

FZR-230

August 1998

H. Richter, J. Böhmert, M. Valo, H.-W. Viehrig

**Detektion von duktiler Rißinitiierung
durch Schallemission**

Archiv-Ex.:

BRD

Herausgeber:
FORSCHUNGSZENTRUM ROSSENDORF
Postfach 51 01 19
D-01314 Dresden
Telefon +49 351 26 00
Telefax +49 351 2 69 04 61
<http://www.fz-rossendorf.de/>

Als Manuskript gedruckt
Alle Rechte beim Herausgeber

H. Richter, J. Böhmert, M. Valo¹, H.-W. Viehrig

Detektion von duktiler Rißinitiierung durch Schallemission

Die in diesem Bericht dargestellten Arbeiten sind Ergebnis eines von der DFG geförderten Forschungsvorhabens und eines von der LEOPOLDINA geförderten Forschungsaufenthaltes am VTT Manufacturing Technology Espoo (Finnland). Die Verantwortung für den Inhalt liegt bei den Autoren. Die Autoren danken für diese Förderung. Besonderer Dank gilt dem Leiter des Bereiches für Werkstoffe und Strukturintegrität am VTT, Herrn R. Rintamaa, und den Mitarbeitern der Arbeitsgruppe "Bruchmechanik und Bestrahlungsversprödung" dieses Bereiches, für die freundliche Aufnahme und tatkräftige Unterstützung während der am VTT durchgeführten Versuche.

¹ VTT Manufacturing Technology, Materials and Structural Integrity, Espoo (Finland),
P. O. Box 1704, FIN-02044.

Zusammenfassung

Es wird eine Kerbschlagbiegeanordnung vorgestellt, mit der simultan Schlagkraft, Rißöffnung, Schallemission und magnetische Emission gemessen werden können. Grundbaustein der Anordnung ist ein invertiertes Pendelschlagwerk. Mit dieser Anordnung wurden seitgekerbte, vorermdete ISO-V Proben aus Stählen mit unterschiedlichen Festigkeits-Zähigkeitseigenschaften geprüft.

Die Untersuchung soll aufzeigen, ob Schallemission zur Detektion der stabilen Riinitiation an hochzhen Stählen geeignet ist und folglich auf diesem Wege die dynamische Riinitiationsthigkeit zuverlässig bestimmt werden kann. Dazu wurden andere Bestimmungsverfahren herangezogen. Als zuverlässigste Verifizierungsbasis wird die physikalische Riinitiationsthigkeit betrachtet, die auf der Grundlage der Messung der Stretchzone und der Rißwiderstandskurve in einem Mehrprobenverfahren ermittelt wird. Auer im unteren Übergangsbereich, in dem nur sehr geringer duktiler Rißfortschritt auftritt, konnte mit Schallemission in allen Fällen stabile Riinitiation nachgewiesen werden. Die damit bestimmte Riinitiationsthigkeit liefert über das gesamte Spektrum der untersuchten Stähle eine nahezu 1:1-Korrelation zur physikalischen Riinitiationsthigkeit. Im Einzelfall treten aber auch beträchtliche Streuungen auf und Rangfolgen werden innerhalb einer Versuchsserie nicht rangordnungsgerecht wiedergegeben. Alle anderen untersuchten Einprobenverfahren schneiden in diesem Vergleich deutlich schlechter ab und sind somit als Verifizierungsbasis nicht geeignet.

Die Untersuchung läßt nicht zwingend erkennen, daß Schallemission tatsächlich direkt mit dem Übergang der maximalen Rißabstumpfung zum stabilen Rißwachstum in Verbindung steht. Offensichtlich werden aber Prozesse detektiert, die im zeitlichen und örtlichen Umfeld des Riinitiationsprozesses stattfinden. Somit kann im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch mit Hilfe einer zusätzlich in die Hammerfinne integrierten Schallemissionssonde eine brauchbare Schätzung des bruchmechanischen Parameters dynamische Riinitiationsthigkeit effektiv und ohne großen Aufwand erhalten werden.

Inhaltsverzeichnis

0	Einleitung	1
1	Zielstellung des Vorhabens	2
2	Konzeption	2
3	Experimentelles	4
3.1	Material	4
3.2	Prüfbedingungen	5
4	Versuchsergebnisse und Diskussion	7
4.1	Kennwerte der Rißinitiierungszähigkeit nach J-Integralkonzept	7
4.2	Bruchmechanische Übergangskurven $J_d(T)$	8
4.3	Dynamische Rißwiderstandskurven $J_d(\Delta a)$	9
4.4	DMS-Messung	11
4.5	Anwendung der Dynamischen Key-Curve-Methode (DKC-Methode) ..	12
4.6	Das J-Integral $J_{d,m}$ bei maximaler Last	14
4.7	Korrelation der Rißinitiierungskennwerte	16
5	Schlußfolgerungen	18
	Schrifttum	20
	Verzeichnis der verwendeten Symbole und Abkürzungen	23
	Abbildungsverzeichnis	25
	Tabellenverzeichnis	25
	Verzeichnis der Beilagen	26
	Beilagen	

0 Einleitung

Die Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte bei elastisch-plastischem Materialverhalten hat zwar schon Eingang in das prüftechnische Regelwerk gefunden, kann aber noch nicht als gelöst betrachtet werden. Einen echten, geometrieunabhängigen Werkstoffkennwert könnte das J-Integral bei Beginn des stabilen Rißwachstums, die sogenannte Rißinitiierungszähigkeit, darstellen. Damit kann das Verhalten angerissener Bauteile im Temperaturbereich des spröduktilen Übergangs und der Zähigkeitshochlage beschrieben werden [ROOS 1986, 1993].

Unter dynamischer Beanspruchung läßt sich eine solche Größe gegenwärtig nur in Mehrprobentechnik gewinnen. Eine Einprobentechnik unter Anwendung des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuches wäre ein wesentlicher Schritt hin zu einer effektiven Prüftechnologie, die auf ein herkömmliches, gut bewährtes Prüfkonzept aufbaut und Prüfzeit und Probenaufwand niedrig hält. Voraussetzung dafür ist jedoch ein eindeutiger, reproduzierbarer Nachweis des Beginns der stabilen Rißinitiierung.

Ein wiederholt begangener Weg zur Lösung dieses Problems ist die zusätzliche Messung einer physikalischen Größe, die mit Ristart und -wachstum in Verbindung steht. Derartige physikalische Phänomene sind beispielsweise magnetische [WINKLER 1988], elektrische [WINKLER 1990] und akustische Emission [ENGELHARDT et al. 1978, KALKHOF 1986b]. Allerdings sind diese Phänomene nicht nur oder nicht eindeutig mit der Rißinitiierung verbunden. Infolgedessen gibt es zwar immer wieder erfolgreiche Anwendungsbeispiele, aber nach wie vor auch negative Ergebnisse, so daß die Entwicklung noch immer weit von der Konstituierung einer etablierten, standardisierungsfähigen Methode entfernt ist.

Besonders vielversprechend ist die akustische oder Schallemission (SE), da sie nicht auf bestimmte Werkstoffklassen beschränkt oder an bestimmte Werkstoffeigenschaften gebunden ist. Bei quasistatischer Belastung ist der Zusammenhang zwischen Schallemission und den Verformungs- und Schädigungsprozessen unter Belastung mehrfach untersucht worden [ACOUSTIC EMISSION (1980)]. Hier können aus der SE plastische Deformation, Mikroribildung, makroskopisches Rißwachstum und Riflankenreibung erkannt werden [LOTTERMOSER et al. (1978), LOTTERMOSER et al. (1980), HOLT and GODHARD (1980)]. Zuordnung und Detektionspotential sind allerdings stark werkstoffabhängig [EISENBLÄTTER (1980), LOTTERMOSER et al. (1978)]. Für die SE-Prüfung bei dynamischer Prüfung sind diese Ergebnisse nur bedingt nützlich. Während bei der vergleichsweise langdauernden Messung unter quasistatischer Belastung aus Gründen der Datenreduktion nur deskriptive SE-Parameter, wie mittlere Amplitude, Impulsrate oder Impulssumme gemessen werden können, kann bei schlagartiger Prüfung der gesamte SE-Zeit-Signal-Verlauf aufgezeichnet werden. Andererseits überlagern schlagdynamische Schalleffekte die im Rispitzenbereich erzeugten SE-Prozesse. Arbeiten verschiedener Arbeitsgruppen zur Bruchzähigkeitsmessung oder zur Riinitiierungsdetektion [ENGELHARDT et al. (1978), CROSTACK et al. (1981), BALZER und MÜLLER (1989), KALKHOF (1986a und b)] haben die Anwendbarkeit der SE zur Ridetektion im Kerbschlagbiegeversuch nachgewiesen, wurden aber nicht weiterverfolgt.

Ein grundsätzlich anderer Lösungsweg wurde von RINTAMAA (1993) beschritten. Durch Invertierung der Kerbschlagbiegeanordnung (Bewegung des Lagers, frei bewegliche Probe liegt an ruhender Hammerfinne) können dynamische Schlageffekte

reduziert und die Rißöffnung (COD) durch eine optische Methode (Laserstreulichtmessung) während des Versuches kontinuierlich gemessen werden. Der Zeitpunkt der Rißinitiierung ist dann als Knickpunkt der COD-nderungsgeschwindigkeitskurve erkennbar. Das Verfahren hat international noch keine weitere Nutzung erfahren. Es verletzt die standardisierten Prüfbedingungen des Kerbschlagbiegeversuches. Außerdem erweist sich die Probenpositionierung als schwierig, aber als entscheidend für die Güte der Messung.

Rißinitiierung sollte auch daraus erkennbar sein, daß sich das Spannungsfeld um die Rißspitze mit Beginn stabilen Rißwachstums spontan ändert. Zur Messung des Spannungsfeldes werden Dehnungsmeßstreifen (DMS) benutzt, die in Rinhe aufgeklebt werden und deren elektrischer Widerstand kontinuierlich gemessen wird. MacGILLIVRAY and CANNON (1992), DALLY and BERGER (1993) sowie RINTAMAA (1993) konnten damit erfolgreich Rißinitiierung an hochfesten Baustählen nachweisen.

Schließlich sind kurvenanalytische Verfahren zu nennen. Sie gehen davon aus, daß sich der Beginn des stabilen Rißwachstums in der Last-Verschiebungskurve oder einer daraus ableitbaren Belastungskurve auswirken sollte und somit daraus durch geeignete Aufbereitung detektierbar ist.

Eine allgemeinere Bewertung über die Anwendbarkeit von Einprobenverfahren für die Gewinnung bruchmechanischer Parameter diskutiert UDOH (1997) für den Fall des Graugusses. Allerdings wendet UDOH die verschiedenen Verfahren, die SE, ME und COD einschließen, nicht simultan und nicht an Pendelschlagwerken gleicher Bauart an. In der Arbeit wird auf das Fehlen eines eindeutigen Zusammenhanges zwischen dem registrierten Meßeffekt der untersuchten Methode und dem mikrostrukturellen Schdigungsstadium hingewiesen. Darüber hinaus wird auf die Schwierigkeit aufmerksam gemacht, den Zeitpunkt der duktilen Rißinitiierung festzulegen. Hier bleibt ein erheblicher subjektiver Ermessensspielraum, der letztlich die Reproduzierbarkeit der Einprobenverfahren einschränkt.

1 Zielstellung des Vorhabens

Bisherige Untersuchungen haben zwar beispielhaft gezeigt, daß SE zur Detektion der stabilen Rißinitiierung unter schlagartiger Belastung geeignet ist, nicht aber den Nachweis ihrer Anwendbarkeit als Grundlage eines zuverlässigen, verifizierbaren und breiter einsetzbaren Prüfverfahrens gebracht. Einen solchen Nachweis zu führen, war das Ziel dieser Arbeit. Im Vordergrund stand die Verifizierung der durch SE ermittelten Rißinitiierung durch Mehrprobentechnik und mit Hilfe anderer simultan angewandter Einprobenverfahren. Letztere sollte gleichzeitig eine empirisch-vergleichende Bewertung verschiedener Einprobenverfahren ermöglichen.

2 Konzeption

Im Forschungszentrum Rossendorf wird seit mehreren Jahren an der Entwicklung einer SE-Methode zur Detektion stabiler Rißinitiierung im Kerbschlagbiegeversuch gearbeitet. Mit der Methode soll ein einfaches, bewährtes Prüfkonzept zur Gewinnung des bruchmechanischen Kennwertes 'Rißinitiierungszähigkeit' auf der Basis des J-Integralkonzeptes genutzt werden. Wie RICHTER u.a. [RICHTER et al. (1994), RICHTER

TER u.a. (1996), RICHTER (1997)] zeigten, können mit einer in die Hammerfinne eingelassenen SE-Sonde im Verlauf der Kerbschlagbiegebelastung SE-Signale mit unterschiedlicher Charakteristik beobachtet werden. Im Anfangsbereich treten burstartige Signale mit hohen Amplituden und kurzer Dauer auf, die infolge des Aufschlagimpulses und der darauffolgenden Belastungszitterungen entstehen. Für den weiteren Verlauf sind Signale längerer Dauer und kleinerer Amplitude charakteristisch. Diese Signale erscheinen erstmalig nach Belastungen, die, wie durch den Vergleich mit den Ergebnissen der Mehrprobentechnik belegt werden konnte, in der Nähe der Reißinitiierung liegen. Für die Zuverlässigkeit der Detektionsmethode ist jedoch die Überlagerung von Schallsignalen aus den Materialprozessen in Reißspitzenumgebung mit denen infolge des Hammeraufschlages ungünstig. Aus dieser Sicht sollte sich der Einsatz eines invertierten Pendelschlagwerkes vorteilhaft bemerkbar machen. Hier wird der "Schlagschall" nicht unmittelbar gegenüber der in der Hammerfinne integrierten SE-Sonde eingebracht, sondern kann nur gedämpft von den Enden zur Probenmitte weitergeleitet werden, wobei mehrfache Reflexionen und Interferenzen auftreten.

Ein solches invertiertes Pendelschlagwerk steht am Staatlichen Finnischen Forschungszentrum (VTT) in Espoo zur Verfügung. Eine in der Biegeebene freibewegliche ISO-V-Standardprobe liegt an der ruhenden instrumentierten Hammerfinne an und wird von den aufschlagenden Widerlagern, die folglich als Hammer wirken, schlagartig belastet. Nach RINTAMAA (1993) hat das dabei meßbare Kraft-Zeit-Signal wesentlich kleinere Oszillationen und einen geringeren Aufschlagimpuls (inertial peak). Beide Aspekte verbessern die Reproduzierbarkeit und die Genauigkeit der Messungen. Außerdem ist in der Ausführung das Widerlager geteilt, wodurch der Probenkerb meßtechnisch zugänglich wird. Dies ermöglicht die Anwendung eines berührungslosen Extensometers auf der Basis eines Laserstreulichtmeßgerätes. Das Gerät mißt das vorzugsweise an den Kerbflanken reflektierte Licht. Dessen Intensität hängt von der Reißmundaufweitung (CMOD) und der Durchbiegung (s) ab. Wie RINTAMAA (1993) nachweist, ist der Beginn des Reißwachstums mit einem Knick im zeitlichen Verlauf der reflektierten Intensität des Laserlichtes (im folgenden vereinfacht als COD-Signal bezeichnet) erkennbar.

Eine direkte konstruktive Verbindung beider Verfahren ermöglicht dann die simultane Messung von SE und COD. Die zusätzliche Installation einer magnetischen Sonde in die Meßanordnung erweitert das Konzept auf einen simultanen 3-Verfahren-Vergleich.

Da ein zwingendes, physikalisch begründetes Modell, das den Zusammenhang zwischen den Werkstoffprozessen bei Reißinitiierung einerseits und dem Signalverhalten der erwähnten Methoden andererseits beschreibt, noch aussteht, ist mit einem solchen Konzept nur eine empirisch-vergleichende Aussage möglich. Wirklich verifizierbar sind die Ergebnisse über den Vergleich mit den Ergebnissen eines Mehrprobenverfahrens. Für diese Studie wurden dafür Reißwiderstandskurven gemäß der Spaltbruch- J_R -Methode nach BÖHME (1989) und daraus über eine Messung der Stretchzonenweite (SZW) die Reißinitiierungszähigkeit bestimmt.

3 Experimentelles

3.1 Material

Für die Untersuchungen wurde der warmfeste Stahl 10 CrMo 9 10, ein höherfester schweißbarer Feinkornbaustahl StE 460 sowie zwei Druckbehälterstähle nach amerikanischer (ASTM A533 B1) und russischer (russischer Code: 15Kh2NMFAA Δ DIN-Code 15 CrNiMoV 2) Normung verwendet. Die chemische Zusammensetzung der Stähle ist in Tab.1 angegeben.

Tab.1 Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe (in Masse-%).

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	Ni	Cu
10 CrMo 9 10	0,10	0,32	0,55	0,01	0,019	0,96	2,32	0,10	0,15
StE 460	0,17	0,20	1,50	0,009	0,009	0,01	0,04	0,62	0,03
ASTM A533B1	0,18	0,24	1,41	0,02	0,007	0,50	0,13	0,87	0,15
15Kh2NMFAA	0,15	0,22	0,42	0,008	0,012	0,53	1,9	1,05	0,03

Durch Variation der Wärmebehandlung des Stahles 10 CrMo 9 10 wurden verschiedenartige Materialzustände mit unterschiedlichen Festigkeits-Zähigkeitsproportionen erzeugt. Unterschiedliches Zähigkeitsverhalten ergibt sich überdies durch die Prüfung von Proben unterschiedlicher Orientierung. Bei LT-Orientierung verläuft die Rißausbreitungsrichtung quer und bei TL parallel zur Hauptverformungsrichtung. Eine Zusammenstellung der mechanischen Eigenschaften enthält Tab.2.

