

KfK 4823  
Januar 1991

**Rißausbreitung  
im Stahl AISI 316L  
bei erhöhter Temperatur  
unter statischer und zyklischer  
Belastung**

H. Lange  
Institut für Material- und Festkörperforschung

**Kernforschungszentrum Karlsruhe**



**KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE**  
Institut für Material- und Festkörperforschung

**KfK 4823**

**Rißausbreitung im Stahl AISI 316L  
bei erhöhter Temperatur  
unter statischer und zyklischer Belastung**

**H. Lange**

Von der Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe (TH)  
genehmigte Dissertation

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Als Manuskript gedruckt  
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH  
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

ISSN 0303-4003

## *Crack propagation behaviour in stainless steel AISI 316L at elevated temperatures under static and cyclic loading*

### Abstract

Experimental investigations of crack growth under creep and creep-fatigue conditions are presented. The experiments were performed with the austenitic steel AISI 316L that will be used in fast breeder reactors. A comparison of crack propagation behaviour at temperatures of  $T = 550^{\circ}\text{C}$  and  $T = 700^{\circ}\text{C}$  in common through-thickness cracked specimens and in plates containing surface cracks is carried out by application of several fracture mechanics parameters. The quantitative description of crack initiation times and crack velocities is pursued particularly. The propagation rate of one-dimensional cracks under cyclic loading conditions at  $T = 550^{\circ}\text{C}$  is also treated with fracture mechanical methods. The influence of the hold periods on crack speed is discussed.

## *Rißausbreitung im Stahl AISI 316L bei erhöhter Temperatur unter statischer und zyklischer Belastung*

### Kurzfassung

Im vorliegenden Bericht werden experimentelle Untersuchungen des Rißwachstums infolge von Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung vorgestellt. Als Versuchsmaterial diente der austenitische Stahl AISI 316L, der als Strukturwerkstoff im Schnellen Brüter eingesetzt werden soll. Ein Vergleich des Kriechrißausbreitungsverhaltens in durchgehend gerissenen Bruchmechanikproben und in oberflächenrißbehafteten Platten wird bei den Temperaturen  $T = 550^{\circ}\text{C}$  und  $T = 700^{\circ}\text{C}$  auf Basis verschiedener bruchmechanischer Lastparameter durchgeführt. Es stehen dabei die quantitative Erfassung der Rißinitiierungszeiten und -geschwindigkeiten im Vordergrund. Die Bewertung der Ausbreitung eindimensionaler Risse unter einer zyklischen Belastung bei  $T = 550^{\circ}\text{C}$  wird ebenfalls mit bruchmechanischen Methoden verfolgt, wobei insbesondere die Frage beleuchtet wird, in welcher Weise ein Haltezeiteinfluß auf die Rißausbreitung besteht.

# Inhaltsverzeichnis

<b>0. Einleitung und Aufgabenstellung</b> .....	<b>1</b>
<b>1. Theoretische Grundlagen</b> .....	<b>3</b>
1.1. Allgemeines .....	3
1.2. Kriechrißwachstum .....	3
1.2.1. Materialverhalten unter einachsiger Belastung .....	3
1.2.2. Rißspitzennahe Spannungsfelder .....	4
1.2.2.1. Linear elastisches Materialverhalten .....	4
1.2.2.2. Plastisches Materialverhalten .....	5
1.2.2.4. Elastisch-plastisches Materialverhalten .....	9
1.2.2.5. Stationäres Kriechen .....	10
1.2.2.6. Primäres Kriechen .....	12
1.2.2.7. Vollständiges Materialgesetz .....	13
1.2.2.8. Voraussetzungen .....	14
1.2.3. Referenzspannungen .....	16
1.2.4. Kriechrißwachstumsmodell .....	17
1.3. Kriechermüdungsrißwachstum .....	18
<b>2. Versuchsmaterial</b> .....	<b>20</b>
<b>3. Experimentelle Durchführung</b> .....	<b>22</b>
3.1. Probengeometrie .....	22
3.2. Versuchsaufbau .....	23
3.3. Versuchsablauf .....	23
3.4. Gleichstrompotentialverfahren .....	24
3.5. Messung der Kraftangriffspunktverschiebung .....	25
3.6. Versuchsübersicht .....	26
3.7. Methodik der Versuchsauswertung .....	26
3.7.1. Berechnung der Lastparameter .....	26
3.7.2. Korrekturlösungen für Dreipunktbiegebeanspruchung .....	27
3.8. Korrelation der Belastungsgrößen mit Rißinitiierung und Rißgeschwindigkeit .....	28
3.9. Metallografische Untersuchungen .....	28
<b>4. Meßergebnisse</b> .....	<b>30</b>
4.1. Kriechrißwachstum bei $T = 550^{\circ}\text{C}$ .....	30
4.1.1. Lastparameterwahl .....	30
4.1.2. Zustand zum Zeitpunkt der Lastaufbringung ( $t = 0$ ) .....	30
4.1.2.1. Anfangsverformung .....	30

4.1.2.2. Vergleich theoretischer und gemessener J-Integrale	31
4.1.3. Korrelation der Rißinitiierungszeiten	35
4.1.3.1. Initiierungszeit als Funktion der Referenzspannung	35
4.1.3.2. Rißinitiierungszeit als Funktion des J-Integrals	36
4.1.3.3. Rißinitiierungszeit als Funktion von $C(t)$ und $C_r$	37
4.1.4. Bruchflächen	39
4.1.5. Rißverzweigung	39
4.1.6. Mikrostruktur	41
4.1.7. Korrelation der Rißgeschwindigkeit mit Belastungsgrößen	42
4.1.7.1. Probenspezifisches Rißausbreitungsverhalten	42
4.1.7.2. Rißgeschwindigkeit als Funktion der Referenzspannung	42
4.1.7.3. Rißgeschwindigkeit als Funktion des J-Integrals	43
4.1.7.4. Rißgeschwindigkeit als Funktion des Parameters $C(t)$	44
4.1.7.5. Rißgeschwindigkeit als Funktion des Parameters $C_r$	45
4.1.8. Diskussion der KRW-Versuche bei $T = 550^\circ\text{C}$	46
4.2. Kriechrißwachstum bei $T = 700^\circ\text{C}$	50
4.2.1. Lastparameterwahl	50
4.2.2. Fraktografische Untersuchung	50
4.2.3. Allgemeines Verformungs-Zeit-Verhalten	51
4.2.4. Korrelation der Rißgeschwindigkeiten	51
4.2.4.1. Rißwachstum als Funktion von $C^*$	51
4.2.4.2. Rißwachstum als Funktion der Referenzspannung	54
4.2.5. Berechnung der Rißspitzenkontur	54
4.2.6. Anwendung des Rißwachstummodells von Riedel	54
4.2.7. Diskussion der KRW-Versuche bei $T = 700^\circ\text{C}$	55
4.3. Kriechermüdungsrißwachstumsversuche bei $T = 550^\circ\text{C}$	56
4.3.1. Verformungsverhalten	56
4.3.2. Fraktografie	57
4.3.3. Korrelation der Rißgeschwindigkeiten	59
4.3.3.1. Rißzuwachs als Funktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors	59
4.3.3.2. Rißzuwachs als Funktion des zyklischen J-Integrals	60
4.3.3.3. Haltezeiteinfluß auf Kriechermüdungsrißwachstum	63
4.3.4. Diskussion der KERW-Versuche	65
<b>5. Zusammenfassende Bewertung</b>	<b>68</b>
<b>6. Literaturverzeichnis</b>	<b>72</b>
<b>7. Anhang</b>	<b>79</b>
A1 - K-Faktorlösungen und elastische Verformungen	79
A2 - Referenzspannungen aus plastischer Grenzlast	82

A3 - Lastparameter und Verformungen aus /11/ .....	83
A4 - Korrekturen für SENB-Probe .....	91
A5 - $\sigma_\infty$ aus einachsiger Spannungsverteilung der ungerissenen Biegeplatte .....	92
A6 - Effektive Rißlänge bei elastisch-plastischem Materialverhalten .....	93
<b>8. Tabellen .....</b>	<b>94</b>
<b>9. Abbildungen .....</b>	<b>102</b>
<b>10. Symbolverzeichnis .....</b>	<b>174</b>

## 0. Einleitung und Aufgabenstellung

Bei hohen Temperaturen statisch oder zyklisch beanspruchte Bauteile werden in der technischen Praxis im allgemeinen mit Hilfe von Zeitstand- und Ermüdungsfestigkeitskennwerten ausgelegt, die an einachsigen belasteten Proben ermittelt werden.

Für viele Komponenten, z.B. im Trieb- und Kraftwerksbau, sind diese Berechnungen oft mit zu großen Unsicherheiten behaftet. Herstellungs- und betriebsbedingte Materialfehler führen zu lokalen Spannungskonzentrationen und dadurch zu einem veränderten Materialverhalten. Insbesondere in der Nähe von Rissen können Kriechvorgänge und zyklisch-plastische Verformungen eine Gefügeschädigung bewirken, die zum unterkritischen Rißwachstum führt und das Bauteil schließlich versagen läßt.

In der Vergangenheit wurden deshalb verstärkt Anstrengungen unternommen, das Rißausbreitungsverhalten bei hohen Temperaturen zu untersuchen. Dabei rückte die Fragestellung in den Vordergrund, mit welchen Belastungsgrößen der Zeitpunkt des einsetzenden Rißwachstums (= Rißinitiierungszeit) und die Rißgeschwindigkeit korreliert werden können.

In den meisten Fällen beschränkten sich die Experimente auf herkömmliche, über ihrer gesamten Breite angerissene Bruchmechanikproben. Während diese die Rißausbreitung nur in einer Vorzugsrichtung zulassen, stellen die in der Praxis meist an Oberflächen auftretenden Risse ein zweidimensionales Ausbreitungsproblem dar. Methoden, mit denen die Gesetzmäßigkeiten der eindimensionalen Rißausbreitung auf die zweidimensionale übertragen werden können, sind noch weitgehend unbekannt.

Eine weitere Abkehr von der Realität ist häufig mit der Versuchsführung, bei der die Proben entweder rein statisch oder mit hoher Frequenz zyklisch belastet werden, verbunden. Die Einflüsse einer kombinierten Kriech-Ermüdungsbelastung, die längere Haltezeiten voraussetzen, sind deshalb meist ungewiß.

Der hier untersuchte austenitische Stahl AISI 316L wird als Strukturwerkstoff des Schnellen Brütters im Betriebsfall bei 550°C überwiegend statisch belastet. Wegen An- und Abfahrvorgängen, sowie Laständerungen muß jedoch auch mit einer überlagerten Ermüdungsbeanspruchung des Materials, sowie im Störfall mit einem Temperaturanstieg gerechnet werden.

Vor diesem konkreten Hintergrund wurden die angesprochenen Problemstellungen des unterkritischen Rißwachstums bei erhöhter Temperatur mit folgenden Experimenten behandelt:

- Kriechrißwachstum (KRW) bei  $T = 550^{\circ}\text{C}$  und  $T = 700^{\circ}\text{C}$  von eindimensionalen Rissen und von zweidimensionalen Oberflächenrissen unter konstanter äußerer Belastung.

- Kriechermüdungsrißwachstum (KERW) in Proben mit eindimensionalen Rissen bei  $T = 550^{\circ}\text{C}$  unter konstanter äußerer Belastungsschwingbreite und verschiedenen Haltezeiten.

# 1. Theoretische Grundlagen

## 1.1. Allgemeines

Die folgenden Unterkapitel geben einen kurzen Abriss, der für die Versuchsauswertung notwendigen Theorie, sie beinhalten die benutzten Grundgleichungen und gehen auf die wesentlichsten Voraussetzungen ein.

Es wird ausschließlich der Fall behandelt, daß die äußere Belastung senkrecht zur Rißausbreitungsrichtung wirkt (Modus I-Belastung).

Die vorausgesetzten geometrischen Verhältnisse und die wichtigsten Bezeichnungsgrößen sind für das ein- und zweidimensionale Rißproblem in Abb. 1 und Abb. 2 eingezeichnet. Oberflächenrisse werden dabei als Halbellipsen mit den Halbachsen  $a$  und  $c$  idealisiert.

Während im Fall des eindimensionalen Rißproblems die Belastungsverhältnisse entlang der Rißkontur im allgemeinen nur wenig variieren, können sie bei Oberflächenrisen stark von der Winkellage  $\varphi$  abhängen. Je nachdem, ob Rißinitiierung und -wachstum einem winkelspezifischen oder aber einem gemittelten kritischen Zustand zugeordnet werden, soll zwischen lokalen und globalen Belastungsgrößen unterschieden werden.

## 1.2. Kriechrißwachstum

### 1.2.1. Materialverhalten unter einachsiger Belastung

Eine Grundlage der bruchmechanischen Bewertung rißbehafteter Bauteile kann die Berechnung der rißspitzennahen Spannungs- und Verformungsfelder darstellen. Hierfür ist die Formulierung des Materialverhaltens unter der entsprechenden einachsigen Belastung notwendig.

Im Fall des KRW soll das Bauteil zum Zeitpunkt  $t=0$  idealerweise stufenförmig und danach konstant bei gleichbleibender Temperatur belastet werden. Unter diesen Bedingungen läßt sich das Verformungs-Zeit-Verhalten glatter Zugproben oft gemäß Abb. 3 skizzieren.

Die Gesamtdehnung  $\varepsilon_{\text{ges}}$  setzt sich aus der Anfangsdehnung  $\varepsilon_0$  und dem Kriechanteil  $\varepsilon_{\text{kr}}$  zusammen.

$$\varepsilon_{\text{ges}} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{\text{kr}} \quad (1)$$

Während die Anfangsdehnung neben dem elastischen Anteil  $\varepsilon_{\text{el}}$  auch einen plastischen Anteil  $\varepsilon_{\text{pl}}$  einschließen kann, ist eine Unterteilung der Kriechverformung in primäre, sekundäre und, im weiteren vernachlässigte, tertiäre Kriechanteile ( $\varepsilon_{\text{kr,pr}}$ ,  $\varepsilon_{\text{kr,sek}}$ ,  $\varepsilon_{\text{kr,tert}}$ ) üblich [1]:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (2)$$

$$\varepsilon_{kr} = \varepsilon_{kr,pr} + \varepsilon_{kr,sek} + (\varepsilon_{kr,tert}) \quad (3)$$

Die Berechnung der rißspitzennahen Spannungsfelder vereinfacht sich, wenn die Spannungsabhängigkeit der Verformungsanteile als Potenzgesetze formuliert werden:

$$\varepsilon_0 = \frac{\sigma}{E} + B_0 \sigma^N \quad (4)$$

$$\varepsilon_{kr} = [B_1(1 + p) t]^{\frac{1}{p+1}} \sigma^m + B_2 t \sigma^n \quad (5)$$

Darin sind  $\sigma$  die Spannung,  $t$  die Zeit und  $E$ ,  $B_0$ ,  $B_1$ ,  $B_2$ ,  $N$ ,  $m$ ,  $p$  und  $n$  Materialparameter.

## 1.2.2. Rißspitzennahe Spannungsfelder

Verformt sich ein rißbehaftetes Bauteil lediglich gemäß einem einzigen der Verformungsanteile, so sind die rißspitzennahen Spannungs- und Verformungsfelder bekannt.

### 1.2.2.1. Linear elastisches Materialverhalten

$$\varepsilon_{ges} = \frac{\sigma}{E}$$

Im Fall der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM) können die Spannungen an der Rißspitze mit Hilfe der sogenannten Sneddon-Gleichungen beschrieben werden [2]:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) \quad (6)$$

Als charakteristische Beanspruchungsgröße ist der K-Faktor im allgemeinen von der äußeren Belastung, der Bauteil- und Rißgeometrie abhängig.

$$K = \sigma \sqrt{a} Y \quad (7)$$

( $Y$  = Geometriefunktion,  $\sigma$  = Bruttospannung)

Für viele Probengeometrien mit eindimensionalem Riß stehen analytische Lösungen für Gl. 7 zur Verfügung (z.B. in [3]).

Für die Platte mit halb elliptischen Oberflächenriß unter Zug- und Biegebeanspruchung geben Newman und Raju [4] einfache Ausdrücke für die lokalen K-Faktoren an.

Die Berechnung allgemeiner Lastfälle ist oft mit dem Superpositionsprinzip oder der Gewichtsfunktionsmethode [5] möglich.

Ferner wurden für das zweidimensionale Rißproblem Ansätze entwickelt, globale K-Faktoren zu ermitteln.

Wird die Nachgiebigkeit, bzw. die Compliance  $C$  gemessen, kann der K-Faktor experimentell bestimmt werden:

$$C = \frac{v}{F} \quad (8)$$

$$K = \sqrt{\frac{F^2 E'}{2 B}} \sqrt{\frac{dC}{da}} \quad (9)$$

darin sind  $v$  die Verschiebung der Kraftangriffspunkte,  $B$  die Probenbreite und es gilt  $E' = E$  unter ebenem Spannungszustand (ESZ), bzw.  $E' = E/(1 - \nu^2)$  unter ebenem Dehnungszustand (EDZ).

#### 1.2.2.2. Plastisches Materialverhalten

$$\varepsilon_{ges} = \mathbf{B}_0 \sigma^N$$

Nach Hutchinson [8], Rice und Rosengren [9] ergibt sich für das Spannungsfeld an der Rißspitze:

$$\sigma_{ij} = \left( \frac{J}{I_N r B_0} \right)^{\frac{1}{N+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, N) \quad (10)$$

Darin sind  $I_N$  und  $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta)$  vom Verfestigungsexponenten  $N$  und vom Spannungszustand abhängige Feldkonstanten, die z.B. in [10] tabelliert sind. Spannungsfelder mit der Proportionalität  $\left(\frac{1}{r}\right)^k$  werden im allgemeinen Sprachgebrauch HRR-Felder benannt.

Der Lastparameter  $J$  ist im ebenen Fall als wegunabhängiges Linienintegral um die Rißspitze definiert (Abb. 4):

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (11)$$

$$W = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (12)$$

Darin sind  $W$  die Verformungsenergiedichte,  $n_i$  der Normaleneinheitsvektor auf der inkrementellen Wegeinheit  $ds$  des Integrationsweges  $\Gamma$ ,  $u_i$  der Verschiebungsvektor,  $\sigma_{ij}$  der Spannungstensor und  $\varepsilon_{ij}$  der Dehnungstensor.

Für die experimentelle Bestimmung von J verwendet man in der Regel dessen physikalische Interpretation, nach der es die Differenz der inneren Energie (pro Flächeneinheit) U zweier gleichbelasteter Bauteile mit inkrementell unterschiedlichen Rißlängen ist:

$$J = -\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} = -\frac{1}{B} \frac{\partial}{\partial a} \int_0^v F dv \quad (13)$$

(F = äußere Belastung, v = Verschiebung der Lastangriffspunkte).

Lösungen für das J-Integral, sowie der durch den Riß verursachten Kraftangriffspunktverschiebung  $v_c$  und einer probenspezifisch definierten Rißuferverschiebung  $\Lambda_c$  werden für einige durchgehend gerissene Bruchmechanikproben von Kumar et al. [11] in tabellierter Form angegeben. So gilt z. B. für die CT-Probe:

$$J = B_0 h_1 (W-a) \sigma_{\text{ref}}^{N+1} \quad (14)$$

$$v_c = B_0 h_3 a \sigma_{\text{ref}}^N \quad (15)$$

$$\Lambda_c = B_0 h_2 a \sigma_{\text{ref}}^N \quad (16)$$

Darin sind  $h_1$ ,  $h_2$  und  $h_3$  Funktionen der Geometrie, der Rißlänge, des Spannungszustandes und des Verfestigungsexponenten. Auf die als  $\sigma_{\text{ref}}$  bezeichnete Spannung wird in Kapitel 1.2.3 eingegangen. Bei der Kraftangriffspunktverschiebung muß beachtet werden, daß diese sich aus obigem Anteil  $v_c$  und der Verformung der ungerissenen Probe  $v_{nc}$  zusammensetzt (siehe Kapitel 1.2.2.8.).

Nachteil der Lösungen Gl. 14-16 bei der praktischen Anwendung ist die starke Abhängigkeit der Funktionen  $h_1$ ,  $h_2$ ,  $h_3$  und der Referenzspannung vom Spannungszustand, der nicht immer bekannt ist, sowie vom Exponenten N, der nicht ganz eindeutig bestimmt werden kann. Deshalb werden oft andere Beziehungen bevorzugt, die mit experimentellen Ergebnissen verknüpft sind.

Mit der gemessenen Kraftangriffspunktverschiebung  $v_{c,m}$  kann J experimentell aus dem Verhältnis der Gleichungen 14 und 15 ermittelt werden:

$$J = \left( \frac{J}{v_c} \right)_{\text{theor.}} v_{c,m} = \frac{h_1}{h_3} \left( \frac{W-a}{a} \right) \sigma_{\text{ref}} v_{c,m} \quad (17)$$

Hierin ist der berechnete Term  $\sigma_{\text{ref}} h_1/h_3$  vernachlässigbar vom Spannungszustand und meistens nur wenig vom Verfestigungsexponenten abhängig.

Die experimentelle Bestimmung des J-Integrals nach Gl. 13 kann mit der Mehrprobenmethode [12] oder, weniger aufwendig, mit einer Probe und Näherungslösungen erfolgen. Mit der Fläche U unter dem Kraft-Verschiebungsdiagramm zeigen Rice et al. [13] für CT- und Biegeproben (Abb. 5):

$$J = \frac{2}{B(W-a)} (U - U_{nc}) \quad (18)$$

$U_{nc}$  resultiert aus der Verformungsarbeit der ungerissenen Probe.

Für CT-Proben empfiehlt die ASTM-Norm [92] die Berechnung des (plastischen) J-Integrals aus dem plastischen Verformungsanteil  $U_{pl}$  der Fläche unter dem Fv-Diagramm (siehe auch Kapitel 1.2.2.4.):

$$J_{pl} = \frac{U_{pl}}{B(W-a)} \left[ 2 + 0.522 \left( 1 - \frac{a}{W} \right) \right] \quad (18a)$$

Für die Bestimmung der J-Integral-Lösungen von Oberflächenrissen sind im konkreten Fall aufwendige dreidimensionale Finite-Element- Analysen notwendig (z.B. [14],[15]).

Oft versucht man deshalb diese Rißprobleme mit einfachen Näherungs- bzw. Vergleichslösungen zu bewerten.

#### Zweidimensionale Vergleichslösungen:

He und Hutchinson [16] untersuchen den kreisförmigen Riß in der unendlichen Platte. Wirkt im Unendlichen die Spannung  $\sigma_\infty$  senkrecht zur Rißfläche, dann gilt näherungsweise:

$$J_{KR} = \frac{6}{\pi \sqrt{1 + \frac{3}{N}}} a B_0 \sigma_\infty^{N+1} \quad (19)$$

bzw. in Tabellenform, ähnlich Gl. 14 und 16:

$$J_{KR} = h_1 a B_0 \sigma_\infty^{N+1} \quad (20)$$

$$\Lambda_c = h_3 a B_0 \sigma_\infty^N \quad (21)$$

Die Übertragung der Gl. 19-21 auf den Oberflächenriß muß drei Kriterien berücksichtigen:

- endliche Probenabmessungen
- freie Probenoberflächen
- gegebenenfalls inhomogene Spannungsverteilung über dem ungerissenen Probenquerschnitt (z.B. bei Biegung)

Eine vor allem für kleine Risse und für Verfestigungsexponenten nahe eins erfolgsversprechende Modifikation von Gl. 19 bietet die "elastische Korrektur" nach Dowling [17]:

$$J_{\text{HEO},1} = J_{\text{KR}} \left( \frac{Y_{\text{HEO}}}{Y_{\text{KR}}} \right)^2 \quad (22)$$

Darin sind

$J_{\text{HEO},1}$  - J-Integrallösung des halbelliptischen Oberflächenrisses

$Y_{\text{KR}}, Y_{\text{HEO}}$  - Geometriefunktion nach Gl. 7 für den kreisförmigen Innenriß und den halbelliptischen Oberflächenriß. Für den kreisförmigen Riß gibt es eine analytische K-Faktorlösung:

$$K_{\text{KR}} = \sigma \sqrt{a} Y_{\text{KR}} = \sigma \sqrt{a} \frac{2}{\sqrt{\pi}} \quad (23)$$

Mit gewichtet gemittelten K-Faktoren nach [73]

$$\overline{K}_A^2 = \frac{1}{\Delta S_A} \int_{\Delta S_A} K^2(\varphi) d|\Delta S_A(\varphi)| \quad (24)$$

$$\overline{K}_B^2 = \frac{1}{\Delta S_B} \int_{\Delta S_B} K^2(\varphi) d|\Delta S_B(\varphi)| \quad (25)$$

für die Punkte A und B in Abb. 6 lassen sich entsprechende globale J-Werte berechnen:

$$\overline{J}_A = J_{\text{KR}} \left( \frac{\overline{K}_A}{K_{\text{KR}}} \right)^2 \quad \text{bzw.} \quad \overline{J}_B = J_{\text{KR}} \left( \frac{\overline{K}_B}{K_{\text{KR}}} \right)^2 \quad (26)$$

Lediglich einen globalen J-Integral-Wert erhält man, wenn die Rißuferverschiebung  $\Lambda_{c,m}$  gemessen wird, und J analog Gl. 17 bestimmt wird:

$$\left( \frac{J}{\Lambda_c} \right)_{\text{HEO},2} \equiv \left( \frac{J}{\Lambda_c} \right)_{\text{KR}} \quad (27)$$

$$J_{\text{HEO},2} = \frac{h_1}{h_3} \sigma_{\infty} \Lambda_{c,m} \quad (28)$$

### Eindimensionale Vergleichslösungen:

Bei im Vergleich zum Probenquerschnitt großen Oberflächenrissen kann die Übertragung des zweidimensionalen Rißproblems auf einen eindimensionalen Referenzfall, für den das J-Integral bekannt ist, befriedigende Ergebnisse liefern. Die Kriterien für die Formulierung des Referenzproblems können, neben der Forderung nach gleicher Geometrie und äußerer Belastung, entweder die Gleichheit der Rißflächen oder einer Verformungsgröße, z.B. der Kraftangriffspunktverschiebung  $v_c$  sein:

$$\Lambda_{\text{RiB},2D} = \Lambda_{\text{RiB},1D} \quad (29)$$

$$V_{c,2D} = V_{c,1D} \quad (30)$$

### Beziehung zwischen J und der Rißaufwölbung:

Unter der Voraussetzung, daß vor der Rißspitze lokal HRR-Felder nach Gl. 10 vorliegen, besteht eine Proportionalität zwischen dem J-Integral und der in Abb. 7 definierten Rißaufwölbung  $\delta_t$ :

$$J = B_0 \frac{1}{N} D_N \delta_t \quad (31)$$

mit einer vom Spannungszustand und Verfestigungsexponenten abhängigen Feldgröße  $D_N$ , die z.B. in [10] tabelliert ist.

### 1.2.2.4. Elastisch-plastisches Materialverhalten

$$\varepsilon_{ges} = \frac{\sigma}{E} + B_0 \sigma^N$$

Auch wenn das Verformungsverhalten des Bauteils mit der vollständigen Ramberg-Osgood-Beziehung, Gl. 4, beschrieben werden muß, kann das J-Integral als Belastungsgröße verwendet werden. In diesem Fall kann man es sich aus einem elastischen und einem plastischen Anteil ( $J_{el}$ ,  $J_{plast}$ ) zusammengesetzt vorstellen. Das elastische J-Integral  $J_{el}$  berechnet sich aus der in der LEBM gültigen und in Gl. 22 bereits verwendeten Relation:

$$J_{el} = \frac{K^2}{E'} \quad (32)$$

Wird der plastische Anteil des J-Integrals mit den im EPRI-Handbuch [11] angegebenen Beziehungen ermittelt, muß der elastische Beitrag, Gl. 32, mit einer effektiven Rißlänge  $a_{eff}$  berechnet werden:

$$J = J_{el}(a_{eff}) + J_{pl}(a) \quad (33)$$

$a_{eff}$  ergibt sich aus einem in [11] vorgeschlagenen und in Anhang A6 wiedergegebenen Formalismus.

Ein Entscheidungskriterium, ob die Bauteilverformung vorwiegend linear elastisch oder elastisch-plastisch erfolgt, stellt die Abschätzung der plastischen Zone  $\omega$  an der Rißspitze dar. Nur wenn diese klein gegenüber der Rißlänge und dem Restligament ist, können die Methoden der LEBM angewendet werden.

Die ASTM-Norm [6] zur Bestimmung der Rißzähigkeit  $K_{Ic}$  empfiehlt:

$$(a, W - a) \geq 2.5 \left( \frac{K}{R_{p0.2}} \right)^2 \quad (34)$$

$\omega$  läßt sich nach [7] näherungsweise angeben:

$$\text{Für EDZ: } \omega = \frac{1}{3\pi} \left( \frac{K}{R_{p0.2}} \right)^2 \quad (35)$$

$$\text{Für ESZ: } \omega = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K}{R_{p0.2}} \right)^2 \quad (36)$$

$R_{p0.2}$  ist die Streckgrenze bei 0.2% plastischer Dehnung

### 1.2.2.5. Stationäres Kriechen

$$\varepsilon_{ges} = B_2 \sigma^n t$$

Mit Hilfe der Hoff'schen Analogie [18] läßt sich zeigen, daß die rißspitzennahen Spannung- und Verformungsfelder für das Nortonsche Kriechgesetz die selben Gesetzmäßigkeiten aufweisen, wie diejenigen für das Verfestigungsgesetz in Kapitel 1.2.2.2. und somit HRR-Felder sind [19]:

$$\sigma_{ij} = \left( \frac{C^*}{I_n B_2 \Gamma} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (37)$$

Hierin sind  $I_n$ ,  $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$  wiederum Feldkonstanten, die bei Gleichheit von  $n$  und  $N$  den Größen  $I_N$  und  $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, N)$  entsprechen.  $C^*$  ist als viskoelastisches Analogon zum J-Integral als weg-unabhängiges Linienintegral um die Rißspitze definiert (Abb. 4):

$$C^* = \int_{\Gamma} (W^* dy - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x} ds) \quad (38)$$

$$C^* = -\frac{1}{B} \frac{\partial U^*}{\partial a} = -\frac{1}{B} \frac{\partial}{\partial a} \int_0^{\dot{v}} F d\dot{v} \quad (39)$$

$$W^* = \int \sigma_{ij} d\dot{\varepsilon}_{ij} \quad (40)$$

Das Potential  $U^*$  kann für experimentelle Zwecke als die zeitliche Änderung der äußeren Arbeit aufgefaßt werden. ( $\dot{v}$  = Verschiebungsgeschwindigkeit der Kraftangriffspunkte).

Für die Bestimmung des  $C^*$ -Parameters gelten im Prinzip die gleichen Einschränkungen und ähnliche Beziehungen, wie für das J-Integral. Insbesondere können das  $C^*$ -Integral, sowie

die Verschiebungsgeschwindigkeiten der Kraftangriffspunkte  $\dot{v}_c$  und der Rißufer  $\dot{\Lambda}_c$  aus den Gleichungen 14 bis 16 berechnet werden, wenn die entsprechenden Materialparameter  $N$ ,  $B_0$  mit  $n$ ,  $B_2$  vertauscht werden:

$$C^* = B_2 h_1 (W - a) \sigma_{\text{ref}}^{n+1} \quad (41)$$

$$\dot{v}_c = B_2 h_3 a \sigma_{\text{ref}}^n \quad (42)$$

$$\dot{\Lambda}_c = B_2 h_2 a \sigma_{\text{ref}}^n \quad (43)$$

$$C^*_{\text{KR}} = \frac{6}{\pi \sqrt{1 + \frac{3}{n}}} a B_2 \sigma_{\infty}^{n+1} \quad (44)$$

$$C^*_{\text{HEO},1} = C^*_{\text{KR}} \left( \frac{Y_{\text{HEO}}}{Y_{\text{KR}}} \right)^2 \quad (45)$$

oder experimentell:

$$C^* = \frac{h_1}{h_3} \left( \frac{W - a}{a} \right) \sigma_{\text{ref}} \dot{v}_{c,m} \quad (46)$$

$$C^*_{\text{HEO},2} = \frac{h_1}{h_3} \sigma_{\infty} \dot{\Lambda}_{c,m} \quad (47)$$

Auf Gl. 39 basiert die experimentelle Bestimmung von  $C^*$  nach der Mehrprobenmethode von Landes und Begley [20], wie auch eine Reihe von Näherungsmethoden, die im allgemeinen die folgende Form besitzen (z.B. in [21], [22], [23]):

$$C^* = \text{const} \frac{\dot{v} F}{B (W - a)} \quad (48)$$

Darin kann die Konstante von der Geometrie, vom Nortonexponenten und gegebenenfalls von der Rißlänge abhängen.

**Beziehung zwischen Rißaufwölbung und  $C^*$ :** Unter der Voraussetzung, daß das Material stationär kriecht, leitet Riedel [25] Zusammenhänge zwischen der Rißaufwölbung  $u$  und  $C^*$  mit den geometrischen Bedingungen nach Abb. 7 her:

$\dot{a} = 0$ :

$$u = \left[ 2 \frac{|\tilde{u}_\theta(\pi)|^{1 + \frac{1}{n}}}{I_n(\tan\beta)^{\frac{1}{n}}} \right] B_2^{\frac{1}{n}} C^* t^{1 + \frac{1}{n}} \quad (49)$$

$\dot{a} = \text{const} \neq 0, x \geq 0$ :

$$u = 2 \frac{n+1}{n+2} B_2 |\tilde{u}_\theta(\pi)| \frac{1}{a} \left[ \frac{C^*}{I_n B_2} \right]^{\frac{n}{n+1}} (\Delta a - x)^{\frac{n+2}{n+1}} \quad (50)$$

### 1.2.2.6. Primäres Kriechen

$$\varepsilon_{ges} = [B_1(1+p)t]^{\frac{1}{p+1}} \sigma^m$$

bzw. bei veränderlicher äußerer Belastung und unter der Annahme, daß das Verformungsverhalten von der aktuellen Dehnung abhängt (Dehnungsverfestigung):

$$\dot{\varepsilon}_{ges} = B_1 \sigma^{m(1+p)} \varepsilon_{ges}^{-p} \quad (51)$$

Riedel [25] zeigt, daß bei obigem Verformungsgesetz das rißspitzennahe Spannungsfeld HRR-Charakter besitzt:

$$\sigma_{ij} = \left( \frac{C_h^*}{I_m \bar{B} r} \right)^{\frac{1}{m+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(m, \theta) \quad (52)$$

$$\bar{B} = [B_1(1+p)]^{\frac{1}{1+p}} \quad (53)$$

Worin die Feldkonstanten  $I_m$ ,  $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, m)$  bei Gleichheit mit  $n$  oder  $N$  den Größen  $I_n$ ,  $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$  bzw.  $I_N$  und  $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, N)$  entsprechen. Den Lastparameter  $C_n^*$  definiert Riedel aus dem J-Integral und dessen Zeitabhängigkeit:

$$C_h^* = \frac{J}{t^{\frac{1}{1+p}}} \quad (54)$$

Die Bestimmung von  $C_n^*$  erfolgt ähnlich dem  $C^*$ - und J-Integral:

$$C_h^* = \bar{B} h_1 (W-a) \sigma_{ref}^{m+1} \quad (55)$$

$$\dot{v}_c = \frac{1}{p+1} t^{\frac{-p}{1+p}} \bar{B} h_3 a \sigma_{ref}^m \quad (56)$$

$$C_h^* = \frac{h_1}{h_3} \left( \frac{W-a}{a} \right) \sigma_{ref} (p+1) t^{\frac{p}{p+1}} \dot{v}_{c,m} \quad (57)$$

### 1.2.2.7. Vollständiges Materialgesetz

$$\varepsilon_{ges} = \frac{\sigma}{E} + B_0 \sigma^N + [B_1(1+p)t]^{\frac{p}{1+p}} \sigma^m + B_2 t \sigma^n$$

Eine Methodik, die rißspitzennahen Zustände für das verallgemeinerte Materialgesetz zu erfassen, basiert auf der Arbeit von Riedel und Rice [27]. Ihre Überlegungen resultieren in der Vorstellung, daß sich nach Lastaufbringung in einem elastisch-plastischen Spannungsfeld an der Spitze eines stationären Risses eine Zone ausbildet, in der die primären Kriechdehnungen dominieren. Innerhalb dieser primären Kriechzone entwickelt sich wiederum ein sekundärer Kriechbereich, der nach genügend langer Zeit das gesamte Bauteilverhalten bestimmt und sich mit Gl. 37 beschreiben läßt:

$$t \rightarrow \infty : \sigma_{ij} \propto C^* \frac{1}{n+1}$$

**Kurzzeitlösungen:** Für sehr kurze Zeiten ( $t \ll$ ) und unter der Voraussetzung, daß das Materialverhalten nur zwei Verformungsanteile umfaßt, leitet Riedel [26] die rißspitzennahen Spannungsfelder her. Durch Gleichsetzen dieser Kurzzeitlösungen mit der Langzeitlösung ( $t \rightarrow \infty$ ) lassen sich die Übergangszeiten  $t_1$ ,  $t_2$  und  $t_3$  definieren, die ein Maß für den zeitlichen Gültigkeitsbereich der in den entsprechenden HRR-Feldern enthaltenen Lastparameter sind:

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{kr,sek}$$

Kurzzeitlösung:

$$\sigma_{ij} = \left[ \frac{J}{(n+1)I_n B_2 r t} \right]^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (58)$$

Übergangszeit:

$$t_1 = \frac{J}{(n+1)C^*} \quad (59)$$

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{kr,pr} + \varepsilon_{kr,sek}$$

Kurzzeitlösung:

$$\sigma_{ij} = \left[ \frac{C_h^*}{(p+1)I_n B_2 r t^{\frac{p}{p+1}}} \right]^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (60)$$

Übergangszeit:

$$t_2 = \left( \frac{C_h^*}{(p+1)C^*} \right)^{\frac{p+1}{p}} \quad (61)$$

$$\varepsilon_{\text{ges}} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{\text{kr,pr}}$$

Kurzzeitlösung:

$$\sigma_{ij} = \left[ \frac{J}{((m+1)t)^{\frac{1}{1+p}} I_m \bar{B} r} \right]^{\frac{1}{m+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, m) \quad (62)$$

Übergangszeit:

$$t_3 = \frac{1}{m+1} \left( \frac{J}{C_h^*} \right)^{p+1} \quad (63)$$

Strenggenommen besteht die Anfangsdehnung  $\varepsilon_0$  in den Gleichungen 58, 59 und 62, 63 nur aus elastischen oder ausschließlich aus plastischen Verformungen.

Mit den Übergangszeiten  $t_1$  und  $t_2$  definiert wiederum Riedel [25] die Belastungsgröße  $C(t)$ , die näherungsweise für alle Zeiten  $t > 0$  ein Maß für die Spannungsüberhöhung am RiB darstellen soll:

$$C(t) = \left( 1 + \left( \frac{t_1}{t} \right) + \left( \frac{t_2}{t} \right)^{\frac{p}{p+1}} \right) C^* \quad (64)$$

Im Übergangsbereich  $t \leq t_1, t_2, t_3$  kann der Parameter  $C(t)$  nicht experimentell bestimmt werden. Eine ungenaue Beschreibung des Werkstoffverhaltens oder eine falsche Annahme des Spannungszustandes, die zu einer Verfälschung der Parameter  $J$ ,  $C^*$  und  $C_h^*$  führen, haben daher eine fehlerbehaftete Kalkulation von  $C(t)$  zur Folge. Lediglich das J-Integral, das in die Übergangszeit  $t_1$  eingeht, kann bei der Belastung gemessen werden.

Es gibt jedoch Annahmen [25], daß das in diesem Zeitbereich nach Gl. 46 berechnete  $C^*$ -Integral in etwa gleich der Näherungslösung Gl. 64 ist. Zur Unterscheidung zu dem für stationäres Kriechen definierten  $C^*$  wird diese Meßgröße im allgemeinen als  $C_t$  bezeichnet:

$t \leq t_1, t_2, t_3$  (Bsp. CT-Probe):

$$C_t = \frac{h_1}{h_3} \frac{W-a}{a} \sigma_{\text{ref}} \dot{v}_{c,m} \quad (65)$$

$t \gg t_1, t_2, t_3$ :

$$C_t = C(t) = C^* \quad (66)$$

### 1.2.2.8. Voraussetzungen

**Instationäre Risse:** Eine der wesentlichsten Voraussetzungen der obigen Theorie ist die Annahme eines stationären Risses. Sie gilt daher strenggenommen nur für die Versuchsdauer

bis zur Rißinitiierung. Im allgemeinen werden jedoch, gerechtfertigt durch die sehr geringen Rißgeschwindigkeiten, die angegebenen Gleichungen auch auf wachsende Risse angewendet. Gemäß der Vorstellung, daß der Rißzuwachs durch mikrostrukturelle Vorgänge hervorgerufen wird, die wiederum aus den Spannungs- und Verformungszuständen an der Rißspitze resultieren, erwartet man einen Zusammenhang der Rißgeschwindigkeit mit den HRR-Feldern bzw. deren charakteristischen Lastparametern.

In einer theoretischen Untersuchung zeigen Hui und Riedel [28], daß die rißspitzennahen Felder wachsender Risse bei elastisch-nichtlinear viskosem Materialverhalten (hier: elastische Anfangsverformung und sekundäre Kriechverformung) mit  $n > 3$  eine andere Singularität besitzen als solche vor stationären Rissen. Sie weisen aber gleichzeitig darauf hin, daß in den meisten praktischen Anwendungsfällen der Gültigkeitsbereich dieser Felder verschwindend klein ist und die rißspitzennahen Zustände von den stationären HRR-Feldern geprägt bleiben.

Andererseits schlußfolgert Hart [29], daß für  $n < 3$  immer die elastische Singularität  $\sigma_{ij} \propto r^{-0.5}$  besteht.

In jedem Fall muß bei der experimentellen Bestimmung der Lastparameter  $C_n^*$  und  $C^*$  nach Gl. 46 bzw. 57 gewährleistet sein, daß die darin auftretende Kraftverschiebungsgeschwindigkeit  $\dot{v}_c$  nur aus der Kriechverformung  $\partial v_c / \partial t$  resultiert. Bei Rißwachstum setzt sich die gesamte Verformungsgeschwindigkeit ( $dv/dt$ ) aus einem Kriechanteil und einem Anteil, der dem Rißzuwachs zuzuschreiben ist, zusammen:

$$\frac{dv_c}{dt} = \frac{\partial v_c}{\partial t} + \frac{\partial v_c}{\partial a} \dot{a} \quad (67)$$

( $\dot{a}$  = Rißgeschwindigkeit)

Bei höheren Rißgeschwindigkeiten kann der aus der Rißlängenzunahme hervorgehende 2. Term in Gl. 67 die gemessene Geschwindigkeit  $\dot{v}_c$  dominieren und somit eine Verfälschung der Belastungsgrößen bewirken.

Eine Abschätzung von  $\partial v_c / \partial a$  ist im allgemeinen Fall und insbesondere im Hinblick auf die plastischen Verformungsanteile nicht möglich.

Hollstein und Kienzler [30] berücksichtigen in ihrer Arbeit bei der Größe  $\partial v_c / \partial a$  lediglich den elastischen Anteil, der sich aus der Compliance und Gl. 7 bis 9 berechnen läßt. Maas und Pineau [31] untersuchten den Stahl AISI 316L bei 600 bzw. 650°C und stellen fest, daß bereits ab Rißgeschwindigkeiten  $\dot{a} \approx 10^{-3}$  mm/h diese die Lastparameter signifikant vergrößern. Sie schlagen die Berechnung von  $\partial v_c / \partial a$  mit Hilfe des Materialgesetzes für die primäre und sekundäre Kriechverformung vor.

Bei der experimentellen Bestimmung der Lastparameter aus der Kraftverschiebung muß ferner bedacht werden, daß diese sich aus den Verformungsanteilen der gerissenen und ungerissenen Probenbereiche  $v_c$  ( $\dot{v}_c$ ) und  $v_{nc}$  ( $\dot{v}_{nc}$ ) zusammensetzt. Wenn  $v_c$  nicht deutlich größer als  $v_{nc}$  ist, muß letztere von der gemessenen Gesamtverschiebung  $v_m$  abgezogen werden. Dies

bedeutet, daß  $v_{nc}$  entweder berechnet oder an einer ungerissenen Struktur gemessen werden muß.

**Rißaufwölbung ("Blunting"):** Die Herleitung der rißspitzennahen Felder basiert auf der Vorstellung eines scharfen Risses. Im Realfall verursachen plastische Anfangs- und Kriechverformungen eine Abrundung der Rißspitze, wodurch die HRR-Felder zunehmend ihre Gültigkeit in unmittelbarer Rißnähe einbüßen [32].

Die Anwendbarkeit der Theorie läßt sich abschätzen durch:

$$(a, W - a) > 2 M \delta_t \quad (68)$$

Für den geometrieabhängigen Faktor  $M$  finden McMeeking und Parks [33] bei CT-Proben  $M = 25$  und bei mittigerissenen Zugproben  $M = 200$ .

**Homogener Werkstoff:** Die Theorie baut auf kontinuumsmechanische Beziehungen auf - durch mikrostrukturelle Vorgänge verursachte Materialinhomogenitäten bleiben unberücksichtigt. Die Schädigung des Werkstoffs, z.B. in Form von Hohlrumbildung und -wachstum, die zur Rißausbreitung führt, muß sich auf eine relativ kleine Prozeßzone um die Rißspitze beschränken. Eine Abschätzung der zulässigen Ausdehnung dieses geschädigten Bereichs in Abhängigkeit der Rißlänge und der Bauteilgeometrie gibt Riedel in [25] an.

### 1.2.3. Referenzspannungen

Eine Alternative zu der Bewertung von Rißinitiierung und -geschwindigkeit mit den Lastparametern der rißspitzennahen Spannungsfelder bietet die Definition einer geeigneten, auf das Restligament bezogenen Spannung.

Neben der Verwendung elastisch berechneter Referenzspannungen [20], geht man bei Kriechrissen oft von einer Homogenisierung der Spannungsverteilung im rißbehafteten Querschnitt aus und berechnet sich eine Referenzspannung analog zu der sogenannten plastischen Grenzlast:

Die Spannungsverteilung im Restligament wird unter Zugbelastung als homogen, bzw. unter Biegebelastung als rechteckförmig angenommen. Die Größe der Referenzspannung ergibt sich dann aus dem Kräfte- und Momentengleichgewicht mit der äußeren Belastung, wobei die Mehrachsigkeit über das verwendete Fließkriterium eingeht.

In der Literatur finden sich Lösungen dieser Referenzspannung für viele gängige Bruchmechanikproben in Form von Gl. 69 (z.B. in [34]):

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{1}{m} \sigma_{\text{brutto}} \quad (69)$$

Darin ist  $m$  ein von der Geometrie und dem Spannungszustand abhängiger Faktor und  $\sigma_{\text{brutto}}$  ist eine auf den ungerissenen Querschnitt bezogene, elastisch berechnete Spannung.

Neben der Verwendung als Lastparameter zur Beschreibung von Rißinitiierung und -wachstum, findet man die aus der plastischen Grenzlast hergeleitete Referenzspannung

- bei der Formulierung der Belastungs- und Verformungsgrößen im EPRI-Handbuch [11].
- im Zusammenhang mit der sogenannten Referenzspannungsmethode [74], bei der die Verlängerung des rißbehafteten Bauteils mit derjenigen eines glatten, mit der Referenzspannung belasteten Stabes der Länge  $l_{\text{ref}}$  gleichgesetzt wird. Die Referenzlänge ist geometrie- und zumeist rißlängenabhängig.
- bei der Herleitung von experimentell anwendbaren Näherungslösungen des Parameters  $C^*$ , wobei auf Gl. 39 und die Referenzspannungsmethode zurückgegriffen wird (z.B. in [23]).

#### 1.2.4. Kriechrißwachstumsmodell

In der Vergangenheit wurden etliche Modelle entwickelt, die die Vorhersage von Rißinitiierung und -wachstum bezwecken [35]-[38]. Sie unterscheiden sich u.a. in den zugrundegelegten Schädigungsmechanismen, sowie der Verknüpfung von kontinuumsmechanischen Verhältnissen mit mikrostrukturellen Mechanismen, und können weiterhin nach einschränkenden Annahmen (z.B. stationärer/instationärer Riß) unterteilt werden.

Da zum einen die in den Modellen verankerten Voraussetzungen für die Versuche nicht zutrafen, und zum anderen viele der benötigten Materialparameter unbekannt waren, wurde letztendlich nur das Modell von Riedel [25] auf die Experimente angewendet.

Riedel behandelt den Fall, daß das Bauteil stationär kriecht, und daß Rißinitiierung und -wachstum von einer kritischen Versagensdehnung  $\epsilon_r$ , die in einem materialspezifischen kritischen Abstand  $x_c$  vor der Rißspitze von dem HRR-Feld Gl. 37 aufgebaut werden muß, abhängen. Für die Rißgeschwindigkeit  $\dot{a}$  und die Initiierungszeit  $t_i$  gilt dann:

$$t_i = \left( \frac{I_n B_2 x_c}{C^*} \right)^{\frac{n}{n+1}} \frac{\epsilon_r}{B_2 \tilde{\sigma}_e^n} \quad (70)$$

$$\dot{a} = \tilde{\sigma}_e^n (B_2 x_c)^{\frac{1}{n+1}} \left( \frac{C^*}{I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} \frac{\dot{A}}{\epsilon_r} \quad (71)$$

mit  $\tilde{\sigma}_e =$  HRR-Winkelfunktion der Mises-Vergleichsspannung bei  $\theta = 0^\circ$ ,  $A = (a - a_0)/x_c$ .  $\dot{A}$  muß aus einem numerisch zu lösenden Integral entwickelt werden (siehe [25], S.275).

Wenn man die Vorstellung, daß die Reißinitiiierung von einer kritischen Versagensdehnung abhängt, auf die Kurzzeitlösungen Kapitel 1.2.2.7. überträgt, so folgt daraus:

- Stationäre Kriechzone in einem plastischen Umfeld, Gl. 58

$$t_i \sim J^{-n} \quad (72)$$

- Stationäre Kriechzone in einer primär kriechenden Umgebung , Gl. 60

$$t_i \sim C_h^* \frac{-n(p+1)}{p+n+1} \quad (73)$$

- Primäre Kriechzone in einem plastischen Umfeld, Gl. 62

$$t_i \sim J^{-m(1+p)} \quad (74)$$

### 1.3. Kriechermüdigungsrißwachstum

Die Bewertung von Kriechermüdigungsrisen kann wiederum prinzipiell mit einer Referenzspannung oder mit einem Lastparameter der rißspitzennahen Spannungsfelder erfolgen. Die letztere Methode setzt die Kenntnis des einachsigen Materialverhaltens voraus, wobei mit Bezug auf die hier durchgeführten KERW-Versuche die Belastung rechteckförmig mit konstanter Amplitude  $F_{\max}$  und konstanter Schwingbreite  $\Delta F = F_{\max} - F_{\min}$  erfolgen soll ( $F_{\min}/F_{\max} = R = \text{const} = 0.05$ , Abb. 8).

Generell ist damit zu rechnen, daß die pro Lastspiel aufgebaute Gesamtverformung sich aus zyklisch-elastischen, zyklisch-plastischen und Kriechanteilen zusammensetzt und sich als zeitliche Ableitung in folgender Form darstellen läßt, [25]:

$$\dot{\epsilon}_{\text{ges}} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + (B_0 N) \Delta \sigma^{N-1} \dot{\sigma} + B_1 \epsilon^{-p} \sigma^{m(1+p)} + B_2 \sigma^n \quad (75)$$

Darin sind  $\Delta \sigma$  die Spannungsschwingbreite zwischen der Minimallast und der aktuellen Belastung,  $N$ ,  $B_1$ ,  $m$ ,  $p$ ,  $B_2$ ,  $n$  Materialkonstanten entsprechend Kapitel 1.2. und  $\dot{\sigma}$  die zeitliche Ableitung der Spannung. Der Verfestigungsexponent  $N$  spielt hier bei der Behandlung des KERW keine Rolle,  $N$  wird daher im folgenden als Abkürzung der Lastspielzahl verwendet.

Wenn das Verformungsverhalten der Probe nur durch einen der beiden Kriechterme bestimmt würde, wäre eine Korrelation der Rißgeschwindigkeit mit  $C_h^*$  oder  $C^*$  nach Kapitel 1.2.2.5. und 1.2.2.6. zu erwarten.

Im Bereich der LEBM, d.h. bei zyklisch-elastischer Bauteilverformung mit verschwindend kleiner zyklisch-plastischer Zone, werden die Spannungsschwingbreiten an der Rißspitze und

damit auch der Rißzuwachs pro Lastwechsel  $da/dN$  durch den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  ausgedrückt:

$$\Delta K = K(F_{\max}) - K(F_{\min}) = (1 - R)K_{\max} \quad (76)$$

Dieser Fall der Ermüdungsrißausbreitung wird in vielen Veröffentlichungen, z.B. [39], [40] abgehandelt. In einem mittleren Geschwindigkeitsbereich ( $10^{-5} > da/dN > 10^{-3} \text{mm/Zyklus}$ ) kann häufig die sogenannte Paris-Beziehung angewendet werden:

$$\frac{da}{dN} = C_0 \Delta K^q \quad (77)$$

(  $C_0$  und  $q$  sind Materialkonstanten ).

Das Ermüdungsrißausbreitungsverhalten unter zyklisch-elastischer und -plastischer Verformung untersuchen u.a. Wüthrich [41], Heitmann et al. [42], sowie Shuilong und Yizhong [43]. Als geeigneter Korrelationsparameter der Rißzuwachsrate verwenden sie eine als zyklisches J-Integral zu bezeichnende Größe, die mit  $\Delta J$  oder  $Z$  abgekürzt wird.  $Z$  setzt sich aus einem elastischen und plastischen Anteil zusammen:

$$Z = Z_{el} + Z_{pl} \quad (78)$$

$$Z_{el} = \frac{\Delta K^2}{E'} \quad (79)$$

$Z_{pl}$  läßt sich analog zu  $J$  aus Gl. 14 mit den Materialparametern der zyklisch-plastischen Verformung berechnen. Dowling und Begley [44] ermitteln  $Z$  für CT-Proben experimentell aus der Fläche unter dem Kraft-Verformungsschrieb aus Gl. 18, wobei sie die zyklische Verformungsenergie  $\Delta U$  anstelle von  $U$  verwenden (Abb. 5).

Die Separation der Rißwachstumsrate in einen Ermüdungs- und einen Kriechanteil, wie es Gladwin et al. [45] praktizieren, ist u.U. möglich, wenn elastisch-plastische und Kriechverformungen gemeinsam zu berücksichtigen sind:

$$\frac{da}{dN}_{ges} = \frac{da}{dN}_{kr} + \frac{da}{dN}_{Ermüdung} \quad (80)$$

Da der Einfluß der Kriechverformung bzw. -schädigung auf die unterkritische Rißausbreitung mit zunehmenden Haltezeiten  $t_{\max}$  und  $t_{\min}$  steigt, kann man erwarten:

- $t_{\max}, t_{\min} \gg$       $\dot{a} = f(J \text{ bzw. } C_h^*, \text{ bzw. } C^*, \text{ bzw. } C(t))$
- $t_{\max}, t_{\min} \ll$       $\dot{a} = f(Z \text{ bzw. } \Delta K)$

Ansätze einer Theorie für den Zwischenzeitbereich entwickelt Riedel in [25].

## 2. Versuchsmaterial

Die Proben wurden aus dem rostfreien, austenitischen Stahl X2CrNiMoN 1712 (AISI 316L, DIN 1.4909) gefertigt. Als Grundmaterial lagen lösungsgeglühte und im Wasserbad abgeschreckte Platten der Dicken 60 und 30mm vor. Diese wurden von der Firma Krupp Südwestfalen hergestellt (ESU-Charge 013825) und über die Firma Interatom bezogen (Interatom-Plattenbezeichnung IA 529, IA 530). Tabelle 1 zeigt die chemische Zusammensetzung der Charge, weitere Gefügespezifikationen und Materialdaten finden sich in [46].

Die Konstanten der Verformungsgesetze Gl. 1-5 für die Temperaturen  $T=550^{\circ}\text{C}$  und  $T=700^{\circ}\text{C}$  wurden z.T. an glatten Rundstäben, die längs der Walzrichtung aus dem Plattenmaterial geschnitten wurden und in Abb. 15 skizziert sind, ermittelt. Die Meßdaten lieferten Kriechversuche, die nach DIN 50118 [47] an herkömmlichen Standprüfmaschinen mit Hebelarmbelastung durchgeführt wurden.

Aus den kontinuierlich gemessenen Verschiebungen und der aufgetragenen Belastung ließen sich bei Annahme der Volumenkonstanz die wahren Spannungen ( $\sigma_w$ ) und Dehnungen  $\varepsilon$  bzw. Dehnraten berechnen. Als Ausgangsmeßlänge  $l_0$  diente hierzu der Abstand der Kragen für die induktiven Wegaufnehmer.

$$\varepsilon = \ln \left( 1 + \frac{l}{l_0} \right) \quad (81)$$

$$\sigma_w = \left( 1 + \frac{l}{l_0} \right) \frac{F}{A_0} \quad (82)$$

( $l$ -aktuelle Meßlänge,  $A_0$ -unverformter, minimaler Probenquerschnitt).

Die gemessenen Anfangsdehnungen wurden nach Gl. 4 in einen elastischen und einen plastischen Anteil aufgesplittet. Die E-Moduli für ersteren, wie auch die  $R_{p0,2}$ -Kennwerte wurden [48] und [49] entnommen und sind mit den übrigen Materialdaten in Tabelle 2 zusammengefaßt. Bei  $T=700^{\circ}\text{C}$  wurden die Kriechverformungen lediglich mit dem stationären Kriechgesetz modelliert.

Die Abb. 9 und 10 zeigen einen Vergleich der gemessenen und gerechneten Verformungen. Da es sich um relativ kurze Kriechversuche handelte und die Belastungen nur einen kleinen Spannungsbereich abdeckten, wurden die Meßwerte und Gesetze mit den Zeitstand- und Zugversuchen von Schirra und Ritter [50], [51] an der Charge 013824 des gleichen Werkstoffs verglichen. Aus den Abb. 11 bis 14 lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- $T=550^{\circ}\text{C}$   
Die Anfangsdehnungen liegen in einem gemeinsamen Streuband mit den von Schirra und Ritter gemessenen, die in einem Fall eine erhebliche Materialstreuung aufweisen. Die am Kriechprüfstand ermittelten Dehnungen sind bis zu einem Faktor zwei größer, als die im querhauptgesteuerten Zugversuch gemessenen Werte. Die Steigung der

Spannungs-Dehnungsbeziehung lässt sich jedoch in beiden Fällen oberhalb einer Spannung von ca. 220MPa mit dem angegebenen Verfestigungsexponenten  $N$  erfassen. Das verwendete Nortongesetz beschreibt die minimalen Dehnraten in guter Näherung.

- $T = 700^{\circ}\text{C}$

Die Anfangsdehnungen liegen oberhalb 100MPa über den Vergleichswerten und zeigen insgesamt eine stärkere Spannungsabhängigkeit. In einem Bereich von ca. 110 bis 150MPa verläuft die Ramberg-Osgood-Beziehung parallel zu den drei gemessenen Kurven. Die minimalen Dehnraten werden in jedem Fall gut durch die benutzte Norton-Gleichung approximiert. Insbesondere scheint ihre untere Gültigkeitsgrenze bis 60MPa ausgedehnt. Bei Belastungen über 150MPa treten erhebliche Diskrepanzen gegenüber der Charge 013824 auf.

Entsprechende Versuche für das Materialgesetz Gl. 75 wurden nicht durchgeführt, Literaturangaben für die Werkstoffkonstanten lagen nicht vor.

### 3. Experimentelle Durchführung

#### 3.1. Probengeometrie

Der Wahl geeigneter Bruchmechanikproben wurden folgende Kriterien zugrundegelegt:

- Rißwachstumsuntersuchungen an mehreren unterschiedlichen Probengeometrien sollten gewährleisten, daß die gefundenen Beziehungen bauteilunabhängig sind.
- Für die durchgehend gerissenen Proben sollten in [11] tabellierte Lösungen für  $J$ , bzw.  $C_n^*$  und  $C^*$  vorliegen.
- Parallel zu den oberflächenrißbehafteten Platten sollten ähnliche Probengeometrien mit eindimensionalem Riß getestet werden.
- Die Abmessungen der Proben waren im wesentlichen durch die Ofenmaße und die Nennlasten der Prüfstände begrenzt.

Verwendung fanden schließlich für das eindimensionale Rißproblem:

- Kompaktprobe (CT-Probe)
- Mittiggerissene Zugprobe (CCP)
- Dreipunktbiegestab (SENB)

und für das zweidimensionale Rißproblem:

- Zugplatte mit halbkreisförmigem Oberflächenriß (ZP)
- Dreipunktbiegeplatte mit halb elliptischem Oberflächenriß (BP)

Neben den in Abb. 16 bis 20 dargestellten Ausführungen, wurden Versuche an CT-Proben mit  $B = 5\text{mm}$  und seitengekerbten CT- und SENB-Proben (mit Nettobreite  $B_{\text{netto}} = 20$  bzw.  $8\text{mm}$ ) durchgeführt.

Die Proben wurden in "LT-Lage" aus dem Rohmaterial geschnitten, d.h. die Rißausbreitung verlief senkrecht, die äußere Belastung wirkte parallel zur Walzrichtung.

### *3.2. Versuchsaufbau*

Die KRW-Versuche wurden an Standprüfmaschinen mit Hebelarmbelastung der Firma MFL, Typ St5 und St10 (Nennlast 50 und 100kN) durchgeführt. Alle zyklischen Versuche ab einer Frequenz von einschließlich  $f=0.05\text{Hz}$ , sowie sämtliche KERW-Versuche an CCP-Proben wurden kraft geregelt an einer servohydraulischen Prüfmaschine der Firma Schenck, Typ PSA (Nennlast 40kN), gefahren. Für die übrigen Kriechermüdungsversuche wurde eine Standprüfmaschine mit einer elektrischen Hebevorrichtung zum Anheben und Ablassen der Belastungsgewichte umgerüstet. Um einen Einfluß der Trägheitskräfte beim Belasten zu vermeiden, wurde der Öldämpfer an dieser Maschine so eingestellt, daß ein sanfter Anstieg im oberen Kraftbereich erzielt wurde. Die Regelung der servohydraulischen Maschine wurde diesem Verhalten angepaßt. Während die Steilheit des Belastungs- (Entlastungs-) Zeit-Verlaufs an der Schenck-Maschine auf  $0.001\text{kN/sek.}$  eingestellt war, hing sie bei der Standprüfmaschine von der Proben-Compliance ab, machte aber auch dort nur einen Bruchteil der Haltezeiten aus.

Um das Kraft-Verformungsverhalten der Proben erfassen zu können, wurden die Belastungsgestänge z.T. mit Kraftmeßdosen oder Dehnmeßstreifen ausgestattet.

Die Plattenproben wurden in Widerstandsöfen mit drei, die restlichen Proben in solchen mit nur einer regelbaren Heizzone getestet. Das Temperaturniveau an der Rißspitze wurde mittels CrNi-Cr-Thermoelementen überwacht und auf  $\pm 2\text{ }^\circ\text{C}$  der Nenntemperatur konstant gehalten. In Abb. 21 sind die charakteristischen Temperaturgefälle für den einfachgeregelten Ofentyp skizziert.

### *3.3. Versuchsablauf*

Der zeitliche Ablauf der Versuche kann wie folgt gegliedert werden:

- Anschwingen der Proben unter hinreichend kleiner Belastung bei Raumtemperatur zur Erzeugung eines Ermüdungsanrisses.
- Einbau der Probe in die Belastungsvorrichtung, Auf- und Durchheizen bei Nenntemperatur (1h bzw. ca. 24h)
- Aufbringen der Belastung; an den Standprüfgeräten diskontinuierlich von Hand mittels Spindeltrieb. Z.T. Aufzeichnen des Kraft-Verschiebungsverlaufs. Bei den KERW-Versuchen folgte die erste Entlastung unmittelbar auf die Anfangsbelastung.

- Während der Versuche Messung der Kraftangriffspunktverschiebung und der Rißlänge mit der Gleichstrompotentialmethode. Meßwerterfassung mit Zeitschreibern. Bei einigen KERW-Versuchen Aufzeichnen einzelner Kraft-Verschiebungs-Diagramme.
- Versuchsabbruch/Entlasten der Probe, wenn hinreichend großes Rißwachstum oder zu große Probenverformung festgestellt wurden.
- Durchschwingen der Probe bei Raumtemperatur und Vermessen der Anfangs- und Endrißlängen.

### **3.4. Gleichstrompotentialverfahren**

Das Prinzip des Verfahrens zeigt Abb. 22: Ein Strom mit zeitlich konstanter Stärke  $I$  erzeugt einen mit der Rißlänge  $a$  korrelierbaren Spannungsabfall  $U$  im Restligament.

Für die meßtechnische Realisierung des Verfahrens wurden Gleichspannungsnetzgeräte der Firmen Heinzinger und FuG, Typ TNS 2-50 bzw. NTN 50 2, eingesetzt, die die in Tabelle 3 aufgeführten Stromstärken lieferten. Es wurden der Spannungsabfall  $U$  im Restligament und im Fall der Plattenproben ein Spannungswert  $U_{ref}$  an einer nicht rißbehafteten Stelle mit Nanovoltmetern der Firma Keithley, Typ 181, erfaßt. Die Stromzuführungen und Spannungsabgriffe sind in den Abb. 16-20 kenntlich gemacht. Als Leiterwerkstoff im Hochtemperaturteil dienten Schweißstäbe aus dem Werkstoff 2.4831 (DIN), Thermanit 625, mit Durchmesser  $\phi = 2.4\text{mm}$  (für Stromzuführung bei CT, SENB, CCP; Spannungsabgriff bei CT, CCP, ZP, BP) und  $\phi = 1\text{mm}$  (Spannungsabgriff bei SENB). Bei den Plattenproben wurde der Strom über 5mm starke Kupferstäbe zugeführt. Im Normalfall wurden die Schweiß- und Kupferstäbe in die Proben eingeschraubt und, um einen Oxidationsangriff zu vermeiden, die Kontaktstellen mit Wasserglas abgedichtet. Im Fall sehr kleiner Anfangsrißlängen und bei den SENB-Proben waren die Schweißstäbe mittels Laserstrahl mit dem Probenmaterial verschweißt.

Der Kontakt unterschiedlicher Leiterwerkstoffe brachte den Nachteil mit sich, daß durch geringe Temperaturunterschiede thermoelektrische Störströme induziert wurden [52]. Dieser Effekt konnte neutralisiert werden, indem entweder die Spannungsquellen in regelmäßigen Abständen (ca. 24h) umgepolt oder kurzfristig abgestellt wurden, um den thermoelektrischen Spannungsabfall zu messen.

Für jeden Probentyp wurde bei Raumtemperatur eine Eichkurve für die Beziehung zwischen Spannungsabfall und Rißlänge mit einem Markierungsverfahren ("Rastlinienverfahren") erstellt (Abb. 23). Ein Temperatureinfluß bei der Übertragung dieser Eichkurven auf die KRW- und KERW-Versuche kann eliminiert werden, wenn der Spannungsabfall mit einer geeigneten Bezugsspannung  $U_0$  (z.B. der der Anfangsrißlänge zugehörigen oder der Referenzspannung  $U_{ref}$  bei den Plattenproben) normiert wird [53]:

$$\frac{U(T)}{U_0(T)} = \frac{[1 + \alpha]U(RT)}{[1 + \alpha]U_0(RT)} \quad (83)$$

( $\alpha$  = Materialkonstante, RT = Raumtemperatur).

Der Vergleich von gemessenen Anfangs- und Endrißlängen mit den Eichkurven fiel für die durchgehend gerissenen Probengeometrien meist unbefriedigend aus. Mehrere Gründe können bei diesem Sachverhalt eine Rolle gespielt haben:

-Die Rißkrümmung bei den Raumtemperaturversuchen unterscheiden sich von denen der KRW- und KERW-Versuche.

-Bei den Hochtemperaturversuchen tragen Kriechverformungen im Restligament zu einer erhöhten Widerstandsänderung bei. Darüberhinaus kann der spezifische Widerstand durch plastische Verformungen verändert werden [54].

-Bei KRW traten z.T. Rißverzweigungen auf.

-Oxidationseffekte oder Kontakte der Rißflächen könnten eine Reduzierung des Spannungsabfalls bewirkt haben (vor allem bei KRW-Versuchen). Dieser Sachverhalt könnte die bei einigen Versuchen während der Auf- und Durchheizphase gemessenen Spannungszeitverläufe erklären (Abb. 24).

-In Gl. 83 wird die Temperaturabhängigkeit des Leiterwerkstoffs nicht berücksichtigt.

-Unterschiedliche Einschraubtiefen und Kontaktpunkte können zu einer Streuung geführt haben.

Daher wurden, gerechtfertigt durch die relativ geringen Rißlängenzuwächse und die qualitativen Eichkurvenverläufe, die Anfangs- und Endzustände durch eine lineare Beziehung verknüpft. Der Anfangszustand ist dabei als Zeitpunkt der Rißinitiierung definiert. Abb. 25 stellt am Beispiel einiger CT-Versuche die verwendeten Beziehungen der Eichkurve gegenüber.

Im Fall der Oberflächenrisse wichen die Rißkonturen der Kriechrisse teilweise erheblich von denjenigen der Raumtemperatur-Ermüdungsrisse ab. Eine Korrelation von Spannungsabfall und Rißfläche schien jedoch gegeben (Abb. 26 und 27,  $a_{ref,1}$  siehe Kap. 3.7.1.).

### ***3.5. Messung der Kraftangriffspunktverschiebung***

Für die experimentelle Bestimmung der bruchmechanischen Belastungsgrößen wurde die Kraftangriffspunktverschiebung bzw. -geschwindigkeit induktiv gemessen. Die außerhalb der Öfen platzierten Spulen wurden zu diesem Zweck über Gestänge mit den Belastungspunkten verbunden (Abb. 28 bis 30).

### 3.6. *Versuchsübersicht*

Das experimentelle Konzept bestand darin, von jedem Probenotyp und für jedes der beiden Temperaturniveaus eine Versuchsreihe zu realisieren, bei der nur ein Parameter, nämlich die Anfangsrißlänge variierte. Dies brachte den Vorteil, daß bei Auftragung der in einer Versuchsreihe gemessenen Rißgeschwindigkeiten über der Rißlänge zeitabhängige Effekte, z.B. durch Vorschädigung und Spannungsumlagerung, oder Materialstreuungen unmittelbar erkennbar sind.

Weiterhin wurden die KERW-Versuche mit der gleichen Maximalbelastung  $F_{\max}$ , wie die entsprechenden statischen Experimente gefahren, wodurch ein direkter, geometriabhängiger Vergleich der beiden Beanspruchungsarten gegeben war.

In den Tabellen 4 bis 13 sind die ausgewerteten Versuche zusammengefaßt. Des weiteren wurden Meßergebnisse von KRW-Versuchen bei  $T = 550^{\circ}\text{C}$  aufbereitet, die im Rahmen eines Round Robin Tests von der Firma Interatom (Kurzbezeichnung IA) und den europäischen Forschungseinrichtungen ENEL, CEA und UKAEA an unterschiedlich dimensionierten CT-Proben durchgeführt wurden [48].

Für  $T = 550^{\circ}\text{C}$  wurde das lokale J-Integral an einigen Proben experimentell durch Messen der Aufwölbung  $\delta_i$  nach Gl. 31 bestimmt:

Diese Proben wurden unmittelbar nach der Belastung wieder entlastet, aus der Versuchsvorrichtung ausgebaut und entweder unter verschiedenen Winkel- ( $\varphi = 0, 10, 45, 90^{\circ}$ ) oder Breitenlagen senkrecht zur Rißfläche in Belastungsrichtung getrennt und plangeschliffen. Unter dem Lichtmikroskop konnte dann der plastische Anteil von  $\delta_i$  und das plastische J-Integral ermittelt werden.

### 3.7. *Methodik der Versuchsauswertung*

#### 3.7.1. **Berechnung der Lastparameter**

**Eindimensionale Risse:** Für die Berechnung der Integrale  $J$ ,  $C_h^*$ ,  $C^*$ , sowie der entsprechenden Probenverformungen wurden die im EPRI-Handbuch [11] in Form von Gl. 14-16 angegebenen Lösungen benutzt (Anhang A3). Zu diesem Zweck wurden die tabellierten Werte  $h_1, h_2, h_3$  für die Materialparameter  $N, m, n$  durch Ausgleichskurven als Funktionen des  $a/W$ -Verhältnisses approximiert. Außerhalb der in den Tabellen von Anhang A3 angegebenen Gültigkeitsgrenzen wurden die tabellierten Werte linear verbunden.

In diesem Zusammenhang muß darauf hingewiesen werden, daß die Richtigkeit der EPRI-Handbuchlösungen nicht zweifelsfrei ist. Zumindest stellt Neubauer [72] in entsprechenden

Berechnungen teilweise erhebliche Diskrepanzen zu diesen Lösungen und insbesondere für den Fall der Dreipunktbiegung fest.

Die Bestimmung der Spannungsintensitätsfaktoren und damit des vollständigen J-Integrals, Gl. 33, sowie der elastischen Probenverformungen erfolgte mit in [3] angegebenen und in Anhang A1 aufgeführten Gleichungen.

