



KfK 3445
Dezember 1982

**Durch Jod induzierte
Spannungsrißkorrosion an
Zircaloy 4-Hüllrohrmaterial
bei hohen Temperaturen
und deren bruchmechanische
Beschreibung**

H. Eckstein
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Nukleare Sicherheit

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Material- und Festkörperforschung
Projekt Nukleare Sicherheit

KfK 3445

Durch Jod induzierte Spannungsrißkorrosion an Zircaloy 4-Hüllrohrmaterial bei hohen Temperaturen und deren bruchmechanische Beschreibung

H. Eckstein

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH., Karlsruhe

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

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
ISSN 0303-4003

KURZFASSUNG

Bei Kühlungsstörfällen eines LWR können die Voraussetzungen für das Versagen der Zry-4 Hüllrohre infolge SRK (bis 700°C) gegeben sein. Isotherme, isobare Innendruckberstexperimente an jodenthaltenden Zry-4 Hüllrohrproben (10,75 x 0,72 mm, 100 mm lang), bestätigen das verformungsarme Versagen infolge SRK-Rißwachstum bei 500, 600 und 700°C. Die Bruchflächen zeigen transkristalline (500°C), interkristalline (700°C) und Mischbrüche (600°C).

Das Versagensverhalten wird im wesentlichen durch zwei Prozesse bestimmt: (a) Die plastische Kriechverformung in der gesamten Hüllrohrwand findet überwiegend während der Rißbildungsphase statt ; (b) Die temperaturabhängige Transportgeschwindigkeit und Adsorptionsneigung des Jods im Rißspalt beeinflusst die Rißgeschwindigkeit. Die temperaturabhängige Kombination der beiden Prozesse, sowie zusätzliche lokale plastische Deformationen in der Umgebung der Rißfront (600°C) bestimmen das Verformungs- und Standzeitverhalten.

Das beobachtete Versagensverhalten jodenthaltender Zry-4 Hüllrohre von 500 bis 700°C kann mit dem elastisch-plastischen Bruchmechanikmodell CEPFRAME beschrieben werden. Es enthält eine empirisch gefundene Berechnungsmethode für die Rißbildungszeit, sowie ein elastisch-plastisches Modell zur Beschreibung des stabilen Rißwachstums infolge Jod-SRK. Die Rißbildungszeit ist eine temperaturabhängige Funktion der Tiefe der Oberflächenschädigung und der Belastung. Das Rißwachstumsmodell ist eine modifizierte Form des K_I -Konzeptes der linear-elastischen Bruchmechanik. Die Erweiterungen beinhalten die Berücksichtigung einer plastischen Verformungszone vor der Rißfront, sowie einen dynamischen Korrekturfaktor der Rißgeometrie.

Die Rechenergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Daten eigener und fremder Versuchserien bei 500, 600 und 700°C. Die Rißgeschwindigkeit ist bei allen drei Temperaturen eine eindeutige Potenzfunktion der Spannungsintensität vor der Rißspitze mit einem Exponenten von 4,9. Die Standzeit von jodenthaltenden as-received Hüllrohren kann mit CEPFRAME bis auf einen Faktor 2 und besser abgeschätzt werden. Die Anwendung des Modells bei Temperaturen kleiner als 500°C ist prinzipiell möglich. Als Obergrenze wird eine Temperatur von 650°C empfohlen. Eine Berücksichtigung des Modells in LWR-Brennstabverhaltenscodes ist denkbar.

IODINE-INDUCED STRESS CORROSION CRACKING IN ZIRCALOY-4 TUBING AND FRACTURE MECHANICS ANALYSIS AT HIGH TEMPERATURES

ABSTRACT

In LWR accidents stress corrosion cracking (SCC) failure of Zircaloy-4 cladding can occur up to 700°C. Isothermal, isobaric burst experiments were performed with iodine-containing Zry-4 cladding tube specimens (10.75x0.72 mm, 100 mm long). The results confirm that low ductility failure occurs due to iodine-induced stress corrosion crack growth at 500, 600 and 700°C. The fracture surface exhibit transgranular (500°C), intergranular (700°C) and mixed fracture (600°C).

The failure behavior is determined mainly by two processes: (a) plastic creep strain in the whole cladding wall which takes place predominantly during the crack formation phase; and (b) crack propagation which is influenced by the temperature-dependent transport velocity of gaseous iodine and its tendency to be adsorbed at the crack tip. The temperature-dependent combination of the two processes and additional local plastic strains in the vicinity of the crack front (600°C), determine the strain and time-to-failure behavior.

The failure behavior of iodine-containing Zry-4 cladding tubes from 500 to 700°C can be described by the elastic-plastic fracture mechanics model CEPFRAME. The model includes an empirically-determined computation method for the crack formation time, as well as an elastic-plastic model for describing stable crack growth due to iodine-induced SCC. The crack formation time is a temperature-dependent function of both the depth of surface damage and the load.

The crack growth model is a modified version of the K_I -concept of linear-elastic fracture mechanics. The extensions of this concept take into account a plastic strain zone ahead of the crack tip and a dynamic correction factor to the crack geometry.

Model results show good agreement with experimental data at 500, 600 and 700°C. The crack velocity at all three temperatures is a clear power function of the stress intensity ahead of the crack tip; the exponent is 4.9.

The model can estimate the time-to-failure of iodine-containing as-received cladding tubes within a factor of 2. Application of the model to temperatures below 500°C is possible in principle. CEPFRAME has an upper temperature limit of about 650°C. The model is suitable for use in computer codes describing LWR fuel rod behavior in transients and accidents.

INHALT

Seite

Nomenklatur	IV
1. Einleitung	1
2. Die wichtigsten Rißmodelle	3
2.1. Das Griffithsche Rißmodell	3
2.2. Das Barenblattsche Rißmodell	5
2.3. Das Dugdalesche Rißmodell	7
2.4. Fließbruchmechanik	10
2.4.1. Das COD-Konzept	11
2.4.2. Das J-Integral	12
3. Anwendung von Rißmodellen auf die Spannungsrißkorrosion von Zircaloy durch Jod bei Temperaturen unterhalb 400°C	16
3.1. Linear-elastisches Modell	16
3.1.1. Grundgleichungen	16
3.1.2. Parameterabhängigkeit und Konstanten	18
3.1.2.1. Berstzeit	18
3.1.2.2. Kritische Spannung	21
3.2. Fließbruchmechanisches Modell	24
3.2.1. Rißausbreitung	24
3.2.2. Rißentstehung	27
3.3. Zusammenfassung der Modellbetrachtungen	29

	Seite
4. Experimentelles	31
4.1. Versuchsplanung	31
4.2. Versuchsdurchführung	35
4.2.1. Probenherstellung	35
4.2.2. Versuchsaufbau	39
4.2.3. Versuchsablauf und -auswertung	41
5. Anwendung von bruchmechanischen Methoden auf die Beschreibung der Spannungsrißkorrosion von Zry-4 Hüllrohren unter Jodeinfluß bei Temperaturen von 500 bis 700°C	44
5.1. Grundüberlegungen	44
5.2. Entwicklung eines bruchmechanischen Modells	46
5.2.1. Allgemeine Zusammenhänge	46
5.2.2. Rißbildung	49
5.2.3. Rißwachstum	50
5.2.4. Plastische Instabilität	58
5.2.5. Schlußfolgerungen	60
5.3. Gesamtdarstellung des Rechenverfahrens	62
6. Ergebnisse und Diskussion	67
6.1. Materialverhalten von Zry-4 Hüllrohren bei Temperaturen von 500 bis 700°C	69
6.1.1. Zusammenhang zwischen Druck und Standzeit	69
6.1.2. Verformungsverhalten	75

	Seite
6.2. Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM)	84
6.2.1. Bersttemperatur 500°C	84
6.2.2. Bersttemperatur 600°C	89
6.2.3. Bersttemperatur 700°C	91
6.3. Bruchmechanische Modellrechnungen	96
6.3.1. Rißbildung	99
6.3.2. Rißwachstum	104
6.3.3. Abschätzung der Standzeit	112
6.4. Allgemeine Diskussion	117
6.4.1. Materialverhalten	117
6.4.2. Inkubationszeitmodell	121
6.4.3. Rißwachstumsmodell	122
7. Allgemeine Zusammenfassung	130
8. Anhang	136
8.1. Vorbereitende Versuche	136
8.1.1. Jodkonzentration	136
8.1.2. Einfluß der Probenlänge	137
8.1.3. Temperaturverteilung in der Rohrprobe	138
8.2. Mechanische Eigenschaften	138
8.3. Ergebnislisten	143
8.4. Dokumentation von CEPFRAME	150
9. Literatur	157

NOMENKLATURKapitel 2

σ	Nennspannung
σ_y	Spannungsverteilung in der Rißebene
σ_F	Fließspannung
K_I	Spannungsintensitätsfaktor nach Modus I
ρ	Kleiner Abstand von der Rißspitze
a	Rißlänge
$2c$	Länge der Rißfront
w	Probenbreite
$k(\lambda)$	Geometrischer Korrekturfaktor
G	Energiefreisetzungsrate
R	Rißwiderstand
E	Elastizitätsmodul
δ	Bereich der Kohäsivkräfte
$g(x)$	Spannungsverteilung der Kohäsivkräfte
ω	Länge der plastischen Zone
d_R	Rißöffnungsverschiebung
Y	Korrekturfunktion für die Rißgeometrie
M	Folias-Faktor
R_i	Innenradius des Rohres
W	Verformungsenergie pro Volumeneinheit
Σ	Spannungsvektor der äußeren Belastung
v	Verschiebungsvektor
S	Integrationsweg
ν	Poisson-Zahl
U	Verformungsenergie
J	Wert des Linienintegrals nach J.R. Rice

Kapitel 3

$K_{I,SCC}$	Unterer Grenzwert der Spannungsintensität
σ_{th}	Unterer Grenzwert der Nennspannung
da/dt	Rißausbreitungsgeschwindigkeit
C	Proportionalitätskonstante
t_B	Berstzeit
a_o	Ausgangsrißlänge
a_c	Kritische Rißlänge bei Instabilität
K_{Ic}	Rißzähigkeit
σ_n	Nettospannung im Restquerschnitt
σ_B	Bruchspannung
A, A'	Proportionalitätskonstanten
I_2	Jodkonzentration in [g/m ²]
Q	Aktivierungsenergie
R	Allgemeine Gaskonstante
T	Absolute Temperatur
T*	Temperatur in °F
K_o	Proportionalitätsfaktor
ϵ_s, ϵ_f	Kritische Dehnungen
ϕ_s, ϕ_f, ϕ_t	Kritische Verschiebungen
d_K	Korndurchmesser
q	Anteil der durch plastisches Fließen zerstörten Körner an der Gesamtbruchfläche
u	Ausdehnung Bruchzone und plastische Zone
b	Ausdehnung Bruchzone

Kapitel 4

n	Exponent der Spannungsintensität
$K_{I,eff,0}$	Spannungsintensität zu Beginn der Rißverlängerung
$K_{I,eff,c}$	Spannungsintensität bei Instabilität
P_i, P_B	Rohrinnendruck, Berstdruck
ϵ, ϵ_B	Umfangsdehnung, Berstdehnung
$\dot{\epsilon}$	Mittlere Verformungsgeschwindigkeit
$\sigma_{0,2}$	Streckgrenze
w	Wandstärke des Rohres

Kapitel 5

t_B	Gesamtstandzeit
t_I	Inkubationszeit
t_R	Rißwachstumszeit
$A(T)$	Proportionalitätskonstante
E_1	Konstante
E_2	Spannungsexponent
β	Faktor bezüglich Spannungszustand (Gl. 5.7)
m	Verfestigungsexponent
ϵ_{pl}	Wahre plastische Dehnung
σ_w	Wahre Spannung
σ_L	Plastische Grenzlast
β	Faktor bezüglich Belastungsart (Gl. 5.19)
t_M	Experimentelle Standzeit
C_i, C_m	Proportionalitätskonstanten

1. EINLEITUNG

In einem Leichtwassergekühlten Kernreaktor (LWR) wird der Brennstoff Uranoxid von dünnwandigen Rohren aus der Zirkonlegierung Zircaloy (Zry) umhüllt. Während des Reaktorbetriebes ist dieser Werkstoff neben der Neutronenstrahlung wechselnden chemischen und mechanischen Beanspruchungen seitens des Brennstoffs bzw. dessen Spaltprodukten und des Kühlmittels ausgesetzt (Spannungen, Korrosion). In Abhängigkeit von der Verweildauer im Reaktorcore (Erhöhung der Spaltproduktkonzentration, Belastungs- und Temperaturwechsel) verändern sich dadurch die mechanischen Eigenschaften des Hüllrohrwerkstoffes (Versprödung, Festigkeitsverlust), und die Gefahr eines Versagens wird größer.

So besteht heute allgemeine Übereinstimmung darüber, daß bei zu raschen Leistungserhöhungen im Normalbetrieb (bei erhöhtem Abbrand) die Zry-Hüllrohre infolge Spannungsrißkorrosion (SRK) versagen können. Die Voraussetzung dafür ist die kombinierte Einwirkung einer mechanischen Zugspannung - hervorgerufen durch die mechanische Wechselwirkung zwischen Brennstoff und Hülle - und eines chemischen Angriffs der Hüllrohrinnenseite, insbesondere durch das leicht flüchtige Spaltproduktelement Jod. In entsprechenden weltweit angestellten Untersuchungen zum Spannungsrißkorrosionsverhalten von Zry-Hüllrohren (bis max. 500°C) wurden dabei auch verschiedene bruchmechanischen Modelle entwickelt, die die Entstehung und Ausbreitung von Spannungsrißkorrosionsrissen unter Betriebsbedingungen beschreiben. Damit ist es möglich, unter Kenntnis der thermischen, chemischen und mechanischen Randbedingungen die Standzeit von Zry-Hüllrohren abzuschätzen.

Die oben genannten Voraussetzungen für das Zustandekommen von Spannungsrißkorrosionsrissen können aber auch durch Störfälle bei höheren Temperaturen gegeben sein, z.B. durch die starke mechanische Wechselwirkung zwischen Brennstoff und Hülle bei "Anticipated Transients Without Scram" (ATWS), oder durch den Anstieg des Füll- und Spaltgasinnendruckes bei gleichzeitig abfallendem Kühlmitteldruck beim "Loss-of-Coolant-Accident" (LOCA). Es steht außer Zweifel, daß

sich während der schnellen Temperatur- und Belastungsexkursionen bei solchen Störfällen die mechanischen und physikalischen Eigenschaften und das Verformungsverhalten der Hüllwerkstoffes im Vergleich zum Normalbetrieb verändern. Der Versuch, die für den Normalbetrieb gültigen bruchmechanischen Modelle zu Temperaturen oberhalb 500°C , wie sie bei Störfällen auftreten können, zu extrapolieren, wird diesen Tatsachen nicht in vollem Umfang gerecht.

Andere im Kernforschungszentrum Karlsruhe entwickelten Modelle beschreiben das Versagen von Zry-Hüllrohren für Temperaturen oberhalb 600°C bis 700°C aufgrund plastischer Verformung und verzichten auf die Berücksichtigung chemischer Wechselwirkungen zwischen Brennstoff und Hülle. Sie sind nicht zu tieferen Temperaturen extrapolierbar.

Für den Bereich zwischen 500 und 700°C liegt demnach kein durch Untersuchungen bestätigtes Modell vor, das das Hüllrohrversagen infolge SRK beschreiben kann. Das Ziel dieser Arbeit ist es, den experimentellen Nachweis zu erbringen, daß der Versagensmechanismus der Hüllrohre im genannten Temperaturbereich auf Rißwachstum beruht. Weiterhin soll anhand von ausgewählten Ansätzen aus der Literatur die Anwendbarkeit der Theorie der Bruchmechanik bzw. die Möglichkeit der Verifizierung vorhandener Rißmodelle im Hinblick auf Störfälle mit stark erhöhten Temperaturen ($T > 500^{\circ}\text{C}$) für Zry-Hüllrohre überprüft werden.

2. DIE WICHTIGSTEN RISSMODELLE

2.1. DAS GRIFFITHSCHE RISSMODELL

Die Grundlage für die statische und dynamische elastizitätstheoretische Beschreibung von Rissen ist das Modell nach Griffith /1/. Es geht aus von einer elliptischen Öffnung in einer unendlich ausgedehnten elastischen Scheibe unter einachsiger Zugspannung. Für einen langen und schmalen RiB wird angenommen, daß das Ellipsenloch in einen Schlitz entartet ist, dessen kleine Halbachse verschwindet. Über die komplexen Spannungsfunktionen nach N.I. Mus' chelishvili /2/ und mit den Kolosovschen Formeln /3/ läßt sich die allgemeine Lösung für die Spannungsverteilung vor der RiBspitze angeben.

Aufgrund der Unzulänglichkeit, daß der Krümmungsradius an der RiBspitze nicht definiert ist, was zu mathematischen Singularitäten an diesen Stellen führt, werden die Spannungen vor der RiBspitze unendlich groß. Da dies physikalisch unmöglich ist, werden für die unmittelbare Umgebung der RiBspitze Näherungsausdrücke aufgestellt /1/.

Auf der Basis des Griffithschen RiBmodells hat R.G. Irwin /4,5/ mit den "Spannungsintensitätsfaktoren" eine vereinfachte Darstellung der Spannungsverteilung vor dem RiB erzielt. Für den hier interessierenden Fall des einseitigen Randschlisses in einem Werkstoffstreifen endlicher Breite unter einachsiger Zugspannung (RiBöffnung nach Modus I) wird danach die Spannungsverteilung in der RiBebene durch den Ausdruck

$$\sigma_y = K_I \cdot (2\pi r)^{-1/2} \quad (2.1)$$

angegeben (Abbildung 2.1). Die Spannungssingularität am RiBende wird dabei in Kauf genommen, da die Gültigkeit der Beziehung in mäßiger Entfernung von der RiBspitze gesichert ist.

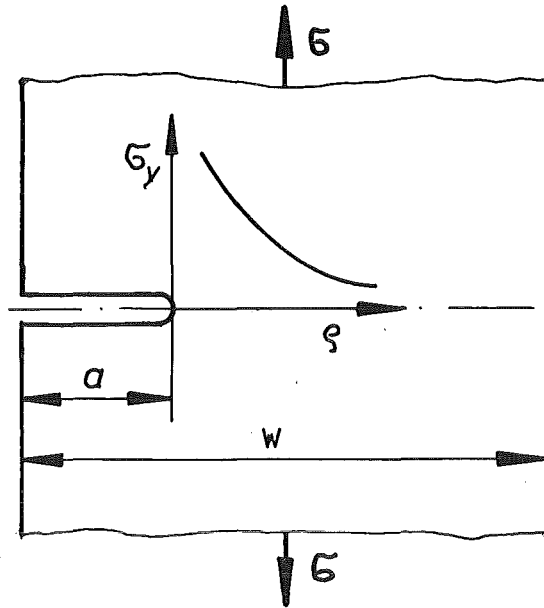


Abb. 2.1: Werkstoffstreifen unter Zugbeanspruchung mit einseitigem Randriß.

Der Spannungsintensitätsfaktor K_I ist koordinatenunabhängig, jedoch abhängig von der Körpergeometrie, der Rißanordnung und den belastenden Kräften (sog. Tangensformel /38/),

$$K_I = \sigma \cdot (\pi a)^{1/2} \cdot [(w / \pi a) \cdot \tan(\pi a / w)]^{1/2} \cdot k(\lambda) \quad (2.2)$$

wobei $k(\lambda)$ mit $\lambda = (2a/w)$ ein Korrekturfaktor ist für den Fall, daß die Rißlänge nicht klein ist gegen die Streifenbreite w /39, 40/.

Das Rißausbreitungsverhalten eines Werkstoffes wird allgemein charakterisiert durch die Rißwiderstandskurve /6/. Sie stellt den Zusammenhang dar zwischen der Energiefreisetzungsrate G , das ist der bei der Rißverlängerung freiwerdende Anteil der Verformungsenergie des elastischen Spannungsfeldes und dem Rißwiderstand R , das ist die zur Schaffung neuer Bruchflächen verbrauchte Energie. Die Energiefreisetzungsrate G und die das elastische Spannungsfeld beschreibende Spannungsintensität K_I sind durch die Beziehung $G = K_I^2 / E$ verknüpft (E ist der Elastizitätsmodul).

Bei gegebener Rißanordnung nehmen G (bzw. K_I) und R mit steigender Belastung zu. Der kritische Wert von G bzw. K_I beim Einsetzen der Rißverlängerung ist eine Werkstoffkenngröße. Solange beim plastisch verformenden Werkstoff die Energiefreisetzungsrateschwächer mit der Rißlänge zunimmt als der Rißwiderstand R ($\partial R / \partial a > \partial G / \partial a$), bleibt die Rißverlängerung stabil, d.h. sie kann jederzeit durch Wegnahme der äußeren Last zum Stillstand gebracht werden. Bei einer bestimmten Belastung nimmt G genauso schnell zu wie R ($\partial R / \partial a = \partial G / \partial a$), und bei jeder weiteren Rißverlängerung wird die Ausbreitung instabil ($\partial R / \partial a < \partial G / \partial a$). Der kritische Wert von G (bzw. K_I) bei Instabilität hängt in gewissem Maß von der Rißlänge und der Probengeometrie ab.

2.2 DAS BARENBLATTSCHES RISSMODELL

Das physikalisch nicht sinnvolle Auftreten unendlich großer Spannungen an der Rißspitze nach dem Griffithschen Rißmodell hat G.I. Barenblatt /1/ dadurch vermieden, daß er für die Beschreibung des Risses die Existenz atomarer oder molekularer Kohäsivkräfte an den Rißenden benutzt, die dort ein glattes Schließen der Rißoberfläche bewirken.

Die Spannungsverteilung längs der Ausbreitungsebene vor einem Riß in einem beliebig belasteten Körper ergibt sich aus der Überlagerung eines normalen elastischen Spannungszustandes (ohne Berücksichtigung der Kohäsivkräfte) und eines Spannungszustandes, der nur von den Kohäsivkräften herrührt (Abbildung 2.2).

Unter Verwendung der Spannungsintensitätsfaktoren ergibt sich im wesentlichen die Form

$$\sigma_y = (K_{I0} + K_I) \cdot (\pi \rho)^{-1/2} + \text{nicht singuläre Glieder} \quad (2.3)$$

wobei ρ ein variabler kleiner Abstand in Rißrichtung von der Rißspitze ab ist, K_{I0} der Spannungsintensitätsfaktor ohne Kohäsivkräfte und K_I der Spannungsintensitätsfaktor für den Spannungszustand der Kohäsivkräfte. Da die Verteilung der flächenbezogenen Kohäsivkräfte $g(x)$ und der Bereich δ , in dem sie wirksam sind (Abbildung 2.3) nach der Barenblattschen Gleichgewichtstheorie unabhängig sind von den äußeren Lasten, und die Lösung von K_I stets die Form hat

$$K_I = -(1/\pi) \cdot \int_0^{\delta} [g(\rho^*)/\sqrt{\rho^*}] d\rho^* \quad (2.4)$$

hat das Integral in Gleichung 2.4 für ein bestimmtes Material stets den gleichen Wert.

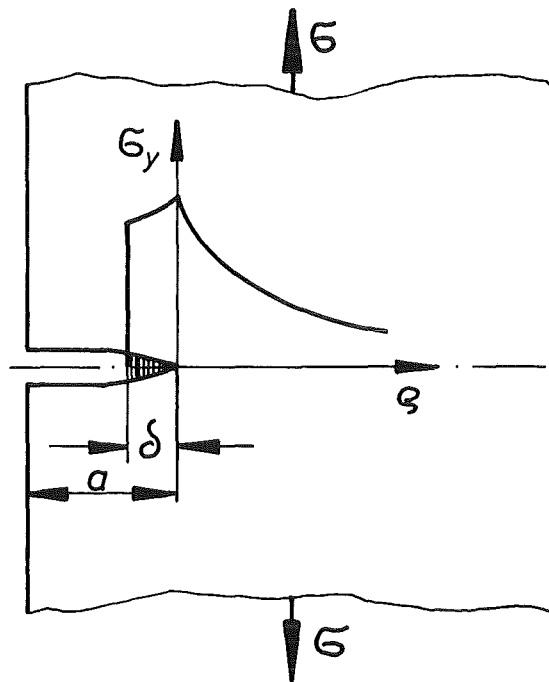


Abb. 2.2: Spannungsverteilung und Rißkontur ; δ ist die Strecke, auf der die Kohäsivkräfte wirken.

Es wird als Kohäsionsmodul B bezeichnet und muß als Werkstoffkenngröße experimentell bestimmt werden. Der Modul B kennzeichnet also allein die Kohäsivkräfte und hat die Größenordnung $(E \cdot \sqrt{\delta})$ (E = Elastizitätsmodul). Der Bereich δ , in dem die Kohäsivkräfte wirksam sind, hat die Größenordnung von einigen Atomabständen.

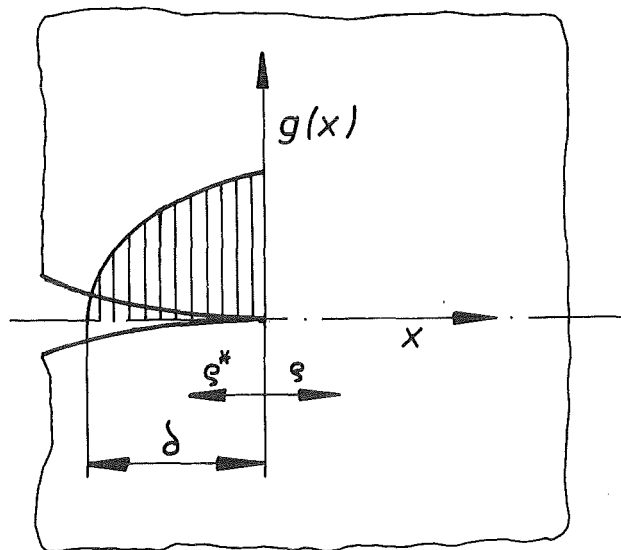


Abb. 2.3: Qualitativer Verlauf der flächenbezogenen Kohäsivkräfte $g(x)$.

2.3 DAS DUGDALESCHES RISSMODELL

Für Werkstoffe, die sich im allgemeinen duktil verhalten, sind die linear-elastischen Rißmodelle zur Beschreibung des Rißverhaltens nicht mehr genügend exakt. Für die Berechnung der Spannungen und Dehnungen im Bereich der Rißspitze, in dem vor allem bei Metallen plastisches Fließen auftritt, müssen geeignete elastisch-plastische Lösungen gefunden werden,

die die Erscheinungen in der plastischen Zone in Abhängigkeit von der Belastung und den Werkstoffeigenschaften berücksichtigen. Dies ist in dem Modell von D.S. Dugdale /1/ geschehen. Die plastische Zone vor der Rissspitze wird hier sozusagen als Verlängerung des eigentlichen Risses angesehen. In diesem schmalen Band plastischer Verformung unterliegt das Material einer konstanten Fließspannung σ_F , während sich der Werkstoff außerhalb der plastischen Zone rein elastisch verhält. Die Spannungen am Ende des hypothetischen Risses müssen endlich sein ; die Länge der plastischen Zone wird so gewählt, daß dies zutrifft (Abbildung 2.4). Für die Spannungsverteilung vor dem RiB ($x \geq a^*$) ergibt sich mit dem Verfahren der komplexen Spannungsfunktionen der Ausdruck

$$\sigma_y = \sigma \cdot \left\{ 1 + (1/\mathfrak{J}) \cdot \arctan \left[\frac{\sin(2\mathfrak{J})}{\exp(2\alpha^*) - \cos(2\mathfrak{J})} \right] \right\} \quad (2.5)$$

mit den Abkürzungen $\mathfrak{J} = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma}{\sigma_F}$ und $\cosh \alpha^* = x/a^*$. Die Länge der plastischen Zone ω ist festgelegt durch

$$\omega = a^* - a = a^* \cdot (1 - \cos \mathfrak{J}) \quad (2.6.1)$$

Als Näherungsausdrücke ergeben sich

$$\begin{aligned} \text{für } \sigma/\sigma_F \ll 1 : \omega &\approx 1.23 \cdot a \cdot (\sigma/\sigma_F)^2 \\ \text{und} & \\ \text{für } \sigma/\sigma_F \approx 1 : \omega &\approx a^* \left[1 - \frac{\pi}{2} \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_F} \right) \right] \end{aligned} \quad (2.6.2)$$

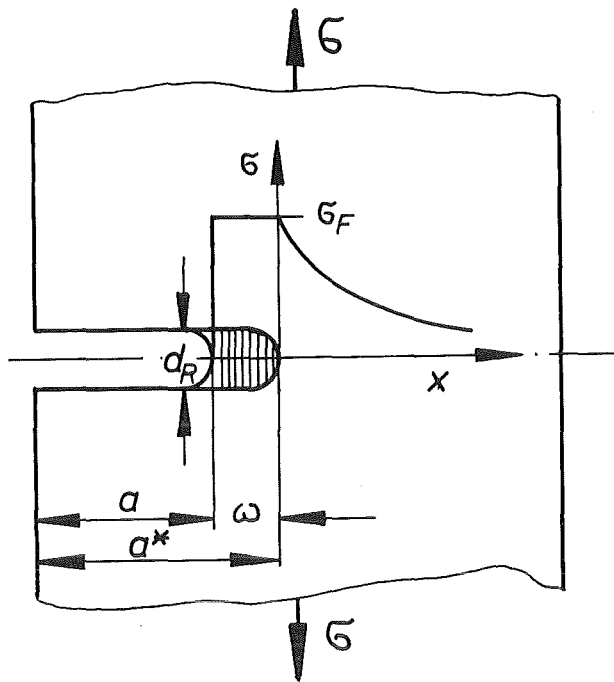


Abb. 2.4: Spannungsverteilung und plastische Zone beim Dugdaleschen Rißmodell.

Das in der linear-elastischen Bruchmechanik übliche K_I -Konzept für die Beschreibung des Bruchvorganges und damit das Kriterium für den Beginn der instabilen Rißfortpflanzung, $K_{I,krit}$, ist in den Fällen, in denen Kleinbereichsfließen auftritt, nicht mehr anwendbar. Anstelle der kritischen Spannung bei spröden Stoffen wird bei zähen Materialien daher eine kritische Verformung, die Rißöffnungsverschiebung d_R an der Stelle $x = a$, als charakteristisch angesehen (Abbildung 2.4) :

$$d_R = (\pi a \cdot \sigma^2) / (E \cdot \sigma_F) \quad (2.7)$$

Erreicht die Verformung d_R einen kritischen Wert $d_{R,krit}$, so wird sich der Riß unter der kritischen Spannung

$$\sigma_{krit} = [d_{R,krit} \cdot E \sigma_F / \pi a]^{1/2} \quad (2.8)$$

fortpflanzen, und damit den Bruch des Materials einleiten.

2.4 FLIESSBRUCHMECHANIK

Ist der verformte Bereich vor der Rißfront klein, so ist das Spannungs- und Verformungsfeld des Risses immer noch mit K beschreibbar, da das insgesamt elastische Verhalten der Probe nur unwesentlich beeinflusst wird /6/. Eine kleine Abweichung von der Linearität kann dann in der Form der effektiven Rißtiefe a_{eff} berücksichtigt werden

$$a_{\text{eff}} = a + \omega/2 \quad (2.9)$$

die aus der laufenden Rißtiefe a (ohne plastische Zone) und der halben Länge des verformten Bereiches gebildet wird. Entsprechend wird die effektive Spannungsintensität

$$K_{I,\text{eff}} = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{\text{eff}}} \cdot Y \quad (2.10)$$

festgelegt (Y ist ein Korrekturfaktor für die Rißgeometrie). Es muß nach /6/ dabei darauf geachtet werden, daß

$$\omega/a < 0.4 \quad (2.11)$$

und

$$\sigma_{\text{net}}/\sigma_F \leq 0.6 \dots 0.8 \quad (2.12)$$

ist. Gelten die beiden Ungleichungen (2.11) und (2.12), die eine Begrenzung

der Plastifizierung im Restquerschnitt darstellen, nicht mehr, dann wird von Fließbruchmechanik gesprochen, und der Brucheintritt muß mit Größen beschrieben werden, die unabhängig sind von der Probengeometrie und der Belastung. Nur die Probendicke, bzw. die Wandstärke bei Rohren, muß beachtet werden, da der Spannungszustand (ebene Dehnung, ebene Spannung) mit der Probengröße variiert. Die beiden fortgeschrittensten Verfahren der Fließbruchmechanik, das Crack-Opening-Displacement (COD)-Konzept und das J-Integral sollen im folgenden näher betrachtet werden.

2.4.1 Das COD-Konzept

Nach Gleichung 2.7 (siehe Kapitel 2.3) wird die Rißöffnungsverschiebung für ebene Spannung bei Kleinbereichsfließen über die Beziehung

$$d_R = (\pi a \cdot \sigma^2) / (E \cdot \sigma_F) = K_I^2 / (E \cdot \sigma_F) = G / \sigma_F \quad (2.13)$$

durch das elastische Spannungsfeld bestimmt. Die bei der Öffnung des Risses aufzubringende Arbeit ist demnach

$$G = d_R \cdot \sigma_F \quad (2.14)$$

und beim Bruch

$$G_c = d_{R,c} \cdot \sigma_F \quad (2.15)$$

Das bedeutet, die Rißöffnungsverschiebung ist im elastischen Fall (Kleinbereichsfließen) ein Maß für die bei der Rißausbreitung geleistete Arbeit. Wird vorausgesetzt, daß dies auch dann gilt, wenn die Behandlung gemäß dem elastischen Fall nicht mehr zulässig ist, ist $d_{R,C}$ ein eindeutiges Maß für die Belastbarkeit eines angerissenen Körpers. Es gilt dann

$$d_R = (8\sigma_F/\pi E) \cdot a \cdot \ln[1/\cos(\pi\sigma/2\sigma_F)]. \quad (2.16)$$

Im Fall eines Rohres mit axialem Innenri muß die rechte Seite von Gleichung 2.16 mit dem Quadrat des Folias-Faktors M , der die elastische Ausbeulung des Rohres berücksichtigt, multipliziert werden,

$$M^2 = 1 + 1.61 \cdot a^2/R_i w. \quad (2.17)$$

Aus Gleichung 2.16 kann die zugehörige kritische Spannung für eine kritische Rißtiefe a_c nach

$$\sigma_C = (2\sigma_F/\pi) \cdot \arccos \left\{ \exp \left[\left(d_{R,C} \cdot \pi \cdot E \right) / \left(8 \cdot \sigma_F \cdot a_c \right) \right] \right\}^{-1} \quad (2.18)$$

berechnet werden, bzw. unter Berücksichtigung von Gleichung 2.17 für Rohrgeometrien.

2.4.2 Das J-Integral

Für die Bestimmung der Spannungen und Dehnungen an einem Riß im Zugspannungsfeld unter Berücksichtigung des plastischen Werkstoffverhaltens

hat J.R. Rice /7/ eine Näherungsbetrachtung geliefert, die sich auf die enge Rißspitzenumgebung beschränkt. Es ist dies ein Linienintegral J , welches den Energieumsatz an der Rißspitze sowohl im linear-elastischen als auch im elastisch-plastischen Bereich charakterisiert

$$J = \int_S (W \, dy - \Sigma \frac{\partial v}{\partial x} \, ds) \quad (2.19)$$

(W ist die Verformungsenergie pro Volumeneinheit, Σ ist der Spannungsvektor aufgrund der äußeren Belastung und v der Verschiebungsvektor entlang des Integrationsweges S). Das Integral ist wegunabhängig und kann längs des beliebigen Weges S genommen werden, wenn dieser nur die Rißspitze umschließt (Abbildung 2.5).

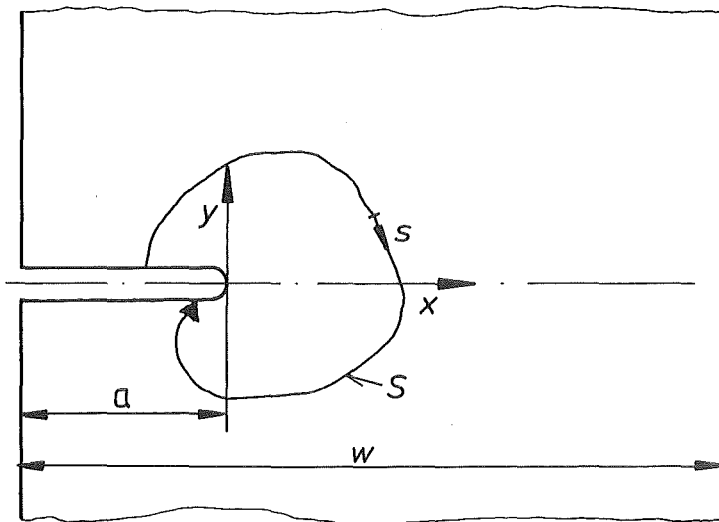


Abb. 2.5: Zur Definition des J-Integrals nach Rice.

Das Integral hängt daher nur von den Gegebenheiten an der Rißspitze ab. Zur Bestimmung von J kann der Weg S die Rißspitze weiträumig umgehen.

Ist der plastische Bereich an der Rißspitze klein gegen die Rißtiefe und gegen die übrigen geometrischen Abmessungen, so nimmt J denselben Wert an wie bei rein elastischem Materialverhalten ; dann nämlich ist J gleich der Energiefreisetzungsrate G

$$J = G = K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)/E \quad (\text{ebene Dehnung}) \quad (2.20)$$

Im elastisch-plastischen Fall ist Gleichung 2.20 nicht mehr gültig.

Anschaulich kann J als Änderung der Verformungsenergie U mit der Rißtiefe interpretiert werden

$$J = - \frac{\partial U}{\partial a} \cdot 1/2c \quad (2.21)$$

(2c ist die Länge der Rißfront = Probendicke bei Zugproben mit Außenriß).

Für experimentelle Bestimmung von J gibt es verschiedene Verfahren, für die jeweils bestimmte Randbedingungen erfüllt sein müssen. Hier sei nur eine Näherungslösung von J.G. Merkle und H.T. Corten /8/ angegeben, die im linear-elastischen, im elastisch-plastischen und im starr-plastischen Bereich für alle Probengeometrien Gültigkeit hat

$$J = U \cdot \alpha(a/w) / 2c \cdot (w - a) \quad (2.22)$$

(w ist die Probenbreite ; vgl. Abbildung 2.5)

Die Ermittlung der Funktion $\alpha(a/w)$ ist allerdings mit großem mathematischen Aufwand verknüpft.

Der kritische Wert von J wird bei Beginn der Rißausbreitung, d.h. als J_0 ermittelt. Ein interessanter Aspekt des J-Integralverfahrens ist, daß über J_0 gültige Werte für $K_{I,krit}$ bestimmt werden können, wenn J_0 einem ebenen Dehnungszustand zugeordnet werden kann /6/. Nach Gleichung 2.20 gilt dann

$$K_{I,krit} = \sqrt{J_0 \cdot E / (1 - \nu^2)} \quad (2.23)$$

Für "echte" $K_{I,krit}$ -Messungen müssen zwei Bedingungen erfüllt sein:

- ebene Dehnung und
- linear-elastisches Materialverhalten.

Die J-Integral-Methode benötigt die zweite Bedingung nicht und kommt daher mit kleineren Proben aus /6/.

3. ANWENDUNG VON RISSMODELLEN AUF DIE SPANNUNGSRISSKORROSION VON ZIRCALOY DURCH JOD BEI TEMPERATUREN UNTERHALB 400°C.

3.1 LINEAR-ELASTISCHES MODELL

3.1.1 Grundgleichungen

In der Literatur wird zur Berechnung des Bruchvorganges durch Spannungskorrosionsrisse in Zry-4-Hüllrohren unter Joddampf überwiegend das K_I -Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik herangezogen. Es werden daraus kritische Werte für Umfangsspannung (bei Rißverlängerung), sowie kritische K_I -Faktoren gewonnen, unterhalb der keine Spannungskorrosionsrisse auftreten ($K_{I,SCC}$). In erster Näherung ist die Anwendung der linear-elastischen Bruchmechanik auf Zry-Spannungsrißkorrosion durch Jod im Temperaturbereich bis ca. 400°C (Reaktorbetriebsbedingungen) eine gute Methode zur Beschreibung des Bruchvorganges, da das Jod eine versprödende Wirkung auf das Zry ausübt, und somit die wichtigste Voraussetzung für die linear-elastische Bruchmechanik gegeben ist, nämlich weitgehend elastisches Materialverhalten /6/. Allerdings wird eine Versprödung unter Jodeinfluß zum Teil auch bei höheren Temperaturen (bis zu 800°C), insbesondere bei mechanisch vorgekerbten Hüllrohrproben, beobachtet /9,15,20/. Das läßt den Schluß zu, daß eine Beschreibung der Zry-Spannungsrißkorrosion durch Jod auch bei höheren Temperaturen (bis 800°C) durch ein Bruchmechanik-Modell möglich sein könnte.

Sehr ausführlich haben Tucker, Kreyns und Kearns in /10/ die Zry-Spannungsrißkorrosion unter Jodeinfluß auf der Basis eines linear-elastischen Bruchmechanik-Modells nach Kreyns et al. /11/ bearbeitet. Mit Hilfe isothermer, isobarer Innendruckexperimente (unbestrahltes Zry-Hüllrohr, innen vorgekerbt, Temperatur $\leq 400^\circ\text{C}$) wird die Berstzeit, das ist die Zeit bis zum vollständigen Bruch der Probe, in Abhängigkeit von der mittleren Umfangsspannung, der Temperatur und der Jodkonzentration ermittelt. Das Ziel ist letztlich, die Schwellspannung,

unterhalb derer unter den gegebenen Bedingungen keine Rißfortpflanzung erfolgt, als Funktion der Temperatur, der Jodkonzentration und der Rißgeometrie vorhersagen zu können. Eine Schlüsselinformation ist dabei die Tiefe und die Form der maschinell eingebrachten Kerben.

Unter der Annahme, daß es für eine gegebene Temperatur und Jodkonzentration einen kritischen Wert für K_I für das Eintreten von Spannungsrißkorrosion gibt ($K_{I,SCC}$), kann eine kritische Spannung σ_{th} postuliert werden, die - im Gegensatz zu $K_{I,SCC}$ - keine Materialkonstante ist, sondern eine Funktion von $K_{I,SCC}$ und der Rißgeometrie.

$$\sigma_{th} = K_{I,SCC} / \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (3.1)$$

Liegt eine Spannung vor, die kleiner als σ_{th} ist, so wird keine Rißausbreitung stattfinden, gleich welche Kombination von $K_{I,SCC}$, Rißtiefe a und Geometriefaktor Y vorliegt.

Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit (siehe auch Kapitel 4.2) wird in /10/ durch die empirische Beziehung

$$\frac{da}{dt} = C \cdot K_I^4 \quad (3.2)$$

beschrieben.

3.1.2 Parameterabhängigkeit und Konstanten

3.1.2.1 Berstzeit

Durch Integration von Gleichung 3.2 kann die Berstzeit, das ist die Zeit bis zum Bruch der Hüllrohrprobe, nach /10/ bestimmt werden

$$\begin{aligned} t_B &= \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{da/dt} \cdot da \\ &= [C \sigma_n^4 Y^4 w \pi]^{-1} \cdot \left[\frac{w}{a_0} - \frac{w}{a_c} \right] \end{aligned} \quad (3.3.1)$$

Bei Gültigkeit der LEBM bis zum Erreichen der Instabilität bei $a = a_c$ besteht zwischen a_c und σ_n der Zusammenhang

$$a_c = K_{IC}^2 / \sigma_n^2 Y^2 \pi \quad (3.3.2)$$

wobei K_{IC} die Rißzähigkeit bedeutet. Mit zunehmender Rißlänge ist aber eine zunehmende Abweichung vom linear-elastischen Verhalten zu erwarten. Es wird in /10/ daher angenommen, daß die kritische Rißlänge nicht durch Gleichung 3.3.2 bestimmt ist, sondern gerade dann, wenn die Spannung bezogen auf den Restquerschnitt gleich der Bruchspannung ist,

$$a_c/w = 1 - (\sigma_n / \sigma_B) \quad (3.3.3)$$

Der Zusammenhang zwischen Berstzeit und der äußeren durch Innendruck aufgebrachtten Spannung wird deutlich, wenn Gleichung 3.3.1 logarithmiert und umgeformt wird,

$$\begin{aligned} \log \sigma_n &= -0,25 \log [C Y^4 w \pi] + 0,25 \log \left[\frac{w}{a_0} - \frac{w}{a_c} \right] \\ &\quad - 0,25 \log t_B \end{aligned} \quad (3.4)$$

Das bedeutet, daß für das Verhältnis $a_0/a_c \ll 1$ zwischen $(\log \sigma_n)$ und $(\log t_B)$ ein linearer Zusammenhang besteht mit der Steigung -0.25 , unabhängig von der Temperatur und der Jodkonzentration.

Daraus folgt direkt eine Vereinfachung für die Berechnung der Standzeit,

$$t_B \approx [C \cdot \sigma_n^4 \cdot Y^4 \cdot a_0 \cdot \pi]^{-1} \quad (3.5)$$

In der obigen Gleichung wird deutlich, daß der Einfluß der Oberflächenrisse mit der charakteristischen Funktion $(1/a_0 \cdot Y^4)$ in die Berstzeit eingeht. Nach Busby et al. /21/ wird für den Geometriefaktor in erster Näherung $Y = 2.0$ für Kerben ($a/2c = 0.1$), und $Y = 1.29$ für grubenartige Oberflächenschäden ($a/2c = 0.5$) angenommen. Weichen die Oberflächenrisse an der Hüllrohrinnenseite von diesen Formen ab, oder treten beide gleichzeitig auf, wird die empirische Bestimmung von Y als Funktion von (a/w) und $(a/2c)$ schwierig.

Enthalten die Zry-Hüllrohre Jod, so bewirkt dies eine Verkürzung der Standzeit gegenüber jodfreien Proben. Tucker gibt den Zusammenhang zwischen t_B und der auf die Hüllrohrinnenoberfläche bezogenen eingefüllten Jodmenge (I_2 in g/m^2) aufgrund seiner Experimente mit

$$t_B = A \cdot (I_2)^{-3/4} \quad (3.6)$$

an /10/. Die Proportionalitätskonstante A ist eine Funktion der Temperatur, der angelegten Spannung, der Oberflächenbedingungen und der Materialstruktur. Da die Berstzeit nach Gleichung 3.5 proportional $(1/C)$ ist, folgt aus Gleichung 3.6, daß

$$C = A' \cdot (I_2)^{3/4} \quad (3.7)$$

wobei A' nur noch eine Funktion der Temperatur und der Materialstruktur ist. Die Temperaturabhängigkeit von A' kann über die Temperaturabhängigkeit von C nach Kreyns /11/ bestimmt werden, nämlich

$$C = C_0 \cdot \exp(-Q/R \cdot T) \quad (3.8)$$

(Aktivierungsenergie $Q = 1.5 \cdot 10^5$ J/mol für kaltverformtes, und $Q = 1.8 \cdot 10^5$ J/mol für rekristallisiertes Hüllmaterial).

Werden die Effekte der Jodkonzentration (I_2) aus Gleichung 3.7 und der Temperatur aus Gleichung 3.8 zusammengefaßt, ergibt sich für C in Gleichung 3.5 der Ausdruck

$$C = 6.817 \cdot (I_2)^{3/4} \cdot \exp(-1.5 \cdot 10^5/R \cdot T) \quad (3.9)$$

Die Dimension von C ist $[\text{MPa}^4 \cdot \text{m} \cdot \text{s}]^{-1}$, wenn die Jodkonzentration (I_2) in $[\text{g}/\text{m}^2]$, T in $[\text{K}]$ und R in $[\text{J}/\text{mol} \cdot \text{K}]$ eingesetzt werden.

Die Zahlenwerte in Gleichung 3.9 wurden für unbestrahltes, kaltverformtes, "stress-relieved" Zry-4-Hüllrohr bestimmt. Wird nun C aus Gleichung 3.9 in Gleichung 3.3 eingesetzt, so ist eine Vorhersage der Berstzeit als Funktion der Jodkonzentration, der Temperatur und der Oberflächencharakteristik möglich

$$t_B = 0.1467 \cdot (I_2)^{-3/4} \cdot \exp(1.5 \cdot 10^5/R \cdot T) \cdot (1/\sigma^4) \cdot (1/Y^4 \pi a_0) \cdot (1 - a_0/a_c) \quad (3.10)$$

(Dimensionen wie in Gleichung 3.9)

3.1.2.2 Kritische Spannung

Der Einfluß der Temperatur und der Jodkonzentration auf die kritischen Bruchmechanik-Größen $K_{I,SCC}$ und σ_{th} ist durch Experimente hinlänglich bekannt: σ_{th} und $K_{I,SCC}$ nehmen mit steigender Temperatur und steigender Jodkonzentration ab. Analytisch sind diese Einflüsse wieder über Gleichung 3.2 zu erfassen, indem die Materialgröße C aus Gleichung 3.7 verwendet wird

$$da/dt = A' \cdot (I_2)^{3/4} \cdot K_I^4 \quad (3.11)$$

Unter Verwendung der Hypothese, daß das Minimum der Rißgeschwindigkeit $(da/dt)_{krit}$ invariant gegenüber der Jodkonzentration ist, falls K_I gegen $K_{I,SCC}$ geht /10/ (Abbildung 3.1), geht Gleichung 3.11 für $(da/dt)_{krit}$ über in

$$K_{I,SCC} = K_0 \cdot (I_2)^{-3/16} \quad (3.12)$$

Damit liegt ein expliziter Ausdruck für die Abhängigkeit des kritischen Spannungsintensitätsfaktors von der Jodkonzentration vor. Der Faktor K_0 ist eine Funktion der Temperatur und der Materialstruktur.