Tab.2 Mechanische Werkstoffeigenschaften aus Zugversuchen bei Raumtemperatur (Werte für JRQ nach RINTAMAA [1993]) und aus Kerbschlagbiegeversuchen.

Werkstoff ¹⁾	Probenanzahl	R _{p0,2} ⁴⁾ MPa	R _m MPa	A _g %	A ₅ %	Z %	USE J	T _{68 J} °C	R _{ed} ²⁾ MPa	R _{md} ²⁾ MPa
ASTM A533B1 JRQ (L-T)	55	477	630	-	26	76	212	-13	612	790
10 CrMo 9 10										
D (L-T)	24	739	846	7	18	73	191	-47	885	1119
D. (T-L) ³⁾	20	752	850	7	16	64	55	-	870	995
E (L-T)	24	630	723	8	21	76	206	-99	776	973
F. (T-L) ^{3), 4)}	24	465	588	10	22	69	100	-20	625	835
G (L-T) ⁴⁾	24	393	513	17	50	81	>300	-105	550	783
StE 460 (L-T)	35	475	643	10	24	65	85	-1	750	860
15Kh2NMFAA										
KU-2 (L-T)	27	595	695	6	21	75	200	-50	800	895

¹⁾ Die Buchstabenkombinationen weisen einen Code für Wärmebehandlung aus und geben die Probenorientierung an.

²⁾ Dynamische Festigkeitswerte sind interpoliert für Raumtemperatur gültig.

³⁾ Statische Festigkeits- und Verformungskennwerte aus Kleinproben (d₀=3 mm).

⁴⁾ Bei ausgeprägtem Streckgrenzenverhalten wurde R_{eH} ermittelt.

Somit stand Probenmaterial mit Streckgrenzen von 393 MPa bis 752 MPa, Kerbschlaghochlagenenergien (USE) von 55 J bis mehr als 300 J und Übergangstemperaturen von -105 °C bis -1 °C zur Verfügung.

Geprüft wurden ISO-V Proben nach DIN 50115 mit 20 % Seitkerben, die aus technologischen Gründen erst nach dem Einbringen der Seitkerben auf ein Rißlängenverhältnis $a_0/W = 0,5$ vorermüdet wurden. Diese Vorgehensweise führte zu sehr geradlinigen Ermüdungsrißfronten.

3.2 Prüfbedingungen

Versuche wurden sowohl am invertierten und laserinstrumentierten Pendelschlagwerk (PSW) des Staatlichen Technischen Forschungszentrums von Finnland (VTT) als auch am normgemäßen PSW im Forschungszentrum Rossendorf (FZR) durchgeführt. Der Aufbau des invertierten PSW wurde von RINTAMAA (1993) beschrieben. Die SE-Messungen erfolgten in beiden PSW mit einer identischen, am FZR entwickelten Meßanordnung (RICHTER 1997). Beide Meßanordnungen wurden konstruktiv miteinander verknüpft. Um die am FZR gewählte Positionierung der SE-Sonde im Sinne der Vergleichbarkeit der Ergebnisse auch am VTT-PSW zu gewährleisten, sind die stationäre Hammerfinne und der Support des VTT-PSW modifiziert worden. Zur ME-Messung wurde eine von Winkler entwickelte ME-Sonde benutzt. Die Versuchsanordnung und die charakteristischen Parameter der Meßketten am invertierten PSW sind aus Abb.3-1 ersichtlich.

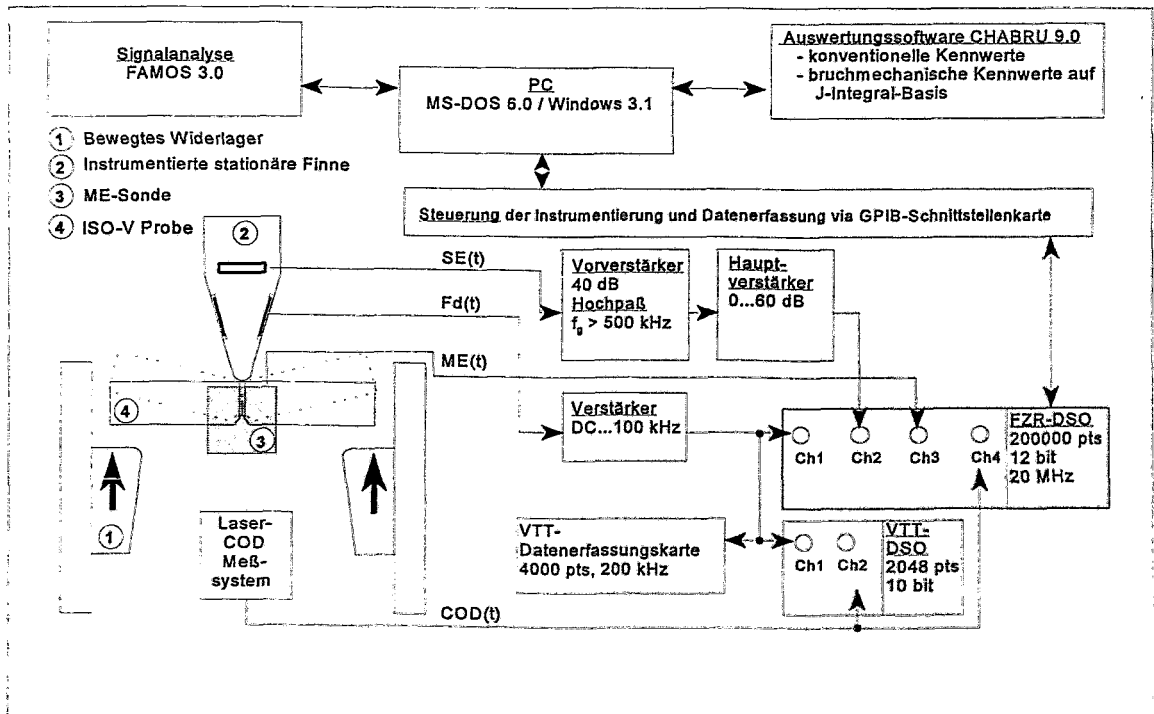


Abb.3-1 Versuchsanordnung zur schlagartigen Biegebelastung modifizierter ISO-V Proben am VTT Impact Tester mit simultaner Aufzeichnung von Kraft (F), Schallemission (SE), Magnetischer Emission (ME) und Laserstreulichtsignal (COD).

Die Proben wurden schlagartig unter Dreipunktbiegung belastet. Ein Auslenkwinkel $\alpha_0 = 60^\circ$ ergibt bei beiden PSW eine Schlaggeschwindigkeit v_0 von 2.8 ms^{-1} . Die Belastungsbedingungen blieben bei allen Versuchen konstant. Die Parameter des FZR-

PSW sind verschieden von denen des VTT-PSW. Eine Zusammenstellung der Parameter beider Anordnungen enthält Tab. 3.

Tab.3 Pendelparameter bei invertierter (VTT) und normaler (FZR) Anordnung.

Pendelparameter		VTT-PSW	FZR-PSW
Hammermasse m_H	[kg]	41	20.2
Pendellarmlänge l_{red}	[mm]	804	790
Schlagenergie E_o	[J]	161	79.2

Alle Proben wurden im Temperaturbereich von -50 °C bis $+150\text{ °C}$ geprüft. Das Temperaturintervall überdeckt bei den verwendeten Stählen und Zuständen den unteren Übergangsbereich (Mischbruch) und reicht bis in die Hochlage der Zähigkeit (Zähbruch). Anschließend wurden die Proben mikrofraktografisch bewertet und die exakte Ermüdungsrißlänge, der duktile Rißfortschritt sowie die Stretchzone auf der Probenbruchfläche ausgemessen.

Als geeignete Mehrprobentechnik zur Bestimmung der physikalischen Rißinitierungs-zähigkeit J_{id}^{SZW} aus dynamischen Rißwiderstandskurven wurde die als Spaltbruch- J_R -Methode bekannte Verfahrensweise nach BÖHME (1989) ausgewählt. Sie nutzt die Erscheinung, daß im Übergangsbereich bei geringer Prüftemperaturvariation unterschiedliche Beträge duktilen Rißfortschritts Δa auftreten können. Die verschiedenen Δa -Werte werden mit der bis dahin verbrauchten Schlagenergie und damit dem Rißfeldparameter J_d verknüpft und liefern eine dynamische Rißwiderstandskurve, die allerdings den Temperatureinfluß vernachlässigt. Mit diesem Verfahren lassen sich auch kritische Parameter für die Rißeinsatzzeit und die Durchbiegung bei Rißstart extrapolieren. Zur Bestimmung der physikalischen Initiierung wurde die rasterelektronenmikroskopische SZW-Vermessung auf der Bruchfläche angewendet.

Zusätzlich wurde auch versucht, Rißinitierung aus der Signalveränderung eines in Rißspitzennähe auf die Probe aufgeklebten Dehnungsmeßstreifens zu bestimmen. Dazu wurden am Norm-PSW des FZR fünf seitgekerbte, vorermüdete ISO-V Proben aus dem russischen Druckbehälterstahl 15Kh2NMFAA mit einem DMS bestückt, bei Raumtemperatur schlagartig belastet und dabei simultan Last und DMS-Signal (aber auch SE) gemessen. Die Positionierung des DMS auf der Probe erfolgte gemäß den Empfehlungen von MacGILLIVRAY and CANNON (1992) und wurde in 5 mm Entfernung zur Schwingrißspitze so angeordnet, daß die DMS-Längsachse senkrecht zur Rißfortschrittsrichtung orientiert war. Diese Distanz ist nach Aussage der Autoren ausreichend, um geringe Signaloszillationen und ein gut meßbares Dehnungsniveau zu erreichen. Das Verfahren geht von der Messung des un- bzw. kalibrierten DMS-Spannungssignales im Bereich elastischer Dehnungsfelder in der Rißspitzenumgebung aus.

4 Versuchsergebnisse und Diskussion

4.1 Kennwerte der Rißinitiierungszähigkeit nach J-Integralkonzept

Für alle untersuchten Stähle, Zustände und Orientierungen konnten bei der Mehrzahl der Versuche sowohl im COD- als auch im SE-Signalverlauf die als Rißinitiierung zu interpretierenden Erscheinungen (Knickpunkt bei COD, 1. SE-Signal mit Dauer > 7 μ s und Amplitude deutlich kleiner als SE-Bursts) beobachtet werden, wie sie bereits aus früheren Untersuchungen (RINTAMAA 1993, RICHTER 1997) bekannt sind.

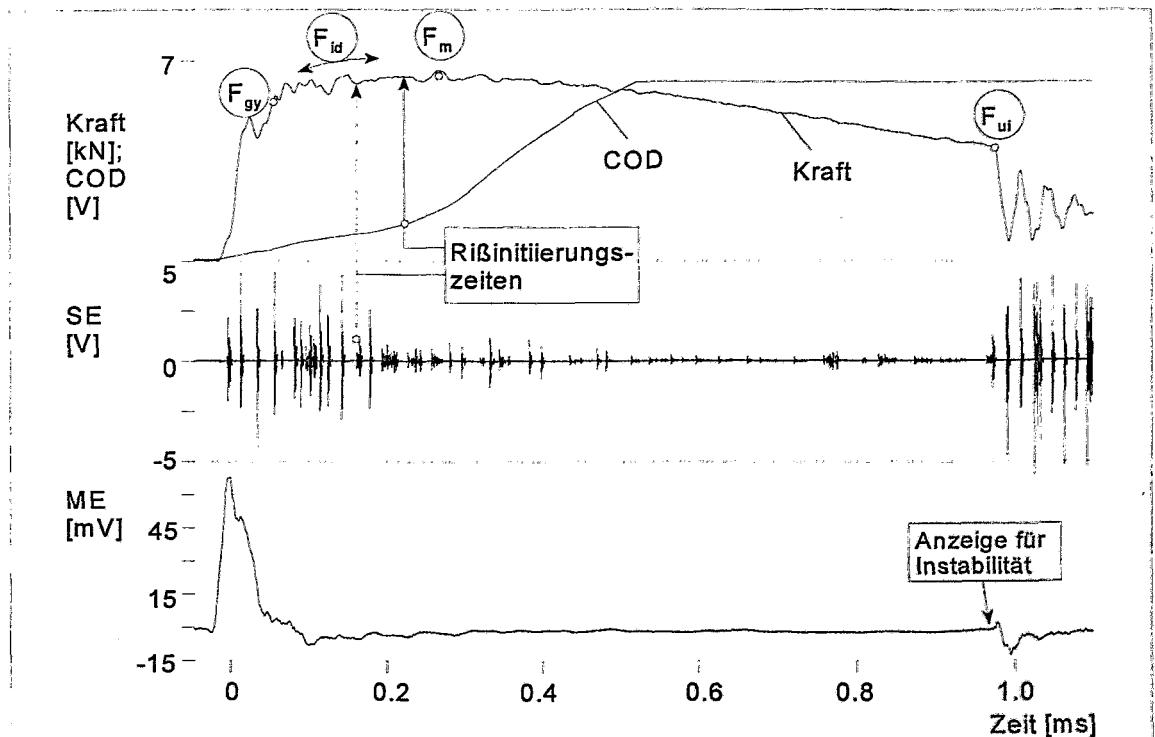


Abb.4-1 Charakteristische Signalverläufe im Übergangsbereich der Zähigkeit und Kennzeichnung der durch SE und COD detektierten Rißinitiierung.

Abb.4-1 zeigt ein Beispiel des Verlaufes der Kraft-, COD-, SE- und ME-Signale wie sie mit der in Finnland realisierten integrierten Versuchsanordnung gemessen werden. Lediglich im unteren Übergangsbereich werden weder mit COD noch mit SE Rißinitiierung detektiert, obwohl z.T. die mikrofraktografische Auswertung bereits ein geringes duktiles Rißwachstum Δa ausweist. Das ist beim COD-Verfahren prinzipiell nicht anders zu erwarten, da zur Erkennung des Minimums nachfolgendes stabiles Rißwachstum unumgänglich ist. Für SE muß der Befund möglicherweise darauf zurückgeführt werden, daß bei früher Rißinitiierung die SE-Signale im wesentlichen noch von den schlagdynamisch bedingten SE-Effekten der Anfangsphase geprägt werden. Diese Signale sind überraschenderweise beim invertierten PSW weder weniger intensiv noch von kürzerer Dauer, so daß aus dieser Sicht diese Meßanordnung keinen wesentlichen Vorteil bringt. Wahrscheinlich kompensiert die höhere Schlagenergie den Vorteil der Invertierung.

Das ME-Signal liefert, von einem Probenzustand abgesehen, auch bei Anwendung der

Lenkey'schen MF-Methode [LENKEY and WINKLER (1995)] keinen Hinweis auf stabile Rißausbreitung oder -initiierung. Stattdessen sind die MF-Verläufe im Anfangsbereich nahezu deckungsgleich für alle Proben, was auf die Messung einer Eigenschaft des elektronischen Systems, aber nicht einer Werkstoffeigenschaft hindeutet. Folglich muß die ME-Messung in der verwendeten Anordnung als nicht geeignet zur Detektion von Rißinitiierung bewertet werden.

Aus jedem Versuch wurden - soweit detektierbar - die Rißinitiierungszeiten mit Hilfe der COD- und der SE-Methode bestimmt. Die dazugehörigen Kraft-Durchbiegungswerte wurden benutzt, um in Analogie zur Auswertung statischer Dreipunktbiegeversuche nach ESIS P2-92 (1992) die verbrauchte Verformungsenergie und den dazugehörigen Rißfeldparameter J_i zu bestimmen, der als dynamische Rißinitiierungszähigkeit J_{id}^{COD} oder J_{id}^{SE} zu werten ist. Die oberen Indizes weisen dabei auf das zur Detektion benutzte Verfahren hin.

4.2 Bruchmechanische Übergangskurven $J_d(T)$

Die so erhaltenen J_{id} -Werte sind in Abhängigkeit von der Temperatur beurteilt worden. Beispielhaft ist die Abhängigkeit für den Stahl 10 CrMo 9 10, Zustand D, LT-Orientierung in Abb. 4-2 wiedergegeben.

