



BAM

Bundesanstalt für
Materialforschung
und -prüfung

Dietmar Aurich
Dietmar Klingbeil

**Entwicklung von Verfahren
zur Ermittlung von Reißwider-
standskurven verschiedener
Probengeometrien
aus der Kerbschlagarbeit**

228

Forschungsbericht



Die Aufgaben
der Bundesanstalt
stehen unter der Leitlinie:

Sicherheit und Zuverlässigkeit in Chemie- und Materialtechnik

Die Aufgaben

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

- > Hoheitliche Funktionen zur öffentli-
chen technischen Sicherheit,
insbesondere im Gefahrstoff- und
Gefahrgutrechtsbereich;
- > Mitarbeit bei der Entwicklung ent-
sprechender gesetzlicher Rege-
lungen, z. B. bei der Festlegung von
Sicherheitsstandards und Grenz-
werten;
- > 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 Schadensfrüher-
kennung bzw. -vermeidung, den
Umweitschutz und den Erhalt volks-
wirtschaftlicher Werte.

Die Tätigkeitsbereiche

Das Tätigkeitsspektrum der BAM um-
faßt die sich ergänzenden und aufein-
ander 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 Gesell-
schaft erfordern eine interdisziplinäre
Zusammenarbeit. Insofern arbeitet die
Bundesanstalt mit Technologieinsti-
tutionen des In- und Auslandes,
insbesondere den nationalen
Schwesterinstituten, eng zusammen.
Sie berät Bundesministerien, Wirt-
schaftsverbände, Industrieunternehmen
sowie Verbraucherorganisationen und
unterstützt mit Fachgutachten Verwal-
tungsbehörden sowie Gerichte.
Daneben ist sie in die internationale
technische Zusammenarbeit eingebur-
den und im Bereich „Meßwesen –
Normung – Prüftechnik – Qualitätssi-
cherung“ (MNPQ) als nationale Institu-
tion für die Prüftechnik zuständig. Die
Mitarbeiter der Bundesanstalt wirken i
zahlreichen Fachgremien, gesetzlicher
Körperschaften und normensetzender
Institutionen an der Aufstellung von
technischen Regeln und Sicherheitsbe-
stimmungen mit und vertreten die
Bundesrepublik in nationalen und
supranationalen Einrichtungen.

Der Status

Die BAM ist als technisch-wissen-
schaftliche Bundesoberbehörde im
Geschäftsbereich des Bundes-
ministeriums für Wirtschaft und Tech-
nologie Nachfolgeinstitution des 1871
gegründeten Staatlichen Materialprü-
fungsamtes sowie der 1920 gebildete
Chemisch-Technischen Reichsanstalt
(CTR). Sie hat dementsprechend die
Funktion einer materialtechnischen un-
chemisch-technischen Bundesanstalt.
In ihr sind etwa 1700 Mitarbeiter, dar-
unter mehr als 800 Wissenschaftler
und Ingenieure, auf dem Stammgelän-
de in Berlin-Lichterfelde sowie auf der
Zweiggeländen in Berlin-Steglitz und
Berlin-Adlershof tätig.

Dietmar Aurich
Dietmar Klingbeil

**Entwicklung von Verfahren
zur Ermittlung von Reißwider-
standskurven verschiedener
Probengeometrien aus der
Kerbschlagarbeit**

Forschungsbericht 228

Berlin, 1998

Das diesem Bericht zugrundeliegende Vorhaben wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie unter dem Förderkennzeichen 1500 924 gefördert. Die Verantwortung für den Inhalt liegt bei den Autoren:

A. Eberle, R. Häcker, D. Klingbeil, G. Künecke, K. Ohm, P. Wossidlo

An der Erarbeitung der Ergebnisse waren beteiligt:

P. Gerwien, G. Moussavi-Zadeh, S. Riemer, J. Schicker, K.-D. Thiemich, K. Wobst †

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 © 1998 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, Referat G.3

ISSN 0938-5533
ISBN 3-89701-188-3

Kurzfassung

Die bruchmechanische Beurteilung von Komponenten erfordert die Kenntnis von Reißwiderstandskurven, die jedoch häufig aufgrund fehlenden Probenmaterials nicht zur Verfügung stehen. Vielmehr sind typische werkstofftechnische Kennwerte verfügbar, wie Streckgrenze, Zugfestigkeit, Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung sowie die Kerbschlagarbeit in der Hochlage und die laterale Breitung von Kerbschlagbiegeproben. Das Ziel des Vorhabens besteht in der Erarbeitung einer Methode zur Konstruktion von Reißwiderstandskurven basierend auf diesen Daten.

Insgesamt wurden drei Stähle untersucht, die sich hinsichtlich der Streckgrenze und der Kerbschlagarbeit in der Hochlage signifikant unterscheiden. An Bruchmechanikproben unterschiedlicher Geometrie wurden Reißwiderstandskurven bei Temperaturen von 23 °C bis 300 °C ermittelt. Ergänzend dazu wurden die jeweiligen Fließkurven aufgenommen sowie Versuche an Rundzugproben mit unterschiedlichen Umfangskerben im untersuchten Temperaturbereich zur experimentellen Ermittlung des Einflusses der Kerbgeometrie auf das Versagensverhalten durchgeführt. Im Kerbschlagbiegeversuch mit der Low-Blow-Methode wurden J -Reißwiderstandskurven an Charpy-Proben bei schlagartiger Beanspruchung ebenfalls im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C ermittelt.

Das Materialmodell von Gurson beschreibt duktilen Reißwachstum mit den Stadien Hohlräumstehung, Hohlraumwachstum und Koaleszenz benachbarter Hohlräume bis zum makroskopischen Reiß. Die Materialparameter des Gursonmodells hängen vom Material und von der Temperatur ab, wodurch ein Parametersatz für ein Material und eine Temperatur zu bestimmen ist. Hingegen sind die Materialparameter von der Probengeometrie und der Belastungsgeschwindigkeit unabhängig, was eine Übertragung zwischen quasistatisch belasteten Bruchmechanikproben unterschiedlicher Geometrie und schlagartig belasteten Kerbschlagbiegeproben erlaubt.

Für die drei untersuchten Stähle wurden durch Anpassung an quasistatisch durchgeführte Bruchmechanikversuche für unterschiedliche Temperaturen die jeweiligen Materialparametersätze der duktilen Schädigung bestimmt. Dabei konnte anhand der drei untersuchten Stähle für ein großes Spektrum von Bruchmechanikproben und unterschiedliche Temperaturen gezeigt werden, daß diese Parameter von der Probengeometrie unabhängig sind. Da nicht alle geprüften Werkstoffe, Probengeometrien und Beanspruchungszustände simuliert werden konnten, wurden solche ausgewählt, die eine möglichst große Bandbreite umfassen. Insbesondere konnte eine gute Übereinstimmung zwischen experimentell und numerisch ermittelten, gekrümmten Reißfronten nichtseitengekerbter Proben nachgewiesen werden. Aufgrund der Unabhängigkeit der ermittelten Materialparameter der duktilen Schädigung von der Belastungsgeschwindigkeit, wurde der Kerbschlagbiegeversuch unter Verwendung dieser Parameter simuliert. Hierbei zeigte sich eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen.

Aufgrund dessen wird zur Konstruktion von Reißwiderstandskurven eine Methode vorgeschlagen, die darauf basiert, daß aus den vorliegenden Eckdaten des Zugversuchs und den hier vorliegenden Erfahrungswerten eine Fließkurve bei quasistatischer Belastung bestimmt wird. Die Fließkurve bei dynamischer Belastung wird durch erprobte Vorgehensweisen ermittelt, die auf der Analyse der dann erhöhten Aktivierungsenergie von Versetzungen basieren. Die Parameter der duktilen Schädigung werden im wesentlichen durch die Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs und Anpassung an die Kerbschlagarbeit in der Hochlage bestimmt.

Damit sind die Parameter der duktilen Schädigung bekannt, so daß durch die Simulation duktilen Reißfortschritts in Bruchmechanikproben die erforderlichen J -Reißwiderstandskurven zur Verfügung stehen, was die Anwendung des klassischen J -Konzepts erlaubt. Wegen der Geometrieunabhängigkeit der ermittelten Materialparameter ist auch die direkte Anwendung des Gursonmodells zur Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile durchführbar.

Abstract

The assessment of the reliability of components requires the knowledge of their crack resistance curves, which are often not available due to lack of specimen material. More likely is the availability of typical material parameters such as the yield strength, tensile strength, uniform elongation, fracture strain as well as upper shelf impact energy and the lateral elongation of notched-bar impact test specimens. The goal of the current work consists in developing a method with which one can construct fracture resistance curves using such information. To this end, three different kinds of steels were investigated, each quite different from the others in terms of its yield strength and upper shelf impact energy. Crack resistance curves for specimens made from each of these steels were determined experimentally for temperatures between 23 °C and 300 °C. In addition, the respective yield curves were obtained. To determine the influence of the notch geometry on fracture behaviour, tests on radially notched tensile specimens with different notch radii in the above temperature range were carried out. Using the low-blow method, J -resistance curves for Charpy specimens were determined in instrumented notched-bar impact tests performed between 23 °C and 300 °C.

The material model of Gurson describes ductile crack growth due to the nucleation, growth and coalescence of damage pores in the material. Although dependent on the material and temperature, the material parameters of the Gurson model are independent of the specimen geometry and rate of loading. This latter fact allows one to use the values of these parameters determined on statically-loaded fracture mechanics specimens to model specimens with other geometries and subjected to other loading conditions, in particular to model impact loaded Charpy-V specimens.

The material parameters of the Gurson ductile damage model were identified for each of the three above-mentioned steels with the help of quasi-static fracture tests on different specimen geometries at different temperatures. On this basis, it was confirmed that these parameters are in fact independent of the specimen geometry. In addition, good agreement was obtained between experimentally-determined and numerically-simulated curved crack fronts in non-side-grooved specimens. Taking advantage of the fact that the material parameters are independent of the rate of loading, notched-bar impact tests were also successfully modelled using these.

On this basis, a method is proposed to construct crack resistance curves as based on quasi-statically-determined yield curves determined from available data on tension tests and the above-mentioned tests. Dynamically-determined yield curves are determined using proven procedures as based on the analysis of the dislocation activation energy. The ductile damage parameters are then obtained via the simulation of the notched-bar impact tests and fit to the upper shelf impact energy.

In this way, the ductile damage parameters are determined, which in turn enables the determination of the required J -resistance curves via simulation of ductile crack propagation in fracture mechanics specimens, allowing the application of the classical J -integral concept. The independence of the identified material parameters from the geometry of the specimen then allows the use of the Gurson model to analyse the reliability of structural components with cracks.

Inhalt

	Seite	
1	Einleitung	7
2	Übergeordnete Zielsetzung und Einzelsetzung	8
3	Stand der Wissenschaft und Technik	9
4	Versuchswerkstoffe	15
5	Untersuchte Proben, Probenentnahme	17
6	Versuchsdurchführung	21
6.1	Metallographische Untersuchungen	21
6.2	Fraktographische Untersuchungen	21
6.3	Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Fließkurven	21
6.4	Gekerbte Rundzugproben	21
6.5	Charpy-Proben	22
6.5.1	K_V - T -Diagramme	22
6.5.2	Rißwiderstandskurven	22
6.5.2.1	Quasistatische Biegeversuche	22
6.5.2.2	Schlagartige Versuche (Low Blow-Methode)	22
6.6	C(T)-Proben	23
6.7	M(T)-Proben	23
7	Durchgeführte FE-Analysen	30
7.1	Materialmodell	30
7.2	Quasistatische Analysen	31
7.2.1	Werkstoff-, Proben- und Temperaturspektrum	31
7.2.2	Bestimmung der erforderlichen Materialparameter	31
7.2.3	Zweidimensionale FE-Analysen	32
7.2.4	Dreidimensionale FE-Analysen	32
7.3	Dynamische FE-Analysen	33
7.3.1	Modellierung des Kerbschlagbiegeversuchs	33
7.3.2	Explizite, dynamische FE-Analyse	33
7.3.3	Erweiterungen der Materialgleichungen bei schlagartiger Belastung	33
7.3.4	Verwendete Materialparameter	34
8	Ergebnisse experimenteller Untersuchungen	41
8.1	Metallographische Untersuchungen	41
8.2	Mechanisch-technologische Eigenschaften der Werkstoffe	41
8.3	Gekerbte Rundzugproben	41
8.4	C(T)-Proben	42
8.5	Charpy-Proben	42
8.5.1	Einfluß von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit	42
8.5.2	Einfluß der Kerbform und des a_0/W -Verhältnisses	43
8.6	M(T)-Proben	43
8.7	Fraktographische Untersuchungen	43
8.7.1	Stabiler Riß	43
8.7.1.1	Einfluß der Prüftemperatur	43
8.7.1.2	Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit	44
8.7.2	Topographie der Stretchzone	44
8.7.2.1	Einfluß der Prüftemperatur	44
8.7.2.2	Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit	44
8.7.2.3	Quantitative Stretchzonenanalyse	44
8.8	Zusammenfassung und Diskussion der experimentellen Ergebnisse	45
8.8.1	Einordnung der Werkstoffe	45
8.8.2	Einfluß der Probenform	45
8.8.3	Fraktographische Untersuchungen	46

8.8.4	Verformungs- und Reißwiderstandsverhalten der Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7	47
8.8.4.1	Einfluß der Temperatur	47
8.8.4.2	Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit	47
8.8.5	Verformungs- und Reißwiderstandsverhalten des 15Ch2NMFA-A	49
9	Ergebnisse der FE-Analysen	96
9.1	Quasistatische FE-Analysen	96
9.1.1	Zweidimensionale FE-Analysen	96
9.1.1.1	Analysen für StE 460	96
9.1.1.2	Analysen für 22NiMoCr3-7	96
9.1.1.3	Analysen für 15Ch2NMFA-A	97
9.1.1.4	Mehrachsigkeit des Spannungszustandes	97
9.1.2	Dreidimensionale Analysen für StE 460	97
9.1.2.1	C(T)-Probe	97
9.1.2.2	ISO-V-Probe	98
9.1.2.3	Mehrachsigkeit des Spannungszustandes	98
9.2	Ergebnisse der dynamischen 2D-Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs	99
9.2.1	Verschiebungen und Verformungen der Probe	99
9.2.2	Dynamische Effekte	99
9.2.3	Kraft-Weg-Diagramm	100
9.2.4	Rißfortschritt und Rißöffnung	100
9.2.5	J -Integral und Reißwiderstandskurve	101
9.2.6	Kerbschlagarbeit und η -Faktor	101
9.2.7	Spannungsverteilung und Mehrachsigkeit	102
9.3	Schlußfolgerungen aus den FE-Analysen	102
10	Erörterung und Bewertung der experimentellen und numerischen Ergebnisse sowie Beschreibung der Methode zur Ermittlung von Reißwiderstandskurven aus der Kerbschlagarbeit	132
10.1	Zusammenhang zwischen Festigkeit, Zähigkeit sowie der Topographie der Bruchflächen und den Materialparametern der duktilen Schädigung	132
10.2	Zusammenhang zwischen Reißwiderstand und Mehrachsigkeit des Spannungszustandes	134
10.3	Vorgehensweise zur Konstruktion von Reißwiderstandskurven aus der Kerbschlagarbeit	136
11	Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlußfolgerungen	143
12	Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit	144
13	Dank	145
14	Nomenklatur	146

1 Einleitung

Das Gesamtziel des Vorhabens besteht in der Entwicklung einer Methode zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien bei unterschiedlichen Temperaturen, Streckgrenzen- und Zähigkeitsniveaus anhand der Kerbschlagarbeit für den Fall, daß an Normproben gemessene Rißwiderstandskurven nicht zur Verfügung stehen, wie sie für die Beurteilung von Komponenten im Einzelfall gebraucht werden. Diese Zielsetzung geht von der gesicherten Erkenntnis aus, daß die Kerbschlagarbeit im Bereich des duktilen Bruches im wesentlichen durch stabiles Rißwachstum verbraucht wird, und daß duktilen Rißwachstum unabhängig von der Art der Belastung durch Schädigungsmodelle beschrieben werden kann. In diesen Modellen wird das während des duktilen Rißfortschritts auftretende Hohlraumvolumen als Schädigungsparameter eingeführt. Die Materialparameter der Schädigungsmodelle sind dabei zwischen unterschiedlichen Probenformen und Belastungen übertragbar und der rechnerischen Analyse zugänglich, wodurch das Ziel des Vorhabens realisierbar ist.

2 Übergeordnete Zielsetzung und Einzelsetzung

Die bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Bauteilen und Komponenten hinsichtlich des Versagens bei stabilem Rißwachstum erfordert die Kenntnis von Rißwiderstandskurven. Die Verfügbarkeit des erforderlichen Materials zur Herstellung von Bruchmechanikproben, an denen die entsprechenden Rißwiderstandskurven normgerecht aufgenommen werden können, ist jedoch nicht immer gesichert, da entweder wenig Probenmaterial, meistens in Form von Kerbschlagbiegeproben, zur Verfügung steht, oder es liegen Ergebnisse von, oftmals nichtinstrumentierten, Kerbschlagbiegeversuchen vor, die bei der Abnahme oder Inspektion von Bauteilen oder Komponenten durchgeführt wurden.

Diese Tatsache erfordert die Entwicklung von Verfahren, die die Ermittlung von Rißwiderstandskurven aus dem vorliegenden, verfügbaren Datenmaterial und dem verfügbaren Probenmaterial ermöglichen. Hierzu bieten sich zwei grundsätzliche Möglichkeiten an:

Durch die quasistatische Prüfung normgerechter Bruchmechanikproben verschiedener Geometrien aus Stählen unterschiedlicher Güte, durch die ein gewisser Bereich der Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit abgedeckt wird, stehen gültige Rißwiderstandskurven zur Verfügung. Im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch mit der Low-Blow-Methode werden Rißwiderstandskurven infolge schlagartiger Belastung ermittelt. Durch die rechnerische Analyse der geprüften Kerbschlagbiegeproben ist mit Hilfe der Steigung der Rißwiderstandskurven und der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an der jeweiligen Rißspitze eine Konstruktion von Rißwiderstandskurven infolge quasistatischer Belastung aus der Kerbschlagarbeit möglich.

Als zweite Vorgehensweise bietet sich die Verwendung von Schädigungsmodellen an. Hierbei wird der Prozeß des duktilen Rißwachstums mit den Stadien Hohlraumentstehung, Hohlraumwachstum sowie Vereinigung benachbarter Hohlräume zum makroskopisch erkennbaren Riß durch Stoffgesetze beschrieben. Der Vorteil solcher Modelle besteht in der weitgehenden Geometrieunabhängigkeit der ermittelten Materialparameter, die somit zwischen verschiedenen Probenformen übertragen werden können. So können Materialparameter an nichtnormgerechten Proben ermittelt und auf normgerechte Proben oder auch Bauteile übertragen werden. Auch sind die Materialparameter zur Erfassung der Schädigung weitgehend von der Belastungsart unabhängig, was die Übertragung zwischen quasistatischer und dynamischer bzw. schlagartiger Belastung erlaubt. Damit ist die Übertragung von Materialparametern insbesondere zwischen schlagartig geprüften ISO-V-Proben und statisch geprüften, normgerechten Bruchmechanikproben möglich. Aufgrund dieser universellen Einsatzmöglichkeiten wurden im Rahmen dieses Vorhabens Schädigungsmodelle zur Lösung der anstehenden Aufgabe eingesetzt.

Während Schädigungsmodelle bisher allenfalls vereinzelt für bestimmte Werkstoffe und Temperaturen zur Übertragung zwischen wenigen Probenformen und unterschiedlichen Belastungen benutzt wurden, wird in diesem Vorhaben ein breites Spektrum von Werkstoffen, Temperaturen und Probenformen untersucht. Die Basis dafür bilden die benötigten experimentellen Daten, die eine Einordnung und Klassifizierung der Werkstoffe hinsichtlich deren Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten ermöglichen. Gleichzeitig ist dieser Fundus experimenteller Daten zur Validierung der Schädigungsmodelle erforderlich, um deren Einsatzfähigkeit über ein großes Spektrum an Materialien, Temperaturen und Probenformen untersuchen zu können. Dabei wird zum Erreichen des Vorhabenziels insbesondere analysiert, wie die Kerbschlagarbeit in Hochlage und die Rißwiderstandskurven bei den untersuchten Werkstoffen, Temperaturen und Probenformen über die Materialparameter der Schädigungsmodelle zusammenhängen.

Eine besondere Bedeutung kommt dabei den Materialparametern der duktilen Schädigung zu. Aufgrund der hier untersuchten unterschiedlichen Werkstoffe und Temperaturen werden die entsprechenden Materialparameter bei einer Temperatur für jedes Material separat ermittelt. Dabei ist nicht nur zu gewährleisten, daß die Materialparameter bei einer Temperatur für ein bestimmtes Material die Übertragbarkeit zwischen den unterschiedlichen Probenformen gewährleisten, sondern es ist insbesondere durch den Vergleich sowie durch die Analyse dieser Sätze von Materialparametern untereinander zu untersuchen, wie diese mit experimentellen Festigkeits- und Zähigkeitskennwerten korrelieren.

Daraus sind einerseits Aussagen hinsichtlich der Leistungsfähigkeit solcher Modelle zur Beschreibung der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften zu erwarten, während andererseits erstmals gebündelte Erfahrungen hinsichtlich von Materialparametern solcher Modelle vorliegen, die es erlauben, aufgrund der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften nicht untersuchter Werkstoffe realistische Anhaltswerte für Materialparameter von Schädigungsmodellen zu erhalten.

3 Stand der Wissenschaft und Technik

Für die Beurteilung der Restlebensdauer von Komponenten unter dem Aspekt potentiellen Versagens infolge stabilen Rißwachstums werden die Rißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien benötigt [1 bis 5], deren Spektrum etwa Dreipunkt-Biegeproben (SEC(B)), Kompaktzug-Proben (C(T)), doppelseitig angerissene Zugproben (DEC(T)), einseitig angerissene Zugproben (SEC(T)) und innen gerissene Zugproben (M(T)) umfaßt. C(T)-Proben bilden mit einer hohen und M(T)-Proben mit einer niedrigen Mehrachsigkeit innerhalb dieses Probenspektrums die Eckwerte, womit beispielsweise das duktile Wachstum eines axialen halb elliptischen Oberflächenfehlers in Axial- und Radialrichtung abzuschätzen ist. Dabei ist die Rißwiderstandskurve der C(T)-Probe für den Rißwiderstand in Axialrichtung und die der M(T)-Probe für den Rißwiderstand in Radialrichtung maßgebend, Bild 3-1. In der Praxis stehen im allgemeinen und bei Altanlagen im besonderen weder die Rißwiderstandskurven der C(T)-Probe noch die der M(T)-Probe zur Verfügung. Vorhanden sind zumeist nur Kerbschlagarbeitswerte.

Deshalb wurden in der Vergangenheit zahlreiche Versuche unternommen, um zwischen der Kerbschlagarbeit in Hochlage und dem Rißwiderstandsverhalten der Werkstoffe eine Beziehung herauszuarbeiten [6 bis 12]. Diese Bemühungen beschränken sich bisher auf den Zusammenhang zwischen der Rißwiderstandskurve der C(T)-Probe und der Kerbschlagarbeit in Hochlage. Diese Vorgehensweise beruht auf rein empirisch gewonnenen Korrelationen und reicht bis zu Modellen für die Abschätzung von Rißwiderstandskurven anhand der Kerbschlagarbeit [9 bis 12]. In diese Kategorie sind auch die bisherigen Arbeiten der Antragsteller [6 bis 8] einzuordnen.

Eason und Nelson [12] beziehen eine Vielzahl von Variablen mit potentielltem Einfluß auf die Rißwiderstandskurve von C(T)-Proben wie Kerbschlagarbeit, Daten des Zugversuchs, Temperatur, chemische Zusammensetzung usw. in ihre Betrachtungen ein. Sie unterwerfen die Versuchsdaten statistischen Verfahren, um die Schlüsselvariablen zu identifizieren. Erst danach werden die Parameter mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate (nichtlinear) abgeschätzt. Die Kerbschlagarbeit erweist sich bei dieser Vorgehensweise als dominanter Term gefolgt von der Probendicke, der Temperatur, der Bruchdehnung und dem Phosphorgehalt, wobei die letzten beiden Terme gerade an der Signifikanzschwelle liegen. Die ersten drei Terme, Kerbschlagarbeit, Probendicke und Temperatur, erscheinen auch aus werkstoffmechanischen Gründen plausibel.

In früheren Arbeiten [7, 8] wurde bei der Entwicklung einer Methode zur Abschätzung der Rißwiderstandskurve von C(T)25-Proben dagegen von vornherein von der Erkenntnis ausgegangen, daß die Kerbschlagarbeit im wesentlichen für die Entstehung und das Wachstum des stabilen Risses in der ISO-V-Probe aufzubringen ist,

und deshalb der Verlauf der Rißwiderstandskurven von Bruchmechanikproben – wenn überhaupt mit anderen Werkstoffkennwerten – dann mit der Kerbschlagarbeit im Zusammenhang steht. Dies hat sich für die bisher untersuchten Werkstoffe in vollem Umfang bestätigt [7, 8].

Der von Eason und Nelson [12] eingeführte "Temperatur-Term" bewirkt, daß bei gegebener Kerbschlagarbeit mit zunehmender Temperatur der Rißwiderstand abnimmt. Unabhängig davon wurde in [8] durch eine völlig andersartige Auswertung amerikanischer Versuchsreihen, von denen zahlreiche Rißwiderstandskurven bei 200 °C von verschiedenen Werkstoffen bzw. Werkstoffzuständen vorlagen, ein analoger Term in gleicher Größe festgestellt, der zu einer Absenkung des Umrechnungsfaktors von Kerbschlagarbeit in Rißwiderstand führte. Die mit zunehmender Temperatur zu beobachtende Abnahme der Rißwiderstandswerte in C(T)-Proben ist bei der Kerbschlagarbeit in Hochlage der ISO-V-Proben im gleichen Temperaturbereich von Raumtemperatur bis etwa 250 °C nicht im gleichen Ausmaß zu beobachten. Bild 3-2 zeigt als Beispiel einen Vergleich des Verlaufs der Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit von der Temperatur mit der Steigung der Rißwiderstandskurven bei Raumtemperatur und 200 °C [13, 14]. Sehr ausführlich wurde über den Einfluß unterschiedlicher Festigkeits- und Zähigkeitsniveaus auf die Temperatur- und Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit des Verlaufs der Rißwiderstandskurven von C(T)25-Proben aus drei niedriglegierten Baustählen von Memhard berichtet [15].

Die Ursachen für dieses unterschiedliche Verhalten der Rißwiderstandskurven von C(T)-Proben und der Kerbschlagarbeit in Hochlage von ISO-V-Proben sind noch nicht geklärt. Die wesentlichen Unterschiede zwischen beiden Probenarten sind qualitativ in Tabelle 3-1 zusammengefaßt.

Im Rahmen der Reaktorsicherheitsforschung wurden in der Bundesrepublik Deutschland bemerkenswerte Erkenntnisse über den Einfluß des Spannungszustandes auf die Steigung der Rißwiderstandskurven unterschiedlicher Probenarten und in verschiedenen Ausbreitungsrichtungen halb elliptischer Oberflächenfehler gewonnen [1 bis 5, 8, 16 bis 18]. Bild 3-3 zeigt als Beispiel die mittlere Steigung der Rißwiderstandskurven $\Delta J_R / \Delta a$ verschiedener Proben und in verschiedenen Richtungen vor einem halb elliptischen Oberflächenfehler in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes vor dem stehenden Riß in einem Behälter und für verschiedene Probenarten [8]. Die Bezeichnungen p_i und p_{max} geben den Druck bei Initiierung bzw. den maximal erreichten Druck an. Als Maß für die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes wurde in diesem Fall der Maximalwert in x-Richtung des Verhältnis-

ses von hydrostatischem Anteil des Spannungszustandes σ_h zur Vergleichsspannung σ_v

$$h = \max_x \sigma_h / \sigma_v \quad (3-1)$$

gewählt. Mit abnehmender Mehrachsigkeit des Spannungszustandes nimmt die Steigung der Rißwiderstandskurven zu. Ähnliche Ergebnisse werden erhalten, wenn man die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes vor einem stabil laufenden Riß zugrunde legt, die aus der numerischen Rißfortschrittssimulation mit makroskopischer Steuerung folgt [18].

Bei mikromechanischen Modellen oder Schädigungsmodellen wird die beim duktilen Rißfortschritt auftretende spezifische Hohlraumrate als innere Variable eingeführt, durch die der duktile Rißfortschritt in Bruchmechanikproben und Bauteilen simuliert wird. Dieses leistet das Gurson-Modell, das nur stellvertretend für eine ganze Klasse ähnlicher oder verwandter Modelle genannt sei [19 bis 21]. In der Formulierung von Gurson wird die Fließbedingung nach v. Mises durch einen Term erweitert, der den Einfluß der Hohlräume auf das plastische Fließen mittels des spezifischen Hohlraumvolumens berücksichtigt. Aufgrund der Geometrieunabhängigkeit der ermittelten Materialparameter sind diese zwischen verschiedenen Bruchmechanikproben übertragbar. Dadurch ist die Voraussetzung zur Herstellung eines Kausalzusammenhangs zwischen dem Spannungszustand in der Umgebung von Rißspitzen und der Steigung von Rißwiderstandskurven geschaffen. Die mit Schädigungsmodellen erzielten Resultate an C(T)- und M(T)-Proben fügen sich in die Ergebnisse zur Abhängigkeit der Steigungen von Rißwiderstandskurven von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an der Rißspitze in Bild 3-3 ein [22].

Für die ISO-V-Probe war bisher nur vereinzelt eine numerische Simulation des stabilen Rißwachstums mit Hilfe der Steuerung durch experimentelle Ergebnisse oder eine Analyse mit Schädigungsmodellen verfügbar [23]. Aufgrund eigener Untersuchungen ist festzustellen, daß bei dieser Probe bei Beginn des Versagens durch Initiierung eines stabilen Risses die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes im Vergleich zu angerissenen Proben vergleichsweise gering ist und insbesondere während des anfänglichen Rißfortschritts nicht unerheblich zunimmt. Für die gekerbte Probe beträgt die maximale Mehrachsigkeit $h \approx 1,5 \dots 1,8$ [22]. Der nach stabilem Rißwachstum erreichte Höchstwert beträgt 2,4 [22], der sich damit in Bild 3-3 nur bedingt einfügt.

Eine Übergangsstufe zu den Bruchmechanikproben stellt die angeschwungene Charpy-Probe dar, für die in erheblichem Umfang experimentelle Ergebnisse vorliegen [24, 25]. Diese Probe wird auch dann verwendet, wenn nur sehr wenig Versuchsmaterial zur Verfügung steht und hat auch insofern erhebliche praktische Bedeutung.

Zusammengefaßt stellt sich der Stand der Wissenschaft und Technik wie folgt dar:

Mit unterschiedlichen empirischen Methoden kann ein funktionaler Zusammenhang zwischen den Rißwiderstandskurven von C(T)-Proben und der Kerbschlagarbeit in Hochlage hergestellt werden, der es erlaubt, mit Kenntnis der Kerbschlagarbeit die Rißwiderstandskurve einer C(T)-Probe mit ausreichender Genauigkeit abzuschätzen, wenn angemessene Rißwiderstandskurven nicht zur Verfügung stehen.

Unterschiedliche Steigungen von Rißwiderstandskurven verschiedener Probenarten aus einem Werkstoff bzw. in verschiedenen Ausbreitungsrichtungen halbelliptischer Oberflächenfehler werden durch den Spannungszustand vor der Rißspitze verursacht. Die entsprechenden Ergebnisse sind noch mit erheblichen Streuungen behaftet, dem Einfluß von Variablen, wie Zähigkeits- oder Festigkeitsniveau des Werkstoffes, wurde noch nicht nachgegangen. Grundsätzlich bietet der aufgedeckte Zusammenhang die Möglichkeit, von der Steigung der Rißwiderstandskurve einer Probenart auf die Steigung der Rißwiderstandskurve einer anderen Probenart mit Hilfe einer rechnerischen Analyse zu schließen.

Zwischen dem Verlauf der Rißwiderstandskurve der dynamisch geprüften ISO-V-Probe und der Kerbschlagarbeit in Hochlage besteht ein Zusammenhang, der noch nicht geklärt ist.

Der Temperatureinfluß auf das Rißwiderstandsverhalten von C(T)-Proben und auf die Kerbschlagarbeit-Hochlage der ISO-V-Probe ist unterschiedlich ausgeprägt.

Schädigungsmodelle wurden bisher punktuell zur Übertragung des Rißwiderstandsverhaltens zwischen Bruchmechanikproben unterschiedlicher Geometrien und Belastungen eingesetzt. Eine Verifikation der Vorgehensweise über einen größeren Bereich von Festigkeit, Zähigkeit und Temperatur steht bisher noch aus.

Literatur zu 3

- 1 Brocks, W., Veith, H., Wobst, K.: Experimental and Numerical Investigations of Stable Crack Growth of an Axial Surface Flaw in a Pressure Vessel. In: K. Kußmaul (Hrsg.) Fracture Mechanics Verification by Large-Scale Testing. IAEA Specialists' Meeting on Large Scale Testing. London, Mechanical Engineering Publications Ltd. (1991) S. 151-169
- 2 Kordisch, H., Sommer, E.: Three-Dimensional Effects Affecting the Precision of Lifetime Predictions. Fracture Mechanics: Nineteenth Symposium, ASTM STP 969, T. A. Cruse (Ed.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1988) S. 73-87

- 3 Brocks, W., Krafska, H., Künecke, G., Wobst, K.: Stable Crack Growth of Axial Surface Flaws in Pressure Vessels. Nucl. Eng. Des. 135 (1992) S. 151-160
- 4 Aurich, D., Sommer, E.: The Effect of Constraint on Elastic-Plastic Fracture. Steel Research 59 (1988) No. 8, S. 258-267
- 5 Sommer, E., Aurich, D.: On the Effect of Constraint on Ductile Fracture. In: K.-H. Schwalbe, J. G. Blauel (Hrsg.) Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications.ESIS/EGF Publications 9. Mechanical Engineering Publications Ltd., London (1991) S. 141-174
- 6 Helms, R., Kühn, H.-J., Ziebs, J., Aurich, D.: Die Zähigkeit im Kerbschlagversuch. Werkstoffprüfung 1986, Deutscher Verband für Materialprüfung, Berlin, 1986
- 7 Aurich, D., Kühn, H.-J., Thiemich, K.-D., Wobst, K.: Abschätzung von Reißwiderstandskurven aufgrund der Kerbschlagarbeit-Hochlage. Werkstoffprüfung 1988, Deutscher Verband für Materialprüfung, Berlin, 1988
- 8 BAM-Forschungsbericht 174: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin (1990) S. 123-136
- 9 Hiser, A.L.: Correlation and Prediction of Upper-Shelf Fracture Toughness for Reactor Pressure Vessel Steels. EPRI Report Draft, Contract RP 2457-4, MEA Report MEA-2074, 1985
- 10 Pavinich, W. A.: The Effect of Neutron Fluence and Temperature on the Fracture Toughness and Tensile Properties for a Linde Submerged Arc Weld. Proceedings of the Second International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Monterey, California, September 1985. American Nuclear Society (1986) S. 485-495
- 11 Kußmaul, K., Roos, E.: Statistical Evaluation of Post-Yield Fracture Mechanics Properties on the Basis of Notched Bar Impact Tests. Nucl. Eng. Design 87 (1985) S. 123-137
- 12 Eason, E. D., Nelson, E. E.: Improved Model for Predicting J-R-Curves from Charpy Data. NUREG/CR-5356, MCS 890301. USNRC, Washington, (1989)
- 13 Hawthorne, J. R.: Mechanical Properties of LWR-PVI Surveillance Dosimetry Program Steels. In: NUREG/CR-1472, F. J. Loss, Ed., Washington D.C. (1980)
- 14 Berggren, R. G., Gudas, J. P., Hawthorne, J.R., Loss, F. J.: In: Resolution of the Task A-11 Reactor Vessel Materials Toughness Safety Issue. Appendix D: Materials Toughness Properties. NUREG-0744, Vol. 2, Rev. 1, USNRC, (1981)
- 15 Memhard, B.: Festigkeits und Zähigkeitsverhalten von ferritischen Baustählen im Temperaturbereich zwischen 20 °C und 400 °C. Dissertation RWTH Aachen (1989)
- 16 Clausmeyer, H., Kußmaul, K., Roos, E.: Der Einfluß des Spannungszustandes auf den Versagensablauf angerissener Bauteile aus Stahl. Mat.-Wiss. und Werkstofftech. 20 (1989) S. 101-117
- 17 Brocks, W., Schmitt, W.: Quantitative Assessment of the Role of Crack Tip Constraint on Ductile Tearing. First Symposium on Constraint Effects in Fracture. Indianapolis, 1991, ASTM STP 1171, E. M. Hackett, K.-H. Schwalbe, R. H. Dodds (Eds.), (1993) S. 64-78
- 18 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) S. 88-99
- 19 Needleman, A., Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture in Notched Bars. J. Mech. Phys. Solids. 32 (1984) S. 461-490
- 20 Needleman, A., Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture Modes at a Crack Tip. J. Mech. Phys. Solids. 35 (1987) S. 151-183
- 21 Bethmont, M., Rousselier, G., Devesa, D.: Ductile Fracture Analysis by Means of Local Approach. In: Wittmann, F. H. (Hrsg.): Transactions of the 9th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Vol. G.: Fracture Mechanics and NDE, Balkema, Rotterdam (1987) S. 131-141
- 22 Klingbeil D., Künecke, G., Schicker, J.: A synthesis between experimental and numerical methods applied to the determination of crack resistance curves for various specimens. ECF 10 - Structural Integrity: Experiments, Models and Applications, K.-H. Schwalbe und C. Berger (Eds.), Engineering Materials Advisory Services Ltd., (1994), S. 453-462
- 23 Brocks, W., Klingbeil, D., Künecke, G., Sun, D.-Z.: Application of the Gurson Model to Ductile Tearing Resistance. Second Sym. on Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1244, Mark Kirk and Ad Bakker (Eds.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995) S. 232-254
- 24 Blumenauer, H., Ortmann, R.: Die Bewertung der Bruchsicherheit von Werkstoffen der Kerntechnik mit Hilfe des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs. Kernenergie 30 (1987) Nr. 4, S. 137-142
- 25 Ortmann, R., Popp, K., Viehrig, H.-W., Wobst, K., Aurich, D.: Der instrumentierte Kerbschlagversuch - Ergebnisse von Round-Robin-Versuchen. Berichtsband 16. MPA-Seminar, MPA Stuttgart, (1990)

Tabelle zu 3

Tabelle 3-1: Qualitativer Zusammenhang zwischen Probenart, Constraint und Fließgrenzenabfall

Probe	Constraint	Fließgrenzenabfall zwischen 23 °C und 250 °C
seitengekerbte C(T)- Probe, quasistatisch geprüft	höher	kleiner
ISO-V-Probe, schlagartig geprüft	niedriger	größer

Bilder zu 3

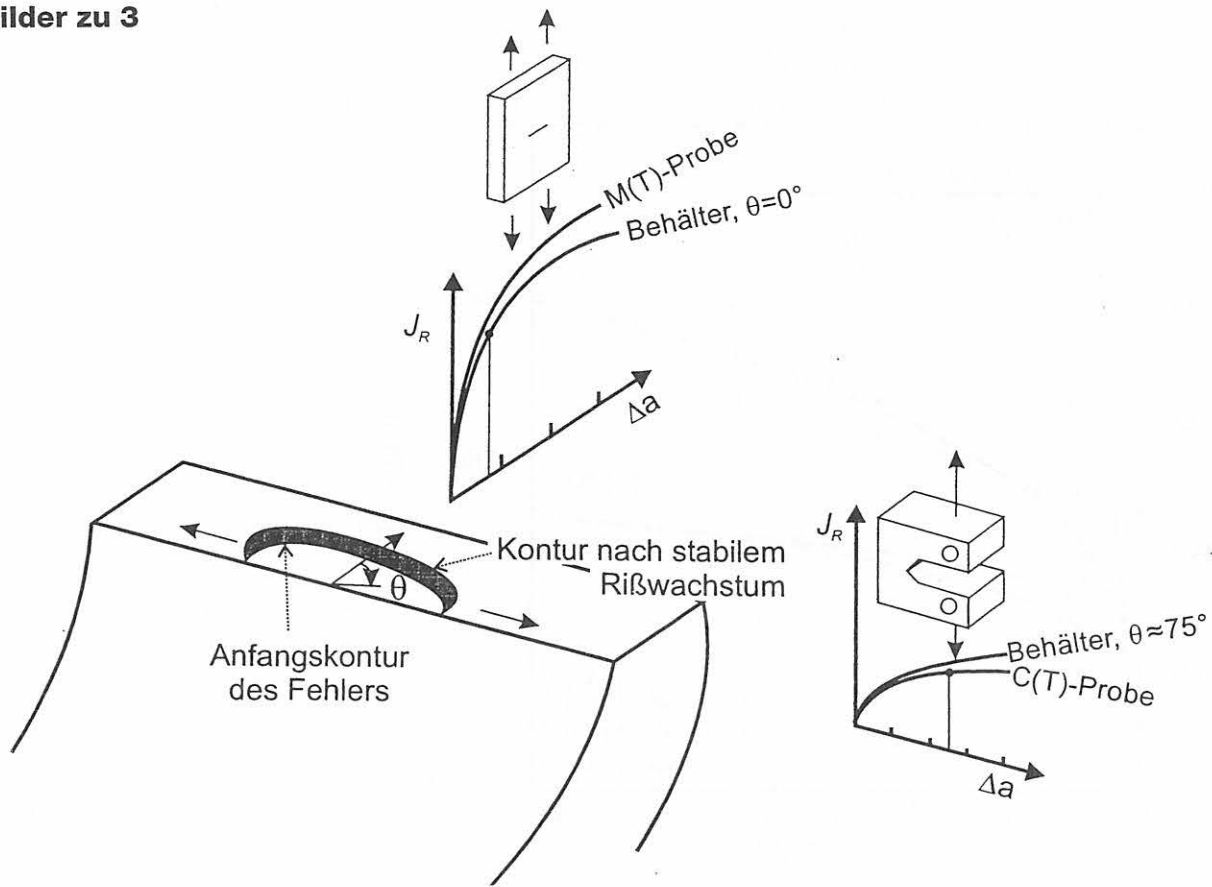


Bild 3-1: Vorgänge bei stabilem Wachstum von axialen, halbelliptischen Oberflächenfehlern in Rohren und Behältern und die dafür maßgebenden RiBwiderstandskurven

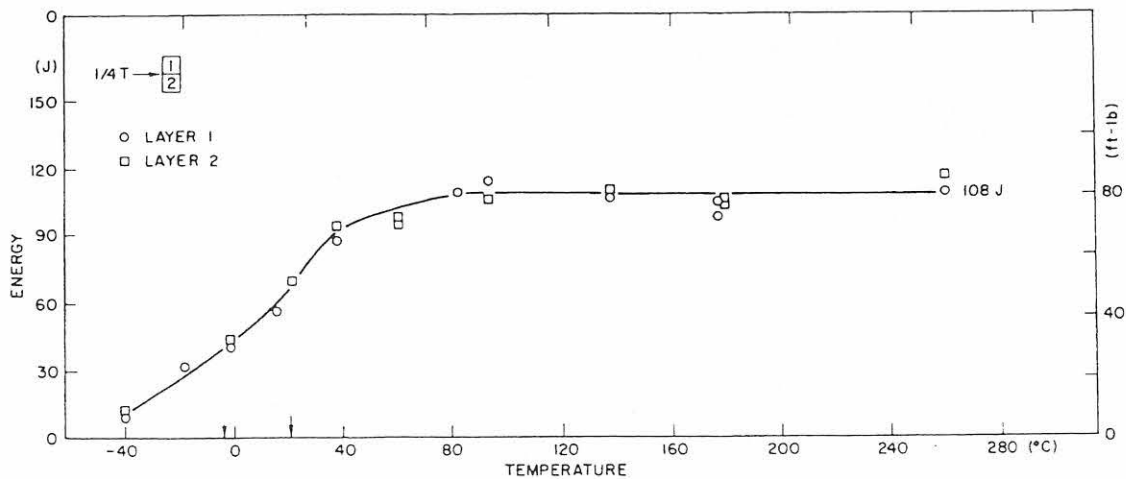
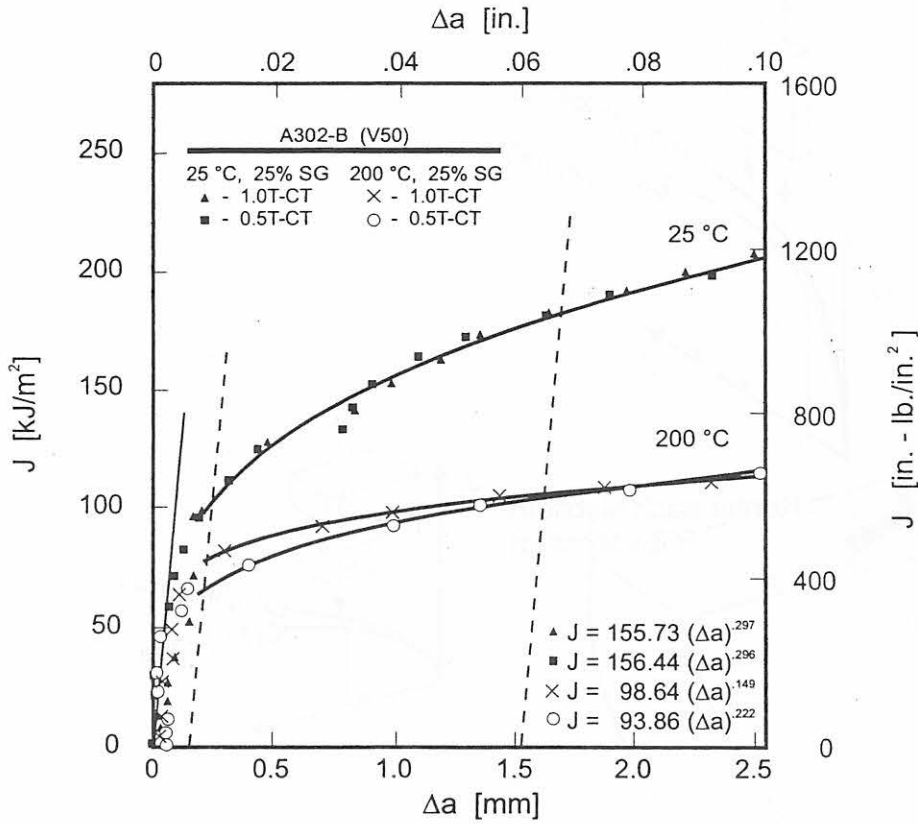


Bild 3-2: Unterschiedliches Verhalten von Kerbschlagarbeit und RiBwiderstandskurven am Beispiel des Stahls A302-B

a: Verlauf der Kerbschlag in Abhängigkeit der Temperatur; kein Abfall mit steigender Temperatur im Hochlagenbereich [13]



b: Starke Abnahme der Steigung der J-RiBwiderstandskurven von C(T)-Proben bei Anstieg der Prüftemperatur von 25 °C auf 200 °C

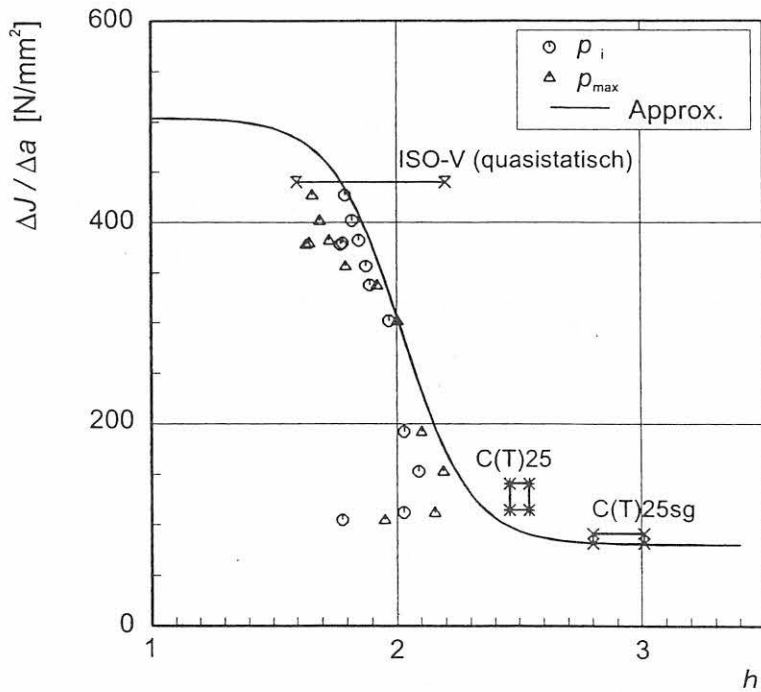


Bild 3-3: Mittlere Steigung der RiBwiderstandskurven verschiedener Proben und in verschiedenen RiBausbreitungsrichtungen eines axialen, halb-elliptischen Oberflächenfehlers in Abhängigkeit vom Maximalwert des Verhältnisses in RiBausbreitungsrichtung [8]

4 Versuchswerkstoffe

Für die Untersuchungen wurden folgende Werkstoffe aufgrund ihres unterschiedlichen Festigkeits- und Zähigkeitsniveaus ausgewählt:

- 22NiMoCr3-7 (S 23)
- StE 460
- 15Ch2NMFA-A

Der Werkstoff 22NiMoCr3-7 ist den vergüteten Feinkornbaustählen zuzuordnen. Der Kohlenstoffgehalt wird zur Gewährleistung der Schweißignung niedrig gehalten (C= 0,21%). Aufgrund der sich beim Vergüten feindispers ausscheidenden Karbide erreicht man eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig verbesserter Zähigkeit. Der 22NiMoCr3-7 (S 23) liegt als Segment eines Schmiederinges der Fa. Siemens KWU vor.

Der StE 460 gehört der Gruppe der schweißbaren, normalisierten Feinkornbaustähle an. Die Schweißignung wird im wesentlichen durch den niedrigen Kohlenstoffgehalt von 0,17 % und einen geringen Gehalt an Verunreinigungen gewährleistet. Um die Anforderungen an die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften zu erfüllen, wurden geringe Mengen bestimmter Legierungselemente (Aluminium, Vanadium, Niob u.a.) zugegeben, weshalb diese Stähle auch als „mikrolegiert“ bezeichnet werden. Durch diese Legierungselemente bilden sich bei entsprechender metallurgischer Behandlung feindisperse, als Keime wirkende Nitrid- bzw. Karbonitridausscheidungen, die zu einem feinkörnigen Sekundärgefüge führen. Art, Größe und Verteilung dieser Ausscheidungen haben wesentlichen Einfluß auf die Verformungsvorgänge im Werkstoff. Der StE 460 wurde als Referenzwerkstoff im Rahmen dieser Untersuchungen eingesetzt, da schon Ergebnisse umfangreicher Untersuchungen [1, 2] in der BAM vorlagen. Von den zur Verfügung stehenden Grobblechen des StE 460 wurde eine Tafel, intern mit Tafel 21 bezeichnet, für die vorliegenden Untersuchungen verwendet.

Bei dem als Stabflachstahl gelieferten Werkstoff 15Ch2NMFA-A handelt es sich um eine Nachschmelzung dieses russischen Reaktorbehälterstahls, die von einer deutschen Firma entsprechend den russischen Spezifikationen hergestellt wurde. Der Versuchswerkstoff wurde einer umfangreichen Wärmebehandlung unterzogen, aus der sein hohes Festigkeits- und Zähigkeitsniveau resultiert:

- Normalglühen 945 °C / 7 h / Luft
- Anlassen 640 °C / 5 h / Luft
- Härten 895 °C / 6 h / Wasser
- Anlassen 640 °C / 18 h / Luft
- Anlassen 610 °C / 18 h / Ofenabkühlung
- Anlassen 640 °C / 9 h / Ofenabkühlung
25 °C/h bis 300 °C,
anschließend Luft

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

Die Auswahl der zu untersuchenden Stähle erfolgte aufgrund ihrer sich charakteristisch unterscheidenden mechanischen Eigenschaften. Mit dem 22NiMoCr3-7 und dem StE 460 wurden zwei Werkstoffe in das Versuchsprogramm aufgenommen, die ein ähnliches Festigkeitsniveau besitzen, sich jedoch stark in ihren Zähigkeitsniveaus unterscheiden. Die Streckgrenzen beider Werkstoffe liegen mit 470 MPa (StE 460) bzw. 454 MPa (22NiMoCr3-7) auf vergleichbarem Niveau, während sich bei der Hochlage der Kerbschlagarbeit mit ca. 80 J (StE 460) und ca. 190 J (22NiMoCr3-7) deutliche Unterschiede zeigen. Die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A zeichnen sich dagegen beide durch ein hohes Maß an Zähigkeit aus, differieren jedoch im Hinblick auf ihr Festigkeitsniveau. Die Hochlage der Kerbschlagarbeit weist bei beiden Werkstoffen mit ca. 190 J (22NiMoCr3-7) und ca. 213 J (15Ch2NMFA-A) hohe Werte auf, während die Streckgrenzenwerte beider Werkstoffe mit 454 MPa (22NiMoCr3-7) und 705 MPa (15Ch2NMFA-A) deutliche Unterschiede zeigen.

Die Ergebnisse der chemischen Analysen und die mechanisch-technologischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe sind in den Tabellen 4-2 und 4-3 zusammengefaßt.

Literatur zu 4

- 1 Aurich, D., u.a.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, BAM-Forschungsbericht 174, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 1990
- 2 Aurich, D., u.a.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte; Lokales Rißwachstum, Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit, BAM-Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 1993
- 3 Brumovsky, M.: Service Life of VVER-Type Reactor Pressure Vessels Forschungsbericht ZJE – 277 SKODA Plzen. ČSSR 1987

Tabellen zu 4

Tabelle 4-1: Werkstoffe und Erzeugnisform

Werkstoff	Erzeugnisform	Wanddicke in mm
22NiMoCr3-7 (S 23)	Schmiedering	285
StE 460	Grobbleche	40
15Ch2NMFA-A	Stabstahl flach	200

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

Werkstoff		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	Cu	V
22NiMoCr3-7 (S 23)	Ist	0,21	0,22	0,86	0,005	0,008	0,021	0,40	0,53	0,85	0,05	<0,001
	Soll VdTÜV	0,17-0,25	≤0,35	0,50-1,00	≤0,020	≤0,020	≤0,05	0,30-0,50	0,50-0,80	0,60-1,20	≤0,18	≤0,03
StE 460 (Tafel 21)	Ist	0,17	0,28	1,52	0,009	0,009	0,01	0,039	0,013	0,62	0,03	0,18
	Soll DIN	≤0,20	≤0,60	1,00-1,70	≤0,030	≤0,025	≤0,020	≤0,30	≤0,10	≤0,80	≤0,20	≤0,20
15Ch2NMFA-A	Ist	0,14	0,29	0,50	0,006	0,004	-	1,95	0,44	1,18	0,08	0,12
	Soll [3]	0,18	0,37	0,60	≤0,010	≤0,010	-	2,40	0,70	1,50	0,10	≤0,12

Tabelle 4-3: Mechanisch-technologische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe

Werkstoff		$R_{p0,2}/R_{eL}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	Z in %	K_{VH} in J	Festigkeits- niveau	Zähigkeits- niveau
22NiMoCr3-7 (S 23)	Ist	454	606	17	70	-/192**	niedrig	hoch
	Soll VdTÜV	422	569-736	17	38	-		
StE 460 (Tafel 21)	Ist	470	633	21	64	141/78**	niedrig	niedrig
	Soll DIN	440*	570-720	17	-	55/31**		
15Ch2NMFA-A	Ist	705	800	13	70	-/213**	hoch	hoch
	Soll [3]	490	608	15	55	-		

*) R_{eH} **) L-T-Lage / T-L-Lage

5 Untersuchte Proben, Probenentnahme

Zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften, der Fließkurven und K_V - T -Kurven wurden Zugproben mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Länge von 50 mm, B8x40 bzw. ISO-V-Proben verwendet. Die Entnahme der Proben erfolgte in den für die Fertigung der Bruchmechanikproben ausgewählten Bereichen der Halbzeuge. Für die Verifikation von FE-Analysen wurden gekerbte Rundzugproben mit einem Nettodurchmesser von 10 mm und Kerbradien von 2, 4 und 10 mm entnommen.

Die Probenentnahme aus den Halbzeugen der untersuchten Werkstoffe erfolgte für die Bruchmechanikproben und ISO-V-Proben in T-L-Lage bzw. für die Zugproben zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften und für gekerbte Rundzugproben in T-Lage. Zur Charakterisierung der Werkstoffe wurden darüber hinaus Zugproben und ISO-V-Proben in weiteren Probenlagen geprüft.

Bruchmechanische Untersuchungen wurden an Kompakt-Zugproben (C(T)-Proben) mit einer Dicke $B = 25$ mm, Zugscheiben mit mittig eingebrachtem, durchgehendem Fehler (M(T)-Proben) mit den Dicken $B = 20$ mm für den StE 460 bzw. $B = 25$ mm für den 22NiMoCr3-7 und an Charpy-Proben durchgeführt, Tabelle 5-1. Bild 5-1 zeigt die Abmessungen der Proben. Um eine möglichst gerade Reißfront des stabilen Risses zu erhalten, wurden die C(T)-Proben und M(T)-Proben nach dem Einbringen des Schwingungsanrisses, bis auf eine Versuchsserie an C(T)-Proben, 20 % seitengekerbt.

Der Stahl 22NiMoCr3-7 lag in Form eines Ringsegmentes vor. Die Probenentnahme der Bruchmechanikproben und gekerbten Rundzugproben erfolgte aus dem Kernbereich zwischen $\frac{1}{4} t$ und $\frac{3}{4} t$ bei einer Dicke $t = 285$ mm, was schematisch in Bild 5-2 dargestellt ist. Zur Überprüfung der Homogenität der Werkstoffeigenschaften über die Bauteildicke wurden zusätzlich Zugproben und ISO-V-Proben über den ganzen Dickenbereich gefertigt. Untersuchungen an diesen Proben haben gezeigt, daß nur im Kernbereich hinreichend homogene Werkstoffeigenschaften vorliegen. Bild 8-15 zeigt anhand der Ergebnisse von Zugversuchen die erhöhte Festigkeit im Randbereich des Schmiederinges.

Die Entnahme und Fertigung der Proben des Werkstoffs StE 460 erfolgte im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen ausschließlich aus einem Grobblech, Tafel 21, mit den Abmaßen 2500 mm x 2100 mm x 40 mm. Durch die Konzentration auf ein Halbzeug sollte der Umfang der werkstoffbedingten Steuungen der Ergebnisse begrenzt werden. Die BAM-interne Werkstoff- und Herkunftsangabe lautet StE 460, Tafel 21. In den weiteren Ausführungen wird jedoch nur die Angabe StE 460 verwendet. Die Proben wurden der Tafel so entnommen, daß die für das Bruchverhalten relevanten Querschnitte in Blechdickenmitte ($t/2$) liegen, Bild 5-3.

Der Werkstoff 15Ch2NMFA-A lag in Form geschmiedeter Bleche mit den Abmaßen 1000 mm x 1200 mm und einer Dicke von 200 mm vor. Die Proben wurden einem Blech im Kernbereich zwischen $\frac{1}{4} t$ und $\frac{3}{4} t$ mit $t = 200$ mm entnommen, Bild 5-4.

Tabelle zu 5

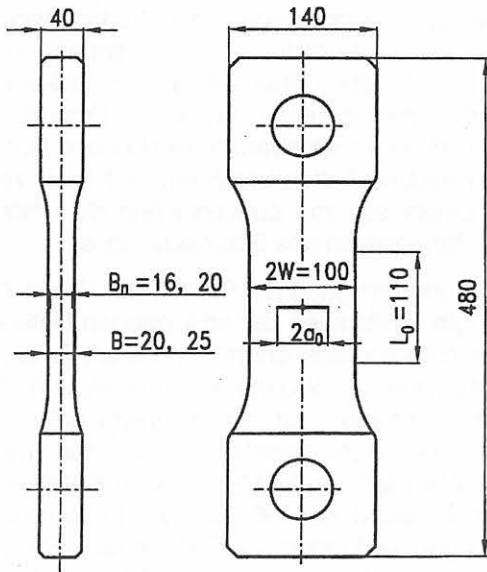
Tabelle 5-1: Arten, Lage und Abmessungen der Proben

	Lage	Geometrie		Werkstoffe		
		B mm	W mm	StE 460 Tafel 21	22NiMoCr3-7 (S23)	15Ch2NMFA-A
Charpy-Proben	T-L	10	10	•	•	•
C(T)-Proben	T-L	25	50	•	•	•
M(T)-Proben	T-L	20	50	•		
		25	50		•	

Bilder zu 5

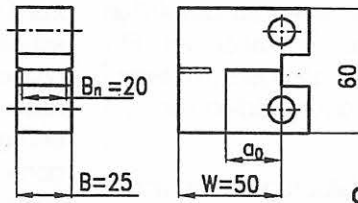
M(T)-Probe

$B=25\text{mm}$, $B_n=20\text{mm}$; $a_0/W=0,5$
20% seitengekerbt



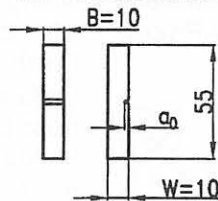
C(T)-Probe

$B=25\text{mm}$; $a_0/W=0,52$ bzw. $0,59$
20% seitengekerbt



Charpy-Probe

10mm x 10mm x 55mm
mit verschiedenen Kerbformen



gekerbte Rundzugprobe

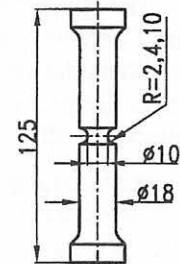
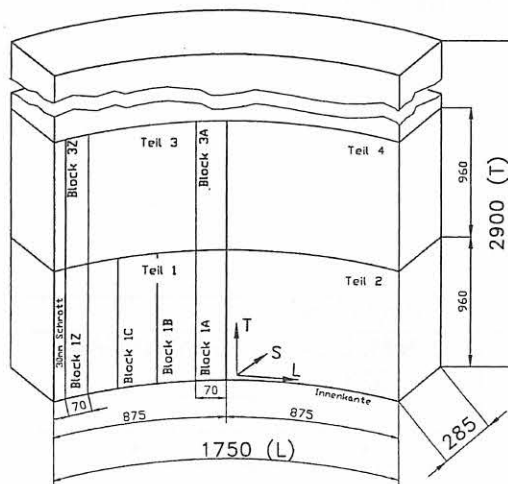


Bild 5-1: Abmessungen der verwendeten Proben

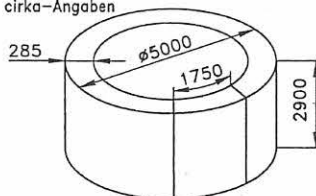
Segment aus dem Schmiedering

Maße sind cirka-Angaben



Schmiedering

Maße sind cirka-Angaben



Lage der Proben im Bauteil

im Bereich $t/4$ bis $3t/4$
Probenlage: T-L-Lage

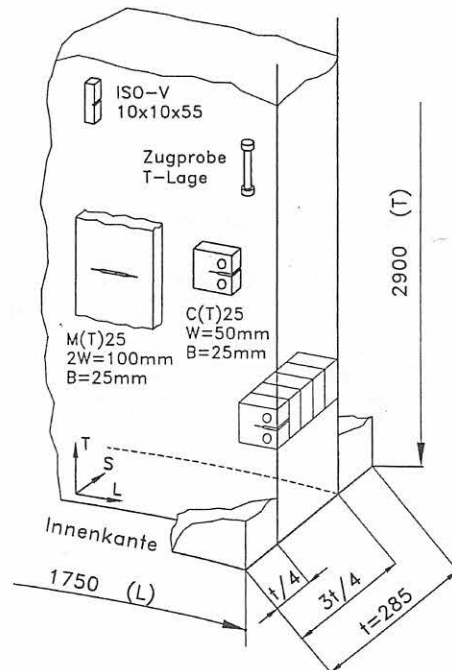


Bild 5-2: Entnahme der Proben aus dem Schmiederingsegment des 22NiMoCr3-7 (S23)

Probelageplan
Werkstoff: StE 460
Tafel 21

Lage der Proben im Blech

alle Proben liegen mittig über der Blechdicke 40 mm (S-Richtung)

- Rundzugproben
 M(T)-Proben } eine Probe über der Dicke s=40mm
 C(T)25-Proben }
 C(T)12.5 T-S-Lage }
 Kon #5-Proben } zwei Proben über der Dicke s=40mm
 C(T)12.5 T-L-Lage }
 ISO-V-Proben }

Tafel 21
Dicke 40mm (S-Richtung)

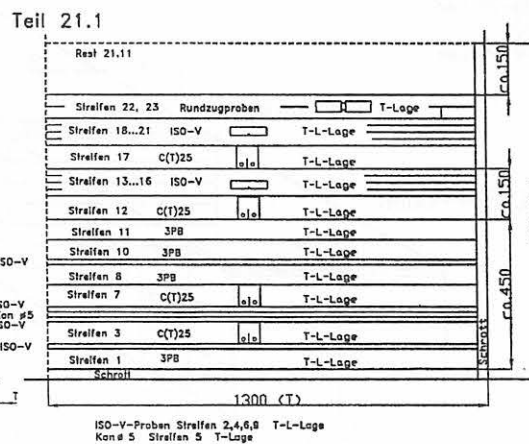
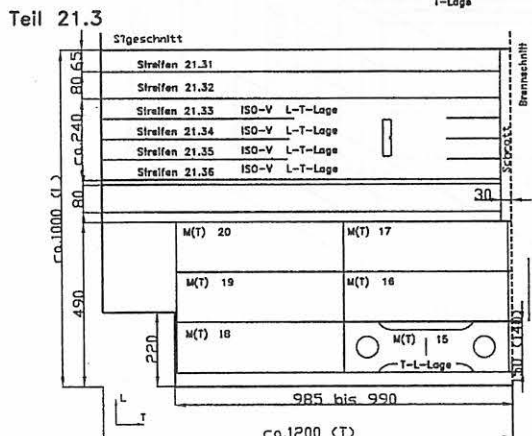
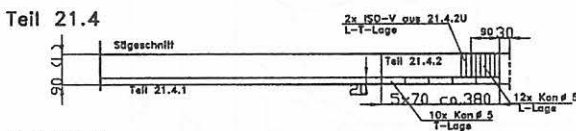
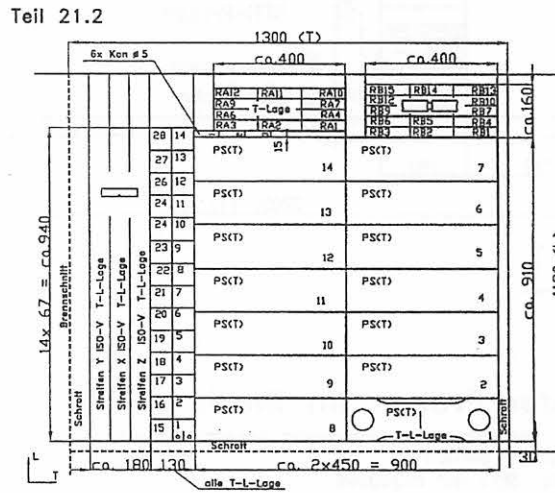
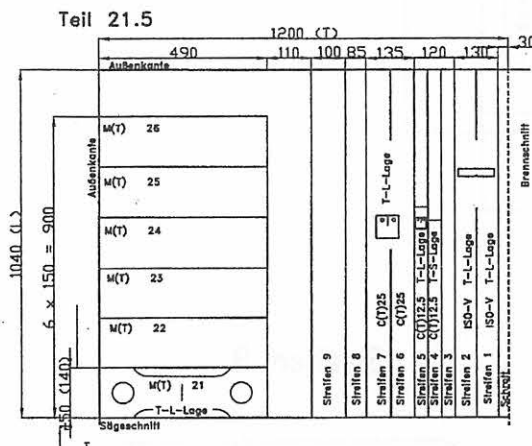
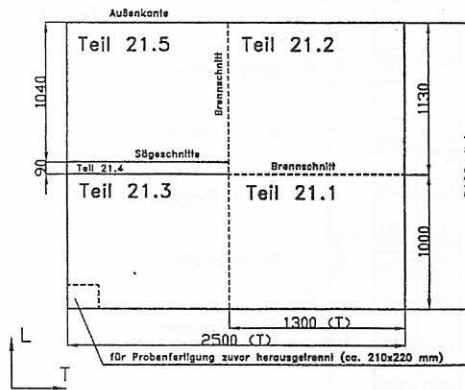
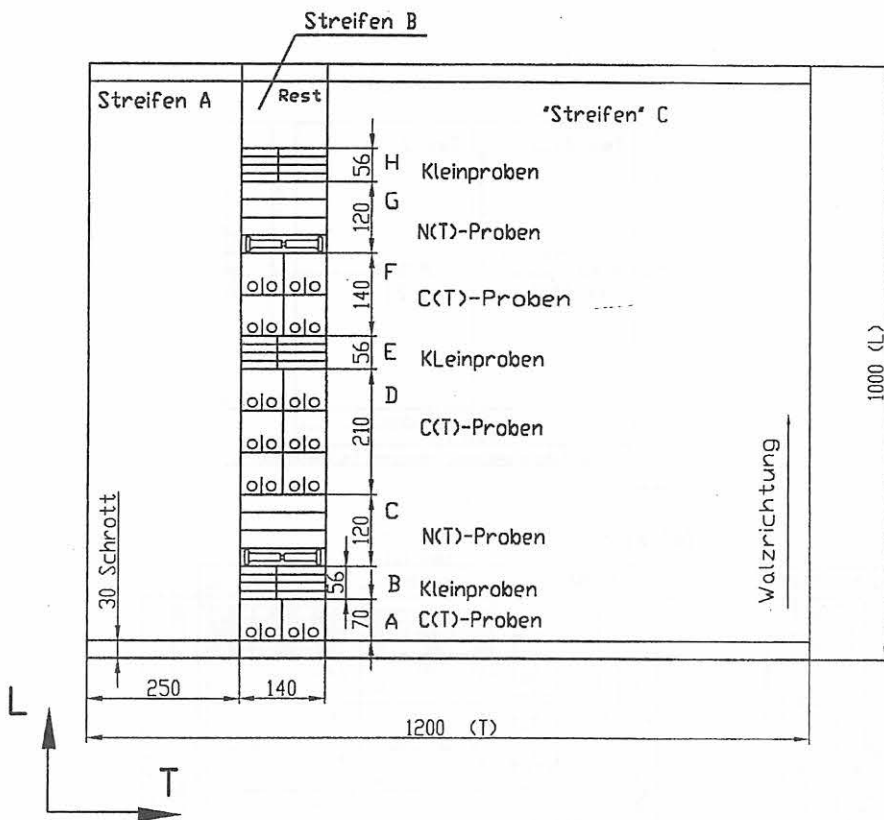


Bild 5-3: Lageplan der Proben aus der Tafel 21 des StE 460
 Anmerkung: Nicht alle der Tafel 21 entnommenen Proben wurden im Rahmen dieser Arbeit geprüft.



Lage der Proben im Blech

alle Proben im Bereich
von $t/4$ bis $3t/4$ mit $t=200\text{mm}$

Proben mit Umfangskerb

C(T)-Proben

Kleinproben :

- Kon#5-Proben
- B8x40
- ISO-V-Proben

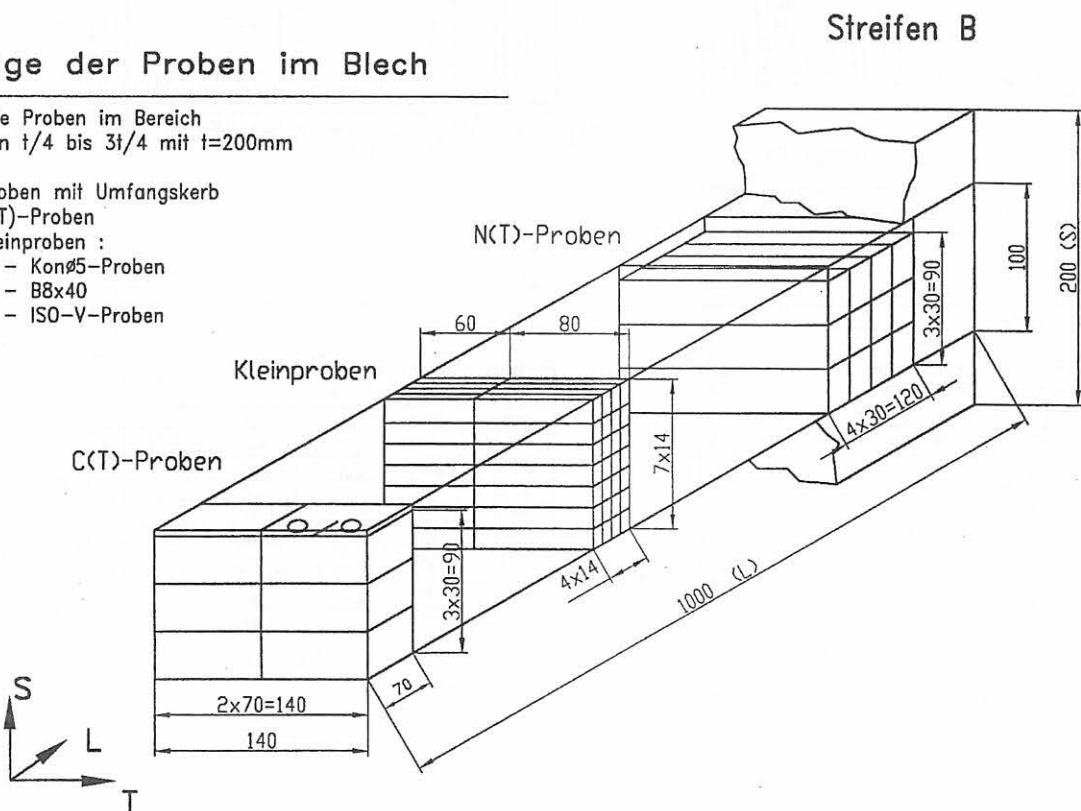


Bild 5-4 :
Lageplan der Proben des Werkstoffs 15Ch2NMFA-A

6 Versuchsdurchführung

6.1 Metallographische Untersuchungen

An den zu untersuchenden Werkstoffen wurden anhand metallographischer Schlitze

- die Gefüge identifiziert und Gefügeparameter (z. B. Korngröße, Lamellenabstand bzw. prozentualer Anteil bestimmter Gefügebestandteile) quantifiziert,
- der Reinheitsgrad sowie
- Art, Größe, Streckungsgrad und Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse bestimmt.

6.2 Fraktographische Untersuchungen

Die fraktographischen Untersuchungen der Bruchmechanikproben wurden am Stereomikroskop und am REM durchgeführt. Auf den Bruchflächen von C(T)-, M(T)- bzw. ISO-V-Proben wurden die Areale der stabilen Rißausbreitung in bezug auf charakteristische Erscheinungsformen und Merkmale miteinander verglichen, um Rückschlüsse auf das Zähigkeitsverhalten des entsprechenden Werkstoffes bei der jeweiligen Prüftemperatur bzw. Belastungsgeschwindigkeit ziehen zu können.

Auch die Stretchzone (SZ) wurde einer fraktographischen Bewertung unterzogen und die untersuchten Stähle hinsichtlich der Ausbildung der SZ in Abhängigkeit vom Gefüge, der Prüftemperatur und der Beanspruchungsgeschwindigkeit einander gegenübergestellt.

An einigen C(T)-, M(T)- bzw. ISO-V-Proben erfolgte die Bestimmung der Stretchzonen-Weite (SZW), die Eingang in die Berechnung des Rißinitiierungswertes J_i der J_R -Kurve findet, und der Stretchzonen-Höhe (SZH). Mit Hilfe einer Bildverarbeitung wurden am REM bei verschiedenen Vergrößerungen (z.B. 200:1; 500:1; 800:1) Bilder der SZ aufgenommen und als Bitmap-Datei abgespeichert. Die Auswertung dieser Bilddateien erfolgte mittels eines selbstentwickelten PC-Programmes nach der Norm ESIS-P2-92 [1] an 9 Meßstellen und nach der Norm DVM 002 [2] an 6 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 bzw. 6 Meßstellen liefern im Ergebnis der Gleichung 6-1 einen Mittelwert der SZW bzw. SZH über die gesamte Probendicke B bzw. B_n .

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

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

m : Anzahl der Meßstellen

6.3 Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Fließkurven

Im Zugversuch wurden die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Werkstoffe in Abhängigkeit von der Temperatur bis 350 °C ermittelt. Die Durchführung und Auswertung der Versuche erfolgte gemäß DIN EN 10002 [3].

Die Ermittlung von Fließkurven erfolgte im Zugversuch mittels video-optischem Konturmeßsystem. Das verwendete System erfaßt die Verlängerung der Probe, die Probenkontur sowie deren Entwicklung in Abhängigkeit von der Belastung der Probe. Durch die Erfassung der Konturänderung der Probe ist eine Auswertung der Versuche oberhalb der Gleichmaßdehnung, d.h. nach dem Beginn der Einschnürung, unter Berücksichtigung der sich verändernden Probengeometrie im Einschnürbereich möglich. So können Fließkurven bis zu hohen Verformungsgraden ermittelt werden [4, 5]. Die Versuche wurden in einer elektro-mechanischen Prüfmaschine durchgeführt. Zur Realisierung der Prüftemperaturen oberhalb von Raumtemperatur stand eine spezielle Temperierkammer mit zwei gegenüberliegenden Fenstern zur Verfügung. Die Zugproben B8x40 [6] wurden mit einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit von 0,006 mm/s belastet. Aus den Konturdaten werden der kleinste Durchmesser und der Krümmungsradius im Einschnürbereich der Probe ermittelt. Die Fließkurve wird aus Kraft, Durchmesser und Krümmungsradius im Einschnürbereich bis zum Bruch der Probe berechnet. Ab dem Beginn der Probeneinschnürung erfolgt eine Spannungskorrektur nach Bridgman [7].

6.4 Gekerbte Rundzugproben

Zur Anpassung der Materialparameter durch FE-Analysen und zur Untersuchung des Einflusses der Spannungsmehrachsigkeit werden Kraft-Durchmesseränderungskurven von gekerbten Rundzugproben benötigt. Dazu wurden Proben mit den Kerbradien 2 mm, 4 mm und 10 mm in einem Temperaturbereich von 23 °C bis 250 °C geprüft.

Die Versuche wurden in einer 300 kN-Universalprüfmaschine (INSTRON) mit Temperierkammer durchgeführt. Die Proben sind weggeregelt kontinuierlich mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,002 mm/s bis zum Bruch belastet worden. Gemessen wurden Kraft, Durchmesseränderung im Kerbgrund, der Kolbenweg der Prüfmaschine und die Temperatur. Die Messung der Durchmesseränderung erfolgte mit unterschiedlichen Diametral-Extensometern eigener Adaptierung, die Messung der Temperatur mit Thermoelementen bzw. PT100 an der Probe. Zur Darstellung und Speicherung der Meßwerte wurde das System MUSYCS (Hard- und Software) genutzt. Um im Bereich des Versagens genügend Meßpunkte zu erhalten, wurden kurze Abtastzei-

ten bis zu 1 μ s in Verbindung mit einer Datenreduktion über Schwellwerte gewählt. Die Durchführung und Auswertung erfolgte nach ESIS P6-94 D [8].

6.5 Charpy-Proben

6.5.1 K_V - T -Diagramme

An ISO-V-Proben wurden K_V - T -Kurven für die T-L-Probenlage, in der auch die Proben der bruchmechanischen Experimente liegen, aufgenommen. Darüber hinaus sind z.T. Kurven für weitere Probenlagen bestimmt worden :

- 22NiMoCr3-7; T-L-Lage,
- StE 460; T-L-Lage, L-T-Lage und L-S-Lage,
- 15Ch2NMFA-A; T-L-Lage

Die K_V - T -Diagramme wurden an einem 300 J-Pendelschlagwerk mit Hilfe des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs nach [9, 10, 11] im Temperaturbereich von -100 °C bis 350 °C ermittelt. Die Temperierung der Proben erfolgte in einer Luftumwälztemperaturkammer.

6.5.2 Reißwiderstandskurven

Im Rahmen bruchmechanischer Untersuchungen wurden Reißwiderstandskurven an Charpy-Proben (Bild 6-2) in Abhängigkeit von :

- der Belastungsgeschwindigkeit,
- der Versuchstemperatur,
- der Kerbform

für die untersuchten Werkstoffe bestimmt. Der Einfluß der Kerbform wurde an Proben mit ISO-V-Kerb (Kerbradius $\rho = 0,25$ mm), Proben mit einem Kerbradius $\rho = 0,1$ mm und Proben mit Schwingungsanriß bei a_0/W -Verhältnissen von 0,2 bzw. 0,45 untersucht. Die Tabelle 6-1 gibt eine Übersicht der gewählten Parameter.

Um die Vergleichbarkeit mit C(T)-Proben zu erhalten, wurde die Versuchsdurchführung und -auswertung in Anlehnung an [1] vorgenommen. Bedingt durch die Geometrie der Charpy-Proben lassen sich die Versuche nur teilweise unter Beachtung der in [1] angegebenen Gültigkeitsgrenzen (Gl. 6-2)

$$J_{\max} = \frac{W-a}{20} R_y \quad \text{mit} \quad R_y = \frac{R_{eL} + R_m}{2} \quad (6-2)$$

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

auswerten. Bei mehreren Versuchsreihen sind schon die ermittelten J_i - Werte größer als die J_{\max} -Werte, die bei 200 Nmm^{-1} bis 220 Nmm^{-1} (je nach Werkstoff und Versuchstemperatur) liegen. Für die Vergleichbarkeit experimenteller Ergebnisse mit der numerischen Simulation stabilen Reißwachstums wurden Versuche jedoch über

die Gültigkeitsgrenzen hinaus durchgeführt und ausgewertet.

Die Vorgehensweise bei der Ermittlung von Reißwiderstandskurven nach der Mehrprobenmethode für quasi-statisch bzw. schlagartig belastete Charpy-Proben ist identisch. Proben gleicher Ausgangskonfiguration hinsichtlich Werkstoff, Probengeometrie und Kerbform wurden bis zu unterschiedlich großen Durchbiegungen belastet und dann entlastet. Dies führt zu entsprechend unterschiedlich langem stabilen Reißwachstum und zu unterschiedlichen J_R -Werten. Zur Markierung der Reißfront wird die Probe anschließend bei ca. 300 °C angelassen und danach durchgeschwungen. Unter dem Meßmikroskop wird nach dem Versuch die Kontur des erzeugten duktilen Risses abgetastet, aus dessen Fläche und der Probenbreite B bzw. B_n wird die Länge des stabilen Risses $\overline{\Delta a}_{\text{end}}$ ermittelt.

Die Berechnung der J -Werte erfolgt nach:

$$J_R = \eta \frac{U}{B(W - a_0)} \quad (6-3)$$

mit $\eta = 1,46$ für $a_0/W = 0,2$ und

mit $\eta = 2,00$ für $a_0/W = 0,5$

U : Arbeit, Flächeunter der Kraft- Verschiebungskurve

Die J_R - Kurven-Bestimmung, die Kurvenregression (Gl. 6-4) und die Berechnung der blunting line werden in Anlehnung an [1] durchgeführt.

$$J = m (\Delta a + c)^n \quad \text{mit} \quad c \geq 0 \quad (6-4)$$

6.5.2.1 Quasistatische Biegeversuche

Die Versuche wurden in einer servohydraulischen Prüfmaschine mit oben liegendem Zylinder durchgeführt. Die Belastungsvorrichtung (Bild 6-3) war in der Geometrie, Konstruktion der Finne und der Widerlager, dem Pendelschlagwerk entsprechend [12] nachgebildet. Die Proben wurden mit einer Geschwindigkeit des Zylinders von $0,005$ mm/s belastet. Dabei wurden die Kraft, die Durchbiegung der Probe und die Temperatur gemessen. Durch die Belastung der Proben bis zu unterschiedlichen Durchbiegungen f wurde unterschiedlich langes Reißwachstum Δa_{end} eingestellt. Die Auswertung erfolgte nach der Mehrprobenmethode.

