundzugproben bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $T = -150 \text{ }^\circ\text{C}$

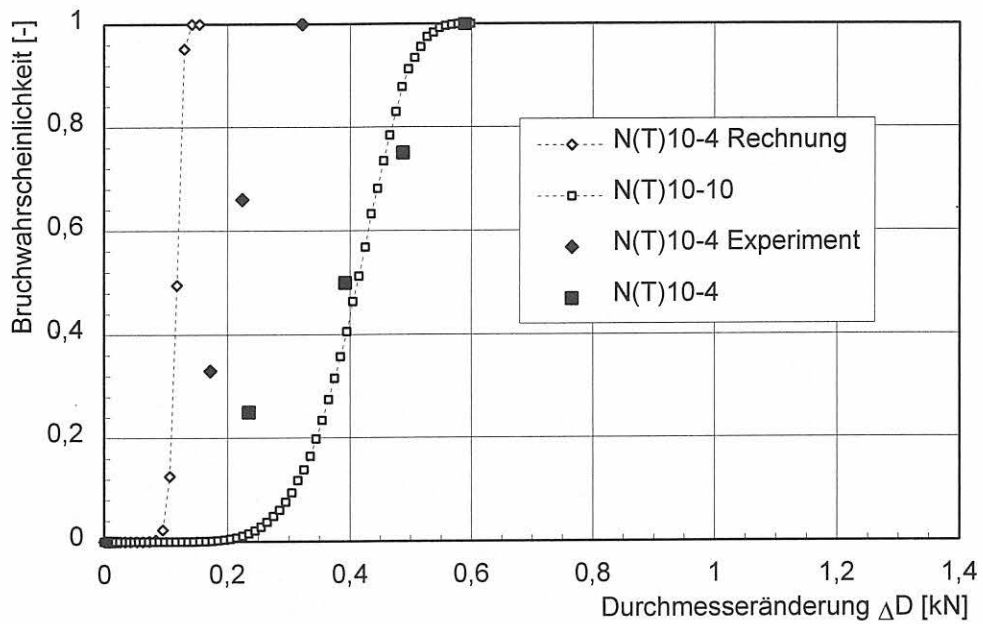


Bild 10-37 Spaltbruchwahrscheinlichkeit, 17MoV8-4, L-Versuche an gekerbten Rundzugproben bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $T = 23^{\circ}\text{C}$

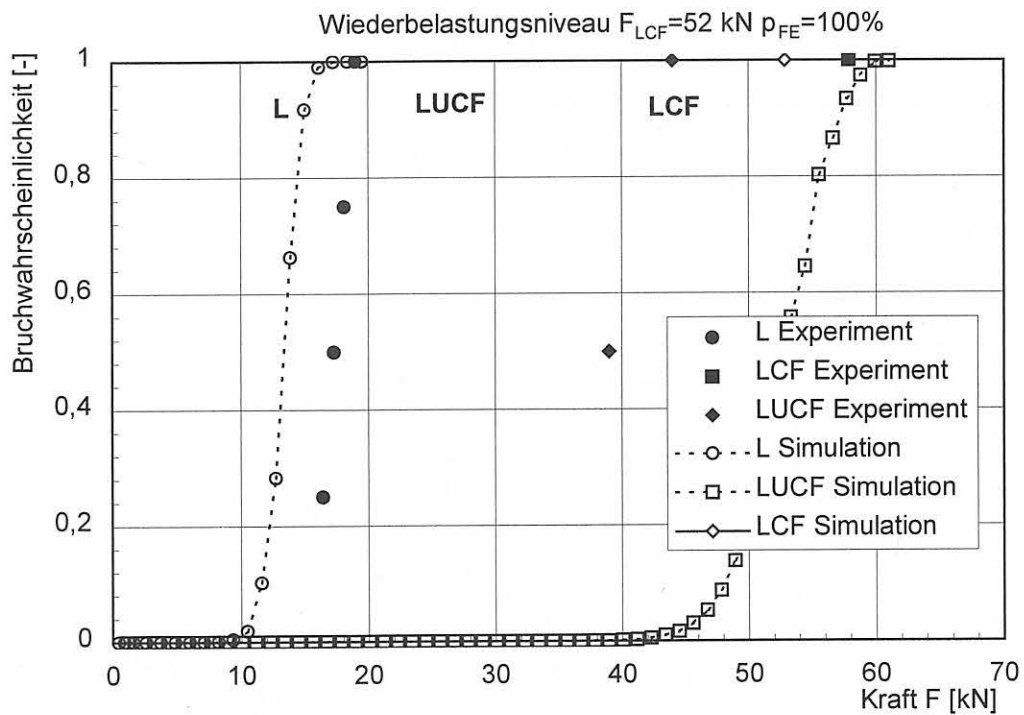


Bild 10-38 Spaltbruchwahrscheinlichkeit, 10MnMoNi5-5, L-, LUCF-, LCF-Versuche bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $T = -150^{\circ}\text{C}$ ,  $C(T)25$

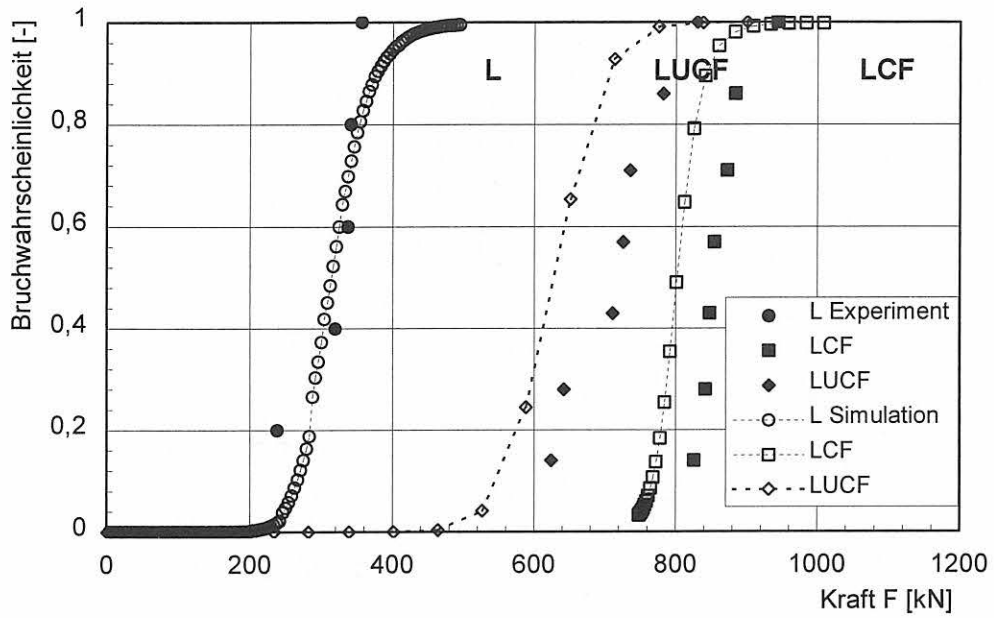


Bild 10-39 Spaltbruchwahrscheinlichkeit, 10MnMoNi5-5, L-, LUCF-, LCF-Versuche bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $T = -150\text{ °C}$ , M(T)25

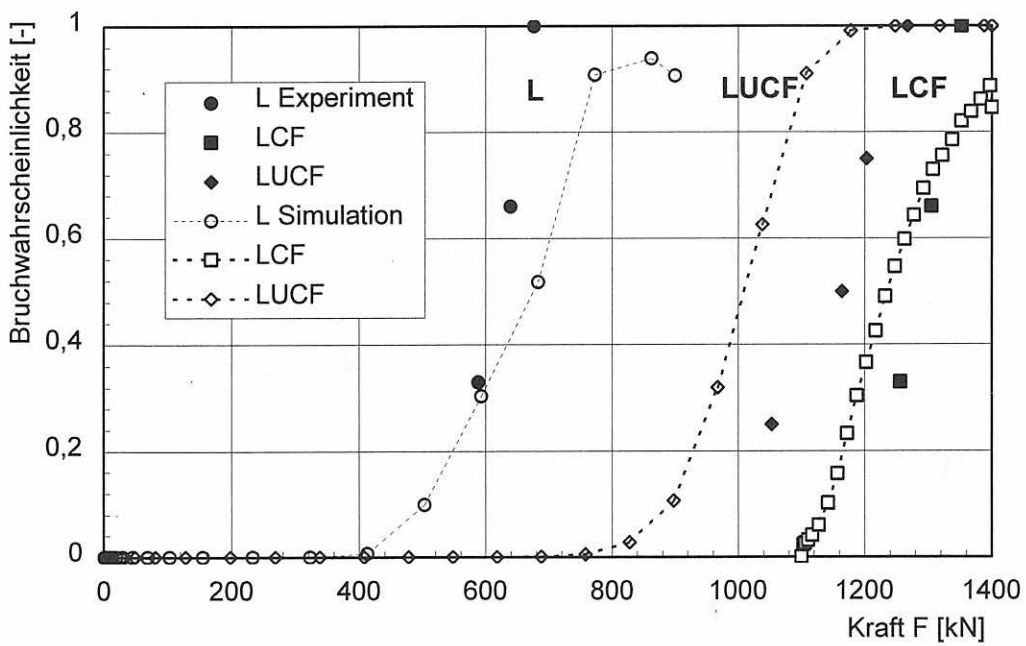


Bild 10-40 Spaltbruchwahrscheinlichkeit, 10MnMoNi5-5, L-, LUCF-, LCF-Versuche bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $T = -150\text{ °C}$ , PS(T)

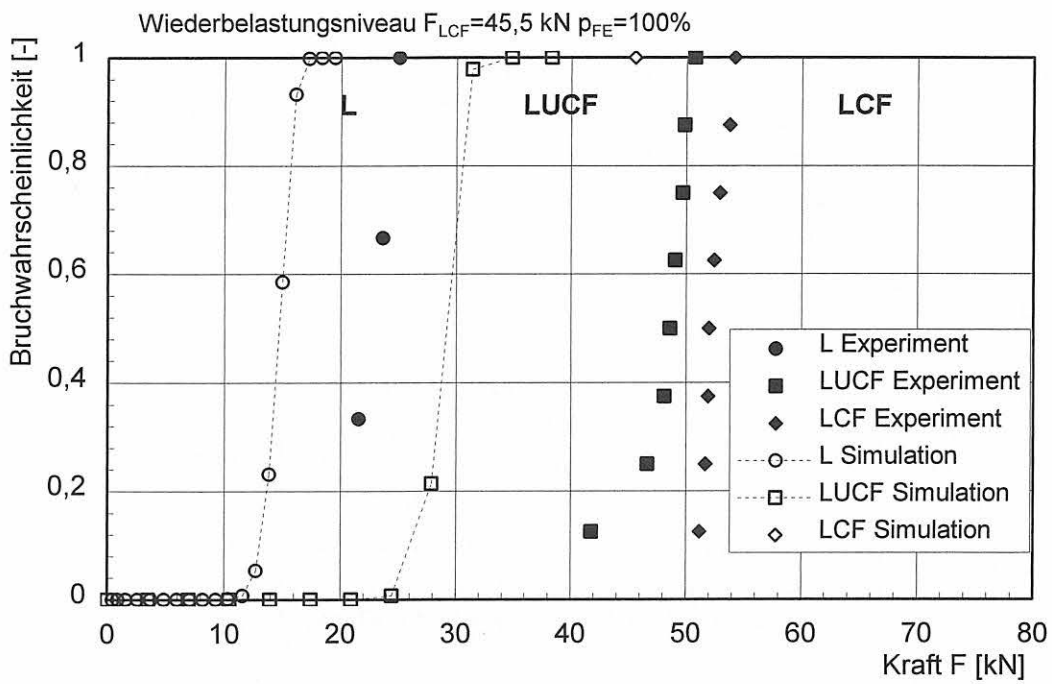


Bild 10-41 Spaltbruchwahrscheinlichkeit, 17MoV8-4, L-, LUCF-, LCF-Versuche bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $T=23 \text{ }^\circ\text{C}$ , C(T)25