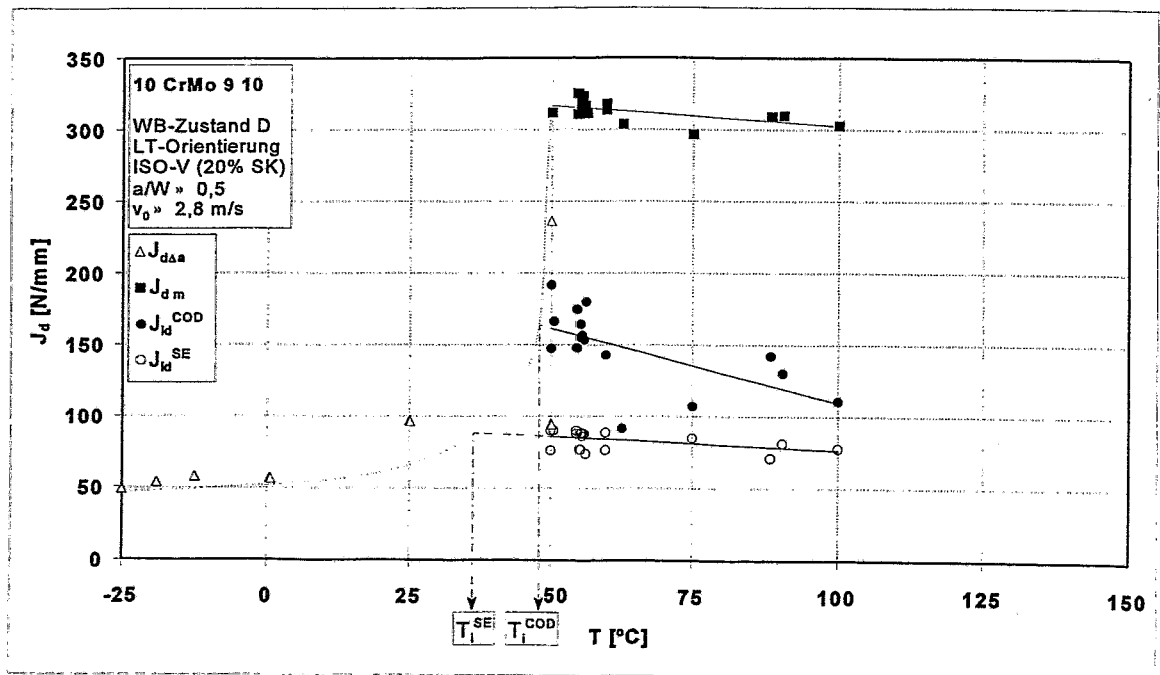


Abb. 4-2 Temperaturabhängigkeit der J-Rißzähigkeitsparameter

Dargestellt sind auch die J-Integralwerte bei instabilem Rißfortschritt $J_{d,daa}$ (od. J_{du}) und bei Erreichen des Lastmaximums $J_{d,m}$. Ihre Verknüpfung liefert die typische Temperaturabhängigkeit des Zähigkeitsverhaltens ferritischer Stähle (Spröd-duktil-Übergangsbereich). Instabiler Rißfortschritt ohne vorangegangenes stabiles Rißwachstum tritt für dieses Material bei einem J-Integral von ca. 50 N/mm auf. Die höheren Werte im Übergangsbereich sind mit vorangegangenen duktilem Rißfortschritt verbunden und somit gültig für andere Randbedingungen der örtlichen Verformungsbehinderung. Die

mit SE bestimmte Rißinitiierung J_{id}^{SE} liegt nur wenig über den Werten für instabilen Rißfortschritt und ist nicht oder nur schwach temperaturabhängig. Die Gleichwertigkeit beider Parameter im unteren Übergangsbereich entspricht der Vorstellung, daß das Übergangsverhalten durch zwei alternative Bruchmechanismen gesteuert wird. Der Schnitt der J_{id} -Temperatur- mit der $J_{d\Delta a}$ -Temperatur-Kurve liefert dann eine bruchmechanisch definierte Übergangstemperatur T_i , die auf der Basis der SE- bzw. COD-Messungen den Wechsel der Bruchmechanismen charakterisiert.

Durch COD wird Rißinitiierung später angezeigt, wodurch die J_{id}^{COD} -Werte deutlich höher liegen. Deren Temperaturabhängigkeit zeigt eine mit der Temperatur fallende Tendenz, die näherungsweise der Temperaturabhängigkeit von $J_{d,m}$ entspricht.

Für die anderen Probenerserien werden grundsätzlich ähnliche Zusammenhänge gefunden, wie den Übergangskurven aller Probenerserien in den Abbn. A0a bis A6a im Anhang entnommen werden kann. Besonders starke Streuungen zeigt der ASTM-bezogene Druckbehälterstahl A533 B1. Dieser große Streubereich ist materialbedingt und wird auch aus den Streuungen anderer mechanischer Eigenschaften bestätigt [BRUMOVSKÝ et al. (1996)].

4.3 Dynamische Rißwiderstandskurven $J_d(\Delta a)$

Vollständige Rißwiderstandskurven sind mit der Spaltbruchmethode nach BÖHME (1989) aufgenommen worden. Abb. 4-3 zeigt die Rißwiderstandskurve für 2 Probenorientierungen des Wärmebehandlungs-Zustandes D des Stahles 10 CrMo 9 10.

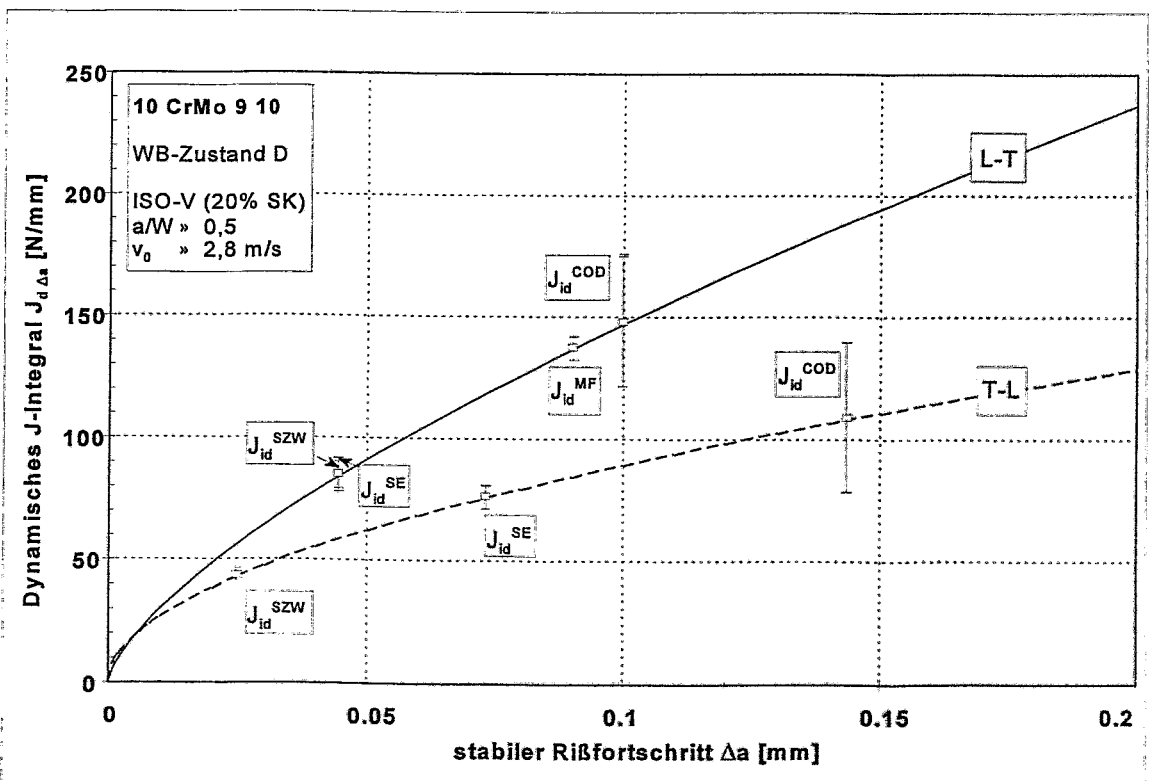


Abb. 4-3 Dynamische Rißwiderstandskurve nach Spaltbruch- J_R -Methode unter Vernachlässigung des Temperatureinflusses (angepaßte Kurven).

Die an den anderen Wärmebehandlungszuständen oder Stählen ermittelten Rißwider-

standskurven sind in den Abbn. A-0b bis A-6b im Anhang wiedergegeben. Eingezeichnet sind auch die physikalischen Rißinitiierungswerte J_{id}^{SZW} , die sich als Schnitt der gemessenen mittleren Stretchzonenwerte (siehe Tab.4) mit der Rißwiderstandskurve ergeben.

Bei der Bewertung von Rißwiderstandskurven und J_{id}^{SZW} -Werten sind 2 verfahrensimmanente Nachteile der Spaltbruchmethode zu berücksichtigen. Erstens werden dabei die Messungen an Proben, die bei unterschiedlichen Temperaturen geprüft worden sind, zu einer einheitlichen Rißwiderstandskurve zusammengefaßt und somit der Temperatureinfluß vernachlässigt. Die geringe Temperaturabhängigkeit der J-bezogenen Zähigkeitsparameter gemäß Abb. 4-2 spricht allerdings für die Brauchbarkeit dieser Näherung. Zum zweiten erweist es sich hingegen als unvorteilhaft, daß die Meßpunktverteilung im J_d - Δa -Feld zufallsgesteuert und häufig sehr ungleichmäßig ist. Je nach dem Typ der Funktion, mit der die Rißwiderstandskurve an die Meßpunkte angepaßt wird, treten vor allem im Anfangsbereich erhebliche Unterschiede im Kurvenverlauf auf. Da gerade dieser Kurvenbereich die Rißinitiierungszähigkeit bestimmt, muß mit Einschränkungen in der Genauigkeit und Reproduzierbarkeit, mit der die physikalische Rißinitiierungszähigkeit bestimmt werden kann, gerechnet werden. Nach Einschätzung der Verfasser erwies sich in dieser Situation die Kurvenanpassung mit einer 2-parametrischen Potenzfunktion am zuverlässigsten.

Eingetragen sind ferner in die Abbildungen mittlere Werte und das Streuband der Rißinitiierungskennwerte nach der SE-, COD- und - soweit möglich - der ME-Methode. Sie wurden unter Vernachlässigung der teilweise beobachteten leichten Temperaturabhängigkeit aus allen Meßwerten einer Probenserie bestimmt und sind in Tab. 4 gemeinsam mit der physikalischen Rißinitiierungszähigkeit J_{id}^{SZW} zusammengestellt.

Tab.4 Dynamische Rißintiierungszähigkeit J_{id} auf Basis von Einprobenverfahren im Vergleich zum physikalischen Rißinitiierungswert J_{id}^{SZW} auf Basis der J_d - Δa -Kurve.

Werkstoff	SZW [μm]	dyn. Rißinitiierungszähigkeit [N/mm]			
		J_{id}^{SZW} ^{*)}	J_{id}^{SE}	J_{id}^{COD}	$J_{d0,2}$
ASTM A533B1 (L-T)	85 ± 18	120 ± 16	102 ± 23	113 ± 22	225
10 CrMo9 10 D (L-T)	44 ± 4	83 ± 5	83 ± 7	148 ± 27	237
D.(T-L)	24 ± 1	46 ± 1	76 ± 4	109 ± 30	133
E (L-T)	42 ± 7	79 ± 10	74 ± 24	144 ± 26	262
F.(T-L)	29 ± 1	60 ± 2	73 ± 7	116 ± 20	191
G (L-T)	92 ± 14	142 ± 16	62 ± 8	115 ± 21	252
StE 460 (L-T)	40 ± 7	82 ± 5	99 ± 9	-	185
15Kh2NMFAA (L-T)	109 ± 12	147 ± 12	260 ± 66	-	240

^{*)} Kurvenanpassung nach $J_d = A \Delta a^B$.

Die Verknüpfung der Rißzähigkeitsparameter der Einprobenverfahren mit der Rißwiderstandskurve veranschaulicht, welcher stabile Rißfortschritt dem durch die Methode angezeigten Initiierungswert entspricht.

Abb. 4-3 zeigt deutlich die geringere Zähigkeit (= geringerer Rißwiderstand) der T-L-Orientierung, deren Rißfortschrittsrichtung senkrecht zur Hauptverformungsrichtung liegt. Dieser Unterschied wird auch von den benutzten Verfahren richtig wiedergegeben. Man erkennt weiterhin, daß COD die Rißinitiierung erst nach erheblichem duktilem Rißfortschritt anzeigt. Eine Ausnahme in dieser Hinsicht bildet der hochzähe Wärmebehandlungszustand G des 10 CrMo 9 10 (Anhang Abb. A-4b), der im Mittel COD- und SE-Detektion vor der physikalischen Initiierung zeigte.

Der mittels COD bestimmte Rißinitiierungswert mit relativ breiten Streubändern kommt den technischen Ersatzwerten für Rißinitiierung ($J_{d0,2}$) recht nahe. SE zeigt in Abb. 4-3 (aber auch für die Abbildungen A-0b, A-3b und A-5b) Rißinitiierung nahe oder oberhalb (Abbildungen A-1b u. A-6b) des Bereiches der Rißabstumpfung an. Für andere Probenreihen (A-2b und A-4b) ist Δa bei Rißinitiierung durch SE auch deutlich kleiner als die SZW.

4.4 DMS-Messung

Eine Dehnungsmessung mit DMS, die auf der Probe appliziert sind, wird in Anbetracht des dafür notwendigen Aufwandes nicht zu einem praktikablen Einproben-Nachweisverfahren für Rißinitiierung führen. Die durchgeführten Messungen sollten nur punktuell am Reaktordruckbehälterstahl 15Kh2NMFAA eine zusätzliche Verifikation der Einprobenverfahren liefern.

Die hier untersuchten duktilen Stähle lassen bei Prüftemperaturen im oberen Übergangsbereich oder im Bereich der Zähigkeitshochlage duktile Rißinitiierung zwischen dem Erreichen der Fließlast F_{gy} und der maximalen Last F_m erwarten. Folglich sollten auch in diesem Bereich charakteristische DMS-Signaländerungen zu erkennen sein. Abb. 4-4 zeigt den Signalverlauf der Meßgrößen Last, DMS-Spannung und SE.

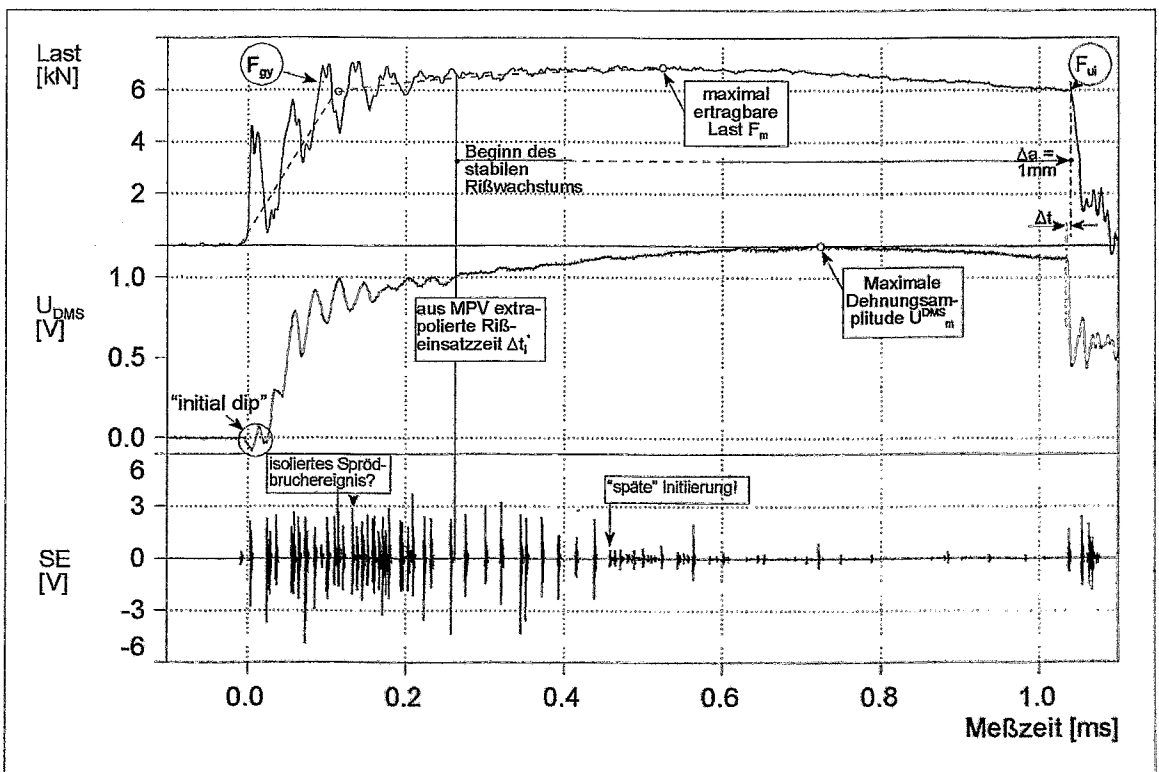


Abb. 4-4 Simultan gemessene Last-, DMS- und SE-Signalverläufe.