In /10/ wird eine empirische Formel für K_0 angegeben, die aus Versuchsdaten gewonnen wurde

$$K_0 = 2710 - 3 \cdot T^* \quad (3.13)$$

(Dimension von $K_0 = [MPa \cdot m^{1/8} \cdot g^{3/16}]$)

mit

$$T^* = (9/5) \cdot (T - 273.15) + 32 \quad (3.14)$$

(Dimension von $T = [K]$, $T^* = [^{\circ}F]$).

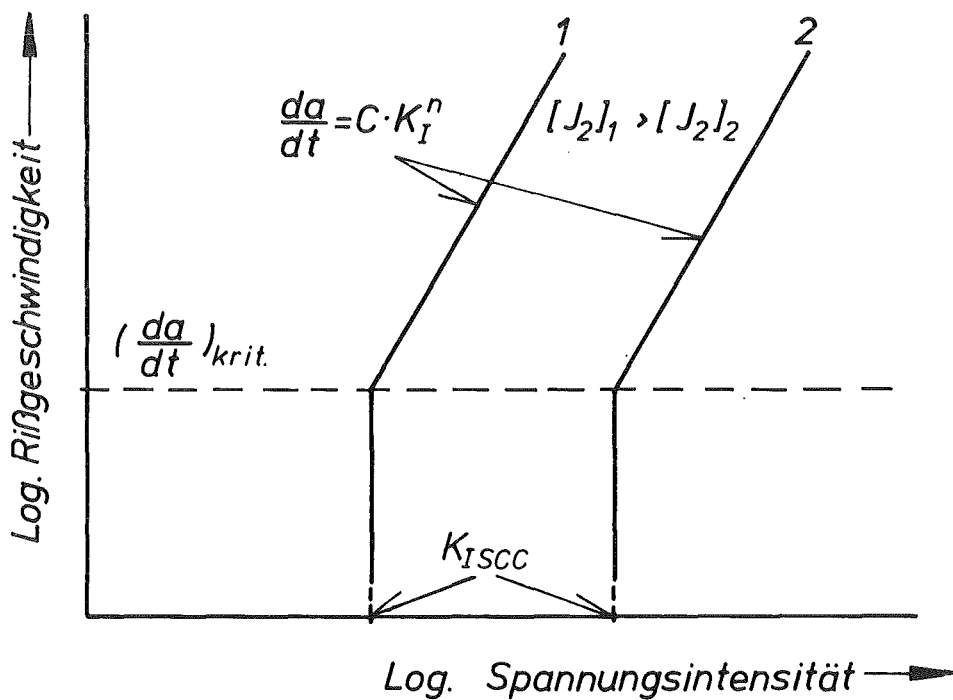


Abb. 3.1: Einfluß der Jodkonzentration auf Rißgeschwindigkeit und kritische Spannungsintensität.

Durch Einsetzen der Ausdrücke 3.12 und 3.13 in Gleichung 3.1 entsteht der gewünschte Ausdruck für σ_{th} als Funktion der Temperatur und der Jodkonzentration

$$\sigma_{th} = K_0 \cdot (I_2)^{-3/16} \cdot (\sqrt{\pi a_0} \cdot Y)^{-1} \quad (3.15)$$

Mit Gleichung 3.15 kann nun für gegebene Versuchsbedingungen die Schwellspannung vorhergesagt werden unterhalb derer keine Spannungsrißkorrosion bei unbestrahltem, kaltverformtem "stress-relieved" Zry-4-Hüllrohr im Temperaturbereich bis 400°C auftritt.

3.2 FLIESSBRUCHMECHANISCHES MODELL

3.2.1 Rißausbreitung

Entgegen dem linear-elastischen Rißmodell nach Tucker, Kreyns und Kearns /10/, das weder plastische Verformung noch Kohäsivkräfte berücksichtigt und dadurch leicht zu handhaben ist, haben in neuerer Zeit Bemühungen stattgefunden, den Bereich plastischer Verformung und die Kohäsivkräfte vor der Rißspitze in die Überlegungen um ein realistisches Rißmodell mit-einzubeziehen /12/. Auf der Grundlage der Fließbruchmechanik haben E. Smith und A.K. Miller /13, 14/ ein theoretisches Modell entwickelt, welches die transkristalline Spannungsrißkorrosion in bestrahltem Zry-4 unter Berücksichtigung der plastischen Verformung und der Kohäsivkräfte beschreibt. Dabei wird von folgendem transkristallinem Bruchmechanismus in den Körnern ausgegangen:

- (1) Chemisch bedingte Trennung (cleavage) der Körner, deren Basispole in Richtung der Umfangsspannung zeigen, entlang Kristallebenen, die ähnlich gerichtet sind wie die Basisebenen der dichtgepackten hexagonalen Struktur.
- (2) Plastisches Versagen (slip) der übrigen Körner, die anders orientiert sind.

Da die chemisch beeinflusste Trennung bei einer geringeren Dehnung erfolgt, als das plastische Versagen, gibt es einen Bereich vor der Rißspitze, in dem ein Teil der Körner bereits (aufgrund von "cleavage") auseinandergerissen ist. In dieser sogenannten Bruchzone ist somit nur noch ein Teil der Kohäsivkräfte wirksam.

Insgesamt gibt es also drei Zonen unterschiedlichen Materialverhaltens (Abbildung 3.2): die Bruchzone, der Bereich plastischer Verformung und die elastische Zone.

In der plastischen Zone herrscht eine für das bestrahlte Material charakteristische Fließspannung σ_F , die eine kritische Dehnung $\epsilon_s = \phi_s/d_K$ (d_K = Korndurchmesser) verursacht, bei der ein Teil der Körner infolge chemischen Angriffs frühzeitig auseinander reißt (Bruchmechanismus 1).

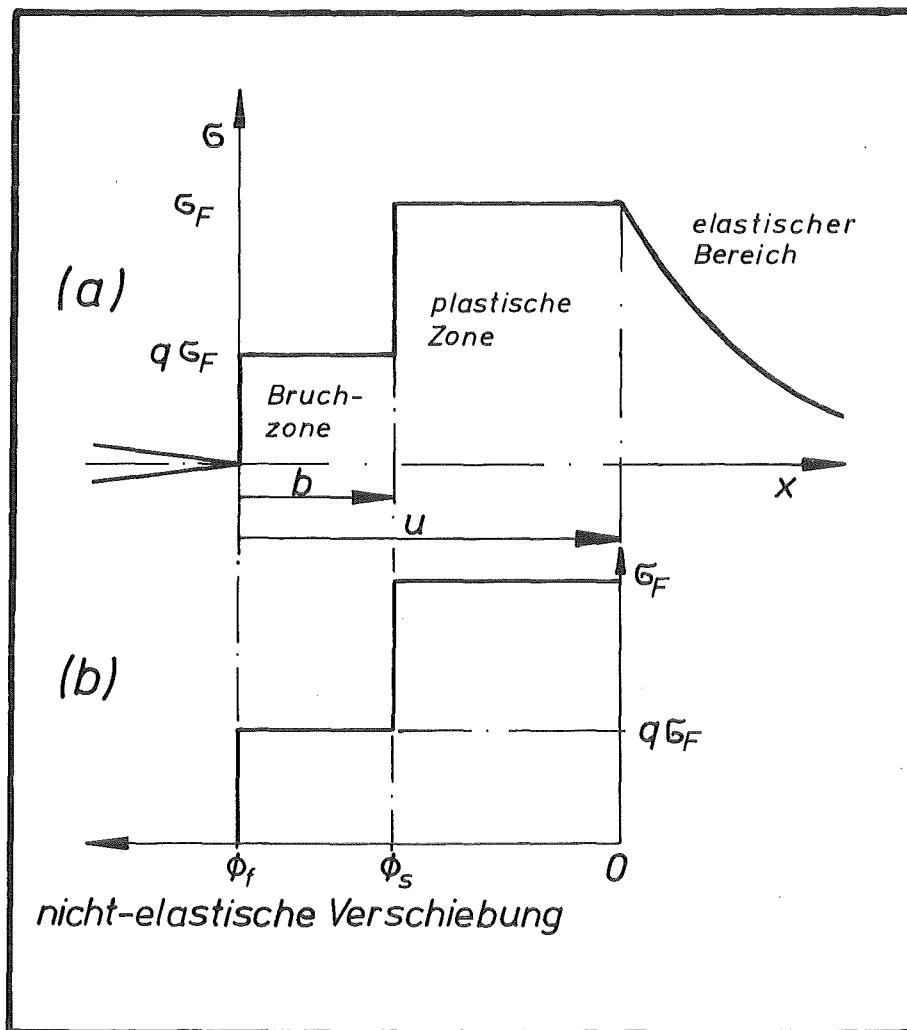


Abb. 3.2: Unterschiedliches Materialverhalten in einem idealisierten Rißmodell
(a) Zugspannung normal zur Rißausbreitungsebene ;
(b) Nicht-elastische Verschiebung vor der Rißspitze.

Daraufhin vergrößert sich die Dehnung auf $\epsilon_f = \Phi_f/d_K$, der Bruchdehnung, bei der die restlichen Körner infolge plastischen Fließens bei der Spannung ($q \cdot \sigma_F$) versagen ($q \approx 3 \cdot q_f$, q_f ist der Anteil der durch plastisches Fließen zerstörten Körner, der Faktor 3 ist ein empirischer Wert zur Berücksichtigung von "constraint effects" /13/). An der Stelle, an der die Verschiebung Φ_f erreicht ist und keine Kohäsivkräfte mehr wirksam sind, befindet sich die Rißspitze (Φ_f entspricht der Rißöffnung d_R in Kapitel 2.4.1). Der Spannungsintensitätsfaktor an der Rißspitze ergibt sich nach Smith und Miller /13,14/ über das J-Integral zu

$$\begin{aligned}
 K_I^2 &= E \cdot J / (1 - \nu^2) \\
 &= [E / (1 - \nu^2)] \cdot \left\{ \int_0^{\Phi_S} \sigma_F \cdot d\Phi + \int_{\Phi_S}^{\Phi_f} q \sigma_F \cdot d\Phi \right\} \quad (3.16) \\
 &= [E \sigma_F / (1 - \nu^2)] \cdot [\Phi_S + q \cdot (\Phi_f - \Phi_S)]
 \end{aligned}$$

und an der Grenzfläche zwischen Bruchzone und plastischer Zone zu

$$K_I = 2 \cdot \sqrt{2/\pi} \cdot [(\sigma_F - q \sigma_F) \cdot \sqrt{u - b} + q \sigma_F \sqrt{u}] \quad (3.17)$$

Die Differenz der nicht elastischen Verschiebungen ($\Phi_f - \Phi_S$) ist durch die Beziehung gegeben

$$\begin{aligned}
 (\Phi_f - \Phi_S) \cdot \pi E [8u(1 - \nu^2) \sigma_F]^{-1} &= 1 - \sqrt{1 - b/u} \\
 &+ (b/2u) \cdot \log \left(\frac{1 + \sqrt{1 - b/u}}{1 - \sqrt{1 - b/u}} \right) \quad (3.18) \\
 &+ (1 - q) \cdot [2 \sqrt{1 - b/u} - 2 + b/u]
 \end{aligned}$$

(Zur Erklärung von b und u siehe Abbildung 3.2)

Beobachtungen von Smith und Miller /13/ haben ergeben, daß bei einem fortschreitenden Riß die Ausdehnung u der nicht-elastischen Zone etwa 5% der Wanddicke nicht überschreitet. Bei einer Wanddicke von ca. 720 μm der Zry-Brennstabhüllrohre ist daher $u < 35 \mu\text{m}$. Da die Ausdehnung b der Bruchzone einige Korndurchmesser ausmacht (d_K ca. 10 μm), wird bei einem fortschreitenden Riß das Verhältnis $b/u \approx 1$.

Daraus folgt für die nicht-elastischen Verschiebungen, daß $\Phi_s \ll \Phi_f$ wird (vergleiche Abbildung 3.2 und Gleichung 3.18). Hinzu kommt, daß das Jod vorzugsweise einen Einfluß auf Φ_s ausübt, und zwar wird Φ_s umso kleiner, je höher die Jodkonzentration ist. Das bedeutet aber, daß die Annäherung $b/u \rightarrow 1$ bei einem fortschreitenden Riß sich mit steigender Jodkonzentration beschleunigt. Die für den Rißfortschritt bei der Spannungsrißkorrosion notwendige Spannungsintensität K_I ergibt sich demnach aus Gleichung 3.16 für $b/u \rightarrow 1$ zu

$$K_I \rightarrow [E \cdot q \cdot \sigma_F \cdot \Phi_f / (1 - \nu^2)]^{1/2} \quad (3.19)$$

3.2.2 Rißentstehung

Die andere in der Bruchmechanik wichtige Größe, die für die Rißbildung notwendige kritische Spannung σ_{th} , wird von Smith und Miller in einem Modell analog dem der Rißfortpflanzung ermittelt (Abbildung 3.3).

Voraussetzung für die Rißbildung ist ein kleiner Anriß in der Rohrinneoberfläche. Das kann ein Einschluß oder eine Pore sein, ein teilweise eingedrungenes Teilchen, ein Riß in der Oxidschicht, ein Fabrikationsfehler oder ein Anriß, der infolge plastischer Verformungskonzentration (dislocation channeling) entstanden ist. Damit sich schließlich ein Riß bilden kann, muß die Öffnung Φ_t des Anrisses bei angelegter Spannung σ

$$\Phi_t = [8b \cdot \sigma_F \cdot (1 - q) \cdot (1 - \nu^2) / \pi \cdot E] \cdot \cosh^{-1}(u/b) \quad (3.20)$$

$$\text{mit } b/u = \cos [(\pi/2) \cdot (\sigma - q\sigma_F) / (\sigma_F - q\sigma_F)] \quad (3.21)$$

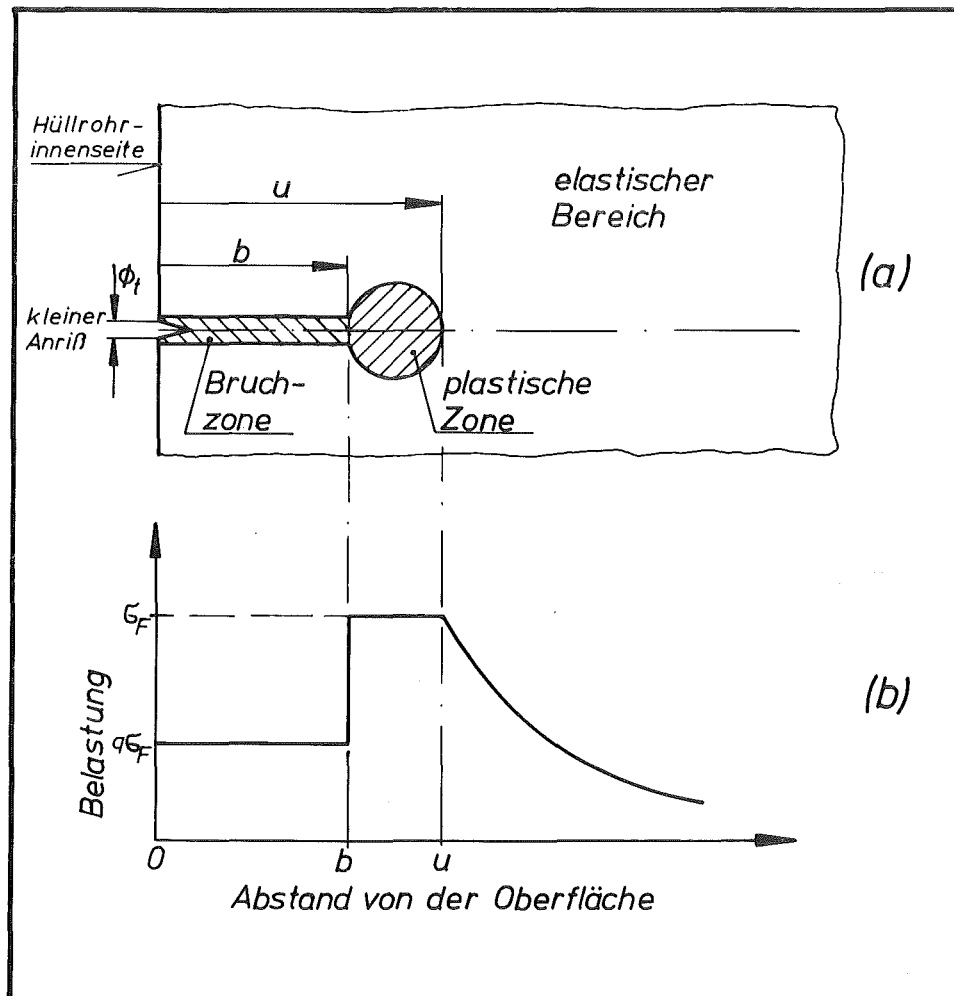


Abb. 3.3: (a) Theoretisches Modell der Rißentstehung. Die Bruchzone und die plastische Zone sind idealisiert auf einen schmalen Streifen.
(b) Spannungsverteilung in Abhängigkeit vom Abstand zur Hüllrohrinnenseite.

den kritischen Wert Φ_f erreichen. Falls $\Phi_t = \Phi_f$, ist die für die Rißbildung notwendige Spannung $\sigma = \sigma_{th}$ aufgebracht. Die Untersuchungen in /13/ ergeben unter der realistischen Annahme, daß $q = 0.5$ sei, für die kritische Spannung von bestrahltem Zry-4 einen Wert von $\sigma_{th} \approx (0.4 \dots 0.5) \cdot \sigma_F$.

Zwei Parameter beeinflussen im wesentlichen die kritische Spannung:

- Mit zunehmender Jodkonzentration sinkt σ_{th} bis auf einen Minimalwert bei einer oberen kritischen Jodkonzentration. Eine zusätzliche Erhöhung des Jodangebots bewirkt keine weitere Senkung von σ_{th} .
- Der starke Einfluß der Textur geht über q_f ($q \approx 3 \cdot q_f$) ein : eine Zunahme von q_f , d.h. eine Zunahme der Anzahl der Kristallite mit Basisebenen parallel zur Spannungsrichtung, bedeutet eine Steigerung von σ_{th} , besonders bei hoher Jodverfügbarkeit.

3.3. ZUSAMMENFASSUNG DER MODELLBETRACHTUNGEN

Im vorhergehenden Kapitel wurden zwei Möglichkeiten aufgezeigt, Spannungskorrosionsrisse in Zry-4 Hüllrohren bei Reaktorbetriebstemperatur ($\leq 400^\circ\text{C}$) mit Hilfe der Bruchmechanik zu beschreiben. Die wesentlichen Unterschiede zwischen dem Verfahren nach Tucker, Kreyns und Kearns /10/ und dem nach Smith und Miller /13/ sind in Tabelle 3.1 nochmals dargestellt.

Die Gegenüberstellung zeigt, daß in Bezug auf die gestellten Ziele der Untersuchung das Modell nach Tucker et al. die günstigeren Voraussetzungen für eine praktische Anwendung bietet. Ein weiterer wichtiger Punkt, der gegen das fließbruchmechanische Modell in diesem Fall spricht, ist die Einschränkung auf transkristalline Bruchformen.

Bei der Spannungsrißkorrosion von Zry-4 unter Jodeinfluß bei hohen Temperaturen ($< 800^\circ\text{C}$) wurde jedoch vorwiegend interkristalliner Rißverlauf beobachtet /15,20/. Die Übertragbarkeit der Theorien des Fließbruchmodells auf interkristalline Brüche ist nicht möglich, weil bei dieser Bruchart die Orientierung der Körner keine Rolle spielt. Dadurch kann mit dem Formalismus nach Smith und Miller keine Aussage über die Ausdehnung der Bruchzone bzw.

der plastischen Zone bei interkristallinem Rißverlauf gemacht werden (Einfluß von q_f auf die Verschiebungen). Somit liegen die wichtigsten Informationen zur Bestimmung der kritischen Größen mit dem Fliebruchmodell nicht vor.

Diese Überlegungen schließen jedoch nicht aus, daß auf die Grundlagen der Fließbruchmechanik zurückgegriffen werden muß, d.h. auf die Beteiligung plastischer Verformung bei der Umsetzung elastischer Energie.

Das allgemeine Ziel dieser Arbeit war daher folgendes:

Für Temperaturen von 500 bis 700°C soll geprüft werden, ob zwischen der Wachstumsgeschwindigkeit eines jodinduzierten Spannungskorrosionsrisses in Zry-4-Hüllrohren und der Spannungsintensit vor dessen Rißfront ein eindeutiger Zusammenhang besteht. Dazu sollen die Methoden der LEBM verwendet werden unter Berücksichtigung örtlich begrenzter plastischer Verformungsbereiche vor der Rißfront.

	Tucker, Kreyns, Kearns /10/	Smith, Miller /13/
1	Linear-elastische Bruchmechanik	Fließbruchmechanik (J-Integral)
2	Empirische Ermittlung der Einflüsse von Temperatur, Jodkonzentration und Belastung auf die Berstzeit und kritische Spannungskonzentration (bzw. Rißgeschwindigkeit)	Analytische Ermittlung der Spannungskonzentration und der Spannung als Funktion der nicht-elastischen Verschiebungen an der Rißspitze (vereinfachte Randbedingungen)
3	Parametereinflüsse quantitativ erfaßt	keine quantitative Aussage über Parametereinflüsse

Tabelle 3.1: Vergleich der Bruchmechanikmodelle

4. EXPERIMENTELLES

Um die Abhängigkeit der Rißwachstumsgeschwindigkeit von der Spannungsintensität zu untersuchen, muß zunächst überlegt werden,

- welche Daten erfaßt werden müssen,
- welche Parameter einer Variation unterworfen werden müssen, um eindeutige Abhängigkeiten sicherzustellen und
- wie die Umgebungsbedingungen beschaffen sein müssen.

Mit der Klärung dieser Fragen sowie der Beschreibung der Probenherstellung, des Versuchsaufbaus, des Testablaufs und dessen Auswertung wird sich dieses Kapitel befassen. Im Anhang (Kapitel 8.1) werden zusätzlich vorbereitende Versuche erläutert, die Aufschluß geben über die Probengröße, die Jodkonzentration, sowie über die Temperaturverteilung in der Hüllrohrprobe in Längs- und Umfangsrichtung.

4.1 VERSUCHSPLANUNG

Der Zusammenhang zwischen Spannungsintensität und Rißfortpflanzung läßt sich für eine bestimmte Temperatur allgemein darstellen durch die Beziehung

$$da/dt = C \cdot K_{I,eff}^n \quad (4.1)$$

(C,n sind Konstanten). Die effektive Spannungsintensität $K_{I,eff}$ bedeutet hier, daß die in der LEBM übliche Spannungsintensität K_I (siehe Gleichung 2.2) derart korrigiert wird, daß die mehr oder weniger ausgedehnte plastische Zone vor der Rißfront Berücksichtigung findet (siehe Gleichungen 5.10 und 5.11, Seite 56). Die Bestimmung der Spannungsintensität nach der aus

elastizitätstheoretischen Überlegungen abgeleiteten Gleichung

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y(a) \quad (4.2)$$

(σ Brutto- oder nominelle Spannung, $Y(a)$ Rißgeometriefunktion) erfordert die Erfassung folgender Daten (Abbildung 4.1):

- (1) Belastung σ (tangente Nennspannung in der Hüllrohrwand ohne Berücksichtigung eines Risses), hervorgerufen durch den Rohrrinnendruck p_1 (\rightarrow Kesselformel).
- (2) Rißtiefe a , zu Beginn und am Ende des Rißwachstums, das durch Gleichung 4.1 beschrieben wird.
- (3) Übrige geometrische Abmessungen des Risses (axiale Ausdehnung) und der Hüllrohrprobe (Radius, Wandstärke).

Die Oberflächenschädigung a_0 zu Beginn der Rißausbreitung sowie die geometrischen Abmessungen der Rohrprobe können relativ einfach gemessen werden. Die Ermittlung der kritischen Rißtiefe a_c (vgl. Kapitel 3.1) muß nach Versuchsende durch Ausmessen der Bruchfläche unter dem Lichtmikroskop oder mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) erfolgen. Sie kann auch theoretisch über eine Abbruchbedingung (wie in Gleichung 3.3.2) berechnet werden.

Damit können also für jeden Spannungsrißkorrosions-Versuch zwei Werte für die Spannungsintensität definiert werden:

- $K_{I, \text{eff}, 0}$ zu Beginn des Rißwachstums und
- $K_{I, \text{eff}, c}$ bei Erreichen einer kritischen Rißtiefe.

Unter der Annahme, daß das K-Konzept für die Spannungsrißkorrosion in Zry-4-Hüllrohr Gültigkeit hat, müssen beide K-Werte Gleichung 4.1 erfüllen.

Die Tatsache, daß K sowohl von der Belastung als auch von der Rißtiefe abhängt, bietet die Möglichkeit der Parametervariation, da für

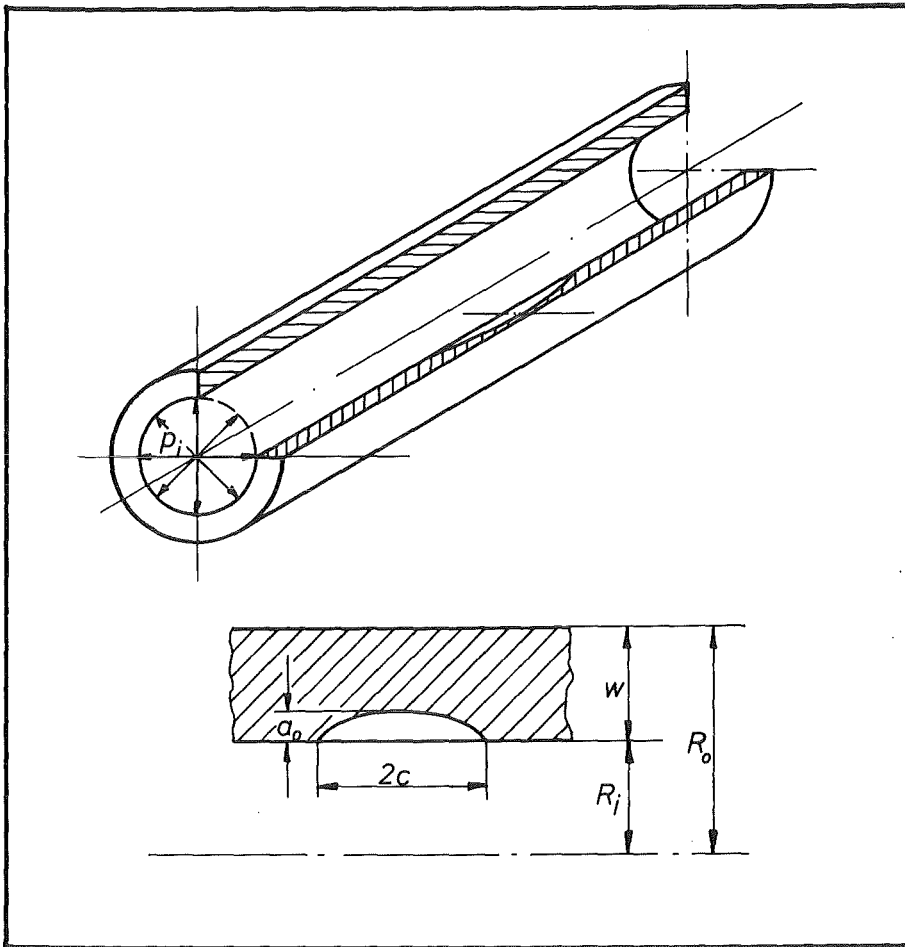


Abb. 4.1: Halbelliptischer Oberflächenriß in einem zylindrischen Rohr unter Innendruck.

die Größe der Rißwachstumsgeschwindigkeit unerheblich ist, ob die Spannungsintensität vor der Rißspitze von einer hohen Spannung bei einem wenig tiefen Riß, oder von einer niedrigen Spannung bei sehr tiefem Riß herrührt (*).

In jedem Falle sollten die unter verschiedenen Bedingungen (bezüglich Belastung und Kerbtiefe) ermittelten K-Werte die Gleichung 4.1

(*) Die kritische Rißtiefe a_c kann nicht gezielt variiert werden, sie stellt sich je nach Belastung über das Abbruchkriterium ein.

erfüllen, wenn - was zu prüfen ist - das K-Konzept im vorliegenden Fall zur Beschreibung des Versagensverhaltens tauglich sein sollte.

Die Größen C und n aus Gleichung 4.1 sind nur für gleiche Umgebungsbedingungen konstant. Der Einfluß der Temperatur auf die Spannungsrißkorrosion wird ermittelt, indem die oben erwähnten Parametervariationen (σ bzw. p_i und a_0) bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt werden (500, 600 und 700°C). Der Konzentrationseinfluß des reaktiven Mediums Jod soll im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht werden. Es muß allerdings sichergestellt werden, daß die Jodmenge bei den Versuchen groß genug ist, um ein verformungsarmes Versagen der Zry-4-Hüllrohre infolge SRK zu bewirken. Die Bestimmung der verwendeten Jodkonzentration wird im Anhang näher beschrieben (Kapitel 8.1).

Desweiteren wird der Einfluß des Verformungszustandes und der Textur auf das Versagensverhalten nicht untersucht. Da alle zum Einsatz kommenden Hüllrohrproben aus derselben Charge stammen und keine weitere Temperatur- oder Verformungsbehandlung erfahren - außer der mechanischen Einbringung von Kerben - wird keine Beeinflussung der Ergebnisse durch die genannten Parameter erwartet.

Um die eingangs dieses Kapitels erwähnte Prüfung der Anwendbarkeit des K-Konzeptes als elastisch-plastisches Versagensmodell zu vollziehen, werden also folgende Parameter variiert:

1. Innendruck (isobar)
2. Geometrie der Oberflächenschädigung
3. Temperatur

Die Variationen der Parameter 1 und 2 (bei konstanter Temperatur) bewirken eine Änderung in der Spannungsintensität und der Rißgeschwindigkeit, die Variation des 3. Parameters soll die Temperaturabhängigkeit der Konstanten C aufzeigen. Die Variation des Innendrucks wird in allen Fällen so gewählt, daß die Standzeiten zwischen 30 und 1800 Sekunden betragen.

Sie überdecken somit die Zeiträume, in denen die Druck- bzw. die Temperaturexkursionen bei ATWS- und LOCA-Störfällen stattfinden.

4.2 VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

4.2.1 Probenherstellung

Die Rohrproben für die Berstexperimente wurden allesamt aus Zircaloy-4 hergestellt, das als Hüllmaterial für LWR-Brennstäbe benutzt wird (Außendurchmesser 10,75 mm, Wandstärke 0,72 mm, Hersteller Wah Chang, Ingot-Nr. 398850). Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4.1 wiedergegeben /15/.

Nach dem Ablängen (100 mm) und dem einseitigen Verschweißen der Rohrstücke mit Zry-4 Stopfen (Elektronenstrahlverfahren) wurden in einem Teil der Rohrproben verschieden tiefe axiale Kerben in der Mitte der Rohrlänge in die Hüllrohrinnenoberfläche eingebracht (Abbildung 4.2). Dies geschah auf mechanischem Wege, indem mit einem V-förmig geschliffenen und gehärteten Stahlmeißel (Flankenwinkel 30°) die Kerben in mehreren Stufen bis zur gewünschten Tiefe a_0 (50, 100, 150, 200 μm) in das fest eingespannte Material eingeritzt wurden.

Die Länge der Kerben wurde so bemessen, daß das Verhältnis von Kerbtiefe a_0 zu Kerblänge ($2c$) in allen Fällen einheitlich 0.01 betrug. Die Geometrie der Kerben wurde anschließend mittels eines Abdruckverfahrens unter dem Stereomikroskop kontrolliert.

Die mittlere Tiefe der Oberflächenschädigungen in as-received Rohren (Referenzwert für die Modellrechnungen) wurde auf ca. 30 μm festgelegt. Dieser Wert erscheint sinnvoll, da in früheren Untersuchungen /15/ festgestellt wurde, daß sich künstlich eingebrachte Kerben mit $a_0 \leq 30 \mu\text{m}$ bezüglich Ribbildung, Ribwachstum und Standzeit nicht von natürlichen Oberflächenschäden unterscheiden.

Sämtliche vorgeschädigten und ein Teil der as-received Rohrproben wurden dann in einer Handschuhbox unter He-Schutzgas mit Jodkristallen gefüllt. Die Jodgaskonzentration betrug während des Berstexperimentes ca. 10 mg/cm^3 (vgl. Anhang Kapitel 8.1.1). Schließlich wurden alle jodenthal-

tenden (as-received und vorgeschädigte) und jodfreien (as-received) Rohrproben unter Schutzgas mittels eines weiteren Zry-4-Stopfens mit angesetztem Kapillarrohr verschlossen und elektronenstrahlverschweißt (Abbildung 4.3 (a)). Dieses Verfahren hat sich für Temperaturen oberhalb 600°C bestens bewährt. Für Experimente bei 500°C (und z.T. bei 600°C und hohem Druck) reicht jedoch die Festigkeit der Schweißnähte nicht aus, und so mußten die entsprechenden Hüllrohre auf beiden Seiten mit Edelstahlverschraubungen verschlossen und mit dem Kapillarrohr, das zum Druckreservoir führte, verbunden werden (Abbildung 4.3 (b)).

Zur Kontrolle der Proben temperatur während des Versuchs wurde bei allen Proben an der gleichen Stelle auf der Hüllrohraußenseite eine Tasche aus dünner Niob-Folie angebracht (Punktschweißen), die im Experiment als Thermoelementhalter dienen sollte.

Element		Konzentration (Gew. % bzw. ppm)	
Zinn	Sn	1,57	Gew. %
Eisen	Fe	0,22	"
Chrom	Cr	0,10	"
Eisen + Chrom	Fe + Cr	0,33	"
Aluminium	Al	40	ppm
Blei	Pb	< 25	"
Bor	B	< 0,25	"
Cadmium	Cd	< 0,25	"
Calcium	Ca	< 10	"
Chlor	Cl	< 5	"
Kobalt	Co	< 10	"
Hafnium	Hf	< 50	"
Kohlenstoff	C	140	"
Kupfer	Cu	< 10	"
Magnesium	Mg	< 10	"
Mangan	Mn	< 25	"
Nickel	Ni	< 35	"
Titan	Ti	< 25	"
Vanadium	V	< 25	"
Wolfram	W	< 25	"
Uran	U	< 0,6	"
Niob	Nb	< 50	"
Silizium	Si	70	"
Sauerstoff	O	1300	"
Wasserstoff	H	6	"
Stickstoff	N	28	"
Zirkonium	Zr	Rest	

Tab. 4.1: Chemische Zusammensetzung des Zry-4-Hüllrohrmaterials
(Hersteller: Wah Chang, Ingot Nr.: 398 850)

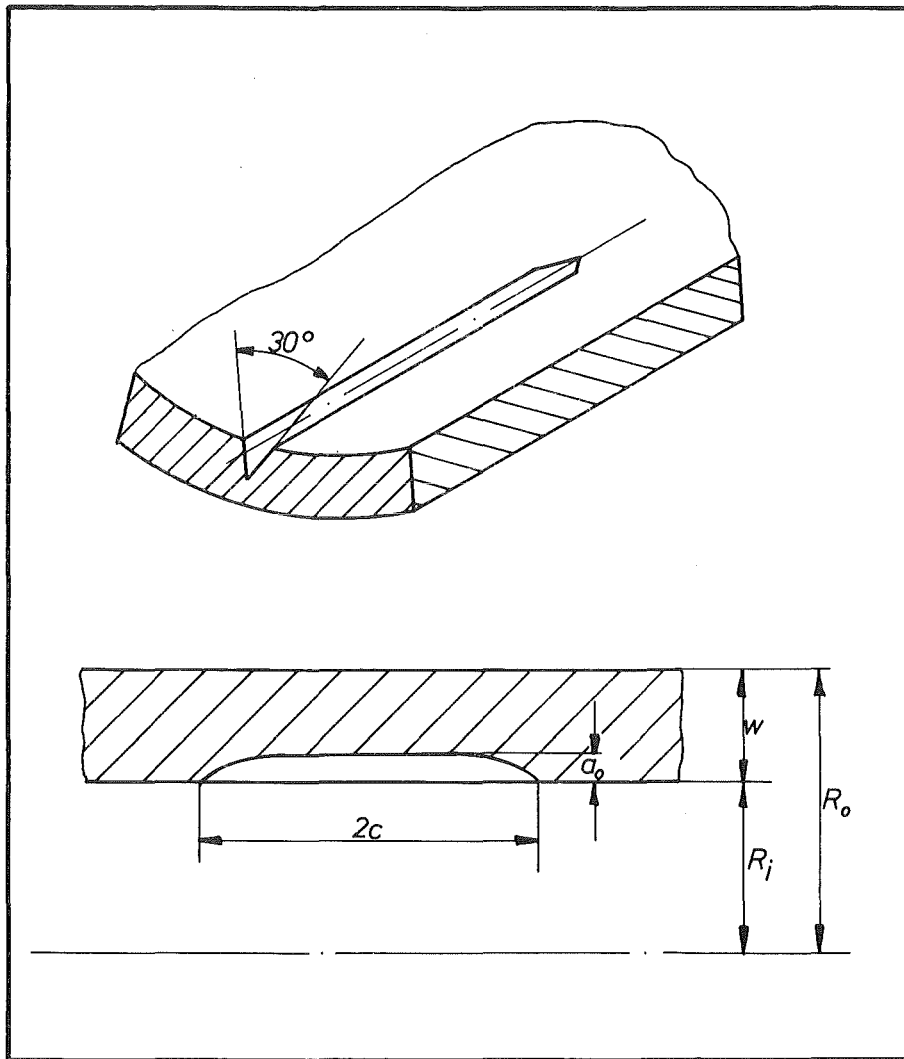


Abb. 4.2: Mechanisch eingebrachte axiale Kerben in der Innenoberfläche von Zry-4-Hüllrohrproben.

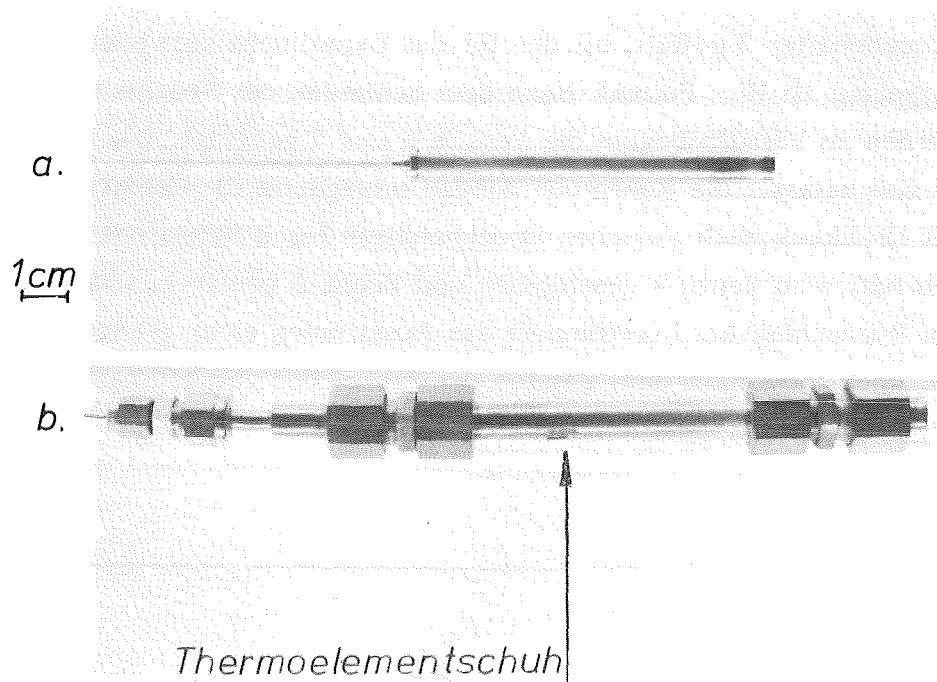


Abb. 4.3: Zry-4 Rohrproben für Berstexperimente:
(a) bei 700 (600) °C (Enden verschweißt)
(b) bei 500 (600) °C (Enden verschraubt mit Edelstahl fittings).

4.2.2 Versuchsaufbau

Die isobaren, isothermen Spannungsrißkorrosions-Experimente wurden an der Rohrberstanlage ROBERTA durchgeführt. Der Aufbau der Druckversorgung ist leicht aus dem vereinfachten Blockschaltbild ersichtlich (Abbildung 4.4).

Aus einem Druckbehälter 1 wird soviel komprimiertes Helium in einen Druckbehälter 2 gefüllt, bis der für das Experiment notwendige Druck aufgebaut ist (F = Füllen). Nach dem Schließen der Ventile 1, 2 und 3 werden zu Versuchsbeginn die Ventile 4 und 5 geöffnet. Das einströmende Gas belastet die Rohrprobe nahezu schlagartig (B = Belasten). Wenn der Druckausgleich zwischen Druckbehälter 2 und Rohrprobe stattgefunden hat, wird Ventil 4 geschlossen und Ventil 6 geöffnet, sodaß über ein Rückschlagventil (verhindert das Ausströmen einer großen Gasmenge aus Behälter 2 nach dem Bersten der Probe) der Versuch nahezu isobar gefahren werden kann (I = Isobarer Versuch).

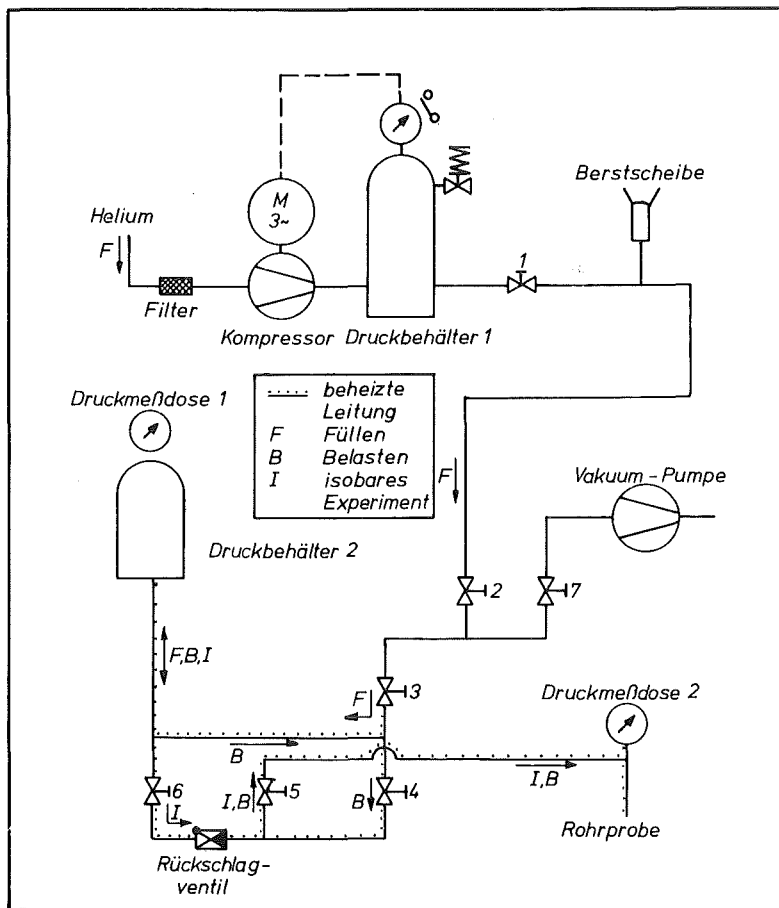


Abb. 4.4: Blockschnittbild der Rohrberstanlage ROBERTA.

Die Rohrleitungen und Ventile von der Probe bis zum Druckbehälter 2 sind auf mindestens 200°C geheizt, um eine Kondensation und damit eine starke Konzentrationsenke für den z.T. aus der Rohrprobe diffundierenden Joddampf zu vermeiden (s.a. Anhang).

Die Temperatur des Prüflings wird direkt an der Außenoberfläche gemessen, allerdings 1,5 cm außerhalb der Mitte, um die in der heißesten Zone zu erwartende Berststelle nicht zu beeinflussen (Probenmitte = Ofenmitte). Der während des Experiments konstante Druck wird in unmittelbarer Nähe der Gaszuleitung mit einer beheizten Druckmeßdose (300°C) kontinuierlich registriert. Der für die Heizung der Probe verwendete Rohrofen (Heraeus, Hanau, Typ ROX, Max. 1300°C) wird so über der Probe positioniert, daß das Maximum des Temperaturprofils in der Probenmitte ist. In den Abbildungen 4.5 und 4.6 ist die Anlage ROBERTA dargestellt : zum einen die Druckversorgung mit eingebauter Probe, zum anderen mit der zentralen Meßdatenerfassung im Betriebszustand.

4.2.3 Versuchsablauf und -auswertung

Nach dem Verbinden des Prüflings über das Kapillarrohr mit der Druckleitung (Schneidringverschraubung) und Anbringen des Thermoelementes wurde die Testkammer (Quarz- bzw. Nickelrohr) geschlossen, evakuiert, mit Schutzgas gefüllt (He, 550 mbar) und in den Ofen eingefahren. Die Aufheizphase bis zur Isothermen dauerte bei allen Proben und allen drei Temperaturen einheitlich zwischen 17 und 20 Minuten (mittlere Aufheizgeschwindigkeiten: 500°C: 23.8°/min., 600°C: 33.8°/min., 700°C: 39.7°/min.).

Nachdem die Hüllrohrproben die Solltemperatur erreicht hatten, wurde der vorher in Behälter 2 eingestellte Druck schlagartig auf die Rohrprobe übertragen. Das Ende des Experimentes wurde durch einen plötzlichen Druckabfall infolge des Berstens des Hüllrohres angezeigt.

Im Anschluß an die Abkühlphase wurden die Proben im Ultraschallbad (Aceton) gründlich gereinigt (Jodrückstände !).

Als Versuchsdaten wurden Druck und Temperatur als Funktion der Zeit (inklusive Aufheizen) graphisch erfaßt. Die Dehnung in Umfangsrichtung an der Berststelle wurde nach dem Versuch ermittelt. Dazu wurde eine Meßeinrichtung mit induktiven Wegaufnehmern verwendet, mit deren Hilfe von der axial drehbar gelagerten Rohrprobe die Mantellinie in Umfangsrichtung an der Berststelle graphisch aufgezeichnet wurde. Das Bild der Mantellinie wurde schließlich auf einem graphischen Tablett, welches an einen Kleincomputer angeschlossen war, vermessen. Eine Fehlerabschätzung ergab für die ermittelten Berstdehnungen eine Toleranz von ca. 0,6 % bezogen auf den ursprünglichen Hüllrohrumfang. Eine mittlere Verformungsgeschwindigkeit wurde berechnet als Quotient aus Berstdehnung und Standzeit (*).

Die geborstenen Hüllrohrproben wurden mit dem Lichtmikroskop und vor allem mit dem Rastelektronenmikroskop (REM) untersucht, um Aufschlüsse über den Versagensmechanismus, über die Art und die Geometrie der Rißausbreitung, sowie evtl. über die Wirkungsweise des Jods als Verursacher der Spannungsrißkorrosion zu erlangen.

Kenngrößen der mechanischen Eigenschaften wie Streckgrenze und Bruchfestigkeit, und der Zusammenhang zwischen Belastung (σ) und Verformung (ϵ) bzw. Verformungsgeschwindigkeit ($\dot{\epsilon}$) konnten mit diesen Experimenten nicht ermittelt werden. Da die Kenntnis dieser Größen in der Bruchmechanik jedoch notwendig ist ($\sigma_{0,2}$, σ_B , Verfestigungsexponent m), wurden für deren Bestimmung bei den verschiedenen Temperaturen und unter Jodeinfluß parallel separate Experimente durchgeführt /22, 23, 24, 25/. Die wichtigsten Ergebnisse sind im Anhang (Kapitel 8.2) näher ausgeführt.

(*) Natürlich ist eine so bestimmte mittlere Dehnungsgeschwindigkeit für die Beschreibung des Materialverhaltens sehr ungenau, da sie u.U. um Größenordnungen von der momentanen Verformungsgeschwindigkeit abweichen kann. Ebenso sei darauf hingewiesen, daß diese mittlere Dehnungsgeschwindigkeit in keinem direkten Zusammenhang mit der Rißausbreitungsgeschwindigkeit steht.