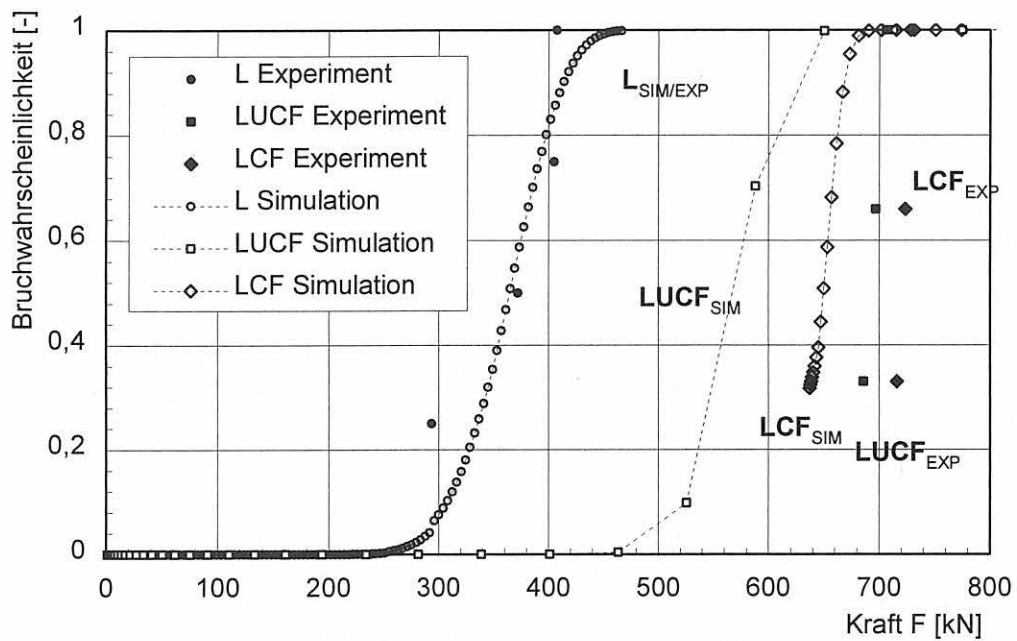


Bild 10-42 Spaltbruchwahrscheinlichkeit, 17MoV8-4, L-, LUCF-, LCF-Versuche bei einer Wiederbelastungstemperatur von  $T=23 \text{ }^\circ\text{C}$ , M(T)

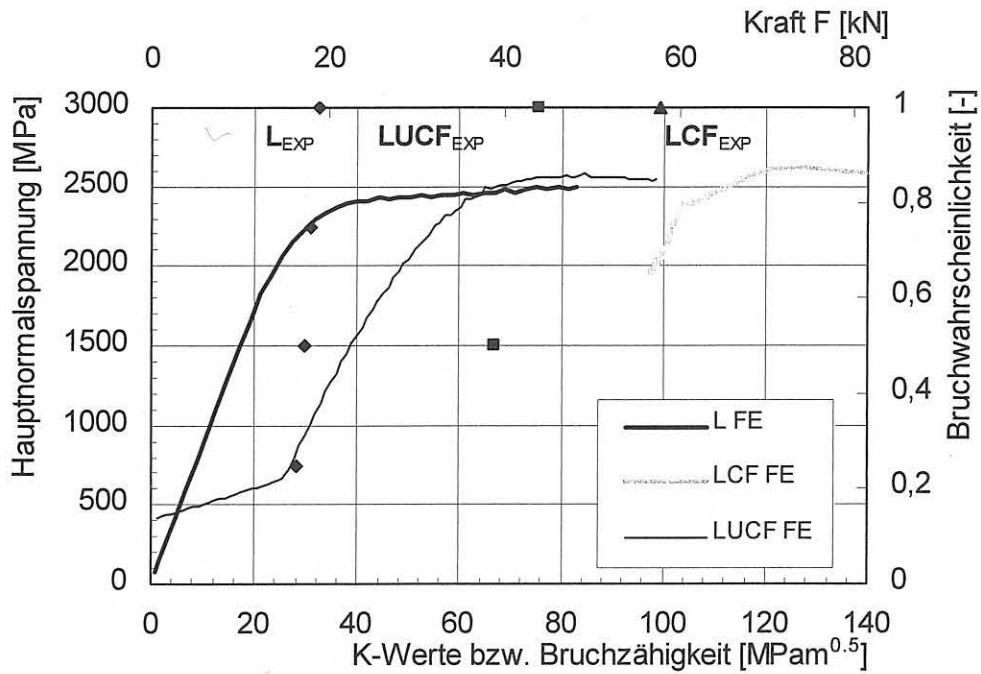


Bild 10-43 Maximale Hauptnormalspannung und Spaltbruchwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von den K-Werten und bzw. Bruchzähigkeit für die Lastpfade L-, LCF-, und LUCF  
 Werkstoff 10 MnMoNi5-5, C(T)-Proben,  $K_{WPS} = 95,6 \text{ MPam}^{0,5}$ ,  $T_{WPS} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = -150 \text{ °C}$

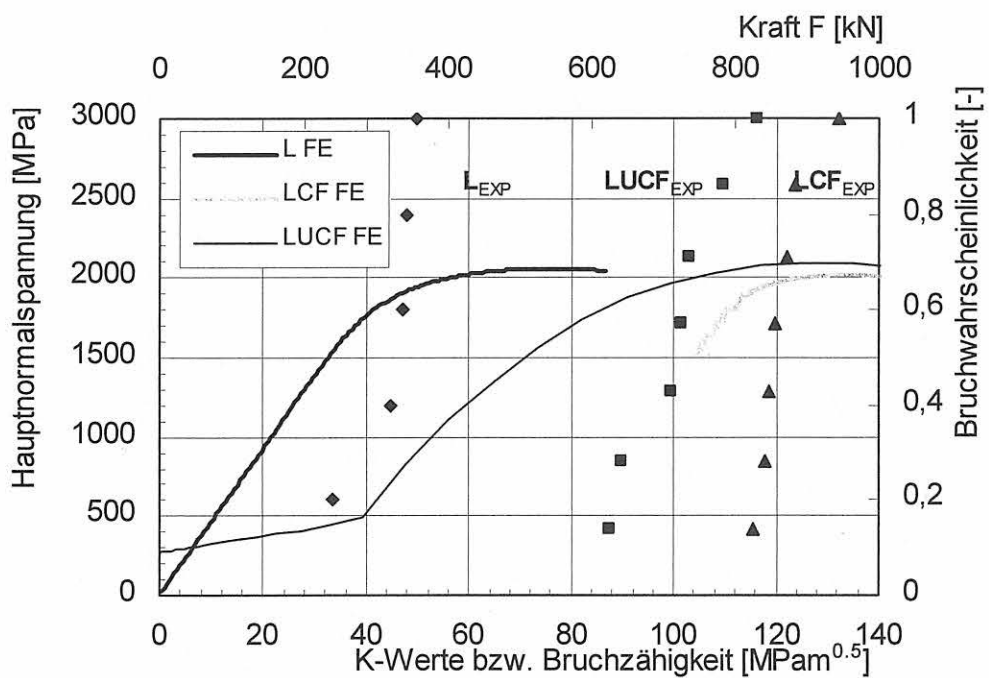


Bild 10-44 Maximale Hauptnormalspannung und Spaltbruchwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von den K-Werten und der Bruchzähigkeit für die Lastpfade L-, LCF-, und LUCF  
 Werkstoff 10 MnMoNi5-5, M(T)-Proben,  $K_{WPS} = 104,7 \text{ MPam}^{0,5}$ ,  $T_{WPS} = 23 \text{ °C}$ ,  $T_{frac} = -150 \text{ °C}$



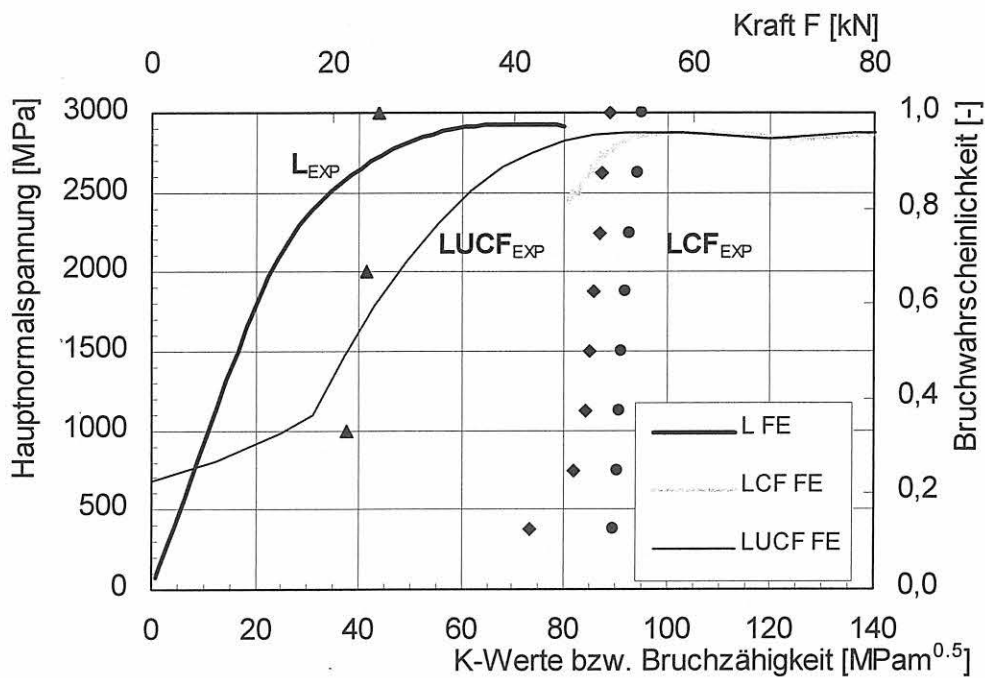


Bild 10-45 Maximale Hauptnormalspannung und Spaltbruchwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von den K-Werten und der Bruchzähigkeit für die Lastpfade L-, LCF-, und LUCF  
 Werkstoff 17MoV8-4, C(T)-Proben,  $K_{WPS} = 80,6 \text{ MPam}^{0,5}$ ,  $T_{WPS} = 280 \text{ °C}$ ,  $T_{Irac} = 23 \text{ °C}$

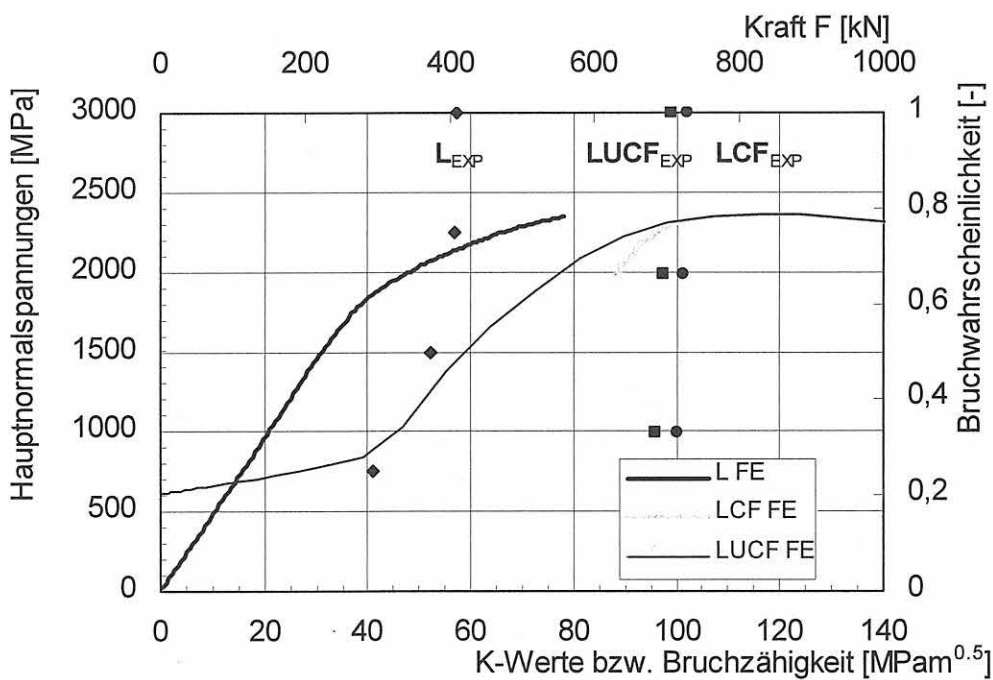


Bild 10-46 Maximale Hauptnormalspannung und Spaltbruchwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von den K-Werten und der Bruchzähigkeit für die Lastpfade L-, LCF-, und LUCF  
 Werkstoff 17MoV8-4, M(T)-Proben,  $K_{WPS} = 86,3 \text{ MPam}^{0,5}$ ,  $T_{WPS} = 280 \text{ °C}$ ,  $T_{Irac} = 23 \text{ °C}$



## 11 Erörterung und Bewertung der experimentellen und numerischen Ergebnisse

In allen durchgeführten, experimentellen Untersuchungen konnte sowohl bei LCF- als auch bei LUCF-Lastpfaden eine Steigerung der Bruchzähigkeit gegenüber den entsprechenden  $K$ -Werten bei monotoner Belastung nachgewiesen werden. Diese Steigerung tritt bei allen untersuchten Werkstoffen, Probengeometrien und Lastpfaden auf, deren Einfluss auf den WPS-Effekt in den Bildern 7-65 bis 7-75 dargestellt ist. Die Verwendung der Bruchzähigkeit, bzw. daraus gebildeter Quotienten, weist den großen Vorteil auf, dass unterschiedliche Probengeometrien, Werkstoffe und Lastpfade direkt miteinander verglichen werden können.

