

WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHE BERICHTE

**FZR-299**

September 2000

ISSN 1437-322X



**Archiv-Ex.:**

*Holger Richter*

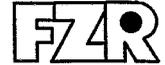
**Ermittlung zähbruchmechanischer  
Kennwerte unter schlagartiger  
Belastung mittels Schallemission**

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

FORSCHUNGSZENTRUM ROSSENDORF

WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHE BERICHTE



**FZR-299**

September 2000

*Holger Richter*

**Ermittlung zähbruchmechanischer  
Kennwerte unter schlagartiger  
Belastung mittels Schallemission**

**Ermittlung zähbruchmechanischer Kennwerte unter  
schlagartiger Belastung mittels Schallemission**

**Dissertation**

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieur  
(Dr.-Ing.)**

von Dipl.-Ing. Holger Richter

geb. am 28.10.1966 in Steinheidel-Erlabrunn

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau  
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. e.h. Horst Blumenauer  
Prof. Dr.-Ing. habil. Gerhard Pusch  
Dr.-Ing. Jürgen Böhmert

## **Danksagung**

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit in der Abteilung Material- und Komponentensicherheit des Institutes für Sicherheitsforschung im Forschungszentrum Rossendorf e.V. (FZR).

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. e.h. H. Blumenauer danke ich für die Anregung zu dieser Arbeit sowie für die wissenschaftliche Betreuung und Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. G. Pusch für die sorgfältige Durchsicht des Manuskriptes und die Annahme des Koreferates.

Zu besonderem Dank verpflichtet bin ich den Herren Dr.-Ing. J. Böhmert und Dr.-Ing. H.-W. Viehrig für die stetige Unterstützung bei der Planung und Realisierung der Untersuchungen sowie für die ausdauernde Bereitschaft zur Diskussion der Ergebnisse. Weiterhin gilt mein Dank Herrn Prof. Dr. rer. nat. F.-P. Weiß für die Möglichkeit zur Durchführung der Arbeit am Institut für Sicherheitsforschung und für viele fachliche Anregungen.

Für die mir erwiesene Unterstützung bei der Vorbereitung sowie Durchführung der Untersuchungen danke ich allen beteiligten Mitarbeitern der Abteilung Material- und Komponentensicherheit des FZR.

Stellvertretend für alle beteiligten Mitarbeiter des finnischen VTT-Institutes für Werkstoffe und Strukturintegrität, Bereich „Bruchmechanik und Bestrahlungsversprödung“ danke ich Herrn MScTech M. Valo für die freundliche Aufnahme und tatkräftige Unterstützung während der dort durchgeführten Versuche.

Holger Richter

Dresden im Juli 2000

## Kurzreferat

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist die Weiterentwicklung von Verfahren zur Ermittlung der Rißeinleitungszähigkeit ( $J_{id}$ ) unter schlagartigen Belastungsbedingungen. Als Indikationsmethode für die duktile Rißinitiierung wurde die Messung der unter Beanspruchung im Werkstoff freigesetzten elastischen Energie - der Schallemission (SE) - genutzt.

Die Eignung dieser Methode wurde im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch an modifizierten ISO-V-Proben geprüft. Als zuverlässige Basis für eine Beurteilung der damit bestimmten Kennwerte wird die physikalische Rißinitiierungszähigkeit angesehen. Dieser Referenzwert wird in Verbindung mit der Messung der Stretchzonenbreite aus der nach der Mehrproben-Spaltbruchmethode ermittelten Rißwiderstandskurve gewonnen. Die Bestimmung des SE-definierten Initiierungswertes wurde mit zusätzlichen dynamischen Einprobenverfahren (Laser-COD, magnetische Emission) und ergänzenden Versuchsanordnungen (invertiertes Pendelschlagwerk, dynamischer Dreipunktbiegeversuch) verifiziert. Die Untersuchungen wurden an Stählen mit unterschiedlichen Festigkeits-Zähigkeitseigenschaften durchgeführt.

Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Nach dem Aufprall des Hammers führen die rasch wechselnden Kontaktbedingungen zwischen Finne, Probe und Widerlager zu „schlagbedingter“ SE, die frequenzselektiv nicht eliminiert werden kann. Geringfügige Änderungen der Kontaktgeometrie beeinflussen die schlagbedingte SE.
- Unabhängig von der verwendeten Versuchsanordnung (normal, invertiert) wurden grundsätzlich vergleichbare SE-Signale erhalten.
- Neben der schlagbedingten SE lassen sich reproduzierbar SE-Ereignisse nachweisen, die mit Verformungs- und Bruchprozessen im Werkstoff in Verbindung stehen. Bei prellfreier Belastung konnten solche SE-Ereignisse im Streckgrenzenbereich nachgewiesen werden.
- Vor dem Kraftmaximum treten „rißbedingte“ SE-Ereignisse auf, die im Zusammenhang mit der Schädigungsentwicklung vor der Rißspitze stehen. Die damit definierte Rißinitiierungszähigkeit stimmt gut mit dem nach der Mehrproben-Technik bestimmten Referenzwert überein.
- Rißbedingte SE tritt nicht bei jedem Stahltyp oder -zustand mit gleicher Evidenz auf. Tendenziell zeigte sich, daß mit zunehmender Zähigkeit der Nachweis duktiler Rißinitiierung durch SE schwieriger wird. Der kausale Zusammenhang zwischen SE und mikrostruktureller Schädigung ist nicht eindeutig zu belegen.
- Auf der Grundlage der Ergebnisse können Kriterien zur automatisierbaren SE-Auswertung definiert werden.

Der durch rißbedingte SE definierte Zähigkeitsparameter wurde mit der physikalischen Rißinitiierungszähigkeit verifiziert. Obgleich die riß- von der schlagbedingten SE nicht immer ohne Ermessensspielraum zu trennen ist, werden plausible und im Vergleich zu technischen Parametern konservative  $J_{id}$ -Werte bestimmt.

# Inhaltsverzeichnis

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

<b>0</b>	<b>Einführung</b> .....	<b>1</b>
<b>1</b>	<b>Aufgabenstellung</b> .....	<b>2</b>
<b>2</b>	<b>Literaturübersicht zu Rißinitiierung und Schallemission</b> .....	<b>3</b>
<b>2.1</b>	<b>Ermittlung zähbruchmechanischer Initiierungsparameter</b> .....	<b>3</b>
2.1.1	Ermittlung statischer Bruchmechanik-Zähigkeitskennwerte nach dem J-Integral-Konzept .....	4
2.1.2	Mehrpobentechniken bei schlagartiger Belastung .....	6
2.1.3	Einprobentechniken bei schlagartiger Belastung .....	9
2.1.3.1	Erweiterte $F_d(s)$ -Kurvenanalyse .....	9
2.1.3.2	Verfahren mit zusätzlicher Instrumentierung .....	12
2.1.4	Schlußfolgerung .....	17
<b>2.2</b>	<b>Mikroskopische Aspekte der Rißinitiierung</b> .....	<b>18</b>
<b>2.3</b>	<b>Schallemission bei Verformung, Initiierung und Bruch</b> .....	<b>20</b>
2.3.1	Grundbegriffe zum Phänomen der Schallemission .....	20
2.3.2	Quellereignisse der Schallemission .....	21
2.3.3	Erfassen und Aufbereiten von SE-Daten .....	24
2.3.4	Schallemission bei quasistatischer Belastung .....	25
2.3.5	Schlußfolgerungen zum Rißinitiierungsnachweis durch SE .....	26
2.3.6	Schallemission beim Schlagbiegeversuch .....	31
2.3.6.1	Instrumentieren der Probe .....	31
2.3.6.2	Instrumentieren der Hammerfinne .....	32
2.3.6.3	Hammerfinnenintegrierte SE-Sonde .....	33
2.3.6.4	Schlußfolgerungen .....	33
<b>3</b>	<b>Versuchsmethodik</b> .....	<b>35</b>
<b>3.1</b>	<b>Versuchskonzeption</b> .....	<b>35</b>
<b>3.2</b>	<b>Probenmaterial</b> .....	<b>37</b>
<b>3.3</b>	<b>Probenform</b> .....	<b>41</b>
<b>3.4</b>	<b>Versuchstechnik</b> .....	<b>42</b>
3.4.1	Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch (IKSBV) .....	42
3.4.2	Aufprallfreier Dreipunktbiegeversuch (D3PB) .....	43
3.4.3	Invertierter IKSBV (VTT-PSW) mit Laser-COD-Meßgerät .....	44
3.4.4	Instrumentierung zum Nachweis der Schallemission .....	45
3.4.4.1	SE-Instrumentierung im IKSBV .....	45
3.4.4.2	Zusatzinstrumentierung beim aufprallfreien Dreipunktbiegeversuch (D3PB) ..	46
3.4.5	Messen der Magnetischen Emission (ME) .....	47
<b>3.5</b>	<b>Versuchsdurchführung</b> .....	<b>47</b>

3.5.1	Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch (IKSBV) .....	47
3.5.2	Aufprallfreier Dreipunktbiegeversuch (D3PB) .....	49
<b>3.6</b>	<b>Versuchsauswertung</b> .....	<b>49</b>
3.6.1	Rißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ und Rißinitiierungszähigkeit $J_{id}$ .....	49
3.6.2	Rißverlängerungskurve, Rißeinsatzzeit und Rißverlängerungsgeschwindigkeit ..	50
3.6.3	Ermittlung dynamischer Festigkeitswerte .....	51
3.6.4	Bestimmung duktiler Rißinitiierung im IKSBV mit Einprobenmethoden .....	52
3.6.5	Bestimmung bruchmechanischer Übergangskurven $J_d(T)$ und -temperaturen $T_i$ ..	54
3.6.6	Auswertung von aufprallfreien D3PB-Versuchen .....	55
<b>4</b>	<b>Funktionsnachweis der Schallemissionsmeßkette</b> .....	<b>56</b>
4.1	Nachweis charakteristischer SE-Phänomene bei schlagartiger Belastung .....	56
4.2	Analyse aufschlagbedingter SE bei elastischer Anregung .....	59
4.3	Elektronische Filterung schlagbedingter SE bei elastischer Anregung .....	62
4.4	Schlußfolgerungen .....	64
<b>5</b>	<b>Evidenztest - Anwendung und Ergebnisse der SE-Methode zum Nachweis der duktilen Rißinitiierung</b> .....	<b>65</b>
<b>5.1</b>	<b>SE bei Schlagbiegeversuchen</b> .....	<b>65</b>
5.1.1	Grundsätzliches Erscheinungsbild .....	65
5.1.2	Rißbedingte SE bei CR-Versuchen .....	67
5.1.2.1	Werkstoff WS 1 (10 CrMo 9 10 - gewalzt) .....	67
5.1.2.2	Werkstoff WS 2 (StE460 - gewalzt) .....	69
5.1.3	Rißbedingte SE bei Fallwinkelvariation (low blow) .....	70
5.1.3.1	Werkstoff WS 1 (10 CrMo 9 10 - gewalzt) .....	70
5.1.3.2	Werkstoff WS 2 (StE460 - gewalzt) .....	72
5.1.4	Zusätzliche SE-Phänomene .....	73
5.1.4.1	Nebenrisse (Bruchaufreißungen) .....	74
5.1.4.2	Lokale Spaltbruchereignisse (pop in) .....	74
<b>5.2</b>	<b>Dynamische Rißwiderstands <math>J_d(\Delta a)</math>- und Rißverlängerungskurven <math>s_{ui}(\Delta a)</math></b> ..	<b>74</b>
<b>5.3</b>	<b>Bruchmechanische Rißinitiierungsparameter</b> .....	<b>76</b>
5.3.1	Physikalische und technische Initiierungsparameter .....	76
5.3.2	Eingrenzen des Bereiches duktiler Rißinitiierung .....	78
5.3.3	Bruchmechanische Übergangskurven .....	79
<b>5.4</b>	<b>Vergleich unterschiedlich bestimmter Rißinitiierungsparameter</b> .....	<b>80</b>
<b>5.5</b>	<b>Schlußfolgerungen aus dem Evidenztest</b> .....	<b>82</b>
<b>6</b>	<b>Verifikationstest</b> .....	<b>84</b>
<b>6.1</b>	<b>Kraftsimultane Messung von SE, LCOD und ME im invertierten Versuch</b> ..	<b>84</b>
6.1.1	SE- und LCOD-definierte Initiierungskennwerte .....	84
6.1.2	Bruchmechanische Übergangskurven $J_d(T)$ .....	85
6.1.3	Dynamische Rißwiderstandskurven $J_d(\Delta a)$ .....	86
6.1.4	Verifikation und Schlußfolgerungen zu SE und LCOD im invertierten Versuch ..	87

<b>6.2</b>	<b>Aufprallfreier Dreipunktbiegeversuch</b> .....	90
6.2.1	Testsignale zur Simulation von SE .....	90
6.2.2	SE beim aufprallfreien Biegeversuch .....	92
6.2.3	Rißinitiierung und Fließen im Nettoquerschnitt .....	94
6.2.3.1	SE bei Rißinitiierung .....	94
6.2.3.2	SE bei Fließen im Nettoquerschnitt .....	97
6.2.4	Schlußfolgerungen zu SE bei aufprallfreier Belastung .....	100
<b>7</b>	<b>Reproduktionsnachweis von Schallemission im Duktil-Spröd-Übergangsbereich</b> .....	101
7.1	<b>Prüfbedingungen</b> .....	101
7.2	<b>Auswertemethodik</b> .....	101
7.2.1	SE-Einzelsignal (Methode 1) .....	101
7.2.2	SE-Energiesummutation (Methode 2) .....	103
7.3	<b>Ergebnisse des Reproduktionstestes</b> .....	103
7.4	<b>Schlußfolgerungen</b> .....	106
<b>8</b>	<b>Zusammenfassende Diskussion</b> .....	107

Schrifttum

Tabellenverzeichnis

Abbildungsverzeichnis

Anhangsverzeichnis

- Anhang A: Gefügebildungen untersuchter Werkstoffe
- Anhang B: Resultatstabellen
- Anhang C: Parameter von Kurvenanpassungen; Rißwiderstands-,  
Rißverlängerungskurven und bruchmechanische  
Übergangskurven
- Anhang D: Analysen im Zeit- und Frequenzbereich

# Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

## Abkürzungen

3PB; SENB	Dreipunktbiegeprobe
4PB	Vierpunktbiegeprobe
A/D	Analog/Digital
ACPD	Wechselstrompotentialverfahren zur Rißinitiierungsdetektion
ASTM	American Society for Testing and Materials
BP	Bandpaßfilter
CCR	Methode der Complianceänderung (compliance changing rate)
CMOD	Kerb- bzw. Rißmundöffnungsverschiebung
COD	Rißöffnungsverschiebung
CR	Cleavage-R-Kurve, Spaltbruchmethode
CT	Kompaktzugprobe (compact tension)
D3PB	Aufprallfreier (dynamischer) Dreipunktbiegeversuch
DCCR	CCR-Methode bei schlagartiger Belastung
DCPD	Gleichstrompotentialverfahren zur Rißinitiierungsdetektion
ΔDCPD	Gleichstrompotentialdifferenzverfahren zur Rißinitiierungsdetektion
DGzFP	Deutsche Gesellschaft für zerstörungsfreie Prüfung
DMS	Dehnmeßstreifen
DSO	Digitales Speicheroszilloskop
DUC	Dynamisches Teilentlastungsverfahren
DVM	Deutscher Verband für Materialforschung
EDZ	Ebener Dehnungszustand
EE	Elektrische Emission zur Rißinitiierungsdetektion
EFAM	European Flaw Assessment Method
EPRI	Electric Power Research Institute
EPT	Einprobentechnik
ESIS	European Structural Integrity Society
ESZ	Ebener Spannungszustand
EVI	Evidenztest
FEM	Methode der finiten Elemente
FFT	Fast Fourier Transformation
FRACTO-MAT®	registrierter Handelsname für ein Rißlängenmeßsystem der Fa. RUMUL/CH
FZR-PSW	Pendelschlagwerk des Forschungszentrums Rossendorf
GPIB	General Purpose Interface Bus
HP	Hochpaßfilter
IAEA	International Atomic Energy Agency

IFFT	Inverse Fast Fourier Transformation
IKSBV	instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch
IR	infrarot
ISO-V	Probenform gemäß Geometrie in DIN 50115
Krak Gage®	registrierter Handelsname für unstrukturierte Rißsensoren der Fa. Rumul/CH
LB	low blow, Mehrprobentechnik mit Fallwinkelvariation des Pendelhammers
LCOD	Laser-COD-Verfahren zur Rißinitiiierungsdetektion
ME	Magnetische Emission zur Rißinitiiierungsdetektion
MF	zum veränderlichen Magnetfeld der Probe proportionale Meßgröße
MnS	Mangansulfid
MPT	Mehrprobentechnik
PSW	Pendelschlagwerk
r. E.	relative Einheiten
RDB	Reaktordruckbehälter
REM	Rasterelektronenmikroskop
REPRO	Reproduktionstest
pop in	plötzlicher Kraffeinbruch bei instabiler Rißausbreitung
RT	Raumtemperatur
SE 1	Schallemissionssonde in Hammerfinne bzw. Biegestempel
SE 2	Schallemissionssonde an Probenstirnseite bei D3PB
SE 3	Schallemissionssonde an Probenstirnseite bei D3PB
SE 4	Schallemissionssonde an der Hammerfinne bei D3PB
SE	Schallemission
UHU sofort- fest®	registrierter Handelsname für einen Zweikomponenten-Schnellkleber
ULC	Teilentlastungsmethode (unloading compliance)
US	Ultraschallverfahren zur Rißinitiiierungsdetektion
USE	Hochlage der Kerbschlagarbeit (upper shelf energy)
VERI	Verifikationstest
VTT-PSW	invertiertes Pendelschlagwerk am VTT Espoo / Finnland
WB	Wärmebehandlung
WLCT	wedge loaded compact tension
WS	Werkstoff

## Symbole

$a$	Rißlänge
$a/W$	normierte Rißlänge, Rißlängenverhältnis
$a_0$	Ausgangsrißlänge
$a_{0(i)}$	Ausgangsrißlänge an der Stelle $i$
$a_e$	Endrißlänge

$a_{e(i)}$	Endrißlänge an der Stelle $i$
$A$	Kurvenparameter der Rißwiderstandskurve
$A_g$	Gleichmaßdehnung
$A_{max}$	SE-Maximalamplitude
$A_s$	Bruchdehnung
$A_v$	verbrauchte (Kerb-) Schlagarbeit
$B$	Kurvenparameter der Rißwiderstandskurve
$B$	Probendicke
$B_n$	Nettoprobendicke bei Seitenkerbung
$c_L$	longitudinale Schallgeschwindigkeit
$C$	Constraintfaktor
$C$	Kurvenparameter der Rißwiderstandskurve
$CTOD_R$	Werkstoffwiderstand gegen Reißen auf Basis der Rißspitzenöffnung
$d$	durchschnittliche Abweichung
$d_0$	Ausgangsdurchmesser einer Zugprobe
$d_n^*$	werkstoffabhängiger Faktor zur Bestimmung des Anstiegs der Rißabstumpfungsggeraden
$D$	SE-Signaldauer
$D$	Kurvenparameter der Rißwiderstandskurve
$E$	Elastizitätsmodul, Kurvenparameter der Rißwiderstandskurve
$E_{SE}$	zur gemessenen SE proportionale Energiegröße
$f(a_0/W)$	rißtiefenabhängige Geometriefunktion
$f_g$	Grenzfrequenz
$f_o$	obere Grenzfrequenz
$f_R$	Resonanzfrequenz
$f_u$	untere Grenzfrequenz
$f_{0,915dB}$	Frequenz bei 0.915 dB ( $\approx 10\%$ ) Signaldämpfung
$F$	aktuelle Kraft, Kurvenparameter der Rißverlängerungskurve
$F_a$	Kraft bei Rißarrest
$F_d(s)$	dynamische Kraft-Durchbiegungskurve
$F_d(t)$	dynamischer Kraft-Zeitverlauf
$F_{end}$	Kraft unmittelbar vor (elastischer) Entlastung
$F_{gy}$	Kraft bei Fließen im gesamten Nettoquerschnitt der Probe (general yielding)
$F_{id}$	Kraft bei duktiler Rißinitiierung
$F_m$	maximal ertragbare Kraft, Maximalkraft
$F_{gy}^{SE}$	SE-definierte Kraft bei Fließen im gesamten Nettoquerschnitt der Probe
$F_{ui}$	Kraft bei Spaltbrucheinsatz
$g$	Fallbeschleunigung
$G, H, I$	Kurvenparameter der Rißverlängerungskurve
$J$	Rißfeldparameter nach dem J-Integralkonzept (bei Index $d$ : dynamisch)
$J^{bl}$	Wert des J-Integrals während der Rißabstumpfung (bei Index $d$ : dynamisch)

$J_{el}$	elastischer Anteil des J-Integrals (bei Index d: dynamisch)
$J_i$	physikalischer Rißinitiierungskennwert bei duktiler Rißinitiierung (bei Index d: dynamisch)
$J_i^{bl}$	physikalischer Rißinitiierungskennwert auf Basis der analytischen Rißabstumpfungslinie (bei Index d: dynamisch)
$J_{id}^{LCOD}$	Rißinitiierungskennwert bei mit LCOD detektierter stabiler Rißinitiierung
$J_{id}^{ME}$	Rißinitiierungskennwert bei mit ME detektierter stabiler Rißinitiierung
$J_{id}^*$	Rißinitiierungskennwert bei extrapolierter Einsatzzeit für duktilen Rißbeginn $t_i^*$
$J_{id}^{SE}$	Rißinitiierungskennwert bei mit SE-Methode 1 detektierter stabiler Rißinitiierung
$J_{id}^{SE/SP}$	Rißinitiierungskennwert bei mit SE-Methode 2 detektierter stabiler Rißinitiierung
$J_{id}^{1.SE}$	Rißinitiierungskennwert bei mit SE detektierter duktiler Rißinitiierung im D3PB-Versuch
$J_i^{SZW}$	physikalischer Rißinitiierungskennwert, ermittelt aus der Stretch-Zonenbreite (bei Index d: dynamisch)
$J_m$	technischer Rißinitiierungskennwert im Kraftmaximum (bei Index d: dynamisch)
$J_{max}$	Gültigkeitsgrenze für die J-kontrollierte Rißausbreitung (bei Index d: dynamisch)
$J_{pl}$	plastischer Anteil des J-Integrals (bei Index d: dynamisch)
$J_R$	Werkstoffwiderstand gegen Rißausbreitung auf J-Integral-Basis
$J(\Delta a)$	Rißwiderstandskurve auf J-Integral-Basis (bei Index d: dynamisch)
$J_{\Delta a}; J_u$	Energieintegral J nach duktilem Rißfortschritt bei Entlastung infolge Versuchsende bzw. Spaltbrucheinsatz (bei Index d: dynamisch)
$J_{0,2}$	technischer Rißinitiierungskennwert bei $\Delta a = 0,2$ mm (bei Index d: dynamisch)
$J_{0,2}^{bl}$	technischer Rißinitiierungskennwert im Schnittpunkt mit der um $\Delta a = 0,2$ mm parallel verschobenen analyt. Rißabstumpfungslinie (bei Index d: dynamisch)
$J_{Ic}$	nach ASTM E 813: J-Wert bei oder in der Umgebung physikalischer Rißinitiierung (bei Index d: dynamisch)
$K$	Spannungsintensitätsfaktor
$K_{eff}$	Spannungsintensität unter Berücksichtigung von Kleinbereichsfließen
$K_{fmax}$	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
$K_{Ic}$	Bruchzähigkeit (bei Index d: dynamisch)
$l_{red}$	reduzierte Pendellänge
$m_H$	Hammermasse eines Pendelschlagwerkes
$N$	Anzahl der Schallemissionsimpulse, Überschwingungen, counts
$\dot{N}$	Impulsrate
$R^2$	Korrelationskoeffizient (auch: $r_{xy}$ )
$R_a$	Kennwert der Oberflächenrauheit
$R_{ed}$	dynamische Streckgrenze
$R_{eH}$	obere Streckgrenze bei Stählen mit Lüdersdehnung
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_{md}$	dynamische Biegebruchfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2-Dehngrenze
$s$	Probendurchbiegung, Standardabweichung

$s_{end}$	Durchbiegung unmittelbar vor (elastischer) Entlastung, vorgegebene Durchbiegung
$s_i^*$	auf die SZW extrapolierte Initiierungsdurchbiegung aus dem $s$ - $\Delta a$ -Verlauf
$s_m$	Probendurchbiegung bei Kraftmaximum
$s_{pl}$	plastischer Anteil der Probendurchbiegung
$s(t)$	zeitlicher Verlauf der Probendurchbiegung
$s_{ui}$	Durchbiegung bei Spaltbrucheinsatz
$S$	Auflagerabstand
$S_{Jid}$	J-Integral-Verhältniswert $J_{id} / J_{md}$
$S_s$	Verformungsfaktor nach Roos (1993) aus dem Quotienten $s_i^* / s_m$
SZ	Stretchzone; gestreckte Stufe zwischen Ermüdungsriß und neuer Bruchfläche
SZH	Stretch-Zonenhöhe
SZW	Stretch-Zonenbreite
$SZW_i$	kritische Breite der Stretch-Zone (stretched zone width)
$t$	(Versuchs-) Zeit
$t; t'$	Zeit als Integrationsvariable
$t_0$	Ankunftszeit eines SE-Signals
$t_{end}$	Zeit des Erreichens der Enddurchbiegung
$t_F$	Brucheinsatzzeit
$t_i^*$	extrapolierte Einsatzzeit für duktilen Rißbeginn
$t_i^{SE}$	nach SE-Methode 1 definierte duktile Rißeinsatzzeit
$t_i^{SE/SP}$	nach SE-Methode 2 definierte duktile Rißeinsatzzeit
$t_R$	Anstiegszeit eines SE-Burstsignals
$t_{Rf}$	Frequenzlimit als Anstiegszeit des Kraftsignals
$t_{ui}$	Zeit bei Spaltbrucheinsatz
$T$	Temperatur
$T_{68 J}$	Übergangstemperatur bei 68 J verbrauchter Kerbschlagarbeit
$T_a$	Temperatur des erstmaligen Auftretens von Gleitbruch ohne Spaltbruchanteile
$T_{Anlaß}$	Anlaßtemperatur
$T_{gy}$	Temperatur, oberhalb der allgemeines Fließen im Probenquerschnitt auftritt
$T_i$	bruchmechanisch definierte Übergangstemperatur, bei der Spalt- in Gleitbruch umschlägt
$T_{Ic}$	obere Grenztemperatur der Anwendbarkeit der Linear-elastischen Bruchmechanik
$T_m$	erstmaliges Überschreiten des Kraftmaximums in der $F_d(s)$ -Kurve
$T_{Prüf}$	Prüftemperatur
$T_R$	Reißmodul
$U$	Formänderungsarbeit, Fläche unter der $F_d(s)$ -Kurve
$U_0$	Ausgangsschlagenergie des Pendelschlagwerkes
$U_e$	durch die Probe konsumierte Schlagenergie
$U_{el}$	elastische Energie
$U_m$	bis zur maximal ertragbaren Kraft $F_m$ durch die Probe absorbierte Schlagenergie

$U_{pl}$	plastische Verformungsarbeit, plastischer Flächenanteil unter der $F_d(s)$ -Kurve
$U_{RMS}$	elektrischer Pegel der freigesetzten Schallemission
$U_{RMS}^{yield\ peak}$	SE-Streckgrenzenmaximum
$v_0$	Anfangsgeschwindigkeit des Pendelhammers
$v_{RiB}$	Rißverlängerungsgeschwindigkeit
$V$	Kerbaufweitung CMOD (Rißöffnungsverschiebung)
$W$	Probenbreite
$\bar{x}$	Mittelwert
$Z$	Brucheinschnürung

$\alpha_0$	Ausgangsfallwinkel des Pendelhammers
$\alpha_1$	Rückfederwinkel des Pendelhammers
$\Delta a$	aktuelle Rißverlängerung; duktiler Rißfortschritt (-verlängerung, -ausbreitung)
$\Delta A/dt$	Änderungsgeschwindigkeit der Rißfläche
$\Delta a_{(i)}$	duktiler Rißfortschritt an der Stelle $i$
$\Delta a^{bl}$	Rißspitzenvorwölbung (Blunting) unter steigender Kraft
$\Delta a_i$	maximale Rißspitzenvorwölbung; entspricht der kritischen Breite der SZW
$\Delta a_m$	duktiler Rißfortschritt bei Kraftmaximum
$\Delta a_{max}$	Gültigkeitsgrenze für J-kontrollierte Rißausbreitung
$\delta$	Variationsbreite
$\delta$	Rißspitzenöffnungsverschiebung nach dem CTOD-Konzept
$\delta_i$	physikalischer Rißinitiierungskennwert des CTOD-Konzeptes
$\delta_{ic}$	technischer Rißinitiierungskennwert des CTOD-Konzeptes
$\delta_m$	technischer Rißinitiierungskennwert des CTOD-Konzeptes bei Erreichen des Kraftmaximums
$\delta_u$	Rißspitzenöffnungsverschiebung bei instabilem Rißbeginn
$\Delta t_{exp}$	experimentelle Laufzeitdifferenz
$\Delta t_{hyp}$	hypothetische Laufzeitdifferenz
$\dot{\epsilon}_{pl}$	plastische Dehngeschwindigkeit, -rate
$\eta$	probengeometrieabhängiger Korrekturfaktor für die Berechnung von J
$\nu$	Querkontraktionszahl; Poisson-Konstante
$\sigma$	mechanische Spannung
$\sigma_f$	technische Fließspannung $\frac{1}{2} * (\sigma_y + \sigma_m)$ [bei Index d: dynamisch]
$\sigma_m$	Biegebruchfestigkeit
$\sigma_y$	“Biege“-Streckgrenze (bei Index d: dynamisch)
$\sigma_{yd}^{SE}$	SE-definierte, dynamische “Biege“-Streckgrenze
$\Sigma E_{SE}$	SE-Energie; kumulativ
$\Sigma N$	SE-Impulse; kumulativ
$\tau$	Eigenschwingdauer einer ISO-V Probe
$\tau$	Zeitkonstante einer Meßsonde
$\Phi(a)$	rißlängenabhängiges elektrisches Potential einer Probe

## 0 Einführung

Der Kerbschlagbiegeversuch ist nach einer 100-jährigen Geschichte ein eingeführtes, vielfach bewährtes Instrument zur Bewertung der Werkstoffzähigkeit. Geschätzt wird er in der betrieblichen Praxis der Qualitätssicherung ebenso wie in Forschungslaboratorien wegen seiner kostengünstigen Prüftechnik, des geringen Materialaufwandes und der einfachen und schnellen Versuchsdurchführung. Die in Abhängigkeit von der Temperatur erfaßten Meßgrößen 'verbrauchte Schlagarbeit', 'laterale Breitung' oder 'kristalliner Bruchanteil' liefern jedoch nur Vergleichsgrößen und keine echten Werkstoffkennwerte, die in Auslegungsrechnungen oder Sicherheitsbewertungen Eingang finden können.

Erweiterte Möglichkeiten hat die Instrumentierung konventioneller Pendelschlagwerke zum Messen von Schlagkraft-Zeit-Kurven eröffnet. Die Integration dieser Kurven gestattet es, charakteristischen Kurvenabschnitten verbrauchte Teilenergien als Maß für die Werkstoffzähigkeit zuzuordnen. Bei Verwendung vorermüdeter Proben werden bruchmechanisch definierte Kennwerte bestimmbar. Beispielsweise kann im Tieflagenbereich der Zähigkeit aus der Kraft beim Spaltbrucheinsatz die dynamische Bruchzähigkeit in Analogie zu der bei quasistatischer Biegebelastung standardisierten Vorgehensweise nach DIN EN ISO 12737 ermittelt werden.

Bei zähem Werkstoffverhalten, d.h. oberhalb einer charakteristischen Temperatur des Übergangs vom Spalt- zum Gleitbruch, ist der Zugang zu bruchmechanischen Kennwerten schwieriger. Die Zähbruchmechanik nutzt zur Beschreibung des Materialverhaltens die Reißwiderstandskurve, die beispielsweise auf der Grundlage des J-Integral-Reißfeldparameters als  $J_R$ -Kurve experimentell ermittelt und zur Definition der von der Probengeometrie unabhängigen Reißinitiierungszähigkeit genutzt werden kann.

Wäre die Reißinitiierung auf der Kraft-Zeit-Kurve erkennbar, könnte im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch (IKSBV) mit nur einer Probe ein Kennwert für zähes Werkstoffverhalten bei schlagartiger Belastung bestimmt werden. Dem während des Schlagvorgangs registrierten Verlauf der Schlagkraft ist dies jedoch in aller Regel nicht ohne weiteres zu entnehmen. Folglich werden physikalische Größen gesucht, die unter den Bedingungen der schlagartigen Beanspruchung hinreichend sensibel auf den Reißinitiierungsprozeß reagieren. Dazu gibt es mit der Nutzung von Dehnmeßstreifen, Feldemissionsmessungen, dem Gleich- oder Wechselstrompotential- und dem Ultraschallverfahren verschiedene Möglichkeiten.

Potentiell geeignet zum Reißinitiierungsnachweis erscheint auch die Schallemission (SE). Festkörper können unter ansteigender mechanischer Belastung elastische Wellen als Folge spontan freigesetzter elastischer Energie aussenden. Solche SE-erzeugenden Prozesse sind beispielsweise inhomogene elastische oder plastische Verformung, Matrixablösung (Dekohäsion) und Bruch von Einschlüssen oder Phasenumwandlungen. Auch Reißwachstum setzt elastische Energie frei und ist somit als SE-Quelle zu betrachten. Die SE ist mit geeigneten, auf der Werkstoffoberfläche befindlichen Sonden erfassbar. Bei quasi-statischen bruchmechanischen Versuchen stellte man eine erhöhte SE-Intensität fest, bevor kritische Reißfeldparameter erreicht wurden. Dies deutet auf eine hohe Sensibilität der SE-Methode hin.

Ein besonderer Vorteil der auf den IKSBV angewandten SE-Methode liegt darin, daß die Sonde nicht zwangsweise auf der Probenoberfläche, sondern auch auf der Hammerfinne angebracht werden kann und so über diesen Wellenleiter indirekt an die Probe angekoppelt ist. Damit besteht bei schlagartiger Belastung auch nicht mehr die Gefahr der Sondenbeschädigung. Außerdem entfallen die aus der Temperierung resultierenden Probleme. Besonders vorteilhaft ist eine solche Anordnung bei der Prüfung von bestrahltem und folglich radioaktiviertem Material.

Erste Anwendungen der SE-Methode zur Detektion der dynamischer Rißeinleitung mit einer auf der Probe angekoppelten Sonde wurden von Engelhardt et al. (1978) vorgestellt. Die ausschnittsweise registrierte SE wies neben Aufprallgeräuschen höherfrequente Signale kurz vor dem Kraftmaximum auf. Die Autoren schlossen daraus auf einen Zusammenhang dieser SE mit beginnender Mikrorißbildung. Darauf aufbauend wurde durch Kalkhof (1986a,c,d) eine SE-Methode zum Nachweis der Rißinitiierung im IKS BV genutzt, bei der eine SE-Sonde am Rücken der Hammerfinne angebracht war. Viehrig (1988, 1989) modifizierte diese Technik für einen U-förmigen Pendelhammer, wodurch die SE-Sonde in die Hammerfinne eingesetzt werden konnte. Untersuchungen zur Anwendung dieser Technik an Stählen des Druckbehälter- und Kesselbaus stießen allerdings an meßtechnische Grenzen, die keine ausreichende zeitliche und Amplitudenaufösung des Signals über den gesamten Versuchsverlauf zuließen. Zudem war nicht in jedem Fall ein reproduzierbarer Nachweis der Rißinitiierung gegeben und Verifikationsuntersuchungen verwiesen überdies auf Differenzen im Vergleich zu anderen dynamischen Einprobentechniken. Die früheren Arbeiten erlaubten es jedoch, Kriterien zur Konzeption einer leistungsfähigeren Meßkette abzuleiten, die zur simultanen Messung von Kraft- und SE-Signalen im IKS BV geeignet ist.

## 1 Aufgabenstellung

Die vorliegende Arbeit greift diese Problematik mit weiterentwickelter Meßtechnik wieder auf. Sie soll klären, inwieweit auch für die im Druckbehälterbau typischen hochzähen Stähle unter den Belastungsbedingungen des Kerbschlagbiegeversuches duktile Rißinitiierung mit der SE-Methode nachgewiesen werden kann und somit dynamische Rißinitiierungskennwerte im Zähbruchbereich bestimmbar sind. Dabei sollen insbesondere Beiträge:

- zur prüfmethodischen Weiterentwicklung des Nachweises duktiler Rißinitiierung und
- zur Bestimmung des Rißinitiierungskennwertes für Druckbehälterstähle mit unterschiedlichem Zähigkeits-Festigkeits-Verhältnis geleistet werden.

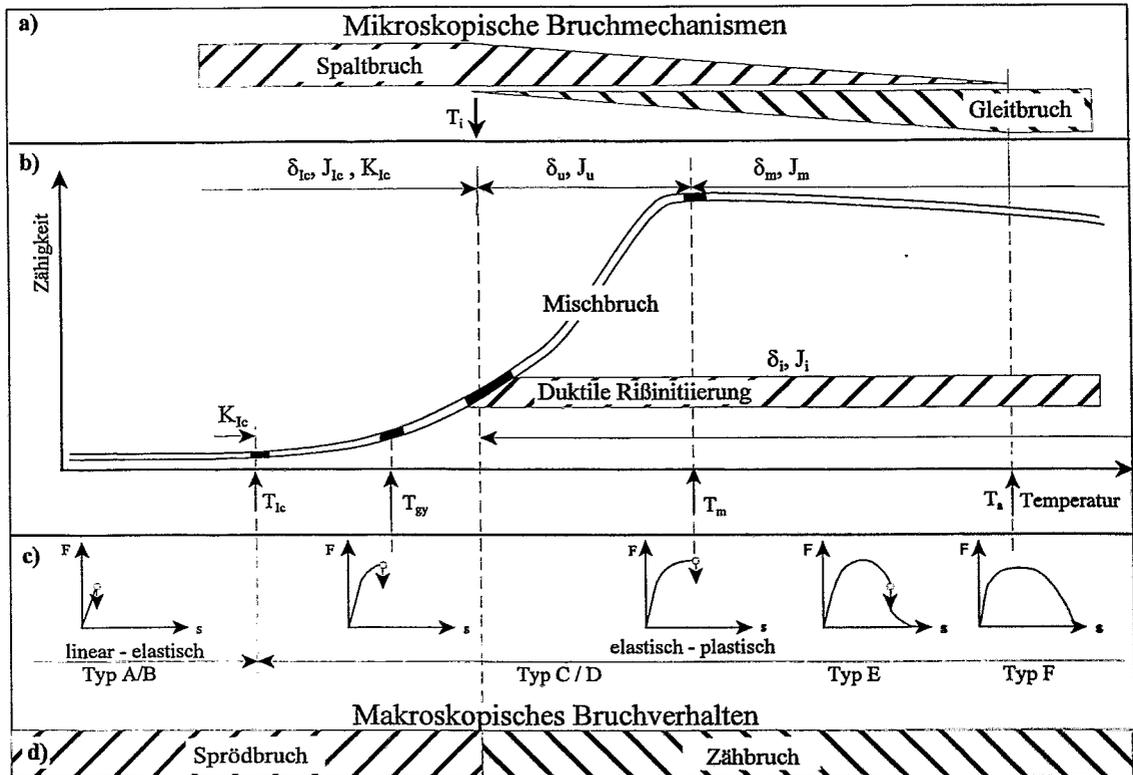
Dazu werden folgende Arbeiten durchgeführt:

- Literaturrecherche zur Einordnung der SE-Detektion in die Methodik des dynamischen Rißinitiierungsnachweises (Kapitel 2).
- Aufbau einer geeigneten Versuchsanordnung zum Messen von Schlagkraft und Schallemission nach dem gegenwärtigen Stand der Technik (Kapitel 3).
- Nachweis der reproduzierbaren Aufzeichnung von Schallemissions-Signalen mit der erstellten Anordnung (Kapitel 4).
- Analyse der Schallemission bei schlagartiger Belastung im duktil-spröd-Übergangsbereich und in der Hochlage der Zähigkeit (Kapitel 5).
- Verifikation und Bewertung der Ergebnisse der SE-Methode auf der Grundlage einer Mehrprobentechnik bei simultan angewandten zusätzlichen Einprobenverfahren sowie die Korrelation gemessener Schallemission mit werkstoffspezifischen Ereignissen aus der Rißspitzenumgebung im aufprallfreien Biegeversuch (Kapitel 6).
- Nachweis der Reproduzierbarkeit typischer SE bei duktiler Rißinitiierung (Kapitel 7).

## 2 Literaturübersicht zu Rißinitiierung und Schallemission

### 2.1 Ermittlung zähbruchmechanischer Initiierungsparameter

Wie Abb.2-1 verdeutlicht, hängt die Bewertung angerissener Bauteile bzw. Proben aus Stahl anhand bruchmechanischer Parameter grundsätzlich von dem unter Belastung auftretenden Bruchmechanismus ab.



**Abb. 2-1** Schematische Repräsentation einer bruchmechanischen Übergangskurve nach Dahl (1993) mit  
 a) den konkurrierenden Bruchmechanismen,  
 b) dem temperaturabhängigen Verlauf verschiedener Zähigkeitsparameter,  
 c) den typischen Kraft-Verschiebungskurven  $F-s$  (ISO-DIS 14556) und  
 d) dem makroskopischen Bruchverhalten.

Abb.2-1 zeigt, wie sich für einen ferritischen Stahl mikroskopische Bruchmechanismen mit dem makroskopischen Bruchverhalten verbinden lassen. Demnach wechselt mit ansteigender Temperatur der mikroskopische Bruchmechanismus von Spalt- zu Gleitbruch mit grubchenförmigem Aussehen. Im Übergangsbereich beider Mechanismen wird ein Mischbruch beobachtet, dessen Gleitbruchanteil mit der Temperatur zunimmt und der mit duktiler Rißausbreitung gekoppelt ist. Im Bereich makroskopisch-elastischen Werkstoffverhaltens werden linear-elastische Bruchmechanikkonzepte ( $K_{lc}$ ,  $K_{eff}$ ) und im elastisch-plastischen Bereich zähbruchmechanische Konzepte angewendet. Für den elastisch-plastischen Bereich haben sich vorzugsweise zwei Konzepte durchgesetzt:

- das Rißaufweitungskonzept nach Wells (1961) mit dem Parameter Rißspitzenaufweitung  $\delta$  (Crack Tip Opening Displacement - CTOD) und

- das J-Integral-Konzept nach Rice (1968) mit dem Linienintegral J als Rißfeldparameter. Beide Konzepte können sowohl die Beanspruchungsbedingungen in der Rißspitzenumgebung beschreiben als auch zur Definition der Versagenskriterien herangezogen werden; sie sind konsistent ineinander überführbar (Anderson 1995).

Die Bestimmung von Belastbarkeitskennwerten nach diesen Konzepten ist unter quasistatischer Belastung genormt und wird im Abschnitt 2.1.1 beschrieben. Für deren Anwendung auf schlagartige Belastung metallischer Werkstoffe existiert bis auf einen informativen Anhang zum US-Standard ASTM E 813-89 (1995) keine genormte Prozedur. Aus diesem Grund wird die Vorgehensweise zur statischen Kennwertermittlung formal auf die schlagartige Belastung seitgekehrter ISO-V-Proben übertragen.

### 2.1.1 Ermittlung statischer Bruchmechanik-Zähigkeitskennwerte nach dem J-Integral-Konzept

Zum Quantifizieren des lokalen Spannungs-Dehnungs-Feldes vor der Rißspitze wird das wegunabhängige Linienintegral J nach Rice et al. (1973) als Rißfeldparameter genutzt. In der Literatur werden verschiedene Bestimmungsgleichungen für das J-Integral abgeleitet. Im Hinblick auf die experimentelle Bestimmung von J unter Dreipunktbiegebelastung ist Glg. (2.1) nach ASTM E 813-89 von Bedeutung. In der praktischen Formulierung wird der Rißfeldparameter J als Verformungs- und Rißbildungsarbeit interpretiert, die bis zu einem bestimmten Punkt der Rißverlängerung durch das beanspruchte Probenvolumen absorbiert wurde. Diese Verformungs-Rißbildungsarbeit setzt sich aus einem elastischen ( $J_{el}$ ) und einem plastischen Anteil ( $J_{pl}$ ) zusammen.

$$J_R (= J_d) = J_{el} + J_{pl} = \left[ \frac{F S f(a_0/W)}{B_n W^{3/2}} \right]^2 \frac{1-v^2}{E} + \frac{\eta U_{pl}}{B_n (W-a_0)} \quad (2.1)$$

F ist die aktuelle Kraft, S die Stützweite,  $B_n$  die Probennettodicke, W die Probenbreite und  $a_0$  die Ausgangsrißlänge. Die Querkontraktionszahl  $\nu$  und der E-Modul E sind Materialkonstanten. Die Werte der rißtiefenabhängigen Geometriefunktion  $f(a_0/W)$  und des Geometriefaktors  $\eta$  für Dreipunktbiegeproben können den Standards entnommen werden. Für vorermüdete ISO-V-Proben gilt der Geometriefaktor  $\eta=2$ , und die rißtiefenabhängige Geometriefunktion  $f(a_0/W)$  ergibt sich zu 2,66. Die plastische Verformungsarbeit  $U_{pl}$  kann aus der Fläche unter der Kraft-Kraftangriffspunktverschiebungs-Kurve ermittelt werden.

Der Zusammenhang zwischen J-Integral und duktiler Rißausbreitung  $\Delta a$  wird als  $J_R(\Delta a)$ -Rißwiderstandskurve bezeichnet und kennzeichnet den Rißausbreitungswiderstand eines Werkstoffes. ASTM E813 ermittelt aus dieser Kurve den Wert  $J_{Ic}$  als Maß für die duktile Rißinitiierung. Der Reißmodul  $T_R = E/\sigma_f^2 dJ/da$  beschreibt die Stabilität eines wachsenden Risses.

Die Ermittlung der  $J_R(\Delta a)$ -Kurve geht von dem gemessenen Zusammenhang zwischen Kraft- und Kraftpunktverschiebung aus. Dazu können Mehrproben- und Einprobentechniken (MPT und EPT) genutzt werden. Die MPT umfaßt die Be- und Entlastung eines Satzes identischer Proben bis zu unterschiedlichen Belastungsniveaus und das anschließende Messen von  $\Delta a$  auf der Bruchfläche. Aus den Belastungskurven kann der zugehörige Rißfeldparameter J berechnet werden. Durch eine geeignete Kurvenanpassung gewinnt man dann aus den experimentellen  $J_R$ - $\Delta a$ -Wertepaaren die Rißwiderstandskurve.

Die rationelleren, experimentell aber anspruchsvolleren EP-Techniken erfordern die Rißlängenmessung während des Versuches. Am weitesten verbreitet und in den Standards empfohlen sind die Methode der Teilentlastung (unloading compliance method, ULC) und die Potentialverfahren.

Aus der Rißwiderstandskurve können nach festgelegten Prozeduren kritische Zähigkeitskennwerte für Rißeinleitung (Rißinitiiierungskennwerte) ermittelt werden. Tab.2-1 enthält eine Übersicht der bisher vorgeschlagenen Kennwertdefinitionen und Abb.2-2 veranschaulicht schematisch deren Position auf der Rißwiderstandskurve.

Tab.2-1 Physikalische und technische Definitionen für Rißinitiiierungskennwerte.

Charakter	Symbol	Norm bzw. Prüfvorschrift	Definition
	$J_i^{SZW}$	ESIS P2-92 EFAM GTP 94	Zur kritischen Stretchzonenbreite $\Delta a_i = SZW_i$ gehörender J-Integral-Wert. Schnittpunkt der $J_R$ -Kurve mit der analytischen Rißabstumpfunggerade
physikalisch	$J_i^{bl}$	DVM 002-87 ESIS P2-92	$J_i^{bl} = \frac{\Delta a^{bl} E}{0.4 d_n^*} \quad (2.2)$ ( $\Delta a^{bl}$ Rißvorwölbung unter steigender Belastung, $d_n^*$ Verfestigungsparameter aus mech. Kennwerten) oder Näherung von Landes (1995)
		EFAM GTP 94	$J_i^{bl} = 3,75 R_m \Delta a^{bl} \quad (2.3)$
technisch	$J_{0,2}^{bl}$ (= $J_{Ic}$ )	DVM 002 ESIS P2-92 ASTM E813	$\Delta a=0,2$ mm-Parallelverschiebung der Ordinate. Schnittpunkt der $J_R$ -Kurve mit der um $\Delta a=0,2$ mm parallel verschobenen Rißabstumpfunggerade.

Den als physikalisch bezeichneten Definitionen liegt der bei in-situ Untersuchungen (Blumenauer et al. 1997, Schick et al. 1999) nachgewiesene Befund zugrunde, daß die eigentliche Rißinitiiierung erst nach einem Abstumpfungsprozeß (blunting) des Ausgangsrisses einsetzt. Man erfaßt dies durch das Messen eines mikrofraktographischen Parameters auf der Bruchfläche - der Stretchzone (SZ). Die SZ ist auch nach deutlichem duktilen Rißfortschritt als eine in Rißausbreitungsrichtung gestreckte Stufe im Rasterelektronenmikroskop (REM) sichtbar. Sie umfaßt den stark verformten Bereich zwischen ursprünglichem Ermüdungsriß und neu entstandener Bruchfläche. Die bei Rißinitiiierung erreichte kritische Breite der SZ ( $SZW_i$ ) ist als meßbarer topografischer Parameter gegenwärtig das gebräuchlichste Merkmal zur mikrofraktographischen Charakterisierung der duktilen Rißinitiiierung (Broberg 1974, Ohiji et al. 1983, Kobayashi et al. 1984, Blumenauer et al. 1988, Roos und Eisele 1988, Ude 1991).

Der auf dieser Basis bestimmte Rißinitiiierungskennwert  $J_i^{SZW}$  ist nach Roos und Eisele (1988) als echter Kennwert aufzufassen, der auf andere Probenkonfigurationen und auch Bauteile übertragen werden kann.

Der Bereich der Rißabstumpfung kann näherungsweise durch eine Rißabstumpfunggerade nach DVM 002 gemäß Glg. 2.2 in Tab.2-1 beschrieben werden. Ihr Schnittpunkt mit der Rißwider-

standskurve wird als eine zweite Möglichkeit zur Definition eines physikalischen Rißinitiierungskennwertes benutzt ( $J_i^{bl}$ ). Man vermeidet dabei die aufwendigen REM-Messungen, benötigt aber zusätzliche Daten aus dem Zugversuch. Unter Verwendung der vereinfachten Glg. (2.3) nach Landes (1995) und Einsatz dynamischer Festigkeitswerte kann man auf die aufwendige SZW-Messung bei der Festlegung von  $J_{id}^{bl}$  verzichten (Udoh 1997).

Die technischen Rißinitiierungskennwerte  $J_{0,2}$  oder  $J_{0,2}^{bl}$  definieren die Rißinitiierung als J-Integral nach bereits eingetretenem duktilen Rißfortschritt  $\Delta a=0.2\text{mm}$ . Sie liegen im allgemeinen deutlich entfernt vom physikalisch definierten Punkt auf der Rißwiderstandskurve und werden von deren geometrieabhängigem Verlauf beeinflußt. Insbesondere der in ASTM E 813-89 vorgeschlagene Wert, dem der Kennwert  $J_{0,2}^{bl}$  gemäß ESIS P2-92 (1992) entspricht, liegt oftmals jenseits der maximal ertragbaren Kraft  $F_m$  und ist somit nicht nur von der Probengeometrie, sondern auch von der Versuchsdurchführung abhängig. Nach Roos und Eisele (1988) sind solche Parameter als Ersatzwerte zu bezeichnen. Sie erlauben streng genommen nur den qualitativen Vergleich verschiedener, aber unter gleichen Bedingungen geprüfter Werkstoffe. Folgerichtig zeigen die Erfahrungen von Heerens et al. (1987) mit solchen Parametern auch sehr widersprüchliche Ergebnisse. Dennoch können sie als eine ingenieurmäßige Aussage über den Beginn der duktilen Rißausbreitung nützlich sein.

Die physikalische Definition durch Messen der Stretchzonenbreite (SZW) ist als beste Näherung zur Rißinitiierung zu bewerten, da sie einen klaren mikrostrukturellen Bezug aufweist (Blumenauer et al. 1997). Sie sollte auch unter schlagartigen Belastungsbedingungen die Ermittlung eines echten (d.h. geometrieunabhängigen) Werkstoffkennwertes auf der Basis des J-Integrals gestatten. Deshalb wird diese mikrofraktografisch definierte Größe nachfolgend als Referenzwert benutzt.