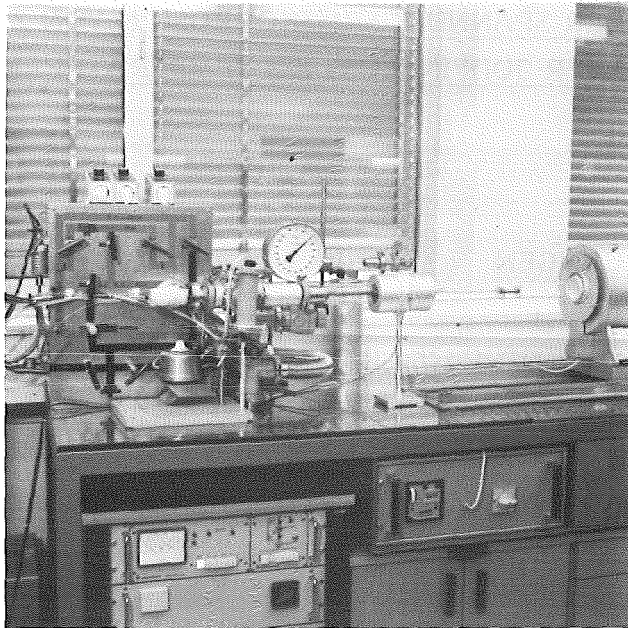


Abb. 4.5: Rohrberstanlage ROBERTA mit eingebauter Zry-4 Hüllrohrprobe.

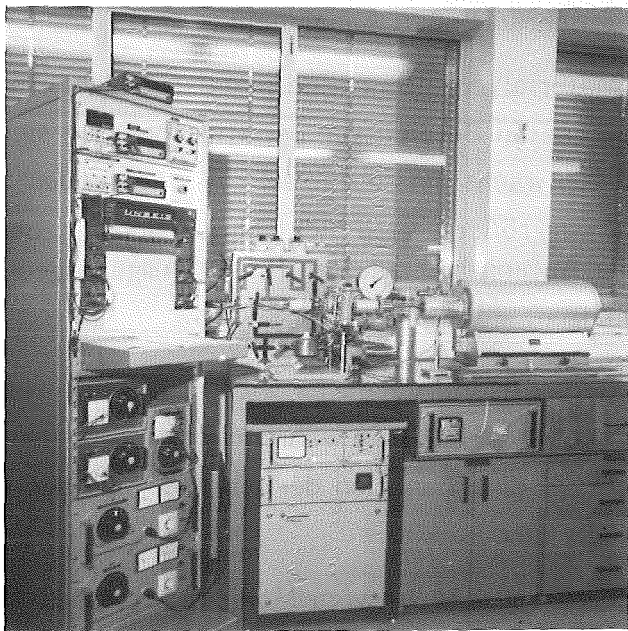


Abb. 4.6: Rohrberstanlage ROBERTA mit zentraler Meßdatenerfassung im Betriebszustand.

5. ANWENDUNG VON BRUCHMECHANISCHEN METHODEN AUF DIE BESCHREIBUNG DER SPANNUNGSRISSKORROSION VON ZRY-4 HÜLLROHREN UNTER JODEINFLUSS BEI TEMPERATUREN VON 500 BIS 700°C.

5.1 GRUNDÜBERLEGUNGEN

In Kapitel 2.1 wurde das Griffithsche Rißmodell vorgestellt, das nach der Einführung der Spannungsintensitätsfaktoren durch G. R. Irwin /5/ für die praktische Bruchmechanik auch heute noch eine große Rolle spielt und die Grundgleichung für den linear-elastischen Fall liefert

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (5.1)$$

Wie in Kapitel 3.1 gezeigt, wurde dieses Konzept auf die Spannungsrißkorrosion von Zircaloy unter Einwirkung von Jod für Temperaturen bis 400°C in der Literatur vielfach angewendet /9, 10, 11, 34, 35/ allerdings unter drei einschränkenden Annahmen:

- (1) Elastisches Materialverhalten: Eine plastische Verformung in einem begrenzten Bereich vor der Rißfront, die sich während des Rißwachstums aufgrund der wachsenden Spannung im Ligament vergrößert, wird nicht berücksichtigt, oder in Bezug auf die Anfangsbedingungen (Last, Ausgangsgeometrie) konstant gehalten.
- (2) Konstanter Geometriefaktor Y: Es wird nicht beachtet, daß sich die Geometrie des Risses während des Wachstums ändert. Tatsächlich ist Y eine Funktion der Rißtiefe und der Geometrie des Rohres.
- (3) Das Rißwachstumsgesetz ist vom Moment der Lastaufbringung an gültig: Die sogenannte Inkubationszeit, während der sich - ausgehend von einer Unregelmäßigkeit in der Hüllrohrinnenoberfläche - ein mikroskopisch kleiner, scharfer Anriß bildet, wird vernachlässigt.

Für die Beschreibung des Wachstums von Spannungskorrosionsrissen bei Temperaturen oberhalb 400°C bis zu 800°C liegt es nahe, ebenfalls ein auf der LEBM basierendes Modell anzusetzen, denn :

- Bis zu Temperaturen von 800°C wird ein verformungsarmes (sprödes) Versagen des Zry unter Jodeinfluß beobachtet, insbesondere bei innen vorgekerbten Hüllrohrproben /15, 20/.
- Eine plötzliche einschneidende Veränderung der mechanischen Eigenschaften und des Verformungsverhaltens und somit auch eine Änderung des Mechanismus der Rißausbreitung, ist beim Übergang zu höheren Temperaturen ($> 400^{\circ}\text{C}$) nicht wahrscheinlich. Es ist allenfalls mit einem allmählichen Wechsel der Mechanismen zu rechnen.

Die Beantwortung der Frage, bis zu welchen Temperaturen die Anwendung des K-Konzeptes wirklich möglich und zur Beschreibung des Rißwachstums ausreichend ist, ist ein Ziel dieser Arbeit. Das Hauptinteresse soll jedoch darauf gerichtet sein, Aussagen über kritische Materialzustände zu ermöglichen, wie sie unter Störfallbedingungen auftreten und zum Bersten der Hüllrohre führen können. Zum anderen soll erreicht werden, für gegebene Belastungsfälle die Standzeit der Hüllrohre abzuschätzen.

Bei der Modellentwicklung sollen die Inkubationszeit, die Veränderlichkeit der Rißgeometrie und die plastisch verformte Zone vor der Rißfront berücksichtigt werden.

5.2 ENTWICKLUNG EINES BRUCHMECHANISCHEN MODELLS

Ausgehend vom linear-elastischen Modell wird im folgenden die Entwicklung eines elastisch-plastischen Versagensmodells dargestellt, welches in den Übergangsbereich zwischen LEBM und Fließbruchmechanik einzuordnen ist.

5.2.1 Allgemeine Zusammenhänge

Einen allgemeinen Überblick über die verschiedenen Phasen des Versagensablaufes gibt Abbildung 5.1.

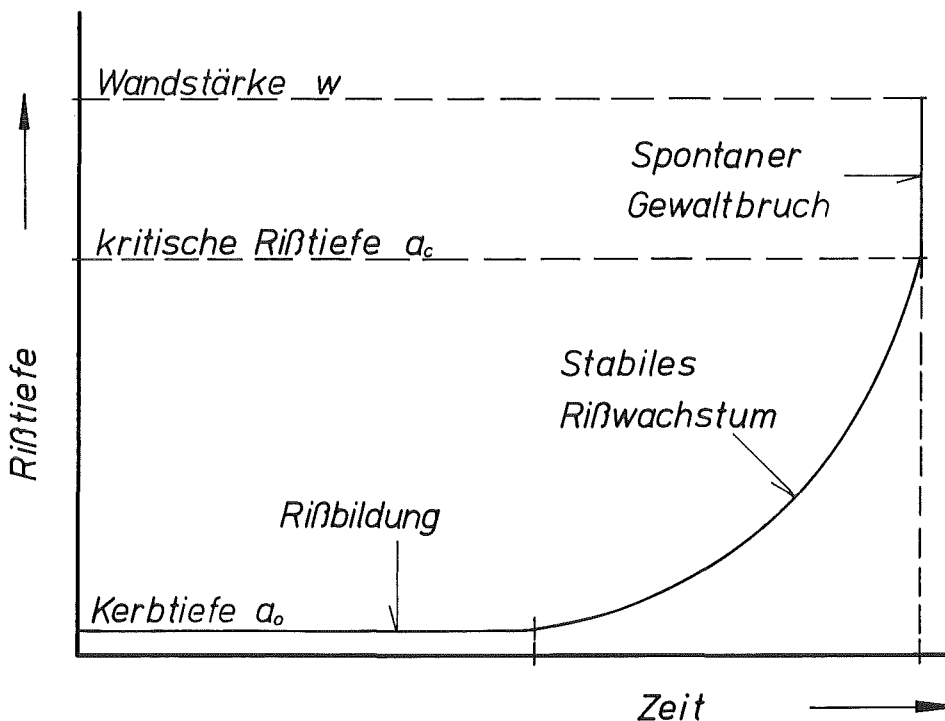


Abb. 5.1: Schematische Darstellung des Versagensablaufs durch Rißwachstum.

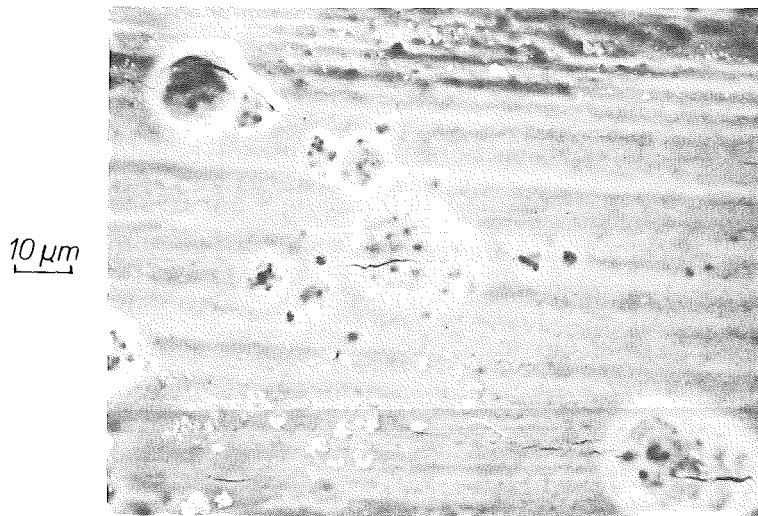
Für ein mit konstantem Innendruck belastetes Hüllrohr bedeutet dies, daß sich während der Inkubationszeit ("Rißbildung") am Grund einer Schädigung der Hüllrohrinnenseite (herstellungsbedingt, korrosionsbedingt oder absichtlich eingebracht) wegen der dort herrschenden Spannungsüberhöhung gerade ein mikroskopisch kleiner scharfer Anriß gebildet hat (Abbildung 5.2).

Das anschließende stabile Wachstum dieses Mikrorisses ist abhängig von seiner Geometrie und der aufgeprägten Last. Das Wachstum heißt deshalb stabil, weil zwischen der Rißfortschrittsgeschwindigkeit und der Spannungsintensität vor der Rißspitze ein eindeutiger Zusammenhang besteht (vgl. Gleichung 3.2). Der Riß wächst so lange, bis er eine kritische Tiefe a_c erreicht hat, d.h., bis die Belastung im restlichen tragenden Querschnitt vor der Rißfront einen Grenzwert erreicht hat. Bis zu diesem Zeitpunkt ist es möglich, durch Wegnahme der Last den Riß zum Stehen zu bringen. Wird die Grenzbelastung, die im elastisch-plastischen Fall der Bruchfestigkeit entspricht, überschritten, reißt die verbliebene Wandstärke schlagartig und unkontrolliert durch (spontaner Gewaltbruch oder Restbruch). Wie in der Abbildung 5.1 dargestellt, wird für diesen letzten Abschnitt der Rißausbreitung kein Anteil an der Standzeit des Bauteils berücksichtigt.

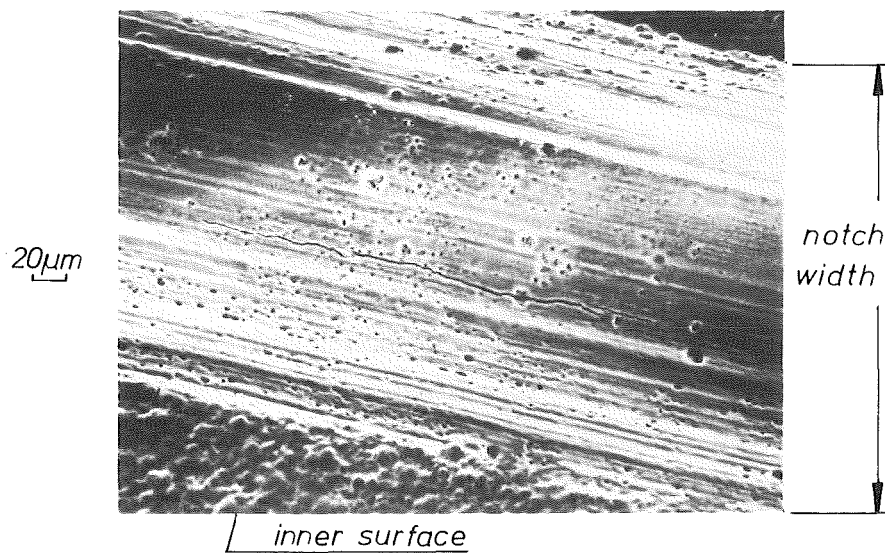
Die gesamte Lebensdauer t_B des Zry-4-Hüllrohres setzt sich demnach zusammen aus der Inkubationszeit t_I und der Rißwachstumszeit t_R

$$t_B = t_I + t_R \quad (5.2)$$

Im folgenden wird untersucht, auf welche Art und Weise die verschiedenen Phasen des Rißwachstums in dem Rechenmodell berücksichtigt werden können.



crack initiation in the notch



$E 142: T_B = 500^\circ\text{C} ; \rho_B = 250 \text{ bar}$
 $t = 73 \text{ s}$
 $\text{notch depth} = 150 \mu\text{m}$
 $\text{initial iodine conc.} = 10 \text{ mg/cm}^3$

Abb. 5.2: Bildung von scharfen Anrissen während der Inkubationszeit in Zry-4 Hüllrohren infolge Jodeinfluß.

5.2.2 Rißbildung

Für die Kalkulation des Zeitanteils der Rißbildungsphase gibt es in der Literatur nur vereinzelt Ansätze, die jedoch von bestimmten Betrachtungsweisen und speziellen Randbedingungen ausgehen, und so für das vorliegende Problem nicht geeignet sind /27/. Da andererseits die Inkubationszeit im Berstexperiment nicht direkt gemessen werden kann, muß ein geeigneter analytischer Ansatz entwickelt werden.

Ganz allgemein ist die Rißbildungszeit in erster Linie eine Funktion der Belastung, der Tiefe der Vorschädigung und der Temperatur. Einflüsse, die von der Verformungsgeschwindigkeit und der Aktivität des Mediums herrühren, können nicht direkt explizit erfaßt werden. Sie gehen indirekt über verschiedene temperaturabhängige Konstanten ein.

Zunächst soll angenommen werden, daß der Anteil der Inkubationszeit an der Standzeit umso kleiner wird, je höher die tangentielle Spannung im Hüllrohr ist (ausgedrückt durch σ). Es wird folgende Beziehung vorgeschlagen (bei konstanter Kerbtiefe)

$$t_I/t_B \sim (\sigma/\sigma_B)^{-E2} \quad (5.3)$$

wobei die Belastung auf die temperaturabhängige mittlere Bruchfestigkeit normiert wird. Der Exponent E2 soll ebenfalls von der Temperatur abhängen und ist ein Maß für die Empfindlichkeit, mit der die Rißbildung auf eine Laständerung bei einer bestimmten Temperatur reagiert. Implizit ist in E2 sicherlich auch die Aktivität des Jods enthalten (wegen des temperaturabhängigen Partialdruckes bei konstanter Konzentration).

Der Einfluß der Oberflächenschädigung (ausgedrückt durch die Kerbtiefe a_0) ist weitaus schwieriger zu bewerten. Zunächst ist es plausibel, daß mit zunehmender Kerbtiefe a_0 (bei konstanter Belastung) die Inkubationszeit absolut gesehen kleiner wird. Da aber gleichzeitig die Spannungsintensität vor der Kerbe zunimmt (vgl. Gleichung 5.1), und damit eine generelle Reduktion der Standzeit verbunden ist, kann ad hoc keine eindeutige Aussage über das Verhalten des Inkubationszeitanteiles an der Standzeit bezüglich der Kerbtiefe gemacht werden.

Es ist daher vorgesehen, eine Analyse dieser Zusammenhänge bei der Betrachtung des Gesamtmodells vorzunehmen (siehe Kapitel 5.3). Unter dieser Einschränkung wird die Rißbildungsphase also in der Form

$$t_I/t_B = A(T) \cdot (\sigma/\sigma_B)^{-E_2} \cdot f(a_0) \quad (5.4)$$

angesetzt und die Funktion $f(a_0)$ später definiert. Die Proportionalitätskonstante A sei temperaturabhängig und soll alle sonstigen Einflüsse, die nicht explizit berücksichtigt werden können, beinhalten.

5.2.3 Rißwachstum

Der Zusammenhang zwischen der Rißgeschwindigkeit und der sie steuernden Belastung vor der Rißspitze, ausgedrückt durch die Spannungsintensität K , wird in der LEBM allgemein dargestellt durch die empirische Beziehung

$$da/dt = C \cdot K_I^n \quad (5.5)$$

(C , n sind Konstanten, da/dt ist die momentane Rißgeschwindigkeit).

Die Bestimmung der Spannungsintensität K_I nach Gleichung 5.1 ist von elastizitätstheoretischen Überlegungen abgeleitet (vgl. Kapitel 2).

Gleichung 5.5 gilt streng genommen nur für einen bestimmten Abschnitt während des Rißwachstums (Abbildung 5.3), nämlich für die Phase der stabilen Rißausbreitung. Sie beschreibt jedoch die meisten Belastungsfälle ausreichend, und die Extrapolationsfehler zu Beginn und am Ende der Rißausbreitung sind in erster Näherung zu vernachlässigen. Die Spannungsintensität K_I kann nicht beliebig kleine oder große Werte annehmen (Abbildung 5.3)

- Ist die Belastung des Bauteils klein und K_I an der Rißspitze deshalb kleiner als der untere Grenzwert K_{I0} (im Fall der Spannungsrißkorrosion $K_{I,SCC}$), so findet kein Rißwachstum statt. Erst wenn die Spannungsintensität K_{I0} ($K_{I,SCC}$) mit steigender Last überschritten wird, beginnt der Riß mit einer endlichen Geschwindigkeit zu wachsen ($(da/dt)_{krit.}$; vgl. Abbildung 3.1).
- Nimmt die Spannungsintensität aufgrund des Rißwachstums immer mehr zu (z.B. bei konstanter Last), so erreicht sie, eventuell nach Durchlaufen eines Plateaubereichs mit konstanter Rißgeschwindigkeit, letztlich einen oberen Grenzwert K_{Ic} , bei dem das Bauteil durch unkontrollierte Rißausbreitung versagt (instabiles Rißwachstum).

Der kritische K-Wert ist abhängig von den Abmessungen des Bauteils (Abbildung 5.4). Für ein Rohr mit einem Oberflächenriß, dessen Rißenden weit von den Rohrenden entfernt sind, kann ein ebener Dehnungszustand in der Mitte der Rißfront angenommen werden.

Dies würde bedeuten, daß die kritische Spannungsintensität unabhängig von der Bauteilgröße, und demnach $K_c = K_{Ic}$ eine Materialkenngröße ist.

Bei den hier verwendeten dünnwandigen Zry-4 Hüllrohren mit Innenkerben kann ebenso von einem ebenen Dehnungszustand ausgegangen werden. Nicht zuletzt aufgrund der erhöhten Temperatur muß jedoch

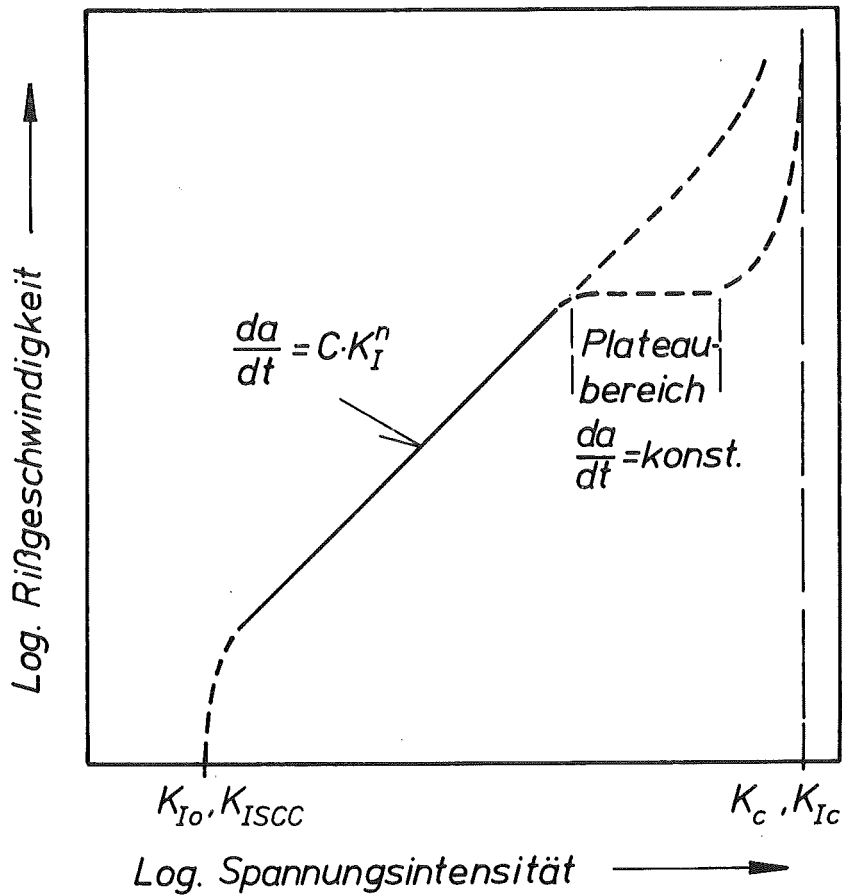


Abb. 5.3: Allgemeiner Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Spannungsintensität.

mit plastischer Verformung gerechnet werden, deren Ausdehnung nicht mehr vernachlässigbar klein ist gegen die Rißtiefe und die Wandstärke. Die Ausdehnung der plastisch verformten Zone und den Spannungsverlauf in der Rißebene zeigt Abbildung 5.5.

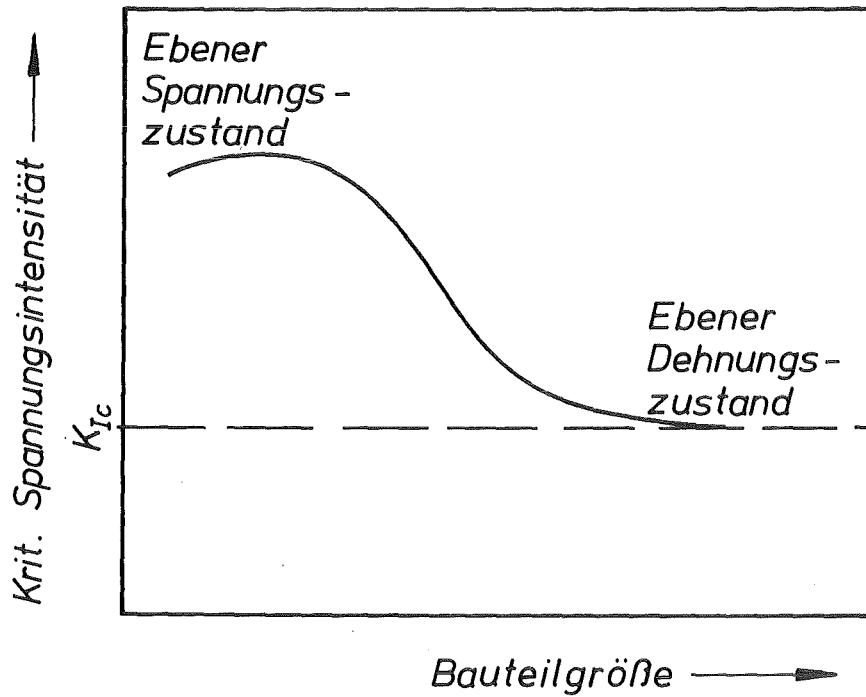


Abb. 5.4: Abhängigkeit der kritischen Spannungsintensität von der Bauteilgröße.

Der Bereich plastischer Verformung (II) ist durch eine konstante Fließspannung σ_F gekennzeichnet, die hier ausgedrückt wird durch

$$\sigma_F = 0.5 \cdot (\sigma_{0.2} + \sigma_B) \quad (5.6)$$

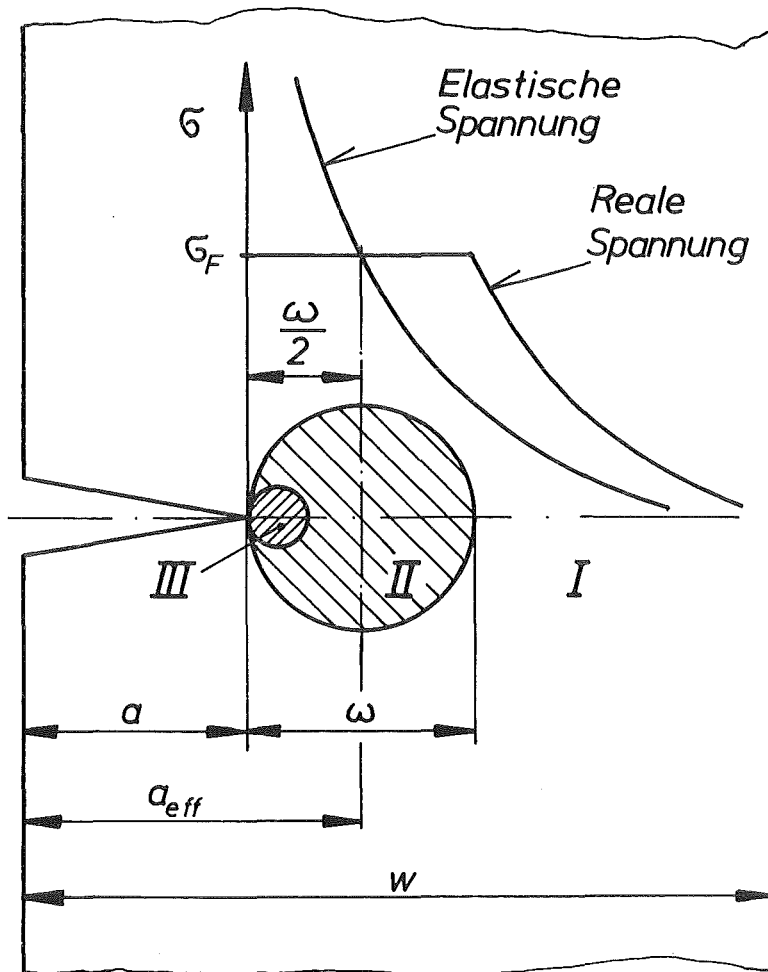


Abb. 5.5: Spannungsverteilung und plastische Zone vor der Rißspitze:

- I Elastischer Bereich
- II Plastische Zone
- III Prozeßzone

Außerhalb dieser Zone verhält sich das Material rein elastisch (I).

Direkt vor der Rißspitze in einem Bereich (III) von wenigen Korn-durchmessern Ausdehnung findet das eigentliche Rißwachstum statt

(vgl. Kapitel 3.2). Für die weitere Modellentwicklung soll diese Bruchzone jedoch keine Rolle spielen.

Die Ausdehnung der plastisch verformten Zone berechnet sich nach /18/ zu

$$\omega = (2/\beta\pi) \cdot (K_I/\sigma_F)^2 \quad (5.7)$$

wobei β den Spannungszustand berücksichtigt (ebener Dehnungszustand: $\beta = 6$; ebener Spannungszustand: $\beta = 2$).

Verfestigt sich das Material während der Verformung, so hat dies eine Rückwirkung auf die Größe der plastischen Zone, und zwar wird die Ausdehnung der plastischen Zone umso geringer, je größer der Verfestigungsexponent m ist:

$$\omega(m) = \omega(m = 0) / (1 + m) \quad (5.8)$$

Dabei sind $\omega(m = 0)$ und $\omega(m)$ die Ausdehnungen der plastischen Zone ohne bzw. mit Berücksichtigung der Verfestigung, und m ist der Verfestigungsexponent aus der Crussard-Jaoul-Beziehung /36/

$$\begin{aligned} \epsilon_{pl} &= (\sigma_w / \sigma_0)^{1/m} && \text{bzw.} \\ m &= d(\log \sigma_w) / d(\log \epsilon_{pl}) \end{aligned} \quad (5.9)$$

die einen Zusammenhang zwischen wahrer plastischer Dehnung ϵ_{pl} und wahrer Spannung σ_w darstellt. Der Wert von m liegt zwischen 0 und 1: $m = 0$ entspricht einem ideal plastischen, $m = 1$ einem linear-elastischen Materialverhalten. Außer von der Temperatur ist m für Zry-4 stark abhängig von der Verformungsgeschwindigkeit, der Korngröße und der Textur /36, 37/.

Die Berücksichtigung der örtlich begrenzten Plastifizierung im Rechenmodell geschieht derart, daß eine (hypothetische) effektive Rißtiefe postuliert wird

$$a_{\text{eff}} = a_{\text{real}} + \omega/2 \quad (5.10)$$

deren Spitze in der Mitte der plastischen Zone liegt /6,18/. Mit dieser korrigierten Größe a_{eff} werden nun alle Funktionen berechnet, die von der Rißtiefe abhängen, wie die effektive Spannungsintensität

$$K_{I,\text{eff}} = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{\text{eff}}} \cdot Y(a_{\text{eff}}) \quad (5.11)$$

wobei auch die geometrische Korrekturfunktion Y auf die effektive Rißtiefe bezogen werden muß. Die Bestimmung der Geometriefunktion ist im allgemeinen sehr kompliziert /28/. Für den Fall des zylindrischen Rohres unter Innendruck haben Newman und Raju /16, 17/ eine Berechnungsmethode vorgeschlagen, die hier zur Anwendung kommen kann, da die geometrischen Bedingungen für die Gültigkeit der Korrekturfunktion erfüllt sind:

- (1) $0 \leq a/w \leq 0.8$
- (2) $0 < a/c < 1.0$
- (3) $w/R_1 \leq 0.25$

Die Geometriefunktion Y stellt sich dar als Quotient einer Funktion $F(a/c, a/w, R_1/w)$ und dem vollständigen elliptischen Integral zweiter Ordnung $\Phi(a/c)$. Für die Mitte des halbelliptischen Oberflächenrisses, an der die maximale Spannungsintensität auftritt, gilt folgendes

$$F = 0.97 \cdot [M_1 + M_2 \cdot (a/w)^2 + M_3 \cdot (a/w)^4] \cdot f_c \quad (5.12)$$

mit den Abkürzungen

$$M_1 = 1.13 - 0.09 \cdot (a/c)$$

$$M_2 = -0.54 + 0.89/(0.2 + (a/c))$$

$$M_3 = 0.5 - [1/(0.65 + (a/c))] + 14 \cdot (1 - (a/c))^{24}$$

$$f_c = \left\{ \left(\frac{R_a^2 + R_1^2}{R_a^2 - R_1^2} \right) + 1 - 0.5 \cdot \sqrt{a/w} \right\} \cdot (w/R_1)$$

und

$$\Phi = \int_0^{\pi/2} [\cos^2 \vartheta + (a/c)^2 \cdot \sin^2 \vartheta]^{1/2} d\vartheta$$

sowie $Y = F / \Phi$

Im vorliegenden Fall eines elastisch-plastischen Rißmodells muß die reale Rißtiefe a nur durch die effektive Rißtiefe a_{eff} aus Gleichung 5.10 ersetzt werden.

Mit den Gleichungen 5.5 bis 5.12 ist das stabile Rißwachstum in einem an sich nicht spröden Material beschreibbar, sofern die Größen C und n so bestimmt werden können, daß sie folgende Bedingungen erfüllen:

- Bei konstanter Temperatur sollen C und n von geometrischen Parametern und von der Belastung unabhängig sein.
- Der Exponent n soll für 500, 600 und 700°C unverändert bleiben.
- Die Temperaturabhängigkeit des Rißwachstumsgesetzes soll allein durch die Konstante $C(T)$ darstellbar sein

$$C(T) = C_0 \cdot \exp(-Q/R \cdot T) \quad (5.13)$$

wobei Q die Aktivierungsenergie des den Rißfortschritt bestimmenden Prozesses, R die allgemeine Gaskonstante und T die absolute Temperatur ist. C_0 ist eine experimentell zu bestimmende Konstante.

5.2.4 Plastische Instabilität

Die Kritische Rißtiefe a_c , bei der das Bauteil spontan versagt, wird wegen der nicht vernachlässigbar kleinen Verformungszone ω nicht mit den Methoden der LEBM bestimmt, das Abbruchkriterium kann also nicht im Erreichen von $K_{I,c}$ erfüllt sein. Es wird vielmehr angenommen, daß die Instabilität eintritt, wenn die plastische Grenzbelastung im Ligament erreicht ist. In Abbildung 5.6 sind die Gültigkeitsbereiche der Versagenskriterien schematisch als Funktion der Probengröße angegeben.

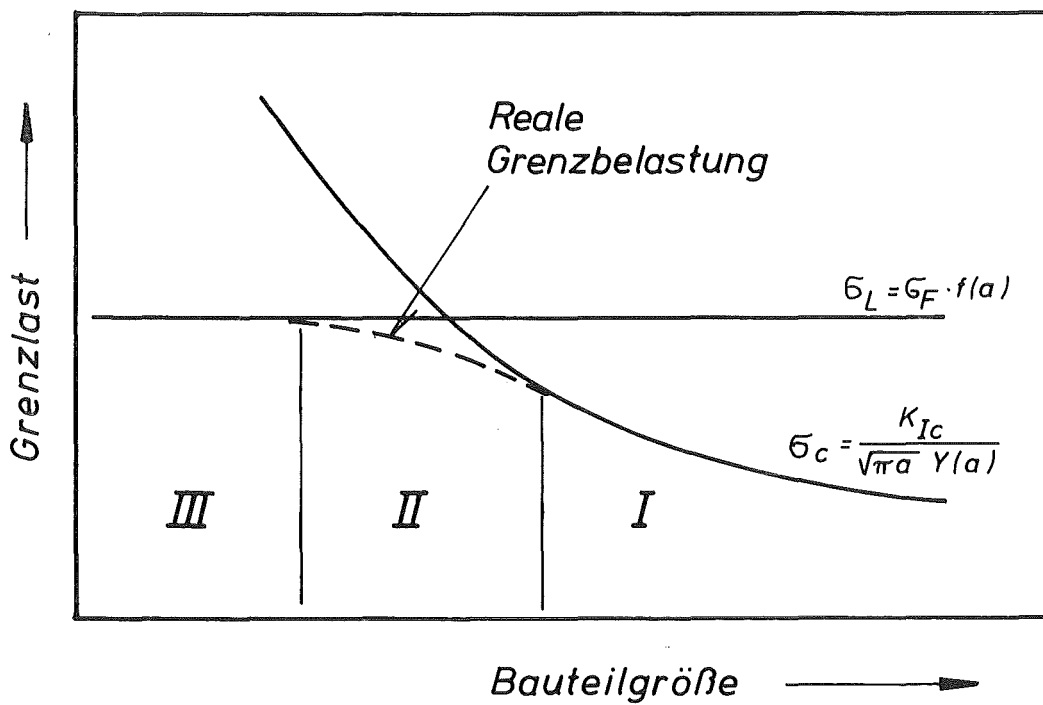


Abb. 5.6: Gültigkeitsbereiche von Versagenskriterien:

- I Linear-elastische Bruchmechanik (σ_c)
- II Fließbruchmechanik
- III Plastische Instabilität (σ_L)

Das hier vorgestellte elastisch-plastische Modell wäre dem Bereich II zuzuordnen /6/.

Der Zusammenhang zwischen der plastischen Grenzlast σ_L , der Bruchspannung σ_B und der kritischen Rißtiefe a_c wird über den Folias-Faktor M hergestellt /19, 29/

$$\sigma_L = \sigma_B \frac{1 - a/w}{1 - a/Mw} \quad (5.14)$$

Der Folias-Faktor berücksichtigt, daß sich bei Rohren unter Innendruck die Zylindergeometrie vor der Rißfront lokal verändert, indem sich das Ligament ausbeult. Der Folias-Faktor ist eine Funktion von geometrischen Größen

$$M = [1 + 1.255 \cdot \rho^2 - 0.0135 \cdot \rho^4]^{1/2} \quad (5.15)$$

mit $\rho = \pi c / (4 \cdot \sqrt{R_i w})$.

Gleichung 5.14 sagt also aus, daß die Instabilität dann eintritt, wenn die nominelle Spannung bezogen auf den Nettoquerschnitt (korrigiert mit dem Folias-Faktor) die Bruchfestigkeit des Materials erreicht. Da die Bruchfestigkeit wiederum bekannt ist, kann mit Gleichung 5.15 die kritische Rißtiefe a_c kalkuliert werden zu

$$a_c = w \cdot (1 - \sigma_L / \sigma_B) / (1 - \sigma_L / M \cdot \sigma_B) \quad (5.16)$$

5.2.5 Schlußfolgerungen

Mit dem vorgestellten elastisch-plastischen Versagensmodell für Zry-4 Hüllrohre bei Jod-Spannungsrißkorrosion wird eine Möglichkeit gegeben, das Materialverhalten unter möglichst realistischen Randbedingungen mathematisch zu beschreiben (Gleichung 5.5 bis 5.16). Weiterhin ist es möglich, die für einen gegebenen Belastungsfall zu erwartende Gesamtstandzeit t_B abzuschätzen, die sich aus der Inkubationszeit t_I (Gleichung 5.4) und der Rißwachstumszeit t_R zusammensetzt. Die Dauer des stabilen Rißfortschritts kann kalkuliert werden durch Integration von Gleichung 5.5 unter Berücksichtigung der plastischen Zonenkorrektur

$$t_R = \left[1/C \cdot \sigma^n \cdot \pi^{n/2} \right] \cdot \int_{a_0}^{a_c} \left[1/a_{\text{eff}}^{n/2} \cdot Y^n(a_{\text{eff}}) \right] da \quad (5.17)$$

wobei die Grenzen a_0 (Tiefe der Oberflächenschädigung) und a_c (kritische Rißtiefe) als reale Werte zu verstehen sind. Wegen des komplizierten Aufbaus der Geometriefunktion Y ist für t_R keine analytische Lösung möglich.

Die Anwendbarkeit des elastisch-plastischen Modells kann nun in zweierlei Hinsicht überprüft werden:

- (1) Der Zusammenhang zwischen der stabilen Rißgeschwindigkeit und der effektiven Spannungsintensität vor der Rißspitze

$$da/dt = C(T) \cdot K_{I,\text{eff}}^n \quad (5.18)$$

kann durch eine Funktion $C(T)$ und einen temperaturabhängigen Exponenten n so bestimmt werden, daß er im gewählten Temperatur- bzw. Belastungsbereich eindeutig ist, und zwar unabhängig von der Kerbgeometrie und der Belastung.

(2) Die kalkulierte Gesamtstandzeit

$$t_B = t_I + t_R$$

weist eine hinreichend gute Korrelation mit der im Experiment gemessenen Standzeit t_M auf.

Eine weitere Möglichkeit, die Gültigkeit des K-Konzeptes zu überprüfen, wäre das Kriterium der kritischen Ligamentgröße $(w-a)_C$

$$(w-a)_C \geq \beta \cdot (K_{IC} / \sigma_F)^2 \quad (5.19)$$

wobei nach D. Munz /18/ der Wert für β zwischen 0,4 (reine Biegebeanspruchung) und 1,1 (reine Zugbeanspruchung) liegen sollte, während die ASTM-Norm den Wert $\beta = 2,5$ angibt. Prinzipiell erscheint es jedoch fraglich, ob dieses Kriterium der LEBM im vorliegenden elastisch-plastischen Bruchmechanikmodell sinnvoll ist. Es steht nämlich nicht die Materialkenngröße K_{IC} des verwendeten Materials zur Verfügung und das Einsetzen von $K_{eff,C}$

$$K_{eff,C} = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{eff,C}} \cdot Y(a_{eff,C})$$

an deren Stelle birgt (wegen des nicht eindeutigen Spannungszustandes vor der Rißfront im Instabilitätspunkt) eine zu große Unsicherheit. Desweiteren dient hier nicht K_{IC} bzw. σ_C wie in der LEBM als Abbruchkriterium, sondern die plastische Instabilität, die ansich kein Element der Bruchmechanik ist. Es ist deshalb sehr fraglich, inwieweit die kritische Ligamentausdehnung als Bewertungsmaßstab für die Gültigkeit des vorgestellten Modells nutzbar ist.

5.3 GESAMTDARSTELLUNG DES RECHENVERFAHRENS

Das in Kapitel 5.2 entworfene Modell wurde auf der Großrechenanlage des Kernforschungszentrums Karlsruhe programmiert und ist im Rechen-code CEPFRAME (Computation of an elastic-plastic fracture mechanics model) dokumentiert (siehe Anhang Kapitel 8.4).

Die Ermittlung und Optimierung der Kerbtiefenabhängigkeit der Rißbildungsphase sowie der gesuchten Parameter $C(T)$ und n und die Kalkulation der Standzeit t_R wurde in mehreren Schritten vollzogen. Sie werden im folgenden einzeln erläutert.

- (1) Bestimmung des optimalen Wertepaares (C,n) für jede einzelne Temperatur ohne Berücksichtigung der Inkubationszeit:

Während des Rißwachstums können zwei Zustände definiert werden, für die die effektiven Spannungsintensitäten (nach Gleichung 5.11) eindeutig bestimmt werden können, und zwar im Moment der Lastaufbringung sowie zum Zeitpunkt der plastischen Instabilität.

Bei Lastaufbringung wird zunächst die nominelle Spannungsintensität K_0 mit Gleichung 5.1 berechnet (σ , a_0 sind bekannt, Y aus Gleichung 5.12). Mit den Gleichungen 5.7 bis 5.10 wird die effektive Rißtiefe bestimmt, und schließlich mit Gleichung 5.11 die effektive Spannungsintensität.

Das Ende des stabilen Rißfortschritts wird markiert durch das Erreichen der kritischen Rißtiefe a_c , wenn die Spannung im Ligament die Bruchfestigkeit erreicht (Gleichung 5.15 und 5.16).

Die nominelle (K_c) bzw. die effektive Spannungsintensität ($K_{\text{eff},c}$) wird wie oben beschrieben ermittelt, indem die entsprechenden Rißiefen a_c bzw. $a_{\text{eff},c}$ in die Gleichungen 5.11 und 5.12 eingesetzt werden.

Im nächsten Schritt kann für jedes einzelne Experiment (Index i) durch Umformen von Gleichung 5.17 und Einsetzen der gemessenen Standzeit t_M anstelle von t_R (da $t_I = 0$) ein individueller Wert

C_i kalkuliert werden, wenn ein Wert für den Exponenten n vorgegeben wird. Der arithmetische Mittelwert C_m aller C_i wird durch schrittweise Variation von n solange optimiert, bis die Standardabweichung von C_m ein Minimum erreicht hat. Damit liegt ein optimales Wertepaar (C_m, n) für jede Temperatur ohne Berücksichtigung der Rißbildungszeit vor (Im folgenden wird der Index m der Geschwindigkeitskonstanten C weggelassen).

(2) Abschätzung des Kerbtiefeneinflusses auf den Inkubationszeitanteil für jede einzelne Temperatur:

Bei Außerachtlassung der Rißbildungsphase ist die berechnete Standzeit t_B gleich der kalkulierten Rißwachstumszeit t_R unter Verwendung der in Punkt 1 berechneten optimalen Werte für C und n . Trägt man t_B gegen die gemessene Zeit t_M für jeden Versuch i doppeltlogarithmisch auf, so stellt sich der Zusammenhang gemäß der schematischen Abbildung 5.7 dar.

Bezüglich der Abweichung von der Ideallinie ($t_B = t_M$) ist festzustellen, daß sich sowohl der Achsenabschnitt als auch die Steigung der Geraden ($a_0 = \text{konstant}$) mit zunehmender Kerbtiefe verringern, und zwar annähernd proportional ($1/a_0$) bzw. ($\sqrt{1/a_0}$).

Für dieses Verhalten wird die fehlende Berücksichtigung der Inkubationszeit verantwortlich gemacht. Werden die oben genannten Abhängigkeiten in die Schreibweise von Gleichung 5.4 übersetzt, ergibt sich für $f(a_0)$ eine exponentielle Funktion.

Der Anteil der Inkubationszeit an der Gesamtstandzeit kann also folgendermaßen formuliert werden.

$$t_I/t_B = A_{(T)} \cdot (\sigma / \sigma_B)^{-E_2} \cdot \exp \left\{ E_1 \cdot (w/a_0) / (1 - \sqrt{w/a_0}) \right\} \quad (5.20)$$

Um den Exponenten dimensionslos zu machen, wird die Kerbtiefe auf die Wandstärke w normiert. Die Faktoren E_1 , E_2 und A sollen von der Temperatur abhängen und eventuelle Einflüsse der unterschiedlichen Jodaktivitäten sowie von Textur und Gefüge ausgleichen.

Der obigen Ansatz setzt sich also zusammen aus einem Term, der einer Plausibilitätsüberlegung entstammt (Belastung), und aus einem Term, der über eine Analyse der Standzeitkalkulation ohne Berücksichtigung der Ribbildungsphase entstanden ist. Gleichung 5.20 ist gültig für Kerbtiefen von $30 \mu\text{m}$ bis $200 \mu\text{m}$ und für Temperaturen von 500 bis 700°C .

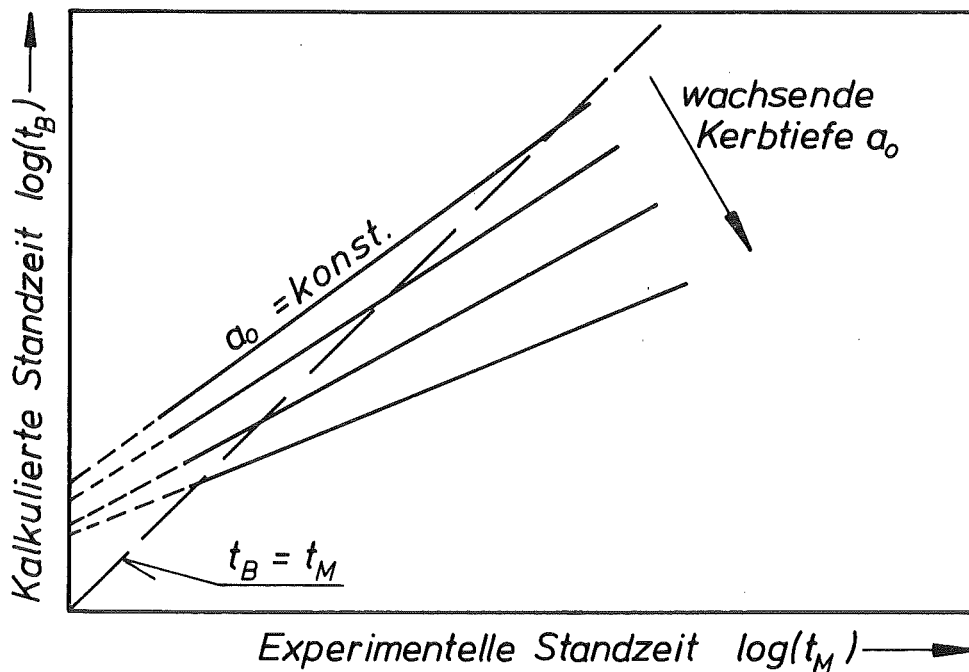


Abb. 5.7: Schematischer Vergleich zwischen kalkulierter und gemessener Standzeit ohne Berücksichtigung der Inkubationszeit.

(3) Bestimmung des optimalen Wertepaares (C, n) für jede einzelne Temperatur mit Berücksichtigung der Inkubationszeit.

Da die effektiven Spannungsintensitäten unabhängig sind von der Inkubationszeit, ändert sich das Rechenverfahren nur in Bezug auf die Ermittlung der Größen C und n. Analog zu Punkt 1 werden für jeden Versuch i die individuellen Werte C_i berechnet, indem in die nach C aufgelöste Gleichung 5.17 die tatsächliche Rißwachstumszeit t_R eingesetzt wird.

$$t_R = t_M \cdot (1 - t_I/t_B) \quad (5.21)$$

sodaß sich ergibt

$$C_i = [t_M \cdot (1 - t_I/t_B) \cdot \sigma^n \cdot \pi^{n/2}]^{-1} \cdot \int_{a_0}^a [a_{\text{eff}}^{n/2} \cdot Y^n(a_{\text{eff}})]^{-1} \cdot da \quad (5.22)$$

Die Einzelwerte C_i können berechnet werden, wenn die Parameter n, E1, E2 und A bekannt sind. Die Ermittlung dieser Größen ist verknüpft mit dem iterativen Optimierungsverfahren für den Mittelwert C_m . Ausgehend von dem Anfangswert 1 für alle Faktoren werden die Werte solange in kleinen Stufen verändert bis die Standardabweichung von C_m ein Minimum erreicht.

Mit dem so erhaltenen Wertepaare (C_m , n) wird schließlich die Rißwachstumszeit t_R kalkuliert und die gesamte Standzeit t_B nach

$$t_B = t_R / (1 - t_I/t_B) \quad (5.23)$$

Damit ist eine Möglichkeit gegeben, durch Vergleich von t_B und t_M die Anwendbarkeit des Modells für eine bestimmte Temperatur zu prüfen.