### Einfluss des Werkstoffs

Der Quotient aus dem  $K$ -Wert bei Bruch und dem  $K$ -Wert der Vorbelastung,  $K_{frac}/K_{WPS}$ , jeweils aufgetragen über  $K_{WPS}$  ist für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 in Bild 7-69 und für den Werkstoff 17MoV8-4 in Bild 7-74 dargestellt. Die Resultate des 10MnMoNi5-5 weisen gegenüber denen des 17MoV8-4 bezüglich des auftretenden WPS-Effekts insgesamt eine erheblich größere Streuung auf. Der Bereich des Quotienten  $K_{frac}/K_{WPS}$  beträgt bei 10MnMoNi5-5 für alle Probengeometrien etwa 0,8 bis 1,3 während bei 17MoV8-4 diese Werte im wesentlich kleineren Bereich von 0,9 bis 1,2 liegen, wenn von den C(T)-Proben 108 und 11 abgesehen wird, die jedoch entsprechend Tabelle 7-12 die Besonderheit eines unsymmetrischen Schwingungsanrisses bzw. eines merklichen duktilen Rissfortschritts aufweisen, und insofern nicht weiter analysiert werden.

Ähnliche Ergebnisse folgen aus den Bildern 7-71 und 7-75, in denen der Quotient aus ermittelter Bruchzähigkeit bei Probenversagen und der Bruchzähigkeit bei einfacher Vorbelastung, also  $K_{frac}/K_{IC}$ , über der Vorbeanspruchung  $K_{WPS}$  dargestellt ist. Während beim 10MnMoNi5-5 der Bereich von  $K_{frac}/K_{IC}$  etwa 1,5 bis 4,3 beträgt, wurden beim 17MoV8-4 Erhöhungen von 1,5 bis 2,8 erreicht. Da beim 17MoV8-4 keine PS(T)-Proben geprüft wurden, ist im Bild 7-75 unmittelbar der Quotient  $K_{frac}/K_{IC}$  dargestellt. Da die  $K_{IC}$ -Werte der C(T)-Probe und die  $K_{CM(T)}$ -Werte der M(T)-Probe beim 17MoV8-4 nahezu identisch sind, Bild 7-72, erübrigt sich eine separate Darstellung bzgl. der  $K$ -Werte von C(T)- und M(T)-Proben.

Typischerweise weisen die relativen Bruchzähigkeiten beim 10MnMoNi5-5 eine größere Streuung um den Wert  $K_{frac}/K_{WPS}=1$  auf als beim 17MoV8-4 auf. Die Begründung hierfür liegt in unterschiedlichen plastischen Verformbarkeit der beiden Werkstoffe sowie der daraus folgenden Veränderung der Risssspitze durch Ausrundung, der Mikrostruktur und deren Auswirkungen bzgl. des Auftretens von Spaltbuch. Während beim hochzähigen Werkstoff 10MnMoNi5-5 aufgrund der vergleichsweise niedrigen Streckgrenze von  $R_{eL}=620$  MPa und

großen Bruchdehnung von  $A = 22$  % vergleichsweise große Stretchzonenhöhen und -weiten auftreten, Bilder 7-28 und 7-31, sind diese Werte beim 17MoV8-4 aufgrund der hohen Steckgrenze von 900 MPa und der geringen Bruchdehnung von  $A = 13\%$  weitaus kleiner [1]. Hieraus folgt eine insgesamt geringere Veränderung der Mikrostruktur an und vor der Risssspitze durch plastische Deformation beim 17MoV8-4 als beim 10MnMoNi5-5, so dass die Abstumpfung von Mikrorissen sowie eine mögliche Dekohäsion einer zweiten Phase von der umgebenden duktilen Matrix durch plastische Deformation beim 10MnMoNi5-5 insgesamt größer ist, wodurch der WPS-Effekt bei diesem Werkstoff ausgeprägter als beim 17MoV8-4 auftritt. Die beim 10MnMoNi5-5 teilweise auch auftretenden kleineren Bruchzähigkeitsverhältnisse  $K_{frac}/K_{WPS} \approx 0,8$  dürften auf die bei diesem Verhältnis der  $K$ -Werte bereits merklichen plastischen Deformationen, wie aus Bild 7-31 anhand der Stretchzonenweiten und -höhen hervorgeht, zurückzuführen sein, während diese Bruchzähigkeitsverhältnisse beim 17MoV8-4 in dieser Form nicht auftreten, da bei diesen  $K$ -Belastungen keine oder sehr viel kleinere plastische Verformungen auftreten, was wieder anhand der Stretchzonenwerte auszumachen ist [1].

Eine hier nicht weiter dargestellte Analyse der Größe der plastischen Zonen aus den FE-Rechnungen ergab, dass deren Ausdehnung bei Probenversagen für beide Werkstoffe sehr klein war, womit eine darauf basierende Analyse des Werkstoffeinflusses auf den WPS-Effekt nicht möglich war.

### Einfluss der Probengeometrie

Die in den erwähnten Bildern dargestellten Ergebnisse geben ebenfalls Aufschluss über den Einfluss der Probengeometrie auf den WPS-Effekt. So ist aus Bild 7-69 ersichtlich, dass das Bruchzähigkeitsverhältnis  $K_{frac}/K_{WPS} \approx 0,8 \dots 1,25$  bei den M(T)- und PS(T)-Proben beträgt, während dieses Verhältnis bei den C(T)-Proben im Bereich von 0,8 ... 1,1 liegt.

Einen besseren Einblick zum Einfluss der Probengeometrie auf den WPS-Effekt gewähren die Bilder 11-1 bis 11-3, in denen die Versuchsergebnisse aller beteiligten Institute [1 bis 3] zusammenfassend für den Werkstoff 10MnMoNi5-5 dargestellt sind. Die Bruchzähigkeit bei Versagen  $K_{frac}$  steigt mit zunehmender Vorbelastung  $K_{WPS}$  für alle Probengeometrien durchgehend an, Bild 11-1. Ein vergleichbares Resultat folgt aus Bild 11-2, indem der WPS-Effekt durch die Erhöhung der Bruchzähigkeit  $K_{frac}/K_{IC}$  dargestellt ist. Durch diese beiden Bilder wird in Ergänzung zu den Bildern 7-68 und 7-71 der Nachweis des WPS-Effekts über ein noch weiteres Spektrum von Probengeometrien und Vorbelastungen geführt.

Zur näheren Analyse wird Bild 11-3 herangezogen, in dem belegt wird, dass für beide Lastpfade das Versagen der C(T)-Proben durchgehend bei kleineren Bruchzähigkeitsverhältnissen  $K_{frac}/K_{WPS}$  auftritt, als es bei den M(T)-, PS(T)- und SE(B)-Proben der Fall ist. Hierbei liegen die Ergebnisse von C(T)50sg- und C(T)100sg-Proben nochmals deutlich unter denen der C(T)25-Proben, was unabhängig von der Höhe der Vorbelastung  $K_{WPS}$  gilt. Die größten Werte für  $K_{frac}/K_{WPS}$  werden mit M(T)-Proben sowie mit SE(B)-Proben mit einem kleinen  $a_0/W$ -Verhältnis erreicht. Die PS(T)-Proben ordnen sich überwiegend zwischen den M(T)- und C(T)-Proben ein.

In Ergänzung der Bilder 7-73 bis 7-75 sind in den Bildern 11-4 bis 11-6 auch die Ergebnisse aus [1, 2] bezüglich der WPS-Versuche für den Werkstoff 17MoV8-4 dargestellt. Zunächst wird in Bild 11-4 nachgewiesen, dass die Resultate aus [1, 2] sich in das Bild 7-73 einfügen. Es wird hier nochmals deutlich, dass die  $K_{frac}$ -Werte mit zunehmender Vorbelastung  $K_{WPS}$  ansteigen. Der WPS-Effekt wird unter Berücksichtigung der Resultate aus [1, 2] in Bild 11-5 als relative Erhöhung der Bruchzähigkeit aufgezeigt.

Das Verhalten des 17MoV8-4 bei WPS-Belastung ist deutlich unterschiedlich zu dem des 10MnMoNi5-5. Während sich bei der Darstellung relativer Bruchzähigkeiten  $K_{frac}/K_{WPS}$  beim 10MnMoNi5-5 deutliche Differenzierungen bzgl. der Probengeometrie in Abhängigkeit der Vorbelastung  $K_{WPS}$  herausbilden, Bild 11-3, tritt dieser Effekt für den 17MoV8-4 nicht auf, Bild 11-6, wobei auch hier aus den bereits in Kapitel 7 genannten Gründen die Proben 11 und 108 nicht mit in die Betrachtung einbezogen werden.

Die Resultate für das Bruchzähigkeitsverhältnis  $K_{frac}/K_{WPS}$  für die C(T)- und M(T)-Proben sind nicht mehr deutlich von einander zu differenzieren. Aufgrund dessen ergibt sich bei dem Werkstoff 17MoV8-4 für die beiden Probengeometrien kein signifikanter Unterschied bzgl. der relativen Bruchzähigkeit  $K_{frac}/K_{WPS}$  bei Versagen durch Spaltbruch infolge einer WPS-Belastung, Bilder 11-4 bis 11-6.

Zur Erklärung werden die Bilder 10-43 bis 10-46 herangezogen. Für die M(T)-Proben des 10MnMoNi5-5, Bild 10-44, ist die Änderung der größten Hauptnormalspannung im Ligament über den  $K_{frac}$ -Werten bei Bruch der Proben wesentlich größer als bei den C(T)-Proben, Bild 10-43, was sowohl für LUCF- als auch für LCF-Lastpfade zutrifft. Darüber hinaus ist das Spannungsniveau in den C(T)-Proben bei gleichen  $K$ -Werten aufgrund des höheren Constraints deutlich höher als in den M(T)-Proben. Hieraus folgt eine deutliche Differenzierung beider Probengeometrien, die sich in einer größeren Streuung der M(T)-Proben gegenüber den C(T)-Proben und im Versagen der C(T)-Proben bei kleineren  $K$ -Werten als bei den M(T)-Proben bemerkbar macht.

Demgegenüber weist der Spannungszustand aufgrund der hohen Verfestigung beim 17MoV8-4 während des

Durchlaufens der relevanten  $K$ -Werte keinen signifikanten Unterschied zwischen den verschiedenen Probengeometrien auf, wie aus dem Vergleich der Bilder 10-45 und 10-46 folgt, so dass hieraus keine signifikante Differenzierung der Probengeometrien C(T) und M(T) bzgl. der  $K_{frac}$ -Werte folgt, Bilder 11-4 bis 11-6.