### 2.1.2 Mehrprobentechniken bei schlagartiger Belastung

Die quasi-statische Vorgehensweise zur Ermittlung der Rißwiderstandskurve und der Rißinitiierungskennwerte kann formal auf dynamisch-schlagartige Belastung übertragen werden. Das J-Integral erhält dann den Index d ( $J_d$ ).

Für instrumentiert durchgeführte Kerbschlagbiegeversuche an vorermüdeten ISO-V-Proben liegt bei Versuchsende die Schlagkraft  $F_d$  in Abhängigkeit von der Versuchszeit  $t$  vor. Die Probendurchbiegung  $s(t)$  als Verformungskomponente wird nach SEP 1315 (1986) durch doppelte numerische Integration aus dem Kraft-Zeit-Verlauf  $F_d(t)$ , der Hammermasse  $m_H$  und der Anfangspendelgeschwindigkeit  $v_0$  nach Glg. (2.4) berechnet.

$$s(t) = \int_{t=0}^t v(t) dt = \int_{t=0}^t \left[ v_0 - \frac{1}{m_H} \int_{t'=0}^{t'} F_d(t') dt' \right] dt \quad (2.4)$$

Mit den zeitlichen Verläufen der Schlagkraft  $F_d(t)$  und der dem zurückgelegten Hammerweg gleichgesetzten Probendurchbiegung  $s(t)$  steht ein Schlagkraft-Durchbiegungsverlauf  $F_d(s)$  zur Verfügung, aus dem mit Glg. (2.5) mittels Integration die durch die Probe verbrauchte Arbeit  $U$  ermittelt werden kann.

$$U(s) = \int_{s=0}^s F_d(s) ds \quad (2.5)$$

Mit den Glgn. (2.1, 2.4 u. 2.5) ist das dynamische J-Integral  $J_d$  zu jedem Zeitpunkt im Belastungsverlauf bestimmbar. Erfüllt die Geometrie der Probe die Gültigkeitsgrenzen nach ESIS P2-92 entsprechend den Glgn. (2.6) und (2.7), erfolgt die Rißausbreitung J-kontrolliert und Versagen infolge eines plastischen Kollapses kann ausgeschlossen werden.

$$J_{d \max} \leq \frac{1}{20} (W - a_0) \sigma_{fd} \quad (2.6)$$

$$\Delta a_{\max} \leq 0,06 \dots 0,1 (W - a_0) \quad (2.7)$$

Durch Einsetzen der nach Glg. (2.8) für die entsprechende Prfemperatur berechneten dynamischen Fließspannung  $\sigma_{fd}$  in Glg. (2.6) wird die Streckgrenzenberhhung unter schlagartiger Belastung und deren Temperaturabhängigkeit berücksichtigt.

$$\sigma_{fd} = \frac{1}{2} (\sigma_{yd} + \sigma_{md}) \quad (2.8)$$

Die dynamische Streckgrenze  $\sigma_{yd}$  und die Biegebruchfestigkeit  $\sigma_{md}$  werden nach Glg. (3.6) (Abschnitt 3.6.3) berechnet.

Für eine korrekte Bestimmung dynamischer bruchmechanischer Kennwerte aus dem  $F_d(s)$ -Verlauf wird nach ASTM E 24- Entwurf 2d (1981) die Einhaltung der sogenannten EPRI-Empfehlungen nahegelegt. Diese beinhalten:

- das  $3\tau$ -Kriterium zur Reduktion von Trägheitseffekten durch:

$$t_F \geq 3 \tau \quad (2.9)$$

$t_F$  Brucheinsatzzeit  
 $\tau$  Eigenschwingdauer der Probe ( $\approx 52 \mu s$ )

- das Frequenzkriterium zur Aufzeichnung verzerrungsfreier  $F_d(t)$ -Signale

$$t_F \geq 1.1 t_{Rf}; \text{ wobei } t_{Rf} \approx 0,35/f_{0,915dB} \quad (2.10)$$

$t_{Rf}$  Frequenzlimit als Anstiegszeit des Kraftsignals  
 $f_{0,915dB}$  Frequenz bei 0,915 dB (10%) Dämpfung.

- das Energiekriterium zur Absicherung einer nahezu konstanten Schlaggeschwindigkeit während des Versuches

$$U_0 \geq 3 U_m \quad (2.11)$$

$U_0$  Ausgangsschlagenergie  
 $U_m$  bis zur Maximalkraft  $F_m$  absorbierte Energie

In Analogie zum quasi-statischen Vorgehen können dynamische Rieinleitungskennwerte aus der  $J_d(\Delta a)$ -Kurve gewonnen werden. Bei schlagartiger Belastung ist die Anwendung quasi-statischer Einprobentechniken zur versuchsbegleitenden Messung von  $\Delta a$  aus prinzipiellen oder meßtechnischen Schwierigkeiten schwierig zu verwirklichen. Aus diesem Grund werden zur Konstruktion von  $J_d(\Delta a)$ -Kurven verschiedene Mehrprobentechniken (MPT) angewendet. Dazu

sind aus der Literatur verschiedene Lösungswege bekannt, die in unterschiedlicher Weise prüf-technisch realisiert werden (Tab.2-2).

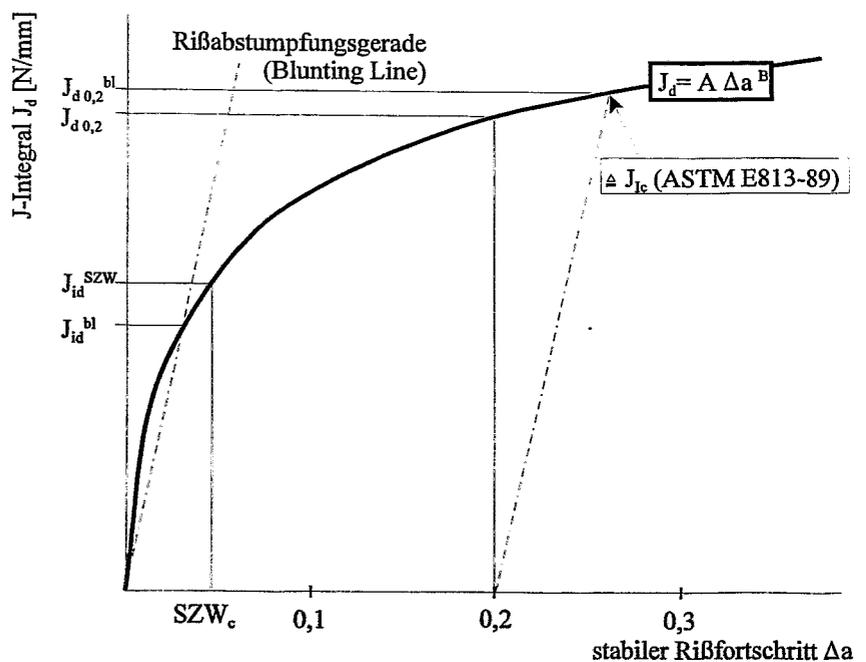
Mit diesen Modifikationen des IKSBBV können unterschiedliche Rißfortschrittsbeträge  $\Delta a$  erzeugt und daraus eine  $J_d(\Delta a)$ -Kurve konstruiert werden. Der erste Lösungsweg erfordert das Begrenzen der Probendurchbiegung durch Abstopplöcke bzw. Chipperfield-Proben und folglich einen besonderen apparativen oder fertigungstechnischen Aufwand.

Tab.2-2 Dynamische Mehrproben-Techniken zur Erzeugung von  $J_d(\Delta a)$ -Kurven.

Lösungsweg	Referenz
1. Begrenzung der Durchbiegung s	
• "stop block"	Server (1979), Kobayashi (1983)
• spezielle Probengeometrie	Chipperfield (1976)
2. Begrenztes Energieangebot $U_0$ durch:	
• Variation des Fallwinkels (low-blow)	Angelino und Fossati (1981)
• Variation der Hammermasse $m_H$	Blumenauer und Ortman (1986)
3. Prüftemperaturvariation im sprö- duktilen Übergangsbereich ( $T > T_i$ )	Aurich et al. (1985), MacGillivray und Turner (1989), Böhme (1989)
• CR-Methode	

Einfach realisierbar ist die Variation des Fallwinkels (low blow). Bei diesen Versuchen wird jedoch notwendigerweise die Pendelgeschwindigkeit reduziert und dadurch das EPRI-Energiekriterium verletzt. Trotzdem erlangte das Verfahren weitgehende Akzeptanz, da bei nur geringfügiger Veränderung der Schlaggeschwindigkeit durch die Fallwinkelvariation kein meßbarer Einfluß auf den Verlauf der  $J_d(\Delta a)$ -Kurve zu verzeichnen ist (Blumenauer et al. 1993, Ortman et al. 1994).

Eine Variation der Prüftemperatur im spröduktilen Übergangsbereich kann als dritter Lösungsweg angesehen werden. Diese Variation führt vor dem Umschlagen in Spaltbruch zu veränderlichen Beträgen duktiler Rißverlängerung  $\Delta a$  und wird als Abb. 2-2 cleavage- R-curve- (CR) oder Spaltbruchmethode bezeichnet. Nach Aurich



Definition technischer und physikalischer Kennwerte der Rißinitiierungszähigkeit anhand einer  $J_d(\Delta a)$ - Rißwiderstandskurve (schematisch).

einer solchen Quasi- $J_d(\Delta a)$ -Kurve. Die Quasi- $J_d(\Delta a)$ -Kurve ist im engeren Sinne nur unter Vorbehalt gültig, da die Rißwiderstandskurve ausschließlich für stabile Rißausbreitung gültig ist. Böhme (1989) konnte zeigen, daß die CR-Methode vergleichbare Ergebnisse zu low blow-Versuchen liefert.

Diese Vorgehensweise gestattet bei erweiterter Auswertung auch die Bestimmung einer bruchmechanischen Übergangstemperatur  $T_i$ . Der Betrag duktiler Rißverlängerung ist jedoch nicht durch die Versuchsparameter gezielt zu steuern, sondern unterliegt zufallsbedingt einer Streuung. Dadurch ergibt sich mit der CR-Methode in der Regel keine gleichmäßig mit Meßpunkten belegte  $J_d(\Delta a)$ -Kurve.

Werden in der beschriebenen Weise identische Proben so belastet, daß sie jeweils unterschiedliche duktile Rißverlängerungen  $\Delta a$  aufweisen, läßt sich gemäß der in 2.1.1 erläuterten Vorgehensweise mit der bis Versuchsende aus Glg. (2.5) bestimmten Verformungsenergie  $U(s_{\text{end}})$  eine  $J_d(\Delta a)$ -Kurve konstruieren. Daraus werden die Rißinitiierungskennwerte nach Abb.2-2 bestimmt.

### 2.1.3 Einprobentechniken bei schlagartiger Belastung

Die dynamischen MP-Techniken und die routinemäßige SZW-Messung stellen sich in der Praxis als sehr aufwendig und materialintensiv dar. Deshalb hatten zahlreiche Forschungsarbeiten die Entwicklung rationeller EPT zur Ermittlung von Rißwiderstandskurven oder für den direkten Nachweis der Rißinitiierung unter schlagartiger Belastung zum Ziel (Demler 1990, Rintamaa 1993). Dabei werden zwei Richtungen verfolgt:

- die erweiterte Analyse der Schlagkraft-Durchbiegungs-Kurven  $F_d(s)$
- die Anwendung rißsensitiver physikalischer Meßmethoden.

Die erstgenannte Richtung versucht die Rißinitiierung aus der graduellen Anstiegsänderung der  $F_d(s)$ -Kurve abzuleiten, wohingegen die zweite eine zusätzliche Ausrüstung der Meßanordnung mit Sonden vorsieht, die Rißinitiierung anzeigen. Einige Verfahren sind darüber hinaus in der Lage, eine vollständige dynamische  $J_d$ - $\Delta a$ -Kurve anhand nur einer Probe zu bestimmen.

#### 2.1.3.1 Erweiterte $F_d(s)$ -Kurvenanalyse

Von verschiedenen Autoren wird angegeben, daß beim Verwenden vorermüdeteter ISO-V-Proben mit Seitkerben die duktile Rißinitiierung im Bereich vor dem Kraftmaximum ( $F_m$ ) liegt (Server 1979, Kobayashi 1983, 1984a,b, Rintamaa 1993). Tritt Rißinitiierung vor dem Erreichen von  $F_m$  ein, sollte sich dies in einer Abnahme des Anstieges der  $F_d(s)$ -Kurve äußern, da sich infolge der duktilen Rißverlängerung die Steifigkeit der Probe verringert. Der  $F_d(s)$ -Verlauf wird aber nicht nur durch die Abnahme der Probensteifigkeit, sondern auch durch das Verfestigungsvermögen der Probe beeinflusst. Folglich muß eine erweiterte Kurvenanalyse den Einfluß der Verfestigung berücksichtigen, um die Steifigkeitsänderung aus der  $F_d(s)$ -Kurve sichtbar werden zu lassen. Es zeigt sich jedoch, daß bei hochzähen Werkstoffen die Steifigkeitsabnahme nur allmählich erfolgt und folglich nicht als charakteristische Unstetigkeit in der  $F_d(s)$ -Kurve erkennbar ist. Diese graduelle Anstiegsänderung zu detektieren, ist Ziel der im folgenden dargestellten Methoden, die teilweise für statische Belastung entwickelt wurden, aber grundsätzlich auch auf Schlagversuche übertragbar sind. Eine Auswahl solcher Verfahren ist Tab.2-3 zu entnehmen.

Tab.2-3 Auswahl dynamischer Verfahren zur Detektion duktiler Rißinitiierung durch Analyse von F(s)-Kurven.

Nr.	Verfahren	Bestimmung der		Belastungsart		Probenart	Referenz	Jahr
		Rißinitiierung	$J_R(\Delta a)$ -Kurve	statisch	schlagartig			
<b>Verfahrensgruppe I</b>								
1a	Complianceänderung $\Delta C/C$ (CCR)	+		+		CT	Tseng and Marcus	1982
1b	Dynamische Complianceänderung (DCCR)	+			+	ISO-V	Kobayashi et al.	1986
2	Anstiegsänderung in $F_d(s)$ -Kurve	+			+	ISO-V	Loibnegger et al.	1985
3	Falk-Methode	+	+	+	+	ISO-V	Falk und Dahl	1991
4a	Lai-Methode	+	+	+		ISO-V	Lai et al.	1983a,b
4b	Dynamische Lai-Methode	+			+	ISO-V	Rintamaa et al.	1984b
	Methode des 3. Knickes	+		+		CT, 3PB	Krüger und Löbner	1979
5	Theorem übereinstimmender Zustände	+		+		CT, 3PB	Ullrich und Krompholz	1986
	CMOD-D-Methode	+		+		3PB	Bohac et al.	1996
<b>Verfahrensgruppe II</b>								
6a	Key Curve Methode	(+)	+	+		CT, 3PB, 4PB	Ernst et al.	1979
6b	modifizierte dynamische Key Curve Methoden		+		+	CT	Joyce	1983
			+		+	CT	Hesse	1986
			+		+	CT	Jones and Davies	1989
			+		+	ISO-V	Kobayashi et al.	1986
			+		+	ISO-V	Brüninghaus et al.	1991
7	$J_{Id}$ -Näherungsmethode	+	+	+		ISO-V	Schindler	1992

Man kann zwei prinzipiell unterschiedliche Vorgehensweisen erkennen. Zum einen gibt es Verfahren (Gruppe I), die den Beginn der Steifigkeitsabnahme bei duktiler Reißinitiierung direkt aus der  $F_d(s)$ -Kurve bestimmen. Dabei sind die aus statischer Belastung hervorgegangenen Verfahren den Anwendungen unter schlagartigen Bedingungen vorangestellt. Die unter (5) zusammengefaßten Verfahren wurden bisher nur als statische Verfahren beschrieben. Eine Überprüfung ihrer Eignung für schlagartige Belastung steht noch aus.

Für die Gruppe II ist charakteristisch, daß in Anlehnung an Ernst et al. (1979) aus dem gemessenen Kraft-Verformungs-Zusammenhang mit Hilfe einer Kalibrierfunktion (Key Curve) die  $J_R(\Delta a)$ -Kurve abgeleitet wird. Die Kalibrierfunktion muß zusätzlich bestimmt werden und beschreibt den Zusammenhang der drei als wegunabhängig angenommenen Zustandsgrößen Kraft  $F$ , Durchbiegung  $s$  und Reißlänge  $a$ . Aus der auf diese Weise ermittelten  $J_R(\Delta a)$ -Kurve können in bekannter Weise (vgl. Tab.2-1) physikalische und technische Initiierungswerte bestimmt werden. Weiterhin besteht hier die Möglichkeit, Reißinitiierung aus der ersten Abweichung der  $F(s)$ -Kurve von der hinsichtlich der Anfangsreißtiefe identischen Kalibrierkurve abzuleiten.

Die Anwendung dieser Verfahren auf den IKSBV ist problematisch. Beim IKSBV treten in Abhängigkeit von der Probengeometrie und der Hammergeschwindigkeit immer System-schwingungen im Kraftsignal  $F_d(t)$  auf, die auf das Vorhandensein von Trägheitskräften zurückzuführen sind. Eine grundlegende Kritik an den genannten Ansätzen besteht in der Behandlung dieser Kraftoszillationen. Im allgemeinen gehen der Kurvenanalyse Glättungsprozeduren voraus. Gängige Methoden sind beispielsweise die Anwendung von gleitender Mittelwertbildung (Kobayashi 1986), kubischer Spline-Interpolation (Falk und Dahl 1991 u. 1992, Falk 1993) oder Kurvenanpassungen mit Polynomen höherer Ordnung (Ott und Böhme 1992). Diese Glättungsprozeduren beeinflussen den Kurvenverlauf und verdecken möglicherweise vorhandene graduelle Anstiegsänderungen im  $F_d(s)$ -Signal.

Ein physikalisch begründetes Eliminieren der Systemschwingungen durch Kompensation der Störgrößen mittels digitaler Filterung beschreiben Wassilew et al. (1990), Major (1994) sowie Rieth und Dafferner (1996). Das Kompensationsverfahren blendet störende Schwingungen nach einer Fast Fourier Transformation (FFT) abschnittsweise aus. Inverse FFT-Techniken (IFFT) errechnen anschließend das störkompensierte Kraftsignal. Ein störkompensiertes Signal eignet sich aufgrund des nicht verfälschten Informationsgehaltes besser als Ausgangsposition für die erweiterte Analyse von  $F_d(s)$ -Kurven. Damit könnte auch die Anwendung der in Tab.2-3 unter (5) genannten statischen Verfahren ermöglicht werden.

Weiterhin benötigen diese Ansätze Festigkeits- und Verformungskennwerte als Eingangsgrößen zur Analyse des IKSBV. Folgerichtig sollten dynamische Festigkeitswerte für vergleichbare Dehnraten und Prüftemperaturen benutzt werden. Gemäß Server (1978) können solche Festigkeitswerte näherungsweise aus der Fließkraft  $F_{gy}$  abgeleitet werden. Hingegen sind dynamische Verformungs- und Verfestigungsparameter nur aus dynamischen Zugversuchen bei entsprechender Prüftemperatur gültig zu bestimmen.

Dabei bleibt die Fragestellung einer geeigneten Fließkurvenanpassung zur Ermittlung von dynamischen wie statischen Verfestigungskennwerten bei ausgeprägtem Streckgrenzenverhalten bestehen. Eine Kurvenanpassung nach Ramberg und Osgood (1949) ist in diesem Fall nur bedingt brauchbar (Steenkamp 1985, Roos 1993). Gerade die exakte Bestimmung des Ramberg-Osgood-Exponenten scheint jedoch für die Genauigkeit der Ergebnisse der Verfahren Nr. 3, 6 und 7 in Tab.2-3 von entscheidender Bedeutung (Stark-Seuken 1995, Schindler et al. 1996, Richter et al. 1998) zu sein.

Schließlich benötigen die verschiedenen Key-Curve-Methoden einen Satz Kalibrierfunktionen, die auf experimentellem oder analytischem Wege zu ermitteln sind. Beide Wege sind aufwendig und keinesfalls trivial. Zudem wird auf diese Weise keine Einprobenmethode im engeren Sinn realisiert, da entweder eine experimentelle Versuchsserie mit mehreren Proben durchzuführen oder aber ein dehnraten- und temperaturabhängiges Werkstoffgesetz für die analytische Auswertung zu bestimmen sind. Damit bleibt ein wesentliches Ziel der Anwendung der erweiterten Kurvenanalyse, nämlich die Minimierung experimentellen Aufwandes, unerfüllt (Seidler, 1997).

### 2.1.3.2 Verfahren mit zusätzlicher Instrumentierung

Rißinitiierung kann auch durch eine zur Kraft simultane Messung einer geeigneten physikalischen Größe detektiert werden. Das erfordert den Einsatz zusätzlicher Sensoren an Probe, Schlagfinne oder der Belastungseinrichtung selbst. In der Literatur sind bereits eine Vielzahl methodischer Ansätze, die verschiedenste physikalische Phänomene berücksichtigen, beschrieben. Vielfach sind sie ursprünglich für statische Belastungen entwickelt worden und insofern für statische Belastungsvorrichtungen vorgesehen. Die herkömmliche Kerbschlagbiegeanordnung schränkt die Anwendung einiger Verfahren, die speziell für den Gebrauch auf servohydraulischen Prüfmaschinen entwickelt wurden, aus geometrischen Gründen ein.

Eine Auswahl von Detektionsverfahren, die unter dynamischen Belastungsbedingungen Bedeutung erlangt haben, ist in Tab.2-4 aufgeführt. Die Gliederung erfolgt in Anlehnung an eine von Bergner (1993) für die Rißlängenmessung vorgeschlagene Einteilung. Es werden vier verschiedene Verfahrensgruppen unterschieden und den in Tab.2-4 genannten Verfahren zugeordnet:

- Gruppe I : Elektrodynamische Verfahren konstanter Ströme,
- Gruppe II : Elektrodynamische Verfahren quasistationärer Ströme,
- Gruppe III : Elastodynamische Verfahren (Elastostatik, elastische Wellen),
- Gruppe IV : Elektromagnetische Feldemissionsverfahren,

#### Elektrodynamische Verfahren konstanter Ströme

Die mit Abstand weiteste Verbreitung zum Nachweis des Rißbeginns unter schlagartig-dynamischer Belastung haben Dehnmeßstreifen (DMS) gefunden, die auf der Oberfläche der Proben in unmittelbarer Rißspitzennähe appliziert werden (vgl. Tab.2-4, Gruppe I). Die Verfahren gehen von der Spannungsmessung eines mit Gleichstrom gespeisten DMS aus, der im Bereich elastischer Dehnungen in der Rißspitzenumgebung beansprucht wird. Alle Verfahrensmodifikationen wurden mit Erfolg auf hochfeste Stähle angewandt. Bei zähen Stählen jedoch überlagert sich dem Nutzsignal eine wachsende plastische Verformungszone, wodurch Rißausbreitung vorgetäuscht wird.

Zudem wird an der Probenoberfläche gemessen, an der sich ein ebener Spannungszustand (ESZ) ausbildet. Damit ist das Ergebnis nicht repräsentativ für die Vorgänge im Inneren der Kleinprobe, wo ein ebener Dehnungszustand (EDZ) vorliegt. Trotzdem scheint es nach Dally und Berger (1993) möglich zu sein, auf DMS-Basis Techniken zu entwickeln, die sich zur Bestimmung kritischer zähbruchmechanischer Parameter eignen. In einer Arbeit von Rintamaa (1993) weisen die DMS-Signale von vorermüdeten ISO-V-Proben bei duktiler Initiierung einen markanten Signalabfall auf. Die DMS wurden nach einer Empfehlung von MacGillivray und Cannon (1992) außerhalb der plastischen Zone in 5 mm Entfernung von der Rißspitze appliziert. Der DMS-Signalabfall konnte mit der durch die Laser-COD-Streulichtmethode (siehe Tab.2-4) detektierten Initiierung erfolgreich verifiziert werden.

Jones und Davies (1989) hingegen nutzten unstrukturierte Rißsensoren ("KraK Gage<sup>®</sup>"-Rißmeßfolien) und ein "FRACTOMAT<sup>®</sup>"-Rißlängenmeßsystem zum Messen der duktilen Rißinitiierung und -ausbreitung bei dynamischer Belastung von Kompaktzugproben (CT) aus einer Ni-Al-Bronze. Zur Übertragung der Dehnungen auf die "KraK Gage<sup>®</sup>"-Foliestreifen wurden die Seitkerben einer CT-Probe mit Epoxidharz ausgegossen. Während der Ermüdung konnte das Ausgangssignal der Rißmeßfolien aufgezeichnet und damit das System für die Rißlängenmessung kalibriert werden. Ohne Neukontaktierung wurden die Proben danach in einer servohydraulischen Prüfmaschine dynamisch belastet. Überlagerte plastische Verformungen in der Rißspitzenumgebung waren die Ursache dafür, daß die Rißinitiierung nicht direkt vom "KraK Gage<sup>®</sup>"-Signal abgelesen werden konnte. Die Darstellung des "KraK Gage<sup>®</sup>"-Signals gegen die mit einem schnellen optischen Extensometer gemessene Kraftangriffspunktverschiebung ließ jedoch einen deutlichen Anstiegswechsel erkennen, der als duktile Rißinitiierung interpretiert wurde.

Im Unterschied dazu gebrauchten andere Autoren sogenannte strukturierte Rißsensoren, die vereinfacht ein Netzwerk von in Reihe geschalteten Ohmschen Widerständen darstellen. Hudak et al. (1987) verwendeten dazu elektrisch leitfähige Farbe, die in kleinsten Abständen leiterförmig in Rißfortschrittsrichtung auf die Probenoberfläche aufgebracht wurde. Passiert der Riß, die "Leitersprosse" durchtrennend, einen gleichstromgespeisten Leiter, dann wird ein Stromkreis unterbrochen und damit ein Widerstand entfernt. Somit konnte die Rißausbreitung über die stufenweise Potentialänderung beobachtet werden. Neumann (1991) konnte gleichfalls mittels leiterförmiger Rißsensoren auf Dreipunktbiegeproben aus Stahl während der Erzeugung eines Ermüdungsanrisses den Rißfortschritt mit einer dem Sensorstreifenabstand entsprechenden Genauigkeit messen. Eine rückwärts gerichtete Extrapolation gestattet in beiden Fällen eine Abschätzung der duktilen Rißeinsatzzeit.

Die Gleichstrom-Elektropotentialmethode ( $\Delta$ DCPD) mittels Referenzprobe wurde von Yagawa und Yoshimura (1986) angewandt. Dabei wurde die beginnende Rißausbreitung durch simultane Messung des elektrischen Potentials zweier Proben mit identischem  $a_0/W$ -Verhältnis bestimmt. Eine unbelastete Probe mit nahezu konstantem Vergleichspotential  $\Phi(a_0)$  diente als Referenzmeßstelle. Die zweite, dynamisch biegebeanspruchte Probe, zeigte bei Rißfortschritt ein veränderliches Potential  $\Phi(a+\Delta a)$ . Aus dem Verlauf des Potentialänderungsverhältnisses  $\Phi(a+\Delta a)/\Phi(a_0)$  über der Meßzeit war eine Anstiegsänderung zu erkennen, die offensichtlich mit dem duktilen Rißbeginn korrelierte. Um die mit schlagartiger Belastung verbundenen Oszillationen zu vermeiden, wurde eine Krafeinleitung realisiert, bei der die stromdurchflossene Probe in einem stationärem Magnetfeld infolge der Lorentzkraft weggesteuert gebogen wird.

MacGillivray und Turner (1989) wandten die DCPD-Methode bei schlagartiger Belastung vorermüdeter ISO-V-Proben an. Vor dem linearen Potentialanstieg bei duktiler Rißausbreitung wurde ein schmales, aber ausgeprägtes Plateau beobachtet. Dieses Plateau ist die Folge von Prozessen, die bei der duktilen Rißinitiierung ablaufen. Bei seitgekerbten Proben mit diagonalem Potentialabgriff auf der gekerbten Fläche wurde der Anstiegswechsel am deutlichsten. Zusätzlich konnte durch eine Kalibrierung des während der Vorermdung abgegriffenen DCPD-Signals später der aktuelle Rißfortschritt unter Schlagbelastung bestimmt werden. Damit war es möglich, eine dynamische Rißwiderstandskurve zu konstruieren. Verifikationsversuche, bei denen die Chipperfield-MP-Technik (vgl. Tab.2-2) genutzt wurde, stimmten sehr gut mit den durch DCPD gewonnenen  $J_r$ - $\Delta a$ -Kurven überein. Allerdings bemerkten die Autoren, daß die Methode nicht ausreichend zuverlässige Resultate liefert.

Tab.2-4 Auswahl dynamischer Verfahren zur Detektion duktiler Ribinitierung mit zusätzlicher Instrumentierung.

dynamisch: servohydraulische Prüfmaschine;  
schlagartig: Pendel-, Rotations Schlag- oder Fallwerk.

Verfahren	Probeninstru- mentierung	Prüf- peratur	Probe	Belas- tung	Referenz
<b>Gruppe I: Elektrodynamische Verfahren konstanter Ströme</b>					
Dehnmessstreifen (DMS) im Ribspitzennahfeld	+	RT	CT	dyn	Zimmermann (1983), MacGillivray/Turner (1989), Demler (1990)
			WLCT	dyn	Bayoumi et al. (1984)
unstrukturierte Ribsensoren	+	RT	CT (SK)	dyn	Jones und Davies (1985)
			WLCT, CT	schlag	Hudak et al. (1987)
strukturierte Ribsensoren (Ketten- oder Leiter- DMS)	+	RT	SENB	dyn	Couque et al. (1988)
			SENB	zykl.	Neumann (1991)
Gleichstrompotentialdifferenz (ADCPD)	+	T > RT	SENB	dyn <sup>?)</sup>	Yagawa/Yoshimura (1986)
Gleichstrompotential (DCPD)	+		ISO-V	schlag	MacGillivray/Turner (1989)
<b>Gruppe II: Elektrodynamische Verfahren quasistationärer Ströme</b>					
Wechselstrompotential (ACPD)	+	T > RT	SENB	dyn <sup>?)</sup>	Miya et al. (1986)
<b>Gruppe III: Elastodynamische Verfahren (Elastostatik, elastische Wellen)</b>					
Dyn. Teilleistung (DUC)	+	T > RT	CT, DCT	dyn	Satoh et al. (1989)
Laserstreulicht (LCOD)	-	T > RT	ISO-V, SENB	schlag	Rintamaa / Zimmermann (1986)
Ultraschall (US)	+	RT	ISO-V	dyn	Loibnegger et al. (1985)
Schallmission (SE)	+	T > RT	ISO-V	schlag	Kalkhof/Görner (1988)
			ISO-V	schlag	Engelhardt et al. (1978)
Magnetische Emission (ME)	-		SENB	dyn	Balzer/Müller (1989), Müller/Balzer (1992)
			SENB	dyn	
<b>Gruppe IV: Elektromagnetische Feldemissionsverfahren</b>					
Magnetische Emission (ME)	-	T > RT	SENB	zykl.	Schröder/McClure (1974)
			ISO-V	schlag	Winkler (1988, 1990a), Lenkey et al. (1996)
Eigen-Potential (stromlos) Elektrische Emission (EE)	+	?	ISO-V	schlag	Loibnegger et al. (1985)
			ISO-V	schlag	Winkler (1990b), Ortman et al. (1991a)

<sup>?)</sup> dynamische Lastaufbringung infolge der Wirkung der Lorentz-Kraft

## Elektrodynamische Verfahren quasistationärer Ströme

Miya et al. (1986) stellten eine Wechselstrom-Elektropotentialmethode (ACPD) vor, die bei elektromagnetisch erzeugter dynamischer Dreipunktbiegebelastung (vgl. Yagawa und Yoshimura 1986) duktile Rißinitiierung detektieren kann. Die Änderung des an den Rißufern abgegriffenen elektrischen Potentials  $\Phi$  ist sehr gering. Dabei können elektrische Störungen die gleiche Größenordnung wie das Nutzsignal erreichen. Aus diesem Grund verwenden die Autoren einen lock-in-Verstärker, der nur die Frequenzkomponenten der Wechselstromquelle registriert. Damit wird ein günstigeres Signal-Rausch-Verhältnis und somit eine größere Empfindlichkeit erreicht. Die Untersuchungen zur Initiierung an einem RDB-Stahl ASTM A 508 cl.3 wurden auf der Basis der Mehrprobentechnik mittels dynamischer  $J_R$ -Kurven ( $10 \text{ ms}^{-1}$ ) und deren Schnittpunkt mit der Rißabstumpfungsgesraden verifiziert.

## Elastodynamische Verfahren

### *Elastostatische Verfahren*

Satoh et al. (1989) benutzen das Teilentlastungsverfahren in Verbindung mit dynamischer Belastung. Während die Teilentlastungen bei geringer Geschwindigkeit entsprechend ASTM E 813 erfolgen und auch ausgewertet werden, wird die Probe zwischen den Entlastungen mit einer Geschwindigkeit von  $0,5 \text{ ms}^{-1}$  belastet. Der Vergleich der auf diese Art gewonnenen  $J_{Id}$ -Werte mit denen der gleichfalls unter dynamischen Bedingungen angewandten Mehrproben- und Gleichstrompotentialmethode erbrachte gute Übereinstimmung und zeigte eine klare Dehnratenabhängigkeit von  $J_{Id}$  für den untersuchten Stahl.

Ein grundsätzlich anderer Lösungsweg zur Rißinitiierungsdetektion wurde durch Rintamaa und Zimmermann (1986) beschrritten. Durch eine invertierte Kerbschlagbiegeanordnung (Bewegung der Widerlager, Probe in Ruhestellung am Hammer) können dynamische Effekte der Trägheit und Probenoszillation reduziert werden und die Rißöffnungsverschiebung (COD) wird einer Messung zugänglich (Rintamaa et al. 1984a). Während der schlagartigen Belastung registriert ein Laserstreulichtmeßgerät (IR-Laser-Extensometer) berührungslos und kontinuierlich das auf die Kerbflanken fokussierte und dann rückgestreute Licht einer Halbleiter-Laserdiode (Stahl 1986). Der Zeitpunkt der Rißinitiierung ist, da die Probennachgiebigkeit mit Beginn der duktilen Rißausbreitung ansteigt, als Änderung der Linearität in der COD-Durchbiegungskurve erkennbar. Das invertierte Pendelschlagwerk (VTT-PSW) verletzt allerdings die standardisierten Prüfbedingungen des Kerbschlagbiegeversuches und erfordert einen hohen Aufwand für die Probenjustierung. Umfangreiche Arbeiten (Rintamaa et al. 1989a, b, c) haben an verschiedenen metallischen Werkstoffen demonstriert, daß auf diese Weise die Rißinitiierung detektiert werden kann. Von Rintamaa wird angegeben, daß die mit der Laserstreulichtmethode gewonnenen Rißeinleitungswerte gut mit der SZW-definierten Rißinitiierungszähigkeit übereinstimmten. Diese Methode sollte sich deshalb als Verifikationsverfahren für methodische Entwicklungen eignen. Über Anwendungen außerhalb der Institution, die das Verfahren entwickelt hat, wurde in der Literatur noch nicht berichtet.

### *Elastische Wellen*

Loibnegger et al. (1985) und Salzmann et al. (1987a,b) berichten über ein Impulsdurchschallungs- bzw. -reflexionsverfahren mittels Ultraschall. Dabei kamen US-Miniatursenkrechtprüfköpfe zum Einsatz, die an den Probenstirnflächen angekoppelt und im Durchschallungs-

oder Impuls-Echo-Modus betrieben wurden. Für statische Biegeversuche wurde im Impuls-Echo-Betrieb bei duktiler Rißeinleitung eine deutliche Anstiegsänderung der über der Durchbiegung aufgetragenen Schall-Amplitude beobachtet. Eine Anwendung der Konfiguration bei höherer Belastungsgeschwindigkeit ist aus der Literatur nicht bekannt.

Kalkhof und Görner (1988) schlugen ein Impulsdurchschallungsverfahren für die Prüfung angerissener ISO-V-Proben vor. Dazu wurden Winkelprüfköpfe auf der Probenober- und Unterseite angeordnet. Das schräg eingeschallte US-Bündel ( $80^\circ$ ) kann somit die Rißfront streifend passieren und die infolge der Rißausbreitung abnehmende Schallamplitude durch den Empfangswandler registriert werden. Damit waren, allerdings mit großer Ungenauigkeit, kontinuierliche Rißfortschrittmessungen während des IKSBV möglich. Zudem beeinflussten Interferenzen der US-Signale und die Probenoszillationen die Eindeutigkeit der Beziehung zwischen Ultraschallamplitude und Rißausbreitung stark. Eine Initiierungsbestimmung war deshalb, wie durch Bergner (1993) bestätigt wurde, unmöglich.

Das Ausnutzen der beim Rißfortschritt generierten elastischen Wellen (Schallemission) bei schlagartiger Belastung geht auf Engelhardt et al. (1978) zurück. Die Autoren nutzten das Phänomen zur Detektion duktiler Rißinitiierung biegebelasteter Kleinproben im Pendelschlagwerk. Engelhardt et al. (1978) wie auch Balzer und Müller (1989) verwendeten zur Aufnahme der SE bei beginnender Rißverlängerung Sonden in Anrißnähe auf der Probenoberfläche. Diese Ankopplungsart der Sonden scheint jedoch bei Versuchen oberhalb Raumtemperatur, aber auch bei radioaktiven Proben und in der industriellen Serienprüfung kaum realisierbar. Aus diesem Grund instrumentierte Kalkhof (1986a) den Hammerrücken und Viehrig (1989) in Analogie zu einer Anordnung von Nicoll und Hildebrandt (1980) das Innere einer Hammerfinne mit jeweils einer SE-Sonde. In ausgewählten Fällen konnte dabei SE nachgewiesen werden, die mit duktilem Rißbeginn unter schlagartiger Biegebelastung in Verbindung gebracht wurde.

#### Elektromagnetische Feldemissionsverfahren

Schröder et al. (1974) und McClure et al. (1974) konnten bei Ermüdungsversuchen vormagnetisierter SENB-Proben in der Nähe des Anrisses barkhauseneffektartige Signale mit einer Meßspule messen. Die Autoren verbanden diese Signale mit diskontinuierlichen Änderungen der Magnetisierung infolge der Rißausbreitung. Winkler (1988) veröffentlichte erste Untersuchungen zur Feldemission beim IKSBV.

Bei ferromagnetischen Werkstoffen treten als Folge der Belastung angerissener Proben zwei Effekte auf. Wird Energie eingetragen oder freigesetzt (z.B. durch Hammeraufschlag oder instabilen Rißbeginn), verändert sich die innere magnetische Domänenstruktur (Weißsche Bezirke). Die Strukturänderung findet in Form von spontanen Umklappvorgängen und Blochwandverschiebungen (Barkhausensprünge) statt und kann als Veränderung des äußeren magnetischen Feldes mit Feldsonden in Probennähe gemessen werden. Die Öffnung der Rißufer und Rißausbreitung bewirken einen zweiten Effekt. Es kommt zum Austreten magnetischer Feldlinien und damit zu verminderter Permeabilität. Beide Effekte - Barkhausensprünge und Permeabilitätsänderung - treten bei Schlagversuchen oftmals gemeinsam auf und werden in Analogie zur Schallemission als Magnetische Emission (ME) bezeichnet. In ausgewählten Fällen ist es möglich, direkt aus den ME-Signalen auch Hinweise auf die duktilen Bruchprozesse zu gewinnen.

Ortmann et al. (1991a, b) und Eichler (1991) konnten durch die verbesserte Anordnung einer ME-Sonde in Durchbiegungsrichtung vor dem Kerb und deren Relativbewegung während des Schlagvorganges deutliche Anstiegsänderungen im ME-Zeitsignal markieren. Die auf diese Art ermittelte mittlere Rißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^{ME}$  stimmte für einen höherfesten schweißbaren Baustahl gut mit dem physikalischen Wert  $J_{id}^{SZW}$  überein.

Für die Detektion duktiler Rißinitiierung mit ME wurde in jüngster Vergangenheit durch Lenkey et al. (1995, 1996) eine verbesserte Vorgehensweise vorgeschlagen. Hierbei wird das ME-Signal integriert und das Integral als eine zum Magnetfeld proportionale Größe (MF) zur weiteren Auswertung genutzt. Diesem Vorgehen liegt die Idee zugrunde, daß der Rißfortschritt "gleichgerichtete" und somit sich additiv überlagernde mikromagnetische Elementarereignisse verursacht. So präsentieren sich Veränderungen der ME als Anstiegsänderung der MF-Kurve. Diese MF-Anstiegsänderung korreliert, wie aus der Übereinstimmung geschlußfolgert wird, mit der physikalischen Initiierungszähigkeit eines zähen Druckbehälterstahls. Eine Untersuchung von Udoh (1997) an Gußeisen dagegen zeigte weder in der ME- noch der MF-Kurve einen deutlichen Effekt. Dies wurde sowohl auf subjektive Fehler bei der Festlegung des Zeitpunktes als auch auf die mangelhafte Kausalität zwischen Meßeffect und Strukturschädigung zurückgeführt.

Als potentielles Verfahren wurde auch die Emission von elektrischen Signalen (EE) untersucht. Mehrere Versuche (Winkler 1990b; Ortmann et al. 1991a, b; Michael et al. 1993, Pusch und Baer 1994, Udoh 1997) erbrachten allerdings nicht die erwarteten Resultate. Offensichtlich wird bei metallischen Werkstoffen infolge ihrer guten elektrischen Leitfähigkeit die durch die schnelle Rißaufertrennung bei duktiler Initiierung bewirkte Ladungstrennung sofort ausgeglichen. Das elektrische Feld um die Probe hat daher nur kurzzeitig Bestand und bricht rasch zusammen. Wenn diese Feldänderung überhaupt meßbar ist, dann durch "schnelle" EE-Sonden. Diese sollten eine kleine Zeitkonstante  $\tau$  und hohe Empfindlichkeit besitzen und in unmittelbarer Rißnähe positioniert sein. Nach Winkler et al. (1998) kann die EE zum Erfassen von Fließprozessen im Werkstoff dienen.

Untersuchungen von Loibnegger et al. (1985) mit dem IKS BV ergaben Anstiegsänderungen in elektrischen ("Eigen-") Potential-Durchbiegungs-Kurven bei Anwendung eines stromlosen Potentialverfahrens. Dabei wird während der Belastung der elektrische Potentialunterschied zwischen Probe und Belastungseinrichtung gemessen. Das Auftreten einer deutlichen Anstiegsänderung im Probenpotential während der Durchbiegung ist nach Ansicht der Autoren mit der duktilen Rißinitiierung verbunden. Die Resultate zeigten gute Übereinstimmung mit der durch die DCCR-Methode, aber auch MP-Technik (Stop-Block) nachgewiesenen Initiierung. Die Reproduzierbarkeit des Verfahrens ist jedoch begrenzt und der Einsatz auf Raumtemperatur beschränkt. Das durch die Autoren beschriebene Eigenpotentialverfahren weist Ähnlichkeiten mit einer von Ortmann et al. (1991a) vorgestellten Anordnung zur Messung elektrischer Emission (EE) auf.

#### 2.1.4 Schlußfolgerung

Es wurden genormte Vorgehensweisen zum Ermitteln bruchmechanischer Kennwerte mittels makroskopischer (ASTM E813) und mikrofraktografischer Festlegungen (SZ) erläutert und auf schlagartige Belastungsbedingungen übertragen. Die Mehrprobentechniken gestatten die Bestimmung einer vollständigen Rißwiderstands-  $J_d(\Delta a)$ -Kurve und durch Verbindung mit einer

SZW-Messung die Ermittlung physikalischer Rißinitiierungskennwerte bei Schlagbelastung. Dazu ist die Prüfung mehrerer Proben notwendig, die in einer aufwendigen Prozedur ausgewertet werden. Das gilt vor allem für die SZW-Messung, die viel Erfahrung erfordert und bei der Streuungen infolge subjektiver Einflüsse unvermeidbar sind.

Mit reduziertem Aufwand, aber unter Beschränkung auf den Initiierungswert  $J_{id}$  können direkte Indikationsverfahren durch Kurvenanalyse oder durch geeignete Zusatzinstrumentierung genutzt werden. Einige Einprobentechniken, wie zum Beispiel die Kurvenanalyse nach Falk und Dahl (1991), können auch zu einer vollständigen dynamischen Rißwiderstandskurve führen.

Die EPT auf der Basis von Kurvenanalysen sind durch eine Reihe von vereinfachenden Modellannahmen, den Systemschwingungen des Hammerkraftsignals und den Bedarf an zusätzlichen Materialkennwerten problematisch. Oftmals ist nicht erkennbar, inwieweit die Analyse den Einfluß der Verfestigung berücksichtigt.

Für einige EPT mit Zusatzinstrumentierung ist ein gewisser Ermessensspielraum charakteristisch, da für diese Techniken kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Meßeffect und mikrostrukturellem Schädigungsstadium erkennbar ist. Für andere wird keine Verifikation mit dem physikalisch definierten Vergleichswert  $J_{id}^{SZW}$  dargestellt, so daß eine Einschätzung der EPT unmöglich ist. Weitere Schwierigkeiten, wie zusätzliche Präparation und Instrumentierung der Probe oder aber eine Begrenzung auf Raumtemperatur schränken die Anwendbarkeit ein.

Eine etablierte, standardisierungsfähige EP-Technik steht nach Wissen des Autors gegenwärtig noch nicht zur Verfügung. EPT mit Kurvenanalyse werden nicht generalisierbar sein und sind eher als orientierende Verfahren für spezielle Anwendungen geeignet. Wird der Verzicht auf zusätzliche Probeninstrumentierung oder -präparation als ein wesentliches Kriterium betrachtet, dann sind Verfahren der Gruppe III und IV nach Tab. 2-4 am interessantesten. Diese Kriterien müssen besonders unter den schärferen Prüfbedingungen bei bestrahltem und folglich radioaktivem Material berücksichtigt werden. Probenpräparation sowie anschließende -instrumentierung sind nur mit äußerstem Aufwand möglich und deshalb unerwünscht. Unter diesen Randbedingungen ist ein Schallemissions-Indikationsverfahren mittels hammerfinnenintegrierter SE-Sonde von besonderem Interesse, da es die Vorzüge einer EPT mit dem Entkoppeln der Sonde von der Probenoberfläche vereint. Ein Vorzug ist dabei der nachgewiesene Zusammenhang zwischen duktiler Werkstoffschädigung und dem Meßeffect - der Emission hochfrequenter Schallsignale (SE). Die Verwendung der Hammerfinne als Wellenleiters entkoppelt die Sonde von der Probe, wodurch berührungslos gemessen werden kann. Somit ist nicht nur der gewünschte Verzicht auf eine Präparation und Instrumentierung der Probe erreicht, sondern die Probe kann auch problemlos temperiert werden.

## 2.2 Mikroskopische Aspekte der Rißinitiierung

Eine  $J_R(\Delta a)$ -Kurve beschreibt makroskopisch zähes Werkstoffverhalten bei duktiler Rißausbreitung. In der Anfangsphase prägt die Rißabstumpfung den  $J_R(\Delta a)$ -Verlauf. Die Vorwölbung des sich abstumpfenden Ausgangsrisses führt zu einer scheinbaren Rißverlängerung, ehe sich ein Rißkeim bildet und zur eigentlichen duktilen Rißausbreitung führt. In der Rißwiderstandskurve ist dieser Vorgang nicht deutlich als abrupte Anstiegsänderung erkennbar. Damit ist zunächst auch keine physikalisch überzeugende Kennwertsdefinition anhand eines makroskopischen Phänomens möglich. Im folgenden werden die auf mikroskopischer Strukturebene ablaufenden Vorgänge mit zwei Zielstellungen näher betrachtet:

- ▶ Läßt sich ein mikrostrukturelles Kriterium für duktile Riβinitiierung definieren?
- ▶ Auf welche Prozesse muß ein brauchbares physikalisches Nachweisverfahren für duktile Riβinitiierung ansprechen?

Die Literatur beschreibt die mikroskopischen Prozesse bei duktilem Versagen niedrig- und mittelfester Stähle mit ausgeprägtem Verfestigungsvermögen weitgehend einheitlich als Initiierung durch Hohlraumbildung und -koaleszenz (Blauel 1980, Schwalbe 1980, Ritchie and Thompson 1985, Knott 1983 u. 1992, Blauel et al. 1997).

In Abb.2-3 sind schematisch die Prozesse im Riβspitzenbereich und ihre Zuordnung zur  $J_R(\Delta a)$ -Kurve dargestellt. Bereits im makroskopisch elastischen Bereich kommt es infolge von Spannungskonzentrationen vor der Riβspitze zur Ausbildung einer plastischen Zone. Es tritt lokal Gleitung auf, die einerseits das Abstumpfen und Vorwölben der Riβspitze hervorruft, andererseits aber in der sogenannten Prozeßzone zur Hohlraumbildung an Inhomogenitäten oder Zweitphasen (Einschlüsse, Ausscheidungen) führt.

Mit fortschreitender Belastung vergrößern sich die Hohlräume. Lokal kommt es bereits zur Koaleszenz und damit zur Mikroriβbildung. Die großflächige Vereinigung zwischen der abgestumpften Riβspitzenfront mit den davorliegenden Hohlräumen bzw. Mikrorissen führt zur Riβausbreitung und bestimmt damit den Moment der duktilen Riβinitiierung (Inoue et al. 1977, Dahl 1984, Dormagen 1986, Magnusen et al. 1988, Park and Thompson 1988, Goodwin et al. 1989, Schmitt et al. 1992, Arndt et al. 1995; Schick et al. 1999).

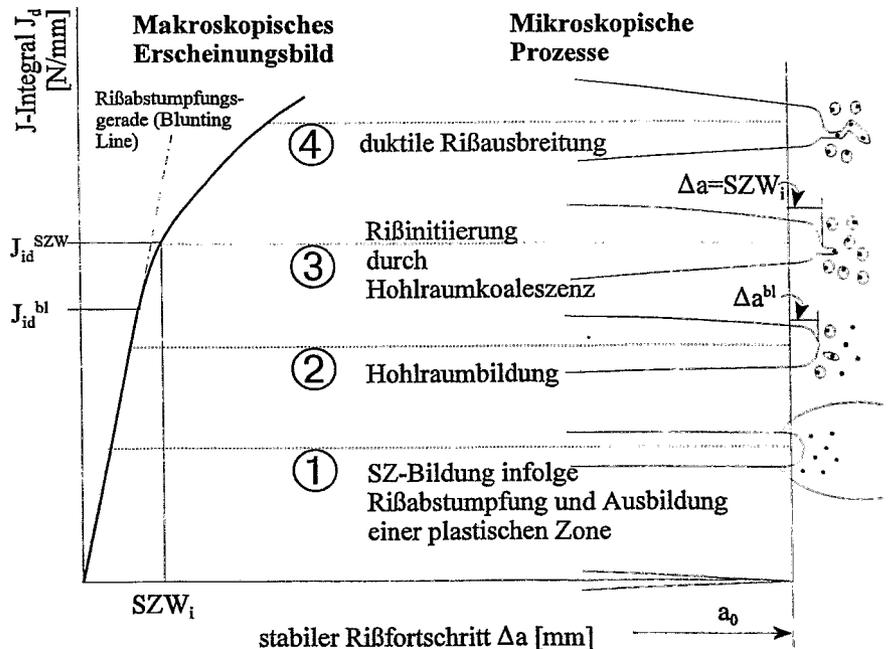


Abb. 2-3 Schematische Darstellung der Riβwiderstandskurve mit den aufeinander folgenden Prozessen bei duktilem Bruch.

Ein anderes Modell (fast shear crack linkage) wurde für den duktilen Riβinitiierungsprozess in höherfesten Baustählen mit geringem Verfestigungsvermögen vorgeschlagen (Knott 1983). Für diese Werkstoffe ist häufig eine bi- oder trimodale Teilchenverteilung charakteristisch. Im belasteten Ligament tritt stark lokalisiert plastische Dehnung in schmalen Gleitbändern auf. Diese orientieren sich oftmals unter  $45^\circ$  zur Ermüdungsriβebene entlang der Konturen der plastischen Zone. Plastische Verformungen wirken sich nur in einem kleinen Volumen vor der Riβspitze aus, wodurch diese nur wenig und in einem rechteckigen Profil (square blunting) zur

SZ abstumpft (Blumenauer et al. 1997). Inhomogenes Abgleiten und fein verteilte Karbide bewirken kurze Versetzungslaufwege und einen Versetzungsaufstau. Dies führt zu lokalen Spannungsspitzen und in deren Folge zum Ablösen der Grenzfläche und/oder zum Bruch der Karbide. Die so gebildeten Hohlräume verbinden sich schließlich durch schnelles Scherversagen des Werkstoffvolumens zwischen Ausgangsriß und den sich nunmehr unter erhöhter Spannungsmehrachsigkeit einschnürenden Werkstoffstegen zwischen den Karbiden.