Weiter können mit den individuellen Wertepaaren (C_i, n) und den Werten für $(a_0, K_{eff,0})$ bzw. $(a_c, K_{eff,c})$ die entsprechenden Reißgeschwindigkeiten $(da/dt)_0$ und $(da/dt)_c$ berechnet und doppeltlogarithmisch gegen die Spannungsintensität aufgetragen werden. Die Übereinstimmung dieser Einzelpunkte mit der kalkulierten Kurve nach Gleichung 5.18 ist ebenfalls ein Maß für die Güte des elastisch-plastischen Versagensmodells.

(4) Temperaturabhängigkeiten:

Im Rechenmodell sind die Parameter E1, E2 und A der Inkubationszeit und die Geschwindigkeitskonstante C als temperaturabhängige Größen ausgewiesen. Die Bestimmung der Temperaturfunktionen der erstgenannten Parameter geschieht durch einfache lineare Interpolation der für die drei Temperaturen gefundenen Werte.

Die Temperaturfunktion von C wird mit Hilfe einer Arrhenius-Darstellung ermittelt, wobei die bei $(n = \text{konstant})$ für 500, 600 und 700°C gefundenen mittleren C-Werte logarithmisch über der reziproken Absoluttemperatur aufgetragen werden.

$$\log C(T) = \log C_0 - (Q \cdot \log e / R) \cdot (1/T) \quad (5.24)$$

$$(\text{Dimension von } C = [\text{MPa}^n \cdot \text{m}^{(n-2)/2} \cdot \text{s}]^{-1})$$

Ein Maß für die Steigung der erwarteten Geraden ist dabei die für den geschwindigkeitsbestimmenden Mechanismus gültige Aktivierungsenergie Q.

6. ERGEBNISSE UND DISKUSSION

Ganz allgemein können drei Fälle unterschieden werden, wie das Hüllmaterial auf die kombinierte Einwirkung von chemischer Wechselwirkung zwischen Jod und Zircaloy und der durch den Innendruck eingepprägten Spannung in der Hüllrohrwand reagieren kann ($T = \text{konstant}$) (Abbildung 6.1):

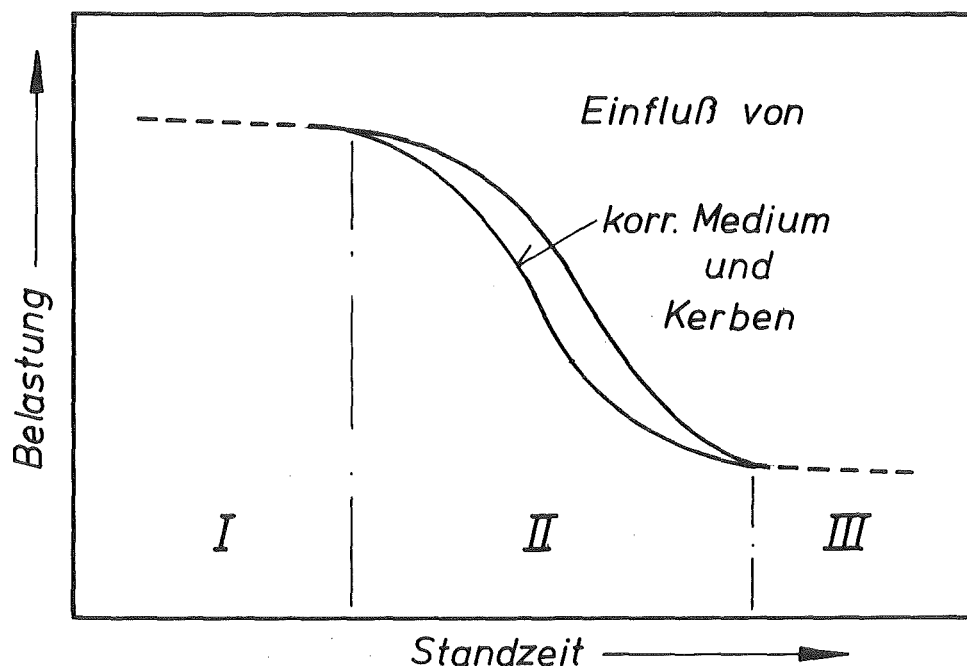


Abb. 6.1: Mögliches Materialverhalten von Zry-4 Hüllrohren /10, 11/

- I Belastung hoch (nahe der Bruchfestigkeit): kein Einfluß von reaktiver Umgebung (wegen kurzer Standzeit) und von Oberflächenschäden ; duktiles Versagen.
- II Merklicher Einfluß des korrodierenden Mediums und der Kerben, sprödes Versagen durch Rißwachstum infolge Jod-SRK: die Anwendung der Bruchmechanik ist möglich.
- III Belastung niedrig (untere Grenzlast): kein Einfluß von Jod und Kerben ; duktiles Versagen.

- (1) Die mittlere Spannung im Restquerschnitt vor dem Kerbgrund ist von Anfang an so hoch, daß sie die Bruchfestigkeit erreicht. Dann kommt es - auch ohne Berücksichtigung der Spannungsüberhöhung vor der Rißfront - zum spontanen Versagen. Was den Einfluß des Jods auf den Bruchverlauf angeht, so ist es denkbar, daß die Verformungsgeschwindigkeit so hoch ist, daß das Jod nicht genügend schnell an die Rißfront nachgeliefert wird, und das Material duktil versagt: es ist unempfindlich für Spannungsrißkorrosion.
- (2) Die Spannungsverteilung im Restquerschnitt ist so gestaltet, daß sich vor der Rißfront eine definierte plastisch verformte Zone ausbildet und die Spannungsintensität kleiner ist als $K_{eff,c}$. Die chemische Wechselwirkung zwischen Jod und Zircaloy ist sehr stark, das Material versagt spröde mit sehr geringer Dehnung: es reagiert empfindlich auf Spannungsrißkorrosion. Der Rißfortschritt kann mit den Methoden der modifizierten elastisch-plastischen Bruchmechanik beschrieben werden.
- (3) Die Belastung im Restquerschnitt unterschreitet eine bestimmte Grenzspannung, unterhalb derer das Versagen des Zry-Hüllmaterials (innerhalb gewisser Zeitgrenzen) nicht mehr eindeutig auf Spannungsrißkorrosion zurückgeführt werden kann. Kriechprozesse werden für das Verformungsverhalten bestimmend; das Material versagt duktil. Die Anwendung der Bruchmechanik ist nicht mehr möglich.

Die experimentellen Parameter (Druck, Kerbtiefe) wurden so gewählt, daß die Versuchsbedingungen einer bruchmechanischen Auswertung gerecht wurden. Vereinzelt wurde auch ein Versagen nach Fall 1 festgestellt. Der Druck wurde im Hinblick auf die Tiefe der Oberflächenschäden so eingestellt, daß sich Gesamtstandzeiten von 30 bis 1800 Sekunden ergaben. Mit diesen Kurzzeitexperimenten wurde ein Bereich erfaßt, der für einen großen Teil von LWR-Störfällen typisch ist.

6.1 MATERIALVERHALTEN VON ZRY-4 HÜLLROHREN BEI TEMPERATUREN VON 500 BIS 700° C

Im folgenden werden die Wirkungen der unterschiedlich tiefen Kerben und des reaktiven Mediums Jod auf die Standzeit und das Verformungsverhalten bei verschiedenen Temperaturen beschrieben.

6.1.1 Zusammenhang zwischen Druck und Standzeit

Einen Überblick über die Abhängigkeit der Standzeit vom konstanten Rohrinwendruck (= Berstdruck) bei den drei Temperaturen zeigt Abbildung 6.2. Die Tiefe der anfänglichen Oberflächenschädigung tritt als Kurvenparameter in Erscheinung.

Der Einfluß des korrodierenden Mediums Jod ist bei allen drei Temperaturen unterschiedlich. Vermindert sich bei 500°C die Standzeit der as-received Proben durch Zugabe von Jod um den Faktor 2 (t_M klein) bis 5 (t_M groß), so ist bei 600 und 700°C keine Differenz in der Standzeit zwischen den He-Referenzproben und den as-received Proben mit Jodzugabe festzustellen.

Das Einbringen einer 200 µm tiefen Kerbe allerdings bewirkt bei den jodenthaltenden Proben eine Standzeitreduktion um den Faktor 100 gegenüber den nicht vorgeschädigten (500°C, mittlerer Berstdruck ca. 300 bar). Der gleiche Unterschied ist auch bei 600 und 700°C bei entsprechend niedrigerem Druckniveau zu beobachten.

Ein weiterer Einfluß der Prüftemperatur wird sichtbar im Verlauf der jeweiligen Geradenschar. Während bei 500°C die Linien mit zunehmender Standzeit auseinanderstreben, bleiben sie bei 600°C annähernd parallel. Bei 700°C nähern sich die Geraden zu hohen Standzeiten hin an. Der Kurvenverlauf bei den drei Temperaturen weist eine Analogie zu den Beobachtungen auf, die bei Rohrberstexperimenten unter Reaktorbetriebsbedingungen gemacht wurden /10/.

Bei 500°C (Abbildung 6.3) streben für sehr kurze Standzeiten (< 30 s) die Kurven einem oberen Grenzwert des Berstdruckes zu, der durch die

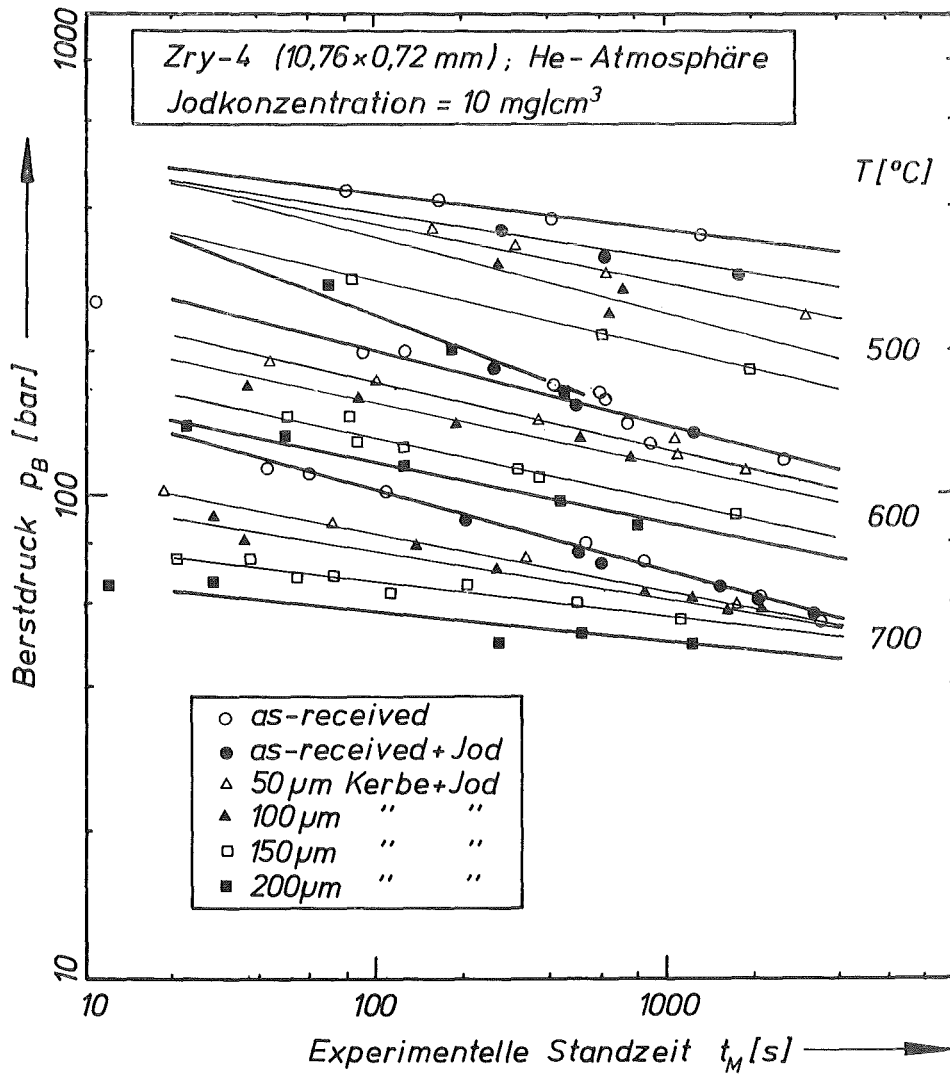


Abb. 6.2: Abhängigkeit der Standzeit von Zry-4 Hüllrohren vom Berstdruck und der Kerbtiefe in Gegenwart von Jod.

Bruchfestigkeit des as-received Materials (ohne Jodeinfluß) bestimmt wird. Die chemischen Wechselwirkungen zwischen Hüllrohr und Jod spielen nur noch eine untergeordnete Rolle und durch die Annäherung der nominellen Spannung in der Hüllrohrwand an die Bruchfestigkeit geht auch der Einfluß der Kerben (zumindest $< 150 \mu\text{m}$) weitgehend zurück.

Dieses Verhalten wäre dann als unempfindlich gegen Spannungsrißkorrosion zu bezeichnen und dem in der Einführung zu diesem Kapitel unter Punkt 1 beschriebenen Materialverhalten zuzuordnen.

Bei niedrigeren Drücken und entsprechend längeren Standzeiten kommt bei 500°C der chemische Einfluß voll zum Tragen und die Wirkung der Kerben auf das Versagensverhalten (Rißwachstum) gewinnt an Bedeutung.

Bei einer Glüh­temperatur von 700°C (Abbildung 6.4) wird ein Materialverhalten beobachtet, bei dem die verschiedenen Einflüsse auf die Standzeit umgekehrt scheinen gegenüber dem oben beschriebenen bei 500°C .

Hier strebt der Berstdruck für Zeiten größer 1800 s einem unteren Grenzwert zu, unterhalb dessen das Zry-Hüllrohr ebenfalls unempfindlich gegen Spannungsrißkorrosion ist, also kein Versagen durch sprödes Rißwachstum nachgewiesen werden kann. Es ist wahrscheinlich, daß bei diesen Belastungen, die weit unter der Fließgrenze liegen, und bedingt durch die hohe Temperatur (fast vollständige Rekristallisation bei 700°C während der Aufheizphase von 17 min.) nur noch Kriechprozesse das Materialverhalten bestimmen, auf die im Rahmen dieser Arbeit nicht näher eingegangen wird.

Bei 600°C (Abbildung 6.5) zeigt das Materialverhalten nicht die deutlichen Einflüsse wie bei 700°C .

Lediglich für Kerbtiefen kleiner als $150 \mu\text{m}$ ist die Tendenz zu erkennen, daß der Einfluß des Jods und der Kerben zu großen Standzeiten hin etwas zurückgeht. Vermutlich macht sich auch hier eine beginnende Rekristallisation bemerkbar.

Die bisher gemachten Aussagen lassen den Schluß zu, daß im gewählten Standzeitbereich von 30 bis 1800 Sekunden das Hüllrohr unter den

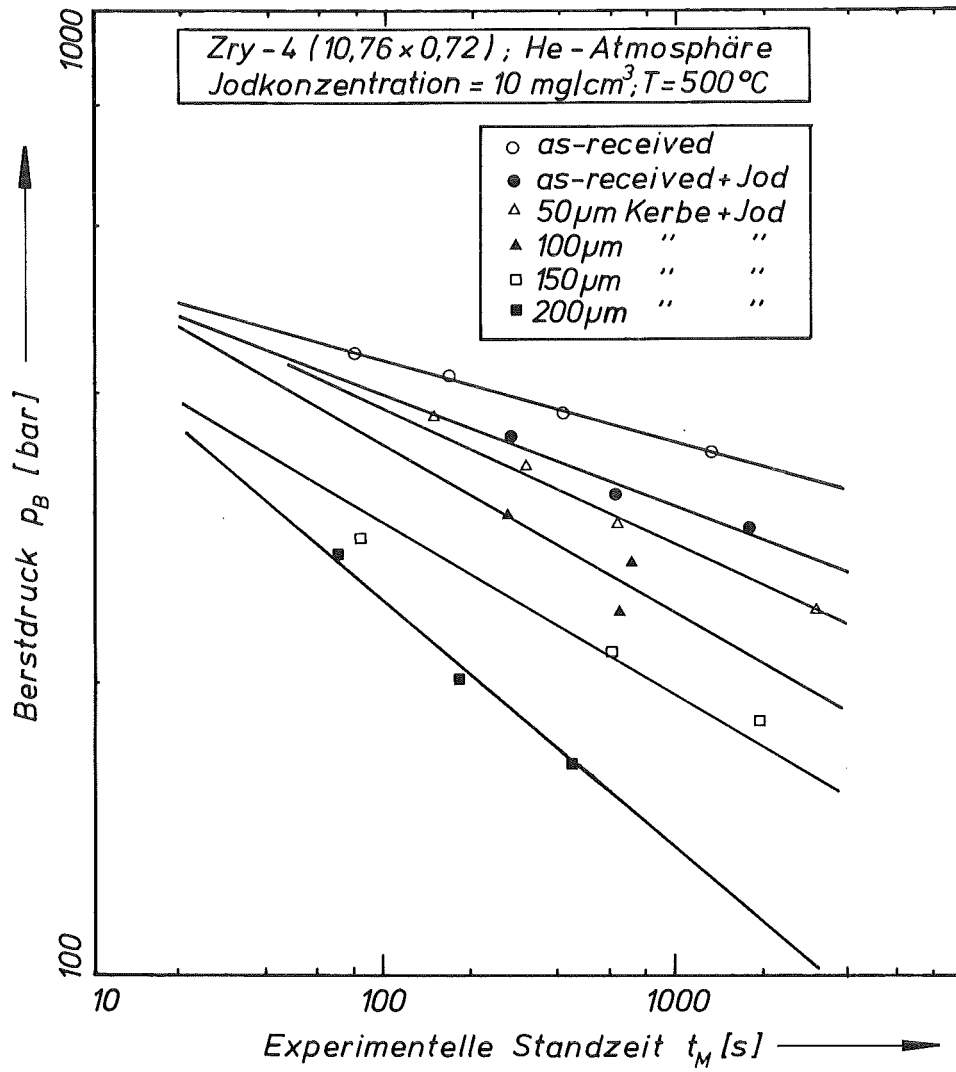


Abb. 6.3: Abhängigkeit der Standzeit von Zry-4 Hüllröhren vom Berstdruck und der Kerbtiefe in Gegenwart von Jod bei 500°C.

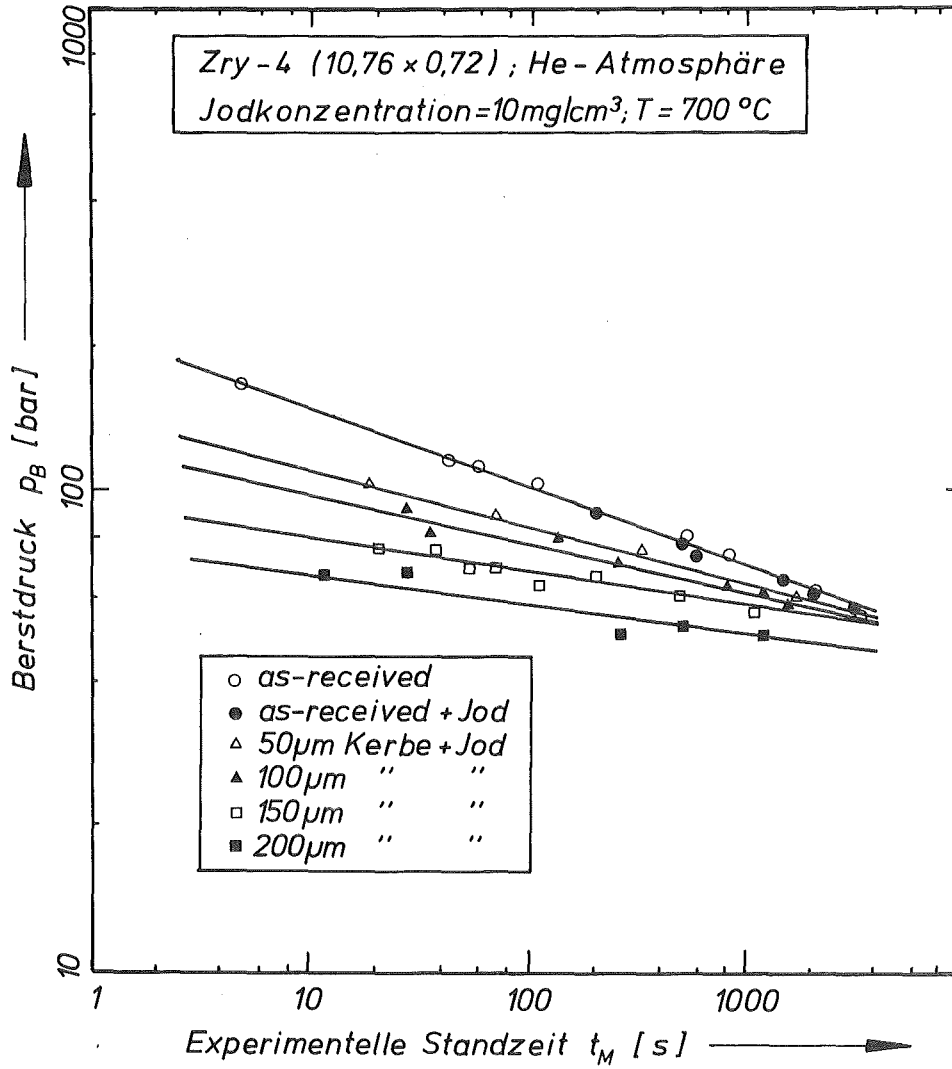


Abb. 6.4: Abhängigkeit der Standzeit von Zry-4 Hüllrohren vom Berstdruck und der Kerbtiefe in Gegenwart von Jod bei 700°C.

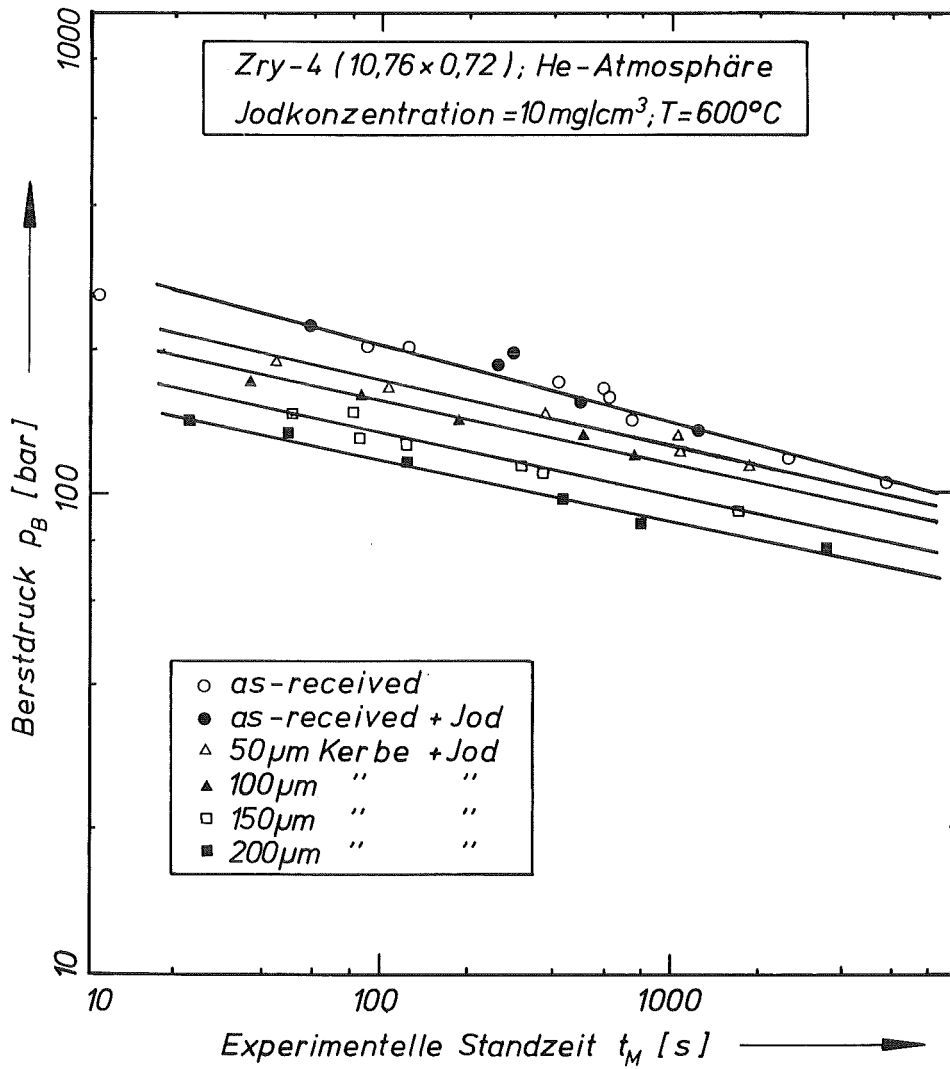


Abb. 6.5: Abhängigkeit der Standzeit von Zry-4 Hüllrohren vom Berstdruck und der Kerbtiefe in Gegenwart von Jod bei 600°C.

gegebenen Bedingungen durch Rißausbreitung infolge Jod-Spannungsrißkorrosion versagt und somit mit den Methoden der Bruchmechanik beschrieben werden kann. Bei allen drei Temperaturen ist sowohl der chemische Einfluß als auch die Wirkung der Oberflächenschädigungen deutlich, und Belastungsgrenzwerte werden anscheinend nicht erreicht. Bei Tests mit großen Kerbtiefen (150 und 200 μm) ist der Einfluß der Geometrie sehr stark ausgeprägt, und die Grenze des sinnvollen Parameterbereichs scheint erreicht.

6.1.2 Verformungsverhalten

Die Berechtigung, das K-Konzept zur Beschreibung des Versagensverhaltens der Zry-Hüllrohre zu verwenden, wird gestützt, durch das Verformungsverhalten. Stellvertretend für alle drei Temperaturen sind in Abbildung 6.6 typische Beispiele für Berstproben unterschiedlicher Ausgangszustände (as-received, as-received mit Jod, vorgekerbt mit Jod, bei 700°C) zusammengestellt.

Sie demonstrieren anschaulich die generelle Wirkung des Jods und der Kerben bezüglich einer Abnahme der Umfangsdehnung, wie sie auch bei 500 und 600°C in noch stärkerem Maße beobachtet wurden. Im folgenden werden die einzelnen Zusammenhänge näher erläutert.

In den Abbildungen 6.7 bis 6.9 ist die Berstdehnung in Umfangsrichtung über dem Berstdruck für die verschiedenen Temperaturen aufgetragen. Bemerkenswert ist zunächst, daß durch den chemischen Einfluß des Jods die Dehnung bei 500, 600 und 700°C drastisch reduziert wird, womit die Voraussetzung eines verformungsarmen Materialverhaltens bezüglich des bruchmechanischen Modells erfüllt ist.

Bei 500°C liegen die Dehnungen der jodenthaltenden Hüllrohre größtenteils unter 3% (He-Referenzproben: $\epsilon_B > 15\%$). Bei 600 und 700°C sind die Berstdehnungen der vorgeschädigten Rohrproben immerhin noch kleiner als 10%, während in den jodfreien Referenztests Werte größer als 40% (600°C) bzw. größer als 60% (700°C) erreicht wurden. Die Streubereiche der gemessenen Dehnungen sind allerdings groß.

Bezüglich der Wirkung der Oberflächenschädigungen kann festgestellt werden, daß die Dehnung mit zunehmender Kerbtiefe reduziert wird. Bei 500°C ist in Gegenwart von Jod eine geringe Zunahme der Dehnung mit steigendem Druck, d.h. mit sinkender Standzeit (Kerbtiefe $\leq 100 \mu\text{m}$) erkennbar, während bei den höheren Temperaturen die Verformung geringer zu werden scheint.

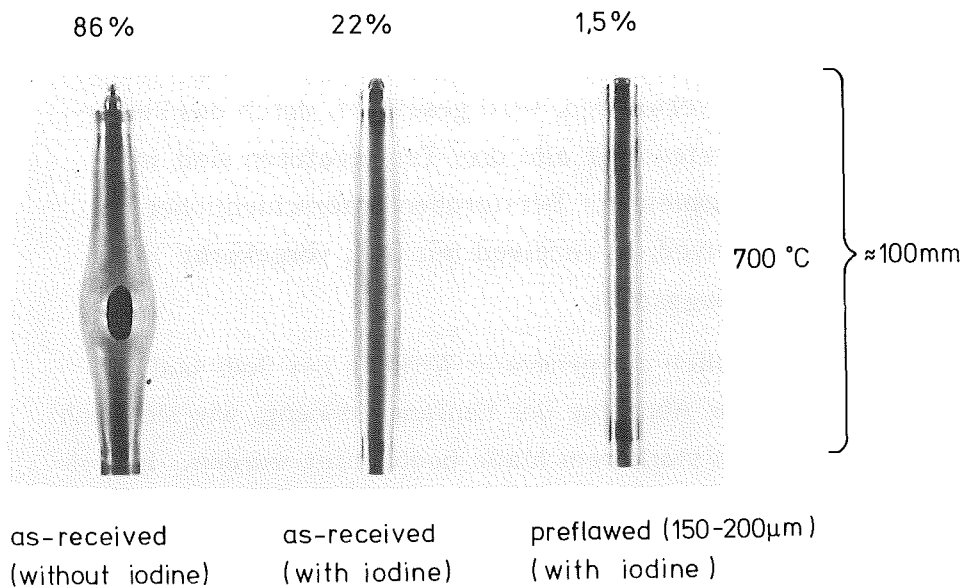


Abb. 6.6: Berstdehnung von Zry-4 Hüllrohren unterschiedlicher Ausgangszustände in Abhängigkeit vom Druck bei 700°C.

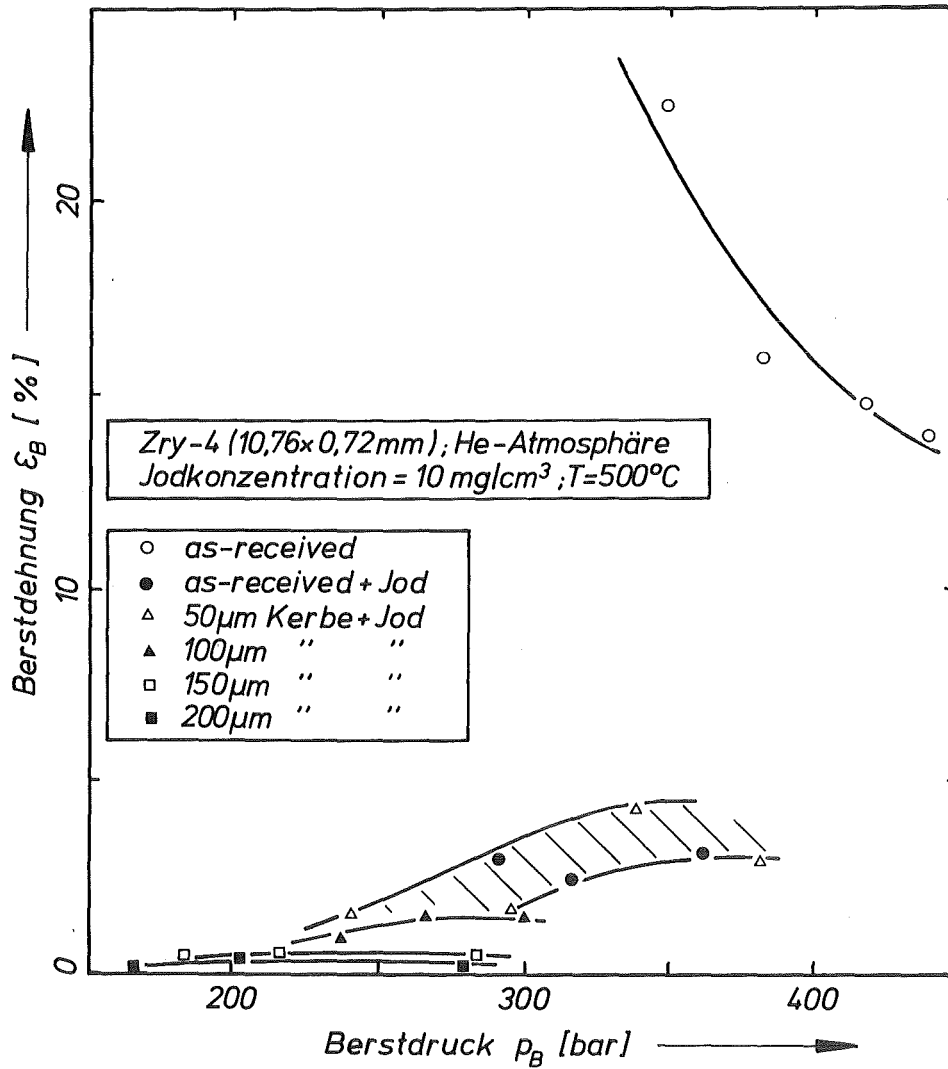


Abb. 6.7: Einfluß von Jod und Kerben in Abhängigkeit vom Druck auf die Berstdehnung von Zry-4 Hüllrohren bei 500°C.

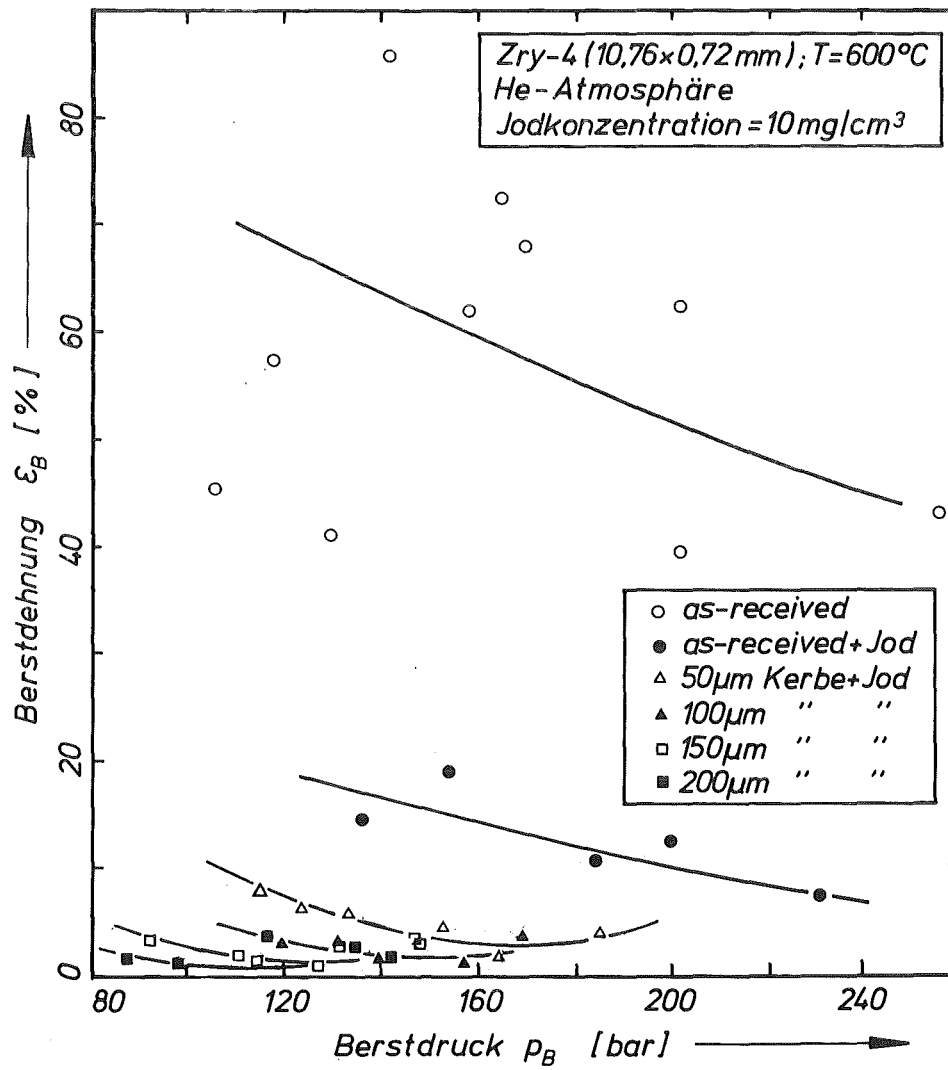


Abb. 6.8: Einfluß von Jod und Kerben in Abhängigkeit vom Druck auf die Berstdehnung von Zry-4 Hüllrohren bei 600°C.

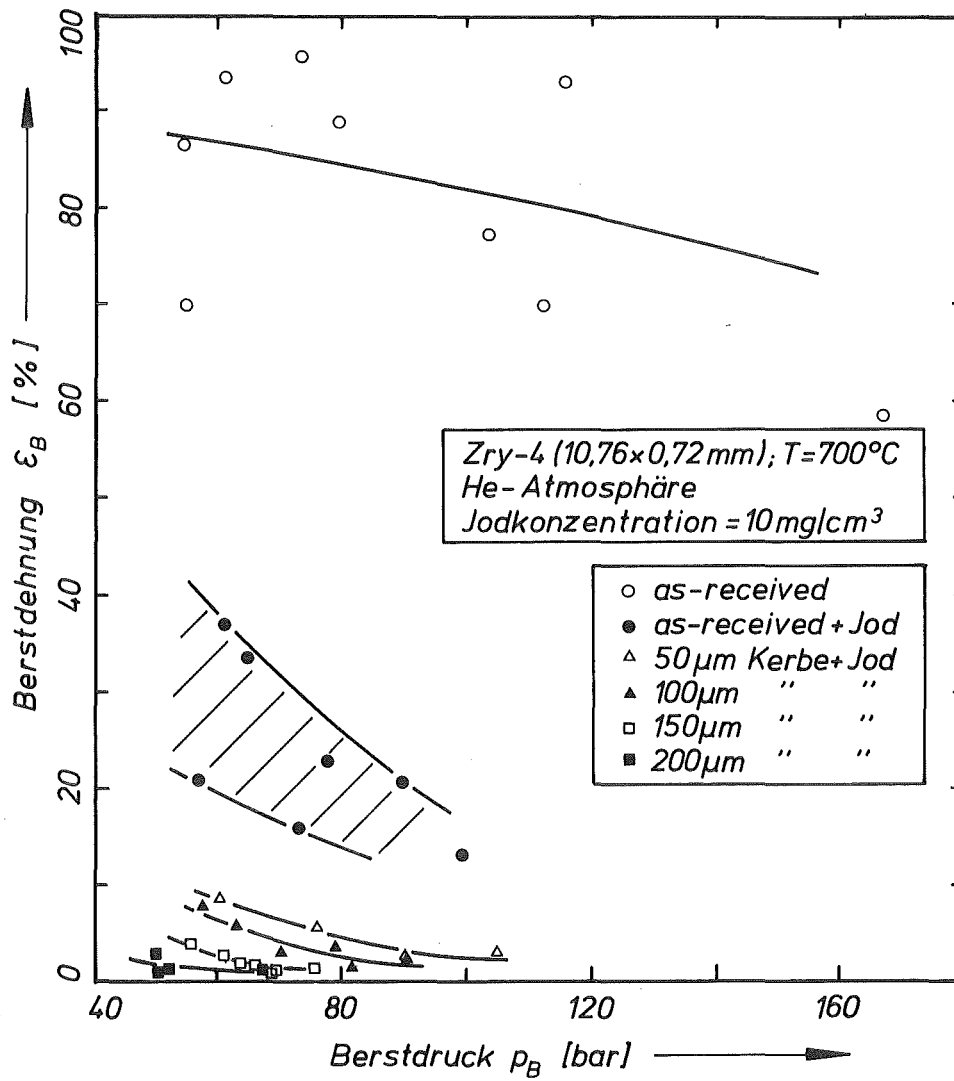


Abb. 6.9: Einfluß von Jod und Kerben in Abhängigkeit vom Druck auf die Berstdehnung von Zry-4 Hüllrohren bei 700°C.

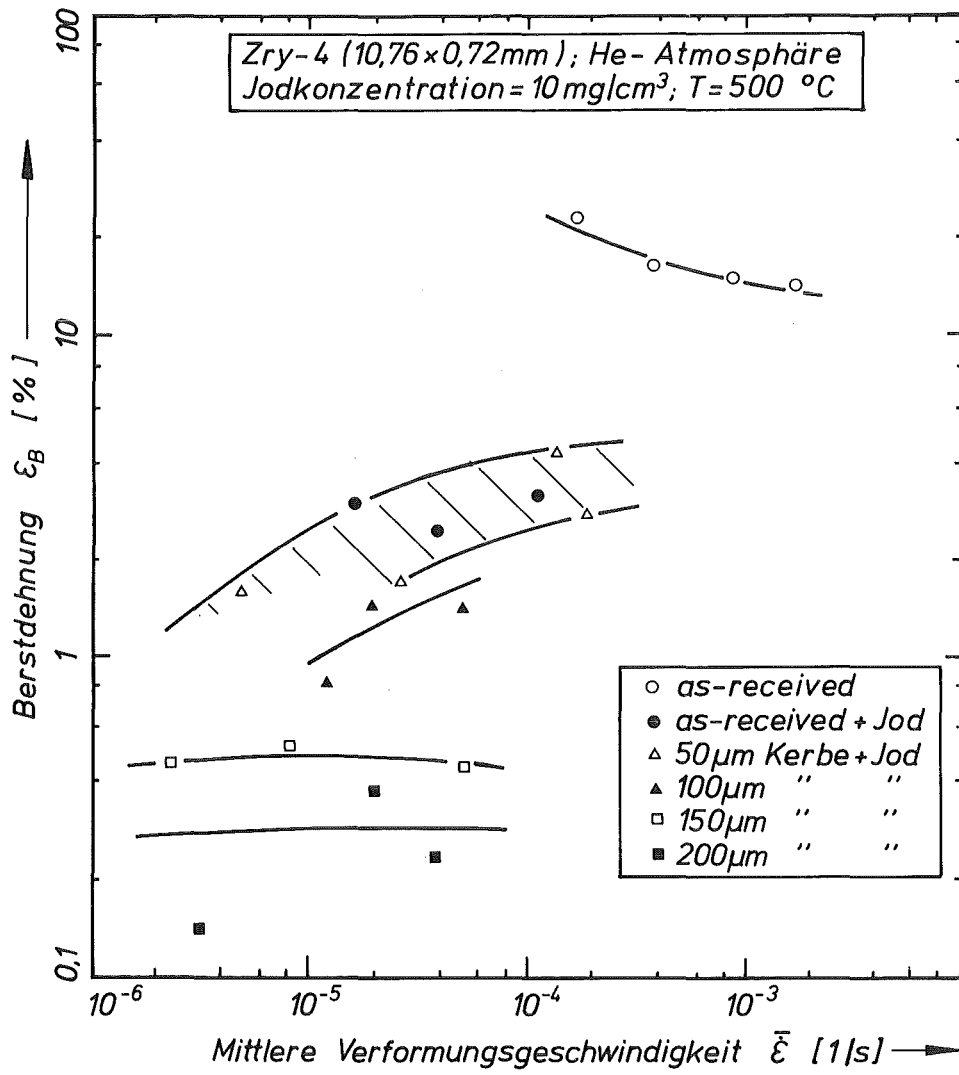


Abb. 6.10: Berstdehnung von Zry-4 Hüllrohren unterschiedlicher Ausgangszustände in Abhängigkeit von der mittleren Verformungsgeschwindigkeit bei 500°C.

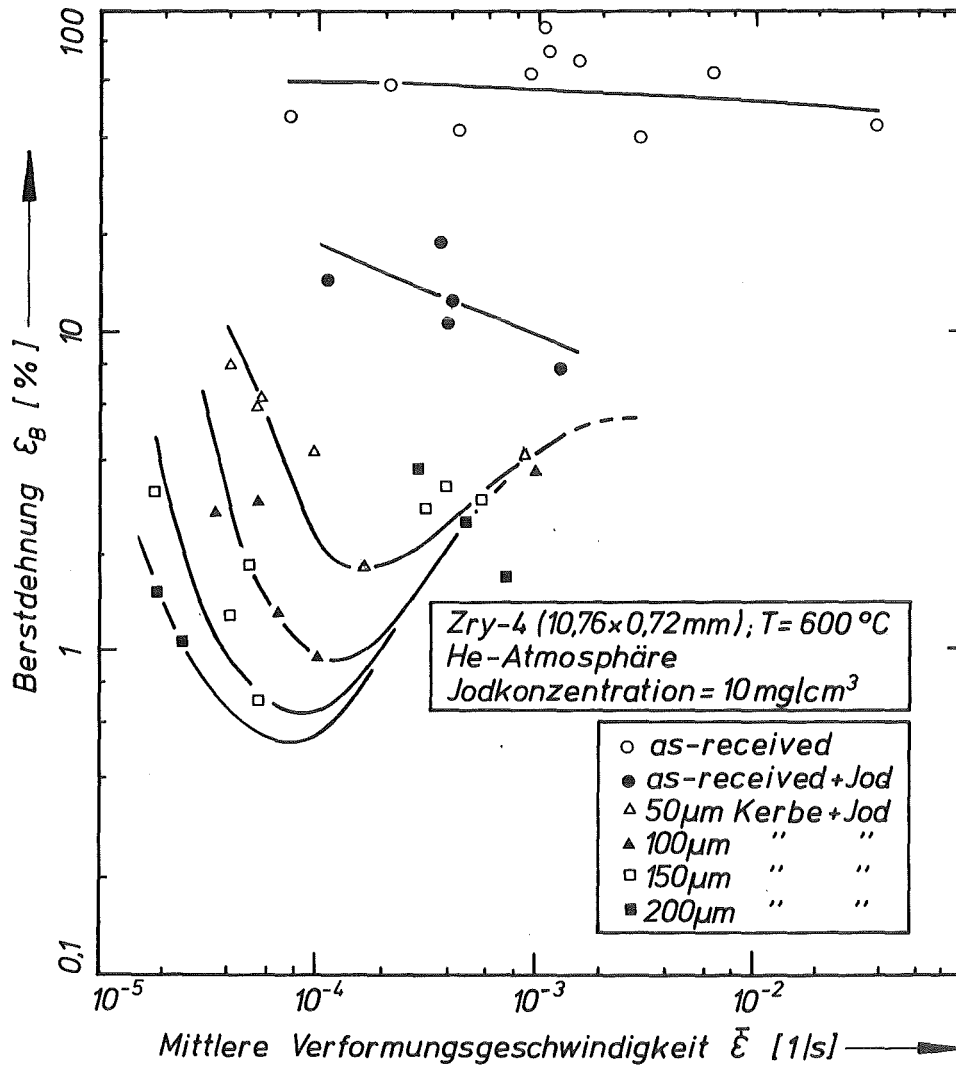


Abb. 6.11: Berstdehnung von Zry-4 Hüllrohren unterschiedlicher Ausgangszustände in Abhängigkeit von der mittleren Verformungsgeschwindigkeit bei 600°C.

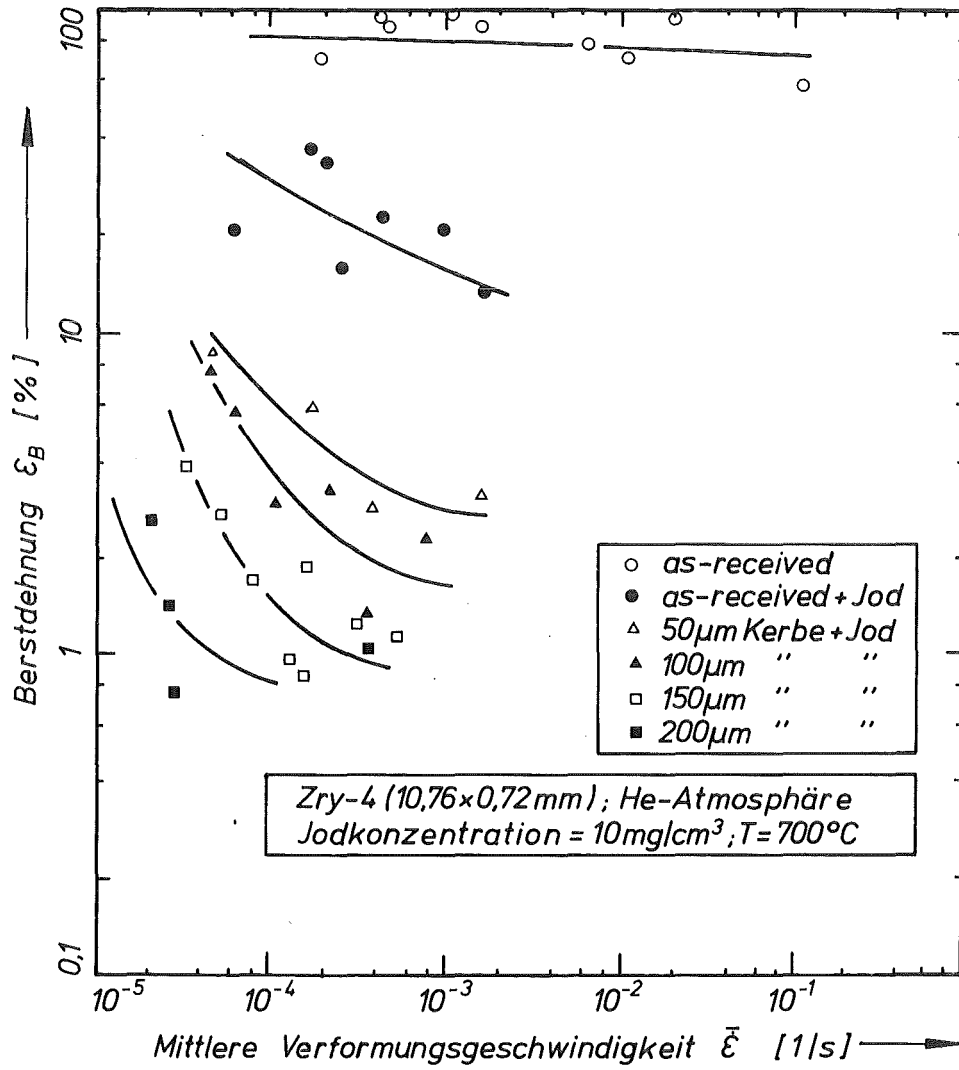


Abb. 6.12: Berstdehnung von Zry-4 Hüllrohren unterschiedlicher Ausgangszustände in Abhängigkeit von der mittleren Verformungsgeschwindigkeit bei 700°C.