6.5.2.2 Schlagartige Versuche (Low-Blow-Methode)

Für die Ermittlung von Reißwiderstandskurven unter schlagartiger Belastung der Probe wurde die Low-Blow-Methode angewendet. Proben gleicher Ausgangsgeometrie werden im instrumentierten Pendelschlagwerk unterschiedlich stark belastet. Die Differenzierung der Belastung der einzelnen Probe erfolgte über die Fallhö-

he des Pendelhammers. Die Auftreffgeschwindigkeit der Hammerfinne auf die Probe variierte in Abhängigkeit von der Fallhöhe zwischen $1,2 \text{ ms}^{-1}$ und $3,0 \text{ ms}^{-1}$. Aus der mittels Transientenrekorder aufgezeichneten Kraft-Zeit-Kurve wurde durch zweimalige Integration (nach [10]) die Kraft-Durchbiegungskurve und daraus die entsprechende Arbeit berechnet. Die Auswertung der Proben mit unterschiedlich langem erreichten Rißwachstum erfolgte nach der Mehrprobenmethode.

6.6 C(T)-Proben

Für die Werkstoffe StE 460 und 22NiMoCr3-7 wurden Rißwiderstandskurven an C(T)25-Proben im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 350 °C und für den Werkstoff 15Ch2NMFA-A bei RT und 50 °C ermittelt. Der Versuchsablauf und die Auswertung der Versuche nach Ein- und Mehrprobenmethode erfolgte gemäß ESIS P2-92 und DVM 002 [1, 2]. Nach dem Anschwingen der Proben wurden in diese - bis auf eine zweite, weitere Versuchsserie des StE 460 bei 23 °C - Seitenkerben mit einem Kerbradius von $0,25 \text{ mm}$ und einer Tiefe von $0,1 B$ eingebracht.

Die Versuche wurden in einer 250 kN -Prüfmaschine (INSTRON) weggeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von $0,005 \text{ mm/s}$ durchgeführt. Die Temperierung wurde mit Thermoelementen in der Kammer bzw. in der Probe im Bereich der Rißspitze geregelt und kontrolliert. Zur Messung der Kerbauflächung 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. Die Ermittlung des stabilen Rißfortschritts erfolgte mit der Gleichstrom-Potentialmethode.

Zur Markierung der Rißfront wurden die Proben nach dem Versuch auf ca. 300 °C angelassen (heat tinting). Die Bruchflächen wurden am Meßmikroskop mit einem x-y-Koordinatentisch digitalisiert. Die Längen des Schwingungsanrißes zur Ermittlung von a_0 und des erreichten stabilen Rißwachstums Δa_{end} wurden über eine Flächenauswertung bestimmt. Dabei wurde aus der digitalisierten Rißfront bzw. -kontur die Fläche errechnet, woraus, bezogen auf die Probendicke B bzw. Nettoprobendicke B_n bei seitengekerbten Proben, ein mittleres a_0 bzw. $\Delta a_{end} - \Delta a_0$ bzw. Δa_{end} ermittelt wurde.

Die Verschiebung bei Initiierung $V_{LL,i}$ wurde durch die gemessene Potentialänderung bezogen auf das erreichte Rißwachstum ermittelt, da sich eine charakteristische Steigungsänderung im Potential-Verschiebungsschrieb z.T. nicht feststellen ließ. Die so ermittelten Werte wurden durch Versuche mit stabilem Rißfortschritt im Bereich der Strechzonenweite abgesichert. Die Berechnung der J -Werte erfolgte entsprechend ESIS P2-92 [1], die Kurvenanpassung nach Gl. 6-4. Die Initiierungswerte sind nach DVM 002 [2] bestimmt worden, zur Bestimmung von J_i wurde die am REM ermittelte SZW herangezogen. In einigen Versuchsreihen

wurden die in [1] angegebenen Gültigkeitsgrenzen für J_{max} bzw. Δa_{max} (Gl. 6-2) mit Δa_{end} -Werten bis 6 mm z. T. deutlich überschritten.

6.7 M(T)-Proben

Die Versuche an M(T)-Proben wurden an den Werkstoffen StE 460 und 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C in einer 4 MN -Prüfmaschine mit der in [13] vorgestellten Prüfvorrichtung für Zugscheiben durchgeführt, Bild 6-4. Die Probendicke B betrug beim StE 460 20 mm und beim 22NiMoCr3-7 25 mm , die Probenbreite $2W$ betrug bei beiden Werkstoffen 100 mm , Bild 5-1. Das a_0/W -Verhältnis lag in allen Fällen bei $0,5$. Die Proben wurden vor dem Versuch mit Seitenkerben mit einem Kerbradius von $0,5 \text{ mm}$ und einer Tiefe von $0,1 B$ versehen. Die Kolbenabzugsgeschwindigkeit betrug $0,0025 \text{ mms}^{-1}$. Die Temperierung erfolgte in einer Luftumwälztemperierkammer.

Während des Versuchs wurden folgende Größen gemessen :

- das Signal der Kraftmeßdose der Prüfmaschine,
- der Weg des Kolbens,
- die Verschiebung V links und rechts an der Probe, Bilder 6-4 und 6-7,
- das Potential links und rechts, Bild 6-7,
- die Temperatur der Probe und die Temperatur an einer Einspannung.

Nach dem Versuch wurden die Proben zur Markierung der Rißfront bei ca. 300 °C angelassen und danach durchgeschwungen. Die Auswertung der Bruchflächen erfolgte analog der Auswertung der C(T)-Proben.

Die Rißwiderstandskurven, bis auf die Kurve für den 22NiMoCr3-7 bei 150 °C , wurden nach der Mehrprobenmethode in Anlehnung an [1] ermittelt. Zur Berechnung der J -Werte wurde das in [13] beschriebene Verfahren zur Bestimmung von J_i nach [14] und von J nach [15] angewendet. Die Berechnung von J_i erfordert die Kenntnis der Verschiebung bei Rißinitiierung V_i und der dazugehörigen Kraft F_i , Versuche an Proben aus unterschiedlichen Werkstoffen haben gezeigt, daß unabhängig vom verwendeten Werkstoff und der Prüftemperatur bei seitengekerbten M(T)-Proben die Initiierung bei einer Verschiebung V_i von $0,37 \text{ mm}$ bis $0,4 \text{ mm}$ auftritt. Dies wird gestützt durch Versuche mit Δa_{end} -Werten im Bereich der Initiierung. Bild 6-5 veranschaulicht dies anhand der V - Δa -Kurven für mehrere Werkstoffe und Prüftemperaturen. Zur Vergleichbarkeit mit den Ergebnissen von ISO-V-Proben und C(T)-Proben werden die ermittelten Kurven durch die in Gl. 6-4 vorgeschlagene Funktion beschrieben.

Die Tabelle 6-2 enthält eine Übersicht der durchgeführten Versuche an C(T)- und M(T)-Proben. Die Bilder 6-6 und 6-7 zeigen instrumentierte C(T)- und M(T)-Proben vor Versuchsbeginn.

Literatur zu 6

- 1 ESIS-P2, ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society ESIS, 1992
- 2 DVM 002, Ermittlung von Rißinitiierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J -Integrals. Deutscher Verband für Materialprüfung DVM, 1987
- 3 DIN EN 10002 Teil 1 4/1991, Zugversuch--bei Raumtemperatur
- 4 Gusek, O., Hagedorn, J.: Werkstoffprüfung 1994, 187 – 192
- 5 Hünecke, J., Krafka, H.: Fließkurvenermittlung in Zug- und Stauchversuchen mit Hilfe der optischen Konturerfassung; Werkstoffprüfung 1997, 357 – 362
- 6 DIN 50125 4/1991, Zugproben
- 7 Bridgman, P. W.: The stress distribution at the neck of a tension specimen, Transactions of the American Society for Metals 32 (1944), 533 – 574
- 8 Draft Procedure to Measure and Calculate Local Approach Criteria Using Notched Tensile Specimens; ESIS P6-94 D, November 1995, Draft document (v3.0)
- 9 DIN EN 10045 T1 3/1990 Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy, Prüfverfahren
- 10 DVM 001 9/1986 Meßtechnische Anforderungen beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch
- 11 SEP 1315 5/1987 Kerbschlagbiegeversuch mit Ermittlung von Kraft und Weg
- 12 DIN EN 10045 T2 11/1992 Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy, Prüfung der Prüfmaschine (Pendelschlagwerk)
- 13 Aurich, D., u.a.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte; Lokales Rißwachstum, Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit, BAM-Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, Berlin, 1993
- 14 Rice, J. R., Paris, P. C., Merkle, J. E.: Some Further Results of J -Integral Analysis and Estimates, ASTM STP 536 (1973), 231-245
- 15 Hellman, D., Schwalbe, K.-H.: Geometry and Size Effects on J - R and δ - R -Curves under Plane Stress Conditions, ASTM STP 833 (1984), 577-605

Tabellen zu 6

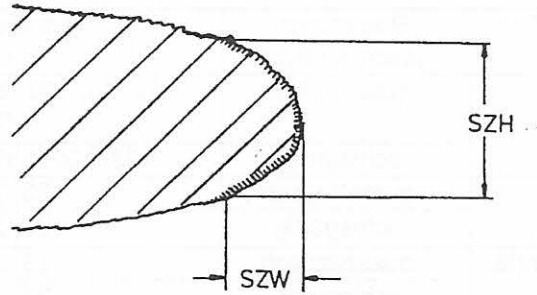
Tabelle 6.1 :
Versuchsbedingungen für die Bestimmung von Reißwiderstandskurven an Charpy-Proben

Werkstoff	Kerbform bzw. Fehlerart	Belastungsgeschwindigkeit	Temperatur [°C]
22NiMoCr3-7 T-L-Lage	ISO-V $\rho = 0,25$ mm	quasistatisch	-60, 23, 100, 200, 250, 300, 350
		schlagartig	23, 100, 200, 250, 300
	V-Kerb $\rho = 0,10$ mm	quasistatisch	23, 200
		schlagartig	23, 200
	Schwingungsanriß $a_0/W \approx 0,2$	quasistatisch	23, 200
		schlagartig	23, 200
	Schwingungsanriß $a_0/W \approx 0,5$	quasistatisch	23, 200
		schlagartig	23, 200
StE 460 T-L-Lage	ISO-V $\rho = 0,25$ mm	quasistatisch	-60, 23, 100, 200
		schlagartig	23, 200
15Ch2NMFA-A T-L-Lage	ISO-V $\rho = 0,25$ mm	quasistatisch	23

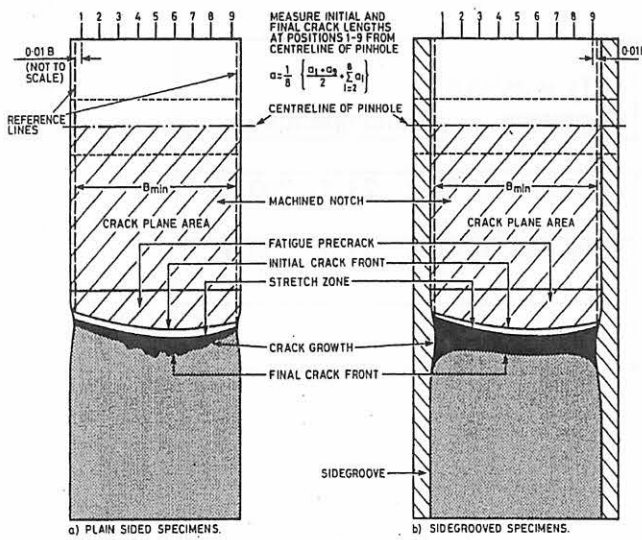
Tabelle 6-2 :
Übersicht der Versuche an C(T)- und M(T)-Proben

Werkstoff	Bruchmechanikversuche an C(T) $a_0/W=0,59$		M(T) $a_0/W=0,5$	
	Geometrie	Prüftemperatur	Geometrie	Prüftemperatur
StE 460 T-L-Lage	$B=25$ mm, 20 %sg $B=25$ mm	23 °C...350 °C 23 °C	$B=20$ mm, 20 %sg	23 °C, 200 °C
22NiMoCr3-7 T-L-Lage	$B=25$ mm, 20 %sg	23 °C...350 °C	$B=25$ mm, 20 %sg	23 °C, 200 °C
15Ch2MNFA-A T-L-Lage	$B=25$ mm, 20 %sg $a_0/W=0,52$	23 °C, 50 °C		

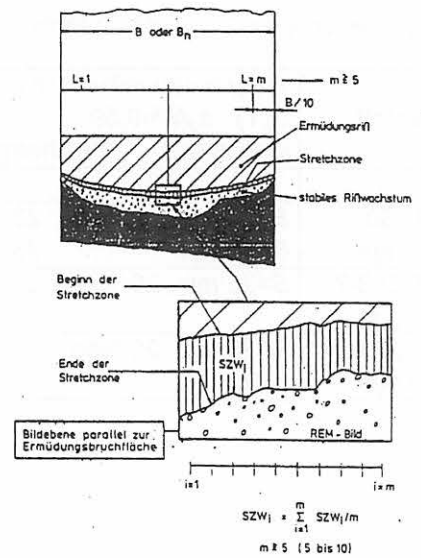
Bilder zu 6



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



b) Auswertung nach ESIS P2



c) Auswertung nach DVM 002

Bild 6-1:
Bestimmung der Stretchzonenweite und -höhe

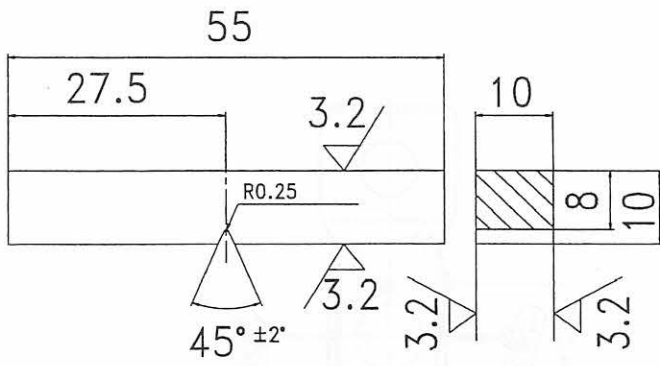


Bild 6-2:
ISO-V-Probe nach [9]

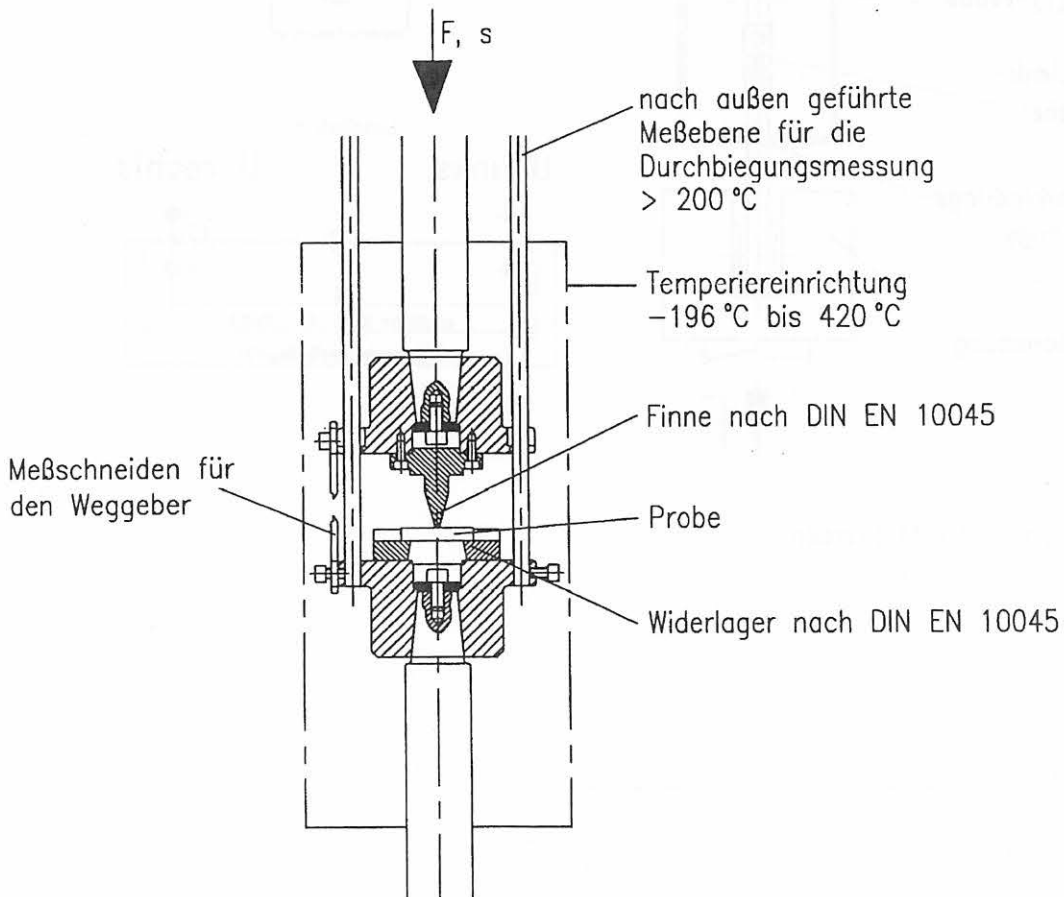


Bild 6-3:
Vorrichtung für die quasistatische Belastung von Charpy-Proben im Temperaturbereich von -196 °C bis 420 °C

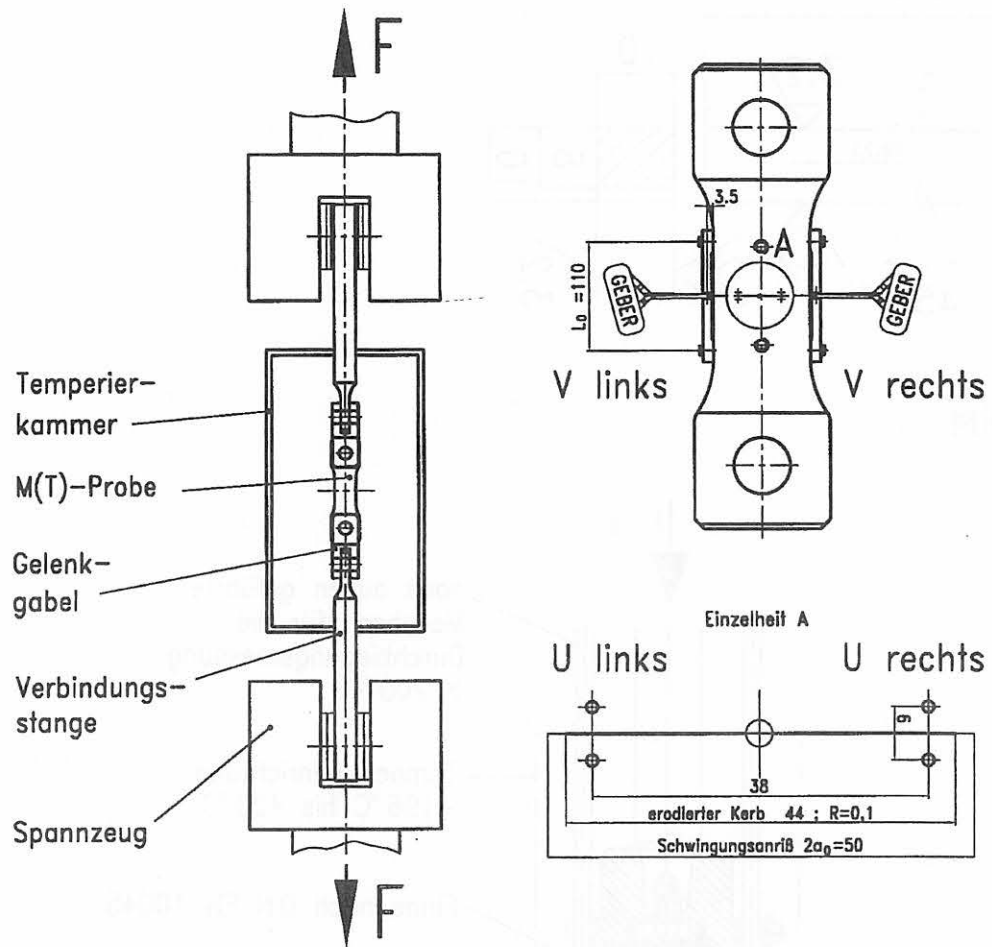


Bild 6-4:
Vorrichtung für die Versuche an M(T)-Proben

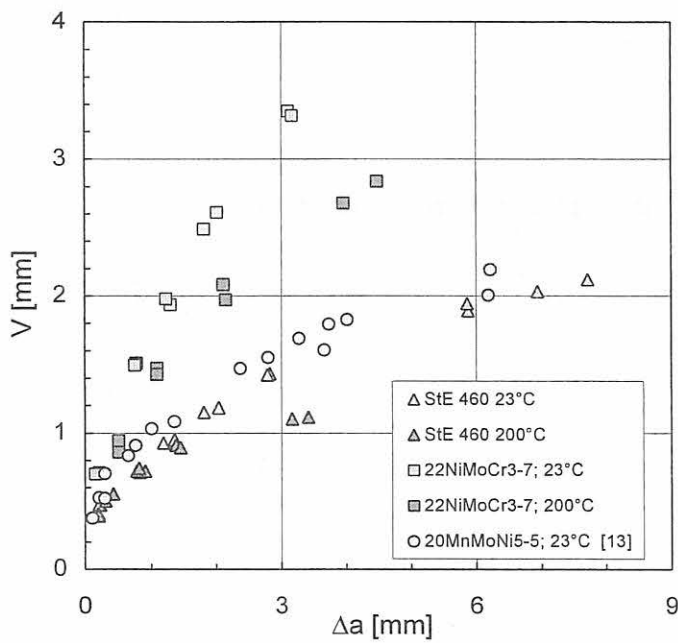


Bild 6-5:
Verschiebungs-Rißwachstums-Kurven für M(T)-Proben aus unterschiedlichen Werkstoffen

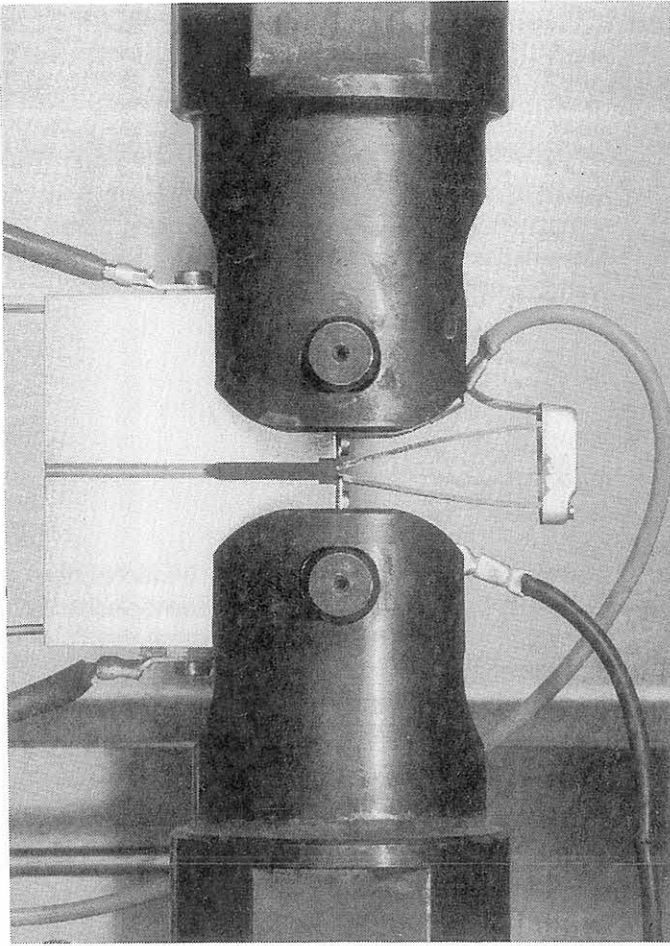


Bild 6-6:
Seitengekerbte C(T)25-Probe mit Wegaufnehmer zur
Messung von V_{LL} , Stromeinleitung (oben bzw. unten) und
Potentialabgriff (rechts)

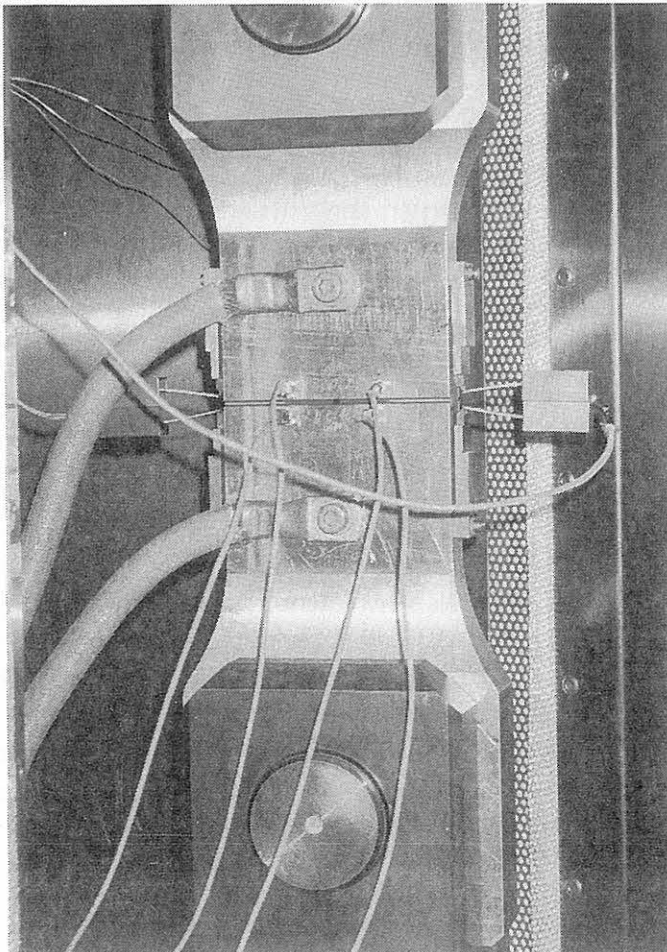


Bild 6-7:
Seitengekerbte M(T)-Probe mit zwei Wegaufnehmern zur
Messung von V , Stromeinleitung (oben bzw. unten) und
Potentialabgriffen (im Bereich der Ausgangsrißspitze)

7 Durchgeführte FE-Analysen

Das Ziel des Vorhabens besteht in der Konstruktion von Reißwiderstandskurven aus der Kerbschlagarbeit. Zur Lösung dieser Aufgabe sind verschiedene Größen in Bruchmechanikproben zu berechnen, zu analysieren und ggfs. zwischen verschiedenen Probenformen zu übertragen. Dazu zählen der Spannungs- und Verzerungszustand an der Reißspitze, die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes sowie bei Verwendung von Schädigungsmodellen zusätzlich die entsprechenden Materialparameter. Da diese Größen nur durch eine numerische Analyse zugänglich sind, ist die Durchführung von FE-Rechnungen erforderlich.

Da die Materialparameter von Schädigungsmodellen von der Belastungsgeschwindigkeit und der Probenform unabhängig sind, wird die rechnerische Analyse quasi-statisch belasteter C(T)-, M(T)- und Charpy-Proben sowie schlagartig belasteter Charpy-Proben durchgeführt. Da bei der rechnerischen Analyse von Bruchmechanikproben mit Schädigungsmodellen alle mechanischen Größen verfügbar sind, werden auch „klassische“ Größen, wie durch die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes skalierte Reißwiderstandskurven, analysiert.

7.1 Materialmodell

Zur Erfassung der Schädigung wird das Materialmodell von Gurson [1] in der Formulierung von Tvergaard und Needleman [2, 3] benutzt. Dabei wird davon ausgegangen, daß die in Stählen enthaltenen nichtmetallischen Einschlüsse unter äußerer Belastung die Ausgangsstellen für Hohlräume sind, die weiter bis zum makroskopisch erkennbaren Reiß wachsen. Dieser Vorgang des duktilen Reißfortschritts ist bei allen hier untersuchten Stählen im untersuchten Temperaturbereich gleich. Die Beschreibung dieser Vorgänge durch Stoffgleichungen im Rahmen der Kontinuumsmechanik basiert auf druckabhängigen Fließbedingungen, die als Zustandsvariable den relativen Hohlraumanteil f beinhalten. Die Fließbedingung von Gurson in der Formulierung von Needleman und Tvergaard [2, 3]

$$\Phi(\sigma_h, \sigma_v, f^*) = \frac{\sigma_v^2}{\sigma_y^2} + 2q f^* \cosh\left(\frac{3\sigma_h}{2\sigma_y}\right) - 1 - (q f^*)^2, \quad (7-1)$$

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

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

$$f^* = \begin{cases} f & \text{für } f \leq f_c \\ f_c + K(f - f_c) & \text{für } f_c < f \leq f_i \end{cases} \quad (7-2)$$

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

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

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

$$\dot{f} = \dot{f}_{growth} + \dot{f}_{nucl} \quad \text{mit } \dot{f}_{growth} = (1-f) \text{Sp}D^{pl} \quad (7-3)$$

und $f(t_0) = f_0$ als Anfangsbedingung,

wobei D^{pl} der plastische Anteil des Verzerrungsgeschwindigkeitstensors ist, und mit f_0 wird die Anfangshohlraumrate bezeichnet. Die Modellierung der Hohlraumentstehung an den vorhandenen Einschlüssen ist weitaus schwieriger. Es wird ein statistischer Ansatz aus [4] benutzt, der auf verzerrungskontrolliertem Hohlraumwachstum basiert und einer Normalverteilung entspricht:

$$\dot{f}_{nucl} = A \sigma_m \quad \text{mit } A = \frac{1}{H} \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp\left(\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}_m^{pl} - \epsilon_n}{s_n}\right)^2\right). \quad (7-4)$$

Dabei wird die akkumulierte, plastische Vergleichsverzerrung des Matrixmaterials mit $\bar{\epsilon}_m^{pl}$ und der Volumenanteil der spröden Phase, aus der Hohlräume entstehen, mit f_n bezeichnet. Die mittlere Verzerrung, bei der das Maximum der Normalverteilung liegt, ist ϵ_n , und s_n ist die entsprechende Standardabweichung. Die Verfestigung des Matrixmaterials wird konventionell durch die inkrementelle Gleichung

$$\dot{\sigma}_m = H \dot{\bar{\epsilon}}_m^{pl} \quad (7-5)$$

beschrieben, worin H den plastischen Tangentenmodul bezeichnet. Die aufgeführten Materialgleichungen werden für große Deformationen über die Schnittstelle zu einem benutzerdefinierten Materialmodell in ein FE-Programm implementiert und stehen damit für die Berechnung von Strukturen zur Verfügung.

7.2 Quasistatische Analysen

7.2.1 Werkstoff-, Proben- und Temperaturspektrum

Entsprechend den Ausführungen in Kapitel 6 wurden Versuche an C(T)- und Charpy-Proben aus den Stählen StE 460 und 22NiMoCr3-7 im Bereich von 23 °C bis 350 °C durchgeführt, während an M(T)-Proben zunächst Versuche bei 23 °C durchgeführt wurden. Da sich bei diesen beiden Stählen das Minimum des Reißwiderstandes bei den C(T)-Proben bei 200 °C bis 250 °C einstellte, wurden die Versuche an M(T)-Proben bei 200 °C durchgeführt. C(T)-Proben des Stahls 15Ch2NMFA-A wurden bei 23 °C und 50 °C geprüft.

Zur Ermittlung der Parameter des eingesetzten Schädigungsmodells werden zusätzlich Versuche an Rundzugproben mit unterschiedlichen Kerbradien benötigt, um dadurch Spannungszustände mit einer niedrigen Mehrachsigkeit zur Verfügung zu haben, an die die erforderlichen Materialparameter ebenfalls anzupassen sind.

Basierend auf den vorliegenden experimentellen Daten wurden die folgenden, numerischen Simulationen bei quasistatischer Belastung durchgeführt:

StE 460:

- Rundzugproben mit Kerbradien von 4 und 10 mm, 23 °C und 200 °C zweidimensionale Simulation durch Rotationssymmetrie
- C(T)-Proben, seitengekerbt, 23 °C und 200 °C zweidimensionale Simulation durch EVZ
- M(T)-Proben, seitengekerbt, 23 °C und 200 °C zweidimensionale Simulation durch EVZ
- C(T)-Proben, nichtseitengekerbt, 23 °C dreidimensionale Simulation
- ISO-V-Proben, nichtseitengekerbt, 23 °C dreidimensionale Simulation und zweidimensionale Simulation durch EVZ

22NiMoCr3-7:

- Rundzugproben mit Kerbradien von 4 und 10 mm, 23 °C und 200 °C zweidimensionale Simulation durch Rotationssymmetrie
- C(T)-Proben, seitengekerbt, 23 °C und 200 °C zweidimensionale Simulation durch EVZ

- M(T)-Proben, seitengekerbt, 23 °C und 200 °C zweidimensionale Simulation durch EVZ
- ISO-V-Proben, nichtseitengekerbt, 23 °C und 200 °C zweidimensionale Simulation durch EVZ

15Ch2NMFA-A:

- C(T)-Proben, seitengekerbt, 23 °C zweidimensionale Simulation durch EVZ
- ISO-V-Proben, nichtseitengekerbt, 23 °C zweidimensionale Simulation durch EVZ
- Gekerbte Rundzugproben bei 50 °C

7.2.2 Bestimmung der erforderlichen Materialparameter

Die erforderlichen Materialparameter des verwendeten Stoffgesetzes lassen sich in folgende Gruppen einteilen:

- Fließkurve des Matrixmaterials für große Deformationen
- Parameter des Schädigungsmodells mit folgenden Untergruppen:
 - Erfassung der Hohlraumentstehung mit den Parametern f_n , ϵ_n und s_n
 - Erfassung des Hohlraumwachstums mit den Parametern f_0 , f_c und f_r

Die Fließkurven für das Matrixmaterial wurden anhand von Rundzugproben B8x40 ermittelt, wobei die Werte der Spannung nach Bridgman [5] korrigiert wurden. Alle Parameter des verwendeten Schädigungsmodells werden phänomenologisch verstanden. Das bedeutet, daß die mikromechanischen Vorgänge im Gefüge qualitativ durch das Modell richtig beschrieben werden und daß die dabei auftretenden wesentlichen Effekte auch durch entsprechende Parameter des Materialmodells richtig beschrieben und erfaßt werden. Die einzelnen Parameter des Modells werden dabei entweder durch numerische Anpassung rechnerischer Ergebnisse an experimentelle Resultate ermittelt, durch Abschätzung der Volumenanteile spröder Einschlüsse mittels chemischer Analyse und Schliffbildern des Gefüges, oder es werden in der Literatur verfügbare Werte herangezogen.

Diese phänomenologische Vorgehensweise bedeutet aber nicht, daß aufgrund von Gefüge- oder Bruchflächenuntersuchungen ermittelte Parameter mit phänomenologisch eingeführten Materialparametern übereinstimmen, was in besonderem Maße für die endgültige Hohlraumrate f_r gilt.

Die Hohlraumentstehung wird entsprechend Gl. 7-4 durch die Parameter f_n , ϵ_n und s_n gesteuert. Davon wird der Volumenanteil spröder Phasen f_n , an denen Hohlräume entstehen können, aus Schliffbildern und aus der chemischen Analyse abgeschätzt. Der Wert der Standardabweichung s_n wurde der Literatur entnommen [4].

Die plastische Vergleichsdehnung ε_n , bei der die Entstehung neuer Hohlräume ihr Maximum aufweist, wird über eine numerische Anpassung bestimmt.

Die Parameter des Hohlraumwachstums f_0 , f_c und f_f werden ausschließlich durch numerische Anpassung ermittelt. Die Anfangshohlraumrate wird anhand von Zugversuchen an gekerbten Rundzugproben so ermittelt, daß das Maximum der Kraft durch die Simulation richtig erfaßt wird, während die kritische Hohlraumrate f_c aus dem Punkt des Versagens der Proben bestimmt wird. Das endgültige Hohlraumvolumen f_f wird vorteilhafterweise an einer Bruchmechanikprobe mit angeschwungener Reißfront bestimmt.

Aufgrund dessen hat es sich bei der Bestimmung der Materialparameter als vorteilhaft erwiesen, mindestens einen Bruchmechanikversuch mit angeschwungener Reißfront zur Verfügung zu haben, der aber nicht zwingend an normgerechten Proben ausgeführt sein muß. Es wird ein Satz von Materialparametern bestimmt, mit dem alle in die Bestimmung eingeflossenen Versuche hinreichend genau erfaßt und im ganzen richtig beschrieben werden.

7.2.3 Zweidimensionale FE-Analysen

Aufgrund der zylindrischen Form der gekerbten Rundzugproben reicht eine zweidimensionale Simulation unter der Annahme eines rotationssymmetrischen Spannungszustandes aus. Hierbei wird aufgrund der doppelten Symmetrie nur ein Viertel der Probe elementiert, wozu für die Kerbradien von 4 mm und 10 mm in den Bildern 7-1 und 7-2 die verwendeten Netze dargestellt sind.

Die zweidimensionalen Rechnungen im ebenen Verzerzungs Zustand wurden an seitengekerbten C(T)- und M(T)-Proben sowie an nichtseitengekerbten ISO-V-Proben durchgeführt, wozu die verwendeten FE-Netze in den Bildern 7-3 bis 7-5 dargestellt sind. Entsprechend der durchgeführten Versuche ist bei den C(T)- und M(T)-Proben das a_p/W -Verhältnis zu variieren, was durch eine Änderung der geometrischen Randbedingungen geschieht. Die FE-Rechnungen an den ISO-V-Proben wurden unter Berücksichtigung von Kontakt und Reibung zwischen der Probe und den Auflagern sowie der Finne und Probe durchgeführt, wodurch die während des Versuchs veränderlichen Auflagerbedingungen richtig erfaßt werden. Die Elementkanten im Ligament in Reißfortschrittsrichtung betragen bei allen Netzen etwa 0,1 mm. Zur Berechnung der resultierenden Kräfte bei seitengekerbten Proben wird die Nettoproben dicke B_n benutzt.

7.2.4 Dreidimensionale FE-Analysen

Die Reißfront in nichtseitengekerbten C(T)-Proben infolge duktilen Reißfortschritts verläuft über der Probendicke gekrümmt, was durch die unterschiedliche Dehnungsbehinderung in Dickenrichtung der Probe verursacht wird. Dabei ist der Reißfortschritt in Probenmitte am

größten, während zu den freien Rändern hin der Reißfortschritt sehr viel kleiner wird.

Es wird von nichtseitengekerbten C(T)-Proben ausgegangen um zu untersuchen, ob das verwendete Materialmodell geeignet ist, duktilen Reißfortschritt bei gekrümmten Reißfronten richtig zu modellieren. Aufgrund der doppelsymmetrischen Eigenschaften der C(T)-Probe wurde für die FE-Simulation ein Viertelausschnitt der Gesamtprobe gewählt, Bild 7-6. Zur Generierung des dreidimensionalen FE-Netzes wurde ein bereits vorhandenes zweidimensionales FE-Netz einer C(T)-Probe benutzt und in Dickenrichtung mit Elementen bis zur halben Probendicke $B/2$ schichtweise erweitert. Das Netz besteht dann aus insgesamt 4473 Knoten und 3496 dreidimensionalen, isoparametrischen 8-Knoten-Elementen mit voller Integrationsordnung, was $2 \times 2 \times 2$ Integrationspunkten entspricht.

Die kleinste Elementkantenlänge in Ligamentrichtung beträgt ca. 0,1 mm. Der fein elementierte Ligamentbereich läßt eine genaue Analyse des lokalen Reißwachstums und der lokalen Zustandsgrößen bis zu ca. 8 mm von der Reißfront entfernt zu. In Dickenrichtung z wird generell eine deutliche Veränderung der Zustandsvariablen, vor allem bei Annäherung an den freien Rand, erwartet. Deshalb erfolgte die Elementierung mit zunehmendem Abstand von der Probenmitte mit abnehmender Elementdicke, Bild 7-6.

Mit 8 Elementen in Dickenrichtung kann die gekrümmte Reißfront gut modelliert und dabei der numerische Rechenaufwand in Grenzen gehalten werden. Dabei wird die Reißfrontgeometrie dadurch modelliert, daß die Knotenpunkte, die im Ligament liegen, in y -Richtung festgelegt werden, während die Knotenpunkte, die hinter der Reißfront liegen, freie Randbedingungen erhalten, wodurch die Reißfront treppenförmig abgebildet wird.

Für die gesamte, modellierte C(T)-Probe wurden große Deformationen in der "Updated Lagrange-Jaumann-Formulierung" gewählt. Die Belastung der Probe wurde verschiebungsgesteuert aufgebracht.

Als weiteres Beispiel zur dreidimensionalen Simulation wurde der duktile Reißfortschritt in einer ISO-V-Probe untersucht. Dabei wurde das Auflager und die Finne durch Kontaktelemente simuliert, damit die veränderlichen Auflager- und Belastungsbedingungen richtig erfaßt werden. Das verwendete Netz ist in Bild 7-7 dargestellt. Es besteht aus insgesamt 2470 Elementen und 3372 Knotenpunkten. Es wurde wieder die "Updated Lagrange-Jaumann-Formulierung" zur Erfassung großer Deformationen gewählt, und die Belastung der Probe wurde verschiebungsgesteuert aufgebracht.

7.3 Dynamische FE-Analysen

7.3.1 Modellierung des Kerbschlagbiegeversuchs

Eine schematische Darstellung des Kerbschlagbiegeversuchs an einer ISO-V-Probe zeigt Bild 7-8. Die Länge der Probe beträgt 55 mm, der quadratische Querschnitt der Probe ist 10 x 10 mm. Die Probe besitzt einen Kerb mit einer Tiefe von 2 mm, der unter einem Winkel von 45° eingebracht ist, d.h., als Restligament verbleiben 8 mm. Der Kerbradius beträgt 0,25 mm. Bei seitengekerbten Proben beträgt die Tiefe der Seitenkerben je 1 mm. Die Probe liegt auf zwei 40 mm auseinander liegenden Auflagern. Der Hammer (Finne) schlägt mit einer Geschwindigkeit von 5,52 m/s auf die dem Kerb abgewandte Seite der Probe. Je nach Zähigkeit des Materials wird die Probe zwischen den Auflagern mehr oder weniger weit hindurch geschoben, es sei denn, sie bricht spröde und wird seitlich herauskatapultiert. Für einen Vergleich zwischen experimentellen und numerischen Ergebnissen werden die Versuchsergebnisse seitengekerbter Proben verwendet, die, über den Probenquerschnitt gesehen, einem ebenen Dehnungszustand, wie er in der zweidimensionalen numerischen Analyse vorausgesetzt wird, nahe kommen. Durch die zusätzliche beidseitige Kerbung von je 1 mm ergibt sich eine Nettodicke B_n im Kerbgrund von 8 mm.

Der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch ermöglicht die Aufzeichnung und Berechnung von Kraft-Zeit($F-t$)- bzw. Kraft-Durchbiegung($F-f$)-Diagrammen, deren Verlauf vom Werkstoff, dem Gefüge und der Umgebungstemperatur abhängig ist. Bild 7-9 zeigt ein schematisches Diagramm eines Kraft-Weg-Verlaufs. Die Analyse der durch die Instrumentierung aufgezeichneten Signale erlaubt Rückschlüsse auf das Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten des Probenwerkstoffes und die rechnerische Ermittlung von Spaltbruchanteilen. Die Hammerkraft zeigt am Beginn, beim Auftreffen auf die Probe, starke Oszillationen und einen steilen Gradienten bis zum Erreichen des „general yield“ Punktes F_{gy} . Der weitere Verlauf kennzeichnet die Bereiche, in denen Ribinittierung und stabile Ribausbreitung erfolgen. Die mögliche instabile Ribausbreitung wird durch die Arretierung des instabilen Risses beendet, dem der stabile Restbruch der Probe durch Abscheren folgt.

7.3.2 Explizite, dynamische FE-Analyse

Um einen solch hochdynamischen Versuch numerisch simulieren zu können, reichen die impliziten Algorithmen in Standard FE-Programmen nicht mehr aus. Es werden sehr kleine Zeitschritte benötigt, die mit impliziten Verfahren nicht mehr effektiv bearbeitet werden können. Man bedient sich daher expliziter Verfahren, bei denen die Bewegungsgleichungen durch einen expliziten zentralen Differenzenoperator integriert werden,

$$\begin{aligned}\dot{u}_N^{(i+\frac{1}{2})} &= \dot{u}_N^{(i-\frac{1}{2})} + \frac{\Delta t^{(i+1)} + \Delta t^{(i)}}{2} \ddot{u}_N^{(i)}, \\ u_N^{(i+1)} &= u_N^{(i)} + \Delta t^{(i+1)} \dot{u}_N^{(i+\frac{1}{2})},\end{aligned}\quad (7-6)$$

mit u_N als einem Verschiebungs- oder Rotationsfreiheitsgrad und i als dem Inkrementzähler. Die explizite Integrationsvorschrift ermöglicht die Berechnung des kinematischen Zustands $\dot{u}_N^{(i+1/2)}$ bzw. $u_N^{(i+1)}$ aus bereits bekannten Größen vorausgegangener Zeitinkremente, $\dot{u}_N^{(i-1/2)}$, $\ddot{u}_N^{(i)}$ bzw. $u_N^{(i)}$ an den Knotenpunkten. Diese Vorgehensweise allein wäre jedoch kein echter rechnerischer Gewinn. Den Schlüssel zur numerischen Effizienz bietet die Benutzung der diagonalen Element-Massenmatrizen. Mit dieser aus konzentrierten Einzelmassen bestehenden Matrix M_{NM} wird die Beschleunigung zu Beginn jedes Zeitinkrements aus den Vektoren der äußeren und inneren Kräfte $R_M^{(i)}$ bzw. $F_M^{(i)}$ berechenbar:

$$\ddot{u}_N^{(i)} = (M_{NM})^{-1} (R_M^{(i)} - F_M^{(i)}). \quad (7-7)$$

Dadurch entfallen Iterationsprozesse sowie das Aufstellen von Steifigkeitsmatrizen. Das explizite Verfahren integriert nun entlang der Zeitachse in sehr kleinen Schritten, wobei die Schrittweite durch den höchsten Eigenwert im System bestimmt wird. Für die vorliegende Analyse wurde das FE-Programmpaket ABAQUS/Explicit verwendet [6]. Es besitzt eine automatische Zeitinkrementierung, deren Schema normalerweise nicht beeinflussbar ist und beibehalten wurde. Das Programm bestimmte die Größe der Schrittweiten selbstständig und benutzte Minimalwerte von bis zu $1 \cdot 10^{-10}$ s. In einem Zeitbereich von ca. 1 ms Gesamtdauer der dynamischen Berechnung benötigte die Analyse etwas mehr als 1 Mio. Inkremente. Anzumerken ist, daß der zentrale Differenzenoperator lediglich bedingt stabil ist. Stabilität wird durch Zeitschrittinkrementierung erreicht. Für weitere Erläuterungen sei auf [6] hingewiesen. Aufgrund des hohen Rechenaufwands und begrenzter Ressourcen wurden für diese Untersuchung lediglich zweidimensionale Analysen in Betracht gezogen und durchgeführt.

7.3.3 Erweiterungen der Materialgleichungen bei schlagartiger Belastung

Für die Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs, unter Berücksichtigung der Dynamik des Problems, ist zusätzlich zur Verwendung des speziellen expliziten Lösungsalgorithmus auch die geschwindigkeitsabhängige Erweiterung der Materialgleichungen notwendig. Zu diesem Zweck wurden die für die Analysen des duktilen Ribfortschritts zu verwendenden Materialgleichungen des GURSON-Modells (siehe Kapitel 7.1) mit einem

empirischen Materialgesetz, welches das von der Dehngeschwindigkeit abhängige Fließverhalten des Matrixmaterials beschreibt, gekoppelt.

Bei der Durchführung statischer Versuche an ISO-V-Proben liegen die Dehngeschwindigkeiten in Reißspitzennähe üblicherweise zwischen $1 \cdot 10^{-3}$ und $1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, während die Dehngeschwindigkeiten schlagartig belasteter ISO-V-Proben bei etwa $1 \cdot 10^3$ bis $1 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$ liegen [7]. Bei Fließkurven, die mit geringen Geschwindigkeiten aufgenommen werden, hängt die Fließspannung lediglich von der akkumulierten Vergleichsdehnung ab, $\sigma_y(\bar{\epsilon}_m^{pl})$. Im Experiment beobachtet man bei hohen Dehngeschwindigkeiten ein erhöhtes Verfestigungsvermögen des Materials. Je höher die Dehngeschwindigkeit, desto stärker wird die Fließkurve in Richtung höherer Spannungen angehoben. Eine einfache empirische Beziehung zwischen der "dynamischen" Fließspannung σ_y und der plastischen Dehngeschwindigkeit wurde in [8] eingeführt und unter anderem in [9] angewendet:

$$\sigma_y = \sigma_{y0}(\bar{\epsilon}_m^{pl}, T) \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}_m^{pl}}{\dot{\bar{\epsilon}}_{m0}^{pl}} \right)^n, 0 < n \ll 1 \quad (7-8)$$

Hierbei ist σ_{y0} die Fließspannung der statisch ermittelten Fließkurve als Funktion der akkumulierten Vergleichsdehnung $\bar{\epsilon}_m^{pl}$ und der Temperatur T . Die dazugehörige statische Referenzdehngeschwindigkeit des Matrixmaterials ist $\dot{\bar{\epsilon}}_{m0}^{pl}$. Der Vorteil bei diesem Modell ist, daß lediglich der Materialparameter n bestimmt werden muß.

Während der Verformung wird ein Teil der plastischen Arbeit in Wärme umgewandelt. Wenn dieser Vorgang langsam vor sich geht, und die Wärme ausgehend von der Reißspitze über die Probenoberfläche an die Umgebung abgeführt werden kann, spricht man von einem isothermen Prozeß. Da bei hohen Dehngeschwindigkeiten die Zeit für eine Wärmeabfuhr zu kurz ist, steigt die Temperatur an der Reißspitze mit zunehmender Verformung an. Ab einer kritischen Dehngeschwindigkeit findet praktisch kein Wärmefluß mehr statt [10], und es liegt ein adiabater Prozeß vor. Die Temperaturerhöhung aufgrund plastischer Dissipation unter Annahme adiabater Bedingungen kann somit aus der Energiebilanz wie folgt berechnet werden:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \chi T : D^{pl}, \quad (7-9)$$

mit c_p als spezifischer Wärmekapazität und der Dichte ρ . Der Proportionalitätsfaktor χ beträgt für metallische Werkstoffe ca. 0,9 [11, 12].

Die durch die Temperaturerhöhung in der Probe entstehende Entfestigung setzt sich aus der Abnahme der Fließspannung und der Verringerung der Verfestigung zusammen. Setzt man die aus Gl. (7-9) berechnete Temperaturerhöhung in Gl. (7-8) ein, so muß bei diesem viskoplastischen Modell die Temperaturabhängigkeit der Fließspannung für die entsprechende Referenz-Dehngeschwindigkeit explizit angegeben werden. Nach [13] wurde eine lineare Abhängigkeit zwischen Fließspannung und Temperatur angenommen:

$$\sigma_{y0}(\bar{\epsilon}_m^{pl}, T) = \sigma_{y0}(\bar{\epsilon}_m^{pl}, T = T_0) \cdot [1 - \beta(T - T_0)], \quad (7-10)$$

wobei der Parameter β ein experimentell zu bestimmender zusätzlicher Materialkennwert ist. Die in ABAQUS/Explicit implementierte Formel zur Simulation der dehnratenabhängigen Verfestigung und der thermischen Entfestigung lautet demnach:

$$\sigma_y = \sigma_{y0} [1 - \beta(T - T_0)] \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}_m^{pl}}{\dot{\bar{\epsilon}}_{m0}^{pl}} \right)^n, 0 < n \ll 1. \quad (7-11)$$

7.3.4 Verwendete Materialparameter

Die Werte für die beiden Parameter β und n wurden in [14] experimentell bestimmt und für die vorliegende Untersuchung übernommen. Im einzelnen wurden eingesetzt: $\beta = 1 \cdot 10^{-4} \text{ 1/}^\circ\text{C}$, $n = 0,013$. Für die Parameter des GURSON-Modells, wie auch für die statischen Fließkurven, wurden an Rundzugproben des Stahls StE 460 ermittelte Werte verwendet [15] (siehe auch Tabelle 9.1-1). Eine Zusammenstellung der in der dynamischen Analyse des Kerbschlagbiegeversuchs verwendeten Materialparameter zeigt Tabelle 7-1.

Literatur zu 7

- 1 Gurson, A. L.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media, J. Engng. Mat. Tech., 1977, 99, pp. 2-15
- 2 Needleman, A., Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture in Notched Bars. J. Mech. Phys. Solids. 32 (1984) S. 461-490
- 3 Needleman, A., Tvergaard, V.: An Analysis of Ductile Rupture Modes at a Crack Tip. J. Mech. Phys. Solids. 35 (1987) S. 151-183
- 4 Chu, C. C., Needleman, A.: Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. J. Engng. Mat. Tech., Vol. 102 (1980) S. 249-256

- 5 Bridgman, P.W.: The Stress Distribution at the Neck of a Tension Specimen. Trans. American Soc. Met. 32 (1944) S. 533-574
- 6 ABAQUS/Explicit User's Manual Version 5.5. Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., Pawtucket, RI, USA, 1995
- 7 Böhme, W.: Persönliche Mitteilung, 1997
- 8 Perzyna, P.: The constitutive equations for rate sensitive plastic materials. Appl. Math. 20 (1963) S. 321-332
- 9 Pan, J., Saje, M. and Needleman, A.: Localization of deformation in rate sensitive porous plastic solids. Int. J. Fract., Vol. 21 (1983) S. 261-278
- 10 Dixon, P.R. and Parry, D.J.: Thermal Softening Effects in Type 224 Carbon Steel. Journal de Physique IV, Colloque 3, Suppl. au Journal de Physique III, Vol. 1 (1991) S. C3-85 - C3-92
- 11 Farren, W. S. and Taylor, G. J.: The heat development during plastic extension of metals. Proceedings of the Royal Society of London, Vol. A197 (1925) S. 422-452
- 12 Taylor, G.J. and Quinney, H.: Proceedings of the Royal Society of London, Vol. A143 (1934) S. 307-326
- 13 Needleman, A. and Tvergaard, V.: An Analysis of Dynamic Ductile Crack Growth in a Double Edge Cracked Specimen. Int. J. Fract., Vol. 49 (1991) S. 41-67
- 14 Brocks, W., Klingbeil, D., Künecke, G. and Sun, D.-Z.: Application of the GURSON Model to Ductile Tearing. Constraint Effects in Fracture—Theory and Applications: 2nd Volume, ASTM STP 1244, Mark Kirk and Ad Bakker (eds.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995, S. 232-252
- 15 Klingbeil, D., Künecke, G. and Schicker, J.: A synthesis between experimental and numerical methods applied to the determination of crack resistance curves for various specimens. Proceedings of the 10th Biennial European Conf. on Fracture - ECF 10-, Berlin Sep. 1994, Vol. 1, Structural Integrity: Experiments-Models-Applications, Schwalbe, K-H., Berger, C. (Eds.), Engineering Materials Advisory Services Ltd. (EMAS), Warley, U.K., S. 453-462

Tabelle zu 7

Tabelle 7-1:
Feste und angepaßte Materialparameter für die Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs

	n	β [1/°C]	f_c	f_r	f_0	q	ε_n	s_n
angepaßt	0,013	0,0001	0,021	0,19	0,0025			
fest						1,5	0,3	0,1

Bilder zu 7

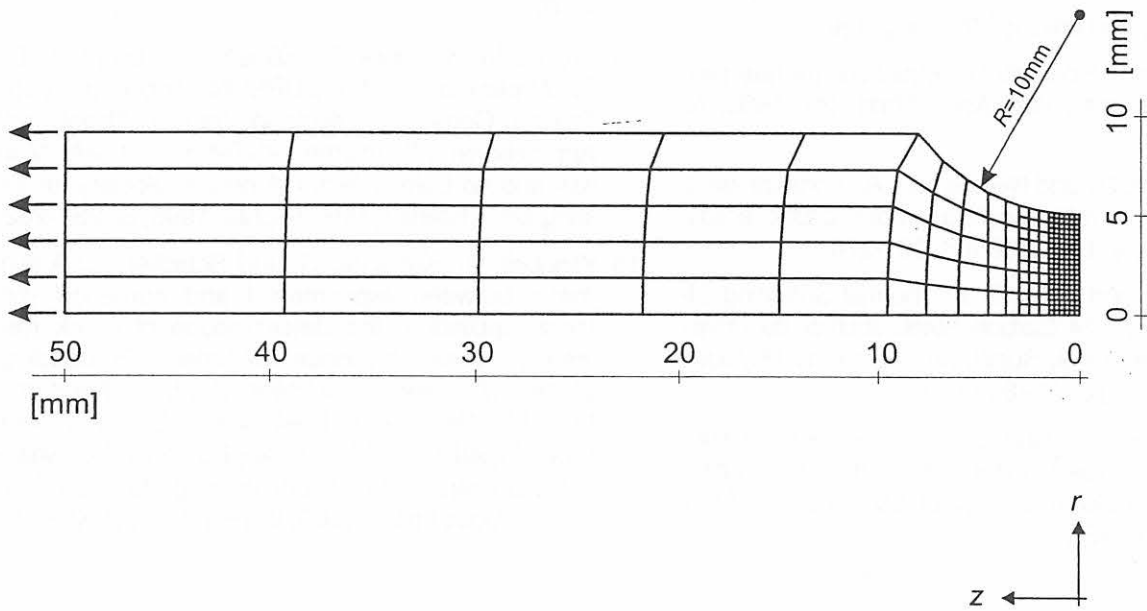


Bild 7-1:
FE-Netz der gekerbten Rundzugprobe, $R = 10 \text{ mm}$
200 Elemente

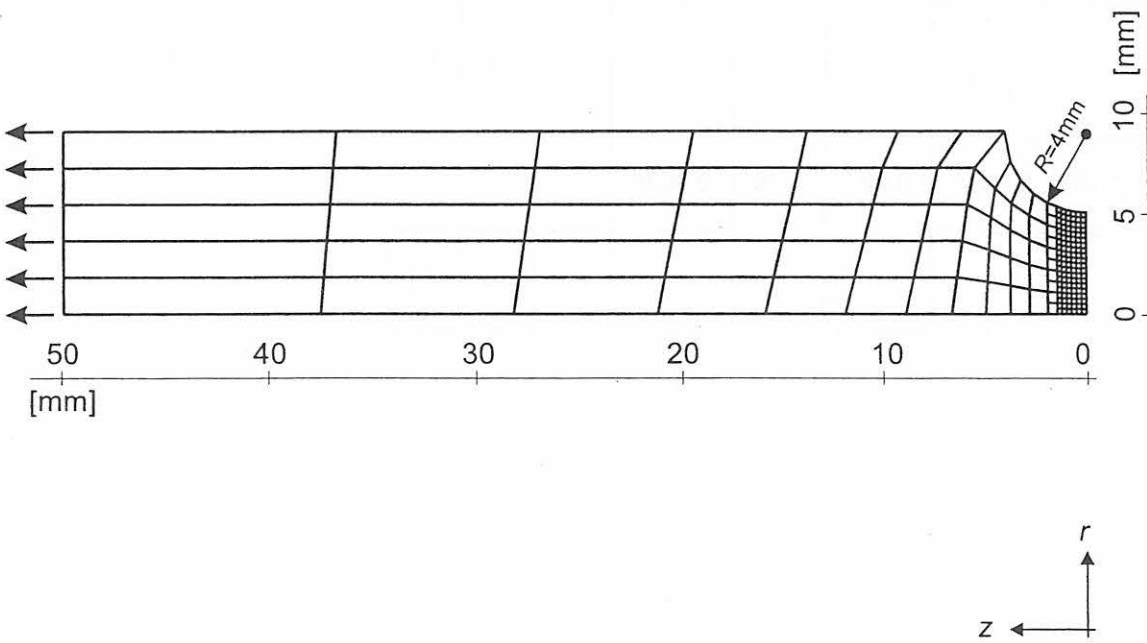


Bild 7-2:
FE-Netz der gekerbten Rundzugprobe, $R = 4 \text{ mm}$
185 Elemente

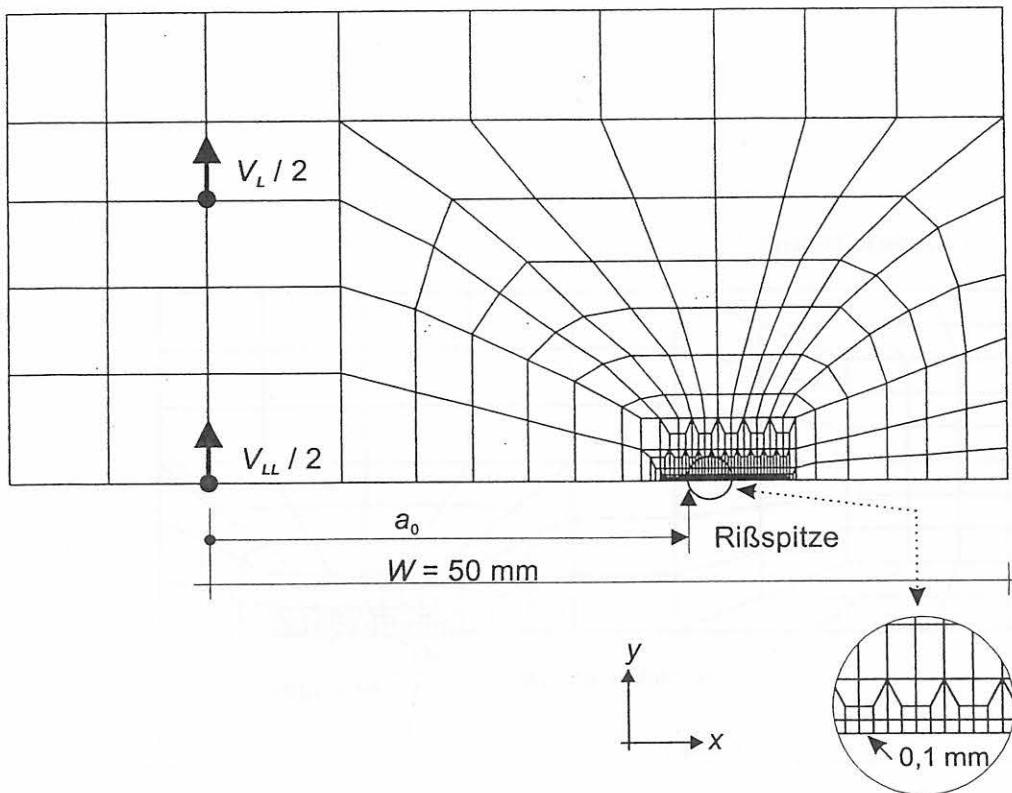


Bild 7-3:
FE-Netz der C(T)-Probe, 2D

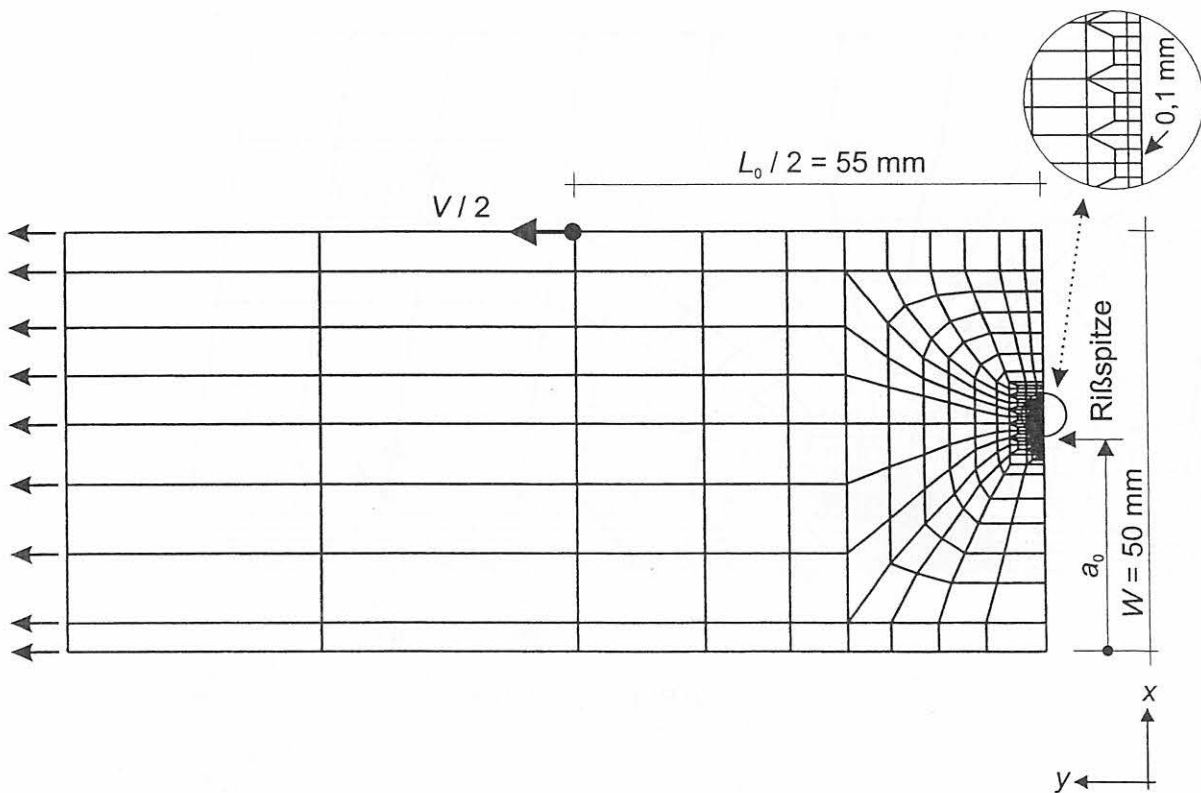


Bild 7-4:
FE-Netz der M(T)-Probe, 2D

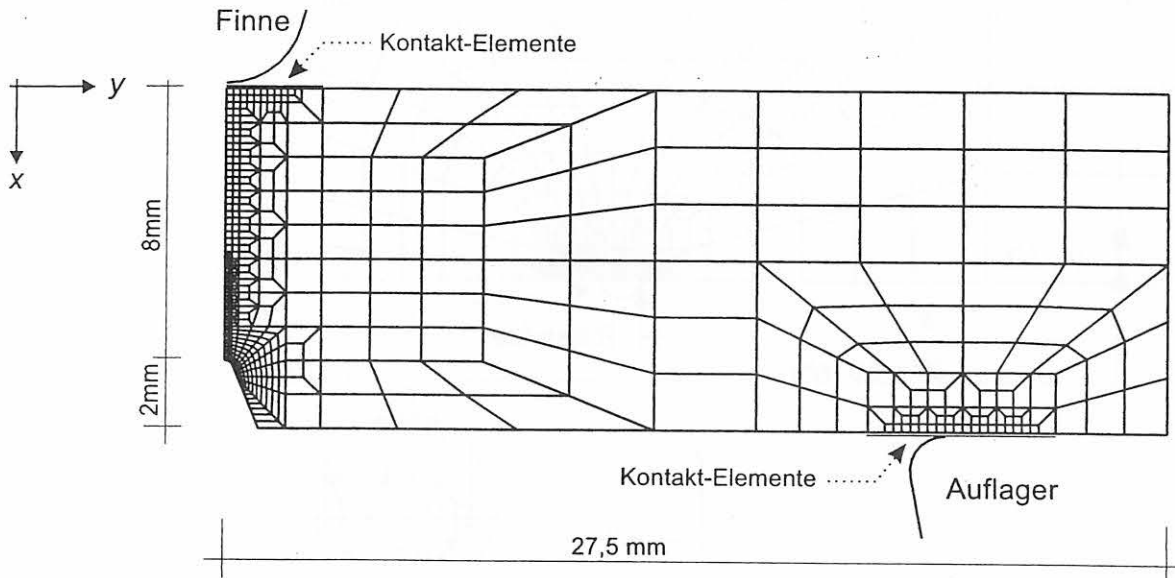


Bild 7-5:
FE-Netz der ISO-V-Probe, 2D
494 Elemente

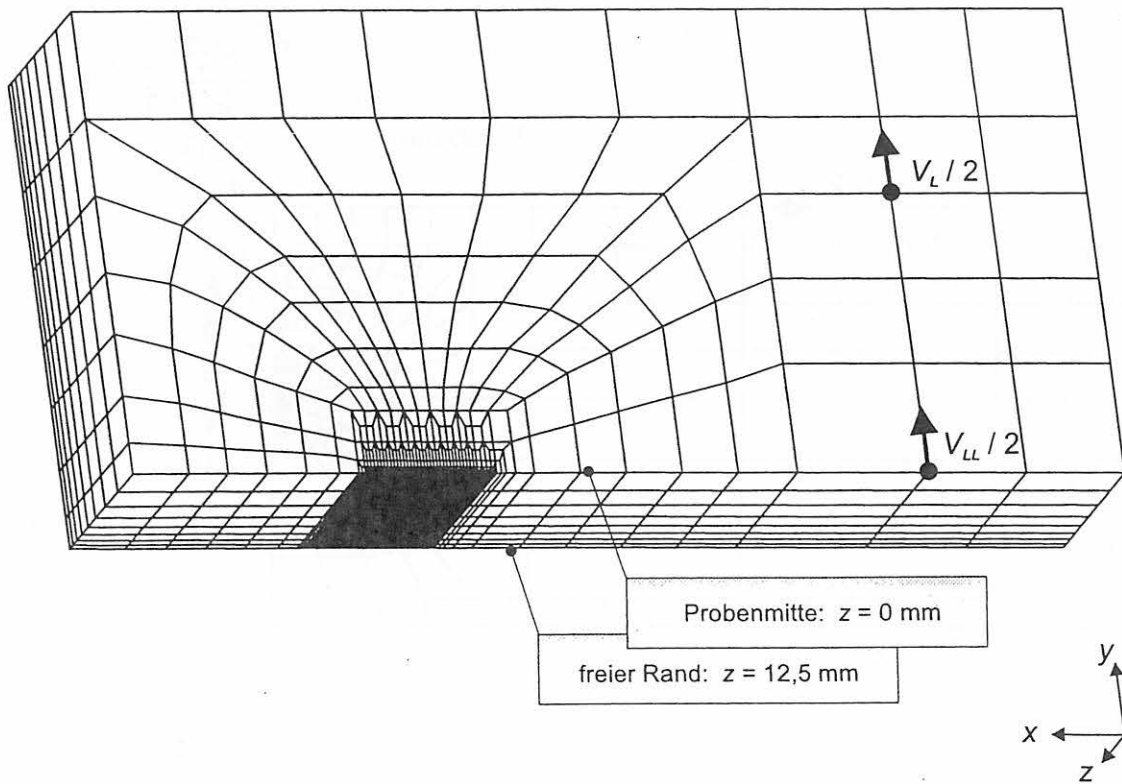


Bild 7-6:
FE-Netz der nichtseitengekerbten C(T)-Probe
3496 Elemente, 4473 Knoten

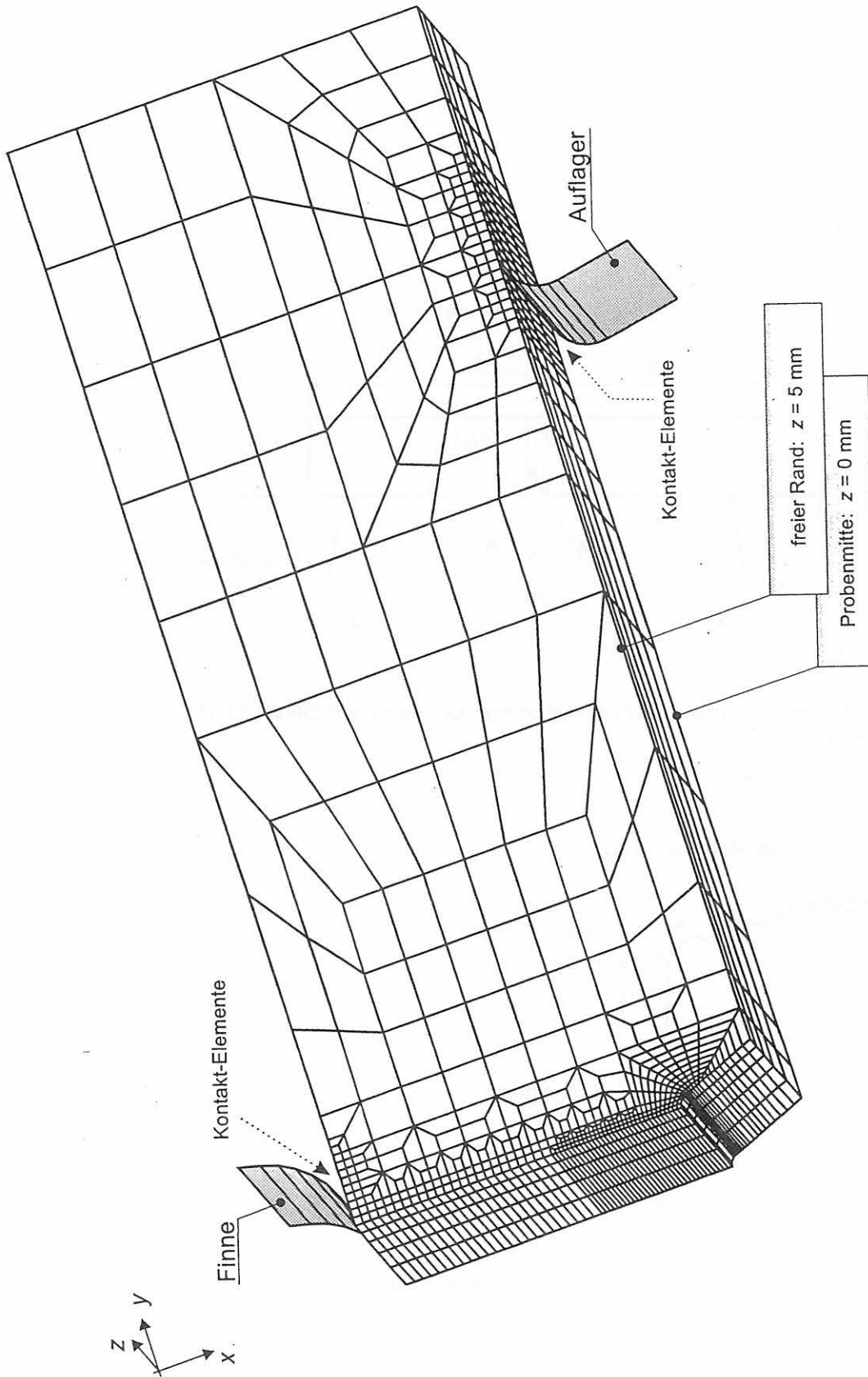


Bild 7-7:
 FE-Netz der nichtseitengekerbten ISO-V-Probe
 2470 Elemente, 3372 Knoten

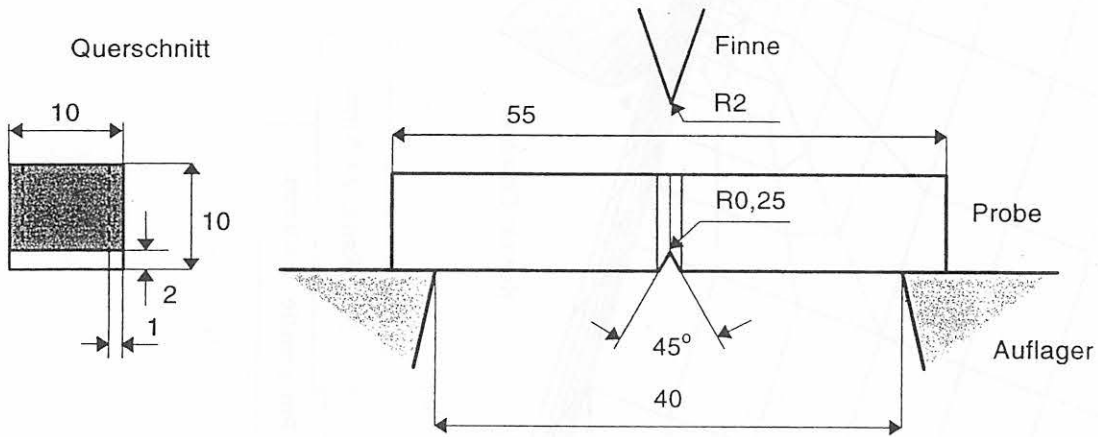


Bild 7-8: Schematische Darstellung der Versuchsanordnung für den Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN 10045-1, Abmessungen für die seitengekerbte ISO-V-Probe [mm]

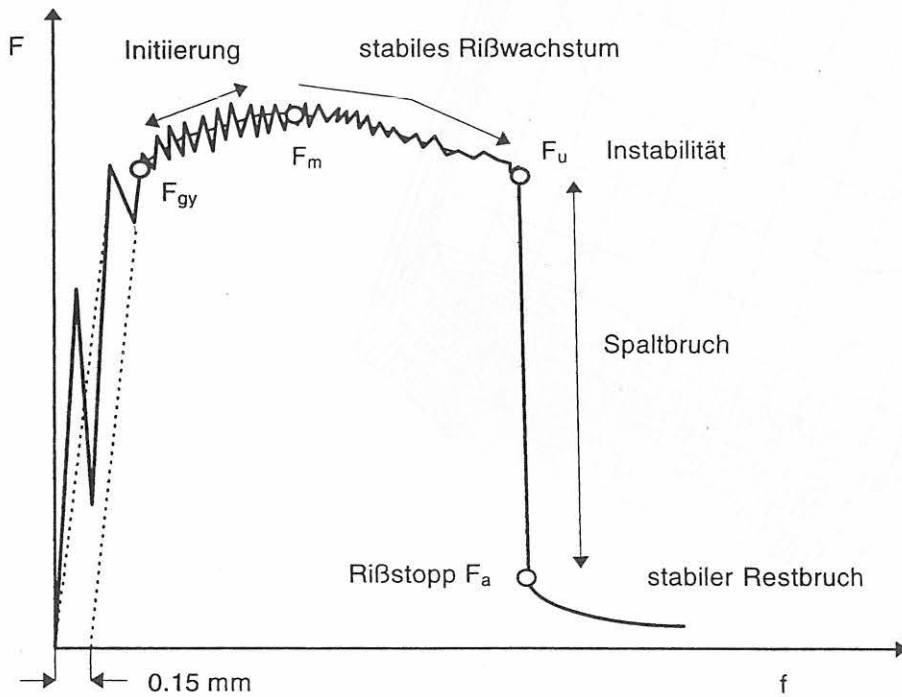


Bild 7-9: Schematische Darstellung eines Kraft-Weg-Diagramms $F = F(f)$ aus dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch; Kenngrößen: F_{gy} plastische Grenzlast; F_m maximale Schlagkraft; F_u Schlagkraft bei Beginn instabiler Rißausbreitung; F_a Schlagkraft bei Arretierung des instabilen Risses

8 Ergebnisse experimenteller Untersuchungen

8.1 Metallographische Untersuchungen

Der Stahl 22NiMoCr3-7 weist ein gleichmäßiges, bainitisches Gefüge mit polygonalem Ferrit auf, Bild 8-1. Im Gefüge des 22NiMoCr3-7 finden sich vereinzelt gestreckte und eingeformte, runde Mangansulfide. An diese Mangansulfide haben sich zum Teil sehr feine, globulare Oxide angelagert, Bild 8-2. Der mittlere Flächenanteil der nichtmetallischen Einschlüsse in der L-S-Ebene beträgt ca. 0,35 % und über alle drei Schliffebene gemittelt ca. 0,73 %. Der Reinheitsgrad wurde nach DIN 50602 [1] nach dem K-Verfahren bestimmt. Der hierbei ermittelte Gesamtsummenkennwert beträgt $K1 = 24$ (S: 24).

Der prozentuale Anteil des polygonalen Ferrits schwankt in Abhängigkeit von der Position innerhalb der Wanddicke des Ringsegmentes. Im Bereich der Wanddickenmitte treten lokal bis zu 12 Vol% polygonaler Ferrit auf, Bild 8-3, während in den übrigen Bereichen der Behälterwand der Volumenanteil des Ferrits bei ca. 1,8 % liegt (Bild 8-4). Die Ursache dieser lokalen Unterschiede im Gefüge zwischen der Mitte der Behälterwand und den Randbereichen ist sowohl in örtlichen Schwankungen der Legierungskonzentration als auch in unterschiedlichen Abkühlungsbedingungen während des Herstellungsprozesses zu suchen.

Der Stahl StE 460 besitzt ein sekundäres Zeilengefüge, da vermutlich während des Walzprozesses als Folge von langgestreckten Phosphorseigerungsstreifen eine zeilenförmige Ferrit-Perlit-Entmischung stattgefunden hat, Bilder 8-5 und 8-7. Der Perlit-Anteil beträgt ca. 23 Vol%. Durch das nachfolgende Normalisieren wurde die Zeiligkeit des Gefüges nicht beseitigt, woraus eine starke Anisotropie der mechanischen Eigenschaften resultiert. Es treten in Walzrichtung stark gestreckte Mangansulfide und kleinere, globulare Oxide auf, Bilder 8-6 und 8-8. Der mittlere Flächenanteil der nichtmetallischen Einschlüsse in der L-S-Ebene beträgt ca. 0,51 % und über alle drei Schliffebene gemittelt ca. 0,38 %. Der Streckungsgrad der Mangansulfide des StE 460 ist gegenüber dem des 22NiMoCr3-7 deutlich größer.

Der Stahl 15Ch2NMFA-A zeigt ein bainitisches Gefüge. Der Bainit ist körnig, stellenweise grobnadelig, Bilder 8-9 und 8-10. In der Matrix finden sich wenige nichtmetallische Einschlüsse wie Mangansulfide, die überwiegend eingeformt sind, und Oxide. Die Oxide und auch die vereinzelt auftretenden Vanadiumkarbide haben sich größtenteils an die Mangansulfide angelagert, Bild 8-11. Der mittlere Flächenanteil der nichtmetallischen Einschlüsse in der L-S-Ebene beträgt ca. 0,18 % bzw. über alle drei Schliffebene gemittelt ca. 0,15 %, und liegt damit von allen drei Versuchswerkstoffen am niedrigsten.

Die Ergebnisse der metallographischen Gefügeanalyse der untersuchten Stähle sind in der Tabelle 8-1 zusammengefaßt.

8.2 Mechanisch-technologische Eigenschaften der Werkstoffe

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften für die untersuchten Werkstoffe sind in den Bildern 8-12 bis 8-14 im Temperaturbereich von 23 °C bis 350 °C dargestellt. Die Werte für 23 °C sind in Tabelle 4-3 angegeben. Bei Temperaturen unterhalb 275 °C bzw. 200 °C zeigen die Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7 eine ausgeprägte Streckgrenze, während der 15Ch2NMFA-A im untersuchten Temperaturbereich keine ausgeprägte Streckgrenze aufweist.