Auf jedem Fall ist Rißinitiierung mit mehreren unterschiedlichen mikrostrukturellen Schädigungsprozessen verbunden:

- ▶ Versetzungsbewegungen, teils lokal konzentriert,
- ▶ Spontanes Ablösen von Grenzflächen oder instabiler Bruch spröder Teilchen,
- ▶ Spontane Relaxation von elastischer Energie,
- ▶ Dissipative Prozesse in Begleitung stärkerer plastischer Verformung in der plast. Zone.

Die eigentliche Rißinitiierung ist als Koaleszenz des Ausgangsrisses mit den Mikrorissen in der Prozeßzone bzw. als Abscheren des dazwischenliegenden Werkstoffvolumens definiert. Eine Detektion sollte möglich sein, wenn der Vorgang spontan und über eine ausgedehnte Front vor der Rißspitze gleichzeitig erfolgt. Bei hochzähen Werkstoffen kann davon jedoch nicht ausgegangen werden. Die Inhomogenität des Spannungszustandes (strukturell bedingt, aber bei Kleinproben auch aus Probenform und -größe resultierend) und die Fähigkeit des zähen Werkstoffes, lokale Überbelastung durch plastische Verformung abzufangen (Verfestigungsvorgänge), bewirken stattdessen eine zeitliche und örtliche Ausdehnung des Initiierungsprozesses, der dann schwer nachweisbar wird.

Verfahren zum Nachweis der duktilen Initiierung messen in der Regel physikalische Größen, die mit verschiedenen Phänomenen der beginnenden Rißausbreitung in Relation stehen. Folglich muß davon ausgegangen werden, daß ein Vergleich unterschiedlicher Verfahren diese Verschiedenartigkeit mit einbezieht. Will man die Grenzen eines Verfahrens und die Qualität der damit gewonnenen Kennwerte einschätzen, ist es in jedem Fall erforderlich zu wissen, auf welchen der initiierungsbegleitenden Prozesse das jeweilige Verfahren anspricht.

## **2.3 Schallemission bei Verformung, Initiierung und Bruch**

### **2.3.1 Grundbegriffe zum Phänomen der Schallemission**

Als Schallemission (SE) werden sowohl die spontane Freisetzung von Energie in einem Festkörper in Form von elastischen akustischen Dehnungswellen als auch das Meßverfahren zu deren Registrierung bezeichnet (DGZfP-SE1, 1989).

Das spontane Freisetzen von Energie kann auftreten, wenn die infolge Belastung gespeicherte Dehnungsenergie lokal einen kritischen Wert erreicht hat und dann im Werkstoffvolumen eine rasch ablaufende Relaxation des elastischen Spannungs-Dehnungsfeldes erfolgt. Dies tritt in Form eines elastischen Verschiebungsimpulses auf, der die Ausbreitung einer Dehnungswelle auslöst. Der Ausgangspunkt der SE - das relaxierende Volumen - wird als SE-Quelle (DGZfP-SE1, 1989) bezeichnet. Typische Prozesse, die mit spontaner Energiefreisetzung verbunden sein können, sind das Entstehen neuer Rißflächen, großflächige Hohlraumkoaleszenz und kollektive Versetzungsbewegung. Diese Prozesse sind ursächlich auch mit der Rißinitiierung verbunden,

so daß SE potentiell zur Rißinitiierungsdetektion geeignet sein sollte. Voraussetzung ist, daß dabei ein ausreichend großer Betrag elastischer Energie von den aktiven SE-Quellen freigesetzt wird.

Der als elastische Welle emittierte Energiebetrag wird von der Beschaffenheit der SE-Quelle (Ausdehnung und Geschwindigkeit der Energiefreisetzung) bestimmt. Zwei charakteristische Formen der SE (Abb.2-4) lassen sich beobachten:

- Burstartige SE-Signale und
- kontinuierliche SE.

Als Burst oder transiente SE-Signale werden auflösbare Primärpulse bezeichnet, die relativ hohe Signalamplituden erreichen können. Diese Signalart besitzt einen deutlich trennbaren Beginn und Endzeitpunkt und geht als diskretes Ereignis von SE-Quellen meist geringer Ausdehnung aus.

Demgegenüber ist die kontinuierliche SE durch zeitlich dicht aufeinander folgende bzw. überlappende Einzelereignisse aus gewöhnlich größeren Volumenbereichen charakterisiert, die meßtechnisch nicht mehr trennbar sind. Im Vergleich zu burstartiger SE weist diese SE in metallischen Werkstoffen deutlich geringere Amplituden auf (Jax und Eisenblätter 1972).

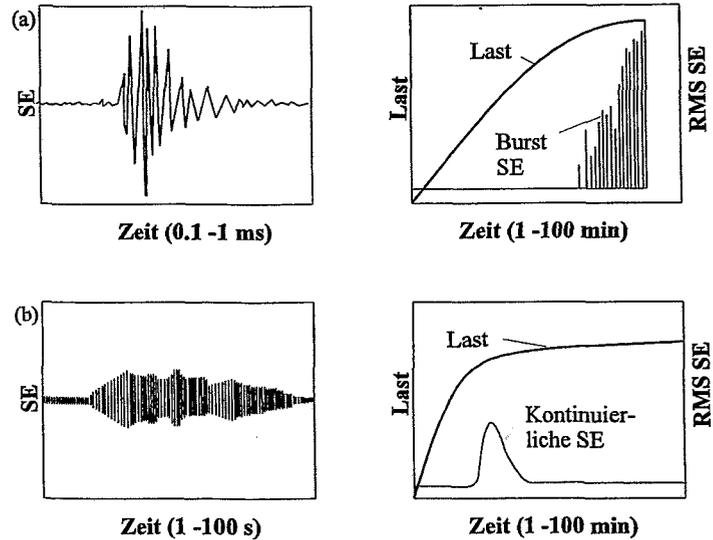


Abb. 2-4 Burst-SE (a) und kontinuierliche SE (b), wie sie am Oszilloskop (links) und als SE-Signalpegel (rechts) beobachtet wird (Scruby 1987).

### 2.3.2 Quellereignisse der Schallemission

Eine Übersicht über einige mögliche Ursachen der SE gibt Tab.2-5. Betrachtet man die Ursachen aus Sicht der Rißdetektion, so kann nach Scruby (1987) formal in primäre und sekundäre SE-Ursachen unterschieden werden. Nur primäre Ursachen stehen in unmittelbarem Zusammenhang mit der Rißausbreitung, während sekundäre Ursachen andere Phänomene kennzeichnen.

Tab.2-5 Einteilung der Ursachen für SE nach Scruby (1987) und Ono (1991).

primäre SE-Ursachen	sekundäre SE-Ursachen
<ul style="list-style-type: none"> <li>• plastische Verformung durch (Ab-)Gleiten</li> <li>• Dekohäsion u. Bruch von Zweitphasen</li> <li>• Werkstofftrennung - Rißausbreitung</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• (Rißufer-) Reibung</li> <li>• Korrosion</li> <li>• Aufbrechen von Korrosionsprodukten</li> </ul>

Deshalb werden nachfolgend nur die primären SE-Ursachen berücksichtigt. Als vorrangig relevant kommt die SE durch Werkstofftrennung (Bildung neuer Rißflächen) in Betracht.

### Werkstofftrennung (Bildung neuer Rißflächen)

Das Entstehen neuer Rißflächen innerhalb des Festkörpers führt zu einer plötzlichen Änderung des Spannungs-Dehnungs-Feldes in der Rißumgebung. Der Vorgang ist besonders bei instabiler Rißausbreitung (Spröbruch, s. Abb.2.1) bemerkenswert, da hier in kurzer Zeit größere Rißflächen neu gebildet und somit relativ große Energiebeträge emittiert werden. Nach Scruby (1987) ist die Rißausbreitungsgeschwindigkeit im linear-elastischen Bereich mit  $10^2$ - $10^3$   $\text{ms}^{-1}$  um Größenordnungen höher als bei duktiler Rißausbreitung ( $\leq 10^0$   $\text{ms}^{-1}$ ). Deshalb ist die bei duktilem Rißfortschritt pro Zeiteinheit neu gebildete Rißfläche bedeutend geringer als beim Spaltbruch. Daraus ergeben sich deutlich geringere Geschwindigkeiten der Energiefreisetzung und damit auch kleinere Verschiebungsamplituden an der Oberfläche.

### Plastische Verformung

Bei plastischer Verformung sind kollektive Versetzungsbewegungen, Wechselwirkungen von Versetzungen untereinander oder mit mikroskopischen Hindernissen als maßgebliche SE-Ursachen zu betrachten (Zenner et al. 1978, Sklarczyk 1982). Eisenblätter (1980) gibt einen Überblick der SE-Charakteristika bei plastischer Deformation, und Heiple und Carpenter (1987a) berichten zusammenfassend über die SE-Modelle bei Versetzungsbewegungen und den Einfluß von Material- und Versuchsparametern auf die SE.

Das Abreißen der Versetzungen von blockierenden Fremdatomen und die anschließende beschleunigte kollektive Versetzungsbewegung setzen elastische Energie frei. Dies erfolgt, abhängig von der Versetzungsbeweglichkeit, in einem vergleichsweise großen Zeitabschnitt.

Im allgemeinen laufen diese mikrostrukturellen Vorgänge als zeitlich nicht auflösbare Mikrogleitprozesse ab, die - wenn überhaupt - nur akkumuliert zu detektierbarer kontinuierlicher SE führen. Die Amplitude der freigesetzten kontinuierlichen SE ( $U_{\text{RMS}}$ ) ist nach Fleischmann und Rouby (1980) von der Probengröße, der plastischen Dehnrates  $\dot{\epsilon}_{\text{pl}}$  und dem plastisch verformten Volumen abhängig. Nach Heiple and Carpenter (1987a) erzeugen kollektive Versetzungsbewegungen SE, die proportional der Wurzel der plastischen Dehnrates ( $U_{\text{RMS}} \sim \dot{\epsilon}_{\text{pl}}^{1/2}$ ) ist. Demnach ist ein Anwachsen der SE-Amplitude auf erhöhte Geschwindigkeit der kollektiven Versetzungsbewegungen und/oder eine Zunahme der Anzahl der Versetzungen zurückzuführen. Beide Prozesse sind abhängig von den Werkstoffeigenschaften und der Versuchsführung.

SE wird bereits im Bereich der makroskopisch elastischen Verformung beobachtet. Nach Jax und Eisenblätter (1972) kommt es zur SE-Aktivität bei einer Belastung oberhalb von 50 % der Streckgrenze. Ein Maximum des SE-Pegels tritt bei vielen metallischen Werkstoffen nahe der technischen Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , d.h. bei 0,2 % plastischer Dehnung, auf (SE-Streckgrenzenmaximum:  $U_{\text{RMS}}^{\text{yield peak}}$ ). Im anschließenden Verfestigungsbereich nimmt die SE mit zunehmender Dehnung wieder ab.

In Abb.2-5 sind SE-Kurven bei plastischer Verformung von unterschiedlichen Werkstoffen dargestellt. Typ 2 mit einem SE-Streckgrenzenmaximum ist kennzeichnend für die SE bei homogener Verformung. Besondere SE-Aktivität wird beobachtet, wenn es zur Ausbildung von Verformungsbändern nach dem Lüders- bzw. Portevin-LeChatelier-Phänomen kommt (Typ 1 und 3). Diese inhomogenen Gleitprozesse sind durch das Losreißen der Versetzungskollektive (Pakete, Lawinen) von blockierenden Fremdatomen charakterisiert. Daran schließt sich die schnelle, u.U. mehrfache Ausbreitung der Gleitbänder durch das Probenvolumen an (Blumenauer 1987). Diese Prozesse spiegeln sich in den zu den Kraftabfällen korrespondierenden SE-

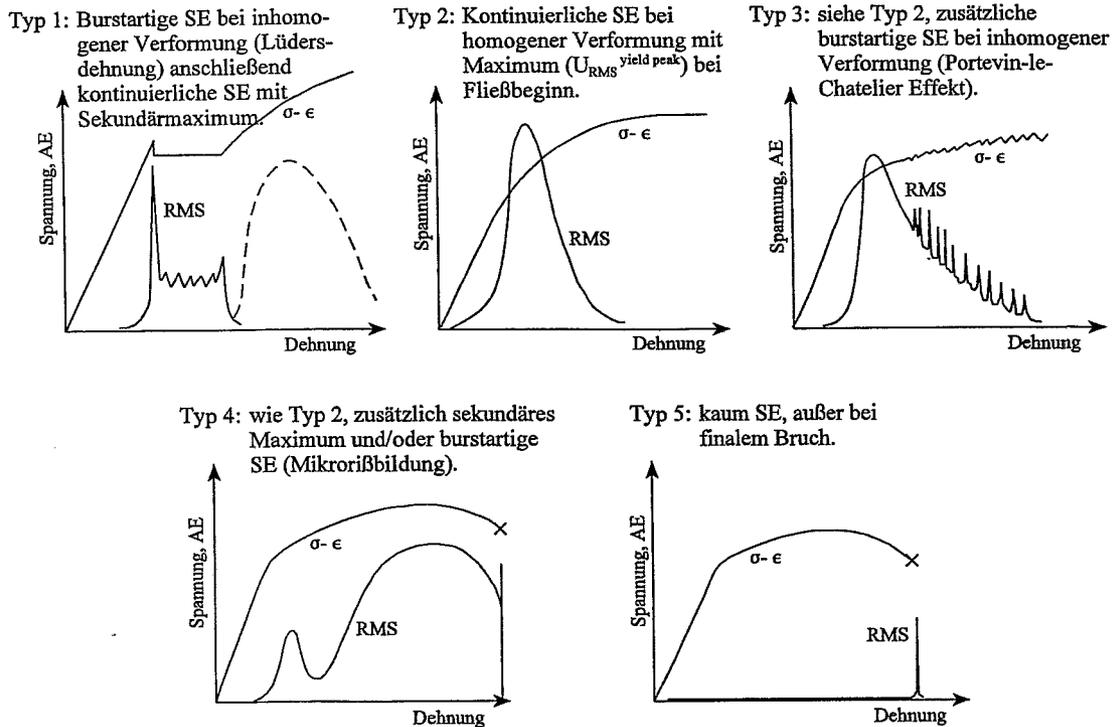


Abb. 2-5 Überblick zum Auftreten von SE bei plastischer Verformung (Eisenblätter, 1980).

Maxima wider (Typ 1 u. 3). Das Ende des Lüdersbereiches und damit der Beginn der Verfestigung ist gleichfalls durch ein (kleineres) SE-Maximum gekennzeichnet (Carpenter and Pfleiderer 1994). Tritt im Verfestigungsbereich bereits Mikrorißbildung auf, so wird ein sekundäres SE-Maximum (Typ 1 und 4) beobachtet.

Die plastische Verformung ist grundsätzlich mit SE verbunden. Voraussetzung für deren Nachweis ist jedoch, daß sich eine große Anzahl von Versetzungen nahezu gleichzeitig in einem kleinen Werkstoffvolumen weit genug und mit ausreichender Geschwindigkeit bewegt.

Kaltverformte metallische Werkstoffe weisen im Vergleich zum unverformten Ausgangszustand geringe bis gar keine SE unter Belastung aus. In diesem Fall ist die plastische Verformungsreserve bereits weitgehend erschöpft, und kollektive Versetzungsbewegungen sind kaum zu aktivieren. Wird jedoch das Kraftniveau der Vorgeschichte überschritten oder eine Rekristallisationsglühung durchgeführt, kommt es erneut zur SE. Dieser Vorgang ist im Schrifttum als Kaiser-Effekt (Kaiser, 1950) bekannt.

#### Matrixablösung und Bruch von Einschlüssen

Die kollektiven Versetzungsbewegungen sind jedoch nur ein Teil der zur gesamten Schallemission beitragenden Prozesse. Eine weitaus intensivere Quelle stellt die Dekohäsion an Einschlüssen/Ausscheidungen bzw. deren Bruch selbst dar (Heiple and Carpenter, 1987b).

Infolge plastischer Verformung in der Prozeßzone werden die Phasengrenzflächen zwischen Zweitphase und Matrix stark beansprucht. Dabei bestimmt das Verhältnis zwischen Kohäsionsfestigkeit der Phasengrenzfläche und Bruchfestigkeit der Zweitphase, ob die Phasengrenzfläche oder die Zweitphase selbst bei Erreichen einer kritischen Spannung aufbricht. Bei diesen

Ereignissen werden in der Regel Burstsignale ausgesandt, deren Intensität und damit Detektierbarkeit mit der Größe der beim Elementarvorgang erzeugten Rißfläche korreliert ist. Das ist aber stark vom Werkstoff und den experimentellen Randbedingungen abhängig.

Häufig sind relativ große nichtmetallische Einschlüsse vorhanden, deren Bruch oder Dekohäsion signifikante SE-Ursachen darstellen. Diese können bei Stählen beispielsweise Mangansulfide (Hamstad et al., 1981) und bei Aluminiumlegierungen silikatische Einschlüsse (Scruby und Buttle 1991) sein. Ono et al. (1978) konnten in statischen Zug- und langsamen Charpy-Versuchen an Stahl einen linearen Zusammenhang zwischen Schwefelgehalt ( $\sim$  MnS-Einschlüsse) und der SE-Burstanzahl nachweisen.

Bei hochfesten Stählen mit geringerer Verformungsfähigkeit tritt der Mechanismus der Hohlraumbildung durch Dekohäsion infolge plastischer Verformung in den Gleitbändern nicht an Einschlüssen, sondern vorrangig an den kleineren, feinverteilten Karbiden auf (Brozzo and Buzzichelli, 1981). Die dabei neu erzeugte Rißfläche an den Karbiden ist vergleichsweise gering. Aus diesem Grund resultiert aus diesem Mechanismus oftmals nur schwer zu detektierende kontinuierliche SE mit geringer Amplitude (Scruby 1987).

Bei weiterer Zunahme der Belastung während des Hohlraumwachstums wird der mehrachsige Spannungszustand in den Werkstoffstegen zwischen den Hohlräumen verschärft, und es kommt zum Einschnüren der Reststege. Das Einschnüren kann durch weitere Partikel (z.B. Karbide) in den Stegen beschleunigt werden. Diese SE-Aktivität hängt davon ab, wie weit der allmähliche Einschnürprozeß fortschreiten kann und ist somit in hohem Maße von den Werkstoffeigenschaften abhängig. Es wird aber davon ausgegangen (Ono 1991), daß die dabei freigesetzte Energie einen geringeren Beitrag zur gemessenen SE als die Ursachen Dekohäsion/ Einschlusbruch liefert.

### 2.3.3 Erfassen und Aufbereiten von SE-Daten

Grundsätzlich werden im Schrifttum zwei Wege der SE-Datenerfassung beschrieben. Sie entwickelten sich historisch mit der elektronischen Meß- und Speichertechnologie. In der Vergangenheit wurden analoge Daten von beispielsweise Effektivvoltmetern auf Plotter ausgegeben und aus den SE-Zeit-Daten beschreibende (deskriptive) Größen extrahiert, um damit den Speicherplatzbedarf für die beträchtlichen Datenmengen zu begrenzen. Mit der Entwicklung schneller Digitalisier- und Speicherelektronik können nunmehr transiente (burstartige) und kontinuierliche Signale zum einen über größere Zeiträume und zum anderen mit ihrer gesamten Wellenform (Abb. 2-6) erfaßt werden. Dies eröffnet neue Wege für die Signalanalyse, da die SE-Wellenform bei breitbandiger Aufzeich-

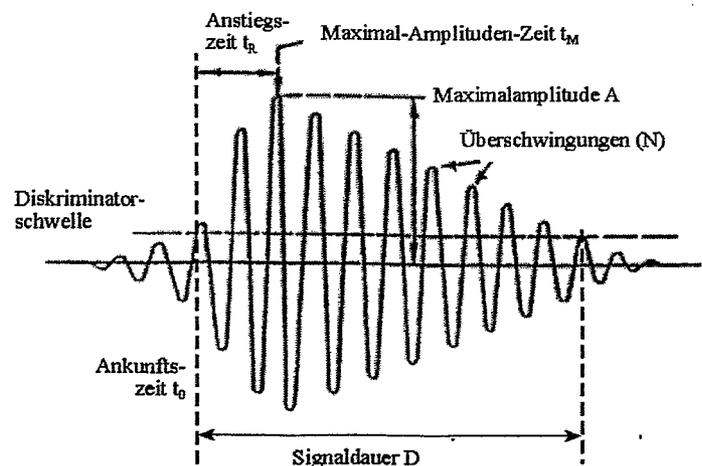


Abb. 2-6

Schematisches SE-Burstsignal und dessen deskriptive Parameter nach DGZfP-SE2 (1992).

nung spektrale Informationen über die SE-Quelle enthalten kann.

Die am meisten genutzte Methode zur Beschreibung, Analyse und Reduktion der SE-Daten ist das Auszählen der Überschwingungen einer vorab eingestellten Diskriminatorschwelle durch das verstärkte SE-Signal und die Registrierung der dazugehörigen Zeit. Aus der Anzahl der Überschwingungen (Impulse:  $N$ ) wird durch Aufsummieren ein weiterer Parameter, die Impulssumme  $\Sigma N$  oder aber die Impulsrate  $\dot{N}$  als Impulse pro Zeiteinheit, gewonnen. Wird eine ausreichend lange Totzeit zwischen der Signalaufzeichnung vorgegeben, kann die Anzahl der Ereignisse (bursts) und daraus die Ereignisrate ermittelt werden.

Darüber hinaus wird, eine breitbandige Erfassung der Signale vorausgesetzt, auch das Messen von Wellenformdaten wie Ankunftszeit  $t_0$ , Maximalamplitude  $A$ , Signaldauer  $D$ , Anstiegszeit  $t_r$  und bspw. die Bestimmung ihrer Verteilungsfunktionen praktiziert.

Eine alternative Variante besteht im Messen des SE-Pegels  $U_{\text{RMS}}$ . Dieser Parameter eignet sich gut zum Verfolgen der SE-Aktivität sowohl bei kontinuierlicher als auch burstartiger SE (s. Abb.2-5). Aus der Integration der  $U_{\text{RMS}}$ -Kurve kann ein Maß für die freigesetzte Energie  $E_{\text{SE}}$  und daraus als kumulatives Maß die Energiesumme  $\Sigma E_{\text{SE}}$  oder die Ereignisenergie gewonnen werden. In einigen Fällen hat sich auch eine Kombination der deskriptiven SE-Parameter für die Unterscheidung verschiedener SE-Quellen als günstig erwiesen. Diese deskriptiven SE-Parameter werden einer mechanischen Belastungsgröße, einem Rißfeldparameter ( $J$ ,  $\delta$ ) oder der Versuchszeit  $t$  gegenübergestellt. Auf diese Weise ist eine Zuordnung eines oder mehrerer SE-Parameter zum makroskopischen Bruchverhalten möglich.

Bei breitbandiger Signalerfassung bestehen weitere Möglichkeiten des Auswertens in der Berechnung von Frequenzspektren mit Mitteln der Spektralanalyse (Scruby and Buttle 1991, DGZfP SE2) oder durch die in jüngster Vergangenheit verbreitet angewandte wavelet-Analyse (Addison et al. 1997, Qi and Barhorst 1997).

Eine weitere Technik - die statistische oder empirische Quellenbeschreibung- ermöglicht es, anhand einer Vielzahl von SE-Parametern aus dem Zeit- und Frequenzbereich eine aktive SE-Quelle zu charakterisieren. Zusätzliche Sicherheit über die Natur der charakterisierten Quelle sollte aus ergänzenden (z.B. metallografischen) Untersuchungen gewonnen werden. Mit diesen Daten können Verfahren der Mustererkennung nach einem Anlernprozeß unbekannte SE-Ereignisse bewerten.

#### 2.3.4 Schallemission bei quasistatischer Belastung

Die nachfolgenden Rechercheergebnisse beziehen sich hauptsächlich auf SE-Messungen an zähen Stählen, die duktil versagen. Eine Auswahl wichtiger Referenzen für statische Belastung vorermüdeter Kompakt-Zug- (CT) oder Biegeproben (SENB) ist in Tab.2-6 wiedergegeben. Die Tabelle enthält, soweit im Schrifttum angegeben, neben dem jeweils definierten Kriterium für Rißinitiierung die Prüftemperatur und die Positionierung der Sonde.

Mehrere Autoren berichten, daß durch eine qualifizierte SE-Auswertung die Rißinitiierung von den Signalen der plastischen Verformung getrennt werden kann. Rißinitiierung wird vielfach entweder anhand der beginnenden Emission energiereicher SE-Burstsignale oder aber durch ein Intensitätsmaximum kontinuierlicher SE angezeigt. Diese zwei Fälle markieren Extrema des SE-Verhaltens, die in Abhängigkeit von der Gefügeausbildung und des Verformungs- bzw.

Verfestigungsvermögens des jeweils untersuchten Werkstoffes auftreten. In der Literatur werden auch für Al- und Ti-Legierungen vergleichbare Ergebnisse hinsichtlich der SE-Detektion von Rißeinleitung berichtet (Graham and Alers 1972, Blanchette et al. 1984).

Die in Tab.2-6 zitierten Vorgehensweisen zum Erkennen der mit Rißinitiation verbundener SE können wie folgt klassifiziert werden:

- Gruppe I Anstiegsänderung eines deskriptiven SE-Parameters über einer Belastungsgröße;
- Gruppe II Knickpunkt in einer einfach oder doppelt-logarithmischen Darstellung eines SE-Parameters über der Belastungsgröße oder einem Rißfeldparameter;
- Gruppe III verschiedene Modi in Häufigkeitsverteilungen von z.B. der SE-Amplitude;
- Gruppe IV Kombination deskriptiver SE-Parameter;
- Gruppe V Mehrfachinstrumentierungen, Ankunfts- und Anstiegszeitdifferenzen, Ortung;
- Gruppe VI Analyse der Frequenzspektren.

Viele Untersuchungen stützen sich beim Zuordnen von SE-Ereignissen zu Schädigungsprozessen auf parallel durchgeführte frakto- bzw. metallographische Untersuchungen (Palmer 1973). Dies ist bei einkanaliger SE-Aufzeichnung unerlässlich, da eine direkte Korrelation der SE zum Ereignis aufgrund des über den Prüfkörper integrierenden Charakters der SE-Messung zunächst nicht möglich ist. Oft konnte auch, ausgehend von ein- bis mehrdimensionalen Häufigkeitsverteilungsanalysen der SE-Amplitude oder der SE-Energie pro Ereignis, die Existenz verschiedener Signalgruppen nachgewiesen werden (Nakamura et al. 1972, Lottermoser et al. 1978). Die Interpretation der Burstsignale erfolgte dann aufgrund des zeitlichen Auftretens der Ereignisse während des Versuchsablaufes. In jüngerer Zeit wurden auch Methoden der mehrdimensionalen Ortung von SE-Quellen mit mehreren Sonden eingeführt, die eine Zuordnung der SE-Ereignisse zu einem belasteten Volumenbereich und damit eine bessere Verbindung mit dem mikrostrukturellen Schädigungsprozeß ermöglichen.

### 2.3.5 Schlußfolgerungen zum Rißinitiationsnachweis durch SE

Der Einfluß von lokalen Werkstoffeigenschaften und Versuchsparametern auf das SE-Verhalten von Stählen ist in Tab.2-7 nach Heiple and Carpenter (1987a, b) zusammengefaßt.

Das erste Auftreten von Mikrorissen in Verbindung mit Dekohäsion/Einschlußbruch im Anschluß an die plastische Verformung kann durch eine signifikante Änderung deskriptiver SE-Parameter reflektiert werden. Aus den linearen, einfach- oder doppelt-logarithmischen Auftragungen von SE- und Rißfeldparametern lassen sich kritische Werte entnehmen. Dies geschieht anhand von Schnittpunkten unterschiedlicher Anstiegsbereiche, die der Aktivität verschiedener SE-Quellmechanismen zuzuordnen sind.

Während im Anfangsbereich die plastische Verformung dominiert, wird anschließend [neben mikro- (quasi-) spaltflächigem Bruch von Gefügebereichen] der Mechanismus Dekohäsion/Bruch von Einschlüssen als die wahrscheinlichste detektierbare SE-Quelle bei bruchmechanischen Versuchen an metallischen Werkstoffen dargestellt (Blanchette et al. 1984, Yamaoka et al. 1984, Ohira und Pao 1986). Diese Quelle ist so intensiv, daß sie weniger energiereiche Prozesse wie Hohlraumkoaleszenz und Abscheren weitgehend überdeckt.

Tab. 2-6 Literatúrauswahl zur Schallemission verschiedener Stähle bei duktiler Ribittitierung.

Gruppe	Sondenposition	T <sub>prüf</sub> [°C]	SE-Initiierungskriterium	Probenform	Stahlspezifikation	Referenz
I	+	-30...25	Anstieg $\Sigma N$ vs. V	SENB	22 NiMoCr 3 7	Crostack et al. (1975)
	+	RT	Anstieg $\Sigma N$ vs. V	SENB	HY130, A533B, QT35	Clark / Knott (1977)
	+	RT	Peak in counts/s vs. s	CT	28NiCrMoV12	Dal Re (1984)
	+	RT	1. Burstemission	SENB	StE 355	Sklarczyk / Waschkie (1983)
	+	RT	Anstieg counts/s vs. V	0.8CT	16 CrMo 4 4, X 5 CrNi 13	Ortmann / Schick (1985)
	+	RT	Maximum von U <sub>RMS</sub> vs. V	SENB	N-A-XTRA 70	Sklarczyk (1984)
	+	RT	Anstieg $\Sigma N$ vs. s	SENB	16 CrMo 4 4	Blumenauer / Ortmann (1986)
	+	RT	$\Sigma N$ vs. $\epsilon$	SEN (T)	X-42, -60, 65	Drew et al. (1987)
	+	RT	1. Peak in counts/s vs. t	SENB	ASTM A516 gr. 60	Camerini et al. (1992)
II	+	RT	log N vs. log $\delta$	SENB	unleg. Stahl	Arii et al. (1975)
	+	T $\geq$ RT	log N vs. log $\delta$	2CT	X 6 CrNi 18 11	Fischer et al. (1980)
	+	RT	log N vs. K	CT (L-T, T-L); SENB	Al-Leg. 7075	Blanchette et al. (1984)
	+	RT	$\Sigma E_{SE}$ vs. log J	1CT (L-T)	ASTM A533B cl.1	Takahashi et al. (1981)
	k.A.	k.A.	$\Sigma E_{SE}$ vs. log J	0.4, 1, 2, 3 CT	diverse Stähle, Al-Leg.	Khan et al. (1983)
	+	RT	$\Sigma E_{SE}$ vs. log J;	0.8, 1CT (L-T, T-L, S-	ASTM A204-GrC	Yamaoka et al. (1984)
	+	RT	$\Sigma N$ vs. log J	1CT s.g. (T-L)	SS41	Ookouchi et al. (1984)
	**)	RT, 550	log $\Sigma N$ vs. log F	CT	12Kh1MF	Regener (1987)

## Fortsetzung Tab. 2-6

Gruppe	Sondenposition	T <sub>prüf</sub> [°C]	SE-Initierungskriterium	Probenform	Stahlspezifikation	Referenz
III	+	RT	bimodale Amplitudenvertlg. bimodale Amplitudenvertlg.	0.75 CT (S-T) CT	D6ac AISI 4340	Nakamura et al. (1972) Gerberich et al. (1975)
	+	RT	E <sub>SE</sub> /Ereignis vs. t, Häufigkeitsverteilung	mod. 2CT	22 NiMoCr 3 7	Lottermoser (1978)
	**)	T <> RT	Amplitudenverteilung	ISO-V	ASTM A533	Teoh et al. (1984)
IV			counts/A > 10	CT	34 CrMo 4	Janoschek et al. (1986)
V	+	RT	-t <sub>r</sub> > 1 µs - Koaleszens	1CT (S-T)	ASTM A533B	Ohira / Pao (1986)
		k.A.	-typ. Spektrum bei Dekohäsion	1CT (S-L)	ASTM A533B	Takatsubo / Kishi (1988)
VI	+	RT	~140 KHz -> Hohlraumkoaleszens	Zugprobe	AISI 316	Raj et al. (1989)
	+	RT	E <sub>SE</sub> und Spektrendifferenzen	DCB	AISI 304	Smith / Carpenter (1988)
	+	RT	graduelle Spektrenverschiebung	CT	ASTM A533	Takahashi et al. (1981)

V CMOD

δ CTOD

+ Sonde auf der Probenoberfläche

k.A. keine Angaben

\*) slope: Anstieg der kumulativen Amplituden-Häufigkeits-Verteilung.

\*\*) unter Verwendung eines Wellenleiters

Bei Proben in ST-Orientierung werden mehr SE-Ereignisse als in LT- oder TL-Proben gemessen, da die Tendenz zur Dekohäsion der Einschlüsse bei dieser Vorzugsrichtung am größten ist.

**Tab.2-7** Versuchs- und werkstofftechnische Parameter mit Einfluß auf die Erscheinungsform und Intensität der SE nach Heiple and Carpenter (1987a,b).  
Es bedeuten: ↑ Zunahme, ↓ Abnahme.

Versuchs- und Werkstoffparameter	Einfluß der Parameter auf die SE bei vorzugsweise plastischer Verformung	Einschlußdekohäsion / -bruch
plastische Dehnrates	$U_{RMS} \sim \dot{\epsilon}_{pl}^{1/2}$	$U_{RMS} \sim \dot{\epsilon}_{pl}^{1/2}$
Prüftemperatur	$T \uparrow - U_{RMS}^{yield\ peak} \uparrow$	Einschlüsse: klein <span style="float:right">groß</span> $T \uparrow - N \downarrow$ <span style="float:right"><math>T \uparrow - N \uparrow</math></span>
Einschlußgehalt	-	Gehalt $\uparrow$ - SE $\uparrow$
-größe	-	Größe $\uparrow$ - SE-Energie $\uparrow$
-form	-	Lamelle $\rightarrow$ Kugel - SE $\downarrow$
Probengröße	$V_{Probe} \uparrow - N \uparrow$ , aber Dämpfung $\uparrow$	$V_{Probe} \uparrow - N \uparrow$ ; $\int U_{RMS} \propto \sqrt{V_{Probe}}$
Spannungszustand	?	Mehrachsigkeit $\uparrow$ - SE $\uparrow$
Probenorientierung	-	beanspruchte Fläche ausgewalzter Einschlüsse $\downarrow$ - SE $\uparrow$
Wärmebehandlung	komplexe Wirkung	therm. Spg. $\uparrow$ - Dekohäsion - SE $\downarrow$
Härten	$T_{Anlaß} \uparrow - U_{RMS}^{yield\ peak} \uparrow$	$T \uparrow$ - Dekohäsion von MnS - SE $\uparrow$
Glühen		
mechanische Vorgesichte	Vorverformung $\uparrow$ - SE $\downarrow$	Einschlußdekohäsion/-bruch bereits aktiviert - SE $\downarrow$

Bei Abwesenheit dieser intensiven Quelle scheint es aufgrund ihrer geringen Amplitude schwierig, die allein durch Hohlraumkoaleszenz freigesetzte SE zu detektieren (Teoh et al. 1984, Teoh and Ono 1987, Drew et al. 1987, Scruby und Buttle 1991). Hochzähe Stähle geringer Festigkeit weisen relativ geringe SE-Aktivität auf, die durch das Ausbreiten der plastischen Zone sowie das allmähliche, homogene Fließen und endgültige Abscheren der Werkstoffstege zwischen den wachsenden Hohlräumen (voids) verursacht wird. Diese SE ist oftmals schwer detektierbar, da sie nur leicht oberhalb des Untergrundrauschens liegt. In diesem Fall ist auch die Unterscheidung von der infolge plastischer Verformung freigesetzten SE kompliziert, da deren SE-Amplitude mit vergleichbarer Intensität auftritt. Nach dem Beginn der makroskopischen Rißausbreitung kann bei hochzähen Stählen geringer Festigkeit nach Ohira und Pao (1986) die akustische Aktivität auf das Nullniveau zurückgehen. Stähle geringerer Duktilität hingegen versagen durch schnelles, lokalisiertes Abscheren (inhomogene Verformung) der Werkstoffbrücken zwischen Hohlräumen. Dies stellt eine weitaus energiereichere SE-Quelle dar.

Gemeinsam ist vielen Untersuchungen, daß mit mehreren SE-Sonden auf der Probenoberfläche und nur in Ausnahmefällen (Teoh et al. 1984, Regener 1987, Bruns und Schütze 1997) mit Wellenleitern SE gemessen wurde. Nur bei der Anwendung von Wellenleitern jedoch kann man Prüftemperaturen abdecken, die außerhalb des Arbeitsbereiches der SE-Sonde liegen. Dies stellt

einen sehr wichtigen Aspekt bei der Ermittlung der bruchmechanisch definierten Übergangstemperatur dar.

SE-Rißinitiierungsanzeigen können vor den Anzeigen anderer Methoden liegen (Blumenauer und Ortman 1986, Morgner 1988), was auf eine frühzeitige Detektion der für duktile Rißinitiierung relevanten Schädigungsprozesse hindeutet.

Die Intensität der an belasteten Proben gemessenen SE ist von der Dynamik der Quellereignisse abhängig, die in diesem Zusammenhang als die Änderungsgeschwindigkeit der Rißfläche  $\Delta A/dt$  bei Einschlußdekohäsion/-bruch bzw. die Geschwindigkeit der Versetzungskollektive bei plastischer Verformung definiert ist. Die Quelldynamik wird in beiden Fällen durch versuchstechnische Bedingungen und von den lokalen Werkstoffeigenschaften gesteuert. Das gilt sowohl für die plastische Verformung als auch für Bruchereignisse. Eine Erhöhung der Belastungsgeschwindigkeit und somit der plastischen Dehnrates führt nach Heiple and Carpenter (1987a) auch zu erhöhter Quelldynamik.

Zur Frequenzanalyse gibt es in der Literatur deutliche Differenzen betreffs der Zuordnung bestimmter spektraler Bereiche zu Ereignissen auf mikroskopischer Ebene. Die Ergebnisse scheinen in hohem Maße von der jeweiligen Versuchsanordnung und Probengeometrie abhängig zu sein. Deshalb sind quantitative Auswertungen der Spektren nur unter Berücksichtigung weiterer Informationen möglich und nur für die verwendete Meßanordnung als gültig anzusehen.

Gesichert ist, daß sich der spektrale Inhalt eines SE-Ereignisses umgekehrt proportional zur Zeit für die Energiefreisetzung verhält. Deshalb ist der spektrale Gehalt um so breitbandiger, je kleiner die Relaxationszeit eines Bruchvorganges ist. Durch Staib (1988) wurde in diesem Zusammenhang experimentell gesichert, daß plastische Verformung SE mit hauptsächlich niederfrequenten, Dekohäsion/Bruch hingegen solche mit höherfrequenten Anteilen freisetzt.

Aus der Literatur läßt sich kein geschlossenes Bild über den spektralen Gehalt der bei Rißinitiierung dominanten SE-Ereignisse ableiten. Dies ist auch aufgrund der mikrostrukturellen Unterschiede einerseits und des komplexen Einflusses der Versuchsanordnungen auf die SE-Ergebnisse andererseits nicht zu erwarten. Für die Frequenzanalyse von SE-Signalen existieren nach wie vor keine Sammlungen breitbandig aufgezeichneter Signale und deren Spektren inklusive Interpretation. Anregungen zu einem solchen Signalkatalog (Nordstrom et al. 1997) wurden bisher durch die Praktiker abgelehnt, da die Einflüsse unüberschaubar komplex wirken.

Die Anwendung von Signalfiltern und damit in Zusammenhang das Ausblenden verschiedener Frequenzbereiche ist in der SE-Praxis weit verbreitet. Inwieweit relevante Komponenten duktiler Rißinitiierung dadurch ebenfalls ausgeblendet werden, ist ohne Voruntersuchungen nicht belegbar. Jede neue Anwendung sollte demnach von einer breitbandigen Signalaufzeichnung, die unbeeinflusst von Modenkonzersion, Signalausbreitung und -aufzeichnung ist, ausgehen (Höllner und Waschkies 1978 und 1988, Waschkies 1995).

Eine Aussage über den spektralen Inhalt eines SE-Signals ist von dessen Anstiegszeit zu erwarten, da diese in Zusammenhang mit der Lebensdauer einer SE-Quelle stehen muß, wenn das Signal von der Sonde unverzerrt aufgezeichnet wird. Bei der Feinanalyse der SE ist weiterhin die Ankunftszeit der Bursts von besonderer Bedeutung, da dieser Zeitpunkt die Verknüpfung

fung mit der Beanspruchungsgröße und ggf. die Ortung der Quelle ermöglicht.

Ein großer Anteil der in der Literatur publizierten Ergebnisse stützt sich auf die Instrumentierung von Proben mit zwei oder mehreren SE-Sonden. Mehrfachinstrumentierungen haben sich als vorteilhaft zur Ortung von SE-Quellen erwiesen. Damit können die gemessenen SE-Ereignisse aufgrund unterschiedlicher Signalankunftszeiten einer räumlichen Filterung unterzogen und unkritische oder störende Signale verworfen werden. Entsprechend der Abstrahlcharakteristik der SE-Quelle (Lottermoser et al. 1978) werden die SE-Sonden in unmittelbarer Rißnähe angebracht. Dies hat den Vorteil, daß bei geringer Signaldämpfung die größten SE-Signalamplituden bei senkrechtem Einfall der führenden Longitudinalwelle gemessen werden.

Aus den im Schrifttum publizierten Untersuchungen bei quasi-statischer Belastung ergibt sich ein kompliziertes Bild für die Erscheinungsformen der SE bei Rißinitiierung. Dabei sind sowohl Einflüsse des Werkstoffes als auch der Versuchsführung komplex verknüpft. Die Beeinflussung nur eines Parameters ohne gleichzeitige Änderung anderer ist nahezu unmöglich. Während duktiler Rißinitiierung zeigen einige zähe Stähle eine große Anzahl von SE-Ereignissen, während andere nahezu keine Aktivität aufweisen.

Für jeden Werkstoff muß die spezielle Auswertung überdacht werden, da die Art der SE, das Nachweispotential und die charakterisierende Zuordnung der SE zu mikroskopischen Verformungs- und Schädigungsprozessen materialspezifisch und deshalb nicht generalisierbar ist.

### 2.3.6 Schallemission beim Schlagbiegeversuch

Während zur Interpretation der SE bei Rißinitiierung unter quasi-statischer Belastung zahlreiche bruchmechanische Untersuchungen an zähen Stählen vorliegen, sind aus der Literatur nur wenige Hinweise zu SE-Messungen bei dynamisch-schlagartiger Biegebelastung bekannt (vgl. Tab.2-4). Zur Bestimmung eines zähbruchmechanischen Rißinitiierungskennwertes aus SE-Signalen sind die für statische Belastung beschriebenen Vorgehensweisen nur eingeschränkt anwendbar, wenn die Belastung der Probe schlagartig erfolgt. Zwei wesentliche Unterschiede sind zu beachten:

- ▶ Der Hammerschlag erzeugt SE als dominante Störkomponente
- ▶ Die Versuchszeit liegt im Millisekundenbereich.

Zur Verminderung der aus dem Hammeraufschlag resultierenden Schallsignale existieren Ansätze, durch verschiedene konstruktive Maßnahmen eine mechanische Dämpfung des Aufschlagimpulses zu erreichen (Seifert und Meyer 1977, Rintamaa et al. 1984a, Joyce and Hackett 1986). Solche Maßnahmen verursachen in jedem Fall einen zusätzlichen Aufwand, dessen Wirkung und Normkonformität fraglich erscheint. Aus der kurzen Versuchszeit ergeben sich hohe Anforderungen an die SE-Meßtechnik. Deshalb müssen andere Verfahren der SE-Erfassung und Auswertung herangezogen werden, als es für quasistatische Verfahren üblich ist.

#### 2.3.6.1 Instrumentieren der Probe

Bei der ersten Anwendung der Schallemissionsmethode zur Ermittlung dynamischer Bruchzähigkeitswerte im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch (Engelhardt et al., 1978) wurde

eine spezielle SE-Sonde in unmittelbarer Nähe des Kerbes einer ISO-V-Probe, deren Spannungsmehrachsigkeit durch einen Sägeanschnitt (Kerbradius  $40\ \mu\text{m}$ ) verschärft war, angekoppelt. Von den Autoren wurde auf den besonderen Einfluß der durch den Hammersaufprall in die Probe eingetragenen Stoßwellen auf die SE-Sondensignale hingewiesen. Mit Kalibrierversuchen an ungekerbten Proben, die nach der Belastung keine duktile Rißausbreitung aufwiesen, konnte die SE infolge des Hammersaufpralls von der SE durch plastische Verformung getrennt werden. Dabei wurde SE nur ausschnittsweise in Zeitintervallen von  $200\ \mu\text{s}$  gemessen.

Ein Hochpaßfilter mit einer Grenzfrequenz  $f_g=500\ \text{kHz}$  filterte sowohl die Aufprallgeräusche als auch weitgehend die SE aus plastischer Verformung. Beim Bruch der ISO-V-Proben mit Sägeanschnitt detektierte man Bursts signale, die mit ersten (vermutlich spaltflächigen, d.A.) Mikrorissen in Verbindung gebracht wurden. Diese Bursts traten im Bereich des Kraftmaximums auf und waren durch deutlich höherfrequente Komponenten als die vom Hammerimpuls oder plastischer Verformung gekennzeichnet. Mehrere Bursts signale traten zeitlich getrennt auf, was auf einen stufenweisen Prozeß der Mikrorißbildung oder auf Interferenzen der Stoßwellen hindeutet. Mit dem so detektierten Beginn der Rißinitiierung wurden dynamische Bruchzähigkeiten  $K_{Id}$  berechnet. Weitere Ergebnisse mit der gleichen Versuchsanordnung wurden durch Crostack et al. (1980, 1983) veröffentlicht.

Balzer und Müller (1989) berichten über Versuche bei schneller Belastung ( $0,2\ \text{m/s}$ ) von SENB-Proben im unteren Übergangsbereich der Zähigkeit. Die auf der Seitenfläche der Probe angepreßte SE-Sonde zeigte im Anschluß an "anfängliche Anstoßgeräusche" und einer ruhigeren Phase den Beginn duktiler Rißverlängerung durch Bursts signale an.

Der Aspekt der direkten Probeninstrumentierung schränkt die Anwendbarkeit der Methodik in zweifacher Hinsicht ein. Vor allem bei Verwendung eines U-förmigen Hammers ist das Risiko, daß die Sonde bei völligem Probenbruch zerstört wird, sehr hoch. Gleichfalls besteht die Gefahr einer Sondenbeschädigung während der Probentemperaturierung. Hinsichtlich der realisierbaren Prüfungsgeschwindigkeit und -temperatur liegen unter diesen Umständen Bedingungen vor, die eine breite Anwendung dieser Verfahrensweise nicht zulassen.

### 2.3.6.2 Instrumentieren der Hammerfinne

Vor diesem Hintergrund wurde durch Kalkhof (1986a,c,d) die Methodik der Schallemissionsanalyse für ein Pendelschlagwerk mit Scheibenhammer (PS 30, WPM Leipzig) weiterentwickelt. Dabei wurde im Unterschied zur Arbeit von Engelhardt et al. (1978) eine resonante SE-Sonde ( $f_r \geq 1,5\ \text{MHz}$ ) unmittelbar am Rücken der Schlagfinne angesetzt. Die Schlagfinne wirkt auf diese Weise gleichzeitig als Wellenleiter. Damit entstehen zusätzliche Grenzflächen auf dem Schallweg SE-Quelle-Probe-Sonde, die vermehrte Signalschwächung, Reflexionen und Modenkonzersionen zur Folge haben. Kalkhof (1986c) konnte aber durch zusätzliche Instrumentierung der Probe nachweisen, daß zumindest das Einsetzen von rißbedingten Signalen in vergleichbarer Weise mit Hammer- und Probensonde erkannt werden kann.

Zum SE-Nachweis der Rißinitiierung bei verschiedenen Bruchtypen wurden Modellwerkstoffe benutzt. Für den Zählbruch kam Stangenmaterial einer Al-Legierung und für Spaltbruch ein Einsatzstahl C15 K (kaltgezogen) zum Einsatz, wobei auf die bereits erwähnte SE-mindernde Wirkung einer vorausgegangenen Kaltverformung hinzuweisen ist (vgl. Tab.2-7).

In einem ersten Schritt wurden vorermüdete ISO-V-Proben beider Werkstoffe unter statischer Dreipunktbiegebelastung bis zur Rißausbreitung belastet. Dabei konnten für die langsamere, duktile Rißausbreitung im Al-Werkstoff längere SE-Burstsignale mit geringer Amplitude und für den sich spaltflchig ausbreitenden Bruch kürzere Bursts mit hoher Amplitude gemessen werden. Eine Frequenzanalyse ergab für den duktilen Bruch spektrale Maxima von 750-770 kHz und von 500-520 kHz bei den spröden Ereignissen.

Die schlagartige Belastung des duktilen Werkstoffes veränderte einerseits die spektralen Gehalte der SE-Signale kaum. Andererseits entstanden in dieser Anordnung breitbandige Aufprallgerusche, die das schmalbandigere Nutzsignal überlagerten. Eine frequenzselektive Trennung der Aufprallgerusche war unter diesen Umständen nicht möglich. Diese Überlagerung wurde auch im Zeitbereich deutlich. Durch Verringern der Schlaggeschwindigkeit von 4,1 auf 2,8 m/s beim zähen und bis zu 1,4 m/s für den spröden Werkstoff konnte eine zeitliche Trennung von Aufprallgeruschen und der SE der beginnenden Rißausbreitung erreicht werden. Zusätzlich führte der Einsatz eines Hochpaßfilters ( $f_g=750$  kHz) zur Reduktion der Störsignale. Allerdings scheint dabei der Erfolg von der speziellen Anordnung und den Versuchsbedingungen abzuhängen.

Für vorermüdete ISO-V-Proben ohne Seitkerben wurde somit der Beginn der duktilen Rißausbreitung in der Zhbruchhochlage und im Übergangsbereich vom spröden zum duktilen Verhalten nachgewiesen.

#### 2.3.6.3 Hammerfinnenintegrierte SE-Sonde

Einen weiteren Schritt ging Viehrig (1989), indem er diese Versuchstechnik auf ein anderes PSW mit U-förmigem Hammerkrper (PSd 300, WPM Leipzig) bertrug. Dieses Pendeldesign vermindert die Störschwingungen, die für scheibenförmige Hammerbltter typisch sind, da die Schlagfinne zwar im Massenmittelpunkt, aber außerhalb des U-förmigen Hammerblattes angeordnet ist (Dong und Helms 1986, Kobayashi et al. 1987). Trotzdem ist weiterhin mit Aufprallstowellen in Probe und Hammerfinne zu rechnen.

Darüber hinaus wurde die SE-Sonde direkt in die Schlagfinne integriert. Eine vergleichbare Anordnung mit einem Beschleunigungsaufnehmer im Biegedorn ist aus der Literatur nur für die SE-Beurteilung der Schichthaftung unter statischer Dreipunktbiegebelastung bekannt (Nicoll und Hildebrandt, 1980). Diese Anwendung zur schlagartigen Prüfung hochzher Druckbehälter- und Kesselbausthle (Viehrig 1989, Viehrig et al. 1993c) stieß an meßtechnische Grenzen, die eine ausreichende zeitliche Auflösung des Signals über die gesamte Versuchszeit nicht zuließen. Mit ausschnittsweiser Signalerfassung bei geringer Schlaggeschwindigkeit konnten SE-Signale mit der duktilen Rißinitiiierung korreliert werden. Bei vollduktilen Werkstoffverhalten gelang diese Zuordnung jedoch nicht in jedem Fall.

#### 2.3.6.4 Schlußfolgerungen

Die bisherigen Untersuchungen zeigen, daß eine Detektion der Rißinitiiierung bei schlagartiger Belastung durch SE zwar schwierig, aber potentiell möglich ist. Die Anwendung und Weiterentwicklung der Methode wurde in den vergangenen Jahren nicht vorangetrieben. Bisherige Erfahrungen beschränken sich auf Modellwerkstoffe und einige zähe Stähle. Diese Messungen wurden nicht mit den Kennwerten der physikalischen Riintiiierungszhigkeit, die in unabhängigen Verfahren bestimmt wurden, verifiziert.