Die verwendeten Referenzspannungslösungen finden sich in Anhang A2 wieder. Sie unterscheiden sich nicht oder nur unwesentlich von den im EPRI-Handbuch benutzten Ausdrücken.

Wenn dies im Folgenden nicht ausdrücklich anders erwähnt wird, wurden für die Auswertungen folgende Spannungszustände angenommen:

CT (B = 25mm und [48]), SENB: EDZ.

CT (B = 5mm), CCP: ESZ.

**Zweidimensionale Risse:** Als eindimensionale Vergleichslösungen (siehe 1.2.2.2.) wurden für die oberflächenrißbehafteten Zug- und Biegeplatten die CCP- bzw. SENB-Probe mit identischen Abmessungen und gleicher äußerer Belastung gewählt.

Die sich aus der Identität der Rißflächen ergebenden Referenzrißlängen werden im Folgenden mit  $a_{ref,1}$ , diejenigen aus der Gleichheit der Verschiebung (bzw. -sgeschwindigkeit) mit  $a_{ref,2}$  benannt.

Die in Anhang A1 angegebenen K-Faktorlösungen für reine Biegung und Zug nach [4] waren Grundlage der J- bzw. C\*-Integralberechnungen nach der elastischen Korrekturlösung Gl. 22, bzw. 26, sowie der elastischen Erweiterung Gl. 33. Der Radius des kreisförmigen Innenrisses wurde der Rißtiefe  $a$  in den Plattenproben gleichgesetzt. Im Fall der Biegeplatte wurde der Kreisriß mit der linear elastischen Randfaserspannung  $\sigma_{\infty}$  berechnet:

$$\sigma_{\infty} = \frac{3 F L}{2 b t^2} \quad (84)$$

(L = Hebelarm, bzw. Abstand der äußeren und inneren Lastrolle).

### 3.7.2. Korrekturlösungen für Dreipunktbiegebeanspruchung

Unter Dreipunktbiegebeanspruchung trat teilweise aufgrund großer Probenverformungen eine Veränderung der idealen Belastungsverhältnisse ein. Die Probendurchbiegungen verursachten eine Reduzierung des Hebelarmes L und induzierten im Zusammenspiel mit Reibeffekten eine Horizontalkraft  $F_H$  an den Lastrollen. Daraus resultierte eine Diskrepanz zwischen tatsächlichen und gemessenen Verformungen, sowie eine geringere Restligamentsbelastung. Unter der durch die Versuche bestätigten Annahme, daß die Probenverformung im wesentlichen im rißbehafteten Querschnitt erfolgt, und daß die Durchbiegungslinie zwischen den mittleren und äußeren Auflagern linear ist, können die Belastungsverhältnisse nach An-

hang A4 bestimmt werden. Daraus wiederum lassen sich die Referenzspannungen und der Spannungsintensitätsfaktor in gezeigter Weise korrigieren. Für die Berechnungen wurde der Reibeinfluß mit einem bei Raumtemperatur gemessenen Koeffizienten  $\mu = 0.2$  berücksichtigt. Die angegebene Korrektur trifft jedoch die tatsächlichen Verhältnisse nur näherungsweise. Insbesondere ist die Annahme, daß die Kräfte an den äußeren Auflagern linienförmig eingeleitet werden, falsch. Durch lokale plastische Deformationen des Versuchsmaterials an diesen Stellen trat eine zusätzliche Verformungsbehinderung ein.

### ***3.8. Korrelation der Belastungsgrößen mit Rißinitiierung und Rißgeschwindigkeit***

Die Rißinitiierung wurde als der Zeitpunkt definiert, zu dem die Kraftangriffspunkt- und Potential-Zeitverläufe einen Steigungszuwachs aufwiesen (Abb. 31). Versuche, die vor bzw. nach diesem Zeitpunkt abgebrochen wurden, rechtfertigen diese Vorgehensweise. In der Literatur wird die Inkubationszeit zuweilen bis zu einem bestimmten maximalen Rißzuwachs (z.B. dem Korndurchmesser oder dem Abstand  $x_c$ ) ausgedehnt [55].

Die Rißkontur der durchgehend gerissenen Proben wurden an neun äquidistanten Stellen vermessen und nach Gl. 85 einer mittleren Rißlänge zugeordnet (Abb. 32):

$$a = \frac{1}{8} \left[ \left( \frac{a_1 + a_9}{2} \right) + \sum_{i=2}^8 a_i \right] \quad (85)$$

Die Auswertung der Versuche erfolgte für einzelne, konkrete Zeitpunkte nach dem Sekantenverfahren. Für die Zeitspanne eines willkürlich gewählten, hinreichend großen Rißlängenzuwachses ( $\Delta a = a_e - a_0 \approx 0.2$  bis  $0.5$  mm) wurden die Riß- und Verschiebungsgeschwindigkeiten bestimmt und einem sich aus der mittleren Rißlänge ( $0.5(a_0 + a_e)$ ) berechneten Lastparameter zugeordnet.

### ***3.9. Metallografische Untersuchungen***

Die Bruchmorphologie und die Schädigung der rißspitzennahen Bereiche in Form von Hohlräumen und Korndeformation wurde an einzelnen Proben licht- und rasterelektronenmikroskopisch untersucht.

**-Lichtmikroskopie:** Die Schliffe wurden aus der xy-Ebene gebrochener und ungebrochener Proben angefertigt, auf  $1\mu\text{m}$  mit Diamantpaste poliert und 5min in V2A-Beize angeätzt.

**-Rasterelektronenmikroskopie:** Da die Bruchflächen im allgemeinen mit einer dichten Oxidschicht bedeckt waren, wurden sie vor der fraktografischen Untersuchung nach einem von Brocks und Lundin [56] beschriebenen Verfahren im Ultraschallbad gereinigt:

- 5min. Reinigung in einer Lösung aus 50% Ethanol und 50% Toluol
- 5min. Entrosten in einer Lösung aus 2% Hexamethylentetramin, 49% destilliertem Wasser und 49% konzentrierter Salzsäure.
- Gegebenenfalls Wiederholung der Prozedur

Die Gesamtdauer der Säuberung richtete sich nach der Stärke des Oxidbelags. Eine vollständige Reduktion war in der Regel nicht erreichbar, eine Schädigung der Oberflächenstruktur konnte nicht in jedem Fall ausgeschlossen werden.

## 4. Meßergebnisse

### 4.1. Kriechrißwachstum bei $T = 550^{\circ}\text{C}$

#### 4.1.1. Lastparameterwahl

Die Wahl der bruchmechanischen Belastungsgröße mit der die gemessenen Rißinitiationszeiten und -geschwindigkeiten bewertet werden können, muß sich an den Versuchszeiten und Übergangszeiten  $t_1$  bis  $t_3$  orientieren. Einen Überblick, der bei den KRW-Versuchen zu erwartenden Belastungsverhältnisse zeigt die für die CT-Versuchsreihe erstellte Lastparameterkarte Abb. 33. Die Übergangszeiten wurden nach Kap. 1.2.2.7. mit den theoretisch unter EDZ zu erwartenden Parametern und dem vollständigen J-Integral ( $= J_{el} + J_{pl}$ ) berechnet.

Da die aus Versuchs- und Materialparametern berechneten Übergangszeiten deutlich größer als die Versuchszeiten sind, muß davon ausgegangen werden, daß Rißinitiation und -wachstum im Übergangszeitbereich bzw. im Stadium des Kleinbereichkriechens stattgefunden haben, und somit auch von der Anfangsverformung abhängen. Für die CCP- und SENB-Geometrien ergeben sich die gleichen Zusammenhänge. Als Korrelationsgrößen kommen daher das J-Integral, der Näherungsparameter  $C(t)$ , unter Vorbehalt die Meßgröße  $C_i$  und alternativ die Referenzspannung in Frage.

Eine Schlüsselrolle bei obigen Überlegungen spielt die Formulierung der plastischen Anfangsverformung. Diese erfaßt lediglich den oberen Abschnitt der Spannungs-Dehnungs-Beziehung gut (Abb. 11) und liefert für die hier durchgeführten Versuche theoretische J-Integralwerten, deren elastischer Anteil vernachlässigbar klein gegenüber dem plastischen ist. Im folgenden Kapitel soll der Vergleich von gerechneten mit gemessenen J-Werten zeigen, inwieweit die tatsächlichen Belastungsverhältnisse durch die verwendete Ramberg-Osgood-Beziehung erfaßt werden.

#### 4.1.2. Zustand zum Zeitpunkt der Lastaufbringung ( $t = 0$ )

##### 4.1.2.1. Anfangsverformung

In den Abb. 34 bis 36 sind die bei Lastaufbringung gemessenen Kraftangriffspunktverschiebungen der für das eindimensionale Rißproblem durchgeführten KRW- und KERW-Meßreihen über den Rißlängen aufgetragen. Auf die Meßwerte, die den Verformungszuständen

beim Abbruch der KRW- und KERW-Versuche zugehören, wird in späteren Kapiteln eingegangen. Aus den Schaubildern resultieren zwei wichtige Ergebnisse:

-Die in ihrer Breite auf 20% reduzierten CT-Proben verformen sich deutlich stärker, als die nominell gleich belasteten breiteren Proben. Dieser Umstand muß auf den mit abnehmender Breite zunehmenden Einfluß des ebenen Spannungszustandes zurückgeführt werden.

-Bei den CCP-Proben deutet sich eine erhebliche Materialstreuung an, die sich in zwei unterschiedlichen Verformungskurven niederschlägt. Proben, die aus dem Rohmaterialkern geschnitten wurden, verformten sich geringer, als solche, die aus den oberflächennahen Bereichen des Ausgangsmaterials stammen. Im folgenden werden die CCP-Versuche mit der kleineren Anfangsverformung dem "Zustand A" und diejenigen mit der größeren Anfangsverformung dem "Zustand B" zugeordnet. Abgesehen von den Zugplatten mit Oberflächenriß traten solche augenscheinlichen Verformungsunterschiede bei keinem anderen Probentyp auf (Abb. 37).

Wählt man die effektive Verformungslänge zu  $L = 80\text{mm}$  ( $90\text{mm}$ ) und vergleicht die gemessene Verlängerung der ungerissenen CCP-Probe (CCPNK),  $v_m = 1.92\text{mm}$ , mit der theoretisch zu Erwartenden, so ist die Übereinstimmung im Fall der hochverformten Proben besser:

$$v = B_0 L \left( \frac{F}{2 B W} \right)^N + \frac{L F}{2 E B W} = 1.753\text{mm} (1.972\text{mm})$$

Für die ZP-Proben würde man eher das Gegenteil erwarten, wenn  $L = 140\text{mm}$  gewählt wird:  $v_m = 3.87\text{mm}$  (ZNK), Rechnung:  $v = 3.246\text{mm}$ .

Allerdings zeigte sich beim Vermessen der Platten, daß auch der verstärkte Einspannbereich einen Verformungsbeitrag geliefert hat,  $L$  also tatsächlich größer ist. Insgesamt ist die Berechnung der Verformung auf Basis des Materialgesetzes fragwürdig, da die Belastungen  $\sigma = 162$  bzw.  $167\text{MPa}$  am Rande des verwendeten Regressionsbereichs liegen und die Verformungen scheinbar stark belastungsgeschwindigkeitsabhängig sind.

Typische Kraft-Verschiebungs-Diagramme zeigt Abb. 38 am Beispiel einiger CT-Proben mit unterschiedlichen Rißlängen. Es ist offensichtlich, daß die plastischen Verformungsanteile die Gesamtverformung bestimmen. Der zackige Kurvenverlauf resultiert aus der diskontinuierlichen Lastaufbringung von Hand.

Die in den Abb. 34 bis 37 eingetragenen, am Ende der KRW-Versuche gemessenen Verschiebungswerte liegen bemerkenswerter Weise auf (CT, CCP) oder sogar unterhalb (SENB, CCP) des Niveaus der elastisch-plastischen Vorverformung.

#### 4.1.2.2. Vergleich theoretischer und gemessener J-Integrale

In den Abb. 39 bis 41 sind die mit Hilfe der Kraftverschiebung gemessenen J-Integrale den gerechneten gegenübergestellt. Ferner sind die Rißlängenbereiche in denen KRW-Versuche durchgeführt wurden, die aus Gl. 31 und 68 resultierenden Gültigkeitsgrenzen der HRR-

Felder und einige, für die spätere Auswertung notwendige, Ausgleichskurven (Polynome zweiter Ordnung) in die Schaubilder eingetragen. Außerdem wird in diesem Kapitel Bezug auf die J-Integrale aus der Aufwölbungsvermessung genommen.

**CT-Versuche:** Die nach dem EPRI-Handbuch, Gl. 86, und der ASTM-Norm [92], Gl. 87, gemessenen J-Integrale

$$J = \left( \frac{J}{v_c} \right)_{\text{theor.}} v_m = \frac{h_1}{h_3} \frac{(W-a)}{a} \sigma_{\text{ref}} v_m, \quad v_{nc} \equiv 0 \quad (86)$$

$$J = \frac{K^2}{E'} + \frac{U_{\text{pl}}}{B(W-a)} \left[ 2 + 0.522 \left( 1 - \frac{a}{W} \right) \right], \quad U_{nc} \equiv 0 \quad (87)$$

zeigen eine gute Übereinstimmung (Abb. 39). Sie liegen im Fall der CT-Probe mit  $B = 25\text{mm}$  im Bereich der theoretischen Vorhersage bei Annahme eines EDZ. Die Übereinstimmung ist für große Rißlängen, d.h. hoher Restligamentsbelastung, befriedigend. Bei niedriger Belastung liegen die Meßwerte erwartungsgemäß tiefer als die Vorhersage. Diese Diskrepanz würde sich noch verstärken, wenn die Verformungsanteile der ungerissenen Probe  $v_{nc}$  und  $U_{nc}$  berücksichtigt worden wären. Aufgrund der relativ grösseren Probenverformung tendieren die J-Integrale der schmalen CT-Proben zu den für ESZ berechneten Werten.

Bei den verhältnismäßig kurzen Versuchen bzw. bei großen Rißlängen ist zu erwarten, daß die Rißaufwölbungen im Vergleich zur Rißlänge und dem Restligament zu groß waren und das rißspitzennahe Spannungsfeld nicht mit dem J-Integral beschreibbar ist.

**SENB-Versuche:** Bei den Dreipunktbiegestäben erhält man mit der Messung auf Grundlage des EPRI-Handbuchs und der Fläche unter dem Fv-Diagramm näherungsweise identische J-Parameter:

$$J = \left( \frac{J}{v_c} \right)_{\text{theor.}} (v_m - v_{nc,m}) = \frac{h_1}{h_3} \frac{(W-a)}{a} \sigma_{\text{ref}} (v_m - v_{nc,m}), \quad v_{nc,m} = 0.3\text{mm} \quad (88)$$

$$J = \frac{2(U - U_{nc})}{B(W-a)}, \quad U_{nc} = 1.214\text{Nm} \quad (89)$$

( $U_{nc}$  und  $v_{nc,m}$  wurden an einer ungerissenen Probe gemessen, Versuch BNK).

Unter der Voraussetzung, daß sich die Horizontalkräfte und die Hebelarmverkürzung nur auf die Referenzspannung und nicht auf die  $h_1$ - und  $h_3$ -Werte auswirken, werden die Störeinflüsse eventuell besser mit einer dritten Variante der J-Integralbestimmung berücksichtigt. Aus den gemessenen Verschiebungen  $v_m$  und  $v_{nc,m}$ , sowie den theoretischen Beziehungen Gl. 14 und 15 kann man herleiten:

$$J = B_0 h_1 (W-a) \sigma_{\text{ref},m}^{N+1} \quad (90)$$

$$\sigma_{\text{ref},m} = \left( \frac{v_m - v_{\text{nc},m}}{B_0 a h_3} \right)^{\frac{1}{N}} \quad (91)$$

Dieses Verfahren liefert in der Regel die kleinsten Meßwerte.

Für alle untersuchten Rißlängen überschätzt die Rechnung die gemessenen Belastungszustände (Abb. 40). Dieser Umstand kann für kleine Rißlängen, wie im Fall der CT-Proben mit dem Ansatz des Materialgesetzes erklärt werden und ist mit zunehmender Proben- durchbiegung auf die äußeren Störeinflüsse zurückzuführen.

Alle KRW-Versuche liegen außerhalb der Gültigkeitsgrenzen des HRR-Feldes, auch dann, wenn diese mit gemessenen J-Werten berechnet werden.

Die Bestimmung des Linienintegrals aus der Aufwölbung erfolgte an zwei SENB-Proben. Für verschiedene Breitenlagen wurden die in Abb. 42 dargestellten Ergebnisse gefunden. Die Streubandbreite resultiert aus ungleichförmigen Rißspitzenkonturen. Deutlich erkennbar ist die Abhängigkeit der lokalen Belastungsgröße vom Abstand zur Probenoberfläche bzw. von der Wahl des Spannungszustandes. Dieser wurde am Probenrand als ESZ und sonst als EDZ angenommen. Würde man beispielsweise berücksichtigen, daß an keiner Stelle weder der EDZ noch der ESZ vollständig ausgeprägt ist, so könnte dies u.U. zu einem anders gearteten Verlauf des J-Integrals in Breitenrichtung führen. Mit der Bestimmung des J-Integrals aus der gemessenen Referenzspannung erzielt man eine etwas bessere Übereinkunft mit den lokalen Integralen.

**CCP-Versuche:** Große Ungenauigkeiten sind bei der J-Integralbestimmung aus der Kraftverschiebung zu erwarten. Einerseits streuen die gemessenen Verlängerungen und andererseits werden diese zum Großteil durch das Verformungsverhalten der ungerissenen Probenbereiche bestimmt.

$$J = \frac{h_1}{h_3} \frac{(W - a)}{W} \sigma_{\text{ref}} (v_m - v_{\text{nc},m}), \quad v_{\text{nc},m} = 1.92 \text{ bzw. } 1.05 \text{ mm} \quad (92)$$

Die Verformungsanteile  $v_{\text{nc},m}$  wurden den beiden Verschiebungskurven in Abb. 36 zugeordnet. Bei den Versuchen mit großen Anfangsverschiebungen konnte auf den Meßwert einer ungerissenen Probe zurückgegriffen werden. Da für die Versuche der unteren Verformungskurve solche Messungen nicht vorlagen, wurden die Anfangsverschiebungen auf den rißfreien Zustand extrapoliert. In beiden Fällen erhält man Integralwerte, die deutlich über den theoretisch zu erwartenden liegen (Abb. 41).

Die obenaufgeführten Ungenauigkeiten, sowie die Tatsache, daß eine Auswertung der Rißinitiierungszeiten mit diesen experimentellen Größen unbefriedigend ausfällt, war der Anlaß, eine alternative J-Auswertung vorzunehmen:

$$J = \left( \frac{J}{v_c + v_{\text{nc}}} \right)_{\text{theor.,pl}} v_m = \frac{B_0 (W - a) \frac{a}{W} h_1 \sigma_{\text{ref}}^{N+1}}{B_0 a h_3 \sigma_{\text{ref}}^N + B_0 L \left( \frac{F}{2BW} \right)^N} v_m \quad (93)$$

Die Verwendung von Gl. 93 verlangt im wesentlichen drei Voraussetzungen:

- Das plastische Verformungsverhalten darf lediglich in der Materialkonstanten  $B_0$ , nicht im Verfestigungsexponenten  $N$  variieren.
- Die gerissenen und ungerissenen Probenbereiche verformen sich nach dem gleichen Werkstoffgesetz.
- Die Länge  $L$  ist bekannt.

Die Länge  $L$  bzw. der plastische Anteil von  $v_{nc}$  wurde mit Hilfe einer Probe ermittelt, an der auch die J-Integralbestimmung aus der Aufwölbung stattfand. Letztere Ergebnisse aus verschiedenen Breitenlagen sind in Abb. 42 eingetragen. Für die Auswertung gelten die für die Biegestäbe gemachten Ausführungen. Am Schliff dieser Probe konnte die Rißuferverschiebung  $\Lambda_c$  in Probenmitte gemessen werden, aus der sich mit Gl. 94 der plastische J-Integralanteil  $J_{pl}$  ergibt. Mit diesem Meßwert wurde dann  $v_{nc}$  in Gl. 93 normiert:

$$J_{pl} = \frac{h_1}{h_2} \frac{(W-a)}{W} \sigma_{ref} \Lambda_{c,m} \equiv \left( \frac{J}{v_c + v_{nc}} \right)_{theor.,pl} v_m \rightarrow v_{nc} = 1.433 \text{ mm} \quad (94)$$

Mit Gl. 94 erhält man niedrigere Belastungsparameter, die jedoch nur im Fall der gering verformten CCP-Proben mit der theoretischen Vorhersage unter ESZ einigermaßen korrelieren. Allerdings ist die Messung, wie auch die Verwendung des J-Integrals fragwürdig, da die theoretischen und gemessenen Rißaufwölbungen in Bezug auf Gl. 68 viel zu groß ausfallen.

**Oberflächenrisse:** Die Brauchbarkeit von eindimensionalen J-Integral-Vergleichslösungen zeigt sich letztendlich erst bei der Korrelation der Initiierungszeiten und Rißgeschwindigkeiten. Aus dem Verformungsverhalten der SENB- und CCP-Proben lassen sich jedoch grundlegende Schlüsse für die Oberflächenrißauswertung ziehen:

- Eine J-Integralauswertung auf Basis der Kraftangriffspunktverschiebung ist für die Zugplatte mit zu großen Ungenauigkeiten verbunden.
- Die Biegeplatte betreffend verspricht eine eindimensionale Vergleichslösung mit gleicher Rißfläche nur dann Erfolg, wenn die durch die Probendurchbiegung induzierten Störeinflüsse berücksichtigt werden.

Im Fall der zweidimensionalen Vergleichslösungen ist eine Gegenüberstellung der aus der Aufwölbung bestimmten mit berechneten Integralwerten möglich.

Für beide Beanspruchungsarten wurden zwei Proben unter den in Kapitel 3.6. angegebenen Winkellagen mit Ausnahme von  $\varphi = 0^\circ$  für EDZ ausgewertet (Abb. 43). Der Vergleich der Meßwerte mit den Lösungen Gl. 19 und 22 zeigt, daß unter Zugbelastung letztere die Verhältnisse offenbar unterbewerten. Da für diese Beanspruchungsart die Aufwölbung nur geringfügig von der Winkellage abhängt, läßt sich eine Übereinstimmung mit der Kreisrißlösung erzielen, wenn diese mit einem Faktor 4.8 belegt wird.

Unter Biegebelastung weisen die gemessenen Aufwölbungen eine ausgeprägte Abhängigkeit vom Winkel  $\varphi$  auf. Diese wird von der elastischen Korrekturlösung des kreisförmigen Innenrisses Gl. 22 richtig dargestellt - wenn die theoretischen Werte mit einem Faktor 0.43 multipliziert werden, stimmen sie mit den Messungen in etwa überein.

Übernimmt man zur Abschätzung des Gültigkeitskriteriums der HRR-Felder Gl. 68 die Geometriefaktoren  $M = 25$  für die Biegeplatte und  $M = 200$  für die Zugplatte, so wären die rißspitzennahen Spannungsfelder der untersuchten Oberflächenrisse unter Zugbelastung über der gesamten Rißkontur und unter Biegebeanspruchung im Oberflächenbereich nicht mit J beschreibbar.

### 4.1.3. Korrelation der Rißinitiierungszeiten

#### 4.1.3.1. Initiierungszeit als Funktion der Referenzspannung

In Abb. 44 sind die gemessenen Initiierungszeiten der eindimensionalen Risse über der berechneten bzw. im Fall der SENB-Probe nach Gl. 91 bestimmten Referenzspannung aufgetragen. Die lineare Regression führt zu dem Materialgesetz:

$$t_i = 5.14 \cdot 10^9 \sigma_{\text{ref}}^{-3.147} \quad (\text{in h, N, mm}) \quad (95)$$

Läßt man eine Streubandbreite der Initiierungszeit von 400% zu, so lassen sich 77% der Versuche (ohne CEA) mit obiger Beziehung beschreiben.

Unter nominell gleicher Belastung ( $= F/B/(W - a)$ ) setzt das Rißwachstum in den schmalen CT-Proben früher ein als in der breiteren Ausführung.

Würde man die CCP-Proben mit kleiner Anfangsverformung eher dem ebenen Dehnungszustand als dem ebenen Spannungszustand zuordnen, erhielte man kleinere Spannungswerte und eine kleinere Streubandbreite. Wie Abb. 45 vermuten läßt, würde die gezeigte Korrelation schlechter, wenn die SENB-Versuche nicht mit einer gemessenen, sondern mit der theoretischen Referenzspannung ausgewertet wären. In diesem Schaubild werden nach Gl. 91 gemessene und gerechnete Referenzspannungen für CT- und SENB-Proben gegenübergestellt ( $v_{\text{nc,m}} = 0$  bzw. 0.3mm). Wie im Fall der J-Integralauswertung stimmen für die CT-Geometrie unter Annahme des EDZ Messung und Rechnung gut überein. Lediglich bei den schmalen Kompaktproben, deren Verformungsverhalten zwischen EDZ und ESZ angesiedelt ist, zeigt sich eine zu erwartende Diskrepanz. Wenn die Referenzspannungslösungen der Dreipunktbiegeprobe nach Anhang A4 korrigiert werden, fällt der Vergleich zumindest bis 350MPa befriedigend aus.

Die Berechnung der Initiierungszeiten von Oberflächenrisen mit der Referenzspannung ist mit der für das eindimensionale Rißproblem gefundenen Beziehung möglich (Abb. 46). Die Auswertung der Biegeplatten auf Basis der Probenverformung deckt sich etwas besser mit der Beziehung Gl. 95, als diejenige auf der Grundlage gleicher Rißflächen.

#### 4.1.3.2. Rißinitiierungszeit als Funktion des J-Integrals

Die Darstellung der Inkubationszeit als Funktion der rißspitzennahen Spannungszustände zu Versuchsbeginn ist für die durchgehend gerissenen Proben mit der Relation

$$t_i = 63990 J^{-1.11} \quad (\text{in h, N, mm}) \quad (96)$$

möglich. Gl. 96 stützt sich auf die Ergebnisse der mit experimentellen J-Integralen für den Zeitpunkt  $t=0$  nach Gl. 86 und 90 ausgewerteten CT- und SENB-Versuche. Mit einer Gesamtstreubandbreite von 400% erfaßt das Materialgesetz 79% der in Abb. 47 eingetragenen Meßwerte. Die mit Gl. 93 korrelierten Initiierungszeiten der CCP-Proben tendieren darin zu der oberen Streubandgrenze.

Die halbkreisförmigen Oberflächenrisse in der Zugplatte wurden mit drei verschiedenen J-Integralgrößen bewertet (Abb. 48):

$$J = 4.8 J_{KR} + \frac{(1-v^2)}{E} K_{KR}^2 \quad \text{nach Gl. 19, 23} \quad (97)$$

$$J = 2.44 J_{HEO,1}(\varphi = 10^\circ) + \frac{(1-v^2)}{E} K_{HEO}^2(\varphi = 10^\circ) \quad \text{nach Gl. 22, Gl. A13} \quad (98)$$

$$J = J(a_{ref,1}) \quad \text{aus Anhang A3 für ESZ} \quad (99)$$

Im Vergleich zu Gl. 96 liefern die zweidimensionalen Vergleichslösungen, wenn sie mit aus den  $J$ - $\delta_i$ -Versuchen ermittelten Faktoren korrigiert werden, eine augenscheinlich gute Übereinstimmung. Dabei ist es belanglos, ob eine globale (Gl. 97) oder eine für die Hauptausbreitungsrichtung ( $\varphi \approx 10^\circ$ ) berechnete lokale Belastungsgröße (Gl. 98) gewählt wird.

Die Auswertung mit der eindimensionalen Vergleichslösung Gl. 99 führt zu nichtkonservativen Initiierungszeiten, die jedoch mit den Ergebnissen der hochverformten CCP-Proben in Einklang stehen. Die Lage der mittigerissenen Zugplatte ZN8 rechtfertigt offensichtlich die Verwendung der eindimensionalen Vergleichslösungen für die hier untersuchten Belastungsbedingungen. Dagegen bestätigt Abb. 48 die bereits bei der Referenzspannungsauswertung erzielte Erkenntnis, daß die Rißinitiierung in den anfänglich stärker verformten Proben schneller erfolgt als in den gering verformten.

Die unter Biegung beanspruchten halbelliptischen Oberflächenrisse zeigen das für durchgehend gerissene Proben gefundene Inkubationsverhalten, wenn sie mit eindimensionalen Vergleichslösungen berechnet werden. Die Verwendung von zweidimensionalen Vergleichslösungen fällt, unabhängig davon, ob sie den Riß global oder lokal bewerten, im Vergleich zu Gl. 96 unbefriedigend aus (Abb. 49):

$$J = 0.43 J_{HEO,1}(\varphi = 10^\circ) + \frac{(1-v^2)}{E} K_{HEO}^2(\varphi = 10^\circ) \quad \text{nach Gl. 22, Gl. A14} \quad (100)$$

$$J = 0.43 \bar{J}_A \quad \text{nach Gl. 26} \quad (101)$$

$$J = J(a_{\text{ref},2}) \quad \text{aus Anhang A3, EDZ} \quad (102)$$

$$J = \left( \frac{J(a_{\text{ref},1})}{v_c(a_{\text{ref},1})} \right)_{\text{theor.,pl}} (v_m - v_{\text{nc},m}) \quad \text{aus Anhang A3, EDZ} \quad (103)$$

Bei den Oberflächenrissen sind die elastischen J-Integralanteile ebenfalls klein gegenüber den plastischen. Ihre Berücksichtigung fällt daher nur unwesentlich ins Gewicht.

#### 4.1.3.3. Rißinitiierungszeit als Funktion von $C(t)$ und $C_t$

Die  $C(t)$ -Werte wurden in folgender Weise aus Gl. 64 berechnet:

Abb.50:

CT-Probe:  $J$  experimentell aus Gl. 86,  $C_h^*$  und  $C^*$  theoretisch aus Anhang A3.

CCP-Probe:  $J$  experimentell aus Gl. 93,  $C_h^*$  und  $C^*$  theoretisch aus Anhang A3.

SENB-Probe:  $J$ ,  $C_h^*$ ,  $C^*$  aus Anhang A3 mit  $\sigma_{\text{ref}} = \sigma_{\text{ref},m}$  aus Gl. 91 zum Zeitpunkt  $t=0$ .

Abb. 51:

CCP-Probe:  $J$ ,  $C_h^*$  und  $C^*$  theoretisch aus Anhang A3.

Zugplatte:  $J$ ,  $C_h^*$  und  $C^*$  theoretisch aus Anhang A3 mit  $a_{\text{ref},1}$

Biegeplatte-1:  $J$  experimentell aus Gl. 103,  $C_h^*$  und  $C^*$  theoretisch unter EDZ aus Anhang A3 mit  $a_{\text{ref},1}$ .

Biegeplatte-2.  $J$ ,  $C_h^*$  und  $C^*$  für EDZ aus Anhang A3 mit  $a_{\text{ref},2}$ .

Werden wegen der unsicheren experimentellen J-Integral-Bestimmung bei der CCP-Probe lediglich die Meßergebnisse der CT- und SENB-Versuche mit einer Ausgleichskurve approximiert, so lassen sich die Rißinitiierungszeiten mit Gl. 104 beschreiben (Abb. 50):

$$t_i = 52.4 C(t)^{-0.591} \quad (\text{in h, N, mm}) \quad (104)$$

In das Streuband von  $\pm$ Faktor 2 fallen alle in das Schaubild eingetragenen Meßwerte. Dies trifft auch für die Oberflächenrisse zu, wenn sie mit eindimensionalen Vergleichslösungen ausgewertet werden. Wie die Resultate der CCP-Proben in Abb. 50 und 51 zeigen, beeinflusst die Wahl des Spannungszustandes wegen der größeren Bandbreite des Lastparameters  $C(t)$  über zwei Zehnerpotenzen die Auswertung weniger stark als im Fall der Referenzspannung und des J-Integrals. Die beispielhaft für zwei Versuche in Abb. 50 eingetragenen  $C(t)$ -Zeitverläufe zeigen ferner, daß das gefundene Rißinitiierungsgesetz unempfindlich gegenüber einer Variation des Lastparameters ist.

Das Inkubationsverhalten der zugbelasteten Oberflächenrisse gleicht wiederum demjenigen der hochverformten CCP-Proben und liegt im unteren Streubandbereich. Die offensichtlich etwas bessere Bewertung der Oberflächenrisse unter Biegung verspricht die Auswertung auf Basis der gemessenen Durchbiegung. Von der Verwendung zweidimensionaler Vergleichslö-

sungen wurde abgesehen, da diese auf jeden Fall mit Faktoren belegt werden müßten, was im Hinblick auf das  $C^*$  - und  $C_n^*$ -Integral rein spekulativ wäre.

Der Vergleich des Belastungsparameters  $C(t)$  mit der zum Zeitpunkt der Reißinitiation gemessenen Größe  $C_t$  deutet eine nur teilweise gute Übereinstimmung bei CT-Proben an (Abb. 52). In den meisten Fällen wird  $C(t)$  durch  $C_t$  unterschätzt. Die lineare Regression der  $t_i$ - $C_t$ -Wertepaare für CT- und SENB-Versuche führt zu:

$$t_i = 49.35 C_t^{-0.473} \quad (\text{in h, N, mm}) \quad (105)$$

Der Auswertung in Abb. 53 lagen folgende Beziehungen zugrunde:

$$\text{CT-Probe, eigene Versuche: } C_t = \left( \frac{C^*}{\dot{v}_c} \right)_{\text{theor.}} \dot{v}_m \quad (106)$$

$$\text{CT-Probe, [48]: } C_t = \frac{2 F \dot{v}_m}{B (W - a)} \quad (107)$$

$$\text{CCP-Probe mit großer Anfangsverformung: } C_t = \left( \frac{C^*}{\dot{v}_c} \right)_{\text{theor.}} \dot{v}_m \quad (108)$$

$$\text{CCP-Probe mit kleiner Anfangsverformung: } C_t = \left( \frac{C^*}{\dot{v}_c} \right)_{\text{theor.}} (\dot{v}_m - \dot{v}_{nc,m}) \quad (109)$$

$$\text{SENB-Probe: } C_t = \left( \frac{C^*}{\dot{v}_c} \right)_{\text{theor.}} \frac{\sigma_{\text{ref},m}}{\sigma_{\text{ref}}} \dot{v}_m \quad (110)$$

Der Korrekturfaktor aus der theoretisch zu erwartenden und nach Gl. 91 gemessenen Referenzspannung  $\sigma_{\text{ref},m}/\sigma_{\text{ref}}$  in Gl. 110 soll die in dem Term  $(C^*/\dot{v}) \propto \sigma_{\text{ref}}$  beinhalteten Störeinflüsse berücksichtigen.

Wegen der großen Rißlängen ( $a/W > 0.5$ ) kann davon ausgegangen werden, daß die Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{v}_{nc}$  bei der CT-Probe keine Rolle spielt. Dies gilt nicht für die CCP- und SENB-Geometrien. Insbesondere in dem hier untersuchten Zeitbereich weisen die Verformungs-Zeitverläufe der ungerissenen Proben einen (quasi-) primären Kriechbereich auf (Abb. 54 und 55). Wenn die gemessene Verschiebungsgeschwindigkeit  $\dot{v}_m$  der SENB-Versuche um die entsprechenden Werte  $\dot{v}_{nc}$  reduziert werden, erhält man um bis zu 30% kleinere  $C_t$ -Parameter, und der Vergleich in Abb. 52 würde sich weiter verschlechtern. Da aber wegen der kleineren Gesamtdurchbiegung die Horizontalkräfte an den Lastrollen und die Hebelarmreduzierung das Verformungsverhalten der ungerissenen Probe weniger stark einschränken als im gerissenen Fall, ist zu erwarten, daß der tatsächliche Einfluß von  $\dot{v}_{nc}$  kleiner als der gemessene ist.

Die mittigerissene Zugprobe weist neben der Streuung in Bezug auf die elastisch-plastische Verformung auch Unterschiede im Kriechverhalten auf:  $C_t$  nimmt z.T. negative Werte an,

falls auch bei den gering vorverformten Proben die an einer hochverformten Probe gemessene Geschwindigkeit  $\dot{v}_{nc}$  berücksichtigt wird.

#### 4.1.4. Bruchflächen

Das für die SENB- und CT-Proben mit  $B = 25\text{mm}$  charakteristische Bruchbild zeigt Abb. 56. Auffällig ist der gestörte Bereich der Kriechrißfläche in unmittelbarer Nähe der Aufwölbungslinie, von dem aus ein zweiter Kriechriß in die Probe hineinwächst.

Diese Rißverzweigungen waren unerwünscht, da sie zu einer nicht eindeutigen Mixed-Mode-Belastung an der Rißspitze führen. Als Gegenmaßnahme wurde deshalb versucht, mit Hilfe von Seitenkerben die Rißausbreitung in den engsten Querschnitt zu zwingen. Seitengekerbte CT- und SENB-Proben mit Öffnungswinkeln von  $60^\circ$ ,  $90^\circ$  und  $120^\circ$ , sowie Kerbtiefen von 20 und 25% der halben Probenbreite wurden getestet, ohne daß Rißverzweigung vermieden werden konnte (Abb. 56). Die Seitenkerben brachten sogar den Nachteil, daß der Riß im Kerbgrund erheblich vorauseilte.

Keine Rißverzweigungen konnte auf den Bruchflächen der schmalen CT-, der CCP- und der Plattenproben festgestellt werden. Lediglich in Tiefenrichtung  $a$  wiesen die Oberflächenrisse in den Biegeplatten Verzweigungsansätze auf (Abb. 57).

Ausgehend von einem etwa halbkreisförmigen Ermüdungsanriß breitet sich der Kriechriß in der Zugplatte näherungsweise gleichförmig über der gesamten Rißlinie aus (Abb. 58). Lediglich im oberflächennahen Bereich ( $\varphi = 0$  bzw.  $90^\circ$ ) bleibt der Riß etwas zurück, und unter Winkellagen  $12^\circ < \varphi < 20^\circ$  stellte sich ein maximaler Rißzuwachs ein.

Unter Biegebeanspruchung verliert der Oberflächenriß seinen anfänglich halb elliptischen Charakter (Abb. 58). Ein ausgeprägtes Rißwachstum erfolgte für  $9^\circ < \varphi < 14^\circ$ , gegenüber der der Riß in der Randzone deutlich zurückblieb. Geringstes Rißwachstum trat in Tiefenrichtung  $a$  auf.

#### 4.1.5. Rißverzweigung

Das Auftreten einer Kriechrißverzweigung in CT- und SENB-Proben wirft die Frage auf, wie es zu diesem scheinbar geometrieabhängigen Phänomen kommt, und ob, bzw. wie das Rißausbreitungsverhalten dadurch beeinflusst wird.

Schwierigkeiten bereitet die Konkretisierung des Problems, wenn einige experimentelle Beobachtungen berücksichtigt werden sollen:

Die Fotoreihe Abb. 59 zeigt drei aus der Probenmitte gefertigte Schiffe von CT-Proben. Diese besaßen näherungsweise gleiche Ausgangsrißlängen, waren identisch beansprucht und wurden nach unterschiedlichen Zeiten entlastet. Während im oberen Schiff noch keine Rißinitiierung eingetreten ist, hat sich in der mittleren Probe ein einziger leicht gekrümmter Kriechriß ausgebildet, dessen Ende den Beginn einer möglicherweise anhaltenden Verzwei-

gung vermuten läßt (Abb. 60). Die am längsten beanspruchte Probe weist zwei, etwa gleichlange Hauptrisse auf, deren Verzweigungspunkt in der Nähe der Aufwölbung liegt und die spiegelsymmetrisch zur Ermüdungsrißausbreitungsrichtung verlaufen.

Eine Verallgemeinerung dieser Beobachtungen kann jedoch nicht gemacht werden:

Die Rißverzweigung muß nicht spiegelsymmetrisch angeordnet sein und es ist möglich, daß einer der beiden Kriechrisse langsamer wächst oder, was wahrscheinlicher ist, zum Stillstand kommt (Abb. 61). Ob die Rißverzweigung grundsätzlich erst nach einem gewissen Rißzuwachs oder auch direkt aus der Aufwölbung heraus möglich ist, läßt sich nicht eindeutig beantworten, da der Rißverzweigungsursprung einen großflächigen gestörten Bereich umfaßt. Der Winkel zwischen den verzweigten Rissen wird darüberhinaus noch durch den Abstand zur freien Probenoberfläche beeinflußt. Direkt am Probenrand konnten keine Rißverzweigungen beobachtet werden. In Richtung Probenmitte nimmt der Verzweigungswinkel über eine kurze Distanz rasch zu, und bleibt dann konstant. Die Hauptrisse laufen dort, zumindest über eine Wegstrecke von einigen Körnern, rechtwinklig auseinander.

In der Bruchmechanik werden Rißverzweigungen auch bei Korrosionseinfluß [57] und in spröden Materialien [58] beobachtet. Vorgeschlagene Rißverzweigungskriterien basieren zumeist auf der Voraussetzung linear elastischen Materialverhaltens und sind deshalb nicht direkt auf die hier vorliegenden Bedingungen übertragbar. Ramulu und Kobayashi [59] nehmen beispielsweise an, daß die Entstehung eines zweiten Hauptrisses von einem kritischen Spannungsintensitätsfaktor abhängt. Theocaris und Georgiadis [60] und in ähnlicher Weise Shukla et al. [61] bringen das Verzweigungsphänomen in Zusammenhang mit der Dehnungsenergiedichtevertelung um die Rißspitze. Yoffe [62] und später Craggs [63] untersuchen das rißspitzennahe Feld von wachsenden Rissen. Nach ihrer Theorie kann Rißverzweigung erst ab einer kritischen Rißgeschwindigkeit eintreten.

Spannungsintensitätsfaktoren für unterschiedliche Verzweigungsanordnungen werden von Vitek [64] und Kitagawa et al. [65] berechnet. Für den Modus-I-Anteil des K-Faktors im Punkt B der in Abb. 62 dargestellten Verzweigungsanordnung und kleinem  $d/a$ -Verhältnis finden Kitagawa et al.:

$$K_{I,B} \approx 0.6 K_{I,A} \quad (111)$$

woraus er auf eine Abnahme der Geschwindigkeit unter K-kontrolliertem Rißwachstum schließt.

Die theoretische Untersuchung des Rißwachstums auf Basis einer Schädigungstheorie, wie sie von Riedel [66] oder Hayhurst et al. [67] praktiziert wird, läßt grundsätzlich die Verzweigung des Hauptrisses zu. Hayhurst stellt fest, daß die Rißausbreitungsebene von dem Kriterium, nach dem das Material unter mehrachsigen Spannungszustand bricht, und von der Bauteilgeometrie abhängt.

Würde das Bruchverhalten des Stahls AISI 316L von der Mises'schen Vergleichsspannung  $\sigma_e$  bestimmt, könnten die beobachteten Verzweigungserscheinungen in folgender Weise erklärt werden:

Für die verwendeten Verfestigungs- und Nortonexponenten erhält man aus [10] die in Abb. 63 gezeigte Winkelabhängigkeit der Vergleichsspannung von der Polarkoordinate  $\theta$ . Unter ESZ, wie er am Probenrand, sowie bei den CCP- und schmalen CT-Proben vorausgesetzt werden kann, variiert  $\sigma_e$  zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$  nur wenig, wohingegen sie unter EDZ, wie es für die breiten CT- und SENB-Proben der Fall sein dürfte, ein ausgeprägtes Maximum für  $\theta = 90^\circ$  besitzt. Nach dieser Überlegung wäre Rißverzweigung unter EDZ eher zu erwarten als unter ESZ. Allerdings müßte man dann auch davon ausgehen, daß die durchgehend gerissene Zugplatte ZN8 und alle Oberflächenrisse unter ESZ belastet waren. Diese Annahme ist aber insbesondere für die Biegeplatte auszuschließen. Zudem weist Hayhurst dem untersuchten Werkstoff ein Bruchkriterium zu, das von der Mises- und der Normalspannung abhängt.

#### 4.1.6. Mikrostruktur

**Lichtmikroskopie/ Schliffbilder:** Die lichtmikroskopisch untersuchten Schliffe von durchgehend gerissenen Proben zeigen folgende Merkmale:

Im Fall der breiten CT- und SENB-Proben tritt eine ausgeprägte Korndeformation nur in unmittelbarer Nähe der Aufwölbung auf, der Kriechriß endet spitz auf Korngrenzen (Abb. 64). Eine Schädigung in Form von Hohlräumen direkt vor der Rißspitze konnte nicht festgestellt werden. Die beobachteten Hohlräume erstrecken sich in der Regel interkristallin zwischen Korngrenzentripelpunkten mit Ausläufern auf den benachbarten Korngrenzen und sind meist parallel zu den Kriechrissen angeordnet.

Bei der Probe CCPN11 und den dünnen CT-Proben sind auch die Körner um die Kriechrißspitze deformiert, der Kriechriß selbst endet z.T. stumpf. Der Bereich vor der Rißspitze ist durch großflächige Hohlräume geschädigt (Abb. 65).

**Bruchmorphologie:** Alle Kriechrisse weisen eine interkristalline Bruchflächenstruktur auf. Waben treten vereinzelt in der Aufwölbungszone und mit größer werdender Belastung ( J-Integral) auch in zunehmenden Maß im Kriechrißbereich auf. Bei sehr hohen Belastungen dominieren sie die Bruchstruktur (Abb. 66). Eine Schädigung im Restligament in Form von interkristallinen Bereichen auf der Endermüdungsbruchfläche ist bei CCP-Proben zu erkennen, tritt aber auch bei einigen CT-Proben auf (Abb. 67).

## 4.1.7. Korrelation der Rißgeschwindigkeit mit Belastungsgrößen

### 4.1.7.1. Probenspezifisches Rißausbreitungsverhalten

Die Auftragung der in den einzelnen Versuchsreihen gemessenen Rißgeschwindigkeiten über der Rißlänge gibt erste anschauliche Aufschlüsse über das Kriechrißausbreitungsverhalten (Abb. 68):

Die Kurvenverläufe lassen sich grob in ein versuchsspezifisches Anfangsstadium und einen gemeinsamen Konvergenzbereich einteilen. Die eingetragenen Grenzkurven sind willkürlich und werden im wesentlichen durch die Versuche mit der kleinsten Anfangsrißlänge bestimmt. Die Beschreibung der gesamten Rißgeschwindigkeitskurven mit einem Lastparameter ist somit nur dann möglich, wenn dieser eine theoretische, zeitabhängige oder eine experimentelle Größe darstellt. Mit einem, nur von der aktuellen Belastung abhängigen Parameter ist allenfalls die Bewertung des Konvergenzbereichs zu erwarten.

Bei den CCP-Proben ist klar ersichtlich, daß das Anfangsverformungsverhalten auch einen Einfluß auf die Rißgeschwindigkeit besitzt. Bei gleicher Restligamentbelastung wächst der Kriechriß in der hochverformten Probe schneller als in solchen mit kleiner Anfangsverformung.

Da bei den Oberflächenrissen lediglich die Korrelation der Rißfläche mit dem elektrischen Spannungsabfall möglich war, die Rißkonturen im Fall der Zugplatten näherungsweise halbkreisförmig verliefen und bei den Biegeplatten keine geometrisch-bestimmte Form annahmen, wurden die Rißgeschwindigkeiten wie folgt festgelegt:

Zugplatte:

$$\dot{a} = \dot{c} = \frac{d}{dt} \sqrt{\frac{2}{\pi} A_{\text{RiB}}} \quad (112)$$

Biegeplatte:

$$\dot{a} = \frac{1}{2b} \frac{dA_{\text{RiB}}}{dt} \quad (113)$$

Die Auftragung der Rißgeschwindigkeiten über der Referenzrißlänge  $a_{\text{ref},1}$  ist in Abb. 69 dargestellt.

### 4.1.7.2. Rißgeschwindigkeit als Funktion der Referenzspannung

Der besseren Übersichtlichkeit wegen wurden die Versuchsergebnisse der einzelnen Probengeometrien als Grenzkurven in Abb. 70 dargestellt.

Die Bestimmung der Referenzspannungen für die Dreipunktbiegestäbe erfolgte mit Hilfe einer Ausgleichskurve der zu Versuchsbeginn nach Gl. 91 gemessenen Werte (Abb. 71). Dies hat eine erhebliche Verringerung des Lastparameters gegenüber dem Idealfall zur Folge. Die Biegeplatten wurden mit der Referenzrißlänge  $a_{ref,1}$  und der Korrektur in Anhang A4 für EDZ berechnet. Für die Zugplatten wurde Gl. A35 und A36 benutzt.

Selbst wenn man von den Dreipunktbiegeversuchen absieht, ist die gemessene Streubandbreite zu groß, um ein vernünftiges Rißausbreitungsgesetz anzugeben. Alle Meßpunkte liegen jedoch rechts von einer von Curbishly und Picker [68] ermittelten und ab  $\dot{a} \approx 3E - 5\text{mm/h}$  experimentell abgesicherten Bereichsgrenze.

#### 4.1.7.3. Rißgeschwindigkeit als Funktion des J-Integrals

In Abb. 72 wurden die gemessenen Rißgeschwindigkeiten über experimentelle J-Integralwerte nach Kap. 4.1.3.2., Gl. 86, 88, 93, mit den aktuellen Verschiebungswerten aufgetragen. Angesichts der uneinheitlichen Darstellung ist die Frage angebracht, ob auf andere Weise ermittelte J-Integrale die Rißgeschwindigkeiten nicht eindeutiger beschreiben könnten.

Eine Möglichkeit bestünde darin, den Lastparameter nicht aus der aktuellen, sondern, und das wäre physikalisch sinnvoller, aus der Anfangsverformung zu bestimmen. Zu diesem Zweck wurde das J-Integral aus den in Abb. 39 bis 41 eingezeichneten Ausgleichskurven ermittelt (Abb. 73). Die Unterschiede zu der entsprechenden Auswertung mit den Anfangsverformungen lassen sich mit Hilfe der Kraft-Verschiebungsbeziehungen in Abb. 34 bis 36 begründen.

Im Fall der CT-Probe zeigt sich kein signifikanter Unterschied zwischen Anfangs- und KRW-Verformungsverhalten, die alternative Auswertung führt daher zu identischen Ergebnissen. Während der KRW-Versuche verformen sich die SENB-Proben etwas geringer als es für elastisch-plastische Belastung zu erwarten wäre - die  $J-a_0$ -Beziehung ergibt daher größere Lastparameter und die Übereinstimmung mit den anderen Geometrien wird schlechter. Scheinbar günstiger wirkt sie sich bei der CCP-Probe aus. Aus der Anfangsverformung resultieren überwiegend größere J-Integralwerte und die Meßkurven fallen in das Streuband der CT-Versuche.

Die in den Zugplatten gemessenen Rißgeschwindigkeiten wurden auf die eindimensionale Vergleichslösung aus Anhang A3 und die quasiexperimentelle zweidimensionale Vergleichslösung Gl. 97 bezogen (Abb. 74). Im ersten Fall ordnen sich die Wertepaare um die linke Bereichsgrenze der analog ausgewerteten CCP-Proben an. Die zweidimensionale Vergleichslösung liefert eine steilere Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit von dem Lastparameter, liegt aber, unabhängig von der Weise auf der das Linienintegral bestimmt wird, im Streuband der eindimensionalen Versuche.

Der Vollständigkeit halber wurden auch die Biegeplattenversuche mit dem J-Integral behandelt. Die Vorgehensweise, nach der das Integral mit  $a_{ref,2}$  aus der aktuellen Verschiebung

$(v_m - v_{nc,m})$  und der eindimensionalen Vergleichslösung in Anhang A3 bestimmt wird, rückt die Rißgeschwindigkeiten in den Bereich der linken Streubandgrenze in Abb. 74. Eine ähnliche Auswertung der SENB-Versuche würde eine bessere Übereinkunft mit den CT-Ergebnissen bringen.

Bewertet man die Brauchbarkeit des J-Integrals lediglich anhand der Meßergebnisse einer Probengeometrie, so wird ersichtlich, daß dieser Parameter die Rißgeschwindigkeit in ähnlicher Weise wie die Rißlänge in Abb. 68 bewertet, d.h. konkret: Eine versuchsspezifische Abhängigkeit für kleine Rißgeschwindigkeiten und ein versuchsdauerabhängiger linker Konvergenzbereich.

#### 4.1.7.4. Rißgeschwindigkeit als Funktion des Parameters $C(t)$

Die in der Definition des Näherungsparameters  $C(t)$  direkt verankerte Zeitabhängigkeit macht seine Verwendung für die Beschreibung der Rißgeschwindigkeit problematisch: Erreicht ein wachsender Riß nach einer bestimmten Zeit eine ganz bestimmte Rißlänge, so ist die Belastungsvorgeschichte in Rißspitzennähe eine andere, als diejenige die vor einem gleichlangen, stationären Riß abgelaufen ist.

Wertet man die Versuche mit  $C(t)$  aus der aktuellen Rißlänge und der bis dahin verstrichenen Versuchsdauer aus, so stellen sich die in Abb. 75 skizzierten Kurvenverläufe ein. Im besten Fall decken sich die einzelnen Versuche im Bereich sehr hoher Rißgeschwindigkeiten  $> 0.01\text{mm/h}$ .

Um einen Vergleich der Versuche auf Basis des Parameters  $C(t)$  und eine Gegenüberstellung mit der Meßgröße  $C_i$  zu ermöglichen, wurde eine grobe Mittelung in folgender Weise vorgenommen:

$$\bar{t} = t_i + 0.5(t_{\text{ges}} - t_i) \quad (114)$$

$$\bar{a} = 0.5(a_0 + a_e) \quad (115)$$

$$\dot{a} = \frac{(a_e - a_0)}{(t_{\text{ges}} - t_i)} \quad (116)$$

$$C(t) = C(\bar{t}, \bar{a}) \quad (117)$$

( $t_{\text{ges}}$  = gesamte Versuchsdauer,  $a_e$  = Endrißlänge ).

Die Darstellungen in Abb. 76 und 77 gehen aus folgenden Berechnungen hervor:

Abb. 76:

-CT-Probe, eigene Versuche:  $C_h^*$ ,  $C^*$  theoretisch und  $J$  aus einer Ausgleichskurve der zu Versuchsbeginn nach Gl. 86 gemessenen J-Integrale.

-CT-Probe, [48]:  $J$ ,  $C_h^*$ ,  $C^*$  theoretisch.

-CCP:  $C_h^*$ ,  $C^*$  theoretisch,  $J$  aus einer Ausgleichskurve der zu Versuchsbeginn nach Gl. 93 gemessenen  $J$ -Integrale .

-SENB-Probe:  $J$ ,  $C_h^*$ ,  $C^*$  aus Anhang A3 und  $\sigma_{ref}$  aus einer Ausgleichskurve der zu Versuchsbeginn nach Gl. 91 bestimmten Referenzspannung  $\sigma_{ref,m}$

Abb. 77:

-CCP:  $J$ ,  $C_h^*$ ,  $C^*$  theoretisch aus Anhang A3.

-ZN-Probe: mit  $\overline{a_{ref,1}}$ , ESZ.

-BP-Probe: mit  $\overline{a_{ref,1}}$  und  $J$ ,  $C_h^*$ ,  $C^*$  mit einer gemessenen Referenzspannung  $\sigma_{ref,m}$  aus Gl. 91 mit  $v_c = v_m(\overline{a_{ref,1}}) - v_{nc,m}$

Nach Abb. 76 lassen sich dann alle untersuchten eindimensionalen Risse mit der Beziehung

$$\dot{a} = 0.03065 C(t)^{0.763} \quad (\text{in N, mm, h}) \quad (118)$$

erfassen, wenn sie in ein Streuband mit Faktor  $\pm 4$  eingetragen werden. Die Beschreibung der Oberflächenrißgeschwindigkeiten mit eindimensionalen Vergleichslösungen auf Basis identischer Rißflächen führt im Fall der Zugplatten zu Wertepaaren, die zum oberen Streuband der Beziehung Gl. 118 tendieren und im Einklang mit den auf gleiche Weise ausgewerteten CCP-Proben sind. Die Ergebnisse der Biegeplatten liegen im Bereich der rechten Streubandgrenze von Gl. 118.

#### 4.1.7.5. Rißgeschwindigkeit als Funktion des Parameters $C_t$

Die offensichtlich beste Korrelation der Rißgeschwindigkeiten bietet die Auftragung derselben über der Meßgröße  $C_t$  Abb. 78. Fast alle Versuche lassen sich in ein gemeinsames Streuband mit Faktor  $\pm 2$  eintragen. Die Steigung gleicht derjenigen der  $C(t)$ - $\dot{a}$ -Beziehung, das Gros der Versuche liegt jedoch in der Nähe der dazugehörigen rechten Streubandgrenze. Die in [48] angegebene Relation

$$\dot{a} = 0.0136 C_t^{0.76} \quad (\text{in N, mm, h}) \quad (119)$$

wird von den eigenen Versuchen bestätigt, wenn sie nach Gl. 120 ausgewertet werden:

$$C_t = \left( \frac{C^*}{\dot{v}_c} \right) \left[ \dot{v} - \frac{\partial v}{\partial a} \dot{a} \right] \quad (120)$$

mit  $\dot{v}$  analog zu Kap. 4.1.3.3. und  $\partial v / \partial a$  aus dem theoretischen elastischen Verformungsverhalten.

#### 4.1.8. Diskussion der KRW-Versuche bei $T = 550^{\circ}\text{C}$

Die aus dem Vergleich der berechneten Übergangszeiten mit den Versuchszeiten gezogene Schlußfolgerung, daß die Versuche im instationären Übergangsbereich stattfanden, wurde durch die gute Übereinstimmung von gemessenen und berechneten J-Integralwerten unter den am ehesten als ideal zu bezeichnenden Randbedingungen bei CT-Proben, durch das Nichtauftreten extensiver Kriechverformungen, sowie die nichtvorhandene Identität von  $C^*$  und  $C_1$  gerechtfertigt. Für lange Versuchsdauern ist das Materialgesetz offensichtlich unbrauchbar, die berechneten Übergangszeiten  $t_1$  und  $t_3$  werden dann zu groß eingestuft (Abb. 39).

Aufgrund der zu großen Aufwölbungen, der äußeren Störeinflüsse und der Materialstreuungen ist eine Verknüpfung von gemessenen oder berechneten Lastparametern mit den rißspitzennahen Spannungsfeldern im Fall der SENB- und CCP-Proben, wie auch der Zug- und Biegeplatten nur unter Vorbehalt möglich.

Im Zusammenhang mit der unbefriedigenden Korrelierbarkeit der Meßergebnisse zeigt die Berechnung des J-Integrals aus der gemessenen Rißspitzenaufwölbung die Unbrauchbarkeit der elastischen Korrekturlösung Gl. 22 für die hier durchgeführten Versuche. Diese Tatsache wird einsichtig, wenn man den Vergleich der J-Integrallösungen der endlich und unendlich ausgedehnten, mittigerissenen Zugplatte nach dem EPRI-Handbuch [11] bzw. He und Hutchinson [16] auf den Oberflächenriß überträgt (Abb. 79). Die Verwendung von Gl. 22 kommt daher erst dann in Betracht, wenn die Rißlängen relativ klein und/oder der Verformungsexponent nahe eins ist. Bei der Biegeplatte würde eine anders als die elastische Randfaserspannung definierte äußere Belastung  $\sigma_{\infty}$  zu besseren Ergebnissen führen. Außerdem müßte bei der elastischen Korrektur der Querkrafteinfluß bei Dreipunktbiegung berücksichtigt werden.

Die nachgewiesene Verwendbarkeit eindimensionaler Lösungen erklärt sich durch die relativ großen Rißflächen - eine Verallgemeinerung auf kleine Oberflächenrisse ist daher nicht ohne weiteres zulässig ( $0.32 < c/b < 0.68$ ,  $0.48 < a/t < 0.83$ ).

Obwohl zum Teil eine gute Übereinstimmung zwischen lokalen, aus  $\delta_i$  ermittelten, und globalen, mit der Kraftverschiebung bestimmten J-Integralen besteht, ist darauf hinzuweisen, daß das erste Verfahren ebenfalls von der Gültigkeit der HRR-Felder und der Potenzbeziehung des Materialgesetzes für die Anfangsverformung abhängt. Für eine allgemeine  $\sigma$ - $\epsilon$ -Beziehung, wie sie hier tatsächlich vorliegt, schlagen Cornec et al. [69] eine andere Relation zwischen J und  $\delta_i$  vor.

Wie die folgende Tabelle zeigt, steht die Vorhersage der Rißinitiierungszeiten auf Basis der Kurzzeitlösungen und einer kritischen Versagensdehnung, Kap. 1.2.4, ebensowenig im Einklang mit den Versuchsergebnissen wie die entsprechende Berechnung für den Langzeitbereich. Der die rißspitzennahen Spannungsfelder charakterisierende Lastparameter ist mit  $\Psi$  und der Exponent des Materialgesetzes mit  $\kappa$  abgekürzt ( $t_i \propto \Psi^{-\kappa}$ ).

Verformungsanteile	$\Psi$	$\kappa$ , Vorhersage	$\kappa$ , Messung
$\varepsilon_0 + \varepsilon_{kr,sek}$	J	$n = 8.68$ , Gl. 72	1.11
$\varepsilon_0 + \varepsilon_{kr,pr}$	J	$m(1+p) = 7.51$ , Gl. 74	1.11
$\varepsilon_{kr,pr} + \varepsilon_{kr,sek}$	$C_n^*$	$\frac{n(p+1)}{p+n+1} = 1.486$ , Gl. 73	0.664
$\varepsilon_0 + \varepsilon_{kr,pr} + \varepsilon_{kr,sek}$	$C(t)$	$\frac{n}{n+1} = 0.9$ , Gl. 70	0.591

Dabei muß bemerkt werden, daß die Relation zwischen der Rißgeschwindigkeit und dem nach Anhang A3 berechneten  $C_n^*$ -Integral bezüglich ihrer Steigung unsicher erscheint (Abb. 80).

Allerdings deckt sich das gefundene Rißinitiierungsgesetz  $t_i \propto C(t)^{-0.591}$  relativ gut mit Messungen von Bensussan et al. [86], wonach geometrieunabhängig und im Temperaturbereich  $575^\circ\text{C} < T < 650^\circ\text{C}$   $t_i \propto C_t^{-0.65}$  gilt.

Die Bewertung der Rißgeschwindigkeiten wird durch das Auftreten von Rißverzweigungen und der Unkenntnis der zeitlichen Abhängigkeit der Spannungsfelder erschwert.

Die Berücksichtigung der Rißverzweigung steht auf einem vagen theoretischen und experimentellen Fundament. Falls tatsächlich eine kritische Größe für die Existenz eines zweiten Hauptrisses verantwortlich zu machen ist, so war sie in allen SENB- und CT-Versuchen ( $B = 25\text{mm}$ ) spätestens kurz nach der Rißinitiierung erreicht. Eine Untersuchung dieses Verzweigungskriteriums würde daher die Verlängerung der Versuchszeiten voraussetzen.

Ein eindeutiger, quantitativer Einfluß der Verzweigung auf das Rißwachstum kann aus den Versuchsergebnissen nicht abgeleitet werden. Der eine oder andere Kurvenverlauf in Abb. 68 legt jedoch die Vermutung nahe, daß ein solcher bestehen könnte. So wäre beispielsweise im Fall von Versuch BN9 denkbar, daß ab  $a \approx 6.8\text{mm}$  Rißverzweigung zu einer Verringerung der Rißgeschwindigkeit geführt haben könnte.

Die Auswertung der CT- und SENB-Versuche mit einem korrigierten J-Integral, das nach Gl. 32 und 111 um ca. 60% reduziert wäre, würde zwar zu einer besseren geometrieabhängigen Darstellung (bezüglich der CCP-Probe) führen, doch widersprechen die Meßergebnisse der dünnen CT-Proben dieser Vorgehensweise. Der Vergleich mit den theoretisch ausgewerteten CCP-Versuchen könnte ebenfalls besser ausfallen, wenn bei  $C_t$ - oder  $C(t)$ -kontrolliertem Rißwachstum durch Rißverzweigung eine Abnahme der Geschwindigkeit eintreten würde. In jedem Fall wären dann die Beziehungen Gl. 118 und 119 nichtkonservativ.

Die Verwendung der Meßgröße  $C_t$  erscheint in dem untersuchten Zeitbereich nur bedingt zulässig. Für die Korrelation der Initiierungszeit liefert dieser Parameter eine auf der sicheren Seite liegende Abschätzung. Das Kriechrißwachstumsverhalten wird dagegen nichtkonservativ, d.h. zu niedrig eingestuft. Diese Tatsache muß auf den in Kapitel 1.2.2.8. erwähnten Einfluß des Terms  $\partial v/\partial a$  zurückgeführt werden. Der Versuch, diesen Anteil mit Hilfe des vollständigen Ramberg-Osgood-Gesetzes zu erfassen, hat zur Folge, daß der  $C_t$ -Parameter z.T. negativ wird.

Würden sich die gemessenen Verschiebungsgeschwindigkeiten überwiegend aus Kriechanteilen zusammensetzen, müßte bei Rißwachstum eine erhebliche Dehnungsverfestigung eintreten, Abb. 81. Eine Abschätzung, ob dies zutrifft, kann mit der Referenzspannungsmethode (Kap. 1.2.3.) durchgeführt werden. Setzt man wie Piques et al. [55] für CT-Proben

$$l_{\text{ref}} = \frac{2}{3}(W - a) \quad (121)$$

und berechnet die Kraftangriffspunktverschiebungsgeschwindigkeit halbempirisch mit den Verformungszuwachs  $\Delta v$  nach dem Dehnungsverfestigungsansatz Gl. 51

$$\dot{v} = l_{\text{ref}} B_1 \sigma_{\text{ref}}^{m(1+p)} \left( \frac{\Delta v}{l_{\text{ref}}} \right)^{-p} \quad (122)$$

( $\sigma_{\text{ref}}$  für ESZ,  $\Delta v = v_m - v_{0,m}$ ,  $v_{0,m}$  - gemessene Verschiebung bei  $t=0$ ).

so werden die tatsächlichen Verschiebungsgeschwindigkeiten um Größenordnungen unterbewertet (Abb. 82). Dies gilt auch dann, wenn statt der Dehnungs- eine Zeitverfestigung angenommen wird, oder die Referenzrißlänge experimentell aus der Anfangsverschiebung oder der Verformungsgeschwindigkeit bei Rißinitiierung ermittelt wird.

Ein letztes Argument für die Ungültigkeit von  $C_t$  bei  $\dot{a} \neq 0$  liefert Abb. 78, in der neben KRW-Versuchen auch zwei mit  $f=0.5\text{Hz}$  durchgeführte KERW-Versuche eingetragen sind. Obwohl diese nur wenige Stunden dauerten und statt einer inter- eine transkristalline Bruchstruktur aufwiesen, zeigen sie die gleiche  $C_t$ - $\dot{a}$ -Abhängigkeit wie die statischen Versuche.

Überraschend bleibt die Tatsache, daß die KRW-Experimente bei  $C(t)$ - und  $C_t$ -Auswertung eine gleiche Potenzabhängigkeit der Rißgeschwindigkeit liefern.

Obwohl mit dem Näherungsparameter  $C(t)$  die augenscheinlich beste Korrelation der Rißinitiierungszeit erzielt wird, ist seine ingenieurmäßige Anwendbarkeit fragwürdig, da der geringe Unterschied in den Steigungen des zeitlichen Verlaufs des Lastparameters und des Initiierungsverhaltens (Abb. 50) eine zu grobe Einschätzung der Inkubationszeit bewirken.

Die Tatsache, daß das Kriechrißwachstum des AISI 316L am besten durch den experimentellen Parameter  $C_t$  bewertet wird, deckt sich mit vielen veröffentlichten Untersuchungen an diesem und artverwandten Werkstoffen (z.B. [21], [22], [75]-[77]). Ergebnisse, wonach das Rißwachstum von einer Nettospannung oder dem K-Faktor kontrolliert wird, sind in der Minderheit (z.B. [78], [79]). Zweifel an der Gültigkeit des Parameters wurden schon von

Saxena et al. [80] und Piques et al. [55] geäußert. Piques schließt daraus, daß lediglich die Rißinitiierungszeit mit  $C_i$ , das Rißwachstum jedoch mit keinem Bruchmechanikparameter korrelierbar ist. Saxena schlägt das J-Integral als die geeignetste Belastungsgröße vor.

Den Einfluß des Spannungszustandes, bzw. der Probenbreite auf das KRW untersuchen Nikbin et al. [81]. Sie stellen fest, daß das Rißwachstum durch Seitenkerben beeinflusst wird. Mit zunehmendem Verhältnis der Gesamtprobendicke zur Breite des Kerbgrundes  $B/B_N$  nimmt die Rißgeschwindigkeit zu. Die Autoren erklären diesen Effekt mit der Zunahme des sogenannten "Constraints", d.h. der Kriechbehinderung an der Rißspitze mit steigender Kerbtiefe. Bei Korrelation von  $\dot{a}$  mit  $C_i$  können sie dagegen keinen Einfluß der Probendicke erkennen.

Diese Beobachtung wird von Taira et al. [82] bestätigt, wobei sie aber bemerken, daß unter nominell gleicher Belastung ( $= F/B/(W-a)$ ) die breite Probe ein geringeres Wachstum aufweist als die schmale.

Diese Feststellung wird durch den Vergleich der 25mm und 5mm breiten CT-Proben, sowie durch den der CCP-Proben mit Versuch ZN8, (Abb. 74), untermauert. Die Annahme, wonach der Breiteinfluß bei  $C_i$ -Auftragung der Rißgeschwindigkeit verschwindet, kann nicht geteilt werden. Zwar ist die hiesige experimentelle Ermittlung des Parameters an CCP-Proben zweifelhaft, doch können die im Vergleich zu CT- und SENB-Proben zu kleinen  $C_i$ -Werte wiederum mit dem Verformungsanteil  $\dot{a}(\partial v/\partial a)$  in Verbindung stehen. Wegen der Verformungs-Rißlängenabhängigkeit in Abb. 34 bis 36 werden bei der CCP-Probe  $\partial v/\partial a$  und damit auch  $C_i$  kleiner sein, als bei CT- und SENB-Geometrie.

Ein augenscheinlich beschleunigtes Rißausbreitungsverhalten der seitengekerbten Proben ist bei den eigenen Versuchen nicht eingetreten.

Die experimentelle und Finite-Elemente-Untersuchung eines halbelliptischen Oberflächenrisses in einer Zugplatte aus dem Werkstoff Incoloy 800H führen Hollstein und Kienzler [83] bei 800°C durch. Mit ihren Berechnungen, wonach der Lastparameter (in diesem Fall  $C^*$ ) an der Oberfläche ( $\varphi = 0^\circ$ ) seinen geringsten Wert annimmt und in Probenmittenrichtung keine ausgeprägte Winkellagenabhängigkeit besitzt, können die beobachteten Rißkonturen in den getesteten Zugplatten erklärt werden.

In einer ähnlichen, theoretischen Arbeit stellen Smith et al. [84] die Berechnung des Spannungszustandes an der Rißfront, ausgedrückt durch das Verhältnis der hydrostatischen zur Mises-Vergleichsspannung ( $\sigma_m/\sigma_e$ ), in den Vordergrund. Sie kommen zu dem Resultat, daß  $\sigma_m/\sigma_e$  an der Oberfläche minimal ist, für  $\varphi > 30^\circ$  näherungsweise konstant bleibt und ein kleines Maximum zwischen  $0^\circ$  und  $30^\circ$  besitzt. Übernimmt man ihre Vorstellung, daß KRW umgekehrt proportional zur Versagensdehnung unter mehrachsiger Kriechbeanspruchung (die wiederum mit zunehmendem Verhältnis  $\sigma_m/\sigma_e$  abnimmt) ist, dann zeigen die hiesigen Zugplattenexperimente das qualitativ zu erwartende Rißausbreitungsverhalten.

## 4.2. Kriechrißwachstum bei $T = 700^\circ\text{C}$

### 4.2.1. Lastparameterwahl

Analog zu Kapitel 4.1.1. ist in Abb. 83 die Lastparameterkarte für die Versuchsbedingungen der CT-Versuchsreihe erstellt worden. Die Übergangszeit  $t_1$  wurde für rein elastische ( $J_{el} \propto K^2$ ) und für elastisch- plastische Vorverformung ( $J = J_{el} + J_{pl}$ ) berechnet. Da die Versuche im Vergleich zu den Übergangszeiten sehr lange dauerten, kann davon ausgegangen werden, daß stationäre Kriechvorgänge das Probenverhalten bestimmt haben, und die Langzeitlösung Gl. 66 die rißspitzennahen Spannungsfelder beschreibt. Die qualitativ gleichen Aussagen erhält man für die CCP- und SENB-Versuche.

Die größenordnungsmäßig gute Übereinstimmung von nach Gl. 18 mit  $U_{nc} = 0$  experimentell bestimmten und berechneten J-Integralwerten in Abb. 84 rechtfertigt die Verwendung der benutzten Ramberg-Osgood-Beziehung zur Berechnung der Übergangszeit.

### 4.2.2. Fraktografische Untersuchung

Die charakteristische Bauteilverformung nach den KRW-Versuchen war geprägt durch das Fehlen einer scharfen Rißspitze, einhergehend mit einer extremen Aufwölbung der Rißufer, die in jedem Fall außerhalb des Gültigkeitsbereichs der HRR-Feldtheorie lag.