Die Auswirkung der Kerben wird etwas deutlicher in der logarithmischen Auftragung der Berstdehnung über der mittleren Verformungsgeschwindigkeit (*) (Abbildungen 6.10 bis 6.12).

Bei 600°C haben die Dehnungen der gekerbten Hüllrohre ein Minimum bei einer mittleren Verformungsgeschwindigkeit von etwa 10^{-4} 1/s , während die Anordnung der Meßpunkte bei 700°C minimale Dehnungen im Bereich von etwa 10^{-4} bis 10^{-3} 1/s nur vermuten lassen. Frühere Untersuchungen bei 700°C für jodenthaltende Proben /15/ deuten allerdings darauf hin.

Auf welche Art und Weise sich der Riß unter den verschiedenen Randbedingungen ausbreitet, wurde durch Untersuchungen der Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop (REM) zu klären versucht. Sie werden im nächsten Kapitel erläutert.

(*) Die angegebene mittlere Verformungsgeschwindigkeit ($\dot{\epsilon} = \epsilon_B/t_M$) steht in keinem unmittelbaren Zusammenhang mit der Rißausbreitungsgeschwindigkeit. Sie ist für die Beschreibung des Materialverhaltens sehr ungenau, da sie unter Umständen um Größenordnungen von der momentanen Verformungsgeschwindigkeit abweichen kann /22, 23, 24, 25/

6.2 UNTERSUCHUNGEN IM RASTERELEKTRONENMIKROSKOP (REM)

Die Bruchflächen und zum Teil die an die Reißflanken angrenzenden Bereiche der Hüllrohrinnenoberfläche wurden bei ausgewählten jodenthaltenden Proben mit dem REM untersucht. In Einzelfällen wurden auch punktuelle Elementanalysen (energiedispersiv) durchgeführt. In den folgenden Abschnitten werden die Ergebnisse für 500, 600 und 700°C dargestellt und anschließend verglichen.

6.2.1 Bersttemperatur 500°C

Wie schon in Kapitel 4.2.1 erwähnt, versagte die bei höheren Temperaturen bewährte Methode des schweißtechnischen Verschließens der Rohrproben bei 500°C, und die Rohrenden mußten mittels eines Schraubverschlusses abgedichtet werden. Dem vorzeitigen Brechen der Schweißnähte in einigen Tests ist es allerdings zu verdanken, daß dadurch Beobachtungen in einer Phase des Reißwachstums möglich wurden, die vor dem Erreichen der kritischen Reißtiefe lag. Abbildung 6.13 zeigt typische Beispiele. In Bildteil (a) ist die schwammartig zerfressene Struktur der Innenoberfläche zu sehen, wie sie übrigens auch bei den geborstenen Rohrproben vorgefunden wurde. Einzelne Löcher von 1 - 3 µm Durchmesser sind sehr häufig zu größeren Mulden zusammengewachsen, die durchaus Durchmesser bis zu 50 µm erreichen können. Das Auftreten dieser durch die chemische Wechselwirkung mit dem Jod entstandenen Vertiefungen im Kerbgrund (Bildteil (b)) hat in der Regel die Bildung eines Anrisses zur Folge (Bildteil (c)), da dort die Spannungsüberhöhung im Vergleich zur übrigen Kerbe am höchsten ist. Solche Anrisse, die an mehreren Stellen im Kerbgrund entstehen können, verbinden sich zum Teil und stellen den Beginn des stabilen Reißwachstums dar.

Bei den nicht vorgeschädigten Rohrproben mit Jodinventar erfolgt die Anrißbildung in gleicher Weise in den lochartigen Vertiefungen. Die Anrisse wachsen unabhängig voneinander, und es führt der Reiß zum Bersten,

E155: $T_B = 500^\circ\text{C}$; $p_B = 142,5 \text{ bar}$
 $t_B = 1272 \text{ s}$
notch depth = $200 \mu\text{m}$
initial iodine conc. = 10 mg/cm^3

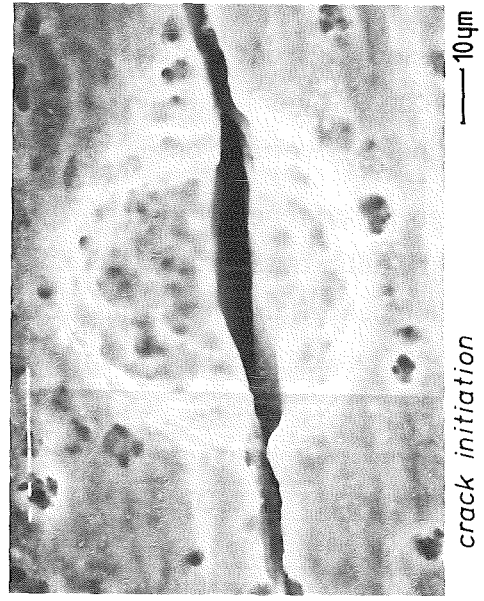
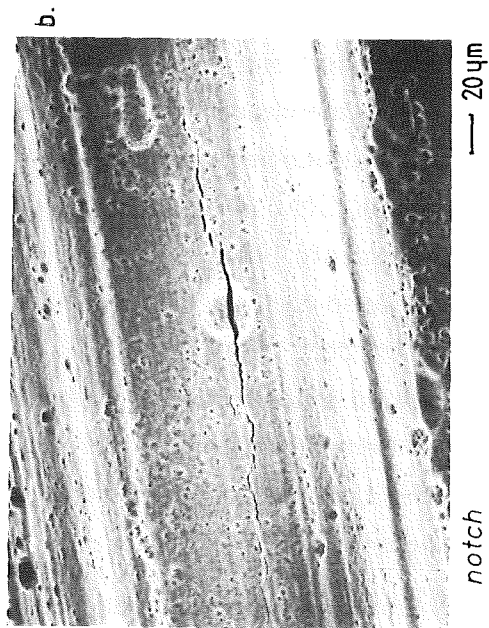
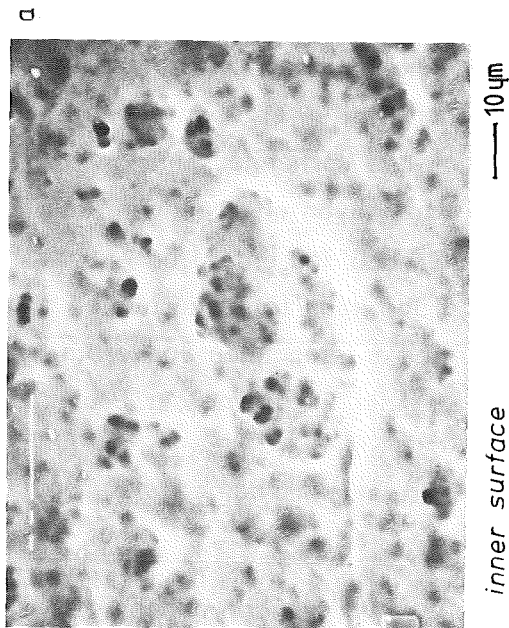


Abb. 6.13: Rißbildung im Kerbgrund von vorgeschädigtem Zry-4-Hüllrohr unter Jodeinfluß bei 500°C .

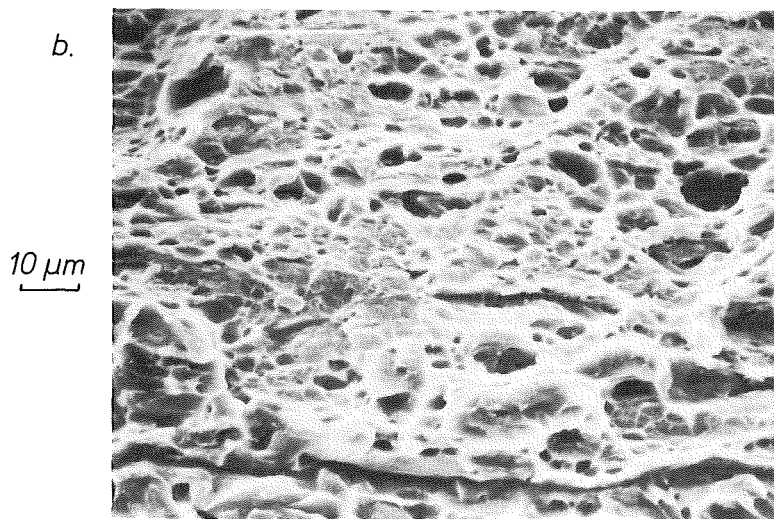
vor dessen Rißfront die Grenzlast zufällig am ehesten erreicht wurde. So konnte in einem Fall ein "Beinahe-Durchriß" mit deutlich sichtbarer Einschnürung weitab von der Berststelle festgestellt werden.

Bei den geborstenen Hüllrohren wurde beobachtet, daß sich der Riß transkristallin ausbreitete (Abbildung 6.14 (a)), wobei die Bruchfläche eine kompakte lamellenförmige Struktur aufwies aufgrund der sehr starken Textur in axialer Richtung. Der Wechsel vom Spaltbruch zum duktilen Grübchenbruch des Restquerschnittes (Abbildung 6.14 (b)) bei Erreichen der kritischen Grenzlast vollzog sich nahezu übergangslos (Abbildung 6.15 (a)). Die Restbruchfläche war bei 500°C gut ausgeprägt (Abbildung 6.15 (b)), und teilweise traten Scherlippen auf, neben dem häufiger vorkommenden Normalspannungsbruch. Sowohl auf der Rohrinnenoberfläche (in allen Fällen) als auch auf den Bruchflächen des stabilen Rißfortschritts (häufig) und des duktilen Restbruches (seltener) wurde ein Belag (1 - 2µm stark) beobachtet, der stellenweise flächenmäßig abgeblättert war (besonders auf der Innenoberfläche). Elementanalysen in mehreren Proben an verschiedenen Stellen ergaben neben Zr, Sn und Fe (Hauptlegierungsbestandteile) auch das Vorhandensein von Jod, jedoch nicht in allen Fällen. Dennoch wird davon ausgegangen, daß der untersuchte Belag ursprünglich in allen Proben Jod enthalten hat. Der teilweise nicht gelungene Nachweis von Jod kann folgendermaßen erklärt werden: Die während des Experimentes entstehenden Jodverbindungen sind extrem sauerstoffempfindlich. Bei der Entnahme der Proben aus der Berstapparatur reagieren daher die Zirconjodide mit dem Sauerstoff der Luft u.a. unter Bildung von ZrO_2 , wobei Jod freigesetzt wird und abdampft.

Die Nachweismöglichkeit von Jod war demnach vorwiegend abhängig von den Umgebungsbedingungen, unter denen die geborstenen Rohrproben aufbewahrt wurden, und der Zeitspanne bis zur Analyse.



transgranular fracture surface



ductile fracture surface

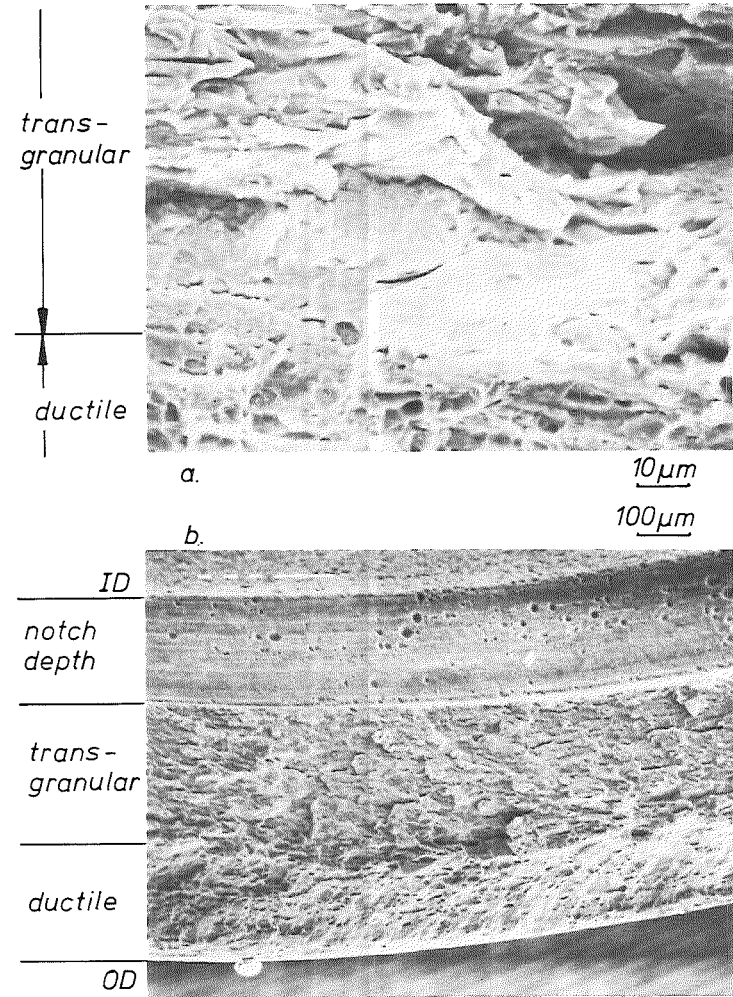
$E 135: T_B = 500^\circ\text{C} \quad ; \quad p_B = 300 \text{ bar}$
 $t_B = 269 \text{ s}$
 $\text{notch depth} = 100 \mu\text{m}$
 $\text{initial iodine conc.} = 10 \text{ mg/cm}^3$

Abb. 6.14: Unterschiedliche Bruchflächenstrukturen von Zry-Hüllrohren nach dem Bersten unter Jodeinwirkung bei 500°C .

Abb. 6.15: Bruchflächen von Zry-Hüllrohren nach dem Bersten unter Jodeinwirkung bei 500°C.

E135: $T_B = 500^\circ\text{C}$; $p_B = 300 \text{ bar}$
 $t_B = 269 \text{ s}$
 notch depth = $100 \mu\text{m}$
 initial iodine conc. = 10 mg/cm^3

E156: $T_B = 500^\circ\text{C}$; $p_B = 278 \text{ bar}$
 $t_B = 69 \text{ s}$
 notch depth = $200 \mu\text{m}$
 initial iodine conc. = 10 mg/cm^3



6.2.2 Bersttemperatur 600°C

Bei den jodenthaltenden Hüllrohrproben wies die Innenoberfläche samt Kerbe eine andere Struktur auf als bei 500°C. Zwar konnte auch bei 600°C ein zum Teil jodhaltiger Belag festgestellt werden, aber die Innenoberfläche und die Kerbflanken waren nicht schwammartig zerfressen. Die as-received Hüllrohre wiesen mehrere mikroskopisch kleine axiale Anrisse auf. Bei den mit Kerben versehenen Hüllrohren konnte dagegen in keinem Fall eine Anrißbildung auf der übrigen Innenoberfläche außerhalb der Kerbe festgestellt werden.

Die Geometrie der Bruchflächen war abhängig von der Anfangsrißtiefe. Bei kleinen Vorschädigungen (ca. 30 µm tief) verlängerte sich die Rißfront zunächst axial mit zunehmender Rißtiefe (etwa bis zur halben Wandstärke), um dann in der halb elliptischen Form weiterzuwachsen (Abbildung 6.16 (a)). Bei mittleren Kerbtiefen (ca. 100 µm) war die Bruchflächengeometrie nicht eindeutig (Abbildung 6.16 (b)). Zum einen wurde das zuvor beschriebene Rißwachstum beobachtet, zum anderen eine von vornherein durchgehend halb elliptische Rißfront. Zudem erschien als dritte Variante eine M-förmige Bruchfläche, was auf zwei axial benachbarte Risse mit annähernd gleicher Wachstumsgeschwindigkeit schließen läßt, die sich gegen Ende des Wachstums vereinigt haben.

Bei großen Kerbtiefen schließlich (Abbildung 6.16 (c)) waren die Rißfronten durchweg halb elliptisch ausgebildet.

Die aufgezeigten unterschiedlichen Bruchflächengeometrien sind auf die unterschiedlichen Lagen der Maximalwerte der Spannungsintensität zurückzuführen. Liegen die größten Spannungsintensitäten nahe an den Enden einer Rißfront, so weitet sich diese trichterförmig auf. Ist die Stelle der maximalen Spannungsintensität dagegen in der Mitte der Rißfront, so breitet sich der Riß halb elliptisch aus. Wie die Beobachtungen zeigen, fand bei kleinen und zum Teil bei mittleren Kerbtiefen während des Rißwachstums eine Verschiebung der maximalen Spannungsintensitäten von den Enden zur Mitte der Rißfront hin statt.

SEM - EXAMINATIONS

longitudinal fracture surface geometries at 600°C (notch depth / notch length = const)

a. small initial notch depth (50 μm)



b. medium initial notch depth (100 μm)



c. large initial notch depth (200 μm)

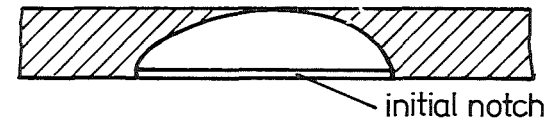


Abb. 6.16: Geometrie der Bruchflächen von Zry-4 Rohrproben für verschiedene Kerbtiefen bei 600°C.

Die Beschaffenheit der Bruchflächen wies eine deutliche Unterteilung auf. Nach einem überwiegend interkristallinen Anriß hatte der Großteil der Bruchflächen transkristallinen Charakter. In der überwiegenden Zahl der Tests schloß sich auf den letzten 15% der Wandstärke eine duktile Restbruchfläche mit Grübchenbildung an (Abbildung 6.17). In der transkristallinen Spaltbruchzone im mittleren Bereich der Hüllrohrwand konnte wie bei 500°C eine größtenteils axial orientierte Bruchflächenstruktur beobachtet werden (Textur !), jedoch war der lamellenförmige Aufbau nicht so ausgeprägt (Abbildung 6.18). Dagegen waren die Scherlippen in vielen Fällen stärker ausgebildet als bei 500°C. Bei 600°C trat zudem eine Erscheinung auf, die bei der niedrigeren Temperatur nicht vorkam. So waren bei den meisten geborstenen Hüllrohren die Bruchflächen von der Innen- bis zur Außenseite von einem festhaftenden Belag derartig tropfenförmig überdeckt, als ob eine flüssige Phase nach dem Bersten auf den Bruchflächen erstarrt wäre (Abbildung 6.19). Die Elementanalyse ergab außer Zr einen zum Teil hohen Anteil Titan neben Jod und geringen Anteilen Zinn (Das Titan entstammte höchstwahrscheinlich den als Druckzuleitung dienenden Kapillarrohren, die bei einigen Proben aus einer Ti-Legierung gefertigt waren).

6.2.3 Bersttemperatur 700°C

Bei einer Glühtemperatur von 700°C entstanden bei den nicht vorgekerbten Rohrproben auf der gesamten Innenoberfläche interkristalline Anrisse in axialer Richtung, die sich oft zu langen Ketten miteinander verbanden (Abbildung 6.20). Im Gegensatz zu den as-received Proben bei 500°C waren hier aber keine muldenförmigen Vertiefungen als Ausgangspunkte der Anrisse zu finden. Vielmehr erschien die Innenoberfläche wie trockene Erde aufgeplatzt. Das Korngefüge in der Umgebung der Rißkanten war stark aufgelockert, was auf eine erhebliche chemische Wechselwirkung des Jods mit dem Zry-4 entlang der Korngrenzen schließen läßt.

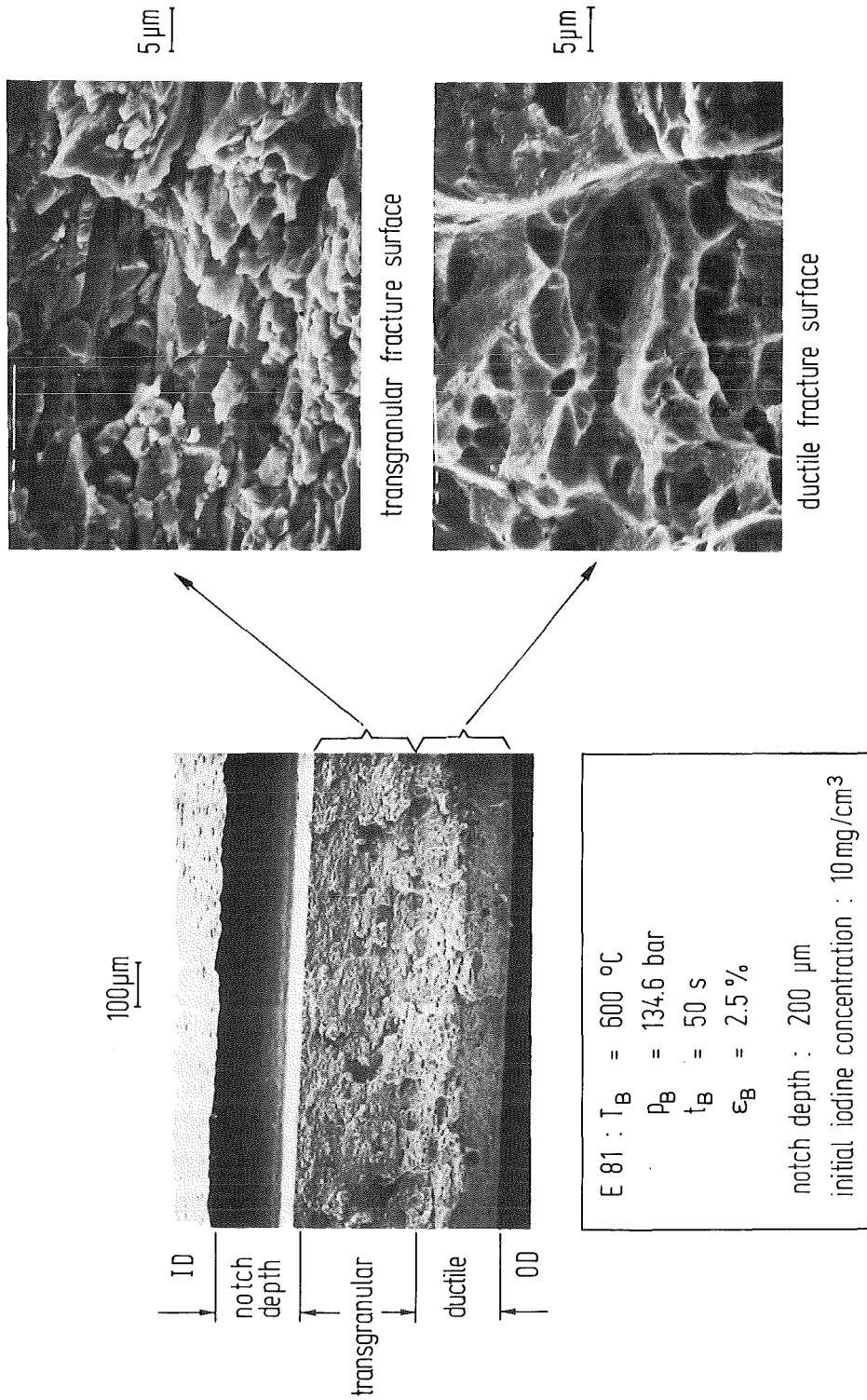
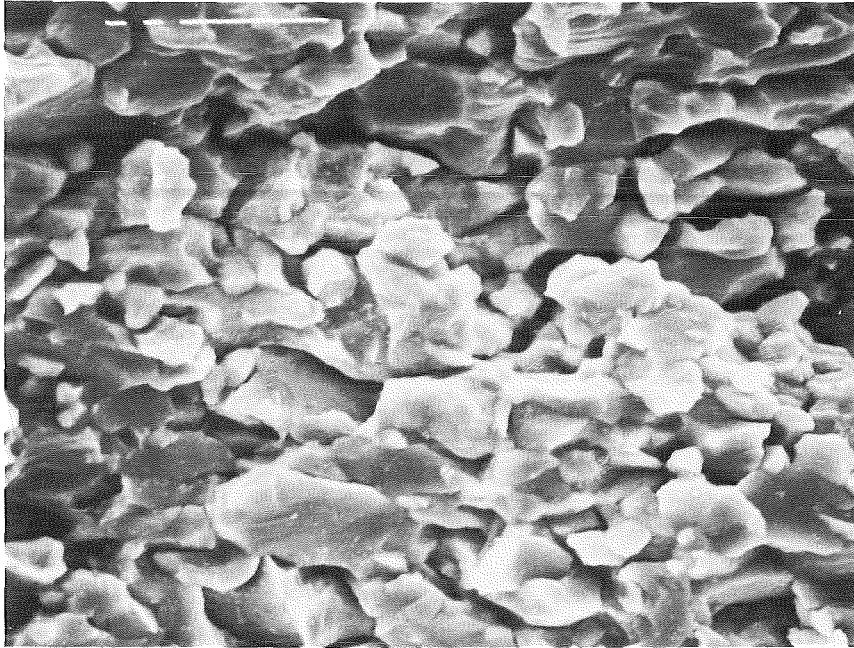
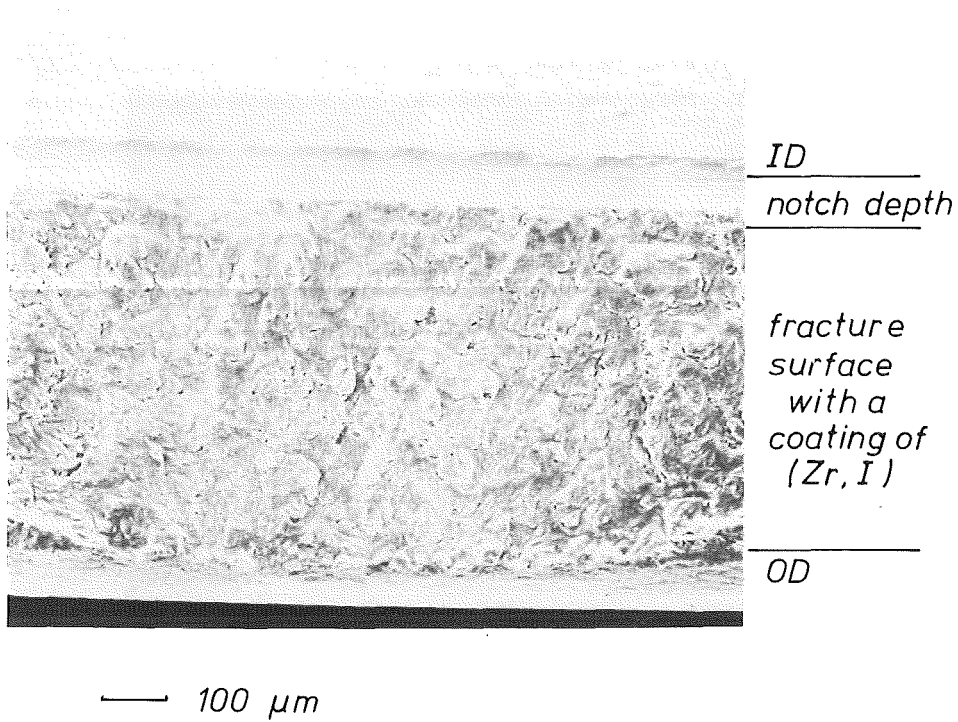


Abb. 6.17: Bruchfläche von Zry-4 Rohrproben nach dem Bersten unter Jodeinwirkung bei 600°C.



transgranular fracture surface
(E 76 , $T_B = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Abb. 6.18: Transkristalline Bruchfläche von Zry-Hüllrohr nach dem Bersten unter Jodeinwirkung bei $600\text{ }^{\circ}\text{C}$.



*E 66: $T_B = 600^\circ\text{C}$ $p_B = 120 \text{ bar}$
 $t_B = 750 \text{ s}$
notch depth = 100 μm
initial iodine conc. = 10 mg/cm^3*

Abb. 6.19: Bruchfläche von Zry-Rohrproben nach dem Bersten bei 600°C mit dichtem Belag (Bestandteile: Zr, Ti, I).

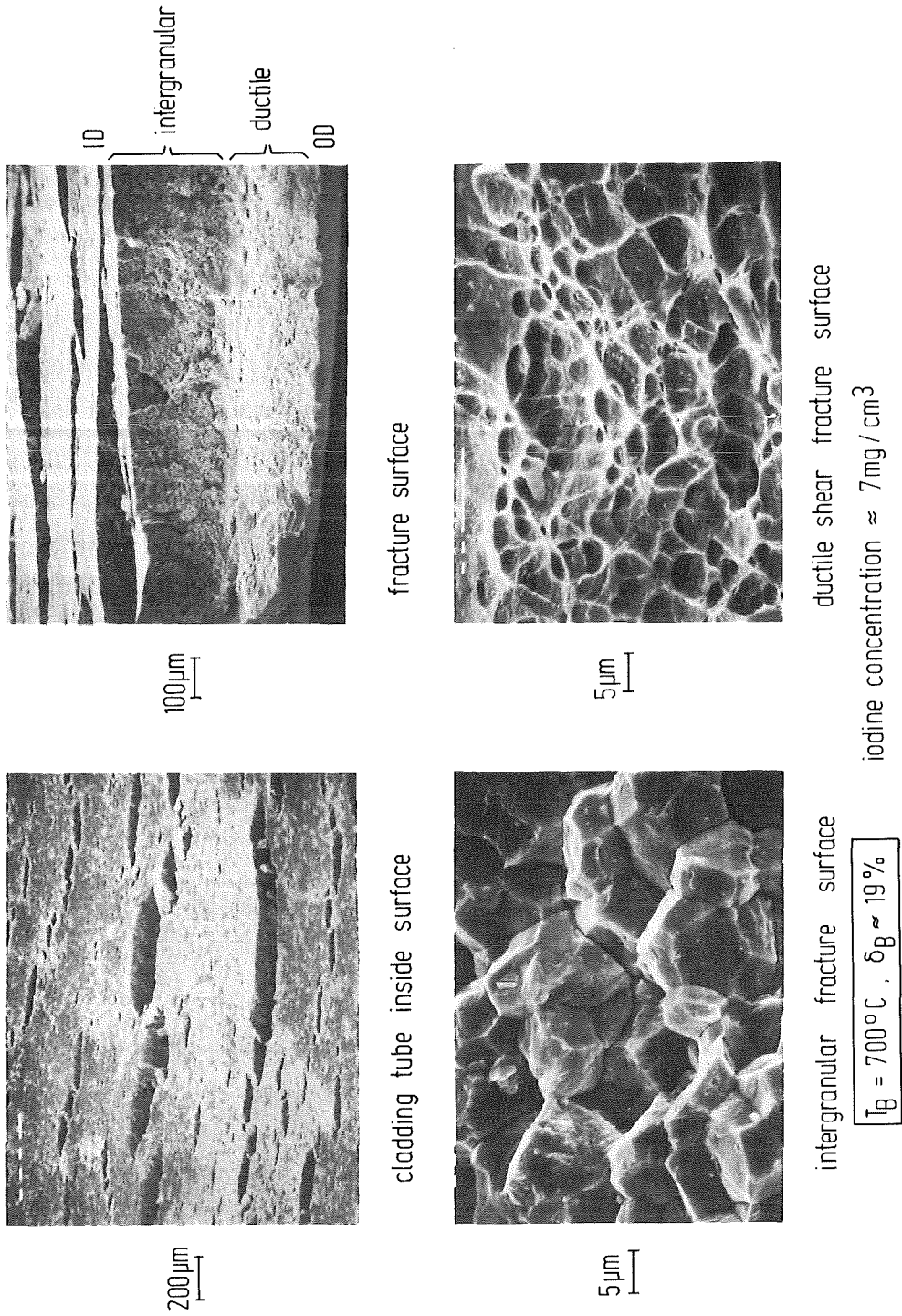


Abb. 6.20: Innenoberfläche und Bruchfläche von Zry-Rohrproben nach dem Bersten unter Jodeinwirkung bei 700°C .

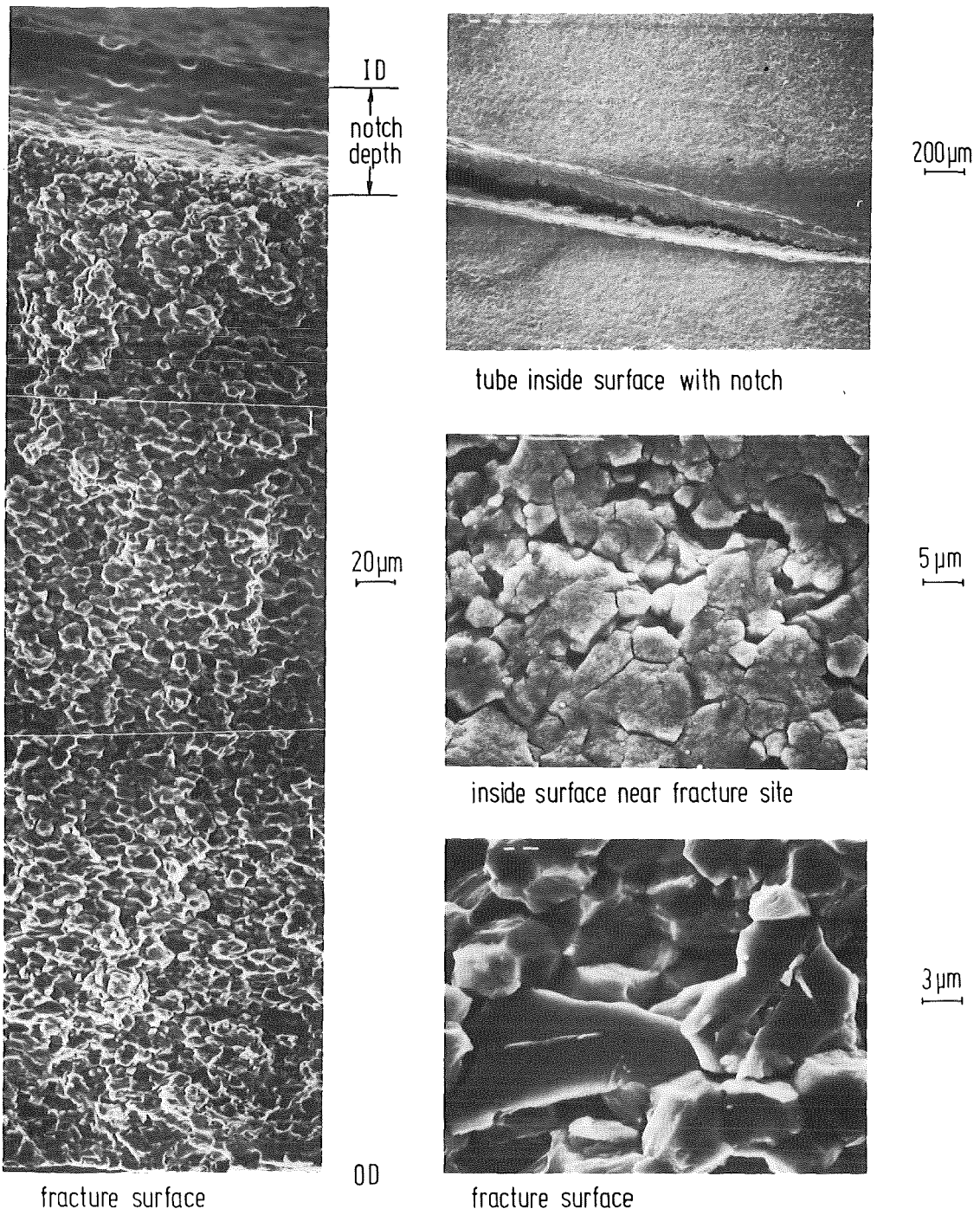
Bei den vorgekerbten Rohrproben waren die Anrisse auf der Hüllrohrinnenseite weit weniger häufig. In allen Fällen (as-received und vorgeschädigt) war das gesamte Rißwachstum interkristallin (Abbildung 6.21). Der Kornverband war auch in den Bruchflächen bis zu einigen Korndurchmessern Tiefe gelockert. Eine duktile Restbruchfläche wie bei den niedrigeren Temperaturen wurde nicht deutlich sichtbar. Lediglich Anteile von inter/transkristallinem Mischbruch konnten in der Nähe der Außenoberfläche gefunden werden (Abbildung 6.22). Da anzunehmen ist, daß die kritische Grenzlast im Restquerschnitt schon erheblich früher erreicht wurde, als das schmale Mischbruchgebiet andeutet, kann diese Beobachtung folgendermaßen erklärt werden: Einmal wurde bei der Versuchstemperatur von 700°C die Korngrenzenfestigkeit durch den Einfluß des Jods unter den Wert der Kornfestigkeit gesenkt, zum anderen lag im Gegensatz zu 500 und 600°C nicht eine axiale Textur, sondern eine nicht orientierte grobkörnige Gefügestruktur vor (Rekristallisation), mit für das Rißwachstum günstig gelegenen Korngrenzen in radialer Richtung. Dadurch wäre ein rascheres Vordringen des Jods entlang dieser radial gerichteten Korngrenzen möglich.

Der Versagenmechanismus durch interkristalline Rißausbreitung bei 700°C wäre somit im wesentlichen begründet in der Gefügeumbildung und der herabgesetzten Korngrenzenfestigkeit des Zircaloy.

Wie bei 600°C wurden auch hier oft tropfenförmig ausgebildete Beläge auf den Bruchflächen beobachtet, die eine genauere Beobachtung der Bruchflächen verhinderten.

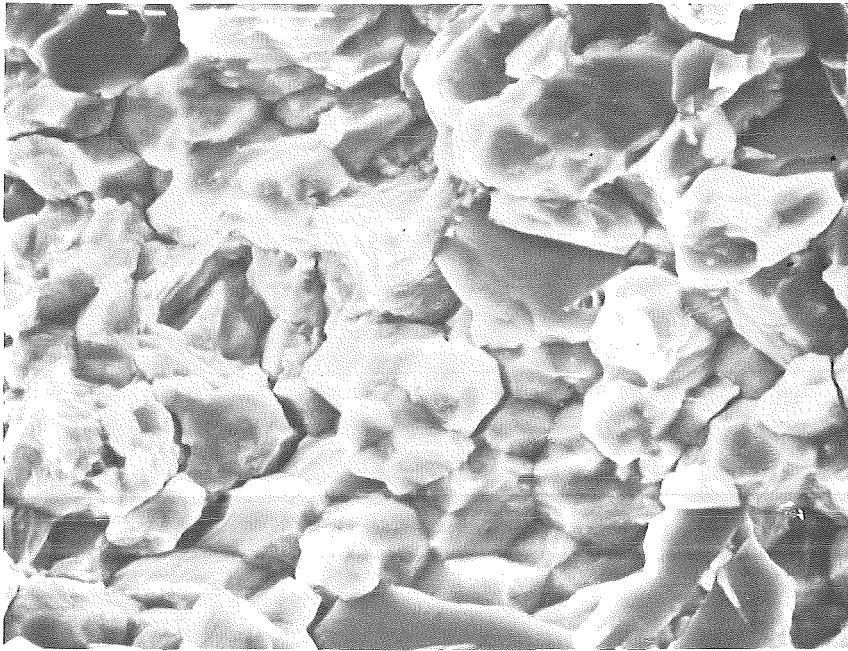
6.3 BRUCHMECHANISCHE MODELLRECHNUNGEN

Dem in Kapitel 5.3 erläuterten Rechenverfahren folgend, wurden zunächst für alle gültigen Experimente die Inkubationszeitanteile und die individuellen C_1 -Werte berechnet. Die temperaturabhängige Funktion $C(T)$ und der Exponent n wurden nur unter Verwendung der mit Kerben versehenen



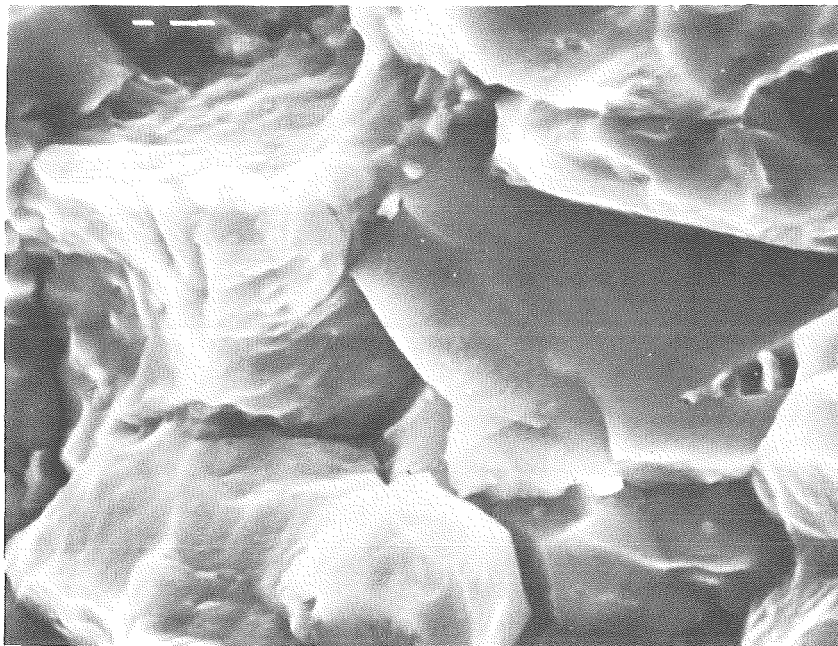
E 15: $T_B = 700^{\circ}\text{C}$; $p_B = 60.5\text{bar}$; $t_B = 1723\text{s}$; $\epsilon_B = 8.7\%$; notch depth : $50\ \mu\text{m}$
initial iodine concentration : $10\text{mg}/\text{cm}^3$

Abb. 6.21: Innenoberfläche und Bruchfläche von Zry-Rohrproben nach dem Bersten unter Jodeinwirkung bei 700°C .



5 μ m

intergranular / transgranular
fracture surface



2 μ m

(E 15 , $T_B = 700^\circ\text{C}$)

Abb. 6.22: Bruchfläche von Zry-Hüllrohr nach dem Bersten unter Jodeinwirkung bei 700°C (Berstdaten siehe Abb. 6.21).

Hüllrohrproben kalkuliert, da für diese eindeutige geometrische Ausgangsbedingungen bekannt waren. Die Standzeit t_B wurde für alle Experimente mit jodenthaltenden Proben abgeschätzt, also auch für die nicht vorgekerbten (Annahme einer fiktiven Kerbe von 30 μm Tiefe). Damit sollte geprüft werden, ob das elastisch-plastische Versagensmodell tatsächlich unabhängig von geometrischen Randbedingungen ist.

In den folgenden Abschnitten werden die Ergebnisse der bruchmechanischen Modellrechnungen für die einzelnen Verfahrensabschnitte vorgestellt und erläutert.

6.3.1 Rißbildung

Das in Kapitel 5.3 beschriebene Optimierungsverfahren für die Geschwindigkeitskonstante C und den Exponenten n lieferte als Ergebnis auch die Faktoren A , $E1$ und $E2$ für die Bestimmung des Anteils der Inkubationszeit an der Gesamtstandzeit. Sie sind in Tabelle 6.1 für 500, 600 und 700°C angegeben. Damit war eine analytische Abschätzung des Inkubationszeitanteils nach Gleichung 5.20 möglich.

Zur Überprüfung dieses Ansatzes wurden einige Experimente bei der mittleren Temperatur von 600°C derart durchgeführt, daß die Berstversuche an mehreren Hüllrohrproben unter gleichen Randbedingungen (Kerbtiefe, Jodkonzentration, Innendruck) gestartet, aber zu verschiedenen Zeiten abgebrochen wurden. Die Tiefen der bis zu dem jeweiligen Zeitpunkt gewachsenen Risse wurden im REM ausgemessen. So konnte der Zusammenhang zwischen Rißtiefe und Standzeit für Kerbtiefen von 50, 100 und 150 μm bei einem Druck von 120 bar hergestellt werden. Das Ende der Rißbildungsphase wurde dadurch definiert, daß eine Rißtiefe von 10 μm überschritten wurde.

Die Ergebnisse dieser Experimente sind in Abbildung 6.23 dargestellt.

Temperatur	A	E1	E2
500°C	1.8153	0.25	-0.333
600°C	0.7903	0.075	-0.667
700°C	0.5620	0.125	-1.0

Tab. 6.1: Berechnete Werte der Rißbildungsparameter E1, E2, A der Gleichung 5.20.

Das Diagramm bestätigt eindrucksvoll die Notwendigkeit, die Rißbildungs- in dem Versagensmodell zu berücksichtigen, da sie einen wesentlichen Anteil der Standzeit beansprucht. Experimente dieser Art (bei verschiedenen Drucken) werden daher als sehr sinnvoll angesehen, um die Inkubationszeit als Funktion des Ausgangszustandes der Hüllrohre zu analysieren. Wegen der relativ großen Streuung der Meßdaten (besonders bei geringer Kerbtiefe) und weil nur eine Druckstufe untersucht wurde, reichen die bisher gemachten Versuche allerdings nicht aus, den Inkubationszeitansatz generell abzusichern.

Eine zumindest teilweise Bestätigung der Brauchbarkeit des empirischen Rißbildungsmodells ist bei 600°C immerhin gelungen, wie aus Abbildung 6.24 zu ersehen ist. Hier sind zum Vergleich die gemessenen (aus Abbildung 6.23) und die für die Berstversuche kalkulierten Inkubationszeitanteile über der effektiven Spannungsintensität im Kerbgrund aufgetragen. Die Übereinstimmung ist befriedigend.

Eine Abhängigkeit des Inkubationszeitanteils von der Spannungsintensität kann aus Abbildung 6.24 nicht abgeleitet werden. Dies wäre nur möglich, wenn alle Kurven ($a_0 = \text{konst.}$) zusammenfallen würden. Tatsächlich beruht die Abnahme des Inkubationszeitanteils (für $a_0 = \text{konstant}$) mit zunehmender Spannungsintensität nur auf einer Erhöhung der Spannung (vgl. Gleichung 5.1).

Zur Verdeutlichung dient die schematische Abbildung 6.25. Hier sind die Inkubationszeitanteile für 500, 600 und 700°C nach Gleichung 5.20 dreidimensional als Funktion der Belastung und der Kerbtiefe dargestellt (Zahlenwerte für A, E1, E2 entsprechend Tabelle 6.1). Mit zunehmender Belastung nimmt der Inkubationszeitanteil ab, unabhängig von Temperatur und Kerbtiefe. Die Steilheit dieses Abfallens nimmt mit wachsender Temperatur zu, wobei gleichzeitig der Belastungsbereich reduziert wird. Bei einer konstanten Temperatur bewirkt eine Erhöhung der Kerbtiefe ebenfalls eine größere Empfindlichkeit der Rißentstehungszeit gegenüber einer Belastungsänderung.

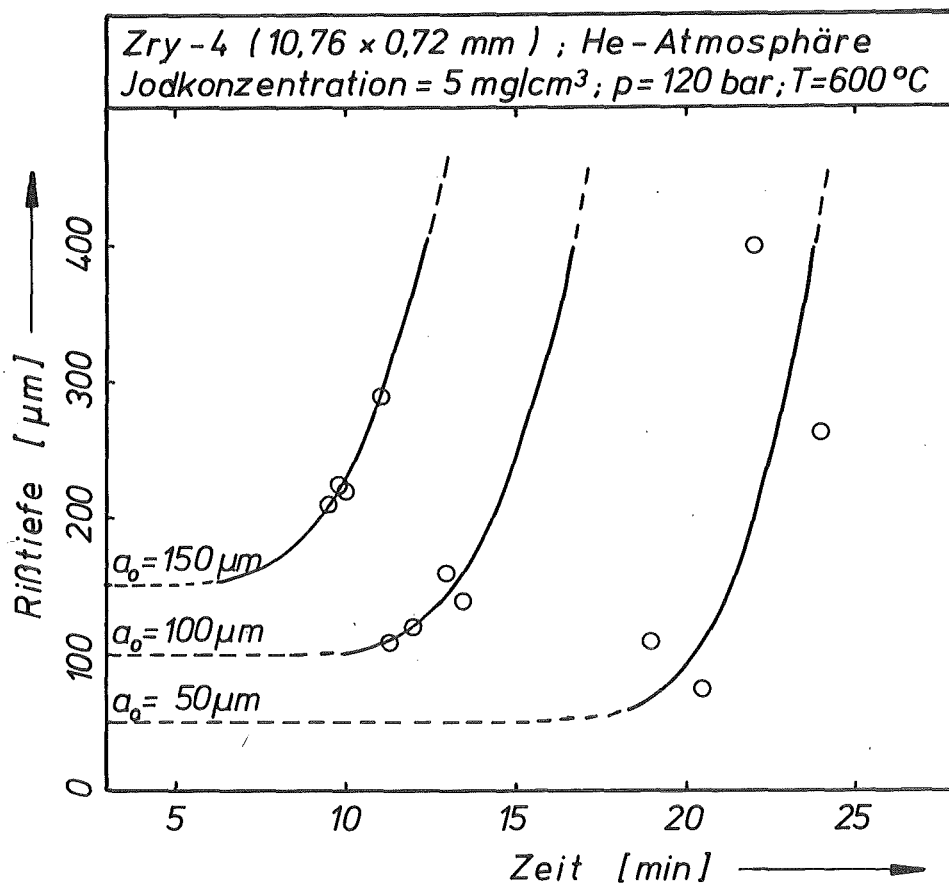


Abb. 6.23: Rißwachstum als Funktion der Standzeit für verschiedene Kerbtiefen (T = 600°C).