Ergebnisse von Zugversuchen an Proben, die über der Bauteildicke des Schmiederinges 22NiMoCr3-7 entnommen wurden, lassen einen deutlichen Gradienten der Werkstoffeigenschaften erkennen, Bild 8-15. Im äußeren Bereich ist eine ausgeprägte Streckgrenze nicht mehr zu beobachten. In Kerbschlagbiegeversuchen an Proben aus der Bauteilmittte wurden bei Raumtemperatur Spröbruchanteile festgestellt. In Bild 8-15 ist der Bereich gekennzeichnet, aus dem die Proben der Bruchmechanikversuche stammen.

Die Fließkurven des StE 460 und des 22NiMoCr3-7 fächern mit größer werdender Dehnung im Gegensatz zu denen des 15Ch2NMFA-A auf, Bilder 8-16 bis 8-18. Mit zunehmender Prüftemperatur fällt das Niveau der Fließkurven des 15Ch2NMFA-A, während bei den Stählen StE 460 und 22NiMoCr3-7 die Fließkurven der Temperaturen 200 °C und 300 °C oberhalb der Kurven bei 100 °C bzw. 23 °C liegen.

Die Bilder 8-19 bis 8-21 zeigen die K_V - T -Kurven der untersuchten Werkstoffe in der für die Bruchmechanikversuche relevanten Probenlage T-L. Beim StE 460 liegt aufgrund des zeiligen ferritisch-perlitischen Gefüges ein deutlicher Einfluß der Probenlage auf die Kerbschlagarbeit in Hochlage vor. Die Kerbschlagarbeit in Hochlage der T-L-Probenlage ist mit ca. 78 J fast 50 % niedriger als die Werte, die für die beiden anderen untersuchten Probenlagen ermittelt wurden von 140 J bis 150 J.

8.3 Gekerbte Rundzugproben

Die Kraft-Durchmesseränderungskurven zeigen die erwartete Abhängigkeit vom Kerbradius, das heißt dem Grad der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes (Bild 8-22). Mit abnehmendem Kerbradius nehmen die Maximalkraft F_{max} und die Bruchkraft F_b zu, die Bruchdehnung ϵ_b gemäß [3] dagegen nimmt ab.

In Abhängigkeit von der Temperatur zeigen F_{max} und F_r ein Minimum bei 100 °C bis 200 °C bzw. 100 °C, wogegen die Bruchdehnung ε_f mit zunehmender Temperatur stetig abnimmt, Bilder 8-24 und 8-25, Tabelle 8-2. Bei einer Temperatur von 200 °C zeigen die an Proben des 22NiMoCr3-7 ermittelten F - ΔD -Kurven oberhalb der Fließgrenze einen diskontinuierlichen Verlauf, Bild 8-23.

8.4 C(T)-Proben

Der Einfluß der Temperatur auf die F - V_{LL} -Kurven bzw. Δa - V_{LL} -Kurven wird in den Bildern 8-26 und 8-27 für die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 460 dargestellt. Aus dem Verlauf der Δa - V_{LL} -Kurven geht hervor, daß bei konstanter Verschiebung die jeweils größten Rißwachstumsbeträge für den Werkstoff 22NiMoCr3-7 bei Temperaturen von 250 °C / 300 °C und für den Werkstoff StE 460 bei 200 °C / 250 °C erreicht werden. Bei diesen Temperaturen verlaufen die F - V_{LL} -Kurven auf einem niedrigeren Niveau als bei 23 °C und 350 °C und erreichen ihre Maxima bei kleineren Verschiebungen. Die Bilder 8-28 und 8-29 zeigen die nach der Mehrprobenmethode bestimmten Rißwiderstandskurven für den 22NiMoCr3-7 und den StE 460 im Temperaturbereich von 23 °C bis 350 °C. Entsprechend der Analyse der Kraft-Verschiebungs- und Rißwachstums-Verschiebungskurven verlaufen die Rißwiderstandskurven des 22NiMoCr3-7 bei 250 °C / 300 °C sowie des StE 460 bei 200 °C / 250 °C auf dem jeweils niedrigsten Niveau im untersuchten Temperaturbereich. Die Rißwiderstandskurve des StE 460 bei 350 °C liegt oberhalb der Kurve bei 23 °C. Die Tabellen 8-3 und 8-4 enthalten eine Zusammenstellung abgeleiteter Rißwiderstandskennwerte sowie der Regressionsparameter der Rißwiderstandskurven nach Ein- und Mehrprobenmethode.

Für die Verifikation der numerischen Simulation erfolgte die Auswertung aller Versuche nach Ein- und Mehrprobenmethode. Die Unterschiede zwischen den Ergebnissen der beiden Auswertemethoden sind – wie bei allen Versuchsserien unabhängig vom Werkstoff und der Temperatur – gering. Die Bilder 8-30 und 8-31 verdeutlichen dieses anhand der Gegenüberstellung der Ergebnisse der Auswertung nach Ein- bzw. Mehrprobenmethode von C(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 bei Raumtemperatur.

Bild 8-32 zeigt die Kraft-Verschiebungs- und Rißwachstums-Verschiebungskurven (a) sowie die J_R - Δa -Kurven nach Ein- bzw. Mehrprobenmethode (b) an nichtseitengekerbten C(T)25-Proben des StE 460 bei 23 °C [4]. Aufgrund der fehlenden Seitenkerbung werden die Forderungen in [3, 4] hinsichtlich der Krümmung der Rißfront verletzt, Bild 8-34. Die Ergebnisse der Auswertung sind in Tabelle 8-5 zusammengefaßt. In Bild 8-33 ist der Einfluß der Seitenkerbung auf den Rißfrontverlauf an C(T)25- und C(T)25sg-Proben erkennbar. Bei der unteren Probenreihe handelt es sich um die nichtseitengekerbten C(T)-25-Proben des StE 460 [4], deren Rißfronten im Bild 8-34 dargestellt sind.

An Proben des Werkstoffs 15Ch2NMFA-A sind Versuche bei 23 °C und 50 °C durchgeführt worden, da Proben bei 23 °C schon bei geringen $\overline{\Delta a}_{end}$ -Werten instabil versagten. Mit der Temperaturerhöhung auf 50 °C wurden größere Werte stabilen Rißfortschritts ohne Instabilität der Proben erreicht. Die Auswertung der Proben ohne Instabilität erfolgte nach der Mehrprobenmethode in einer Rißwiderstandskurve für jede Temperatur und für beide Temperaturen zusammen. Die Differenzen zwischen diesen sind im Bereich bis 1,4 mm gering, Bilder 8-35 und 8-36.

8.5 Charpy-Proben

In den Tabellen 8-6 bis 8-8 werden die Ergebnisse der Auswertung der Versuche an Charpy-Proben nach der Mehrprobenmethode für die Werkstoffe StE 460 und 22NiMoCr3-7 bei quasistatischer und schlagartiger Beanspruchung sowie unterschiedlichen Prüftemperaturen wiedergegeben. Beispielhaft für die bruchmechanische Auswertung der Versuche an Charpy-Proben zeigen die Bilder 8-37 und 8-38 die Kraft-Durchbiegungskurven, die mittels Meßmikroskop ausgemessenen duktilen Bruchflächen und die in Mehrprobenmethode ermittelte Rißwiderstandskurve von quasistatisch belasteten ISO-V-Proben des StE 460 bei einer Prüftemperatur von 23 °C.

8.5.1 Einfluß von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit

An ISO-V-Proben des Werkstoffs 22NiMoCr3-7 wurde die Temperaturabhängigkeit der Rißwiderstandskurven im Bereich von –60 °C bis 350 °C (quasistatisch) bzw. 23 °C bis 300 °C (schlagartig) untersucht, Bilder 8-39 und 8-40. Bei quasistatischer Belastung ist eine deutliche Abhängigkeit der Rißwiderstandskurven von der Temperatur erkennbar (Bild 8-39), wobei die Kurven für 200 °C, 250 °C und 300 °C auf einem Niveau unterhalb der Kurven für 23 °C und 100 °C liegen. Bei einer Prüftemperatur von 350 °C erreicht die Rißwiderstandskurve wieder das Niveau der Kurven von 23 °C und 100 °C. Bei schlagartiger Beanspruchung der Proben ist eine Temperaturabhängigkeit des Rißwiderstandes nicht zu erkennen. Die Kurven liegen in einem engen Streubereich, Bild 8-40.

Für den StE 460 wurden Versuche mit quasistatischer und schlagartiger Belastung bei 23 °C und 200 °C durchgeführt. Die Rißwiderstandskurven bei 200 °C zeigen jeweils einen flacheren Verlauf gegenüber 23 °C, wobei die Rißwiderstandskurven bei schlagartiger Belastung enger beieinander liegen. In Analogie zum 22NiMoCr3-7 verlaufen die Rißwiderstandskurven bei schlagartiger Belastung oberhalb der Kurven für quasistatische Belastung (Bild 8-41).

Die Rißwiderstandskurve der quasistatisch belasteten ISO-V-Proben des Werkstoffs 15Ch2NMFA-A liegt auf

dem Niveau des 22NiMoCr3-7 und damit deutlich über der Kurve des StE 460, Bild 8-42.

8.5.2 Einfluß der Kerbform und des a_0/W -Verhältnisses

Der Einfluß der Kerbform und des a_0/W -Verhältnisses auf die Reißwiderstandskurven bei den Prüftemperaturen 23 °C und 200 °C wurde an quasistatisch und schlagartig belasteten Proben des 22NiMoCr3-7 untersucht (Bild 8-43). Bei quasistatischer Beanspruchung verlaufen die Reißwiderstandskurven der untersuchten Proben in einem gemeinsamen Streuband, wobei für beide Prüftemperaturen festgestellt werden kann, daß die Kurven der Proben mit V-Kerb und $\rho = 0,1$ mm am unteren und die Kurven der ISO-V-Proben ($\rho = 0,25$ mm) am oberen Rand des Streubandes verlaufen, Bilder 8-43a und 8-43b. Ein signifikanter Einfluß des a_0/W -Verhältnisses auf den Verlauf der Reißwiderstandskurven bei den Proben mit Schwingungsanriß konnte nicht festgestellt werden.

Die an schlagartig beanspruchten Charpy-Proben ermittelten Reißwiderstandskurven (Bilder 8-43c und 8-43d) zeigen die gleichen Tendenzen wie die Reißwiderstandskurven bei quasistatischer Belastung, die Kurven liegen jedoch noch enger zusammen. Wie bei den ISO-V-Proben (Bilder 8-39 und 8-41) liefern auch die schlagartig beanspruchten Proben, unabhängig von der Kerbform, die höheren Reißwiderstandskurven im Vergleich zu den quasistatisch belasteten Proben.

8.6 M(T)-Proben

In der Tabelle 8-9 sind die Ergebnisse der Auswertung für die Versuche an M(T)-Proben des StE 460 und des 22NiMoCr3-7 zusammengefaßt. Die Ermittlung der Reißwiderstandskurve des 22NiMoCr3-7 für 150 °C erfolgte nach der Einprobenmethode. Die Versuche wurden im Bereich von 23 °C bis 200 °C durchgeführt. Für höhere Temperaturen standen keine geeigneten Meßwertaufnehmer für die Verschiebungsmessung zur Verfügung. Die Auswertung erfolgte nach der Ein- und Mehrprobenmethode, wobei keine signifikanten Unterschiede auftraten. Bild 8-44 zeigt die Auswertungen nach Ein- und Mehrprobenmethode im Vergleich beispielhaft für den StE 460.

In den Bildern 8-45 und 8-46 sind die Kraft-Verlängerungskurven und die Reißwiderstandskurven der beiden geprüften Stähle in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt. Die Maximalwerte der Kraft F_{max} sind bei 200 °C kleiner als bei 23 °C und werden bei kleineren Verschiebungen erreicht. Dementsprechend verlaufen auch die Reißwiderstandskurven bei 200 °C auf einem niedrigeren Niveau.

Bei einer Prüftemperatur von 200 °C ist im Anfangsbereich der Kraft-Verschiebungskurven ein unstetiger Kur-

venverlauf zu beobachten, der besonders deutlich bei den Proben des 22NiMoCr3-7 ausgeprägt ist, Bild 8-47.

8.7 Fraktographische Untersuchungen

8.7.1 Stabiler Riß

Die Bruchfläche des stabilen Risses bei unterschiedlichen Prüftemperaturen wurde an M(T)25sg-Proben (22NiMoCr3-7) bzw. M(T)20sg-Proben (StE 460) untersucht. Der Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Ausbildung des stabilen Risses wurde an quasistatisch und schlagartig geprüften ISO-V-Proben der Versuchswerkstoffe bewertet.

8.7.1.1 Einfluß der Prüftemperatur

Die Bilder 8-48 und 8-49 zeigen rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des Bereiches der stabilen Reißausbreitung in M(T)25sg-Proben aus 22NiMoCr3-7 bei den Prüftemperaturen $T = 23$ °C und $T = 200$ °C. Auf der Bruchfläche der bei Raumtemperatur geprüften Proben zeichnet sich eine stärkere Verformung ab, während die Bruchflächentopographie der 200 °C-Proben gleichmäßiger und ebener erscheint. Bei höheren Vergrößerungen der Fläche des stabilen Risses des 22NiMoCr3-7 sind feine Unterschiede in der Wabenstruktur des duktilen Bruches der Proben bei 23 °C und der Proben bei 200 °C zu erkennen, wie die Bilder 8-50 und 8-51 zeigen. Während die Waben der Proben bei 23 °C stärker ausgeformt, ihre Wände steiler und kantiger wirken, ist die Wabenstruktur der Proben bei 200 °C ebener und flacher, die Wabenwände sind weniger steil.

Die Übersichtsaufnahmen der stabilen Reißfortschrittsfläche der bei $T = 23$ °C und bei $T = 200$ °C untersuchten M(T)-Proben des StE 460 zeigen deutlich die Zeiligkeit des Gefüges und die aufgeweiteten Kanäle der Mangansulfideinschlüsse, Bilder 8-52 und 8-53. Die Reißfläche der bei Raumtemperatur geprüften Proben läßt stärkere Aufwölbungen und tiefere Furchen um ehemalige MnS-Einschlüsse erkennen, als es bei den bei $T = 200$ °C geprüften Proben der Fall ist. Deren Bruchfläche wirkt in ihrer Gesamtheit wesentlich ebener und die Bereiche um die vorhandenen nichtmetallischen Einschlüsse weniger stark deformiert.

Detailaufnahmen der stabilen Reißflächen des StE 460 zeigen bei den Raumtemperatur-Proben Unterschiede in der Wabenstruktur gegenüber den Proben der Prüftemperatur $T = 200$ °C, Bilder 8-54 und 8-55. Bei Raumtemperatur ragen die einzelnen Wabenwände stärker auf, auch die kammartigen Bereiche zwischen den groben Zeilen wirken steiler und besitzen schärfere Konturen. Bei den 200 °C-Proben ist die Wabenstruktur der stabilen Reißfläche ebener, Bild 8-55. Die kammartigen Bereiche zwischen den groben Zeilen sind hier eher abgerundet. Die Waben besitzen eine geringere Tiefe und ihre Trennwände sind nicht so deutlich nach oben

gezogen wie bei Raumtemperatur, Bilder 8-56 und 8-57. Auch die Furchen und Mulden, in denen vormals MnS-Einschlüsse lagen, sind weniger stark ausgeformt.

8.7.1.2 Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit

Die Bilder 8-58 und 8-59 zeigen die Wabenstruktur im Bereich der stabilen Rißausbreitung bei den quasistatisch und schlagartig geprüften ISO-V-Proben des 22NiMoCr3-7. Die schlagartig beanspruchten Proben weisen eine aufgeworfene Bruchfläche mit gestreckten Waben auf, während die quasistatisch geprüften Proben ein ebeneres Bruchbild zeigen.

Auf der Bruchfläche des stabilen Risses der schlagartig beanspruchten Proben des StE 460 erscheinen die Waben in weiten Teilen wesentlich gestreckter, Bild 8-61, als dies bei den quasistatisch beanspruchten ISO-V-Proben der Fall ist, Bild 8-60. Der mittlere Wabendurchmesser der Fläche des stabilen Risses des StE 460 erscheint visuell am größten von allen drei Versuchswerkstoffen.

Beim 15Ch2NMFA-A bietet sich ein ähnliches Erscheinungsbild der Bruchfläche des stabilen Risses wie bei den bereits untersuchten Stählen. Während die quasistatisch geprüften ISO-V-Proben feine Reißwaben zeigen, Bild 8-62, besitzen die schlagartig beanspruchten Proben größtenteils stark gestreckte Scherwaben, Bild 8-63. Der mittlere Wabendurchmesser der Fläche des stabilen Risses ist beim 15Ch2NMFA-A nur geringfügig kleiner als beim 22NiMoCr3-7. Trotz Verzichts auf eine exakte quantitative Bestimmung der Wabendurchmesser wird anhand der Bruchflächenaufnahmen deutlich, daß der Unterschied der Wabengröße der beiden vergüteten Werkstoffe zum normalisierten StE 460, Bild 8-60, beträchtlich ist.

8.7.2 Topographie der Stretchzone

Die Topographie der Stretchzone wurde qualitativ sowohl hinsichtlich des Temperatureinflusses an M(T)- bzw. C(T)-Proben bei 23 °C und 200 °C untersucht, als auch hinsichtlich des Einflusses unterschiedlicher Beanspruchungsgeschwindigkeiten an quasistatisch und schlagartig geprüften ISO-V-Proben der Versuchswerkstoffe.

8.7.2.1 Einfluß der Prüftemperatur

Der 22NiMoCr3-7 zeigt, bedingt durch sein homogenes Vergütungsgefüge, eine gleichmäßige Stretchzonen-Ausbildung, Bild 8-64. Während die Oberflächentopographie der Stretchzone der M(T)25sg-Proben bei Raumtemperatur leicht aufgerauht und als geschlossenes Band erscheint, sind bei den 200 °C-Proben Aufreißungen, Ablösungen und Stufen innerhalb der Stretchzone zu erkennen, wie die Bilder 8-65 und 8-66 des Stretchzonenbereiches zeigen. Auf den Stufen finden sich feine Reißwaben, Bild 8-67.

Beim StE 460 wird die Ausbildung der Stretchzone durch das sekundäre Zeilengefüge beeinflusst. Infolge der Ferrit-Perlit-Entmischung besitzt auch die Stretchzonen-Oberfläche ein zeiliges Aussehen. Die Oberflächentopographie der Stretchzone wirkt bei den bei 200 °C geprüften M(T)20sg-Proben glatter, Bild 8-68, bei den Raumtemperatur-Proben ist sie wesentlich aufgeworfener und die streifige Struktur zeichnet sich weniger deutlich ab, Bild 8-69. Am Übergang von der Stretchzone zur Fläche des stabilen Risses ist bei den 23 °C-Proben ein deutlich erkennbarer Absatz bzw. leichter Vorsprung ausgebildet, wodurch Beginn und Ende der Stretchzone besser zu erkennen sind, Bild 8-70.

Bei dem Stahl 15Ch2NMFA-A wurde die Topographie der Stretchzone an bei Raumtemperatur geprüften C(T)25sg-Proben untersucht. Die Stretchzone tritt, wie beim 22NiMoCr3-7, als gleichmäßiges Band auf und grenzt sich deutlich gegen den Schwingungsanriß und den stabilen Riß ab, Bild 8-71. Stellenweise finden sich leichte Aufreißungen innerhalb der Stretchzone, Bild 8-72.

8.7.2.2 Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit

Der 22NiMoCr3-7 zeigt bei den quasistatisch geprüften ISO-V-Proben eine gleichmäßig ausgebildete Stretchzone, in die teilweise noch Bereiche des geräumten Kerbes hineinragen, Bild 8-73. Bei den schlagartig beanspruchten Proben kam es dagegen zur Bildung mehrerer Stretchzonenbereiche, die, getrennt durch Bearbeitungsriefen des geräumten Kerbes, bandartig übereinanderliegen, Bild 8-74. In die Auswertung der Stretchzone zur Bestimmung von SZW bzw. SZH wurden nur diese Bänder einbezogen. Die dazwischen liegenden Bearbeitungsriefen gingen nicht in die Messung ein.

Beim StE 460 finden sich bei den quasistatisch und verstärkt bei den schlagartig beanspruchten ISO-V-Proben bandförmig übereinanderliegende Stretchzonen, Bilder 8-75 und 8-76. Das zeilige Gefüge leistet einen weiteren Beitrag zur starken Gliederung und daher schwierigen Quantifizierbarkeit der Stretchzone dieses Werkstoffes.

Die quasistatisch und schlagartig geprüften ISO-V-Proben des 15Ch2NMFA-A weisen eine regelmäßig ausgebildete Stretchzone auf, in die teilweise noch Bearbeitungsriefen des Kerbes hineinragen, Bilder 8-77 und 8-78. Die Topographie der Stretchzone der quasistatisch geprüften Proben ist mit der des 22NiMoCr3-7 vergleichbar.

8.7.2.3 Quantitative Stretchzonenanalyse

Bei der Vermessung der Stretchzonenweite (SZW) des 22NiMoCr3-7 an M(T)25sg-Proben zeigte sich kein signifikanter Einfluß der Prüftemperatur. Im Mittel betragen die Werte bei Raumtemperatur und bei 200 °C ca. 25 µm, wie in Bild 8-79 beispielhaft für eine Probe dargestellt ist.

Bei der Vermessung der SZW des 22NiMoCr3-7 an C(T)25sg-Proben zeigte sich bei den 300 °C-Proben eine Tendenz zu höheren Werten, während bei Raumtemperatur und 200 °C nahezu identische SZW gemessen wurden, wie Bild 8-81 am Beispiel einzelner C(T)-Proben zeigt. Im Mittel liegen die Werte bei Raumtemperatur bei ca. 85 µm, bei 200 °C bei ca. 86 µm und bei 300 °C bei ca. 110 µm.

Auch bei den M(T)20sg-Proben des StE 460 deutet sich kein signifikanter Einfluß der Prüftemperatur auf die SZW an, Bild 8-80. Die Differenz zwischen den Werten der SZW bei Raumtemperatur und 200 °C beträgt ca. 10 µm und liegt somit innerhalb des Streubereiches der Messung. Im Mittel liegen die Werte bei Raumtemperatur um ca. 60 µm, bei 200 °C um ca. 55 µm.

Bei der Vermessung der SZW des StE 460 an C(T)25sg-Proben zeigt sich ebenfalls kein Einfluß der Temperatur auf die SZW. Bei allen drei Prüftemperaturen wurden SZW-Werte um ca. 60 µm gemessen, wie Bild 8-82 am Beispiel einzelner C(T)-Proben zeigt.

Bei dem Stahl 15Ch2NMFA-A wurde die Größe der SZW bei Raumtemperatur an C(T)25sg-Proben bestimmt. Sie beträgt im Mittel ca. 87 µm, wie Einzelwerte in Bild 8-83 zeigen, und ist mit der an C(T)25sg-Proben gemessenen SZW des 22NiMoCr3-7 vergleichbar, Bild 8-81.

Die Bestimmung der SZW an quasistatisch und schlagartig geprüften ISO-V-Proben ergab tendenziell niedrigere Werte der SZW mit wachsender Beanspruchungsgeschwindigkeit.

Neben der SZW wurde an ausgewählten C(T)- und M(T)-Proben der zu untersuchenden Werkstoffe auch die Höhe der Stretchzone (SZH) bestimmt und das Verhältnis von SZW/SZH ermittelt. Unter der Annahme, daß das Verhältnis von SZW/SZH im Mittel bei einem Wert von 0,4 liegt, findet dieses Eingang in die Berechnung der blunting line [6, 7].

Während bei den vorliegenden Untersuchungen für die C(T)-Proben bei Raumtemperatur das Verhältnis von SZW/SZH ca. 0,4 beträgt, liegt dieses Verhältnis bei höheren Temperaturen bei ca. 0,6. Für die einzelnen Werkstoffe ergaben sich im Temperaturintervall von 23 °C bis 300 °C folgende Spannweiten für das Verhältnis von SZW/SZH an C(T)25sg-Proben:

22NiMoCr3-7	0,42 bis 0,62
StE 460	0,34 bis 0,79
15Ch2NMFA-A	≈ 0,58*
	*) bei Raumtemperatur

Bei der Stretchzonen-Vermessung der M(T)-Proben wurde festgestellt, daß der Betrag der SZH den der SZW um ein mehrfaches übersteigt. SZW und SZH sind über einen Faktor miteinander korreliert, der ca. 0,1 bzw. 0,2 beträgt. Hiernach entsteht bei der Ribabstumpfung ein stark abgeplattetes Profil im Bereich der Stretchzone. Bei den C(T)-Proben ist dieses Profil nur leicht abgeplattet, jedoch nicht ganz halbkreisförmig [8].

8.8 Zusammenfassung und Diskussion der experimentellen Ergebnisse

8.8.1 Einordnung der Werkstoffe

Das unterschiedliche Ribwiderstandsverhalten von C(T)-Proben, M(T)-Proben und ISO-V-Proben der untersuchten Stähle unter quasistatischer Belastung zeigen die Bilder 8-84 bis 8-87. Während die Ribwiderstandskurven der Proben des 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A ein ähnliches Niveau aufweisen, liegen die Ribwiderstandskurven des StE 460 deutlich darunter, Bild 8-84.

Zähigkeitsmindernd wirken sich beim StE 460 das zeilenförmige ferritisch-perlitische Matrixgefüge mit den zahlreichen, langgestreckten Mangansulfideinschlüssen aus. Im Gegensatz dazu besitzen sowohl der 15Ch2NMFA-A als auch der 22NiMoCr3-7 ein gleichmäßiges bainitisches Grundgefüge mit hoher Zähigkeit, mit teils geringerem und teils größerem Anteil an nichtmetallischen Einschlüssen als beim StE 460, Tab. 8-1. Die Gefügeunterschiede führen zu Differenzen im lokalen Fließverhalten, was sich in der Topographie des stabilen Risses und der Stretchzone sowie letztlich im Ribwiderstandsverhalten widerspiegelt.

8.8.2 Einfluß der Probenform

Aus dem Vergleich der für unterschiedliche Temperaturen zusammengefaßten J_R -Kurven der Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7 in den Bildern 8-85 und 8-86 und dargestellt für 23 °C in den Bildern 8-89 und 8-90 geht hervor, daß ein größerer Ribwiderstand für M(T)- als für C(T)-Proben ermittelt wird. Ursache für dieses Verhalten sind primär die in Ribspitzennähe im Ligament sich unterschiedlich einstellenden Spannungs-Verzerrungsfelder. Aus FE-Analysen des Spannungs-Verzerrungsfeldes in Ribfrontnähe geht hervor, daß die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes in Ribfrontnähe in der C(T)-Probe wesentlich höher ist als in der M(T)-Probe [9, 10]. Aufgrund der geringeren Probenabmessungen und der fehlenden Seitenkerbung bei der ISO-V-Probe ist die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes in der Nähe des Kerbgrundes erheblich geringer als bei der C(T)25-Probe, nimmt aber mit beginnendem stabilem Ribwachstum erheblich zu. Die an den ISO-V-Proben bei quasistatischer Beanspruchung bestimmten Ribwiderstandskurven verlaufen deshalb steiler als die der C(T)-Proben und liegen in der Nähe der M(T)-Proben, wie die Bilder 8-89 und 8-90 zeigen.

Anhand der Ergebnisse der Versuche an C(T)-Proben des StE 460 wird der Einfluß der Seitenkerbung deutlich. Das Maximum der $F-V_{LL}$ -Kurven liegt bei den Proben ohne Seitenkerb höher und wird bei kleineren V_{LL} -Werten erreicht als bei seitengekerbten Proben, Bilder 8-27 und 8-32a. Die Ribinitiierung erfolgt bei größeren Verschiebungen $V_{LL,i}$ und die Ribwachstumsgeschwindigkeit ist geringer als bei den Proben mit Seitenkerb.

Der Vergleich der Initiierungswerte liefert einen nur geringen Einfluß der Seitenkerbung, Tabelle 8-3. Die Reißwiderstandskurve der Proben ohne Seitenkerben zeigt jedoch eine größere Steigung und liegt oberhalb der Kurve der seitengekerbten Proben, Bilder 8-29 und 8-32b.

Die Bilder 8-43a bis d zeigen den Einfluß der Kerbform auf das Reißwiderstandsverhalten von Charpy-Proben. Bei quasistatischer und schlagartiger Belastung ist keine signifikante Abhängigkeit von der Kerbform erkennbar. Die J - Δa -Kurven der ISO-V-Proben, mit einem Kerbradius $\rho = 0,25$ mm, und die Kurven der Proben mit einem Kerbradius $\rho = 0,1$ mm bilden die obere bzw. untere Grenzen von Streubereichen, die für die Prüftemperatur von 200 °C größer sind als bei 23 °C. Innerhalb dieser Bereiche liegen die J -Reißwiderstandskurven von Charpy-Proben mit Schwingungsanriß sowohl für ein a_0/W -Verhältnis von 0,2, als auch für $a_0/W = 0,5$. Insgesamt ist der Einfluß der Kerbform auf die Steigung der Reißwiderstandskurve gering, weil der sich nach der Initiierung einstellende stationäre Zustand der Reißfrontgeometrie unabhängig von der Ausgangsgeometrie einen weitgehend gleichen Spannungszustand vor der Reißspitze erzeugt.

8.8.3 Fraktographische Untersuchungen

Die Auswirkung des Gefüges auf die Bruchfläche der stabilen Reißausbreitung ist in den Bildern 8-56 und 8-57 für den StE 460 und in den Bildern 8-50 und 8-51 für den 22NiMoCr3-7 zu erkennen. Beim StE 460 weist die Wabenstruktur der Bruchfläche wesentlich größere Wabendurchmesser auf als die beim 22NiMoCr3-7. Die Wabengröße des 22NiMoCr3-7 und des 15Ch2NMFA-A unterscheiden sich nicht merklich. Eine Betrachtung der Wabenstruktur im Bereich der stabilen Reißausbreitung hinsichtlich des Einflusses der Prüftemperatur ließ bei den Stählen StE 460 und 22NiMoCr3-7 bei 200 °C tendenziell geringere Verformungen der Bruchfläche gegenüber 23 °C erkennen. Deren Ursache liegt vermutlich in einer bei 200 °C verminderten Zähigkeit beider Werkstoffe. Ein Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit bei den untersuchten Werkstoffen deutet sich durch einen höheren Anteil gestreckter Waben auf der Bruchfläche der stabilen Reißausbreitung bei den schlagartig geprüften ISO-V-Proben gegenüber den quasistatisch geprüften ISO-V-Proben an.

Die Stretchzonenoberfläche der C(T)- und M(T)-Proben weist beim StE 460 andere Topographiemerkmale auf als beim 22NiMoCr3-7 und beim 15Ch2NMFA-A. Durch das zeilige Gefüge und die langgestreckten Mangansulfide ist beim StE 460 die Stretchzone stark zerklüftet, Bild 8-69, und damit schwer zu quantifizieren. Beim 22NiMoCr3-7 und beim 15Ch2NMFA-A liegt ein gleichmäßiges bainitisches Gefüge vor, was bei Raumtemperatur zu einer regelmäßigen und als glattes Band ausgebildeten Stretchzone führt, Bilder 8-64 und 8-71. Bei 200 °C finden sich beim 22NiMoCr3-7 auf der

Stretchzonenoberfläche Aufreißungen, Bilder 8-65 und 8-66, bei denen es sich vermutlich um während der Reißabstumpfung entstandene Nebenrisse handelt. Beim 15Ch2NMFA-A, der zwar das gleiche Zähigkeitsniveau wie der 22NiMoCr3-7, aber ein höheres Festigkeitsniveau besitzt, treten bei 23 °C vereinzelt auch leichte Aufreißungen innerhalb der Stretchzone auf, Bild 8-72, die in ihrem Ausmaß jedoch geringer als beim 22NiMoCr3-7 bei 200 °C sind.

Bei schlagartiger Beanspruchung von ISO-V-Proben bilden sich mehrere übereinanderliegende Stretchzonenbänder aus, die durch Bearbeitungsriefen des geräumten Kerbs getrennt sind, wie die Bilder 8-74 und 8-76 dies für die Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 460 im Vergleich zu quasistatisch belasteten Proben, Bilder 8-73 und 8-75, zeigen.

Die Bilder 8-81 und 8-82 weisen für den StE 460 bei C(T)-Proben für 23 °C, 200 °C und 300 °C um ca. 30 % kleinere Stretchzonenwerte als für den 22NiMoCr3-7 aus. Bei den M(T)-Proben liegen jedoch die SZW-Werte des 22NiMoCr3-7 ca. 50 % unter denen des StE 460, Bilder 8-79 und 8-80. Ursächlich hierfür sind vermutlich die unterschiedliche Art der Belastung von C(T)- und M(T)-Proben. Darauf deuten auch die differierenden Verhältnisse von SZW/SZH bei C(T)- und M(T)-Proben hin. Während bei den C(T)-Proben das Verhältnis von SZW/SZH ca. 0,4 beträgt, liegt deren Verhältnis bei den M(T)-Proben bei ca. 0,1 bzw. 0,2. Dies bedeutet, daß bei den M(T)-Proben der Wert der SZH den der SZW um ein Mehrfaches übersteigt. Bei den M(T)-Proben, die einer reinen Zugbeanspruchung unterliegen, kommt demzufolge dem Parameter SZH ein wesentlich höherer Stellenwert bei der Beschreibung des Reißabstumpfungsverhaltens zu, als dies bei den C(T)-Proben der Fall ist. Bei den M(T)-Proben widerspiegelt die SZH somit sensitiver den Einfluß der unterschiedlichen Zähigkeit der Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7 auf die Ausbildung der Stretchzone, während die Werte der SZW hier keine signifikante Aussage zulassen.

Die SZW-Werte des 15Ch2NMFA-A für C(T)-Proben bei 23 °C (Bild 8-83) sind mit denen des 22NiMoCr3-7 für C(T)-Proben bei 23 °C, Bild 8-81, vergleichbar, was aufgrund der ähnlichen Gefüge und Zähigkeitsniveaus beider Stähle zu erwarten war.

Ein signifikanter Einfluß der Prüftemperatur und der Verformungsgeschwindigkeit auf die Werte der SZW ließ sich bei den untersuchten Werkstoffen nicht nachweisen. Lediglich die Oberflächenstruktur der Stretchzone unterliegt dem Einfluß dieser beiden Beanspruchungsgrößen.

8.8.4 Verformungs- und Rißwiderstandsverhalten der Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7

8.8.4.1 Einfluß der Temperatur

Die Ursachen des im Kapitel 6 dargestellten Temperatureinflusses auf das Verformungsverhalten und damit auf den Fließ- und J_R -Kurvenverlauf der Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7 sind auf zwei, in ihrer Wirkung gegenläufige Mechanismen zurückzuführen:

1. Der Abfall des Verfestigungsvermögens durch thermisch aktivierte Prozesse mit steigender Temperatur,
2. Die dynamische Reckalterung, die für beide Stähle unter den gegebenen Versuchsbedingungen im Temperaturbereich von etwa 100 °C bis etwa 400 °C zu erwarten ist [11, 12].

Die untersuchten Stähle sind bezüglich ihrer chemischen Zusammensetzung so konzipiert, daß Alterungseffekte weitgehend unterdrückt werden. Sie können jedoch nicht immer vollständig vermieden werden. Das für die dynamische Reckalterung typische sägezahnartige Fließen [13] zeigt sich besonders deutlich im Anfangsbereich der Kraft-Durchmesseränderungskurven der gekerbten Rundzugproben des 22NiMoCr3-7 bei 200 °C, Bild 8-23, und in den Kraft-Verschiebungskurven der M(T)-Proben des 22NiMoCr3-7 und des StE 460 bei 200 °C, Bild 8-47. Der un stetige Kurvenverlauf in diesem Temperaturbereich, hervorgerufen durch ständig aufeinanderfolgende Einfang- und Losreißprozesse der Versetzungen durch bzw. von interstitiellen Fremdatomen, ist beim 22NiMoCr3-7 bei den genannten Versuchen am ausgeprägtesten.

Der Einfluß der beiden gegenläufigen Prozesse bei den Stählen StE 460 und 22NiMoCr3-7 ist aus der Temperaturabhängigkeit der Streckgrenzen, Bild 8-12, der Zugfestigkeit, Bild 8-13, der Gleichmaßdehnung und Brucheinschnürung, Bild 8-14, der Fließkurven, Bilder 8-16 und 8-17, der J_R -Kurven, Bilder 8-85 bis 8-87, und der K_V -T-Kurven, Bilder 8-19 und 8-20, zu erkennen.

Bis zu einer Temperatur von ca. 100 °C verringert sich zunächst beim StE 460 und 22NiMoCr3-7 infolge thermisch aktivierter Prozesse das Verfestigungsvermögen. Die Streckgrenze und Zugfestigkeit nehmen ab, Bilder 8-12 und 8-13, und das Niveau der Fließkurven, Bilder 8-16 und 8-17, sowie der J_R -Kurven, Bilder 8-85 bis 8-87, sinkt.

Oberhalb von 100 °C kommt bei beiden Werkstoffen mit steigender Temperatur der Einfluß der dynamischen Reckalterung immer stärker zum Tragen. Die Verfestigungsrate steigt, die Werte der Zugfestigkeit und das Fließspannungsniveau werden angehoben und zeigen ein Maximum bei 300 °C, Bilder 8-12 und 8-13. Die Fließkurven liegen bei 300 °C auf dem höchsten Niveau,

Bilder 8-16 und 8-17, und z. T. über den Fließkurven bei Raumtemperatur, was auch die Zugfestigkeitswerte in Bild 8-13 erkennen lassen. Parallel dazu nehmen die Verformungskennwerte ab, was besonders anhand der Brucheinschnürung deutlich wird, Bild 8-14, und erreichen bei 200 °C (StE 460) bzw. 250 °C (22NiMoCr3-7) ein Minimum.

Die J_R -Kurven des 22NiMoCr3-7 zeigen bei 250 °C / 300 °C das niedrigste Niveau, Bilder 8-28, 8-85, 8-87, während dies beim StE 460 bei 200 °C / 250 °C der Fall ist, Bilder 8-29 und 8-85. Diese Tendenz wird ebenfalls aus den an C(T)25sg-Proben ermittelten Initiierungswerten ersichtlich, Bild 8-91. In diesem Temperaturbereich dokumentieren die Δa - V_{LL} -Kurven beider Stähle ein größeres Rißwachstum bei gleichen Verschiebungswerten, d. h. lokale plastische Instabilität, d.h. das Koalieren der entstandenen Hohlräume, wird bei kleineren Verformungen erreicht, Bilder 8-26 und 8-27. Aufgrund des in diesem Temperaturbereich überwiegenden Einflusses des thermisch aktivierten Fließens fällt der Rißwiderstand mit zunehmender Temperatur.

Bei Temperaturen oberhalb von 250 °C bzw. 300 °C wird der Verlauf der Rißwiderstandskurven aufgrund des zunehmenden Fließspannungsniveaus infolge dynamischer Reckalterung steiler und die Rißinitiierungswerte werden angehoben, Bild 8-91. Die Maximalwerte der Kraft-Verschiebungskurven, Bilder 8-26 und 8-27, steigen und werden bei größeren Verformungen erreicht. Die Rißwachstums-Verschiebungskurven verlaufen flacher, die lokale plastische Instabilität wird zu höheren Verformungen hin verschoben. Die Erhöhung des Fließwiderstandes und der Verfestigung infolge dynamischer Reckalterung besitzen bei der Anhebung des Rißwiderstandes in diesem Temperaturbereich dominierenden Charakter.

Das Rißwiderstandsverhalten wird im untersuchten Temperaturbereich durch zwei gegenläufige Prozesse beeinflusst. Der Einfluß des thermisch aktivierten Fließens auf den Rißwiderstand überwiegt im Temperaturbereich von 200 °C bis 250 °C. Oberhalb dieser Temperaturen ist die Erhöhung des Fließwiderstandes infolge der dynamischen Reckalterung von wesentlicher Bedeutung, woraus ein Anstieg des Rißwiderstandes resultiert.

8.8.4.2 Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit

Der Vergleich der Rißwiderstandskurven an ISO-V-Proben unter quasistatischer und schlagartiger Belastung zeigt, daß eine Temperaturabhängigkeit der J_R -Kurven der Proben unter schlagartiger Belastung im Gegensatz zu den quasistatischen J_R -Kurven nicht zu beobachten ist, Bilder 8-39 und 8-40. Die Kurven verlaufen in einem werkstoff- und versuchstechnisch bedingten Streubereich.

Zunehmende Beanspruchungsgeschwindigkeit verschiebt die Streckgrenzen-Temperatur-Kurven zu hö-

heren Temperaturen. Die plastischen Grenzlaster der schlagartig beanspruchten ISO-V-Proben aus den Werkstoffen 22NiMoCr3-7 und StE 460 wurden mit der Beziehung

$$R_{ed} = \frac{4F_{gy}W}{CB(W-a)^2}$$

mit einem Constraintfaktor $C = 1,274 / 15/$ (8-1)

in die Fließgrenzen R_{ed} umgerechnet. Die Ergebnisse sind in Bild 8-92 denen der Zugversuche in Abhängigkeit von der Temperatur gegenübergestellt. Bild 8-92 belegt die Verschiebung der Streckgrenzen-Temperatur-Kurven zu höheren Temperaturen für diese Werkstoffe sehr klar und erhärtet die Ergebnisse, die zu diesem Thema bereits früher publiziert wurden [16, Bilder 5.2-2 bis 5.2-4].

Mit Überschreiten der plastischen Grenzlaster wird zunehmend mehr Verformungsarbeit in der Probe geleistet, die zum größten Teil in Wärme umgewandelt wird. Da bei schlagartiger Beanspruchung nahezu adiabatische Bedingungen bestehen, führt die entstehende Wärme zu einer entsprechenden Temperaturerhöhung, die sich mit fortschreitender Verformung im Ligamentbereich ausbreitet. Sie beträgt etwa 75 bis 100 K, wie in der dynamischen FE-Analyse ermittelt wurde (Abschnitt 9.2).

Bei vorgegebener Prüftemperatur führt dies dazu, daß die Probe mit fortschreitender Durchbiegung im Ligamentbereich eine immer weiter über die Prüftemperatur hinausgehende Temperatur "sieht" und infolgedessen Fließkurven zunehmender Temperatur folgt bis schließlich eine Fließkurve die Verformungsprozesse dominiert, die einer um etwa 75 bis 100 K erhöhten Prüftemperatur entspricht. Diese Temperaturerhöhung liegt jedoch in der gleichen Größenordnung wie die Verschiebung der Fließgrenze infolge der schlagartigen Beanspruchung (Bild 8-92 bzw. [16, Bilder 5.2.2 bis 5.2-4]).

Da der gesamte Versagensprozeß im Ligamentbereich überwiegend bei dieser erhöhten Temperatur abläuft, erhält man letztendlich bei schlagartiger Beanspruchung Last-Verschiebungs-Kurven, die mit Ausnahme des Anfangsbereichs im wesentlichen jenen bei quasistatischer Beanspruchung entsprechen, weil die anfängliche Streckgrenzenenerhöhung infolge Dehnratenerhöhung durch die Fließspannungsabsenkung infolge Temperaturerhöhung kompensiert wird.

Die Bilder 8-39 und 8-40 belegen zumindest bei dem Werkstoff 22NiMoCr3-7, daß die Last-Verschiebungs-Kurven für beide Beanspruchungsgeschwindigkeiten, die sich um einen Faktor 10^6 unterscheiden, fast gleich verlaufen.

Unabhängig davon sollten jedoch die Reißwiderstandskurven der ISO-V-Proben mit zunehmender Temperatur flacher verlaufen. Bei den quasistatisch beanspruchten ISO-V-Proben ist dies der Fall (Bilder 8-40 und 8-41),

wenn auch der Temperatureinfluß deutlich geringer ist als bei den C(T)- und den M(T)-Proben.

Dies ist ein Hinweis darauf, daß der ausgeprägte Constraintgradient in Dickenrichtung, wie er im Reißfrontverlauf (Bild 9-32) und den lokalen Reißwiderstandskurven (Bild 9-35) zum Ausdruck kommt, mit infolge zunehmender Temperatur abnehmender Streckgrenze tiefer in Richtung Dickenmitte vordringt, so daß die temperaturbedingte Abnahme des Reißwiderstands durch die aus dem Constraintabfall resultierende Zunahme der Reißwiderstands teilweise oder ganz kompensiert wird. Dies muß jedoch vorerst eine Hypothese bleiben, da Untersuchungen, die dies belegen könnten, im Rahmen des Projekts nicht durchgeführt werden konnten.

Bei schlagartiger Beanspruchung verschwindet der Temperatureinfluß auf die Reißwiderstandskurve fast vollständig (Bilder 8-40 und 8-41). Dies deckt sich mit der Erfahrung, daß die Kerbschlagarbeit-Hochlage in weiten Temperaturbereichen temperaturunabhängig ist (Bild 3-2). Betrachtet man die Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze bei verschiedenen Dehngeschwindigkeiten, so kommt man zu dem Ergebnis, daß beginnend bei einem bestimmten Streckgrenzeniveau eine Temperatursteigerung von beispielsweise 150 K bei quasistatischer Beanspruchung einen stärkeren Streckgrenzenabfall auslöst als bei schlagartiger Beanspruchung (Bild 8-92 bzw. [16, Bilder 5.2.2 bis 5.2-4]). Dies hängt ursächlich mit der Form des Terms der Arrheniusbeziehung zusammen, der diese Temperatur- und Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit der Streckgrenze beschreibt. Für die Fließkurven dürften ähnliche Verhältnisse gelten. Betrachtet man den Prüftemperaturbereich zwischen Raumtemperatur und 300 °C, so folgt daraus, daß bei dynamischer Beanspruchung in diesem Bereich bzw. in dem Bereich von effektiv 173 °C bis 450 °C mit einem geringeren Streckgrenzenabfall zu rechnen ist als bei quasistatischer Beanspruchung. Dieser Effekt führt zu der beobachteten weiteren Verringerung der Temperaturabhängigkeit der Reißwiderstandskurven bzw. der Kerbschlagarbeit-Hochlage gegenüber der quasistatischen Beanspruchung.

Mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit erfolgt eine Verschiebung des Einflüßbereiches der dynamischen Reckalterung zu höheren Temperaturen hin [11, 13]. Die Geschwindigkeit der beweglichen Versetzungen ist proportional der Dehngeschwindigkeit. Demnach sind bei höheren Verformungsgeschwindigkeiten auch höhere Temperaturen notwendig, um den interstitiellen Fremdatomen eine Driftgeschwindigkeit zu verleihen, die der Geschwindigkeit der beweglichen Versetzungen nahezu entspricht und ihnen ein Verankern der Versetzungen ermöglicht. Darüber hinaus verliert der Reckalterungseffekt mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit an Wirkung [13], dadurch wird das Verformungsverhalten immer weniger beeinflusst. Auch wenn den im Kerbschlagbiegeversuch auftretenden adiabatischen Verhältnissen Rechnung getragen wird, die lokal zu deutlich höheren Temperaturen führen, liegt der Einflüß-

bereich der dynamischen Reckalterung dennoch mit großer Wahrscheinlichkeit außerhalb des untersuchten Temperaturbereiches.

8.8.5 Verformungs- und Reißwiderstandsverhalten des 15Ch2NMFA-A

Für den Stahl 15Ch2NMFA-A zeigt der Verlauf der Streckgrenze, der Zugfestigkeit, der Gleichmaßdehnung und der Bruchdehnung, Bilder 8-12 bis 8-14, der Anordnung der Fließkurven zueinander, Bild 8-18, sowie der Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit von der Temperatur, Bild 8-21, daß im Temperaturbereich zwischen 100 °C und 350 °C kein dynamischer Reckalterungseffekt auftritt. Der Effekt der Reckalterung basiert auf der Wechselwirkung zwischen leicht beweglichen, interstitiell gelösten Fremdatomen (Kohlenstoff, Stickstoff) und Versetzungen im Gitter des Ferrit während der Verformung, deren Intensität von der Beanspruchungstemperatur und -geschwindigkeit abhängt [13]. Im Gegensatz zu den Stählen StE 460 und 22NiMoCr3-7 erfolgte jedoch beim 15Ch2NMFA-A eine sehr umfangreiche Wärmebehandlung, in deren Ergebnis die Anzahl interstitieller Fremdatome stark reduziert wurde. Somit stehen diese nicht mehr für die Wechselwirkung mit den Versetzungen während des Verformungsprozesses zur Verfügung. Die typischen Merkmale der dynamischen Reckalterung konnten daher beim 15Ch2NMFA-A nicht beobachtet werden, weshalb die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften allein durch den Abfall des Fließwiderstandes infolge thermisch aktivierter Prozesse mit steigender Temperatur bestimmt wird.

Literatur zu 8

- 1 DIN 50602: Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen. Deutsches Institut für Normung DIN, 1985
- 2 ASTM E 112: Standard Test Method for Determining Average Grain Size. American Society for Testing and Materials ASTM, 1995
- 3 Draft Procedure To Measure And Calculate Local Approach Criteria Using Notched Tensile Specimens; ESIS P6-94 D, November 1995, Draft document (v3.0)
- 4 Häcker, R., Gerwien, P., Klingbeil, D., Moussavi Zadeh, G.: Ein Vergleich zwischen der numerischen Simulation und Experimenten zum duktilen Reißfortschritt in Kompaktzugproben, DVM AK „Bruchvorgänge“, Köln, 1995
- 5 DVM 002, Ermittlung von Reißinitiiierungswerten und Reißwiderstandskurven bei Anwendung des J -Integrals. Deutscher Verband für Materialprüfung DVM, 1987
- 6 ESIS-P2, ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society ESIS, 1992
- 7 Blumenauer, H.: Pusch, G.: Technische Bruchmechanik. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1993) S.72
- 8 Heerens, J.: Reißabstumpfung, Spaltbruch im Übergangsbereich und stabiles Reißwachstum – untersucht mit den Methoden der nichtlinearen Bruchmechanik. Dissertation, GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH, 90/E/31 (1990) S. 41
- 9 Brocks, W., Künecke, G., Noack, H.-D., Veith, H.: Zur Übertragbarkeit von Bruchmechanikparametern von Proben auf Bauteile aufgrund von FEM-Analysen. Berichtsbd. 13. MPA-Seminar, Staatl. Materialprüfungsanstalt Stuttgart, 3.1-3.24, 1987
- 10 Kordisch, H., Sommer, E., Schmitt, W.: Einfluß der Mehrachsigkeit auf das stabile Reißwachstum, Berichtsbd. 13. MPA-Seminar, Staatl. Materialprüfungsanstalt Stuttgart, 7.1-7.17, 1987
- 11 Memhard, D.: Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten von ferritischen Stählen im Temperaturbereich zwischen 20 °C und 400 °C. Dissertation RWTH Aachen, 1989
- 12 Brüninghaus, K.: Zum Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Verhalten von Stählen bei stabiler Reißverlängerung. VDI-Fortschrittsberichte Reihe 18, Nr. 60, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1988
- 13 Werkstoffkunde Stahl. Bd. 1, Hrsg. VDEh, Springer Verlag Berlin-Heidelberg-New York-Tokyo, Verlag Stahleisen m.b.H. Düsseldorf, 1984
- 14 Reiff, K., Gerscha, A., Klausnitzer, E.: Correlation between Instrumented Notched-bar, Tensile, and K_{Ic} Tests on the Basis of Steel Specimens in Different Conditions, Defect Assessment in Components- Fundamentals and Applications, EGF/ESIS Publication 9, Herg.: Blauel, J. G., Schwalbe, K.-H., 1991
- 15 Server, W. L.: General yielding of charpy V-notch and precracked charpy specimens, Journal of Engineering Materials and Technology, Apr.1978, Vol.100, S.183ff
- 16 Aurich, D., u.a.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte; Einfluß des Spannungszustandes auf den Reißwiderstand, BAM-Forschungsbericht 174, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 1990

Tabellen zu 8

Tabelle 8-1:
Ergebnisse der metallographischen Gefügeanalyse der untersuchten Werkstoffe

Werkstoffe	StE 460	22NiMoCr3-7 (S 23)	15Ch2NMFA-A
Gefüge	ferritisch-perlitisches Zeilengefüge, feinstlamellarer Perlit (ca. 23 Vol%) <i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i> - Mangansulfide (stark gestreckt)	körniger Bainit mit polygonalem Ferrit (ca. 1,8 Vol% Ferrit, in Be- hälterwandmitte bis zu 12 Vol%) <i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i> - Mangansulfide (gestreckt, ansatzweise eingeformt) - Oxide (sehr fein, globular, angelagert an MnS)	körniger Bainit <i>Nichtmetall. Einschlüsse:</i> - Mangansulfide (meist ein- geformt) - Vanadiumcarbide (verein- zelt) - Oxide(angelagert an MnS)
Mittlere Korngröße	<i>Mittlere Ferritkorngröße:</i> $\bar{d} = 11,2 \mu\text{m}$ ent- sprechend ASTM [2] grain size No. = 10,0 <i>Mittl. Lamellenabstand des Perlit:</i> $\lambda \approx 0,2 \mu\text{m}$	<i>Ehemalige Austenitkorngröße:</i> $\bar{d} = (40 \pm 15) \mu\text{m}$ entsprechend ASTM* grain size No.= 6,0 bis 6,5 <i>Mittl. Ferritkorngröße:</i> $\bar{d} = 15,9 \text{ bis } 22,5 \mu\text{m}$ ent- sprechend ASTM [2] grain size No.= 8,0 bis 9,0	<i>Ehemalige Austenitkorngröße:</i> $\bar{d} = (44 \pm 16) \mu\text{m}$ entsprechend ASTM [2] grain size No.= 6,0
<i>Mittlerer Flä- chenanteil der nichtmetall. Einschlüsse in L-S-Ebene \bar{A} [%]</i>	0,51	0,35	0,18
Härte [HV 10]	(194 ± 4)	(191 ± 8)	(254 ± 9)

Tabelle 8-2:
Ergebnisse der Versuche an Zugproben mit Umfangskerb
(Mittelwerte aus jeweils mehreren Versuchen)

Werkstoff	Kerbradius [mm]	Temp. [°C]	F_{max} [kN]	ε_{Fmax} [%]	F_f [kN]	ε_f [%]
22NiMoCr3-7	4	23	63,53	13,12	46,59	69,32
		100	60,87	11,95	44,14	68,65
		200	59,49	11,84	51,22	66,40
		250	62,33	12,45	54,63	61,53
	10	23	54,88	14,84	38,39	88,18
		100	52,85	13,37	34,79	86,41
		200	52,02	15,23	40,71	82,60
		250	55,17	14,73	43,77	73,92
StE 460	2	23	70,73	15,38	67,40	38,29
	4	23	64,93	16,24	60,25	47,52
		100	61,10	15,16	56,87	48,87
		200	61,47	16,13	58,63	47,26
		250	64,51	15,59	61,63	45,15
	10	24	57,84	17,40	47,18	60,35
		200	56,47	14,51	52,32	53,48
		250	58,08	15,27	51,08	53,50
15Ch2NMFA-A	4	50	83,80	8,09	67,51	31,12
	10	50	72,70	8,27	42,49	60,91

Tabelle 8-3:
Ergebnisse der Mehrprobenauswertung der C(T)25-Proben der untersuchten Werkstoffe

Werkstoff	$B(B_n)$ [mm]	Temp. [°C]	$\overline{\Delta a_{end}}$ [mm]	SZW mittel [mm]	Initiierungswerte [5]			Kurvenregression $J_R = m(c + \Delta a)^n$ [6]		
					J_i [N/mm]	$J_{0,2}$ [N/mm]	$J_{0,2/BL}$ [N/mm]	m	c	n
StE 460	25(25)	23	2,33	0,060	101	140	154	250,2	0,14	0,537
StE 460	25(20)	23	6,13	0,060	103	135	146	227,7	0,11	0,448
		100	2,89	0,054	90	127	138	210,9	0,03	0,343
		200	2,26	0,045	70	100	107	174,5	0,08	0,437
		250	2,6	0,061	65	101	108	182,2	0,00	0,369
		300	3,17	0,062	85	126	136	215,5	0,00	0,334
		350	2,07	0,061	98	150	167	268,5	0,00	0,360
22NiMoCr3-7	25(20)	23	1,92	0,086	142	241	344	665,1	0,00	0,629
		100	2,2	n.b.		210	299	615,6	0,00	0,667
		200	3,47	0,087	127	201	259	489,1	0,00	0,552
		250	2,18	0,067	130	186	224	402,4	0,12	0,675
		300	3,56	0,120	123	165	204	431,7	0,00	0,597
		350	2,33	n.b.		210	286	573,2	0,00	0,624
15Ch2NMFA-A	25(20)	23	0,67	0,083	196,9	276,1	344,2	611,8	0,08	0,625
		50	1,37		208,3	294,6	355,5	555,2	0,00	0,394
		23+50	1,37		199,1	288,9	353,3	571,0	0,00	0,423

n. b. : nicht bestimmt

Tabelle 8-4:
Übersicht der Einzelergebnisse an C(T)25sg-Proben

Temp. [°C]	Werkstoffe								
	StE 460			22NiMoCr3-7			15Ch2NMFA-A		
	Probe	$\overline{\Delta a_{end}}$ [mm]	J_R [N/mm]	Probe	$\overline{\Delta a_{end}}$ [mm]	J_R [N/mm]	Probe	$\overline{\Delta a_{end}}$ [mm]	J_R [N/mm]
23	7_11	0,06	101,8	S3AY7	0,15	199,6	F3	0,09	202,6
	6_4	0,2	140	S3AB3	0,19	230,7	D3	0,23	291,5
	6_10	0,54	182,1	S3AA5	0,26	283,3	D10	0,43	406,8
	6_2	0,96	242,7	S1AB4	0,43	403,7	D12	0,67	508,1
	6_14	2,52	322,2	S1AA2	0,92	621,8	F5 *)	0,13	242,2
	7_2	3,17	406,3	S1AA3	1,47	844,9	F4 *)	0,25	340,7
	6_9	5,04	465,4	S1AA5	1,92	970,2	D18 *)	0,56	427,3
	7_10	6,13	532,5				D11 *)	1,37	629,7
100	6_13	0,12	109,9	S3AA7	0,17	182,7			
	pr24	0,14	117,6	S3AZ5	0,22	224,8			
	7_4	0,36	141,7	S3AA6	0,73	539,9			
	7_9	0,61	196	S3AZ3	1,42	769,4			
	6_8	1,38	234	S3AZ6	2,2	1002,3			
	6_11	2,89	300,9						
200	pr23	0,05	66,1	S3AZ7	0,17	190			
	pr14	0,09	80,5	S1AA4	0,25	215,7			
	pr13	0,61	146,7	S3AA2	0,7	402,7			
	pr15	1,17	196,7	S3AZ4	1,23	566,1			
	pr17	2,26	250,2	S1AB2	2,1	762,1			
			S3AB2	3,47	927,5				
250	pr21	0,11	82,2	S1AA6	0,17	177,9			
	pr3	0,29	100,1	S3AY2	0,31	218,6			
	pr22	0,39	152,6	S3AY1	0,72	365,5			
	pr25	1,19	194,5	S3AA1	1,41	544,7			
	pr1	2,6	247,2	S3AY5	2,18	694,2			
300	pr27	0,12	102,1	S3AY6	0,17	150,8			
	pr7	0,21	132,4	S3AY4	0,3	203,6			
	pr16	1,11	230	S3AA4	0,4	244,8			
	pr8	1,74	262	S1AB5	0,7	366,4			
	pr12	3,17	305,2	S3AB4	1,39	542,7			
				S3AY3	2,12	679,6			
				S3AB5	3,56	885,6			
350	pr4	0,07	93,9	S3AB1	0,13	155,8			
	pr26	0,19	171,4	S1AB3	0,18	194,7			
	pr2	0,78	246,4	S3AB6	0,5	397,7			
	pr6	2,07	328,3	S1AB6	1,36	714,6			
				S3AZ2	2,33	918,7			

*) Prüftemperatur 50°C

Tabelle 8-5:

Ergebnisse der Ein- und Mehrprobenauswertung an nichtseitengekerbten C(T)25-Proben des StE 460 bei einer Prüftemperatur von 23 °C

Proben Nr.	$\overline{\Delta a_{end}}$ [mm]	J_R [mm]	$J_R=m(c+\Delta a)^n$			J_i [N/mm]	$J_{0,2}$ [N/mm]	$J_{0,2/BL}$ [N/mm]
			m	c	n			
8	0,08	116	405,8	0,24	1,153	100		
7_1	0,13	118	170,4	0	0,171	100		
20	0,26	150	235,2	0,12	0,464	102	139	
12	0,55	214	265,7	0,08	0,455	103	149	165
7_12	1,01	267	249,4	0,11	0,497	99	139	153
16	1,41	305	249,3	0,11	0,473	103	143	157
5	1,67	367	242,4	0,23	0,658	104	139	152
7_5	2,33	394	227,8	0,2	0,569	102	135	147
Mehrprobenmethode			250,2	0,14	0,537	101	140	154

Tabelle 8-6:

Ergebnisse von Versuchen zur Bestimmung der Reißwiderstandskurven an ISO-V-Proben aus StE 460 bei 23 °C und 200 °C und quasistatischer bzw. schlagartiger Belastung

Versuchsart	T [°C]	$J_R=m(c+\Delta a)^n$				$\overline{\Delta a_{end}}$ [mm]	SZW [mm]	J_i [N/mm]	$J_{0,2}$ [N/mm]	$J_{0,2/Bl}$ [N/mm]
		m	c	n	R					
quasistatischer Biegeversuch										
	23	553,3	0,00	0,4123	0,991	3,06	0,049	160	285	359
	200	478,1	0,02	0,3582	0,994	2,18	0,083	212	278	331
schlagartige Belastung (Low-blow)										
	23	668,1	0,00	0,3840	0,951	3,05	0,120	296	360	468
	200	629,8	0,00	0,3721	0,987	2,77	0,083	250	346	423

Tabelle 8-7:

Ergebnisse von Versuchen zur Bestimmung der Rißwiderstandskurven an ISO-V-Proben aus 22NiMoCr3-7 im Bereich von 23 °C bis 350 °C bei quasistatischer bzw. schlagartiger Belastung

Versuchsart	$J_R = m(c + \Delta a)^n$					$\overline{\Delta a}_{end}$ [mm]	SZW [mm]	J_i [N/mm]	$J_{0,2}$ [N/mm]	$J_{0,2/BL}$ [N/mm]
	T [°C]	m	c	n	R					
quasistatischer Biegeversuch										
	-60	1262,4	0,00	0,6197	0,992	1,71	0,177	432	466	815
	23	1011,5	0,00	0,6179	0,995	1,59	0,163	330	371	647
	100	1027,5	0,00	0,6590	0,994	1,44	0,129	266	371	705
	200	793,5	0,00	0,7094	0,993	1,88	0,100	155	253	397
	250	649,3	0,20	0,8802	1,000	1,68	0,079	212	290	400
	300	798,8	0,00	0,6621	0,995	2,37	0,100	174	275	417
	350	1074,8	0,00	0,7693	0,995	1,43	0,195	305	312	600
schlagartige Belastung (Low-blow)										
	25	1195,2	0,06	0,8034	0,997	1,41	0,128	312	405	652
	100	1129,7	0,07	0,7154	0,990	1,34	0,124	344	443	694
	200	1150,9	0,04	0,7538	0,991	1,23	0,130	262	355	596
	250	1191,7	0,00	0,8124	0,981	1,39	0,188	309	322	554
	300	998,1	0,14	0,9501	0,985	1,10	0,124	278	358	561

Tabelle 8-8:

Ergebnisse der Versuche zur Bestimmung der RiBwiderstandskurven an Charpy-Proben mit unterschiedlichen Kerbformen aus 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C unter quasistatischer und schlagartiger Belastung

	T [°C]	$J_R = m(c + \Delta a)^n$				$\overline{\Delta a}_{end}$ [mm]	$J_{0,2}$ [N/mm]	$J_{0,2/Bl}$ [N/mm]
		m	c	n	R			
quasistatischer Biegeversuch								
ISO-V; $\rho = 0,25$	23	1011,5	0,00	0,6179	0,995	1,59	374	647
	200	793,5	0,00	0,7094	0,993	1,88	253	397
V-Kerb; $\rho = 0,10$	23	906,5	0,00	0,8730	0,979	1,40	222	377
	200	613,4	0,22	0,7494	0,976	1,91	320	422
SchwingungsanriB $a_0/W = 0,5$	23	936,4	0,00	0,6603	0,997	0,60	324	544
	200	826,3	0,00	0,6517	0,986	0,81	290	457
SchwingungsanriB $a_0/W = 0,2$	23	969,8	0,00	0,6410	0,989	1,50	346	589
	200	781,0	0,00	0,6247	0,995	1,48	286	437
schlagartige Belastung (Low-blow)								
ISO-V; $\rho = 0,25$	23	1195,2	0,06	0,8034	0,997	1,41	405	652
	200	1150,9	0,04	0,7538	0,991	1,23	355	596
V-Kerb; $\rho = 0,10$	23	1187,7	0,00	0,8119	0,996	1,60	322	531
	200	1018,5	0,00	0,8512	0,998	1,40	259	409
SchwingungsanriB $a_0/W = 0,5$	23	1137,5	0,00	0,6337	0,993	1,30	410	644
	200	820,9	0,32	0,9879	0,999	1,06	430	601
SchwingungsanriB $a_0/W = 0,2$	23	1210,6	0,06	0,8399	0,998	1,13	390	636
	200	852,2	0,32	0,9863	1,000	1,37	447	634

Tabelle 8-9:

Ergebnisse von Versuchen zur Bestimmung der RiBwiderstandskurven an M(T)-Proben bei 23 °C, 150 °C und 200 °C, (22NiMoCr3-7; 150 °C – Einprobenmethode)

T [°C]	$J_R = m(c + \Delta a)^n$				$\overline{\Delta a}_{end}$ [mm]	SZW [mm]	J_i [N/mm]	$J_{0,2}$ [N/mm]	$J_{0,2/BL}$ [N/mm]
	m	c	n	R					
StE 460; M(T)20sg; $2W = 100$ mm; $B = 20$ mm; $B_n = 16$ mm; $a_0/W = 0,5$									
23	379,1	0,10	0,6273	0,999	7,72	0,053	117	178	209
200	289,5	0,00	0,5255	0,995	3,42	0,063	68	124	142
22NiMoCr3-7, M(T)25sg; $2W = 100$ mm; $B = 25$ mm; $B_n = 20$ mm; $a_0/W = 0,5$									
23	900,2	0,03	0,7026	0,998	6,04	0,028	122	321	521
150	589,6	0,12	0,9358	1,000	1,97	0,031	101	203	277
200	635,4	0,00	0,7039	0,998	4,48	0,031	55	205	291

Bilder zu 8

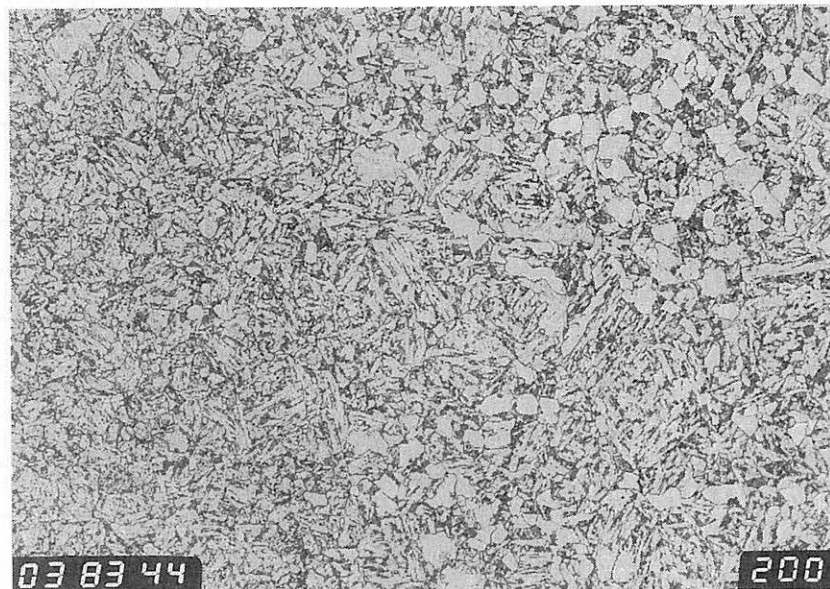


Bild 8-1:
Gefüge des 22NiMoCr3-7 – Bainit mit polygonalem Ferrit
T-S-Ebene, Nital geätzt, V= 200:1



Bild 8-2:
Gefüge des 22NiMoCr3-7 – Mangansulfide
T-S-Ebene, ungeätzt, V= 200:1



Bild 8-3:
Gefüge des 22NiMoCr3-7 – höherer Anteil an polygonalem Ferrit (ca. 12 Vol %) in der Mitte der Behälterwand, L-S-Ebene, Nital geätzt, V= 500:1

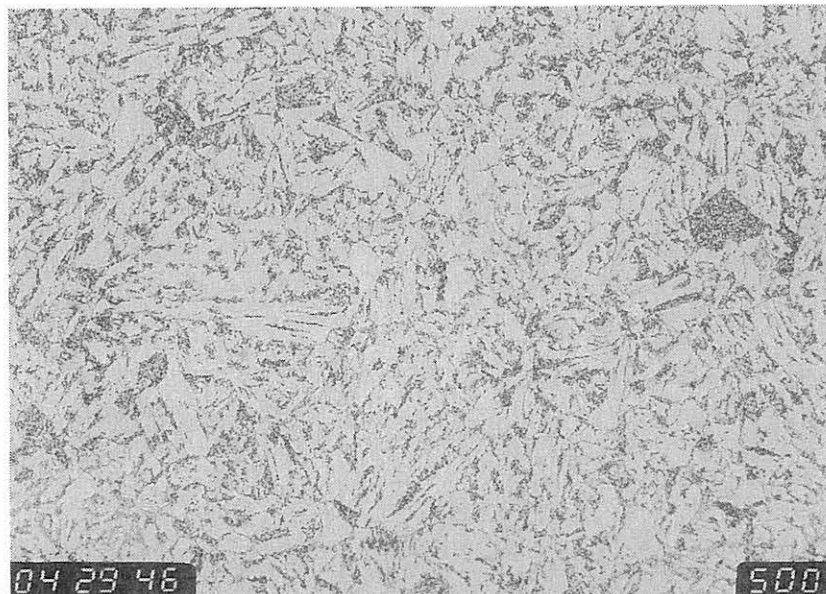


Bild 8-4:
Gefüge des 22NiMoCr3-7 – geringer Anteil an polygonalem Ferrit (ca. 1,8 Vol %) außerhalb der Behälterwandmitte; L-S-Ebene, Nital geätzt, V= 500:1

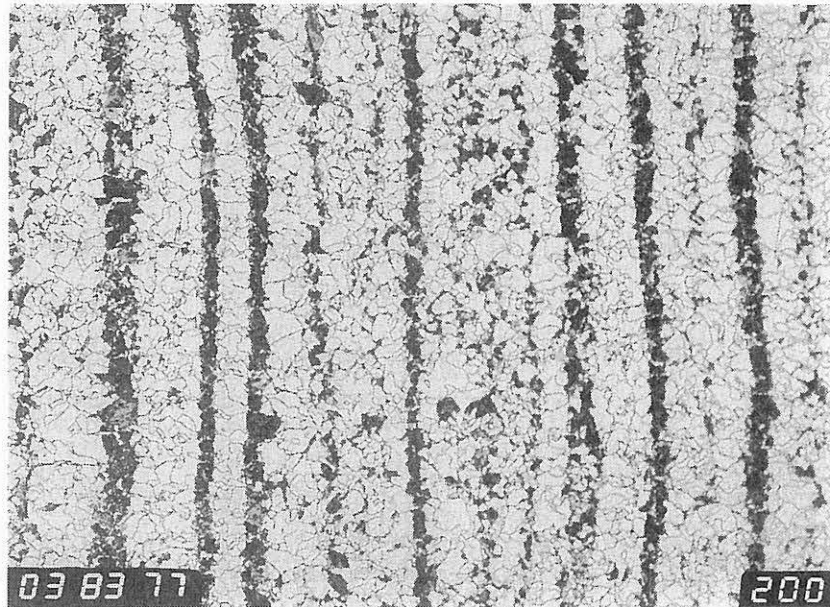


Bild 8-5:
Gefüge des StE 460 – ferritisch-perlitisches Zellengefüge
L-S-Ebene, Nital geätzt, V= 200:1

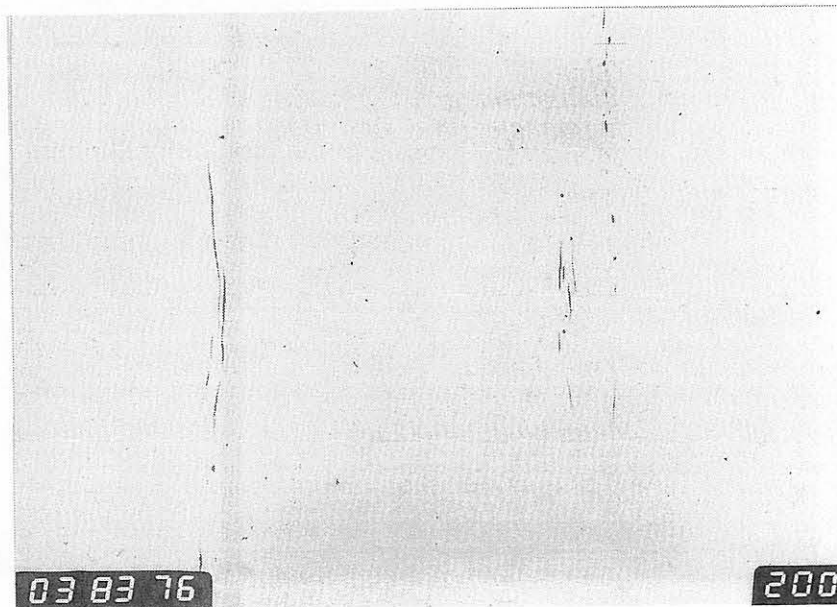


Bild 8-6:
Gefüge des StE 460 – zellige Anordnung der Mangansulfide
L-S-Ebene, ungeätzt, V= 200:1

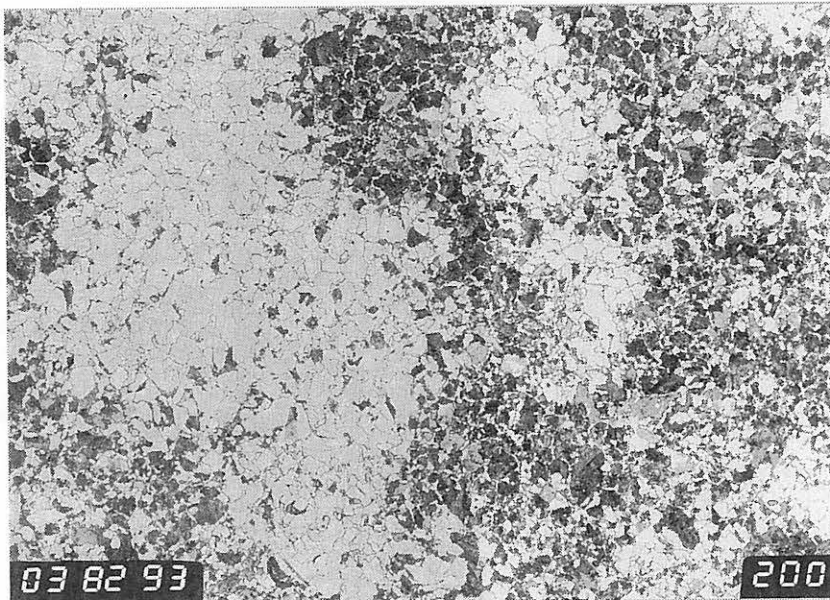


Bild 8-7:
Gefüge des StE 460 – ferritisch-perlitisches Gefüge
T-L-Ebene, Nital geätzt, V= 200:1

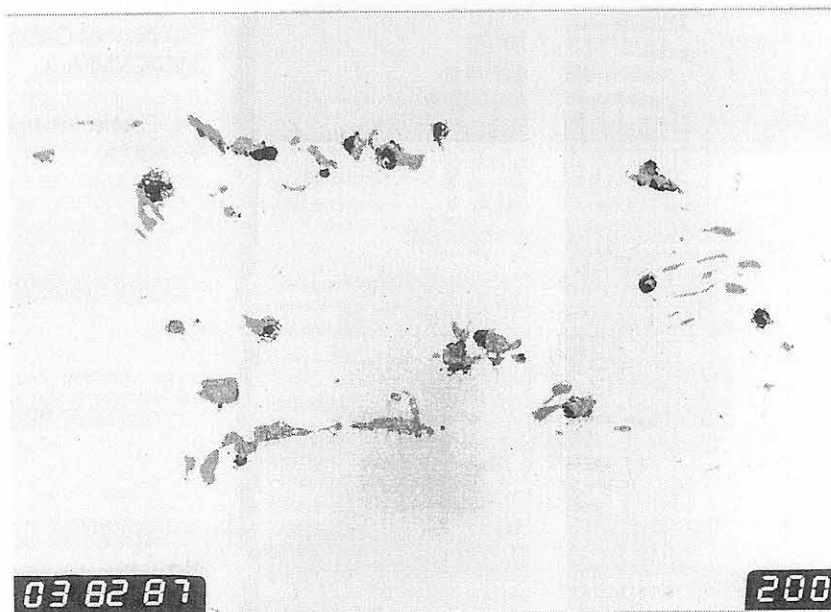


Bild 8-8:
Gefüge des StE 460 – Anordnung der Mangansulfide
T-L-Ebene, ungeätzt, V= 200:1

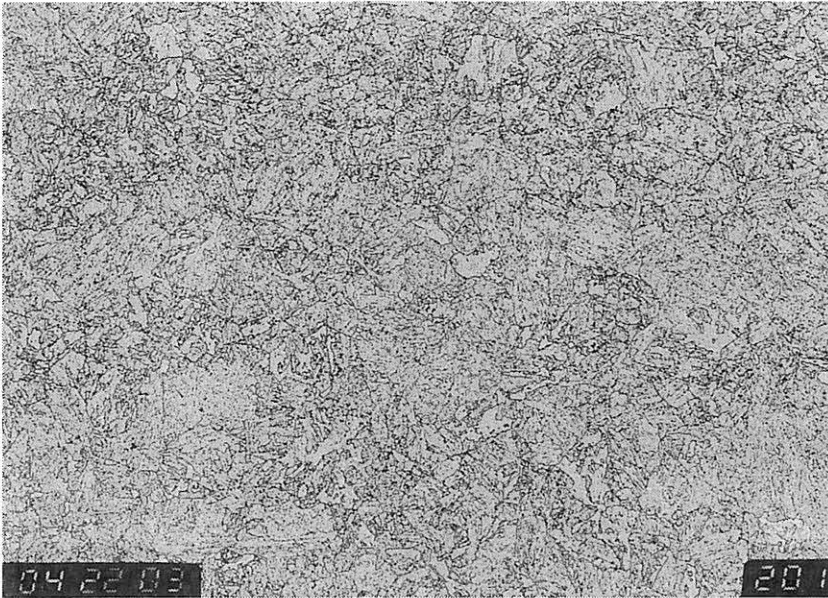


Bild 8-9:
Bainitisches Gefüge des
15Ch2NMFA-A

T-L-Ebene, Nital geätzt,
V= 200:1

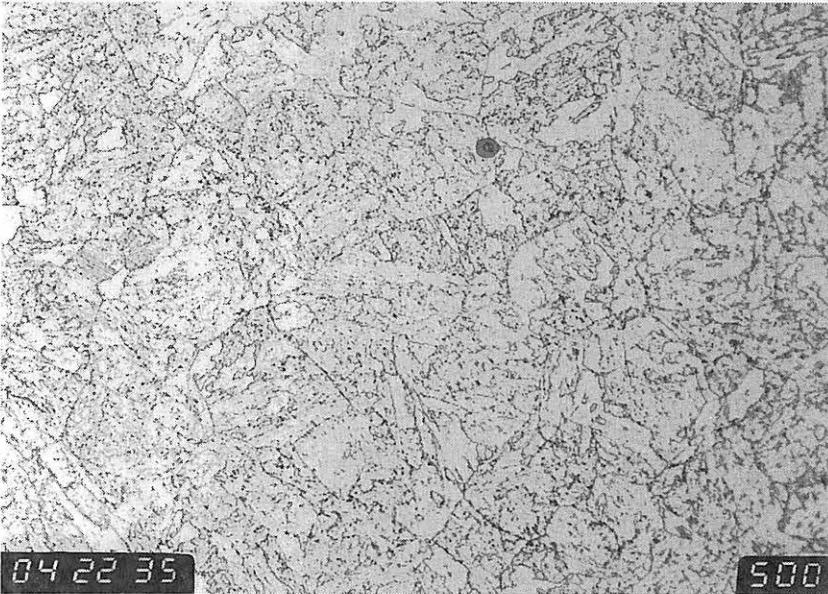


Bild 8-10:
Bainitisches Gefüge des
15Ch2NMFA-A

T-L-Ebene, Nital geätzt,
V= 500:1

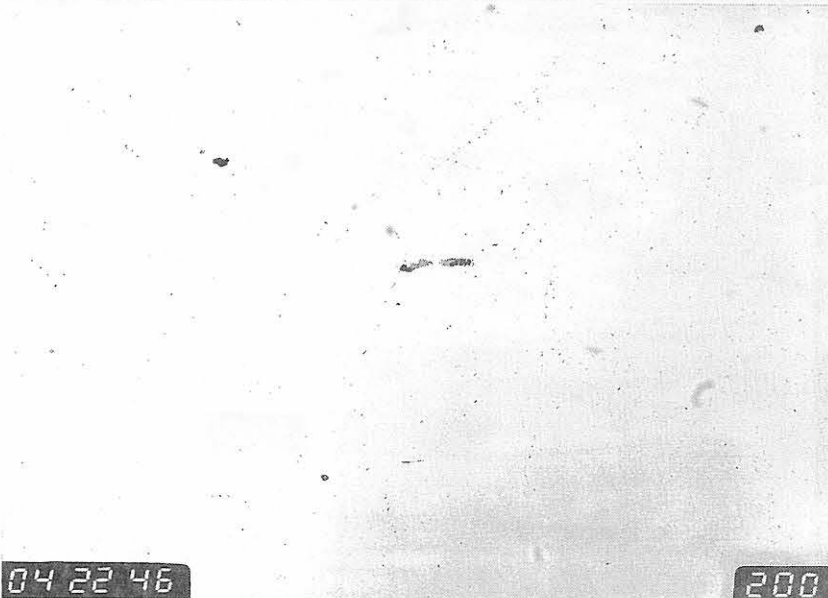


Bild 8-11:
Gefüge des
15Ch2NMFA-A
Nichtmetallische Einschlüsse

T-L-Ebene, ungeätzt,
V= 200:1

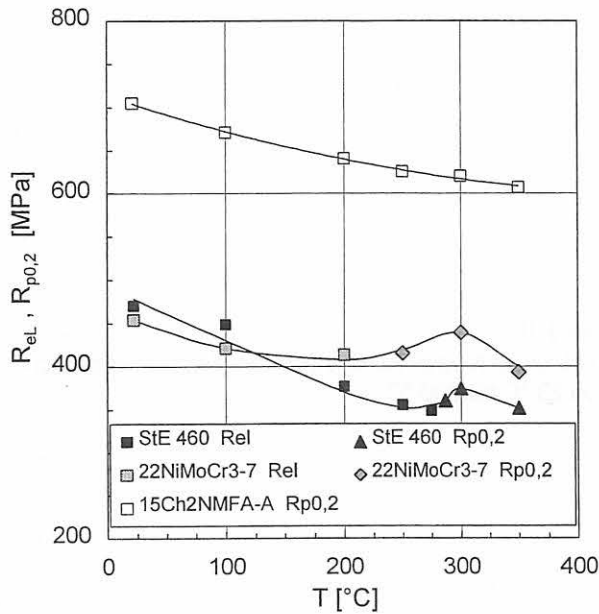


Bild 8-12:
Einfluß der Temperatur auf die Streckgrenze der untersuchten Werkstoffe