Die gebrochenen Proben zeigten unabhängig von den Versuchszeiten und der äußere Belastung nur einen kleinen Kriechrißzuwachs, der sich auf den Aufwölbungsbereich beschränkte. Daneben schnürte sich vor allem bei den CCP-Proben das Restligament am Bauteilrand in x-Richtung und im unmittelbaren Kriechrißbereich in Breitenrichtung stark ein (Abb. 85).

Auf den Schlißbildern ist eine augenscheinliche Korndeformation mit Ausnahme des mittleren Lastrollenbereichs bei Dreipunktbiegebeanspruchung nur an der Rißspitze erkennbar. Sie ist gekennzeichnet durch langgestreckte, an der Rißkontur orientierte Körner (Abb. 86). Ausschließlich in diesem Bereich befinden sich z.T. Hohlräume, die auf Korngrenzen und dort vor allem auf Tripelpunkten orientiert sind. Im Gegensatz zu den bei  $550^\circ\text{C}$  auftretenden, eher langgestreckten Hohlräumen, erscheinen sie hier meist rundlich ausgebildet und ordnen sich vorzugsweise in Nähe der Winkellage  $\theta = 0^\circ$  an. Lediglich bei einem einzigen Versuch (CCPH3) konnte ein, aus der Aufwölbung herausgewachsener, scharfer Kriechriß festgestellt werden (Abb. 87). In diesem Fall hatte sich allerdings die Probenbreite auf bis zu 50% eingeschnürt.

Unter dem Rasterelektronenmikroskop stellen sich die Kriechrisse als zerklüftete Bereiche dar (Abb. 89). Die Bruchstruktur weist im Anfangsstadium stellenweise interkristalline Zonen

auf, hat aber überwiegend einen gewaltbruchartigen, durch Waben geprägten Charakter (Abb. 90). Bei einigen Proben besitzt die Rester müdungsbruchfläche interkristalline Strukturen, was auf eine Korngrenzenschädigung des Restligaments hindeutet.

Das Bruchverhalten an der Rißspitze wird offenbar von mehreren Mechanismen gesteuert: Hohlraumbildung und -wachstum auf Korngrenzen führen zu einer Schädigung der rißspitzennahen Bereiche. Die Körner reißen größtenteils transkristallin und wabenbruchförmig. Wegen der teilweise verschobenen Lage der Körner gegeneinander, könnte auch Korngrenzgleiten zum lokalen Versagen beigetragen haben.

### **4.2.3. Allgemeines Verformungs-Zeit-Verhalten**

In Abb. 91 sind die Verformungszeitverläufe der einzelnen Versuchsreihen dargestellt. Da die Anfangsverformungen verhältnismäßig klein waren (Größenordnung 0.1mm) und Rißwachstum kaum vorhanden war, wurden die Proben weitgehend durch Kriechen verformt. Während die Kurvenverläufe der CT-Versuche den erwarteten linearen Verlauf haben, beeinflussen wahrscheinlich die in Kapitel 3.7.2. angesprochenen Störeinflüsse das Durchbiegungsverhalten der SENB-Proben und bewirken Einschnürungen des Restligaments ein Ansteigen der Verformungsgeschwindigkeit im Fall der CCP-Geometrie. Dieser Probenotyp weist wiederum eine Materialstreuung auf, obwohl alle Proben aus der gleichen Höhenlage des Ausgangsmaterials gefertigt wurden.

Im Zusammenhang mit den Kriechkurven ist anzumerken, daß die gemessenen elektrischen Spannungsabfälle den gleichen zeitlichen Verlauf besaßen und ein erheblich größeres Rißwachstum vortäuschten.

### **4.2.4. Korrelation der Rißgeschwindigkeiten**

#### **4.2.4.1. Rißwachstum als Funktion von $C^*$**

Obwohl eine bruchmechanische Auswertung aufgrund der fraktografischen Ergebnisse zweifelhaft ist, wurde die Korrelation der Rißgeschwindigkeit mit dem  $C^*$ -Parameter und der Referenzspannung versucht. Da wegen des Versagens der Potentialmethode keine kontinuierliche Rißlängenmessung möglich war, wurde eine Mittelung über der gesamten Versuchsdauer vorgenommen. Darüberhinaus wurde zwischen den unter dem Lichtmikroskop gemessenen Rißlängen und einer Abschätzung des tatsächlichen Rißzuwachses  $\Delta a_{lat}$  aus der an der Probenoberfläche gemessenen Aufwölbung  $\delta$  unterschieden (Abb. 92):

$$\bar{a} = a_0 + 0.5(a_e - a_0) \quad (123)$$

$$\dot{a} = \frac{(a_e - a_0)}{t_{ges}} \quad (124)$$

$$\dot{a}_{tat} \simeq \frac{\Delta a_{tat}}{t_{ges}} = \frac{\sqrt{(a_e - a_0)^2 + \left(\frac{\delta}{2}\right)^2}}{t_{ges}} \quad (125)$$

$$\dot{v} = \frac{(v_{ges} - v_0)}{t_{ges}} \quad (126)$$

$$\dot{\Lambda}_c = \frac{\Lambda_c}{t_{ges}} \quad (127)$$

Darin ist  $\Lambda_c$  die nach Versuchsende und Probenausbau gemessene Rißuferverschiebung in der Probenmitte bei CCP-, BP- und ZP-Proben;  $v_0$  und  $v_{ges}$  sind die gemessenen Anfangs- und Gesamtverformungen. Die experimentelle Bestimmung des  $C^*$ -Parameters erfolgte mit folgenden Gleichungen:

CT- und SENB-Proben, ähnlich Gl. 46 mit Anhang A3:

$$C^* = \left( \frac{C^*}{\dot{v}_c} \right)_{\text{theor.}} \dot{v} \quad (128)$$

CCP-Proben und Zugplatten mit  $a_{ref,1}$  und Anhang A3:

$$C^* = \left( \frac{C^*}{\dot{\Lambda}_c} \right)_{\text{theor.}} \dot{\Lambda}_c \quad (129)$$

Plattenproben mit Gl. 45, sowie analog Gl. 47:

$$C^* = \frac{h_1}{h_3} \sigma_\infty \dot{\Lambda}_c \quad (130)$$

( $\sigma_\infty = \frac{F}{2 b W}$  für Zugplatten, Biegeplatten siehe Anhang A5).

Die doppeltlogarithmische Auftragung der gemessenen und tatsächlichen Rißgeschwindigkeiten über dem experimentellen  $C^*$ -Integral ergibt für das eindimensionale Rißproblem die in Abb. 94 und 95 dargestellten Relationen:

$$\dot{a}_{tat} = 0.004612 C^{*0.987} \quad (\text{in N, mm, h}) \quad (131)$$

$$\dot{a} = 0.002578 C^{*0.92} \quad (\text{in N, mm, h}) \quad (132)$$

Mit Gl. 132 lassen sich auch die Oberflächenrisse bewerten, wenn sie mit den experimentellen Methoden Gl. 129 oder 130 korreliert werden.

Eine Identität der experimentellen und theoretischen  $C^*$ -Integrale läßt sich nur bedingt herstellen (Abb. 93). Lediglich bei der Kompaktprobe ordnen sich die Meßwerte zwischen den Berechnungen für EDZ und ESZ an, wobei allerdings ein nicht zu erwartender Trend zum ESZ besteht. Die CCP-Versuche liefern größere und die SENB-Versuche kleinere Belastungsparameter als vorhergesagt.

Eine Ursache dieser Diskrepanzen liegt wiederum in dem Verformungsanteil  $\dot{a}\partial v/\partial a$  begründet. Eine elastisch-plastische Korrektur auf Basis des benutzten Ramberg-Osgood-Gesetzes führt jedoch nur zu einer geringfügigen Reduzierung der gemessenen  $C^*$ -Werte.

Die Hauptgründe müssen daher eher in der Verringerung der Restligamentsquerschnitte durch Einschnürungen (CCP) und der zu großen Aufwölbungen, sowie in den bereits erwähnten Störeinflüssen bei Dreipunktbiegung gesucht werden.

Wird der  $C^*$ -Parameter für die SENB-Versuche analog zu Gl. 91 mit einer gemessenen Referenzspannung  $\sigma_{\text{ref,m}}$  bestimmt

$$\sigma_{\text{ref,m}} = \left( \frac{\dot{v}_m}{h_3 a B_2} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (133)$$

$$C^* = B_2 h_1 (W - a) \sigma_{\text{ref,m}}^{n+1} \quad (134)$$

so erreicht die Belastungsgröße nur etwa 70% des Wertes aus Gl. 128.

Neben den 700°C-Versuchen sind in Abb. 95 auch die Ausgleichskurven der  $C_r$ - $\dot{a}$ -Ergebnisse bei 550°C (Gl. 119) und das Streuband der in [48] veröffentlichten, an der gleichen Charge bei 650°C durchgeführten Versuche von UKAEA eingetragen. Letzteres bezieht sich auf eine  $C^*$ -Auswertung nach Gl. 48 mit einem Faktor 2.

Die Lage und die Steigungen der Wachstumsgesetze können mit Hilfe des Riedel'schen Modells, Kap. 1.2.4., beurteilt werden:

$$\dot{a} \propto \frac{C^* \frac{n}{n+1}}{\epsilon_f} \quad (135)$$

Für 700°C stimmt die Vorhersage der  $C^*$ -Abhängigkeit gut mit der Messung überein ( $n/(n+1) = 0.836$ ). Bei 550°C kriecht das Material nicht stationär, der theoretisch zu erwartende Exponent weicht daher von dem gemessenen stärker ab.

Die Versagensdehnung  $\epsilon_f$  ist in etwa proportional der im einachsigen Kriechversuch gemessenen Bruchdehnung  $A_u$ . Während bei 550°C  $A_u$  im Bereich zwischen 20 und 40% liegt, weist das Material bei 700°C einachsige Versagensdehnungen um 70% auf [50], woraus die unterschiedlichen Kurvenlagen resultieren.

Die gute Übereinkunft zwischen 650°C- und 700°C-KRW-Versuchen ist auf das ähnliche, einachsige Kriechverhalten, insbesondere der Nortonexponenten und der Duktilitäten  $A_u$  zurückzuführen.

#### 4.2.4.2. Rißwachstum als Funktion der Referenzspannung

Für das eindimensionale Rißproblem ist eine geometrieunabhängige Darstellung der Rißgeschwindigkeit mit der Referenzspannung nur dann möglich, wenn sie entsprechend der Gl. 133 für die SENB- auch bei CT- und CCP-Proben aus der Kraft- bzw. Rißuferverschiebungsgeschwindigkeit bestimmt wird (Abb. 96).

$$\dot{a} = 1.266 \cdot 10^{-13} \sigma_{\text{ref}}^{4.797} \quad (\text{in N, mm, h}) \quad (136)$$

$$\dot{a}_{\text{tat}} = 1.29 \cdot 10^{-14} \sigma_{\text{ref}}^{5.386} \quad (\text{in N, mm, h}) \quad (137)$$

Die Verwendung gerechneter Referenzspannungen aus Anhang A2 führt zu den gleichen Aussagen wie für das gerechnete  $C^*$ -Integral (Abb. 97).

#### 4.2.5. Berechnung der Rißspitzenkontur

Die Rißuferverschiebung wurde für zwei CT-Proben nach Gl. 49 und 50 mit den experimentellen  $C^*$ -Werten Gl. 128 berechnet und mit den tatsächlichen Konturen von Schliffen aus der Probenmitte verglichen. Dabei wurden die zwei Fälle, daß der Riß stationär ist ( $\dot{a} = 0$ ), und daß er mit konstanter Geschwindigkeit wächst ( $\dot{a}$  aus Gl. 124), unterschieden. Die HRR-Feldgrößen ergaben sich aus [10]:

$$\text{EDZ: } I_n = 5, \quad \tilde{u}_\theta(\pi) = -2.3678$$

$$\text{ESZ: } I_n = 3.4, \quad \tilde{u}_\theta(\pi) = -2.2373$$

Die für den stationären Riß gerechneten Konturen erfassen die tatsächliche Rißkrümmung qualitativ gut, sind aber erheblich von der Wahl des Spannungszustandes abhängig (Abb. 98 und 99). Die Gleichung für den wachsenden Riß setzt eine scharfe Rißspitze voraus und kann die tatsächliche Kontur daher nicht modellieren. Sie führt aber zu einer guten Abschätzung der Rißuferverschiebung an der Stelle der Ausgangsrißlänge  $a_0$ .

#### 4.2.6. Anwendung des Rißwachstummodells von Riedel

Bei der Anwendung des Modells wurde von der bisherigen Annahme abgewichen, wonach die Rißinitiierungszeit und damit nach Gl. 70 die kritische Länge  $x_c$  verschwindend klein sind. Aus einem nach kurzer Zeit ( $t_{\text{ges}} = 24\text{h}$ ) abgebrochenen KRW-Versuch, CTH5, bei dem ein kleiner, interkristalliner Rißzuwachs auftrat (Abb. 88), wurde eine Abschätzung von  $x_c$  aus

Gl. 70 mit dem experimentellen  $C^*$ -Integral Kap. 4.2.4.1. und folgenden Voraussetzungen vorgenommen:

-Die Versagensdehnung  $\varepsilon_f$  berechnet sich aus der einachsigen wahren Kriechbruchdehnung  $\ln(1 + A_u)$  unter Zugrundelegung eines Mehrachsigenkriteriums nach [70]:

$$\text{ESZ: } \varepsilon_f = \ln(1 + A_u) = 0.5665 \quad (138)$$

$$\text{EDZ: } \varepsilon_f = \frac{1.64 \ln(1 + A_u)}{\exp\left(1.5 \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right)} = 0.0254 \quad (139)$$

Wobei für  $A_u$  das arithmetische Mittel der in [50] angegebenen Werte benutzt und  $\sigma_m/\sigma_e = 2.4$  gewählt wurde.

$-\tilde{\sigma}_e(0) = 0.462$  bei EDZ,  $\tilde{\sigma}_e(0) = 0.9906$  bei ESZ

$-C^* = 0.8482 \text{ N/mm/h}$

$-t_i = 24 \text{ h}$

$-I_n$  siehe Kapitel 4.2.5.

Man erhält  $x_c = 0.01 \text{ mm}$  unter EDZ und  $x_c = 0.0363 \text{ mm}$  unter ESZ-Bedingungen.

Für die Berechnung der Rißgeschwindigkeiten nach Gl. 71 wurden die  $A$ -Werte dem in [25], Seite 275, abgebildeten Schaubild für  $n = 5$  entnommen und wiederum experimentelle  $C^*$ -Werte verwendet.

Unter obigen Annahmen lassen sich die gemessenen Rißgeschwindigkeiten  $\dot{a}_{\text{lat}}$  mit dem Modell gut vorhersagen, wenn, wie in Abb. 100 geschehen, bei den CT- und SENB-Proben EDZ und bei den CCP-Probe ESZ angenommen wird. Dies gilt ebenfalls für die Oberflächenrisse, deren Geschwindigkeiten für EDZ und mit  $C^*$  aus Gl. 130 berechnet und mit den tatsächlichen Rißgeschwindigkeiten  $\dot{c}_{\text{lat}}$  an der Probenoberfläche verglichen wurde.

#### 4.2.7. Diskussion der KRW-Versuche bei $T = 700^\circ\text{C}$

Mit Hilfe der Übergangszeiten und aufgrund experimenteller Befunde konnte gezeigt werden, daß extensives Kriechen das Bauteilverhalten während der Versuche dominiert hat.

Das Kriechrißwachstum stellt sich als ein Verformungsproblem der Rißspitzenkontur dar. Da diese eine etwa halbkreisförmige Gestalt annimmt, verhält sich die Aufwölbung  $\delta$  proportional zu den Rißlängenzuwächsen  $\Delta a$  und  $\Delta a_{\text{lat}}$ . Daraus leitet sich wiederum die näherungsweise lineare Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit vom experimentellen  $C^*$ -Integral ab. Die Verwendung dieser Beziehungen ist zweifelhaft, da einerseits keine befriedigende Übereinstimmung von gemessenen und gerechneten Größen besteht und andererseits die zu großen Aufwölbungen die Anwendung der Theorie verbieten.

Trotzdem führt die Verknüpfung des experimentellen  $C^*$ -Integrals mit theoretischen Beziehungen zu einer brauchbaren Abschätzung der Rißspitzenkontur und liefert das Riedel'sche Modell eine gute Vorhersage für ein- und zweidimensionale Risse. Angesichts der Tatsache, daß das Material an der Rißspitze offenbar gewaltbruchartig versagt, erscheint der hergeleitete Abstand  $x_c$  ( $<$  Korndurchmesser) vernünftig.

Legt man einer Bewertung die berechneten Belastungsgrößen  $C^*$  und  $\sigma_{ref}$  zugrunde, so zeigen die Messungen die qualitativ gleiche Geometrieabhängigkeit wie die KRW-Versuche bei  $T=550^\circ\text{C}$ : Die CCP-Probe stellt den "gefährlichsten" Probentyp dar. Speziell bei  $700^\circ\text{C}$  könnte dieser Umstand mit der höheren Verformbarkeit unter ESZ erklärt werden, die zu relativ größeren Aufwölbungen bzw. Rißverlängerungen führt. Diese Aussage wird durch die Tatsache eingeschränkt, daß sich die Zugplatte mit Oberflächenriß ähnlich der CCP-Probe verhält, obwohl die Mehrachsigekeitszustände in beiden Probentypen unterschiedlich sein dürften.

Das Nichtauftreten eines spitz endenden Kriechrisses in fast allen Versuchen darf nicht zu einer Verallgemeinerung dieses Umstandes führen. Wären die Versuche nicht vorzeitig abgebrochen worden, hätten sich wahrscheinlich auch in den CT- und SENB-Proben ähnlich Versuch CPH3 scharfe Kriechrisse ausgebildet. Dann allerdings hätten sogar die Verformungen der CT-Proben ein Ausmaß erreicht, das die Anwendung der auf ideale Belastungsbedingungen basierenden theoretischen und experimentellen Bestimmungsgleichungen der Lastparameter verbietet und vage Korrekturen nötig machen würde (z.B. in [87]). Andererseits wäre hier die Frage interessant, ob durch sehr tiefe Seitenkerben ein "kriechrissgefährlicher" Zustand erzeugbar ist, und wie sich dieser zu den hier gewonnenen Versuchsergebnissen verhält.

### *4.3. Kriechermüdungsrißwachstumsversuche bei $T=550^\circ\text{C}$*

#### **4.3.1. Verformungsverhalten**

Die bei Versuchsende gemessenen Kraftangriffspunktverschiebungen weisen die gleiche Rißlängenabhängigkeit auf, wie die zum Zeitpunkt  $t=0$  ermittelten Verformungen. Es muß wiederum zwischen hoch- und niedrigverformten CCP-Proben unterschieden werden (Abb. 34-36).

Die Be- und Entlastungen während der Versuche zeichneten sich durch den in Abb. 101 skizzierten Kraftverschiebungsverlauf aus. Die dem zyklisch-plastischen Verformungsanteil zuzuschreibende Fläche war in jedem Fall klein gegenüber der Gesamtfläche unter dem F-v-Diagramm, die sich daher in einfacher Weise aus den Schwingbreiten berechnen läßt:

$$U = 0.5 \Delta F \Delta v \quad (140)$$

$$C = \frac{\Delta v}{\Delta F} \quad (141)$$

Die Be- und Entlastungsreaktion der Proben kann somit unabhängig von der Haltezeitdauer als überwiegend zyklisch-elastisch bezeichnet werden.

Bei vielen Versuchen war ein charakteristisches Merkmal der Kraftangriffspunktverschiebungs- und Potentialzeitverläufe das Auftreten von gleichzeitigen, sprunghaften Meßwertzunahmen (Abb. 102). Ein äußerer Störeinfluß konnte dabei nicht festgestellt werden - die Sprünge traten bei Experimenten an der servohydraulischen, wie auch an der umgebauten Standprüfmaschine, und selbst bei sinusförmigem Belastungsverlauf (BNZ5) auf.

Eine Übersicht und einen Probenvergleich bietet die Darstellung der Sprunghöhe in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K = 0.95K_{\max}$  als (stellvertretenden) Belastungsparameter (Abb. 103). Den erfaßten Belastungsbereich kennzeichnen die jeweils ersten und letzten Punkte einer Wertereihe. Wenn mehrere Versuche an einem Probentyp mit teilweise gleichen Rißlängen vorlagen, wurden nur die Sprünge mit der kürzesten Anfangsrißlänge berücksichtigt. Aus Abb. 103 lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- Die CCP-Proben neigen bei geringeren Belastungen ( $\Delta K$ ) zu Verformungssprüngen, als CT- und SENB-Proben.
- Bei niedrigen Frequenzen zeigen die CT- und SENB-Geometrien ein ähnliches Verhalten.
- Die Häufigkeit der Sprünge ist offensichtlich haltezeitabhängig. Von  $t_{\max} = 1\text{sek.}$  bis  $t_{\max} = 1000\text{sek.}$  nimmt sie ab, ab 1000sek. deutet sich ein Anstieg der Häufigkeit an.

Für jeden Probentyp läßt sich ein Schwellwert  $\Delta K_s$  angeben, unterhalb dem keine Sprünge beobachtet werden konnten:

SENB:	$\Delta K_s = 27\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
CT:	$\Delta K_s = 32\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
CCP:	$\Delta K_s = 22\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

#### 4.3.2. Fraktografie

**Lichtmikroskopie:** Die die Bruchflächen der KERW-Versuche kennzeichnenden Merkmale sind aus den Fotografien Abb. 104 ersichtlich.

Bei den Versuchen mit kleiner oberer Haltezeit ( $t_{\max} < 100\text{sek.}$ ) sind auf der KERW-Bruchfläche z.T. mit bloßem Auge erkennbare Streifen vorhanden. Der Vergleich mit den aus der Potentialmethode bestimmten Rißlängen zeigt, daß diese Linien mit den Verformungssprüngen zusammenfallen und daher einen sprunghaften Rißzuwachs markieren. Die Bruchflächen dieser Proben wirken oberflächlich glatt, und insbesondere bei kleinen Anfangsrißlängen ist der Übergang von der Anfangs- zur Kriechermüdigungsstruktur nur aufgrund unterschiedlicher Oxidationsfarben vermutbar.

Bei Versuchen mit längeren oberen Haltezeiten ( $t_{\max} > 1000\text{sek.}$ ) weisen die Bruchflächen eine gröbere Struktur ohne Markierungsstreifen auf. Auf den CT- und SENB-Bruchflächen befinden sich gestörte Bereiche, in denen Rißverzweigungen auftreten. Bei einigen dieser Versuche verzweigte der Kriechermüdungsriß sogar an der Probenoberfläche (Abb. 105).

Den ungeraden Rißausbreitungsverlauf und das Erscheinungsbild der Nebenrisse veranschaulicht das Schliffbild der Probe BNZ18 ( $t_{\max} = 1\text{h}$ , Abb. 106). Neben einer Schädigung der rißnahen Zonen in Form von Hohlräumen, deuten die interkristallin ausgebildeten Rißspitzen einen kriechrißähnlichen Charakter an. In der schneller ermüdeten, und einen längeren Endriß aufweisenden Probe BNZ17 ( $t_{\max} = 1000\text{sek.}$ , Abb. 106) sind die Rißspitzen abgerundet und von deformierten Körnern eingefasst.

**Rasterelektronenmikroskopie:** Die rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen bestätigen die bruchspezifische Zweiteilung der Versuche. Alle Versuche mit oberen Haltezeiten bis einschließlich  $t_{\max} = 100\text{sek.}$  besitzen eine transkristalline Bruchmorphologie, in den anderen Versuchen überwiegt die interkristalline Rißausbreitung.

Die Kriechrißfläche der ersten Gruppe mutet schieferartig an (Abb. 108), auf vielen der plattenförmigen Bereiche können Schwingstreifen beobachtet werden (Abb. 107). Die die Verformungssprünge markierenden Linien erscheinen streckenweise selbst als zwei breite Schwingstreifen (Gesamtbreite  $\approx 10\text{-}50\mu\text{m}$ , Abb. 109) oder als Übergang zwischen zwei Rißausbreitungsebenen ("Schieferstruktur"). Die Korrelation der Schwingstreifen mit den gemessenen Rißlängenzuwachs pro Lastwechsel  $da/dN$  ist nur im Größenbereich von ca.  $8\text{E-}4\text{mm/Zyklus}$  bis  $2\text{E-}3\text{mm/Zyklus}$  befriedigend, kleinere Rißgeschwindigkeiten werden überschätzt, für größere liegen keine Ergebnisse vor.

Waben können nur vereinzelt, und dann ausschließlich auf bzw. im Bereich der Markierungsstreifen beobachtet werden.

Ein Beispiel für die interkristalline Struktur der mit langen Haltezeiten ermüdeten Proben zeigt Abb. 111. Verformungswaben treten vereinzelt im gesamten Kriechermüdungsbereich auf. Im Bereich großer Rißgeschwindigkeiten überwiegt diese Bruchstruktur (Abb. 110). Eine geometrieunabhängige Beziehung des Übergangs vom interkristallinen zum Grübchenbruch mit dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor kann nicht hergestellt werden. Die auf einigen Rißflächen zeilenförmig angeordneten Waben (Abb. 112) können mit Verformungssprüngen in Verbindung gebracht werden. Allerdings hinterließ offenbar nicht jeder Sprung eine solche Wabenzeile. Auf einigen Körnern zeichnen sich schwingstreifenähnliche Gebilde ab (Abb. 113). Wegen der räumlichen Anordnung ist ihre quantitative Auswertung jedoch nicht möglich.

### 4.3.3. Korrelation der Rißgeschwindigkeiten

#### 4.3.3.1. Rißzuwachs als Funktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors

Aufgrund des zyklischen Verformungsverhaltens erscheint die Auswertung der KERW-Versuche mit den Methoden der LEBM sinnvoll. Die Darstellung der Rißzuwachsraten  $da/dN$  über den aus Anhang A1 berechneten zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren offenbart die Gültigkeitsgrenzen dieser Belastungsgröße (Abb. 114-117). Für obere Haltezeiten bis einschließlich  $t_{\max} = 100\text{sek.}$  besteht eine näherungsweise frequenz- und geometrieunabhängige Relation, die sich mit der Paris-Beziehung umschreiben läßt ( $\Delta K$  in  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $da/dN$  in  $\text{mm/Zyklus}$ ):

$$\text{SENB: } 18 < \Delta K < 48 : \quad \frac{da}{dN} = 2.696 \cdot 10^{-7} \Delta K^{2.287} \quad (142)$$

$$\text{CT: } 27 < \Delta K < 48 : \quad \frac{da}{dN} = 3.308 \cdot 10^{-9} \Delta K^{3.517} \quad (143)$$

$$\text{CCP: } 18 < \Delta K < 30 : \quad \frac{da}{dN} = 6.661 \cdot 10^{-9} \Delta K^{3.488} \quad (144)$$

$$\text{CCP, SENB und CT: } 18 < \Delta K < 48 : \quad \frac{da}{dN} = 1.628 \cdot 10^{-7} \Delta K^{2.452} \quad (145)$$

Teilweise können auch die Rißgeschwindigkeiten von CT- und SENB-Versuchen mit Haltezeiten bis 1h durch Gl. 145 vorhergesagt werden. Allgemein betrachtet nehmen die Rißwachstumsraten mit ansteigender oberer Haltezeit zu, eine geometrieunabhängige, frequenzspezifische Beziehung zwischen  $\Delta K$  und  $da/dN$  besteht nicht.

Die Unterscheidung der CCP-Proben gemäß ihrer Anfangsverformung macht sich auch bei den KERW-Versuchen bemerkbar. In den höherverformten Proben wachsen die Kriechermüdungsriss bei Haltezeiten  $t_{\max} = 1000\text{sek.}$  und 1h, sowie bei einer Frequenz von 0.5Hz schneller als in den gering vorverformten.

In Abb. 117 ist zum Vergleich ein von Huthmann [71] aus Versuchen an CT-Proben hergeleitetes Potenzgesetz eingetragen, daß für  $R = 0.05$  und Frequenzen  $f \geq 0.5\text{Hz}$  gilt:

$$\frac{da}{dN} = 1.318 \cdot 10^{-8} \Delta K^{3.29} \quad (\text{in } \text{MPa}\sqrt{\text{m}}, \text{mm/Zyklus}) \quad (146)$$

Der relativ breite Streubereich in Abb. 117 kann u.a. auf den geometriespezifischen Einfluß von zyklisch-plastischen Verformungen an der Rißspitze, Rißschließeffecten, Kriecheinflüssen und auf die unsichere K-Faktorberechnung für Dreipunktbiegung zurückgeführt werden. Die Annahme idealer Biegeverhältnisse hätte jedoch eine Vergrößerung der Streubandbreite zur Folge, wie der Vergleich der korrigierten und nicht korrigierten K-Faktor-Lösungen verdeutlicht (Abb. 118).

Die zyklisch-plastischen Verformungen könnten mit Hilfe der plastischen Zonenkorrektur durch die Definition einer effektiven Rißlänge  $a_{\text{eff}}$ , bzw. eines effektiven K-Faktors  $K_{\text{eff}}$  berücksichtigt werden:

$$K_{\text{eff}} = K(a_{\text{eff}}) \quad (147)$$

$$a_{\text{eff}} = a + 0.5\Delta\omega \quad (148)$$

Bei Ermüdung mit einem R-Verhältnis nahe Null gilt für die zyklische plastische Zone  $\Delta\omega$  nach [39]:

$$\Delta\omega \approx 0.25\omega \quad (149)$$

Unter der Voraussetzung eines ESZ bei CCP-Proben und eines EDZ bei CT- und SENB-Geometrie kann  $\omega$  aus Gl. 35 und 36 bestimmt werden. Für  $\Delta K = 20$  und  $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ergibt Gl. 147 dann:

$$\text{CCP: } \Delta K_{\text{eff}} = 22.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ bzw. } 36.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$\text{CT: } \Delta K_{\text{eff}} = 20.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ bzw. } 31.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Mit dieser Korrekturmethode könnte somit der etwas überhöhte Kurvenast der CCP-Versuche in Abb. 117 den anderen Meßergebnissen angepaßt werden. Allerdings ist diese K-Faktormodifikation wegen ihrer idealisierenden Voraussetzungen (z.B. elastisch-idealplastisches Werkstoffverhalten) genauso fragwürdig, wie die Anwendbarkeit der LEBM überhaupt: Die Versuche entsprechen nicht dem Gültigkeitskriterium Gl. 34 und selbst die zyklische plastische Zone nach Gl. 149 ist nicht als klein gegenüber den Rißlängen und Restligamenten einzustufen.

Außerdem legt der etwas bananenförmige Charakter der Kraftverschiebungsdiagramme, Abb. 101, die Vermutung nahe, daß an den Rißflanken zurückgebliebene plastische Verformungen zu Rißschließeffekten [85] geführt haben könnten. Dann allerdings müßte der rißspitzennahe Spannungszustand mit einem kleineren effektiven K-Faktor berechnet werden. In der Literatur finden sich vorwiegend material- und R-abhängige Formulierungen zwischen dem nominellen  $\Delta K$  und  $\Delta K_{\text{eff}}$ , geometriespezifische Einflüsse werden im allgemeinen nicht berücksichtigt.

#### 4.3.3.2. Rißzuwachs als Funktion des zyklischen J-Integrals

Wegen der näherungsweise linearen Kraftverschiebungsbeziehung bei den zyklischen Be- und Entlastungen bestehen prinzipiell drei Möglichkeiten den zyklischen K-Faktor, bzw. ein zyklisches J-Integral  $Z$  experimentell zu bestimmen:

1. Aus der Compliance-Änderung nach Gl. 9 und Gl. 141

2. Aus der Fläche  $U \simeq 0.5\Delta F\Delta v_m$ , Gl. 18 und der gemessenen Verschiebungsschwingbreite  $\Delta v_m$
3. Aus den theoretischen, elastischen Lösungen für  $\Delta K$  und  $\Delta v_c$ , Anhang A3 mit der gemessenen Schwingbreite  $\Delta v_{c,m}$

Für die Auswertung nach der letzten Methode wurden folgende Relationen hergestellt:

$$\text{CT-Probe: } Z = \left( \frac{\Delta K^2(1 - \nu^2)}{E\Delta v_c} \right)_{\text{theor.}} \Delta v_m \quad (150)$$

$$\text{CCP-Probe: } Z = \left( \frac{\Delta K^2}{E(\Delta v_c + \Delta v_{nc})} \right)_{\text{theor.}} \Delta v_m \quad (151)$$

$$\text{mit } \Delta v_{nc} = \frac{L\Delta\sigma}{E}, L = 80\text{mm}$$

SENB-Probe:

$$Z = \left( \frac{\Delta K^2(1 - \nu^2)}{E\Delta v_c} \right)_{\text{theor.}} (\Delta v_m - \Delta v_{nc}) \quad (152)$$

$$\text{mit } \Delta v_{nc} = 0.0515\text{mm}$$

Aus der entsprechenden Darstellung der Meßergebnisse, Abb. 119-121, lassen sich die qualitativ gleichen Schlußfolgerungen wie in Kap. 4.3.3.1. ziehen. Wiederum können die Wertepaare für obere Haltezeiten bis einschließlich 100sek. mit einem gemeinsamen Wachstumsgesetz zusammengefaßt werden (in mm/Zyklus und N/mm):

$$\text{CT: } \frac{da}{dN} = 1.726 \cdot 10^{-6} Z^{2.566} \quad (153)$$

$$\text{SENB: } \frac{da}{dN} = 2.832 \cdot 10^{-5} Z^{1.487} \quad (154)$$

$$\text{CT, SENB, CCP: } \frac{da}{dN} = 2.347 \cdot 10^{-5} Z^{1.552} \quad (155)$$

Die Unterschlagung der zyklischen Verformung  $\Delta v_{nc}$  im Fall der CT-Probe beeinflusst die Ergebnisse nur unwesentlich, die Berücksichtigung dieses Verformungsanteils in Gl. 151 und 152 ist jedoch mit großen Unsicherheiten verbunden. Die Auswertung der Dreipunktbiegeversuche ohne  $\Delta v_{nc}$  analog zu Gl. 150 würde beispielsweise bei  $a=4\text{mm}$  zu 400% und bei  $a=8\text{mm}$  zu 80% größeren Z-Werten führen. Eine Alternative, die Störeinflüsse bei dieser Probenform zu berücksichtigen, bestünde in der Z-Bestimmung aus einer experimentell ermittelten Referenzspannung nach Gl. 91 mit  $N=1$  und  $B_0=1/E$ .

Eine größere Einschätzung der CCP-Meßlänge mit  $L=90\text{mm}$  hat ca. 10% kleinere Z-Werte zur Folge.

Die Berechnung des Z-Parameters für CT- und SENB-Proben aus der Fläche U unter dem  $\Delta F$ - $\Delta v$ -Diagramm birgt im wesentlichen die gleichen Schwierigkeiten mit der Verformung der ungerissenen Bauteilbereiche in sich. Verwendet man die Näherungsformel Gl. 140 und berechnet Z mit Gl. 18 ( $\Delta U_{nc} = 0$ ), so läßt sich der Unterschied der 2. (=  $Z_2$ ) und 3. Methode (=  $Z_3$ ) für die CT-Probe einfach berechnen:

$$\frac{Z_2}{Z_3} = \frac{V_2(1 - \frac{a}{W})^2}{F_2^2 4(2 + \frac{a}{W})^2} \quad (156)$$

Für den abgedeckten Meßbereich bedeutet das:  $Z_3 \approx 1.15 - 1.25Z_2$

Obwohl bei der Compliance-Methode die Verformung  $\Delta v_{nc}$  keine Rolle spielt, ist die Z-Bestimmung aus Gl. 141 problematisch. Im Fall der CCP-Probe war die Empfindlichkeit des Verfahrens wegen der zu großen Meßlänge zu gering. Die Bestimmung der Nachgiebigkeit aus den Verschiebungszeitschrieben war zu ungenau und für die Berechnung aus den  $\Delta F$ - $\Delta v$ -Diagrammen hätten z.T. mehr Zyklen aufgezeichnet werden müssen. Außerdem kann die Art und Weise der C-Ermittlung zu unterschiedlichen Resultaten führen - zumindest wird in der Literatur C nicht aus einer nahezu vollständigen, sondern zumeist aus einer Teilentlastung bestimmt (z.B. [88]).

Letztendlich wurden die Versuchsreihen der CT- und SENB-Probe mit Hilfe einer Ausgleichskurve der gemessenen Compliance  $C = \Delta v_m / \Delta F$  über der Rißlänge, bzw. dem  $a/W$ -Verhältnis ausgewertet (C in mm/1000kN, a in mm):

$$\text{CT-Probe: } C = -6.0158 + 4.8826a - 0.34209a^2 + 9.1671E - 3a^3 - 7.0366E - 5a^4 \quad (157)$$

$$\text{SENB-Probe: } C = \left( \frac{\frac{a}{W}}{1 - \frac{a}{W}} \right)^2 C_1 \quad (158)$$

$$C_1 = 1967 - 16209 \frac{a}{W} + 53608 \frac{a^2}{W^2} - 81535 \frac{a^3}{W^3} + 47329 \frac{a^4}{W^4} \quad (159)$$

Mit dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor nach Gl. 9 stellen sich dann die Rißgeschwindigkeiten bis  $t_{max} = 100$ sek. gemäß Abb. 122 dar. Die Meßwerte ordnen sich zwar um das Wachstumsgesetz Gl. 145 an, streuen erheblich stärker und tendieren insgesamt zu kleineren  $\Delta K$ -Faktoren. Vor allem im Fall der SENB-Probe ist die aus Gl. 158 resultierende Rißlängenabhängigkeit des K-Faktors zweifelhaft.

In den Abb. 123 und 124 sind den theoretisch zu erwartenden zyklischen Spannungsintensitäten die nach obigen drei Verfahren experimentell ermittelten gegenübergestellt. Der CT- und SENB-Probe ist die Tatsache gemeinsam, daß die Compliance-Methode vergleichsweise kleinere, bzw. die beiden anderen Verfahren größere Belastungswerte liefern.

Eine Bewertung der Verfahren kann nur unter Vorbehalt erfolgen, weil, wie bereits erwähnt, die Gültigkeitsbedingungen der LEBM nicht erfüllt waren. Da in jedem Fall die gesamten

Schwingbreiten  $\Delta F$  und  $\Delta v$  benutzt wurden, wirken sich etwaige Rischlie- oder Kriechefekte auch auf die experimentellen Lastparameter aus.

#### 4.3.3.3. Haltezeiteinfluß auf Kriechermüdungsrißwachstum

Die haltezeitabhngige Zunahme der Rißwachstumsrate  $da/dN$  oberhalb  $t_{max} = 100\text{sek.}$  muß mit zeitabhängigen Bruchmechanismen, d.h., wenn von Korrosionseffekten abgesehen wird, vor allem Kriecheinflssen, in Verbindung gebracht werden. Der Übergang von ermdungsgesteuertem zu (zusätzlich) zeitstandbeeinflusstem Rißwachstum ist ersichtlich, wenn wie in Abb. 125 die Rißgeschwindigkeit  $\dot{a}_{bel.}$  geometriespezifisch über der Rißlänge als stellvertretendem Lastparameter aufgetragen wird.

$$\dot{a}_{bel.} = \dot{a} \left( \frac{t_{max} + t_{min}}{t_{max}} \right) \quad (160)$$

Es wird dabei vorausgesetzt, daß Kriecheinflsse während der unteren Haltezeit vernachlässigbar sind.

In dieser Darstellungsweise verschwindet der Haltezeiteinfluß für alle drei Proben typen oberhalb  $t_{max} = 100\text{sek.}$  zunehmend. Die Kurven nähern sich (SENB), bzw. fallen unter die Grenzkurven der KRW-Versuche Kap. 4.1.7.1., Abb. 68. Die Rißgeschwindigkeiten in den CCP-Proben weisen eine kriechrihnliche Abhängigkeit von der Anfangsverformung auf. Schlußfolgernd liegt es daher nahe, das KERW- wie ein KRW-Problem zu behandeln, bzw. die Rißgeschwindigkeiten mit dem J-Integral, dem Näherungsparameter  $C(t)$  oder der Referenzspannung zu korrelieren.

Die verschiedenen Lastparameter wurden entsprechen Kapitel 4.1.7.2. und 4.1.7.3. bestimmt. Natürlich sind auch für die zyklischen CCP- und SENB-Versuche die gleichen Unsicherheiten bei der Lastparameterermittlung hinzunehmen wie bei konstanter Belastung. Da die zyklischen Biegeversuche höhere Rißgeschwindigkeiten als im statischen Fall lieferten, und bei den CCP-Proben z.T. der umgekehrte Sachverhalt zutrifft, fallen die Streubandbreiten bei der Auswertung mit der Referenzspannung und dem J-Integral in Abb. 126 und 127 schmaler aus als im KRW-Fall. Allerdings lassen sich die Rißgeschwindigkeiten mit gleicher Güte auch über die berechneten Lastparameter  $C_h^*$  und  $C^*$  auftragen (Abb. 128 und 129), wobei für Dreipunktbiegung wiederum die gemessenen Referenzspannungen in die Beziehungen von Anhang A3 eingesetzt wurden. Hierbei besteht der Vorteil des  $C^*$ -Integrals darin, daß sein Wertebereich die größte Bandbreite aufweist, und deshalb zu einem flacheren Riwachstumsgesetz führt.

Unabhängig von der Wahl des Belastungsparameters bleibt das Rißausbreitungsverhalten von  $\dot{a} < 2E - 3\text{mm/h}$  mehrdeutig. Zwar lassen sich die Beziehungen zwischen den mittleren Rißgeschwindigkeiten, Gl. 116, und den gemittelten Nherungsparametern  $C(t)$ , Gl. 117,

mit der Relation Gl. 118 abschätzen ( $t_i = 0$ ), doch gelten für diese Belastungsgröße die selben Restriktionen wie in Kapitel 4.1.8. erwähnt (Abb. 130).

Die Aufteilung der Rißwachstumsrate in einen Ermüdungs- und einen Kriechanteil nach Gl. 80 wurde versucht, brachte aber keine befriedigenden Ergebnisse. Eine Ursache liegt darin, daß keine eindeutige Trennung zwischen reinem Ermüdungs- und ausschließlichem Kriechrißwachstum möglich ist, bzw. daß sich beide Versagensmechanismen gegenseitig beeinflussen. Mit dieser Vorstellung wäre dann auch die Zunahme der Verformungssprünge ab  $t_{\max} = 1000\text{sek.}$  erklärbar: Während der oberen Haltezeit wird der rißspitzennahe Bereich in einer Weise geschädigt, daß der nachfolgende (mit einer kurzfristigen steileren Spannungsüberhöhung am Riß, die während der Haltezeit durch Kriechen geglättet wird, verbundene) Belastungszyklus zu einem sprunghaften globalen Rißzuwachs führen kann.

Eine andere Ursache liegt in der Methodik begründet, mit der die Aufteilung erfolgen soll. Prinzipiell könnte der Ermüdungsanteil durch ein Wachstumsgesetz berücksichtigt werden, das den Versuchen mit der höchsten Belastungsfrequenz entstammt. Der Kriechanteil, als Differenz der gesamten und der Ermüdungsrißgeschwindigkeit müßte dann mit einem separaten Parameter korrelierbar sein, der sich mit dem rißspitzennahen Spannungsfeld in Beziehung setzen läßt. Ein Nachteil ist dabei, daß diese Belastungsverhältnisse, die nach jedem Zyklus an der Rißspitze neu aufgebaut werden, nicht eindeutig mit einem Lastparameter beschrieben werden können.

Unter der Annahme, daß das Material im Restligament bei Be- und Entlastung zyklisch-elastisch reagiert und das zeitabhängige Verformungsverhalten durch das Kriechgesetz für statische Belastung erfaßt wird, könnten die rißspitzennahen Zustände für die Dauer der oberen Haltezeit mit der Methodik in Kapitel 1.2.2.7. behandelt werden.

Nach jeder Wiederbelastung liefert das zyklisch-elastische Spannungsfeld die Anfangs- und Randbedingungen für die weitere zeitliche Entwicklung:

$$F = F_{\max}, t_{\text{Zyklus}} = 0: \quad \Delta\sigma_{ij} \propto \frac{\Delta K}{\sqrt{r}} \quad (161)$$

Für  $0 < t_{\text{Zyklus}} < t_{\max}$  kann der Kriecheinfluß auf die Spannungszustände mit den Übergangszeiten abgeschätzt werden, wobei  $\Delta K^2 / E'$  für J gesetzt wird.

$$t_1 = \frac{\Delta K^2}{(n + 1) E' C^*} \quad (162)$$

$$t_3 = \frac{1}{m + 1} \left( \frac{\Delta K^2}{E' C_h^*} \right)^{p+1} \quad (163)$$

$t_2$  - siehe Gl. 61. Damit lassen sich die Lösungen für das Spannungsfeld abgrenzen:

$$0 < t < t_1 < t_2, t_3 \quad \Delta\sigma_{ij} \propto \left( \frac{\Delta K^2}{t} \right)^{\frac{1}{n+1}} \quad (164)$$

$$t > t_1, t_3, t_2 \quad \Delta\sigma_{ij} \propto C^* \frac{1}{n+1} \quad (165)$$

Den gesamten Zeitbereich umschließt der Näherungsparameter  $C(t)$ , Gl. 64.

In den hier untersuchten Fällen ist die Übergangszeit  $t_3$  kleiner als  $t_1$ . Ihre Darstellung in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors in Abb. 131 zeigt jedoch, daß die realisierten Haltezeiten zu kurz waren um quasi-stationäre Spannungszustände am Riß zu schaffen. Die Bewertung des Kriechanteils aus der Gesamtgeschwindigkeit müßte somit eine (unbekannte) zeitliche Mittelung der Größe beinhalten.

Wenn auch eine Separation der totalen Rißgeschwindigkeit erfolglos bleibt, so ist es eventuell doch möglich mit den Übergangszeiten oder  $C(t)$  den Übergang von Ermüdungs- zu Kriechrißwachstum vorherzusagen.

Kennzeichnet man auf den Kurven in Abb. 131 diejenigen  $\Delta K$ -Werte, ab denen die Rißgeschwindigkeit  $da/dN$  für  $t_{\max} = 1000\text{sek.}$  in den Abb. 114 bis 116 von dem Wachstumsverhalten für  $t_{\max} \leq 100\text{sek.}$  abweicht, so liegen diese Punkte näherungsweise geometrieunabhängig bei einer Übergangszeit  $t_3 \approx 100\text{h.}$  Wenn weitere Versuche bestätigen, daß auch für andere Haltezeiten "kritische" Übergangszeiten existieren, und daß danach der Riß wie unter statischer Belastung wächst, wäre eine Beurteilung des KERW-Problems mit Versuchen an einer einzigen Probengeometrie und einem Kriechrißwachstumsgesetz möglich.

#### 4.3.4. Diskussion der KERW-Versuche

Aufgrund der fraktografischen Ergebnisse und der teilweise guten Korrelierbarkeit des Rißwachstums mit dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor lassen sich die Versuche in zwei Gruppen unterteilen.

Bei kurzen oberen Haltezeiten deuten die Riefenstruktur der Bruchflächen und die gefundenen Wachstumsgesetze ( $da/dN \propto \Delta K^{2.2-3.6}$ ) an, daß überwiegend Abgleitvorgänge an der Rißspitze zum Wachstum beigetragen haben. Der reine Ermüdungscharakter wird durch die Tatsache untermauert, daß bei diesen Versuchen keine augenscheinliche Frequenzabhängigkeit besteht.

Ungeklärt bleibt die Frage, ob zyklisch-plastische Verformungen oder Rißschließeffecte eine Vergrößerung bzw. Verringerung der Spannungsintensität induzierten.

Ebenso unsicher fällt die Erklärung der sprunghaften Rißlängenzunahmen aus. Die Ursachen müssen in mikrostrukturellen Vorgängen gesucht werden, die das Rißausbreitungsverhalten global beeinflussen können.

Denkbar wäre, daß Hindernisse das Rißwachstum kurzfristig verzögern, und anschließend, nachdem sie überwunden sind, einen sprunghaften Rißzuwachs veranlassen. Z.B. könnten

mehrere lokale Rißverzweigungen, wie sie in Abb. 108 im Bereich der Markierungsstreifen zu finden sind, beschleunigend wirken, sobald einer der Riaste zum Stillstand kommt. Die Verzweigungen selbst könnten in Verbindung mit lokalen interkristallinen Kriechschdigungen gebracht werden. Allerdings bleibt dann die Frage ungeklärt, wie es zu der charakteristischen Haltezeitabhngigkeit kommt.

Eine andere Ursache könnten zeitabhängige und spannungsinduzierte Ausscheidungs Vorgänge sein. Falls beispielsweise vor der Rifront Karbide wolkenfrmig ausgeschieden werden, könnten sie an mehreren Stellen den Werkstoffwiderstand herabsetzen und einen Risprung bewirken. Vorausgesetzt, daß die Zeitabhängigkeit dieser Ausscheidungen derart verläuft, daß sich, z.B. durch Diffusionsvorgänge, die Wolken wieder auflösen, wäre die beobachtete Abnahme der Sprunghufigkeit mit zunehmender Haltezeit die Folge. Wenn Karbidausscheidungen tatsächlich an den Risprngen beteiligt waren, dann sollten die Markierungsstreifen größere Bereiche mit einer Grbchenstruktur aufweisen, was nicht der Fall war.

Die zweite Gruppe von KERW-Versuchen ist gekennzeichnet durch eine interkristalline Bruchstruktur und einer nichteinheitlichen Darstellbarkeit mit den Methoden der LEBM. Mit zunehmender Haltezeit zeigen die Rißgeschwindigkeiten ein KRW-ähnliches Verhalten und lassen sich wie im statischen Belastungsfall nicht mit einem Lastparameter eindeutig bewerten.

Obwohl während einiger Versuche ein Übergang von ermdungs- zu kriechgesteuertem Rißwachstum bezüglich der Anwendbarkeit des zyklischen Spannungintensittsfaktors vorhanden war, konnte ein solcher von transkristalliner zu interkristalliner Rißausbreitung während eines Versuchs auf keiner der untersuchten Bruchflächen festgestellt werden.

In den bisherigen Diskussionen wurde der Einfluß des Umgebungsmediums völlig außer Acht gelassen. Oxidationseffekte können jedoch einen starken Einfluß auf KERW und KRW haben. Wenn man sich vorstellt, daß die Rißspitze einen ungeschützten Bauteilbereich darstellt an dem Sauerstoffmoleküle in den Werkstoff hineindiffundieren (und eventuell mit Korngrenzenausscheidungen reagieren), so hat dies eine Versprödung oder Schädigung zur Folge und Rißwachstum wird erleichtert.

Diese Modellvorstellung wird durch die Arbeit von Taira et al. [82] sowohl be-, als auch widerlegt. Während sie in einem 0.16% C-Stahl unter Vakuumbedingungen geringeres Kriechrißwachstum als an Luft feststellen, ist bei dem Werkstoff AISI 304 eher das Gegenteil der Fall. Bei ihren KRW-Versuchen an durchgehend gerissenen Proben aus AISI 304 und 316 beobachten sie Oberflächenrisse vor den Rißspitzen, wie sie auch in den hier durchgeführten Experimenten z.T. aufgetreten sind, Abb. 132. Es ist denkbar, daß die Bildung und das Wachstum solcher Defekte durch Spannungsrißkorrosion gefördert wird. Dann wären wiederum schmale Proben kriech(-ermdungs-)rigefhrdeter als breite Geometrien.

Besonderes Augenmerk auf den Korrosionseinflu haben Plumtree et al. [89] bei ihrer Untersuchung des KERW im Stahl AISI 304. Sie verweisen ebenfalls auf den Umstand, daß eine Trennung der Gesamtwachstumsrate in reine Ermüdungs- und Kriechanteile nicht

möglich ist, und schlagen vor, in einem dritten Anteil Wechselwirkungen zu berücksichtigen. Dabei heben sie hervor, daß dieser Anteil auch von Oxidationsvorgängen abhängt, und zwar sowohl wachstumsbeschleunigend, als auch verzögernd. Rißwachstumshemmung soll dabei mit oxidationsinduziertem Rißschließen zusammenhängen und vor allem bei kleinen  $\Delta K$ -Werten wirksam sein.

## 5. Zusammenfassende Bewertung

Die folgende Auflistung stellt eine Zusammenfassung der am Stahl AISI 316L durchgeführten Untersuchungen und der wichtigsten Ergebnisse dar.

- Experimente zum Kriechrißwachstum bei  $T = 550^{\circ}\text{C}$  und  $T = 700^{\circ}\text{C}$  wurden mit Versuchszeiten bis zu 3000h bzw. bis zu 1750h an verschiedenen Probengeometrien unter zeitlich konstanter Belastung durchgeführt. Es wurden durchgehend gerissene und oberflächenrißbehaftete Proben getestet.
- Rißinitiierung und -wachstum wurden mit Lastparametern der rißspitzennahen Spannungsfelder und mit einer aus der plastischen Grenzlast abgeleiteten Referenzspannung korreliert.
- Das Werkstoffverhalten unter einachsiger Kriechbeanspruchung wurde mit Gesetzen beschrieben, die sich aus elastischen, plastischen Verformungsanteilen, sowie einer sekundären Kriechverformung und im Fall von  $T = 550^{\circ}\text{C}$  einem primären Kriechterm zusammensetzen. Die Spannungsabhängigkeit der einzelnen Verformungsanteile wurde als Potenzgesetz formuliert.
- Der Vergleich der realisierten Versuchszeiten mit den charakteristischen Übergangszeiten führte zu dem Schluß, daß die Versuche bei  $T = 700^{\circ}\text{C}$  im Bereich vorwiegend stationärer Kriechverformung und bei  $T = 550^{\circ}\text{C}$  in einem instationären Zustand, der durch die elastisch-plastische Anfangsverformung mitbestimmt war, stattgefunden haben.
- Die z.T. gute Übereinstimmung von experimentellen und theoretischen J-Integralwerten zu Versuchsbeginn bei  $T = 550^{\circ}\text{C}$  kann als Rechtfertigung der verwendeten elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungsbeziehung angesehen werden, die nur den hochbelasteten Teil des tatsächlichen Werkstoffverhaltens erfaßt. Bei gering belasteten Proben bzw. längeren Versuchszeiten zeichnete es sich jedoch ab, daß das gewählte Verformungsgesetz seine Gültigkeit verliert.
- Bei  $550^{\circ}\text{C}$  konnten die Rißinitiierungszeiten am besten mit dem Näherungsparameter  $C(t)$  korreliert werden. Eine Abschätzung der Rißgeschwindigkeit mit diesem Parameter fiel ebenfalls befriedigend aus. Die Verwendbarkeit des aus der Kraftverschiebungsgeschwindigkeit bestimmten  $C^*$ -Integrals  $C_i$  wurde aufgrund seiner schlechten Übereinstimmung mit der Größe  $C(t)$  und wegen seiner ungenauen Bestimmbarkeit ausgeschlossen.
- Die Existenz eindeutiger Beziehungen zwischen der Referenzspannung und der Rißinitiierungszeit und -geschwindigkeit war für  $T = 550^{\circ}\text{C}$  nicht erkennbar. Die Referenz-

spannung stellt aber eine einfach bestimmbare Belastungsgröße dar, mit der eine konservative Abschätzung der Kriechrißgeschwindigkeit gegeben ist.

- Bei den 700°C-Versuchen konnten keine Rißinitiierungszeiten ermittelt werden, vorzeitig abgebrochene Versuche deuteten jedoch darauf hin, daß diese verschwindend kurz waren. Die Rißgeschwindigkeiten lassen sich mit dem experimentellen  $C^*$ -Integral, wie auch mit einer gemessenen Referenzspannung beschreiben. Bei der Verwendung theoretischer Belastungsgrößen traten geometriespezifische Unterschiede auf. Rißspitzenverformungen konnten mit theoretischen Beziehungen und die Rißgeschwindigkeiten durch Anpassung an das Rißwachstumsmodell von Riedel nachgerechnet werden.
- Das Ausbreitungsverhalten der Oberflächenrisse ließ sich im allgemeinen dann am besten mit den Ergebnissen der durchgehend gerissenen Proben in Einklang bringen, wenn die Plattenproben für die Berechnung der Lastparameter ebenfalls als durchgehend gerissen angenommen wurden.
- Bei 550°C stellten sich bei der Ausbreitung von Oberflächenrisen, insbesondere unter Biegebeanspruchung, Rißkonturen ein, die nicht als Halbellipsen idealisiert werden können.
- Wenn das experimentelle  $C^*$ -Integral bzw. der Näherungsparameter  $C(t)$  als Grundlage eines Vergleichs der Kriechrißgeschwindigkeiten bei unterschiedlichen Temperaturen herangezogen werden, so lassen sich die qualitativen Zusammenhänge aus Kennwerten des einachsigen Kriechversuchs herleiten:  
Die Kriechrißgeschwindigkeit nimmt mit zunehmender Versagensdehnung ab und ihre Abhängigkeit von der Belastungsgröße vergrößert sich mit zunehmendem Spannungsexponenten.
- Das Kriechermüdungsrißwachstum wurde bei 550°C und an verschiedenen durchgehend gerissenen Proben mit einem konstanten R-Verhältnis von 0.05, rechteckförmigem Belastungsverlauf und Haltezeiten zwischen einer Sekunde und 24 Stunden untersucht.
- Da für die Versuchsauswertung kein entsprechendes einachsiges Verformungsgesetz vorlag, begründete sie sich ausschließlich auf experimentelle Beobachtungen und dem Vergleich mit den statischen Versuchen.
- Aufgrund der Bruchmorphologie, des zyklischen Verformungsverhaltens und einer entsprechend guten Korrelierbarkeit, kann das Kriechermüdungsrißwachstum bis zu einer oberen Haltezeit von einschließlich 100 Sekunden als  $\Delta K$ -kontrolliert bewertet und mit einer Paris-Beziehung umschrieben werden.
- Die Verwendung experimentell bestimmter  $\Delta K$ - bzw. zyklischer J-Integrale zeigte, daß Einflüsse von Rißschließeffecten oder zyklisch-plastischer Verformungen für den Fre-

quenzbereich ab  $f=0.005\text{Hz}$  nicht ausgeschlossen werden können. Beide Erscheinungen waren jedoch nicht eindeutig analysierbar.

- Die Ermüdungsversuche mit oberen Haltezeiten, die länger als 100 Sekunden dauerten, wiesen in ihrer Bruchstruktur und den gemessenen Rißgeschwindigkeiten einen deutlichen Kriechrißcharakter auf:  
Der Rißzuwachs wurde nicht durch die Zyklenzahl, sondern durch die Versuchsdauer bestimmt und ließ sich nicht mehr linear elastisch bewerten. Eine eindeutige Darstellung mit einem einzigen Lastparameter war nicht gegeben, die Rißgeschwindigkeiten ließen sich aber mit dem Näherungsparameter  $C(t)$  und der aus den Kriechrißversuchen hergeleiteten Beziehung abschätzen.
- Allen Kriechermüdungsrißwachstumsversuchen gemeinsam war das Auftreten vereinzelter, sprunghafter Rißlängenzuwächse. Dieses Phänomen ist offensichtlich geometrie-, belastungs- und haltezeitabhängig.

Weitere Untersuchungen müssen darauf abzielen, Unsicherheiten, die bei den Experimenten auftraten, auszuschalten oder bewertbar zu machen:

- Die meßtechnische Vorgehensweise bei der Lastparameterbestimmung war z.T. zu ungenau. Die Meßlängen der mittigerissenen Zugprobe und der Zugplatte mit Oberflächenriß waren zu groß, um die auf die Gegenwart des Risses zurückzuführenden Verformungen eindeutig bestimmen zu können. Die Messung der Rißuferverschiebung in Probenmitte wäre hier vorteilhafter gewesen. Ähnliches gilt für die Dreipunktbiegeproben.
- Die Probenverformungen, insbesondere die der Rißspitze ("Blunting"), nahmen teilweise ein Ausmaß an, das die Anwendung einer auf scharfe Rißspitzen und kleinen Deformationen aufbauenden Theorie verbietet.  
Da bei den  $550^\circ\text{C}$ -Versuchen in erster Linie die plastischen Anfangsverformungen für die übergroßen Rißaufwölbungen verantwortlich waren, könnte die Verringerung der Belastung, die mit der Verlängerung der Versuchszeiten verbunden ist, diesbezüglich idealere Versuchsbedingungen schaffen.  
Andere Verhältnisse liegen bei  $T=700^\circ\text{C}$  vor, wo sich der Rißzuwachs vorwiegend auf die durch Kriechverformungen abgerundete Rißspitzenkontur beschränkte. Hier wäre zu untersuchen, ob konstruktive Maßnahmen, die zu einer Dehnungsbehinderung führen (Kerben, Kanten), kriechrißgefährlichere Zustände schaffen bzw. die Ausbildung scharfer Rißspitzen begünstigen könnten.
- Ebenfalls eine Abkehr von der Theorie war bei  $T=550^\circ$  mit dem Auftreten von Rißverzweigungen in einigen Probentypen verbunden. In welchem Maß sich diese Verzweigungen auf das Rißwachstum auswirkten konnte ebensowenig geklärt werden wie

die Frage, unter welchen Umständen der Kriechriß verzweigt. Auch hier erscheint die Verlängerung der Versuchszeiten zur Behandlung der Problemstellung unumgänglich.

- Die im Rahmen dieser Arbeit getesteten Oberflächenrisse waren relativ groß gegenüber den Plattenquerschnitten ( $0.32 < c/b < 0.68$ ,  $0.48 < a/t < 0.83$ ). Um praxisgerechtere Zustände zu schaffen, müßten kleinere Risse mit längeren Versuchszeiten untersucht werden.
- Um verformungsgeschwindigkeitsabhängige Einflüsse zu vermeiden, muß die Belastung definierter, d.h. nicht diskontinuierlich von Hand, aufgebracht werden. Dies gilt vor allem dann, wenn die kurzen Versuchszeiten beibehalten werden und Rißwachstum im Übergangsbereich stattfindet.
- Für beide Beanspruchungsarten bleibt ungewiß, in welchem Maße Oxidationseffekte bei der Rißausbreitung eine Rolle gespielt haben. Diese Frage könnte am einfachsten beantwortet werden, wenn Vergleichsexperimente in einer inerten Atmosphäre durchgeführt werden. Das Verständnis der Rißausbreitungsmechanismen und die Anwendung bzw. Entwicklung von Rißwachstumsmodellen könnte ferner erleichtert werden, wenn die fraktografischen Untersuchungen systematischer und umfangreicher gestaltet und Vergleiche mit einachsigen Kriech- und Kriechermüdungsversuchen angestellt werden. Die wenigen im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Schlifffanalysen stellen nur selektive, schwer zu verallgemeinernde Augenblickaufnahmen dar, quantitative Messungen, z.B. des Hohlraumwachstums oder von Karbidausscheidungen, fanden nicht statt.

Die Verifikation der Messungen durch Finite-Element Analysen sollte dort ansetzen, wo die theoretischen Voraussetzungen am besten erfüllt sind, d.h. bei den CT-Proben mit langen Versuchszeiten. Im Hinblick auf die KRW-Versuche bei 550°C wäre dann das C\*-Integral weg- und zeitabhängig (mindestens bis zur Initiierungszeit) zu entwickeln und mit dem Näherungsparameter zu vergleichen. Dabei sollten das hier verwendete Werkstoffgesetz und die tatsächliche elastoplastische Verformungskurve verwendet werden. In ähnlicher Weise könnten die Spannungsfelder während der oberen Haltezeit bei den KERW-Versuchen untersucht werden.

Wegen der unbestimmten Randbedingungen bei Dreipunktbiegebeanspruchung sollte sich die Berechnung des zweidimensionalen Rißproblems zunächst auf die Zugplatte beschränken. Der Umstand, daß die Oberflächenrisse relativ groß waren bietet eventuell die Voraussetzung dafür, einfachere Näherungsverfahren, z.B. die elastisch-plastische Erweiterung des "Line-Spring-Modells" [90] zu testen.

## 6. Literaturverzeichnis

- [1] Odqvist F., Hult., "Kriechfestigkeit metallischer Werkstoffe", Springer-Verlag, Berlin, (1962).
- [2] Sneddon N., "The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid", Proc. Phys. Soc. 187, (1946), 229.
- [3] Tada H., Paris P., Irwin G., "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Paris Productions Incorporated, St. Louis, (1985).
- [4] Newman JR., Raju I.S., "An Empirical Stress-Intensity Factor Equation for the Surface Crack", Engineering Fracture Mechanics, Vol.15, No.1-2, (1981), 185-192.
- [5] Mattheck C., "Effektive Methoden zur Beschreibung des lokalen Versagens von Strukturen", VDI-Fortschrittsbericht, Reihe 18, No. 25, Düsseldorf, (1986).
- [6] ASTM E399-78a, 1979 Annual Book of ASTM Standards, Part 10 , (1979).
- [7] Irwin G.R., "Structural Aspects of Brittle Fracture", Appl. Mat. Res., (1964), 65.
- [8] Hutchinson J.W., "Plastic Stress and Strain Fields at Crack Tip", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.16, No.4, (1968), 337-347.
- [9] Rice J.R., Rosengren G.F., "Plane Strain Deformation Near Crack Tip in Power-Law Hardening Material", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.16, No.1 , (1968), 1-12.
- [10] Shih C.F., "Tables of Hutchinson-Rice-Rosengren Singular Field Quantities", Division of Engineering, Brown University, Providence, RI 02912, (1983).
- [11] Kumar V., German M.D., Shih C.F., "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", EPRI NP-1931, General Electric Company, (1981).
- [12] Begley J.A., Landes J.D., "The J-Integral as a Fracture Criterion", Fracture Toughness, Proceedings of the 1971 National Symposium of Fracture Mechanics, ASTM STP 514, (1972), 1-20.
- [13] Rice J.R., Paris P.C., Merkle J.G., "Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates", ASTM STP 536, (1973).

- [14] Nikishkov G.P., Atluri S.N., "Three-Dimensional Elastic-Plastic J-Integral Calculations for Semielliptical Surface Cracks in a Tensile Plate", Engineering Fracture Mechanics, Vol.29, No.1, ( 1988), 81-87.
- [15] Trantina G.G., deLorenzi H.G., Wilkening W.W. , Three-Dimensional Elastic-Plastic Finite-Element Analysis of Small Surface Cracks", Engineering Fracture Mechanics, Vol.18, No.5, (1983), 925-938.
- [16] He M.Y., Hutchinson J.W., "The Penny Shaped Crack and the Plain Strain Crack in an Infinite Body of Power-Law Material", Journal of Applied Mechanics, Vol.48, (1981), 830-840.
- [17] Dowling N. E., ASME-Paper 83-PVP-94, (1983).
- [18] Hoff N.J., "Quart. Appl. Math., Vol.12, (1954), 49-55.
- [19] Goldman N.J., Hutchinson J.W., "Fully Plastic Crack Problems: The Center Cracked Strip Under Plane Strain", International Journal of Solids and Structures , Vol.11, (1975), 575-591.
- [20] Landes J.D., Begley J.A., "A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth", ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, (1976), 128-148.
- [21] Koterazawa R., Mori T., "Applicability of Fracture Mechanics Parameters to Crack Propagation Under Creep Conditions" , Journal of Engineering Materials and Technology, (1977), 298-305.
- [22] Shih T.T., "A Simplified Test Method for Determining the Low Rate Creep Crack Growth Data in Fracture Mechanics", 14<sup>th</sup> Symposium, Vol.2, ASTM STP 791, (1983), 232-247.
- [23] Harper M.P., Ellison E.G., "The Use of the C\*- Parameter in Predicting Creep Crack Propagation Rates", Journal of Strain Analysis, Vol. 12, (1977), 167-179.
- [24] Hollstein T., Kienzler R., "Fracture Mechanics Characterisation of Crack Growth Under Creep Conditions", Journal of Strain Analysis , Vol. 23, No. 2, (1988).
- [25] Riedel H., "Fracture at High Temperatures", Springer, Berlin, (1987).
- [26] Riedel H., "Creep Deformation at Crack Tips in Elastic-Viscoplastic Solids", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 29, (1981), 35-49.
- [27] Riedel H., Rice J.R., "Tensile Cracks in Creeping Solids", Fracture Mechanics 12<sup>th</sup> Conference , ASTM STP 700, (1980), 112-130.

- [28] Hui C.Y., Riedel H., "The Assymototic Sress and Strain Field Near the Crack Tip of a Growing Crack Under Creep Conditions", International Journal of Fracture , Vol. 17, No. 4, (1981), 409-425.
- [29] Hart E.W., "A Theory for Stable Crack Extension Rates in Ductile Materials", International Journal of Solids and Structures, Vol. 16, (1980), 807-823.
- [30] Hollstein T., Kienzler R., "Numerical Simulation of Creep Crack Growth Experiments", IWM Report W 4/88, (1988).
- [31] Maas E., Pineau A., "Creep Crack Growth Behaviour of Type 316L Steel", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 22, No. 2, (1985), 307-325.
- [32] Rice J.R., Johnson M. A., in: "Inelastic Behaviour of Solids", Eds.: Kanninen et al., New York, (1970), 641-671.
- [33] McMeeking R.M., Parks D., in: "Elastic-Plastic Fracture" , ASTM STP 668, (1979), 175-194.
- [34] Haigh J.R., Richards C.E., "Yield Point Loads and Compliance Functions of Fracture Mechanics Specimens", Central Electricity Research Laboratories, RD/L/M 461, (1974).
- [35] Nikbin J.R., Smith D.J., Webster G.A., "An Engineering Approach to the Prediction of Creep Crack Growth", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 108, (1986), 186-191.
- [36] Bassani J.L., "Creep Crack Extension by Grain-Boundary Cavitation", in: "Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures", Eds.: Wilshire, Owen, (1981), 329-344.
- [37] Ewald J., Maile K., Tscheuschner R., "Creep Crack Growth Assessment by Means of a Crack Tip/Far Field Concept" , Nuclear Engineering and Design, Vol. 117, (1989), 185-195.
- [38] Dimelfi R.J., Nix W.D., "The Stress Dependence of the Crack Growth Rate During Creep", International Journal of Fracture , Vol. 13, No. 3, (1977) , 341-348.
- [39] Schwalbe K.-H., "Bruchmechanik metallischer Werkstoffe", Hanser, München, (1980).
- [40] Tomkins B., "Fatigue Crack Propagation - An Analysis", Phil. Mag., Vol. 18, (1968), 1041-1066.
- [41] Wüthrich C., International Journal of Fracture , (1982).

- [42] Heitmann H.H., Vehoff H., Neumann P., "Life Prediction for Random Load Fatigue Based on the Growth Behaviour of Microcracks", in: "Advances in Fracture Research", Vol.5, Eds: Vallin et al., International Conference on Fracture, New Delhi, (1984) , 3599-3606.
- [43] Yang Shuilong, Lu Yizhong, "Surface Crack Growth in a Plate Under the Remote High Stain-Controlled Cyclic Loading", Fatigue Fracture in Engineering Materials and Structures, Vol. 12, No. 5, (1989), 399-407.
- [44] Dowling N.E., Begley J.A., "Fatigue Crack Growth During Gross Plasticity and the J-Integral", in: Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590, (1976), 82-103.
- [45] Gladwin D.N., Miller D.A., Neate G.J., Priest R.H., " Creep Fatigue and Creep-Fatigue Crack Growth Rates in Parent and Simulated Haz Type 321 Stainless Steel", Fatigue Fracture in Engineering Materials and Structures, Vol. 11, No.5 , (335-370), 1988.
- [46] Interatom-Notiz 410446 vom 26.3.85.
- [47] "Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung", DIN 50118 , (1982).
- [48] Huthmann H., Aubert M., Motto M., Curbishley I. , D'Angelo D., "Round Robin Test on the Creep Crack Growth Behaviour of 316L Mod. Stainless Steel", Final Report, RAP.071.D , Interatom-Bericht 55.08577.4, (1986).
- [49] Heesen, Interatom-Bericht 55.08054.54, (1986).
- [50] Schirra M., Ritter B., PSB-Bericht-No. 1911 , Kernforschungszentrum Karlsruhe, (1987).
- [51] Schirra M., Ritter B., persönliche Mitteilung.
- [52] Saxena A., "Electrical Potential Technique for Monitoring Subcritical Crack Growth at Elevated Temperatures", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 13, (1980), 741-750.
- [53] Bauschke H.M., Schwalbe K.-H., "Measurement of the Depth of Surface Cracks Using the Direct Current Potential Drop Technique", Zeitung für Werkstofftechnik, Vol. 16, (1985), 156-165.
- [54] Gangloff R.P., "Electrical Potential Monitoring of Crack Formation and Subcritical Growth from Small Defects", Fatigue of Engineering Materials and Structures", Vol.4, No.1, (1981), 15-33.