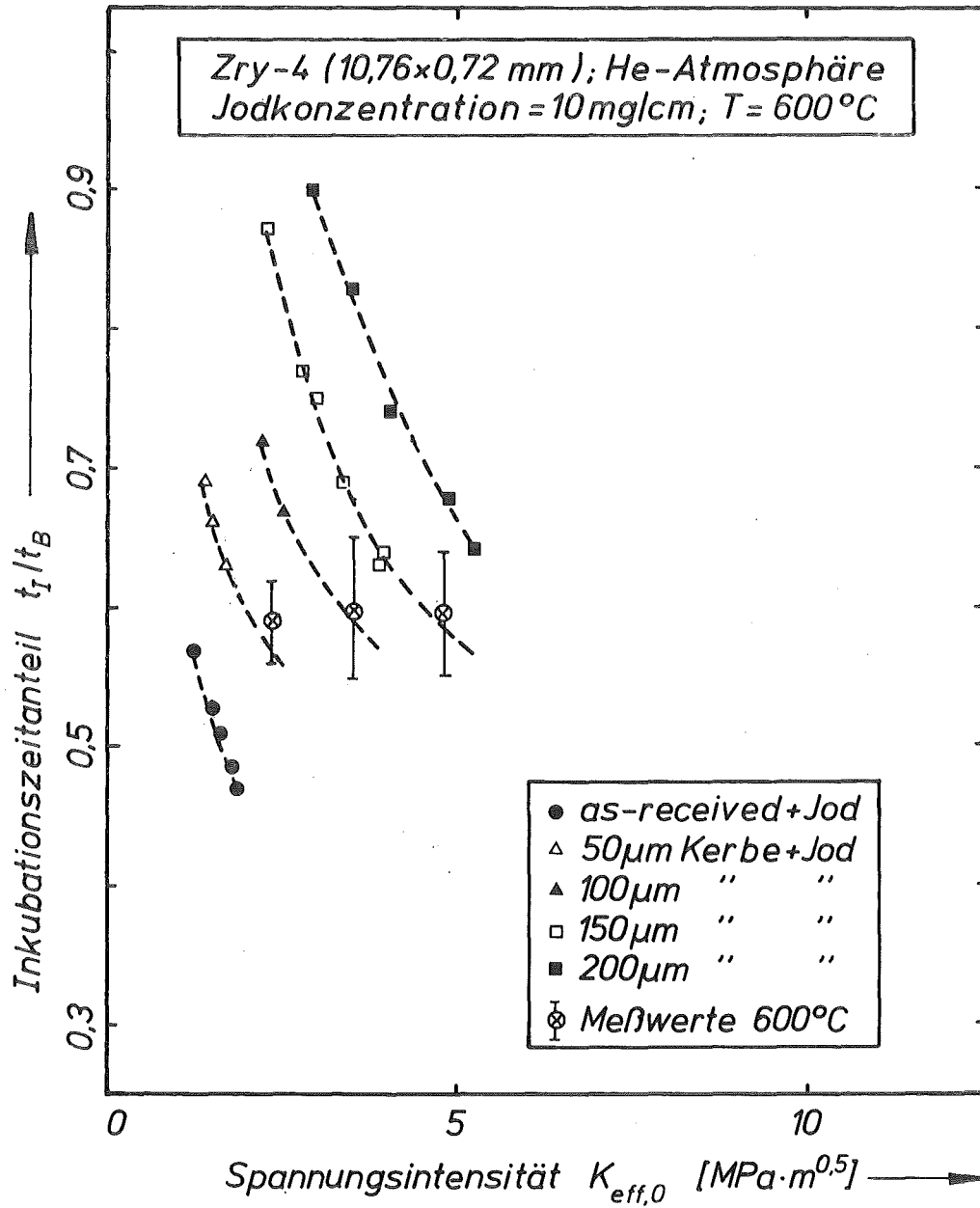


Abb. 6.24: Vergleich zwischen kalkulierten und gemessenen Anteilen der Inkubationszeit an der Standzeit bezüglich der effektiven Spannungsintensität $K_{eff,0}$ (T = 600°C).

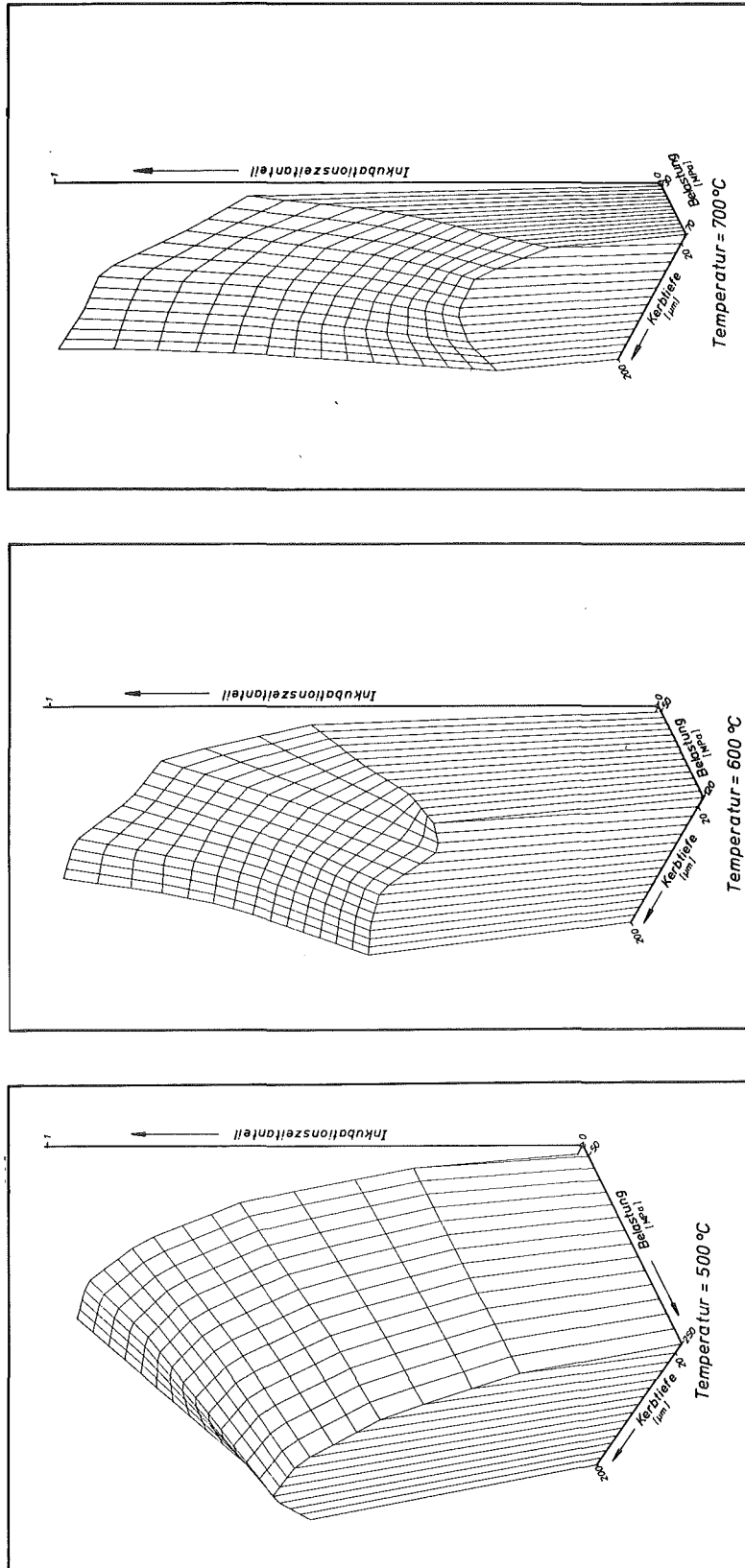


Abb. 6.25: Inkubationszeitanteile in Abhängigkeit von Belastung und Kerbtiefe (schematisch, vertikale Achse stark überhöht).

6.3.2 RISSWACHSTUM

Nachdem sich in der Inkubationsphase ein scharfer Anriß gebildet hat, wächst der Riß gemäß dem Gesetz

$$da/dt = C(T) \cdot K_{\text{eff}}^n \quad (6.2)$$

(wobei n für alle Temperaturen gleich), bis er die kritische Tiefe a_c erreicht hat, bei der ein spontaner Gewaltbruch erfolgt. Die Abhängigkeit der optimalen Mittelwerte der Geschwindigkeitskonstanten C von der Temperatur nach Gleichung 5.24 ist in Abbildung 6.26 als Arrheniuskurve dargestellt.

Aus der unterschiedlichen Steigung der Geradenstücke wird für den Temperaturbereich von 500 bis 600°C eine Aktivierungsenergie von

$$Q_{5/6} = (2.39 \pm 0.13) \cdot 10^5 \text{ [J/mol]}$$

und zwischen 600 und 700°C der Wert

$$Q_{6/7} = (2.08 \pm 0.22) \cdot 10^5 \text{ [J/mol]}$$

errechnet. Innerhalb der angegebenen Streubereiche wäre zwar eine konstante Aktivierungsenergie über den gesamten Temperaturbereich von 500 bis 700°C für das Wachstum der jodinduzierten Spannungsrisse denkbar. Da jedoch bei gleicher Jodkonzentration der Partialdruck der Zr-Tetra-Jodid-Gasphase bei den einzelnen Temperaturen unterschiedlich, und der Versagensmechanismus sehr differenziert ist (vgl. Kapitel 6.2: REM-Untersuchungen), wäre eine Verschiebung der Aktivierungsenergie^(*) erklärbar.

(*) Eine Differenzierung der Aktivierungsenergie nach chemischen, thermischen oder mechanischen Gesichtspunkten kann nicht vorgenommen werden, da entsprechende Untersuchungsmöglichkeiten nicht gegeben waren.

Nach der Berechnung der Konstanten C_0 und mit dem optimierten Exponent ($n = 4.9$) ergeben sich die Gleichungen für das Wachstum der jodinduzierten Spannungskorrosionsrisse in Zry-4 Hüllrohr wie in Tabelle 6.2 angegeben.

Die Gleichungen in Tabelle 6.2 sind in den Abbildungen 6.27, 6.28 und 6.29 für die einzelnen Temperaturen graphisch dargestellt. Die Meßwerte der vorgeschädigten Rohrproben ergeben sich, wenn in Gleichung 6.2 für $C(T)$ die individuellen Werte C_i und $n = 4.9$ eingesetzt werden. Die Ausgleichsgeraden sind die Bilder der entsprechenden Gleichung aus Tabelle 6.2. Die Streubereiche der kalkulierten C -Werte sind jeweils angegeben.

Temperaturbereich I	Funktionen
500 bis 600°C	$da/dt = 1.17 \cdot 10^{10} \cdot \exp(-2.39 \cdot 10^5/RT) \cdot K^{4.9}$
601 bis 700°C	$da/dt = 1.65 \cdot 10^8 \cdot \exp(-2.08 \cdot 10^5/RT) \cdot K^{4.9}$

Dimensionen: da/dt in [m/s], K_{eff} in [MPa·m^{1/2}], T in [K]
R = 8.3143 [J/mol·K]

Tab. 6.2: Rißwachstumsgleichungen

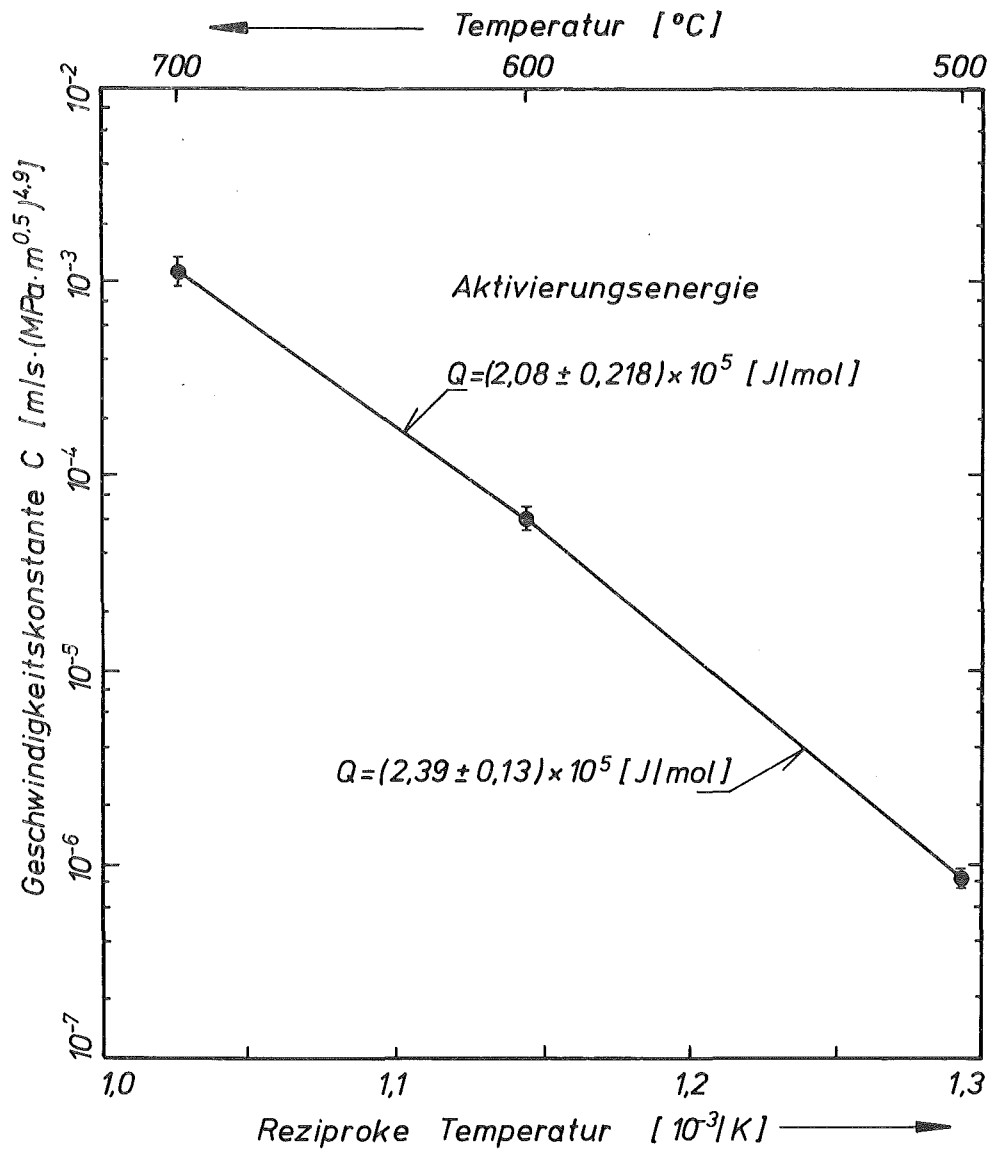


Abb. 6.26: Arrhenius-Darstellung der Geschwindigkeitskonstanten C (n = 4,9 für alle Temperaturen gleich).

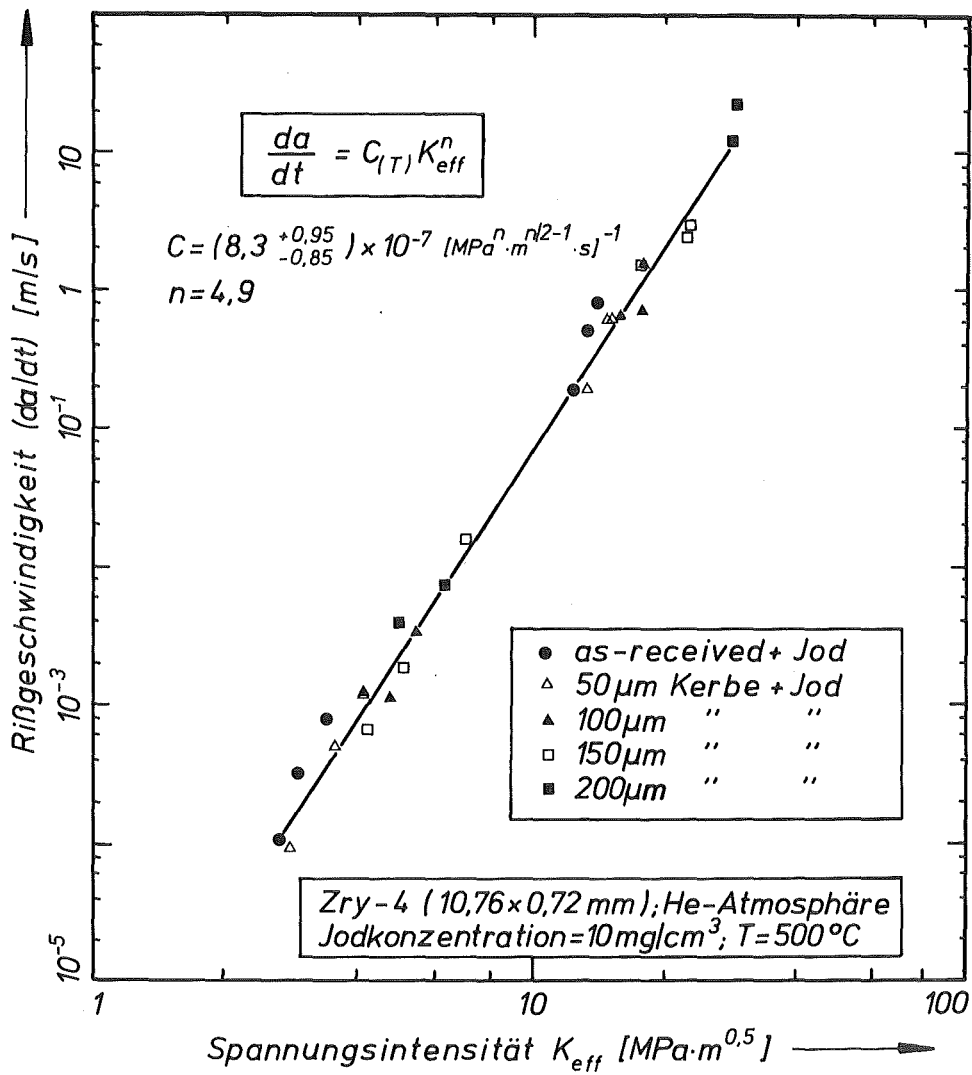


Abb. 6.27: Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Spannungsintensität bei der Jod-SRK von Zircaloy-4 Hüllrohren, T = 500°C.

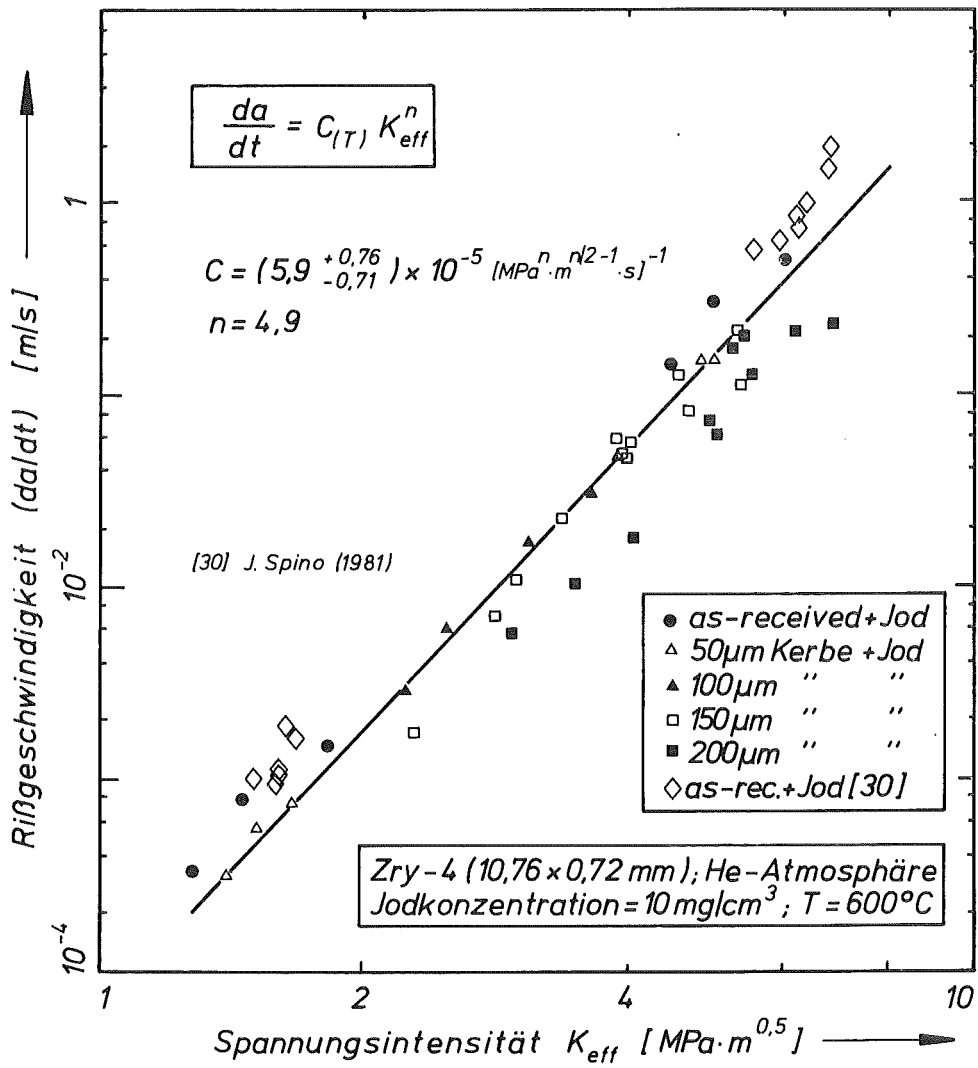


Abb. 6.28: Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Spannungsintensität bei der Jod-SRK von Zircaloy-4 Hüllrohren, T = 600°C.

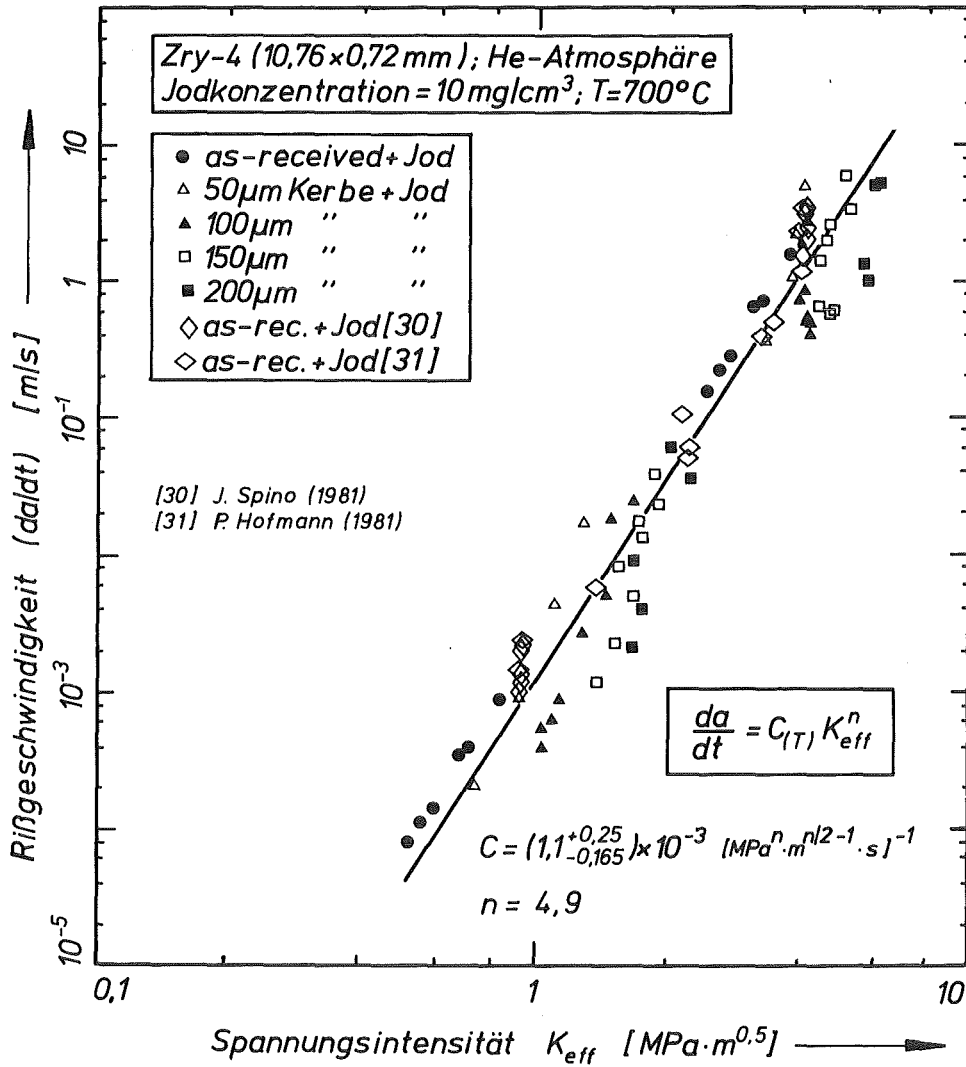


Abb. 6.29: Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Spannungsintensität bei der Jod-SRK von Zircaloy-4 Hüllrohren, T = 700°C.

Bezüglich der Punkte der jodenthaltenden as-received Proben sind einige Anmerkungen zu machen, die für die Aussagefähigkeit der Bilder und damit auch für die Anwendbarkeit des Versagensmodells von Bedeutung sind:

Wie früher schon erwähnt, wurden für die Optimierung des Rechenverfahrens und für die Kalkulation der Konstanten C und n nur die Meßdaten derjenigen Hüllrohre verwendet, die maschinell eingebrachte Kerben enthielten. Die Punkte der jodenthaltenden und nicht vorgeschädigten Rohrproben ($a_0 = 30 \mu\text{m}$) entstanden dagegen durch Anwendung der entsprechenden Gleichung aus Tabelle 6.2. Die Abbildungen zeigen anschaulich, daß das Rißwachstum unter Berücksichtigung der Inkubationszeit bei allen drei Temperaturen gut mit dem Versagensmodell beschrieben werden kann.

Desweiteren wurde das Modell bei 600 und 700°C auf mehrere nicht vorgeschädigte enthaltende Rohrproben anderer Experimentatoren angewendet /30, 31/. Auch in diesen Fällen kann eine gute Übereinstimmung mit dem vorhergesagten Versagensverhalten festgestellt werden.

in Abbildung 6.30 sind die Rechenergebnisse in einer Übersicht dargestellt. Zusätzlich sind verschiedene Rißwachstumsmodelle aus der Literatur mitaufgenommen /32, 33, 34, 35/. Sieht man von der Differenz der Exponenten n ab, so wird die allgemeine Zunahme der Rißgeschwindigkeit mit der Temperatur bei gleicher Spannungsintensität durch die Literaturdaten bestätigt. Zum Vergleich der dargestellten Bruchmodelle ist zu bemerken, daß die aus der Literatur entnommenen vorwiegend linear-elastisch (zum Teil ohne plastisch Zonenkorrektur ; konstanter Geometriefaktor) und vor allem ohne Berücksichtigung der Rißbildungsphase entwickelt wurden. Dadurch ergeben sich die relativ niedrigen Rißgeschwindigkeiten.

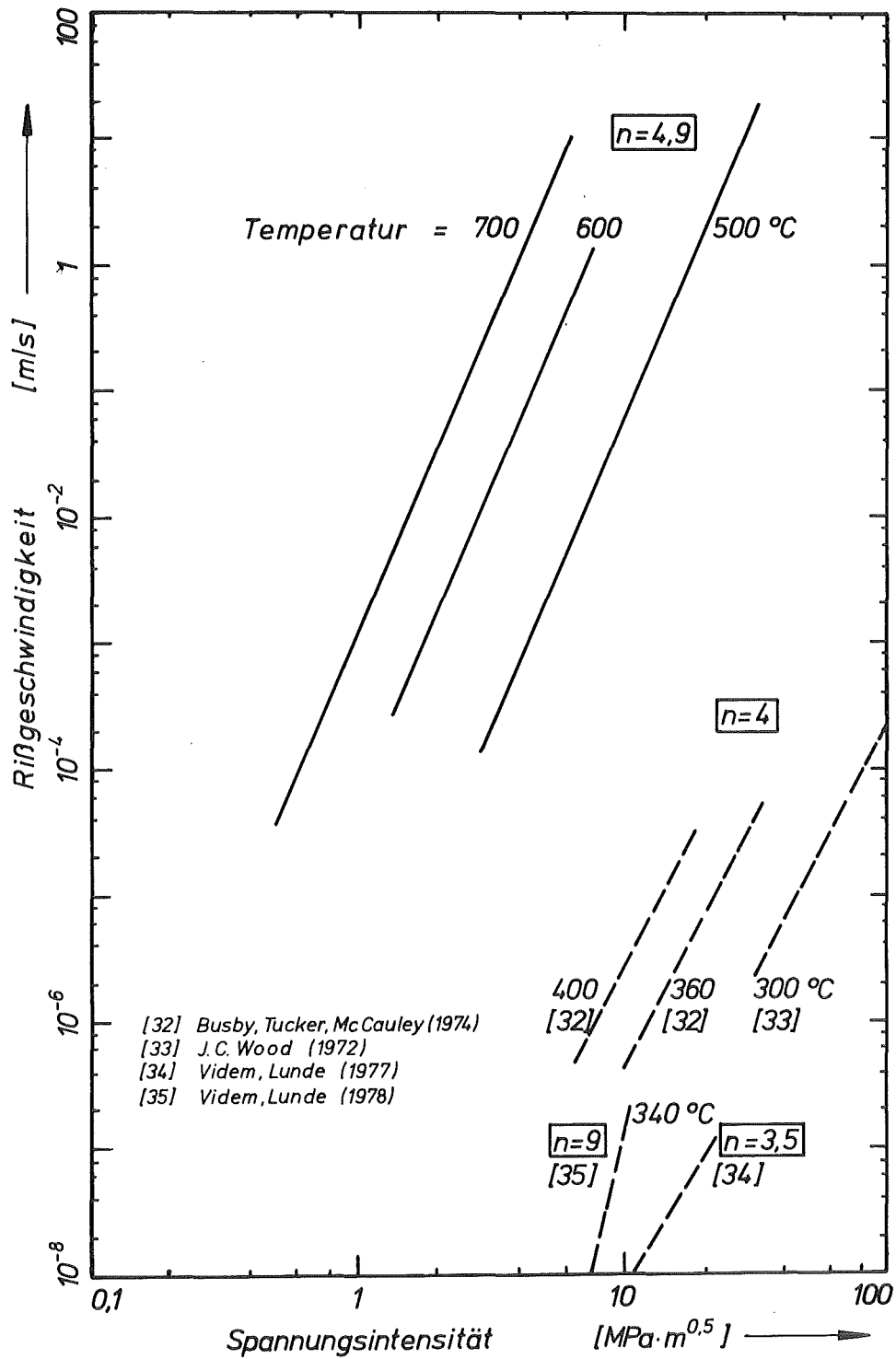


Abb. 6.30: Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Spannungsintensität bei der Jod-SRK von Zircaloy-4 Hüllrohren bei verschiedenen Temperaturen

6.3.3 Abschätzung der Standzeit

Die Abschätzung der Standzeit erfolgt gemäß

$$t_B = [(1 - t_I/t_B) \cdot C \cdot \sigma^n \cdot \pi^{n/2}]^{-1} \cdot$$

$$\int_{a_0}^{a_c} [a_{\text{eff}}^{n/2} \cdot Y^n(a_{\text{eff}})]^{-1} da \quad (6.3)$$

unter Miteinbeziehung der Rißbildungsphase (t_I/t_B) nach Gleichung 5.20, mit $C(T)$ nach Tabelle 6.2 und mit $n = 4.9$. Wird die so kalkulierte Standzeit t_B gegen die experimentelle Standzeit t_M doppeltlogarithmisch aufgetragen, ergeben sich die Abbildungen 6.31, 6.32 und 6.33. Als relatives Maß für die Übereinstimmung wurde der Korrelationsfaktor zwischen t_B und t_M angegeben, sowie die Linien $t_B = k \cdot t_M$ (mit $k = 4,3,2,1,0.5,0.33,0.25$) zur Abschätzung der absoluten Genauigkeit innerhalb einer Temperatur.

So ergibt sich für 500°C (Abbildung 6.31) ein Korrelationsfaktor von 0.918. Die Standzeit kann für die nicht gekerbten Hüllrohre bis auf einen Faktor $k = 2$ bestimmt werden, wobei bei längeren Zeiten der Fehler kleiner wird. Für gekerbte Rohrproben ist die Abschätzung im gesamten Zeitbereich genauer, ohne Differenzierbarkeit nach der Kerbtiefe ($0.5t_M < t_B < 2t_M$).

Analog zu den größer werdenden Fehlergrenzen von $C(T)$, geht bei 600°C der Korrelationsfaktor zurück auf 0.827. Die Standzeit läßt sich bis auf einen Faktor $k = 3$ bzw. 0.33 abschätzen. Für ungekerbte Rohrproben werden durchweg zu hohe, für große Kerbtiefen ($200 \mu\text{m}$) eher zu kleine Berstzeiten berechnet ($0,33 t_M < t_B < 3t_M$).

Ähnlich sieht es bei 700°C aus, mit einem Korrelationsfaktor von 0.818. Für nicht oder nur gering vorgekerbte Hüllrohre inklusive der Fremdversuche ist die Übereinstimmung gut ($1 \leq k \leq 3$). Für Rohre mit tieferen Oberflächenschäden ($a_0 \geq 100 \mu\text{m}$) gelingt dies auch noch für

sehr kurze Zeiten, während für Zeiten oberhalb 200 s die berechneten Werte nur das 0,5- bis 0,2-fache der gemessenen betragen. Hier scheint sich abzuzeichnen, daß das elastisch-plastische Bruchmodell an seine Grenzen stößt und Faktoren an Einfluß gewinnen, die in dem Rechenmodell nicht berücksichtigt werden können.

Zumindest für Oberflächenschäden mit einer Tiefe $a_0 \leq 50 \mu\text{m}$ behält das Modell jedoch seine Gültigkeit, womit der für die Anwendung wichtigste Bereich (as-received) abgedeckt ist.

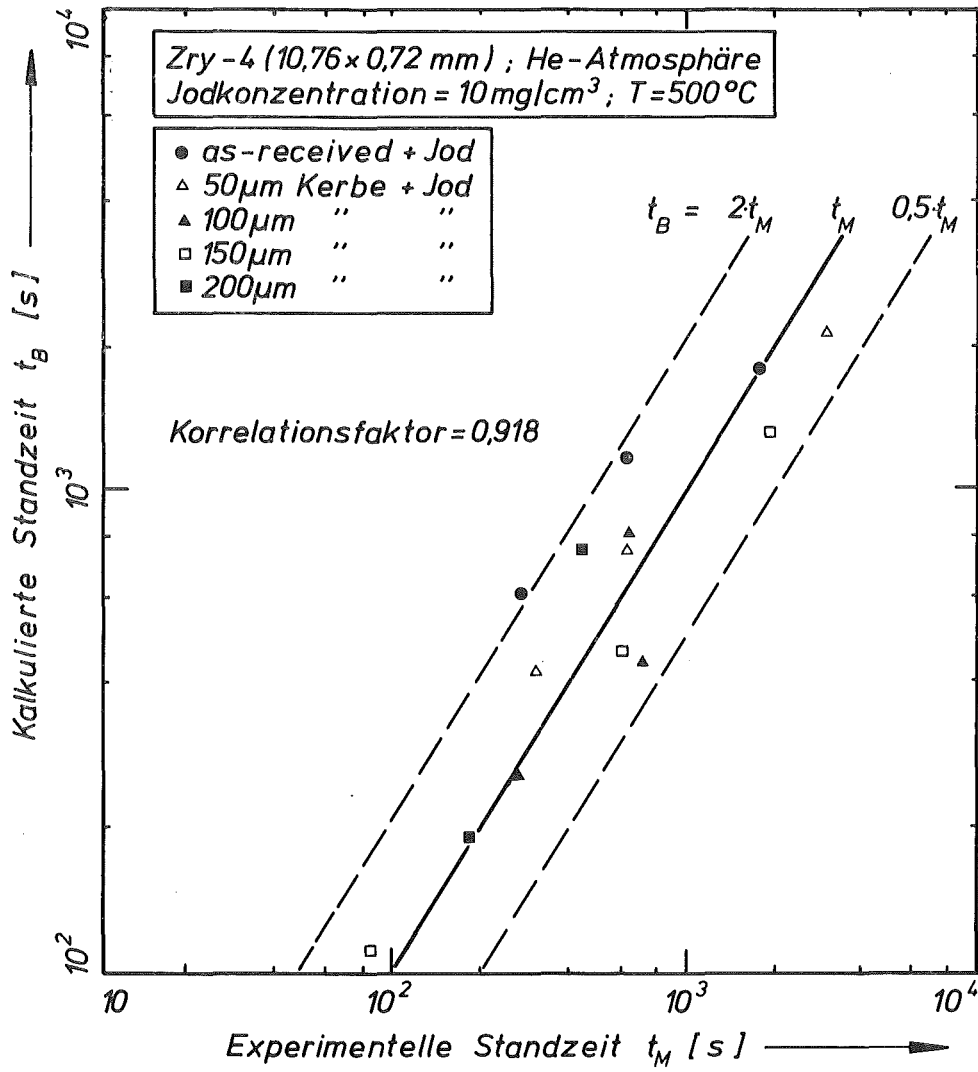


Abb. 6.31: Vergleich zwischen gemessener und kalkulierter Standzeit bei der Jod-SRK von Zircaloy-4 Hüllrohren, T = 500°C.

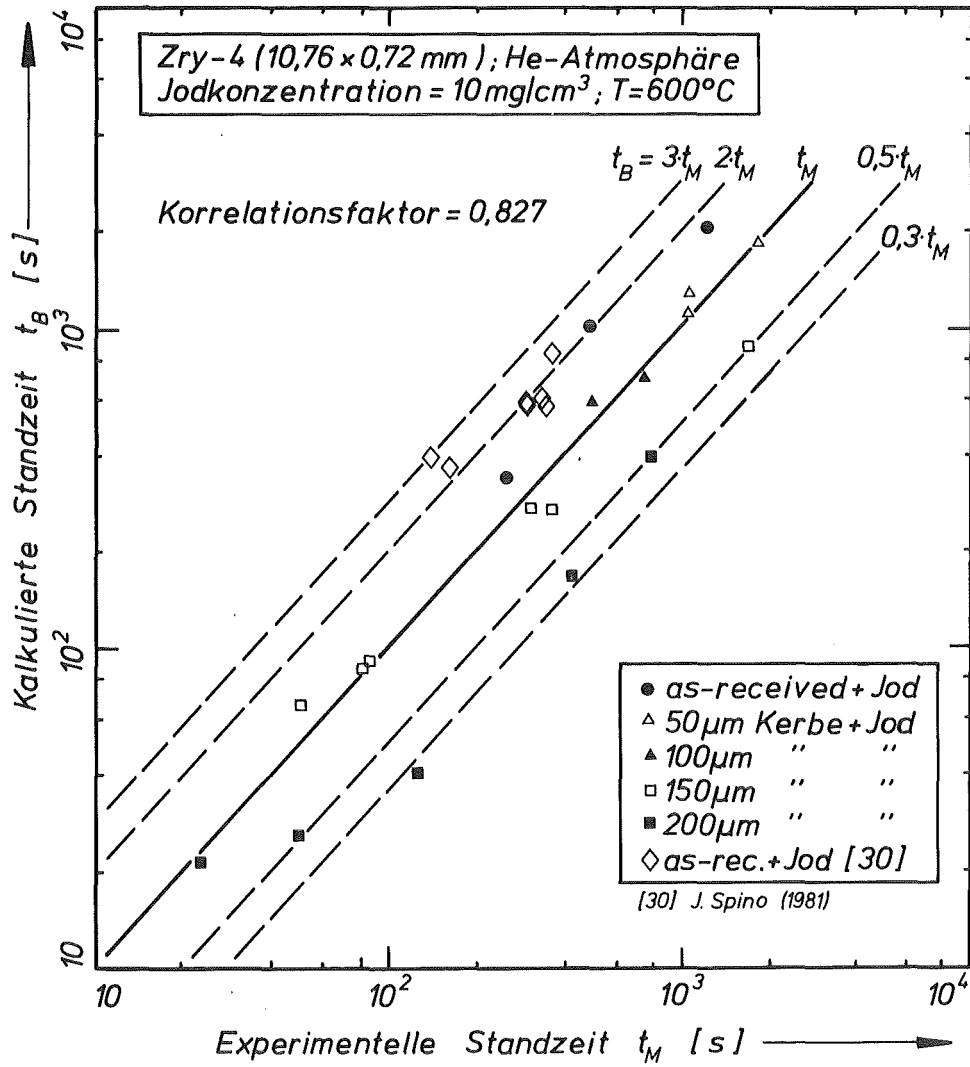


Abb. 6.32: Vergleich zwischen gemessener und kalkulierter Standzeit bei der Jod-SRK von Zircaloy-4 Hüllrohren, T = 600°C.

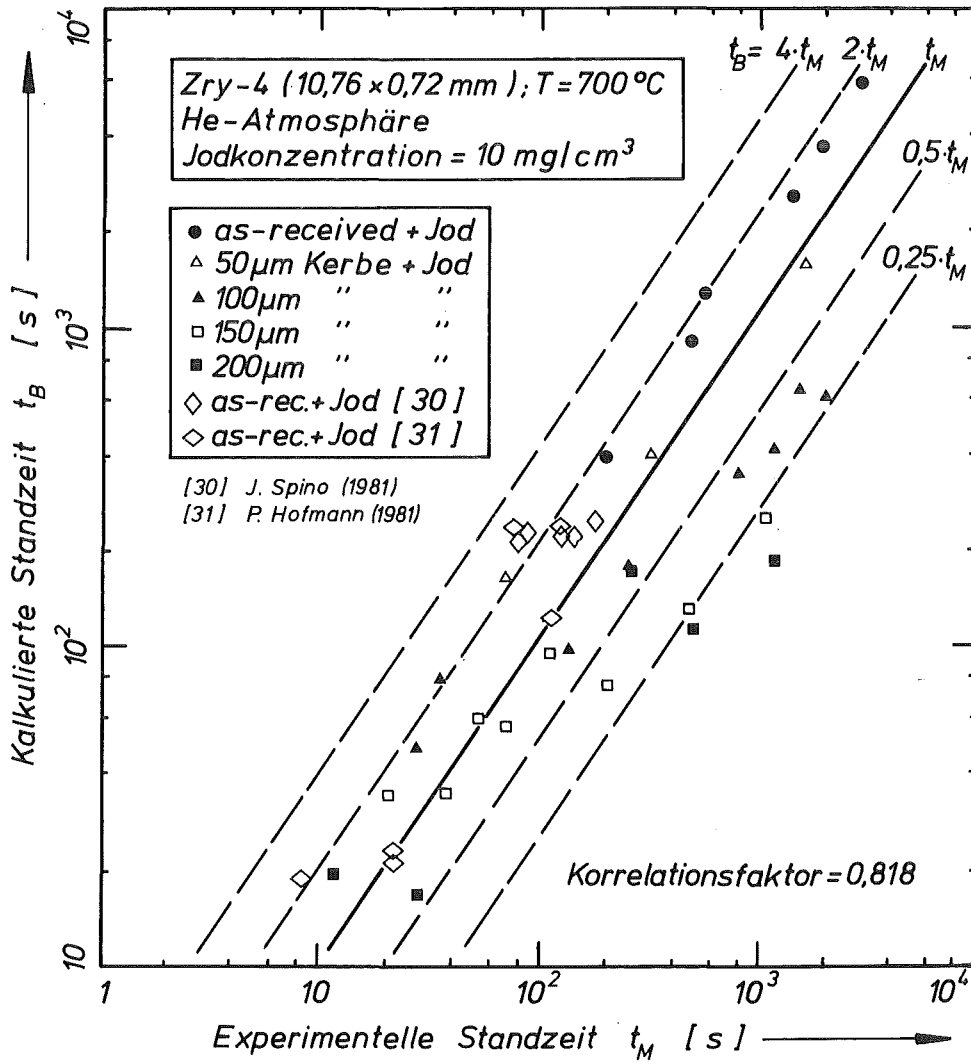


Abb. 6.33: Vergleich zwischen gemessener und kalkulierter Standzeit bei der Jod-SRK von Zircaloy-4 Hüllrohren, T = 700°C.

6.4. ALLGEMEINE DISKUSSION

Im folgenden werden die detaillierten Ergebnisse der vorangegangenen Abschnitte in ihrer Gesamtheit kritisch betrachtet. In diesem Rahmen wird auch geprüft, inwieweit sie die hier nochmals zusammengefaßten Zielvorgaben erfüllen:

- (1) Experimenteller Nachweis, daß das Versagen auf sprödem Rißwachstum beruht, das die Voraussetzung für die Anwendbarkeit der Bruchmechanik auf den Versagensmechanismus oberhalb von 500°C ist.
- (2) Rechnerische Überprüfung, ob ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Rißwachstumsgeschwindigkeit und Spannungsintensität an der Rißspitze besteht.
- (3) Ermittlung von kritischen Größen, die zum Bersten der Hüllrohre führen.
- (4) Überprüfung der Möglichkeit, die Standzeit der Hüllrohre unter der Bedingung jodinduzierter SRK abzuschätzen.
- (5) Eventuell Abgrenzung des Gültigkeitsbereiches des Bruchmechanikmodells bezüglich Temperatur und Kerbgeometrie.

Punkt (4) ist für die Beschreibbarkeit des Brennstabverhaltens unter Störfallbedingungen entscheidend und das eigentliche Ziel der Arbeit.

6.4.1. Materialverhalten

In Abwesenheit von Jod verformt sich das Zry-4 Hüllrohr plastisch mit einer bestimmten Geschwindigkeit und es kommt zu einem duktilen Versagen. Jod in geringen Mengen hat keinen nennenswerten Einfluß auf die plastische Verformung. Liegt die Jodkonzentration im Hüllrohr jedoch oberhalb einer kritischen Konzentration, entstehen Spannungskorrosionsrisse, und das Hüllrohr versagt verformungsarm aufgrund des Rißwachstums.

Dieses Verhalten wurde in allen Experimenten mit jodenthaltenden Proben beobachtet. Die REM-Aufnahmen der Hüllrohrinnenoberflächen und der Bruchflächen (Abbildungen 6.13 bis 6.23) zeigen - im Gegensatz zu den jodfreien Proben, die eine rein duktile Bruchfläche erkennen lassen (Grübchenbildung) - transkristalline oder interkristalline Bruchflächen mit geringen Anteilen von duktilen Restbruchzonen. Bei 500°C ist die Bruchstruktur vorwiegend transkristallin, bei 700°C vorwiegend interkristallin und bei 600°C erfolgen Mischbrüche.

Der Mechanismus der Spannungsrißkorrosion (SRK) beruht auf der Adsorption von gasförmigen Jodverbindungen (bei hohen Temperaturen $Zr J_4$) an der Rißspitze, die eine Herabsetzung der Zr-Zr-Bindungskräfte bewirkt. Die Geschwindigkeit der Rißfortpflanzung ist, außer von der Spannungsintensität an der Rißspitze, daher auch abhängig von der Verfügbarkeit des Jodes an der Rißspitze, d.h. von der Jodkonzentration im Probeninnern und der temperaturabhängigen Adsorptionsneigung und Transportgeschwindigkeit des Jodes im Rißspalt.

In Konkurrenz zu diesem Prozeß der jodinduzierten SRK steht die plastische Kriechverformung unter Bedingungen (Last, Inkubationszeit), die gerade zur Rißbildung im Hüllrohr führen können. Die wesentliche Verformung des Hüllrohres (Gleichmaßdehnung) erfolgt im allgemeinen während der Inkubationszeit, bis das eigentliche stabile SRK-Rißwachstum einsetzt.

Unter bestimmten Bedingungen ist es jedoch möglich, daß zwar für SRK ausreichender Jodtransport zur Rißspitze stattfindet, daß sich aber das Hüllrohr trotzdem noch über die Rißbildungsphase hinaus plastisch verformt. Dieses Verhalten wird bei 500°C beobachtet. Zu hohen Drucken und damit zu kurzen Standzeiten hin geht aufgrund ungenügenden Jodtransports zur Rißspitze der Einfluß des Jods auf den Rißfortschritt (Schwächung der Zr-Zr-Bindungen) und damit auf das Versagensverhalten (Standzeit) zurück (Abbildung 6.3).

