

Forschungsbericht 137

**Bundesanstalt
für Materialforschung
und -prüfung (BAM) Berlin**

**Analyse und Weiterentwicklung
bruchmechanischer Versagenskonzepte
auf der Grundlage von Forschungs-
ergebnissen auf dem Gebiet der
Komponentensicherheit,
Teilvorhaben: Werkstoffmechanik**

(Größen- u. Geometrieeinfluß, Erweiterung
Kerbschlagversuch, Schweißverbindung,
Bauteiluntersuchung, Übertragbarkeit Probe-Bauteil)

Projektleiter: Dr.-Ing. Dietmar Aurich

Mai 1987

187 Seiten, 347 Abbildungen, 22 Tabellen

Ausführende Stelle:
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin
Abteilung 1 „Metalle und Metallkonstruktionen“

Die diesem Bericht zugrundeliegenden Arbeiten wurden mit Mitteln des BMFT unter dem Förderkennzeichen 1500 490 gefördert.
Die Verantwortung für den Inhalt liegt jedoch allein bei den Autoren.

Der Bericht wurde erstellt von:
D. Aurich, W. Brocks, W. Müller, J. Olschewski, R. Packeiser, H. Veith,
K. Wobst, J. Ziebs

An der Erarbeitung der Rechen- und Versuchsergebnisse waren beteiligt:
B. Balzer, W. Brocks, K.-D. Hardtke, D. Höhne, H. Krafka, H.-J. Kühn,
G. Künecke, S. Ledworuski, J. Lehmann, W. Müller, K. Naseband, H.-D. Noack,
J. Olschewski, R. Packeiser, K.-D. Thiemich, M. Zelewski

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1 Telex 183 261 bamb d Telefax (030) 8 112 029

Copyright © 1987 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Verlag und Vertrieb:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Postfach 10 11 10, 2850 Bremerhaven 1
Telefon (0471) 46093-95

Dem Vorhaben lag die Aufgabe zugrunde, Daten und Ergebnisse der Reaktorsicherheitsforschung auf dem Gebiet der Komponentensicherheit zu erfassen und zu ergänzen, um die Versagensanalysen von Komponenten im elastisch-plastischen Bereich auf eine wissenschaftlich hinreichend gesicherte Grundlage stellen zu können. Dabei wurden die Verfahren der Bruchmechanik im weitesten Sinne unter Beachtung makroskopischer und mikroskopischer Festigkeitshypothesen und unter Berücksichtigung des temperatur- bzw. beanspruchungsgeschwindigkeitsbedingten duktil-spröden Bruchübergangs der ferritischen Stähle analysiert, auf ihre Schlüssigkeit untersucht, ihre Anwendungsgrenzen ausgelotet und damit die Übertragbarkeit der Ergebnisse von Proben auf Bauteile überprüft. Dies schloß auch die Weiterentwicklung der Methodik der Ermittlung und Darstellung des Beanspruchungszustandes, der Versuchsdurchführung und der Bauteilbewertung ein. Zu einer Reihe aktueller Einzelprobleme wurden wichtige Erkenntnisse gewonnen: Einfluß von Belastungsart, Größe, Geometrie und Beanspruchungsgeschwindigkeit und Eigenschaftsgradienten bei Schweißverbindungen auf das J-Integral, die Rißspitzenverschiebung und auf das Spannungs- und Verzerrungsfeld in der Umgebung der Rißspitze, Versagensverhalten unter dynamischer Beanspruchung, Zusammenhang zwischen Kerbschlagarbeit und Rißwiderstand und Übertragbarkeit von Werkstoffkennwerten, insbesondere von Rißwiderstandskurven, zwischen verschiedenen Probenarten sowie von Proben auf Bauteile.

The aim of this project was to consider and supply data and results of reactor safety research in the field of safety of components, in order to bring up the failure analysis of components in the elastic-plastic regime to a reliable basis. For this reason various methods of fracture mechanics were analysed considering macroscopical and microscopical strength hypotheses and the transition from brittle to ductile fracture in ferritic steels steered by temperature and loading rate. The methods were investigated with respect to their consistency, limits of application and ability to transfer test results from specimens to components. In this frame, the methodology to calculate stresses and strains as well as crack field parameters in specimens and components, testing methods and assessment methods of components were improved in this project. Important results were obtained on the following current problems: Influence of type of loading, size, geometry, loading rate and gradients of material parameters in welded joints on the J-integral, the crack tip displacement and the stress and strain field in the vicinity of the crack tip; failure under dynamic loading; correlation between Charpy energy and crack resistance; transferability of material parameters, especially of crack resistance curves between different types of specimens as well as to components.

Inhalt

	Seite
Verzeichnis der verwendeten Zeichen und deren Bedeutung	I
1. Einleitung	1
2. FE-Analysen zur Ermittlung von Beanspruchungsgrößen im elastisch-plastischen Bereich	3
2.1 Proben	5
2.1.1 2D-Analysen zum Geometrieeinfluß bei Bruchmechanik-Proben	5
2.1.2 3D-Analysen von CT-Proben verschiedener Größe	15
2.1.3 2D-Analyse einer CT-Probe mit Schweißnaht	28
2.1.4 FE-Analyse der ISO-V-Probe	40
2.1.5 Vergleich der Ergebnisse mit Näherungsverfahren und analytischen Lösungen	49
2.2 Bauteile	77
2.2.1 3D-Analyse für einen Behälter mit durchgehendem Axialfehler im Grundwerkstoff	77
2.2.2 3D-Analyse für einen Behälter mit durchgehendem Axialfehler in einer Schweißverbindung	82
2.2.3 3D-Analysen für einen Behälter mit axialem halb-elliptischem Innenoberflächenriß	82
2.2.4 Behälter mit Außenoberflächenriß	94
2.2.5 Vergleich der Ergebnisse mit Näherungsverfahren	97
2.3 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse	107
3. Versuche zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten im elastisch-plastischen Bereich	117
3.1 Werkstoffkenngrößen im Grundwerkstoff	117
3.1.1 Versuche an Kleinproben (Stauchproben, Zugproben, ISO-V-Proben, CT-Proben)	117
3.1.2 Versuche an Großproben	124
3.1.3 Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Reißwiderstandskurve und die Initiierungstemperatur	129
3.1.4 Ermittlung des Initiierungsverhaltens und des Reißwiderstandes bei statisch und dynamisch beanspruchten ISO-V-Proben zur Verbesserung der Aussagefähigkeit des Kerbschlagversuches	136
3.2 Werkstoffkenngrößen von Schweißverbindungen	159
3.3 Zusammenfassung und Wertung der Versuchsergebnisse	165
4. Experimentelle Bauteiluntersuchungen	169
5. Wertung und Bedeutung der Untersuchungsergebnisse	181
6. Dank	187

Verzeichnis der verwendeten Zeichen

1.	Geometrie			(3) Rißtiefe (Länge der kleinen Halbachse) für Bauteile mit halbelliptischem Oberflächenriß
1.1	Koordinaten			
	x, y, z	raumfeste (globale) kartesische Koordinaten		
	(x, z)	Rißebeine	c	halbe Rißlänge (Länge der großen Halbachse) für Bauteile mit halbelliptischem Oberflächenriß
	y	Rißöffnungsrichtung		
	x	(1) Rißausbreitungsrichtung (Ligamentrichtung) für Proben (CC, DEC, CT, SEC) und Bauteile mit durchgehendem Riß und gerader Rißfront (2) Richtung parallel zur kleinen Ellipsenachse (Rißtiefenrichtung) für Bauteile mit halbelliptischem Oberflächenriß	B W	Probendicke (1) Probenbreite für CT, SEC und ISO-V (2) halbe Probenbreite für CC und DEC
	z	(1) Richtung parallel zur Rißfront für Proben mit durchgehendem Riß und gerader Rißfront (2) Richtung parallel zur großen Ellipsenachse für Bauteile mit halbelliptischem Oberflächenriß	S t	Auflagerabstand für SECB und ISO-V Wanddicke eines zylindrischen Druckbehälters
	r, θ	lokale Zylinderkoordinaten an der Rißspitze	b = W-a	Ligamentbreite
	r	Abstand von der Rißspitze	$\Delta a = a - a_0$	Länge des stabilen Rißwachstums
	θ	Winkel gegen Ligament	M	Größenfaktor für Bruchmechanikproben zur Gewährleistung von J-Dominanz
	ϕ	Winkel gegen die kleine Ellipsenachse zur Festlegung eines Ortes auf der gekrümmten Rißfront		
1.2	Probenabmessungen		2.	Beanspruchungszustand (Anlieferungsseite)
	a	(1) Rißlänge für CT-, DEC- und SEC-Proben (2) halbe Rißlänge für CC-Probe und Bauteile mit durchgehendem Riß und gerader Rißfront	2.0	Indizes (allgemein)
			A	Größe auf der Anlieferungsseite; kann entfallen, wenn die Eindeutigkeit auf andere Weise sichergestellt ist
			I,II,III	Rißöffnungsmodus
			o	Ausgangswert oder Bezugswert
			ssy	small scale yielding (z. B. Modelle nach IRWIN oder DUGDALE)
			gy	general yield, plastischer Grenzzustand, bei dem erstmalig eine durchgehende plastische Zone zwischen Rißspitze und Probenrand auf

	der Ligamentseite auftritt	$\bar{\epsilon}_{ij}(\theta, N)$ Formfunktionen der Dehnungen im HRR-Feld
e1	elastisch	
pl	plastisch	2.3 Verschiebungen
stat	statisch	
dyn	dynamisch	
y, yield	Fließ-, yield	u_i Verschiebung eines materiellen Punktes in i-Richtung, $i \hat{=} x, y, z$ im karte- sischen Koordinaten- system
2.1	Spannungen	
σ_{ij}	Spannungskomponente in i-Richtung in einer Fläche mit der Normalenrichtung j, $i = j$: Normalspannungen, $i \neq j$: Schubspannungen, $(i, j) = (x, y, z)$ im kartesischen Koordi- natensystem	f Durchbiegung einer gebogenen Probe in der Wirkungslinie der Last
σ_v	Vergleichsspannung nach v. MISES	δ Rißspitzenaufweitung, crack tip opening displacement, CTOD
σ^∞	Bruttopannung im Fernfeld der Probe (des Bauteils), die durch die äußere Be- lastung hervorgerufen wird, bezogen auf un- gestörten Bruttoquer- schnitt	δ_t Rißöffnung am Schnitt- punkt der Rißkontur mit 45°-Sekante (FE- Definition von CTOD, vgl. KUMAR/GERMAN/ SHIH)
σ_N	Nettopannung, bezo- gen auf fehlerbehaft- eten Nettoquerschnitt	V_L Rißöffnung in der Wirkungslinie der Lasteinleitung
σ_j	$j = 1, 2, 3$, Haupt- normalspannungen, $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$	V Kerb- bzw. Rißöffnung an der Stelle größter Aufweitung (crack mouth opening, COD): - in Probenmitte für CC - am Probenrand für CT, DEC, SEC
σ_0	Bezugsspannung zur Darstellung der σ - ϵ - Beziehung nach Ramberg-Osgood, in der Regel $\sigma_0 = R_{eL}$	V_i $i = 1, 2, \dots$, Kerb- bzw. Rißaufweitung an der Geberposition (i)
$\bar{\sigma}_{ij}(\theta, N)$	Formfunktionen der Spannungen im HRR- Feld	V_0 Probenverlängerung über der Meßlänge $l_0 = 70$ mm, - an der Längssymme- trielinie für DEC - am Probenrand für CC
$\sigma_m = \frac{1}{3} \sum_{ij} \sigma_{ij}$	hydrostatischer An- teil des Spannungs- zustandes ("Mittel- spannung")	V_{b1} bleibende Rißöffnung
2.2	Verzerrungen	2.4 Energiegrößen
ϵ_{ij}	Verzerrungskomponenten, $i = j$: Dehnungen $i \neq j$: Gleitungen $(i, j) \hat{=} (x, y, z)$ im kartesischen Koordi- natensystem	G = $-\partial U / \partial a$ Energiefreisetzung- rate (linear ela- stisch)
$\gamma_{ij} = 2\epsilon_{ij}$	Gleitwinkel ($i \neq j$)	J J-Integral
ϵ_v	Vergleichsdehnung	\bar{J} Mittelwert des J-In- tegrals über die Riß- frontlänge
ϵ_0	Bezugsdehnung zur Darstellung der σ - ϵ - Beziehung nach Ramberg-Osgood, in der Regel $\epsilon_0 = R_{eL}/E$	

	$T_A = (E/R_{eL}^2)(\partial J/\partial a)$	Beanspruchungsgröße für stabiles Rißwachstum und Instabilität nach PARIS	L	Constraint-Faktor, Quotient aus plastischer Grenzlast der gekerbten Probe aus verfestigendem Material zur plastischen Grenzlast einer ungekerbten Probe von gleichem Nettoquerschnitt aus idealplastischem Material
	U	Formänderungsarbeit, aus der Last-Ver-schiebung-Kurve ermittelt		
2.5	Sonstiges		L*	Quotient aus Ligamentplastizierungsgrenze und Streckgrenze
	$a_{eff} = a + r_y$	effektive Rißlänge im small scale yielding Modell	M_m	Membran-Korrekturfaktor für die K-Bestimmung nach dem ASME-Code
	r_y	Radius der plastischen Zone im Ligament	Q	elliptischer Formfaktor
	β	vom Spannungszustand abhängiger Faktor zur Berechnung von r_y nach dem IRWIN-Modell $\beta = 1$ für ESZ $\beta = (1 - 2\nu)^2$ für EVZ	M_F	Folias-Faktor (Schalenkorrekturfaktor)
	K	Spannungsintensitätsfaktor der linear elastischen Bruchmechanik	3.	Werkstoffkennwerte
	$K_{eff} = K(a_{eff})$	Spannungsintensitätsfaktor bei kleiner plastischer Zone	3.0	Indizes (allgemein)
	$K_{\sigma p} = \text{Max}_r (\sigma_{yy}(r)/R_{eL}) \Big _{\theta=0^\circ}$	Spannungskonzentrationsfaktor	M	Kenngröße auf der Werkstoffseite (material response); kann entfallen, wenn die Eindeutigkeit auf andere Weise sichergestellt ist
	T	Temperatur	R	Werkstoffwiderstand (resistance), z. B. J_R
	F	Kraft	I, II, III	Rißöffnungsmodus
	p	Druck	c	Gültiger kritischer Wert für Instabilität bei Sprödbbruch, z. B. K_{Ic} , J_{Ic} , δ_c
	F_{gy}	plastische Grenzlast für verfestigendes Material	3.1	Spannungsgrößen
	F_0	plastische Grenzlast für idealplastisches Material nach KUMAR/GERMAN/SHIH	E	Elastizitätsmodul
	$F_1(\frac{a}{W})$	Formfunktionen für die elastische Lösung nach TADA/PARIS/IRWIN	R_p	Dehngrenze nach DIN 50145, z. B. $R_{p0,2}$
	$V_2(\frac{a}{W})$		R_{eL}	untere Streckgrenze nach DIN 50145
			R_m	Zugfestigkeit nach DIN 50145, Höchst-kraft bezogen auf den Anfangsquerschnitt

3.2

R _f	Bruchgrenze, Bruchlast bezogen auf Querschnitt beim Bruch	T _R	Reißmodul (tearing modulus) nach PARIS als werkstoffseitige Kenngröße
R _{fc}	Spaltbruchfestigkeit, Spaltbruchspannung	v	Querdehnungszahl
$\tau_0 = R_{eL}/\sqrt{3}$	Schubfließgrenze	Z	Brucheinschnürung nach DIN 50145
σ_{yield}	Fließspannung	4.	Darstellung der Zeichen in EDV-erzeugten Plots
σ_{gy}	Ligamentplastizierungsgrenze		Der Zeichensatz der Plot-Software umfaßt nur lateinische Klein- und Großbuchstaben; Indizes und Hochzahlen können nicht geschrieben werden.
Sonstige Kennwerte		4.1	Griechische Buchstaben
Alle sonstigen Kennwerte, Deformations- oder Energiegrößen wie unter 2. mit Kenntlichmachung als werkstoffseitige Werte durch die Indizes "M", "i", "c", z. B. G _{IM} , K _{IC} , J _i .			Alle griechischen Buchstaben werden in lateinischer Lautumschrift mit Großbuchstaben geschrieben, z. B.
A _v	Kerbschlagarbeit	σ	SIGMA
A _{vS}	Kerbschlagarbeit infolge stabilen Rißwachstums bis zur Instabilität	ϵ	EPSILON
		δ	DELTA
		θ	THETA usw.
A _{vH}	Kerbschlagarbeit-Hochlage	4.2	Indizes
K _Q	Bruchzähigkeitswert bestimmt aus dem Kraft-Riß-aufweidungsdiagramm beim Bruchmechanikversuch nach ASTM E 399		Tiefgestellte Indizes werden durch einen vorangestellten Bindestrich gekennzeichnet, also z. B.
n	Materialparameter zur Darstellung der σ - ϵ -Beziehung nach Ramberg-Osgood	σ_{yy}	SIGMA-yy
		ϵ_v	EPSILON-v
		δ_t	DELTA-t
		R _{eL}	R-eL
		K _{eff}	K-eff usw.
m	Materialparameter der Ludwik-Gleichung	4.3	Hochzahlen, Wurzeln
α	Materialparameter zur Darstellung der σ - ϵ -Beziehung nach Ramberg-Osgood		Hochzahlen und Wurzeln werden in der FORTRAN-Notation geschrieben, also z. B.
		$(K/R_{eL})^2$	(K/R-eL)**2
		MPa · \sqrt{m}	MPa * SQRT(m) usw.
d _n	Proportionalitätsfaktor in der J- δ_t -Beziehung	5.	Abkürzungen (auch als Indizes)
I _n	Parameter zur Darstellung des HRR-Spannungsfeldes	5.1	Probenbezeichnungen
J ₅₀	J _R -Wert für ein Verhältnis von J _R /T _R = 8,8 N/mm	CT	compact tension
		DEC(T)	double edge crack (tension)
		CC	center crack

	SEC(T,B)	single edge crack (tension,bending)
	V	ISO-V-Probe mit Normkerb
	VK	ISO-V-Probe mit Normkerb und Seitenkerben
	RK	ISO-V-Probe, angeschwungen mit Seitenkerben
	ISO-V	ISO-Spitzkerbeprobe nach DIN 50 115
5.2	Sonstiges	
	FE(M)	Finite Elemente (Methode)
	EVZ	ebener Verzer- rungszustand
	ESZ	ebener Spannungs- zustand
	HRR	Hutchinson, Rice, Rosengren
	2D, 3D	zwei-, drei- dimensional
	C(T)OD	crack (tip) opening displace- ment, RiR(spitzen)- öffnung
	SSY	small scale yielding
	GW	Grundwerkstoff
	WEZ	Wärmeeinflußzone
	SG	Schweißgut
	SV	Schweißverbindung
	EA	Engineering Approach
	MNO	Material Nonlinear Only (Analysis)
	UL	Updated Lagrangian (Analysis)

1. EINLEITUNG

Dem Vorhaben lag die Aufgabe zugrunde, Daten und Ergebnisse der Reaktorsicherheitsforschung auf dem Gebiet der Komponentensicherheit zu erfassen und zu ergänzen, um die Versagensanalyse von Komponenten im elastisch-plastischen Bereich auf eine wissenschaftlich hinreichend gesicherte Grundlage stellen zu können. Dies geschah als Gemeinschaftsarbeit zwischen dem Fraunhoferinstitut für Werkstoffmechanik in Freiburg, dem Institut für Eisenhüttenkunde der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule in Aachen und der Bundesanstalt für Materialprüfung in Berlin in den gemeinsam konzipierten Vorhaben 150 488, 150 489 und 150 490. Dabei wurden die Verfahren der Bruchmechanik im weitesten Sinne unter Beachtung makroskopischer und mikroskopischer Festigkeitshypothesen und unter Berücksichtigung des temperatur- bzw. beanspruchungsgeschwindigkeitsbedingten Bruchübergangs der ferritischen Stähle analysiert, auf ihre Schlüssigkeit untersucht, ihre Anwendungsgrenzen ausgelotet und damit die Übertragbarkeit ihrer Ergebnisse von Proben auf Bauteile überprüft. Dies schloß auch die Weiterentwicklung der Methodik der Ermittlung des Beanspruchungszustandes, der Versuchsdurchführung und der Bauteilbewertung ein.

Neben der kontinuierlichen Verfolgung der von USNRC, EPRI und CEBG initiierten Projekte waren die durchgeführten Arbeiten schwerpunktmäßig auf die Überprüfung der Anwendbarkeit der elastisch-plastischen Bruchmechanik, insbesondere des J-Integrals, zur Beurteilung fehlerbehafteter Komponenten ausgerichtet, wobei der Einsatz der Meß- und Rechenverfahren entsprechend dem jeweils aktuellen Stand erfolgte. Die Arbeiten erstreckten sich auf zwei- und dreidimensionale elastisch-plastische Spannungsanalysen mit der Methode der finiten Elemente sowie auf experimentelle Untersuchungen an Kleinproben, Großproben und Bauteilen.

Mit genauer Kenntnis der elastisch-plastischen Belastungsgrößen können an Proben die erforderlichen Kennwerte ermittelt werden. Diese können auf Bauteile übertragen werden, wenn die Belastungsgrößen für das Bauteil entweder exakt berechnet oder konservativ abgeschätzt werden können, und die Werkstoffreaktion im Bauteil nicht ungünstiger ist als in der Probe. Bei der linear elastischen Bruchme-

chanik sind diese Zusammenhänge gut überschaubar, weil der Spannungsintensitätsfaktor vom Werkstoff unabhängig ist. Bei der elastisch-plastischen Bruchmechanik sind die Belastungsgrößen von der Fließkurve des Werkstoffes abhängig. Andererseits wird die Reißwiderstandskurve von der Geometrie und der Belastungsart beeinflusst. Bei diesen komplexen Randbedingungen sind erhebliche Forschungsanstrengungen notwendig, um zu einer belastbaren Aussage über die Tauglichkeit der Kriterien der elastisch-plastischen Bruchmechanik zu gelangen.

In realen Komponenten treten Risse in der Regel nur in Schweißverbindungen auf. Bei Schweißverbindungen sind jedoch wesentliche Voraussetzungen für die Anwendung des J-Kriteriums verletzt. Bislang ist nicht klar, ob und inwieweit dies die Versagensvorhersage beeinträchtigt. In diesem Zusammenhang stellt sich auch die Frage nach der Bedeutung von Simulationsproben. Im Rahmen der begrenzten Möglichkeiten des Vorhabens wurde versucht, einen ersten Überblick über dieses überaus komplexe Problem zu gewinnen, wobei auch Ergebnisse eines anderen Projektes /1/ hilfreich waren.

Dynamische Beanspruchungen können bei Bauteilen auftreten und sind für bestimmte Prüfverfahren vorgeschrieben. Eine besondere Rolle spielt auch in den kerntechnischen Regelwerken die Kerbschlagprobe. Die Aussagefähigkeit dieser Probe ist noch längst nicht ausgeschöpft. Die Werte für die Kerbschlagarbeit in den Regelwerken wurden empirisch festgelegt. Ob sie tatsächlich in der festgelegten Höhe notwendig sind, ist bisher nicht nachgewiesen. Moderne Prüf- und Rechenverfahren können zu einer Anbindung des Kerbschlagversuches an die elastisch-plastische Bruchmechanik führen. Die durchgeführten Versuche und Rechnungen haben zu ermutigenden Ergebnissen geführt.

Im Bericht werden zunächst die Belastungsgrößen behandelt. 2D- und 3D-FE-Analysen an Proben und Bauteilen werden vorgestellt. Sie wurden überwiegend mit ein und derselben Fließkurve ausgeführt. Sie hatten vorzugsweise das Ziel, den Geometrie- und Größeneinfluß sowie den Einfluß einer Schweißverbindung auf die J- δ -Korrelation und auf das Spannungs- und Verzerrungsfeld in der Umgebung der

Rißspitze zu untersuchen, um durch Vergleich von Komponenten des Spannungs- und Verzerrungstensors bzw. daraus abgeleiteter Größen im Lichte bekannter mikroskopischer Versagenskriterien zu einer Einschätzung der Konservativität und Aussagefähigkeit verschiedener Probenarten im Vergleich zu typischen Bauteilsituationen zu gelangen sowie die Anwendbarkeit des J-Kriteriums auf Schweißverbindungen zu überprüfen. Jeweils ein gesonderter Abschnitt ist dem Vergleich der Ergebnisse mit analytischen Lösungen und Näherungsverfahren gewidmet. Ein Teil der FE-Analysen diente auch unmittelbar der Unterstützung von Versuchen.

Im folgenden wird dann über Versuche zur Ermittlung von **Werkstoffkennwerten** im elastisch-plastischen Bereich berichtet. Neben der Werkstoffcharakterisierung und der Lieferung der Fließkurven für die elastisch-plastischen FE-Analysen dienten die Untersuchungen an Kleinproben der Ermittlung von **Rißwiderstandskurven** von CT-Proben als Basis-kennwerte und der Eruierung der Möglichkeiten, das Rißwiderstandsverhalten von Werkstoffen anhand von ISO-V-Proben abzuschätzen und die Kerbschlagarbeit bis zur Hochlage als Konsequenz des stabilen Rißwachstums zu interpretieren. An einigen Großproben mit Innen- und Doppelaußenfehler wurden Rißwiderstandskurven ermittelt, um dem Einfluß der Proben-geometrie und -größe auf die Rißwiderstandskurve und die plastische Grenzlast sowie die Versagenslast nachzugehen. Da die Anwendung der elastisch-plastischen Bruchmechanik auf Temperaturen oberhalb T_j begrenzt ist und T_j bei den Stählen 22 NiMoCr 37 und 20 MnMoNi 55 vergleichsweise hoch liegt, wurde auch der Einfluß der Formänderungsgeschwindigkeit und der Werkstoffzähigkeit auf den duktil-spröden Bruchübergang untersucht. Ein wei-

terer Abschnitt setzt sich mit dem Einfluß der Gefügeausbildung infolge des Wärmeeinbringens beim Schweißen auf die Rißwiderstandskurve auseinander, womit ein Beitrag zu der Frage, ob und inwieweit durch das Wärmeeinbringen beim Schweißen das Rißwiderstandsverhalten des Werkstoffes beeinträchtigt wird, geleistet werden soll.

Abschließend werden die Versagenskonzepte bewertet und Schlußfolgerungen für die Reaktorsicherheit gezogen.

Den durchgeführten Arbeiten liegt die Konzeption zugrunde, im wesentlichen das J-Kriterium zunächst durch genaue Lösungen auf der Seite der Belastungsgrößen sowie auf jener der Werkstoffkennwerte in möglichst weiten Grenzen abzusichern, um eine ökonomische Anwendung durch Näherungsverfahren auf beiden Seiten sicherzustellen. Der Vergleich von exakten Lösungen mit Näherungsverfahren kann zu deren Abgrenzung, aber auch zur Erweiterung ihrer Anwendbarkeit führen. Als attraktive Alternative zu einer bruchmechanischen Fehlerbewertung wird die Möglichkeit der Fehlerbewertung aufgrund der plastischen Grenzlast bei vorgegebenem Zähigkeitsniveau verfolgt.

Literatur zu 1.:

- /1/ Aurich, D., K. Wobst u. H. Krafka: Some Experimental Results Concerning Cleavage Fracture and Crack Resistance in Heat Affected Zones and Comparison with Base Material. In: "Welding Fracture Mechanics", European Special Technical Publication. Mechanical Engineering Publications: Burry St. Edmunds 1987.

2. FE-ANALYSEN ZUR ERMITTLUNG VON BEANSPRUCHUNGSGRÖSSEN IM ELASTISCH-PLASTISCHEN BEREICH

Zwei- und dreidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen ermöglichen die für die Analyse und Weiterentwicklung von bruchmechanischen Versagenskonzepten erforderliche Ermittlung globaler und lokaler Beanspruchungsgrößen sowohl in den zur Bestimmung von Bruchmechanik-Kennwerten verwendeten Proben als auch in den hinsichtlich ihrer Festigkeit und Sicherheit zu beurteilenden Bauteile. Die nachfolgenden FE-Untersuchungen dienen

- der Unterstützung der Auswertung von Experimenten nach Bruchmechanik-Gesichtspunkten, indem der Zusammenhang zwischen äußeren Belastungen und Bruchmechanik-Beanspruchungsparametern wie K_I , J_I und δ_t für den elastisch-plastischen Bereich ermittelt wird,
- der Erweiterung der Aussagefähigkeit und Bewertung von Versuchsergebnissen für Proben und Bauteile, indem die Zuordnung von ermittelten Bruchmechanik-Kennwerten zu Spannung-Verzerrung-Zuständen möglich wird, wobei als wesentliche lokale Beanspruchungsgrößen die auf die Streckgrenze R_{eL} normierte Rißöffnungsdruckspannung σ_{yy} , der Mehrachsigenparameter "Mittelspannung zur Vergleichsspannung nach v. Mises σ_m/σ_v " und die Vergleichsdehnung nach v. Mises ϵ_v in Abhängigkeit des aus der HRR-Lösung /1,2,3/ resultierenden Beanspruchungsparameters $r \cdot R_{eL}/J$ herangezogen werden,
- der Begründung und Weiterentwicklung von Regeln für die Übertragbarkeit von an Bruchmechanik-Proben ermittelten Kennwerten auf Bauteile mit dem Ziel der Quantifizierung von Sicherheitsabständen bei Bauteilen durch den Vergleich von Spannung-Verzerrung-Zuständen in Proben und Bauteilen unter Einbeziehung des Werkstoffeinflusses und speziell des Verhaltens eines Fehlers in einer Schweißverbindung,
- der Analyse der Leistungsfähigkeit von Näherungsverfahren zur Ermittlung von Bruchmechanik-Beanspruchungsparametern, vor allem für Proben als Ersatz für aufwendige und damit teure zwei- und dreidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen.

Aus Veröffentlichungen ist bekannt, daß sowohl der Bruchverlauf im Übergangsbereich vom Spaltbruch zum duktilen Bruchverhalten als auch die Steilheit der Rißwiderstandskurve durch die gewählte Probenform mit bestimmt wird /4, 5/. Zur Klärung dieser Frage von der Beanspruchungsseite her, wird in Abschnitt 2.1.1 über zweidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen unter den Bedingungen des EVZ für die Probenformen CT-25, DECT-25 und CC-25 berichtet. Ebenfalls unklar ist der Größeneinfluß auf Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik innerhalb einer Probengeometrie. Insbesondere bei kleineren Proben wird ein Größeneinfluß beobachtet, der sich in einer Erhöhung der Kennwerte mit abnehmenden Probenabmessungen zeigt. Berücksichtigt man, daß zu einem bestimmten Beanspruchungszustand, z. B. $J = J_I$, in Abhängigkeit der Probengröße verschiedene Plastizierungszustände gehören, so ist auch hier die Frage zu klären, inwieweit bei gleichem Wert der Beanspruchungsparameter J oder δ_t in unterschiedlich großen und damit unterschiedlich stark plastisch verformten Proben sich vergleichbare Spannung-Verzerrung-Zustände in Rißspitzennähe einstellen. Zur Klärung der Frage wird in Abschnitt 2.1.2 über dreidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen an CT-Proben der Größen CT-12,5 bis CT-200 berichtet. Um die Ergebnisse aus den Abschnitten 2.1.1 und 2.1.2 miteinander vergleichen zu können, liegen allen FE-Analysen dieser Abschnitte die mechanischen Eigenschaften eines Stahles 20 Mn Mo Ni 55 und gleiche Elementierung in Rißspitzennähe zugrunde.

Da Fehler und damit Risse hauptsächlich in Schweißverbindungen auftreten, ist die Entwicklung und Überprüfung von Konzepten zur Anwendung der Bruchmechanik auf Schweißverbindungen bei elastisch-plastischer Beanspruchung für die Beurteilung der Festigkeit und Sicherheit von Komponenten von großer Bedeutung. Da der Spannung-Verzerrung-Zustand in einer Schweißverbindung durch die mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes, der Wärmeeinflußzone und des Schweißgutes bestimmt wird, ist die Ermittlung der globalen und lokalen Beanspruchungsparameter im elastisch-plastischen Bereich nur durch eine FE-Rechnung möglich. Zur

Analyse der Beanspruchungssituation in einer Schweißnaht wird im Abschnitt 2.1.3 über zweidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen für eine CT-100-Probe mit einer Schweißnaht im Ligamentbereich und ergänzend zum Vergleich sowie zur Untersuchung des Werkstoffeinflusses, über Analysen für die gleiche Probengeometrie mit den Eigenschaften des Grundwerkstoffes, denen der Wärmeeinflußzone in der Nähe der Fusionslinie und denen des Schweißgutes berichtet.

Zur Einbeziehung der langjährigen Erfahrungen mit dem Kerbschlagversuch in die elastisch-plastische Bruchmechanik sind genauere Kenntnisse über die im Kerbquerschnitt auftretenden Spannung-Verzerrung-Zustände notwendig. Dazu wird in Abschnitt 2.1.4 über mehrere statische, elastisch-plastische 2D FE-Analysen unter den Bedingungen des EVZ für unterschiedliche Materialeigenschaften berichtet, die u. a. auch den Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit auf das Materialverhalten, insbesondere die Erhöhung der Streckgrenze berücksichtigen.

Die umfangreichen elastisch-plastischen zwei- und dreidimensionalen FE-Analysen an Bruchmechanik-Proben in den Abschnitten 2.1.1 bis 2.1.3 ermöglichen den Vergleich der FE-Ergebnisse mit analytischen Lösungen und Näherungsverfahren im Abschnitt 2.1.5, um deren Leistungsfähigkeit zu erörtern.

Von der linear elastischen Bruchmechanik ausgehend kann zunächst mit Hilfe der Ausweitung des Anwendungsbereichs der Theorie in das Gebiet des kleinsten Fließens eine Abschätzung von globalen und lokalen Beanspruchungsgrößen nach Irwin /6/ und Dugdale /7/ erfolgen. Für den Bereich großer plastischer Zonen hat McClintock /1/ unter Verwendung des sog. HRR-Feldes /2,3/ festgestellt, daß das Spannungs-, Verzerrungs- und Verschiebungsfeld durch das J-Integral und die Werkstoffparameter der Ramberg-Osgood-Beziehung beschrieben werden kann. Kumar et al. /8/ haben ein Näherungsverfahren als "Engineering Approach" entwickelt und die erforderlichen Daten zusammengestellt, um die Berechnung der Beanspruchungsparameter J , δ_t und verschiedener Rißuferverschiebungen bei Proben und bauteilähnlichen Strukturen im elastisch-plastischen Bereich bis zur plastischen Grenzlast des Ligaments ohne FE-Rechnung zu ermöglichen.

Im Abschnitt 2.2 wird über dreidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen für verschiedene Behältergeometrien mit unterschiedlichen Fehlerkonfigurationen berichtet. Bei den Untersuchungen im Abschnitt 2.2.1 steht dabei vor allem die Bestimmung der bruchmechanischen Beanspruchungsparameter J und δ_t an einem durchgehenden Axialfehler, wie er experimentell untersucht wurde, in Abhängigkeit des Behälterdruckes und der Position in der Behälterwand im Vordergrund. Bei dem Fehler handelt es sich nicht um einen "scharfen" Riß, sondern um die Nachbildung eines Sägeschnittes, wie er für das Experiment in einen Behälter eingebracht worden ist.

Bei den FE-Analysen für einen halb elliptischen Innenoberflächenriß in einem Modell mit den Proportionen eines Reaktorbehälters in Abschnitt 2.2.3 liegt der Schwerpunkt auf der Bestimmung der Beanspruchungsparameter J und δ_t und den in Abhängigkeit dieser Parameter auftretenden Spannung-Verzerrung-Zuständen entlang der Rißfront für die verschiedenen Belastungsannahmen: Offenes Rohr und geschlossener Behälter ohne und mit Rißflächenbelastung. Für die Analyse dieser typischen, aus einem Schweißnahtfehler durch Ermüdungsrißwachstum möglicherweise entstehenden Rißkonfiguration werden wiederum die mechanischen Eigenschaften des Stahles 20 Mn Mo Ni 5 5 wie in den Abschnitten 2.1.1 und 2.1.2 für die Analyse des Einflusses von Probengeometrie und -größe verwendet, so daß die Ergebnisse für die Beanspruchungsparameter und Spannung-Verzerrung-Zustände in den Proben und im Behälter mit halb elliptischem Oberflächenriß einander gegenübergestellt und damit die Übertragbarkeit sowie Sicherheitsabstände erörtert werden können.

Alle FE-Rechnungen wurden mit der jeweils neuesten Version des FE-Programm-Systems ADINA /9/ unter Anwendung eines elastisch-plastischen Materialmodells mit der v. Mises-Fließbedingung und isotroper Verfestigung durchgeführt. Im Bereich um die Rißspitze wurde eine geometrisch und vom Materialverhalten her nichtlineare Analyse und in der übrigen Struktur eine nur vom Material her nichtlineare Analyse vorgenommen. Das Pre- und Postprocessing erfolgt mit Programmen der Fa. IWIS GmbH Berlin und kleineren selbst entwickelten Program-

men und Routinen. Für die FEM-Rechenläufe stehen eine CYBER 175 des ZRZ der TU Berlin (früher wiss. Rechenzentrum Berlin) und eine CRAY-1M des Konrad-Zuse-Zentrums für Informationstechnik Berlin (ZIB) zur Verfügung; das Pre- und Postprocessing wird auf den Rechnern VAX 780 und VAX 8600 der BAM vorgenommen.

Literatur zu 2.:

- /1/ McClintock, F. A.: Plasticity Aspects of Fracture, in Fracture, Ed.: H. Liebowitz, Vol. 3, 47 - 225.
- /2/ Hutchinson, J. W.: Singular Behaviour at End of Tensile Crack in Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 13 - 31, und: Plastic Stress and Strain Fields at Crack Tip, J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 337 - 347.
- /3/ Rice, J. R., G. Rosengren: Plane Strain Deformation Near Crack Tip in Power-Law Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 1 - 12.
- /4/ Garwood, S. J.: Effect of Specimen Geometry on Crack Growth Resistance, Fracture Mechanics, ASTM STP 677, Philadelphia, Pa/USA, 1979, 511 - 532.
- /5/ Julisch, P., W. Stadtmüller: Valuation of a Ductile Vessel Rupture by R-Curve Analysis with CT-Specimens and Wide Plate Tests, Trans. 8th SMIRT, Brüssel, 1985, Vol. G, Paper G 3/1.
- /6/ Irwin, G. R.: Structural Aspects of Brittle Fracture, Appl. Mat. Research, 3 (1984), 65 - 81.
- /7/ Dugdale, D. S.: Yielding of Steel Sheets Containing Slits, J. Mech. Phys. Solids 8 (1960), 100 - 104.
- /8/ Kumar, V., M. D. German, C. F. Shih: An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, NP-1931, Research Project 1237-1, EPRI Palo Alto, Ca/USA, 1981.
- /9/ ADINA - An Finite Element Program for Automatic Dynamic Incremental Nonlinear Analysis, Rep. AE81-ADINA Eng. Inc. Watertown Ma/USA, 1981.

2.1 PROBEN

2.1.1 2D-ANALYSEN ZUM GEOMETRIEEINFLUSS BEI BRUCHMECHANIK-PROBEN

Aus Veröffentlichungen ist bekannt, daß sowohl der Bruchverlauf im Übergangsbereich vom Spaltbruch zum duktilen Bruchverhalten als auch die Steilheit der Rißwiderstandskurve durch die gewählte Probenform mit bestimmt wird /1, 2/. Zur Klärung dieser Frage von der Beanspruchungsseite her, wurden zweidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen unter den Bedingungen des EVZ für die Probenformen CT, DECT und CC durchgeführt. Für die Rechnungen wurde das FE-Programm ADINA /3/ unter Verwendung eines elastisch-plastischen Materialmodells mit der v. Mises-Fließbedingung und isotroper Verfestigung benutzt. Die Ermittlung des J-Integrals erfolgte mit dem nach der Methode der virtuellen Rißverlängerung arbeitenden Postprozessor JINFEM /4/.

Bei allen Probenmodellen beträgt

$$b = W - a = 25 \text{ mm,}$$

bei der CT-Probe ist

$$a/W = 0,5,$$

bei DECT- und CC-Probe ist

$$a/W = 0,8.$$

Das FE-Netz für die CT-Probe ist Bild 2.1.2-1, das für die DECT- und die CC-Probe Bild 2.1.1-1 zu entnehmen. Dabei genügt aus Symmetriegründen für die CT-Proben-Geometrie die Modellierung einer Probenhälfte und bei den anderen beiden Geometrien die eines Viertelausschnittes, wobei für die DECT-Probe die zweite Symmetrielinie durch AB und für die CC-Probe durch CD gebildet wird. Die äußere Belastung von DECT- und CC-Probe erfolgt durch eine Linienlast entlang BC. Um die Rißspitzensituation in den einzelnen Probenmodellen vergleichen zu können, wurde der rißnahe Bereich ($0 \leq r \leq 4,3 \text{ mm}$) jeweils gleich elementiert. Der innerste Elementring hat einen Radius von 0,1 mm. Die Ermittlung des Spannung-Verzerrung-Feldes um die Rißspitze erfolgt jeweils mit 12 Elementen, die Elemente im ersten Ring sind kollabiert. Es wurden isoparametrische 2D 4- und 8-Knoten-Elemente verwendet. Die Gesamtzahl der Knoten beträgt bei der CT-Probe 301 Knoten und bei der DECT- und der CC-Probe 346 Knoten.

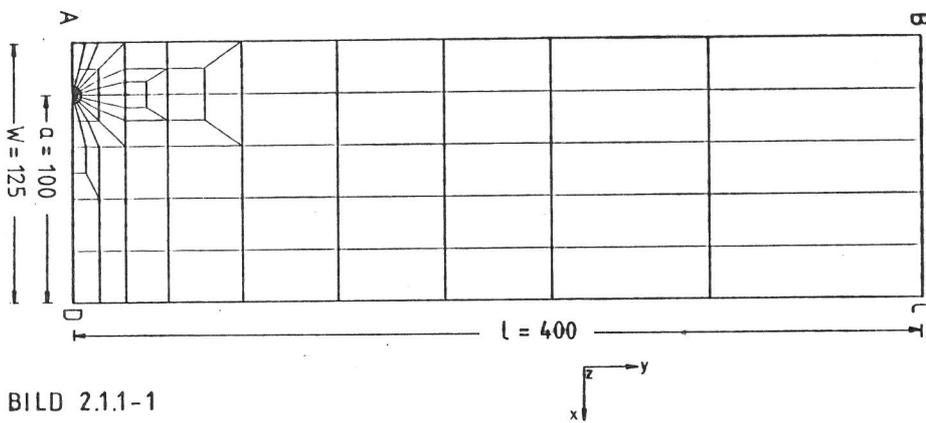


BILD 2.1.1-1

Die Rechnungen wurden jeweils mindestens bis zur vollständigen Durchplastizierung des Ligamentes durchgeführt. Im Bereich großer Verzerrungen um die Rißspitze erfolgte eine geometrisch und für das Material nichtlineare Analyse und im übrigen Probenbereich eine nur für das Material nichtlineare Analyse. Die verwendeten $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurven für den Stahl 20 MnMoNi 55 sind Bild 2.1.1-2 zu entnehmen.

Die Darstellung von Last-Verschiebung-Kurven für die drei Probengeometrien in den Bildern 2.1.1-3 und 2.1.1-4 zeigt zunächst, daß die beiden auf Zug beanspruchten Probenformen DECT und CC im elastischen Bereich gleiche Steifigkeit haben. Nach Bild 2.1.1-3 ergibt sich für den Zusammenhang zwischen der Rißaufweitung V und der Last F für die DECT- und die CC-Probe

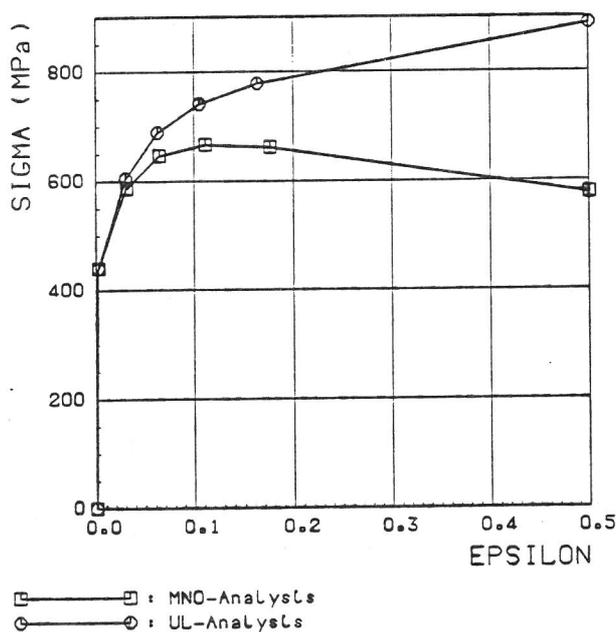


BILD 2.1.1 - 2

Werkstoff 20 Mn Mo Ni 55
Spannung-Dehnung-Kurven
Für FE-Rechnung

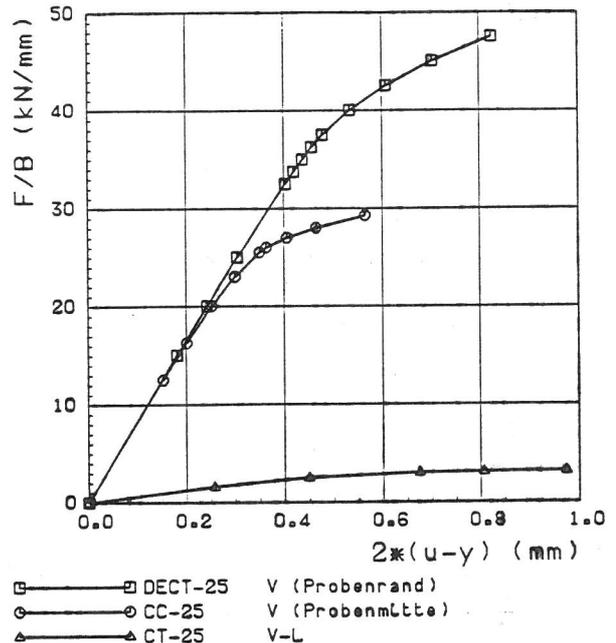


BILD 2.1.1 - 3

Vergleich der Proben (2D, EVZ)

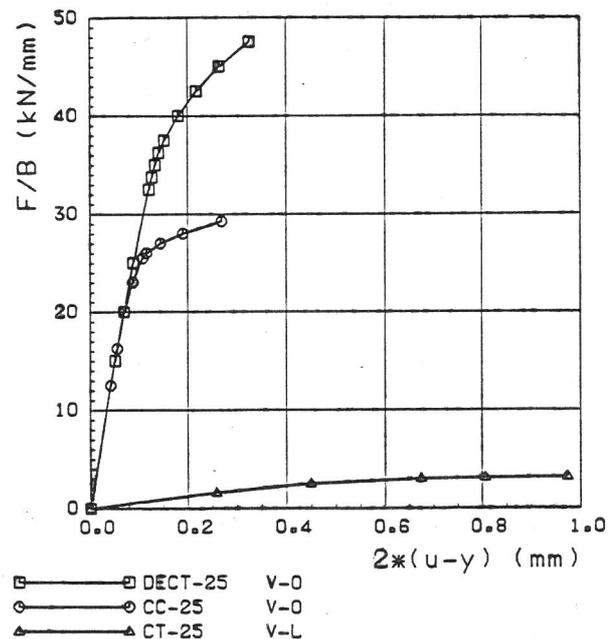


BILD 2.1.1 - 4

Vergleich der Proben (2D, EVZ)

$$F/B = 8 \cdot 10^4 \text{ V [N/mm]} \quad (1)$$

Nach /5/ beträgt der Proportionalitätsfaktor $8,1 \cdot 10^4 \text{ N/mm}^2$. Der nichtlineare Bereich beginnt für die CC-Probe bei einer wesentlich kleineren Last als bei der DECT-Probe. Aus der elastisch-plastischen Analyse haben sich die folgenden bis zum vollständigen Durchplastizieren notwendigen Lasten F_{gy}/B mit den dazugehörigen Constraint-Faktoren ergeben:

Probe	F_{gy}/B in kN/mm	L
CT	2,90	1,62
DECT	37,5	1,70
CC	26,0	1,18

Der L-Wert der CT-Probe entspricht etwa dem der DECT-Probe, ist aber wesentlich größer als der aus einer 3D-Analyse sich ergebende Wert für eine CT 25-Probe von $L = 1,46$ (vgl. 2.1.2). Die geringere Steigung der Last-Verschiebung-Kurven für DECT- und CC-Probe in Bild 2.1.1-3 als in Bild 2.1.1-4 ist auf die Verwendung verschiedener Verschiebungswerte V und V_0 zurückzuführen. Dabei wird die Rißuferaufweitung bei der DECT-Probe am Probenrand und bei der CC-Probe in Probenmitte ermittelt. Die Verschiebung V_0 wird bei der DECT-Probe in der Mitte der Probe und bei der CC-Probe am Probenrand über eine Länge $l_0 = 70 \text{ mm}$ bestimmt. Ergänzend

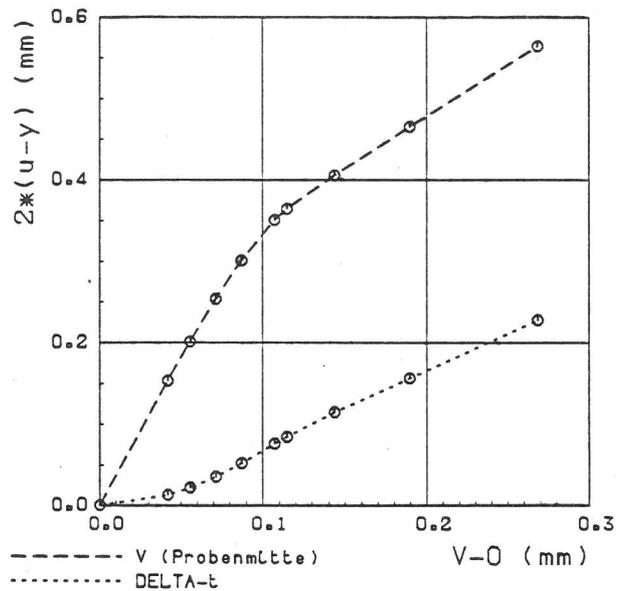


BILD 2.1.1 - 6

CC-25 (2D, EVZ)
Umrechnung von unterschiedlichen Rißöffnungswerten auf die Probenverlängerung $V-O$,
Messlänge $l_0 = 70 \text{ mm}$

geht aus den Bildern 2.1.1-5 und 2.1.1-6 hervor, daß V im linearen Bereich für beide Proben etwa viermal größer ist als V_0 . Ergänzend dazu zeigt Bild 2.1.1-7, daß bei der CT-Probe ein linearer Zusammenhang zwischen V und V_L besteht,

$$V = 1,38 \cdot V_L \quad (2)$$

Unter Bezug auf den Vorschlag von LANDES und BEGLEY /6/, das J-Integral experimentell über die

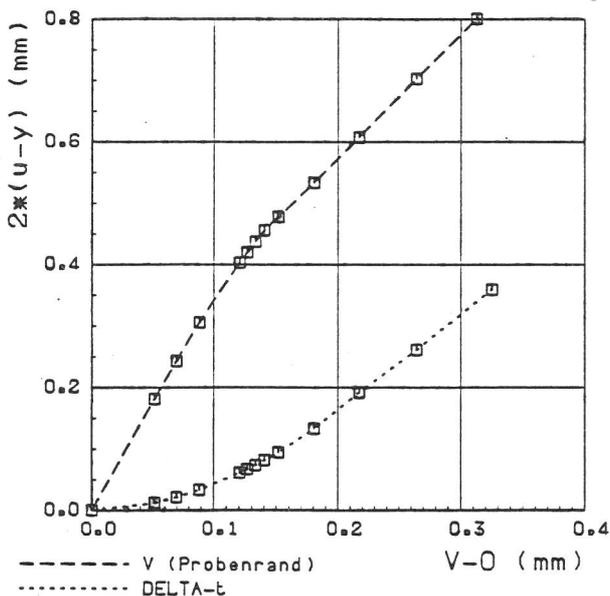


BILD 2.1.1 - 5

DECT-25 (2D, EVZ)
Umrechnung von unterschiedlichen Rißöffnungswerten auf die Probenverlängerung $V-O$,
Messlänge $l_0 = 70 \text{ mm}$

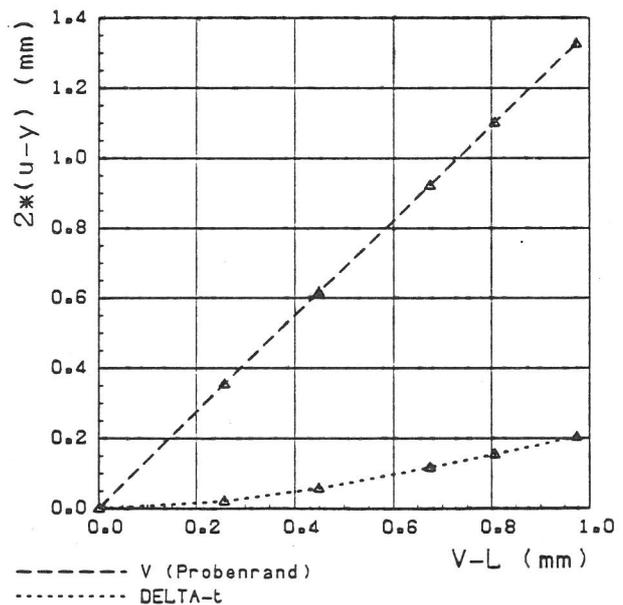


BILD 2.1.1 - 7

CT-25 (2D, EVZ)
Umrechnung von unterschiedlichen Rißöffnungswerten auf die Lasteinleitungsstelle ($V-L$)

Ermittlung der Formänderungsarbeit U durch Integration der Last-Verschiebung-Kurve mit

$$U = \int F \, dV \quad (3)$$

und damit J nach

$$J = - \frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \quad (4)$$

zu bestimmen, sowie im Hinblick auf die für die einzelnen Probengeometrien abgeleiteten Beziehungen zur J -Berechnung /7, 8, 9/ ist U/B in Abhängigkeit von V_0 bzw. V_L in Bild 2.1.1-8 und in Abhängigkeit von F/B in Bild 2.1.1-9 dargestellt. Zum Vergleich ist dazu J aus der FE-Rechnung nach /4/ in Abhängigkeit von den Verschiebungsgrößen in Bild 2.1.1-10 und in Abhängigkeit der Last F/B in Bild 2.1.1-11 zu sehen. Bild 2.1.1-12 zeigt außerdem ergänzend dazu die Rißspitzenöffnung δ_t in Abhängigkeit von F/B . Eine Normierung von F auf F_{gy} führt zu den Diagrammen für U/B , J und δ_t in den Bildern 2.1.1-13, 2.1.1-14 und 2.1.1-15. In der Darstellung von J in Abhängigkeit von der auf die Ligamentbreite $(W-a)$ normierten Formänderungsarbeit $U/B(W-a)$ in Bild 2.1.1-16 ergeben sich für die CT- und die DECT-Probe näherungsweise Geraden

$$J = 2,40 \cdot \frac{U}{B(W-a)}, \quad \text{CT-Probe} \quad (5)$$

$$J = 0,73 \cdot \frac{U}{B(W-a)}, \quad \text{DECT-Probe} \quad (6)$$

wobei bei der DECT-Probe bis zu J -Werten von etwa 100 N/mm, also im Bereich von $J_{gy} = 90$ N/mm, ein Abweichen vom linearen Verlauf zu beobachten ist. Der Faktor von 2,40 in Gl. (5) ist praktisch

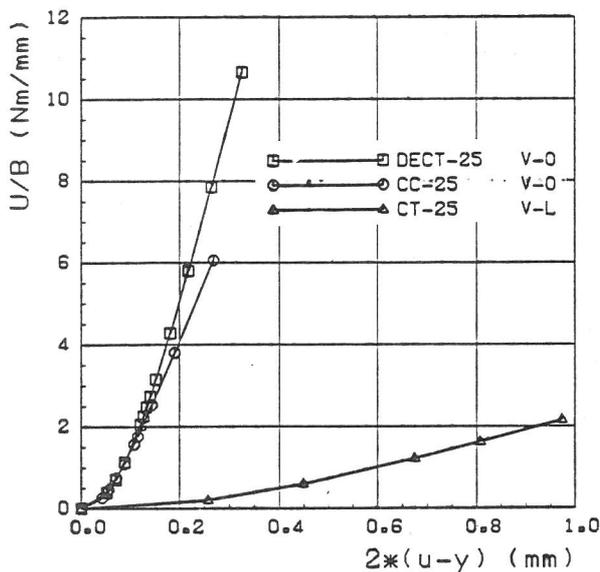


BILD 2.1.1 - 8:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

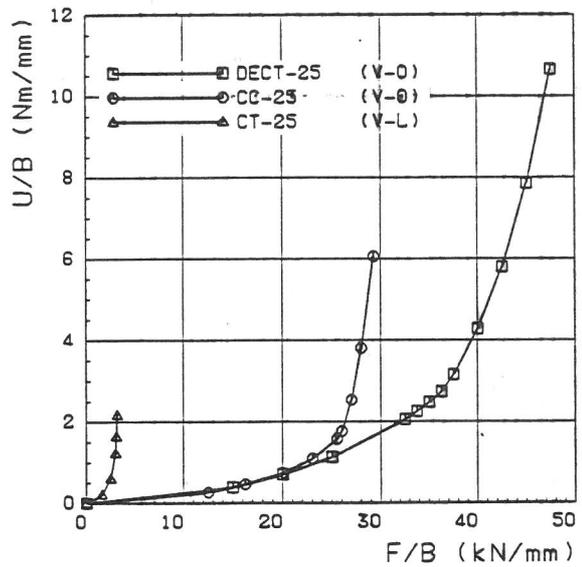


BILD 2.1.1 - 9:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

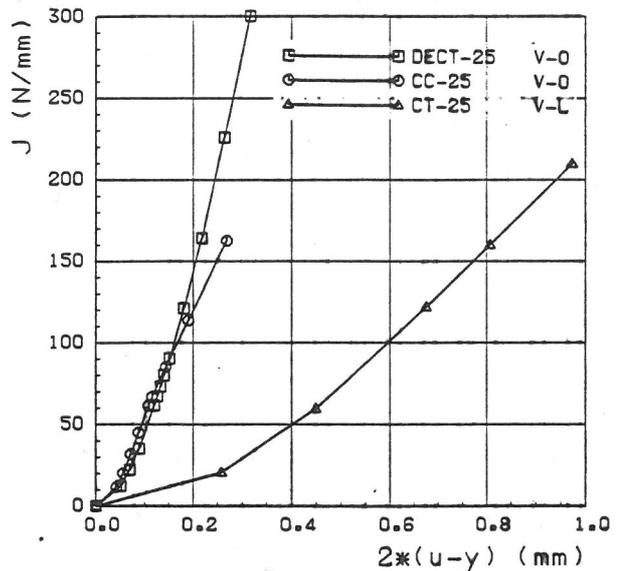


BILD 2.1.1 - 10:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

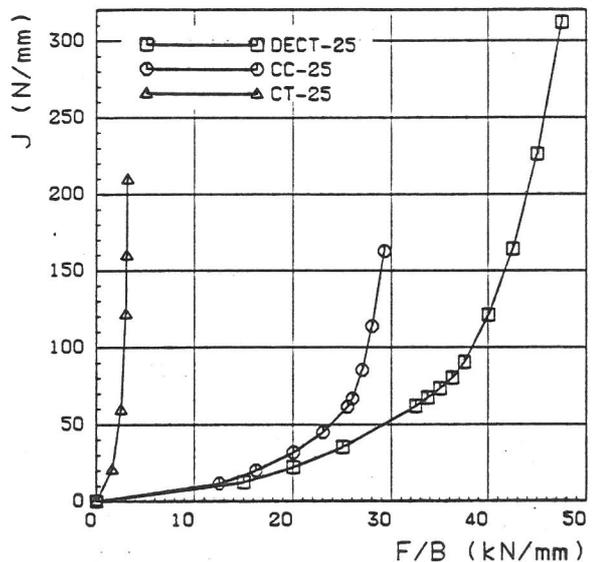


BILD 2.1.1 - 11:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

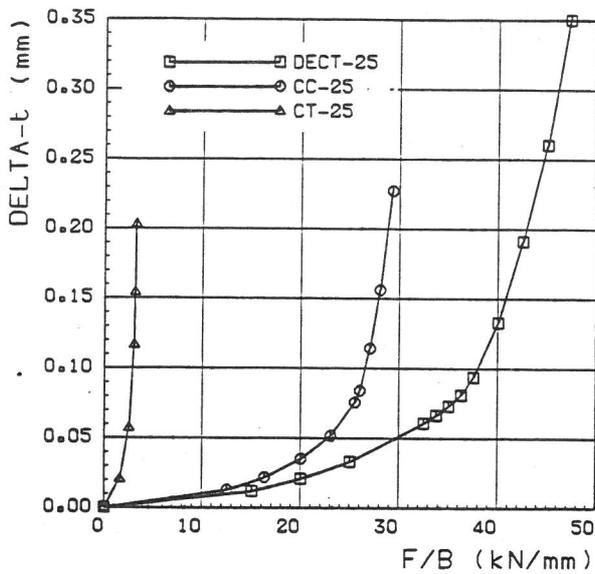


BILD 2.1.1 - 12:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

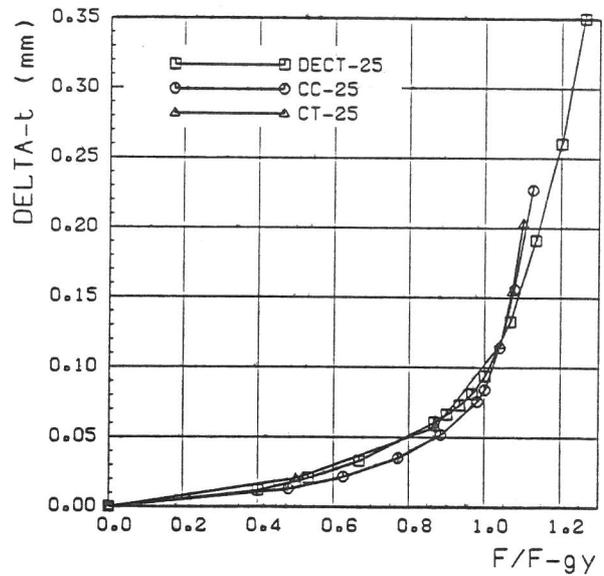


BILD 2.1.1 - 15:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

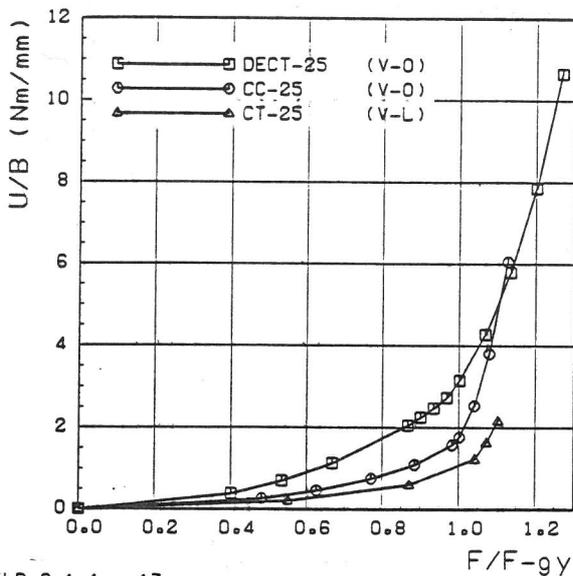


BILD 2.1.1 - 13:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

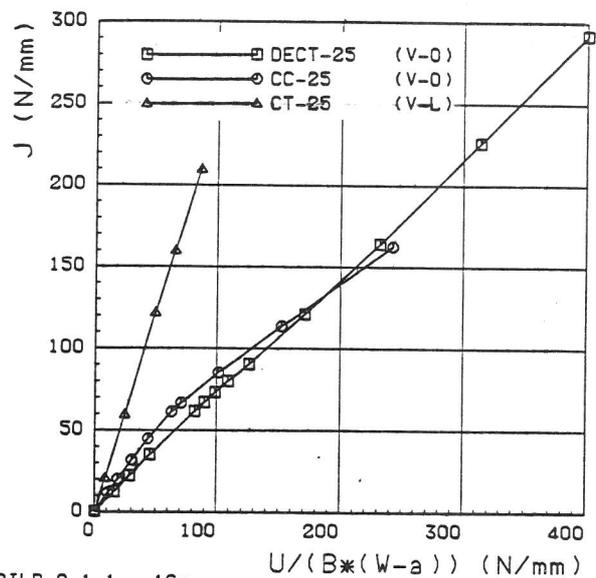


BILD 2.1.1 - 16:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

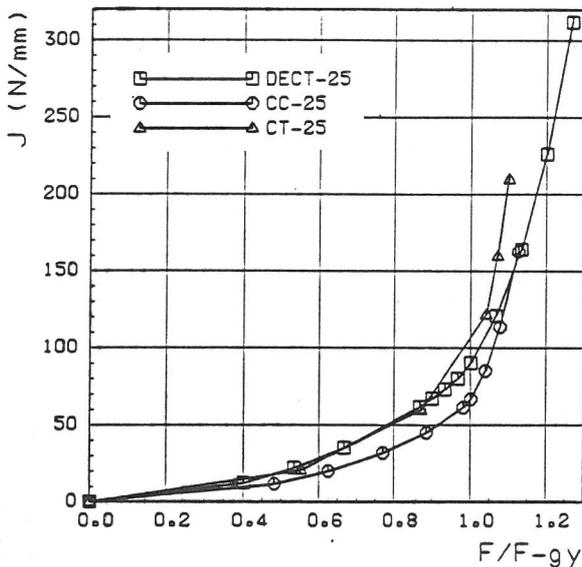


BILD 2.1.1 - 14:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

gleich groß wie der für die 2D CT-100-Probenmodelle in Abschnitt 2.1.3, Gl. (14), und etwa 6 % höher als der Wert 2,27 für die 3D CT-Proben in Abschnitt 2.1.2, Gl. (6). Der Verlauf von J über U für die CC-Probe ist durch zwei unterschiedliche Steigungen charakterisiert. Im Lastbereich bis zur Durchplastizierung des Ligaments, also im Bereich um $J_{gy} = 67 \text{ N/mm}$ ändert sich der Verlauf von

$$J = 1,05 \cdot \frac{U}{B(W-a)} \quad (7)$$

auf

$$J = 0,56 \cdot \frac{U}{B(W-a)} + 28. \quad (8)$$

Aus der Darstellung der Rißspitzenöffnung δ_t , definiert als die Rißöffnung am Schnittpunkt des Rißufers mit einer 45° -Sekante durch die Rißspitze,

in Abhängigkeit von J/R_{eL} in Bild 2.1.1-17 ergibt sich für die CT-Probe der lineare Zusammenhang

$$\delta_t = 0,43 \cdot \frac{J}{R_{eL}}, \quad \text{CT-Probe.} \quad (9)$$

Vergleichsweise zu Gl. (9) wird in Abschnitt 2.1.2, Gl. (4), und in Abschnitt 2.1.3, Gl. (15), für den GW mit vergleichbaren R_{eL} -Wert ein Faktor von 0,44 erhalten.

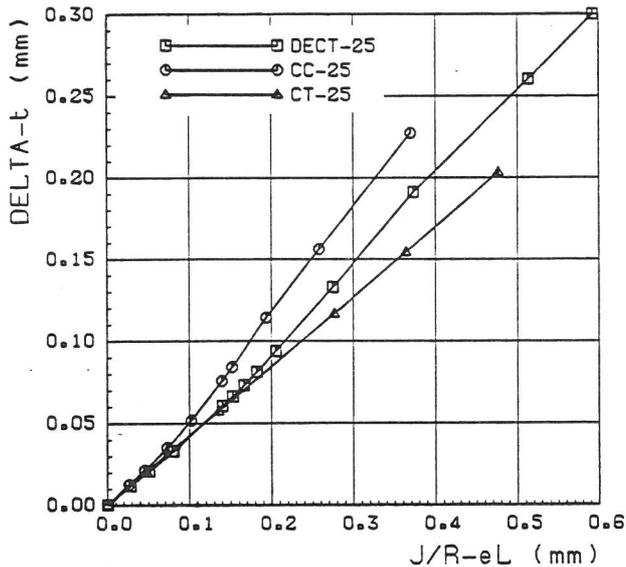


BILD 2.1.1 - 17:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)

Der Zusammenhang zwischen δ_t und J bei der DECT-Probe beginnt bei etwa $J/R_{eL} = 0,16$, das entspricht $J = 80 \text{ N/mm}$, also unterhalb von $J_{gy} = 90 \text{ N/mm}$ von der Geraden für die CT-Probe in Richtung höherer δ_t -Werte abzuweichen und mündet bei $J \approx 150 \text{ N/mm}$ in eine Gerade

$$\delta_t = 0,52 \cdot \frac{J}{R_{eL}} + 0,005, \quad \text{DECT-Probe.} \quad (10)$$

Für die CC-Probe ändert sich die Steigung in Richtung höherer δ_t -Werte gegenüber den Ergebnissen für die beiden anderen Proben bereits bei J -Werten weit unterhalb $J_{gy} \approx 67 \text{ N/mm}$ für die CC-Probe. Der sich wiederum bei höherem J/R_{eL} einstellende lineare Verlauf kann durch

$$\delta_t = 0,61 \cdot \frac{J}{R_{eL}} - 0,012, \quad \text{CC-Probe,} \quad (11)$$

beschrieben werden. Bild 2.1.1-18 zeigt ergänzend zu den Gl. (9) bis (11) die Rißöffnungsprofile der drei Proben im Belastungsbereich $J \approx 160 \text{ N/mm}$.

Materialkennwerte, in der elastisch-plastischen Bruchmechanik beispielsweise J_i oder δ_i für die

Initiierung eines stabilen Anrisses, sind kritische Werte der dazugehörigen Beanspruchungsparameter, die den Spannung-Verzerrung-Zuständen zugeordnet sind, die bei ihrer Ermittlung in der verwendeten Probe sich einstellen. Für die Beurteilung und Sicherung der Übertragbarkeit solcher Kennwerte, z. B. von Proben auf Bauteile, ist neben der Ermittlung der Beanspruchungsparameter in Abhängigkeit der äußeren Belastung auch die Unter-

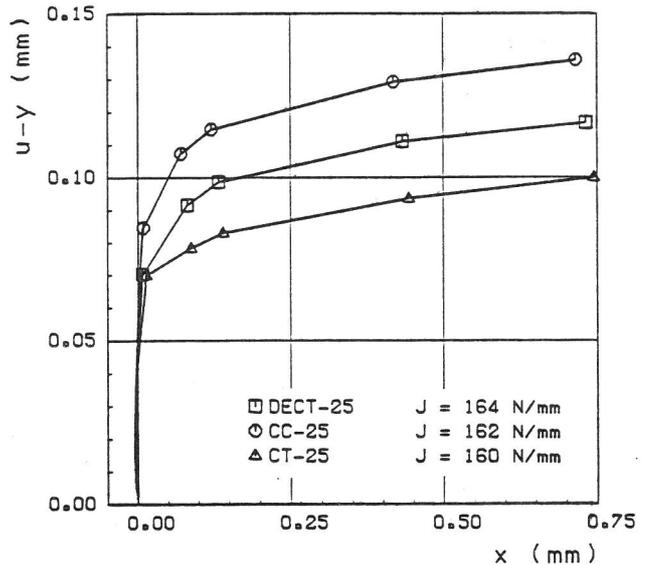


BILD 2.1.1 - 18:
Vergleich der Proben (2D, EVZ)
Rißöffnungsprofil bei $J \approx 160 \text{ N/mm}$

suchung der "lokalen Umstände", d. h. der Spannung-Verzerrung-Zustände am Ort des durch den Materialkennwert gekennzeichneten Vorgangs erforderlich.

Für die Darstellung von Spannungen und Verzerrungen in Abhängigkeit vom Ort und Beanspruchungsparameter bietet der aus der HRR-Theorie /10, 11/ resultierende lokale normierte Beanspruchungsparameter ($r \cdot R_{eL}/J$) den Vorteil einer einparametrischen Beschreibung. In Bezug auf die Unterschiede des Bruchverlaufs im Übergangsbereich vom Spaltbruch zu duktilen Bruchverhalten und der unterschiedlichen Steilheit der Rißwiderstandskurven bei CT- und DECT-Probe auf der einen Seite und der CC-Probe auf der anderen Seite /1, 2/, interessiert zunächst der Vergleich der Spannungszustände in den drei Proben. Dazu zeigt Bild 2.1.1-19 den Mehrachsigsigmasparameter σ_m/σ_v in Abhängigkeit von ($r \cdot R_{eL}/J$) in doppeltlogarithmischer Darstellung. Sowohl das maximal sich einstellende σ_m/σ_v -Verhältnis als auch seine Variationsbreite für jeweils J -Werte bis etwa 160 N/mm und einem r -Be-

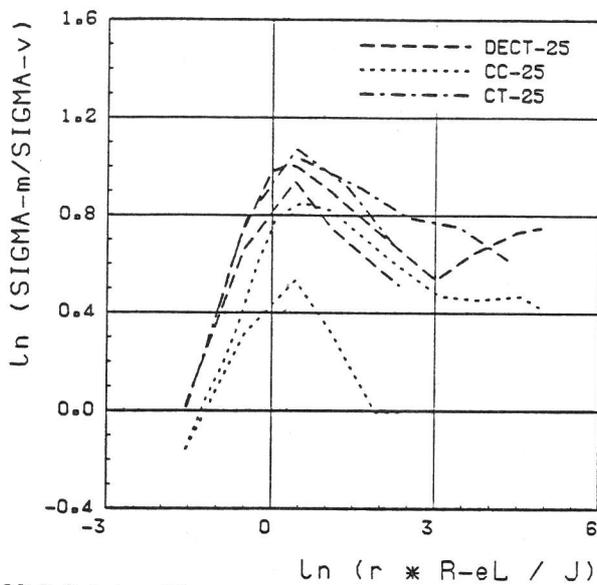


BILD 2.1.1 - 19:
 Proben verschiedener Geometrie
 Theta = 0 Grad (Ligament)
 J < 164 N/mm
 r < 4 mm

reich bis 4 mm von der Rißspitze entfernt sind eindeutig der Probenform zugeordnet. Den Höchstwert und die geringste Variationsbreite im Bereich $0 \leq \ln(r \cdot R_{eL}/J) \leq 3$ wird bei der CT-Probe beobachtet. Der höchste Wert für die DECT-Probe ist etwa 10 % niedriger als der Maximalwert für die CT-Probe, die Variationsbreite in Abhängigkeit von J hat etwa den doppelten Wert im Vergleich zur CT-Probe. Das niedrigste σ_m/σ_v -Niveau mit einem Maximalwert etwa 15 % unter dem Höchstwert der DECT-Probe wird bei der CC-Probe erreicht, außerdem fällt die große Variationsbreite auf. Dazu zeigt Bild 2.1.1-20 am Beispiel für die CC-Probe, daß mit wachsendem J der σ_m/σ_v -Verlauf im Ligament auf niedrigeres Niveau abfällt, also die Variationsbreite durch den örtlichen Abfall von σ_m/σ_v mit steigender Belastung bestimmt wird. Die Darstellung der Verschiebungen u_x der Rißspitzenknoten der DECT- bzw. der CC-Probe und des Randknotens im Ligament der CC-Probe in Abhängigkeit von J in Bild 2.1.1-21 gibt Hinweise über den möglichen Ablauf der Abnahme des Mehrachsigenparameters in beiden Proben. Danach tritt der relativ geringe σ_m/σ_v -Abfall bei der DECT-Probe erst für $J \geq 50$ N/mm ein, weil von da ab die Rißspitze sich in Ligamentsrichtung bewegt. Bei der CC-Probe setzt ein σ_m/σ_v -Abfall in Übereinstimmung mit Bild 2.1.1-20 schon bei $J \geq 20$ N/mm ein, weil bei diesem Wert durch eine stärkere Bewegung des Randknotens ins Ligament als des Rißspitzenknotens aus dem Ligament heraus eine Verkürzung des Ligaments entsteht.

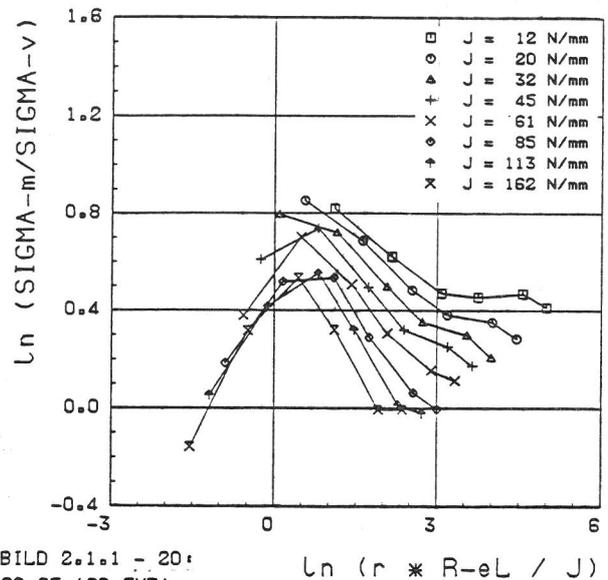


BILD 2.1.1 - 20:
 CC-25 (2D, EVZ)
 Theta = 0 Grad (Ligament)
 r = 0.078...3.88 mm

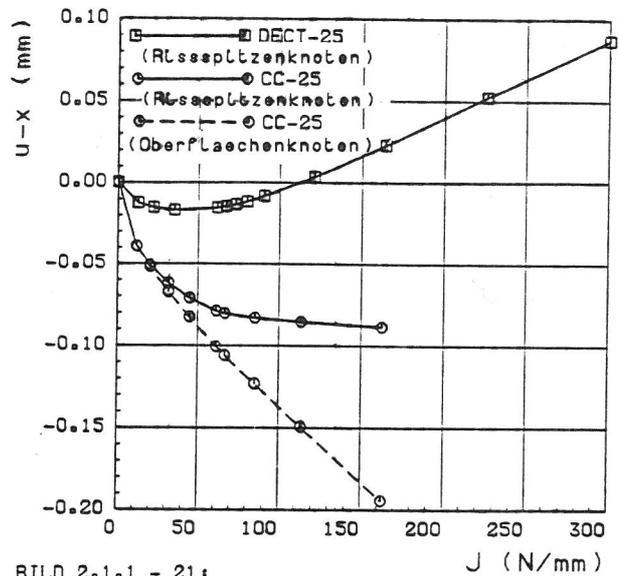


BILD 2.1.1 - 21:
 VERGLEICH DER PROBEN (2D, EVZ)
 u-x (posttiv): Ligamentsrichtung

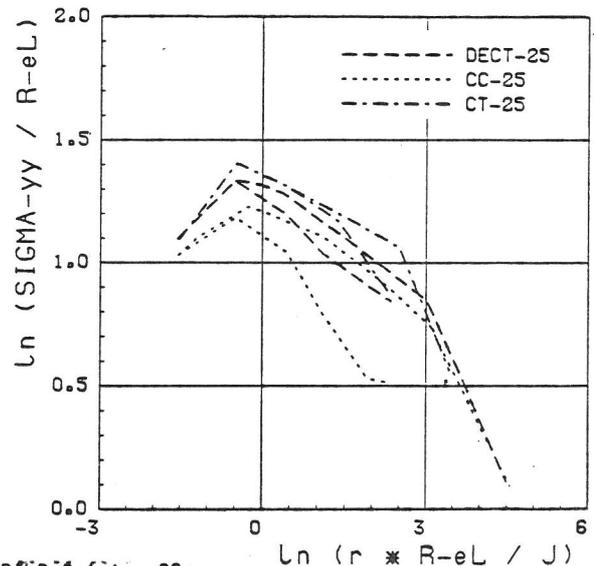


BILD 2.1.1 - 22:
 Proben verschiedener Geometrie
 Theta = 0 Grad (Ligament)
 J < 164 N/mm r < 4 mm

Für die Rißöffnungsspannung σ_{yy} in Abhängigkeit von $(r \cdot R_{eL}/J)$ in Bild 2.1.1-22 stellen sich wieder für die CT-Probe die höchsten Werte mit kleinster Variationsbreite im Bereich $0 \leq \ln(r \cdot R_{eL}/J) \leq 2$ ein. Der größte Wert wird mit $\sigma_{yy}/R_{eL} \approx 4,1$ bei $\ln(r \cdot R_{eL}/J) = -0,5$ erreicht und fällt mit wachsendem J-Niveau kaum ab. Bei der DECT-Probe beträgt der Maximalwert nur noch $\sigma_{yy}/R_{eL} \approx 3,8$, die Variationsbreite ist größer als bei der CT-Probe im Bereich $0 \leq \ln(r \cdot R_{eL}/J) \leq 2$. Für die Kurve der σ_{yy}/R_{eL} -Maximalwerte von CT- und DECT-Probe ergibt sich in der ln-ln-Darstellung ein linearer Abfall im Bereich $0 \leq \ln(r \cdot R_{eL}/J) \leq 3$. Bei der CC-Probe wird ein Maximalwert von $\sigma_{yy}/R_{eL} = 3,4$ erhalten. Für Werte $\ln(r \cdot R_{eL}/J) \leq 0,8$ ist σ_{yy} beispielsweise für die DECT-Probe bei $J_{max} = 164$ N/mm kleiner als für die CC-Probe bei $J_{min} = 12$ N/mm. Bild 2.1.1-22 zeigt eindeutig, daß bei gleichem J-Niveau an der gleichen Stelle r im Ligament beachtlich unterschiedliche Rißöffnungsspannungen σ_{yy} in den drei Proben auftreten können.

Aus den Bildern 2.1.1-19 und 2.1.1-22 geht hervor, daß der Verlauf im Ligament sowohl von σ_m/σ_v als auch von σ_{yy} , dem für den Spaltbruch als maßgebend anzusehenden Beanspruchungsparameter, nur bei der CT-Probe in einem Bereich $0 \leq \ln(r \cdot R_{eL}/J) \leq 1,5$ bis zu $J \approx 160$ N/mm näherungsweise eindeutig beschrieben wird. Bei den beiden anderen Proben, insbesondere bei der CC-Probe, geht die Eindeutigkeit oberhalb niedriger J-Werte, beispielsweise bei $J \geq 20$ N/mm für die CC-Probe (vgl. Bild 2.1.1-20), verloren. In mehreren Untersuchungen /12, 13/ wird darauf hingewiesen, daß das Kriterium für die Mindestabmessungen

$$\left. \begin{array}{l} (W-a) \\ B \end{array} \right\} \gg M \cdot J_{IC}/R_{eL} \quad (12)$$

mit $M = (25 \pm 50)$ für zugbeanspruchte Proben nicht ausreicht. Nach Gl. (12) würde sich mit $(W-a) = 25$ mm und $R_{eL} = 440$ MPa bei der CC-Probe beispielsweise die Zulässigkeit von Prüfungen zwischen J_{IC} von 220 bis 440 N/mm ergeben. Es wird dazu in /12/ vorgeschlagen, bei CC-Proben M auf 200 zu erhöhen. Damit würde sich der prüfbare J_{IC} -Bereich auf $J_{IC} \leq 55$ N/mm reduzieren. Dieser Wert führt nach Bild 2.1.1-20 etwa zu einer Halbierung der Variationsbreite von σ_m/σ_v im Bereich der Maximalwerte für die jeweiligen J-Werte.

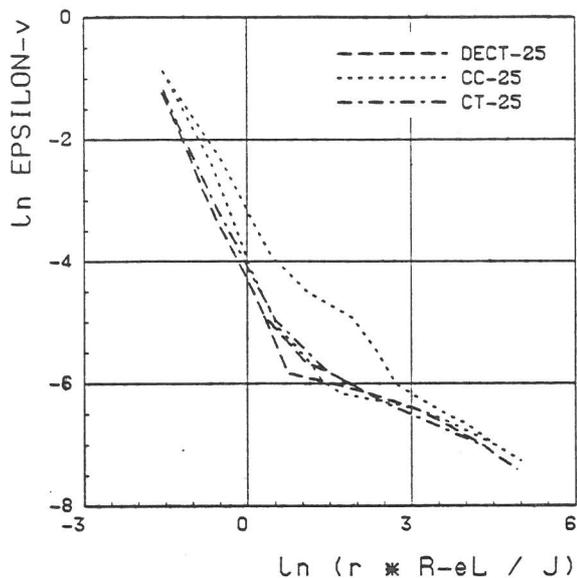


BILD 2.1.1 - 23:
Proben verschiedener Geometrie
Theta = 0 Grad (Ligament)
J < 164 N/mm
r < 4 mm

Der Vergleich der Vergleichsdehnungen ϵ_v im Ligament ($\theta = 0^\circ$) in Abhängigkeit von $(r \cdot R_{eL}/J)$ in Bild 2.1.1-23 zeigt, daß die Ergebnisse für die CT- und die DECT-Probe in einem schmalen Streuband liegen. Der Kurvenverlauf wird in der ln-ln-Darstellung durch zwei Geraden unterschiedlicher Steigung charakterisiert. Für die Gerade im Bereich hoher ϵ_v -Werte beträgt die Steigung

$$m_s = -2,2, \quad (13)$$

für die Gerade im Bereich kleinerer Werte ist

$$m_s = -0,33. \quad (14)$$

Die Geraden treffen im Bereich $\ln(r \cdot R_{eL}/J) \approx 0,5$ zusammen, dort, wo in etwa die σ_m/σ_v -Maxima bei den beiden Proben in Bild 2.1.1-19 auftreten. Bei der CC-Probe wird wieder eine größere Variationsbreite beobachtet, die durch die Anhebung des örtlichen ϵ_v -wertes ($r = \text{konst.}$) mit wachsendem J zustande kommt. Die obere Grenzkurve ($J = 162$ N/mm) geht mit wachsendem Abstand r von der Rißspitze kontinuierlich vom Bereich großer Steigung in den kleiner Steigung über. In Bild 2.1.1-24 wird ϵ_v in Richtung senkrecht zum Ligament ($\theta = 90^\circ$) dargestellt. Für alle Proben ergeben sich lineare Zusammenhänge, die vom J-Niveau unabhängig sind.

Es wurden folgende Steigungen ermittelt:

$$\begin{array}{ll} m_s = -0,94, & \text{CT-Probe} \\ m_s = -0,89, & \text{DECT-Probe} \\ m_s = -0,95, & \text{CC-Probe.} \end{array} \quad (15)$$

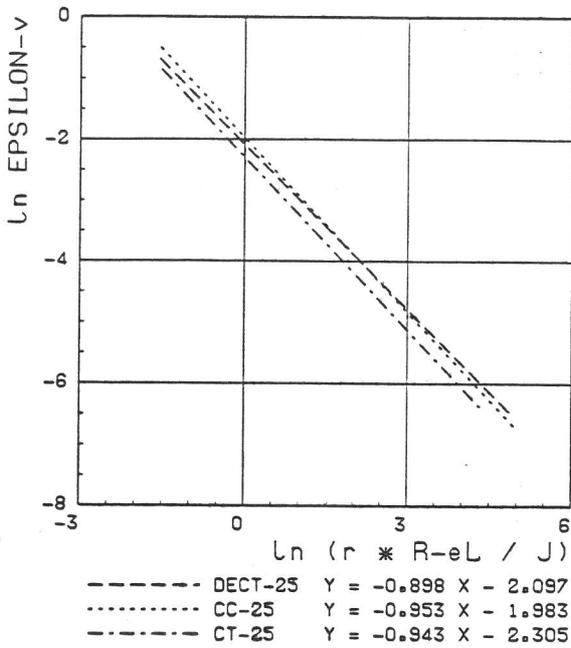


BILD 2.1.1 - 24:
 Proben verschiedener Geometrie
 Theta = 90 Grad
 $J < 164 \text{ N/mm}$
 $r < 4 \text{ mm}$

Aus der Darstellung des Radius der plastischen Zone im Ligament r_y in Abhängigkeit vom Beanspruchungsparameter $(K_I/R_{eL})^2$, wobei K_I nach /5/ bestimmt wurde, geht hervor, daß die Ausbreitung der plastischen Zone mit der Belastung in den drei Proben ähnlich erfolgt, Bild 2.1.1-25. Die Werte für r_y bei Erreichen der plastischen Grenzlast F_{gy}

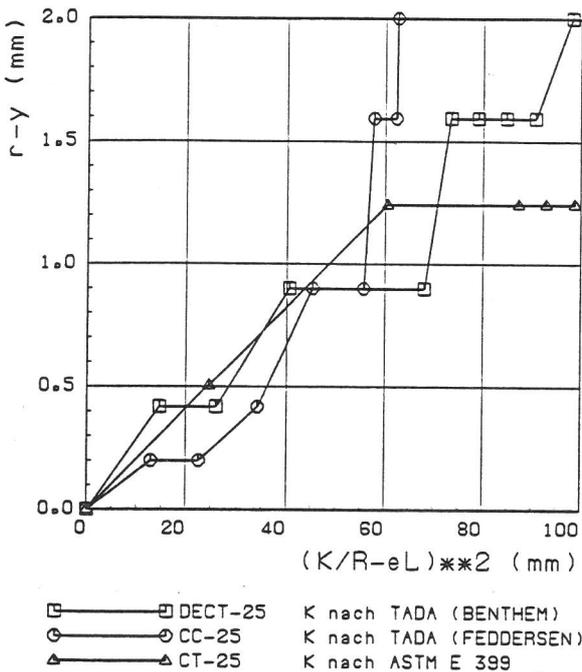


BILD 2.1.1 - 25:
 Vergleich der Proben (2D,EVZ)
 $R-eL = 440 \text{ MPa}$

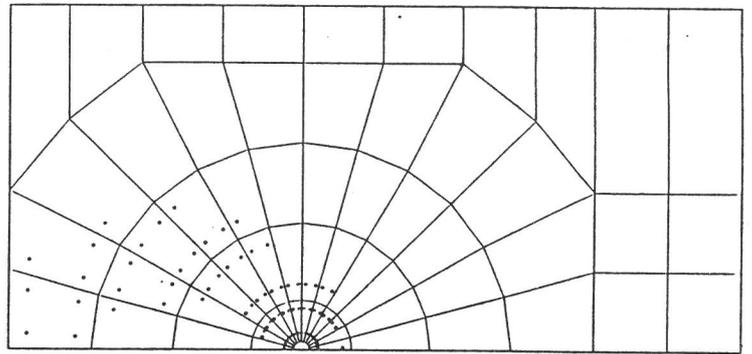


BILD 2.1.1 - 26:
 CT-25 (2D,EVZ)
 PLASTISCHE ZONE
 BEI $F/F-GY = 1.04$

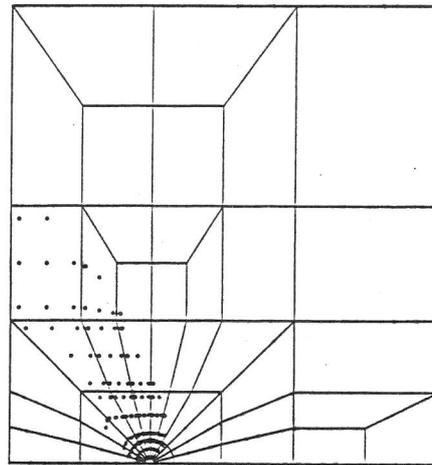


BILD 2.1.1 - 27:
 DECT-25 (2D,EVZ)
 PLASTISCHE ZONE
 BEI $F/F-GY = 1$

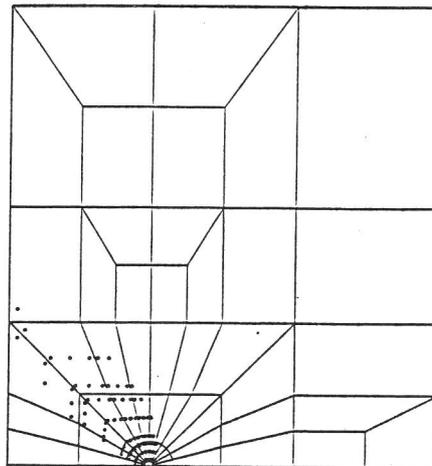


BILD 2.1.1 - 28:
 CC-25 (2D,EVZ)
 PLASTISCHE ZONE
 BEI $F/F-GY = 1$

sind bei der DECT- und der CC-Probe etwa gleich groß mit $r_y \approx 1,6 \text{ mm}$, bei der CT-Probe beträgt $r_y \approx 1,25 \text{ mm}$. Die plastische Zone im Ligament mit $2r_y \approx 3 \text{ mm}$ bleibt damit bis zum Erreichen von F_{gy} klein im Vergleich zur Ligamentlänge $(W-a) = 25 \text{ mm}$. Die Bilder 2.1.1-26, 2.1.1-27 und 2.1.1-28 zeigen dazu die Ausdehnung der plastischen Zonen für die CT-, DECT- und CC-Probe.

Literatur zu 2.1.1:

- /1/ Garwood, S. J.: Effect of Specimen Geometry on Crack Growth Resistance, Fracture Mechanics, ASTM STP 677, Philadelphia, Pa/USA, 1979, 511 - 532.
- /2/ Julisch, P., W. Stadtmüller: Valuation of a Ductile Vessel Rupture by R-Curve Analysis with CT-Specimens and Wide Plate Tests, Trans. 8th SMIRT, Brussel, 1985, Vol. G, Paper G 3/1.
- /3/ ADINA - A Finite Element Program for Automatic Dynamic Incremental Nonlinear Analysis, Rep. AE81-ADINA Eng. Inc. Watertown Ma/USA, 1981.
- /4/ Matzkows, J., R. Boddenberg, F. Kaiser: Programm JINFEM, Postprozessor für das Programm ADINA, Report Hb-18-20, IWiS GmbH, Berlin, Germany, 1985.
- /5/ Tada, J., P. C. Paris, G. R. Irwin: The Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Research Corp., Hellertown, Pa/USA, 1973.
- /6/ Begley, J., J. D. Landes: The J-Integral as a Fracture Criterion, in ASTM STP 514, Philadelphia, Pa/USA, 1972, 1 - 23.
- /7/ Merkle, J. G., H. T. Corten: A J-Integral Analysis for the Compact Tension Specimen Considering Axial Forces as well as Bending Effects, Trans. ASME, J. of Pressure Vessel Technology, 1974, 286 - 292.
- /8/ Rice, J. R., P. C. Paris, J. G. Merkle: Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates, ASTM STP 536, Philadelphia, Pa/USA, 1973, 231 - 245.
- /9/ Mc Meeking, R. M.: Estimates of the J-Integral for Elastic-Plastic Specimens in Large Scale Yielding, Trans. ASME, J of Eng. Mat. Technology, Vol. 106 (1984), 278 - 284.
- /10/ Hutchinson, J. W.: Singular Behaviour at End of Tensile Crack in Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16 (1968), 13 - 31, also: "Plastic Stress and Strain Fields at Crack Tip, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16 (1968), 337 - 347.
- /11/ Rice, J. R., G. F. Rosengren: Plane Strain Deformation Near Crack Tip in Power-Law Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16 (1968), 1 - 12.
- /12/ Mc Meeking, R. M., D. M. Parks: On Criteria for J-Dominance of Crack-Tip Fields in Large-Scale Yielding, ASTM STP 668, Philadelphia, Pa/USA, 1979, 175 - 194.
- /13/ Shih, C. F., M. D. German: Requirements for a One Parameter Characterization of Crack Tip Field by the HRR Singularity, Int. J. Fract., Vol. 17 (1981), 27 - 43.

2.1.2 3D-ANALYSEN VON CT-PROBEN VERSCHIEDENER GRÖSSE

Die Frage des Größeneinflusses auf Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik, wie dem J-Integral und die Rißspitzenöffnung, läßt sich aufgrund werkstoff- und versuchsbedingter Streuung noch nicht eindeutig beantworten; dies gilt insbesondere für Werkstoffe mit duktil-sprödem Übergang. Insbesondere bei kleinen Proben ist ein Größeneinfluß beobachtet worden, der sich in einer Erhöhung der Kennwerte mit abnehmender Probendicke zeigt. Ebenfalls unklar ist es, inwieweit sich der Einfluß auf die Beanspruchungsgrößen J , δ_t erstreckt, zumal wenn man bedenkt, daß ein bestimmter Beanspruchungszustand, z. B. $J = J_i$ bzw. $\delta_t = \delta_i$, den Initiierungswerten für das Einsetzen eines stabilen Rißwachstums, zu unterschiedlichen von der Probengröße abhängigen Plastizierungszuständen gehört. Dies reicht vom kleinplastischen Fließen einer CT 200-Probe bis zum großplastischen Fließen in einer CT 12.5-Probe, bei der die Initiierungswerte erst nach Überschreiten der sogenannten "General-Yield"-Last erreicht werden. Zur Beantwortung dieser Frage wurden dreidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen an CT-Probren der Größen

- CT 12.5 : B = 12.5 mm,
- CT 25 : B = 25 mm,
- CT 100 : B = 100 mm,
- CT 200 : B = 200 mm,
- CT 200 (B/2) : B = 100 mm,

vorgenommen. Die Abmessungen der Proben entsprechen der ASTM-Norm E 399 bis auf die mit CT 200 (B/2) gekennzeichnete Probe, die nur die halbe Normdicke aufwies. In allen Proben wurde ein a/W-Verhältnis von 0,5 eingehalten.

Ein weiterer Aspekt dieser Untersuchung ist die Verdeutlichung des 3D-Verhaltens der Proben, d. h. die Veränderung der Beanspruchungsgrößen über der Probendicke. Damit verknüpft ist die Frage, ob der auf einer ebenen Betrachtungsweise beruhende Beanspruchungsparameter J /1/ auch im räumlichen Fall die Rißspitzensituation eindeutig charakterisieren kann, insbesondere wenn man daran denkt, daß die Bedeutung von J für die Bruchmechanik, wie sie durch die HRR-Theorie /2, 3/ aufgezeigt wird, auf einer nichtlinear elastischen Beschreibung des Materialverhaltens beruht, die FE-Rechnungen dagegen

von einer inkrementellen Plastizitätstheorie ausgehen.

Die dreidimensionalen elastisch-plastischen FE-Analysen von CT-Probren der Größen CT 12.5, CT 25, CT 100, CT 200, CT 200 (B/2) wurden mit dem FE-Programm ADINA /4/ unter Benutzung der v. Mises-schen Fließbedingung bei isotroper Verfestigung auf der CYBER 175 des wissenschaftlichen Rechenzentrums Berlin durchgeführt. Zur J-Integral-Analyse wurde der mit der Methode der virtuellen Rißverlängerung arbeitende Postprozessor JINFEM /5/ benutzt.

Die Elementierung der CT-Probren, basierend auf drei Elementschichten in Dickenrichtung, ist beispielhaft für die CT 25-Probe dem Bild 2.1.2-1 zu entnehmen. Dabei wurde, um die Rißspitzensituation in den einzelnen Probengrößen vergleichbar zu machen, der rißnahe Bereich ($0 < r < 4,3$ mm) jeweils gleich elementiert. Der innerste Elementring hatte dabei einen Radius von 0.1 mm. Aus Symmetriegründen ist nur ein Viertel der Probe elementiert, Löcher und Kerb wurden nicht mitmodelliert. Für die Ermittlung der Variation des Spannung-Verzerrung-Feldes um die Rißspitze wurden jeweils 12 Elemente, im ersten Elementring in kollabierter Form, verwendet. Mit dieser sehr feinen Aufteilung ist es außerdem möglich, die Ausrundung der Rißspitze unter Last, das sogenannte "crack-tip blunting" zu erfassen, sowie die damit einhergehende Ausbildung von Spannungsmaxima.

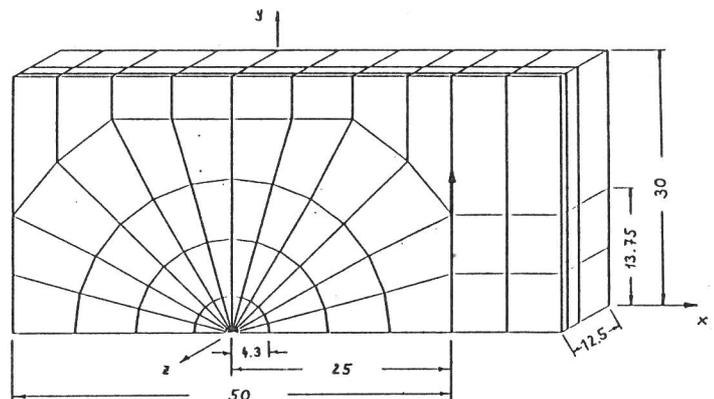


BILD 2.1.2 - 1
CT 25, FE-Netz, Abmessungen in mm, Koordinatensystem, Kraftanleitung, rißspitzennaher Elementring, kollabierete Elemente

Als Elemente wurden isoparametrische Volumenelemente verwendet. Die Anzahl der Knoten sowie der Elemente sind in der folgenden Tabelle aufgelistet:

CT-Proben	Elemente	Knoten	Knoten/Element
12,5	258	1156	14/16
25	258	1204	16
100	330	1508	16
200	330	1508	16
200 (B/2)	330	1508	16

Im ersten Schritt wurde der Größeneinfluß auf das elastische Verhalten in Form einer K-Analyse untersucht. Die Ergebnisse der elastischen FE-Analyse bezüglich der elastischen Compliance, definiert als Quotient aus der Verschiebung in der Lastlinie V_L und der angreifenden Last sind in Tabelle 2.1.2-1 für die verschiedenen Probengrößen aufgelistet. Ein Vergleich mit dem in /6/ angegebenen Wert von $ECB = 37.0$ für $a/W = 0.5$, der dem ebenen Spannungszustand (ESZ) zuzuordnen ist, zeigt, daß die Compliancewerte der 3D-Proben näher am ESZ-Zustand liegen als am ebenen Verzerrungszustand (EVZ) mit $ECB = 37.7$. Darüber hinaus enthält Ta-

Die Rechnungen wurden jeweils bis zur vollständigen Durchplastizierung des Ligamentes durchgeführt. Eine FE-Simulation des stabilen Rißfortschrittes wurde in dieser Analyse nicht vorgenommen. Als Werkstoff diente der 20 MnMoNi 5 5. Im Bereich großer Verzerrungen, d. h. in der Rißspitzenumgebung wurde mit der geometrisch nichtlinearen updated-Lagrangian Formulierung gerechnet.

Tabelle 2.1.2-1

Ergebnisse der elastischen Analyse von CT-Proben verschiedener Größe

CT-PROBEN $\frac{a}{W} = 0.5$	COM-PLIANCE	SPANNUN-GEN	VERSCHIE-BUNGEN (pl.strain)	ENERG.-FREI-SETZ.-RATE (pl. strain)
	ECB	$\frac{K_I B \sqrt{W}}{F}$	$\frac{K_I B \sqrt{W}}{F}$	$\frac{K_I B \sqrt{W}}{F}$
A S T M	37.00	9.66		
max. Wert CT 12.5	36.82	9.69	10.68	10.32
Mittelwert		9.10	10.04	9.62
max. Wert CT 25	35.62	10.63	10.55	10.26
Mittelwert		10.18	10.16	9.94
max. Wert CT 100	35.65	11.03	10.68	10.31
Mittelwert		10.60	10.25	9.97
max. Wert CT 200 (B/2)	37.30	11.21	10.76	10.62
Mittelwert		10.61	10.16	9.57
max. Wert CT 200	36.89	11.22	10.79	10.30
Mittelwert		10.42	9.96	9.63

belle 2.1.2-1 einen Vergleich der aus Spannungen, Verschiebungen und der Energiefreisetzungsrate gewonnenen Spannungsintensitätsfaktoren in Probenmitte ($z = 0$) als Maximalwerte und über die Probendicke gemittelte Werte mit dem in /7/ angegebenen. Von den mit Hilfe der Energiefreisetzungsrate unter der Voraussetzung des EVZ-Zustandes längs der Rißfront berechneten K_I -Faktoren weicht der Maximalwert um 7 % und der Mittelwert um ca. 2 % ab. Dabei zeigen die Standardproben keinen Größeneinfluß (Bild 2.1.2-2); während die CT 200-Probe mit halber Dicke dagegen einen 11 % größeren K_I -Wert in Probenmitte verbunden mit einem zum Probenrand hin stärkeren Abfall des K_I -Wertes aufweist.

Bei der elastisch-plastischen 3D-FE-Analyse wurden die folgenden zum vollständigen Durchplastizieren des Ligamentes notwendigen Kräfte F_{gy} sowie die dazugehörigen Constraint-Faktoren L ermittelt:

CT-Proben	F_{gy} in kN	F_0 in kN /8/	L
12.5	16.4	16.24	1.47
25	65	64.94	1.46
100	1050	1039	1.47
200	4200*	4156	1.47
200 (B/2)	1896	2078	1.33

*) geschätzt

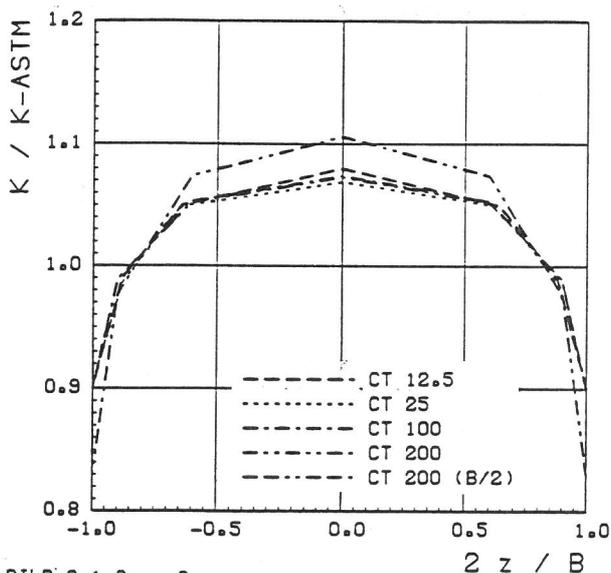


BILD 2.1.2 - 2

CT-Proben
 K_I - Verteilung normiert mit K_I nach
 ASTM E 399 - 81 ueber der Probendicke

Zum Vergleich sind die in /8/ für den EVZ-Zustand vorgeschlagenen plastischen Grenzlasten F_0 eingetragen. Für die Normproben ergibt die EVZ-Abschätzung eine Übereinstimmung mit den F_{gy} -Werten der 3D-FE-Rechnungen. Der F_{gy} -Wert der CT 200 (B/2)-Probe wird um ca. 10 % überschätzt.

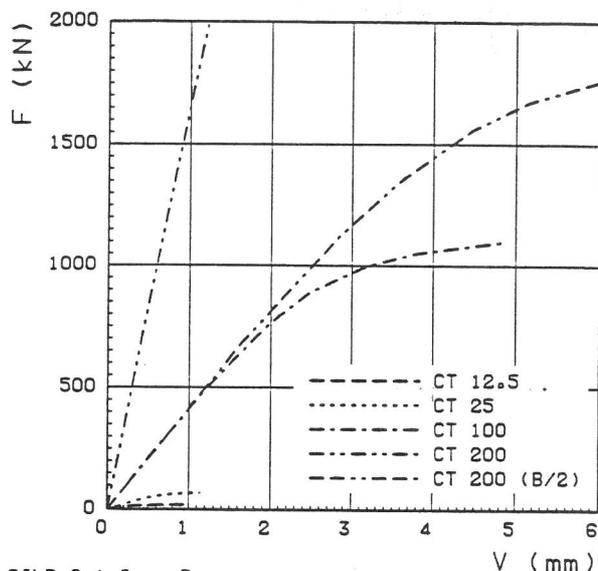


BILD 2.1.2 - 3

CT-Proben
 Last-Verschiebungskurven
 Verschiebung V ln Probenmitte ($z = 0.0$)

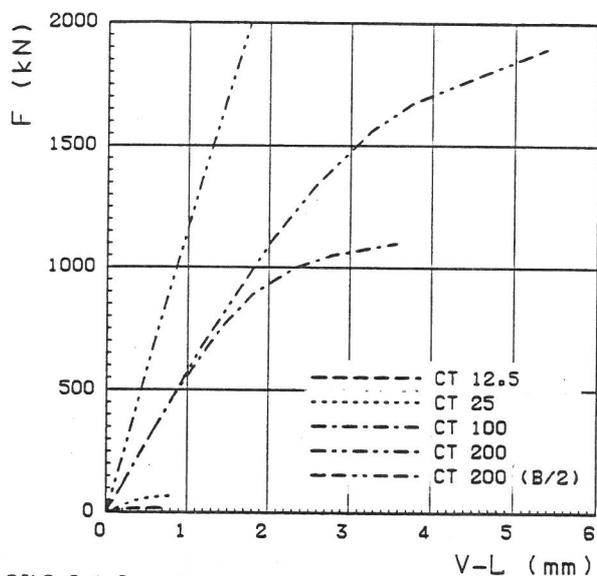


BILD 2.1.2 - 4

CT-Proben
 Last-Verschiebungskurven
 Verschiebung V-L ln Probenmitte ($z = 0.0$)

Die Bilder 2.1.2-3 und 2.1.2-4 zeigen die Last-Verschiebungskurven der fünf untersuchten CT-Proben in bezug auf die Verschiebung des Rißufers am Probenrand (V) bzw. in der Wirkungslinie der Last-einleitung (V_L) jeweils in der Probenmitte ($z = 0.0$) ermittelt. Durch eine geeignete Normierung der Last F auf die plastische Grenzlast F_{gy} sowie der Verschiebung V_L auf die Rißlänge a lassen sich die unterschiedlichen Kurven auf eine einzige zurückführen, s. Bild 2.1.2-5, d. h. bei bekannter plastischer Grenzlast und Rißlänge ist es mit Hilfe dieser Kurve möglich, die Last-Verschiebungskurve einer CT-Probe beliebiger Größe zu konstruieren. Für diese "master"-Kurve konnte der folgende analytische Zusammenhang gefunden werden:

$$V_L = V_{Le1} + V_{Lp1}, \quad V_{Le1} = \frac{V_2 \left(\frac{a}{W}\right)}{BE'} F \quad (\text{nach /7/}),$$

$$V_{Lp1} = \lambda_V \left(\frac{F}{F_{gy}}\right)^n = \begin{cases} 0.00311 \left(\frac{F}{F_{gy}}\right)^{1.821} & \text{für } 0.00 < \frac{F}{F_{gy}} < 0.75 \\ 0.00116 \left(\frac{F}{F_{gy}}\right)^{6.948} & \text{für } 0.75 < \frac{F}{F_{gy}} < 1.0 \end{cases} \quad (1)$$

Es muß an dieser Stelle betont werden, daß der in (1) vorliegende analytische Zusammenhang nur für die in der FE-Rechnung benutzte Fließkurve sowie für das a/W-Verhältnis von 0.5 gilt.

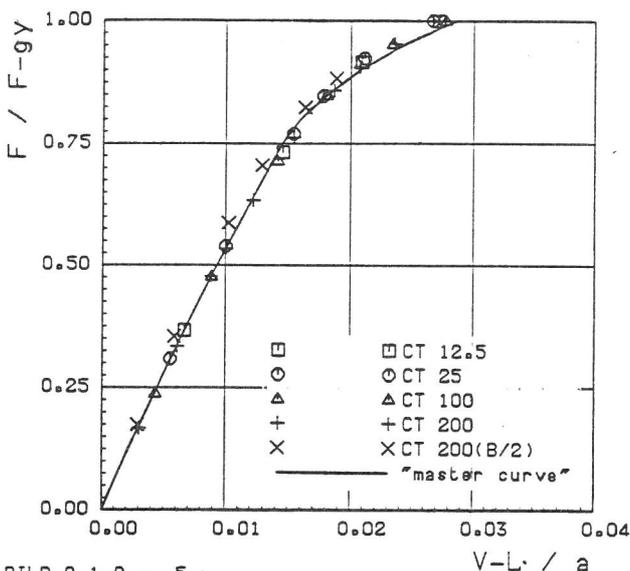


BILD 2.1.2 - 5
CT-Proben
Last-Verschlebungskurven (normiert)
Verschiebung V-L in Probenmitte (z = 0.0)

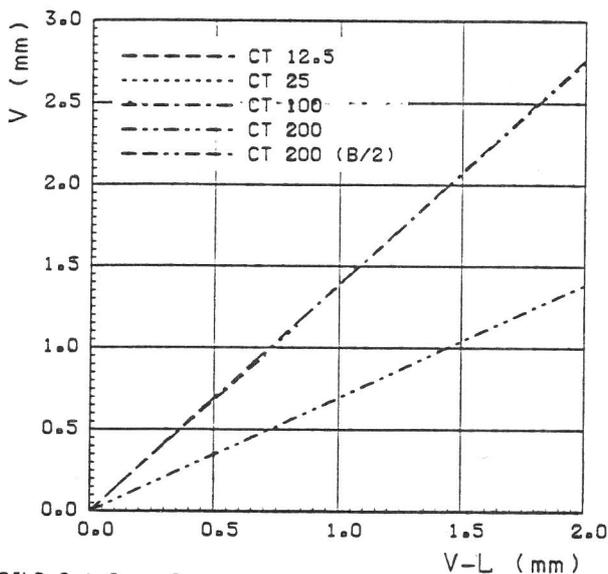


BILD 2.1.2 - 6
CT-Proben
Probenmitte (z = 0.0)

Bild 2.1.2-6 zeigt den für alle Proben linearen Zusammenhang zwischen der Verschiebung am Probenrand und der an der Stelle der Krafteinleitung mit

$$\begin{aligned} V &= 1.38 V_L \\ \text{bzw.} \quad V &= 0.69 V_L \end{aligned} \quad (2)$$

für die Probe halber Dicke.

In den Bildern 2.1.2-7 bis 2.1.2-9 ist der Zusammenhang zwischen der über die Probendicke gemittelten Beanspruchungsgröße J und der Last F, dem Lastverhältnis F/F_{gy} sowie der Rißöffnung V_L dargestellt. Durch Normierung von J auf die Streckgrenze R_{eL} und die Ligamentabmessung W-a sowie von F auf die plastische Grenzlast F_{gy} erhält man sowohl für den über die Probendicke gemittelten Wert J (Bild 2.1.2-10a) als auch für den Maximalwert von J in Probenmitte (Bild 2.1.2-10b) von der Probengröße unabhängige Ergebnisse, so daß mit der für eine Probengröße ermittelten J-Last-Beziehung die entsprechenden Beziehungen für andere Probengrößen abgeleitet werden können.

Mit einem Ansatz entsprechend dem "Engineering Approach" /8/

$$J = J_{e1} + J_{p1}, \quad J_{e1} = \frac{aF_1 \left(\frac{a}{W}\right)^2}{B W^2 E'} F^2 \quad (\text{nach /7/})$$

$$J_{p1} = \lambda_J \left(\frac{F}{F_{gy}}\right)^{n+1} R_{eL} (W-a) = \begin{cases} 0.00115 \left(\frac{F}{F_{gy}}\right)^{2.874} & \text{für } 0.0 < F/F_{gy} < 0.8 \\ 0.00477 \left(\frac{F}{F_{gy}}\right)^{8.874} & \text{für } 0.8 < F/F_{gy} < 1.0 \end{cases} \quad (3)$$

läßt sich die J-Last-Beziehung durch einen wieder bereichsweise angesetzten Potenzsatz für den plastischen Anteil des J-Integrals beschreiben. Die Zahlenwerte des Ansatzes (3), die nach /8/ von der Fließkurve und dem a/W-Verhältnis abhängen, sind für den Mittelwert des J-Integrals bestimmt worden. Das Bild 2.1.2-11 weist aus, daß der Maximalwert des J-Integrals im gesamten Lastbereich um ca. 20 % liegt als der Mittelwert. Bei der CT 200(B/2)-Probe wächst der Maximalwert bei hohen Beanspruchungen (J > 400 N/mm) stärker an.

Für die Rißspitzenöffnung δ_t in Probenmitte (z = 0.0) wurde für alle Proben der gleiche lineare Zusammenhang

$$\delta_t = 0.44 \frac{J}{R_{eL}}, \quad (4)$$

s. Bild 2.1.2-12, festgestellt wie er auch auf der Grundlage der HRR-Lösung in /9/ abgeleitet wird. In /8/ wird der Proportionalitätsfaktor in Gl. (4) für die Ramberg-Osgood Parameter $\alpha = 3.04$ und n = 5 im Fall des EVZ-Zustand mit 0.3936 und für den ESZ-Zustand mit 0.5977 angegeben.

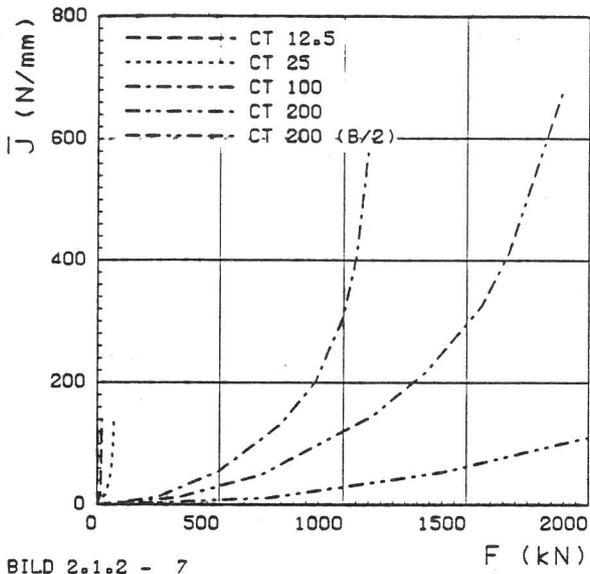


BILD 2.1.2 - 7
CT-Proben
J-Integral (Mittelwert)

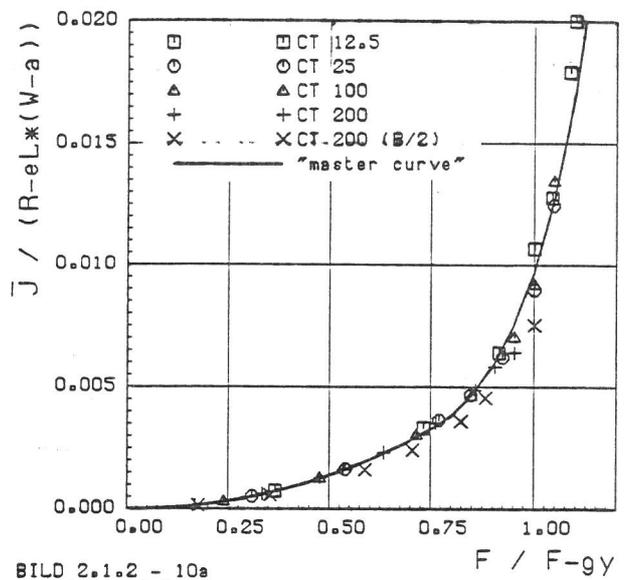


BILD 2.1.2 - 10a
CT-Proben
J-Integral (Mittelwert)

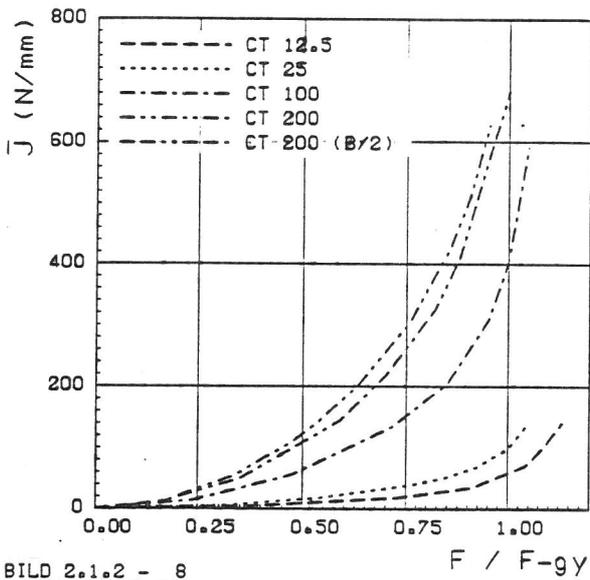


BILD 2.1.2 - 8
CT-Proben
J-Integral (Mittelwert)

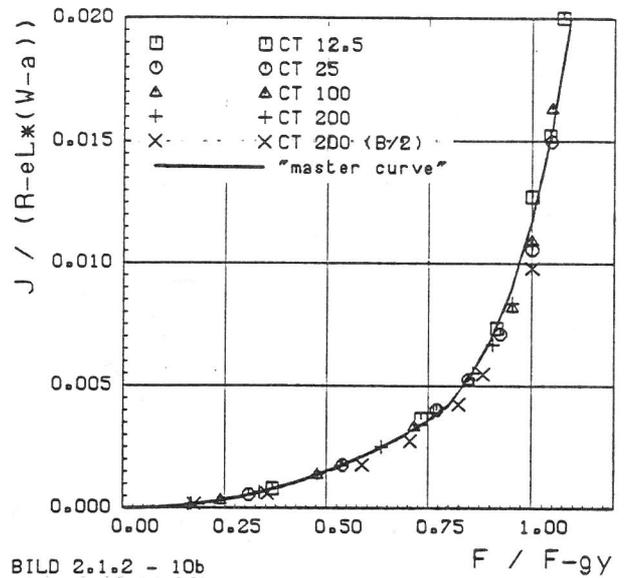


BILD 2.1.2 - 10b
CT-Proben
J-Integral in Mittleebene (z = 0.0)

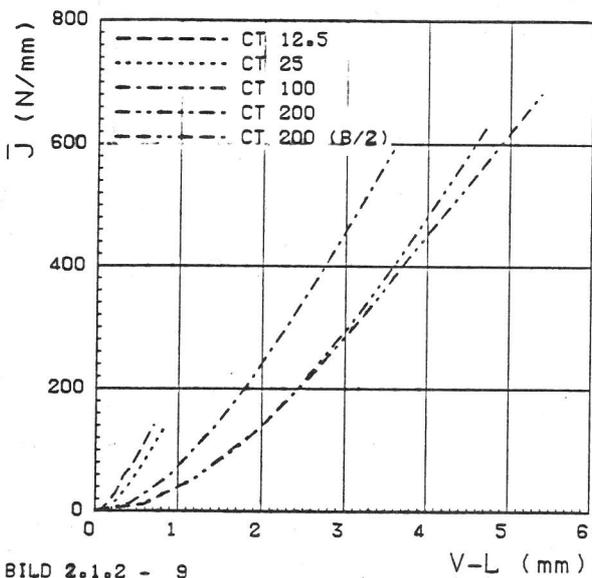


BILD 2.1.2 - 9
CT-Proben
J-Integral (Mittelwert)
Verschleibung V-L in Probenmitte (z = 0.0)

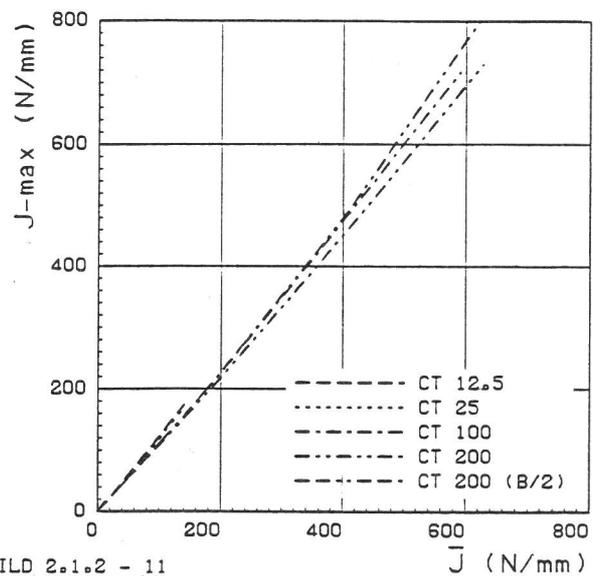


BILD 2.1.2 - 11
CT-Proben
J : J-Integral (Mittelwert)
J-max : J-Integral in Probenmitte (z = 0.0)

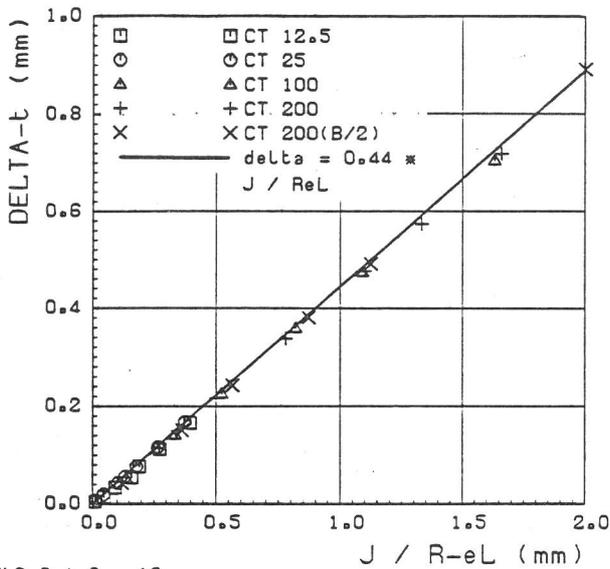


BILD 2.1.2 - 12
CT-Proben
J-Integral, Rlssspitzenoeffnung
In Probenmitte (z = 0.0)

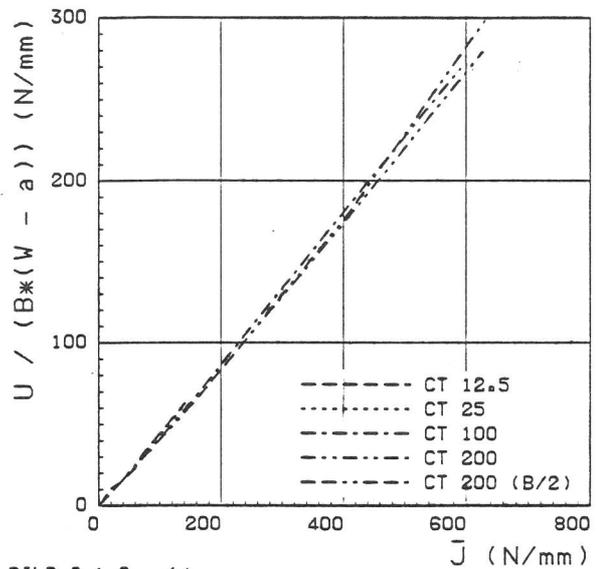


BILD 2.1.2 - 14
CT-Proben
Normierte Formänderungsenergie In
Abhängigkeit vom J-Integral (Mittelwert)

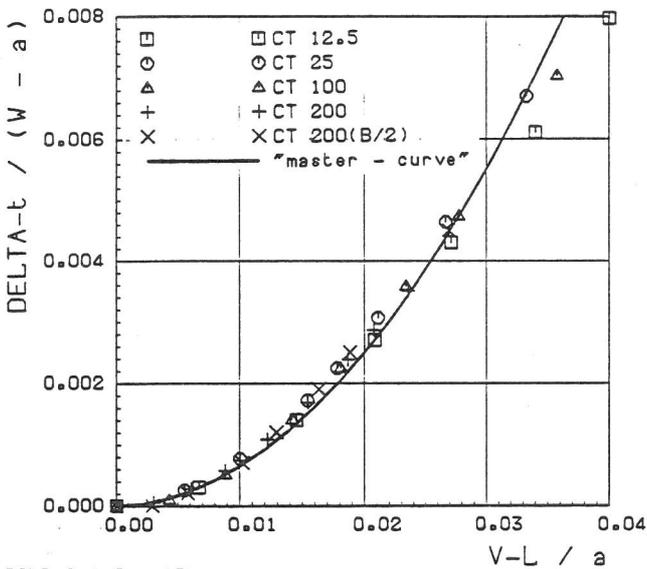


BILD 2.1.2 - 13
CT-Proben
Normierte Rlssspitzenoeffnung In Abhängigkeit
von der normierten Rlssöffnung In der Lastlinie,
Probenmitte (z = 0.0)

Der Zusammenhang zwischen der auf die Ligamentabmessung $W-a$ bezogenen Rißspitzenöffnung δ_t und der auf die Rißlänge a normierten Rißöffnung in der Lastlinie V_L wird, wie Bild 2.1.2-13 darstellt, durch den Ansatz

$$\frac{\delta_t}{W-a} = 5.132 \left(\frac{V_L}{a} \right)^{1.950} \quad (5)$$

hinreichend genau wiedergegeben.

Bild 2.1.2-14 zeigt die auf das Ligament $W-a$ und die Probendicke bezogene Formänderungsenergie U (Fläche unter der Last-Verschiebungskurve) in Abhängigkeit vom Mittelwert des J-Integrals. Das

Bild weist einen bis zu hohen J-Werten linearen Zusammenhang in der Form

$$J = 2.27 \frac{U}{B(W-a)} \quad (6)$$

aus. Der Faktor 2,27 steht dabei in guter Obereinstimmung zu dem in /6/ mit 2,265 für $a/W = 0.5$ angegebenen Wert. Die Bilder 2.1.2-15a,b stellen die Abhängigkeit der auf die Ligamentabmessung $W-a$ und die Probenbreite B bezogene Formänderungsenergie U vom Lastverhältnis F/F_{gy} und der Verschiebung V_L dar.

Im Folgenden werden Spannungs-Verzerrungs-Zustände diskutiert, die sich bei einer Beanspruchung von $J \sim 140$ N/mm in den Proben einstellen. Diese Beanspruchung wurde deshalb gewählt, weil sie dem Initiierungswert J_i für stabiles Rißwachstum des untersuchten Werkstoffs entspricht. In den Proben findet man zu diesem J-Wert unterschiedliche Plastizierungszustände, die von einem F/F_{gy} -Verhältnis von 1,13 bei der CT 12,5-Probe bis zu 0,53 bei der CT 200-Probe reichen. Das Verhalten der CT-Proben bei anderen Beanspruchungshöhen ist in /10/, /11/ und /12/ diskutiert worden.

Die Rißspitzen-situationen der verschiedenen CT-Proben, charakterisiert z. B. durch die Verteilung der Rißöffnungsspannung σ_{yy} vor der Rißspitze im Ligament ($\theta = 0$) in der Probenmittenebene ($z = 0.0$), korrelieren mit J wie es das Bild 2.1.2-16a für eine Beanspruchung von $J \sim 140$ N/mm dokumentiert. Das Spannungsmaximum erreicht bei allen

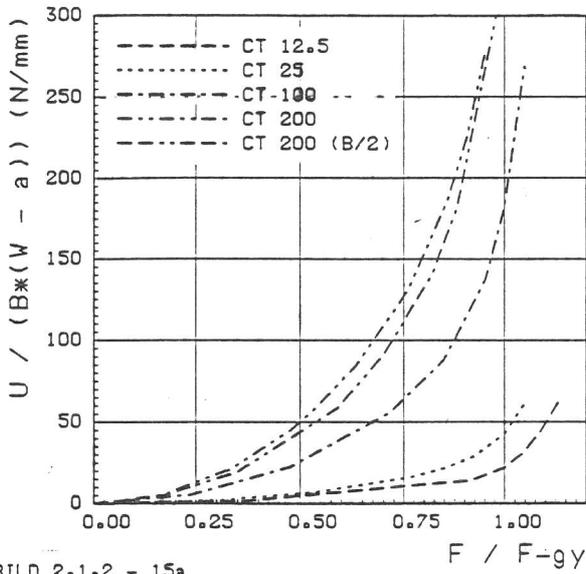


BILD 2.1.2 - 15a

CT-Proben

Normierte Formaenderungsenergie ueber der normierten Last

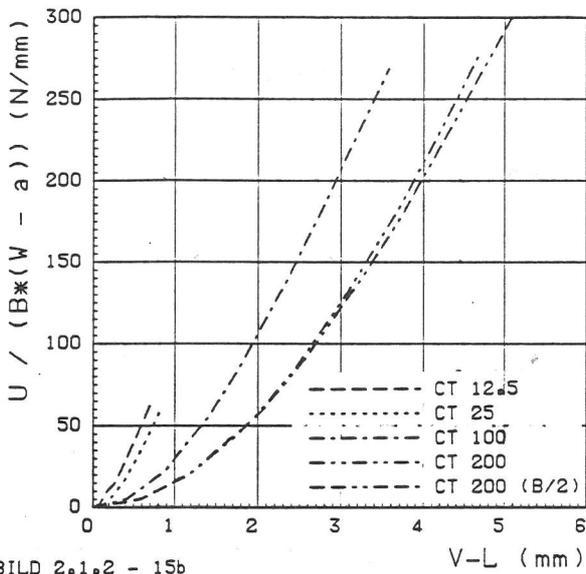


BILD 2.1.2 - 15b

CT-Proben

Normierte Formaenderungsenergie ueber Verschiebung V-L in Probenmitte (z = 0.0)

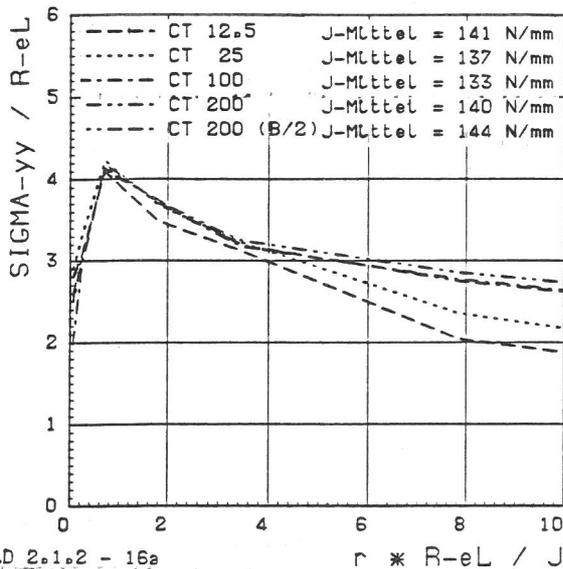


BILD 2.1.2 - 16a

CT-Proben

Risoeffnungsspannungen im Ligament (@ = 0°) Probenmitte (z = 0.0)

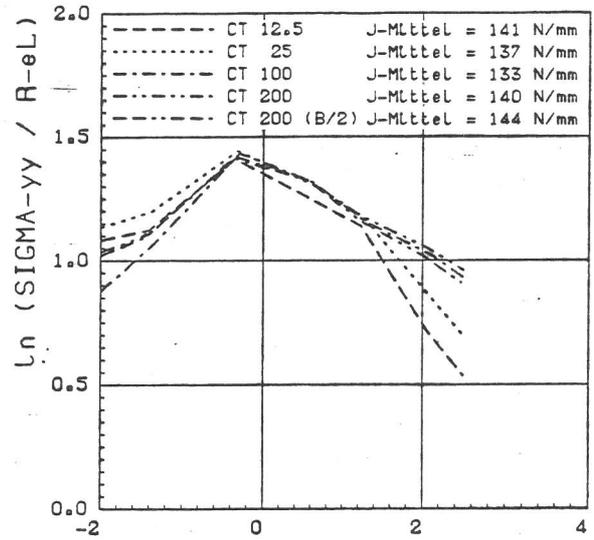


BILD 2.1.2 - 16b

CT-Proben

Risoeffnungsspannungen im Ligament (@ = 0°) Probenmitte (z = 0.0)

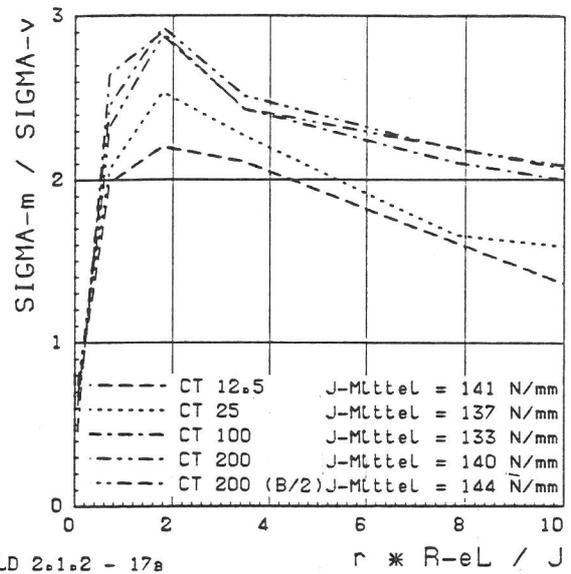


BILD 2.1.2 - 17a

CT-Proben

Verteilung des Mehrachsigtigkeitsgrades im Ligament (@ = 0°), Probenmitte (z = 0.0)

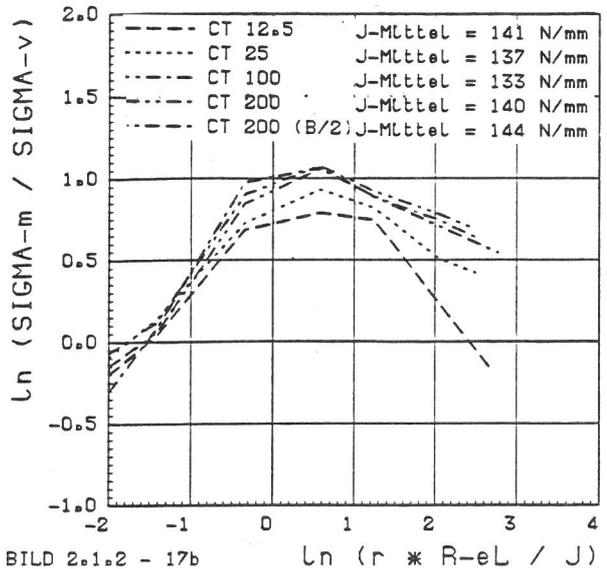


BILD 2.1.2 - 17b

CT-Proben

Verteilung des Mehrachsigtigkeitsgrades im Ligament (@ = 0°), Probenmitte (z = 0.0)

Proben das (4.1 ... 4.2)-fache der Streckgrenze R_{eL} und liegt im Abstand von $2 \delta_t$ vor der Rißspitze. Der Zusammenhang zwischen J/R_{eL} und δ_t ist durch Gl. (4) gegeben. Im Bereich zwischen $2 \delta_t$ und $9 \delta_t$ zeigen die Rißöffnungsspannungen in allen Proben den gleichen Abfall, ab $9 \delta_t$ ist er in den kleinen Proben stärker. Die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes im Ligament ausgedrückt durch den Quotienten σ_m/σ_v zeigt qualitativ den gleichen Verlauf wie die Rißöffnungsspannung (Bild 2.1.2-17a), allerdings liegt das Maximum dieses Quotienten mit $r \sim 4 \delta_t$ weiter von der Rißspitze entfernt. Auffallend ist auch, daß die großen Proben einen deutlich höheren Maximalwert von $\sigma_m/\sigma_v \sim 2.9$ annehmen als die beiden kleinen Proben (CT 12.5, CT 25).