Gerade für die Bewertung von Bauteilen in sicherheitsrelevanten Bereichen (Stahl-, Chemie- und Kraftwerksanlagenbau) ist die Kenntnis von Zähigkeitskennwerten für die duktile Reißinitiation sehr wichtig, da in diesen Bereichen besonders hohe Anforderungen an die Bruchsicherheit gestellt werden. Solche Bauteile werden oftmals aus hochduktilen Werkstoffen gefertigt, um in allen Betriebszuständen ein Versagen durch Sprödbruch auszuschließen. Für diese Bauteile wird die Bruchsicherheitsstrategie des Reißinitiationskonzeptes verfolgt, nach der der Beginn der stabilen Reißausbreitung eines fertigungs- oder betriebsbedingt vorhandenen bzw. angenommenen Risses einen kritischen Betriebszustand darstellt (Blumenauer 1991 a und b, Blumenauer et al., 1991).

Für hochduktilen Stähle ist der experimentelle Nachweis des Beginns der duktilen Reißausbreitung schwierig (Abschn. 2.2). Dies gilt auch für die SE-Methode, da duktile Stähle den technischen Lieferbedingungen gemäß nur einen geringen Gehalt an Verunreinigungen (Einschlüsse, Ausscheidungen) aufweisen, die unter Belastung mit der Reißspitze wechselwirken und somit einen Ausgangspunkt für SE bilden.

In der Zwischenzeit haben die Meßtechnik und die Möglichkeiten der Signalverarbeitung wesentliche Entwicklungen erfahren. Aus dieser Sicht sollte eine neuerliche Bewertung des Potentials der SE-Methode zur Zähigkeitsbewertung duktiler Stähle nützlich sein. Der folgende experimentelle Teil dieser Arbeit widmet sich diesem Ziel.

Abschließend wird betont, daß aus dem Schrifttum kein physikalisch begründetes Modell bekannt ist, das die gemessene Schallemission mit den jeweiligen mikrostrukturellen Prozessen bei duktiler Schädigung kausal verknüpft. Aufgrund dessen wird die nachfolgende Betrachtung der SE anhand von Werkstoffen mit unterschiedlicher Mikrostruktur bei schlagartiger Biegebelastung vorgenommen.

## 3 Versuchsmethodik

### 3.1 Versuchskonzeption

In Weiterführung der Arbeiten von Kalkhof (1986c) und Viehrig (1989) wurde eine neue Versuchsanordnung zur Messung transienter Schlagkraft- und SE-Signale konzipiert. Das Prüfsystem basiert auf den in Abschnitt 3.4 dargestellten Neuerungen. Seine prinzipielle Eignung zum Erfassen schneller, kurzzeitiger Signale (Kraft und SE), die mit Bruchvorgängen bei zähem Werkstoffverhalten verbunden sind (Richter et al. 1994), wurde in Vorversuchen erprobt. Aus diesen Vorversuchen konnten folgende Schlußfolgerungen gezogen werden:

- Aus den unverarbeiteten Schlagkraftsignalen sind keine Hinweise auf die duktile Rißinitiiierung ableitbar.
- Im Bereich der Durchplastifizierung und der duktilen Rißausbreitung treten keine eindeutig als Rißinitiiierungspunkt interpretierbaren SE-Signale auf.
- Es treten Überlagerungen von SE-Signalen auf, die aus unterschiedlichen Quellen stammen.

Um Zugang zur a priori nicht feststellbaren duktilen Rißeinleitung zu erlangen, wurde auf der Basis dieser Voruntersuchungen eine Versuchskonzeption entworfen, die vier Versuchskomplexe zum Inhalt hat:

1. Der Nachweis charakteristischer SE im Bereich duktiler Rißinitiiierung für hochzähe RDB-Stähle mit unterschiedlichen Festigkeits-Zähigkeitsrelationen - **Evidenztest (EVI)**- steht im Mittelpunkt der vorliegenden Arbeit. Zur Ermittlung der SE-basierten dynamischen Rißinitiiierungszähigkeit ( $J_{id}^{SE}$ ) werden Versuchsserien vorzugsweise im Übergangs- und Hochlagebereich der Zähigkeit durchgeführt. Zum Vergleich der SE-basierten Werte sollen mit diesen Versuchsserien im Mehrprobenverfahren gleichzeitig  $J_d(\Delta a)$ -Kurven aufgenommen und mit der SZW-Messung die physikalische Rißeinleitungszähigkeit ( $J_{id}^{SZW}$ ) bestimmt werden. Es kommen zwei Mehrprobentechniken - die Fallwinkel- (low blow) und die Prüftemperaturvariation (Spaltbruch-Methode) - zur Anwendung. Mit diesen unabhängigen Verfahren kann der Bereich eingegrenzt werden, in dem charakteristische Signalerscheinungen zu untersuchen sind. Die Ergebnisse werden im Kapitel 5 diskutiert.
2. Durch Anwendung zusätzlicher, unabhängiger Verfahren zur Initiierungsindikation soll in einer mit **Verifikationstest (VERI)** benannten Versuchsserie eine Bewertung der Güte der SE-Methode durch Verifikation ermöglicht werden.

In diesem Zusammenhang werden folgende Techniken angewandt:

- MPT mit Messen der Stretch-Zonenbreite (SZW) im Rasterelektronenmikroskop
- Anwendung des Laser-COD-Streulichtverfahrens (COD)
- Einsatz der Methode der magnetischen Emission (ME)

Resultate der Ein- und Mehrprobentechniken werden mit den Ergebnissen der SE-Methode verglichen und diskutiert.

Der Aufschlag der instrumentierten Finne im IKS BV und die nachfolgenden Schwingungen von Probe und Finne erzeugen eine starke SE, die in der Anfangsphase den SE-Verlauf prägt. Dadurch werden möglicherweise die aus der Rißbildung resultierenden SE-Nutzsigna-

le überdeckt. Eine Versuchsanordnung für einen aufprallfreien Dreipunktbiegeversuch (D3PB) hingegen gewährleistet eine stetige, aufprallfreie Lastaufbringung. Ohne den Bereich der erhöhten Beanspruchungsgeschwindigkeit zu verlassen, werden Störsignale ausgeschlossen und die Interpretation der Nutzsignale verbessert oder überhaupt erst ermöglicht. Zusätzlich bietet diese Versuchstechnik Gelegenheit zur SE-Messung auf der Probe selbst. Die Messungen mit mehreren Sonden auf verschiedenen Positionen an der Probenoberfläche und die gleichzeitige SE-Erfassung in der Hammerfinne sollen Aufschluß über Empfindlichkeit der letzteren bringen. Die Untersuchungsergebnisse werden im Kapitel 6 dargestellt.

3. Durch einen **Reproduktionstest (REPRO)** soll der Nachweis der Reproduzierbarkeit der mittels SE detektierten duktilen Rißinitiierungswerte erfolgen. Eine größere Anzahl von Proben wird unter konstanten Versuchsbedingungen geprüft. Dadurch kann die Reproduzierbarkeit der mit der SE-Methode ermittelten duktilen Rißinitiierungskennwerte (Kapitel 8) nachgewiesen werden. Daneben wird der Nachweis der prinzipiellen Funktionalität der SE-Meßkette zur reproduzierbaren Erfassung typischer SE-Phänomene erbracht. Dazu werden SE-Charakteristiken elastischer Anschläge an ungekerbten Proben (Kapitel 4) ausgewertet und statistisch abgesichert.

Eine Übersicht zur Konzeption und den Verknüpfungen der Versuchskomplexe wird in Abb.3-1 gegeben.

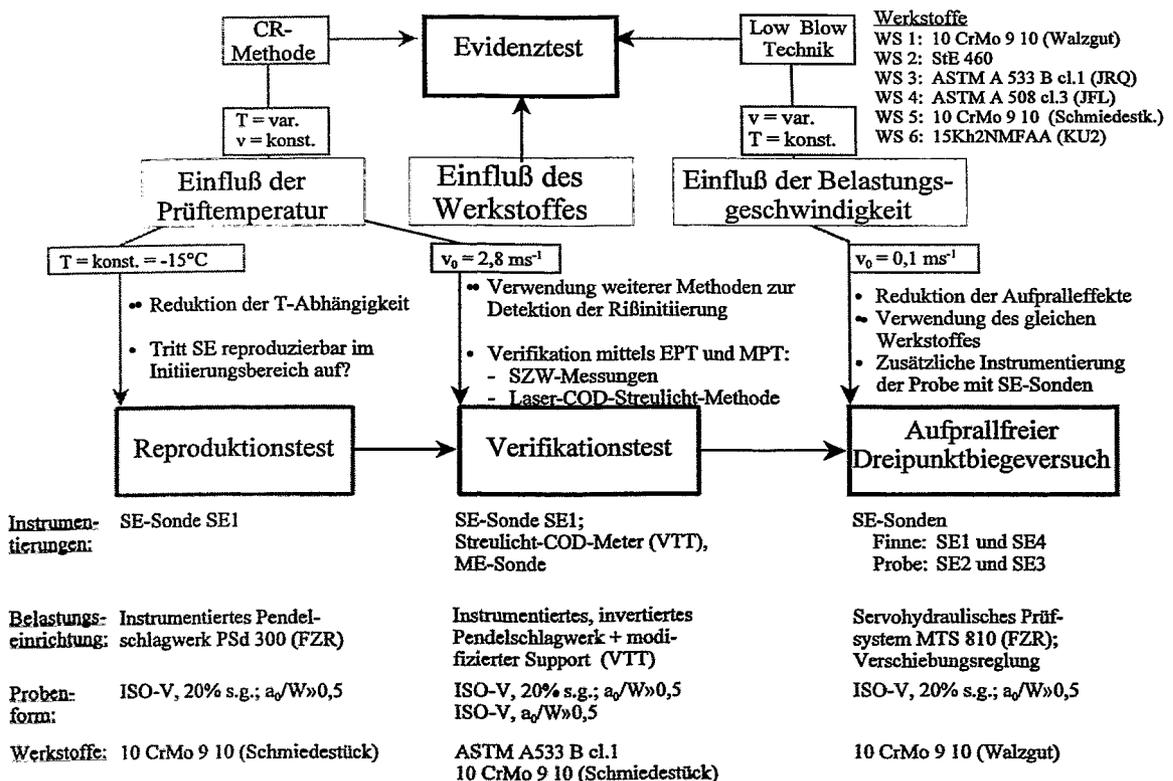


Abb. 3-1 Versuchskonzeption und Verknüpfung der Versuchskomplexe.

### 3.2 Probenmaterial

Das Versuchsprogramm umfaßt duktile Stähle, die für Druckbehälter des Kraftwerksanlagenbaus, insbesondere für Reaktordruckbehälter (RDB) Verwendung finden. Für die Untersuchungen wurden RDB-Stähle herangezogen, die sowohl in westlichen als auch östlichen Kernkraftanlagen genutzt werden. Überdies wurde ein warmfester Stahl (Walzblech und Schmiedestücke) deutscher Normung aufgenommen, dessen Zähigkeitseigenschaften denen der RDB-Stähle entsprechen. An Schmiedestücken dieses Stahls wurden durch Wärmebehandlungen Festigkeits-Zähigkeitseigenschaften auf unterschiedlichen Niveaus eingestellt. Darüber hinaus wurde ein Feinkornbaustahl zu Vergleichszwecken verwendet. Die Übersicht in Tab.3-1 enthält die ausgewählten Werkstoffe.

Tab. 3-1 Übersicht der Versuchswerkstoffe.

Kode	Werkstoff	Erzeugnisform	Gefüge
WS 1	10 CrMo 9 10	Walzblech	Bainit, Ferrit, Karbide
WS 2	StE 460 <sup>1)</sup>	Walzblech	zeilig, Ferrit, Perlit
WS 3	ASTM A 533B cl.1	Walzblech	heterogener Bainit, Ferrit, MnS
WS 4	ASTM A 508 cl.3	Schmiedestück	homogener Bainit, Ferrit
WS 5	10 CrMo 9 10	Schmiedestücke	granularer und lattenförmiger Anlaßbainit, Ferrit, (Misch-) Karbide
WS 5D	WB-Zustand: D		
WS 5E		E	
WS 5F		F	
WS 5G		G	
WS 6	15 Kh2 NMFAA	Schmiedestück	heterogener Anlaßbainit mit lanzettartiger Grundstruktur

<sup>1)</sup> neue Bezeichnung nach DIN EN 10113 ist S460

Die chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe ist in Tab.3-2 angegeben. Unterschiedliche chemische Zusammensetzungen verursachten in Verbindung mit der Herstellungstechnologie und Vorbehandlung morphologisch verschiedenartige, aber vorrangig bainitische Gefügeausbildungen. Ein davon abweichendes, zeiliges Ferrit-Perlit-Gefüge weist WS 2 auf. An Schmiedestücken des WS 5 (10 CrMo 9 10) wurden durch Wärmebehandlung unterschiedliche Zähigkeitsniveaus eingestellt.

Tab. 3-2 Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe (in Masse-%).

Kode	Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	Ni	Cu
WS 1	10 CrMo 9 10	0,10	0,20	0,48	0,009	0,004	0,94	2,23	0,04	0,01
WS 2	StE 460	0,17	0,20	1,50	0,009	0,009	0,01	0,04	0,62	0,03
WS 3	ASTM A533B cl.1	0,18	0,24	1,41	0,020	0,007	0,50	0,13	0,87	0,15
WS 4	ASTM A508 cl.3	0,18	0,25	1,44	0,004	0,002	0,49	0,14	0,70	0,01
WS 5	10 CrMo 9 10	0,10	0,32	0,55	0,010	0,019	0,96	2,32	0,10	0,15
WS 6	15 Kh2 NMFAA	0,15	0,22	0,42	0,008	0,012	0,53	1,90	1,05	0,03

Weiterhin ist ein Abfall der Werkstoffzähigkeit in Abhängigkeit von der Entnahmerichtung der Proben aus dem Halbzeug von längs (L-T) nach quer (T-L) zu erwarten. Dieser Zähigkeitsabfall sollte nach Teoh et al. (1984) gleichfalls durch die SE erfassbar sein.

In Vorversuchen wurden in Zugversuchen an Klein- ( $d_0=3$  mm), Normzugproben (DIN 50125-A 8x40) sowie im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch (ISO/TC 164/SC 4/N 191) an ISO-V-Kerbschlagproben mechanische Kennwerte ermittelt. Diese Kennwerte sind in Tab.3-3 zusammengestellt. Die Tabelle enthält weiterhin die Anzahl der jeweils geprüften Proben innerhalb der verschiedenen Untersuchungskomplexe gemäß Abb.3-1.

**Tab.3-3** Mechanische Werkstoffeigenschaften aus Zugversuchen bei Raumtemperatur und aus Kerbschlagbiegeversuchen.

Werkstoff-Kode <sup>1)</sup>	Probenanzahl	Verwendung	$R_{p0,2}$ <sup>4)</sup> MPa	$R_m$ MPa	$A_g$ %	$A_5$ %	Z %	USE J	$T_{68J}$ °C	$R_{ed}$ <sup>2)</sup> MPa	$R_{md}$ <sup>2)</sup> MPa
WS 1 (T-L) <sup>4)</sup>	46	EVI	458	569	10	24	76	250	-45	653	852
	30	D3PB									
WS 2 (L-T)	35	EVI	475	643	10	24	65	85	-1	750	860
WS 3 (L-T) <sup>5)</sup>	Lage F 14	EVI	477	630	/	26	76	250	-13	653	706
	Lage R9-15 55	VERI									
WS 4 (L-T) <sup>5)</sup>	14	EVI	466	611	/	28	72	211	-40	612	790
WS 5D (L-T)	24	VERI	739	846	7	18	73	191	-47	885	1119
WS 5D (T-L) <sup>3)</sup>	24	VERI	752	850	7	16	64	55	/	870	995
WS 5E (L-T)	24	VERI	630	723	8	21	76	206	-99	776	973
WS 5F (L-T) <sup>4)</sup>	48	REPRO	457	569	10	26	80	260	-96	635	875
WS 5F (T-L) <sup>3)4)</sup>	24	VERI	465	588	10	22	69	100	-20	625	835
WS 5G (L-T) <sup>4)</sup>	24	VERI	393	513	17	35	81	>300	-105	550	783
WS 6 (L-T)	27	EVI	595	695	6	21	75	200	-50	800	895

<sup>1)</sup> Die Ziffern-Buchstabenkombination der Versuchsserie weist die Bezeichnung für den Werkstoff-, die Wärmebehandlung und die Probenorientierung gemäß ASTM E399-89 aus.

<sup>2)</sup> Dynamische Festigkeitswerte, interpoliert auf Raumtemperatur.

<sup>3)</sup> Statische Festigkeits- und Verformungskennwerte aus Kleinproben ( $d_0=3$  mm).

<sup>4)</sup> Bei ausgeprägtem Streckgrenzenverhalten wurde  $R_{eH}$  ermittelt.

<sup>5)</sup> Zugversuchskennwerte nach Rintamaa (1993).

### Werkstoff WS 1: Warmfester Stahl 10 CrMo 9 10 - gewalzt

Aus gewalztem Blech des warmfesten Baustahles 10 CrMo 9 10 wurden ISO-V-Proben quer zur Walzrichtung (T-L) für den Evidenz- und Verifikationstest entnommen.

Das Gefüge des Werkstoffes ist, wie Abb.A-1 im Anhang zeigt, bainitisch-ferritisch und nur geringfügig mit oxidischen und sulfidischen Einschlüssen verunreinigt. Während die Kristallite keine Vorzugsrichtung infolge Verformung erkennen lassen, wird eine ausgeprägte Seigerungszeitigkeit in der Blechmitte festgestellt. Wie bereits in Vorversuchen gezeigt werden konnte, sind für diesen Werkstoff Nebenrisse parallel zur Walzrichtung (Rißausbreitungsrichtung)

typisch, die in der Probenmitte senkrecht zur Bruchfläche gefunden werden. Das Auftreten dieser Bruchaufreibungen wird mit der mittigen Seigerungszeitigkeit in Verbindung gebracht. Mikroskopisch zeigen die Aufreibungen duktilen Gleitbruch. Über das Phänomen der Bruchaufreibung wird auch von anderen Autoren berichtet (Seifert und Meyer 1988, Rößler 1989, Fischer 1993). Werkstoff WS 1 wies im einachsigen Zugversuch Lüdersdehnung auf.

### **Werkstoff WS 2: Schweißbarer Feinkornbaustahl StE 460**

Für Evidenztests wurden aus einem warmgewalzten Grobblech ISO-V-Proben längs zur Walzrichtung (L-T) entnommen. Der Werkstoff lag im normalgeglühten Zustand vor. Die metallographischen Aufnahmen in Abb. A-2 im Anhang weisen ein zeiliges ferritisch-perlitisches Gefüge aus, in dem vereinzelt auch ausgewalzte MnS-Einschlüsse und Ausscheidungen (Wobst, 1994) gefunden werden.

Die von Blumenauer et al. (1994) für diesen Werkstoff bestimmte SZW-bezogene Initiierungsdurchbiegung  $f_i$  (in vorliegender Arbeit:  $s_i^*$ ) weist darauf hin, daß die Initiierung für diesen Werkstoff vor dem Kraftmaximum zu erwarten ist. Detaillierte Informationen zu diesem Stahl sind den Arbeiten von Blumenauer et al. (1990, 1993, 1994) zu entnehmen.

### **Reaktordruckbehälterstähle amerikanischer und russischer Herkunft**

Für weitere bruchmechanische Versuche wurden ISO-V-Proben verschiedener Stähle, die im Rahmen eines IAEA-Forschungsprogrammes "Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and Their Analysis" (Ando et al. 1986) zur Verfügung standen, genutzt. Für die Stähle ASTM A533 und A508 sind Versuchsergebnisse aus internationalen Ringtests (Brumovsky et al. 1996) verfügbar. Darüber hinaus wurde ein russischer RDB-Stahl (15Kh2NMFAA) verwendet, dessen mechanische Eigenschaften sowie Bestrahlungs- und thermisches Ausheilverhalten durch Böhmert et al. (1995) in einem anderen Zusammenhang untersucht wurde.

#### **Werkstoff WS 3: ASTM A533B class 1**

Dieser Stahl (Kurzbezeichnung: JRQ) enthält einen erhöhten Gehalt an den Elementen Phosphor und Kupfer, die unter Neutronenbestrahlung eine verstärkte Versprödungsneigung bewirken. Der Stahl gilt als Referenzmaterial zur Untersuchung dieser Neigung. Das Gefüge nach Abb.A-3 ist ein inhomogenes, bainitisch-ferritisches Mischgefüge mit mangan- und schwefelreichen Seigerungszone. Deutlich sind ausgewalzte nichtmetallische Einschlüsse (MnS) zu sehen.

Es wurden ISO-V-Proben aus zwei Blöcken dieses Werkstoffes untersucht. Aus dem Block 3JRQ57 wurde eine Mittenlage "F" quer (TL) sowie aus dem Block 3JRQ11 sechs mittersymmetrische Lagen (R9, R10, R11, R13, R14 und R15) längs (LT) erosiv entnommen. Die chemischen und mechanischen Eigenschaften (Tab.3-2 und 3-3) stammen aus den Arbeiten von Ando et al. (1986) und Rintamaa (1993).

Aus eigenen (Viehrig et al. 1993b) und Untersuchungen von Rintamaa (1993) wurde bekannt, daß dieser Stahl unter schlagartiger Belastung ein ungewöhnliches Bruchverhalten aufweist. Es wurden mehrfache instabile Krafteinbrüche (pop in) mit anschließendem RiBarrest beobachtet.

Dieses Phänomen ist auf die vergleichsweise großen nichtmetallischen Einschlüsse und ausgeprägte Seigerungszone im Gefüge zurückzuführen. Vergleichbare Erscheinungen wurden auch durch Takahashi et al. (1981) an einem artgleichen Stahl beobachtet.

Werkstoff WS 4: ASTM A508 class 3 (JFL)

Das Material hat im Vergleich zum Werkstoff 3 einen wesentlich niedrigeren Gehalt an Verunreinigungen. Darüber hinaus ist durch die Herstellungstechnologie Schmieden eine homogenere Gefügeausbildung entstanden, wie die Gefügaufnahme in Abb.A-4 ausweist. Größere sulfidische oder karbidische Einschlüsse werden nicht beobachtet. ISO-V-Proben wurden längs der Schmiederichtung (L-T) entnommen.

Werkstoff WS 6: 15 Kh2 NMFAA

Die untersuchten Proben entstammen einem Schmiedestückabschnitt, der vom Kurtschatov Institut Moskau zur Verfügung gestellt wurde (interne Bezeichnung: KU2). Für die Untersuchungen wurden zwei zur Abschnittsmitte symmetrische Lagen im Abstand von 59 mm zum Rand ausgewählt. In mittennahen Lagen ist erfahrungsgemäß kaum eine Tiefenabhängigkeit zu erwarten. Das Gefüge ist vorwiegend bainitisch. Dieser Bainit ist ein heterogener Anlaßbainit mit vorzugsweise lanzettartiger Grundstruktur und geringem Gehalt (< 1%) voreutektoiden Ferrits (Böhmer et al. 1995).

#### Werkstoff 5: Warmfester Stahl 10CrMo9 10 - geschmiedet

Der warmfeste Stahl 10 CrMo 9 10 wurde als geschmiedetes Halbzeug (120x70x1500 mm) bei 950°C eine Stunde austenitisiert und dann in Öl abgeschreckt. Abschnitte dieses Ausgangszustandes (120x70x150 mm) wurden, wie in Tab.3-4 aufgeführt, bei verschiedenen Temperaturen einer jeweils 2-stündigen Anlaßbehandlung an Luft unterzogen.

Tab.3-4 Werkstoff WS 5: Wärmebehandlungszustände.

Wärmebehandlungszustand	Anlaßtemperatur [°C]
D	600
E	640
F	720
G	760

Metallographisch konnte für alle WB-Zustände ein Gefüge im oberen Bainitbereich, hier als Anlaßbainit bezeichnet, ermittelt werden (Abbn. A-5 bis A-8 im Anhang A). Die Zustände 5F und 5G zeigten im Zugversuch ausgeprägtes Streckgrenzenverhalten mit Lüdersdehnung. Aus dem jeweiligen Schmiedestück wurden symmetrisch zur Blockmitte Längsproben (L-T) und zusätzlich Querproben (T-L) der Zustände 5D und 5F entnommen. Während die Querproben des Zustandes 5F für den Reproduktionstest dienen, wurden die anderen für den Verifikationstest bereitgestellt.

### 3.3 Probenform

Für die Untersuchungen wurden ausschließlich Dreipunktbiegeproben mit ISO-V-Geometrie nach DIN 50115 (1995) verwendet. Die Abmessungen der Probe sind der Abb.3-2 zu entnehmen. Die Proben wurden nach dem beidseitigen Einbringen der 1 mm tiefen Seitkerben (20% SK) vorermüdet.

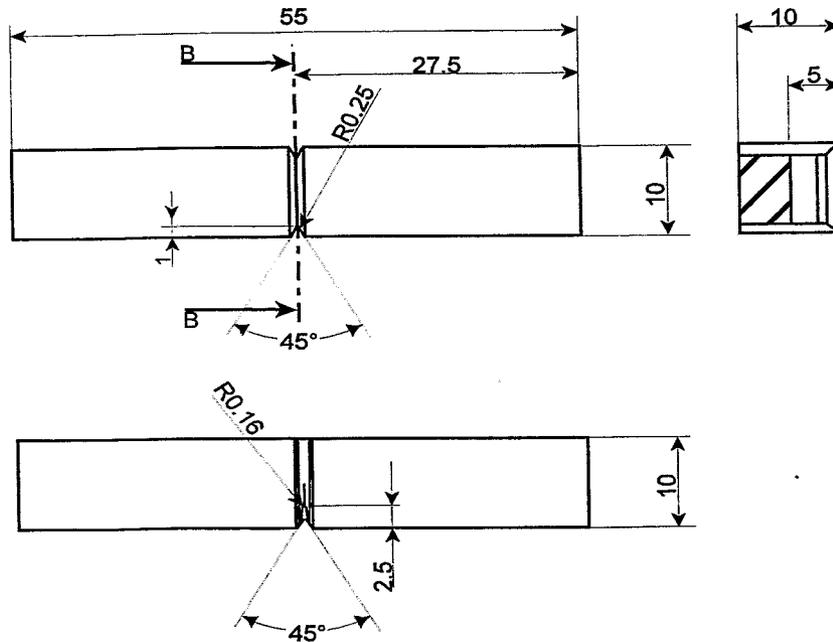


Abb. 3-2 Modifizierte ISO-V-Probe für bruchmechanische Untersuchungen.

Um den Anschlagvorgang zu verkürzen, wurde zusätzlich zum Hauptkerb ein Starterkerb mit einem Radius von 160  $\mu\text{m}$  bis zu einer normierten Rißtiefe ( $a_0/W$ ) von 0,25 erodiert. Die Proben wurden gemäß Tab.3-5 mit kleineren Toleranzen gefertigt, als in DIN 50115 gefordert. Dadurch sollten Streuungen der Versuchsergebnisse infolge geometrischer Abweichungen reduziert werden.

Tab. 3-5 Modifizierte geometrische Anforderungen an ISO-V-Proben für SE-Untersuchungen im IKSBV.

Probengeometrie	Länge H [mm]	Breite B [mm]	Höhe W [mm]	Rauheit $R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	Planparallelität [mm]	Winkligkeit [°]
DIN 50115	$55 \pm 0,6$	$10 \pm 0,1$	$10 \pm 0,1$	gefräst	k. Ang.	$90^\circ \pm 2^\circ$
diese Arbeit	$55 \pm 0,02$	$10 \pm 0,01$	$10 \pm 0,01$	0,24	0,04	$90^\circ \pm 10'$

Zum Anschwingen der Proben dient eine Resonanzermüdungsapparatur ("cracktronic 70", Fa. RUMUL, Schweiz). Die Proben wurden mit einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor  $K_{fmax}$  von  $13 \text{ MPam}^{1/2}$  bei einer Anfangsfrequenz von 180 Hz beaufschlagt.

### 3.4 Versuchstechnik

#### 3.4.1 Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch (IKSBV)

Für die Versuche bei schlagartiger Beanspruchung wurde ein Pendelschlagwerk PSd 300 mit U-förmigem Pendelhammer (Fa. WPM Leipzig) genutzt. Dieses Pendelschlagwerk ist entsprechend DIN 51 222 ausgerüstet und dient zur Durchführung von Kerbschlagbiegeversuchen nach DIN 50 115. Das maximale Arbeitsvermögen  $E_0$  des Pendelschlagwerks beträgt 304 J bei maximalem Fallwinkel  $\alpha_0=160^\circ$  und einer Hammermasse mit Instrumentierung  $m_H=20,2$  kg.

Für Versuche bei schlagartiger Belastung wurde eine biegespannungsarme Hammerfinne konstruiert, deren Instrumentierung in Anlehnung an ISO-DIS 14556 (1996) und das Merkblatt DVM001 (1986) vorgenommen wurde. Die Finne besitzt Flankenmulden für die Aufnahme von Dehnmeßstreifen (DMS) zum Messen der Schlagkraft. Die Präzisionsfolien-DMS ( $350 \Omega$ ) sind als symmetrische Wheatstone'sche Vollbrücke geschaltet. Die Mitte der DMS befindet sich 12,5 mm von der Aufschlagstelle entfernt. Die DMS-Applikation in Flankenmulden erwies sich bei experimentellen (low blow) und analytischen (FEM) Untersuchungen als nur wenig anfällig gegenüber außermittiger Krafteinleitung (Viehrig et al. 1993a). Die Versuchsanordnung zum Messen der Schlagkraft ist in Abb.3-3 schematisch dargestellt.

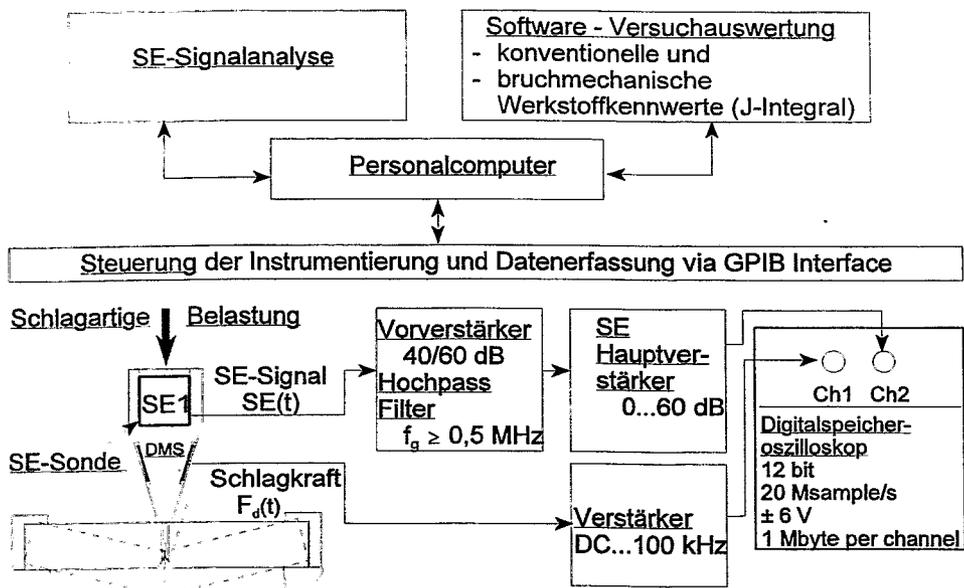


Abb. 3-3 IKSBV-Versuchsanordnung mit einkanaliger SE-Aufzeichnung.

Die Brückenschaltung wird mit 10 V gespeist und das Brückensignal durch einen breitbandigen Gleichspannungsverstärker (Grenzfrequenz  $f_{3dB}=100$  kHz) bei variabler Verstärkung konditioniert. Die weiteren Komponenten der Schlagkraftmeßkette (DMS, Kabel und Digitalspeicher-oszilloskop) haben eine weitaus höhere Grenzfrequenz. Das verstärkte kraftproportionale Signal wird, gesteuert durch einen PC (GPIB-Interface), der Digitalisier- und Speichereinheit zugeführt. Die Digitalisierung des Spannungssignals erfolgt durch einen 12 bit A/D-Wandler bei einer maximalen Abtastrate von 20 MSample/s. Der A/D-Wandler ist Teil eines 4-kanaligen

Digitalspeicheroszilloskopes (DSO Pro 42GM, Fa. Nicolet) mit 1 MByte Speicherkapazität je Kanal.

Das Kalibrieren der instrumentierten Schlagnase erfolgt im eingebauten Zustand mit einer statischen Belastungsvorrichtung und einer probeähnlichen Kraftmeßzelle nach Winkler und Voss (1996). Bei 1000-facher Verstärkung konnte ein Kalibrierfaktor von 2,955 N/mV und strenger Linearität über 20 kN hinaus bestimmt werden.

Alle Meßgeräte sind über ein PC-gesteuertes Instrumenten-Steuer-Kontrollnetzwerk (GPIB) verknüpft. Dieses realisiert die Steuerung der Einzelkomponenten der Kraftmeßkette und das Auslesen der Daten aus dem DSO. Alle auf Festplatte gespeicherten Daten können als Rohsignale bzw. nach Verarbeitung als Kraft-Zeit- oder -Durchbiegungs-Diagramm ausgegeben werden.

Das Temperieren der Proben erfolgt in einer kombinierten Einrichtung, die einerseits das Abkühlen mittels flüssigen Stickstoffs und andererseits ein Erwärmen durch elektrische Beheizung ermöglicht. Durch Anbringen der Temperiereinrichtung in der Nähe des Widerlagers wird die normgerechte Auflegezeit temperierter Proben (< 5 s) problemlos erreicht. Das Zentrieren der Proben auf dem Widerlager erfolgt durch einen federnden Anschlag. Ein leichter Fettfilm auf den Kontaktflächen dient zum Verringern der Reibungskräfte zwischen Probe und Wider- bzw. Auflager.

### 3.4.2 Aufprallfreier Dreipunktbiegeversuch (D3PB)

Um die Kraft und die SE ohne den störenden Einfluß der schlagartigen Belastungsprozesse, aber mit vergleichbarer Belastungsgeschwindigkeit zu erfassen, kam eine zusätzliche Versuchs-

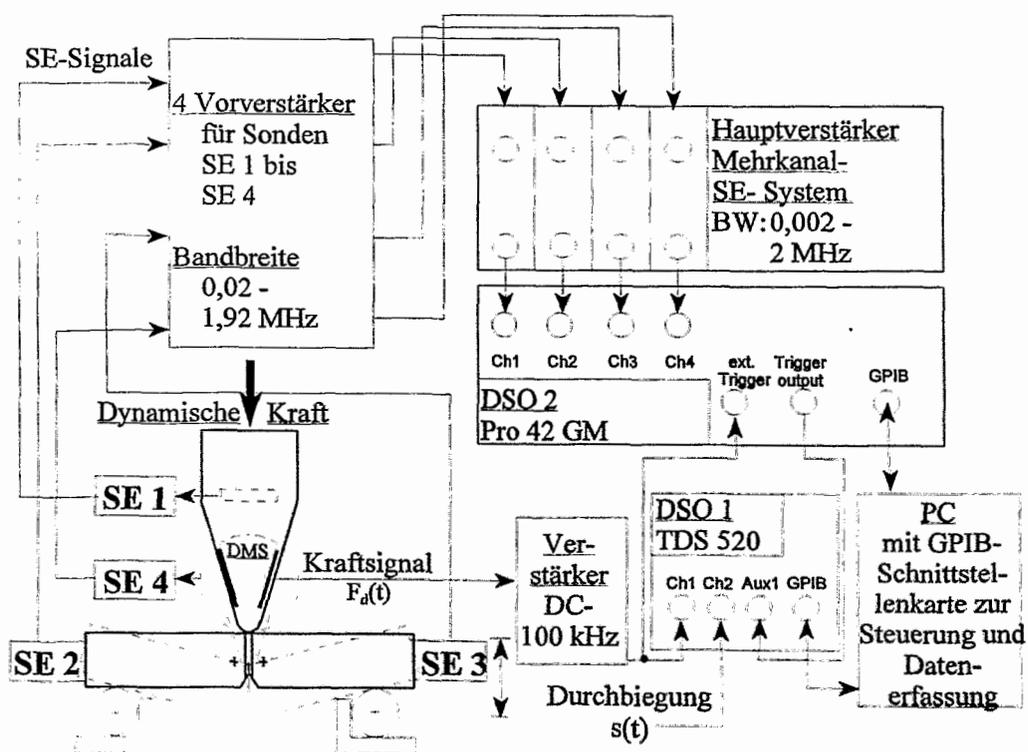


Abb. 3-4 D3PB-Versuchsanordnung mit mehrkanaliger SE-Aufzeichnung.

anordnung zur Anwendung, die dem Blockschaltbild in Abb.3-4 zu entnehmen ist. Es wurden sowohl die Proben- und Belastungsgeometrie als auch Meßkomponenten des IKS BV verwendet, um unter Nutzung eines servohydraulischen Prüfsystems MTS 810 eine Dreipunktbieganordnung für höhere Belastungsgeschwindigkeiten (D3PB) zu realisieren.

Die Vergleichbarkeit von Kraft- und SE-Messung zum IKS BV gewährleistet eine modifizierte Hammerfinne, die als Biegestempel in das MTS 810-Prüfsystem einbezogen wurde. Diese Hammerfinne erfüllt die standardisierten geometrischen Vorgaben nach DIN 51 222 und ist analog den Angaben im Abschnitt 3.4.1 mit DMS zur Messung der Kraft und mit einer SE-Sonde (SE 1) instrumentiert. Die Kraft wurde mit der Hammerfinne gemessen, da sich die maschinenseitige Kraftmeßdose bei schneller Belastung nicht eignete, wie in Vorversuchen festgestellt wurde.

Das Kalibrieren dieser Finne erfolgte mit Hilfe der in Abschnitt 3.4.1 vorgestellten Kraftmeßzelle in der Prüfmaschine selbst. Bei 2000-facher Verstärkung konnte ein Kalibrierfaktor von 1,518 N/mV und strenger Linearität bis 10 kN bestimmt werden. Die exakte Positionierung der Probekörper in der Belastungseinrichtung sichern Hilfsvorrichtungen, die jedoch während des Versuchs aus akustischen Gründen keinen Kontakt mit der Probe haben durften. Zum Messen der Verschiebung des Kraftangriffspunktes bzw. der Durchbiegung wird das analoge Rohsignal des Traversenwegaufnehmers zeitsynchron zum Kraftsignal mittels DSO1 (Abtastrate 1 MSample/s, Bandbreite 500 MHz, 8 bit Amplitudenaufösung,  $5 \times 10^4$  Meßwerte/Kanal) aufgezeichnet. Kraft- und Durchbiegungssignal werden über das GPIB-Interface ausgelesen und auf der Festplatte eines PC für die anschließende Weiterverarbeitung gespeichert.

### 3.4.3 Invertierter IKS BV (VTT-PSW) mit Laser-COD-Meßgerät

Das laserinstrumentierte PSW nach Rintamaa (1993) ermöglicht durch seinen invertierten Aufbau (feststehende Hammerfinne, bewegtes Widerlager) die kontinuierliche und kontaktlose Verfolgung des sich unter schlagartiger Biegebelastung öffnenden Kerbes. Das Prinzip ist in Abb.3-5 verdeutlicht. Ein auf die Kerbränder der ISO-V-Probe gerichteter Infrarot-Laser wird von dort rückgestreut und mit einem auf der Probenormalachse liegenden Streulichtdetektor gemessen. Die Intensität dieses rückgestreuten Lichtes ändert sich mit der Kerböffnung (CMOD).

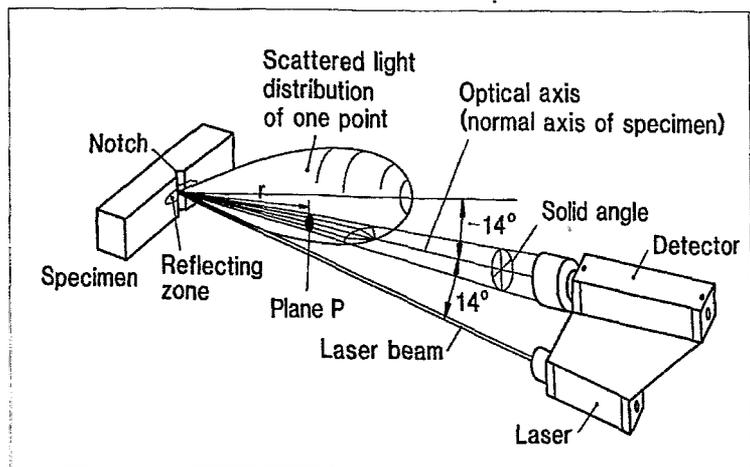
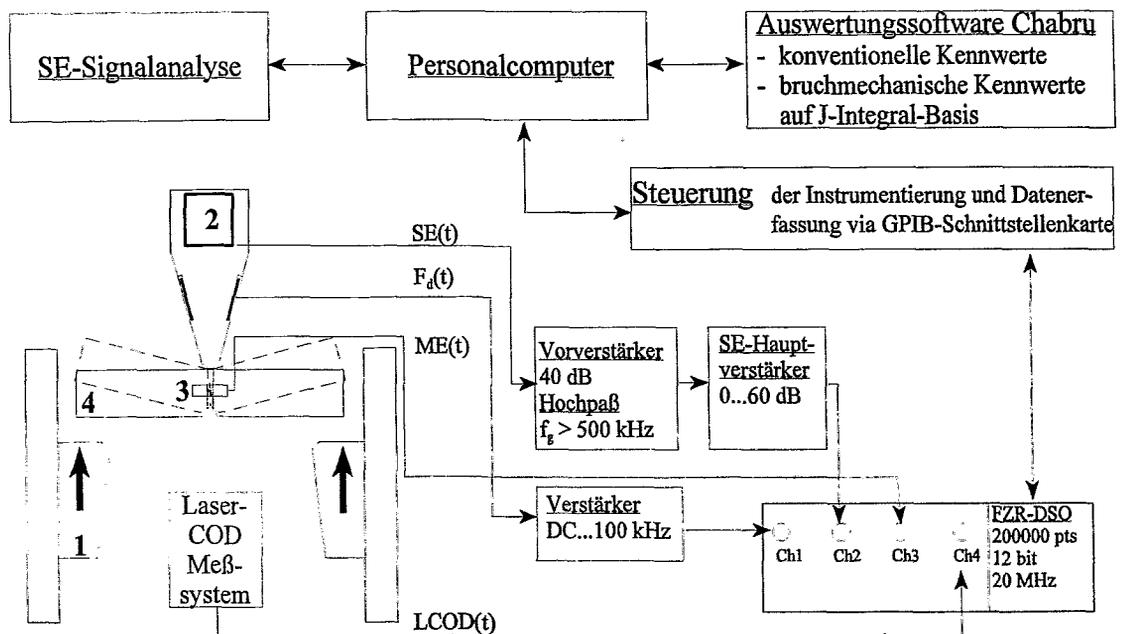


Abb. 3-5 Anordnung zum Messen des von der Probenoberfläche gestreuten Lichtes nach Rintamaa (1993).

Beim invertierten System erfolgt der Aufschlag nicht axial zur Finnensonde, sondern an den Probenenden. Dort wird aufschlagbedingte SE generiert, die nur unter Schallschwächung zur Probenmitte und schließlich zur Hammerfinnensonde weitergeleitet werden kann. Infolgedessen werden aufschlagbedingte SE-Störsignale mit verminderter Intensität und Einflußdauer erwar-

tet.

Für die Verifikationsuntersuchung kommt eine Versuchsanordnung nach Abb.3-6 zur Anwendung. Dazu wurde das laserinstrumentierte PSW modifiziert. Die in Abschnitt 3.4.2 beschriebene SE-instrumentierte Hammerfinne für D3PB wurde so konstruiert, daß sie auch in der invertierten Anordnung verwendet werden kann. Damit ist die Vergleichbarkeit zu den D3PB-Versuchen (Abschn. 6.2) sowie zum Evidenz- (Kapitel 5) und Reproduktionstest (Kapitel 8) gegeben. Simultan zu Kraft und Laserstreulichtsignal erfaßt die modifizierte Anordnung auch SE und ME. Somit können erstmals an nur einer Probe Signale mit drei unterschiedlichen Detektionsverfahren gleichzeitig gemessen werden. Dadurch ist ein unmittelbarer Vergleich der auf der Basis verschiedener Einproben-detektionsverfahren gewonnenen Initiierungsparameter mit den Kennwerten aus der MPT- Spaltbruchmethode möglich.



1 - Bewegtes Widerlager; 2 - Stationäre Finne mit SE-Sonde SE1 und DMS; 3 - ME-Sonde; 4 - ISO-V Probe.

Abb. 3-6 Versuchsanordnung des invertierten IKS BV (VTT-PSW) mit simultaner Aufzeichnung von Kraft ( $F_d$ ), Schallemission (SE), Magnetischer Emission (ME) und Laserstreulichtsignal (LCOD).

### 3.4.4 Instrumentierung zum Nachweis der Schallemission

#### 3.4.4.1 SE-Instrumentierung im IKS BV

Die genormten Abmessungen einer Schlagfinne nach DIN 51222 (1995) ließen die Anwendung einer kommerziellen SE-Sonde nicht zu. Deshalb wurde eine spezifische Sonde (Kennung: SE1) mit einem Koppelflächendurchmesser von 7 mm gefertigt und in die geläppte Sackbohrung eingesetzt. Sie ist 24 mm vom Aufschlagpunkt der Schlagnase entfernt und wird mit reproduzierbarem Anpreßdruck unter Verwendung eines Silikonfetts an die geläppte Fläche angekoppelt.

Die Sonde SE 1 wies bei der Kalibrierung mit einem breitbandigen Laserimpuls im Frequenzbereich zwischen 0,6 und 1,2 MHz ein flaches Spektrum mit einer Resonanz bei 0,9 MHz auf. Allerdings berücksichtigt dieses Spektrum nicht die signalverzerrenden Einflüsse von Finnenkörper, Probe und Widerlager. Um die kapazitive Belastung der Sonde gering zu halten, ist die Sonde über ein nur 150 mm langes Kabel mit dem auf dem Hammerkörper installierten SE-Vorverstärker (Platine: EADQ 3201A, Bandbreite: 0,02...1,92 MHz) gekoppelt, in den Einsteckfilterbausteine eingesetzt werden können. Das wahlweise auf 40/60 dB konditionierte Signal wird von einem einkanaligen Hochfrequenz-Spannungsverstärker (EADQ 3223, max. Verstärkung: 60 dB, Bandbreite: 0,5...>3 MHz bei 0dB Verstärkung) an den zweiten Kanal des DSO übergeben. Die Digitalisierung von SE- und Kraftsignal durch DSO-interne 12 bit A/D-Wandler (Bandbreite: DC...10 MHz) wird mit einer Abtastrate von 20 MSample/s ausgeführt. Bei einer Gesamtverstärkung von 40 dB im Empfindlichkeitsbereich  $\pm 6$  V wird ein optimales Meßergebnis erzielt und die gesamte Dynamik der SE über einen Bereich von 72 dB (4096 Auflösungsstufen) erfaßt. Nach Verstärkung beträgt die kleinste auflösbare Spannungsdifferenz 2,93 mV. Die hohe Speichertiefe des DSO von  $10^6$  Punkten erlaubt die Archivierung von Daten aus Versuchen mit bis zu 50 ms Dauer bei maximaler Abtastrate. Die Meßkette ist in Abb.3-3 dargestellt.

Die Instrumentierung mit Sonde SE 1 wurde sowohl im invertierten IKSBV-Aufbau gemäß Abb. 3-6 als auch für den aufprallfreien Dreipunktbiegeversuch nach Abb.3-4 vorgenommen.

#### 3.4.4.2 Zusatzinstrumentierung beim aufprallfreien Dreipunktbiegeversuch (D3PB)

Die D3PB-Versuchseinrichtung gestattet es, ohne die Gefahr der Sondenbeschädigung neben der Hammerfinneninstrumentierung zusätzliche SE-Sonden auf der Probenoberfläche zu installieren. In Voruntersuchungen wurden diverse SE-Sondenpositionen auf der Probenoberfläche entsprechend der Richtcharakteristik von SE-Quellen bei Ribinitiation und -ausbreitung (Lottermoser 1978, Waschkies 1979) sowie verschiedenartige Ankopplungsmethoden untersucht. Die Ankopplung von SE-Miniatursonden (SE 2 u. 3) auf beiden Probenstirnflächen mit einem kommerziellen Klebstoff ("UHU sofort-fest®") führte dabei zu den besten Ergebnissen. Die Position der Sonden SE2 und SE3 gestattet es weiterhin, deren SE-Signale nach dem 2-Kanal-Koinzidenzprinzip (Yamaoka et al. 1984) auszuwerten. Dafür wurden die in Tab.3-6 aufgeführten SE-Sonden in Ergänzung zur Hammerfinneninstrumentierung (SE1) eingesetzt. Die Sonden weisen unterschiedliche Resonanzfrequenzen, aber sich teilweise überlappende Frequenzbereiche bei unterschiedlichen Empfindlichkeiten auf.

Tab. 3-6 Akustische Eigenschaften der verwendeten SE-Sonden (k.A.: keine Angabe).

SE-Sonde	Kennung	(-3dB) Bandbreite [kHz]	Resonanzfrequenz $f_R$ [kHz]	Empfindlichkeit bzgl. 1V/mbar; [dB]
SE 1	EADQ 1	600-1200	900	k. A.
SE 2	EADQ 2	125-1000	k. A.	k. A.
SE 3	PAC N30	125-750	300	-72
SE 4	PAC R15	50-200	150	-64

Die Sonde SE 4 auf der Außenkontur der Hammerfinne (Abb.3-4) dient zum Erkennen eventueller Störimpulse, die von der Maschine oder von Reibungsgeräuschen zwischen Biegestempel und Probenoberseite ausgehen. Zur Verminderung von Reibungsgeräuschen wird zusätzlich an allen Kontaktstellen ein leichter Fettfilm aufgebracht. Die SE-Signale aller vier Sonden werden

durch vier bauartgleiche SE-Vorverstärker (40dB, Hochpaß 20 kHz) und einem mehrkanaligen SE-Hauptverstärkersystem (0dB) konditioniert und von einem weiteren 4-kanaligem Digital-speicheroszilloskop (DSO2) synchron zu Kraft und Durchbiegung abgetastet.

Da die SE-Störungen infolge des Hammerschlags entfallen, kann mit diesem Versuchsaufbau auf eine Hochpaßfilterung verzichtet und auch niederfrequente SE bis zu 20 kHz aufgezeichnet werden. Alle Signale werden über die GPIB-Schnittstelle ausgelesen und auf Festplatte zur weiteren Verarbeitung gespeichert.

Mit dieser SE-Instrumentierung und durch Vergrößern der Bandbreite werden zusätzliche Informationen über die SE-Aktivität und den tatsächlichen Quellort erwartet, die über die finnenintegrierte Sonde nicht zu erzielen sind.

### 3.4.5 Messen der Magnetischen Emission (ME)

Die physikalischen Grundlagen der magnetischen Effekte, die zur Feldemission in Form von ME führen, wurden bereits in Abschnitt 2.1.3.2 erläutert. Die daraus abgeleiteten meßtechnischen Lösungen sind durch Winkler (1988, 1990a) detailliert beschrieben worden. Schematisch ist die Wirkungsweise einer ME-Sonde in Abb.3-7 aufgezeigt.

Das Positionieren der ME-Sonde in Schlagrichtung, wie sie durch Eichler (1991) und Ortmann et al. (1991a u. b) vorgeschlagen wurde und hier schematisch abgebildet ist, ist vor allem am FZR-PSW mit zusätzlichem Aufwand für die gefahrlose Sondennachführung verbunden. Für das VTT-PSW ist diese Position bereits durch das Lasermeßgerät besetzt. Aus diesem Grund wurde die Sonde sowohl am FZR- als auch am VTT-PSW um 90° versetzt in 5 mm Abstand über der Rißspitze montiert, so daß sie die magnetischen Feldkomponenten erfaßt, die aus der Bildebene heraustreten. Das Einbinden der ME-Meßtechnik in die gesamte Meßkette (Abb.3-6) erfolgte vorzugsweise bei den Verifikationsuntersuchungen am invertierten PSW.

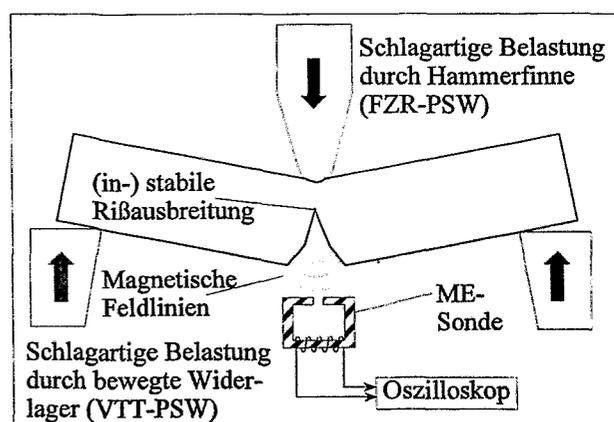


Abb.3-7 Kontaktlose Messung bruchanzeigender Ereignisse mit ME-Sonde.