- [55] Piques R., Bensussan P., Pineau A., "Crack Initiation and Growth Under Creep and Fatigue Loading of an Austenitic Stainless Steel", Nuclear Engineering and Design, Vol.116, (1989), 293- 306.
- [56] Brocks C.R., Lundin C.D., "Rust Removal From Steel Fractures - Effect on Fractographic Evaluation", Microstructural Science, Vol. 3, Part A, (1975), 21-33.
- [57] Magdowski R.M., Uggowitzer P.J., Speidel M.O., "The Effect of Crach Branching on the Residual Lifetime of Machine Components Containing Stress Corrosion Cracks", Corrosion Science, Vol. 25, No.8, (1985), 745-756.
- [58] Clark A.B., Irwin G.R., "Crack-Propagation Behaviors", Experimental Mechanics, (1966), 321-330.
- [59] Ramulu M., Kobayashi A.S., "Criteria for Dynamic Crack Curving and Branching", Advances in Fracture Research, 6<sup>th</sup> International Conference of Fracture, New Delhi, (1984).
- [60] Theocaris P.S., Georgiadis H.G., "Bifurcation Predictions for Moving Cracks by the T-Criterion", International Journal of Fracture , Vol. 29, (1985), 181-190.
- [61] Shukla A., Nigam H., Zervas H., "Effect of Stress Field Parameters on Dynamic Crack Branching", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 30, No. 3, (1990), 429-438.
- [62] Yoffe E.H., "The Moving Griffith Crack", Phil. Mag., Vol. 7, (1951), 739-750.
- [63] Craggs J.W., "On the Propagation of a Crack in an Elastic- Brittle Material", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 8, (1960), 66-75.
- [64] Vitek V., "Plane Strain Stress Intensity Factors for Branched Cracks", International Journal of Fracture , Vol. 13, No. 4, (1977), 481-501.
- [65] Kitagawa H., Yuuki R., Ohira T., "Crack-Morphological Aspects in Fracture Mechanics", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 7, (1975), 515-529.
- [66] Riedel H., "A Continuum Damage Approach to Creep Crack Growth", in: Fundamentals of Deformation and Fracture, Proceedings of the Eshelby Memorial Symposium, Ed.: Miller K.J., (1984), 131-158.
- [67] Hayhurst D.R., Brown P.R., Morrison C.J., "The Role of Continuum Damage in Creep Crack Growth", Philosophical Transactions of the Royal Society of London, (1984), 131-158.
- [68] Curbishly I., Picker C., persönliche Mitteilung.

- [69] Cornec A., Heesens J., Schwalbe K.-H., "Bestimmung der Rißspitzenaufweitung CTOD und Rißabstumpfung SZW aus dem J-Integral", DVM, Vorträge der 18. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge, (1986), 265-279.
- [70] Rice J.R., Tracey D.M., Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.17, (1969), 201-217.
- [71] Huthmann H., Interatom-Bericht 55.09254.4, (1988).
- [72] Neubauer H.-J., "Charakterisierung des Spannungs- und Deformationsfeldes in typischen Bruchmechanikproben bei viskoplastischem Materialverhalten", Vortrag im Rahmen des IMF4-Seminars, Kernforschungszentrum Karlsruhe, (1990).
- [73] Munz D., "Surface Cracks", in: Elastic-Plastic Fracture Mechanics, Ed.: Larsson L.H., (1985), 165-201.
- [74] Boyle J.T., "The Reference Stress Method and Its Role in High Temperature Design", in: Engineering Approaches to High Temperature Design, Ed.: Wilshire B., Owen D.R.J., (1983), 313-370.
- [75] Singh G., "Application of Non-Linear Elastic Fracture Mechanics to Aged Type 316L Stainless Steel", in: Creep in Structures, 3. Symposium, Eds.: Ponter A.R.S., Hayhurst D.R., (1980), 592-605.
- [76] D'Angelo D., Regis V., "Creep Crack Initiation and Propagation on Type 316 Stainless Steel", in: Structural Mechanics in Reactor Technology, Ed: Wittmann F.H., (1987), 475-482.
- [77] Saxena A., "Evaluation of  $C^*$  for the Characterization of Creep-Crack-Growth Behavior in 304 Stainless Steel", Fracture Mechanics 12<sup>th</sup> Conference, ASTM STP 700, (1980), 131-151.
- [78] D'Angelo D., Regis V., "Creep Crack Growth Behaviour in an AISI 316 Steel Plate for Fast Reactor Structures", S.M.I.R.T. 8 F2G1/6, Brüssel, (1985), 509-515.
- [79] Radhakrishnan V.M., Kamaraj M., "Creep Crack Growth in Type 316 Stainless Steel and Its Weldment", High Temperature Technology, Vol.8, No.3, (1990), 219-226.
- [80] Saxena A., Ernst H.A., Landes J.D., "Creep Crack Growth Behavior in 316 Stainless Steel at 594°C", International Journal of Fracture, Vol.23, (1983), 245-257.
- [81] Nikbin K.M., Smith D.J., Webster G.A., "Influence of Creep Ductility and State of Stress on Creep Crack Growth", in: Advances in Life Prediction Methods at Elevated Temperatures, Ed.: Woodford D.A., Whitehead J.P., ASME, (1983), 249-258.

- [82] Taira S., Ohtani R., Kitamura T., "Application of J-Integral to High-Temperature Crack Propagation", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.101, (1979), 154-161.
- [83] Hollstein T., Kienzler R., "Fracture Mechanics Characterisation of Crack Growth Under Creep Conditions", Journal of Strain Analysis, Vol.23, No.2, (1988), 87-96.
- [84] Smith S.D., Webster J.J., Hyde T.H., "Creep Behaviour of a Stationary, Semicircular Surface Crack", Engineering Fracture Mechanics, Vol.30, No.1, (1988), 105-116.
- [85] Elber W., "Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 2, (1970).
- [86] Bensussan P., Piques R., Pineau A., "A Critical Review of Global Mechanical Approaches to Creep Crack Initiation and Creep Crack Growth in 316L Steel", in: Non-linear Fracture Mechanics, Ed.: Saxena a., Landes J.D., Bassani J.L., ASTM-STP 995, (1988), 27-54.
- [87] Merkle J.G., Resolution of the Reactor Vessel Materials Toughness Safety Issue (Appendix C) NUREG 0744-V2, (1981).
- [88] Nicholas T., Ashbaugh N.E., Weerasooriya T., "On the Use of Compliance for Determining Crack Length in the Inelastic Range", Fracture Mechanics 15<sup>th</sup> Symposium, ASTM STP 833, Ed.: Sanford R.J., (1984), 682-698.
- [89] Plumtree A., Tang N., "Effect of Hold-Time Damage on High Temperature Fatigue Behaviour", Fatigue Fracture in Engineering Materials and Structures, Vol.12, No. 5, (1989), 377-386.
- [90] Parks D.M., "The Inelastic Line-Spring: Estimates of Elastic-Plastic Fracture Mechanics Parameters for Surface-Cracked Plates and Shells", Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.103, (1981), 246-254.
- [91] Munz D., Vorlesung: "Versagensverhalten von Konstruktionswerkstoffen", Wintersemester '85/86, TU Karlsruhe, (1986).
- [92] ASTM Standard E 813-87, "Standard Test Method for  $J_{Ic}$ ".

## 7. Anhang

### *A1 - K-Faktorlösungen und elastische Verformungen*

CT-Probe aus /3/:

K-Faktor

$$K = \frac{2 F (2W + a)}{B (W - a)^2} \sqrt{W - a} F_2 \quad (A1)$$

$$F_2 = 0.443 + 2.32 \left(\frac{a}{W}\right) - 6.66 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 7.36 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 2.8 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (A2)$$

Rißöffnung in der Kraftlinie  $\simeq$  Kraftangriffspunktverschiebung

$$v_c = \frac{F}{B E'} V_2 \quad (A3)$$

$$V_2 = \frac{\frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^2} \left[38.2 - 55.4 \left(\frac{a}{W}\right) + 33 \left(\frac{a}{W}\right)^2\right] \quad (A4)$$

CCP-Probe aus /3/:

K-Faktor

$$K = \frac{F}{2BW} \sqrt{\pi a} F_1 \quad (A5)$$

$$F_1 = \frac{1 - 0.5 \left(\frac{a}{W}\right) + 0.37 \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 0.044 \left(\frac{a}{W}\right)^3}{\sqrt{1 - \frac{a}{W}}} \quad (A6)$$

Kraftangriffspunktverschiebung (durch Riß)

$$v_c = \frac{2Fa}{BWE'} V_2 \quad (A7)$$

$$V_2 = -1.071 + 0.25\left(\frac{a}{W}\right) - 0.357\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 0.121\left(\frac{a}{W}\right)^3 \quad (\text{A8})$$

$$- 0.047\left(\frac{a}{W}\right)^4 + 0.008\left(\frac{a}{W}\right)^5 - 1.071 \frac{1}{\left(\frac{a}{W}\right)} \ln\left(1 - \frac{a}{W}\right)$$

SENB-Probe aus /3/:

K-Faktor

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} F_1 \quad (\text{A9})$$

$$\sigma = \frac{6M}{BW^2} = \frac{3FL}{BW^2} \quad (\text{A10})$$

$$F_1 = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \frac{1.99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) (2.15 - 3.93 \frac{a}{W} + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2)}{\left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{1.5}} \quad (\text{A11})$$

Durchbiegung (aufgrund Riß)

$$v_c = \left(\frac{\frac{a}{W}}{1 - \frac{a}{W}}\right)^2 \left(5.58 - 19.57 \frac{a}{W} + 36.82 \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 34.94 \left(\frac{a}{W}\right)^3 + 12.77 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right) \quad (\text{A12})$$

K-Faktorlösung aus /4/:

Zugbelastung

$$K = \frac{F}{2bt} \sqrt{\pi \frac{a}{Q}} F_1 \quad (\text{A13})$$

Biegebelastung

$$K = \frac{3FL}{2bt^2} H \sqrt{\pi \frac{a}{Q}} F_1 \quad (\text{A14})$$

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1.65} \quad (\text{A15})$$

$$F_1 = [M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t}\right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t}\right)^4] f_\phi g f_w \quad (\text{A16})$$

$$M_1 = 1.13 - 0.09 \left(\frac{a}{c}\right) \quad (\text{A17})$$

$$M_2 = -0.54 + \frac{0.89}{0.2 + (\frac{a}{c})} \quad (\text{A18})$$

$$M_3 = 0.5 - \frac{1.0}{0.65 + (\frac{a}{c})} + 14(1.0 - \frac{a}{c})^{24} \quad (\text{A19})$$

$$g = 1 + [0.1 + 0.35(\frac{a}{t})^2](1 - \sin \varphi)^2 \quad (\text{A20})$$

$$f_\phi = [(\frac{a}{c})^2 \cos^2 \varphi + \sin^2 \varphi]^{0.25} \quad (\text{A21})$$

$$f_w = [\sec(\frac{\pi c}{2b} \sqrt{\frac{a}{t}})]^{0.5} \quad (\text{A22})$$

$$H = H_1 + (H_2 - H_1) \sin^p \varphi \quad (\text{A23})$$

$$p = 0.2 + \frac{a}{c} + 0.6 \frac{a}{t} \quad (\text{A24})$$

$$H_1 = 1 - 0.34 \frac{a}{t} - 0.11 \frac{a}{c} (\frac{a}{t}) \quad (\text{A25})$$

$$H_2 = 1 + G_1(\frac{a}{t}) + G_2(\frac{a}{t})^2 \quad (\text{A26})$$

$$G_1 = -1.22 - 0.12 \frac{a}{c} \quad (\text{A27})$$

$$G_2 = 0.55 - 1.05 (\frac{a}{c})^{0.75} + 0.47 (\frac{a}{c})^{1.5} \quad (\text{A28})$$

## *A2 - Referenzspannungen aus plastischer Grenzlast*

**CT-Probe aus /34/:**

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{F}{m B W} \quad (\text{A29})$$

$$\text{ESZ: } m = \left(2 + 2\left(\frac{a}{W}\right)^2\right)^{0.5} - \left(1 + \frac{a}{W}\right) \quad (\text{A30})$$

$$\text{EDZ: } m = \frac{-D - (D^2 - 4 A C)^{0.5}}{2 A} \quad (\text{A31})$$

$$A = -0.5876 \quad (\text{A32})$$

$$C = \left(1 - \frac{a}{W}\right)^2 \quad (\text{A33})$$

$$D = 2 - 2\frac{a}{W} - 3.1752 \quad (\text{A34})$$

**CCP-Probe aus /34/ und /91/:**

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{F}{2 m B W} \quad (\text{A35})$$

$$\text{ESZ: } m = 1 - \frac{a}{W} \quad (\text{A36})$$

$$\text{EDZ: } m = 1.15 \left(1 - \frac{a}{W}\right) \quad (\text{A37})$$

**SENB-Probe aus /91/:**

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{2 L F}{B W^2 m} \quad (\text{A38})$$

$$\text{ESZ: } m = \left(1 - \frac{a}{W}\right)^2 \quad (\text{A39})$$

$$\text{EDZ: } m = 1.46 \left(1 - \frac{a}{W}\right)^2 \quad (\text{A40})$$

language = germ lspace = wide.

### A3 - Lastparameter und Verformungen aus [11]

Zuordnungstabelle:

Materialgesetz	X	$\kappa$	$\Psi$	$\xi$	$\tau$
plast., Kap. 1.2.2.2.	$B_0$	N	J	$v_c$	$\Lambda_c$
sek. Kr., Kap. 1.2.2.5.	$B_2$	n	$C^*$	$\dot{v}_c$	$\dot{\Lambda}_c$
pri. Kr., Kap. 1.2.2.6.	$\bar{B}$	m	$C_h^*$	$\dot{v}_c(p + 1) t^{\frac{p}{p+1}}$	$\dot{\Lambda}_c(p + 1) t^{\frac{p}{p+1}}$

#### CT-Probe

$$\Psi = X(W - a) h_1 \left( \frac{F}{B(W - a)\eta \text{const}} \right)^{\kappa+1} \quad (\text{A41})$$

$$\xi = X a h_3 \left( \frac{F}{B(W - a)\eta \text{const}} \right)^{\kappa} \quad (\text{A42})$$

$$\eta = \left[ \left( \frac{2a}{W - a} \right)^2 + \frac{4a}{W - a} + 2 \right]^{0.5} - \left[ \frac{2a}{W - a} + 1 \right] \quad (\text{A43})$$

EDZ: const = 1.455, ESZ: const = 1.071

#### SENB-Probe

$$\Psi = X(W - a) h_1 \left( \frac{FL}{B \text{const}(W - a)^2} \right)^{\kappa+1} \quad (\text{A44})$$

$$\xi = X a h_3 \left( \frac{FL}{B \text{const}(W - a)^2} \right)^{\kappa} \quad (\text{A45})$$

EDZ: const = 0.728, ESZ: const = 0.536

#### CCP-Probe

$$\Psi = X(W - a) \frac{a}{W} h_1 \left( \frac{F}{B \text{const}(W - a)} \right)^{\kappa+1} \quad (\text{A46})$$

$$\xi = X a h_3 \left( \frac{F}{B \text{ const}(W - a)} \right)^\kappa \quad (\text{A47})$$

$$\tau = X a h_2 \left( \frac{F}{B \text{ const}(W - a)} \right)^\kappa \quad (\text{A48})$$

$$\text{EDZ: const} = \frac{4}{\sqrt{3}}, \text{ ESZ: const} = 2$$

**Ausgleichskurven durch die tabellierten Werte  $h_1$ ,  $h_2$  und  $h_3$ :**

$$h_1, h_2, h_3 = x_1 + x_2 \frac{a}{W} + x_3 \left( \frac{a}{W} \right)^2 + x_4 \left( \frac{a}{W} \right)^3 + x_5 \left( \frac{a}{W} \right)^4 + x_6 \left( \frac{a}{W} \right)^5 \quad (\text{A49})$$

CT-Probe:

$\kappa$	Spgs.-zust.	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$
2.3	EDZ	2.8341	-3.1458	-3.0736	5.5477	9.8481	-11.926
2.3	ESZ	1.2827	3.3283	-13.602	3.0219	30.574	-25.883
8.68	EDZ	8.1442	-46.122	77.753	19.164	-150.33	96.792
8.68	ESZ	1.8784	-5.5178	3.4479	6.2749	-2.3483	-4.3855
4.19	EDZ	4.6236	-18.873	27.219	10.331	-50.275	29.053
4.19	ESZ	1.6055	-0.79878	-6.0025	4.6695	15.99	-16.5
5.1	EDZ	5.6479	-27.415	44.155	12.376	-84.543	53.205
5.1	ESZ	1.7032	-2.2014	-3.4271	5.2474	11.116	-13.389
5.92	EDZ	6.5503	-34.745	59.134	13.463	-115.68	76.31
5.92	ESZ	1.6818	-2.5635	-2.7246	5.4505	9.8768	-12.689

h1-Werte für die CT-Probe mit  $0.25 < \frac{a}{W} < 0.75$ .

$\kappa$	Spgs.-zust.	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$
2.3	EDZ	21.664	-74.294	83.432	44.203	-152.17	82.167
2.3	ESZ	11.605	-5.2579	-53.4	30.679	129.61	-121.61
8.68	EDZ	62.362	-365.16	615.35	145.46	-1198.8	777.77
8.68	ESZ	16.75	-72.119	88.453	46.748	-154.37	75.536
4.19	EDZ	34.885	-166.18	234.33	89.349	-434.12	251.47
4.19	ESZ	17.642	-61.659	58.775	46.416	-94.158	32.202
5.1	EDZ	41.739	-220.48	348.64	94.782	-674.29	432.6
5.1	ESZ	19.384	-78.86	95.173	49.271	-168.88	86.462
5.92	EDZ	46.846	-256.3	413.37	108.67	-800.01	513.06
5.92	ESZ	18.358	-73.43	82.234	50.95	-138.99	60.923

h3-Werte für die CT-Probe und  $0.25 < \frac{a}{W} < 0.75$

CCP-Probe:

$\kappa$	Spgs.-zust.	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$
2.3	EDZ	4.57	-5.9247	-12.728	77.781	-129.54	70.997
2.3	ESZ	4.697	-9.5907	14.544	-12.693	1.024	4.096
8.68	EDZ	2.052	48.525	-362.01	1015.2	-1274.2	593.37
8.68	ESZ	7.162	-22.282	6.96	102.74	-203.78	116.87
4.19	EDZ	5.66	-11.525	2.2773	43.328	-86.357	50.517
4.19	ESZ	5.29	-3.5653	-49.013	170.24	-221.87	103.77
5.1	EDZ	5.142	-0.74547	-65.699	224.06	-304.98	149.87
5.1	ESZ	5.501	-2.3433	-70.173	243.56	-323.75	154.28
5.92	EDZ	4.496	10.656	-135.91	411.78	-534.19	253.95
5.92	ESZ	6.07	-9.0412	-40.872	178.6	-253.44	125.06

h1-Werte für die CCP-Probe und  $0.125 < \frac{a}{W} < 0.75$

$\kappa$	Spgs.-zust.	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$
2.3	EDZ	-0.149	9.1704	-26.496	44.096	-45.056	18.842
2.3	ESZ	0.767	-4.7013	56.171	-176.68	226.65	-106.5
8.68	EDZ	-1.677	55.902	-297.99	700.14	-783.7	337.78
8.68	ESZ	.0.15	35.705	-189.22	410.03	-419.84	167.12
4.19	EDZ	-1.094	31.617	-147.41	334.19	-379.56	167.94
4.19	ESZ	0.089	16.015	-60.28	111.85	-119.3	54.34
5.1	EDZ	-0.4869	25.064	-107.46	214.97	-221.4	92.11
5.1	ESZ	-1.162	32.844	-129.05	230.14	-208.1	77.234
5.92	EDZ	-1.6484	42.285	-192.13	403.23	-419.43	172.41
5.92	ESZ	0.054476	23.374	-96.44	166.97	-143.59	50.814

h3-Werte für die CCP-Probe und  $0.25 < \frac{a}{W} < 0.75$

$\kappa$	Spgs.-zust.	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$
2.3	EDZ	4.2842	-4.9544	0	0	0	0
2.3	ESZ	4.8193	-5.74	0	0	0	0

h2-Werte für die CCP-Probe und  $0.125 < \frac{a}{W} < 0.625$

$\kappa$	Spgs.-zust.	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$
5.1	ESZ	1.2206	-2.5179	5.8149	0	0	0

h1/h2-Werte für die CCP-Probe und  $0.125 < \frac{a}{W} < 0.75$

#### SENB-Probe:

$\kappa$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$	$< a/W <$
2.3	1.1179	-6.1764	44.973	-117.7	129.38	-50.381	0.125-0.875
8.68	0.43756	10.747	-58.985	120.75	-113.22	42.019	0.375-0.875
4.19	4.9595	-30.17	90.73	-140.71	108.03	-31.24	0.375-0.875
5.1	2.23	-28.244	173.15	-461.57	552.96	-244.67	0.375-0.75
5.92	2.407	-31.197	190.92	-509.78	611.67	-270.88	0.375-0.75

h1-Werte für SENB-Probe unter EDZ

$\kappa$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_5$	$x_6$	$\langle a/W \rangle$
2.3	54.139	-391.33	1291.3	-2182.6	1834	-605.39	0.125-0.875
8.68	30.174	-267.62	1058.6	-2092.4	1995.5	-727.93	0.125-0.875
4.19	47.367	-382.38	1389.2	-2566.5	2333.3	-824.12	0.125-0.875
5.1	50.408	-476.99	2020.2	-4313.7	4506.6	-1827.1	0.125-0.75
5.92	47.347	-461.25	1997.5	-4337.2	4586.5	-1876	0.125-0.75

h3 für die SENB-Probe unter EDZ

#### A4 - Korrekturen für SENB-Probe

**Idealisierte Belastungs- und Verformungsverhältnisse (Abb. 134):**

Tatsächliche Durchbiegung  $v_t$  und wirksamer Hebelarm  $L_t$  :

$$v_t = v_m - 2(R - R \cos \alpha) \quad (\text{A50})$$

$$L_t = \frac{v_t}{\tan \alpha} \quad (\text{A51})$$

$$\tan \alpha = \frac{v_m - 2(R - R \cos \alpha)}{L - 2R \sin \alpha} \quad (\text{A52})$$

$$\cos \alpha = \frac{1}{L^2 + (2R - v_m)^2} [2R(2R - v_m) + L\sqrt{L^2 - 4R^2 + (2R - v_m)^2}] \quad (\text{A53})$$

Horizontalkraft  $F_H$ :

$$F_H = F_N \sin \alpha + F_R \cos \alpha = F_N(\sin \alpha + \mu \cos \alpha) \quad (\text{A54})$$

$$F_N = \frac{F}{2 \cos \alpha (1 - \mu \tan \alpha)} \quad (\text{A55})$$

$$F_H = \frac{F}{2} \frac{(\tan \alpha + \mu)}{(1 - \mu \tan \alpha)} \quad (\text{A56})$$

**Korrigierter K-Faktor (Abb. 133):**

$K_1$  - K-Faktorlösung für Dreipunktbiegung nach Anhang A1 mit

$$M' = \frac{F}{2} L_t - F_H(W - s) \quad (\text{A57})$$

(s - siehe nächster Abschnitt)

$K_2$  - K-Faktorlösung für einseitig gerissenen Zugstab aus [3]:

$$K_2 = \frac{F_H}{B W} \sqrt{\pi a} F_1 \quad (\text{A58})$$

$$F_1 = \sqrt{\frac{2 W}{\pi a} \tan\left(\frac{\pi a}{2 W}\right)} \frac{0.752 + 2.02 \frac{a}{W} + 0.37 \left(1 - \sin \frac{\pi a}{2 W}\right)^3}{\cos \frac{\pi a}{2 W}} \quad (\text{A59})$$

Korrektur der Referenzspannung (Abb. 135):

Abstand s:

$$s = v_m - R + R \cos \alpha \quad (\text{A60})$$

Momentengleichgewicht um "A":

$$\int_a^c B \sigma_{\text{ref}}(x - s) dx - \int_c^W B \sigma_{\text{ref}}(x - s) dx = 0 \quad (\text{A61})$$

$$c = s \pm \sqrt{s^2 - sW - sa + 0.5(a^2 + W^2)} \quad (\text{A62})$$

Kräftegleichgewicht:

$$F_H + \sigma_{\text{ref}}B(c - a) - \sigma_{\text{ref}}B(W - c) = 0 \quad (\text{A63})$$

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{F_H}{B(a + W - 2c)} \quad (\text{A64})$$

Berücksichtigung der Mehrachsigkeit bei EDZ [91]:

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{F_H}{1.46 B(a + W - 2c)} \quad (\text{A65})$$

### *A5 - $\sigma_{\infty}$ aus einachsiger Spannungsverteilung der ungerissenen Biegeplatte*

Voraussetzung: stationäre Kriechverformung nach Kap. 1.2.2.5.

$$\sigma(y) = \sigma_{\text{max}} \left( \frac{2y}{t} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (\text{A66})$$

$$\sigma_{\text{max}} = \frac{FL}{8b} \left( \frac{2n+1}{n} \right) \left( \frac{2}{t} \right)^2 \quad (\text{A67})$$

$$\sigma_{\infty} \equiv \frac{1}{a} \int_0^a \sigma_{\text{max}} \left[ \frac{t-2x}{t} \right]^{\frac{1}{n}} dx \quad (\text{A68})$$

$$\sigma_{\infty} = \frac{\sigma_{\text{max}}}{a} \left( \frac{n}{2+2n} \right) \left[ t - \left( \frac{1}{t} \right)^{\frac{1}{n}} (t-2a)^{\frac{1}{n}+1} \right] \quad (\text{A69})$$

## A6 - Effektive Rißlänge bei elastisch-plastischem Materialverhalten

$$a_{\text{eff}} = a + \phi r_y \quad (\text{A70})$$

$$r_y = \frac{1}{\beta \pi} \left[ \frac{N-1}{N+1} \right] \left( \frac{K_I}{R_{p0.2}} \right)^2 \quad (\text{A71})$$

mit  $\beta=2$  für ESZ und  $\beta=6$  für EDZ.

$$\phi = \frac{1}{1 + (F/B/P_0)^2} \quad (\text{A72})$$

$P_0$  für die CT-Probe:

$$P_0 = k \eta (W - a) R_{p0.2} \quad (\text{A73})$$

mit  $k=1.455$  für EDZ bzw.  $k=1.071$  für ESZ und  $\eta$  aus Anhang A3.

$P_0$  für die SENB-Probe:

$$P_0 = k (W - a)^2 R_{p0.2} / L \quad (\text{A74})$$

mit  $k=0.728$  für EDZ bzw.  $k=0.536$  für ESZ.

$P_0$  für die CCP-Probe:

$$P_0 = k (W - a) R_{p0.2} \quad (\text{A75})$$

mit  $k=4/\sqrt{3}$  für EDZ bzw.  $k=2$  für ESZ.

## 8. Tabellen

Element:	C	Si	Mn	P	S	Cr	N
Anteil in Gewichts- prozente:	.024	.13	2.05	.022	.002	17.33	.066
Element:	Mo	Ni	Cu	Co	Nb	Ti	B
Anteil in Gewichts- prozente:	2.42	12.47	.04	.05	.01	.01	.0004

Tabelle 1. Chemische Zusammensetzung des Versuchsmaterials AISI 316L

Materialkonstante	T = 550°C	T = 700°C
E	149000	137000
B <sub>0</sub>	1.712E-7	3.282E-15
N	2.3	5.92
B <sub>1</sub>	2.84E-26	-
p	0.793	-
m	4.19	-
B <sub>2</sub>	1.95E-27	8.624E-15
n	8.68	5.1
R <sub>p0.2</sub>	125	120
v	0.3	0.3

Tabelle 2. Materialkonstanten für Kriechgesetz Kap. 1.2., Werte in N, mm, h.

Probentyp:	CCP	CT	SENB	BP	ZP
I [ A ]:	8	10	5	50	25

Tabelle 3. Stromstärken für Gleichstrompotentialverfahren

Versuchs- bezeichnung	$a_0$ [mm]	$a_e$ [mm]	$t_i$ [h]	$t_{ges}$ [h]	Bemerkung
CCPN1	6.44	8.86	200	817	
CCPN2	6.35	6.49	210	482	1.)
CCPN3	7.05	9.62	160	482	
CCPN4	4.74	7.27	750	1754	
CCPN5	7.9	11.86	320	505	1.)
CCPN6	9.09	10.52	60	92	1.)
CCPN7	7.29	9.34	80	220	
CCPN8	4.32	7.1	150	551	
CCPN11	5.5	9.41	120	246	
CCPNK	0	0	-	545	

**Tabelle 4. KRW-Versuche bei  $T = 550^\circ\text{C}$  mit CCP-Proben::**  $B = 4\text{mm}$ ,  $W = 20\text{mm}$ ,  $F = 26\text{kN}$ ;  
1.) = nur  $t_i$ -Auswertung

Versuchs- bezeichnung	$a_0$ [mm]	$a_e$ [mm]	$t_i$ [h]	$t_{ges}$ [h]	Bemerkung
BN7	8.31	9.6	170	756	
BN8	9.19	10.98	120	619	
BN9	6.31	7.31	400	3110	
BN1	10.74	11.79	40	95	1.), 2.)
BN2	8.61	10.29	110	390	1.)
BN3	9.38	10.72	30	205	1.), 2.)
BN6	9.18	10.69	125	384	1.)
BNK	0	0	-	628	

**Tabelle 5. KRW-Versuche bei  $T = 550^\circ\text{C}$  mit SENB-Proben::**  $B = 10\text{mm}$ ,  $W = 18\text{mm}$ ,  $F = 6\text{kN}$ ;  
1.) = seitengekerbt  $B_N = 8\text{mm}$ , 2.) = nur  $t_i$ -Auswertung

Ver- suchsbe- zeich- nung	B [mm]	F [kN]	a <sub>0</sub> [mm]	a <sub>e</sub> [mm]	t <sub>i</sub> [h]	t <sub>ges</sub> [h]	Bemer- kung
CT4	25	16	31.92	34.41	160	290	
CT6	25	16	32.59	34.53	80	187	
CT7	25	16	29.5	31.71	500	1535	
CT9	25	16	30.03	32.81	260	1350	
CT10	25	16	29.6	30.27	130	145	1.)
CT13	25	16	32.64	33.56	120	200	
CT1	25	36	21.91	22.93	140	358	1.)
CT3	25	19	30.84	33.29	-	426	2.)
CT8	25	16	30.21	32.79	140	416	3.)
TC1	5	3.2	29.47	29.98	280	400	
TC2	5	3.2	31.21	31.97	70	73	

Tabelle 6. KRW-Versuche bei T = 550°C mit CT-Proben:: W = 25mm; 1.)= nur t<sub>i</sub>-Auswertung, 2.)= nur a-Auswertung, 3.)= seitengekerbt, B<sub>N</sub> = 20mm

Ver- suchsbe- zeich- nung	$a_0$ [mm]	$c_0$ [mm]	$a_e$ [mm]	$c_e$ [mm]	$t_i$ [h]	$t_{ges}$ [h]	Bemer- kung
ZN2	8.54	7.85	10.01	9.07	120	532	
ZN3	8.19	7.88	9.51	9.2	180	458	
ZN4	9.45	8.13	9.66	8.42	170	189	
ZN5	7.88	7.17	9.8	8.64	230	720	
ZN6	7.57	6.4	9.44	7.625	320	1279	
ZN8	12	3.85	12	7.54	260	1106	1.)
ZNK	0	0	0	0	-	614	

Tabelle 7. KRW-Versuche bei  $T = 550^\circ\text{C}$  mit ZP-Proben::  $t = 12\text{mm}$ ,  $B = 20\text{mm}$ ,  $F = 80\text{kN}$ ;  
1.)= durchgehend gerissene Platte

Ver- suchs- be- zeich- nung	F [kN]	$a_0$ [mm]	$c_0$ [mm]	$a_e$ [mm]	$c_e$ [mm]	$t_i$ [h]	$t_{ges}$ [h]	Be- mer- kung
BPN1	100	13.37	18.85	13.86	21.78	1000 (1640)	2028	1.)
BPN2	100	12.65	21.25	12.94	22.4	550	1978	
BPN3	100	14.54	23.32	15.53	27.36	320	1163	
BPN4	110	11.97	19.4	13.01	23.7	250	2336	

Tabelle 8. KRW-Versuche bei  $T = 550^\circ\text{C}$  mit BP-Proben::  $t = 25\text{mm}$ ,  $B = 20\text{mm}$ ; 1.)= bis  
 $t = 640\text{h}$  stufenweise Belastungssteigerung von 60 auf 100kN

Ver- suchsbe- zeichnung	Proben- typ	Kraft [kN]	$a_0$ [mm]	$a_e$ [mm]	$t_{ges}$ [h]	Bemer- kung
CCPH1	CCP	11	5.83	6.03	580	
CCPH3	CCP	11	6.26	7.69	767	
CCPH4	CCP	11	5.57	6.04	439	
CCPH5	CCP	11	7.29	7.82	143	
CCPH6	CCP	11	4.71	4.84	210	
CCPH7	CCP	11	3.85	4.05	846	
CCPHK	CCP	11	0	0	451	
BH7	SENB	3	7	7.78	1507	
BH9	SENB	3	8.03	8.41	246	
BH10	SENB	3	6.03	6.33	607	
BHK	SENB	3	0	0	292	
BH4	SENB	3	7.04	7.56	320	1.)
BH6	SENB	3	6.9	7.99	510	1.)
CTH1	CT	8	26.66	27.02	985	
CTH2	CT	8	30.84	31.51	291	
CTH3	CT	8	28.6	29.5	791	
CTH4	CT	8	30.8	32.1	489.5	
CTH5	CT	8	31	$\approx 31$	24	2.)
CTH6	CT	8	22.86	$\approx 22.86$	682	2.)

**Tabelle 9.** KRW-Versuche bei  $t = 700^\circ\text{C}$  an durchgehend gerissenen Proben: 1.) = seitengekerbt,  $B_N = 8\text{mm}$ , 2.) = keine  $\dot{a}$ -Auswertung

Ver- suchsbe- zeich- nung	Pro- bentyp	F [kN]	a <sub>0</sub> [mm]	c <sub>0</sub> [mm]	a <sub>e</sub> [mm]	a <sub>e</sub> [mm]	t <sub>ges</sub> [mm]
BPH1	BP	60	7.83	9.9	8.52	10.7	1738
BPH2	BP	60	8.7	11.6	9.25	12.5	1365
ZH1	ZP	34	7.6	7.06	7.9	7.34	864

**Tabelle 10. KRW-Versuche bei T = 700°C an Plattenproben**

Versuchs- bezeichnung	t <sub>max</sub>	t <sub>min</sub>	a <sub>0</sub> [mm]	a <sub>e</sub> [mm]	Gesamtzy- klenzahl
CCPNZ1	1sek.	1sek.	5.8	9.55	7700
CCPNZ9	1sek.	1 sek.	6.81	9.79	5000
CCPNZ2	10sek.	10 sek.	5.07	9.03	8800
CCPNZ3	100sek.	100 sek.	3.9	7.34	10742
CCPNZ4	100sek.	100 sek.	5.84	8.23	4172
CCPNZ5	1000sek.	100 sek.	5.6	8.4	1741
CCPNZ6	1000sek.	100 sek.	3.8	6.59	2857
CCPNZ7	1h	100 sek.	6.47	9.25	436
CCPNZ8	1h	100 sek.	4.62	6.5	539

**Tabelle 11. KERW-Versuche mit CCP-Proben: T = 550°, R = 0.05, F<sub>max</sub> = 26kN, rechteckfö-  
miger Belastungsverlauf**

Versuchs- bezeichnung	$t_{\max}$	$t_{\min}$	$a_0$ [mm]	$a_e$ [mm]	Gesamtzy- klenzahl
CTNZ1	1sek.	1sek.	25.72	32.62	7900
CTNZ2	10sek.	10sek.	24.47	30.18	10250
CTNZ3	100sek.	100sek.	31.21	33.02	1053
CTNZ4	100sek.	100sek.	25.6	30.11	7352
CTNZ5	1000sek.	100sek.	31.26	33.22	797
CTNZ6	1h	100sek.	31.3	33.36	379
CTNZ7	1h	100sek.	29.36	33.3	1607
CTNZ8	24h	100sek.	30.97	34.1	35

**Tabelle 12. KERW-Versuche mit CT-Proben:**  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $R = 0.05$ ,  $F_{\max} = 16\text{kN}$ , rechteckförmiger Belastungsverlauf

Versuchs- bezeichnung	$t_{\max}$	$t_{\min}$	$a_0$ [mm]	$a_e$ [mm]	Gesamtzy- klenzahl
BNZ5	1sek.	1sek.	7.52	9.0	2030
BNZ6	1sek.	1sek.	3.26	4.59	5900
BNZ7	1sek.	1sek.	4.2	5.27	3960
BNZ8	1sek.	1sek.	3.79	4.73	5300
BNZ1	10sek.	10sek.	4.96	6.39	3000
BNZ2	10sek.	10sek.	4.3	5.27	3900
BNZ3	10sek.	10sek.	8.04	9.21	1350
BNZ4	10sek.	10sek.	6.08	7.17	2388
BNZ10	10ek.	10ek.	4.45	4.82	1250
BNZ11	100sek.	100sek.	7.2	8.71	2721
BNZ13	100sek.	100sek.	2.82	3	939
BNZ14	100sek.	100sek.	4.69	7.51	5640
BNZ15	100sek.	100sek.	6.69	9.5	2941
BNZ16	1000sek.	100sek.	5.03	7.38	4732
BNZ17	1000sek.	100sek.	6.72	8.71	1742
BNZ18	1h	100sek.	6.75	8.01	570

**Tabelle 13. KERW-Versuche mit SENB-Proben:**  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $R = 0.05$ ,  $F_{\max} = 6\text{kN}$ , rechteckförmiger Belastungsverlauf (Ausnahme BNZ5: sinusförmige Belastung).

9. Abbildungen

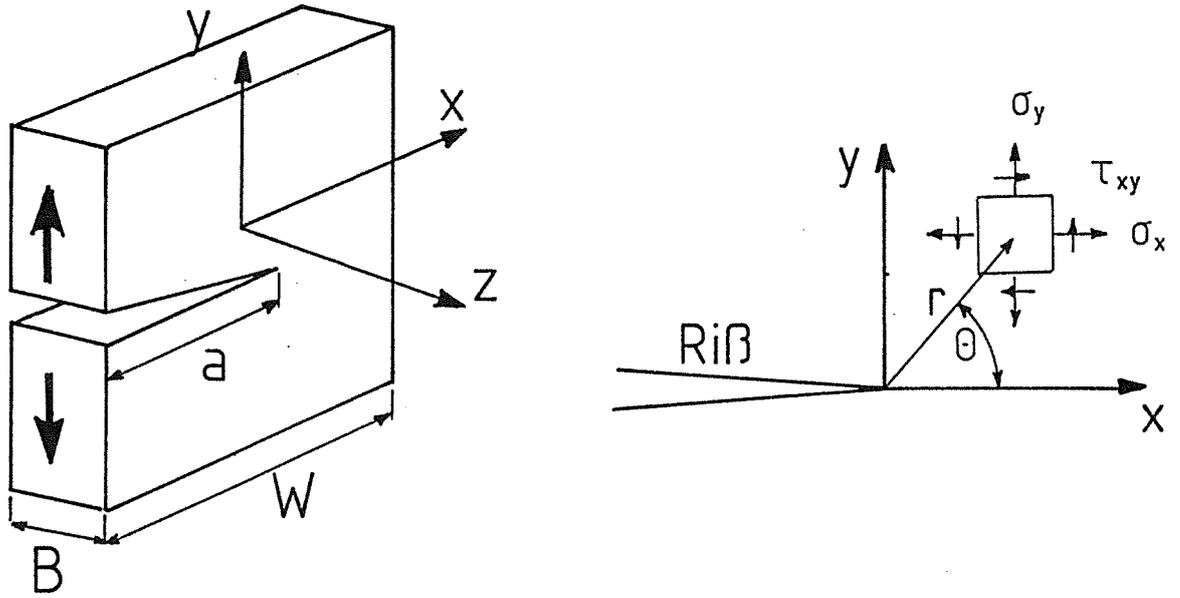


Abb. 1: eindimensionaler Riβ, Bezeichnungen

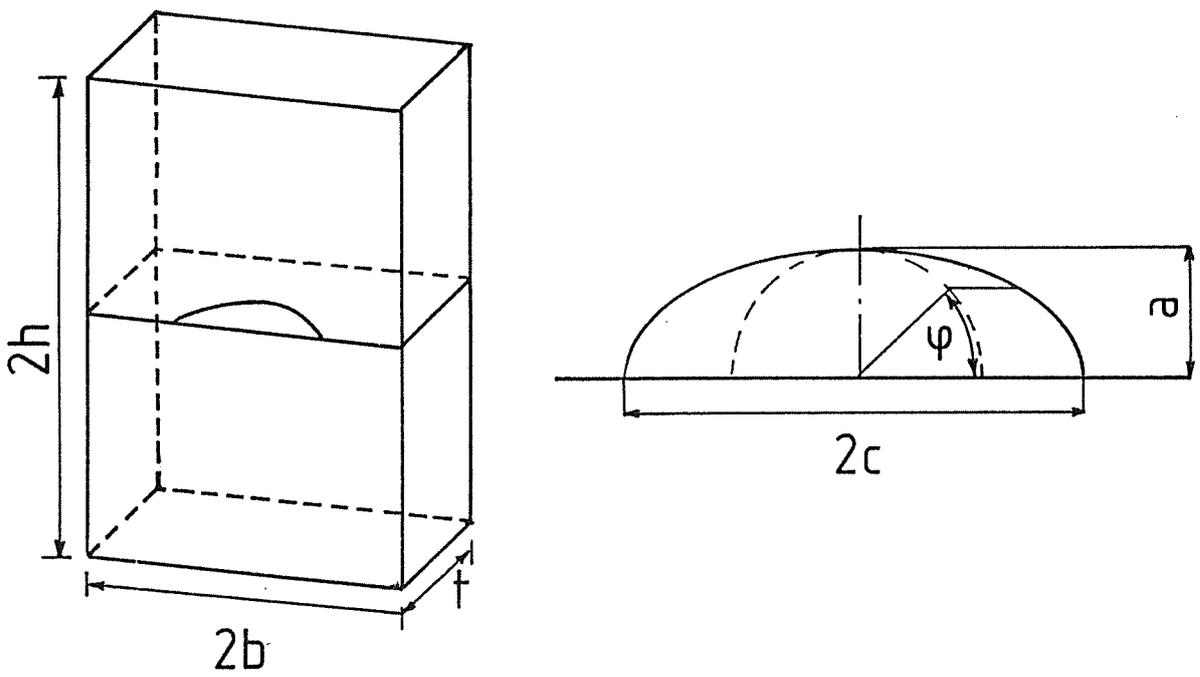


Abb. 2: zweidimensionaler Riβ, Bezeichnungen

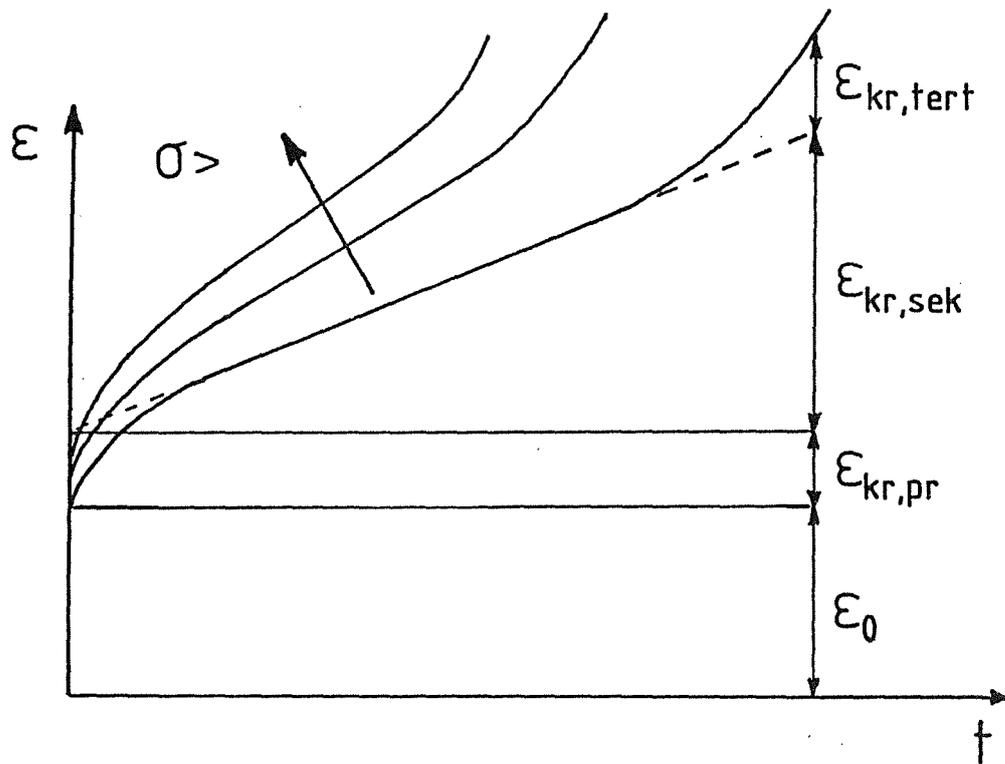


Abb. 3: Kriechkurven bei einachsiger Zugbelastung

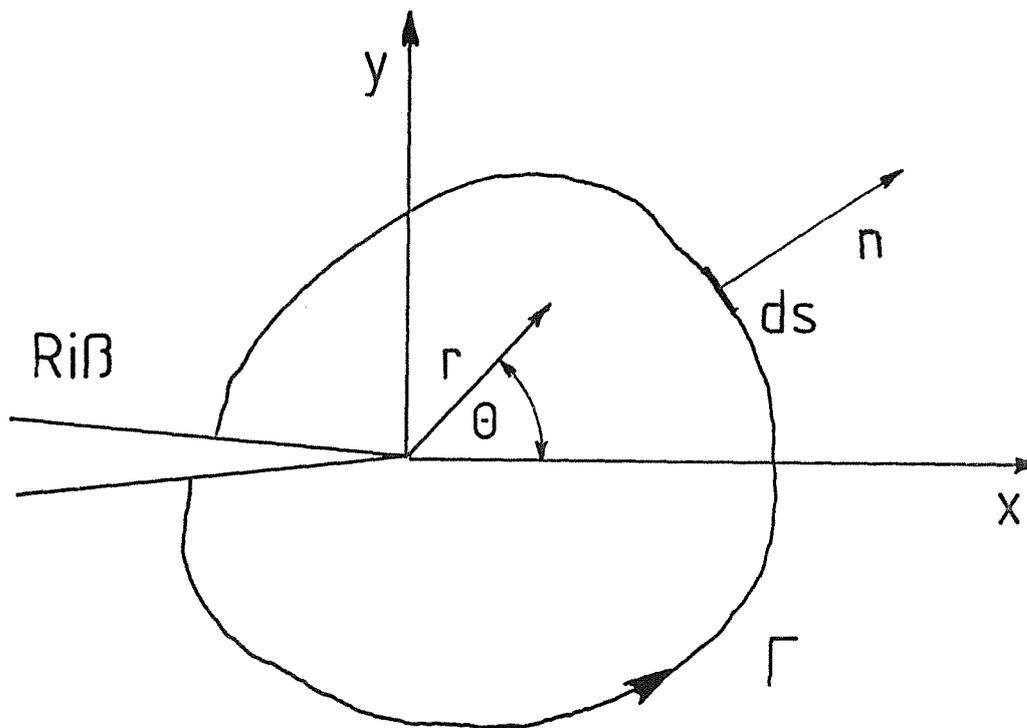


Abb. 4: Integrationsweg der Linienintegrale  $J$  und  $C^*$  um die Rißspitze

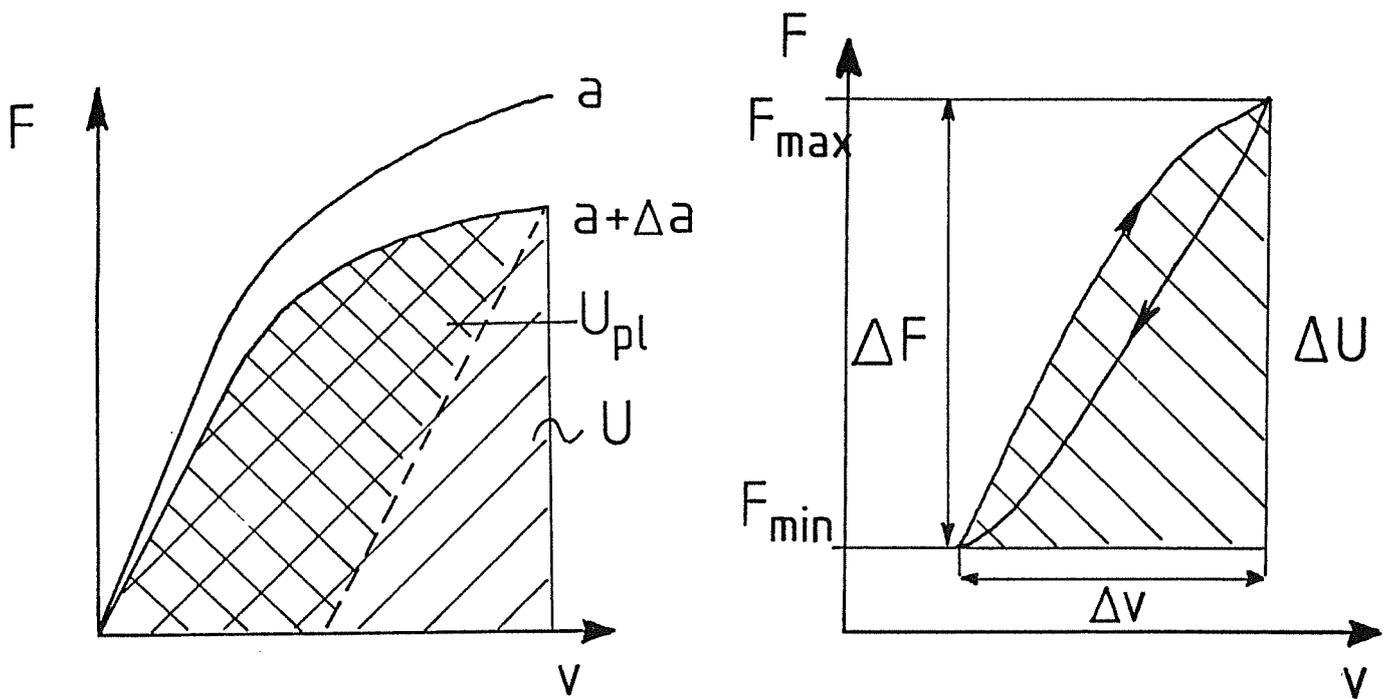


Abb. 5: J-Integralbestimmung aus der Kraft-Verformungskurve; links: einsinnige Belastung, rechts: zyklische Belastung

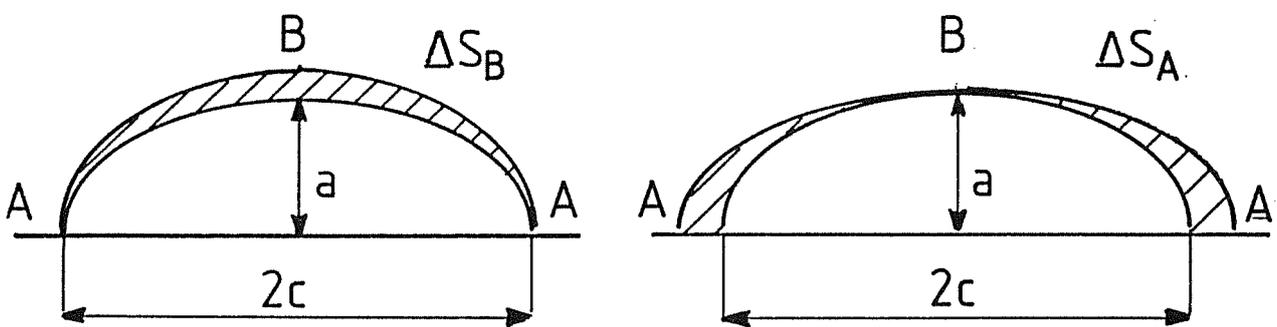


Abb. 6: Flächenzuwächse  $\Delta S_A$  und  $\Delta S_B$  für gewichtet gemittelte K-Faktoren des halb-elliptischen Oberflächenrisses

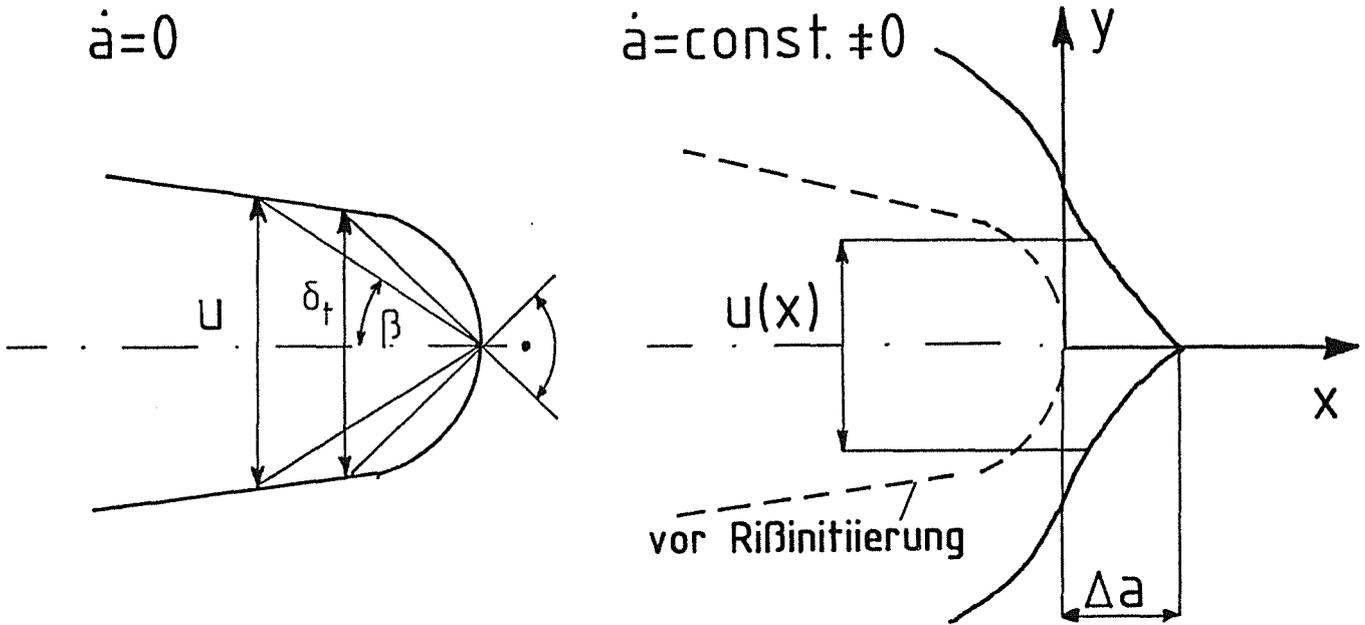


Abb. 7: Riβspitzenaufweitung, Bezeichnungen

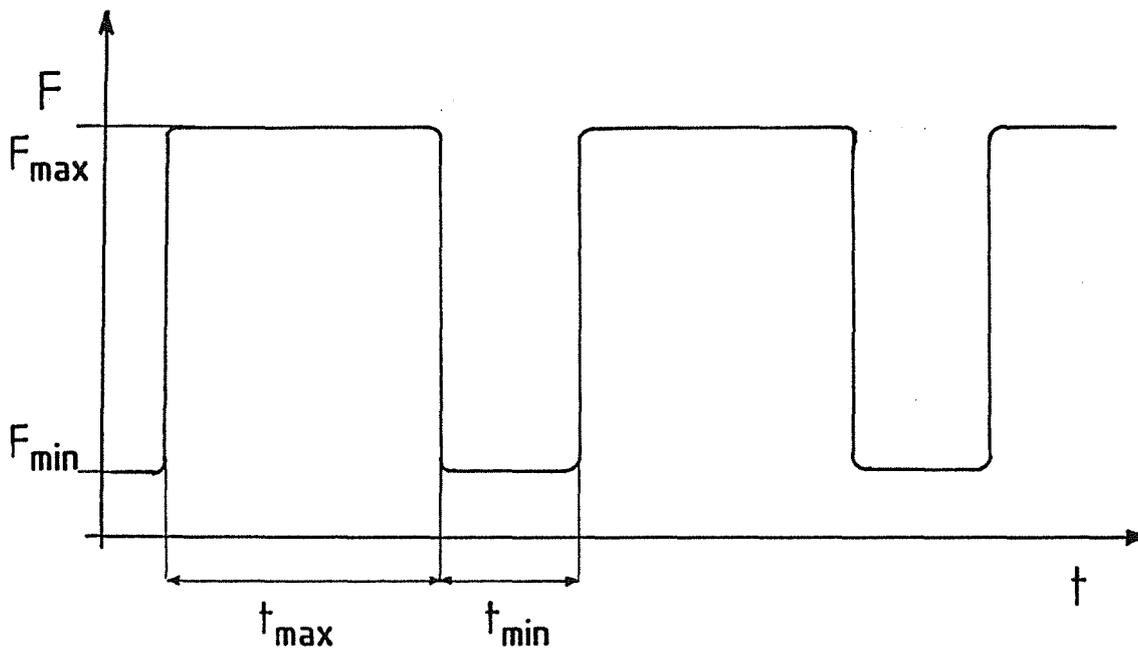


Abb. 8: Zeitlicher Belastungsverlauf bei den KERW-Experimenten

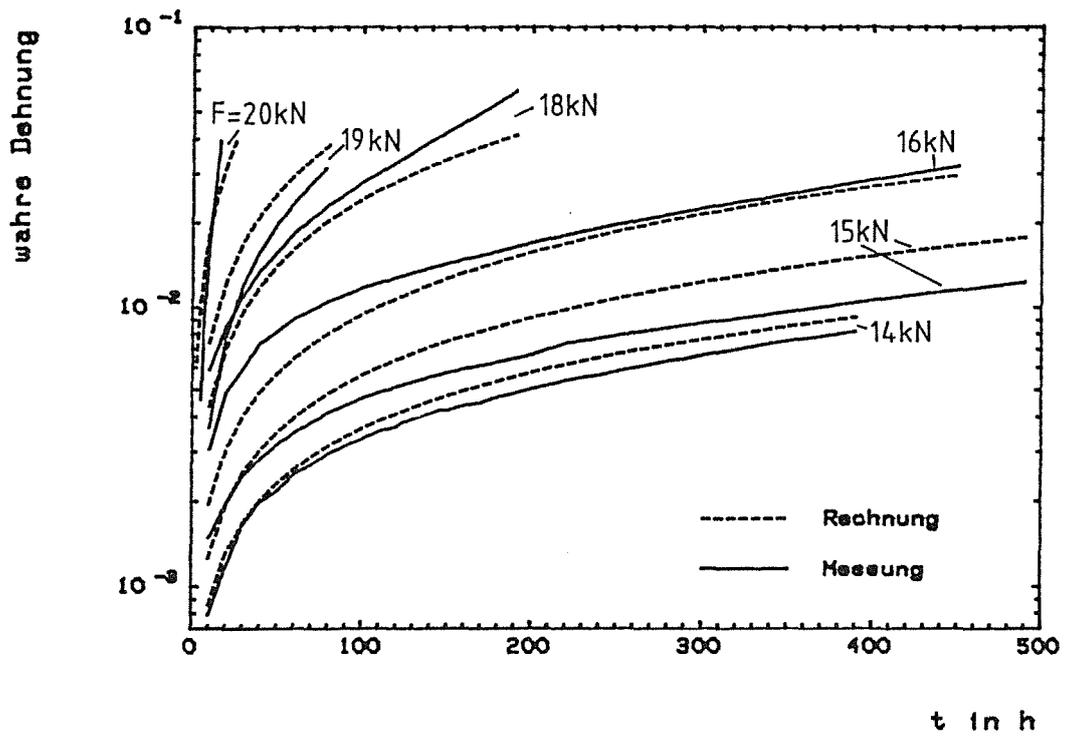


Abb. 9:  $T=550^{\circ}\text{C}$ , Vergleich gemessener und gerechneter Verformungen bei einachsiger Kriechbelastung

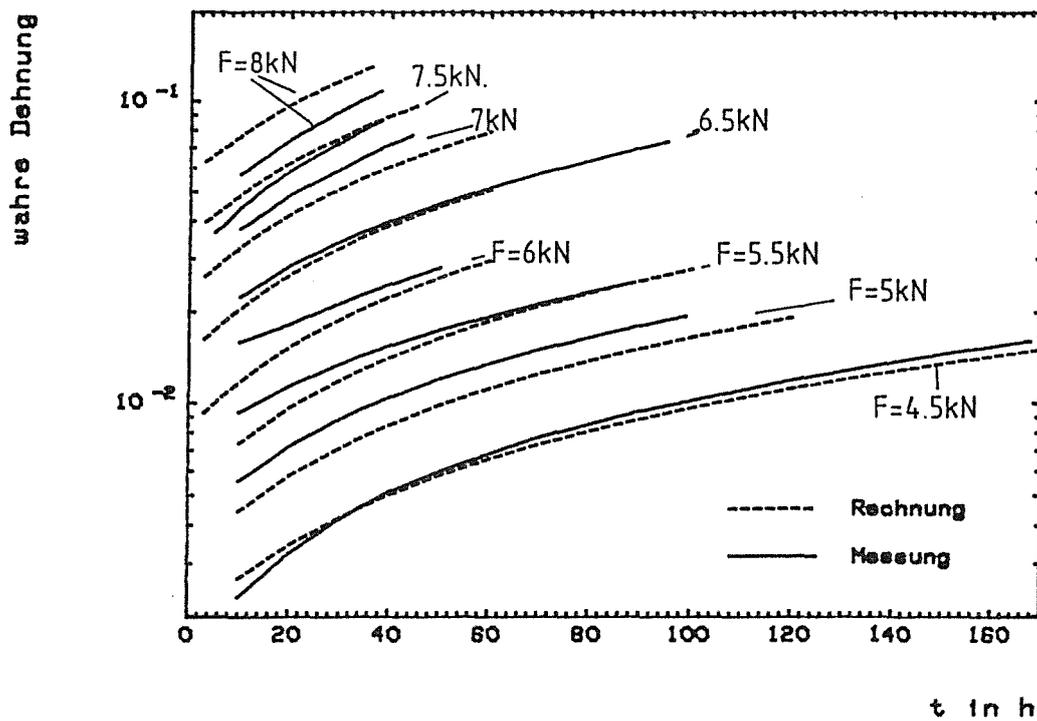


Abb. 10:  $T=700^{\circ}\text{C}$ , Vergleich gemessener und gerechneter Verformungen bei einachsiger Kriechbelastung

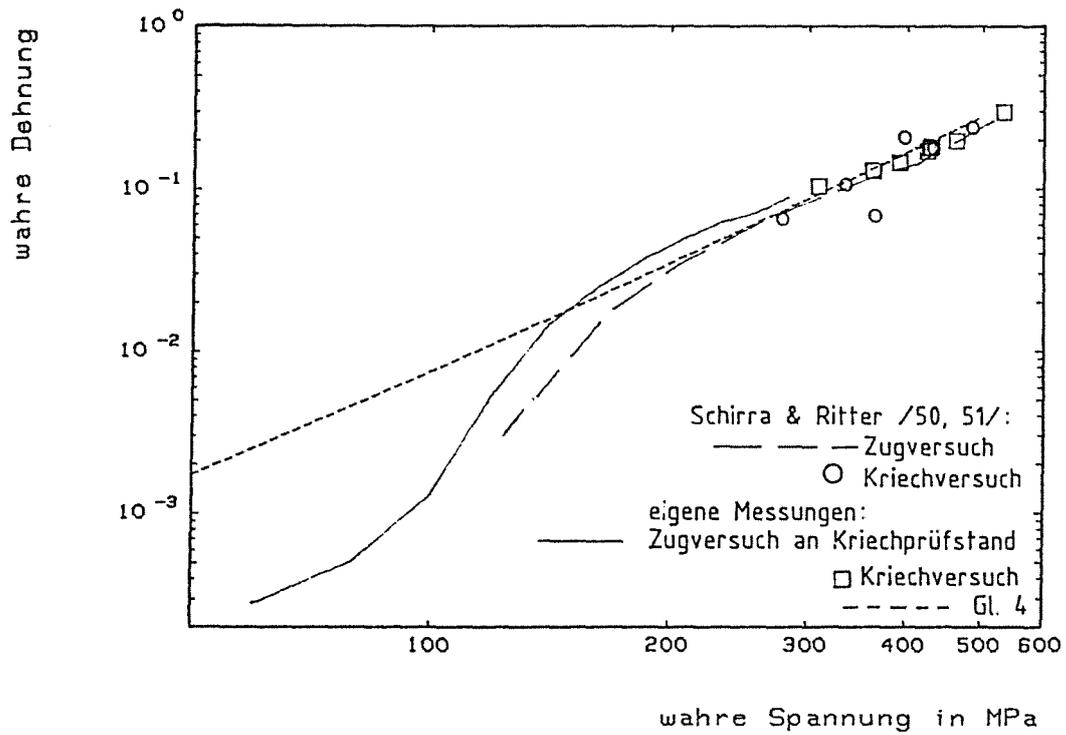


Abb. 11:  $T = 550^\circ\text{C}$ , gemessene und gerechnete Verformungen im einachsigen Zugversuch

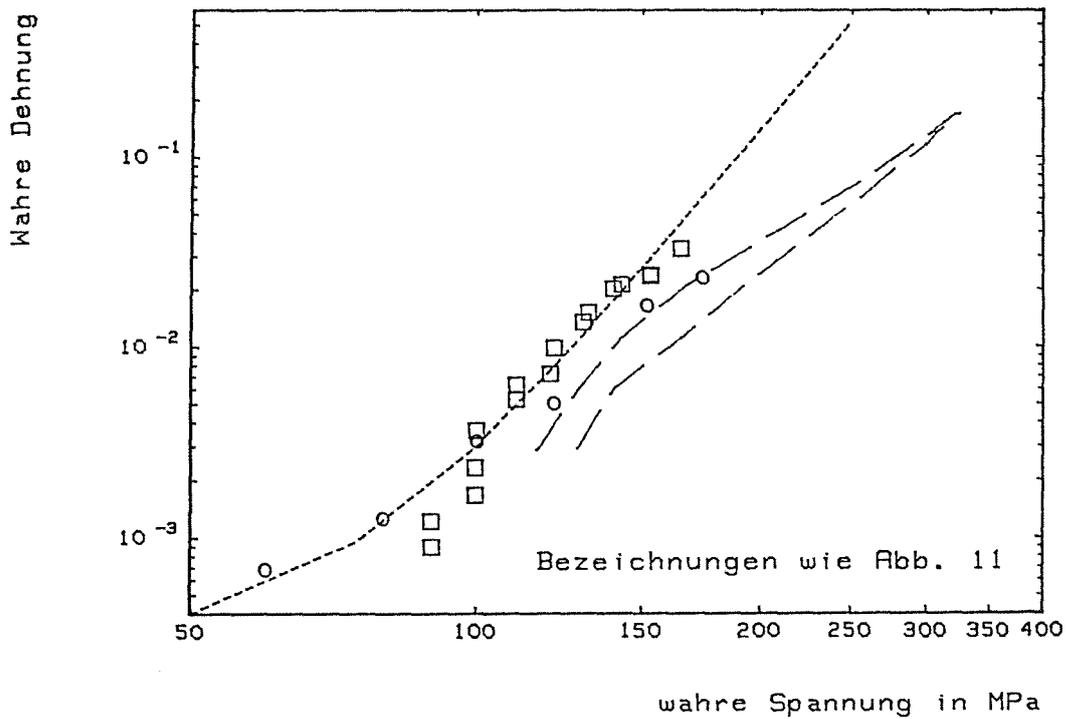


Abb. 12:  $T = 700^\circ\text{C}$ , gemessene und gerechnete Verformungen im einachsigen Zugversuch

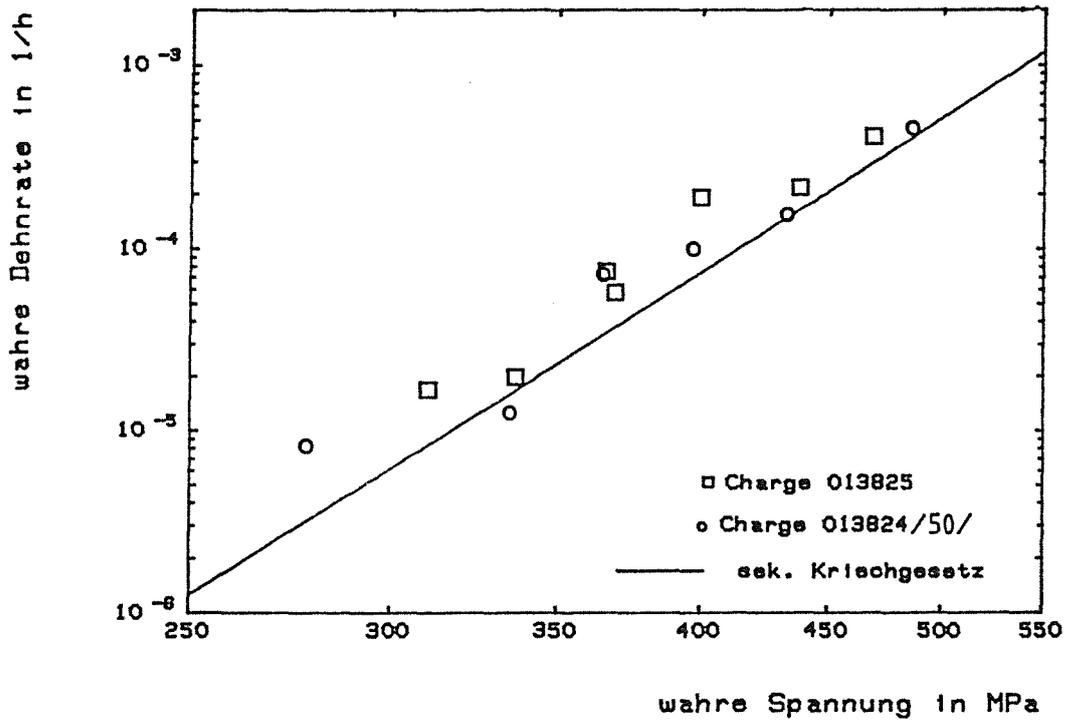


Abb. 13:  $T = 550^{\circ}\text{C}$ , gemessene und gerechnete minimale Kriechraten bei einachsiger Zugbelastung

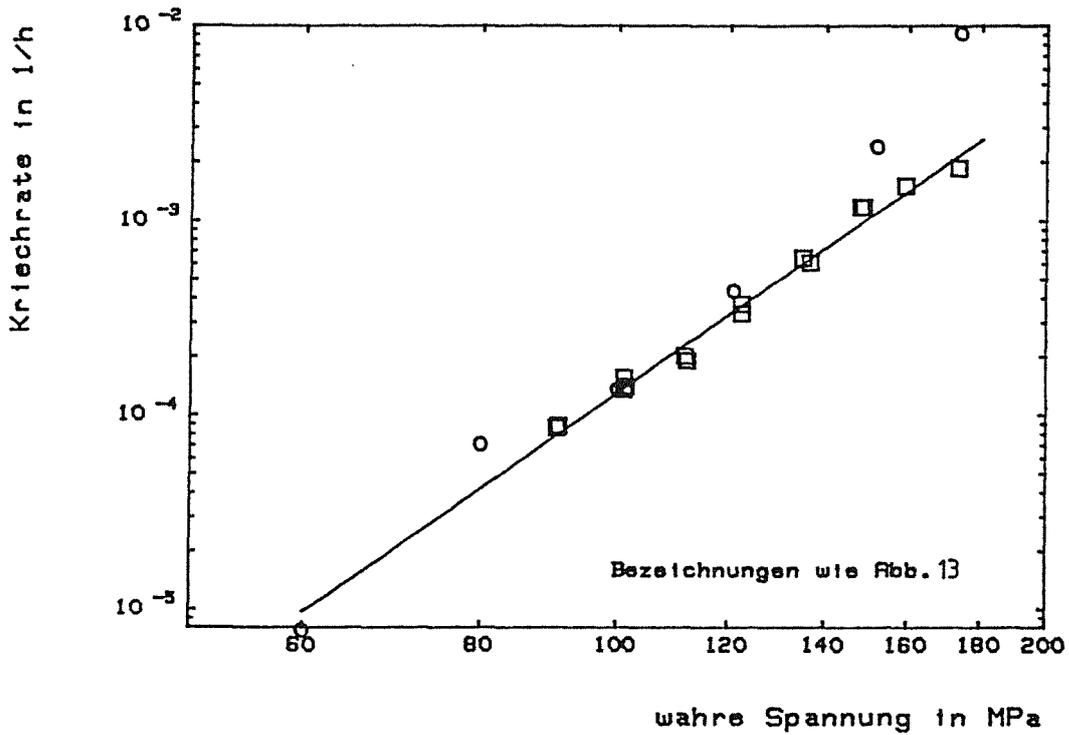


Abb. 14:  $T = 700^{\circ}\text{C}$ , gemessene und gerechnete minimale Kriechraten bei einachsiger Zugbelastung