Im wesentlichen korrespondiert das DMS-Signal mit geringer zeitlicher Versetzung zum Lastsignal. Zu Beginn wird ein als "initial dip" bezeichneter Signalabfall beobachtet, der Druckdehnungen in Rißspitzenumgebung anzeigt und beispielsweise von KOHLHAAS (1982), KALKHOF (1986a), Mac GILLIVRAY and CANON (1992) sowie MÜLLER und BALZER (1989) gemessen wurde. Sichtbar ist auch der Dehnungsabfall bei Beginn der instabilen Rißausbreitung (Sprödbruch) am Ende des Versuches, der in der Kraftkurve (F_{ult}) erwartungsgemäß etwas später angezeigt wird. Der Nachweis von "initial dip" und instabiler Rißausbreitung ist als Nachweis einer korrekten Applikation des DMS zu werten. Außer den der Kraftkurve gegenläufigen Oszillationen des DMS-Signals im Anfangsbereich weist die DMS-Signalkurve zwischen "initial dip" und instabiler Rißausbreitung keine Besonderheiten auf, die als Beginn charakteristischer Prozesse zu interpretieren wären. Insbesondere ist der von RINTAMAA (1993) als stabile Rißinitiierung bewertete signifikante Signalabfall am Maximum des DMS-Signals nicht zu beobachten. Die Bruchflächenuntersuchung zeigte jedoch, daß bei den untersuchten Proben ein größerer stabiler Rißfortschritt aufgetreten war. Infolgedessen muß die DMS-Technik als nicht geeignet eingeschätzt werden, um bei dem zähen Druckbehälterstahl Rißinitiierung anzuzeigen. Offensichtlich ist für diesen Fall das elastische Spannungsfeld im Bereich des DMS durch das Weitfeld der plastischen Zone und nicht durch das Nahfeld der Rißspitzenumgebung bestimmt.

4.5 Anwendung der Dynamischen Key-Curve-Methode (DKC-Methode)

Der Beginn des stabilen Rißwachstums sollte sich auch im Last-Durchbiegungsverlauf bemerkbar machen. Von Biegeversuchen bei langsamer Verformung unter stetiger Lastaufbringung ausgehend, sind kurvenanalytische Verfahren, bei denen eine tief-schürfende Analyse des Verlaufes der Last-Durchbiegungskurve erfolgt, auch für den modifizierten Kerbschlagbiegeversuch angewandt worden. Allerdings führen hier die Oszillationen im Lastsignal zu zusätzlichen Schwierigkeiten.

Das für die Arbeit angewandte Verfahren geht auf die von ERNST u.a. [1979] entwickelte Key-Curve-Methode zurück. Die Methode betrachtet die Last (F) als Zustandsfunktion der Rißöffnung (COD) und der Rißlänge (a), unabhängig davon, auf welchem Weg die Rißlänge oder -öffnung erreicht worden ist. Somit können Last-COD-Kurvenscharen für unterschiedliche Rißlängen experimentell bestimmt oder mit FEM berechnet und mit der experimentellen Kurve verglichen werden. FALK und DAHL (1992) führen die Näherung unter Verwendung einer Potenzfunktion zwischen dem plastischen Anteil der Durchbiegung und der Last gemäß einer nach KUMAR et al. (1981) im EPRI-Handbuch vorgeschlagenen Näherung weiter. Sie leiten auf diese Weise eine Beziehung zwischen der auf die Änderung der plastischen Durchbiegung s_{pl} , dem Verfestigungskoeffizienten N (Ramberg-Osgood-Näherung) und der auf die momentane Kraft bezogenen Steigung der Kraft-Durchbiegungskurve $dF(s)/(ds_{pl} \cdot F(s))$ ab.

$$\frac{da}{ds_{pl}} = \frac{W - a_0}{2} \left(\frac{1}{N \cdot s_{pl}} - \frac{dF(s)}{ds_{pl} \cdot F(s)} \right) \quad (1)$$

Der Klammerausdruck wird bei kleinen Durchbiegungen von großen Werten kommend rasch kleiner, durchläuft ein Minimum und steigt anschließend wieder an. In diesem

Verhalten spiegelt sich der Einfluß der Verfestigung durch den Term $1/(N \cdot s_{pl})$ in Konkurrenz zur Nachgiebigkeitsänderung im Term $dF(s)/(ds_{pl} \cdot F(s))$ wieder. Der Durchbiegungswert im Minimum (s_i) wird von FALK und DAHL (1992) ohne nähere Begründung als Rißinitiierung interpretiert und mit diesem Wert die Rißinitiierungszähigkeit J_{id}^{DKCM} berechnet.

Weiterführend berechnen OTT und BÖHME (1992) die Rißverlängerung Δa_{ges}

$$\Delta a_{ges}(s) = \frac{1}{(W-a_0) B_N \sigma_{fd}} \int_0^{s_i} F(s) ds + \frac{W-a_0}{2 \cdot N} \ln \left| \frac{s}{s_i} \right| - \frac{W-a_0}{2} \ln \left| \frac{F(s)}{F(s_i)} \right| + const(s-s_i) \quad (2)$$

und den Rißwiderstand $J_{ges}(\Delta a)$.

$$J_{ges}(\Delta a) = \frac{2}{(W-a_0) B_N} \int_0^s F(s) ds \quad (3)$$

Dabei ist B_N die Nettodicke der Probe und σ_{fd} die dynamische Fließspannung. Mit (2) und (3) kann eine vollständige Rißwiderstandskurve berechnet werden. Das mittels Gl. (1) bestimmte da/ds -Minimum liefert zusätzlich den Rißinitiierungskennwert.

Von OTT und BÖHME (1992) wurde auch das Approximationsverfahren zur Kurvenglättung des $F(s)$ -Verlaufes mit einem Polynom 4. Ordnung übernommen, wodurch eine analytische Integration von Gl. (3) möglich wird.

Tab.5 Ergebnisse der DKC-Methode - Vergleich mit Messungen.

Probe	N	DKC-Methode				Messung		
		$\Delta a_i \hat{=} SZW$ [mm]	s_{id}^{DKCM} [mm]	J_{id}^{DKCM} [N/mm]	Δa_{ges}^{DKCM} [mm]	s_{id}^* [mm]	J_{id}^{SZW} [N/mm]	Δa_{ges} [mm]
D2_10	26,99	0,022	0,236	44	1,697	0,49	83	2,15
D2_12		0,020	0,252	50	0,875			1,56
D3_17		0,026	0,247	52	0,903			1,64
E3_14	26,21	0,031	0,277	60	0,675	0,45	79	1,34
E3_15		0,021	0,215	42	-0,135			0,61
E3_18		0,042	0,34	83	1,527			1,89

Tab. 5 enthält die an je drei Proben von zwei Wärmebehandlungen (D, E) des Stahles 10 CrMo 9 10 berechneten Werte für die Rißinitiierungsdurchbiegung s_{id}^{DKCM} , die maximale Rißabstumpfung Δa_i^{DKCM} , die Rißeinleitungszähigkeit J_{id}^{DKCM} und die Endrißlänge Δa_{ges}^{DKCM} und vergleicht sie mit der am Ende der Messung erhaltenen experimentell bestimmten Rißlänge Δa_{ges} und den aus der Mehrprobentechnik für diese Materialgruppe erhaltenen Werte für die physikalische Rißinitiierungszähigkeit J_{id}^{SZW} und für die Durchbiegung bei Rißinitiierung s_{id}^* .

Es zeigt sich, daß mit der DKC-Methode Rißinitiierungsparameter gefunden werden, die weit unterhalb der aus der Mehrprobentechnik ermittelten liegen. Nach der DKC-Methode tritt Rißinitiierung bis auf eine Ausnahme (E3-18) im Bereich der Durch-

plastifizierung (F_{gy} , s_{gy}) auf, was aufgrund aller anderen Ergebnisse als unrealistisch einzuschätzen ist. Vergleicht man die berechneten mit den experimentell ermittelten Endrißlängen, wie in Abb. 4-5, so ergibt sich zwar eine eindeutige nahezu 1:1-Korrelation, aber die DKC-Methode liefert zu kleine Werte. Das deutet auf einen systematischen Fehler hin. In die Näherung nach FALK und DAHL (1992) gehen mit dem Ramberg-Osgood-Koeffizienten N und der Fließspannung σ_{fd} weitere Materialparameter ein, von denen zumindest N nicht aus den Versuchen selbst ermittelt werden kann. N wurde aus Zugversuchen bei niedrigen Dehnungsgeschwindigkeiten bestimmt. Eine Geschwindigkeitsabhängigkeit von N wurde nicht berücksichtigt, kann aber nicht ausgeschlossen werden. Allerdings müßte N von den gemessenen und der Rechnung zugrundegelegten Werten von 26...27 auf 6...11 reduziert werden, um eine Korrespondenz zwischen den berechneten und den gemessenen Endrißlängen zu erreichen. Es erscheint fraglich, daß N derartig stark von der Dehnungsgeschwindigkeit abhängt. Jedenfalls sind die in dieser Arbeit mit der DKC-Methode bestimmten Rißinitiierungsparameter als zweifelhaft zu bewerten und folglich zur Verifizierung der anderen Einprobenverfahren ungeeignet. Auf eine weitere Anwendung für die anderen Materialgruppen wurde deshalb verzichtet.

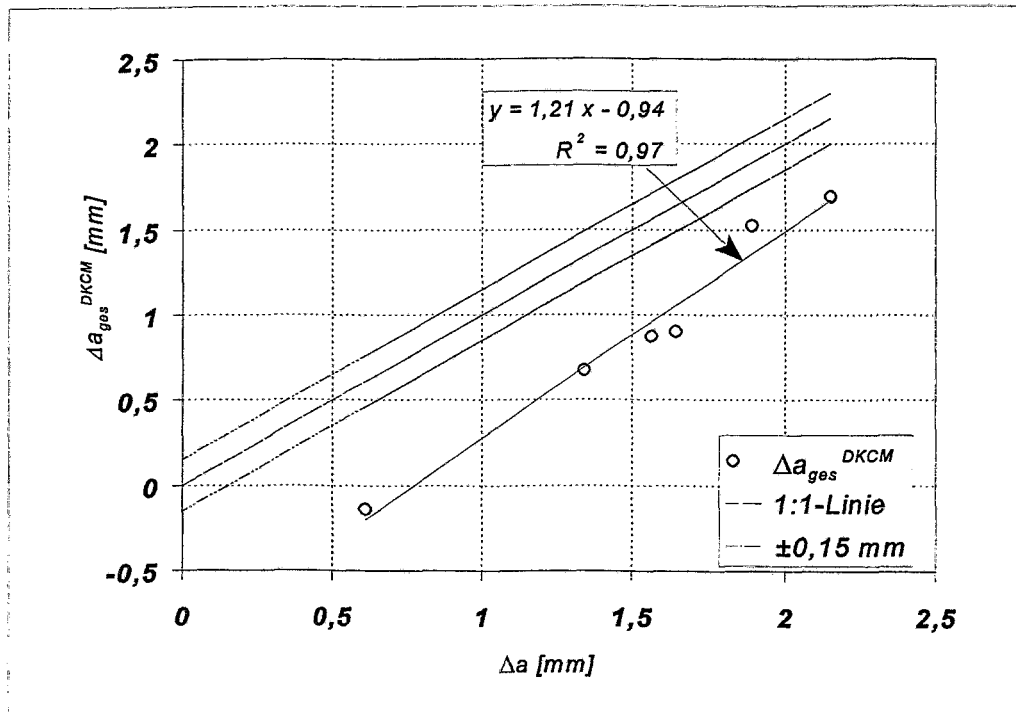


Abb.4-5 Korrelation zwischen den mit der DKC-Methode berechneten und den gemessenen Endrißlängen Δa_{ges} .

4.6 Das J-Integral $J_{d,m}$ bei maximaler Last

Der Parameter $J_{d,m}$ wird vor allem bei seitgekerbten, angeschwungenen Proben in Ermangelung genauerer Meßverfahren verbreitet zur Charakterisierung des Werkstoffwiderstandes bei duktiler Rißinitiierung genutzt. Dabei wird davon ausgegangen, daß bei Erreichen der maximal ertragbaren Last stabile Rißinitiierung einsetzt. Aus Abb. 4-2 wird sehr anschaulich, daß für den Werkstoffzustand D (LT) eindeutig vor dem Erreichen der maximal ertragbaren Last F_m bereits stabiles Rißwachstum eintritt. Dies gilt auch für alle anderen Werkstoffe und -zustände. Die Ergebnisse wider-

sprechen klar der Hypothese, daß F_m mit duktiler Rißinitiierung verbunden ist.

Stattdessen stellt der Abstand zwischen $J_{d,m}$ und J_{id} eine Art Sicherheitsreserve des Werkstoffes dar, die man mit dem Verhältnis $S_{J_{id}}$ nach Glg. (4) quantifizieren kann.

$$S_{J_{id}} = \frac{J_{id}}{J_{d,m}} \quad (4)$$

Dieses Verhältnis wurde für alle Werkstoffe und -zustände berechnet und in Tab. 6 zusammengestellt. $J_{d,m}$ ist dabei der Mittelwert aller Einzelmessungen, die bei Temperaturen zu Beginn des Hochlagenenergiebereiches gemessen wurden.

Tab. 6 $S_{J_{id}}$ -Verhältnis der untersuchten Werkstoffe und -zustände.

Werkstoff	$J_{d,m}$ [N/mm]	J-Integral-Verhältnis $S_{J_{id}}$ bezogen auf				
		J_{id}^{SZW}	J_{id}^{SE}	J_{id}^{MF}	J_{id}^{COD}	$J_{d,0,2}$
ASTM A533B1	500	0,24	0,20	0,25	0,23	0,45
D (L-T)	312	0,27	0,27	0,46	0,47	0,76
D.(T-L)	155	0,30	0,49	-	0,70	0,86
E (L-T)	361	0,22	0,21	-	0,40	0,73
F.(T-L)	203	0,30	0,36	-	0,57	0,94
G (L-T)	677	0,21	0,09	-	0,17	0,37
StE 460	196	0,42	0,51	-	-	0,94
15Kh2NMFAA	442	0,33	0,59	-	-	0,54

Wie Tab. 6 zeigt, sind alle $S_{J_{id}}$ -Verhältnisse ≤ 1 . Das Erreichen des Wertes 1 würde dieser Definition gemäß stabile Rißinitiierung im Lastmaximum bedeuten. Je kleiner das Verhältnis, desto weiter rückt die Initiierung aus dem Lastmaximum in Richtung geringere Durchbiegung und desto mehr stabiles Rißwachstum wird bis zum Erreichen der maximal ertragbaren Last toleriert, wenn man vergleichbare stabile Rißlaufgeschwindigkeiten voraussetzt. In diesem Zusammenhang bewirkt die bei den Werkstoffzuständen D(L-T)→E(L-T)→G(L-T) in der genannten Reihenfolge zunehmende Hochlagenergie einen Abbau des Verhältnisses, was als ein Anwachsen der Sicherheitsreserve interpretiert werden kann. Betrachtet man gleiche Werkstoffzustände, aber unterschiedliche Orientierungen, dann sind bei T-L geringere Sicherheitsreserven festzustellen. Der Parameter in der letzten Spalte gerät hier in die Nähe des Wertes 1. In solchen Fällen könnte der aus der Maximallast abgeleitete Parameter $J_{d,m}$ eine brauchbare Schätzung für den technischen Näherungswert $J_{d,0,2}$ der Rißinitiierungszähigkeit sein. Es sei allerdings nachdrücklich auf die Probenform- und -größenabhängigkeit des Verhältniswertes aufmerksam gemacht.

Insgesamt zeigt die Betrachtung, daß bei der Initiierungsbeurteilung anhand des $J_{d,m}$ -Wertes bereits deutlicher Rißfortschritt zu verzeichnen ist, während die physikalische Rißinitiierung sehr viel früher stattfindet. Die Verwendung des $J_{d,m}$ -Wertes für die Sicherheitsbewertung angerissener Strukturen gegen duktile Rißeinleitung ist demnach nicht empfehlenswert.

4.7 Korrelation der Rißinitiierungskennwerte

Einen Vergleich zwischen den durch die verschiedenen Methoden bestimmten Rißinitiierungszähigkeitswerten veranschaulichen die Abbn. 4-6 und 4-7. Abb. 4-6 vergleicht die SE- und COD-Ergebnisse miteinander, Abb. 4-7 gibt eine vollständige Übersicht der Korrelationen bezogen auf die jeweils aus der Rißwiderstandskurve bestimmten physikalische Rißinitiierungszähigkeit J_{id}^{SZW} .

Eine hinreichend strenge Korrelation, die näherungsweise der 1:1-Linie folgt, lediglich um ca. 120 N/mm zu höheren Werten hin verschoben ist, läßt nur der technische Rißinitiierungsparameter $J_{d0,2}$ erkennen. Das ist insoweit erwartungsgemäß, als dieser auf der Basis derselben Rißwiderstandskurve gewonnen wurde und lediglich, entsprechend der Definition des Parameters, bereits stabiles Rißwachstum zuläßt. Das Ergebnis ist ein weiterer Beleg dafür, daß $J_{d0,2}$ als technischer Ersatzkennwert eine brauchbare Näherung der physikalischen Rißinitiierung darstellt. Immerhin zeigen die leichten Abweichungen der Trend-Geraden vom 1:1-Verlauf und die Streuungen der Werte für die verschiedenen Wärmebehandlungszustände und Probenorientierungen des Stahles 10 CrMo 9 10, daß auch der Verlauf der Rißwiderstandskurve im Anfangsbereich von Einfluß ist und sich unterschiedlich bei den verschiedenen Stählen oder Stahlzuständen auswirkt.