In den Bildern 2.1.2-18a und 2.1.2-19a ist die Verteilung der Vergleichsdehnung für das Ligament, $\theta = 0$, sowie unter einem Winkel von $\theta = 90^\circ$ zum Ligament dargestellt, jeweils in Probenmitte. Dabei zeichnen sich die kleinen Proben (CT 12.5, CT 25) im Ligament durch besonders hohe Vergleichsdehnungen ($\epsilon_v > 50\%$) an der Rißspitze aus, allerdings ist zu bedenken, daß bei der CT 12.5 das Rißspitzenelement mit nur 14 Knoten - es fehlt der Mittenknoten der kollabierten Seite - nicht optimal ist. Für Abstände von der Rißspitze größer als $2 \delta_t$ fallen die Vergleichsdehnungen unter 5% und der Probeneinfluß verschwindet völlig. Direkt an der Rißspitze, d. h. im 1. Integrationspunkt ($r = 0.02 \text{ mm}$), hat die Verringerung der Probendicke (CT 200 (B/2)) eine Erhöhung von ca. 25% gegenüber der Normprobe (CT 200) und von ca. 50% gegenüber der Normprobe gleicher Dicke (CT 100) zur Folge. Die Tendenz, daß die kleineren Proben an der Rißspitze die größeren Vergleichsdehnungen liefern, drückt sich auch in der unter einem Winkel $\theta = 90^\circ$ gegenüber dem Ligament dargestellten Verteilung in Bild 2.1.2-19a aus. Unter diesem gegenüber der Ausgangsstruktur gemessenen Winkel sind die Vergleichsdehnungen um mehr als den Faktor 2 größer als im Ligament. In einem Abstand von $1.5 \delta_t$ von der Rißspitze sind keine Unterschiede mehr zwischen den Proben festzustellen. Parallel zu den Bildern 2.1.2-16a - 2.1.2-19a ist in den Bildern 2.1.2-16b - 2.1.2-19b der gleiche Sachverhalt in doppelt-logarithmischer Auftragung dargestellt. Diese Art der Darstellung vermittelt einen Einblick, inwieweit die HRR-Lösung zur Beschreibung des Rißspitzengeschehens herangezogen werden kann.

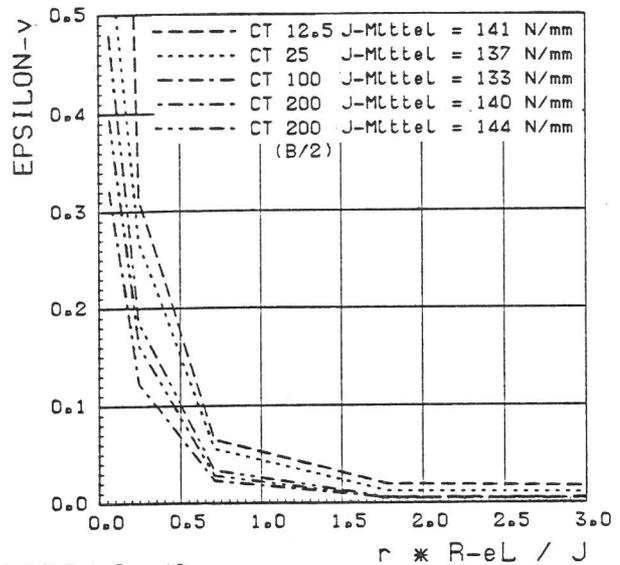


BILD 2.1.2 - 18a
CT-Proben
Vergleichsdehnung im Ligament ($\theta = 0^\circ$)
Probenmitte ($z = 0.0$)

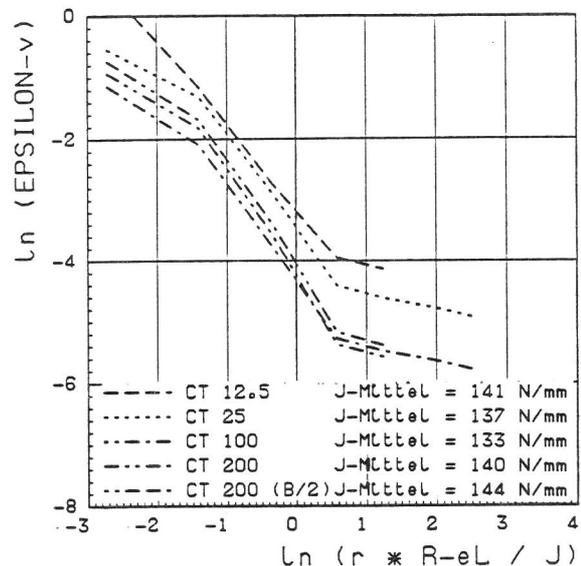


BILD 2.1.2 - 18b
CT-Proben
Vergleichsdehnung im Ligament ($\theta = 0^\circ$)
Probenmitte ($z = 0.0$)

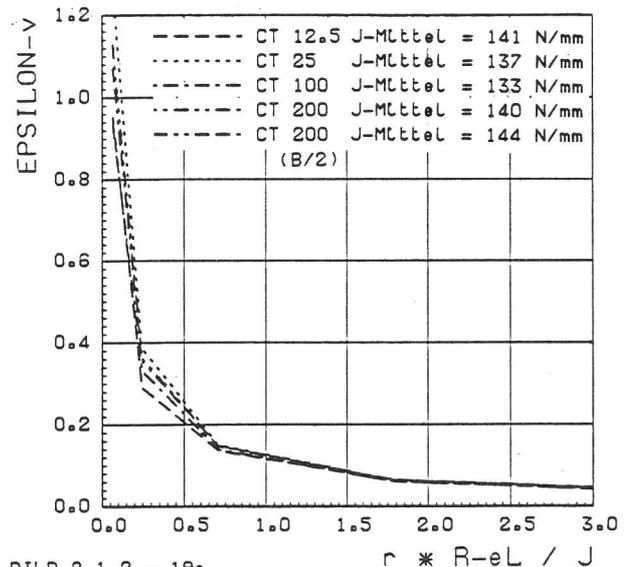


BILD 2.1.2 - 19a
CT-Proben
Vergleichsdehnung unter $\theta = 90^\circ$ zum Ligament,
Probenmitte ($z = 0.0$)

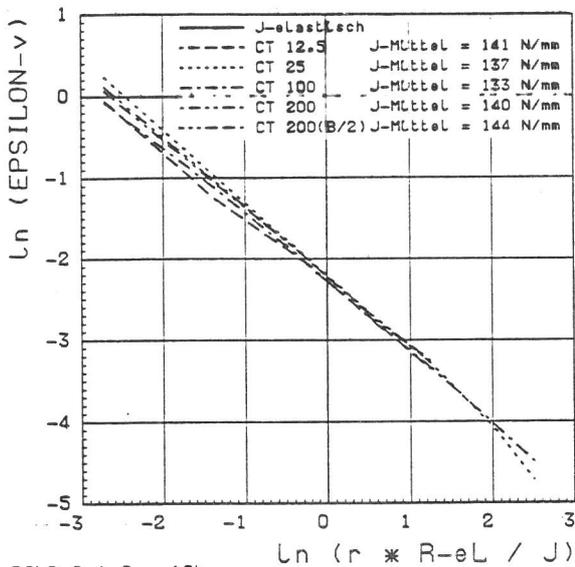


BILD 2.1.2 - 19b

CT-Proben

Vergleichsdehnung unter $\Theta = 90^\circ$ zum Ligament, Probenmitte ($z = 0.0$)

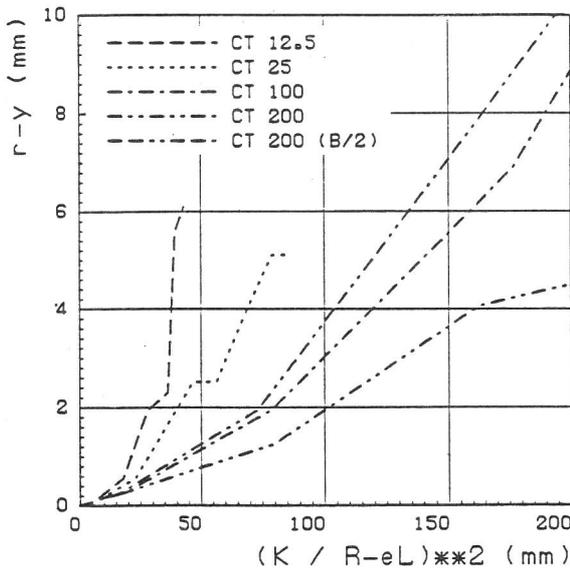


BILD 2.1.2 - 20a

CT-Proben

Radius der plastischen Zone in Abhängigkeit vom K-Faktor in Probenmitte ($z = 0.0$)

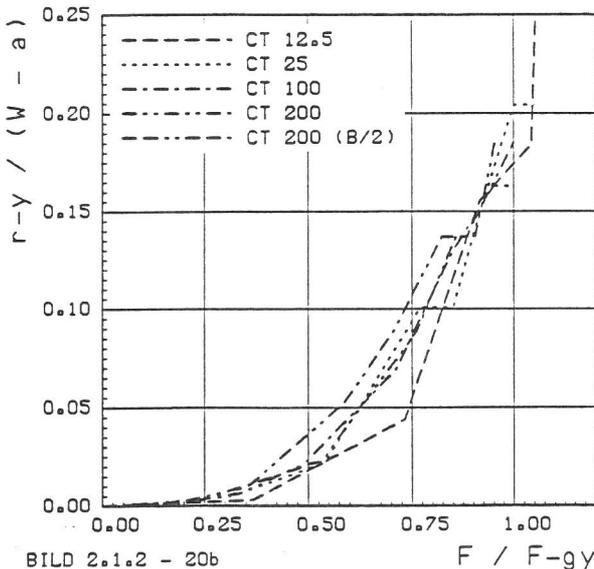


BILD 2.1.2 - 20b

CT-Proben

Radius der plastischen Zone in Abhängigkeit von der Last in Probenmitte ($z = 0.0$)

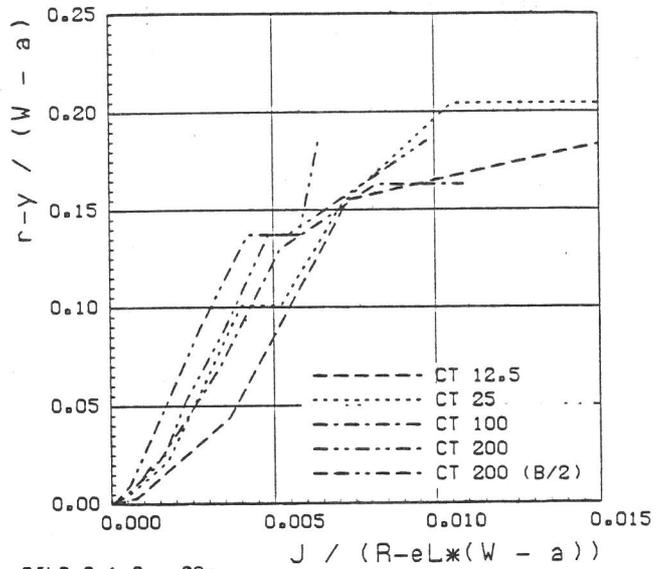


BILD 2.1.2 - 20c

CT-Proben

Radius der plastischen Zone in Abhängigkeit vom J-Integral in Probenmitte ($z = 0.0$)

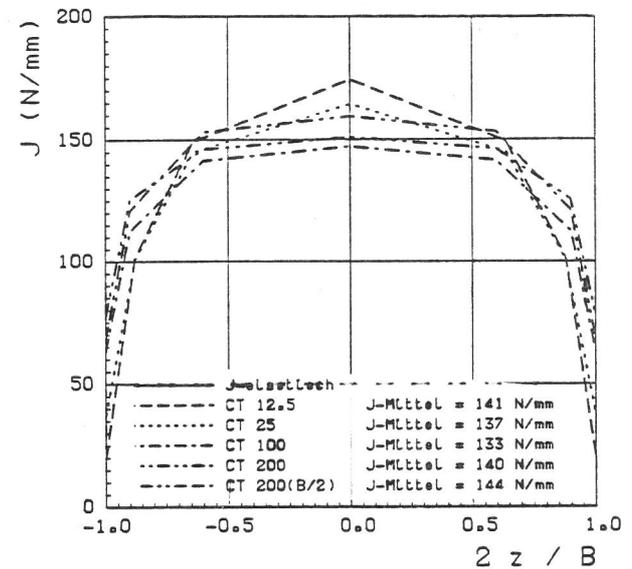


BILD 2.1.2 - 21

CT-Proben

J-Integral ueber Probendicke

Die Bilder 2.1.2-20a,b,c zeigen das Anwachsen der plastischen Zone in Abhängigkeit vom K-Faktor, dem Lastverhältnis F/F_{gy} und dem J-Integral. In den Bildern 2.1.2-21 und 2.1.2-22 ist die Variation des J-Integrals über der Probendicke, d. h. längs der Rißfront dargestellt. Dabei fällt auf, daß die kleinen Proben (CT 12.5, CT 25) in Probenmitte eine Abweichung des J-Wertes zum Mittelwert von ca. 22 % aufweisen, während die Abweichung bei den großen Proben nur 10 % beträgt; dafür sind die J-Werte der kleinen Proben am Probenrand wesentlich niedriger. Zum Vergleich ist in Bild 2.1.2-22 die aus der K-Faktor-Verteilung ermittelte elastische J-Verteilung eingetragen.

Die Verteilung der Rißspitzenöffnung δ_t längs der

Rißfront ist in den Bildern 2.1.2-23 und 2.1.2-24 dargestellt. Hierbei ist $\delta_t(0)$ der Maximalwert der Rißspitzenöffnung in Probenmitte. Dabei zeigt δ_t , wie es aufgrund der Beziehung (4) zu erwarten ist, den gleichen qualitativen Verlauf entlang der Rißfront wie J , d. h. falls das J -Integral als elastisch-plastisches Bruchkriterium dienen kann, so gilt dies für δ_t in gleicher Weise. Dabei ist bei kleinen Probengrößen (CT 12.5, CT 25) eine stärkere Krümmung der Rißufer zu beobachten.

Die Bilder 2.1.2-25a,b,c zeigen den Verlauf der Rißöffnungsspannung längs der Rißfront in den Abständen 0.02 mm, 0.08 mm und 0.23 mm von der Rißspitze. Deutlich sind die auf dem aus rechen-technischen Gründen - zur Herabsetzung der Zahl der Freiheitsgrade - erfolgte Weglassen der Mittenknoten in Dickenrichtung beruhenden sprunghaften Änderungen der Spannungen von Element zu Element zu registrieren. Einen der J - bzw. δ_t -Verteilung längs der Rißfront folgenden Verlauf der Rißöffnungsspannungen kann man erst im Abstand von 0.23 mm von der Rißspitze entdecken. Dies ist in Bild 2.1.2-26 durch Normierung der lokalen Rißöffnungsspannung auf den Maximalwert in Probenmitte deutlicher dargestellt. Hier wird auch der stärkere Abfall der Spannungen zum Probenrand bei den kleineren Proben (CT 12.5, CT 25) klar erkennbar. Damit geht eine stärkere Einschnürung dieser Proben in Dickenrichtung im Bereich der Rißspitze einher, wie die Abbildungen 2.2.1-27a,b,c durch die Verteilung der Dehnung ϵ_{zz} in Dickenrichtung für die Abstände 0.02 mm, 0.08 mm und 0.23 mm zeigen. Während sich bei den großen Proben in Probenmitte ein Dehnungszustand ähnlich dem EVZ einstellt, fällt bei den kleinen Proben auch mit zunehmendem Abstand von der Rißspitze die Dehnung ϵ_{zz} nicht auf Null ab; im Fall der CT 12.5 beträgt sie ca. 1.3 %. Dabei ist anzumerken, daß alle Proben die EVZ-Größenbedingung gemäß /6/

$$B \geq 25 \frac{J}{R_{eL}} \sim 8 \text{ mm} \quad (7)$$

erfüllen.

Sehr unterschiedlich wirkt sich die Probengröße auf die Verteilung der Vergleichsdehnung entlang der Rißfront aus, wie das in den Bildern 2.1.2-28a,b,c für die Abstände 0.02 mm, 0.08 mm und 0.23 mm dargestellt ist. Auch bei zunehmendem Abstand von der Rißspitze, weisen die kleinen Proben Vergleichsdehnungen in der Mitte der Probe auf,

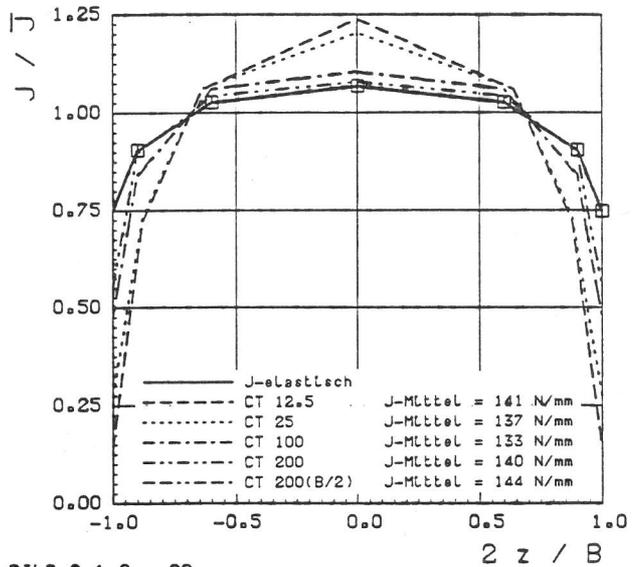


BILD 2.1.2 - 22
CT-Proben
J-Integral normiert mit dem Mittelwert ueber Probendicke

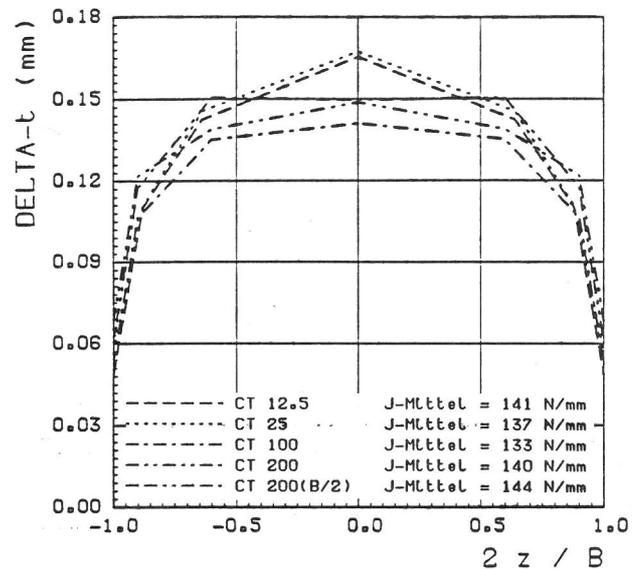


BILD 2.1.2 - 23
CT-Proben
Rißspitzenöffnung ueber Probendicke

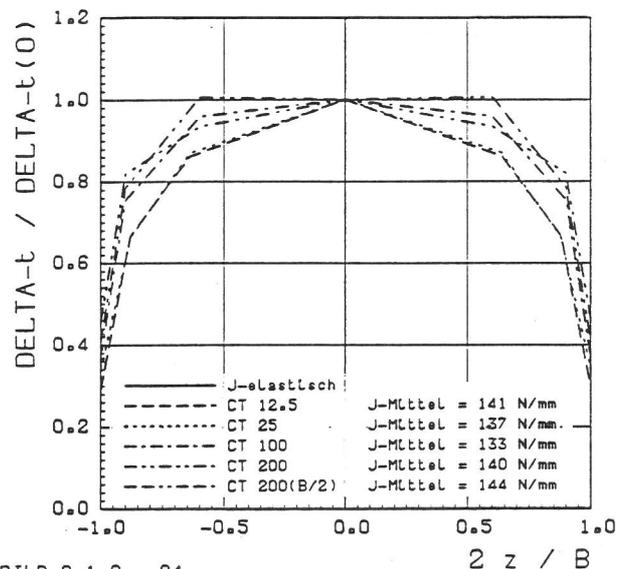


BILD 2.1.2 - 24
CT-Proben
Rißspitzenöffnung normiert mit Rißspitzenöffnung in Probenmitte (z = 0.0) ueber Probendicke

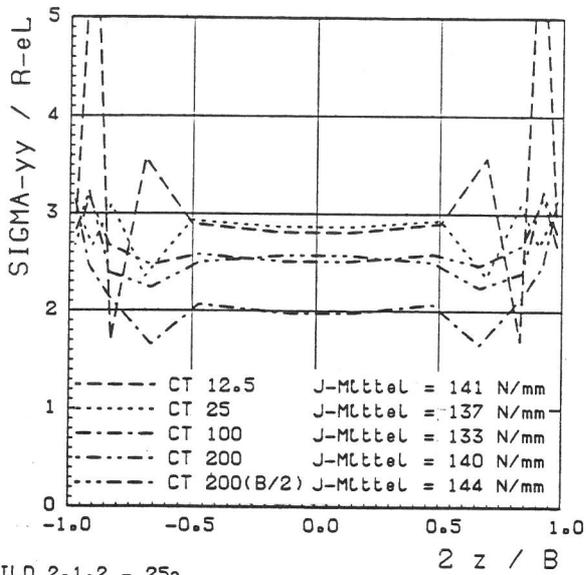


BILD 2.1.2 - 25a
CT-Proben
Normierte Rissoeffnungsspannung ueber der
Probendlecke, Abstand $r = 0.02$ mm, $\Theta = 0^\circ$

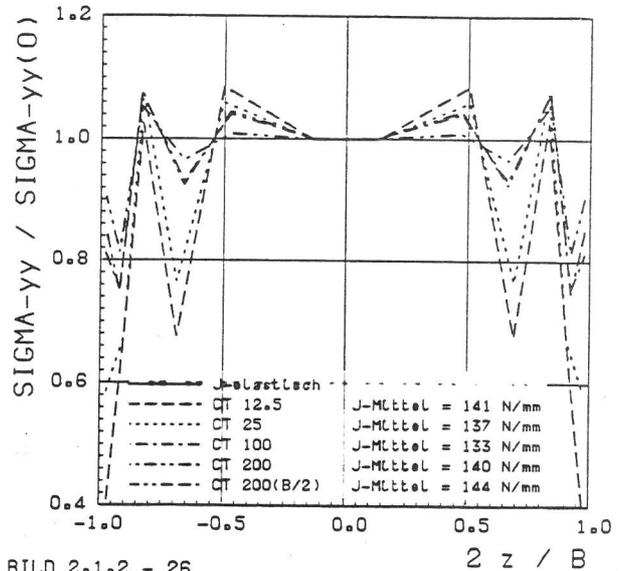


BILD 2.1.2 - 26
CT-Proben
Rissoeffnungsspannung normiert auf Wert σ_{yy}
in Probenmitte ($z = 0.0$) ueber der Probendlecke,
Abstand $r = 0.23$ mm, $\Theta = 0^\circ$

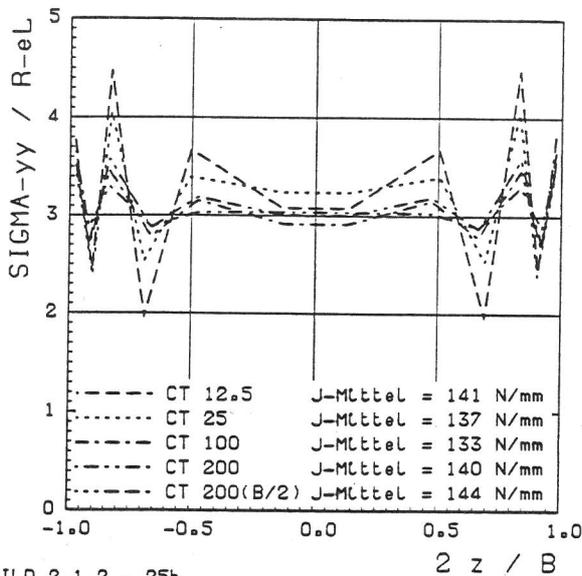


BILD 2.1.2 - 25b
CT-Proben
Normierte Rissoeffnungsspannung ueber der
Probendlecke, Abstand $r = 0.08$ mm, $\Theta = 0^\circ$

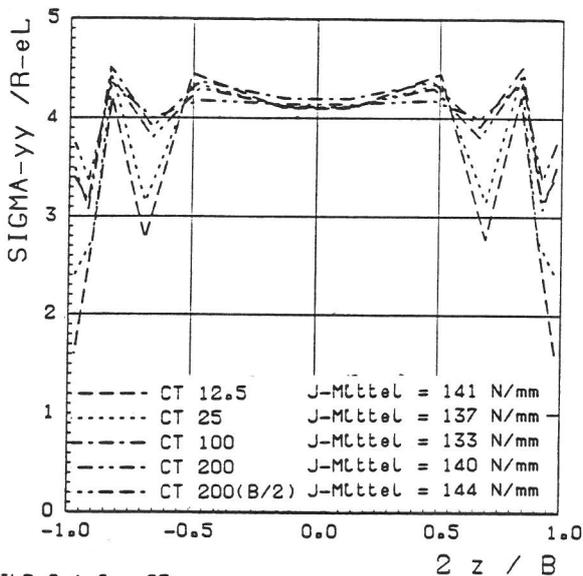


BILD 2.1.2 - 25c
CT-Proben
Normierte Rissoeffnungsspannung ueber der
Probendlecke, Abstand $r = 0.23$ mm, $\Theta = 0^\circ$

die die entsprechenden Werte der großen Proben um z. T. mehr als den Faktor 2 übersteigen, während sich die Vergleichsdehnungen zum Probenrand hin einander annähern.

Die Bilder 2.1.2-25a,b,c zeigen den Verlauf der Rißöffnungsspannung der Proben. Bei der CT 12.5-Probe ist das 14-Knoten-Element an der Rißspitze zu berücksichtigen. Die Rißspitze der kleineren Proben rundet geringfügig stärker aus als die der großen Proben.

In den Bildern 2.1.2-30, 2.1.2-31 ist die Verteilung der Rißöffnungsspannung σ_{yy} sowie die der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes ausgedrückt durch σ_m/σ_v um die Rißspitze jeweils in der Mittelebene der Proben dargestellt. Der Abstand beträgt 0.23 mm von der Rißspitze. Beide Verteilungen zeigen ihr Maximum im Ligament und einen stetigem Abfall zum Riß ($\Theta = 180^\circ$). Während das σ_m/σ_v -Verhältnis bei den kleinen Proben im ligamentnahen Bereich $0 < \Theta < 45^\circ$ deutlich unter dem der großen Proben liegt, ist bei der Rißöffnungsspannungsverteilung σ_{yy} kein Probeneinfluß erkennbar.

In den Bildern 2.1.2-32a,b sind die dazugehörigen Verteilungen der Vergleichsdehnung ϵ_v über Θ aufgetragen. Im Abstand von 0.02 mm von der Rißspitze sind deutliche Unterschiede in Abhängigkeit von der Probengröße festzustellen. Bis auf die CT 12.5-Probe zeigen alle anderen Proben ihr ϵ_v -Maxi-

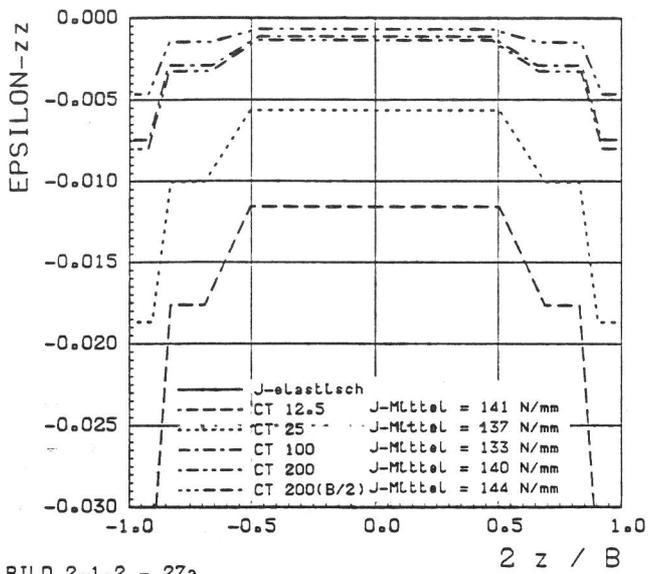


BILD 2.1.2 - 27a
CT-Pröben
Normaldehnung in z-Richtung ueber der
Probendicke, Abstand $r = 0.02 \text{ mm}$, $\Theta = 0^\circ$

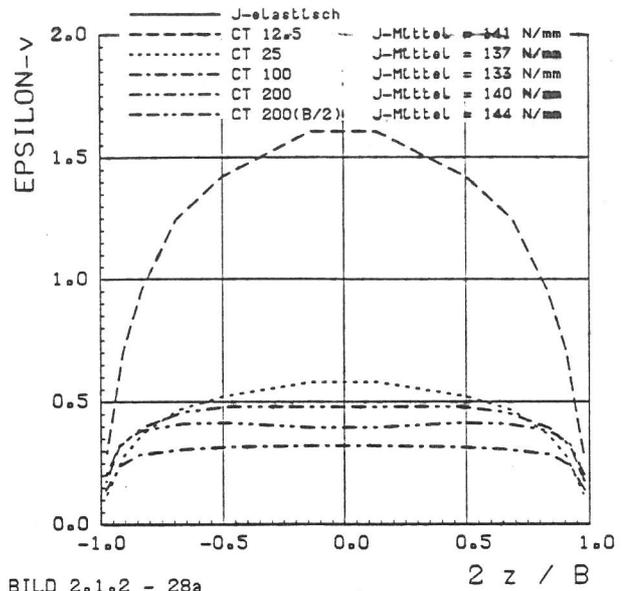


BILD 2.1.2 - 28a
CT-Pröben
Vergleichsdehnung in z-Richtung ueber
der Probendicke, Abstand $r = 0.02 \text{ mm}$, $\Theta = 0^\circ$

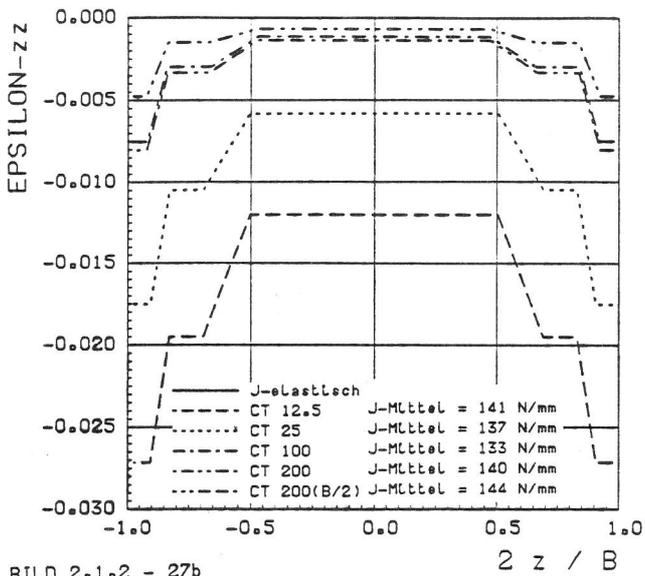


BILD 2.1.2 - 27b
CT-Pröben
Normaldehnung in z-Richtung ueber der
Probendicke, Abstand $r = 0.08 \text{ mm}$, $\Theta = 0^\circ$

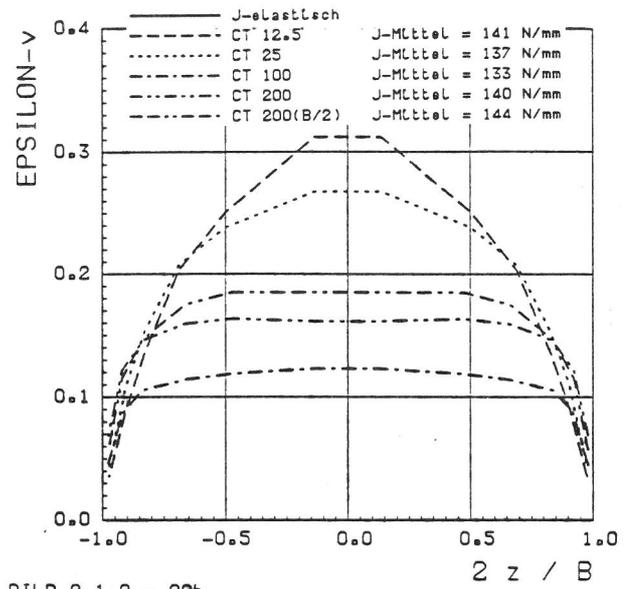


BILD 2.1.2 - 28b
CT-Pröben
Vergleichsdehnung in z-Richtung ueber
der Probendicke, Abstand $r = 0.08 \text{ mm}$, $\Theta = 0^\circ$

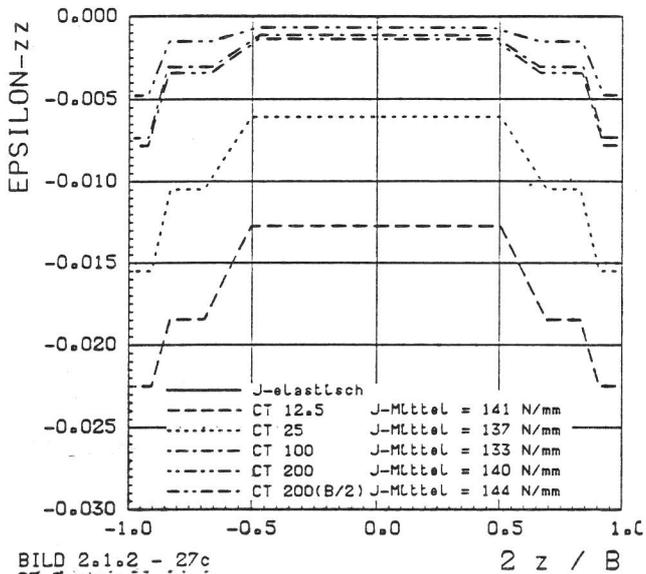


BILD 2.1.2 - 27c
CT-Pröben
Normaldehnung in z-Richtung ueber der
Probendicke, Abstand $r = 0.23 \text{ mm}$, $\Theta = 0^\circ$

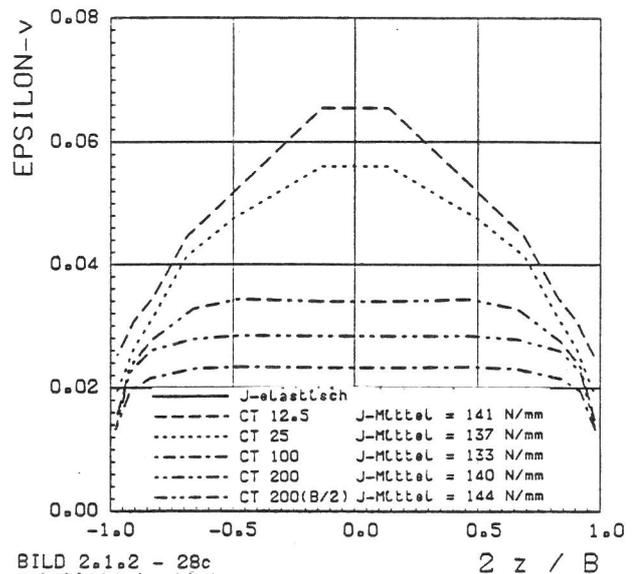


BILD 2.1.2 - 28c
CT-Pröben
Vergleichsdehnung in z-Richtung ueber
der Probendicke, Abstand $r = 0.23 \text{ mm}$, $\Theta = 0^\circ$

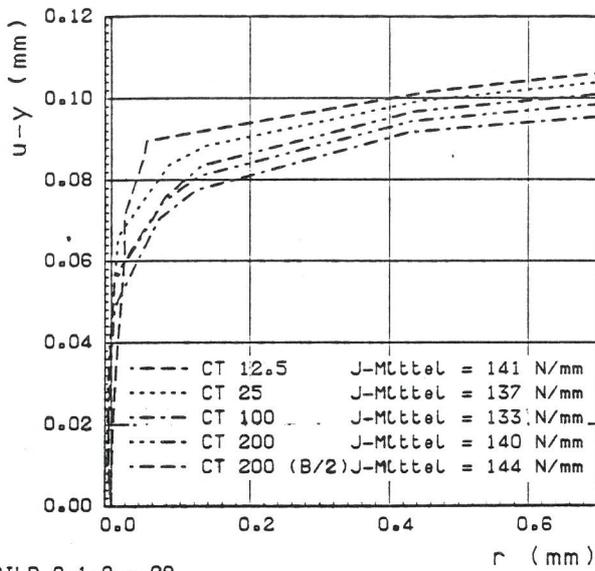


BILD 2.1.2 - 29
CT-Proben
RiBsoeffnungsprofil in Probenmitte (z = 0.0)

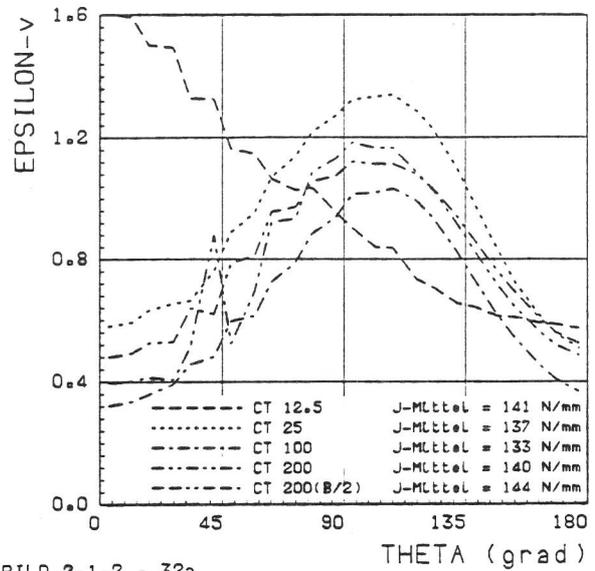


BILD 2.1.2 - 32a
CT-Proben
Vergleichsdehnung um die RiBsspitze,
Abstand r = 0.02 mm, Probenmitte (z = 0.0)

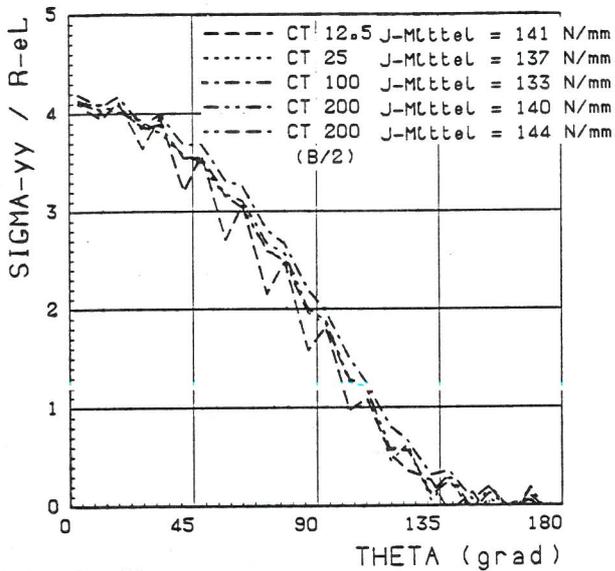


BILD 2.1.2 - 30
CT-Proben
Normierte RiBsoeffnungsspannungen um die RiB-
spitze, Abstand r = 0.23 mm, Probenmitte (z = 0.0)

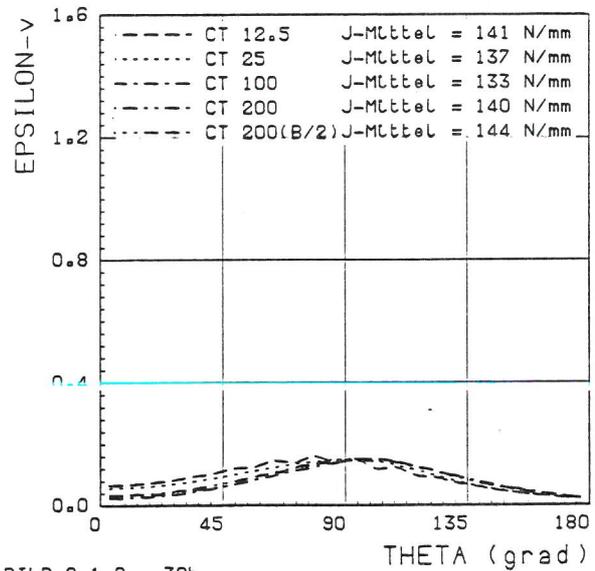


BILD 2.1.2 - 32b
CT-Proben
Vergleichsdehnung um die RiBsspitze,
Abstand r = 0.23 mm, Probenmitte (z = 0.0)

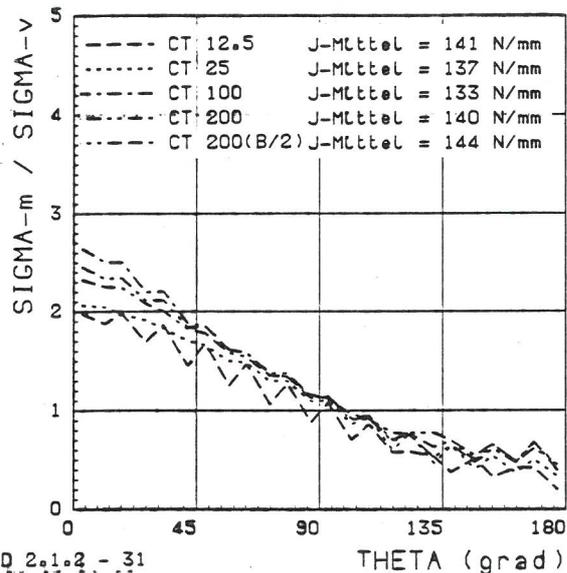


BILD 2.1.2 - 31
CT-Proben
Verteilung des Mehrachsigen Grades um die
RiBsspitze, Abstand r = 0.23 mm, Probenmitte (z = 0.0)

um nahe $\theta = 90^\circ$. Bei der aus dem Rahmen fallenden CT 12.5-Probe ist der qualitativ andere Verlauf auf das 14-Knoten RiBspitzenelement zurückzuführen. Im Abstand von 0.23 mm von der RiBspitze haben sich die ϵ_v -Verteilungen angeglichen. Das Maximum liegt ebenfalls bei $\theta = 90^\circ$.

Literatur zu 2.1.2:

- /1/ Rice, J. R.: J. Appl. Mech. 35 (1968), 379 - 386.
- /2/ Hutchinson, J. W.: J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 13 - 31.
- /3/ Rice, J. R., G. Rosengren: J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 1 - 12.

- /4/ Bathe, K. J.: "ADINA", Report 82338-1, MIT (1978).
- /5/ Matzkows, J. et al.: "JINFEM", IWIS, Berlin (1982).
- /6/ ASTM E 813-81 "Standard Test for J" (1981).
- /7/ Tada, H., P. C. Paris, G. R. Irwin: "Stress Handbook" (1973).
- /8/ Kumar, V., M. D. German, C. F. Shih: EPRI-Report NP-1931 (1981).
- /9/ Shih, C. F.: J. Mech. Phys. Solids 29 (1981), 305 - 326.
- /10/ Technischer Bericht "CT-Proben", BAM, 1986.
- /11/ Künecke, G. et al.: 16. Sitzung AK Bruchvorgänge, DVM, Karlsruhe, 1984.
- /12/ Künecke, G. et al.: 8th SMIRT-Conference, Paper G 2/8, Brüssel, 1985.

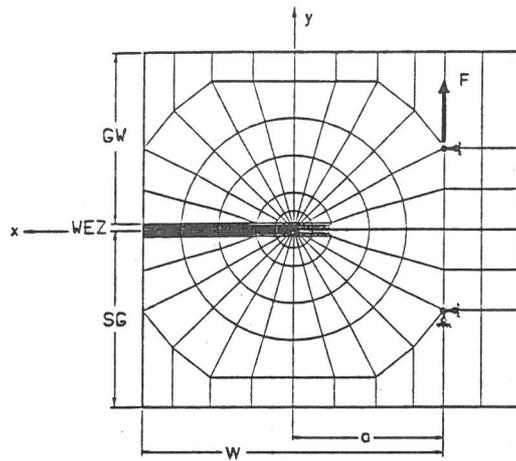


BILD 2.1.3 - 1:
 CT-100 (2D, EVZ)
 Gesamtnetz mit der Werkstoffaufteilung
 fuer die Schweißverbindung
 (340 Elemente, 1077 Knoten)

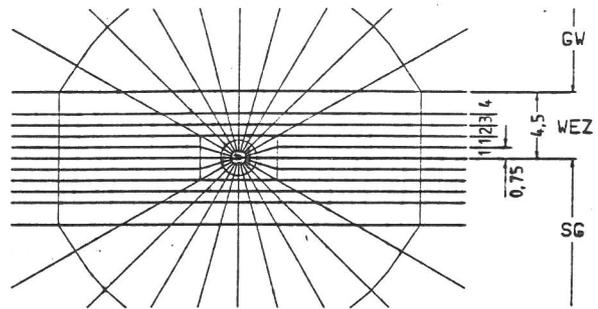


BILD 2.1.3 - 2:
 CT-100 (2D, EVZ)
 Ausschnitt des Netzes an der Rißspitze
 mit der Werkstoffaufteilung in der WEZ

2.1.3 2D-ANALYSE EINER CT-PROBE MIT SCHWEISSNAHT

Der Spannung-Verzerrung-Zustand in einer Schweißverbindung (SV) wird durch die mechanischen Eigenschaften ihrer drei Hauptbestandteile bestimmt, nämlich die des Grundwerkstoffs (GW), der Wärmeeinflußzone (WEZ) und des Schweißgutes (SG) /1/. Es wurden zweidimensionale elastisch-plastische FE-Analysen für eine CT 100-Probe mit einer Schweißnaht im Ligamentbereich und, ergänzend zum Vergleich, Analysen für die gleiche Probengeometrie mit GW-, WEZ- und SG-Eigenschaften durchgeführt, um die Anwendbarkeit der verschiedenen Bruchmechanik-Konzepte, wie das K-, J- und COD-Konzept auf eine SV zu erörtern /2, 3/.

Zur Darstellung des mechanischen Verhaltens der SV muß das FE-Modell die gesamte Probengeometrie umfassen, da mit dem Ligament in der Fusionslinie keine Symmetrie zum Ligament mehr gegeben ist. Bild 2.1.3-1 zeigt dazu das 2D-FE-Netz für die Geometrie einer CT 100-Probe. In der im Bereich der Rißebene zum Ligament ausgerichteten Elemen-

tierung werden oberhalb der Schmelzlinie die mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Bereiche der WEZ, darüber die des GW und in der unteren Hälfte der Probe die des SG berücksichtigt. Das Modell ist aus 340 isoparametrischen 6- bis 8-Knotenelementen für den EVZ aufgebaut und hat 1077 Knoten. Aus Bild 2.1.3-2 geht hervor, daß in 5 Elementschichten parallel zum Ligament 4 verschiedene Eigenschaftsbereiche der WEZ dargestellt werden. Die Elementierung im Bereich von etwa 1,5 mm um die Rißspitze kann Bild 2.1.3-3 und die Anordnung der etwa 0,1 mm großen Rißspitzenelemente kann Bild 2.1.3-4 entnommen werden. Die spezielle Rißspitzenstruktur hat gegenüber kollabierten Elementen den Vorteil, daß auch bei großen Geometrieänderungen durch plastische Verformungen eine "Überschneidung" von Elementen vermieden wird.

Die Rechnungen wurden mit dem FE-Programm ADINA /4/ unter Anwendung eines elastisch-plastischen Materialmodelles mit der v. Mises-Fließbedingung und isotroper Verfestigung durchgeführt. Im Be-

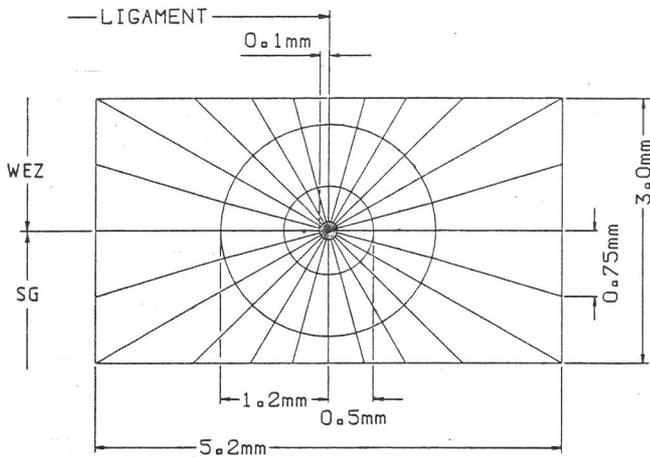


BILD 2.1.3 - 3:
CT-100 (2D, EVZ)
Elementnetz in der Nähe der Risspitze
Grösse der Radlen von Innen nach aussen
 $r = 0,1\text{mm}, 0,5\text{mm}$ und $1,2\text{mm}$

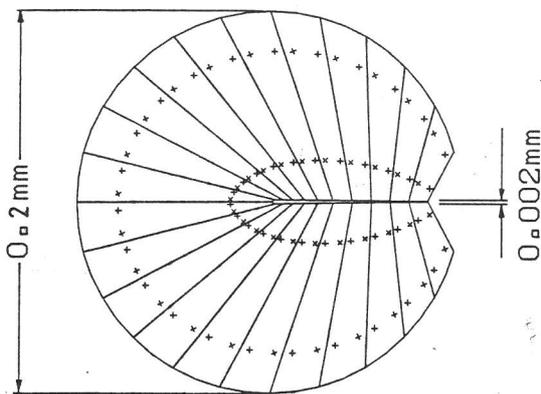


BILD 2.1.3 - 4:
CT-100 (2D, EVZ)
Elementierung an der Risspitze
Grösse des Radius $r = 0,1\text{mm}$

reich um die Risspitze wurde eine geometrisch und von den Materialeigenschaften her nichtlineare Analyse und im übrigen Teil der Probe eine nur vom Material her nichtlineare Analyse vorgenommen.

Die für die FE-Rechnungen verwendeten $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurven sind in Bild 2.1.3-5 in der Form von Nominalspannungen über linearen Dehnungen zu entnehmen. Die Kurve mit der höchsten Streckgrenze charakterisiert das mechanische Verhalten der WEZ nahe der Schmelzlinie. Diese $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve wird auch benutzt, um die Probe mit WEZ-Eigenschaften zu analysieren. Mit wachsendem Abstand von der Schmelzlinie fällt die Streckgrenze bis unter die des GW ab. Das SG verhält sich ähnlich wie die mittlere Schicht in der WEZ. Die $\sigma(\epsilon)$ -Kurven wurden aus Mikro-Flachzugproben direkt aus einer SV des Stahles 22 NiMoCr 37 ermittelt /5/ und von der KWU Erlangen zur Verfügung gestellt.

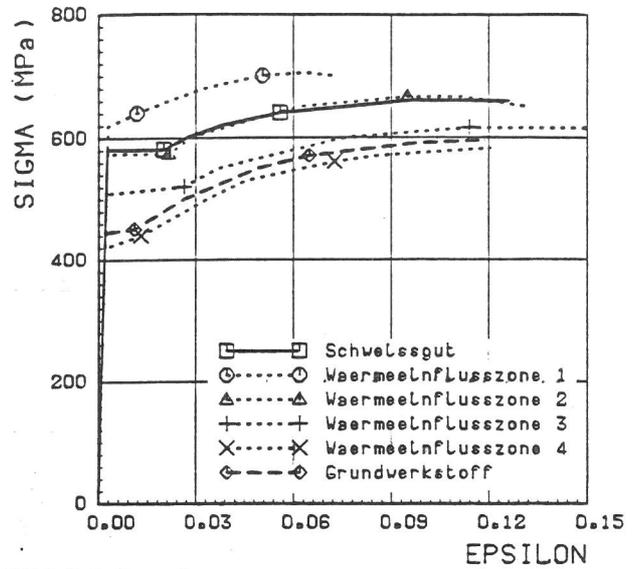


BILD 2.1.3 - 5:
CT-100 (2D, EVZ)
Spannung-Dehnung-Kurven
Werkstoffe: Grundwerkstoff (22 NiMoCr 37)
Wärmeeinflusszone
Schweißgut (NiCrMo 1)

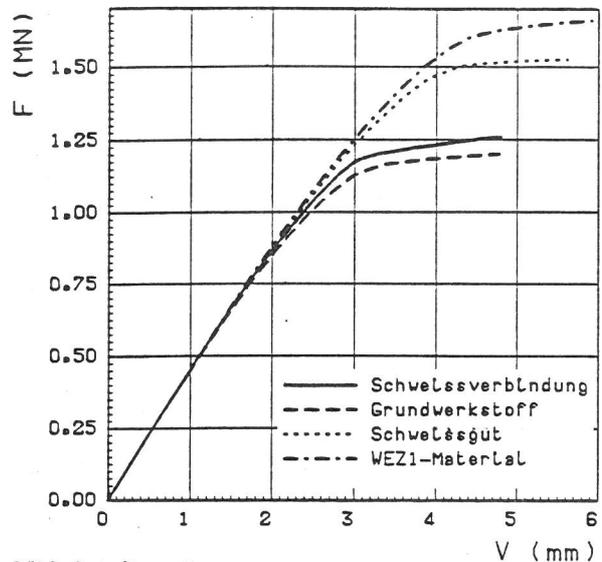


BILD 2.1.3 - 6:
CT-100 (2D, EVZ)

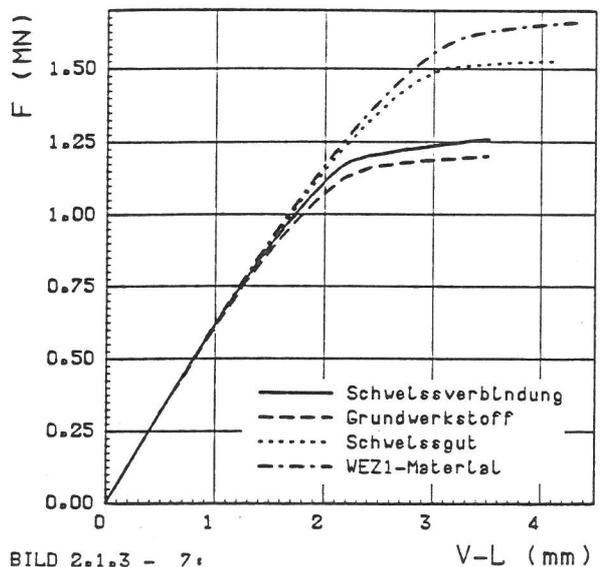


BILD 2.1.3 - 7:
CT-100 (2D, EVZ)

Die Darstellung von Last-Verschiebung-Kurven für die Probenmodelle mit GW-, SG-, WEZ- und SV-Eigenschaften in den Bildern 2.1.3-6 und 2.1.3-7 zeigt, daß die Kurven für die Proben mit WEZ- und SG-Eigenschaften einem höheren plastischen Grenzlastbereich zustreben als die Kurven für die Probe mit der SV und die GW-Probe. Da die plastischen Grenzlasten sich proportional zu R_{eL} verhalten, folgt aus dem Verlauf der Kurven in Verbindung mit den bekannten R_{eL} -Werten

$$\begin{aligned} R_{eL,WEZ} &= 619 \text{ MPa,} \\ R_{eL,SG} &= 581 \text{ MPa,} \\ R_{eL,GW} &= 445 \text{ MPa,} \end{aligned} \quad (1)$$

daß ein repräsentativer R_{eL} -Wert für die Charakterisierung der Last-Verschiebung-Kurve für die Probe mit der SV in der Nähe des $R_{eL,GW}$ -Wertes liegen sollte. Aus den FE-Rechnungen werden die folgenden plastischen Grenzlasten entnommen:

$$\begin{aligned} F_{gy,WEZ} &= 1,60 \text{ MN,} \\ F_{gy,SG} &= 1,49 \text{ MN,} \\ F_{gy,SV} &= 1,18 \text{ MN,} \\ F_{gy,GW} &= 1,16 \text{ MN.} \end{aligned} \quad (2)$$

Die mit diesen Werten mögliche Darstellung einer normierten Last-Verschiebung-Kurve

$$F/F_{gy} = f(V_L \cdot E/a \cdot R_{eL}) \quad (3)$$

ergibt für die Ergebnisse der Einstoff-Modelle mit WEZ-, SG- und GW-Eigenschaften eine gute Überein-

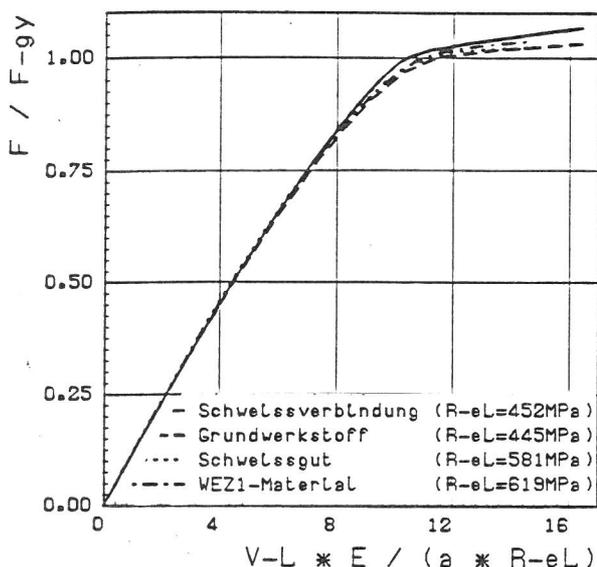


BILD 2.1.3 - 8:
CT-100 (2D, EVZ)
F-gy aus FE-Rechnung

F-gy(SV) = 1.181MN
F-gy(GW) = 1.163MN
F-gy(SG) = 1.490MN
F-gy(WEZ1) = 1.600MN

stimmung der Kurven bis in den Bereich um $F/F_{gy} = 1$, Bild 2.1.3-8. Die Anpassung der Werte für die SV an die "Normkurve" durch die geeignete Wahl eines für die SV in dieser Darstellung repräsentativen R_{eL} -Wertes führt zu

$$R_{eL,SV/GW} = 452 \text{ MPa.} \quad (4)$$

Entsprechend dem Vorgehen in Abschnitt 2.1.2 läßt sich auch die Funktion nach Gl. (3) in analytischer Form darstellen

$$\frac{V_L \cdot E}{a \cdot R_{eL}} = \frac{E}{a \cdot R_{eL}} \left[\frac{V_2 \cdot (1-\nu^2) F_{gy}}{B \cdot E} \cdot \frac{F}{F_{gy}} + \lambda_V \left(\frac{F}{F_{gy}} \right)^{m_1} \right]. \quad (5)$$

Mit $V_2 = 37,35$ aus /6/ ergeben sich

$$\lambda_V = 0,651, \quad m_1 = 6,71. \quad (6)$$

Gegenüber den Ergebnissen in Abschnitt 2.1.2, Gl. (1), fällt zunächst auf, daß nur ein Ansatz zur Beschreibung des plastischen Anteils notwendig ist, wenn eine Genauigkeit von $\pm 3\%$ ausreicht. Der Wert n für den Bereich $F/F_{gy} > 0,8$ in Abschnitt 2.1.2 liegt dicht mit m_1 zusammen. Der /6/ entnommene V_2 -Wert von 37,35 beschreibt das lineare Verhalten gut und liegt im Bereich der Werte in Tabelle 2.1.2-1, in Abschnitt 2.1.2.

Aus der Darstellung von Gl. (5) in Bild 2.1.3-8 läßt sich durch Integration die normierte Formänderungsarbeit

$$\frac{U \cdot E}{R_{eL}^2 \cdot aB(W-a)} = f\left(\frac{F}{F_{gy}}\right) \quad (7)$$

bzw.

$$\frac{U \cdot E}{R_{eL}^2 \cdot aB(W-a)} = f\left(\frac{V_L \cdot E}{a \cdot R_{eL}}\right) \quad (8)$$

ermitteln. Die Ergebnisse sind in den Bildern 2.1.3-9 und 2.1.3-10 zu sehen.

In Analogie zur normierten Formänderungsarbeit in Abhängigkeit von F/F_{gy} nach Gl. (7) und von der normierten Rißuferverschiebung in Gl. (8) können auch entsprechend normierte Funktionen für die Beziehungen $J = f(F/F_{gy})$ bzw. $J = f(V_L \cdot E/a \cdot R_{eL})$ dargestellt werden. Mit Gl. (6) aus Kap. 2.1.2 ergibt sich aus Gl. (7)

$$\frac{J \cdot E}{R_{eL}^2 \cdot a} = f\left(\frac{F}{F_{gy}}\right) \quad (9)$$

und aus Gl. (8)

$$\frac{J \cdot E}{R_{eL}^2 \cdot a} = f\left(\frac{V_L \cdot E}{a \cdot R_{eL}}\right) \quad (10)$$

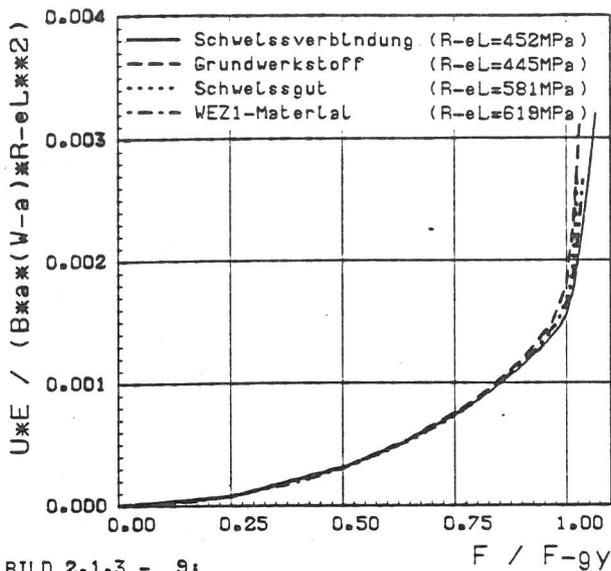


BILD 2.1.3 - 9:
CT-100 (2D, EVZ)
F-gy aus FE-Rechnung
F-gy (SV) = 1.181MN
F-gy (GW) = 1.163MN
F-gy (SG) = 1.490MN
F-gy (WEZ1) = 1.600MN

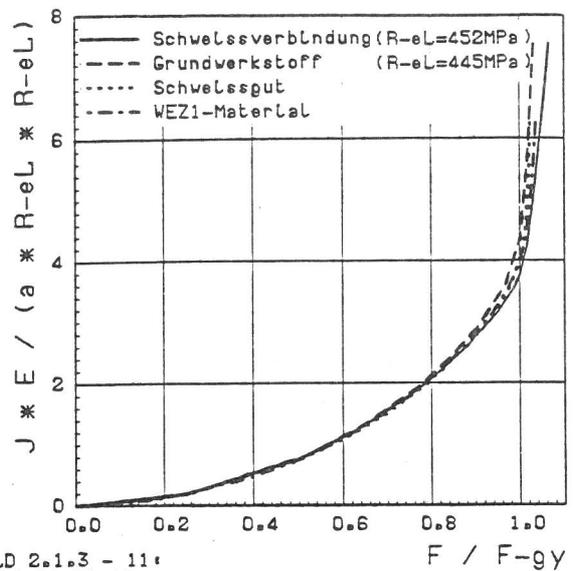


BILD 2.1.3 - 11:
CT-100 (2D, EVZ)
F-gy aus FE-Rechnung
F-gy (SV) = 1.181MN
F-gy (GW) = 1.163MN
F-gy (SG) = 1.490MN
F-gy (WEZ1) = 1.600MN

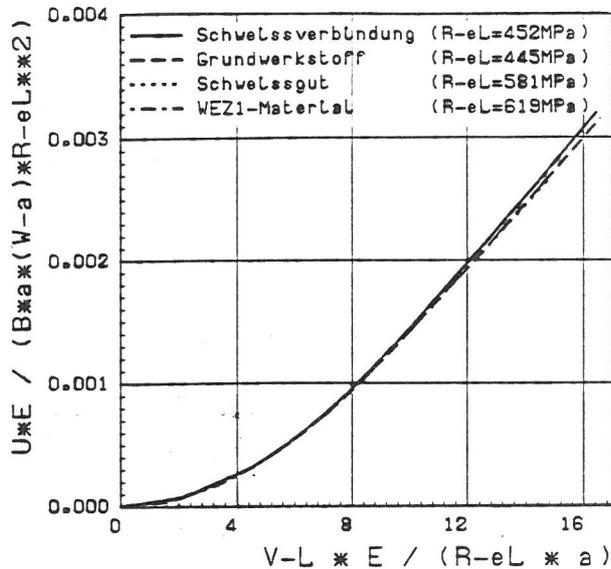


BILD 2.1.3 - 10:
CT-100 (2D, EVZ)

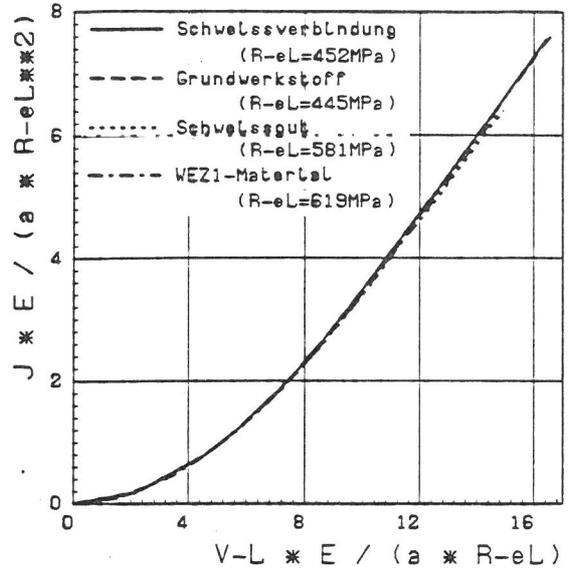


BILD 2.1.3 - 12:
CT-100 (2D, EVZ)

Die entsprechenden Ergebnisse zeigen die Bilder 2.1.3-11 und 2.1.3-12, wobei J direkt aus der FE-Rechnung durch Ermittlung der Energiefreisetzungsrate bei virtueller Rißverlängerung nach PARKS [7] berechnet wurde. Aus Bild 2.1.3-13 geht dazu hervor, daß auch bei der Probe mit Schweißnaht die Wegunabhängigkeit des J-Integrals gewährleistet ist. Gl. (9) kann wie in Abschnitt 2.1.2 gezeigt wird, auch wieder in analytischer Form dargestellt werden:

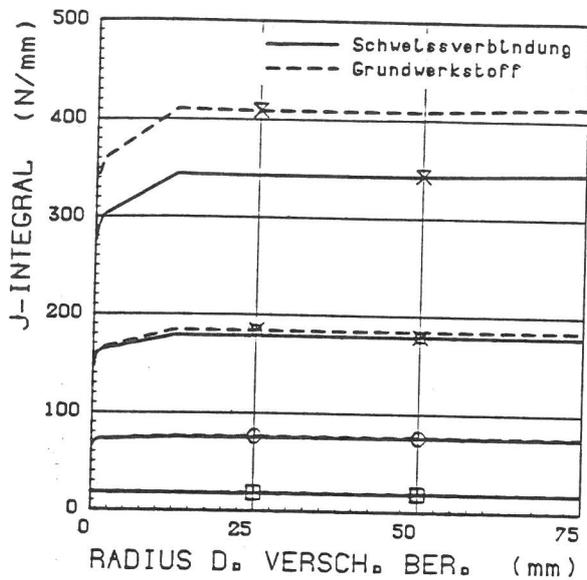
$$\frac{J \cdot E}{R_{eL}^2 \cdot a} = \frac{E}{a \cdot R_{eL}^2} \left[\frac{a(1-\nu^2)}{E} \frac{F_1^2 \cdot F_{gy}^2}{B^2 W^2} \cdot \left(\frac{F}{F_{gy}} \right)^2 + \lambda_J \cdot \left(\frac{F}{F_{gy}} \right)^{m_2} \right] \quad (11)$$

Mit $F_1 = 13,56$ aus [6] ergeben sich

$$\lambda_J = 220, \quad m_2 = 5,66 \quad (12)$$

Gegenüber den Ergebnissen in Abschnitt 2.1.2, Gl. (3), fällt auf, daß nur ein Ansatz zur Beschreibung des plastischen Anteils von J notwendig ist, wenn eine Genauigkeit von $\pm 3\%$ ausreicht. Außerdem ist hier $m_2 \ll m_1$, während in Kap. 2.1.2 der Exponent für V_L kleiner ist als für J. Zur Ermittlung von J aus der Messung der Rißuferverschiebung V_L kann das Ergebnis in Bild 2.1.3-12 analytisch durch

$$\frac{J \cdot E}{R_{eL}^2 \cdot a} = 0,045 \cdot \left(\frac{V_L \cdot E}{a \cdot R_{eL}} \right)^{1,86} \quad (13)$$



- F = 0.300 MN
- F = 0.600 MN
- △ F = 0.900 MN
- × F = 1.163 MN

BILD 2.1.3 - 13:
CT-100 (2D.EVZ)
Vergleich zwischen Schweißverbindung
und Grundwerkstoff

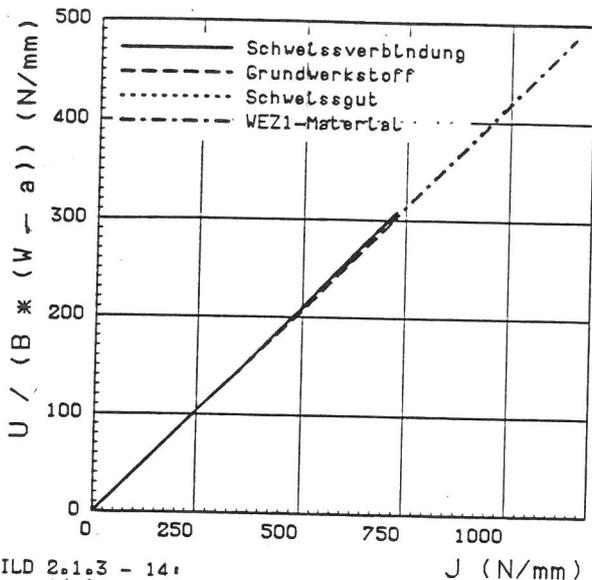


BILD 2.1.3 - 14:
CT-100 (2D.EVZ)

dargestellt werden, wenn eine Genauigkeit von $\pm 3\%$ ausreicht. Bild 2.1.3-14 zeigt den Zusammenhang zwischen U bezogen auf $(W-a)B$ und J . Es ergibt sich ein linearer Zusammenhang der Form

$$J = 2,38 \frac{U}{B(W-a)} \quad (14)$$

Der Proportionalitätsfaktor ist etwa 5 % höher als der in Kap. 2.1.2, Gl. (6), ermittelte Wert sowie geringfügig niedriger als das in Abschnitt 2.1.1, Gl. (5), für die CT 25-Probe gewonnene Ergebnis.

Für die Anwendung des J -Konzeptes auf Fehler in Schweißverbindungen, die vergleichbaren Spannungszuständen ausgesetzt sind, wie sie in CT-Proben unter Belastungen bis in den Bereich von $F/F_{gy} = 1$ auftreten, kann aus dem Vergleich von $V_L(F)$ -, $U(F)$ - und $J(F)$ -Kurven für Probenmodelle mit einer SV im Ligament, GW-, SG- und WEZ-Eigenschaften festgestellt werden, daß eine gut ausgeführte SV zu ähnlichen globalen Verformungseigenschaften der Probe führt wie bei einer reinen GW-Probe. So unterscheiden sich die plastischen Grenzlasten F_{gy} nur etwa um 2 % und der aus der Normierung von Last-Verschiebung-Kurven sich ergebende repräsentative R_{eL} -Wert für die SV ist nur um etwa 2 % höher als R_{eL} für den GW. Bei der Verwendung von GW-Eigenschaften zur J -Ermittlung für die SV werden leicht konservative Werte erhalten. Das bedeutet für die Bestimmung von J_{IC} - bzw. J_i -Werten nicht-konservative Ergebnisse, jedoch für die Überprüfung zulässiger Beanspruchungen in Bauteilen eine geringfügig konservative Beurteilung. Durch die normierten Darstellungen entsprechend den Gl. (3), (7), (8), (9) und (10) läßt sich schnell der Einfluß einer Streckengrenzenänderung auf die Beanspruchungsparameter ableiten.

Die Darstellung der Rißöffnungsprofile der Probe mit der SV für drei Lasten in Bild 2.1.3-15 zeigt, daß sich auf der WEZ-Seite wesentlich kleinere Rißöffnungswerte u_y ergeben als auf der SG-Seite. Aus dem Vergleich der Profile der SV auf der SG-Seite mit den Profilen der GW- und der SG-Probe in Bild 2.1.3-16 geht hervor, daß die Rißöffnungsprofile für die GW-Probe ziemlich gut mit denen der SV auf der SG-Seite übereinstimmen. Die Gegenüberstellung der Rißöffnungsprofile der SV auf der WEZ-Seite und der Profile der WEZ- und der SG-Probe in Bild 2.1.3-17 ergibt, daß die Profile der WEZ-Probe denen der SV auf der WEZ-Seite am ähnlichsten sind. Aus dem Vergleich der beiden Teilbilder a) und b) für die Probe mit der SV in Bild 2.1.3-18 ist zu sehen, daß mit zunehmender Last die Ausbreitung der plastischen Zone auf WEZ-Seite rascher erfolgt als auf der SG-Seite und die Durchplastizierung des Ligamentquerschnittes über den GW-Bereich in der SV stattfindet. Der Vergleich der Teilbilder a) und c) bzw. b) und d) zeigt, daß die Ausbreitung der plastischen Zone auf der SG-Seite der SV qualitativ gut mit der Entwicklung der plastischen Zone in der WEZ-Probe übereinstimmt. In Bild 2.1.3-19 ist die Rißspit-

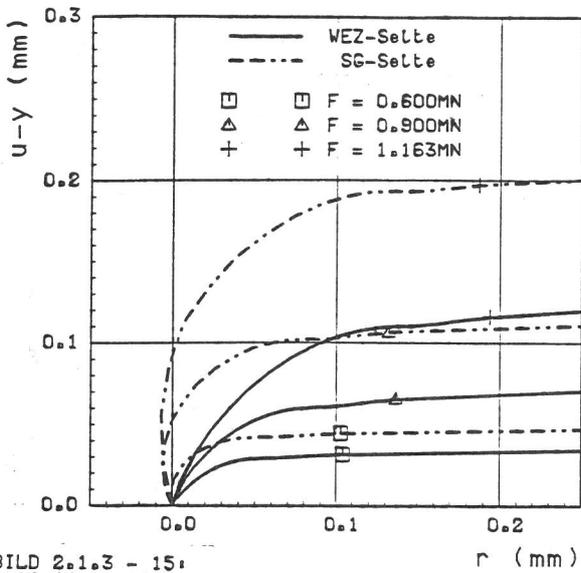


BILD 2.1.3 - 15:
CT-100 (2D, EVZ)
Rissöffnungsprofile
Schwessverbindung

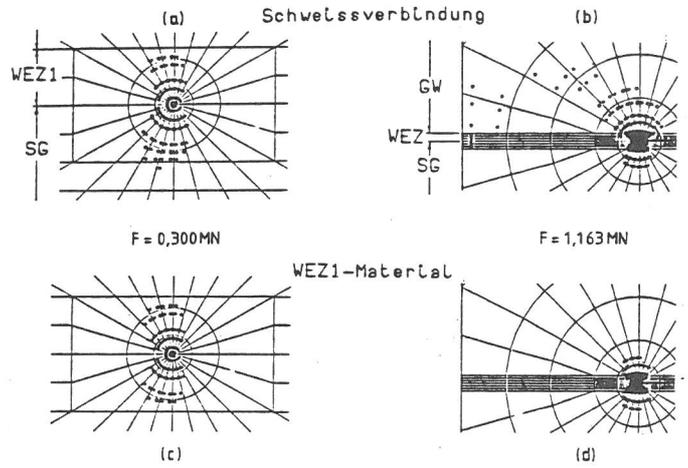


BILD 2.1.3 - 16 :

CT-100 (2D, EVZ)
Vergleich der Plastischen Zonen von
Schwessverbindung und WEZ1-Material

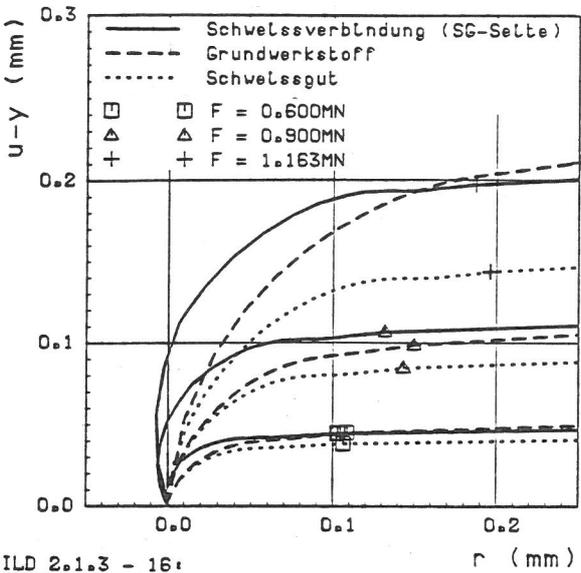


BILD 2.1.3 - 16:
CT-100 (2D, EVZ)
Rissöffnungsprofile
Vergleich verschiedener Werkstoffe

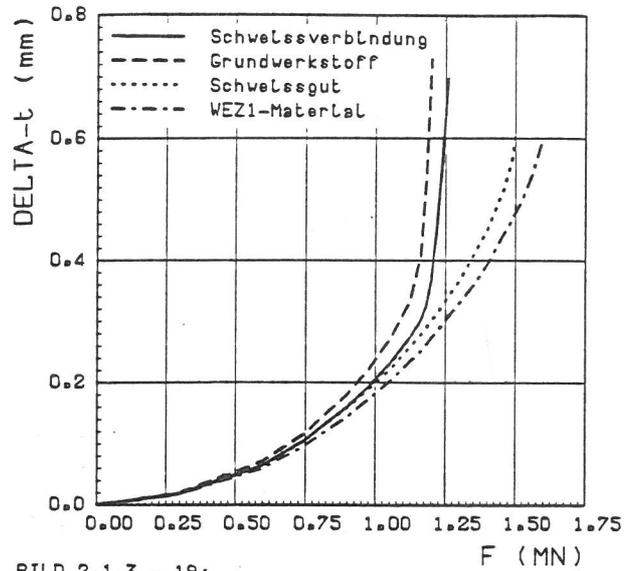


BILD 2.1.3 - 19:

CT-100 (2D, EVZ)

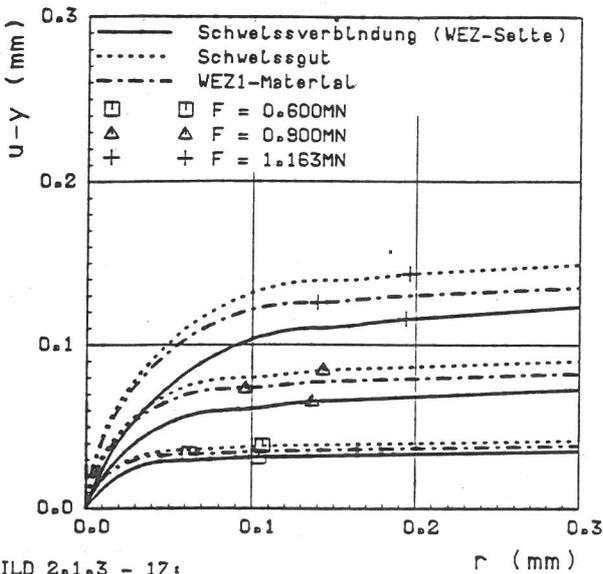


BILD 2.1.3 - 17:
CT-100 (2D, EVZ)
Rissöffnungsprofile
Vergleich verschiedener Werkstoffe

zenöffnung δ_t in Abhängigkeit von F für die Probe mit einer SV sowie für die Proben mit GW-, SG- und WEZ-Eigenschaften dargestellt. Mit zunehmendem F entstehen zwei Kurvenscharen; dabei umfaßt eine Schar die Ergebnisse der Probe mit der SV und der GW-Probe, die bei gleicher Last zu wesentlich höheren δ_t -Werten führen als die zweite Schar mit den Ergebnissen für die SG- und die WEZ-Probe. Für δ_t in Abhängigkeit von J/R_{eL} ergeben sich für die Einstoff-Probenmodelle Geraden, Bild 2.1.3-20. Vergleichbare Steigungen im unteren Beanspruchungsbereich haben dabei die GW-Probe und die Probe mit der SV, deren Steigung geringer ist als die fast gleichen Steigungen für die SG- und die WEZ-Probe. Im oberen Lastbereich ändert die Funktion für die Probe mit der SV die Neigung in Rich-

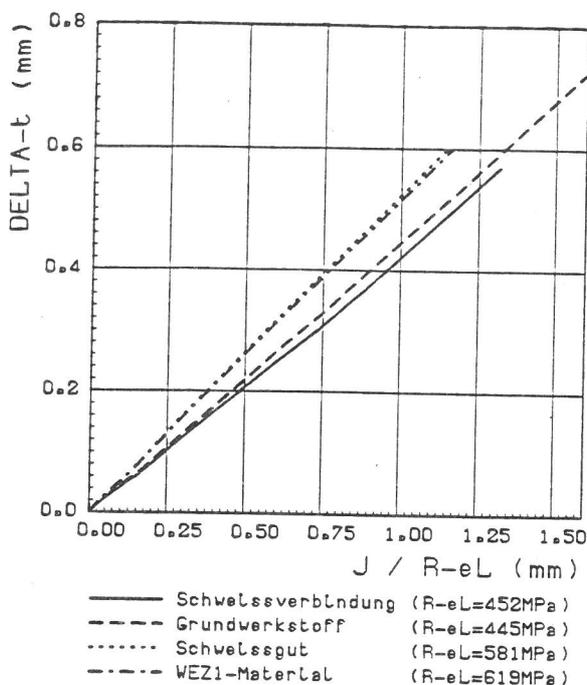


BILD 2.1.3 - 20:
CT-100 (2D, EVZ)

tung höherer δ_t -Werte. Im einzelnen ergeben sich die folgenden Zusammenhänge:

$$\delta_t = 0,44 \cdot \frac{J}{R_{eL}}, \quad \text{GW-Probe,} \quad (15)$$

$$\delta_t = 0,52 \cdot \frac{J}{R_{eL}}, \quad \text{SG-, WEZ-Probe,} \quad (16)$$

$$\delta_t = 0,41 \cdot \frac{J}{R_{eL}} \quad (17)$$

für die Probe mit der SV für $J/R_{eL} \leq 0,75$ und

$$\delta_t = 0,44 \cdot \frac{J}{R_{eL}} - 0,048 \quad (18)$$

für die Probe mit der SV für $J/R_{eL} > 0,75$ (vgl. Gl. (15)).

Das Ergebnis, daß bei der Probe mit der SV sich kein durchgehend linearer Zusammenhang zwischen δ_t und J/R_{eL} ergibt, wenn nur auf einen R_{eL} -Wert, hier $R_{eL,SV/GW} = 452$ MPa, normiert wird, zeigt, daß für verschiedene Belastungsbereiche ($J/R_{eL} \leq 0,75$) verschiedene R_{eL} -Werte die Beziehung zwischen δ_t und J bestimmen (s. auch Gl. (20)).

Die Abhängigkeit des Proportionalitätsfaktors in den Gl. (15) bis (18) vom Werkstoff läßt eine Normierung von δ_t entsprechend dem Vorgehen für J in den Gl. (9) und (10) nicht erfolversprechend erscheinen. Ergänzend zu Bild 2.1.3-19 mit $\delta_t = f(F)$

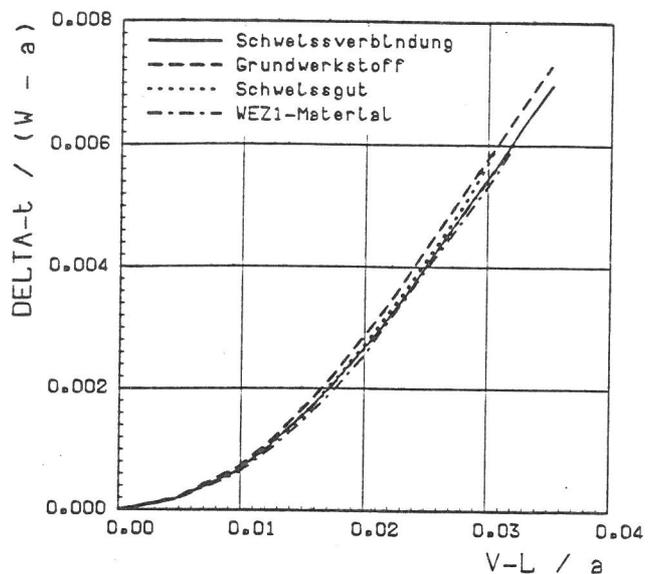


BILD 2.1.3 - 21:
CT-100 (2D, EVZ)

ist in Bild 2.1.3-21 $\delta_t = f(V_L)$ dargestellt. Im Vergleich zu Bild 2.1.3-19 ergibt sich nunmehr eine Schar dicht zusammenliegender Kurven. Für die Ergebnisse der Probe mit der SV, der WEZ- und der SG-Probe kann eine gemeinsame Näherungsfunktion der Form

$$\frac{\delta_t}{W-a} = 2,979 \cdot \left(\frac{V_L}{a}\right)^{1,80} \quad (19)$$

angegeben werden, wenn eine Genauigkeit von $\pm 2\%$ ausreicht. Eine entsprechende Beziehung aus den 3D FE-Analysen von CT-Proben ist in Abschnitt 2.1.2 in Gl. (5) abgeleitet. Der Unterschied zum Ergebnis in Gl. (19) ist dadurch gekennzeichnet, daß Gl. (5) in Abschnitt 2.1.2 in etwa das Ergebnis für die GW-Probe in Bild 2.1.3-21 beschreibt.

Für die Anwendung des COD-Konzeptes auf Fehler in Schweißverbindungen, die vergleichbaren Spannungszuständen ausgesetzt sind wie sie in CT-Proben unter Belastungen bis in den Bereich von $F/F_{gy} = 1$ auftreten, kann aus dem Vergleich von $\delta_t(F)$ in Bild 2.1.3-19 festgestellt werden, daß bei einer gut ausgeführten SV die Verwendung von GW-Eigenschaften zur Ermittlung von $\delta_t = f(F)$ zu konservativen Ergebnissen führt. Das bedeutet für die Bestimmung von δ_{IC} - oder δ_i -Werten nichtkonservative Ergebnisse, für die Überprüfung zulässiger Beanspruchungen in Bauteilen jedoch eine geringfügig konservative Beurteilung. Für den Zusammenhang zwischen δ_t und der Rißuferverschiebung ergibt sich eine praktisch von der Streckgrenze unabhängige Funktion der Form in Gl. (19). Das bedeutet,

daß auch bei einer CT-Probe mit Schweißnaht im Bereich bis $F_{gy} \delta_t$ direkt durch Messen der Rißuferverschiebung in der Lasteinleitungslinie, V_L , ermittelt werden kann und dabei die Beziehungen zwischen δ_t und V_L einer Einstoffprobe zugrunde gelegt werden können.

Mit dem Auftreten kleiner plastischer Verformungen im Rißspitzenbereich, die durch eine Abrundung der Rißspitze zur Ausbildung von Maxima der Normalspannungen im Ligament führen, stellen sich bei den verschiedenen Probenmodellen unterschiedliche Spannungsniveaus bei gleicher Last ein. Dazu zeigt Bild 2.1.3-22 den Verlauf der Rißöffnungsspannung σ_{yy} im Ligament für die Probe mit der SV, die GW-, die SG- und die WEZ-Probe für zwei Lasten. In der GW-Probe treten erheblich niedrigere Spannungen als in den anderen Proben auf; die höchsten Werte werden in der WEZ-Probe beobachtet; in der Probe mit der SV und in der SG-Probe sind die Maximalwerte etwa gleich hoch. Ergänzend zu Bild 2.1.3-22 ist aus Bild 2.1.3-23 der Verlauf von σ_{yy} um die Rißspitze im Abstand von ca. $r = 0,4$ mm zu ersehen, dem Abstand von der Rißspitze, wo bei $F = 900$ kN etwa die Maxima von σ_{yy} im Ligament auftreten (s. Bild 2.1.3-22)). Es fällt auf, daß auch für die Probe mit der SV σ_{yy} symmetrisch zum Ligament ($\theta = 0^\circ$) verläuft, also ein sich instabil ausbreitender Spaltriß in der WEZ bleiben sollte. Die Normierung der σ_{yy} -Verläufe aus Bild 2.1.3-22 auf die jeweiligen R_{eL} -Werte in Bild 2.1.3-24 ergibt die Zusammenführung der Kurven in einem schmalen Band innerhalb einer Laststufe. Dabei ordnen sich die Er-

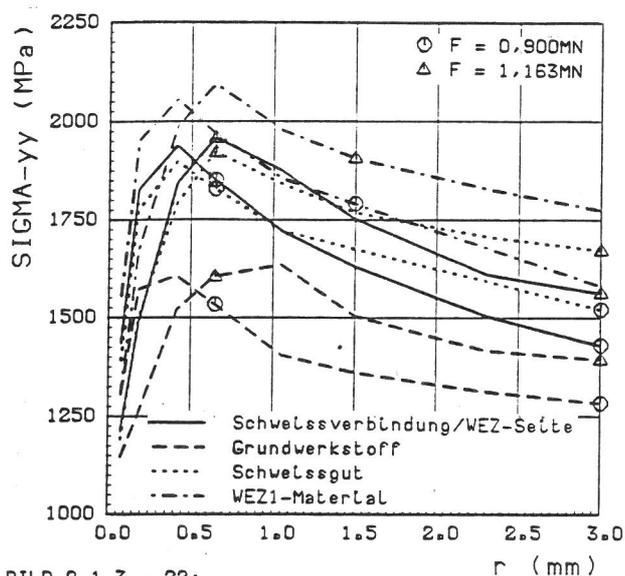


BILD 2.1.3 - 22:
CT-100 (2D, EVZ)
Rißeöffnungsdruck
THETA = 0 Grad (Ligament)

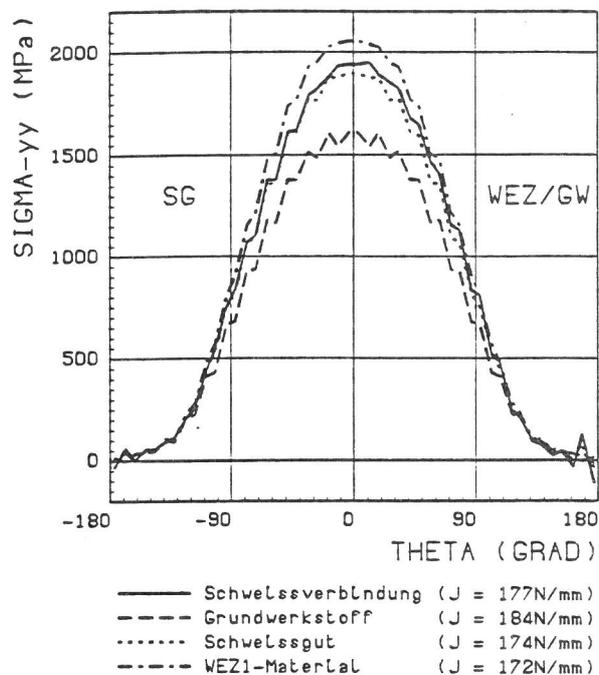


BILD 2.1.3 - 23:
CT-100 (2D, EVZ)
Verlauf der Rißeöffnungsdruck
 $F = 0,900MN$, $r = 0,415mm$

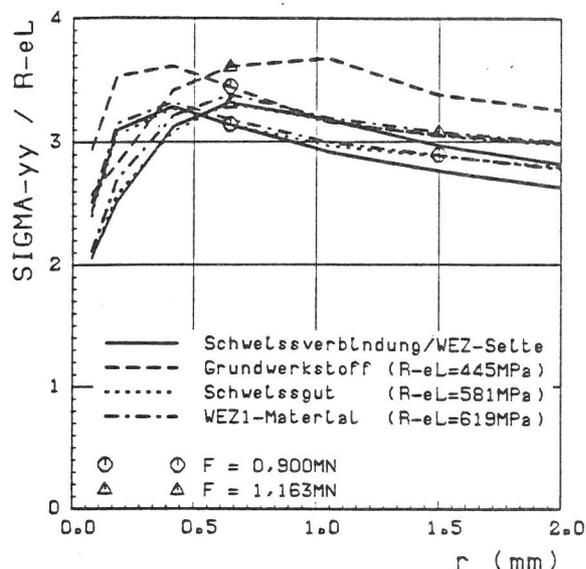


BILD 2.1.3 - 24:
CT-100 (2D, EVZ)
THETA = 0 Grad (Ligament)

gebnisse für die GW-Probe mit höheren Werten weniger gut ein. Um die Werte für die Probe mit der SV anzupassen, ist

$$R_{eL,SV/SG} = 590 \text{ MPa} \quad (20)$$

erforderlich. Daraus geht hervor, daß, während die Beschreibung des globalen Verformungsverhaltens, beispielsweise der Last-Verschiebung-Kurve in Bild 2.1.3-8, eine Normierung auf einen, den mechanischen Eigenschaften des GW naheliegenden Wert von $R_{eL,SV/GW} = 452 \text{ MPa}$ (s. Gl. (4)) erfordert, ist für die Beschreibung des lokalen Verhaltens, bei-

spielsweise der Reißöffnungsspannung σ_{yy} im Bereich von WEZ und SG im Ligament eine Normierung auf einen den Eigenschaften von WEZ und SG naheliegenden Wert von $R_{eL,SV/SG} = 590 \text{ MPa}$ notwendig. Die mechanischen Eigenschaften der Probe mit der SV lassen sich also nicht nur durch einen R_{eL} -Wert charakterisieren und damit darauf normieren.

Aus dem genannten Grund ist eine der HRR-Theorie /8, 9/ entsprechende Darstellung von

$$\ln(\sigma_{yy}/R_{eL}) = f\left[\ln\left(\frac{r \cdot R_{eL}}{J}\right)\right] \quad (21)$$

für die Probe mit der SV nicht sinnvoll. In Bild 2.1.3-25 sind deshalb nur die Ergebnisse für die Einstoffmodelle eingetragen. Der Höchstwert von

$$\sigma_{yy}/R_{eL} \approx 3,7 \quad (22)$$

ist der GW-Probe zugeordnet. Die Maximalwerte für die WEZ- und SG-Probe liegen in einem Streuband darunter mit einem Höchstwert

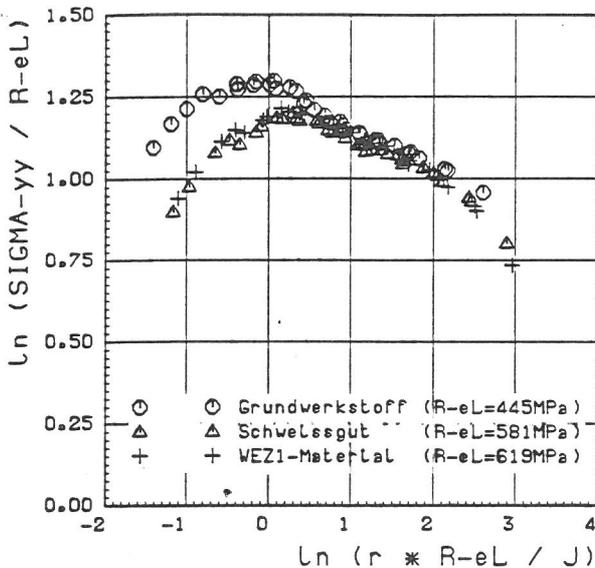


BILD 2.1.3 - 25:
CT-100 (2D, EVZ)
THETA = 0Grad (Ligament)
 $r = 0,185 \dots 2,308 \text{ mm}$
 $J = 74 \dots 348 \text{ N/mm}$

$$\sigma_{yy}/R_{eL} \approx 3,3. \quad (23)$$

Für Werte $\ln(r \cdot R_{eL}/J) \gg 0$ laufen die Kurven in einem engen Streuband zusammen. Im in etwa linear verlaufenden Bereich $0 \ll \ln(r \cdot R_{eL}/J) \ll 2$ ergibt sich eine Steigung von

$$m_s = -0,135. \quad (24)$$

Für die Darstellung des Mehrachsigenparameters

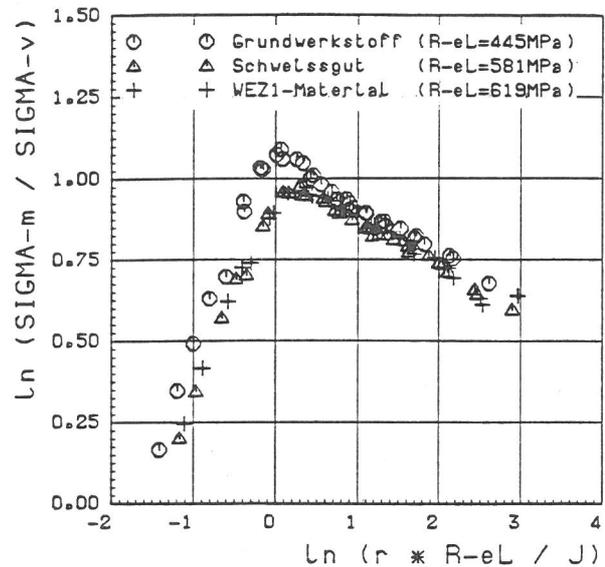


BILD 2.1.3 - 26:
CT-100 (2D, EVZ)
THETA = 0Grad (Ligament)
 $r = 0,185 \dots 2,308 \text{ mm}$
 $J = 74 \dots 348 \text{ N/mm}$

σ_m/σ_v in Abhängigkeit von $(r \cdot R_{eL}/J)$ bleibt die Frage offen, auf welchen R_{eL} -Wert die Abzissvariable normiert werden soll. Weder eine Normierung auf R_{eL} nach Gl. (4) noch nach Gl. (20) führt zu einer Einordnung der SV-Ergebnisse in das Streuband in Bereich $\ln(r \cdot R_{eL}/J) \gg 0$. Eine Darstellung von

$$\ln(\sigma_m/\sigma_v) = f\left[\ln\left(\frac{r \cdot R_{eL}}{J}\right)\right], \quad (25)$$

wieder für die Einstoffmodelle, in Bild 2.1.3-26 zeigt wieder einen Höchstwert für die GW-Probe mit

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_v} \approx 3, \quad (26)$$

die Maxima für die anderen Probenmodelle liegen wieder wie bei σ_{yy}/R_{eL} dicht zusammen mit einem höchsten Wert von

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_v} = 2,7. \quad (27)$$

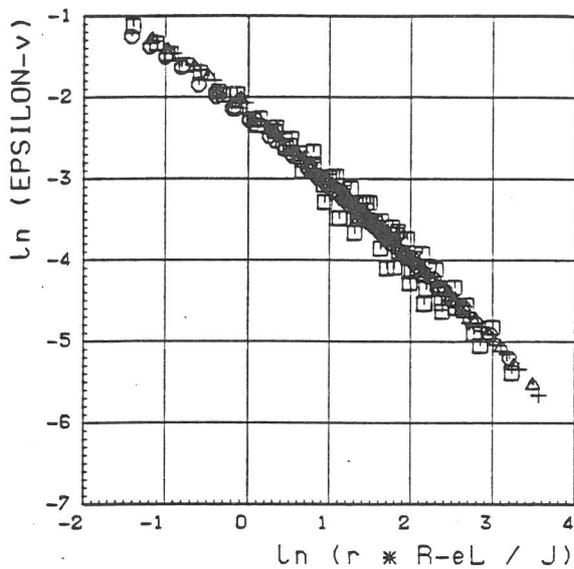
Die Steigung im Bereich $0 \ll \ln(r \cdot R_{eL}/J) \ll 3$ beträgt

$$m_s = -0,150. \quad (28)$$

In Bild 2.1.3-27 wurden zunächst nur die Ergebnisse für die Einstoffmodelle als

$$\ln(\epsilon_v) = f\left[\ln\left(\frac{r \cdot R_{eL}}{J}\right)\right] \quad (29)$$

für $\theta = 90^\circ$, also in Richtung senkrecht zum Ligament, eingetragen. Im Bereich $0 \ll \ln(r \cdot R_{eL}/J) \ll 2$ kann das sich ergebende enge Streuband durch eine Gerade mit der Steigung



- □ Schweißverbindung/WEZ-Seite (R-eL=452MPa)
- ○ Grundwerkstoff (R-eL=445MPa)
- △ △ Schweißgut (R-eL=581MPa)
- + + WEZ1-Material (R-eL=619MPa)

BILD 2.1.3 - 27:

CT-100 (2D,EVZ)
 THETA = 90Grad
 r = 0,185...4,190mm
 J = 74...348N/mm

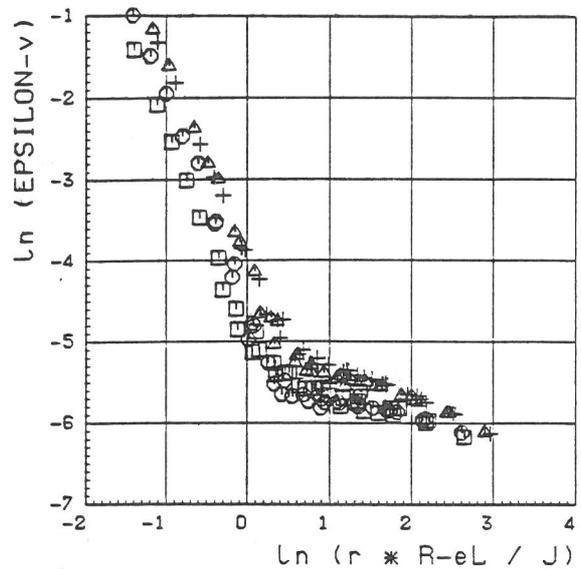
$$m_s = -0,875 \quad (30)$$

angenähert werden.

Die Ergebnisse für die Probe mit der SV ordnen sich gut in das Streuband ein, wenn beim lokalen Beanspruchungsparameter ($r \cdot R_{eL}/J$) auf den das globale Verhalten charakterisierende R_{eL} -Wert von 452 MPa normiert wird.

Bei der Darstellung von ϵ_v entsprechend Gl. (29) in Bild 2.1.3-28 für das Ligament ($\theta = 0^\circ$) fällt gegenüber Bild 2.1.3-27 auf, daß der Funktionsverlauf durch zwei Bereiche unterschiedlicher Steigungen charakterisiert wird. Das vorhandene Streuband des Kurvenverlaufs wird auf der Minimumseite von ϵ_v durch Ergebnisse der GW-Probe und der Probe mit der SV begrenzt, wobei wieder $R_{eL,SV/GW} = 452$ MPa für die SV genommen wurde, und die Maximumseite von ϵ_v durch die Ergebnisse für die SG- und die WEZ-Probe.

Für die Analyse des Verhaltens einer Schweißverbindung mit Fehler im Übergangsbereich vom Spaltbruch zum stabilen Rißwachstum ist ein Diagramm mit σ_{yy} in Abhängigkeit von J besonders geeignet, weil durch die Einzeichnung sowohl des Spaltbruchfestigkeitswertes R_{fc} als auch des Initiierungs-



- □ Schweißverbindung/WEZ-Seite (R-eL=452MPa)
- ○ Grundwerkstoff (R-eL=445MPa)
- △ △ Schweißgut (R-eL=581MPa)
- + + WEZ1-Material (R-eL=619MPa)

BILD 2.1.3 - 28:

CT-100 (2D,EVZ)
 THETA = 0Grad (Ligament)
 r = 0,185...2,308mm
 J = 74...348N/mm

wertes J_i für den Beginn des stabilen Rißwachstums in das Diagramm die Beantwortung der Fragen

- wann tritt noch reiner Spaltbruch auf
- wann ist ein stabiler Anriß zu erwarten
- wann kann danach noch ein instabiler Spaltbruch folgen,

besonders übersichtlich dargestellt werden kann. Bild 2.1.3-29 zeigt dazu Kurven $\sigma_{yy,max} = f(J)$ für

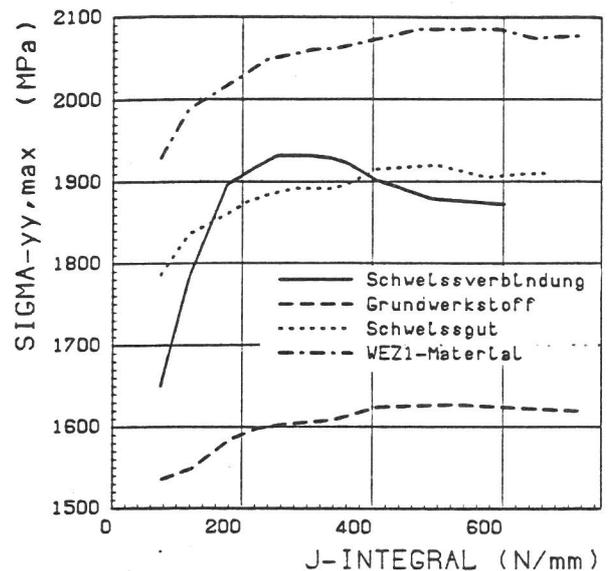


BILD 2.1.3 - 29:

CT-100 (2D,EVZ)
 THETA = 0Grad (Ligament)
 SIGMA-yy,max = max SIGMA-yy auf 0,2mm Laenge

die verschiedenen Probenmodelle. Dabei ist $\sigma_{y\max}$ ein Spitzenwert, der über eine Länge von 0,2 mm im Ligament auftritt. Aus dem Diagramm geht hervor, daß die Ergebnisse für die Probe mit der SV und der SG-Probe dicht zusammenliegen, sich für die WEZ-Probe größere Werte in Bezug auf die SV und für die GW-Probe sich erheblich kleinere Werte ergeben. Daraus folgt, daß auf der einen Seite eine Analyse einer Schweißverbindung auf der Grundlage der Ermittlung von Beanspruchungswerten mit GW-Daten zu erheblich nichtkonservativen Ergebnissen, auf der anderen Seite die Ermittlung von Beanspruchungswerten auf der Grundlage der Eigenschaften von schweißsimulierten Werkstoff zur konservativen Beurteilung führt.

Nach dem "Ductile Failure Criterion" von McCLINTOCK /10/ ist eine kritische Vergleichsdehnung, deren Betrag vom hydrostatischen Anteil σ_m des Spannungszustandes abhängt, für das Eintreten eines duktilen Bruches bzw. eines stabilen Ribwachstums erforderlich. Aus Bild 2.1.3-30 geht zunächst hervor, daß auch in der Probe mit der SV der σ_m -Verlauf um die Ribspitze annähernd symmetrisch zum Ligament ($\theta = 0^\circ$) verläuft. Demnach bedeutet das Auftreten eines Höchstwertes von ϵ_v jeweils auf der WEZ/GW-Seite der Probe mit der SV in Bild 2.1.3-31, insbesondere bei höherer Last, daß bei vergleichbaren kritischen Ribinitiationswerten für das SG und den GW der stabile Ribfortschritt in Richtung auf den GW zu erfolgen sollte, wie das im Experiment beobachtet wird. Für die

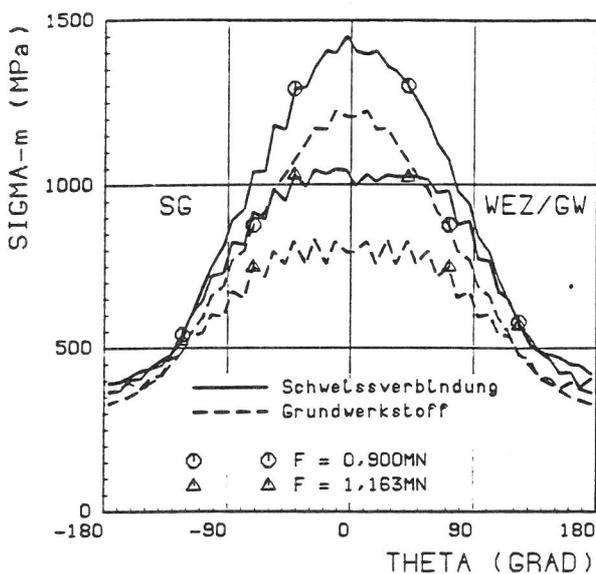


BILD 2.1.3 - 30:
CT-100 (2D, EVZ)
Verlauf der Mittelspannung um die Ribspitze
 $r = 0,185\text{mm}$

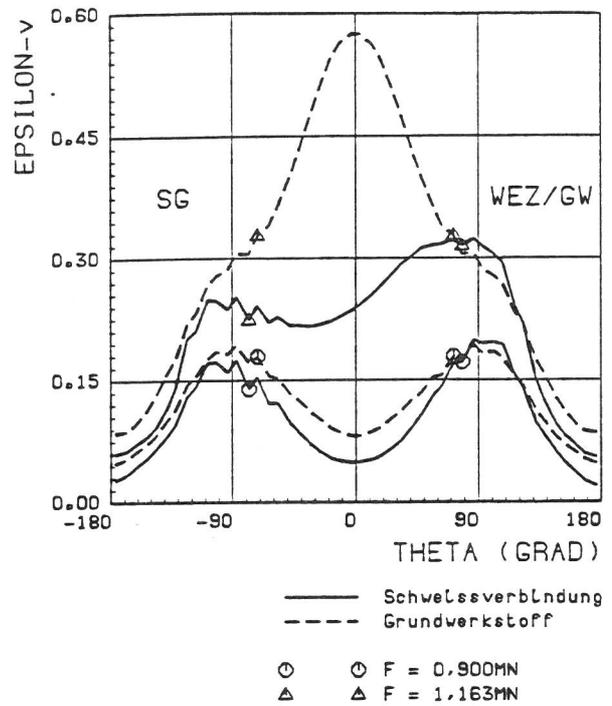


BILD 2.1.3 - 31:
CT-100 (2D, EVZ)
Verlauf der linearen Vergleichsverzerrung um die Ribspitze
 $r = 0,185\text{mm}$

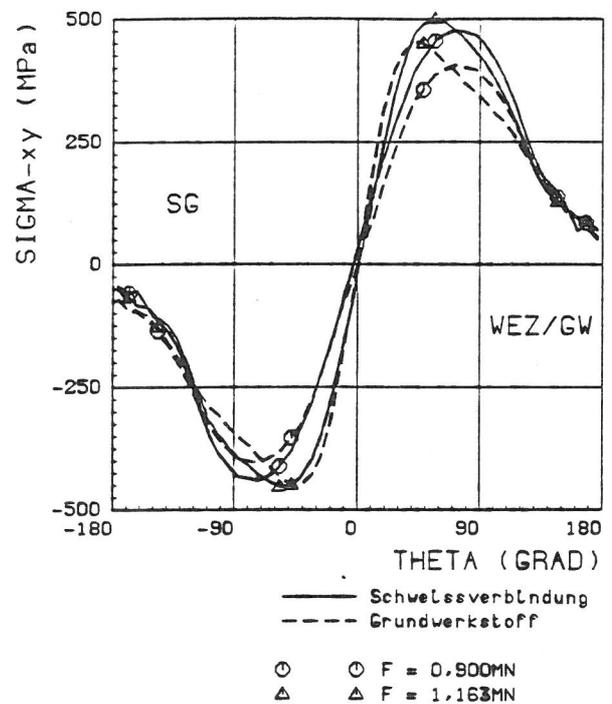


BILD 2.1.3 - 32:
CT-100 (2D, EVZ)
Verlauf der Schubspannung um die Ribspitze
 $r = 0,185\text{mm}$

Oberlegungen spricht auch die größere plastische Zone auf der WEZ/GW-Seite als auf der SG-Seite der SV bei Lasten über 600 kN, die J-Werten größer 50 N/mm entsprechen (vgl. Bild 2.1.3-18).

Wird als ein weiteres Konzept für die stabile Ribausbreitung auch ein Schubspannungskriterium /11/

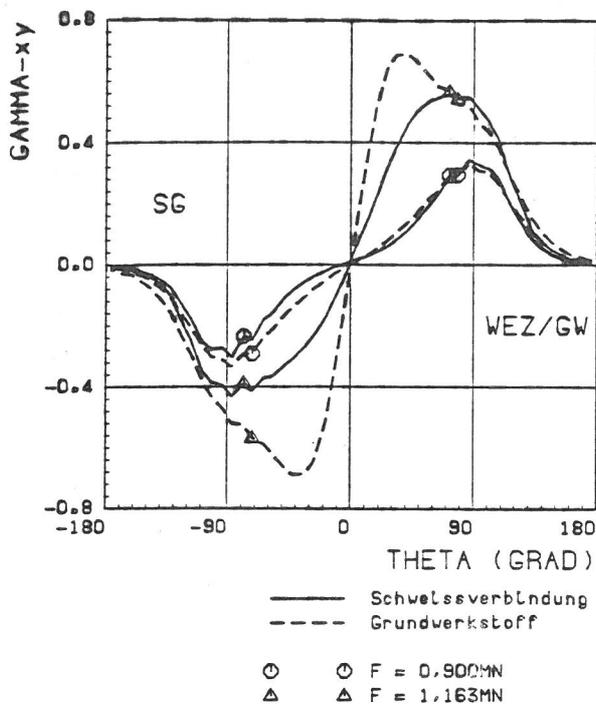


BILD 2.1.3 - 33:

CT-100 (2D, EVZ)

Verlauf der Schubverzerrung um die RÜssepitze
 $r = 0,185\text{mm}$

herangezogen, so zeigen die Bilder 2.1.3-32 und 2.1.3-33, daß in der Probe mit der SV sowohl die Schubspannung τ_{xy} als auch die Schubverzerrung γ_{xy} ihre Höchstwerte auf der WEZ/GW-Seite der SV haben. Die Maxima für beide Werte wandern von der $\theta = 90^\circ$ -Position mit steigender Last in Richtung auf das Ligament ($\theta = 0^\circ$).

Literatur zu 2.1.3:

- /1/ Kerr, A. W.: A review of factors affecting toughness in welded steels, Int. J. Pres. Ves. and Piping, Vol. 4 (1976), 119 - 141.
- /2/ Müller, W., H. Veith: Elastic-Plastic Finite Element Analysis of a Weld in the Ligament of a CT Specimen, Trans. 8th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, Bd. G, Brüssel, Belgien, North Holland Publ. Co., 1985, G 3/4.
- /3/ Müller, W., H. Veith: Bruchmechanik-Analyse einer Schweißnaht im Ligament einer CT-Probe über eine elastisch-plastische
- /4/ ADINA - A Finite Element Program für Automatic Dynamic Incremental Nonlinear Analysis, Rep. AE81 - ADINA Eng. Inc. Watertown, Ma/USA, 1981.
- /5/ Klausnitzer, R.: Entwicklung eines Verfahrens zur Entnahme und Prüfung von Mikro-Flachzugproben aus der Wärmeeinflußzone von Schweißverbindungen, 7. Materialprüfung 18 (1976), 601 - 606.
- /6/ Tada, H., P. C. Paris, G. R. Irwin: Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Research Corporation Hellertown, Pa/USA, 1973, -2.21-.
- /7/ Parks D.M.: Virtual Crack Extension - A General Finite Element Technique for J-Integral Evaluation, Proc. 1st Int. Conf. Numerical Methods in Fracture Mechanics, Swansea (1978), 464 - 478.
- /8/ Hutchinson, J. W.: Singular Behaviour at End of Tensile Crack in Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids Vol. 16 (1968), 13 - 31, und: "Plastic Stress and Strain Fields at Crack Tip, J. Mech. Phys. Solids Vol. 16 (1968), 337 - 347.
- /9/ Rice, J. R., G. F. Rosengren: Plane Strain Deformation Near Crack Tip in Power-Law Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids Vol. 16 (1968), 1 - 12.
- /10/ McClintock, F. A.: A criterion for ductile fracture by the growth of holes, J. Appl. Mechanics, Vol. 35 (1968), 363 - 371.
- /11/ Helms, R., Naseband, K: A ductile fracture criterion for metals, in Fracture 1977, Vol. 2 ICF4, Waterloo, Canada, 503 - 512.

2.1.4 FE-ANALYSEN DER ISO-V-PROBE

Die an der ISO-V-Probe (Bilder 2.1.4-1 und 2.1.4-2) durchgeführten elastisch-plastischen FE-Analysen dienen dem Zweck, die Aussagefähigkeit des Kerbschlagversuches dadurch zu erweitern, daß man genauere Kenntnisse über den Spannungs- und Verzerrungszustand im Kerbquerschnitt gewinnt. Alle Rechnungen wurden als statische Analysen durchgeführt, d. h. dynamische Effekte wurden - wegen der geringen Probenmasse - insoweit vernachlässigt, als sie den Einfluß der Massenbeschleunigung betreffen. Dagegen wurde der Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit auf das Materialverhalten, insbesondere die Erhöhung der Streckgrenze gegenüber der "statischen" Spannung-Dehnung-Kurve berücksichtigt und in mehreren Studien die Auswirkungen auf das Strukturverhalten untersucht.

(a) 2D-Analysen (EVZ und ESZ) mit bilinearer Approximation der $\sigma(\epsilon)$ -Kurve /1/:
Streckgrenze $R_{eL} = 800 \text{ MPa}$,

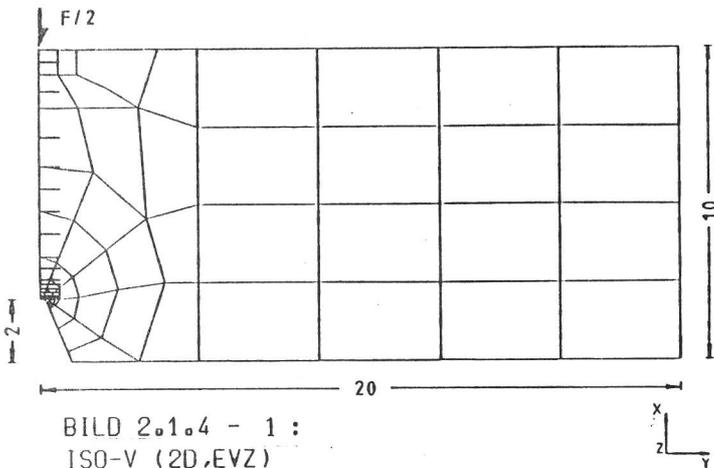


BILD 2.1.4 - 1:
ISO-V (2D, EVZ)
HALBE PROBE
205 KNOTEN, 56 ELEMENTE

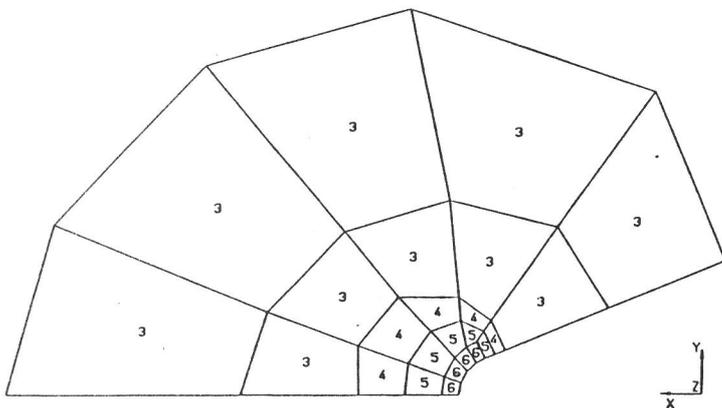


BILD 2.1.4 - 2:
ISO-V (2D, EVZ)
FE-NETZ (AUSSCHNITT)
KERBGRUND

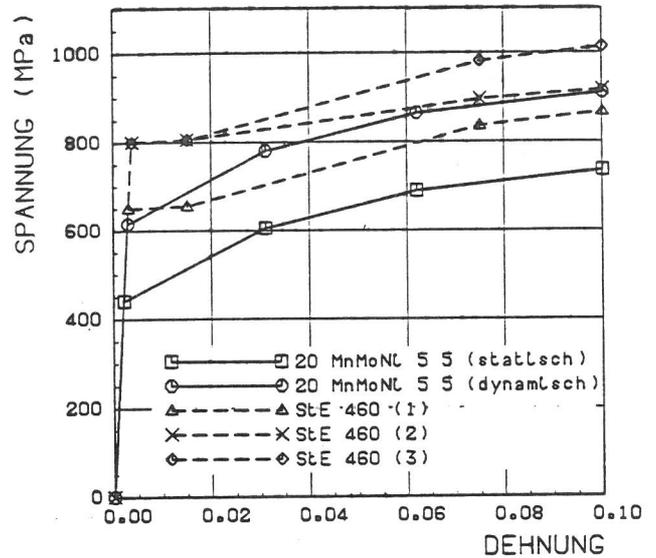


BILD 2.1.4 - 3:
ISO-V (2D, EVZ)
Materialkurven für FE-Rechnung
(wahre Spannung-Dehnung-Kurven)

Verfestigungsmodul $E_T = E/500 = 420 \text{ MPa}$
bzw. $E_T = E/100 = 2100 \text{ MPa}$.

(b) 3D-Analyse mit bilinearer Approximation der $\sigma(\epsilon)$ -Kurve /2/:

Streckgrenze $R_{eL} = 800 \text{ MPa}$,
Verfestigungsmodul $E_T = E/4000 = 52.5 \text{ MPa}$.

(c) 2D-Analysen (EVZ) mit multilinearer Approximation der $\sigma(\epsilon)$ -Kurve eines StE 460 /3/, wobei mit drei unterschiedlichen fiktiven Materialkurven der Einfluß verformungsgeschwindigkeitsbedingter Veränderungen des Materialverhaltens untersucht wurden (Bild 2.1.4-3):

- (1) $R_{eL} = 650 \text{ MPa}$ und Fließkurve des StE 460,
- (2) $R_{eL} = 800 \text{ MPa}$ und schwächere Verfestigung bei etwa gleicher Zugfestigkeit wie für Kurve (1)
- (3) $R_{eL} = 800 \text{ MPa}$ und gleiche Verfestigung wie bei Kurve (1) durch Erhöhung aller Spannungswerte um 150 MPa .

Alle drei Kurven enthalten einen ausgeprägten Lüdersbereich (1.3 % Dehnung).

(d) 2D-Analyse (EVZ) mit multilinearer Approximation der $\sigma(\epsilon)$ -Kurve eines StE 460 /4/: Aufgrund der aus der Rechnung (c) gewonnenen Verteilung der Dehnungsgeschwindigkeiten in der Probe wurden bereichsweise unterschiedliche Materialkurven ($R_{eL} = 725 \text{ bis } 830 \text{ MPa}$) verwendet.

- (e) 2D-Analysen (EVZ) mit multilinearer Approximation der statischen und der dynamischen $\sigma(\epsilon)$ -Kurve eines 20 Mn Mo Ni 5 5 (Bild 2.1.4-3),
 statisch: $R_{eL} = 440$ MPa,
 dynamisch: $R_{eL} = 615$ MPa.

Im Gegensatz zum StE 460 wurde kein Lüdersbereich in der Materialkurve modelliert. Die statische Kurve ist dieselbe wie für die Bruchmechanikproben (Abschnitte 2.1.1 bis 2.1.3), um eine Vergleichbarkeit herzustellen zwecks Untersuchung des Einflusses der Probengeometrie.

Wegen der Fülle des vorliegenden Datenmaterials kann an dieser Stelle lediglich eine kleine Auswahl relevanter Ergebnisse dargestellt werden, die sich auf die Analysen (c) und (e) beschränkt und im wesentlichen auf die beiden Fragen konzentriert:

- Welchen Einfluß hat das unterschiedliche Materialverhalten (Streckgrenze, Ausprägung eines Lüdersbereiches, Verfestigung) auf das globale Probenverhalten sowie auf Spannungen und Verzerrungen?
- Kann man einen dem J-Integral bei Bruchmechanikproben formal gleichen Beanspruchungsparameter definieren und messen, der den Spannungs- und Deformationszustand am Kerb eindeutig bestimmt?

Die Tabelle 2.1.4-1 gibt einen Überblick über einige charakteristische Daten der insgesamt fünf Materialkurven. Die Parameter der Ramberg-Osgood-Approximation

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \quad (1)$$

mit $\sigma_0 = R_{eL}$ und $\epsilon_0 = R_{eL}/E$ wurden aus den Materialdaten, die den FE-Rechnungen zugrundelagen,

nach einer einheitlichen Kurvenanpassung ermittelt, um damit das unterschiedliche Verfestigungsverhalten quantitativ zu charakterisieren; sie unterscheiden sich deshalb beim 20 Mn Mo Ni 5 5 (statisch) von den an anderer Stelle (Abschnitt 2.1.5) auf andere Weise gewonnenen Werten. Das unterschiedliche Verfestigungsverhalten wirkt sich, wie Tabelle 2.1.4-1 zeigt, lediglich bei α in signifikanten Merkmalsunterschieden aus. So haben die Werkstoffkurven, deren Verfestigungsbereich durch Parallelverschiebung um die Streckgrenzendifferenz abgebildet wurde, jeweils etwa gleiches α :
 20 Mn Mo Ni 55 statisch und dynamisch mit $\alpha = 0.7$,
 StE 460 (1) und (3) mit $\alpha = 2.5$ und 2.7 ,
 StE 460 (2) mit $\alpha = 5.6$.

Ein Vergleich der Approximationen nach Gl. (1) mit den Materialdaten der FE-Rechnungen ist in Bild 2.1.4-4 dargestellt. Die für große Dehnungen recht gut funktionierende Ramberg-Osgood-Anpassung ist allerdings überhaupt nicht in der Lage, einen ausgeprägten Lüdersbereich beim Fließbeginn zu erfassen, wie er für den StE 460 in der multilineareren Approximation vorliegt.

Während die unterschiedlichen Streckgrenzen durch geeignete Normierungen der Kraft- und Spannungsgrößen auf den R_{eL} -Wert quantitativ berücksichtigt werden können, werden die Einflüsse der beiden anderen, das Materialverhalten charakterisierenden Faktoren, nämlich

- Ausbildung eines Lüdersbereiches beim Fließbeginn und
 - Stärke der Verfestigung (z. B. quantifiziert durch die Ramberg-Osgood-Parameter α und n)
- durch derartige Normierungen nicht erfaßt und müssen ggf. gesondert untersucht werden.

Zunächst wird das globale Probenverhalten anhand

Tabelle 2.1.4-1:
 2D-FE-Analysen (EVZ) der ISO-V-Probe,
 Übersicht über die untersuchten Werkstoffe und einige charakteristische Beanspruchungsgrößen

Werkstoff	Kennzeichnung	Streckgrenze R_{eL} (MPa)	Ramberg-Osgood-Parameter		plast. Grenzlast F_{gy} (kN)	Constraint-Faktor L	k_{σ_p} bei F_{gy}
			α	n			
20 Mn Mo Ni 5 5 (ohne Lüdersbereich)	statisch	440	0.71	8.19	11.2	1.60	2.35
	dynamisch	615	0.67	9.98	15.5	1.58	2.36
StE 460 (mit Lüdersbereich)	(1)	650	2.66	8.22	15.8	1.52	2.22
	(2)	800	5.55	10.64	19.2	1.50	2.16
	(3)	800	2.50	9.36	19.4	1.52	2.18

einiger charakteristischer Größen betrachtet. Neben den Werkstoffdaten wurden deshalb in die Tabelle 2.1.4-1 zusätzlich aufgenommen:

- die Last F_{gy} , bei der erstmals im Verlaufe der Laststeigerung eine durchgehende plastische Zone zwischen dem Kerbgrund und der Lasteinleitungsstelle auftritt (Bild 2.1.4-5) und
- der aus F_{gy} ermittelte Constraint-Faktor

$$L = \frac{\sigma_{gy}}{R_{eL}} = \frac{F_{gy} \cdot S}{R_{eL} B(W-a)^2} \quad (2)$$

Während F_{gy} für den StE 460 einerseits und den 20 Mn Mo Ni 55 andererseits nur von der jeweiligen

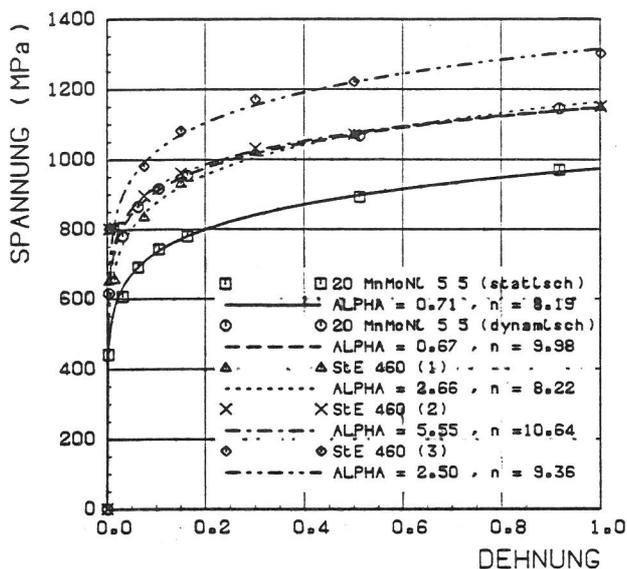


BILD 2.1.4 - 4:
ISO-V (2D,EVZ)
Materialkurven fuer FE-Rechnung
(wahre Spannung-Dehnung-Kurven)

Streckgrenze abhängt, also L für die verschiedenen Varianten desselben Werkstoffs etwa gleich ist, macht sich im Vergleich beider Werkstoffe die schon bei kleinen plastischen Dehnungen stärkere Verfestigung des 20 Mn Mo Ni 55 aufgrund des fehlenden Lüders-Bereichs in einer etwa 5%igen Vergrößerung von L bemerkbar.

Das Last-Verformungs-Verhalten der ISO-V-Proben bei verschiedenen Werkstoffvarianten ist sowohl für die auch im Versuch meßbare Durchbiegung f in der Wirkungslinie der Last im Bild 2.1.4-6 als auch für die Kerböffnung V im Bild 2.1.4-7 dargestellt.