### Einfluss des Lastpfades

Bei allen untersuchten Probengeometrien sowie den beiden untersuchten Werkstoffen zeigt sich die generelle Tendenz, dass die relative Bruchzähigkeit  $K_{frac}/K_{WPS}$  bei Versagen nach einem LCF-Lastpfad größer ist als bei einem LUCF-Lastpfad, Bilder 11-3 und 11-6. Eine Ursache für diesen Unterschied liegt darin, dass bei einem LUCF-Lastpfad zunächst nach Warmvorbelastung und Entlastung Druckeigenstressungen unmittelbar vor der Risspitze auftreten. Aufgrund der Entlastung und damit einhergehender Rückplastifizierung wird zusätzlich die Abstumpfung der Risspitze teilweise rückgängig gemacht, wie für den 10MnMoNi5-5 aus dem Vergleich der in den Bildern 7-28 und 7-31 dargestellten Stretchzonenwerte hervorgeht.

Weiterhin führt beim 10MnMoNi5-5 der LUCF-Lastpfad zu größeren Streuungen der relativen Bruchzähigkeit  $K_{frac}/K_{WPS}$  als der LCF-Lastpfad, Bild 11-3. Hierzu ist der Einfluss der größten Hauptnormalspannungen entsprechend der Bilder 10-43 bis 10-46 zu berücksichtigen. So erreichen die Spannungen beim 10MnMoNi5-5 für beide dargestellte Probengeometrien beim LUCF-Lastpfad das Spannungsmaximum bei kleineren  $K$ -Werten als beim LCF-Lastpfad, was auf die unterschiedliche Belastungsvorgeschichte zurückzuführen ist, und was somit zu einem früheren Versagen beim LUCF- als beim LCF-Lastpfad führt. Der Spannungsanstieg bis zum Erreichen des Maximums ist beim LUCF-Lastpfad wesentlich flacher als beim LCF-Lastpfad, so dass mögliches Versagen über einen größeren Bereich von  $K$ -Werten beim LUCF- als beim LCF-Lastpfad auftreten kann. Diese Tatsache drückt sich in einer größeren Streuung der relativen Bruchzähigkeit  $K_{frac}/K_{WPS}$  beim LUCF- als auch beim LCF-Lastpfad entsprechend Bild 11-3 aus.

Dieselben Beobachtungen sind tendenziell auch beim 17MoV8-4 zu finden, jedoch mit einer wesentlich schwächeren Ausprägung, Bilder 10-45 und 10-46. Das Maximum der größten Hauptnormalspannung tritt bei C(T)-Proben bei geringfügig kleineren  $K$ -Werten als bei M(T)-Proben auf. Ebenso ist auch der Anstieg der Spannungen mit steigenden  $K$ -Werten beim LCF-Lastpfad etwas steiler als beim LUCF-Lastpfad. Diese Tendenz ist jedoch beim 17MoV8-4 aufgrund des unterschiedlichen Verfestigungsverhaltens im Vergleich zum 10MnMoNi5-5 sehr schwach ausgeprägt. Hierdurch ist zu erklären, dass bei den relativen Bruchzähigkeiten  $K_{frac}/K_{WPS}$  des 17MoV8-4 nach Bild 11-6 keine so deutliche Differenzierung bezüglich des Lastpfades und auch der Probengeometrien im Vergleich zum 10MnMoNi5-5 auftritt.

Bei der Untersuchung mehrfacher, zyklisch schwellernder Vorbelastung auf den WPS-Effekt anhand des 10MnMoNi5-5 ergibt sich keine einheitliche Tendenz. Entsprechend der Bilder 7-34 und 7-35 führt eine mehrfache LCF-Belastung ebenso zu einer leichten Abschwächung des WPS-Effekts wie eine mehrfache, hohe LUCF-Belastung, was beides auf eine mögliche Vorschädigung im Ligament zurückzuführen sein dürfte. Demgegenüber führt aufgrund der Verfestigung eine LUCF-Belastung auf geringerem Niveau zu einer Verstärkung des WPS-Effekts, Bild 7-35.

Zur Untersuchung des Einflusses der Belastungshöhe auf den WPS-Effekt liegen über einen großen Bereich von  $K_{WPS}$  Versuche am Werkstoff 10MnMoNi5-5 vor. Hier ist Bild 11-3 zu entnehmen, dass die relative Bruchzähigkeit  $K_{frac}/K_{WPS}$  mit zunehmender Vorbelastung  $K_{WPS}$  geringfügig kleiner wird. Beim 17MoV8-4 liegen insgesamt zwar weniger Versuche vor, die jedoch den Schluss nahelegen, dass dieses Verhalten innerhalb des untersuchten Spektrums nicht auftritt, Bild 11-6.

### Numerische Analysen

Zur rechnerischen Analyse des WPS-Effekts wurde kombinierte Verfestigung sowie duktiler Rissfortschritt während der Warmvorbelastung und Spaltbruch bei der Wiederbelastung nach erfolgter Abkühlung einbezogen. Da bei den vorliegenden Versuchen an Bruchmechanikproben die Bedingungen der monotonen Belastung und des Kleinbereichsfließens deutlich verletzt sind, ist eine Anwendung des  $J$ -Integrals und daraus formal umgerechneter  $K$ -Werte nicht möglich. Aufgrund dessen werden die Kräfte bei Probenversagen durch Spaltbruch bzw. daraus abgeleitete  $K$ -Werte als Kriterium bei der weiteren Analyse herangezogen, Bilder 10-36 bis 10-46.

Der Spannungszustand im Ligament nach erfolgter Warmvorbelastung hängt entscheidend von der Größe der Vorbelastung, der Anzahl der schwellernd aufgetragenen Lastzyklen, der Temperatur sowie dem Werkstoff ab. Hierzu sind die Resultate für seitengekerbte C(T)25-Proben am 10MnMoNi5-5 bei Raumtemperatur und 300 °C in den Bildern 10-29 bis 10-32 sowie für 17MoV8-4 in den Bildern 10-34 und 10-35 dargestellt. Aus den Bildern 10-29 und 10-30 wird ersichtlich, dass gleichzeitige Einbeziehung isotroper und kinematischer Verfestigung zur korrekten Ermittlung der Rissöffnungsspannungen erforderlich ist, während die alleinige Berücksichtigung isotroper Verfestigung zu falschen Rissöffnungsspannungen führt, die deutlich zu groß sind. Diesen Bildern ist weiterhin zu entnehmen, dass auch bei einmaliger Belastung das Maximum bei LCF- bzw. das Minimum bei LUCF-Lastpfaden der Rissöffnungsspannung nicht an der Riss Spitze sondern jeweils 0,1 bis 0,2 mm im Ligament auftritt, was auf die Verwendung großer Deformationen zurückzuführen ist. Zunehmende zyklisch-schwellernde Belastung führt zu einer deutlichen Verlagerung der Minimal- bzw. Maximalwerte der Spannungen in das Ligament um etwa 0,5 mm.

Die Rissöffnungsspannungen beim Werkstoff 10MnMoNi5-5 bei Raumtemperatur und 300 °C unterscheiden sich im belasteten und unbelasteten Zustand nicht signifikant, Bilder 10-29 bis 10-32. Ein entsprechender Vergleich zwischen dem 10MnMoNi5-5 und dem 17MoV8-4 zeigt jedoch einige Unterschiede auf, Bilder 10-29, 10-30, 10-34 und 10-35. Die Maximalkraft der schwellernden Belastung beträgt dabei beim 10MnMoNi5-5 50 kN und beim 17MoV8-4 40 kN bei etwa identischen Verhältnissen  $a_0/W \approx 0,5$ . Den Bildern ist zu entnehmen, dass die maximalen Rissöffnungsspannungen beim 17MoV8-4 um etwa 500 MPa größer als beim 10MnMoNi5-5 sind und dass die Spannungen im Ligament beim 17MoV8-4 deutlich schneller abklingen. Hierin drückt sich das gänzlich unterschiedliche Verfestigungsverhalten beider Stähle aus.

Die im Vergleich zum 10MnMoNi5-5 höhere Streckgrenze des 17MoV8-4 sowie die daraus resultierenden Werte für die isotrope und kinematische Verfestigung führen an der Riss Spitze zu einem auch bei kleinerer äußerer Kraft höheren Spannungsniveau, was jedoch beim 17MoV8-4 in einem kleinen Bereich vor der Riss Spitze auftritt, woraus bei diesem Werkstoff eine geringere erreichbare Vorschädigung in einem kleineren Bereich vor der Riss Spitze resultiert.

Zur Analyse des Versagensverhaltens durch Spaltbruch bei Kaltbelastung wurde aus den dargelegten Gründen die Kraft bei Versagen bzw. die entsprechenden  $K$ -Werte durchgängig für alle Probengeometrien benutzt. Hierzu ist in den Bildern 10-38 bis 10-42 die Wahrscheinlichkeit des Versagens durch Spaltbruch über der Kraft bei Versagen für die untersuchten Probengeometrien und die beiden Werkstoffe sowohl aus den Experimenten als auch aus der numerischen Analyse dargestellt.

Die erforderlichen Materialparameter des Beremin-Modells wurden dabei an die entsprechenden experimentellen Ergebnisse von gekerbten Rundzugproben einerseits und Bruchmechanikproben andererseits angepasst, wodurch zu jedem Werkstoff letztlich zwei Sätze von Materialparametern bestimmt wurden. Es war im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen nicht möglich, für einen Werkstoff einen Satz von Materialparametern zu bestimmen, mit dem sowohl die korrekte Erfassung des Versagens gekerbter Rundzugproben als auch von Bruchmechanikproben möglich war. Diese Tatsache ist jedoch insofern nicht erstaunlich, da der lokale Versagensprozess bei beiden Gruppen von Proben unterschiedlich abläuft. Während bei den Bruchmechanikproben aufgrund des vorhandenen Risses ein stark inhomogener Spannungs- und Verzerrungszustand auftritt, sind diese Größen bei einer gekerbten Rundzugprobe im vollplastizierten Querschnitt homogener, wodurch sich gänzlich unterschiedliche Beanspruchungszustände in den jeweiligen Proben ergeben. Zwar ist der Mechanismus des Spaltbruchs bei beiden Gruppen von Proben identisch, jedoch führt der stark

unterschiedliche Beanspruchungszustand zu unterschiedlichen Parametersätzen des Beremin-Modells.

Die in den Bildern 10-36 und 10-37 dargestellten rechnerischen Ergebnisse für die gekerbten Rundzugproben wurden mit für jeden Werkstoff für diese Probenformen ermittelten Materialparametern des Beremin-Modells berechnet und zeigen im Vergleich mit den experimentellen Resultaten für den 10MnMoNi5-5 eine gute Übereinstimmung, während beim 17MoV8-4 Unterschiede auftreten.

Diese Tendenz setzt sich auch für die Bruchmechanikproben fort. So zeigen die Resultate für C(T)-, M(T)- und PS(T)-Proben einige Abweichungen zwischen experimentellen und numerischen Ergebnissen, insgesamt wird jedoch die Tendenz recht gut getroffen, während die qualitative Übereinstimmung teilweise nicht zufriedenstellend ist. Bei dieser Bewertung ist jedoch zu bedenken, dass es sich bei LCF- und LUCF-Lastpfaden um stark geschichtsabhängige Prozesse handelt, deren rechnerische Erfassung insgesamt gesehen äußerst komplex und vielschichtig ist. Weiterhin handelt es sich nicht nur um komplexe Belastungspfade, sondern auch um ein großes Spektrum von Bruchmechanikprobengeometrien. Hierzu wurde für einen Werkstoff für alle untersuchten Probengeometrien jeweils ein Satz von Materialparametern benutzt. Vor diesem Hintergrund und dem verwendeten Spaltbruchmodell sind die erzielten Ergebnisse sicherlich als zufriedenstellend anzusehen, wenn auch im einzelnen eine Verbesserung des Spaltbruchmodells sicherlich notwendig erscheint.

Insbesondere durch die Analyse der größten Hauptnormalspannung im Ligament für die untersuchten Werkstoffe, Probengeometrien und Lastpfade konnte mittels der rechnerischen Analyse unter Berücksichtigung kombinierter Verfestigung gezeigt werden, dass dadurch eine Erklärung und Einordnung der experimentellen  $K$ -Werte von der Beanspruchungsseite her möglich ist, Bilder 10-43 bis 10-46. Zur weiteren Analyse der Werkstoffseite sind jedoch ergänzende experimentelle Untersuchungen erforderlich, die insbesondere die Prüfung von Proben bei bisher nicht dicht genug belegten Probengeometrien und Lastpfaden betrifft.