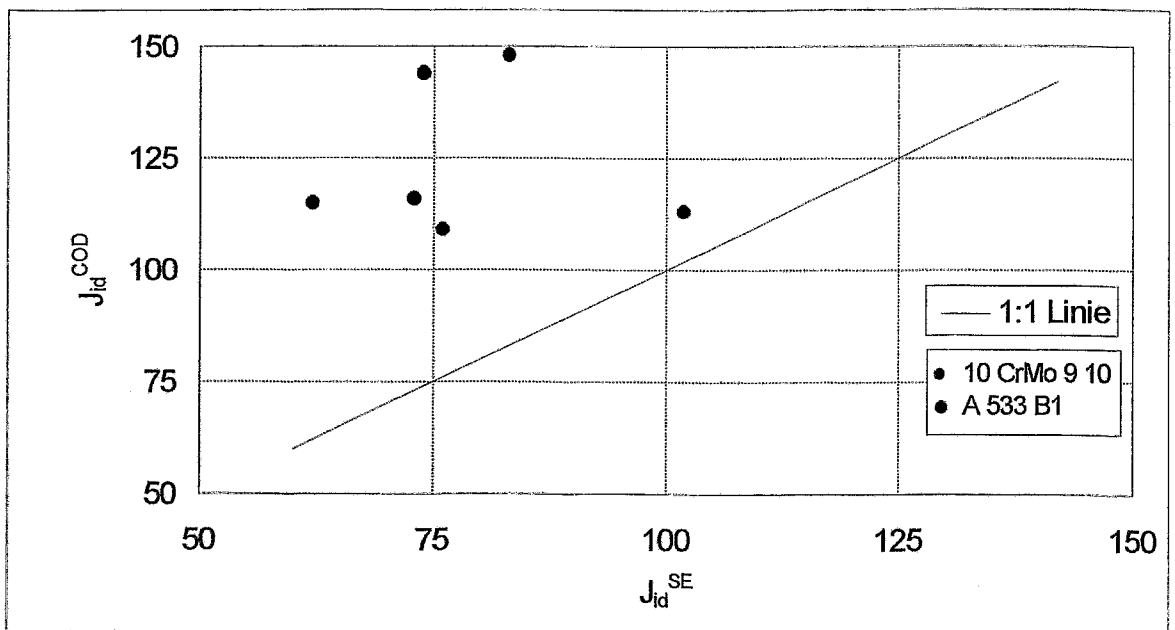


Abb. 4-6 Direkter Vergleich der mittels SE und COD gewonnenen mittleren Rißinitiierungszähigkeit für die Stähle A 533 B1 und 10 CrMo 9 10.

Direkt um die 1:1-Korrelation streuend, liegen die mit der SE bestimmten Rißinitiierungskennwerte. Damit qualifiziert sich die SE-Methode als ein zur Rißinitiierungsbestimmung im Kerbschlagbiegeversuch brauchbares Einprobenverfahren.

Allerdings ist bei näherer Betrachtung eine kritischere Bewertung angebracht. So werden die verschiedenen Wärmebehandlungszustände bzw. Probenorientierungen innerhalb der Versuchsreihe mit 10 CrMo 9 10, die hinsichtlich ihrer Kerbschlagzähigkeit und, mit Einschränkung, ihrer physikalischen Rißinitiierungszähigkeit eine eindeutige Rangfolge aufweisen, mit der SE-Methode nicht als unterschiedlich bewertet.

Wie RICHTER (1997) in einer vorangegangenen Untersuchung bei aufschlagfreier, stetiger Lastaufbringung mit vergleichbaren Belastungsgeschwindigkeiten und identischer Hammerfingengeometrie nachweisen konnte, werden die SE-Signale de facto im Rißspitzenbereich erzeugt und signalisieren folglich tatsächlich Werkstoffprozesse in Rißspitzenumgebung. Die daraus ermittelten Rißinitiierungszähigkeiten standen in der Untersuchung im Einklang mit den Werten, die mit der Rißwiderstandskurve gewonnen worden sind. In Verbindung mit den Ergebnissen dieser Arbeit läßt das vermuten, daß die durch SE ausgewiesenen Werkstoffprozesse zwar im zeitlichen Vor- oder Umfeld der Rißinitiierung ablaufen, aber nicht streng kausal mit dieser in Verbindung stehen. In eine solche Vorstellung fügen sich auch die vergleichsweise größeren Abweichungen von der 1:1-Korrelationsgeraden für die hochzähnen Materialproben (15Kh2NMFAA, 10 CrMo 9 10-G) ein.

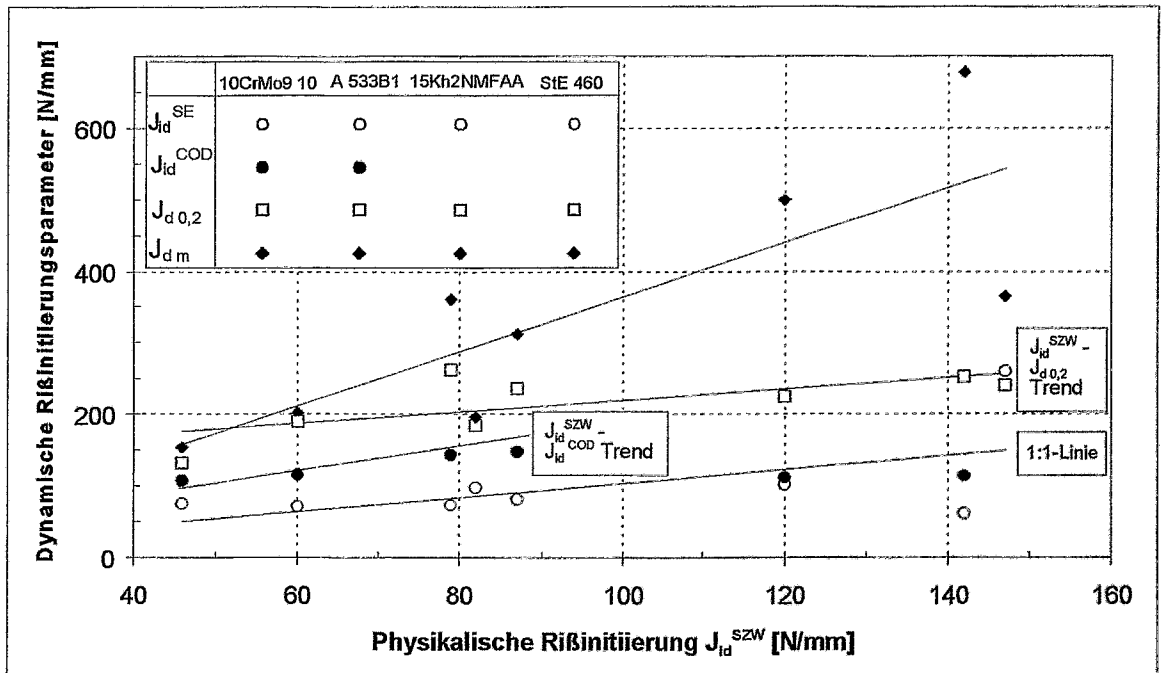


Abb.4-7 Korrelation dynamischer Rißinitiierungsparameter mit der physikalischen Rißinitiierung verschiedener Stähle.

Wenig befriedigend ist die Korrelation der COD-Ergebnisse zur physikalischen Rißinitiierung. Betrachtet man alle Meßergebnisse, würde man, wenn überhaupt, eher einen negativen Trend feststellen. Andererseits ist, vom hochzähnen Zustand G abgesehen, innerhalb der Versuchsreihe mit 10 CrMo 9 10 eine eindeutige, lediglich parallel verschobene 1:1-Korrelation zur physikalischen Rißinitiierung zu beobachten. Damit sind zwei Schlußfolgerungen naheliegend:

1. COD erlaubt den Nachweis von Rißinitiierung bereits nach geringem stabilen Rißfortschritt und liefert folglich Werte, die vergleichbar mit einem technischen Ersatzkennwert der Rißinitiierung sind.
2. Das COD-Signal wird nicht nur durch die Änderung des im Rißgrund gestreuten Laserlichtes charakterisiert, die durch Rißabstumpfung und -wachstum bedingt ist, sondern wird auch durch die Deformationsprozesse der weiteren Rißumgebung

beeinflusst. Das wirkt sich vor allem bei hochzählen Werkstoffen aus, so daß eine allgemeine, voraussetzungslose Anwendung des Verfahrens gegenwärtig nicht gerechtfertigt erscheint.

Aus dieser Sicht erweist sich die COD-Technik der verwendeten Version nicht mehr als eine gute Basis für Verifikationsuntersuchungen zum Reißinitiierungsnachweis mit anderen Einprobenverfahren.

Infolgedessen ist die in Abb. 4-6 wiedergegebene trendlose Punkteverteilung beim Vergleich der Ergebnisse von COD und SE nicht überraschend.

Schließlich sind in den Korrelationsbeziehungen auch die J-Integrale J_{dm} bei maximaler Last eingetragen. Hierfür gibt es ebenfalls eine Korrelation, die allerdings einen steileren Verlauf als die 1:1-Linie zeigt. Da beim Lastmaximum für die hier untersuchten Stähle in aller Regel bereits ein deutliches stabiles Reißwachstum aufgetreten ist, ist der so definierte J-Integralwert auch durch den Verlauf der Reißwiderstandskurve geprägt. Der daraus resultierende Beitrag wächst mit zunehmender Zähigkeit, so daß der Abstand zwischen J-Integral bei Reißinitiierung und bei Lastmaximum ebenfalls zunimmt. Diese Grundtendenz spiegelt das Ergebnis wieder. Allerdings sind zusätzliche stark werkstoffspezifische Einflüsse bedeutsam, was sich in den z.T. beträchtlichen und mit der Zähigkeit zunehmenden Streuungen bemerkbar macht. Die Darstellung macht noch einmal deutlich, daß J-Integrale auf der Basis des Lastmaximums bei zähren Stählen schlechte, nicht konservative Näherungen für die Reißinitiierungszähigkeit sind.

5 **Schlußfolgerungen**

Es wurde eine Kerbschlagbiege-Versuchsanordnung vorgestellt, mit der erstmalig simultan Schlagkraft-, COD-, SE- und ME-Signale an mehreren Werkstoffen bzw. Zuständen und bei reduzierten Aufschlag- und Schwingungseffekten gemessen werden konnten. Mit der Spaltbruchmethode bestimmte Reißwiderstandskurven lieferten darüber hinaus auf die Reißabstumpfung (SZW)-bezogene physikalische Reißinitiierungswerte. Punktuell wurde versucht, Reißinitiierung auch mit Hilfe der dynamischen Key-Curve-Methode aus der Analyse der Kraftkurve oder durch direkte Probeninstrumentierung mit DMS nachzuweisen. Auf diese Weise konnten auf einer empirisch-vergleichenden Grundlage die Eignung verschiedener Methoden zum Nachweis von Reißinitiierung unter den Belastungsbedingungen eines Kerbschlagversuches an vorermüdeten, seitgekerbten ISO-V-Proben bewertet werden.

Mit SE und COD können charakteristische Erscheinungen vor dem Lastmaximum und in der Nähe der physikalischen Reißinitiierung zumindest in den Fällen nachgewiesen werden, in denen der duktile Reißfortschritt Beträge $> 0,1$ mm annimmt. Die ME-Methode erscheint bei diesen Versuchen als nur wenig brauchbar, da hier offensichtlich eine System-, aber keine Werkstoffeigenschaft gemessen wird.

Tendenziell zeigt die COD-Methode eine höhere dynamische Initiierungszähigkeit als die SE-Methode an. In Hinsicht auf die dynamische Reißwiderstandskurve bedeutet das, daß die COD-Methode bei den hier untersuchten Stählen erst nach einem geringen, aber deutlichen Betrag an stabilem Reißfortschritt anspricht. Eine Identität der mit

SE- und COD-Methode gemessenen Werte ist folglich prinzipiell zu verneinen. Offensichtlich sprechen beide Verfahren auf unterschiedliche Aspekte des Rißinitiierungsprozesses an. Dabei ist zu bedenken, daß Rißinitiierung in hochzähen Stählen weder zeitlich noch örtlich ein eindeutig zu definierendes Ereignis ist. Für Stähle mit nicht zu hoher Zähigkeit ($J_{id}^{SZW} < 100 \text{ N/mm}$) liefert COD eine um ca. 60 N/mm zu größeren Werten parallel verschobene 1:1-Korrelation zur physikalischen Rißinitiierung. Das für COD-Anzeige notwendige Maß an duktilem Rißwachstum läßt den COD-Kennwert eher als einen technischen Ersatzkennwert in Analogie zum statischen $J_{0,2}$ erscheinen. Allerdings ist die Korrelation zum Rißinitiierungskennwert nur im Bereich geringerer Rißinitiierungszähigkeit gewährleistet. Bei hohen Zähigkeiten wird die COD-Methode durch Verformungsprozesse im Kerbumfeld zusätzlich beeinflusst.

SE liefert zwar im Gesamtergebnis, nicht aber im Detail eine nahezu 1:1-Korrelation, um die allerdings einzelnen Werte, vor allem für sehr zähes Werkstoffverhalten, beträchtlich streuen können. Die Methode versagt aber im Einzelfall, wenn Rangfolgen unterschiedlicher physikalischer Rißinitiierungszähigkeit einer Versuchsserie rangordnungsgleich wiedergegeben werden sollen.

Es kann nicht mit Sicherheit angenommen werden, daß SE tatsächlich aus den Prozessen herrührt, die unmittelbar mit dem Übergang der maximalen Rißabstumpfung zum stabilen Rißwachstum in Zusammenhang stehen. Möglicherweise werden lediglich Prozesse detektiert, die spontan Energie freisetzen und Werkstoffschädigung in der Rißumgebung charakterisieren. Inwieweit diese Schädigung dann zur Rißinitiierung führt, mag eine von Werkstoff zu Werkstoff unterschiedlich zu beantwortende Frage sein. Berücksichtigt man das Gefüge der untersuchten Stähle, die vorwiegend eine heterogene, komplexe Bainitstruktur mit ausgeprägter Strukturhierarchie aufweisen, so erscheint eine solche Vorstellung auch nicht als unbegründet. In allen untersuchten Fällen jedoch liefert die SE-Methode einen brauchbaren Schätzwert für die physikalische Rißinitiierungszähigkeit. Er ist einem anderen häufig verwendeten Schätzwert, dem J-Integral am Lastmaximum, hinsichtlich seiner Nähe zur Rißinitiierungszähigkeit und seiner prinzipiellen Konservativität wesentlich überlegen.

Ohne bzw. mit nur geringem Erfolg konnte die direkte Probeninstrumentierung mit DMS und die dynamische Key-Curve-Methode zum Nachweis der duktilen Rißinitiierung benutzt werden. Hierfür ist noch weitere Vorarbeit zu leisten.

Schrifttum

ACOUSTIC EMISSION (1980), papers presented April 1979 in Bad Nauheim, at a meeting organised by the Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., Oberursel, 1980

BALZER, G., S. MÜLLER (1989); Persönliche Mitteilung über die dynamische Bruchzähigkeit K_{I_d} in Abhängigkeit von der Temperatur, Forschungszentrum Karlsruhe FZK, IMF-II, 1989.

BÖHME, W. (1989), "Experimentelle Untersuchungen zum Elastisch-Plastischen Bruchverhalten eines Druckbehälterstahls unter Dynamischer Beanspruchung", Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM), IWM-Bericht W 3/89, Januar 1989.

BRUMOVSKÝ, M., F. GILLEMOT, A. KRYUKOV, V. LEVIT, K. WALLIN (1996), Draft of Final Report on Results from "The Phase III of IAEA Co-ordinated Research Programme - Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and their Analysis", January 1996.

BRÜNINGHAUS, K., J. FALK, M. TWICKLER, W. DAHL (1989) "Determination of Crack Resistance Curves under Static and Dynamic Loading by Analysis of Load Displacement Relationship", Eng. Fract. Mech. 34 (1989)4, pp. 989-1000.

CROSTACK, H.-A., H.-D. STEFFENS, A.K. ENGELHARDT (1981) "Measurement of Dynamic Fracture Toughness Applying Acoustic Emission Techniques", In: G.C. Sih, M. Mirabaile: Analytical and Experimental Fracture Mechanics, Proc. of an Internat. Conf.; Alphen an den Rijn (Netherlands), 1981, p. 507.

DALLY, J. W., J.R. BERGER (1993), "The Role of Electrical Resistance Strain Gauge in Fracture Research", Chapter 1 in "Experimental Techniques in Fracture III", Ed.: J. Epstein, 1993, pp. 1-39.

EISENBLÄTTER, J. (1980), "Acoustic Emission Analysis Introduction, Present Status and Future Development", in ACOUSTIC EMISSION, p. 1.

ENGELHARDT, A. H., H. D. STEFFENS UND H. A. CROSTACK (1978), "Anwendung der Schallemissionsanalyse beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch" DVM, Deutscher Verband für Materialprüfung e.V., Vorträge der 10. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge, Oktober 1978, TH Darmstadt, S. 95-106.

ERNST, H., P.C. PARIS, M. ROSSOW, J.W. HUTCHINSON (1979), "Analysis of Load-Displacement Relationship to Determine J-R Curve and Tearing Instability Material Properties", Fracture Mechanics, ASTM STP 677, C.W. Smith, Ed., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 581-599.

ESIS P2-92 (1992), "Procedure for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials" European Structural Integrity Society, Delft (The Netherlands), Jan. 1992.

FALK, J., W. DAHL (1992), "Bestimmung von Reißwiderstandskurven aus dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch an Stählen mit Streckgrenzen zwischen 400 und 1000 MPa", 24. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, 18./19. Februar 1992, Aachen, S.131- 144.