Um den Einfluß der unterschiedlichen Streckgrenzen auszuschalten, wurde dann in den Bildern 2.1.4-8 und 2.1.4-9 die Last F auf F_{gy} , die Durchbiegung f

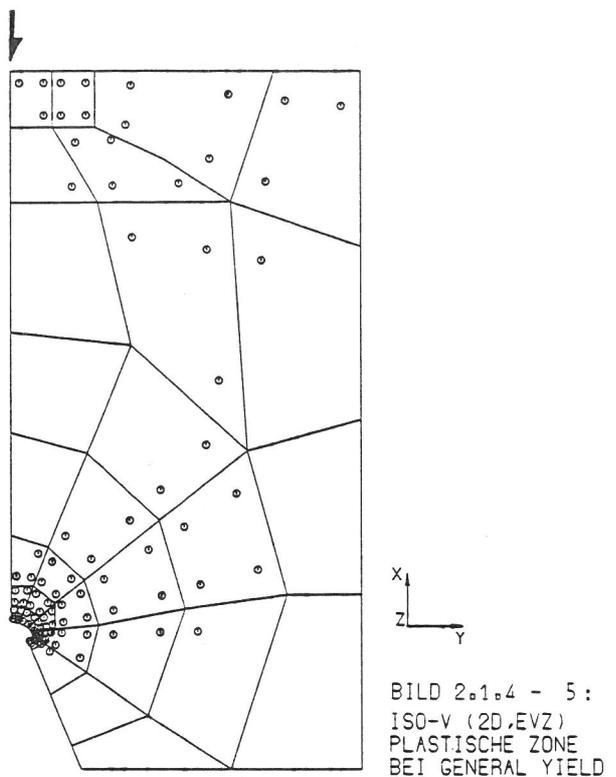


BILD 2.1.4 - 5:
ISO-V (2D,EVZ)
PLASTISCHE ZONE
BEI GENERAL YIELD

auf die elastische Durchbiegung einer Probe vom Nettoquerschnitt $B(W-a)$ unter der Last F_{gy} ,

$$f_{el,gy} = \frac{L}{4} \frac{R_{eL}}{E} \frac{S^2}{W-a} \quad (3)$$

und die Kerböffnung V auf

$$V_{norm} = 2 \frac{W+a}{S} f_{el,gy} \quad (4)$$

normiert. Diese Darstellungen zeigen für $F/F_{gy} > 1$ deutlich den Einfluß des unterschiedlichen Verfestigungsverhaltens: die fünf Kurven sind nach der

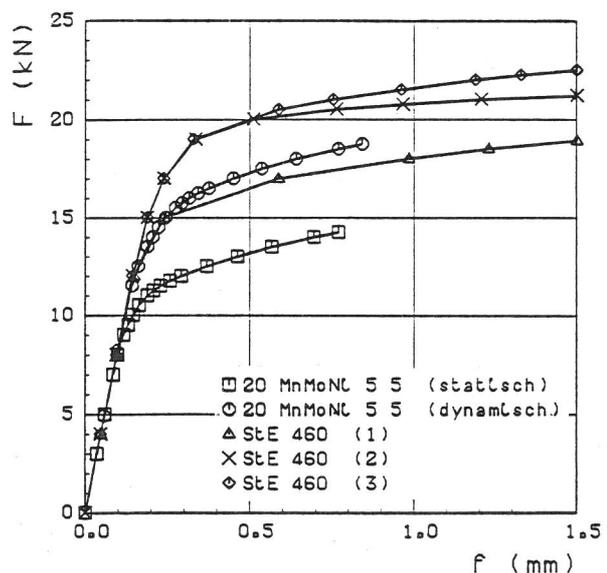


BILD 2.1.4 - 6:
ISO-V (2D,EVZ)

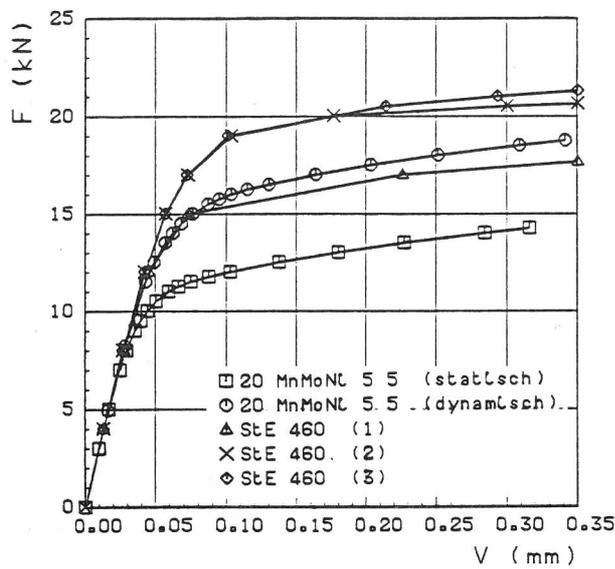


BILD 2.1.4 - 7:
ISO-V (2D, EVZ)

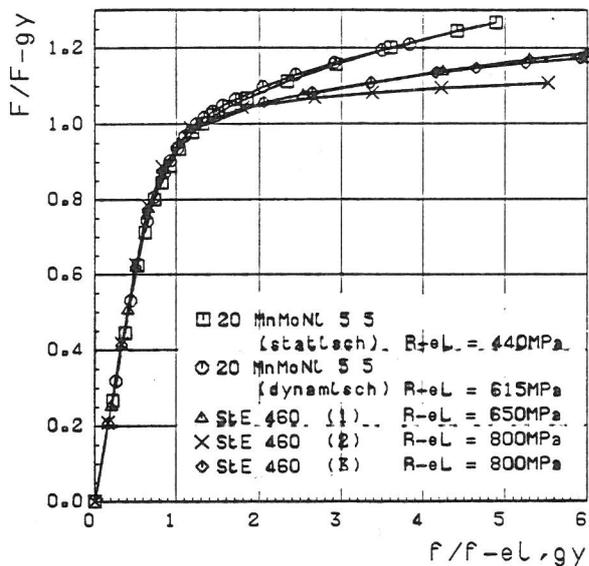


BILD 2.1.4 - 8:
ISO-V (2D, EVZ)
 $f-eL,gy = (L \cdot R-eL \cdot S \cdot S) / (4 \cdot E \cdot (W-a))$
Constraint-Faktor $L = 1.5$

Rangfolge der α -Werte (Tabelle 2.1.4-1) angeordnet, wobei jeweils zwei mit gleichen α aufeinanderfallen.

Die aus den $F(f)$ -Kurven (Bild 2.1.4-6) ermittelte Formänderungsarbeit U ist in den Bildern 2.1.4-10 bis 2.1.4-12 über der Last F , der Durchbiegung f und der Kerböffnung V aufgetragen. Während die $U(F)$ -Kurven ein Abbild der verschiedenen $\sigma(\epsilon)$ -Kurven (Bild 2.1.4-3) sind, ordnen sich die $U(f)$ - und $U(V)$ -Kurven für die verschiedenen Materialvarianten nach der Rangfolge der Streckgrenzen (vgl. Tabelle 2.1.4-1).

Als nächstes wird die Frage untersucht, ob eine dem bruchmechanischen J -Integral formal identische

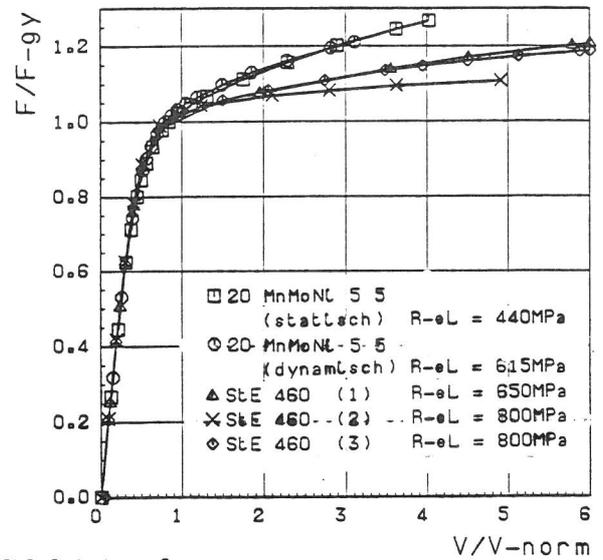


BILD 2.1.4 - 9:
ISO-V (2D, EVZ)
 $V-norm = f-eL,gy \cdot 2(W+a)/S$

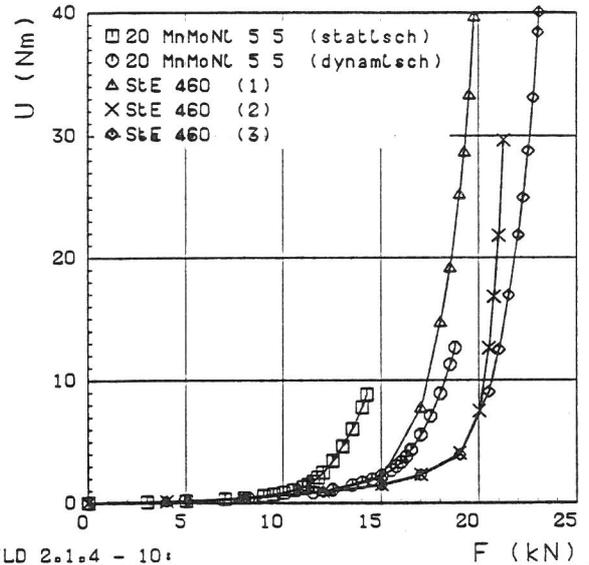


BILD 2.1.4 - 10:
ISO-V (2D, EVZ)
 U aus Last-Durchbiegungskurve

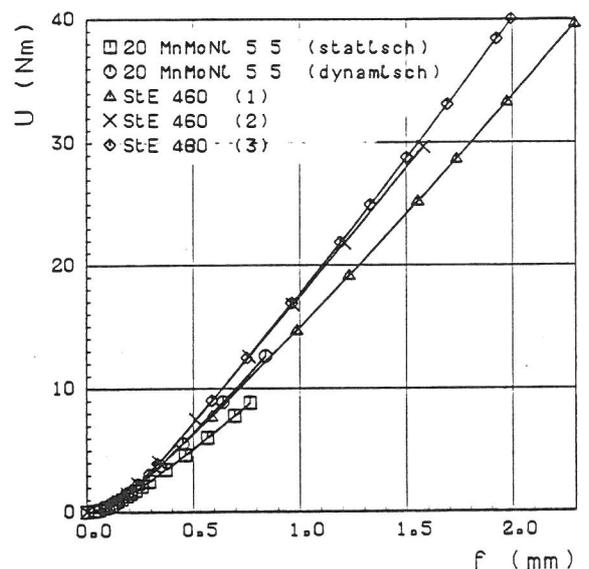


BILD 2.1.4 - 11:
ISO-V (2D, EVZ)
 U aus Last-Durchbiegungskurve

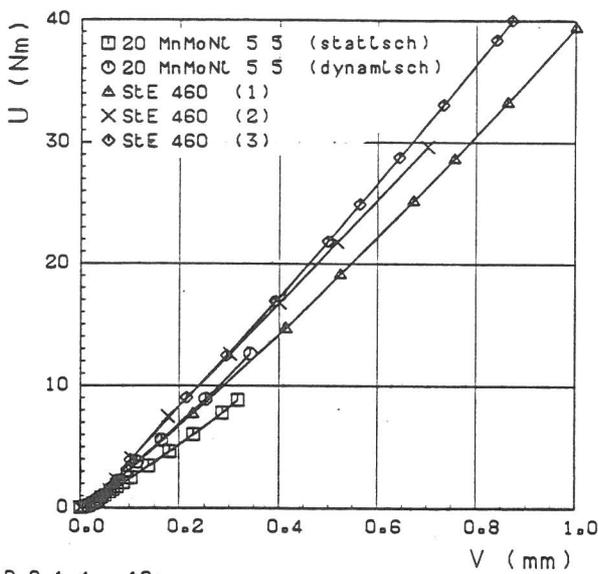


BILD 2.1.4 - 12:
ISO-V (2D, EVZ)
U aus Last-Durchbiegungskurve

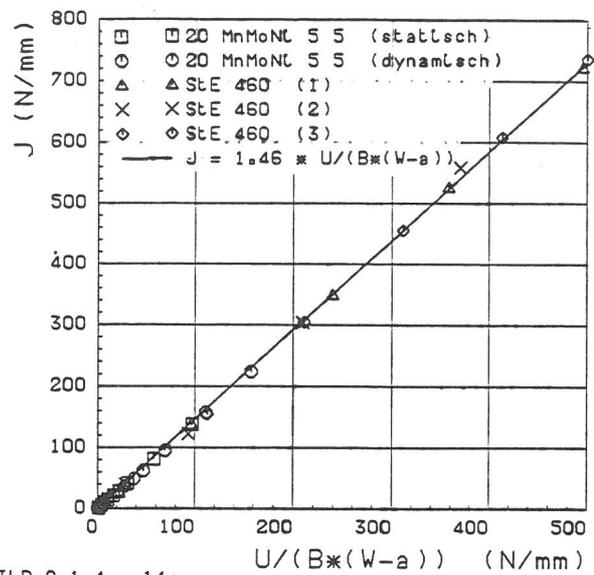


BILD 2.1.4 - 14:
ISO-V (2D, EVZ)
J aus Energiefreisetzungsrates
U aus Last-Durchbiegungskurve

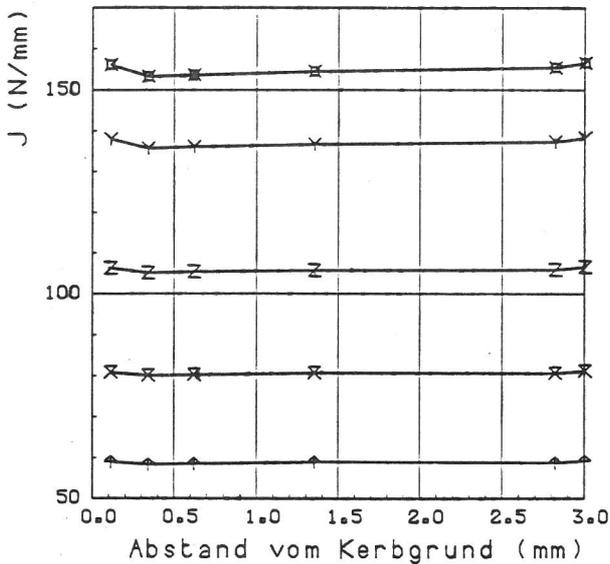


BILD 2.1.4 - 13:
ISO-V (2D, EVZ)
20 MnMoNL 5 5 (statlisch)
Wegunabhängigkeit von J

↑ F = 12.50 kN
× F = 13.00 kN
Z F = 13.50 kN
Y F = 14.00 kN
⊠ F = 14.25 kN

Kenngröße - im folgenden auch J genannt - auch für ISO-V-Proben eindeutig definiert werden kann. Hierzu wurde die gleiche numerische Prozedur zur Berechnung der Energiefreisetzungsrates bei virtueller Rißverlängerung /5/ auch auf die ISO-V-Analysen angewendet. Verschiebt man nacheinander die Elementgruppenringe (6), (6+5) usw. bis (6+5+4+3), wie sie in Bild 2.1.4-2 bezeichnet sind, und trägt die hierfür berechneten Energiefreisetzungsrates über der Größe des jeweils verschobenen Bereichs auf (Bild 2.1.4-13), so zeigt sich deutlich die "Wegunabhängigkeit" der so ermittelten Größe. Weiterhin zeigt sich, daß zwischen dieser Energiefreisetzungsrates und der Formänderungsarbeit U ein

auch für Bruchmechanikproben gültiger linearer Zusammenhang

$$J = 1.46 \frac{U}{B(W-a)} \quad (5)$$

besteht (Bild 2.1.4-14); lediglich der Proportionalitätsfaktor von 1.46 unterscheidet sich von dem für Biegeproben mit Riß geltenden Wert von 2.0 (vgl. ASTM E 813).

Damit ist auch für ISO-V-Proben ein J-Wert sowohl eindeutig definiert (Bild 2.1.4-13) als auch durch Gl. (5) eine Vorschrift zur experimentellen Bestimmung von J aus der F(f)-Kurve (Bild 2.1.4-6) gegeben.

Wegen des linearen Zusammenhanges mit U sehen die J(F)-Kurven (Bild 2.1.4-15) für die verschiedenen Werkstoff-Varianten genauso aus wie die U(F)-Kurven (Bild 2.1.4-10); gleiches gilt für die Darstellung J(f) in Bild 2.1.4-16 im Vergleich mit Bild 2.1.4-11. Die Auswirkungen des unterschiedlichen Verfestigungsverhaltens sind besser aus den normierten Darstellungen $J/(a \cdot R_{eL}^2/E)$ über F/F_{gy} bzw. über $f/f_{e1,gy}$ zu erkennen, in denen die verschiedenen Streckgrenzwerte nicht mehr zum Tragen kommen. Bei der Auftragung über der normierten Last (Bild 2.1.4-17) gruppieren sich die normierten J-Kurven der fünf Werkstoffvarianten wieder entsprechend den drei unterschiedlichen α -Werten (vgl. Tabelle 2.1.4-1). Bei der Auftragung über $f/f_{e1,gy}$ (Bild 2.1.4-18) fallen dagegen alle J-

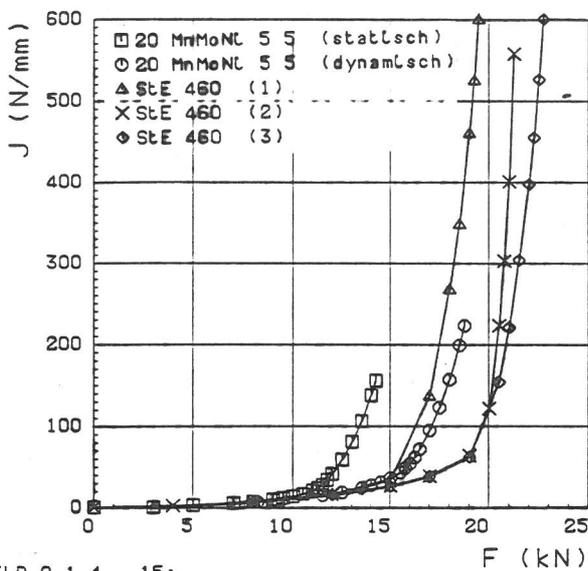


BILD 2.1.4 - 15:

ISO-V (2D, EVZ)

J aus Energiefreisetzungsrate

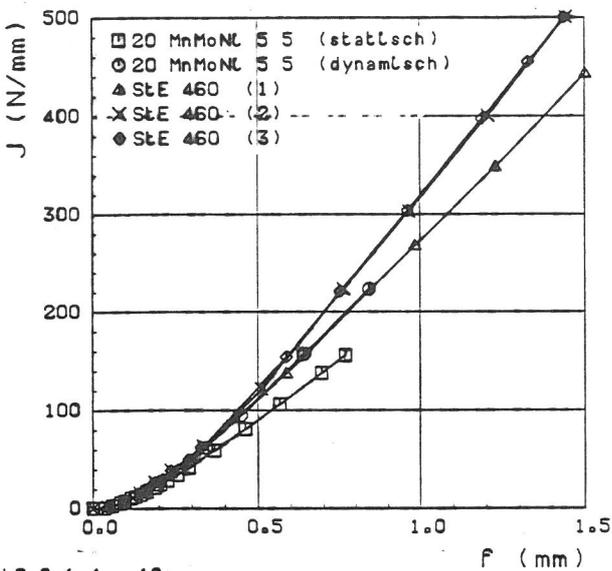


BILD 2.1.4 - 16:

ISO-V (2D, EVZ)

J aus Energiefreisetzungsrate

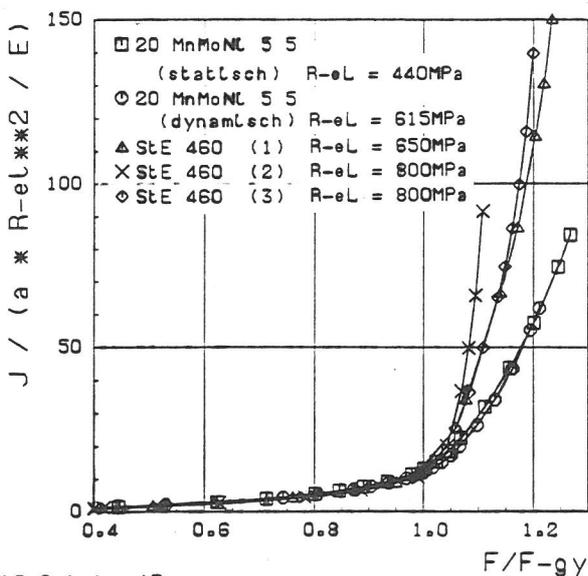


BILD 2.1.4 - 17:

ISO-V (2D, EVZ)

J aus Energiefreisetzungsrate

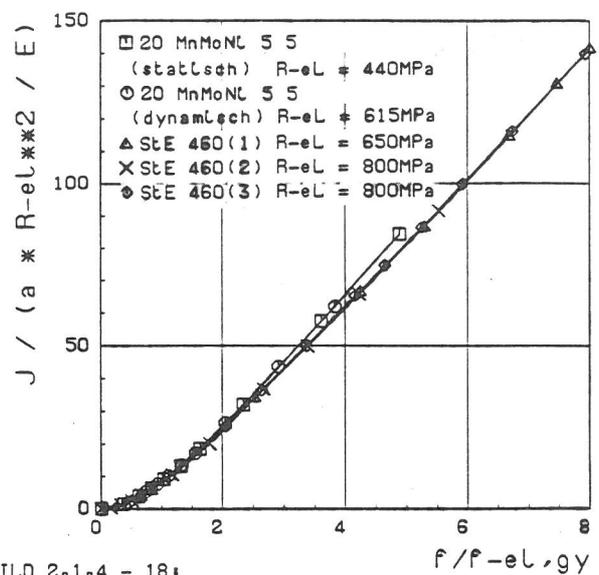


BILD 2.1.4 - 18:

ISO-V (2D, EVZ)

$f_{eL,gy} = (L * R_{eL} * S^{**2}) / (4 * E * (W - a))$

Constraint-Faktor $L = 1.5$

J aus Energiefreisetzungsrate

Kurven nahezu aufeinander; kleinere Unterschiede sind allenfalls zwischen dem 20 Mn Mo Ni 5.5 (ohne Lüdersbereich) einerseits und dem StE 460 (mit Lüdersbereich) andererseits auszumachen. Im übrigen zeigt der Kurvenverlauf den typischen Zusammenhang: $J \sim f^2$ für kleine Verschiebungen ($F \ll F_{gy}$) und $J \sim f$ für große Verschiebungen ($F \gg F_{gy}$), siehe z. B. KNOTT /6/, S. 171.

Nach der Darstellung der das globale Probenverhalten charakterisierenden Verformungs- und Energiegrößen werden nun noch einige lokale Spannungs- und Verzerrungsgrößen im Ligament der Probe betrachtet, und zwar

- die größte Hauptspannung σ_{yy} normiert auf R_{eL} ,
- der Mehrachsigenquotient σ_m / σ_v und
- die lineare Vergleichsdehnung ϵ_v .

In den Bildern 2.1.4-19 bis 2.1.4-24 sind zunächst die Verläufe dieser Größen im Ligament bei Lasten $F < F_{gy}$ exemplarisch für den 20 Mn Mo Ni 5.5 (dynamisch) und den StE 460 (1) einander gegenübergestellt. Merkbliche Unterschiede zwischen beiden Werkstoffen sind lediglich bei den Vergleichsdehnungen festzustellen (Bilder 2.1.4-23 und 2.1.4-24), wobei erwartungsgemäß die Ausprägung eines Lüdersbereiches in der FE-Materialkurve des StE 460 zu größeren Dehnungswerten im Kerbgrund führt, verglichen mit denen des 20 Mn Mo Ni 5.5.

Das Maximum der auf R_{eL} normierten $\sigma_{yy}(r)$ -Verteilungen im Ligament (vgl. Bilder 2.1.4-19 und

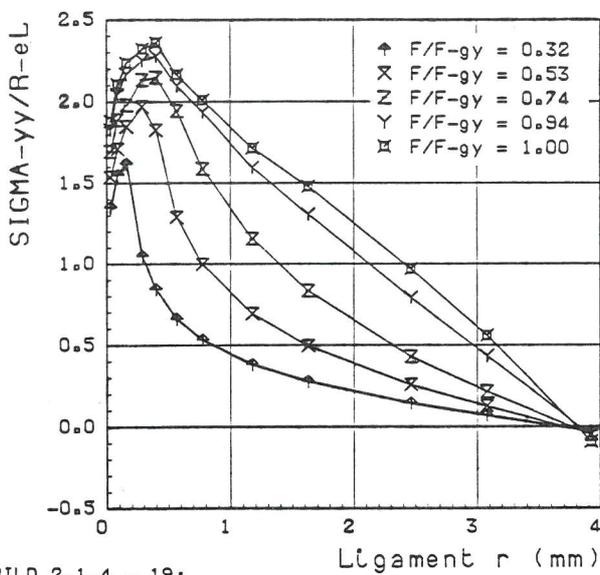


BILD 2.1.4 - 19:

ISO-V (2D, EVZ)
 20 MnMoNL 5 5 (dynamisch) R-eL = 615 MPa

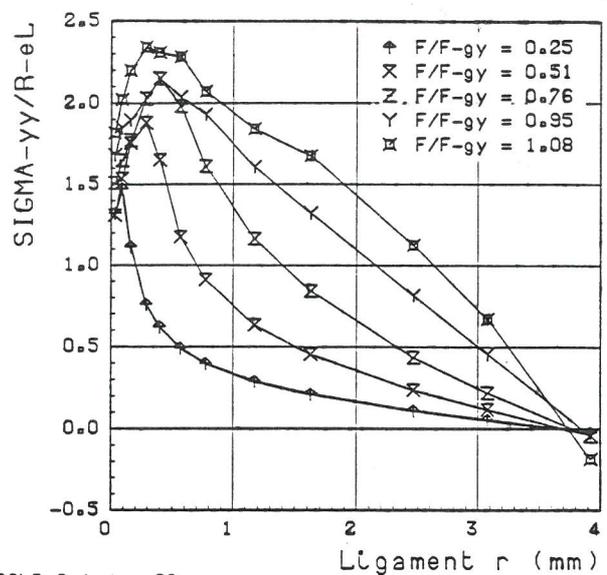


BILD 2.1.4 - 20:

ISO-V (2D, EVZ)
 StE 460 (1) R-eL = 650 MPa

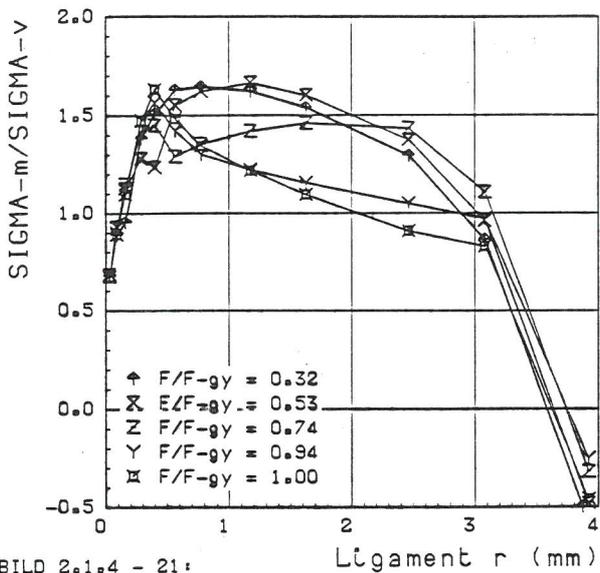


BILD 2.1.4 - 21:

ISO-V (2D, EVZ)
 20 MnMoNL 5 5 (dynamisch) R-eL = 615 MPa

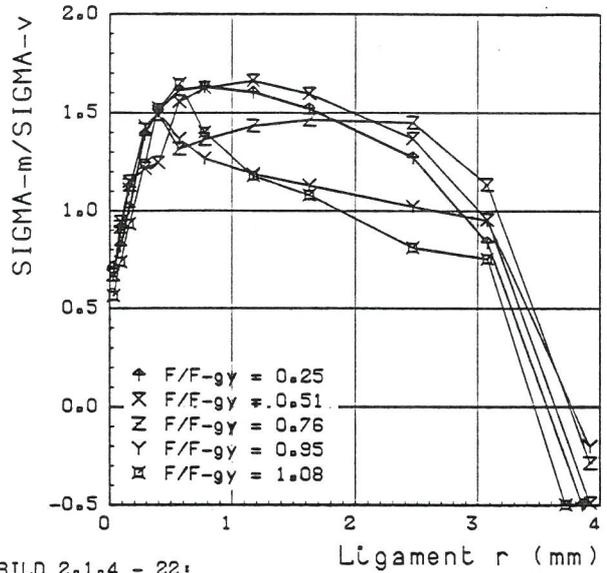


BILD 2.1.4 - 22:

ISO-V (2D, EVZ)
 StE 460 (1) R-eL = 650 MPa

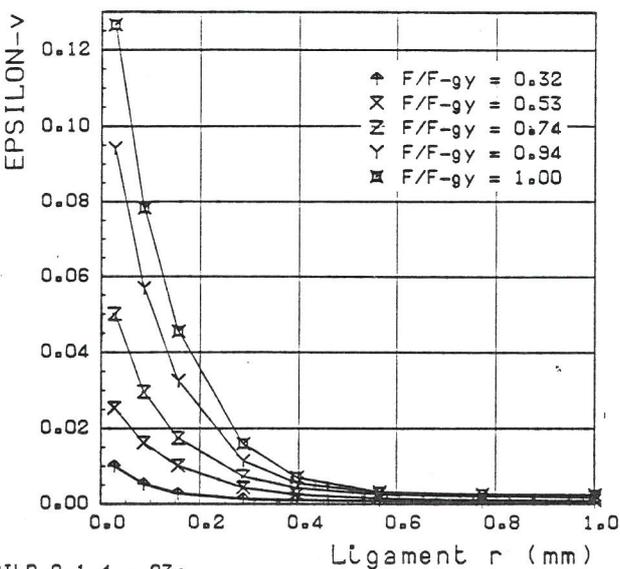


BILD 2.1.4 - 23:

ISO-V (2D, EVZ)
 20 MnMoNL 5 5 (dynamisch) R-eL = 615 MPa

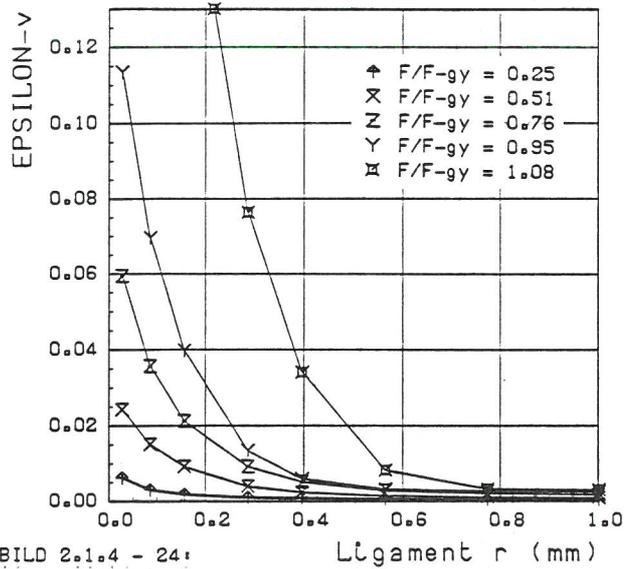
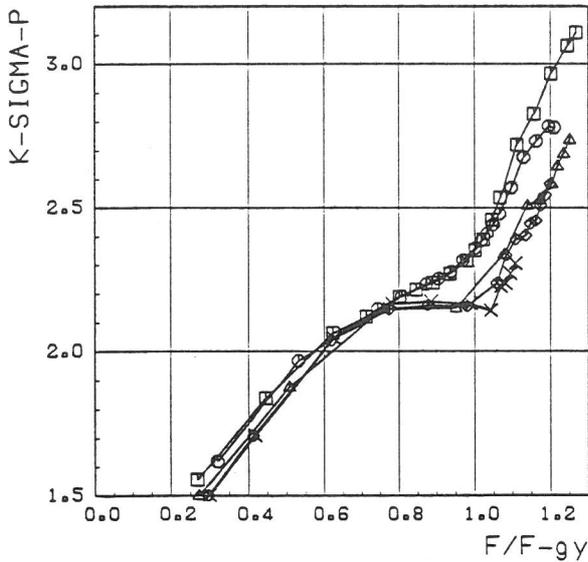


BILD 2.1.4 - 24:

ISO-V (2D, EVZ)
 StE 460 (1) R-eL = 650 MPa

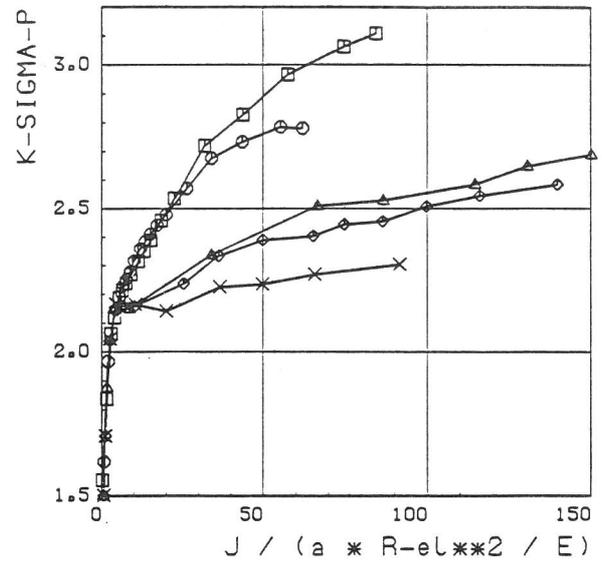


□ 20 MnMoNi 5 5 (statisch)	R-eL = 440MPa
○ 20 MnMoNi 5 5 (dynamisch)	R-eL = 615MPa
△ StE 460 (1)	R-eL = 650MPa
× StE 460 (2)	R-eL = 800MPa
◇ StE 460 (3)	R-eL = 800MPa

BILD 2.1.4 - 25:

ISO-V (2D, EVZ)

Spannungskonzentrationsfaktor K-SIGMA-P

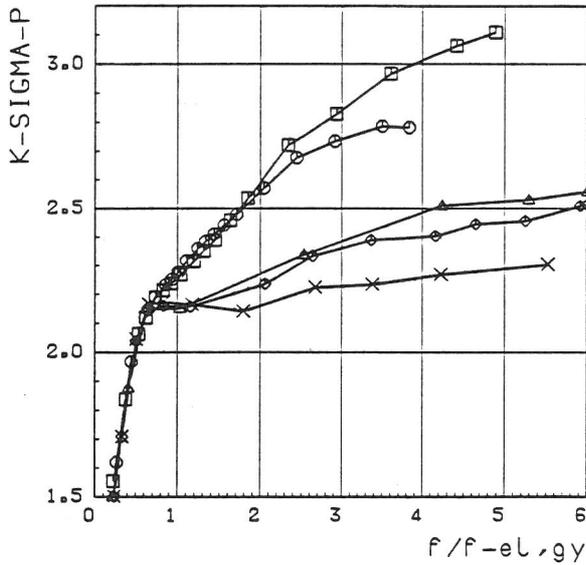


□ 20 MnMoNi 5 5 (statisch)	R-eL = 440MPa
○ 20 MnMoNi 5 5 (dynamisch)	R-eL = 615MPa
△ StE 460 (1)	R-eL = 650MPa
× StE 460 (2)	R-eL = 800MPa
◇ StE 460 (3)	R-eL = 800MPa

BILD 2.1.4 - 27:

ISO-V (2D, EVZ)

Spannungskonzentrationsfaktor K-SIGMA-P
J aus Energiefreisetzungsrate



□ 20 MnMoNi 5 5 (statisch)	R-eL = 440MPa
○ 20 MnMoNi 5 5 (dynamisch)	R-eL = 615MPa
△ StE 460 (1)	R-eL = 650MPa
× StE 460 (2)	R-eL = 800MPa
◇ StE 460 (3)	R-eL = 800MPa

BILD 2.1.4 - 26:

ISO-V (2D, EVZ)

Spannungskonzentrationsfaktor K-SIGMA-P

$f-eL,gy = (L * R-eL * S ** 2) / (4 * E * (W-a))$

Constraint-Faktor L = 1.5

2.1.4-20) wird plastischer Spannungskonzentrationsfaktor

$$K_{\sigma_p} = \text{Max}_r \left(\frac{\sigma_{yy}(r)}{R_{eL}} \right) \quad (6)$$

genannt. Sein Wert bei der Last F_{gy} ist als letzte Spalte in der Tabelle 2.1.4-1 eingetragen. Das

Fehlen eines ideal-plastischen Lüdersbereiches bei den $\sigma(\epsilon)$ -Kurven des 20 Mn Mo Ni 5 5 macht sich in einer rund 7%igen Erhöhung von K_{σ_p} bemerkbar. Vergleichsweise liefert die Fließlinientheorie unter der Annahme eines starr-idealplastischen Werkstoffes mit der Miseschen Fließbedingung einen Wert von $K_{\sigma_p} = 2.24$ (siehe KNOTT /6/, S. 40).

In den Bildern 2.1.4-25 bis 2.1.4-27 ist der K_{σ_p} -Verlauf über der normierten Belastung F/F_{gy} , der normierten Durchbiegung $f/f_{eL,gy}$ und über der normierten Energiefreisetzungsrate $J/(a \cdot R_{eL}^2/E)$ aufgetragen. Je nach Auftragsart gruppieren sich die K_{σ_p} -Kurven für die fünf Werkstoffvarianten wiederum nach gemeinsamen Merkmalen. Insbesondere schlägt sich der ausgeprägte Lüdersbereich des StE 460 im Bild 2.1.4-25 zwischen $0.8 < F/F_{gy} < 1.0$ nieder.

Ähnlich den K_{σ_p} -Darstellungen ist in den Bildern 2.1.4-28 bis 2.1.4-30 das Maximum des Mehrachsigkeitsquotienten im Ligament (vgl. Bilder 2.1.4-21 und 2.1.4-22) über der normierten Belastung, der normierten Durchbiegung und dem normierten J-Wert aufgetragen. Dabei fällt insbesondere auf, daß dieser Wert ab etwa $F/F_{gy} = 0.6$ mit weiter steigender Last wieder abfällt, bei $F/F_{gy} \approx 0.8$ einen Tiefstwert erreicht und danach wieder ansteigt.

Schließlich wurde noch versucht, die Verteilungen der drei Feldgrößen σ_{yy} , σ_m/σ_v und ϵ_v auf eine mögliche J-Dominanz entsprechend der bei bruchmechanischen Proben zu untersuchen, indem die gleiche doppelt-logarithmische Darstellung wie in den vorausgegangenen Abschnitten gewählt wurde (Bilder 2.1.4-31 bis 2.1.4-33). Es lassen sich daraus jedoch keine entsprechenden Gesetzmäßigkeiten gewinnen. Nach den vorliegenden FE-Analysen konnte J zwar als ein Beanspruchungsparameter mit physikalischer Bedeutung auch für ISO-V-Proben identifiziert werden, sein Einfluß auf die Spannungs- und Verzerrungsgrößen im Kerbgrund bleibt dagegen quantitativ ungeklärt.

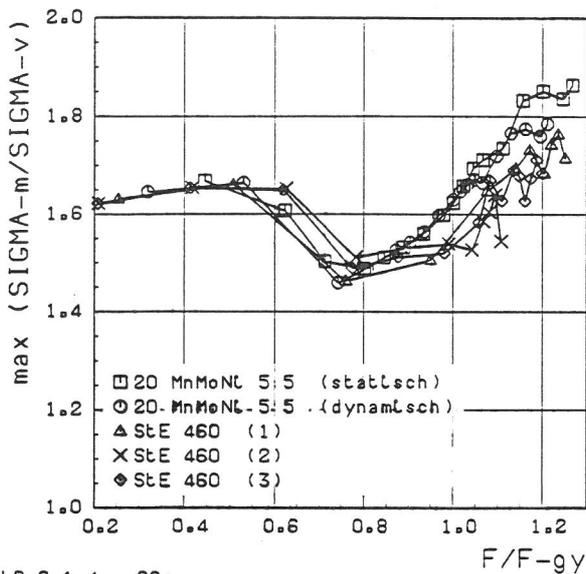


BILD 2.1.4 - 28:
ISO-V (2D, EVZ)
Mehrachsigkeitsquotient

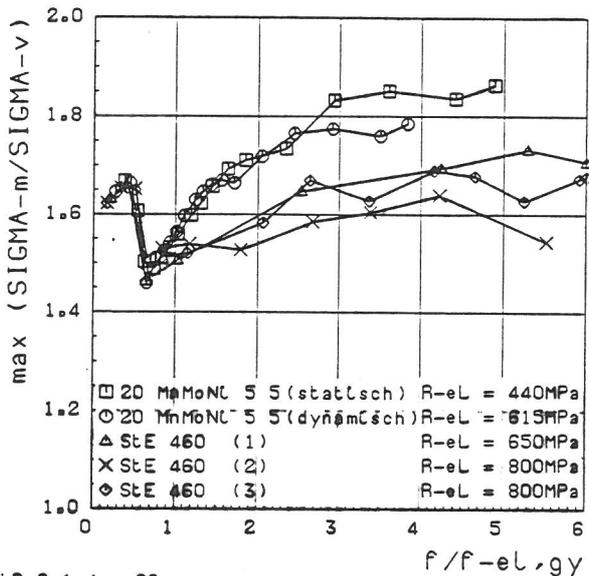


BILD 2.1.4 - 29:
ISO-V (2D, EVZ)
Mehrachsigkeitsquotient
 $f/f-el, gy = (L \cdot R-eL \cdot S \cdot \pi \cdot 2) / (4 \cdot E \cdot (W-a))$
Constraint-Faktor $L = 1.5$

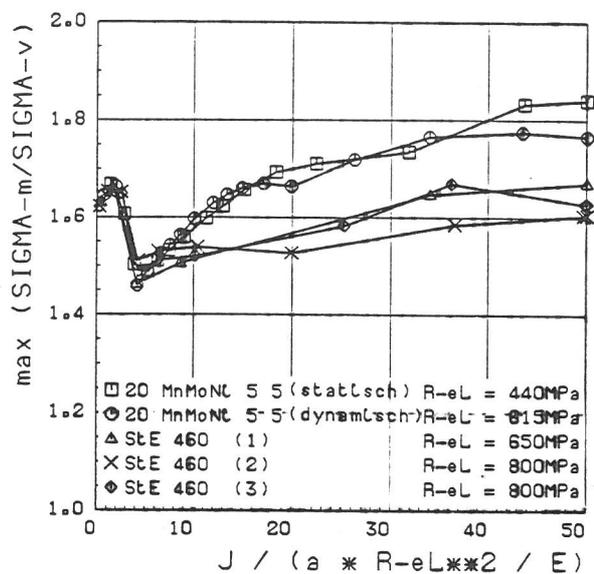


BILD 2.1.4 - 30:
ISO-V (2D, EVZ)
Mehrachsigkeitsquotient
J aus Energiefreisetzungsrate

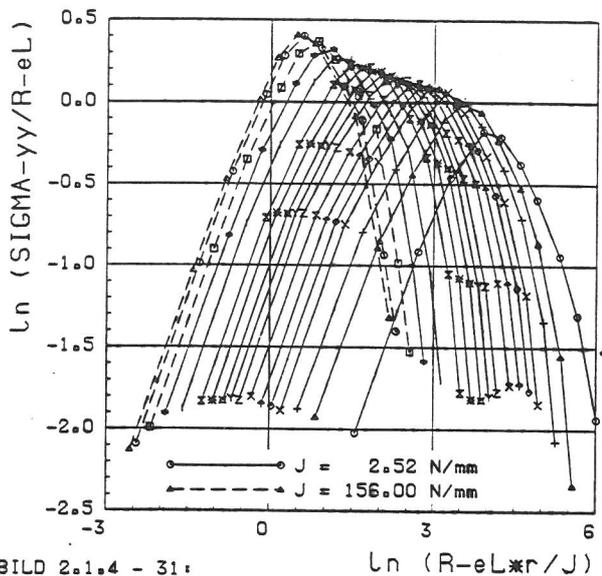


BILD 2.1.4 - 31:
ISO-V (2D, EVZ)
20 MnMoNL 5 5 (statlisch)
 $r < 4 \text{ mm}, J < 160 \text{ N/mm Ligament}$

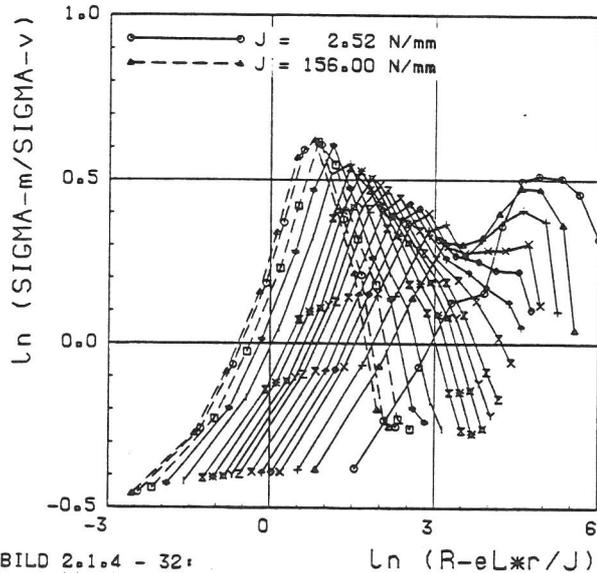


BILD 2.1.4 - 32:
ISO-V (2D, EVZ)
20 MnMoNL 5 5 (statlisch)
 $r < 4 \text{ mm}, J < 160 \text{ N/mm Ligament}$

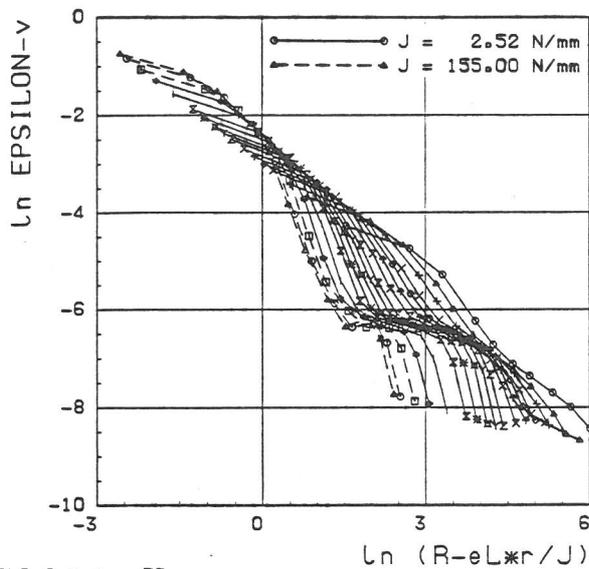


BILD 2.1.4 - 33:
ISO-V (2D, EVZ)
20 MnMoNi 5 5 (statleisch)
 $r < 4 \text{ mm}$, $J < 160 \text{ N/mm}$
Ligament

2.1.5 VERGLEICH DER ERGEBNISSE MIT NÄHERUNGS- VERFAHREN UND ANALYTISCHEN LÖSUNGEN

Beschreibung der Näherungslösungen

Die umfangreichen elastisch-plastischen zwei- und dreidimensionalen FE-Analysen an Bruchmechanikproben zur Untersuchung des Geometrieinflusses in Abschnitt 2.1.1, des Größeneinflusses in Abschnitt 2.1.2 und des Werkstoffeinflusses in Abschnitt 2.1.3 ermöglichen den Vergleich der Ergebnisse mit Näherungsverfahren und analytischen Lösungen zur Ermittlung sowohl des globalen Beanspruchungs-Verformungs-Verhaltens als auch von lokalen Spannungen und Verzerrungen in Rispspitzennähe von Bruchmechanikproben im elastisch-plastischen Bereich. Die Ergebnisse der FE-Analysen für eine ISO-V-Probe, als einer gekerbten Struktur, werden hier nicht erörtert.

Literatur zu 2.1.4:

- /1/ Wehner, G.: "Spannungs- und Verformungsanalyse einer ISO-V-Probe - elastisch-plastische 2D-FE-Rechnung", Bericht v. 30.03.81, BAM Berlin.
- /2/ Wehner, G.: "Spannungs- und Verformungsanalyse einer ISO-V-Probe - elastisch-plastische 3D-FE-Rechnung", Bericht v. 16.07.81, BAM Berlin.
- /3/ Herrmann, H.: "Berechnung und Auswertung einer ISO-V-Probe", Bericht BR-01-007, IWIS GmbH Berlin, Mai 1982.
- /4/ Herrmann, H.: "Berechnung und Auswertung einer ISO-V-Probe", Bericht BR-04-014, IWIS GmbH Berlin, Juli 1983.
- /5/ Matzkows, J., Boddenberg, R. und Kaiser, F.: "Programm JINFEM, Postprozessor für das Programm ADINA", Report Hb-18-030, IWIS GmbH, Berlin (1985).
- /6/ Knott, J. F.: "Fundamentals of Fracture Mechanics", London: Butterworths (1973).

Von der linear elastischen Bruchmechanik ausgehend kann zunächst mit Hilfe der Anwendung der linear elastischen Theorie auch im Bereich des sog. kleinplastischen Fließens (Small Scale Yielding) eine Abschätzung sowohl von globalen als auch lokalen Beanspruchungs- und Verformungsgrößen erfolgen. Dabei wird vorausgesetzt, daß die Abmessungen der plastischen Zone klein sind gegenüber der Risblänge. Für die näherungsweise Ermittlung des Radius solcher kleinplastischen Bereiche im Ligament werden von IRWIN /1/ die folgenden analytischen Beziehungen angegeben:

$$r_y = \frac{(1-2\nu)^2}{2\pi} \cdot \frac{K_I^2}{R_{eL}^2} \quad (1)$$

für den EVZ und

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{K_I^2}{R_{eL}^2} \quad (2)$$

für den ESZ.

DUGDALE /2/ gibt ebenfalls eine Abschätzung für den ESZ mit

$$r_y = \frac{a}{2} \left[\sec \left(\sqrt{\frac{\pi}{a}} \cdot \frac{K_I}{2R_{eL}} \right) - 1 \right] \quad (3)$$

an. Mit r_y läßt sich nunmehr eine effektive Risblänge

$$a_{\text{eff}} = a + r_y \quad (4)$$

und daraus

$$K_{I\text{eff}} = K_I \cdot \sqrt{\frac{a_{\text{eff}}}{a}} \quad (5)$$

ermitteln.

Entsprechend dem Zusammenhang zwischen K und J im elastischen Bereich kann eine Abschätzung von

$$J_{I\text{eff}} = \frac{K_{I\text{eff}}^2}{E'} \quad (6)$$

mit $E' = E$ für den ESZ und $E' = E/(1-\nu^2)$ für den EVZ erfolgen.

Im Abstand r_y von der effektiven Rißspitze entfernt, also an der Stelle der tatsächlichen Rißspitze, läßt sich über die elastische Verschiebung in Rißöffnungsrichtung an dieser Stelle für den effektiven Riß der Länge $(a + r_y)$ die Rißspitzenöffnung in Abhängigkeit von r_y angeben. Es ist

$$\delta_t = \frac{4(1-\nu^2)(1-2\nu)}{\pi} \cdot \frac{K_I^2}{ER_{eL}} \quad (7)$$

für den EVZ mit r_y nach Gl. (1),

$$\delta_t = \frac{4}{\pi} \cdot \frac{K_I^2}{ER_{eL}} \quad (8)$$

für den ESZ mit r_y nach Gl. (2) und

$$\delta_t = \frac{8R_{eL}}{\pi E} \cdot a \cdot \ln \left[\sec \left(\sqrt{\frac{\pi}{a}} \cdot \frac{K_I}{2R_{eL}} \right) \right] \quad (9)$$

für den ESZ mit r_y nach Gl. (3).

Für den Bereich großer plastischer Zonen hat McCLINTOCK /3/ unter Verwendung des sog. HRR-Feldes /4, 5/ für die Rißspitzenumgebung festgestellt, daß das Spannungs-, Verzerrungs- und Verschiebungsfeld durch J und die Werkstoffparameter R_{eL} , α und n bestimmt ist, nämlich

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = R_{eL} \cdot \left[\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot I(n) \cdot R_{eL}^2 \cdot r} \right]^{\frac{1}{n+1}} \cdot \sigma_{ij}(\theta, n), \quad (10)$$

$$\epsilon_{ij} = \alpha \cdot \frac{R_{eL}}{E} \left[\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot I(n) \cdot R_{eL}^2 \cdot r} \right]^{\frac{n}{n+1}} \cdot \epsilon_{ij}(\theta, n), \quad (11)$$

$$u_i = \alpha \cdot \frac{R_{eL}}{E} \left[\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot I(n) \cdot R_{eL}^2} \right]^{\frac{n}{n+1}} \cdot r^{\frac{1}{n+1}} \cdot u_i(\theta, n). \quad (12)$$

Die Werkstoffparameter α und n charakterisieren neben R_{eL} das Werkstoffverhalten in der analytischen Darstellung der $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve nach RAMBERG-OSGOOD /6/, wobei nachfolgend die spezielle Form mit $\sigma_0 = R_{eL}$ und $\epsilon_0 = R_{eL}/E$ gewählt wird:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} + \alpha \cdot \frac{R_{eL}}{E} \cdot \left(\frac{\sigma}{R_{eL}} \right)^n \quad (13)$$

Die Gl. (10) bis (12) beschreiben ebene Felder für die Bedingungen des ESZ oder des EVZ, charakterisiert durch unterschiedliche $\tilde{\sigma}_{ij}$ -, $\tilde{\epsilon}_{ij}$ - und \tilde{u}_i -Werte. Die Gl. (10) bis (12) sind nur für kleine Deformationen gültig.

Aus der HRR-Lösung läßt sich auch ein einfacher Zusammenhang zwischen der Rißspitzenöffnung δ_t und dem J-Integral ableiten. Mit der Definition von δ_t nach RICE und TRACEY /7/, daß δ_t an der Schnittstelle einer 45°-Sekante, die durch die Rißspitze geht, mit dem Rißufer zu ermitteln ist, ergibt sich zwischen J und δ_t der lineare Zusammenhang

$$\delta_t = d_n \cdot \frac{J}{R_{eL}}, \quad (14)$$

wobei d_n von n, α und R_{eL} sowie von der Bedingung ESZ oder EVZ abhängt.

Zur Ermittlung vor allem der Beanspruchungsparameter J und δ_t , aber auch von Rißuferverschiebungen wie beispielsweise V und V_L bei Proben und bauteilähnlichen Strukturen im elastisch-plastischen Bereich bis zur Durchplastizierung ohne aufwendige FE-Rechnungen, sind von KUMAR et al. /8/ Näherungsverfahren in einem "Engineering Approach" (EA) entwickelt und zusammengestellt worden. Die Näherungslösungen beruhen auf einer additiven Oberlagerung von sssy-Näherungen auf der Grundlage der linear elastischen Bruchmechanik und Lösungen für das vollplastische Fließen; beispielsweise ist

$$J = J_{\text{ssy}} + J_p \quad (15)$$

mit

$$J_{\text{ssy}} = \frac{K_{I\text{eff}}^2}{E'} \quad (16)$$

in Analogie zu Gl. (6), jedoch mit einer im Ver-

gleich zu Gl. (4) modifizierten effektiven Rißlänge

$$a_{\text{eff}} = a + \phi r_y, \quad (17)$$

wobei bei r_y die Verfestigung über n in

$$r_y = \frac{1}{\beta\pi} \cdot \frac{n-1}{n+1} \left(\frac{K_I}{R_{eL}}\right)^2 \quad (18)$$

mit $\beta = 2$ für den ESZ und $\beta = 6$ für den EVZ berücksichtigt wird und für ϕ die Beziehung

$$\phi = \frac{1}{1 + (P/P_0)^2} \quad (19)$$

gilt, wobei P_0 die auf die Probendicke bezogene Referenzlast des EA ist.

Der zweite Teil von Gl. (15) hat beispielsweise für die CT-Probe die Form

$$J_{p1} = \alpha \cdot \frac{R_{eL}^2}{E} \cdot (W-a) h_1(a/W, n) \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1}, \quad (20)$$

h_1 bedeutet ein von n und von a/W abhängiger, für die verschiedenen Proben und Rohrstrukturen tabellierter Koeffizient. Die Beziehungen für die Berechnung von δ_t oder verschiedenen Rißuferverschiebungen sind ähnlich wie Gl. (15) in Verbindung mit Gl. (16) und Gl. (20) aufgebaut und haben andere "h"-Funktionen. Für P_0 werden Berechnungsformeln für die Berücksichtigung des ESZ oder EVZ angegeben. Weitere Formeln zur Ermittlung plastischer Grenzlasten sind für die DECT-Probe in /9/ und für die CT-Probe in /10 bis 12/ abgeleitet und ermöglichen einen Vergleich zu den im EA angegebenen Beziehungen.

Für die Durchführung von experimentellen Untersuchungen mit Bruchmechanik-Proben nach dem J-Konzept ist die Bestimmung des J-Integrals im Näherungsverfahren aus der experimentell ermittelten Last-Verschiebung-Kurve von Bedeutung. Die Definition des J-Integrals nach RICE /14/

$$J = \int_0^y \left(-\frac{\partial F}{\partial a}\right) dV \quad (21)$$

benutzten BEGLEY und LANDES /15/, um auf experimentellem Weg das J-Integral aus der Last-Verschiebung-Kurve zu ermitteln (Compliance-Methode). Für auf Biegung beanspruchte Proben mit tiefen Rissen, wie beispielsweise die SECB-Probe und in erster Näherung auch für auf Biegung mit überla-

gertem Zug beanspruchte Proben wie die SECT- und die CT-Probe kann mit der aus der Last-Verschiebung-Kurve ermittelten Formänderungsarbeit

$$U = \int F \cdot dV, \quad (22)$$

J nach /16/ zu,

$$J = 2 \cdot \frac{U}{B(W-a)} \quad (23)$$

berechnet werden. Nach einem für die CT-Probe weiterentwickelten Näherungsverfahren von MERKLE und CORTEN /17/ unter Berücksichtigung der Zugbeanspruchung, ergibt sich ein etwas größerer Faktor als 2, der vom a/W -Verhältnis abhängt. Die in der ASTM-Norm E 813-81 /18/ festgelegten Faktoren in Abhängigkeit von a/W basieren auf einem modifizierten Merkle-Corten-Verfahren.

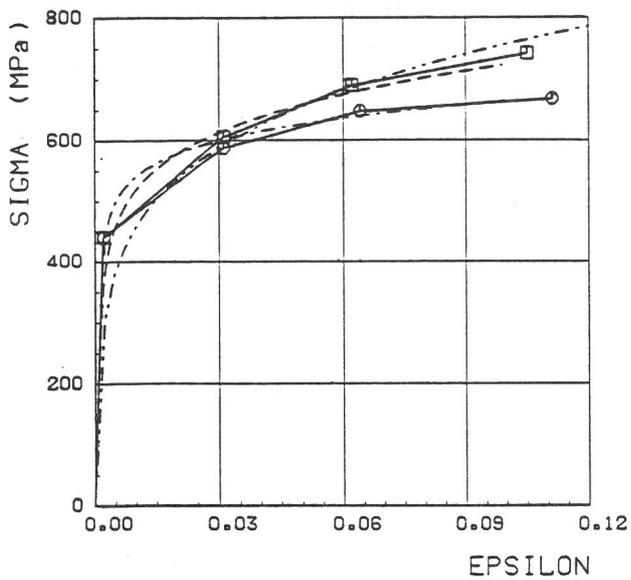
Für auf Zug beanspruchte Proben wie die DECT- und die CC-Probe, ist nach /16/ die J-Berechnung mit

$$J = J_{e1} + \frac{1}{B(W-a)} \left[\int_0^{V_{0,p1}} 2F dV_{0,p1} - F \cdot V_{0,p1} \right] \quad (24)$$

möglich.

Ermittlung der Ramberg-Osgood-Parameter

Für den Vergleich der Ergebnisse der FE-Rechnungen mit den HRR-Lösungen und dem EA, aber auch für die Anwendung dieser beiden Möglichkeiten zur Bestimmung von Beanspruchungen und Verformungen, unabhängig von aufwendigen FE-Analysen, ist die Kenntnis der Werkstoffparameter n und α notwendig. Dazu ist die Ramberg-Osgood-Beziehung nach Gl. (13) an die $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve für den der Rechnung zugrunde liegenden Werkstoff anzupassen. Da bei den FE-Analysen von Strukturen mit Rissen und Kerben stets eine vom Material und von der Geometrie nichtlineare Analyse (UL-Analysis) im Rißspitzen- bzw. Kerbbereich, der die wahre $\sigma(\epsilon)$ -Kurve zugrunde liegt, und für die restliche Struktur nur eine vom Material her nichtlineare Analyse (MNO-Analysis), für die die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene, technische $\sigma(\epsilon)$ -Kurve benutzt wird, durchzuführen ist, können durch die Anpassung der Ramberg-Osgood-Beziehung an beide $\sigma(\epsilon)$ -Kurven zwei α -, n -Paare erhalten werden. Bild 2.1.5-1 zeigt für den in den Abschnitten 2.1.1 und 2.1.2 verwendeten Werkstoff 20 Mn Mo Ni 5 5 die $\sigma(\epsilon)$ -Ver-



□ — FEM: UL-ANALYSIS
 - - - RAMBERG-OSGOOD: ALPHA = 1.005, n = 7.70
 ○ — FEM: MNO-ANALYSIS
 - · - RAMBERG-OSGOOD: ALPHA = 0.261, n = 12.59
 · · · RAMBERG-OSGOOD: ALPHA = 3.067, n = 5.00

BILD 2.1.5 - 1
 Spannung-Dehnung-Kurven
 20 MnMoNL 5 5

gleichskurven mit den Ramberg-Osgood-Kurven, die nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate approximiert wurden. Für die Anpassung an die technische $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve wird

$$\alpha = 0,2613, \quad n = 12,59 \quad (25)$$

und für die Anpassung an die wahre $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve

$$\alpha = 1,005, \quad n = 7,70 \quad (26)$$

erhalten. Die Auswertung der 3D FE-Analysen in Abschnitt 2.1.2 für fünf Probengeometrien hinsichtlich des Verlaufs der Rißöffnungsspannung σ_{yy} im Ligament in Abhängigkeit vom HRR-Feld-Beanspruchungsparameter (r/δ_t) entsprechend Gl. (10) in Verbindung mit Gl. (14) ergibt für verschiedene Probengrößen n-Werte zwischen 3,91 und 6,06. Die CT-100-Probe liegt mit $n = 5,00$ in der Mitte des Bereiches, sie wird als Referenzprobe angenommen. Daraus ergibt sich

$$\alpha = 3,070, \quad n = 5,00. \quad (27)$$

Da dieses Parameterpaar direkt aus dem Verhalten eines lokalen Beanspruchungsparameters der FE-Rechnung, nämlich der Rißöffnungsspannung σ_{yy} , bestimmt wurde, sollten diese Werte besonders geeig-

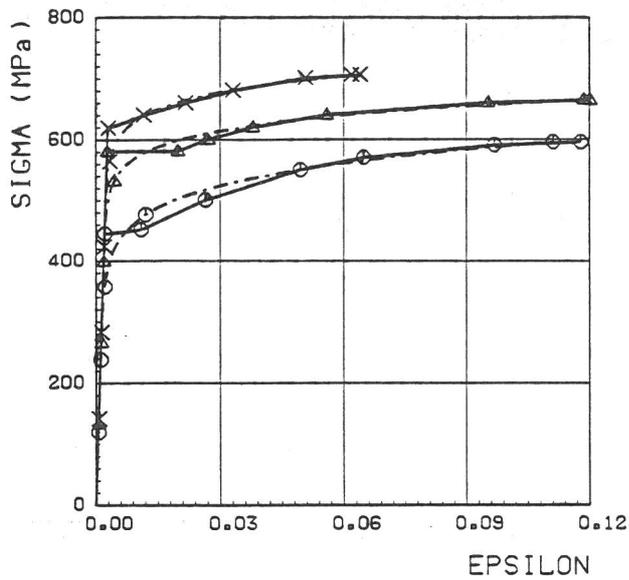
net sein, die Leistungsfähigkeit der HRR-Lösungen zur Beschreibung von Spannungen und Verzerrungen, die mit einem elastisch-plastischen Materialmodell über FE-Rechnungen ermittelt wurden, darzustellen. Die Ramberg-Osgood-Beziehung für die Werte nach Gl. (27) ist ebenfalls in Bild 2.1.5-1 dargestellt.

Die in Abschnitt 2.1.3 durchgeführten FE-Analysen für ein 2D-Modell einer CT-100-Probe unter EVZ-Bedingung für die mechanischen Eigenschaften von GW, SG und WEZ nahe der Fusionslinie (WEZ1) einer Schweißnaht im Stahl 22 Ni Mo Cr 37 ermöglichen den Vergleich von FE-Ergebnissen mit den HRR-Lösungen und dem EA für Stoffe mit unterschiedlichem Streckgrenzen-Niveau sowie mit und ohne ausgeprägter Streckgrenze. Die Bilder 2.1.5-2a und 2.1.5-2b zeigen dazu die technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurven (MNO-Analyse) für GW, SG und WEZ1 sowie die wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurven (UL-Analyse) jeweils mit den entsprechenden Ramberg-Osgood-(R-0)-Kurven. Danach ergeben sich die folgenden α -, n -Wertepaare:

Werkstoff	α n	aus der techn. $\sigma(\epsilon)$ -Kurve	aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Kurve
Grundwerkstoff (GW)	α	2,227	1,824
	n	10,78	8,374
Schweißgut (SG)	α	3,490	1,621
	n	18,36	13,19
Material aus der WEZ (WEZ1)	α	1,517	0,753
	n	19,74	14,73

Radius plastischer Zonen

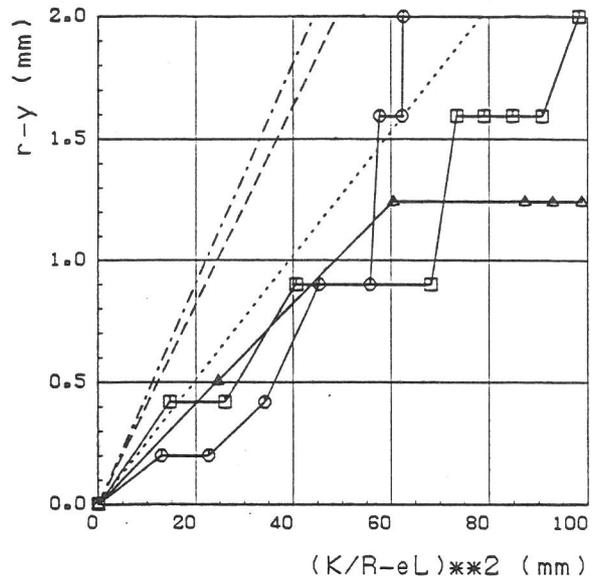
Für die Anwendung der linear elastischen Theorie zur Abschätzung von Beanspruchungs- und Verformungsgrößen im ssy-Bereich ist die Güte der Ermittlung des Radius r_y der plastischen Zone im Ligament (vgl. Gl. (1) bis (3)) von wesentlicher Bedeutung, die über den ssy-Anteil in den Ansätzen des EA (vgl. Gl. (15) bis (19)) auch die Leistungsfähigkeit dieses Näherungsverfahrens beeinflusst. Die Gegenüberstellung der aus den 2D FE-Analysen für drei Probengeometrien in Abschnitt



- GW / FEM
- GW / R-0 : ALPHA=2.227, n=10.78
- △—△ SG / FEM
- △---△ SG / R-0 : ALPHA=3.490, n=18.36
- X—X WEZ1 / FEM
- X---X WEZ1 / R-0 : ALPHA=1.517, n=19.74

BILD 2.1.5 - 2a:

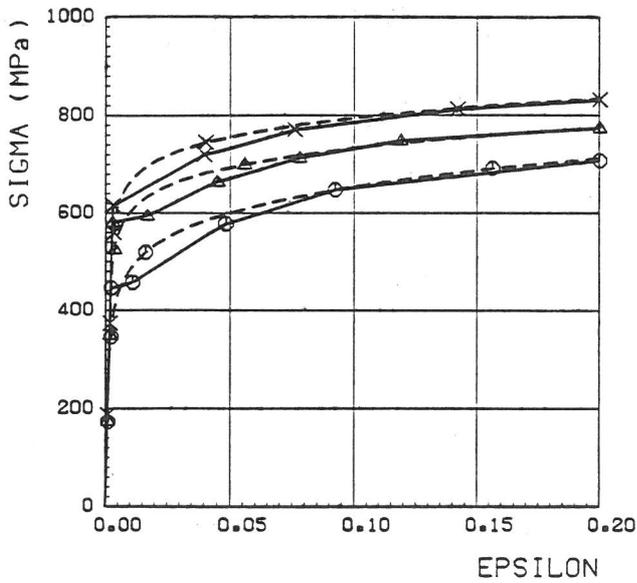
Spannung-Dehnung-Kurven
 CT-100, 2D, EVZ, SV (22 NiMoCr 3 7)
 MNO-Analysen



- DECT-25 K nach TADA
- CC-25 K nach TADA
- △—△ CT-25 K nach ASTM E 399
- EA : ALPHA=0.261, n=12.59
- EA : ALPHA=1.005, n=7.70
- SSY : IRWIN

BILD 2.1.5 - 3:

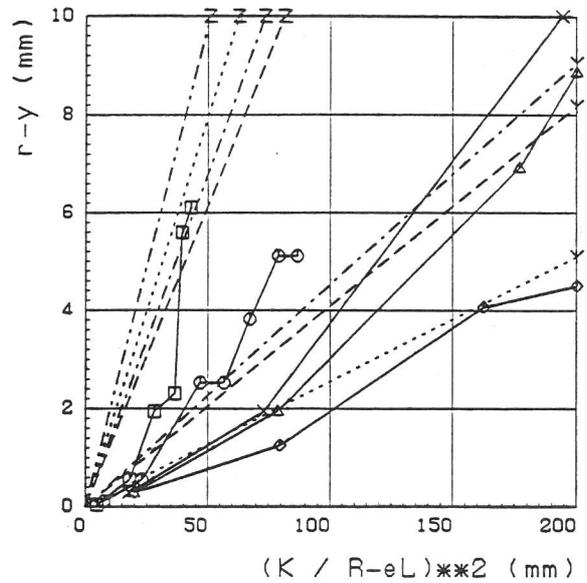
Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5



- GW / FEM
- GW / R-0 : ALPHA=1.824, n=8.374
- △—△ SG / FEM
- △---△ SG / R-0 : ALPHA=1.621, n=13.19
- X—X WEZ1 / FEM
- X---X WEZ1 / R-0 : ALPHA=0.753, n=14.73

BILD 2.1.5 - 2b:

Spannung-Dehnung-Kurven
 CT-100, 2D, EVZ, SV (22 NiMoCr 3 7)
 UL-Analysen



- CT 12.5
- CT 25
- △—△ CT 100
- ◇—◇ CT 200
- X—X CT 200 (B/2)
- Y---Y EA (EVZ): ALPHA=0.261, n=12.59
- Z---Z EA (ESZ): ALPHA=0.261, n=12.59
- Y---Y EA (EVZ): ALPHA=1.005, n=7.70
- Z---Z EA (ESZ): ALPHA=1.005, n=7.70
- Y---Y SSY (EVZ): IRWIN
- Z---Z SSY (ESZ): IRWIN
- Z---Z SSY (ESZ): DUGDALE

BILD 2.1.5 - 4:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 r-y Ln Probenmitte (z = 0.0)

2.1.1 ermittelten Radien der plastischen Zone r_y im Ligament für den EVZ in Abhängigkeit des Beanspruchungsparameters $(K/R_{eL})^2$ in Bild 2.1.5-3 zeigt zunächst, daß die ssy-Lösung nach Irwin für den EVZ für $r_y < 1,5$ mm eine Überschätzung für die

CT-25-, die DECT-25- und die CC-25-Probe ergibt. Für $r_y > 1,5$ mm führt die ssy-Lösung zur Unterschätzung für die CC-25-Probe. Eine Überschätzung

bis zu einem Faktor über 2 liefert eine Ermittlung von r_y nach dem EA für die drei Probengeometrien, wobei entsprechend Gl. (26) mit $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve um ca. 15 % größere Werte als mit $n = 5,00$ (vgl. Gl. (27)) erzielt werden. Der Vergleich von r_y für die CT-25-Probe in Bild 2.1.5-3 und 2.1.5-4 zeigt, daß bei gleicher Beanspruchung $(K/R_{eL})^2$ r_y aus der 3D FE-Rechnung etwa doppelt so groß ist wie aus der 2D FE-Analyse unter EVZ-Bedingung. Alle Näherungslösungen für den EVZ führen deshalb bei den Ergebnissen der 3D FE-Analyse für die kleinen CT-Proben (CT-12,5, CT-25) zu Unterschätzungen; die Näherungen für den ESZ ergeben jedoch Überschätzungen von r_y . Für die größeren CT-Proben sind die EVZ-Näherungen zur r_y -Abschätzung geeignet; so liefert beispielsweise der EA mit $n = 12,59$ aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve bereits für die CT-100-Probe Überschätzungen im Bereich bis $r_y = 9$ mm.

Aus der Darstellung der EA-Lösungen von r_y für den EVZ für drei Werkstoffe einer Schweißverbindung aus Abschnitt 2.1.3 in den Bildern 2.1.5-5a bis 2.1.5-5c in Abhängigkeit von $(K/R_{eL})^2$ geht hervor, daß bei höheren n -Werten entsprechend Gl. (18) sich der Unterschied der n -Werte aus der technischen und der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve kaum noch auf den Funktionsverlauf auswirkt. Wie bereits zu Bild 2.1.5-3 festgestellt wurde, führen die EA-Näherungen auch für die Ergebnisse der 2D

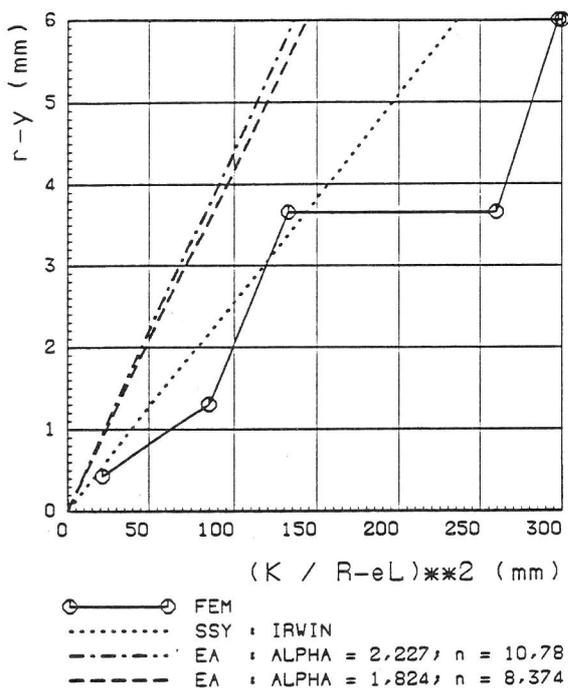


BILD 2.1.5 - 5a:
CT-100, 2D, EVZ, GW (22 NiMoCr 3 7)

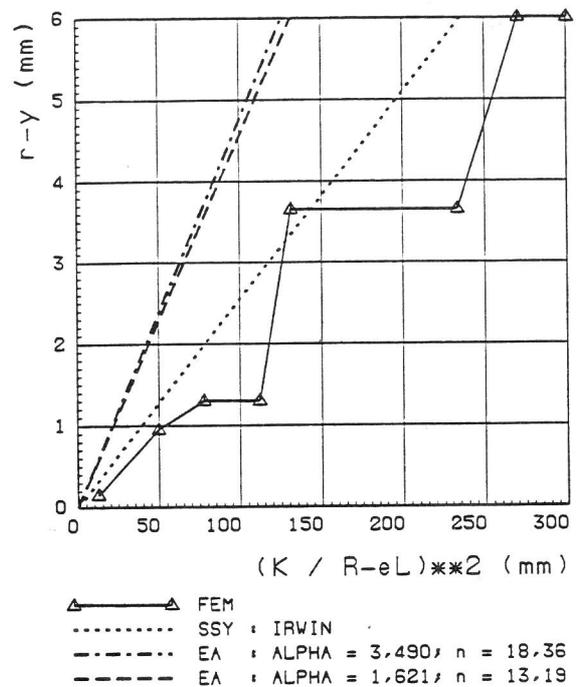


BILD 2.1.5 - 5b:
CT-100, 2D, EVZ, SG (NiCrMo 1)

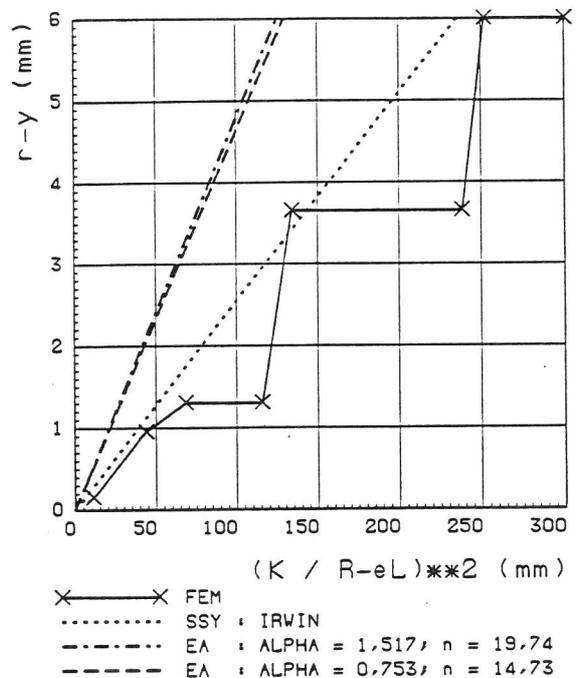


BILD 2.1.5 - 5c:
CT-100, 2D, EVZ, WEZ1-Material

FE-Analysen für eine CT-100-Probe unter EVZ-Bedingung aus Abschnitt 2.1.3 zu einer starken Überschätzung von r_y für alle drei Werkstoffe. Unabhängig von den untersuchten drei Werkstoffen ergibt die ssy-Lösung von Irwin eine mit wachsendem $(K/R_{eL})^2$ zunehmende Überschätzung der aus der FE-Analyse resultierenden r_y -Werte.

Zusammenfassend zeigt sich, daß die r_y -Werte aus den 2D FE-Analysen für den EVZ unabhängig von den

untersuchten Werkstoffen mit der entsprechenden Ssy-Lösung nach Irwin am besten beschrieben werden, der EA jedoch zur erheblichen Überschätzung von r_y führt. Für die Ergebnisse der 3D FE-Analysen von CT-Proben ergibt der EA mit den α -, n -Wertepaaren aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve mit der Bedingung EVZ eine Überschätzung von r_y für die CT-100- und größere Proben und mit der Bedingung ESZ für kleinere Proben als CT-100.

Bei der Ermittlung der effektiven Rißlänge a_{eff} wird nach dem Modell von Irwin und nach dem EA unterschiedlich vorgegangen. Während bei Irwin r_y nach Gl. (4) direkt zur Ausgangslänge a addiert wird, erfolgt nach dem EA entsprechend Gl. (17) eine Multiplikation von r_y mit dem Beiwert ϕ , der nach Gl. (19) zu bestimmen ist, also mit wachsender Belastung P abnimmt. In Bild 2.1.5-6 ist $(a_{eff}-a)$ über $(K/R_{eL})^2$ für den ESZ und EVZ nach beiden Näherungsverfahren am Beispiel einer CT-100-Probe dargestellt. Für den EVZ wirkt sich beim EA zunächst bei kleinem $(K/R_{eL})^2$ noch das größere Wachstum von r_y gegenüber der Lösung nach Irwin aus, das durch n mitbestimmt wird. Durch den wachsenden Einfluß von ϕ mit zunehmender Belastung wird schließlich a_{eff} nach dem EA kleiner als nach Irwin. Für den ESV ist r_y nach dem EA geringer als nach der Lösung von Irwin. Deshalb nimmt hier

$(a_{eff}-a)$ nach dem EA von Anfang an mit der Belastung weniger zu als nach Irwin.

Last-Rißaufweitung-Kurve

Zur näherungsweisen Berechnung der Last-Rißaufweitung-Kurve kann der EA /8/ herangezogen werden. Der Vergleich der Ergebnisse nach dem EA für die α -, n -Parameterpaare aus der technischen und der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve mit Ergebnissen der 2D FE-Analysen für den EVZ aus Abschnitt 2.1.1 in den Bildern 2.1.5-7a bis 2.1.5-7c zeigt, daß mit dem aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve gewonnenem Parameterpaar $\alpha = 0,261$, $n = 12,59$ bei der CT- (Bild 2.1.5-7a) und der DECT-Probe (Bild 2.1.5-7b) bis $F/F_{gy} = 1$ die Beschreibung der FE-Ergebnisse besser erfolgen kann, als mit den Werten $\alpha = 1,005$, $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve, die größere V_L -Werte ergeben. Der Unterschied der Rißaufweitungswerte V_L für beide EA-Ergebnisse beträgt bei $F/F_{gy} = 1$ etwa 20 % für die CT-Probe (Bild 2.1.5-7a) und etwa 10 % für die DECT- und die CC-Probe, Bilder 2.1.5-7b und 2.1.5-7c. Die Gegenüberstellung der Ergebnisse nach dem EA und der "master curve" der 3D FE-Analysen für CT-Proben aus Abschnitt 2.1.2 in Bild 2.1.5-8 ergibt, daß eine Überschätzung der FE-Ergebnisse für V_L nur mit den EA-Näherungen für den ESZ erfolgt, die Ermittlung von V_L für den EVZ führt zu Unterschätzungen gegenüber der "master curve" zwischen 20 % und 30 % bei $F/F_{gy} = 1$. Bei der Anwendung des EA zur Darstellung der Last-Rißaufweitung-Kurven für CT-100-Proben aus drei Werkstoffen einer Schweißverbindung (vgl. Abschnitt 2.1.3) in den Bildern 2.1.5-9a bis 2.1.5-9c fällt auf, daß insbesondere beim GW ($R_{eL} = 445$ MPa), aber auch beim SG ($R_{eL} = 581$ MPa) und beim WEZ1-Material ($R_{eL} = 619$ MPa) der Einfluß der Werkstoffparameter α und n auf den Kurvenverlauf im Bereich bis $F/F_{gy} = 1$ sehr gering ist. Für das WEZ1-Materialmodell beschreibt der EA die Ergebnisse der 2D FE-Analyse recht gut mit Abweichungen von weniger als 10 % für $\alpha = 0,753$, $n = 14,73$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve, Bild 2.1.5-9c. Bei dem GW- und dem SG-Modell führen die EA-Ergebnisse im Bereich über $F/F_{gy} > 0,75$ zu einer Überschätzung von V_L gegenüber der FE-Analyse von bis zu etwa 40 % beim GW-Modell bei $F/F_{gy} = 1$, Bild 2.1.5-9a, und von bis zu etwa 25 % beim SG-Modell, Bild 2.1.5-9b.

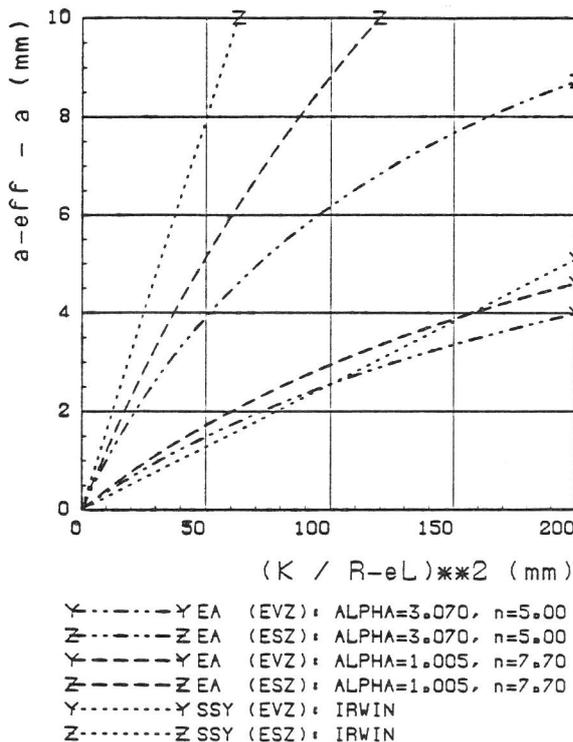


BILD 2.1.5 - 6:
effektive Rißlänge fuer Ssy-Näherungen
CT-100, 3D, 20 MnMoNL 5 S

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß der

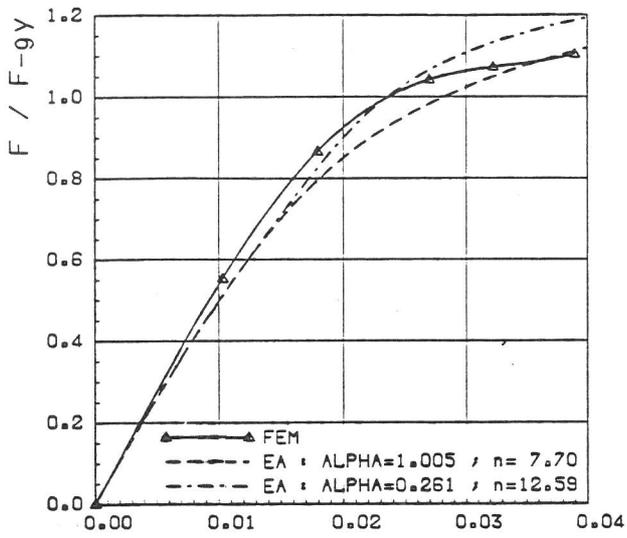


BILD 2.1.5 - 7a:
CT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

V-L / a

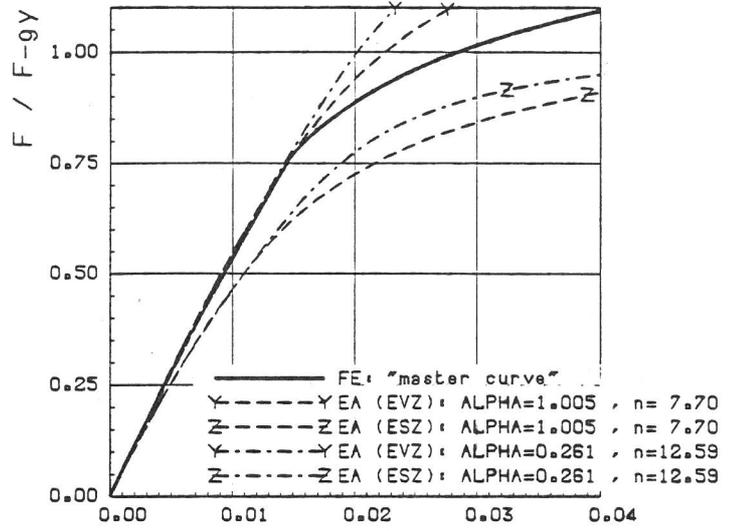


BILD 2.1.5 - 8:
CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
V-L (n Probenmitte (z = 0.0))

V-L / a

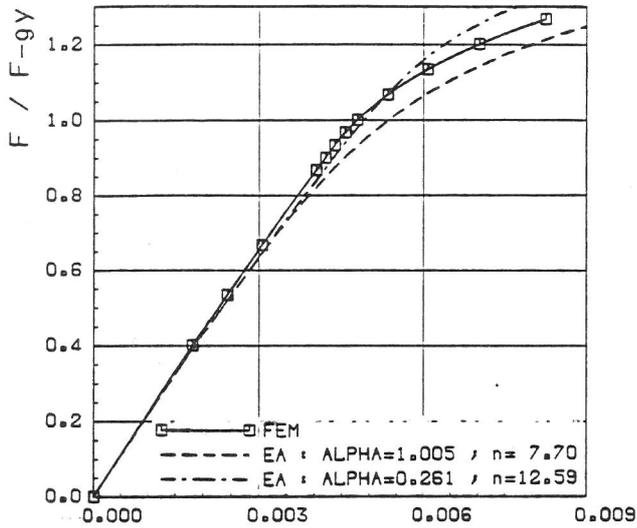


BILD 2.1.5 - 7b:
DECT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

V / a

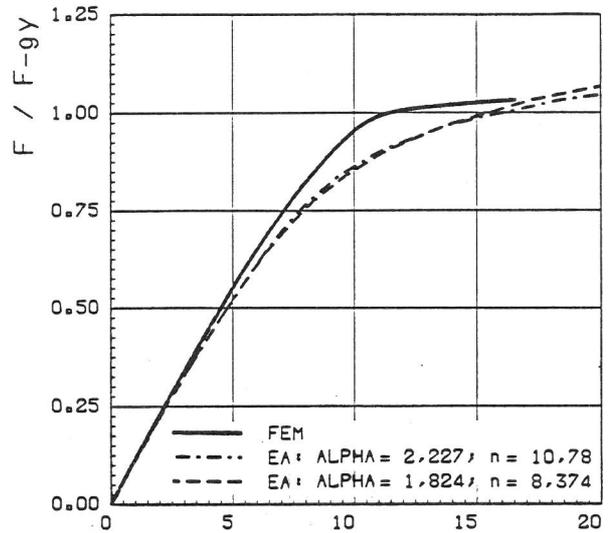


BILD 2.1.5 - 9a:
CT-100, 2D, EVZ, GW (22 NiMoCr 3 7)

V-L * E / (a * R-eL)

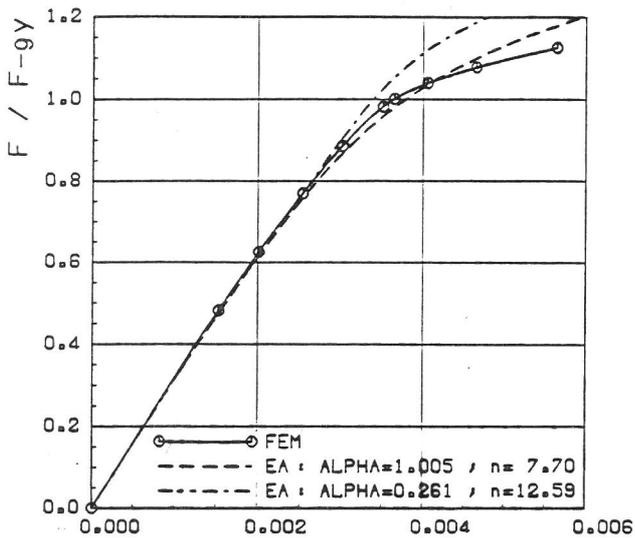


BILD 2.1.5 - 7c:
CC-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

V / a

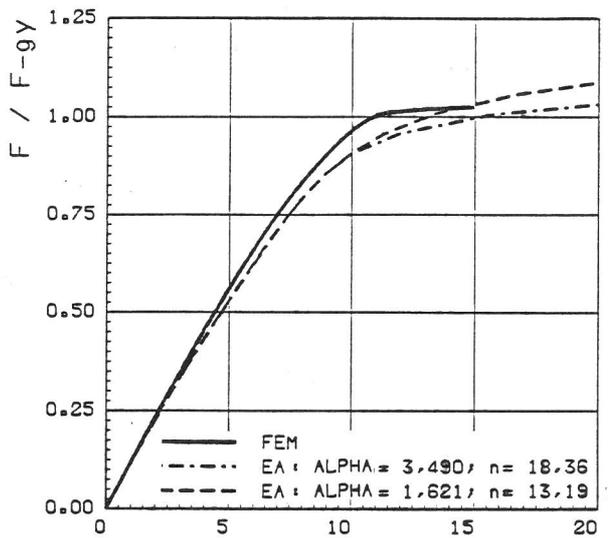


BILD 2.1.5 - 9b:
CT-100, 2D, EVZ, SG (NiCrMo 1)

V-L * E / (a * R-eL)

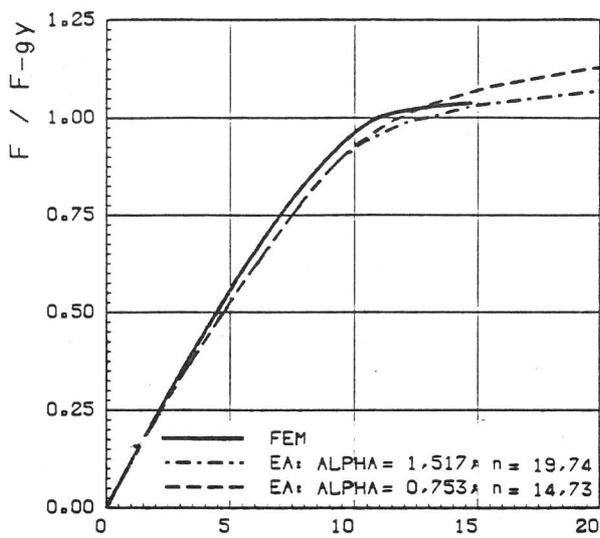


BILD 2.1.5 - 9c: $V-L * E / (a * R-eL)$
 CT-100, 2D, EVZ, WEZ1-Material

EA für den EVZ entsprechende Ergebnisse der 2D FE-Analysen aus den Abschnitten 2.1.1 und 2.1.3 im Bereich bis $F/F_{gy} = 1$ mit einer Abweichung von etwa 10 % bis 20 % beschreiben kann. Welche der aus der technischen und der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve ableitbaren α -, n -Werte dabei das genauere Ergebnis liefert, hängt vom Werkstoff und der Probengeometrie ab. In Bezug auf die 3D FE-Ergebnisse aus Abschnitt 2.1.2 führt nur die EA-Abschätzung für das ESZ zur Überschätzung der FE-Ergebnisse.

J-Integral

Für die Ermittlung des J-Integrals in Abhängigkeit der Last kann der EA [8] und ssy-Näherungen entsprechend den Gl. (1) bis (6) herangezogen werden. Der Mittelwert des J-Integrals über die Probedicke läßt sich außerdem für CT-Proben nach dem Merkle-Corten-Verfahren [17] und für DECT- und CC-Proben entsprechend Gl. (24) aus der Last-Verschiebung-Kurve $V_0 = f(F)$ bestimmen.

Der EA liefert mit $\alpha = 1,005$, $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve überschätzte J-Werte für die Ergebnisse der 2D FE-Analysen der CT-25- und der DECT-25-Probe über $F/F_{gy} = 1$ hinaus und der CC-25-Probe bis etwa $F/F_{gy} = 1$, Bilder 2.1.5-10a,b,c. Die ssy-Lösung nach Irwin ermöglicht eine Beschreibung der FE-Ergebnisse bis etwa $F/F_{gy} = 0,8$. Für die 3D FE-Ergebnisse der CT-Proben, Bild 2.1.5-11, ergeben sich für den EA sehr überschätzte J-Werte bei Berücksichtigung des ESZ, wobei $\alpha =$

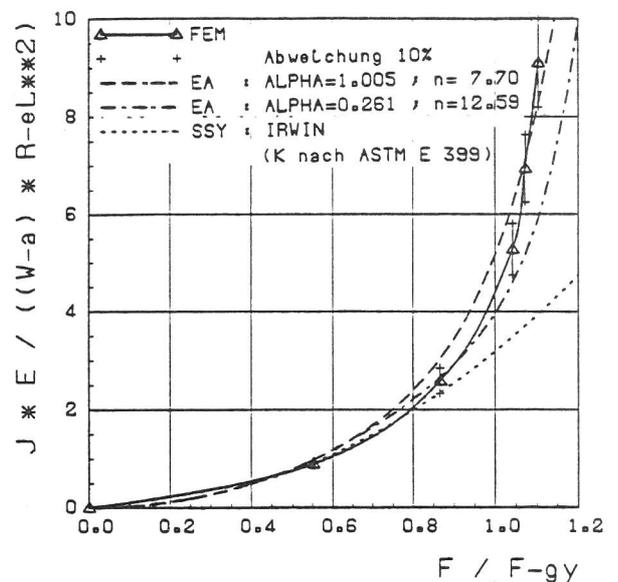


BILD 2.1.5 - 10a:
 CT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

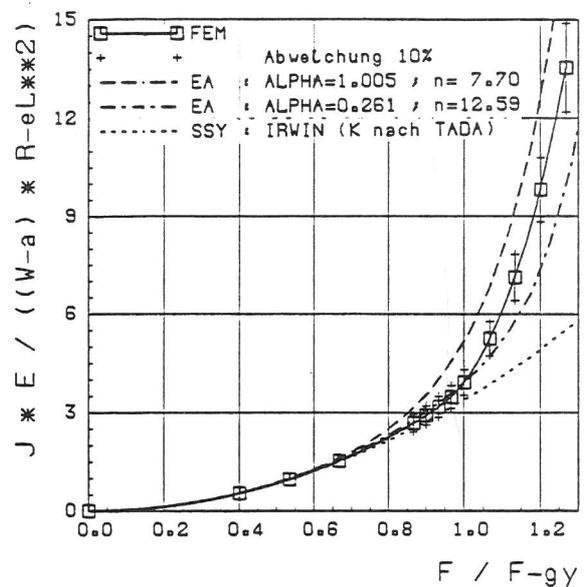


BILD 2.1.5 - 10b:
 DECT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

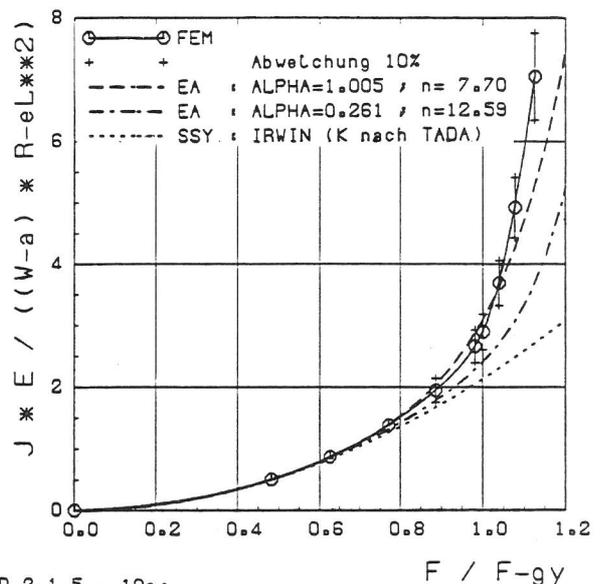
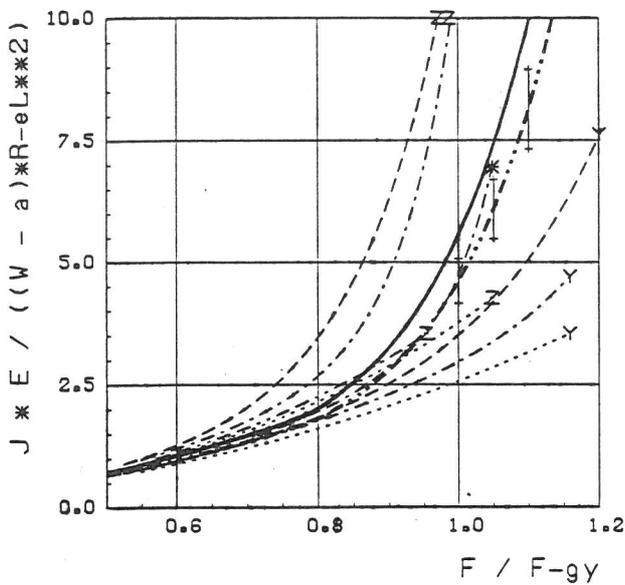


BILD 2.1.5 - 10c:
 CC-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5



- FE: "master curve" J-max (z=0.0)
- - - FE: "master curve" J-mittel
- + + 10% Abweichung
- Y - - - EA (EVZ): ALPHA=1.005, n = 7.70
- Z - - - EA (ESZ): ALPHA=1.005, n = 7.70
- Y - - - EA (EVZ): ALPHA=0.261, n=12.59
- Z - - - EA (ESZ): ALPHA=0.261, n=12.59
- Y - - - SSY: IRVIN (EVZ)
- Z - - - SSY: IRVIN (ESZ)
- Z - - - SSY: DUGDALE (ESZ)
- * - - - MERKLE-CORTEN

BILD 2.1.5 - 11:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 J-max (z = 0.0) und J-mittel

1,005, n = 7,70 aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve die höheren Werte bringen, während die Bedingung EVZ über den ssy-Bereich hinaus unterschätzte Werte liefert. Die ssy-Näherungen für den ESV bringen eine leichte Überschätzung bis $F/F_{gy} \approx 0,85$. Beim Vergleich der EA-Näherungen mit den Ergebnissen der 2D FE-Analysen für den EVZ zum Einfluß der Materialeigenschaften aus Abschnitt 2.1.3 wird für das GW-Modell, Bild 2.1.5-12a sowie das SG-Modell Bild 2.1.5-12b die gleiche, zu erwartende Überschätzung im Bereich $F/F_{gy} > 0,75$ wie bei den EA-Ergebnissen für V_L in den Bildern 2.1.5-9a und 2.1.5-9b und die relativ gute Übereinstimmung von FE- und EA-Ergebnissen für das WEZ1-Material in Bild 2.1.5-12c im Vergleich zu Bild 2.1.5-9c sichtbar.

Das Problem, das J-Integral in Abhängigkeit von F/F_{gy} mit den Näherungsverfahren im Bereich $F/F_{gy} > 1$ noch genügend genau abschätzen zu können, weil in diesem Bereich J bei nur wenig wachsendem F mit großem Gradienten zunimmt, tritt bei der Ermittlung von J in Abhängigkeit von V_L nicht auf. Dazu zeigen die Bilder 2.1.5-13a bis 2.1.5-13c für die

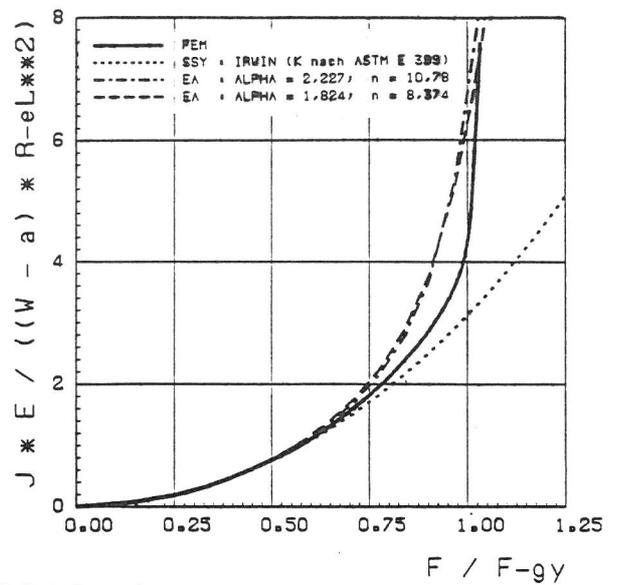


BILD 2.1.5 - 12a:

CT-100, 2D, EVZ, GW (22 NiMoCr 3 7)

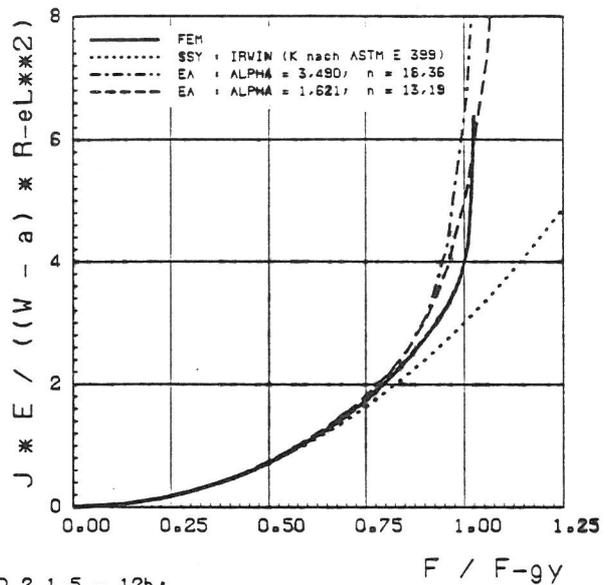


BILD 2.1.5 - 12b:

CT-100, 2D, EVZ, SG (NiCrMo 1)

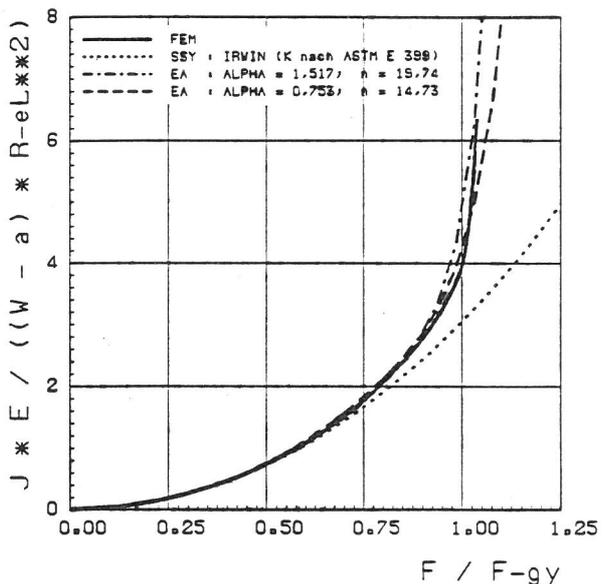


BILD 2.1.5 - 12c:

CT-100, 2D, EVZ, WEZ1-Material

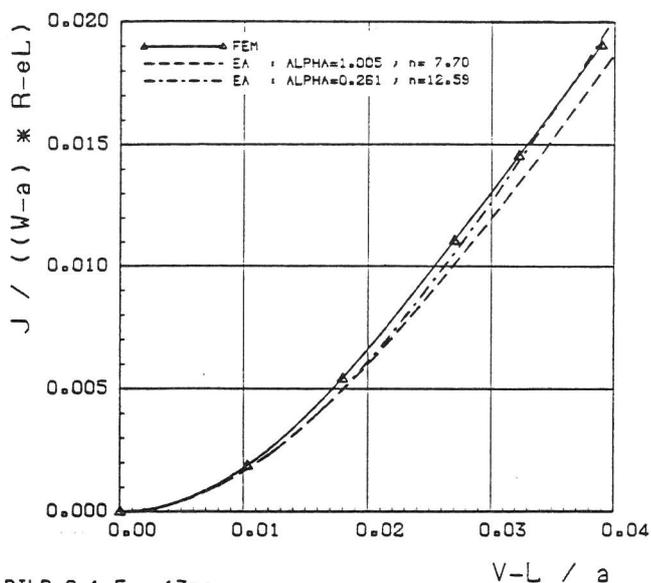


BILD 2.1.5 - 13a:
CT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

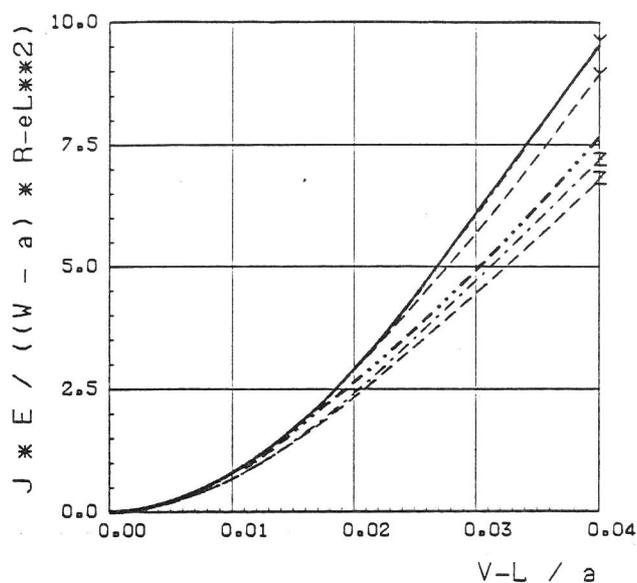


BILD 2.1.5 - 14:
CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
V-L in Probenmitte (z = 0.0)

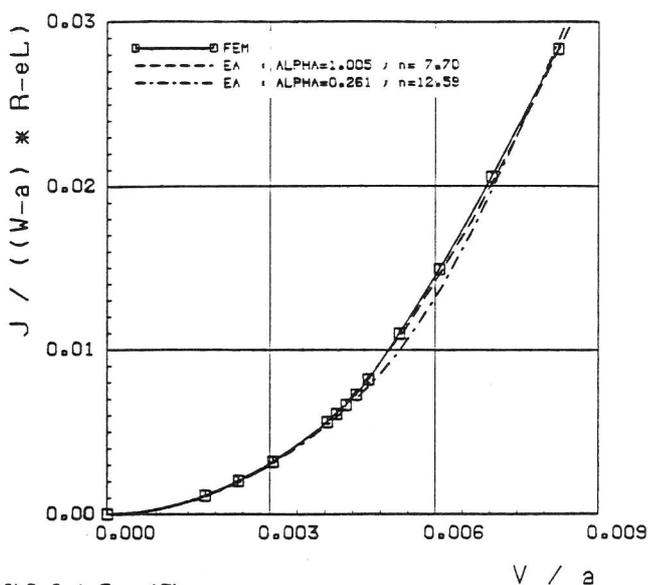


BILD 2.1.5 - 13b:
DECT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

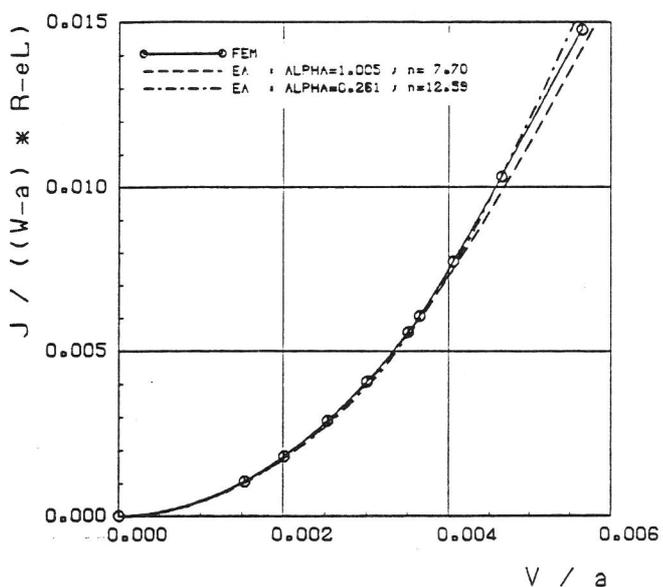


BILD 2.1.5 - 13c:
CC-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

Probengeometrien aus Abschnitt 2.1.1, daß mit dem EA für beide Wertepaare α , n sowohl aus der technischen als auch aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve die FE-Ergebnisse mit einer Abweichung von weniger als 10 % bestimmt werden können. Die "master curve" für J_{max} der 3D FE-Analysen von CT-Proben wird sehr gut durch den EA mit $\alpha = 0,261$ und $n = 12,59$ aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve beschrieben, wenn der EVZ zugrunde gelegt wird; die "master curve" für den Mittelwert von J über die Probendicke läßt sich mit einer Abweichung von weniger als 10 % mit den gleichen α -, n -Werten unter Berücksichtigung des ESV darstellen, Bild 2.1.5-14. Die EA-Ergebnisse für die drei Werkstoffe einer Schweißverbindung stimmen beim SG- und WEZ1-Modell, Bilder 2.1.5-15b und 2.1.5-15c, mit weniger als 5 % sowie beim GW-Modell, Bild 2.1.5-15a, mit weniger als 10 % Abweichung mit den FE-Ergebnissen überein. Die zusammenfassende Darstellung der EA-Näherungen für alle α -, n -Werte der drei Werkstoffe, GW, SG und WEZ1 in Bild 2.1.5-15d zeigt, daß auch die EA-Ergebnisse bei der gewählten Normierung der Variablen praktisch vom Werkstoff unabhängig, die Abweichung der Kurven für den gesamten n -Bereich von 8,374 bis 19,74 betragen etwa 10 %, darstellbar sind, wie das auch bei den entsprechenden FE-Ergebnissen in Bild 2.1.3-12 der Fall ist.

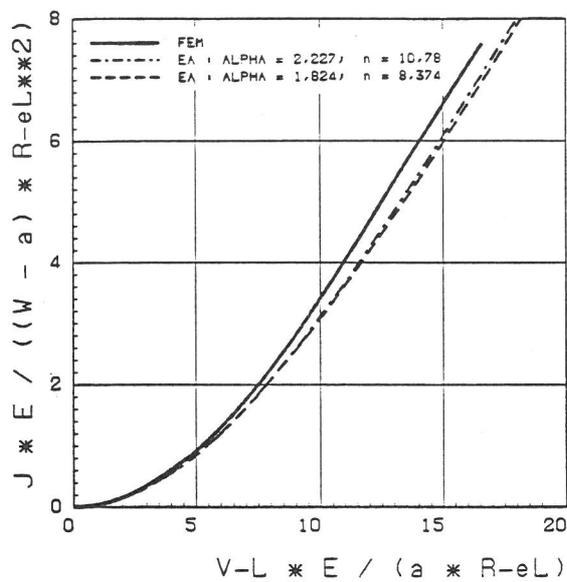


BILD 2.1.5 - 15a:

CT-100, 2D, EVZ, GW (22 NiMoCr 3 7)

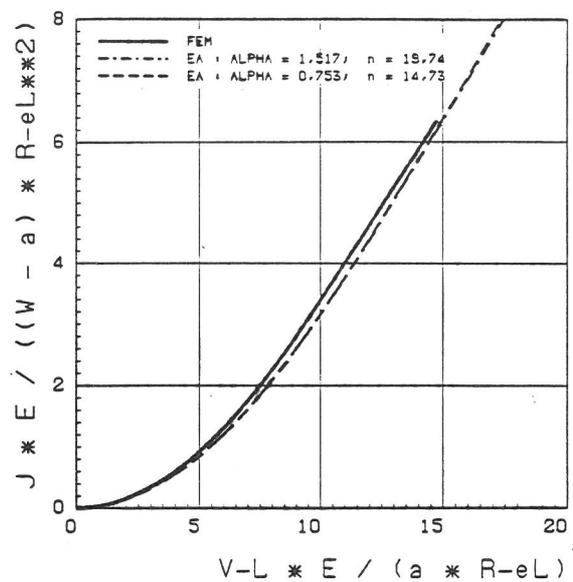


BILD 2.1.5 - 15c:

CT-100, 2D, EVZ, WEZ1-Material

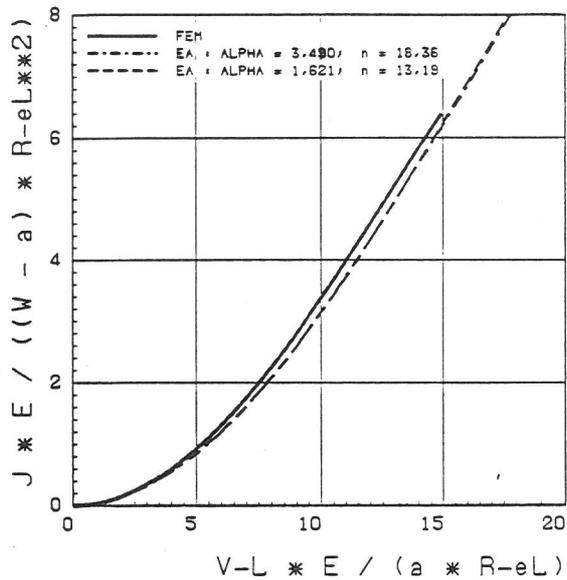


BILD 2.1.5 - 15b:

CT-100, 2D, EVZ, SG (NiCrMo 1)

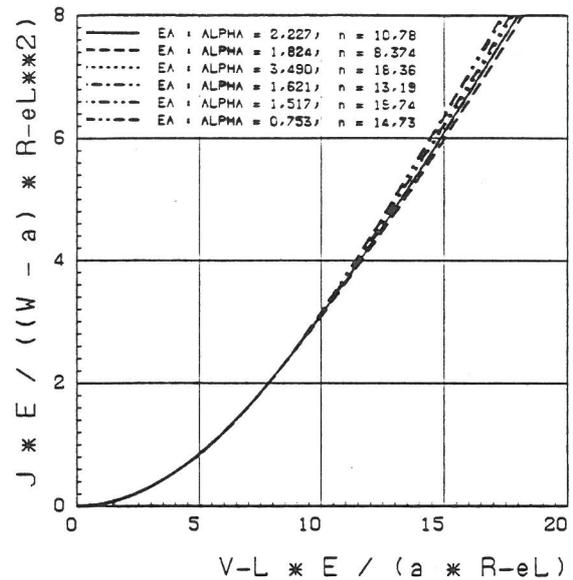


BILD 2.1.5 - 15d:

CT-100, 2D, EVZ

Bei allen FE-Analysen der Abschnitte 2.1.1, 2.1.2 und 2.1.3 wurde der Zusammenhang zwischen der aus der Last-Rißaufweitung-Kurve (aus der FE-Rechnung) ermittelten Formänderungsarbeit U und dem nach /20/ direkt aus der FE-Rechnung berechneten J -Integral der Form $U/B(W-a)$ über J bestimmt. Diese Ergebnisse sind in Tabelle 2.1.5-1 den Ergebnissen von Näherungsverfahren für die Bestimmung von J aus experimentell ermittelten Last-Rißaufweitung-Kurven /15, 16, 17, 18/ gegenübergestellt. Für den Vergleich wird der Faktor zwischen den genannten Variablen (vgl. Gl. (23)) verwendet. Für die Ermittlung von J direkt aus der Last-Verschiebung-Kurve $V_0 = f(F)$, wie sie sich aus der FE-Rechnung

ergibt, wurde für die DECT- und CC-Probenform Gl. (24) benutzt und für die Bestimmung von $J_{e1} K_I$ nach /13/ berechnet.

Aus Tabelle 2.1.5-1 geht hervor, daß die Ergebnisse für die 3D CT-Proben-FE-Analysen sehr gut mit dem für $a/W = 0,5$ in /18/ angegebenen Wert und mit dem Verfahren nach /17/ übereinstimmen, wenn der Mittelwert von J über die Probendicke herangezogen wird. Die 2D EVZ-Analysen für eine CT-100- und eine CT-25-Probe ergeben etwa um 5 % höhere, aber dicht zusammenliegende, Werte als in /18/. Der Unterschied zwischen den Ergebnissen für das Näherungsverfahren und der FE-Rechnung bei der DECT-

Tabelle 2.1.5-1:
Zusammenhang zwischen dem J-Integral und der aus der Last-Rißaufweitung-Kurve ermittelten Formänderungsarbeit U

Proben- geometrie	J·B·(W-a)/U entspr. Gl. (23)	
	FE-Analyse Näherungsverfahren	
- CT ..., 3D 5 Proben Abschnitt 2.1.2	2,27* Gl. (6)	2,265 /17, 18/
- CT 100, 2D, EVZ 4 Stoffe, Abschnitt 2.1.3	2,38 Gl. (14)	2,27 /18/
- CT 25, 2D, EVZ Abschnitt 2.1.1	2,40 Gl. (5)	2,27 /18/
- DECT 25, 2D, EVZ Abschnitt 2.1.1	0,73 (0,80) Gl. (6)	0,87 /16/
- CC 25, 2D, EVZ Abschnitt 2.1.1	1,05/0,54 Gl. (7)/(8)	0,96 /16/

*) Bei Verwendung des Mittelwertes von J über die Probendicke

und der CC-Probe muß unter Berücksichtigung der Ergebnisse in Bild 2.1.1-16 erörtert werden. Der daraus für die DECT-Probe ermittelte Faktor von 0,73 stellt sich erst nach einer "Anlaufphase" im Bereich kleiner J-Werte ein. Zu Beginn der Belastung ergibt sich zunächst ein höherer Faktor von etwa 0,8, der etwa 10 % unter dem Näherungswert 0,87 liegt. Die gleiche Situation tritt bei der CC-Probe auf, wo im Bereich kleiner J-Werte unterhalb J_{gy} der Faktor von 1,05 für die FE-Rechnung sich nur um etwa 10 % vom Näherungswert 0,96 unterscheidet, bei höheren Lasten jedoch auf 0,5 abfällt.

Zusammenfassend kann zur Ermittlung des J-Integrals mit Näherungsverfahren festgestellt werden:

- Die Ermittlung des J-Integrals in Abhängigkeit

der Last mit dem EA führt nur zu einer unbefriedigenden Abschätzung der aus 3D FE-Analysen für CT-Proben sich ergebenden Resultate sowie von Ergebnissen aus 2D FE-Analysen für den EVZ im Bereich $F/F_{gy} > 1$.

- Eine sehr gute Abschätzung mit Abweichungen nur im Bereich von etwa 10 % wird mit dem EA möglich, wenn J in Abhängigkeit der Rißaufweitungen V bzw. V_L aus den EA-Ergebnissen J über F und V bzw. V_L über F ermittelt wird. Diese Beziehung kann dann auch benutzt werden, J im Versuch über die Messung von V bzw. V_L zu erhalten.
- Das Merkle-Corten-Verfahren und darauf aufbauende Prozeduren ermöglichen eine genaue Bestimmung von J_{mittel} bis zum Durchplastizieren des Ligamentquerschnitts, darüber hinaus werden überschätzte Werte erhalten.

Rißspitzenöffnung

Bei der Bestimmung der Rißspitzenöffnung δ_t in Abhängigkeit von der Last wird nach dem EA /8/ nur der vollplastische Anteil berücksichtigt. Für den Vergleich der EA-Ergebnisse mit den FE-Analysen aus den Abschnitten 2.1.1, 2.1.2 und 2.1.3 wurde deshalb die ssy-Lösung nach dem gleichen Verfahren wie die ssy-Anteile bei den anderen bruchmechanischen Kenngrößen, beispielsweise J und V_L , ermittelt, das heißt, a_{eff} wurde nach Gl. (17) bis Gl. (19) berechnet, damit $\delta_{t,e1}$ aus Gl. (7) bzw. (8) mit Gl. (5) bestimmt und zum vollplastischen Anteil addiert; die damit gewonnene gesamte Rißspitzenöffnung δ_t ist mit den FE-Ergebnissen direkt vergleichbar.

Wie bei der Ermittlung von J in Abhängigkeit von der Last nach dem EA gilt auch für die Bestimmung von δ_t in Abhängigkeit von der Last, daß die Abschätzung im Bereich $F/F_{gy} > 1$ aufgrund der starken Zunahme von δ_t mit kleiner Laststeigerung unsicher ist. Der EA liefert mit $\alpha = 1,005$ und $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve für die Ergebnissen der 2D FE-Analysen überschätzte δ_t -Werte bei der CT-25- und der DECT-25-Probe bis über $F/F_{gy} = 1$ hinaus, Bilder 2.1.5-16a,b, jedoch bei der CC-Probe eine Unterschätzung außerhalb des ssy-Bereiches, Bild 2.1.5-16c. Der EA mit $\alpha = 0,261$ und $n = 12,59$ aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Ver-

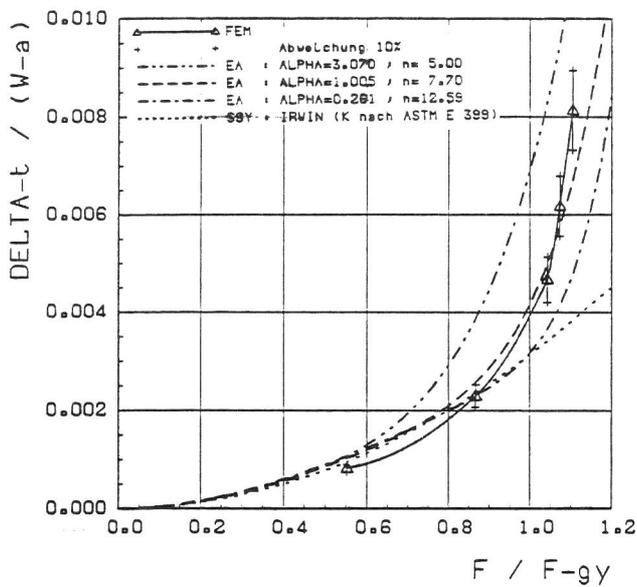


BILD 2.1.5 - 16a:

CT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

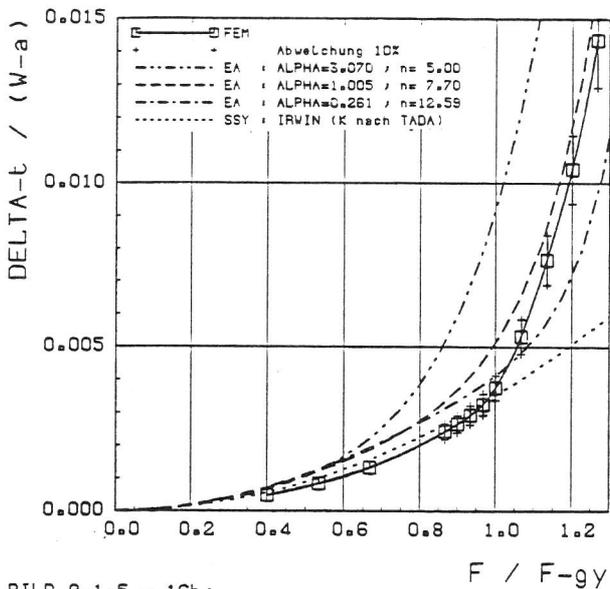


BILD 2.1.5 - 16b:

DECT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

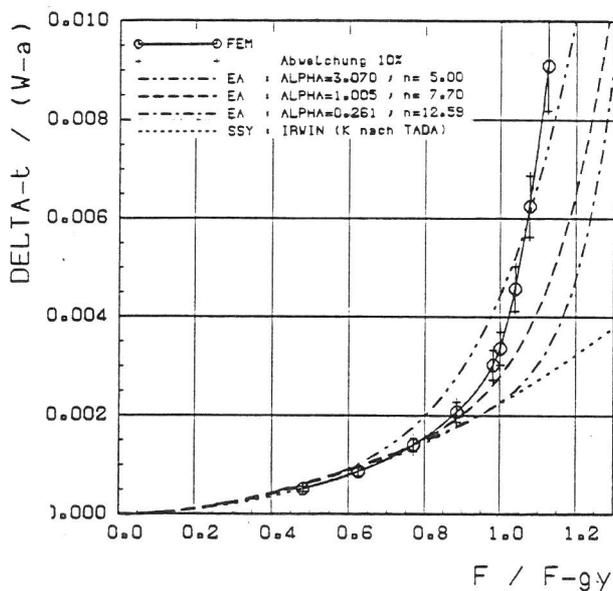


BILD 2.1.5 - 16c:

CC-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

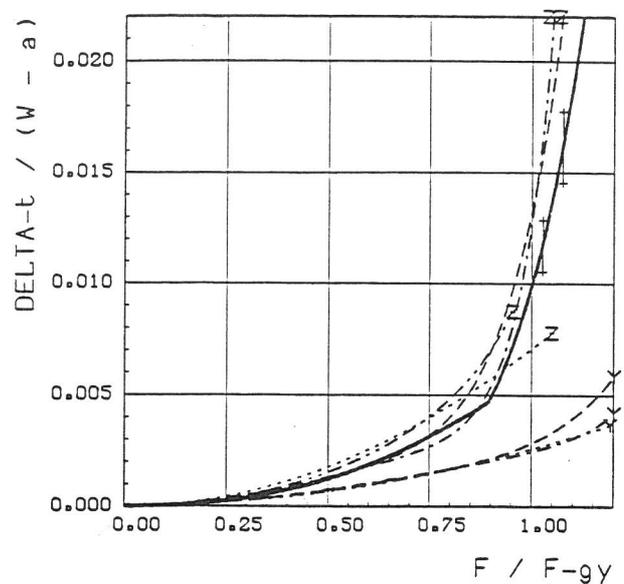


BILD 2.1.5 - 17:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
DELTA-t (n Probenmitte (z = 0.0))

gleichskurve und die ssy-Lösung nach Irwin ermöglichen eine Beschreibung der FE-Ergebnisse bis etwa $F/F_{gy} = 0,8$ bei der CC-Probe und führen zu geringfügigen Überschätzungen bis $F/F_{gy} = 0,9$ für die CT-Probe und bis $F/F_{gy} = 1$ für die DECT-Probe. Für die 3D FE-Ergebnisse der CT-Proben, Bild 2.1.5-17, ergeben sich aus dem EA überschätzte δ_t -Werte für $\alpha = 1,005$ und $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve für den ESZ; die ssy-Näherungen nach Dugdale und Irwin für den ESZ führen zu Überschätzungen bis $F/F_{gy} \approx 0,95$; alle Näherungslösungen für den EVZ liefern Unterschätzungen. In Bezug auf die Untersuchung zum Einfluß der Materialeigenschaften aus Abschnitt 2.1.3 ergeben die EA-Näherungen für die α -, n -Werte aus beiden $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurven beim GW-Modell eng zusammenliegende Näherungen, die bis $F/F_{gy} < 0,75$ zu geringen und darüber hinaus bis $F/F_{gy} = 1$ zu anwachsenden Überschätzungen führen, Bild 2.1.5-18a. Beim SG-Modell weichen die EA-Näherungen im Bereich $F/F_{gy} > 0,75$ maximal 10 %, Bild 2.1.5-18b, und beim WEZ1-Modell maximal 20 %, Bild 2.1.5-18c, in Richtung Überschätzung der FE-Ergebnisse ab. Die ssy-Näherung nach Irwin kann beim GW-Modell bis $F/F_{gy} = 0,9$ und bei den beiden anderen Modellen bis

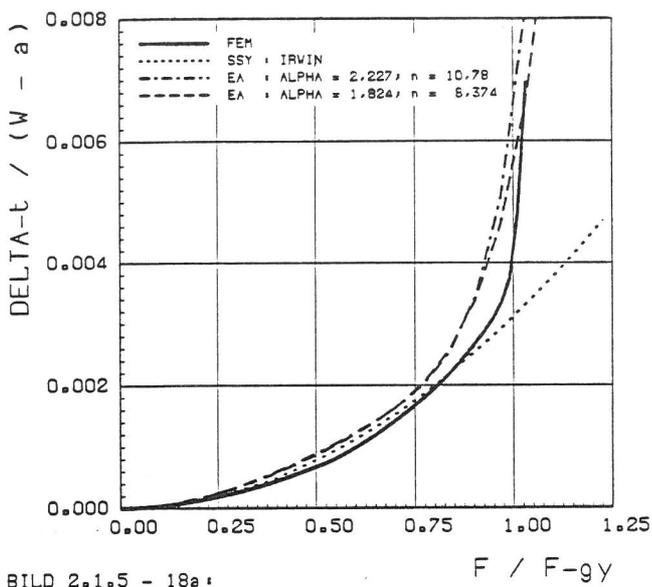


BILD 2.1.5 - 18a:
CT-100, 2D, EVZ, GW (22 NiMoCr 3.7)

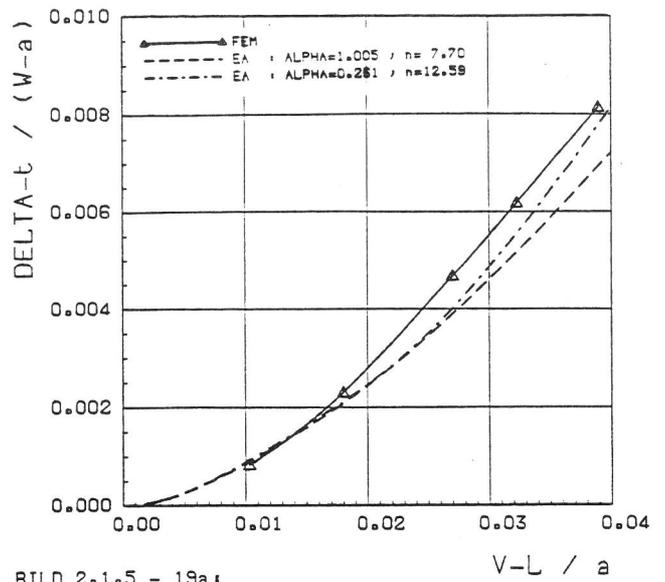


BILD 2.1.5 - 19a:
CT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNi 5.5

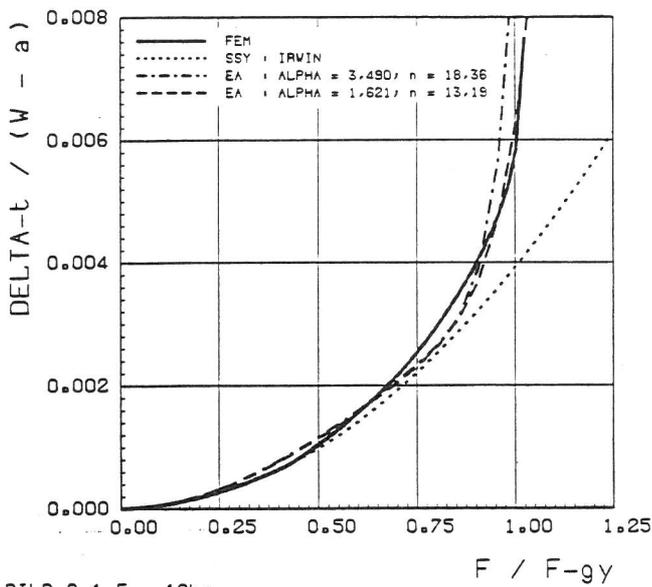


BILD 2.1.5 - 18b:
CT-100, 2D, EVZ, SG (NiCrMo 1)

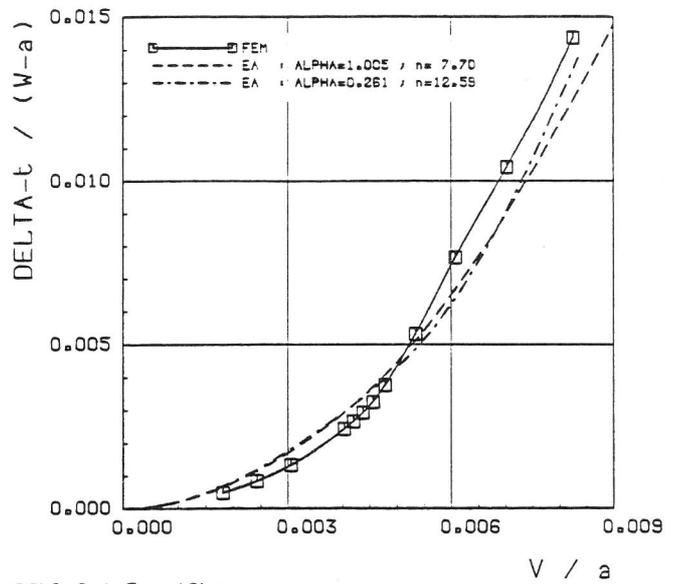


BILD 2.1.5 - 19b:
DECT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNi 5.5

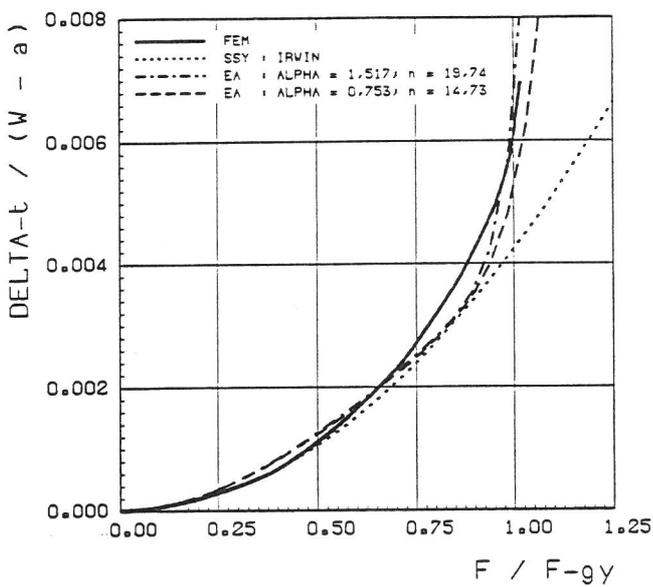


BILD 2.1.5 - 18c:
CT-100, 2D, EVZ, WEZ1-Material

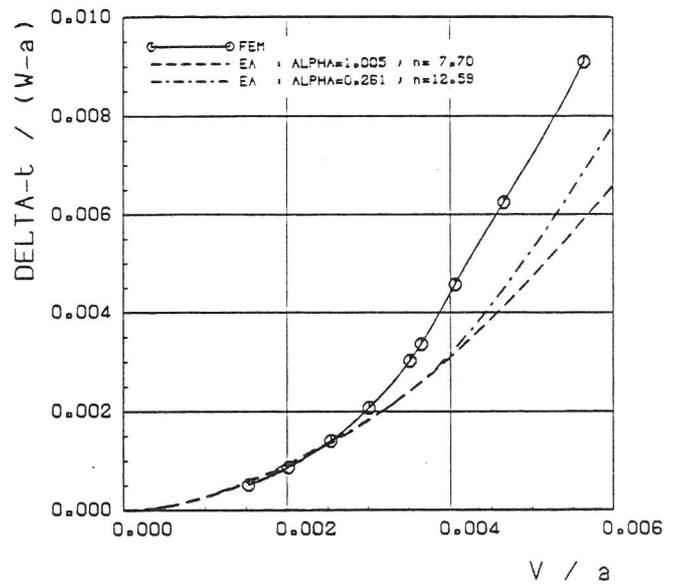


BILD 2.1.5 - 19c:
CC-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNi 5.5

$F/F_{gy} = 0,75$ angewendet werden, wenn Unterschätzungen von 10 % zugelassen werden.