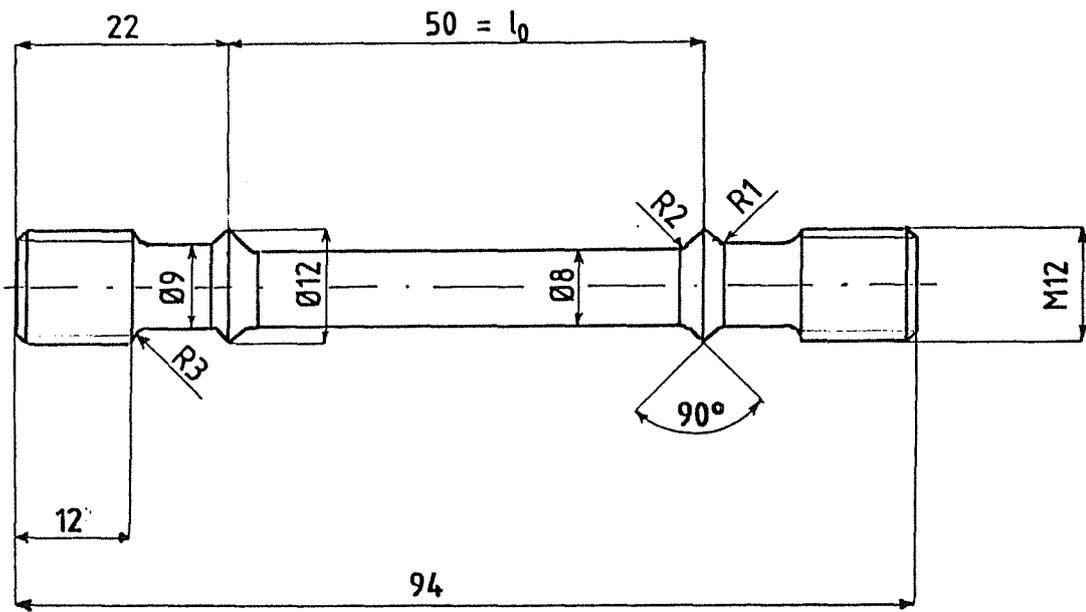


Abb. 15: Probe für einachsige Kriechversuche

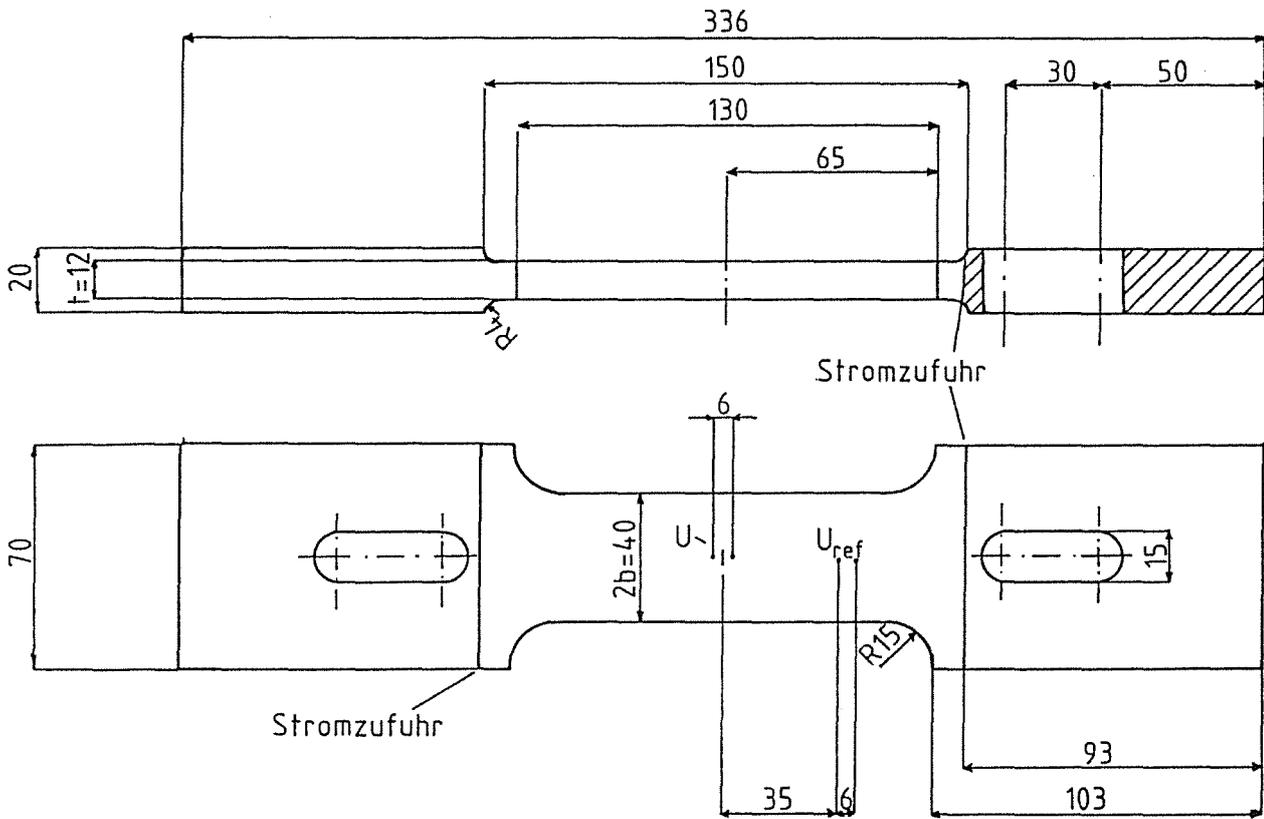


Abb. 16: Zugplatte mit Oberflächenriß

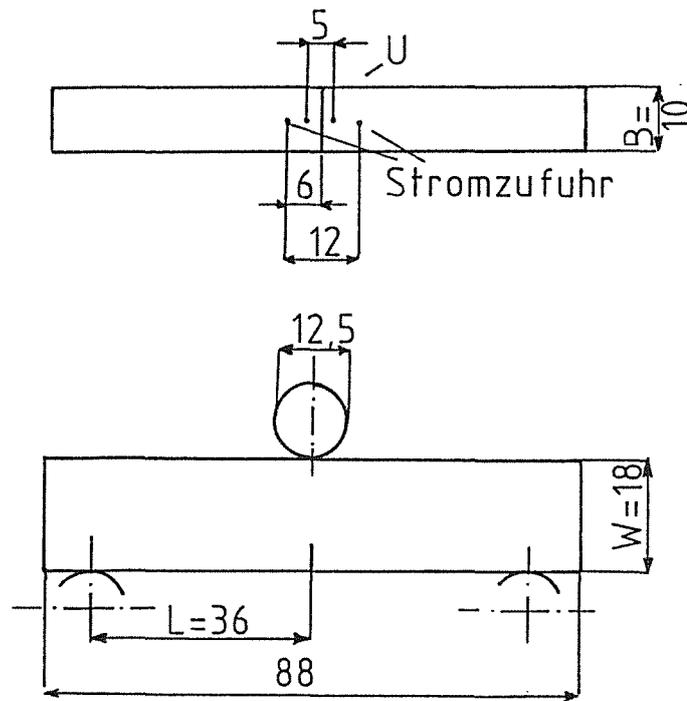


Abb. 17: SENB-Probe

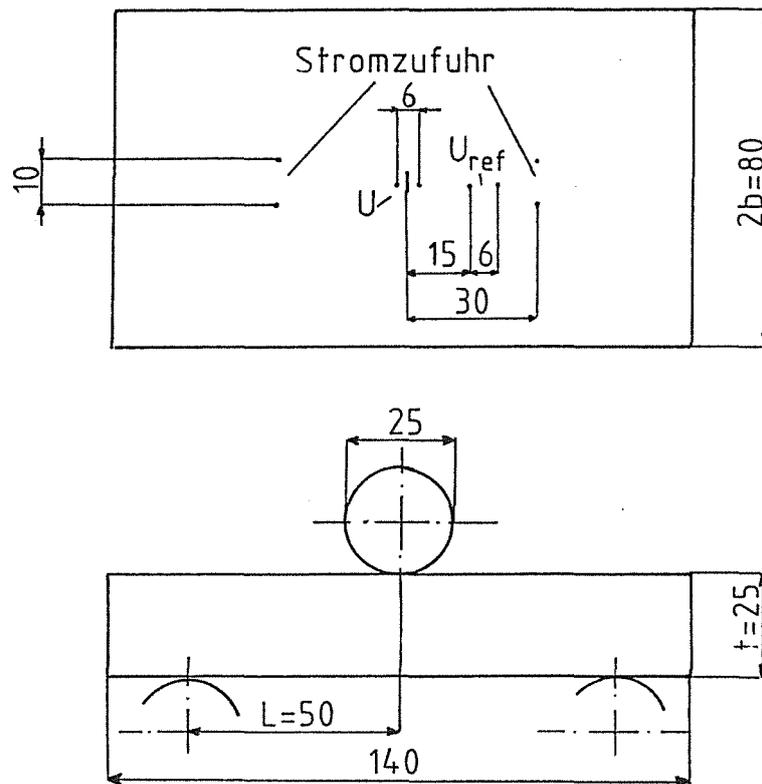


Abb. 18: Biegeplatte mit Oberflächenriß



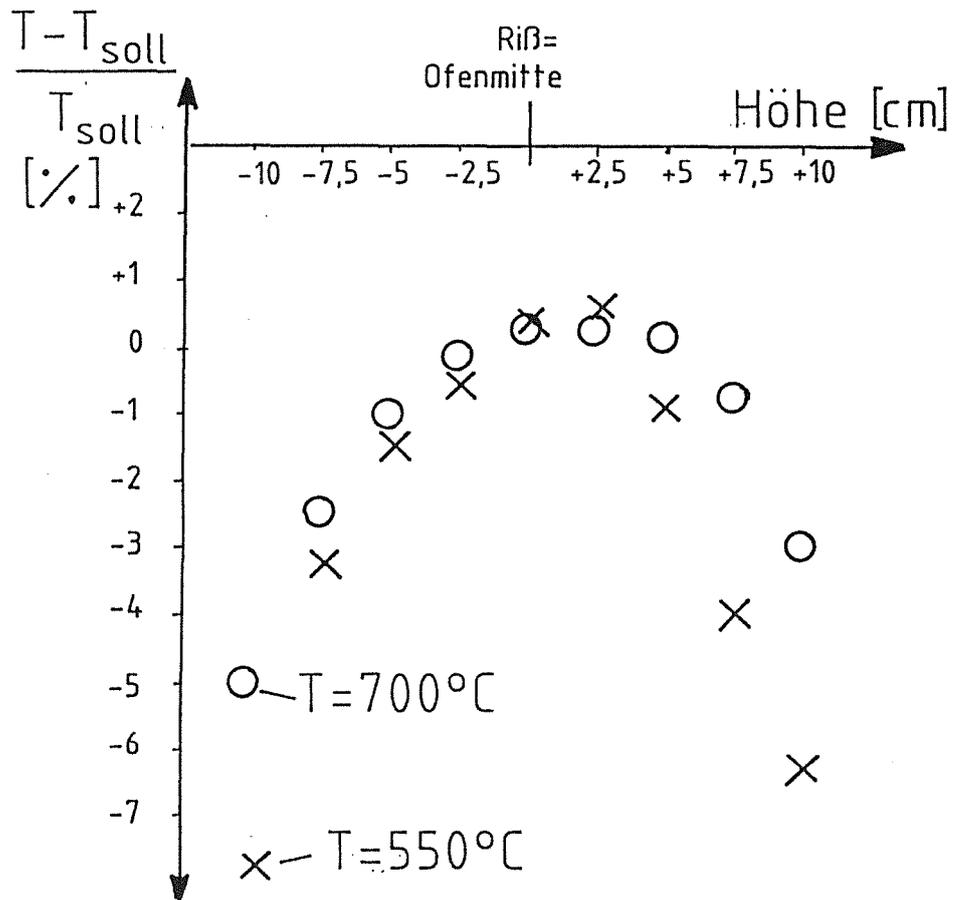


Abb. 21: Temperaturverlauf über der Ofenhöhe

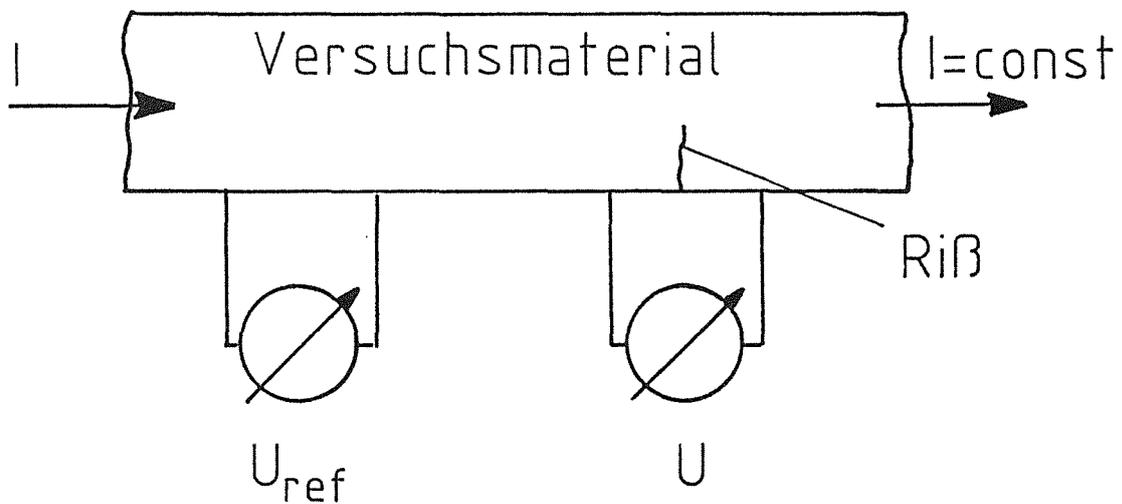


Abb. 22: Prinzip des Gleichstrompotentialverfahrens

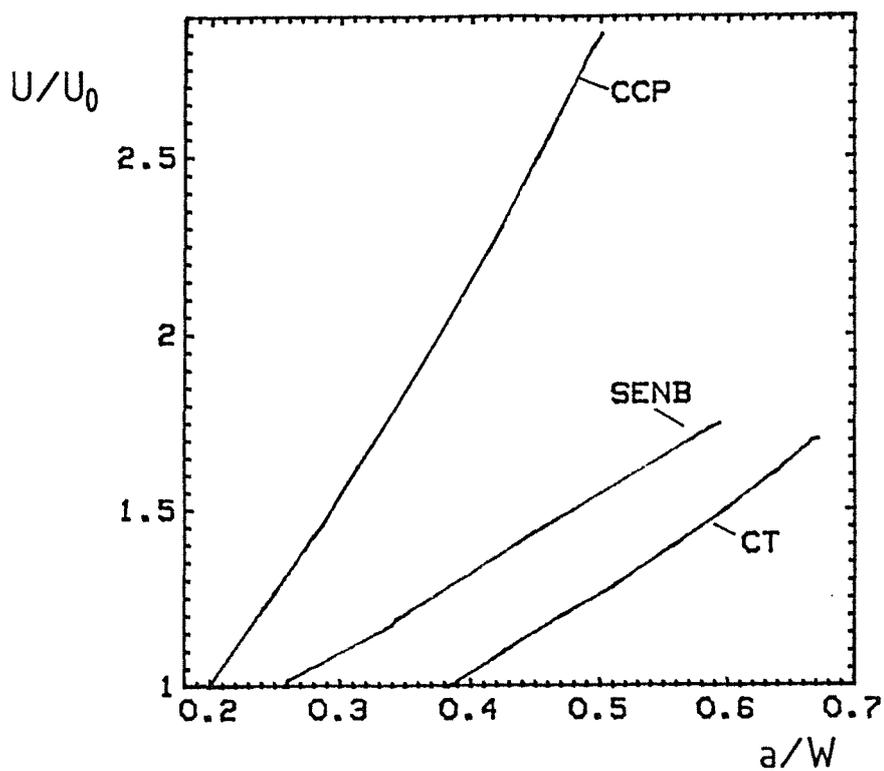


Abb. 23: Eichkurven für die Rißlängenbestimmung mit Hilfe des Gleichstrompotentialverfahrens

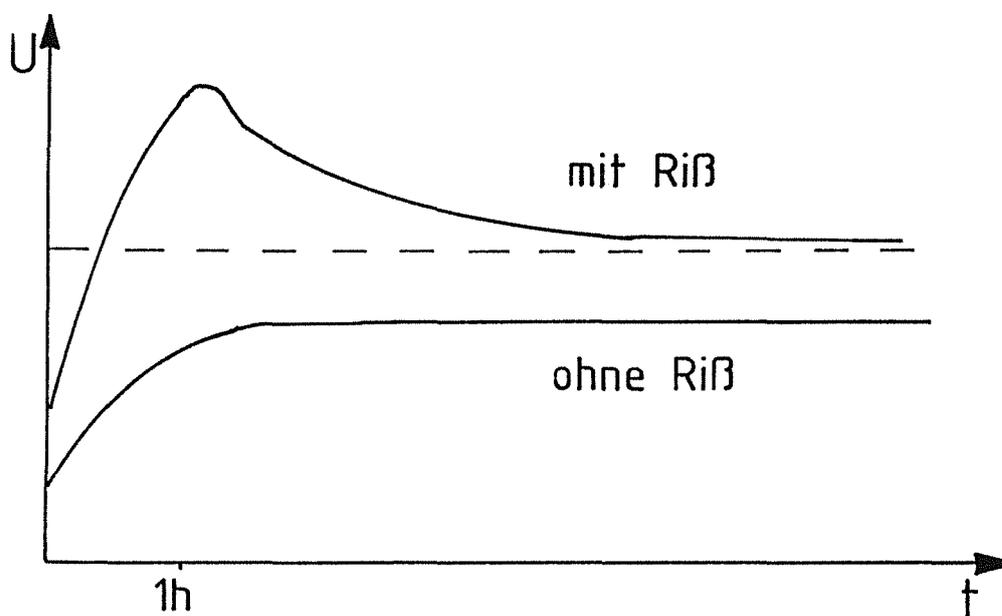


Abb. 24: Elektrischer Potentialabfall während der Aufheizphase

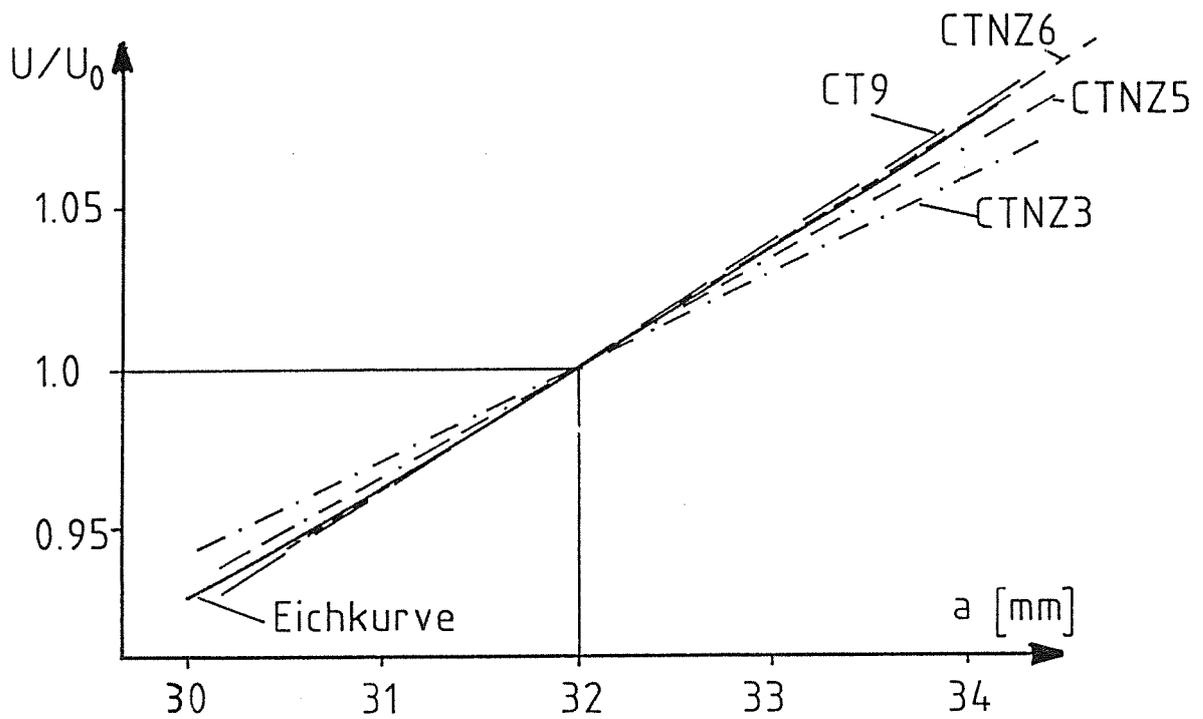


Abb. 25: Gleichstrompotentialverfahren: Vergleich der Raumtemperatur-Eichkurven mit verwendeten linearen Beziehungen bei der CT-Probe

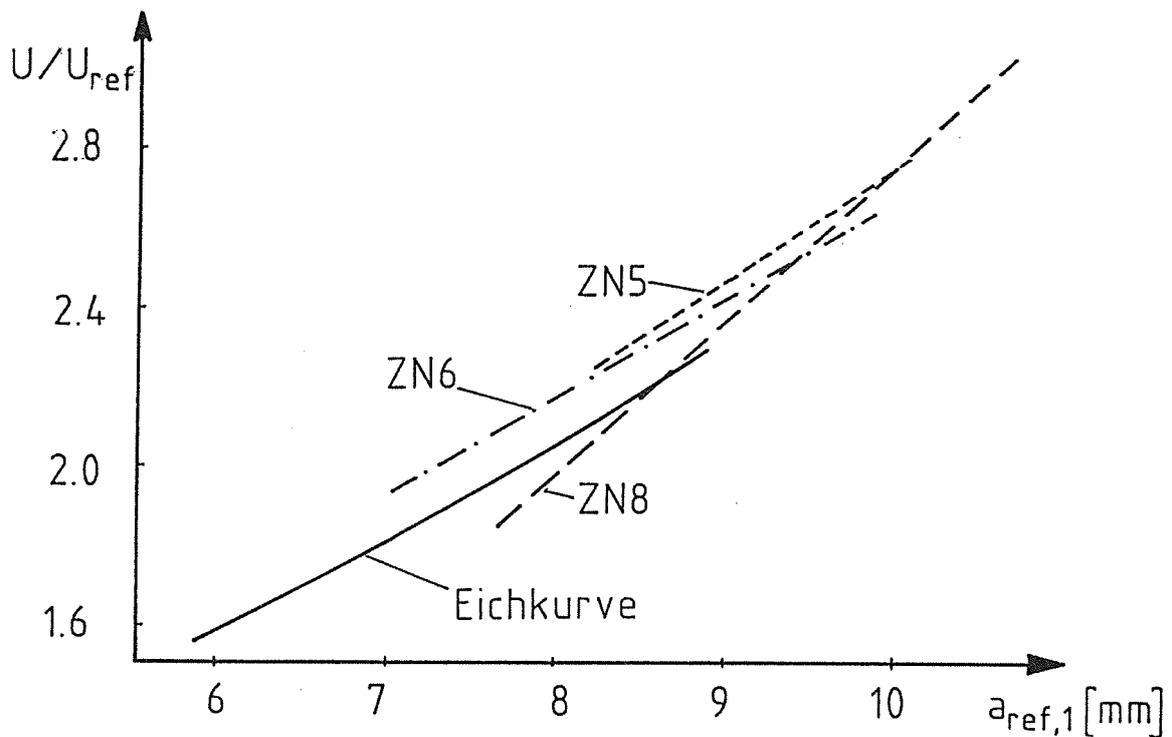


Abb. 26: Gleichstrompotentialverfahren: Vergleich der Raumtemperatur-Eichkurven mit verwendeten Beziehungen bei der Zugplatte mit Oberflächenriß

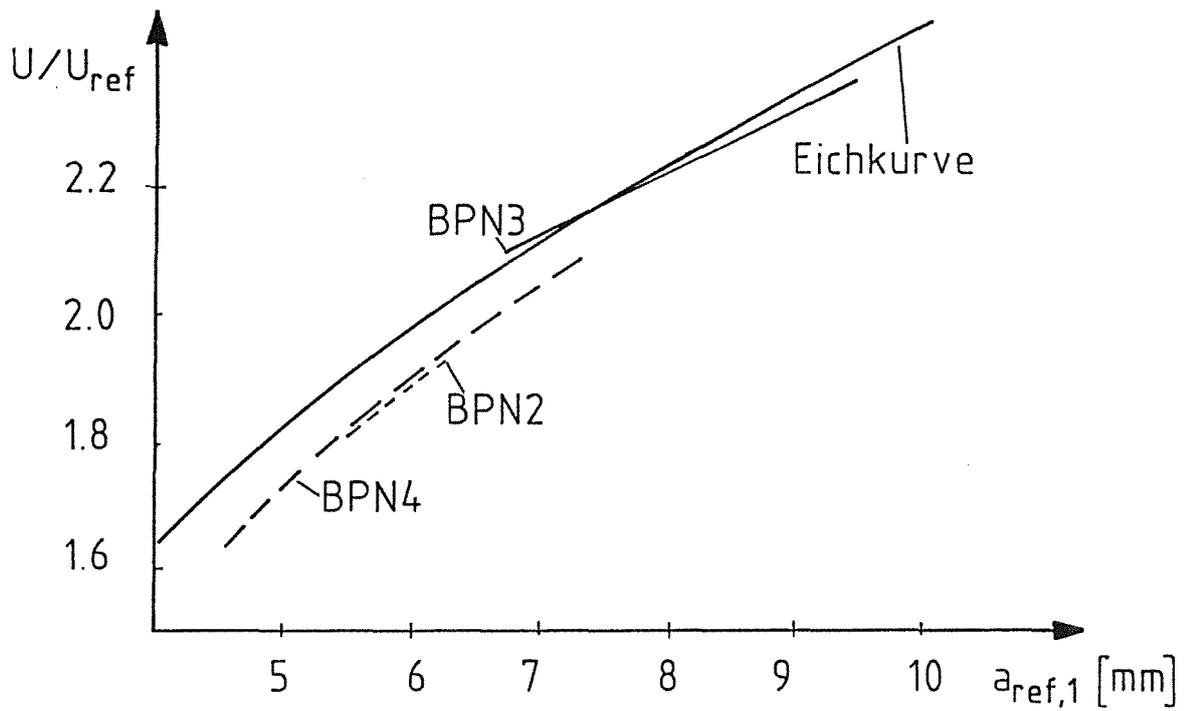


Abb. 27: Gleichstrompotentialverfahren: Vergleich der Raumtemperatur-Eichkurven mit verwendeten Beziehungen bei der Biegeplatte

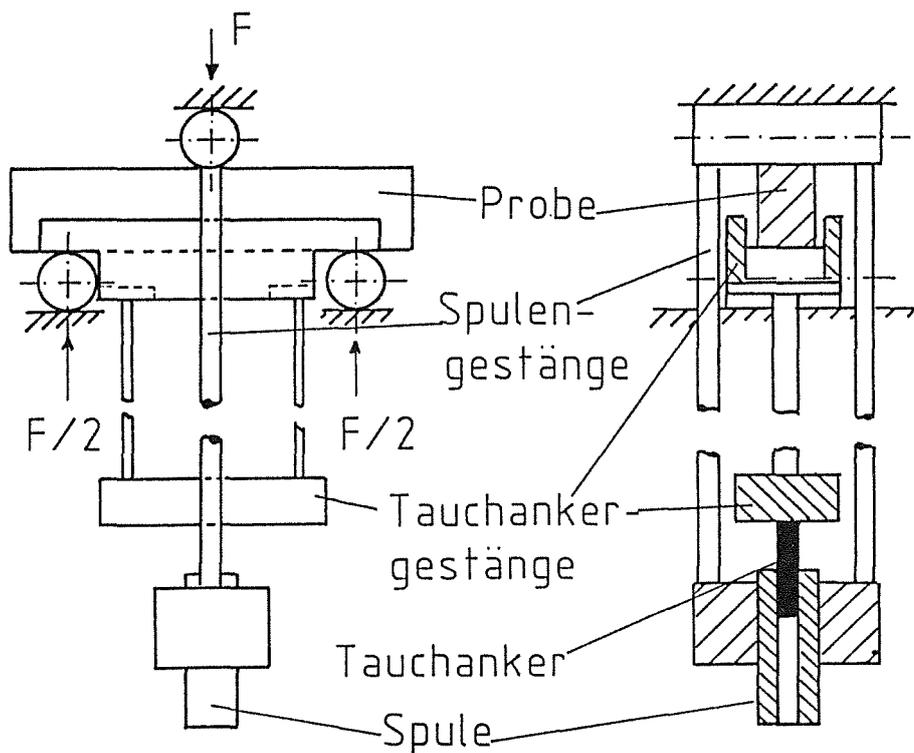


Abb. 28: Dreipunktbiegung, Bestimmung der Kraftangriffspunktverschiebung

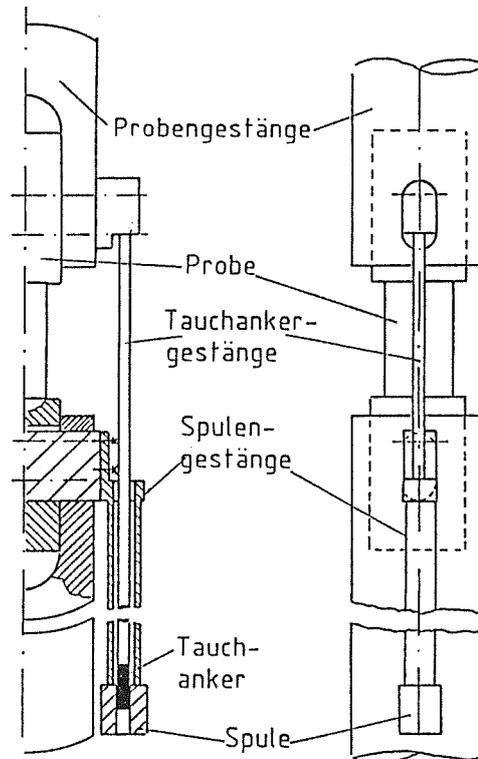


Abb. 29: Zugplatte, Bestimmung der Kraftangriffspunktverschiebung

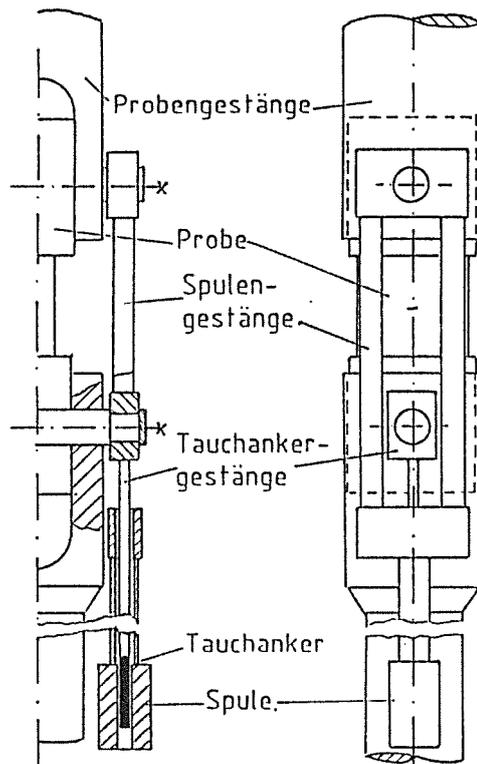


Abb. 30: CT- und CCP-Probe, Bestimmung der Kraftangriffspunktverschiebung

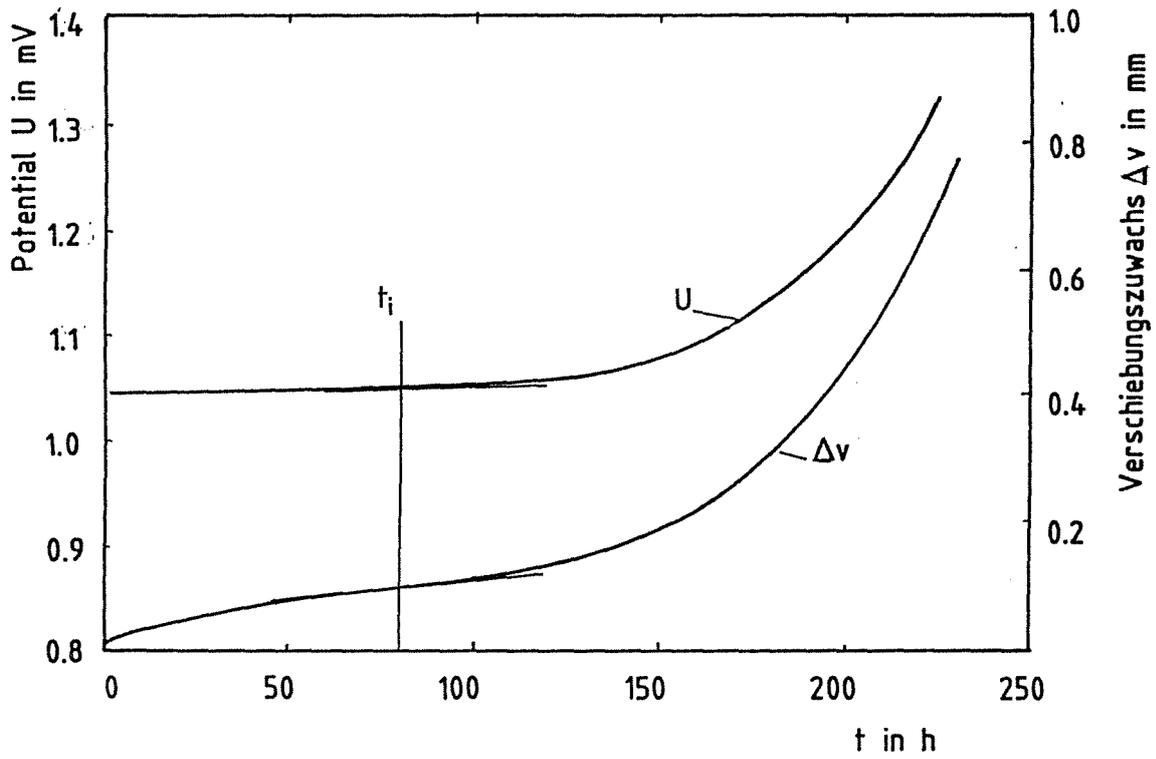


Abb. 31: Rißinitiierung, Ermittlung aus den zeitlichen Potential- und Verschiebungsverläufen

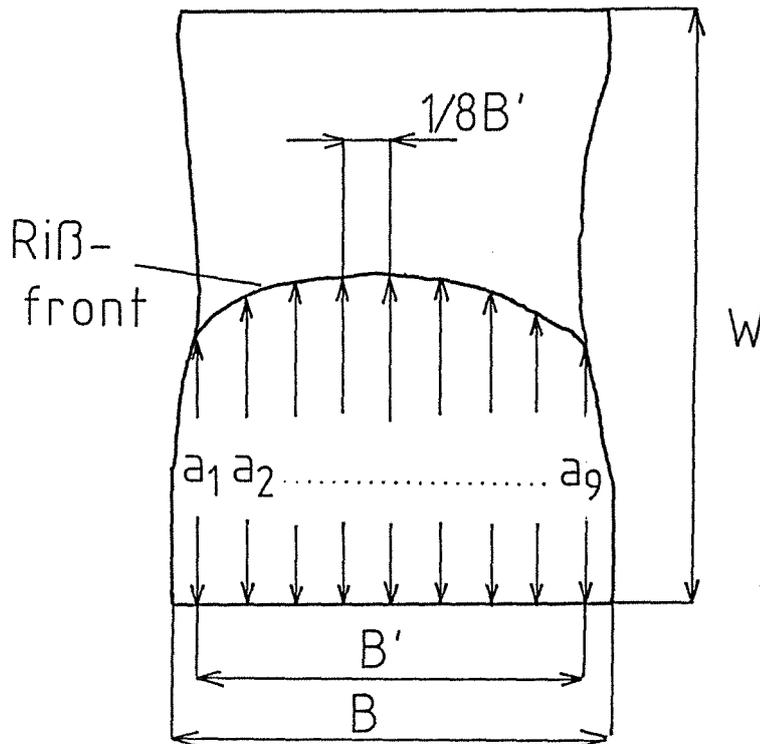


Abb. 32: Vermessung der Rißkontur eindimensionaler Risse

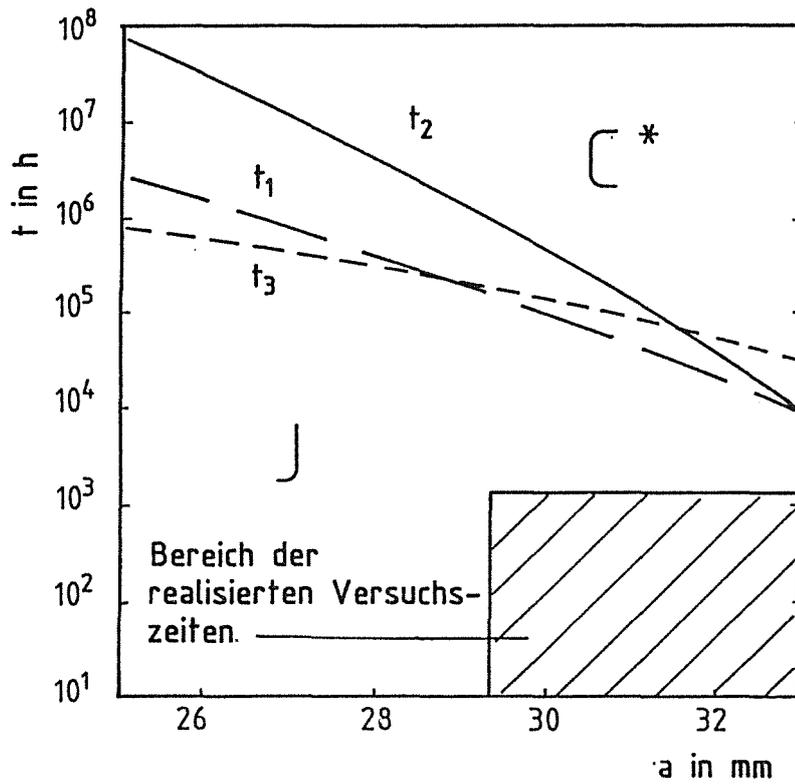


Abb. 33: Lastparameterkarte für CT-Versuche bei  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $F/B = 640\text{N/mm}$

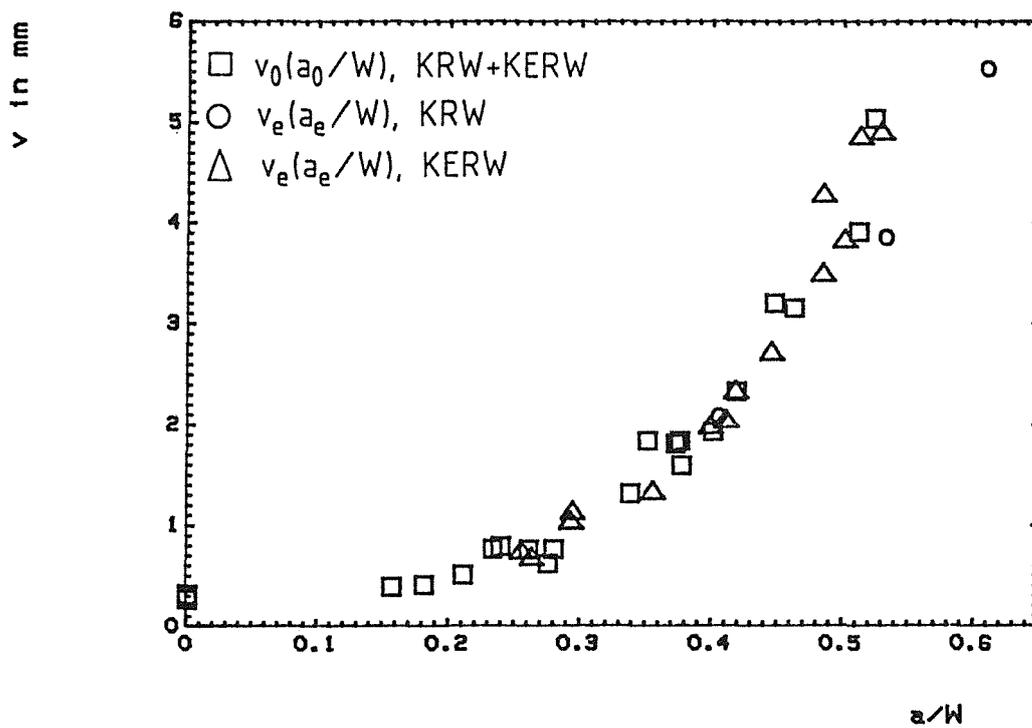


Abb. 34: Durchbiegung der SENB-Probe,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $F = 6\text{kN}$ ,  $B = 10\text{mm}$

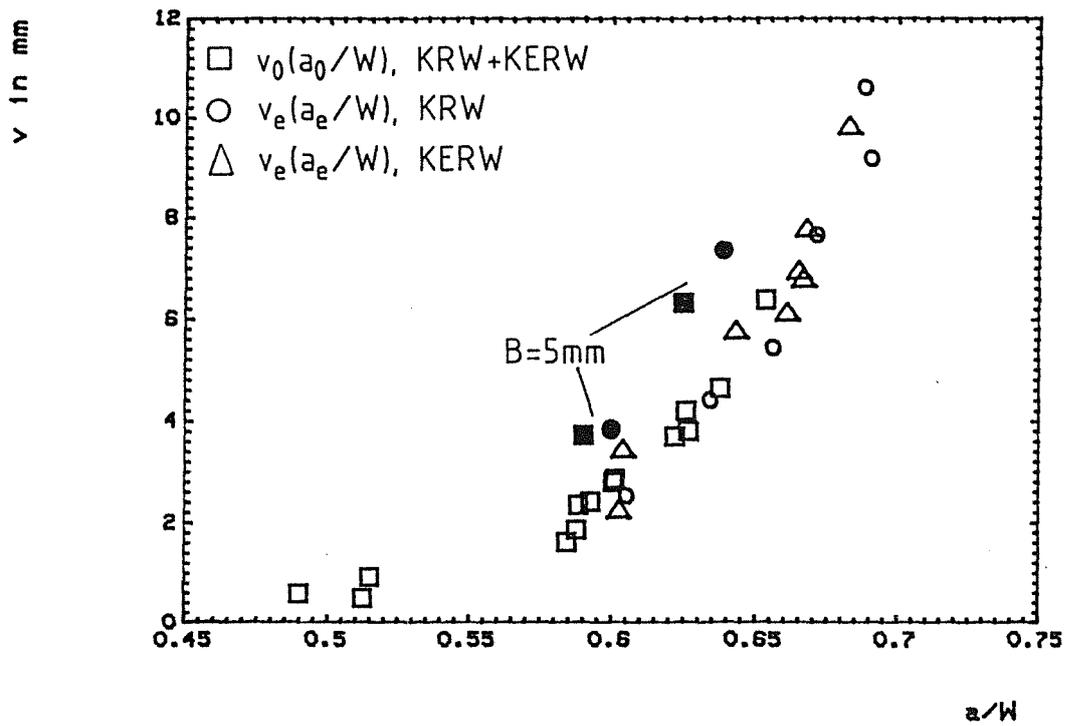


Abb. 35: Verformung der CT-Probe,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $F/B = 640\text{N/mm}$

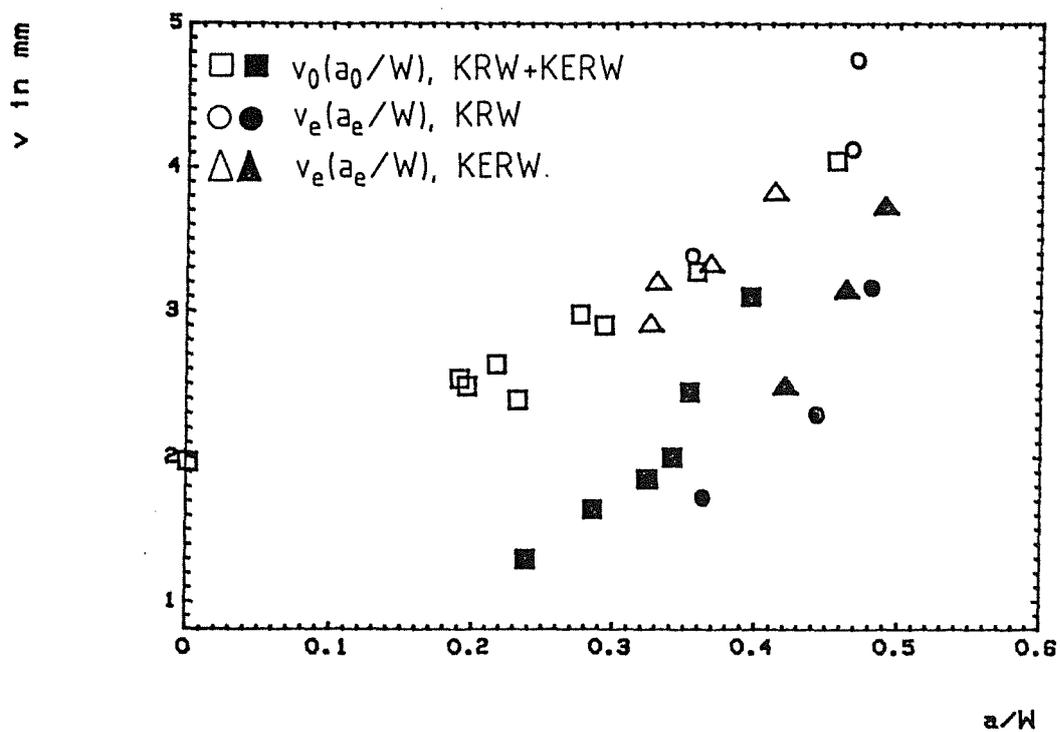


Abb. 36: Verformung der CCP-Probe,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $F = 26\text{kN}$ , ausgefüllte Symbole: Proben mit geringer Anfangsverformung

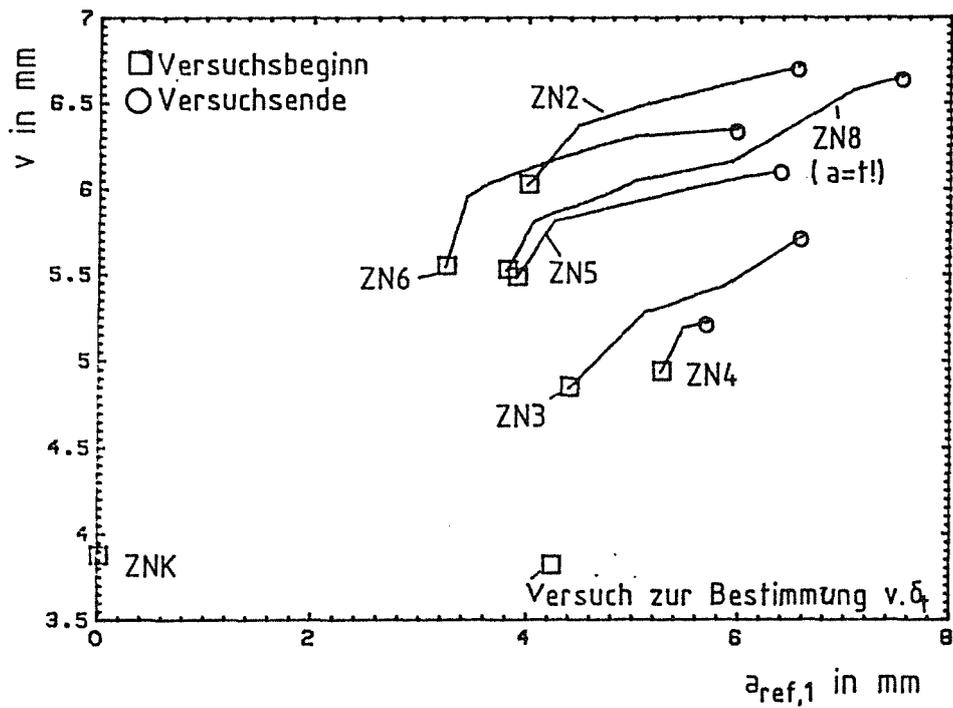


Abb. 37: Verformung der Zugplatte mit Oberflächenriß (Ausnahme ZN8),  $T=550^{\circ}\text{C}$ ,  $F=80\text{kN}$

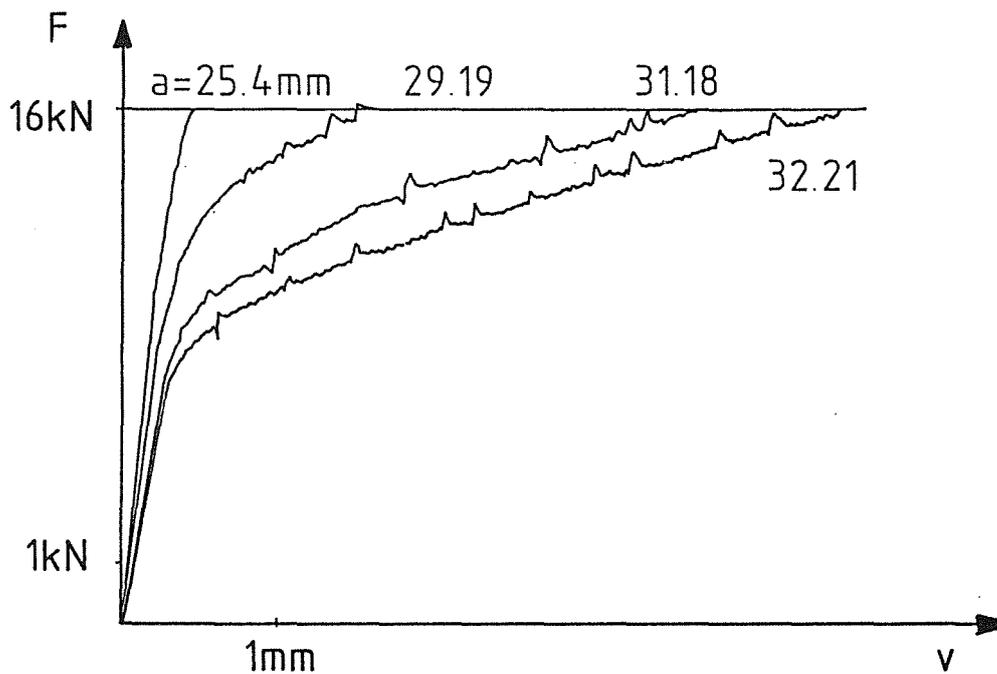


Abb. 38:  $T=550^{\circ}\text{C}$ , Verformungsverhalten bei  $t=0$  am Beispiel der CT-Probe

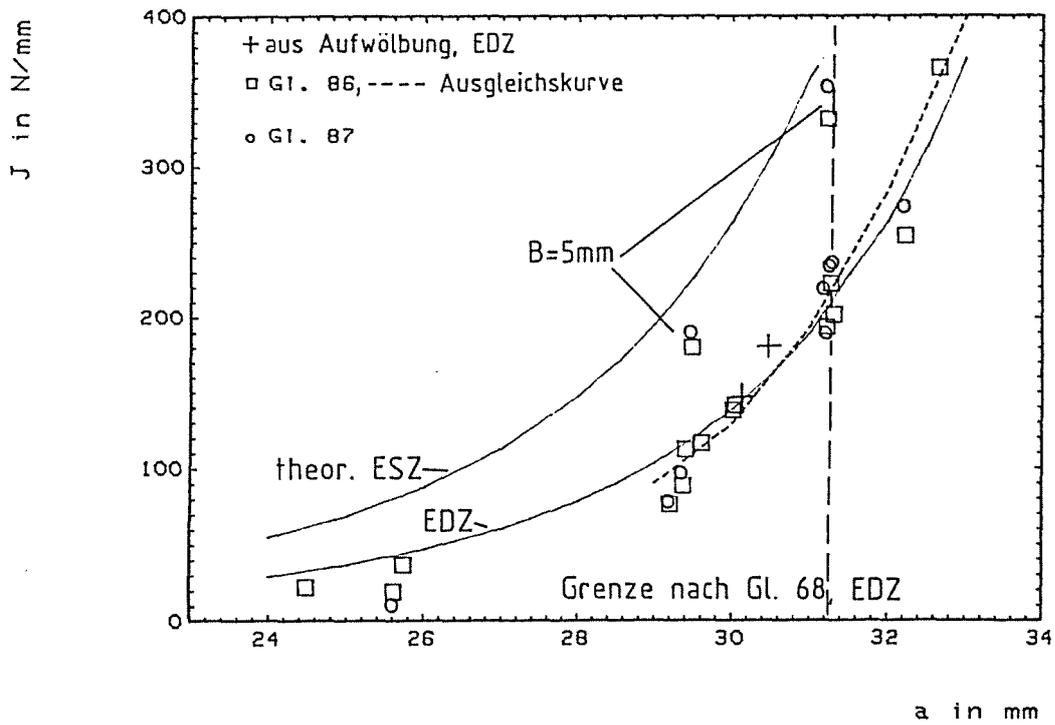


Abb. 39: J-Integralwerte der CT-Probe,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ ,  $F/B = 640\text{N/mm}$

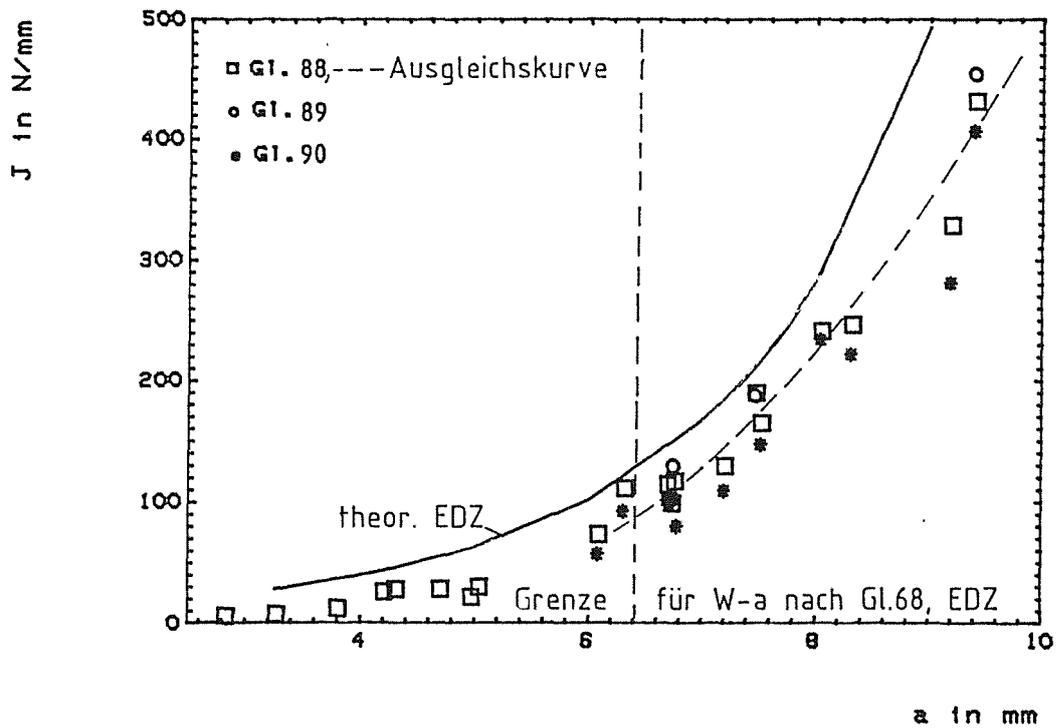


Abb. 40: J-Integralwerte der SENB-Probe,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ ,  $F = 6\text{kN}$

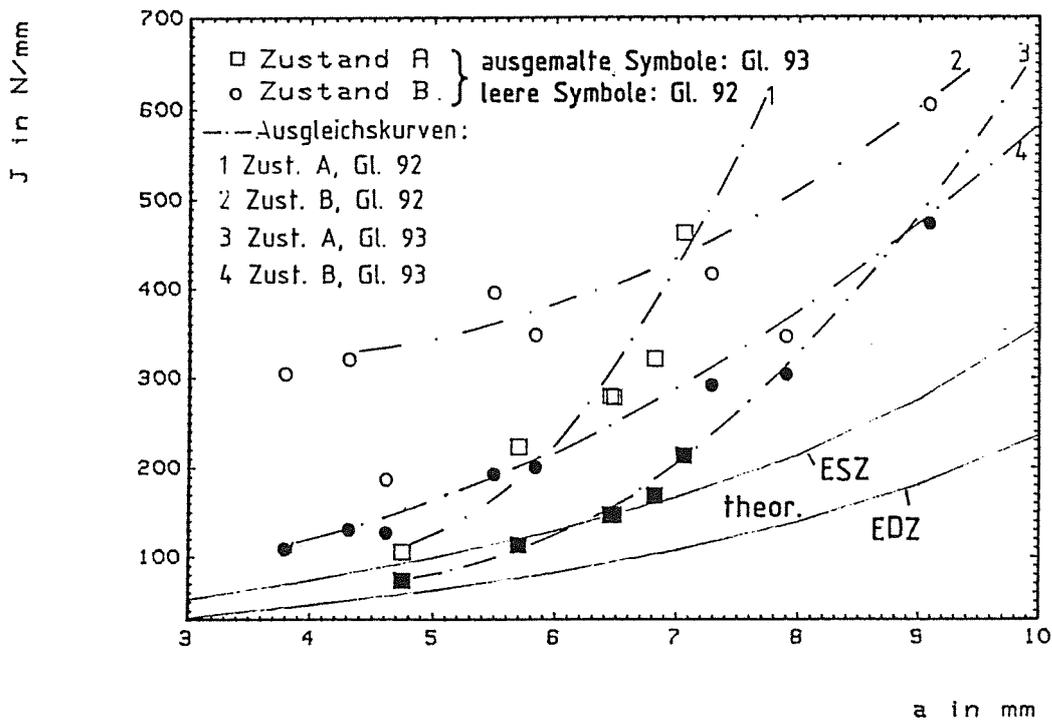


Abb. 41: J-Integralwerte der CCP-Probe,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $F = 26\text{kN}$

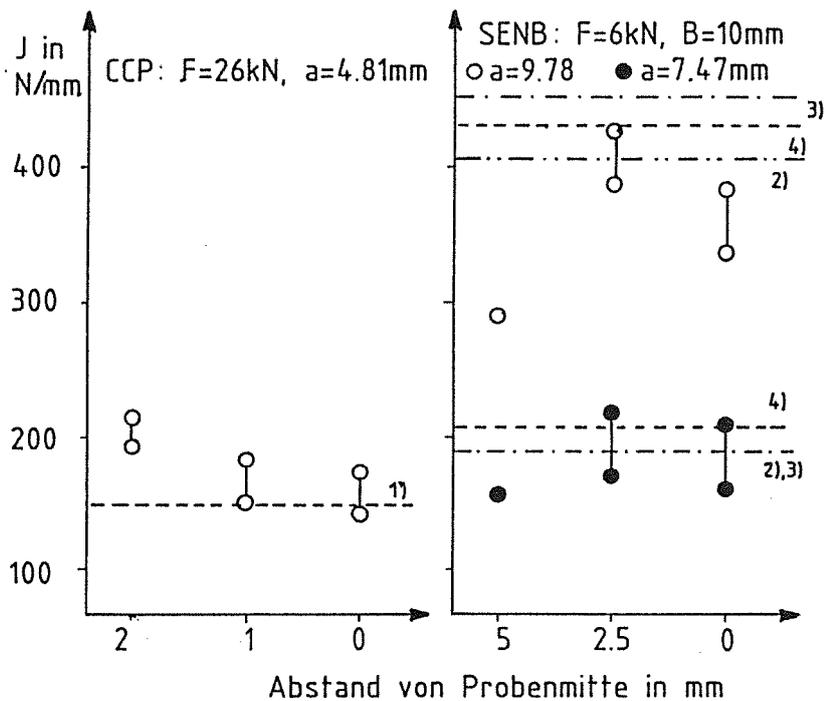


Abb. 42: J-Integralbestimmung aus der Aufwölbung bei  $T = 550^\circ\text{C}$ ; links CCP-, rechts SENB-Probe; 1) = J aus Gl. 94, 2) = J aus Gl. 90, 3) = J aus Gl. 89, 4) = J aus Gl. 88

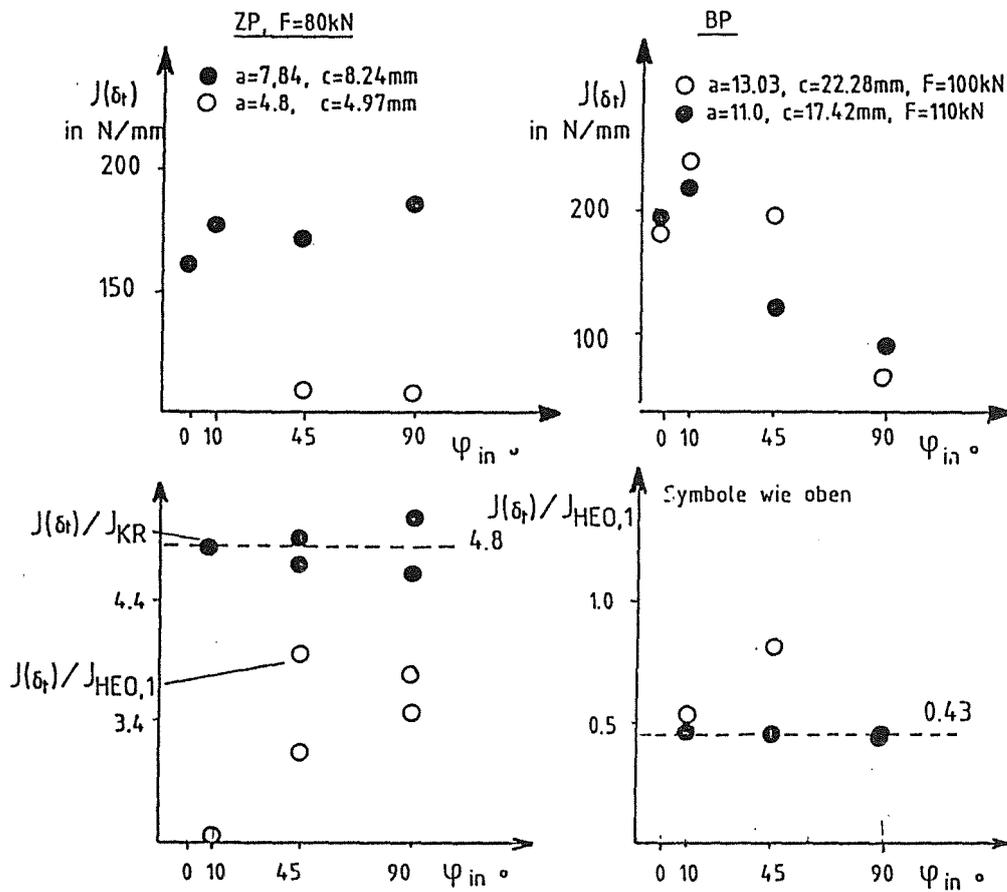


Abb. 43: J-Integralbestimmung aus der Aufwölbung bei  $T=550^\circ\text{C}$  für Plattenproben mit Oberflächenriß

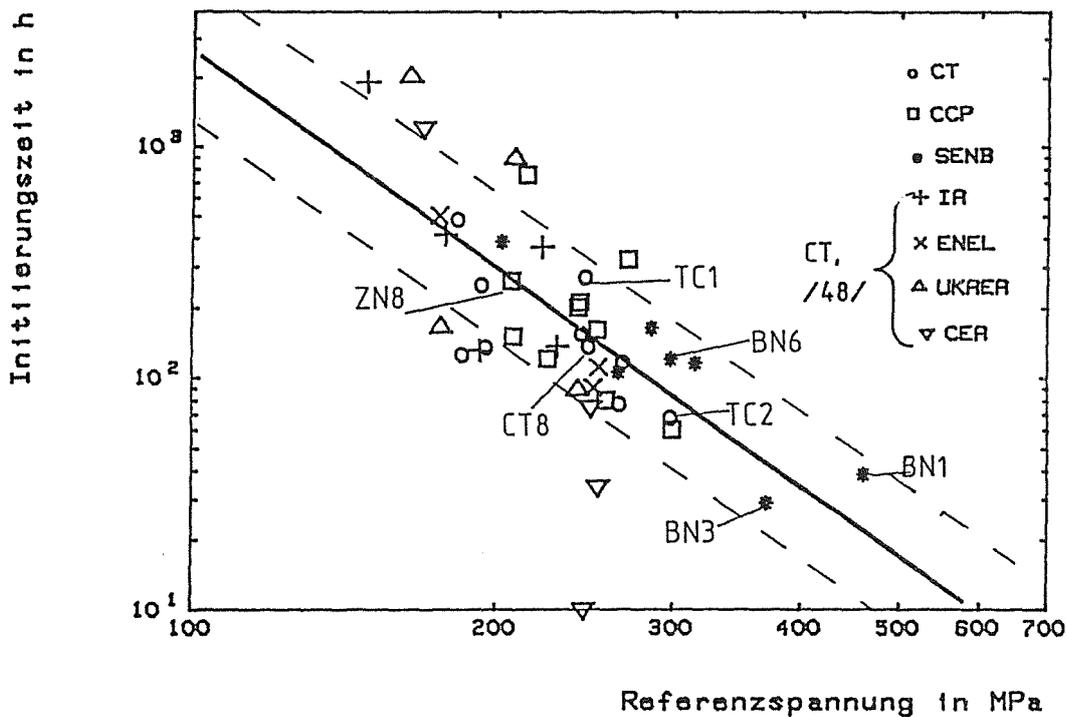


Abb. 44: KRW,  $T=550^\circ\text{C}$ , eindimensionale Risse: Rißinitiierung als Funktion der Referenzspannung

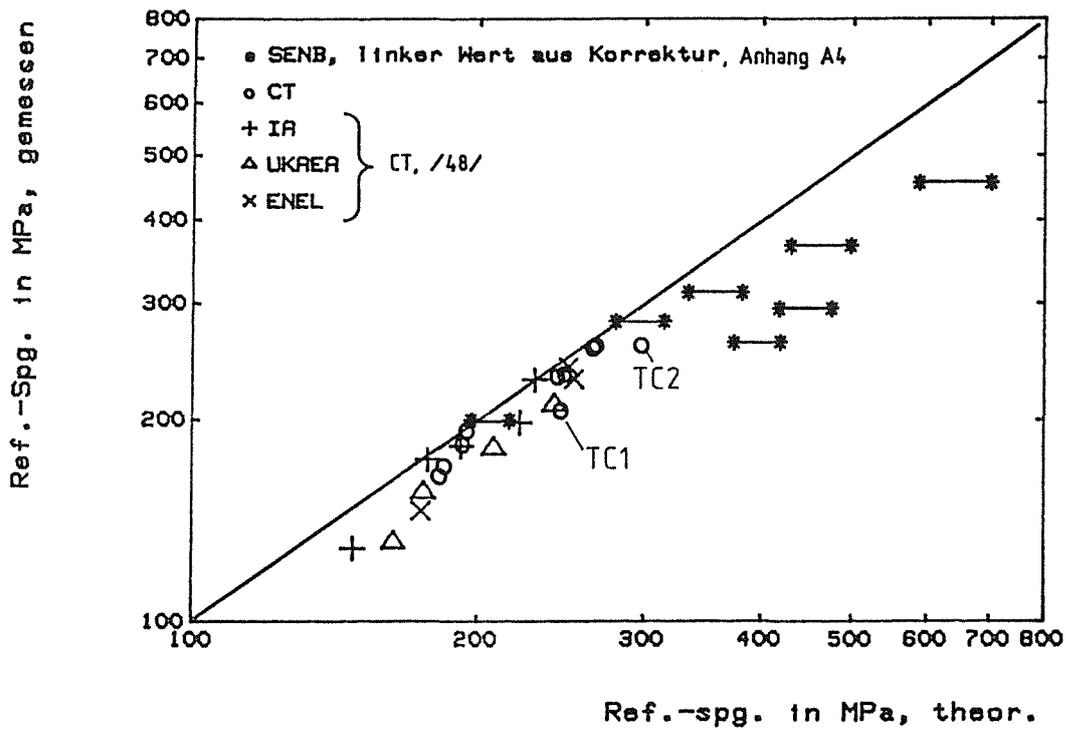


Abb. 45:  $T=550^\circ$ , Vergleich nach Gl. 91 gemessener und berechneter Referenzspannungen

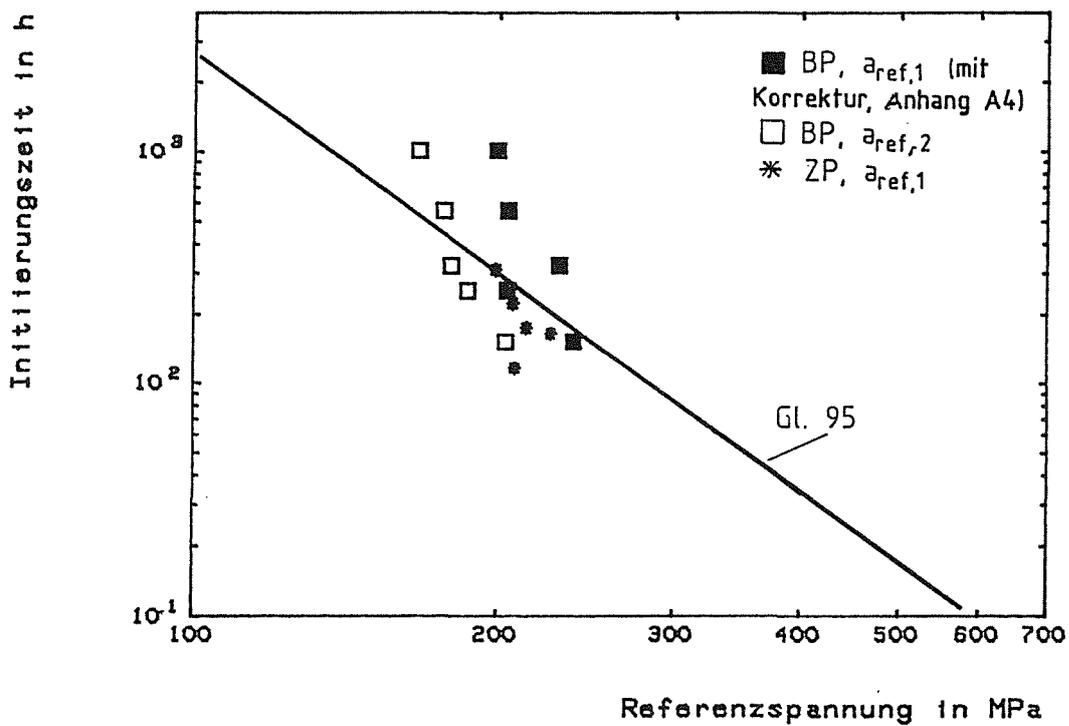


Abb. 46: KRW,  $T=550^\circ\text{C}$ , Oberflächenrisse: Reißinitiierung als Funktion der Referenzspannung

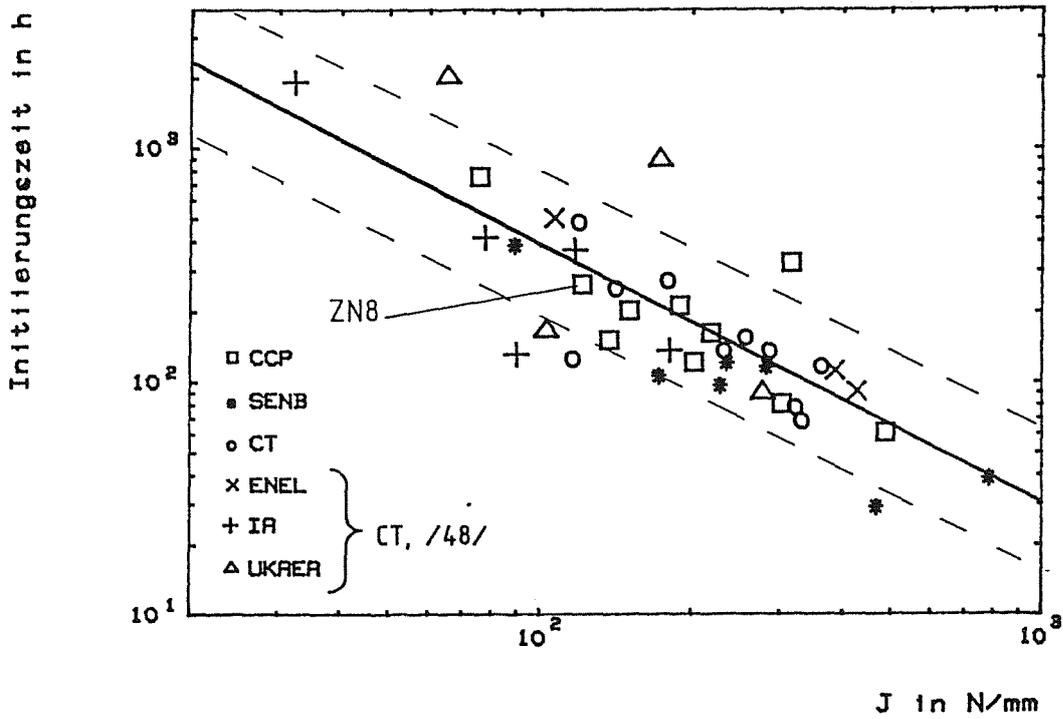


Abb. 47: KRW,  $T=550^\circ$ , eindimensionale Risse: Initiierungszeit als Funktion experimenteller J-Integrale