HOLT, J., D.J. GODHARD (1980), "Correlation of Acoustic Emission and Deformation in Reactor Pressure Vessel Steels", in ACOUSTIC EMISSION; p. 61.

KALKHOF, D. (1986a), "Dynamische Vorgänge beim Kerbschlagbiegeversuch", Dissertation A, Akademie der Wissenschaften der DDR, Rossendorf, 1986.

KALKHOF, D. (1986b), "Schallemission zur Bestimmung der Reißinitiierung beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch", *Materialprüfung* 28(1986)9, S.267-271.

KOHLHAAS, G. (1982), "Einfluß des Beschleunigungstoßes auf die Lasteinleitung beim Kerbschlagbiegeversuch", *Materialprüfung* 24(1982)3, S.89-92.

KUMAR, V., M.D. GERMAN, C.F. SHIH (1981), "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", EPRI-NP 1931, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, 1981.

LENKEY, G., S. WINKLER (1995), "On the Applicability of Magnetic Emission Technique for the Determination of Ductile Crack Initiation in Impact Tests", Presented at: 7th Int. Conf. on Mech. Behaviour of Materials, ICM 7, The Hague, The Netherlands, May 1995.

LOTTERMOSER, E. WASCHKIES, P. ZEUNER, B. VOSS, J. GOLE (1978), "Laboruntersuchungen zur Erarbeitung von Interpretationsmodellen für die Bewertung von Fehlstellen bei der Schallemissionsprüfung am Kernreaktor", FhG- Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren, Bericht-Nr. 780236-TW, 1978.

LOTTERMOSER, J., P. ZEUNER, B. VOSS (1980), The Use of Acoustic Emission to Investigate Various Material Phenomena Which Occur During Fracture Toughness Experiments, in ACOUSTIC EMISSION; p. 255.

MacGILLIVRAY, H.J., CANNON, D.F. (1992), "The Development of Standard Methods for Determining the Dynamic Fracture Toughness of Metallic Materials", Rapid Load Fracture Testing, ASTM STP 1130, Chona, R. and W. R. Corwin, Eds., American Society for Testing and Materials (ASTM) Philadelphia, USA, 1992, pp.161-179.

OTT, R., W. BÖHME (1992), "Anwendung der Key-Curve Methode zur bruchmechanischen Analyse von instrumentierten Schlagbiegeversuchen", IWM-Bericht Z/ 18/92, Dezember 1992.

RICHTER H., H.-W. VIEHRIG, S. WINKLER (1994), "Ermittlung dynamischer Reiß-einleitungszähigkeiten mit dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten", 26. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeits-

kreises Bruchvorgänge, 22./23. Febr. 1994, Magdeburg, Vortragsband DVM, S. 373-383.

RICHTER, H., J. BÖHMERT, H.-W. VIEHRIG (1996), "Determination of Crack Initiation Toughness by Impact and Dynamic Testing", Proceedings of the 11th European Conference on Fracture - ECF 11, Vol. III, Ed. J. Petit, 3-6. September 1996, Poitiers-Futuroscope, France, pp. 2001-2006.

RICHTER, H. (1997), "Untersuchungen zum Rißeinleitungsverhalten von Stahl unter schlagartiger Belastung mittels Schallemission", Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V., Fachausschuß Schallemissionsprüfverfahren, Statusberichte zur Entwicklung und Anwendung der Schallemissionsanalyse, 11. Kolloquium Schallemission, 6.-7.3.1997, Jena, DGZfP-Berichtsband 58, S. 77-88.

RINTAMAA, R. (1993), "Single Specimen Fracture Toughness Determination Procedure Using Instrumented Impact Test" Espoo 1993, Technical Research Centre of Finland, VTT publications 140.

ROOS, E. (1986), "Grundlagen, Anwendungsmöglichkeiten und Anwendungsgrenzen der Zähbruchkonzepte" - 17. Technischer Bericht, Schriftreihe Reaktorsicherheit und Strahlenschutz, Bonn - 1986 - 112, September 1986

ROOS, E. (1993), "Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Rißwiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile", Fortschrittsberichte VDI-Reihe 18 Nr. 122, Düsseldorf 1993.

UDOH (1997), "Ermittlung fließbruchmechanischer Kennwerte für ferritisches GGG-40 und seine Schweißverbindungen bei dynamischer Beanspruchung"
Dr.-Ing. Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, 1997.

WINKLER, S., (1988), "Magnetische Emission - Ein neues Brucherkenntungsverfahren", Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, IWM-Bericht T 3/88, Februar 1988.

WINKLER, S., (1990), "Brucherkenntung mit elektrischer Emission", Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, IWM-Bericht T 10/90, Aug. 1990.

Verzeichnis der verwendeten Symbole und Abkürzungen

A_g	-	Gleichmaßdehnung
A_5	-	Bruchdehnung
a	-	Rißlänge
a_o	-	Ausgangsrißlänge
Δa	-	duktiler Rißfortschritt
CMOD	-	Rißmundöffnung
COD	-	hier: Rißöffnungssignal
DKCM	-	Dynamische Key-Curve-Methode
DMS	-	Dehnungsmeßstreifen
EPT	-	Einprobentechnik
d_o	-	Aufgangsdurchmesser einer Zugprobe
E_o	-	Schlagenergie
F	-	Last
F_{gy}	-	Fließlast
F_{id}	-	Last bei stabiler Rißinitiiierung unter schlagartiger Belastung
F_m	-	Maximallast
F_{ui}	-	Last bei instabiler Rißinitiiierung
ISO-V	-	Kerbschlagbiegeprobe in ISO-V-Geometrie
J	-	J-Integral
J_d	-	dynamisches J-Integral
$J_{d\Delta a}$	-	dynamisches J-Integral bei instabiler Rißinitiiierung
J_{dm}	-	dyn. J-Integral bei Maximallast F_m
$J_{d0.2}$	-	Rißinitiiierungs-Ersatzkennwert bei $\Delta a = 0.2$ mm
J_i	-	J-Integral bei Rißinitiiierung
J_{id}	-	dynamisches J-Integral bei Rißinitiiierung (Rißinitiiierungszähigkeit)
J_R	-	Rißwiderstand
l_{red}	-	reduzierte Pendellänge
L-T	-	Anrißorientierung - Rißausbreitungsrichtung \perp Hauptverformungsrichtung
m_H	-	Hammermasse
ME	-	Magnetische Emission
MPT	-	Mehrprobentechnik

N	-	Verfestigungsexponent der RAMBERG-OSGOOD-Fließkurvennäherung
PSW	-	Pendelschlagwerk
VTT	-	invertiertes PSW am VTT Expoo/Finnland
FZR	-	PSW am Forschungszentrum Rossendorf
R_{ed}	-	dynamische Streckgrenze
R_{eH}	-	obere Streckgrenze bei ausgeprägtem Streckgrenzenverhalten
R_m	-	Zugfestigkeit
R_{md}	-	dynamische Zugfestigkeit
$R_{p0.2}$	-	Ersatzstreckgrenze
SE	-	Schallemission
s_{gy}	-	Durchbiegung bei Fließbeginn
s_i	-	Durchbiegung bei Rißinitiierung
s_{id}^*	-	Durchbiegung bei extrapoliertem Rißinitiierung
s_{Jid}	-	J_{id}/J_{dm} -Verhältnis, "Sicherheitsreserve"
SK	-	Seitkerben
s_{pl}	-	plastischer Anteil der Durchbiegung
SZW	-	Stretchzonenbreite
T_{68J}	-	Übergangstemperatur bei 68 J verbrauchter Schlagarbeit
T_i	-	bruchmechanische Übergangstemperatur, definiert als Schnittpunkt des J-Integrals bei in- und stabiler Rißinitiierung
T-L	-	Anrißorientierung - Rißausbreitungsrichtung \parallel Hauptverformungsrichtung
USE	-	Hochlagenenergie der Kerbschlagarbeit
v_o	-	Pendelanfangsgeschwindigkeit
W	-	Probenbreite
Z	-	Brucheinschnürung
σ_{fd}	-	dynamische Fließspannung

Abbildungsverzeichnis

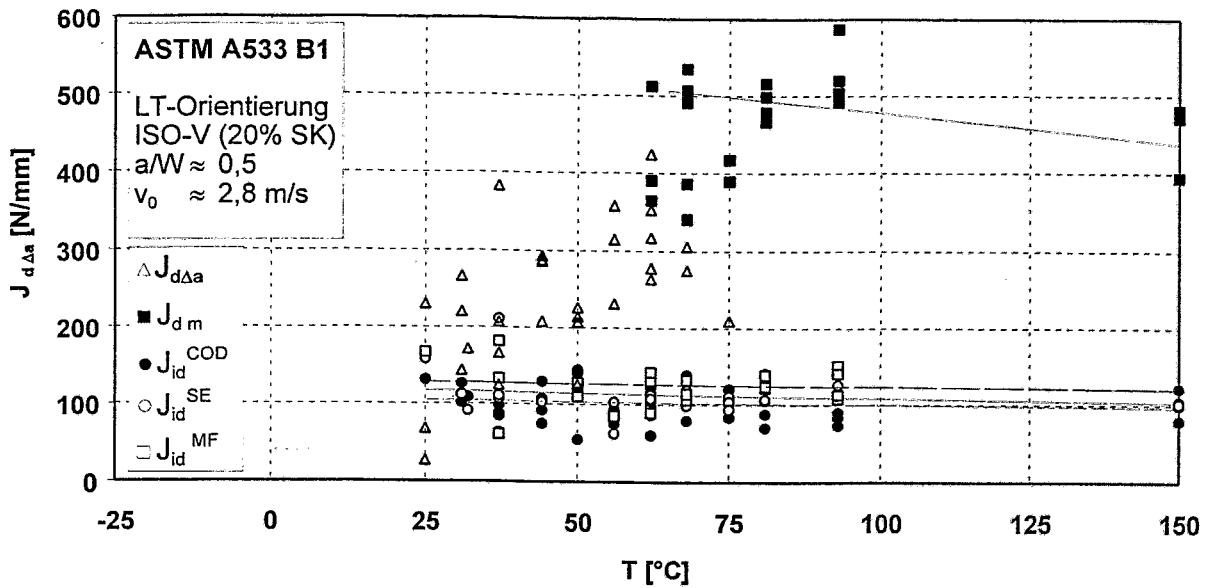
- Abb.3-1 Versuchsanordnung zur schlagartigen Biegebelastung modifizierter ISO-V Proben am VTT Impact Tester mit simultaner Aufzeichnung von Kraft (F), Schallemission (SE), Magnetischer Emission (ME) und Laserstreulichtsignal (COD).
- Abb.4-1 Charakteristische Signalverläufe im Übergangsbereich der Zähigkeit und Kennzeichnung der durch SE und COD detektierten Rißinitiierung.
- Abb.4-2 Temperaturabhängigkeit der J-Rißzähigkeitsparameter.
- Abb.4-3 Dynamische Rißwiderstandskurve nach Spaltbruch- J_R -Methode unter Vernachlässigung des Temperatureinflusses (angepaßte Kurven)
- Abb.4-4 Simultan gemessene Last-, DMS- und SE-Signalverläufe.
- Abb.4-5 Korrelation zwischen den mit DKC-Methode berechneten und den gemessenen Endrißlängen Δa_{ges} .
- Abb.4-6 Direkter Vergleich der mittels SE und COD gewonnenen mittleren Rißinitiierungszähigkeit für die Stähle ASTM A 533 B1 und 10 CrMo 9 10.
- Abb.4-7 Korrelation dynamischer Rißinitiierungsparameter mit der physikalischen Rißinitiierung verschiedener Stähle.

Tabellenverzeichnis

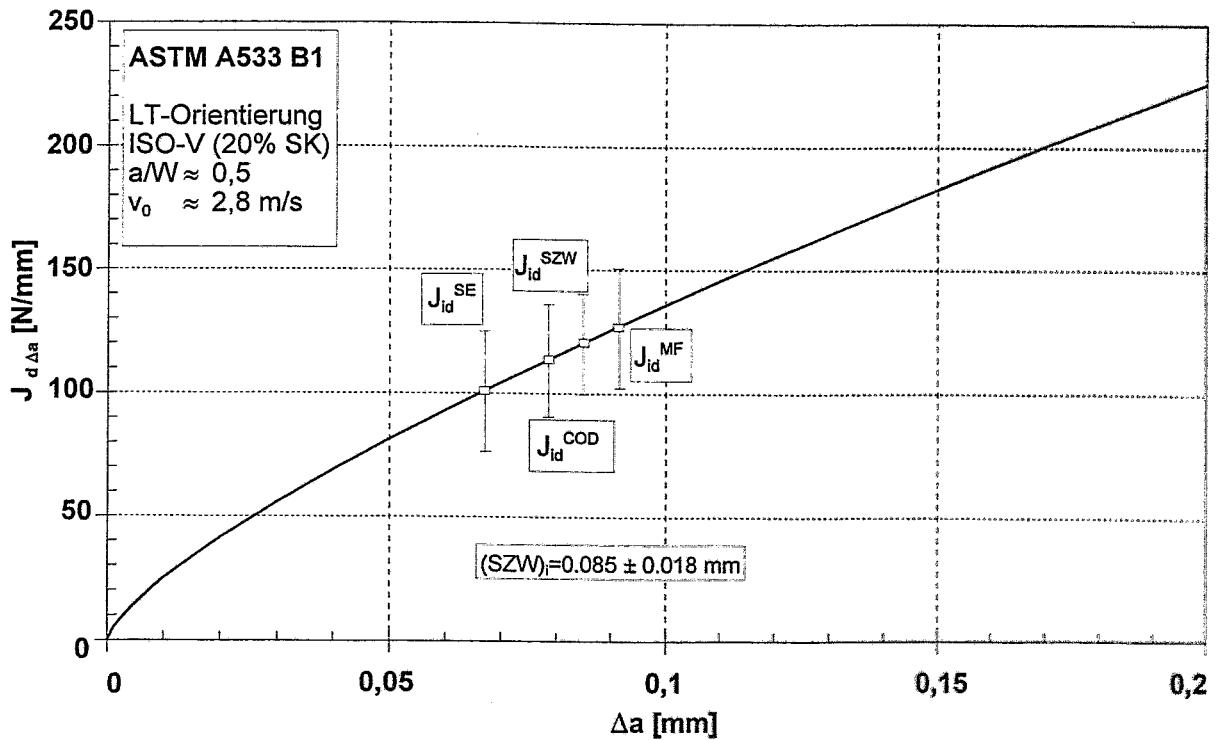
- Tab.1 Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe (in Masse-%).
- Tab.2 Mechanische Werkstoffeigenschaften aus Zugversuchen bei Raumtemperatur (Werte für A533B1 nach RINTAMAA (1993)) und aus Kerbschlagbiegeversuchen.
- Tab.3 Pendelparameter bei invertierter (VTT) und normaler (FZR) Anordnung.
- Tab.4 Dynamische Rißintierunsgszähigkeit J_{id} auf Basis von Einprobenverfahren im Vergleich zum physikalischen Rißintierunsgswert J_{id}^{SZW} auf Basis der J_d - Δa -Kurve.
- Tab.5 Ergebnisse der DKC-Methode - Vergleich mit Messungen.
- Tab.6 S_{Jid} -Verhältnis der untersuchten Werkstoffe und -zustände.

Verzeichnis der Beilagen

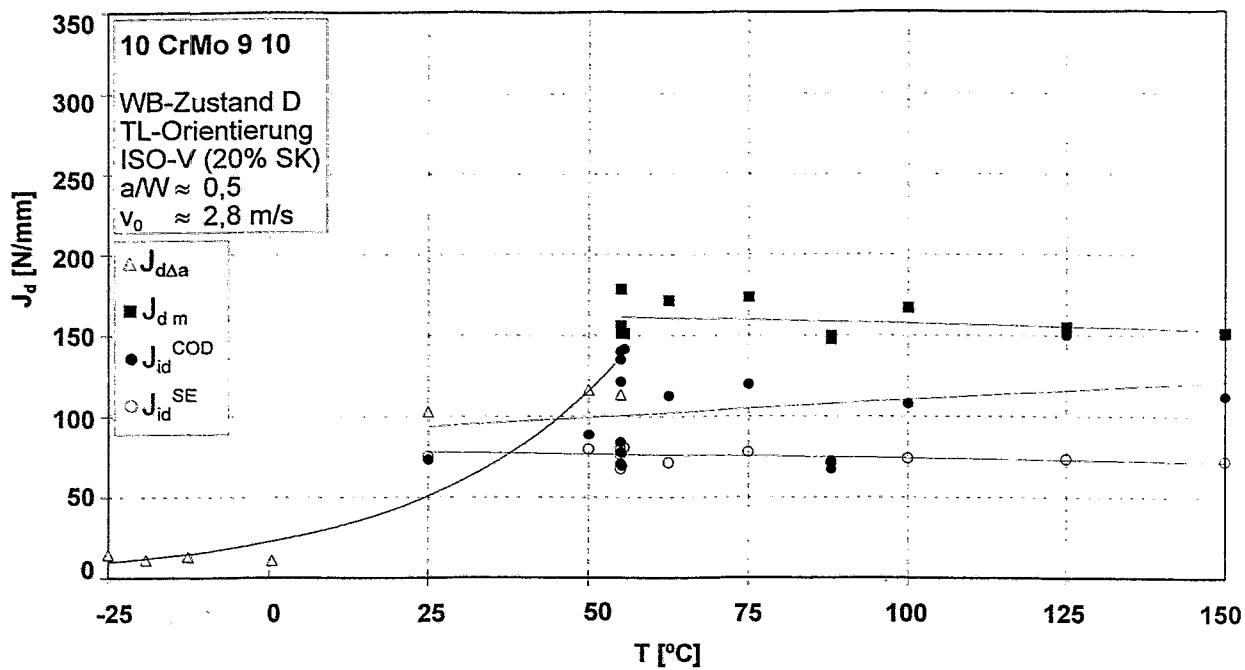
- A-0a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für ASTM A533 B1.
- A-0b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für ASTM A533 B1.
-
- A-1a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand D, Orientierung T-L.
- A-1b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand D, Orientierung T-L.
-
- A-2a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand E, Orientierung L-T.
- A-2b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand E, Orientierung L-T.
-
- A-3a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand F, Orientierung T-L.
- A-3b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand F, Orientierung T-L.
-
- A-4a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand G, Orientierung L-T.
- A-4b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand G, Orientierung L-T.
-
- A-5a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für StE 460.
- A-5a: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für StE 460.
-
- A-6a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 15 CrNiMoV 2 (russischer Code: 15Kh2NMFAA).
- A-6b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 15 CrNiMoV 2 (russischer Code: 15Kh2NMFAA).