Eine Korrelation der örtlichen Lage des Spannungsmaximums bei Versagen mit der Lage von Spaltbruchinitiationsbereichen auf der Bruchfläche war nicht Gegenstand der Untersuchungen. Jedoch geben entsprechende Arbeiten in [1] und die erreichten Resultate der FE-Rechnungen erste Hinweise darauf, dass die Lage der Maxima der Rissöffnungsspannungen mit der Lage von Spaltbruchinitiationsbereichen auf der Bruchfläche des 10MnMoNi5-5 korrelieren [4]. Hierzu stehen jedoch weitere, quantitative Untersuchungen noch aus.

Im einzelnen ist festzustellen, dass die rechnerischen und experimentellen Ergebnisse für den 10MnMoNi5-5 eine akzeptable Übereinstimmung aufweisen, was für den 17MoV8-4 nicht der Fall ist. Die in den Bildern 10-41 und 10-42 dargestellten experimentellen und

numerischen Resultate für C(T)- und M(T)-Proben weisen trotz sorgfältiger Bestimmung der Parameter des Beremin-Modells erhebliche Diskrepanzen auf. Zwar wird die Abfolge von L-, LUCF- und LCF-Lastpfaden offensichtlich richtig erfasst, jedoch tritt Versagen bei der Modellierung im allgemeinen bei wesentlich kleineren Kräften auf. Diese Schwierigkeiten beim 17MoV8-4 mit dem Beremin-Modell dürften aufgrund des starken Verfestigungsverhaltens sowie des Versagens der Proben in einem sehr kleinen Bereich der Kräfte bzw. der  $K$ -Werte zurückzuführen sein.

Somit ist zusammenfassend festzustellen, dass mit dem erarbeiteten Materialmodell zur Erfassung der Warmvorbelastung und duktilen Schädigung für beide Werkstoffe die Experimente richtig und vollständig zu beschreiben sind. Im Bereich des Spaltbruchs zeigt der zwischen experimentellen und numerischen Resultaten durchgeführte Vergleich, dass das verwendete Modell für den hochzähen Werkstoff 10MnMoNi5-5 die Experimente weitgehend richtig erfasst, während für den niedrigzähen Werkstoff 17MoV8-4 die Experimente durch die numerische Modellierung nicht zufriedenstellend wiedergegeben werden.

## Literatur zu Kapitel 11

- 1 Blumenauer, H.; Eichler, B.; Krempe, M. & Ude, J.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß und Bedeutung der Mikrostruktur und der Mikrogeometrie. Abschlußbericht zum Vorhaben 1500 988, Institut für Werkstofftechnik und Werkstoffprüfung der Otto-von-Guericke- Universität Magdeburg, 1998.
- 2 Eisele, U. u.a.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften und Probengröße. Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben 1500 987, Berichtsnummer 8767 00 000, MPA Stuttgart, 1997.
- 3 Bösch, R., Stöckl, H. & Varfolomeyev, I.: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Rißspitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge; Schwerpunkt: Einfluß der Rißlänge und der Dehngeschwindigkeit. Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben 1500 981, Berichtsnr. T 3/98, Fraunhofer IWM, 1998.
- 4 Aurich, D., Baer, W., Häcker, R., Klingbeil, D. & Ohm, K.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, Schwerpunkt: Anwendung fortgeschrittener zähbruchmechanischer Konzepte, Bruchübergang. BAM Forschungsbericht 232, Berlin, 1999.

Bilder zu Kapitel 11

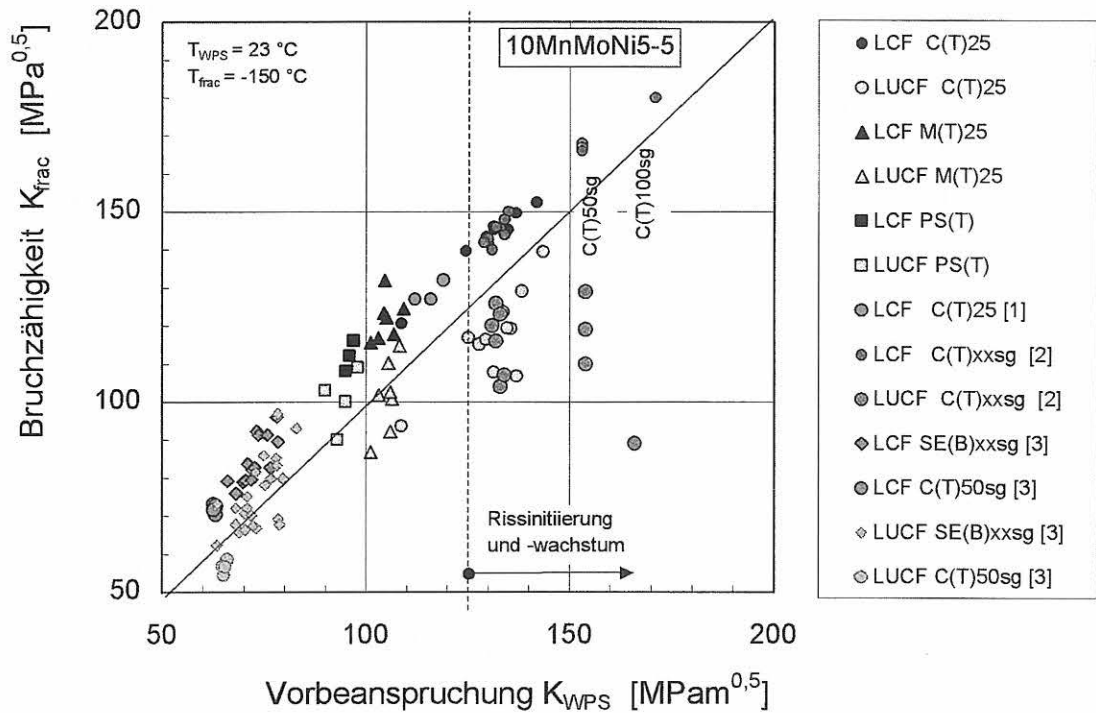


Bild 11-1:  
 Bruchzähigkeit nach einmaliger Warmvorbelastung  $K_{frac}$  in Abhängigkeit von der Warmvorbelastung  $K_{WPS}$ ,  
 Werkstoff: 10MnMoNi5-5, verschiedene Probengeometrien und -größen  
 Zusammenfassung der Daten mehrerer Institute

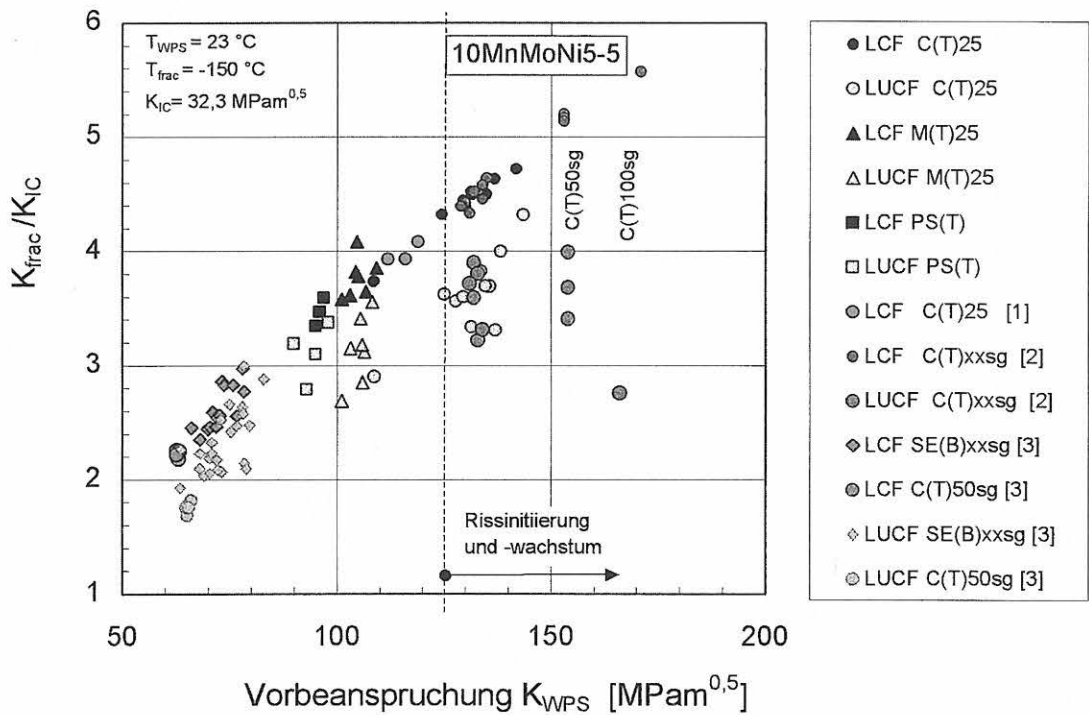


Bild 11-2:  
 WPS-Effekt, ausgedrückt als Verhältnis  $K_{frac} / K_{IC}$ , in Abhängigkeit von der Warmvorbelastung  $K_{WPS}$ ,  
 Werkstoff: 10MnMoNi5-5, verschiedene Probengeometrien und -größen  
 Zusammenfassung der Daten mehrerer Institute

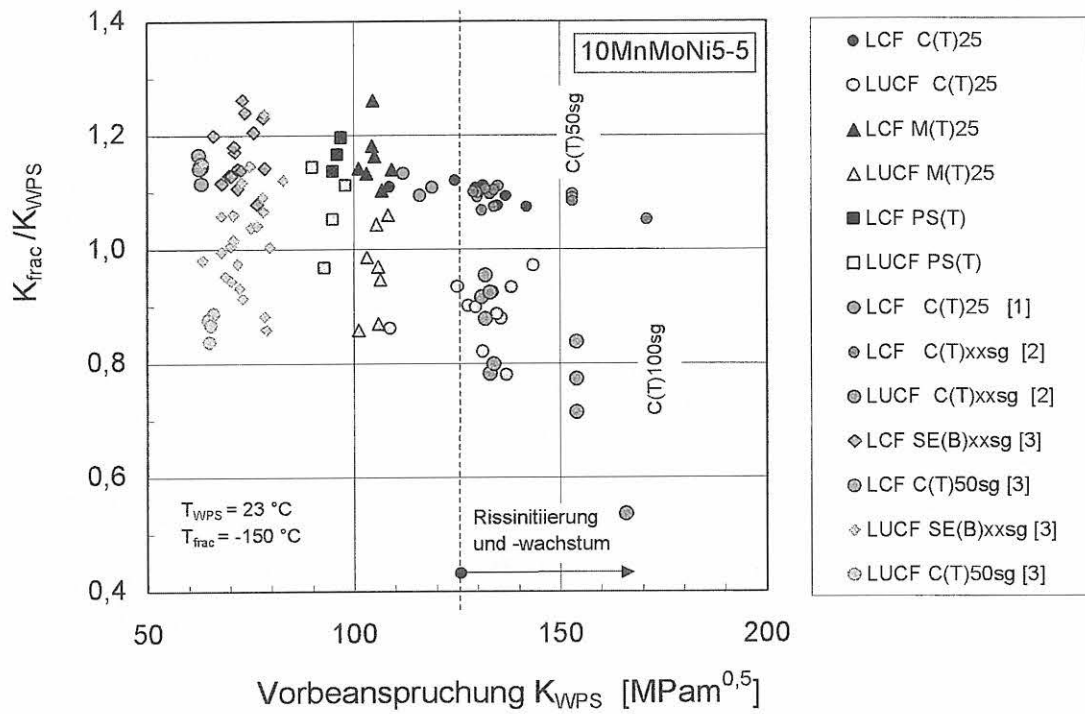


Bild 11-3:

$K_{frac}/K_{WPS}$  in Abhängigkeit von der Warmvorbelastung  $K_{WPS}$ ,  
Werkstoff: 10MnMoNi5-5, verschiedene Probengeometrien und -größen  
Zusammenfassung der Daten mehrerer Institute