Zur Verbesserung der Abschätzung von δ_t in Abhängigkeit der Probenbelastung nach dem EA im Bereich $F/F_{gy} > 1$ kann ebenso wie bei der J-Ermittlung auf die Darstellung von δ_t in Abhängigkeit der Rißaufweitungen V_L bzw. V übergegangen werden, die sich aus $\delta_t = f(F/F_{gy})$ und $V_L =$ bzw. $V = f(F/F_{gy})$ bestimmen läßt. Wie die Bilder 2.1.5-19a bis 2.1.5-21c im Vergleich zu den Bildern 2.1.5-13a bis 2.1.5-15d zeigen, wird für die δ_t -Abschätzung nicht der gleiche Erfolg wie bei der J-Abschätzung erzielt. Die Bestimmung von δ_t nach dem EA führt zu Unterschätzungen gegenüber allen 2D FE-Ergebnissen für den EVZ mit Ausnahme der Ergebnisse bei der DECT-Probe, Bild 2.1.5-19b, im Bereich unterhalb F_{gy} ($\delta_t \leq 0,004$). Dabei entstehen kleinere Fehler mit den α - und n -Werten aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve, die jedoch noch bis zu 30 % betragen können. In Bezug auf die 3D FE-Analysen bringt der EA Überschätzungen von δ_t bis zu 50 % bei niedrigen Lasten für beide α -, n -Werte für die ESZ-Bedingung und eine gute Einschließung der FE-Ergebnisse im höheren Lastbereich mit $\alpha = 0,261$ und $n = 12,59$ aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve, wobei das Ergebnis für den EVZ die untere und für den ESZ die obere Grenze bildet.

Zusammenfassend kann zur Abschätzung von δ_t mit Näherungsverfahren festgestellt werden:

- Die Ermittlung von δ_t in Abhängigkeit der Last mit dem EA führt, vergleichbar mit der Bestimmung des J-Integrals, zu einer unbefriedigenden Abschätzung im Bereich $F/F_{gy} > 1$ sowohl für die 3D FE-Ergebnisse an CT-Proben als auch für alle 2D FE-Analysen unter EVZ-Bedingung.

- Eine Verbesserung der Abschätzung im Bereich $F/F_{gy} > 1$ mit dem EA wird möglich, wenn δ_t in Abhängigkeit der Rißaufweitungen V bzw. V_L aus den EA-Ergebnissen $\delta_t = f(F)$ und $V =$ bzw. $V_L = f(F)$ ermittelt wird.

Vergleich der plastischen Grenzlast (FE) mit der Referenzlast (EA)

Die Ansätze für die im EA berechenbaren Beanspruchungs- und Verformungsgrößen enthalten im plastischen Anteil eine Potenzfunktion von P/P_0 , wie beispielsweise in Gl. (20) für J_{p1} dargelegt ist. Damit bestimmt die Referenz- oder Grenzlast/-Dickeneinheit P_0 , wie sie im EA genannt wird, den Funktionsverlauf wesentlich mit. Beim Vergleich von FE- und EA-Ergebnissen mit einer auf die plastische Grenzlast F_{gy} (FE) bezogenen Belastung hängt die Güte der Übereinstimmung der Ergebnisse auch davon ab, wie gut F_{gy} und P_0 zusammenpassen. Zur Erörterung dieser Frage sind in Tabelle 2.1.5-2 die aus den FE-Rechnungen sich ergebenden F_{gy} -Werte den im EA benutzten P_0 -Werten gegenübergestellt. Außerdem werden noch Abschätzungen aus der

Tabelle 2.1.5-2:
Vergleich plastischer Grenzlasten F_{gy} aus der FE-Rechnung mit Referenzlasten P_0 aus dem EA

Probengeometrie	$F_{gy}/B \cdot W \cdot R_{eL}$ aus FE-Rechnung	$P_0/W \cdot R_{eL}$ aus EA	$F_0/B \cdot W \cdot R_{eL}$ andere Abschätzungen
3D CT-12,5 3D CT-25 3D CT-100 3D CT-200 3D CT-200(B/2)	0,1193 0,1181 0,1193 0,1193 0,1077	0,1181 f. EVZ 0,0869 f. ESZ	0,133 o. Grenze und /12/ 0,133 /10/ 0,098 /11/ 0,081 u. Grenze
2D EVZ CT-100, GW 2D EVZ CT-100, SG 2D EVZ CT-100, WEZ	0,1306 0,1282 0,1292	0,1181 f. EVZ	0,133 o. Grenze
2D EVZ CT-25 2D EVZ DECT-25 2D EVZ CC-25	0,1318 0,6818 0,4727	0,1181 f. EVZ 1,084 f. EVZ 0,4619 f. EVZ	0,133 o. Grenze 0,839 /9/ 0,4619 o. Grenze

Literatur und untere sowie obere Grenzen angegeben. Die Lastwerte pro Dickeneinheit sind auf $W \cdot R_{eL}$ normiert. Aus der Übersicht geht zunächst hervor, daß alle Werte aus der 3D CT-FE-Analyse mit Ausnahme für die Probe CT-200 mit halber Breite untereinander und mit dem Wert aus dem EA für den EVZ gut übereinstimmen. Der geringere Wert bei der CT-200-(B/2)-Probe dürfte auf die um die Hälfte reduzierte Probendicke zurückzuführen sein. Die 2D CT-100-FE-Analysen für verschiedene Materialien einer SV aus Abschnitt 2.1.3 ergeben etwa um 10 % höhere Werte als aus der 3D-Analyse, liegen aber innerhalb einer oberen Grenze von 0,133. Diese Ergebnisse sind aber auch gleichzeitig etwa um 10 % höher als der im EA verwendete Wert. Beim Vergleich für die 2D DECT-25-Probengeometrie fällt der besonders große Unterschied zwischen dem FE- und EA-Ergebnis auf. Der EA-Wert liegt noch über einem nach /9/ berechneten Wert. Für die 2D CC-Proben-Analyse stimmen FE- und EA-Werte gut überein. Der EA-Wert ist eine obere Grenze, der etwas höhere Wert aus der FE-Rechnung könnte auf die Verfestigung zurückzuführen sein, da bei der Abschätzung der Grenzlaster im allgemeinen ideal plastisches Materialverhalten vorausgesetzt wird.

Zusammenhang zwischen Rißspitzenöffnung δ_t und J-Integral

Der aus der HRR-Theorie sich ergebende lineare Zusammenhang zwischen δ_t und dem auf R_{eL} normierten J-Integral nach Gl. (14) wird auch bei den FE-Ergebnissen, die mit elastisch-plastischem Materialverhalten ermittelt wurden, in Bild 2.1.2-12 der 3D FE-Analysen von CT-Proben (Abschnitt 2.1.2), in Bild 2.1.3-20 der 2D FE-Analysen für drei Einheitsstoffmodelle einer CT-100-Probe unter EVZ-Bedingung (Abschnitt 2.1.3) und in Bild 2.1.1-17 der 2D FE-Analyse einer CT-25-Probe für den EVZ beobachtet. Wie Bild 2.1.1-17 außerdem zeigt, ergibt sich vermutlich durch einen stärkeren Abfall des Mehrachsigenparameters σ_m/σ_v mit wachsender Belastung bedingt bei den auf Zug beanspruchten Probengeometrien DECT-25 und CC-25 kein linearer Zusammenhang zwischen δ_t und J/R_{eL} . Deshalb ist eine befriedigende Beschreibung dieser FE-Ergebnisse durch Näherungslösungen nicht zu erwarten. Von den Näherungsverfahren in Bild 2.1.5-22a beschreibt die HRR-Lösung für $\alpha = 1,005$ und $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve die 2D FE-Ergebnisse

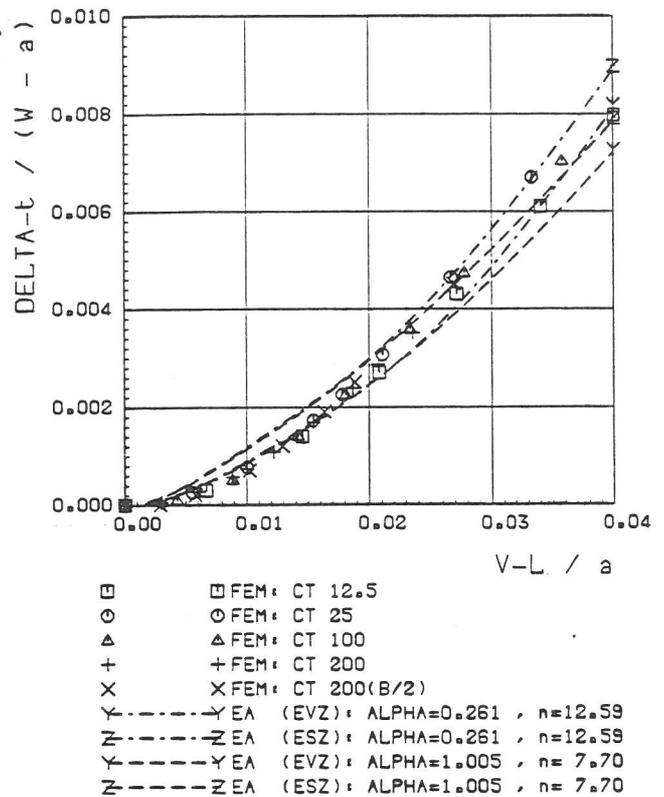


BILD 2.1.5-20:
CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
DELTA-t V-L ln Probenmitte (z = 0.0)

der CT-25-Probe für den EVZ mit weniger als 5 % Abweichung am besten. Die HRR-Lösung für $\alpha = 0,261$ und $n = 12,59$ aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve und die ssy-Lösung nach Irwin, die beide sehr dicht zusammenliegen, ergeben eine Überschätzung von etwa 20 %. Eine weitere Möglichkeit, den Zusammenhang zwischen δ_t und J/R_{eL} zu ermitteln, gibt der EA über die Bestimmung von $J = f(F)$ und $\delta_t = f(F)$, wie das für die FE-Ergebnisse der CT-25-Probe in Bild 2.1.5-22b für drei Wertepaare α , n dargestellt ist. Im Vergleich zu Bild 2.1.5-22a fällt der geringe Einfluß der verschiedenen α -, n -Werte auf den Funktionsverlauf auf. Bei höheren Lasten treten Unterschätzungen der FE-Ergebnisse bis etwa 15 % im untersuchten Lastbereich auf. Beim Vergleich der 3D FE-Ergebnisse für die CT-Proben aus Abschnitt 2.1.2 mit Näherungslösungen in Bild 2.1.5-23a geht hervor, daß hier, wieder wie in Bild 2.1.5-22a für die CT-25-Probe die HRR-Lösung für $\alpha = 1,005$ und $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve unter Berücksichtigung des EVZ die beste Abschätzung mit einem Fehler kleiner 2 % liefert. Mit $\alpha = 0,261$, $n = 12,59$ aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve für den EVZ (vgl. Bild 2.1.5-22a), mit $\alpha = 3,070$, $n = 5,00$ nach Gl.

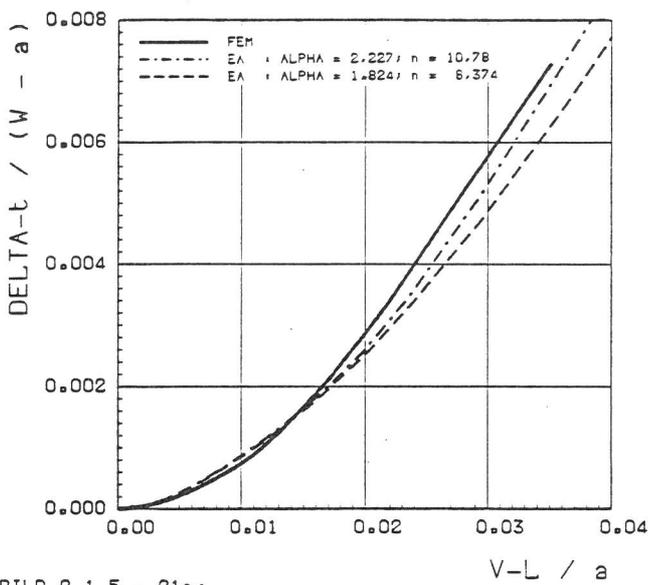


BILD 2.1.5 - 21a:

CT-100, 2D, EVZ, GW (22 NiMoCr 3 7)

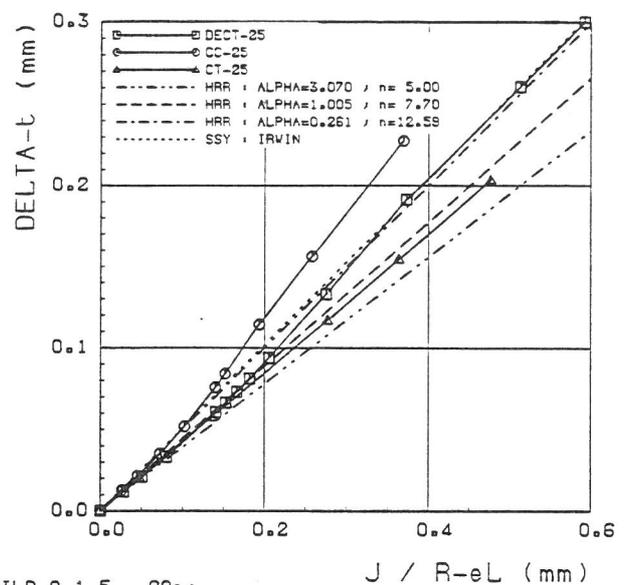


BILD 2.1.5 - 22a:

Proben verschiedener Geometrien
2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

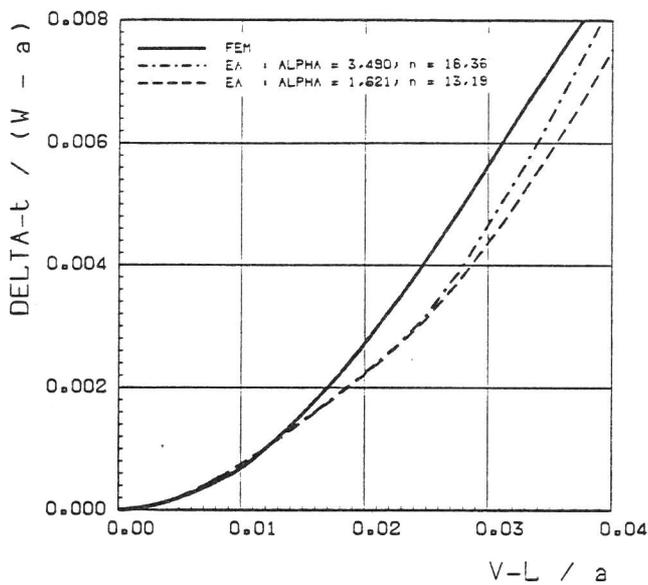


BILD 2.1.5 - 21b:

CT-100, 2D, EVZ, SG (NiCrMo 1)

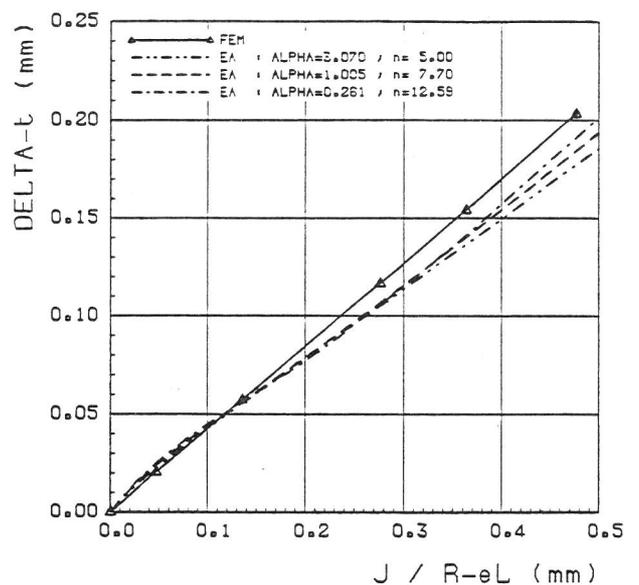


BILD 2.1.5 - 22b:

CT-25, 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5

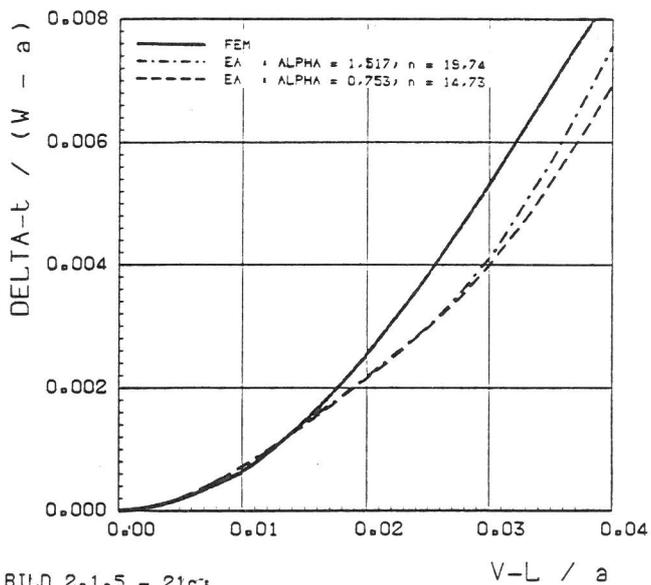


BILD 2.1.5 - 21c:

CT-100, 2D, EVZ, WEZ1-Material

(27) für den ESZ und mit der ssy-Lösung nach Irwin für den EVZ - alle drei Näherungen liegen sehr dicht zusammen - treten Überschätzungen von δ_t von etwa 15 % gegenüber den FE-Ergebnissen auf. Mit der Bestimmung von δ_t über J/R_{eL} aus dem EA durch $\delta_t = f(F)$ und $J = f(F)$ in Bild 2.1.5-23b erfolgt die beste Abschätzung von δ_t aus der FE-Analyse für die CT-Proben mit $\alpha = 0,261$, $n = 12,59$ aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve unter EVZ-Bedingung; eine Unterschätzung stellt sich ein, wenn $\alpha = 1,005$, $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve unter EVZ-Bedingung zugrunde gelegt wird. Eine Überschätzung tritt für beide α -, n -Werteschaften auf den Zusammenhang von δ_t über J/R_{eL} am Beispiel von 2D CT-100-Probenmodellen mit EVZ-Be-

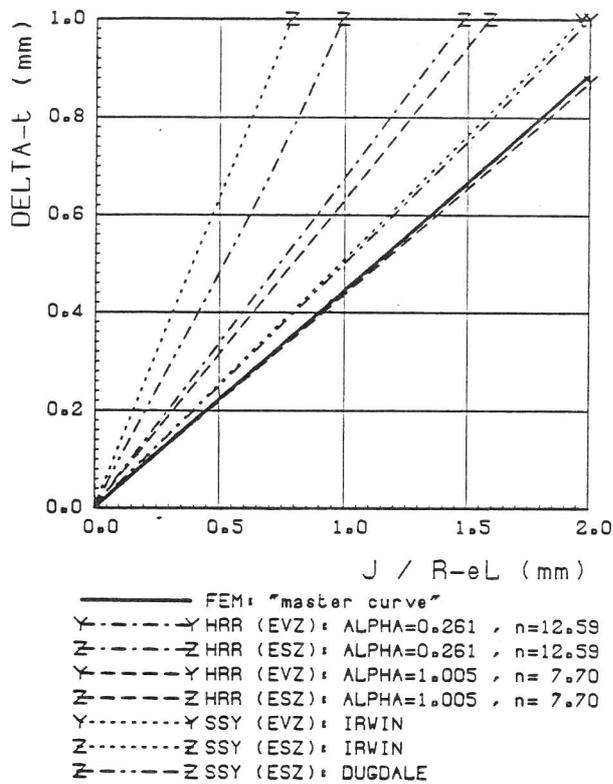


BILD 2.1.5 - 23a:
 CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 DELTA-t ln Probenmitte (z = 0.0)

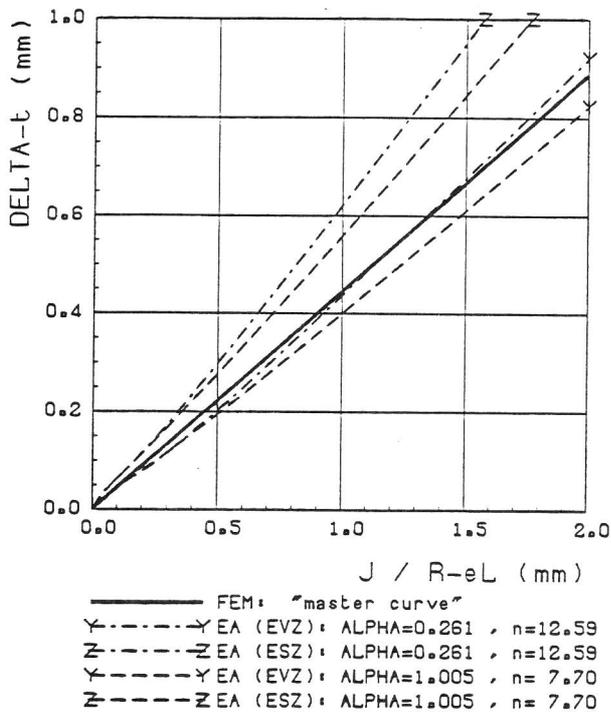


BILD 2.1.5 - 23b:
 CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 DELTA-t ln Probenmitte (z = 0.0)

paare unter der Bedingung des ESZ auf, wobei die Überschätzung mit wachsendem n-Wert zunimmt.

Die Überprüfung der Leistungsfähigkeit der Näherungsverfahren, den Einfluß der Materialeigen-

dingung für drei Werkstoffe aus Abschnitt 2.1.3 zu beschreiben, zeigt in den Bildern 2.1.5-24a,b,c, daß die HRR-Lösungen für die α -, n-Werte aus den wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurven dem Zuwachs von $d_n = 0,44$ beim GW nach $d_n = 0,52$ beim SG und WEZ1-Material (vgl. Abschnitt 2.1.3, Gl. (15) und (16)) qualitativ richtig folgen. Es ergeben sich Überschätzungen von etwa 10 % für das GW-Modell und 15 % für das SG- und das WEZ1-Modell. Die Näherungen nach dem EA über die Ermittlung von $\delta_t(F)$ und $J(F)$ für α -, n-Werte aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve liefern für die Werkstoffe Unterschätzungen, wie das auch die Untersuchungen mit dem Werkstoff 20 Mn Mo Ni 5 5 in den Bildern 2.1.5-22b und 2.1.5-23b zeigen. Beim WEZ1-Modell betragen die Abweichungen im untersuchten Bereich mehr als 20 %. Da der ssy-Näherung nach Irwin nach Gl. (7) elastisch-idealplastisches Materialverhalten zugrunde liegt, ist nicht zu erwarten, daß mit dieser Lösung der Einfluß des unterschiedlichen Verfestigungsverhaltens (vgl. Bild 2.1.5-2b) der drei Werkstoffe GW, SG und WEZ1 auf $\delta_t = f(J)$ quantitativ richtig beschrieben werden kann. Während beim GW (Bild 2.1.5-24a), der die stärkste Verfestigung aufweist, die ssy-Näherung zu einer Überschätzung von δ_t aus der FE-Rechnung von etwa 15 % führt, ist die Abschätzung für das SG und das WEZ1-Material, Bilder 2.1.5-24b,c, sehr gut.

Zusammenfassend ist zur Ermittlung von δ_t über J/R_{eL} mit Näherungsverfahren festzustellen:

- Die HRR-Lösung gibt den Werkstoffeinfluß qualitativ richtig wieder. Mit α und n aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve werden für 2D FE-Analysen von CT-Proben unter EVZ-Bedingung in Abhängigkeit vom Werkstoff unterschiedlich stark überschätzte Ergebnisse erhalten; das dürfte auch in Bezug auf 3D FE-Analysen gelten.
- Die ssy-Lösungen können den Einfluß unterschiedlicher Werkstoffverfestigung auf den Funktionsverlauf nicht beschreiben.
- Die Ermittlung von δ_t über J/R_{eL} nach dem EA über die Bestimmung von $J(F)$ und $\delta_t(F)$ führt nicht zu dem für CT-Proben aus den FE-Analysen resultierenden linearen Zusammenhang zwischen δ_t und J/R_{eL} . Für die 2D EVZ-Analyse ergibt diese Methode eine Unterschätzung von δ_t aus den FE-

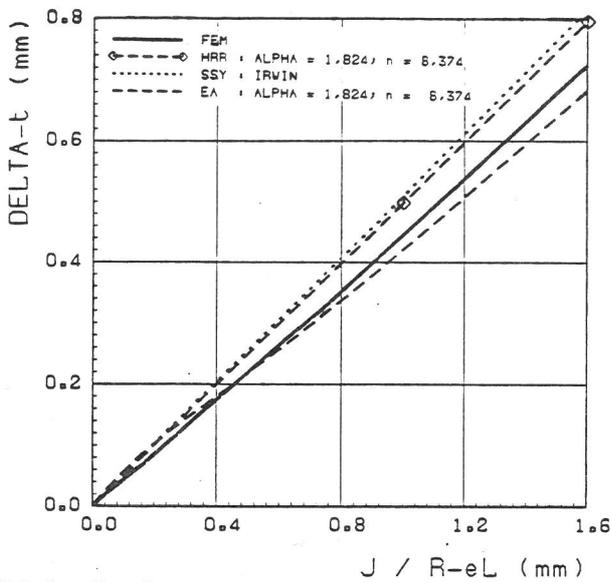


BILD 2.1.5 - 24a:
CT-100, 2D, EVZ, GW (22 NiMoCr 3 7)

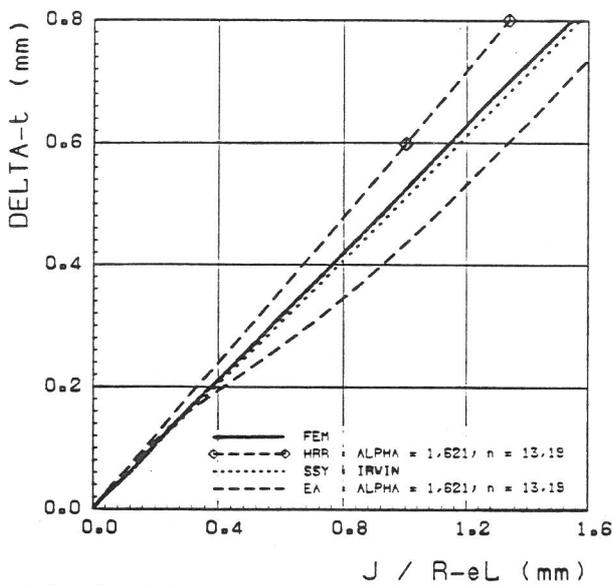


BILD 2.1.5 - 24b:
CT-100, 2D, EVZ, SG (NiCrMo 1)

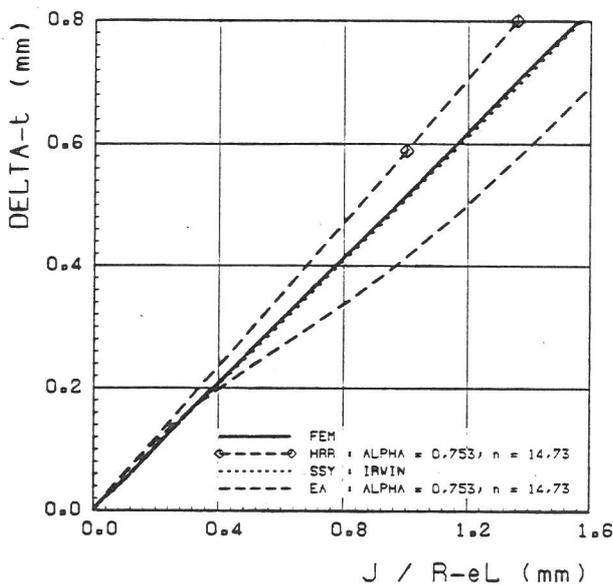


BILD 2.1.5 - 24c:
CT-100, 2D, EVZ, WEZ1-Material

Ergebnissen von mehr als 20 %. Für alle 3D FE-Analysen können mit dem Verfahren durch Berücksichtigung des EVZ und des ESZ für α und n aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve obere und untere Grenzen abgeschätzt werden.

Spannungen und Verzerrungen

Für den Vergleich der aus der HRR-Theorie sich ergebenden Spannungen und Verzerrungen im Rißspitzenbereich nach Gl. (10) und (11) mit Ergebnissen aus FE-Rechnungen werden beispielhaft Ergebnisse der 2D FE-Analysen für den EVZ aus Abschnitt 2.1.1 und der 3D FE-Analysen von CT-Proben jeweils aus der Probenmitte ($z=0$) aus Abschnitt 2.1.2 den HRR-Lösungen für den EVZ mit $\alpha = 1,005$ und $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve gegenübergestellt. Das gewählte α -, n -Wertepaar liegt dichter an dem direkt aus FE-Ergebnissen ermittelten Wertepaar nach Gl. (27) als das Wertepaar aus der technischen $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve nach Gl. (25) und enthält die Werkstoffparameter der $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve, die für die im Rißspitzenbereich durchgeführte sogenannte UL-Analyse verwendet wird.

Bild 2.1.5-25a zeigt für die Rißöffnungsspannung σ_{yy} aus der 3D FE-Analyse, auf R_{eL} normiert, in Abhängigkeit des Abstandes r von der Rißspitze im Ligament, daß im Bereich bis etwa 1,2 mm von der Rißspitze für vergleichbare J -Werte sich bei allen untersuchten Probengrößen nahezu identische Verläufe von σ_{yy} ergeben, also J auch bei einem elastisch-plastischen Materialmodell den Spannungszustand charakterisiert. Das Ergebnis ist auch insofern erstaunlich, als in den sehr unterschiedlich großen Proben bei gleichem J sehr unterschiedliche Plastizierungszustände herrschen. Die HRR-Lösung für den EVZ schmiegt sich dem vom Maximum abfallenden Spannungsverlauf etwa über $3 \delta_t$ vom Maximum ab an. Bild 2.1.5-25b zeigt den Vergleich für σ_{yy} im Abstand $r = 0,23$ mm um die Rißspitze. Die HRR-Lösung beschreibt die FE-Ergebnisse im Bereich um das Ligament ($\theta = 0^\circ$) näherungsweise befriedigend, im Bereich um $\theta = 45^\circ$ treten jedoch Unterschiede von über 20 % auf. Ein vergleichbares Ergebnis wird für die CT-25-Probe aus der 2D FE-Analyse für den EVZ in Bild 2.1.5-25c erhalten. Daraus geht hervor, daß die Güte der Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen aus der HRR-Lösung und der FE-

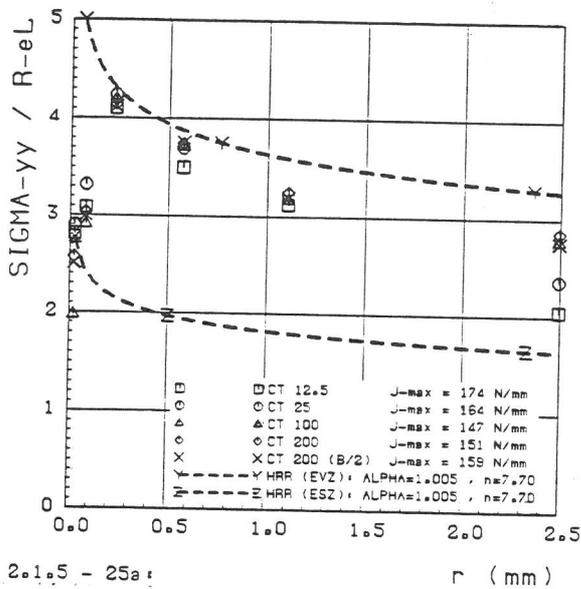


BILD 2.1.5 - 25a:
CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
SIGMA-yy im Ligament ($\theta = 0$), in Probenmitte ($z = 0.0$)
HRR-Näherung fuer $J = 160$ N/mm

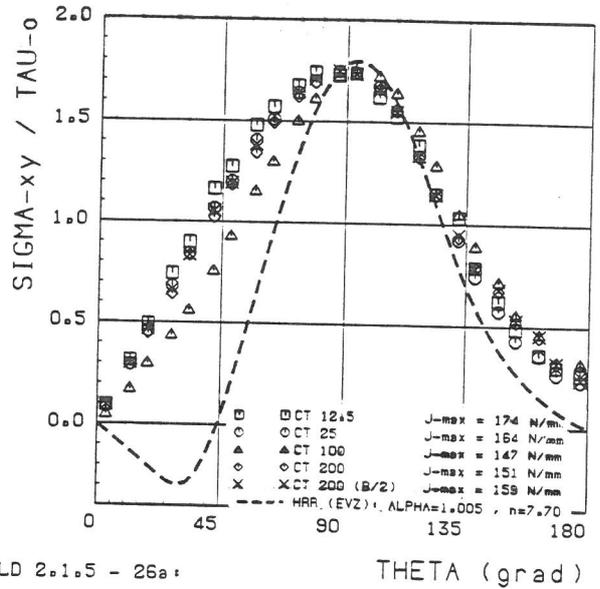


BILD 2.1.5 - 26a:
THETA (grad)
CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
SIGMA-xy im Abstand $r = 0.23$ mm von der Risspitze in Probenmitte ($z = 0.0$) HRR-Näherung fuer $J = 160$ N/mm

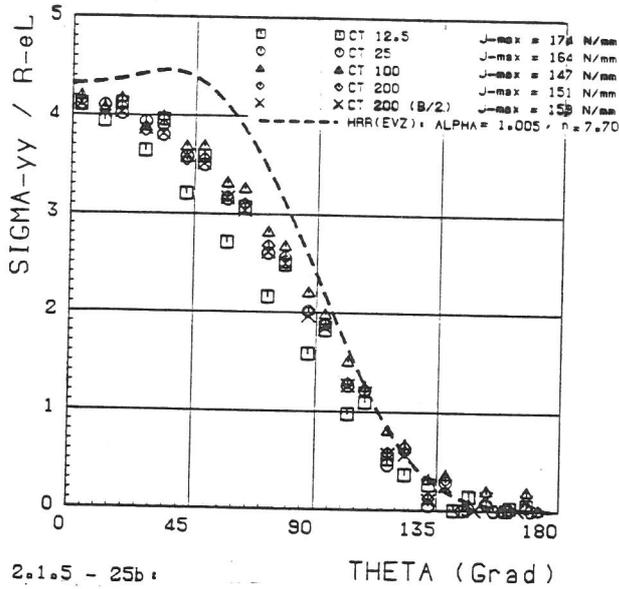


BILD 2.1.5 - 25b:
THETA (Grad)
CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
SIGMA-yy im Abstand $r = 0.23$ mm von der Risspitze in Probenmitte ($z = 0.0$) HRR-Näherung fuer $J = 160$ N/mm

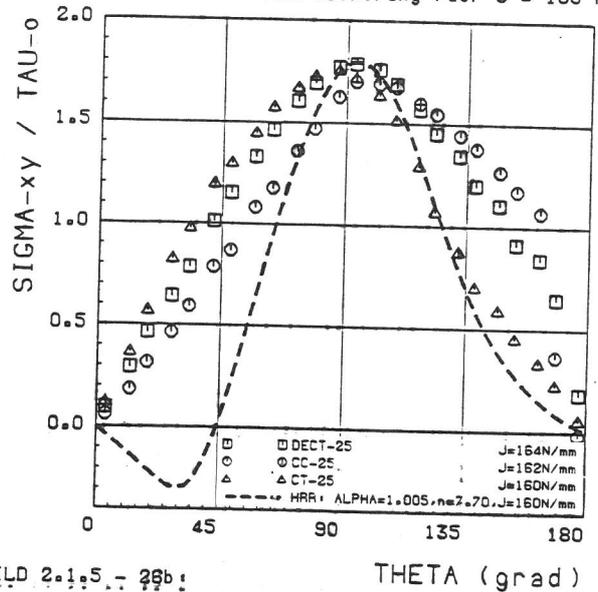


BILD 2.1.5 - 26b:
THETA (grad)
Proben verschiedener Geometrien
2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
SIGMA-xy im Abstand $r = 0.23$ mm von der Risspitze

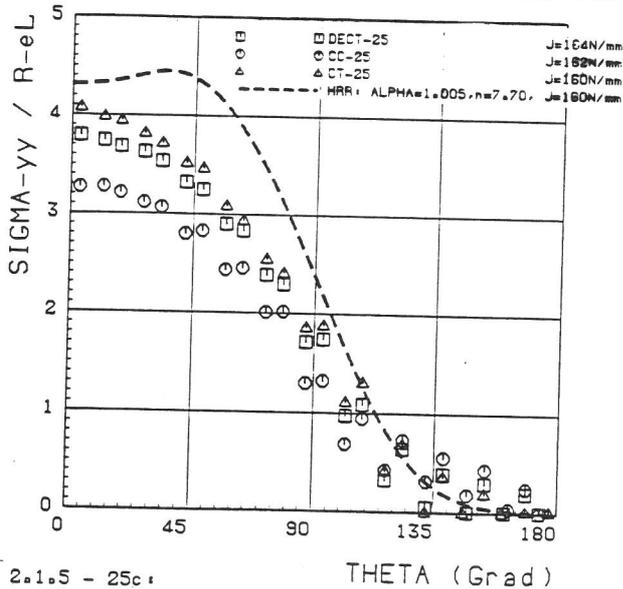


BILD 2.1.5 - 25c:
THETA (Grad)
Proben verschiedener Geometrien 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
SIGMA-yy im Abstand $r = 0.23$ mm von der Risspitze

Rechnung nicht vom Vergleich der 2D FE-Analyse für den EVZ oder der 3D FE-Analyse für die Probenmitte mit der HRR-Lösung abhängt. Für die FE-Ergebnisse der DECT-, und vor allem der CC-Probe, sind die Unterschiede zur HRR-Lösung im Ligamentbereich ($\theta = 0^\circ$) größer als bei der CT-Probe, Bild 2.1.5-25c. Als Ursache dafür wird der Verlust der J-Dominanz bei Beanspruchung bis in den J-Bereich von $J = 160$ N/mm angesehen, wie er aus Bild 2.1.1-22 zu ersehen ist. Bei der Darstellung der Schubspannung τ_{xy} um die Risspitze in den Bildern 2.1.5-26a,b fällt besonders die große Abweichung zwischen HRR-Feld und FE-Rechnung wieder im Bereich um $\theta = 45^\circ$ auf, während im τ_{xy} -Maximum bei $\theta = 90^\circ$ die Übereinstimmung sehr gut ist. Die Bilder 2.1.5-27a,b

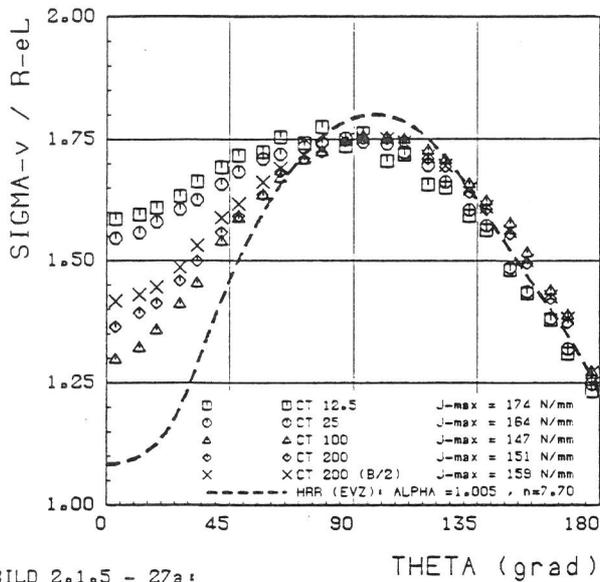


BILD 2.1.5 - 27a:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 SIGMA-v im Abstand $r = 0.23$ mm von der
 Risspaltze in Probenmitte ($z = 0.0$)
 HRR-Naeherung fuer $J = 160$ N/mm

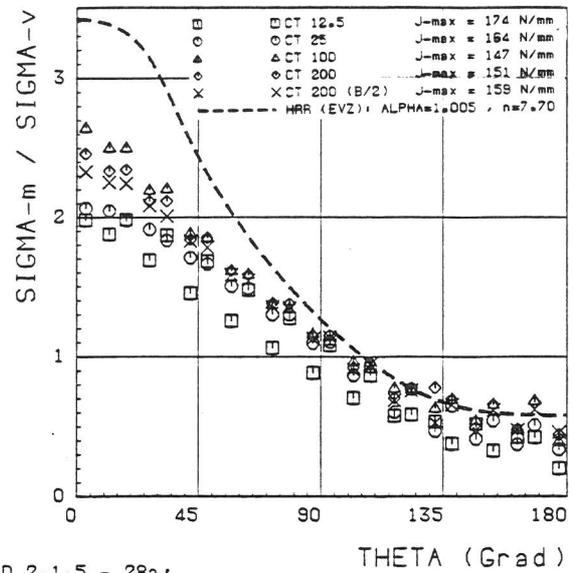


BILD 2.1.5 - 28a:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 SIGMA-m/SIGMA-v im Abstand $r = 0.23$ mm
 von der Risspaltze in Probenmitte ($z=0.0$)
 HRR-Naeherung fuer $J = 160$ N/mm

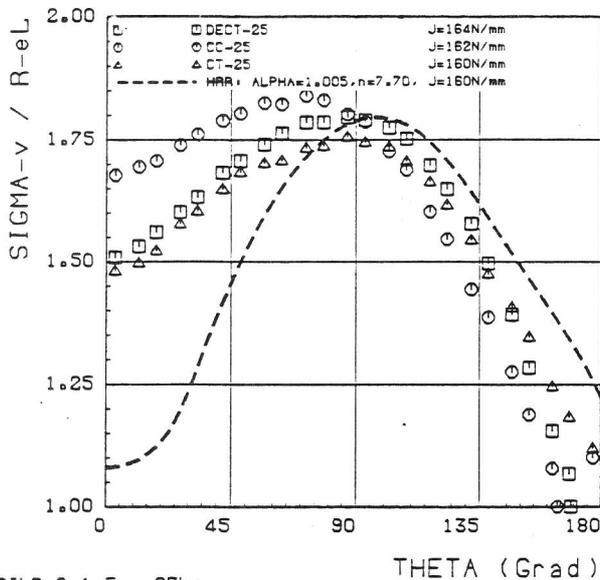


BILD 2.1.5 - 27b:

Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
 SIGMA-v im Abstand $r = 0.23$ mm
 von der Risspaltze

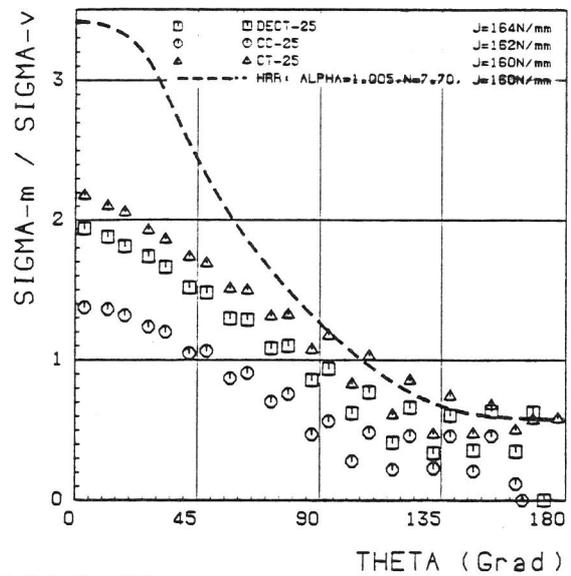


BILD 2.1.5 - 28b:

Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
 SIGMA-m/SIGMA-v im Abstand $r = 0.23$ mm
 von der Risspaltze

zeigen, daß bei der Vergleichsspannung nach v. Mises σ_v in Abhängigkeit von θ bis $\theta = 80^\circ$ sowohl die FE-Ergebnisse durch J nicht eindeutig, als auch durch das HRR-Feld sehr unbefriedigend beschrieben werden. Für den Ligamentbereich ($\theta = 0^\circ$) ergeben sich aus den FE-Analysen wesentlich höhere σ_v -Werte als aus dem HRR-Feld, wobei bei den CT-Proben, Bild 2.1.5-27a, der Unterschied für die kleineren Proben (CT-25, CT-12,5) größer als für die größeren Proben und für die CC-Probe, Bild 2.1.5-27b, größer als für die DECT- und die CT-Probe ist. Die FE-Ergebnisse und HRR-Feld-Lösungen stimmen im Bereich $\theta > 80^\circ$ für die CT-Probenergeb-

nisse, Bild 2.1.5-27a, sehr gut, für die 2D EVZ-Ergebnisse, Bild 2.1.5-27b, im Bereich $\theta > 120^\circ$ weniger gut überein. Der Unterschied zwischen den FE-Ergebnissen und der HRR-Lösung für σ_v in den Bildern 2.1.5-27a,b führt beim Vergleich der Ergebnisse von σ_m/σ_v in den Bildern 2.1.5-28a,b zu niedrigeren Werten aus den FE-Analysen als aus dem HRR-Feld im Bereich des Ligaments ($\theta = 0^\circ$). Mit wachsendem θ nähern sich die Ergebnisse bis zur guten Obereinstimmung für $\theta > 120^\circ$, wobei die größte Abweichung bei den 3D CT-Probenergebnissen, Bild 2.1.5-28a, für die kleinste Probe und bei den 2D EVZ-Ergebnissen, Bild 2.1.5-28b, für die CC-

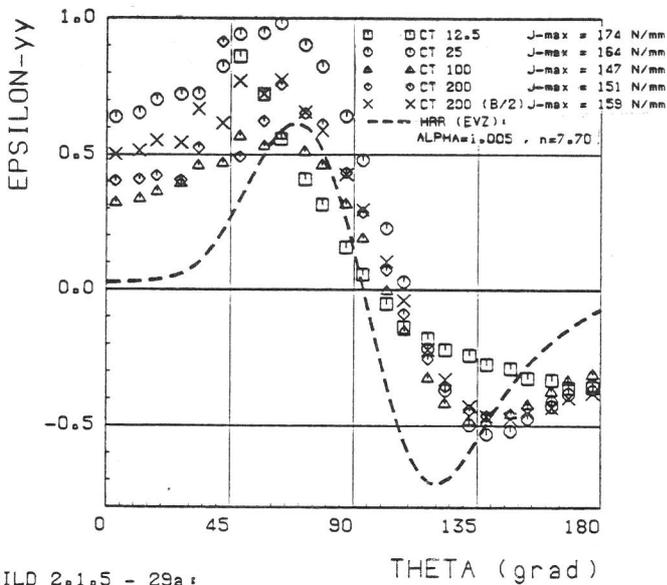


BILD 2.1.5 - 29a:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 Epsilon-yy im Abstand $r = 0.02$ mm von
 der Risspitze im Probenmittle ($z = 0.0$)
 HRR-Naeherung fuer $J = 160$ N/mm

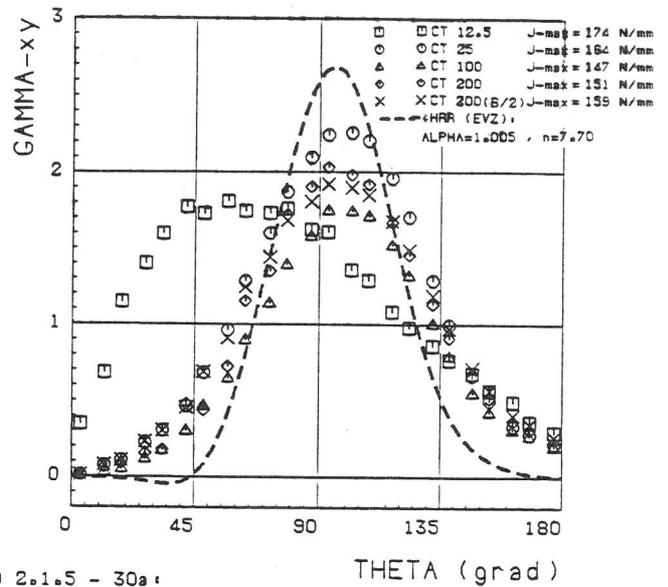


BILD 2.1.5 - 30a:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 GAMMA-xy im Abstand $r = 0.02$ mm von
 der Risspitze im Probenmittle ($z = 0.0$)
 HRR-Naeherung fuer $J = 160$ N/mm

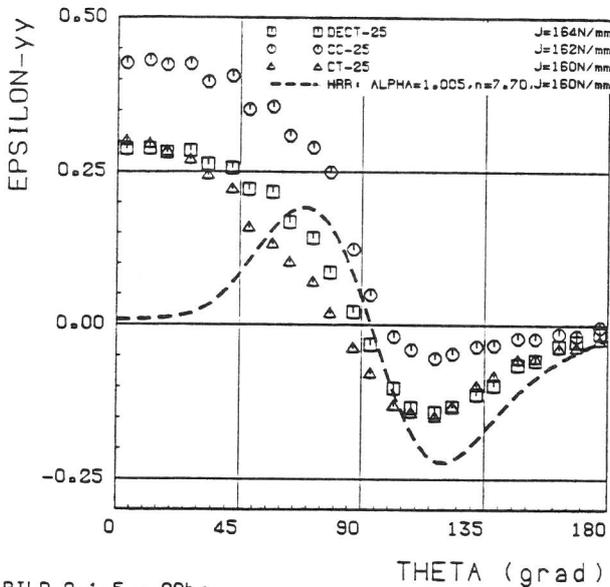


BILD 2.1.5 - 29b:

Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
 Epsilon-yy im Abstand $r = 0.08$ mm
 von der Risspitze

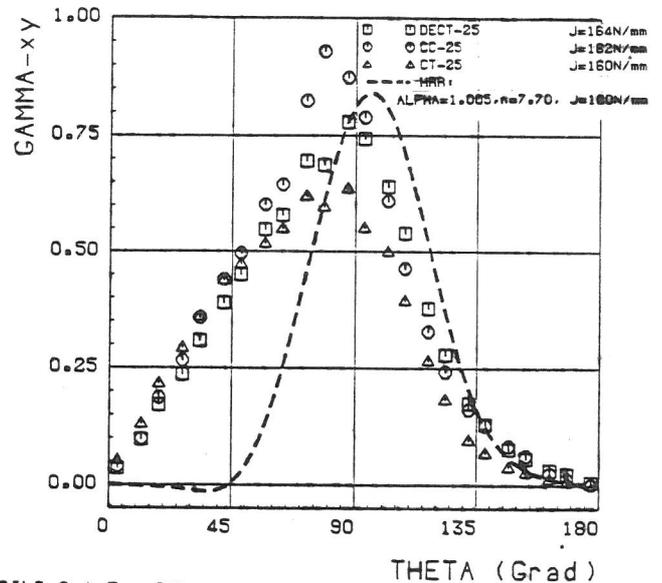


BILD 2.1.5 - 30b:

Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
 GAMMA-xy im Abstand $r = 0.08$ mm
 von der Risspitze

Probe auftritt. Aus den Bildern 2.1.5-29a,b geht
 hervor, daß die Rißöffnungsdehnung ϵ_{yy} in Abhän-
 gigkeit von θ nahe der Rißspitze insgesamt sehr
 schlecht durch die HRR-Lösung wiedergegeben wird.
 Die Schubverzerrungen γ_{xy} in Abhängigkeit von θ in
 den Bildern 2.1.5-30a,b werden qualitativ besser
 als ϵ_{yy} , jedoch abgesehen vom Bereich $\theta > 120^\circ$ bei
 den 2D EVZ-Ergebnissen in Bild 2.1.5-30b, auch
 quantitativ ungenügend genau durch das HRR-Feld
 beschrieben. Die gleiche Aussage wie für ϵ_{yy} in
 den Bildern 2.1.5-29a,b gilt für den Vergleich der
 Vergleichsdehnung ϵ_v als $f(\theta)$ in den Bildern
 2.1.5-31a,b, daß die Beschreibung der FE-Ergebnis-

se durch die HRR-Feld-Lösung nur mangelhaft er-
 folgt. Die gleichen Auswertungen wurden auch für
 die anderen Werkstoffparameterpaare $\alpha = 0,261$ und
 $n = 12,59$ sowie $\alpha = 3,07$ und $n = 5,00$ durchgeführt
 und mit den 3D FE-Ergebnissen für die CT-Proben
 verglichen /22/. Dabei zeigte sich, daß mit $\alpha =$
 $0,261$ und $n = 12,59$ die Übereinstimmung zwischen
 FE-Rechnung und HRR-Lösung noch erheblich schlech-
 ter, während mit $\alpha = 3,07$ und $n = 5,00$ die örtli-
 che Anpassung teilweise besser wurde. Alle Auswert-
 ungen ergaben jedoch, daß die prinzipiellen
 Schwierigkeiten, daß beispielsweise σ_v und ϵ_v im
 Ligamentbereich sowie τ_{xy} im Bereich $0^\circ < \theta < 90^\circ$

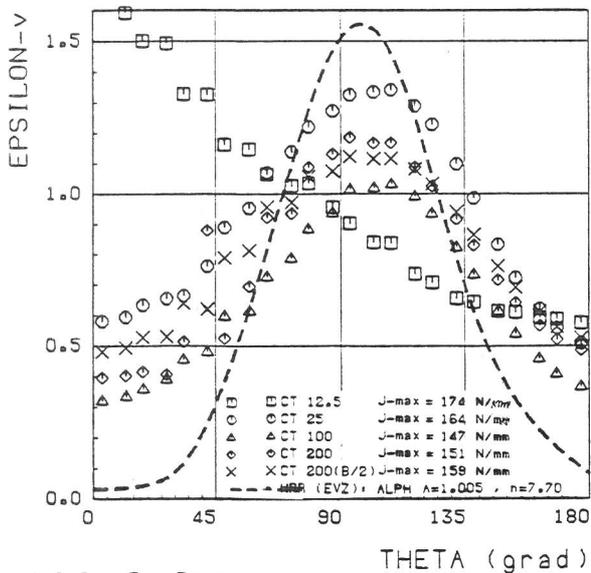


BILD 2.1.5 - 31a:
 CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 EPSILON-v Um Abstand $r = 0.02$ mm von
 der Risspitze in Probenmitte ($z = 0.0$)
 HRR-Näherung fuer $J = 160$ N/mm

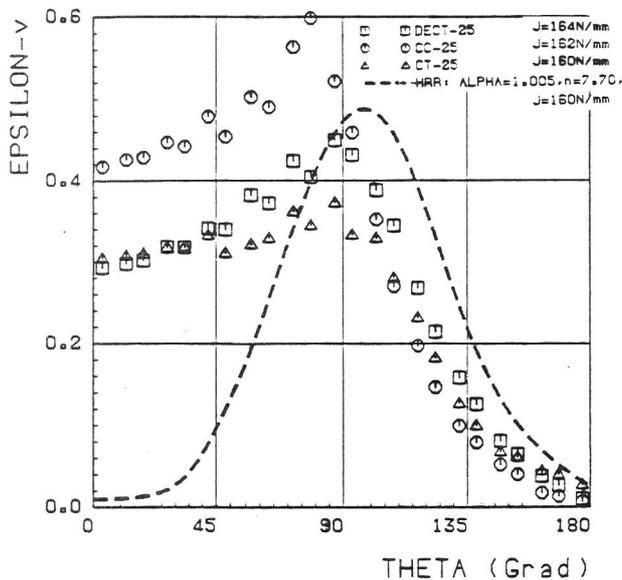


BILD 2.1.5 - 31b:
 Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
 EPSILON-v Um Abstand $r = 0.08$ mm
 von der Risspitze

durch das HRR-Feld unbefriedigend beschrieben werden, sich durch Änderung der Werkstoffparameter α und n nicht beseitigen lassen. Daraus ist zu folgern, daß die auf nichtlinear elastischem Materialverhalten und ebener Betrachtungsweise basierende HRR-Theorie nicht generell geeignet ist, die aus einer 3D oder 2D(EVZ) FE-Rechnung resultierenden Spannungs- und Verzerrungsverteilung quantitativ befriedigend zu beschreiben.

Ergänzend wird erörtert, inwieweit mit der HRR-Lösung Abschätzungen für zu erwartende Höchstwerte von in der elastisch-plastischen Bruchmechanik

wichtigen lokalen Beanspruchungsparametern wie σ_{yy} , σ_m/σ_v und ϵ_v in Abhängigkeit des HRR-Feld-Parameters ($r \cdot R_{eL}/J$) möglich sind. Bei den in $\ln-\ln$ -Darstellung wiedergegebenen σ_{yy}/R_{eL} -Werte über ($r \cdot R_{eL}/J$) aus den 2D FE-Analysen aus Abschnitt 2.1.1 in Bild 2.1.5-32 und den 3D FE-Analysen aus Abschnitt 2.1.2 in Bild 2.1.5-33 sind auch die HRR-Lösungen für α und n nach Gl. (26) und (27) eingetragen. Aus beiden Bildern geht hervor, daß die HRR-Lösung für den EVZ mit $\alpha = 1,005$ und $n = 7,70$ aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve eine konservative Abschätzung der in Abhängigkeit von Last und Ort auftretenden höchsten Reißöffnungsspannungen ermöglicht. Die HRR-Lösung für den EVZ mit $\alpha = 3,070$ und $n = 5,00$ beschreibt, wie zu erwarten, den Verlauf von σ_{yy} in der Probenmitte der 3D FE-Modelle der CT-Proben in Bild 2.1.5-33 im Bereich von $\ln(r \cdot R_{eL}/J) = (-0,5 \div 2)$ sehr gut. Das zeigt, daß es auch bei dem mit der FEM für ein elastisch-plastisches Materialgesetz ermittelten σ_{yy} -Verlauf einen Bereich mit HRR-Feld-Eigenschaften gibt. Die beiden HRR-Lösungen für den ESZ treffen erwartungsgemäß in der Nähe der Risspitze auf Ergebnisse der 3D FE-Analyse. Beim Vergleich von HRR-Lösungen mit den FE-Ergebnissen der 2D EVZ-Analysen von CT-100-Proben für drei Werkstoffe einer Schweißverbindung aus Abschnitt 2.1.3 in den Bil-

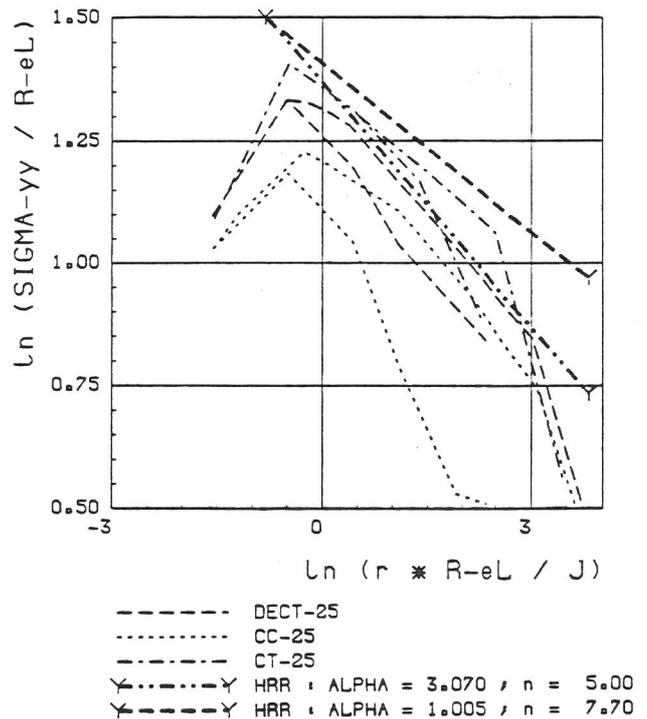
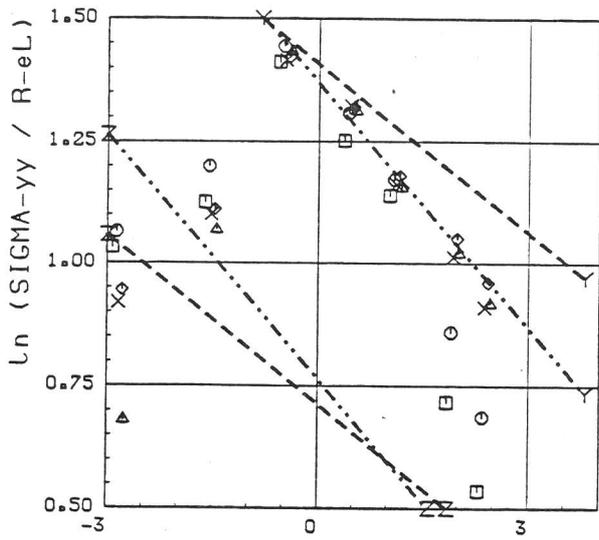


BILD 2.1.5 - 32:
 Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNL 5 5
 Theta = 0 Grad (Ltgament)
 $J < 164$ N/mm
 $r < 4$ mm



□	CT 12.5	J-max = 174 N/mm
○	CT 25	J-max = 164 N/mm
△	CT 100	J-max = 147 N/mm
◇	CT 200	J-max = 151 N/mm
×	CT 200 (B/2)	J-max = 159 N/mm
Y	HRR (EVZ): ALPHA=3.070, n=5.00	
Z	HRR (ESZ): ALPHA=3.070, n=5.00	
Y	HRR (EVZ): ALPHA=1.005, n=7.70	
Z	HRR (ESZ): ALPHA=1.005, n=7.70	

BILD 2.1.5 - 33:
 CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 SIGMA-yy Lm Llgament (0 = 0),
 Probenmitte (z = 0.0)

den 2.1.5-34a,b,c wurden nur die α - und n -Werte aus den wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurven verwendet (vgl. Tabelle S. 2-52). Die HRR-Lösungen ergeben hier ziemlich genaue Abschätzungen der nach den σ_{yy} -Maxima aus der FE-Rechnung in ihrer Umgebung mit wachsendem r zu erwartenden σ_{yy} -Spannungsverläufe. Wie nach Gl. (10) zu erwarten, nimmt mit wachsenden Werten von R_{eL} , α und n die Steigung und der Wert des Ordinatenabschnittes der "HRR-Geraden" im Diagramm $\ln(\sigma_{yy}/R_{eL})$ über $\ln(r \cdot R_{eL}/J)$ ab. Dementsprechend ist das σ_{yy}/R_{eL} -Maximum für das GW-Modell höher als für das SG- und das WEZ1-Modell, dessen σ_{yy} -Maximum wiederum niedriger ist als das vom SG-Modell. Der Vergleich des Mehrachsigenparameters σ_m/σ_v aus den FE-Analysen mit dem aus HRR-Lösungen in den Bildern 2.1.5-35 bis 2.1.5-37 zeigt einen wesentlichen Unterschied der Kurvenverläufe. Während die HRR-Lösungen vom Ort unabhängig sind, wird bei den FE-Ergebnissen ein Abfall von $\ln(\sigma_m/\sigma_v)$ über $\ln(r \cdot R_{eL}/J)$ ähnlich wie in den Diagrammen für σ_{yy} im Bereich $\ln(r \cdot R_{eL}/J) > 0$ beobachtet (vgl. Bilder 2.1.5-32 bis 2.1.5-34c). Die Ursache liegt darin, daß σ_v aus der FE-Rechnung nur im Bereich der Rißspitze bis zum Maximum von σ_m/σ_v auf R_{eL} abfällt und dann konstant bleibt

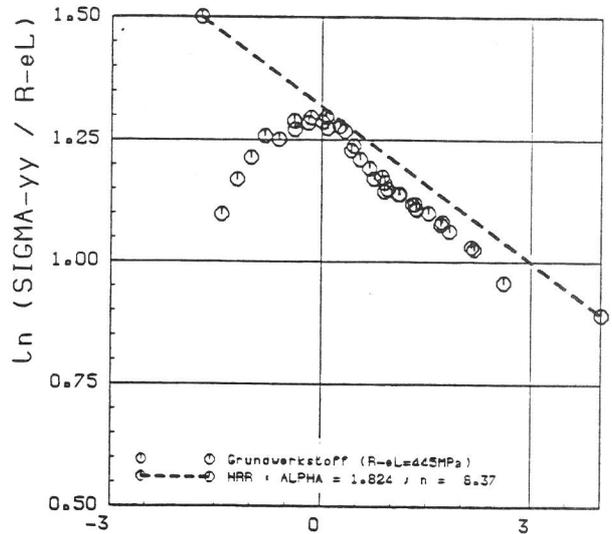


BILD 2.1.5 - 34a:
 CT-100, 2D, EVZ
 THETA = 0 Grad (Llgament)
 $r = 0.185 \dots 2.308$ mm $J = 74 \dots 348$ N/mm

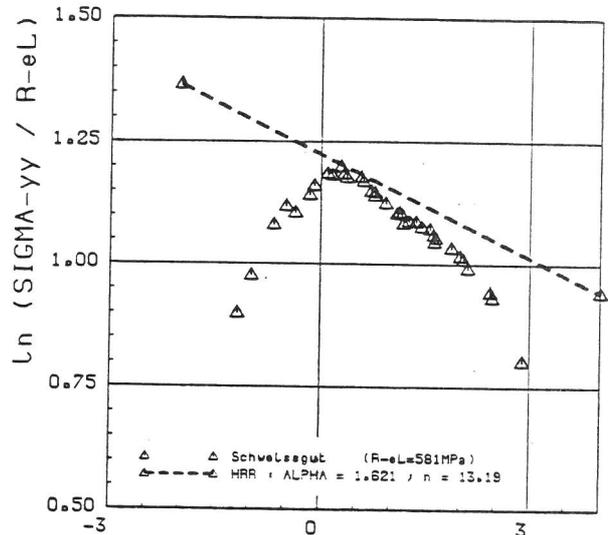


BILD 2.1.5 - 34b:
 CT-100, 2D, EVZ
 THETA = 0 Grad (Llgament)
 $r = 0.185 \dots 2.308$ mm $J = 74 \dots 348$ N/mm

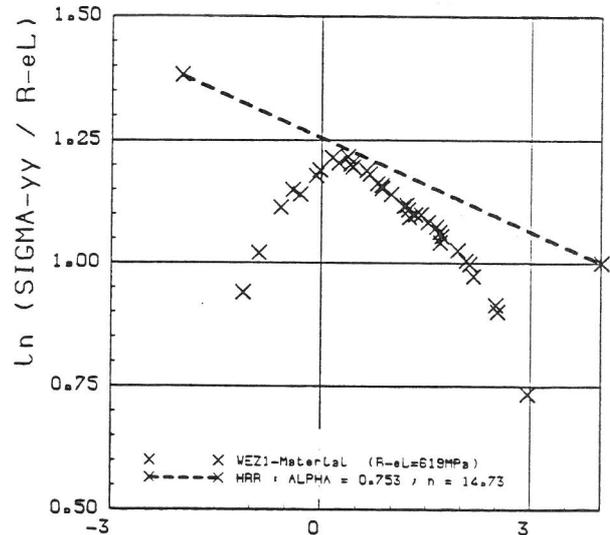
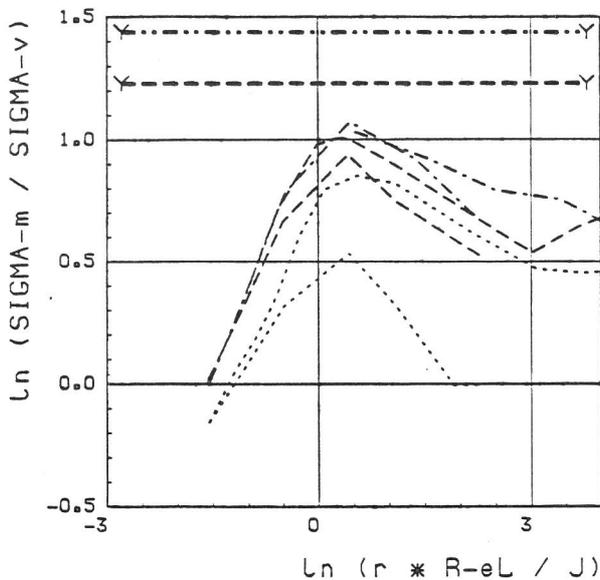


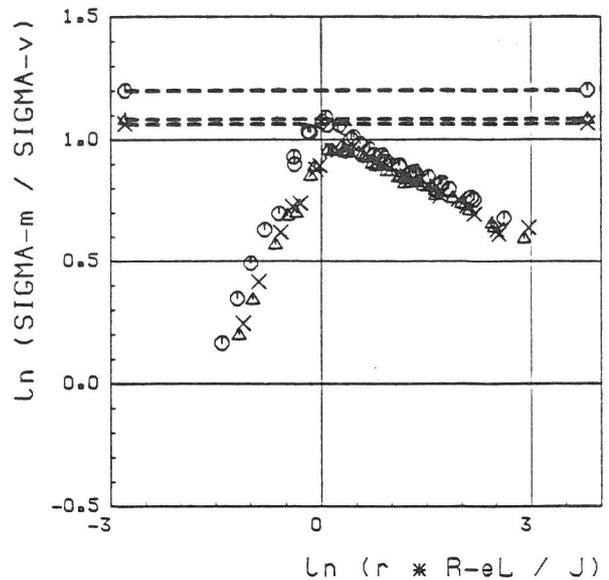
BILD 2.1.5 - 34c:
 CT-100, 2D, EVZ THETA = 0 Grad (Llgament)
 $r = 0.185 \dots 2.308$ mm $J = 74 \dots 348$ N/mm



- - - - - DECT-25
 ······· CC-25
 - - - - - CT-25
 Y ······ Y HRR : ALPHA = 3.070 ; n = 5.00
 Y ······ Y HRR : ALPHA = 1.005 ; n = 7.70

BILD 2.1.5 - 35:

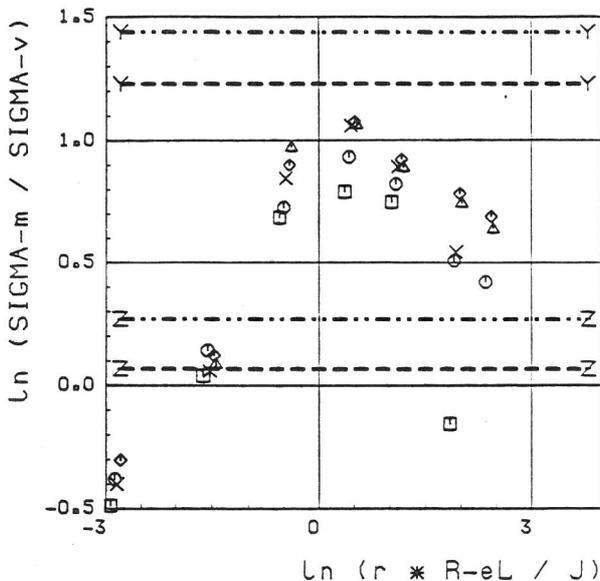
Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNi 5 5
 Theta = 0 Grad (Ligament)
 $J < 164 \text{ N/mm}$
 $r < 4 \text{ mm}$



○ Grundwerkstoff (R-eL=445MPa)
 △ Schweißgut (R-eL=581MPa)
 X WEZ1-Material (R-eL=619MPa)
 ⊙ HRR : ALPHA = 1.824 ; n = 8.37
 ⊙ HRR : ALPHA = 1.621 ; n = 13.19
 X HRR : ALPHA = 0.753 ; n = 14.73

BILD 2.1.5 - 37:

CT-100, 2D, EVZ
 THETA = 0 Grad (Ligament)
 $r = 0.185 \dots 2.308 \text{ mm}$
 $J = 74 \dots 348 \text{ N/mm}$



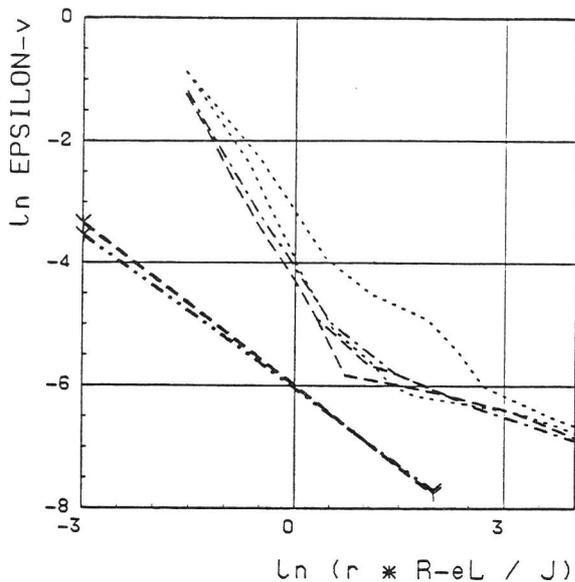
□ CT 12.5 J-max = 174 N/mm
 ○ CT 25 J-max = 164 N/mm
 △ CT 100 J-max = 147 N/mm
 ⊙ CT 200 J-max = 151 N/mm
 X CT 200 (B/2) J-max = 159 N/mm
 Y ······ Y HRR (EVZ): ALPHA=3.070 ; n=5.00
 Y ······ Y HRR (ESZ): ALPHA=3.070 ; n=5.00
 Y ······ Y HRR (EVZ): ALPHA=1.005 ; n=7.70
 Y ······ Y HRR (ESZ): ALPHA=1.005 ; n=7.70

BILD 2.1.5 - 36:

CT-Proben, 3D, 20 MnMoNi 5 5
 SIGMA-m/SIGMA-v im Ligament ($\theta = 0$),
 Probenmitte ($z = 0.0$)

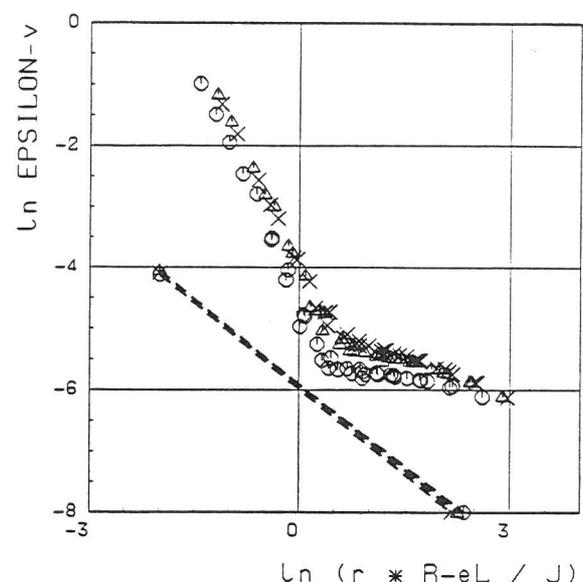
mit weiter wachsendem r . Das bedeutet, daß für die FE-Rechnung nach dem σ_m/σ_v Maximum praktisch $\sigma_m/R_{eL} = f(r \cdot R_{eL}/J)$ darstellt wird. Bei der HRR-

Lösung fallen σ_m und σ_v mit dem gleichen Exponenten $1/(n+1)$ (vgl. Gl. (10)) ab. Aus den Bildern 2.1.5-35 bis 2.1.5-36 geht hervor, daß mit den HRR-Lösungen für den EVZ mit α - und n -Werten aus der wahren $\sigma(\epsilon)$ -Vergleichskurve auch für die Ergebnisse der 3D FE-Analysen eine konservative Abschätzung des Höchstwertes von σ_m/σ_v möglich ist. Dabei zeigt sich am Beispiel für den Werkstoff 20 Mn Mo Ni 5 5 in den Bildern 2.1.5-35 und 2.1.5-36, daß die genannten α -, n -Werte eine genauere Abschätzung bringen als die aus dem σ_{yy} -Verlauf der 3D FE-Analyse einer CT-Probe bestimmten $\alpha = 3,070$ und $n = 5,00$. Der Vergleich von ϵ_v über $(r \cdot R_{eL}/J)$ in \ln - \ln -Darstellung für das Ligament ($\theta = 0^\circ$) aus den HRR-Lösungen und den FE-Analysen aus den Abschnitten 2.1.1, 2.1.2 und 2.1.3 in den Bildern 2.1.5-38 bis 2.1.5-40 zeigt, daß die HRR-Lösungen für den EVZ Unterschätzungen der FE-Ergebnisse bringen, jedoch die HRR-Lösungen für den ESZ die Abschätzung einer Obergrenze für die 3D FE-CT-Proben-Werte ermöglichen. Daß die HRR-Lösungen kaum von n abhängen, ergibt sich aus dem Exponenten $n/(n+1)$ in der Beziehung für ϵ_{ij} in Gl. (11). Sehr gute Schätzwerte liefern die HRR-Lösungen für ϵ_v in Abhängigkeit von $(r \cdot R_{eL}/J)$ in Richtung senkrecht zum Ligament ($\theta = 90^\circ$), unabhängig



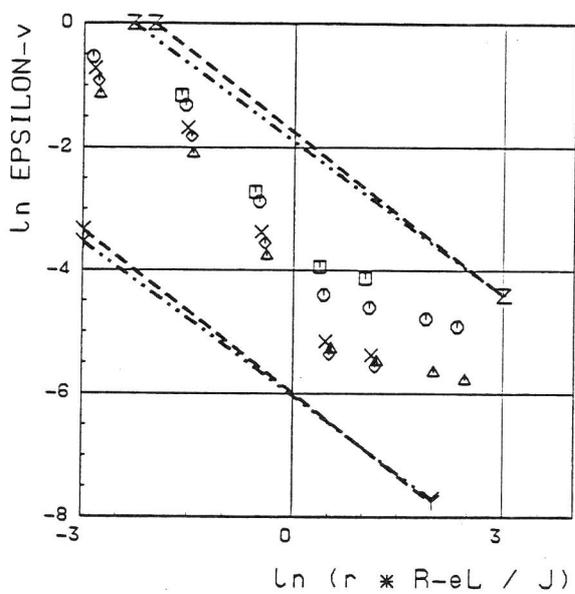
- DECT-25
- CC-25
- CT-25
- Y.....Y HRR : ALPHA = 3.070 ; n = 5.00
- Y.....Y HRR : ALPHA = 1.005 ; n = 7.70

BILD 2.1.5 - 38:
 Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNi 5 5
 Theta = 0 Grad (Ltgament)
 J < 164 N/mm
 r < 4 mm



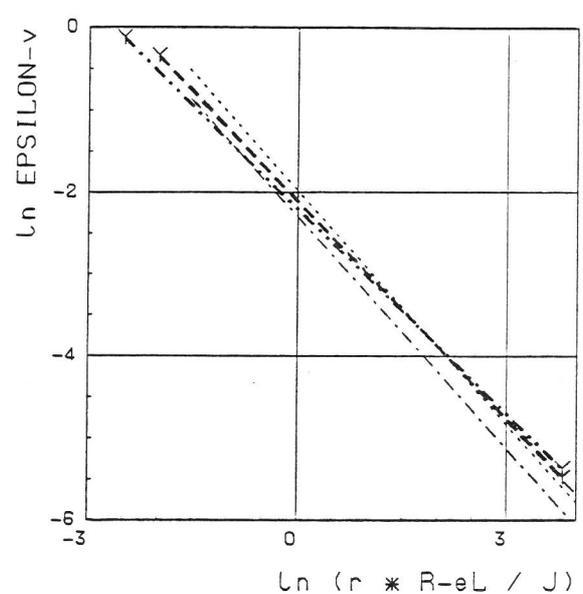
- Grundwerkstoff (R-eL=445MPa)
- △ Schweißgut (R-eL=581MPa)
- X WEZ1-Material (R-eL=619MPa)
- HRR : ALPHA = 1.824 ; n = 8.37
- △-----△ HRR : ALPHA = 1.621 ; n = 13.19
- X-----X HRR : ALPHA = 0.753 ; n = 14.73

BILD 2.1.5 - 40:
 CT-100, 2D, EVZ
 THETA = 0 Grad (Ltgament)
 r = 0.185...2.308 mm
 J = 74...348 N/mm



- CT 12.5 J-max = 174 N/mm
- CT 25 J-max = 164 N/mm
- △ CT 100 J-max = 147 N/mm
- ◇ CT 200 J-max = 151 N/mm
- X CT 200 (B/2) J-max = 159 N/mm
- Y.....Y HRR (EVZ) : ALPHA=3.070 , n=5.00
- N.....N HRR (ESZ) : ALPHA=3.070 , n=5.00
- Y.....Y HRR (EVZ) : ALPHA=1.005 , n=7.70
- N.....N HRR (ESZ) : ALPHA=1.005 , n=7.70

BILD 2.1.5 - 39:
 CT-Proben, 3D, 20 MnMoNi 5 5
 EPSILON-v tm Ltgament (0 = 0),
 Probenmitte (z = 0.0)



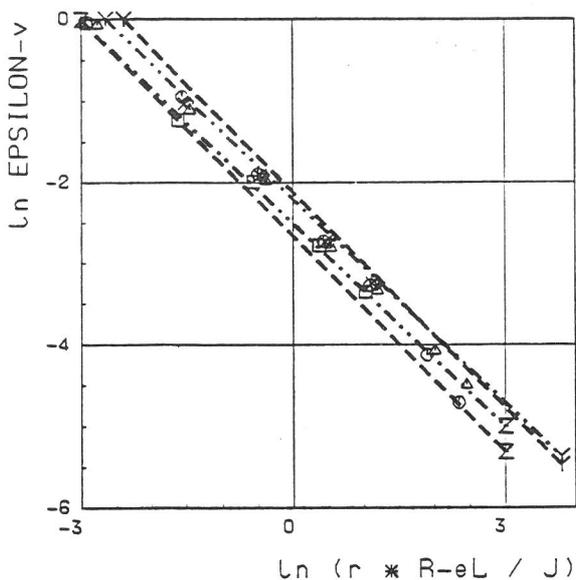
- DECT-25
- CC-25
- CT-25
- Y.....Y HRR : ALPHA = 3.070 ; n = 5.00
- Y.....Y HRR : ALPHA = 1.005 ; n = 7.70

BILD 2.1.5 - 41:
 Proben verschiedener Geometrien
 2D, EVZ, 20 MnMoNi 5 5
 Theta = 90 Grad
 J < 164 N/mm
 r < 4 mm

von der Probengeometrie und vom Werkstoff, wie aus den Bildern 2.1.5-41 bis 2.1.5-43 für die FE-Er-

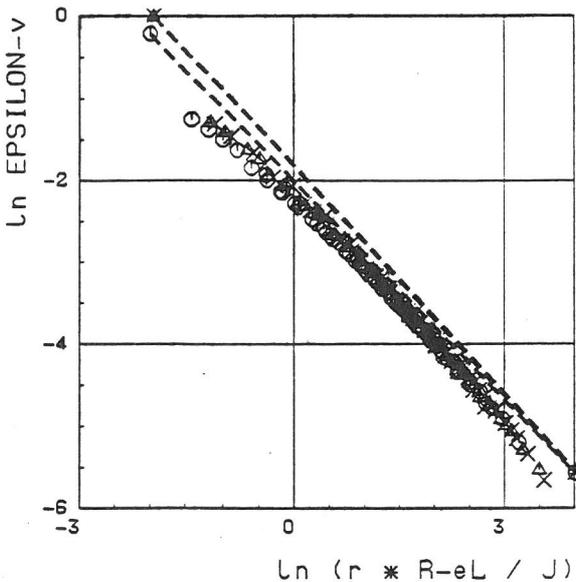
gebnisse aus den Abschnitten 2.1.1, 2.1.2 und 2.1.3 zu ersehen ist.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß mit



□	□ CT 12.5	J-max = 174 N/mm
○	○ CT 25	J-max = 164 N/mm
△	△ CT 100	J-max = 147 N/mm
◇	◇ CT 200	J-max = 151 N/mm
X	X CT 200 (B/2)	J-max = 159 N/mm
Y	Y HRR (EVZ): ALPHA=3.070	n=5.00
Z	Z HRR (ESZ): ALPHA=3.070	n=5.00
Y	Y HRR (EVZ): ALPHA=1.005	n=7.70
Z	Z HRR (ESZ): ALPHA=1.005	n=7.70

BILD 2.1.5 - 42:
 CT-Proben, 3D, 20 MnMoNL 5 5
 EPSILON-v unter 0 = 90 zum Ligament
 Probenlänge (z = 0.0)



○	○ Grundwerkstoff (R-eL=445MPa)
△	△ Schweißgut (R-eL=581MPa)
X	X WEZ1-Material (R-eL=619MPa)
○	○ HRR : ALPHA = 1.824 ; n = 8.37
△	△ HRR : ALPHA = 1.621 ; n = 13.19
X	X HRR : ALPHA = 0.753 ; n = 14.73

BILD 2.1.5 - 43:
 CT-100, 2D, EVZ
 THETA = 90 Grad
 r = 0.185...4.190 mm
 J = 74...348 N/mm

Hilfe der HRR-Lösungen Schätzwerte für die in der elastisch-plastischen Bruchmechanik wichtigen lokalen Beanspruchungsgröße der Rißöffnungsspannung σ_{yy} im Bereich ihres Maximums und des Mehrachsigen Parameters σ_m/σ_v im Ligament erhalten werden können, jedoch weitergehende Aussagen vor allem dadurch eingeschränkt werden, daß die aus FE-Rechnungen mit einem elastisch-plastischen Materialmodell sich ergebenden σ_v - und ϵ_v -Verteilungen im Ligament durch die HRR-Theorie nicht genügend gut beschrieben werden können.

Literatur zu 2.1.5:

- /1/ Irwin, G. R.: Structural Aspects of Brittle Fracture, Appl. Mat. Research, 3 (1984), 65 - 81.
- /2/ Dugdale, D. S.: Yielding of Steel Sheets Containing Slits, J. Mech. Phys. Solids 8 (1960), 100 - 104.
- /3/ McClintock, F. A.: Plasticity Aspects of Fracture, in Fracture, Ed.: H. Liebowitz, Vol. 3, 47 - 225.
- /4/ Hutchinson, J. W.: Singular Behaviour at End of Tensile Crack in Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 13 - 31, und: Plastic Stress and Strain Fields at Crack Tip, J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 337 - 347.
- /5/ Rice, J. R., G. Rosengren: Plane Strain Deformation Near Crack Tip in Power-Law Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids 16 (1968), 1 - 12.
- /6/ Ramberg, W., W. E. Osgood, NACA TN-902 (1943).
- /7/ Rice, J. R., D. M. Tracey: Finite Element Solutions for Crack Tip Behaviour in Small Scale Yielding, J. Engng. Mat. Tech. 98 (1976), 146 - 151.
- /8/ Kumar, V., M. D. German, C. F. Shih: An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, NP-1931, Research-Project 1237-1, EPRI Palo Alto, CA/USA, 1981.

- /9/ Chell, G. G.: Developments in Fracture Mechanics, Vol. 1, Essex: Applied Science Publishers Ltd., 1979.
- /10/ Holstein, T., W. Schmitt: An Estimation Procedure for the J-Integral in the Fully Plastic Range, Int. J. Fracture 16 (1980), 195 - 198.
- /11/ Schmitt, W., E. Keim: Advances in Elastoplastic Fracture Mechanics, London Applied Science Publishers Ltd., 1980, 385 - 416.
- /12/ Green, A. P., B. B. Hundy: Initial Plastic Yielding in Notch Bend Bars, J. Mech. Phys. Solids 4 (1956), 128 - 144.
- /13/ Tada, H., P. C. Paris, G. R. Irwin: The Stress Analysis of Crack Handbook, Del Research Corporation, Hellertown, Pa/USA, 1973.
- /14/ Rice, J. R.: A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, J. Appl. Mech., Trans. ASME Vol. 35 (1968), 379 - 386.
- /15/ Begley, J., J. D. Landes: The J-Integral as a Fracture Criterion, in ASTM STP 514, Philadelphia, Pa/USA, 1972, 1 - 23.
- /16/ Rice, J. R., P. C. Paris, J. G. Merkle: Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates, ASTM STP 536, Philadelphia, Pa/USA, 231 - 245.
- /17/ Merkle, J. G., H. T. Corten: A J-Integral Analysis for the Compact Tension Specimen Considering Axial Forces as well as Bending Effect, Trans. ASME, J. of Pressure Vessel Technology, 1974, 282 - 292.
- /18/ ASTM - Standard E 813-81: Standard Test for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness.
- /19/ ASTM - Standard E 399-81: Standard Test for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.
- /20/ Parks, D.: A Stiffness Derivative Finite Element Technique for Determination of Crack Tip Intensity Factors, Int. J. Fracture Vol. 10 (1974), 487 - 502.
- /21/ Künecke, G., J. Olschewski, M. Zelewski: FEM-Untersuchungen zum Größeneinfluß bei CT-Proben, Berichtband 16. Sitzung AK Bruchvorgänge, DVM, Karlsruhe, 1984.
- /22/ Bericht "CT-Proben", BAM, Berlin, 1986.
- 2.2 BAUTEILE
- 2.2.1 3D-ANALYSE FÜR EINEN BEHÄLTER MIT DURCHGEHENDEM AXIALFEHLER IM GRUNDWERKSTOFF
- Für einen zylindrischen Druckbehälter (Innenradius $r_i = 750$ mm, Wandstärke $t = 40$ mm) mit zwei gegenüberliegenden, durchgehenden Axialfehlern (Fehlerlänge $2a = 250$ mm) wurden elastische und elastisch-plastische FE-Rechnungen zur Ermittlung von bruchmechanischen Kenngrößen wie K , J und δ durchgeführt. Die Abmessungen und die Fehlerlänge entsprechen einem in seinem zylindrischen Teil 3000 mm langen und mit zwei Kugelböden verschlossenen Behälter, der in der BAM experimentell untersucht wurde (siehe Kap. 4). Das FE-Modell mit 300 isoparametrischen 3D-Elementen und 1855 Knoten zeigt Bild 2.2.1-1. Aus Symmetriegründen wurde nur ein Achtel der Struktur elementiert. Auf die Elementierung der Kugelböden wurde ganz verzichtet. Der durch den Innendruck über die Böden erzeugte Axialzug im zylindrischen Teil des Behälters wurde jedoch berücksichtigt. Auf die Fläche des durchgehenden Fehlers, der eine konstante Breite von 0,2 mm hatte, wirkte, wie im Experiment, keine Druckbelastung.
- Zunächst wurde eine elastische K-Analyse für einen Druck von $p = 10$ MPa durchgeführt, wobei der Verlauf von $K(s)$ entlang des Kerbgrundes aus der Energiefreisetzungsrates ermittelt wurde. Die Koordinate s läuft dabei von der Innen- zur Außenwand des Behälters.

$$s = (r - r_i)/t, \quad 0 < s < 1. \quad (1)$$

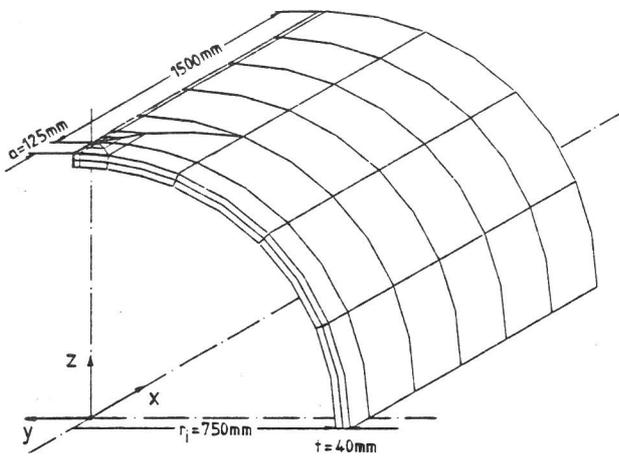


BILD 2.2.1 - 1:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Gesamtstruktur (300 Elemente, 1855 Knoten)

Aus der Energiefreisetzungsrates kann jedoch der Spannungskonzentrationfaktor K nur für die beiden Grenzfälle ESZ und EVZ bestimmt werden. In Bild 2.2.1-2 sind diese beiden Fälle und eine Näherungslösung nach PARIS und JOHNSON [1] dargestellt. Der tatsächliche Wert für K entlang des Kerbgrunds im Behälter müßte an der Innenwand ($s=0$) nahe dem ESZ liegen, sich mit steigendem s dem EVZ nähern und auf der Außenwand ($s=1$) wieder auf dem ESZ enden. Die Näherungslösung kann dies jedoch nicht wiedergeben, da sie nur einen Mittelwert darstellt. Dieser Mittelwert liegt jedoch, außer an der Innenwand des Behälters, niedriger als das FE-Ergebnis.

Der elastisch-plastischen Analyse wurde der Werkstoff des Behälters, Stahl StE 460, zugrunde ge-

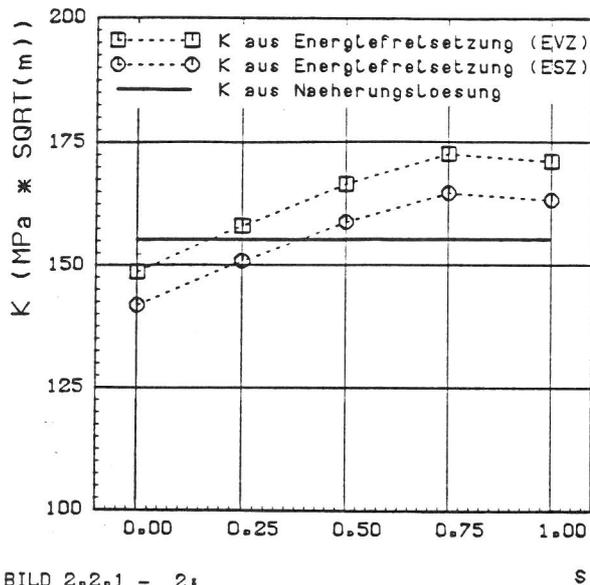


BILD 2.2.1 - 2:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Elastische Analyse, Innendruck $p=10\text{MPa}$
 K -Faktor aus Energiefreisetzungsrates bzw.
Näherungslösung nach PARIS/JOHNSON [1]
 $s = 0$: Innenwand, $s = 1$: Außenwand

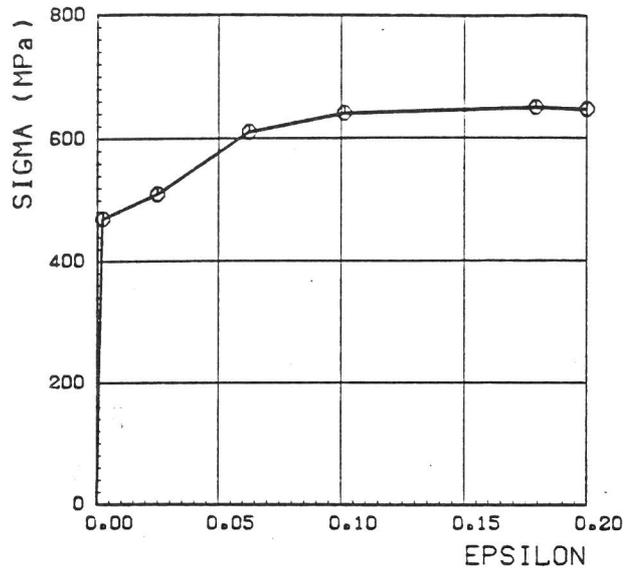


BILD 2.2.1 - 3:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Werkstoff : St E 460
Spannung-Dehnung-Kurve

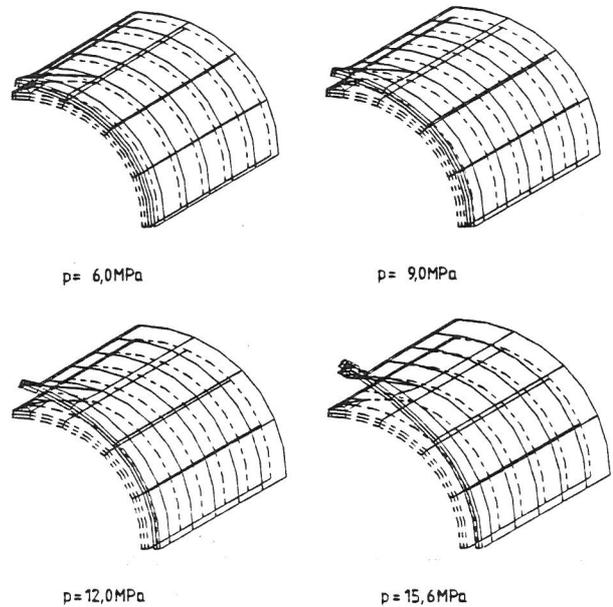


BILD 2.2.1 - 4:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Verformung der Gesamtstruktur bei
steigendem Innendruck

legt. Bild 2.2.1-3 zeigt die für die FE-Rechnung verwendete Spannung-Dehnung-Kurve. In Anlehnung an das Experiment, bei dem der Innendruck bis auf $p = 15,6\text{MPa}$ gefahren wurde, ist die Berechnung bis zu einem Innendruck von $p = 16\text{MPa}$ durchgeführt worden. Die Verformung der Gesamtstruktur bei verschiedenen Innendrücken ist in Bild 2.2.1-4 dargestellt (Vergrößerungsfaktor 100). Die immer stärkere Ovalisierung des Querschnittes an der Fehlerstelle bei steigendem Innendruck ist deutlich zu erkennen, während an dem ungestörten Ende der Kreisringquerschnitt erhalten bleibt. Die Ausbrei-

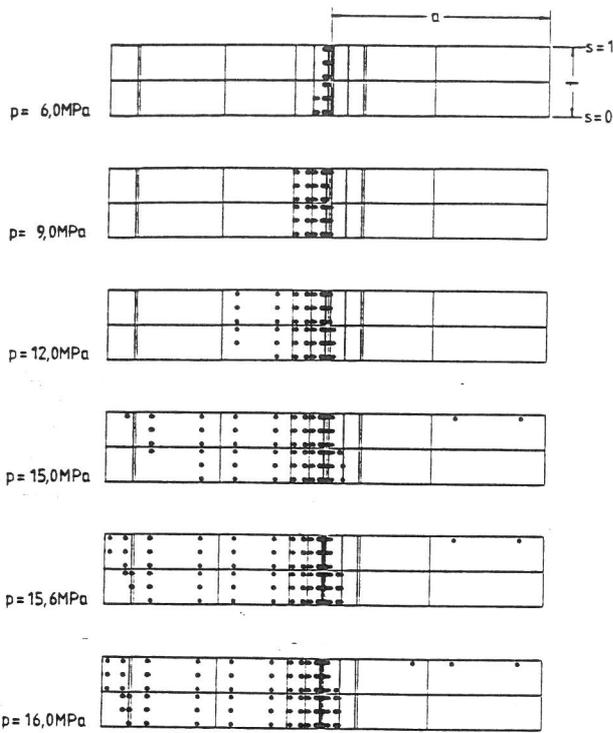


BILD 2.2.1 - 5:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Ausdehnung der plastischen Zone im Ligament
bei steigendem Innendruck

tung der plastischen Zone in der Ligamentebene zeigt Bild 2.2.1-5. Bei niedrigen Innendrücken plastiziert der Werkstoff auf der Innenseite des Behälters stärker als auf der Außenseite. Mit steigendem Innendruck wird jedoch die Plastizierung auf der Außenseite stärker als auf der Innenseite, und bei Drücken über $p = 12$ MPa plastiziert der Werkstoff nicht nur vom Kerbgrund aus, sondern auch von der Mitte des Fehlers ausgehend auf der Außenseite des Behälters. In Bild 2.2.1-6 ist der "Radius" der plastischen Zone im Ligament r_y an der Innenwand, in der Wandmitte und an der Außenwand über dem Quotienten $(K/R_{eL})^2$ aufgetragen. Der "Radius" der plastischen Zone ist hierbei die Hälfte ihrer lokalen Ausdehnung im Ligament. Der Wert des K-Faktors wurde aus der Energiefreisetzungsrates bestimmt, wobei an Innen- und Außenwand der ESZ und in der Wandmitte der EVZ zugrunde gelegt wurde. Als Vergleichswerte dienen die SSY-Näherungen

$$r_y = \frac{\beta}{2\pi} \left(\frac{K}{R_{eL}} \right)^2 \quad (2)$$

mit

$$\beta = \begin{cases} (1-2\nu)^2 & \text{für den EVZ} \\ 1 & \text{für den ESZ.} \end{cases}$$

Bild 2.2.1-6 zeigt, daß an der Innenwand des Be-

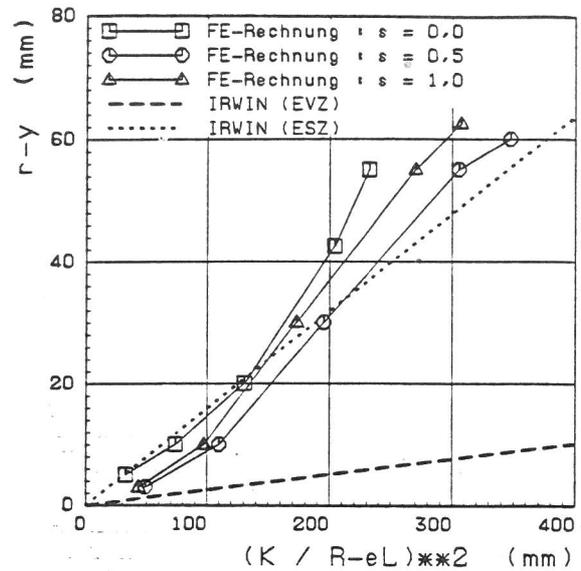


BILD 2.2.1 - 6:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Radius der plastischen Zone
Vergleich der FE-Rechnung mit
small scale yielding Näherung
($p = 6, 9, 12, 15$ und 16 MPa)

hälters die Werte der FE-Rechnung bis zu einem Innendruck von $p = 12$ MPa recht gut mit der SSY-Näherung für den ESZ übereinstimmen, während die Werte für die Wandmitte und die Außenwand etwas darunter liegen. Für einen Druck größer $p = 12$ MPa liegen die Werte der FE-Rechnung über dem durch die SSY-Näherungen eingegrenzten Bereich.

Das lokale J-Integral wurde aus der Energiefreisetzungsrates bei einer lokalen virtuellen Rißverlängerung um $\delta a(s)$ berechnet /2/. Es hat sich dabei gezeigt, daß bei der Berechnung des J-Integrals an der Innenwand des Behälters die Wegunabhängigkeit nur gesichert ist, wenn das Volumenintegral über die virtuell verschobenen Elemente um ein Oberflächenintegral ergänzt wird, welches den Innendruck berücksichtigt (siehe z. B. SIEGELE et al. /3/).

Die Verteilung von J entlang des Kerbgrundes für verschiedene Innendrucke p zeigt Bild 2.2.1-7. Ausgehend von einer nahezu konstanten Verteilung bei einem Innendruck von $p = 3$ MPa bildet sich mit steigendem Druck ein Maximum des J-Wertes aus, das für die berechneten fünf Werte entlang des Kerbgrundes bei $s = 0,75$ liegt. Um den Wert des J-Integrals mit einer Näherungslösung nach PARIS und JOHNSON /1/ vergleichen zu können, wurde ein Mittelwert aus der Verteilung entlang des Kerbgrundes gebildet. Die mittleren J-Werte aus einer elastischen und einer elastisch-plastischen FE-Rechnung

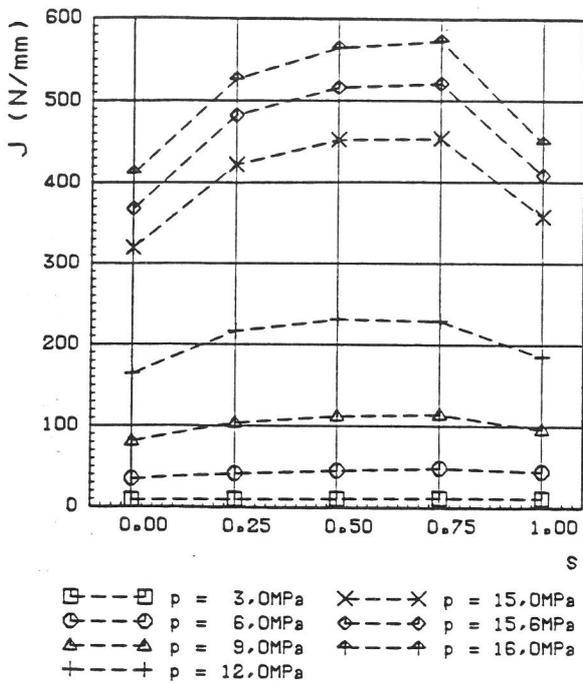


BILD 2.2.1 - 7:
Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Verlauf des J-Integrals entlang des Kerbgrundes
s = 0 : Innenwand, s = 1 : Aussenwand

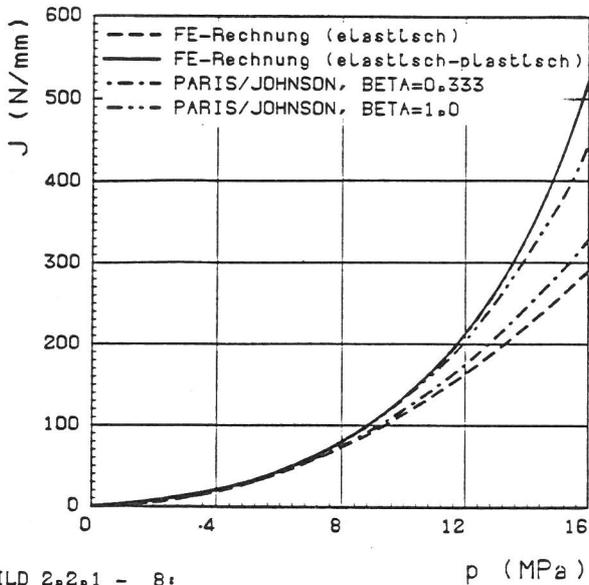


BILD 2.2.1 - 8:
Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Mittelwert des J-Integrals ueber dem Innendruck
Vergleich von FE-Rechnungen mit den Naehrungs-
Loesungen /1/

sind in Bild 2.2.1-8 den Näherungslösungen für EVZ und ESZ gegenübergestellt. Der Vergleich der Kurven zeigt, daß das elastisch-plastische FE-Ergebnis bis zu einem Innendruck von $p = 12$ MPa recht gut mit der Näherungslösung für den ESZ übereinstimmt. Für Innendrucke größer als $p = 12$ MPa ist der J-Wert der Näherungslösung zu klein. Das verhältnismäßig gute Übereinstimmen von elastisch-plastischem FE-Ergebnis und der Näherungslösung für den ESZ ist nicht überraschend. Da es sich bei

der Näherungslösung um eine SSY-Lösung handelt, ist der Radius der plastischen Zone maßgebend. Für den Radius der plastischen Zone war jedoch schon in Bild 2.2.1-6 zu sehen, daß dieser bei der FE-Rechnung bis zu einem Innendruck von $p = 12$ MPa nahe bei dem Näherungswert für den ESZ liegt und danach diesen übersteigt.

Die experimentelle Bestimmung eines mittleren J-Wertes für CT- und SECB-Proben kann aus der Formänderungsarbeit U als der Fläche unter der Last-Rißaufweitungskurve nach der Gleichung

$$J = f\left(\frac{a}{W}\right) \frac{U}{B(W-a)} \quad (3)$$

erfolgen. Zu einer analogen Beziehung für den Behälter mit durchgehendem Axialfehler kommt man, wenn eine spezifische, auf die Flächeneinheit bezogene lokale Formänderungsarbeit $\bar{U}(s)$ aus der $p(V)$ -Kurve bestimmt wird. In Bild 2.2.1-9 wurde zur Ermittlung von \bar{U} die maximale Kerbaufweitung in der Wandmitte des Behälters verwendet. Der Zusammenhang zwischen J und \bar{U} kann hier durch

$$J = 33,4 \bar{U}(s) \quad (4)$$

angegeben werden.

In den Bildern 2.2.1-10 bis 2.2.1-12 sind die Kerböffnungsprofile für die Innenwand, die Wandmitte und die Außenwand des Behälters dargestellt. Es ist deutlich zu sehen, daß die Aufweitung des

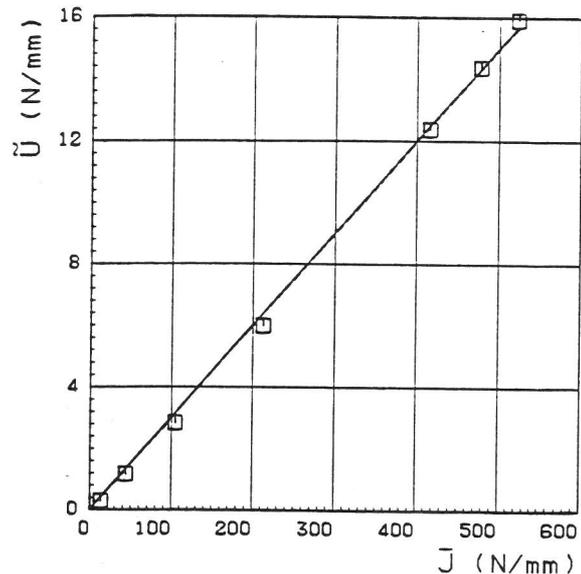


BILD 2.2.1 - 9:
Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Mittelwert des J-Integrals ueber der
Formaenderungsarbeit aus der p(V)-Kurve

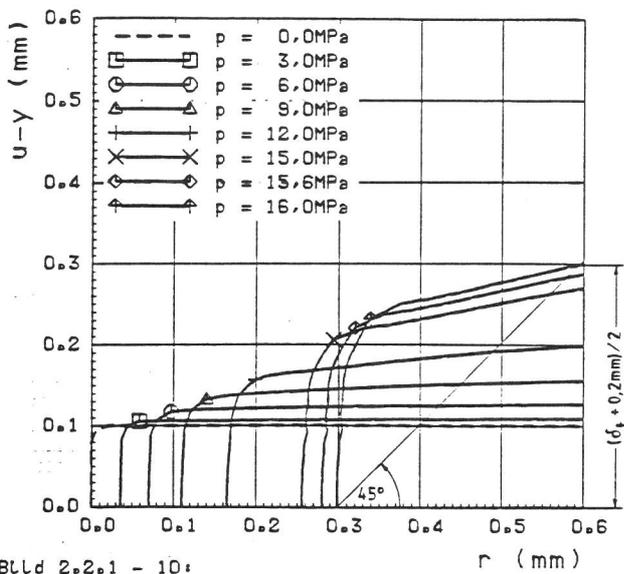


BILD 2.2.1 - 10:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Verformung des Kerbgrundes
 $s = 0,0$: Innenwand

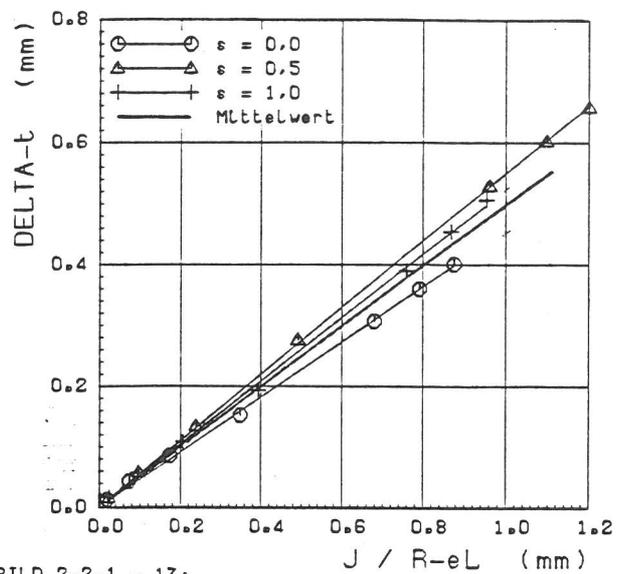


BILD 2.2.1 - 13:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
 $s = 0$: Innenwand, $s = 1$: Aussenwand

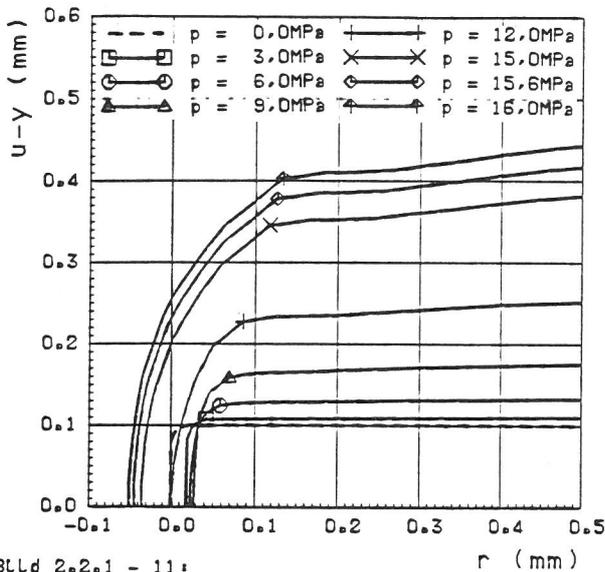


BILD 2.2.1 - 11:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Verformung des Kerbgrundes
 $s = 0,5$: Wandmitte

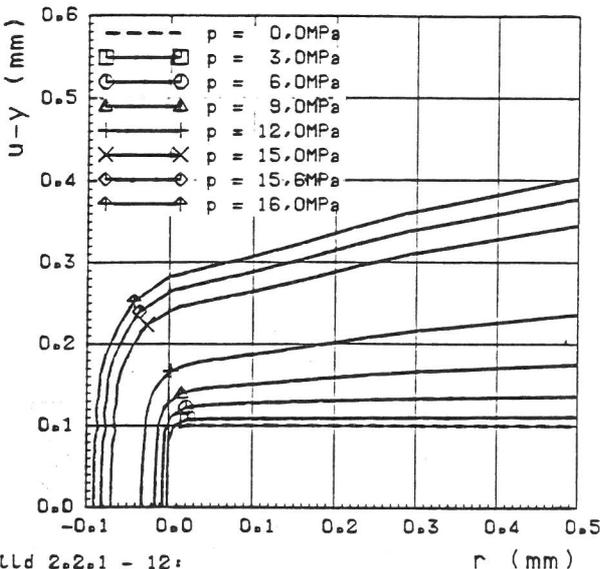


BILD 2.2.1 - 12:

Behälter mit durchgehendem Axialfehler
Verformung des Kerbgrundes $s = 1,0$: Aussenwand

Kerbgrundes an der Innenwand am kleinste ist und in der Wandmitte ein Maximum hat. Weiterhin fällt auf, daß sich der Kerbgrund an der Innenwand recht stark in Längsrichtung des Kerbes verschiebt.

Die Kerböfnungsprofile dienen ebenfalls zur Bestimmung der Kerbspitzenöffnung δ_t . Um δ_t zu erhalten, wird von der Kerbaufweitung am Schnittpunkt der 45°-Sekante mit dem Kerbprofil die Breite des unverformten Kerbes von 0,2 mm, wie in Bild 2.2.1-10 eingezeichnet, abgezogen. Bei einem Riß charakterisiert die Rißspitzenöffnung die Verformung des Rißnahfeldes. Nach der HRR-Theorie hängt diese Rißspitzenöffnung linear mit dem lokalen J-Wert zusammen

$$\delta_t = d_n \cdot (J/R_{eL}) \quad (5)$$

Die FE-Rechnung ergab auch für den Kerb eines Behälters mit durchgehendem Axialfehler diesen linearen Zusammenhang, wobei d_n jenachdem, an welcher Stelle des Kerbgrundes man sich befindet, einen anderen Wert hat. In Bild 2.2.1-13 ist der Zusammenhang für die Innenwand, die Wandmitte und die Außenwand des Behälters sowie für die Mittelwerte von J und δ_t dargestellt. Als Zahlenwerte für d_n ergeben sich

	$\delta_t = d_n \cdot J/R_{eL}$			$\bar{\delta}_t = d_n \cdot \bar{J}/\bar{R}_{eL}$
s	0,0	0,5	1,0	-
d_n	0,45	0,55	0,52	0,50

Literatur zu 2.2.1:

- /1/ Paris, P. and Johnson, R.: "A Method of Application of Elastic-Plastic Fracture Mechanics to Nuclear Vessel Analysis". Vorgetragen am 21./22.06.1981 im IWM Freiburg.
- /2/ Matzkows, J., Boddenberg, R. und Kaiser, F.: "Programm JINFEM, Postprozessor für das Programm ADINA", Report Hb 18-030, IWIS GmbH, Berlin (1985).
- /3/ Siegele, D., Kordisch, M. und Schmitt, W.: "J-Integral-Berechnung für rißbehaftete Strukturen unter Temperatur- und Innendruckbelastung", Berichtsband 16. Sitzung Arbeitskreis Bruchvorgänge des DVM, Karlsruhe (1984), 25 - 29.

2.2.2 3D-ANALYSE FÜR EINEN BEHÄLTER MIT DURCHGEHENDEM AXIALFEHLER IN EINER SCHWEISSVERBINDUNG

Diese Analyse war für die Bewertung von Versuchsergebnissen geplant worden, die aus einem anderen Vorhaben von einem Behälter mit durchgehenden Axialfehlern unterschiedlicher Länge in der Wärmeinflußzone zur Verfügung standen /1/. Nachdem die FE-Analyse an einer CT 100-Probe mit Schweißverbindung gezeigt hat, daß die J_A -Werte durch die Schweißverbindung im Vergleich zum Grundwerkstoff bis zum Erreichen der plastischen Grenzlast nicht nennenswert beeinflusst werden, wurde auf die Durchführung dieser Analyse verzichtet. Bei den Behälterversuchen wurde die plastische Grenzlast in keinem Fall erreicht. Für die Auswertung der Versuchsergebnisse von dem Behälter mit einer Schweißverbindung wurde deshalb ein durch die in Abschnitt 2.2.1 beschriebenen Ergebnisse bestätigtes Näherungsverfahren herangezogen.

Literatur zu 2.2.2:

- /1/ Aurich, D., K. Wobst u. H. Krafka: Some Experimental Results Concerning Cleavage Fracture and Crack Resistance in Heat Affected Zones and Comparison with Base Material. In: "Welding Fracture Mechanics",

European Special Technical Publication. Mechanical Engineering Publications: Bury St. Edmunds 1987.

2.2.3 3D-ANALYSEN FÜR EINEN BEHÄLTER MIT AXIALEM HALBELLIPTISCHEM INNENBERFLÄCHENRISS

An einem zylindrischen Druckbehälter (Innenradius $r_i = 1400$ mm, Wandstärke $t = 140$ mm) mit zwei gegenüberliegenden tiefen axialen Innenoberflächenfehlern (Tiefe $a = 83$ mm, Länge $2c = 480$ mm) wurden elastisch-plastische FE-Rechnungen durchgeführt, um den Einfluß verschiedener Belastungsannahmen, wie Axialzug und Rißflächenbelastung, auf den Spannungs- und Verzerrungszustand in der Rißumgebung sowie auf bruchmechanische Kenngrößen wie J und δ zu untersuchen /1,2/. Bild 2.2.3-1 zeigt das verwendete FE-Modell, bei dem aus Symmetriegründen lediglich ein Achtel der Struktur berücksichtigt wurde. Das Modell besteht aus 420 isoparametrischen 3D-Elementen und 1575 Knoten. Das FE-Netz in der Rißebeine (x, z) mit den Auswertungspfaden für Verschiebungen (den Knotenpunkten) und für Spannungen bzw. Verzerrungen (den Gaußpunkten) ist im Bild 2.2.3-2 dargestellt. Einen Vergleich der FE-Rißkontur mit einer idealen Halbellipse zeigt Bild 2.2.3-3 zusammen mit der Definition des Ellipsenwinkels ϕ , mit Hilfe dessen die Rißfront parametrisiert wird: $\phi = 0^\circ$ bezeichnet die tiefste Stelle des Fehlers, $\phi = \pm 90^\circ$ den Durchtritt der Rißfront an die Innenoberfläche des Behälters.

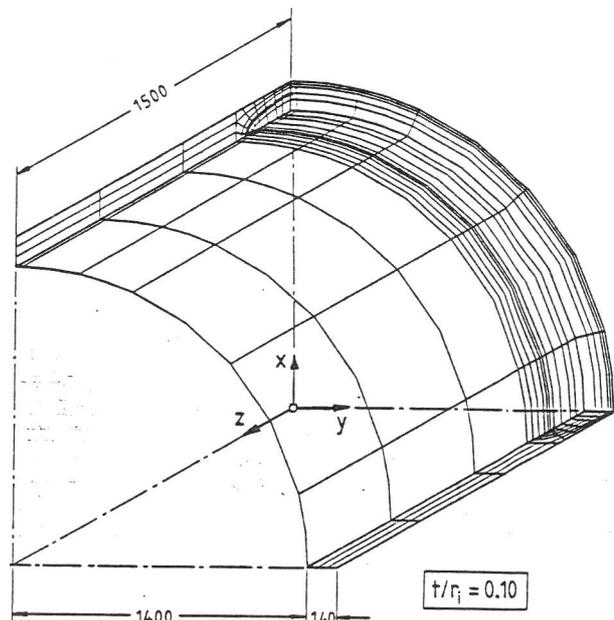


BILD 2.2.3 - 1:

Behälter mit halbelliptischem Innenoberflächenriß
Gesamtstruktur: Elementnetz (1575 Knoten)

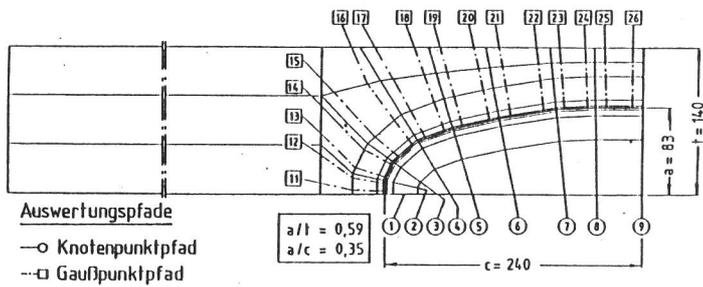


BILD 2.2.3 - 2:

Behälter mit halbelliptischem Innenoberflächenriss
 Elementnetz in der Rissebene (z,x)
 Auswertungspfade fuer Verschiebungen und Spannungen

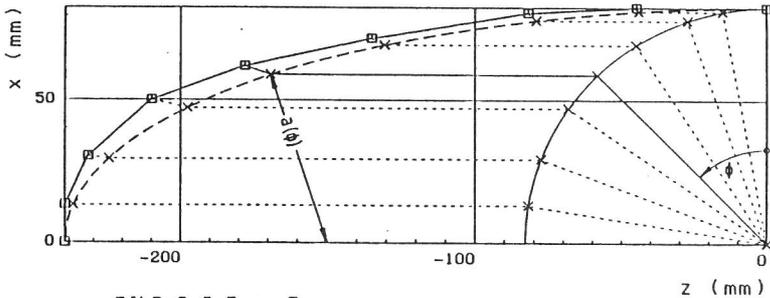


BILD 2.2.3 - 3:

Druckbehälter: Fehlergeometrie im Vergleich zur
 idealen Ellipse und Definition des Winkels PHI

□ — Rissfront FEM
 - - - - - Ellipse

Nicht modelliert wurde der Behälterdeckel, und
 auch eventuelle Aufweitungsbehinderungen des zy-
 lindrischen Schusses durch den Deckel blieben un-
 berücksichtigt. Dagegen können die axialen Deckel-
 kräfte als Zugbelastung

$$p_z = p r_i^2 / (r_a^2 - r_i^2) \quad (1)$$

aufgebracht werden, wobei p der Innendruck ist.
 Folgende drei Belastungsfälle wurden untersucht:

Fall A: Modell eines "offenen Rohres" unter Innen-
 druck ohne Axialzug p_z , Druckbelastung der
 Rißflächen wird vernachlässigt;

Fall B: Modell eines Druckbehälters mit Berück-
 sichtigung der Deckelkräfte nach Gl. (1),
 ebenfalls ohne Rißflächenbelastung;

Fall C: Modell eines Druckbehälters wie in Fall B,
 jedoch zusätzlich Berücksichtigung der
 Rißflächenbelastung.

Zunächst wurde eine elastische K-Analyse für $p =$
 10 MPa durchgeführt (siehe auch AURICH et al. /1,
 3/), wobei der Verlauf von $K(\phi)$ entlang der Riß-
 front sowohl aus der Extrapolation der Spannungen

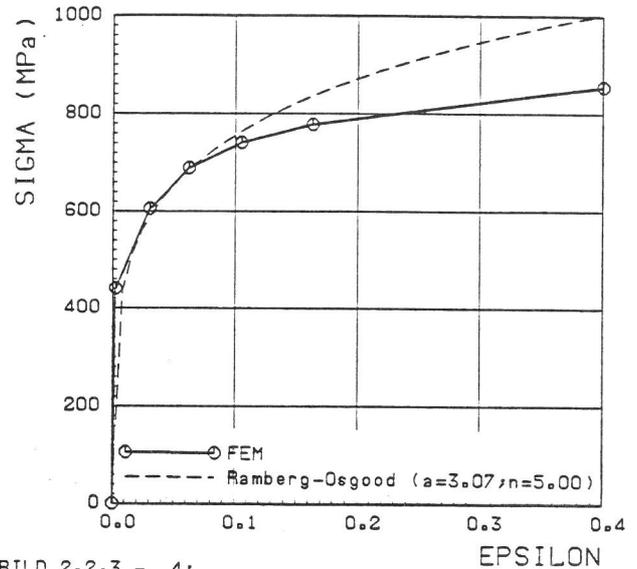
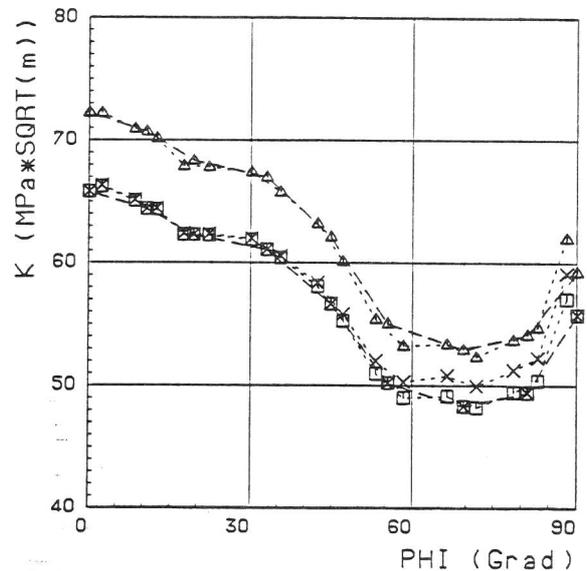


BILD 2.2.3 - 4:

Werkstoff 20 Mn Mo NL 5 5
 wahre Spannung-Dehnung-Kurve



□ - - - - - Fall A: K aus Spannungen
 □ - - - - - Fall A: K aus Energiefreisetzung
 X - - - - - Fall B: K aus Spannungen
 X - - - - - Fall B: K aus Energiefreisetzung
 Δ - - - - - Fall C: K aus Spannungen
 Δ - - - - - Fall C: K aus Energiefreisetzung

BILD 2.2.3 - 5:

Behälter mit Innenoberflächenriss
 Elastische Analyse, Innendruck $p=10$ MPa
 K-Faktor aus Spannungen bzw. Energie-
 freisetzungsrates

σ_{yy} im Ligament als auch aus der Energiefreiset-
 zungsrates bestimmt wurde (Bild 2.2.3-5). Der
 Axialzug p_z sollte den Spannungsintensitätsfaktor
 nicht beeinflussen, was die FE-Rechnung weitgehend
 bestätigt, insbesondere bei dem aus der Energie-
 freisetzungsrates berechneten K. Wegen der Linearität
 des Problems kann der Einfluß der Rißflächen-
 belastung nach dem Superpositionsprinzip ermittelt
 werden, indem man für die Fernfeldmembranspannung

$$\sigma_m^\infty = \begin{cases} p r_i/t & \text{ohne Rißflächendruck} \\ p (r_i/t + 1) & \text{mit Rißflächendruck} \end{cases} \quad (2)$$

ansetzt /2/. Für die gegebene Geometrie bewirkt also der Rißflächendruck eine Erhöhung von K um 10 % bzw. von J um 20 %, was ebenfalls durch die FE-Rechnung bestätigt wird.

Der elastisch-plastischen Analyse ist die gleiche Fließkurve (Bild 2.2.3-4) des Stahls 20 Mn Mo Ni 55 wie für die 2D- und 3D-Proben (Abschnitte 2.1.1 und 2.1.2) zugrundegelegt, um so einen unmittelbaren Vergleich zwischen Probe und Bauteil zu ermöglichen. Der Innendruck p wurde bis zum Erreichen der Ligamentplastizierung ("plastischer Kollaps") gesteigert; dieser Zustand war

- im Fall A bei p = 35 MPa,
- im Fall B bei p = 40 MPa,
- im Fall C bei p = 40 MPa

erreicht. Die Verformung der Gesamtstruktur unter steigendem Druck ist in Bild 2.2.3-6 (Vergrößerungsfaktor 125) dargestellt. Die Ovalisierung der ursprünglich kreiszylindrischen Struktur infolge des Fehlers ist ebenso wie das lokale Einbeulen im Rißbereich deutlich zu erkennen. Die Ausbreitung der plastischen Zonen in der Ligamentebene im Belastungsfall C zeigt Bild 2.2.3-7.

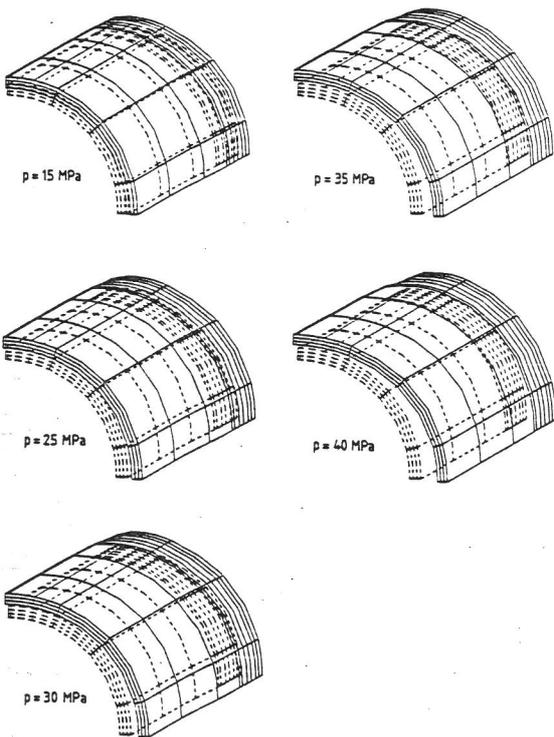


BILD 2.2.3 - 6:
Behälter mit halbelliptischem Innenoberflächenriß
Verformung der Gesamtstruktur bei steigendem Innendruck

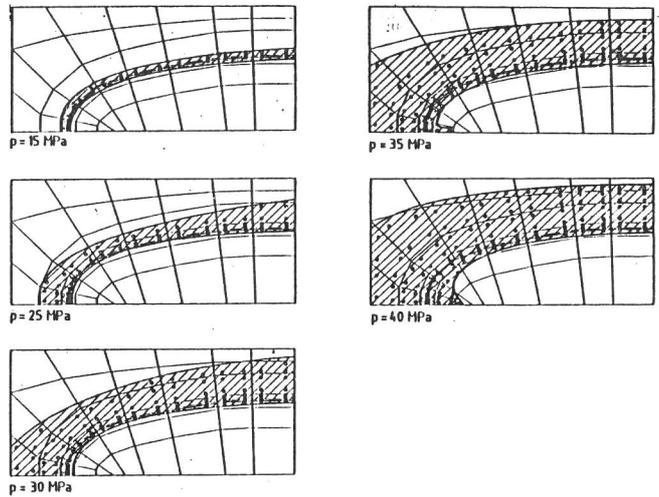


BILD 2.2.3 - 7:
Behälter mit halbelliptischem Innenoberflächenriß
Ausdehnung der plastischen Zone im Ligament bei steigendem Innendruck

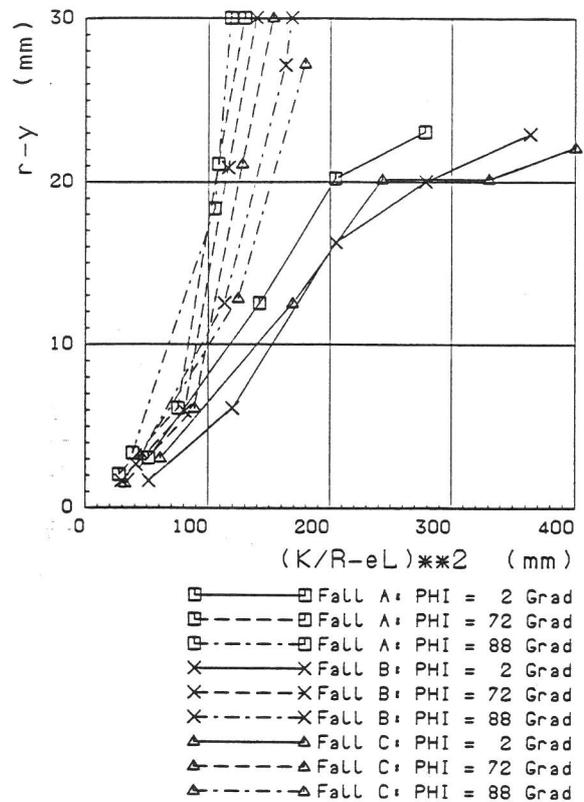


BILD 2.2.3 - 8:
Behälter mit Innenoberflächenriß
Radius der plastischen Zonen im Ligament

Der "Radius" der plastischen Zone r_y , d. h. die Hälfte ihrer lokalen Ausdehnung im Ligament ist an drei besonders interessierenden Orten an der Rißfront, nämlich nahe der tiefsten Stelle ($\phi = 2^\circ$), nahe der Innenoberfläche ($\phi = 88^\circ$) und bei $\phi = 72^\circ$ über dem Quotienten $(K/R_{eL})^2$ im Bild 2.2.3-8 für die Belastungsfälle A, B, C aufgetragen. Auch hieraus wird deutlich, daß der Axialzug die Ausbreitung der Plastizierung durch die Rohrwand gegenüber Fall A verzögert.

Das lokale J-Integral wurde aus der Energiefreisetzungsrate bei lokaler virtueller RiBverlängerung $\delta a(\phi)$ berechnet /5/. Im Falle von RiBflächenbelastung ist das Volumenintegral über die virtuell verschobenen Elemente um ein Oberflächenintegral über die betroffene RiBfläche zu ergänzen (siehe z. B. Siegele et al. /6/), damit die Wegunabhängigkeit wiederhergestellt wird; zum EinfluB dieses Oberflächenterms siehe den technischen Fachbericht /2/.

Die Verteilung von J entlang der RiBfront unter steigendem Innendruck p zeigen die Bilder 2.2.3-9a,b,c für die Belastungsfälle A, B, C. Das qualitative Verhalten ist in allen drei Fällen gleich: Während bei überwiegend elastischem Verhalten neben dem absoluten Maximum an der tiefsten Stelle des Risses ($\phi = 0^\circ$) zwei relative Maxima an der Oberfläche ($\phi = \pm 90^\circ$) zu beobachten sind, verschwinden letztere, sobald dort relevante Plastizierungen (vgl. Bild 2.2.3-7) auftreten. Unterschiede zwischen den drei Belastungsfällen bestehen in quantitativer Hinsicht: Bei rein elastischem Materialverhalten und bei kleinen plastischen Zonen hat der Axialzug keinen EinfluB auf J, während die RiBflächenbelastung eine Erhöhung um etwa 20 %, nämlich um $(1 + t/r_i)^2$ bewirkt /2/. Mit zunehmender Plastizierung macht sich der infolge höherer Mehrachsigkeit der Beanspruchung im Falle B höhere plastische Grenzdruck bemerkbar, indem bei gleichem Druck die J-Werte kleiner als im Fall A (ohne Axialzug) sind. Einen quantitativen Vergleich der drei Belastungsfälle zeigt auch Bild 2.2.3-10 für den Maximalwert von J bei $\phi = 0^\circ$.

Die Eignung von J als Beanspruchungsparameter erfordert, daB das lokale $J(\phi)$ unabhängig von der Belastungskonfiguration eindeutig den Spannungs- und Verformungszustand im RiBbereich beschreibt. Dies wird im folgenden für einige ausgewählte Verformungs- und Spannungsgrößen untersucht.