Der dadurch bedingte erhöhte Widerstand gegen Rißfortschritt hat eine stärkere plastische Verformung in der gesamten Hüllrohrwand zur Folge. In den Abbildungen 6.7 bzw. 6.10 wird dies gezeigt für Proben mit Kerbtiefen $a_0 \approx 100 \mu m$ (Die Berstdehnungen der Proben mit höheren Kerbtiefen

liegen unterhalb der Nachweisgrenze von 0,6 %). Mit der rückläufigen Wirkung des Jods als SRK verursachendes Medium verschwindet natürlich auch der Einfluß der Kerben weitgehend (Abbildung 6.3). Es wäre zu erwarten, daß bei weiterer Erhöhung der Belastung die Einflüsse des Jods sowie der Kerben auf die Standzeit und die Verformung schließlich vernachlässigbar würden.

Das in den Experimenten bei 500°C beobachtete Versagensverhalten ist jedoch eindeutig auf transkristallines Rißwachstum aufgrund jodinduzierter SRK zurückzuführen, wie die Abbildungen 6.14 und 6.15 belegen. Der duktile Gewaltbruch des Ligamentes ist klar abgegrenzt. Das diskutierte Materialverhalten bei 500°C entspricht der in Abbildung 6.1 (Bereich II) gezeigten Möglichkeit zu hohen Belastungen hin.

Das Materialverhalten bei 700°C weist dagegen auf andere Phänomene hin. Mit der fast vollständigen Rekristallisation geht eine erhöhte Empfindlichkeit der Korngrenzen gegen SRK einher, was eine bevorzugt interkristalline Trennung zur Folge hat. Ein Indiz dafür ist die starke Lockerung des Gefüges auf der gesamten Innenoberfläche und besonders in der Umgebung der Bruchflächen (Abbildung 6.21). Durch die Gefügeumbildung wird der Flächenanteil der radial gerichteten Korngrenzen stark erhöht, und die Schwächung der Bindungskräfte an den Korngrenzen durch Chemisorption des Jods ermöglicht ein rasches interkristallines Rißwachstum.

Im Gegensatz zu 500°C können hier die beiden das Versagensverhalten bestimmenden Prozesse (plastische Verformung bzw. Jodtransport zur Rißspitze) als unabhängig voneinander angesehen werden. Die wesentliche Verformung des Hüllrohres findet nur während der Inkubationszeit statt. Entsprechend dem Inkubationszeitanteil an der Standzeit (Abbildung 6.25) wird daher die Berstdehnung mit zunehmender Belastung kleiner (Abbildungen 6.9 und 6.12). Zu niedrigen Drucken hin (Standzeiten größer als 1000 s, Abbildung 6.4), die Nennbelastungen in der Hüllrohrwand weit unterhalb der Fließgrenze ergeben, gewinnt die plastische Kriechverformung (auch in der Kerbebene) an Bedeutung und wird für das Versagensverhalten bestimmend. Der Einfluß der Kerben und des jodinduzierten Rißwachstums auf die Standzeit wird entsprechend zunehmend geringer und kann für Standzeiten im Stundenbereich sicherlich ganz vernachlässigt werden. Das Materialverhalten entspricht somit dem in Abbildung 6.1 (Bereich II) gezeigten zu niedrigen Belastungen hin.

Damit scheint die Grenze der Anwendbarkeit der Rißausbreitung als bestimmender Versagensmechanismus erreicht. Zumindest für Standzeiten kleiner als 1800 s bei 700°C kann das Versagen aufgrund von jodinduzierter SRK jedoch als gesichert betrachtet werden.

Das Materialverhalten bei 600°C nimmt eine Sonderstellung bezüglich der Bruchflächenstruktur ein. Die beginnende Gefügeumbildung durch Rekristallisation (die lamellenförmige axiale Textur ist gegenüber 500°C stark vermindert) läßt einen klaren Zusammenhang zwischen Rißgeschwindigkeit und Bruchstruktur erkennen:

Bei minimalen Rißgeschwindigkeiten während der Inkubationszeit bildet sich ein interkristalliner Anriß, der mit Einsetzen des eigentlichen Rißfortschritts in die transkristalline Bruchform übergeht. Nach Erreichen des Instabilitätspunktes reißt das Ligament duktil durch (Abbildung 6.17).

Die klar abgegrenzte Anrißzone und die in Abbildung 6.23 dargestellten Messungen der Inkubationszeit sind ein eindeutiger Beweis für die nicht zu vernachlässigende Zeit der Rißbildungsphase.

Ein Vergleich der in den Rißentstehungsexperimenten (Abbildung 6.23) gemessenen Dehnungen mit denen entsprechender Berstversuche bei 600°C zeigt, daß vor dem Einsetzen des stabilen Rißwachstums bereits 60 bis 70 % der Endverformung erreicht sind.

Im Gegensatz zu den Versuchsreihen bei 500 und 700°C tritt bei 600°C in Abhängigkeit von der mittleren Verformungsgeschwindigkeit ein Bereich minimaler Berstdehnungen bei etwa 10^{-4} 1/s auf, allerdings nur bei den vorgekerbten Hüllrohren (Abbildung 6.11). Das davon abweichende Verhalten der jodenthaltenden as-received Hüllrohre kann dadurch erklärt werden, daß sich hier auf der gesamten Innenoberfläche zahlreiche interkristalline Anrisse bilden, die als transkristalline Risse quasi konkurrierend axial und radial weiterwachsen. Sowohl die Aufweitung der Rißflanken als auch die höheren lokalen Dehnungen vor den einzelnen Rißfronten können zur Erhöhung der Gesamtverformung beitragen.

Bei den vorgekerbten Proben entspricht das Dehnungsverhalten bei mittleren Verformungsgeschwindigkeiten kleiner als 10^{-4} 1/s dem bei 700°C: Das Hüllrohr verformt sich im wesentlichen während der Rißbildungsphase, was zu der Korrelation zwischen Inkubationszeit und Berstdehnung führt (vgl.

Abbildungen 6.25 und 6.8, 6.11). Während des stabilen Rißwachstums bei ausreichend raschem Jodtransport zur Rißspitze ist die Verformung des Hüllrohres vernachlässigbar.

Bei höheren mittleren Verformungsgeschwindigkeiten als 10^{-4} 1/s (hohe Drucke, kleine Inkubationszeiten) ist die plastische Verformung der Hüllrohrwand (Gleichmaßdehnung) zwar gering, dafür scheint eine schlechtere Jodverfügbarkeit an der Rißspitze eher lokale plastische Deformationen in der Umgebung der Rißfront zu begünstigen, die die Erhöhung der Gesamtverformung mit zunehmendem Druck (bzw. Verformungsgeschwindigkeit) zur Folge haben. Im Gegensatz zu 500°C , stützt sich die Vermutung, daß örtlich begrenzte plastische Verformungen in der Rißumgebung die Ursache für diesen Zusammenhang sind, auf die Beobachtung starker Ausbeulungen der Hüllrohrwand und die Einschnürung des geborstenen Ligamentes mit Scherlippenbildung.

Für den Bereich maximaler Versprödung vorgekerbter Hüllrohrproben läßt sich schließen, daß es bei 600°C in Abhängigkeit von der Kerbtiefe einen bestimmten Druck gibt, dessen Auswirkungen auf die plastische Verformung während der Inkubationszeit und auf den Jodtransport zur Rißspitze während des Rißwachstums sich gerade so kombinieren, daß minimale Berstdehnungen resultieren. Das Materialverhalten bei 600°C entspricht dem in Abbildung 6.1 (Bereich II) gezeigten für mittlere Belastungen.

6.4.2. Inkubationszeitmodell

Bei der Planung der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Berstexperimente unter Jodeinwirkung wurde davon ausgegangen, daß es für die Initiierung eines Risses ausreichend sei, eine scharfe Kerbe und eine genügend hohe Belastung vorzugeben. Wie es die Ergebnisse der ersten bruchmechanischen Berechnungen andeuteten (Abbildung 5.7), und die daraufhin durchgeführte Versuchsserie zur Untersuchung der Rißbildung bestätigte (Abbildung 6.23), war es jedoch unumgänglich, den zeitlichen Gültigkeitsbereich des Rißwachstumsgesetzes (Gleichung 6.2) neu zu definieren. Dies geschah durch die Einführung der Inkubationszeit nach Gleichung 5.20. Die für das Rißwachstum

rechnerisch verbleibende Zeit bis zur plastischen Instabilität ist dadurch im Vergleich zu den Bruchmechanikmodellen in der Literatur /10, 11, 34, 35/ z.T. erheblich eingeschränkt. Dies führt notwendigerweise zu höheren Werten für C und n und damit zu höheren Reißgeschwindigkeiten bei vergleichbaren Spannungsintensitäten (vgl. Abbildung 6.30).

Es sei erwähnt, daß zwar auch von anderen Autoren /33, 35/ die Beobachtung einer relativ großen Inkubationszeit (60 bis 75 % der Standzeit) bestätigt und deren Bedeutung für das Versagensverhalten erkannt wird, jedoch keinen sichtbaren Eingang in deren bruchmechanische Modelle findet.

Der in den Kapiteln 5.2.2. und 5.3. entwickelte und in Kapitel 6.3.1. anhand der Versuchs- und Rechenergebnisse ausführlich erläuterte Inkubationszeitansatz (Gleichung 5.20) stellt ein empirisches Modell dar. Es wird bewußt darauf verzichtet, die Inkubationszeit als absolute Größe darzustellen, da dies die genaue Kenntnis der Abhängigkeiten von der Belastung, der Kerbtiefe und der reaktiven Umgebung (Jodpartialdruck) erfordern würde. Die wenigen bislang durchgeführten Reißentstehungsexperimente bei 600°C reichen dazu jedoch nicht aus. Eine Konkretisierung des Modells wäre möglich, wenn die begonnenen Untersuchungen systematisch fortgesetzt würden unter folgenden Randbedingungen:

- Versuchstemperatur 500, 600 und 700°C .
- Konstanter Jodpartialdruck bei 500, 600, 700°C .
- Variation der Kerbtiefe bei konstantem Innendruck, durchgeführt bei verschiedenen Drucken.

Im vorliegenden Modell ist die Abhängigkeit der Reißbildungszeit von der Temperatur (und damit vom Partialdruck des Jods und vom Gefüge) in allen drei Parametern A , $E1$ und $E2$ impliziert. Eine geschlossenere Betrachtung erscheint zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht möglich.

6.4.3. Reißwachstumsmodell

Abgesehen von der Einführung der Reißentstehungszeit besteht der bedeutende Unterschied dieses bruchmechanischen Versagensmodells gegenüber den z.B. in /10, 11, 27, 32, 33, 34, 35/ vorgestellten darin, daß

- von der Anrißbildung an konsequent die lokal begrenzte plastische Verformung vor der Rißfront berücksichtigt wird ;
- die Ausdehnung der plastischen Zone mit wachsender Rißtiefe das effektive Rißwachstum (a_{eff} , K_{eff}) dynamisch beeinflusst, was bedeutet, daß die Zunahme der effektiven Rißgeschwindigkeit (\dot{a}_{eff}) größer ist als die der realen ;
- auch die geometrische Korrekturfunktion Y als dynamische Größe aufgefaßt wird /16, 17/, d.h. sie wird für jeden Zeitpunkt des Rißfortschritts neu bestimmt als Funktion der momentanen Größen von Rißtiefe und plastischer Zone.

Durch diese differenzierte Betrachtungsweise wird eine besser an die realen Verhältnisse angepaßte Beschreibung des Rißwachstums erreicht.

Werden die Daten aus /32, 33/ als Beispiele des linear-elastischen Versagensmodells zum Vergleich herangezogen, ergibt sich die in Tabelle 6.3 gezeigte Gegenüberstellung der Parameter $C(T)$ und n .

Temperatur [°C]	$C(T)$ [Mpa ⁿ · m ^{$\frac{n}{2}-1$} · s] ⁻¹	n	Modell
300	$3 \cdot 10^{-12}$	4	<u>Literatur:</u> /32, 33/ linear-elastisch ohne Inkubationszeit
400	$2.4 \cdot 10^{-10}$	4	
500	$8.3 \cdot 10^{-7}$	4,9	<u>Eigene Ergebnisse:</u> elastisch-plastisch mit Inkubationszeit
600	$5.9 \cdot 10^{-5}$	4,9	
700	$1.1 \cdot 10^{-3}$	4,9	

Tabelle 6.3: Vergleich der ermittelten Parameter $C(T)$ und n mit Literaturdaten

Die Anwendung des elastisch-plastischen Modells führt zu einer Erhöhung des Exponenten n von 4 auf 4,9, was als Steigerung der Empfindlichkeit des Materials gegenüber einer Änderung der Spannungsintensität zu interpretieren ist. Bezüglich der Geschwindigkeitskonstanten C ist - abgesehen von dem temperaturbedingten Ansteigen (etwa Faktor $10^2/100$ K) im gesamten Bereich von 300 bis 700°C - eine durch das Modell bedingte zusätzliche Erhöhung (zwischen 400 und 500°C) etwa um den Faktor 40 festzustellen. Dies und der höhere Exponent n führen zu den wesentlich höheren Rißgeschwindigkeiten im elastisch-plastischen Versagensmodell bei durchaus vergleichbaren Spannungsintensitäten (z.B. bei 400 bzw. 500°C, vgl. Abbildung 6.30). Die in der Literatur angegebenen Rißgeschwindigkeiten für Temperaturen bis 400°C erscheinen als zu niedrig.

Die Angabe einer unteren kritischen Spannungskonzentration $K_{I,SCC}$ ist im vorliegenden Modell nicht möglich, da die Innendruckversuche auf sehr kurze Standzeiten ausgerichtet waren, wodurch relativ hohe Belastungen (in der Nähe der Fließgrenze) notwendig waren. Die Belastungsgrenze, unterhalb derer kein Versagen durch Rißwachstum erfolgt, wurde also in allen Fällen überschritten.

Die Bestimmung einer kritischen Spannungskonzentration $K_{eff,c}$ ist jedoch in der Weise möglich, daß darunter der K_{eff} -Wert verstanden wird, der beim Einsetzen der plastischen Instabilität erreicht wird (Tabelle 6.4). Schon aus diesem Grunde ist $K_{eff,c}$ nicht der korrekte Wert K_{IC} der Rißzähigkeit von Zry-4. Zudem werden die geometrischen Mindestanforderungen einer "echten" K_{IC} -Bestimmung wegen der zu geringen Wandstärke nicht eingehalten. Ein gut definierter K-Faktor wie im vorliegenden Modell ist dennoch ein sinnvoller Wert, solange seine Anwendung nur auf dünnwandige Rohre beschränkt bleibt (Wandstärke : 0,72 mm).

Die Gegenüberstellung der kritischen Spannungsintensitäten in Tabelle 6.4 zeigt zunächst klar, daß die in /33, 34/ angegebenen Werte für 340°C eindeutig zu niedrig sind. Dagegen liegen die in /10, 11/ linear-elastisch berechneten Werte durchaus in der Tendenz, die das elastisch-plastische Modell für 500 bis 700°C aufzeigt.

Temperatur [°C]	linear-elastisch		elastisch-plastisch	
	/33, 34/	/10, 11/	/30/	hier
300		95		
340	8,5 ... 12			
360		35		
400		17		
500				12 ... 30
600			6,4	5 ... 7
700			4,2	3 ... 6

Tabelle 6.4: Vergleich der Spannungsintensitäten im Instabilitätspunkt mit entsprechenden Literaturdaten (in [MPa · m^{1/2}]).

Ein direkter Vergleich der Ergebnisse für Temperaturen kleiner 500°C ist zur Zeit nicht möglich. Die Anwendbarkeit des elastisch-plastischen Versagensmodells ist jedoch auch für niedrigere Temperaturen als 500°C prinzipiell gegeben, wenn die Fließgrenze und die Parameter der Inkubationszeit (wegen der Temperaturabhängigkeit) bekannt sind. Das Rißwachstumsmodell paßt sich von selbst dem durch die Fließgrenze und die Bruchfestigkeit charakterisierten Materialverhalten an, da die Größe der plastischen Zone mit zunehmender "Elastizität" (σ_F) automatisch kleiner wird und somit

die entsprechenden Größen (a_{eff} , K_{eff} , Y_{eff}) korrigiert. Das elastisch-plastische Modell geht bei vernachlässigbar kleiner plastischer Zone somit in das linear-elastische Modell über (a_{eff} geht über in a_{real}). Die Extrapolation des elastisch-plastischen Modells bis herab zu LWR-Betriebstemperaturen läßt gegenüber den Literaturmodellen dennoch sicherere Ergebnisse erwarten, da die dynamische Handhabung der Geometriefunktion erhalten bleibt.

Trotz des insgesamt positiven Einflusses auf die Beschreibbarkeit des Versagensverhaltens ist die Geometriefunktion die am schwierigsten zu handhabende Größe im Rißwachstumsmodell, vor allem während der Anrißphase und des beginnenden Rißfortschritts. Zum Vergleich sind in Tabelle 6.5 den Modellvorstellungen die entsprechenden Beobachtungen zur Rißgeometrie gegenübergestellt. Innerhalb der Gruppe der vorgekerbten Hüllrohre sind die durch Näherungsbetrachtungen entstehenden Fehler sicherlich nicht gravierend. Punkt 2 der Tabelle deutet dagegen auf eine systematische Fehleinschätzung der Rißgeometrie bei as-received Rohrproben hin. Das bedeutet, daß die axiale Länge des Anrisses zu groß kalkuliert wurde ; denn die angenommene Tiefe der Oberflächenschädigungen in as-received Rohren ist mit $30 \mu\text{m}$ zwar auch nur als Obergrenze^(*) zu verstehen, sie ist aber ein gesicherter Erfahrungswert. Es ist sehr wahrscheinlich, daß diese Fehleinschätzung der geometrischen Verhältnisse bei allen as-received Hüllrohren - einschließlich der Fremdversuche aus /30, 31/, für die ebenfalls das Verhältnis $a/2c = 0,01$ zugrunde gelegt wurde - eine wesentliche Ursache ist für die ebenso systematische Abweichung der as-received Meßpunkte von der kalkulierten Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit von der Spannungsintensität in den Abbildungen 6.27 bis 6.29. Trifft diese Vermutung zu, so wäre durch eine Korrektur des $a/2c$ - Verhältnisses eine weitere Verbesserung des Rechenmodells möglich, und die Übereinstimmung des prognostizierten Versagensverhaltens mit den als Prüfversuche anzusehenden (weil nicht für die Kalkulation herangezogenen) as-received Tests würde noch besser.

(*) Künstlich eingebrachten Kerben mit einer Tiefe kleiner als $30 \mu\text{m}$ verhalten sich wie natürliche Oberflächenschäden. Es konnte nachgewiesen werden, daß der Bruch nicht unbedingt an der gekerbten Stelle erfolgt.

	Modellvorstellung	Beobachtungen
1	Rohrgeometrie ist starr	Rohrgeometrie ändert sich aufgrund von plastischer Verformung
2	Ähnliche Geometrie der Vorschädigung bei allen Temperaturen: $a_0/2c=0,01$ gilt für gekerbte und as-received Hüllrohre	Bei as-received Hüllrohren ist $a_0/2c=0,2 \dots 0,4$ je nach Temperatur und Belastung
3	Ein einzelner Anriß bildet sich auf der gesamten Kerblänge	Mehrere Anrißstellen im Kerbgrund
4	Halbelliptischer Rißfortschritt, größter K-Wert in Kerbmitte	Unabhängiges Wachsen der Anrisse, mehrere K-Spitzenwerte auf Kerblänge ; Zusammenschluß der Mehrfachrisse ; Verschiebung der maximalen K-Werte während Rißwachstum
5	Kerblänge = Rißlänge = konstant während des gesamten Rißwachstums	Rißlänge erst im fortgeschrittenen Stadium identisch mit Kerblänge

Tabelle 6.5: Geometriefunktion Y: Vergleich zwischen Modell und Beobachtung.

Der eigentliche Anwendungsfall des elastisch-plastischen Bruchmodells für die Praxis ist die Abschätzung der Standzeit unter gegebenen mechanischen und chemischen Randbedingungen. Die Analyse der kalkulierten Standzeit bzw. der Differenz zwischen gemessenen und berechneten Werten ist jedoch sehr schwierig, da sich sowohl experimentelle als auch rechnerische Streuungen bzw. Fehleinschätzungen überlagern, und somit der zunächst entstehende optische Eindruck von den Abbildungen 6.31 bis 6.33 nicht unbedingt etwas über die Qualität der Rechenergebnisse aussagt. Die Erkenntnis aus Abbildung 6.2, daß

die Streuung der Versuchsergebnisse mit zunehmender Temperatur größer wird, wird hier noch deutlicher sichtbar (*). Eine Verbesserung der Standzeitabschätzung wäre also zunächst über eine verbesserte Kontrolle der Versuchsparameter, wie der tatsächlichen Jodkonzentration während des Versuchs und der Glühtemperatur, zu erreichen. Die Erfahrung hat gezeigt, daß die Standzeit der Zry-4 Hüllrohre (bei gleichem Innendruck) sehr sensibel selbst auf kleine Schwankungen in der Jodkonzentration (besonders in der Nähe des kritischen Wertes) und der Temperatur reagiert. Die statistischen Fehler der Versuchsdaten gehen auch indirekt in das Rechenmodell ein, da die gemessene Standzeit sowohl zur Bestimmung der Parameter A, E1 und E2 der Inkubationszeitberechnung, als auch für die Bestimmung der individuellen Geschwindigkeitskonstanten C_i (Meßpunkte in Abbildungen 6.27 bis 6.29) eingesetzt wird (vgl. Kapitel 5.3). Die sich daraus ergebenden Fehlabschätzungen sowie die noch verbesserungsfähige Berechnung der Inkubationszeit bewirken die Streuung und die scheinbaren systematischen Abweichungen, die besonders für große Kerbtiefen zu sehen sind. Für kleine Kerbtiefen ($50 \mu\text{m}$) sind die Übereinstimmungen im gesamten Zeitbereich gut.

Die Ergebnisse der Standzeitabschätzungen für nicht vorgekerbte Hüllrohre als Anwendungsfälle sind bei 500 , 600 und 700°C als gut bis sehr gut zu bezeichnen. Bei allen drei Temperaturen ist im gesamten Zeitbereich eine systematische Überschätzung der Standzeit nur um den Faktor $1 \dots 2$ mit auf die bereits erwähnte Fehleinschätzung der Rißgeometrie, die sich auch auf die Rißentstehungszeit auswirken kann, zurückzuführen.

Die eindeutige Unterschätzung der Standzeiten größer als 100 s bei Rohrproben mit $a_0 \leq 100 \mu\text{m}$ bei 700°C (Abbildung 6.33) kann nicht mehr nur auf statistischen Fehlern beruhen. Es scheint, daß hier das elastisch-plastische Bruchmodell trotz plastischer Zonenkorrektur als Instrument zur Beschreibung des Versagensverhaltens nicht mehr geeignet ist. Es wäre daher durchaus sinnvoll, bei Temperaturen mit überwiegend interkristallinem Rißwachstum (etwa ab $650 \dots 700^\circ\text{C}$) die Methoden der Fließbruchmechanik anzuwenden, zumal das Phänomen der jodinduzierten SRK bei Zry-4 bis etwa 800°C beobachtet wird. Andererseits liefern Rechenmodelle, die rein auf der plastischen Kriechverformung des Materials bei hohen Temperaturen aufbauen, bei 700°C Ergebnisse, die von der

(*) Z.B. Abbildung 6.4: 700°C , $a_0 = 200 \mu\text{m}$, $p_B = 50 \text{ bar}$: Die experimentelle Standzeit variiert bei gleichem Druck zwischen 250 und 1200 s , das entspricht einem Faktor 5 !

Genauigkeit her den gemachten Standzeitabschätzungen durchaus entsprechen. Für niedrigere Temperaturen sind sie jedoch nicht geeignet.

Die Lücke zwischen diesen Hochtemperatur-Modellen und den linear-elastischen Bruchmodellen bei LWR-Betriebtemperatur füllt das hier vorgestellte elastisch-plastische Modell aus. Dadurch ist es im Prinzip möglich, das Versagensverhalten der Zry-4 Hüllrohre infolge Jodeinfluß bei für diesen Temperaturbereich typisch Störfällen (z.B. ATWS, LOCA) besser zu beschreiben und in den Brennstabverhaltenscodes zu berücksichtigen.

7. ALLGEMEINE ZUSAMMENFASSUNG

Thematik

Im Normalbetrieb eines LWR ist es möglich, daß bei zu schnellen Leistungserhöhungen bei erhöhtem Abbrand das Zry-4 Hüllrohr infolge Spannungsrißkorrosion (SRK) versagen kann. Die Voraussetzungen dafür sind eine tangentielle Belastung des Hüllrohres, hervorgerufen durch die mechanische Wechselwirkung zwischen Brennstoff und Hülle, bei gleichzeitigem chemischen Angriff der Hüllrohrinnenseite durch Spaltproduktelemente, insbesondere Jod. Zur Beschreibung dieses Versagensverhaltens wurden bereits verschiedene Modelle auf der Grundlage der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) bis zu Temperaturen von maximal 400°C entwickelt.

Es ist bekannt, daß auch durch Störfälle bei höheren Hülltemperaturen (bis max. 700°C) die Voraussetzungen für Spannungsrißkorrosion gegeben sein können, z.B. bei "Anticipated Transients without Scram" (ATWS) durch starke mechanische Wechselwirkung zwischen Brennstoff und Hülle, und bei "Loss of Coolant Accidents" (LOCA) durch Anstieg des Füll- und Spaltgasdruckes bei gleichzeitig abfallendem Kühlmitteldruck. Daher sollte untersucht werden, ob im Temperaturbereich von 500 bis 700°C das Versagen von Zry-Hüllrohren eindeutig durch jodinduzierte SRK verursacht werden kann, und wie dieses Materialverhalten mit den Methoden der Bruchmechanik beschrieben werden kann.

Experimentelles

Die Experimente wurden unter dem Gesichtspunkt geplant, die für die Entwicklung des Bruchmechanikmodells notwendigen Größen (Rißgeometrie, Spannung) zu erfassen und einer gezielten Variation zu unterwerfen, sowie die Umgebungsbedingungen für das Auftreten von SRK in den Zry-Hüllrohren zu schaffen (Jodkonzentration). Dazu wurden in der Versuchsanlage ROBERTA Innendruck Berstexperimente mit Zry-4 Hüllrohrproben (10,75 x 0,72 mm, 100 mm lang) unter folgenden Bedingungen durchgeführt:

1. Zur Variation der Geometrie der Oberflächenschäden, als Orte der Rißentstehung, wurden neben as-received Rohrproben solche mit mechanisch eingeritzten spitzen Kerben verschiedener Tiefen ($a_o = 50, 100, 150, 200 \mu\text{m}$) verwendet, wobei das Verhältnis von Kerbtiefe zu Kerblänge ($a_o/2c$) konstant war (0,01).
2. Alle solchermaßen vorgekehrten und ein Teil der as-received Proben wurden unter He-Schutzgas mit Jodkristallen gefüllt, sodaß während des Versuches die Jodkonzentration im Probeninnern einheitlich ca. 10 mg/cm^3 betrug. Der Rest der as-received Proben war nur mit He-Gas gefüllt (Referenzproben).
3. Zur Variation der tangentialen Spannung in der Hüllrohrwand wurden verschiedene Innendrucke (mit He-Gas) so eingestellt, daß Standzeiten von 30 s bis 1800 s erzielt wurden (relevant für ATWS und LOCA Störfälle).
4. Zur Ermittlung der Temperaturabhängigkeit bruchmechanischer Größen, wurden die Versuchsserien jeweils bei 500, 600 und 700°C durchgeführt.

In der Rohrberstanlage ROBERTA können Innendruckversuche (max. 700 bar) an dünnwandigen Rohren unter Schutzgasumgebung (bis max. 1300°C) durchgeführt werden. Die Rohrproben wurden dazu innerhalb eines Rezipienten an ein Druckerzeugungssystem angeschlossen (Druckmedium He), das es erlaubt, die Probe nach dem Aufheizen (Innendruck ca. 1 bar) schlagartig mit dem gewünschten Druck zu belasten und diesen konstant zu halten (isobarer, isothermer Versuch). Die Temperatur der Hüllrohrwand und der Druck im Probeninneren wurden während des Experimentes kontinuierlich aufgezeichnet. Die Berstdehnung in Umfangsrichtung an der Berststelle wurde in einer speziellen Apparatur mittels induktiver Wegaufnehmer gemessen. Die Untersuchungen der Hüllrohrinnenoberfläche und der Bruchflächen wurden hauptsächlich mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskopes (REM) durchgeführt, um Aufschlüsse über den Versagensmechanismus zu erlangen.

Ergebnisse

In Abwesenheit und in Gegenwart von Jod in geringen Mengen verformt sich das Zry-Hüllrohr plastisch und es kommt zu duktilem Versagen. Liegt die Jodkonzentration im Probeninneren oberhalb einer kritischen Konzentration, entstehen Spannungskorrosionsrisse, und das Hüllrohr versagt verformungsarm. Das Versagen aufgrund von sprödem Rißwachstum wurde in allen Experimenten mit jodenthaltenden Rohrproben bei 500, 600 und 700°C beobachtet. Die Bruchflächen weisen transkristalline oder interkristalline Strukturen auf, z.T. mit geringen Anteilen von duktilen Restbruchzonen.

Bei 500°C erfolgt die Rißausbreitung transkristallin. Die duktile Restbruchfläche umfaßt im Mittel etwa 40% der Wandstärke.

Bei 700°C liegt eine durchgehend interkristalline Bruchfläche vor, lediglich mit geringen transkristallinen Anteilen in einem sehr schmalen Bereich gegen die Außenoberfläche hin. Eine duktile Restbruchzone fehlt. Der spontane Gewaltbruch scheint sich ebenfalls entlang der Korngrenzen ausgebreitet zu haben.

Bei 600°C wächst der Riß nach einer interkristallinen Bildungsphase überwiegend transkristallin bzw. als Mischbruch. Der Übergang zu einer schwach ausgebildeten duktilen Restbruchzone ist verwischt.

Das Versagensverhalten (Dehnung, Standzeit) der Zry-Hüllrohre wird im wesentlichen bestimmt durch zwei konkurrierende Prozesse:

- (a) die plastische Kriechverformung in der gesamten Hüllrohrwand, die überwiegend während der Rißbildungsphase (Inkubationszeit) vor dem Einsetzen des eigentlichen SRK-Rißwachstums erfolgt, und
- (b) den temperaturabhängigen Transport und die Adsorption des Jods im Rißspalt, die einen gewissen Einfluß auf die Geschwindigkeit der Rißfortpflanzung ausüben.

Während bei 600 und 700°C die beiden Prozesse zeitlich aufeinanderfolgend ablaufen (a-b), überschneiden sie sich z.T. bei 500°C. Die unterschiedlichen Effekte bezüglich Berstdehnung und Standzeit stellen sich im einzelnen wie folgt dar:

- Bei 500°C ist die Standzeit von as-received Hüllrohrmaterial in Gegenwart von Jod um den Faktor 2 bis 5 verkürzt gegenüber jodfreien He-Referenzproben. Bei 600 und 700°C ist kein nennenswerter Unterschied zu beobachten.

- Ist das Hüllrohr vorgekerbt, so wird im Beisein von Jod die Zeit bis zum Bersten (bei konstantem Druck) mit zunehmender Kerbtiefe bis um einem Faktor 100 kleiner gegenüber den nicht vorgeschädigten jodenthaltenden Hüllrohren, und zwar bei 500, 600 und 700°C.
- Unabhängig von der Temperatur führt Jod bereits bei as-received Hüllrohren zum verformungsarmen Versagen. Die Berstdehnung wird etwa um einen Faktor 4 bis 5 gegenüber den He-Referenzproben reduziert.
- Mit zunehmender Kerbtiefe vermindert sich die Berstdehnung jodenthaltender Proben noch weiter. Bei 600 und 700°C liegen die Dehnungswerte zwischen 1 und 10%, bei 500°C zwischen 0 und 2%.
- Bei mittleren Verformungsgeschwindigkeiten von etwa 10^{-4} 1/s gibt es bei 600°C einen Bereich minimaler Dehnungen von vorgekerbten jodenthaltenden den Rohrproben.

Zur Beschreibung des gezeigten Versagensverhaltens der Zry-4 Hüllrohre wurde ein elastisch-plastisches Bruchmechanikmodell entwickelt (CEPFRAME), welches in den Übergangsbereich zwischen linear-elastischer und Fließbruchmechanik einzuordnen ist. CEPFRAME beinhaltet, daß sich die gesamte Lebensdauer des Hüllrohres additiv zusammensetzt aus

- der Inkubationszeit, während der sich am Grund einer herstellungsbedingten oder zusätzlich eingebrachten Schädigung der Hüllrohrinnenoberfläche gerade ein mikroskopisch kleiner scharfer Anriß bildet, und
- der Rißwachstumszeit, während der sich der entstandene Riß stabil, d.h. einem definierten Wachstumsgesetz gehorchend, axial und radial ausbreitet, bis die Spannung im restlichen tragenden Querschnitt vor der Rißfront die Bruchspannung erreicht, und die Restwandstärke aufgrund plastischer Instabilität spontan durchreißt.

Die Inkubationszeit geht in das Rechenmodell ein als relativer Anteil an der Standzeit. Sie ist eine temperaturabhängige Funktion der Tiefe der Ober-

flächenschädigung und der Belastung. Die kalkulierten Werte der Inkubationszeitanteile an der Standzeit liegen zwischen 40 und 90 % und stimmen bei 600°C gut mit experimentell gefundenen Werten überein. Eine Überprüfung des empirischen Ansatzes bei 500 und 700°C konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden.

Das stabile SRK-Rißwachstum bis zur plastischen Instabilität kann gut beschrieben werden mit einer modifizierten Form des aus der linear-elastischen Bruchmechanik bekannten K_I -Konzeptes. Die Bestimmung der radialen Rißwachstumsgeschwindigkeit $da/dt = C(T) \cdot K_{I,eff}^n$ beinhaltet in der effektiven Spannungsintensität $K_{I,eff} = \sigma \sqrt{\pi \cdot a_{eff}} \cdot Y(a_{eff})$ vor der Rißspitze

- die Berücksichtigung einer örtlich begrenzten plastischen Zone vor der Rißfront, indem die reale Rißtiefe a um die halbe Ausdehnung der plastischen Zone zur effektiven (rechnerischen) Rißtiefe a_{eff} erweitert wird,
- und eine mit der Rißtiefe laufenden Veränderung der die effektive Rißgeometrie beschreibenden Korrekturfunktion Y .

Dadurch wird eine realitätsnahe Beschreibung des Rißfortschritts erreicht. Die Bestimmung der Parameter C und n geschah wegen der klar definierten Geometrie der Oberflächenschädigungen nur mit den vorgekerbten jodenthaltenden Rohrproben. Für den Exponenten n der Spannungsintensität wurde der Wert 4,9 ermittelt. Die Konstante C ist von der Temperatur abhängig und beträgt bei 500°C : $8,3 \cdot 10^{-7} [\text{MPa}^n \cdot \text{m}^{0,5n-1} \cdot \text{s}]^{-1}$, bei 600°C : $5,9 \cdot 10^{-5} [\text{MPa}^n \cdot \text{m}^{0,5n-1} \cdot \text{s}]^{-1}$, und bei 700°C: $1,1 \cdot 10^{-3} [\text{MPa}^n \cdot \text{m}^{0,5n-1} \cdot \text{s}]^{-1}$.

Zur Überprüfung der Modellvorstellungen und der berechneten Parameter (bezüglich Inkubationszeit und Rißwachstum) wurde der Rechencode CEPFRAME auf eigene Versuchsdaten jodenthaltender as-received Rohrproben, sowie auf Daten von as-received Proben (unterschiedliche Jodkonzentrationen oberhalb der kritischen Konzentration) anderer Experimentatoren angewendet.

Für die Tiefe der herstellungsbedingten Oberflächenschäden wurde dabei ein Erfahrungswert von 30 µm angenommen. Die Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung mit dem Modell bei 500, 600 und 700°C.

Die Spannungsintensitätsfaktoren zum Zeitpunkt der plastischen Instabilität konnten ermittelt werden. Sie liegen bei 700°C zwischen 3 und 6 [MPa · m^{0,5}], bei 600°C zwischen 5 und 7 [MPa · m^{0,5}] und bei 500°C zwischen 12 und 30 [MPa · m^{0,5}].

Die Abschätzung der Standzeit von jodenthaltenden as-received Hüllrohren gelingt mit CEPFRAME bis auf einen Faktor von ca. 2 und besser bei allen drei Temperaturen.

Eine Abgrenzung des Gültigkeitsbereiches des elastisch-plastischen Versagensmodelles bezüglich der Temperatur ist nur nach oben sinnvoll. Wegen zunehmender Streuung der Versuchsdaten (besonders Standzeit), der Gefügeumbildung durch Rekristallisation und der zunehmenden Bedeutung der Kriechverformung (besonders bei 700°C und langen Standzeiten) wird eine obere Temperaturgrenze von 650°C für die Anwendung von CEPFRAME empfohlen. Eine untere Temperaturgrenze kann nicht angegeben werden. Das elastisch-plastische Bruchmechanikmodell ist prinzipiell auch für niedrigere Temperaturen als 500°C geeignet, sofern die Fließspannung, die Bruchfestigkeit und die Parameter zur Inkubationszeitbestimmung bekannt sind. Mit abnehmender Temperatur und damit zunehmender "Elastizität" des Zry-4 nähert sich CEPFRAME unter Beibehaltung der dynamischen Handhabung der Geometriefunktion Y der linear-elastischen Bruchmechanik an.

8. ANHANG

8.1 VORBEREITENDE VERSUCHE

8.1.1 Jodkonzentration

Zur Durchführung der Spannungsrißkorrosionsexperimente war es notwendig, eine so bemessene Jodmenge in die Rohrprobe einzufüllen, daß nach dem Aufheizen (17 bis 20 min) die Jodkonzentration in der Probenkapsel größer war als die kritische Konzentration bei der jeweiligen Temperatur, die zum verformungsarmen Versagen der Zry-Rohre führt /15, 20/. Es wurde deshalb ein Experiment durchgeführt, um festzustellen, wie weit sich das gasförmige Jod während der Aufheizphase von der Rohrprobe her in dem mit Helium gefüllten Leitungssystem ausbreitet (bei Atmosphärendruck). Dazu wurde das Rohrsystem gemäß Abbildung 4.4 bis zu Ventil Nr. 4 bzw. dem Rückschlagventil einschließlich der Rohrprobe aus Quarzrohren entsprechender Durchmesser nachgebildet. Es wurde angenommen, daß das Jodgas während des Zeitstandexperimentes längstens bis zu diesen Stellen diffundiert. Die eingefüllte Jodmenge wurde so gewählt, daß eine Anfangskonzentration von 10 mg/cm^3 im Gesamtsystem erreicht werden konnte. Diese Konzentration wird als ausreichend für alle drei Temperaturen angesehen, da sie deutlich über den Werten der kritischen Jodkonzentration liegt.

Die Ergebnisse dieses mehrfach durchgeführten Versuches ("Probentemperatur" = 700°C , Gasleitungen zur Vermeidung von Kondensation auf 200°C erwärmt) ergaben, daß innerhalb von 30 Minuten der Joddampf erst bis zur Hälfte in die Leitung eingedrungen war und nach etwa 1 Stunde das ganze System ausfüllte. Dabei wurde beobachtet, daß das Kapillarrohr direkt hinter der Rohrprobe eine hervorragende Diffusionsperre darstellte.

Somit war nachgewiesen, daß die eingefüllte Jodmenge auf jeden Fall ausreichend war, um Spannungsrißkorrosion in den Zry-4-Hüllrohren zu erzeugen, zumal beim Aufbringen des Druckes durch das plötzliche

Einblasen des He-Gases der weitaus größte Teil des in der Leitung befindlichen Joddampfes wieder in die Rohrprobe zurückgedrängt wurde.

8.1.2 Einfluß der Probenlänge

Um festzustellen, ob die Länge der Hüllrohrproben das Versagensverhalten (Berstzeit, Berstdehnung) beeinflusst, wurden Berstversuche an verschiedenen langen Rohrstücken (60, 100, 200 mm) bei gleichem Innendruck (50 bar) bei einer Temperatur von 800°C durchgeführt, und zwar jodfrei und mit einer Jodkonzentration von 10 mg/cm³. Die Ergebnisse sind in Tabelle 8.1 dargestellt.

Probenlänge [mm]	Berstzeit [s]		Berstdehnung [%]	
	ohne Jod	mit Jod	ohne Jod	mit Jod
60	186	183	148	30
100	204		99	
200	204	180	93	18

Tab. 8.1: Einfluß der Probenlänge bezüglich Berstzeit und Berstdehnung bei jodfreien und jodenthaltenden Zry-4 Hüllrohren (T = 800°C, p = 50 bar).

Die Resultate zeigen, daß bezüglich der Dehnung die 60 mm langen Proben höhere Werte aufweisen als die 200 mm langen Rohrstücke (bei 100 mm Rohrlänge keine Daten verfügbar).

Eine Erklärung dafür könnte die verringerte Festigkeit in den durch den Schweißvorgang wärmebehandelten Endzonen sein (ehemaliges α -Gefüge), die sich bei den kurzen Rohren noch im Randbereiche der Ausbeulung befinden. Bei den längeren Rohren ist dies nicht mehr der Fall, die Verformung erfolgt an Stellen, die ungestört von den Schweißnähten an den Endstopfen sind (siehe Abbildung 6.6). Um den Materialeinsatz in Grenzen zu halten, wurde deshalb entschieden, für sämtliche Berstexperimente Rohrproben der Länge 100 mm zu verwenden.

8.1.3 Temperaturverteilung in der Rohrprobe

Die azimutale und die axiale Temperaturverteilung auf der Außenseite des Hüllrohres wurden gemessen. Dazu wurden mehrere Thermoelemente (NiCr-Ni) in gleichen Abständen jeweils in Umfangsrichtung bzw. in Längsrichtung an einer 100 mm langen Rohrprobe angebracht. Im temperaturtransienten (Raumtemperatur bis 1100°C) sowie im isothermen Eichversuch ($600, 700, 800, 900^{\circ}\text{C}$) war die Temperaturdifferenz in Umfangsrichtung stets kleiner als 1°C .

In Längsrichtung bildete sich im transienten Versuch ein Temperaturprofil aus, dessen Form sich mit der Temperatur in Probenmitte veränderte (Abbildung 8.1).

Bei den isothermen Eichversuchen war in jedem Falle nach 15 bis 20 Minuten Aufheizzeit die Temperatur in der Probenmitte und am freien Ende gleich, während an der Kapillarrohrseite 1 bis 2°C weniger gemessen wurden.

8.2. MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN

Für die Größenbestimmung der plastisch verformten Zone wurde eine Fließgrenze definiert, wie es in der Bruchmechanik allgemein üblich ist /18/ und auch in den linear-elastischen Bruchmodellen /10, 11/

praktiziert wird, als eine Mittelspannung zwischen Streckgrenze $\sigma_{0.2}$ und Bruchfestigkeit σ_B (vgl. Gleichung 5.8). Bei 500, 600, 700 und 800°C wurden diese beiden Materialkenngrößen in begleitenden Zeitstandsexperimenten ermittelt (Zry-4, as-received, Innendruckversuche, mit und ohne Jod, isotherm/isobar und isotherm/drucktransient) /22, 23, 24, 25/.

Die Versuchsparameter der isobaren Experimente wurden so gewählt, daß sich vergleichbare mittlere Verformungsgeschwindigkeiten ergaben wie in den Versuchen der Hauptserie (10^{-5} bis 10^{-2} 1/s). Es stellte sich bei allen Temperaturen heraus, daß im Beisein von Jod die über den gesamten Bereich der mittleren Verformungsgeschwindigkeiten gemittelte Bruchfestigkeit bei 500°C um ca. 25%, bei den übrigen Temperaturen um ca. 50% reduziert war gegenüber den jodfreien Referenzproben. Auf die Streckgrenze übte das Jod dagegen keinen Einfluß aus.

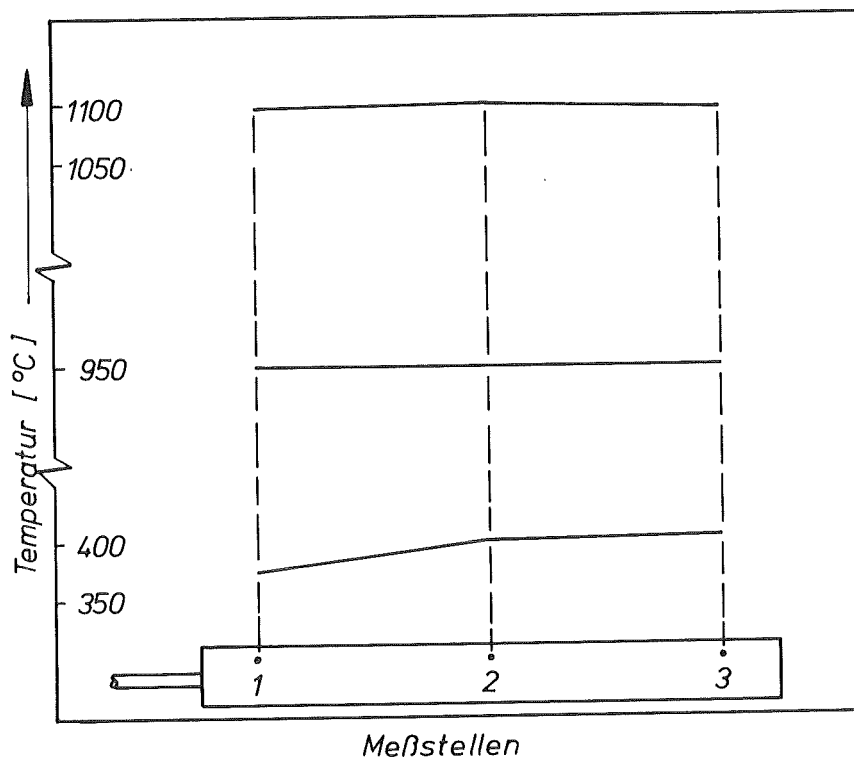


Abb. 8.1: Temperaturprofile in axialer Richtung im transienten Versuch (Ofentemperatur = 1100°C).

Für die bruchmechanischen Berechnungen interessieren nur die Daten, die unter Jodeinwirkung ermittelt wurden. In Tabelle 8.2 sind deshalb die Interpolationsgleichungen von Streckgrenze und Bruchfestigkeit in Abhängigkeit von der mittleren Verformungsgeschwindigkeit zusammengestellt, ohne auf die Referenzdaten einzugehen.

Damit wurde nun für jeden einzelnen Versuch der Hauptserie die entsprechenden Fließspannungen berechnet. Für eine mittlere Dehnungsgeschwindigkeit von 10^{-3} [1/s] sind die Werte für $\sigma_{0.2}$ und σ_B in Tabelle 8.3 aufgelistet.

Temperatur	$\sigma_{0.2} = A \cdot \dot{\epsilon}^B$	$\sigma_B = C \cdot \dot{\epsilon}^D$
500°C	$A = 376.5[\text{MPa} \cdot \text{s}^B]$	$C = 304.8[\text{MPa} \cdot \text{s}^D]$
	$B = 0.0654$	$D = 0.01113$
600°C	$A = 178.8[\text{MPa} \cdot \text{s}^B]$	$C = 221.3[\text{MPa} \cdot \text{s}^D]$
	$B = 0.08354$	$D = 0.08508$
700°C	$A = 145.3[\text{MPa} \cdot \text{s}^B]$	$C = 137.0[\text{MPa} \cdot \text{s}^D]$
	$B = 0.13119$	$D = 0.08037$

Tab. 8.2: Interpolationsgleichungen von Streckgrenze und Bruchfestigkeit für mittlere Verformungsgeschwindigkeiten von 10^{-5} bis 10^{-2} [1/s].

Temperatur	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	σ_B [MPa]	σ_F [MPa]
500°C	241.1	282.2	261.7
600°C	100.4	123.0	111.7
700°C	58.7	78.6	68.7

Tab. 8.3: Streckgrenze, Bruchfestigkeit und Fließgrenze bei $\dot{\epsilon} = 10^{-3}$ [1/s].

Aufgrund der kontinuierlichen Aufzeichnung von Druck und Dehnung während der Versuche war es außerdem möglich, den Verfestigungsexponenten m nach der Crussard-Jaoul-Beziehung /36/ zu bestimmen.

$$\sigma_w = \sigma_0 \cdot \epsilon_{pl}^m \quad (8.1)$$

die den Zusammenhang zwischen wahrer Spannung σ_w und wahrer plastischer Dehnung ϵ_{pl} herstellt. Da der Exponent m

$$m = d(\log \sigma_w) / d(\log \epsilon_{pl}) \quad (8.2)$$

abhängig ist von der Verformungsgeschwindigkeit /36/, wurden bei 500, 600 und 700°C für jeweils zwei verschiedene mittlere Dehngeschwindigkeiten die m -Werte bestimmt und daraus die Mittelwerte \bar{m} (Tabelle 8.4).