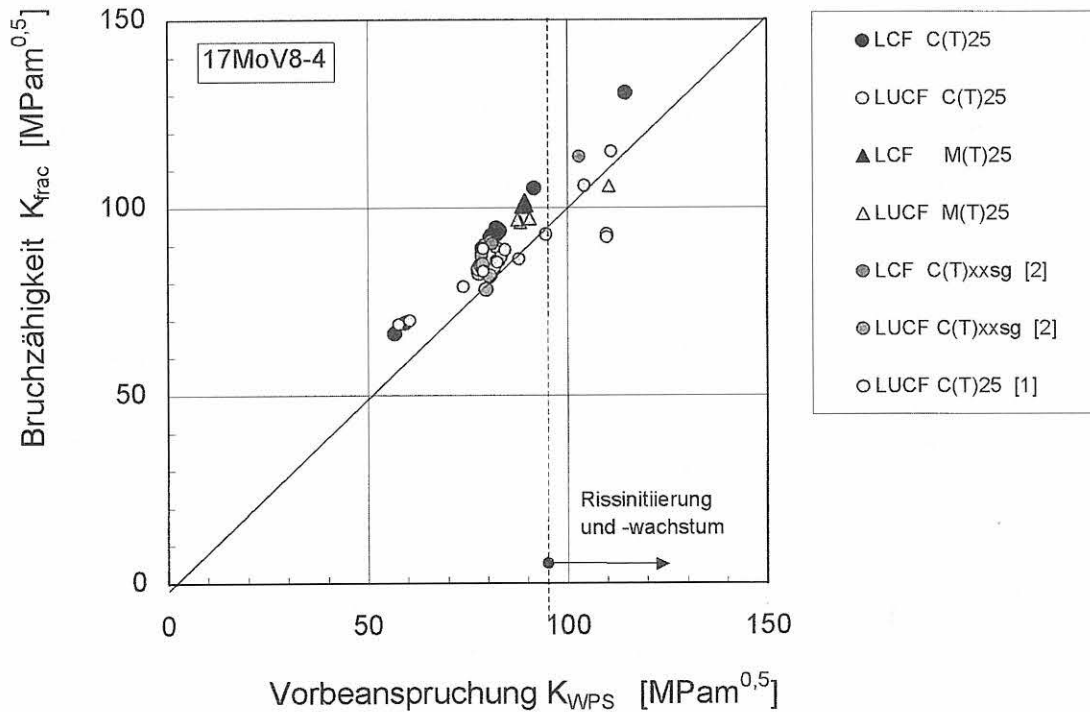


Bild 11-4:

Bruchzähigkeit nach einmaliger Warmvorbelastung  $K_{frac}$  in Abhängigkeit von der Warmvorbelastung  $K_{WPS}$ ,  
Werkstoff: 17MoV8-4, verschiedene Probengeometrien und -größen  
Zusammenfassung der Daten mehrerer Institute



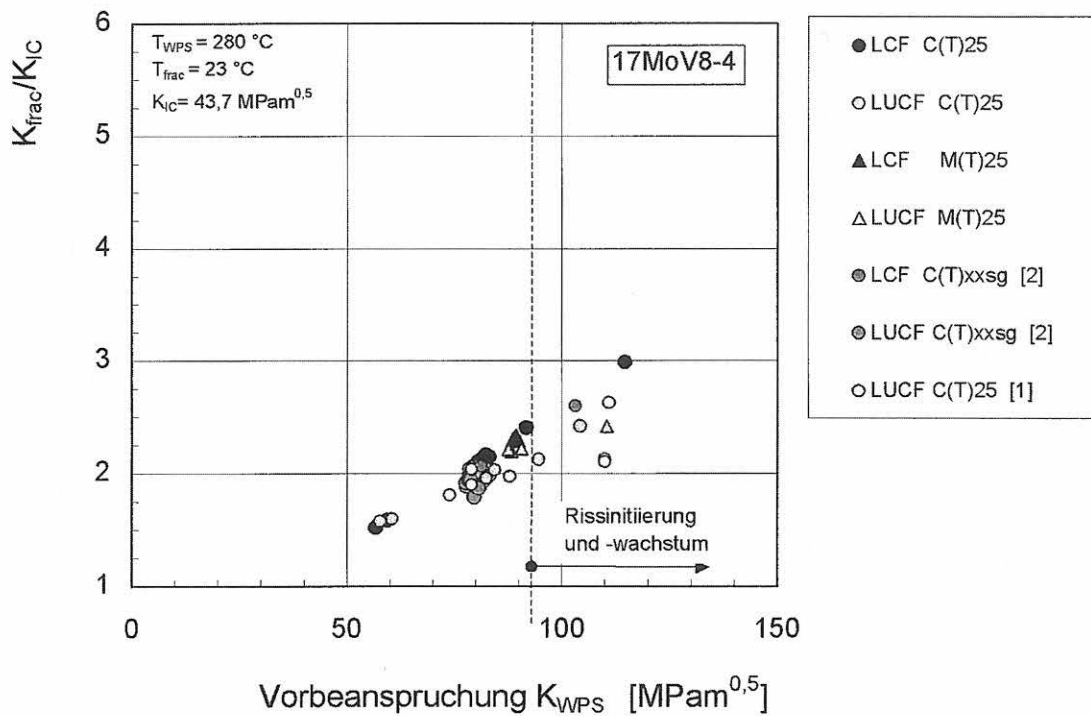


Bild 11-5:  
 WPS-Effekt, ausgedrückt als Verhältnis  $K_{frac}/K_{IC}$ , in Abhängigkeit von der Warmvorbelastung  $K_{WPS}$ ,  
 Werkstoff: 17MoV8-4, verschiedene Probengeometrien und -größen  
 Zusammenfassung der Daten mehrerer Institute

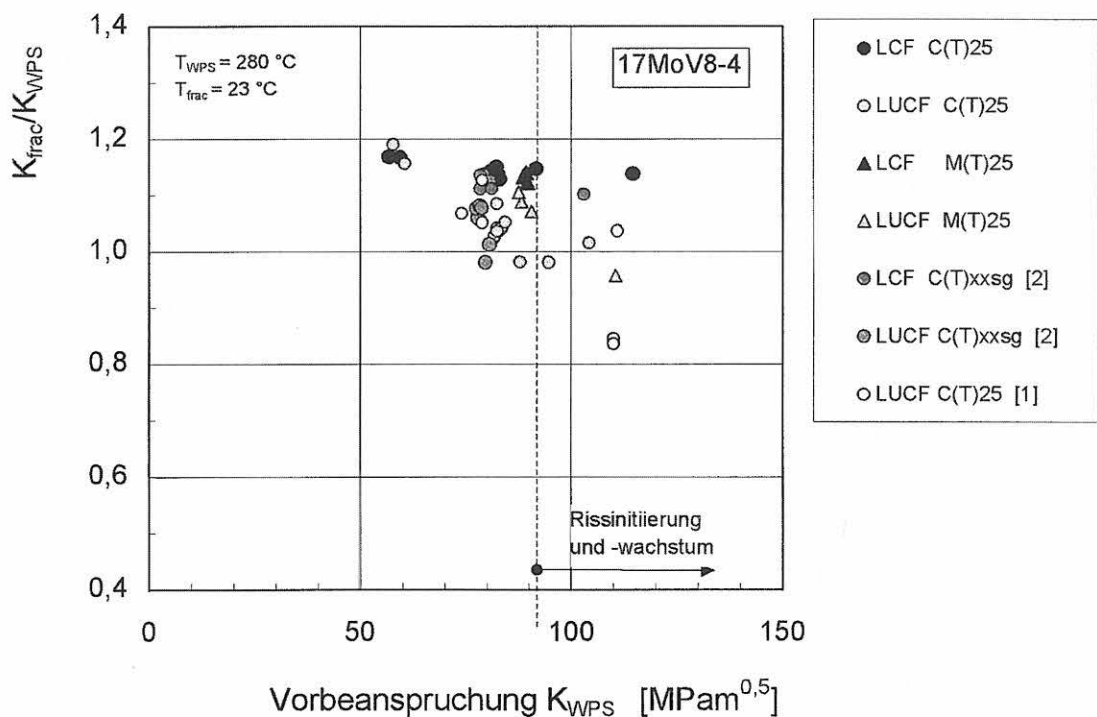


Bild 11-6:  
 $K_{frac}/K_{WPS}$  in Abhängigkeit von der Warmvorbelastung  $K_{WPS}$ ,  
 Werkstoff: 10MnMoNi5-5, verschiedene Probengeometrien und -größen  
 Zusammenfassung der Daten mehrerer Institute



## 12 Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlussfolgerungen

Im Rahmen des Vorhabens bestanden die beiden Zielsetzungen in der experimentellen und rechnerischen Erfassung des Warmvorbelastungseffekts. Die experimentellen Arbeiten betrafen den Nachweis und die Quantifizierung des Warmvorbelastungseffekts für verschiedene Werkstoffe, Bruchmechanikproben mit unterschiedlichen Geometrien und für mehrere thermisch-mechanische Lastpfade. Eine weitere Zielsetzung bestand in der rechnerischen Erfassung und Analyse des Warmvorbelastungseffekts mit Hilfe von Stoffgesetzen und FE-Berechnungen.

In den experimentellen Untersuchungen wurden zwei Druckbehälterstähle einbezogen, wobei es sich bei dem Stahl 10MnMoNi5-5 um einen hochzähen Werkstoff handelt, während der niedrigzähe Stahl 17MoV8-4 derart wärmebehandelt wurde, dass seine mechanisch-technologischen Eigenschaften einem end-of-life-Zustand entsprechen. In die bruchmechanischen Untersuchungen wurden C(T)- und M(T)-Proben sowie Zugscheiben mit einem halbelliptischem Oberflächenfehler (PS(T)-Proben), die sich aufgrund einer seitlichen Taillierung bauteilähnlich verhalten, einbezogen.

Die erforderlichen Materialmodelle zur Berücksichtigung der Werkstoffverfestigung sowie ggfs. duktiler Schädigung infolge der Vorbelastung wurden weiterentwickelt und mit dem Beremin-Modell zur Analyse des Versagens durch Spaltbruch kombiniert.

Zu allen experimentell untersuchten Probengeometrien, Werkstoffen und thermisch-mechanischen Lastpfaden wurden rechnerische Analysen durchgeführt mit dem Ziel, das Verhalten der Proben numerisch zu ermitteln und basierend darauf die erforderlichen Methoden zur Übertragung von Bruchmechanikproben auf das Bauteil zur Verfügung zu stellen. Hierzu wurden die experimentellen Versuchsprogramme und die numerischen Arbeiten eng aufeinander abgestimmt.

Der Warmvorbelastungseffekt, dargestellt durch die Erhöhung der experimentell ermittelten Bruchzähigkeit bei Kaltbelastung nach vorhergehender Warmvorbelastung, konnte eindeutig und zweifelsfrei experimentell an allen untersuchten Probengeometrien, den beiden Werkstoffen sowie bei unterschiedlichen Lastpfaden nachgewiesen werden. Es zeigt sich, dass in Abhängigkeit der erwähnten Parameter der WPS-Effekt unterschiedlich ausgeprägt ist. Bei LCF-Lastpfaden versagte keine Probe bei Bruchzähigkeitswerten, die unterhalb der des  $K$ -Wertes bei Vorbelastung lagen. Bei LUCF-Lastpfaden ergab sich ein differenzierteres Bild. C(T)-Proben aus dem hochzähen Werkstoff 10MnMoNi5-5 versagten typischerweise bei Bruchzähigkeitswerten, die unterhalb des  $K$ -Wertes bei Vorbelastung lagen, während die Bruchzähigkeitswerte der M(T)- und PS(T)-Proben aus diesem Werkstoff das Vorbelastungsniveau über- oder auch geringfügig unterschritten.

Somit tritt bei diesem zähen Werkstoff der WPS-Effekt insgesamt gesehen an M(T)- und PS(T)-Proben mit geringer Spannungsmehrachsigkeit stärker auf als an C(T)-Proben mit großer Spannungsmehrachsigkeit.

Für den niedrigzähen Werkstoff 17MoV8-4 zeigt sich ein etwas anderes Verhalten. Die Ergebnisse liegen bzgl. der Bruchzähigkeit nach erfolgter Kaltbelastung bei LCF-Lastpfaden für die bei diesem Werkstoff untersuchten C(T)- und M(T)-Proben oberhalb der  $K$ -Werte bei Vorbelastung. Bei LUCF-Lastpfaden tritt Bruch bei Bruchzähigkeiten ein, die oberhalb oder auch unterhalb des  $K$ -Wertes bei Warmvorbelastung liegen. Es tritt jedoch keine deutliche Differenzierung bzgl. der Probengeometrien bei diesem Werkstoff ein, was mit einer höheren Verfestigung und geringerer plastischer Deformation im Bereich der Risspitze verglichen mit dem 10MnMoNi5-5 zu erklären ist.