In Bild 2.2.3-11 sind einige RiBöffnungsprofile aus dem Bereich $30^\circ < \phi < 90^\circ$ für die drei Belastungsfälle A, B, C bei etwa gleichem lokalen $J = 150 \text{ N/mm}$ gezeichnet. Sie liegen für $\phi = 90^\circ$ (Oberfläche) einerseits und $\phi \ll 90^\circ$ andererseits im Rahmen der Streubreite der lokalen J-Werte von $\pm 10\%$ gut beieinander. Bild 2.2.3-12 zeigt, daB die RiBöffnung V - gemessen an der Stelle maxima-

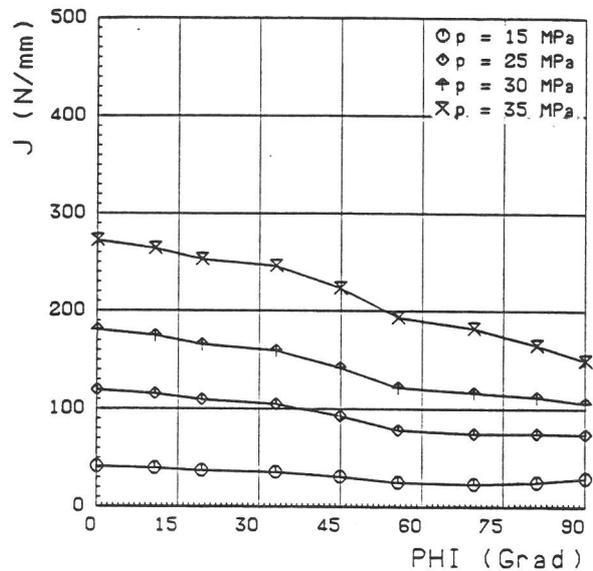


BILD 2.2.3 - 9a:
Behälter mit Innenoberflächentluss
Fall A: nur Innendruck

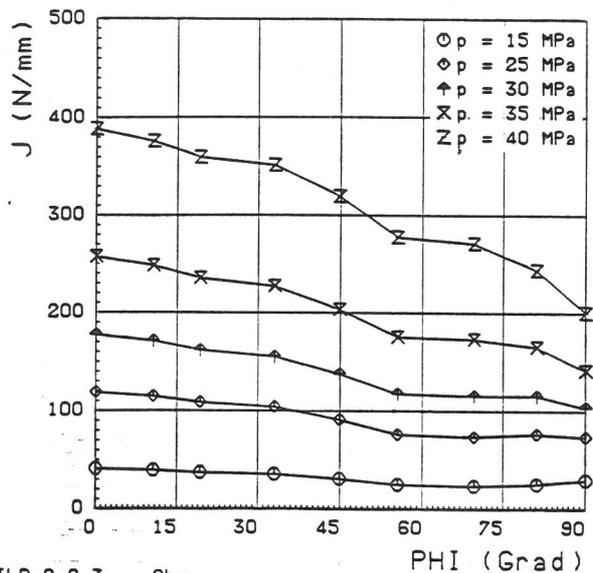


BILD 2.2.3 - 9b:
Behälter mit Innenoberflächentluss
Fall B: Innendruck und Axialzug

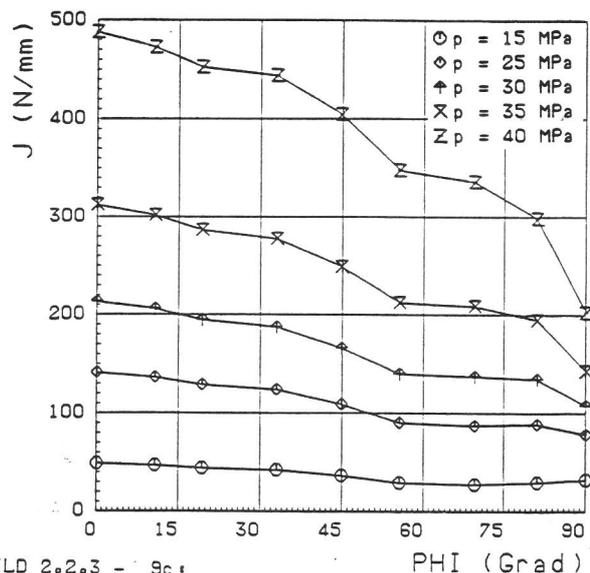


BILD 2.2.3 - 9c:
Behälter mit Innenoberflächentluss
Fall C: Innendruck, Axialzug und
RiBflächenbelastung

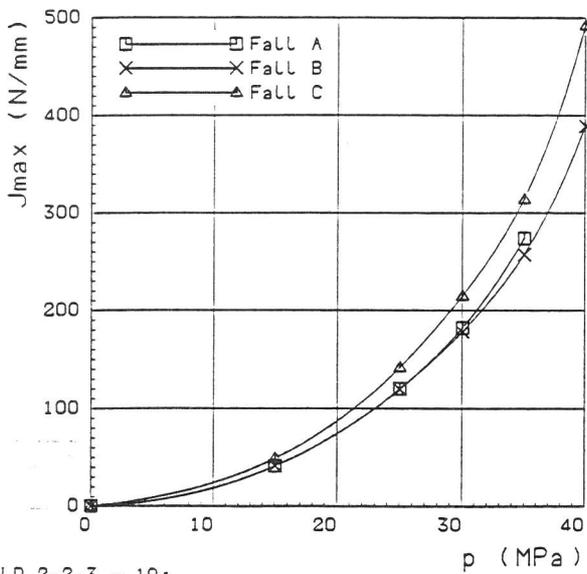


BILD 2.2.3 - 10:
Behälter mit Innenoberflächennriss
J-Integral bei $\Phi = 0$
Lastfälle A, B, C

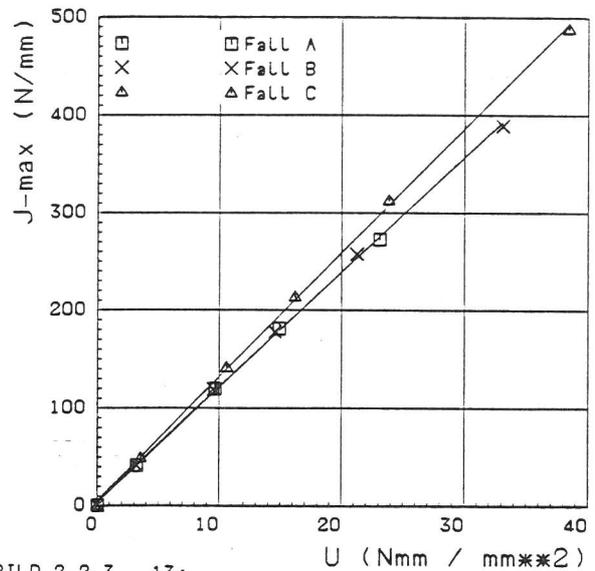


BILD 2.2.3 - 13:
Behälter mit Innenoberflächennriss
J-max fuer $\Phi = 0$ Grad
Formänderungsarbeit U aus p(V)-Kurve

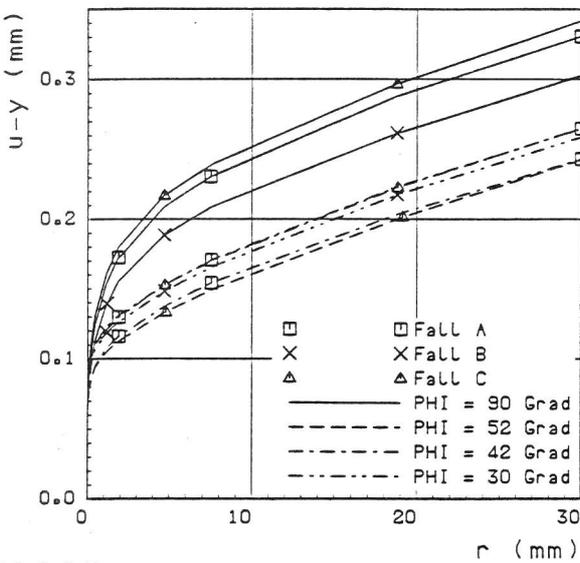


BILD 2.2.3 - 11:
Behälter mit Innenoberflächennriss
Rissöffnungsprofile fuer $J = 140 \dots 165$ N/mm
Vergleich der Lastfälle A, B, C

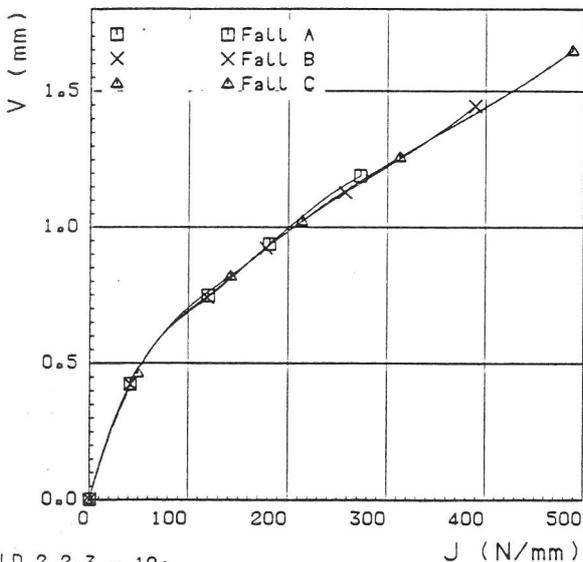


BILD 2.2.3 - 12:
Behälter mit Innenoberflächennriss
Rissöffnung (COD) V fuer $\Phi = 0$ Grad

ter Aufweitung - ebenfalls eindeutig durch J bestimmt wird.

Bei CT- und SECB-Proben kann der mittlere J-Wert experimentell aus der Formänderungsarbeit U als der Fläche unter der Last-Rißaufweitungskurve nach der Gleichung (vgl. ASTM E 813)

$$J = f\left(\frac{a}{W}\right) \frac{U}{B(W-a)} \quad (3)$$

bestimmt werden. Bestimmt man für den Behälter eine spezifische, d. h. auf die Flächeneinheit bezogene lokale Formänderungsarbeit $U(\phi)$ aus der p(V)-Kurve, so ergibt sich ebenfalls ein linearer Zusammenhang entsprechend Gl. (3) zum lokalen J-Wert bei $\phi = 0^\circ$ (Bild 2.2.3-13), wobei der Proportionalitätsfaktor nur von der Rißflächenbelastung, nicht aber vom Axialzug beeinflusst wird:

$$J_{\max} = \left\{ \begin{array}{l} 11.8 U(0) \text{ ohne} \\ 12.7 U(0) \text{ mit} \end{array} \right\} \text{ Rißflächenbelastung} \quad (4)$$

Die Verformung des Rißnahfeldes wird durch die lokale Rißspitzenöffnung $\delta_t(\phi)$ charakterisiert, die nach der HRR-Theorie linear vom lokalen $J(\phi)$ abhängt.

$$\delta_t = d_n (J/R_{eL}) \quad (5)$$

Die FE-Rechnungen (Bilder 2.2.3-14a,b,c) bestätigen diesen Zusammenhang mit $d_n = 0.44$ für alle drei Belastungsfälle - ausgenommen jeweils nur der Rißfrontpunkt auf der Innenoberfläche ($\phi = 90^\circ$). Damit sind auch für die vorliegende Bauteilkonfi-

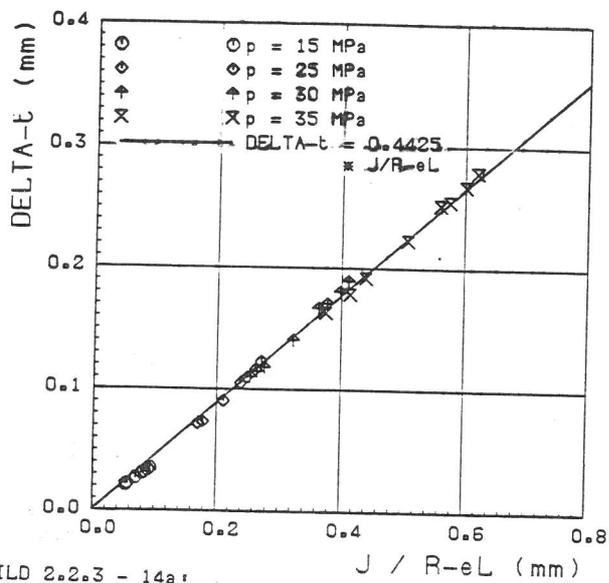


BILD 2.2.3 - 14a:
Behälter mit Innenoberflächenrls
nur Radialbelastung
Phi=0 - 79.4 Grad

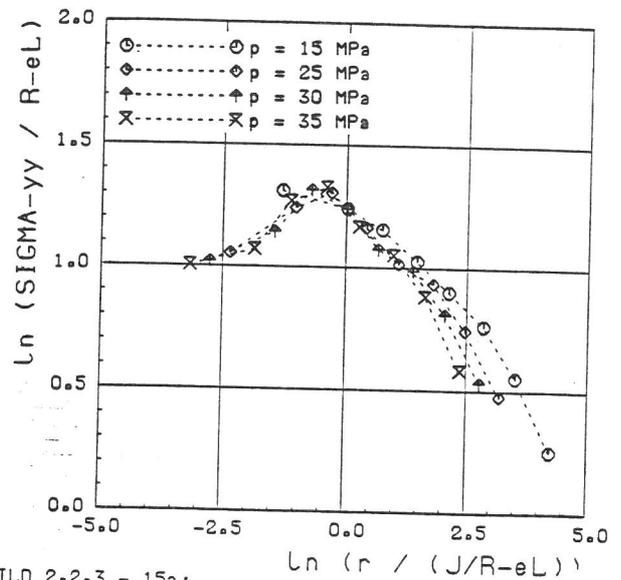


BILD 2.2.3 - 15a:
Behälter mit Innenoberflächenrls
Fall A: nur Innendruck PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad

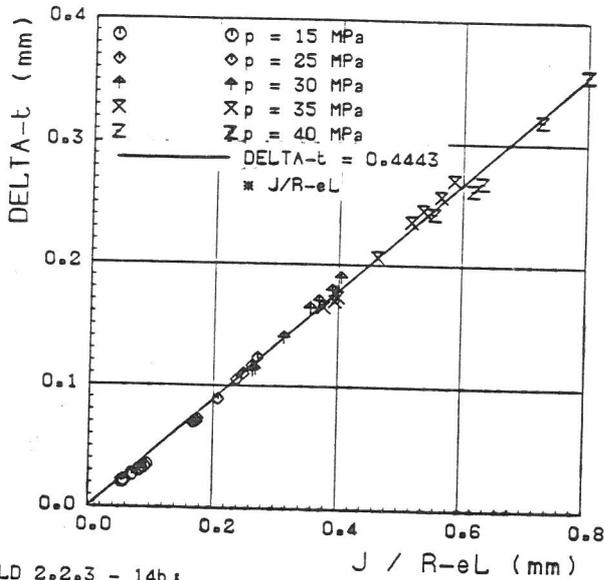


BILD 2.2.3 - 14b:
Behälter mit Innenoberflächenrls
Radial- und Axialbelastung
Phi=0 - 79.4 Grad

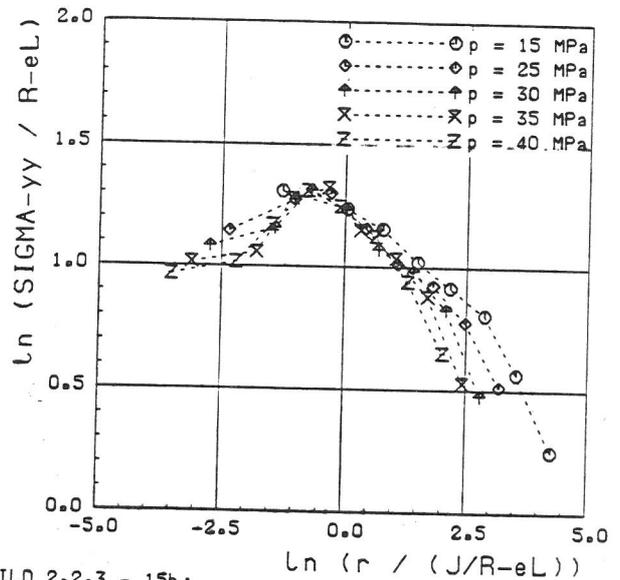


BILD 2.2.3 - 15b:
Behälter mit Innenoberflächenrls
Fall B: Innendruck und Axialzug
PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad

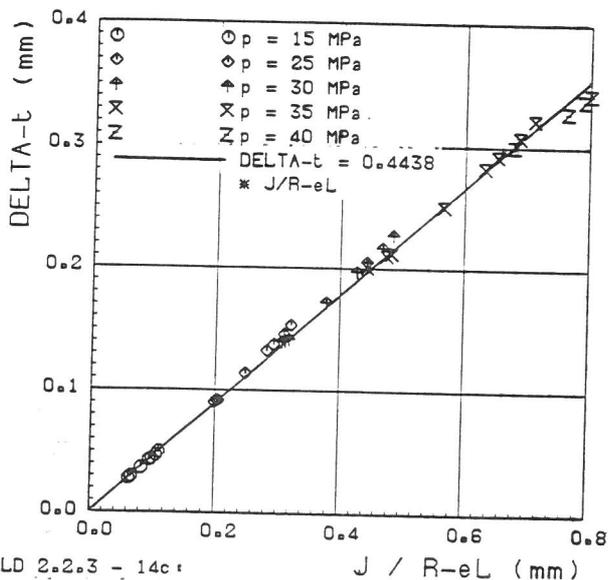


BILD 2.2.3 - 14c:
Behälter mit Innenoberflächenrls
Radial-, Axial- und Rlsflächenbelastung
Phi=0 - 79.4 Grad

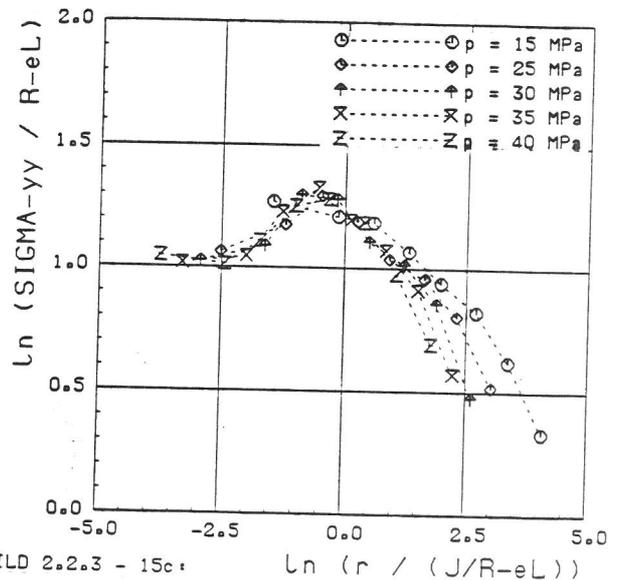


BILD 2.2.3 - 15c:
Behälter mit Innenoberflächenrls
Fall C: Innendruck, Axialzug und Rlsflächenbelastung
PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad

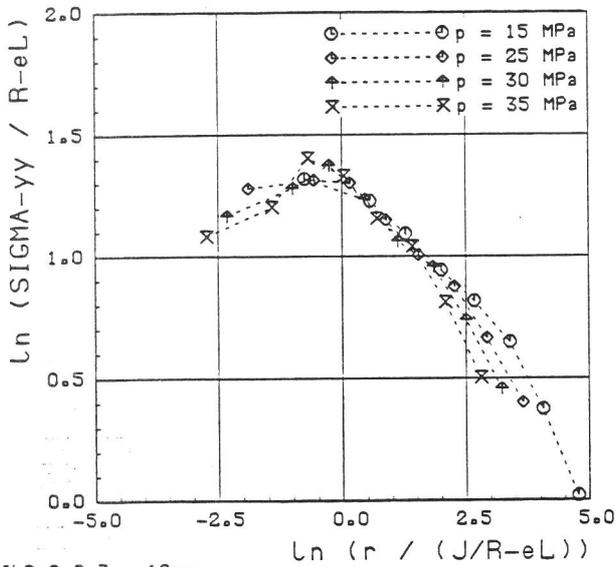


BILD 2.2.3 - 16a:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Fall A: nur Innendruck PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

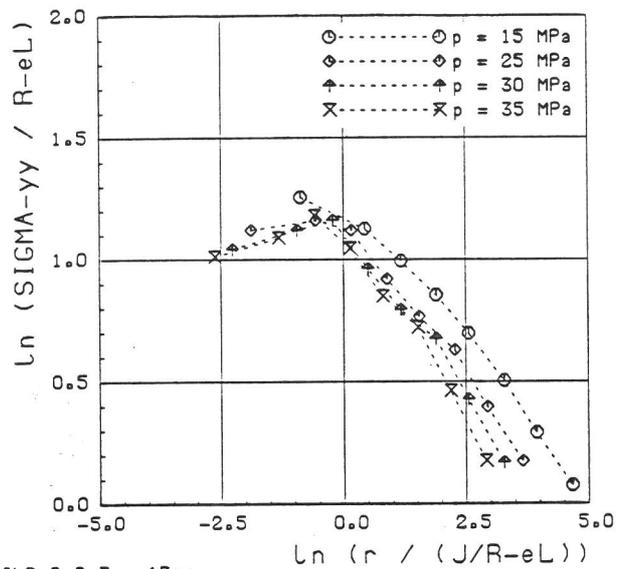


BILD 2.2.3 - 17a:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Fall A: nur Innendruck PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

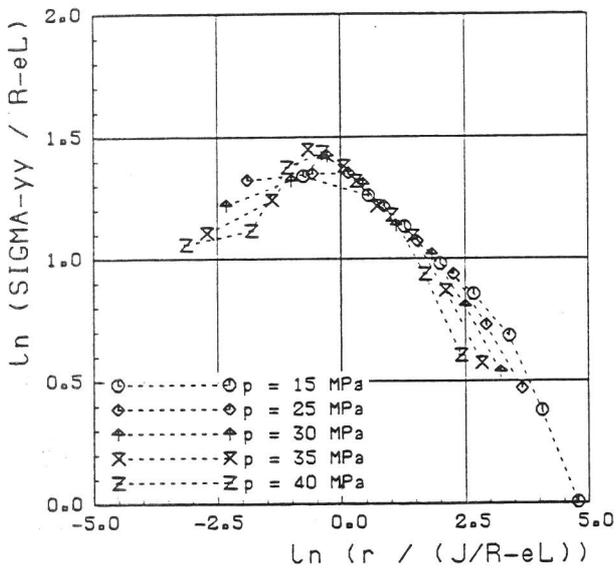


BILD 2.2.3 - 16b:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Fall B: Innendruck und Axialzug PHI = 75 Grad,
THETA = 12 Grad

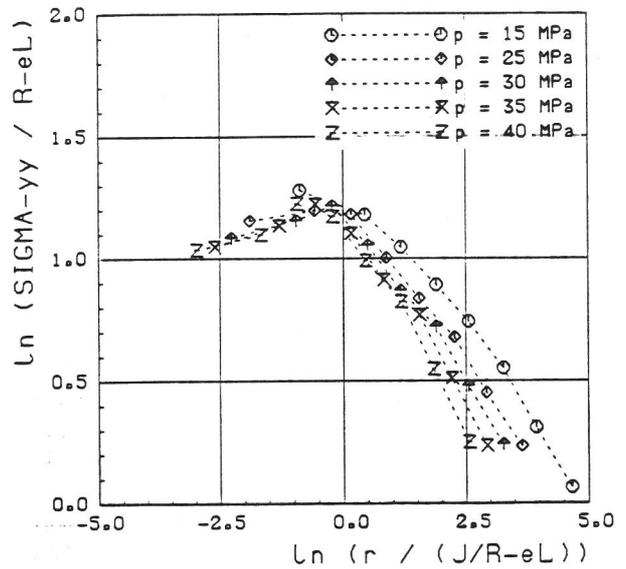


BILD 2.2.3 - 17b:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Fall B: Innendruck und Axialzug und
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

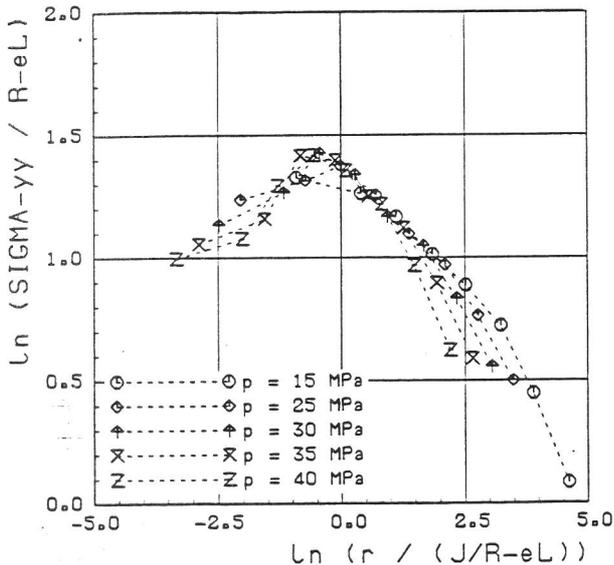


BILD 2.2.3 - 16c:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Fall C: Innendruck, Axialzug und Rissflächenbelastung
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

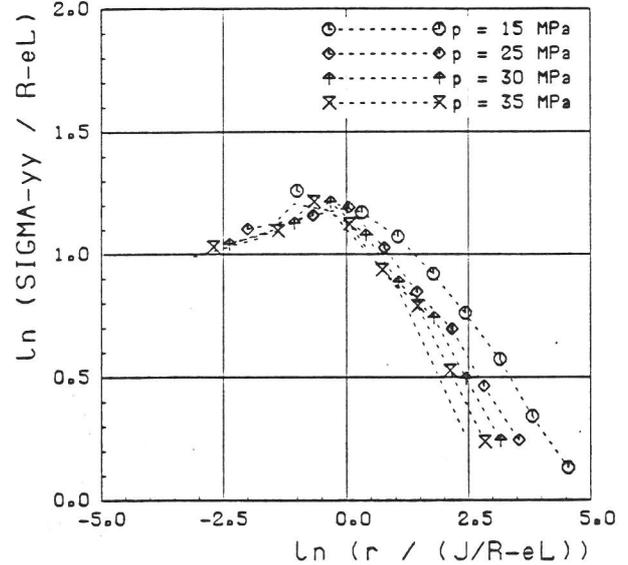


BILD 2.2.3 - 17c:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Fall C: Innendruck, Axialzug und Rissflächenbelastung
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

guration J und δ_t äquivalente Beanspruchungsparameter.

Als maßgebende physikalische Größe für Spaltbruch wird die größte Spannung in Rißöffnungsrichtung σ_{yy} angesehen. In den Bildern 2.2.3-15a,b,c bis 17a,b,c sind diese Spannungen nahe dem Ligament ($\theta = 12^\circ$) an verschiedenen Stellen der Rißfront ($\theta = 5^\circ, 75^\circ, 85^\circ$) für alle drei Belastungsfälle aufgetragen. Sofern ein J-dominiertes Bereich um die Rißspitze existiert, sollten dort die Spannungen und Verzerrungen nach einem Potenzgesetz von (J/r) abhängen. Wie bei den Proben (Abschnitt 2.1) wurde deshalb

auf der Abszisse $\ln \left(\frac{r}{J/R_{eL}} \right)$

und

auf der Ordinate $\ln (\sigma_{yy}/R_{eL})$

aufgetragen. Das Maximum der Rißöffnungsspannungen im Ligament bildet sich in allen Fällen etwa bei

$$r \approx 0.6 (J/R_{eL}) \approx 1.4 \delta_t \quad (6)$$

aus. Für kleinere Werte von r fallen die Werte zur Rißspitze hin wegen des plastischen Ausrundungseffektes (crack tip blunting, vgl. Bild 2.2.3-11) ab. Für größere Abstände von der Rißfront ist der erwartete Abfall nach einem Potenzgesetz von (J/r) zu beobachten. Die absolut höchsten Werte werden mit $\sigma_{yy} \approx 4.2 R_{eL}$ im Bereich der starken Rißfrontkrümmung ($\phi = 75^\circ$, Bilder 2.2.3-16a,b,c) und dort für die Belastungsfälle B und C (mit Axialzug) erreicht. Ein Vergleich mit den CT-Proben-Analysen (Abschnitt 2.1.5) zeigt, daß der Spannungszustand im Rohr unter Axialzug bei $\phi = 75^\circ$ dem in CT-Proben unter EVZ-Bedingung vergleichbar ist.

Für duktiles Versagen sind demgegenüber der Mehrachsigsigkeitsgrad σ_m/σ_v und die Vergleichsdehnung ϵ_v von Bedeutung. Beim Mehrachsigkeitsgrad (Bilder 2.2.3-18a,b,c bis 20a,b,c) ist die gleiche Tendenz wie bei der Rißöffnungsspannung σ_{yy} zu beobachten.

Das Maximum des Mehrachsigsigkeitsgrades liegt bei etwa

$$r \approx 1.3 J/R_{eL} \approx 3.0 \delta_t \quad (7)$$

und damit ungefähr doppelt so weit von der Rißspitze entfernt wie das Maximum der Rißöffnungsspannungen. Die absolut höchsten Werte werden mit $\sigma_m/\sigma_v \approx 2.7$ wiederum bei $\phi = 75^\circ$ und dort für die Belastungsfälle B und C erreicht (Bilder 2.2.3-19b,c).

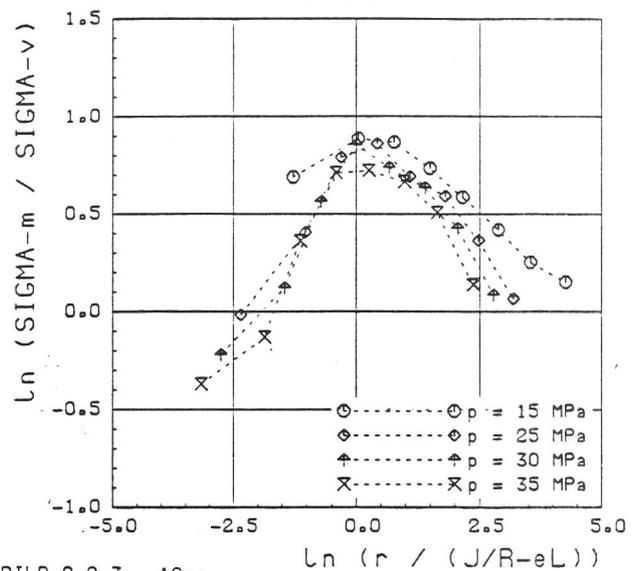


BILD 2.2.3 - 18a:
Behälter mit Innenoberflächennriss
Fall A: nur Innendruck $\Phi = 5$ Grad, $\Theta = 12$ Grad

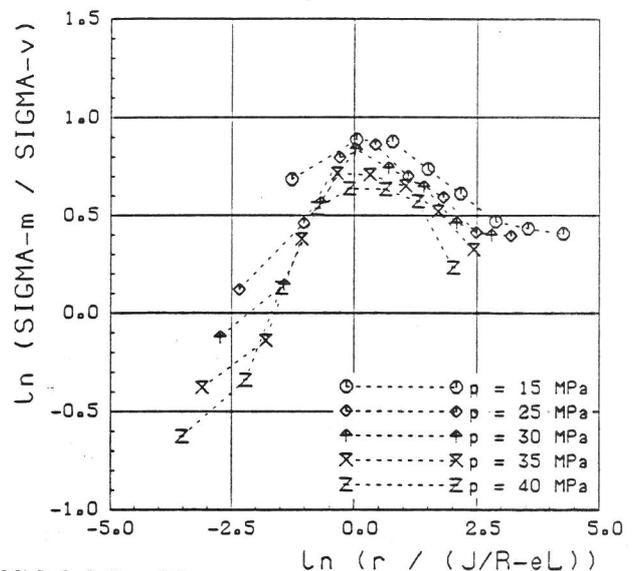


BILD 2.2.3 - 18b:
Behälter mit Innenoberflächennriss
Fall B: Innendruck und Axialzug $\Phi = 5$ Grad,
 $\Theta = 12$ Grad

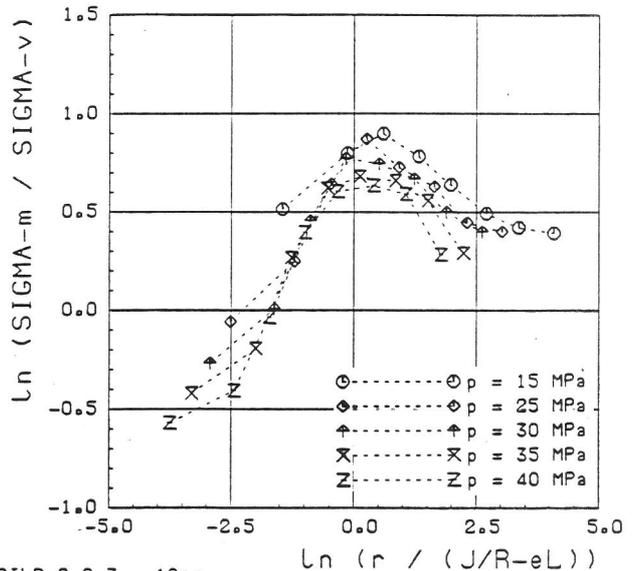


BILD 2.2.3 - 18c:
Behälter mit Innenoberflächennriss
Fall C: Innendruck, Axialzug und Rissflächenbelastung
 $\Phi = 5$ Grad, $\Theta = 12$ Grad

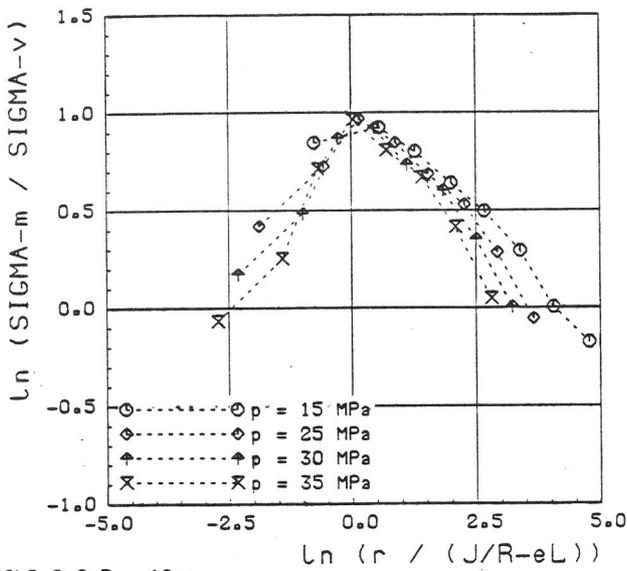


BILD 2.2.3 - 19a:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall A: nur Innendruck PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

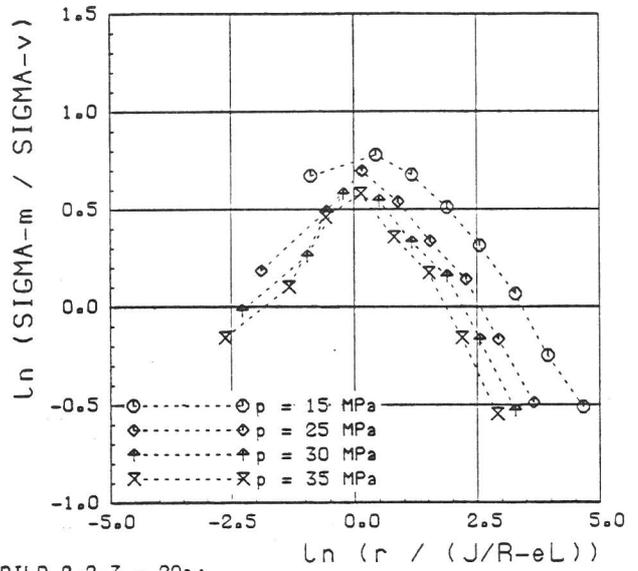


BILD 2.2.3 - 20a:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall A: nur Innendruck PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

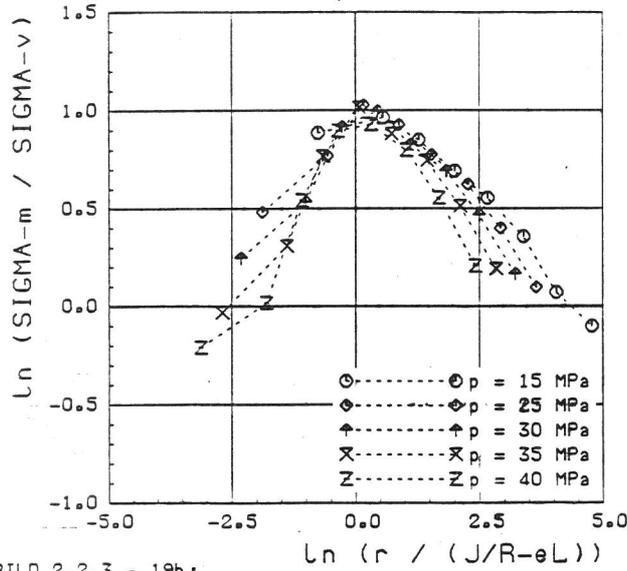


BILD 2.2.3 - 19b:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall B: Innendruck und Axialzug
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

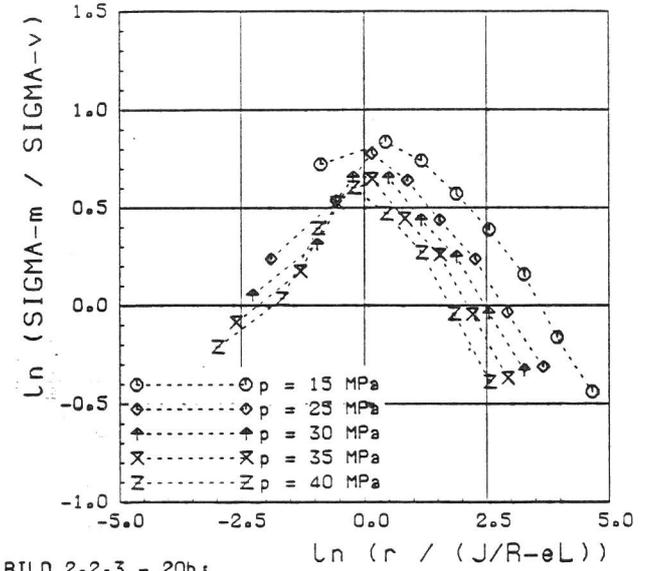


BILD 2.2.3 - 20b:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall B: Innendruck und Axialzug
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

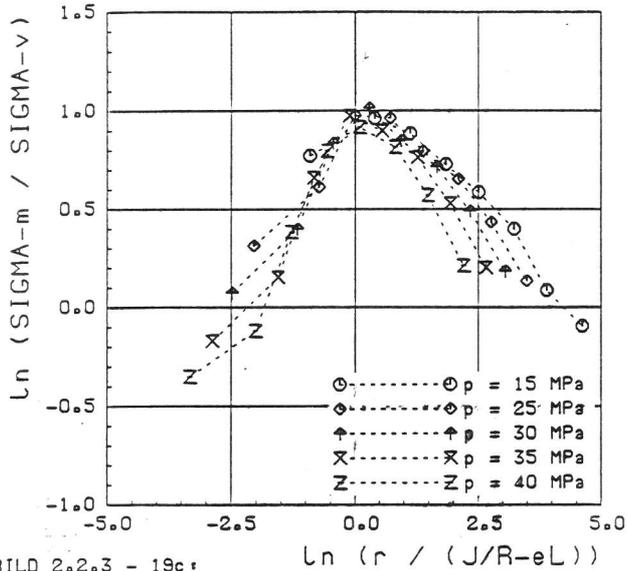


BILD 2.2.3 - 19c:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall C: Innendruck, Axialzug und Rlssfläachenbelastung
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

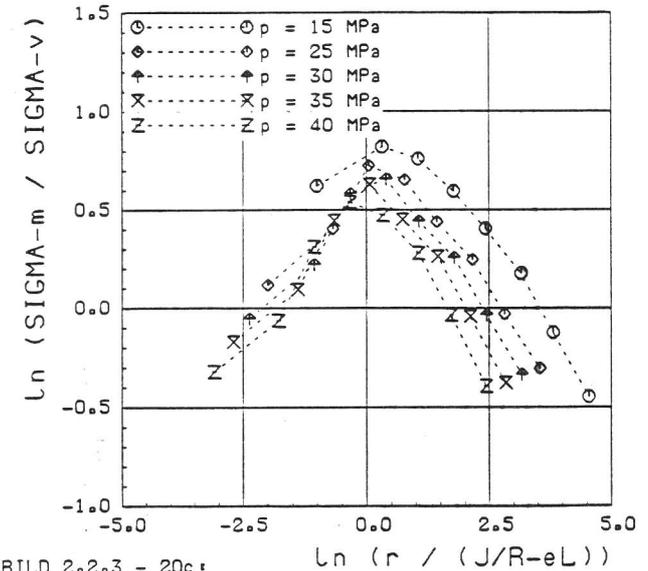


BILD 2.2.3 - 20c:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall C: Innendruck, Axialzug und Rlssfläachenbelastung
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

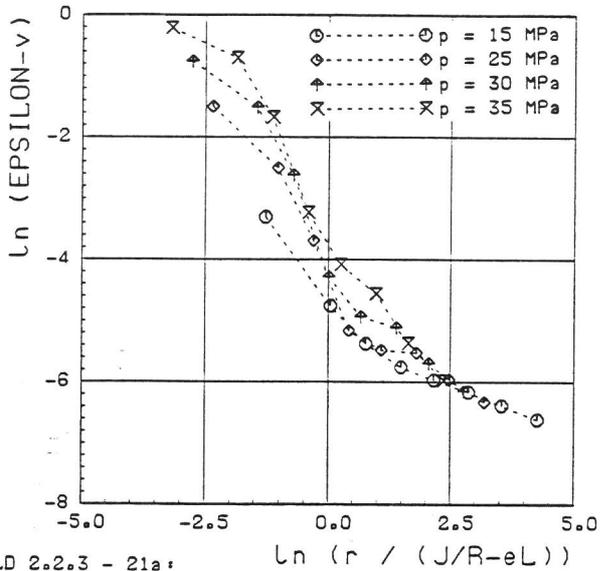


BILD 2.2.3 - 21a:
Behälter mlt Innenoberflaechenrlss
Fall A: nur Innendruck PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad

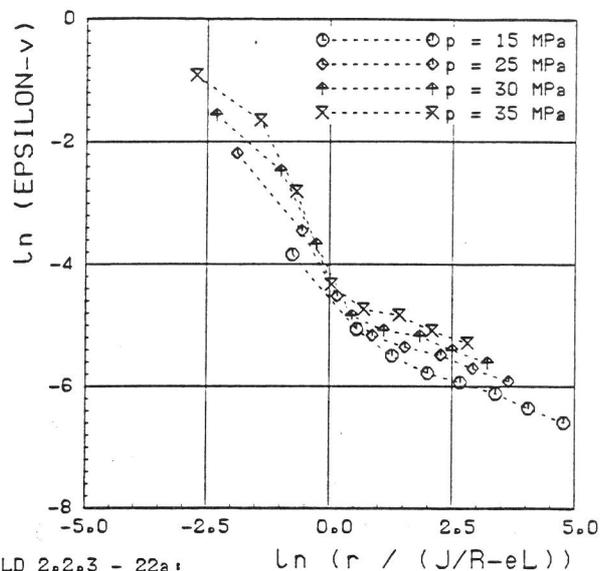


BILD 2.2.3 - 22a:
Behälter mlt Innenoberflaechenrlss
Fall A: nur Innendruck PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

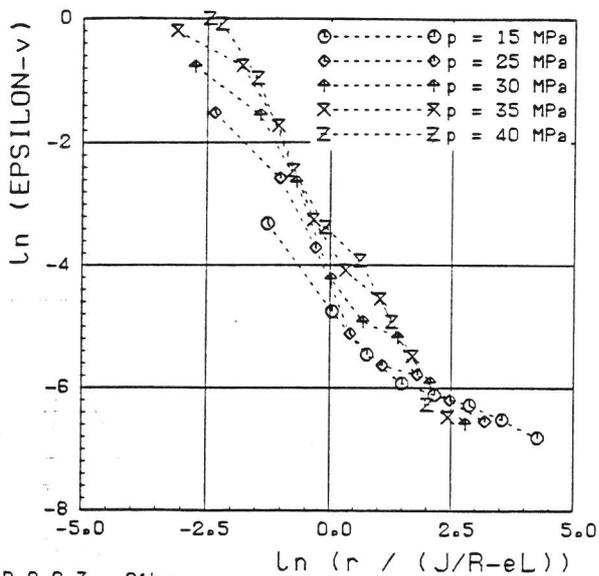


BILD 2.2.3 - 21b:
Behälter mlt Innenoberflaechenrlss
Fall B: Innendruck und Axialzug
PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad

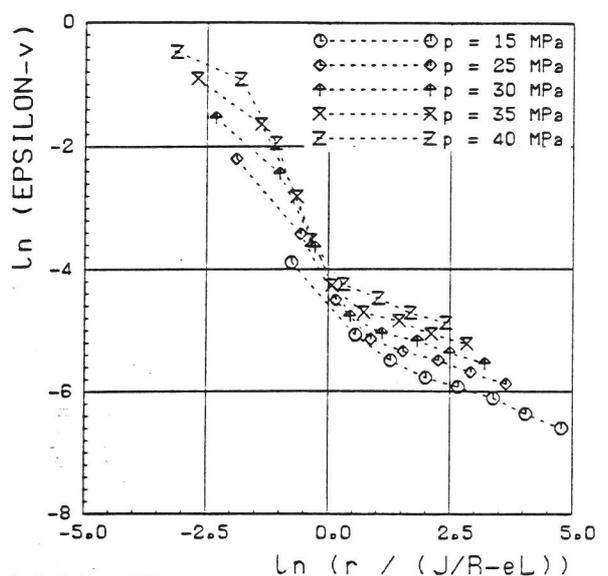


BILD 2.2.3 - 22b:
Behälter mlt Innenoberflaechenrlss
Fall B: Innendruck und Axialzug
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

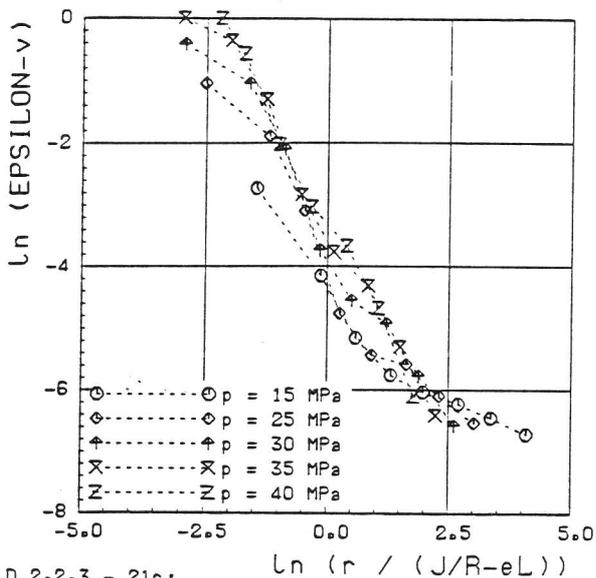


BILD 2.2.3 - 21c:
Behälter mlt Innenoberflaechenrlss
Fall C: Innendruck Axialzug und RLssflaechenbelastung
PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad

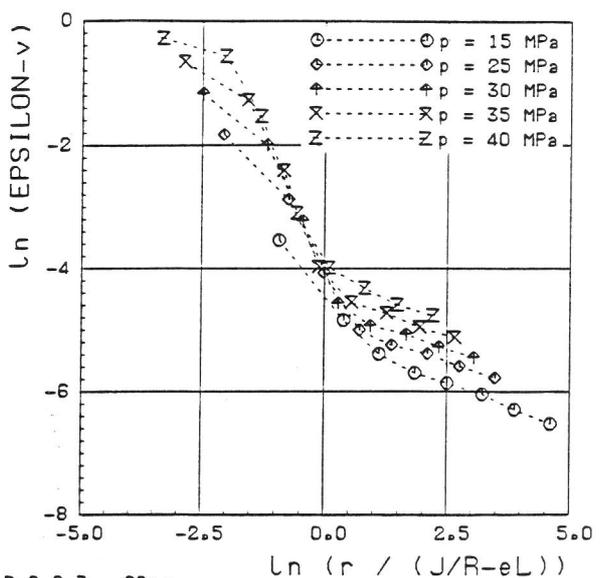


BILD 2.2.3 - 22c:
Behälter mlt Innenoberflaechenrlss
Fall C: Innendruck Axialzug und RLssflaechenbelastung
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad

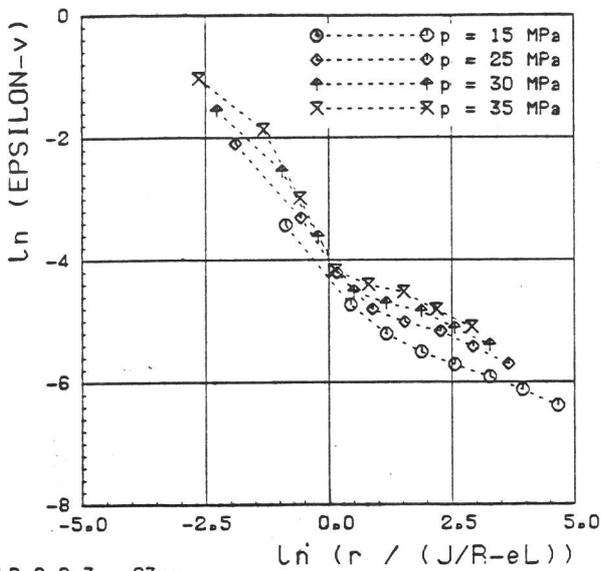


BILD 2.2.3 - 23a:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall A: nur Innendruck PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

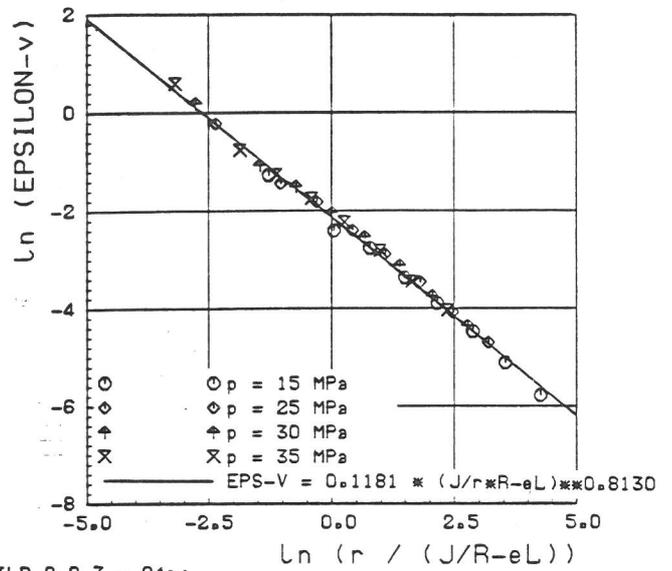


BILD 2.2.3 - 24a:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall A: nur Innendruck PHI = 5 Grad, THETA = 78 Grad

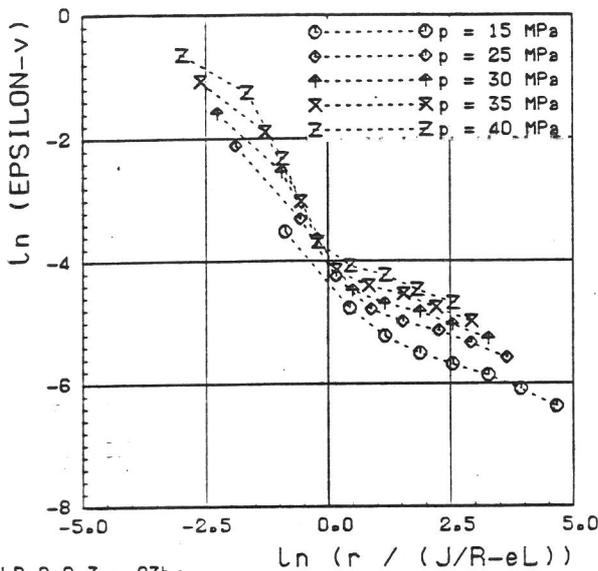


BILD 2.2.3 - 23b:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall B: Innendruck und Axialzug
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

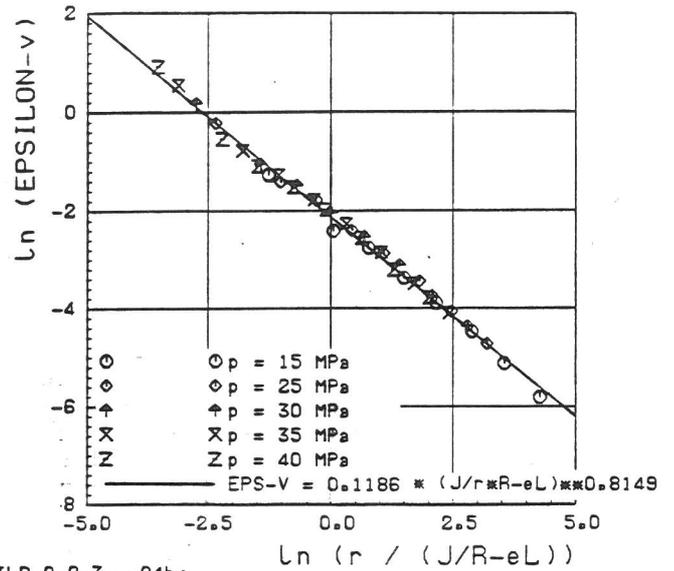


BILD 2.2.3 - 24b:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall B: Innendruck und Axialzug
PHI = 5 Grad, THETA = 78 Grad

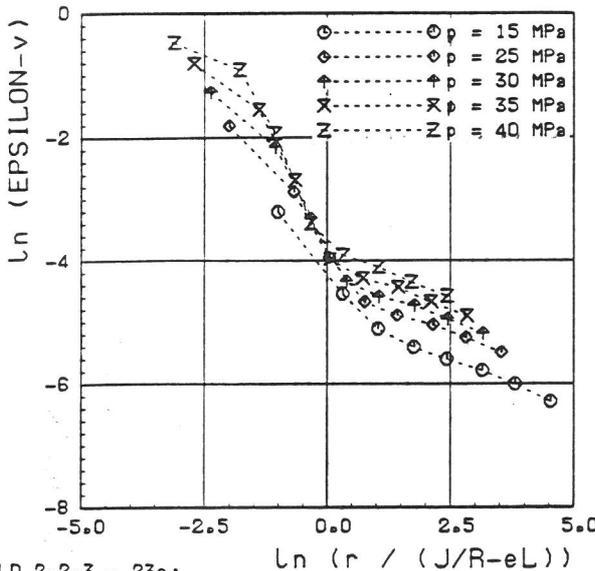


BILD 2.2.3 - 23c:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall C: Innendruck Axialzug und Rlssflächenbelastung
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad

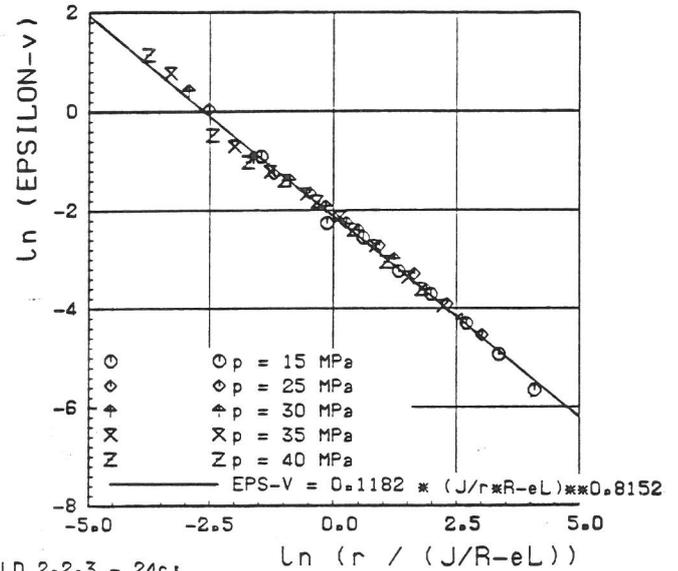


BILD 2.2.3 - 24c:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
Fall C: Innendruck, Axialzug und Rlssflächenbelastung
PHI = 5 Grad, THETA = 78 Grad

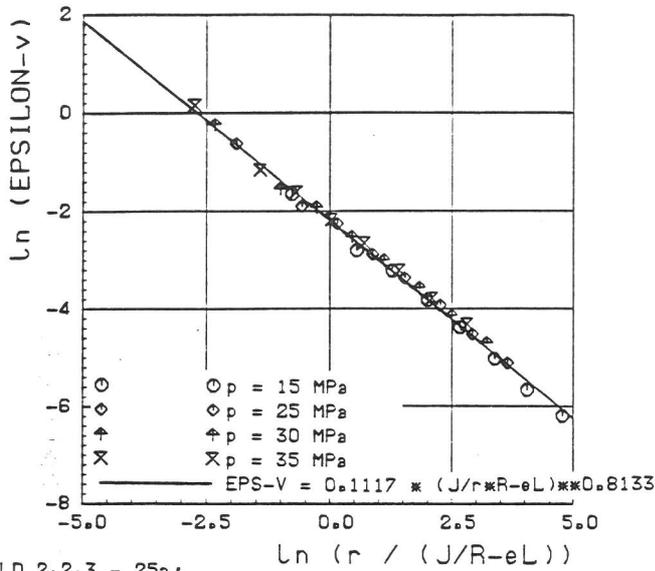


BILD 2.2.3 - 25a:

Behälter mit Innenoberflächenrls
 Fall A: nur Innendruck PHI = 75 Grad, THETA = 78 Grad

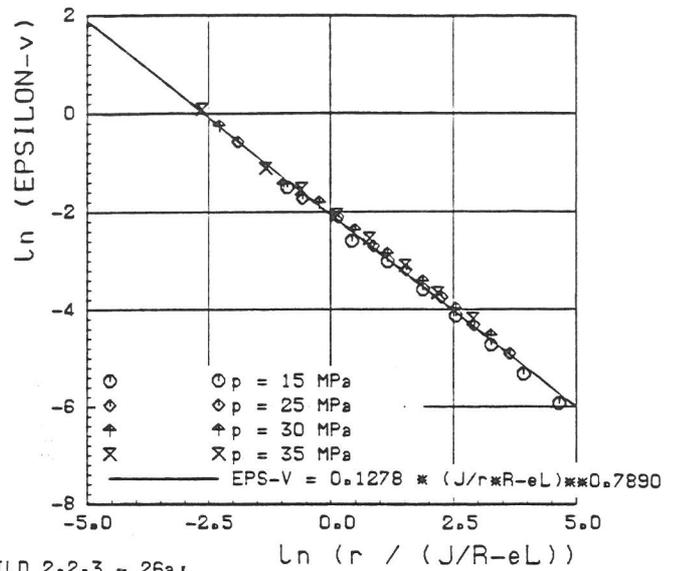


BILD 2.2.3 - 26a:

Behälter mit Innenoberflächenrls
 Fall A: nur Innendruck PHI = 85 Grad, THETA = 78 Grad

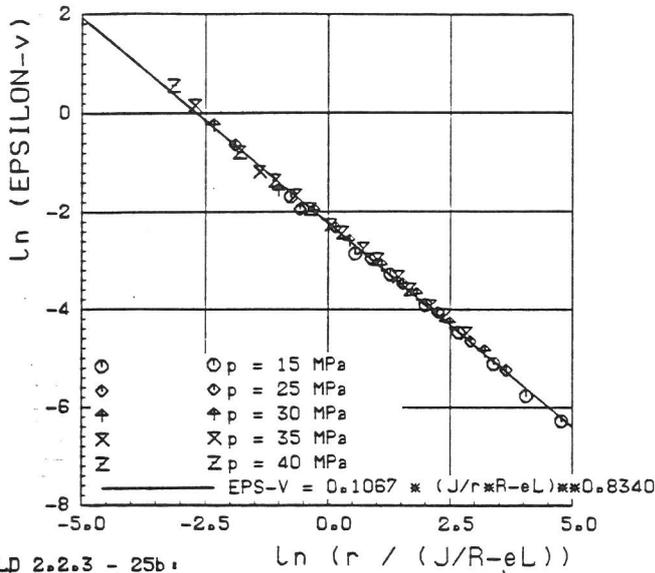


BILD 2.2.3 - 25b:

Behälter mit Innenoberflächenrls
 Fall B: Innendruck und Axialzug
 PHI = 75 Grad, THETA = 78 Grad

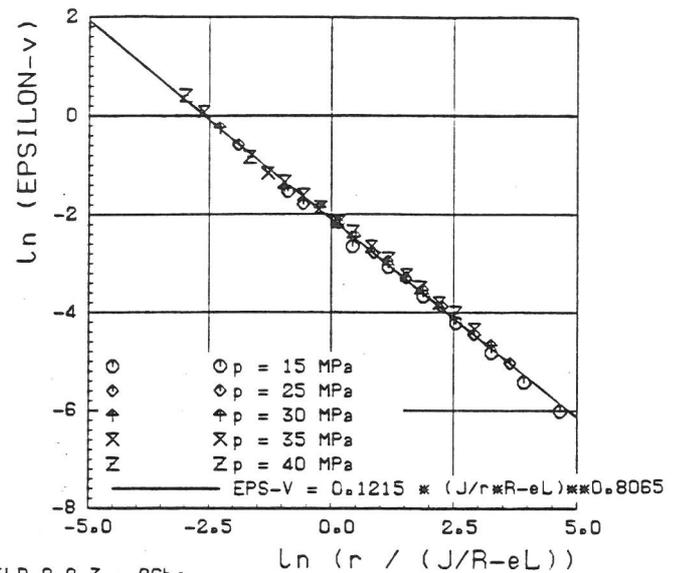


BILD 2.2.3 - 26b:

Behälter mit Innenoberflächenrls
 Fall B: Innendruck und Axialzug
 PHI = 85 Grad, THETA = 78 Grad

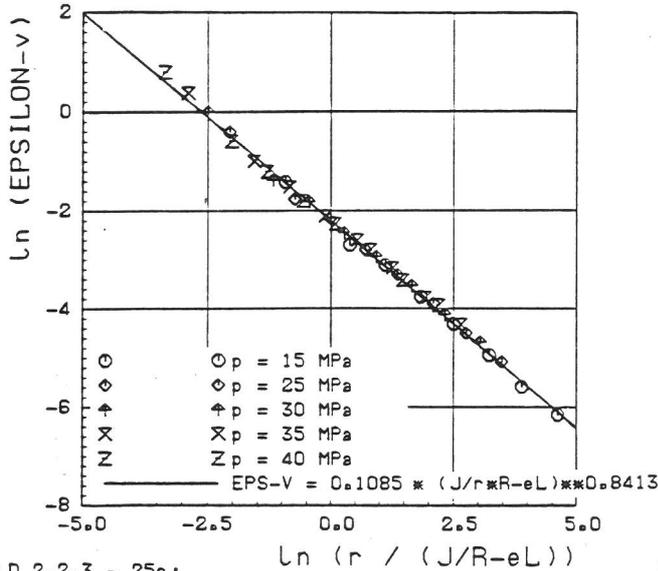


BILD 2.2.3 - 25c:

Behälter mit Innenoberflächenrls
 Fall C: Innendruck, Axialzug und Rlsflächenbelastung
 PHI = 75 Grad, THETA = 78 Grad

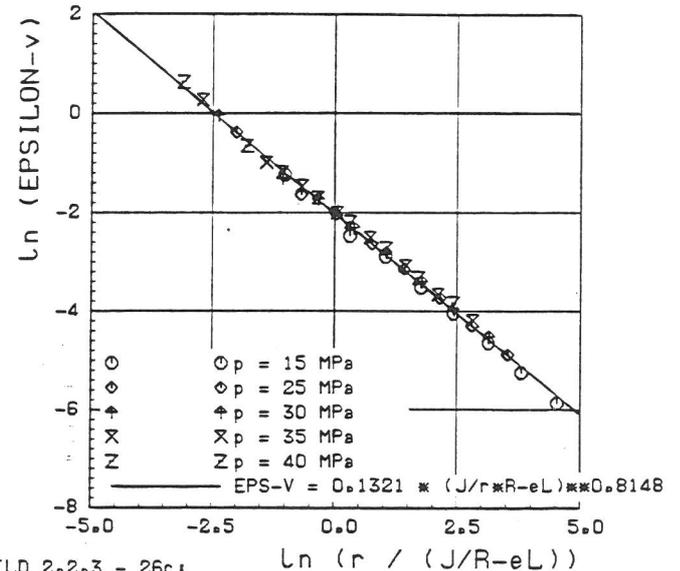


BILD 2.2.3 - 26c:

Behälter mit Innenoberflächenrls
 Fall C: Innendruck, Axialzug und Rlsflächenbelastung
 PHI = 85 Grad, THETA = 78 Grad

Die linearen Vergleichsdehnungen ϵ_V nahe dem Ligament ($\theta = 12^\circ$) sind in den Bildern 2.2.3 - 21a,b,c bis 2.2.3-23a,b,c auf gleiche Weise wie die Spannungsgrößen in Abhängigkeit von r und J für $\phi = 5^\circ, 75^\circ, 85^\circ$ dargestellt. Sie zeigen in allen Fällen einen qualitativ sehr ähnlichen Verlauf; insbesondere fällt die deutliche Zunahme des Anstiegs zur Rißspitze hin für $r < 1.0 (J/R_{eL}) \approx 2.3 \delta_t$ auf.

Betrachtet man die Verteilung $\epsilon_V(\theta)$ um die Rißspitze für festen Abstand r , so findet man das Maximum etwa unter 90° zum Ligament; deshalb sind die Vergleichsdehnungen in den Bildern 2.2.3-24a,b,c bis 2.2.3-26a,b,c für $\theta = 78^\circ$ wiederum in Abhängigkeit von (J/r) doppelt logarithmisch aufgetragen. Relevante Unterschiede zwischen verschiedenen Stellen der Rißfront und zwischen den drei Belastungsfällen sind nicht zu erkennen. Die Vergleichsdehnungen gehorchen dabei im ganzen betrachteten Bereich einem Potenzgesetz, das im Mittel über alle Lastfälle die Form

$$\epsilon_V|_{\theta = 78^\circ} = 0.118 \left(\frac{J}{r \cdot R_{eL}} \right)^{0.816} \quad (8)$$

hat.

Literatur zu 2.2.3

- /1/ Aurich, D., Brocks, W., Noack, H.-D. und Veith, H.: "Bruchmechanik-Analyse eines Druckbehälters mit halbelliptischem Innenriß über eine dreidimensionale elastisch-plastische FE-Rechnung", Technischer Fachbericht zum Vorhaben RS 150 490, BAM Berlin, August 1982.
- /2/ Brocks, W. und Noack, H.-D.: "Elastisch-plastische J-Analyse für einen Innenoberflächenriß in einem Druckbehälter", Technischer Fachbericht zum Vorhaben RS 150 490, BAM Berlin, Januar 1986.
- /3/ Aurich, D., Brocks, W., Noack, H.-D. and Veith, H.: "Fracture Mechanics Analysis of a Pressure Vessel with a Semi-Elliptical Surface Crack Using Elastic-Plastic Finite Element Calculation", ASTM STP 868, Philadelphia, USA (1985), 617 - 631.
- /4/ Aurich, D., Brocks, W., Noack, H.-D. and

Veith, H.: "Fracture Mechanics Analysis of a Pressure Vessel with a Semi-Elliptical Surface Crack Using Elastic-Plastic FEM-Calculations", Nuclear Engineering and Design 76 (1983), 329 - 337.

/5/ Matzkows, J., Boddenberg, R. und Kaiser, F.: "Programm JINFEM, Postprozessor für das Programm ADINA", Report Hb-18-030, IWIS GmbH, Berlin (1985).

/6/ Siegele, D., Kordisch, M. und Schmitt, W.: "J-Integral-Berechnung für rißbehaftete Strukturen unter Temperatur- und Innendruckbelastung", Berichtsband 16. Sitzung Arbeitskreis Bruchvorgänge des DVM, Karlsruhe (1984), 25 - 29.

2.2.4 BEHÄLTER MIT AUSSENOBERFLÄCHENRISS

Zur Untersuchung der Anwendbarkeit von J_R -Kurven, die an Proben ermittelt wurden, auf Bauteile mit Fehlern wird für den im Abschnitt 4. beschriebenen Behälter eine Rißfortschrittsanalyse für die erste Rißgeometrie (Bild 4-21) durchgeführt. Eine dreidimensionale elastisch-plastische FE-Analyse zur Bestimmung der $J(\phi)$ -Verteilung entlang der Rißfront ist im Folgeprojekt vorgesehen. Zunächst wird J über eine SSY-Näherung unter Verwendung der Ergebnisse von Newman and Raju /1/ nach dem im Abschnitt 2.2.5 beschriebenen Verfahren abgeschätzt.

Die für die Rechnung relevanten Geometriedaten sind:

Behälter	Innenradius	$r_i = 750 \text{ mm}$
	Wanddicke	$t = 40 \text{ mm}$
1. Schwingungsriß	Tiefe	$a_0 = 21.6 \text{ mm}$
	halbe Länge	$c_0 = 90.8 \text{ mm}$

Die tatsächliche Rißgeometrie wird für die analytische Abschätzung durch eine Halbellipse angenähert (Bild 2.2.4-1); die zugehörige Fläche

$$A_0 = \pi/2 a_0 c_0 = 3081 \text{ mm}^2$$

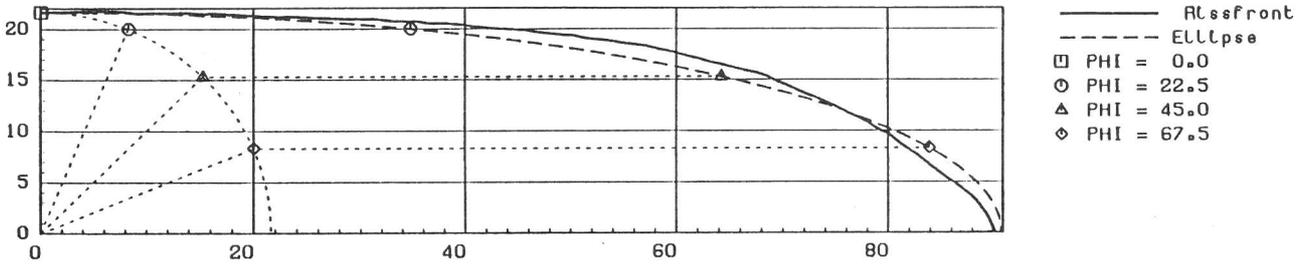
ist lediglich 3 % kleiner als die Fläche des realen Risses im Versuch. Der Behälter kann wegen $t/r_i = 0.053$ als dünn angesehen werden, so daß nur der Membranspannungsanteil

$$\sigma_m^\infty = p r_i / t \quad (1)$$

zu berücksichtigen ist.

BILD 2.2.4 - 1:

Behälter mit Aussenoberflächenriss 1. Rissgeometrie (ROI): Approximation durch eine Ellipse und Definition des Winkels PHI



Mit der Streckgrenze $R_{eL} = 460 \text{ MPa}$ des Stahles 20 MnMoNi 5 5 (Tabelle 3.1-2) erhält man dann als plastischen Grenzdruck nach Folias

$$p_F = \frac{R_{eL}}{M_F} \frac{t}{r_i} = 21.2 \text{ MPa} \quad (2)$$

mit $M_F = 1.158$ nach Schulze et al. /2/. Im Versuch betragen

der Initiierungsdruck $p_i = 22.4 \text{ MPa} = 1.06 p_F$,

der Maximaldruck $p_{max} = 24.2 \text{ MPa} = 1.14 p_F$.

Bei p_{max} wurde an der tiefsten Stelle des Risses ($\phi = 0^\circ$) ein stabiles Rißwachstum von $\Delta a \approx 1 \text{ mm}$ erreicht, während an der freien Oberfläche ($\phi = 90^\circ$) kein Rißwachstum auftrat (Bild 4-21). Um auch die Rißgeometrie des stabilen Anrisses durch eine Ellipse anzunähern, wird ein fiktives Δc aus der im Versuch gemessenen Flächenänderung ΔA berechnet:

$$\Delta c = \left(\frac{2}{\pi} \Delta A - c_0 \Delta a \right) / (a_0 + \Delta a) = 1.4 \text{ mm} \quad (3)$$

In Bild 2.2.4-2a,b ist die $J(\phi)$ -Verteilung entlang

der Rißfront des Schwingungsanrisses bzw. des stabilen Anrisses bei p_i bzw. p_{max} dargestellt, wie sie sich aus

$$J_{SSY}(\phi) = K_{eff}^2(\phi) / E' \quad (4)$$

nach dem Irwinschen Modell der "effektiven Rißlänge"

$$a_{eff}(\phi) = a(\phi) + r_y(\phi) \quad (5)$$

$$\text{mit } r_y(\phi) = \frac{\beta}{2\pi} \left(\frac{K(\phi)}{R_{eL}} \right)^2 \quad (6)$$

und $K(\phi)$ nach Newman und Raju /1/ ergibt (vgl. Abschnitt 2.2.5). Mit Hilfe des Folias-Faktors M_F kann der Faktor $\beta = \beta_F$ so bestimmt werden, daß für $p = p_F$ gerade das Restligament an der tiefsten Stelle des Risses plastiziert (Gl. (12) im Abschnitt 2.2.5). Die Rechnungen für den Modellbehälter des Abschnitts 2.2.3 zeigen, daß mit dieser plastischen Zonenkorrektur für $p < p_F$ eine gute Approximation der FE-Ergebnisse erreicht werden

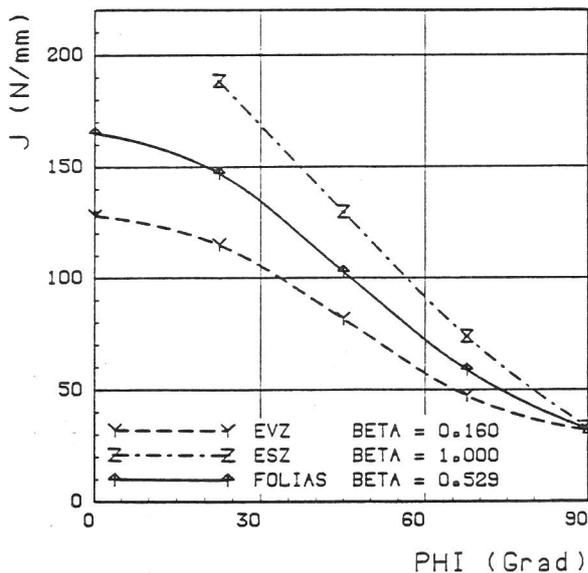


BILD 2.2.4 - 2a:

Behälter mit Aussenoberflächenriss
Lokales J (SSY-Näherung nach IRWIN
und NEWMAN-RAJU)

1. Rissgeometrie: $a = 21.6 \text{ mm}$, $c = 90.8 \text{ mm}$,
Initiierungsdruck: $p = 22.4 \text{ MPa}$

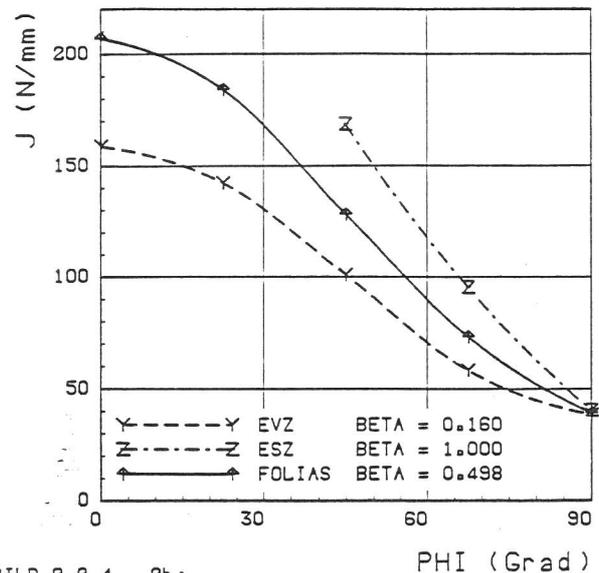


BILD 2.2.4 - 2b:

Behälter mit Aussenoberflächenriss
Lokales J (SSY-Näherung nach IRWIN
und NEWMAN-RAJU)

1. Rissgeometrie: $a = 22.6 \text{ mm}$, $c = 92.2 \text{ mm}$,
Maximaldruck: $p = 24.2 \text{ MPa}$

kann (Bilder 2.2.5-6 bis 2.2.5-10). Es ist deshalb zu erwarten, daß wenigstens für den Intierungsdruck p_i (Bild 2.2.4-2a) die J-Werte richtig abgeschätzt werden. Zum Vergleich ergeben sich nach dem ASME-Code /3/ unter Vernachlässigung des Biegeanteils

$$K_I = \sigma_m \sqrt{\pi a/Q} M_m \quad (7)$$

aus Gl. (6)

für p_i $J_i(0) = 175 \text{ N/mm}$,

für p_{max} $J_{max}(0) = 219 \text{ N/mm}$

jeweils um 6 % höhere Werte als nach der SSY-Näherung mit β_F .

Mit Hilfe der $J(\phi)$ -Werte bei p_i und p_{max} aus der Abschätzung nach Gl. (4) sowie dem lokalen stabilen Rißwachstum Δa aus dem Experiment (Bild 4-21) können nun lokale Rißwachstumskurven $J(\Delta a)$ aufgestellt und der an CT-Proben ermittelten Rißwiderstandskurve J_R (Bild 3.1.1-18) gegenübergestellt werden, die sowohl für T-S-, als auch für T-L-Orientierung gilt. Bild 2.2.4-3 zeigt das Ergebnis:

- für $\phi < 45^\circ$ ist $J_{iBeh}(\phi) > J_{iCT}$, d. h. die CT-Probenwerte sind konservativ;

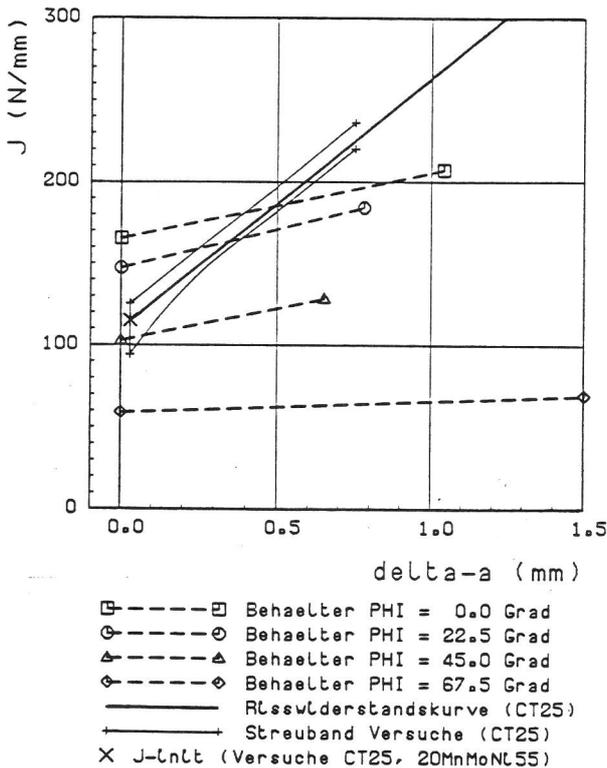


BILD 2.2.4 - 3:

Behälter mit Aussenoberflächentris
 Lokales RLswwachstum 1. RLsgeometrie
 J aus SSY-Näherung (mit FOLIAS-Faktor)
 RLswlterstandskurve 20 MnMoNL 55

- für $\phi > 45^\circ$ ist $J_{iBeh}(\phi) < J_{iCT}$, d. h. die CT-Probenwerte sind nicht konservativ;
- für alle ϕ ist

$$T_{Beh}(\phi) = \frac{\Delta J(\phi) E}{\Delta a(\phi) R_{eL}^2} \ll T_R = \frac{dJ_R E}{da R_{eL}^2} \approx 150$$

d. h. die J_R -Kurve würde das lokale Rißwachstum am halbelliptischen Fehler des Behälters unterschätzen, und zwar um mindestens 50 % ($\phi = 0^\circ$).

- An der Stelle des größten stabilen Rißwachstums im Behälterexperiment, also bei $55^\circ < \phi < 75^\circ$, erreichen die berechneten J_{app1} -Werte nicht einmal J_i und die Steigung $T_{Beh} \approx 7$ beträgt nur etwa 1/20 von T_R !

Als Gründe für die nicht-konservativen Abweichungen der berechneten lokalen Rißwachstumskurven des Behälters zur J_R -Kurve kommen grundsätzlich in Betracht:

- 1) Ungenügende Abschätzung der J_{app} -Werte nach dem SSY-Modell, insbesondere wegen des fehlenden plastischen Anteils von J für $p > p_F$.
- 2) Versagen des Konzeptes vom J-kontrollierten Rißwachstum beim halbelliptischen Oberflächenfehler.

Nach den Ergebnissen der FE-Rechnungen für den Modellbehälter in den Abschnitten 2.2.3 und 2.2.5 ist ein erhebliches Abweichen der SSY-Näherung von den "richtigen Werten" bei $p_i = 1.06 p_F$ nicht zu erwarten, zumal auch der ASME-Code kaum abweichende Werte bei $\phi = 0^\circ$ liefert und für $\phi < 45^\circ$ die J_{SSY} -Werte für den Behälter bei p_i konservativ im Vergleich zu J_i der CT-Proben liegen. Für $p_{max} = 1.14 p_F$ ist dagegen eher ein deutlicher Beitrag des plastischen Anteils

$$J_{p1} = J_0 (p/p_0)^k \quad (8)$$

zu erwarten. Zur Abschätzung dieses Anteils für $\phi = 0^\circ$ werden im folgenden einige Überlegungen zur "vollplastischen Lösung" und daraus folgende Ergebnisse aus dem Abschnitt 2.2.5 Gl. (21) herangezogen. Als Referenzdruck p_0 wird der Kollapsdruck p_F nach Folias verwendet und der Exponent $k = 10$ angenommen, da es sich um den gleichen Werkstoff handelt. Nimmt man weiterhin an, daß bis $p = p_F$ die SSY-Näherung mit β_F nach Folias gilt, so kann man den Faktor $J_0 = J_F = J_{p1}(p_F)$ in Gl. (8) aus der Bedingung

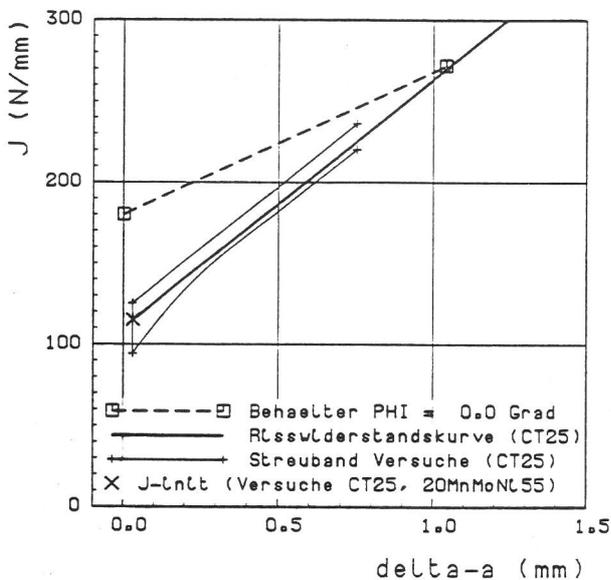


BILD 2.2.4 - 4:

Behälter mit Aussenoberflächenriss
 Risswachstum 1. Rissgeometrie (PHI=0)
 $J = J_{ssy} + J_{pl}$ (J_{ssy} mit EVZ)
 Risswiderstandskurve 20 MnMoNL 55

$$J_{ges}(p_F) = J_{ssy, F01}(p_F) = J_{ssy, EVZ}(p_F) + J_F \quad (9)$$

bestimmen und erhält damit (wie im Bild 2.2.5-11) eine Näherung

$$J_{ges}(p) = J_{ssy, EVZ}(p) + J_F(p/p_F)^k, \quad (10)$$

die auch für $p > p_F$ gilt. Bild 2.2.4-4 zeigt, daß diese Abschätzung tendenziell richtige Ergebnisse liefert, weil die Größe des stabilen Risswachstums bei p_{max} damit sehr gut wiedergegeben wird, während allerdings der lokale Initiierungswert beim Behälter im Vergleich zur J_R -Kurve der CT-Proben erheblich höher liegt und dementsprechend die Steigung T der $J(\Delta a)$ -Kurve deutlich flacher ist.

Die Diskrepanz zwischen erwartetem und tatsächlichem Rissfortschritt im Bereich zwischen $\phi = 60^\circ$ und 70° ist dagegen kaum mit Ungenauigkeiten der verwendeten Näherung für die J_{app1} -Berechnung zu erklären, denn der Unterschied zwischen der $J(\phi)$ - und der $\Delta a(\phi)$ -Verteilung ist nicht nur quantitativ, sondern auch qualitativer Art: J hat ein ausgeprägtes Maximum bei $\phi = 0^\circ$, Δa dagegen zwischen 60° und 70° , wo im Belastungsbereich $p_i < p < p_{max}$ nicht einmal J_i erreicht wird. Zur Erklärung dieses Phänomens scheint deshalb eine Modifikation des J -Kriteriums - beispielsweise unter Berücksichtigung der lokalen Mehrachsigkeit des Spannungszustandes - erforderlich (vgl. Abschnitt 2.3). Hierzu werden im Anschlußvorhaben entsprechende

elastisch-plastische FE-Analysen für den Behälter mit Außenfehler durchgeführt werden.

Literatur zu 2.2.4:

- /1/ Raju, I. S. and Newman, J. C.: "Stress Intensity Factors for Internal and External Surface Cracks in Cylindrical Vessels", Transactions ASME, J. Pressure Vessel Technology 104 (1982), 293 - 298.
- /2/ Schulze, M. D., Togler, G. and Bodmann, E.: "Fracture Mechanics Analysis on the Initiation and Propagation of Circumferential and Longitudinal Cracks in Straight Pipes and Pipe Bends", Nuclear Engineering and Design 58 (1980), 19 - 31.
- /3/ ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Appendix A.

2.2.5 VERGLEICH DER ERGEBNISSE MIT NÄHERUNGSVERFAHREN

Die folgenden Vergleiche beziehen sich ausschließlich auf die FE-Analysen des Behälters mit halbelliptischem Innenoberflächenriß (Abschnitt 2.2.3).

Elastische Analyse

Für die Sicherheitsbewertung eines Behälters wird üblicherweise eine elastische K-Analyse nach dem ASME Code /1/ durchgeführt:

$$K_I = (\sigma_m^\infty M_m + \sigma_b^\infty M_b) \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \quad (1)$$

Mit den Geometriedaten des gegebenen Behälters erhält man für den Membranspannungsanteil

$$\sigma_m^\infty \approx p r_i/t = 10 p \quad (2)$$

und für den Biegespannungsanteil

$$\sigma_b^\infty = 0.053 \sigma_m^\infty \ll \sigma_m^\infty \quad (3)$$

entsprechend den Definitionen des ASME-Codes; d. h. die Biegespannungen sind zu vernachlässigen. Für $a/c = 0.35$ und $a/t = 0.59$ ist der Membrankorrekturfaktor $M_m = 1.64$, der Rißformfaktor $Q = 1.26$ und damit

$$K_I = 25.9 p \sqrt{a}. \quad (4)$$

Dieser K_I -Wert nach ASME-Code ist im Bild 2.2.5-1 zum Vergleich mit den FE-Lösungen eingetragen; er liegt etwa 3 % über dem Maximalwert ($\phi = 0^\circ$) der $K(\phi)$ -Verteilung für den Belastungsfall C (mit Axialzug und Ribflächenbelastung). Die K-Verteilung entlang der Ribfront eines halbelliptischen Fehlers wird nach IRWIN /2/ durch

$$K_I(\phi) = \sum_j \sigma_j^\infty \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} f_\phi(\phi) h_j(\phi) \quad (5)$$

mit

$$f_\phi(\phi) = [\cos^2 \phi + (\frac{a}{c})^2 \sin^2 \phi]^{1/4} \quad (6)$$

und $h_j(\phi)$ als geometrieabhängigen Vergrößerungsfunktionen beschrieben; Q ist der sogenannte Formfaktor, d. h. die Wurzel aus dem elliptischen Integral zweiter Art. Durch Kurvenanpassung von FE-Lösungen verschiedener Autoren haben NEWMAN und RAJU /3, 4/ Näherungsformeln für die Berechnung der Vergrößerungsfunktionen aufgestellt. Bei Beschränkung auf den Membranspannungsanteil, also $\sigma_0^\infty = \sigma_m^\infty$ nach Gl. (2) erhält man

$$h_0(\phi) = 0.97 [M_1 + M_2 \cdot (\frac{a}{t})^2 + M_3 \cdot (\frac{a}{t})^3] g(\frac{a}{t}, \phi) f_c(\frac{a}{t}, \frac{t}{r_i}) \quad (7)$$

wobei M_1, M_2, M_3 als Potenzfunktionen von $(\frac{a}{c})$ ebenso wie

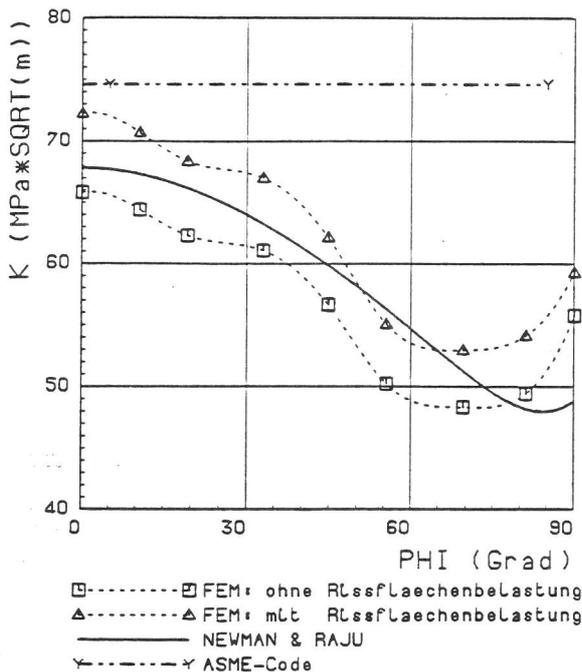


BILD 2.2.5-1:

Behälter mit Innenoberflächenrisse
Elastische Analyse, Innendruck $p=10$ MPa
K-Faktor aus Energiefreisetzungsgeschwindigkeit
Vergleich mit Näherungslösungen

$g(\frac{a}{t}, \phi)$ und $f_c(\frac{a}{t}, \frac{t}{r_i})$ in /3/ gegeben sind. Bild 2.2.5-1 zeigt, daß die Newman-Raju-Näherung zwischen den Fällen ohne bzw. mit Ribflächenbelastung liegt und den qualitativen Verlauf von $K(\phi)$ mit Ausnahme des Bereichs nahe der Innenoberfläche gut beschreibt.

Small Scale Yielding Modelle

Aus der elastischen Lösung können 2D-Näherungen für kleine plastische Zonen gewonnen werden. So kann die Größe der plastischen Zone im Ligament nach dem Irwin-Modell zu

$$2r_y = \frac{\beta}{\pi} \left(\frac{K_I}{R_{eL}} \right)^2 \quad (8)$$

und nach dem Dugdale-Modell zu

$$2r_y = a \left[\sec \left(\frac{\pi}{a} \frac{K_I}{2R_{eL}} \right) - 1 \right] \quad (9)$$

abgeschätzt werden. Während dem Dugdale-Modell ein ebener Spannungszustand zugrundeliegt, hängt im Irwin-Modell der Faktor β vom Spannungszustand ab

$$\beta = \begin{cases} (1-2\nu)^2 = 0.16 & \text{für EVZ} \\ 1 & \text{für ESZ} \end{cases} \quad (10)$$

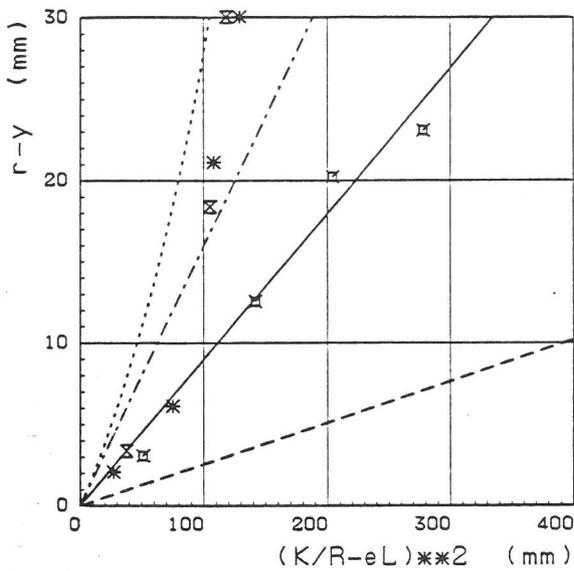
In einer 3D-Struktur wird β zwischen den Schranken für EVZ und ESZ liegen, jedoch ist die Spannweite der Lösungen auch so groß, daß diese Aussage allein noch keine brauchbare Abschätzung liefert (Bilder 2.2.5-2a,b,c). Wegen der Voraussetzung "kleiner plastischer Zonen" ist die Anwendbarkeit von SSY-Modellen spätestens dann beendet, wenn das Ligament an der tiefsten Stelle des Risses voll plastiziert, d. h. $2r_y = t-a$ bei $\phi = 0^\circ$ ist. Nimmt man jetzt an, daß dieser Grenzzustand gerade beim "Kollaps-Druck" nach Folias

$$p_F = \frac{R_{eL}}{M_F} \cdot \frac{t}{r_i} = 36.5 \text{ MPa} \quad (11)$$

erreicht wird, so folgt aus Gl. (8) mit Gl. (5)

$$\beta_F = \frac{t-a}{a} \frac{M_F^2 Q}{h_0^2} = 0.563 \quad (12)$$

mit dem Folias-Faktor $M_F = 1.203$ nach SCHULZE et al. /5/. Der so berechnete Kollapsdruck p_F stimmt ungefähr mit dem in der FE-Analyse von Fall A ermittelten Druck bei Plastizierung des Ligamentes ($p = 35$ MPa, siehe Abschnitt 2.2.3) überein. Folglich wird auch die Größe der plastischen Zone bei $\phi = 0^\circ$ für diesen Fall gut durch die Näherung nach



□ FEM: PHI = 2 Grad
 * FEM: PHI = 72 Grad
 ⊠ FEM: PHI = 88 Grad
 - - - IRWIN (EVZ)
 - - - IRWIN (ESZ)
 — IRWIN (FOLIAS-Faktor)
 ····· DUGDALE

BILD 2.2.5 - 2a:

Behälter mit Innenoberflächenriss
 Fall A: nur Innendruck
 plastische Zonen: FE-Rechnung und
 small scale yielding Näherungen

Gl. (8) mit $\beta = \beta_F$ aus Gl. (12) approximiert (Bild 2.2.5-2a), während der Einfluß des Axialzuges demgegenüber zu einer etwas kleineren plastischen Zone in den Fällen B und C (Bilder 2.2.5-2b,c) führt, die bei sehr niedrigem Druck näher dem EVZ-Modell liegt. Die plastischen Zonen in den oberflächennahen Bereichen tendieren dagegen mit wachsendem Druck immer stärker zur ESZ-Lösung.

Für eine Abschätzung der lokalen plastischen Zonengröße $r_y(\phi)$ im gesamten Ligament kann man nun die Newman-Raju-Approximation nach Gl. (7) für $K_I(\phi)$ heranziehen und erhält eine - mit Ausnahme der oberflächennahen Bereiche - zufriedenstellende Übereinstimmung mit den FE-Ergebnissen, solange $p < p_F$ bleibt, wie Bild 2.2.5-3 zeigt.

Nach dem Irwinschen Konzept der "effektiven Rißlänge"

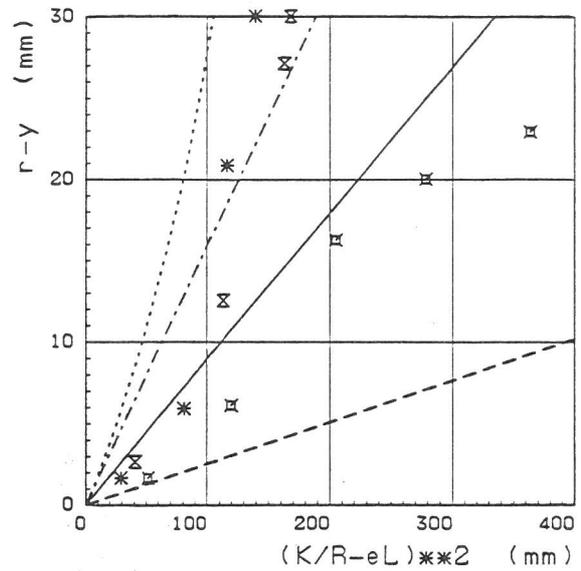
$$a_{\text{eff}} = a + r_y \quad (13)$$

kann ein effektiver Spannungsintensitätsfaktor

$$K_{\text{eff}} = K_I(a_{\text{eff}}) = K_I(a) \sqrt{\frac{a+r_y}{a}} \quad (14)$$

und daraus nach der Beziehung

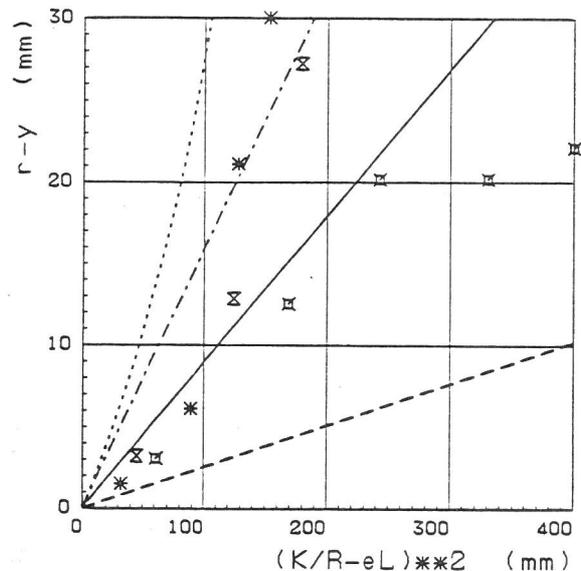
$$J_{\text{ssy}} = K_{\text{eff}}^2 / E' \quad (15)$$



□ FEM: PHI = 2 Grad
 * FEM: PHI = 72 Grad
 ⊠ FEM: PHI = 88 Grad
 - - - IRWIN (EVZ)
 - - - IRWIN (ESZ)
 — IRWIN (FOLIAS-Faktor)
 ····· DUGDALE

BILD 2.2.5 - 2b:

Behälter mit Innenoberflächenriss
 Fall B: Innendruck und Axialzug
 plastische Zonen: FE-Rechnung und
 small scale yielding Näherungen



□ FEM: PHI = 2 Grad
 * FEM: PHI = 72 Grad
 ⊠ FEM: PHI = 88 Grad
 - - - IRWIN (EVZ)
 - - - IRWIN (ESZ)
 — IRWIN (FOLIAS-Faktor)
 ····· DUGDALE

BILD 2.2.5 - 2c:

Behälter mit Innenoberflächenriss
 Fall C: Innendruck, Axialzug und
 Rißflächenbelastung
 plastische Zonen: FE-Rechnung und
 small scale yielding Näherungen

mit

$$E' = \begin{cases} E/(1-\nu^2) & \text{für EVZ} \\ E & \text{für ESZ} \end{cases} \quad (16)$$

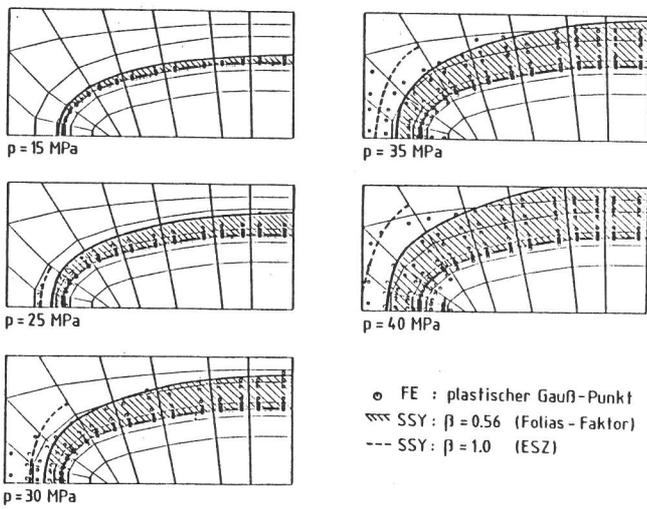


BILD 2.2.5 - 3:

Behälter mit halbelliptischem Innenoberflächenriss
 Plastische Zonen im Ligament
 FE-Ergebnisse und 3D SSY-Modell

eine Näherung für das J -Integral bei kleinen plastischen Zonen berechnet werden. Die Bilder 2.2.5-4a,b zeigen einen Vergleich zwischen den FE-Ergebnissen für J_{max} ($\phi = 0^\circ$) und den nach Gl. (15) ermittelten analytischen Näherungen. Dabei wurden sowohl dem Irwin- als auch dem Dugdale-Modell die elastischen K -Lösungen der FE-Analysen mit

$$h_0(0) = \begin{cases} 1.427 & \text{ohne} \\ 1.570 & \text{mit} \end{cases} \text{ Rißflächenbelastung (17)}$$

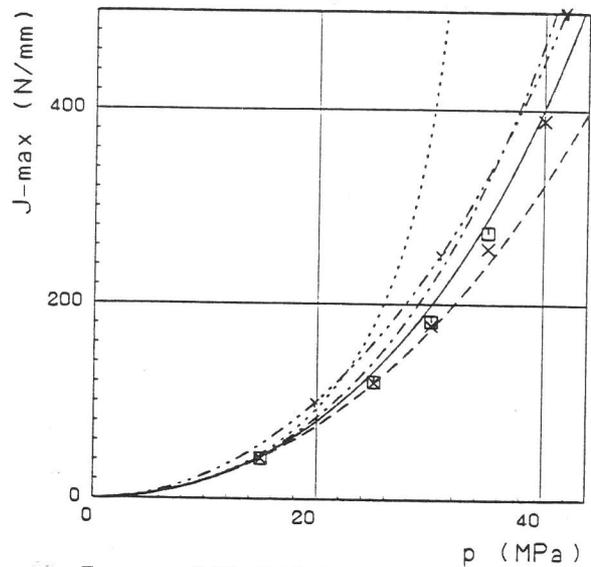
zugrundegelegt, und β nach Gl. (10) bzw. (12) berechnet. Zusätzlich ist in beiden Bildern die sich aus Gl. (1) ergebende ASME-Code-Näherung eingezeichnet, die eine SSY-Korrektur über den Formfaktor Q (σ_m/R_{eL}) mit $\beta = 0.212$ einführt [1]. Die FE-Ergebnisse liegen für kleine Drücke nahe dem EVZ-Modell, für große näher beim ESZ-Modell; das Dugdale-Modell liefert mit Abstand überkonservative Abschätzungen. Im Falle von Rißflächenbelastung wird die ASME-Näherung für $\sigma_m/R_{eL} > 0.85$ nichtkonservativ.

Auch die Rißspitzenöffnung δ_t kann mit Hilfe der SSY-Modelle abgeschätzt werden, und zwar nach dem Irwin-Modell durch

$$\delta_t = \frac{4}{\pi} \frac{K^2}{E R_{eL}} \begin{cases} (1-\nu^2)(1-2\nu) & \text{für EVZ} \\ 1 & \text{für ESZ} \end{cases} \quad (18)$$

und nach dem Dugdale-Modell durch

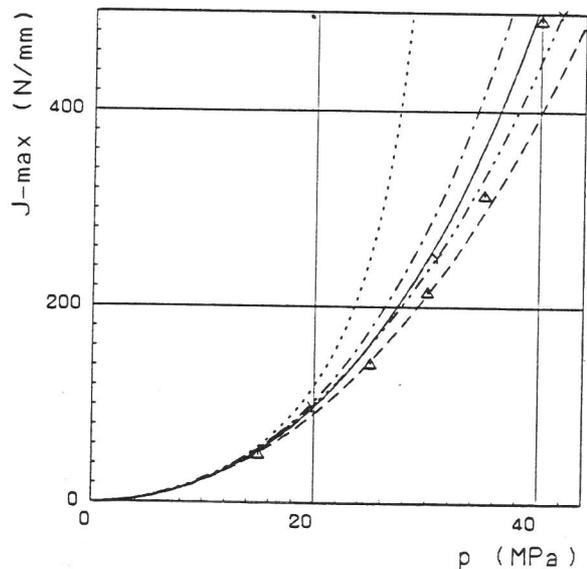
$$\delta_t = \frac{8R_{eL}}{\pi E} a \ln \left(\sec \sqrt{\frac{\pi}{a}} \frac{K}{2R_{eL}} \right). \quad (19)$$



□ FE: Fall A
 X FE: Fall B
 - - - SSY: IRWIN (EVZ, $h_0=1.427$)
 - - - SSY: IRWIN (ESZ, $h_0=1.427$)
 - - - SSY: IRWIN (FOLIAS, $h_0=1.427$)
 - - - SSY: DUGDALE ($h_0=1.427$)
 ····· ASME-Code

BILD 2.2.5 - 4a:

Behälter mit Innenoberflächenriss
 J_{max} bei $\Phi = 0$, ohne R_{LSSFL} -belastung
 Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen



△ FE: Fall C
 - - - SSY: IRWIN (EVZ, $h_0=1.570$)
 - - - SSY: IRWIN (ESZ, $h_0=1.570$)
 - - - SSY: IRWIN (FOLIAS, $h_0=1.570$)
 - - - SSY: DUGDALE ($h_0=1.570$)
 ····· ASME-Code

BILD 2.2.5 - 4b:

Behälter mit Innenoberflächenriss
 J_{max} bei $\Phi = 0$, mit R_{LSSFL} -belastung
 Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen

Die Bilder 2.2.5-5a,b zeigen den entsprechenden Vergleich der FE-Ergebnisse mit den Näherungen für das maximale δ_t bei $\phi = 0^\circ$. Hier liefert lediglich das EVZ-Modell brauchbare, wenn auch teilweise nicht-konservative Näherungen.

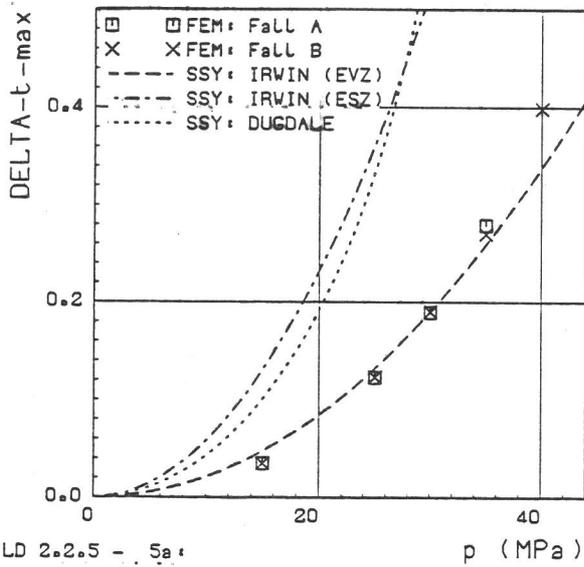


BILD 2.2.5 - 5a:
Behälter mit Innenoberflächenriss
DELTA-t-max bei $\Phi = 0$,
ohne Rissflächenbelastung ($h_0=1.427$)
Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen

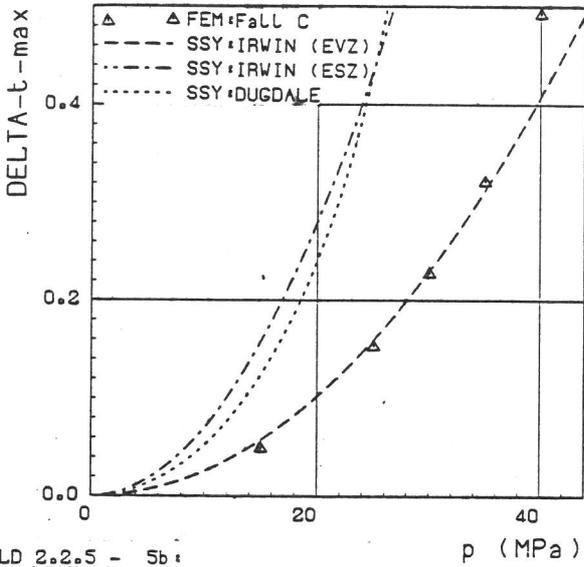


BILD 2.2.5 - 5b:
Behälter mit Innenoberflächenriss
DELTA-t-max bei $\Phi = 0$,
mit Rissflächenbelastung ($h_0=1.570$)
Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen

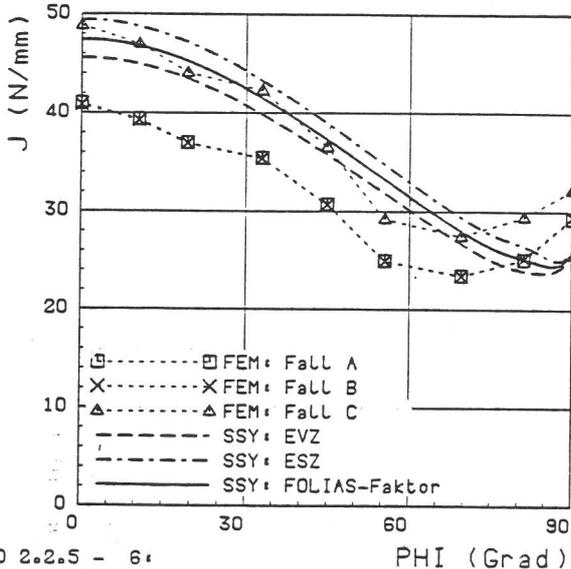


BILD 2.2.5 - 6:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Lokales J bei $p = 15$ MPa ($p / p-F = 0.41$)
Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen
(IRWIN-Modell mit NEWMAN & RAJU)

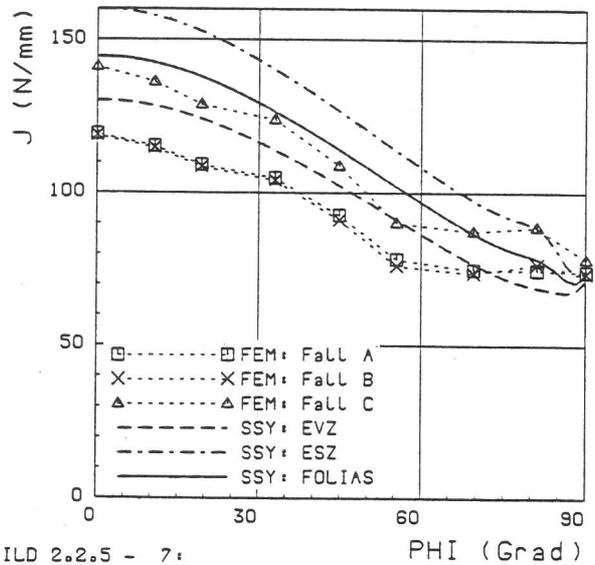


BILD 2.2.5 - 7:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Lokales J bei $p = 25$ MPa ($p / p-F = 0.68$)
Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen
(IRWIN-Modell mit NEWMAN & RAJU)

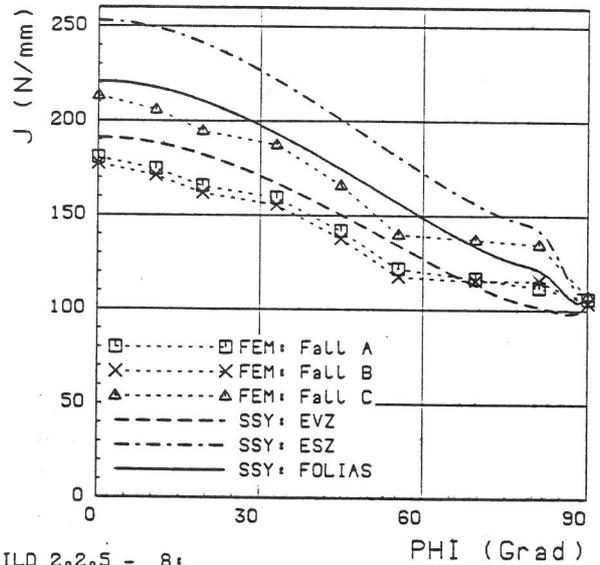


BILD 2.2.5 - 8:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Lokales J bei $p = 30$ MPa ($p / p-F = 0.82$)
Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen
(IRWIN-Modell mit NEWMAN & RAJU)

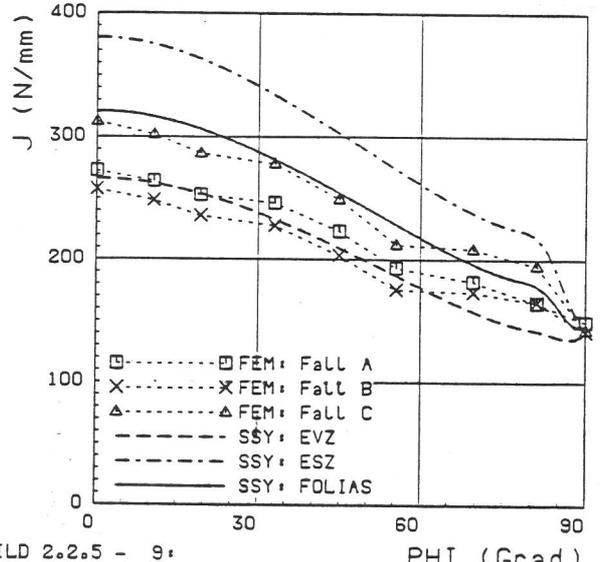


BILD 2.2.5 - 9:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Lokales J bei $p = 35$ MPa ($p / p-F = 0.96$)
Vergleich FE-Ergebnisse und SSY-Näherungen
(IRWIN-Modell mit NEWMAN & RAJU)

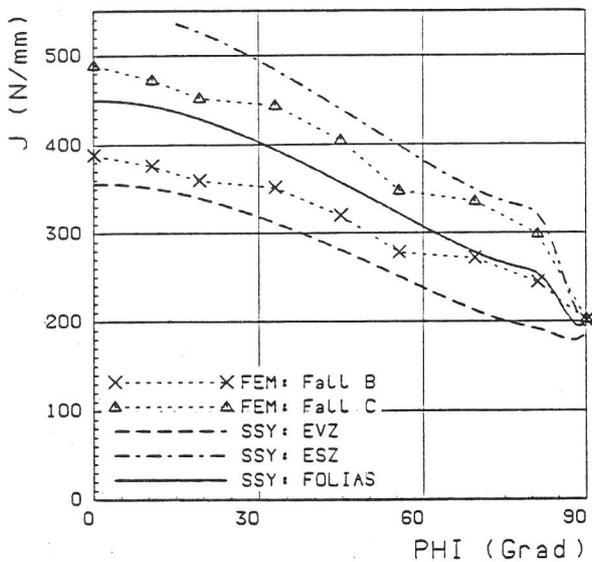


BILD 2.2.5 - 10:
Behälter mit Innenoberflächenriss
Lokales J bei $p = 40 \text{ MPa}$ ($p / p_F = 1.09$)
Vergleich FE-Ergebnisse UND SSY-Näherungen
(IRWIN-Modell mit NEWMAN & RAJU)

Die Newman-Raju-Formel (7) erlaubt nun - wie bei den plastischen Zonen - eine Verallgemeinerung des ebenen SSY-Modells zwecks Berechnung der $J(\phi)$ -Verteilung entlang der Rißfront /6/, indem man zusätzlich eine lokale Rißtiefe $a(\phi)$ entsprechend Bild 2.2.3-3 mit $a(\phi = 0) = a$ und $a(\phi = \pm 90^\circ) = c$ einführt. Die Bilder 2.2.5-6 bis 2.2.5-10 zeigen, daß mit diesem Modell insbesondere für $\beta = \beta_F$ eine recht gute Approximation von $J(\phi)$ für den Fall C (mit Rißflächenbelastung) erreicht wird.

Vollplastische Näherungen

Nach dem "engineering approach" von KUMAR et al. /7/ wird der totale J-Wert bei Proben in einen elastischen und einen plastischen Anteil aufgeteilt, wobei im "elastischen" Anteil bereits die effektive Rißlänge mit plastischer Zonenkorrektur berücksichtigt ist:

$$J = J_{SSY} + J_{pl} \quad (20)$$

Die vollplastische Lösung ist durch

$$J_{pl} = J_0 \left(\frac{p}{p_0}\right)^\kappa \quad (21)$$

gegeben, wobei als Referenzbelastung p_0 üblicherweise die plastische Grenzlast verwendet wird. Während für diese Grenzlast bei ebenen Proben einfache analytische Abschätzungen, z. B. nach der Fließlinientheorie, existieren (vgl. Abschnitt 2.1.5), stößt man im Falle eines Druckbehälters

mit Oberflächenfehler bereits bei der Definition eines plastischen Grenzdruckes auf Schwierigkeiten, da die Plastizierung des Ligamentes nicht gleichbedeutend mit plastischem Kollaps der gesamten Struktur ist. Da der Folias-Druck p_F sich als gute Näherung für die Ligamentplastizierung des Behälters ohne Axialzug und ohne Rißflächenbelastung erwiesen hat, wird $p_0 = p_F = 36.6 \text{ MPa}$ im Belastungsfall A gesetzt. Wegen der höheren Mehrachsichtigkeit infolge des Axialzuges erwartet man, daß

$$p_{0C} \approx p_{0B} > p_{0A} = p_F \quad (22)$$

sein wird, was durch die FE-Rechnungen bestätigt wird (vgl. Abschnitt 2.2.3). Da keine weiteren Hinweise auf die vollplastische Lösung vorliegen, wurden die Koeffizienten in Gl. (21) für $\phi = 0^\circ$ durch Kurvenanpassung der FE-Ergebnisse gewonnen, wobei J_{SSY} nach dem Irwin-Modell unter Annahme eines EVZ ($\beta = 0.16$) berechnet wurde:

	p_0 (MPa)	J_0 (N/mm)	κ
Fall A	36.6	51.9	10
Fall B	39.3	51.9	10
Fall C	41.6	161.4	13

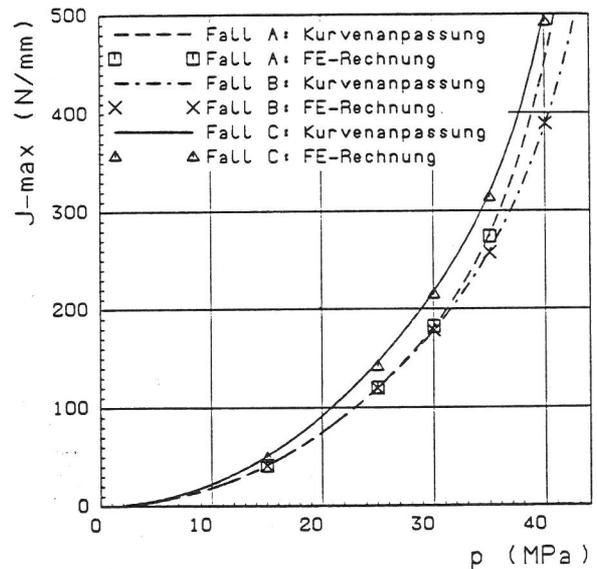


BILD 2.2.5 - 11:
Behälter mit Innenoberflächenriss
J-Integral bei $\text{PHI} = 0$
Lastfälle A, B, C
mit Kurvenanpassung: $J = J_{SSY} + J_{pl}$

Auch hieraus wird deutlich, daß der Unterschied in $J_{max}(p)$ zwischen Fall A und B lediglich auf die Erhöhung der plastischen Grenzlast infolge von zusätzlichem Axialzug p_z zurückzuführen ist. Demgegenüber hängt der Exponent κ in Gl. (22) zwar

nicht vom Axialzug, dafür aber von der Reißflächenbelastung ab, so daß er keine Materialkonstante darstellt.

Wenn das J-Integral ein maßgebender bruchmechanischer Beanspruchungsparameter auch für reale Bauteile wie den hier untersuchten Behälter mit halb-elliptischem Oberflächenfehler ist, sollte der lokale $J(\phi)$ -Wert auch das lokale Spannungs- und Verzerrungsfeld nahe der Reißspitze für beliebige Reißfrontpunkte dominieren. Als analytische Vergleichslösungen für die Untersuchung dieser Fragestellung stehen die HRR-Gleichungen

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \sigma_0 \left(\frac{E}{\alpha \sigma_0^2 I_n} \cdot \frac{J}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \bar{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (23)$$

$$\epsilon_{ij}(r, \theta) = \alpha \epsilon_0 \left(\frac{E}{\alpha \sigma_0^2 I_n} \cdot \frac{J}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \bar{\epsilon}_{ij}(\theta, n)$$

zur Verfügung, die unter den Voraussetzungen

- Deformationstheorie der Plastizität,
- Ramberg-Osgood-Potenzgesetz für die Fließkurve,
- kleine Verzerrungen,
- ebener Spannungs- oder ebener Verzerrungszustand

geschlossene singuläre Lösungen des Randwertproblems darstellen. Alle vier Voraussetzungen der HRR-Theorie sind demgegenüber im FE-Modell des Behälters zum Zwecke einer wirklichkeitsnäheren Modellbildung nicht eingehalten; vielmehr basiert das letztgenannte auf

- inkrementeller Plastizitätstheorie,
- multilinearer Approximation der realen Fließkurve mit 12 (statt 2) Parametern für den Verfestigungsbereich,
- großen Verzerrungen an der Reißspitze und
- einem räumlichen, längs der gekrümmten Reißfront sich ändernden Spannungs- und Verzerrungszustand.

Für den folgenden Vergleich der FE-Ergebnisse mit den HRR-Lösungen für EVZ und ESZ werden die Materialparameter des Ramberg-Osgood-Gesetzes zu $n = 5.0$ und $\alpha = 3.07$ angenommen (vgl. auch Bild 2.2.3-5). Entsprechende Spannungsanalysen für eine CT 100-Probe (Abschnitt 2.1.2) haben gezeigt, daß mit diesen Werten von n und α die Spannungen σ_{yy} im Ligament am besten durch die HRR-EVZ-Lösung approximiert werden können [8]. Die im Abschnitt 2.2.3-5 gewählte doppellogarithmische Darstellung der Spannungen und Verzerrungen über dem Quotienten

$(r/(J/R_{eL}))$ erlaubt eine einfache Darstellung der Funktionen in Gl. (23) als Geraden der Steigungen $(-1/(n+1))$ bzw. $(-n/(n+1))$.

Zunächst ist nach der HRR-Theorie ein linearer Zusammenhang zwischen der lokalen Reißöffnung $\delta_t(\phi)$ und dem lokalen $J(\phi)$ zu erwarten

$$\delta_t = d_n \cdot J/R_{eL} \quad (24)$$

der von den FE-Ergebnissen mit $d_n = 0.44$ im Mittel über alle drei Belastungsfälle und alle Reißfrontpunkte $\phi \neq 90^\circ$ bestätigt wird (Bild 2.2.5-12). Die FE-Werte liegen erwartungsgemäß zwischen den HRR-Lösungen für EVZ und ESZ, und zwar näher bei der erstgenannten.

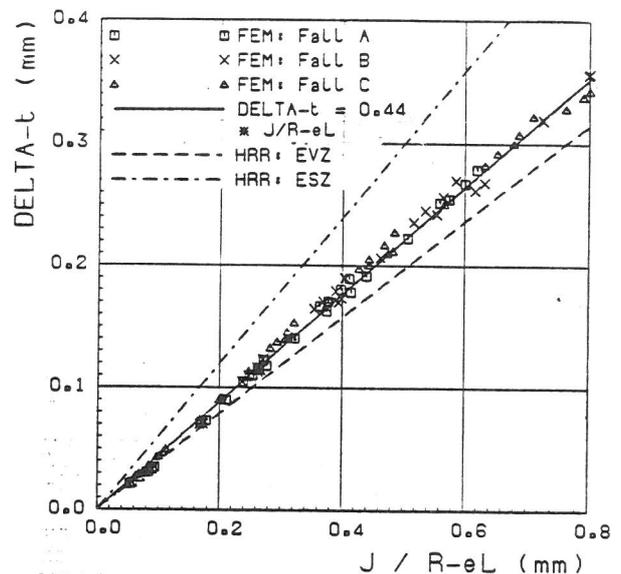


BILD 2.2.5 - 12:

Behälter mit Innenoberflächenriss
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

Spannungen und Verzerrungen wurden jeweils an drei markanten Stellen der Reißfront ausgewertet, nämlich bei

- $\phi = 5^\circ$ (in den Elementen an der tiefsten Stelle des Risses),
- $\phi = 75^\circ$ (in den Elementen an der stärksten Reißfrontkrümmung),
- $\phi = 85^\circ$ (in den Elementen an der Innenoberfläche).

Bei den Normalspannungen σ_{yy} in den Ligament-Elementen ($\theta = 12^\circ$) ist die Ausbildung eines J-dominierten Bereiches entsprechend Gl. (23) für $\phi = 5^\circ$ und $\phi = 75^\circ$ deutlich zu erkennen (Bilder 2.2.5-13 und 2.2.5-14), wobei die Spannungsverteilung bei $\phi = 75^\circ$ (Bild 2.2.5-14) für die Belastungsfälle B und C (mit Axialzug) ziemlich genau mit der HRR-EVZ-Lösung zusammenfällt und damit auch mit dem

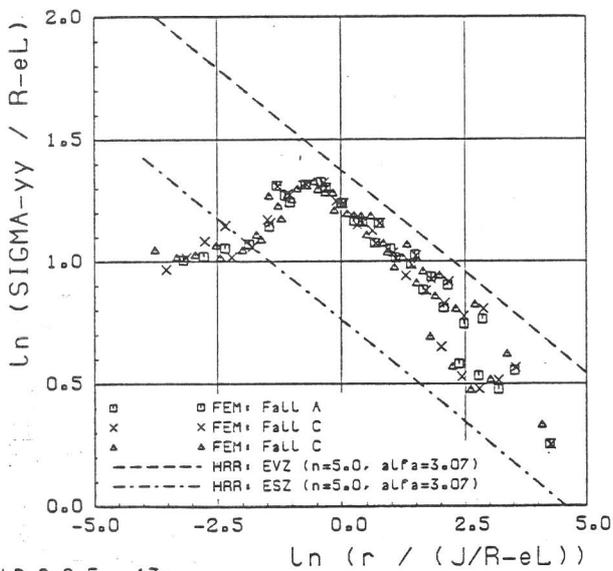


BILD 2.2.5 - 13:
Behälter mit Innenoberflächenriss
PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

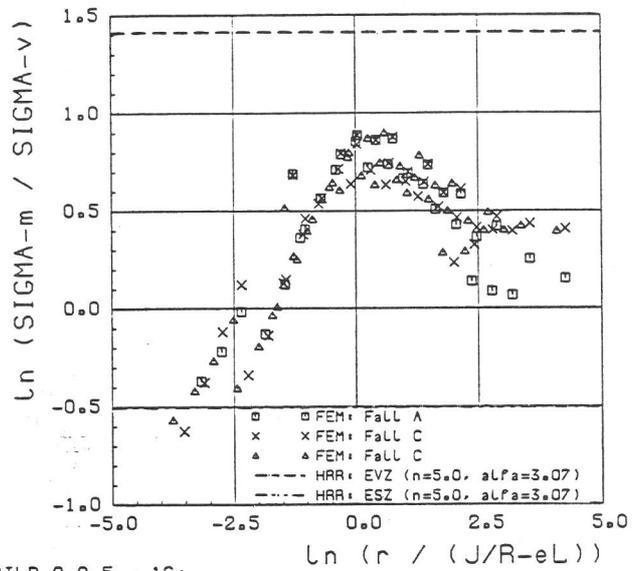


BILD 2.2.5 - 16:
Behälter mit Innenoberflächenriss
PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

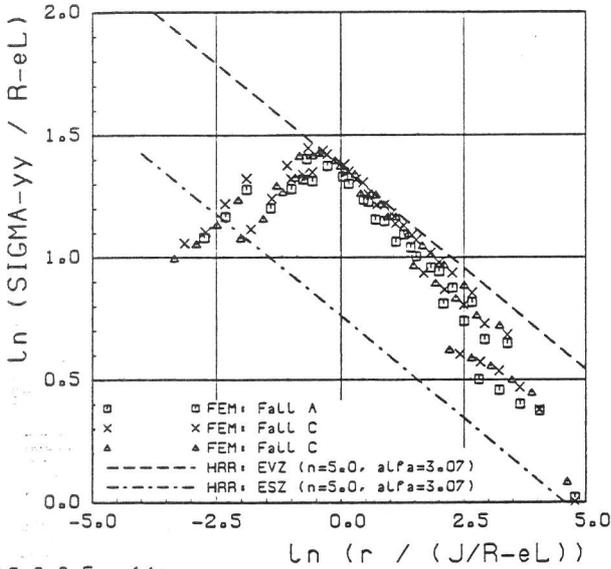


BILD 2.2.5 - 14:
Behälter mit Innenoberflächenriss
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

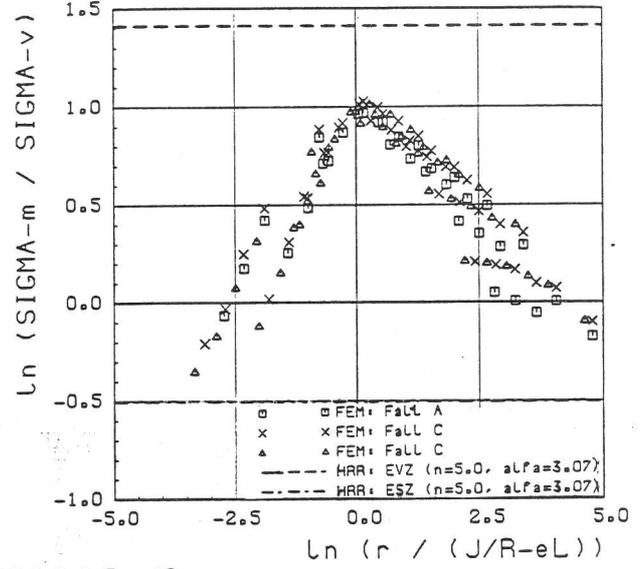


BILD 2.2.5 - 17:
Behälter mit Innenoberflächenriss
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

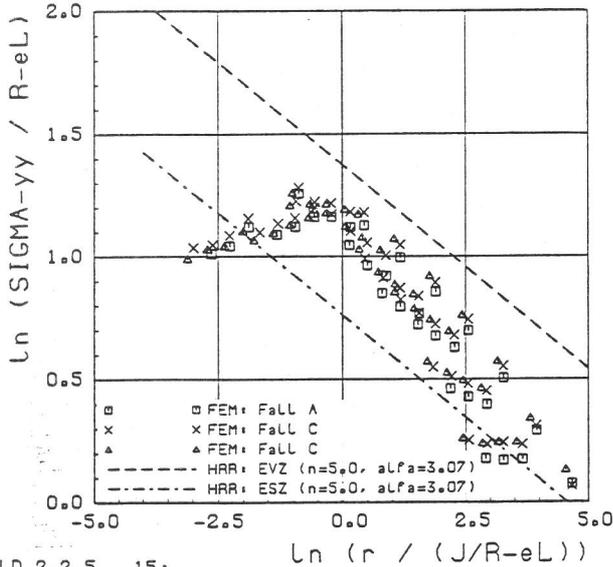


BILD 2.2.5 - 15:
Behälter mit Innenoberflächenriss
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

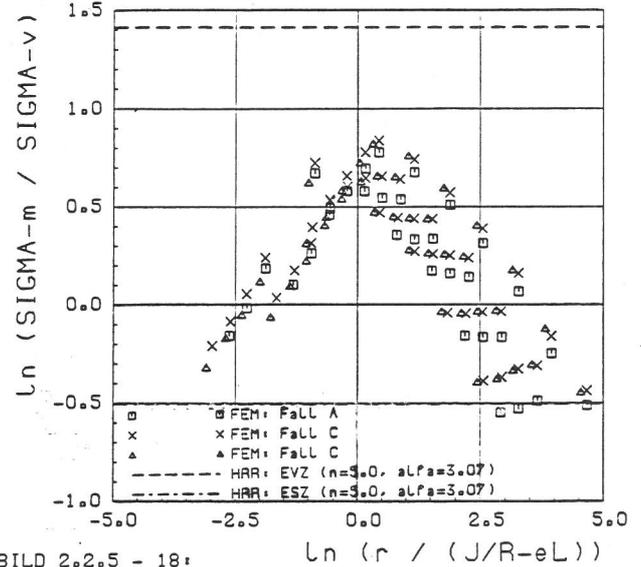


BILD 2.2.5 - 18:
Behälter mit Innenoberflächenriss
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

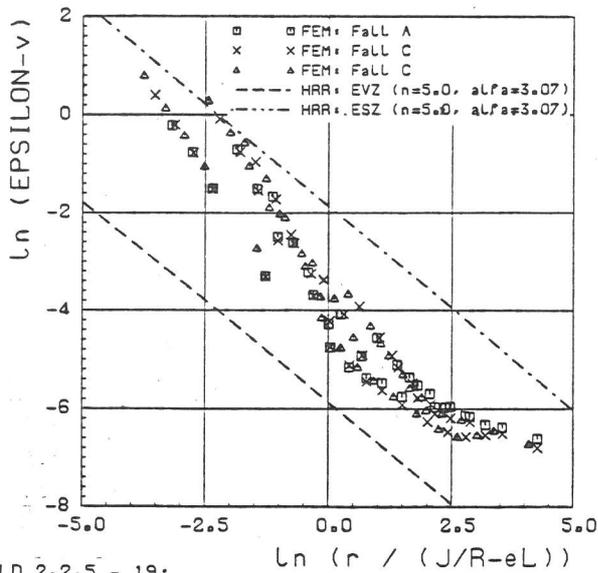


BILD 2.2.5 - 19:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
PHI = 5 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

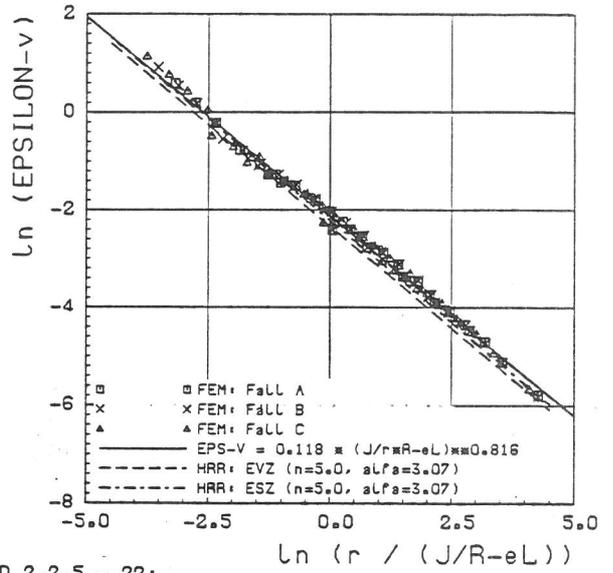


BILD 2.2.5 - 22:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
PHI = 5 Grad, THETA = 78 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse mit HRR-Lösungen

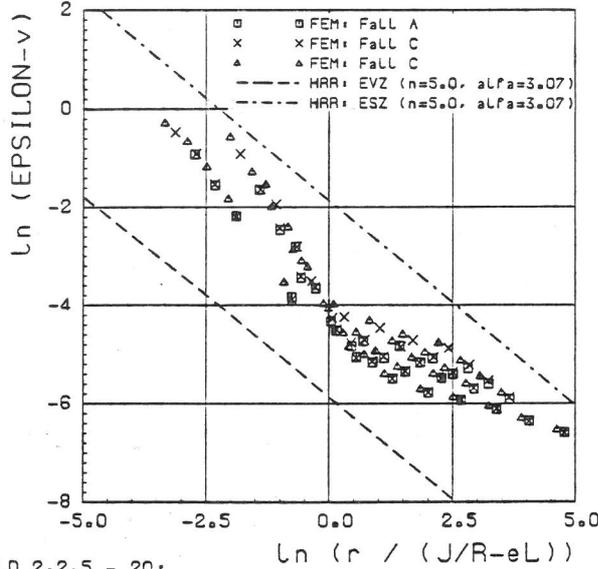


BILD 2.2.5 - 20:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
PHI = 75 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse mit HRR-Lösungen

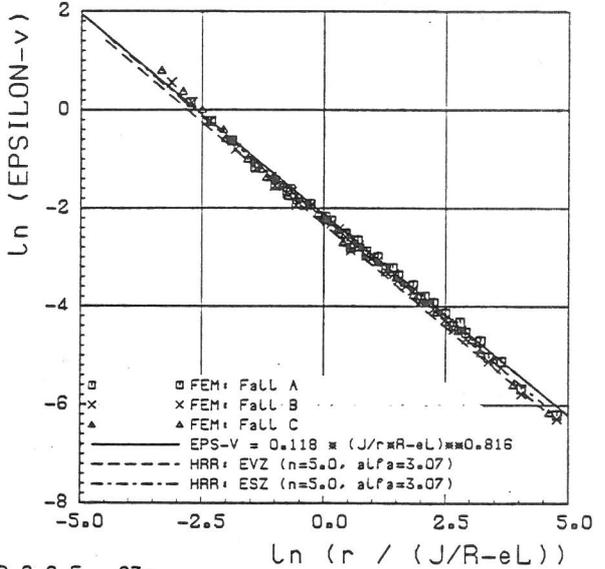


BILD 2.2.5 - 23:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
PHI = 75 Grad, THETA = 78 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse mit HRR-Lösungen

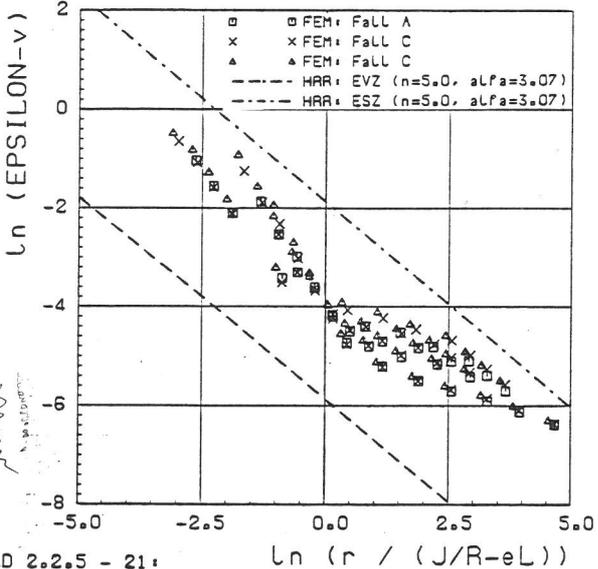


BILD 2.2.5 - 21:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
PHI = 85 Grad, THETA = 12 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse und HRR-Lösungen

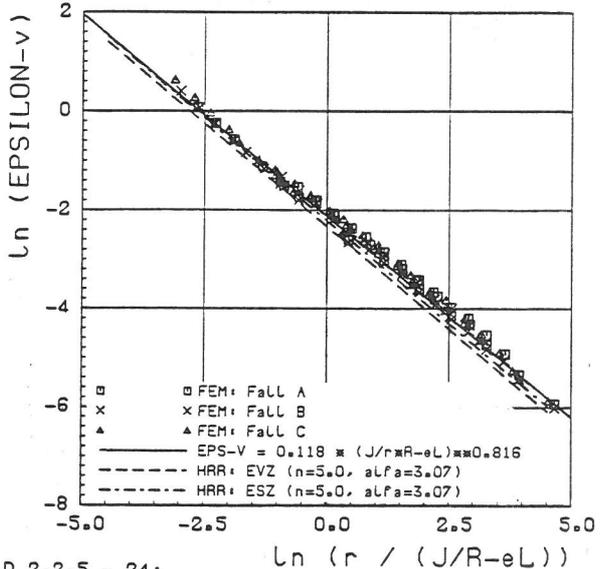


BILD 2.2.5 - 24:
Behälter mit Innenoberflächenrlss
PHI = 85 Grad, THETA = 78 Grad
Vergleich FE-Ergebnisse mit HRR-Lösungen

Spannungszustand an der Rißspitze in einer CT-Probe gleichen Werkstoffs übereinstimmt, während die Werte für $\phi = 5^\circ$ (Bild 2.1.5-13) etwas niedriger liegen. Für $\phi = 85^\circ$ (Bild 2.2.5-15) tendieren die Spannungsverläufe mit steigendem Druck immer stärker zur HRR-ESZ-Lösung.