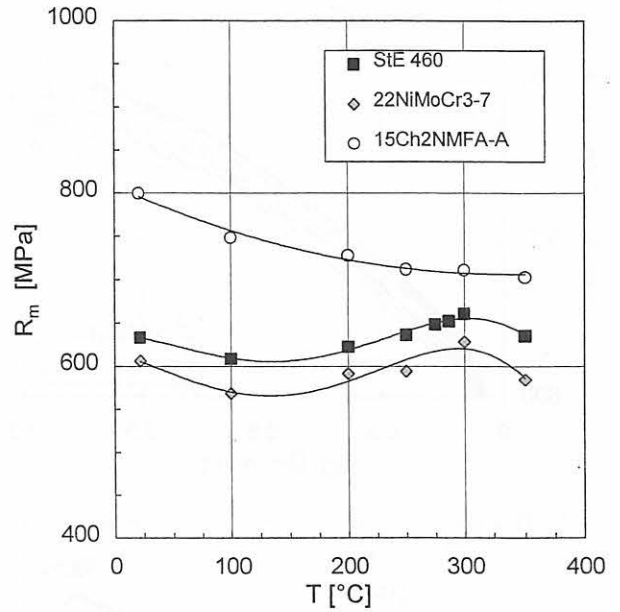


Bild 8-13:
Einfluß der Temperatur auf die Zugfestigkeit

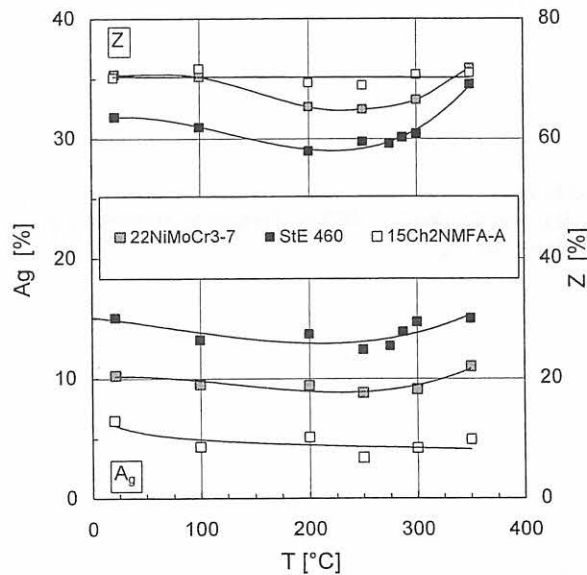


Bild 8-14:
Gleichmaßdehnung A_g und Brucheinschnürung Z in Abhängigkeit von der Temperatur

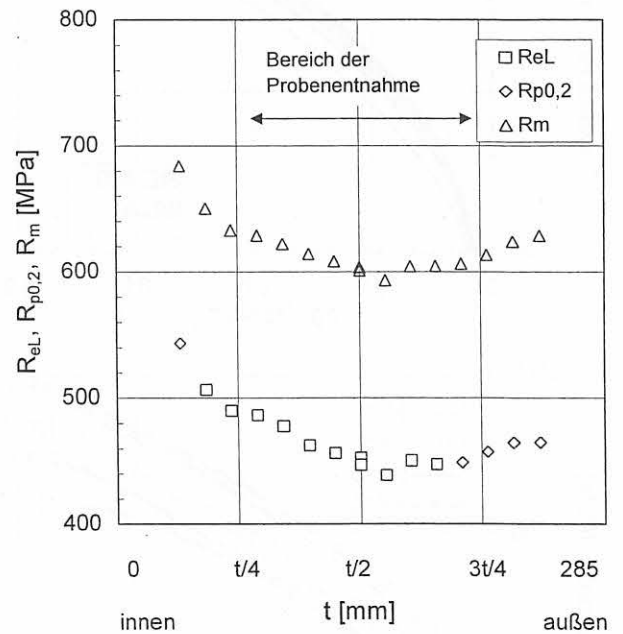


Bild 8-15:
Einfluß der Bauteildicke t des Schmiederinges des 22NiMoCr3-7 auf Streckgrenze und Zugfestigkeit

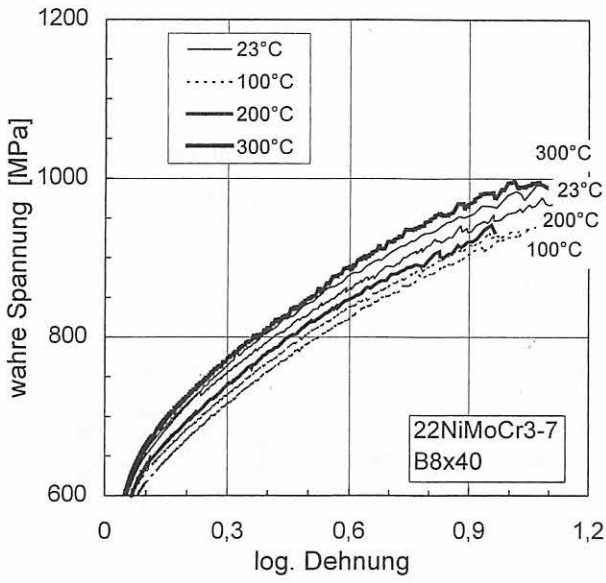


Bild 8-16:
Fließkurven für den 22NiMoCr3-7 im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C

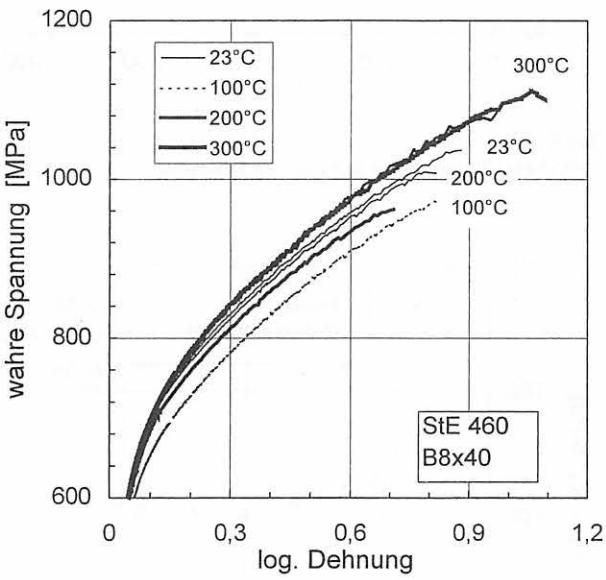


Bild 8-17:
Fließkurven für den StE 460 im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C

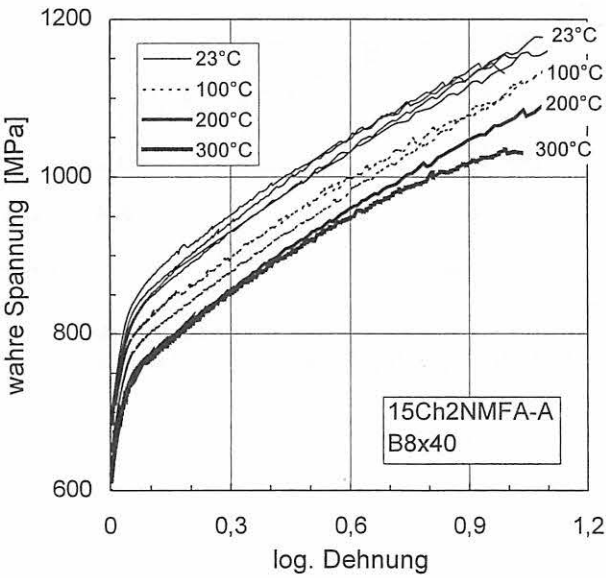


Bild 8-18:
Fließkurven für den 15Ch2NMFA-A im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C

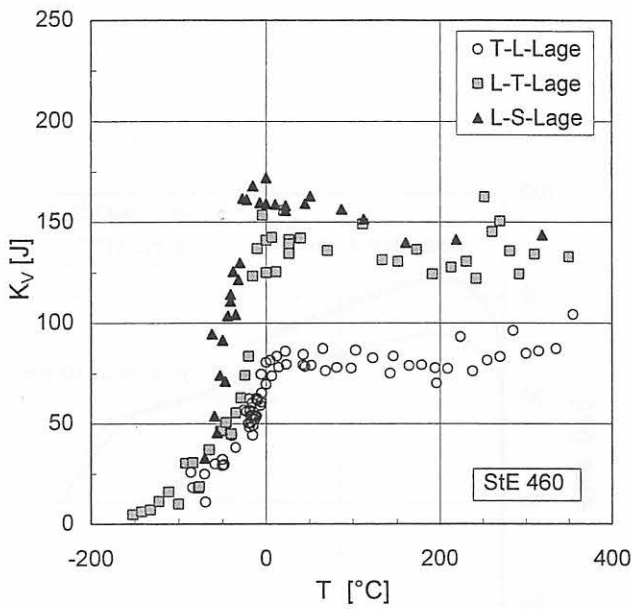


Bild 8-19:
K_V-T-Kurven des StE 460 für verschiedene Probenlagen

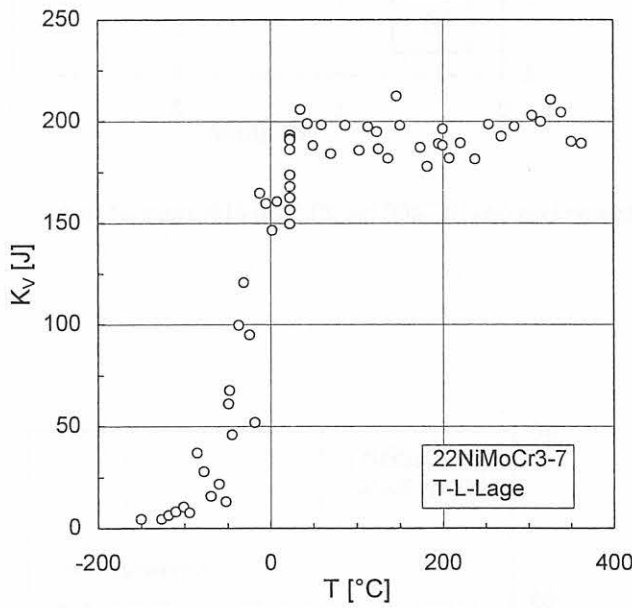


Bild 8-20:
K_V-T-Kurve des 22NiMoCr3-7 für die T-L-Probenlage

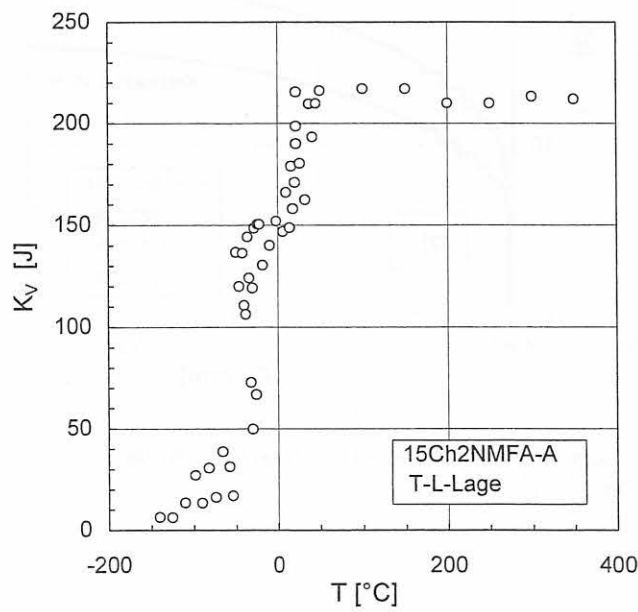


Bild 8-21:
K_V-T-Kurve des 15Ch2NMFA-A für die T-L-Probenlage

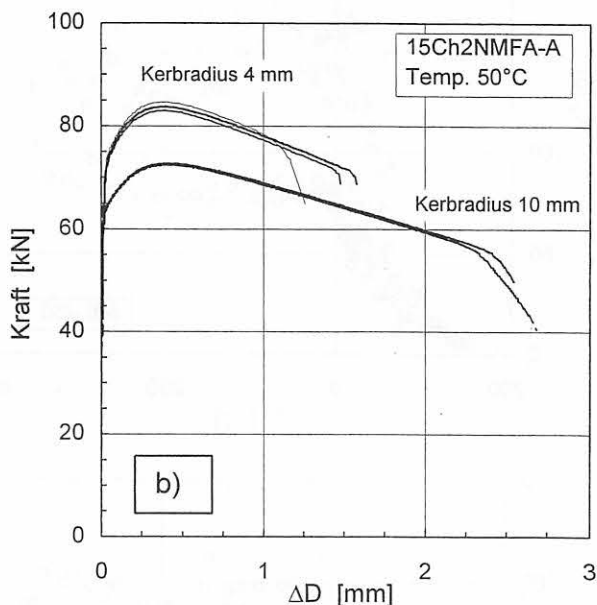
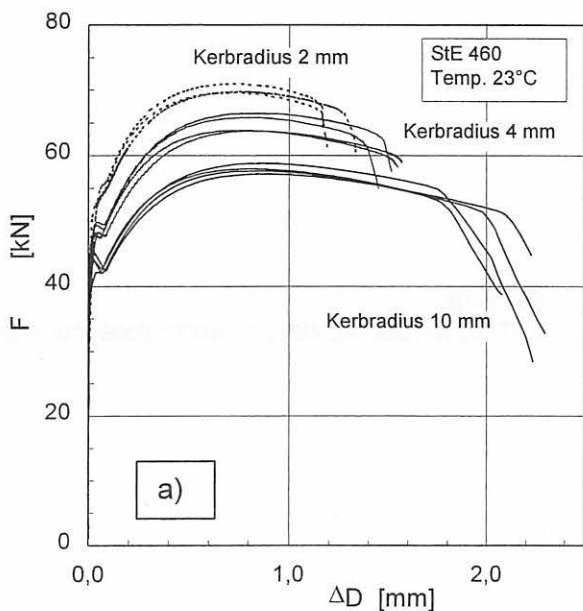


Bild 8-22: Kraft-Durchmesseränderungskurven von gekerbten Rundzugproben des StE 460 bei 23 °C in Abhängigkeit vom Kerbradius und des 15Ch2NMFA-A bei 50 °C

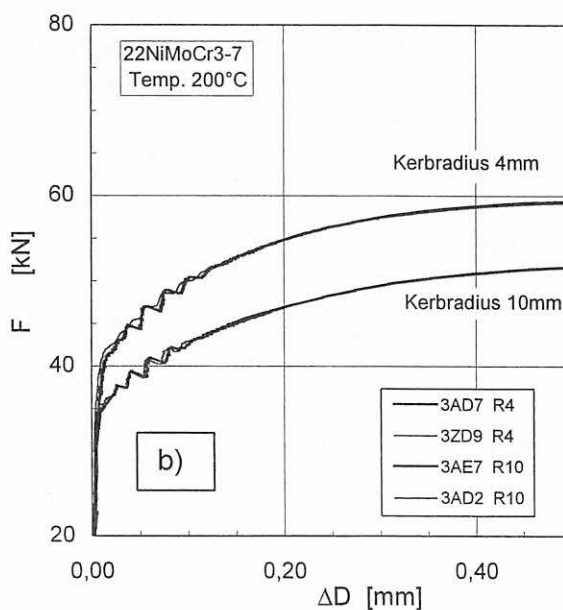
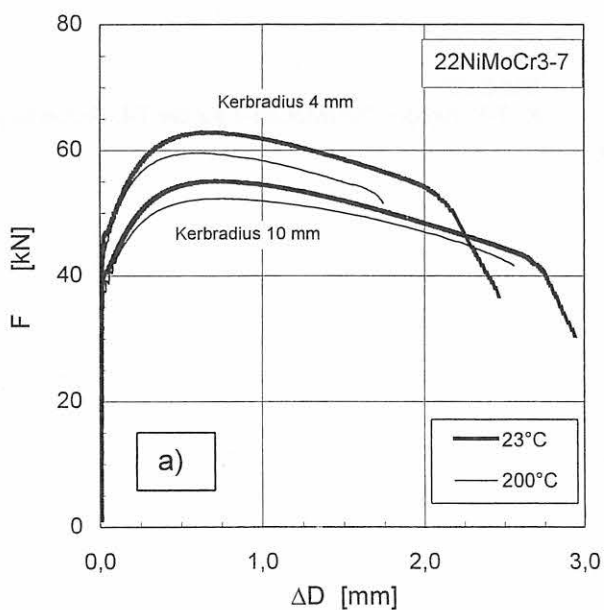


Bild 8-23: Kraft-Durchmesseränderungskurven von gekerbten Rundzugproben mit Kerbradien 4 mm und 10 mm des 22NiMoCr3-7 a) bei 23 °C und 200 °C und b) Ausschnitt bei 200 °C

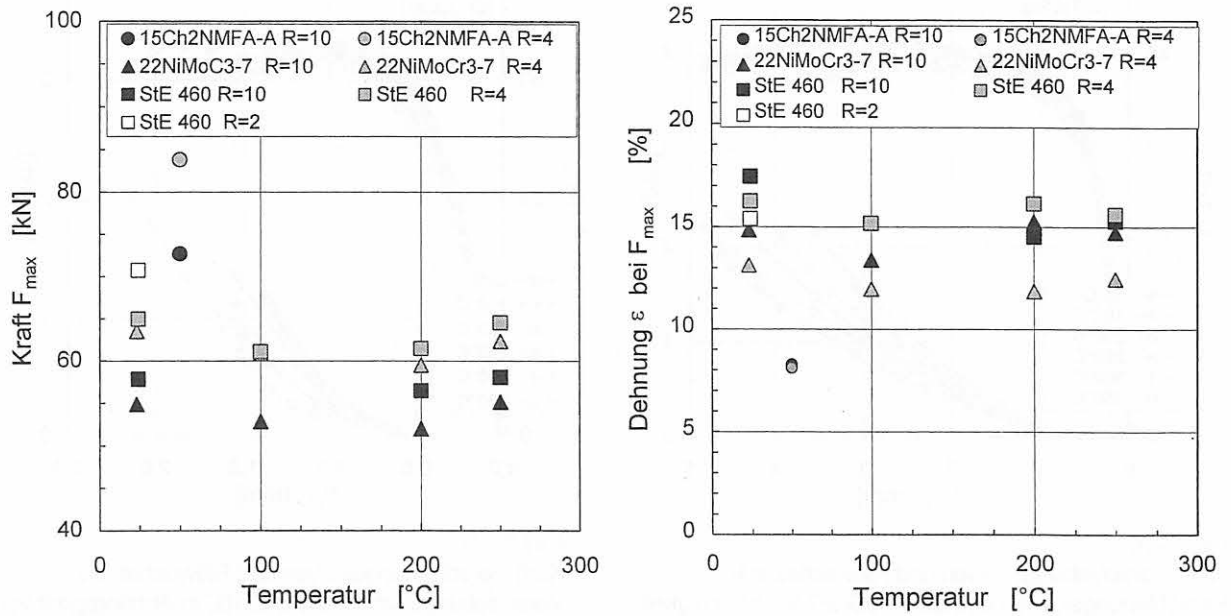


Bild 8-24: Maximalkraft und Dehnung bei Maximalkraft der Versuche an gekerbten Rundzugproben mit verschiedenen Kerbradien in Abhängigkeit von der Temperatur

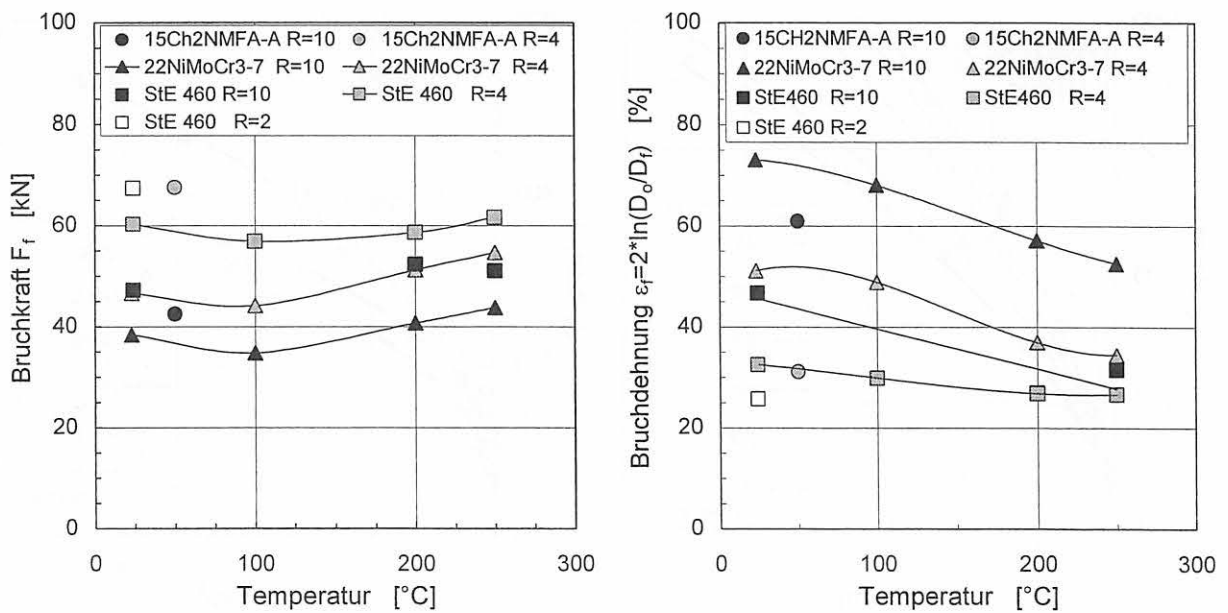


Bild 8-25: Bruchkraft F_f und Bruchdehnung, ermittelt in Versuchen an gekerbten Rundzugproben mit verschiedenen Kerbradien in Abhängigkeit von der Temperatur

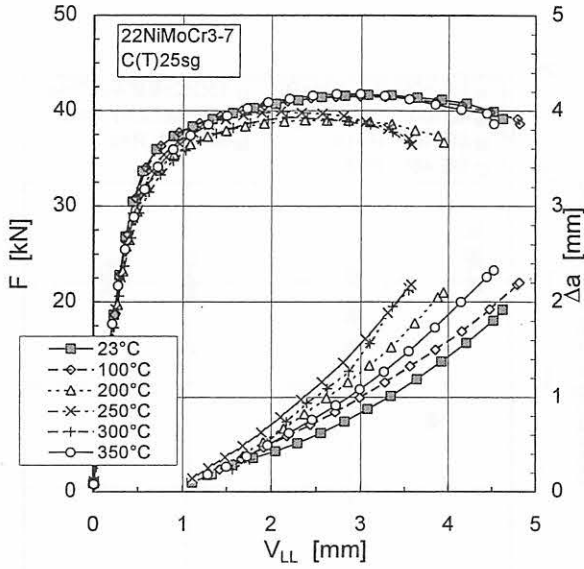


Bild 8-26: Kraft-Verschiebungskurven und Reißwachtums-Verschiebungskurven des 22NiMoCr3-7 in Abhängigkeit von der Temperatur

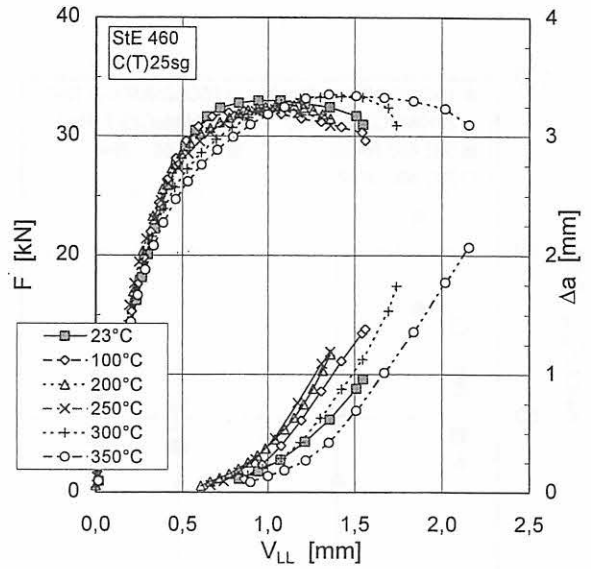


Bild 8-27: Kraft-Verschiebungskurven und Reißwachtums-Verschiebungskurven des StE 460 in Abhängigkeit von der Temperatur

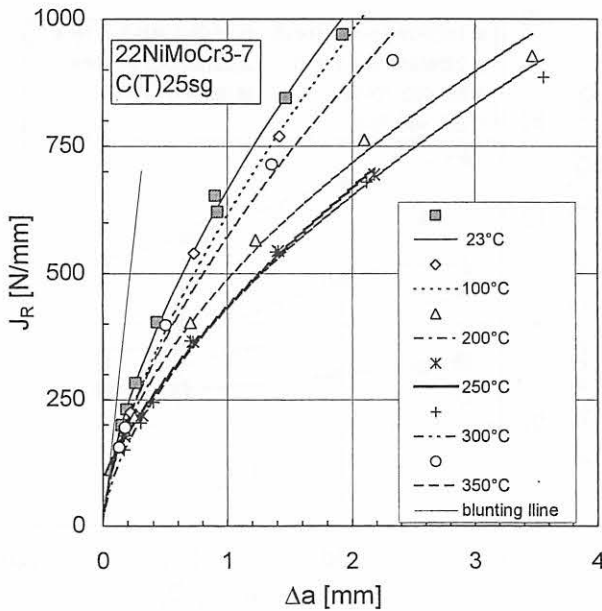


Bild 8-28: J_R - Δa -Kurven von C(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 im Temperaturbereich von 23 °C bis 350 °C

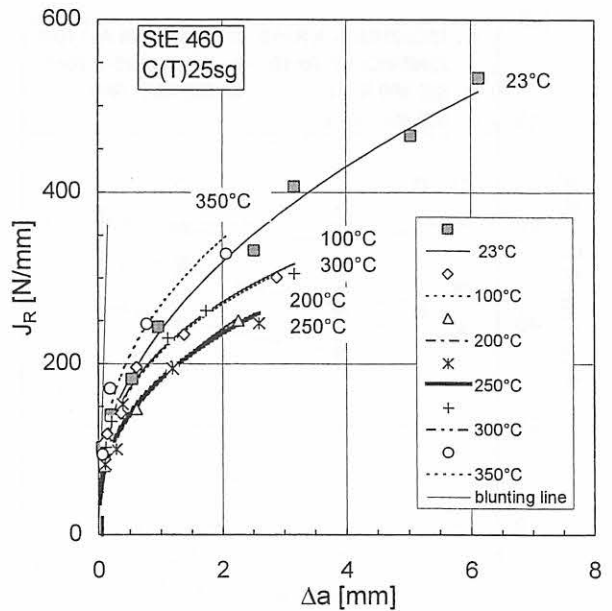


Bild 8-29: J_R - Δa -Kurven von C(T)25sg-Proben des StE 460 im Temperaturbereich von 23 °C bis 350 °C

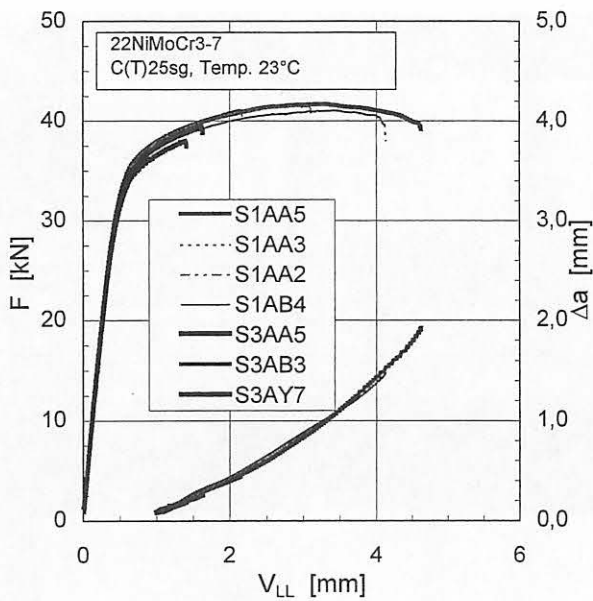


Bild 8-30:
Kraft-Verschiebungskurven von C(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 bei 23 °C

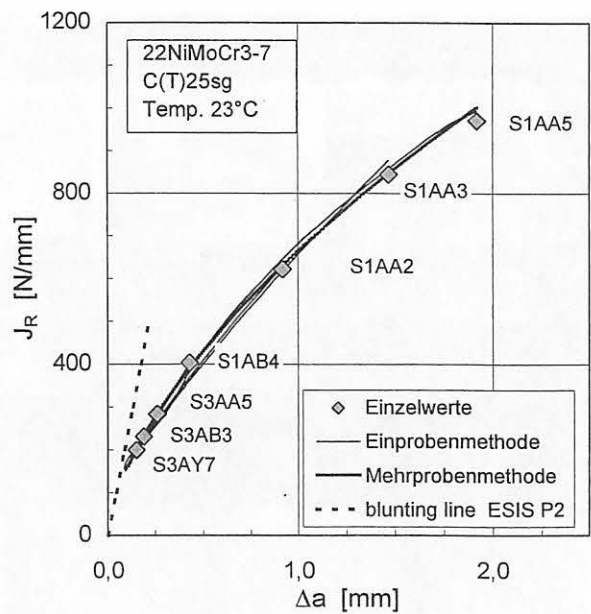


Bild 8-31:
Unterschiede der J_R - Δa -Kurven nach Ein- und Mehrprobenauswertung von C(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 bei 23 °C

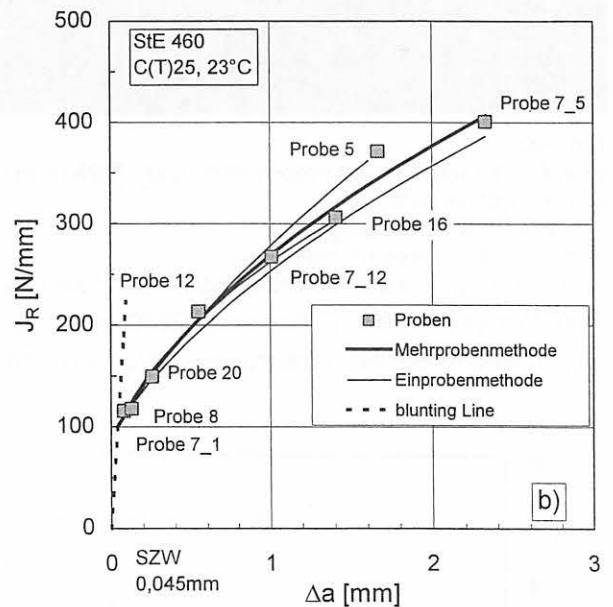
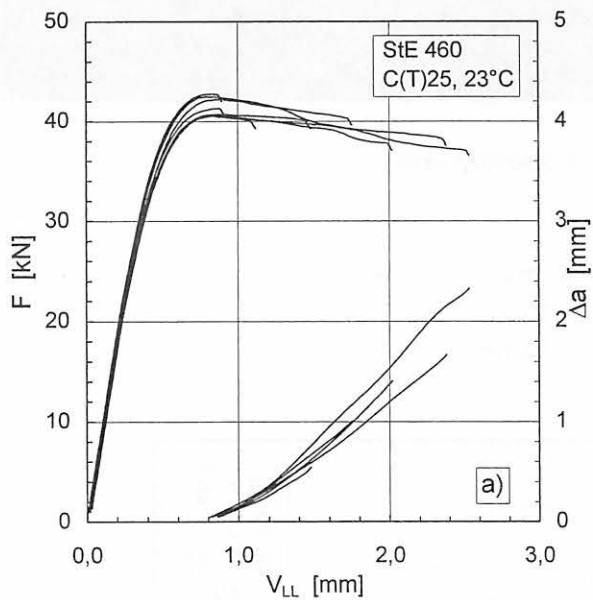


Bild 8-32:
Ergebnisse der Versuche an nichtseitengekerbten C(T)25-Proben des StE 460 bei 23 °C
a) Kraft-Verschiebungs- und Rißwachstums-Verschiebungskurven
b) J_R - Δa -Kurven nach Ein- und Mehrprobenauswertung

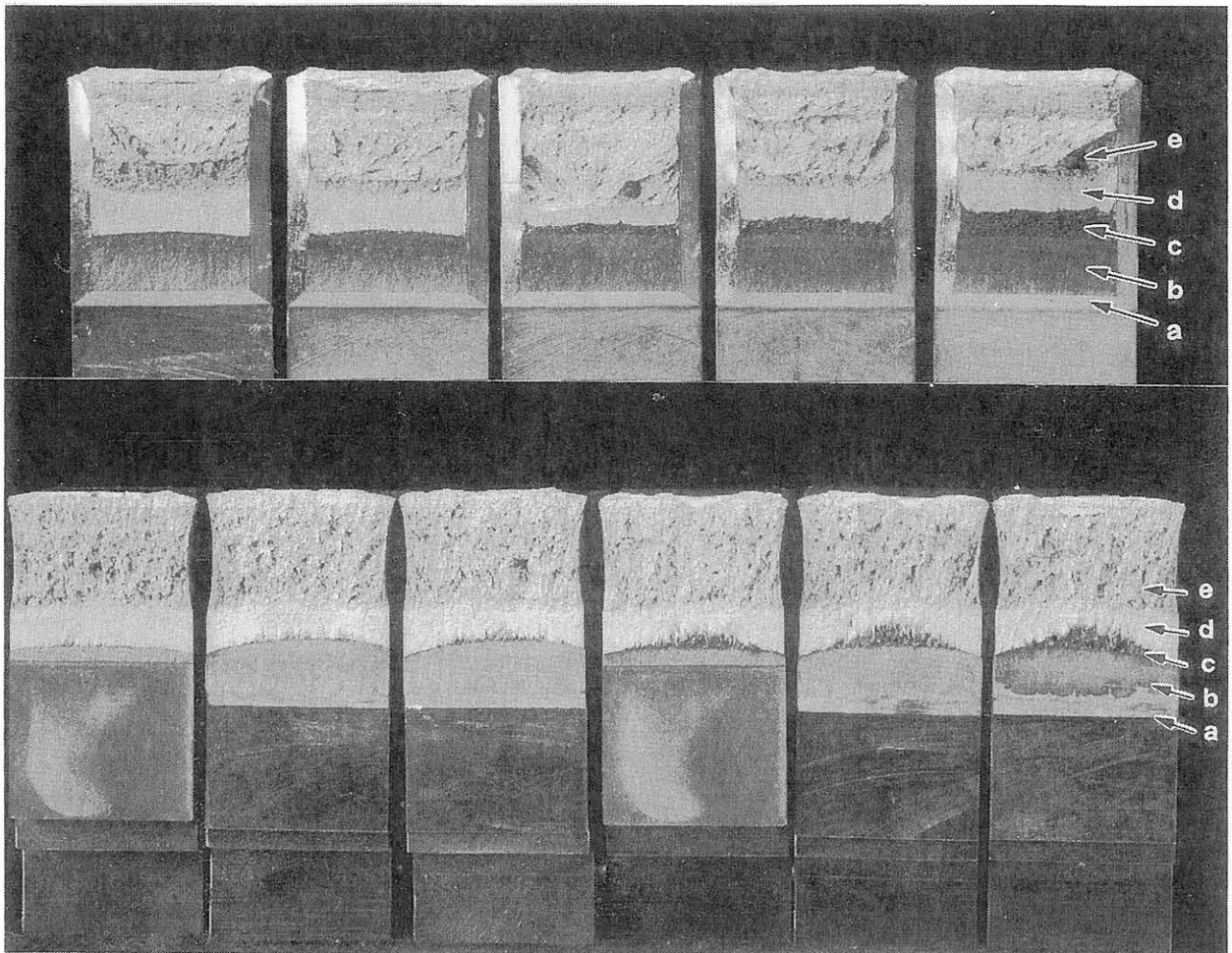


Bild 8-33 :
 Bruchflächen von C(T)25sg-Proben (oben) und C(T)25-Proben ohne Seitenkerb (unten)
 a) mechanischer Kerb
 b) mehrstufiger Schwingungsanriß
 c) stabiler Riß, markiert mit heat tinting
 d) Schwingungsriß und e) Gewaltbruchfläche nach (bzw. infolge) des Öffnens der Probe
 oben : Werkstoff StE 460 , Prüftemperatur 23 °C, rechts $\overline{\Delta a}_{end} = 3,17$ mm
 unten : Werkstoff StE 460 , Prüftemperatur 23 °C, rechts $\overline{\Delta a}_{end} = 2,33$ mm

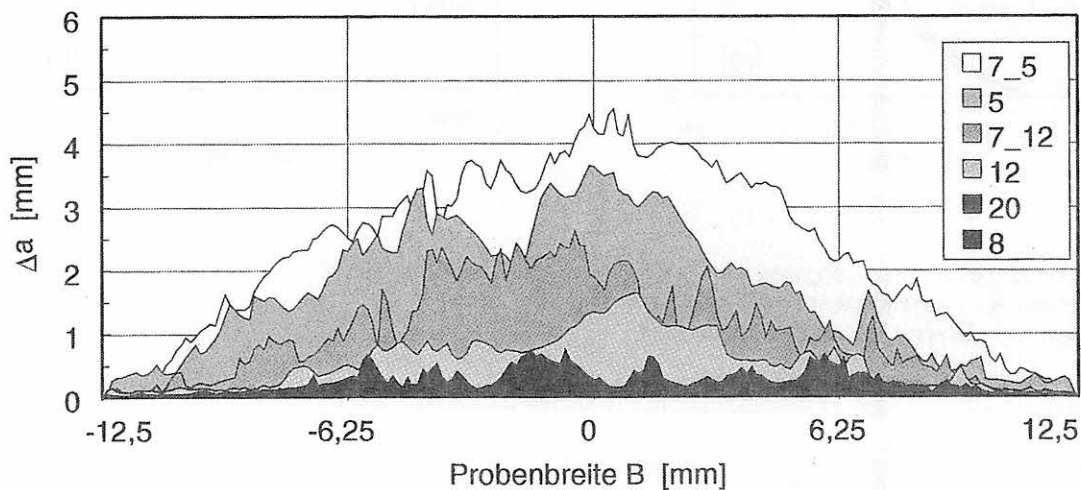


Bild 8-34:
 Flächen des duktilen Rißwachstums von nichtseitengekerbten C(T)25-Proben des StE 460 bei 23 °C (untere Probenreihe in Bild 8-33)

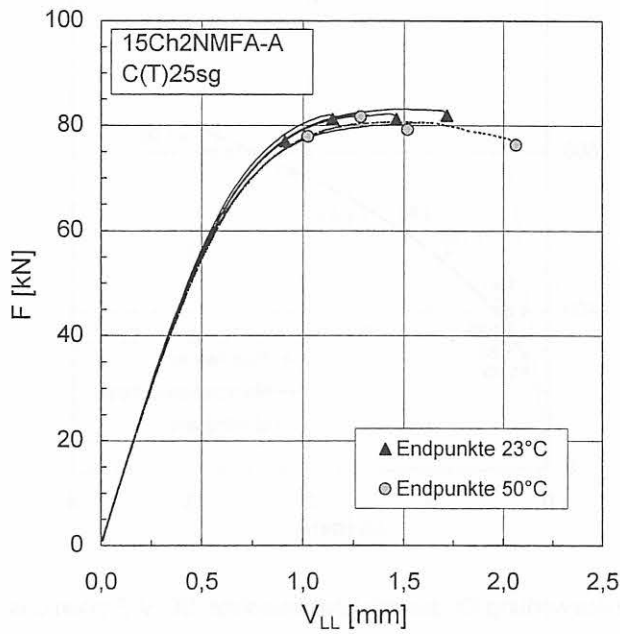


Bild 8-35
Kraft-Verschiebungskurven von C(T)25sg-Proben des 15Ch2NMFA-A bei 23 °C und 50 °C

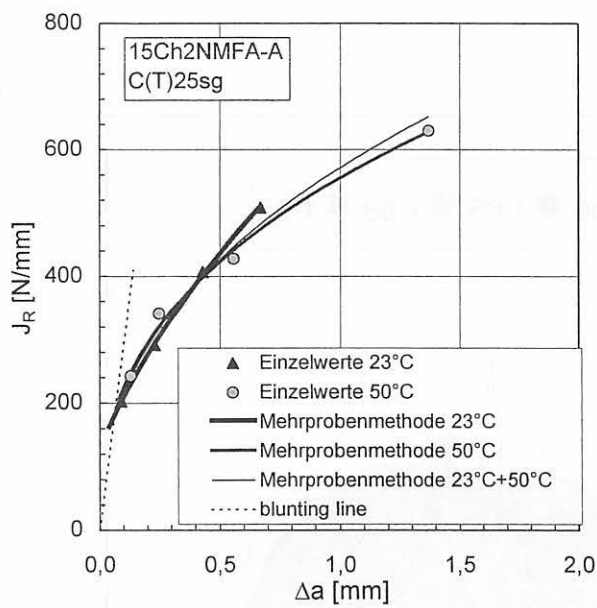


Bild 8-36:
Vergleich der J_R - Δa -Kurven von C(T)25sg-Proben des 15Ch2NMFA-A bei 23 °C und 50 °C

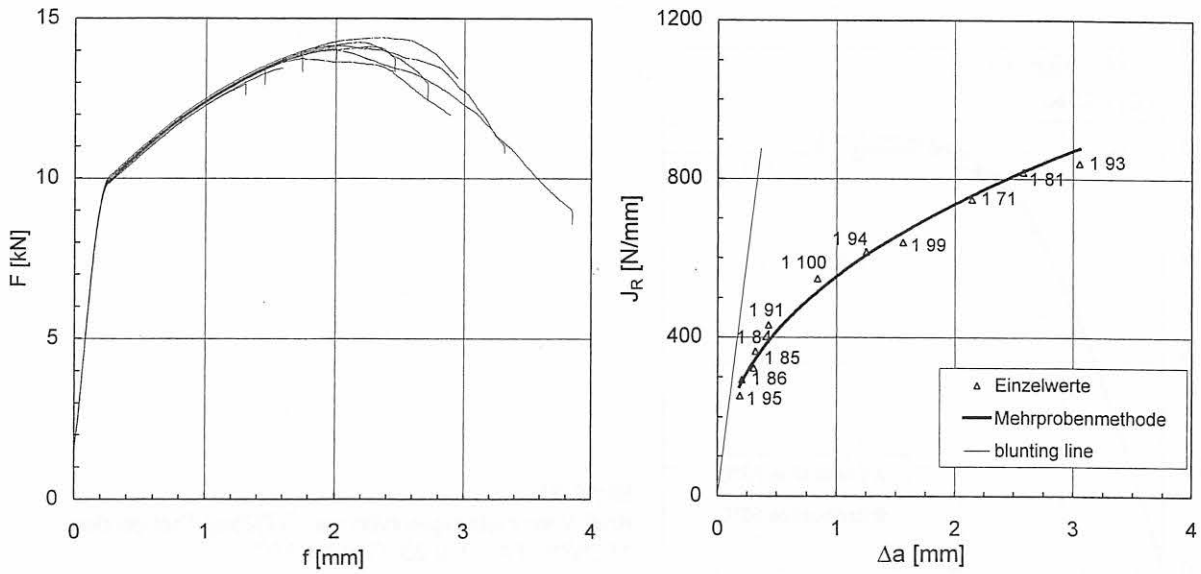


Bild 8-37:
Kraft-Durchbiegungskurven und J_R - Δa -Kurve nach Mehrprobenauswertung für quasistatisch belastete ISO-V-Proben des StE 460, Prüftemperatur 23 °C

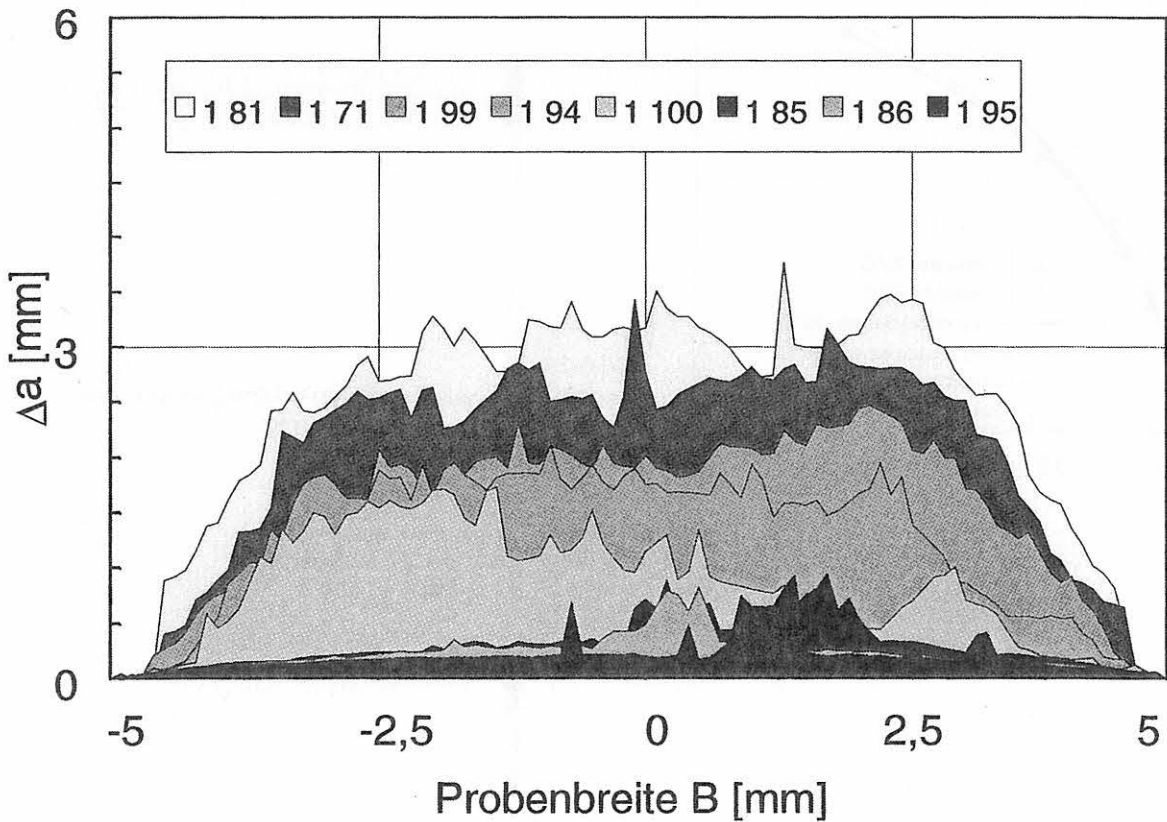


Bild 8-38:
Flächen des duktilen Rißwachstums für quasistatisch belastete ISO-V-Proben des StE 460, Prüftemperatur 23 °C

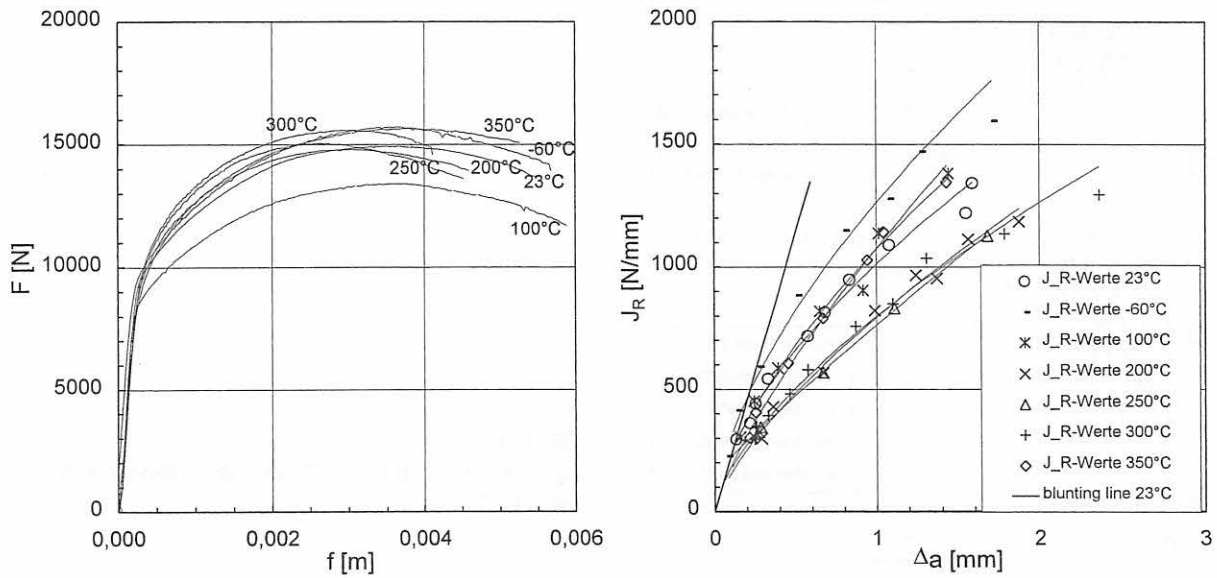


Bild 8-39:

Kraft-Durchbiegungskurven und J_R - Δa -Kurven von ISO-V-Proben des 22NiMoCr3-7 bei quasistatischer Belastung im Temperaturbereich von 23 °C bis 350 °C

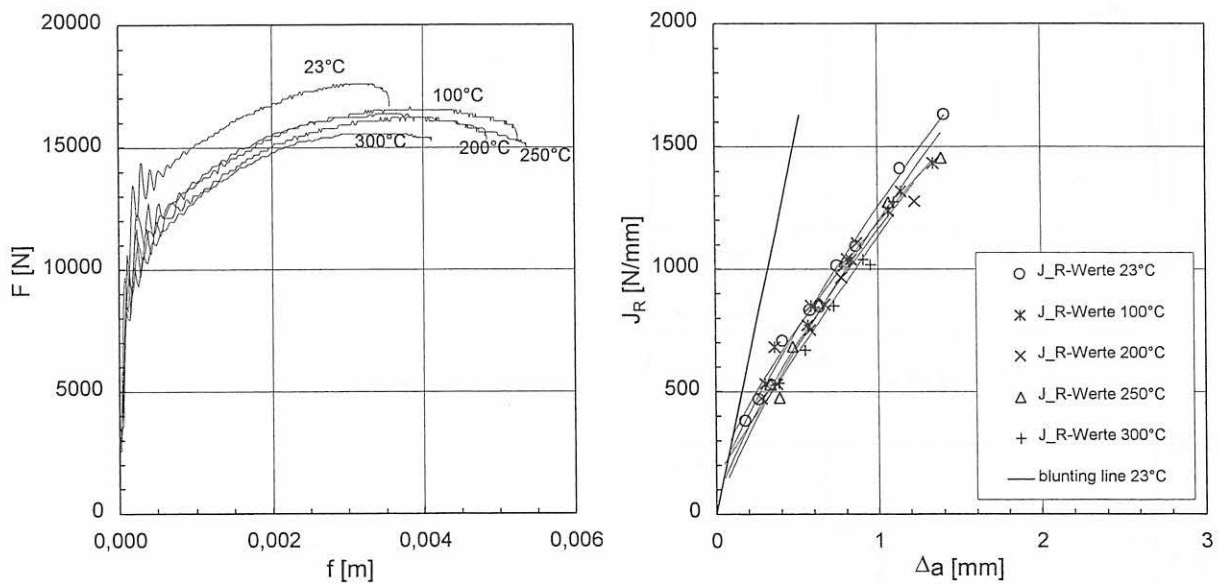


Bild 8-40:

Kraft-Durchbiegungskurven und J_R - Δa -Kurven von ISO-V-Proben des 22NiMoCr3-7 bei schlagartiger Belastung im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C

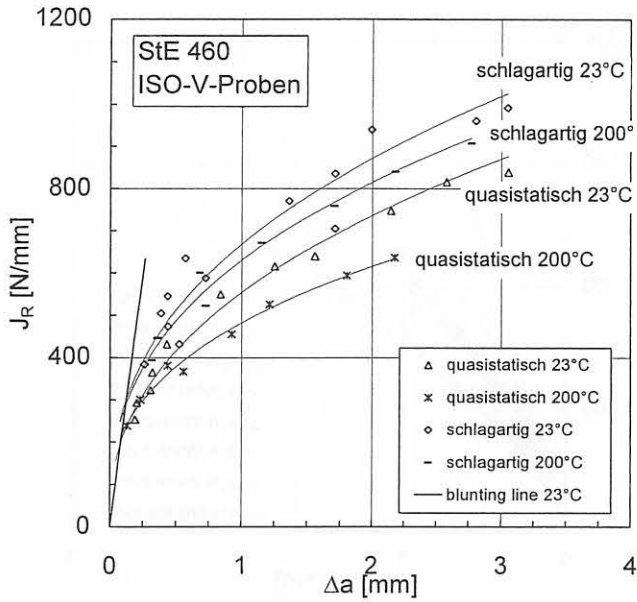


Bild 8-41:

J_R - Δa -Kurven von ISO-V-Proben des Werkstoffs StE 460 bei 23 °C und 200 °C

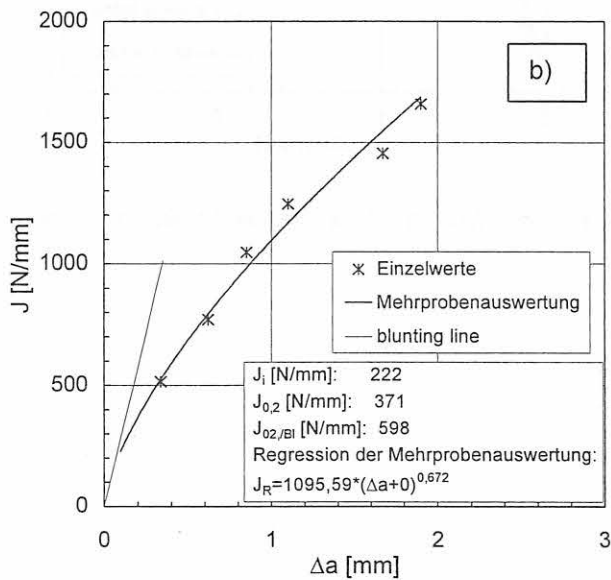
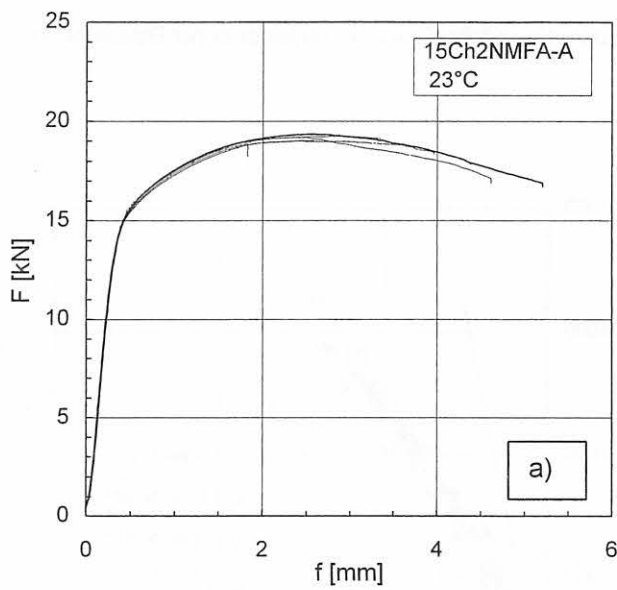


Bild 8-42:

Kraft-Verschiebungskurven a) und J_R - Δa -Kurven b) von quasistatisch belasteten ISO-V-Proben des 15Ch2NMFA-A bei 23 °C

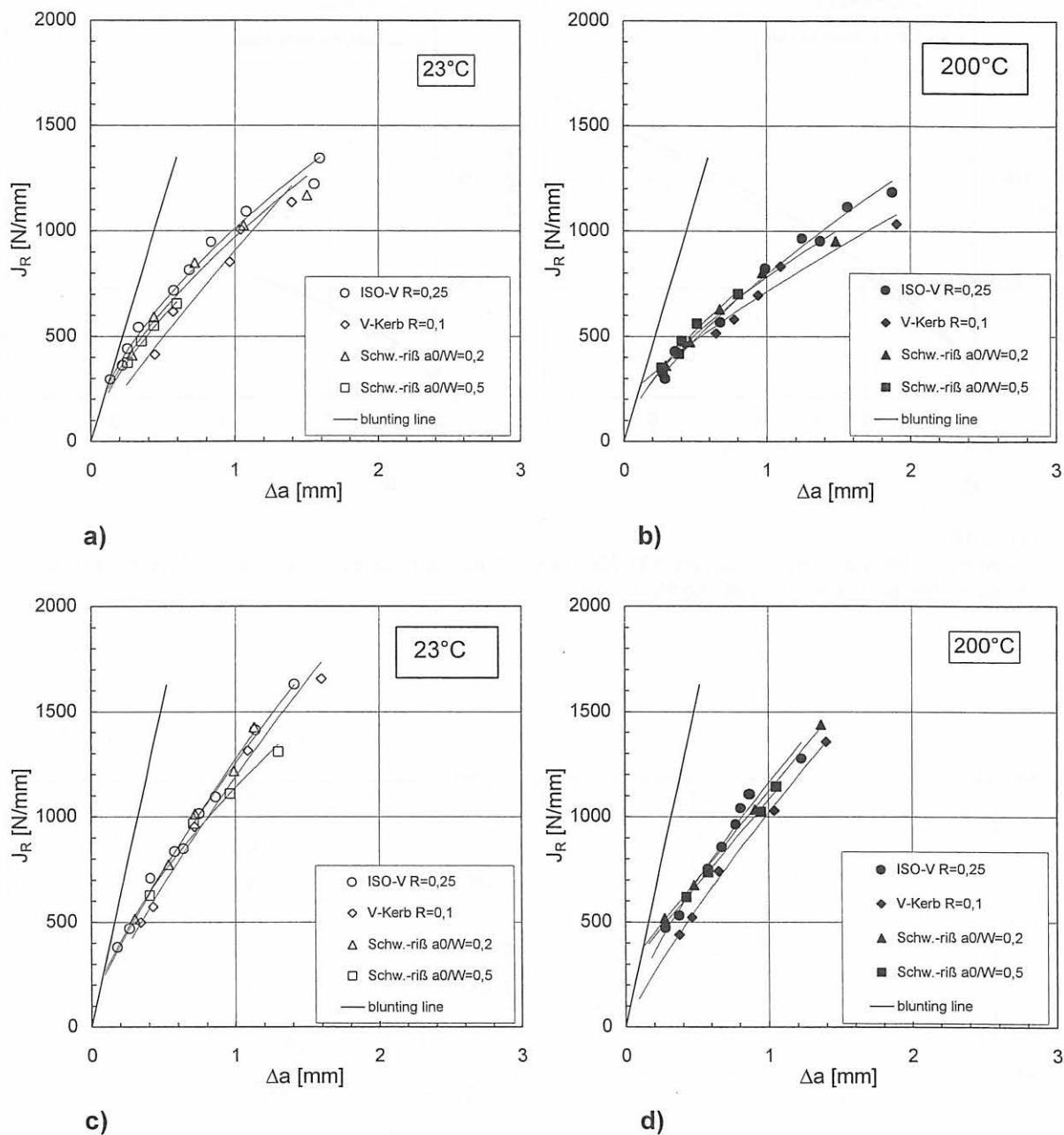


Bild 8-43:

J_R - Δa -Kurven von Charpy-Proben des 22NiMoCr3-7 mit unterschiedlichen Kerbformen unter quasistatischer und schlagartiger Beanspruchung bei 23 °C und 200 °C

- quasistatische Belastung bei 23 °C
- quasistatische Belastung bei 200 °C
- schlagartige Belastung bei 23 °C
- schlagartige Belastung bei 200 °C

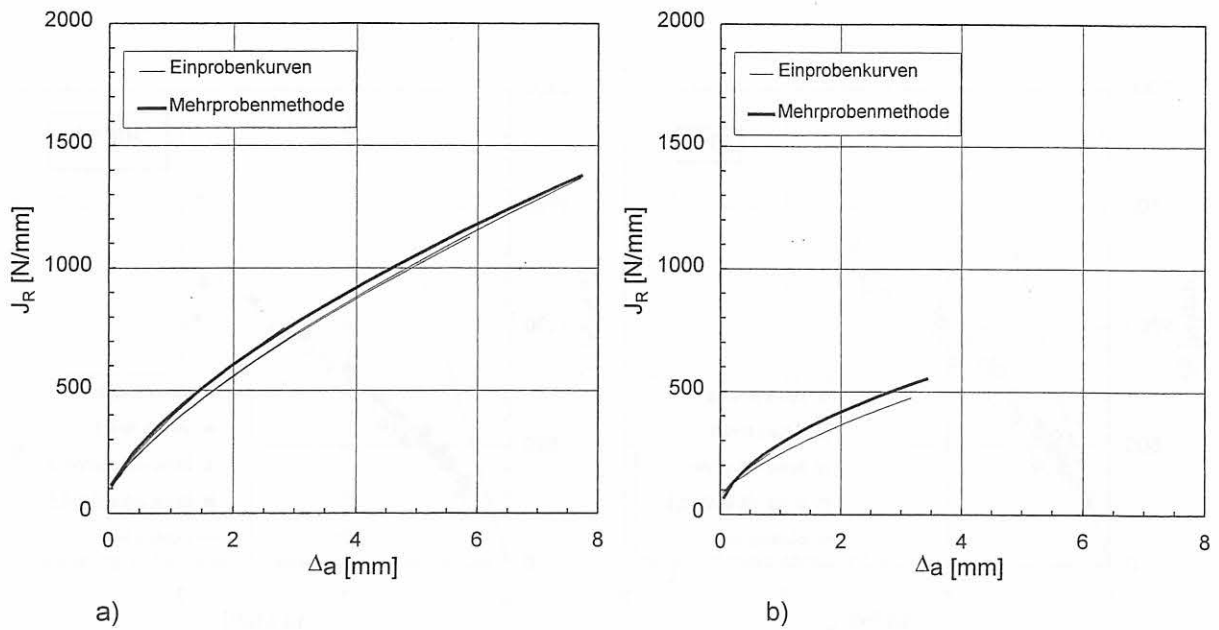


Bild 8-44: Vergleich der Rißwiderstandskurven von M(T)20sg des StE 460 nach der Einproben- und Mehrprobenmethode für die Prüftemperaturen 23 °C (a) und 200 °C (b)

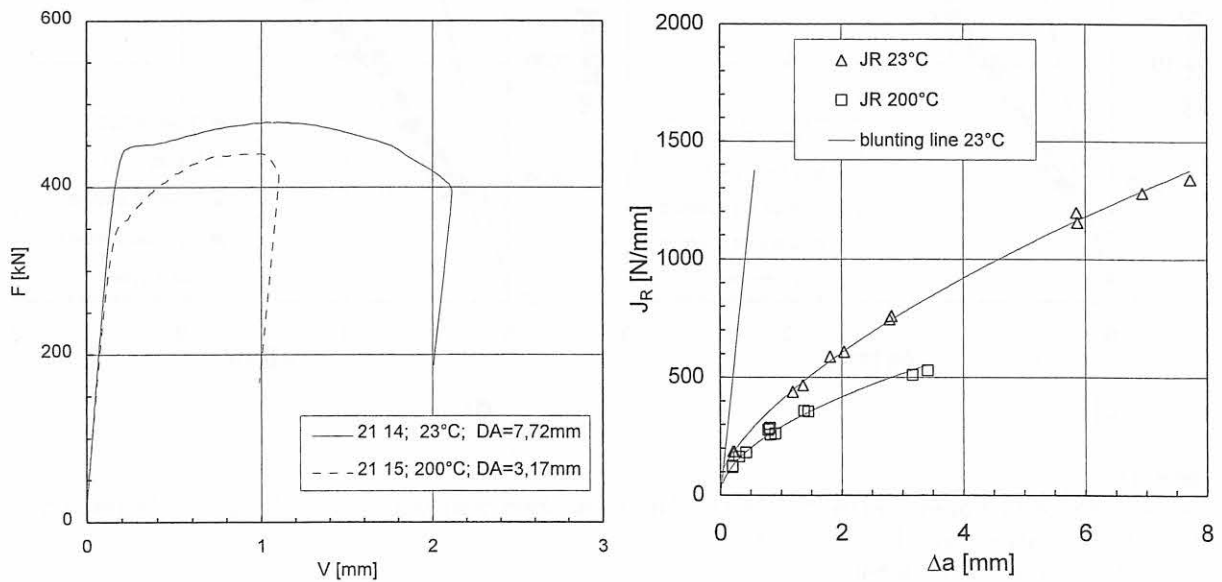


Bild 8-45: Kraft-Verschiebungskurven und J_R - Δa -Kurven von M(T)20sg-Proben des StE 460 bei 23 °C und 200 °C, $B_0 = 20$ mm, $B_n = 16$ mm

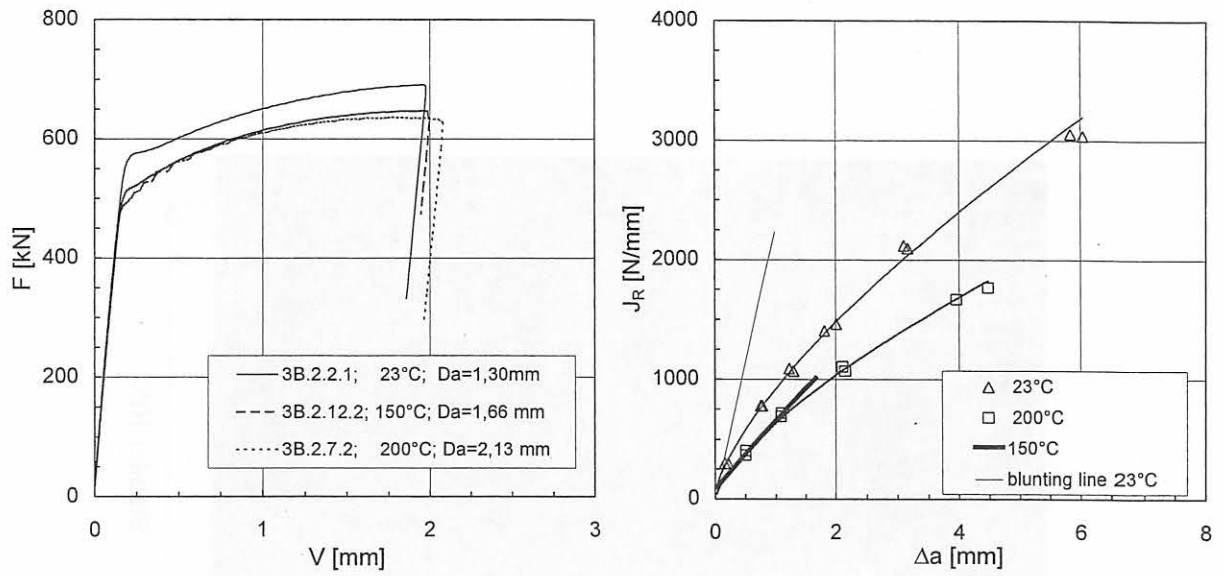


Bild 8-46: Kraft-Verschiebungskurven und J_R - Δa -Kurven von M(T)25sg-Proben des 22NiMoCr3-7 bei 23 °C bis 200 °C, $B_0 = 25$ mm, $B_n = 20$ mm

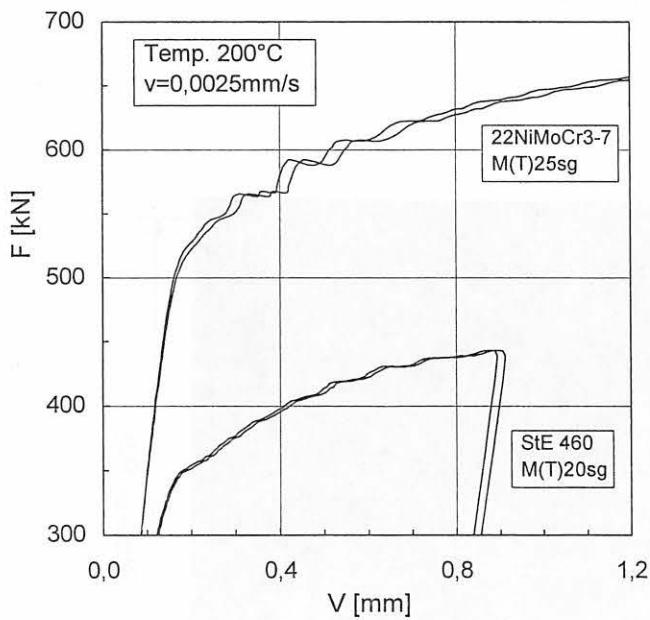


Bild 8-47: Ausschnitt der Kraft-Verschiebungskurven der M(T)-Proben der Werkstoffe 22NiMoCr3-7 und StE 460 bei einer Prüftemperatur von 200 °C

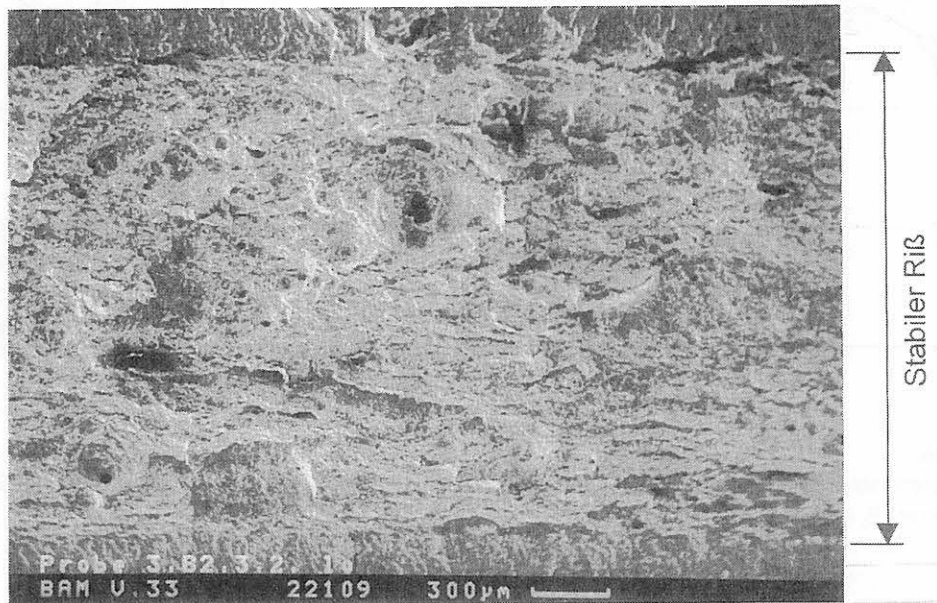


Bild 8-48:
Topographie des stabilen Risses bei $T = 23\text{ °C}$,
22NiMoCr3-7, M(T)25sg, $\Delta a_{\text{end}} = 1,81\text{ mm}$

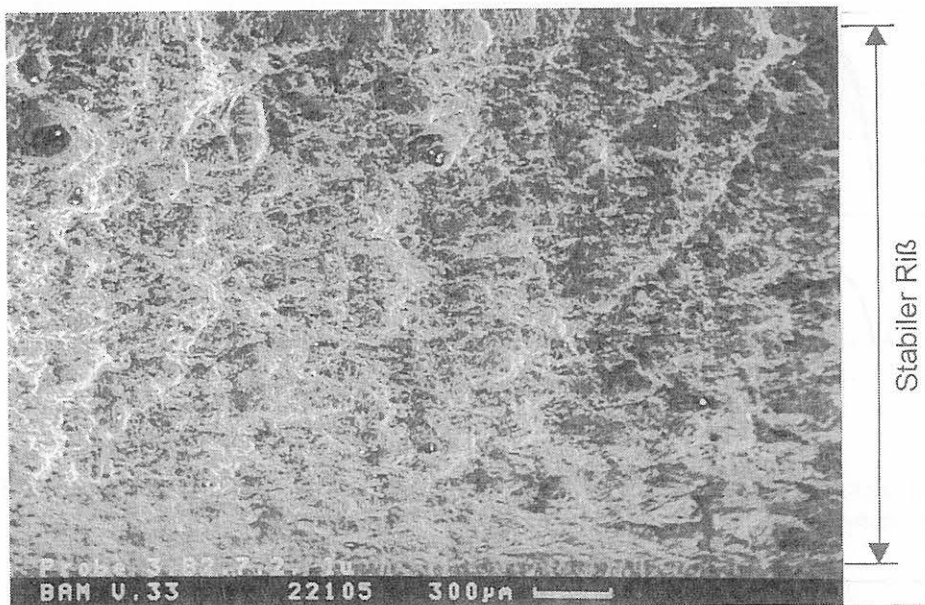


Bild 8-49:
Topographie des stabilen Risses bei $T = 200\text{ °C}$,
22NiMoCr3-7, M(T)25sg, $\Delta a_{\text{end}} = 2,11\text{ mm}$

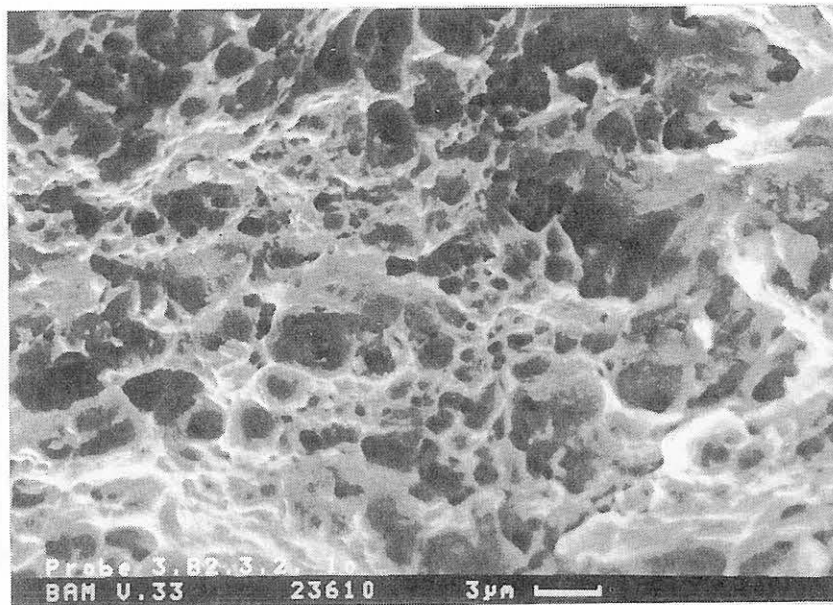


Bild 8-50:
Wabenstruktur des stabilen Risses bei $T = 23\text{ °C}$,
22NiMoCr3-7, M(T)25sg

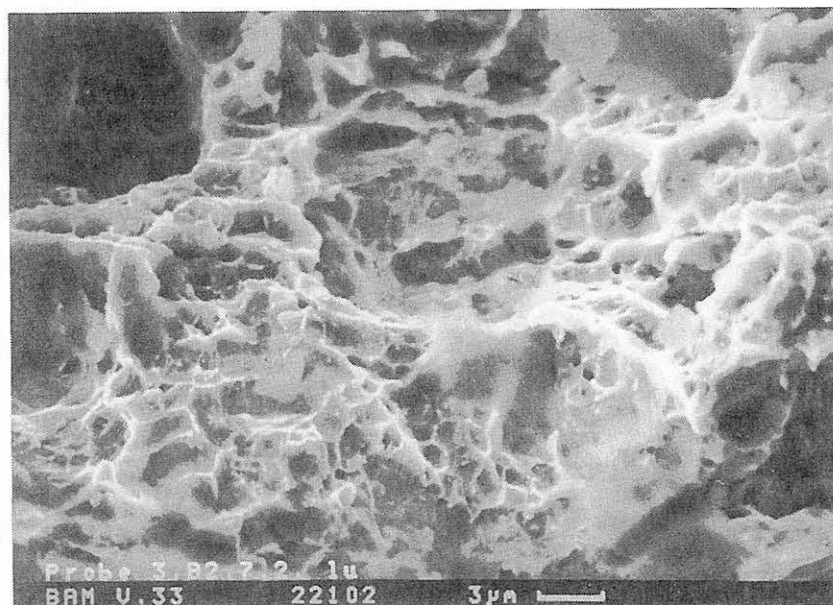


Bild 8-51:
Wabenstruktur des stabilen Risses bei $T = 200\text{ °C}$,
22NiMoCr3-7, M(T)25sg

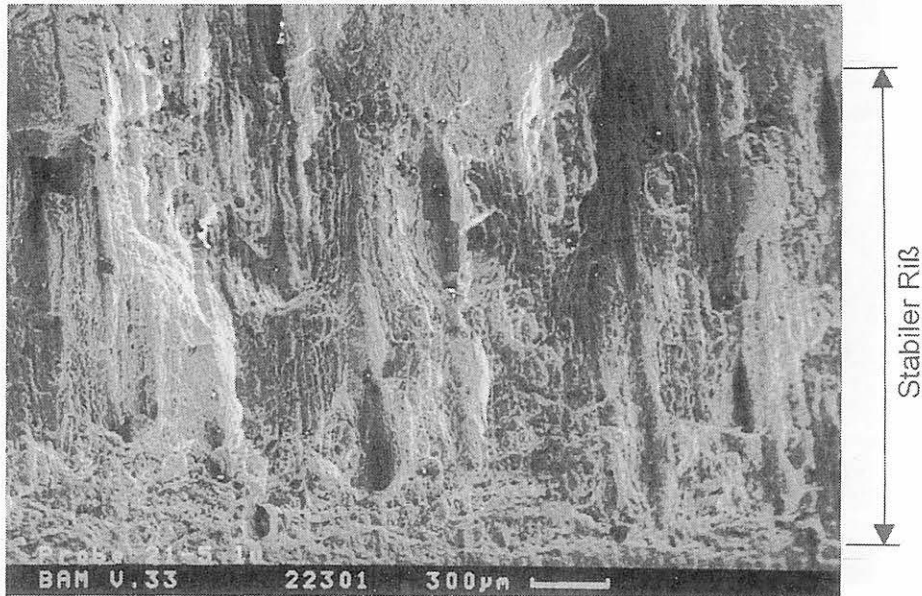


Bild 8-52:
Topographie des stabilen Risses bei $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$
StE 460, M(T)20sg, $\overline{\Delta a}_{\text{end}} = 2,04 \text{ mm}$

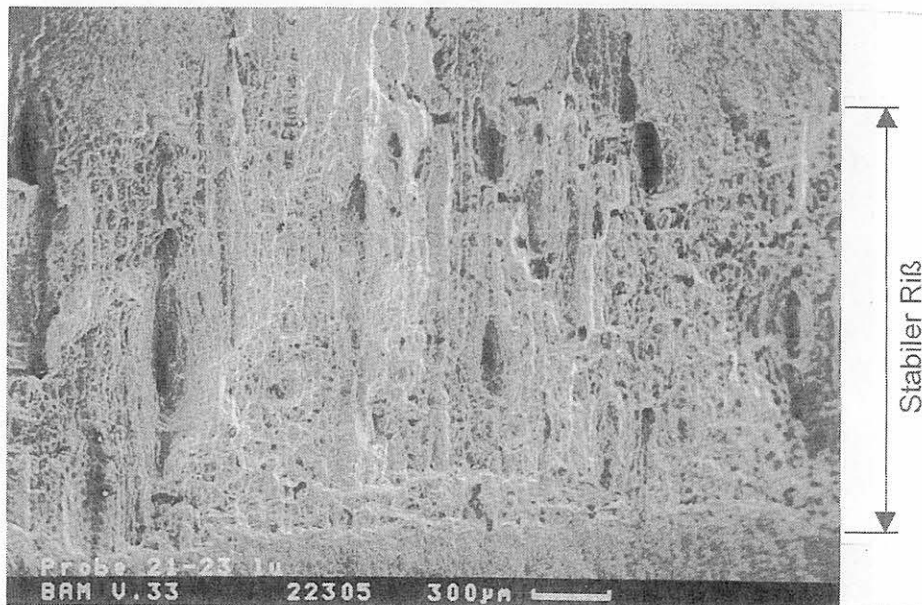


Bild 8-53:
Topographie des stabilen Risses bei $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$
StE 460, M(T)20sg, $\overline{\Delta a}_{\text{end}} = 1,38 \text{ mm}$

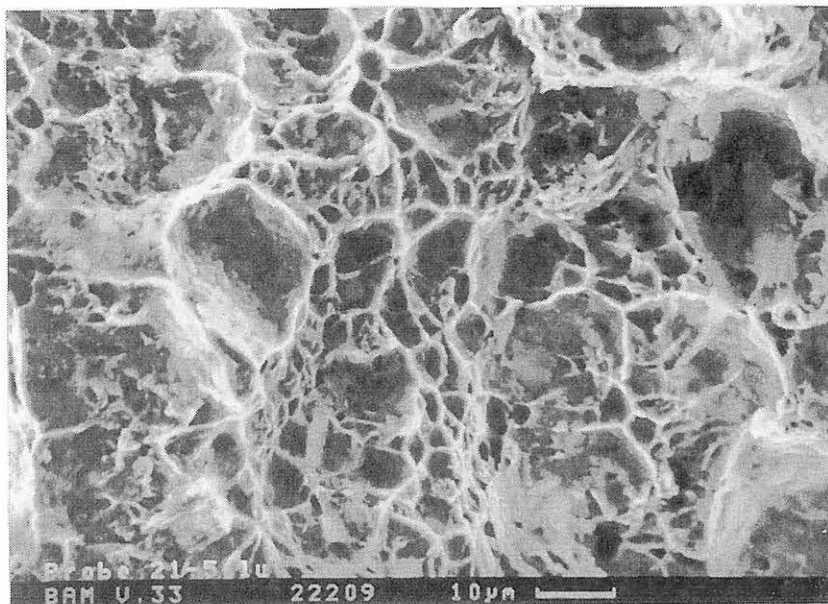


Bild 8-54:
Wabenstruktur des stabilen Risses bei $T = 23\text{ °C}$
StE 460, M(T)20sg

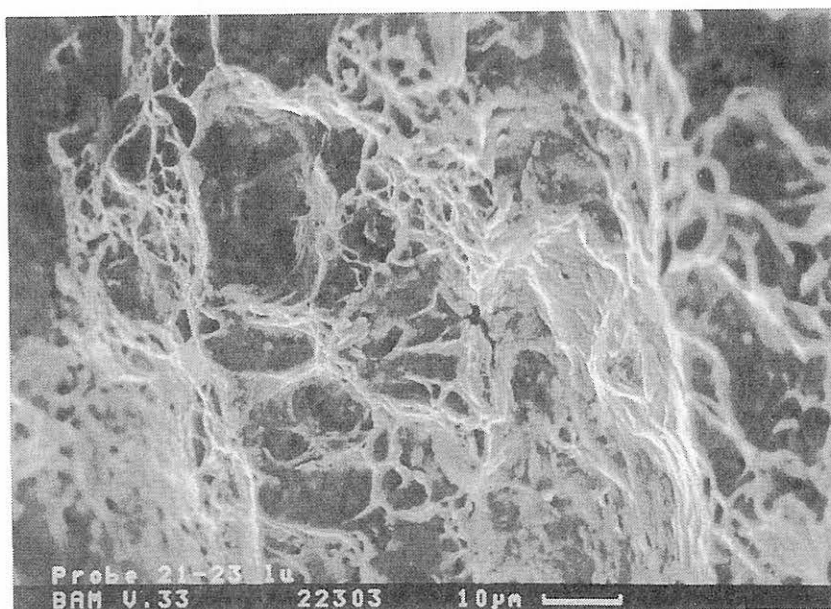


Bild 8-55:
Wabenstruktur des stabilen Risses bei $T = 200\text{ °C}$
StE 460, M(T)20sg