Die Korrektur der plastischen Zone ω mit dem Faktor $(1/1+\bar{m})$ ergab bei allen drei Temperaturen zwar eine Reduktion zwischen 0 und 6%, die sich jedoch in den weiteren Berechnungen der Spannungsintensität K_{eff} und der Geschwindigkeitskonstanten C_i bzw. $C(T)$ nicht nennenswert auswirkte. Es wurde deshalb entschieden, den Verfestigungseinfluß generell zu vernachlässigen.

Temperatur [°C]	$\dot{\epsilon}$ [1/s]	m	\bar{m}
500	$1.5 \cdot 10^{-3}$	0.028	0.032
	$9.4 \cdot 10^{-5}$	0.036	
600	$1.6 \cdot 10^{-3}$	0.05	0.052
	$1.4 \cdot 10^{-4}$	0.054	
700	$7.5 \cdot 10^{-3}$	0.035	0.039
	$4.9 \cdot 10^{-4}$	0.043	

Tab.8.4: Verfestigungsexponenten bei verschiedenen mittleren Verformungsgeschwindigkeiten für 500, 600 und 700°C.

8.3. ERGEBNISLISTEN

Die vollständigen Ergebnislisten sind in den Tabellen 8.5 bis 8.7 zusammengestellt. Die Bedeutungen der einzelnen Spalten sind wie folgt:

1	PRNR	Probennummer
9	SNOMI	Nominelle Spannung bei Lastaufbringung
10	SHSB	Berstspannung nach erweiterter Kesselformel
11	SNETI	Nettospannung bei Lastaufbringung
12	SNETB	Nettospannung im Berstzeitpunkt
18	SFJ	Fließspannung unter Jodeinfluß
7	EPS	Berstdehnung
19	KLO	Kerbtiefe
24	RLCR	Kritische reale Rißtiefe bei plastischer Instabilität
21	PLZI	Größe der plastischen Zone bei Lastaufbringung
22	PLZB	Größe der plastischen Zone im Berstzeitpunkt
28	BETA	Koeffizient für kritische Ligamentgröße
29	RAEFC	Kritische effektive Rißtiefe
33	KI	Linear-elastische Spannungsintensität bei Lastaufbringung
34	KB	Linear-elastische Spannungsintensität im Berstzeitpunkt
35	KEFFI	Effektive Spannungsintensität bei Lastaufbringung
36	KEFFB	Effektive Spannungsintensität im Berstzeitpunkt
43	CEFFI	Effektive individuelle Geschwindigkeitskonstante
51	LPEI	Rißgeschwindigkeit nach Inkubationsphase
52	LPEB	Rißgeschwindigkeit bei plastischer Instabilität
47	ZREI	Inkubationszeit
48	ZREB	Rißwachstumszeit
49		Verhältnis ZREI/ZREB
46	ZRB	Kalkulierte Standzeit
6	ZEIT	Gemessene Standzeit

Die im Rechenmodell optimierten Parameter C_m , n , die Standardabweichungen der Einzelwerte C_i und des Mittelwertes C_m , der logarithmische Variationskoeffizient der Einzelwerte C_i zum Mittelwert C_m , der Korrelationsfaktor von kalkulierten zu gemessenen Standzeiten, sowie die optimierten Parameter zur Inkubationszeitberechnung sind ebenfalls angegeben (TX entspricht A, (A0 + W) entspricht E1, SN entspricht E2).

Tabelle 8.5: Vollständige Ergebnisliste für 500°C

0	1	9	10	11	12	18	7	19	24	21	22	28	29
	PRNR	SNOMI	SHSB	SNETI	SNETB	SFJ	EPS	KL0	RLCR	PLZI	PLZB	BETA*	RAEFFC
		MPA	MPA	MPA	MPA	MPA		M	M	M	M		M
19	119.0	204.5	214.5	205.8	224.7	233.9	.0242	3.0E-05	4.6E-04	1.4E-05	2.9E-04	.0966	6.0E-04
20	120.0	188.3	199.5	189.6	208.6	227.3	.0293	3.0E-05	5.0E-04	1.2E-05	2.8E-04	.0833	6.4E-04
21	220.0	233.6	248.4	235.1	251.3	242.5	.0311	3.0E-05	3.5E-04	1.7E-05	2.6E-04	.1507	4.8E-04
25	124.0	191.3	197.8	193.3	207.2	231.1	.0170	5.0E-05	3.9E-04	2.1E-05	2.9E-04	.1198	5.3E-04
26	125.0	218.8	237.9	221.1	233.1	244.2	.0429	5.0E-05	3.0E-04	2.4E-05	2.4E-04	.1866	4.2E-04
28	127.0	155.7	160.6	157.3	171.6	218.8	.0158	5.0E-05	4.8E-04	1.5E-05	3.0E-04	.0864	6.3E-04
32	134.0	172.2	177.0	175.9	185.0	228.7	.0139	1.0E-04	3.5E-04	3.7E-05	2.9E-04	.1341	5.0E-04
33	135.0	194.2	199.4	198.3	206.2	235.9	.0135	1.0E-04	2.9E-04	4.4E-05	2.3E-04	.1952	4.1E-04
35	137.0	153.4	155.8	156.7	166.5	225.1	.0079	1.0E-04	4.0E-04	3.8E-05	3.3E-04	.1049	5.6E-04
40	145.0	139.8	141.2	144.3	151.9	222.4	.0051	1.5E-04	4.0E-04	4.5E-05	3.7E-04	.0898	5.9E-04
41	146.0	183.5	185.1	189.4	195.0	236.2	.0044	1.5E-04	2.9E-04	6.9E-05	2.4E-04	.1875	4.1E-04
42	147.0	118.4	119.5	122.3	130.0	213.5	.0046	1.5E-04	4.5E-04	3.5E-05	4.1E-04	.0685	6.6E-04
43	151.0	107.1	107.4	111.7	118.0	215.5	.0014	2.0E-04	4.7E-04	4.6E-05	4.7E-04	.0556	7.1E-04
45	153.0	130.7	131.7	136.4	142.4	228.9	.0037	2.0E-04	4.2E-04	6.1E-05	4.1E-04	.0780	6.2E-04

0	1	33	34	35	36	43	51	52	47	48	49	46	6
	PRNR	KI	KB	KEFFI	KEFFB	CEFFI	LPEI	LPEB	ZREI	ZREB		ZRB	ZEIT
		MPA	MPA	MPA	MPA	[]	M/S	M/S	S	S		S	S
		M1/2	M1/2	M1/2	M1/2								
19	119.0	2.67	12.15	2.96	13.38	1.5E-05	3.1E-04	5.1E-01	4.82E02	6.84E02	4.1E-01	1.17E03	625
20	120.0	2.46	11.64	2.70	12.43	8.3E-07	1.1E-04	1.9E-01	7.60E02	1.03E03	4.2E-01	1.79E03	1788
21	220.0	3.05	11.99	3.45	14.18	1.8E-06	7.8E-04	8.0E-01	2.41E02	3.68E02	4.0E-01	6.09E02	277
25	124.0	3.24	12.17	3.57	15.27	1.0E-06	5.1E-04	6.3E-01	4.13E02	3.47E02	5.4E-01	7.60E02	632
26	125.0	3.70	11.52	4.15	14.86	1.1E-06	1.2E-03	6.3E-01	2.21E02	2.05E02	5.2E-01	4.26E02	309
28	127.0	2.63	11.57	2.84	13.48	5.8E-07	9.6E-05	2.0E-01	1.27E03	9.11E02	5.8E-01	2.18E03	3122
32	134.0	4.28	12.04	4.76	17.84	5.1E-07	1.1E-03	6.9E-01	3.05E02	1.31E02	7.0E-01	4.35E02	708
33	135.0	4.83	11.09	5.47	16.11	7.8E-07	3.2E-03	6.4E-01	1.70E02	8.26E01	6.7E-01	2.52E02	269
35	137.0	3.82	12.47	4.17	18.05	1.0E-06	1.1E-03	1.5E00	5.83E02	2.18E02	7.3E-01	8.01E02	647
40	145.0	4.58	13.21	5.10	22.92	6.3E-07	1.8E-03	2.9E00	3.68E02	9.30E01	8.0E-01	4.61E02	611
41	146.0	6.01	11.29	7.88	17.91	1.1E-06	1.6E-02	1.5E00	8.00E01	2.97E01	7.3E-01	1.10E02	85
42	147.0	3.88	13.29	4.22	22.50	5.6E-07	6.5E-04	2.4E00	1.11E03	2.86E02	8.4E-01	1.32E03	1955
43	151.0	4.50	14.40	5.01	29.35	1.4E-06	3.8E-03	2.2E01	6.57E02	9.27E01	8.8E-01	7.50E02	444
45	153.0	5.49	14.26	6.33	28.79	8.7E-07	7.3E-03	1.2E01	1.57E02	3.45E01	8.2E-01	1.92E02	183

MITTELWERT	CM.....	8.3857E-7		KOMMENTAR:		AUSGEWAHLTE VERSUCHE:	
EXPONENT	N.....	4.9800E0		1	AN THERMOELEMENT GEBORSTEN	25 26 28 32 33 35 40 41 42 43 45	
ISTANDABW V. LOG(CI).....		1.7619E-1		2	AN SCHWEISSNAHT GEBORSTEN		
ISTANDABW V. LOG(CM).....		4.7889E-2		3	VERSCHRAUBT		
IVARCOEF (LOG) VARL/.....		2.8976E0		4	MIT STUETZRINGEN		
KORREL. ZRB/ZEIT.....		9.1775E-1		5	IN SCHWEISS(MAERME-)ZONE GEBORSTEN		
IBENZ. D. IMKZ. TX.....		1.8153E0		6	NICHT GEBORSTEN, VERSUCH ABGEBROCHEN		
EXPONENT FUER (A0+W).....		-2.5000E-1					
EXPONENT FUER (SN).....		3.3333E-1		8	VERSUCHSDATEN J.SPINO		
KORREKTURSCHRITTE KS.....		3.0000E0		9	VERSUCHSDATEN P.HOFMANN		

Tabelle 8.6:

Vollständige Ergebnisliste für 600°C

0	1 PRNR	9 SNOMI MPA	10 SHSB MPA	11 SNETI MPA	12 SNETB MPA	18 SFJ MPA	7 EPS	19 KLO M	24 RLCR M	21 PLZI M	22 PLZB M	28 BETA*	29 RAEFFC M
14	44.0	88.0	115.2	88.6	98.3	93.1	.1440	3.0E-05	5.5E-04	1.6E-05	2.5E-04	.0749	6.7E-04
18	48.0	119.1	145.7	119.9	131.9	103.6	.1060	3.0E-05	5.0E-04	2.4E-05	3.5E-04	.0659	6.8E-04
19	49.0	99.7	140.7	100.3	112.1	102.9	.1880	3.0E-05	5.8E-04	1.7E-05	2.6E-04	.0566	7.1E-04
23	54.0	86.1	96.6	87.0	89.5	87.6	.0595	5.0E-05	1.8E-04	2.9E-05	1.3E-04	.4253	2.5E-04
24	55.0	74.5	86.9	75.3	79.4	85.6	.0799	5.0E-05	3.0E-04	2.3E-05	2.2E-04	.1978	4.2E-04
26	57.0	80.1	90.5	80.9	84.6	87.9	.0633	5.0E-05	2.6E-04	2.5E-05	2.0E-04	.2479	3.6E-04
30	64.0	84.8	89.7	86.6	87.2	87.6	.0288	1.0E-04	1.3E-04	6.2E-05	8.7E-05	.7178	1.8E-04
31	66.0	77.3	81.6	79.0	80.3	84.4	.0270	1.0E-04	1.8E-04	5.5E-05	1.2E-04	.4793	2.4E-04
33	71.0	95.6	101.3	98.7	99.2	106.7	.0296	1.5E-04	1.7E-04	9.1E-05	1.1E-04	.5047	2.3E-04
34	72.0	95.1	101.5	98.2	98.3	103.3	.0328	1.5E-04	1.5E-04	9.6E-05	1.0E-04	.5998	2.0E-04
36	74.0	74.2	76.1	76.6	77.3	85.4	.0130	1.5E-04	1.9E-04	8.6E-05	1.3E-04	.4264	2.6E-04
37	75.0	71.7	74.4	74.0	75.2	86.9	.0187	1.5E-04	2.3E-04	7.8E-05	1.6E-04	.3299	3.1E-04
38	76.0	59.7	63.6	61.7	63.4	79.8	.0320	1.5E-04	2.8E-04	6.4E-05	2.1E-04	.2197	3.9E-04
39	77.0	84.9	89.8	87.6	88.9	101.5	.0281	1.5E-04	2.2E-04	8.0E-05	1.5E-04	.3490	3.0E-04
40	81.0	87.1	91.5	90.9	91.1	105.3	.0249	2.0E-04	2.2E-04	1.3E-04	1.5E-04	.3620	2.9E-04
41	82.0	75.5	81.2	78.8	79.9	100.8	.0370	2.0E-04	2.7E-04	1.1E-04	2.0E-04	.2348	3.7E-04
42	83.0	63.8	65.1	66.5	67.2	81.9	.0188	2.0E-04	2.5E-04	1.1E-04	1.8E-04	.2780	3.4E-04
43	84.0	56.5	58.3	58.9	60.2	80.1	.0154	2.0E-04	3.0E-04	9.3E-05	2.3E-04	.1894	4.2E-04
45	86.0	91.9	95.1	95.9	95.9	109.0	.0172	2.0E-04	2.0E-04	1.3E-04	1.4E-04	.3976	2.7E-04
46	601.0	111.8	132.9	112.6	117.1	99.5	.0900	3.0E-05	2.2E-04	2.0E-05	2.3E-04	.1297	3.3E-04
47	602.0	111.8	132.9	112.6	117.1	100.8	.0900	3.0E-05	2.2E-04	2.0E-05	2.2E-04	.1331	3.3E-04
48	603.0	111.8	130.5	112.6	116.7	98.8	.0800	3.0E-05	2.0E-04	2.1E-05	2.1E-04	.1496	3.1E-04
49	604.0	110.9	134.2	111.6	116.4	101.7	.1000	3.0E-05	2.3E-04	1.9E-05	2.4E-04	.1200	3.5E-04
50	605.0	106.3	123.9	106.9	110.9	98.1	.0800	3.0E-05	2.0E-04	1.9E-05	1.9E-04	.1634	3.0E-04
51	606.0	110.0	130.7	110.7	118.5	107.5	.0900	3.0E-05	3.6E-04	1.9E-05	3.0E-04	.1266	5.1E-04
52	607.0	111.3	129.8	112.0	119.4	105.1	.0800	3.0E-05	3.4E-04	2.0E-05	3.0E-04	.1352	4.9E-04

Tabelle 8.7: Vollständige Ergebnisliste für 700°C

0	1 PRNR	9 SNOHI MPA	10 SMSB MPA	11 SNETI MPA	12 SNETB MPA	18 SFJ MPA	7 EPS	19 KLO M	24 RLCR M	21 PLZI M	22 PLZB M	28 BETA ^a	29 RAEFC M
13	7.0	57.9	64.3	58.3	64.3	68.7	.2060	3.0E-05	5.1E-04	1.3E-05	2.9E-04	.0767	6.5E-04
14	8.0	47.2	63.4	47.6	52.5	60.1	.1580	3.0E-05	5.2E-04	1.1E-05	2.6E-04	.0810	6.5E-04
15	8.2	50.2	75.8	50.5	55.8	63.4	.2290	3.0E-05	5.3E-04	1.1E-05	2.6E-04	.0781	6.6E-04
17	9.2	42.1	75.0	42.3	47.3	58.9	.3350	3.0E-05	5.8E-04	9.2E-06	2.3E-04	.0650	6.9E-04
19	9.4	36.9	53.7	37.1	41.4	52.1	.2070	3.0E-05	5.7E-04	9.8E-06	2.2E-04	.0720	6.8E-04
20	10.0	39.7	74.2	39.9	44.7	57.7	.3680	3.0E-05	5.9E-04	8.5E-06	2.1E-04	.0635	7.0E-04
21	11.0	49.2	55.2	49.7	53.2	57.8	.0595	5.0E-05	3.8E-04	2.2E-05	3.0E-04	.1218	5.3E-04
22	12.0	58.3	61.7	58.9	62.0	62.6	.0289	5.0E-05	3.0E-04	2.6E-05	2.5E-04	.1802	4.2E-04
23	13.0	67.8	72.1	68.5	71.6	72.4	.0317	5.8E-05	2.7E-04	2.7E-05	2.1E-04	.2314	3.7E-04
24	15.0	39.2	46.3	39.6	42.9	50.8	.0875	5.8E-05	4.5E-04	1.8E-05	3.1E-04	.0927	6.0E-04
25	16.0	58.4	61.1	59.7	61.6	67.1	.0224	1.0E-04	2.5E-04	5.0E-05	2.8E-04	.2551	3.5E-04
26	17.0	45.4	48.1	46.4	48.4	55.0	.0289	1.0E-04	3.1E-04	4.5E-05	2.7E-04	.1630	4.4E-04
27	18.0	50.9	54.2	52.0	53.9	59.1	.0317	1.0E-04	2.7E-04	4.9E-05	2.3E-04	.2067	3.9E-04
28	18.2	52.6	54.0	53.7	55.7	61.9	.0131	1.0E-04	2.8E-04	4.7E-05	2.3E-04	.2066	3.9E-04
29	19.0	39.7	46.8	40.5	42.7	52.6	.0865	1.0E-04	3.6E-04	3.7E-05	3.2E-04	.1215	5.2E-04
30	19.2	40.8	45.5	41.6	43.8	52.2	.0559	1.0E-04	3.4E-04	4.0E-05	3.1E-04	.1312	5.0E-04
31	20.0	37.6	47.9	38.4	40.7	51.8	.1284	1.0E-04	3.8E-04	3.5E-05	3.3E-04	.1106	5.4E-04
32	20.2	37.4	43.3	38.2	40.4	50.5	.0754	1.0E-04	3.7E-04	3.6E-05	3.3E-04	.1129	5.4E-04
33	21.0	41.1	42.7	42.4	44.1	57.3	.0187	1.5E-04	3.4E-04	5.9E-05	3.1E-04	.1269	5.0E-04
34	21.2	48.7	49.9	50.3	51.7	61.2	.0122	1.5E-04	2.9E-04	7.2E-05	2.4E-04	.1896	4.1E-04
35	22.0	48.6	49.7	50.2	51.8	64.5	.0113	1.5E-04	3.1E-04	6.5E-05	2.6E-04	.1662	4.4E-04
36	23.0	42.7	44.2	44.1	45.4	53.3	.0168	1.5E-04	3.8E-04	7.3E-05	2.7E-04	.1656	4.3E-04
37	23.2	44.9	45.7	46.3	47.7	55.9	.0095	1.5E-04	2.9E-04	7.3E-05	2.6E-04	.1752	4.2E-04
38	24.0	44.3	45.1	45.8	47.2	56.9	.0085	1.5E-04	3.1E-04	6.9E-05	2.7E-04	.1614	4.4E-04
39	24.2	39.4	41.5	40.6	42.1	51.2	.0271	1.5E-04	3.2E-04	6.7E-05	3.0E-04	.1382	4.8E-04
40	25.0	36.0	38.8	37.1	38.7	48.9	.0382	1.5E-04	3.5E-04	6.2E-05	3.4E-04	.1169	5.2E-04
42	27.0	43.4	44.3	45.2	46.5	62.0	.0103	2.0E-04	3.3E-04	9.1E-05	3.1E-04	.1317	4.9E-04
43	27.2	43.2	50.7	45.1	47.2	83.7	.0828	2.0E-04	4.3E-04	5.0E-05	3.6E-04	.0862	6.1E-04
44	28.0	32.2	33.9	33.6	34.8	46.7	.0261	2.0E-04	3.6E-04	8.9E-05	3.9E-04	.0967	5.6E-04
45	28.2	32.4	32.9	33.8	35.0	48.8	.0075	2.0E-04	3.7E-04	8.5E-05	3.9E-04	.0939	5.7E-04
46	29.0	33.7	34.6	35.1	36.2	47.8	.0140	2.0E-04	3.5E-04	9.3E-05	3.7E-04	.1041	5.4E-04
48	701.0	64.1	100.1	64.5	71.5	72.5	.2500	3.8E-05	5.4E-04	1.4E-05	3.3E-04	.0573	7.1E-04
50	703.0	64.1	92.3	64.5	71.0	71.9	.2000	3.8E-05	5.0E-04	1.4E-05	3.2E-04	.0707	6.7E-04
51	704.0	64.1	83.3	64.5	70.2	71.8	.1400	3.8E-05	4.4E-04	1.4E-05	2.9E-04	.1024	5.9E-04
52	705.0	62.8	81.6	63.2	68.7	66.8	.1400	3.0E-05	4.4E-04	1.6E-05	3.2E-04	.0924	6.0E-04
53	706.0	64.7	84.1	65.1	70.9	72.5	.1400	3.8E-05	4.4E-04	1.4E-05	2.9E-04	.1025	5.9E-04
55	711.0	63.4	83.2	63.8	69.5	69.7	.1450	3.8E-05	4.5E-04	1.5E-05	3.0E-04	.0948	6.0E-04
56	712.0	63.9	79.4	64.4	69.7	71.3	.1140	3.8E-05	4.2E-04	1.5E-05	2.8E-04	.1143	5.6E-04
57	713.0	63.9	67.6	65.7	66.6	70.4	.0280	1.2E-04	2.0E-04	7.2E-05	1.4E-04	.3856	2.7E-04
58	714.0	63.6	65.6	65.3	66.6	73.3	.0160	1.2E-04	2.2E-04	6.6E-05	1.6E-04	.3217	3.0E-04
59	715.0	64.1	67.1	65.8	66.6	69.0	.0230	1.2E-04	1.8E-04	7.5E-05	1.3E-04	.4237	2.5E-04
60	716.0	63.4	64.3	65.2	66.1	69.8	.0078	1.3E-04	2.0E-04	7.5E-05	1.4E-04	.3862	2.7E-04
61	717.0	48.5	50.4	49.6	51.5	57.2	.0190	1.8E-04	2.9E-04	4.7E-05	2.5E-04	.1871	4.1E-04
62	718.0	48.2	48.7	50.8	51.0	60.6	.0050	2.5E-04	2.7E-04	1.9E-04	2.3E-04	.2071	3.8E-04

8.4 DOKUMENTATION VON CEPFRAME

Das Programmsystem CEPFRAME (Computation of an Elastic-Plastic Fracture Mechanics Model, Programmiersprache APL) enthält alle Routinen zur Sammlung, Speicherung und Verarbeitung der Versuchsdaten, sowie das Optimierungssystem zur Berechnung der Inkubationszeit, der individuellen Parameter C_i und der temperaturabhängigen Geschwindigkeitskonstanten $C(T)$ bei vorgegebenem Exponenten $n = 4,9$. Außerdem enthält CEPFRAME zahlreiche mathematischen Hilfsprogramme und Ausgaberoutinen.

Im folgenden werden die einzelnen Abschnitte erläutert und durch das Listing der wichtigsten Funktionen ergänzt.

Dateneingabe

Nach Aufruf der Funktion DATEIN werden die Versuchsdaten (Probennummer, Jodkonzentration, Aufheizzeit, Temperatur, Druck, Standzeit, Berstdehnung, Kerbtiefe, Kerblänge, Wandstärke) interaktiv abgefragt und in einer Datei mit dem Namen DABA" T" abgelegt. T ist ein Platzhalter für das Temperaturkennzeichen, z.B. DABA5 für 500°C, oder eine andere frei wählbare Zahl.

```
▽DATEIN(0)▽
  ▽ DATEIN T;DB;X
[1] * ERZEUGUNG DER DATENBANK DABAT (T;TEMP) MIT INSGESAMT 55 SPALTEN
[2] * DIE ERSTEN 7 WERTE (MESSUNGEN) WERDEN EINGEGEBEN
[3] * N NULLEN WERDEN MIT ,HOPS N, EINGEGEBEN
[4] DB←'DABA',T
[5] →(√/(DNL 2)(;DB)←,DB)/M1
[6] ΔDB,'←0 55*0'
[7] M1:'PRNR,JOD(MG/CM3),AHZ(MIN),TB(C),PB(BAR),ZEIT(S),EPS(-) ,HOPS 11,KL0(M),K2C(M),
      HOPS 9,W(M),HOPS 24,KOMMENTAR'
[8] M11:→(0-1)*X+Δ0)/0
[9] M2:ΔDB,'←',DB,'{1}55*X'
[10] →M11
  ▽
```

Weiterverarbeitung der Versuchsdaten

Die Funktion PRO benutzt die eingegebenen Versuchsdaten und berechnet daraus alle anderen Größen, wie die mittlere Verformungsgeschwindigkeit, die nominelle Spannung (Kesselformel), die Berstspannung (erweiterte Kesselformel), die Nettospannungen, die Fließgrenze, die kritische Rißtiefe, die plastischen Zonen und die Geometriefunktionen und Spannungsintensitäten ohne bzw. mit Berücksichtigung der plastischen Zonen (Effektivwerte). Die errechneten Werte werden in den entsprechenden Spalten der Datei DABA abgelegt.

```
PRO(0)
  PRO T
  (1)  FUEHRT FUER TEMP. T ALLE FUNKTIONEN AUS
  (2)  ZEILENAUSWAHL K VORGEBEN
  (3)  K=JERI 'ROBENAUSWAHL FUER T=',(TT),' '
  (4)  KS=JERI 'ANZAHL DER KORREKTURSCHRITTE (0,1,2,3) '
  (5)  EPSP T
  (6)  SF T
  (7)  SMOHI T
  (8)  SNETI T
  (9)  SMSB T
  (10) K+Δ'(DABA',(TT),'(K;19))/K'
  (11) RACU T
  (12) RLC T
  (13) D+Δ'ZUN',(TT),' ← ',TK+Δ'((DABA',(TT),'(K;24)·DABA',(TT),'(K;30))^(DABA',(TT),'(K;24)·DABA',(TT),
  (14) SNETB T                                     '(K;19))/K'
  (15) SNETB1 T
  (16) SNETB2 T
  (17) YI T
  (18) YB T
  (19) KI T
  (20) KB T
  (21) PLZI T
  (22) PLZB T
  (23) D+Δ'ZUE',(TT),' ← ',TK+Δ'(DABA',(TT),'(K;29)·DABA',(TT),'(K;30))/K'
  (24) YEI T
  (25) YEB T
  (26) KEFFI T
  (27) KEFFB T
  (28) RACP T
  *
```

Die Ermittlung der Fließspannung erfolgt nach den im Kap. 8.2 aufgestellten Abhängigkeiten von der Temperatur und der Verformungsgeschwindigkeit:

```
SF(0)
  SF T;DB;ZI;ZIMAX;R
  (1)  BERECHNUNG DER FLIESSGRENZEN (HE UND JOD)
  (2)  DB+Δ('DABA',(TT))
  (3)  DB( ) 14 16 18)·((ZIMAX+1+DB),3)·P
  (4)  ZI+ZIO
  (5)  H1+H2·1(-ZI·K)
  (6)  -H5·15·T
  (7)  DB(ZI;14)·(10·2.5757525)·DB(ZI;18)·0.0644962
  (8)  DB(ZI;16)·(10·2.4840617)·DB(ZI;18)·0.0111291
  :
```

```

[9]  -M10
[10] M5:=M6*16#T
[11] DB(ZI;14)+((10*2.252247)*DB(ZI;8)+0.08354
[12] DB(ZI;16)+((10*2.3450509)*DB(ZI;8)+0.0850834
[13]  -M10
[14] M6:=M20*(~7)*T
[15] DB(ZI;14)+((10*2.1622729)*DB(ZI;8)+0.1311943
[16] DB(ZI;16)+((10*2.1366156)*DB(ZI;8)+0.080368400000000001
[17] M10:=DB(ZI;18)+0.5*DB(ZI;14)+DB(ZI;16)
[18] M2:=M1*(ZIMAX;ZI+ZI+1)
[19]  A('DABA',TT),'+DB'
[20]  +0
[21] M20:=0,0#D+TEMPERATURKENNWERT T UEBERPRUEFEN!!!
V

```

Die kritische Rißtiefe a_c wird durch das Abbruchkriterium der plastischen Instabilität bestimmt, entsprechend den Gleichungen 5.14 bis 5.16:

```

VRLC(D)
V Y=GLC T;DB;ZI;ZIMAX;RHO;RR
[1]  A BERECHNUNG DER KRIT. RISSTIEFE (FAC., ENTSPR. EINSETZEN)
[2]  A UNTER BERUECKSICHT. DER AUSBEULUNG (FOLIAS-F. H)
[3]  DB=A('DABA',TT)
[4]  RR=(ZIMAX+(PDB)(1))#0
[5]  R=,ZI+ZIO
[6]  M1:=M2*(~ZI#K)
[7]  RHO+(01)*DB(ZI;20)+8*(R0*DB(ZI;30))=0.5
[8]  M=(1+(1.255*RHO*2)-0.0135*RHO*4)=0.5
[9]  -M2*(1#R*1E-7 ZSEARCH DB(ZI;19),1E 6,DB(ZI;30)
[10] RR(ZI)*R
[11] M2:=M1*(ZIMAX;ZI+ZI+1)
[12]  A('DABA',TT),'+(24)*RR'
V

```

Der reale Wert a_c ist die obere Grenze des Zeitintegrals (vgl. Gleichung 5.17). Zur Berechnung der effektiven Größen bei Lastaufbringung und im Berstmoment wird die plastische Zone ermittelt. Ein möglicher Verfestigungseinfluß kann berücksichtigt werden (Variablen VE.):

```

VPLZB(D)
V PLZB T;DB;R;ZI;ZIMAX;VE
[1]  A BER. DER PLAST. ZONE IM BERSTZEITPUNKT
[2]  DB=A('DABA',TT)
[3]  ZIMAX=1+PDB
[4]  ZI=ZIO
[5]  L1:=L2*(~ZI#K)
[6]  VE=(5 6 7 #7)/VE5,VE6,VE7
[7]  DB(ZI;42)+(+1*VE)*DB(ZI;22)+((DB(ZI;34)+DB(ZI;16))*2)+0.3
[8]  DB(ZI;29)+DB(ZI;24)+DB(ZI;22)*2
[9]  DB(ZI;37)+DB(ZI;24)+DB(ZI;42)*2
[10] L2:=L1*(ZIMAX;ZI+ZI+1)
[11]  A('DABA',TT),'+DB'
V

```

Die effektiven Geometriefunktionen werden nach Gleichung 5.12 bestimmt.

Die Funktion FKTN enthält den eigentlichen Formalismus,

```
▽FKTN(0)▽
  ▽ Y=FKTN X;XX;FC;GP;FP;H1;H2;H3;F10
[1]  A FKTN IST FUNKTION FUER DEN GEOMETRIEF. NACH NEWMAN
[2]  XX=X+DB(ZI;20)+2
[3]  WW=DB(ZI;30)
[4]  GP=FP+1
[5]  FC=((4.66*WW*1000)+2)+4.66*2)+((4.66*WW*1000)+2)-4.66*2
[6]  FC=(FC+1-0.5*(X+WW)+0.5)*WW+0.00466
[7]  H1=1.13-0.09*XX
[8]  H2=(0.89+0.2*XX)-0.54
[9]  H3=(1+0.65*XX)+0.5+14*(1-XX)+24
[10] F=0.97*(H1*(H2*(X+WW)+2)+(H3*(X+WW)+4))*GP*FP*FC
[11] 0='ARG' INTEGRAL 0,(00.5)
[12] Y=F+0
  ▽
```

und wird von den Routinen YEI(Lastaufbringung) und YEB (plastische Instabilität) aufgerufen.

```
▽YEI(0)▽
  ▽ YEI T;R;ZI;ZIMAX;DB
[1]  A YEI BER. EFFEKT. GEOMETRIEF. NACH NEWMAN
[2]  A BEI LASTAUFBRINGUNG IN RISSMITTE
[3]  DB=A('DABA',YT)
[4]  R=(ZIMAX+(PDB)(1))/0
[5]  ZI=ZIO
[6]  L1=L2*(~ZI(K)
[7]  R(ZI)+FKTN DB(ZI;19)+DB(ZI;21)+2
[8]  L2=L1*(ZIMAX+ZI+ZI+1)
[9]  A('DABA',YT),'(130)+',YR
  ▽
```

YEB ist identisch mit YEI bis auf einige Spaltennummern. Die effektive Spannungsintensität in der Mitte der Rißfront wird bei Lastaufbringung durch KEFFI berechnet:

```
▽KEFFI(0)▽
  ▽ KEFFI T;DB;ZI;ZIMAX;R
[1]  A BERECHN. SPANGSINTKOEFF. EFFEKTIV BEI LASTAUFBRINGUNG.
[2]  DB=A('DABA',YT)
[3]  R=(ZIMAX+(PDB)(1))/0
[4]  L4=L1*(~KS=0 1)
[5]  ZI=ZIO
[6]  L1=L2*(~ZI(K)
[7]  L3=L1-KS=2
[8]  R(ZI)+DB(ZI;19)+DB(ZI;31)+((DB(ZI;19)+DB(ZI;21)+2)+01)=0.5
[9]  L2=L1
[10] L3=R(ZI)+DB(ZI;19)+DB(ZI;30)+((DB(ZI;19)+DB(ZI;21)+2)+01)=0.5
[11] L2=L1*(ZIMAX+ZI+ZI+1)
[12] L4=L1('DABA',YT),'(135)+',YR
  ▽
```

Die kritische Spannungsintensität wird mit der Funktion KEFFB ermittelt, die mit KEFFI bis auf einige Spaltennummern identisch ist.

Rißgeschwindigkeit und Abschätzung der Standzeit

Die Routine OPTIMAL ruft die Funktionen ZREI2 und CZEFFI auf. In ZREI2 wird die Inkubationszeit (nach Gleichung 5.20) in Abhängigkeit von der Temperatur kalkuliert. Anstelle der fixen Parameter A, E1 und E2 (siehe Tabelle 6.1) werden daher Interpolationsgleichungen eingesetzt, um Temperaturzwischenwerte zuzulassen. Die Funktion CZEFFI schließlich bestimmt den temperaturabhängigen Wert C für den optimierten Exponenten n (vgl. Tabelle 6.2), sowie die individuellen Werte C_i und $(da/dt)_i$ für jedes einzelne Experiment (ergibt die Abbildungen 6.27 bis 6.29). Außerdem wird in CZEFFI die Abschätzung der Gesamtstandzeit vorgenommen. Alle ermittelten Daten werden in den entsprechenden Spalten von DABA" T" abgelegt.

```

V OPTIMAL (0)
  V Y=OPTIMAL T;DB;R;ZI;ZIMAX;AWN;KORE;EXP1;EXP2;TX2
[1]  A ROUTINE ZUR OPTIMIERUNG DER INKUBATIONSZEIT, C UND N.
[2]  A PLAST. ZONENKORREKTUR WIRD BERUECKSICHTIGT ODER NICHT (1 OD. 0)
[3]  DB=A('DABA',YT)
[4]  AK=((DB(K;1)+500)^(DB(K;19)+0.0002)^(3E-5*DB(K;19)))/K+A'ZUE',YT
[5]  ZIMAX=1+PDB
[6]  ZI=ZI0
[7]  -L 10+1-3E-5*DB(KK;19)
[8]  AWW=4.5
[9]  -L 2
[10] L 10;AWW+4.9
[11] L 2;T ZREI2 0
[12] R=T CZEFFI AWW
[13] A('DABA',YT),'[;39 43 46 47 48 49 51 52]+DB[;39 43 46 47 48 49 51 52]'
[14] OPT=R, TX2, EXP1, EXP2
[15] L 3;DAV[3;157], ' DIE OPTIMALEN WERTE LAUTEN : ', DAV[1;157]
[16] D=DAV[2;157], 0 P A 'OPT', (YT), '(Y-COUT,(10 S;DAV[151]),Y10 1;OPT+OPT,KS)'
  V

```

```

VZREI2(0)
V T ZREI2 TX
(1) A BER. DER INKUBATIONSZEIT - 2.STUFE
(2) A TX IST BEWERTUNGSZAHL FUER ANT. D. INKUBZ. AN D. GEMESSENEN STANDZEIT.
(3) -L 05*16*T
(4) -L 04*1~3E^5*DB(KK;19)
(5) TX2*0.792-0.0017*( 600*DB(ZI;4))
(6) -L 04*1
(7) L 04:TX2*0.793-0.0022*( 600*DB(ZI;4))
(8) EXP1*0.075*0.0005*( 600*DB(ZI;4))
(9) EXP2* 0.0033333*( 400*DB(ZI;4))
(10) + 1*L1
(11) L 05:-L 06*1~3E^5*DB(KK;19)
(12) TX2*1.8175-0.010295*( 500*DB(ZI;4))
(13) -L 06*1
(14) L 06:TX2*1.8153-0.010253*( 500*DB(ZI;4))
(15) EXP1*0.25*0.00175*( 500*DB(ZI;4))
(16) EXP2* 0.0033333*( 400*DB(ZI;4))
(17) ZI*ZIO
(18) L1:-L2*(~ZI^K)
(19) HW*DB(ZI;30)
(20) S0*1/DB[(500*DB(K;1))/K;18]
(21) DB(ZI;49)+TX2*((DB(ZI;9)+S0)*EXP2)*EXP1*(HW*DB(ZI;19))+1-(HW*DB(ZI;19))*0.5
(22) L2:-L1*(ZIMAX;ZI+ZI*1)

```

```

VCZEFFI(0)
V R-T CZEFFI NIXMAX;IC;ZI;ZIMAX;Y;XMINI;SAI;SAH;VAR;A
(1) A BEST. DER KONST. C (EFF) UND DER KALKUL. ZEIT ZREB IN ABHAENGIGK.
(2) A VOM EXPONENTEN NIGEMAEHLTE ZEILEN MIT K VORGEHEN (IN OPTIMAL)
(3) -L 10*16*T
(4) -L 11*1~3E^5*DB(KK;19)
(5) CH*3065000000** 225500*8.315*(273+100*T)
(6) -L 0-1
(7) L 11:CH*11700000000** 239000*8.315*273+100*T
(8) -L 0-1
(9) L 10:-L 12*1~3E^5*DB(KK;19)
(10) CH*23100000** 190000*8.315*273+100*T
(11) -L 0-1
(12) L 12:CH*164500000** 208000*8.315*273+100*T
(13) SAI*1000000
(14) L 0:Y+CC*(ZIMAX+(PDB)(1))P 0
(15) ZI*ZIO
(16) L 1:-L 3*(~ZI^K)
(17) XMAX;DB(ZI;24)
(18) XMINI;DB(ZI;19)
(19) FNAME=' ', 'INT', (YKS), ' '
(20) Y(ZI)=FNAME INTEGRAL XMINI,XMAXI
(21) CC(ZI)+Y(ZI)+(DB(ZI;6)*(1-DB(ZI;49)))*(DB(ZI;9)=N)*((01)=N+2)
(22) L 3:-L 1*(ZIMAX;ZI+ZI*1)
(23) DB(43)+CC
(24) -L 5*(~V/KS= 0 1)
(25) DB(K; 51 52)+DB(K; 43 43)*SPI*DB(K; 33 34)+DB(K; 39 39)+N
(26) -L 6
(27) L 5:DB(K; 51 52)+DB(K; 43 43)*SPI*DB(K; 35 36)+DB(K; 39 39)+N
(28) L 6:A+(DB(K;9)=N)*((01)=N+2)*CH
(29) DB(K;47)+DB(K;49)+DB(K;46)+(+1-DB(K;49))*DB(K;48)+Y(K)*A
(30) SAI*((+)/(10*DB(K;43))-10*CH)*2)+(PK)-1)*0.5
(31) SAH+SAI*(PK)*0.5
(32) VAR+1100*SAI+10*CH
(33) KORE+1DB(K;16) COR DB(K;46)
(34) R=CH,N,SAI,SAH,VAR,KORE

```

Datenausgabe

Die Ausgabe der Daten geschieht mit der Funktion OUT" T". Dazu können mit der Variablen AUS" T" die Spalten in der Datei DABA" T", die die gewünschten Größen enthalten, ausgewählt werden. Außerdem werden alle übrigen kalkulierten Parameter angegeben, wie Geschwindigkeitskonstante C, Exponent n,

die Standardabweichungen von C und den individuellen Werten C_i , der Variationskoeffizient der C_i -Werte bezüglich C, der Korrelationsfaktor zwischen kalkulierter und gemessener Standzeit und die Parameter der Inkubationszeit.

```

      QUT7(0)
    ▽ QUT7
[1]  A AUSGABEFUNKTION FUER TABELLE 700 C
[2]  ERASE
[3]  K+ZUE7
[4]  0*DAU(0*157),0*Q+(QBOX^AUS71)
[5]  HARDCOPY
[6]  ERASE
[7]  0*DAU(0*157),0*Q-QBOX^AUS72
[8]  HARDCOPY
[9]  ERASE
[10]  Q-(QBOX OPT7),(12 1 *DAU(153)),(QBOX KOMMENTAR),(12 1 *DAU(153)),QBOX OPTIK
[11]  HARDCOPY
[12]  ERASE
    ▽

```

```

      AUS71
7 QDATMAT 1 2 10 11 12 13 19 8 20 25 22 23 29 30

```

```

      AUS72
7 QDATMAT 1 2 34 35 36 37 44 52 53 48 49 50 47 7

```

```

QDATMAT(0)
  ▽ R-T QDATMAT QX:DB
[1]  A QX:SPALTENNR. IN DABA PLUS INDEXSPALTE
[2]  A T: INDEX FUER TEMPERATUR
[3]  A QDATMAT ERZEUGT AUSGABEMATRIX MIT KOPFZEILEN UND
[4]  A DEN IN (QX+1) GEWUNSCHTEN SPALTEN.
[5]  R-KOPF2(QX;) QHEAD KOPF3(QX;) QHEAD DATMAT
[6]  R-KOPF0(QX;) QHEAD KOPF1(QX;) QHEAD R
[7]  R-IUL ' ' QMC R
  ▽

```


9. LITERATURVERZEICHNIS

- /1/ H.G. Hahn
Spannungsverteilung von Rissen in festen Körpern
VDI-Forschungsheft 542 (1970), VDI-Verlag Düsseldorf.
- /2/ N.I. Mus'chelishvili
Some basic problems of the mathematical theorie of elasticity
P. Noordhoff Ltd., Groningen (1953)
- /3/ G.V. Kolosov
Über die Anwendung der komplexen Funktionstheorie auf das
ebene Problem der mathematischen Elastizitätstheorie (Original
Russisch)
Dissertation Universität Yuriew (Dorpat) (1909)
- /4/ G.R. Irwin, J.A. Kies
Fracturing and fracture dynamics
Welding Journal 31 (1952) 95-100
- /5/ G.R. Irwin
Relation of stress near a crack to the crack extension force
Actes 9th congr. Intern. Mec. Appl. Bruxelles 1956, Bruxelles,
Université de Bruxelles (1957), Bd. 8, 245-251
- /6/ K.H. Schwalbe
Bruchmechanik metallischer Werkstoffe. München, Wien : Hanser, 1980
ISBN 3-446-12983-9
- /7/ J.R. Rice
A path independent integral and the approximate analysis
of strain concentration by notches and cracks
Brown Univers. Providence, Div. of Engineering, Report E-39,
ARPA SD-86 (1967)

- /8/ J.G. Merkle, H.T. Corten
A J-integral analysis for the compact specimen, considering axial force as well as bending effects
Transactions of the ASME, J. of Pressure Vessel Technology 96 (1974) 286-292
- /9/ EPRI-NASA Cooperativ Project on stress corrosion cracking of Zircalloys
EPRI-NP 717, Project 455-1, Final Report, Sec. 5 (1978)
- /10/ R.P. Tucker, P.H. Kreyns, J.J. Kearns
The effect of internal surface flaws, iodine concentration and temperature on the stress corrosion cracking behaviour of Zry-4 tubing
WAPD-TM-1248 (1976)
- /11/ P.H. Kreyns, G.L. Spahr, J.E. McCauley
An analysis of iodine stress corrosion cracking of Zircaloy
J. Nucl. Mater. 61 (1976) 203-212
- /12/ A. Garlick, J.G. Gravenor
A criterion and mechanism for power ramp defects
AED-Conf. 667-000 (1977), ANS Topical Meeting on Water Reactor Fuel Performance, St. Charles, Ill. (1979)
- /13/ E. Smith, A.K. Miller
Stress corrosion fracture of Zircaloy cladding in fuel rods subjected to power increases. A model for crack propagation and the failure threshold stress
J. Nucl. Mater. 80 (1979) 291-302
- /14/ J.T.A. Roberts et al.: An SCC model for pellet-cladding interaction failures in LWR fuel rods
4th Intern. Conf. on Zirconium in the Nucl. Industry, Stratford-upon-Avon 1978

- /15/ P. Hofmann
Einfluß des Spaltproduktelementes Jod auf das Verformungs- und Bruchverhalten von Zry-4 Hüllrohren bei Temperaturen zwischen 600 und 1000°C.
KfK-Bericht Nr. 2661 (1978)
- /16/ J.C. Newman, I.S. Raju
Stress analysis and fracture of surface cracks in cylindrical pressure vessels
5. SMIRT Conf., Vortrag G 7/3, Berlin 1979
- /17/ I.S. Raju, J.C. Newman
Stress intensity factors for a wide range of semi-elliptical surface cracks in finite thickness plates
Eng. Fract. Mech. 11 (1979) 817-829
- /18/ D. Munz
Linear-elastische und elastisch-plastische Bruchmechanik...
DFVLR-Forschungsbericht 79-31 (1979)
- /19/ H.D. Schulze, G. Togler, E. Bodmann
Fracture mechanics analysis on the initiation and propagation of circumferential and longitudinal cracks in straight pipes and pipe bends
Nucl. Engineer. and Design 58 (1980) 19-31
- /20/ P. Hofmann, J. Spino
Influence of simulated fission products on the ductility and time-to-failure of Zircaloy-4 tubes in LWR transients
KfK-Bericht Nr. 3054 (1980)

- /21/ C.C. Busby, R.P. Tucker, J.E. McCauley
Halogen stress corrosion cracking of Zircaloy-4 tubing
WAPD-TM-1149 (1974)
- /22/ P. Hofmann, H. Eckstein, A. Gollmann
Unveröffentlichte Arbeit, KfK (1980)
- /23/ P. Hofmann, H. Eckstein, B. Kaczmarek
Unveröffentlichte Arbeit, KfK (1980)
- /24/ P. Hofmann, H. Eckstein, Th. Münzer
Unveröffentlichte Arbeit, KfK (1980)
- /25/ P. Hofmann, H. Eckstein, U. Grube
Unveröffentlichte Arbeit, KfK (1981)
- /26/ E. Smith
Some implications of recent developments in plastic fracture
mechanics on stress corrosion cracking in engineering materials
Mat. Sc. Engineering 44 (1980) 205 - 211
- /27/ F.L. Yaggee, R.F. Mattas, L.A. Neimark
Charakterization of irradiated Zircalloys: Susceptibility to
stress-corrosion-cracking
EPRI-NP-1155, Research Proj. 1027, Interim Rep. 9/79 (1979)
- /28/ ASME Boiler-Code, Sec. 11, Appendix A: Evaluation of Flaw
Indication (1974)
- /29/ J.F. Kiefner, W.A. Maxey, R. J. Eiber, A.R. Duffy
Failure stress levels in pressurized cylinders
ASTM-STP 536 (1973) 461-481

- /30/ J. Spino
Persönliche Mitteilung, KfK (1981)
- /31/ P. Hofmann
Persönliche Mitteilung, KfK (1981)
- /32/ C.C. Busby, R.P. Tucker, J.E. McCauley
Halogen stress corrosion cracking of Zircaloy-4 tubing
WAPD-TM-1149 (1974)
- /33/ J.C. Wood
Factors affecting stress corrosion cracking of Zircaloy in iodine
vapor
J. Nucl. Mater. 45 (1972/73) 105 ff
- /34/ K. Videm, L. Lunde
Stress corrosion crack initiation and growth in Zircaloy
Enlarged Halden Project Group Meeting on Water Reactor
Fuel Performance, Santerstølen (1977)
- /35/ K. Videm, L. Lunde
Improved understanding of power ramp defects by utilization of stress
corrosion data
Enlarged Halden Project Group Meeting on Water Reactor
Fuel Performance, Loen, Norway (1978)
- /36/ A.M. Garde, H.M. Chung, T.F. Kassner
Uniaxial tensile properties of Zry containing oxygen:
Summary Report
ANL 77-30 (1977)

- /37/ K. Petterson, W. Stany
Effect of texture and heat treatment on the ductility and
stress corrosion cracking sensitivity of Zircaloy-4
Aktiebolaget Atomenergi, Studsvik-Report 78-3 (1978)
- /38/ G.R. Irwin
Analysis of stresses and strains near the end of a crack
traversing a plate
J. appl. Mech. 24 (1957) Nr. 4, S. 361
- /39/ O.L. Bowie, D.M. Neal
Single edge crack in rectangular tensile sheet
J. appl. Mech. 32 (1965) Nr. 3, S. 708
- /40/ B. Gross, J.E. Srawley, W.F. Brown
Stress intensity factors for a single edge-notch tension
specimen by boundary collocation of a stress function
NASA Techn. Note D-2395 (1964)