Nach der HRR-Theorie ist der Quotient zweier Spannungsgrößen immer unabhängig von J und r . Betrachtet man die FE-Ergebnisse für den Mehrsigkeitsquotienten σ_m/σ_v (Bilder 2.2.5-16 bis 2.2.5-18), so ist hier eine deutliche Diskrepanz zum HRR-Feld festzustellen, da bezüglich der Abhängigkeit von (r/J) ein deutliches Maximum anstelle eines stationären Wertes ausgeprägt wird. Der höchste überhaupt erreichte Wert bei $\phi = 75^\circ$ in den Lastfällen B und C (mit Axialzug) liegt mit $\sigma_m/\sigma_v = 2.79$ fast ein Drittel niedriger als der HRR-EVZ-Wert.

Die linearen Vergleichsdehnungen ϵ_v wurden für zwei verschiedene Winkel $\theta = 12^\circ$ (Elemente am Ligament) und $\theta = 78^\circ$ (Elemente senkrecht zum Ligament) ausgewertet. Für $\theta = 12^\circ$ ist keine den HRR-Gleichungen (23) ähnliche Gesetzmäßigkeit aus den FE-Ergebnissen herzuleiten; die Werte liegen in einem Streuband zwischen EVZ und ESZ. Dagegen werden die FE-Ergebnisse für $\theta = 78^\circ$ gut durch die HRR-Lösungen approximiert, wobei sicher auch die Tatsache eine Rolle spielt, daß hier die EVZ- und ESZ-Lösung fast zusammenfallen. Die Steigung der Ausgleichsgeraden aller FE-Werte bei $\theta = 78^\circ$ führt auf einen Wert des Verfestigungsexponenten von $n = 4.43$.

Literatur zu 2.2.5:

/1/ ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Appendix A.

/2/ Irwin, G. R.: "Crack Extension Force for a Part-Through Crack in a Plate", J. Appl. Mech. 29 (1962), 651 - 654.

/3/ Newman, J. C. and Raju, I.S.: "Stress Analysis and Fracture of Surface Cracks in Cylindrical Pressure Vessels", 5th SMiRT (1979), G 7/3.

/4/ Raju, I. S. and Newman, J. C.: "Stress Intensity Factors for Internal and External Surface Cracks in Cylindrical Vessels", Transactions ASME, J. Pressure Vessel Technology 104 (1982), 293 - 298.

/5/ Schulze, M. D., Togler, G. and Bodmann, E.: "Fracture mechanics analysis on the initiation and propagation of circumferential and longitudinal cracks in straight pipes and pipe bends", Nuclear Engineering and Design 58 (1980), 19 - 31.

/6/ Brocks, W. und Noack, H.-D.: "Elastisch-plastische J-Analyse für einen Innenoberflächenriß in einem Druckbehälter", Technischer Fachbericht zum Vorhaben RS 150 490, BAM Berlin, Januar 1986.

/7/ Shih, C. F., German, M. D. and Kumar, V.: "An Engineering Approach for Examining Crack Growth and Stability in Flawed Structures", J. Pres. Ves. & Piping 9 (1981), 159 - 196.

/8/ Brocks, W. und Olschewski, J.: "Zur Bedeutung des J-Integrals bei der Beschreibung von Spannungsfeldern in rißbehafteten dreidimensionalen Strukturen", Berichtsband 17. Sitzung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Basel (1985), 403 - 415.

2.3 ZUSAMMENFASSUNG UND BEWERTUNG DER ERGEBNISSE

Die in den Kap. 2.1 und 2.2 beschriebenen FE-Analysen an Proben (Kap. 2.1) und Bauteilen (Kap. 2.2) dienten neben der Ermittlung von Bruchmechanik-Beanspruchungsparametern wie K , J und δ_t in Abhängigkeit der Belastung sowie dem Vergleich mit Näherungsverfahren der Erweiterung der Kenntnisse über den Zusammenhang zwischen dem Spannung-Verzerrung-Zustand in Rißspitzennähe und den Bruchmechanik-Beanspruchungsparametern bei elastisch-plastischem Materialverhalten, um daraus Hinweise für die in Bezug auf Geometrie und Größe zu stellenden Anforderungen an Bruchmechanikproben und Regeln für die Übertragung von an Proben ermittelten Bruchmechanik-Kennwerten auf Bauteile zu erhalten und diese bereits festgelegten Regeln sowie Erfahrungen aus dem Experiment gegenüberzustellen.

Größeneinfluß CT-Proben

Voraussetzung für die Bestimmung von Bruchmechanik-Kennwerten nach dem J - oder δ_t -Konzept im elastisch-plastischen Bereich ist, daß die Beanspruchungsparameter J bzw. δ_t das Spannung-Verzerrung-Feld in der Nähe der Rißspitze zumindest bis zur kritischen Belastung für die Ermittlung des Kennwertes eindeutig beschreiben können. So zeigt etwa Bild 2.1.2-16a, daß in unterschiedlich großen, also auch unterschiedlich stark verformten CT-Proben für vergleichbare J -Werte um 140 N/mm (Mittelwert über die Probendicke) die Verläufe der Rißöffnungspressungen σ_{yy} nahe der Rißspitze ($r \gg 0,3$ mm) im Ligament gut übereinstimmen, insbesondere den gleichen Maximalwert im gleichen Abstand von der Rißspitze annehmen. Für die großen Proben (CT 100 und CT 200) ist der Bereich gleicher Spannungsverläufe sogar noch größer ($r = 3,2$ mm). Das J -Integral bestimmt also hier eindeutig den Spannungsverlauf im Nahbereich. Dagegen zeichnet sich im Bild 2.1.2-17a für den Mehrachsigenquotienten σ_m/σ_v im Ligament ein deutlicher Einfluß der Probengröße ab: Bei etwa gleichen J -Werten liegen die σ_m/σ_v -Verläufe der beiden kleinen Proben deutlich unter denen der großen Proben, insbesondere ist der Maximalwert für die CT 12.5 etwa 30 % niedriger als für die CT 100. Komplementär hierzu weisen die kleineren Proben die größeren Vergleichsdehnungen ϵ_v im Ligament als die größeren Proben auf (Bild 2.1.2-18a sowie Bilder 2.1.2-

28a,b,c). Entsprechend wird die Annäherung an den ebenen Verzerrungszustand (EVZ), $\epsilon_{zz} = 0$, in Probenmitte nahe der Rißspitze mit zunehmender Probengröße besser (Bilder 2.1.2-27a,b,c). Auch die beiden kleinen Proben, CT 12.5 und CT 25, erfüllen für den betrachteten J -Wert von 140 N/mm noch die Größenbedingung nach ASTM /1/ für die Ermittlung von J_{IC} , nämlich $B \gg 8$ mm (s. Gl. (7) im Abschnitt 2.1.2).

Ingham et al. /2/ berichten dazu aus experimentellen Untersuchungen an Standard-CT-Proben ($B/W = 0,5$, $a/W = 0,6$) für einen Stahl A533, Cl. 1 ($R_{eL} = 444$ N/mm² bei $T = 20$ °C), daß von der Probengröße unabhängige J_R -Kurven erst für die 40 mm und 100 mm dicken Proben erhalten wurden; dabei lag der mittlere Initiierungswert J_i bei 230 N/mm, der Maximalwert J_{max} ($\Delta a = 3$ mm) zwischen 800 und 1500 N/mm. Bei den kleineren Proben ($B = 20$ mm und $B = 10$ mm), die die ASTM-Dickenbedingung bezüglich J_{max} nicht einhalten, wächst die Steigung der J_R -Kurve mit abnehmender Dicke, d. h. unter Einbeziehung der FE-Ergebnisse des Abschnitts 2.1.2 mit abnehmender Mehrachsigkeit σ_m/σ_v bzw. mit zunehmender Vergleichsdehnung ϵ_v oder zunehmender Abweichung von EVZ an der Rißspitze. Die Autoren kommen jedoch zu dem Schluß, daß für die untersuchten Probengrößen beim Initiierungswert J_i im Rahmen der ingenieurmäßigen Anwendung kein Größeneinfluß zu berücksichtigen ist, wenn J_i bei $\Delta a = 0,2$ mm mit einer Approximation der Versuchswerte durch eine Potenzfunktion ermittelt wird.

Bei der Ermittlung von K_R -Kurven an CT-Proben verschiedener Dicken und Breiten für einen Stahl A533B bei $T = 24$ °C zeigen McCabe et al. /3/, daß für Ligamentbreiten $W = 200$ mm im Dickenbereich zwischen 10 mm und 100 mm praktisch kein Größeneinfluß feststellbar ist. Es ergab sich für alle Probengrößen der gleiche Initiierungswert für stabiles Rißwachstum. Für die dünneren Proben ($B = 25$ mm und 10 mm) konnte jedoch ein wesentlich größeres stabiles Rißwachstum erzielt werden als mit den Proben der Dicken 50 mm und 100 mm. Der wesentliche Unterschied zu den Untersuchungen von Ingham et al. /2/ besteht darin, daß die Bedingung für die Mindestabmessung des Ligamentes auch im Maximum der Rißwiderstandskurve noch erfüllt ist. Kaiser et al. /4/ stellen bei der Ermittlung von Rißwiderstandskurven für einen Stahl 30 CrNiMo 8 mit CT-Proben unterschiedlicher Dicke und $W =$

100 mm einen Einfluß der Dicke für $B \leq 20$ mm fest, wobei die J_R -Kurven mit abnehmender Dicke steiler verlaufen. Der Initiierungswert von 70 N/mm war wiederum von der Probengröße unabhängig. Bei den dünnen Proben ($B = 5$ mm und 10 mm) nahm mit wachsender Rißausbreitung das Voreilen der Rißfront in der Probenmitte ("Tunnelung") unter Ausbildung von Scherlippen an den Rändern rasch zu. Diese Beobachtung steht qualitativ im Einklang mit den in den FE-Analysen ermittelten J -Verteilungen über die Dicken-Koordinate z (Bild 2.1.2-22), bei denen das Verhältnis von J_{\max} in Probenmitte ($z = 0$) zu J_{\min} am Probenrand ($z = B/2$) mit abnehmender Probendicke B und zunehmender Plastizierung zunimmt. Gleiches gilt für die Verteilung der Rißspitzenöffnung δ_t (Bild 2.1.2-24) sowie der Vergleichsdehnung ϵ_v (Bilder 2.1.2-28a,b,c). Aus der ϵ_v -Verteilung für die verschiedenen Proben kann man den Einfluß der Probengröße auf das Tunnel-Phänomen beim stabilen Rißfortschritt qualitativ auch mit Hilfe des "Ductile Failure Criterion" von McClintock /5/ erklären, nach dem eine vom hydrostatischen Spannungsanteil σ_m abhängige kritische Vergleichsdehnung für das Eintreten eines duktilen Anrisses erforderlich ist. Quantitative Untersuchungen zum lokalen Rißfortschritt entlang einer gekrümmten Rißfront mit dem J_R -Kurven-Kriterium oder dem Ductile Failure Criterion stehen im Rahmen des Vorhabens noch aus.

Der Vergleich der Ergebnisse von elastisch-plastischen FE-Analysen für CT-Proben aus Abschnitt 2.1.2 mit einigen experimentellen Untersuchungen zum Größeneinfluß bei CT-Proben aus der Literatur hat gezeigt:

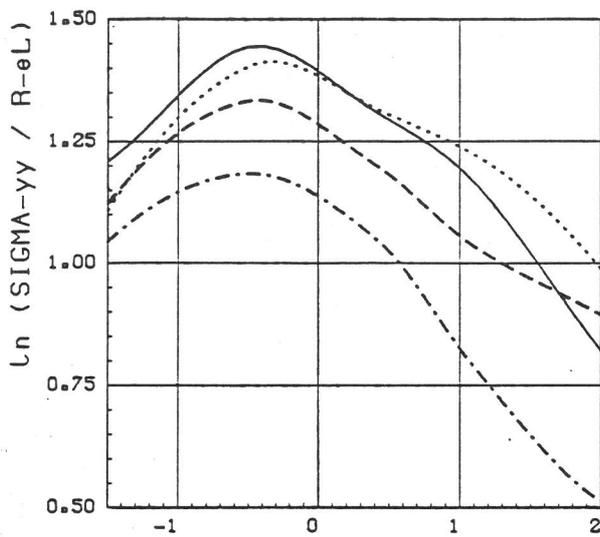
- Im Beanspruchungsbereich bis zur Durchplastizierung des Ligamentquerschnitts (general yield) ist experimentell und nach den FE-Analysen kein Größeneinfluß zu erwarten, daß J das Spannungs-Verzerrung-Feld an der Rißspitze eindeutig determiniert.
- Bei Beanspruchung über die plastische Grenzlast hinaus (vollplastischer Zustand) ergeben sich aus den FE-Rechnungen Hinweise für eine Änderung des Zusammenhangs zwischen J und dem Spannungs-Verzerrung-Feld im Rißspitzenbereich und damit für einen Einfluß der Probengröße auf experimentell ermittelte Rißwiderstandskurven infolge unterschiedlich großer plastischer Deformationen

bei gleichem J . Das wird insbesondere bei der Darstellung des Mehrachsigenquotienten σ_m/σ_v in Abhängigkeit des auf die Beanspruchungsgröße J/R_{eL} normierten Rißfrontabstandes r deutlich (Bild 2.1.2-17), wo sich für die kleinen Proben kleinere σ_m/σ_v -Werte ergeben, sowie in einer starken Zunahme der Druckdehnungen in Dickenrichtung (Abweichen vom EVZ). Diese Effekte treten bereits bei J -Werten auf, die noch weit unterhalb derjenigen liegen, die nach der Größenbedingung für ein J_{IC} -Bestimmung nach ASTM /1/ zulässig sind, sowie auch unterhalb derjenigen, bei denen experimentell ein Größeneinfluß bei den Rißwiderstandskurven zu erkennen ist /2/.

- Das im Versuch zusammen mit dem Auftreten eines Größeneinflusses zu beobachtende starke Vorlaufen der Rißfront in Probenmitte /4/ ist mit den FE-Analysen qualitativ durch entsprechende Verläufe von J , δ_t und ϵ_v über die Probendicke erklärbar.

Geometrieinfluß

Ein Anwachsen des Rißwiderstandes, wie es beim Unterschreiten von Mindestabmessungen an CT-Proben auftritt ("Größeneinfluß"), ist auch zu beobachten, wenn man bei der Ermittlung von Rißwiderstandskurven von biegebeanspruchten auf zugbeanspruchte Proben vergleichbarer Abmessungen übergeht ("Geometrieinfluß"). Zur Untersuchung des Geometrieinflusses wurden Spannungs-Verzerrungs-Analysen an drei verschiedenen Proben gleicher Ligamentbreite, $W-a = 25$ mm, unter EVZ-Bedingung durchgeführt, deren Ergebnisse im Abschnitt 2.1.1 dargestellt sind. Es zeigt sich, daß für die (biegebeanspruchte) CT-Probe bei gleichem J die höchsten Werte sowohl der Rißöffnungsspannung σ_{yy} (Bild 2.3-1) als auch des Mehrachsigenquotienten σ_m/σ_v (Bild 2.3-2) auftreten, während die (zugbeanspruchte) CC-Probe die vergleichsweise niedrigsten Werte aufweist und die der DECT-Probe dazwischen liegen. Korrespondierend damit treten in der CC-Probe die höheren Vergleichsdehnungen ϵ_v im Ligament auf (Bild 2.3-3). Aus den Bildern 2.1.1-19, 2.1.1-22 und 2.1.1-33 erkennt man zusätzlich, daß die genannten Spannungs- und Verzerrungsgrößen im Falle der CT-Probe eindeutig mit der Beanspruchungsgröße J zusammenhängen, während dieser Zusammenhang bei den Zugproben nicht mehr besteht, so daß in der Auftragung über dem normierten Rißfrontabstand ($r \cdot R_{eL}/J$)



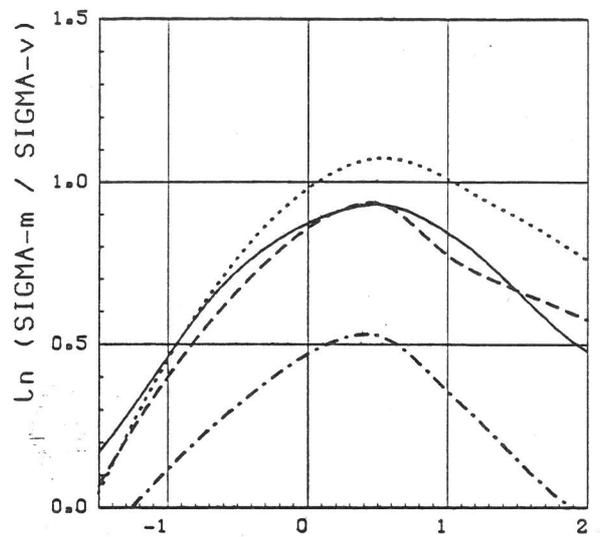
$\ln (r * R-eL / J)$

————	CT: 3D (z=0.0)	J = 164 N/mm
.....	CT: EVZ	J = 160 N/mm
-----	DECT: EVZ	J = 164 N/mm
- . - . - .	CC: EVZ	J = 162 N/mm

BILD 2.3 - 1:

Proben verschiedener Geometrien
 Ligamentbreite: $W-a = 25$ mm
 Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
 RLSoeffnungsspannung \ln Ligament

ein Variationsband von Werten auftritt, dessen Breite wiederum bei der CC-Probe größer als bei der DECT-Probe ist. Insbesondere fällt der im Ligament erreichte Maximalwert des Mehrachsigenquotienten bei den Zugproben, besonders stark bei der CC-Probe (Bild 2.1.1-20), mit wachsender Belastung ab. Zugbeanspruchte Bruchmechanikproben können also selbst unter EVZ-Bedingungen ("out-of-plane constraint"), d. h. physikalisch bei "sehr großer" Dicke, den bei geringerer Belastung erreichten Mehrachsigenquotienten offenbar nicht über einen größeren Lastbereich aufrechterhalten. Die Ursache hierfür ist im unterschiedlichen Grad der Dehnungsbehinderung in Ligamentrichtung ("in-plane constraint") zu suchen (Bild 2.3-4): Im Gegensatz zur biegebeanspruchten CT-Probe tritt bei den zugbeanspruchten Proben eine Ligamenteinschnürung auf - definiert als Quotient aus der Ligamentbreite ($W-a$) unter der momentanen Belastung und der Ligamentbreite (W_0-a_0) im unbelasteten Zustand - und zwar bei der CC-Probe praktisch vom Beginn der Belastung an und bei der DECT-Probe oberhalb eines J-Wertes von etwa 50 N/mm. Aus der Fließlinien-theorie ist bekannt, daß sich bei einer CC-Probe im vollplastischen Zustand Fließkeile unter 45° von der freien Oberfläche zur Rißspitze hin ausbilden (siehe auch Bild 2.1.1-28), während die Fließ-

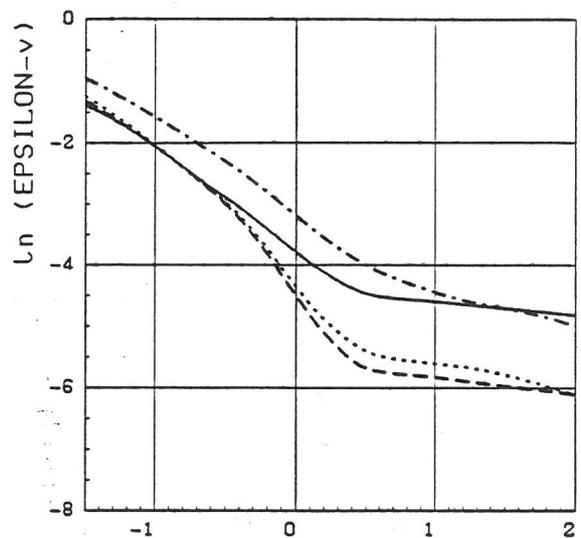


$\ln (r * R-eL / J)$

————	CT: 3D (z=0.0)	J = 164 N/mm
.....	CT: EVZ	J = 160 N/mm
-----	DECT: EVZ	J = 164 N/mm
- . - . - .	CC: EVZ	J = 162 N/mm

BILD 2.3 - 2:

Proben verschiedener Geometrien
 Ligamentbreite: $W-a = 25$ mm
 Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
 Mehrachsigenquotient \ln Ligament



$\ln (r * R-eL / J)$

————	CT: 3D (z=0.0)	J = 164 N/mm
.....	CT: EVZ	J = 160 N/mm
-----	DECT: EVZ	J = 164 N/mm
- . - . - .	CC: EVZ	J = 162 N/mm

BILD 2.3 - 3:

Proben verschiedener Geometrie
 Ligamentbreite: $W-a = 25$ mm
 Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
 Vergleichsdehnung \ln Ligament

nien bei einer CT-Probe bogenförmig verlaufen, mit einer Druckzone an der freien Oberfläche, die ein Einschnüren verhindert (siehe Bild 2.1.1-26). Die steigende Dehnungsbehinderung im Ligament von der CC- über die DECT- zur CT-Probe spiegelt sich in

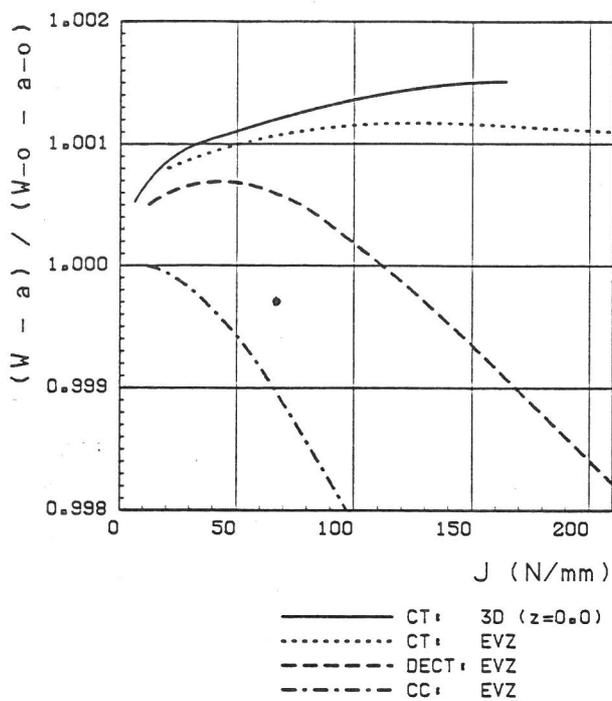


BILD 2.3 - 4:

Proben verschiedener Geometrie
 Ligamentbreite: $(W-a_0) = 25$ mm
 Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
 Ligamentverformung: $(W-a)$

der Größe der Rißöffnungsspannungen (Bild 2.3-1) und der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes (Bild 2.3-2) an der Rißspitze wider. Experimentell stellt sich eine entsprechende Rangfolge bezüglich des Rißwiderstands der verschiedenen Proben ein, wie das Bild 3.1.2-10 zeigt.

Ergänzend dazu ist nach Garwood /6/ die Steigung der J_R -Kurve (bei $\Delta a = 1$ mm) einer CC-Probe mit $W = 40$ mm, $B = 20$ mm und $a/W = 0,5$ bei gleichem J_I etwa doppelt so groß wie die einer entsprechenden Dreipunktbiege-Probe. Auch bei einer CC-Probe mit wesentlich kleinerem $a/W = 0,12$, $W-a = 300$ mm und $B = 21$ mm wird immer noch eine steilere J_R -Kurve als bei einer CT-20-Probe erhalten /7/. Aus /8/ ergibt sich der Hinweis, daß bei gleichem J_I die J_R -Kurve für eine DENT-Probe mit $W = 100$ mm, $B = 300$ mm und $a/W = 0,5$ steiler verläuft als für eine 20 % seitengekerbte CT 25-Probe ohne Ermüdungsanriß.

In mehreren Untersuchungen /9, 10/ wird darauf hingewiesen, daß die in /1/ für CT- und Dreipunktbiege-Proben festgelegten Größenbedingungen für zugbeanspruchte Bruchmechanik-Proben nicht ausreichen. Wird entsprechend dem Vorschlag von McMeeking und Parks /9/ der "Größenfaktor" M in Gl. (12) von Abschnitt 2.1.1 von $M = 25$ für biegebeanspruchte Proben /1/ auf $M = 200$ heraufgesetzt, so ginge

beim Beispiel der CC-25 (EVZ) die Variationsbreite des über $(r \cdot R_{el}/J)$ aufgetragenen Mehrachsigkeitsquotienten σ_m/σ_v (Bild 2.1.1-20) wegen der daraus resultierenden Beanspruchungsgrenze von $J \ll 55$ N/mm zwar etwa auf die Hälfte zurück, sie bliebe aber dennoch immer noch erheblich größer als für die DECT-Probe im Beanspruchungsbereich $J \ll 164$ N/mm (Bild 2.1.1-19). Daraus könnte gefolgert werden, daß für CC-Proben M noch erheblich größer als 200 sein müßte. Die Ermittlung geometrieunabhängiger J_R -Kurven mittels CC-Proben erfordert demnach vergleichsweise sehr große Abmessungen, zumal zusätzlich zu berücksichtigen ist, daß den FE-Ergebnissen des Abschnitts 2.2.1 bereits der EVZ zugrunde gelegt wurde.

Der Vergleich der Ergebnisse von elastisch-plastischen FE-Analysen für zwei zug- und eine biegebeanspruchte Probe gleicher Ligamentbreite unter EVZ-Bedingung im Abschnitt 2.1.1 mit einigen experimentellen, analytischen und numerischen Ergebnissen aus der Literatur hat bestätigt:

- Um über einen weiten Lastbereich zur Ermittlung konservativer Rißwiderstandskurven eine hohe Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an der Rißspitze aufrechtzuerhalten, ist die Forderung nach "Annäherung an den EVZ" ("out-of-plane constraint"), also nach bestimmten Mindestdicken der Proben, allein nicht ausreichend. Vielmehr ist auch die Dehnungsbehinderung in Ligamentrichtung ("in-plane constraint"), also Ligamentbreite und Belastungsart (Zug oder Biegung), von Bedeutung.
- Die CT-Probe - ggf. mit Seitenkerbung - bietet daher auch unter Berücksichtigung der Herstellungskosten und des Versuchsaufwandes für die Ermittlung von Kennwerten der elastisch-plastischen Bruchmechanik wesentliche Vorteile gegenüber zugbeanspruchten Proben.

Proben und Bauteile

Um das Verhalten von Bauteilen vorhersagen zu können, müssen die an Proben ermittelten (geometrieunabhängigen!) Werkstoffkennwerte den im Bauteil vorliegenden Belastungsgrößen gegenübergestellt werden. Der erste notwendige Schritt in dieser Übertragungskette ist, sicherzustellen, daß die ermittelten kritischen Beanspruchungswerte nicht

von der Probengeometrie und -größe abhängen; die Bedingungen hierfür wurden in den vorangegangenen Absätzen diskutiert. Da die Belastungs- und Geometriesituationen in Bauteilen meist erheblich komplexer als in Laborproben sind, ist jedoch mit der Feststellung, daß ein kritischer Beanspruchungswert unabhängig von der Probengeometrie ermittelt werden kann, noch nicht automatisch seine "Übertragbarkeit" auf Bauteile sichergestellt.

Zur Untersuchung dieses letztgenannten Problems wurden im Abschnitt 2.2.3 Spannung-Verzerrung-Analysen für einen Modellbehälter mit halbelliptischem Oberflächenfehler aus demselben Material wie die 2D- und 3D-Proben unter verschiedenen Last-Randbedingungen durchgeführt. Dabei hat sich gezeigt, daß der $J(\phi)$ -Wert entlang der Rißfront zwar ein geeigneter Parameter der lokalen Belastungsintensität ist, indem er das Spannung-Verzerrung-Feld auch bei unterschiedlichen äußeren Belastungen in bestimmten Bereichen um die Rißfront eindeutig beschreibt, daß aber die für eine Übertragung zweidimensionaler Modellvorstellungen (J-Dominanz, HRR-Feld usw.) auf dreidimensionale Probleme entscheidend wichtige Frage nach der lokalen Annäherung an den EVZ sehr differenziert beantwortet werden muß. So braucht etwa die aus der Sicht von Spannungen und Verzerrungen "kritischste" Stelle nicht mit dem J-Maximum an der tiefsten Stelle des Risses ($\phi = 0^\circ$) zusammenfallen (siehe die Bilder 2.2.3-16a,b,c und folgende). In dem untersuchten Modellbehälter kamen vielmehr die Spannungszustände bei $\phi = 75^\circ$ (zur Definition des Winkels ϕ siehe Bild 2.2.3-3), also im oberflächennäheren Bereich, denen in einer CT-Probe unter EVZ-Bedingung am nächsten.

Der Vergleich mit einer CT-100-Probe ist noch einmal exemplarisch bei lokalen Belastungsintensitäten von $135 \text{ N/mm} \leq J \leq 180 \text{ N/mm}$

- für die Rißöffnungsspannungen σ_{yy} in den Bildern 2.3-5a,b,
- für den Mehrachsigkeitsquotienten σ_m/σ_v in den Bildern 2.3-6a,b und
- für die Vergleichsdehnung ϵ_v in den Bildern 2.3-7a,b

dargestellt. Danach tritt die höhere Mehrachsichtigkeit nicht an der tiefsten Stelle des Risses ($\phi \sim 0^\circ$), sondern näher zur Behälteroberfläche bzw. zur stärkeren Rißfrontkrümmung hin ($\phi = 75^\circ$) auf. Der

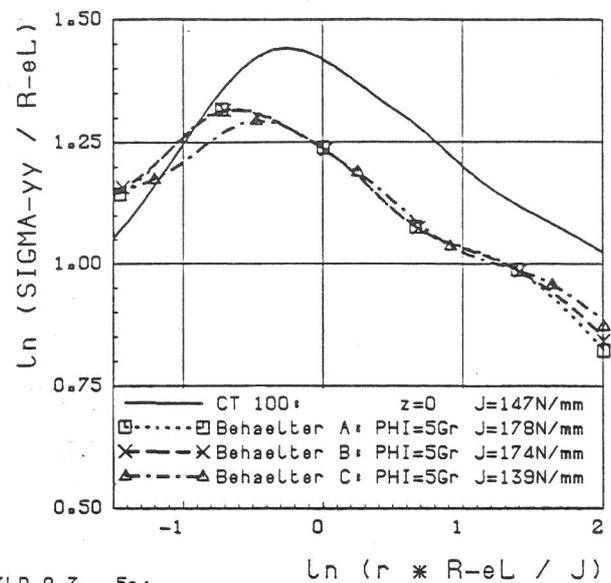


BILD 2.3 - 5a:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
Rißeöffnungsspannung σ_m LLgament

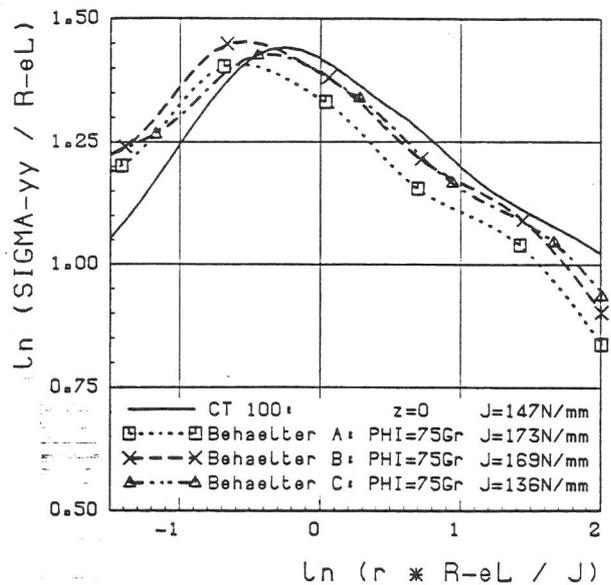


BILD 2.3 - 5b:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
Rißeöffnungsspannung σ_m LLgament

Axialzug p_z in den Belastungsfällen B und C bewirkt an dieser Stelle eine leichte Erhöhung der Mehrachsichtigkeit im Vergleich zum Lastfall A, während die Rißflächenbelastung keinen bemerkenswerten Einfluß hat - abgesehen davon, daß die Rißflächenbelastung natürlich zu einer Erhöhung von J führt (Bild 2.2.3-10). Die Vergleichsdehnung ist bei $\phi = 0^\circ$ und $\phi = 75^\circ$ nicht bemerkenswert unterschiedlich.

Die niedrigere Mehrachsichtigkeit an der tiefsten Stelle des halbelliptischen Risses im Vergleich zur Mittenebene einer CT-Probe kann man wieder

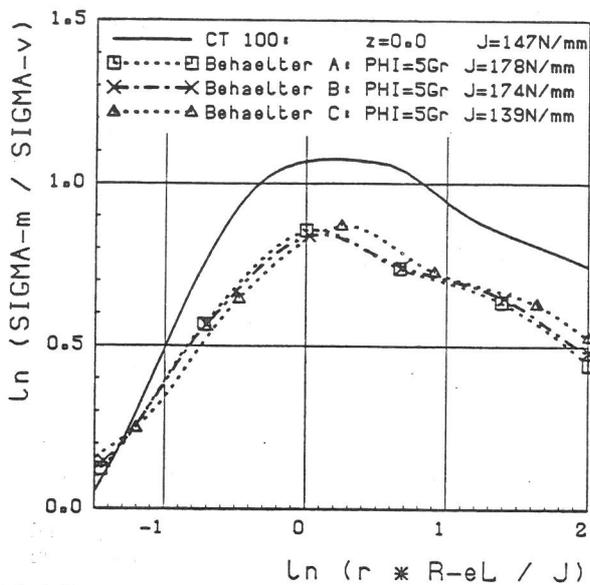


BILD 2.3 - 6a:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
Mehrachsigkeitsquotient \ln Ligament

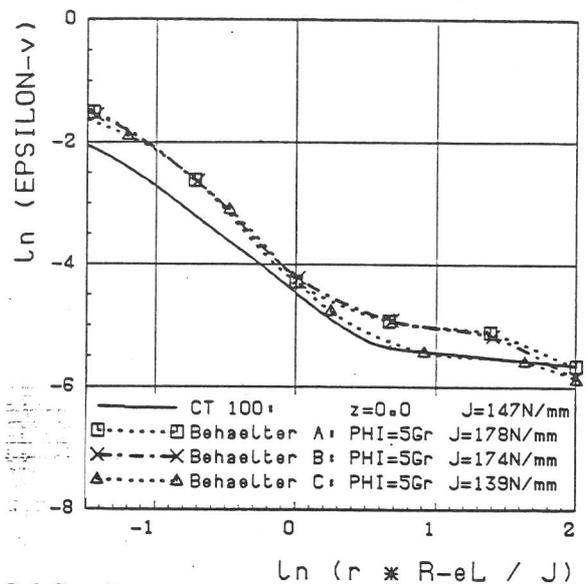


BILD 2.3 - 7a:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
Vergleichsdehnung \ln Ligament

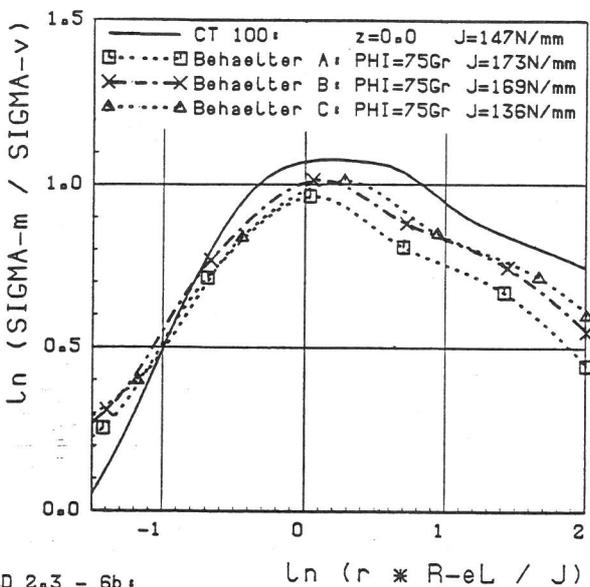


BILD 2.3 - 6b:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
Mehrachsigkeitsquotient \ln Ligament

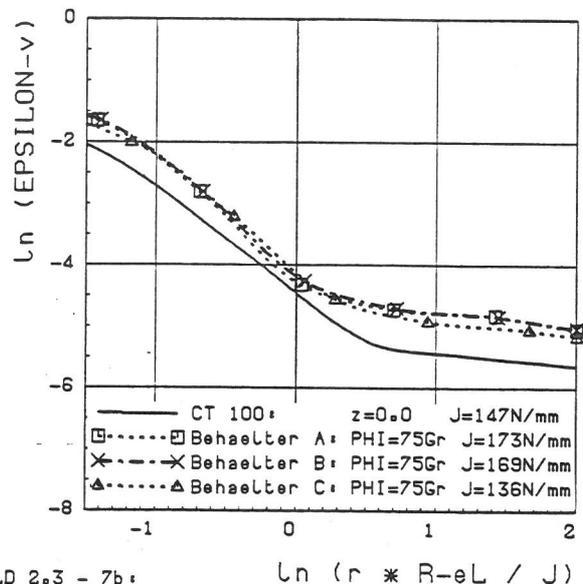


BILD 2.3 - 7b:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
Vergleichsdehnung \ln Ligament

physikalisch aus dem unterschiedlichen "in-plane constraint" beider Strukturen verstehen (Bild 2.3-8a,b): Während bei der CT-Probe eine Ligamenteinschnürung wegen des Biegedruckbereiches an der freien Oberfläche unterbunden ist, schnürt sich der Nettoquerschnitt der Behälterwand im Bereich des Risses für $J > 100$ N/mm ein (Bild 2.3-8a für $\phi = 0^\circ$). Wie im Falle der zugbeanspruchten Proben kann damit die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes an der Rispspitze bei größeren plastischen Verformungen nicht mehr aufrecht erhalten werden. In axialer Richtung dagegen wird eine Ligamenteinschnürung zum einen durch die Länge des Rohres, zum anderen durch den Axialzug p_z behindert (Bild

2.3-8b für $\phi = 90^\circ$), so daß Rißbereiche, in denen die Rißfront senkrecht zur Behälterachse steht, wegen des höheren "in-plane constraint" die höheren Mehrachsichtigkeiten erwarten lassen; dem läuft allerdings bei $\phi = 90^\circ$ das Fehlen des "out-of-plane constraint" an der freien Behälteroberfläche entgegen. Aus der Wechselwirkung dieser beiden Einflüsse tritt die größte Verformungsbehinderung offenbar im Rißbereich um $\phi = 75^\circ$ auf, wo die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes dem in einer CT-Probe unter EVZ-Bedingung am nächsten kommt. Die Annäherung an den in einer CT-Probe herrschenden Beanspruchungszustand ist insofern bemerkenswert, als die Behälterwand wegen des kleinen t/R -

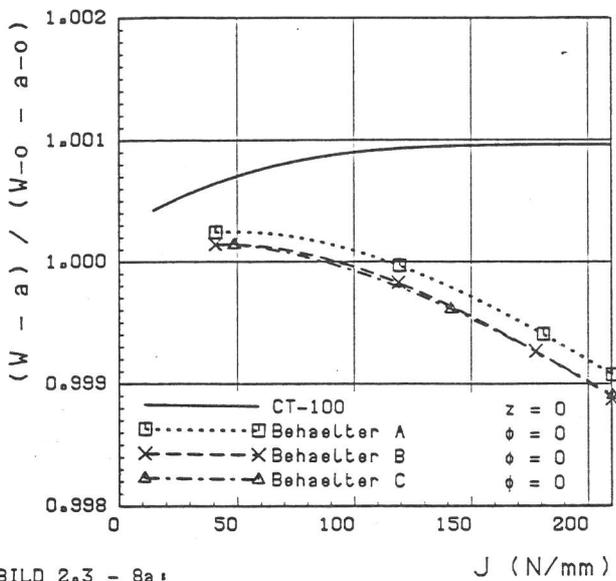


BILD 2.3 - 8a:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
ELnschnuerung des Ligamentes

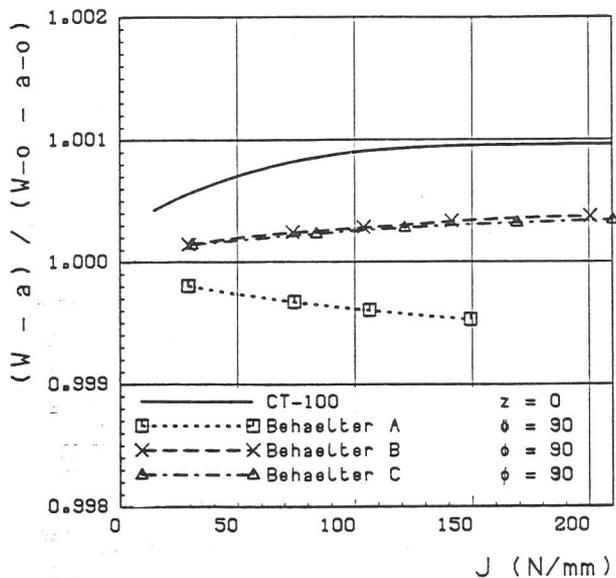


BILD 2.3 - 8b:

Proben und Bauteile
Werkstoff: 20 MnMoNL 5 5
ELnschnuerung des Ligamentes

Verhältnisses überwiegend unter Zugbeanspruchung steht, so daß man am Riß eigentlich einen Spannungszustand wie in einer zugbeanspruchten Probe erwartet hätte.

Nach einem "ein-parametrischen" Konzept von J -kontrolliertem Rißwachstum, das ohne Einbeziehung der lokalen Mehrachsigkeit von einer einzigen materialspezifischen J_R -Kurve ausgeht, ist das größte stabile Rißwachstum an der Stelle des maximalen J -wertes, also bei $\phi = 0^\circ$ zu erwarten. Wie aber bereits die experimentellen Untersuchungen verschiedener Probengrößen und -geometrien zeigen,

hängt der Rißwiderstand sehr wohl von der erreichbaren Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an der Rißspitze ab, wobei diese "Mehrachsigkeit" durch das Gegensatzpaar EVZ und ESZ nur sehr unvollständig charakterisiert wird, wie ein Vergleich zwischen biege- und zugbeanspruchten Bruchmechanikproben unter EVZ-Bedingung deutlich macht. So wie eine zugebeanspruchte Probe trotz gleicher oder sogar größerer Dicke die steilere Rißwiderstandskurve als eine biegebeanspruchte Probe liefern kann, ist es auch denkbar, daß für verschiedene Rißfrontbereiche eines halbelliptischen Risses in einem Bauteil lokal unterschiedliche J_R -Kurven gelten, so daß der lokale Rißfortschritt nicht allein durch die J -Verteilung entlang der Rißfront bestimmt wird. Damit wäre die sog. Kanuform stabil gewachsener Oberflächenrisse, wie sie sowohl bei den Behälterversuchen der BAM (Bild 4-21) als auch andernorts, z. B. bei den Versuchen des HSST-Programms beobachtet wurde, im Prinzip qualitativ erklärbar, obwohl quantitative Untersuchungen noch ausstehen. Einen Hinweis in die gleiche Richtung gibt auch das Ductile Failure Criterion von McClintock /5/: Da bei dem numerisch analysierten Versuchbehälter der Mehrachsigkeitsquotient σ_m/σ_v im Ligament bei $\phi = 75^\circ$ größer als bei $\phi = 0^\circ$ ist, während die Vergleichsdehnungen sich nicht merkbar unterscheiden, wäre das stärkere Hohlräumwachstum und damit letztendlich auch die größere stabile Rißausbreitung nicht in Wandickenrichtung sondern (unterhalb der freien Oberfläche des Rohres) in Längsrichtung zu erwarten.

Der Vergleich der Ergebnisse von elastisch-plastischen FE-Analysen eines Modellbehälters mit halbelliptischem Oberflächenriß unter verschiedenen Belastungsbedingungen mit entsprechenden FE-Analysen von Bruchmechanik-Proben und experimentellen Ergebnissen hat gezeigt:

- Eine Anwendung von Rißwiderstandskurven für die Vorhersage von lokalem Rißwachstum bei halbelliptischen Oberflächenrisen führt ohne Berücksichtigung der lokalen Mehrachsigkeit des Spannungszustandes zu falschen Ergebnissen.
- Der Quotient σ_m/σ_v hat sich in den FE-Analysen als empfindliches Maß zur Quantifizierung der lokalen Mehrachsigkeit herausgestellt. Auch seine kontinuumsmechanische Begründung im Modell

Tabelle 2.3-1:

Vergleich globaler und lokaler Kenngrößen zur Charakterisierung des bruchmechanischen Verhaltens von Proben und Bauteilen (Werkstoff 20 MnMoNi 5 5) aufgrund von Ergebnissen der FE-Analysen

Probe/ Bauteil	global		lokal (Ligament)			
	FE-Modell	Constraint-Faktor L	Ort	Belastungsintensität J (N/mm)	$K_{\sigma p}$	$\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_v}\right)_{\max}$
CC-25	2D, EVZ	1.18	-	162	3.27	1.70
DECT-25	2D, EVZ	1.70	-	164	3.79	2.55
CT-25	2D, EVZ	1.69	-	160	4.08	2.92
ISO-V	2D, EVZ	1.60	-	155	3.11	1.86
CT-12.5	3D	1.47	z=0	174	4.01	2.20
CT-25	3D	1.46	z=0	164	4.23	2.27
CT-100	3D	1.47	z=0	147	4.19	2.43
CT-200	3D	1.47	z=0	151	4.14	2.51
CT-200 (B/2)	3D	1.33	z=0	159	4.11	2.87
Behälter mit halbeliptischem Innenoberflächenfehler	Lastfall A: "offenes Rohr"	-	$\phi=5^\circ$	178	3.73	2.35
		-	$\phi=75^\circ$	173	4.06	2.62
		-	$\phi=85^\circ$	157	3.25	1.78
	Lastfall B: "Behälter mit Boden"	-	$\phi=5^\circ$	174	3.72	2.31
		-	$\phi=75^\circ$	169	4.25	2.75
		-	$\phi=85^\circ$	153	3.39	1.91
	Lastfall C: "Behälter mit Boden" und Reißflächenbelast.	-	$\phi=5^\circ$	139	3.66	2.39
		-	$\phi=75^\circ$	134	4.16	2.75
		-	$\phi=85^\circ$	169	3.36	1.87

des Hohlraumwachstums qualifiziert ihn als geeigneten Parameter zur Charakterisierung duktilen Bruchverhaltens.

- Teilweise auch noch unpräzise gebrauchte Begriffe wie "Annäherung an den EVZ", "Constraint" usw. sind demgegenüber wenig geeignet, duktilen Bruchverhalten zu beschreiben, da zwischen "globalem Constraint", definiert als das Verhältnis der plastischen Grenzlaster gekerbter und ungekerbter Proben, und "lokalem Constraint", verstanden als Maß der lokalen Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, kein unmittelbarer quantitativer Zusammenhang besteht, wie die Tabelle 2.3-1 noch einmal zusammenfassend verdeutlicht.

Literatur zur 2.3

- /1/ ASTM-Standard E 813-81: Standard Test of J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness of Metallic Materials.
- /2/ Ingham, T., J. T. Bland, G. Wandle: Influence of Specimen Size on the Upper Shelf Toughness of SA A533B-1 Steel, Trans. 7th SMIRT Conf., Chicago, USA, 1983, Vol. G, Paper G 2/3.
- /3/ McCabe, D. E., J. D. Landes, H. A. Ernst: Prediction of Heavy Section Performance of Nuclear Vessel Steels from Surveillance

Size Specimens, Trans. 7th SMIRT Conf., Chicago, USA, 1983, Vol. G, Paper G 2/4.

Trans. 8th SMIRT Conf., Brüssel, Belgium, 1985, Vol. G, Paper G 3/1.

/4/ Kaiser, H.-J., K. E. Hagedorn und O. Pawelski: Investigation On The Influence of Specimen Geometry on Stable Growth, Arch. Eisenhüttenwes. 55 (1984), 339 - 343.

/8/ Roos, E., U. Eisele, H. Silcher: A Procedure for the Experimental Assessment of the J-Integral by Means of Specimens of Different Geometries, Int. J. Pres. Ves. and Piping 23 (1986), 81 - 93.

/5/ McClintock, F. A.: A Criterion for Ductile Fracture by Growth of Holes, J. Appl. Mechanics, Vol. 35 (1968), 363 - 371.

/9/ McMeeking, R. M. and D. M. Parks: On Criteria for J-Dominance of Crack-Tip Fields in Large Scale Yielding, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, Philadelphia, USA, 1979, 175 - 194.

/6/ Garwood, S. J.: Effect of Specimen Geometry on Growth Resistance, Fracture Mechanics, ASTM STP 677, Philadelphia, USA, 1979, 511 - 532.

/10/ Shih, C. F. and M. D. German: Requirements for a One Parameter Characterization of Crack Tip Field by the HRR Singularity, Int. J. Fracture, 17 (1981), 27 - 43.

/7/ Julisch, P., W. Stadtmüller: Valuation of a Ductile Vessel Rupture by R-Curve Analysis with CT Specimens and Wide Plate Tests,

3. VERSUCHE ZUR ERMITTLUNG VON WERKSTOFFKENN- WERTEN IM ELASTISCH-PLASTISCHEN BEREICH

3.1 WERKSTOFFKENNGRÖSSEN IM GRUNDWERKSTOFF

Für die in den Abschnitten 3.1.1 bis 3.1.3 und 4. beschriebenen Untersuchungen wurden 4 Stähle verwendet, deren chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften in den Tabellen 3.1-1 und 3.1-2 zusammengefaßt sind.

Eine Reihe weiterer Werkstoffe wurde nur für die Untersuchungen gemäß Abschnitt 3.1.4 herangezogen. Die chemische Zusammensetzung und mechanischen Eigenschaften aller Werkstoffe, die für diese Untersuchungen verwendet wurden, sind in diesem Abschnitt in Tabellen aufgeführt.

3.1.1 VERSUCHE AN KLEINPROBEN

3.1.1.1 STAUCHPROBEN

Einleitung

Den numerischen Berechnungen zur Ermittlung von Beanspruchungsgrößen im elastisch-plastischen Bereich liegen Werkstoffkennwerte zugrunde, die dem Spannungs-Dehnungsdiagramm sowie der Fließkurve entnommen werden. Ideale Voraussetzungen für die Ermittlung der Fließkurve bei konstanter Temperatur und Formänderungsgeschwindigkeit sind gegeben, wenn die Probe einachsrig beansprucht wurde.

Im Zugversuch läßt sich der Spannungszustand jedoch nur bis zu verhältnismäßig kleinen Formänderungen einachsrig aufrechterhalten, während er beim Zylinder-Stauchversuch infolge der Reibung auf den Stauchbahnen mehr oder weniger von der Einachsrigkeit abweicht. Die Temperatur und die Formänderungsgeschwindigkeit verändern sich üblicherweise während des Versuches, sind aber bei Beginn der Formänderung im Bereich von 20 °C bis rd. 200 °C nicht von ausgeprägtem Einfluß.

Werkstoffe und Versuchsdurchführung

Untersucht wurden die Werkstoffe 20 MnMoNi 55, 22 NiMoCr 37 (KS01) und StE 460 (3). Die chemische Zusammensetzung und die wichtigsten werkstoffmechanischen Daten sind an anderer Stelle aufgeführt (s. Abschn. 3.1). Die Versuchswerkstoffe lagen als geschmiedete Platten von 140 mm (20 MnMoNi 55) bzw. als warmgewalzte Bleche von 40 mm Dicke [StE 460 (3)] vor. Die Proben des Werkstoffes 22 NiMoCr 37 (KS01) wurden in L-Richtung der Randzone einer gebrochenen CT 50-Probe entnommen. Die Proben des Werkstoffes 20 MnMoNi 55 sind entsprechend dem Entnahmeplan (Bild 3.1.1.-1) gefertigt worden. Je 6 Proben des Werkstoffes StE 460 (3) waren in L-, T- und in S-Richtung orientiert.

Die Zylinderstauchproben mit einem Durchmesser von 7 mm und einer Höhe von 10 mm wurden zwischen planparallelen Preßflächen einer speziellen Stauchvorrichtung in einer servo-hydraulischen

Tabelle 3.1-1:

Chemische Zusammensetzung der für die Untersuchung gemäß der Abschnitte 3.1.1 bis 3.1.3 und 4. verwendeten Stähle; Stückanalysen, Massengehalte in Prozent

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Mo	Ni	V	Co
StE 460(3)	0,17	0,28	1,52	0,009	0,009	0,010	0,03	0,039	0,013	0,62	0,18	-
22 NiMoCr 37 (KS01)	0,22	0,22	0,79	0,007	0,002	0,048	0,12	0,45	0,73	0,98	0,003	0,017
22 NiMoCr 37 (S23)	0,21	0,22	0,86	0,005	0,008	0,021	0,05	0,40	0,53	0,85	0,001	0,011
20 MnMoNi 55	0,19	0,22	1,43	0,009	0,009	0,023	0,07	0,14	0,49	0,56	0,01	0,008

Tabelle 3.1-2:

Mechanische Eigenschaften der für die Untersuchungen gemäß der Abschnitte 3.1.1 bis 3.1.3 und 4. verwendeten Stähle (Zugproben in T-Lage bei $25 \pm 2 \text{ °C}$ und $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

Werkstoff	Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Bruchein-	Kerbschlagarbeit-
	R_{eL} N/mm ²	R_m N/mm ²	A_5 %	schnürung Z %	Hochlage A_{VH} J
StE 460(3)	480	647	19	67	105 (T-L)
22 NiMoCr 37 (KS01)	438	586	25	55	90 (T-L)
22 NiMoCr 37 (S23)	471	633	23	72	182 (T-S; T-L)
20 MnMoNi 55	459	604	17	63	55 (T-L)

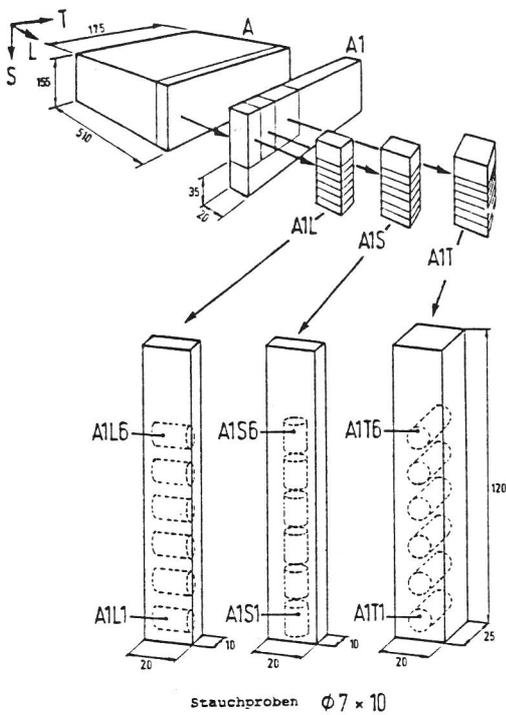


Bild 3.1.1-1
Entnahme der Stauchproben des Werkstoffes
20 MnMoNi 55

Universalprüfmaschine kontinuierlich gestaucht. Bei geregelter Kolbenweggeschwindigkeit von 0,05 mm/sec erfolgte über das Last- und Wegmeßsystem der Prüfmaschine die Aufzeichnung der Last-Weg-Kurve (Bilder 3.1.1-2 bis 3.1.1-4). Für die Ermittlung der Fließkurve wurden dazu simultan die Kraft- und Stauchwerte von einem rechnergesteuerten Analogmeßsystem mit einer Abtastrate von ca. 30.000 Messungen je Sekunde gemessen. Für eine vorgegebene Stauch-Schrittweite wurden bis zum Erreichen der ebenfalls vorgegebenen maximalen Probenstauchung die zugehörigen Meßwerte im Rechner gespeichert und standen nach Versuchsende für die Auswertung des Versuches zur Verfügung.

Die Anpassung des Prüfmaschinenmeßsystems, die notwendige Synchronisierung des Meßvorganges mit dem Rechner (DIETZ 621 X2) sowie die erforderlichen Berechnungen und Ausgabesteuerungen erfolgten mit einem dafür in der BAM entwickelten Rechnerprogramm.

Für die vorgegebene Stauchsrittweite (z. B. 0,5 %) wurden nach Versuchsstart im Rechner folgende Größen berechnet:

Stauchung

$$\epsilon_d = \frac{H_0 - H}{H_0}$$

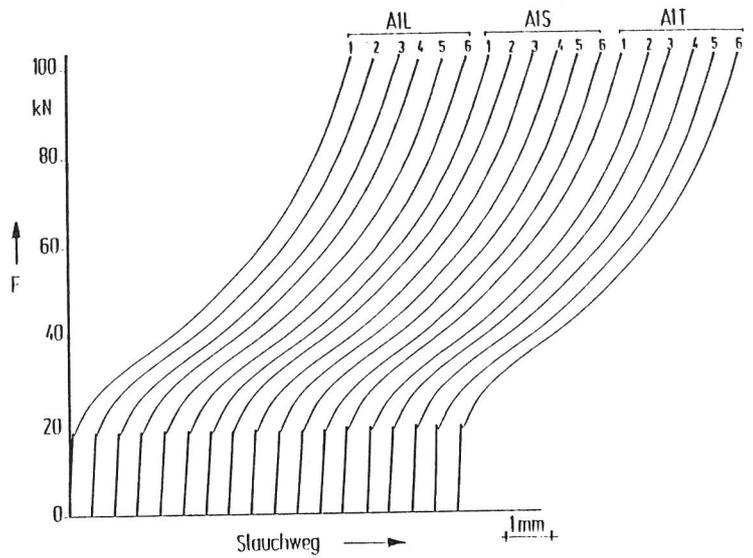


Bild 3.1.1-2
Stauchversuche für unterschiedliche Probenorientierungen (s. Bild 3.1.1-1), 20 MnMoNi 55

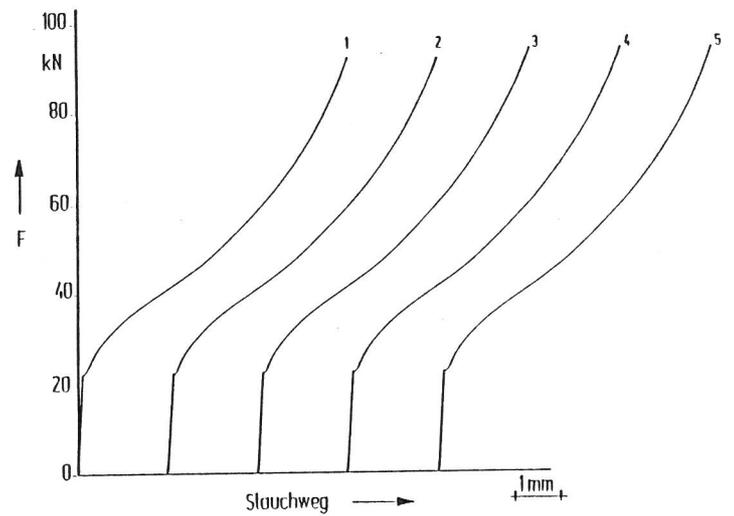


Bild 3.1.1-3
Stauchversuche, 22 NiMoCr 37

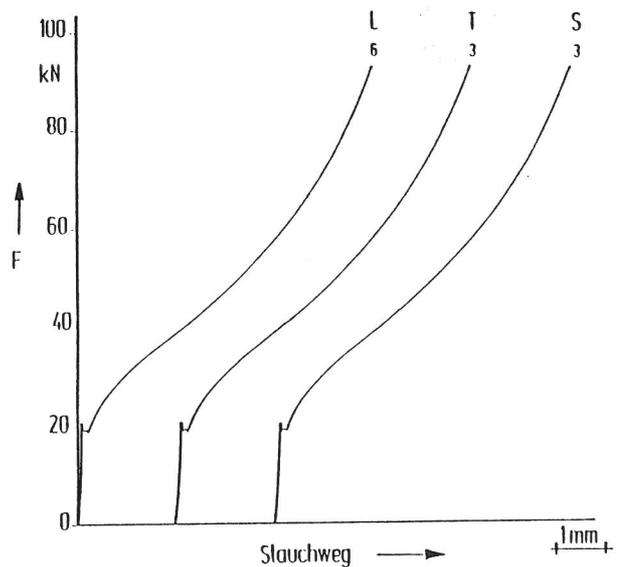


Bild 3.1.1-4
Stauchversuche, StE 460(3)

Logarithmische Formänderung (log. Stauchung)

$$\varphi = \ln \frac{H}{H_0} = \ln (1 - \epsilon_d),$$

Nennstauchspannung

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{und}$$

Formänderungsfestigkeit (Fließspannung) unter der Voraussetzung der Volumenkonstanz

$$k_f = \sigma \frac{H}{H_0} = \sigma (1 - \epsilon_d).$$

Zu den jeweiligen konventionellen Stauchwerten erfolgte mit ms-Auflösung die Versuchszeitmessung. Aus der Differenz des letzten und des ersten Stauchwertes und der zugeordneten Zeitdifferenz wurde für den Versuch die mittlere Verformungsgeschwindigkeit berechnet.

Die berechnete Fließkurve wurde grafisch auf einem Plotter und tabellarisch auf einem Drucker ausgegeben.

Ergebnisse

Die wesentlichen Ergebnisse zur Fließkurvendarstellung für die Werkstoffe 20 MnMoNi 55, 22 NiMoCr 37 (KS01) und StE 460 (3) sind in den Bildern 3.1.1-5 bis 3.1.1-14 zusammengestellt. Die Streuungen der Einzel-Ergebnisse für die jeweilige Probenrichtung sind vernachlässigbar klein. Nach den Bildern 3.1.1-6, 3.1.1-8 und 3.1.1-10, in denen in doppeltlogarithmischer Auftragung die Formänderungsfestigkeit k_f in Abhängigkeit von der logarithmischen Formänderung dargestellt ist, be-

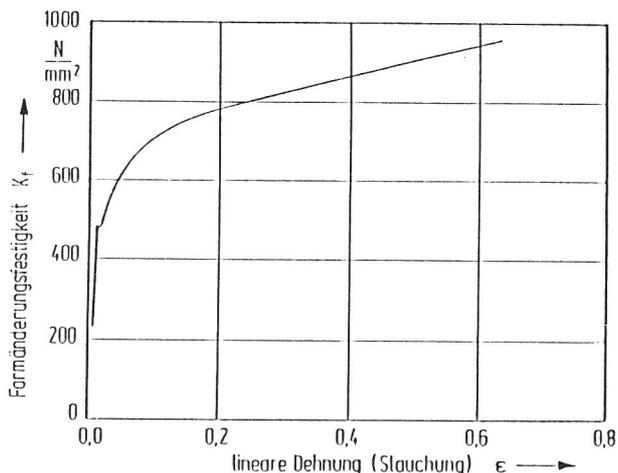


Bild 3.1.1-5
Fließkurve des Werkstoffs 20 MnMoNi 55,
Richtung A1L4

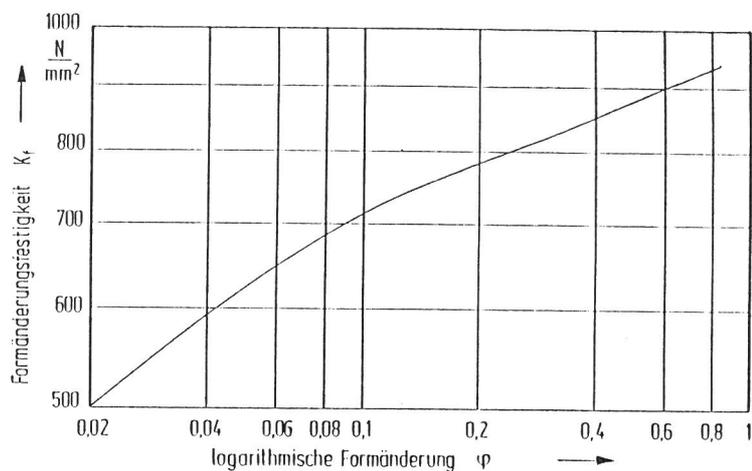


Bild 3.1.1-6
Fließkurve des Werkstoffs 20 MnMoNi 55, Richtung A1L4
in doppelt logarithmischer Darstellung,
 $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

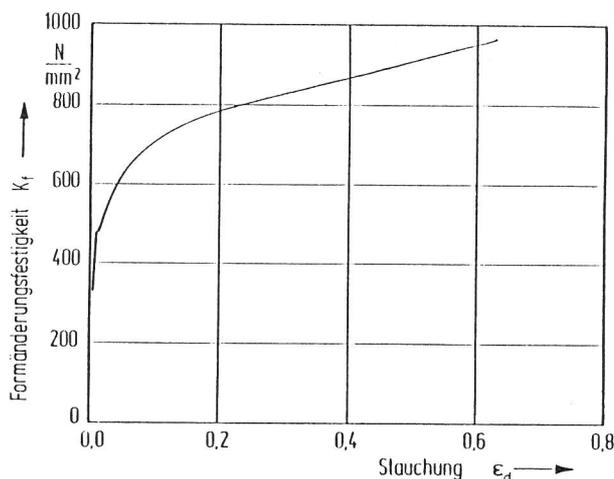


Bild 3.1.1-7
Fließkurve des Werkstoffs 20 MnMoNi 55,
Richtung A1T1

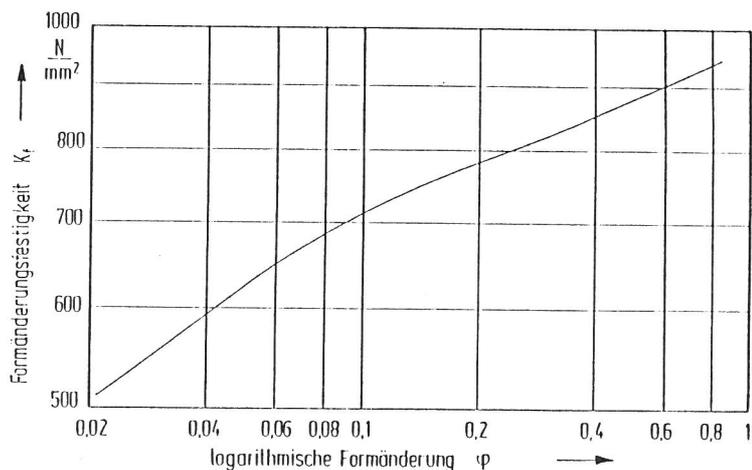


Bild 3.1.1-8
Fließkurve des Werkstoffs 20 MnMoNi 55, Richtung A1T1
in doppelt logarithmischer Darstellung,
 $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

steht zwischen $\log k_f$ und $\log \varphi$ kein einheitlicher linearer Zusammenhang. Der betrachtete φ -Bereich

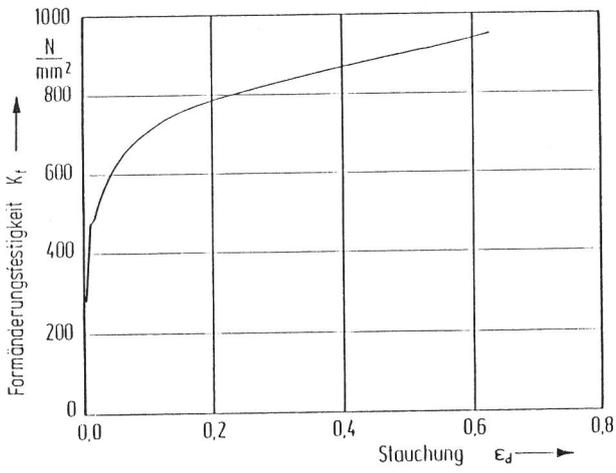


Bild 3.1.1-9
Fließkurve des Werkstoffs 20 MnMoNi 55,
Richtung A1S1

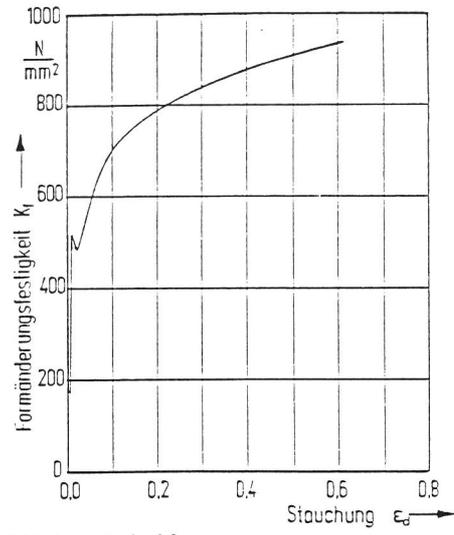


Bild 3.1.1-12
Fließkurve des Werkstoffs StE 460 (3), Richtung L,
 $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

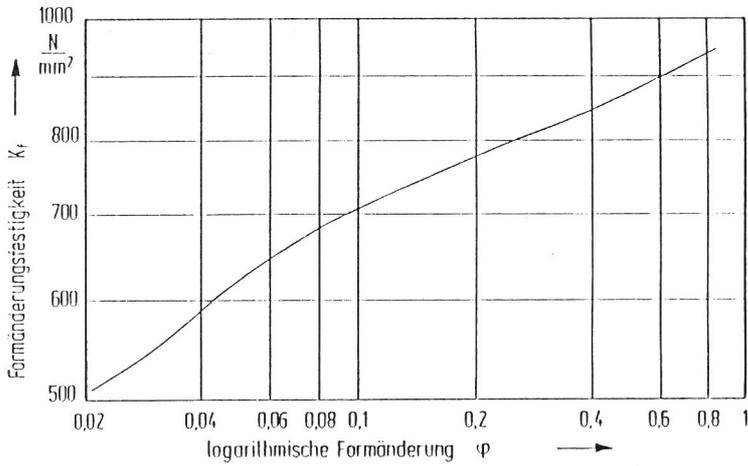


Bild 3.1.1-10
Fließkurve des Werkstoffs 20 MnMoNi 55,
Richtung A1S1 in doppelt logarithmischer
Darstellung, $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

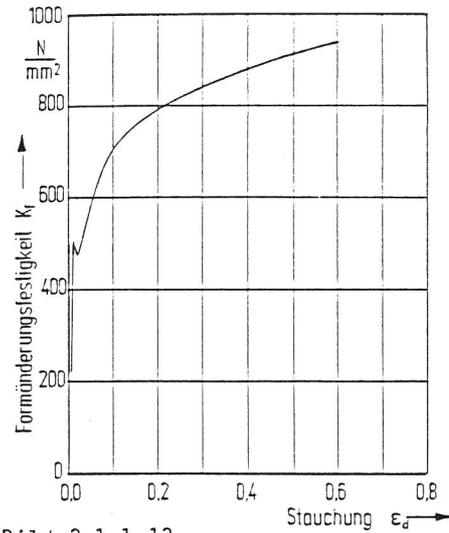


Bild 3.1.1-13
Fließkurve des Werkstoffs StE 460 (3), Richtung T,
 $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

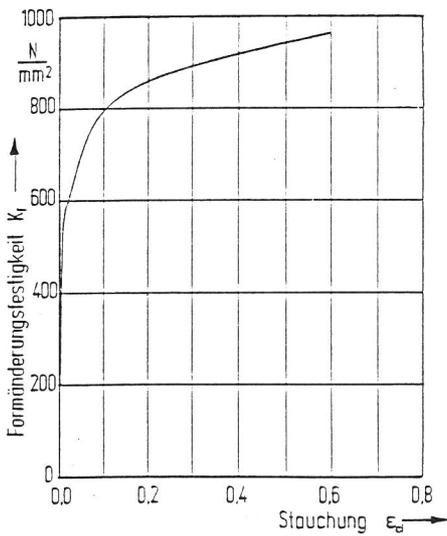


Bild 3.1.1-11
Fließkurve des Werkstoffs 22 NiMoCr 37,
Richtung L, $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

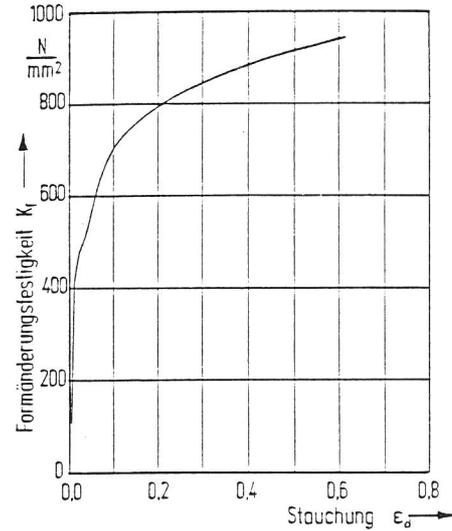


Bild 3.1.1-14
Fließkurve des Werkstoffs StE 460 (3), Richtung S,
 $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

kann in zwei Abschnitte unterteilt werden, innerhalb derer der Verlauf der Meßpunkte jeweils durch eine lineare Beziehung anzunähern ist. Bei der Darstellung der Fließkurve durch die Potenzfunktionen $k_f = k (B + \varphi)^m$ bzw. $k_f = k\varphi^m$ und $k_f = k_{f0} + k\varphi^m$ sind für die zwei Bereiche unterschiedliche Werte für den Festigkeitsparameter k und für den Verfestigungsexponenten m zu ermitteln.

Die hier dargestellten Untersuchungen wurden bei einer Formänderungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_d = 0,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt.

3.1.1.2 ZUGPROBEN

Die Zugversuche wurden entsprechend DIN 50 145 (5.1975) mit einer elektronisch geregelten 100 kN-Prüfmaschine bei konstanter Temperatur von 25 °C bzw. 27 °C und einer Dehngeschwindigkeit von ca. $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Es sind zylindrische Proben mit konischem Kopf in T-Lage geprüft worden, die bei einem Durchmesser von ca. 5 mm eine Meßlänge L_0 von 40 mm bzw. 50 mm besaßen.

Untersucht wurden die Stähle 20 MnMoNi 55 und StE 460 (3), deren chemische Zusammensetzung in Tabelle 3.1-1 angegeben ist. Die Entnahme der Proben aus dem 20 MnMoNi 55 erfolgte unmittelbar im Anschluß aus dem Bereich der Platte, aus dem die Ronden für die Behälterversuche entnommen worden sind.

Ergebnisse

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 3.1.1-1 zusammengefaßt. Die für den 20 MnMoNi 55

Tabelle 3.1.1.-1

Im Zugversuch ermittelte Kennwerte

Lfd.	Eigenschaften bei T	20 MnMoNi 55	StE 460(3)
1	Prüftemperatur T °C	27	25
2	Untere Streckgrenze R_{eL} N/mm ²	459	480
3	Zugfestigkeit R_m N/mm ²	604	647
4	Lüdersdehnung $\epsilon_{Lü}$ %	0,7	1,4
5	Gleichmaßdehnung A_g %	10,4	12,8
6	Bruchdehnung A_{10} %	16,5	-
7	Bruchdehnung A_8 %	-	19
8	Brucheinschnürung Z %	63	67

nach den Ergebnissen der Zugversuche bis zur Gleichmaßdehnung ermittelte Fließkurve entspricht unmittelbar nach dem Lüdersdehnungsbereich der mit Stauchproben bestimmten. Bei größeren Dehnungen liegt die Fließkurve nach den Zugversuchen geringfügig niedriger als die der Stauchproben.

3.1.1.3 ISO-V-PROBEN

Zur Charakterisierung der unter 3.1 genannten Werkstoffe wurden ISO-V-Proben gemäß Abschnitt 3.1.4 geprüft. Die A_V -T-Diagramme sind in Bild 3.1.1-15 zusammengefaßt.

3.1.1.4 KOMPAKT-(CT-)PROBEN

Ermittlung von $J_R(\Delta a)$ -Kurven

Die Ermittlung der $J_R(\Delta a)$ -Kurven erfolgte in Anlehnung an ASTM E 813-81 /1/ sowie an den Entwurf für das DVM-Merkblatt "Ermittlung von Rißinitiale-

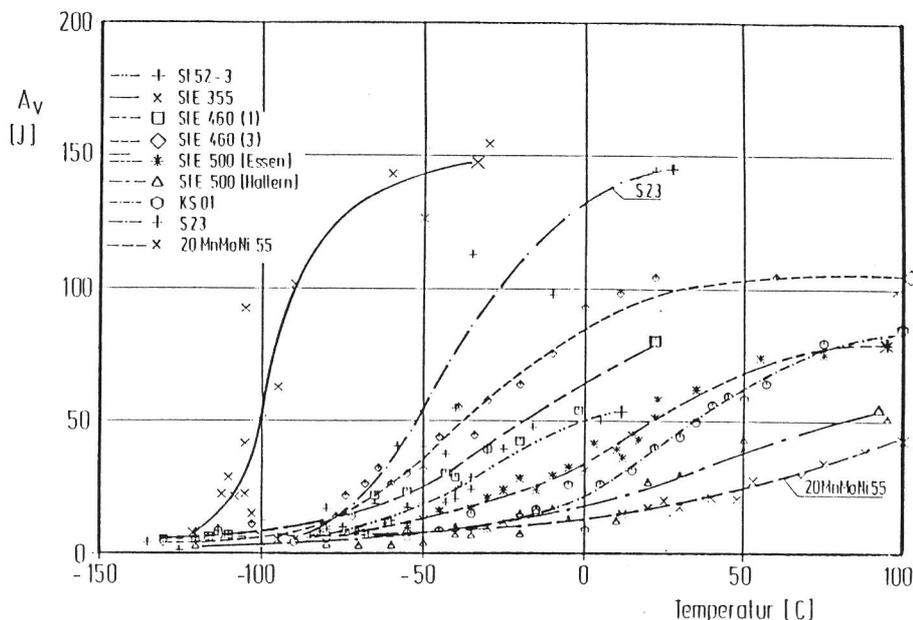


Bild 3.1.1-15
 A_V -T-Diagramme der im Vorhaben untersuchten Stähle

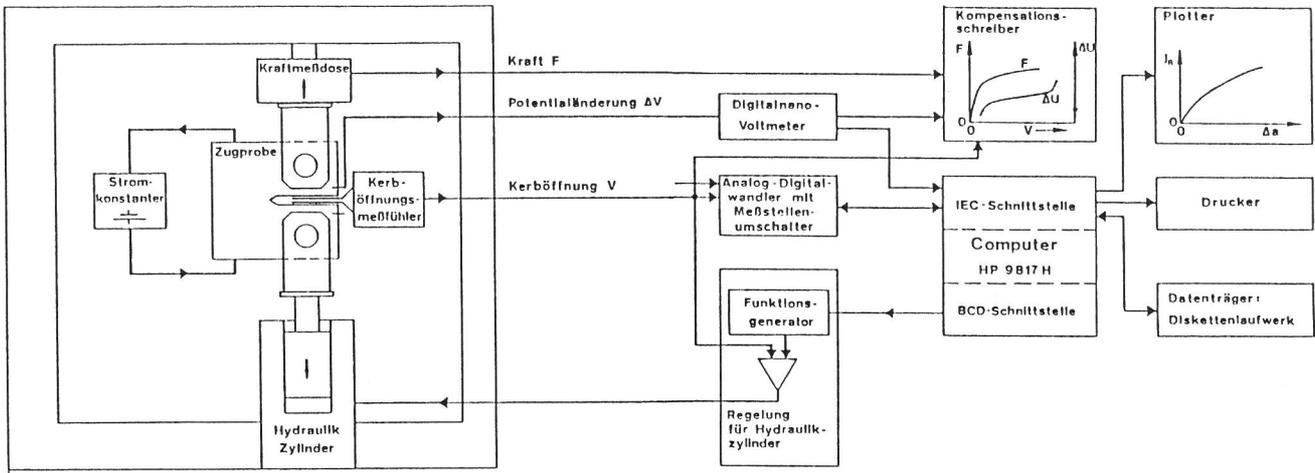


Bild 3.1.1-16

Blockschaltbild des Meßplatzes für die $J_R(\Delta a)$ -Kurven-Bestimmung

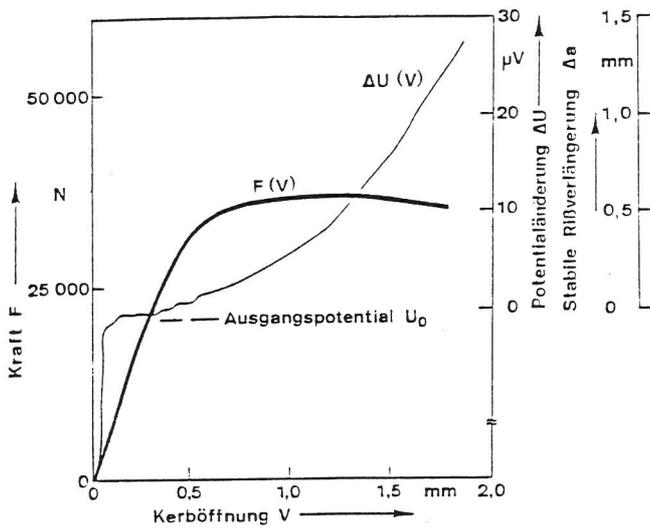


Bild 3.1.1-17

Kraft-Kerboffnungs- $(F-V)$ sowie Potentialänderungs-Kerboffnungs- $(\Delta U-V)$ Schriebe einer Kompaktzugprobe CT 25 aus dem Stahl StE 460 zur Ermittlung der Rißwiderstands-Rißverlängerungs- $(J_R-\Delta a)$ -Kurve

rungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals" /2/.

Das Blockschaltbild des Meßplatzes ist in Bild 3.1.1-16 dargestellt. Bild 3.1.1-17 zeigt Beispiele für Schriebe, wie sie während der Zugversuche mit einer elektronisch geregelten 100 kN-Prüfmaschine aufgenommen worden sind.

Geprüft wurden Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 55, dessen chemische Zusammensetzung in Tabelle 3.1-1 angegeben ist, um Rißwiderstandskurven für die Bewertung der Ergebnisse der Behälter-

versuche gemäß Abschnitt 2.2.4 sowie als Vergleichsbasis für analytische Untersuchungen im Folgeprojekt zur Verfügung zu stellen. Die Entnahme der CT25-Proben in T-L- und in T-S-Lage erfolgte unmittelbar im Anschluß aus dem Bereich der Platte, aus dem die Ronden für die Behälterversuche (vgl. Abschnitt 4) entnommen worden sind. Untersucht wurden Proben ohne sowie mit Seitenkerben (Kerbtiefe 0,125 B) bei 22 ± 2 °C und einer Abzugsgeschwindigkeit des Querhauptes von ca. 1 mm/min.

Ergebnisse

Resultate für den 20 MnMoNi 55 sind in Bild 3.1.1-18 und Bild 3.1.1-19 dargestellt. Danach zeigen sich in dem geprüften Δa -Bereich für die zwei unterschiedlichen Probenlagen keine eindeutigen Unterschiede; allenfalls wurden mit den Proben in T-L-Lage der Tendenz nach bei gleicher Rißausbreitung Δa etwas geringere J_R -Werte ermittelt. Deshalb ist der $J_R(\Delta a)$ -Kurvenverlauf unter Berücksichtigung der Ergebnisse aller Versuche als Streuband eingetragen worden. Die Bilder lassen erkennen, daß bei einem vergleichbaren J_i -Wertbereich die $J_R(\Delta a)$ -Kurve für die seitengekerbten Proben etwas flacher als die für die nicht seitengekerbten verläuft.

Die J_R -Kurve in Bild 3.1.1-18 ist über den J-Gültigkeitsbereich von $J_{max} = R_{eL}(W-a_0)/25 = 367$ N/mm bzw. $\Delta a_{max} = 0,1(W-a_0) = 2$ mm hinaus eingetragen.

Zum Vergleich sind in Bild 3.1.1-20 $J_R(\Delta a)$ -Kurven für den StE 460(3) angegeben, die in einer früheren Arbeit ermittelt wurden.

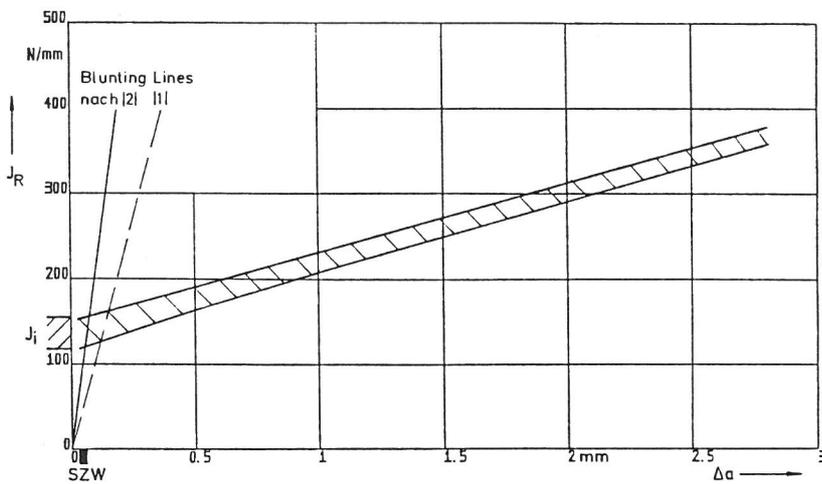


Bild 3.1.1-18

$J_R(\Delta a)$ -Verlauf für den Stahl 20 MnMoNi 55, ermittelt bei $22 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ mit CT25-Proben in T-L- und in T-S-Lage, die um 0,25 B seitengekerbt waren (B Probendicke, SZW Stretchzonenbreite, J_i J-Wert bei Ribinitierung)

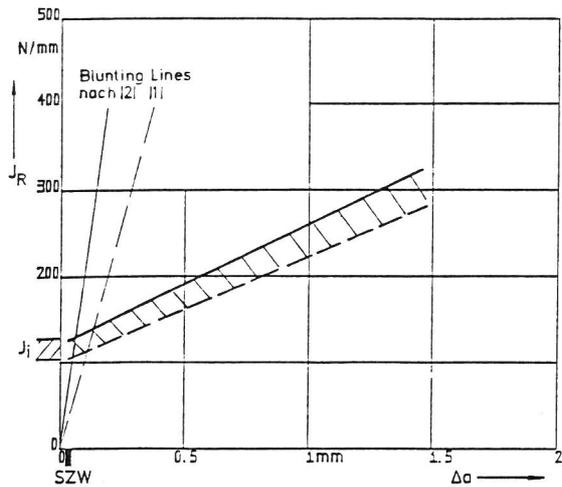


Bild 3.1.1-19

$J_R(\Delta a)$ -Verlauf für den Stahl 20 MnMoNi 55, ermittelt bei $22 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ mit nicht seitengekerbten CT25-Proben in T-L- und T-S-Lage (B Probendicke; SZW Stretchzonenbreite; J_i J-Wert bei Ribinitierung)

Die Ermittlung der in den Bildern 3.1.1-18 bis 3.1.1-20 angegebenen "blunting lines" nach Anhang B1 des Entwurfs für ein DVM-Merkblatt /2/ basiert auf einem von CORNEC, HEERENS und SCHWALBE vorgeschlagenen Verfahren /3/. Damit werden für Stähle der untersuchten Art im Vergleich zu Ergebnissen mit der ASTM-Methode /1/ die tatsächlichen Gegebenheiten deutlich besser beschrieben.

Ermittlung der Rißgeschwindigkeit da/dN als Funktion der zyklischen Spannungsintensität ΔK

Für im Folgeprojekt durchzuführende Nachrechnungen des Ausbreitungsverhaltens von Schwingungsrissen in Behältern und Rohren ist die Kenntnis der Materialfunktion $da/dN = f(\Delta K)$ erforderlich. Deshalb wurden Versuche zur Ermittlung dieser Funktion durchgeführt.

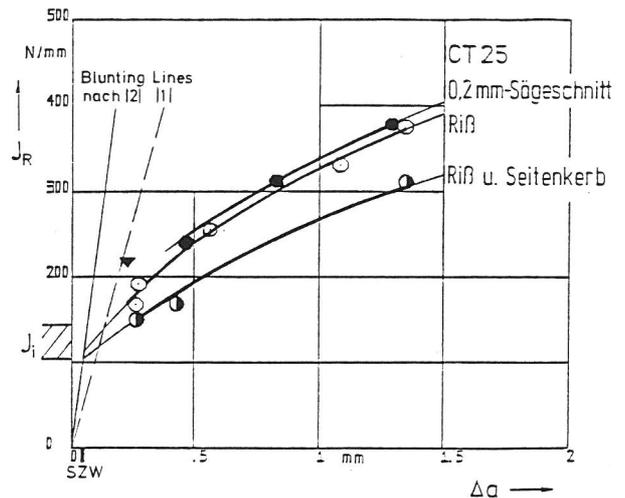


Bild 3.1.1-20

$J_R(\Delta a)$ -Kurven des StE 460(3), ermittelt bei $25 \text{ }^\circ\text{C}$ mit unterschiedlich dimensionierten CT25-Proben in T-L-Lage

Die Versuche sind nach ASTM E 647-83 mit einer 160 kN-Hydropulsanlage bei einem Verhältnis R von Unterlast F_U zu Oberlast F_0 $F_U/F_0 \approx 0,1$, einer Frequenz von 12 Hz und ca. $22 \text{ }^\circ\text{C}$ durchgeführt worden. Zu Versuchsbeginn betrug die Oberlast F_0 11,12 kN und die Unterlast F_U 1,04 kN, womit bei der benutzten CT25-Probe $\Delta K_{\text{start}} = 500 \text{ N/mm}^{3/2}$ war.

Gepriift wurden vier Proben aus dem Werkstoff 20 MnMoNi 55, dessen chemische Zusammensetzung in Tabelle 3.1-1 angegeben ist. Die Entnahme der CT 25-Proben in T-L- und in T-S-Lage erfolgte unmittelbar im Anschluß aus dem Bereich der Platte, aus dem die Ronden für die Behälterversuche entnommen worden sind.

Ergebnisse

In den Bildern 3.1.1-21 und 3.1.1-22 sind als Beispiele die mit den Proben T-L 2-1 und T-S 2-4 er-

mittelten da/dN- ΔK -Verläufe dargestellt. Die für die vier Proben ermittelten Konstanten der PARIS-Gleichung $da/dN = C(\Delta K)^n$ sind in Tabelle 3.1.1-2 zusammengefaßt.

Tabelle 3.1.1-2
Konstanten der PARIS-Gleichung

Probe	C	n
T-L 2-1	$0,3614 \cdot 10^{-13}$	3,187
T-L 2-4	$0,8636 \cdot 10^{-13}$	3,075
T-S 2-3	$0,8412 \cdot 10^{-12}$	2,754
T-S 2-4	$0,1124 \cdot 10^{-11}$	2,709

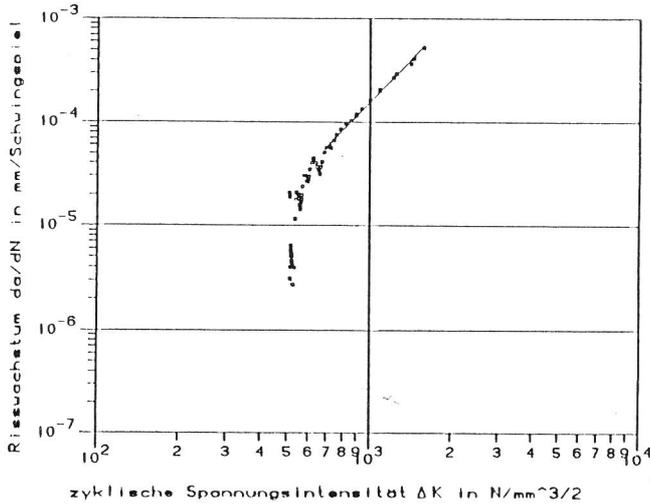


Bild 3.1.1-21
Rißwachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der zyklischen Spannungsintensität für den Stahl 20 MnMoNi 55, ermittelt bei ca. 22 °C mit einer CT25-Probe in T-S-Lage

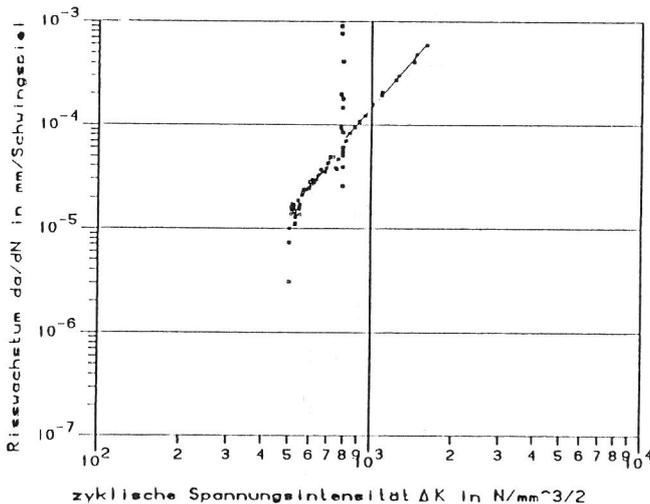


Bild 3.1.1-22
Rißwachstumsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der zyklischen Spannungsintensität für den Stahl 20 MnMoNi 55, ermittelt bei ca. 22 °C mit einer CT25-Probe in L-T-Lage

Literatur zu 3.1.1

- /1/ ASTM E 813-81: Standard Test for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness. Annual Books of ASTM Standards 1981.
- /2/ Ermittlung von Rißinitiierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals. Entwurf der DVM-Arbeitsgruppe "Kennwertermittlung und Anwendung der Bruchmechanik" für DVM-Merkblatt. Oktober 1986.
- /3/ Cornec, A., J. Heerens u. K.-H. Schwalbe: Bestimmung der Rißspitzenaufweitung CTOD und Rißabstumpfung SZW aus dem J-Integral. In: Berichtsband 18. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge". Aachen, 18. und 19.02.1986: DVM Berlin 1986. 265 - 279.

3.1.2 VERSUCHE AN GROSSPROBEN

3.1.2.1 EINLEITUNG

Zum Problem der Übertragbarkeit von experimentell an Proben ermittelten Kennwerten für die Initiierung und für die stabile Ausbreitung von Rissen bei schwellender Belastung und elastisch-plastischem Werkstoffverhalten auf Bauteile sind bei 25 ± 2 °C stichprobenartig Zugversuche an Scheiben mit Mittenriß (CCT) sowie mit Doppelaußenriß (DECT) durchgeführt worden. Ziele dieser Versuche waren die Ermittlung der J-Werte für die Initiierung stabiler Risse J_i und der Rißwiderstands- (J_R - Δa -)Kurven zwecks Vergleich dieser Ergebnisse mit Resultaten von entsprechenden Eigenschaftswerten, die experimentell mit Kompaktzugproben CT25 und an einem Behälter mit unterschiedlichen Testfehlern [1/, Abschnitt 4] bestimmt wurden. Zu klären war u. a., welche Probenart bzw. -geometrie in bezug auf das Bauteilverhalten konservative Rißwiderstandskurven liefert. Darüber hinaus sollte die Rangreihenfolge der Rißwiderstandskurven verschiedener Probengeometrien mit der Rangreihenfolge der Spannungs- und Verzerrungszustände in der Umgebung der Rißspitze, die aufgrund von 2D-FE-Analysen der gleichen Proben erhalten wurden, verglichen werden.

3.1.2.2 WERKSTOFF UND VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

Als Versuchswerkstoff wurde ein Stahl der Güte StE 460 verwendet, der als 40 mm dickes Blech im warmgewalzten Zustand vorlag. Die chemische Analyse des Stahls mit der BAM-internen Bezeichnung StE 460(3) sowie seine bei 25 °C im Zugversuch entsprechend DIN 50 145 (5.1975) ermittelten Eigenschaftswerte sind in den Tabellen 3.1-1 und 3.1-2 angegeben.

Die Maße der geprüften Zugscheiben mit Mittenriß (CCT) sowie derjenigen mit Doppelaußenriß (DECT) sind Bild 3.1.2-1 und 3.1.2-2 zu entnehmen. Die Testfehlerherstellung erfolgte durch Sägeschnitte sowie durch Schwingungsbeanspruchungen im Zugschwellbereich. Bei einer zweiten CCT-Probenart war - bei sonst gleichen Abmessungen - das Rißlängen-Probenbreiten-Verhältnis $a/W = 0,8$. Die Proben wurden dem Blech so entnommen, daß die Rißausbreitung in Walzrichtung erfolgte (T-L-Lage nach ASTM E 399-81). In den Testfehlerbereichen sind die Oberflächen der Proben durch Schleifen und Polieren so präpariert worden, daß bei ihrer Belastung die vom 0,2-mm-Sägeschnittgrund bzw. die vom Ermüdungsanriß ausgehende Ausbreitung der Gleitbänder beobachtet werden konnte.

Für die Erzeugung der Ermüdungsanrisse sowie für die quasistatische Zugbeanspruchung der Proben wurde die in Bild 3.1.2-3 dargestellte servohydraulisch geregelte 20 MN-Universalprüfmaschine, Bauart MTS, benutzt. Die Rißausbreitung während der Probenbelastung ist entsprechend BACHMANN u. Mitarb. /2/ aufgrund von Messungen mit zwei Gleichstrom-Potentialsonden bestimmt worden. Als Stromquelle wurde dabei ein Netzgerät der Firma DELTA GERÄTE, Typ 7.5S300, eingesetzt, dessen Gleichstrom mittels eines 10-Gang-Wendelpotentiometers bis maximal 300 A zu regeln war. Die Potentialmessungen erfolgten mit KEITHLEY-Digitalvoltmetern, Typ 181. Der Rißfortschritt wurde aufgrund der gemessenen Potentialänderung mit Bezug auf experimentell bestimmte Eichkurven ermittelt.

Die Belastung der Proben erfolgte in der Regel in vier Phasen.

Erste Phase: Erzeugung der von 0,2-mm-Sägeschnitten ausgehenden Schwingungsanrisse definierter Länge.

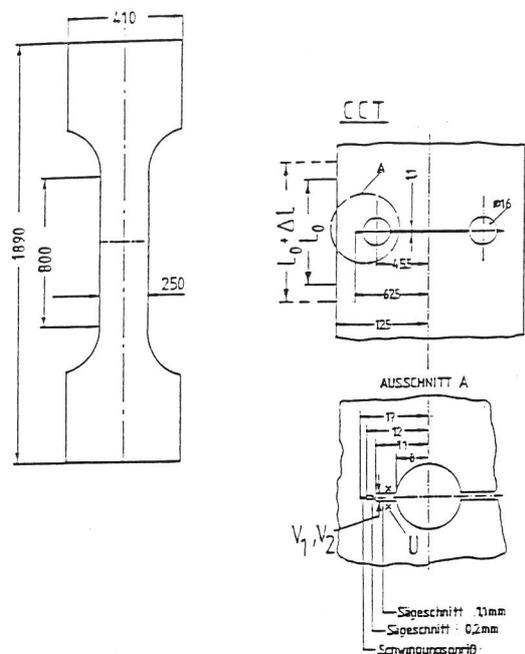


Bild 3.1.2-1

Maße der Zugprobe des Typs CCT mit Positionen für die Messung der Verschiebungen ΔL , V_1 und V_2 sowie des Potentials U an der Fehlerstelle A

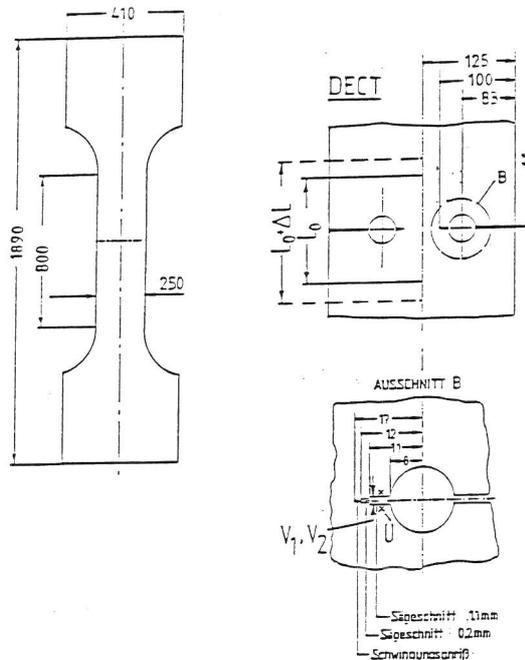


Bild 3.1.2-2

Maße der Zugprobe des Typs DECT mit Positionen für die Messung der Verschiebungen ΔL , V_1 und V_2 sowie des Potentials U an der Fehlerstelle B

Zweite Phase: Erzeugung von stabilen Rissen begrenzter Länge bei schwellender Zugbeanspruchung.

Dritte Phase: Markierung der Ausbreitung der stabilen Risse durch weitere Schwingungsrißausbreitung.

Vierte Phase: Schwellende Zugbeanspruchung der Probe bis zum Bruch.

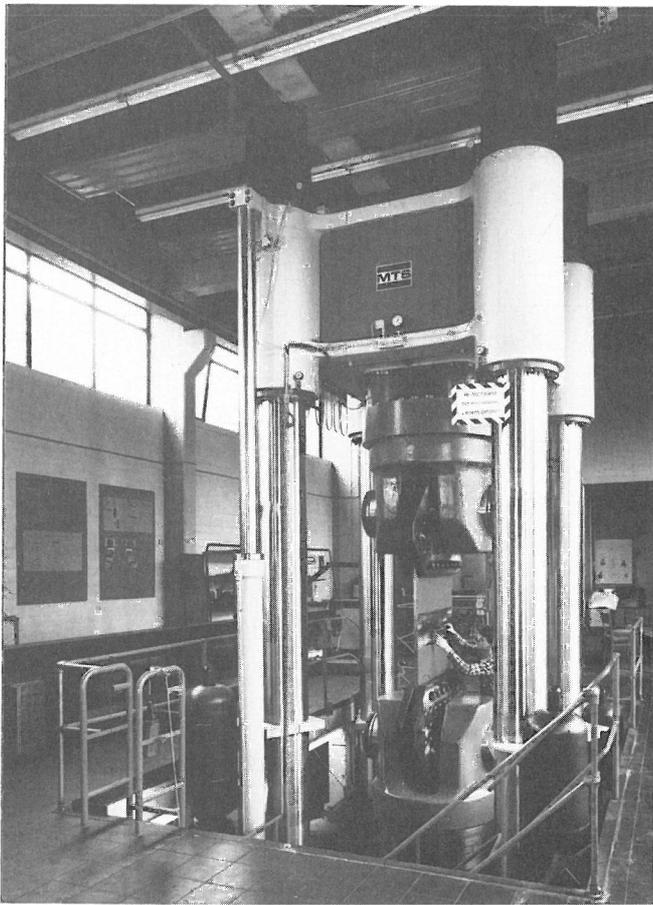


Bild 3.1.2-3

Ansicht der 20MN-Universalprüfmaschine mit Zugprobe des Typs DECT

In Zusammenhang mit den Zugversuchen wurden folgende Messungen durchgeführt:

Vor der Probenbelastung

die für die Auswertung der Versuche relevanten Probenmaße.

Während der Ermüdungsanrißerzeugung

die Zugkräfte, die Anzahl der Schwingspiele, die Potentiale U_A und U_B an den beiden Fehlerstellen A und B der Probe zur Ermittlung der Rißausbreitung sowie die Temperatur.

Während der quasistatischen Zugbeanspruchung

- die Kraft.
- die Probentemperatur im Testfehlerbereich.
- die Globalverschiebung ΔL ;

ΔL ist bei den CCT-Proben unter Bezug auf $L_0 = 175$ mm an den beiden Probenkanten und bei der DECT-Probe unter Bezug auf $L_0 = 70$ mm in Probenmitte gemessen worden.

- die Kerb-(Riß-)Uferverschiebungen V_1 in Probendickenmitte, 13 mm von der Mitte des 16 mm-Bohrloches entfernt.

- die Kerb-(Riß-)Uferverschiebung V_2 auf der Probenoberfläche, 13 mm von der Mitte des 16 mm-Bohrloches entfernt, wobei die symmetrisch zur Ermüdungsrißebene gelegene Ausgangsmeßlänge $L_0 = 5$ mm war.
- die Potentiale U_A und U_B an den beiden Fehlerstellen A und B der Probe zur Ermittlung der Rißausbreitung, wobei die Abstände der symmetrisch zur 1,1 mm-Sägeschnittebene gelegenen Meßpunkte voneinander 6 mm und von der Mitte des 16 mm-Bohrloches 10,5 mm betragen.
- die Ausbreitung der von den Ermüdungsanrissen ausgehenden Gleitbänder. Mit Bezug auf diese Beobachtungen wurden die Kräfte registriert, bei denen auf den zwei planen Probenoberflächen die Gleitbänder bei den CCT-Proben erstmals beide Probenkanten erreichten bzw. bei den DECT-Proben erstmals im Probenmittigenbereich zusammentrafen. Diese plastischen Grenzlasten F_{gy} sind mit der Kraft bei der Fließgrenze einer ungekerbten Probe gleichen Querschnitts, z. B. mit F_{eL} bei der unteren Streckgrenze, zu vergleichen.

Nach dem Bruch der Proben erfolgte eine fraktographische Analyse der Bruchflächen u. a. zwecks Bestimmung der Ermüdungsrißlänge, der Stretchzonenbreite sowie der Länge Δa des infolge der quasistatischen Beanspruchung entstandenen Risses.

Angaben über die Meßpositionen bei den Proben sind Bild 3.1.2-1 und 3.1.2-2 zu entnehmen.

Die Meßwerte für F , ΔL , V_1 , V_2 und U wurden mit x- Y_1Y_2 -Kompensationsschreibern registriert.

Für die Fehlerstelle A der Probe DECT 4 ermittelte Zusammenhänge zwischen F , ΔL , V_1 , V_2 und U sind beispielhaft in den Bildern 3.1.2-4 bis 3.1.2-6 dargestellt. Die Bilder 3.1.2-7 und 3.1.2-8 zeigen Übersichtsaufnahmen von den Bruchflächen der Proben DECT 4 und CCT 2. Mit Bezug auf diese Bilder ist zu bemerken, daß die Schwingungsanrisse z. T. durch Sägen verkürzt worden sind, um die Kerb-(Riß-)Uferverschiebung bei der quasistatischen Probenbelastung auch näher am Ermüdungsrißgrund messen zu können. Bei der Probe CCT 2 war nach dem Zugversuch mit einem $a/W = 0,5$ ein weiterer mit einem $a/W = 0,8$ durchgeführt worden, bei dem es über der Probendicke zu nicht symmetrischen Riß-

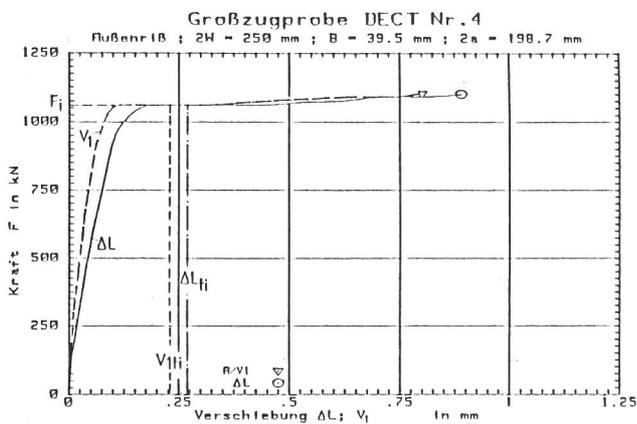


Bild 3.1.2-4

Abhängigkeit der Verschiebungen ΔL und V_1 an der Fehlerstelle A von der Zugbeanspruchung F der Probe DECT 4

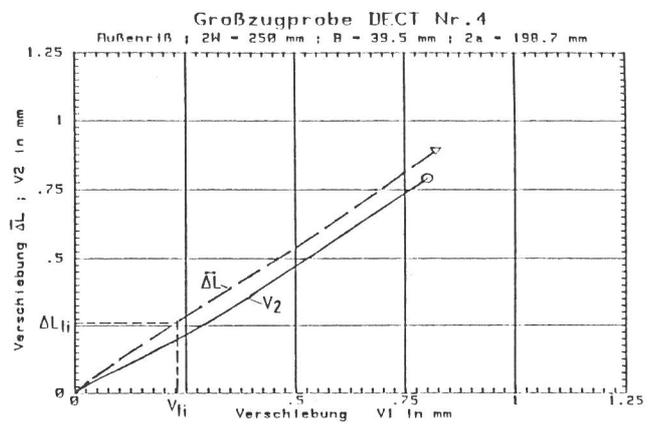


Bild 3.1.2-6

Beziehungen zwischen den Verschiebungen ΔL , V_2 und V_1 an der Fehlerstelle A bei der Zugbeanspruchung der Probe DECT 4

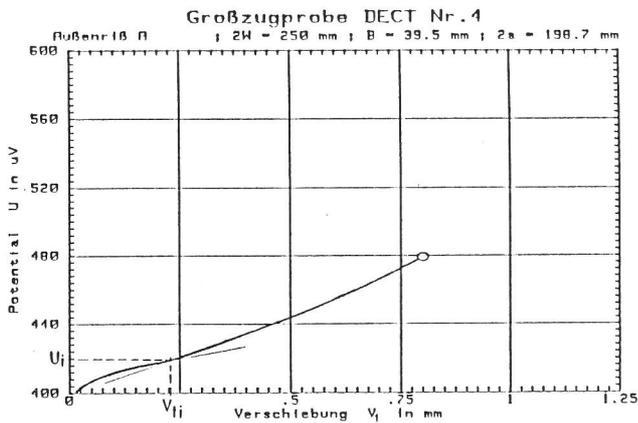


Bild 3.1.2-5

Beziehung zwischen U der Gleichstrom-Potentialsonde und der Verschiebung V_1 an der Fehlerstelle A bei der Zugbeanspruchung der Probe DECT 4

ausbreitungen kam, weil Stifte für die V_2 -Messung in ungeeigneter Weise angebracht wurden.

Die Belastungsversuche der Proben sind in Anlehnung an entsprechende technische Regeln /3/ und /4/ durchgeführt worden.

Die Ermüdungsanrisse wurden bei ca. 25 °C bei einem Verhältnis von Unterlast F_U zu Oberlast F_O von $R = 0,1$ und einer Frequenz von ca. 0,8 Hz erzeugt. F_O war zu Beginn $< 0,5 F_{gy}$ und am Ende $< 0,4 F_{gy}$, wobei die plastische Grenzlast F_{gy} zunächst als Produkt zwischen der unteren Streckgrenze R_{eL} des StE 460 und dem Nettoquerschnitt der Großzugprobe abgeschätzt worden war.

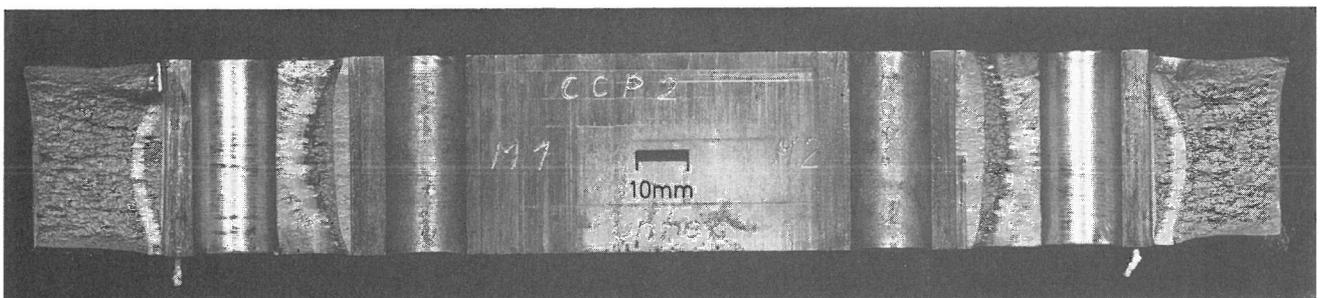


Bild 3.1.2-7

Ansicht der Bruchflächen der Probe CCT 2

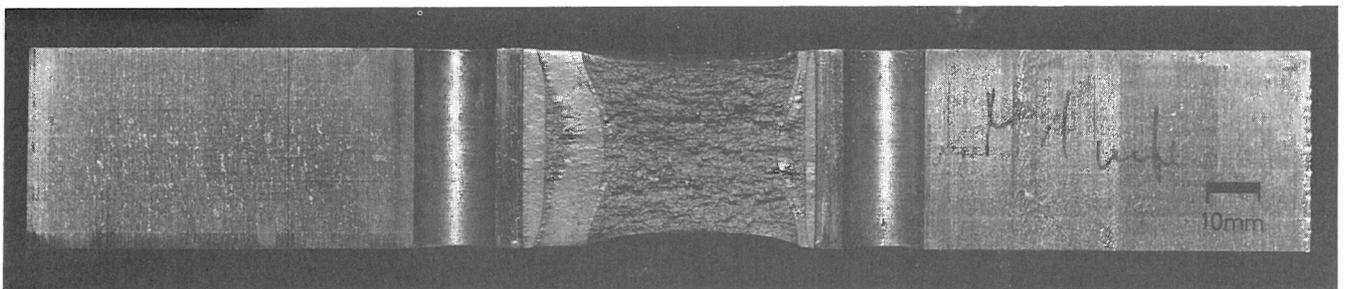


Bild 3.1.2-8

Ansicht der Bruchfläche der Probe DECT 4

3.1.2.3 AUSWERTUNG UND ERGEBNISSE

Die J-Integralbestimmung erfolgte für die CCT- und DECT-Proben unter Bezug auf die ermittelten Kraft-Globalverschiebungs-(F-ΔL-)Kurven. Dabei wurde der J-Wert für den Beginn des stabilen Rißwachstums J_i nach RICE und Mitarb. /5/ unter Verwendung des folgenden Ansatzes bestimmt:

$$J_i = \frac{K^2}{E} + \frac{U_0}{B(W-a_0)}$$

Für den Bereich des stabilen Rißwachstums wurde für die J-Bestimmung die folgende Gleichung nach HELLMANN und SCHWALBE /6/ benutzt, wobei n-1 und n die fortlaufenden Auswertungsschritte im Versuchsschrieb entsprechend Bild 3.1.2-9 bezeichnen:

$$J_n = J_{n-1} + \frac{2\Delta U^*}{B(b_{n-1}+b_n)} + \frac{2(K_n^2 b_n - K_{n-1}^2 b_{n-1})}{E(b_{n-1} + b_n)}$$

Die für den Rißöffnungsmodus I geltende Spannungsintensität K wurde unter Bezug auf TADA und Mitarb. /7/ bestimmt; für E ist unter der Voraussetzung eines ebenen Spannungszustandes der Elastizitätsmodul des Werkstoffes eingesetzt worden. Die Ermittlung der Energiebeträge U_0 und ΔU^* erfolgte entsprechend Bild 3.1.2-9, wobei F_i und ΔL_{ti} - wie in den Bildern 3.1.2-4 und 3.1.2-6 skizziert - aufgrund der in Bild 3.1.2-5 gekennzeichneten charakteristischen Steigungsänderung der Potential-Rißaufweiterungs-(U-V₁-)-Kurve bei V_{ti} festgelegt wurden. B entspricht der Probendicke und b_n dem Ligament $W-a_n$.

In Bild 3.1.2-10 sind die für die CCT- und DECT-Proben ermittelten Rißwiderstandskurven bzw. J_R - Δa -Werte sowie die entsprechenden Ergebnisse, die für die CT25-Proben ohne und mit Seitenkerben bestimmt wurden, dargestellt.

Die J-Werte für die Initiierung stabiler Risse J_i aller untersuchter Proben liegen im Bereich zwischen 100 N/mm und 145 N/mm.

Bei den Rißwiderstandskurven nimmt die Steigung in der folgenden Reihenfolge zu: CT25 (25 % seitengerbt), CT25, DECT, CCT. Dieses Resultat entspricht den im Schrifttum, z. B. /8/ bis /12/, mitgeteilten Ergebnissen.

Eine Gegenüberstellung der mit den Proben und der für einen Behälter mit unterschiedlichen Testfeh-

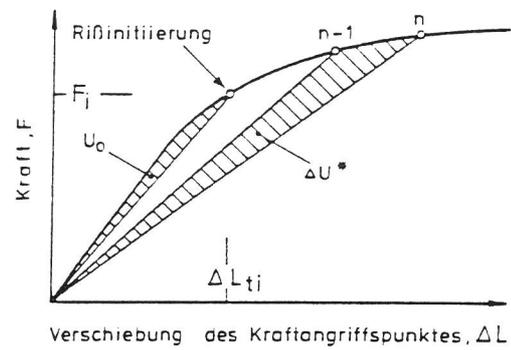


Bild 3.1.2-9

Berücksichtigte Energiebeträge aus dem Kraft-Verschiebungs-(F-ΔL-)Diagramm bei der J-Integralbestimmung für CCT- und DECT-Proben mit Näherungslösungen

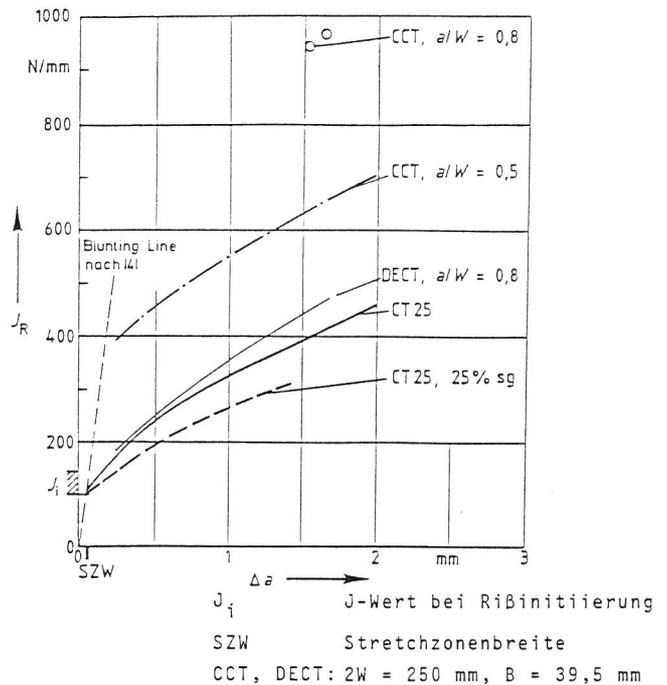


Bild 3.1.2-10

$J_R(\Delta a)$ -Kurven des StE 460(3), ermittelt bei 25 ± 2 °C mit Kompaktzugproben CT25 sowie mit Zugscheiben mit Mittenriß (CCT) sowie mit Doppelaußenriß (DECT) in T-L-Lage

lern /1/ ermittelten J_R - Δa -Werte zeigt, daß die Beurteilung des Rißwiderstandsverhaltens des Behälters mit Bezug auf die Ergebnisse der CCT-Proben in erheblichem Maße nicht konservativ wäre.

Zwischen den Ergebnissen für die CT25- und für die DECT-Proben besteht in dem untersuchten Δa -Bereich kein wesentlicher Unterschied. Danach sowie unter Berücksichtigung der Kosten für die Probenfertigung und für die Versuchsdurchführung scheint eine Beurteilung des Rißwiderstandes von Bauteilen bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten unter Be-

zug auf mit Kompaktzugproben ermittelte Kennwerte zweckmäßig.

Für die CCT-Probe mit $a/W = 0,8$ konnten in Bild 3.1.2-10 noch keine RiBwiderstandskurven angegeben werden, weil für diese Proben die Beurteilung von Δa aufgrund der Potentialsondenmessungen mangels einer geeigneten Eichfunktion noch nicht möglich war.

Bemerkenswert ist, daß der für die DECT-Probe ermittelte Constraint-Faktor ($L = F_{gy}/F_{eL}$) nahezu 1 beträgt. Die plastische Grenzlast F_{gy} der angerissenen Proben wurde dabei als diejenige Kraft bestimmt, bei der die von den Ermüdungsanrissen ausgehenden Gleitbänder auf den beiden Probenoberflächen in der x-y-Ebene erstmals im Probenmittenbereich zusammentrafen. F_{eL} ist als Produkt der unteren Streckgrenze R_{eL} des Werkstoffes und dem Nettoquerschnitt $2B(W-a_n)$ der angerissenen Probe ermittelt worden.

Literatur zu 3.1.2:

- /1/ Aurich, D., H. Krafka und K. Wobst: Belastungsversuche an Behältern; Vergleich mit Versuchsergebnissen an Proben. In: Berichtsband 17. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge". Basel 12. u. 13.02.1985: DVM Berlin 1985. 187 - 196.
- /2/ Bachmann, H., H. P. Keller und D. Munz: Messung der stabilen RiBverlängerung mit der Elektropotentialmethode. Arch. Eisenhüttenwes. 55 (1984). 33 - 40.
- /3/ ASTM E 813-81: Standard Test for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness. Annual Books of ASTM Standards 1981.
- /4/ Ermittlung von RiBinitiierungswerten und RiBwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals. Entwurf der DVM-Arbeitsgruppe "Kennwertermittlung und Anwendung der Bruchmechanik" für DVM-Merkblatt. Oktober 1986.
- /5/ Rice, J. R., P. C. Paris and J. E. Merkle: Some Further Results of J-Integral Analy-

sis and Estimates. ASTM STP 536. 1973. 231 - 245.

- /6/ Hellmann, D., and K.-H. Schwalbe: Geometry and Size Effects on J-R and δ -R-Curves under Plane Stress Conditions. ASTM STP 833. 1984. 577 - 605.
- /7/ The Stress Analysis of Cracks Handbook. Hrsg.: Tada, H., P. C. Paris and G. R. Irwin. Del. Res. Corp. Hellertown (Pennsylvania). 1973. 2.1 - 2.9.
- /8/ Garwood, S. J.: The Effect of Specimen Geometry on Crack Growth Resistance. ASTM STP 677. 1979. 511 - 532.
- /9/ Garwood, S. J.: Measurement of Crack Growth Resistance of A533B Wide Plate Tests. ASTM STP 700. 1980. 271 - 295.
- /10/ Simpson, L. A.: Effects of Specimen Geometry on Elastic-Plastic R-Curves for Zr-2.5 % Nb. Advances in Fracture Research. Proceedings of the ICF 5. Cannes: 2 1981, 833 - 841.
- /11/ Shih, C. F., M. D. German and V. Kumar: An Engineering Approach for Examining Crack Growth and Stability in Flawed Structures. Int. Pres. Ves. & Piping 9 (1981). 159 - 196.
- /12/ Roos, E., U. Eisele und H. Silcher: A Procedure for the Experimental Assessment of the J-Integral by Means of Specimens of Different Geometries. Int. J. Pres. Ves. & Piping 13 (1986). 81 - 93.
- 3.1.3 EINFLUSS DER BEANSPRUCHUNGSGESCHWINDIGKEIT AUF DIE RIßWIDERSTANDSKURVE UND DIE INITIIERUNGSTEMPERATUR
- 3.1.3.1 EINLEITUNG
- Die Anwendbarkeit von Initiiierungskonzepten ist auf Temperaturen oberhalb derjenigen Temperatur beschränkt, bei der zum ersten Mal ein stabiler Anriss auftritt. Mit steigender Formänderungsgeschwindigkeit verschiebt sich diese Temperatur T_i

aber zu höheren Werten, so daß man die aus quasi-statisch durchgeführten Versuchen gewonnenen Ergebnisse nicht auf Beanspruchungsfälle mit größeren Formänderungsgeschwindigkeiten übertragen kann. Das R-Kurvenkonzept kann dagegen erst oberhalb der Hochlagentemperatur T_D angewendet werden. T_D nimmt ebenfalls mit zunehmender Formänderungsgeschwindigkeit zu. Mit den nachfolgend beschriebenen Versuchen an großen Biegeproben aus zwei Versuchswerkstoffen vom Typ 22 NiMoCr 37 sollte geklärt werden, welche Auswirkungen eine Erhöhung der Beanspruchungsgeschwindigkeit um den Faktor 10^5 auf die Initiierungstemperatur hat, und inwieweit die Erhöhung der Beanspruchungsgeschwindigkeit die Reißwiderstandskurve beeinflusst. Versuche an Kerbschlagbiegeproben und Literaturstudien /1/ haben gezeigt, daß in diesem Zusammenhang auch die Werkstoffzähigkeit ein wichtiger Parameter ist. Diesem Aspekt wurde durch Verwendung zweier Werkstoffe mit unterschiedlicher Kerbschlagarbeit-Hochlage Rechnung getragen.

3.1.3.2 WERKSTOFFE UND VERSUCHSDURCHFÖHRUNG

Die chemische Zusammensetzung sowie die wichtigsten werkstoffmechanischen Daten der zwei Versuchswerkstoffe vom Typ 22 NiMoCr 37 sind in Tabelle 3.1-1 und 3.1-2 aufgeführt. Der Werkstoff S23 weist in der Hochlage (Bild 3.1.3-1) mit etwa 182 J eine gegenüber dem Werkstoff KS01 doppelt so hohe Kerbschlagarbeit auf. Beide Werkstoffe lagen als Schmiedestücke mit 230 mm (KS01) bzw. 280 mm (S23) Wanddicke vor. In Anlehnung an die ASTM-Norm E 813 /2/ wurden Drei-Punkt-Biegeproben der Abmessungen $B = 100$ mm, $W = 200$ mm und $L = 900$ mm ent-

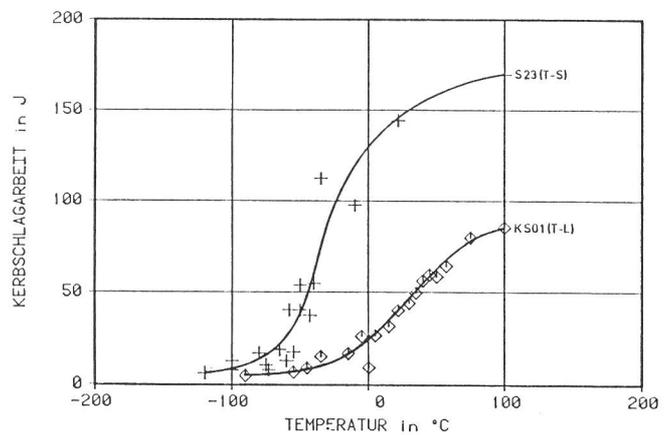


Bild 3.1.3-1
AV-T-Diagramme

nommen. Da vom Werkstoff KS01 nicht genügend Material zur Verfügung stand, mußten die ca. 160 mm langen Streifen in entsprechende Endstücke eingeschweißt werden. Die Proben waren in T-L- (KS01) bzw. in T-S-Richtung (S23) orientiert und zum größten Teil mit Seitenkerben von 10 mm Tiefe (= 20 %) versehen. Alle Proben erhielten Ermüdungsarisse bis zu einer Rißtiefe von $a/W = 0,6$, wobei sich die Anschlagbedingungen nach ASTM E 813 /2/ richteten. Die verwendete Biegevorrichtung wurde entsprechend dieser Vorschrift /2/ mit einem Auflagerabstand von 800 mm angefertigt. Die Durchbiegung der Proben wurde mit einem induktiven Wegaufnehmer (Typ W 10, Fa. Hottinger) gemessen.

Da T_i ermittelt werden sollte, mußten die Proben bei verschiedenen Temperaturen geprüft werden. Für Versuche oberhalb der Raumtemperatur wurden die Proben mit elektrischen Heizplatten beheizt, Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur wurden mit an der Probe befestigten Kühlschlangen eingestellt.

Tabelle 3.1.3-1.

Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle, Massengehalte in Prozent

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Mo	Ni	V	Co
22 NiMoCr 37 (KS01)	0,22	0,22	0,79	0,007	0,002	0,048	0,12	0,45	0,73	0,98	0,003	0,017
22 NiMoCr 37 (S23)	0,21	0,22	0,86	0,005	0,008	0,021	0,05	0,40	0,53	0,85	0,001	0,011

Tabelle 3.1.3-2

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Stähle

Werkstoff	Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Bruchein-	Kerbschlagarbeit- Hochlage A_{VH} J
	R_{eL} N/mm ²	R_m N/mm ²	A_5 %	schnürung Z %	
22 NiMoCr 37 (KS01)	438	586	25	55	90 (T-L)
22 NiMoCr 37 (S23)	471	633	23	72	182 (T-S;T-L)

Die Probe befand sich dabei in einem isolierten Behälter. Die Probentemperatur wurde in der Mitte des Ligaments, 10 mm vom RiB entfernt, und in der Nähe der Potentialabgriffe gemessen. Nach Erreichen der Versuchstemperatur und einer längeren Wartezeit wurden Temperaturunterschiede von maximal 1/10 Kelvin zwischen den einzelnen Meßstellen ermittelt.

Die statischen Versuche wurden weggeregelt in einer 1000 kN-Universalprüfmaschine, Bauart SCHENCK, mit einer Kolbengeschwindigkeit von 0.01 mm/s durchgeführt. Zur Ermittlung des stabilen RiBwachstums wurde das Gleichstrom-Potentialsondenverfahren eingesetzt. Die Meßanordnung bestand aus einer Konstantstromquelle mit bis zu 250 A und einem Nanovoltmeter mit einer Auflösung von 1 nV. Der Beginn des stabilen RiBwachstums machte sich durch eine mehr oder weniger ausgeprägte Änderung der Steigung der Potential-Durchbiegung-Kurve bemerkbar. Die Registrierung der Meßwerte für Kraft, Durchbiegung und Potential erfolgte mit Hilfe eines Rechners, wobei simultan für die drei Kanäle alle 0.5 s eine Messung durchgeführt wurde.

Die dynamischen Versuche wurden in einer servohydraulischen Stoßeinheit, Bauart SCHENCK, bestehend aus einem hydraulischen Zylinder, Öl-druckspeichern, einem Servoventil und einem Lastrahmen, durchgeführt. Als Regelgröße diente der Kolbenweg. Die Stoßkräfte wurden in Verbindung mit einem 1000-kN-Zylinder einmal über einen 1000-kN-Kraftaufnehmer und zum anderen über die mit DMS instrumentierten und statisch kalibrierten Proben gemessen. Zur Vermeidung einer Anregung von Schwingungen wurden die Stoßkräfte über zwischen Meßdose und Stempel eingebaute Gummipuffer aufgebracht. Die Stoßgeschwindigkeit von rd. 1 m/sec wurde vor Eintritt der Initiierung erreicht (Bilder 3.1.3-7 und 3.1.3-8). Für die Auswertung wurde ausschließlich das an der Probe gemessene Kraftsignal herangezogen. Für die Messung der Probendurchbiegung wurden induktive Wegaufnehmer (Typ W 10 bzw. W 20, Fa. HOTTINGER) verwendet. Die Wegaufnehmer wurden vor jedem Versuch neu kalibriert. Die Meßwertaufnahme erfolgte mit einem rechnergestützten Meßsystem. Die Versuche wurden mit einer Kolbengeschwindigkeit von rd. 1.0 m/s durchgeführt.

Zur Markierung des stabilen RiBwachstums wurden

die Proben, die während der statischen Versuche nicht durch instabile RiBausbreitung versagten, erneut angeschwungen und anschließend aufgebrochen. Die dynamisch geprüften Proben wurden zur Erzielung eines bestimmten Betrages an duktilem RiBwachstum bei verschiedenen Temperaturen geprüft. Bei dieser temperaturabhängigen Versuchsdurchführung (Temperaturdifferenz rd. 30 °C) erhält man oberhalb T_i mit steigender Versuchstemperatur zunehmende Beträge des stabilen RiBwachstums. Die Länge der Ermüdungsrisse und der stabilen bzw. duktilen Risse wurde in einem Stereomikroskop bei 25-facher Vergrößerung nach dem Entwurf "Ermittlung von RiBwiderstands- und RiBinitiierungskennwerten bei Anwendung des J-Integrals" der Arbeitsgruppe Kennwertermittlung und Anwendung der Bruchmechanik im DVM Arbeitskreis Bruchvorgänge /3/ bestimmt. Einige Proben wiesen nach stabilem RiBwachstum eine unregelmäßig verlaufende RiBfront auf. In diesen Fällen wurde die Bruchfläche photographiert und die Vergrößerung ausplanimetriert. Die J_i -Werte wurden mittels der mittleren Stretchzonenweite SZW bestimmt.