## 3.5 Versuchsdurchführung

### 3.5.1 Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch (IKSBV)

Grundsätzlich wurde die Detektion der Rißinitiierung an seitgekerbten, vorermüdeten ISO-V-Proben (EPT) mit der experimentellen Ermittlung von  $J_4$ - $\Delta a$ -Kurven nach der Mehrprobentechnik verbunden. Auf diese Weise wird einerseits ein Betrag stabiler Rißausbreitung erzielt und andererseits gleichzeitig der Beginn der duktilen Rißausbreitung bestimmt. Dies ermöglicht den direkten Vergleich der EPT- und MPT-Ergebnisse. Zur

Detektion nach der EPT wurden die SE-Sonde SE1 sowie die Instrumentierungen zur Laserstreulichtmessung (LCOD) und Magnetischen Emission (ME) angewendet.

$J_d$ - $\Delta a$ -Kurven werden häufig nur mit der Zielstellung ermittelt, den physikalischen Reißinitiiierungsparameter  $J_{id}^{SZW}$  zur Verifikation der Ergebnisse der Einprobentechniken zu gewinnen. Die Ermittlung von  $J_R$ -Kurven unter schlagartiger Belastung nach dem J-Integral-Konzept erfolgte mit zwei PSW, die sich durch ihre Schlaganordnung, die angeschlossene Instrumentierung und die Ausgangsschlagenergie unterscheiden. Für die Evidenz- und Reproduktionstests diente das FZR-PSW in normaler Schlaganordnung, während für den Verifikationstest das VTT-PSW mit mehrkanaliger Aufzeichnung eingesetzt wurde.

Um unterschiedlichen Reißfortschritt zu erzielen, wurden Fallwinkel (low-blow) und Prüftemperatur (Spaltbruchmethode) variiert.

Bei der low-blow-Technik führt die nur unvollständige Auslenkung des Pendelarms ( $\alpha_0 < 180^\circ$ ) zu einer begrenzten Schlagenergie.

$$U_0 = \frac{m_H}{2} v_0^2 = 2 m_H g l_{red} (1 - \cos \alpha_0) \quad (3.1)$$

Dabei bedeuten  $g$  die Fallbeschleunigung und  $l_{red}$  die reduzierte Pendellänge. Durch die Variation des Fallwinkels  $\alpha_0$  kann demnach die Probe mit einem vorgegebenen Energiebetrag  $U_0$  belastet werden. Die von der Probe konsumierte Energie  $U_e$  kann auf unterschiedlichen Wegen bestimmt werden:

- unter der vereinfachenden Annahme  $U_e = U_0$  (Probe setzt die gesamte Ausgangsenergie um),
- aus der Messung des Rückfederwinkels  $\alpha_1$  und Verwendung anstelle  $\alpha_0$  in Glg. (3.1) und
- durch Ermitteln der Fläche unter der  $F_d(s)$ -Kurve nach Glg. (2.5).

Für die beschriebenen Versuche wurde die letztgenannte Variante benutzt. Durch das Berechnen von  $J_d$  in Analogie zu  $J_R$  nach Glg. (2.1) sowie Messen von  $\Delta a$  und Auswerten nach Glg. (3.3) kann ein Wertepaar der  $J_d$ - $\Delta a$ -Kurve bestimmt werden. Versuche bei variiertem Fallwinkel liefern weitere Wertepaare. Gleichzeitig werden dabei SE und punktuell ME gemessen.

Die im Evidenztests an den Werkstoffen WS1 und WS2 durchgeführten Versuche blieben auf Raumtemperatur und konstanter Hammermasse  $m_H=20,2$  kg beschränkt. Prinzipiell jedoch ist die Versuchstechnik auch bei anderen Temperaturen oberhalb  $T_i$  anwendbar.

Eine weitere Möglichkeit zur Ermittlung von  $J_d$ - $\Delta a$ -Kurven stellt die als Spaltbruchmethode (CR) vorgestellte Prüftemperaturvariation nach Abschnitt 2.1.2 im Übergangsbereich dar. Eine Temperaturkorrektur durch Normierung der verbrauchten Arbeit auf die plastische Grenzkraft nach Aurich et al. (1985) wurde nicht durchgeführt.

Ein konstanter Auslenkwinkel  $\alpha_0 = 60^\circ$  führt sowohl beim FZR- als auch VTT-PSW zu einer Schlaggeschwindigkeit  $v_0=2,8$ m/s. Durch die unterschiedlichen Hammermassen  $m_H$  stehen allerdings verschiedene Ausgangsenergien entsprechend Tab.3-7 zur Verfügung.

Voraussetzungsgemäß wird die Spaltbruchmethode im Übergangsbereich angewendet. Dazu wurden die in Tab.3-7 angeführten Temperaturbereiche genutzt.

Tab.3-7 Versuchsparameter für die Anwendung der Spaltbruchmethode (CR).

Pendelschlagwerk und konstante Parameter	Werkstoff	Prüftemperaturbereich $T_{\text{prüf}}$ [°C]
<b>FZR-PSW</b>	WS 1	6 ... 23
Hammermasse $m_H = 20.2$ kg	WS 2	-32 ... 0
reduzierte Pendelarmlänge $l_{\text{red}} = 790$ mm	WS 3: Lage F	-1 ... 50
Schlagenergie $U_o = 79.2$ J	WS 3: Lage R 9	24 ... 62
	WS 4	-25 ... 6
	WS 6	9 ... 26
<b>VTT-PSW</b>	WS 3: Lagen R	25 ... 64
Hammermasse $m_H = 41$ kg	10, 11, 13, 14, 15	.
reduzierte Pendelarmlänge $l_{\text{red}} = 804$ mm		
Schlagenergie $U_o = 161$ J	WS 5	-50 ... 100

Darüber hinaus wurden für alle Werkstoffe auch Versuche im Hoch- und Tieflagebereich durchgeführt, um eine vollständige Übergangstemperaturkurve zu beschreiben. Die auf diese Weise erzeugten unterschiedlichen  $\Delta a$ -Werte wurden mit dem Rißfeldparameter  $J_d$  nach Glg. (2.1) analog der Vorgehensweise für die low-blow-Technik verknüpft.

### 3.5.2 Aufprallfreier Dreipunktbiegeversuch (D3PB)

Bei weggesteuerter dynamischer Dreipunktbiegung (D3PB) wurden seitgekerbte, vorermüdete ISO-V-Proben belastet und Kraft- sowie SE-Signale simultan aufgezeichnet. Der weggesteuerte Antrieb des servohydraulischen Prüfsystems gestattet es, Proben ausgehend von einer 100 N-Vorkraft bis zu einer vorgegebenen Enddurchbiegung ( $s_{\text{end}}$ ) zu belasten und nach Speichern der Versuchsdaten zu entlasten.

Dabei stand das Ermitteln der Rißinitiierung mit markanten SE-Signalen im Mittelpunkt. Aus diesem Grund wurden beginnend bei  $s_{\text{end}} = 0,5$  mm und aufsteigend bis zu  $s_{\text{end}} = 2,5$  mm verschiedene Enddurchbiegungen vorgewählt und so der werkstoffspezifische Rißinitiierungsbereich überdeckt. Die Versuche blieben auf Raumtemperatur und den Werkstoff WS 1 beschränkt. Grundsätzlich jedoch sind unter Beachtung der Temperaturbeständigkeit der SE-Sonden auch Versuche bei anderen Temperaturen möglich.

## 3.6 Versuchsauswertung

### 3.6.1 Rißwiderstandskurve $J_d(\Delta a)$ und Rißinitiierungszähigkeit $J_{id}$

Das Messen der Anfangs- ( $a_0$ ) und Endrißlänge ( $a_e$ ) nach ESIS P2-92 erfolgte bei den low-blow und D3PB-Versuchen im Anschluß an eine Anlaufätzung und bei der Spaltbruchmethode an der frischen Bruchfläche mittels Meßmikroskop. Die Differenz zwischen End- und Anfangsrißlänge nach Glg. (3.2) entspricht der duktilen Rißverlängerung  $\Delta a_{(i)}$  an der Stelle  $i$ .

$$\Delta a_{(i)} = a_{e(i)} - a_{0(i)} \quad (3.2)$$

Die mittlere Rißverlängerung  $\Delta a$  ergibt sich bei der nach ESIS P2-92 empfohlenen Messung an neun äquidistant über die Probendicke verteilten Meßpunkten gemäß Glg. (3.3).

$$\overline{\Delta a} = \frac{1}{8} \left( \frac{\Delta a_1 + \Delta a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 \Delta a_i \right) \quad (3.3)$$

An Proben aller Versuchswerkstoffe wurden mikrofraktographische Messungen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt. In senkrechter Projektion wurden im REM abhängig von der SZW bei 100- oder 200-facher Vergrößerung 6 oder 12 Aufnahmen der SZW aufeinanderfolgend gefertigt und digitalisiert. Die auf diesen Aufnahmen manuell markierte SZW wird halbautomatisch durch das Bildanalyseprogramm "Lucia D" (Fa. Nikon) ausgewertet. Dabei wurden in Abhängigkeit von der erreichten Belastungsphase und der Temperatur verschieden große Beträge der SZW ausgewiesen. Für die Arbeit wurden normgemäß nur voll ausgebildete SZW-Werte bei einer Gesamtrißverlängerung  $\Delta a > SZW + 0,2$  mm bestimmt, deren Mittelwert nachfolgend als kritische Stretchzonenbreite ( $SZW_i$ ) bezeichnet wird.

Die Rißwiderstandskurve kann mit unterschiedlichen Funktionen an die Meßpunkte angepaßt werden. Dabei können je nach dem Typ der Anpassungsfunktion vor allem im Anfangsbereich erhebliche Unterschiede im Kurvenverlauf auftreten. Da gerade dieser Kurvenbereich die Rißinitiierungszähigkeit bestimmt, beeinflußt das gravierend die Genauigkeit und die Reproduzierbarkeit des Kennwertes. Für die Resultate in dieser Arbeit erwies sich die Kurvenanpassung mit einer 2-parametrischen Potenzfunktion nach Glg. (3.4) als zweckmäßig:

$$J_d = D \Delta a^E \quad (3.4)$$

Alternativ dazu wurde in einigen Fällen eine polynomische Anpassung entsprechend der Vorgehensweise nach Roos und Eisele (1988) gemäß Glg. (3.5) genutzt:

$$J_d = A \Delta a^{0,5} + B \Delta a^{0,3} + C \Delta a^{0,1} \quad (3.5)$$

Die Festlegung physikalischer Rißinitiierungswerte  $J_{id}^{SZW}$  auf der  $J_d$ - $\Delta a$ -Kurve erfolgte gemäß Abb.2-2. Darüber hinaus wurden für Vergleichszwecke auch die technischen Ersatzkennwerte herangezogen.

### 3.6.2 Rißverlängerungskurve, Rißeinsatzzeit und Rißverlängerungsgeschwindigkeit

Durch das Auftragen der Enddurchbiegungen ( $s_{ui}$ ,  $s_{end}$ ) über  $\Delta a$  läßt sich eine durchbiegungsbezogene Rißverlängerungskurve  $s=f(\Delta a)$  konstruieren. Unter Berücksichtigung der kritischen SZW ( $\Delta a = SZW_i$ ) ist es möglich, Durchbiegungswerte für den stabilen Rißbeginn ( $s_i^*$ ) oder aber für jeden gewünschten Wert  $\Delta a$  (z.B. 0,2 mm) aus der Rißverlängerungskurve zu entnehmen oder zu extrapolieren.

Werden die Zeiten für das Erreichen des Spaltbrucheinsatzes  $t_{ui}$  bzw. der Enddurchbiegung  $t_{end}$  dem Rißfortschritt  $\Delta a$  zugeordnet, ergibt sich eine zeitbezogene Rißverlängerungskurve  $t=f(\Delta a)$ . Dieser Kurve ist eine extrapolierte Einsatzzeit für stabilen Rißbeginn ( $t_i^*$ ) bei  $\Delta a = SZW_i$  zu entnehmen. Aus dem Kehrwert des Anstiegs der  $t=f(\Delta a)$ -Kurve kann die Rißverlängerungsgeschwindigkeit  $v_{RiB}$  ermittelt werden. In erster Näherung erwies sich für die Kurven  $s, t=f(\Delta a)$  eine Geradenanpassung als brauchbar.

Auf diese Weise können mit der Mehrprobentechnik zusätzliche Parameter zur Eingrenzung des Belastungsbereiches, der für die Rißinitiierung relevant ist, gewonnen werden.

### 3.6.3 Ermittlung dynamischer Festigkeitswerte

Dynamische Festigkeitswerte können nach Server (1978) unter Verwendung der aus einer  $F_d(s)$ -Kurve entnommenen charakteristischen Kräfte  $F_{gy}$  bzw.  $F_m$  ermittelt werden (Abb.3-8).

Unter Verwendung von  $F_{gy}$  (Kraft bei Beginn allgemeinen Fließens) ergibt sich die dynamische Fließ- bzw. Streckgrenze  $\sigma_{yd}$  ( $R_{ed}$ ) nach der semi-empirischen Glg. (3.6) gemäß Server (1978) wie folgt:

$$\sigma_{yd}(R_{ed}) = C \frac{F_{gy} W}{B_n (W - a_0)^2} \quad (3.6)$$

C ist dabei ein mit 2.85 angenommener Constraintfaktor. Zur Berechnung der dynamischen Biegebruchfestigkeit  $R_{md}$  wird anstelle  $F_{gy}$  die maximal ertragbare Kraft  $F_m$  eingesetzt. Der Zusammenhang wurde für die Belastung vorermüdeter ISO-V-Proben (ohne Seitkerben) mittels ASTM-Finne ( $r=8$  mm) aufgestellt. Bei Anwendung einer DIN-Hammerfinne ( $r=2$  mm) ist davon auszugehen, daß sich dann bei einem Constraintfaktor  $C = 3,13$  ungefähr 10% höhere Festigkeitswerte ergeben können (Richter et al., 1999).

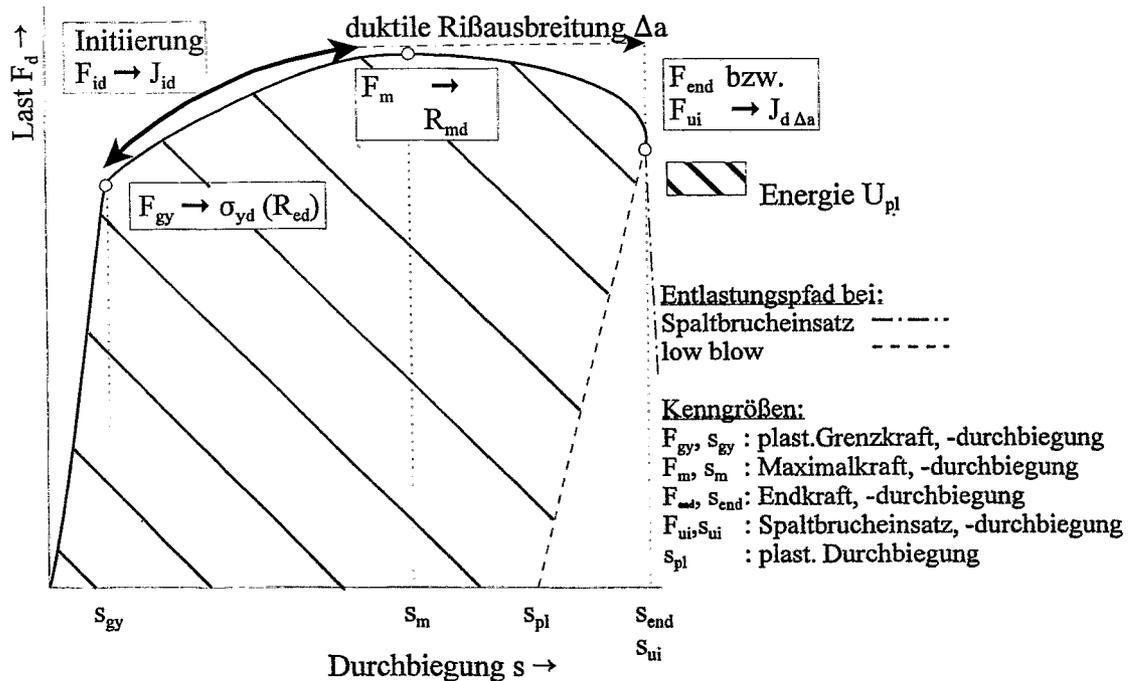


Abb. 3-8 Ermittlung charakteristischer Kenngrößen aus dem schematischen Kraft-Durchbiegungsverlauf einer vorermüdeten ISO-V-Probe.

Die Analyse der dynamischen Festigkeitswerte erfolgt in Abhängigkeit von der Prüftemperatur und anschließender Kurvenanpassung. Aus den dynamischen Festigkeitskennwerten läßt sich gemäß Glg. (2.8) die dynamische Fließspannung  $\sigma_{fd}$  für die entsprechende Prüftemperatur ableiten, die für eine Berechnung der Rißabstumpfsgeraden nach ASTM E813 benötigt wird.

Das Auswerten transientser SE-Signale erfolgt mit Hilfe der Signalanalysesoftware FAMOS, die Algorithmen für die Zeit- und Frequenzanalyse enthält.

#### Standardmethode

Die Kriterien für die Unterscheidung zwischen schlag- von rißbedingter SE wurden aus phänomenologischer Sicht festgelegt, da sich bei duktilem Probenverhalten die SE infolge des Hammeraufpralles und SE aus den Verformungs- und Bruchvorgängen im Werkstoff sowohl im Frequenz- als auch Zeitbereich überlagern.

Zunächst ist die schlagbedingte SE dominant, die dann abklingt und von rißbedingter SE abgelöst wird. Dazwischen existiert ein Bereich gegenseitiger Überlagerung. Deshalb wird der gesamte für duktile Initiierung relevante SE-Signalverlauf zwischen  $F_{gy}$  und  $F_m$  hinsichtlich markanter Ereignisse untersucht. Darüber hinaus ist mit der zeitbezogenen Rißverlängerungskurve  $t(\Delta a)$  ein Eingrenzen der Rißinitiierung anhand der extrapolierten Rißeinsatzzeit  $t_i^*$  möglich. In diesem Bereich kann dann eine gezielte Suche nach markanten SE-Ereignissen erfolgen, deren Beginn mit  $t_i^{SE}$  bezeichnet wird. Wird  $t_i^*$  bzw.  $t_i^{SE}$  als obere Integrationsgrenze in Glg. (2.4) eingesetzt, führt dies unter Nutzung der Glgn. (2.5) und (2.1) zu einem charakteristischen J-Wert  $J_{id}^*$  bzw.  $J_{id}^{SE}$ .

#### SE-Energiesummationsmethode

Eine weitere Möglichkeit der Analyse besteht darin, aus der zeitlichen Entwicklung der SE-Signale Hinweise auf die Rißinitiierung zu gewinnen. Dafür wird das gleichgerichtete SE-Signal, der Absolutbetrag  $|SE(t)|$ , gemäß Glg. (3.7) über die Versuchszeit  $t$  integriert.

$$E_{SE} = \int_{t=0}^{t_{end}} |SE(t)| dt \quad (3.7)$$

Dies entspricht einer Summierung des Flächeninhalts der SE-Signale. Die daraus resultierenden Datensätze beschreiben die zeitliche Entwicklung einer zur gemessenen SE proportionalen Energiegröße  $E_{SE}(t)$ . Kurvenverläufe dieser Art sollten verschiedene SE-Bereiche charakterisieren, wenn Anstiegsänderungen auftreten. Eine Anstiegsänderung kann anhand des Schnittpunktes zweier Ausgleichskurven ermittelt werden und erhält die Bezeichnung  $t_i^{SE/SP}$ . Wurden in dieser Weise markante Signaländerungen gefunden, dann wurde die zugehörige Zeit  $t_i^{SE/SP}$  registriert und in Analogie zur Standardmethode ein Rißinitiierungswert  $J_{id}^{SE/SP}$  bestimmt.

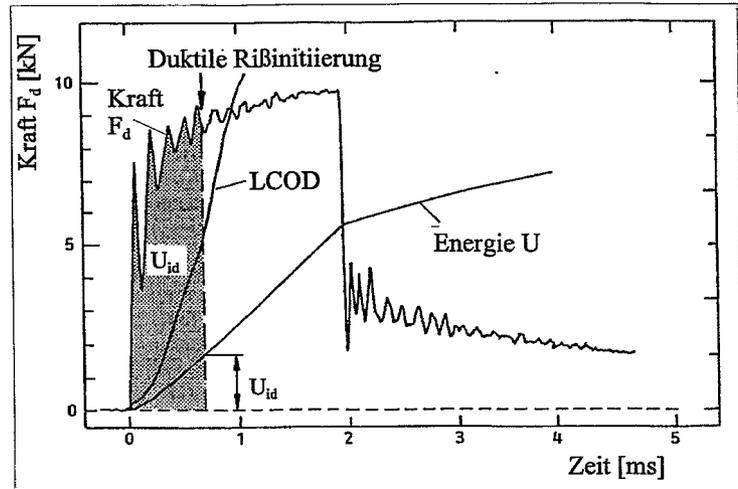
Außerdem wurden mit FAMOS Frequenzanalysen von Einzelsignalen mittels Fast Fourier Transformations (FFT)-Algorithmus durchgeführt. Aus dem Leistungsdichtespektrum können die Frequenzgehalte von SE-Signalen ermittelt werden.

Das zeitsynchrone hochfrequente Registrieren der Schlagkraft- und SE-Signale ermöglicht eine zeitliche, jedoch keine räumliche Zuordnung des SE-Signals zum momentanen Belastungszustand im Bereich des Rißspitzenvolumens. In diesem Zusammenhang sei auf Abschnitt 2.3 verwiesen, der die Rißinitiierung als einen örtlich und zeitlich ausgedehnten Prozeß von Ereignissen charakterisiert, die komplex auf der mikroskopischen Strukturebene wirken.

### LCOD-Streulichtsignal

Die in Abschnitt 3.4.3 beschriebene Instrumentierung des invertierten VTT- PSW liefert den zeitlichen Verlauf des Streulichtsignales. Dieser Verlauf ist mit der Änderung der Kerböffnung (CMOD) verknüpft und wird als LCOD-Signal bezeichnet. In Abb.3-9 ist ein Beispiel für den Verlauf von Kraft- und LCOD-Signal dargestellt.

Wird das LCOD-Signal über der Zeit aufgetragen, können sich Bruch-, aber auch Verformungsprozesse als sichtbare Änderungen des LCOD(t)-Verlaufs zeigen. Die verschiedenen Abschnitte des LCOD(t)-Verlaufs repräsentieren konkurrierende Prozesse, deren Übergang nicht plötzlich, sondern graduell erfolgt. Aus diesem Grund läßt die VTT-Auswertung einen Ermessensspielraum bei der Markierung der Rißinitiierung im LCOD(t)-Verlauf zu, was zu subjektiven Fehlern beim Ermitteln der Rißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^{LCOD}$  führen kann.



**Abb. 3-9** Charakteristischer Verlauf von Kraft und LCOD im Übergangsbereich der Zähigkeit mit Kennzeichnung der Rißinitiierung.

### Magnetische Emission (ME) und Magnetfeldkurve (MF)

Oftmals ist aus dem zeitlichen Verlauf von ME und Kraft wie in Abb.3-10 der Beginn eines Spröbruchereignisses eindeutig zu erkennen. Im für die duktile Initiierung relevanten Bereich vor dem Kraftmaximum jedoch weisen viele ME-Kurven keine markante Signaländerung auf. Aus diesem Grund wird die nach Lenkey et al. (1995) erfolgversprechendere Magnetfeld-Zeit-Kurve  $MF(t)$  zur Signalinterpretation benutzt. Die Magnetfeldkurve wird nach Glg. (3.8) ermittelt.

$$MF(t) = \int_{t=0}^t ME(t) dt \quad (3.8)$$

Abb.3-11 enthält die Magnetfeldkurve  $MF(t)$  für den in Abb.3-10 gezeigten Versuch. Duktile Rißinitiierung im MF-Signal soll durch eine Anstiegsänderung der  $MF(t)$ -Kurve nach Durchlaufen einer Plateauphase angezeigt werden. Die nachfolgend veränderte MF-Kurve wird mit der Summation vorzeichengleicher mikroskopischer Elementarereignisse bei Schädigungsbeginn erklärt. Das Ermitteln der Initiierungszähigkeit  $J_{id}^{MF}$  erfolgt bei Anwesenheit eines solchen Knickpunktes aus der bis dahin verbrauchten Energie.

Bei den eigenen Versuchen konnten allerdings nur in wenigen Fällen Hinweise für die Existenz markanter Signaländerungen dieser Art beobachtet werden. Auch im Beispiel in Abb.3-11 ist ein solcher Verlauf nicht erkennbar.

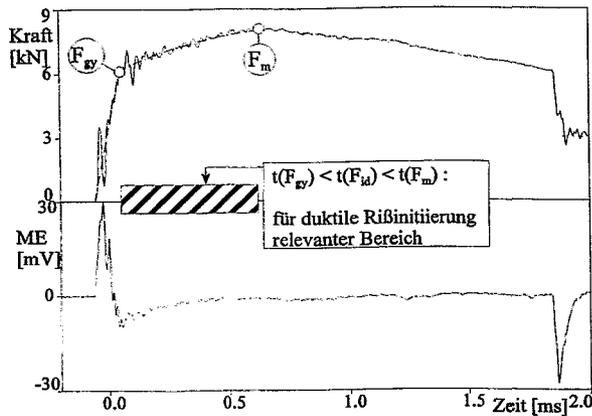


Abb. 3-10 Signalverlauf von Kraft und ME im Übergangsbereich.

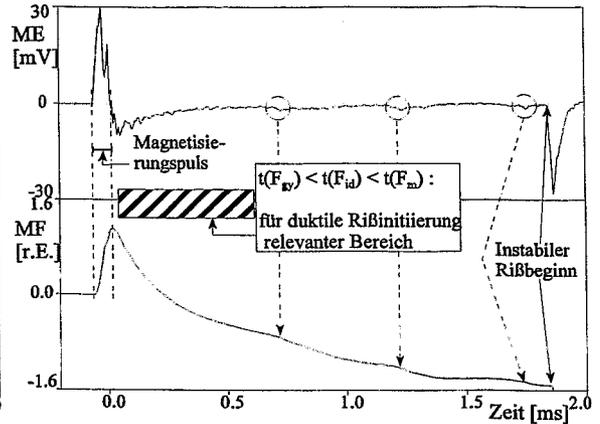


Abb. 3-11 ME(t)- und Magnetfeldkurve MF(t) nach Abb. 3-10.

### 3.6.5 Bestimmung bruchmechanischer Übergangskurven $J_d(T)$ und -temperaturen $T_i$

Aus den  $F_d(s)$ -Kurven lassen sich bei formaler Übertragung des britischen Standards BS 7448 (1991) auf schlagartige Belastung verschiedene charakteristische Werte des J-Integrals gewinnen. Diese Unterscheidung wird je nach Bruchverhalten bzw. Bruchzeitpunkt mittels unterschiedlicher Indices vorgenommen. Tab.3-8 läßt diese Zuordnung erkennen.

Tab.3-8 Zuordnung des Bruchverhaltens im IKS BV zu J-Integral-Parametern.

Bruchverhalten	J-Integral-Parameter
Spaltbruch ( $F_c$ ) ohne vorherige stabile Rißausbreitung	$J_{dc}$
Spaltbruch ( $F_{ui}$ ) nach vorheriger stabiler Rißausbreitung	$J_{du}$
	} $J_{d\Delta a}$
Beginn stabiler Rißausbreitung ( $F_{id}$ )	$J_{id}$
Überschreiten des Kraftmaximums ( $F_m$ )	$J_{dm}$ (geometrieabhängig)

$J_{dc}$  und  $J_{du}$  werden ungeachtet ihrer Vorgeschichte zu einem Parameter  $J_{d\Delta a}$  zusammengefaßt. Damit beschreibt dieser Parameter den gesamten Übergangsbereich. Wird bei einem Versuch vor dem Spaltbrucheinsatz das Kraftmaximum überschritten, wird der Parameter  $J_{dm}$  zur Beschreibung des Bruchverhaltens genutzt.

Das Auftragen der ermittelten J-Parameter über der Prüftemperatur ergibt eine bruchmechanische Übergangskurve. In Analogie zur Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve ( $A_v-T$ ) läßt sich mit Hilfe bruchmechanischer Übergangskurven ( $J_d-T$ ) das Zähigkeitsverhalten ferritischer Stähle unter schlagartiger Belastung umfassend beschreiben. Darüber hinaus ist es je nach eingesetzter Instrumentierung möglich, weitere kennzeichnende Übergangstemperaturen aus der  $J_d-T$ -Kurve zu ermitteln (Tab.3-9). Diese können, im Vergleich zu den empirisch aus der  $A_v-T$ -Kurve abgeleiteten Übergangstemperaturen, zu einem physikalischen Definitionsansatz führen.

Tab.3-9 Übergangstemperaturen aus der bruchmechanischen Übergangskurve ( $J_d$ -T).

Bruchmechanische Übergangstemperatur	Anzeige für mikro- und makroskopisch definierte physikalische Übergänge
$T_{ic}$	obere Grenze der LEBM-Anwendbarkeit
$T_{gy}$	$T > T_{gy}$ : allgemeines Fließen
$T_0$ bzw. $T_{100 \text{ MPam}^{1/2}}$	Referenztemperatur bei Erreichen von 100 MPa $m^{1/2}$
$T_i$	$T > T_i$ : duktile Rißausbreitung durch Gleitbruch $T < T_i$ : instabile Rißausbreitung durch Spaltbruch
$T_m$	erstmaliges Überschreiten von $F_m$ in der $F_d(s)$ -Kurve
$T_a$	Gleitbruch ohne Spaltbruchanteile

#### Bestimmung des Verhältniswertes $S_{Jid}$

In der Literaturübersicht wurde herausgestellt, daß duktile Rißinitiierung oftmals vor Erreichen des Kraftmaximums eintritt. Der Abstand zwischen den J-Parametern  $J_{id}$  und  $J_{dm}$  kann durch das Verhältnis  $S_{Jid}$  nach Glg. (3.9) quantifiziert werden.

$$S_{Jid} = J_{id} / J_{dm} \quad (3.9)$$

Der Verhältniswert kann als eine Sicherheitsreserve verstanden werden, die jedoch von der Probenform und -größe abhängig ist.  $S_{Jid}=1$  würde gemäß Glg. (3.9) duktile Rißinitiierung im Maximum der  $F_d(s)$ -Kurve bedeuten. Je kleiner das Verhältnis, desto weiter verschiebt sich die Initiierung aus dem Kraftmaximum in Richtung geringerer Durchbiegung. Vergleichbare Rißlaufgeschwindigkeiten vorausgesetzt, wird bis zum Erreichen der maximal ertragbaren Kraft umso mehr duktiler Rißwachstum toleriert. Hingegen würde  $S_{Jid} > 1$  duktilen Rißbeginn nach Erreichen von  $F_m$  - also im abfallenden Abschnitt der  $F_d(s)$ -Kurve - bedeuten. In diesem Fall sind die Rißinitiierungsparameter abhängig von der Versuchsführung und stellen somit keinen für die Bauteilanalyse geeigneten Kennwert dar.

In analoger Weise können auch die Durchbiegungswerte ausgewertet werden.

### 3.6.6 Auswertung von aufprallfreien D3PB-Versuchen

#### Auswertung von SE-Signalen bei Mehrfachinstrumentierung im D3PB-Versuch

Die Auswertung der SE im D3PB-Versuch wurde mit dem Ziel durchgeführt, die Einsatzzeiten  $t_{id}^{SE}$  für duktile Rißinitiierung zu bestimmen und damit ebenfalls einen  $J_{id}$ -Wert festzulegen. Infolge der Vermeidung von Kontaktstößen konnte ein Hochpaßfilter mit geringerer Grenzfrequenz als im IKSBV eingesetzt werden. Diese höhere Bandbreite des Meßsystems ermöglichte es, in Frequenzanalysen von Einzelsignalen und Signalbereichen zusätzliche spektrale Signalanteile zu registrieren.

Darüber hinaus sollte auch der räumliche Ursprung der SE unter diesen Belastungsbedingungen durch die Nutzung mehrerer SE-Aufnehmer näher analysiert werden. Dazu wurde das einfache Koinzidenzverfahren nach Yamaoka et al. (1984) genutzt. Es ermöglicht durch die gezielte Positionierung von SE-Sonden und die Analyse der zugehörigen Signallaufzeit bzw. Laufzeitunterschiede eine räumliche Zuordnung.

## 4 Funktionsnachweis der Schallemissionsmeßkette

In diesem Kapitel soll der Funktionsnachweis für die in Abschnitt 3.4.4.1 vorgestellte SE-Meßkette zur Erfassung charakteristischer SE-Phänomene im IKSBV geführt werden. Ein weiterer Aspekt ist die Untersuchung der Wirkung verschiedener elektronischer Filter zum Reduzieren schlagdynamisch bedingter SE-Effekte im IKSBV.

### 4.1 Nachweis charakteristischer SE-Phänomene bei schlagartiger Belastung

Zunächst wurden ISO-V-Proben der Werkstoffe 1 und 2 im Übergangsbereich der Zähigkeit geprüft, um einen Mischbruch zu erzeugen, der neben Gleit- auch Spaltbruchanteile aufweist. Verbunden mit Spaltbruch tritt ein Steilabfall der Kraft auf, dessen Beginn die Spaltbruchinitiation ( $F_{ui}$ ) charakterisiert.

Die Abbn.4-1 u.-3 zeigen typische Schlagkraft- und SE-Zeit-Kurven beider Werkstoffe aus dem oberen und die Abbn.4-2 u.-4 aus dem unteren Übergangsbereich der Zähigkeit. Deutlich sind Unstetigkeiten im Kraft-Zeit-Verlauf erkennbar, die mit SE-Ereignissen korrelieren.

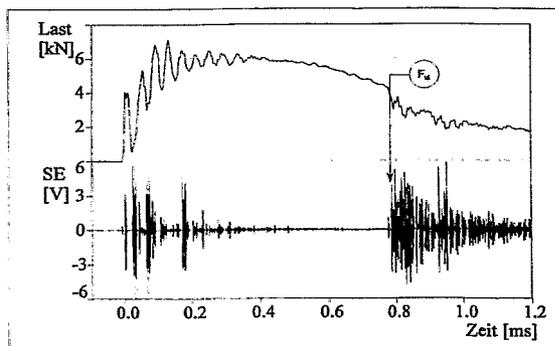


Abb.4-1 Oberer Übergangsbereich des Werkstoffes WS2 (E91, T=-13°C).

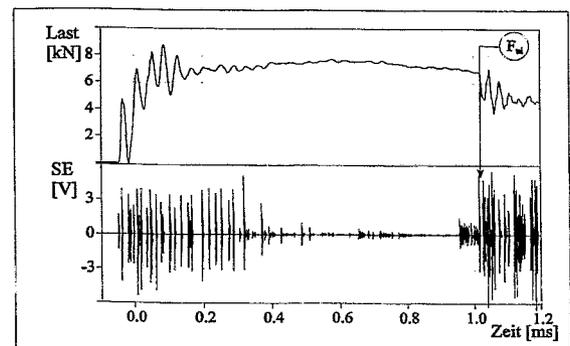


Abb.4-3 Oberer Übergangsbereich des Werkstoffes WS1 (C94, T=24°C).

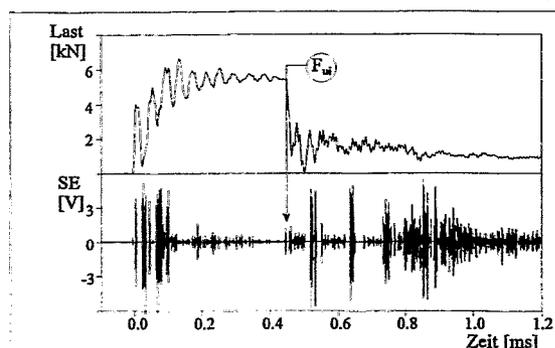


Abb.4-2 Unterer Übergangsbereich des Werkstoffes WS2 (E92, T=-19°C).

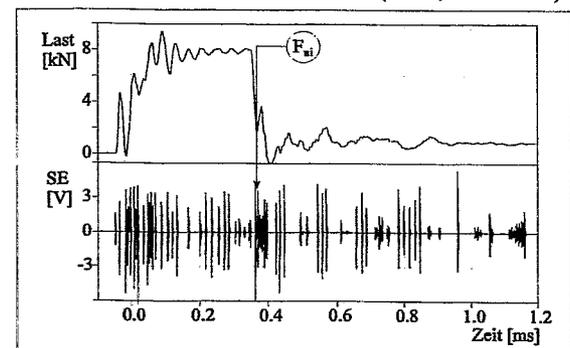


Abb.4-4 Unterer Übergangsbereich des Werkstoffes WS1 (C88, T=6°C).

ren. Zu Beginn der Belastung wird SE gemessen, die aus der impulsartigen Anregung mechanischer Wechselwirkungen im System Finne-Probe-Widerlager resultiert. Die Abklingzeit dieser SE weist werkstoffabhängige Unterschiede auf. Auf diese als schlagbedingt bezeichnete SE wird später noch näher eingegangen. In der Umgebung des Steilabfalls der Kraft ( $F_{ui}$ ) ist erneut eine erhöhte SE-Aktivität zu beobachten. Diese ist durch eine dichte Signalfolge mit

hoher Amplitude charakterisiert. Das auch bei den anderen Werkstoffen nachweisbare Phänomen setzt nicht immer koinzident mit dem Steilabfall ein. Manchmal kündigt sich der Spaltbrucheinsatz durch verstärkte SE-Aktivität auf einem niedrigerem Niveau (vgl. Abb.4-3) an.

Im Hochlagebereich der Zähigkeit (Abb.4-5) wird bei großer Verformung in Abwesenheit von spaltflächigen Bruchanteilen keine charakteristische SE mehr deutlich, die sich vom elektronischen Rauschen unterscheidet. Dabei ist zu berücksichtigen, daß sich mit der Zunahme der Verformung auch die Kontaktverhältnisse zwischen Hammerfinne und Probe ändern. Die „akustische“ Kontaktfläche wird geringer, was zu ungünstigeren Verhältnissen für die Übertragung der SE von der Probe über die Hammerfinne zur Sonde führt.

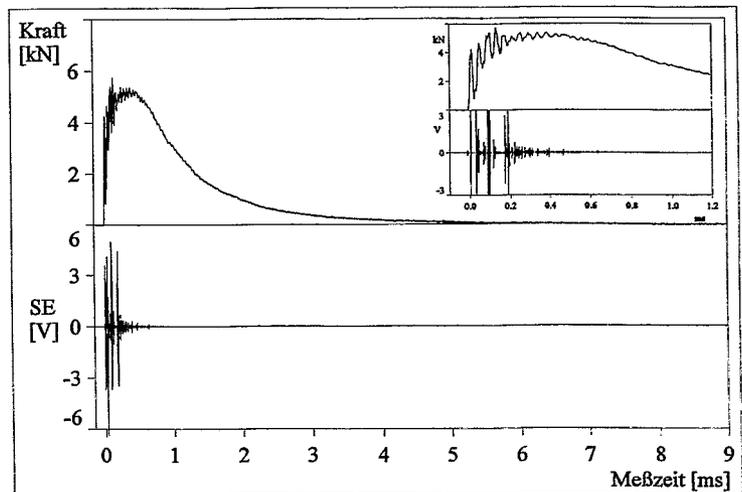


Abb.4-5 Zähigkeitshochlage des Werkstoffes WS 2 (E 93,  $T = 100^{\circ}\text{C}$ ).

Zwischen  $F_{\text{ii}}$  und dem zugehörigem SE-Signal sind geringe Zeitdifferenzen zu beobachten. Das ist auf eine kurzzeitige Entkopplung der Bewegung von Probe und Finne beim Spaltbruch zurückzuführen. Akustische Aktivität wird dann erst wieder nach dem Reißarrest infolge des erneuten Kontaktes in Form kurz aufeinander folgender SE-Bursts deutlich. Darüber hinaus zeigen die Kraftkurven, daß sich duktile Reinitierung und instabiler Reißfortschritt anschließen. Allerdings überlagern sich die Einzelphänomene im SE-Signal und sind nicht mehr eindeutig zu trennen.

Ein Indiz für die Korrelation der SE mit den Bruchprozessen ist das Auftreten von SE-Bursts bei pop-in-Unstetigkeiten. Lokale Sprödbruchereignisse dieser Art sind für den Werkstoff 3 typisch und offenbar eine Folge des inhomogenen Gefüges mit seinen Seigerungszonen. Beispiele für das Ansprechen der SE-Methode gegenüber pop-in zeigen Abb.4-6 für einen FZR-Versuch und Abb.4-7 für die VTT-Anordnung. Die Empfindlichkeit der Hammerfennsonde gegenüber Sprödbruchereignissen ist bemerkenswert, denn es werden sogar pop-in Ereignisse angezeigt, die im Kraftsignal kaum oder nicht mehr erkennbar sind (vgl. Abb.4-6). Die hohe Empfindlichkeit der Anzeige gegenüber derartigen Ereignissen resultiert daraus, daß dabei offensichtlich ein hoher Betrag elastischer Energie freigesetzt wird, der Kontakt zwischen Probe und Finne jedoch erhalten bleibt. Dies wird auch durch die Ergebnisse bei dynamischer Dreipunktbiegebelastung (Abschnitt 6.2) bestätigt.

Demgegenüber wird im Bereich der Durchplastifizierung keine besondere SE-Aktivität gefunden. Hier sind allerdings auch noch starke schlagbedingte Effekte vorhanden. Auf dieses Problem wird im Kapitel 6 eingegangen.

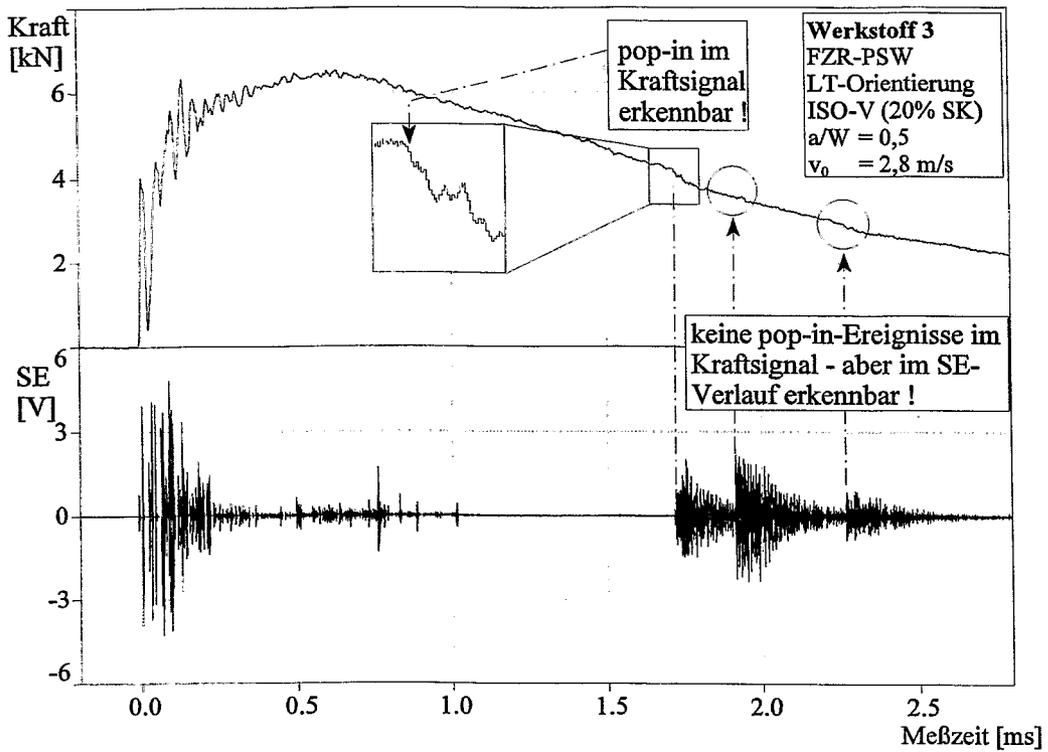


Abb.4-6 Lokale Spaltbruchereignisse (pop in) bei Prüfung mit dem FZR-PSW.

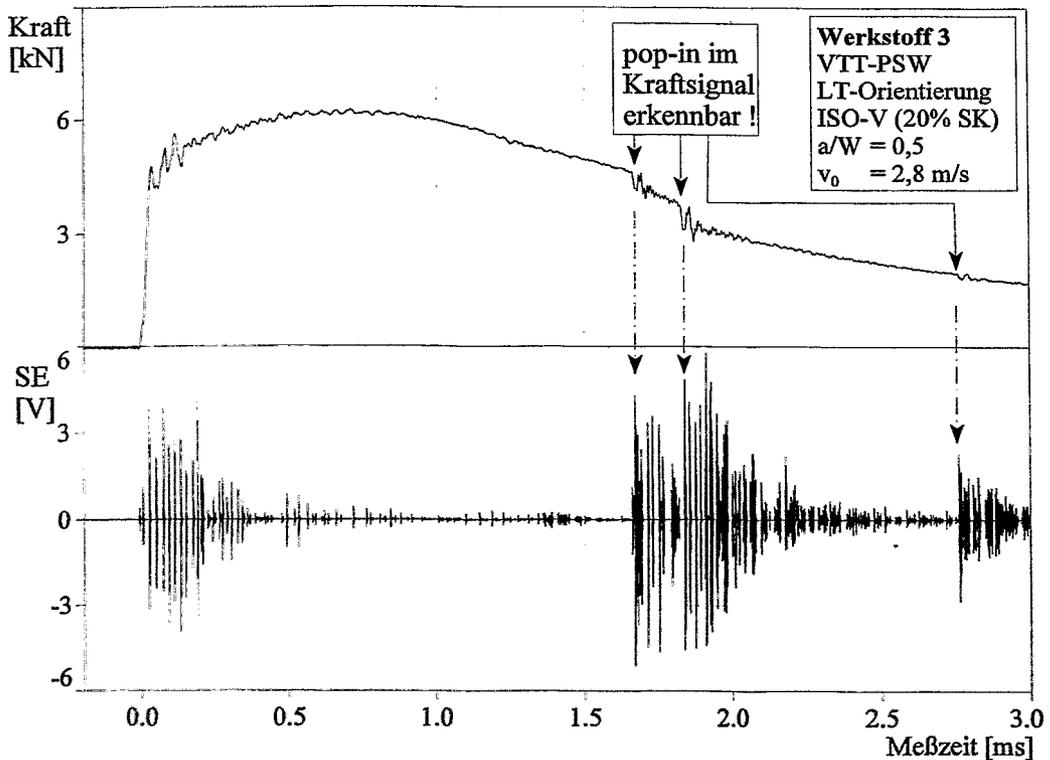


Abb.4-7 Lokale Spaltbruchereignisse (pop in) bei Prüfung mit dem VTT-PSW.

## 4.2 Analyse aufschlagbedingter SE bei elastischer Anregung

Die Untersuchungen von Kalkhof (1986d) und Viehrig (1993) haben gezeigt, daß die mit Rißprozessen in Verbindung stehende SE (rißbedingte SE) nur im Falle einer (werkstoff-abhängigen) deutlichen Verringerung der Schlaggeschwindigkeit  $v_0$  ( $5,5 \rightarrow < 2$  m/s) von schlagbedingter SE zu trennen ist. Außerdem müssen zusätzlich die hochfrequenten Anteile schlagdynamischer SE-Effekte elektronisch reduziert werden.

In Abb.4-8 ist eine ISO-V-Probe aus dem hochfesten Stahl 50CrV4 ohne Kerb dargestellt, die mit geringer Schlaggeschwindigkeit ( $v_0 \leq 0,5$  ms<sup>-1</sup>) im FZR-PSW elastisch angeregt wurde. Die niedrige Schlagenergie führte nur zu rein elastischen Verformungen an der Probe. Selbst an den Kontaktflächen wird makroskopisch kein Fließen beobachtet, wie eine nachträgliche Betrachtung dieser Flächen im Lichtmikroskop zeigte. Folglich wurden nur SE-Signale registriert, die aus der impulsartigen elastischen Anregung in Probe und Finne resultieren. Dabei wurden der Einfluß der Schlagenergie  $U_0$  sowie der Hoch-(HP) und Bandpaßcharakteristik (BP) auf die Reproduzierbarkeit der SE betrachtet.

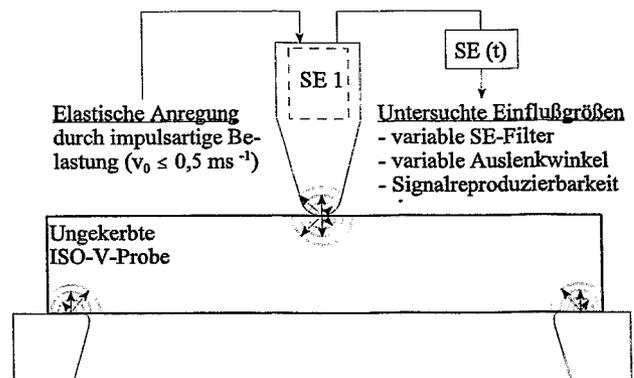


Abb.4-8 Elastische Anregung einer ungekerbten ISO-V-Probe.

Abb. 4-9 zeigt eine Schlagkraftkurve und ein gefiltertes (HP 500 kHz) SE-Signal über die gesamte Meßzeit. Bevor sich Finne und Probe berühren, wird im Kraft- und SE-Signal nur das elektronische Rauschen der SE-Meßkette aufgezeichnet. Mit dem Beginn der impulsartigen Kontaktierung wird ein erster SE-Burst beobachtet. Das Kraftsignal steigt nach ungefähr vier Schwingungen stetig an; der Kontakt ist stabil. Burstartige SE wird nur innerhalb der ersten 300  $\mu$ s nach Kontaktbeginn gemessen. Danach tritt keine meßbare SE oberhalb des Rauschpegels auf. Erst am Versuchsende kommt es wieder zu meßbarer SE, was durch Lösen des Kontaktes zwischen Probe und Finne einerseits und dem Widerlager andererseits begründet ist.

Die SE-Signale im Anfangsbereich sind auch bei der angewandten Filterung eine Folge des plötzlichen Kontaktes zwischen Probe und aufschlagender Hammerfinne. Dabei werden in der Probe und Finne Stoßwellen angeregt, die vielfältige Reflexionen und Modenwandlungen erfahren. Außerdem können auch Reibungsvorgänge an den Kontaktpunkten SE auslösen. Diese zusammengefaßt als schlagbedingte SE bezeichneten Effekte wurden auch von anderen Autoren beobachtet, und zwar unabhängig davon, ob die Probe (Engelhardt et al. 1978; Balzer und Müller 1989) oder die Hammerfinne (Kalkhof 1986c; Viehrig 1989) instrumentiert waren. Allerdings sind die Erscheinungsformen dieser Signale unterschiedlich beschrieben worden, was sich mit ihrer Abhängigkeit von Probengröße, -form, Ankopplung, SE-Sonde und Übertragungsstrecke erklären läßt.

Eine bei der hier verwendeten Versuchsanordnung beobachtete Eigenart der aufgezeichneten SE besteht darin, daß die Anfangssignale als Burstsignale deutlich voneinander getrennt sind.