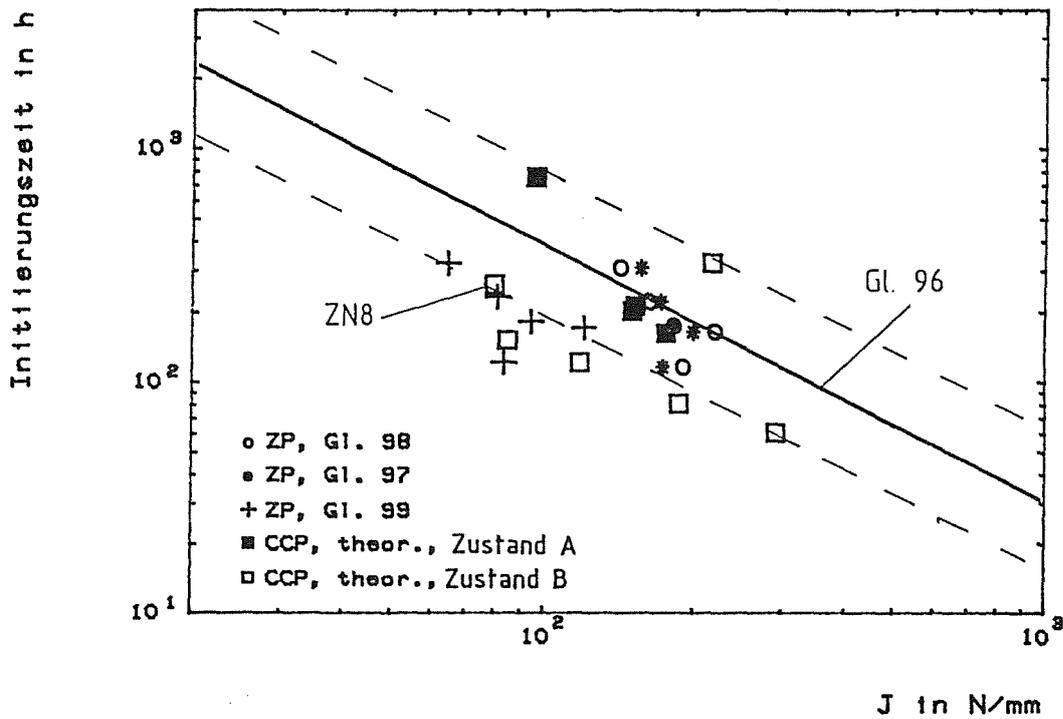


Abb. 48: KRW,  $T=550^\circ\text{C}$ , Zugplatten mit Oberflächenriß: Rißinitiierung als Funktion des J-Integrals

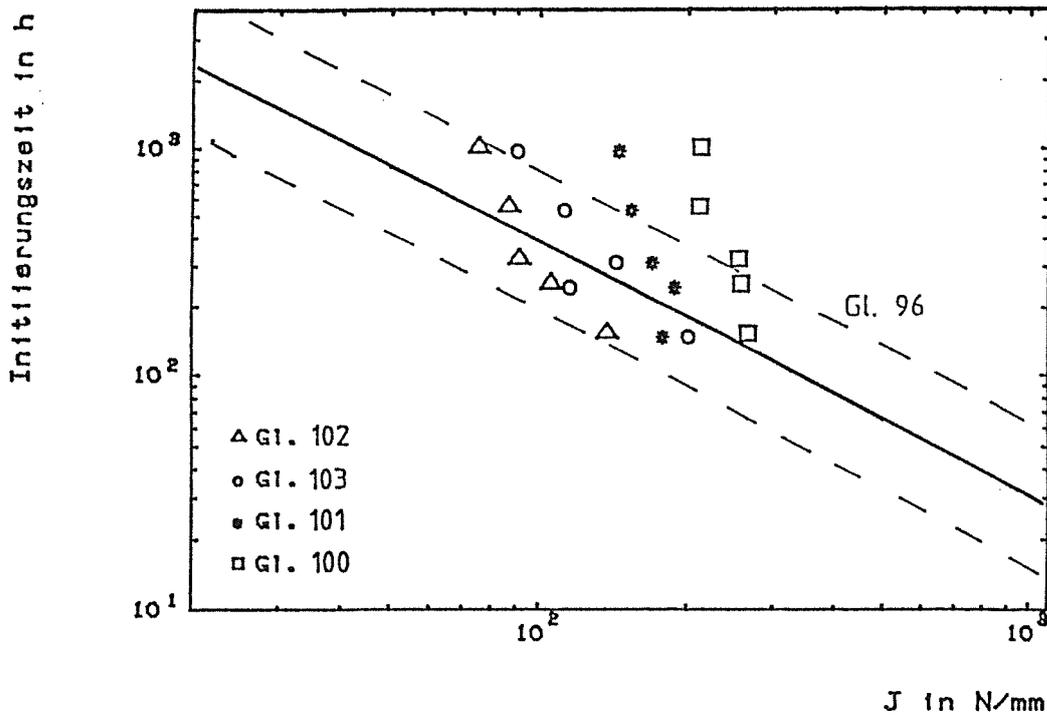


Abb. 49: KRW,  $T = 550^\circ$ , Biegeplatte mit Oboeflächenriß: Initiierungszeit als Funktion des J-Integrals

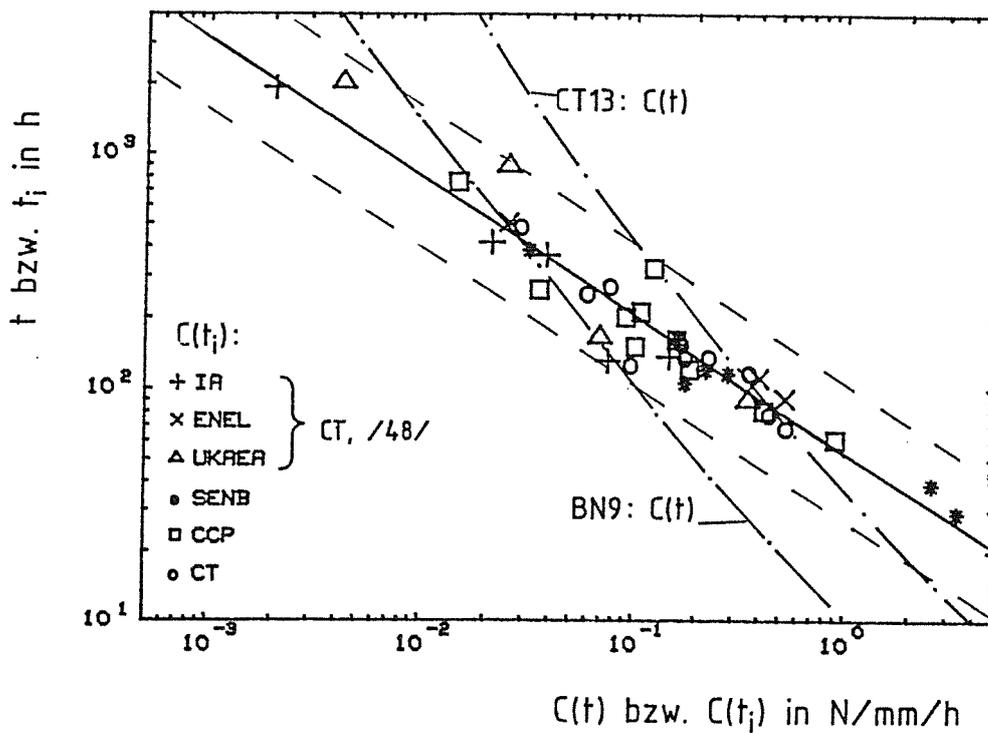


Abb. 50: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , eindimensionale Risse: Rißinitiierung als Funktion des Parameters  $C(t)$ , sowie zeitlicher Verlauf desselben am Beispiel zweier Versuche

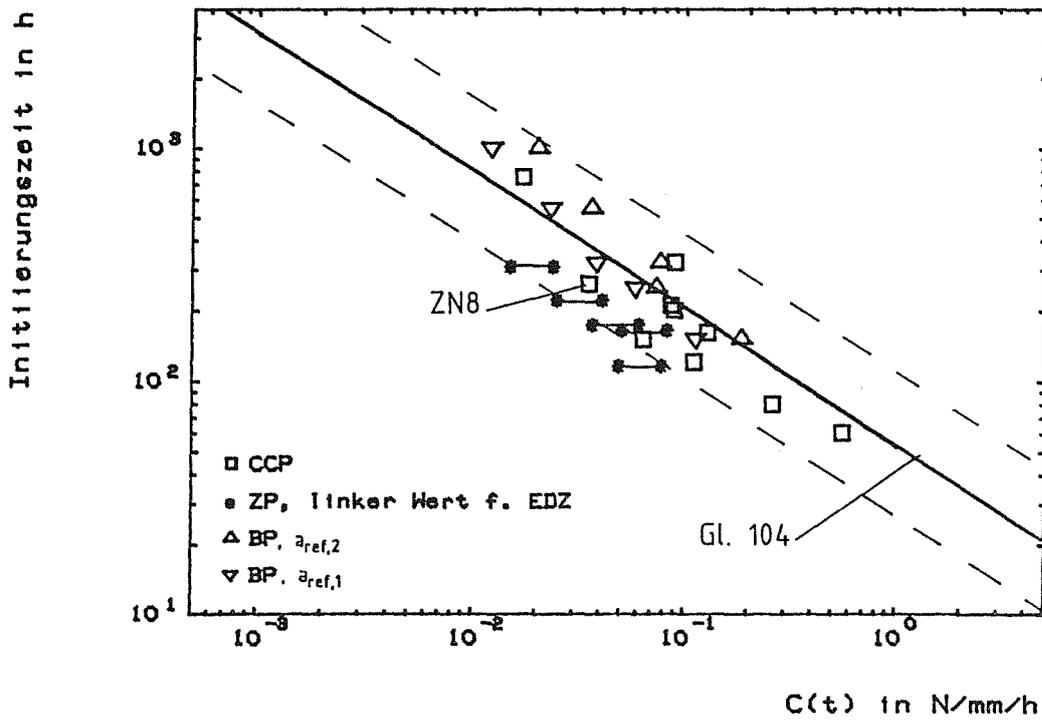


Abb. 51: KRW,  $T = 550^\circ$ , Oberflächenrisse: Reißinitiation als Funktion des Parameters  $C(t)$

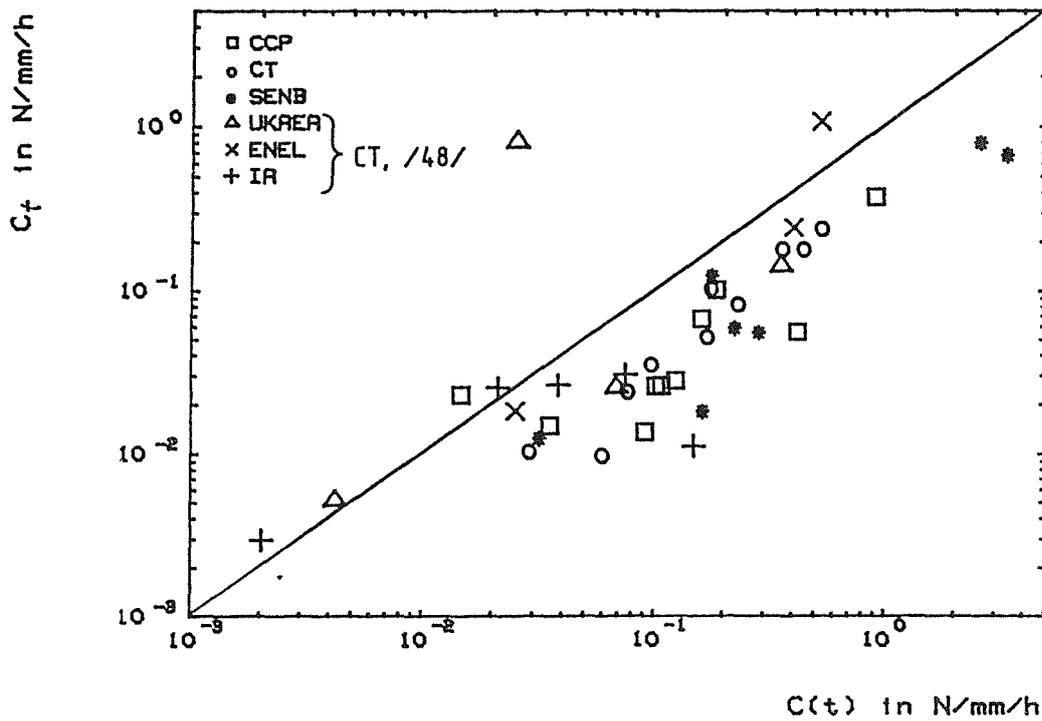


Abb. 52: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , eindimensionale Risse: Vergleich von  $C(t)$  und  $C_f$  zum Zeitpunkt der Reißinitiation

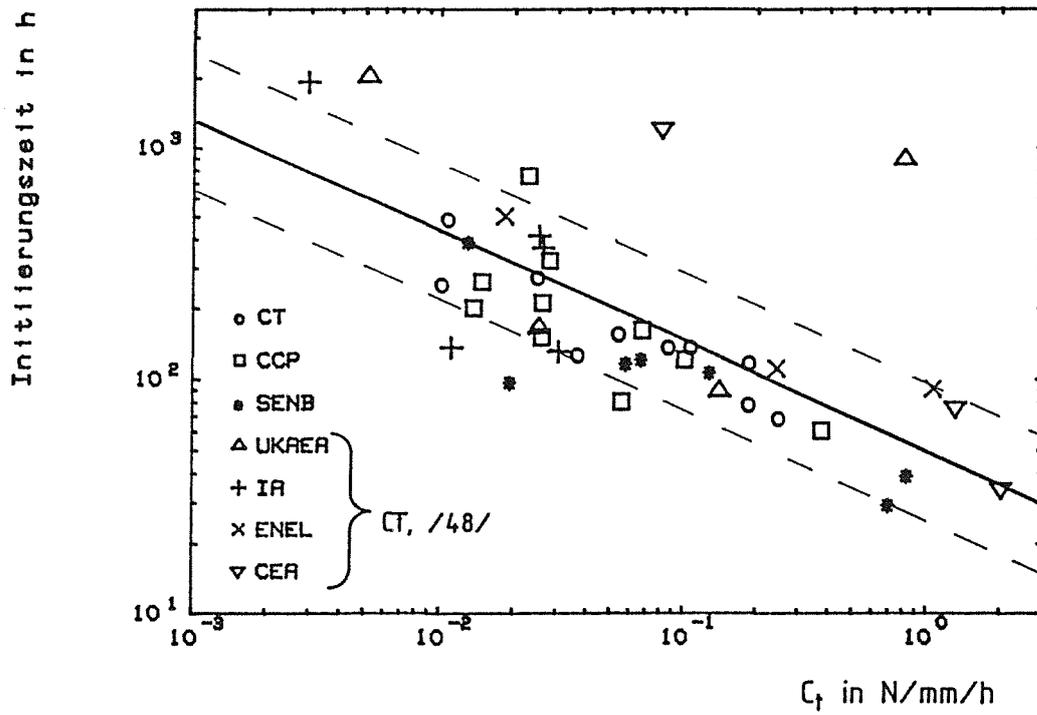


Abb. 53: KRW,  $T = 550^\circ$ , eindimensionale Risse: Rißinitiierung als Funktion des Parameters  $C_t$

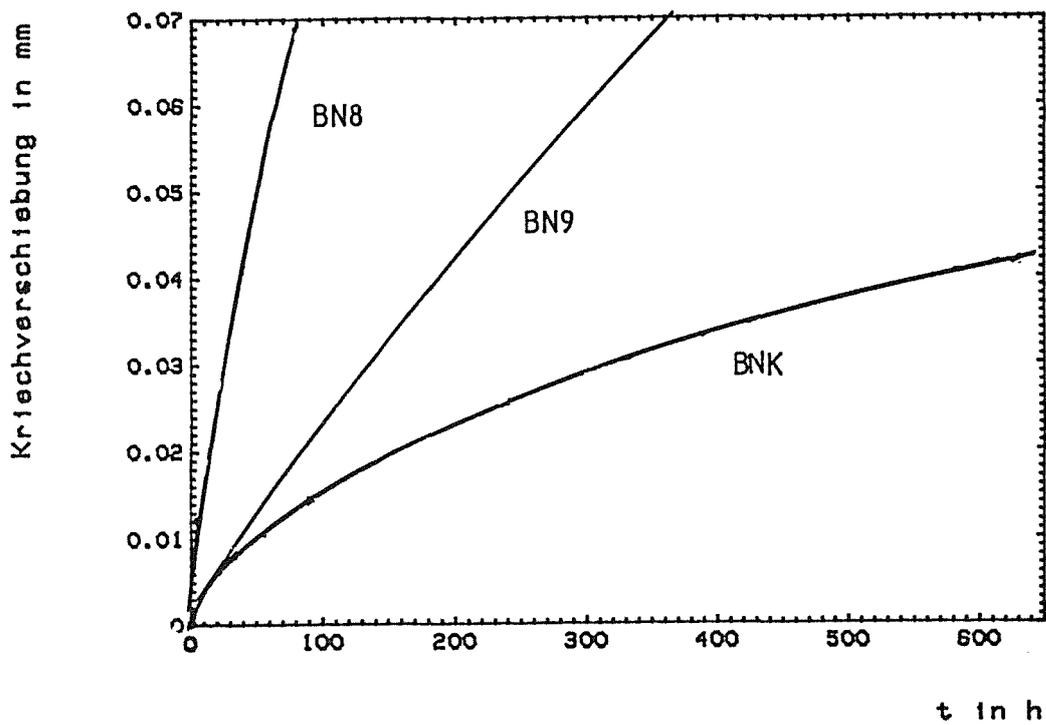


Abb. 54: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , SENB: Kriechverformung der ungerissenen Probe

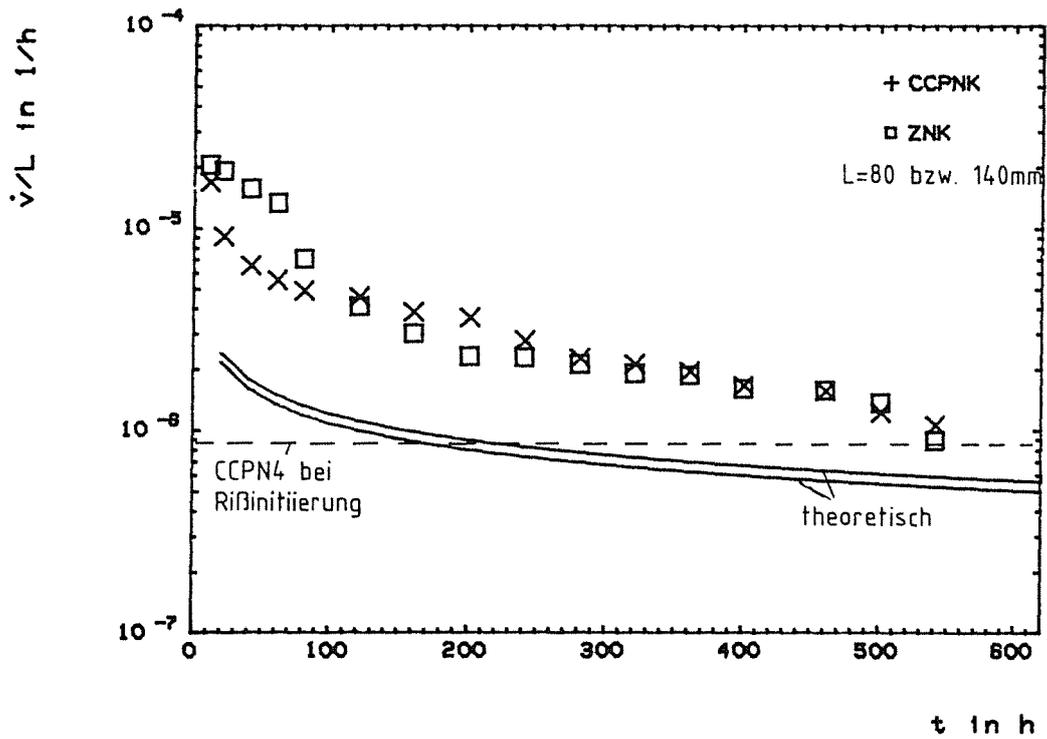


Abb. 55: KRW,  $T=550^\circ$ , CCP und ZP: Kriechverformung der ungerissenen Proben

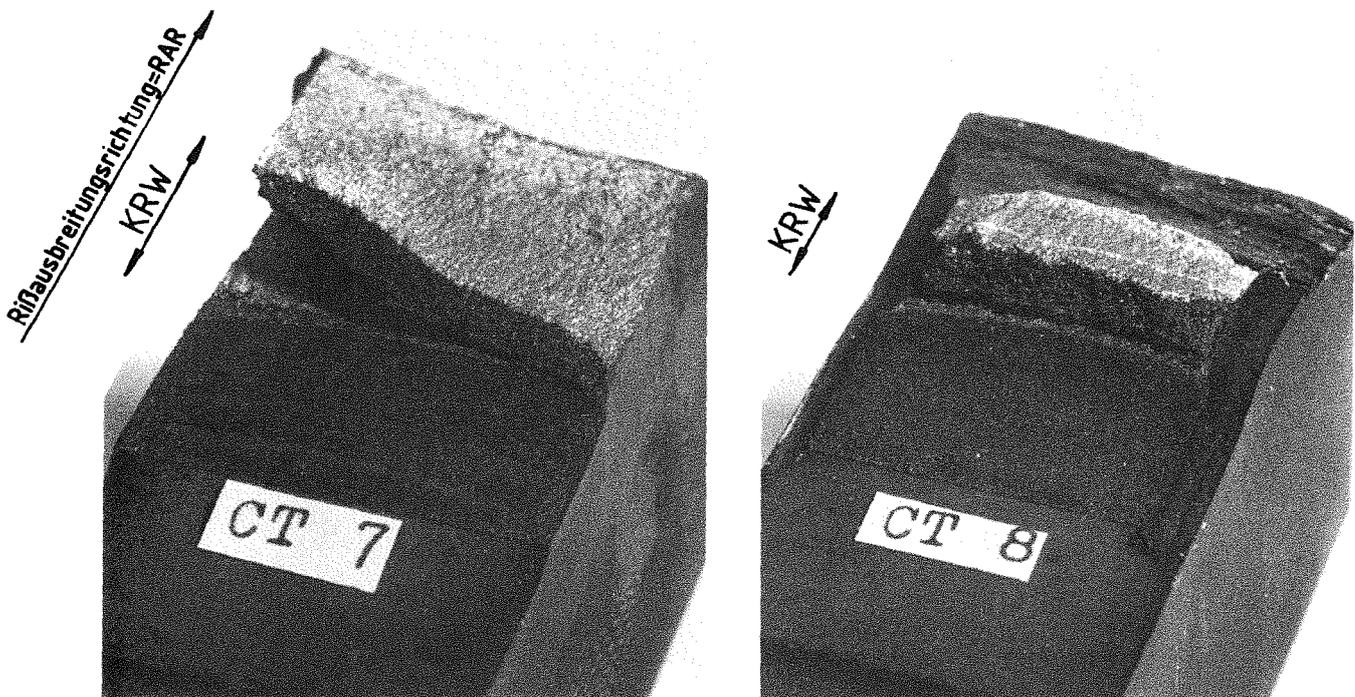
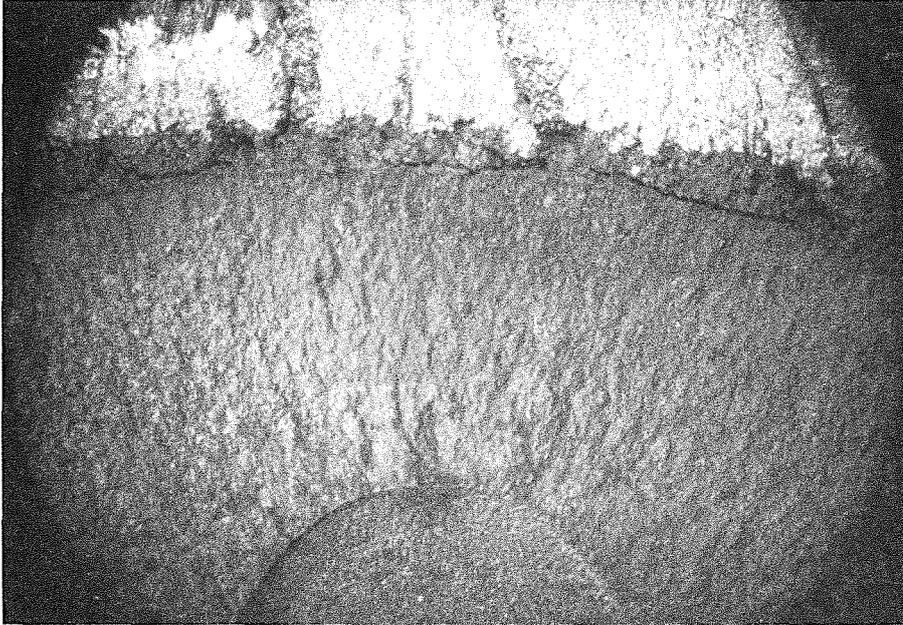
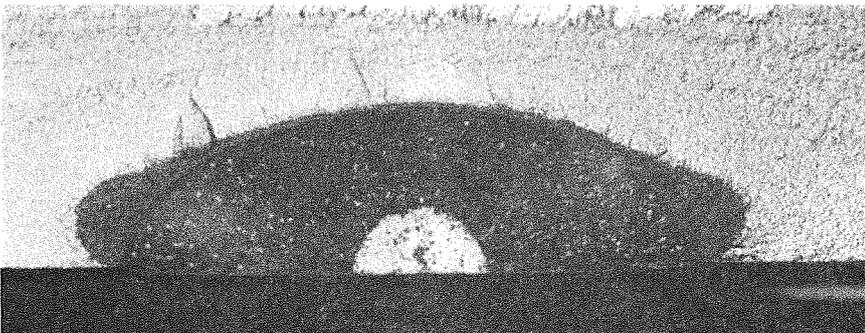
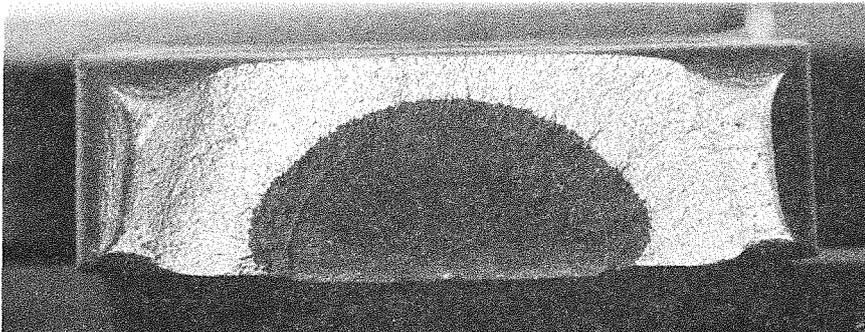


Abb. 56: Bruchflächen der Proben CT7 und CT8

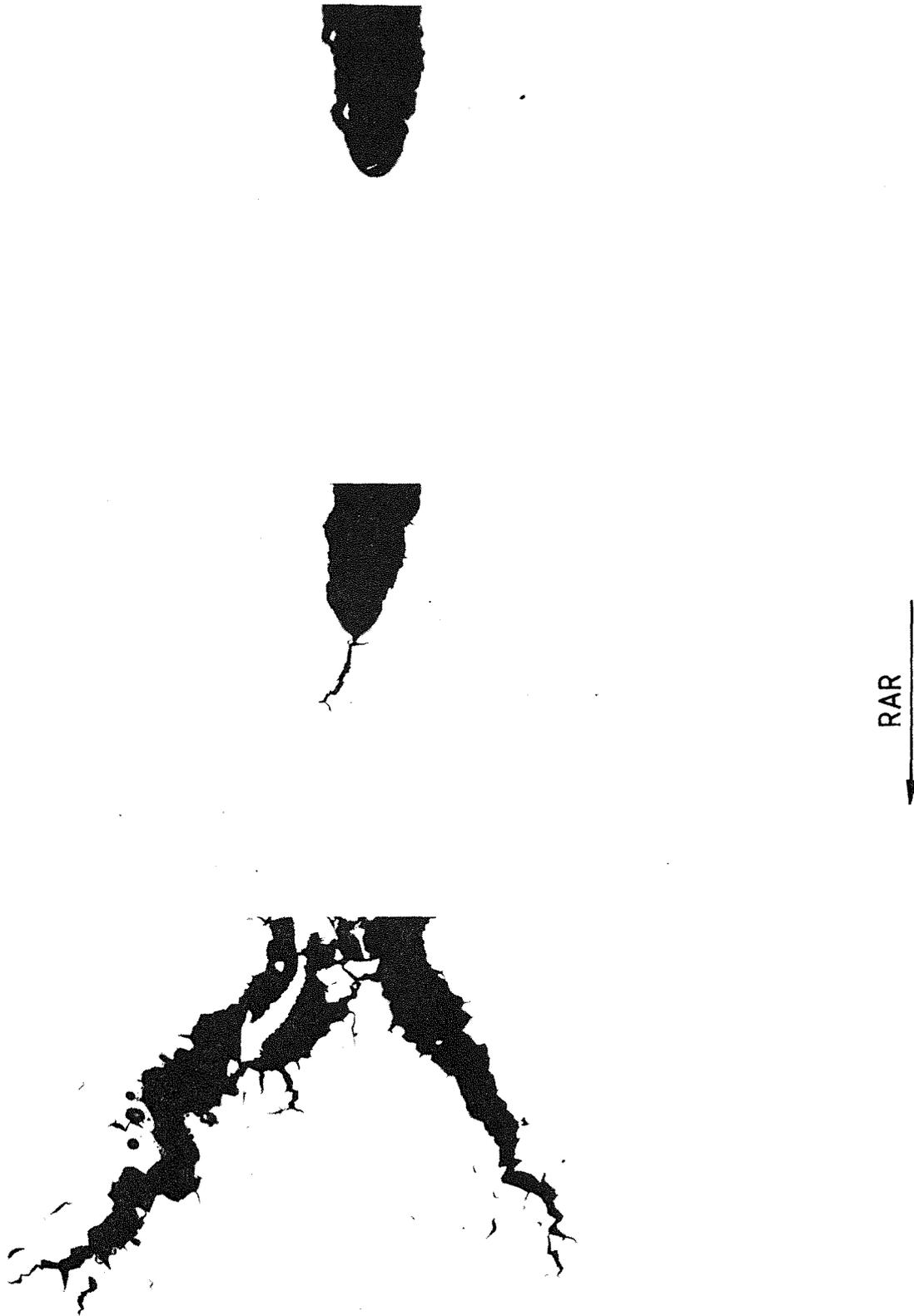


KRW

**Abb. 57:** Rißfläche der Probe BPN4: Rißverzweigungsansätze in a-Richtung



**Abb. 58:** KRW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : Rißkonturen in der Zugplatte (oben) und in der Biegeplatte (unten)



**Abb. 59:** KRW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : Rißverzweigungsentwicklung in der CT-Probe,  $F = 16\text{kN}$ ,  $B = 25\text{mm}$ , 25fache Vergrößerung. Oben:  $a_0 = 29.49\text{mm}$ ,  $t_{\text{ges}} = 10\text{h}$ ; Mitte:  $a_0 = 29.6\text{mm}$ ,  $t_{\text{ges}} = 145\text{h}$  (Versuch CT10); Unten:  $a_0 = 30.03\text{mm}$ ,  $t_{\text{ges}} = 1350\text{h}$  (Versuch CT9)



Abb. 60: KRW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : verzweigte Rißspitzen, 500fache Vergrößerung von Versuch CT10 (siehe auch Abb. 59)

RAR

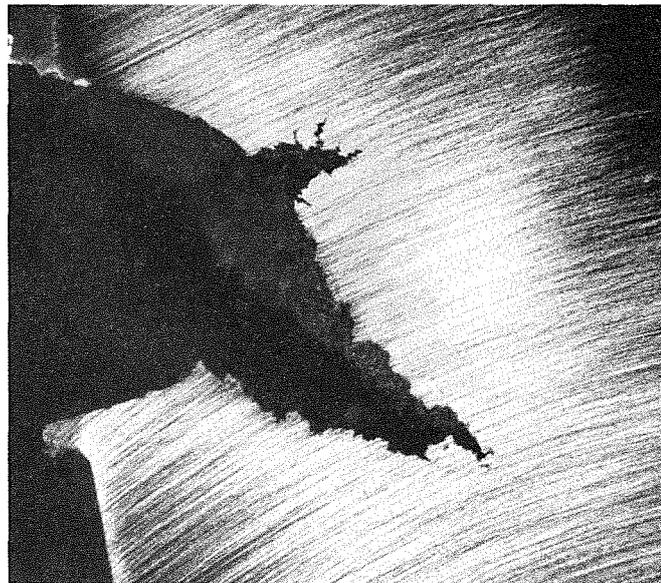
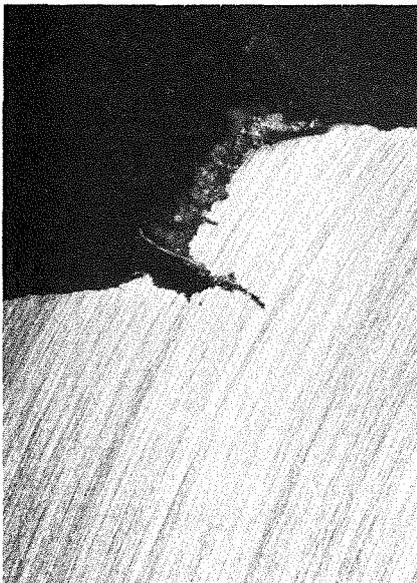


Abb. 61: KRW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : Riverzweigungsanordnungen

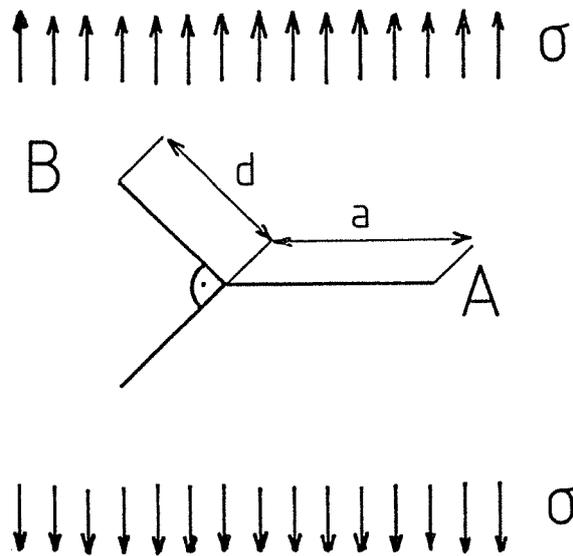


Abb. 62: Nach [65] berechnete Rißverzweigungsanordnung

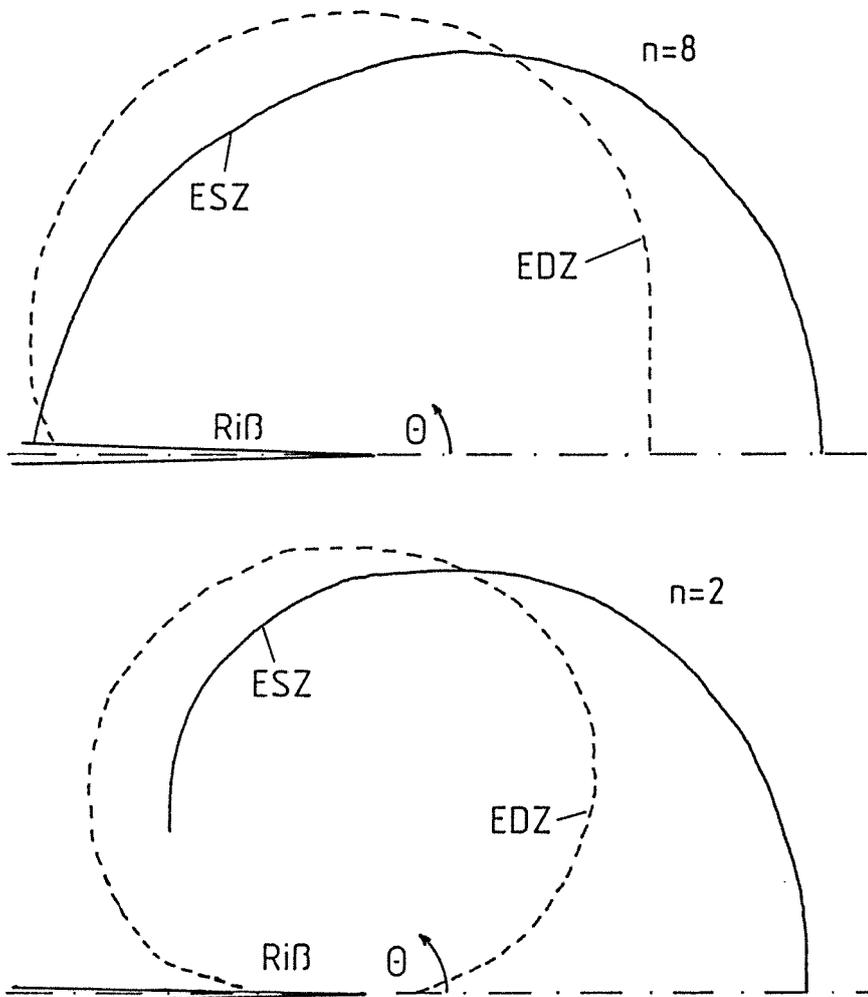


Abb. 63: Von Mises-Vergleichsspannungsverteilung um die Rißspitze

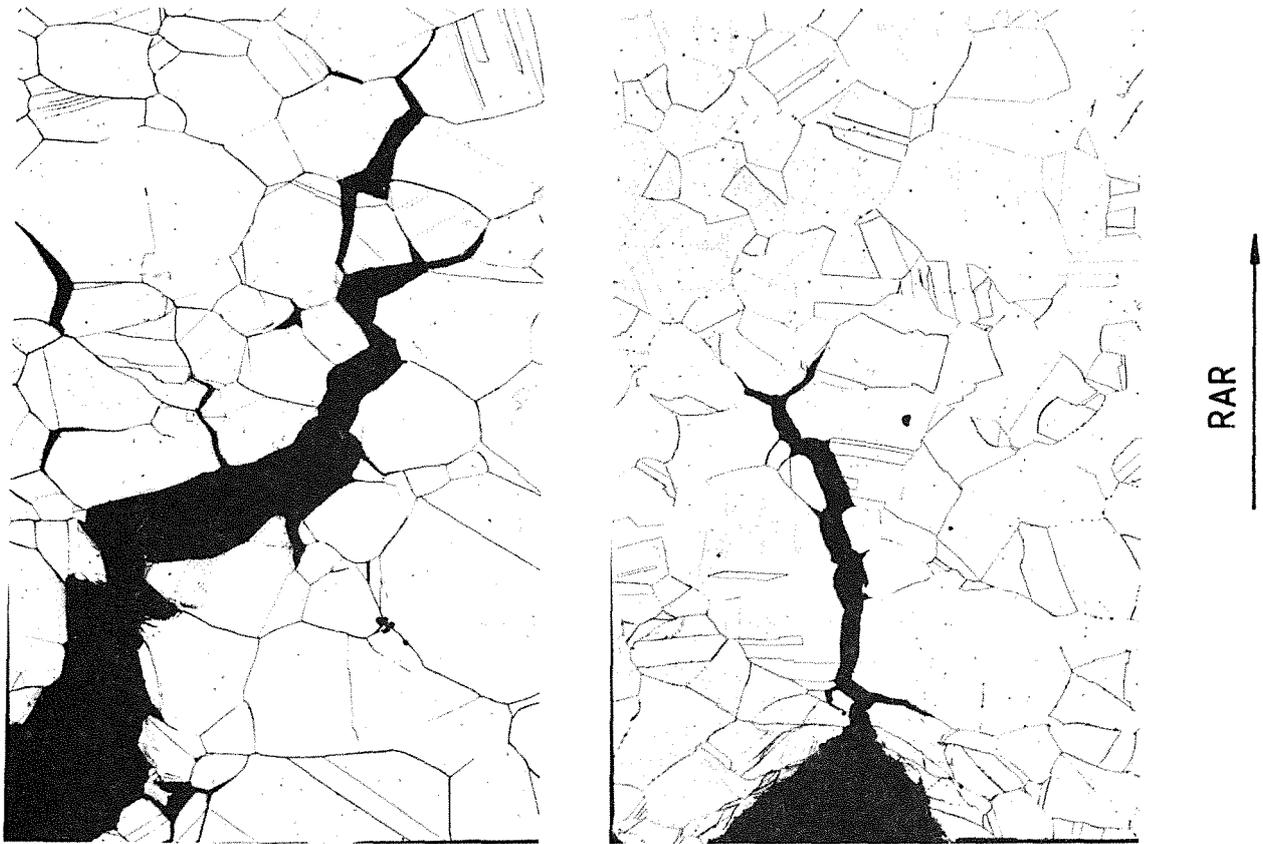
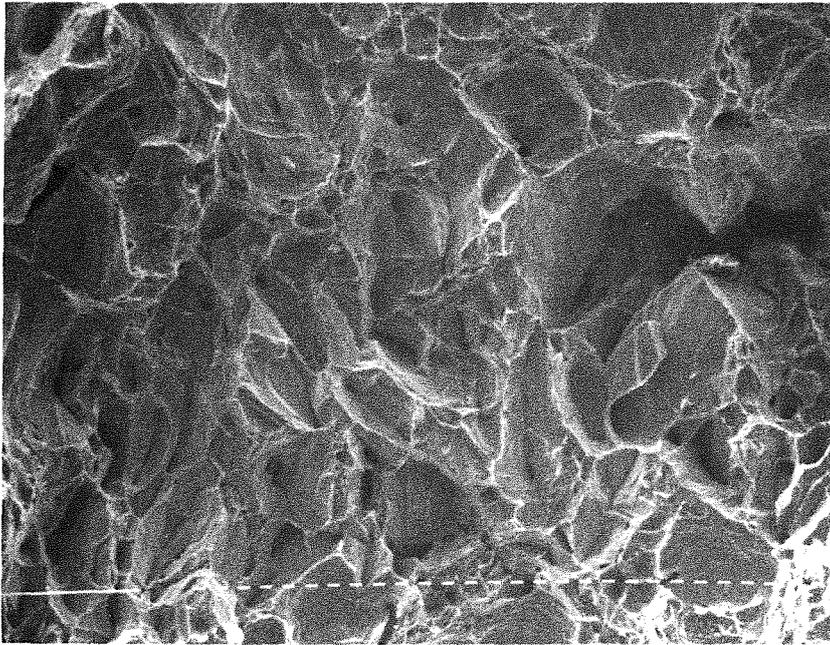


Abb. 64: KRW, T = 550°C: Mikrostruktur im Kriechrißbereich (CT-Probe, 100x)

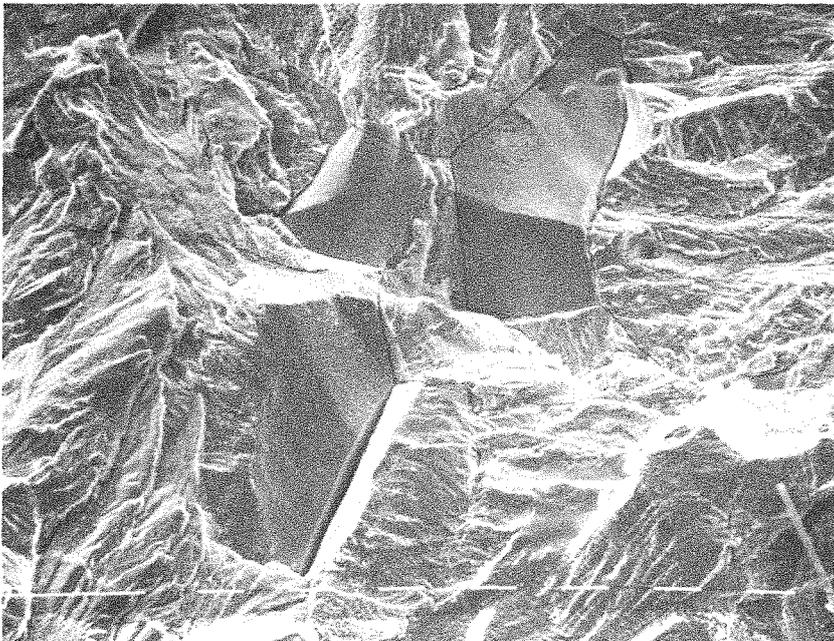


Abb. 65: CCPN11, Mikrostruktur des Kriechrißbereichs, 100fache Vergrößerung



**Abb. 66:** CCPN11: Kriechrißbruchfläche mit Wabenstruktur, 160fache Vergrößerung

RAR



**Abb. 67:** CCPN4: Interkristalline Bereiche auf Endermüdungsbruchfläche (640x)

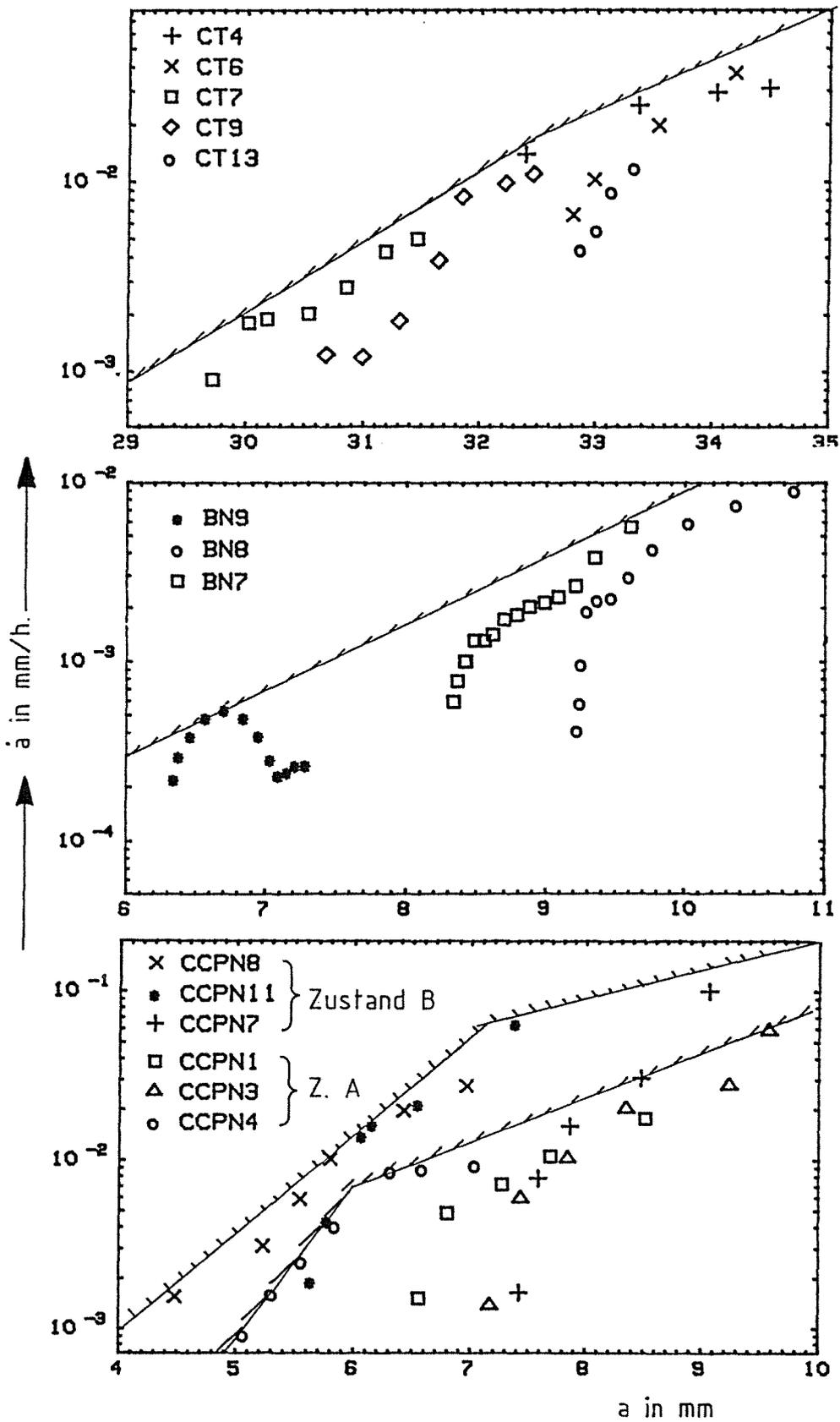


Abb. 68: KRW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : Probenspezifische Darstellung der Rißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Rißlänge. Oben: CT-Probe,  $F = 16\text{kN}$ , Mitte: SENB-Probe,  $F = 6\text{kN}$ , Unten: CCP-Probe,  $F = 26\text{kN}$

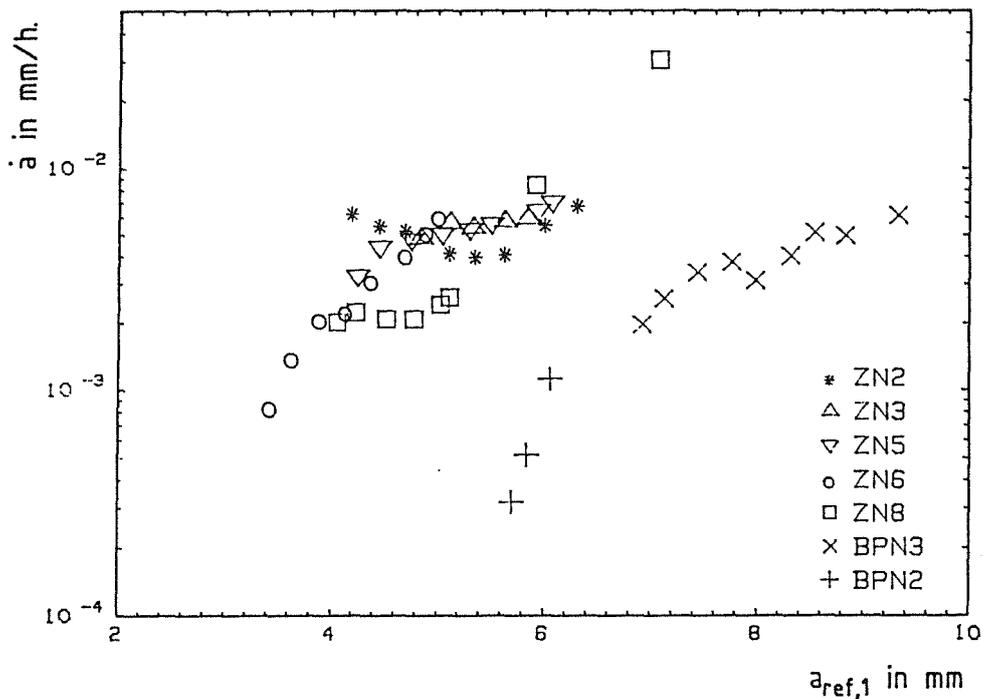


Abb. 69: KRW, T= 550°C: Platten mit Oberflächenriß (Ausnahme ZN8): probenspezifisches Rißausbreitungsverhalten

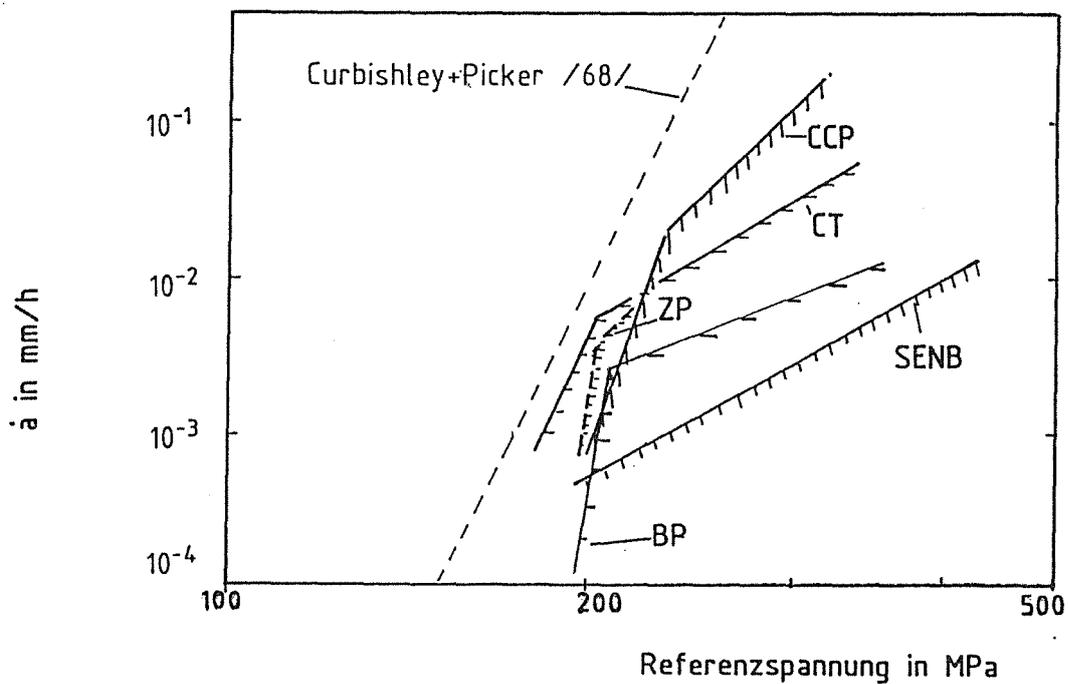


Abb. 70: KRW, T= 550°C: Rißgeschwindigkeit als Funktion der Referenzspannung

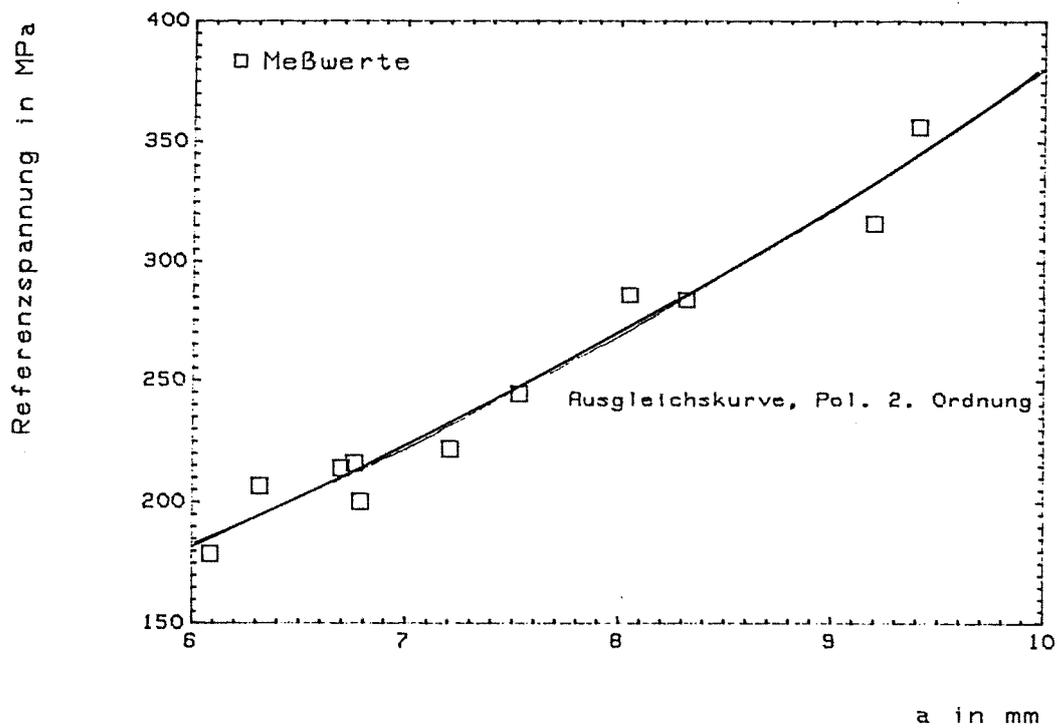


Abb. 71: SENB,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ ,  $F = 6\text{kN}$ ,  $B = 10\text{mm}$ : Ausgleichskurve (Polynom 2. Ordnung) für die Beziehung zwischen der nach Gl. 91 zu Versuchsbeginn ermittelten Referenzspannung und der Rißlänge

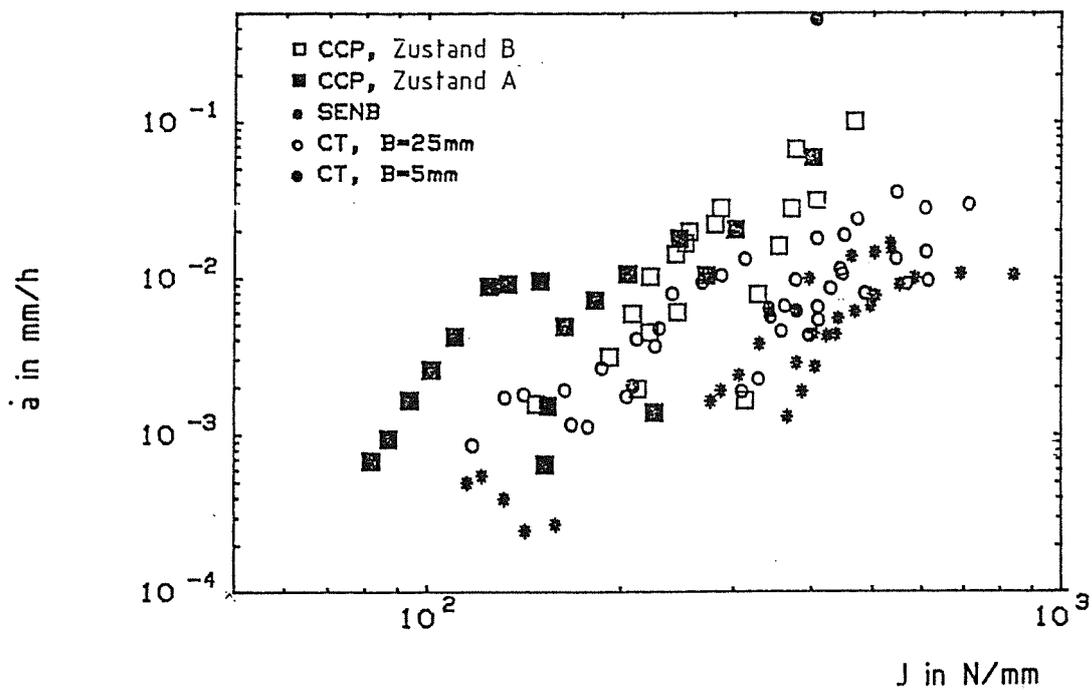


Abb. 72: KRW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ , eindimensionale Risse: Rißgeschwindigkeit als Funktion des J-Integrals

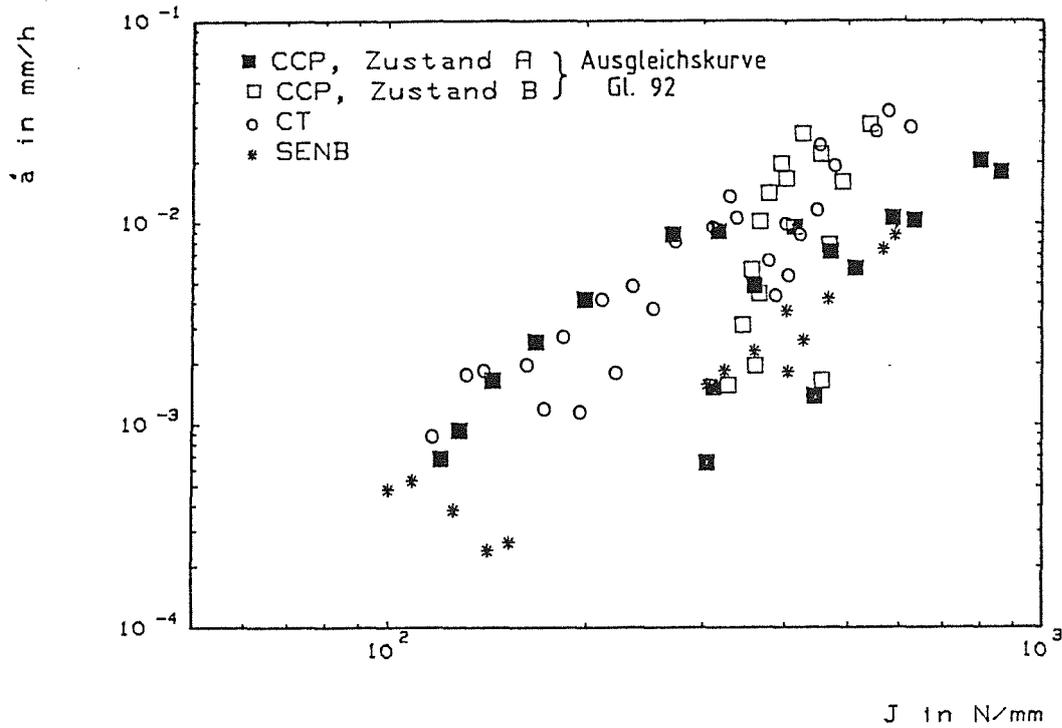


Abb. 73: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , eindimensionale Risse: Rißgeschwindigkeit als Funktion des zu Versuchsbeginn experimentell bestimmten J-Integrals

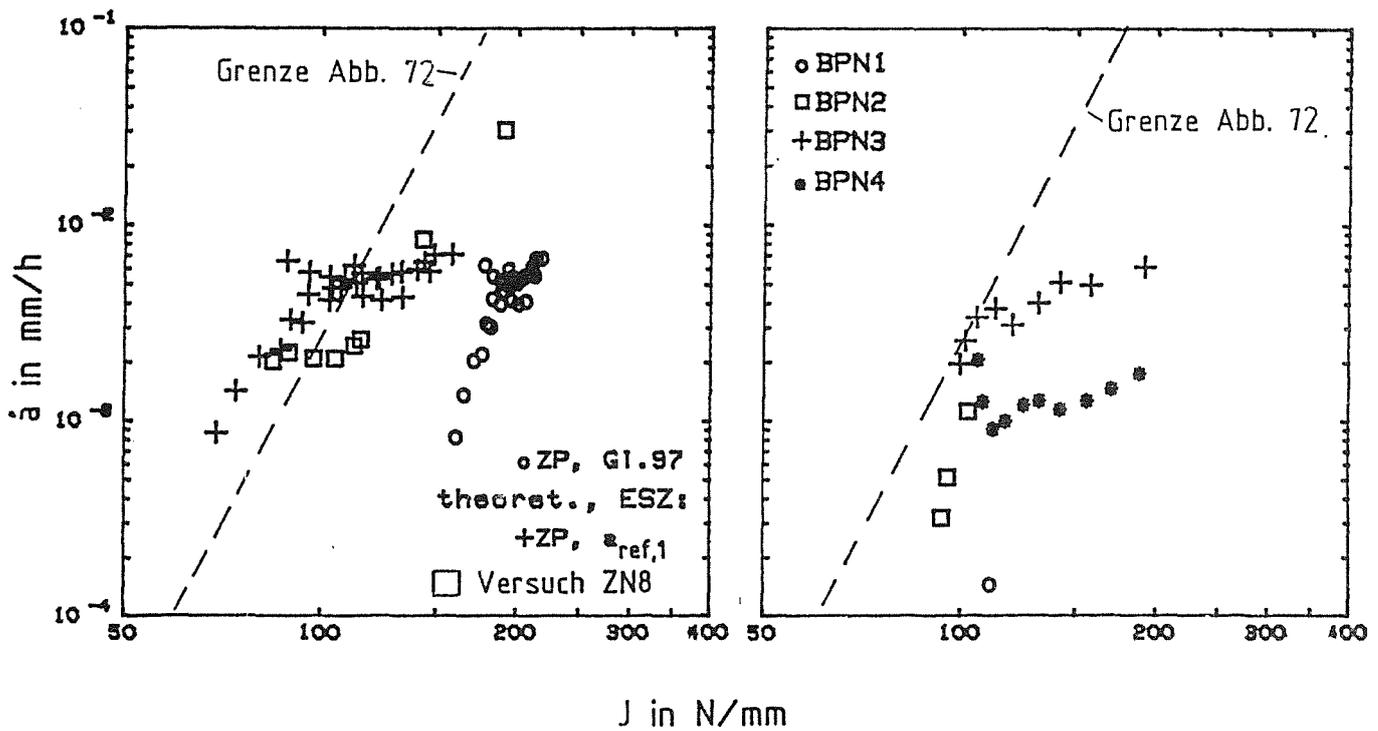


Abb. 74: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , Oberflächenrisse: Rißgeschwindigkeit als Funktion des J-Integrals, links: Zugplatte, rechts: Biegeplatte

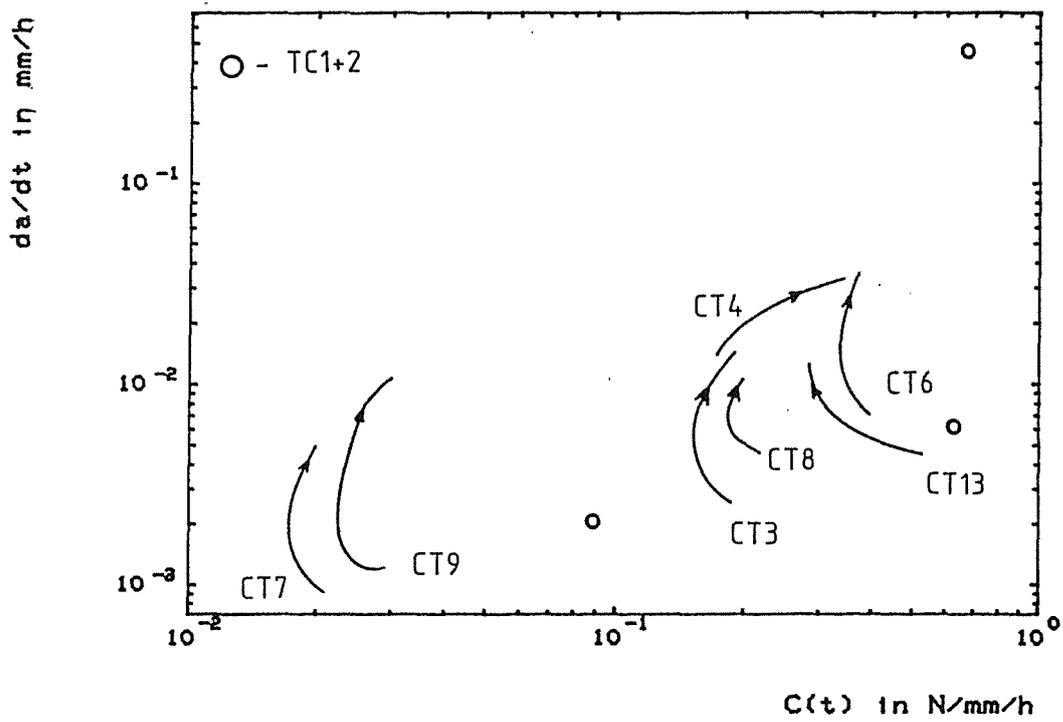


Abb. 75: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ : Rißgeschwindigkeit der CT-Versuche als Funktion des mit der aktuellen Zeit berechneten  $C(t)$ -Parameters

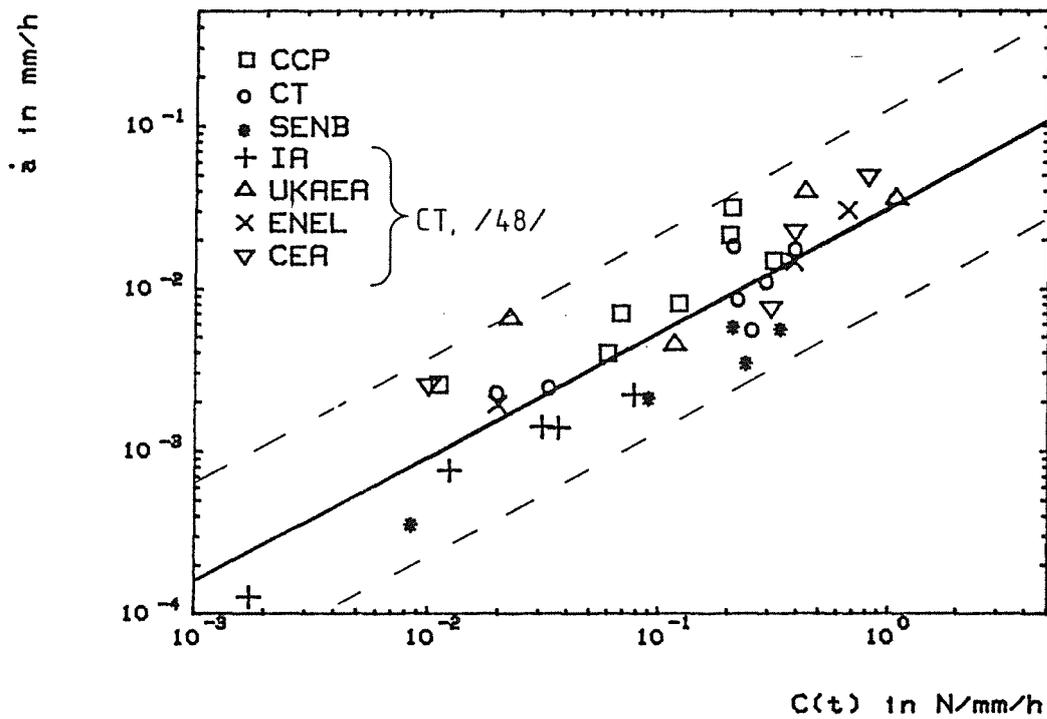


Abb. 76: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , eindimensionale Risse: Rißgeschwindigkeit als Funktion des gemittelten  $C(t)$ -Parameters

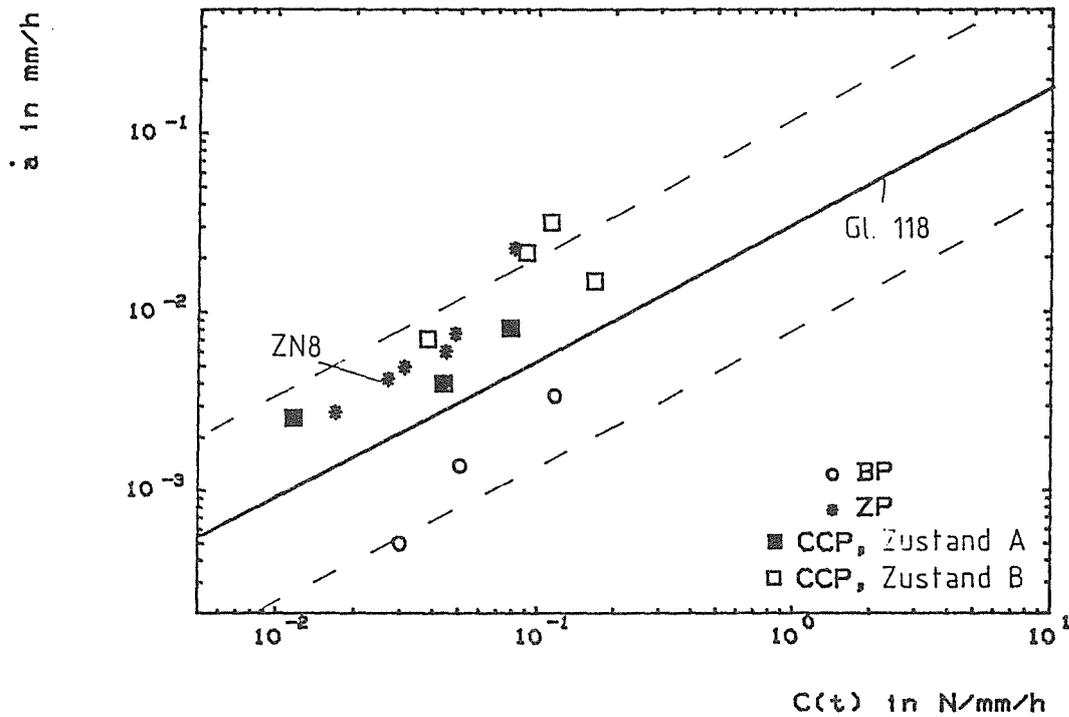


Abb. 77: KRW,  $T=550^{\circ}\text{C}$ , Oberflächenrisse: Rißgeschwindigkeit als Funktion des gemittelten  $C(t)$ -Parameters