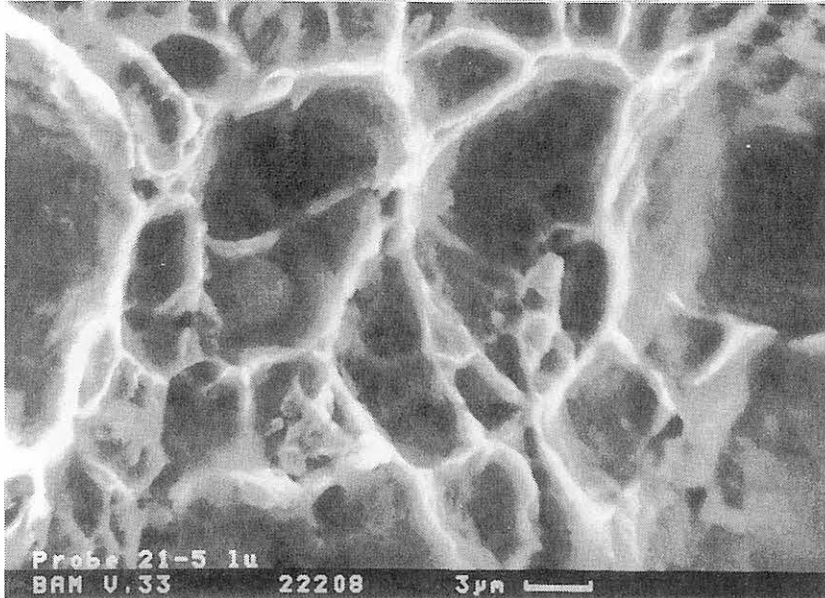


Bild 8-56:
Detail der Wabenstruktur des stabilen Risses bei $T = 23\text{ °C}$
StE 460, M(T)20sg

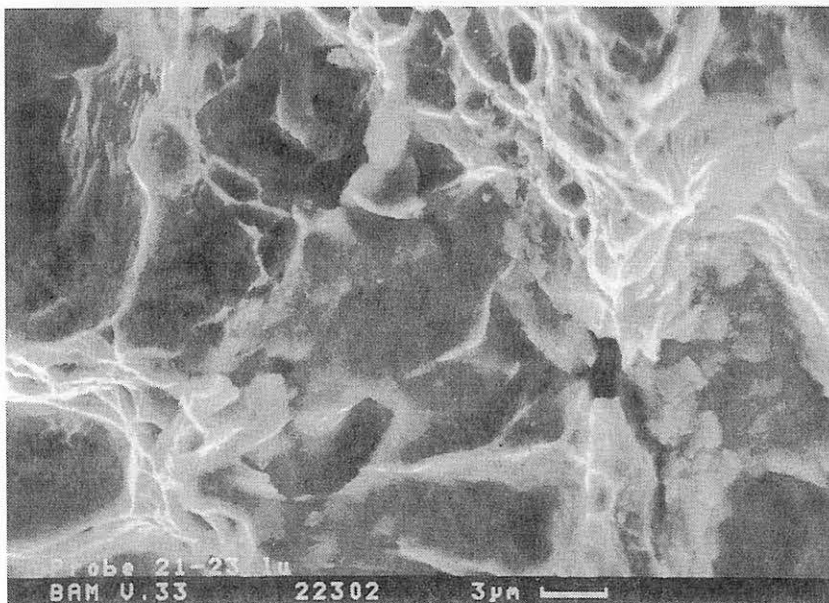


Bild 8-57:
Detail der Wabenstruktur des stabilen Risses bei $T = 200\text{ °C}$
StE 460, M(T)20sg

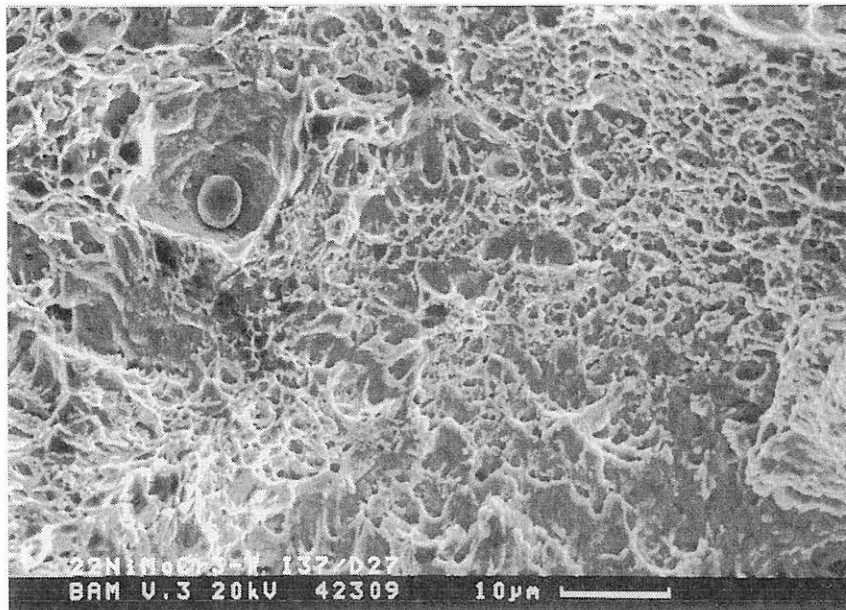


Bild 8-58:
Feine, ebene Waben im Bereich des stabilen Risses der
quasistatisch geprüften ISO-V-Proben, 22NiMoCr3-7, T = 23 °C

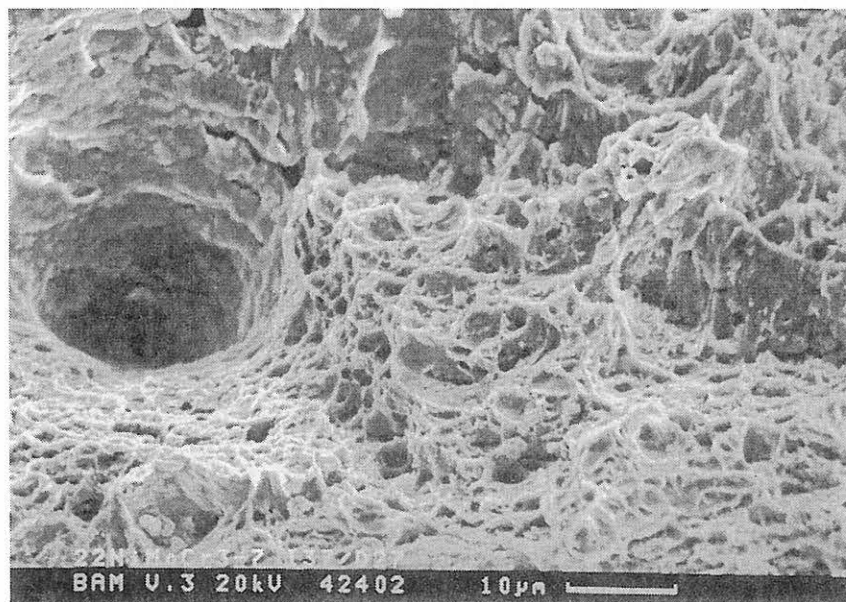


Bild 8-59:
Stark verformte Wabenstruktur des stabilen Risses der
schlagartig geprüften ISO-V-Proben, 22NiMoCr3-7, T = 23 °C

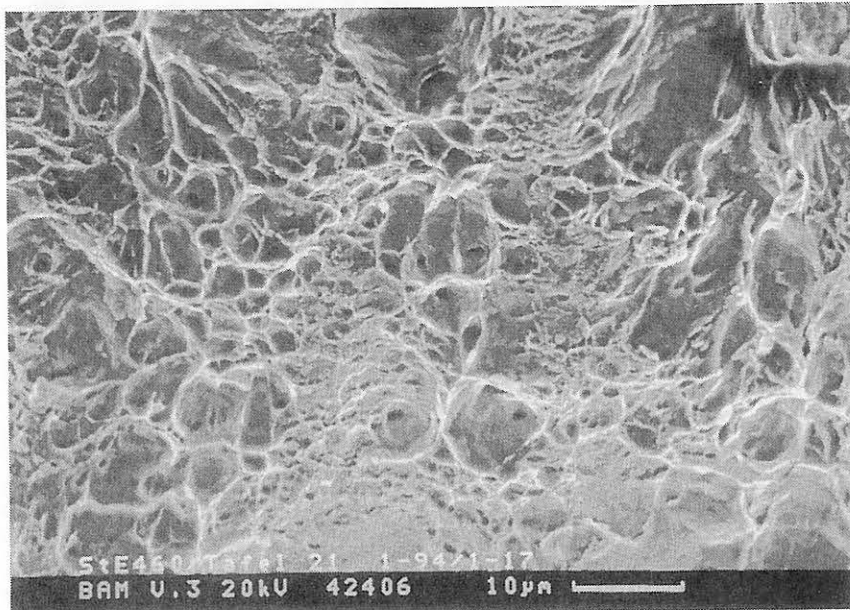


Bild 8-60:
Wabenstruktur des stabilen Risses der quasistatisch geprüften
ISO-V-Proben; StE 460, T = 23 °C

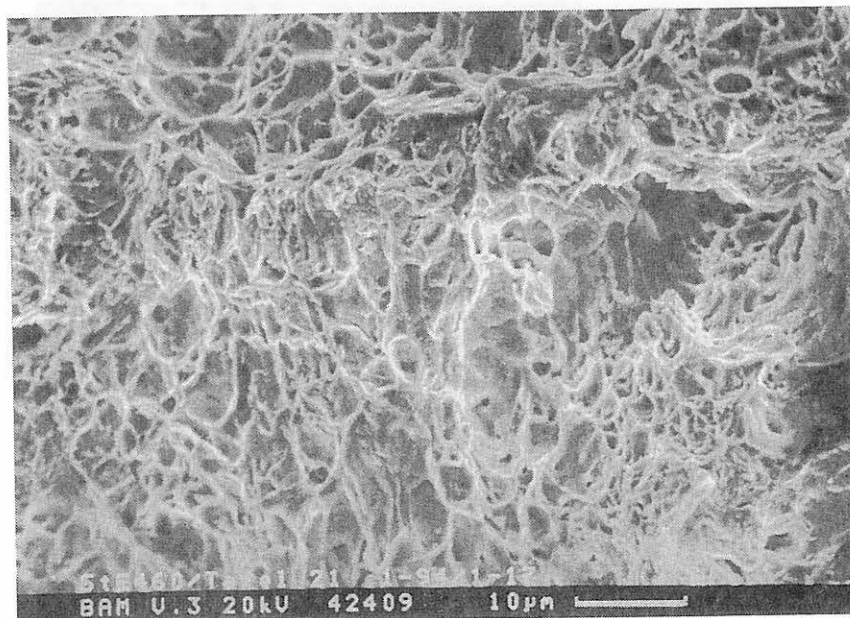


Bild 8-61:
Gestreckte Waben im Bereich des stabilen Risses der
schlagartig geprüften ISO-V-Proben, StE 460, T = 23 °C

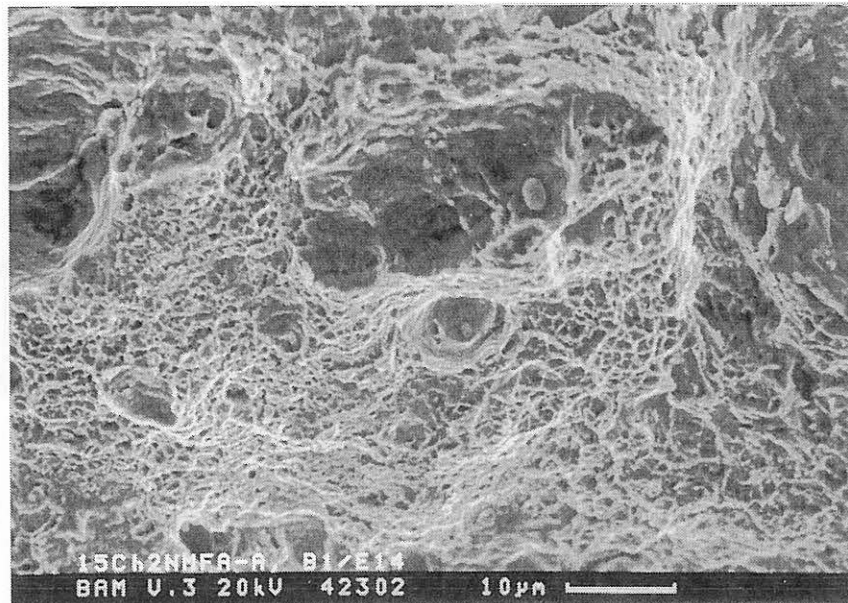


Bild 8-62:
Wabenstruktur des stabilen Risses der quasistatisch geprüften
ISO-V-Proben, 15Ch2NMFA-A, T = 23 °C

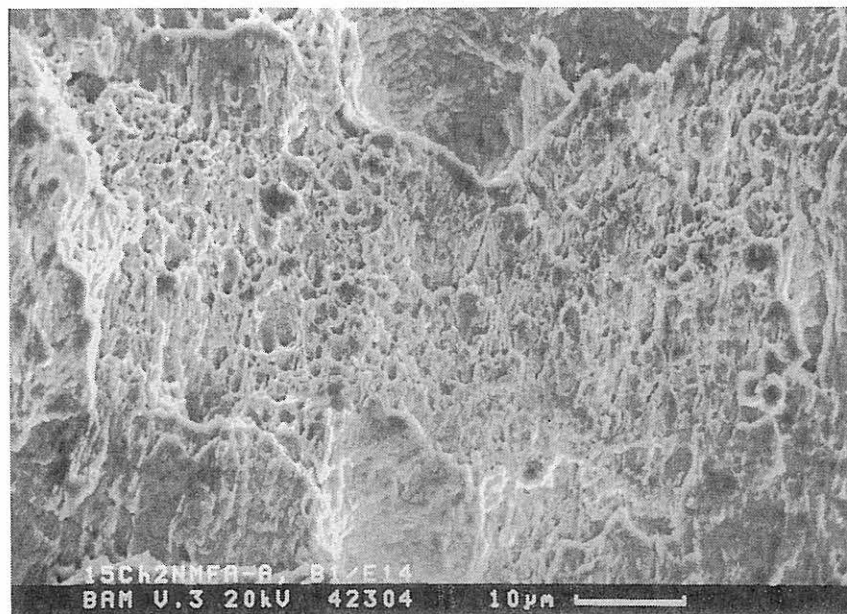


Bild 8-63:
Scherwaben im Bereich des stabilen Risses der schlagartig
geprüften ISO-V-Proben, 15Ch2NMFA-A, T = 23 °C

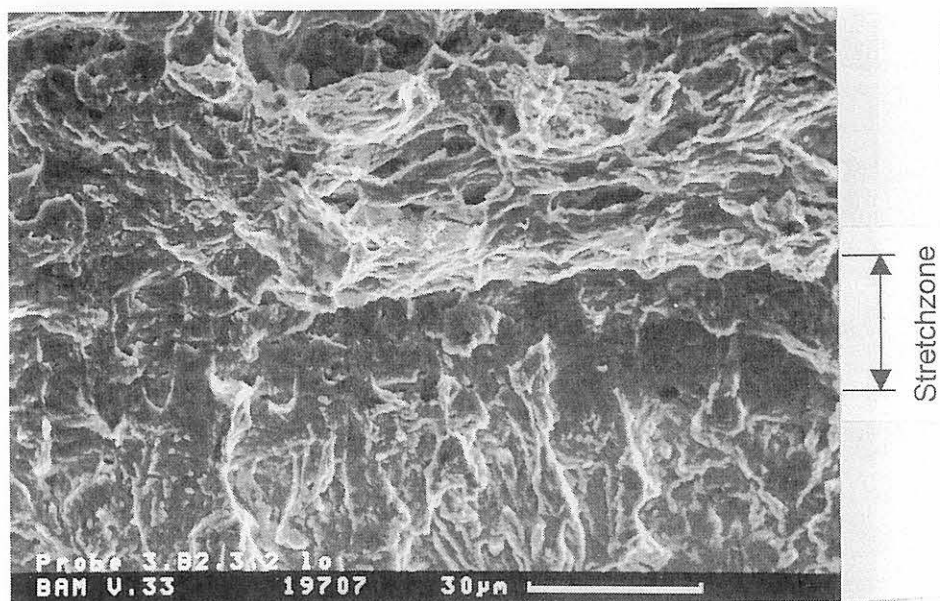


Bild 8-64:
Gleichmäßig ausgebildete Stretchzone bei $T = 23 \text{ }^\circ\text{C}$
22NiMoCr3-7, M(T)25sg

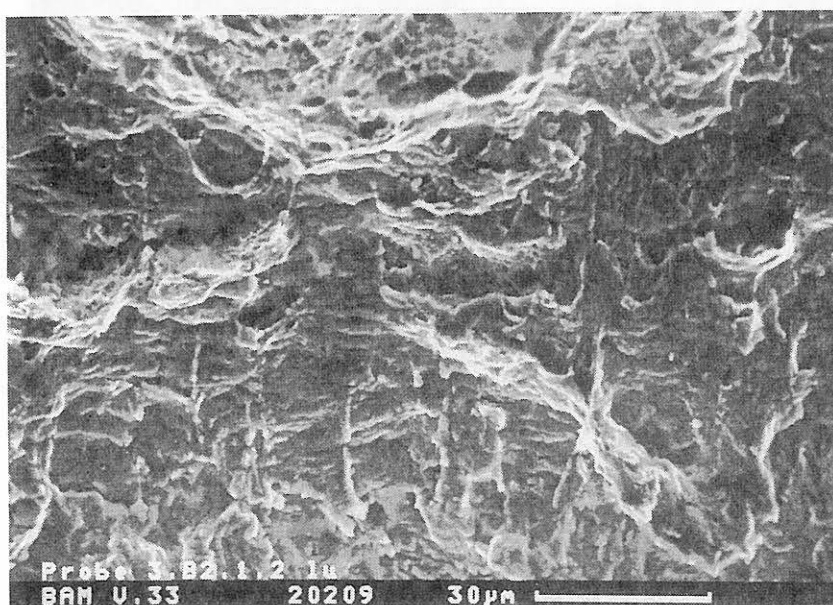


Bild 8-65:
Aufreißen innerhalb der Stretchzone bei $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$
22NiMoCr3-7, M(T)25sg

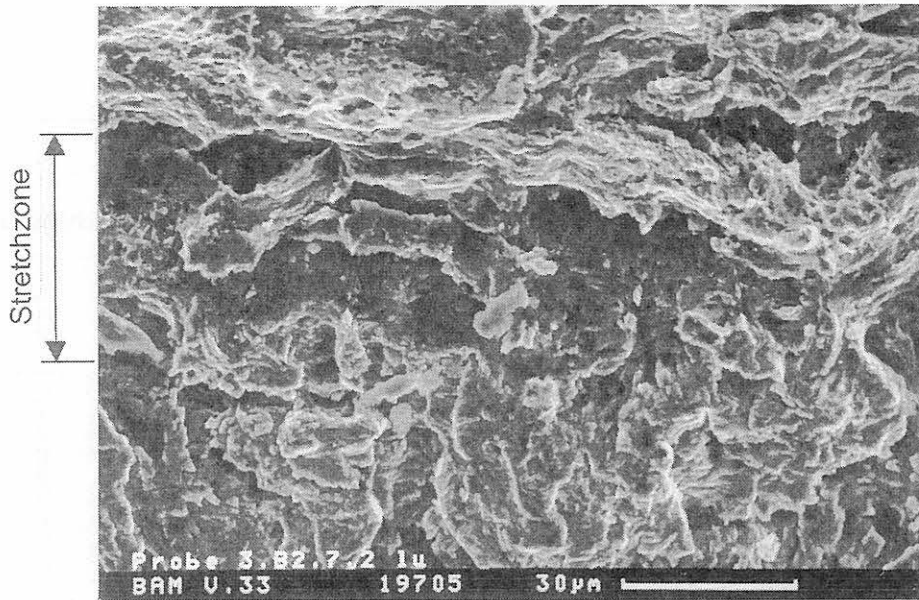


Bild 8-66:
Ablösungen bzw. Aufreißungen innerhalb der Stretchzone
bei T = 200 °C, 22NiMoCr3-7, M(T)25sg

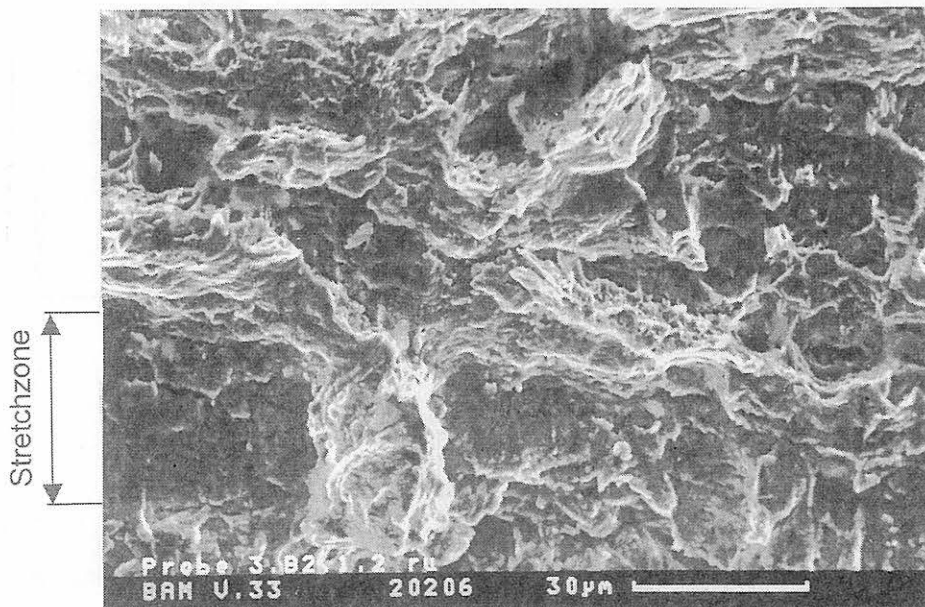


Bild 8-67:
Stufen mit feinen Reißwaben im Bereich der Stretchzone
bei T = 200 °C, 22NiMoCr3-7, M(T)25sg

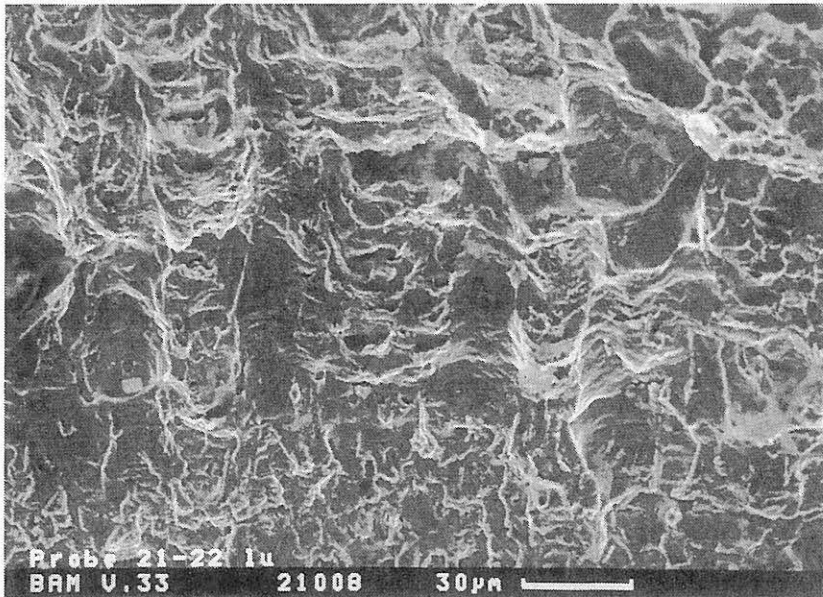


Bild 8-68:
Zeiligkeit in der Oberflächenstruktur
der Stretchzone
bei T = 200 °C

StE 460, M(T)20sg

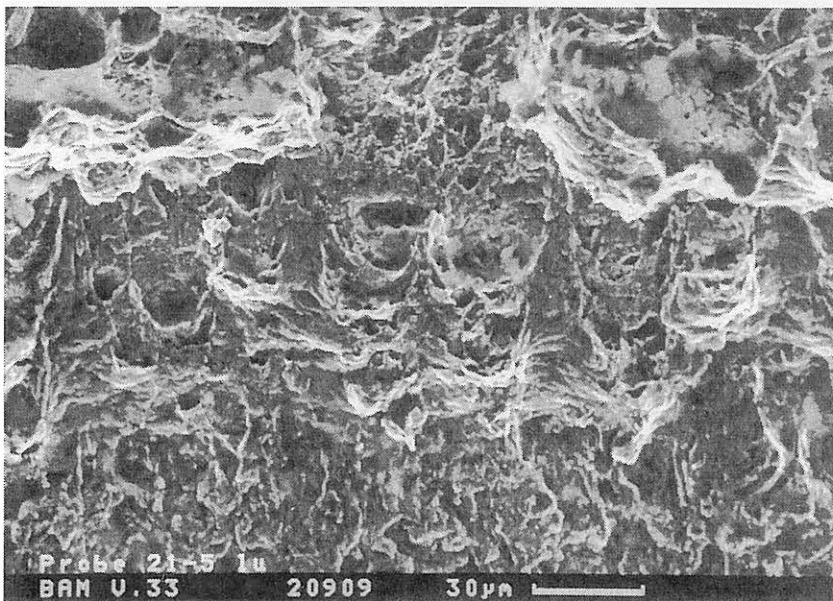


Bild 8-69:
Stark zerklüftete Oberflächenstruktur
der Stretchzone
bei T = 23 °C

StE 460, M(T)20sg

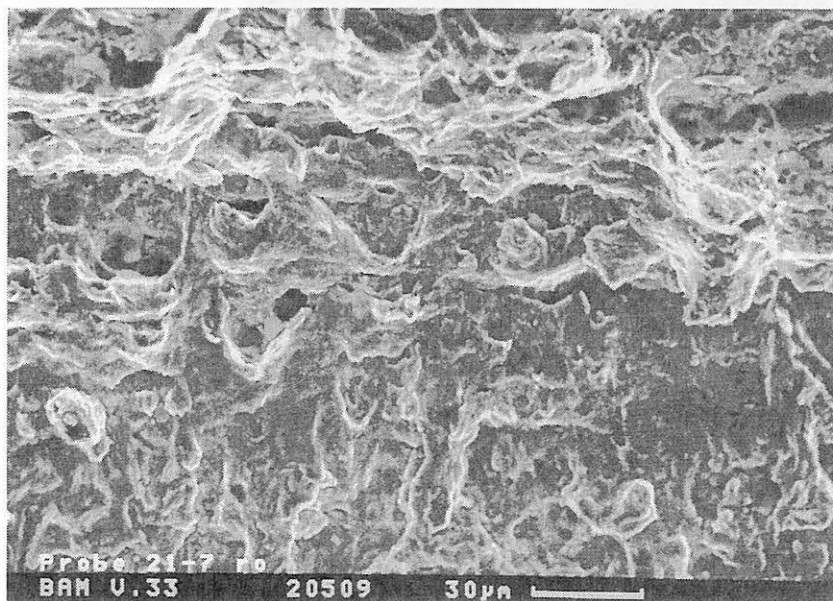


Bild 8-70:
Deutliche Abgrenzung
der Stretchzone zum stabilen Riß hin
bei T = 23 °C

StE 460, M(T)20sg

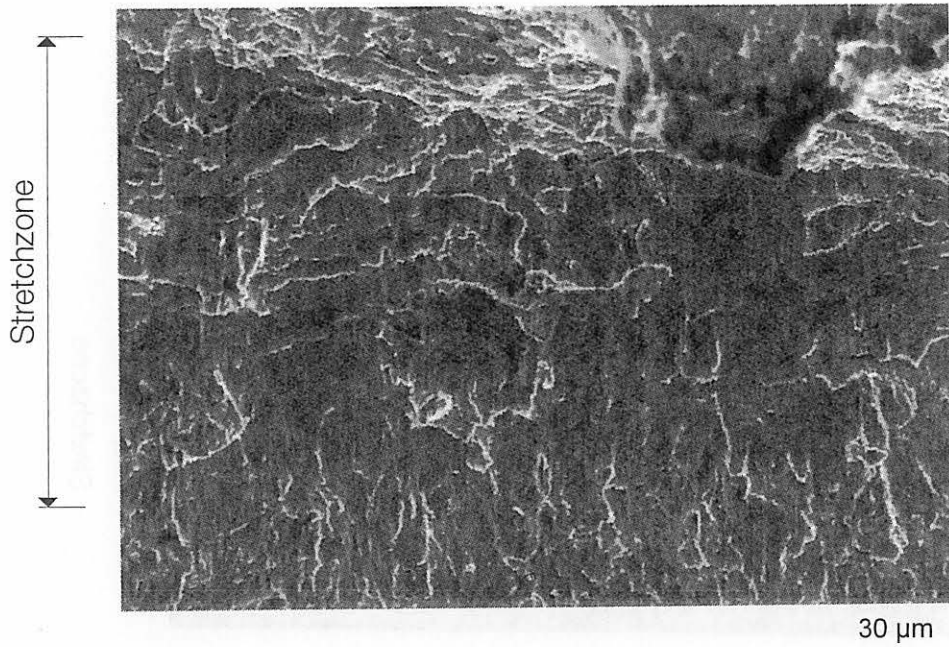


Bild 8-71:
Gleichmäßige Ausbildung der Stretchzone bei $T = 23\text{ °C}$
15Ch2NMFA-A, C(T)25sg

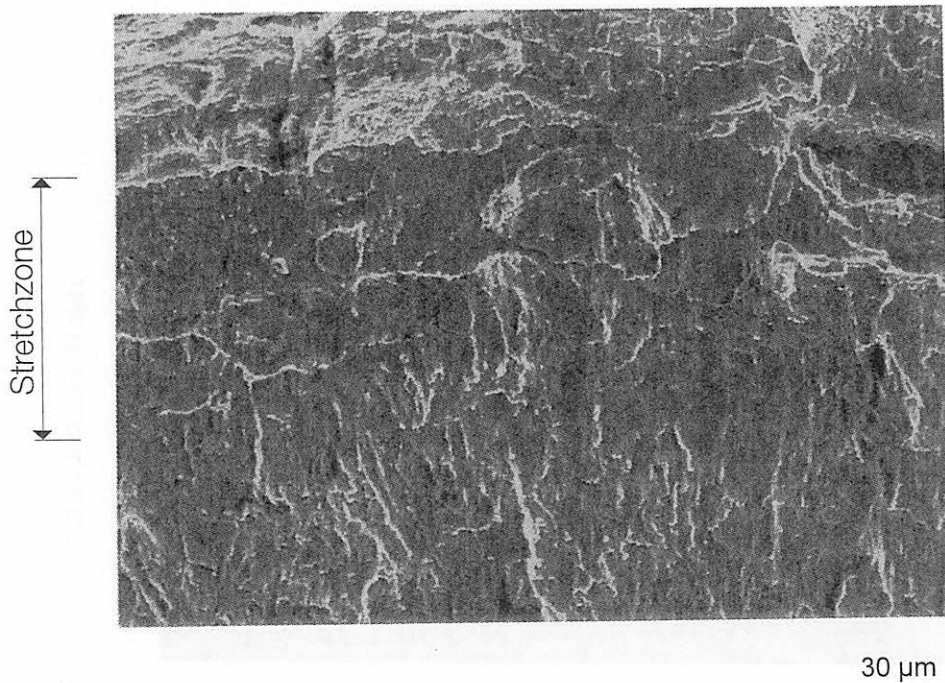


Bild 8-72:
Stretchzone mit kleinen Aufreißungen bei $T = 23\text{ °C}$
15Ch2NMFA-A, C(T)25sg

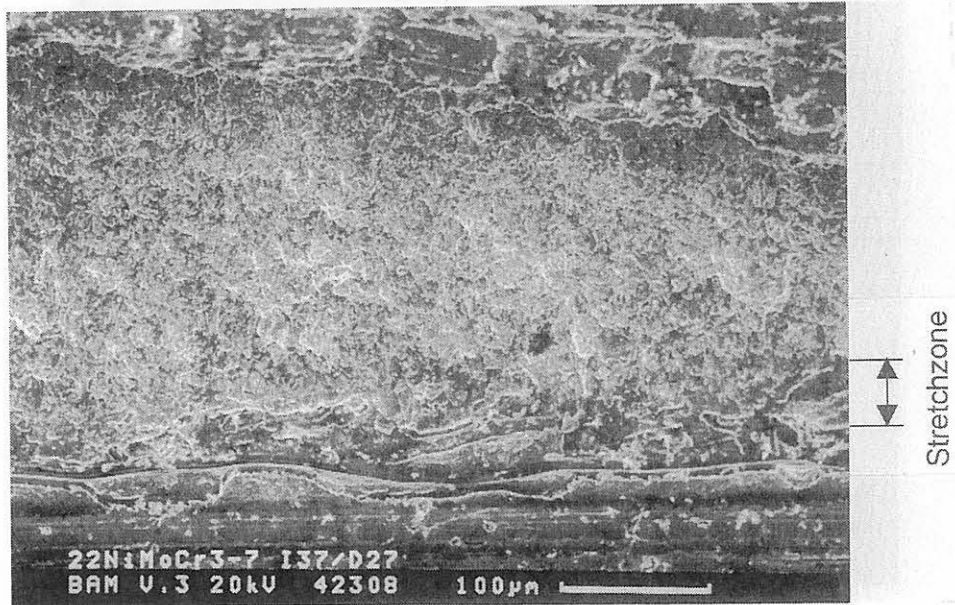


Bild 8-73 :
Gleichmäßig ausgebildete Stretchzone der quasistatisch geprüften ISO-V-Proben, 22NiMoCr3-7, T = 23 °C

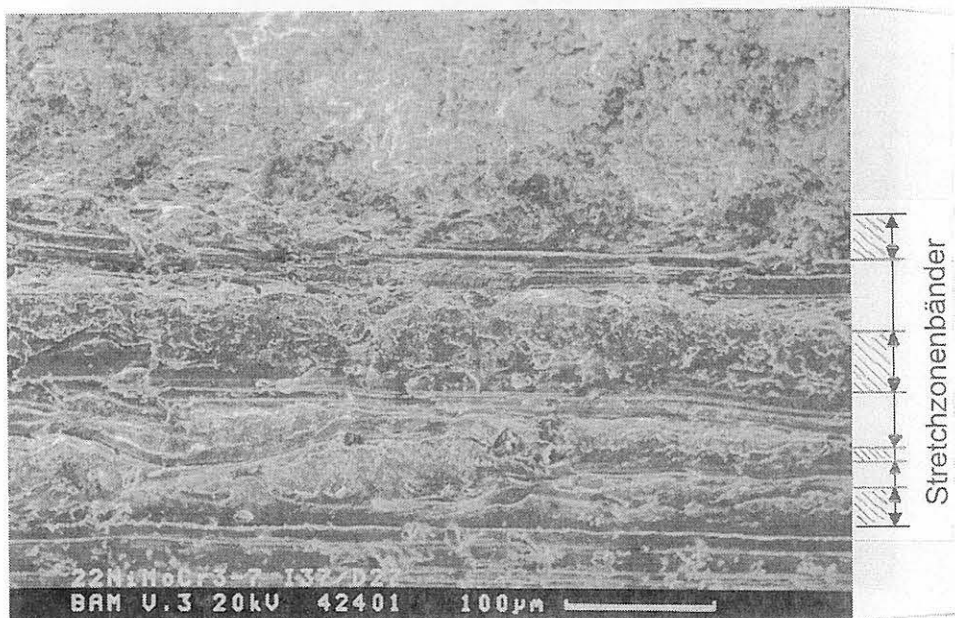


Bild 8-74 :
Bänderförmige Ausbildung der Stretchzone der schlagartig geprüften ISO-V-Proben mit dazwischenliegenden Bearbeitungsriefen des geräumten Kerbs, 22NiMoCr3-7, T = 23 °C

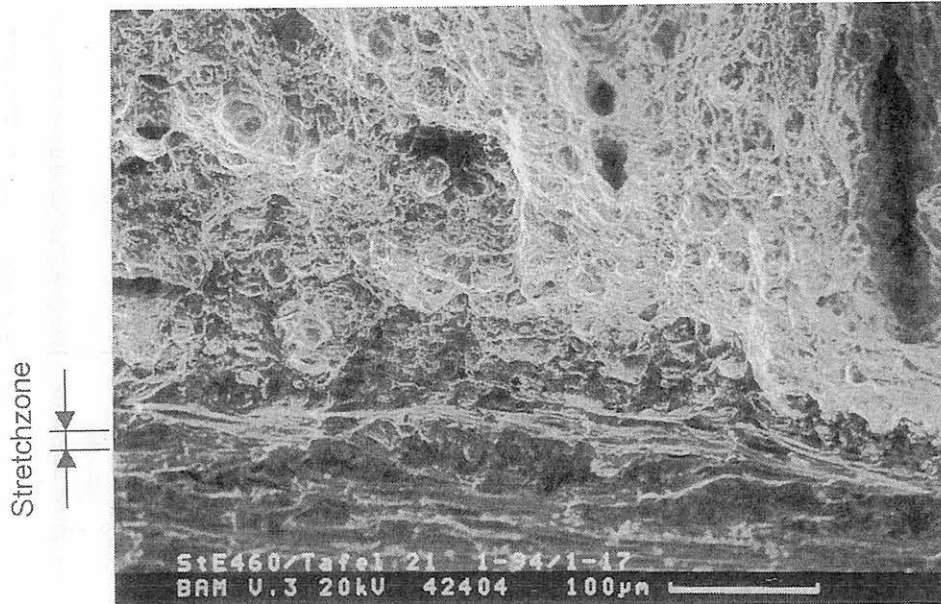


Bild 8-75:
Bänderförmige Stretchzone der quasistatisch geprüften ISO-V-Proben
StE 460, T = 23 °C

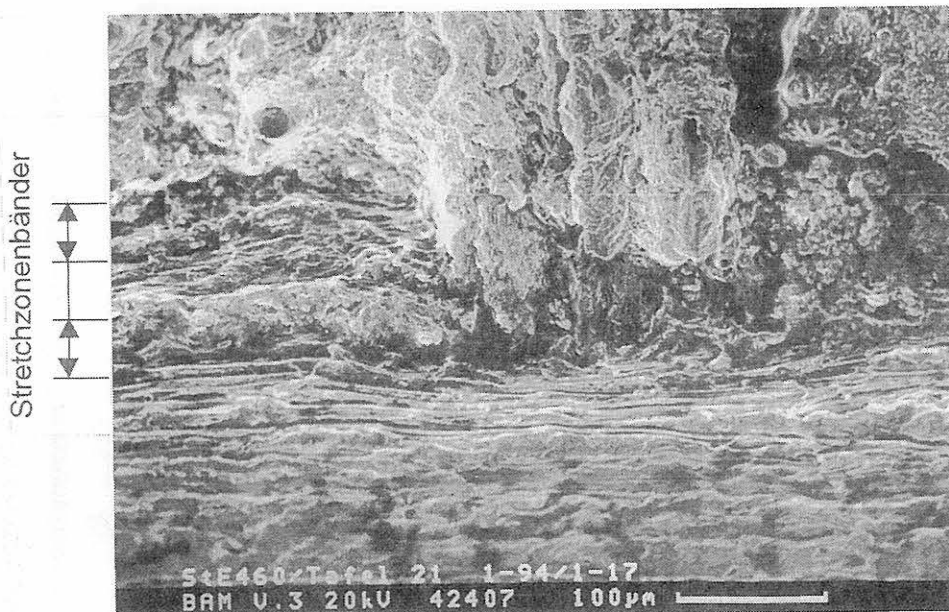


Bild 8-76:
Zerklüftete, bänderförmige Stretchzone der schlagartig geprüften
ISO-V-Proben, StE 460, T = 23 °C

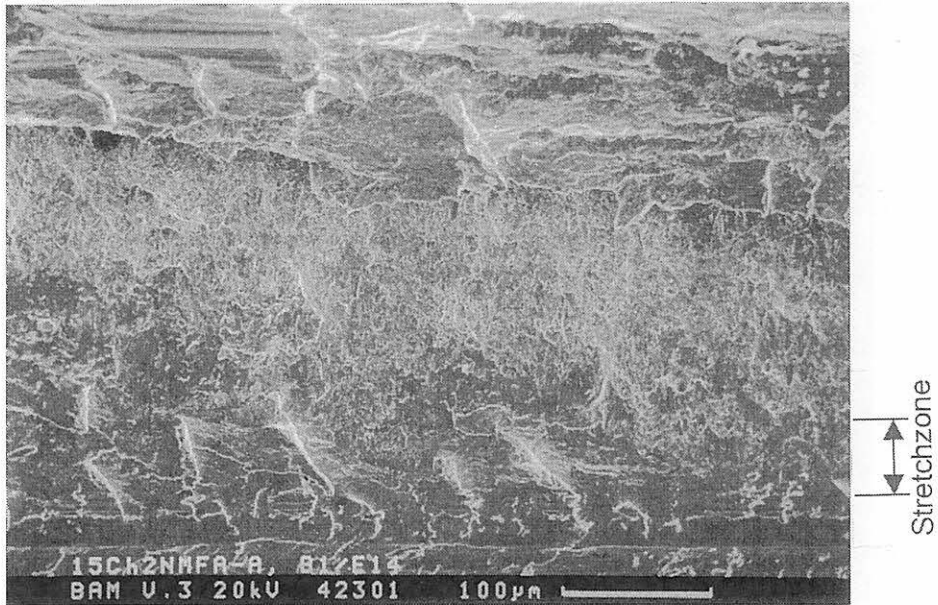


Bild 8-77:
Gleichmäßig ausgebildete Stretchzone der quasistatisch geprüften ISO-V-Proben mit hineinragenden Bearbeitungsriefen des geräumten Kerbs, 15Ch2NMFA-A, T = 23 °C

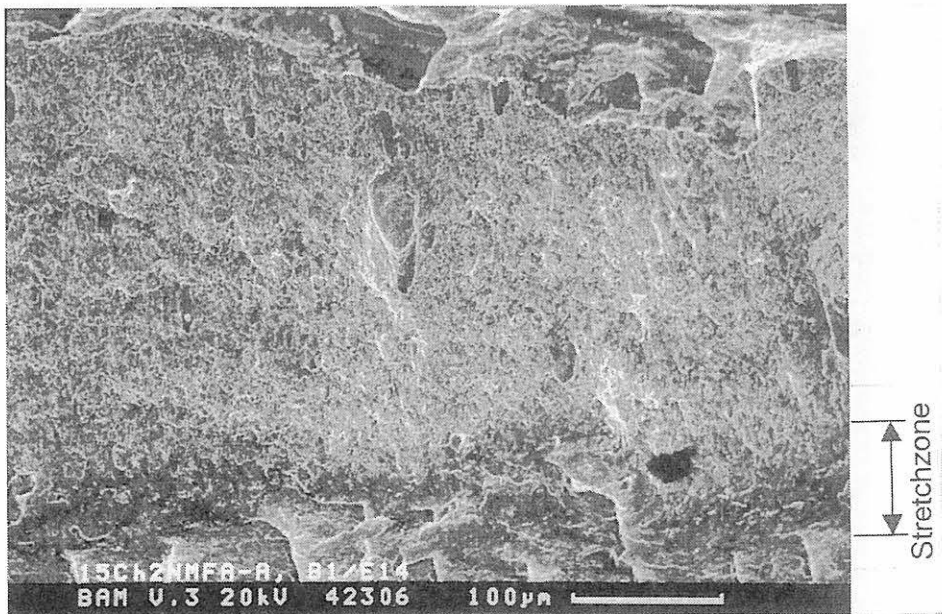


Bild 8-78 :
Stretchzone der schlagartig geprüften ISO-V-Proben mit hineinragenden Bearbeitungsriefen des geräumten Kerbs, 15Ch2NMFA-A, T = 23 °C

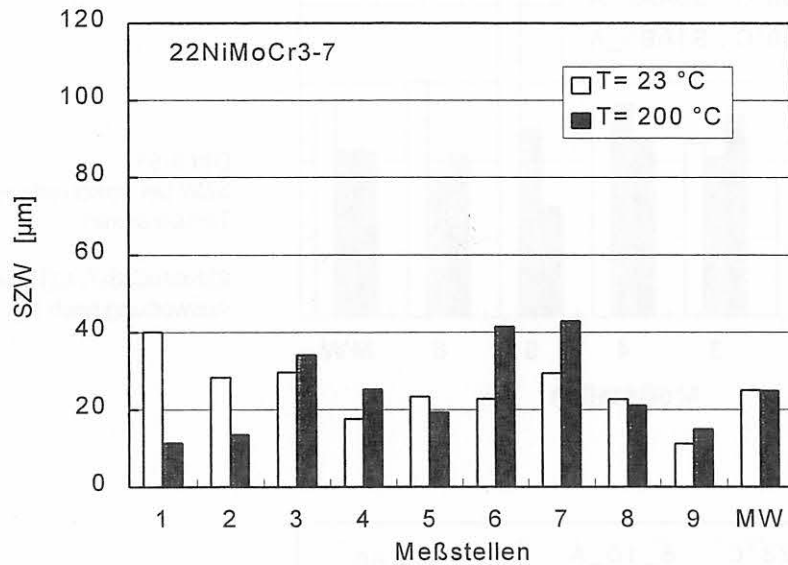


Bild 8-79:

Stretchzonenweite bei unterschiedlichen Prüftemperaturen
22NiMoCr3-7 ; M(T)25sg ; Auswertung nach [6]

T = 23 °C : Probe 3B2.3.2 lo, $\overline{\Delta a_{end}} = 1,81$ mm

T = 200 °C : Probe 3B2.7.2 lu, $\overline{\Delta a_{end}} = 2,11$ mm

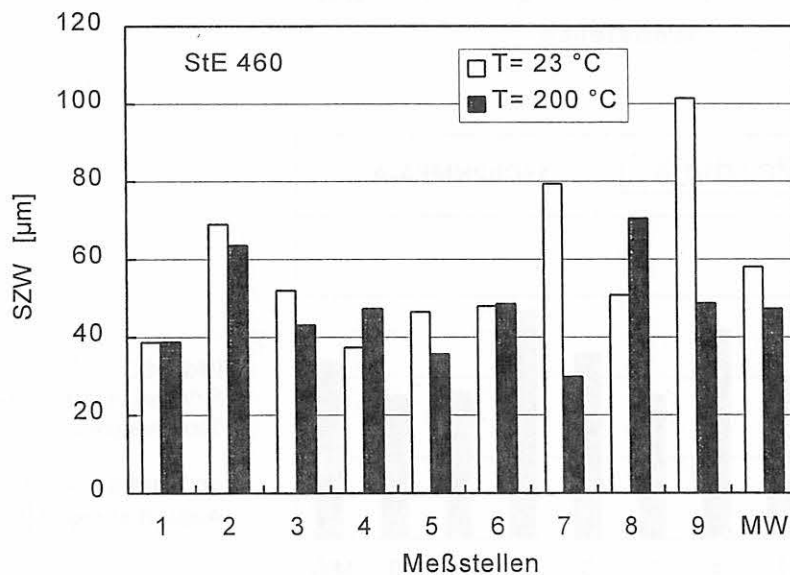


Bild 8-80:

Stretchzonenweite bei unterschiedlichen Prüftemperaturen
StE 460 , M(T)20sg ; Auswertung nach [6]

T = 23 °C : Probe 21-5 ru, $\overline{\Delta a_{end}} = 1,81$ mm

T = 200 °C : Probe 21-23 ru, $\overline{\Delta a_{end}} = 1,45$ mm

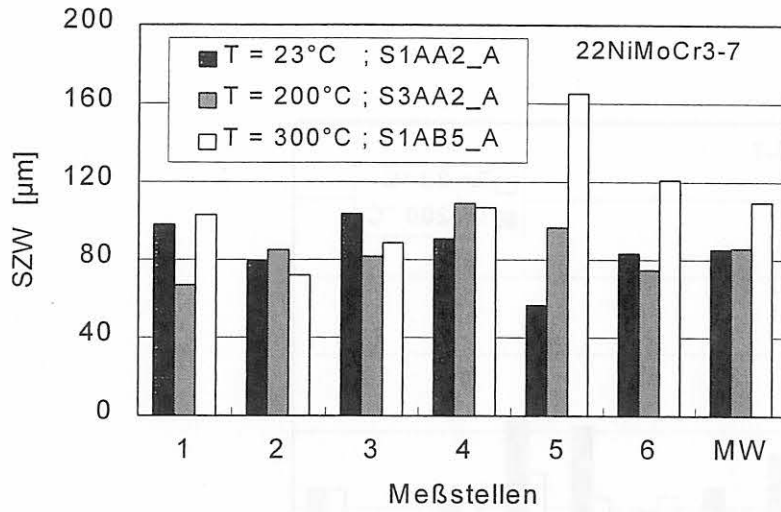


Bild 8-81:
SZW bei verschiedenen Temperaturen

22NiMoCr3-7, C(T)25sg, Auswertung nach [5]

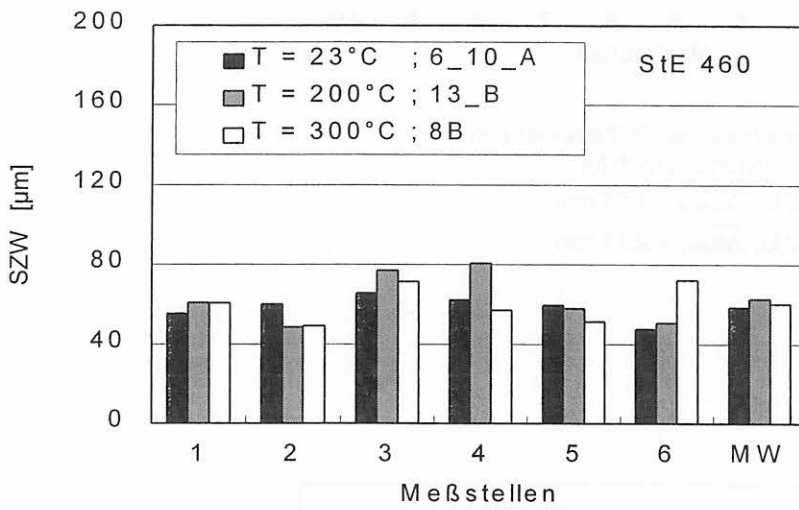


Bild 8-82:
SZW bei verschiedenen Temperaturen

StE 460, C(T)25sg, Auswertung nach [5]

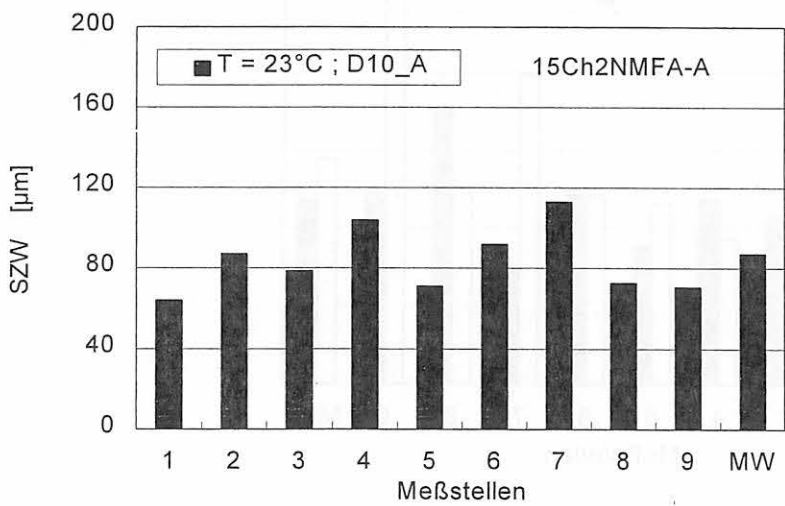


Bild 8-83:
SZW bei verschiedenen Temperaturen

15Ch2NMFA-A, C(T)25sg, Auswertung nach [6]

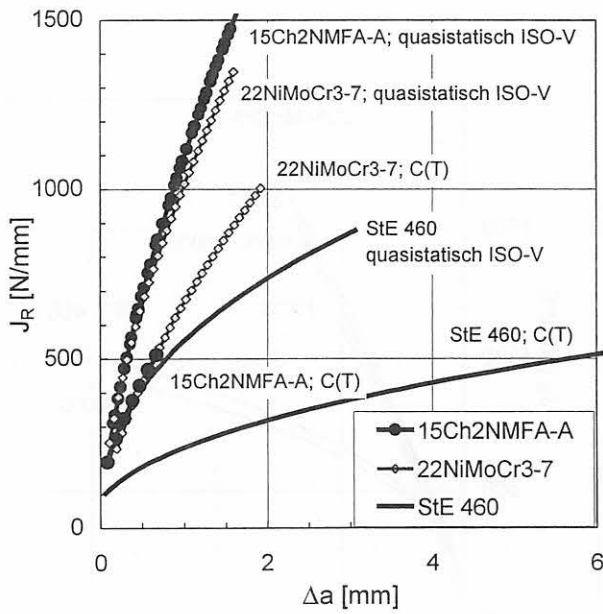


Bild 8-84:
 Vergleich der J_R -Kurven von C(T)25sg- und quasistatisch belasteten ISO-V-Proben der untersuchten Stähle bei 23 °C

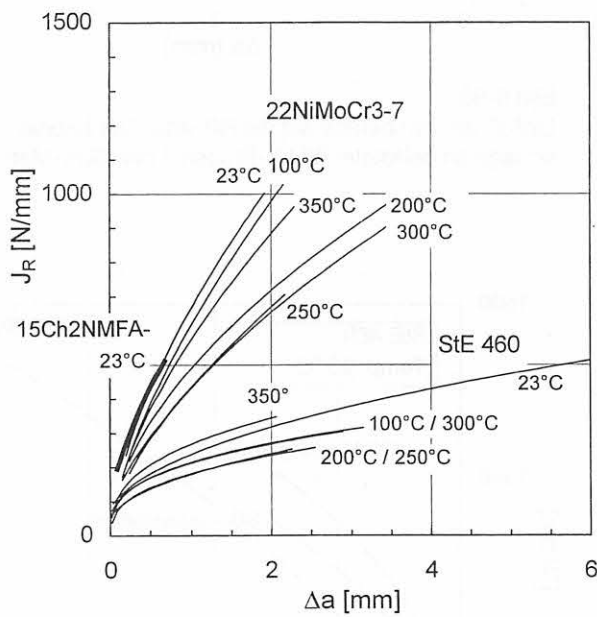


Bild 8-85:
 Rißwiderstandskurven von C(T)25sg-Proben im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C

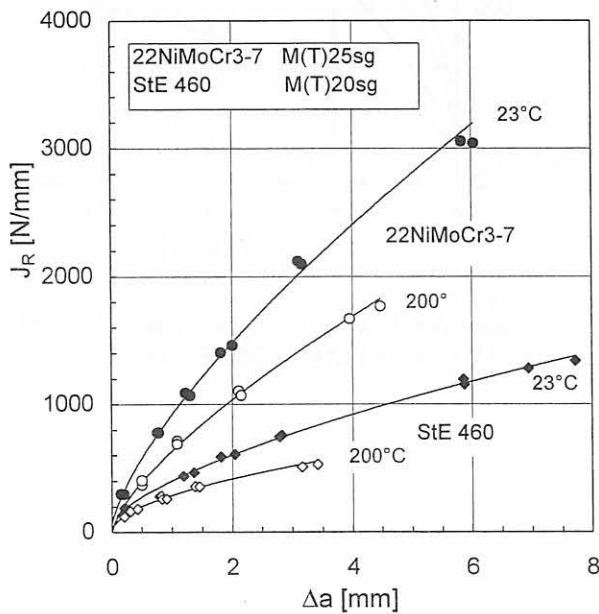


Bild 8-86:
 Rißwiderstandskurven von M(T)25sg-Proben (22NiMoCr3-7) und M(T)20sg (StE 460) bei 23 °C und 200 °C

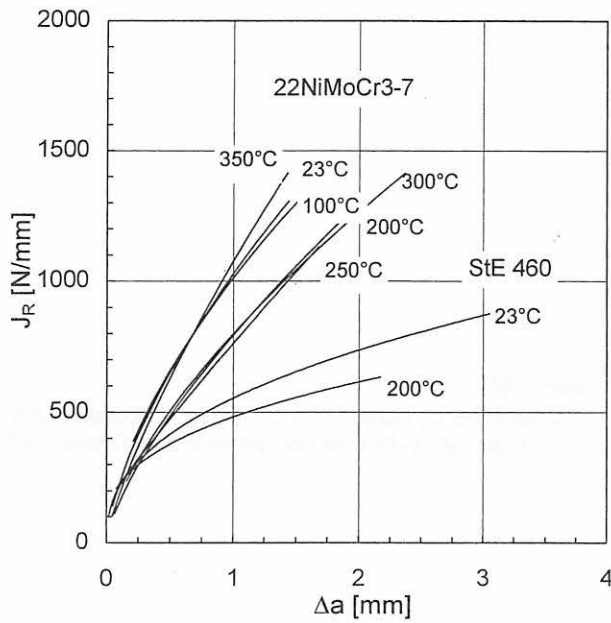


Bild 8-87:
Einfluß der Temperatur auf die Rißwiderstandskurve quasistatisch belasteter ISO-V-Proben

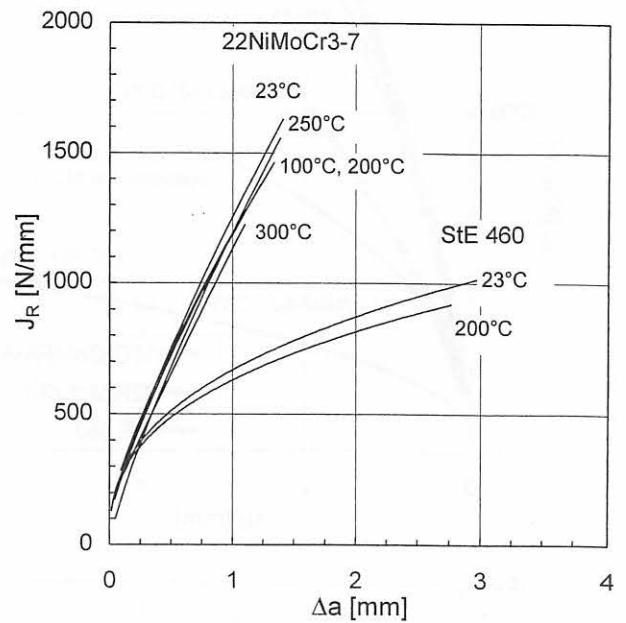


Bild 8-88:
Einfluß der Temperatur auf die Rißwiderstandskurve schlagartig belasteter ISO-V-Proben (Low-Blow-Methode)

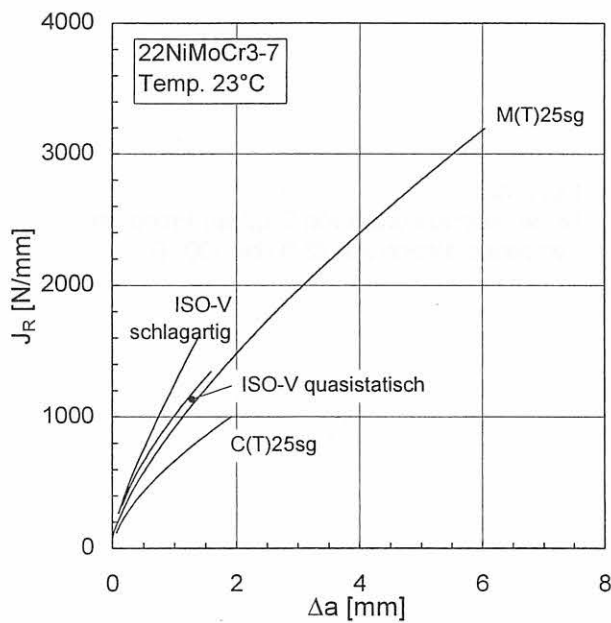


Bild 8-89:
Vergleich der Rißwiderstandskurven der untersuchten Probenformen des Stahles 22NiMoCr3-7 bei 23 °C

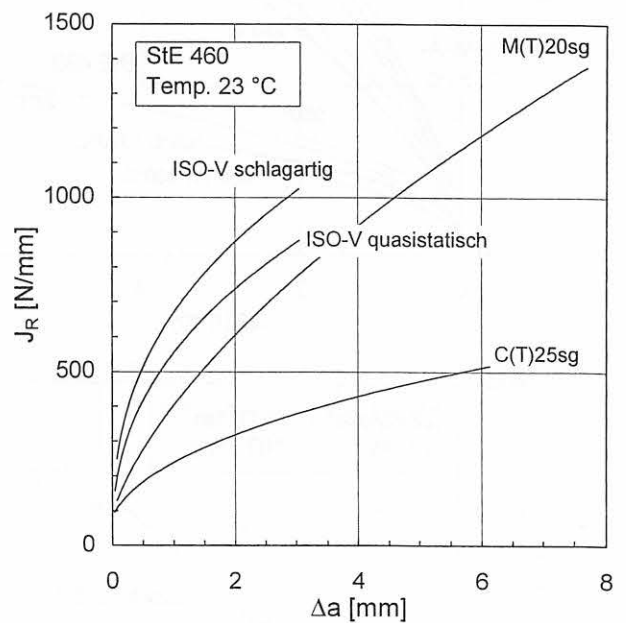


Bild 8-90:
Vergleich der Rißwiderstandskurven der untersuchten Probenformen des Stahles StE 460 bei 23 °C

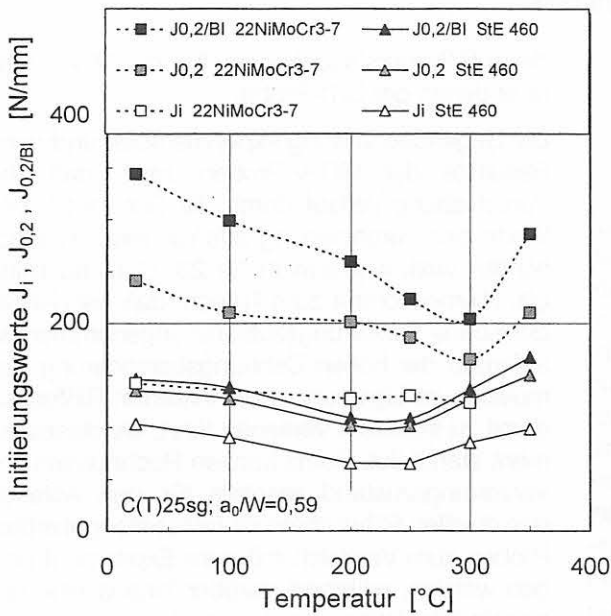


Bild 8-91:
Einfluß der Temperatur auf die Rißinitiierungswerte von C(T)25sg-Proben der Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7

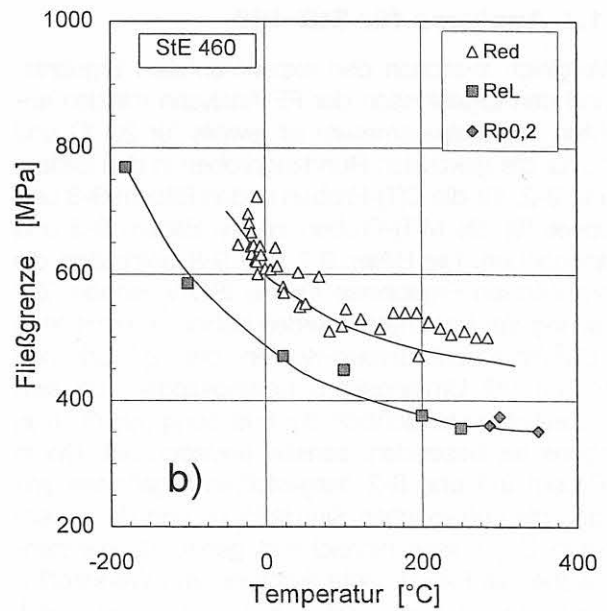
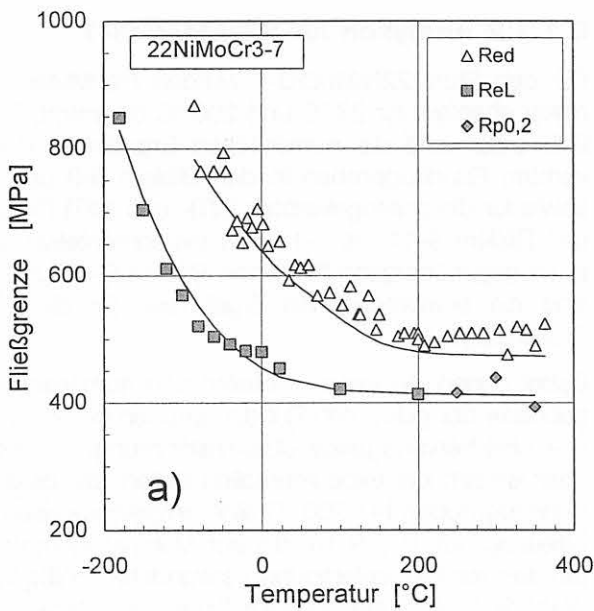


Bild 8-92:
Einfluß der Dehnungsgeschwindigkeit auf die Fließgrenze im Temperaturbereich von -180 °C bis 350 °C für die Stähle a) 22NiMoCr3-7 und b) StE 460

$R_{eL}, R_{p0,2}$: Zugversuche an Proben mit $\varnothing 5$ mm, $\dot{\epsilon} \approx 2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

R_{ed} : Kerbschlagbiegeversuch an ISO-V-Proben, $\bar{\epsilon} \approx 2 \cdot 10^2 \text{ s}^{-1} / 16/$

9 Ergebnisse der FE-Analysen

9.1 Quasistatische FE-Analysen

9.1.1 Zweidimensionale FE-Analysen

Zur Ermittlung der Materialparameter und zur Untersuchung der Geometrieunabhängigkeit der ermittelten Materialparameter wurden sowohl für 23 °C als auch für 200 °C jeweils FE-Rechnungen im rotationssymmetrischen Spannungszustand an Rundzugproben mit Kerbradien von 4 und 10 mm, an seitengekerbten C(T)- und M(T)-Proben im ebenen Verzerrungszustand sowie an quasistatisch belasteten ISO-V-Proben für die Stähle StE 460 und 22NiMoCr3-7 ebenfalls im ebenen Verzerrungszustand durchgeführt. Für den Stahl 15Ch2NMFA-A wurden FE-Analysen bei 23 °C für gekerbte Rundzugproben im rotationssymmetrischen Spannungszustand, an seitengekerbten C(T)-Proben sowie an quasistatisch belasteten ISO-V-Proben im ebenen Verzerrungszustand durchgeführt. Die ermittelten Materialparameter sind in Tabelle 9-1 zusammengefaßt.

9.1.1.1 Analysen für StE 460

Der Vergleich zwischen den experimentellen Ergebnissen und den Ergebnissen der FE-Analysen mit den angepaßten Materialparametern ist jeweils für 23 °C und 200 °C für die gekerbten Rundzugproben in den Bildern 9-1 und 9-2, für die C(T)-Proben in den Bildern 9-3 und 9-4 sowie für die M(T)-Proben in den Bildern 9-5 und 9-6 angegeben. Die Bilder 9-7 und 9-8 beinhalten die entsprechenden Ergebnisse für die ISO-V-Proben. Zur Anpassung der Parameter werden dabei die ermittelten Kraft-Durchmesseränderung-Kurven der zylindrischen Zugproben mit Umfangsgerb herangezogen, da sich diese Darstellung hinsichtlich der Erfassung des duktilen Versagens als besonders sensitiv erwiesen hat. Die in den Bildern 9-1 und 9-2 dargestellten Ergebnisse zeigen, daß die numerischen Simulationen und die experimentellen Ergebnisse hinreichend genau übereinstimmen, wobei die Experimente aufgrund von Werkstoffinhomogenitäten gewissen Streuungen unterworfen sind. Bei dem Vergleich der experimentellen und numerischen Ergebnisse der Kraft-Verschiebung-Diagramme, Bilder 9-3 und 9-5 für C(T)- und M(T)-Proben, wird die Kraft üblicherweise geringfügig überschätzt, da zu deren Berechnung die Nettoprobendicke B_n herangezogen wird, was für seitengekerbte Proben nur eine Näherung darstellt. Insofern ist an die Kraft-Verschiebung-Verläufe die Forderung zu stellen, daß die numerischen Werte zu den experimentellen Resultaten im plastischen Bereich allenfalls parallel verschoben sind, was nach den Bildern 9-3 und 9-5 für C(T)- und M(T)-Proben bei 23 °C und 200 °C zutrifft. Die J -Rißwiderstandskurven zeigen auch bei der rechnerischen Analyse den erwarteten Verlauf. Die Werte für 23 °C liegen über denen für 200 °C, und

die J -Rißwiderstandskurven für die M(T)-Probe liegen über denen der C(T)-Probe.

Die Gegenüberstellung experimenteller und numerischer Resultate der ISO-V-Proben zeigt, daß der Kraft-Verschiebung-Verlauf durch die Simulation für größere Werte der Durchbiegung offensichtlich erheblich unterschätzt wird, was sowohl für 23 °C als auch für 200 °C gilt. Hierbei kommt zum Tragen, daß bei der Simulation der ebene Verzerrungszustand angenommen wird, was aufgrund der hohen Dehnungsbehinderung bei der Simulation im Ligament zu schnellerem Rißfortschritt und damit zu früherem Versagen führt, als dieses im Experiment stattfindet. Somit können Rechnungen im ebenen Verzerrungszustand allenfalls für den Anfangsbereich des duktilen Rißwachstums nichtseitengekerbter ISO-V-Proben zum Vergleich mit dem Experiment herangezogen werden, während darüber hinaus eine dreidimensionale Simulation erforderlich ist, was im nächsten Kapitel behandelt wird. Die berechneten J -Rißwiderstandskurven der quasistatisch belasteten ISO-V-Probe, Bild 9-8, weisen ähnlich große Werte für beide Temperaturen wie die der M(T)-Probe auf, Bild 9-6.

9.1.1.2 Analysen für 22NiMoCr3-7

Für den Stahl 22NiMoCr3-7 wurden die Materialparameter ebenfalls für 23 °C und 200 °C bestimmt, Tabelle 9-1. Dazu sind die numerischen Ergebnisse der gekerbten Rundzugproben in den Bildern 9-9 und 9-10 sowie für die seitengekerbten C(T)- und M(T)-Proben in den Bildern 9-11 bis 9-14 den experimentellen Resultaten gegenübergestellt. In den Bildern 9-15 und 9-16 sind die entsprechenden Ergebnisse für die ISO-V-Probe dargestellt.

Dabei zeigen die experimentellen und numerischen Ergebnisse der gekerbten Rundzugproben bei 23 °C, Bild 9-9, eine hervorragende Übereinstimmung. Demgegenüber weisen die experimentellen Daten der gekerbten Rundzugproben bei 200 °C eine vergleichsweise große Streuung auf, Bild 9-10, die auf Materialinhomogenitäten des zur Probenfertigung verwendeten Halbzeugs in Wanddickenrichtung zurückzuführen ist. Daher erwies sich die Bestimmung der entsprechenden Materialparameter als schwierig, weshalb versucht wurde, eine Übereinstimmung auch mit den experimentellen Resultaten an C(T)-Proben, Bilder 9-11 und 9-13, zu erreichen, was zumindest auch für die gekerbten Rundzugproben zu zufriedenstellenden Ergebnissen führte, Bild 9-10. Die Analyse der Kraft-Verschiebung-Diagramme für C(T)- und M(T)-Proben bei 23 °C und 200 °C zeigt wieder die geringfügige Überschätzung der Kräfte, was aber wie beim StE 460 auf die Berücksichtigung der Nettoprobendicke B_n zur Berechnung der resultierenden Kräfte zurückzuführen ist. Die berechneten J -Rißwiderstandskurven stimmen mit den experimentellen Werten sowohl für C(T)- als auch für M(T)-Proben bei 23 °C und 200 °C überein, Bilder 9-12 und 9-14.

Auch für den Stahl 22NiMoCr3-7 liefert das Schädigungsmodell mit den angepaßten Materialparametern die erwarteten Ergebnisse mit einem steileren Verlauf der J -Rißwiderstandskurven für $M(T)$ -Proben im Vergleich zu $C(T)$ -Proben bzw. mit einem flacheren Verlauf bei 200 °C im Vergleich zu 23 °C.

Bei der zweidimensionalen Simulation der ISO-V-Probe ergibt sich auch beim 22NiMoCr3-7 aufgrund der Annahme des ebenen Verzerrungszustandes ein zu großes Rißwachstum, was zu großen Durchbiegungen und kleinen Kräften führt, Bild 9-15. Dieses hat zur Folge, daß für kleinere Beträge des duktilen Rißfortschritts die J -Rißwiderstandskurve für die ISO-V-Proben bei 23 °C und bei 200 °C richtig erfaßt werden, während es darüberhinaus zu größeren Abweichungen kommt, Bild 9-16.

9.1.1.3 Analysen für 15Ch2NMFA-A

Das Ergebnis der Anpassung der Materialparameter für den Stahl 15Ch2NMFA-A bei 23 °C, Tabelle 9-1, ist im Vergleich mit experimentellen Resultaten für die gekerbten Rundzugproben in Bild 9-17, für die $C(T)$ -Probe in den Bildern 9-18 und 9-19 sowie für die quasistatisch belastete ISO-V-Probe in den Bildern 9-20 und 9-21 dargestellt. Die experimentellen und numerischen Resultate stimmen auch hier weitgehend überein.

9.1.1.4 Mehrachsigkeit des Spannungszustandes

Beispielhaft sind in den Bildern 9-22 bis 9-24 die Mehrachsigkeiten im Ligament für $C(T)$ -, $M(T)$ - und quasistatisch belastete ISO-V-Proben aus StE 460 bei 23 °C angegeben. Die dargestellten Werte wurden jeweils auf die aktuelle Rißspitze bezogen und als Mittelwert aus den vier Integrationspunkten der dem Ligament benachbarten Elemente ermittelt. Dabei weist die $C(T)$ -Probe die höchste Mehrachsigkeit mit $h \approx 3,4$ auf, während die $M(T)$ -Probe eine maximale Mehrachsigkeit von $h \approx 1,8$ zeigt und damit die geringste Mehrachsigkeit aller dargestellten Proben zeigt. Bei der ISO-V-Probe ist die Mehrachsigkeit während des duktilen Rißfortschritts veränderlich. Kurz vor Rißinitiation wird ein Wert von $h \approx 2,0$ erreicht, während für 1 mm und 2 mm duktilen Rißfortschritts die Mehrachsigkeit auf $h \approx 3$ ansteigt. Durch die Analyse der Mehrachsigkeit wird deutlich, daß aufgrund des Kerbes zu Beginn des duktilen Rißfortschritts die Dehnungsbehinderung klein ist, während der scharfe Riß zu einer größeren Dehnungsbehinderung und damit zu einer höheren Mehrachsigkeit führt.

9.1.2 Dreidimensionale Analysen für StE 460

Um zu überprüfen, ob das Modell in der Lage ist, das Rißwiderstandsverhalten auch für Bauteilsituationen richtig zu beschreiben, wurden die unter der Annahme des ebenen Verzerrungszustandes ermittelten Material-

parametersätze zur Simulation dreidimensionalen, duktilen Rißfortschritts jeweils bei einer $C(T)$ - und einer quasistatisch belasteten ISO-V-Probe aus StE 460 bei 23 °C eingesetzt.

9.1.2.1 $C(T)$ -Probe

Die Wahl der geometrischen Randbedingungen für die FE-Simulation ist stark von der Geometrie der Schwingungsanrisse abhängig. Hiervon wird die Brauchbarkeit und Qualität der FE-Simulation entscheidend beeinflusst. Eine genaue Erfassung der Anfangsrißgeometrie liefert auch bei der Simulation gute Resultate.

Insgesamt wurden zur Aufnahme der Rißwiderstandskurve 8 nichtseitengekerbte $C(T)$ -Proben geprüft. Die jeweils erreichten Schwingungsanrisse wurden nach erfolgter Prüfung über der Probendicke ausgemessen, Bild 9-25. Zur Erzielung einer vergleichbaren Ausgangssituation für die FE-Rechnung wurden die Rißfrontverläufe aus den Experimenten gemittelt und symmetrisiert, Bild 9-25. Die Eingabe dieser symmetrischen Rißfront in das FE-Programm geschieht durch entsprechende geometrische bzw. statische Randbedingungen in y -Richtung für das FE-Netz nach Bild 7-6. Dabei wird entsprechend den Elementschichten die Rißfront treppenförmig abgebildet, Bild 9-26. Knotenpunkte im Ligament liegen dann in y -Richtung fest, Bild 9-26, während solche hinter der Rißfront freie Randbedingungen erhalten. Gegenüber der Durchschnittslänge aller Schwingungsanrisse von $a_0 = 29,48$ mm ergibt sich somit im Modell eine mittlere Anfangsrißlänge von $a_0 = 29,53$ mm.

Bei der rechnerischen Analyse wurde die $C(T)$ -Probe bis $V_L = 2,42$ mm belastet. Das Rißwachstum erfolgt im Ligament elementweise und verläuft deshalb über die Probendicke treppenförmig. Zur Ermittlung geglätteter $\Delta a(z)$ -Kurven wurde zwischen den unterschiedlichen Δa -Werten jeweils zweier benachbarter Elemente entlang der Rißfront gemittelt. Das maximale, lokale Rißwachstum tritt unabhängig von der Lasthöhe aufgrund der hohen Dehnungsbehinderung immer in Probenmitte $z = 0$ auf. An den freien Rändern bei $z = \pm 12,5$ mm wächst Δa insgesamt nur um eine Elementkantenlänge, also 0,1 mm. Die Entwicklung der Rißfront im Ligament ist für verschiedene Belastungen im Vergleich zwischen numerischer Simulation und experimentellen Befunden in den Bildern 9-27a bis 9-27d dargestellt. Ebenso sind die über die Probendicke gemittelten Beträge des duktilen Rißfortschritts $\overline{\Delta a}$ angegeben. Es zeigt sich für alle dargestellten Belastungsstadien eine gute Übereinstimmung zwischen experimentellen und numerischen Resultaten, wobei jedoch bei großem Rißfortschritt die experimentellen Werte durch die Simulation überschätzt werden, Bild 9-27d.

Bild 9-28 zeigt die berechnete Kraft-Verschiebungskurve der $C(T)$ -Probe. Eine maximal resultierende Kraft F wird bei einer Verschiebung der Rißufer in der Lastangriffslinie $V_{LL} \approx 1,0$ mm erreicht. Danach fällt die Kraft F

mit zunehmender Verschiebung V_{LL} stetig ab, und die experimentellen Werte werden unterschätzt.

Die in Bild 9-29 dargestellten lokalen J -Rißwiderstandskurven wurden entlang der Rißfront entsprechend [1, 2] ermittelt. Die lokalen J -Rißwiderstandskurven verlaufen aufgrund der hohen Dehnungsbehinderung in der Mitte bei $z = 0$ mm flach, während zum freien Rand hin bei $z = 11$ mm und $z = 11,8$ mm die Rißwiderstandskurven wegen der kleineren Dehnungsbehinderung wesentlich steiler verlaufen. Die Erklärung dazu liefert die Spannungsmehrachsigkeit, die in Bild 9-30 für $V_L = 1,8$ mm für das Ligament aufgetragen ist, wobei die Kurven jeweils auf die aktuelle, lokale Rißspitze verschoben dargestellt sind. Die Werte sind direkt den Integrationspunkten der FE-Analyse entnommen und nicht geglättet. Die höchste Mehrachsigkeit zeigt sich in der Probenmitte, während am freien Rand die geringste Mehrachsigkeit auftritt.

Zur Ermittlung des über die Probendicke $B = 25$ mm gemittelten J -Integrals werden die Werte $J_i(z)$ einzelner Knotenschichten verwendet und entsprechend der Dicke der Elementschichten $B_i(z)$ über die gesamte Dicke B gemittelt:

$$\bar{J} = \frac{1}{B} \sum_{i=1}^{N-1} B_i(z) \left(\frac{J_i(z) + J_{i+1}(z)}{2} \right) \quad (9-1)$$

N = Anzahl der Knotenschichten

Ebenso wird auch der gemittelte Rißfortschritt bestimmt:

$$\bar{\Delta a} = \frac{1}{B} \sum_{i=1}^{N-1} B_i(z) \left(\frac{\Delta a_i(z) + \Delta a_{i+1}(z)}{2} \right) \quad (9-2)$$

N = Anzahl der Knotenschichten

Die numerisch ermittelte Rißwiderstandskurve $\bar{J}(\bar{\Delta a})$ ist in Bild 9-31 im Vergleich mit den nach [3] ermittelten experimentellen Werten aufgetragen. Dabei zeigt sich im vorderen Bereich eine gute Übereinstimmung, während für größeres Rißwachstum die experimentelle Kurve durch die numerische Analyse unterschätzt wird, was auf die Überschätzung des duktilen Rißwachstums zurückzuführen ist.

9.1.2.2 ISO-V-Probe

Aufgrund des mechanischen Ausgangskerbs der ISO-V-Probe ist die Modellierung der Kerbform erforderlich, Bild 7-7. Zur Erfassung der während des Versuchs veränderlichen Randbedingungen werden die Auflager und die Finne durch Starrkörper modelliert, und der Kontakt zwischen Probe und Auflager sowie zwischen Probe und Finne wird jeweils berücksichtigt. Die Finne wurde bis zu einer maximalen Durchbiegung der Probe von $f = 2,75$ mm belastet.

Zur experimentellen Aufnahme der Rißwiderstandskurve nach der Mehrprobenmethode wurden Proben quasi-statisch geprüft, wobei die jeweils erreichte Rißfront für jede Probe einzeln vermessen wurde. Der Vergleich zwischen diesen experimentell bestimmten Rißfronten und dem simulierten Rißfortschritt ist vergleichend in den Bildern 9-32a bis 9-32d dargestellt. Dabei ergibt sich insgesamt eine gute Übereinstimmung zwischen experimentellen und numerischen Resultaten, wobei jedoch für das letzte dargestellte Stadium der Rißfortschritt durch das Modell etwas überschätzt wird, Bild 9-32d. Diese leichte Überschätzung des duktilen Rißfortschritts führt zu einer geringfügig zu kleinen Kraft für große Werte der Durchbiegung, so daß die simulierte Kraft-Durchbiegung-Kurve für größere Durchbiegungen etwas unterschätzt wird, Bild 9-33. Der Vergleich der experimentellen und numerischen J -Rißwiderstandskurve zeigt eine gute Übereinstimmung, Bild 9-34.

Zur Ermittlung der globalen J -Rißwiderstandskurve nach Bild 9-34 wurden entsprechend Gleichung 9-1 die lokalen J -Rißwiderstandskurven nach Bild 9-35 herangezogen. Hierbei treten die niedrigsten J -Rißwiderstandskurven in Probenmitte sowie über etwa 2/3 der Probendicke auf, während zum freien Rand hin die J -Werte und die Steigung der lokalen J -Rißwiderstandskurven deutlich zunehmen. Zusätzlich ist in Bild 9-35 ein Polygonzug eingezeichnet, der die aktuellen $J(z)$ - und $\Delta a(z)$ -Werte miteinander verbindet, die bei einem gemittelten, duktilen Rißfortschritt von $\bar{\Delta a} = 1,22$ mm auftreten. Diese Punkte werden zur weiteren Auswertung in Kapitel 10 benötigt.