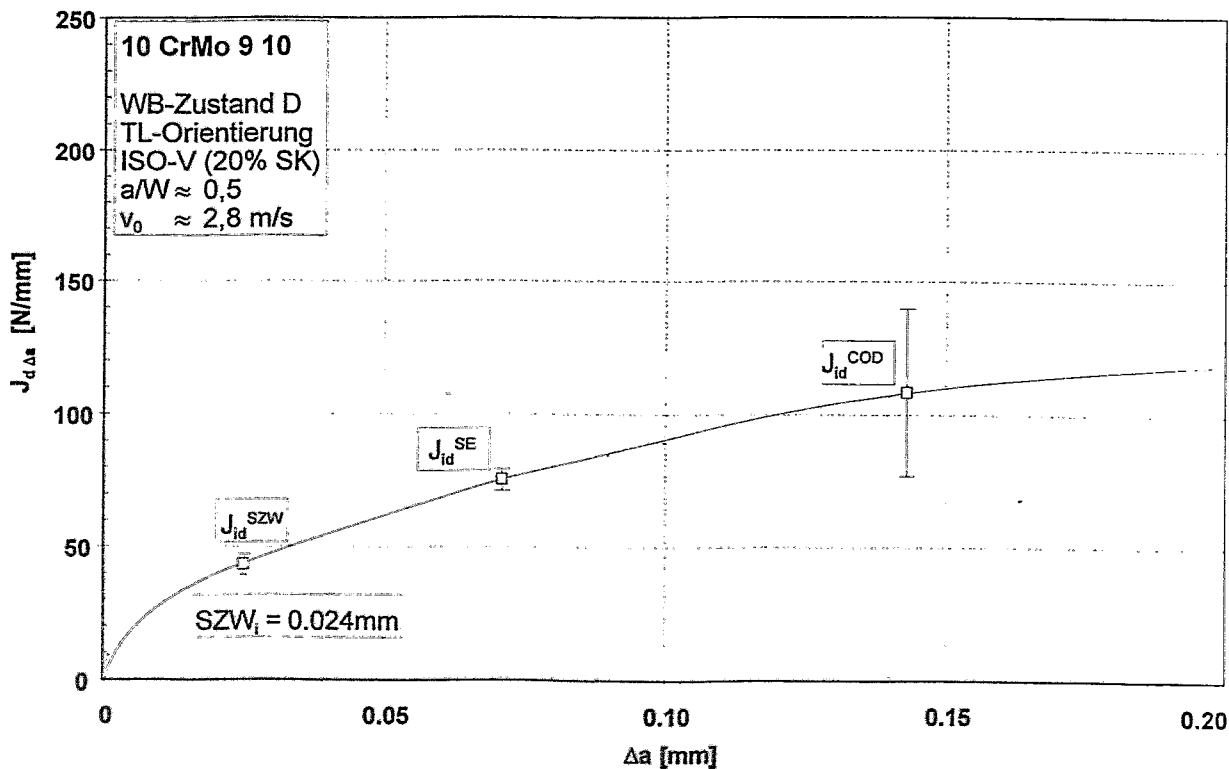
Beilage A-0a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für ASTM A533B1.



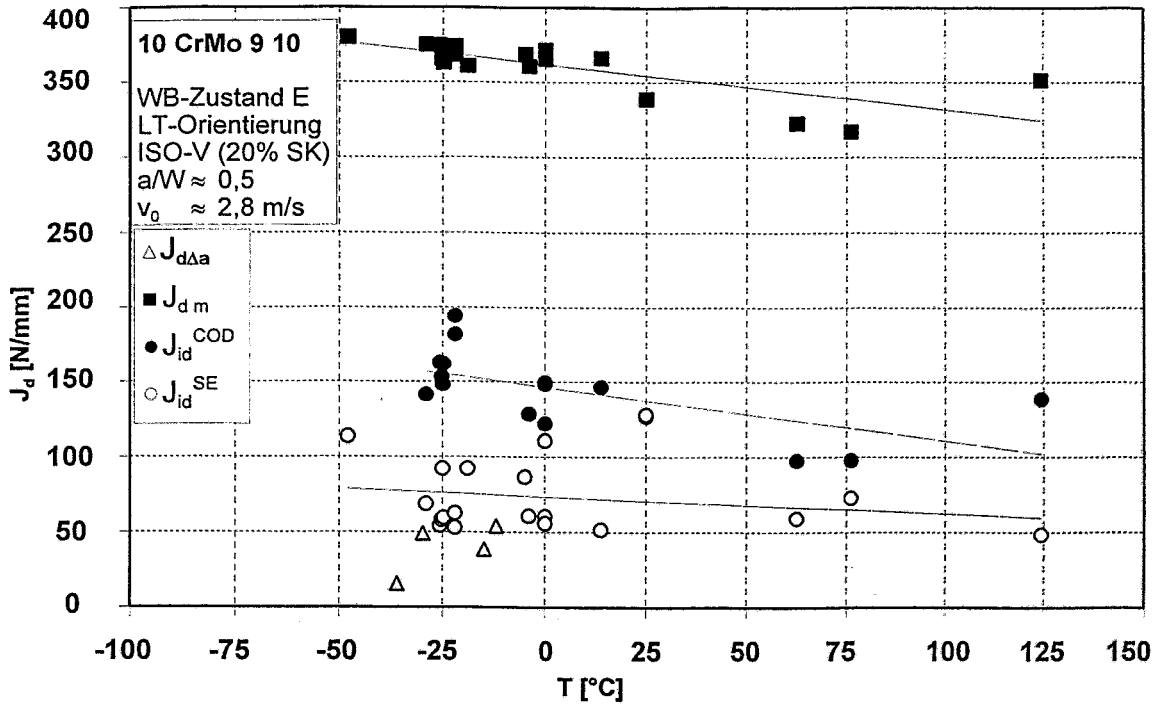
Beilage A-0b: Dynamische Rißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für ASTM A533B1.



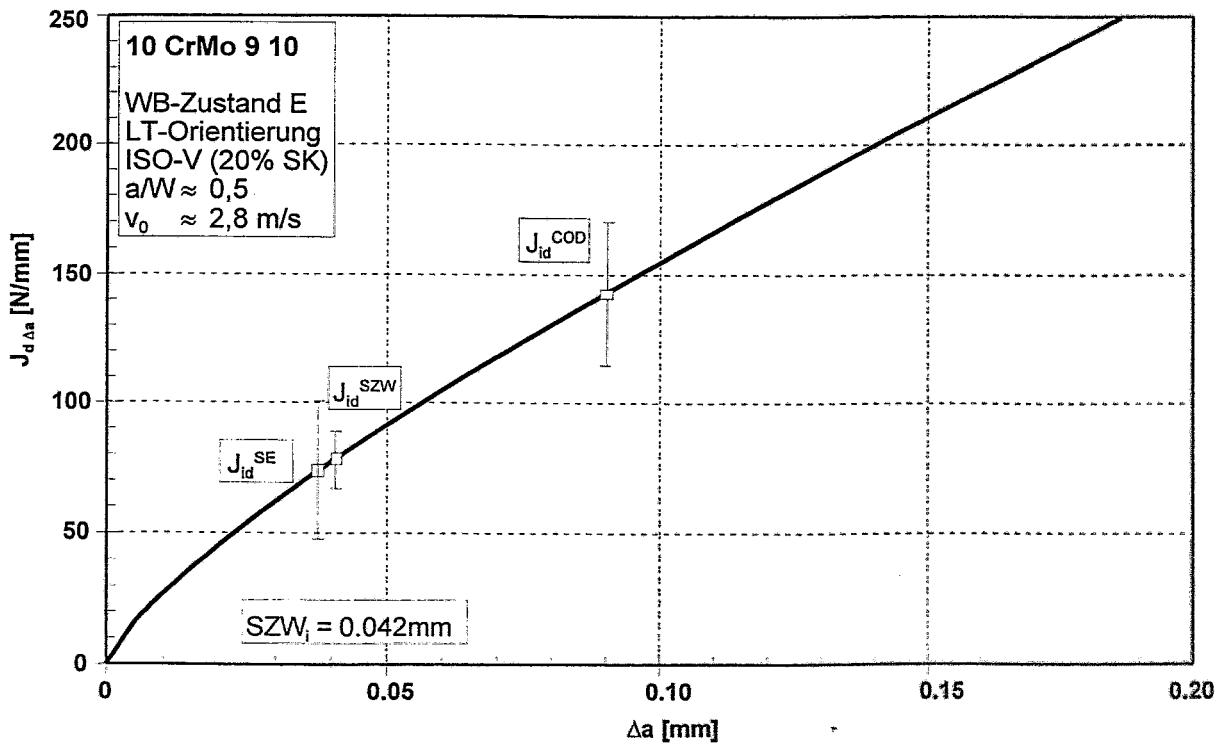
Beilage A-1a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand D.



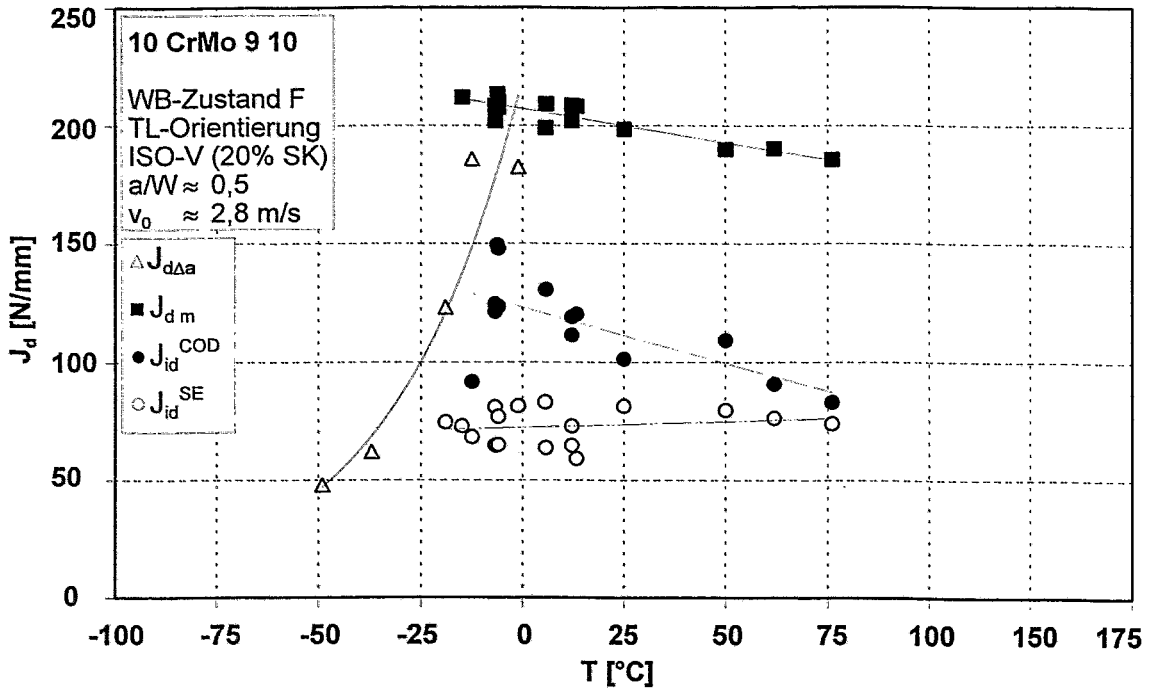
Beilage A-1b: Dynamische Rißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand D.



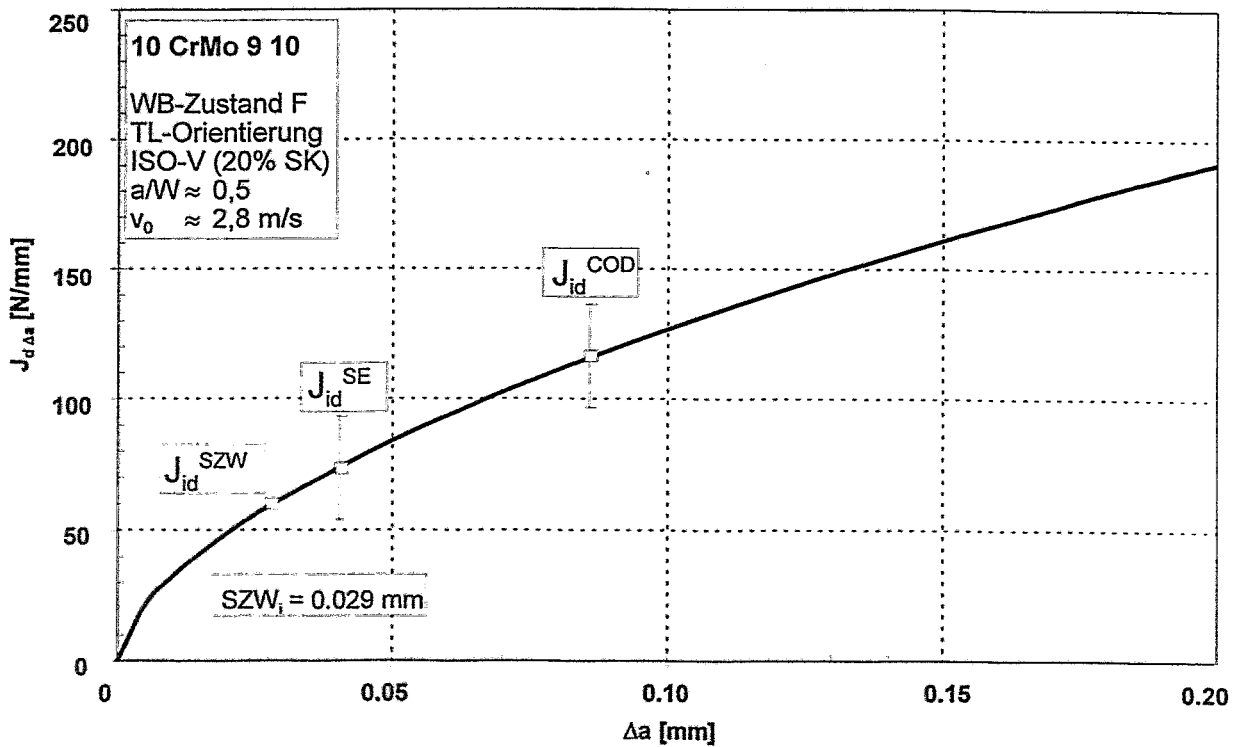
Beilage A-2a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand E.



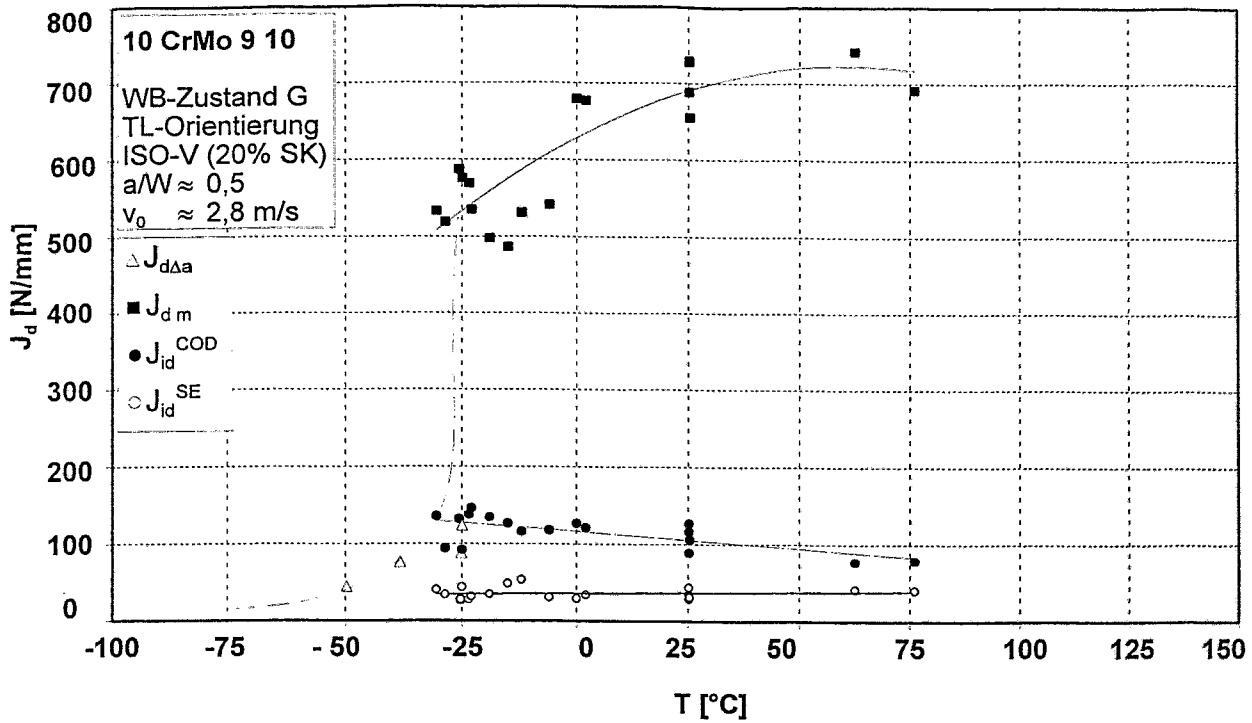
Beilage A-2b: Dynamische Rißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand E.