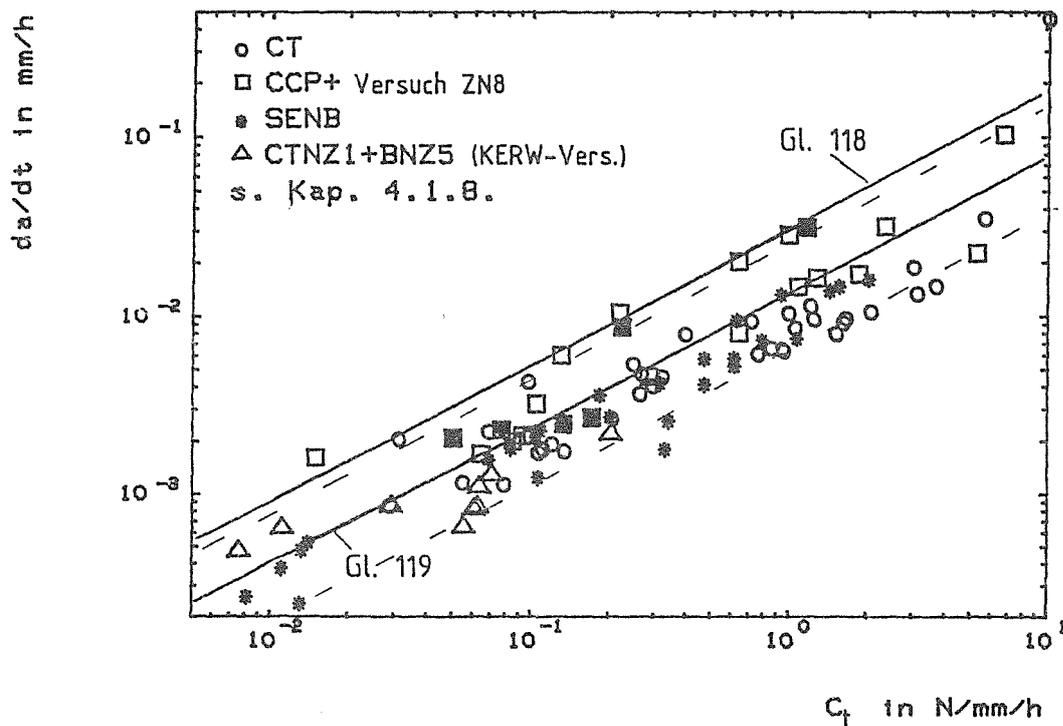


Abb. 78: KRW,  $T=550^{\circ}\text{C}$ , eindimensionale Risse: Rißgeschwindigkeit als Funktion des Parameters  $C_t$

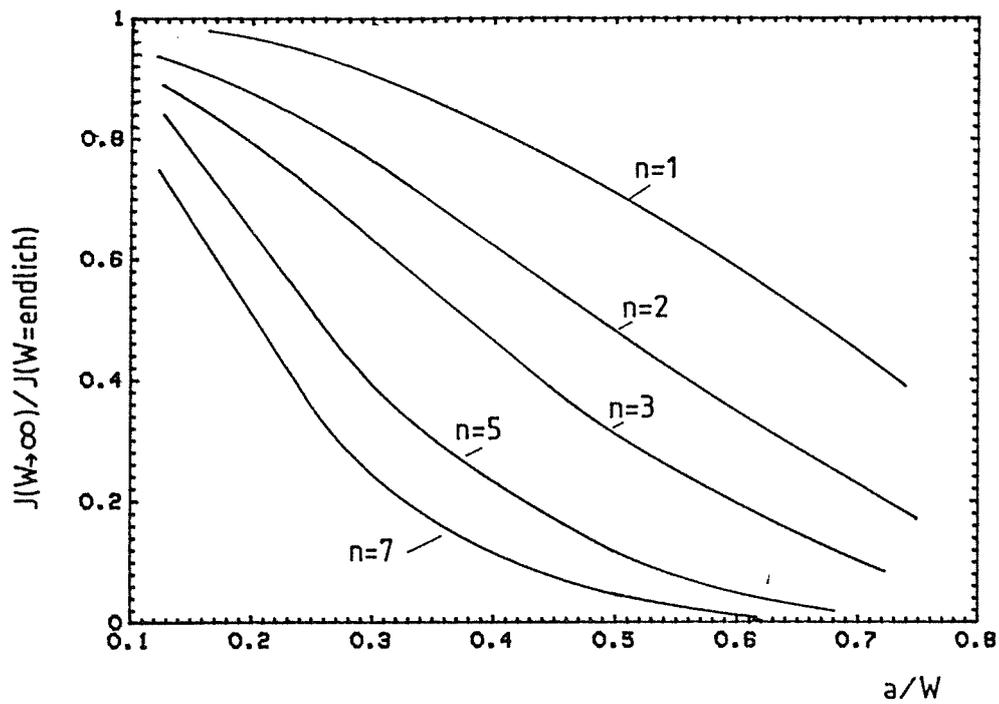


Abb. 79: Vergleich der Integrallösungen der unendlichen und der endlichen mittigerissenen Zugplatte

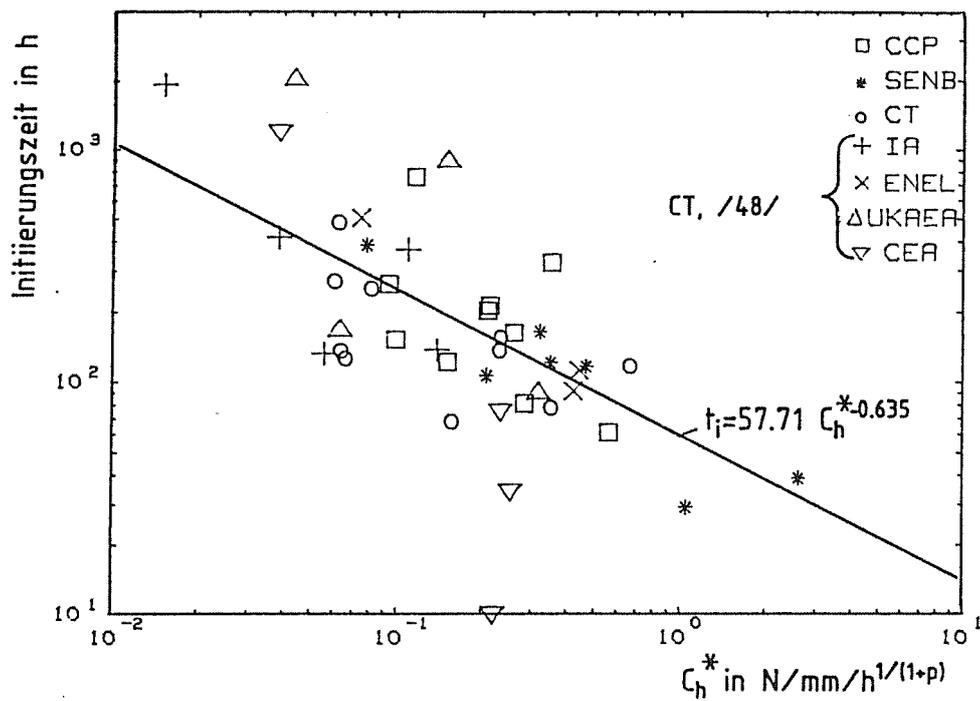


Abb. 80: KRW,  $T=550^\circ\text{C}$ : Ribinitierung als Funktion des berechneten  $C_h^*$ -Integrals

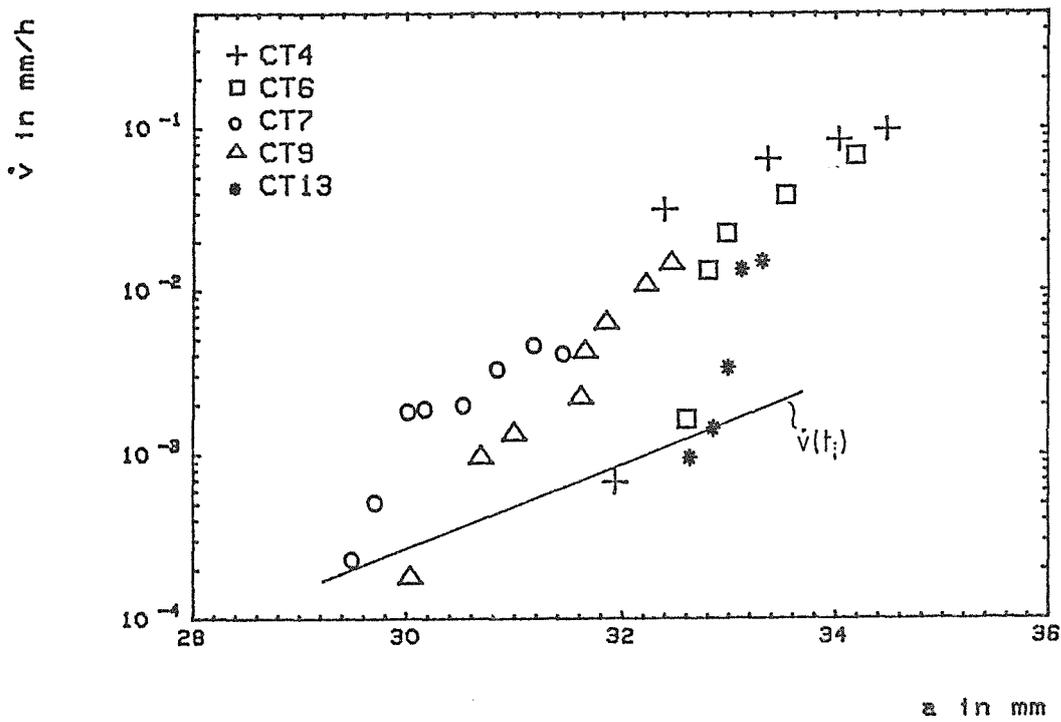


Abb. 81: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , CT-Versuche: Verformungsgeschwindigkeit als Funktion der Rißlänge

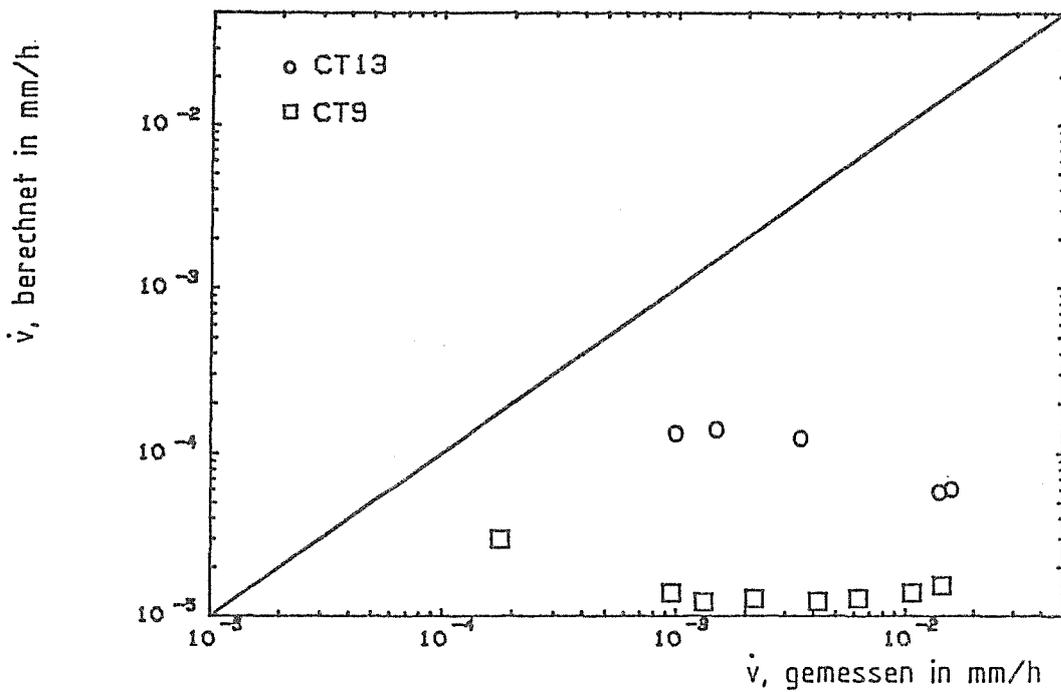


Abb. 82: KRW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , CT-Versuche: Vergleich der tatsächlichen und mit Hilfe der Referenzspannungsmethode für primäres Kriechen abgeschätzten Verformungsgeschwindigkeit

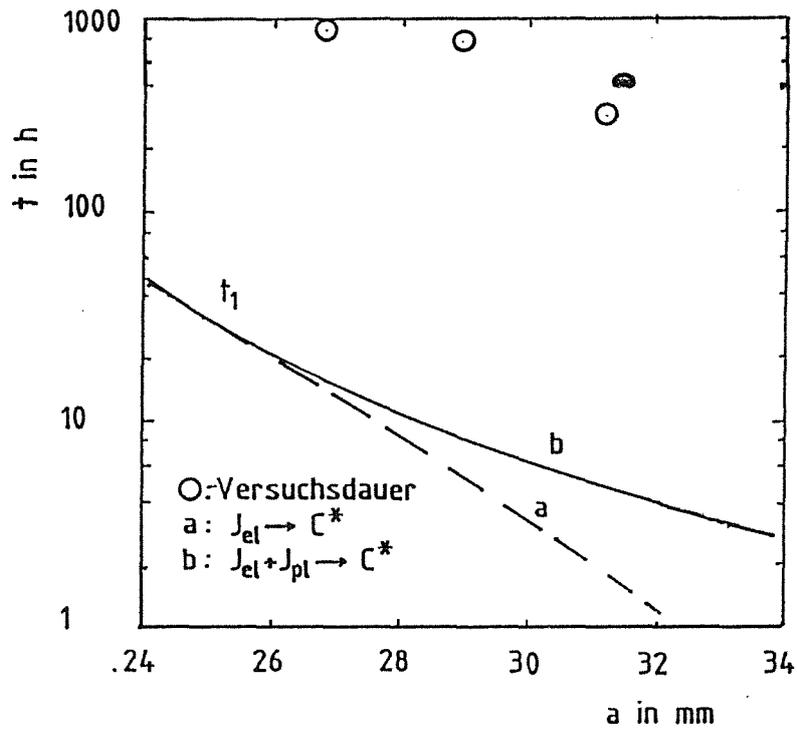


Abb. 83: KRW,  $T = 700^\circ\text{C}$ : Lastparameterkarte für CT-Versuche

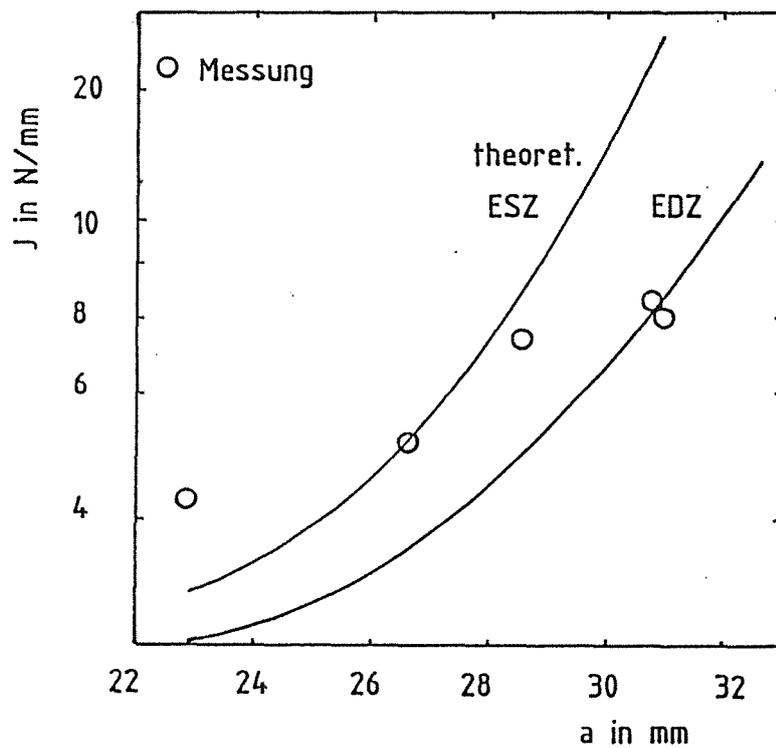
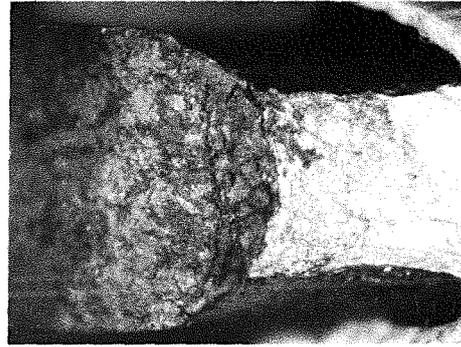
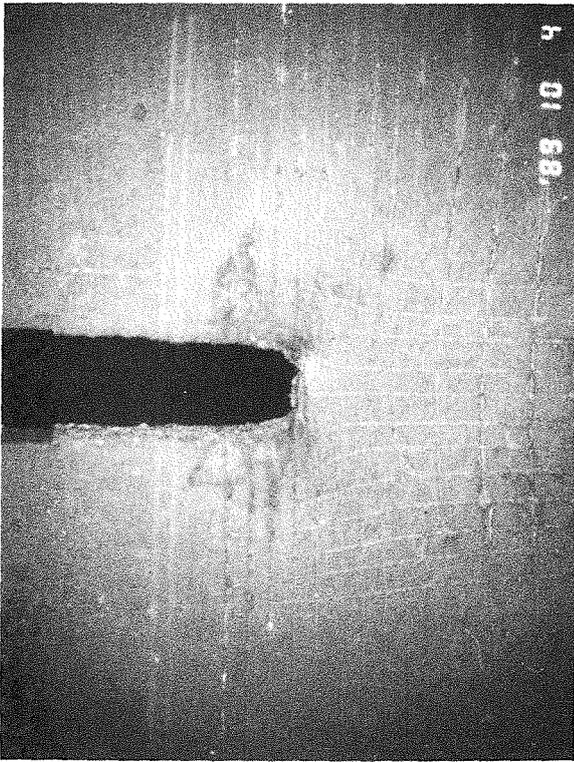


Abb. 84: KRW,  $T = 700^\circ\text{C}$ , CT-Versuche: Vergleich berechneter und gemessener J-Integrale



KRW  
↔

RAR  
→

Abb. 85: KRW,  $T = 700^{\circ}\text{C}$ : Links: verformte Rißspitze (6.25x). Rechts: Einschnürung der Probenbreite bei CCP-Probe (10x)



RAR  
→

Abb. 86: Rißspitzen nach KRW-Versuch. Links: CTH4 (50x), rechts: CTH2 (100x)

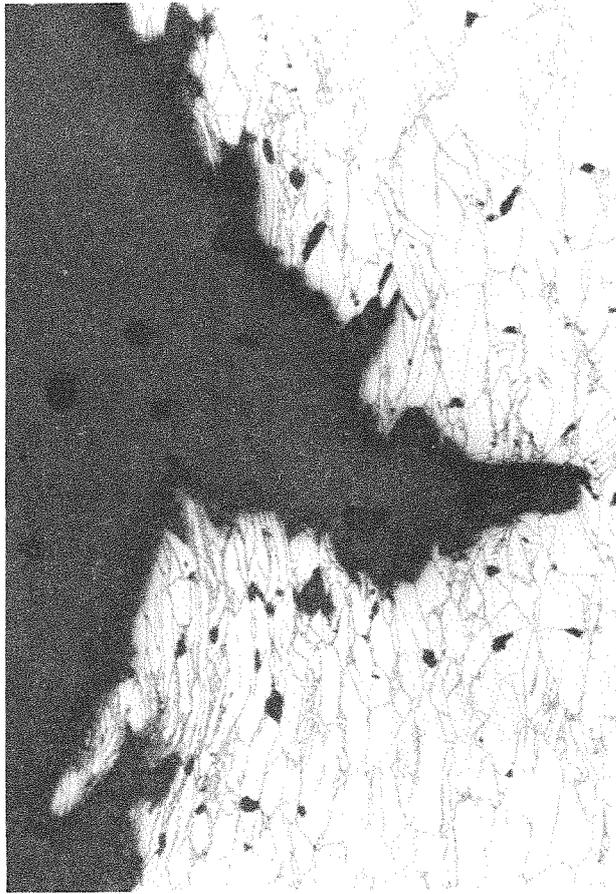


Abb. 87: CPH3, Reißspitze (50x)

RAR



Abb. 88: CTH5, Reißspitze (100x)

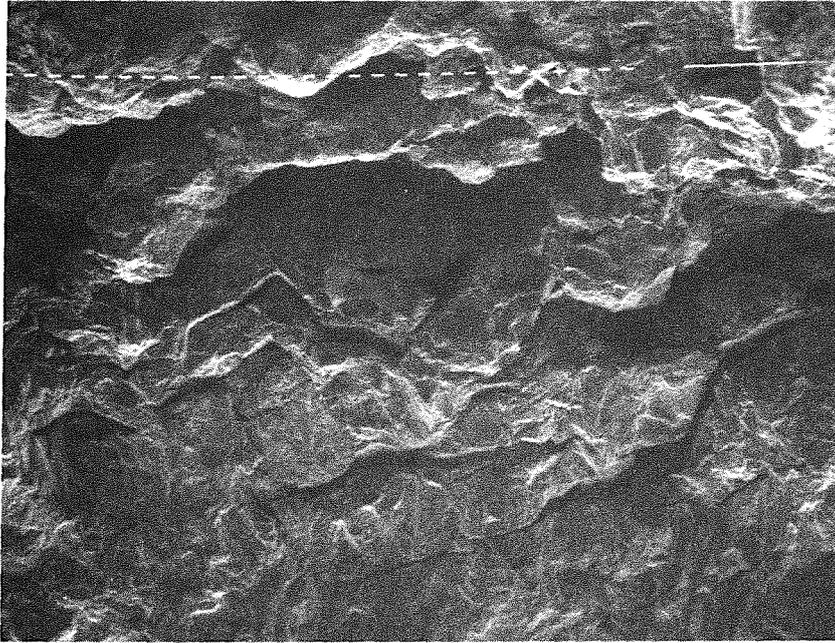


Abb. 89: BH5, gegeneinander verschobene Körner und interkristalline Struktur (160x)

RAR

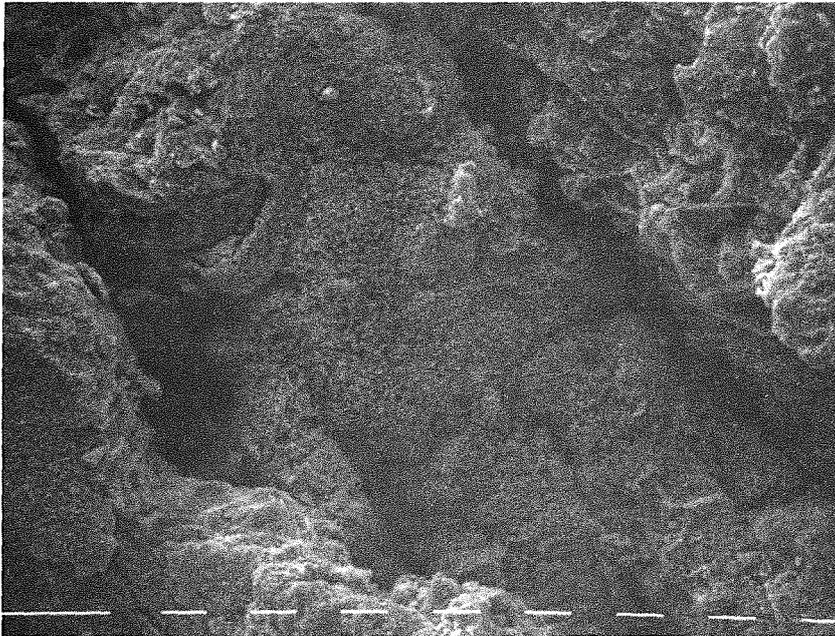


Abb. 90: CCPH3, KRW-Bruchfläche mit Wabenstruktur (640x)

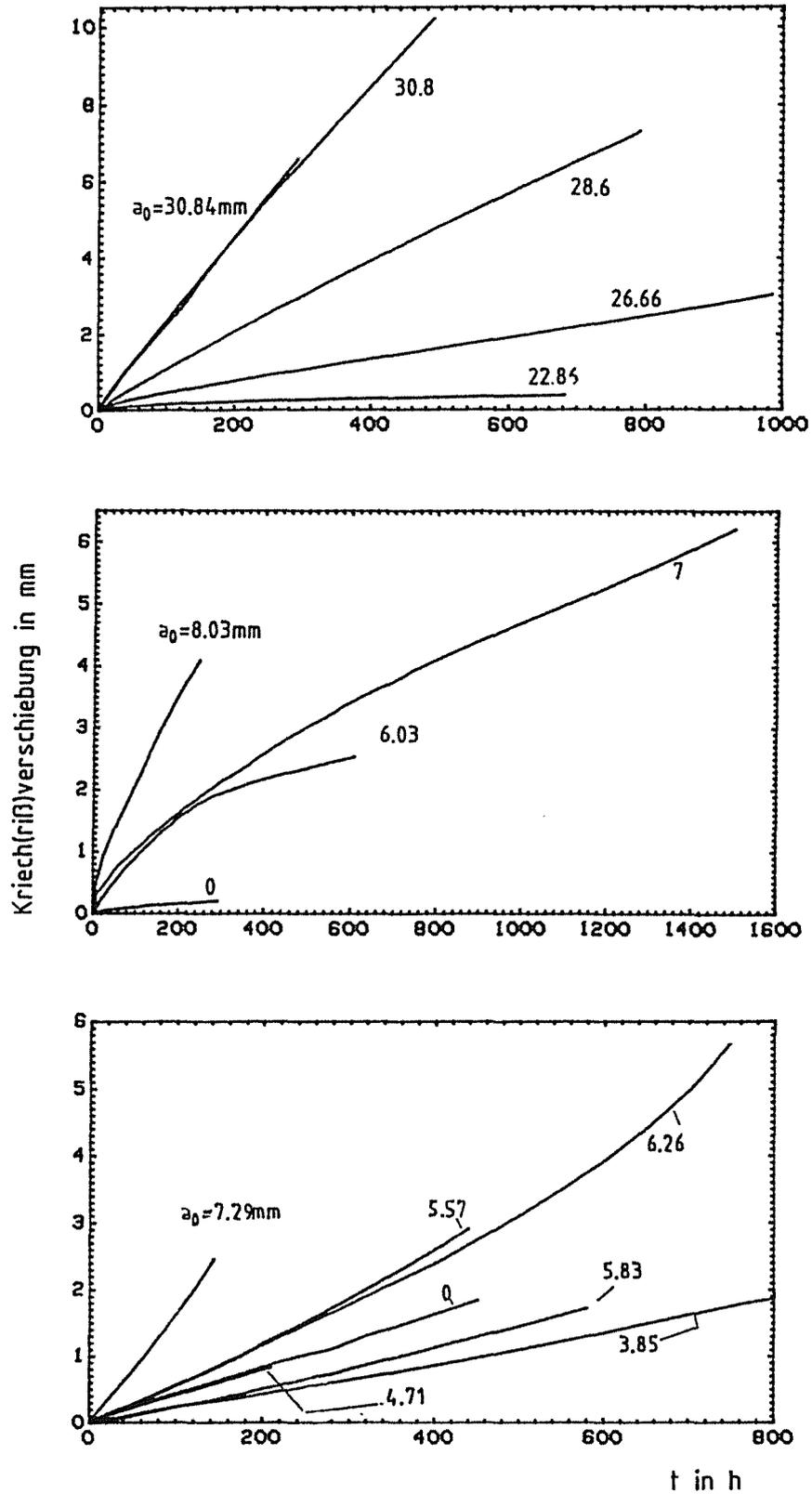


Abb. 91: KRW,  $T = 700^\circ\text{C}$ , Verformungsverhalten: CT (oben), SENB ( $B = 10\text{mm}$ , Mitte), CCP (unten)

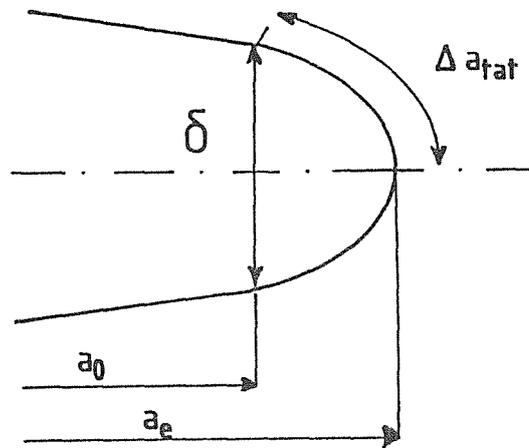


Abb. 92: KRW,  $T = 700^\circ\text{C}$ : Definition von  $\dot{a}_{fat}$

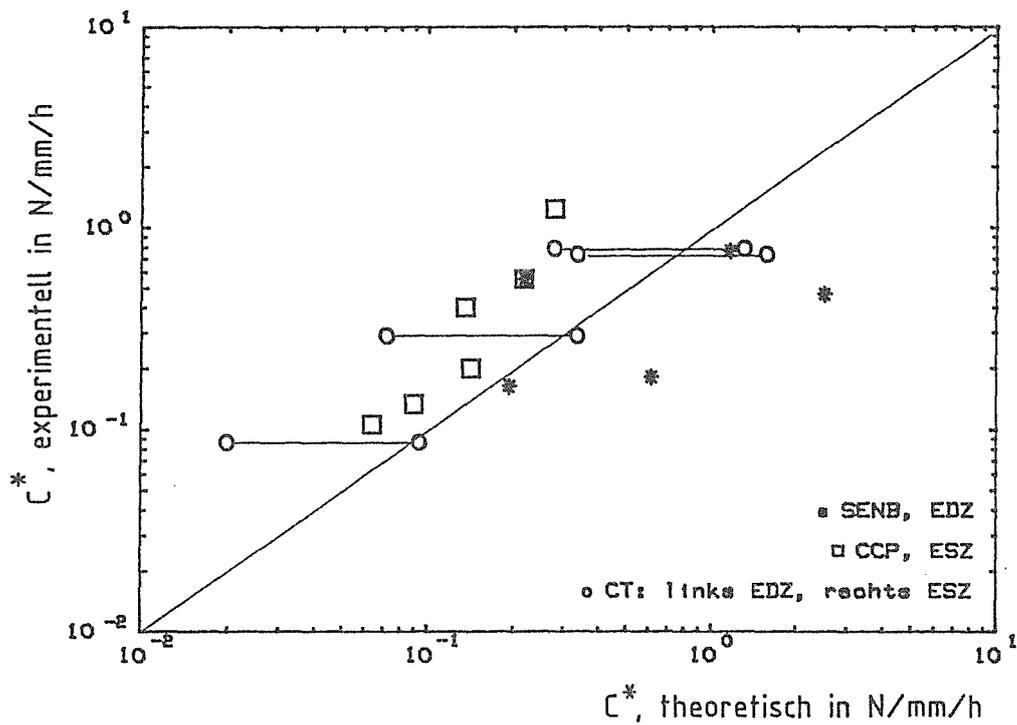


Abb. 93: KRW,  $T = 700^\circ\text{C}$ : Vergleich gemessener und berechneter  $C^*$ -Parameter

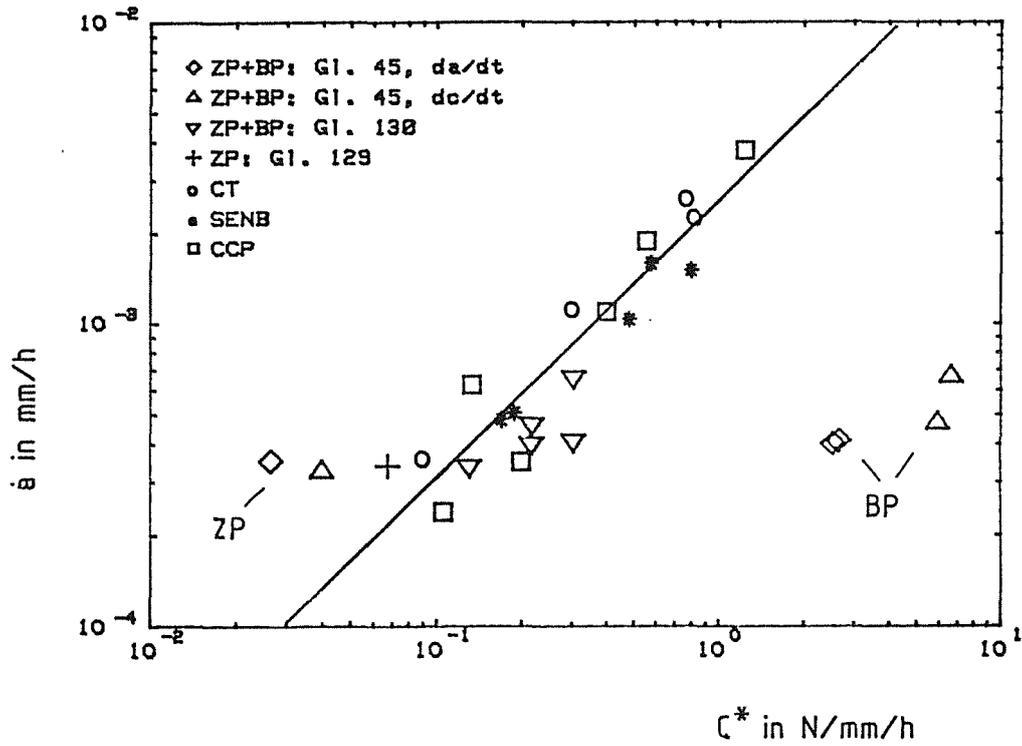


Abb. 94: KRW,  $T = 700^\circ\text{C}$ :  $da/dt$  als Funktion des experimentellen  $C^*$ -Integrals

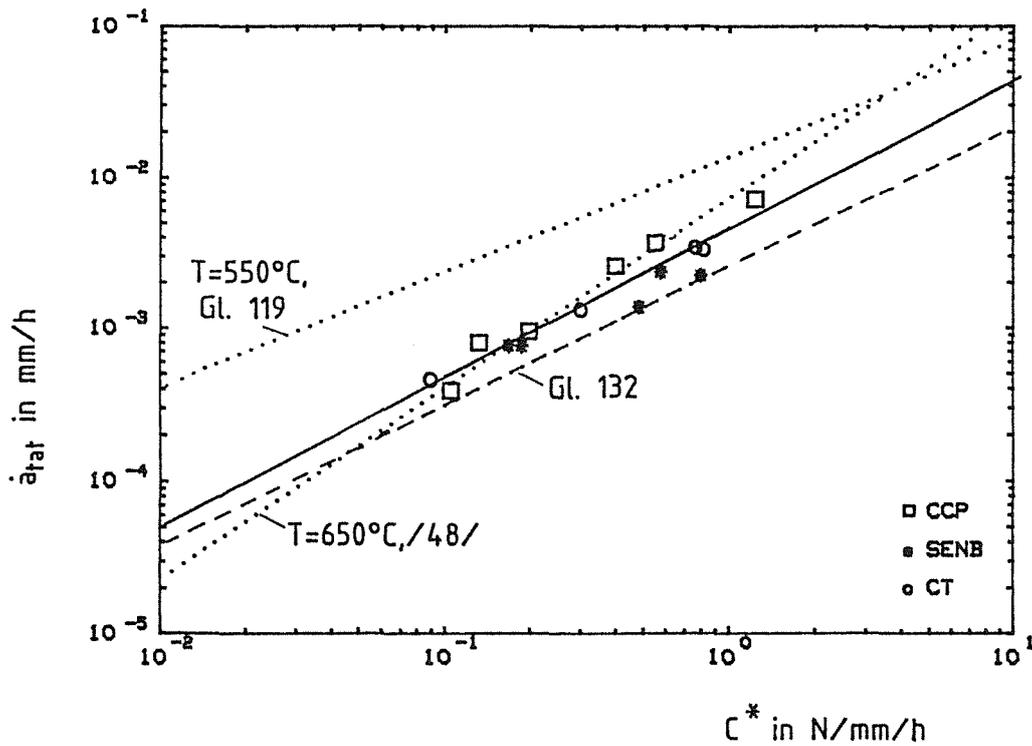


Abb. 95: KRW,  $T = 700^\circ\text{C}$ :  $\dot{a}_{\text{tat}}$  als Funktion des experimentellen  $C^*$ -Parameters.

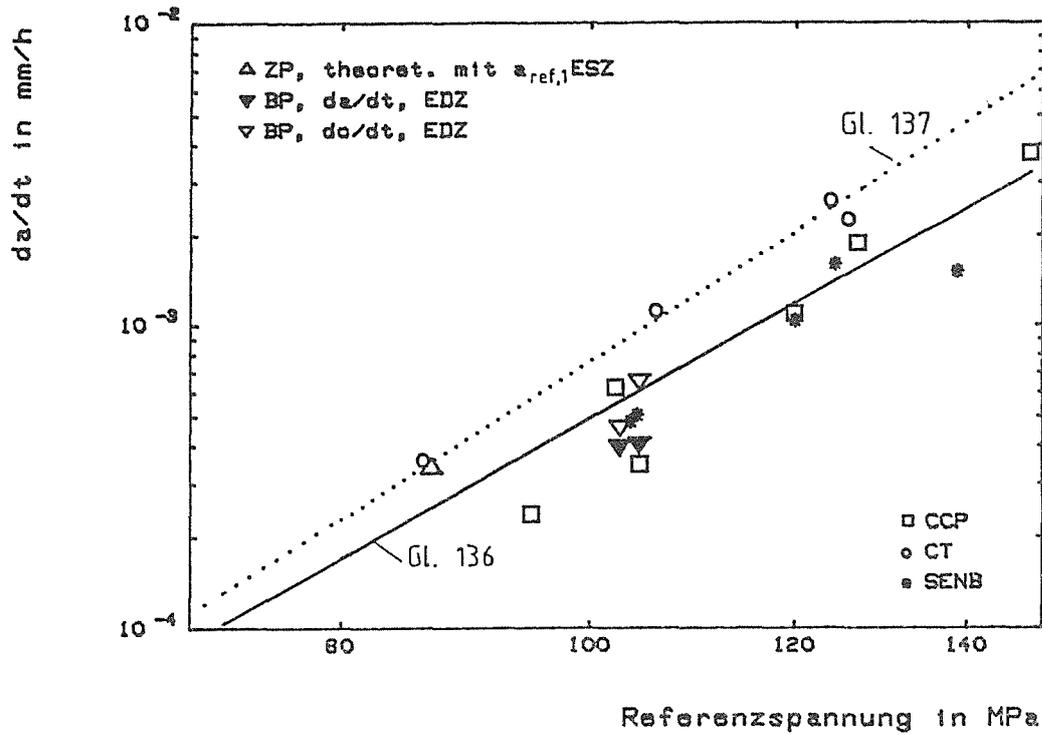


Abb. 96: KRW,  $T=700^{\circ}\text{C}$ :  $da/dt$  als Funktion der gemessenen Referenzspannung (Ausnahme: ZP)

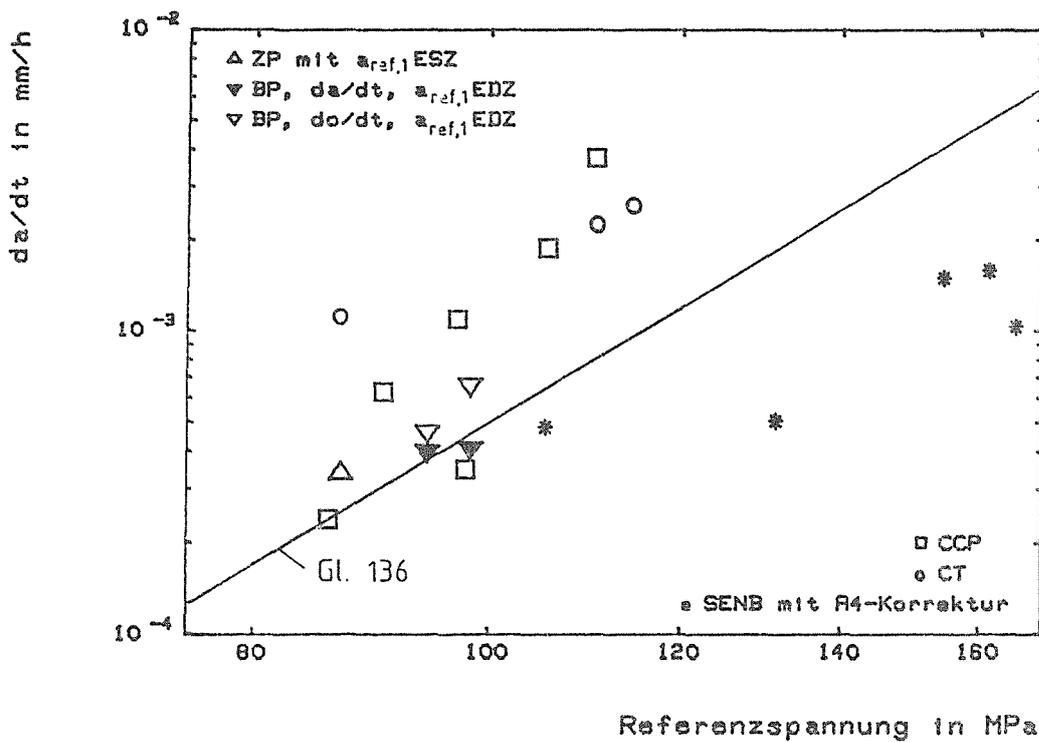


Abb. 97: KRW,  $T=700^{\circ}\text{C}$ :  $da/dt$  als Funktion der berechneten Referenzspannungen

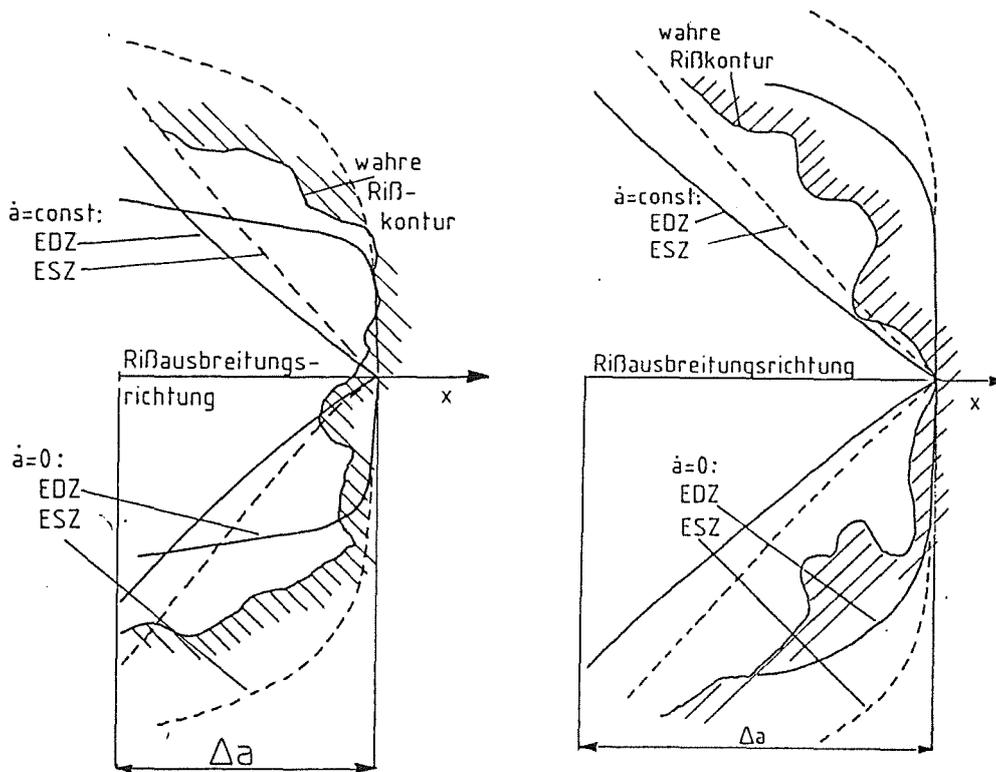


Abb. 98: (links) CTH2: tatsächliche und berechnete Rißkontur (50x)

Abb. 99: (rechts) CTH4: tatsächliche und berechnete Rißkontur (37.5x)

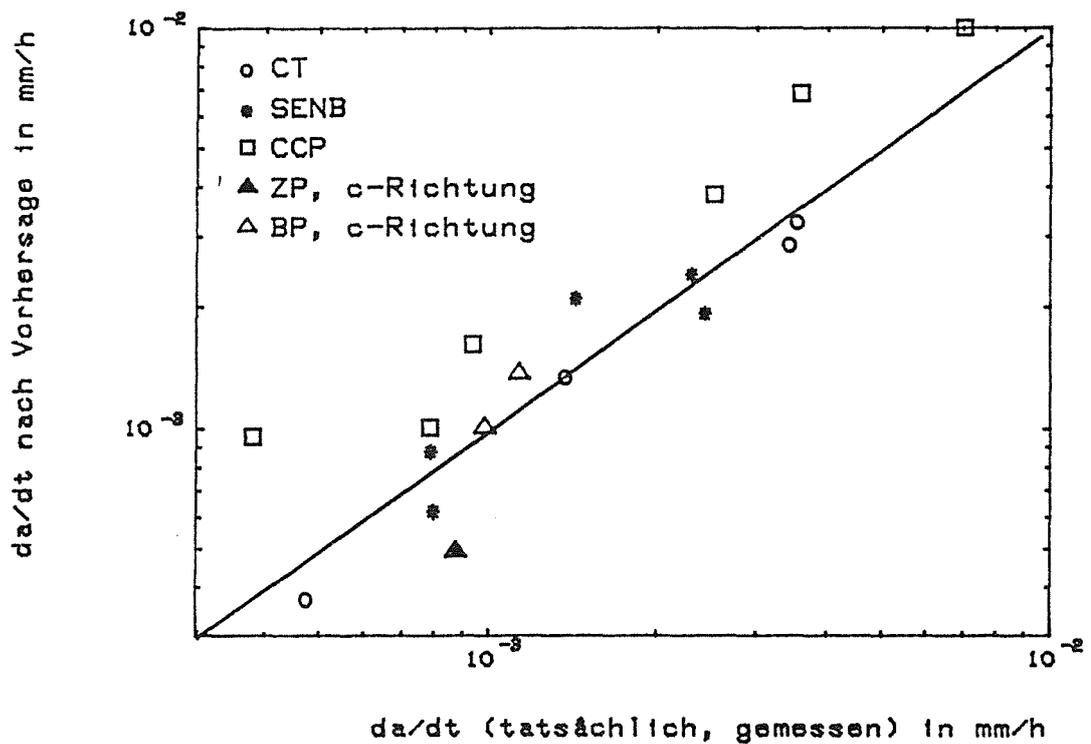


Abb. 100: KRW, T=700°C: Vergleich tatsächlicher und berechneter Rißgeschwindigkeiten

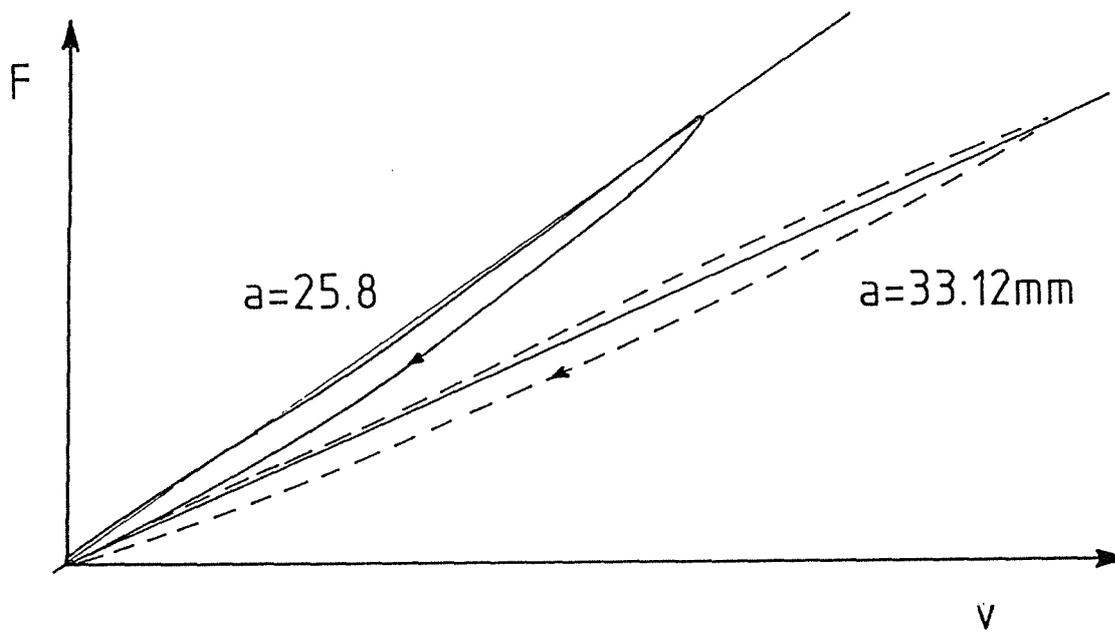


Abb. 101: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : typischer  $\Delta F$ - $\Delta v$ -Verlauf am Beispiel zweier CT-Versuche

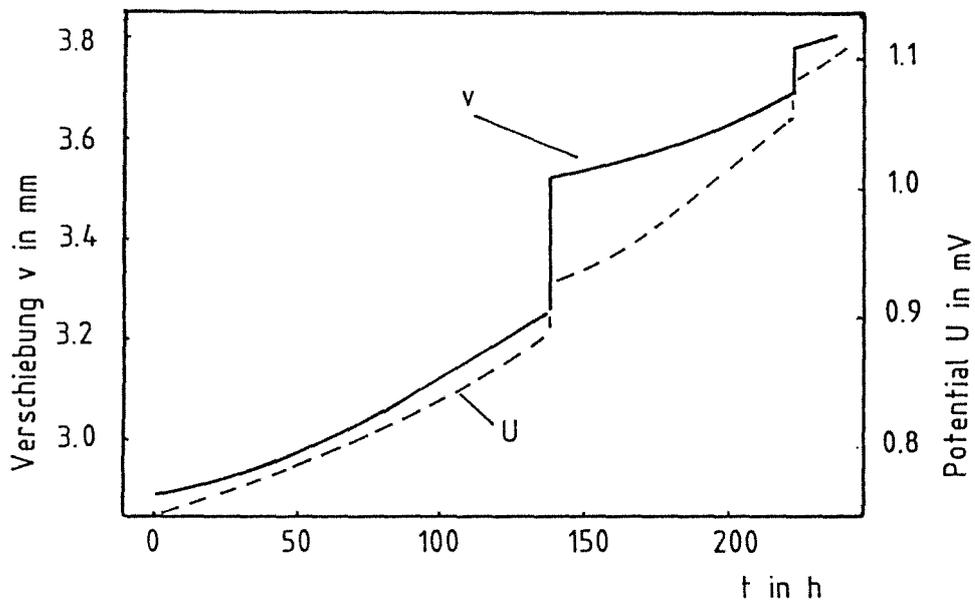


Abb. 102: CCPNZ4: Beispiel für sprunghafte Meßsignaländerungen

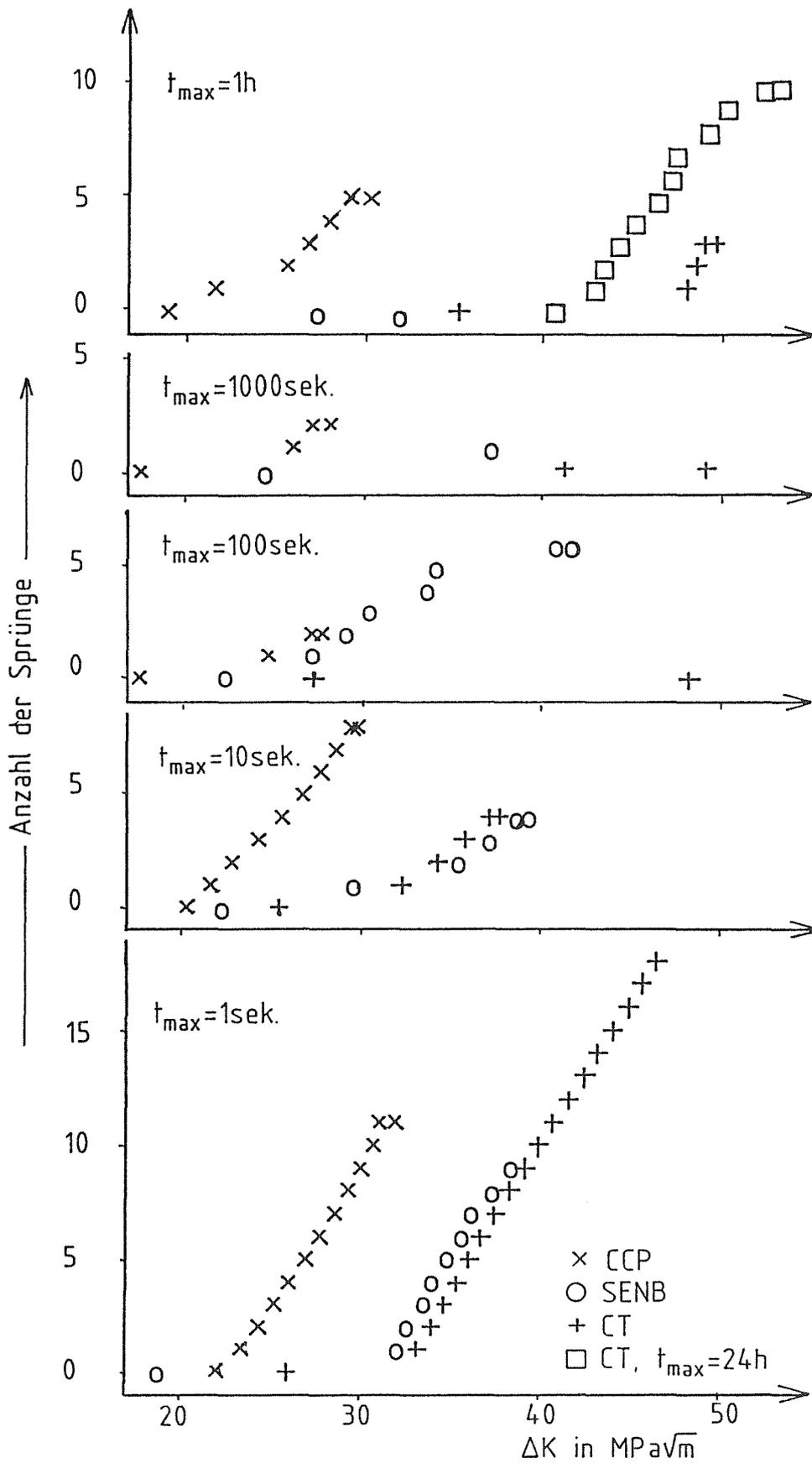


Abb. 103: KERW, T = 550°C: Sprungzahl in Abhängigkeit des  $\Delta K$  -Faktors

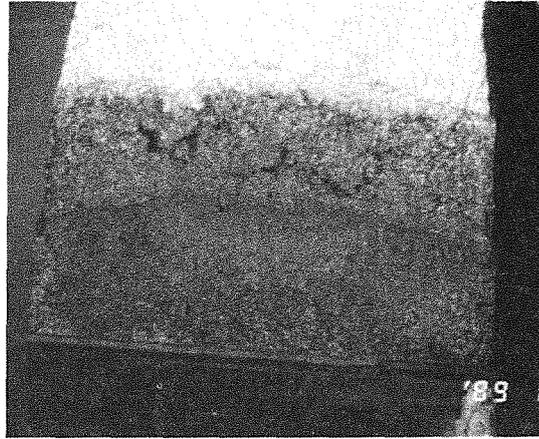
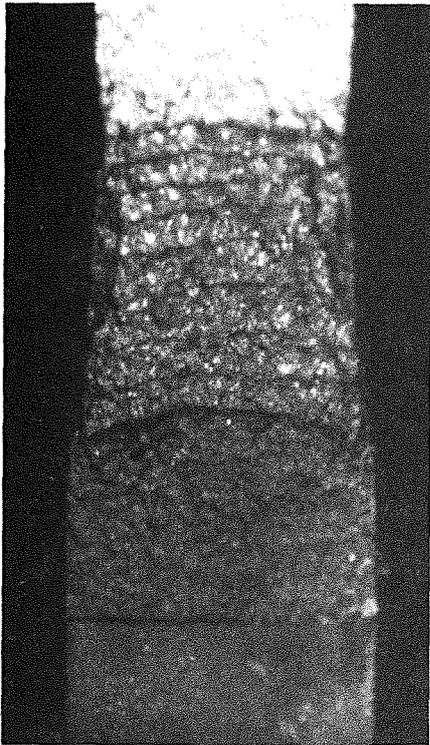


Abb. 104: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : Bruchflächen. Links: Beispiel für  $t_{\text{max}} \leq 100\text{sek.}$ , CCPN22 (10x). Rechts: Beispiel für  $t_{\text{max}} > 100\text{sek.}$ , BNZ16 (6.25x)

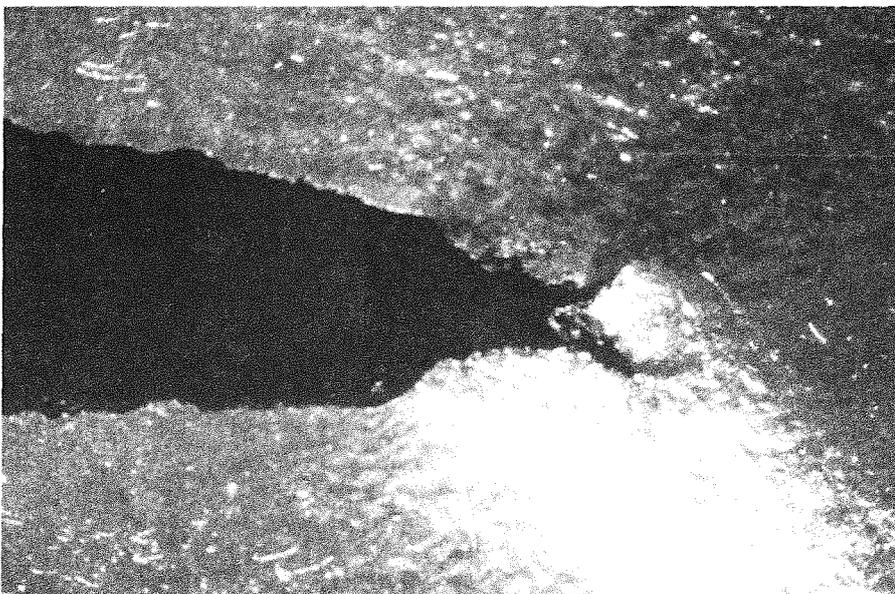
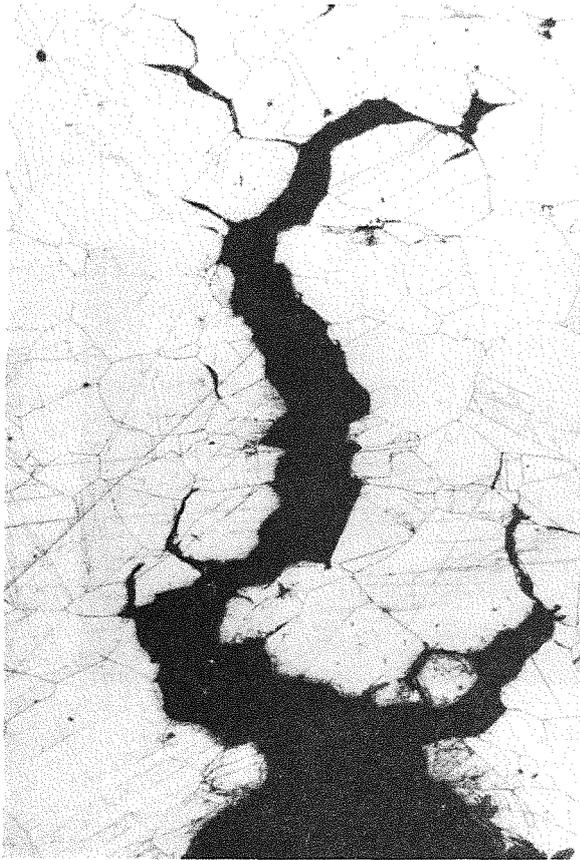


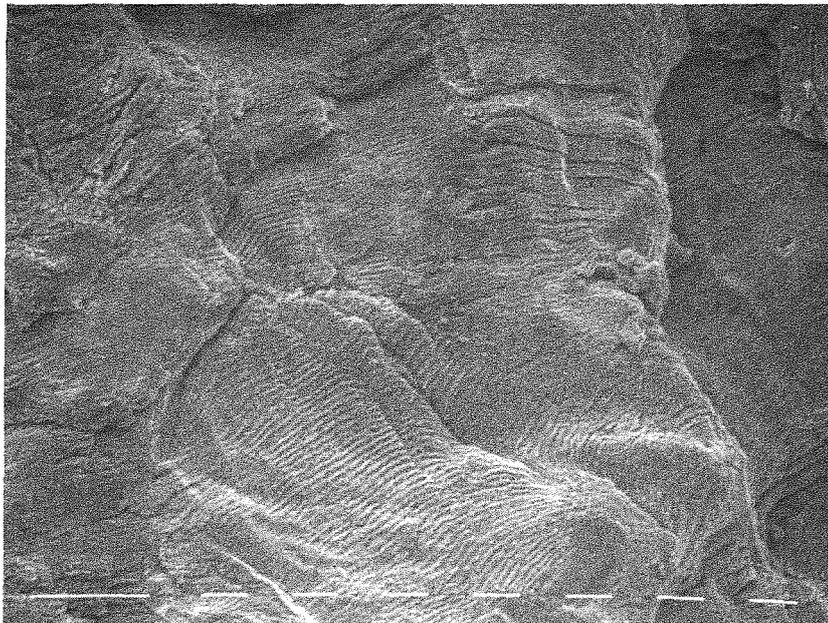
Abb. 105: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : Rißverzweigung an Probenoberfläche, CTNZ6

RAR



RAR

Abb. 106: KERW, T = 550°C: linker Schliff= BNZ18 (100x), rechter Schliff= BNZ17 (200x)



RAR

Abb. 107: KERW, T = 550°C: Schwingstreifen auf KERW-Bruchfläche, CTNZ3 (640x)

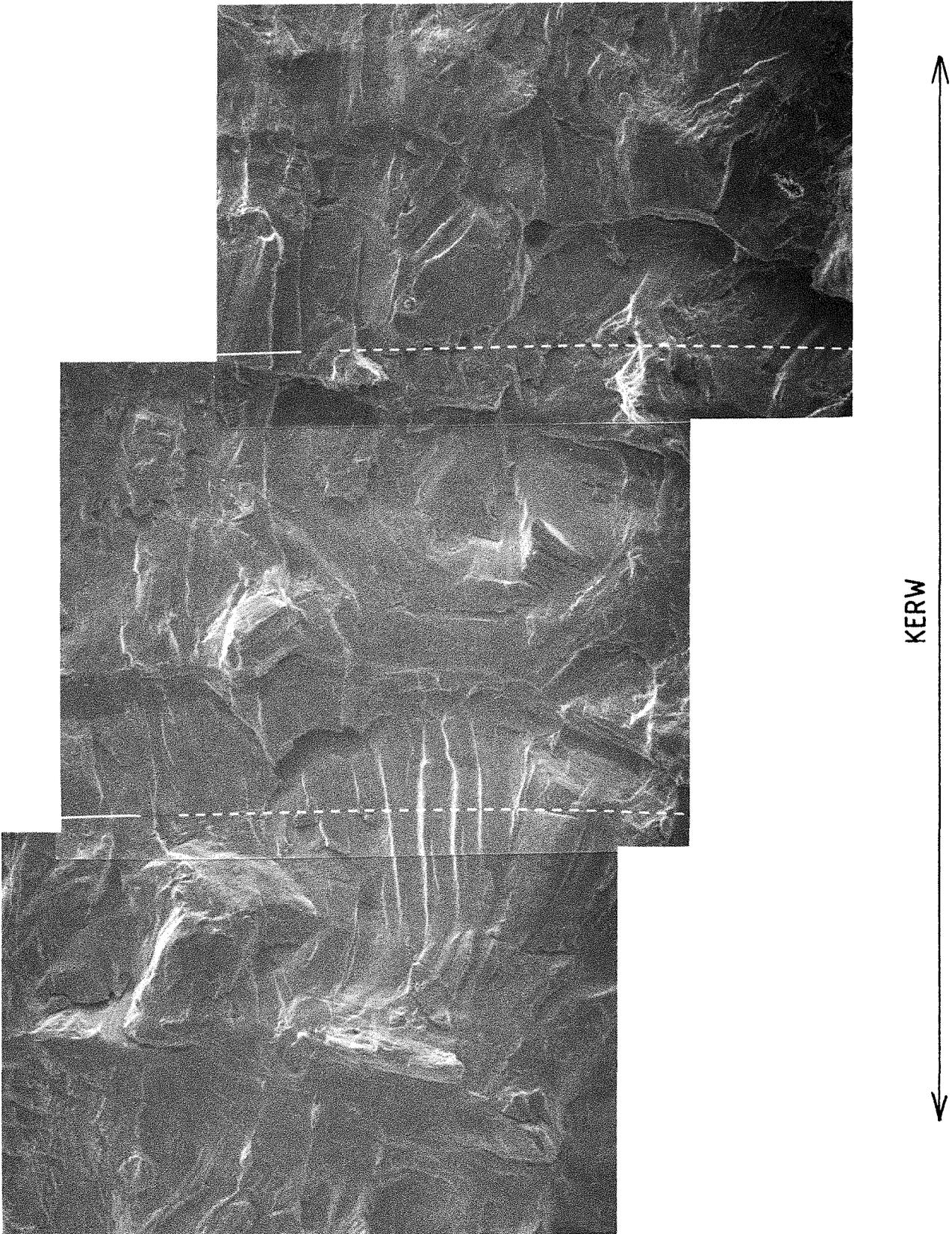
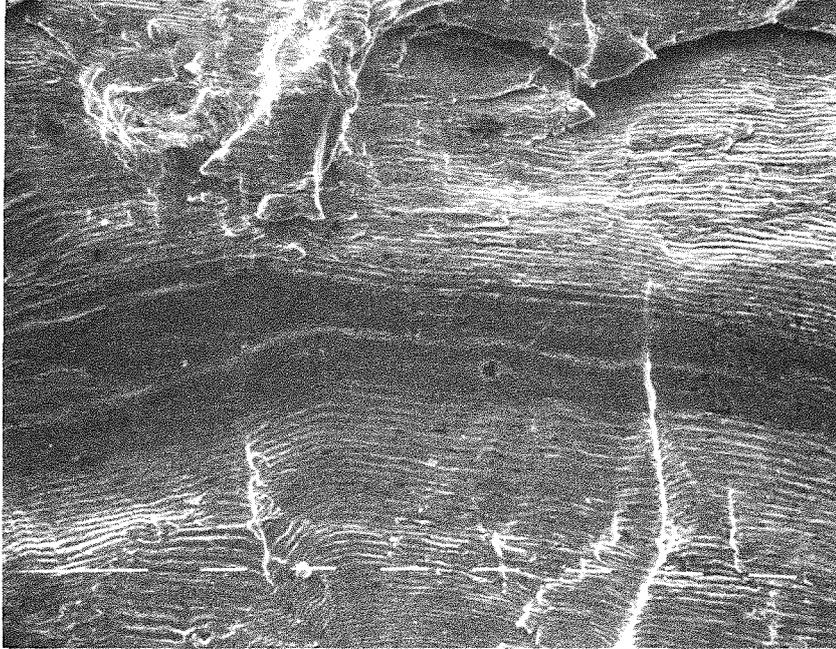
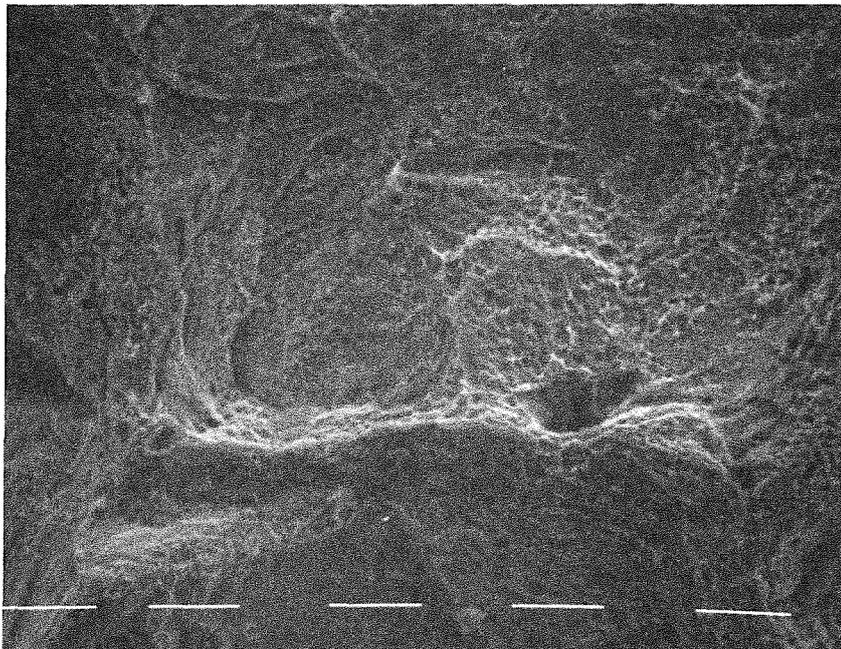


Abb. 108: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : typische Riflchenstruktur für  $t_{\text{max}} \leq 100\text{sek.}$ , BNZ3 (160x)



**Abb. 109:** KERW, T = 550°C: Beispiel für "Markierungsstreifen", CTNZ1 (640x)

RAR



**Abb. 110:** KERW, T = 550°C: Reißfläche mit Wabenstruktur bei hoher Restligamentsbelastung (BNZ17, 1250x)

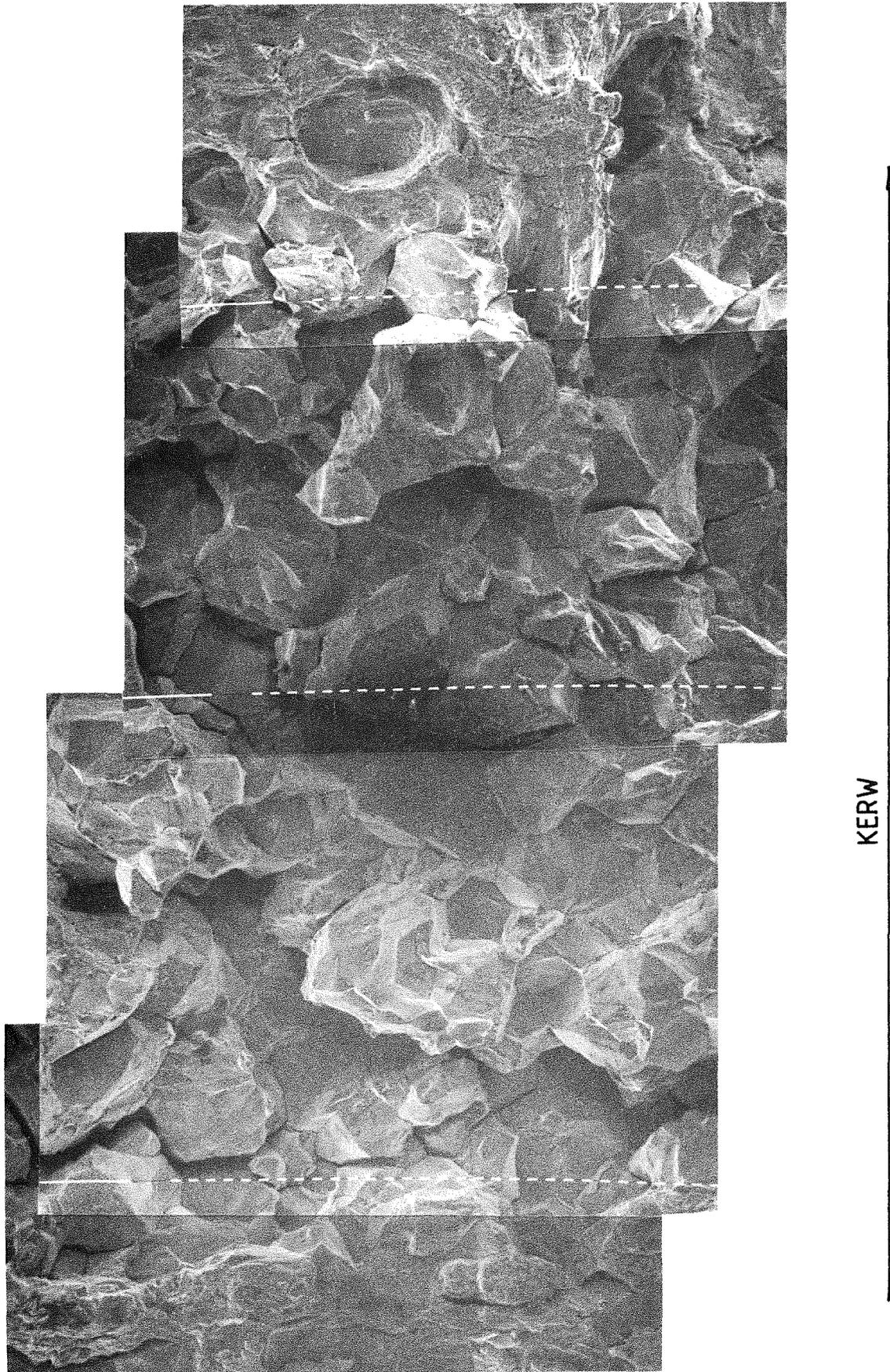
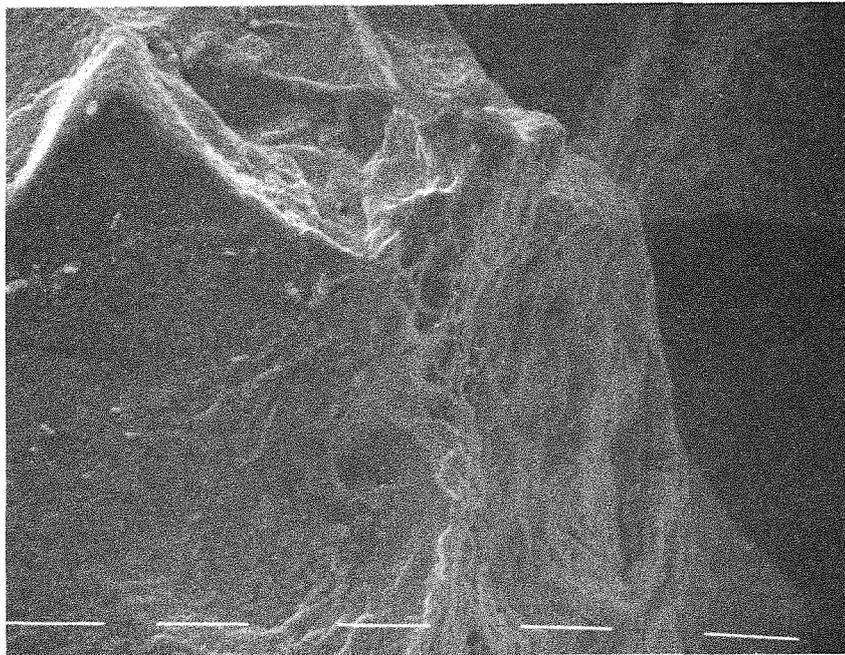
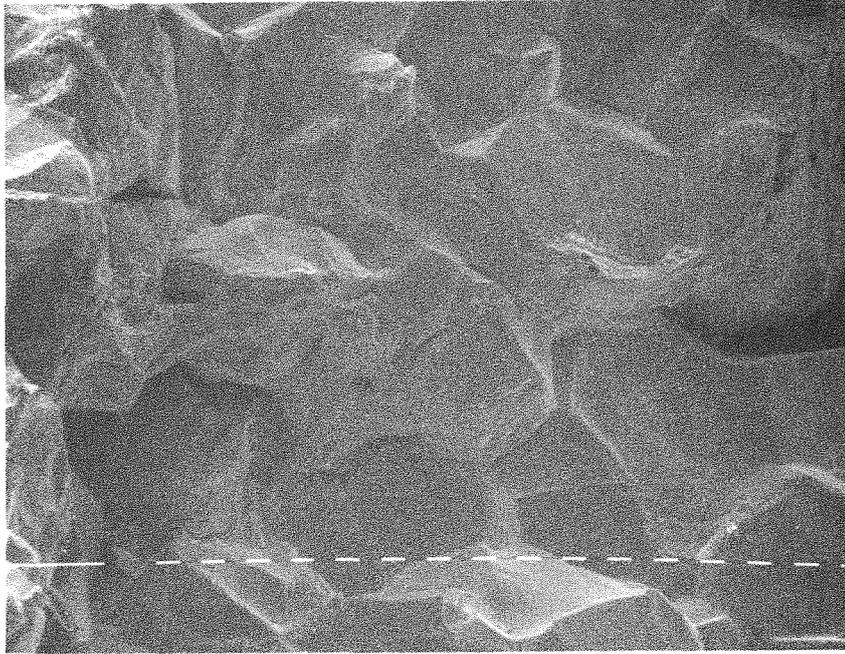