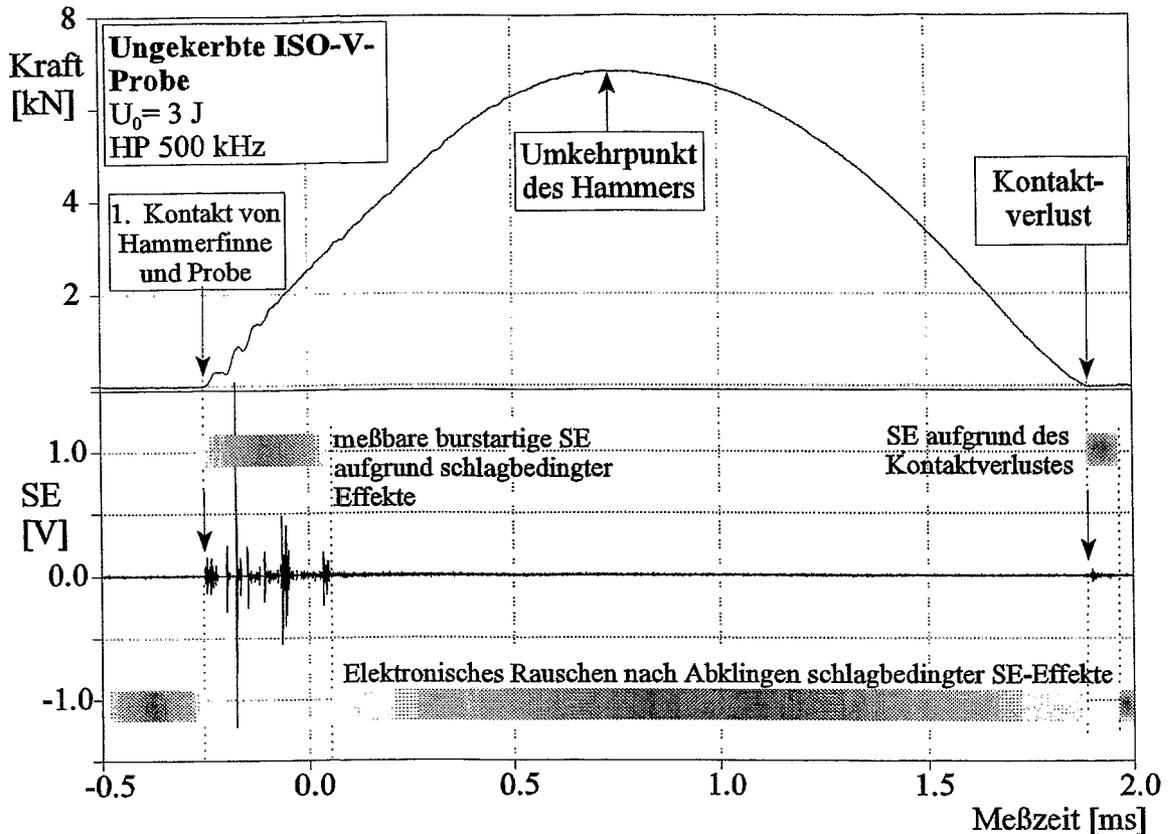


Abb.4-9 Kraft- und SE-Signal (HP-Filter) einer ungekerbten Probe bei elastischer Anregung.

Weiterhin ist der Bereich, in dem schlagbedingte SE beobachtet wird, begrenzt.

Die Reproduzierbarkeit schlagbedingter SE läßt sich durch mehrfaches Wiederholen der elastischen Anregung nachweisen (Abb.4-10).

Dabei sind die Signalfolgen hinsichtlich der Abstände und Amplituden, aber auch ihrer Abklingdauer gut reproduzierbar. Dies deutet auf eine systematische, bei jeden Versuch vorhandene Ursache dieser SE hin.

Zunächst wurde vermutet, daß die systematische Abfolge der SE mit der stoßangeregten charakteristischen Probenschwingung ( $\tau$ ) und damit den Oszillationen im Kraftverlauf korreliert. Das konnte aber nicht nachgewiesen werden. Eine Autokorrelationsanalyse erbrachte keinen Aufschluß über die Periodizität dieser SE. Auch ließen sich die Zeiten zwischen den aufschlagbedingten, gefilterten Burstsignalen nicht mit den Laufzeiten verschiedener Wellenmoden in Verbindung bringen. In dem Modell wurden die Laufwege und Geschwindigkeiten von Longitudinal-, Transversal- und Oberflächenwellen bzw. deren reflektierten Komponenten bei Stoßanregung berücksichtigt. Folglich kann der Vorgang nicht als einfache Ausbreitung spezifischer Wellenmoden interpretiert werden.

Wie Böhme und Kalthoff (1983) mit Hilfe optischer Verfahren belegten, führen die wechselnden Kontaktbedingungen zu einer analytisch sehr schwierig beschreibbaren Abfolge von Zylinderwellen in der Probe. Eine Zylinderwelle wird an der jeweiligen Kontaktstelle generiert (vgl. Abb.4-8) und breitet sich in der Probe und Finne aus. Nachdem die Wellenfront eine Grenzfläche erreicht, kommt es zur Reflexion und ggf. Modenwandlung.

Diese Vorgänge überlagern sich in der Folge mit weiteren Zylinderwellen, die bei erneuten Kontakten im mechanischen System Finne-Probe-Widerlager angeregt werden. Der Versuch von Kalkhof (1986b), die Oszillationen im Kraftsignal mittels Differentialgleichungen (Masse-Feder-Kombinationen) und finiten Differenzen analytisch zu modellieren, hat keine brauchbare Lösung erbracht.

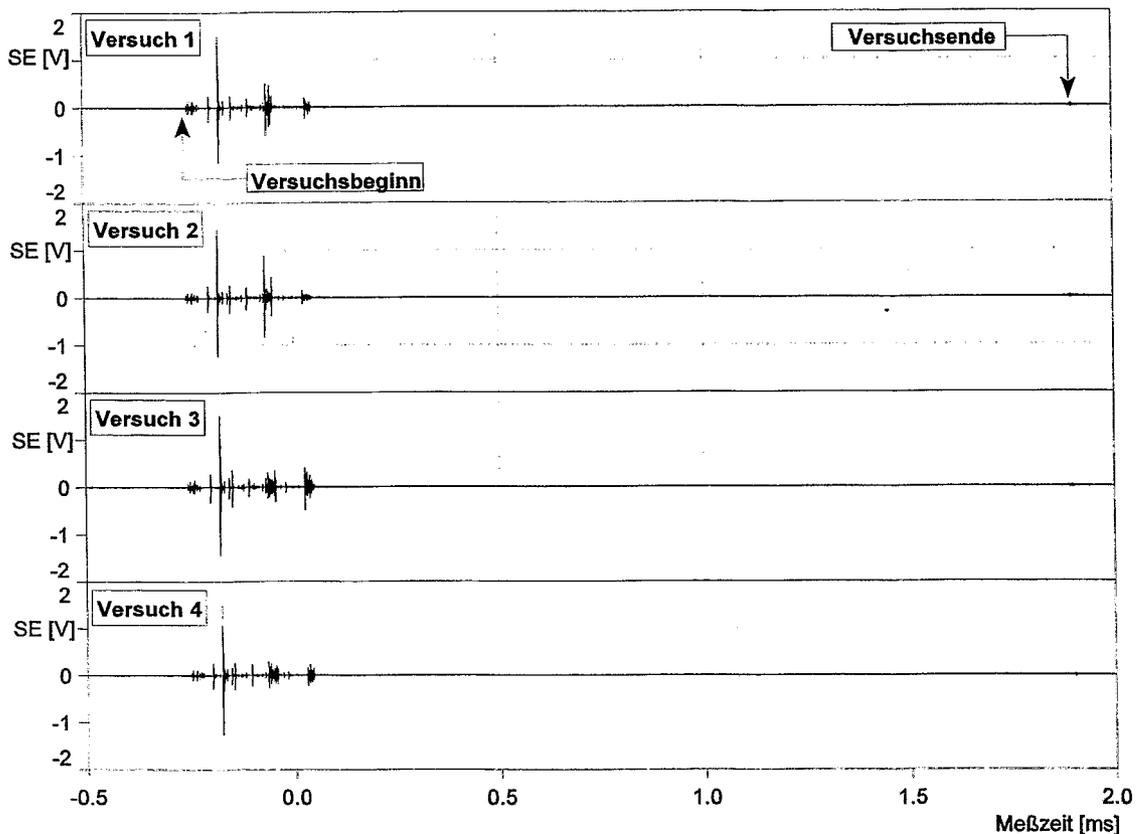


Abb.4-10 Reproduzierbare SE-Signale bei wiederholter elastischer Anregung.

Verschiedene Versuchsserien zeigten deutliche Unterschiede in der Signalfolge. Offensichtlich sind Details der Kontaktbedingungen für die SE-Signalfolge signifikant.

Die Veränderung der Schlagenergie wirkt sich vorwiegend auf die Amplitude und die Dauer der schlagbedingten SE aus. Außerdem ist ein rascheres Abklingen schlagbedingter SE bei Verminderung der Schlagenergie  $U_0$  zu beobachten. Betrachtet man die Maximalamplitude  $A_{\max}$ , so wird bei geringen Fallwinkeln

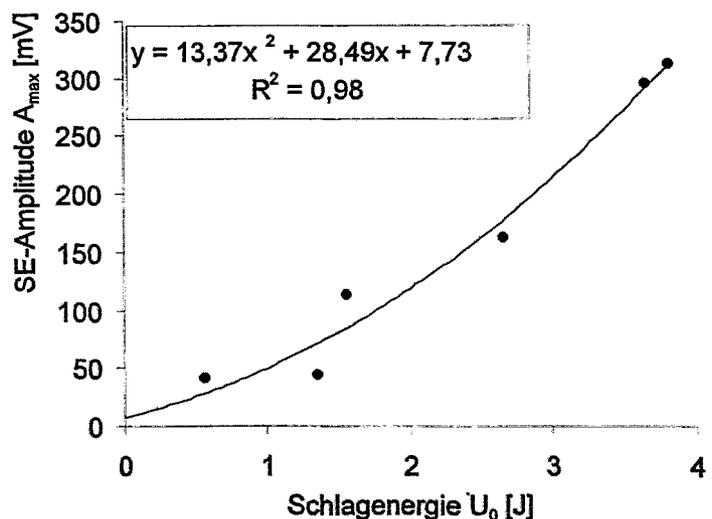


Abb.4-11 Maximale SE-Amplitude in Abhängigkeit von der Schlagenergie  $U_0$  bei elastischer Anregung.

ein näherungsweise polynomischer Zusammenhang zwischen eingetragener Schlagenergie  $U_0$  und  $A_{\max}$  deutlich (Abb.4-11).

Schlagbedingte SE wird bei Fallwinkeln  $\alpha_0 < 10^\circ$  ( $\Delta U_0 < 4,8\text{J}$ ) fast auf die Amplitude des elektronischen Rauschens zurückgedrängt. Unter diesen Bedingungen wird allerdings bei zähen Werkstoffen keine stabile Rißausbreitung initiiert. Infolgedessen kann auf diesem Weg die schlagbedingte SE nicht eliminiert werden.

### 4.3 Elektronische Filterung schlagbedingter SE bei elastischer Anregung

Die in Abschnitt 4.2 analysierten Daten wurden unter Verwendung eines Hochpaßfilters in der SE-Meßkette aufgezeichnet. Dieser Hochpaßfilter hatte eine untere Grenzfrequenz  $f_u$  von 500 kHz und läßt bei elastischer Anregung SE-Signale passieren, deren Ursache schlagbedingte Phänomene sind. Durch Versuche mit variablen Filtern sollten sinnvolle Filterbereiche gefunden werden, die das Trennen der schlag- von rißbedingter SE bei schlagartiger Belastung vorermüdeter ISO-V- Proben erleichtern. Für diese Untersuchungen standen die in Tab.4-1 aufgeführten Hoch- und Bandpaßfilter zur Verfügung.

Für jede Filterart wurde die ungekerbte Probe unter einem Fallwinkel von  $\alpha_0 = 6,5^\circ$  ( $U_0 = 1,04\text{ J}$ ) fünfmal elastisch angeregt. Die im vorangegangenen Abschnitt gezeigte Reproduzierbarkeit schlagbedingter SE wurde auch in diesen Versuchen deutlich und ließ die Analyse gemittelter Signale zu. Diese wurden zuvor hinsichtlich der Zeitverschiebung (x-offset) bereinigt, die eine Folge der Triggerung des Systems beim Erreichen einer vorgegebenen Kraft ist. Die Signale wurden sowohl im Zeit- als auch im Frequenzbereich untersucht. Die Darstellung im Frequenzbereich erfolgte als Spektrum mittels FFT-Analyse.

Tab.4-1 Filterarten und -charakteristiken.

Filterart	Kode	untere Grenzfrequenz $f_u$ [kHz]	obere Grenzfrequenz $f_o$ [kHz]
Hochpaß	HP 5	5 (10)	-
	HP 500	500	-
	HP 600	600	-
	HP 700	700	-
Bandpaß	BP 0103	100	300
	BP 0112	100	1200
	BP 0306	300	600
	BP 002011	20	110
	BP 0104	100	400
	BP 0311	300	1100
	BP 1020	1000	2000

Die Abbildungen zu den Analysen im Zeit- und Frequenzbereich befinden sich in Anhang D. In Abb.D-1 sind die SE-Signale vom Beginn bis Ende des Kontaktes dargestellt. Während eine dominante niederfrequente Schwingung im oberen Teilbild bis zum Kontaktverlust nicht vollständig abklingt, weisen die mit Hochpässen höherer Grenzfrequenz gefilterten Signale nach kurzer Zeit nur noch elektronisches Rauschen aus. Zu Beginn der elastischen Anregung sind der niederfrequenten Schwingung im oberen Teilbild höherfrequente Komponenten aufmoduliert. Diese erscheinen mit Zunahme der Filterfrequenz als SE-Burstsignale, deren maximale Amplitude  $A_{\max}$  abnimmt. Zwischen den hochpaßgefilterten Signalen treten im Bereich von 500... 700 kHz jedoch keine wesentlichen Unterschiede auf.

Abb.D-2 enthält die nach FFT im Frequenzbereich gewonnenen Informationen. Das Spektrum im obersten Teilbild korrespondiert mit dem HP 5 kHz gefilterten Zeitsignal in Abb.D-1. Es weist hauptsächlich eine Schwingung aus, der eine maximale Leistungsdichte bei 19 kHz, gefolgt von den höheren Harmonischen bei 38 und 57 kHz, zugeordnet werden kann. Die höherfrequenten Anteile sind aufgrund der hohen Leistungsdichte der niederfrequenten Schwingung in dieser Darstellung nicht sichtbar.

Als Ursache für die niederfrequente Schwingung kommt in diesem Fall die Anregung einer Eigenfrequenz des mechanischen Systems Finne-Probe-Widerlager in Frage, die von der SE-Sonde registriert wird. Sie könnten aus der Anregung einer Longitudinalschwingung in der Finne (Dong und Helms 1986) oder einer Biegeschwingung der Probe in Schlagrichtung (Scheffler 1996) resultieren. Auf diese Schwingung sind die höherfrequenten Anteile der SE moduliert, die die Ausbreitung der Stoßwellen in Probe und Finne repräsentieren. Das Spektrum fällt rasch ab und zeigt im höherfrequenten Bereich keine deutlichen Spektralanteile mehr. Bei Einsatz des HP 500 verringert sich die SE-Amplitude der Aufprallsignale auf 1/5 und sinkt bei zunehmender Filtergrenzfrequenz des Hochpasses auf bis zu 1/10 ab. Die Spektren weisen dementsprechend mit zunehmender Grenzfrequenz des Filters nur darüber liegende Komponenten bei abnehmender spektraler Leistungsdichte auf. Während die niederfrequente 19-kHz-Komponente gut auszublenken ist, gelingt dies bei höherfrequenten Komponenten nur bedingt. Sie zeigen sich im Frequenzbereich breitbandig, weisen kein scharfes Maximum spektraler Leistungsdichte und liegen vorzugsweise im Frequenzbereich bis zu 1 MHz.

Die ebenfalls durchgeführte Bandpaßfilterung mittels Einsteckmodul (Abb.D-3) bestätigt, daß die Anhebung der unteren Filtergrenzfrequenz die Abklingzeit und die Amplitude schlagbedingter SE reduziert.

Die Frequenzanalyse (Abb.D-4) zeigt überraschenderweise, daß unterhalb der unteren Grenzfrequenzen der Bandpässe BP0103 und BP0112 eine 80 kHz-Komponente die maximale spektrale Leistungsdichte aufweist. Um diese Mittenfrequenz gruppieren sich die tieferen und höheren Harmonischen (19, 57, 109 und 128kHz).

Darüber hinaus wurden mit einem Mehrkanal-Filter (Fa. Krohn-Hite) verschiedene zusätzliche Bandpaßfilter programmiert, die die mittels Einsteckfilter gewonnenen Daten ergänzen sollen. Dabei wurden die Grenzfrequenzen so gewählt, daß sie sich überlappen. Jeder der vier gemäß Tab.4-1 programmierten Bandpaßfilter repräsentiert einen separaten Bandausschnitt. Die Abbn.D-5, -6 stellen die auf diese Weise vom Versuchsbeginn bis -ende aufgezeichneten Daten im Zeit- und Frequenzbereich dar.

Diese Ergebnisse stützen die Beobachtungen der vorangegangenen Untersuchung und zeigen, daß die schlagbedingte SE durch elektronische Filterung nicht eliminiert werden kann. Dies ist wahrscheinlich auf die Breitbandigkeit der durch Hammeraufschlag und Widerlagerwechselwirkung erzeugten SE zurückzuführen. Zu beachten ist weiterhin, daß auch noch bei hohen Filterfrequenzen niederfrequente Komponenten im Spektrum zu finden sind. Diese stehen vermutlich mit der oben erwähnten angeregten Resonanz einer mechanischen Komponente und deren Harmonischen in Verbindung. Die Anwendung einer Autokorrelationsfunktion auf die gefilterten SE-Signale ergibt keine plausible Aussage hinsichtlich der Periodizität der Bursts.

#### 4.4 **Schlußfolgerungen**

Die gewählte Meßanordnung gestattet die reproduzierbare Messung von SE-Signalen, die bei schlagartiger Biegebelastung im IKSBV entstehen. Aus dem simultan zur Kraft aufgezeichneten SE-Verlauf sind folgende Prozesse eindeutig nachweisbar:

- ▶ Beginn und Ende der Belastung bzw. Kontaktierung
- ▶ Wechselwirkung zwischen Finne, Probe und Widerlager infolge des Hammeraufpralles
- ▶ lokale Sprödbruchereignisse (pop in)
- ▶ Sprödbruch der gesamten Probe
- ▶ Rißauffang.

Für diese Prozesse kann nahezu Gleichzeitigkeit im Kraft- und SE-Signalverlauf nachgewiesen werden. Die Verschiebungen der Signallaufzeiten zwischen Kraft und SE sind gering. Zu Belastungsbeginn werden burstartige Signale mit hoher SE-Amplitude beobachtet, die nicht mit dem Verformungs- oder Rißwachstumsprozeß in der Probe in Verbindung stehen können. Diese als schlagbedingt bezeichnete SE resultiert aus der schlagartig einsetzenden Wechselwirkung im mechanischen System Finne-Probe-Widerlager. Die schlagbedingte SE hat einen analytisch schwer zu beschreibenden komplexen Charakter. Sie ist als Folge sich überlagernder Zylinderwellen aufzufassen, die durch wechselnde Kontaktbedingungen angeregt werden. Durch ein geometrisches Modell lassen sich die Zeitdifferenzen zwischen den Bursts nicht mit der Laufzeit der longitudinalen und transversalen Volumen- oder Oberflächenwellen in Verbindung bringen und auch Autokorrelationsanalysen gaben keinen Aufschluß über die Periodizität der SE. Nur geringe SE-Aktivität wurde im Bereich der Durchplastifizierung beobachtet.

Die schlagbedingte SE enthält einen starken niederfrequenten Anteil. Er entspricht der Eigenfrequenz des Systems Finne-Probe-Widerlager und ihrer höheren Harmonischen. Darüber hinaus tritt ein sehr breitbandiger, höherfrequenter Anteil auf. Durch HP-Filterung kann er in Amplitude und Abklingzeit reduziert, aber nicht vollständig eliminiert werden. Dazu ist eine untere Grenzfrequenz des HP-Filters von mindestens 300 kHz empfehlenswert. Eine Bandpaßfilterung kann in ähnlicher Weise wirken. Da dadurch aber auch höherfrequente Anteile bruchbedingter SE gefiltert werden, ist Vorsicht geboten. Eine vollständige frequenzselektive Trennung schlagbedingter von bruchbedingter SE ist somit nicht möglich.

## 5 Evidenztest - Anwendung und Ergebnisse der SE-Methode zum Nachweis der duktilen Rißinitiierung

Entsprechend der in Kapitel 3 dargestellten Versuchsmatrix wurden umfassende Versuche zur SE-Detektion von duktiler Rißinitiierung während schlagartiger Belastung im IKSBV durchgeführt. Die Schallemission wurde während des gesamten Belastungsvorganges an Proben aus sechs verschiedenen Werkstoffen aufgezeichnet und im Hinblick auf charakteristische Erscheinungen analysiert. Parallel zu den Untersuchungen wurde mit zwei Mehrprobentechniken die  $J_d(\Delta a)$ -Kurve und daraus die physikalische und technische Rißinitiierungszähigkeit bestimmt. Für die Werkstoffe WS 1-4 und WS 6 wird die Spaltbruchmethode (CR) und für die Werkstoffe WS 1 und WS 2 zusätzlich die Low-Blow-Technik (LB) angewandt.

### 5.1 SE bei Kerbschlagbiegeversuchen

#### 5.1.1 Grundsätzliches Erscheinungsbild

Die bei einer Schlaggeschwindigkeit von 2,8 m/s auftretenden SE-Erscheinungen sollen anhand der in Abb.5-1 dargestellten Schlagkraft- und SE-Kurven erklärt werden. Ein exemplarisches Signal aus dem Übergangsbereich der Zähigkeit (Mischbruch) läßt drei charakteristische Phasen im Kraftverlauf erkennen:

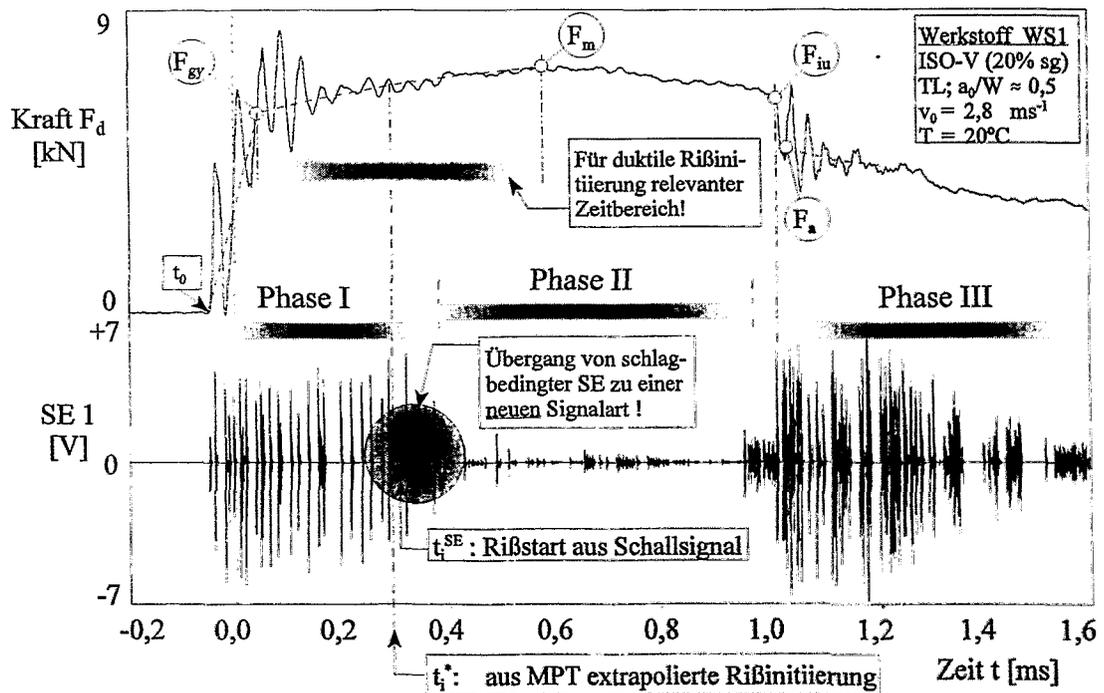


Abb.5-1 Charakteristischer Verlauf der Kraft und Schallemission im Übergangsbereich der Zähigkeit mit Kennzeichnung der duktilen Rißinitiierung.

- Phase I ist gekennzeichnet durch starke Oszillationen der Kraft im System Hammerfinne-Probe-Widerlager. In dieser Phase erfolgt die Durchplastifizierung ( $F_{gy}$ ) im Proben-

ligament.

- Für Phase II sind kleinere Schwingungsamplituden charakteristisch für die plastische Verformung und die duktile Reißverlängerung.
- Phase III schließlich beginnt mit dem plötzlichen Abfall des Kraftsignals ( $F_{ui}$ ), der instabile Reißausbreitung anzeigt, und kann anschließend Reißarrest ( $F_a$ ) sowie das weitere duktile Reißen des Restligamentes umfassen.

Der SE-Verlauf im unteren Teil von Abb.5-1 korrespondiert mit den Erscheinungen im Kraftsignal. Zunächst wird als erste Reaktion der SE-Sonde ein Signal mit einer geringen Amplitude registriert. Dieser Aufschlagimpuls markiert den Versuchsbeginn. Danach ergibt sich in Phase I eine Folge hochfrequenter Burstmissionen mit Amplituden im Bereich einiger Volt. Wie aus Kapitel 4 bereits bekannt, resultiert diese schlagbedingte SE aus plötzlich einsetzenden Wechselwirkungen im mechanischen System Finne-Probe-Widerlager. Die Dauer eines Einzelbursts in Phase I beträgt nur wenige Mikrosekunden, während die Dauer der schlagbedingten SE-Folge trotz vergleichbarer Schlaggeschwindigkeit für die verschiedenen Werkstoffe unterschiedlich ist.

Im Bereich der Streckgrenze wird keine markante SE registriert, die sich von schlagbedingter SE unterscheidet. Für langsame Belastung wurde durch mehrere Autoren in der Umgebung der Kraft  $F_{gy}$  von einem Maximum kontinuierlicher SE berichtet. Dieses Phänomen wird nicht beobachtet. Wie in Kapitel 6 gezeigt wird, ist das Fehlen dieser markanten Erscheinung offenbar mit der Hochpaßfilterung der SE zu erklären.

Der schlagbedingten SE schließt sich in Phase II Schallemission mit deutlich geringerer Aktivität an. Charakteristische Signale in dieser Phase sind durch längere Pulsdauer  $D > 10 \mu s$  und niedrigere Amplitude ( $A_{max} < 1/10$  der Amplitude in Phase I) gekennzeichnet. Derartige Signale können werkstoffabhängig auch schon vor dem Ende der Phase I auftreten und sich demnach mit schlagbedingter SE überlagern. Mit der Zunahme der duktilen Reißverlängerung in Phase II kann die zweite Signalart so verdichtet auftreten, das die Emission quasi-kontinuierlich wird. Der SE-Verlauf zu Beginn von Phase III bestätigt die aus Kapitel 4 bekannte Sensibilität gegenüber lokalen Spaltbruchereignissen. Vor dem Spaltbruchbeginn werden vermehrt auch quasikontinuierliche SE-Signale beobachtet, die in Analogie zu den statischen Versuchen eine Instabilität durch verstärkte SE-Aktivität ankündigen. Bei Reißarrest und -reinitiierung tritt gleichfalls intensive SE auf.

Für die verschiedenen Werkstoffe findet sich ein prinzipiell ähnlicher SE-Verlauf. Dabei tritt bei der Mehrzahl der Versuche in dem für duktile Reißinitiierung relevanten Bereich zwischen  $F_{gy}$  und  $F_m$  ein neuer Signaltyp in Erscheinung. Gemäß Abschnitt 3.6.2 wird für alle Werkstoffe in Mehrprobentechnik aus den Kraft-Zeitkurven die Einsatzzeit für duktilen Reißbeginn  $t_i^*$  extrapoliert. Das erste Auftreten des neuen SE-Signaltyps wird oftmals in unmittelbarer zeitlicher Nähe zu dieser Einsatzzeit  $t_i^*$  beobachtet. Das legt nahe, daß dieser SE-Signaltyp mit duktiler Reißinitiierung in Verbindung steht. Als Kriterium für Reißinitiierung wird deshalb das erstmalige Einsetzen dieser längerandauernden SE-Ereignisse mit geringer Amplitude definiert. Der Beginn einer solchen SE-Signalkaskade ( $t_i^{SE}$ ) ist im unteren Teil von Abb.5-1 durch einen Pfeil gekennzeichnet.

In Tab. 5-1 sind aus einer Vielzahl von Versuchen die für eine Unterscheidung von schlag- und

rißbedingter SE abgeleiteten Richtgrößen der Signalparameter zusammengestellt. Diese Werte besitzen zunächst nur für die verwendete FZR-Versuchsordnung Gültigkeit.

Tab. 5-1 SE-Signalparameter zur Prozeßunterscheidung

SE-Signalcharakter	Amplitude A [V]	mittlere Signaldauer D [ $\mu$ s]
schlagbedingt	$> \pm 3$	ca. 7
rißbedingt	$< \pm 0,5$	$> 10$

An dieser Stelle sei darauf verwiesen, daß zusätzlich versucht wurde, die Rißinitiation anhand spektraler Unterschiede im SE-Verlauf festzulegen. Nach Engelhardt et al. (1978) ist bei direkter Instrumentierung der Probe mit SE-Sonde eine spektrale Selektion der schlag- von rißbedingter SE möglich. Für eine Instrumentierung der Hammerfinne (Kalkhof, 1986c) bzw. hammerfinnenintegrierte SE-Sonde (Viehrig, 1989) ist die genannte Vorgehensweise nicht anwendbar. In beiden Anordnungen dämpfen und verzerrten Probe und Finne das Ursprungssignal auf dem Weg von der Quelle zur Sonde. Darüber hinaus sind während des Versuches oszillierende Ankopplungskräfte zwischen Probe und Finne zu verzeichnen. Das führt bei der FZR-Anordnung schließlich dazu, daß die Frequenzinhalte von schlag- und rißbedingter SE im gleichen Bandbereich zusammenfallen. Damit ist anhand einer Frequenzanalyse keine frequenzselektive Trennung möglich.

Grundsätzlich ähnliche Signalfolgen, wie sie für die Versuche mit einer Schlaggeschwindigkeit  $v_0=2.8 \text{ ms}^{-1}$  typisch sind, wurden auch bei den Versuchen mit Fallwinkelvariation (low-blow) für die Werkstoffe WS1 und WS2 gefunden. Durch die Verminderung des Fallwinkels wird natürlich die Amplitude schlagbedingter SE reduziert.

### 5.1.2 Rißbedingte SE bei CR-Versuchen

Exemplarisch sollen die rißbedingten SE-Erscheinungen anhand der Werkstoffe WS1 und WS2, deren Hochlageenergie (USE) sich um den Faktor 3 unterscheidet, dargestellt werden. Dabei werden Versuche beschrieben, die mittels der bereits vorgestellten Mehrprobentechnik der Prüftemperaturvariation (CR) realisiert wurden. Die Resultate sind dem Anhang B zu entnehmen.

#### 5.1.2.1 Werkstoff WS 1 (10 CrMo 9 10 - gewalzt)

In Abb.5-2a-d sind charakteristische F-(t)- und SE(t)-Diagramme aus der Tieflage, dem Übergangsbereich und der Hochlage der Zähigkeit dargestellt. Formal werden die F(s)-Kurventypen nach SEP 1315 auf die F(t)-Diagramme vorermüdeten Proben übertragen, um deren Bruchverhalten gemäß Abb.2-1 zu beschreiben. Zudem enthalten die Abbildungen die aus der Mehrprobentechnik extrapolierte Einsatzzeit für duktilen Rißbeginn ( $t_i^*$ ).

Der Kraftverlauf in Abb.5-2a ist dem Kurventyp A zuzuordnen. Die SE vor dem instabilen Probenbruch repräsentiert ausschließlich schlagbedingte Effekte. Der Nulldurchgang des Kraftsignals dokumentiert den Kontaktverlust zwischen instrumentierter Finne und brechender Probe. Nach vollständiger Probenrennung sind keine Prozesse im Probeninneren für die gemessene SE verantwortlich, da die Sonde nicht mehr über die Finne angekoppelt ist.

Abb.5-2b entspricht dem Kurventyp D mit plastischer Verformung vor dem instabilen Bruch. Hier wird SE beobachtet, die sich nach den o.g. Unterscheidungskriterien von der schlagbe-

dingten SE abhebt. Nachträglich wurde lichtmikroskopisch duktile Rißausbreitung vor Spaltbrucheinsatz gemessen. Demnach hat duktile Initiierung eingesetzt, mit der die rißbedingte SE vermutlich verknüpft ist.

Abb.5-2c zeigt den Kurventyp E, bei dem das Kraftmaximum überschritten wird. Davor wird wieder der Übergang von schlag- zu rißbedingter SE beobachtet, der die duktile Rißinitiierung charakterisiert. Duktiles Reißen beherrscht den nachfolgenden Kurvenverlauf und dauert bis zum Einsetzen des Spaltbruchs an. Der Spaltbruch wird im Beispiel durch erhöhte SE-Intensität angekündigt. Das Restligament wird durch den Spaltbruch nicht völlig durchtrennt, da der Riß arretiert. Letzteres ist mit intensiver SE verbunden. Abb.5-2d ist typisch für Proben, die ausschließlich duktil (Typ F) versagen.

Für die Typen D, E und F wird eine Überlappung von schlagbedingter mit rißbedingter SE beobachtet. In den meisten Fällen kann  $t_i^{SE}$  als Beginn einer qualitativ neuen SE-Signalfolge

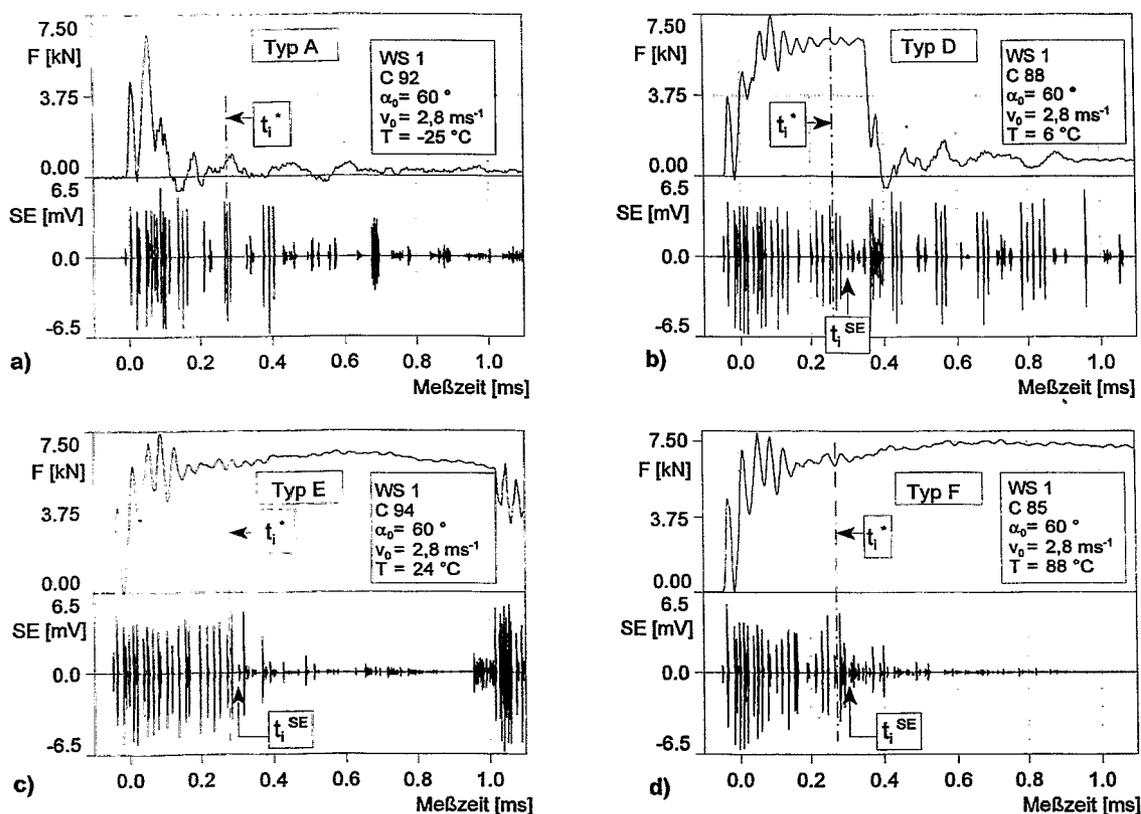


Abb.5-2a-d Typische  $F(t)$ - und  $SE(t)$ -Signale bei CR-Versuchen für verschiedene Bereiche der Zähigkeit des Werkstoffes WS 1.

bestimmt werden. Diese markanten Ereignisse treten meist in der Nähe der extrapolierten Einsatzzeit  $t_i^*$  auf; in einigen Fällen ist ein abweichendes SE-Verhalten zu beobachten. Dies äußert sich in SE-Signalen geringer Amplitude vor dem Einsetzen der neuen SE-Signalfolge. Diese zunächst nicht erklärbaren Signale werden auf die später betrachteten werkstoffspezifischen Nebenrisse zurückgeführt, die ebenfalls als SE-Quelle in Betracht zu ziehen sind. Offenbar ist die ausgeprägte Seigerungszeitigkeit dieses Werkstoffes Ursache dafür.

Die basierend auf der in Abschnitt 5.1.1 eingeführten Einsatzzeit  $t_i^{SE}$  berechneten  $J_{id}^{SE}$ -Werte sind in Tab.B-1 im Anhang B zusammengefaßt.

## 5.1.2.2 Werkstoff WS 2 (StE 460 - gewalzt)

In Abb.5-3 sind exemplarisch Kraft- und SE-Zeitsignale für das dynamische Bruchverhalten von WS 2 in den verschiedenen Zähigkeitsbereichen zusammengefasst. Um den Anfangsbereich deutlicher hervorzuheben erfolgt die Darstellung nicht in der vollständigen Zeitskala, auf jeden Fall aber bis in den Zeitbereich nach Überschreiten von  $F_m$ .

Für die in Abb.5-3a dargestellte instabiler Reißinitiierung mit anschließendem Reißarrest (Typ B) wird bis zum Spaltbruch nur schlagbedingte SE registriert. Die Spaltbruchinitiierung setzt ohne vorangegangene plastische Verformung vor dem Erreichen der für den duktilen Reißbeginn extrapolierten Zeit  $t_i^*$  ein. Insofern steht das beobachtete längere SE-Signal vor  $t_i^*$  nicht mit duktiler Reißinitiierung, sondern vermutlich mit frühen Nebenrisen in Verbindung. Erst zu

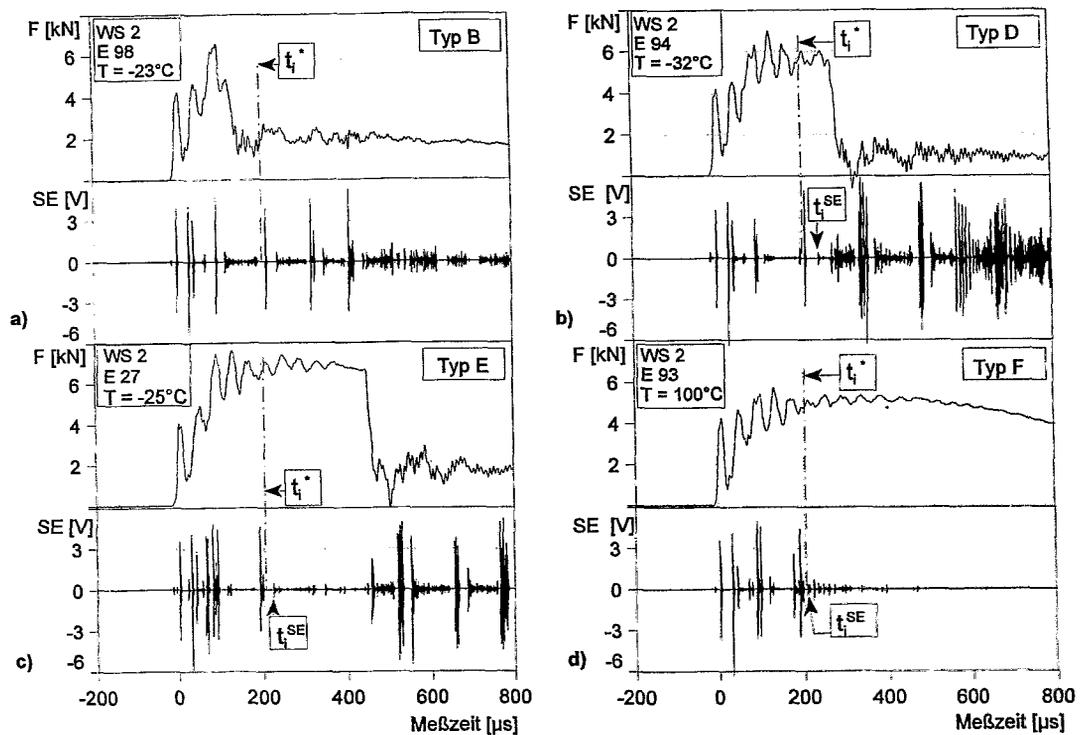


Abb.5-3a-d Typische  $F(t)$ - und  $SE(t)$ -Signale bei CR-Versuchen für verschiedene Bereiche der Zähigkeit des Werkstoffes WS 2.

einem späteren Zeitpunkt führen stationäre Kontaktverhältnisse zu meßbarer rißbedingter SE, die aus duktilem Reißen resultiert.

In den Teilbildern b (Typ D) und c (Typ E) geht dem Spaltbrucheinsatz bei zunehmender plastischer Verformung duktile Reißausbreitung voraus. Teilbild d (Typ F) ist für vollständig duktilen Gleitbruchversagen kennzeichnend. Aus den Teilbildern b bis d konnten SE-Signale entsprechend dem o.g. Kriterium als markant für den Nachweis der duktilen Reißinitiierung entnommen werden. Die Einsatzzeiten  $t_i^{SE}$  dieser SE-Signale werden wiederum in der Umgebung der extrapolierten Reißensatzzeit  $t_i^*$  gefunden. Beide Markierungen sind in den Abbildungen angegeben. Bei Abweichungen wurden ähnlich dem Werkstoff WS1 Nebenrisse auf der Bruchfläche ausgemacht, die sich infolge des zeiligen Ferrit-Perlit-Gefüges bilden und eine zusätzliche SE-Quelle darstellen. Für die SE bei Reißarrest und stabiler Reinitiierung sind die für

Werkstoff WS1 getroffenen Aussagen übertragbar. Im Unterschied zu Werkstoff WS1 wurde jedoch eine weitaus geringere Abklingzeit und Amplitude schlagbedingter SE festgestellt. Dies deutet möglicherweise auf werkstoffspezifische Einflüsse auch bei schlagbedingter SE hin. Die SE-basierten J-Integralwerte können Tab.B-3 im Anhang B entnommen werden.

Die in geringerem Umfang zur Verfügung stehenden Proben der Werkstoffe WS3, 4 und 6 wurden ausschließlich für Versuche mit Prüftemperaturvariation verwendet. Aufgrund der, wie später noch gezeigt wird, nur unter Vorbehalt verwendbaren Reißwiderstandsskurven aus der low-blow-Technik, wurde dieser Weg gewählt. Die Auswertung der SE-Signale wurde in gleicher Weise wie bei den Werkstoffen WS1 und 2 vorgenommen. Meist konnte ein markantes SE-Signal erkannt und daraus die SE-basierte Reißinitiierungszähigkeit bestimmt werden. Diese Werte sind in den Tabn.B-5, B-5b, B-8 bis 10 im Anhang B zusammengefaßt.

Bei der Bewertung der Ergebnisse soll ein methodischer Nachteil der Technik mit Prüftemperaturvariation nicht unerwähnt bleiben. Die auf diese Weise ermittelten Reißinitiierungsparameter werden durch einen systematischen Fehler infolge ihrer Temperaturabhängigkeit und durch einen zufälligen Fehler aufgrund der größeren Zähigkeitsstreuungen im Übergangsbereich beeinflusst.

### 5.1.3 Reißbedingte SE bei Fallwinkelvariation (low blow)

Nach Vorversuchen kann davon ausgegangen werden, daß unter CR-Versuchsbedingungen die stabile Reißinitiierung bei den Werkstoffen WS1 und 2 vor dem Kraftmaximum  $F_m$  einsetzt. Dieser Fakt sollte auf LB-Bedingungen übertragbar sein, wobei aufgrund der verminderten Schlaggeschwindigkeit nach den Resultaten in Abschnitt 4.2 ein geringerer schlagbedingter Einfluß auf die gesamte SE erwartet werden kann.

#### 5.1.3.1 Werkstoff WS 1 (10 CrMo 9 10 - gewalzt)

In Abb.5-4 sind Schlagkraft- und SE-Zeit-Kurven bis zur Maximalkraft dargestellt, die mit der LB-Technik gewonnen worden. Die Abbildungen bestätigen zunächst das Ergebnis aus Kapitel 4. Mit zunehmendem Fallwinkel erhöhen sich Amplitude und Abklingzeit schlagbedingter SE auch für die seitgekerbte, vorermüdete Probe. Überdies wird jedoch deutlich, daß sich der schlagbedingten SE in einer zur CR-Technik vergleichbaren Weise Signale mit allerdings sehr geringen Amplituden überlagern bzw. anschließen. Das Einsetzen dieser markanten SE wird aufgrund der Ergebnisse des vorangegangenen Abschnitts als duktile Reißinitiierung bewertet.

Das Markieren der SE bei Reißbeginn war in dieser Versuchsserie nur anhand gestreckter Signale möglich, da die markante SE nur einen geringen Abstand zum elektronischen Rauschen aufwies. Die auf diese Weise mit der Zeit  $t_i^{SE}$  bestimmten J-Werte sind in Tab.B-2 im Anhang B angegeben. Weiterhin scheint sich die maximale Amplitude reißbedingter SE-Signale mit zunehmendem Fallwinkel geringfügig zu erhöhen.

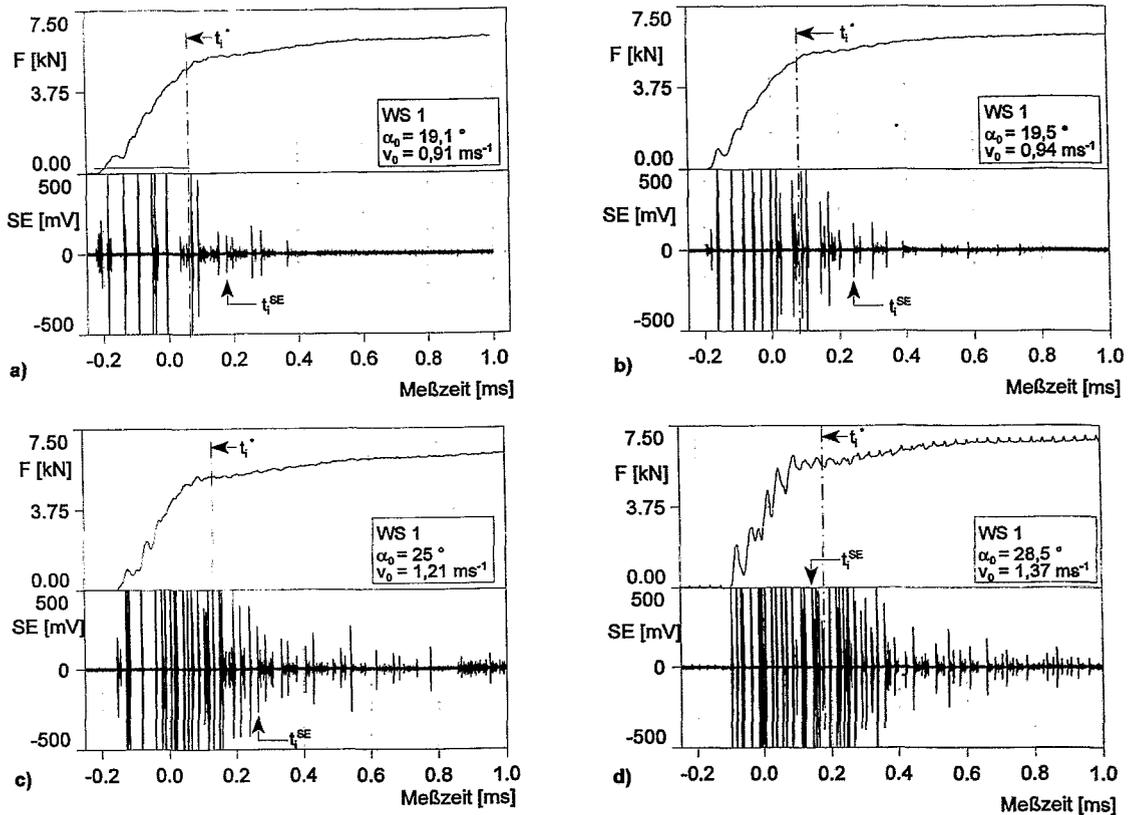


Abb.5-4a-d Typische  $F(t)$ - und  $SE(t)$ -Signale bei Fallwinkelvariation für den Werkstoff WS 1.

Die im CR-Verfahren bestimmte Rißeinsatzzeit  $t_i^*$  ist bei diesen Versuchen nicht hilfreich, da sie teils noch im Bereich der elastischen Verformung liegt. Allerdings tritt auch rißbedingte SE gelegentlich bereits im Anstiegsbereich auf (Abb.5-5).

Mikrofraktographische Untersuchungen zeigten in diesem frühen Stadium Nebenrisse in Form von Bruchaufreißungen, die auch schon während der Rißabstumpfung gebildet werden. Sie sind jedoch nicht mit der duktilen Rißinitiierung auf der gesamten Ligamentbreite identisch. Diese Nebenrisse werden neben der Rißuferreibung als eine Ursache der frühen SE-Signalanzeigen angesehen. Grundsätzlich zeigten sich bei LB-Versuchen den rißbedingten ähnliche SE-Signale in einem sehr frühen Stadium.

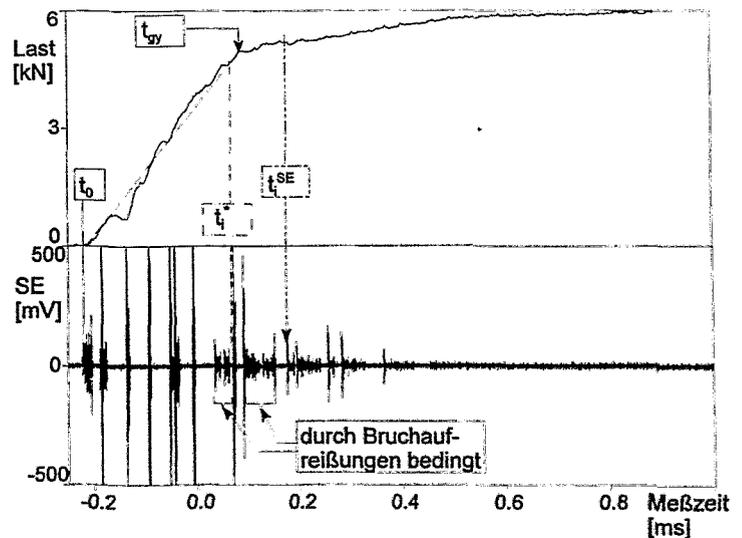


Abb.5-5 Vergrößerte Darstellung von Kraft- und SE-Signal aus Abb.5-4a.

Die damit ermittelten SE-definierten J-Werte lagen im Mittel um den Faktor 0,5 niedriger als der  $J_{id}^{SZW}$  Wert aus dem MP-Verfahren. Deshalb wurden die Ergebnisse der LB-Versuche, die zwar die Kriterien nach Tab.5-5 erfüllen, aber vor dem Zeitpunkt der Durchplastifizierung liegen, von der Auswertung ausgeschlossen.

Rißbedingte Signale waren selbst bei den kleinsten Fallwinkeln noch durch die schlagbedingte SE überlagert. Bei größeren Fallwinkeln können sich die Bereiche schlag- und rißbedingter SE stärker überlappen.