9.1.2.3 Mehrachsigkeit des Spannungszustandes

Für jeweils ausgewählte Stadien sind die aus den vorliegenden FE-Rechnungen ermittelten Mehrachsigkeiten an C(T)- und ISO-V-Proben in den Bildern 9-30 und 9-36 dargestellt. Jede Kurve ist auf die aktuelle Rißspitze bezogen dargestellt und stellt die Mehrachsigkeit im Ligament für die in den Bildern angegebene Koordinate z in Dickenrichtung dar. Die Werte für die C(T)-Probe sind nicht geglättet, Bild 9-30, während die der ISO-V-Probe einer Glättung unterzogen wurden, Bild 9-36. Bei beiden Probenformen tritt die höchste Mehrachsigkeit in der Mitte der Probe auf. Diese hohe Mehrachsigkeit bleibt bei diesen Proben über etwa 2/3 der Probendicke bestehen. Erst zum Rand hin führt die abnehmende Dehnungsbehinderung zu deutlich kleineren Werten bis zu $h \approx 1$. Die lokalen J -Rißwiderstandskurven weisen aufgrund der hohen Mehrachsigkeit in Probenmitte bzw. auf etwa 2/3 der Probendicke geringe Steigungen auf, während wegen der abnehmenden Mehrachsigkeit die lokalen J -Rißwiderstandskurven zum freien Rand hin steil ansteigen, Bilder 9-29 und 9-35. Dabei ist die maximale Mehrachsigkeit der ISO-V-Probe unter EVZ-Bedingungen mit $h \approx 3$, Bild 9-24, höher als die entsprechenden Werte, die aus der dreidimensionalen Rechnung resultieren, Bild 9-36.

9.2 Ergebnisse der dynamischen 2D-Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs

9.2.1 Verschiebungen und Verformungen der Probe

Bild 9-37 zeigt das von der als starr modellierten Finne durch die ebenfalls als starr angenommenen Auflager in x -Richtung hindurchgeschobene Halbmodell der ISO-V-Probe aus dem Stahl StE 460 nach einer Zeitspanne von etwa 0,8 ms nach dem Aufprall der Finne. Die vom Kerb ausgehenden langgezogenen Elemente entlang des Ligaments (x -Achse) sind bereits geschädigte Elemente, deren kritisches Hohlraumvolumen f_c an ihren Integrationspunkten erreicht ist und die somit keine Spannungen mehr tragen. Bis zu diesem Zeitpunkt hat ein Rißfortschritt von ca. 4 mm stattgefunden, d.h. der Riß hat sich bis fast über die Hälfte des Ligaments ausgebreitet, die maximale Durchbiegung beträgt $f \approx 4,25$ mm. Bild 9-38 stellt die Deformation der Probe nach ca. 2,0 ms bei einer Durchbiegung von $f \approx 10$ mm dar. Der Rißfortschritt beträgt nun ungefähr 6,5 mm, d.h., das Ligament der Probe ist mittlerweile zu drei Vierteln durch einen Makro-Riß geschädigt. Die Form der bereits geschädigten Elemente kann sich im Laufe der Belastung ändern, beeinflusst aber nicht die Ergebnisse. In Bild 9-38 ist außerdem zu erkennen, daß die Probe sich im Bereich der Symmetrielinie (x -Achse) von der Finne abgelöst hat. Sobald eine gewisse Durchbiegung und die damit verbundene Schräglage der Probe erreicht ist, löst sich der Kontakt zwischen Probe und Finne in diesem Bereich. Dieser Effekt ist auch im Experiment nachweisbar.

Die mit der dynamisch expliziten Analyse berechnete maximale, an der Rißspitze auftretende, plastische Dehnrate ist abhängig vom Lastschritt bzw. vom Rißfortschritt und liegt zwischen $1,5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ bis $5,5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$. Bild 9-39 zeigt die Verteilung der plastischen Vergleichsdehnrate im Restligament $x - \Delta a$ bei Initiierung und verschiedenen Rißfortschrittsstadien. Ein daraus resultierender Mittelwert von $3,5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ korrespondiert gut mit in der Literatur dokumentierten und aus Experimenten ermittelten Werten zwischen $3 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ und $4 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ [4]. Die durch die hohe Dehngeschwindigkeit und den damit zusammenhängenden adiabaten Prozeß entstehende Temperaturerhöhung an der Rißspitze variiert mit der Rißlänge und beträgt bei Initiierung ca. 180 K um dann kontinuierlich abzufallen. Bild 9-40 stellt die Temperaturverteilung im Restligament $x - \Delta a$ bei Initiierung und verschiedenen Rißfortschrittsstadien dar. Bei Erreichen einer Rißlänge von ca. 5 mm wird eine Temperaturerhöhung im Rißspitzenelement von nur noch ca. 70 K berechnet. Am Auftreffpunkt der Finne dagegen steigt die Temperatur der Probe mit wachsendem Rißfortschritt um bis zu 220 K an.

Bild 9-41 zeigt die mit der dynamisch expliziten FE-Analyse berechnete zeitliche Entwicklung der Verschiebung bzw. Durchbiegung f von Finne und Probe im Auftreffpunkt. An dieser Stelle löst sich der Kontakt zwischen Probe und Finne nach ca. 0,7-0,8 ms.

9.2.2 Dynamische Effekte

Um die dynamischen Effekte beim Aufprall der Finne auf die Probe darzustellen, ist es notwendig, den Zeitbereich zu Beginn des Prozesses bei der Berechnung sehr stark aufzulösen. ABAQUS/Explicit gibt allerdings immer nur eine als fest vorzugebende Anzahl von Lastinkrementen innerhalb des zu untersuchenden gesamten Zeitintervalls auf die Ergebnisdatei aus. Aufgrund der großen Datenmengen kann lediglich – im Verhältnis zur Gesamtzahl der Lastinkremente, die im vorliegenden Fall je nach Länge des Zeitintervalls zwischen 100.000 und 1 Mio. beträgt – eine vergleichsweise geringe Anzahl von äquidistanten Zeitinkrementen (ca. 100) ausgegeben werden. Es wurde deshalb darauf geachtet und geprüft, ob mit der Anzahl der ausgegebenen Inkremente das jeweilige Ergebnis hinreichend genau wiedergegeben werden kann.

Die Auflösung des Zeitbereichs zu Beginn des Kerbschlagbiegeversuchs wurde deshalb mit einer separaten Analyse in einem Zeitintervall bis 0,05 ms (50 μs) durchgeführt. Bild 9-42 zeigt die Geschwindigkeiten des Schwerpunktes der Finne und des dem Auftreffpunkt am nächsten gelegenen Ligamentknotens Nr. 35 (s. Bild 9-37) der Probe über der Zeit. Während die Geschwindigkeit der Finne in diesem Zeitintervall die Anfangsgeschwindigkeit von 5,52 m/s beibehält, oszilliert die Geschwindigkeit der Probe. Nach 1,8 μs trifft die Finne auf die Probenoberfläche und beschleunigt diese zunächst bis auf 3,3 m/s und nach einer kurzen Geschwindigkeitsabnahme auf einen maximalen Betrag von ca. 9,0 m/s. Diese Geschwindigkeit korrespondiert gut mit experimentellen Beobachtungen, die davon ausgehen, daß die Probe kurz nach dem Auftreffen der Finne auf das Zweifache deren Geschwindigkeit beschleunigt wird, was im vorliegenden Fall 11,0 m/s beträgt [4]. Allerdings ist anzumerken, daß diese Geschwindigkeitsspitze nur im Ligamentknoten Nr. 35 unmittelbar neben dem Auftreffpunkt der Finne errechnet wurde. Für den Nachbarknoten zu Knoten 35 im Ligament in Richtung Rißspitze (Knoten 34) zeigt Bild 9-43, daß dessen Geschwindigkeit im Anfangsbereich lediglich bis maximal 6,0 m/s ansteigt. Danach pendeln sich die Geschwindigkeiten beider Knoten im Mittel auf die Geschwindigkeit des Schwerpunktes Finne ein.

Betrachtet man in Bild 9-42 die Oszillationen des Knotens Nr. 35 innerhalb der ersten 5 μs , so kann man diese mit der Ausbreitung und Reflexion elastischer Stoßwellen in Verbindung bringen. Legt man eine Lauflänge der reflektierten Welle von 2 Ligamentlängen, also 16 mm, zugrunde, so beträgt bei einer Stabwellengeschwindigkeit in Stahl von $c_0 = 5,1 \cdot 10^3 \text{ m/s}$ die Laufzeit

der Welle $t_w = 3,14 \mu\text{s}$. Addiert man dazu die Zeitspanne von $1,88 \mu\text{s}$ bis zum Auftreffen der Finne (Bild 9-42), so ergibt sich als Zeitpunkt ein Wert von ca. $5,0 \mu\text{s}$, an dem die reflektierte Welle wieder ankommt. Dieser Wert korrespondiert gut mit dem in Bild 9-42 ersichtlichen Zeitpunkt bei ca. $4,8 \mu\text{s}$, an dem das Geschwindigkeitsmaximum von $9,0 \text{ m/s}$ des Knotens Nr. 35 auftritt. Zu diesem Zeitpunkt ist die zurückkommende Welle erneut reflektiert worden und läuft wieder in Richtung Kerb. Es sei darauf hingewiesen, daß alle Rechnungen ohne die Berücksichtigung von Dämpfung vorgenommen wurden.

Die Vereinfachung des Modells hinsichtlich seiner Dämpfungseigenschaften macht sich ebenfalls bei der Berechnung der Beschleunigung der Finne bemerkbar. Bild 9-44 zeigt den zeitlichen Verlauf der Beschleunigung der Finne. Nach dem Durchlaufen der anfänglichen Oszillationen in Bereichen von bis zu ca. 90 g ($\text{g} = \text{Erdbeschleunigung}$), erfährt die Finne, abgesehen von kleineren Oszillationen, eine kontinuierliche Verzögerung bis zu einem Maximalwert von ca. 80 g . Die Beschleunigungswerte für einen Punkt der Probe sind in Bild 9-45 dargestellt. Sie gelten für den Schwerpunkt der Probe und sind wesentlich höher als für die starr modellierte Finne selbst. Liegt der Maximalwert im Anfangsbereich noch bei ca. $3,0 \cdot 10^5 \text{ m/s}^2$ ($3,1 \cdot 10^4 \text{ g}$), so erreichen negative Schwingungsspitzen Werte von bis zu $1,0 \cdot 10^6 \text{ m/s}^2$ ($1,0 \cdot 10^5 \text{ g}$).

9.2.3 Kraft-Weg-Diagramm

Aus der Beschleunigung der Finne läßt sich über ihre Masse die Kraft berechnen, die sie auf die Probe ausübt. Bild 9-46 zeigt den berechneten Verlauf der Kraft über der Zeit, der, bis auf Vorzeichen, Betrag und Einheit, dem der Beschleunigung entspricht. Das Maximum der Kraft liegt bei ca. 15 kN .

Die Kombination des Kraft-Zeit-Verlaufs aus Bild 9-46 mit dem zeitlichen Verlauf der Verschiebung der Finne aus Bild 9-47 ergibt den Kraft-Weg-Verlauf, wie er auch experimentell durch den instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch aufgezeichnet wird. Zum Vergleich der Ergebnisse aus der Berechnung mittels dynamisch expliziter FE-Methode und aus Kerbschlagbiegeversuchen sind in Bild 9-48 neben den berechneten Daten auch Meßwerte enthalten. Trotz der Vereinfachungen im mathematischen Modell ergibt sich eine gute Übereinstimmung zwischen Analyse und Experiment. Im Diagramm sind zwei experimentell ermittelte Kraft-Weg-Diagramme für eine seitengekerbte Probe (Bildlegende: sg. Probe) und für eine nichtseitengekerbte Probe dargestellt (Bildlegende: nsg. Probe). Die mit der zweidimensionalen dynamisch expliziten FE-Analyse vorausberechnete Kraft-Weg-Kurve liegt im Mittel zwischen denen der Experimente, allerdings etwas näher an der seitengekerbten Probe, die bekanntlich die Verhältnisse des bei der Analyse verwendeten ebenen Dehnungszustandes besser annähert.

Bemerkenswert ist die exakte Übereinstimmung der ersten Kraftspitze. Die zweite und dritte Spitze des stark oszillierenden Anfangsbereichs werden in der Amplitude von der FE-Analyse gut reproduziert, stimmen aber auf der Zeitskala mit den experimentellen Werten nicht mehr exakt überein. Dies beruht in erster Linie darauf, daß die Eigenschwingungszeit des Modells kleiner ist als im Versuch, da bei der Modellierung starre Auflager verwendet und die Werkstoff- und Strukturdämpfung nicht erfaßt werden. Daraus resultiert in der FE-Analyse eine geringere Entlastung nach der zweiten und dritten Spitze, und dadurch erfolgt der Anstieg zur nächsten Kraftspitze früher als im Experiment.

Das Lastmaximum der dynamisch expliziten FE-Analyse liegt sowohl in der Höhe als auch im zeitlichen Verlauf genau zwischen den Lastmaxima der experimentell geprüften seitengekerbten und nichtseitengekerbten ISO-V-Proben. Bei der seitengekerbten Probe wird das Lastmaximum von ca. $14,5 \text{ kN}$ nach einer Durchbiegung f von ca. $1,4 \text{ mm}$ erreicht. Bei der nichtseitengekerbten Probe beträgt das Maximum ca. $15,5 \text{ kN}$ und die dazugehörige Durchbiegung ungefähr $1,8 \text{ mm}$. Die FE-Analyse berechnet ein Lastmaximum von ca. 15 kN , wobei die Probe bei Erreichen dieses maximalen Wertes eine Durchbiegung von ca. $1,6 \text{ mm}$ erfährt.

9.2.4 Rißfortschritt und Rißöffnung

Der zeitliche Rißfortschritt, wie ihn die zweidimensionale dynamisch explizite FE-Analyse unter Verwendung des GURSON-Modells vorausberechnet, ist in Bild 9-49 dargestellt. Es ergibt sich ein treppenförmiger Verlauf, da zu einem bestimmten Zeitpunkt die endgültige Hohlraumrate f_f im jeweiligen Element des Ligaments erreicht wird, das entsprechende Element ausfällt und dadurch der Rißfortschritt um die entsprechende Elementkantenlänge zunimmt. In Bild 9-50 ist der Rißfortschritt kontinuierlich dargestellt, indem dazu die Einhüllende des treppenförmigen Verlaufs von Bild 9-49 herangezogen wurde. Nach anfänglich progressivem Anstieg der Kurve erfolgt nach ca. $0,6 \text{ ms}$ ein Wendepunkt und das Rißwachstum erfolgt degressiv.

Das GURSON-Modell berechnet für den Zeitpunkt des Versagens des ersten Elements im Ligament einen Wert von $t_i = 0,283 \text{ ms}$. Ein Wert von ungefähr $0,28 \text{ ms}$ kann auch aus Bild 9-49 als Beginn des Rißfortschritts abgelesen werden. Betrachtet man sich den zeitlichen Verlauf der Rißöffnung (COD) in Bild 9-51, so ist ein deutlicher Knick zu erkennen, d.h. ein sich abrupt ändernder, steilerer Gradient, der bei $t \approx 0,27 \text{ ms}$ auftritt. Dieser Knick deutet zusammen mit der einhergehenden Diskontinuität in der Geometrie der Probe auf die Rißinitiation hin. Im Gegensatz zum COD verläuft die Durchbiegung f der Probe nahezu linear, Bild 9-52, und liegt sehr nahe an den experimentellen Werten für die seitengekerbte (sg.) Probe. Trägt man COD über der Durchbiegung f auf, wie in Bild 9-53 dargestellt, so ergibt sich der Knick im COD-Verlauf bei einer Durchbiegung von

ca. 1,45 mm. Durch Hinzuziehen des Kraft-Weg-Diagramms aus Bild 9-48 ist zu erkennen, daß dieser Punkt kurz vor dem Lastmaximum der FE-Kurve liegt. Dies ist als zusätzliches Indiz für das Vorliegen einer Initiierung zu werten, da im Experiment bei seitengekerbten Proben die Rißinitiierung kurz vor dem Erreichen des Lastmaximums festgestellt wird [5].

9.2.5 J -Integral und Rißwiderstandskurve

Für die Berechnung des J -Integrals aus der FE-Analyse wurde ein Postprozessor verwendet, der neben Anteilen zum J -Integral aus infolge elastisch-plastischen Materialverhaltens dissipierten Energie auch die thermisch induzierten sowie aus dynamischen Massentermen resultierenden Anteile, berücksichtigt [6]. In Bild 9-54 sind für das dynamische und das Gesamtintegral die J -Verteilungen entlang der Zeitachse dargestellt. Bedingt durch negative und positive Beschleunigungen oszilliert der dynamische Anteil und beeinflusst damit allerdings nur leicht das Gesamtintegral.

Der Abfall des J -Integrals am Ende der Zeitperiode wird aufgrund der Zunahme negativer J -Integralwerte im Bereich der Kontaktzone Finne/Probe infolge des Auftretens hoher Druckspannungen bewirkt. Je weiter sich die Rißspitze dieser Randzone nähert, desto kleiner wird der plastische Bereich vor der Rißspitze in dem hohe Zugspannungen wirken, und damit vergrößert sich prozentual der negative Anteil am gesamten J -Integral. Diese Werte sind allerdings für weitere analytische Betrachtungen und Folgerungen im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen nicht brauchbar und zu ignorieren.

Die Verknüpfung des J -Integrals aus Bild 9-54 mit dem Rißfortschritt Δa aus Bild 9-50 ergibt die in Bild 9-55 dargestellte J_R -Kurve, wie sie bis zu einem Rißfortschritt von ca. 5,2 mm aus der FE-Berechnung bestimmt worden ist. Zusätzlich enthält Bild 9-55 experimentelle J_R -Werte bis zu einem Rißfortschritt von ca. 2,7 mm. Diese Daten wurden aus "low-blow"-Versuchen ermittelt, bei denen verschiedene Proben durch schrittweise Änderung der Belastungsgeschwindigkeit zwischen 1,2 m/s und 3,0 m/s geprüft werden. Die experimentell zu ermittelnden Werte des J -Integrals werden aus der Last-Verschiebungskurve des Versuchs (Bild 9-48) berechnet, der stabile Rißfortschritt Δa_{end} wird nach dem Versuch an den Proben ausgemessen. Es zeigt sich, daß die berechnete J_R -Kurve sehr gut inmitten der streuenden experimentellen Daten in Form einer Ausgleichskurve liegt. Im Bereich steigenden Rißfortschritts ab etwa 1 mm werden die J -Werte durch die Analyse etwas zu hoch abgeschätzt. Für die stabile Rißinitiierung läßt sich ein Wert von $J_i \approx 400$ N/mm ablesen. Die Oszillationen der FE-Kurve entstehen durch die vorher beschriebene Berücksichtigung auch negativer Beschleunigungen, die in das dynamische J -Integral eingehen

und das Gesamtintegral dadurch teilweise geringfügig erhöhen bzw. reduzieren.

9.2.6 Kerbschlagarbeit und η -Faktor

Die Formänderungsenergie U wird bei Versuchsdurchführungen mit Pendelschlagwerk im einfachsten Fall durch einen Schleppzeiger als einzelner Wert am Ende des Versuchs gemessen. Ein kontinuierlicher Verlauf der Formänderungsenergie über der Durchbiegung f kann anschließend durch Integration der Last-Verschiebungskurve $F(f)$ berechnet werden,

$$U(f) = \int_0^{f_{end}} F(f) df. \quad (9-3)$$

Bild 9-56 zeigt den Vergleich zwischen den Ergebnissen aus den Experimenten und der FE-Analyse. In allen Fällen wurde die Formänderungsenergie durch obige Integration ermittelt und über der Durchbiegung f aufgetragen. Die Werte der FE-Analyse liegen, ähnlich wie beim Kraft-Weg-Diagramm in Bild 9-48, zwischen denen der Kerbschlagbiegeversuche für die seiten- und nichtseitengekerbte Probe. Bei Rißinitiierung ($f = 1,45$ mm) errechnet die FE-Analyse eine Initiierungsenergie von $U_i \approx 20$ Nm. In diesem Bereich stimmen Experiment und Simulation nahezu überein.

Da während des Kerbschlagbiegeversuchs das J -Integral nicht gemessen werden kann, schlagen die Regelwerke [7, 8] für die Berechnung des zur jeweiligen Rißlänge Δa_{end} gehörenden J -Wertes eine lineare Beziehung zwischen J und der auf die Probengeometrie bezogenen Formänderungsenergie U vor

$$J = \eta \frac{U}{B(W - a_0)}, \quad (9-4)$$

mit Probendicke B und Anfangsligamentlänge $W - a_0$ und dem von der Probengeometrie abhängigen Proportionalitätsfaktor η . Für seitengekerbte Proben muß die Nettoprobendicke B_n eingesetzt werden. Im Falle von 3-Punkt-Biegeproben (SENB) wird z.B. in [7] ein Proportionalitätsfaktor $\eta = 2,0$ vorgeschlagen.

Zur Bestimmung des Proportionalitätsfaktors η für die im vorliegenden Fall untersuchte ISO-V-Probe wurde in Bild 9-57 das aus der FE-Analyse berechnete dynamische J -Integral über der mit $B_n(W - a_0)$ normierten Formänderungsenergie U aufgetragen. Wie bei den Bruchmechanikproben, zeigt sich bis zum Abfall des J -Integrals ein linearer Zusammenhang, dessen Steigung $\eta \approx 1,33$ beträgt. Dieser Wert liegt in der Nähe des aus früheren statischen Analysen der ISO-V-Probe ohne Rißfortschritt und dynamischem J -Integral abgeleiteten Wertes von $\eta = 1,46$ [9].

9.2.7 Spannungsverteilung und Mehrachsigkeit

Die Verteilung der von Mises'schen Vergleichsspannung σ_v entlang des verbleibenden Restligaments $x - \Delta a$ ist für 6 Rißfortschrittsstadien $\Delta a = a - a_0$ (Bildlegende: Delta $a=0$ mm bis Delta $a=5$ mm) in Bild 9-58 aufgetragen. Der anfängliche Anstieg der Spannungen verläuft ausgehend von der jeweiligen Rißspitze des betrachteten Risses für alle Rißstadien qualitativ gleich, aber mit leicht unterschiedlichen Steigungen, die zwischen 930 und 1330 MPa/mm liegen. Eine Ausnahme bildet der Spannungsverlauf kurz nach Rißinitiierung (Delta $a=0$ mm). Nach Überschreiten des Spannungsmaximums, welches für die betrachteten Rißstadien zwischen 700 und 800 MPa liegt, fallen die Vergleichsspannungen ab, bedingt durch die elastische Zone, die von der ringförmigen plastischen Zone eingeschlossen wird. Der steile Spannungsanstieg gegen Ende des Restligaments für die Rißfortschrittsstadien 3 mm, 4 mm und 5 mm kennzeichnet die bereits erreichte Kontaktzone zwischen Finne und Probe mit ihren hohen Druckspannungen.

Die Verteilung der hydrostatischen Spannung σ_h , ausgehend von der aktuellen Rißspitze, entlang des verbleibenden Restligaments $x - \Delta a$, ist für obige 6 Rißfortschrittsstadien in Bild 9-59 dargestellt. Der Anstieg der Spannungen verläuft bei allen Rißstadien mit Ausnahme der Rißinitiierung (Delta $a=0$ mm) ähnlich steil, mit einer mittleren Steigung von ca. 1300 MPa/mm, bei nahezu gleichem Spannungsmaximum. Der Abfall der hydrostatischen Spannungen hängt von der Länge des verbleibenden Restligaments ab. Sobald der Einfluß der Kontaktzone zwischen Finne und Probe erreicht wird, ist der Spannungszustand durch hohe hydrostatische Spannungen mit umgekehrtem (negativem) Vorzeichen gekennzeichnet. Dies gilt z.B. für die Rißverlängerungen von 4 mm und 5 mm.

Die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes wird aus dem Quotienten σ_h / σ_v gebildet und der Verlauf entlang des Restligaments ist für die verschiedenen Rißstadien in Bild 9-60 aufgezeigt. Der Spannungszustand in der Probe bewirkt für die Rißverlängerungen von 1 mm bis 4 mm einen Anstieg der Mehrachsigkeit auf einen Maximalwert von 2,5. Je nach der Länge des verbleibenden Restligaments fällt der Quotient nach Erreichen des Maximums sofort steil ab (Delta $a=4$ mm, 5 mm), oder erreicht ein zweites lokales Maximum.

9.3 Schlußfolgerungen aus den FE-Analysen

Schädigungsmodelle zur Simulation duktilen Rißfortschritts wurden über ein weites Spektrum von Proben und Werkstoffen sowohl für quasistatische als auch für schlagartige Beanspruchung bei unterschiedlichen

Temperaturen angewendet. Ein Teil der bei der Simulation benutzten Materialparameter wurde durch Abschätzungen aus den Gefügeanalysen, ein weiterer Teil durch numerische Simulation und deren Anpassung an Versuche bestimmt.

Die dargestellten Ergebnisse zeigen für die Simulation der Zugversuche an gekerbten Rundzugproben sowie für die Simulation der seitengekerbten Bruchmechanikproben jeweils eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Befunden, was für alle untersuchten Werkstoffe, Temperaturen und Probenformen gilt. Das trifft sowohl für die Kraft-Verschiebung-Diagramme als auch für die J -Rißwiderstandskurven zu. Eine Ausnahme bilden hierbei die im Experiment nichtseitengekerbten, quasistatisch belasteten ISO-V-Proben, die im ebenen Verzerrungszustand simuliert wurden, Bilder 9-8, 9-16 und 9-21. Hierbei treten, je nach Material und Temperatur, erhebliche Diskrepanzen zwischen den experimentellen und numerischen Resultaten auf.

Dieser Nachteil wird durch die dreidimensionale Simulation des duktilen Rißfortschritts in nichtseitengekerbten Proben vermieden. Der Vergleich von Rißfrontverläufen aus dem Experiment und der Simulation bei quasistatisch geprüften, nichtseitengekerbten ISO-V- und C(T)-Proben, Bilder 9-27a bis 9-27d und 9-32a bis 9-32d, zeigt weitgehend eine gute Übereinstimmung, was auch zu weitgehend identischen Resultaten von Experiment und Rechnung weiterer Größen, wie z.B. den Kraft-Verschiebung-Verläufen oder J -Rißwiderstandskurven, Bilder 9-28, 9-31, 9-33 und 9-34, führt.

Durch diese Arbeiten konnte gezeigt werden, daß die Vorgehensweise zur Übertragbarkeit der Materialparameter der duktilen Schädigung bei quasistatischer Belastung zwischen verschiedenen Probenformen auch über ein großes Spektrum von Werkstoffeigenschaften bei jeweils unterschiedlichen Temperaturen erfolgreich anzuwenden ist.

Da die Materialparameter der duktilen Schädigung prinzipiell auch unabhängig von der Belastungsgeschwindigkeit sind [10], erfolgte deren Übertragung von den Analysen bei quasistatischer Belastung auf den Kerbschlagbiegeversuch.

Bei dieser zweidimensionalen, dynamisch expliziten FE-Analyse einer seitengekerbten ISO-V-Probe mit dem geschwindigkeitsabhängigen GURSON-Schädigungsmodell konnte gezeigt werden, daß die experimentell infolge schlagartiger Belastung ermittelte J -Rißwiderstandskurve für den StE 460 bei 23 °C durch das Modell richtig erfaßt wird, Bild 9-55. Zusätzlich ergab diese Analyse hinsichtlich des Vergleichs globaler Größen, wie z.B. des zeitlichen Verlaufs der Probendurchbiegung f oder der Hammerkraft F , ebenfalls eine gute Übereinstimmung mit Experimenten an seiten- und nichtseitengekerbten Proben. Die Auswertung der berechneten Rißöffnung zeigt gerade zu diesem Zeitpunkt ein deutliches, geometrisch diskontinuierliches Verhalten, zu dem das GURSON-Modell den Ausfall des ersten Elements

im Ligament vorhersagt. Das zeitliche Auftreten des ersten Rißfortschritts korrespondiert im Kraft-Weg-Diagramm mit dem Zeitpunkt kurz vor Erreichen des Lastmaximums. Dies zeigt, daß die vorliegende Analyse auch für die Berechnung der Rißinitiation und damit verbundener Größen herangezogen werden kann und plausible Werte liefert. Eine dreidimensionale, dynamisch explizite Analyse wäre mit der verfügbaren Rechnerkapazität nicht ohne extrem lange Rechenzeiten möglich gewesen und wurde deshalb nicht durchgeführt.

Diese vorliegenden Resultate zeigen, daß die Übertragbarkeit der Materialparameter der duktilen Schädigung, die für ein Material bei einer Temperatur bestimmt wurden, zwischen verschiedenen Probengeometrien und zwischen quasistatischer und schlagartiger Beanspruchung möglich ist, und daß alle dabei erzielten Ergebnisse plausibel sind. Auch fügen sich die Resultate in das Verständnis zur Abhängigkeit der Steigung der Rißwiderstandskurven von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an der Rißspitze ein.

Literatur zu 9

- 1 DeLorenzi, H. G.: On the energy release rate and the J -integral for 3-D crack configurations. *Int. J. Frac.* 19 (1982) S. 183-193
- 2 Matzkows, J., Boddenberg, R., Kaiser, F.: JINFEM-Postprozessor zur Berechnung des J -Integrals, Version 6.21, Bericht Nr. Hb-18-030. Berlin, IWiS GmbH, 1985
- 3 Deutscher Verband für Materialprüfung (DVM): Ermittlung von Rißinitiationswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J -Integrals. DVM-Merkblatt Nr. 002, 1987
- 4 Böhme, W.: Persönliche Mitteilung, 1997
- 5 Rintamaa, R., Pusch, G., Höhne, V.: Research Reports 578, Techn. Research Centre of Finland, Espoo 1989
- 6 Reimers, P., Radners, H.: JINFEM Postprozessor zur Berechnung des J -Integrals. Handbuch zur Version 6.3, IWiS-Ingenieurbüro für wissenschaftliche Software GmbH, Berlin, 1996
- 7 ESIS-P2: ESIS Procedure for Determining Fracture Behaviour of Materials, European Structural Integrity Society ESIS, 1992
- 8 Aurich, D. et al.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte auf der Grundlage von Forschungsergebnissen auf dem Gebiet der Komponentensicherheit, Teilvorhaben: Werkstoffmechanik. Forschungsbericht 137, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin (Hrsg.), Wirtschaftsverlag NW, Bremerhaven, 1987
- 9 Koplik, J., Needleman, A.: Void growth and coalescence in porous plastic solids. *Int. J. Sol. Struc.* 24 (1988) S. 835-853
- 10 Brocks, W., Sun, D.-Z., Höning, A.: Verification of the transferability of micromechanical parameters by cell model calculations with visco-plastic materials. *Int. J. Plast.*, Vol. 8 (1995) S. 971-989

Tabelle zu 9

Tabelle 9-1: Verwendete Schädigungsparameter für die untersuchten Werkstoffe und Temperaturen

Werkstoff	Temperatur	q	f_0	f_n	ε_n	S_n	f_c	f_f	f_u^*
StE 460	23 °C	1,5	0,0025	0,02	0,30	0,1	0,021	0,19	0,9
StE 460	200 °C	1,5	0,0025	0,03	0,25	0,1	0,015	0,17	0,9
22NiMoCr3-7	23 °C	1,5	0,0001	0,008	0,25	0,1	0,028	0,18	0,9
22NiMoCr3-7	200 °C	1,5	0,0001	0,008	0,22	0,1	0,020	0,16	0,9
15Ch2NMFA-A	23 °C	1,5	0,0001	0,008	0,20	0,1	0,028	0,18	0,9

Bilder zu 9

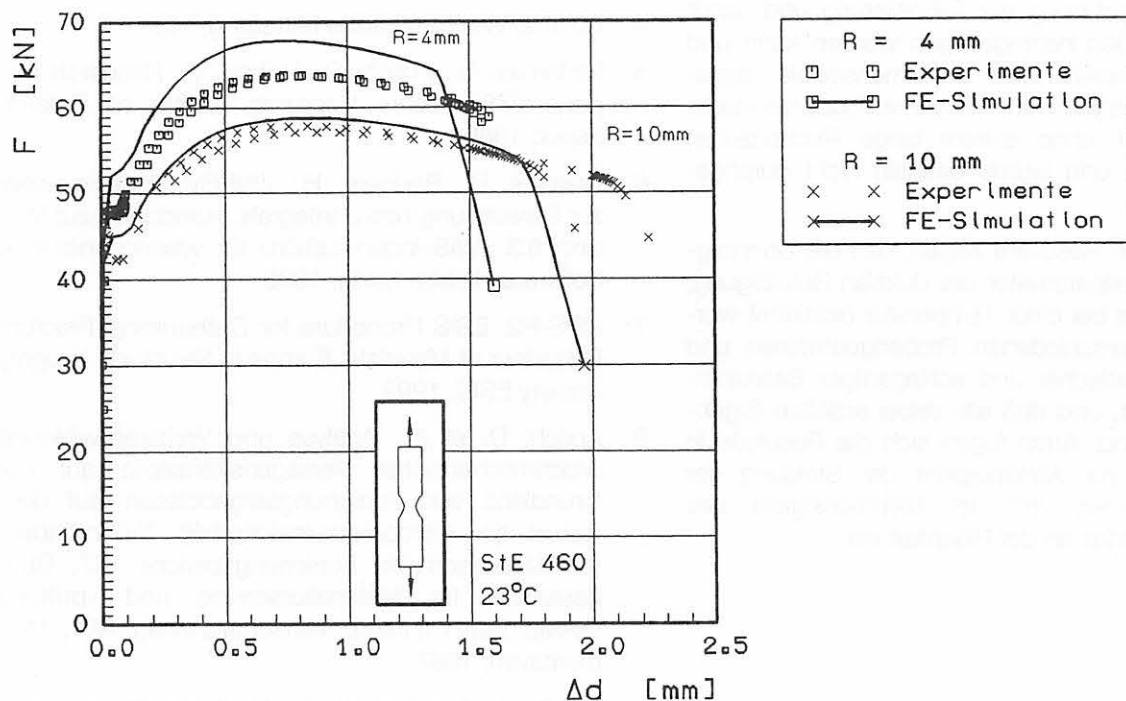


Bild 9-1:
 Kraft-Durchmesseränderung-Kurven gekerbter Rundzugproben
 Material: StE 460, T-Lage, 23 °C

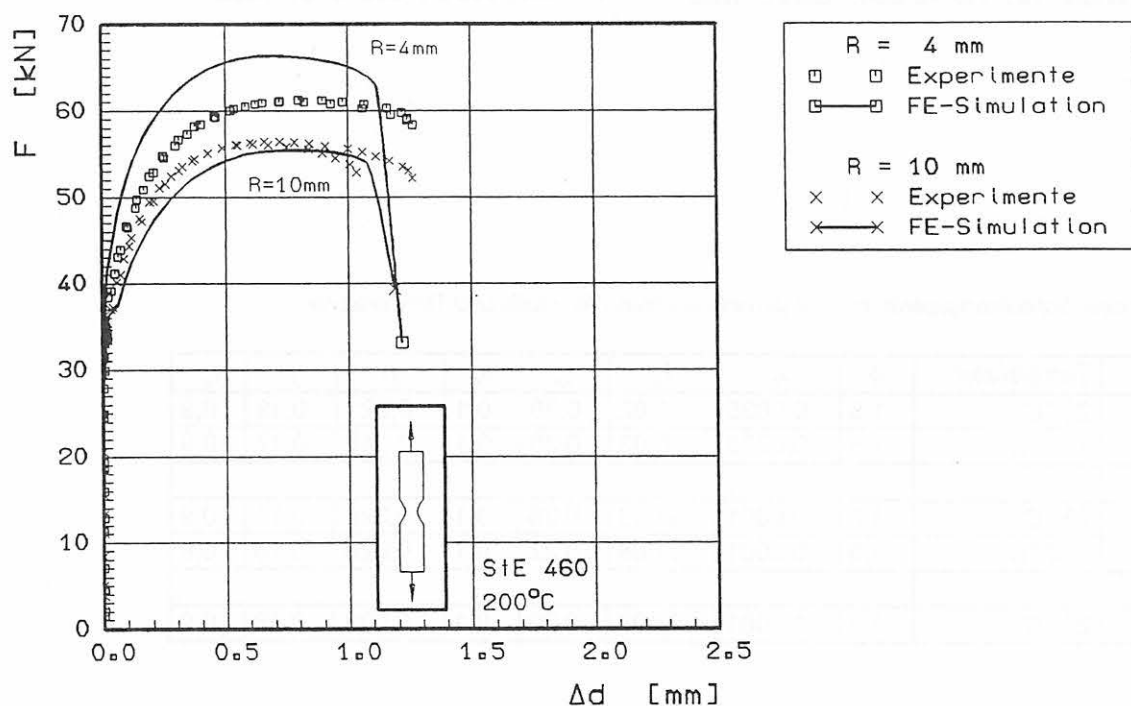


Bild 9-2:
 Kraft-Durchmesseränderung-Kurven gekerbter Rundzugproben
 Material: StE 460, T-Lage, 200 °C

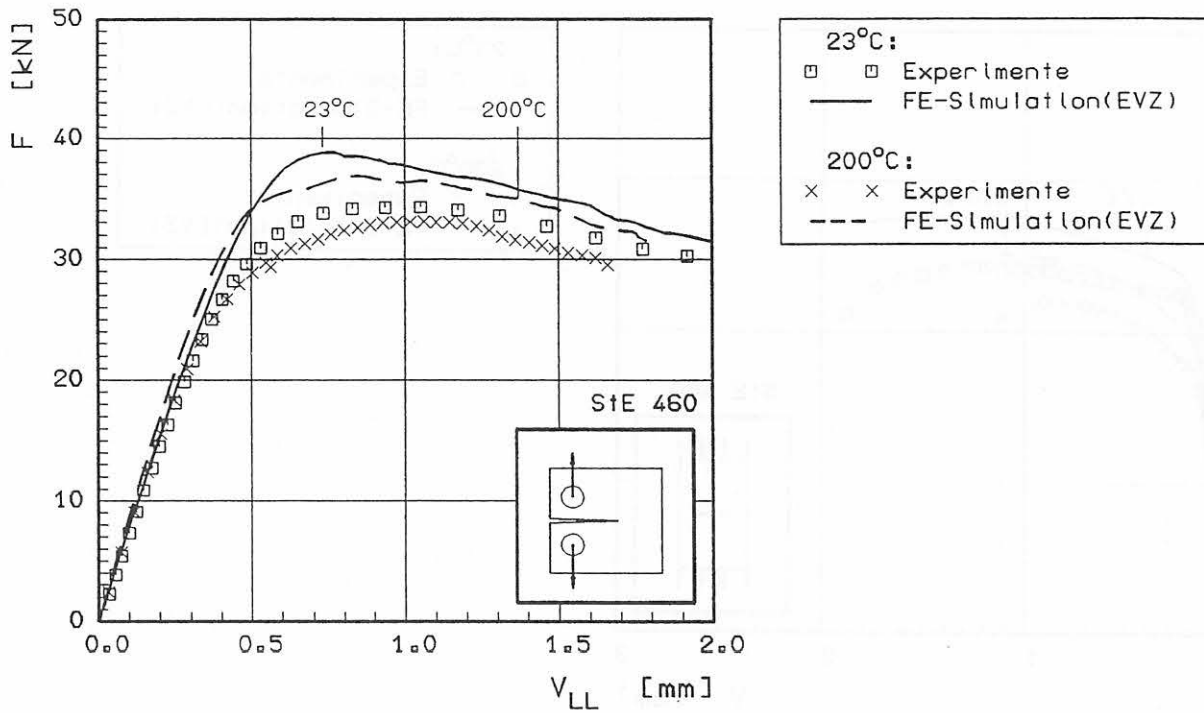


Bild 9-3:
 Kraft-Verschiebung-Kurven von C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: $B=25$ mm, $B_n=20$ mm, $a_0/W=0,59$, 20 %sg

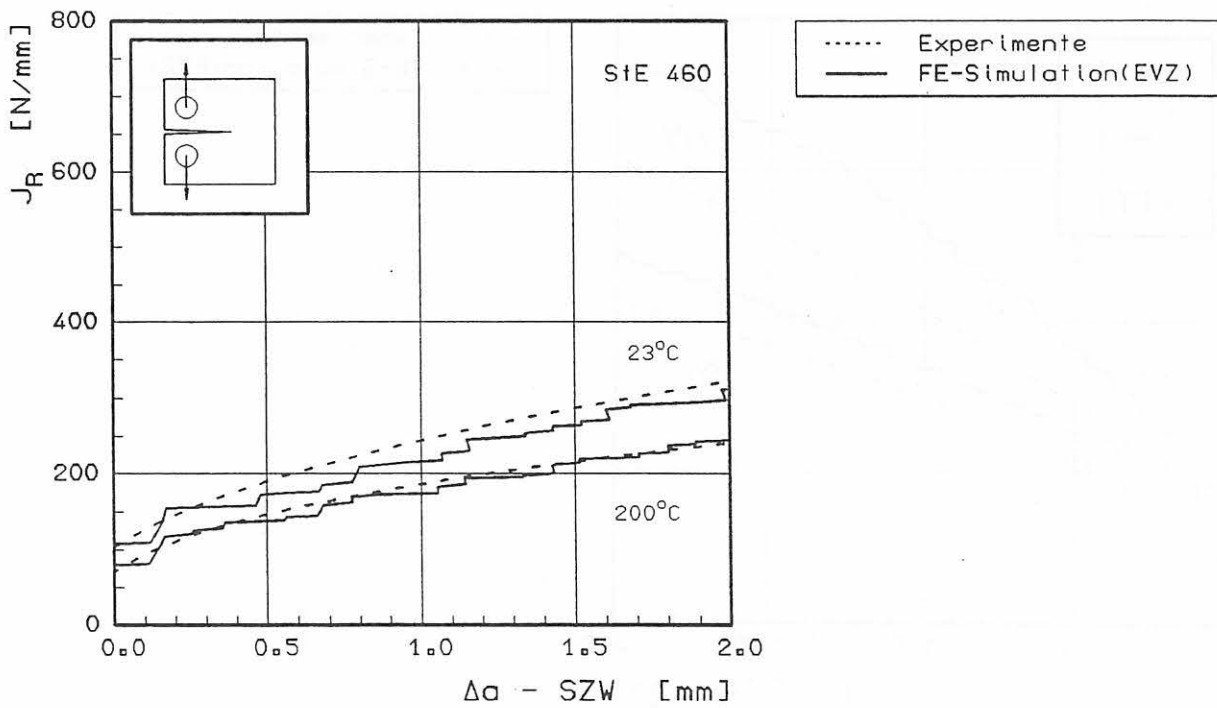


Bild 9-4:
 J-Rißwiderstandskurven von C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: $B=25$ mm, $B_n=20$ mm, $a_0/W=0,59$, 20 %sg

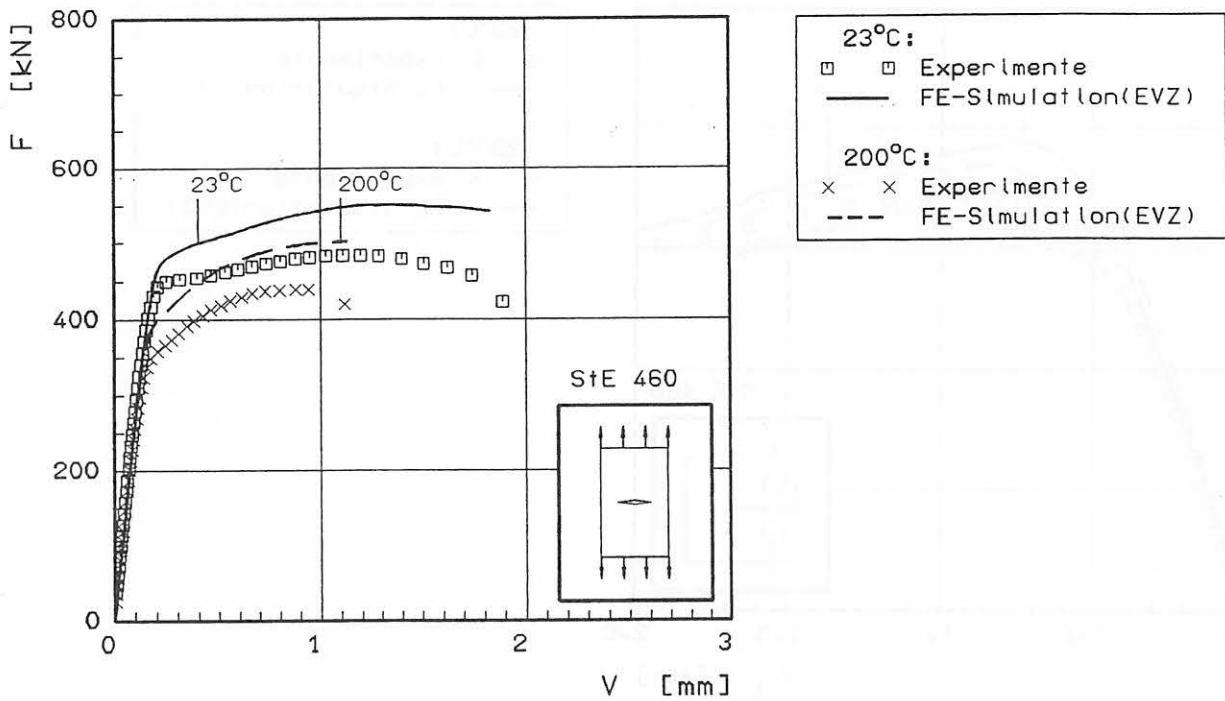


Bild 9-5:
 Kraft-Verschiebung-Kurven von M(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: B=20 mm, B_n=16 mm, a_y/W=0,5, 20%sg

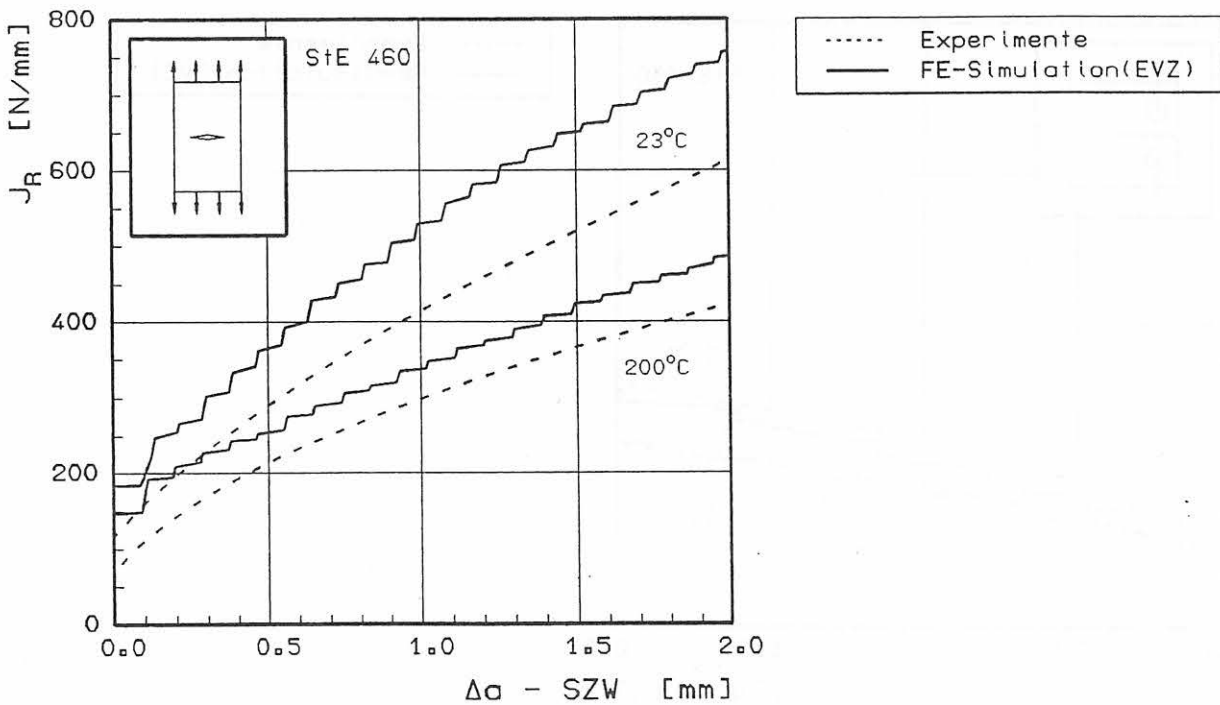


Bild 9-6:
 J-Rißwiderstandskurven von M(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: B=20 mm, B_n=16 mm, a_y/W=0,5, 20 %sg

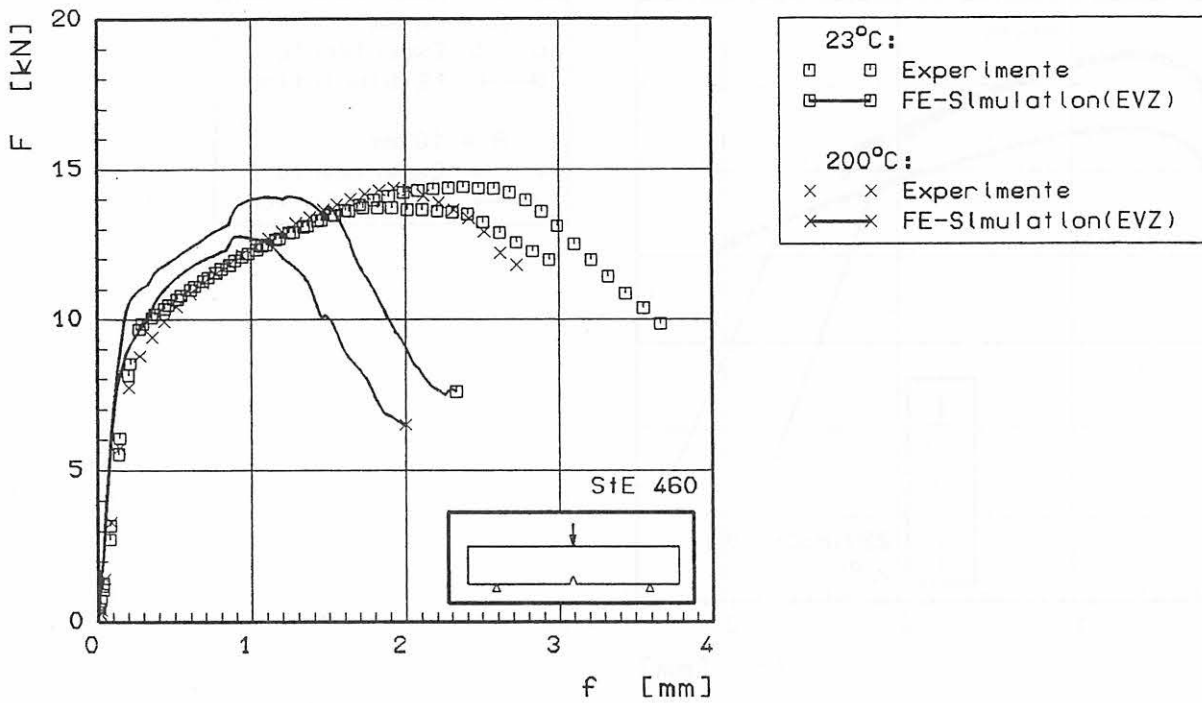


Bild 9-7:
 Kraft-Verschiebung-Kurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C und 200 °C

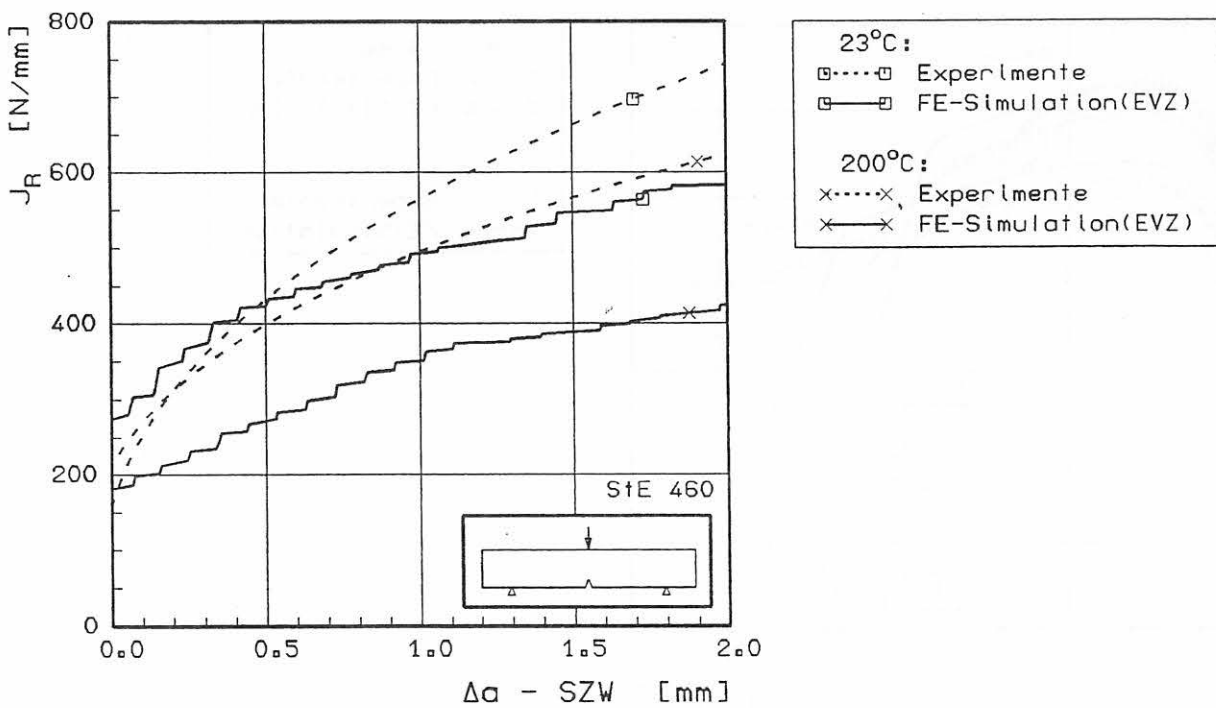


Bild 9-8:
 J-Rißwiderstandskurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C und 200 °C

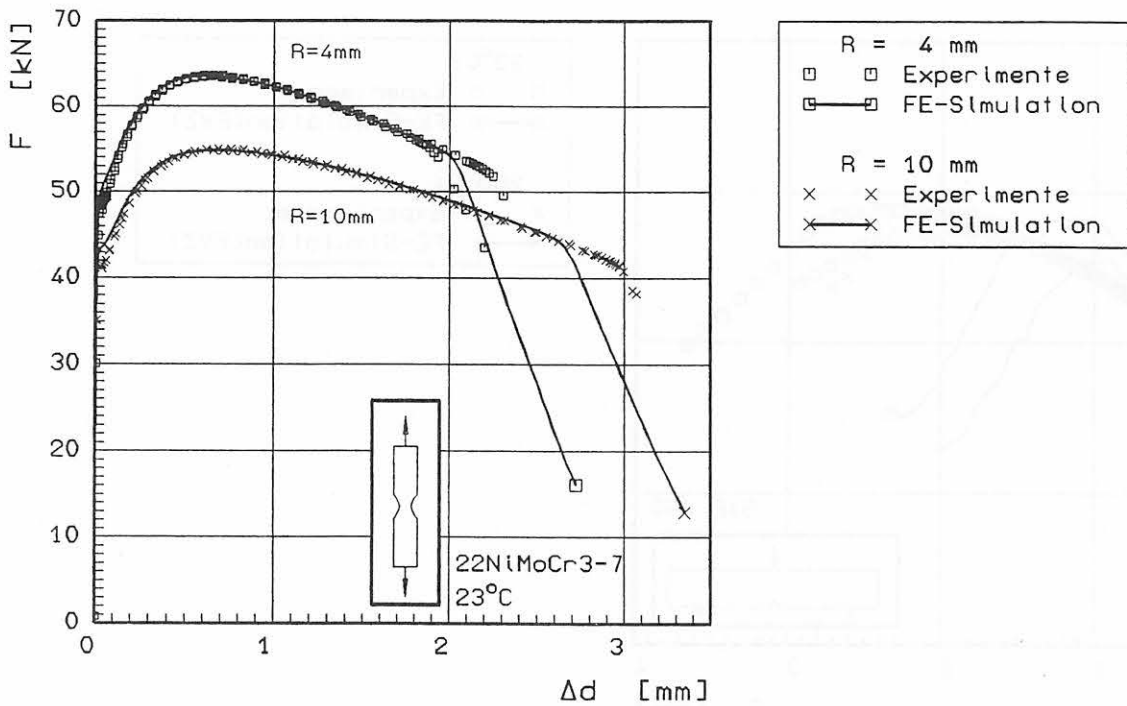


Bild 9-9:
Kraft-Durchmesseränderung-Kurven gekerbter Rundzugproben
Material: 22NiMoCr3-7, T-Lage, 23 °C

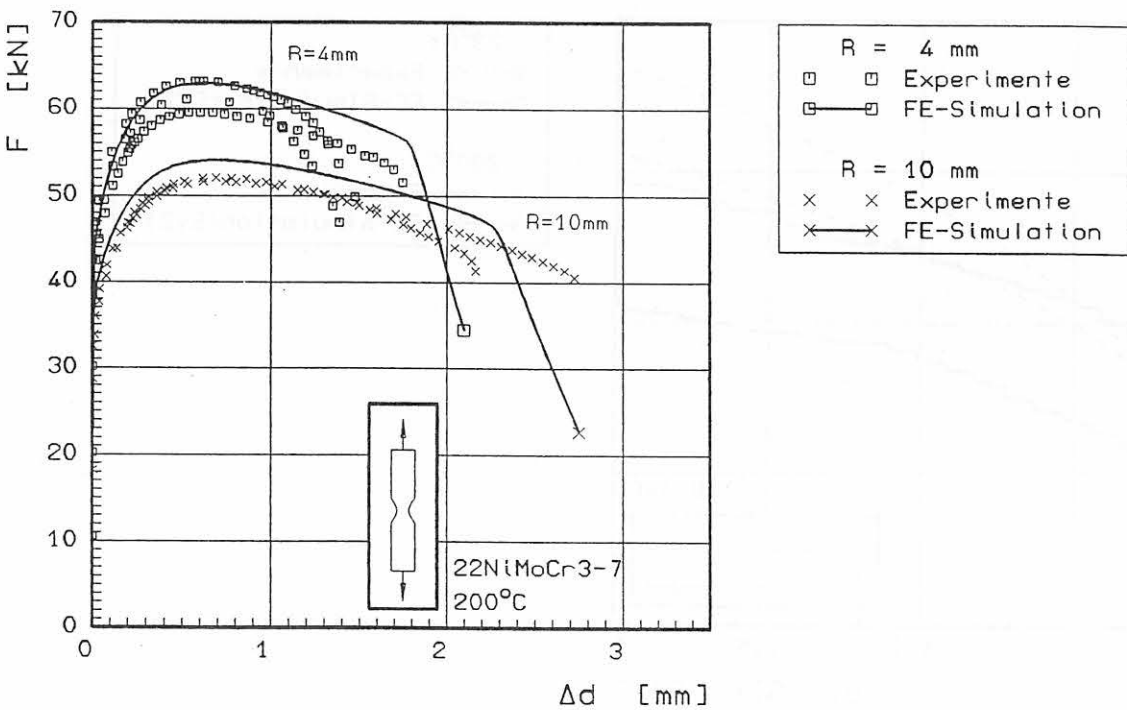


Bild 9-10:
Kraft-Durchmesseränderung-Kurven gekerbter Rundzugproben
Material: 22NiMoCr3-7, T-Lage, 200 °C

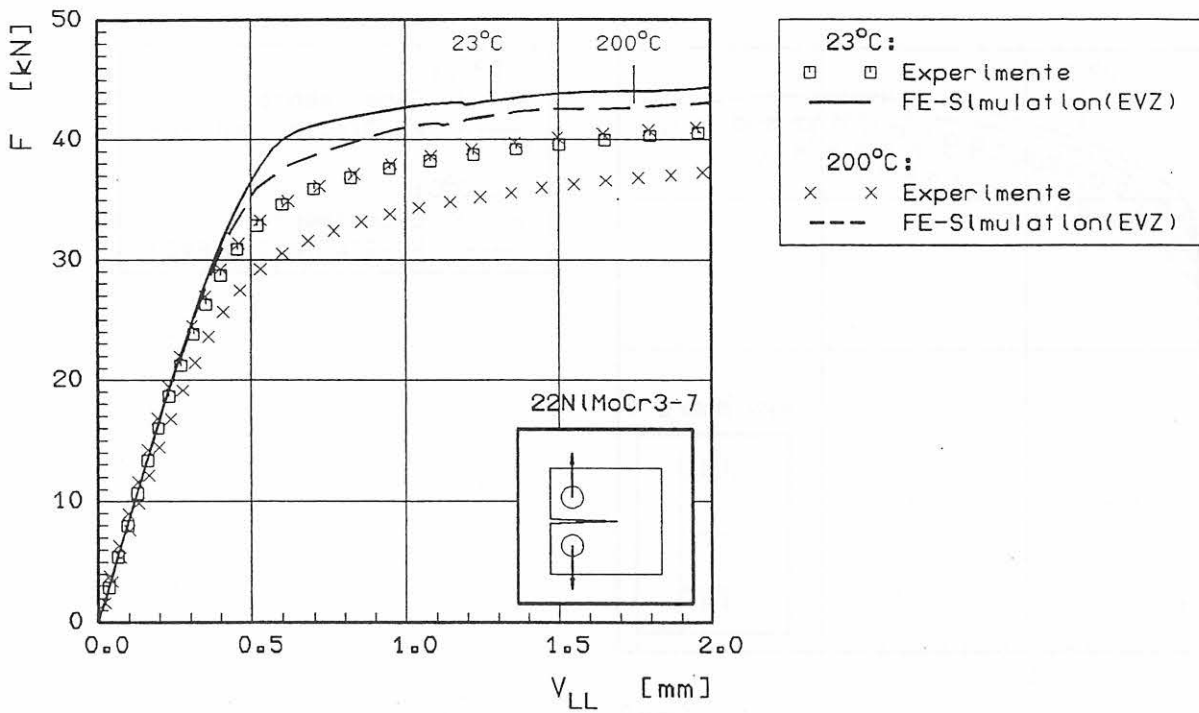


Bild 9-11:
 Kraft-Verschiebung-Kurven von C(T)-Proben
 Material: 22NiMoCr3-7, bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, B_n=20 mm, a_v/W=0,59, 20 %sg

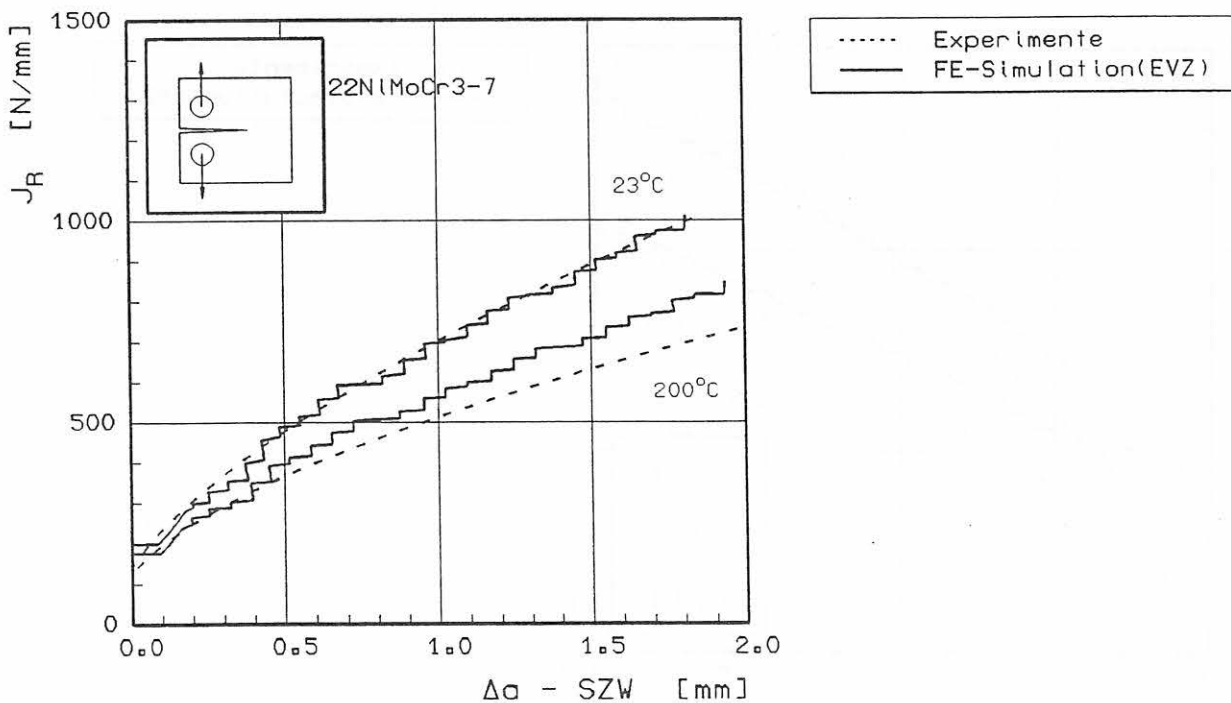


Bild 9-12:
 J-Rißwiderstandskurven von C(T)-Proben
 Material: 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, B_n=20 mm, a_v/W=0,59, 20 %sg

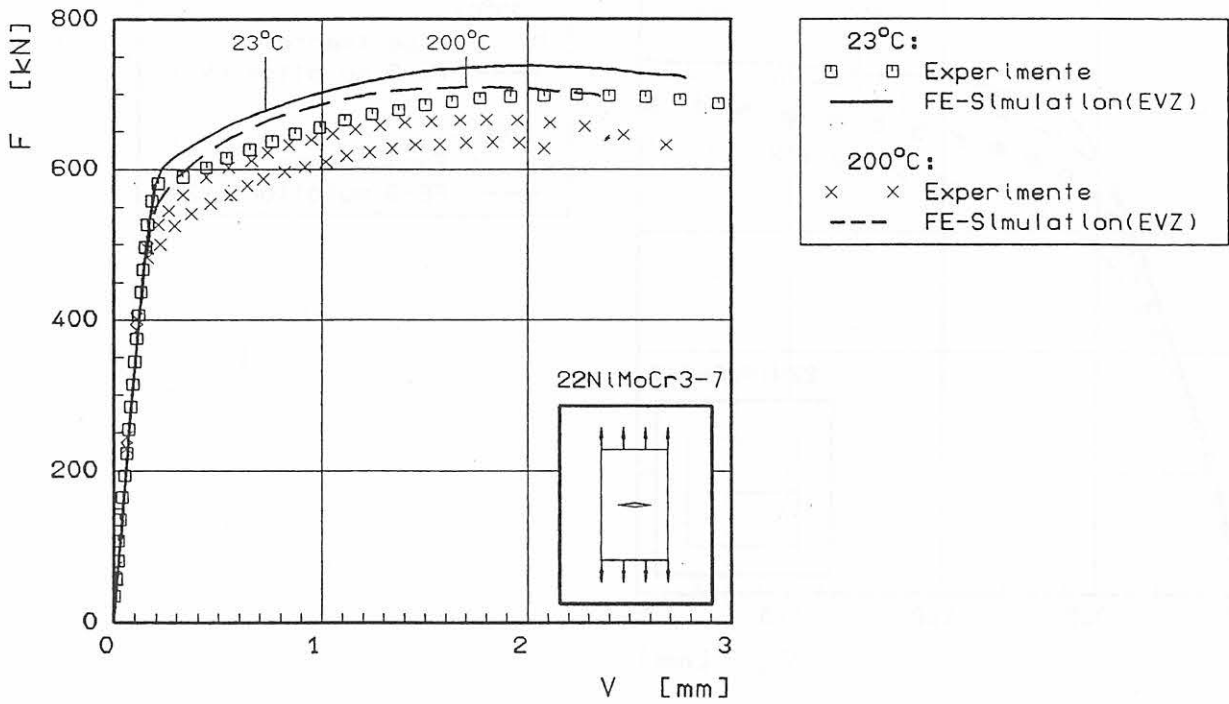


Bild 9-13: Kraft-Verschiebung-Kurven von M(T)-Proben
 Material: 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, B_n=20 mm, a₀/W=0,5, 20 %sg

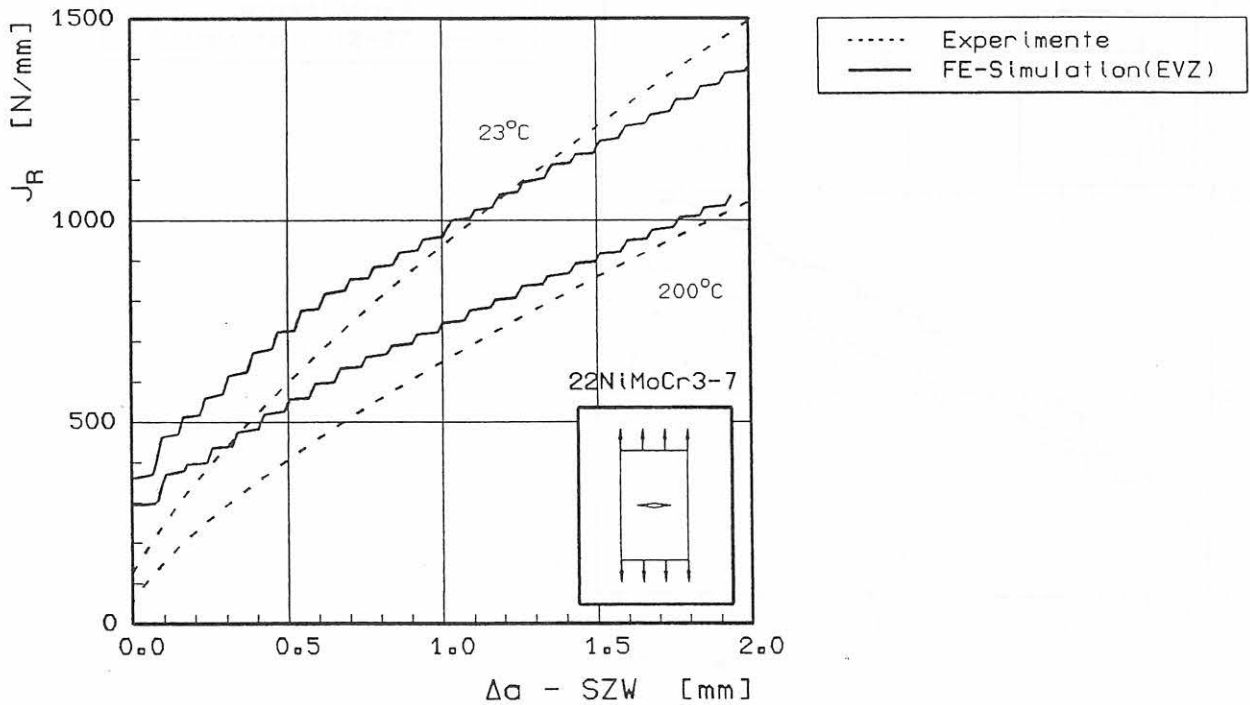


Bild 9-14: J-RiBwiderstandskurven von M(T)-Proben
 Material: 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, B_n=20 mm, a₀/W=0,5, 20 %sg

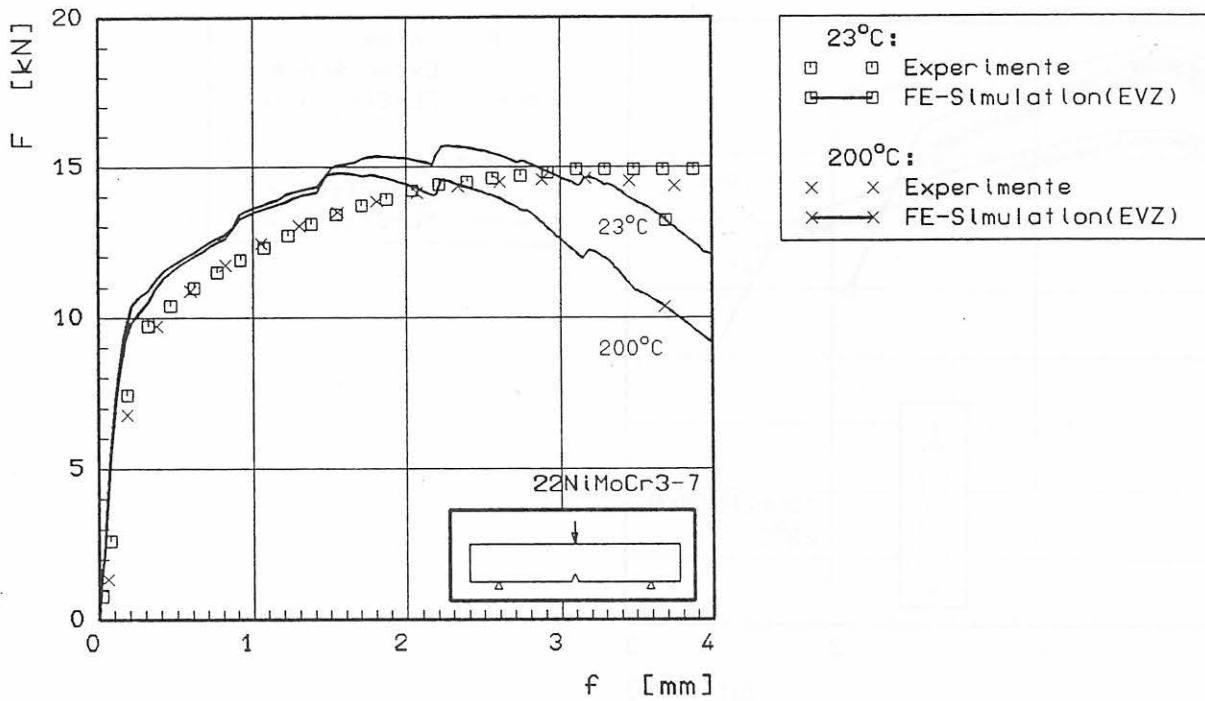


Bild 9-15:
 Kraft-Verschiebung-Kurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C

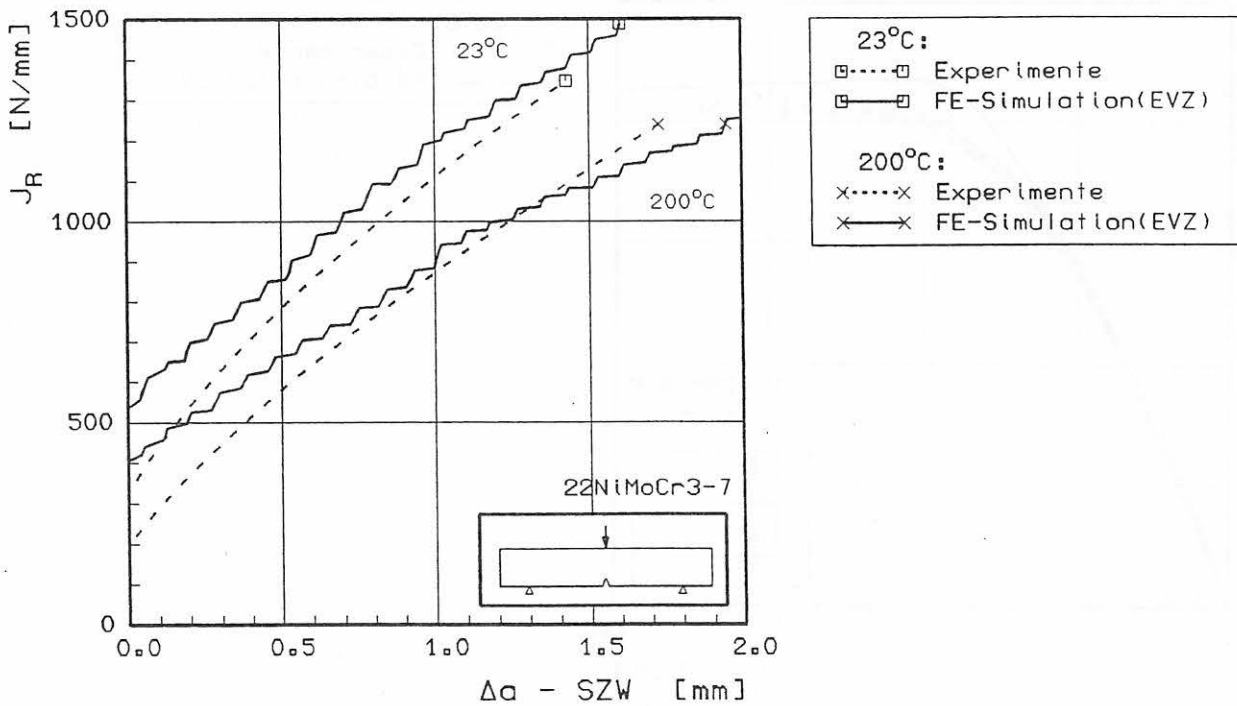


Bild 9-16:
 J-Rißwiderstandskurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C

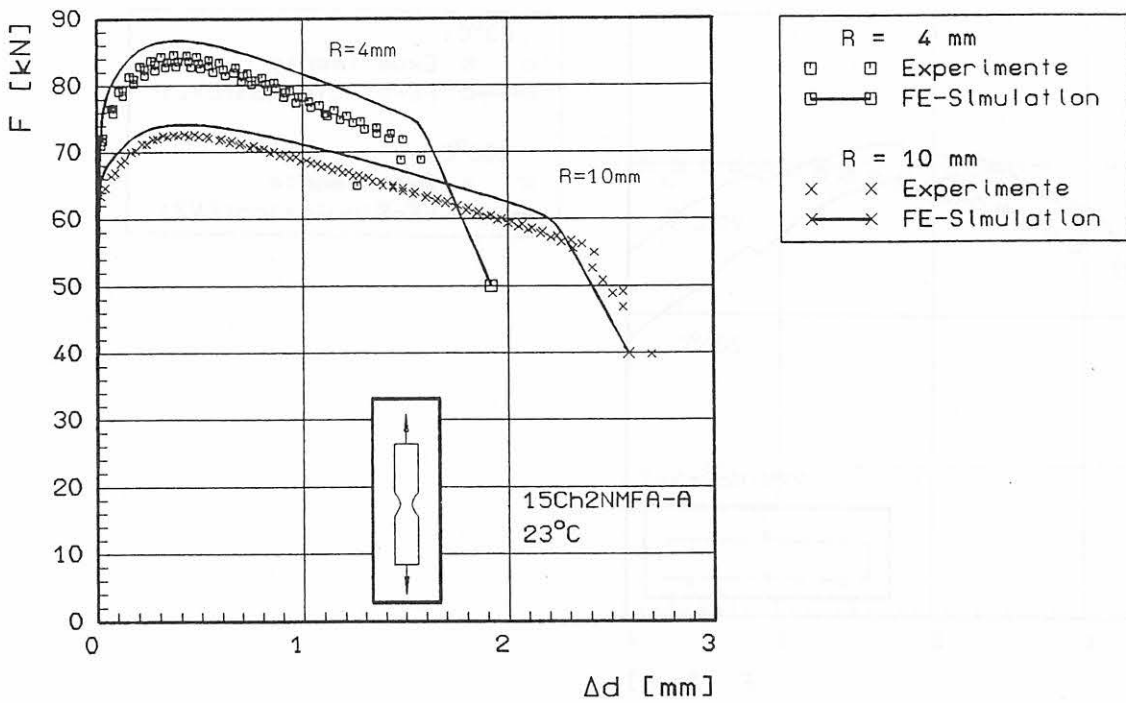


Bild 9-17:
Kraft-Durchmesseränderung-Kurven gekerbter Rundzugproben
Material: 15Ch2NMFA-A, T-Lage, 23 °C

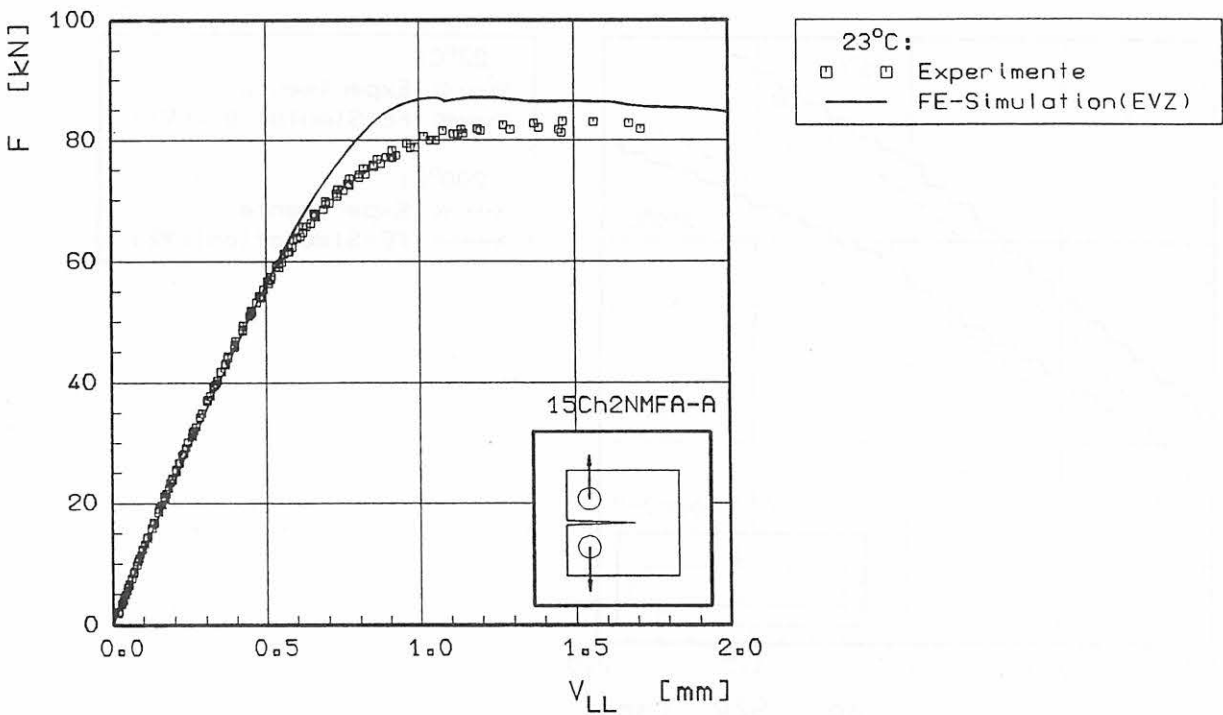


Bild 9-18:
Kraft-Verschiebung-Kurven von C(T)-Proben
Material: 15Ch2NMFA-A bei 23 °C
Probenabmessungen: $B=25\text{ mm}$, $B_n=20\text{ mm}$, $a_0/W=0,52$, 20 %sg