3.1.3.3 ERGEBNISSE

Statische Versuche

Bild 3.1.3-2 zeigt ein typisches Kraft-Durchbiegung-Potential-Diagramm. Der Beginn des stabilen RiBwachstums konnte durch eine signifikante Steigungsänderung in der Potentialkurve bei ca. 2,2 mm Durchbiegung festgelegt werden. Mit Hilfe der

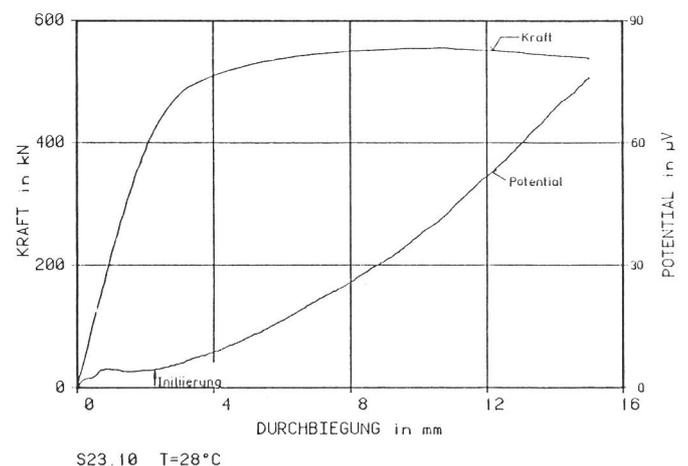


Bild 3.1.3-2

Quasi-statische Versuche:

Kraft-/Potential-Durchbiegungs-Diagramm der Probe S23.10

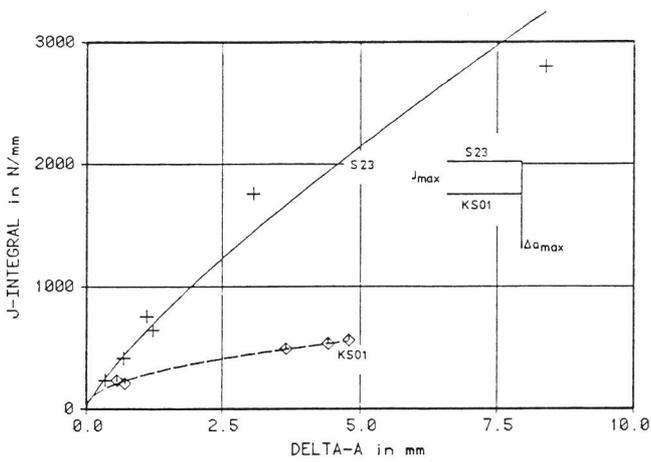


Bild 3.1.3-3
Quasi-statische Versuche:
Vergleich der RiBwiderstandskurven

JOHNSON-Formel /4/ und dem mit dem MeBmikroskop ermittelten Betrag an stabilem RiBwachstum (Tabelle 3.1.3-3) wurde die RiBlängenänderung in Abhängigkeit von der Potentialänderung und anschließend

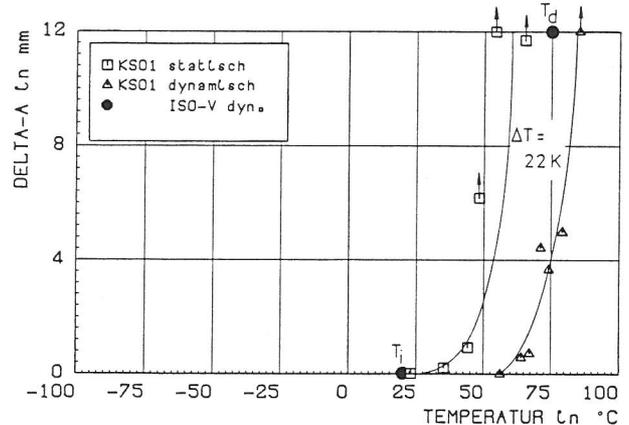
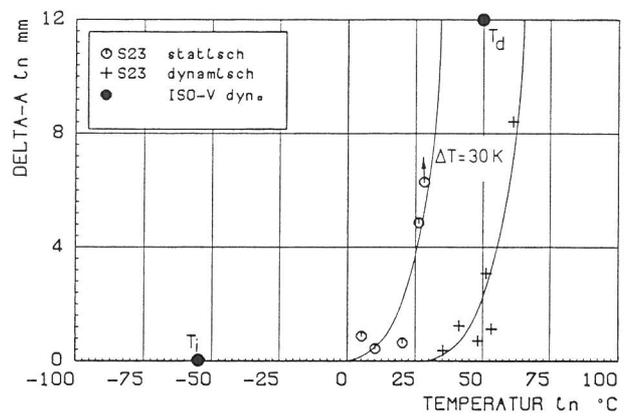


Bild 3.1.3-6
Stabiles RiBwachstum in Abhängigkeit von der Prüftemperatur

nach /3/ das J-Integral als Funktion des stabilen RiBwachstums berechnet. In Bild 3.1.3-3 sind die mit diesem Verfahren gewonnenen RiBwiderstandskurven für beide Werkstoffe dargestellt. Im Hinblick auf die weiteren Ausführungen muß an dieser Stelle darauf hingewiesen werden, daß wegen der geringen verfügbaren Probenanzahl die RiBwiderstandskurven bei kleinen Δa -Werten nicht spezifizierbare Ungenauigkeiten aufweisen. Der Initiierungskennwert J_i des Werkstoffs KS01 liegt bei 116 N/mm (Tabelle 3.1.3-3), der des Werkstoffs S23 liegt mit 181 N/mm um etwa 60 % über dem des Werkstoffs KS01 und die J_R -Kurve verläuft wesentlich steiler, so daß bei 5 mm stabilem RiBwachstum ein um den Faktor 5 höherer J_R -Wert als bei dem Werkstoff KS01 anfällt (Bild 3.1.3-3). Dementsprechend liegt das Niveau des Reißmoduls (Bild 3.1.3-4 und 3.1.3-5), der die Steigung der RiBwiderstandskurve kennzeichnet, wesentlich über dem des Werkstoffs KS01.

Die Initiierungstemperaturen T_i können Tabelle 3.1.3-3 und Bild 3.1.3-6 wie folgt entnommen werden. Für den Werkstoff KS01 liegt T_i bei rd. 30 °C, für den Werkstoff S23 bei etwa 0 °C.

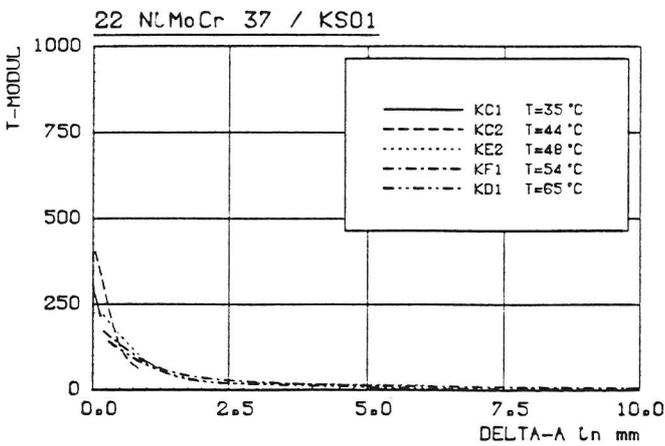


Bild 3.1.3-4
Quasi-statische Versuche:
Reißmodul für den Werkstoff KS01

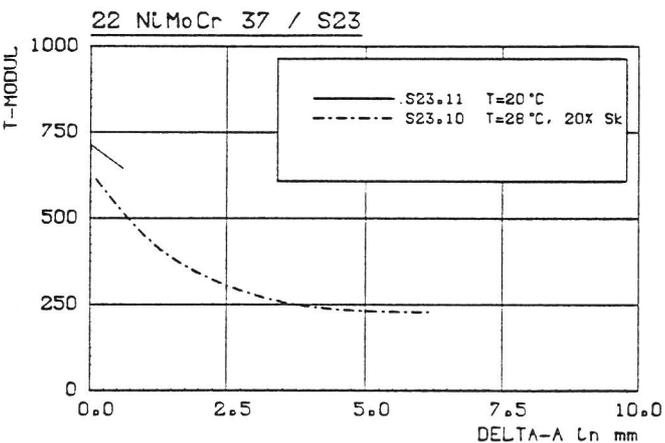


Bild 3.1.3-5
Quasi-statische Versuche:
Reißmodul für den Werkstoff S23

Die Hochlagentemperatur beträgt für den Werkstoff S23 30 °C, für den Werkstoff KS01 60 °C.

Tabelle 3.1.3-3 enthält weiterhin $J_{0,1}$ und $J_{0,2}$. Für beide Werkstoffe wurde die Breite der "stretched zone" SZW an jeweils zwei Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop bestimmt. Der Mittelwert SZW ergab sich für den KS01 zu 0,061 mm, für den S23 zu 0,091 mm.

Dynamische Versuche

Die mittels der rechnergestützten Versuchsauswertung erhaltenen Durchbiegung-Zeit-, Kraft-Zeit- und Kraft-Durchbiegung(Weg)-Diagramme sind als Beispiel für den Werkstoff KS01 in den Bildern 3.1.3-7 und 3.1.3-8 dargestellt. Die Probe KB1 (Bild 3.1.3-7) zeigt unmittelbar nach der Initiierung instabilen Rißfortschritt, während die Probe KA1 (Bild 3.1.3-8) erst nach ca. 5 mm stabilem

Rißfortschritt instabil versagt. Die im Bereich der Initiierung berechnete Durchbiegungsgeschwindigkeit von ca. 0,8 m/s wird bei beiden Proben schon vor der Initiierung erreicht und nimmt auch bis zum instabilen Rißfortschritt nicht mehr wesentlich zu. Man kann deshalb davon ausgehen, daß sich die Durchbiegungsgeschwindigkeit in dem für den Versuchsablauf wichtigen Bereich nicht signifikant ändert. Für die Berechnung der Rißwiderstandskurven wird angenommen, daß die Temperaturabhängigkeit der Rißwiderstandskurven im Temperaturbereich von 35 bis 61 °C bzw. 56 bis 85 °C vernachlässigbar ist. Die dann mit Hilfe des Mehrprobenverfahrens errechneten Rißwiderstandskurven sind für die untersuchten Werkstoffe in den Bildern 3.1.3-9 und 3.1.3-10 den statisch ermittelten Rißwiderstandskurven gegenübergestellt. Die Initiierungswerte bei dynamischer Beanspruchung sind für die untersuchten Werkstoffe KS01 und S23 niedriger als bei statischer Beanspruchung (Bilder

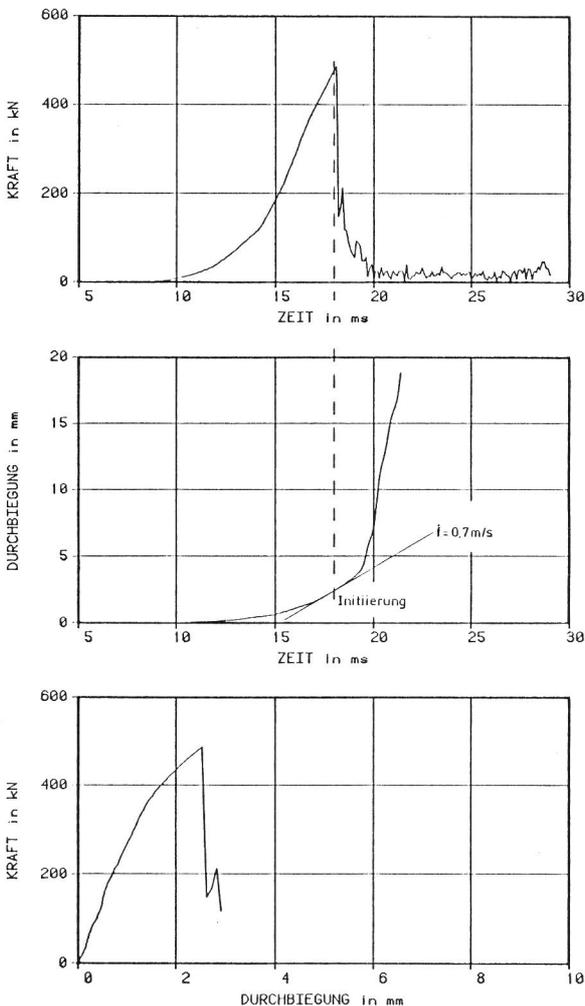


Bild 3.1.3-7
Dynamische Versuche:
Kraft-/Durchbiegungs-Zeit-Diagramme,
Kraft-Durchbiegungs-Diagramm, $\Delta a = 0.6 \text{ mm}$

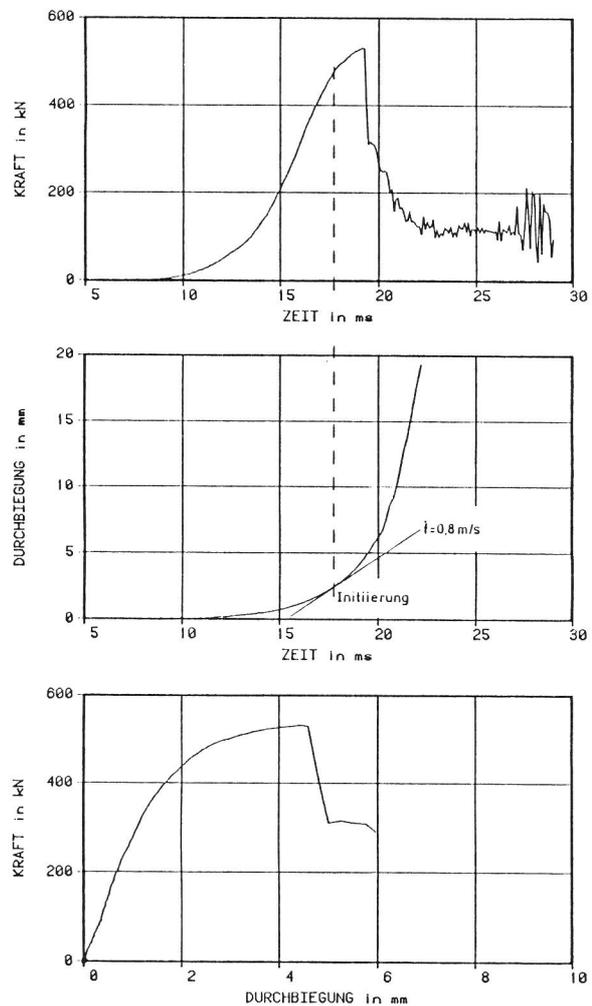


Bild 3.1.3-8
Dynamische Versuche:
Kraft-/Durchbiegungs-Zeit-Diagramme,
Kraft-Durchbiegungs-Diagramm, $\Delta a = 4.8 \text{ mm}$

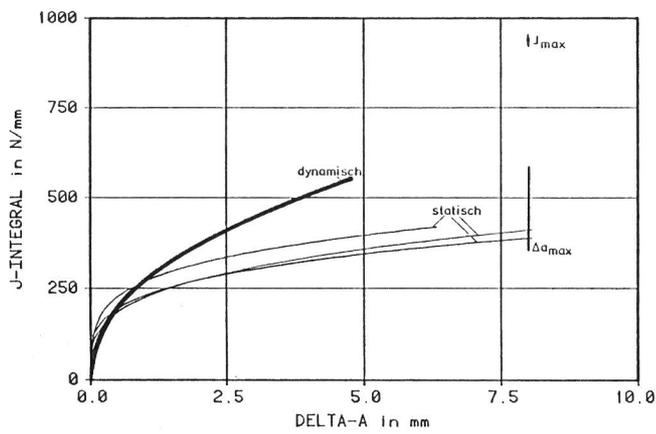


Bild 3.1.3-9

Vergleich der Rißwiderstandskurven, Werkstoff KS01

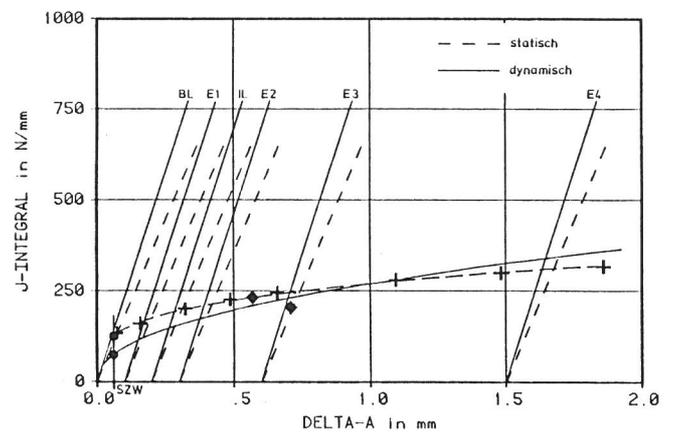


Bild 3.1.3-11

Vergleich der Rißwiderstandskurven, Werkstoff KS01

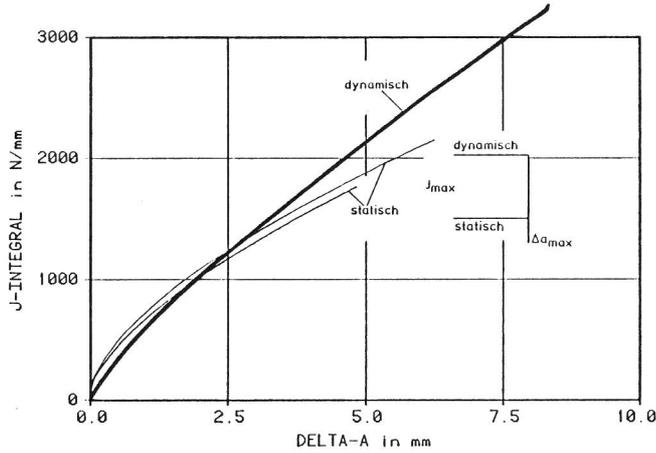


Bild 3.1.3-10

Vergleich der Rißwiderstandskurven, Werkstoff S23

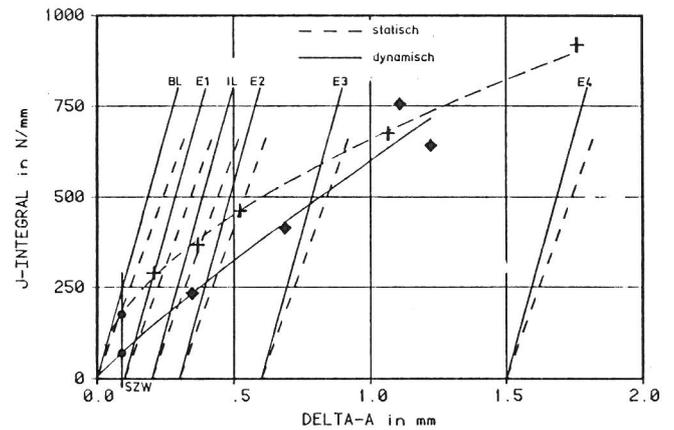


Bild 3.1.3-12

Vergleich der Rißwiderstandskurven, Werkstoff S23

3.1.3-11 und 3.1.3-12). Die Steigung der Rißwiderstandskurven bei dynamischer Beanspruchung ist jedoch größer als bei statischer Beanspruchung. Die J_R -Kurve des Werkstoffs S23 verläuft auch hier wie bei statischer Beanspruchung wesentlich steiler als die des Werkstoffs KS01 (Bild 3.1.3-13). Die dynamischen Initiierungskennwerte J_i und -temperaturen T_i ergeben sich wie folgt (s. a. Tabelle 3.1.3-3 und Bild 3.1.3-6):

$$J_i(\text{KS01}) = 74 \text{ N/mm} \quad T_i(\text{KS01}) \approx 60^\circ\text{C} \quad T_d(\text{KS01}) = 85^\circ\text{C}$$

$$J_i(\text{S23}) = 70 \text{ N/mm} \quad T_i(\text{S23}) \approx 30^\circ\text{C} \quad T_d(\text{S23}) = 65^\circ\text{C}$$

Tabelle 3.1.3-3 enthält weiterhin die dynamischen $J_{0,1}$ - und $J_{0,2}$ -Werte. Wie bei statischer Versuchsdurchführung wurde an jeweils zwei Bruchflächen die SZW bestimmt. Es ergaben sich die gleichen Werte wie bei statischer Beanspruchung.

3.1.3.4 DISKUSSION

Für die hier untersuchten Vergütungsstähle des Typs 22 NiMoCr 37 können initiierungsbezogene Kriterien für Versagensabschätzungen bei statischer

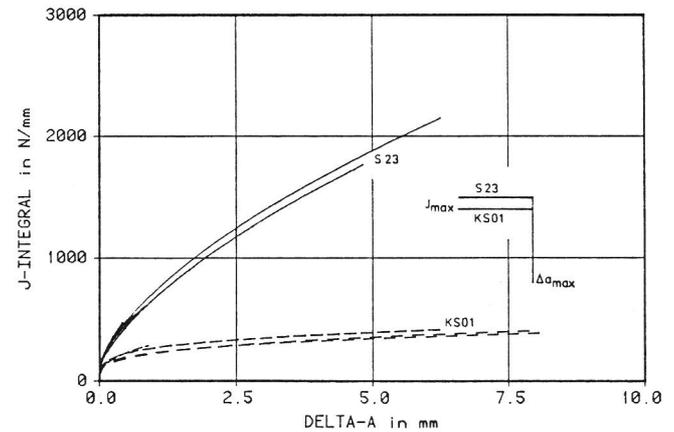


Bild 3.1.3-13

Dynamische Versuche:

Vergleich der Rißwiderstandskurven

Beanspruchung, etwa von Raumtemperatur an (S23 $\approx 10^\circ\text{C}$, KS01 $\approx 30^\circ\text{C}$), bei dynamischer Beanspruchung mit einer Beanspruchungsgeschwindigkeit von rd. 1 m/sec jedoch erst ab 30°C (S23) bzw. 60°C (KS01) an angewendet werden. Vollständiges Versagen durch duktilen Bruch kann bei statischer Beanspruchung bei 30°C (S23) bzw. 60°C (KS01), bei

Tabelle 3.1.3-3:
Zusammenstellung der Versuchsergebnisse

Werkstoff/ Probe	Temperatur in °C	Δa in mm	J_i in N/mm	$J_{0,1}$ in N/mm	$J_{0,2}$ in N/mm	Seiten- kerben in %
<u>Statische Versuche</u>						
KS01 KD 2	23	0	-	-	-	20
KS01 KC 1	35	0.21	-	-	-	20
KS01 KC 2	44	0.91	104	161	204	20
KS01 KE 2	48	6.34	128	175	200	20
KS01 KF 1	54	11.98	-	-	-	20
KS01 KD 1	65	11.68	-	-	-	20
S23.7	5	0.858	185	198	400	20
S23.16	10	0.42	-	-	-	20
S23.11	20	0.62	-	-	-	0
S23.15	26	4.84	176	188	378	20
S23.10	28	6.27	-	-	-	20
<u>Dynamische Versuche</u>						
KS01 KB 2	56	0				20
KS01 KB 1	64	0.57				20
KS01 KE 1	67	0.71				20
KS01 KG 1	71	4.42	74	120	150	20
KS01 KF 2	74	3.65				20
KS01 KA 1	79	4.79				20
KS01 KA 2	85	duktil				20
S23.2	35	0.35				20
S23.5	41	1.22				20
S23.4	48	0.69				20
S23.8	51	3.06	70	110	200	20
S23.3	53	1.11				20
S23.1	61	8.39				20

dynamischer Beanspruchung jedoch erst bei 65 °C (S23) bzw. 85 °C (KS01) erwartet werden (Bild 3.1.3-6). Erst oberhalb dieser Temperaturen können Rißwiderstandskurven risikolos angewendet werden.

Häufig wird das Übergangsverhalten von Stählen nur durch Kerbschlagversuche charakterisiert. Die Untersuchung gab Gelegenheit, die Belastbarkeit dieser Vorgehensweise nachzuvollziehen. In Bild 3.1.3-6 sind die T_i -Werte und T_d -Werte (Hochlagentemperatur) der dynamisch geprüften ISO-V-Proben

eingezeichnet. Für dynamische Beanspruchung großer Proben und wahrscheinlich auch von Bauteilen kann mit der ISO-V-Probe die Hochlagentemperatur noch gerade richtig abgeschätzt werden. Für statische Beanspruchung großer Proben bzw. Bauteile wird T_d mit ISO-V-Proben hinreichend konservativ beurteilt.

Bild 3.1.3-14 zeigt Werte $J_{R0,1dyn}/J_{R0,1stat}$, J_{Icdyn}/J_{Icstat} in Abhängigkeit von $J_{R0,1stat}$, J_{Icstat} . Diese Abbildung ist einer vorausgegangen Arbeit /1/ entnommen worden. Eingetragen

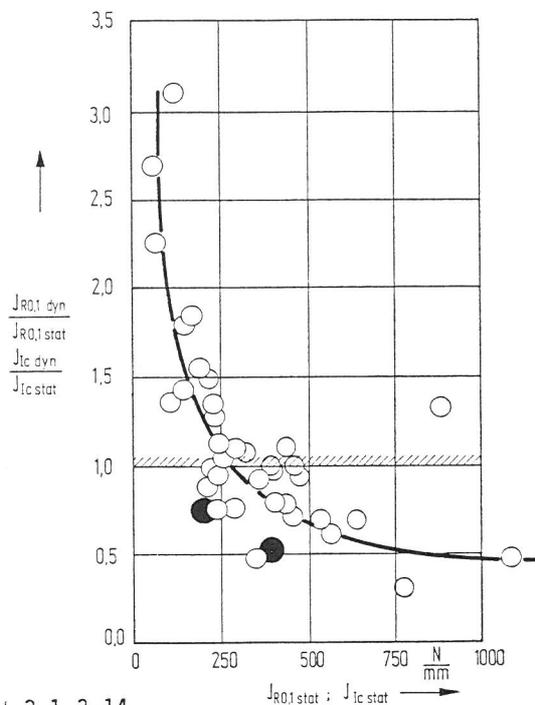


Bild 3.1.3-14

Zähigkeitseinfluß auf das Verhältnis von dynamischen zu quasi-statischen Initiierungswerten

wurden weitere Versuchsergebnisse von ISO-V-Proben aus schweißgeeigneten Feinkornbaustählen nach DIN 17102 (vgl. Abschnitt 3.1.4). Die an den statisch und dynamisch geprüften großen Biegeproben erhaltenen Versuchsergebnisse sind durch große ausgefüllte Kreise erkennbar. Bedingt durch geringe verfügbare Probenzahl sind die ermittelten Rißwiderstandskurven bei kleinen Δa -Werten ungenau. Deshalb wurden für die Darstellung in Bild 3.1.3-14 für die großen Proben die $J_{R0,2}$ -Werte herangezogen. Die hier dargestellten Versuchsergebnisse ordnen sich in die in /1/ dargestellte Tendenz ein. Das Verhältnis von dynamischem zum statischen Initiierungswert nimmt mit zunehmender Zähigkeit ab. Die Grenze, von der an die dynamischen J_{Ic} - oder $J_{R0,1}$ - bzw. $J_{R0,2}$ -Werte kleiner sind als die statischen, muß gegenüber /1/ aber bei kleineren statischen Werten als 300 N/mm angenommen werden. Die Untersuchungen haben bestätigt, daß für größere Beträge des stabilen Rißwachstums die statische Rißwiderstandskurve für konservative Versagensabschätzungen herangezogen werden kann, wenn eine dynamische Rißwiderstandskurve nicht zur Verfügung steht.

Literatur zu 3.1.3:

- /1/ D. Aurich, R. Heims, H.-J. Kühn, J. Ziebs: Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit

auf das Rißwiderstandsverhalten von ISO-V-Proben mit und ohne Schwingriß. 11. MPA-Seminar. 10. und 11. Oktober 1985. Band 1. Vortrag 6.

- /2/ ASTM E 813-81: Standard Test Method for J_{Ic} , A Measure of Fracture Toughness. Annual Books of ASTM Standards 1981.
- /3/ Ermittlung von Rißinitiierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals. Entwurf der DVM-Arbeitsgruppe "Kennwertermittlung und Anwendung der Bruchmechanik". Oktober 1986.
- /4/ Johnson, H. H.: Calibrating the Electric Potential Method for Studying Slow Crack Growth. Materials Research and Standards. Vol. 5. No. 9. Sept. 1965. 442 - 445.

3.1.4 ERMITTLUNG DES INITIIERUNGSVERHALTENS UND DES RISSWIDERSTANDES BEI STATISCH UND DYNAMISCH BEANSPRUCHTEN ISO-V-PROBEN ZUR VERBESSERUNG DER AUSSAGEFÄHIGKEIT DES KERBSCHLAGVERSUCHES

3.1.4.1 EINLEITUNG

Die Kerbschlagarbeit ist für fast alle Bereiche des Maschinen- und Anlagenbaus heute der einzige Kennwert, mit dessen Hilfe die Sicherheit von Komponenten gewährleistet wird. Mangels eines ausreichenden Verständnisses für die werkstoffmechanischen Ursachen für die jeweils gemessenen Werte wird die Kerbschlagarbeit auch heute noch fast ausschließlich nur für die Qualitätssicherung nach dem Konzept einer zu gewährleistenden Kerbschlagarbeit oder Übergangstemperatur herangezogen. Mit dem Aufkommen der Bruchmechanik hat es nicht an Versuchen gefehlt, die Kerbschlagprobe zur Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte heranzuziehen. Diese Bemühungen waren insofern naheliegend, als bei Erfolg der gesamte Datenhintergrund in Verbindung mit den Erfahrungen von Jahrzehnten in Zukunft für die bruchmechanische Bewertung von Komponenten zur Verfügung stehen würde und weiterhin auf diesen im Vergleich zu bruchmechanischen Untersuchungen kostengünstigen Versuch nicht zugunsten jener verzichtet werden brauchte. Auf die Er-

örterung der Arbeiten zur Ermittlung von K_{IC} aus dem Kerbschlagversuch soll in diesem Bericht nicht eingegangen werden.

Im Bereich des elastisch-plastischen Versagens wurde die Kerbschlagarbeit-Hochlage auf empirischer Grundlage erstmals durch KIEFNER u. Mitarb. /1, 2/ konsequent für die Berechnung des Rohrversagens, d. h. im Sinne der Sicherheitsanalyse, angewendet. ROLFE und NOVAK /3/ sowie BARSOM und ROLFE /4/ haben einen empirischen Zusammenhang zwischen J_{IC} und der Kerbschlagarbeit-Hochlage für eine Reihe sehr unterschiedlicher Stähle hergestellt. NORRIS u. Mitarb. /5 bis 7/ haben dieser Darstellung die Ergebnisse von 3 unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen des Stahl 5A 533B-1 hinzugefügt.

Entscheidend für eine zuverlässige Korrelation zwischen Bruchmechanik-Versuchen und dem Kerbschlagversuch ist der Vergleich gleicher Versagenszustände. Dieser Erkenntnis folgend haben Norris u. Mitarb. /5 bis 7/ erstmals J_{IC} aus Bruchmechanikversuchen mit der Kerbschlagarbeit bei Initiierung unter Verwendung der Daten anderer Autoren /3, 4/ vor dem Hintergrund umfangreicher numerischer Analysen verglichen (Bild 3.1.4-1).

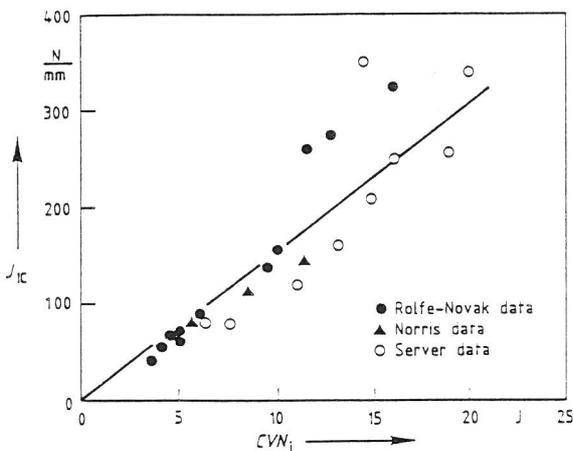


Bild 3.1.4-1

J_{IC} in Abhängigkeit von der Kerbschlagarbeit bei Initiierung eines stabilen Anrisses CVN_i nach Norris u. Mitarb. /5/

Will man für Komponenten unter extremen Bedingungen wie Wasserschlag, Erdbeben oder Flugzeugabsturz eine Versagensanalyse mit Methoden der elastisch-plastischen Bruchmechanik durchführen, so stellt sich u. a. die Frage, wie stark der Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Rißwi-

derstandskurve ist und welche Tendenz er im Vergleich zu quasi-statischer Beanspruchung aufweist. Zu diesem Problemkreis kann der in der Praxis am häufigsten mit erhöhter Beanspruchungsgeschwindigkeit durchgeführte Kerbschlagversuch Auskunft geben, wenn eine instrumentierte Versuchsdurchführung eingesetzt wird. ISO-V-Proben können ebenso in einer mit dem Auflager im Pendelschlagwerk identischen Vorrichtung quasi-statisch geprüft werden, so daß dann ein Vergleich zwischen quasi-statisch und dynamisch geprüften Proben möglich wird.

Zum Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf Kennwerte der elastisch-plastischen Bruchmechanik findet man im Schrifttum nur wenige Ergebnisse. In den meisten Fällen wird von einer Zunahme der Initiierungswerte infolge dynamischer Beanspruchung berichtet, z. B. von SERVER /8/ bei fünf Vergütungsstählen und zwei Schweißgütern von insgesamt neun untersuchten Stahlwerkstoffen, von JOYCE /9/ bei einem A533B, von NGUYEN-DUY und PHELIPPEAU /10/ bei einem von zwei untersuchten Stählen - bei dem zweiten trat bei dynamischer Beanspruchung Spaltbruch auf -, von MARANDET u. Mitarb. /11/ bei einem A508 Cl.3 sowie von WILKOWSKI u. Mitarb. /12/ bei einem austenitischen Stahl. Mehrere andere Autoren berichten von einer gegenteiligen Tendenz, z. B. BAYOUMI u. Mitarb. /13/ bei einem perlitischen Stahl mit rd. 0,5 % Kohlenstoff, THAULOW u. Mitarb. /14/ bei einem St 52, RINTAMAA u. Mitarb. /15/ bei einem A533 B Cl.1 sowie SERVER /8/ bei zwei Schweißgütern von insgesamt 9 Stahlwerkstoffen. Noch weniger Informationen liegen über den Einfluß dynamischer Beanspruchung auf Rißwiderstandskurven vor. Ausnahmslos wurde jedoch bisher eine Zunahme der Steigung der Rißwiderstandskurve bei dynamischer Beanspruchung im Vergleich zu quasi-statischer Beanspruchung beobachtet /8, 9, 12/. Soweit nachvollziehbar, wurden die Gültigkeitskriterien für die Initiierung bzw. für die Rißwiderstandskurve bis zu $\Delta a = 1$ mm in fast allen Untersuchungen eingehalten. Die Verhältnisse von dynamischer zu quasi-statischer Durchbiegungs- bzw. Rißöffnungsgeschwindigkeit (Lastlinie) lagen bei den zitierten Untersuchungen bei 10^3 bis 10^5 .

3.1.4.2 PHÄNOMENOLOGIE DES KERBSCHLAGVERSUCHES

Bild 3.1.4-2 zeigt ein für den Übergangsbereich der A_V -T-Kurve typisches Kraft-Durchbiegungs-Dia-

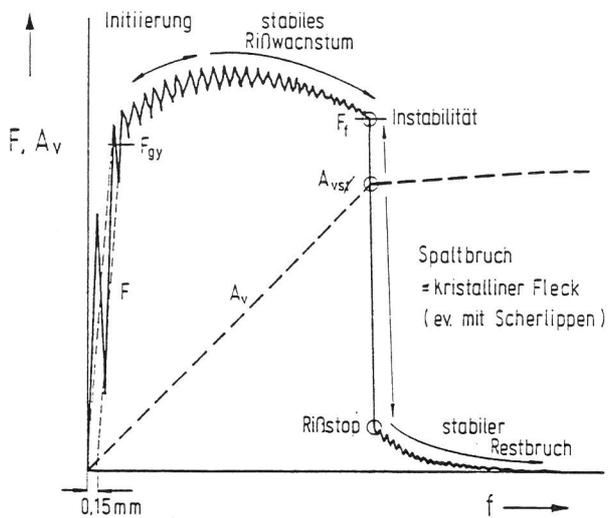


Bild 3.1.4-2

Kraft-Durchbiegungs-Diagramm von einem instrumentierten Kerbschlagversuch

gramm von einem Kerbschlagversuch mit einer ISO-V-Probe. Nach Durchlaufen des Inertial-Peaks wird etwa bei einer bleibenden Durchbiegung von 0,15 mm die plastische Grenzlast erreicht. Im allgemeinen wird die Initiierung im Bereich des Lastanstieges erfolgen, danach schließt sich stabiles Rißwachstum an bis Instabilität eintritt. Das stabile Rißwachstum ist auf der Bruchfläche durch einen daumennagelförmigen Riß, ausgehend vom Kerbgrund, zu erkennen. Der folgende Steilabfall der Last ist gekoppelt mit der Spalttrißausbildung im kristallinen Fleck, ev. verbunden mit Scherlippen an den Bruchrändern. Schließlich kann Rißstopp eintreten, so daß der Restbruch wieder durch stabiles Rißwachstum entsteht.

Die Zuordnung der Kraft-Durchbiegungs-Diagramme und der Bruchflächen von Kerbschlagproben zum A_v -T-Diagramm verdeutlicht, daß ein prinzipieller Unterschied zwischen dem Kerbschlagversuch und anderen Versuchen mit gekerbten oder angerissenen Proben nicht besteht. Anhand der folgenden Bilder von instrumentierten Kerbschlagversuchen eines StE460 sei dies verdeutlicht. Bild 3.1.4-3a zeigt den gerade vollplastischen Zustand mit der plastischen Grenzlast F_{gy} bei -120°C und einer Kerbschlagarbeit von 7 J, also in der Tieflage. Die Bruchfläche ist kristallin. Bei etwa -100°C hat die Kerbschlagarbeit auf 11 J zugenommen (Bild 3.1.4-3b). Die Bruchfläche ist weiterhin kristallin. Bei -72°C ist T_i mit $\Delta a \rightarrow 0$ bereits geringfügig überschritten (Bild 3.1.4-3c). Die Kerbschlagarbeit beträgt bereits 14 J und die Bruch-

fläche weist ein dem Spaltbruch vorausgehendes stabiles Rißwachstum von $\Delta a = 0,15\text{ mm}$ aus. Das stabile Rißwachstum erreicht bei -30°C (Bild 3.1.4-3d) $\Delta a = 0,7\text{ mm}$, wobei die Kerbschlagarbeit auf 58 J angestiegen ist. Man beachte, daß durch stabiles Rißwachstum bis zur Instabilität nur eine Kerbschlagarbeit von 40 J resultierte, während die weiteren rd. 18 J nach dem Auffangen des Risses für dessen weiteres stabiles Wachstum und das Durchschleppen der Probe durch die Widerlager verbraucht wurden. Dieser Anteil ist folglich nicht dem stabilen Rißwachstum bis zur Instabilität zuzuordnen. Bei 0°C (Bild 3.1.4-3e) wurde ein stabiles Rißwachstum von $\Delta a = 1,3\text{ mm}$ bei einer Kerbschlagarbeit von insgesamt 93 J beobachtet, wobei bis zur Instabilität nur 54 J und nach dem Rißauffangen 39 J verbraucht wurden. Bei der Kerbschlagarbeit-Hochlage ab etwa $+20^\circ\text{C}$ ist eine Zuordnung des stabilen Rißwachstums zur Kerbschlagarbeit nicht mehr möglich (Bild 3.1.4-3f).

Zusammenfassend ist festzustellen, daß sich bei dem untersuchten Stahl der Wechsel des Bruchmechanismus zwischen etwa -80°C und $+10^\circ\text{C}$ vollzieht, wobei die Kerbschlagarbeit von rd. 10 J auf rd. 100 J ansteigt. Von diesen rd. 100 J sind etwa 60 % den werkstoffmechanischen Vorgängen bis zu dem stabilen Rißwachstum von $\Delta a = 1,3\text{ mm}$ zuzuordnen. In anderen Fällen konnten bis zu 70 % der Hochlagenzähigkeit auf das stabile Rißwachstum bis zur Instabilität zurückgeführt werden. Die Temperatur T_{gy} , bei der der Bruch gerade bei Erreichen des vollplastischen Zustandes erfolgt, kann ebenso wie die Temperatur T_i , bei der der Bruchmechanismus vom Spaltbruch zum duktilen Bruch wechselt, auch im Kerbschlagversuch ermittelt werden. Aus der Kenntnis von T_{gy} können mit Hilfe weiterer Versuchsdaten und der entsprechenden werkstoffmechanischen Zusammenhänge Rückschlüsse auf die Spaltbruchfestigkeit des Werkstoffes gezogen werden. T_i dient der Abgrenzung des Temperaturbereiches, in dem initiierungsbezogene Bruchmechanikennwerte angewendet werden dürfen. Somit unterstreicht Bild 3.1.4-2 die obige Aussage, daß der Kerbschlagversuch sich nicht grundsätzlich von anderen Versuchen mit gekerbten Proben unterscheidet /16, 17, 18/.

Aus den Ausführungen folgt, daß der Kerbschlagversuch grundsätzlich auch über das Rißwiderstandsverhalten des untersuchten Werkstoffes Auskunft

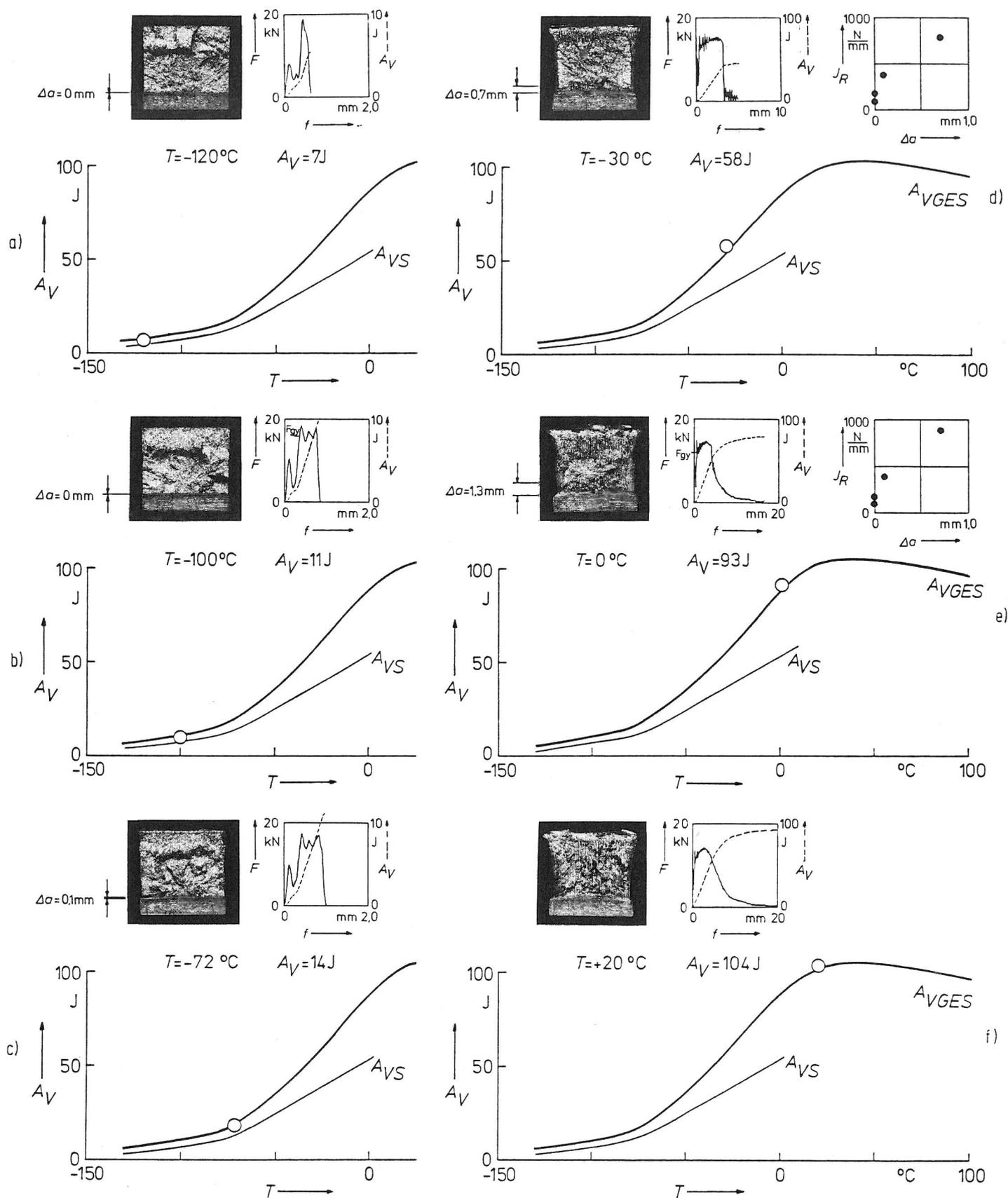


Bild 3.1.4-3

Zusammenhang zwischen A_{VG} - T -Kurve, A_{VS} - T -Kurve, Bruchflächentopografie, Kraft-Durchbiegungs- sowie Arbeit-Durchbiegung-Diagrammen und Reißwiderstandskurven von ISO-V-Proben bei Temperaturen von -120°C bis $+20^\circ \text{C}$

geben können sollte, wenn er in geeigneter Form ausgewertet wird. Gelingt es darüber hinaus auch noch, eine Korrelation zum Rißwiderstandsverhalten von angerissenen Proben herzustellen, so kann auf diesem Wege auch die aus Sicherheitsgründen erforderliche Kerbschlagarbeit festgelegt werden. In Fällen, in denen für eine Begutachtung gültige Rißwiderstandskurven von angerissenen Proben nicht zur Verfügung stehen, könnten dann Kerbschlagarbeitswerte weiterhelfen.

Zweifellos werden bei der ISO-V-Probe fast alle Bedingungen verletzt, die zu erfüllen wären, um gültige Rißwiderstandskurven zu erhalten. Die Initiierung wird durch das Fehlen eines Anrisses erschwert. Das kleine a/W-Verhältnis von 0,2 wird ebenso wie die geringe Probenbreite und -dicke sowie das Fehlen von Seitenkerben zu einer Erhöhung des Rißwiderstandes beitragen. Auch ist damit zu rechnen, daß die Korrelation zwischen dem Rißwiderstandsverhalten der ISO-V-Probe und jenem einer angeschwungenen CT-Probe von der Fließkurve des Werkstoffes beeinflusst wird.

Im folgenden werden zunächst Versuchswerkstoffe und Versuchsdurchführung erläutert. Daran schließt sich die Darstellung der Auswerteverfahren anhand

von Beispielen an. Schließlich werden die Ergebnisse aller untersuchten Werkstoffe vorgestellt und darauf folgend erörtert.

3.1.4.3 WERKSTOFFE UND VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

In diesem Projektabschnitt wurden vorzugsweise zunächst ferritisch-perlitische Stähle untersucht, da zu diesen auch Ergebnisse von Großzug- oder Bruchmechanik-Proben aus anderen Projekten bzw. von Schadensanalysen vorlagen. Tabelle 3.1.4-1 gibt eine Übersicht über die chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle. In Tabelle 3.1.4-2 sind die wichtigsten werkstoffmechanischen Daten zusammengestellt.

Die Versuchswerkstoffe lagen als Bleche von 30 bzw. 40 mm Dicke oder in Form von Schmiedestücken von rd. 250 mm Wanddicke vor. Folgende Probearten wurden entsprechend den Spezifikationen entnommen:

- ISO-V-Proben nach DIN 50 115 (V)
- ISO-V-Proben nach DIN 50 115 mit Seitenkerben von 1,25 m Tiefe (VK)

Von dem Werkstoff StE 460(3) wurden 3 Serien der seitengekerbten Proben entsprechend ASTM E 813 bis zu einer Tiefe von insgesamt rd. 5 mm angeschwungen (RK).

Tabelle 3.1.4-1:

Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle
Massengehalte in Prozent

Werkstoff	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%N	%Al	%Cr	%Cu	%Mo	%Ni	%V
RSt37-2	0,11	0,24	0,52	0,011	0,014	0,0027	0,005	--	--	--	--	--
St52-3	0,22	0,40	1,35	0,008	0,027	0,007	0,036	--	--	--	--	--
StE355	0,11	0,46	1,59	0,022	0,004	0,007	0,023	0,021	0,040	0,004	0,042	0,006
StE460(1)	0,15	0,35	1,50	0,006	0,009	0,0108	0,039	--	--	--	0,53	0,13
StE460(2)	0,16	0,35	1,65	0,019	0,003	--	0,020	--	--	--	0,34	0,17
StE460(3)	0,17	0,28	1,52	0,009	0,009	0,012	0,010	0,039	0,032	0,013	0,62	0,18
StE500(1)	0,10	0,27	1,50	0,011	0,019	0,011	0,01	0,08	0,09	0,04	0,65	0,12
StE500(3)	0,17	0,22	1,64	0,015	0,015	--	--	--	--	--	0,68	0,19

Tabelle 3.1.4-2:

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Stähle

Werkstoff	Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Brucheinschnü-	Kerbschlag-	A _v (T-L)
	R _{eL}	R _m	A ₅	rung Z		
	N/mm ²	N/mm ²	%	%	J	J
RSt37-2	252	378	33,0	64	3	90
St52-3	365	557	31,3	73	43	50
StE355	402	535	34,0	--	160	213
StE460(1)	450	643	25,5	65	43	92
StE460(2)	470	633	28,0	71	60	159
StE460(3)	480	647	19,0	67	64	105
StE500(1)	554	695	21,7	--	33	79
StE500(3)	570	710	21,0	63	11	64

Um eine Anbindung dieser Versuche an die überwiegend bei quasi-statischer Beanspruchung durchgeführten Bruchmechanik-Versuchen zu ermöglichen, wurden die Versuche mit den ISO-V-Proben sowohl quasi-statisch als auch dynamisch ausgeführt.

Die Versuche bei quasi-statischer Beanspruchung wurde in einer 250 kN-Universalprüfmaschine, Bauart MTS, mit einer Querhauptgeschwindigkeit von 0.01 mm/s durchgeführt. Als Biegetisch wurde eine mit dem Auflager im Pendelschlagwerk identische Vorrichtung verwendet. Die Durchbiegung wurde mit einem induktiven Wegaufnehmer gemessen. Da bei dynamischer Beanspruchung Hammer- und Auflagereindrücke bei der Verschiebungsmessung nicht berücksichtigt werden konnten, unterblieb der Einsatz einer hierfür geeigneten Vorrichtung auch bei den quasi-statischen Versuchen. Die dynamischen Versuche wurden auf einem Pendelschlagwerk, Bauart Losenhausen, mit einer Schlaggeschwindigkeit von 5,5 m/s durchgeführt. Das Pendelschlagwerk war mit einer Instrumentierung /19/ ausgerüstet.

Die Prüftemperaturen wurden möglichst so gewählt, daß ein komplettes A_y -T-Diagramm vorlag, T_{gy} bestimmt werden konnte und zwischen T_i und der Temperatur, bei der $\Delta a = 1$ mm erreichen wird, möglichst viele Meßpunkte mit unterschiedlichen Δa lagen.

Bei temperaturabhängiger Versuchsdurchführung erhält man oberhalb T_i mit steigender Versuchstemperatur zunehmende Beträge des stabilen Rißwachstums verbunden mit einem Anstieg der dabei, d. h. bis hin zu Instabilität, verbrauchten Arbeit. Durch Normierung dieser Arbeit auf die plastische Grenzlast bei Raumtemperatur kann man die bei dieser Temperatur für das stabile Rißwachstum aufgewandte Arbeit approximieren.

Die plastische Grenzlast wurde den Kraft-Durchbiegungs-Diagrammen entnommen. Die Länge der stabilen Risse wurde in einem Mikroskop bei 8-facher Vergrößerung an 9 Stellen vermessen und als Mittelwert angegeben.

Um das oben erwähnte Normierungsverfahren (Gl. 1) zu überprüfen, wurden zwei Probenserien aus dem Werkstoff StE 460(3) bei quasi-statischer Beanspruchung nur bei Raumtemperatur untersucht und

die Ergebnisse mit jenen der temperaturabhängigen Versuchsdurchführung verglichen. Die Proben wurden bei Raumtemperatur bis zu unterschiedlichen Beträgen der Durchbiegung beansprucht und anschließend nach Kühlung auf -196 °C aufgebrochen. Diese Untersuchungen wurden an je einer Serie seitengekerbter Proben ohne und mit Schwingungsriß durchgeführt. Für dynamische Versuche besteht eine derartige Vergleichsmöglichkeit noch nicht. Jedoch wurde angenommen, daß vergleichbare Resultate auch bei dynamischer Versuchsdurchführung erhalten würden.

3.1.1.4 AUSWERTUNG DER KERBSCHLAGVERSUCHE

Bild 3.1.4-4 gibt eine Übersicht über die wichtigsten, im instrumentierten Kerbschlagversuch oder im quasi-statisch durchgeführten Biegeversuch mit ISO-V-Proben erhaltenen Daten. Diese werden in der Regel zunächst in Abhängigkeit von der Temperatur ausgegeben.

Ermittlung der Spaltbruchfestigkeit

In einer 3D-FE-Analyse einer ISO-V-Probe /20/ war festgestellt worden, daß in dieser Probe der vollplastische Zustand bei einer bleibenden Durchbiegung von

$$f_{p1} \approx 0.15 \text{ mm}$$

erreicht ist. Als Temperatur T_{gy} der ISO-V-Probe wurde jene Temperatur definiert, bei der sich dieser Wert einstellt (Bild 3.1.4-3b).

Bei dieser Temperatur kann die Kraft $(F_{gy})_{T_{gy}}$ ermittelt werden (Bild 3.1.4-4a). Daraus erhält man die Ligamentplastizierungsgrenze

$$(\sigma_{gy})_{T_{gy}} = \frac{F_{gy} \cdot S}{B(W-a)^2} \quad (1)$$

und mit der Streckgrenze

$$\left(\frac{\sigma_{gy}}{R_{eL}}\right)_{T_{gy}} = L^* \quad (2)$$

Der Maximalwert der Kerböffnungsspannung ergibt sich aus

$$\text{Max}_x \sigma_{yy} = K_{\sigma p} \cdot R_{eL} \quad (3)$$

Wenn die Streckgrenze nicht ohne weiteres bestimmt werden kann, wie z. B. bei Kerbschlagversuchen, kann man den Maximalwert der Kerböffnungsspannung durch Kombination der Gleichungen 1, 2 und 3 ab-

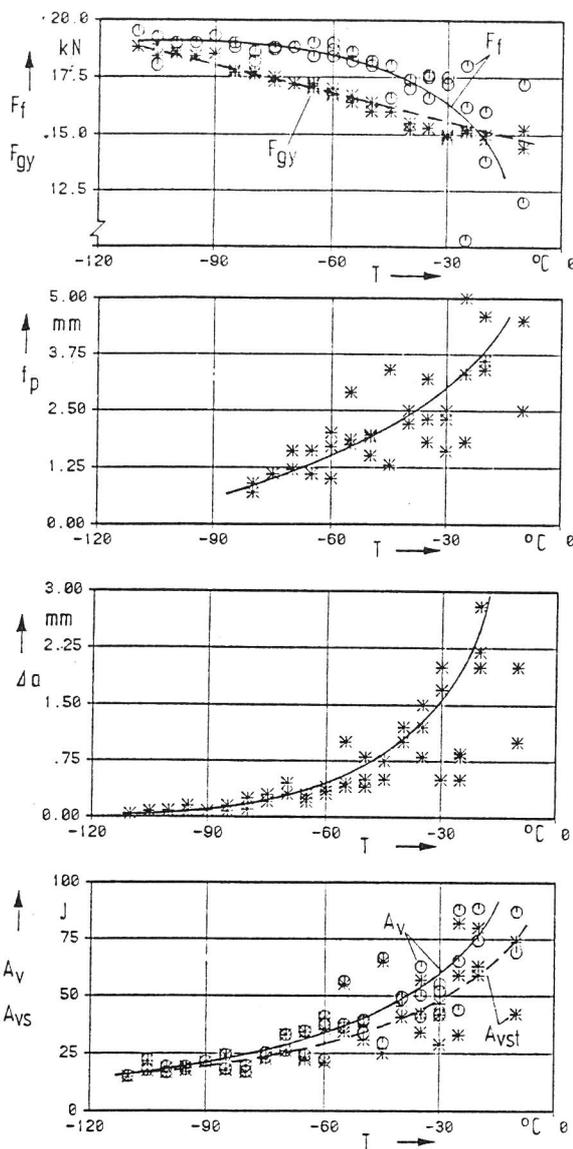


Bild 3.1.4-4

Darstellung der Ergebnisse von instrumentierten Kerbschlagversuchen

- a) Plastische Grenzlast F_{gy} und Instabilitätslast F_f in Abhängigkeit von der Temperatur
- b) Bleibende Durchbiegung f_{p1} in Abhängigkeit von der Temperatur
- c) Stabiles Rißwachstum Δa in Abhängigkeit von der Temperatur
- d) Kerbschlagarbeit A_V und Arbeit für stabiles Rißwachstum bis zur Instabilität A_{Vst} in Abhängigkeit von der Temperatur

schätzen:

$$\left(\text{Max}_x \sigma_{yy} \right) F_{gy} = \frac{(K_{\sigma p}) F_{gy}}{L^*} \frac{F_{gy} \cdot S}{B(W-a)^2} \quad (4)$$

Geht man für das Spaltbruchversagen von der Gültigkeit des Normalspannungskriteriums aus /21/, kann die Spaltbruchfestigkeit mit der Beziehung

$$R_{fc} = \left[\left(\text{Max}_x \sigma_{yy} \right) F_{gy} \right] T_{gy} \quad (5)$$

bzw. unter Benutzung von Gl. 4

$$R_{fc} = \frac{(K_{\sigma p}) F_{gy}}{L^*} \frac{(F_{gy}) T_{gy} \cdot S}{B(W-a)^2} \quad (6)$$

bestimmt werden.

In der oben erwähnten 3D-FE-Analyse der ISO-V-Probe /20/ wurde

$$\frac{(K_{\sigma p}) F_{gy}}{L^*} = 1,71 \quad (7)$$

erhalten. Etwa der gleiche Wert folgt aus den Versuchsergebnissen nach einem von KRAFKA /22/ angegebenen Verfahren für die Ermittlung von R_{fc} .

Mit $s = 40$ mm, $B = 10$ mm, $W = 10$ mm, $a = 2$ mm sowie den Beziehungen 6 und 7 folgt für die ISO-V-Probe

$$R_{fc} = \frac{0,107}{\text{mm}^2} (F_{gy}) T_{gy} \quad (8)$$

Das Verhältnis der Streckgrenze zur Spaltbruchfestigkeit R_{eL}/R_{fc} bei einer bestimmten Temperatur liefert ein Maß für die Spaltbruchneigung eines Stahls. Diese ist umso geringer, je größer dieses Verhältnis ist.

Ermittlung der Initiierungstemperatur

Versagenskriterien auf der Grundlage von Initiierungskennwerten bzw. von Rißwiderstandskurven, können nur dann sinnvoll angewendet werden, wenn sichergestellt ist, daß im Bauteil Initiierung bzw. stabiles Rißwachstum tatsächlich auftreten. Dies hängt bei ferritischen Stählen wegen des Bruchübergangs von der Temperatur ab.

Initiierungsbezogene Kennwerte können erst von der Temperatur T_i ab angewendet werden. Allerdings folgt bei T_i unmittelbar auf das gerade beginnende stabile Rißwachstum unmittelbar Spaltbruch. Erst bei einer mehr oder weniger höheren Temperatur ist mit völlig stabilem Versagen zu rechnen /16/.

Erfahrungsgemäß ist T_i für Proben etwa von einem Nettoquerschnitt ab rd. 20 mm x 20 mm von der Probengröße ziemlich unabhängig /25/. Für kleinere Abmessungen ist mit einem Abfall von T_i zu rechnen. Aus diesem Sachverhalt folgt die Frage, inwieweit

eine Korrelation zwischen den T_i -Werten der ISO-V-Probe bei quasi-statischer und dynamischer Beanspruchung und jenen von quasi-statisch beanspruchten großen Proben besteht. Um dieser Frage nachgehen zu können, wurden die T_i -Werte für die ISO-V-Proben bestimmt. Bild 3.1.4-4c ist zu entnehmen, daß bereits von einer verhältnismäßig niedrigen Temperatur an Δa -Werte von 0,1 bis 0,2 mm zu beobachten sind, ein nennenswerter Anstieg von Δa über einen größeren Temperaturbereich hinweg aber nicht erfolgt. Um T_i dem Steilanstieg von Δa zuordnen zu können, wurde T_i als jene Temperatur definiert, bei der letztmalig zu höheren Temperaturen hin ein stabiles Rißwachstum von $\Delta a = 0,2$ mm auftritt.

Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens

In der Einleitung zu diesem Abschnitt 3.1.4 wurde dargelegt, daß wesentliche Anteile der Kerbschlagarbeit auf das stabile Rißwachstum zurückzuführen sind. Durch Kombination der Diagramme aus den Bildern 3.1.4-4c und 3.1.4-4d erhält man eine Zuordnung der Kerbschlagarbeit zum stabilen Rißwachstum (Bild 3.1.4-5a), und insbesondere zu jenem Anteil, der in direktem Zusammenhang mit dem stabilen Rißwachstum steht (A_{VS}).

Da die zu den Meßpunkten gehörenden Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt werden, gehen in das Ergebnis unterschiedliche Streckgren-

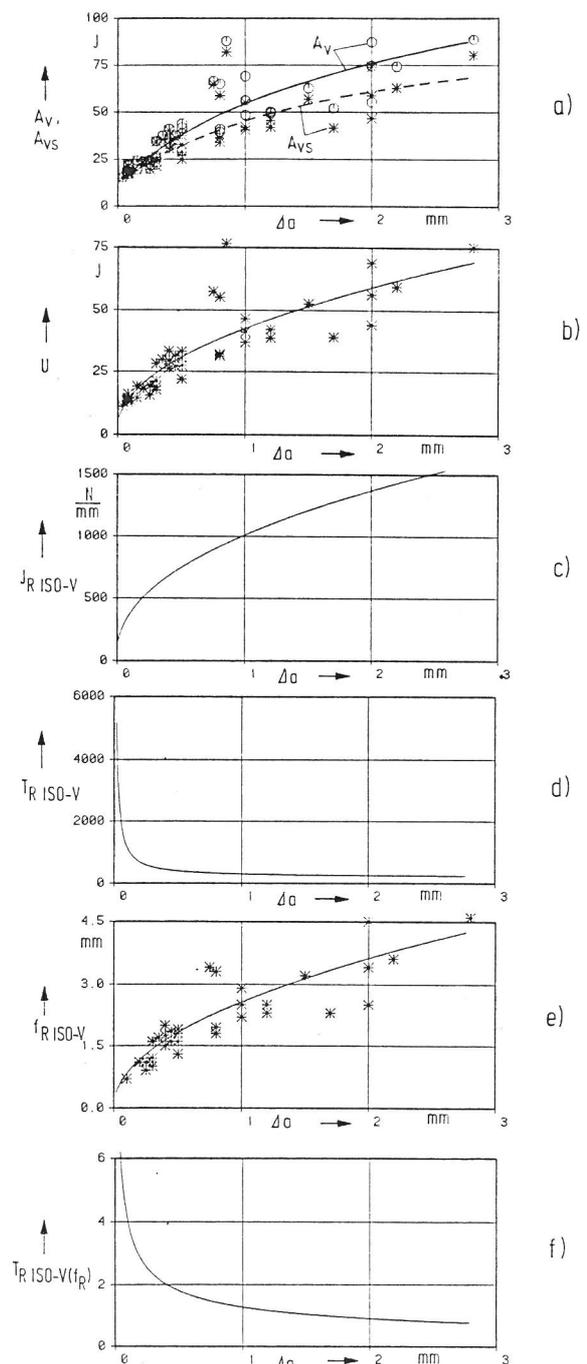
zenwerte und damit auch unterschiedliche plastische Grenzlasten F_{gy} ein, wodurch die Arbeitsbeiträge bei kleinen Δa -Werten, die in der Regel bei niedrigeren Temperaturen anfallen, gegenüber den Arbeitsbeiträgen bei großen Δa -Werten, die in der Regel bei höheren Temperaturen erhalten werden, zu groß werden, wenn man das Rißwiderstandsverhalten bei konstanter Temperatur im Vergleich dazu betrachtet. Um den Temperatureinfluß aus den Versuchsergebnissen herauszuhalten, wurde folgende Normierung vorgenommen:

$$U = (A_{VS})_T \frac{(F_{gy})_{T=20^\circ\text{C}}}{(F_{gy})_T} \quad (9)$$

Bild 3.1.4-5

Auswertung von quasi-statisch und dynamisch geprüften ISO-V-Proben im Hinblick auf das stabile Rißwachstum am Beispiel des Werkstoffs StE460(3)

- Kerbschlagarbeit A_V und Arbeit für stabiles Rißwachstum bis zur Instabilität A_{VS} in Abhängigkeit vom stabilen Rißwachstum
- Auf die plastische Grenzlast bei Raumtemperatur normierte Arbeit für stabiles Rißwachstum bis zur Instabilität U in Abhängigkeit vom stabilen Rißwachstum
- Rißwiderstand J_R ISO-V in Abhängigkeit vom stabilen Rißwachstum Δa
- Reißmodul T_R ISO-V in Abhängigkeit vom stabilen Rißwachstum Δa
- Durchbiegung f_R ISO-V in Abhängigkeit vom stabilen Rißwachstum Δa
- Reißmodul T_R ISO-V(f_R) auf der Basis von f in Abhängigkeit vom stabilen Rißwachstum Δa



Die Funktion $U = f(\Delta a)$ ist als Beispiel in Bild 3.1.4-5b dargestellt. Dadurch entsteht ein Datensatz, wie er beim Mehrprobenverfahren für die Bestimmung von Rißwiderstandskurven zur Verfügung steht. Bei der ISO-V-Probe sind, wie oben bereits erwähnt, fast alle Bedingungen für die Ermittlung gültiger Rißwiderstandskurven verletzt /23/. Da jedoch der Versagensmechanismus des stabilen Rißwachstums ausgehend von Kerben nicht ein grundsätzlich anderer ist als ausgehend von Rissen, erscheint es naheliegend, Versuche mit gekerbten Proben in Analogie zu jenen mit angerissenen Proben nach dem Verfahren von ERNST, PARIS und LANDES /24/ bzw. ASTM E 813 auszuwerten, um herauszufinden, ob und welche Korrelation zu Rißwiderstandskurven von angerissenen Proben bestehen.

Da die Streckgrenze bei dynamischer Beanspruchung nicht gemessen werden konnte, wurde für die Berechnung des Reißmoduls

$$(R_{eL})_{dyn} = (R_{eL})_{stat} \cdot \frac{(F_{gy})_{dyn}}{(F_{gy})_{stat}} \quad (10)$$

abgeschätzt.

Die entsprechenden $J-\Delta a$ - und $T-\Delta a$ -Diagramme sind als Beispiele den Bildern 3.1.4-5c und 3.1.4-5d zu entnehmen.

Die für das stabile Rißwachstum aufgewandte Arbeit ist im Prinzip ein Produkt aus

Last x Durchbiegung.

Da bei derart kleinen Proben, wie den ISO-V-Proben, und Stahlwerkstoffen die für stabile Rißwachstum erforderliche Last stets die plastische Grenzlast überschreitet, wird das Lastniveau, bei dem das stabile Rißwachstum abläuft, im wesentlichen durch die Höhe der plastischen Grenzlast geprägt. Die für das Erzwingen des stabilen Rißwachstums erforderliche Energie kann während des Versuches folglich im wesentlichen nur aus der Zunahme der Durchbiegung gewonnen werden, so daß diese in diesem Fall ebenfalls ein Maß für den Rißwiderstand darstellt. Um eine enge Korrelation zwischen Durchbiegung und Arbeit zu erhalten, wurde als für das stabile Rißwachstum maßgeblicher Wert

$$f = 0,5 f_{el} + f_{pl}$$

angenommen (Bild 3.1.4-6). Als Produkt mit dem Mittelwert der Last erhält man dann einen mit der gemessenen Arbeit gleichen Wert.

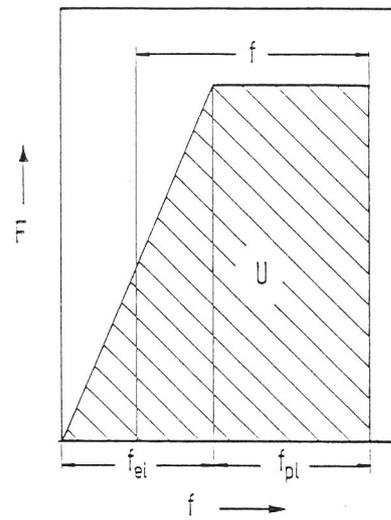


Bild 3.1.4-6
Schematische Darstellung der Korrelation zwischen Kraft, Durchbiegung und Verformungsarbeit bei gekerbten Proben

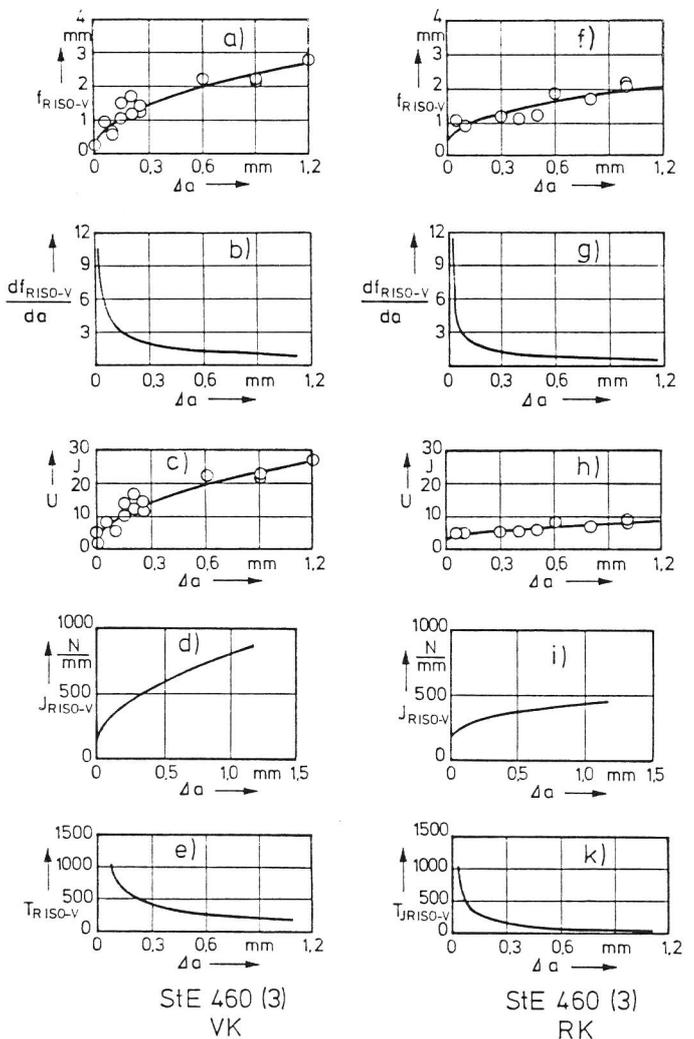
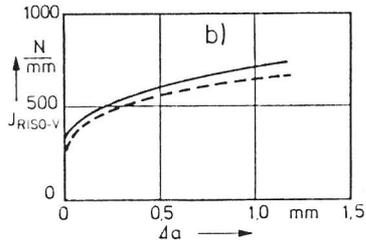
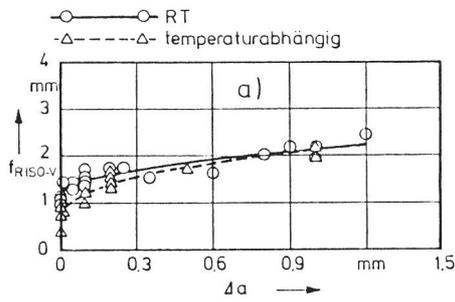
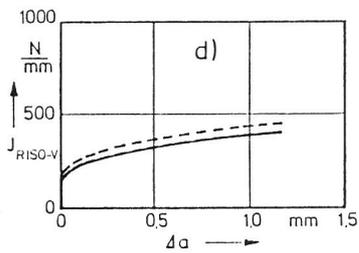
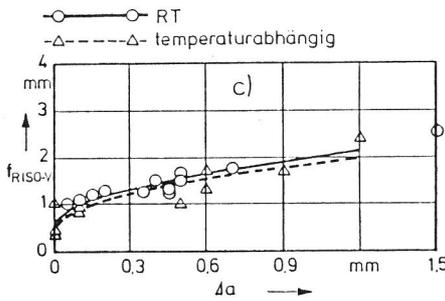


Bild 3.1.4-7
Rißwiderstandsverhalten von StE 460(3) a bis e: ISO-V-Proben mit 25 % Seitenkerben, f bis k: Angeschwungene Proben mit 25 % Seitenkerben



StE 460 (3)
VK



StE 460 (3)
RK

Bild 3.1.4-8

Unterschiedliche Methoden der Ermittlung des Reißwiderstandsverhaltens am Beispiel des StE460(3).
a und b: ISO-V-Proben mit 25 % Seitenkerben
c und d: Angeschwungene Proben mit 25 % Seitenkerben

Vergleich der Ergebnisse aus Versuchen, die nur bei Raumtemperatur durchgeführt wurden, mit Ergebnissen von temperaturabhängig durchgeführten Versuchen mit Normierung auf Raumtemperatur

Durch die Darstellung in der Form

$$f_{R \text{ ISO-V}} = f(\Delta a) \quad (11)$$

erhält man eine Reißwiderstandskurve (Bild 3.1.4-5e) und durch Differenzieren nach der Reißlänge einen durchbiegungsbezogenen Reißmodul

$$T_R \text{ ISO-V}(f_R) = d f_{R \text{ ISO-V}}/da = f(\Delta a) \quad (12)$$

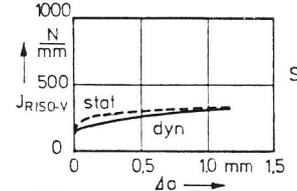
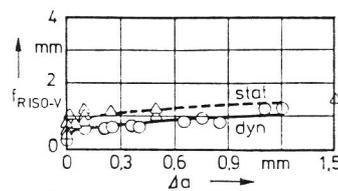
(Bild 3.1.4-5f).

Zur Approximation der Meßpunkte durch Kurven nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate wurde die Potenzfunktion

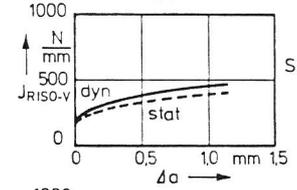
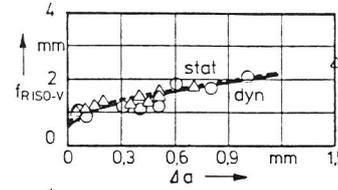
$$y = A + B \cdot x^C \quad (13)$$

verwendet.

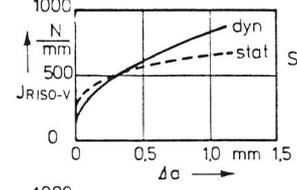
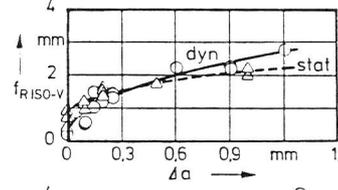
Bild 3.1.4-7 zeigt als Beispiel eine Serie solcher Diagramme von dem Stahl StE 460 (3) für seitengekerbte, dynamisch beanspruchte Proben mit Charpy-Kerb (Bilder 3.1.4-7a bis e) und mit Schwingungsriß (Bilder 3.1.4-7f bis k). Bei gleichem Betrag



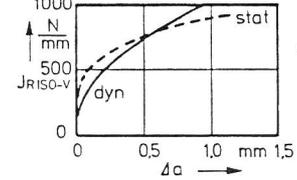
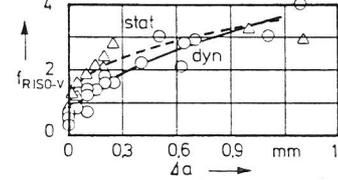
StE 460 (3)
VK



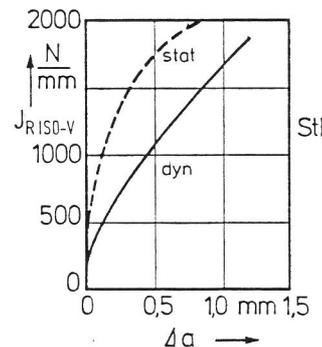
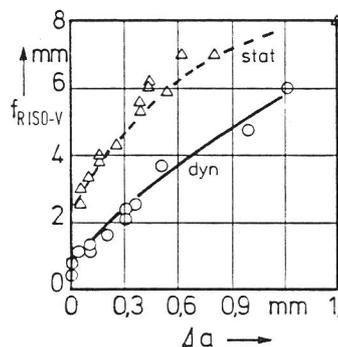
StE 460 (3)
RK



StE 460 (3)
VK



StE 460
V



StE 355
V

Bild 3.1.4-9

Reißwiderstandsverhalten bei quasi-statischer (stat.) und dynamischer (dyn.) Beanspruchung am Beispiel verschiedener Werkstoffe und Kerb(Riß)-Geometrien

des stabilen Rißwachstums ist der Rißwiderstand in den gekerbten Proben erheblich größer als in den Proben mit Schwingungsriß.

Der Vergleich der Rißwiderstandskurven, die bei quasi-statischer Beanspruchung ausschließlich bei Raumtemperatur ermittelt wurden, mit jenen, die aus Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen unter Anwendung des Korrekturverfahrens gem. Gl. 9 erhalten wurden, ist Bild 3.1.4-8 für die gekerbten (Bilder 3.1.4-8a und b) und die angeschwungenen Proben (Bilder 3.1.4-8c und d) zu entnehmen. Die Unterschiede der nach den beiden Methoden erhaltenen Resultate liegen innerhalb der Genauigkeit des Meßverfahrens, so daß einerseits das Korrekturverfahren nach Gl. 9 als ausreichend genau angesehen werden konnte, und andererseits bei den weiteren quasi-statischen Versuchen auf die aufwendige temperaturabhängige Versuchsdurchführung verzichtet werden konnte.

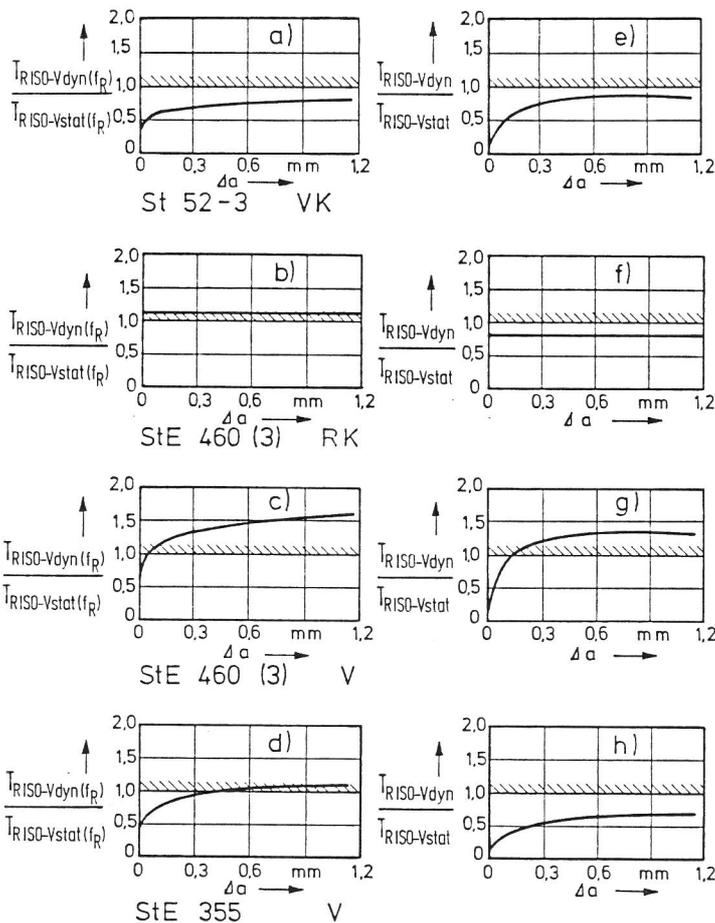


Bild 3.1.4-10

Verhältnis der dynamischen zu den quasi-statischen Reißmoduli in Abhängigkeit vom stabilen Rißwachstum
a bis d: Moduli aufgrund von f_R
e bis h: Moduli aufgrund von J_R

Einige Beispiele für den Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Rißwiderstandskurve sind in Bild 3.1.4-9 dargestellt. Aus Bild 3.1.4-10 sind die Verhältnisse von dynamischen zu quasi-statischen Reißmoduli in Abhängigkeit von Δa an einigen Beispielen ersichtlich.

3.1.4.5 ERGEBNISSE

Spaltbruchfestigkeit

In den Tabellen 3.1.4-3 und 4 sind die Ergebnisse zur Ermittlung der Spaltbruchfestigkeit zusammengefaßt und den Ergebnissen, die nach einer von KRAFKA /22/ entwickelten Methode erhalten wurden, gegenübergestellt. Als Kennwert für die Spaltbruchempfindlichkeit der untersuchten Stähle wurde das Verhältnis von $(R_{e1})_{T=20^\circ C} / R_{fc}$ in Tabelle 3.1.4-3 aufgenommen. Dieser Kennwert liefert allerdings nur eine grobe Klassifizierung, da eine genaue Einschätzung des Spaltbruchverhaltens eines Werkstoffes nur durch Gegenüberstellung der Streckgrenze im gesamten relevanten Temperaturbereich und der Spaltbruchfestigkeit möglich ist.

Die nach den beiden Methoden ermittelten Spaltbruchfestigkeitswerte stimmen meist gut überein.

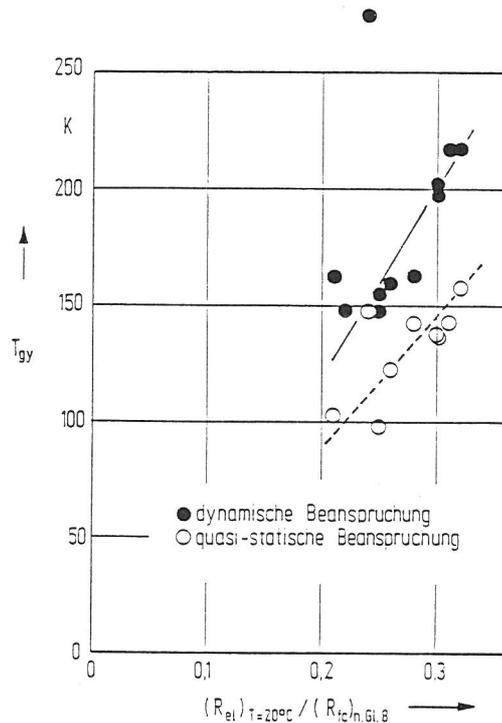


Bild 3.1.4-11

Einfluß des Verhältnisses der Streckgrenzen bei Raumtemperatur $(R_{e1})_{T=20^\circ C}$ zur Spaltbruchfestigkeit R_{fc} als Maß für die Spaltbruchneigung auf die Temperatur T_{gy}

Tabelle 3.1.4-3

An ISO-V-Proben ermittelte Spaltbruchfestigkeitswerte;
quasi-statische Beanspruchung

Werkstoff	Proben- lage	T_{gy}	F_{gy}	R_{fc}	R_{fc}	$\frac{(R_{eL})_{T=20^{\circ}C}}{(R_{fc})_{n.Gl.8}}$
		K	kN	n.Gl.8 N/mm ²	n./22/ N/mm ²	
RSt37-2	T-L	148	10,0	1070	1080	0,24
St52-3	T-L	103	16,4	1750	1700	0,21
StE460(1)	T-L	123	16,3	1740	1830	0,26
StE460(2)	T-L	143	15,9	1700	1800	0,28
StE460(3)	T-S	98	18,9	2020	1900	0,25
StE500(1)	L-T	138	16,9	1810	--	0,30
StE500(1)	T-L	138	17,1	1830	--	0,30
StE500(3)	L-T	158	16,4	1750	1750	0,32
StE500(3)	T-L	143	16,9	1810	1750	0,31

Tabelle 3.1.4-4

An ISO-V-Proben ermittelte Spaltbruchfestigkeitswerte;
dynamische Beanspruchung

Werkstoff	Proben- lage	T_{gy}	F_{gy}	R_{fc}	R_{fc}
		K	kN	n.Gl.8 N/mm ²	n./22/ N/mm ²
RSt37-2	T-L	275	10,0	1070	1080
St52-3	T-L	163	16,2	1730	1700
StE355	T-L	148	16,8	1800	--
StE460(1)	T-L	160	16,8	1800	1830
StE460(2)	T-L	163	19,5	2090	1800
StE460(3)	T-L	155	17,0	1820	1900
StE460(3)	T-S	148	19,7	2110	1900
StE500(1)	L-T	203	17,2	1840	--
StE500(1)	T-L	198	17,5	1870	--
StE500(3)	L-T	228	16,2	1730	1750
StE500(3)	T-L	228	16,0	1710	1750

Dies gilt auch für die von den dynamisch beanspruchten ISO-V-Proben erhaltenen Werte. Die Abweichungen liegen zumeist erheblich unter 10%.

Bild 3.1.4-11 zeigt die Temperaturen T_{gy} in Abhängigkeit von $(R_{eL})_{T=20^{\circ}C}/(R_{fc})_{n.Gl.8}$. Die Zunahme dieses Verhältnisses bedeutet Erhöhung der Spaltbruchempfindlichkeit, d. h. Anstieg von T_{gy} . Diese Tendenz kommt in Bild 3.1.4-11 auch klar zum Ausdruck, wenn auch aus den oben erwähnten Gründen Streuungen unvermeidlich sind und der Werkstoff RSt 37-2 ganz aus dem Streuband herausfällt.

Initiierungstemperatur

Tabelle 3.1.4-5 gibt eine Übersicht über die Initiierungstemperaturen T_i bei quasi-statischer und dynamischer Beanspruchung sowie über das Verhältnis T_i/T_{gy} . Mit Ausnahme des RSt 37-2 sind die

Verhältnisse T_i/T_{gy} ziemlich konstant. Bei dynamischer Beanspruchung ist zu höheren Festigkeiten oder Temperaturen hin ein geringer Abfall des Verhältnisses zu beobachten. Die ziemlich gleichbleibenden Werte des Verhältnisses T_i/T_{gy} deuten darauf hin, daß das Spaltbruchverhalten ganz maßgeblich auch T_i beeinflusst, was durch Bild 3.1.4-12 unterstrichen wird, in dem bei dynamischer Beanspruchung nur die Werkstoffe RSt 37-2 und St 52-3 erheblich aus dem Streuband herausfallen. Demgegenüber scheint die recht unterschiedliche Zähigkeit dieser Werkstoffe keinen großen Einfluß auf T_i zu haben. Bild 3.1.4-13 zeigt einen Vergleich der T_i -Werte der ISO-V-Proben mit jenen von großen Proben.

Bei den Werkstoffen mit niedriger Streckgrenze (RSt 37-2 und St 52-3) liegen die T_i -Werte der großen Proben etwas oberhalb jener der quasi-sta-

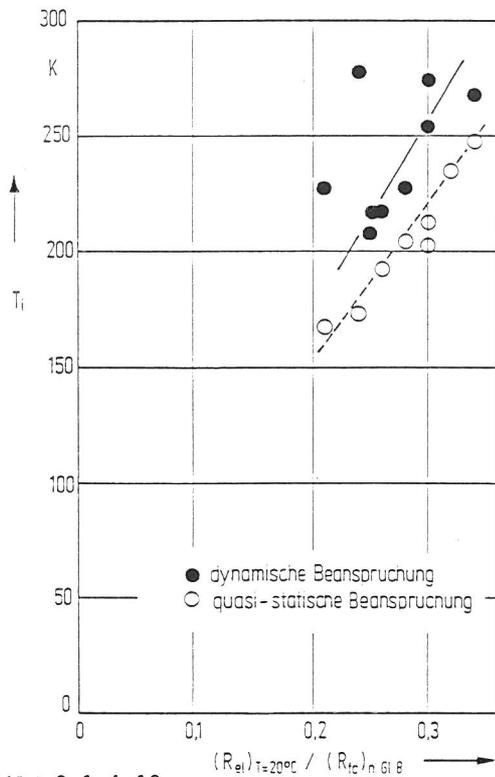


Bild 3.1.4-12

Einfluß des Verhältnisses der Streckgrenzen bei Raumtemperatur $(R_{eL})_{T=20^\circ\text{C}}$ zur Spaltbruchfestigkeit R_{fC} als Maß für die Spaltbruchneigung auf die Initiierungstemperatur T_i

	B mm	Proben- lage	T_i : ∇ ISO-V _{stat} ∇ ISO-V _{dyn} \square CNP \square CT _o SECB
RSt 37-2	30	T-L	∇ \square ∇
St 52-3	30	T-L	∇ \square ∇
StE 460 / 1	30	T-L	∇ ∇ \square
StE 460 / 2	30	T-L	∇ ∇ \square geschweißt 20 kJ/cm
StE 460 / 3	40	T-L	∇ \square u. SECB
StE 460 / 3	40	T-S	\square SECB B = 40 mm
StE 500 / 1	13	L-T	∇ \square CT 12,5
StE 500 / 3	13	L-T	∇ \square CT 12,5

Bild 3.1.4-13

T_i -Werte von ISO-V-Proben bei quasi-statischer und dynamischer Beanspruchung sowie von großen Proben bei quasi-statischer Beanspruchung
 CNP = Großzugprobe mit Innenkerb, SECB = Dreipunkt-Biegeprobe mit Einzelrandfehler,
 CT = Kompaktprobe

tisch beanspruchten ISO-V-Proben, jedoch erheblich unterhalb der T_i -Werte der dynamisch beanspruchten ISO-V-Proben. Bei den Werkstoffen mit Streckgrenzen oberhalb 400 N/mm² hingegen sind die T_i -Werte der großen Proben zumeist größer oder allenfalls gleich denen der dynamisch geprüften ISO-V-Proben.

Stabiles Rißwachstum

Für die Untersuchung des Rißwiderstandsverhaltens von ISO-V-Proben wurden vier Werkstoffe mit unterschiedlicher Zähigkeit ausgewählt: St 52-3, StE 355, StE 460(1) und StE 460(3). In Bild 3.1.4-14 sind die unter quasi-statischer Beanspruchung bestimmten Rißwiderstandskurven von angerissenen CT-Proben der vier Werkstoffe den Rißwiderstandskurven gegenübergestellt, die unter dynamischer Beanspruchung von nicht seitengekerbten Proben erhalten wurden. Bei beiden Probenarten enthalten die Rißwiderstandskurven keine Anteile, die durch die "stretched zone" hervorgerufen wurden. Die Abstufung der Rißwiderstandskurven ist bei beiden Probenarten gleich.

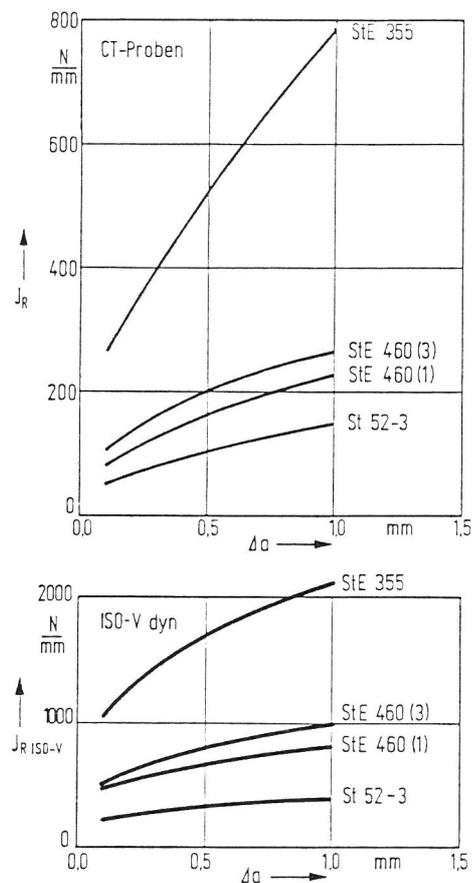


Bild 3.1.4-14

Rißwiderstandskurven

a) der CT-Proben

b) der dynamisch geprüften ISO-V-Proben ohne Seitenkerben

Bild 3.1.4-15 gibt eine Übersicht über den Einfluß von Beanspruchungsgeschwindigkeit, Seitenkerbung und Kerb(Riß)geometrie auf das Rißwiderstandsverhalten von ISO-V-Proben im Vergleich mit der Rißwiderstandskurve von angerissenen CT 25-Proben am

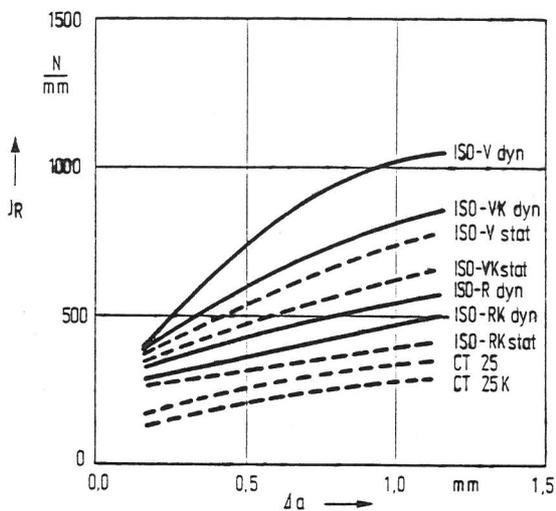


Bild 3.1.4-15

Einfluß von Probengröße, Riß(Kerb)Geometrie, Seitenkerbung und Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Rißwiderstandskurve am Beispiel des StE460(3)

Beispiel des Werkstoffes StE 460(3). Ausgehend von der Rißwiderstandskurve der CT 25-Probe nimmt der Rißwiderstand bedingt durch die verschiedenen geometrischen Einflüsse sowie durch den Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit bis hin zur dynamisch beanspruchten, nicht seitengekerbten ISO-V-Probe zu. Bild 3.1.4-16 zeigt diese Einflüsse für die Werkstoffe St 52-3, StE 355 und StE 460(1). Bei diesen Werkstoffen wurde wegen des hohen Zeitaufwandes auf Versuche mit angeschwungenen ISO-V-Proben verzichtet. Die Abstufung der Rißwiderstandskurven ist auch bei diesen Werkstoffen vergleichbar mit jener in Bild 3.1.4-15, so daß man davon ausgehen kann, daß die beobachteten Einflüsse von Geometrie und Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Rißwiderstandsverhalten einen systematischen Charakter haben.

Um diese Zusammenhänge eingehender zu untersuchen, wurden die J_R -Werte der ISO-V-Proben für jeweils gleiche Δa -Werte in Abhängigkeit von den J_R -Werten der angeschwungenen ISO-V-Proben dargestellt (Bild 3.1.4-17). Der jeweils erste Punkt einer Reihe entspricht einem $\Delta a = 0,1$ mm, der zweite Punkt liegt bei $\Delta a = 0,2$ mm und die folgenden entsprechen Δa -Schritten von 0,2 mm. Abnehmender Punktabstand ist auf abnehmende Steigung der Rißwiderstandskurven zurückzuführen. Den Einzelbildern ist zu entnehmen, daß bis zum ersten Punkt entsprechend $\Delta a = 0,1$ mm die Rißwiderstandskurven der ISO-V-Proben wesentlich steiler verlaufen als die der CT-Proben. In etwas geringerem Maße gilt dies

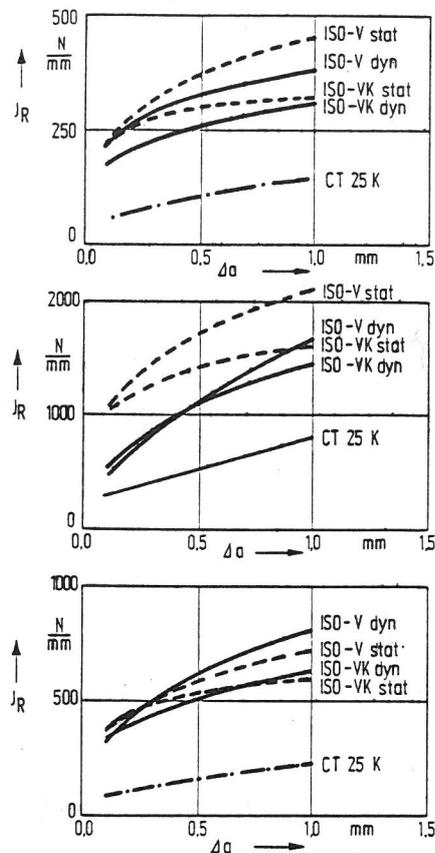


Bild 3.1.4-16

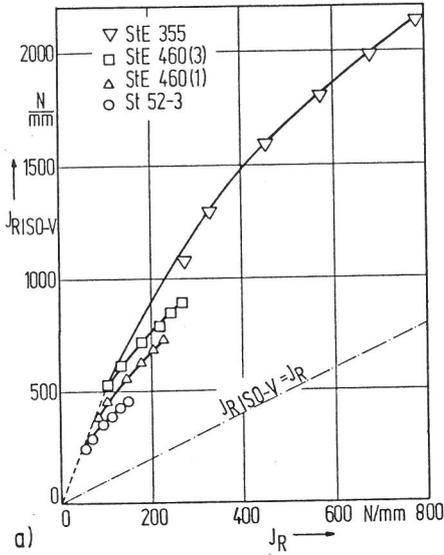
Einfluß von Probengröße, Riß(Kerb)Geometrie, Seitenkerbung und Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Rißwiderstandskurve

- für den Stahl St52-3
- für den Stahl StE355
- für den Stahl StE460(1)

auch noch für die aufgeschwungenen ISO-V-Proben. Bei weiter zunehmendem stabilem Rißwachstum tendieren die Korrelationskurven zu einem flacheren Verlauf, bei den quasi-statisch beanspruchten ISO-V-Proben bis hin zu einer Steigung von fast 1. Während sich bei der Korrelation der quasi-statisch ermittelten J_R ISO-V-Werte zu den J_R -Werten der CT-Proben ein recht systematisches Bild ergibt (Bilder 3.1.4-17a und b), ist dies bei den dynamisch ermittelten J_R ISO-V-Werten nicht ohne weiteres erkennbar. Eine detaillierte Untersuchung wird Gegenstand der Diskussion sein.

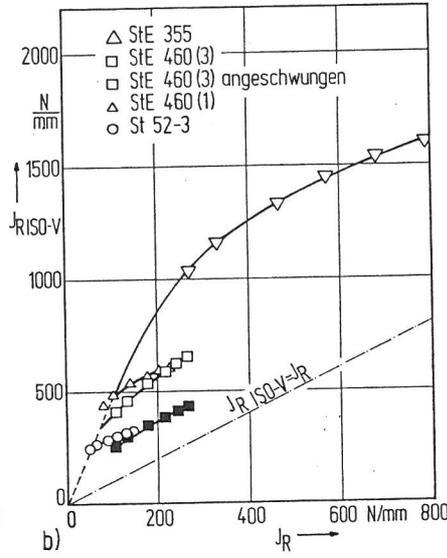
Die Bilder 3.1.4-17a und b zeigen, daß bei den quasi-statisch beanspruchten ISO-V-Proben ein Offset-Wert von $(J_R \text{ ISO-V})_{\Delta a=0,1\text{mm}} = J_R \text{ ISO-V } 0,1$ geeignet ist, die Initiierung bei diesen Proben zu charakterisieren. Bei etwa diesem Wert beginnen die Korrelationskurven von einem steileren Teil in einen flacheren Teil überzugehen.

ISO-V stat



Vergleich CTstat.—ISO-Vdyn.

ISO-VK stat



Vergleich CTstat.—ISO-VKdyn.

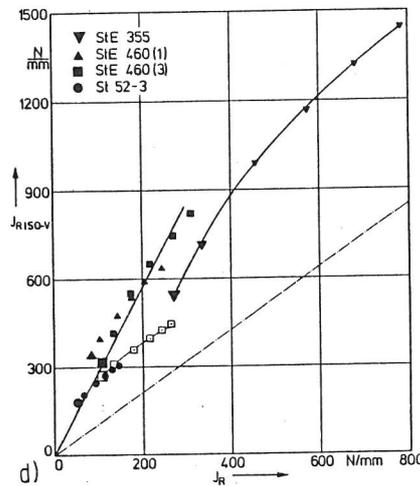
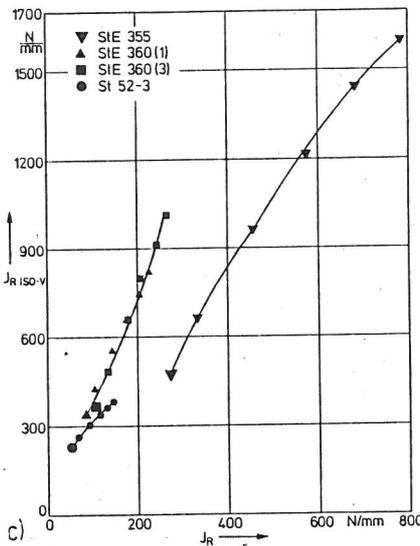


Bild 3.1.4-17

Korrelation zwischen den RiBwiderstandskurven von ISO-V-Proben und CT-Proben für jeweils gleiche Δa -Werte

- a) ISO-V-Proben ohne Seitenkerben, quasi-statisch beansprucht
- b) ISO-V-Proben mit Seitenkerben, quasi-statisch beansprucht
- c) ISO-V-Proben ohne Seitenkerben, dynamisch beansprucht
- d) ISO-V-Proben mit Seitenkerben, dynamisch beansprucht

Nachdem der Zusammenhang zwischen den RiBwiderstandskurven von ISO-V-Proben einerseits und CT-Proben andererseits dargestellt wurde, soll im folgenden die Korrelation zwischen der RiBwiderstandskurve von ISO-V-Proben und CT-Proben und der Kerbschlagarbeit-Hochlage untersucht werden, da diese auch bei nicht instrumentierter Versuchsführung zugänglich und zudem auch Gegenstand des kerntechnischen Regelwerkes ist. Weiter oben wurde bereits darauf hingewiesen, daß die Kerbschlagarbeit in der Hochlage Arbeitsanteile enthält, die auf Vorgänge zurückzuführen sind, die nicht mehr eindeutig mit dem stabilen RiBwachstum zu korrelieren sind. Umso erstaunlicher ist die enge Korrelation zwischen Kerbschlagarbeit-Hochlage und den als Beispiel ausgewählten Werten $(J_R)_{\Delta a=1\text{mm}} = J_{R1}$ und $(J_R \text{ ISO-V})_{\Delta a=1\text{mm}} = J_{R \text{ ISO-V } 1}$, letztere für quasi-statische wie dynamische Beanspruchung (Bild

3.1.4-18). Für ein stabiles RiBwachstum von $\Delta a = 1 \text{ mm}$ sind rd. 35 % der Kerbschlagarbeit-Hochlage aufzubringen. Darüber hinaus scheint aber auch ein Zusammenhang mit $(J_R)_{\Delta a=0,1\text{mm}} = J_{R0,1}$ zu bestehen.

Wegen des möglicherweise unterschiedlichen Einflusses der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Initiierungswerte einerseits und die Steigung der RiBwiderstandskurve andererseits, erscheint ein direkter Vergleich der RiBwiderstandskurven wenig aussagefähig. Deswegen wurde der Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Initiierung und die Steigung der RiBwiderstandskurve getrennt weiteruntersucht. Bild 3.1.4-19 zeigt die Verhältnisse $f_R \text{ ISO-V } 0,1\text{dyn}/f_R \text{ ISO-V } 0,1\text{stat}$ in Abhängigkeit von $f_R \text{ ISO-V } 0,1 \text{ stat}$ (Bild 3.1.4-19a) sowie $J_{R \text{ ISO-V } 0,1\text{dyn}}/J_{R \text{ ISO-V } 0,1\text{stat}}$, $J_{R0,1\text{dyn}}/J_{R0,1\text{stat}}$ bzw. $J_{I\text{cdyn}}/J_{I\text{cstat}}$ in Abhängigkeit von

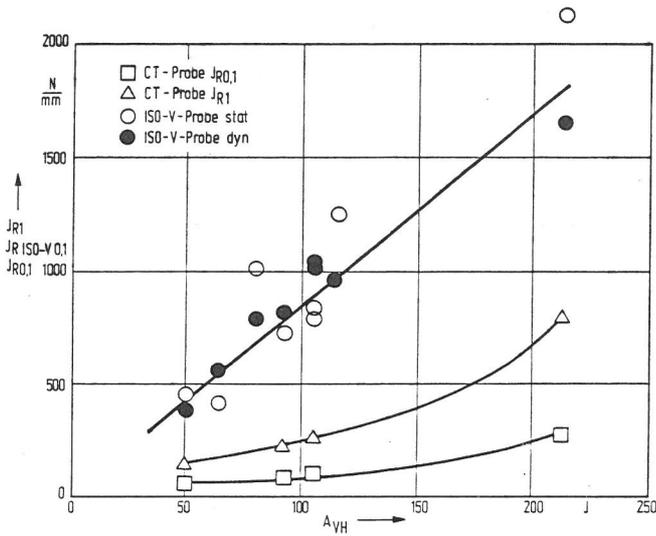


Bild 3.1.4-18
Korrelation zwischen dem Rißwiderstand und der Kerbschlagarbeit-Hochlage

$J_{R ISO-V 0,1stat}$, $J_{R0,1stat}$ bzw. J_{Icstat} (Bild 3.1.4-19b). In Bild 3.1.4-19b sind zusätzlich Daten aus dem Schrifttum eingetragen. Die Ziffer innerhalb des Symbols weist auf die Literaturstelle hin. Aus den beiden Teilbildern 3.1.4-19a und 3.1.4-19b folgt, daß das Verhältnis von dynamischem zu quasi-statischem Initiierungswert mit zunehmender Zähigkeit - dargestellt als Initiierungskennwert - abnimmt, wobei das Verhältnis von 1 bei einem quasi-statischen Initiierungskennwert von rd. 300 N/mm durchlaufen wird. Diese Grenze entspricht bei den von SERVER /8/ untersuchten Werkstoffen einer Kerbschlagarbeit-Hochlage von rd. 150 J. Nur der Punkt für den einzigen austeniti-

schen Stahl /12/ liegt weit außerhalb des Kurvenzuges. Für die ferritischen Stähle gilt diese Korrelation offensichtlich unabhängig davon, ob die Zähigkeitszunahme durch den Werkstoff selbst oder durch den Übergang vom Riß zum Kerb bzw. durch zu kleine Probenabmessungen verursacht wurde.

Die Steigung der Rißwiderstandskurve kann durch den Reißmodul gekennzeichnet werden. Der Einfluß der Dynamik kann durch die Korrelationen

$$T_{R ISO-V dyn}(f_R) / T_{R ISO-V stat}(f_R) = f(\Delta a) \text{ und}$$

$$T_{R ISO-V dyn} / T_{R ISO-V stat} = f(\Delta a) \text{ bzw.}$$

$$T_{JRdyn} / T_{JRstat} = f(\Delta a)$$

beschrieben werden. In Bild 3.1.4-10 ist eine Reihe von Beispielen für diese Korrelation dargestellt, in den Bildern 3.1.4-10a bis d für die durchbiegungsbezogenen Moduli $T_{R ISO-V}(f_R)$ und in den Bildern 3.1.4-10e bis h für die Moduli $T_{R ISO-V}$. Für einen Betrag des stabilen Rißwachstums von $\Delta a = 1 \text{ mm}$ sind in Bild 3.1.4-20 die Verhältnisse $T_{R ISO-V dyn} / T_{R ISO-V stat}$ bzw. T_{JRdyn} / T_{JRstat} in Abhängigkeit von $T_{R ISO-V stat}$ bzw. T_{JRstat} aufgetragen. In Verbindung mit den Daten aus dem Schrifttum /8/ ist aus Bild 3.1.4-20 ein Abfall der Verhältnisse der Moduli mit zunehmendem Reißmodul bei statischer Beanspruchung erkennbar. Die Streuung der einzelnen Werte ist allerdings deutlich größer als bei den Initiierungs-

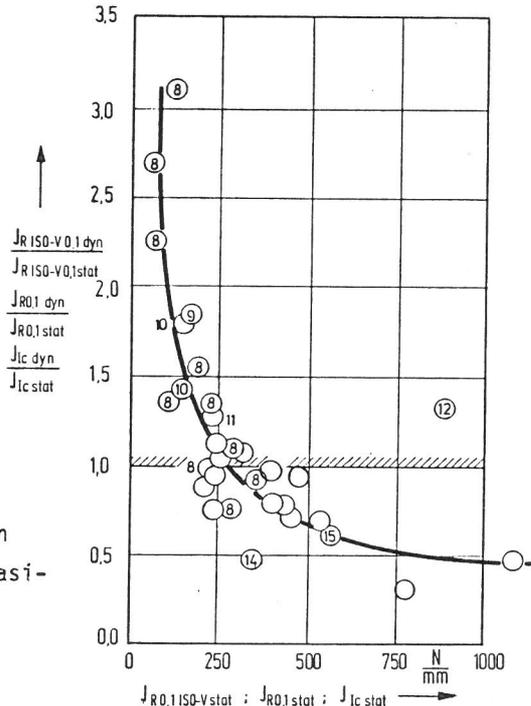
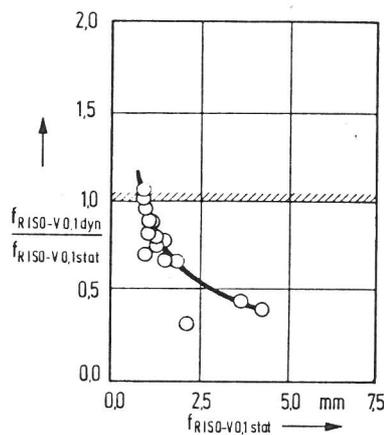


Bild 3.1.4-19
Verhältnis von dynamischen zu quasi-statischen Initiierungswerten in Abhängigkeit von den quasi-statischen Initiierungswerten
a) durchbiegungsbezogene Initiierungswerte
b) J_R -bezogene Initiierungswerte

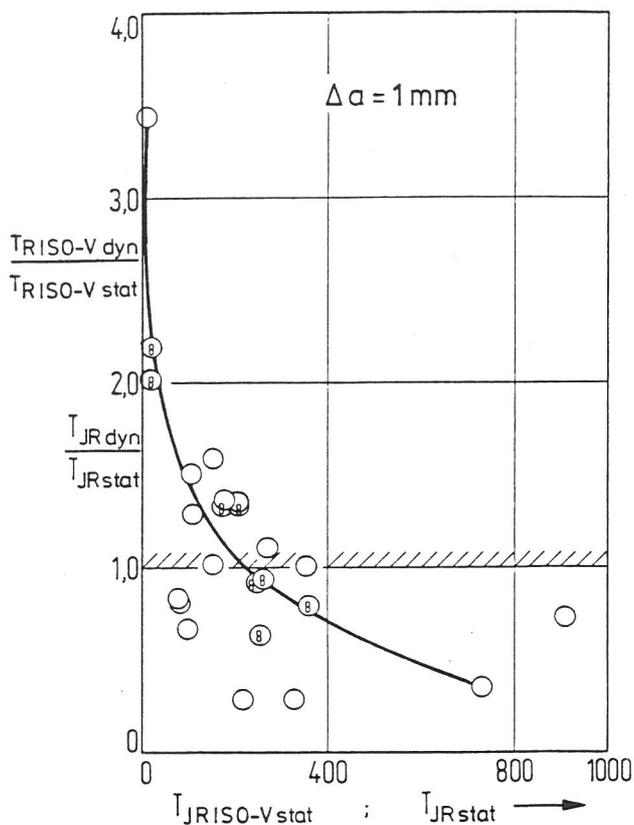


Bild 3.1.4-20
Verhältnis von dynamischen zu quasi-statischen Reißmoduli in Abhängigkeit vom quasi-statischen Reißmodul für $\Delta a = 1 \text{ mm}$

werten, die eine ähnliche Tendenz aufwiesen. In dieser Darstellung konnte das Ergebnis von WILKOWSKI und Mitarb. /12/ aus Platzgründen nicht eingetragen werden. Es liegt ähnlich wie bei den Initiierungswerten weit außerhalb der übrigen Resultate.

3.1.4.6 DISKUSSION UND WERTUNG DER ERGEBNISSE

Spaltbruchfestigkeit

Die Untersuchungen haben gezeigt, daß es möglich ist, bei instrumentiert durchgeführten Kerbschlagversuchen aus den Versuchsdaten die Spaltbruchfestigkeit zu bestimmen. Die Abweichungen von den nach einem anderen Verfahren /22/ ermittelten Spaltbruchfestigkeitswerten betrug im allgemeinen weit weniger als 10 %, lagen also innerhalb der Genauigkeit, mit der man die Spaltbruchfestigkeit mit den bisher bekannten Verfahren bestimmen kann. In Verbindung mit der Streckgrenze und deren Temperaturabhängigkeit steuert die Spaltbruchfestigkeit das Bruchübergangsverhalten eines Stahls.

Wenn auch die Temperatur T_{gy} im Kerbschlagversuch in der extremen Tieflage, also außerhalb technisch relevanter Kerbschlagarbeitswerte, liegt, ist sie maßgebend für den Temperaturbereich des Steilanstieges der Kerbschlagarbeit in die Hochlage und selbstverständlich auch des Bruchübergangs von Bauteilen.

Ein grobes Maß für die Spaltbruchneigung eines Stahls ist bereits das Verhältnis von Streckgrenze zu Spaltbruchfestigkeit R_{eL}/R_{fC} bei einer bestimmten Temperatur, wie Bild 3.1.4-11 als Beispiel demonstriert. Bei dynamischer Beanspruchung ist die Streckgrenze bei der entsprechenden Beanspruchungsgeschwindigkeit maßgebend. Grundsätzlich ist die Obergangstemperatur eines Stahls umso niedriger, je kleiner dieses Verhältnis ist, auch wenn dabei noch die Werkstofffähigkeit eine Rolle spielen sollte.

Initiierungstemperatur

Die in Tabelle 3.1.4-5 und Bild 3.1.4-12 dargestellten Ergebnisse demonstrieren den dominierenden Einfluß der Spaltbruchfestigkeit auf das Übergangsverhalten. Demgegenüber tritt der Einfluß der Zähigkeit weitgehend zurück. Dies ist insofern erstaunlich, als bei der Temperatur T_i als Beginn des Wechsels des Bruchmechanismus, die Bedingungen für die Entstehung eines Spaltbruches im Maximum der Kerb-(Riß)öffnungsspannung und die Initiierung eines stabilen Risses in der Nähe des Kerb(Riß)-grundes simultan erfüllt sind.

Bei genauerer Betrachtung des Problems zeigt sich aber, daß bei Stählen mit üblicher Zähigkeit eine Steigerung derselben nur wenig Einfluß auf T_i haben kann. Bild 3.1.4-21 verdeutlicht dies am Beispiel von δ -Werten. Bei diesen kann für beide Bruchmechanismen ohne formale Probleme das gleiche Bruch-Kriterium (δ -Kriterium) herangezogen werden. Im Spaltbruchbereich steigen die δ_c -Kurven in der Nähe von T_i in der Regel steil an. Wegen des flachen Verlaufs der Streckgrenze in Abhängigkeit von der Temperatur in diesem Temperaturbereich bewirkt bereits eine vergleichsweise geringe Anhebung des Streckgrenzeniveaus, z. B. infolge Strahlenschädigung, eine erhebliche Verschiebung der δ_c -Temperatur-Kurve zu höheren Temperaturen und demzufolge auch eine entsprechend große Verschiebung von T_i . Demgegenüber bewirkt eine Erhöhung der Duktilität,

Tabelle 3.1.4-5:

Initiierungstemperaturen bei quasi-statischer und dynamischer Beanspruchung

Werkstoff	Probenlage	T_i		T_i/T_{gy}	
		stat. K	dyn. K	stat.	dyn.
RSt37-2	T-L	173	278	1,17	1,01
St52-3	T-L	168	228	1,63	1,40
StE355	T-L	-	173	--	--
StE460(1)	T-L	193	218	1,57	1,36
StE460(2)	T-L	205	228	1,43	1,40
StE460(3)	T-L	196	218	--	1,41
StE460(3)	T-S	-	208	--	1,41
StE500(1)	L-T	203	255	1,47	1,26
StE500(1)	T-L	213	275	1,54	1,39
StE500(3)	L-T	248	268	1,57	1,18
StE500(3)	T-L	235	288	1,64	1,26

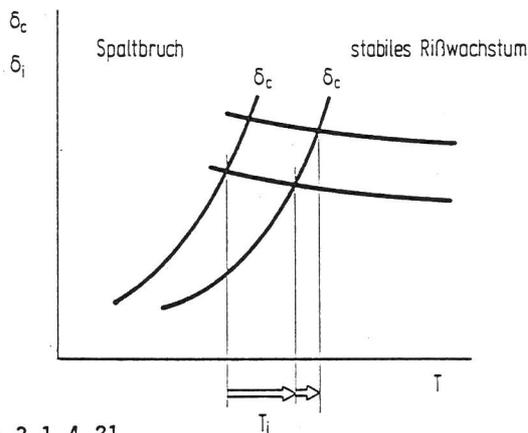


Bild 3.1.4-21

Einfluß der Spaltbruchneigung und der Initiierung auf T_i

z. B. durch Verwendung eines Stahls größerer Reinheit, zwar einen erheblichen Anstieg von δ_i , jedoch wegen des steilen Verlaufes der δ_c -Temperatur-Kurve keine nennenswerte Verschiebung von T_i . Dieser letztere Sachverhalt ist als außerordentlich vorteilhaft anzusehen, da eine Verbesserung der Duktilität, also des Rißwiderstandes, andernfalls zu einer nicht vernachlässigbaren Verschlechterung des Übergangsverhaltens führen würde. Will man also ein günstiges Übergangsverhalten mit einer möglichst niedrigen Übergangstemperatur bereits in der Tieflage um T_i erzielen, so ist dies im wesentlichen nur durch Verbesserung der Spaltbruchfestigkeit darstellbar.

Die Ergebnisse der FE-Analysen der verschiedenen Probenarten liefern auch Hinweise auf die Ursa-

chen dieses Sachverhaltes im Hinblick auf die mikroskopischen Versagenskriterien. Eine Diskussion dieser Zusammenhänge würde jedoch den Rahmen dieser Darstellung sprengen.

Für die Beurteilung des Bauteilverhaltens anhand von A_V -T-Kurven liefert Bild 3.1.4-13 wichtige Hinweise. Bei den beiden Stählen geringerer Festigkeit St 52-3 und RSt 37-2 ist bei der ISO-V-Probe der Abstand zwischen T_i bei statischer und T_i bei dynamischer Beanspruchung wesentlich größer als bei den Stählen höherer Festigkeit. Bei quasi-statischer Beanspruchung ist bei allen Werkstoffen bei den großen Proben mit einem um etwa 20 bis 50 K höheren T_i im Vergleich zur quasi-statisch beanspruchten ISO-V-Probe zu rechnen. Dabei handelt es sich um einen Größeneinfluß, der bei Abmessungen des Nettoquerschnitts etwas oberhalb jenen der ISO-V-Probe verschwindet /25/. Infolge dieser Sachverhalte liegt T_i der dynamisch beanspruchten ISO-V-Proben bei Stählen geringer Festigkeit mehr oder weniger weit oberhalb von T_i größerer Proben oder Bauteile, so daß die Kerbschlagprobe bei diesen Werkstoffen in jedem Fall eine außerordentlich konservative Einschätzung des Bauteilverhaltens unter quasi-statischer Beanspruchung im Hinblick auf den Bruchübergang liefert. Bauteile aus solchen Werkstoffen befinden sich bei quasi-statischer Beanspruchung also bereits in der Hochlage, wenn die Kerbschlagprobe noch Tieflage anzeigt. Bei Stählen höherer Festigkeit dagegen verhält sich dies umgekehrt. Wenn die Kerbschlagarbeit sich bereits im Übergangsbereich befindet, ist bei großen Proben und Bauteilen erst T_i erreicht. Die Kerbschlagprobe liefert bei diesen Werkstoffen also keine konservative Einschätzung des Bruchübergangs von Bauteilen bei quasi-statischer Beanspruchung. Dies dürfte für Stähle mit Streckgrenzen von etwa 400 N/mm² an gelten. Die Ursachen für dieses unterschiedliche Verhalten von Stählen verschiedener Festigkeit werden derzeit im einzelnen noch nicht verstanden.

Da die Stähle 22 NiMoCr 37 und 20 MnMoNi 55 bereits in den Festigkeitsbereich gehören, in dem die Kerbschlagprobe den Bruchübergang von Bauteilen bei quasi-statischer Beanspruchung nicht mehr konservativ abdeckt und bei diesen Stählen T_i ohnehin vergleichsweise hoch liegt, ist bei diesen Werkstoffen die Bedeutung von Kerbschlagarbeitswerten im Übergangsbereich hinsichtlich der Bewer-

tung des Übergangsverhaltens von Bauteilen mit Vorsicht zu bewerten. Detailliertere Ausführungen zu diesem Punkt sind in Abschnitt 3.1.3 enthalten.

Stabiles Rißwachstum

Obwohl bei der ISO-V-Probe fast alle Bedingungen für die Ermittlung gültiger Rißwiderstandskurven verletzt sind, zeigt eine erste Übersicht in Bild 3.1.4-14, daß die Rangreihenfolge der Rißwiderstandskurven von dynamisch geprüften ISO-V-Proben die gleiche ist wie jene von Rißwiderstandskurven, die innerhalb des Gültigkeitsbereiches liegen.

Generell ist in Bild 3.1.4-17 die Tendenz zu erkennen, daß die Initiierung bei der ISO-V-Probe durch den Kerbradius von 0,25 mm gegenüber einer angeschwungenen CT-Probe stark erschwert wird. Für die Charakterisierung des Initiierungsverhaltens können gemäß Bild 3.1.4-17 die Offset-Werte bei $\Delta a = 0,1$ mm herangezogen werden. In den Bildern 3.1.4-22a und b sind die $J_{R\ ISO-V\ 0,1}$ -Werte der ISO-V-Proben jenen der CT-Proben gegenübergestellt. Während sich für die quasi-statisch beanspruchten ISO-V-Proben ein linearer Zusammenhang mit den CT-Proben ergibt, der durch

$$J_{R\ ISO-V\ 0,1} \approx 4 \cdot J_{R0,1} \quad (14)$$

gekennzeichnet werden kann, biegt die Kurve für die dynamisch beanspruchten ISO-V-Proben in einen flacheren Verlauf ab.

Dieser Verlauf kann sehr wahrscheinlich ebenfalls dem aus Bild 3.1.4-19 bereits bekannten Dynamik-einfluß auf die Initiierung zugeschrieben werden, der in ähnlicher Weise in Bild 3.1.4-18 bei $J_{R0,1} = f(A_{VH})$ und bei $J_{R1} = f(A_{VH})$ sichtbar wird und der aus dem Schrifttum /26/ auch für die Beziehung $J_{50} = f(A_{VH})$ bekannt ist.

Aus Bild 3.1.4-17 kann entnommen werden, daß jenseits von $\Delta a = 0,1$ mm eine engere Korrelation zwischen dem Rißwiderstandsverhalten der ISO-V-Proben und dem der CT-Proben besteht. In den Bildern 3.1.4-23a und b wurden deshalb die Korrelationen

$$J_{R\ ISO-V} - J_{R\ ISO-V\ 0,1} = f(J_R - J_{R0,1})$$

für die nicht seitengekerbten ISO-V-Proben dargestellt. Für die quasi-statisch geprüften ISO-V-Proben ergibt sich die Korrelationsfunktion

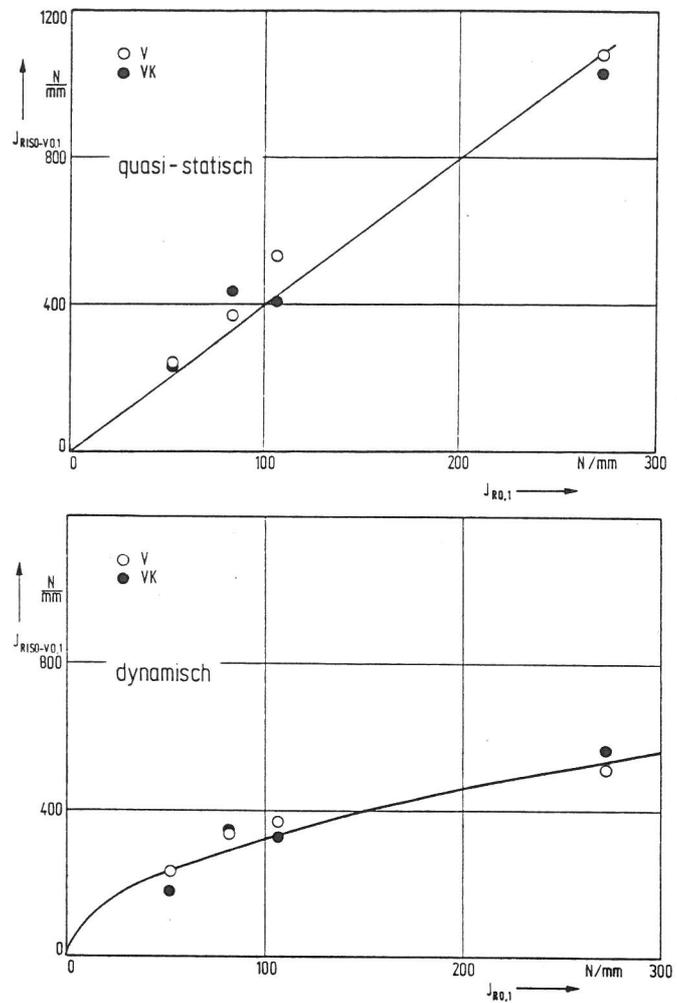


Bild 3.1.4-22

Korrelation der Offset-Initiierungswerte bei $\Delta a = 0,1$ mm zwischen ISO-V-Proben und CT-Proben

- für quasi-statisch beanspruchte ISO-V-Proben mit und ohne Seitenkerben
- für dynamisch beanspruchte ISO-V-Proben mit und ohne Seitenkerben

$$J_{R\ ISO-V} - J_{R\ ISO-V\ 0,1} \approx 2,25(J_R - J_{R0,1}). \quad (15a)$$

Für die dynamisch geprüften ISO-V-Proben wurde eine ähnliche Steigung erhalten, jedoch tritt bei diesen ein erheblicher Streubereich auf, dessen Ursachen noch nicht geklärt werden konnten. Hierfür sind die Untersuchungen des Folgeprojektes abzuwarten. Die seitengekerbten Proben liefern analoge Bilder. Für die quasi-statisch geprüften ISO-V-Proben erhält man

$$J_{R\ ISO-V} - J_{R\ ISO-V\ 0,1} \approx 1,3(J_R - J_{R0,1}). \quad (15b)$$

In Abschnitt 2.1.4 wurde aufgrund der FE-Analyse der ISO-V-Probe J als Energiefreisetzungsrate bei virtueller Rißverlängerung berechnet und der Formänderungsarbeit zugeordnet. Dabei ergab sich

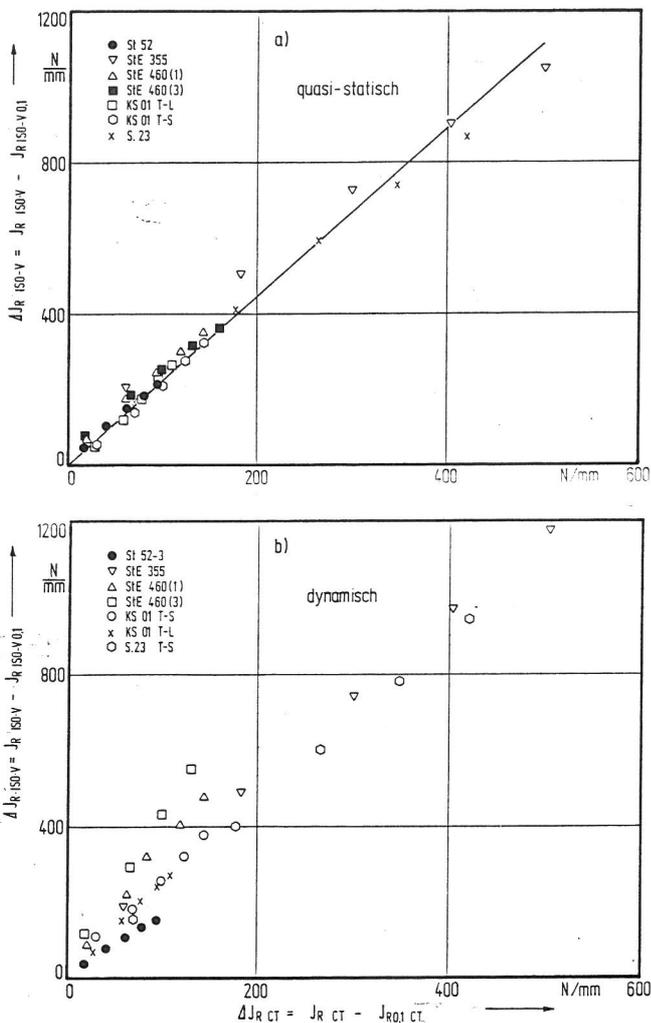


Bild 3.1.4-23

Korrelation der Rißwiderstandswerte abzüglich der Offset-Initiierungswerte (vgl. Bild 3.1.4-22) von $\Delta a = 0,1$ mm bis $\Delta a = 1,0$ mm zwischen ISO-V-Proben und CT-Proben

- a) für quasi-statisch beanspruchte ISO-V-Proben ohne Seitenkerben
- b) für dynamisch beanspruchte ISO-V-Proben ohne Seitenkerben

$$J_{ISO-V} = \frac{1,46U}{B \cdot (W-a)} \quad (16)$$

Bei den experimentellen Untersuchungen ist dagegen in Analogie zu ASTM E 813 mit

$$J_{ISO-V} = \frac{2 \cdot U}{B(W-a)} \quad (17)$$

gerechnet worden. Da nun die genauere Funktion $J_{ISO-V} = f(U)$ bekannt ist, können die Korrelationsfunktionen entsprechend wie folgt approximiert werden:

Probe	Beanspruchung	Funktion	Faktor
V u. VK	quasi-stat.	$J_R ISO-V_{0,1} / J_{R0,1}$	2,9
V	quasi-stat.	$J_R ISO-V - J_R ISO-V_{0,1}$	1,6
VK	quasi-stat.	$J_R - J_{R0,1}$	1,0

Die quasi-statisch geprüften ISO-V-Proben mit Seitenkerben liefern somit Rißwiderstandskurven, die die gleiche Steigung aufweisen wie die der CT-Proben. Die größere Steigung der nicht seitengekerbten, quasi-statisch geprüften ISO-V-Proben dürften somit im wesentlichen auf das geringe Constraint in Dickenrichtung zurückzuführen sein. Aufgrund dieses Ergebnisses und aus den Bildern 3.1.4-17, 22 und 23 wird deutlich, daß der stabil wachsende Riß in der ISO-V-Probe bereits nach etwa 0,1 mm Laufweg "vergessen" hat, daß von einem Kerb ausgegangen ist.

Zweifellos sind weitere Untersuchungen notwendig, um diese Zusammenhänge zu erhärten, was im folgenden Projektzeitraum bis 1988 vorgesehen ist. Die bisher erzielten Ergebnisse rechtfertigen eine optimistische Prognose für die weiteren Untersuchungen.

Erstaunlich eng ist die Korrelation zwischen Kerbschlagarbeit-Hochlage und dem Rißwiderstand von CT-Proben wie auch dem Rißwiderstand von dynamisch beanspruchten ISO-V-Proben (Bild 3.1.4-18). Aufgrund der zunächst noch geringen Anzahl von Proben kann der Rißwiderstand von angeschwungenen CT-Proben mit Hilfe der Kerbschlagarbeit-Hochlage wie folgt abgeschätzt werden:

$$J_{R1} = \frac{0,19 \dots 0,26}{B(W-a)} \cdot A_{VH} \quad (18)$$

wobei wegen $\Delta a = 1$ mm für $W-a = 7$ mm einzusetzen wäre. Die Normierung auf $B(W-a)$ wurde formal aus Dimensionierungsgründen gewählt. In der folgenden Übersicht sind die Ergebnisse dieses Berichtes den Ergebnissen anderer Autoren, die auf mehr oder weniger empirischem Wege erhalten wurden, aufgrund der Beziehung

$$J_R = \frac{\alpha \cdot A_{VH}}{B(W-a_0)} \quad (19)$$

gegenübergestellt:

Quelle	Δa -Bereich	Kennwert	α	Bemerkungen
KIEFNER et al. /1/ PARIS u. JOHNSON /26/	Instabilität	J_C J_{50}	1,0 0,2...0,4	linearisier- te Korrela- tion
Bericht	$\Delta a = 1 \text{ mm}$ $\Delta a = 1 \text{ mm}$	$J_{R \text{ ISO-V } 1}$ J_{RI}	0,6 0,19... 0,26	ISO-V-Probe ohne Seiten- kerben, dyna- misch geprüft Statt a_0 : $a = 3 \text{ mm}$
Bericht NORRIS et al. /7/ BARSOM et al. /4/	Initiierungs- bereich $\Delta a = 0,1 \text{ mm}$	$J_{R0,1}$ J_{IC} J_{IC}	0,08 0,12 0,09	$R_{eL} = 300 \text{ bis}$ 500 N/mm ² $R_{eL} = 300 \text{ bis}$ 500 N/mm ²

Diese Übersicht ist annähernd nach abnehmendem Betrag des stabilen Rißwachstums und den entsprechenden Kennwerten geordnet. Die Proportionalitätsfaktoren ordnen sich erstaunlich gut in diese Reihenfolge ein, obwohl sie z. T. aus sehr verschiedenen Untersuchungen hervorgegangen sind. Die vorausgegangene Analyse des Kerbschlagversuches und seine Interpretation führen jedoch an den bruchmechanischen Hintergrund dieser zunächst empirisch gefundenen Beziehungen heran.

Aufgrund dieser Analyse wird aber auch deutlich, daß die Festlegung von bestimmten Kerbschlagarbeitswerten bei bestimmten Temperaturen, z. B. -20 °C, die im Übergangsbereich liegen, für die Qualitätssicherung nur eine sehr begrenzte Aussagefähigkeit haben, wenn nicht gleichzeitig auch der Betrag des mit diesem Wert verbundenen stabilen Rißwachstums begrenzt wird, denn es leuchtet sofort ein, daß ein Werkstoff, der bei -20 °C mit einer Kerbschlagarbeit von 50 J bereits die Hochlage, also $\Delta a = 8 \text{ mm}$ erreicht hat, weniger zäh ist als ein Werkstoff mit gleicher Kerbschlagarbeit

bei -20 °C, die aber erst mit $\Delta a = 1 \text{ mm}$ verbunden ist. Letzteres läßt schon aufgrund dieser Daten, ohne daß eine Prüfung bei höheren Temperaturen erfolgt, erwarten, daß ein Hochlagenwert von etwa 100 J erreicht werden kann.