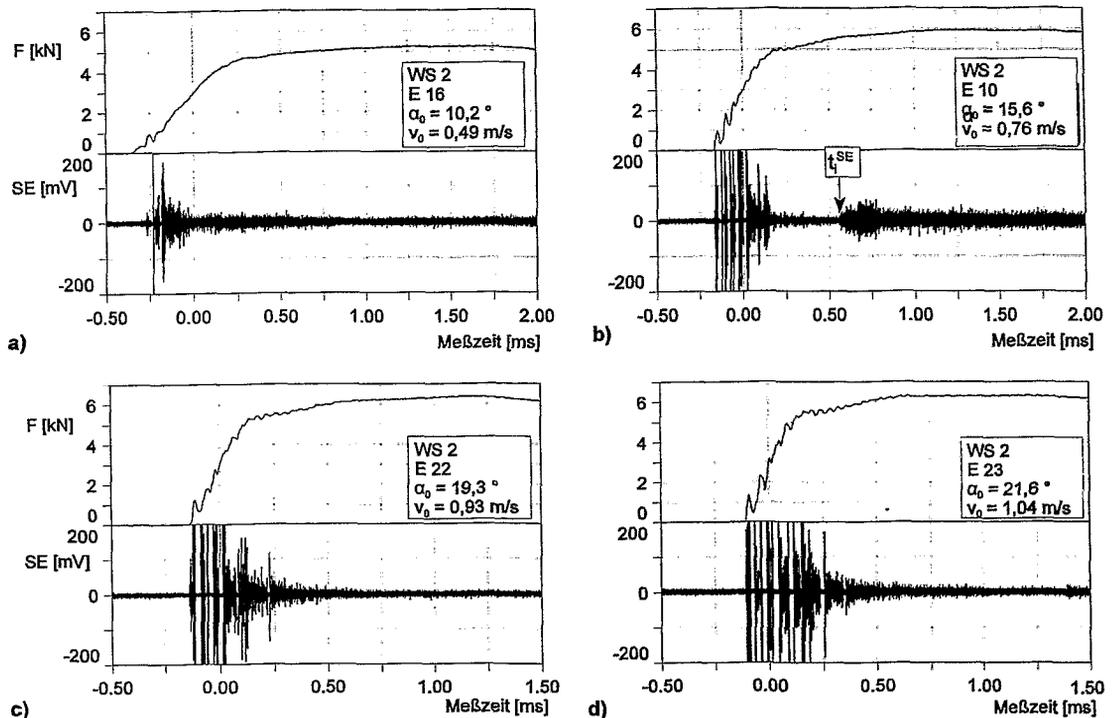
Bei den LB-Versuchen trat im allgemeinen kein Spaltbruch auf. Vielmehr beherrschte Phase II den gesamten SE-Verlauf. Allerdings wurde in Phase II bei fortgeschrittener Versuchsdauer nur noch kontinuierliche SE auf einem äußerst geringen Niveau registriert. In einigen Fällen ist die kontinuierliche SE weit nach Rißinitiierung zusätzlich durch burstartige SE mit einigen 100  $\mu$ s Dauer überlagert. Hier sind gleichfalls die auf den Bruchflächen beobachteten Nebenrisse (Bruchaufreißungen) als Ursache zu betrachten.

#### 5.1.3.2 Werkstoff WS 2 (StE460 - gewalzt)

Vergleichbar mit den LB-Versuchen am Werkstoff WS 1 wird auch beim WS 2 zu Beginn der Belastung schlagbedingte SE registriert. Mit Zunahme des Fallwinkels erhöhen sich die SE-Amplitude und Abklingdauer. Die schlagbedingte SE erreicht allerdings hinsichtlich Amplitude und Abklingzeit nicht das Ausmaß wie beim WS 1. Es werden nur 3 bis 4 intensive SE-Bursts registriert, die ausschließlich im Bereich vor  $F_{gy}$  liegen. Dieses Ergebnis belegt die werkstoffspezifisch geringere Abklingdauer schlagbedingter SE für WS 2, wie schon anhand von CR-Versuchen deutlich wurde. Damit bestehen für den Werkstoff WS 2 günstigere Bedingungen, schlagbedingte SE von Rißsignalen zu trennen.

Repräsentativ für WS 2 sind in Abb.5-6 a-d ausschnittsweise Kraft- und SE-Kurven für zunehmenden Fallwinkel dargestellt.

Die SE-Signale zeigen entgegen oben erläuteter Annahme, daß sich unter den gegebenen Umständen für den WS 2 keine deutliche Trennung von schlag- und rißbedingter SE vornehmen läßt. Der schlagbedingten SE ist bereits frühzeitig ein Bereich quasi-kontinuierlicher SE überlagert, die sich nur wenig vom elektronischen Rauschen unterscheidet und vor dem Erreichen von  $F_{gy}$  einsetzt. Einige kleinere Bursts mit ungefähr doppelter Amplitude heben von der kontinuierlichen SE ab. Da die kontinuierliche SE keinen eindeutigen Beginn erkennen läßt, ist in der Mehrzahl dieser Versuche kein  $t_i^{SE}$ -Wert bestimmt worden. Auf dieser Basis konnten für die Mehrheit der LB-Versuche keine markanten SE-Signale bestimmt werden. Die Resultate, bei denen dies möglich war, sind in Tab.B-4 im Anhang B angegeben. In drei Fällen konnte ein markantes Ereignis (Abb.5-6b) anhand des Einsetzens kontinuierlicher SE-Aktivität auf einem höheren Niveau beobachtet werden. In diesem Fall ist der Beginn ( $t_i^{SE}$ ) eines solchen SE-Signals mit einem Pfeil angezeigt.



**Abb.5-6a-d** Typische  $F(t)$ - und  $SE(t)$ -Signale bei Fallwinkelvariation für den Werkstoff WS 2.

#### 5.1.4 Zusätzliche SE-Phänomene

Die Interpretation der SE kann durch verschiedene versuchs- und werkstoffspezifische Aspekte erschwert werden. Diese führen zu Abweichungen vom beschriebenen grundsätzlichen SE-Verhalten.

##### 5.1.4.1 Nebenrisse (Bruchaufreißungen)

Bei den CR- und LB-Versuchen an den Werkstoffen WS 1 und WS 2 wurden neben schlagbedingter und rißbedingter SE Burstsignale einer weiteren Art detektiert. Diese weisen eine deutlich geringere Amplitude als schlagbedingte SE auf. Zudem treten sie bereits in Zeitbereich schlagbedingter SE und oftmals auch schon bei elastischen Verformungen auf. Sowohl der Bereich des Auftretens dieser Signale als auch deren Charakteristik deuten auf einen zusätzlichen Prozeß hin, der diese SE auslöst.

Fraktographische Untersuchungen der Bruchflächen zeigen für WS 1 und 2 vorauseilende Rißfrontbereiche in Walzrichtung. Beide Werkstoffe liegen als Walzhalbzeug vor. Erzeugnisform und Herstellungstechnologie kommen für beide Stähle als Ursache der beobachteten Nebenrisse in Betracht. Solche Nebenrisse sind beim WS 2 nahezu gleichmäßig über die gesamte Probenbreite verteilt und parallel in Richtung der Ferrit-Perlitzeilen orientiert. Während beim WS 2 die zeilige Gefügestruktur als Ursache für Nebenrisse in Frage kommt, bewirken beim WS 1 Seigerungszeilen im bainitischen Grundgefüge den Effekt.

Fraktographisch wurden bei den Querproben Nebenrisse bereits im Bereich der SZW, in Ausnahmefällen auch auf den Ermüdungsrißflächen beobachtet. Dies kann die bereits bei elastischer Verformung registrierten SE-Signale erklären. Es ist deshalb sehr wahrscheinlich, daß das Entstehen von Nebenrisen eine zusätzliche SE-Signalquelle darstellt.

#### 5.1.4.2 Lokale Spaltbruchereignisse (pop in)

Bereits in früheren Untersuchungen (Viehrig et al. 1993) wurde für den Werkstoff WS 3 ein ungewöhnliches Bruchverhalten unter schlagartiger Belastung beobachtet. Dieses Verhalten war durch Krafteinbrüche (pop-in) im Bereich elastischer Verformung, aber auch bei zunehmender plastischer Verformung durch mehrfaches Auftreten und Auffangen von lokalen Spaltbrüchen charakterisiert. In einigen Fällen entsprach die Anzahl der pop-in Effekte den Spaltbruchbereichen auf der Bruchfläche. Andere Versuche waren durch das Auftreten kleinerer Spaltbruchinseln gekennzeichnet, die im Kraftverlauf nicht angezeigt wurden.

Bereits im Abschnitt 4.1 wurde auf dieses Phänomen aufmerksam gemacht. Abb.4-6 zeigt ein Beispiel für Krafteinbrüche, die im Kraftsignal kaum auffallen. Im zugehörigen SE-Verlauf wird deren Anwesenheit jedoch anhand intensiver und langandauernder Ereignisse deutlich. Im Beispiel wurden drei Spaltbruchinseln gefunden. Die Ursache für dieses SE-Verhalten ist das inhomogene Gefüge des Werkstoffes WS 3. SE wird freigesetzt, wenn der duktil wachsende Riß Gefügebereiche geringerer Zähigkeit trifft und spontan über größere Querschnittsflächen instabil weiterläuft. Bereiche geringerer Zähigkeit können Mn- und S-reiche Seigerungszone in der Umgebung ausgewalzter Einschlüsse sein (vgl. Abb.A-3).

## 5.2 Dynamische Rißwiderstands- $J_d(\Delta a)$ - und Rißverlängerungskurven $s_{ui}(\Delta a)$

Wie in Abschnitt 3.6.1 bzw. 3.6.2 erläutert, wurden Rißwiderstands-  $J_d(\Delta a)$ - und Rißverlängerungskurven  $s_{ui}(\Delta a)$  am FZR-PSW ermittelt. Die Daten sind den Resultatstabellen in Anhang B zu entnehmen. Aus diesen Kurven werden die Rißinitiierungskennwerte gemäß Abb.2-2 bestimmt. Diese Kennwerte werden in Abschnitt 5.4 zur Verifizierung der SE-definierten J-Integralwerte herangezogen. Die Parameter der Kurvenanpassungen für alle Werkstoffe des Evidenztests sind in den Tabn. C-1,-2 im Anhang C zusammengefaßt.

In den Abbn.5-7,-8 sind als Beispiel für einen hochzähen RDB-Stahl russischen Typs die Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurven für den Werkstoff WS 6 aufgeführt. Die CR-Ergebnisse von zwei mittensymmetrischen Tiefenlagen (siehe Tabn.B-8,-9 in Anhang B) ordnen sich in das Streuband ein und legitimierten somit eine gemeinsame Auswertung.

Im Bereich der Rißabstumpfung und des geringen duktilen Rißfortschritts sind die Rißverlängerungs- und die  $J_R$ -Kurven der untersuchten Stähle mit nur wenigen Meßpunkten belegt. Für diesen Fall ist Glg. (3.5) nur bedingt geeignet, das Rißabstumpfungs-, Rißeinleitungs- und Rißausbreitungsverhalten zu beschreiben, so daß Glg. (3.4) zur Regression benutzt wurde.

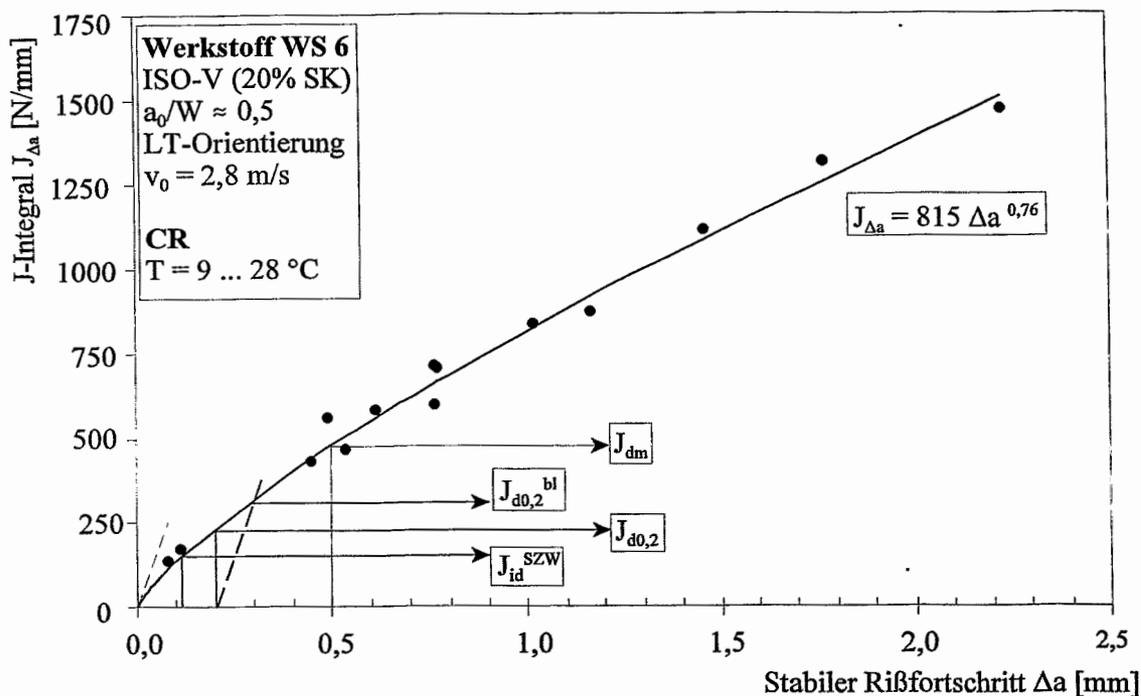


Abb.5-7 Rißwiderstandskurve  $J_d(\Delta a)$ -Kurve nach der CR-Methode für Werkstoff WS 6.

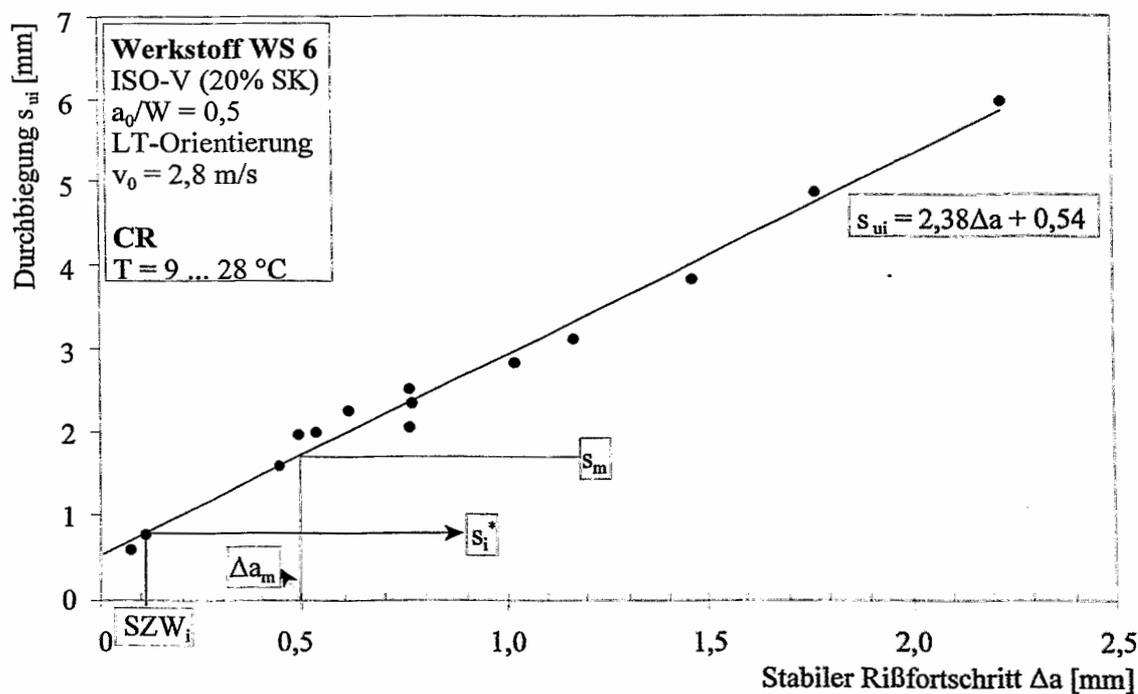


Abb.5-8 Rißverlängerungskurve  $s_{ui}(\Delta a)$ -Kurve nach der CR-Methode für Werkstoff WS 6.

Für die untersuchten Werkstoffe WS 1 bis 4 wurden ebenfalls mit der Spaltbruchmethode Rißverlängerungs- und  $J_R$ -Kurven ermittelt. Bei WS 2 erschwerten sowohl Nebenrisse als auch lokale Spaltbruchereignisse die Messung des duktilen Rißfortschrittes  $\Delta a$ . Vor allem im Anfangsbereich werden die Anpassungen nur wenig gestützt, wodurch Rißverlängerungs- und  $J_R$ -Kurve nur unter Vorbehalt verwendbar sind. Für die Werkstoffe WS 3-, 3-R9 und 4 ergab die  $J_R$ -Kurvenanpassung nach Glg. (3.4) Exponenten  $E > 1$ . Parabeln größer als ersten Grades ergeben jedoch keine plausible  $J_d(\Delta a)$ -Kurve. Die Gründe für diese unbrauchbaren Anpassungen sind ungleichmäßige Punkteverteilung und unzureichende Anzahl von Wertepaaren, die zudem starke Streuungen aufweisen.

Unter Vorbehalt sind auch die  $J_R$ - und Rißverlängerungskurven bei Fallwinkelvariation (LB) zu betrachten. Bei kleinen Fallwinkeln ergeben sich Schwierigkeiten bezüglich der exakten Bestimmung der erreichten Enddurchbiegung  $s_{end}$ . Nebenrisse führen insbesondere bei den gewalzten Werkstoffen WS 1 und 2 zu unsicheren Werten bei der Messung des erreichten duktilen Rißfortschrittes  $\Delta a$ . In Abb. 5-9 ist dieser Aspekt anhand der mit LB- und CR-Technik aufgenommenen  $J_d(\Delta a)$ -Kurven für Werkstoff WS 1 dargestellt. Tendenziell werden bei der LB-Versuchsführung, zumindest im Anfangsbereich der  $J_R$ -Kurve, höhere Werte für das J-Integral bei  $s_{end}$  bestimmt. Dadurch werden vergleichsweise steilere  $J_R$ - und Rißverlängerungskurven ermittelt, die zu höheren Rißinitiierungswerten führen.

Aufgrund der abfallenden Schlaggeschwindigkeit  $v_0$  verschiebt sich das Kraftmaximum  $F_m$  bei abnehmenden Fallwinkeln zu höheren Abb.5-9 Werten. Auf diese Art ermittelte  $J_{dm}$ -Werte sind nicht in gleicher Weise wie bei der CR-Methode, sondern im Sinne einer Nichterfüllung des Energiekriteriums nach Beziehung (2.11) als Erschöpfung der verfügbaren Schlagenergie  $U_0$  zu interpretieren.

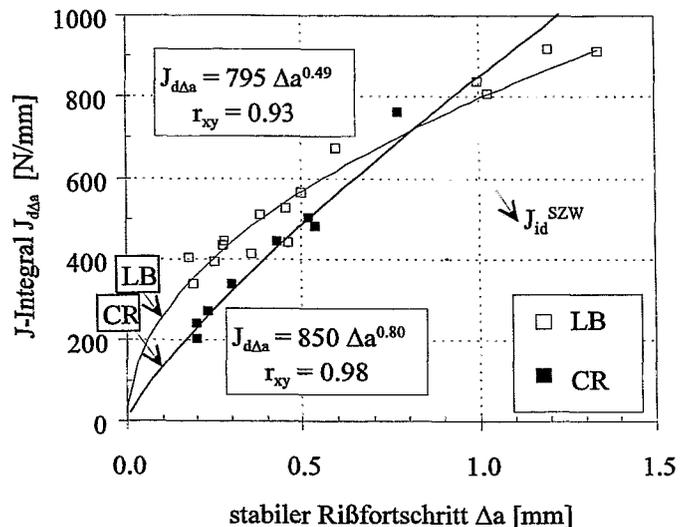


Abb.5-9 Vergleich der mit LB- bzw. CR-Technik ermittelten  $J_R$ -Kurve für Werkstoff WS 1.

Aus diesen Gründen wurde die CR-Methode bevorzugt angewandt und für die anschließende Auswertung benutzt. Allerdings konnten damit für die Werkstoffe 3 und 4 keine brauchbaren Kurven gewonnen werden.

### 5.3 Bruchmechanische Rißinitiierungsparameter

#### 5.3.1 Physikalische und technische Initiierungsparameter

Für all CR-Versuchsserien mit einer klaren Trennung zwischen schlag- und rißbedingter SE sind in Tab.5-2 die SE-definierten Rißinitiierungsparameter  $J_{id}^{SE}$  angegeben. Aus der MP-

Rißwiderstandskurve auf Basis der CR-Methode wurde, soweit es die Kurven erlauben, mit Hilfe der SZ-Messung die physikalische Rißinitiierungszähigkeit ermittelt. Die physikalische Rißinitiierungszähigkeit gilt als Vergleichswert für den SE-definierten Kennwert.

Tab. 5-2 Physikalische Initiierungskennwerte aus der MP-Rißwiderstandskurve und aus SE-Messungen.

Kode	SZ $W_i$ [ $\mu\text{m}$ ]	$J_{id}^{SZW}$ [N/mm] <sup>3)</sup>	$J_{id}^{SE}$ [N/mm]	$s_i^*$ [mm]	$t_i^*$ [ $\mu\text{s}$ ]
WS 1	94 ± 9	128	222 ± 51	1,07	304
WS 2	30 ± 12	74	99 ± 9	0,66	223
WS 3 F <sup>1)</sup>	87 ± 22	(123)	235 ± 31	0,67	212
WS 3 R 9	93 ± 10	(74) <sup>2)</sup>	148 ± 32	(0,64) <sup>2)</sup>	234
WS 4 <sup>1)</sup>	61 ± 23	(104) <sup>2)</sup>	278 ± 42	0,74 <sup>2)</sup>	238
WS 6	111 ± 12	171	260 ± 66	0,80	242

<sup>1)</sup> ISO-V-Proben, vorermüdet, ohne Seitkerben.

<sup>2)</sup> Unter Vorbehalt: Unzureichende Werteanzahl und ungleichmäßige  $J_d(\Delta)$ -Punkteverteilung.

<sup>3)</sup> Kurvenanpassung gemäß Glg. (3.4)

Die Werte für WS 3 und 4 sind nur zur Vollständigkeit und in Klammern angegeben. Das gilt auch für den Werkstoff WS 3-F, bei dem die  $J_d(\Delta)$ -Kurve nur vorbehaltlich eines wegen unterbrochener duktiler Rißfront ungültigen Wertes bestimmt werden konnte.

Aus der MP-Rißwiderstandskurve wurden gleichfalls technische Ersatzkennwerte bestimmt (Tab.5-3). Enthalten ist auch der technische Parameter  $J_{dm}$ , der aus der  $F_d(s)$ -Kurve bei  $s=s(F_m)$  ermittelt wurde. Eine nur geringe Temperaturabhängigkeit von  $J_{dm}$  gestattet die Verwendung von  $J_{dm}$ -Mittelwerten.

Tab.5-3 Technische Ersatzkennwerte der Rißinitiierung aus der MP-Rißwiderstandskurve.

Kode	$J_{d0,2}$ [N/mm]	$J_{d0,2}^{bl}$ [N/mm] <sup>3)</sup>	$J_{dm}$ [N/mm]	$s_m$ [mm]
WS 1	233	425	436 ± 46	1,83 ± 0,14
WS 2	174	195	170 ± 38	0,91 ± 0,13
WS 3 F <sup>1)</sup>	(237) <sup>2)</sup>	(360) <sup>2)</sup>	516 ± 81	2,33 ± 0,29
WS 3 R 9	(169)	(260) <sup>2)</sup>	351 ± 53	1,72 ± 0,22
WS 4 <sup>1)</sup>	(407) <sup>2)</sup>	- <sup>2)</sup>	680 ± 70	2,77 ± 0,25
WS 6	238	355	443 ± 39	1,69 ± 0,10

<sup>1)</sup> ISO-V Proben, vorermüdet ohne Seitkerben.

<sup>2)</sup> ungleichmäßige  $J_d(\Delta)$ -Punkteverteilung und unzureichende -anzahl.

<sup>3)</sup> Rißabstumpfunggerade nach Glg. (2.3) unter Verwendung der dynamischen Biegefestigkeit  $R_{md}$ .

Für die Werkstoffe WS 3 und 4 waren nur die Ersatzparameter  $J_{dm}$  und  $s_m$  für einen Vergleich mit der physikalischen Rißinitiierung zugänglich. Die relativ hohen  $J_{dm}$ - und  $s_m$ -Werte der Werkstoffe 3-F und 4 sind auf das größere Ligament dieser Proben ohne Seitkerben zurückzuführen und deuten somit auf die Geometrieabhängigkeit dieser Parameter hin.

## 5.3.2 Eingrenzen des Bereiches duktiler Rißinitiierung

Der mittlere Wert der Durchbiegung für den Beginn der duktilen Rißausbreitung ( $s_i^*$ ) ist bei den untersuchten Werkstoffen immer deutlich kleiner als die Durchbiegung  $s_m$ .

Quantifizierbar ist dieser Sachverhalt über den in Tab.5-4 aufgeführten Verhältniswert  $S_s$ , der in Anlehnung an die Vorgehensweise nach Roos (1993) analog zu Glg. (3.9) bestimmt wurde. Hier wird  $S_s$  als Quotient der Durchbiegungswerte bei Initiierung und Maximalkraft definiert. Der duktile Rißfortschritt bis zum Erreichen des Kraftmaximums ( $\Delta a_m$ ) wird aus der Rißverlängerungskurve  $s_{ui}(\Delta a)$  bestimmt (vgl. Abb.5-8) und kann gleichfalls Tab.5-4 entnommen werden.

Tab. 5-4 Verhältniswert  $S_s$ , mittlere duktile Rißausbreitung bis Maximalkraft  $\Delta a_m$  und Gültigkeitsgrenze für J-kontrollierte Rißausbreitung  $\Delta a_{max}$ .

Werkstoff	Verhältniswert $S_s = s_i^*/s_m [-]$	$\Delta a_m$ [mm]	$\Delta a_{max} = 0,06...0,1(W-a_0)$ [mm]
WS 1	0,58	0,42	
WS 2	0,72	0,28	
WS 3	F <sup>1)</sup> 0,29 R 9 0,37	0,62 0,43	0,3... 0,5
WS 4 <sup>1)</sup>	0,24	0,34	
WS 6	0,49	0,46	

<sup>1)</sup> ISO-V Proben, vorermüdet ohne Seitkerben.

Bei allen Versuchswerkstoffen trat an Proben ohne, aber auch mit 20%-iger Seitkerbung die duktile Rißinitiierung über die gesamte Rißfront deutlich vor dem Erreichen der Maximalkraft  $F_m$  ein. Die duktile Rißausbreitung erreicht einige Zehntel Millimeter und verletzt für die verwendete Probengeometrie abgesehen von WS 2 spätestens bei  $F_m$  die Gültigkeitsgrenze für J-kontrollierte Rißausbreitung, wie ein Vergleich der mittleren duktilen Rißausbreitung bei Maximalkraft  $\Delta a_m$  mit dem entsprechenden Grenzwert  $\Delta a_{max}$  zeigt. Dieses Resultat ist konform mit den Ergebnissen anderer Autoren (Server 1979, Kobayashi 1983 u. 1984a, Rintamaa 1993, Ortman et al. 1994).

Darüber hinaus wurde die Einsatzzeit für duktilen Rißbeginn  $t_i^*$  aus hier nicht dargestellten zeitbezogenen Rißverlängerungskurven  $t_{iu}(\Delta a)$  ermittelt. Die  $t_i^*$ -Werte sind in Tab.5-2 enthalten. Die duktilen Rißeinsatzzeiten liegen bis auf den Werkstoff WS 1 (303  $\mu s$ ) in einem Zeitfenster von 212...243  $\mu s$  und zeigen damit einen recht frühen Rißbeginn für alle Werkstoffe an. In jedem Fall findet Initiierung vor dem Kraftmaximum statt. Mit  $t_i^*$  liegt ein bequem handhabbares Hilfsmittel vor, um den Bereich für das Auftreten markanter SE-Ereignisse in den Signalen einzugrenzen (Richter et al. 1996, Richter 1997). Überdies ist es möglich, aus dieser mittleren Einsatzzeit für jeden Versuch die Rißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^*$  zu bestimmen.

Das Vorgehen zur Bestimmung von  $t_i^*$  ist für die Versuchsführung unter Fallwinkelvariation (LB) nicht praktikabel. Bei abnehmender Auftreffgeschwindigkeit  $v_0$  des Hammers wird auch die Durchbiegung, die nach einer bestimmten Versuchszeit erreicht wird, kleiner. Damit ist die Versuchszeit keine brauchbare Vergleichgröße mehr.

### 5.3.3 Bruchmechanische Übergangskurven

Eine gemeinsame Bewertung der nach verschiedenen Kriterien festgelegten Initiierungsparameter kann in übersichtlicher Form anhand bruchmechanischer Übergangstemperaturkurven (vgl. Abb.2-1) vorgenommen werden. Die Initiierungsparameter wurden in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt, wie Abb.5-10 für den Werkstoff 1 zeigt.

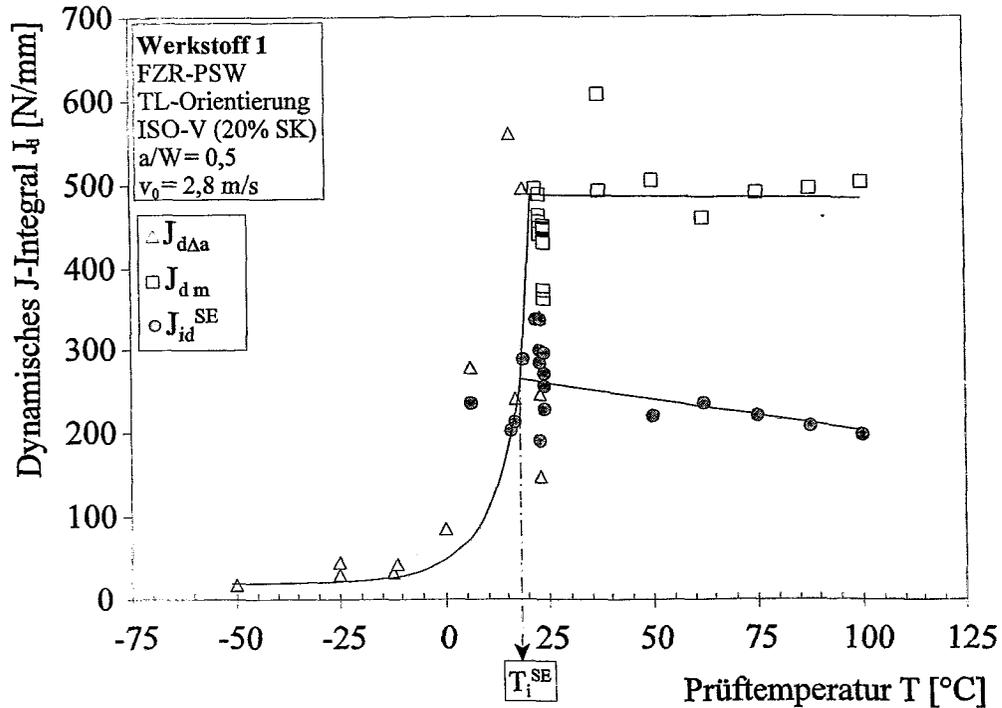


Abb.5-10 Übergangskurve und -temperatur der J-Rißzähigkeitsparameter für Werkstoff WS 1.

Dargestellt sind neben den  $J_{id}^{SE}$ -Werten auch die J-Parameter beim Beginn instabiler Rißausbreitung ( $J_{d\Delta a}$ ) und beim Erreichen des Kraftmaximums  $J_{dm}$ . Ihre Verknüpfung liefert die typische Temperaturabhängigkeit des Zähigkeitsverhaltens ferritischer Stähle (Spröduktile Übergangsbereich). Spaltbruch ohne vorangegangene duktile Rißausbreitung tritt für dieses Material bei einem J-Wert von ca. 20 N/mm auf. Bei den Versuchen in der Tieflage der Zähigkeit überdecken sich die SE-Signale der schlagbedingten SE mit den bei Spaltbruchinitiierung und, soweit vorhanden, Rißarrest emittierten Signale. Die höheren Werte im Übergangsbereich sind mit vorangegangener duktiler Rißausbreitung verbunden. Die eingezeichneten Kurven sind nur zur Verdeutlichung der Trends dargestellt.

Die SE-definierte Rißinitiierung  $J_{id}^{SE}$  liegt über den  $J_{d\Delta a}$ -Werten für Spaltbrucheinsatz und ist nur schwach temperaturabhängig. Der Schnittpunkt der  $J_{id}^{SE}$ -Temperatur- mit der  $J_{d\Delta a}$ -Temperaturkurve liefert eine bruchmechanisch definierte Übergangstemperatur  $T_i^{SE}$ . Diese Temperatur repräsentiert den Bereich, in dem durch die SE-Methode erstmalig duktile Rißausbreitung angezeigt wird.

Für andere Werkstoffe wurden grundsätzlich ähnliche Zusammenhänge gefunden. Das Niveau der J-Parameter und die Temperaturlage ist werkstoff- und, betrachtet man den Einfluß der Seitkerben, geometrieabhängig. Die bruchmechanischen Übergangstemperaturkurven aller

Probenserien können dem Anhang C entnommen werden. Aufgrund starker Streuungen konnten für einige Werkstoffe keine Kurvenanpassung an die  $J_{da}(T)$ -Werte erfolgen. Große Streubereiche sind oftmals durch die inhomogene Gefügestruktur bedingt.

Die  $J_{dm}$ -Werte zeigen eine mit der Temperatur konstant bleibende bis leicht fallende Tendenz, die im allgemeinen mit dem Trend des SE-definierten Kennwertes übereinstimmt. Der spröde-duktilen Übergang erfolgt in einem Temperaturbereich von ungefähr 25 K.

#### 5.4 Vergleich unterschiedlich bestimmter Rißinitiierungsparameter

Der Einsatzzeitpunkt einer Signalkaskade im Anschluß bzw. im Endbereich schlagbedingter SE wurde als rißbedingte SE definiert. Inwieweit der daraus berechnete Zähigkeitsparameter Relevanz zur duktilen Rißinitiierung aufweist, soll durch die Korrelation zu den physikalischen bzw. technischen Rißinitiierungskennwerten gezeigt werden.

In Abb.5-11 ist die physikalischen Rißinitiierung  $J_{id}^{SZW}$  den nach verschiedenen Kriterien bestimmten J-Parametern für Rißeinleitung gegenübergestellt. Dabei wurden zunächst nur Probenserien mit 20%-iger Seitkerbung betrachtet. Diese Darstellung soll einen Eindruck davon vermitteln, wie sowohl die SE-definierte Rißinitiierungszähigkeit als auch die technischen Ersatzkennwerte mit Zunahme der Werkstoffzähigkeit ansteigen. Dabei wurden zum Verdeutlichen des tendenziellen Verlaufes in erster Näherung Geraden angepaßt. Diese Geraden zeigen, daß die SE-definierte Rißinitiierungszähigkeit zwischen der physikalischen Rißinitiierung und den technischen Kennwerten liegt. Bei der Bewertung der Korrelation ist sowohl die Unsicherheit beim Bestimmen von  $J_{id}^{SE}$  als auch  $J_{id}^{SZW}$  zu berücksichtigen. Hier gehen Fehler der SZW-Messung, der Kurvenanpassung und der Nichtberücksichtigung der Prüftemperaturvariation ein. Der Temperatureinfluß bleibt auch für den  $J_{dm}$ -Wert unberücksichtigt.

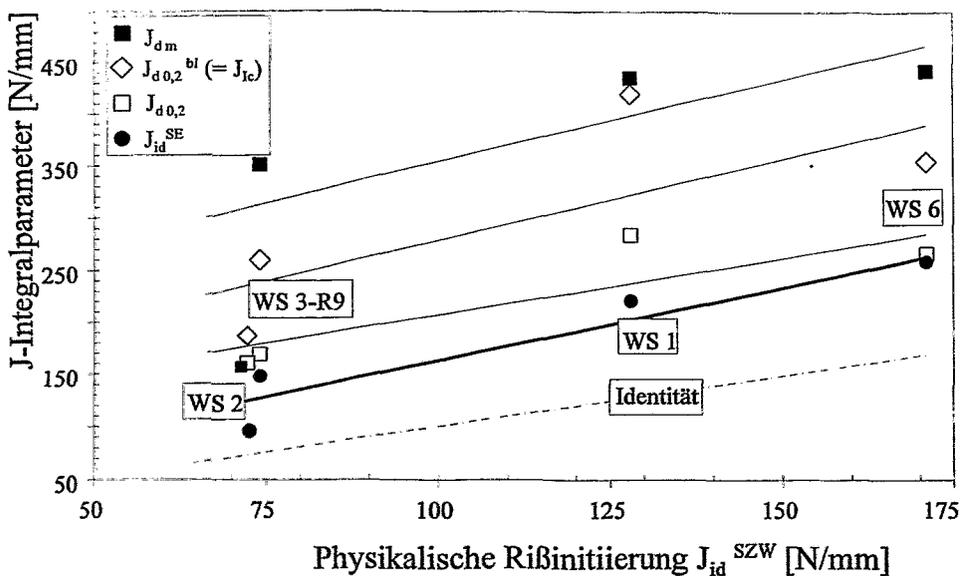


Abb.5-11 Korrelation dynamischer Rißinitiierungsparameter mit der physikalischen Rißinitiierung 20% seitkerbter Proben.

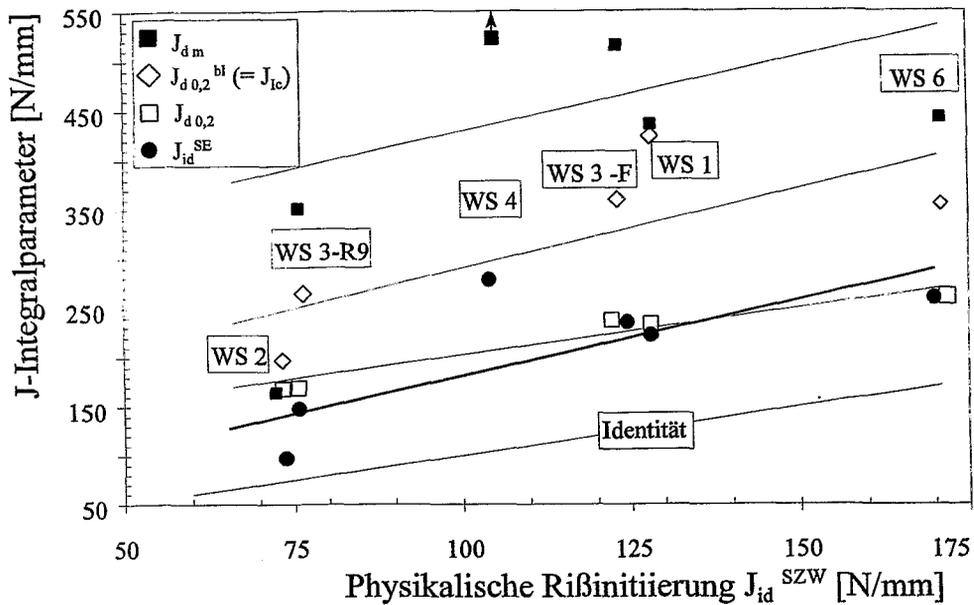


Abb.5-12 Korrelation aus Abb.5-11 ergänzt durch zwei Serien ohne Seitkerben.

Fügt man die Ergebnisse von zwei Serien (WS 4; WS 3F) ohne Seitkerben hinzu (Abb.5-12), ergibt sich infolge der Geometrieabhängigkeit der technischen Ersatzkennwerte ein etwas veränderter Zusammenhang. Ein grundsätzlicher Unterschied im Verlauf der SE-Kurven bei Proben ohne Seitkerben war nicht zu beobachten. Der Trend der Zunahme der SE-definierten und technischen J-Parameter mit ansteigender Werkstoffzähigkeit bleibt zwar erhalten, die eingefügten Linien sind im Vergleich zur Linie der Identität aber zu höheren Zähigkeitswerten verschoben. Ungeachtet der Detailunterschiede zeigt die SE-Methode in der Gesamtheit duktile Rißinitiierung zwischen dem physikalischen und den technischen Kennwerten an. Bei den Werkstoffen hoher Zähigkeit nähert sich der mittlere SE-definierte Initiierungswert stärker dem technischen Wert  $J_{d0,2}$  an.

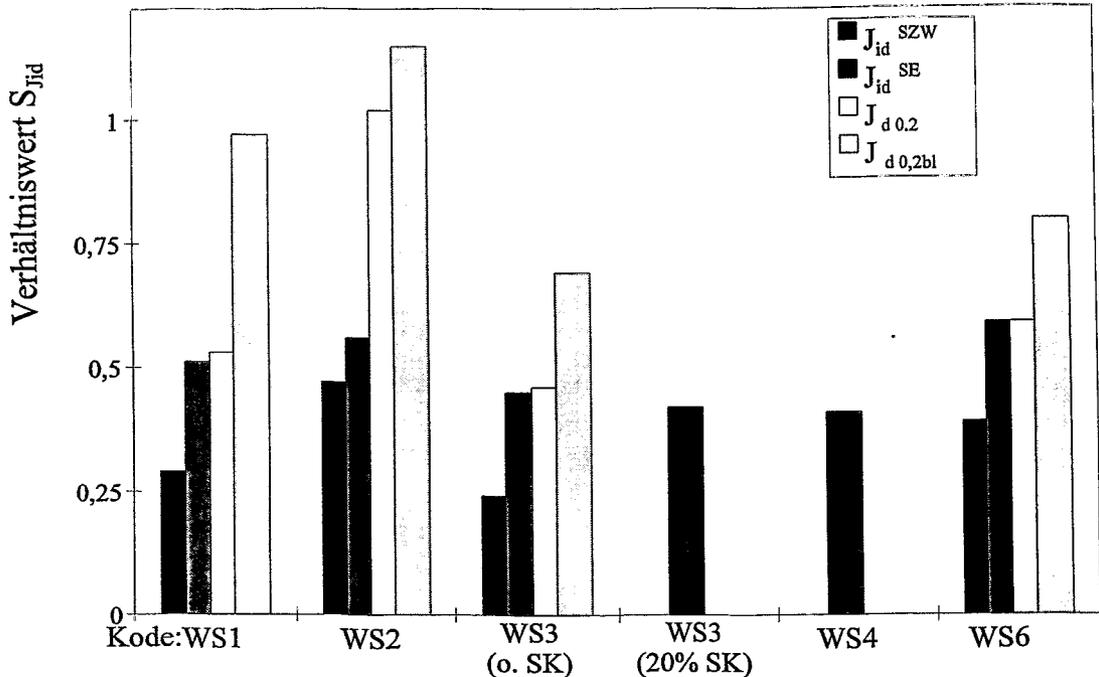
Beide Abbildungen machen noch einmal deutlich, daß bei jedem der untersuchten Werkstoffe Rißinitiierung deutlich vor dem Kraftmaximum auftritt. Das Verhältnis  $S_{Jid}$  als probenform- und größenabhängige Sicherheitsreserve ist in Tab.5-5 zusammengefaßt und in Abb.5-13 dargestellt.

Tab.5-5 Verhältniswert  $S_{Jid}$  bezogen auf verschiedene J-Parameter der Rißinitiierung.

Kode	$S_{Jid}$ -Verhältniswert für			
	$J_{id}^{SE}$	$J_{id}^{SZW}$	$J_{d0,2}$	$J_{d0,2}^{bl}$
WS 1	0,51	0,29	0,53	0,97
WS 2	0,58	0,44	1,02	1,14
WS 3 F <sup>1)</sup>	0,45	0,24	0,46	0,69
WS 3 R 9 <sup>2)</sup>	0,42	(0,21)	(0,48)	(0,74)
WS 4 <sup>1) 2)</sup>	0,41	(0,15)	(0,59)	-
WS 6	0,59	0,39	0,59	0,80

<sup>1)</sup> ohne Seitkerben; <sup>2)</sup> Exponent der  $J_R$ -Kurvenanpassung ist größer 1.

Ausgenommen die am Werkstoff WS2 auf technische Initiierungsparameter bezogenen Verhältniszwerte sind alle anderen kleiner eins. Das bedeutet, daß die Bezugswerte, übertragen auf die  $F_d(s)$ -Kurve, einer Position vor der Maximallast  $F_m$  entsprechen. Das Verhältnis beträgt etwa 0.41...0.59 für die SE-definierte und 0.24 ... 0.44 für die physikalische Rißinitierung. Der  $J_{dm}$ -Parameter ist bis auf Werkstoff 2 selbst bei 20% seitgekerbten Proben im Vergleich zu den technischen Ersatzkennwerten nicht-konservativ.



**Abb.5-13** Verhältniszwert  $S_{Jid}$  der im Evidenztest untersuchten Werkstoffe bezogen auf physikalische, SE-definierte und technische Rißinitierungsparameter.

Der Vergleich von Proben eines Werkstoffes ohne (WS 3-F) und mit Seitkerben (WS 3-R9) ergibt, daß deren auf SE bezogene  $S_{Jid}$ -Verhältniszwerte in einem ähnlichen Bereich liegen. Folglich führt zumindest für diesen Werkstoff Seitkerbung zu keiner Verschiebung des Rißinitierungsbereiches in Richtung Kraftmaximum.

### 5.5 Schlußfolgerungen aus dem Evidenztest

Grundsätzlich führt die Detektion rißbedingter SE-Signale bei verschiedenen Werkstoffen zu einem plausiblen Rißinitierungsparameter  $J_{id}^{SE}$ . Dieser SE-definierte Zähigkeitsparameter  $J_{id}^{SE}$  korreliert direkt mit der physikalischen Rißinitierungszähigkeit  $J_{id}^{SZW}$ , allerdings sind die Werte höher. Tendenziell scheint die SE-Detektion eine kleine duktile Rißverlängerung bis zum Ansprechen zu erfordern. Verglichen mit technischen Ersatzkennwerten liegt der SE-definierte Zähigkeitsparameter der physikalischen Rißinitierungszähigkeit näher und ist somit konservativer. Damit qualifiziert sich die SE-Methode zu einem brauchbaren Einprobenverfahren für die Bestimmung duktiler Rißinitierung im Kerbschlagbiegeversuch mit Zusatzinstrumentierung.

Aus dem Evidenztest kann nicht mit Sicherheit angenommen werden, daß die gemessenen markanten, als rißbedingt definierten SE-Signale in einem kausalen Zusammenhang mit dem Erreichen der maximalen Rißabstumpfung - der definitionsgemäßen Initiierung - stehen. Es ist jedoch naheliegend anzunehmen, daß dabei Prozesse detektiert werden, die eine zum Beginn des duktilen Rißfortschritts führende Werkstoffschädigung charakterisieren. Die eindeutige Zuordnung des Meßeffectes zur mikrostrukturellen Schädigung nach den im Abschnitt 2.2 beschriebenen Mechanismen ist allerdings auf der Grundlage der vorliegenden Ergebnisse noch nicht möglich.

Im Detail sind die Schwierigkeiten bei der experimentellen Bestimmung des SE-definierten Initiierungswertes zu beachten. Zum einen wird der SE-definierte Parameter im Übergangsbereich der Zähigkeit mittels Spaltbruchmethode bestimmt. In diesem Bereich ist die  $J_{id}$ - $\Delta a$ -Meßpunktverteilung zufallsgesteuert und häufig sehr ungleichmäßig. Einige Versuche, bei denen kein ausreichendes Maß duktiler Rißausbreitung erzielt wurde, sind hinsichtlich SE nicht auswertbar, da der Bereich schlagbedingter SE die rißbedingte SE völlig überlagert. Das heißt, daß nicht für jeden Versuch oberhalb der Übergangstemperatur  $T_i$  ein SE-definierter Initiierungswert gewonnen werden kann. Zum anderen sind inhomoge Werkstoffgefüge (Ferrit-Perlit-Zeiligkeit, Seigerungszonen) Ursache für spezielle SE-Phänomene (Nebenrisse, pop-in), die zur Fehlinterpretation der SE-Signale führen können.

Die Versuche haben gezeigt, daß für Proben ohne und mit 20%-iger Seitkerbung duktile Rißinitiierung vor dem Erreichen des Kraftmaximums stattfindet. Der Rißeinleitungsparameter  $J_{id}^{SZW}$  wurde als Referenzwert definiert. Es wird jedoch davon ausgegangen, daß dieser Kennwert, aber auch  $J_{id}^{SE}$ , mit material- und verfahrensbedingten Unsicherheiten behaftet ist. Dennoch ist  $J_{id}^{SZW}$  als universeller Vergleichswert benutzt worden.

Als problematisch ist die Anwendung der Fallwinkelvariation bei kleinen Auslenkwinkeln anzusehen. Verfahrensbedingte Ungenauigkeiten (Bestimmung des Entlastungspunktes) beim Berechnen der in der Probe gespeicherten Energie führten möglicherweise zu Fehlern. Aufgrund dessen wurden die mittels Fallwinkelvariation ermittelten Rißinitiierungsparameter verworfen, wodurch für die Verifikation der SE-definierten Parameter keine Vergleichswerte aus diesen Versuchsserien zur Verfügung standen.

Überdies scheint ein Einfluß der Belastungsgeschwindigkeit auf die gemessene SE zu bestehen. Die bei dieser Versuchsführung registrierte rißbedingte SE überschreitet das Untergrundrauschen der Erfassungselektronik nur in geringem Maße und ist zudem noch von der aus Nebenrisen resultierenden SE überlagert. Während für den Werkstoff WS 1 in einigen Fällen eine Markierung von SE-Ereignissen vorgenommen werden konnte, war dies für den Werkstoff WS 2 nur in drei Fällen möglich.

## 6 Verifikationstest

Die bisherigen Untersuchungen haben gezeigt, daß SE zur Detektion von Schädigungsprozessen im Werkstoff und insbesondere auch zum Nachweis der duktilen Rißinitiierung unter schlagartiger Belastung geeignet ist. Ein genereller Nachweis der Anwendbarkeit der SE-Methode soll in zwei Schritten vorgenommen werden: Einerseits durch die vergleichende Bewertung verschiedener Einprobenverfahren bei invertierter Schlaganordnung und andererseits durch Nutzung einer aufprallfreien Belastungseinrichtung unter Ausschluß störender schlagbedingter SE. Dabei wurde für beide Untersuchungen die gleiche Hammerfinne benutzt. Diese Vorgehensweise soll die Einordnung der SE-Methode ermöglichen sowie den Entstehungsort der SE lokalisieren.

### 6.1 Kraftsimultane Messung von SE, LCOD und ME im invertierten Versuch

Einige Vorzüge der laserinstrumentierten invertierten Meßanordnung (Absch. 3.4.3) mit LCOD-Erfassung lassen deren Anwendung im Zusammenhang mit simultan angewandten, zusätzlichen Detektionsverfahren aussichtsreich erscheinen. Unter erstmaliger Nutzung einer integrierten Meßanordnung (vgl. Abschn. 3.4.3) wurden Proben verschiedener Wärmebehandlungszustände der Werkstoffe WS5 und WS3 untersucht. Bei Anwendung der CR-Methode wurden gleichzeitig Kraft (F), Schallemission (SE), Laserstreulichtsignal (LCOD), sowie teilweise magnetische Emission (ME) gemessen. Die Resultate können den Tabn. B-11 bis B-19 im Anhang B entnommen werden.

#### 6.1.1 SE- und LCOD-definierte Initiierungskennwerte

Abb.6-1 zeigt ein Beispiel für den Verlauf von Kraft-, LCOD-, SE- und ME-Signalen. Für die untersuchten Werkstoffe wurde bei der Mehrzahl der Versuche im LCOD-Signal eine Anstiegs-

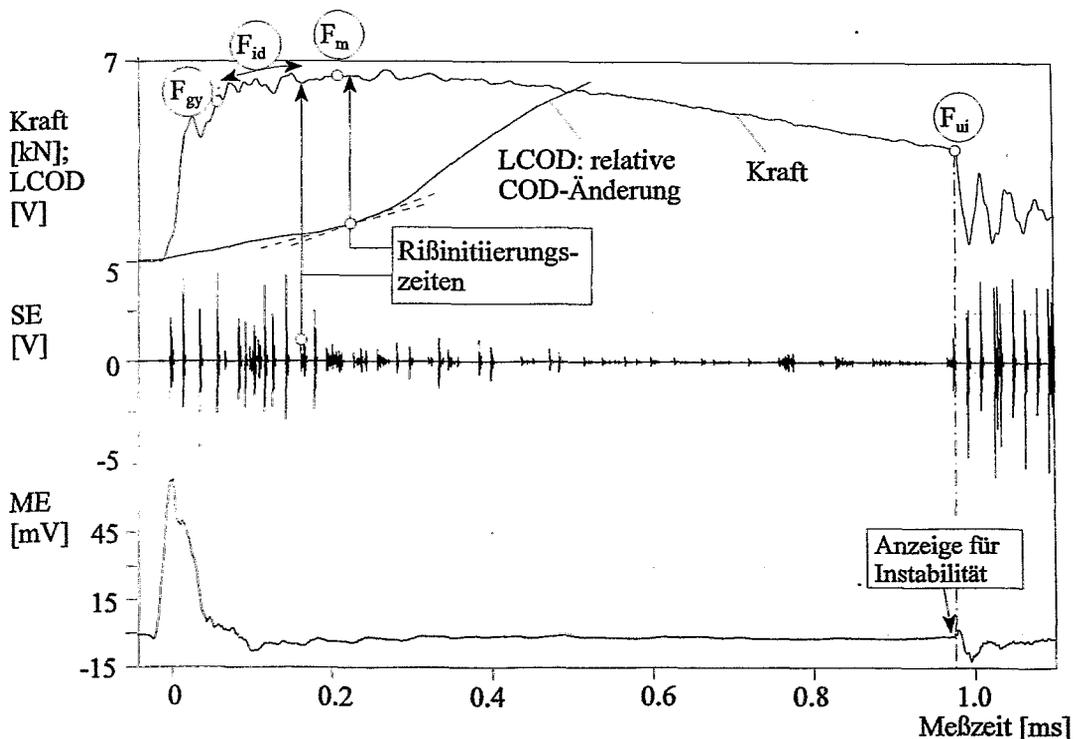


Abb. 6-1 Charakteristische Signale im Übergangsbereich der Zähigkeit mit Kennzeichnung der duktilen Rißinitiierung durch SE und LCOD.