Abb. 111: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ : Beispiel für KERW-Bruchfläche bei  $t_{\text{max}} > 100\text{sek.}$ , BNZ16 (160x)



RAR

Abb. 112: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ :  $t_{\text{max}} > 100\text{sek.}$ , Wabenzeilen auf KERW-Bruchfläche (CTNZ8, oben: 320x, unten: 1250x)

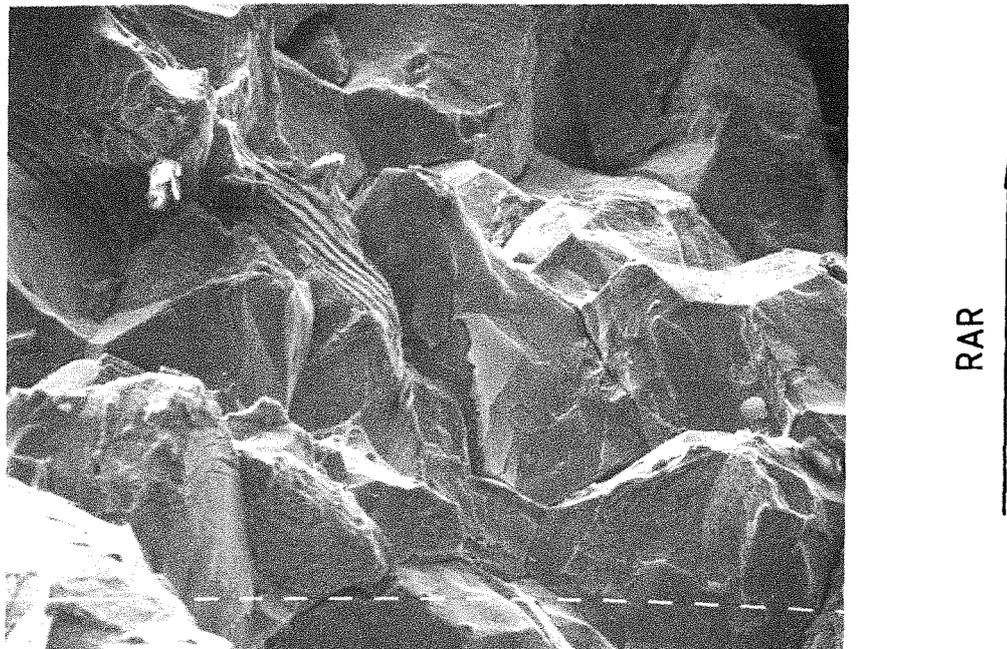


Abb. 113: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{\text{max}} > 100\text{sek}$ : Schwingstreifenähnliche Konturen auf interkristalliner Struktur (CTNZ6, 320x)

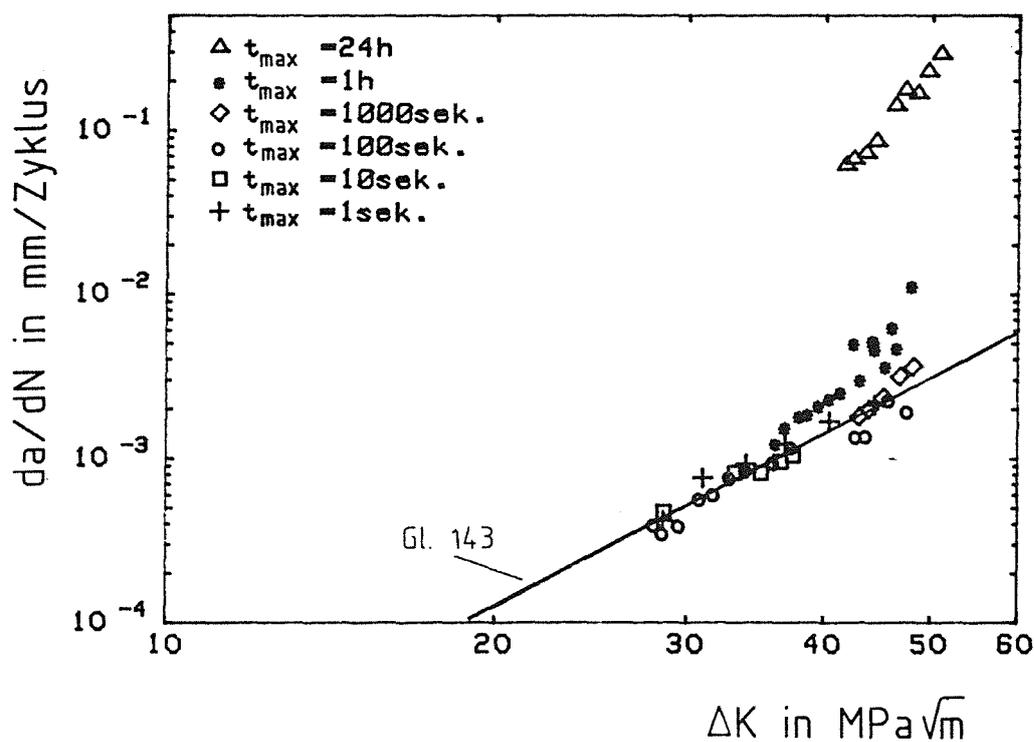


Abb. 114: KERW,  $T = 550^{\circ}\text{C}$ , CT-Versuche:  $da/dN$  als Funktion von  $\Delta K$

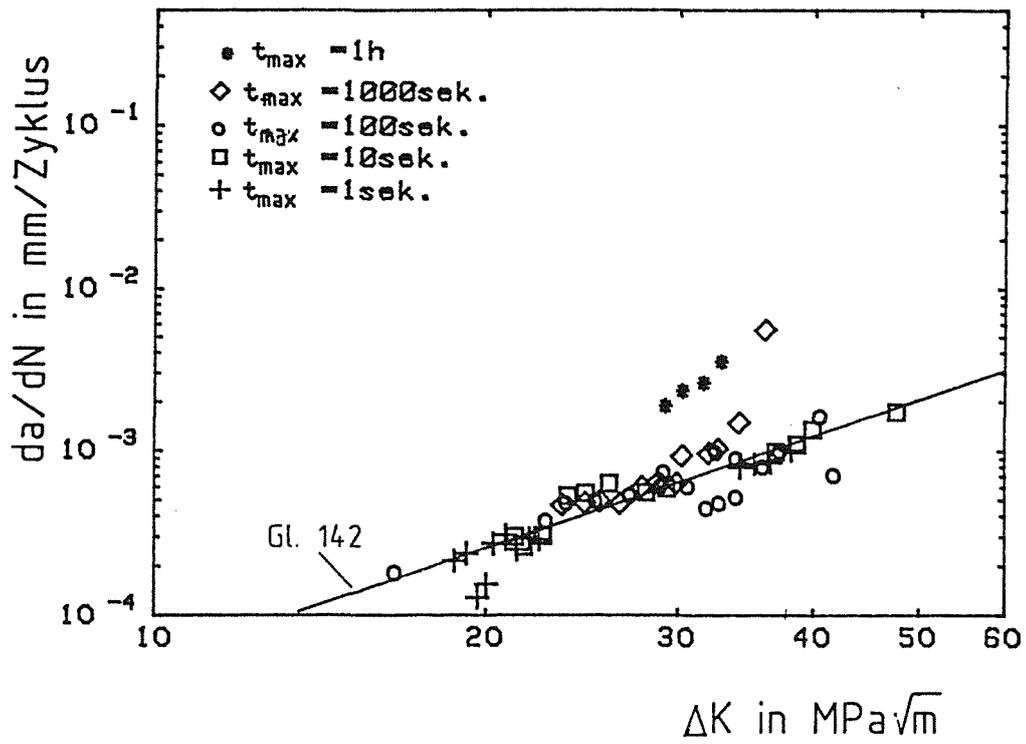


Abb. 115: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , SENB:  $da/dN$  als Funktion von  $\Delta K$

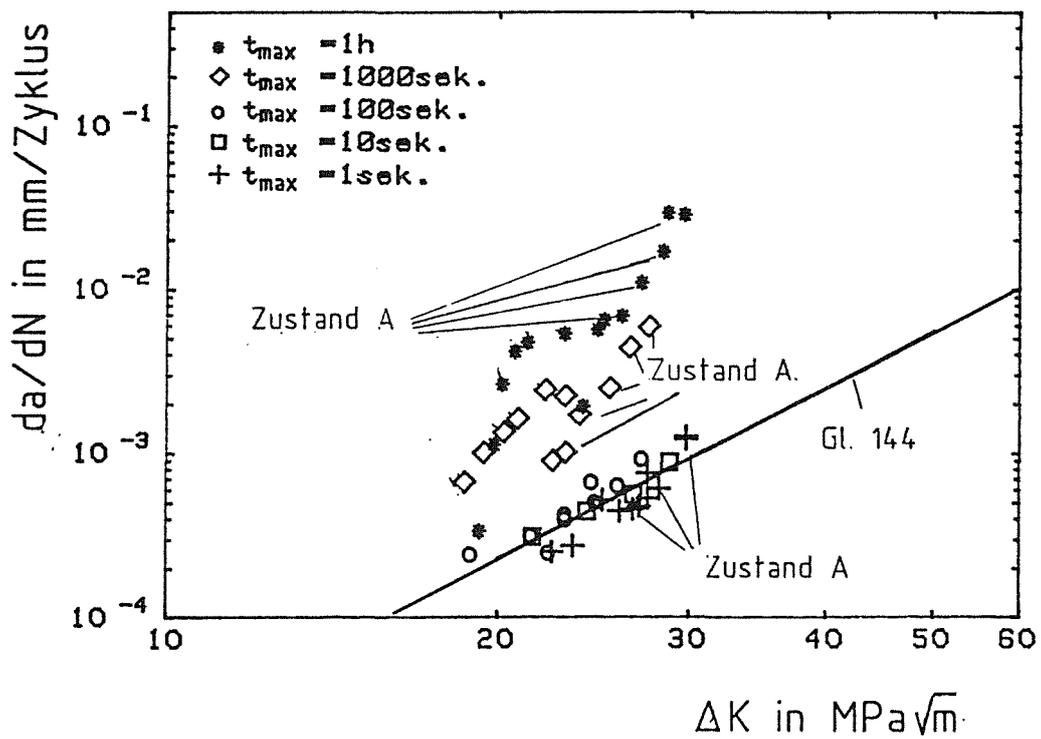


Abb. 116: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , CCP-Versuche:  $da/dN$  als Funktion von  $\Delta K$

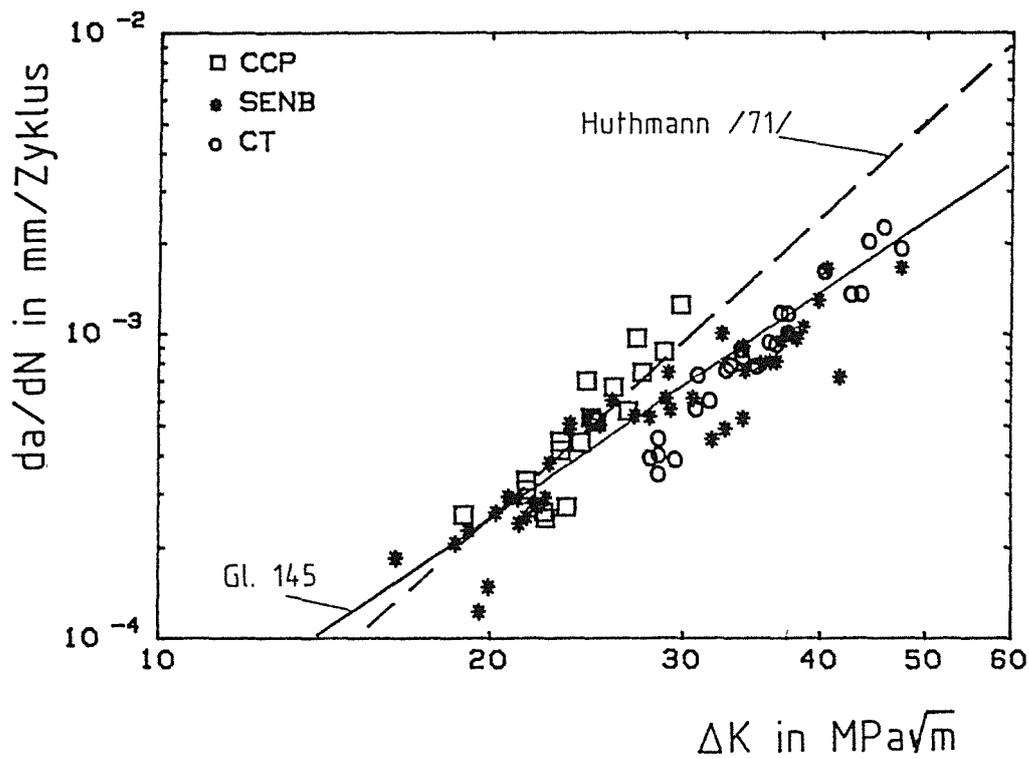


Abb. 117: KERW,  $T = 550^{\circ}C$ ,  $t_{max} \leq 100 \text{sek.}$ :  $da/dN = f(\Delta K)$  für CT-, CCP- und SENB-Geometrie

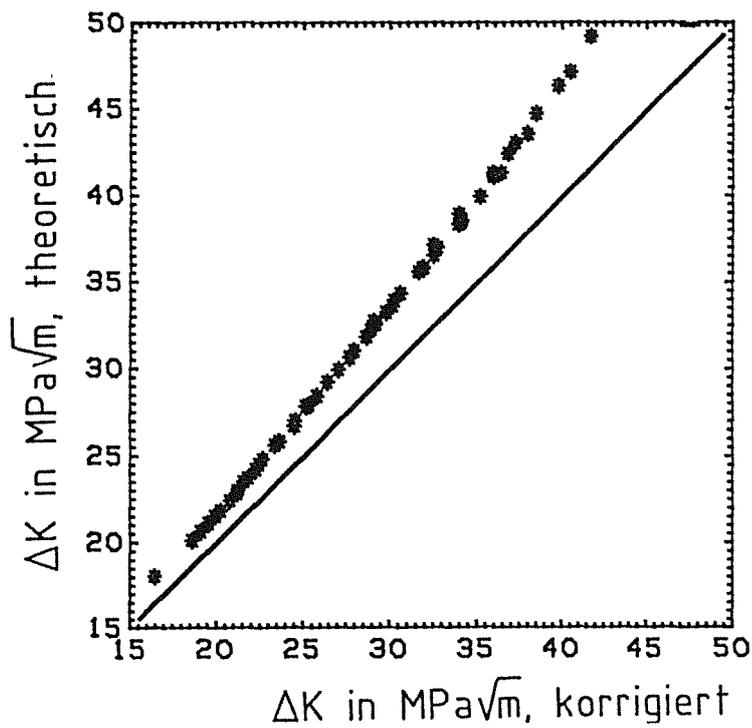


Abb. 118: Vergleich korrigierter und nomineller K-Faktoren bei Dreipunktbiegung

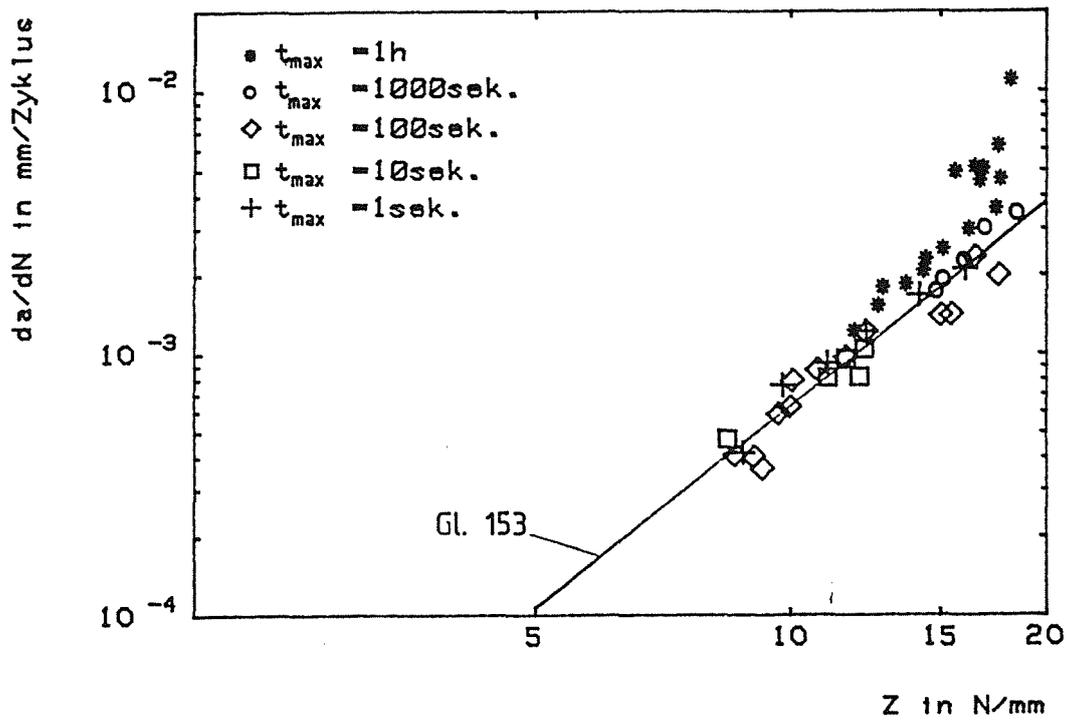


Abb. 119: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , CT-Versuche:  $da/dN = f(Z)$

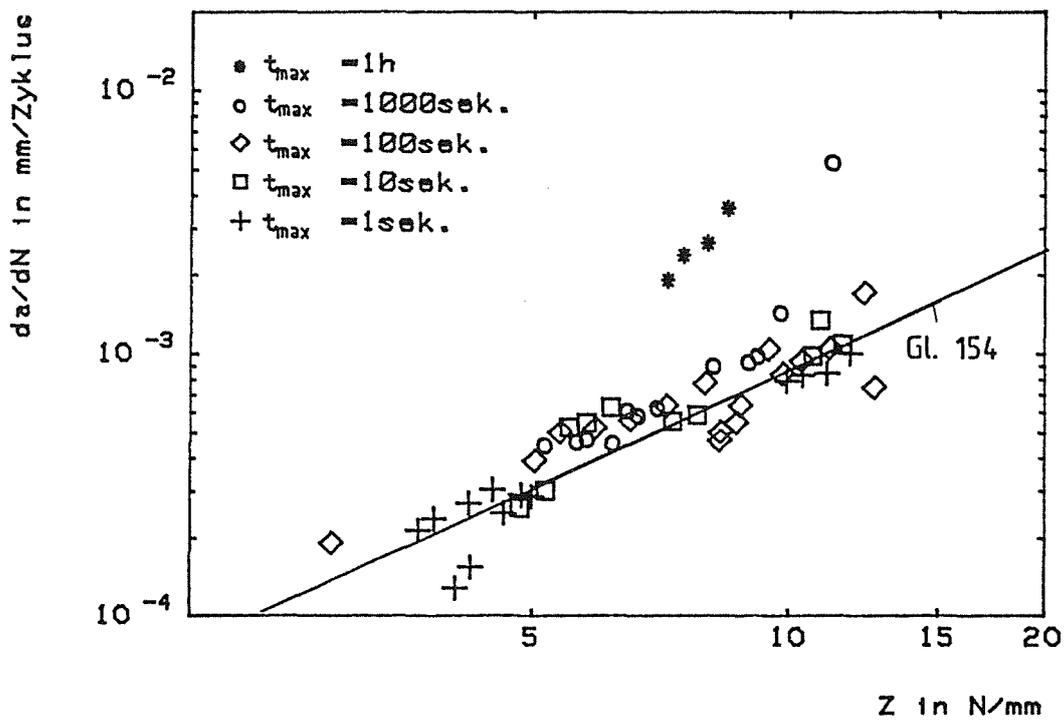


Abb. 120: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ , SENB-Versuche:  $da/dN = f(Z)$

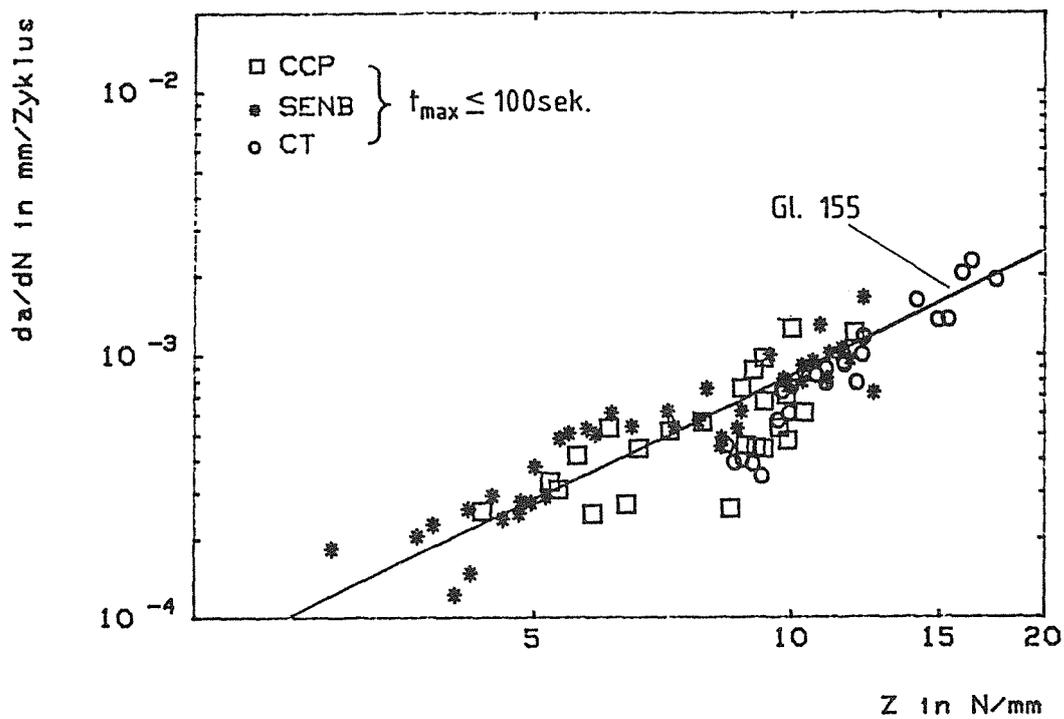


Abb. 121: KERW,  $T=550^{\circ}C$ ,  $t_{max} \leq 100$ sek.:  $da/dN$  als Funktion des experimentellen Z-Integrals für CT-, SENB- und CCP-Probe

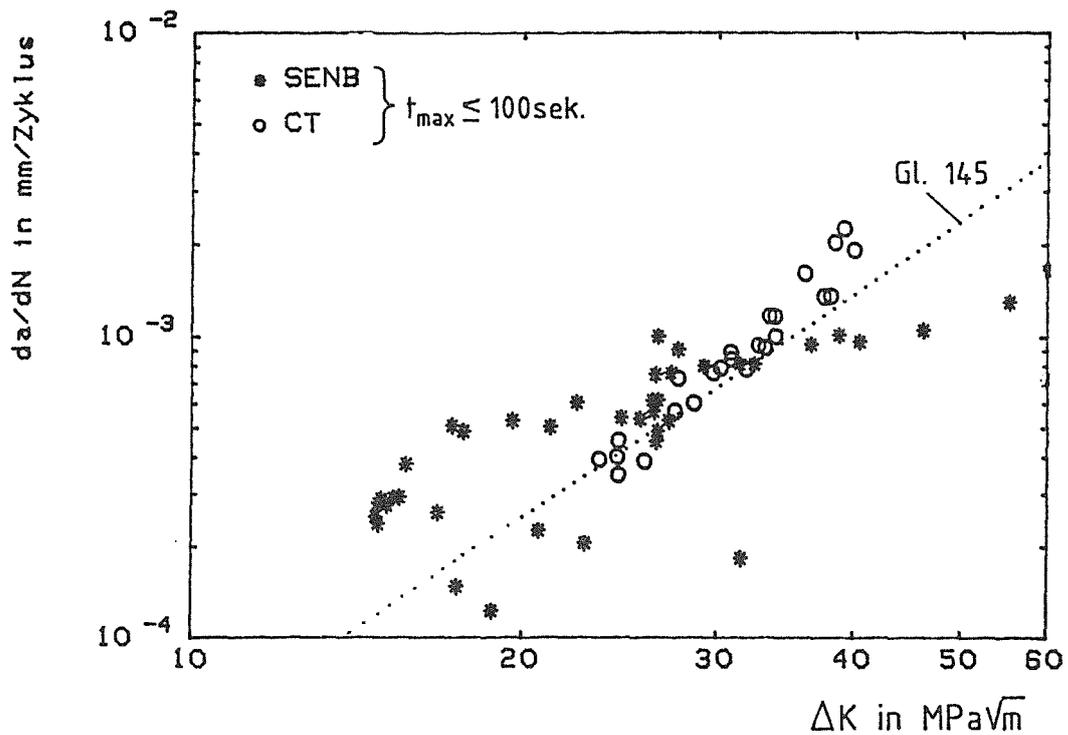


Abb. 122: KERW,  $T=550^{\circ}C$ ,  $t_{max} \leq 100$ sek.: Rißzuwachsrate in Abhängigkeit des aus der Nachgiebigkeit bestimmten  $\Delta K$ -Faktors.

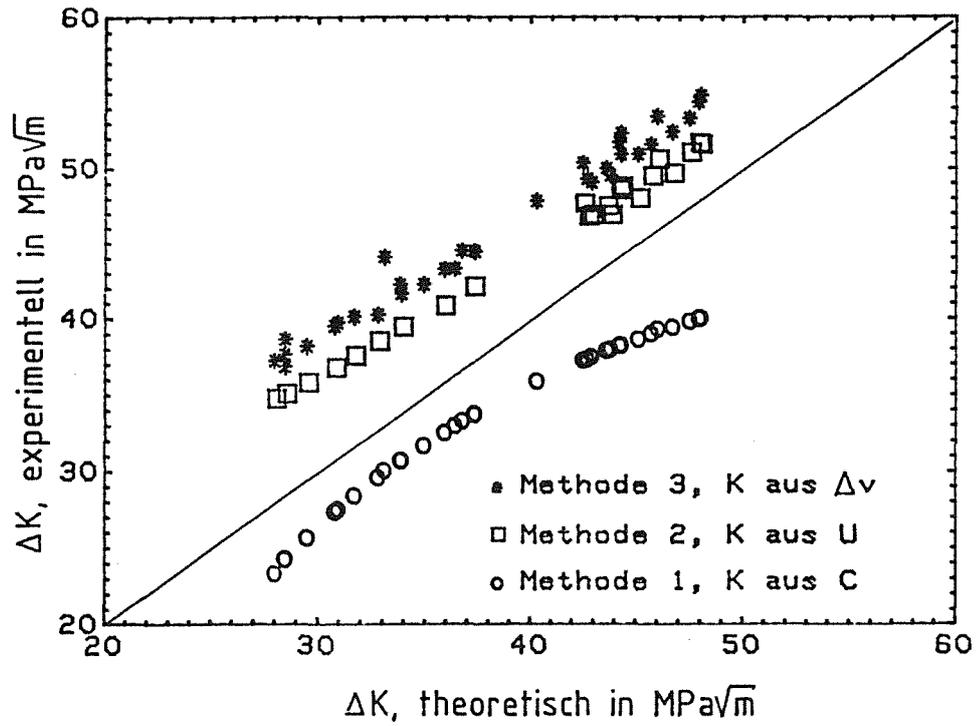


Abb. 123: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t_{\text{max}} \leq 100\text{sek.}$ , CT-Versuche: Vergleich von nominellen und aus den experimentellen Z-Parametern berechneten  $\Delta$ -K-Faktoren

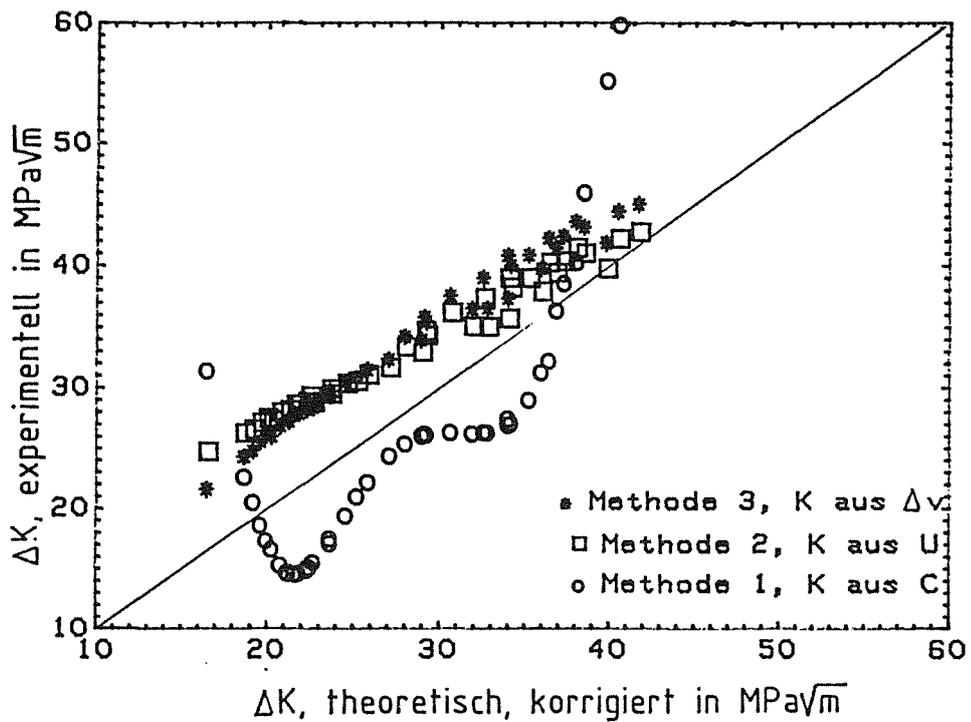


Abb. 124: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t_{\text{max}} \leq 100\text{sek.}$ , SENB-Versuche: Vergleich nomineller und gemessener  $\Delta$ -K-Faktoren

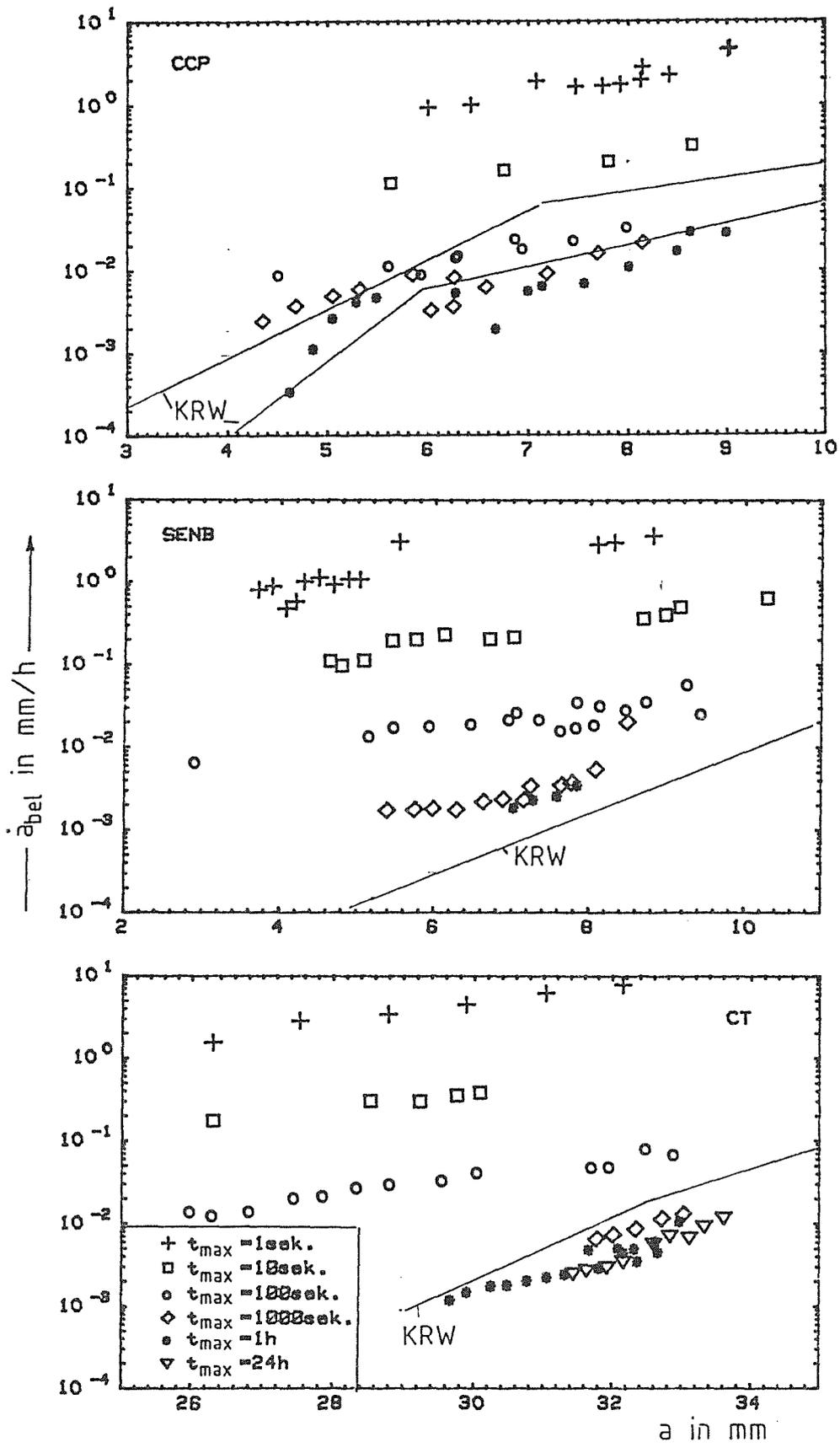


Abb. 125: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ :  $\dot{a}_{bel}$  in probenspezifischer Abhängigkeit der Rißlänge

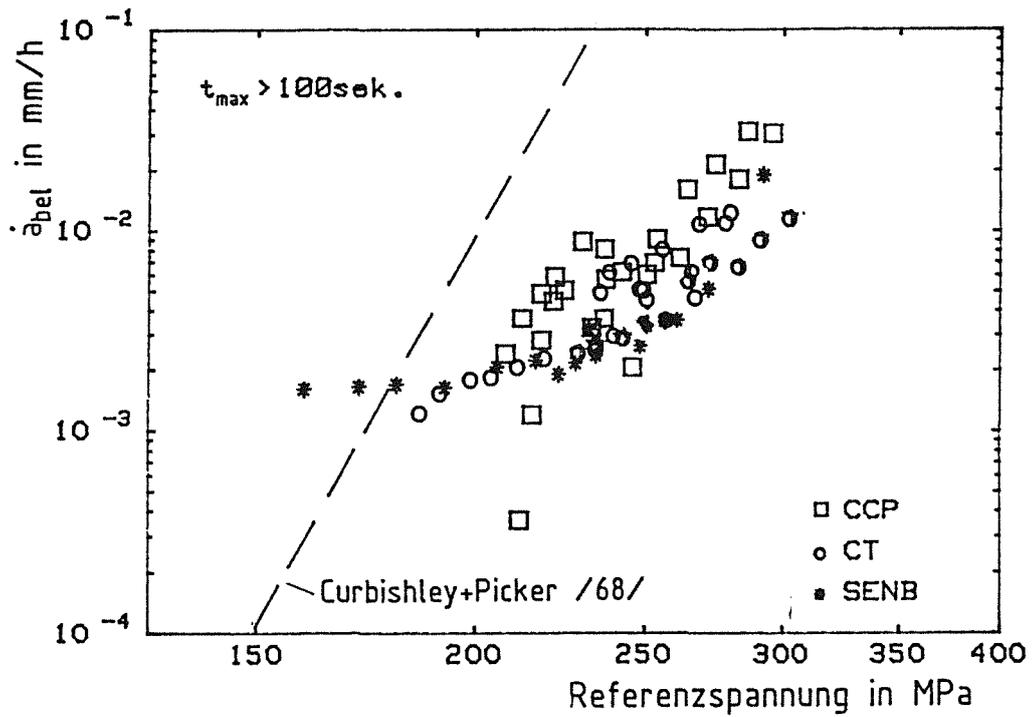


Abb. 126: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t_{max} > 100 \text{ sek.}$ :  $\dot{a}_{bel}$  als Funktion der Referenzspannung

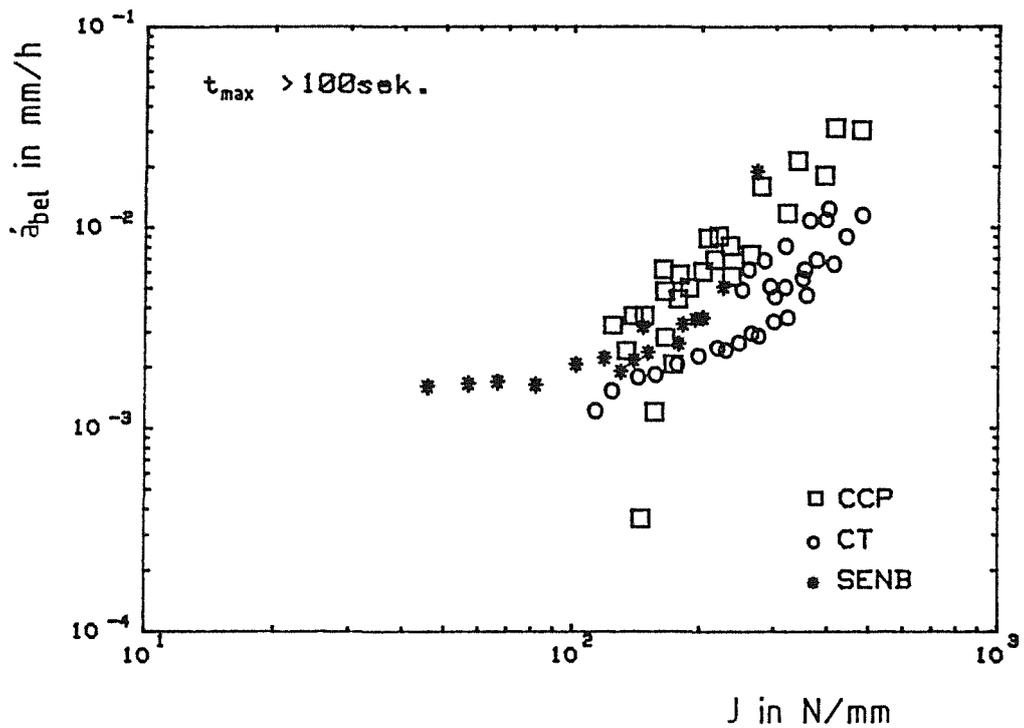


Abb. 127: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t_{max} > 100 \text{ sek.}$ :  $\dot{a}_{bel}$  als Funktion des experimentellen J-Integrals

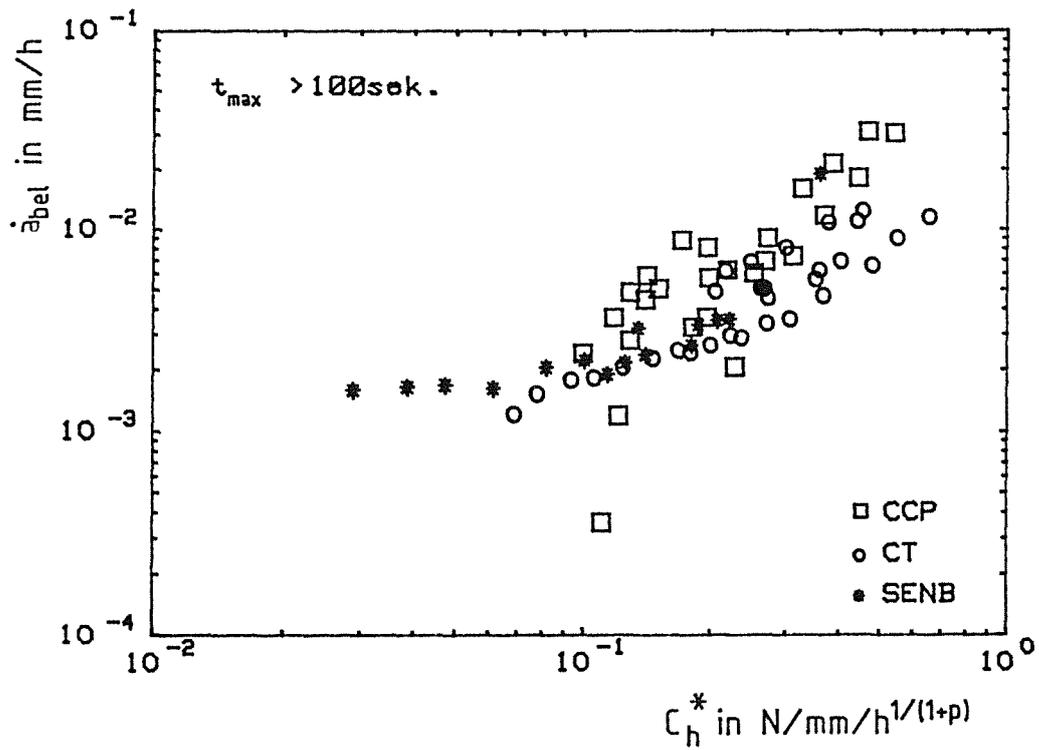


Abb. 128: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t_{\text{max}} > 100\text{sek.}$ :  $\dot{a}_{\text{bel}}$  als Funktion des  $C_h^*$ -Integrals

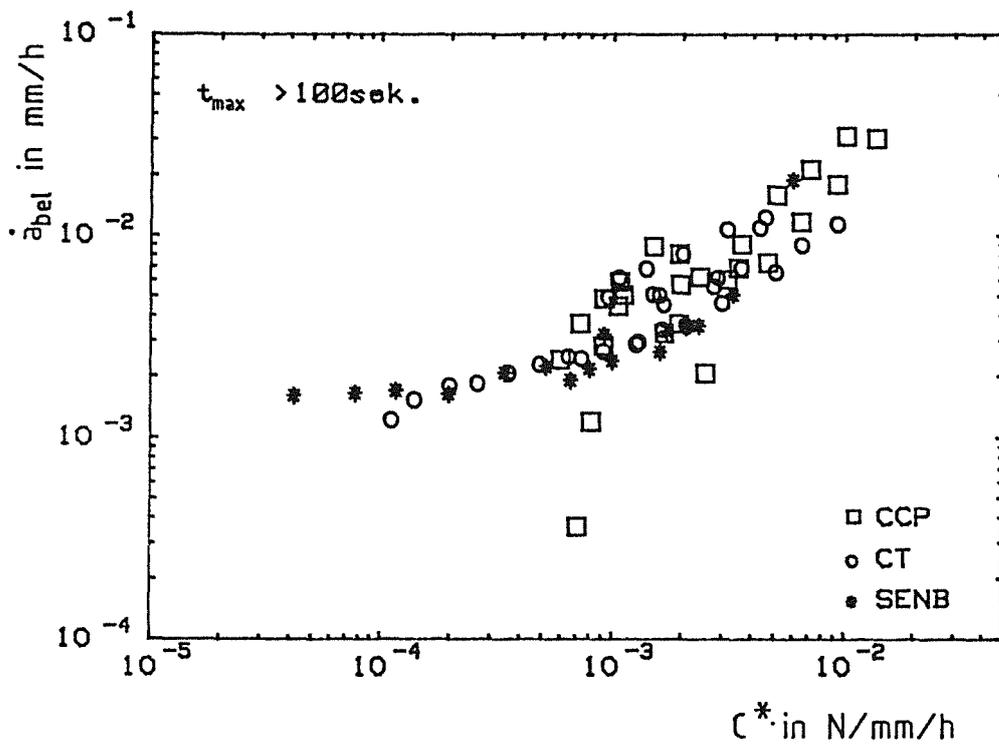


Abb. 129: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t_{\text{max}} > 100\text{sek.}$ :  $\dot{a}_{\text{bel}}$  als Funktion des  $C^*$ -Integrals

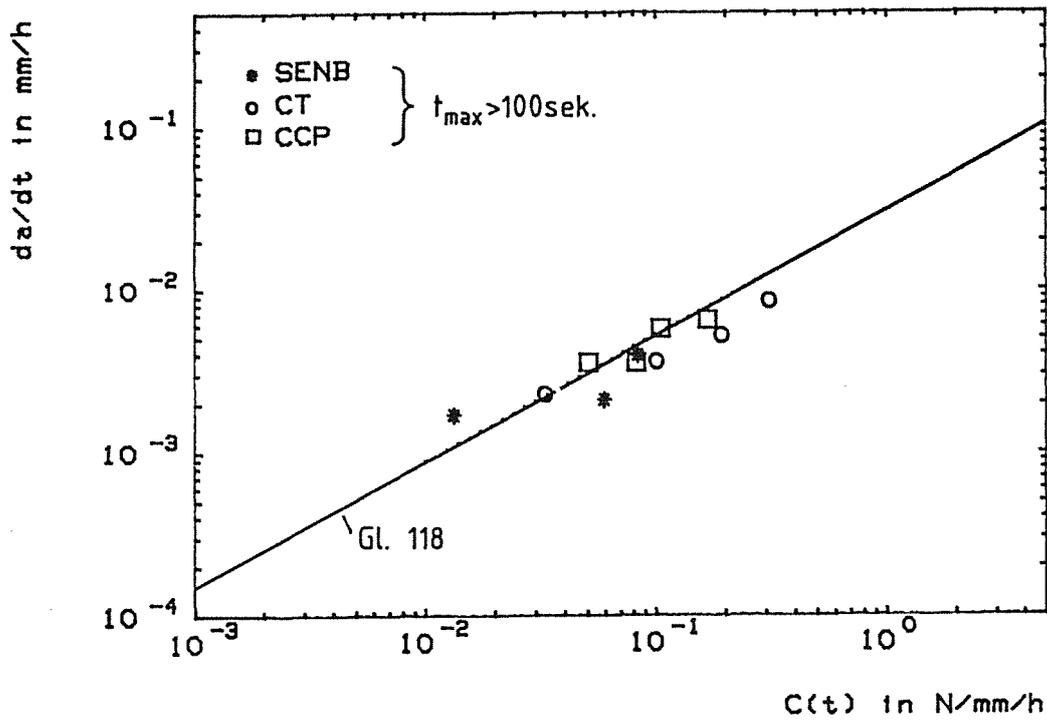


Abb. 130: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t_{\max} > 100 \text{ sek.}$ :  $\dot{a}_{\text{bel}}$  als Funktion des Näherungsparameters  $C(t)$

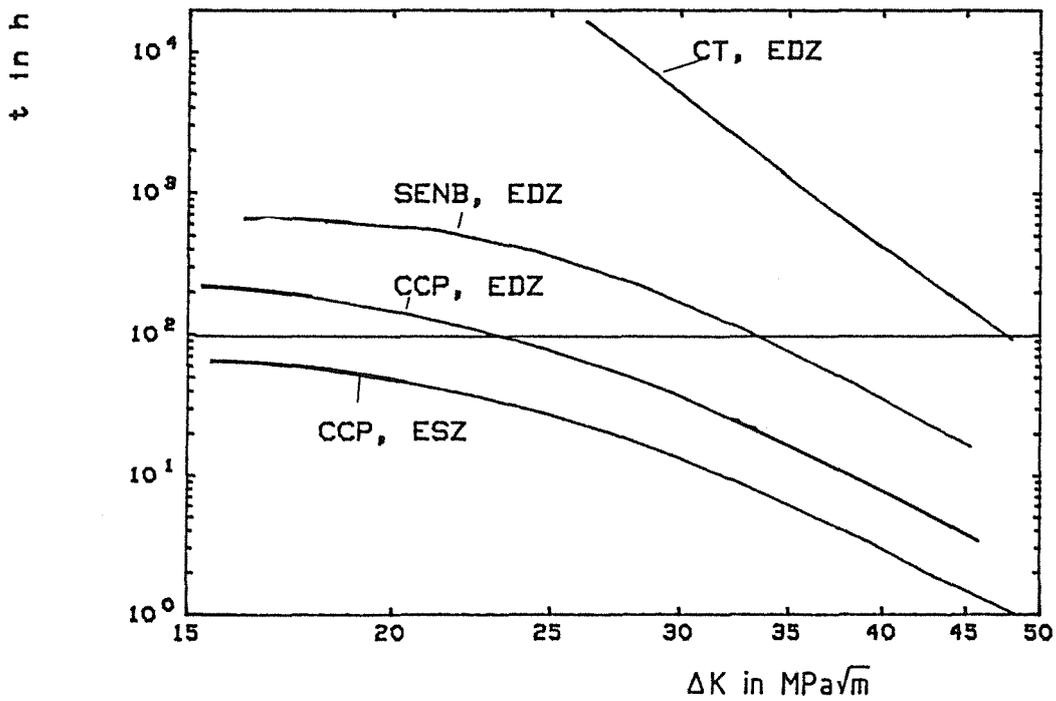


Abb. 131: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ : Übergangszeit  $t_3$  in Relation des zyklischen Spannungsin-  
tensitätsfaktors



Abb. 132: KERW,  $T = 550^\circ\text{C}$ : Hohlräume/Oberflächenrisse vor der Reißspitze (CCPN4).

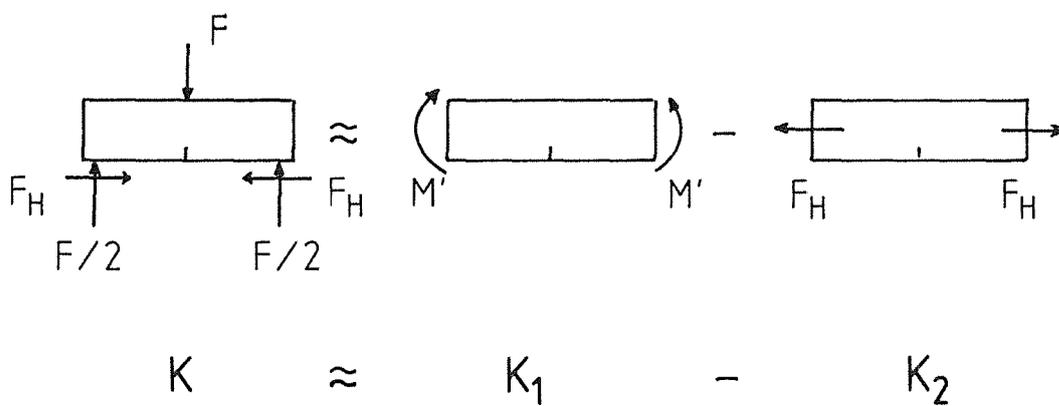
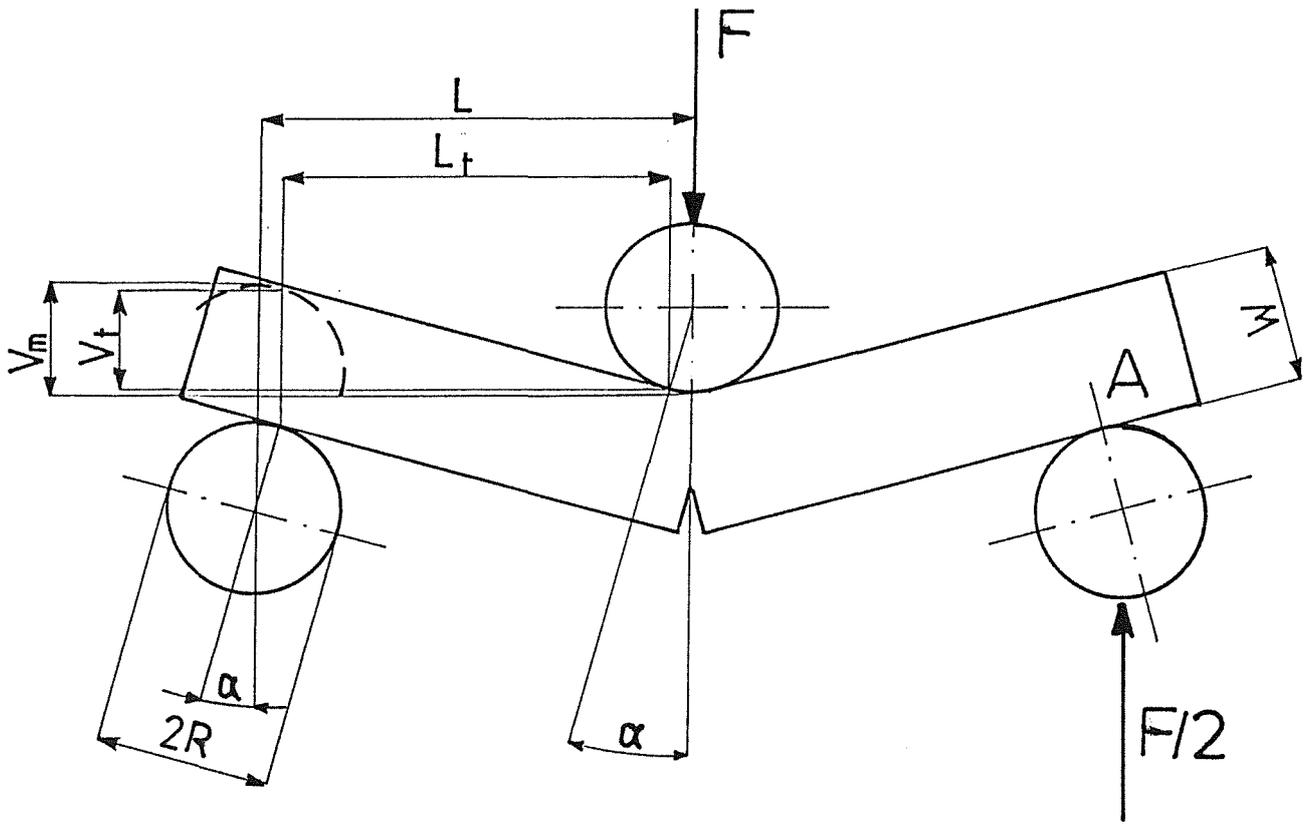


Abb. 133: Dreipunktbiegung: K-Faktorkorrektur nach dem Superpositionsprinzip



Krafteck in A:

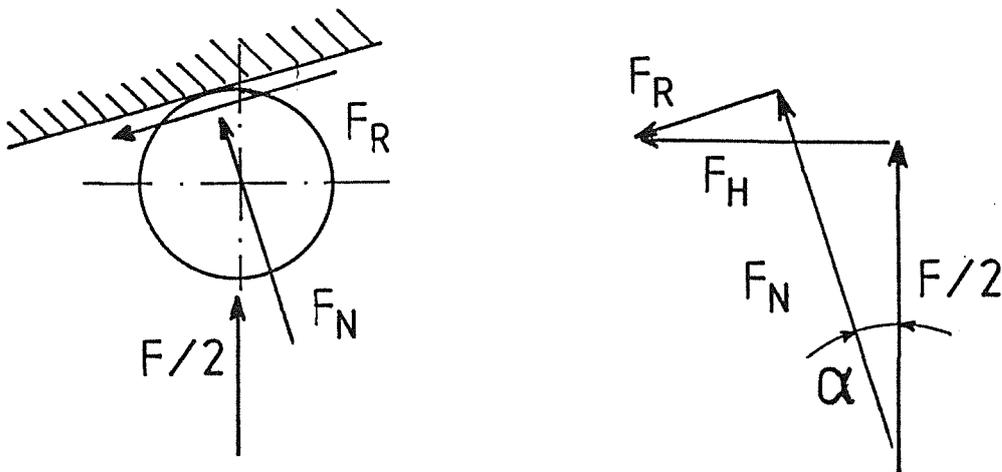


Abb. 134: Dreipunktbiegung: Belastungs- und Verformungsverhältnisse

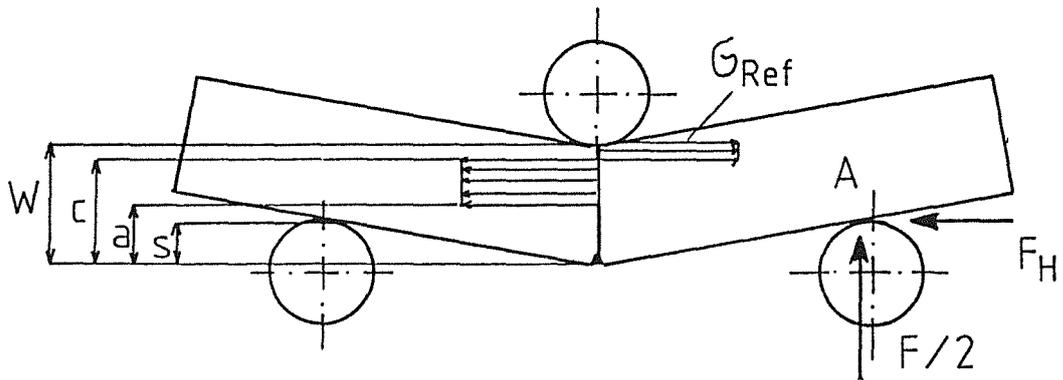


Abb. 135: Dreipunktbiegung: Korrektur der Referenzspannung

## 10. Symbolverzeichnis

<b>A</b>	Ortsbezeichnung beim halb elliptischen Oberflächenriß ( $\varphi = 0^\circ$ )
<b><math>\dot{A}</math></b>	dimensionslose Rißgeschwindigkeit
<b><math>A_0</math></b>	unverformter Nennquerschnitt bei einachsigen Kriechversuch
<b><math>A_{RiB}</math></b>	Rißfläche
<b><math>A_{RiB,1D}</math> , <math>A_{RiB,2D}</math></b>	Rißfläche von Durchgangs- und Oberflächenriß
<b><math>A_u</math></b>	(technische) Bruchdehnung
<b>B</b>	Breite von durchgehend gerissenen Bruchmechanikproben; Ortsbezeichnung beim halb elliptischen Oberflächenriß ( $\varphi = 90^\circ$ )
<b><math>\bar{B}</math></b>	Materialparameter für primäres Kriechen
<b><math>B_0</math></b>	Materialkonstante für (zyklisch-) plastische Verformung
<b><math>B_1</math></b>	Materialkonstante für primäres Kriechen
<b><math>B_2</math></b>	Materialkonstante für sekundäres Kriechen
<b>C</b>	Compliance bzw. Nachgiebigkeit
<b><math>C(t)</math></b>	Näherungsparameter für das rißspitzennahes Spannungsfeld bei Kriechbelastung
<b><math>C^*</math></b>	wegunabhängiges Linienintegral um die Rißspitze bei nichtlinear viskosem Materialverhalten
<b><math>C_h^*</math></b>	wegunabhängiges Linienintegral um die Rißspitze bei primärem Kriechen
<b><math>C_t</math></b>	experimentelles $C^*$ -Integral im Übergangsbereich
<b><math>D_N</math></b>	HRR-Feldgröße
<b>E, (E')</b>	(modifizierter) Elastizitätsmodul
<b>F, (<math>\Delta F</math>)</b>	äußere Belastung(sschwingbreite)
<b><math>F_{max}</math> , (<math>F_{min}</math>)</b>	maximale bzw. minimale äußere Belastung bei Ermüdungsbeanspruchung
<b><math>F_1</math> , (<math>F_2</math>)</b>	Teilfunktion zur Beschreibung des Spannungsintensitätsfaktors

<b>HRR</b>	Hutchinson-Rice-Rosengren
<b>I</b>	Stromstärke
<b><math>I_N, I_n, I_m</math></b>	HRR-Feldgrößen
<b>J</b>	wegunabhängiges Linienintegral um die Rißspitze bei nichtlinear elastischem Werkstoffverhalten
<b><math>J_{el}, J_{pl}</math></b>	elastischer bzw. plastischer anteil des J-Integrals
<b><math>\bar{J}_A, \bar{J}_B</math></b>	Näherungslösung für J in den Punkten A und B aus gewichtet gemittelten K-Faktoren
<b><math>J_{HEO,1}, J_{HEO,2}</math></b>	J-Integralnäherungslösungen für halbelliptischen Oberflächenriß
<b><math>J_{KR}</math></b>	J-Integrallösung für kreisförmigen Innenriß
<b>K</b>	Spannungsintensitätsfaktor
<b><math>\Delta K</math></b>	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
<b><math>\bar{K}_A, \bar{K}_B</math></b>	gewichtet gemittelte K-Faktoren in den Punkten A und B
<b><math>K_{KR}</math></b>	Spannungsintensitätsfaktor des innenliegenden Kreisrisses
<b><math>K_{max}, K_{min}</math></b>	maximaler bzw. minimaler K-Faktor bei Ermüdungsbeanspruchung
<b><math>\Delta K_s</math></b>	unterer Schwellwert für Ermüdungsrißausbreitung ohne Sprünge
<b><math>K_{I,A}</math></b>	Spannungsintensitätsfaktor unter Modus I-Belastung im Punkt A eines speziellen Rißverzweigungsfalles
<b><math>K_{I,B}</math></b>	Spannungsintensitätsfaktor unter Modus I-Belastung im Punkt B eines speziellen Rißverzweigungsfalles
<b><math>K_{IC}</math></b>	Rißzähigkeit
<b>KERW</b>	Kriechermüdungsrißwachstum
<b>KRW</b>	Kriechrißwachstum
<b>L, <math>L_t</math></b>	nomineller bzw, tatsächlicher Abstand des mittleren und der äußeren Auflager bei Dreipunktbiegung
<b>LEBM</b>	linear elastische Bruchmechanik

<b>M</b>	geometrieabhängiger Faktor zur Abschätzung der Gültigkeit von HRR-Feldern
<b>N</b>	Verformungsexponent bei (zyklisch-) plastischer Verformung; Lastspielzahl
<b>R</b>	Verhältnis der minimalen und maximalen Belastung bei Ermüdung
<b>R<sub>p0.2</sub></b>	Streckgrenze bei 0.2% plastischer Dehnung
<b>RAR</b>	Rißausbreitungsrichtung
<b>ΔS<sub>A</sub></b>	Rißflächenzuwachs zur Bestimmung gewichtet gemittelter K-Faktoren im Punkt A eines halb elliptischen Oberflächenrisses
<b>ΔS<sub>B</sub></b>	Rißflächenzuwachs zur Bestimmung gewichtet gemittelter K-Faktoren im Punkt B eines halb elliptischen Oberflächenrisses
<b>T</b>	Temperatur in °C
<b>U</b>	innere Energie; elektrischer Potentialabfall
<b>U*</b>	viskoelastisches Analogon zur inneren Energie
<b>U<sub>nc</sub></b>	Anteil von U, der der ungerissenen Probe zuzuordnen ist.
<b>U<sub>0</sub></b>	elektrisches Bezugspotential
<b>U<sub>pl</sub></b>	Anteil von U, der durch plastische Verformung verursacht wird
<b>U<sub>ref</sub></b>	elektrisches Referenzpotential in einem ungerissenen Probenquerschnitt
<b>V<sub>2</sub></b>	Teilfunktion zur Berechnung elastischer Verformungen gerissener Bauteile
<b>W</b>	Weite durchgehend gerissener Proben; Verformungsenergiedichte
<b>W*</b>	viskoelastisches Analogon zu zur Verformungsenergiedichte W
<b>Y</b>	Geometriefunktion zur Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors
<b>Y<sub>HEO</sub></b>	Y-Funktion des halb elliptischen Oberflächenrisses
<b>Y<sub>KR</sub></b>	Y-Funktion des innenliegenden Kreisrisses
<b>Z</b>	zyklisches J-Integral
<b>Z<sub>el</sub></b>	elastischer Anteil von Z
<b>Z<sub>pl</sub></b>	plastischer Anteil von Z

$Z_2, Z_3$	experimentelle Lösungen von $Z$
$a$	Rißlänge bzw. kleine Halbachse von halbelliptischen Oberflächenrissen
$\dot{a}$	Rißgeschwindigkeit
$\bar{a}$	gemittelte Rißlänge
$\Delta a$	Rißzuwachs
$\dot{a}_{bel}$	Rißgeschwindigkeit bezogen auf die obere Haltezeit $t_{max}$
$a_{eff}$	effektive Rißlänge
$a_i$	lokale Rißlänge mit $i = 1$ bis $9$
$a_0, a_e$	Anfangs- bzw. Endrißlänge
$a_{ref,1}, a_{ref,2}$	Referenzrißlängen für Oberflächenrisse unter Annahme gleicher Rißflächen bzw. gleicher Verformungen
$\bar{a}_{ref,1}$	gemittelte Referenzrißlänge $a_{ref,1}$
$\dot{a}_{tal}$	Näherung für tatsächliche Rißgeschwindigkeit bei KRW und $T = 700^\circ C$
$b$	halbe Breite von Plattenproben mit Oberflächenriß
$c$	große Halbachse von halbelliptischen Oberflächenrissen
$c_e, c_0$	Anfangs- bzw. Endwert von $c$ beim Kriechrißversuch
$d$	Rißlänge des verzweigten Risses in Abb. 62
$ds$	inkrementelle Weglänge
$f_{ij}$	Feldtensor bei linear elastischer Verformung
$h1, h2, h3$	tabellierte Teilfunktionen zur Berechnung von Lastparametern und Verformungsgrößen gerissener Proben
$l_0$	Ausgangsmeßlänge beim einachsigen Kriechversuch
$l_{ref}$	Referenzprobenlänge
$m$	Verformungsexponent für primäres Kriechgesetz; Geometriefunktion zur Berechnung der plastischen Grenzlast

$n$	Verformungsexponent für stationäres Kriechgesetz
$n_i$	Normaleneinheitsvektor
$p$	Materialkonstante für primäres Kriechgesetz
$r$	Polarkoordinate
$t$	Zeit; Tiefenabmessung von Plattenproben mit Oberflächenriß
$\bar{t}$	gemittelte Zeit
$t_{ges}$	gesamte Versuchsdauer
$t_i$	Rißinitiierungszeit
$t_{max}$	obere Haltezeit bei Ermüdungsbeanspruchung
$t_{min}$	untere Haltezeit bei Ermüdungsbeanspruchung
$t_{zyklus}$	Dauer eines Lastspiels bei zyklischer Belastung
$t_1, t_2, t_3$	Übergangszeiten
$u$	Rißuferverschiebung an der Rißspitze
$u_i$	Verschiebungsvektor
$\dot{u}_i$	Verschiebungsgeschwindigkeitsvektor
$\tilde{u}_0$	HRR-Feldgröße
$v, (v_m)$	(gemessene) Kraftangriffspunktverschiebung
$\dot{v}, (\dot{v}_m)$	(gemessene) Kraftangriffspunktverschiebungsgeschwindigkeit
$v_c, (v_{c,m})$	(gemessener) Anteil der Kraftangriffspunktverschiebung, die durch die Gegenwart des Risses hervorgerufen wird
$\dot{v}_c, (\dot{v}_{c,m})$	(gemessener) Anteil der Kraftangriffspunktverschiebungsgeschwindigkeit, die durch die Gegenwart des Risses hervorgerufen wird
$v_e$	am Versuchsende gemessene Kraftangriffspunktverschiebung
$v_{nc}, (v_{nc,m})$	(gemessener) Anteil der Kraftangriffspunktverschiebung, die der rißfreien Probe zuzuordnen ist.

$\dot{v}_{nc}$ , ( $\dot{v}_{nc,m}$ )	(gemessener) Anteil der Kraftangriffspunktverschiebungsgeschwindigkeit, die der rißfreien Probe zuzuordnen ist
$v_0$ , ( $v_{0,m}$ )	(gemessene) Kraftangriffspunktverschiebung nach Lastaufbringung
$\Delta v_c$ , ( $\Delta v_{c,m}$ )	(gemessener) Anteil der zyklischen Kraftangriffspunktverschiebung, der durch den Riß verursacht wird
$\Delta v_m$	gemessene zyklische Kraftangriffspunktverschiebung
$\Delta v_{nc}$	Anteil der zyklischen Kraftangriffspunktverschiebung, die der rißfreien Probe zuzuordnen ist
$v_{c,1D}$ , $v_{c,2D}$	$v_c$ von durchgehend gerissener und oberflächenrißbehafteter Probe
$x$	kartesische Koordinate
$x_c$	kritischer Abstand
$y$	kartesische Koordinate
$z$	kartesische Koordinate
$\Gamma$	Integrationsweg für Linienintegrale um die Rißspitze
$\Lambda_c$	Rißuferverschiebung (bei CCP-, ZP- und BP-Proben in Probenmitte an der Oberfläche gemessen)
$\dot{\Lambda}_c$	in Probenmitte an der Oberfläche gemessene mittlere Rißuferverschiebungsgeschwindigkeit bei CCP, ZP und BP
$\Psi$	Platzhalter für Lastparameter
$\alpha$	Materialkonstante für die Temperaturabhängigkeit des elektrischen Widerstandes; Abkürzung für $a/W$ ; Durchbiegungswinkel bei Dreipunktbiegung
$\beta$	Öffnungswinkel der Rißufer in Bezug zur Rißspitze
$\delta$	an der Probenoberfläche gemessene Rißuferverschiebung in Höhe der Anfangsrißlänge
$\delta_c$	Verschiebung der Rißufer unter einem Winkel $\beta = 45^\circ$
$\varepsilon$	(wahre) Dehnung
$\varepsilon_{el}$	elastische Dehnung

$\varepsilon_f$	Versagensdehnung
$\varepsilon_{ges}$	gesamte Dehnung
$\dot{\varepsilon}_{ij}$	Dehnungsgeschwindigkeitstensor
$\varepsilon_{kr,pr}$	Dehnung aufgrund primärer Kriechverformung
$\varepsilon_{kr,sek}$	Dehnung aufgrund sekundärer Kriechverformung
$\varepsilon_{pl}$	plastische Dehnung
$\theta$	Polarkoordinate
$\kappa$	Platzhalter
$\mu$	Reibkoeffizient
$\nu$	Querkontraktionszahl
$\sigma$	Spannung
$\dot{\sigma}$	zeitliche Ableitung der Spannung
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite bei Ermüdungsbelastung
$\sigma_{brutto}$	Spannung zur Berechnung der plastischen Grenzlast aus Handbuchlösungen
$\sigma_e$	Von Mises-Vergleichsspannung
$\tilde{\sigma}_e$	HRR-Feldgröße zur Berechnung der Von-Mises-Vergleichsspannung
$\sigma_{ij}$	Spannungstensor
$\tilde{\sigma}_{ij}$	HRR-Feldgröße zur Berechnung des Spannungstensors
$\sigma_m$	hydrostatische Spannung
$\sigma_w$	wahre Spannung
$\sigma_\infty$	Belastungsspannung der unendlichen innen-, bzw. mittig gerissenen Platte
$\varphi$	Ortskoordinate beim halbelliptischen Oberflächenriß
$\omega$	plastische Zone um die Rißspitze
$\Delta\omega$	zyklische plastische Zone um die Rißspitze