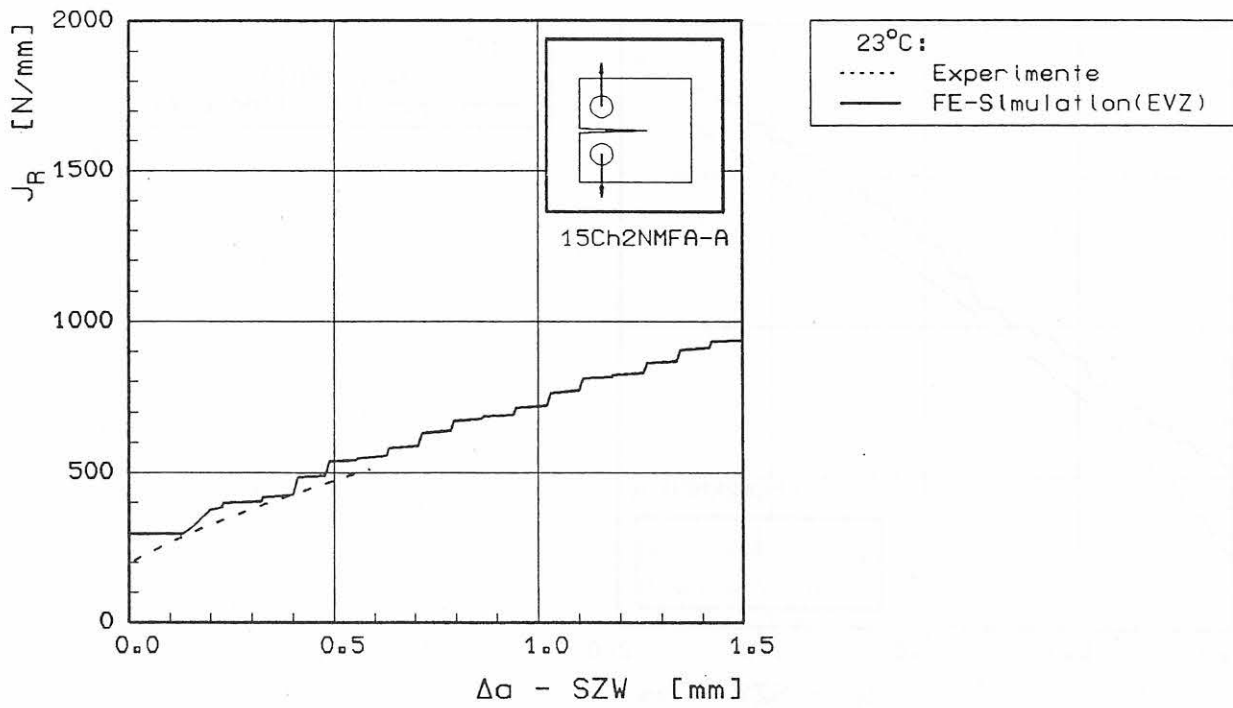


Bild 9-19:
 J-RiBwiderstandskurven von C(T)-Proben
 Material: 15Ch2NMFA-A bei 23 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, B_n=20 mm, a₀/W=0,52, 20 %sg

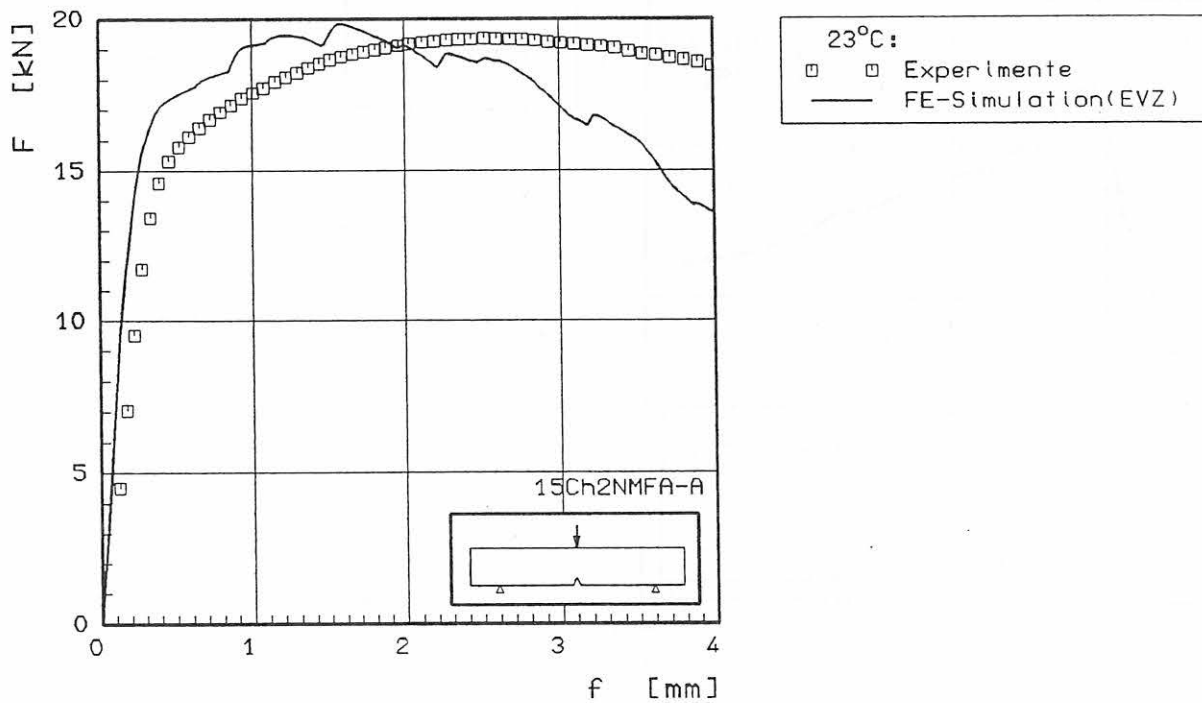


Bild 9-20:
 Kraft-Verschiebung-Kurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: 15Ch2NMFA-A bei 23 °C

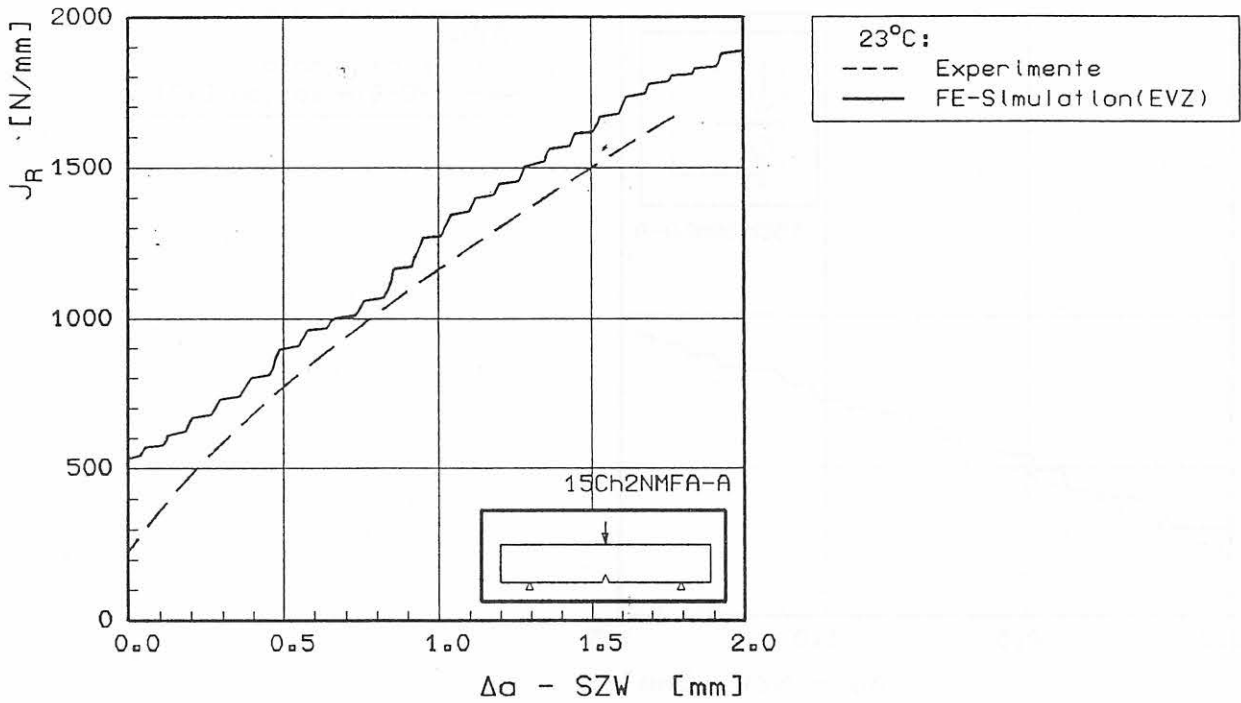


Bild 9-21:
 J-Rißwiderstandskurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: 15Ch2NMFA-A bei 23 °C

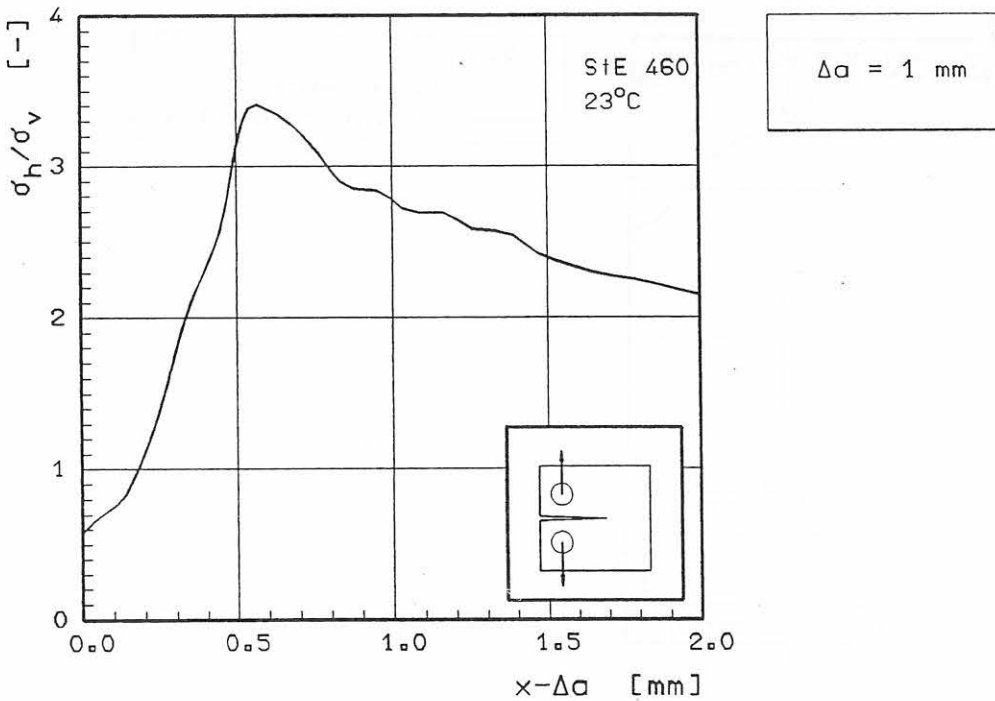


Bild 9-22:
 Mehrachsigkeit im Ligament bei $\Delta a = 1 \text{ mm}$
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probe: C(T)-Probe, $B=25 \text{ mm}$, $B_p=20 \text{ mm}$, $a_p/W=0,59$, 20 %sg

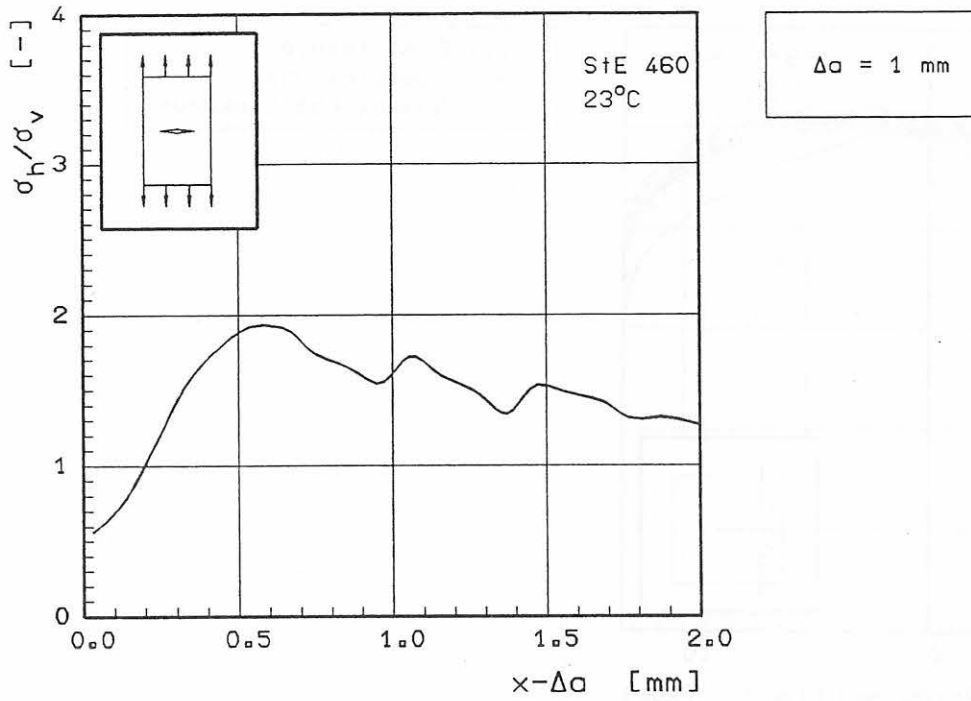


Bild 9-23:
 Mehrachsigkeit im Ligament bei $\Delta a = 1 \text{ mm}$
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probe: M(T)-Probe, $B=20 \text{ mm}$, $B_n=16 \text{ mm}$, $a_0/W=0,5$, 20 %sg

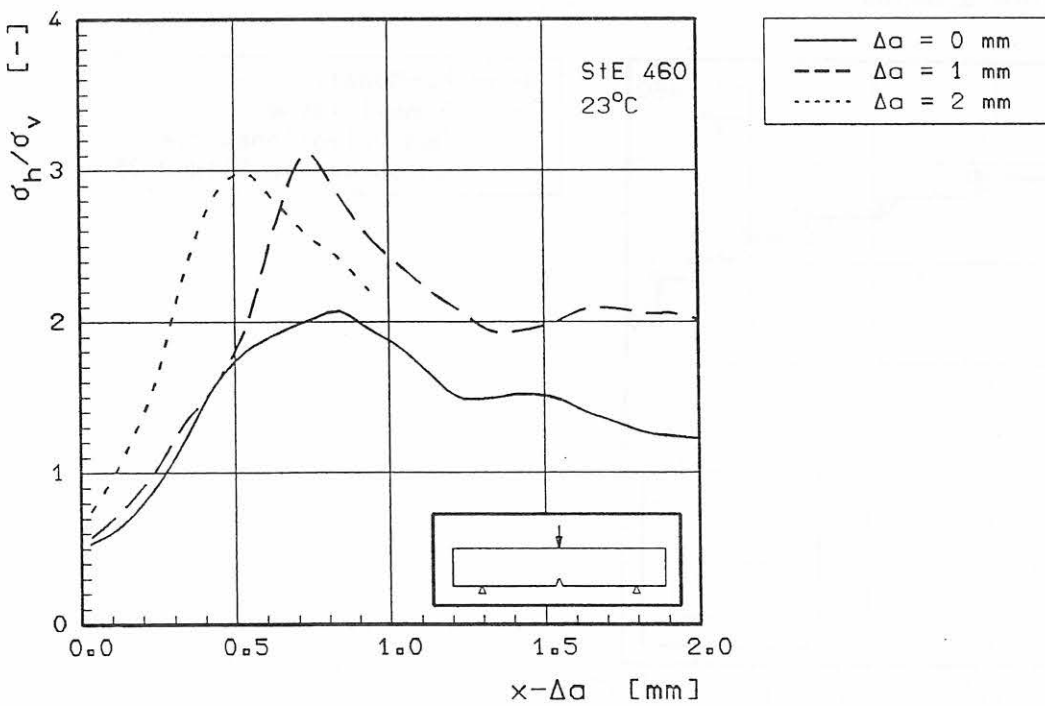


Bild 9-24:
 Mehrachsigkeit im Ligament
 bei unterschiedlichen Beträgen des duktilen Rißfortschritts
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probe: quasistatisch belastete ISO-V-Probe

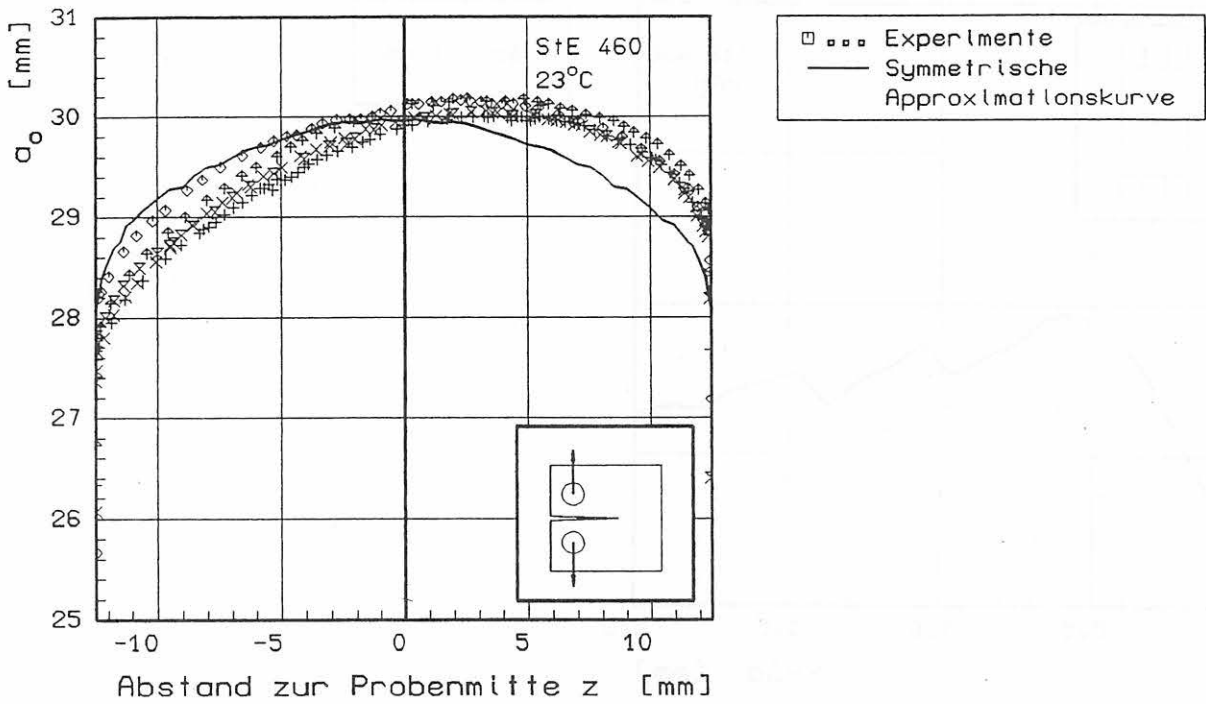


Bild 9-25:
Vergleich Schwingungsrisse und ermittelte Approximationskurve nichtseitengekerbter C(T)-Proben
Material: StE 460 bei 23 °C
Probenabmessungen: $B=25$ mm, $a_0/W=0,59$

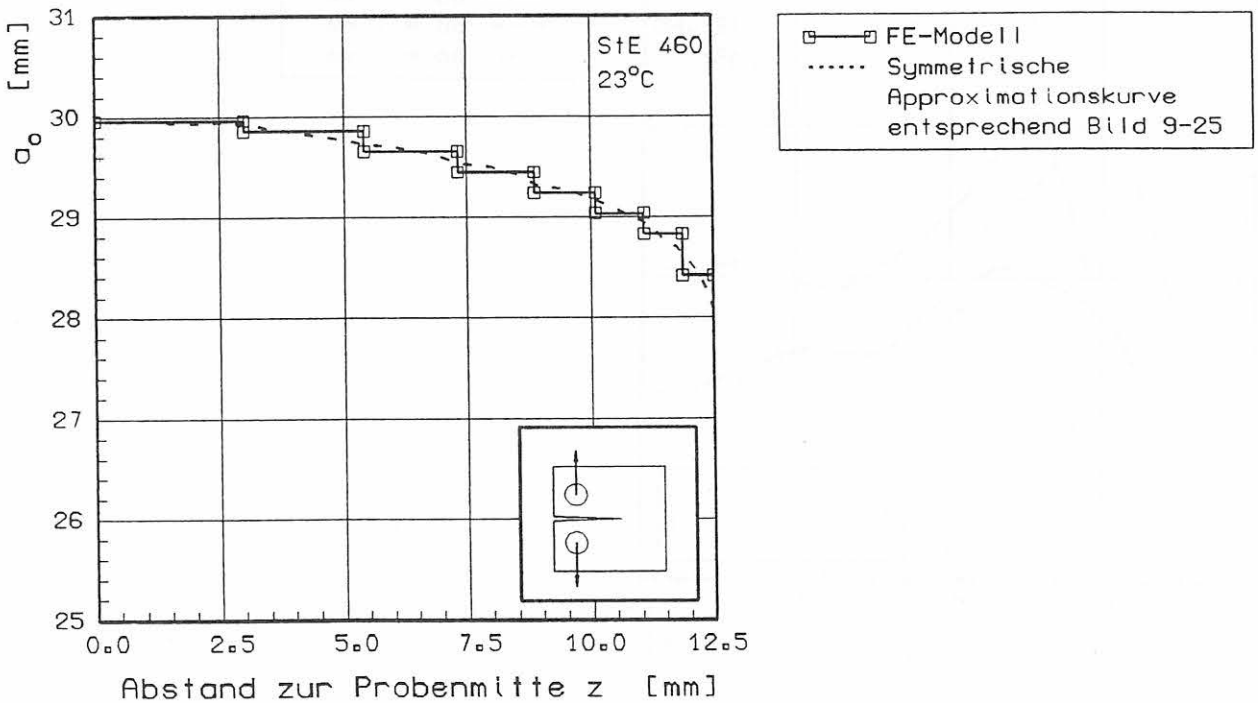


Bild 9-26:
Rißfrontmodellierung nichtseitengekerbter C(T)-Proben
Material: StE 460 bei 23 °C
Probenabmessungen: $B=25$ mm, $a_0/W=0,59$

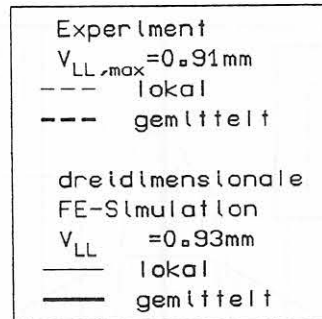
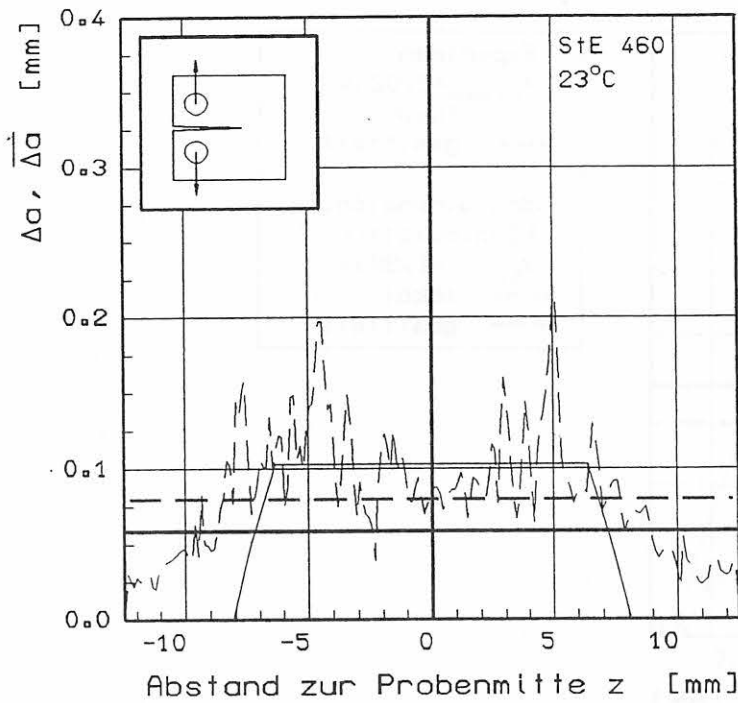


Bild 9-27a:
 Rißfrontverläufe nichtseitengekerbter C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, $a_0/W=0,59$

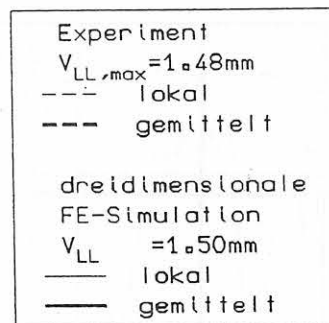
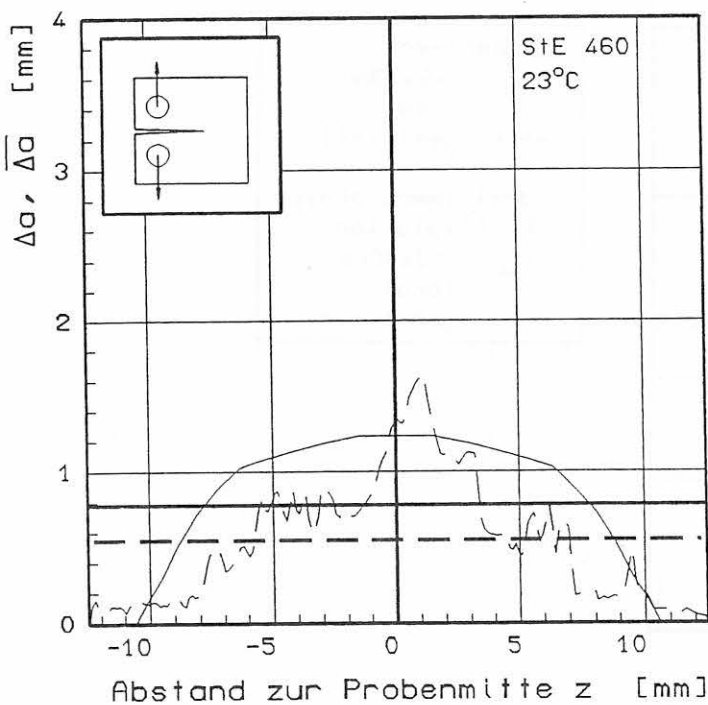


Bild 9-27b:
 Rißfrontverläufe nichtseitengekerbter C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, $a_0/W=0,59$

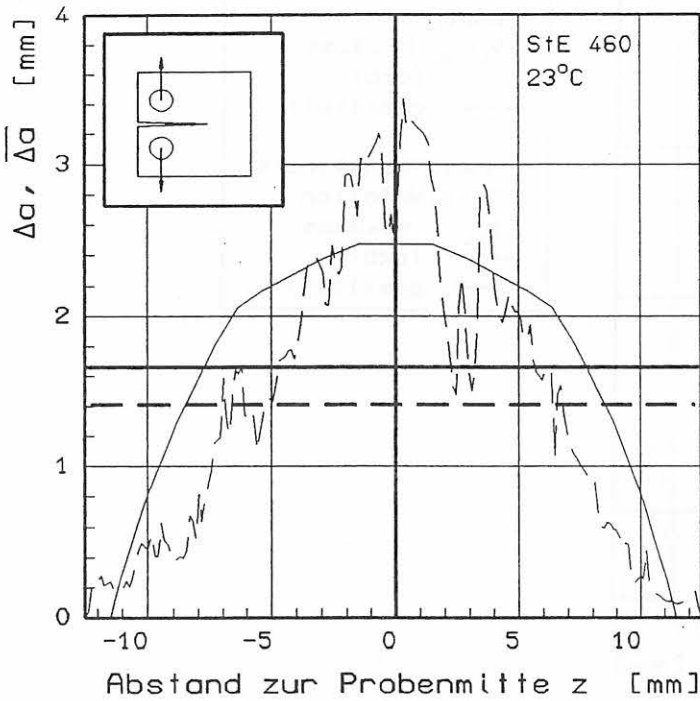


Bild 9-27c:
 Rißfrontverläufe nichtseitengekerbter C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probenabmessungen: $B=25\text{ mm}$, $a_0/W=0,59$

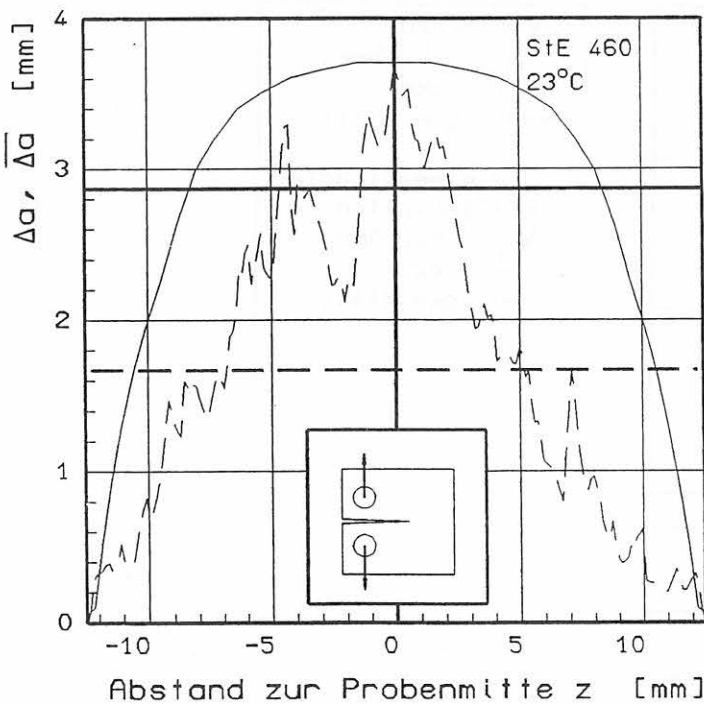


Bild 9-27d:
 Rißfrontverläufe nichtseitengekerbter C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probenabmessungen: $B=25\text{ mm}$, $a_0/W=0,59$

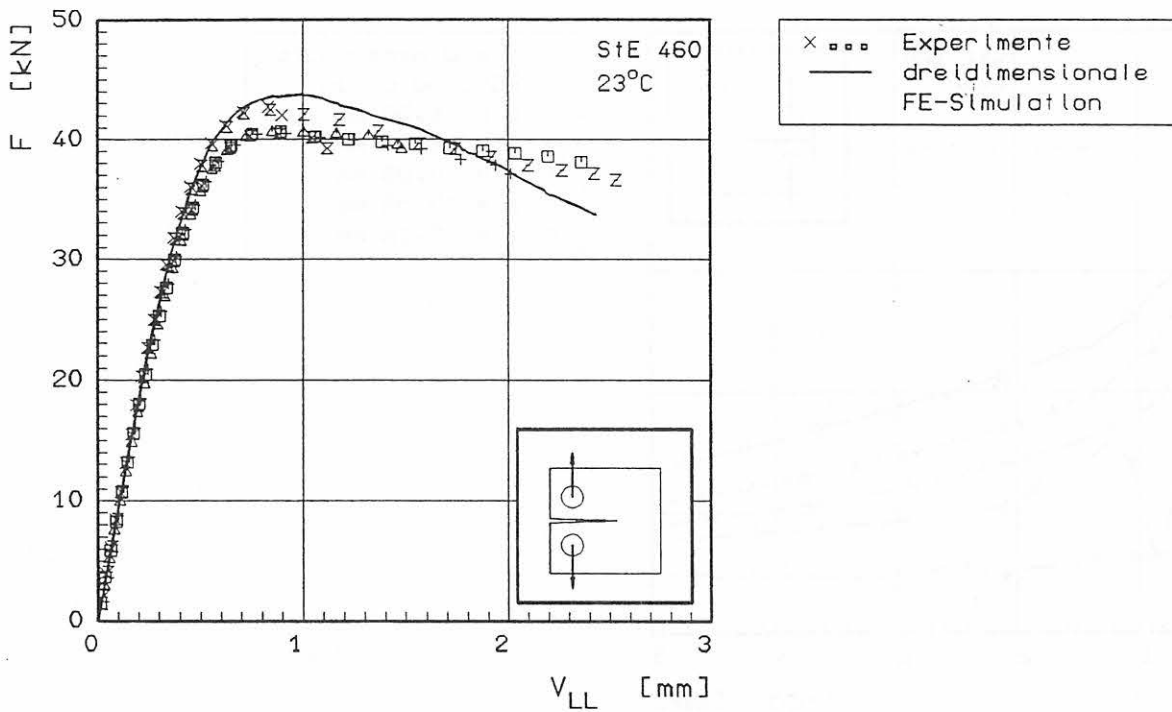


Bild 9-28:
 Kraft-Verschiebung-Kurven nichtseitengekerbter C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, $a_0/W=0,59$

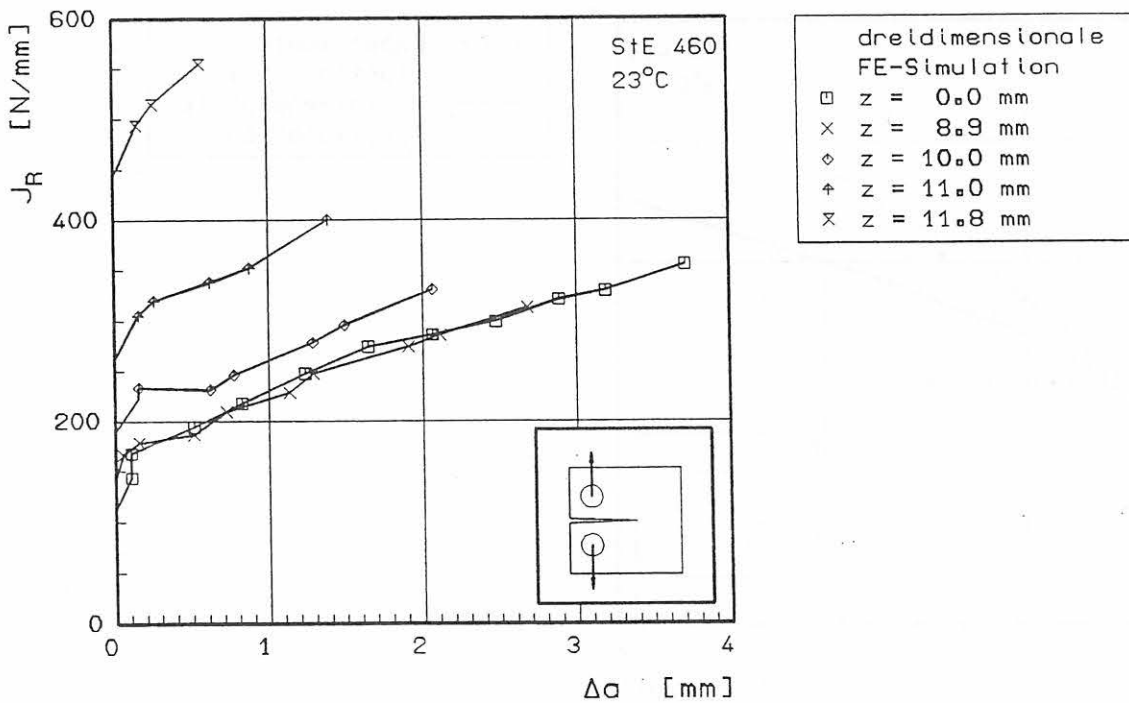


Bild 9-29:
 Lokale J-Rißwiderstandskurven einer nichtseitengekerbten C(T)-Probe
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, $a_0/W=0,59$

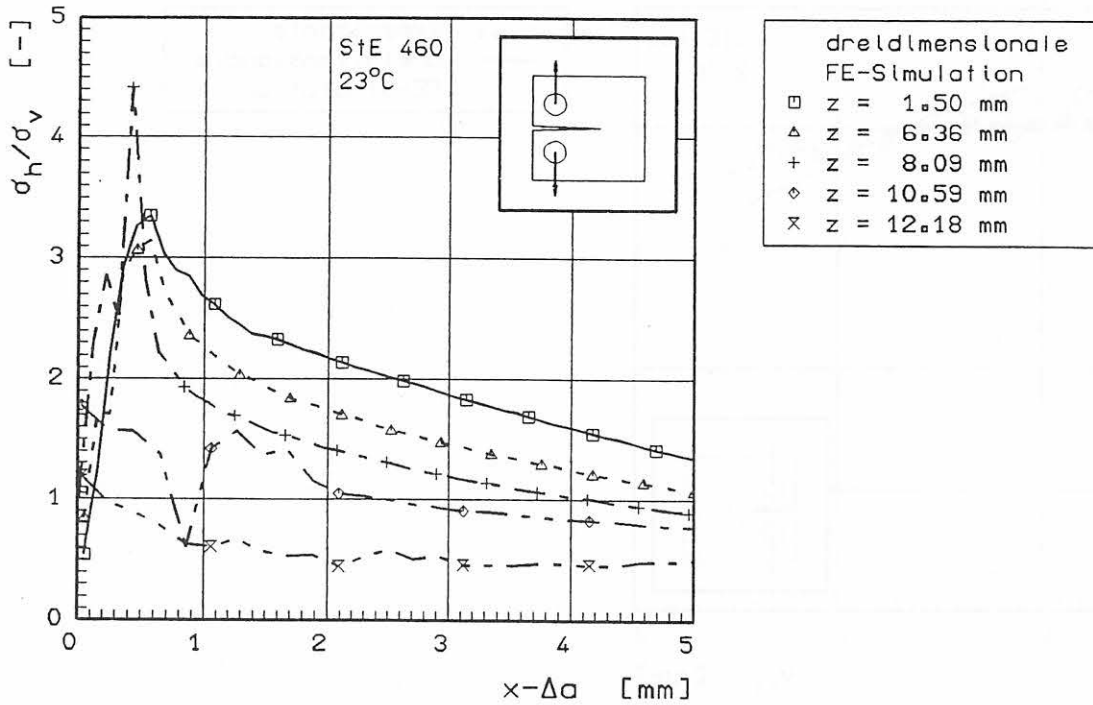


Bild 9-30:
 Mehrachsigkeit im Ligament bei $V_{LL} = 0,93$ mm
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probe: nichtseitengekerbte C(T)-Probe, B=25 mm, $a_0/W=0,59$

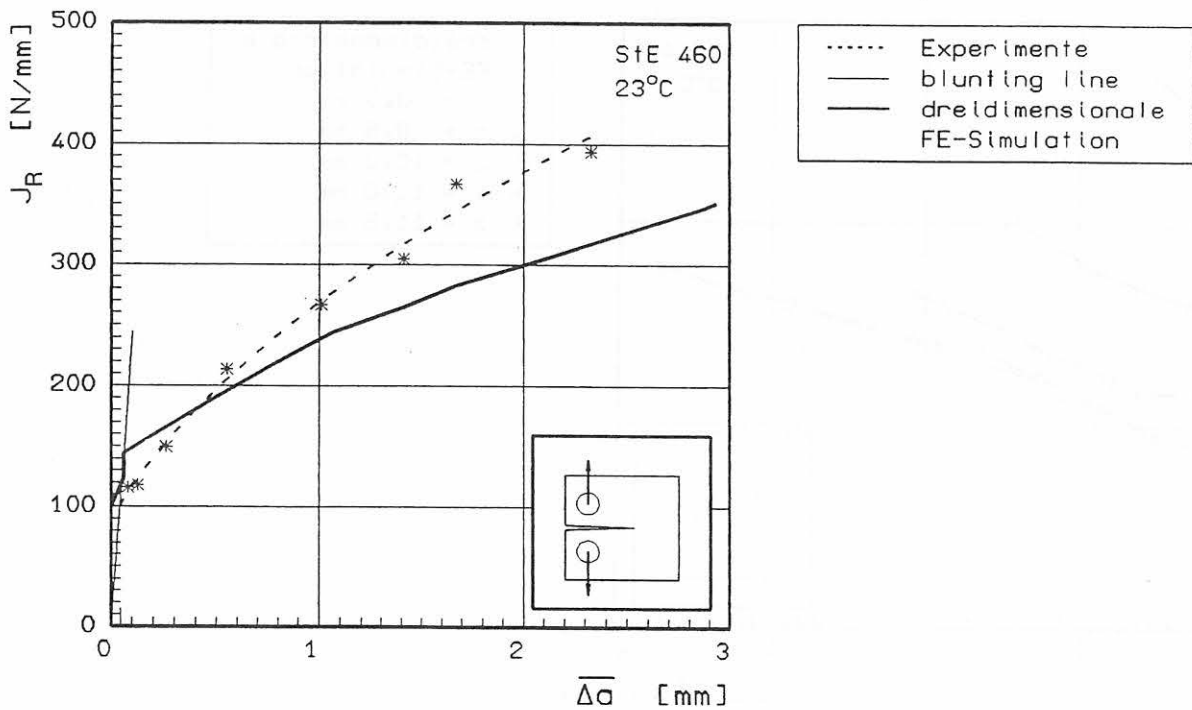


Bild 9-31:
 J-Rißwiderstandskurven nichtseitengekerbter C(T)-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C
 Probenabmessungen: B=25 mm, $a_0/W=0,59$

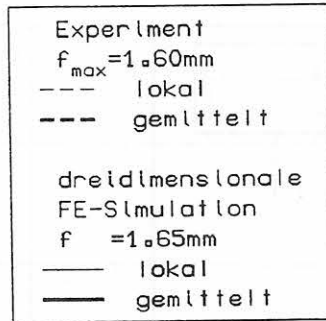
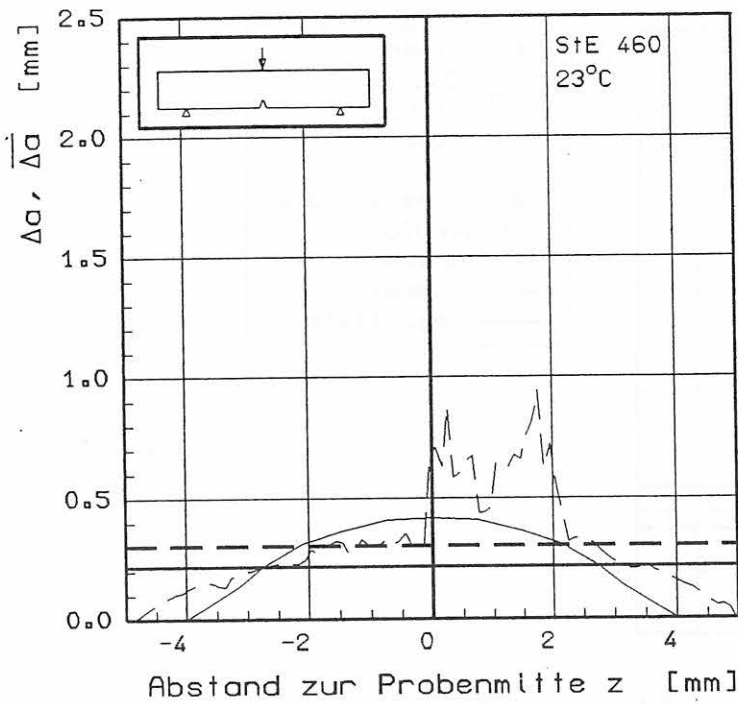


Bild 9-32a:
 Ribfrontverläufe quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C

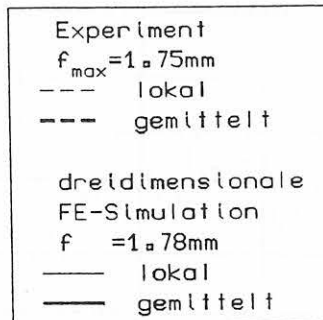
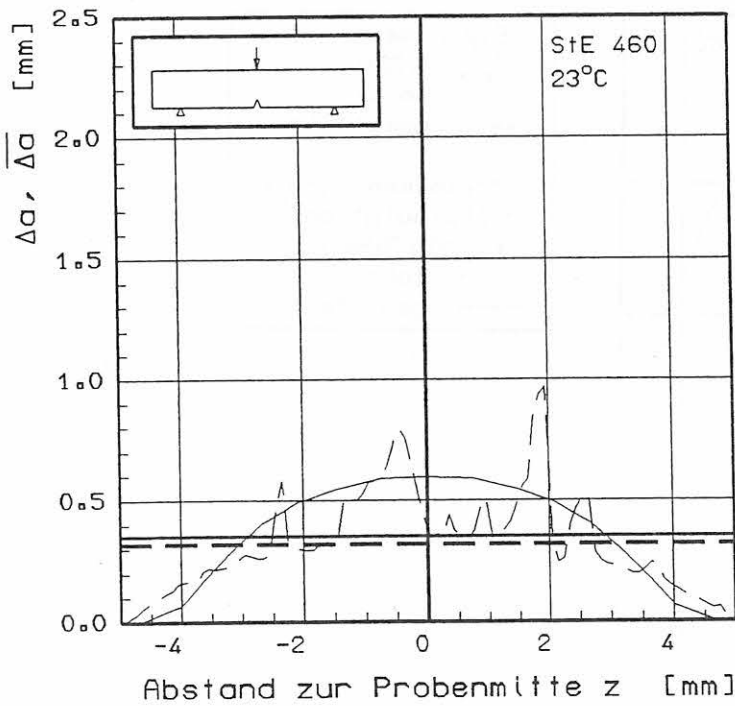


Bild 9-32b:
 Ribfrontverläufe quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C

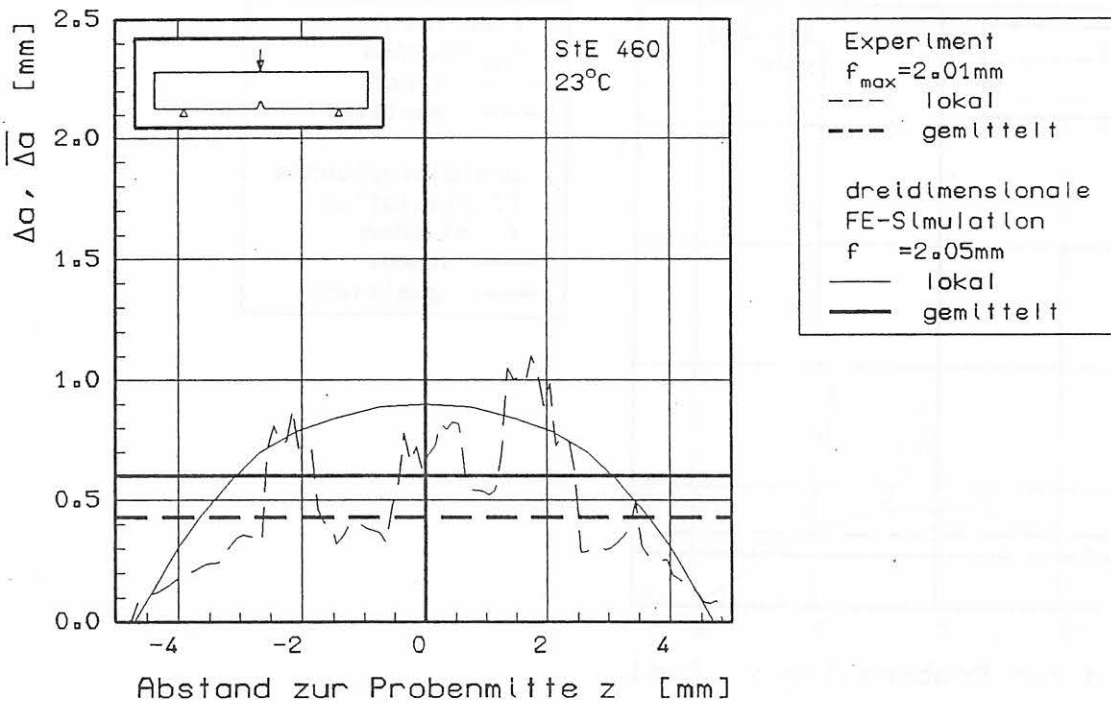


Bild 9-32c:
 Rißfrontverläufe quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C

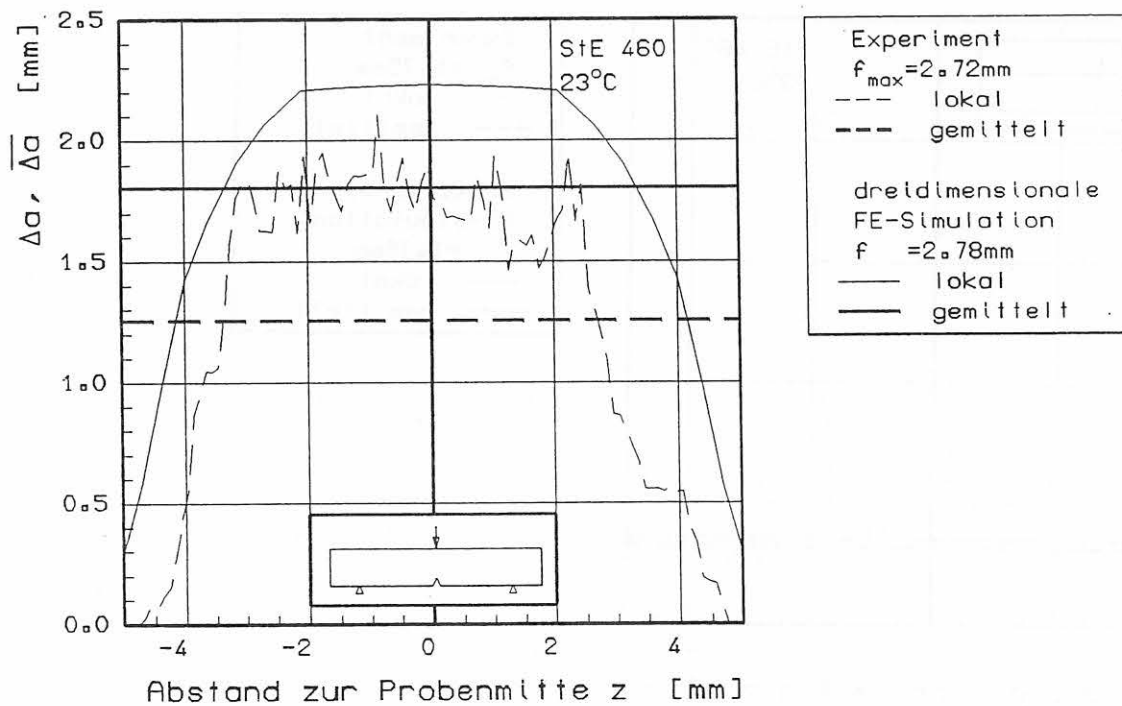


Bild 9-32d:
 Rißfrontverläufe quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
 Material: StE 460 bei 23 °C

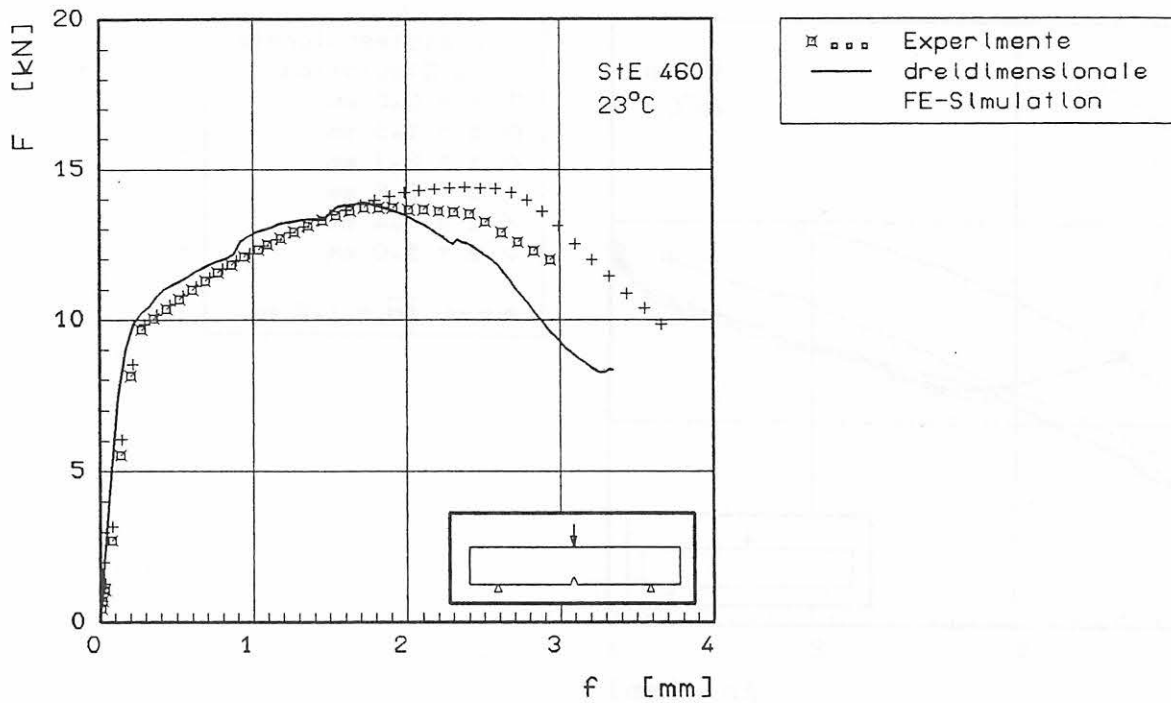


Bild 9-33:
Kraft-Verschiebung-Kurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
Material: StE 460 bei 23 °C

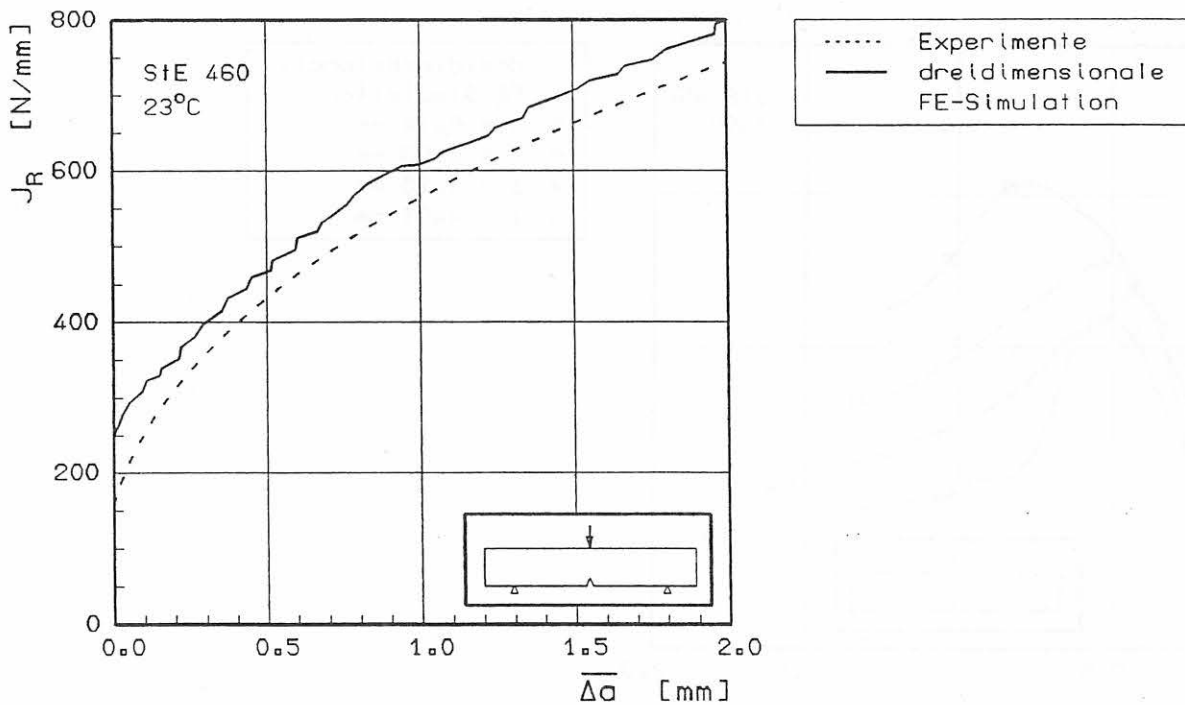


Bild 9-34:
J-Rißwiderstandskurven quasistatisch belasteter ISO-V-Proben
Material: StE 460 bei 23 °C

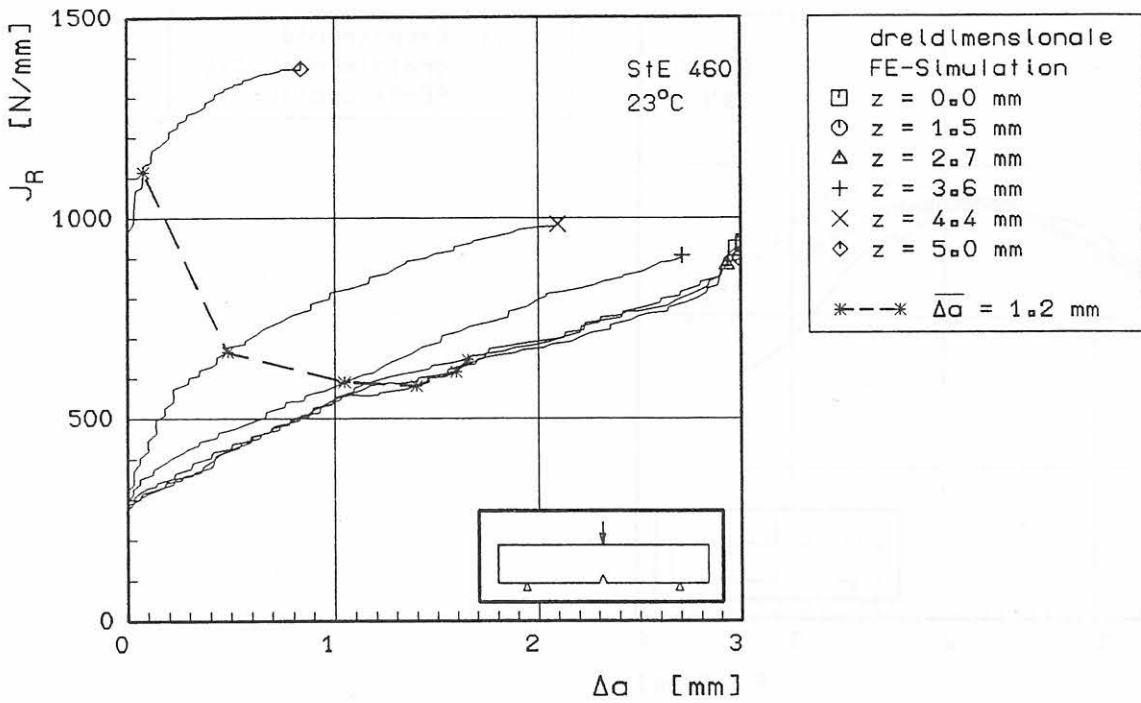


Bild 9-35:
Lokale J-RiBwiderstandskurven einer quasistatisch belasteten ISO-V-Probe
Material: StE 460 bei 23 °C

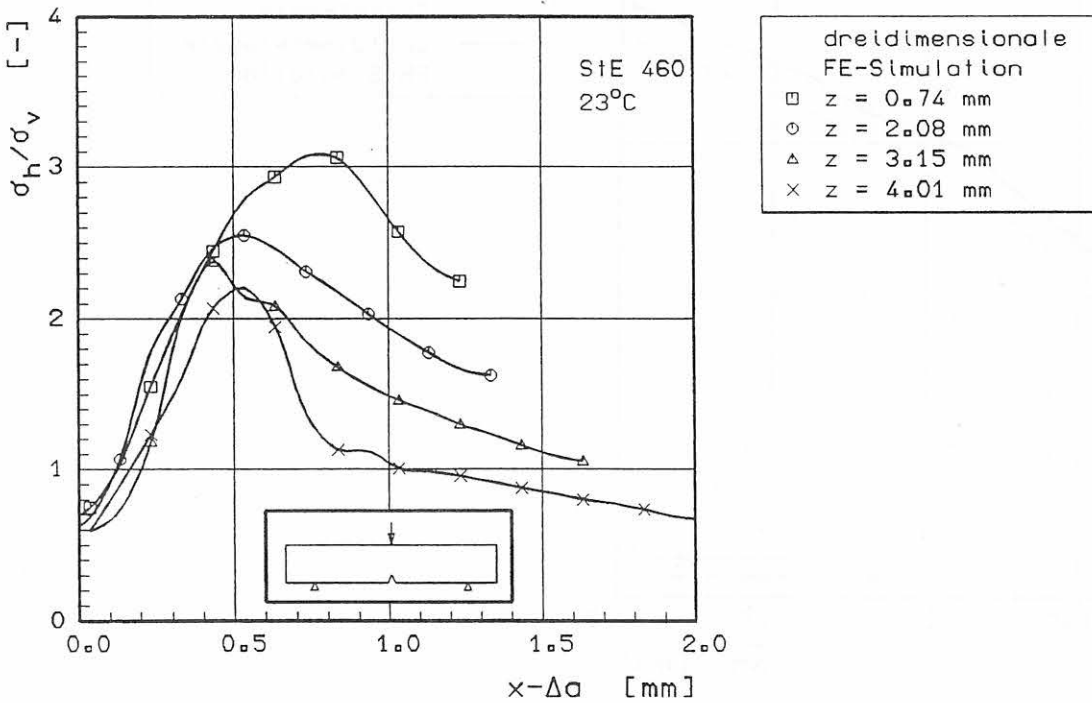


Bild 9-36:
Mehrachsigkeit im Ligament bei $\Delta a = 1,2$ mm
einer quasistatisch belasteten ISO-V-Probe
Material: StE 460 bei 23 °C

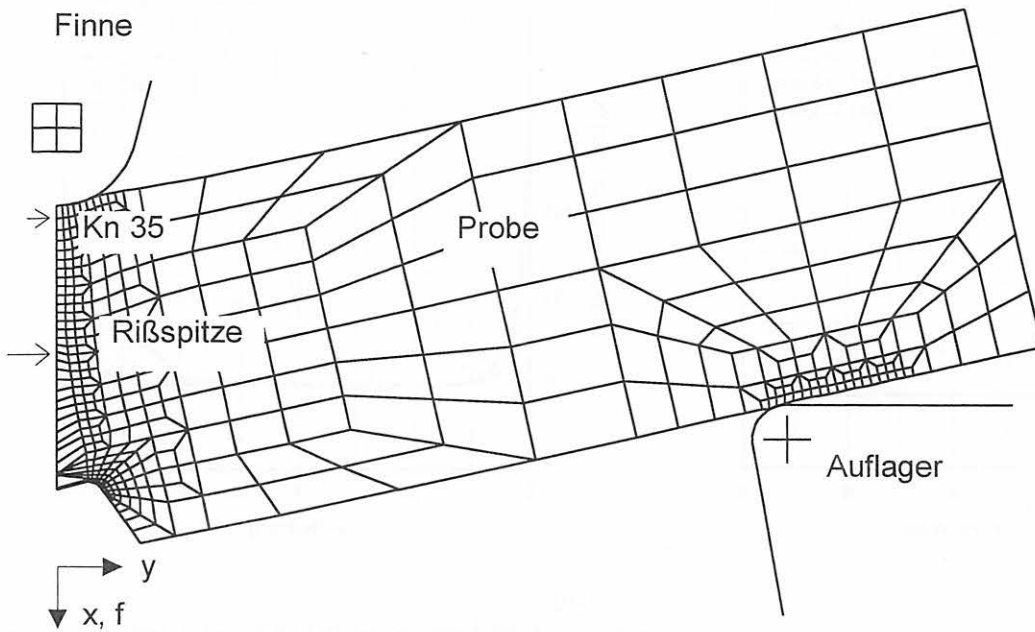


Bild 9-37:

Berechnete Verformung und Durchbiegung der ISO-V-Probe ca. 0,8 ms nach dem Auftreffen der Finne; zweidimensionale dynamisch explizite FE-Analyse; Durchbiegung der Probe f (x-Richtung) ca. 4,25 mm; Rißfortschritt ca. 4 mm

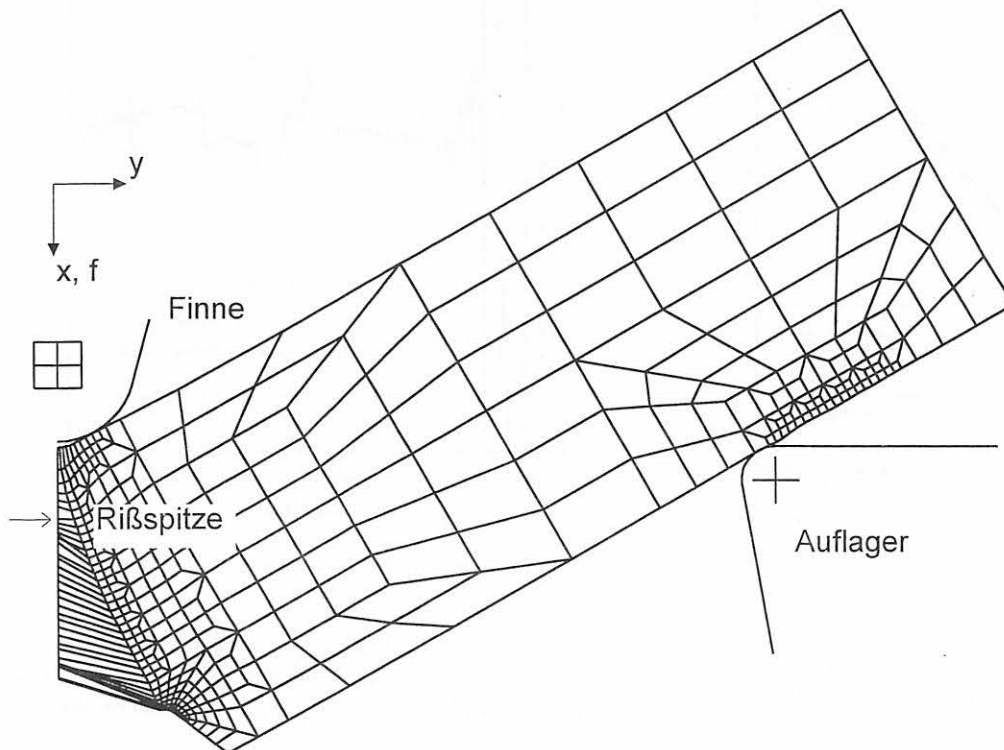


Bild 9-38:

Berechnete Verformung und Durchbiegung der ISO-V-Probe ca. 2,0 ms nach dem Auftreffen der Finne; zweidimensionale dynamisch explizite FE-Analyse; Durchbiegung der Probe f (x-Richtung) ca. 10,0 mm; Rißfortschritt ca. 6,5 mm

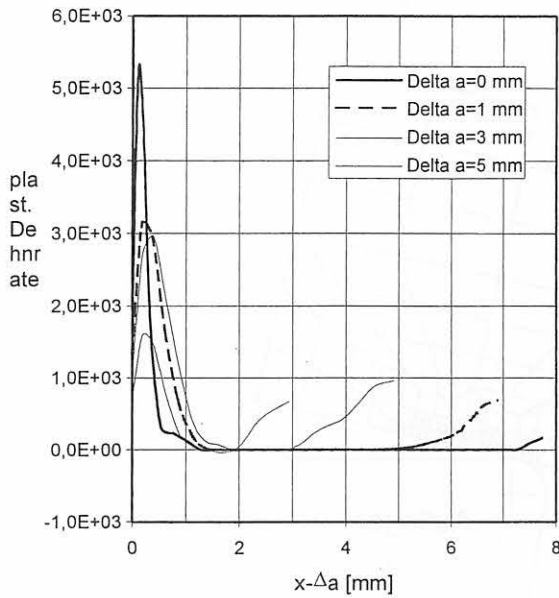


Bild 9-39:
Berechnete Verteilung der plastischen Vergleichsdehnrate im Restligament bei Initiierung und für 3 verschiedene Rißfortschrittsstadien

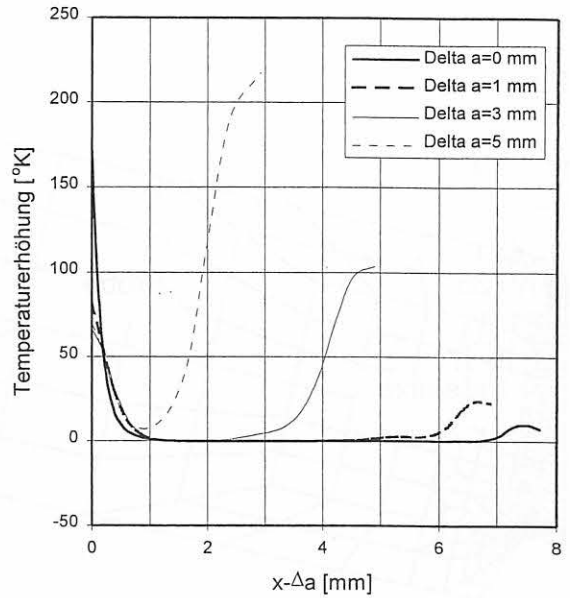


Bild 9-40:
Berechnete adiabate Temperaturerhöhung im Restligament bei Initiierung und für 3 verschiedene Rißfortschrittsstadien

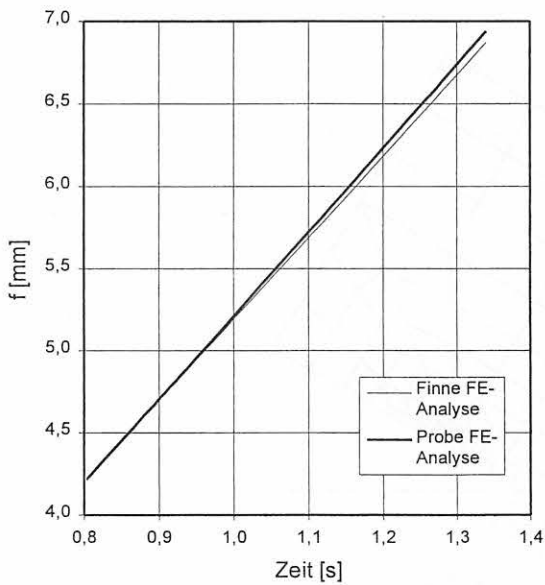


Bild 9-41:
Zeitliche Verschiebung f von Finne und Probe, berechnet mit zweidimensionaler dynamisch expliziter FE-Analyse und GURSON-Modell

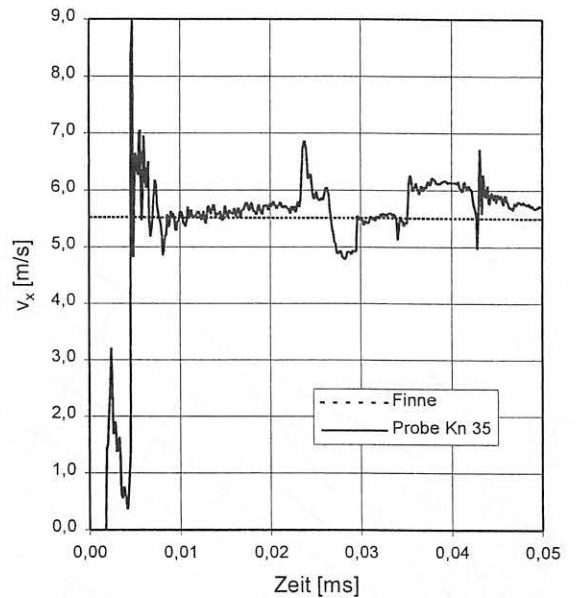


Bild 9-42:
Geschwindigkeiten von Finne und Knoten Nr. 35 der Probe (unmittelbar neben dem Auftreffpunkt), während eines kurzen Zeitintervalls von 0,05 ms zu Beginn des Auftreffens der Finne

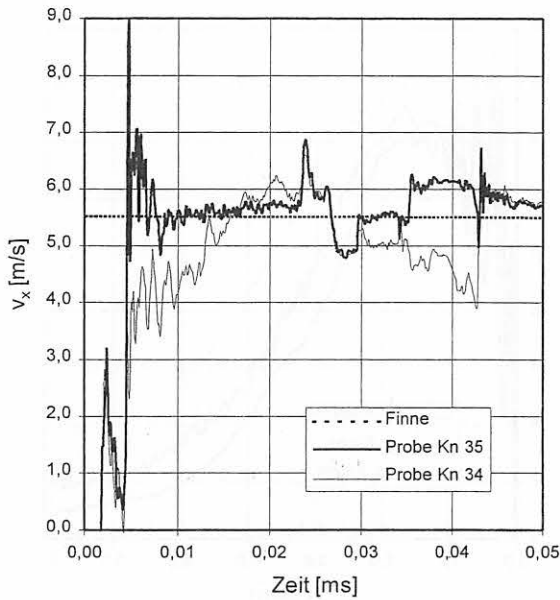


Bild 9-43:
Geschwindigkeiten von Finne und Knoten Nr. 35 bzw. 34 der Probe (nahe dem Auftreffpunkt) im Ligament, während eines kurzen Zeitintervalls von 0,05 ms zu Beginn des Auftreffens der Finne

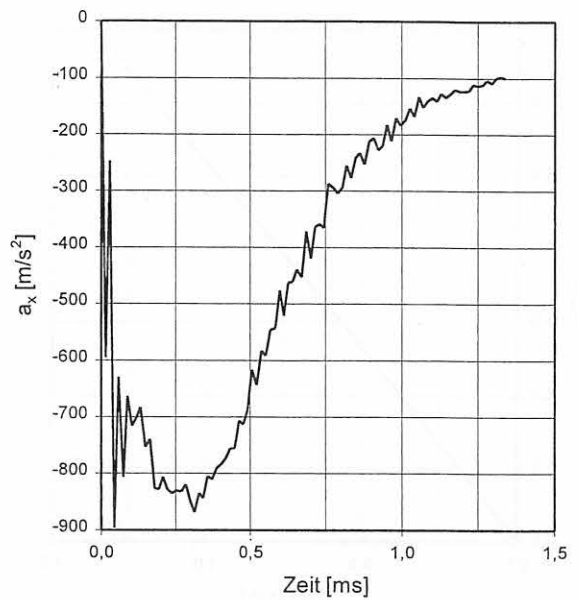


Bild 9-44:
Beschleunigung des Schwerpunktes der Finne im Zeitintervall von 1,34 ms, berechnet mit zweidimensionaler dynamisch expliziter FE-Analyse

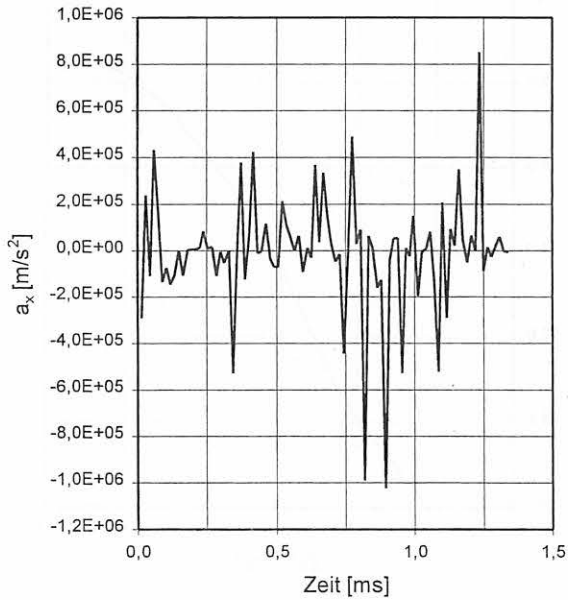


Bild 9-45:
Beschleunigung der Probe im Schwerpunkt während des Zeitintervalls von 1,34 ms, berechnet mit zweidimensionaler dynamisch expliziter FE-Analyse

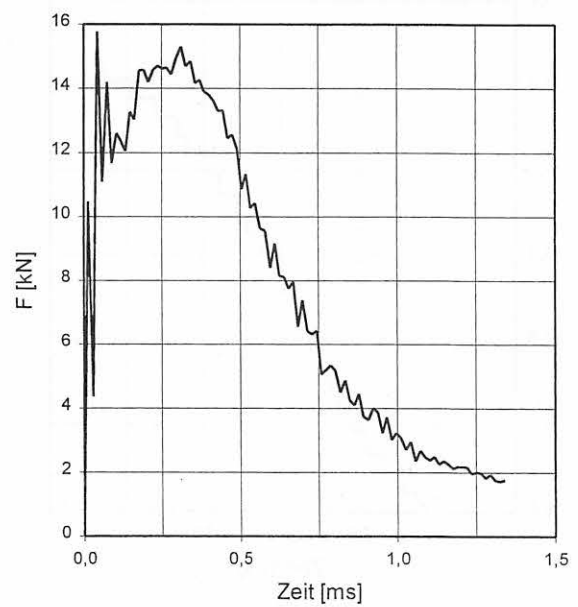


Bild 9-46:
Aus dem Beschleunigungsverlauf der Finne (Bild 9-44) berechneter Kraft-Zeit-Verlauf; zweidimensionale dynamisch explizite FE-Analyse

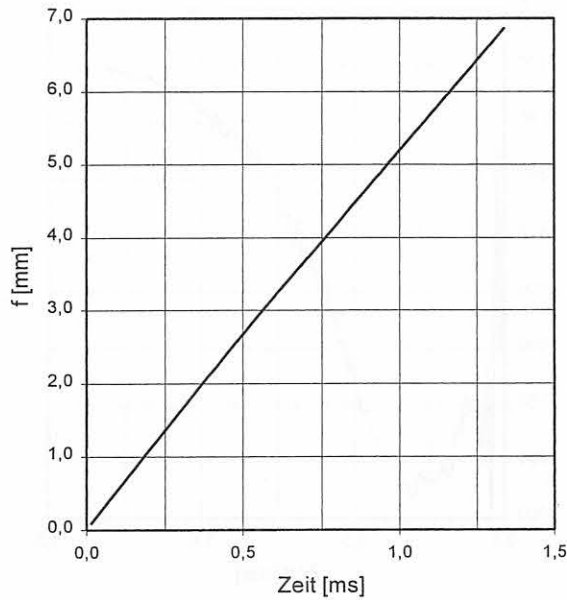


Bild 9-47:
Verlauf des mit der dynamisch expliziten FE-Analyse berechneten Weges der Finne über der Zeit im Zeitintervall von 1,34 ms

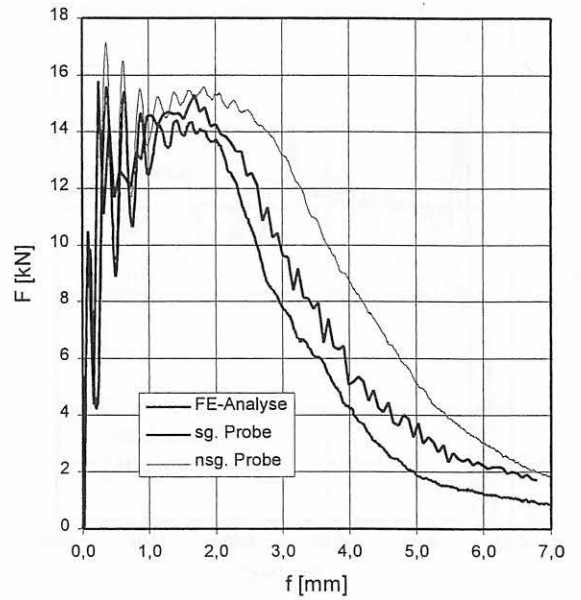


Bild 9-48:
Vergleich der Kraft-Weg-Kurven zwischen zweidimensionaler dynamisch expliziter FE-Analyse und Experimenten an seitengekerbten (sg.) und nichtseitengekerbten (nsg.) ISO-V-Proben

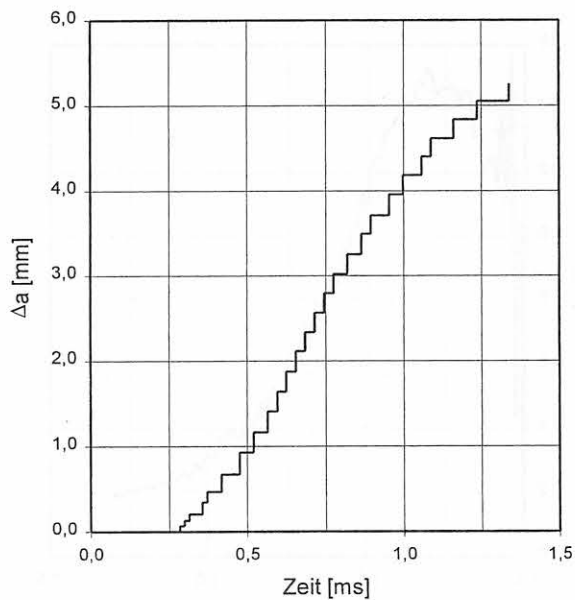


Bild 9-49:
Mit dem geschwindigkeitsabhängigen GURSON-Modell berechneter zeitlich treppenförmiger Rißfortschritt in einer ISO-V-Probe, hervorgerufen durch eine simulierte Hammergeschwindigkeit von 5,52 m/s

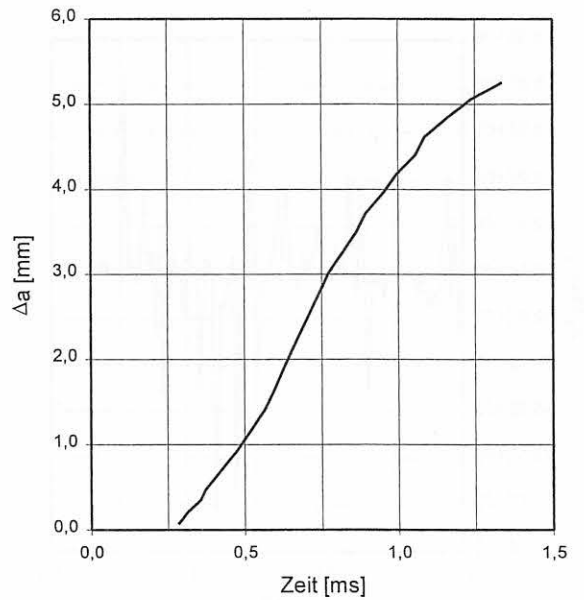


Bild 9-50:
Zeitlich kontinuierlicher Rißfortschritt in einer ISO-V-Probe als Einhüllende des treppenförmigen Verlaufs aus Bild 9-49

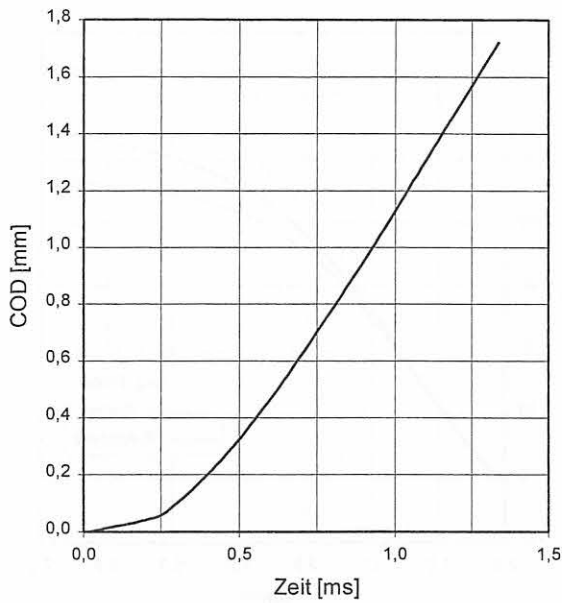


Bild 9-51:
Zeitlicher Verlauf der Rißöffnung COD (Crack Opening Displacement) der ISO-V-Probe aus zweidimensionaler dynamisch expliziter FE-Analyse

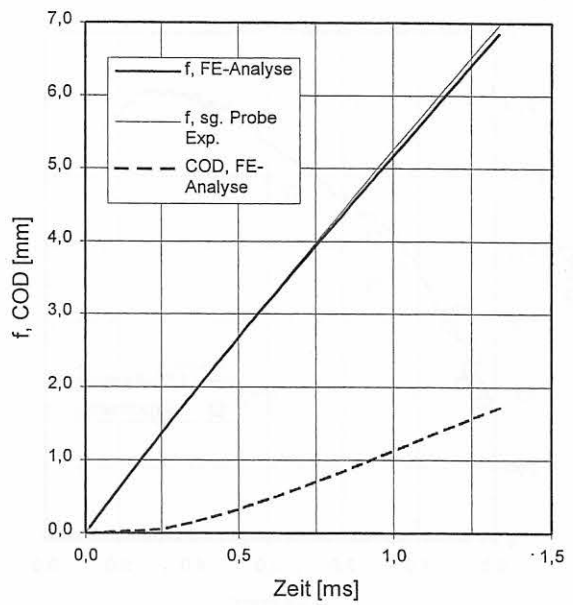


Bild 9-52:
Vergleich der berechneten Rißöffnung COD (Crack Opening Displacement) mit der berechneten sowie experimentell an einer seitengekerbten (sg.) ISO-V-Probe bestimmten Durchbiegung f

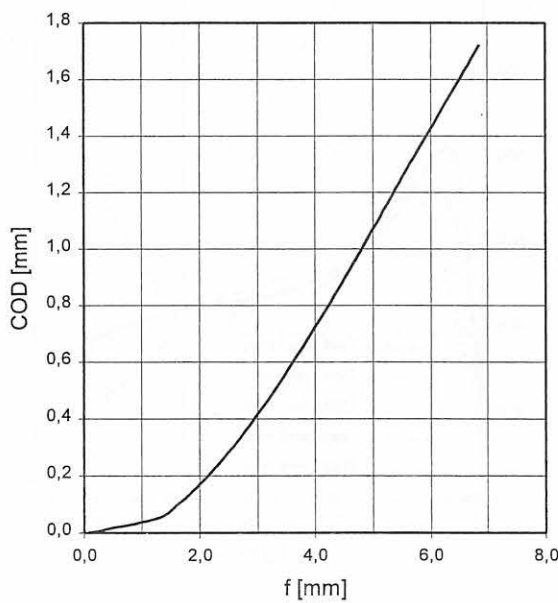


Bild 9-53:
Berechneter Verlauf der Rißöffnung COD (Crack Opening Displacement) ber der Durchbiegung f der ISO-V-Probe

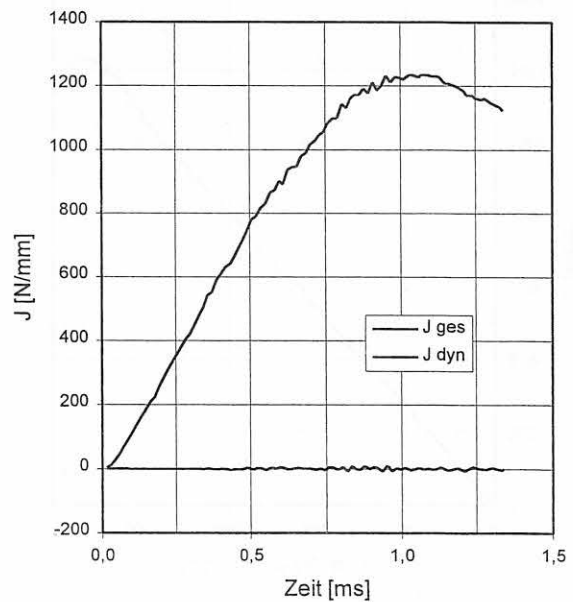


Bild 9-54:
Darstellung des berechneten gesamten J-Integrals und des dynamischen Anteils im Zeitintervall des simulierten Kerbschlagbiegeversuchs

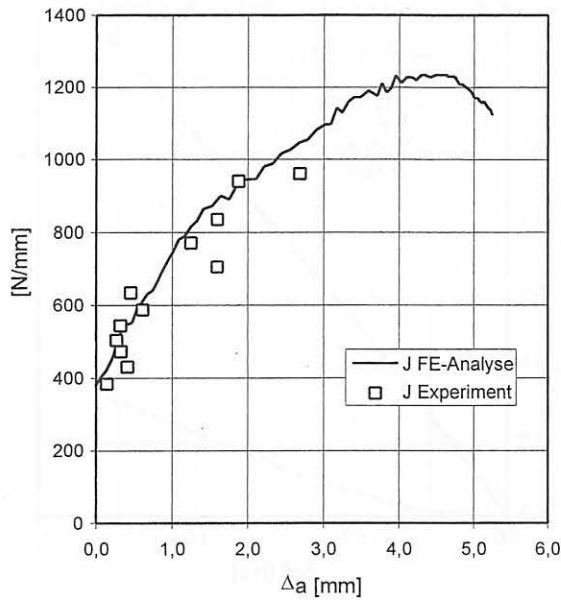


Bild 9-55:
Vergleich zwischen der mit der zweidimensionalen dynamisch expliziten FE-Analyse berechneten J -Kurve und experimentell ermittelten J - Δa -Werten für ISO-V-Proben aus dem Stahl StE 460

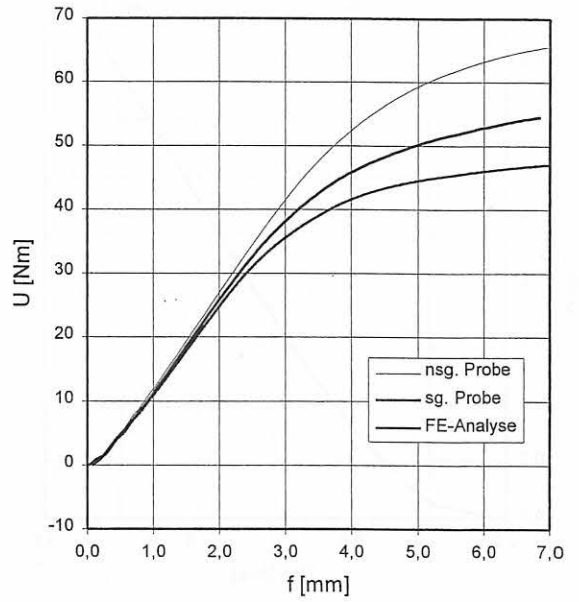


Bild 9-56:
Kerbschlagenergie U über der Durchbiegung der Probe; U berechnet als Integral aus den Last-Verschiebung-Kurven der FE-Analyse bzw. der Experimente an seitengekerbten (sg.) und nichtseitengekerbten (nsg.) Proben

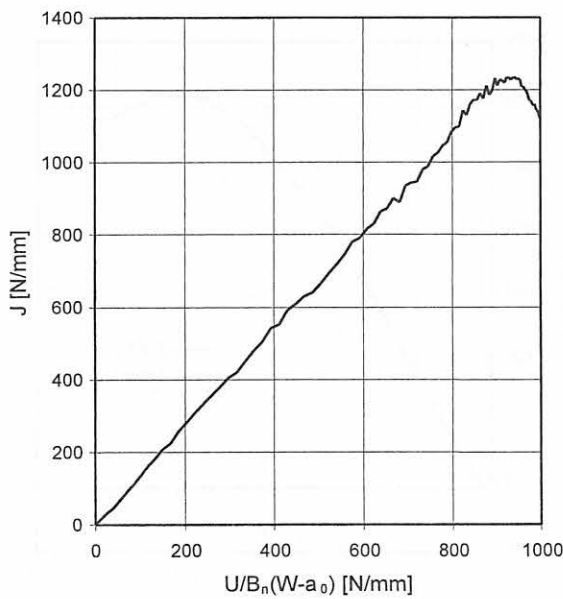


Bild 9-57:
Dynamisches J-Integral aus dynamisch expliziter FE-Analyse über der mit $B_n(W-a_0)$ normierten ebenfalls aus der FE-Analyse berechneten Kerbschlagenergie U ; Steigung des linearen Bereiches $\eta \approx 1,33$

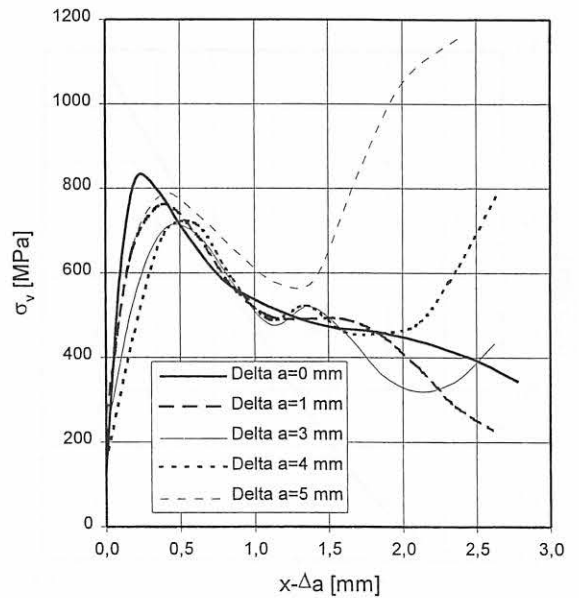


Bild 9-58:
Mises'sche Vergleichsspannung σ_v entlang des Restligaments $x-\Delta a$ für verschiedene Stadien duktilen Reißfortschritts in der ISO-V-Probe, berechnet mit der dynamisch expliziten FE-Analyse und dem GURSON-Schädigungsmodell

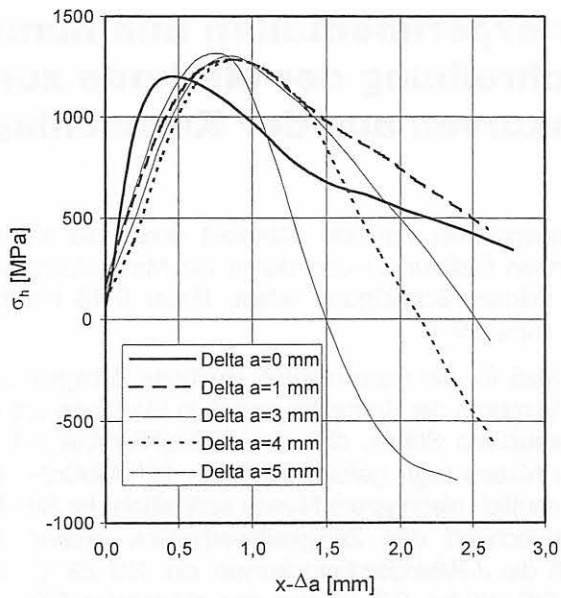


Bild 9-59:
Hydrostatischer Spannungsanteil σ_h entlang des Restligaments $x-\Delta a$ für verschiedene Stadien duktilen Rißfortschritts in der ISO-V-Probe, berechnet mit der dynamisch expliziten FE-Analyse und dem GURSON-Schädigungsmodell

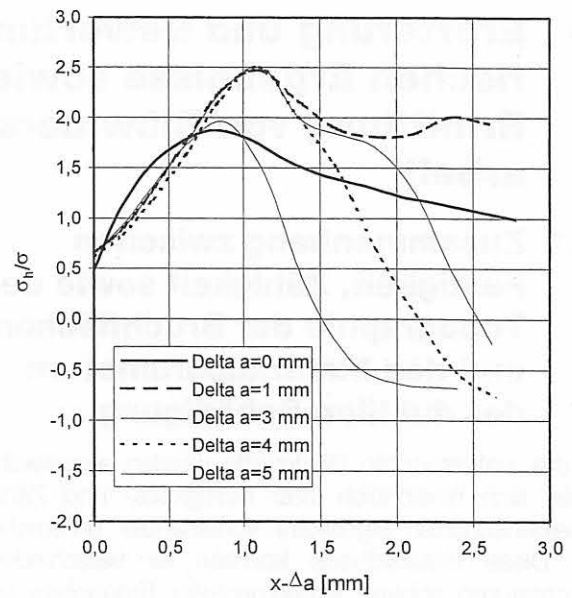


Bild 9-60:
Mehrachsigkeit σ_h/σ_v entlang des Restligaments $x-\Delta a$ für verschiedene Stadien duktilen Rißfortschritts in der ISO-V-Probe, berechnet mit der dynamisch expliziten FE-Analyse und dem GURSON-Schädigungsmodell

10 Erörterung und Bewertung der experimentellen und numerischen Ergebnisse sowie Beschreibung der Methode zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven aus der Kerbschlagarbeit

10.1 Zusammenhang zwischen Festigkeit, Zähigkeit sowie der Topographie der Bruchflächen und den Materialparametern der duktilen Schädigung

Die drei untersuchten Werkstoffe wurden ausgewählt, da sie sich hinsichtlich ihrer Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften signifikant voneinander unterscheiden. Diese Unterschiede konnten für verschiedene Temperaturen anhand experimenteller Ergebnisse von Versuchen an Bruchmechanikproben, Bilder 10-1 und 10-2, und der Analyse der Bruchflächen, wie beispielhaft für den Stahl 22NiMoCr3-7 in den Bildern 8-48 bis 8-51 dokumentiert, experimentell nachgewiesen werden. Die Materialparameter, die bei der Modellierung duktilen Rißfortschritts mit Schädigungsmodellen erforderlich sind, unterscheiden sich bei den untersuchten Materialien erheblich und berücksichtigen somit sowohl die Festigkeits- als auch die Zähigkeitseigenschaften der untersuchten Werkstoffe, Tabelle 9-1. Dabei ergibt sich ein zumindest qualitativer Zusammenhang zwischen den bestimmten Materialparametern der duktilen Schädigung einerseits sowie den experimentell nachgewiesenen Werkstoffeigenschaften andererseits.