Zur Berücksichtigung der an der Risspitze auftretenden großen Verzerrungen bei monotoner und zyklischer äußerer Belastung wurde ein geeignetes elastisch-plastisches Materialmodell entwickelt, das auch die Berücksichtigung duktiler Schädigung erlaubt. Die Materialparameter für dieses Modell wurden für beide Werkstoffe bei unterschiedlichen Temperaturen anhand ungekerbter und gekerbter Rundzugproben bestimmt. Die Durchführung der numerische Analyse der untersuchten Probengeometrien und Werkstoffe berücksichtigt dabei die vorgegebenen Warmvorbelastung-Pfade. Hierbei wurde insbesondere die Entwicklung der Rissöffnungsspannungen im Ligament der Bruchmechanikproben im Hinblick auf deren Relevanz zur Auslösung von Spaltbruch bei Kaltbelastung verfolgt und analysiert.

Desweiteren wurde das Beremin-Modell zur Analyse des Spaltbruchs mit dem vorgenannten Materialmodell zur Erfassung der Warmvorbelastung kombiniert. Beide Modelle wurden zusammen eingesetzt, womit die Analyse der gesamten Warmvorbelastung und der Kaltbelastung bis zum Bruch durchgeführt wurde. Dabei dienten die ermittelten Rißöffnungsspannungen und die plastischen Bereiche als Grundlage für die Ermittlung der Versagenswahrscheinlichkeit bei Kaltbelastung.

Bei der Warmvorbelastung konnte nachgewiesen werden, dass die Rissöffnungsspannungen und die Entwicklung plastischer Deformation an der Risspitze vom Lastpfad, mehrfacher Vorbelastung und dem Werkstoff entscheidend abhängen. Das Spannungsniveau an der Risspitze liegt beim 17MoV8-4 wesentlich höher und die plastischen Zonen sind kleiner als beim 10MnMoNi5-5. Weiterhin hat eine zyklische Vorbelastung einen entscheidenden Einfluss auf die Lage des Spannungsmaximalwertes bei Belastung bzw. des Spannungminimalwertes bei Entlastung, die jeweils in das Ligament verschoben werden.

Die Analyse des Probenversagens durch Spaltbruchs mit dem erarbeiteten Gesamtmodell erfolgte auf der Basis der an den Proben anliegenden äußeren Kräfte bei Versagen mit dem Beremin-Modell, wodurch sich die jeweilige Versagenswahrscheinlichkeit als Funktion der Kraft, des Werkstoffs, der Probengeometrie und des Lastpfades ergab. Für den hochzähen Werkstoff 10MnMoNi5-5 wurde zwischen experimentellen und rechnerischen Ergebnissen eine gute Übereinstimmung gefunden, während für den niedrigzähen 17MoV8-4 Diskrepanzen auftraten.

Mit dem kombinierten Materialmodell erfolgte die Übertragung von Proben auf Bauteile bzw. bauteilähnliche Strukturen. Anhand der PS(T)-Probe wurde nachgewiesen, dass deren Versagen bei Kaltbelastung und vorangegangener Warmvorbelastung mit den ermittelten Materialparametern qualitativ und quantitativ richtig erfasst wird.

Durch die sehr umfangreiche experimentelle und numerische Analyse konnten als Ursachen für den WPS-Effekt die plastische Verformung im Ligament, das

Ausrunden der Rissspitze sowie das Auftreten von Eigenspannungen nachgewiesen werden. Durch diese Ergebnisse wird die technische Nutzung des WPS-Effekts verbessert.

Einige Fragestellungen bleiben dennoch unbeantwortet und bedürfen daher weiterer Klärung. Unbekannt ist bisher, welchen Einfluß die plastische Vorverformung auf die Anzahl und die Versagenswahrscheinlichkeit potenzieller Spaltbruchinitiierungsbereiche hat. Hierzu sind Untersuchungen hinsichtlich der Lage von Spaltbruchinitiierungsbereichen auf Bruchflächen und deren Korrelation mit plastischen Bereichen und dem Spannungszustand erforderlich. Auch stehen Versuche an Komponenten oder bauteilähnlichen Proben unter Thermoschockbedingungen ebenso aus wie die Untersuchung der Interaktion von dynamischen Reckalterungsprozessen mit dem WPS-Effekt. Ein weiterer offener Punkt ist die Untersuchung der Langzeitstabilität des WPS-Effekts unter langandauernder thermischer und mechanischer Belastung.

## 13 Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit

Die Zielsetzung des Forschungsvorhabens bestand in der Analyse des Warmvorbelastungs- oder WPS-Effekts im Hinblick auf dessen Relevanz und Nutzung zur Quantifizierung des Sicherheitsabstandes von Komponenten in Anlagen unter Notkühlbedingungen. Der Bedarf für die Berücksichtigung des WPS-Effekts zur Quantifizierung eines zusätzlichen Sicherheitsabstandes besteht immer dann, wenn konservative Analysemethoden nicht zu akzeptablen Ergebnissen führen. Die Berücksichtigung und Ausnutzung des WPS-Effekts ist für alle potenziell fehlerbehafteten Komponenten der Reaktortechnik von Interesse, im besonderen jedoch für den Reaktordruckbehälter und Rohrleitungen.

Die im Rahmen abgestimmter Forschungsvorhaben von Fh-IWM Freiburg, IWW der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, der MPA Stuttgart sowie der BAM Berlin erzielten Ergebnisse ergaben eine fundierte Analyse des WPS-Effekts hinsichtlich der Klärung der Ursachen, der experimentellen Verifikation, des Einflusses unterschiedlicher Werkstoffe und Probengeometrien sowie bezüglich der rechnerischen Analyse.

Mittels eines sehr umfangreichen Versuchsprogramms konnte gezeigt werden, dass der WPS-Effekt sowohl bei einem hochzähnen als auch bei einem niedrigzähnen Stahl für ein breites Spektrum von Bruchmechanikproben existiert. Durch dieses Ergebnis wurde experimentell nachgewiesen, dass der WPS-Effekt für einen großen Bereich der Spannungsmehrachsigkeit bzw. Dehnungsbehinderung auftritt. Insbesondere konnte an taillierten Zugscheiben mit halb elliptischem Oberflächenfehler (PS(T)-Proben) erstmals nachgewiesen werden, dass der WPS-Effekt auch an bauteilähnlichen Proben auftritt. Mit Hilfe dieser nunmehr gesicherten experimentellen Kenntnisse ist die Anwendung und Ausnutzung des WPS-Effekts zur Sicherheitsanalyse von Komponenten erstmals hinsichtlich des Einflusses der Spannungsmehrachsigkeit auf eine breite Basis gestellt worden. Durch die Einbeziehung eines niedrigzähnen Werkstoffs wurde auch der mögliche end-of-life-Zustand von Komponenten berücksichtigt, bei dem ebenfalls der WPS-Effekt experimentell nachgewiesen wurde. Diese Ergebnisse erlauben in der praktischen Anwendung eine erheblich verbesserte Beurteilung des

Einflusses einer Warmvorbelastung auf das Verhalten von Komponenten unter Notkühlbedingungen.

Darüber hinaus wurde durch die Erarbeitung von Materialmodellen zur Erfassung der Warmvorbelastung sowie zum daran anschließenden Versagen durch Spaltbruch das zum WPS-Effekt führende Werkstoffverhalten rechnerisch abgebildet. Durch die numerische Analyse von Bruchmechanikproben mittels FEM und dem Abgleich mit experimentellen Ergebnissen erfolgt die Erfassung von Verschiebungen, Verzerrungen und Spannungen während der gesamten Belastungsgeschichte. Hierdurch steht insbesondere die Entwicklung der Rissöffnungsspannungen im Ligament zur Verfügung, die zur Berechnung der Versagenswahrscheinlichkeit mittels des probabilistischen Modells benötigt werden. Die Ergebnisse dieser Arbeiten erlauben die rechnerische Analyse von Komponenten unter mehrfacher, auch zyklischer Belastung im Bereich der Hochlast mit anschließender Aussage hinsichtlich des Auftretens von Spaltbruch in der Tieflast. Abschließend werden mit Hilfe der formulierten Modelle Aussagen hinsichtlich der Versagenswahrscheinlichkeit von Bruchmechanikproben bei Kaltbelastung nach erfolgter Warmvorbelastung getroffen.

Die vorliegenden Ergebnisse zeigen, dass der WPS-Effekt wirksam ist und dessen Nutzung eine Option zur Erhöhung des Sicherheitsabstandes bei Anlagen darstellt. Die Berücksichtigung des WPS-Effekts erfordert sicherlich einen erhöhten Aufwand, der jedoch gemessen am Wert einer Anlage als vernachlässigbar anzusehen ist. Durch die vorliegenden Ergebnisse wurde der Kenntnisstand zum WPS-Effekt erheblich erweitert, so dass dessen Anwendung bei einem Sicherheitsnachweis erleichtert wird, was zum einen durch die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen und andererseits durch die universell einsetzbaren Modelle bei der rechnerischen Analyse erreicht wird.

Die Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit ist aufgrund der vielfältigen und fundierten Ergebnisse zum Nachweis sowie zur Anwendung des WPS-Effekts bei der Sicherheitsbeurteilung von Komponenten als hoch zu bewerten.



## 14 Nomenklatur

### I Geometrie

#### I.1 Koordinaten

$\phi$	Winkelkoordinate zur Darstellung des Risswachstums an PS(T)-Proben
$x, y, z$	raumfeste (globale) kartesische Koordinaten
$(x, y)$	Rissebene
$x$	Rissausbreitungsrichtung
$y$	Rissöffnungsrichtung
$z$	Richtung parallel zur Rissfront

#### I.2 Proben- und Bauteilabmessungen

$a$	Risslänge, Kerbtiefe
$a_0$	Ausgangsrislänge
$B$	Probendicke
$B_n$	Nettoprobendicke bei seitengekerbten Proben
$c_0$	halbe Ausgangsrislänge an der Oberfläche bei PS(T)-Proben
$D, d$	Durchmesser bei Rundzugproben
$\Delta a$	Mittelwert des stabilen Risswachstums
$\Delta a_\phi$	lokales stabiles Risswachstum bei einem Winkel $\phi$ bei PS(T)-Proben
$L_0$	Ausgangsmesslänge der Verschiebungsmessung an M(T)- und PS(T)-Proben
$\rho, R$	Kerbradius
SZW	Stretchzonenweite
SZH	Stretchzonenhöhe
$t$	Wanddicke
$W$	- Probenbreite für C(T)-Proben - halbe Probenbreite für M(T)- und PS(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, Durchmesser 8 mm, Messlänge 40 mm
C(T)	Kompakt-Zugprobe
ISO-V	ISO-Spitzkerbprobe, nach DIN EN 10045, Kerbradius 0,25 mm
M(T)	Zugscheibe mit durchgehendem mittigem Fehler
N(T)	gekerbte Rundzugprobe
PS(T)	Zugscheibe mit halb elliptischem Oberflächenfehler
sg	seitengekerbt

Probenbezeichnung mit Geometrieangaben generell :

C(T)25sg	Kompakt-Zugprobe mit $B = 25$ mm, seitengekerbt, $B_n = 20$ mm
N(T)10-4	gekerbte Rundzugprobe mit Durchmesser im Kerbquerschnitt von 10 mm und einem Kerbradius $\rho = 4$ mm

## II Beanspruchungszustand

### II.1 Indizes (allgemein)

$0$	Ausgangswert oder Bezugswert
$c$	kritischer Wert
$el$	elastisch
$f$	Endwert (final)
$gr$	wachstumsbedingt (growth)
$gy$	plastischer Grenzzustand (general yield)
$M$	FE-Freiheitsgrad
$m$	Matrixmaterial
$N$	FE-Freiheitsgrad
$nucl$	vereinigungsbedingt (nucleation)
$pl$	plastisch
$WPS$	Vorbelastung (warm-pre-stress)
$y$	plastischer Zustand (yield)