Bild 3.1.4-18 in Verbindung mit Gl. 18 deutet aber auch darauf hin, daß es in bestimmten Fällen durchaus gerechtfertigt ist, Hochlagenzähigkeitswerte in Regelwerken festzuschreiben, da mit diesen das Rißwiderstandsverhalten von Werkstoffen im Rahmen der Qualitätssicherung wahrscheinlich recht gut und auf einfache Weise gesichert werden kann. Ober bruchmechanische Nachweise wird jedoch noch zu begründen sein, welcher Hochlagen-Arbeitswert erforderlich ist, um Versagen auszuschließen. Hierfür sollten jedoch weitere Untersuchungsergebnisse abgewartet werden.

Geht man bezüglich des Einflusses der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Rißwiderstandsverhalten davon aus, daß beim Kerbschlagversuch die mittlere Dehngeschwindigkeit von $\dot{\epsilon} \sim 10^2 \text{ s}^{-1}$ schon

erheblich oberhalb fast aller technisch relevanten Dehngeschwindigkeiten liegt, so ist festzustellen, daß der Einfluß der Dehngeschwindigkeit auf die Reißwiderstandskurve bei den untersuchten Stählen vergleichsweise gering ist. Bei dynamischer Beanspruchung sind die Initiierungswerte bei höherer Zähigkeit im allgemeinen niedriger als bei quasi-statischer Beanspruchung. Für alle in der Reaktortechnik relevanten Werkstoffe mit J_{IC} kleiner 300 N/mm kann man jedoch davon ausgehen, daß bei dynamischer Beanspruchung die Initiierungswerte größer sind als bei quasi-statischer Beanspruchung, statische Initiierungswerte also als konservativ angesehen werden können. Aus Literaturdaten ergibt sich, daß dieser Übergang bei einer Kerbschlagarbeit-Hochlage von rd. 150 J liegen dürfte. Die Steigung der Reißwiderstandskurven ist bei dynamischer Beanspruchung in der Regel größer als bei quasi-statischer Beanspruchung (Bild 3.1.4-9), auch wenn dies beim Reißmodul umgekehrt sein kann. Während bei den angerissenen Proben das Verhältnis der Moduli von Beginn des stabilen Reißwachstums an konstant ist (Bild 3.1.4-10), nimmt bei den gekerbten Proben das Verhältnis der Moduli zunächst zu und erreicht erst ab etwa $\Delta a \sim 0,6$ mm einen annähernd konstanten Wert, was zweifellos auf den Übergang vom Kerb zum Reiß zurückzuführen ist, der bei angerissenen Proben entfällt. Bemerkenswert ist, daß die Verhältnisse der Moduli in vielen Fällen unter 1 liegen (Bilder 3.1.4-10 und 20), d. h., daß der dynamische Reißmodul kleiner als der quasi-statische ist. Dies ist auf den Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Streckgrenze zurückzuführen, der mit abnehmender Streckgrenze zunimmt. Da das Verhältnis von dynamischer zu quasi-statischer Streckgrenze in das Verhältnis der Moduli eingeht, kann dieses auch dann unter 1 abfallen, wenn die Steigung der dynamischen Reißwiderstandskurve größer ist als jene der quasi-statischen Reißwiderstandskurve. Im allgemeinen wird man davon ausgehen können, daß die Steigung der Reißwiderstandskurve mit zunehmender Beanspruchungsgeschwindigkeit zunimmt.

Literatur zu 3.1.4:

- /1/ Kiefner, J. F., W. A. Maxey, R. J. Eiber and A. R. Dufty: Failure Stress Levels of Flaws in Pressurized Cylinders. In: Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing. ASTM STP 536. Philadelphia: ASTM 1981. 461 - 481.
- /2/ Maxey, W. A.: Experimental Investigation of Ductile Fractures in Piping. In: Proceedings of 12th World Gas Conference. Hrsg. W. A. Maxey, J. F. Kiefner, R. J. Eiber and A. R. Dufty. London: International Gas Union 1973. 1 - 15.
- /3/ Rolfe, S. T. and S. R. Novak: Slow-Bend K_{IC} Testing of Medium-Strength High-Toughness Steels. In: Review of Developments in Plane Strain Fracture Toughness Testing. ASTM STP 463. Hrsg. W. F. Brown. Philadelphia: ASTM 1979. 124 - 159.
- /4/ Barsom, J. B. and S. T. Rolfe: Correlations Between K_{IC} and Charpy V-Notch Test Results on the Transition-Temperature Range. In: Impact Testing of Metals. ASTM STP 466. Philadelphia: 1970. 281 - 302.
- /5/ Norris, D. M. Jr., J. E. Reaugh, B. Moran and D. F. Quinones: Computer Model for Ductile Fracture: Applications to the Charpy V-Notch Test. EPRI Report, Lawrence Livermore Laboratory, NP-961. January 1979. 261 - 274.
- /7/ Norris, D. M., J. E. Reaugh and W. L. Server: A Fracture-Toughness Correlation Based on Charpy Initiation Energy: In: Fracture Mechanics: Thirteenth Conference, ASTM STP 743. Hrsg.: R. Roberts. Philadelphia: ASTM 1981. 207 - 217.
- /8/ Server, W. L.: Static and Dynamic Fibrous Initiation Toughness Results for Nine Pressure Vessel Materials. In: Elastic-Plastic Fracture. ASTM STP 668. Hrsg.: J. D. Landes, J. A. Begley and G. A. Clarke. Philadelphia: ASTM 1977. 493 - 514.
- /9/ Joyce, J. A.: Static and Dynamic J-R Curve Testing of A533B Steel Using the Key Curve Analysis Technique. In: Fracture Mechanics: Fourteenth Symposium - Volume I: Theory and Analysis. ASTM STP 791. Hrsg.:

- J. C. Lewis and G. Sines. Philadelphia: ASTM 1983. 543 - 560. /17/
- /10/ Nguyen-Duy, P. and G. Phélippeau: Determination of the Fracture-Energy Criterium J_{IC} of Two Steels by Static and Dynamic Testing. J. Testing and Evaluation 7 (1979). 310 - 316. /18/
- /11/ Marandet, B., G. Phélippeau and G. Sanz: Experimental Determination of Dynamic Fracture Toughness by J Integral method. In: Advances in Fracture Research. Vol. 1. Oxford: Pergamon Press (1982). 375 - 383. /19/
- /12/ Wilkowski, G. M., J. Ahmad, A. Zahoor, Ch. W. Marschall, D. Broek, I. S. Abou-Sayed and M. F. Kanninen: Fracture of Circumferentially Cracked Type 304 Stainless Steel Pipes Under Dynamic Loading. In: Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium. Volume II-Fracture Resistance Curves and Engineering Applications. ASTM STP 803. Hrsg.: C. F. Shih and J. P. Gudas. Philadelphia: ASTM 1983. 331 - 350. /20/
- /13/ Bayoumi, M. R., J. R. Klepaczko and M. N. Bassim: Determination of Fracture Toughness J_{IC} under Quasi-Static and Dynamic Loading Conditions Using Wedge Loaded Specimens: J. Testing and Evaluation 12 (1984). 316 - 323. /21/
- /14/ Thaulow, Ch., F. Kirkemo and J. Lereim: Determination of the Initiation Toughness Prior to Ductile Tearing during Rapid Loading. Int. J. of Fracture 23 (1983). R65 - R72. /22/
- /15/ Rintamaa, R., T. Sario u. K. Wallim: Procedures for the Determination of the Static and Dynamic Fracture Behaviour Using Three-Point Bend Specimens. In: Proceedings of the 5th European Conference on Fracture. Vol. II. Hrsg.: L. Faria. Lisbon: 1984. 961 - 972. /23/
- /16/ Dahl, W. u. D. Aurich: Zum Problem der Sicherheitsanalyse von Bauteilen aus Stahl. Materialprüf. 20 (1978). Nr. 1. 6 - 10. /24/
- Aurich, D. u. K. Wobst: Zur Auswertung von Großzugversuchen und Scharfkerbbiegeversuchen an Stählen auf werstoffmechanischer Grundlage. Archiv Eisenhüttenwe. 51 (1980). Nr. 1. 21 - 27.
- Krafka, H., K. Wobst u. D. Aurich: Der Einfluß des Kerbradius auf die Kollaps- und Initiierungsgrenztemperatur schweißbarer Baustähle. Archiv Eisenhüttenwes. 54 (1983). Nr. 6. 245 - 252.
- Helms, R., H.-J. Kühn u. S. Ledworuski: Assessment of Mechanical Behaviour of Materials in the Notched Bar Impact Test. Bundesanstalt für Materialprüfung. Forschungsbericht 82. Berlin: BAM 1982.
- Wehner, G.: Spannungs- und Verformungsanalyse einer ISO-V-Probe; elastisch-plastische 3D-FE-Rechnung. Bundesanstalt für Materialprüfung, Berlin, 1981. Interner Bericht.
- Knott, J. F.: Fundamentals of Fracture Mechanics. London: Butterworths 1973. S. 182.
- Krafka, H.: Veröff. in Vorbereitung.
- Rice, J. R.: A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. J. App. Mech. 35 (1968). 379 - 386.
- Ernst, H. A., P. C. Paris and J. D. Landes, Estimations on J-Integral and Tearing Modulus from a Single Specimen Test Record. In: Fracture Mechanics-Proceedings of the Thirteenth National Symposium on Fracture Mechanics. Hrsg.: R. Roberts. ASTM STP 743. Philadelphia: ASTM 1981. 476 - 502.
- /25/ Aurich, D., K. Wobst u. H. Krafka: Some Experimental Results Concerning Cleavage Fracture and Crack Resistance in Heat Affected Zones and Comparison with Base Material. Veröff. in Vorbereitung.
- /26/ Paris, P. C. u. M. A. Johnson: A Method of Application of Elastic-Plastic Fracture Mechanics on Nuclear Vessel Analysis. ASTM STP 803. Vol. 2. 1983. 5 - 39.

3.2 WERKSTOFFKENNGRÖSSEN VON SCHWEISSVERBINDUNGEN

3.2.1 EINLEITUNG

Durch thermische Beeinflussungen während des Schweißens ändern sich mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffs im Bereich der Wärmeeinflußzone (WEZ) bei gleichbleibender Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse infolge der Variation des Gefüges der metallischen Matrix. Dieses gilt insbesondere für die Fließgrenze (Untere Streckgrenze R_{eL} bzw. 0,2-Dehngrenze $R_{p0,2}$) und für den Verfestigungsexponenten. Offen ist, ob und gegebenenfalls inwieweit durch die Temperierung beim Schweißen der Widerstand des Werkstoffs gegen das stabile Rißwachstum beeinflusst wird und gegebenenfalls inwiefern diese Änderungen im Rahmen der Sicherheitsanalyse für geschweißte Bauteile durch konservative Abschätzungen erfaßt werden können. Oblicherweise liegen für Schweißverbindungen bezüglich des Widerstandes gegen stabiles Rißwachstum nur Informationen (J_i bzw. J_{IC} und Rißwiderstandskurven) für den Grundwerkstoff vor.

Ein Ziel dieses Teils des Gesamtvorhabens war es, durch die Ermittlung und den Vergleich von Werkstoffkennwerten der elastisch-plastischen Bruchmechanik für den thermisch unbeeinflussten und für den schweißsimulierend behandelten Werkstoff zur Klärung der Frage, inwieweit das stabile Rißwachstum in der WEZ von Schweißverbindungen von der des Grundwerkstoffs abweicht, beizutragen.

Die Untersuchungen, mit denen im Rahmen dieses Vorhabens zu beginnen war, sollten an mindestens drei niedriglegierten Stählen erfolgen, die im vergüteten Ausgangszustand sich deutlich hinsichtlich ihrer Hochlagen-Kerbschlagarbeit A_{VH} (vergleichsweise kleiner, mittlerer und großer A_{VH} -Wert) unterscheiden. Zunächst war durch jeweils zwei schweißsimulierende Wärmebehandlungen das Matrixgefüge des Grundwerkstoffs unter Bezug auf für die technische Praxis besonders relevante Temperatur-Zeit-Zyklen zu verändern. Die Schweißsimulationen sollten durch den A1-Zyklus nach MPA Stuttgart, der für die jeweils zuletzt geschweißte Lage repräsentativ ist, sowie durch den B4-Zyklus, der z. B. beim Plattierungsschweißen infolge einer Aushärtung beim zweiten Temperatur-Zeit-Zyklus im Hinblick auf eine mögliche Werkstoffversprödung

kritisch sein kann, erfolgen. Die Charakterisierung der Werkstoffe bezüglich ihres Widerstandes gegen die Initiierung und gegen das Wachstum stabiler Risse sollte unter Bezug auf entsprechend ASTM E 813-81 /1/ zu bestimmende Rißwiderstandskurven vorgenommen werden.

3.2.2 WERKSTOFFE

Als Ausgangswerkstoffe für die Untersuchungen sind die vergüteten Stähle 20 MnMoNi 55 (KS15), 22 NiMoCr 37 (KS01) sowie 22 NiMoCr 37 (S23) gewählt worden, für welche die chemischen Zusammensetzungen in den Tabellen 3.1-1 und 3.2-1 und für die mechanischen Eigenschaftswerte in den Tabellen 3.1-2 und 3.2-2 angegeben sind.

Die Schweißsimulation dieser Stähle erfolgte entsprechend den in Bild 3.2-1 und 3.2-2 dargestellten Temperatur-Zeit-Zyklen, die für jeden Simulationsrohling protokolliert wurden, mit einer Anlage der KWU Erlangen. Bei dieser Vorrichtung wurden die 420 mm langen Rohlinge mit einem maximalen Durchmesser von 60 mm (s. auch Bild 3.2-3) zwischen wassergekühlte Dreibackenfutter aus Kupfer eingespannt, im direkten Stromdurchgang durch Widerstandserwärmung erhitzt und anschließend mit einer regelbaren Wassersprühanlage abgekühlt. Dabei konnte sich der Rohling in axialer Richtung frei bewegen. Die Simulationsparameter sind dem Rohling nach dem Prinzip des geschlossenen Regelkreises aufgeprägt worden. Die Arbeitsweise der Schweißsimulationsanlage ist in /2/ näher erläutert.

Die Beurteilung der Homogenität der schweißsimulierend wärmebehandelten Rohlinge über Länge und Durchmesser erfolgte zunächst im wesentlichen mit

Tabelle 3.2-1

Chemische Zusammensetzung des Stahls 20 MnMoNi 55 (KS 15); Stückanalyse, Massengehalte in % nach /2/

C	0,22	Al	0,01
Si	0,33	Cu	0,15
Mn	1,41	V	0,02
P	0,011	Sn	0,007
S	0,011	Co	0,01
Cr	0,2	As	0,012
Mo	0,68	Sb	0,005
Ni	0,54	N	0,011

Tabelle 3.2-2

Mechanische Eigenschaften von Stählen, die für die Untersuchungen gemäß Abschnitt 3.2 verwendet wurden (R_{eL} bzw. $R_{p0,2}$, R_m , A und Z für $25 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$)

1	2	3	4	5	6
Werkstoff, Zustand, Probenlage	Fließgrenze R_{eL} bzw. $R_{p0,2}$ N/mm ²	Zugfestigkeit R_m N/mm ²	Bruchdehnung A_{10} %	Bruchein- schnürung Z %	Kerbschlag- arbeit-Hoch- lage A_{VH} J
20 MnMoNi 55 (KS 15), Grundwerk- stoff, T	602	749	14	44	50 (T-L)
	SIM B4, T 928	1029	8	41	-
	SIM A1, T 1082	1455	7	25	-
22 NiMoCr 37 (KS 01), Grundwerk- stoff, T	438	586	25	55	90 (T-L)
	SIM B4, L 903	1003	11	65	-
	SIM A1, L 1163	1483	8	49	-
22 NiMoCr 37 (S23), Grund- werkstoff, T	471	633	23	72	182 (T-L)
	SIM B4, T 801	909	13	70	-
	SIM A1, T 1072	1374	8	51	-

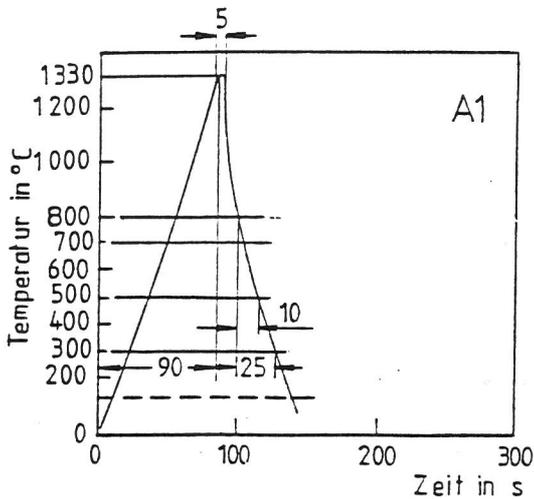


Bild 3.2-1
Zeitlicher Temperaturverlauf bei der Schweißsimulation der Stähle entsprechend Zyklus A1

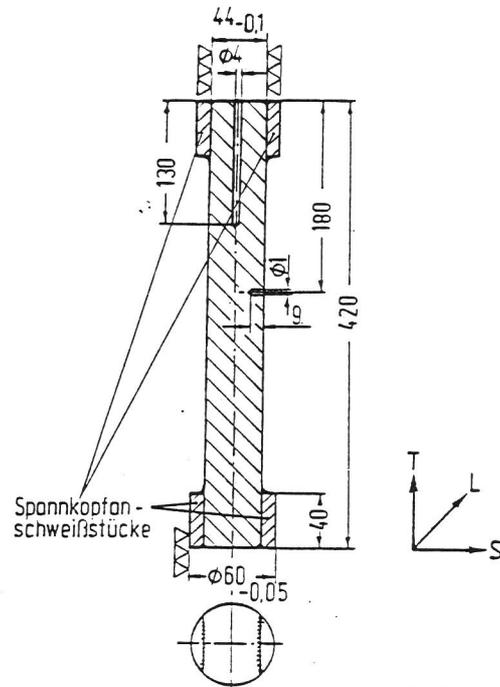


Bild 3.2-3
Maße des Rohlings für die Schweißsimulation

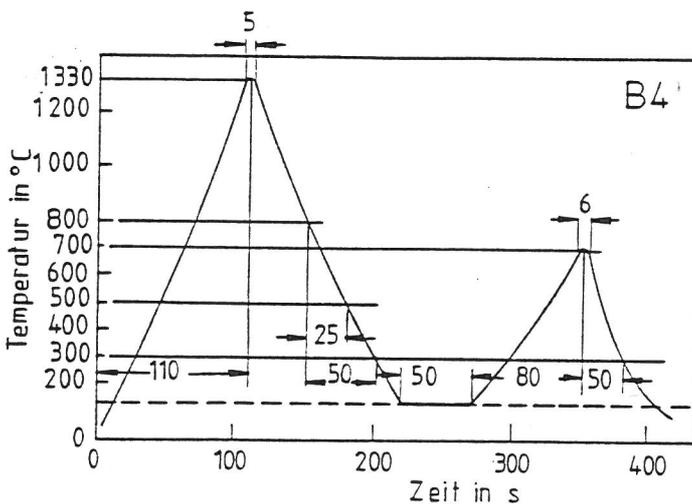


Bild 3.2-2
Zeitlicher Temperaturverlauf bei der Schweißsimulation der Stähle entsprechend Zyklus B4

Bezug auf die Meßergebnisse der Härte HV50. Aufgrund der ermittelten HV50-Werte war davon auszugehen, daß der Werkstoffzustand der Rohlinge jeweils eines Ausgangswerkstoffes und einer Simulationsart über einen Mittenlängenbereich des Rohlings von mindestens 200 mm vergleichbar ist.

Nach den Resultaten der Härtemessungen an jedem SIM-Rohling, die auch bei einer Beurteilung der Versuchsergebnisse zu berücksichtigen sind, wurden

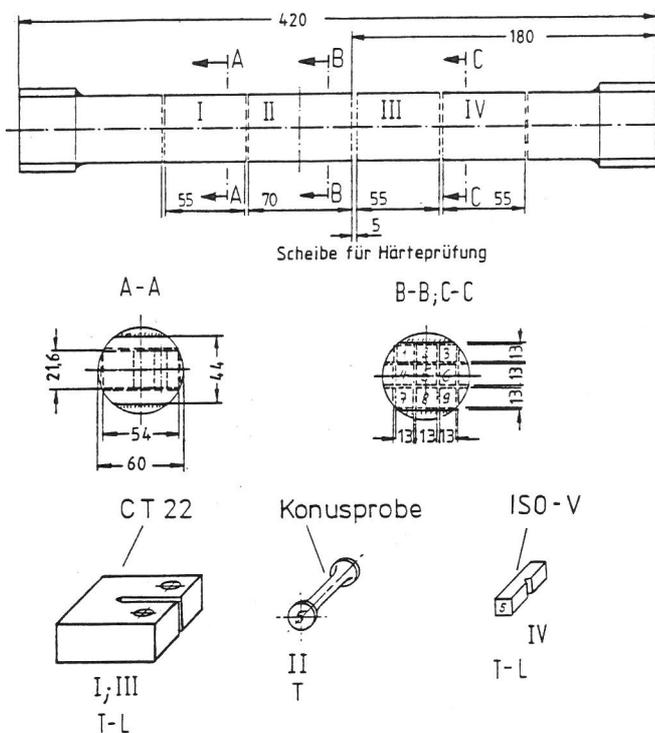


Bild 3.2-4
Schema für die Probenahme (CT 22; Konuszugproben, ISO-V-Kerbschlagbiegeproben) aus dem schweißsimulierend wärmebehandelten Rohling

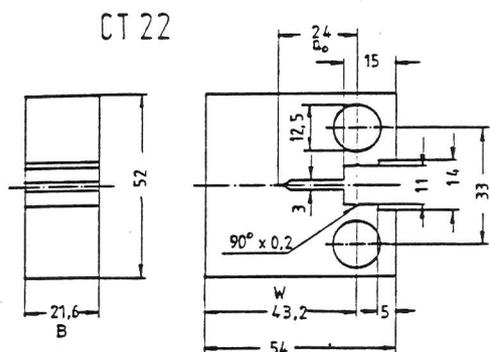


Bild 3.2-5
Maße der Kompaktzugprobe CT22

die Probenahmepläne gefertigt. Beispiele für die Probenlage im SIM-Rohling zeigt Bild 3.2-4. Die maximale Größe der Kompaktzugprobe für die Ermittlung der Rißwiderstandskurven (s. Bild 3.2-5) war durch den maximal möglichen Durchmesser des SIM-Rohlings von 60 mm festgelegt.

3.2.3 DURCHFÜHRUNG DER BRUCHMECHANIKVERSUCHE

Die Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens der Werkstoffe erfolgte in Anlehnung an ASTM E 813-81 /1/ sowie an den Entwurf für das DVM-Merkblatt "Ermittlung von Rißinitiiierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals" /4/.

Das Blockschaltbild des Meßplatzes ist in Bild 3.1.1-16 dargestellt. Bild 3.1.1-17 zeigt Beispiele für Schriebe, wie sie während der Zugversuche mit einer elektronisch geregelten 500-kN-Prüfmaschine aufgenommen worden sind.

Die Maße der geprüften Kompaktzugprobe CT22, die in T-L-Lage entsprechend /1/ bzw. /4/ geprüft wurde, sind Bild 3.2-5 zu entnehmen.

Ursprünglich war vorgesehen, den Vergleich des Rißwiderstandsverhaltens der Werkstoffzustände unter Bezug auf Versuche bei ca. 22 °C durchzuführen. Dieser Plan war nicht realisierbar, weil bei dieser Temperatur wider Erwarten der Bruch von Proben als Spaltbruch erfolgte.

Für die Durchführung der Bruchmechanikversuche bei erhöhten Temperaturen mußte zunächst eine Temperiervorrichtung erstellt werden, an die - auch im Hinblick auf die Beurteilung der Rißausbreitung mit Bezug auf Messungen mit einer Gleichstrom-Potentialsonde - hohe Anforderungen an die Temperaturkonstante zu stellen waren.

Die Temperiervorrichtung ist schematisch in Bild 3.2-6 dargestellt. Hauptbestandteil dieser Anlage ist der im Eigenbau hergestellte Luftumwälzofen für Temperaturen bis zu ca. 500 °C, dessen Höhe x Breite x Tiefe innen 400 mm x 370 mm x 430 mm beträgt. Die Erwärmung erfolgt entweder nur durch zwei Heizlüfter oder zusätzlich durch Flachheizkörper. Geeignete Strömungsverhältnisse wurden durch Leitbleche erzielt. Mit dieser Anlage wird

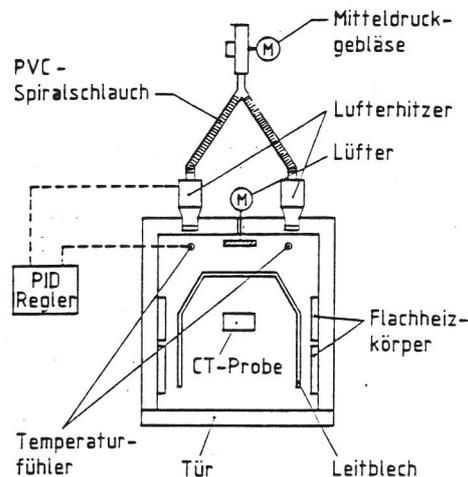


Bild 3.2-6
Schema der Temperiervorrichtung für die Versuche mit Kompaktzugproben

in dem für die Versuche relevanten Probenbereich eine räumliche und zeitliche Temperaturkonstanz von ≤ 1 °C erreicht.

Nachdem festgestellt worden ist, daß die CT22-Proben aller für das Vorhaben relevanten Werkstoffe bei 65 °C nach stabilem Rißfortschritt brechen, erfolgt der Vergleich des Rißwiderstandsverhaltens der Werkstoffe bzw. Werkstoffzustände unter Bezug auf Bruchmechanikversuche bei dieser auch für die Praxis interessanten Temperatur.

Das geplante Versuchsprogramm ist noch nicht abgeschlossen. So sind z. B. noch keine Versuche mit CT22-Proben zur Ermittlung der Rißwiderstandskurven für den Stahl S23 im Ausgangszustand durchgeführt worden.

Im vorliegenden Bericht wird beim Vergleich des Rißwiderstandsverhaltens der neun Werkstoffe bzw. Werkstoffzustände für den Stahl S23 im Ausgangszustand auf Ergebnisse Bezug genommen, die im Dreipunkt-Biegeversuch mit der seitengekerbten SECT-100-Probe bei 26 °C ermittelt worden sind. Einzelheiten über die Versuche mit dieser Probe sind Abschnitt 3.1.3 zu entnehmen. Bei der Wertung der Ergebnisse dieser Probe ist davon auszugehen, daß die Rißwiderstandskurve der CT22-Probe in dem betrachteten Δa -Bereich für 65 °C oberhalb derjenigen der SECT100-Probe liegt.

3.2.4 ERGEBNISSE

Zur Charakterisierung der neun Werkstoffzustände der Stähle KS15, KS01 und S23 werden in Tabelle 3.2-2 im Zugversuch entsprechend DIN 50 145 (5.1975) sowie im Kerbschlagbiegeversuch nach DIN 50 115 (2.1975) bestimmte Eigenschaftswerte angegeben.

Die mit CT22-Proben für 65 °C bzw. mit der SECT-100-Probe für 26 °C ermittelten Rißwiderstandskurven sind in den Bildern 3.2-7 bis 3.2-12 dargestellt. Die Bestimmung der in diesen Bildern angegebenen "blunting lines" basiert auf einem von CORNEC, HEERENS und SCHWALBE vorgeschlagenen Verfahren /5/. Damit werden für Stähle der untersuchten Art im Vergleich zu den Ergebnissen mit der ASTM-Methode /1/ die tatsächlichen Gegebenheiten deutlich besser beschrieben.

Die Stretchzonenbreite SZW ist für die untersuchten CT22-Proben in Tabelle 3.2-3 angegeben.

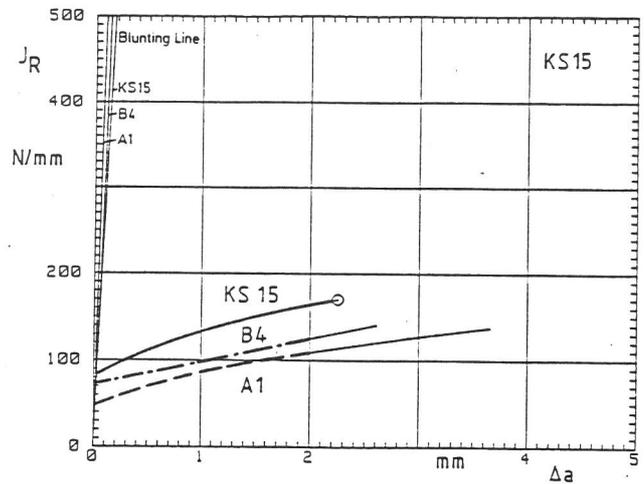


Bild 3.2-7

Einfluß von schweißsimulierenden Wärmebehandlungen entsprechend Zyklus A1 und B4 auf das Rißwiderstandsverhalten des Stahles KS 15 (20 MnMoNi 55) bei 65 °C

(Blunting lines entsprechend /4/, Anhang B1)

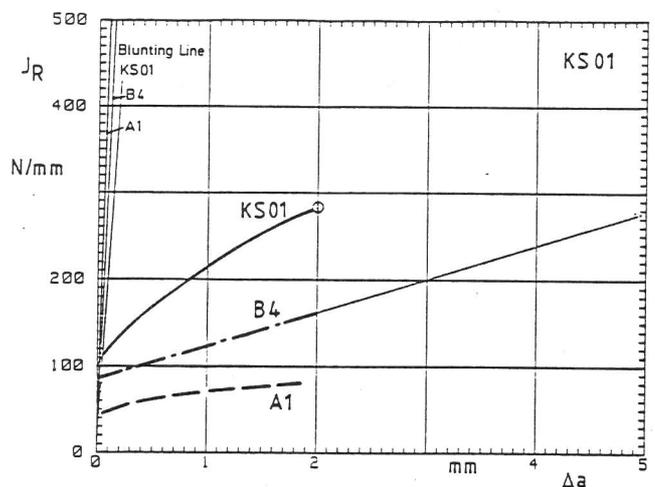


Bild 3.2-8

Einfluß von schweißsimulierenden Wärmebehandlungen entsprechend Zyklus A1 und B4 auf das Rißwiderstandsverhalten des Stahles KS 01 (22 NiMoCr 37) bei 65 °C

(Blunting lines entsprechend /4/, Anhang B1)

Die in Tabelle 3.2-3 angeführten J_i -Werte für die Initiierung stabiler Risse J_i sind nach den drei dort näher erläuterten Verfahren bestimmt worden.

Bezüglich der Rißwiderstandskurven wurde u. a. festgestellt,

- daß für die Ausgangswerkstoffe die J_R -Werte bei gegebenem Δa - wie die A_{VH} -Werte - in der Folge KS15, KS01 und S23 ansteigen (Bild 3.2-10),

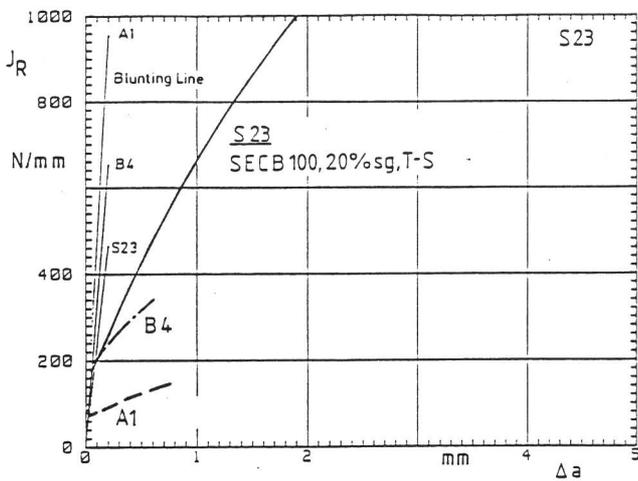


Bild 3.2-9

Einfluß von schweißsimulierenden Wärmebehandlungen entsprechend Zyklus A1 und B4 auf das Rißwiderstandsverhalten des Stahles S 23 (22 NiMoCr 37) bei 65 °C (CT22) bzw. bei 26 °C (SECB100) (Blunting lines entsprechend /4/, Anhang B1)

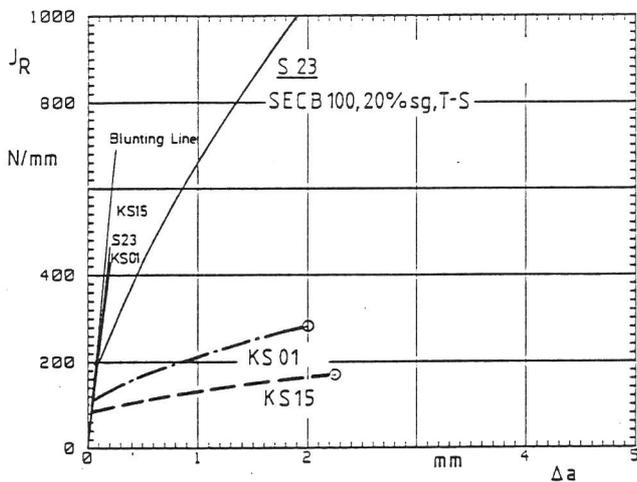


Bild 3.2-10

Rißwiderstandskurven der Werkstoffe KS15, KS01 und S23, ermittelt mit CT22-Proben bei 65 °C bzw. mit der SECB100-Probe bei 26 °C (Blunting lines entsprechend /4/, Anhang B1)

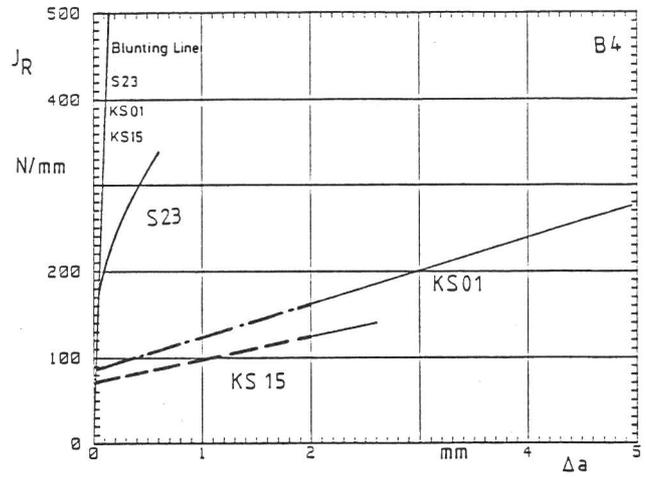


Bild 3.2-11

Rißwiderstandskurven der Werkstoffe KS15, KS01 und S23 nach einer schweißsimulierenden Wärmebehandlung entsprechend Zyklus B4, ermittelt mit CT22-Proben bei 65 °C (Blunting lines entsprechend /4/, Anhang B1)

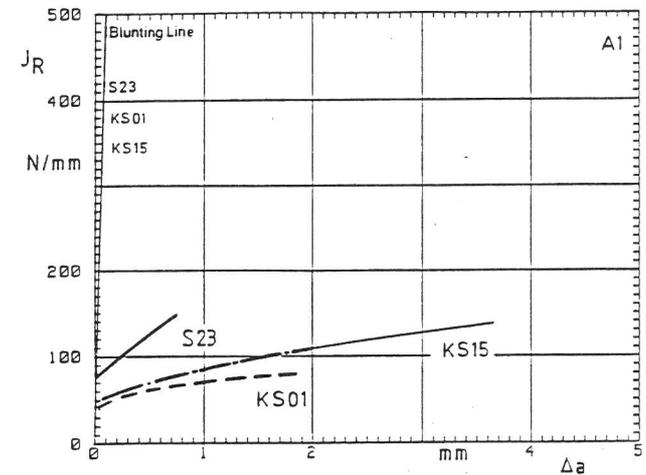


Bild 3.2-12

Rißwiderstandskurven der Werkstoffe KS15, KS01 und S23 nach einer schweißsimulierenden Wärmebehandlung entsprechend Zyklus A1, ermittelt mit CT22-Proben bei 65 °C (Blunting lines entsprechend /4/, Anhang B1)

- daß bei den drei Stählen die Schweißsimulationen entsprechend Zyklus B4 und A1 zu geringeren J_R -Werten führen, wobei der Zyklus A1 bei gegebenem Δa jeweils den kleinsten J_R -Wert bewirkt (Bilder 3.2-7 bis 3.2-9),
- daß nach einer Schweißsimulation, sowohl entsprechend Zyklus B4 als auch nach Zyklus A1, die J_R -Kurven des S23, der im Ausgangszustand den größten A_{VH} -Wert besitzt, deutlich oberhalb derjenigen der Stähle KS15 und KS01 lie-

gen, die sich bis zu einem $\Delta a = 3$ mm nur relativ wenig unterscheiden (Bilder 3.2-11 und 3.2-12),

- daß die J_R -Kurven der Schweißsimulationszustände B4 und A1 des Stahles S23 mit denen der Ausgangszustände der Stähle KS15 und KS01 vergleichbar sind (Bilder 3.2-9 und 3.2-10),

Bezüglich der J-Integralwertes für die Initiierung stabiler Risse J_i ist entsprechend Tabelle 3.2-3 bisher u. a. festgestellt worden,

Tabelle 3.2-3

J-Integralwert bei der Initiierung stabiler Risse

 J_i , bestimmt nach unterschiedlichen Verfahren fürCT22-Proben bei 25 °C (J_{BL}) bzw. bei 65 °C (J_{Kni} und J_{JR})

Werkstoff	- Zustand	SZW µm	X			J_i (N/mm)		
			ASTM E813	DVM /4/	Exp.	J_{BL}	J_{Kni}	J_{JR}
20 MnMoNi 55 KS15	- GW		2	4,2				(82)
	- B4	12	2	3,8	6,5	45	76	72
	- A1	5	2	4,3	8,2	27	52	45
22 NiMoCr 37 KS01	- GW		2	4,2				(105)
	- B4	11	2	3,8	8,5	39	89	86
	- A1	5	2	4,1	5,4	27	36	38
22 NiMoCr 37 S23	- GW		2	4,2				200
	- B4	47	2	3,8	3,8	153	154	170
	- A1	13	2	3,9	5,5	62	87	76

SZW Stretchzonenbreite

X Faktor: $J = X \cdot \frac{R_e + R_m}{2} \cdot SZW$ J_{BL} J_i : "DVM-blunting-line" nach /4/ bei SZW J_{Kni} J_i : Ermittlung mit Unstetigkeit im Potential-COD-Schrieb (J_{Kni}) und SZW J_{JR} J_i : J_R -Kurve bei SZW

- daß die J_i -Werte, die mit Bezug auf eine analytisch ermittelte "blunting line" und auf den SZW-Wert bestimmt wurden, verglichen mit jenen, die mit Bezug auf die J_R -Kurve bzw. auf eine charakteristische Unstetigkeit im Potential-COD-Schrieb und auf den SZW-Wert ermittelt wurden, überwiegend deutlich kleiner, d. h. hinsichtlich einer Beurteilung der Sicherheit gegen Initiierung eines stabilen Risses konservativ sind,

- daß sich die J_i -Werte der durch Schweißsimulation entsprechend Zyklus B4 und A1 erzeugten Werkstoffe der Stähle KS15 und KS01 jeweils nur geringfügig unterscheiden, wobei sie deutlich kleiner als die der entsprechenden Wärmebehandlungszustände des Stahles S23 sind,

- daß bei den drei Stählen die Schweißsimulatio-

nen entsprechend Zyklus B4 und A1 zu geringeren J_i -Werten führen, wobei der Zyklus A1 jeweils den kleinsten Wert bewirkt.

Die Steigung der "blunting lines" nimmt bei den untersuchten Stählen jeweils in der Folge Ausgangswerkstoff, Werkstoff nach Zyklus B4 und Werkstoff nach Zyklus A1 zu.

Bei der Wertung der Ergebnisse ist zu beachten, daß das Reißwiderstandsverhalten von Schweißverbindungen nicht unmittelbar nach dem von Proben zu beurteilen ist, die jeweils aus einem homogenen Werkstoff bestehen, der durch Schweißsimulation erzeugt wurde. Allgemein bekannt ist, daß eine entsprechende Bewertung allein nach den Ergebnissen von Schweißsimulationsproben zu überkonservativen Aussagen führen würde.

Literatur zu 3.2:

- /1/ ASTM E 813-81: Standard Test for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness. Annal Books of ASTM Standards 1981.
- /2/ Belicic, M., S. Hapke, E. Höppner und E. Klausnitzer: Schweißsimulation großer Proben. DVS-Bericht 52 (1978). 208 - 212.
- /3/ Technisch-wissenschaftlicher Bericht TWB 1/1 - Werkstoffe und Schweißverbindungen, Bd. 1 - zum Forschungsvorhaben Komponentensicherheit, RS 304. Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart. August 1981.
- /4/ Ermittlung von Rißinitiierungswerten und Rißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals. Entwurf der DVM-Arbeitsgruppe "Kennwertermittlung und Anwendung der Bruchmechanik" für DVM-Merkblatt. Oktober 1986.
- /5/ Cornec, A., J. Heerens u. K.-H. Schwalbe: Bestimmung der Rißspitzenaufweitung CTOD und Rißabstumpfung SZW aus dem J-Integral. In: Berichtsband 18. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge". Aachen, 18. u. 19.02.1986: DVM Berlin 1986. 265 - 279.

3.3 ZUSAMMENFASSUNG UND WERTUNG DER VERSUCHS- ERGEBNISSE

Die durchgeführten Versuche waren auf eine Reihe von speziellen Problemen ausgerichtet, für deren Klärung die praktische Anwendung elastisch-plastischer Versagenskonzepte sehr wesentlich ist:

- Einfluß der Probengeometrie auf die Steigung der Rißwiderstandskurve
- temperaturbedingte Anwendungsgrenzen von Rißwiderstandskurven bei unterschiedlichen Beanspruchungsgeschwindigkeiten
- Möglichkeiten zur Ermittlung des Rißwiderstandes mittels ISO-V-Proben

- Rißwiderstandsverhalten von Simulationsproben als Grenzfall von Schweißverbindungen

Die experimentellen Bauteiluntersuchungen bedürfen noch der Ergänzung durch FE-Analysen im Folgeprojekt, bevor eine Wertung möglich ist.

Der Einfluß der Probengeometrie auf die Steigung der Rißwiderstandskurve ist für die Beantwortung folgender Fragestellungen bedeutsam:

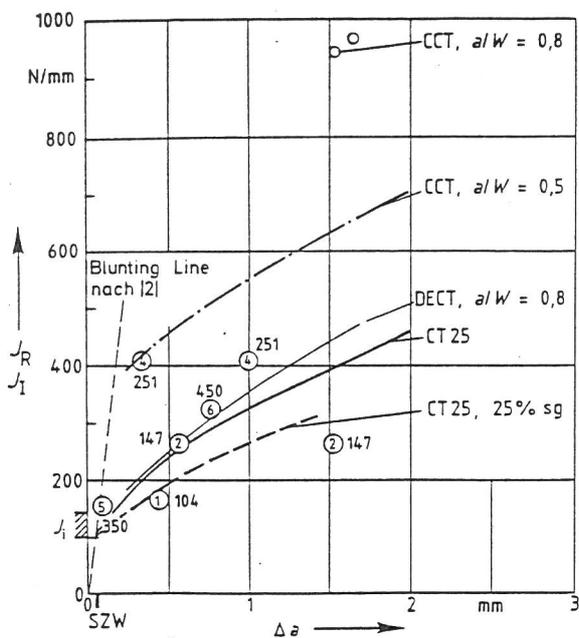
- Welche Rangreihenfolge weist die Steigung der Rißwiderstandskurven in Abhängigkeit von der Probengeometrie auf und welche Probe liefert eine konservative Rißwiderstandskurve?

- Welche Rißwiderstandskurve entsprechend welcher Probe ist geeignet für die konservative Vorhersage des Bauteilverhaltens?

Die Versuche an CT-, DECT- und CCT-Proben etwa gleicher Ligamentabmessungen haben gezeigt, daß die Werte für die Initiierung stabiler Risse unabhängig von der Probengeometrie in einem Streuband liegen. Der Vergleich der Rißwiderstandskurven dieser Proben hat gezeigt, daß deren Steigung in der Reihenfolge CT-, DECT-, CCT-Probe zunimmt (Bild 3.1.2-10), wobei sich CT- und DECT-Proben nur wenig unterscheiden. Da DECT-Proben zudem wesentlich teurer in Herstellung und Prüfung sind, spricht keinerlei Vorteil für die Verwendung dieser Proben. Zu den Nachteilen dieser Proben gehört noch, daß eine symmetrische Belastung im Experiment kaum zu erreichen ist.

Bereits mit $a/W = 0,5$ erweist sich die CCT-Probe hinsichtlich des Rißwiderstandsverhaltens als weitaus weniger konservativ als die CT-Probe. Mit $a/W = 0,8$ liegt der Rißwiderstand der CCT-Probe bei $\Delta a = 1,5$ mm mehr als doppelt so hoch wie der der CT-Probe. Dies wirft die Frage auf, wo die Rißwiderstandskurve einer CCT-Probe mit $a/W = 0,1$ liegt. Diese Probengeometrie ist als Großzugprobe mit Orwan-Soete-Fehler weit verbreitet. Im Rahmen dieses Vorhabens konnte diese Frage nicht mehr geklärt werden, wird jedoch in einem weiteren Projekt aufgegriffen.

Im Vergleich mit Ergebnissen, die im Rahmen eines anderen Vorhabens an einem Behälter mit durchgehendem Fehler unterschiedlicher Länge erhalten



- ① 104 Behälterversuch Nr. 1
 0,2 mm Sägeschnittlänge $2a_0 = 104$ mm
 J_i J-Wert bei Rißinitiierung
 SZW Stretchzonenbreite
 CCT, DECT: $2W = 250$ mm, $B = 39,5$ mm

Bild 3.3-1

Rißwiderstandsverhalten eines Behälters mit durchgehenden Axialfehlern unterschiedlicher Ausgangslänge im Vergleich mit den Rißwiderstandskurven von Proben unterschiedlicher Geometrie
 Versuchswerkstoff: StE 460(3)

wurden /1, 2/ wird deutlich, daß die CCT-Probe nicht geeignet ist, das Versagensverhalten eines Behälters mit durchgehenden Fehlern zu beschreiben (Bild 3.3-1). Sie erweist sich für diesen Zweck als nicht konservativ.

Bruchkriterien auf der Grundlage von Initiierung und Wachstum stabiler Risse können nur oberhalb jener Temperaturgrenzen angewendet werden, von denen an derartiges Versagen gewährleistet ist. Dies sind die Initiierungstemperatur T_i und die Temperatur T_d , oberhalb der nur noch Versagen durch stabiles Rißwachstum auftritt. Diese Temperaturgrenzen werden durch zunehmende Beanspruchungsgeschwindigkeit zu höheren Werten verschoben. Bislang sind Untersuchungen über den Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf T_i und T_d nur an Kleinproben, z. B. ISO-V-Proben, durchgeführt worden. Ebenso fehlten bisher T_i - und T_d -Werte der FKS-Werkstoffe, so daß unklar blieb, wieweit die für diese Werkstoffe gewählten Prüftemperaturen von T_i bzw. T_d entfernt sind. Einige Versuche mit großen Doppelaußenkerbproben im Rahmen des For-

schungsprojektes Komponentensicherheit I hatten zu Brüchen geführt, die nach anfänglichem stabilem Rißwachstum größere Spaltbruchbereiche aufwiesen, so daß man schließen mußte, daß die Prüftemperatur zwischen T_i und T_d gelegen hatte.

Eine ebenfalls noch weitgehend ungeklärte Frage ist der Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Steigung der Rißwiderstandskurve. Die Untersuchungen zu T_i und T_d gaben Gelegenheit, diesen beiden Problemen im Rahmen eines Teilprojektes simultan nachzugehen.

Die Ergebnisse haben gezeigt, daß die Grenztemperaturen T_i und T_d bei Stählen des Typs 22 NiMoCr 37 (für den Stahl 20 MnMoNi 55 gilt das gleiche) schon bei quasi-statischer Beanspruchung im Bereich von Raumtemperatur bzw. bei 30 bis 50 °C liegen. Damit wird klar, daß z. B. bei der Schmelze KS01 die Prüftemperatur von 65 °C noch im Bereich von T_d liegt, so daß teilweises Spaltbruchversagen bei dieser Temperatur nicht ausgeschlossen werden kann, zumal anders als bei T_i bei T_d noch ein Einfluß der Probengeometrie besteht. Zweifellos ist jedoch gewährleistet, daß Kriterien für die Initiierung stabiler Risse bei diesen Werkstoffen im Bereich der Druckprobentemperatur bezüglich der Grenztemperatur T_i problemlos angewendet werden können.

Ausgehend von der Erfahrung, daß der Temperaturbereich für den Übergang vom Spaltbruch zum Gleitbruch mit zunehmender Beanspruchungsgeschwindigkeit zu höheren Werten verschoben wird, ist man generell geneigt, den Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Werkstoffverhalten, also auch auf die Rißwiderstandskurve, als nachteilig anzusehen.

Aus der Literatur waren bisher belastbare Ergebnisse nur von austenitischen Stählen bekannt, die nicht ohne weiteres auf ferritische Stähle übertragen werden konnten. Die Untersuchungen haben jedoch ergeben, daß eine Zunahme der Beanspruchungsgeschwindigkeit - von kleinen Δa -Werten abgesehen - auch bei ferritischen Stählen im wesentlichen zu einem steileren Verlauf der Rißwiderstandskurve führt. Somit besteht kein Anlaß zu der Befürchtung, daß erhöhte Beanspruchungsgeschwindigkeit im Bereich des stabilen Rißwachstums zu einem ungünstigeren Werkstoffverhalten führen.

Dieser Sachverhalt konnte weitgehend auch durch die Untersuchungen an ISO-V-Proben erhärtet werden, über die in Abschnitt 3.1.4 berichtet wird. Gleichwohl ist zu beachten, daß durch eine erhöhte Beanspruchungsgeschwindigkeit die Temperaturgrenzen T_j und T_d zu merklich höheren Werten verschoben werden.

Die Ermittlung von Rißwiderstandskurven ist ein recht aufwendiges Prüfverfahren, das für Qualitätssicherungszwecke kaum in Betracht kommen dürfte. Für die Bewertung von Altanlagen steht zumeist kein Werkstoff mehr für die Bestimmung des Rißwiderstandsverhaltens zur Verfügung. Diese Probleme führen zu der Überlegung, ob eine gekerbte Kleinprobe, wie die ISO-V-Probe, die prinzipiell nach dem gleichen Mechanismus versagt wie etwa eine CT-Probe, geeignet ist, das Rißwiderstandsverhalten von Werkstoffen zu charakterisieren. Empirische Korrelationen, etwa zwischen J_{50} und der Kerbschlagarbeit-Hochlage, sind bereits aus der Literatur bekannt. Zur genaueren Klärung des Zusammenhangs zwischen Kerbschlagarbeit und Rißwiderstand wurde eine breit angelegte Untersuchung durchgeführt, die im Folgeprojekt fortgeführt wird. Bereits jetzt hat sich jedoch gezeigt, daß das Versagen von ISO-V-Proben im entsprechenden Temperaturbereich durch Rißwiderstandskurven beschrieben werden kann, und daß zwischen den Rißwiderstandskurven von ISO-V-Proben und jenen von CT-Proben eine Korrelation besteht, wenn die Beanspruchungsgeschwindigkeit bei beiden Probenarten etwa gleich ist. Probleme treten noch bei der Interpretation des Dynamikeinflusses auf die Korrelationsfunktion auf. Insgesamt rechtfertigen die Ergebnisse eine optimistische Prognose bezüglich der Kennzeichnung des Rißwiderstandsverhaltens mittels ISO-V-Proben.

Klar herausgearbeitet werden konnte der Sachverhalt, daß Kerbschlagarbeitswerte im Übergangsbereich ohne Angaben über stabiles Rißwachstum oder Anteil des kristallinen Flecks nicht für Aussagen über Bruchmechanikkennwerte geeignet sein können.

Simulationsproben werden häufig hergestellt und geprüft, um Aussagen über das Bruchverhalten von Schweißverbindungen zu gewinnen. Nicht zu unrecht wird gegen diese Vorgehensweise argumentiert, daß man auf diesem Wege zu überkonservativen Aussagen gelangen kann. Untersuchungen, die diesen Sachverhalt untermauern sollen, sind aus der Literatur

bekannt. Dabei wird jedoch zumeist nicht zwischen den verschiedenen Versagensmechanismen unterschieden. In den meisten Fällen konzentrierten sich die Untersuchungen auf das Bruch-Übergangsverhalten. Im Rahmen eines Teilprojektes sollte die Frage geklärt werden, ob und wie stark sich die Simulationsbehandlung auf die Rißwiderstandskurve von Werkstoffen auswirkt. Dabei wurde davon ausgegangen, daß der Rißwiderstand durch das Werkstoffgefüge in zweierlei Weise beeinflusst wird: Durch die Dichte und Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse und die Fließkurve der metallischen Matrix. Durch die Simulationsbehandlung wird im wesentlichen nur letztere beeinflusst.

Die Versuche haben gezeigt, daß die Schweißsimulation der Stähle S23 (22 NiMoCr 37, Hochlagen-Kerbschlagarbeit $A_{VH} = 182$ J), KS01 (22 NiMoCr 37, $A_{VH} = 90$ J) und KS15 (20 MnMoNi 55, $A_{VH} = 50$ J) entsprechend den Temperatur-Zeit-Zyklen B4 und A1 zu geringeren Rißwiderstandswerten führen, wobei der Zyklus A1 bei gegebener Länge Δa des stabilen Risses jeweils den kleinsten J_R -Wert bewirkt. In diesem Zusammenhang ist bemerkenswert, daß die Rißwiderstandskurven der Schweißsimulationszustände B4 und A1 des Stahles S23 mit denen der vergüteten Ausgangszustände der Stähle KS15 und KS01 vergleichbar sind. Ferner wurde festgestellt, daß die Rißwiderstandskurven des S23 nach einer Schweißsimulation entsprechend den Zyklen B4 und A1 deutlich oberhalb derjenigen der Stähle KS15 und KS01 liegen, die sich bis zu $\Delta a \approx 3$ mm nur relativ wenig unterscheiden. Bezüglich des J-Integralwertes für die Initiierung stabiler Risse J_i wurden sinngemäß vergleichbare Ergebnisse, wie hinsichtlich der Rißwiderstandskurven beschrieben, erhalten. Danach ist davon auszugehen, daß zumindest bei Stählen mit A_{VH} -Werten, die mit dem des S23 vergleichbar sind, der Widerstand gegen die Initiierung und Ausbreitung stabiler Risse im Bereich der beim Schweißen entstandenen WEZ noch relativ groß ist.

Eine weitergehende Wertung dieser Versuchsergebnisse wird nach Vorlage von Resultaten hinsichtlich des Rißwiderstandsverhaltens von Schweißverbindungen erfolgen. Dabei ist auch zu beachten, inwieweit durch die Schweißsimulation bzw. durch das Schweißen die Temperatur T_j der Stähle beeinflusst wird.

Literatur zu 3.3:

- /1/ Aurich, D., H. Krafka u. K. Wobst: Belastungsversuche an Behältern; Vergleich mit Versuchsergebnissen an Proben. In: Berichtsband 17. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge". Basel 12. u. 13.02.1985: DVM Berlin 1985. 187 - 196.
- /2/ Aurich, D., K. Wobst u. H. Krafka: Some Experimental Results Concerning Cleavage Fracture and Crack Resistance in Heat Affected Zones and Comparison with Base Material. In: "Welding Fracture Mechanics", European Special Technical Publication. Mechanical Engineering Publications: Burry St. Edmunds 1987.

4. EXPERIMENTELLE BAUTEILUNTERSUCHUNGEN

4.1 EINLEITUNG

Im Gegensatz zu Proben, bei denen Schnitte senkrecht zur Rißfront näherungsweise deckungsgleiche Geometrie aufweisen, ist dieses bei realen Fehlern in Komponenten nicht der Fall. Außer dem a/W -Verhältnis und der Breite W kann längs der Front solcher Fehler aber auch der Beanspruchungszustand und das Werkstoffverhalten variieren. Im allgemeinen ist bei derartigen Fehlern eine Richtungsabhängigkeit des stabilen Rißwachstums zu beobachten, wobei nicht in jedem Fall das Rißwachstum an der tiefsten Stelle des Fehlers am größten ist. Die Ursachen für diese Richtungsabhängigkeit sind im einzelnen nicht bekannt, können aber nach heutigem Kenntnisstand auf die Richtungsabhängigkeit des Werkstoffverhaltens und/oder des Spannungszustandes zurückzuführen sein.

Die experimentellen Bauteiluntersuchungen sollen zur Klärung der Anwendbarkeit der R-Kurventechnik auf Komponenten mit Fehlern in 3D-Situationen beitragen. Mit ihnen ist u. a. zu überprüfen, inwieweit das Rißwiderstandsverhalten von fehlerbehafteten Bauteilen aufgrund von an Proben ermittelten Rißwiderstandskurven bestimmt werden kann.

Zunächst waren Versuche an einem Behälter mit halbelliptischen, von der Außenoberfläche ausgehenden Fehlern in Form einer spanend erzeugten Kerbe sowie von Schwingungsanrissen durchzuführen. Maßgebend für die Wahl dieser Fehler war bei der hydraulischen Beanspruchung des Behälters durch Innendruck deren einfachere Instrumentierung im Vergleich zur von der Innenoberfläche ausgehenden.

Auch im Hinblick auf eine Kostensparung ist als Versuchstechnologie das Wiederanschwingverfahren gewählt worden. Von der Kerbe ausgehend waren jeweils im Wechsel vier Schwingungsrisse und bei Schwellbelastung vier stabile Risse bestimmter Ausdehnung zu erzeugen und zwecks Ermittlung ihrer Kontur, u. a. für FE-Rechnungen, fraktographisch zu analysieren.

4.2 VERSUCHSWERKSTOFF, BEHÄLTER

Als Versuchswerkstoff ist ein vergüteter Stahl der Qualität 20 MnMoNi 55 gewählt worden, der als

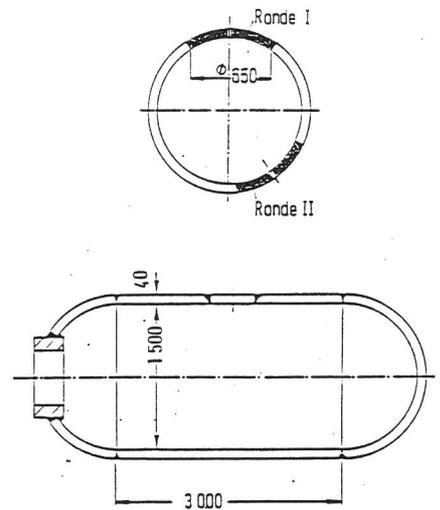


Bild 4-1
Versuchsbehälter

40 mm dicke Ronde von ca. 650 mm Durchmesser in den in Bild 4-1 dargestellten Behälter aus dem Stahl StE 460 (3) eingeschweißt wurde. Die Scheibe, aus der die Ronde gefertigt wurde, stammt aus einer 150 mm dicken geschmiedeten Platte; sie lag zwischen $t/4$ und $3t/4$ (t Plattendicke). Die chemische Zusammensetzung sowie mechanisch-technologische Eigenschaftswerte des 20 MnMoNi 55 sind im Abschnitt 3.1 angegeben. Als Behälterwerkstoff ist der in den Tabellen 3.1-1 und 3.1-2 charakterisierte StE 460 (3) verwendet worden.

Als Schweißverbindung zwischen Behälter und Ronde wurde eine halbe V-Naht ohne Spalt gewählt. Bei der spanenden Nahtvorbereitung erhielt die Ronde eine 40° -Flanke und der Behälter eine 0° -Flanke. Geschweißt wurde E-Hand im Pilgerschrittverfahren mit der KB-Elektrode SHV 1 von einer Seite. Die Vorwärmtemperatur betrug $150^\circ\text{C} \dots 200^\circ\text{C}$, die Zwischenlagentemperatur war $< 220^\circ\text{C}$. Die Schweißschlacke ist mit einem Nadel-Preßlufthammer entfernt worden. Die Nahtüberhöhungen wurden abgeschliffen.

Nach dem Einschweißen der Ronde ist der Behälter spannungsarmgeglüht worden. Dabei war die Aufheizgeschwindigkeit $< 80^\circ\text{C/h}$, die Glühetemperatur betrug bei einer Haltedauer von 90 min 580°C . Abgekühlt wurde an ruhender Luft.

Nach dem Spannungsarmglühen ist auf einem Bohrwerk mit einem 2,7 mm breiten Scheibenfräser in vier Stufen die in Bild 4-2 dargestellte 181 mm lange und 15 mm tiefe Kerbe in dem Behälter erzeugt wor-

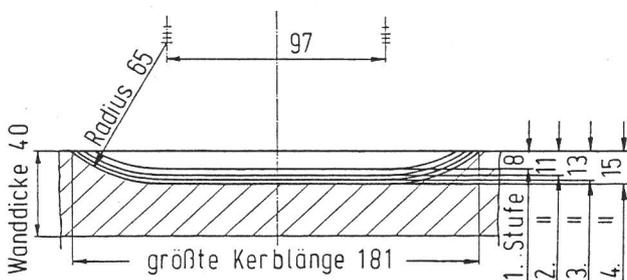


Bild 4-2

Entwicklung der Kerbabmessungen beim Zylinder sowie beim Behälter für das stufenweise Einmessen der Gleichstrom-Potentialsonde sowie vor der Erzeugung des ersten Schwingungsrisses (nach Stufe 4) im Behälter

den. Der doppelte Kerbflankenwinkel betrug 45° , der Kerbgrundradius 0,25 mm. Die Kerbe lag parallel sowohl zur Hauptverformungs-(L)-Richtung des 20 MnMoNi 55 als auch zur Behälterachse; sie wurde senkrecht zur Außenoberfläche in den Behälter eingräst. Die stufenweise Kerbherstellung war in Zusammenhang mit dem Einmessen der Gleichstrom-Potentialsonde für die kontinuierliche Rißfortschrittsmessung während der späteren Behälterbeanspruchung notwendig.

Für die Festlegung der gewählten Kerbabmessungen war u. a. maßgebend, daß die Initiierung und Ausbreitung des ersten stabilen Risses bei der monotonen Schwellbeanspruchung des Behälters durch Innendruck von einem ca. 5 mm tiefen Schwingungsanriß aus vor Erreichen des Kollapsdruckes erfolgen sollte. Dabei wurden die Ergebnisse von J-Abschätzungen nach NEWMAN und RAJU /1/ mit SSY-Korrektur berücksichtigt.

4.3 VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

Behälterprüfstand

Hauptbestandteile des Prüfstandes sind

- eine Dosier-Hochdruckpumpe für einen maximalen Förderdruck von 100 MPa und z. B. für Wasser oder Öl als Druckmedium,
- eine Hochdruckpumpe mit elektrischem Antrieb für einen maximalen Förderdruck von 25 MPa,
- zwei URACA-Schaltventile der Typen M SSV 24/250 bzw. LSVR mit vorgelagerter Kaskadendrosselung, mit denen die pulsierende Behälterbeanspruchung

mit Wasser als Druckmedium in Verbindung mit einem elektro-pneumatischen System in bis zu 25 MPa frei wählbaren Grenzen zu regeln ist,

- eine Temperiervorrichtung,
- ein thermisch isoliertes Berstschutzgefäß,
- Meßfühler mit elektrischen Meßsignalen für Druck, Verschiebungen bzw. Dehnungen, Rißausbreitung und Temperatur sowie Systeme zur Erfassung, Verarbeitung und Registrierung der Meßwerte.

Die Dosier-Hochdruckpumpe ist eine Drei-Plunger-Preßpumpe der Fa. URACA, Modell KD 211-V, die über ein Getriebe mit einem Fünfgang-Dieselmotor angetrieben wird. Weitere Kennwerte der Pumpe, deren Förderstrom extrem fein zu dosieren ist, sind der maximale Förderstrom von 30 l/min sowie die erforderliche Antriebsleistung von 68 kW.

Die Hochdruckpumpe mit elektrischem Antrieb ist eine SPECK-Triplex-Plungerpumpe, Type 50/40-250. Ein weiterer wesentlicher Kennwert dieser Pumpe, die für die Schwingungsrißerzeugung in dem Behälter eingesetzt wurde, ist der maximale Förderstrom von 40 l/min.

Die Druckmessung erfolgt mit den Meßfühlern der Type P4 der HOTTINGER BALDWIN MESSTECHNIK GMBH.

Die Rißausbreitung während der Behälterbeanspruchung ist kontinuierlich aufgrund von Messungen mit einer Gleichstrom-Potentialsonde zu bestimmen. Als Stromquelle wird dabei ein Netzgerät der Fa. DELTA GERÄTE, Type 7,5 S 300, eingesetzt, dessen Gleichstrom mittels eines 10 Gang-Wendelpotentiometers bis maximal 300 A zu regeln ist. Die Potentialmessung erfolgt mit einem KEITHLEY-Digitalnanovoltmeter, Type 181.

Die Erweiterung des Behälterprüfstandes für geregelte pulsierende Behälterbeanspruchungen sowie für die kontinuierliche Bestimmung der Rißausbreitung erfolgte im Rahmen dieses Forschungsvorhabens.

Gleichstrom-Potentialsonde zur Bestimmung der Rißausbreitung

Wegen der guten Erfahrungen mit der Gleichstrom-Potentialmethode bei der kontinuierlichen Rißfortschrittsermittlung während der Beanspruchung von

Proben, z. B. /2 bis 4/, ist dieses Verfahren für die Behälterversuche gewählt worden. Dabei erfolgte die Bestimmung der Rißausbreitung unter Beziehung auf Empfindlichkeiten der Sonde, die an einem Zylinder aus StE 460 (3) sowie bei der spanenden Herstellung der Kerbe am Versuchsbehälter ermittelt worden waren. Der Zylinder, der für die Entnahme von Ronden mit Schweißnähten gefertigt wurde, besaß bei einer Höhe von 1000 mm einen Innendurchmesser von 1500 mm und eine Wanddicke von 40 mm.

Die Positionen der Stromeinleitung sowie der Spannungsabgriffe an der Kerbe des Zylinders sowie an der des Behälters sind in den Bildern 4-4 und 4-5 angegeben. Während der Potentialsondenmessungen waren die Temperaturen des Zylinders bzw. des Behälters in unmittelbarer Nähe der Spannungsabgriffe zu messen, um bei der Auswertung der Ergebnisse die Temperaturabhängigkeit der Empfindlichkeit der Potentialsonde berücksichtigen zu können.

Die Stromkontakte an die Prüfobjekte erfolgten über M10-Schrauben; für die Potentialabgriffe wurden 1,1 mm dicke Stifte an den gekennzeichneten Positionen eingepreßt.

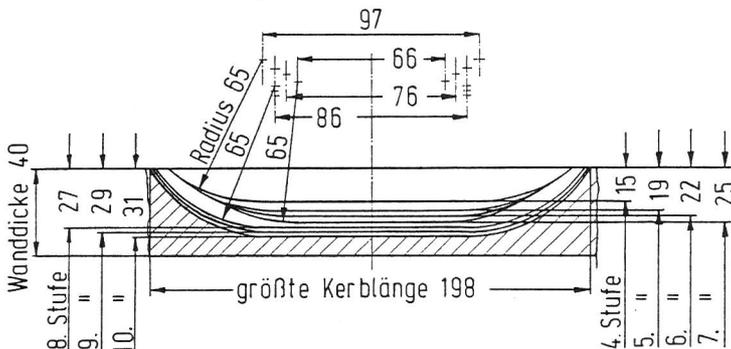


Bild 4-3

Entwicklung der Kerbabmessungen beim Zylinder für das stufenweise Einmessen der Gleichstrom-Potentialsonde

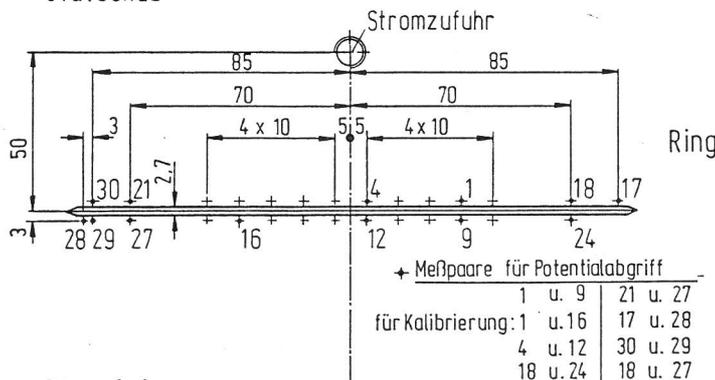
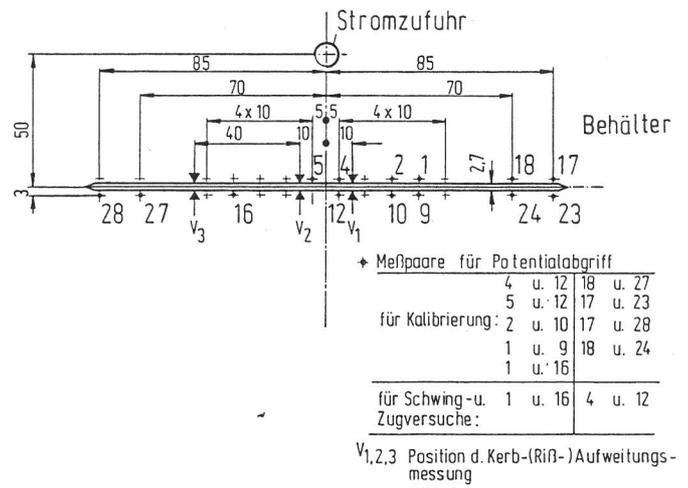


Bild 4-4

Positionen der Stromeinleitung sowie der Spannungsabgriffe an der Kerbe des Zylinders für das Einmessen der Gleichstrom-Potentialsonde



V1,2,3 Position d. Kerb-(Riß-)Aufweitungs-messung

Bild 4-5

Positionen für die Kerb-(Riß-)Aufweitungs-messungen sowie der Stromeinleitung und der Spannungsabgriffe für die Gleichstrom-Potentialsonde an der Fehlerstelle des Behälters

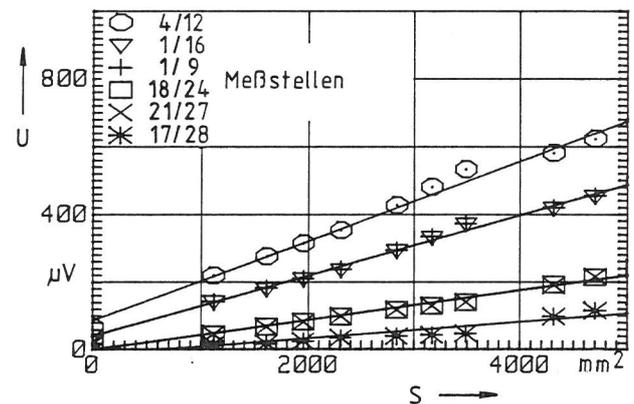


Bild 4-6

Ergebnisse des Einmessens der Gleichstrom-Potentialsonde am Zylinder: Potentiale an verschiedenen Meßpositionen nach der stufenweisen Entwicklung der Kerbfläche

Das Einmessen der Potentialsonde erfolgte stufenweise bei der in den Bildern 4-2 und 4-3 angegebenen Entwicklung der Kerbabmessungen.

Die Ergebnisse der Potentialsonden-Kalibrierung sind für den Zylinder in den Bildern 4-6 bis 4-8 und für den Behälter in Bild 4-9 und 4-10 angegeben. Die Darstellungen lassen erkennen, daß die Empfindlichkeiten - Potentialänderung pro Kerbflächenänderung in $\mu\text{V}/\text{mm}^2$ bzw. Potentialänderung pro Kerbtiefenänderung in $\mu\text{V}/\text{mm}$ - bei den untersuchten Dimensionsänderungen an den einzelnen Meßstellen konstant waren und daß sich diese Werte für die bezeichneten Meßpositionen unterschieden. Wird berücksichtigt, daß die an dem Zylinder bestimmten

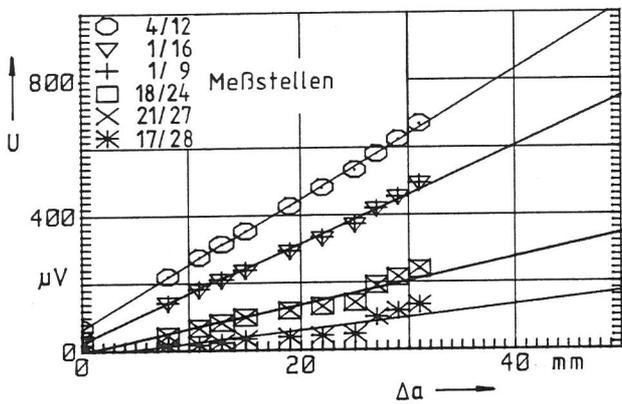


Bild 4-7

Ergebnisse des Einmessens der Gleichstrom-Potentialsonde am Zylinder: Potentiale an verschiedenen Meßpositionen nach der stufenweisen Entwicklung der Kerbtiefe senkrecht zur Oberfläche an der Stelle 4/12

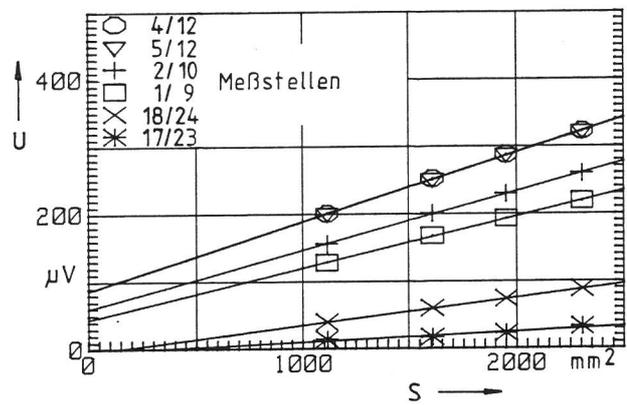


Bild 4-9

Ergebnisse des Einmessens der Gleichstrom-Potentialsonde am Behälter: Potentiale an verschiedenen Meßpositionen nach der stufenweisen Entwicklung der Kerbfläche

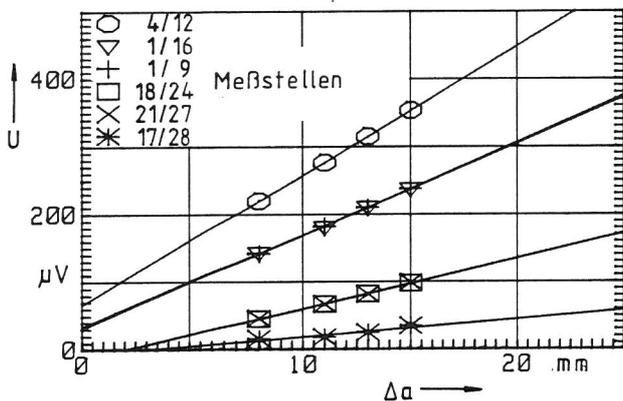


Bild 4-8

Ergebnisse des Einmessens der Gleichstrom-Potentialsonde am Zylinder: Potentiale an verschiedenen Meßpositionen nach der stufenweisen Entwicklung der Kerbtiefe senkrecht zur Oberfläche an der Stelle 4/12

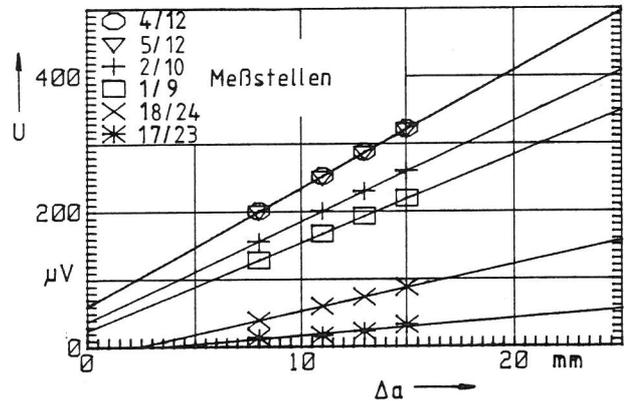


Bild 4-10

Ergebnisse des Einmessens der Gleichstrom-Potentialsonde am Behälter: Potentiale an verschiedenen Meßpositionen nach der stufenweisen Entwicklung der Kerbtiefe senkrecht zur Oberfläche an der Stelle 4/12

Empfindlichkeiten infolge der größeren Stromdichte im Vergleich zu den an dem Behälter ermittelten um den Faktor 1,104 größer sind, so ergeben sich für beide Strukturen identische Empfindlichkeiten. Nach diesen Ergebnissen wurden die ermittelten Empfindlichkeiten bei der Beurteilung der Rißausbreitung im Behälter zugrunde gelegt. Eine Berücksichtigung des Einflusses der durch die plastische Verformung bedingten Änderung des spezifischen Widerstandes des Werkstoffes erfolgte zunächst noch nicht. Nach den bisher hier vorliegenden Erfahrungen ist dieser Einfluß bei der Bestimmung der

Schwingungsrißausbreitung aufgrund von Potentialsondenmessungen unwesentlich.

Versuchstechnik

Nachdem die sogenannte Wiederanschwingmethode als Versuchstechnik durch Versuche mit mehreren oberflächengekerbten 20 mm dicken und 90 mm breiten Zugscheiben aus dem Stahl StE 460 erprobt worden war, ist der Behälter nach diesem Verfahren geprüft worden. Die Bruchfläche einer Zugscheibe ist als Beispiel in Bild 4-11 dargestellt.



Bild 4-11

Bruchfläche einer Zugscheibe aus StE 460 mit von halbelliptischer Oberflächenkerbe ausgehendem Rißfortschritt, alternierend erzeugt durch schwingende sowie durch schwellende Belastung (M 2 : 1)

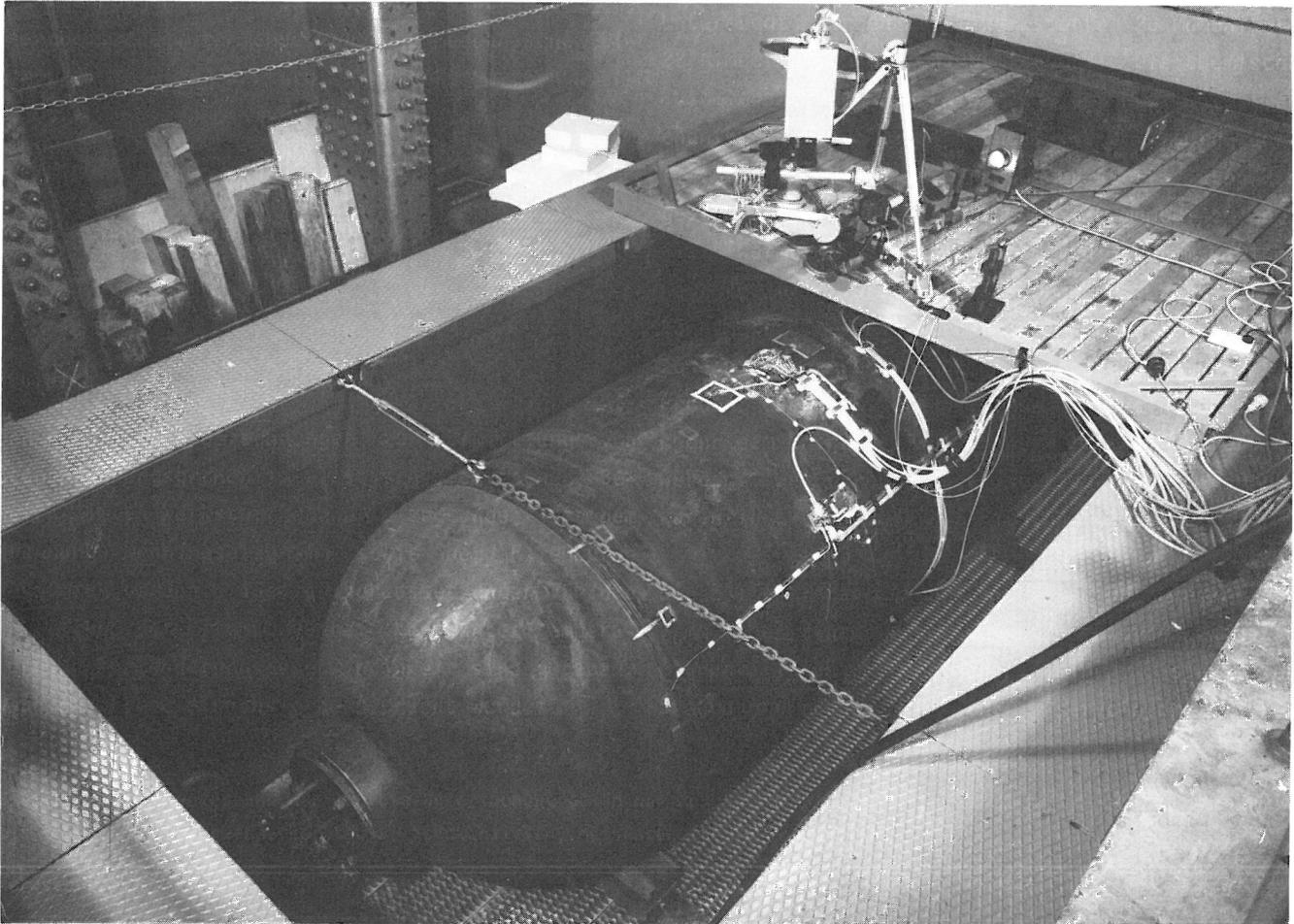


Bild 4-12

Ansicht des instrumentierten Versuchsbehälters im Berstschutzgefäß

Die Ansicht des instrumentierten Versuchsbehälters im Berstschutzgefäß zeigt Bild 4-12.

"Fahrdiagramme" bei der Erzeugung der vier Schwingungsrisse sind in den Bildern 4-13 bis 4-16 angegeben. Das relativ große p_U/p_0 -Verhältnis bis zu ca. 0,64 wurde gewählt, um klären zu können, ob dadurch im Vergleich zu $R=0$ - wie bei den meisten bisher bekannt gewordenen Versuchen verwendet -

auch ein Wachstum des Fehlers in Achsialrichtung herbeigeführt wird.

Die Frequenz bei der Schwingbeanspruchung des Behälters betrug 0,005 Hz bis 0,03 Hz. Pro Schwingungsspiel änderte sich das Behältervolumen um ca. 20 l bis 70 l. Während der Schwingungsbeanspruchung wurde der Rißfortschritt senkrecht zur Behälteroberfläche nach den Ergebnissen der Potentialson-

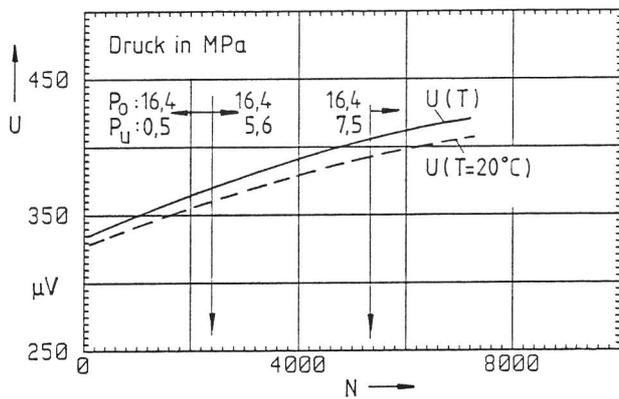


Bild 4-13

"Fahrtdiagramm" bei der Erzeugung des ersten Schwingungsrissses im Behälter: Potentiale an der Meßstelle 4/12 in Abhängigkeit von der Schwingenzahl sowie maximaler bzw. minimaler Innendruck P_0 bzw. P_u während der pulsierenden Beanspruchung

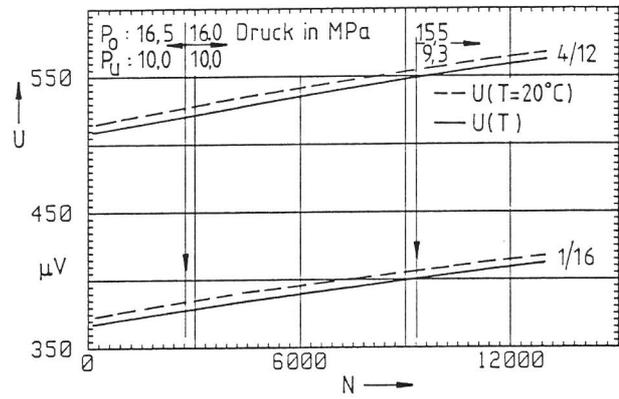


Bild 4-15

"Fahrtdiagramm" bei der Erzeugung des dritten Schwingungsrissses im Behälter: Potentiale an der Meßstelle 4/12 und 1/16 in Abhängigkeit von der Schwingenzahl sowie maximaler bzw. minimaler Innendruck P_0 bzw. P_u während der pulsierenden Beanspruchung

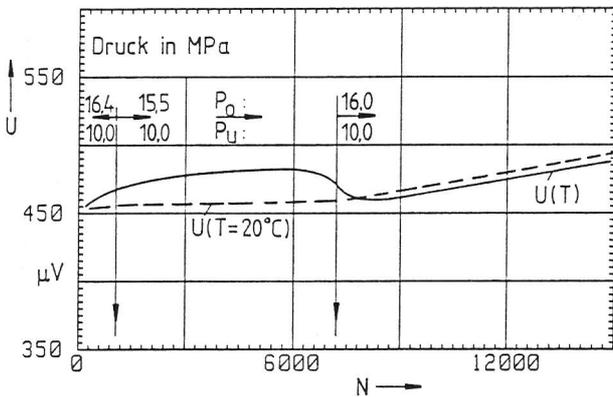


Bild 4-14

"Fahrtdiagramm" bei der Erzeugung des zweiten Schwingungsrissses im Behälter: Potentiale an der Meßstelle 4/12 in Abhängigkeit von der Schwingenzahl sowie maximaler bzw. minimaler Innendruck P_0 bzw. P_u während der pulsierenden Beanspruchung

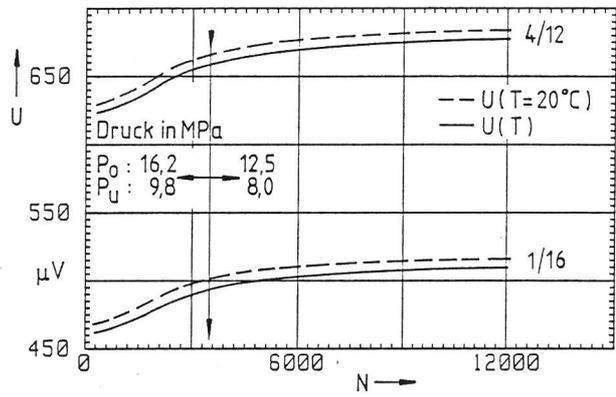


Bild 4-16

"Fahrtdiagramm" bei der Erzeugung des vierten Schwingungsrissses: Potentiale an den Meßstellen 4/12 und 1/16 in Abhängigkeit von der Schwingenzahl sowie maximaler bzw. minimaler Innendruck P_0 bzw. P_u während der pulsierenden Beanspruchung

denmessung an der Position 4/12 beurteilt. Angestrebt war für den ersten Schwingungsriß $\Delta a \approx 5$ mm und für die restlichen ein $\Delta a \approx 3$ mm.

Für die monotone Schwellbeanspruchung des Behälters durch Innendruck ist ausschließlich die URACA-Dosierpumpe verwendet worden. Bei diesen Versuchen sind der Druck, die Kerb-(Riß-)Aufweitungen V_1 , V_2 und zum Teil V_3 , die Potentiale an den Meßstellen 4/12 und 1/16 und die Behältertem-

peratur kontinuierlich gemessen worden. Die V-Messung erfolgte dabei an der äußeren Kante der Kerbe. Die Meßwerte wurden mit xy_1y_2 -Schreibern registriert.

Der Behälter ist bis zum Undichtwerden an der Fehlerstelle, durch die maximal 2 ml Wasser austraten, beansprucht worden. Nach dem zeitlichen Verlauf der Potentialänderung erfolgte die letzte Phase des Rißfortschritts vergleichsweise sehr schnell.

In diesem Zusammenhang wird darauf hingewiesen, daß die Behälterversuche, um eine instabile Rißausbreitung zu vermeiden, so gefahren wurden, daß nach der Potentialsondenanzeige die Ausbreitungsgeschwindigkeit des Risses, ohne unterbrochen zu werden, in Grenzen blieb. Dieses war nur möglich, weil die ständige Zunahme des Behältervolumens sehr fein dosiert wurde, wobei der Druck auch zeitweise nahezu unverändert blieb bzw. vor dem Undichtwerden des Behälters nach einer konstanten Phase um 0,1 MPa zu erniedrigen war. Nach vorherigen Schätzungen konnte bei den realisierten Beanspruchungen des Behälters Rißinstabilität nicht ausgeschlossen werden.

Nach den Behälterversuche wurde die Ronde durch Brennschneiden herausgetrennt und die Fehlerstelle bei ca. -120 °C durch Zugbeanspruchung aufgebrochen.

Die Bruchflächenanalyse bezog sich zunächst auf die Ermittlung der Ausbreitung der vier Schwingungsrisse sowie der vier bei monotoner Schwellbeanspruchung entstandenen Risse. Zu diesem Zweck ist die Bruchfläche fotografiert und in ca. vierfacher Vergrößerung vermessen worden. Bestimmt wurden die acht Rißflächen sowie im Bereich der Meßstelle 4/12 die Ausdehnung der acht Risse senkrecht zur Behälteroberfläche. In diesem Zusammenhang ist zu erwähnen, daß im mittleren Fehlerbereich die Ausbreitung der unter monotoner Beanspruchung entstandenen Risse nicht nur normal zur Behälteroberfläche erfolgte, was bei der fraktographischen Bewertung der Rißflächen bzw. des Rißfortschritts im Bereich der Meßstelle 4/12 im Vergleich mit den Ergebnissen der Potentialsondenmessung berücksichtigt wurde bzw. was u. a. bei der Gestaltung der Beanspruchungsanalyse zu beachten sein wird.

4.4 VERSUCHSERGEBNISSE

Die ermittelten Ergebnisse der Behälterversuche sind in den Bildern 4-17a bis 4-21 und in den Tabellen 4-1 und 4-2 dargestellt.

Als Beispiele für die bei der monotonen Schwellbeanspruchung des Behälters ermittelten Beziehungen zwischen mit der Potentialsonde gemessenen Spannungen U und Kerb-(Riß-)Aufweitungen V sowie zwischen Behälterdruck p und Kerb-(Riß-)Aufweitungen V sind in den Bildern 4-17a bis 4-20b die $U_{4/12}$ -

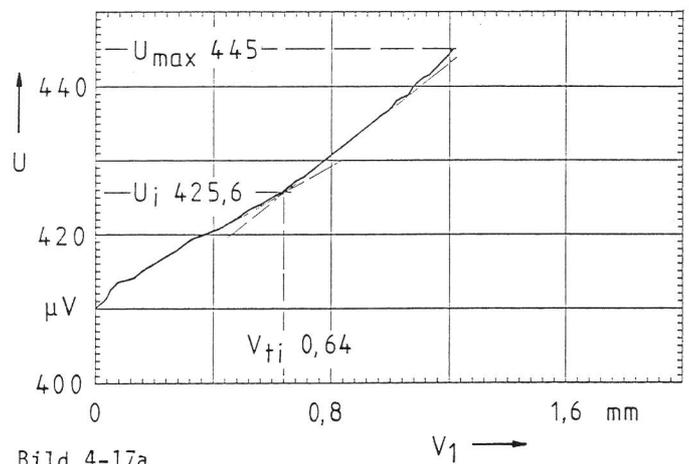


Bild 4-17a

Schwellbeanspruchung des Behälters durch Innendruck zur Erzeugung des ersten Risses: Spannung der Gleichstrom-Potentialsonde an der Meßstelle 4/12 in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1 (Indizes: i bei Rißinitiiierung, max bei Versuchsende)

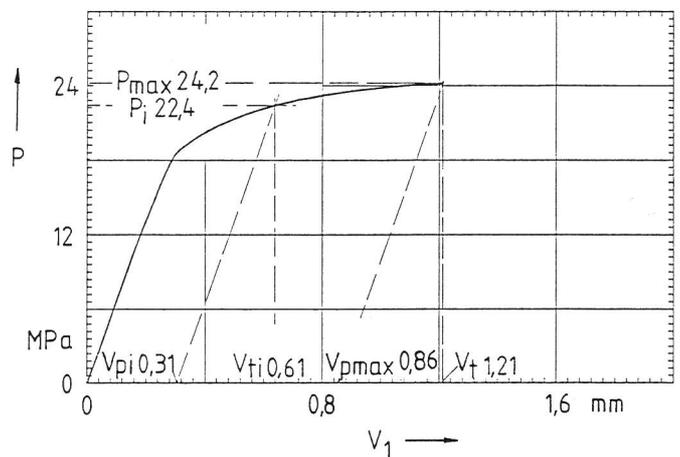


Bild 4-17b

Schwellbeanspruchung des Behälter zur Erzeugung des ersten Risses: Innendruck in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1 (Indizes: i bei Rißinitiiierung, p nichtproportionaler Anteil, t gesamt, max bei Versuchsende)

V_1 -Schriebe sowie die p - V_1 -Schriebe gezeigt. In diesen Bildern sind die Werte für

- U_i das Potential bei Initiierung des stabilen Risses,
- U_{max} das Potential am Ende des Teilversuchs,
- V_{ti} die Gesamt-Kerb-(Riß-)Aufweitung bei Initiierung des stabilen Risses,
- p_i der Druck bei Initiierung des stabilen Risses,
- p_{max} der Druck am Ende des Teilversuchs,
- V_{pi} der nichtproportionale Anteil der Kerb-

(Riß-)Aufweitung bei Initiierung des stabilen Risses,

- V_{tmax} die Gesamt-Kerb-(Riß-)Aufweitung am Ende des Teilversuchs,
- V_{tpmax} der nichtproportionale Anteil der Gesamt-Kerb(Riß-)Aufweitung des Teilversuchs dargestellt.

Die Werte bei Initiierung des stabilen Anrisses sind nach hier vorliegenden Erfahrungen, z. B. mit CT-Proben, aufgrund der mit Hilfslinien gekennzeichneten Unstetigkeit im $U(V)$ -Verlauf festgelegt worden. Der Druck bei Initiierung p_i wurde danach mit Bezug auf V_{ti} ermittelt. Obwohl davon auszugehen ist, daß nach dieser Verfahrensweise p_i hinreichend genau ermittelt wird, soll bei künftigen

Behälterversuchen die Detektion der Initiierung eines stabilen Risses zusätzlich mit einem zweiten Verfahren, z. B. der Schallemission, erfolgen.

Bild 4-20c ist zu entnehmen, daß die Kerb-(Riß-)Aufweitung V an den Positionen V_1, V_2 und V_3 sich nicht wesentlich unterscheiden.

Bild 4-21 zeigt, daß die angestrebten Rißentwicklungen bei den Behälterversuchen realisiert worden sind. Das trifft sowohl hinsichtlich der mittleren Rißfortschrittsbeträge als auch bezüglich der Rißformentwicklung zu. Die Bruchflächen lassen u. a. erkennen, daß bei monotoner Schwellbeanspruchung das Rißwachstum nicht senkrecht zur Behälteroberfläche, sondern in einem Winkel von ca. 16° zu

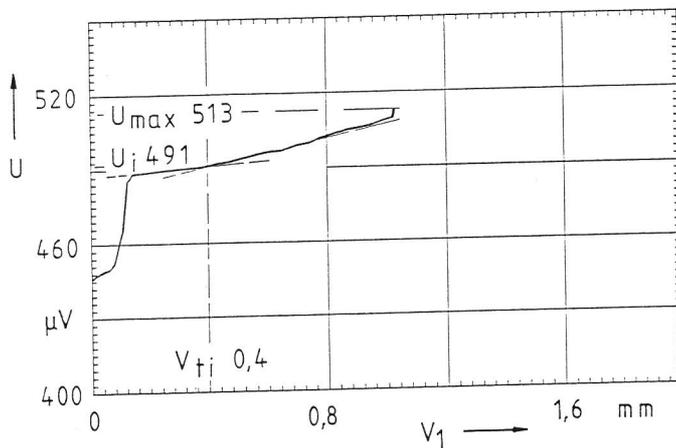


Bild 4-18a

Schwellbeanspruchung des Behälters durch Innendruck zur Erzeugung des zweiten Risses: Spannung der Gleichstrom-Potentialsonde an der Meßstelle 4/12 in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1

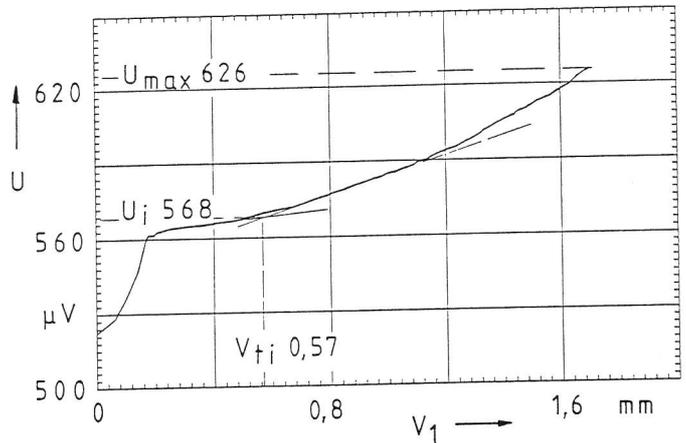


Bild 4-19a

Schwellbeanspruchung des Behälters zur Erzeugung des dritten Risses: Spannung der Gleichstrom-Potentialsonde an der Meßstelle 4/12 in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1

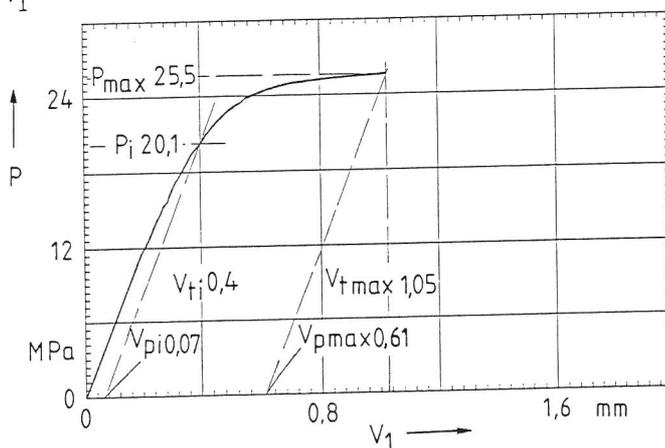


Bild 4-18b

Schwellbeanspruchung des Behälters zur Erzeugung des zweiten Risses: Innendruck in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1

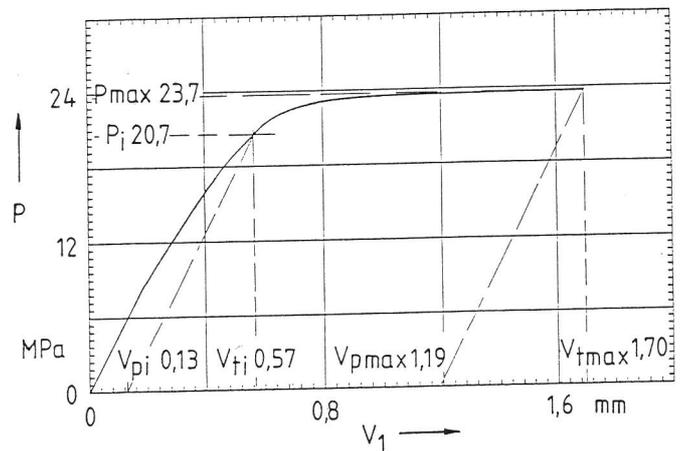


Bild 4-19b

Schwellbeanspruchung des Behälters zur Erzeugung des dritten Risses: Innendruck in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1

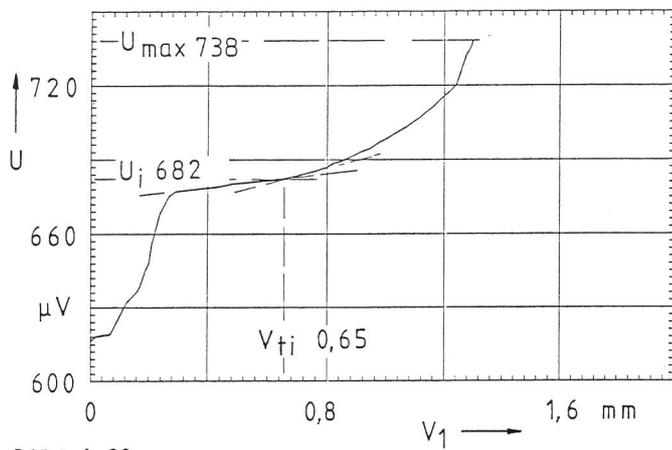


Bild 4-20a

Schwellbeanspruchung des Behälters zur Erzeugung des vierten Risses: Spannung der Gleichstrom-Potentialsonde an der Meßstelle 4/12 in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1

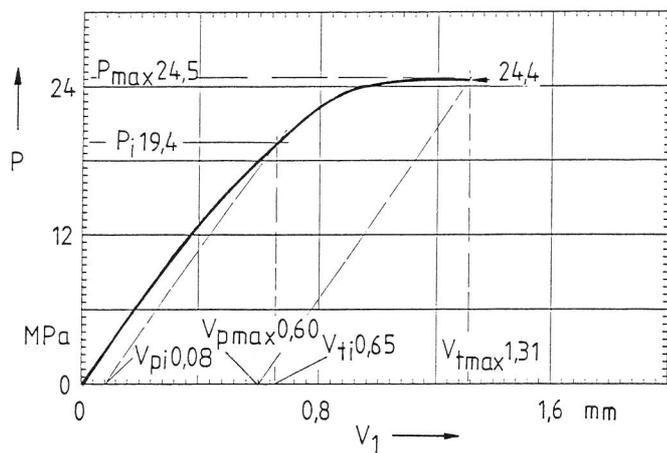


Bild 4-20b

Schwellbeanspruchung des Behälters zur Erzeugung des vierten Risses: Innendruck in Abhängigkeit von der Kerb-(Riß-)Aufweitung V_1

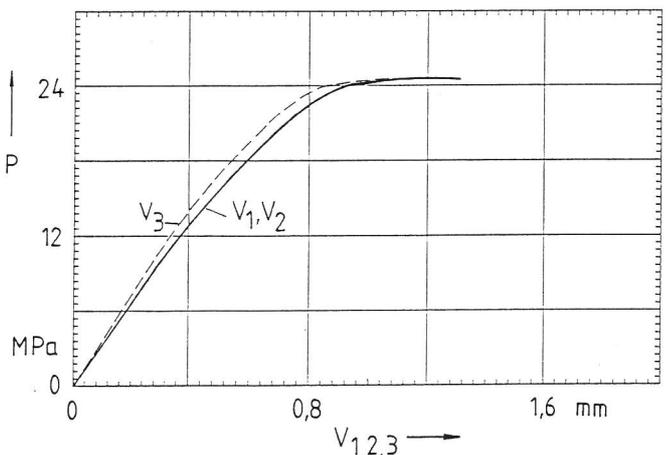


Bild 4-20c

Schwellbeanspruchung des Behälters zur Erzeugung des vierten Risses: Innendruck in Abhängigkeit von den Kerb-(Riß-)Aufweitungen V an den Positionen 1, 2 und 3

dieser am größten war. Ferner ist festzustellen, daß unmittelbar vor dem Durchbruch sich die wesentliche Wanddickenschwächung nur auf einen ca. 15 mm breiten Bereich bezog.

Die Ergebnisse der Bestimmung der Schwingungsrißausbreitung nach den Potentialsondenmessungen sowie nach den Analysen der Bruchfläche sind in Tabelle 4-1 zum Vergleich gegenübergestellt. Abgesehen von den Werten für die Rißtiefe des ersten Schwingungsrisse an der Stelle 4/12 sind die Unterschiede zwischen den anderen zu vergleichenden Werten relativ klein, wobei nach hier vorliegenden Erfahrungen bei über der Probendicke örtlich sehr unterschiedlichem Rißfortschritt, die örtliche Rißlänge aufgrund der Potentialsondenmessung nur unzureichend zu bestimmen ist. Maßgebend dafür ist, daß die Potentialänderung im wesentlichen durch die Querschnittsverkleinerung und, abgesehen von einem über die Objektdicke äquidistanten Rißfortschritt, nicht von der Rißverlängerung abhängt. Daß mit der Potentialsonde für den ersten Schwingungsriß für die Position 4/12 ein vergleichsweise zu kleiner Δa -Wert bestimmt wurde, ist verständlich, da in der Mitte der Kerbe der Schwingungsrißfortschritt deutlich größer als an deren Randbereichen ist.

Experimentell ermittelte Resultate an dem Behälter mit unterschiedlich dimensionierten Schwingungsrisse bei bzw. nach monotoner Schwellbeanspruchung durch Innendruck sind in Tabelle 4-2 aufgeführt.

Hinsichtlich der mit unterschiedlichen Verfahren bestimmten Rißausbreitungen gelten im Prinzip die gleichen Aussagen wie für die Schwingungsrisse. Maßgebend für die vergleichsweise wesentlich größere mit der Potentialsonde ermittelte Fläche des vierten Risses könnte sein, daß hier eine wesentliche Erhöhung des Potentials durch Plastizierung erfolgt sein kann.

Bezüglich der Ermittlung der Drucke p_i und p_{max} ist u. a. festzustellen, daß diese unerwartet groß sind, wobei besonders erstaunlich ist, daß sie sich mit der deutlichen Wanddickenschwächung nicht wesentlich geändert haben. Als eine Ursache dafür ist die Kaltverfestigung des Werkstoffs bei den vorangehenden monotonen Behälterbeanspruchungen anzusehen. Diese Annahme ist u. a. durch Ermittlung des Einflusses von Kaltverfestigungen auf J_i

und auf J_R -Kurven des Rondenwerkstoffs 20 MnMoNi 55 zu überprüfen.

Tabelle 4-1:

Experimentell ermittelte Ergebnisse an dem Behälter mit unterschiedlich dimensionierten von der Außenoberfläche ausgehenden Fehlern: Bestimmung der Schwingungsrißausbreitung aufgrund der Potentialsondenmessung an der Position 4/12 sowie nach der fraktographischen Untersuchung

1	2	3	4	5	6	7	8
Schwingungsriß	Schwingweite	Potentialsonde			Fraktographie		
		$\Delta U_{4/12}$ μV	S_{SR} mm^2	$\bar{\Delta a}$ mm	S_{SR} mm^2	$\Delta a_{4/12}$ mm	$\bar{\Delta a}_{4/12}$ mm
1	7.136	78,9	774	4,5	851	6,4	6,1
2	15.424	53,2	522	3,1	638	4,1	3,9
3	12.965	54,5	534	3,1	650	3,5	3,5
4	12.035	56,6	555	3,3	605	3,2	3,1

$\Delta U_{4/12}$ Potentialänderung an der Position 4/12; Empfindlichkeit der Meßstelle 0,102 $\mu V/mm^2$ bzw. 17,39 $\mu V/mm$

$\Delta a_{4/12}$ Schwingungsrißlänge an der Position 4/12 senkrecht zur Rißfront

$\bar{\Delta a}_{4/12}$ Mittlere Schwingungsrißlänge senkrecht zur Rißfront;

$\bar{\Delta a}'$ - Ermittlung:

Auf einen Wanddickenbereich von 75,6 mm bezogene Schwingungsrißfläche; Begrenzung der Rißfläche in einem seitlichen Abstand von der Meßposition 4/12 von jeweils 37,8 mm

Tabelle 4-2:

Experimentell ermittelte Ergebnisse an dem Behälter mit unterschiedlich dimensionierten von der Außenoberfläche ausgehenden Schwingungsanrissen bei bzw. nach Schwellbeanspruchung durch Innendruck

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Versuch	T °C	V_{ti} mm	V_{pi} mm	V_{max} mm	V_{pmax} mm	P_i MPa	P_{max} MPa	Potentialsonde			Fraktographie		
								ΔU_R μV	S_R mm^2	$\bar{\Delta a}$ mm	S_R mm^2	$\Delta a_{4/12}$ mm	$\bar{\Delta a}'$ mm
1	21,9	0,64	0,31	1,21	0,86	22,4	24,2	19,4	190	1,1	191	1,1	0,9
2	13,9	0,40	0,07	1,05	0,61	20,1	25,5	22,0	216	1,3	191	0,5	0,5
3	17,6	0,57	0,13	1,70	1,19	20,7	23,7	58,0	569	3,3	657	2,0	1,9
4	13,2	0,65	0,08	1,31	0,60	19,4	24,5 (24,4)	56,0	549	3,2	201	3,1	1,5

V Kerb-(RiB-)Aufweitung

V_{ti} - Gesamtbetrag bei Initiierung des stabilen Risses

V_{pi} - Nichtproportionaler Betrag bei Initiierung des stabilen Risses

V_{tmax} - Gesamtbetrag bei maximalem Druck (Versuchsende)

V_{pmax} - Nichtproportionaler Betrag bei maximalem Druck (Versuchsende)

P_i Behälterinnendruck bei Initiierung des stabilen Risses

P_{max} Behälterinnendruck, Maximalwert bei Versuchsende

ΔU_R Potentialänderung $\Delta U_R = U_{max} - U_i$ an der Meßstelle 4/12; Empfindlichkeit der Meßstelle 0,102 $\mu V/mm^2$ bzw. 17,39 $\mu V/mm$

S_R RiBfläche

$\bar{\Delta a}$ Mittlerer stabiler RiBfortschritt senkrecht zur RiBfront

$\Delta a_{4/12}$ Stabiler RiBfortschritt an der Stelle 4/12

$\bar{\Delta a}'$ Auf einen Wanddickenbereich von 75,6 mm bezogene RiBfläche; Begrenzung der RiBfläche in einem zeitlichen Abstand von der Meßposition 4/12 von jeweils 37,8 mm

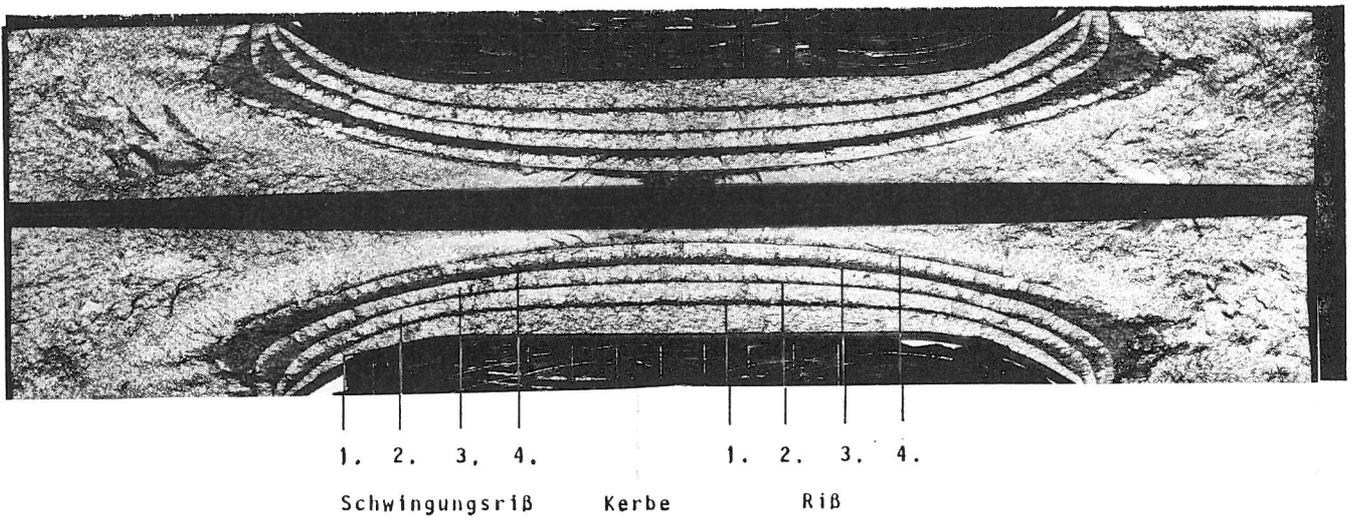


Bild 4-21

Bruchflächen des Behälters mit von der Oberflächenkerbe ausgehendem Rißfortschritt; alternierend erzeugt durch pulsierende sowie durch schwellende Innendruckbeanspruchung (M 0,99 : 1)

Literatur zu 4.:

/1/ Newman, J. C. u. I. S. Raju: 5th SMIRT
1979. G. 7/3.

/2/ Bachmann, H., H. P. Keller u. D. Munz: /4/
Arch. Eisenhüttenwes. 55 (1984). 33 - 40.

/3/ Keller, H. P., W. Merker u. M. Morsi: Er-

fassung von Rißbildung und Rißwachstum von
Oberflächenrissen mit Potentialmethode,
Aufweitungsmessung und Schallemission.
Steel Research 57 (1986). 393 - 401.

Aurich, D., H. Krafka u. K. Wobst. In: Be-
richtsband 17. Sitzung des DVM-Arbeits-
kreises "Bruchvorgänge". Basel 12. u.
13.02.1985: DVM Berlin 1985. 187 - 196.

5. WERTUNG UND BEDEUTUNG DER UNTERSUCHUNGS- ERGEBNISSE

Das Vorhaben hatte die Aufgabe, im Kontext mit anderen Projekten auf dem Gebiet der Reaktorsicherheitsforschung, die in der Bundesrepublik Deutschland und auch im Ausland durchgeführt wurden, das Anwendungspotential bruchmechanischer Methoden zur Quantifizierung von Sicherheitsreserven auszuloten. Entsprechend dem internationalen Stand von Wissenschaft und Forschung konzentrierten sich die Arbeiten vorzugsweise auf die Verfahren der elastisch-plastischen Bruchmechanik, da die Methoden der linear elastischen Bruchmechanik als weitgehend gesichert gelten können. Letztere können jedoch auch im Bereich der elastisch-plastischen Bruchmechanik in Verbindung mit Korrekturen für plastische Zonen Bedeutung erlangen, wenn bei Bauteilen, die in der Regel sehr erhebliche Ligamentabmessungen haben, das Bruchversagen vor Erreichen der plastischen Grenzlast beginnt. Von den Kriterien der elastisch-plastischen Bruchmechanik wird die Bedeutung von J und δ am höchsten eingeschätzt. Deswegen wurden die Arbeiten auf diese Kriterien konzentriert, wobei bezüglich des δ -Kriteriums im Rahmen der FE-Analysen vor allem die Korrelation zu J untersucht wurde. Das Hauptaugenmerk wurde auf das J -Kriterium gerichtet. Im Rahmen der durchgeführten Teilprojekte wurden vorzugsweise solche Probleme in Angriff genommen, bei denen noch erhebliche offene Fragen bestanden. Im wesentlichen waren dies folgende Punkte:

- Gültigkeit des J -Kriteriums im Hinblick auf die J -Dominanz im Spannungs- und Verzerrungsfeld in der Umgebung der Rißspitze unter Berücksichtigung inkrementeller Plastizität und dreidimensionaler Strukturen
- Bedeutung verschiedener Probenarten für die Bewertung von Bauteilen
- Belastbarkeit von Näherungsverfahren
- Anwendbarkeit des J -Kriteriums auf Bauteile, insbesondere auf Behälter mit durchgehenden Fehlern und halbelliptischen Oberflächenfehlern
- Anwendbarkeit des J -Kriteriums auf Schweißverbindungen

- Temperaturgrenzen für die Anwendung des J -Kriteriums bei Reaktorstählen unter Berücksichtigung der Beanspruchungsgeschwindigkeit

- Sondierung der Möglichkeiten zur Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens mit ISO-V-Proben

Nachdem die erzielten Ergebnisse in den vorausgegangenen Abschnitten ausführlich dargelegt wurden, soll im folgenden nur auf Aspekte mit größerer Tragweite eingegangen werden.

Ein Problem, das die Anwendbarkeit des J -Kriteriums

$$J_I = J_R(\Delta a)$$

nicht unerheblich einschränkt, ist der begrenzte Bereich hinsichtlich Geometrie, Größe und Belastung, in dem J als Intensitätsparameter das Spannungs- und Verzerrungsfeld eindeutig beschreibt. Die Beachtung dieser Schranken gilt im allgemeinen als eine hinreichende Voraussetzung für die Nutzung von J als Bruchkriterium. Die FE-Analysen unterschiedlichster Proben- und Bauteilgeometrien haben ergeben, daß der Bereich der J -Dominanz nicht nur durch Beziehungen, wie

$$B, W-a > M \cdot \frac{J}{R_{p0,2}},$$

eingegrenzt wird, sondern auch auf allenfalls "contained yielding" beschränkt ist, worauf auch in der Literatur hingewiesen wird. Wenn auf der Beanspruchungsseite mit stärkerer Plastizierung zu rechnen ist, ist strikt auf Konservativität der J_I -Werte zu achten. Sie müssen bei Verlust der J -Dominanz größer sein als sie bei Aufrechterhaltung der J -Dominanz sein würden. Bei der Ermittlung von Werkstoffkennwerten, wie J_i , J_{IC} oder J_R mittels bestimmter Proben, wie CT-Probe oder Doppelaußenrißprobe, stellen sich die experimentell zu ermittelnden Gültigkeitsgrenzen im allgemeinen etwas günstiger dar. Dies mag daran liegen, daß bei beginnender Überschreitung der "contained yielding"-Bedingung, bei der die J -Dominanz "allmählich" verloren geht, die damit verbundenen deterministischen Änderungen des Werkstoffverhaltens zunächst gegenüber den Streuungen der Werkstoffkennwerte nicht hervortreten, und daß möglicherweise die Komponenten des Spannungs- bzw. Verzerrungstensors, die für das stabile Rißwachstum maßgebend sind, an der Ausgangsstelle des stabilen Rißwachstums un-

mittelbar im Rißgrund des existierenden Risses nicht so sensibel auf den Abbau der J-Dominanz reagieren wie andere Komponenten in größerer Entfernung von der Rißspitze.

Die Rechenergebnisse haben somit gezeigt, daß die Anwendungsgrenzen des J-Kriteriums mit Vorsicht zu betrachten sind und deswegen die Übertragung von Prüfergebnissen auf Bauteile mit Zurückhaltung vorgenommen werden sollte. Eine Erweiterung der Anwendungsgrenzen von J ist durch ein zweiparametrisches Kriterium denkbar, das den Einfluß des Spannungszustandes berücksichtigt.

Für die Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte ist eine Reihe unterschiedlicher Proben im Gebrauch:

- Dreipunkt- oder Vierpunktbiegeprobe (SECB)
- Kompaktprobe (CT)
- Zugprobe mit Doppellaußenriß (DECT)
- Zugprobe mit Einzelrandriß (SECT)
- Zugprobe mit Innenfehler (CCT).

Die Bedeutung dieser Probenarten für die Ermittlung des Versagenverhaltens im elastisch-plastischen Bereich ist umstritten. Für die zuverlässige Bewertung von Fehlern in Bauteilen sollte eine Probe herangezogen werden, die Werkstoffkennwerte liefert, mit deren Hilfe das Bauteilverhalten konservativ abgeschätzt werden kann. Die mit einer solchen Probe ermittelte Rißwiderstandskurve sollte also bei gleichem Δa stets unterhalb jener des zu bewertenden Bauteils liegen.

Die HRR-Feld-Theorie liefert zu dieser Frage keine Antwort, da sie den Einfluß von Geometrie und Belastungsart nicht berücksichtigen kann und somit auch nicht zwischen den verschiedenen Probenarten zu differenzieren vermag.

Aufgrund der Fließlinientheorie können die oben erwähnten Proben hinsichtlich der Höhe der erzielbaren Spannungskonzentration grob in zwei Kategorien eingeteilt werden:

- Hohe Spannungskonzentration mit Maximalwerten von $\sigma_{yy} < 2,57 R_{eL}$:
SECB, CT und DECT
- Niedrige Spannungskonzentration mit Maximalwerten von $\sigma_{yy} = R_{eL}$:
SECT, CCT

Die Fließlinientheorie differenziert also sehr stark zwischen diesen Probenarten.

Wie sich diese Proben dagegen bei verfestigendem Werkstoff und hinsichtlich des Rißwiderstands verhalten, ist aus dieser Einteilung noch nicht zu entnehmen. Dennoch ist aus der Literatur schon seit langem bekannt, daß an die Ligament- und Dickenabmessungen von zugbelasteten Proben wesentlich höhere Anforderungen zu stellen sind als an jene von Biegeproben. Untersuchungen über das Initiierungs- und Rißwiderstandsverhalten haben bisher jedoch keinerlei Hinweise dafür erbracht, daß sich etwa Doppellaußenrißproben bezüglich des Rißwiderstandes ungünstiger verhalten als CT-Proben. Dagegen weiß man schon lange, daß die Doppellaußenrißprobe von den genannten Probenarten bei hinreichendem a/W-Verhältnis den höchsten Constraintfaktor hat - nach Fließlinientheorie bis zu $L = 2,57$. Im Hinblick auf die Prüfökonomie ist sie deshalb und wegen der hohen Material- und Fertigungskosten selten verwendet worden.

Vor diesem Hintergrund sind die Untersuchungen durchgeführt worden, über die in den Abschnitten 2.1.1 und 3.1.2 berichtet wird. Bezüglich der Beiträge der Komponenten des Spannungs- und Verzerrungsfeldes in der Umgebung der Rißspitze liefern die Ergebnisse der 2D EVZ-Rechnungen (vgl. Abschnitt 2.1.1) etwa folgende Reihenfolge der Proben: CT, DECT, CCT, wobei sich CT- und DECT-Proben nur wenig unterscheiden. Das gilt selbstverständlich auch, wenn man lokale Versagenkriterien zugrunde legt. Ein irgendwie gearteter Vorteil der DECT-Probe war aufgrund der Rechnungen nicht erkennbar.

Ergänzend zu den Rechnungen wurden Versuche mit Proben gleicher Geometrie, jedoch hergestellt aus dem Werkstoff StE 460 durchgeführt. Die Probendicke betrug 25 mm bei den CT-Proben und 40 mm bei den CCT- und DECT-Proben. Wegen der vergleichsweise geringen Probendicke betrug der Constraintfaktor bei allen Zugproben, also auch bei den DECT-Proben nur $L = 1$. Obwohl das Gültigkeitskriterium für Initiierung bei den Zugproben mit

$$(W-a) \cdot \frac{R_{eL}}{J_i} = 25 \cdot \frac{480}{100} = 120 < 200$$

nicht eingehalten war, lagen die Initiierungswerte

der Probenarten innerhalb eines eng begrenzten Streubereiches. Die Tatsache, daß bei den Zugproben die Initiierungswerte nicht höher lagen als bei den CT-Proben läßt darauf schließen, daß mangelndes globales Constraint im Sinne des Constraintfaktors L das lokale Constraint in der Umgebung der Rißspitze nicht zu beeinträchtigen braucht.

Die Rißwiderstandskurven zeigen zunehmende Steigung in folgender Reihenfolge: CT, DECT, CCT, wobei die Rißwiderstandskurve der DECT-Probe nur wenig oberhalb jener der CT-Probe liegt. Hinsichtlich dieses Ergebnisses besteht Übereinstimmung mit Ergebnissen aus anderen Arbeiten.

Somit ist klar, daß die Verwendung der DECT-Probe im Vergleich zur CT-Probe keinerlei Vorteile bietet. Geringere Konservativität der Rißwiderstandskurve und höhere Proben- und Versuchskosten sprechen gegen die DECT-Probe.

Betrachtet man die Ergebnisse der rechnerischen und experimentellen Bauteiluntersuchungen, so erhalten die oben erörterten Ergebnisse eine weitere Bedeutung. Man könnte bei Betrachtung der CT-Probe geneigt sein, deren Beanspruchungszustand in Korrelation zu potentiellen Beanspruchungszuständen in Bauteilen als sehr konservativ anzusehen. Die Rechnungen an dem Modellbehälter (Abschnitt 2.2.3) mit halbelliptischem Innenriß haben jedoch gezeigt, daß das Spannungs- und Verzerrungsfeld in der Umgebung der Spitze eines solchen Risses sich nicht so wesentlich von dem einer CT-Probe unterscheidet, daß man bei der Antwort des Werkstoffes nennenswerte Reserven des Bauteils gegenüber der CT-Probe erwarten kann.

Experimentelle Untersuchungen an einem Behälter mit durchgehenden Fehlern unterschiedlicher Länge sowohl im Grundwerkstoff als auch in einer Schweißverbindung /1/, die nicht Gegenstand dieses Vorhabens waren, haben diesen Sachverhalt bestätigt. Das Rißwiderstandsverhalten dieser durchgehenden Fehler wurde durch die Rißwiderstandskurve der CT-Probe gerade richtig beschrieben. Die Rißwiderstandskurve der CCT-Probe ist gegenüber dem Behälterexperiment nicht konservativ, jene der DECT-Probe unterscheidet sich nur marginal von der der CT-Probe und liegt somit innerhalb des Streubandes der Behälterergebnisse.

Somit besteht auch mit Blick auf das Bauteilverhalten kein Grund, auf die Ermittlung von Rißwiderstandskurven mit CT-Proben zugunsten anderer, weniger konservativer, dafür aber teurerer Proben zu verzichten.

Aufgrund der Untersuchungsergebnisse muß festgestellt werden, daß die Leistungsfähigkeit der verschiedenen Näherungsverfahren für Bauteile für die Abschätzung von J_I sehr begrenzt ist. Dies gilt insbesondere in der Nähe der plastischen Grenzlast und jenseits davon. Will man bei Bauteilversuchen nicht mit extremen Fehlerkonfigurationen arbeiten, gelangt man sofort an die Grenzen der Näherungsverfahren. Dies wurde am Beispiel des Versuches mit dem halbelliptischem Außenfehler besonders deutlich, bei dem der Behälter bis in den Kollapsbereich hinein beansprucht werden mußte.

Bei den meisten in der Praxis vorkommenden Komponenten, etwa des Sekundärkreislaufes von Kernkraftwerken, und den vergleichsweise geringen praxisrelevanten Rißgrößen dominiert bei den Beanspruchungsgrößen der plastische Anteil bei den üblichen Werkstoffen bereits im Initiierungsbereich. In diesen Fällen führen folglich die Ermittlung von J_{pI} einerseits und die nicht mehr vorhandene J -Dominanz im Spannungs- und Verzerrungsfeld andererseits zu den Hauptproblemen bei der Anwendung des J -Kriteriums.

Die Untersuchungen haben eine bisher wenig beachtete Schwäche des J -Kriteriums bei realen, also dreidimensionalen Strukturen, deutlich werden lassen, ohne daß der volle Umfang des Problems bisher herausgearbeitet werden konnte. Dies soll im folgenden Projektabschnitt geschehen. CT-Proben, aber auch andere Proben, zeigen den bekannten Tunnel-effekt, der aufgrund der J_I - oder δ_t -Verteilung längs der Rißfront (vgl. Abschnitt 2.1.2) unvermeidlich ist und der im Rahmen der Versuchstechnik möglichst weitgehend begrenzt wird. Die an Proben ermittelten Rißwiderstandskurven stellen wegen der J_I -Verteilung in z -Richtung also Mittelwerte dar. Bei diesen Proben besteht noch der Vorteil, daß J -Maximum und Maximalwerte der Komponenten der Spannungs- und Verzerrungsfelder in der Umgebung der Rißspitze in Abhängigkeit von der z -Richtung zusammenfallen. Das bei Proben praktizierte, an sich schon problematische Mittelungsverfahren wird bei Bauteilen mit halbelliptischen Oberflächenfehlern

völlig fragwürdig, weil eine Koinzidenz zwischen J- und Spannungs- und Verzerrungsmaximum bei diesen offensichtlich nicht notwendigerweise bestehen muß, wie die Ergebnisse in Abschnitt 2.2.3 zeigen. Hinzu kann eine Richtungsabhängigkeit der Rißwiderstandskurve kommen.

Zahlreiche Behälterexperimente zeigen nun, daß der größte Betrag des stabilen Rißwachstums nicht dort auftritt, wo die größten J-Werte liegen. Während dies für den V8-Behälter des HSST-Programms wegen dessen sehr großen R/t-Verhältnisses noch als Sonderfall betrachtet werden konnte, ist dieser Effekt inzwischen auch bei einem Versuch des CEGB sowie bei unserem eigenen Experiment mit einem Verhältnis $R/t = 19$ aufgetreten. Eine komplette J-Analyse liegt für diesen Versuch zwar noch nicht vor, jedoch zeigt das Näherungsverfahren den größten J-Wert, wie üblich, an der tiefsten Stelle des Fehlers, der größte Betrag des stabilen Rißwachstums ist aber in der Nähe der Austrittsstelle des Fehlers an der Bauteiloberfläche aufgetreten. Ein Kausalzusammenhang mit dem Spannungs- und Verzerrungsfeld in der Umgebung der Rißspitze wird erst hergestellt werden können, wenn eine elastisch-plastische FE-Analyse vorliegt. Schon jetzt ist jedoch klar, daß bei dem von uns untersuchten halbelliptischen Oberflächenfehler das ausgeprägte stabile Rißwachstum nahe der Oberfläche nicht auf eine Richtungsabhängigkeit der Rißwiderstandskurve zurückgeführt werden kann, da T-S- und T-L-orientierte CT-Proben etwa gleiche Rißwiderstandskurven lieferten. Dieser Aspekt hat besondere Bedeutung für die Bewertung des Leck-vor-Bruch-Verhaltens mit den Methoden der elastisch-plastischen Bruchmechanik.

Die 2D EVZ-FE-Analysen (Abschnitt 2.1.3) an einer Schweißverbindung haben eine Reihe recht überraschender Ergebnisse gebracht. Als besonders wichtig hat sich herausgestellt, daß die Schweißnaht auch bei großem Schweißnahtvolumen mit beträchtlich höherer Streckgrenze des Schweißgutes gegenüber dem Grundwerkstoff die Last-Verschiebungskurve im Vergleich zu jener des Grundwerkstoffs nicht nennenswert beeinflusst. Gleiches gilt auch für die J-Verschiebungskurve. Trotz ursprünglich nicht unerheblicher Bedenken, kann festgestellt werden, daß für technisch relevante Schweißverbindungen in der Reaktortechnik J_I -Werte für das fehlerbehaftete Bauteil aus Grundwerkstoff verwendet

werden können, solange potentielle oder reale Risse in der WEZ, nicht aber im Schweißgut liegen, da letzterer Fall noch nicht untersucht wurde. Zu beachten ist jedoch, daß das Rißwiderstandsverhalten einer Schweißverbindung grundsätzlich von jenem des Grundwerkstoffes abweichen kann.

Untersuchungen mittels ISO-V-Proben an zwei Schweißverbindungen mit sehr unterschiedlichem Wärmeeinbringen im Rahmen eines anderen Vorhabens /1/ haben zu dem letzteren Problem allerdings gezeigt, daß der Einfluß einer Schweißverbindung im Rahmen üblicher technischer Bedingungen auf die Rißwiderstandskurve im Vergleich zum Grundwerkstoff eher als gering einzuschätzen ist. Genauere Untersuchungen sollten hierzu noch durchgeführt werden.

Die Frage nach den Anwendungsgrenzen für Versagensabschätzungen auf der Grundlage von Rißwiderstandskurven bei Vergütungsstählen des Typs 22 NiMoCr 37 im Hinblick auf den Übergang vom duktilen Bruch zum Spaltbruch hat sich als durchaus relevant erwiesen. Initiierungsbezogene Kriterien können bei quasi-statischer Beanspruchung von etwa Raumtemperatur an, bei dynamischer Beanspruchung mit einer Durchbiegungsgeschwindigkeit von 1 m/s jedoch erst von etwa 30 °C bis 60 °C an, angewendet werden.

Mit vollständigem Versagen durch duktilen Bruch ist jedoch bei quasi-statischer Beanspruchung kaum unterhalb 50 °C und bei dynamischer Beanspruchung nicht unterhalb 80 °C zu rechnen.

Die Werkstoffzähigkeit als Kerbschlagarbeit-Hochlage hatte auf diese Temperaturen nur einen moderaten Einfluß. Unbedingt zu beachten ist jedoch, daß die Temperatur des Erreichens der Kerbschlagarbeit-Hochlage zwar das Erreichen der Hochlage großer Biegeproben bei quasi-statischer Beanspruchung hinreichend konservativ zu charakterisieren vermag, die Hochlagentemperatur dynamisch beanspruchter großer Biegeproben dagegen etwas unterschätzt. Die Aussagefähigkeit des Kerbschlagversuches bezüglich der Einschätzung des Übergangsverhaltens darf auf keinen Fall überbewertet werden.

Die Untersuchungen zur Frage der Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens mit ISO-V-Proben haben

dazu geführt, daß eine Reihe von Einflußparametern identifiziert werden konnte, die bei dem Zusammenhang zwischen dem Rißwiderstandsverhalten von CT-Proben und ISO-V-Proben eine Rolle spielen: Beanspruchungsgeschwindigkeit, Rißwiderstand, Constraint, Kerb(Riß)spitzenradius, Streckgrenze. Wegen der geringen Zahl der bisher untersuchten Versuchswerkstoffe kann noch nicht endgültig eingeschätzt werden, inwieweit die Kerbschlagarbeit als austauschfähiger Kennwert für den Rißwiderstand herangezogen werden kann. Die bisherigen Ergebnisse rechtfertigen jedoch in Verbindung mit Daten aus der Literatur eine optimistische Prognose.

Die Ermittlung von Rißwiderstandskurven an Simulationsproben hat gezeigt, daß der Rißwiderstand solcher in "Reinkultur" hergestellten Werkstoffzustände, wie sie in Schweißverbindungen nur im Verbund vorliegen, zu beachtlichen Abweichungen des Rißwiderstandes und von T_j zu ungünstigeren Werten hin führen kann. Bedenkt man jedoch, daß solche

Werkstoffzustände in Schweißverbindungen nur in äußerst kleinen Volumina entstehen können, so erscheinen diese Abweichungen eher gering. Dem Betrag nach liegen sie noch im "lower bound"-Bereich der FKS-Werkstoffe. Dieser Punkt gibt jedoch Anlaß zu dem Hinweis, daß die Ermittlung von Rißwiderstandskurven an Schweißverbindungen aus den untersuchten Werkstoffen zur Einschätzung der Bedeutung dieser Ergebnisse für die Reaktorsicherheit hilfreich sein würde.

Literatur zu 5.:

- /1/ Aurich, D., K. Wobst u. H. Krafka: Some Experimental Results Concerning Cleavage Fracture and Crack Resistance in Heat Affected Zones and Comparison with Base Material. In: "Welding Fracture Mechanics", European Special Technical Publication. Mechanical Engineering Publications: Burry St. Edmunds 1987.

6. DANK

Dem Bundesminister für Forschung und Technologie und der Gesellschaft für Reaktorsicherheit, Abt. Forschungsbetreuung, danken wir für die finanzielle Unterstützung des Vorhabens.