Das Festigkeits- und Verformungsverhalten der untersuchten Stähle wird beschrieben mittels experimentell ermittelter Fließkurven, Bilder 8-16 bis 8-18. Zur Quantifizierung der Festigkeit werden definierte Werkstoffkennwerte, wie z.B. Streckgrenze oder Zugfestigkeit, bzw. für die Verformungsfähigkeit z.B. Bruch- oder Gleichmaßdehnung, herangezogen. Eine zusammenfassende Darstellung ist in Tabelle 10-1 enthalten.

Ein Vergleich der in den Bildern 8-16 bis 8-18 dargestellten Fließkurven bei 23 °C zeigt das hohe Festigkeitsniveau des 15Ch2NMFA-A gegenüber dem 22NiMoCr3-7 und StE 460. Dabei liegen die Fließkurven des StE 460 nur geringfügig höher als die des 22NiMoCr3-7. Diese experimentell ermittelten Fließkurven werden bei der numerischen Analyse zur Beschreibung des Verfestigungsverhaltens des Matrixmaterials entsprechend Gleichung 7-5 benutzt. Damit wird das Festigkeitsverhalten des Modells ausschließlich durch die experimentell ermittelten Fließkurven bestimmt. Werkstoffzustände, bei denen definierte Werkstoffkennwerte zur experimentellen Charakterisierung der Verformungsfähigkeit ermittelt werden, wie z.B. die Bruchdehnung oder Brucheinschnürung, beinhalten im Experiment duktile Schädigung. Deshalb ist zur numerischen Erfassung der Verformungsfähigkeit stets die Berücksichtigung duktiler Schädigung erforderlich.

Demgegenüber wird die Zähigkeit durch die entsprechenden Fließkurven und durch die Materialparameter der duktilen Schädigung erfaßt, Bilder 8-16 bis 8-18 und Tabelle 9-1.

Als Maß für die experimentell ermittelte Zähigkeit zeigt der Vergleich der Kerbschlagarbeit in Hochlage der drei untersuchten Stähle, daß der 15Ch2NMFA-A auf hohem Niveau liegt, gefolgt von dem 22NiMoCr3-7 und auf deutlich niedrigerem Niveau schließlich der StE 460. Entsprechend des Zähigkeitsverhaltens ordnen sich auch die J -Rißwiderstandskurven ein. Bei 23 °C weist der StE 460 bei C(T)-Proben den niedrigsten Rißwiderstand auf, während die entsprechenden Kurven für 15Ch2NMFA-A und 22NiMoCr3-7 deutlich höher liegen, Bild 10-1. Ein ähnliches Verhalten wird gemäß Bild 8-84 für quasistatisch geprüfte ISO-V-Proben festgestellt, und auch die an M(T)-Proben ermittelten J -Rißwiderstandskurven ordnen sich von der Reihenfolge her in diese Abfolge ein, Bild 10-2. Der Vergleich der unterschiedlichen Probenformen zeigt, daß infolge unterschiedlicher Spannungs- und Verzerrungszustände an der Rißspitze die erreichten Absolutwerte des J -Integrals bei ISO-V- und M(T)-Proben deutlich über denen der C(T)-Probe liegen.

In die experimentelle Ermittlung von J -Rißwiderstandskurven geht die Fläche unter der gemessenen Kraft-Verschiebung-Kurve von Bruchmechanikproben als integrale Größe ein [1, 2]. Dabei ist es zunächst unerheblich, ob die Fläche unter der Kurve durch die Festigkeit oder die Verformungsfähigkeit des Werkstoffs zustande kommt. Erst die gleichzeitige Analyse der Kraft-Verschiebung-Kurven und der Rißwachstum-Verschiebung-Kurven erlaubt eine Beurteilung hinsichtlich der Aufteilung von Festigkeit und Verformungsvermögen zur Analyse der Zähigkeit.

Dazu sind die entsprechenden Kurven in den Bildern 10-3 und 10-4 für C(T)- und M(T)-Proben bei 23 °C und 200 °C angegeben. Der Vergleich der $F-V_{LL}$ - bzw. $\Delta a-V_{LL}$ -Kurven zwischen 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A bei 23 °C macht deutlich, daß der übereinstimmende Verlauf der J -Rißwiderstandskurven aus jeweils unterschiedlichem Werkstoffverhalten resultieren kann. Einerseits zeigt der 15Ch2NMFA-A ein deutlich geringeres Verformungsvermögen als der 22NiMoCr3-7, während andererseits beim 22NiMoCr3-7 ein deutlich niedrigeres Niveau der Kraft und damit auch der Festigkeit als beim 15Ch2NMFA-A auftritt. Der StE 460 weist entsprechend Bild 10-3 sowohl das geringste Verformungsvermögen als auch die geringste Festigkeit auf. Die $F-V$ - und $\Delta a-V$ -Verläufe von M(T)-Proben ordnen sich von ihrer Abfolge her in die Ergebnisse der C(T)-Proben ein, Bild 10-4.

Das trifft auch für die Ergebnisse von Versuchen an gekerbten Rundzugproben zu, Bilder 9-1, 9-9 und 9-17. Die jeweils maximale Kraft als Maß für die Festigkeit weist für den StE 460 und 22NiMoCr3-7 ähnliche Werte auf, während für den 15Ch2NMFA-A deutlich größere Kräfte ermittelt wurden, Bild 8-24. Als Maß für die Verformungsfähigkeit wird die Durchmesseränderung ΔD , die bei Versagen der Proben auftritt, herangezogen. Dabei zeigt der StE 460 die kleinsten Werte, die vom 15Ch2NMFA-A nur geringfügig übertroffen werden. Die größte Durchmesseränderung und damit die größte Verformungsfähigkeit liegt beim 22NiMoCr3-7 vor, Bild 8-25. Die vorangegangenen Betrachtungen zeigen, daß für eine differenzierte Analyse des Zähigkeitsverhaltens die detaillierte Betrachtung des Verlaufs der Meßgrößen Kraft und Verschiebung bzw. Verformung erforderlich ist.

Dieses Werkstoffverhalten wird durch die bei der numerischen Modellierung zu verwendenden Materialparameter der duktilen Schädigung abgebildet, Tabelle 9-1. Die Anfangshohlraumrate f_0 wird durch die Anpassung an das Kraftmaximum der gekerbten Rundzugproben bestimmt. Dabei haben numerische Untersuchungen ergeben, daß für den ferritisch-perlitischen Stahl StE 460 mit einer vergleichsweise großen Anfangshohlraumrate f_0 zu rechnen ist, während f_0 für die beiden vergüteten Stähle wesentlich kleiner ist. Diese Aussagen treffen ebenso für den Volumenanteil nichtmetallischer Einschlüsse f_n zu, woran neue Hohlräume entstehen können. Diese Einordnung wurde durch Gefügeanalysen bestätigt, aus denen hervorgeht, daß der mittlere Flächenanteil nichtmetallischer Einschlüsse beim StE 460 im Vergleich der drei untersuchten Stähle den höchsten Wert erreicht, Tabelle 8-1. Darüberhinaus könnte möglicherweise die beim StE 460 relativ inhomogene ferritisch-perlitische Gefügeausbildung im Gegensatz zu den homogenen Vergütungsgefügen des 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A unterstützend bei der Hohlraumbildung wirken.

Die unterschiedlichen Gefüge bewirken ebenso Unterschiede bei der mittleren, plastischen Vergleichsdehnung ε_n , bei der die Hohlraumentstehung ihr Maximum aufweist. Während beim StE 460 die Hohlraumentstehung an den zahlreichen, nichtmetallischen Einschlüssen zu hohen Werten von ε_n führt, bewirkt das vergleichsweise homogene Gefüge des 22NiMoCr3-7 mit den insgesamt kleineren Einschlüssen, daß die Hohlraumentstehung bei kleineren Werten von ε_n auftritt. In noch stärkerem Maße gilt dies für den 15Ch2NMFA-A, der aufgrund seines geringeren Verformungsvermögens einen noch kleineren Wert für ε_n aufweist.

Die geringe Verformungsfähigkeit des StE 460 drückt sich bei den Materialparametern auch durch eine kleine kritische Hohlraumrate f_c aus, was in Kombination mit einer verhältnismäßig großen Anfangshohlraumrate f_0 bedeutet, daß Versagen bei vergleichsweise kleinen plastischen Dehnungen auftritt. Demgegenüber weisen der 22NiMoCr3-7 und der 15Ch2NMFA-A eine we-

sentlich größere kritische Hohlraumrate f_c auf, Tabelle 9-1, die zu einer größeren plastischen Dehnung beim Versagen führt, wodurch sich das größere Verformungsvermögen dieser beiden Stähle verglichen mit dem StE 460 ausdrückt. Der Unterschied zwischen 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A liegt in der mittleren, plastischen Vergleichsdehnung ε_n , die beim 22NiMoCr3-7 größer als beim 15Ch2NMFA-A ist, was bei der Modellierung zu früherem Erreichen der identischen, kritischen Hohlraumraten f_c führt. Damit wird bei der Modellierung erreicht, daß sich der 15Ch2NMFA-A hinsichtlich seines Verformungsverhaltens zwischen den Verschiebung-Rißfortschritt-Kurven des StE 460 und des 22NiMoCr3-7 einordnet.

Die Werte der endgültigen Hohlraumrate f_f zeigen dieselbe Tendenz wie die Werte der kritischen Hohlraumrate f_c . Jedoch beeinflußt f_f die Ergebnisse der Simulation nur unwesentlich, da in diesem Stadium die betroffenen finiten Elemente im Ligament bereits nahezu versagt haben. Aus diesem Grund weisen die für f_f bestimmten Werte auch nur geringfügige Unterschiede auf.

Die experimentell nachgewiesenen Unterschiede des Festigkeits- und Verformungsverhaltens sowie der Zusammenhang mit den ermittelten Materialparametern der duktilen Schädigung sind für die drei untersuchten Stähle auch anhand fraktographischer Untersuchungen nachweisbar. Die Bruchflächen des StE 460 weisen große Wabentiefen auf, Bild 8-60, was in den Wabenkämmen mit lokalen, großen plastischen Dehnungen einhergeht. Demgegenüber ist bei den Stählen 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A eine global höhere Wabenanzahl auf der Bruchfläche mit jedoch lokal geringeren Wabentiefen vorhanden, Bilder 8-52 und 8-62, was auf kleinere Beträge der plastischen Dehnungen in den Wabenkämmen als beim StE 460 hindeutet. Im Sinne einer kontinuumsmechanischen Modellbildung ist die plastische Vergleichsdehnung jedoch über einen Bereich der Bruchfläche zu mitteln. Das führt dazu, daß gemittelt über die Bruchflächen beim StE 460 kleinere plastische Dehnungen, und damit eine kleinere kritische Hohlraumrate f_c auftritt, während beim 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A gemittelt größere plastische Dehnungen und damit große Werte für f_c auftreten.

In den Bildern 10-5 und 10-6 ist der Vergleich zwischen den experimentell und numerisch ermittelten J -Rißwiderstandskurven bei 23 °C sowohl für C(T)- als auch für M(T)-Proben dargestellt. Daraus wird ersichtlich, daß mit den auf der Basis des experimentell ermittelten Festigkeits- und Verformungsverhaltens sowie der metallographischen Analyse bestimmten unterschiedlichen Materialparametern der duktilen Schädigung in der numerischen Simulation das spezifische Rißwiderstandsverhalten der untersuchten Stähle gut abgebildet wird. Dabei ergeben sich sowohl bei C(T)- als auch bei M(T)-Proben wesentlich höhere J -Rißwiderstandskurven für 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A, während die entsprechenden Kurven des StE 460 deutlich niedriger liegen.

Die experimentelle Analyse des Festigkeits- und Verformungsverhaltens erfolgte für die Werkstoffe StE 460 und 22NiMoCr3-7 auch bei erhöhten Temperaturen. Dabei tritt im untersuchten Temperaturbereich von 100 °C bis etwa 400 °C thermisch aktivierte Entfestigung und dynamische Reckalterung auf. Die vergleichende Bewertung experimenteller und numerischer Untersuchungen erfolgte für eine Temperatur von 200 °C, bei der die Fließkurven im Vergleich zu 23 °C deutlich niedriger liegen, Bilder 8-16 bis 8-18, was auch für die J -Rißwiderstandskurven für C(T)- und M(T)-Proben zutrifft, Bilder 10-1 und 10-2. Auch nimmt bei 200 °C das Verformungsvermögen der beiden Stähle deutlich ab, was anhand der steiler verlaufenden Δa - V_{LL} - und Δa - V -Kurven, Bilder 10-3 und 10-4, zu erkennen ist.

Bei der Simulation wird die Abnahme der Festigkeit bei steigender Temperatur durch die Verwendung der entsprechenden Fließkurven berücksichtigt, Bilder 8-16 und 8-17. Die Abnahme der Zähigkeit wird durch die angepaßten Materialparameter der duktilen Schädigung bei 200 °C erfaßt, Tabelle 9-1. Die Analyse der Temperaturabhängigkeit der Materialparameter zeigt beim StE 460, daß der Wert für f_n bei 200 °C größer ist als bei 23 °C, während ε_n kleiner wird. Beide Veränderungen bewirken, daß bei der Modellierung die Hohlräumstehung früher stattfindet. Das Fließverhalten von StE 460 und 22NiMoCr3-7 wird durch thermisch aktivierte Entfestigung und ggfs. dynamische Reckalterung dahingehend beeinflusst, daß das Zusammenwachsen benachbarter Hohlräume bei 200 °C im Vergleich zu 23 °C zu einem früheren Zeitpunkt stattfindet, was sich durch niedrigere Werte für f_c ausdrückt. Der Stahl 22NiMoCr3-7 weist aufgrund der größeren Zähigkeit auch bei 200 °C höhere Werte für f_c auf als der StE 460.

In Bildern 10-7 und 10-8 ist der Vergleich zwischen den experimentell und numerisch ermittelten J -Rißwiderstandskurven bei 200 °C sowohl für C(T)- als auch für M(T)-Proben dargestellt. Dabei zeigt sich, daß mit den auf der Basis experimentell ermittelten Festigkeits- und Zähigkeitsverhaltens sowie den metallographischen Analysen bestimmten unterschiedlichen Materialparametern der duktilen Schädigung in der numerischen Simulation das spezifische Rißwiderstandsverhalten der untersuchten Stähle gut abgebildet wird. Dabei ergeben sich sowohl bei C(T)- als auch bei M(T)-Proben höhere J -Rißwiderstandskurven für den 22NiMoCr3-7, während die entsprechenden Kurven des StE 460 deutlich niedriger liegen. Insgesamt liegen jedoch die J -Rißwiderstandskurven bei 200 °C unterhalb jener bei 23 °C.

Für die Temperatur von 200 °C wird auch aufgrund der Ergebnisse der Bruchflächenanalyse für den StE 460, Bilder 8-52 und 8-55, sowie für den 22NiMoCr3-7, Bilder 8-48 und 8-51, bestätigt, daß Versagen und damit duktiler Rißfortschritt bei kleineren plastischen Deformationen als bei 23 °C auftritt, was zu niedrigeren Werten der kritischen Hohlraumrate f_c führt. Bei 200 °C weisen

die Bruchflächen für beide Werkstoffe jeweils eine ebene und flache Wabenstruktur auf, was auf kleinere plastische Dehnungen bei Versagen schließen läßt, während bei 23 °C die Waben entsprechend stärker ausgeformt und deren Wände steiler und kantiger sind, woraus größere plastische Dehnungen bei Versagen zu folgern sind.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß das anhand von Proben experimentell ermittelte Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten der untersuchten Werkstoffe im angegebenen Temperaturbereich sinnvoll durch die Materialparameter der duktilen Schädigung beschrieben wird. Da das Gursonmodell phänomenologisch zu verstehen ist, sind alle Materialparameter qualitativ aufzufassen. Der Prozeß der duktilen Schädigung wird makroskopisch an Proben und Bauteilen richtig beschrieben, während der mikroskopische Prozeß durch das Modell qualitativ erfaßt wird. Die bestimmten Materialparameter korrelieren qualitativ mit den Ergebnissen fraktographischer Untersuchungen.

10.2 Zusammenhang zwischen Rißwiderstand und Mehrachsigkeit des Spannungszustandes

Bei fortgeschrittenen Konzepten der elastisch-plastischen Bruchmechanik wird neben einem Rißwiderstandsparameter die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an der Rißspitze als zweite Größe eingeführt. In zahlreichen Arbeiten wurde nachgewiesen, daß zwischen der Steigung von J -Rißwiderstandskurven und der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an der Rißspitze näherungsweise ein linearer Zusammenhang existiert [3, 4]. Dabei wird die Steigung der Rißwiderstandskurve $\frac{dJ}{d\Delta a}$ üblicherweise bei $\Delta a=1\text{mm}$ gebil-

det, da in diesem Stadium die Rißspitze nach der initialen Abrundung hinreichend scharf ist, womit Einflüsse des anfänglichen Rißwachstums nicht mehr zum Tragen kommen. Die Mehrachsigkeit wird durch den Quotienten $\chi = \frac{\sigma_h}{\sigma_v}$ definiert und aus den Ergebnissen der FE-

Simulation berechnet. Das Maximum von χ im Ligament wird durch

$$h = \max_x \frac{\sigma_h}{\sigma_v} \quad (10-1)$$

definiert und tritt im allgemeinen kurz vor der Rißspitze auf.

Die Eckpunkte einer linearen Beziehung zwischen der Steigung von J -Rißwiderstandskurven und der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes werden dabei von seitengekerbten M(T)-proben mit einer niedrigen Mehr-

achsichtigkeit und einer großen Steigung der J -Rißwiderstandskurve sowie von seitengekerbten C(T)-Proben mit einer großen Mehrachsichtigkeit und einer kleinen Steigung der J -Rißwiderstandskurve gebildet [3, 4]. Aufgrund des näherungsweise linearen Zusammenhangs zwischen

$$\left. \frac{dJ}{d\Delta a} \right|_{\Delta a=1\text{mm}}$$

und h ist somit die Übertragbarkeit auf andere, seitengekerbte Probengeometrien oder auch auf Proben und Bauteile mit gekrümmten Rißfronten durchführbar.

Im Rahmen der durchgeführten Arbeiten wurden bei unterschiedlichen Temperaturen zahlreiche J -Rißwiderstandskurven experimentell ermittelt, woraus deren Steigungen zur Verfügung stehen. Ebenso sind aus den FE-Rechnungen die Werte der maximalen Mehrachsichtigkeit h im Ligament verfügbar.

Die daraus folgenden Resultate sind in den Bildern 10-9 und 10-10 zusammengestellt. Dabei wurden die Steigungen der J -Rißwiderstandskurven im allgemeinen an seitengekerbten C(T)- und M(T)-Proben sowie an nichtseitengekerbten und quasistatisch belasteten ISO-V-Proben ermittelt. Als zusätzlicher Wert aus experimentellen Daten ist in Bild 10-9 das Resultat einer nichtseitengekerbten C(T)-Probe aus StE 460 bei 23 °C angegeben. Die Steigungen der J -Rißwiderstandskurven der quasistatisch belasteten Charpy-Probe mit $a_0/W=0,5$ und der schlagartig belasteten ISO-V-Probe aus StE 460 bei jeweils 23 °C sind aus den Ergebnissen der jeweiligen Simulation abgeleitet. Alle Werte der maximalen Mehrachsichtigkeit im Ligament h basieren auf FE-Rechnungen.

Dabei zeigt sich für den StE 460 bei 23 °C die bekannte Tendenz, daß die Werte der seitengekerbten C(T)- und M(T)-Proben die äußeren Punkte einer Geraden bilden. Die experimentellen Werte einer nichtseitengekerbten Probe sowie die numerischen Werte einer Charpy-Probe mit $a_0/W=0,5$ liegen ebenfalls auf dieser Geraden. Demgegenüber liegt der Wert für die quasistatisch belastete ISO-V-Probe deutlich oberhalb dieser Geraden. Eine ähnliche Tendenz ist auch für den StE 460 bei 200 °C zu verzeichnen, wobei durch die niedrigeren Fließkurven die Mehrachsichtigkeit geringfügig höhere Werte aufweist.

Eine Sonderstellung nimmt in dieser Darstellung der Wert für die schlagartig belastete ISO-V-Probe aus StE 460 bei 23 °C ein, da aufgrund der hohen Belastungsgeschwindigkeit die J -Rißwiderstandskurve entsprechend steil verläuft, und die maximale Mehrachsichtigkeit im Ligament h kleinere Werte als bei statischer Belastung aufgrund der großen Werte der Fließspannung infolge dynamischer Belastung aufweist.

Die Werte für den 22NiMoCr3-7 bei 23 °C und 200 °C liegen aufgrund der höheren Zähigkeit deutlich oberhalb jenen des StE 460. Auch dabei liegen die Werte der quasistatisch geprüften ISO-V-Proben erheblich ober-

halb einer zwischen den Werten von M(T)- und C(T)-Probe gezogenen Geraden.

Die maximale Mehrachsichtigkeit des 15Ch2NMFA-A wird durch die großen Werte der Fließspannung erheblich beeinflußt und beträgt für die C(T)-Probe bei 23 °C lediglich $h \approx 2,5$, während die Steigung der J -Rißwiderstandskurve nahezu identisch mit der des 22NiMoCr3-7 ist. Auch die Mehrachsichtigkeit der ISO-V-Probe ist aufgrund dessen beim 15Ch2NMFA-A zu deutlich kleineren Werten als bei den beiden anderen Stählen verschoben.

Die Abweichungen der ISO-V-Proben von einer linearen Beziehung zwischen $\left. \frac{dJ}{d\Delta a} \right|_{\Delta a=1\text{mm}}$ und h wurden näher

für den StE 460 bei 23 °C untersucht. Dazu wurden die dreidimensionalen Rechnungen an der nichtseitengekerbten ISO-V-Probe aus Kapitel 9.1.2 bei einem mittleren duktilen $\overline{\Delta a}=1,22\text{mm}$ Rißfortschritt von weiter ausgewertet. Bei den jeweils entlang der Rißfront unterschiedlichen Beträgen des duktilen Rißfortschritts $\Delta a(z)$, die für verschiedene Stadien in den Bildern 9-32a bis 9-32d dargestellt sind, wurden die unterschiedlichen Steigungen der lokalen J -Rißwiderstandskurven aus Bild 9-35 über der maximalen Mehrachsichtigkeit h nach Bild 9-36 bei $\overline{\Delta a}=1,22\text{mm}$ aufgetragen, Bild 10-10. Dabei weichen die mit einer dreidimensionalen Rechnung erzielten Werte nur geringfügig von der angegebenen Geraden ab.

Der Unterschied zwischen den Ergebnissen der zwei- und dreidimensionalen Rechnung wird über die verschiedene Art der Berechnung der Steigungen der J -Rißwiderstandskurven erklärbar. Im zweidimensionalen Fall wird die Ableitung nach dem entweder experimentell oder aus Rechnungen im EVZ ermittelten Rißfortschritt Δa entsprechend $\left. \frac{dJ}{d\Delta a} \right|_{\Delta a=1\text{mm}}$ gebildet, und die Mehrach-

sichtigkeit h wird durch eine FE-Simulation unter EVZ-Bedingungen ermittelt. Im dreidimensionalen Fall sind die lokalen Ableitungen nach $\left. \frac{dJ(z)}{d\Delta a(z)} \right|_{\Delta a \approx 1\text{mm}}$ zu bilden,

was entlang der Rißfront zu niedrigeren Steigungen bei großen Mehrachsichtigkeiten und zu großen Steigungen bei kleinen Mehrachsichtigkeiten führt.

Die in Bildern 10-9 und 10-10 zusammengestellten Ergebnisse zeigen, daß es Abweichungen von einer linearen Beziehung zwischen $\left. \frac{dJ(z)}{d\Delta a(z)} \right|_{\Delta a \approx 1\text{mm}}$ und h mit

den Eckpunkten aus Versuchen an seitengekerbten C(T)- und M(T)-Proben gibt, so daß diese einfache, lineare Beziehung allenfalls näherungsweise gültig ist. Die Anwendung dieser linearen Beziehung sollte daher auf

solche Fälle beschränkt bleiben, bei denen weitergehende Daten nicht oder nur lückenhaft verfügbar sind. Der Anwendung von Schädigungsmodellen ist jedoch eindeutig der Vorzug zu geben, da der Prozess des duktilen Versagens richtig erfaßt wird, womit der Umweg über Reißwiderstandskurven bzw. deren Steigung zur Auslegung von Bauteilen nicht erforderlich ist.

10.3 Vorgehensweise zur Konstruktion von Reißwiderstandskurven aus der Kerbschlagarbeit

Aufgrund der gewonnenen Erfahrungen wird ein Verfahren zur Ermittlung von Reißwiderstandskurven aus der Kerbschlagarbeit in Hochlage vorgeschlagen, das auf der Verwendung von Schädigungsmodellen basiert. Dazu ist die Simulation einer ISO-V-Probe im Kerbschlagbiegeversuch erforderlich, wofür im wesentlichen die dynamische Fließkurve sowie die Parameter der duktilen Schädigung des Materials benötigt werden.

Als Eingabewerte stehen dabei die Streckgrenze R_{el} oder die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_g sowie die Kerbschlagarbeit in Hochlage K_{vH} und, zur Kontrolle, die laterale Breitung LE von ISO-V-Proben zur Verfügung.

Aus den vorhandenen Werten der Streckgrenze bzw. 0,2 %-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung ist der Anfangsbereich der benötigten Fließkurven bei quasistatischer Belastung bis zur Gleichmaßdehnung zu konstruieren. Da die Verfestigung für große Deformationen jenseits der Gleichmaßdehnung im wesentlichen linear verläuft, kann in diesem Bereich mit einer linearen Extrapolation gerechnet werden. Die Steigung dieser linearen Funktion ist für Fließkurven aufgrund der gesammelten Erfahrungswerte zu ermitteln, die für einen großen Material- und Temperaturbereich vorliegen. Zur Simulation der schlagartig belasteten ISO-V-Probe ist weiterhin die dynamische Fließkurve anzugeben, die, basierend auf der quasistatisch ermittelten Fließkurve, nach [5, 6] zu berechnen ist.

Die Parameter der duktilen Schädigung teilen sich auf in eine Gruppe zur Erfassung der Entstehung neuer Hohlräume und in eine zweite Gruppe, durch die das Zusammenwachsen benachbarter Hohlräume und das endgültige Versagen gesteuert wird. Die Parameter der ersten Gruppe sind dabei anhand der gewonnenen Erfahrungen abzuschätzen, Tabelle 9-1. Dazu gehören die Anfangshohlraumrate f_0 , der Anteil nichtmetallischer Einschlüsse f_n , an dem Hohlräume entstehen können, sowie die mittlere plastische Vergleichsdehnung ε_n , bei der die Hohlraumentstehung ihr Maximum aufweist. Die in Tabelle 9-1 angegebenen Werte zeigen dabei hinsichtlich der Werkstoffe und Temperaturen charakteristische Unterschiede, was eine auf diesen Werten basierende Abschätzung für weitere Stähle erlaubt.

Die Bestimmung der kritischen und endgültigen Hohlraumrate, f_c und f_r , erfordert die Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs. Die beiden Werte sind dabei so anzupassen, daß bei der Simulation die aus dem Experiment bekannte Kerbschlagarbeit in Hochlage K_{vH} erreicht wird. Eine Abschätzung der plastischen Grenzlast kann als zusätzliche Information benutzt werden, womit die Anpassung von f_c und f_r weiter abgesichert wird.

Als Ergebnis dieser Vorgehensweise stehen für einen Werkstoff bzw. Werkstoffzustand die statischen und dynamischen Fließkurven sowie die Parameter der duktilen Schädigung zur Verfügung.

Die durchgeführten Untersuchungen sowie weitere Arbeiten [7, 8] haben ergeben, daß diese Parameter von der Probenform und von der Beanspruchungsgeschwindigkeit unabhängig sind. Diese Eigenschaft stellt den Schlüssel zur Übertragung der ermittelten Materialparameter der duktilen Schädigung von schlagartig belasteten ISO-V-Proben auf quasistatisch belastete Proben oder Bauteile dar. Zum weiteren Vorgehen eröffnen sich dabei zwei Möglichkeiten:

Durch die Simulation duktilen Reißfortschritts mit Schädigungsmodellen an C(T)- und M(T)-Proben im EVZ stehen die jeweils unterschiedlichen J -Reißwiderstandskurven zur Verfügung. Aufgrund des linearen Zusammenhangs zwischen der Steigung der J -Reißwiderstandskurven und der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes ist eine Übertragung auf gekrümmte Reißgeometrien realisierbar. Dadurch ist das konventionelle, zweiparametrische J -Konzept zur Sicherheitsanalyse von Bauteilen anwendbar.

Aufgrund der Unabhängigkeit der Materialparameter von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes ist eine dreidimensionale Analyse gekrümmter Reißfronten durchführbar, wodurch das Schädigungsmodell direkt auf das Bauteil zur Simulation duktilen Reißfortschritts angewendet werden kann. Die Sicherheitsanalyse erfolgt dann direkt aus den Ergebnissen der Rechnung mit dem Schädigungsmodell, ohne den Umweg über J -Reißwiderstandskurven gehen zu müssen.

Literatur zu 10

- 1 European Structural Integrity Society (ESIS): Procedure for determining the fracture behaviour of materials. ESIS P2-02, (1992)
- 2 Deutscher Verband für Materialprüfung (DVM): Ermittlung von Reißinitiiierungswerten und Reißwiderstandskurven bei Anwendung des J -Integrals. DVM-Merkblatt Nr. 002, (1987)

- 3 Brocks, W., Veith, H., Wobst, K.: Experimental and Numerical Investigations of Stable Crack Growth of an Axial Surface Flaw in a Pressure Vessel. In: K. Kußmaul (Hrsg.) Fracture Mechanics Verification by Large-Scale Testing. IAEA Specialists' on Large Scale Testing. London, Mechanical Engineering Publications Ltd., (1991) S. 151-169
- 4 Brocks, W., Schmitt, W.: Quantitative Assessment of the Role of Crack Tip Constraint on Ductile Tearing. First Symposium on Constraint Effects in Fracture. Indianapolis (1991), ASTM STP 1171, E. M. Hackett, K.-H. Schwalbe, R. H. Dodds (eds.), (1993) S. 64-78
- 5 Dahl, W.: Einfluss der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf Festigkeit und Bruchverhalten von Stählen. Berichtsband der 24. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge (1992), S. 7-31
- 6 Krabiell, A., Dahl, W.: Zum Einfluß von Temperatur und Dehngeschwindigkeit auf die Streckgrenze von Baustählen unterschiedlicher Festigkeit. Arch Eisenhüttenwesen 52 (1981) Nr. 11, S. 429-436
- 7 Brocks, W., Sun, D.-Z., Hönig, A.: Verification of the transferability of micromechanical parameters by cell model calculations with visco-plastic materials. Int. J. Plast., Vol. 8 (1995) S. 971-989
- 8 Brocks, W., Klingbeil, D., Künecke, G., Sun, D.-Z.: Application of the Gurson Model to Ductile Tearing Resistance. Second Sym. on Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1244, Mark Kirk and Ad Bakker eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995) S. 232-254

Tabelle zu 10

Tabelle 10-1:

Mechanisch-technologische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe bei 23 °C

Werkstoff	$R_{p0,2}/R_{eL}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	Z in %	K_{vH} in J	Festigkeits- niveau	Zähigkeits- niveau
22NiMoCr3-7	454	606	17	70	192	niedrig	hoch
StE 460	470	633	21	64	78	niedrig	niedrig
15Ch2NMFA-A	705	800	13	70	213 *	hoch	hoch

* K_{vH} bei ca. 50 °C erreicht

Bilder zu 10

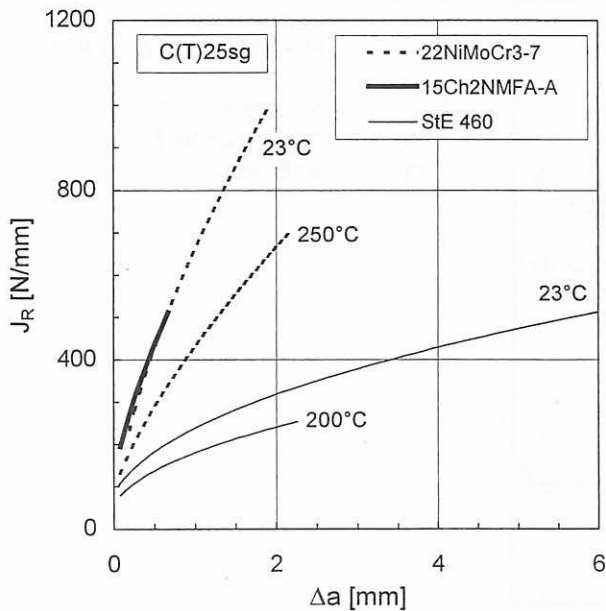


Bild 10-1:
J-Rißwiderstandskurven von C(T)25sg-Proben der untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit von der Temperatur, 15Ch2NMFA-A: 23 °C; 22NiMoCr3-7: 23 °C und 250 °C; StE 460: 23 °C und 200 °C

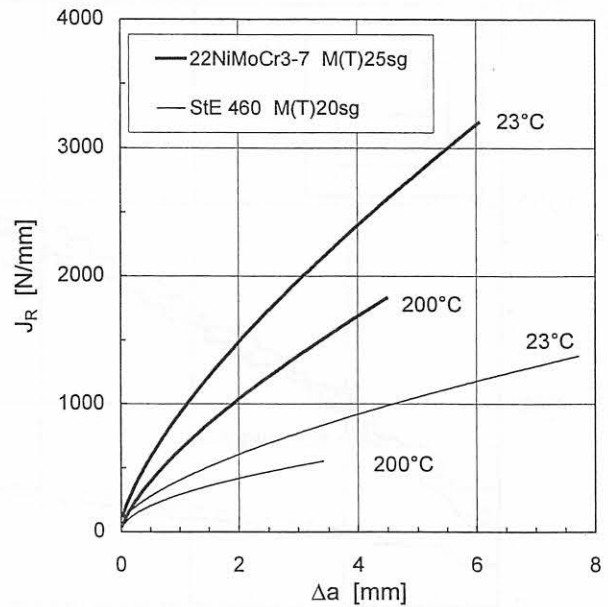


Bild 10-2 :
J-Rißwiderstandskurven von seitengekerbten M(T)-Proben bei 23 °C und 200 °C
22NiMoCr3-7 M(T)25sg, B = 25 mm;
StE 460 M(T)20sg, B = 20 mm

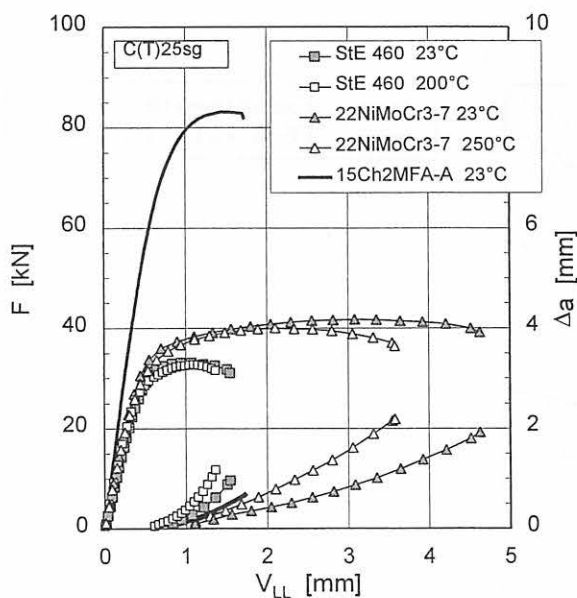


Bild 10-3:
Kraft-Verschiebungs- und Rißwachstums-Verschiebungskurven von C(T)25sg-Proben
15Ch2NMFA-A: 23 °C;
22NiMoCr3-7: 23 °C und 250 °C;
StE 460: 23 °C und 200 °C

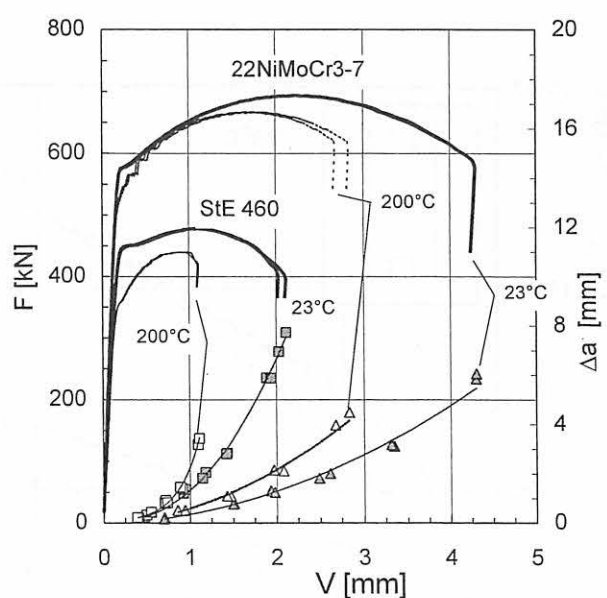


Bild 10-4:
Kraft-Verschiebungs- und Rißwachstums-Verschiebungskurven seitengekerbter M(T)-Proben bei 23 °C und 200 °C
22NiMoCr3-7 M(T)25sg, B = 25 mm;
StE 460 M(T)20sg, B = 20 mm

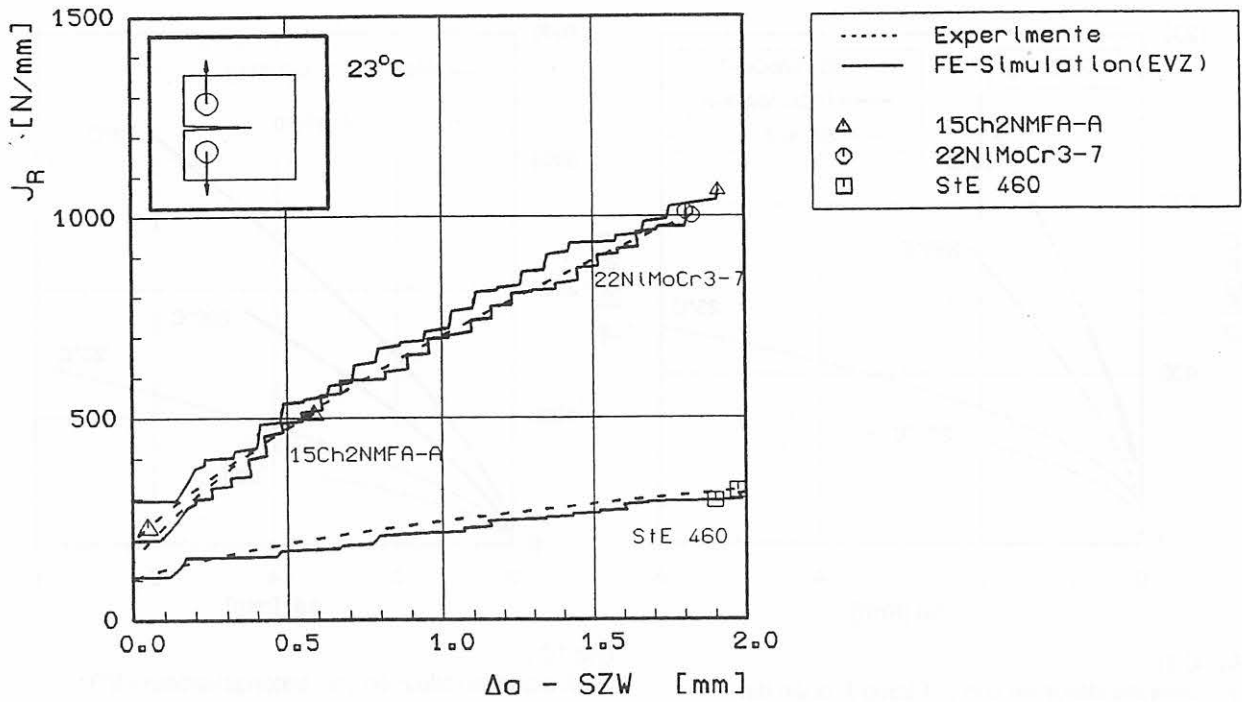


Bild 10-5:
J-Rißwiderstandskurven von C(T)-Proben
Materialien: StE 460, 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A bei 23 °C

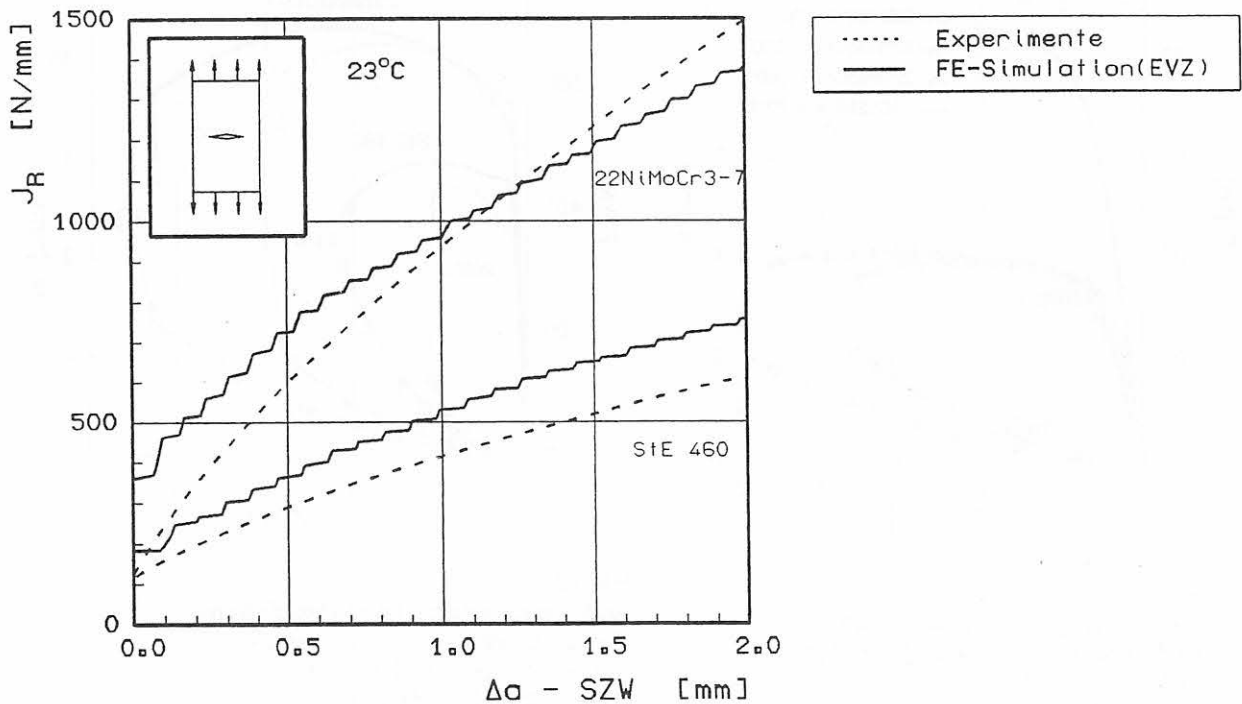


Bild 10-6:
J-Rißwiderstandskurven von M(T)-Proben
Materialien: StE 460 und 22NiMoCr3-7 bei 23 °C
Probenabmessungen: B=20 bzw. 25 mm, B₀=16 bzw. 20 mm, a₀/W=0,5

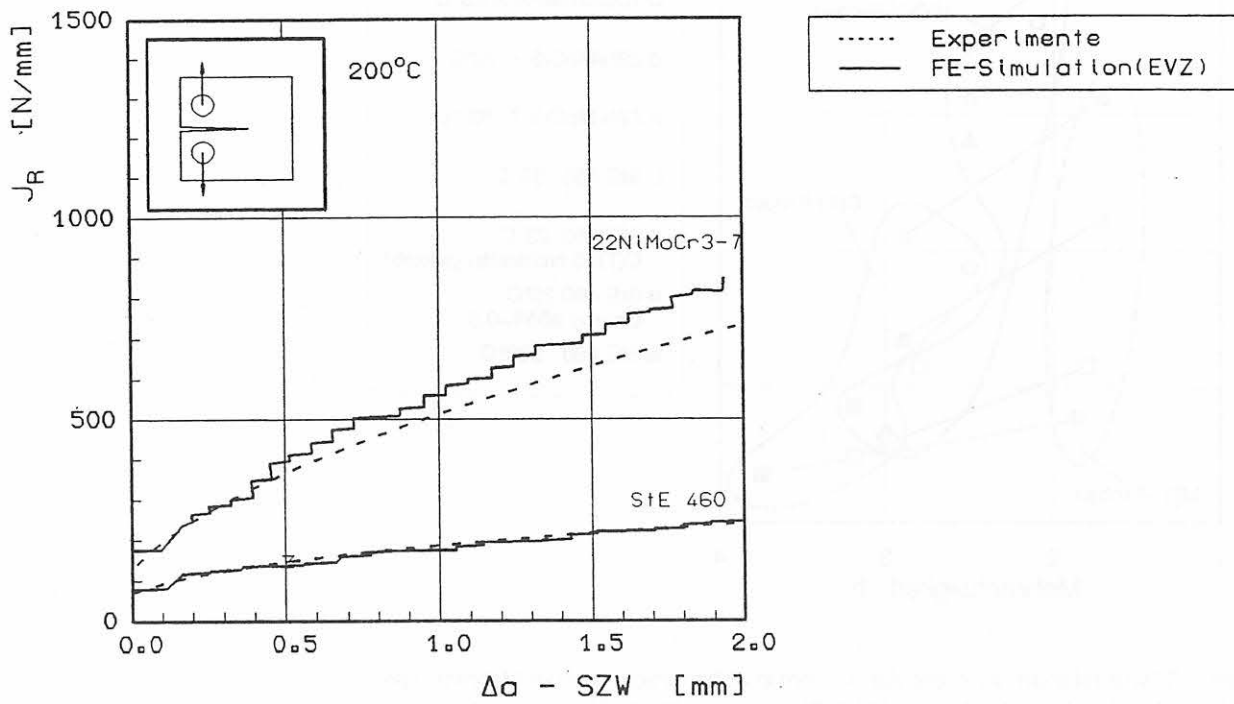


Bild 10-7:
 J-RiBwiderstandskurven von C(T)-Proben
 Materialien: StE 460 und 22NiMoCr3-7 bei 200 °C
 Probenabmessungen: $B=25$ mm, $B_n=20$ mm, $a_0/W=0,59$

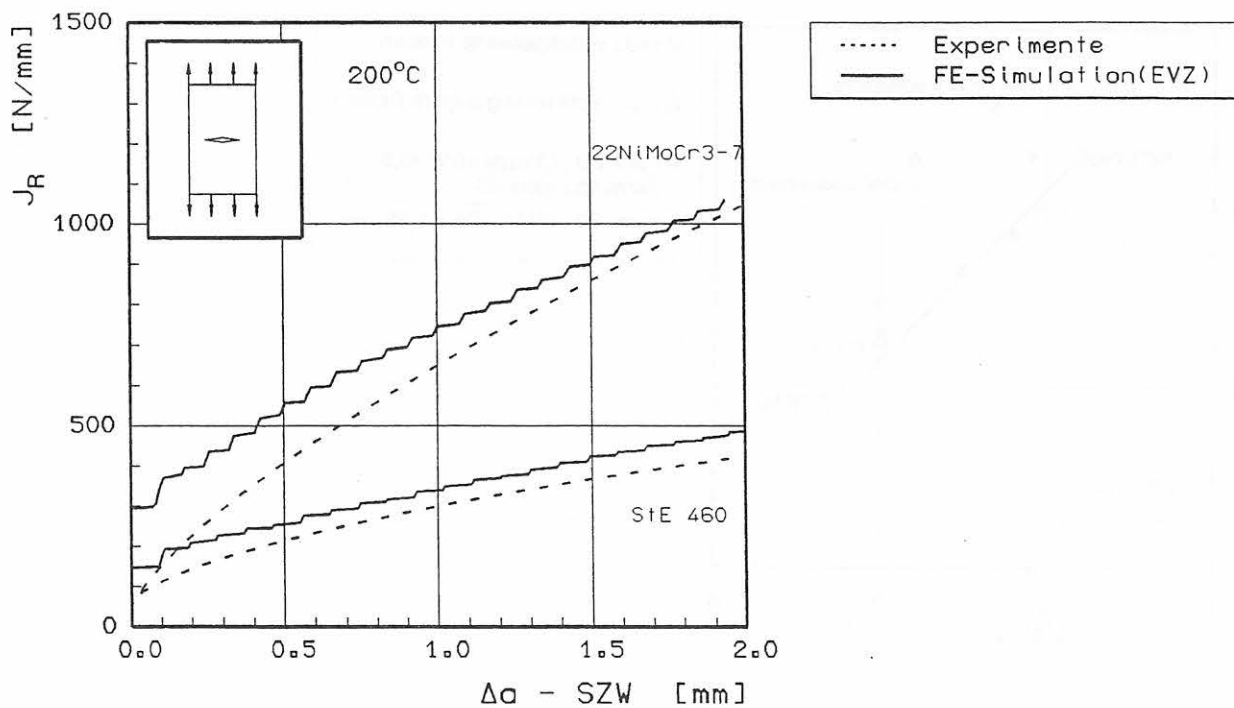


Bild 10-8:
 J-RiBwiderstandskurven von M(T)-Proben
 Materialien: StE 460 und 22NiMoCr3-7 bei 23 °C
 Probenabmessungen: $B=20$ bzw. 25 mm, $B_n=16$ bzw. 20 mm, $a_0/W=0,5$

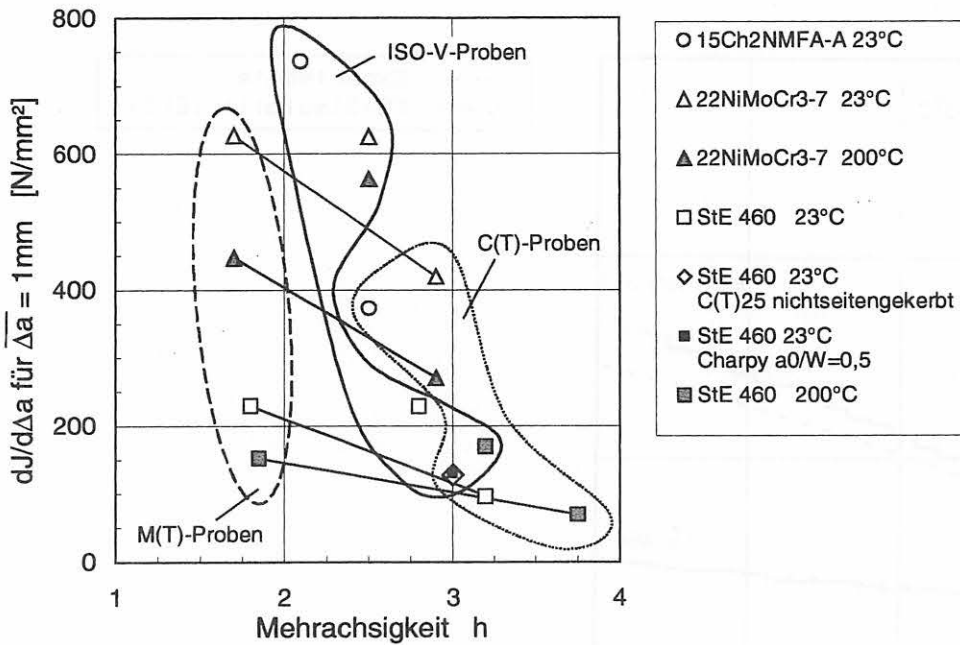


Bild 10-9 :

Steigung der J-Rißwiderstandskurven bei $\overline{\Delta a} = 1 \text{ mm}$ in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit; alle Werte der Mehrachsigkeit h basieren auf EVZ-Rechnungen. Die Steigungen sind, bis auf den numerisch ermittelten Wert für die Charpy-Probe des StE 460 (■), den experimentell ermittelten Kurven entnommen.

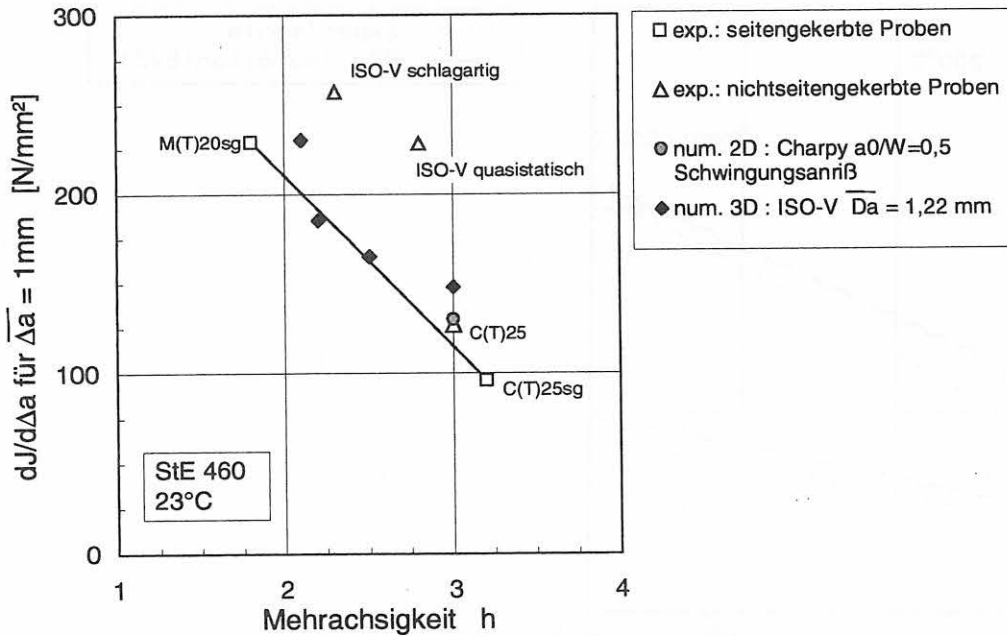


Bild 10-10:

Steigung der J-Rißwiderstandskurve bei $\overline{\Delta a} = 1 \text{ mm}$ in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit für den StE 460 bei 23 °C; alle Werte der Mehrachsigkeit h basieren auf FE-Rechnungen.

11 Überblick über die wichtigsten Ergebnisse und Schlußfolgerungen

Im Rahmen des Vorhabens wurden die drei Stähle StE460, 22NiMoCr3-7 sowie ein russischer Stahl mit der Bezeichnung 15Ch2NMFA-A mit unterschiedlichen Festigkeits- und Zähigkeitsniveaus experimentell im Temperaturbereich von 23 °C bis 300 °C untersucht. Gegenüber dem 15Ch2NMFA-A sind der StE 460 und der 22NiMoCr3-7 durch ein niedrigeres Festigkeitsniveau gekennzeichnet, während die Kerbschlagarbeit in Hochlage beim 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A deutlich höher als beim StE 460 ist.

Die niedrigste *J*-Rißwiderstandskurve von C(T)-Proben weist bei 23 °C der StE 460 auf, während die nahezu identischen *J*-Rißwiderstandskurven des 22NiMoCr3-7 und 15Ch2NMFA-A deutlich darüber liegen. Die *J*-Rißwiderstandskurven der M(T)-Proben liegen aufgrund der kleineren Mehrachsigkeit des Spannungszustandes deutlich über denen der C(T)-Proben, während die *J*-Rißwiderstandskurven quasistatisch geprüfter Charpy-Proben nahezu identisch mit denen von M(T)-Proben sind.

Die an StE 460 und 22NiMoCr3-7 aufgenommenen *J*-Rißwiderstandskurven bei höheren Temperaturen bis zu 300 °C zeigen, daß das Minimum des Rißwiderstandes bei 200 °C bis 250 °C auftritt. Dieses Minimum resultiert aus der in diesem Temperaturbereich wirksamen thermisch aktivierten Entfestigung und dynamischer Reckalterung. Ein nennenswerter Einfluß der Temperatur auf die Kerbschlagarbeit in Hochlage tritt nicht auf. Die nach der Low-Blow-Methode an Charpy-Proben ermittelten *J*-Rißwiderstandskurven bei schlagartiger Belastung liegen über jenen *J*-Rißwiderstandskurven, die bei quasistatischer Belastung an den gleichen Probenformen ermittelt wurden. Ein nennenswerter Temperatureinfluß auf die *J*-Rißwiderstandskurven infolge schlagartiger Belastung konnte für die untersuchten Stähle nicht nachgewiesen werden.

Die Untersuchungen der Stretchzonenhöhen und –weiten für C(T)-Proben zeigen, daß diese Größen mit der Werkstoffzähigkeit korrelieren. Dabei ergaben sich für den StE 460 kleinere Werte der Stretchzonenhöhe und -weite als für den 22NiMoCr3-7 und den 15Ch2NMFA-A, die beide nahezu identische Werte aufweisen. Ein nennenswerter Einfluß der Temperatur auf die Stretchzone konnte nicht nachgewiesen werden, während die Stretchzone bei schlagartiger Beanspruchung an Charpy-Proben tendenziell kleiner als bei quasistatischer Beanspruchung ist.

Die Übertragbarkeit von Parametern zur Beschreibung duktilen Rißfortschritts zwischen verschiedenen Bruchmechanikproben erfordert eine rechnerische Analyse der Bruchmechanikproben durch die FE-Methode. Zur Simulation des duktilen Rißfortschritts wurde das Gursonmodell benutzt, da die darin enthaltenen Materialparameter von der Probengeometrie und

der Beanspruchungsgeschwindigkeit unabhängig sind. Demgegenüber hängen die Materialparameter aber deutlich von dem Werkstoff und der Temperatur ab. Die Materialparameter wurden für die drei Stähle bei verschiedenen Temperaturen anhand von Abschätzungen aus Gefügeuntersuchungen und numerischer Anpassung von Ergebnissen der FE-Simulationen an die experimentellen Ergebnisse ermittelt. Dabei konnte auch nachgewiesen werden, daß die Parameter der duktilen Schädigung von der Probengeometrie unabhängig und somit zwischen den verschiedenen Bruchmechanikproben übertragbar sind. Dieser Nachweis wurde für jeden der drei sehr unterschiedlichen Stähle sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen geführt.

Durch die Simulation des Kerbschlagbiegeversuches mittels einer expliziten FE-Analyse unter Berücksichtigung von Massenkräften und dehnratenabhängigen Materialverhaltens konnte gezeigt werden, daß mit den anhand quasistatischer Versuche ermittelten Materialparametern der duktilen Schädigung auch die Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs mit hoher Genauigkeit realisierbar ist.

Basierend auf diesen Erkenntnissen wird eine Methode zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven aus der Kerbschlagarbeit in Hochlage vorgeschlagen, die im wesentlichen auf der Übertragbarkeit der Materialparameter der duktilen Schädigung von schlagartig belasteten ISO-V-Proben auf quasistatisch geprüfte Bruchmechanikproben basiert. Dazu ist die Fließkurve bei quasistatischer Belastung bis zur Gleichmaßdehnung zunächst aus den bekannten Eckwerten, wie Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung, zu ermitteln. Eine lineare Extrapolation kann aufgrund der gesammelten Erfahrungen jenseits der Gleichmaßdehnung benutzt werden. Die Berechnung der Fließkurve aufgrund dynamischer Belastung erfolgt durch Verfahren, die auf der Analyse der dann erhöhten Aktivierungsenergie von Versetzungen basieren. Durch die numerische Analyse des Kerbschlagbiegeversuchs erfolgt die Ermittlung der Parameter der duktilen Schädigung anhand der zur Verfügung stehenden Kerbschlagarbeit in Hochlage.

Damit ist die Übertragung mittels numerischer Simulation auf quasistatisch belastete Bruchmechanikproben möglich, wodurch die erforderlichen *J*-Rißwiderstandskurven berechnet werden können und zur Verfügung stehen. Die Modellierung mit Schädigungsmodellen gestattet jedoch auch die direkte Anwendung auf Bauteile und deren sicherheitstechnische Beurteilung, ohne den Umweg über *J*-Rißwiderstandskurven gehen zu müssen.

12 Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit

Das Forschungsvorhaben hatte das Ziel, aus werkstoffmechanischen Versuchsdaten, wie Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Brucheinschnürung und Kerbschlagarbeit, das Reißwiderstandsverhalten eines Werkstoffs in Abhängigkeit von der Temperatur, aber unabhängig vom jeweiligen Spannungszustand zu ermitteln. Der Bedarf für eine solche Vorgehensweise besteht bei der Begutachtung von Altanlagen, für die solche Kennwerte aus Bruchmechanikversuchen an Normproben nicht zur Verfügung stehen. Hierbei sind vor allem die corenahen Rundnähte von Reaktordruckbehältern von Interesse. Sie kann aber auch auf die Behandlung von Rohrleitungsproblemen angewendet werden, etwa bei der Abschätzung von Reißöffnungsquerschnitten.

Diese Zielsetzung geht davon aus, daß sowohl das Versagen im Zugversuch als auch in der Hochlage sowie im Übergangsbereich der Kerbschlagarbeit durch duktilen Bruch bzw. stabiles Reißwachstum dominiert wird.

Im Übergangsbereich des Kerbschlagbiegeversuchs von der Tieflage zur Hochlage folgt zwar auf das stabile Reißwachstum Spaltbruchinstabilität, aber die jeweils aufzubringende Kerbschlagarbeit wird allein durch den Betrag des stabilen Reißwachstums bestimmt. Daran ändern auch die Streuungen im Übergangsbereich nichts, weil grundsätzlich große Einzelwerte mit großen Beträgen stabilen Reißwachstums gekoppelt sind und umgekehrt.

Im Übergangsbereich muß als zusätzliche Information noch der Betrag des stabilen Reißwachstums zur Verfügung stehen, der aber der zugehörigen Bruchfläche entnommen werden kann. Dies stellt kein Problem dar, da die Proben aus dem Bestrahlungsüberwachungsprogramm zur Verfügung stehen.

Der angesprochene Versagensprozeß stellt sich mikroskopisch einheitlich als Wabenbruch dar, der örtlich die Stadien Bildung, Wachstum und Vereinigung von Hohlräumen bis zum makroskopisch erkennbaren Reiß durchläuft und mikromechanisch mit dem Gursonmodell bzw. seinen Erweiterungen abgebildet werden kann.

Die Untersuchungen haben ergeben, daß das stabile Reißwachstum bzw. das duktile Versagen aller untersuchten Probenarten für einen Werkstoff und eine Temperatur mit einem einzigen Datensatz für praktische Belange gut beschrieben werden kann. Dies konnte auch für die schlagartige Beanspruchung der ISO-V-Probe nachgewiesen werden. Die Fließkurve für dynamische Beanspruchung wurde aus der quasistatischen Fließkurve mittels Korrektur durch einen $\dot{\epsilon}$ -abhängigen Term abgeschätzt.

Die Datensätze der Materialparameter der duktilen Schädigung sind jedoch temperaturabhängig. Die

Temperaturabhängigkeit der entscheidenden Parameter folgt im wesentlichen der Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze des jeweiligen Materials.

Diese Ergebnisse zeigen, daß mittels des Gursonmodells über das gesteckte Ziel hinaus bei der praktischen Anwendung der Methodik sogar auf die Ermittlung von normprobenbezogenen Reißwiderstandskurven verzichtet werden kann, weil mit dem jeweiligen Datensatz das Reißwiderstandsverhalten eines potentiellen Fehlers ohne Umwege über die Reißwiderstandskurven verschiedener Proben direkt berechnet werden kann. Dies erfordert zwar einen nicht unerheblichen Aufwand, der aber im Vergleich zum Wert einer Anlage einerseits und zur Aussagesicherheit andererseits vernachlässigbar ist.

Die Bedeutung der Ergebnisse für die Reaktorsicherheit ist aufgrund der über die ursprüngliche Zielsetzung hinausgehend gewonnenen Erkenntnisse als hoch zu bewerten.

13 Dank

Die Autoren danken dem Bundesministerium für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie für die finanzielle Unterstützung dieses Vorhabens, das unter dem Förderkennzeichen 1500924 geführt wurde.

14 Nomenklatur

Geometrie

1. Koordinaten

x, y, z	raumfeste (globale) kartesische Koordinaten
(x, y)	Rißebene
x	Rißausbreitungsrichtung
y	Rißöffnungsrichtung
z	Richtung parallel zur Rißfront

2. Proben- und Bauteilabmessungen

a	Rißlänge, Kerbtiefe
a_0	Ausgangsrißlänge
B	Probendicke
B_n	Nettoprobendicke bei seitengekerbten Proben
D, d	Durchmesser bei Rundzugproben
L_0	Ausgangsmeßlänge der Verschiebungsmessung an M(T)-Proben
s	Auflagerabstand
t	Wanddicke
W	- Probenbreite für C(T)- und ISO-V-Proben - halbe Probenbreite für M(T)-Proben
$x - \Delta a$	Restligament
ρ, R	Kerbradius

Beanspruchungszustand

0. Indizes (allgemein)

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

1. Spannungen

I	Einheitstensor
T	Cauchy'scher Spannungstensor
T'	Cauchy'scher Spannungsdeviator
σ_v	Vergleichsspannung nach v. Mises
σ_h	hydrostatische Spannung

2. Verzerrungen und Verzerrungsgeschwindigkeiten

D	Verzerrungsgeschwindigkeitstensor
$\bar{\varepsilon}$	Vergleichsdehnung
$\dot{\bar{\varepsilon}}$	Vergleichsdehnrate (Dehngeschwindigkeit)
$\varepsilon_{L\ddot{u}}$	Lüdersdehnung
ε_f	Bruchdehnung

3. Verschiebungen

f	Durchbiegung einer Charpy-Probe in der Wirkungslinie der Last
u	Verschiebungsvektor eines materiellen Punktes
\dot{u}	Vektor der Verschiebungsgeschwindigkeit
\ddot{u}	Vektor der Verschiebungsbeschleunigung
u_i	Verschiebung eines materiellen Punktes in i -Richtung, $i = x, y, z$ im kartesischen Koordinatensystem
V	Verschiebung bei M(T)-Proben
V_{LL}	Verschiebung in der Wirkungslinie der Lasteinleitung (load line)
V_L	Verschiebung am Lastangriffspunkt

4. Energiegrößen

J	J -Integral
U	Formänderungsarbeit, aus der Fläche unter der Kraft-Verschiebung-Kurve ermittelt

5. Sonstige geometrische und physikalische Größen

a_i	Beschleunigung eines materiellen Punktes in i -Richtung, $i = x, y, z$ im kartesischen Koordinatensystem
c	Wellengeschwindigkeit
F	Kraft
F	Vektor der inneren Kräfte eines Kontinuums
F_a	Schlagkraft bei Arretierung des instabilen Risses im Kerbschlagbiegeversuch
F_f	Bruchkraft
F_{gy}	plastische Grenzlast für verfestigendes Material
F_m	Maximale Zug- bzw. Schlagkraft im Kerbschlagbiegeversuch
F_u	Schlagkraft bei Beginn instabiler Rißausbreitung im Kerbschlagbiegeversuch
f	Hohlraumvolumenanteil
\dot{f}	zeitliche Änderung des Hohlraumvolumenanteils
g	Erdbeschleunigung ($9,81 \text{ m/s}^2$)
h	Mehrachsigkeit des Spannungszustandes am Riß
M	Massenmatrix eines Kontinuums
R	Vektor der auf ein Kontinuum wirkenden äußeren Kräfte
r	relative Dichte
T	Temperatur
t	Zeit
v_i	Geschwindigkeit eines materiellen Punktes in i -Richtung, $i = x, y, z$ im kartesischen Koordinatensystem
$\Delta a = a - a_0$	Rißverlängerung
$\overline{\Delta a}$	über die Probendicke gemittelte Rißverlängerung
$\Delta D, \Delta d$	Durchmesseränderung
η	Geometriefaktor bei der Berechnung von J_R aus der Arbeitszunahme ΔU
Φ	GURSON-Fließpotential
χ	Proportionalitätsfaktor in adiabater Energiebilanz, Spannungsmehrachsigkeit

Werkstoffkennwerte

0. Indizes (allgemein)

I, II, III	Rißöffnungsmodus
<i>c</i>	gültiger kritischer Wert z.B. J_{Ic}
<i>dyn</i>	dynamische Beanspruchung
<i>i</i>	Kennwert für die physikalische Rißinitiation
<i>M</i>	Kenngröße auf der Werkstoffseite (material response)
<i>max</i>	Maximalwert
<i>R</i>	Rißwiderstand (resistance), z.B. J_R
<i>stat</i>	quasistatische Beanspruchung

1. Spannungsgrößen

R_{ed}	dynamische Fließgrenze
R_{eL}	untere Streckgrenze nach DIN EN 10002
R_F	Bruchgrenze, Bruchlast bezogen auf Querschnitt beim Bruch
R_m	Zugfestigkeit nach DIN EN 10002
R_p	Dehngrenze nach DIN EN 10002, z.B. $R_{p0,2}$
R_y	Fließgrenze

2. Sonstige Kennwerte

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

A_g	Gleichmaßdehnung
\bar{A}	mittlere Flächenanteil nichtmetallischer Einschlüsse
\bar{d}	mittlere Korngröße
K_v	Kerbschlagarbeit (DIN EN 10045)
K_{vH}	Kerbschlagarbeit in Hochlage
$J_{0,2}$	Rißwiderstand bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum nach DVM 002
$J_{0,2/BL}$	Rißwiderstand bei 0,2 mm stabilem Rißwachstum unter Beachtung der Blunting Line nach DVM 002
J_R	Rißwiderstand
L	Quotient aus plastischer Grenzlast und Streckgrenze
n	Materialparameter, Exponent in Gl. für dyn. Fließspannung
n, m, c	Koeffizienten der Regressionsfunktion
q	Materialparameter in der GURSON-Fließbedingung
R	Korrelationskoeffizient der Regressionsfunktion
Z	Brucheinschnürung nach DIN EN 10002
β	Materialparameter, Faktor in Gleichung für dynamische Fließspannung
λ	Lamellenabstand
ν	Querdehnungszahl
ρ	Dichte

Abkürzungen (auch als Indizes)

1. Probenbezeichnungen

B8x40	Zugprobe nach DIN 50125
Charpy	Biegeprobe 10x10x55 mm ³ mit verschiedenen Kerbformen
C(T)25	Kompakt-Zugprobe $B = 25$ mm
C(T)25sg	Kompakt-Zugprobe $B = 25$ mm, seitengekerbt, $B_n = 20$ mm
ISO-V	ISO-Spitzkerbprobe, nach DIN EN 10045, Kerbradius 0,25 mm
M(T)20sg	Zugscheibe mit durchgehendem mittigem Fehler, $B = 20$ mm, seitengekerbt, $B_n = 16$ mm
M(T)25sg	Zugscheibe mit durchgehendem mittigem Fehler, $B = 25$ mm, seitengekerbt, $B_n = 20$ mm
N(T)	gekerbte Rundzugprobe, Durchmesser im Kerbgrund 10 mm, Kerbradien 2, 4 bzw. 10 mm
nsg	nichtseitengekerbt
sg	seitengekerbt

2. Sonstiges

2D, 3D	zwei-, dreidimensional
COD	Rißöffnung (crack opening displacement)
EVZ	ebener Verzerrungszustand
ESZ	ebener Spannungszustand
FE(M)	Finite Elemente (Methode)
MW	Mittelwert
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SZ	Stretchzone
SZH	Stretchzonenhöhe
SZW	Stretchzonenweite
UL	Updated Lagrangian (Analysis)

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