### II.2 Spannungen

$\sigma$	allgemein für Spannungen
$\sigma$	CAUCHY-Spannungstensor
$\sigma'$	deviatorischer Anteil des Spannungstensors
$\sigma_h$	hydrostatischer Anteil des CAUCHY-Spannungstensors
$\sigma_m$	isotroper Anteil an der Verfestigung
$\sigma_v$	Vergleichsspannung nach v. MISES des CAUCHY-Spannungstensors
$\sigma_W$	Weibull-Spannung
$\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$	Hauptnormalspannungen
$\sigma_{11}, \sigma_{22}$	CAUCHY-Spannung in 1 bzw. 2 Richtung ( x- bzw. y-Richtung)
$\mathbf{X}$	Rückspannungstensor
$X_{1,11}$	11 Komponente von $X_1$
$X_{2,11}$	11 Komponente von $X_2$
$\mathbf{X}_{eff}$	effektiver Rückspannungstensor
$\mathbf{X}_i$	i-ter Anteil von $X$ für $i=1$ oder $i=2$
$\sigma_{11}$	wahre Spannung (Fließkurven)
$\sigma_{22}$	Rissöffnungsspannung
$J_2$	2. Invariante eines Tensors
$\mathbf{M}$	Mandelscher Spannungstensor
$\mathbf{I}$	Einheitstensor
$\chi$	Spannungsmehrachsigkeit
$K$	Spannungsintensitätsfaktor
$K_J$	Spannungsintensitätsfaktor berechnet aus dem $J$ -Integral



### II.3 Verzerrungen und Verzerrungsgeschwindigkeiten

$\dot{\epsilon}$	Dehnrate (Dehngeschwindigkeit)
$\epsilon_{Lü}$	Lüdersdehnung nach DIN EN 10002
$\mathbf{E}_p, \dot{\mathbf{E}}_p$	Tensor der plastischen Dehnungen bzw. Tensor der plastischen Dehngeschwindigkeiten
$\epsilon_n$	mittlere plastische Vergleichsdehnung, bei der die Bildung neuer Hohlräume ihr Maximum erreicht
$\epsilon_m$	akkumulierte plastische Vergleichsverzerrung des Matrixmaterials
$\epsilon_v$	plastische Vergleichsdehnung des Matrixmaterials
$\epsilon_{11}$	log. Dehnung im einachsigen Zugversuch
$\mathbf{D}_p$	plastische Deformationsrate
$\mathbf{F}$	Deformationsgradient
$\mathbf{L}_p$	Geschwindigkeitsgradient
$\mathbf{U}_e$	logarithmischer elastischer Verzerrungstensor
$\mathbf{R}$	rechter Streckungstensor
$\mathbf{U}$	linker Streckungstensor

### II.4 Verschiebungen und Verschiebungsgeschwindigkeiten

$V$	Verschiebung allgemein, außerhalb der Lastangriffslinie
$V_K$	Verschiebung des Kolbens des Hydraulikzylinders
$\dot{V}_K$	Geschwindigkeit des Hydraulikzylinders (Belastungsgeschwindigkeit)
$V_{LL}$	Verschiebung in der Wirkungslinie der Krafteinleitung (load line)
$V_L$	Verschiebung am Kraftangriffspunkt
$V_R$	Randverschiebung der Probe

### II.5 Energiegrößen

$J$	$J$ -Integral als Beanspruchungsgröße
$U$	Formänderungsarbeit, aus der Fläche unter der Kraft-Verschiebungskurve ermittelt

### II.6 Lastpfade

$F$	Belastung der Probe nach Vorbelastung
$L$	Belastung der Probe ohne Vorbelastung, bzw. Vorbelastung der Probe
LCF	Load-Cool-Fracture Lastpfad
LUCF	Load-Unload-Cool-Fracture Lastpfad
$T_L$	Temperaturwert für den Belastungspfad (Load)
$T_F$	Temperaturwert für den Wieder- bzw. Weiterbelastungspfad bis zum Versagen (Fracture)
$T_{LU}$	Temperaturwert für den Belastungs- und den Entlastungspfad (Load-Unload)

### II.7 Sonstige geometrische und physikalische Größen

$F$	Kraft
$F_{end}$	Kraft vor Entlastung der Proben
$F_{gy}$	plastische Grenzlast für verfestigendes Material
$F_{max}$	Maximalkraft
$T$	Temperatur
$t$	Zeit
$\Delta a$	Rissverlängerung, über die Probendicke gemittelt

$\Delta D$	Durchmesseränderung
$\eta$	Geometriefaktor bei der Berechnung von $J_R$ aus der Arbeitszunahme $\Delta U$

### III Werkstoff

#### III.1 Indizes

$c$	gültiger kritischer Wert z.B. $K_{Ic}$
$frac$	Versagenswert im (Kalt-) Wiederbelastungsversuch
$i$	Kennwert für die physikalische Initiierung
$M$	Kenngroße auf der Werkstoffseite (material response)
$max$	Maximalwert
$R$	Risswiderstand (resistance), z.B. $J_R$

#### 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.

$\alpha$	thermischer Ausdehnungskoeffizient
$A$	Bruchdehnung nach DIN EN 10002
$A_g$	Gleichmaßdehnung
$\bar{A}$	mittlere Flächenanteil nichtmetallischer Einschlüsse
$\bar{d}$	mittlere Korngröße
$E$	Elastizitäts-Modul
$f$	Hohlraumvolumenanteil
$f_c$	kritischer Hohlraumvolumenanteil
$f_f$	endgültiger Hohlraumvolumenanteil
$f_u^*$	Wert der Funktion $f^*$ bei $f = f_f$
$f^*$	modifizierter Hohlraumrate
$f_n$	Volumenanteil der hohlraumbildenden Partikel
$J_{0,2}$	Risswiderstand bei 0,2 mm stabilem Risswachstum nach ESIS P2
$J_{0,2/BL}$	Risswiderstand bei 0,2 mm stabilem Risswachstum unter Beachtung der Blunting Line nach ESIS P2
$J_i$	Rissinitiierungswert
$J_{i,bl}$	Rissinitiierungswert ermittelt als Schnittpunkt der $J_R$ -Kurve mit der Blunting Line nach ESIS P2
$J_{i,SZW}$	Rissinitiierungswert ermittelt aus der Kenntnis der Stretchzonenweite
$J_R$	Risswiderstand
$K_{Ic}$	Bruchzähigkeit nach ASTM E 399
$K_Q$	nach ASTM E 399 ermittelter, ungültiger $K$ -Wert
$K_{M(T)}$	Bruchzähigkeit ermittelt an M(T)-Proben
$K_{PS(T)}$	Bruchzähigkeit ermittelt an PS(T)-Proben
$K_V$	Kerbschlagarbeit nach DIN EN 10045
$K_{VH}$	Kerbschlagarbeit in Hochlage
$q$	Materialparameter in der Gurson-Fließbedingung
$R_{eL}$	untere Streckgrenze nach DIN EN 10002
$R_m$	Zugfestigkeit nach DIN EN 10002
$R_y$	anfängliche, isotrope Fließgrenze
$R_p$	Dehngrenze nach DIN EN 10002, z.B. $R_{p0,2}$
$T_a$	Temperatur, oberhalb der nur noch Gleitbruch auftritt
$T_i$	Temperatur, unterhalb der nur noch Spaltbruch auftritt
$T_{NDT}$	nil-ductility transition temperature
$Z$	Brucheinschnürung nach DIN EN 10002
$\nu$	Querdehnungszahl
$\lambda, \mu$	Lamésche Konstanten
$C_e$	elastischer Stoffoperator

$b_i$	Verfestigungsparameter der kinematischen Verfestigung, $i=1...2$
$c_i$	Verfestigungsparameter der kinematischen Verfestigung, $i=1...2$
$k_i$	Verfestigungsparameter der isotropen Verfestigung, $i=1...3$
$q_1, q_2, q_3$	Parameter in der Fließbedingung nach Gurson
$R$	Verfestigungsparameter der isotropen Verfestigung, $i=1...3$
$p$	(Spalt-)Bruchwahrscheinlichkeit
$s_c$	kritische Risslänge
$s_n$	Standardabweichung in der Evolutionsgleichung zur Entstehung neuer Hohlräume
$v_p$	Volumen des plastifizierten Bereichs einer Probe
$v_o$	Referenzvolumen
$m$	Weibull-Parameter
$\sigma_u$	Weibull-Parameter

#### IV 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)
MW	Mittelwert
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
WPS	Warm-Pre-Stress-Effekt

## Weitere Literatur zum Thema:

- Nr.59: G. Plauk  
Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl  
156 Seiten, 1979 DM 27,50
- Nr.65: P. Schmidt, D. Aurich, R. Helms, H. Veith, J. Ziebs  
Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte  
126 Seiten, 1980 DM 25,50
- Nr.82: R. Heims, H.-J. Kühn, S. Ledworuski  
Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuchs – Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test  
62 Seiten, 1982 DM 17,50
- Nr.94: Xian-Quan Dong  
Untersuchungen der Störschwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen  
86 Seiten, 1983 DM 21,00
- Nr.107: W. Stichel, J. Ehreke  
Korrosion von Stahlradiatoren  
24 Seiten, 1984 DM 18,00
- Nr.119: J. Herter, K. Brandes, E. Limberger  
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen – Versuche an Stahlbetonplatten  
70 S., 59 Abb., 1985 DM 23,00
- Nr.121: P. Feinle, K.-H. Habig  
Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen; Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung  
84 S., 63 Abb., 1986 DM 27,50
- Nr.131: E. Limberger, K. Brandes, J. Herter  
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen – Versuche an Stahlbetonplatten, Teil II  
192 Seiten, 1986 DM 39,50
- Nr.137: D. Aurich  
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte auf der Grundlage von Forschungsergebnissen auf dem Gebiet der Komponentensicherheit  
200 S., 16 Abb., 1987 DM 42,50
- Nr.140: K. Brandes, E. Limberger, J. Herter  
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen I  
44 S., 20 Abb., 1987 DM 21,50
- Nr.143: K. Brandes, E. Limberger, J. Herter  
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen II  
56 S., 29 Abb., 1987 DM 24,00
- Nr.164: R. Helms, B. Jaenicke, M. Wohler, C.-P. Bork  
Zur Schwingfestigkeit großer geschweißter Stahlträger  
104 S., 50 Abb., 13 Tab., 1989 DM 35,00

- Nr.174: D. Aurich  
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte  
160 S., 199 Abb., 19 Tab., 1990 DM 40,50
- Nr.175: W. Brocks, D. Klingbeil, J. Olschewski  
Lösung der HRR-Feld-Gleichungen der elastisch-plastischen Bruchmechanik  
112 S., 10 Abb., 1 Tab., 1990 DM 35,50
- Nr.179: H. Eifler:  
Die Drehfähigkeit plastischer Gelenke in Stahlbeton-Plattenbalken, bewehrt mit naturhartem Betonstahl BSt 500 S, im Bereich negativer Biegemomente  
80 S., 37 Abb., 8 Tafeln, 1991 DM 32,00
- Nr.192: D. Aurich  
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte – Lokales Rißwachstum, Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit  
170 S., 174 Abb., 6 Tab., 1993 DM 44,50
- Nr.216: C.-P. Bork, J. Hünnecke, M. Golman  
Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau  
140 S., 102 Abb., 21 Tab., 1997 DM 41,50
- Nr.228: D. Aurich, D. Klingbeil  
Entwicklung von Verfahren zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven verschiedener Proben-geometrien aus der Kerbschlagarbeit  
152 S., 188 Abb., 15 Tab., 1998 DM 35,00
- Nr. 232: D. Aurich, W. Baer, R. Häcker, D. Klingbeil, K. Ohm  
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte – Schwerpunkt = Anwendung fortgeschrittener zähbruchmechanischer Konzepte; Bruchübergang  
248 S., 279 Abb. tw. farbig, 40 Tab., 1999 DM 49,00

---

Zu beziehen durch:  
Wirtschaftsverlag NW, Verlag für neue Wissenschaft GmbH  
Postfach 10 11 10 · D-27511 Bremerhaven  
Telefon (0471) 9 45 44-61 · Telefax (0471) 9 45 44 88