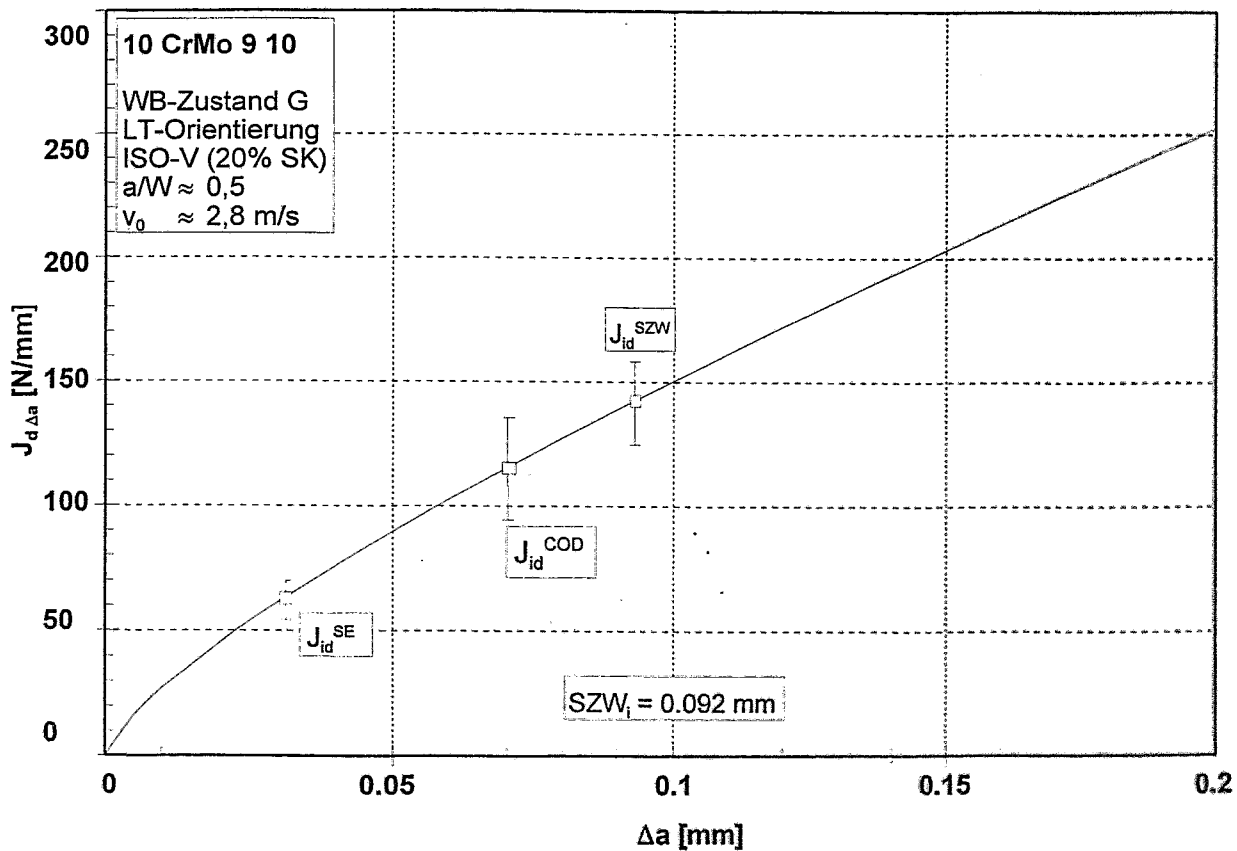
Beilage A-3a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand F.



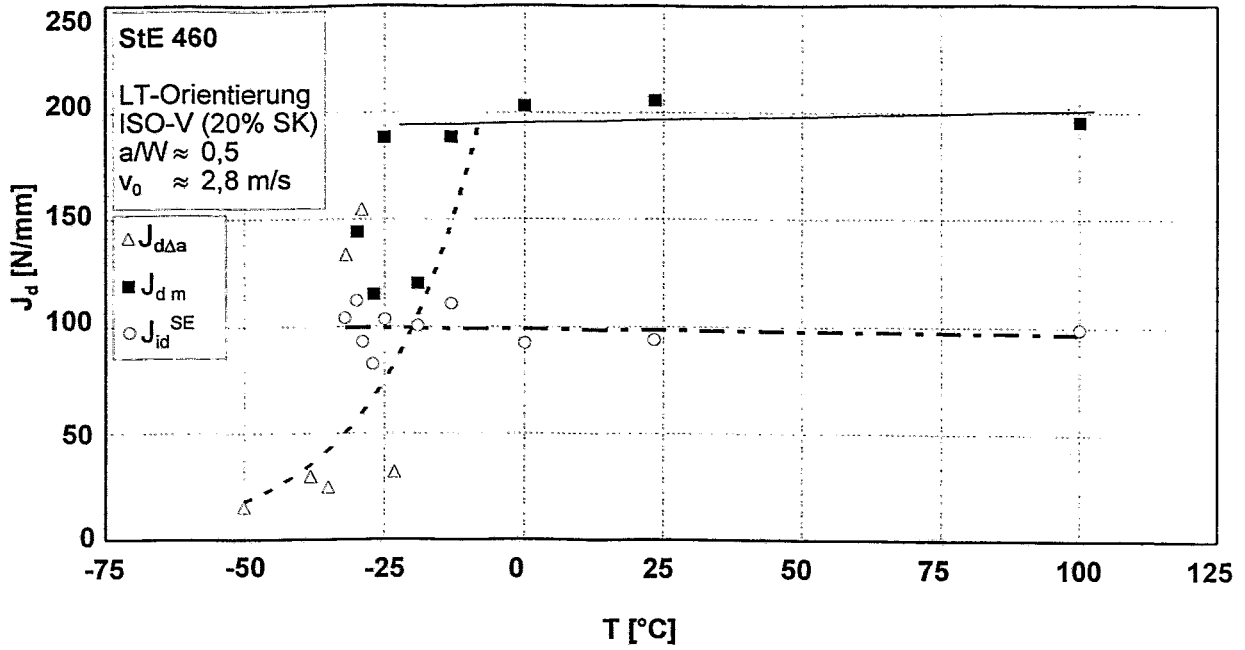
Beilage A-3b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand F.



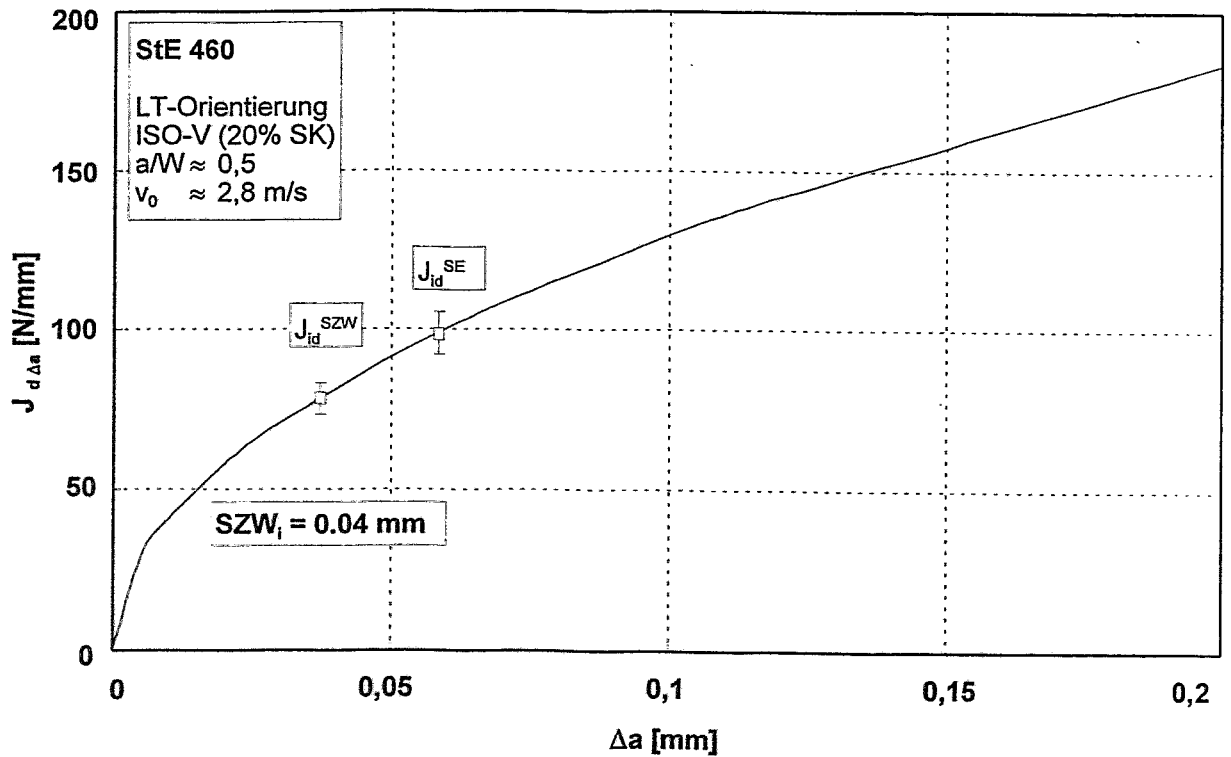
Beilage A-4a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand G.



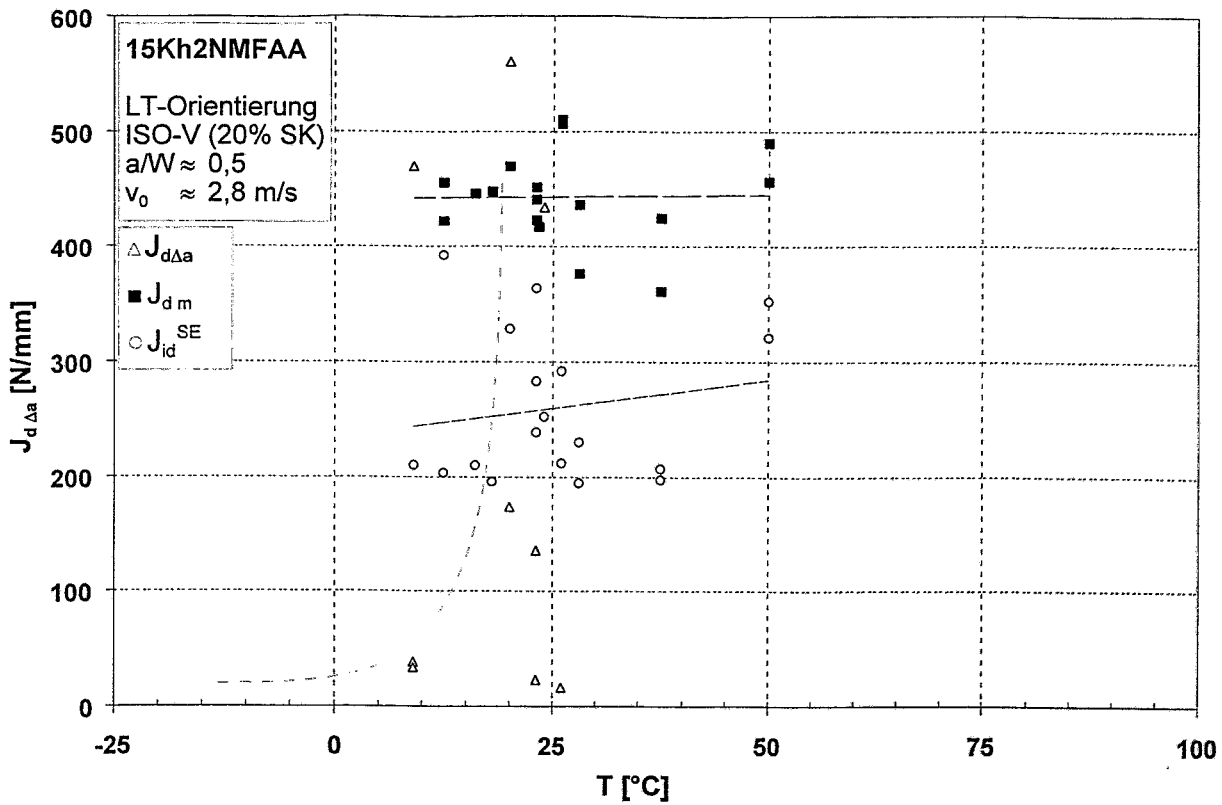
Beilage A-4b: Dynamische Rißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 10 CrMo 9 10, Wärmebehandlungszustand G.



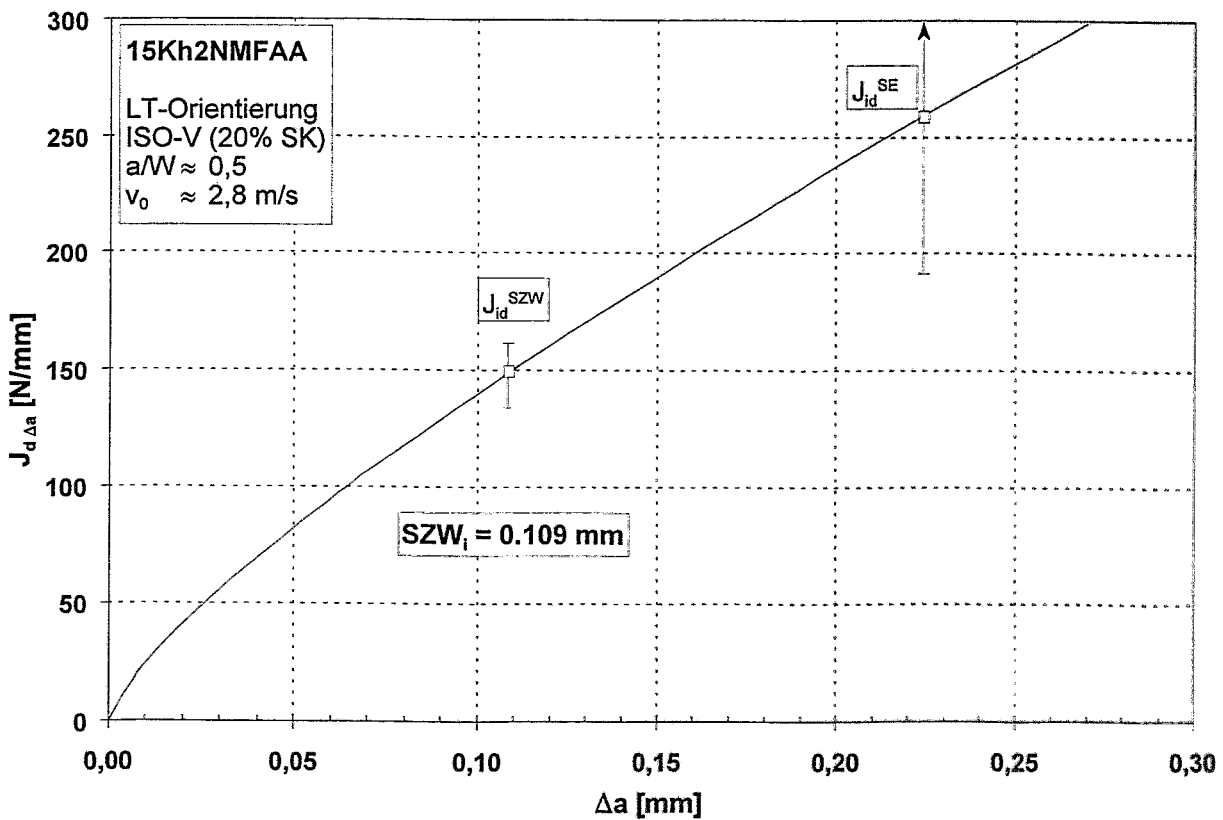
Beilage A-5a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für StE 460.



Beilage A-5b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für StE 460.



Beilage A-6a: Bruchmechanische Übergangskurve $J_d(T)$ für 15 CrNiMoV 2 (russischer Code 15Kh2NMFAA).



Beilage A-6b: Dynamische Reißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ für 15 CrNiMoV 2 (russischer Code: 15Kh2NMFAA).