änderung beobachtet. Lag jedoch nur ein geringer Betrag duktiler Rißverlängerung  $\Delta a$  vor, konnte mit LCOD keine Anstiegsänderung bestimmt werden. Das ist beim LCOD-Verfahren auch nicht anders zu erwarten, da das Erkennen einer Abweichung des LCOD-Signales von der Linearität nachfolgende duktile Rißverlängerung erfordert (Richter et al. 1997).

Der SE-Verlauf weist grundsätzlich ähnliche charakteristische Erscheinungen auf, wie sie bereits aus Kapitel 5 mit der FZR-Schlaganordnung bekannt sind. Einflußdauer und Schallamplitude der schlagbedingten SE erreichen die Größenordnung dieser Anordnung. Die schlagbedingte SE überlagert sich in bekannter mit der SE vergleichsweise geringerer Aktivität. Aus dieser Sicht bringt der Einsatz des invertierten Systems keinen Vorteil gegenüber dem FZR-System. Im Kapitel 5 wurde die duktile Rißausbreitung mit dem Bereich geringerer SE-Aktivität in Verbindung gebracht. Dementsprechend wird in gleicher Weise das erstmalige Auftreten dieser qualitativ neuen SE-Folge als Beginn duktiler Rißinitiierung definiert und markante Signale werden als rißbedingte SE bezeichnet.

Aus Versuchen in der Nähe der Übergangstemperatur  $T_i$  ist aus der SE analog zum LCOD-Signal keine Anzeige der Rißinitiierung abzuleiten. In diesem Bereich dominiert noch die schlagbedingte SE, und der Einsatz rißbedingter Signale ist nicht eindeutig zu markieren.

Das ME-Signal gibt, abgesehen vom Werkstoff WS3 und WS5D (LT), auch bei Anwendung der MF-Methode nach Lenkey und Winkler (1995) keinen Hinweis auf duktile Rißausbreitung bzw. -initiierung. Stattdessen sind die MF-Verläufe im Anfangsbereich für alle Proben nahezu deckungsgleich. Offensichtlich wird eine Eigenschaft des elektronischen Systems, nicht aber des Werkstoffes gemessen. Folglich muß die ME-Messung in der verwendeten Anordnung als nicht geeignet zum Nachweis der duktilen Rißinitiierung bewertet werden.

Aus den Versuchen werden - soweit detektierbar - die Rißinitiierungszeiten mit Hilfe der LCOD- und der SE-Methode bestimmt. Die dazugehörigen Kraft-Durchbiegungswerte werden benutzt, um mittels der Glgn. (2.1, 2.4 bis 2.5) den Rißfeldparameter  $J_{id}$  zu bestimmen, der als dynamische Rißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^{LCOD}$  oder  $J_{id}^{SE}$  zu verwenden ist.

### 6.1.2 Bruchmechanische Übergangskurven $J_d(T)$

Die auf der Basis von LCOD-, SE- und - soweit erfolgreich - ME-Messungen erhaltenen  $J_{id}$ -Werte wurden mittels bruchmechanischer Übergangskurven bewertet. Als Beispiel ist in Abb.6-2 die Temperaturabhängigkeit der J-Parameter für den Werkstoff WS5D wiedergegeben. Der eingezeichnete Verlauf des jeweiligen J-Parameters ist als Trend zu betrachten.

Die mit SE bestimmte Rißinitiierung  $J_{id}^{SE}$  liegt im Mittel nur wenig über den Werten für instabilen Rißeinsatz und ist nicht oder nur schwach temperaturabhängig. Durch LCOD wird Rißinitiierung später angezeigt, so das die  $J_{id}^{LCOD}$ -Werte deutlich höher liegen. Deren Temperaturabhängigkeit zeigt eine mit der Temperatur fallende Tendenz. Der Schnitt der  $J_{id}$ -Temperaturmit der  $J_{daa}$ -Temperatur-Kurve liefert eine bruchmechanisch definierte Übergangstemperatur  $T_i$ , die auf der Basis der SE- bzw. LCOD-Messungen den Wechsel der Bruchmechanismen charakterisiert.

Für die weiteren Probenserien werden grundsätzlich ähnliche Zusammenhänge gefunden, wie den Übergangskurven in den Abbn.C-8b...-13b im Anhang C entnommen werden kann. Große

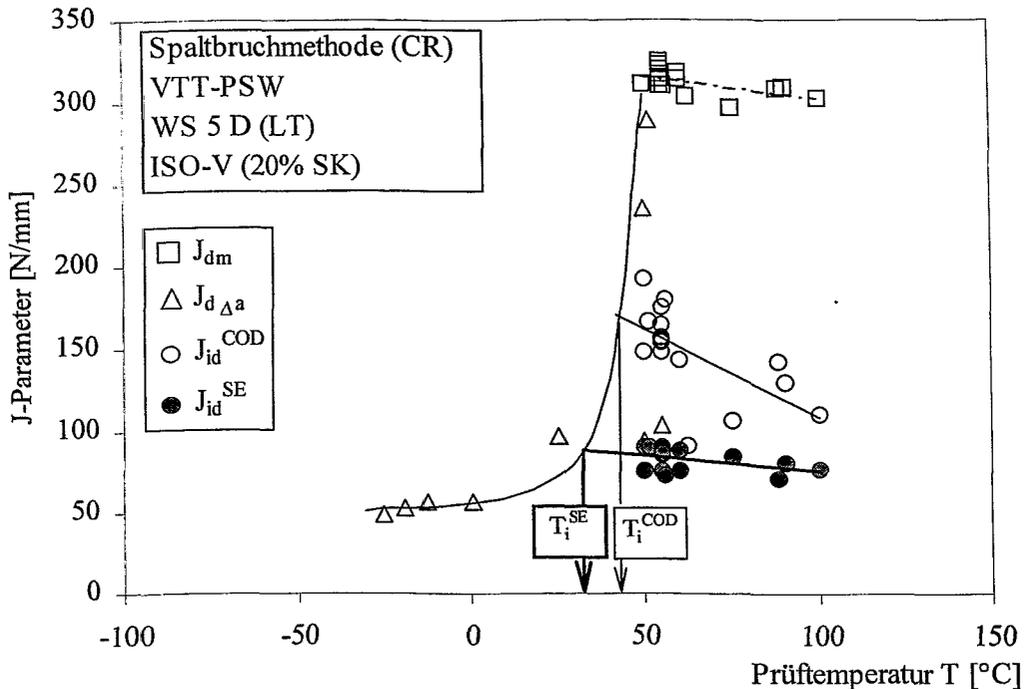


Abb. 6-2 Übergangskurve und -temperatur der J-Rißzähigkeitsparameter für Werkstoff WS5D.

Streuungen der J-Werte zeigt Werkstoff WS3. Der große Streubereich ist materialbedingt und wird auch durch Streuungen anderer mechanischer Eigenschaften bestätigt (Brumovský et al. 1996).

### 6.1.3 Dynamische Rißwiderstandskurven $J_d(\Delta a)$

Den Anfangsbereich der nach der CR-Methode ermittelten Rißwiderstandskurven zweier Probenorientierungen des Werkstoffes 5D zeigt Abb.6-3. Die Abbildung enthält ferner mittlere Werte und Streuband der Rißinitiierungskennwerte  $J_{id}$  nach SE-, LCOD- und - nur für WS 5D(LT) - der MF-Methode. Mittelwerte wurden unter Vernachlässigung der teilweise beobachteten geringfügigen Temperaturabhängigkeit aus allen Meßwerten der jeweiligen Probenreihe bestimmt.

$J_d(\Delta a)$ -Rißwiderstandskurven für andere Werkstoffe bzw. Wärmebehandlungszustände sind in den Abbn.C-8a...-13a im Anhang C wiedergegeben. Die physikalischen Rißinitiierungswerte  $s_i^*$  und  $J_{id}^{SZW}$  ergeben sich als Schnittpunkt der gemessenen mittleren Streichzonenwerte (siehe Tab.6-1) mit der Rißverlängerungs- bzw. widerstandskurve. Die Parameter der Kurvenanpassungen enthält Anhang C aus Tab.C-1.

In Tab.6-1 sind diese Werte gemeinsam mit der physikalischen Rißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^{SZW}$  sowie den technischen Werten  $J_{d0,2}$  und  $J_{d0,2}^{bl}$  zusammengestellt.

Die Verknüpfung der Rißzähigkeitsparameter nach den Einprobenverfahren mit der Rißwiderstandskurve in Abb. 6-3 ermöglicht die Zuordnung der Initiierungswerte zum duktilen Rißfortschritt.

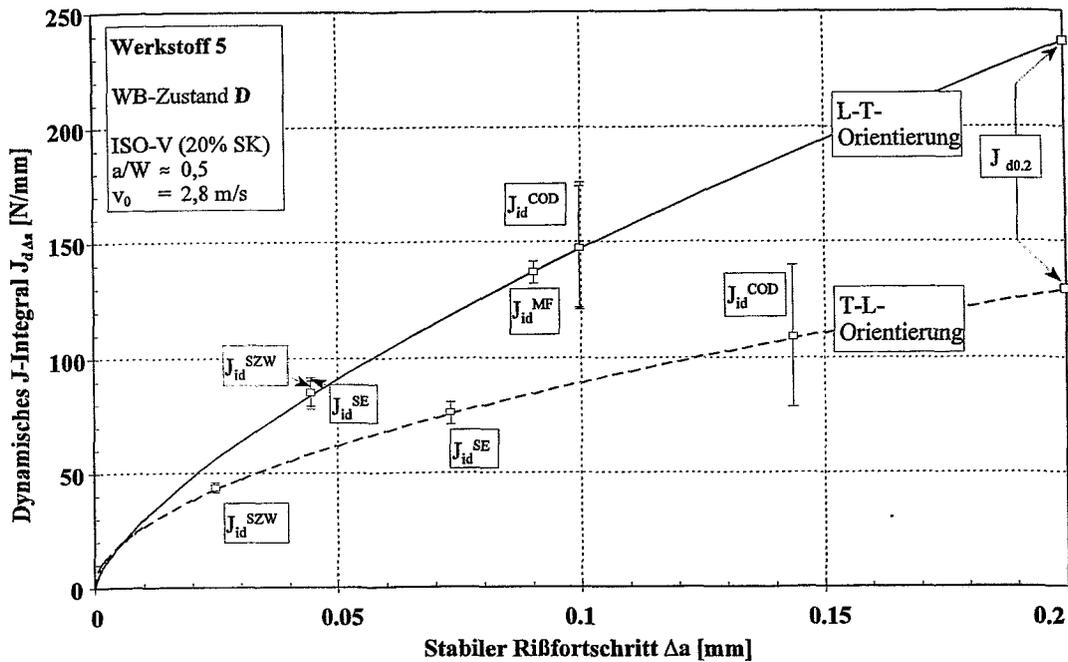


Abb. 6-3 Rißwiderstandskurven  $J_d(\Delta a)$  nach der CR-Methode für zwei Orientierungen des Werkstoff WS 5D.

Tab.6-1 Rißintierungsparameter  $J_{id}$  bei Anwendung der invertierten Meßanordnung.

Kode	SZW <sub>i</sub> [μm]	dynamische Rißintierungs Zähigkeit [N/mm]					
		$J_{id}^{SZW^*)}$	$J_{id}^{SE}$	$J_{id}^{ME}$	$J_{id}^{LCOD}$	$J_{d0,2}^*)$	$J_{d0,2}^{bl^*)}$
WS 3 (L-T)	85 ± 18	120 ± 16	102 ± 23	125	113 ± 22	225	292
WS 5D(L-T)	44 ± 4	83 ± 5	83 ± 7	144	148 ± 27	237	292
D.(T-L)	31 ± 1	46 ± 1	76 ± 4	-	109 ± 30	133	140
E (L-T)	42 ± 7	79 ± 10	74 ± 24	-	144 ± 26	262	310
F.(T-L)	29 ± 1	60 ± 2	73 ± 7	-	116 ± 20	191	245
G (L-T)	92 ± 14	142 ± 16	62 ± 8	-	115 ± 21	252	320

\*) Kurvenanpassung nach Glg. (3.4).

#### 6.1.4 Verifikation und Schlußfolgerungen zu SE und LCOD im invertierten Versuch

Die grundsätzlich vergleichbaren SE-Kurven des FZR- und des invertierten VTT-PSW haben die Systemunabhängigkeit der SE-Meßtechnik bestätigt (Richter et al. 1997).

Die geringere Steigung der  $J_d$ - $\Delta a$ -Kurve von Probenserie 5D entspricht der geringeren Zähigkeit der T-L- gegenüber L-T-orientierten Proben. Bei T-L liegt die Rißfortschrittsrichtung verglichen mit der L-T-Orientierung senkrecht zur ehemaligen Hauptverformungsrichtung des Halbzeugs und weist deshalb einen geringeren Rißwiderstand auf. Diese Tatsache wird durch die SZW-definierten  $J_{id}^{SZW}$ -Werte zutreffend wiedergegeben.

Im Mittel werden die Zähigkeitsunterschiede zwischen 5D (T-L) und 5D (L-T) gleichfalls durch

die EPT in der richtigen Reihenfolge detektiert, wengleich die Unterschiede der SE-Detektion nur gering sind. Man erkennt weiterhin, daß die LCOD die Rißinitiiierung erst nach einem duktilem Rißfortschritt anzeigt. Eine Ausnahme in dieser Hinsicht bildet der hochzähe Werkstoff WS5G (Abb.6-5), bei dem im Mittel LCOD- und SE-Detektion vor der physikalischen Initiierung auftraten.

Der LCOD-definierte Initiierungswert liegt mit Ausnahme der hochzähen Zustände WS3 und WS5G zwischen dem SZW-Referenzwert und dem technischen Ersatzwert  $J_{d\ 0,2}$ . Der SE-definierte Parameter hingegen zeigt, mit Ausnahme des hochzähen WS5G (deutlich niedriger) und des weniger zähen WS 5D/TL (deutlich höher), Rißinitiiierung nahe des Kennwertes  $J_{id}^{SZW}$  an.

Einen direkten Vergleich der mit der SE- bzw. LCOD-Methode bestimmten mittleren Parameter der Rißinitiiierungszähigkeit und deren Standardabweichungen veranschaulicht Abb.6-4. Alle Mittelwerte liegen oberhalb der 1:1-Linie, die der völligen Identität beider Werte entspräche. Dabei sind für die verschiedenen Zustände des Werkstoffes WS5 größere Standardabweichungen des LCOD-Parameters zu beobachten. Diese Streuung ist möglicherweise auf den Ermessensspielraum beim Festlegen des Schnittpunkts im LCOD-Signal zurückzuführen.

Im Hinblick auf die dynamische Rißwiderstandskurve bedeutet dies, daß die LCOD-Methode bei den untersuchten Werkstoffen erst nach einem deutlich größeren Betrag an duktilem Rißfortschritt als die SE-Methode anspricht. Folglich ist eine Identität der mit SE- und LCOD-Methode gemessenen Werte prinzipiell zu verneinen und die LCOD-definierten Werte sind als

weniger konservativ zu bezeichnen. Mit beiden Methoden können aber charakteristische Erscheinungen vor dem Kraftmaximum und in der Nähe der physikalischen Rißinitiiierung in den Fällen nachgewiesen werden, in denen der duktile Rißfortschritt  $\Delta a > 0,1$  mm ist.

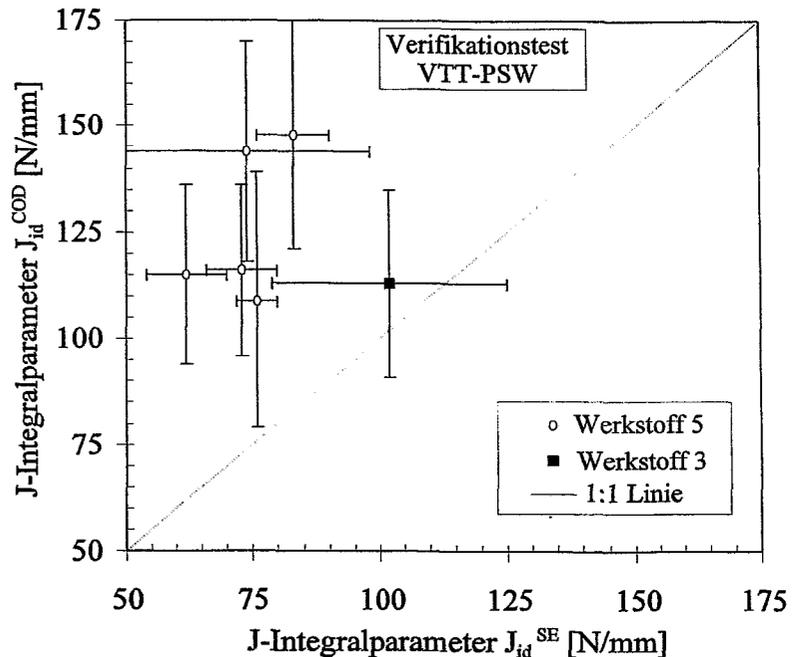


Abb. 6-4

Vergleich der SE- und LCOD-Rißinitiiierungsparameter für die Werkstoffe WS3 u. WS5.

In Abb.6-5 sind die J-Parameter auf der Basis von SE und LCOD, mit den aus der Rißwiderstandskurve entnommenen Werte korreliert. Als Vergleichswert dient die physikalisch definierte Rißinitiiierungszähigkeit  $J_{id}^{SZW}$ . Die eingezeichneten Geraden sind als Trendlinien zu verstehen.

Bis auf eine Ausnahme (5G) liegen die mit der SE-Methode bestimmten Rißinitiierungskennwerte in der Nähe der Identitätslinie. Damit qualifiziert sich die SE-Methode als ein zur Rißinitiierungsbestimmung mit der invertierten Kerbschlagbiegeanordnung prinzipiell brauchbares Einprobenverfahren.

Allerdings ist bei näherer Betrachtung eine kritischere Bewertung angebracht. So werden die verschiedenen Wärmebehandlungszustände bzw. Probenorientierungen des Werkstoffes WS 5, die hinsichtlich der verbrauchten Kerbschlagarbeit (vgl. Tab.3-3), des J-Integrals bei Kraftmaximum  $J_{dm}$  und mit Einschränkung auch der physikalischen Rißinitiierungszähigkeit (vgl. Tab.6-1) eine eindeutige Rangfolge aufweisen, mit der SE-Methode nicht als unterschiedlich bewertet.

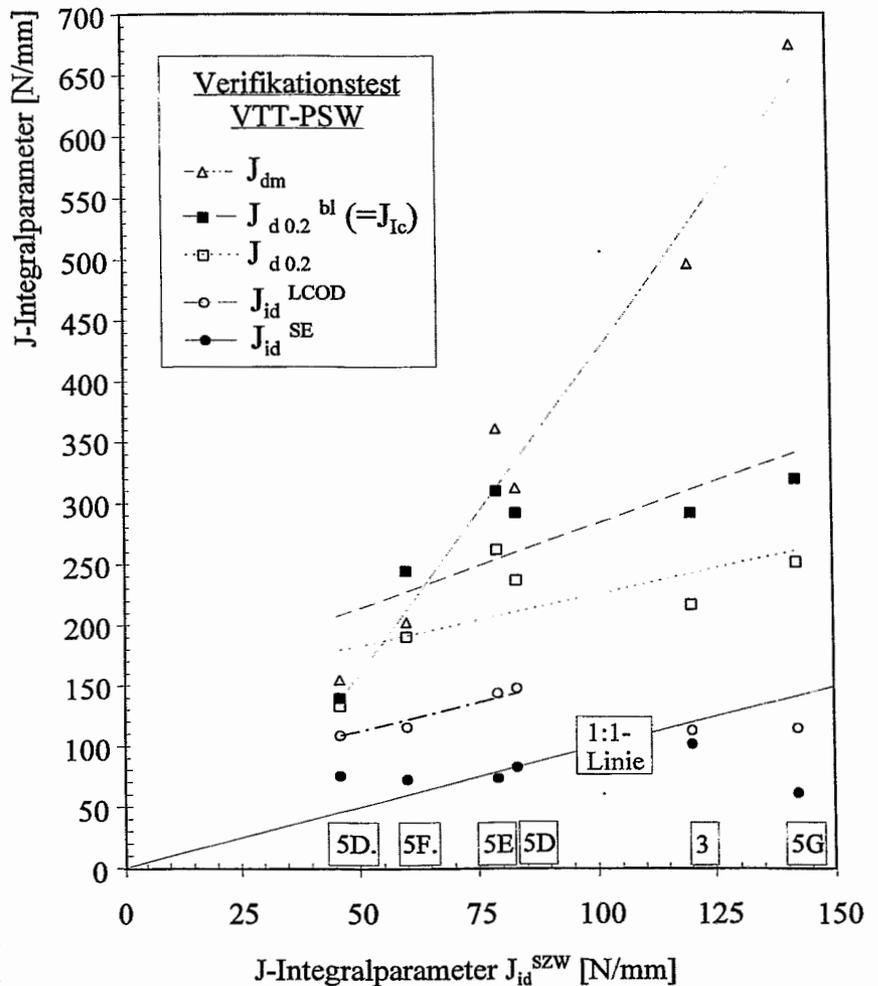


Abb. 6-5 Korrelation dynamischer Rißinitiierungsparameter mit der physikalischen Rißinitiierung  $J_{id}^{SZW}$ .

Weniger befriedigend ist die Korrelation der LCOD-Ergebnisse zur physikalischen Rißinitiierung. Betrachtet man alle Meßergebnisse, würde sich, wenn überhaupt, eine eher mit zunehmender Zähigkeit abfallende Trendlinie ergeben. Andererseits ist, vom hochzähen Zustand 5G abgesehen, innerhalb verschiedener WB-Zustände des Werkstoffes WS 5 eine eindeutige, lediglich parallel zur 1:1-Identitätslinie verschobene Korrelation zur physikalischen Rißinitiierung zu beobachten. Damit sind zwei Schlußfolgerungen naheliegend:

- ▶ LCOD erlaubt den Nachweis von Rißinitiierung erst nach geringer duktiler Rißverlängerung und liefert folglich Werte, die eher mit einem technischen Ersatzkennwert der Rißinitiierung vergleichbar sind.
- ▶ Die Änderung des COD-Signals wird nicht nur durch rückgestreutes Laserlicht infolge der Verschiebung der Kerbränder (CMOD), sondern zusätzlich auch durch einen Biegeanteil charakterisiert. CMOD steht mit Rißabstumpfung und -verlängerung in Zusammenhang. Die Wirkung des Biegeanteiles wird erst bei großen Verformungen in der weiteren Rißumgebung deutlich, was sich vor allem bei hochzähen Werkstoffen auswirkt.

Aus dieser Sicht erwies sich die LCOD-Technik in der verwendeten Ausführung als nicht

Aus dieser Sicht erwies sich die LCOD-Technik in der verwendeten Ausführung als nicht geeignet für Verifikationsuntersuchungen zum Rißinitiierungsnachweis mit anderen Einprobenverfahren. Dabei ist auch dem Ermessensspielraum bei der Festlegung der Rißinitiierung Beachtung zu schenken. Infolgedessen ist die in Abb.6-4 wiedergegebene trendlose Punktverteilung beim direkten Vergleich der Ergebnisse von LCOD und SE nicht überraschend. Der Trend für  $J_{dm}$  zeigt einen steileren Verlauf als die 1:1-Linie. Da beim Kraftmaximum für die hier untersuchten Stähle bereits eine merkliche duktile Rißverlängerung aufgetreten ist, wird der so definierte J-Integralwert auch durch den Anstieg der Rißwiderstandskurve geprägt. Der daraus resultierende Anteil wächst mit zunehmender Zähigkeit, so daß der Abstand zwischen J-Integral bei Rißinitiierung und bei Kraftmaximum ebenfalls zunimmt. Allerdings sind zusätzliche, werkstoffspezifische Einflüsse bedeutsam, was sich in den z.T. beträchtlichen und mit der Zähigkeit zunehmenden Streuungen zeigt. Die Darstellung macht nochmals deutlich, daß J-Integral-Werte auf der Basis des Kraftmaximums bei zähen Stählen nicht konservative Näherungen für die Rißinitiierungszähigkeit sind.

Schließlich werden den Korrelationsbeziehungen in Abb.6-5 auch die J-Integralparameter  $J_{dm}$  bei maximaler Kraft,  $J_{d0,2}$  und  $J_{d0,2}^{bl}$  hinzugefügt. Letzterer entspricht formal dem  $J_{Ic}$ -Kennwert nach US-Norm ASTM E813. Hierfür können ebenfalls Trends angegeben werden. Für den Zustand WS 5F. (Querproben) wird deutlich, daß  $J_{d0,2}^{bl}$  größer als  $J_{dm}$  ist. Damit wird ein technischer Ersatzwert bestimmt, der hinter dem Kraftmaximum liegt und somit nicht mehr konservativ ist.

Offensichtlich sprechen SE- und LCOD- Verfahren auf unterschiedliche Prozesse im Umfeld der duktilen Rißinitiierung an. Dabei ist zu bedenken, daß die duktile Rißinitiierung in hochzähen Stählen weder ein zeitlich noch örtlich eindeutig zu definierendes Ereignis darstellt, wie in Kapitel 2 bereits dargestellt wurde. Damit ist davon auszugehen, daß die durch SE ausgewiesenen Schädigungsprozesse zwar im zeitlichen Vor- oder Umfeld der duktilen Rißinitiierung ablaufen, aber nicht kausal mit dem Erreichen der maximalen Rißabstumpfung ( $\Delta a_c$ ) in Verbindung stehen. Die Resultate dieses Verifikationstests sprechen dafür, daß die SE-Methode für weniger zähe Zustände Werte nahe der physikalischen Rißinitiierung detektiert, während die LCOD-Methode eindeutig später, aber auch noch vor dem Erreichen der technischen Ersatzkennwerte  $J_{dm}$ ,  $J_{d0,2}$  und  $J_{d0,2}^{bl}$ , anspricht.

Einen umfassenden Überblick der Korrelationen der J-Parameter aus allen Versuchsserien wird im abschließenden Kapitel 8 gegeben.

## 6.2 Aufprallfreier Dreipunktbiegeversuch

### 6.2.1 Testsignale zur Simulation von SE

Mit der im Abschnitt 3.4.2 beschriebenen Versuchstechnik sollte an modifizierten ISO-V-Proben gezeigt werden, ob durch Eliminieren schlagbedingter SE neben dem SE-definierten Nachweis der Rißinitiierung auch eine Ortung der Schallquelle mit Hilfe unterschiedlich angeordneter Sonden gemäß Abb.6-6 vorgenommen werden kann.

Mit Hilfe eines einfachen Modells, das den direkten Laufweg einer Longitudinalwelle von der Quelle zu Sonde und deren Schallgeschwindigkeit ( $c_L^{\text{Stahl}} = 5920 \text{ m/s}$ ) berücksichtigt, können die SE-Laufzeitdifferenzen bezüglich der ersten Sondenanregung (Ankunftszeit  $t_0$ ) abgeschätzt werden. Dabei wird ein idealisiertes Ansprechverhalten der Sonde bei Einfall einer Longitudinalwelle unterstellt. Werden von der Position "Rißspitze" hypothetische Signale in die Probe

ausgesendet, können die in Tab.6-2 aufgeführten hypothetische Laufzeitdifferenzen  $\Delta t_{\text{hyp}}$  berechnet werden.

Tab.6-2 Hypothetische und experimentelle Laufzeitdifferenzen bei Anregung an der Rißspitze.

hypothetische Laufzeitdifferenz $\Delta t_{\text{hyp}}$ [ $\mu\text{s}$ ]			experimentelle Laufzeitdifferenz $\Delta t_{\text{exp}}$ [ $\mu\text{s}$ ]			
SE4-SE3	SE3-SE2	SE3-SE1 $\equiv$ SE2-SE1	SE4-SE3	SE3-SE2	SE3-SE1	SE2-SE1
3,29	0	0,25 $\equiv$ 0,25	2,2	0,15	0,15	0

Die Sondenanordnung und Probenabmessungen ergeben nur geringfügige Laufzeitdifferenzen für hypothetische Signale aus der Rißspitzenumgebung. Bei einer stirnflächig-mittigen Ankopplung der Sonden SE 2 und 3 trifft die führende Longitudinalwelle eines SE-Signals axial, also im günstigsten Winkel (Sklarczyk und Waschkies 1983), auf die empfangenden Sonden. Die Biegestempelsonde SE 4 hingegen wird infolge ihrer ungünstigeren Position vermutlich nicht direkt durch eine führende Longitudinal-, sondern eher durch deren mehrfach modegewandelte Transversal- bzw. Oberflächenwelle angeregt. Zudem ist infolge unvollständiger Ankopplung der Erregerfläche eine geringere Signalamplitude zu erwarten. Sonde SE 1 empfängt infolge der zu überwindenden Grenzfläche und der veränderten geometrischen Umstände im Biegestempel eine modengewandelte, gedämpfte Longitudinalwelle.

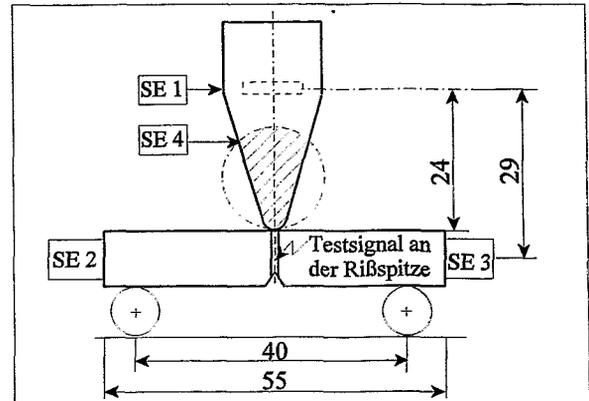


Abb. 6-6 Sondenanordnung und -distanzen anhand einer ISO-V-Probe sowie Einschallposition für Testsignale.

Durch Brechen einer Bleistiftmine an der Probenseite in Höhe der Rißspitze wurden Rißspitzensignale simuliert. Diese dienten der Überprüfung der Ankoppelgüte der Sonden und dem experimentellen Vergleich der hypothetischen Laufzeitdifferenzen. In 20 Testeinschaltungen konnten somit Laufzeitdifferenzen (Tab.6-2) und die reale Ansprechreihenfolge der Sonden experimentell festgestellt werden.

Diese gemessene Reihenfolge (SE4-SE3-SE2=SE1) entspricht nicht der Hypothese (SE4-SE1-SE2=SE3) aus dem Modell. Ursachen für diese Diskrepanz sind zum einen den geringen Laufzeitunterschieden, der unzureichenden zeitlichen Auflösung des DSO und dem manuell unzureichend reproduzierbaren Einschallort zuzuordnen. In dieser Untersuchung wurden unterschiedlich empfindliche Sonden verwendet, die folglich auch ein unterschiedliches Ansprechverhalten aufweisen.

Die Unterschiede zwischen hypothetischen und experimentellen Laufzeitdifferenzen zeigen, daß die Ausbreitung elastischer Wellen in Probe und Biegestempel auch in Anbetracht der unberücksichtigten Grenzfläche komplexer verläuft als das einfache Modell annimmt. Trotzdem wird die gemessene Ansprechreihenfolge der Sonden SE1, 2, 3 und ein Fenster der Ankunftszeitdifferenz  $\Delta t$  zwischen 0...0.15  $\mu\text{s}$  als charakteristisch für SE-Signale aus der Rißspitzenumgebung angesehen.

## 6.2.2 SE beim aufprallfreien Biegeversuch

Modifizierte ISO-V-Proben des Werkstoffes WS 1 werden in der Versuchsanordnung nach Abschnitt 3.4.2 bei Raumtemperatur mit einer Querhauptgeschwindigkeit  $v_0$  von 0,1 m/s weggesteuert biegebelastet. Dabei werden empfangene SE-Signale durch einen Hochpaß der Grenzfrequenz  $f_g = 20$  kHz gefiltert. Dadurch können im Vergleich zur IKSBBV-Anordnung mit allen Sonden SE-Signale in einem zu geringeren Frequenzen erweiterten Band gemessen werden (Richter 1997).

In Abb.6-7 sind der anfängliche Teil einer typischen Belastungskurve bei Raumtemperatur und die dazugehörigen SE-Zeitsignale dargestellt. Zunächst werden bei dieser Belastungsart mit Vorkraft weder Trägheitsimpuls noch Oszillationen im Kraftsignal beobachtet. Das zeigt, daß mit der gewählten Versuchsanordnung eine stetige Kraftereinleitung erreicht wird. Zu Beginn jedoch wird ein nichtlinearer Kraftanstieg deutlich, der durch die Nachgiebigkeit im System Maschine, Belastungsvorrichtung und Probe verursacht wird.

Mit Versuchsbeginn wird das Einsetzen kontinuierlicher SE, deren Pegel zunimmt, beobachtet. Dieser SE sind Störsignale unterschiedlicher Natur überlagert, die aus der Versuchsanordnung (Hydraulikrauschen, Störimpulse durch Erdschleifen) resultieren. Diese Störsignale konnten nicht eliminiert werden und behindern die Interpretation der SE.

Die DMS-Instrumentierung des Biegestempels erweist sich ferner als so empfindlich, daß bei Biegebelastung ausgeprägte Streckgrenzenerscheinungen im Kraft-Zeitsignal erkennbar sind. Im Bereich der Streckgrenze wird auch an allen SE-Sonden erhöhte akustische Aktivität in Form burstartiger SE gemessen. Eine Angabe zur Ansprechreihenfolge der Sonden ist infolge der unterlegten kontinuierlichen SE subjektiv. Der Zusammenhang des Auftretens burstartiger SE mit dem Erreichen einer kritischen Werkstoffkenngröße ist deutlich und wird deshalb als Streckgrenzen-SE bezeichnet. Ein weiterer charakteristischer Signalbereich schließt sich zwischen der Fließ- ( $F_{gy}^{SE}$ ) und Maximalkraft ( $F_m$ ) an. Sobald die Streckgrenzen-SE abgeklun-

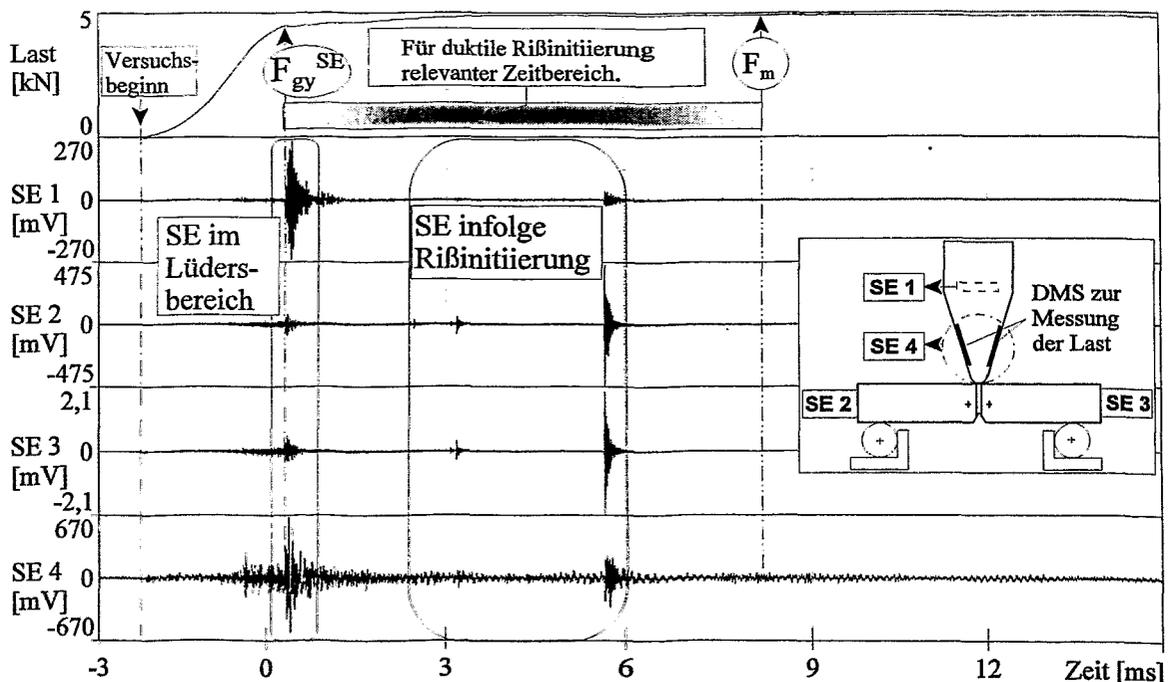


Abb. 6-7 Typische Belastungskurve für WS 1 bei Raumtemperatur und dazugehörige SE-Signale der Proben- (SE 2 und SE 3) sowie Biegestempelsonden (SE 1 und SE 4).

gen ist, tritt nach einem Bereich relativer "Ruhe" wieder akustische Aktivität auf.

Der wichtigste Teil dieses Abschnittes (Markierung "Rißinitierung" in Abb.6-7) ist in Abb.6-8 höher aufgelöst dargestellt. Die von kontinuierlicher SE unterlegten Signale in diesem Abschnitt

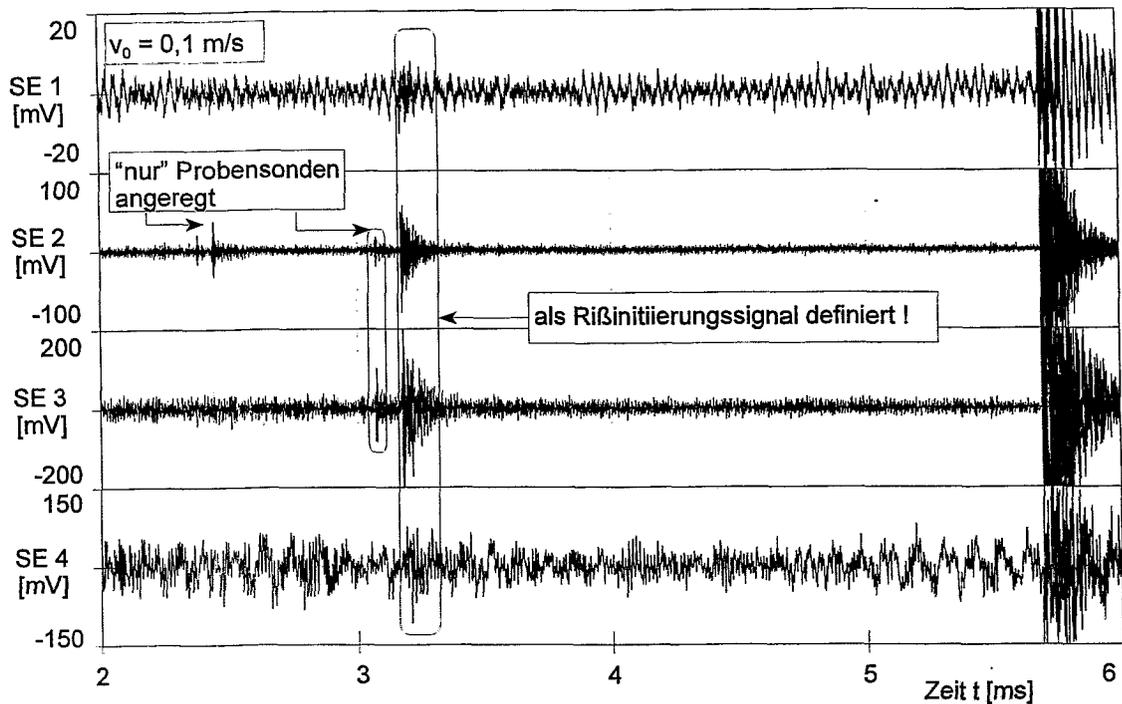


Abb. 6-8 Zeitlicher Ausschnitt der SE-Signale aus dem Initiierungsbereich in Abb.6-7.

tragen burstartigen Charakter. Einige Bursts mit geringer Amplitude werden nur von den Probensonden, aber nicht durch die Sonden im (SE 1) und am Biegestempel (SE 4) registriert. Während die Probensonden (SE 2 u. 3) intensivere SE-Signale eindeutig anzeigen, sind die dazugehörigen Bursts der Biegestempelsonden nur anhand des Auftretens hochfrequenter Anteile zu erkennen. Ferner werden die Signale durch das niederfrequente "Rauschen" strömenden Hydrauliköls und durch höherfrequente Störsignale aus Erdschleifen beeinträchtigt. Ein Beispiel für einen solchen, anhand der Biegestempelsonden schwieriger zu beurteilenden Burst ist in Abb.6-8 markiert. Die Bestimmung von Amplitude, Einsatzzeit und Signaldauer ist unter diesen Bedingungen subjektiv.

Übersteigt die Amplitude des Nutzsignals das Störniveau, kann die Signaldauer einige 100  $\mu$ s annehmen. Dies ist z.B. anhand des bei 5.7 ms registrierten SE-Bursts in Abb.6-8 ersichtlich. Ungeachtet eines Ermessensspielraumes wird das erstmalige und nahezu koinzidente Auftreten von SE-Bursts der erwähnten hochfrequenten Charakteristik gemäß der Ansprechreihenfolge als zur duktilen Rißinitierung gehörend definiert.

Auffällig sind die im Streckgrenzenbereich höheren Signalamplituden der an den Biegestempelsonden gemessenen SE-Bursts im Vergleich zu den Signalen an den Probensonden. Umgekehrte Proportionen werden bei den für duktile Rißinitierung relevanten SE-Bursts beobachtet (Abb.6-7). Dies deutet auf unterschiedliche Richtcharakteristiken und verschiedenartige Quellmechanismen beider SE-Phänomene hin.

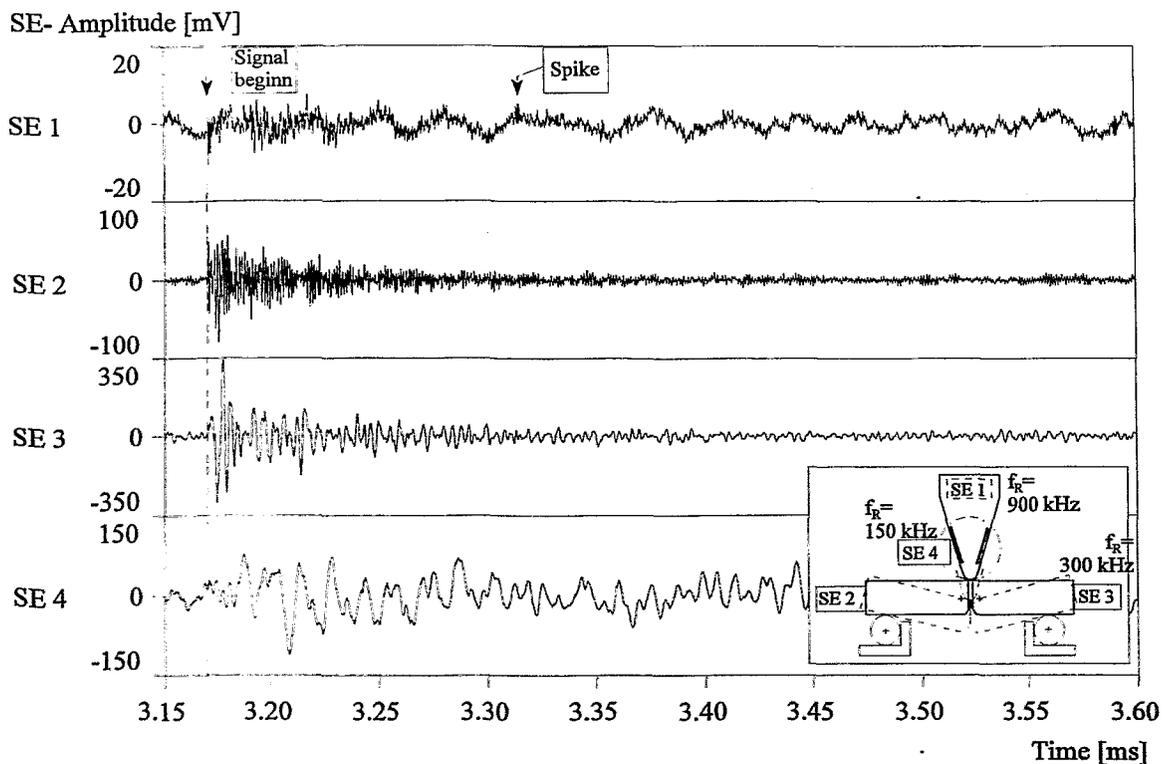
### 6.2.3 Ribinitierung und Fließen im Nettoquerschnitt

Die Ansprechreihenfolge der SE-Sonden zeigt, daß die gemessene SE in Ribißspitzenumgebung erzeugt wird und folglich eine lokale Werkstoffschädigung signalisiert. Inwieweit die vorgenommene, zunächst willkürliche SE-bezogene Definition von Ribinitierung akzeptabel ist, soll anhand der Verifikation mit der Mehrprobentechnik erfolgen. Dazu wird aus der  $J_d(\Delta a)$ -Kurve der physikalische Kennwert  $J_{id}^{SZW}$  zu Vergleichszwecken bestimmt. Die Resultate dieser Mehrprobentechnik sind tabellarisch in Tab.B-7 in Anhang B aufgeführt. Darüber hinaus wird die Spezifik von SE-Signale diskutiert, die reproduzierbar im Streckgrenzenbereich auftreten.

#### 6.2.3.1 SE bei Ribinitierung

Bei 70% der dynamischen Dreipunktbiegeversuche wurden zwischen  $F_{gy}$  und  $F_m$  markante SE-Signale registriert. Diese entsprechen in ihrem zeitlichen Auftreten, der Ansprechreihenfolge und den Laufzeitdifferenzen einem Ort-Zeit-Fenster, dem duktile Ribinitierung gemäß der Definition im Abschnitt 6.2.2 zugeordnet wird. Oftmals war es schwierig, die zu den Probenenden korrespondierenden Signale auch im Signal der Sonden SE 1 und 4 zu erkennen. Diese Schwierigkeiten sind nicht nur der niedrigen Amplitude ribbedingter SE, sondern auch dem geringen Signal-Rausch-Abstand dieser SE infolge der durch die Hydraulik verursachten Störgeräusche (Hydraulikrauschen) zuzuschreiben. Das Hydraulikrauschen wird auch durch die Probenenden (SE2, 3), aber infolge Dämpfung und Modekonversion in geringerem Maße registriert. Darüber hinaus wurde das von Sonde SE 1 empfangene Signal zusätzlich durch Störimpulse (spikes) beeinträchtigt. Für 30% Prozent der Versuche führte die vorgewählte Belastung nicht zu detektierbaren SE-Bursts.

In Abb.6-9 sind die SE-Signale aller Sonden für ein markantes Einzelereignis dargestellt. Der



**Abb. 6-9** Ribbedingtes SE-Signal am Werkstoff WS 1; gemessen im dynamischen Versuch (D3PB) mit eingezeichneter Sondenanordnung.

Signal-Rausch-Abstand der von den Biegestempelsonden aufgenommenen SE ist gerade ausreichend, um zumindest das erste Ansprechen der Sonden vom Rauschen zu trennen. Das erste Ansprechen repräsentiert die Ankunftszeit  $t_0$  des Signals an der jeweiligen Sonde. Eine Beurteilung der Signaldauer  $D$  ist aufgrund des durch kontinuierliche SE an den Probensonden und durch Störungen an den Biegestempelsonden überlagerten Endzeitpunktes schwierig. Die Ereignisdauer liegt vermutlich im Bereich von 100  $\mu\text{s}$ . Sonde SE 2 zeigt gegenüber diesen markanten Ereignissen im Vergleich zu SE 3 höherfrequente spektrale Anteile bei geringerer Empfindlichkeit.

Die spektrale Analyse für dieses Ereignis wird in Abb.6-10 wiedergegeben. Demnach werden

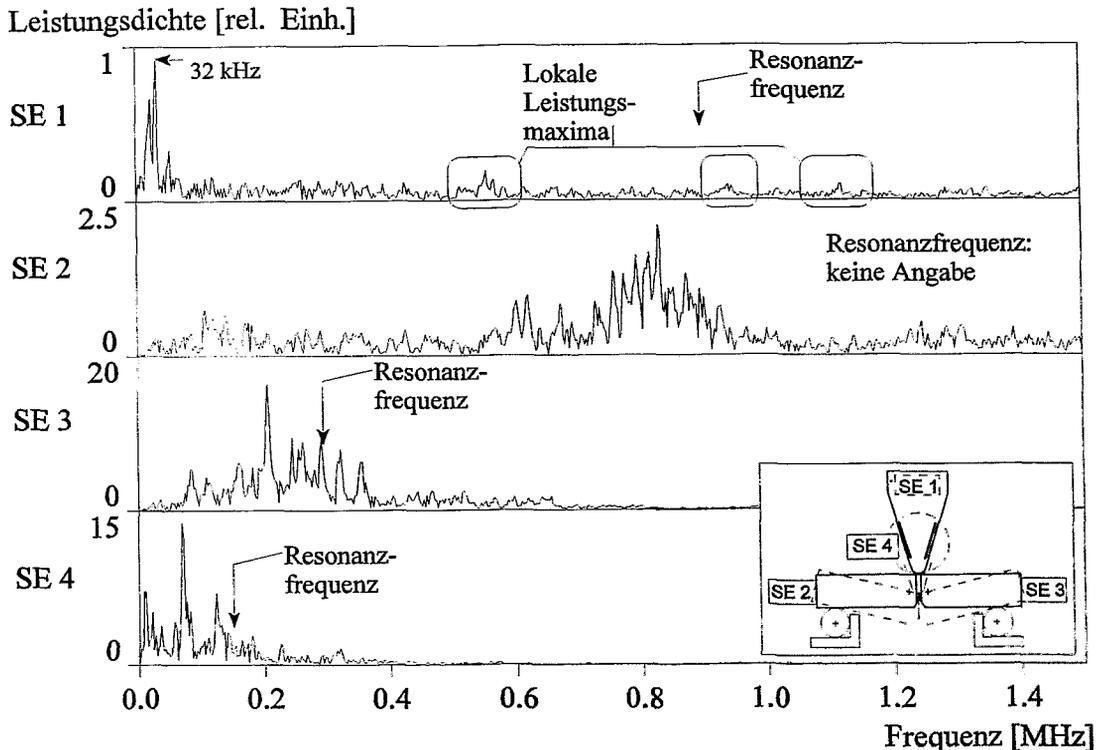


Abb. 6-10 Spektrum der Leistungsdichte des Rißinitiationssignals in Abb. 6-9.

die Probensonden über ihre gesamte Bandbreite mit einem Maximum spektraler Leistung im Bereich der Resonanzfrequenz  $f_R$  angeregt. Das gilt in gleicher Weise für die schmalbandigere Sonde SE 4 mit niedrigerer Resonanzfrequenz. Die im Zeitsignal in Abb.6-9 sichtbaren höherfrequenten Anteile der SE an Sonde SE 1 kommen als nur wenig ausgeprägte Leistungsmaxima bei 550 und 900 kHz im Spektrum in Abb.6-10 vor. Dieser Spektralanteil entspricht der Resonanzfrequenz der Sonde. Das Signal der Sonde SE 1 wird hauptsächlich durch das Rauschen der Hydraulik beherrscht. Das spektrale Maximum bei 32 kHz liegt weit außerhalb des Arbeitsbereiches dieser Sonde (vgl. Tab.3-6). Dieses Verhalten weist auf die hohe Intensität dieser Art von Störsignalen hin. In Vorversuchen ohne Probenbelastung wurde für das Hydraulikrauschen ein Maximum der Leistungsdichte bei 30 bis 35 kHz ermittelt. Der Gedanke liegt nahe, dieses Störsignal über eine Bandsperrung zu filtern. Dies wurde jedoch zugunsten des im folgenden Abschnitt 6.2.3 2 beschriebenen weiteren SE-Phänomens unterlassen.

Diese Signaleigenschaften treten für die bei 70% der Versuche detektierten markanten Ereignisse reproduzierbar auf. Im Detail jedoch sind deren Signalamplitude, Dauer und Erkennbarkeit unterschiedlich. Nachfolgend wurden die Ankunftszeiten  $t_0$  der Ereignisse und die damit

bestimmten Ansprechreihenfolgen und Laufzeitunterschiede für die Bewertung herangezogen. Für 30% der Versuche wurde entweder nur eine Belastung im Abstumpfungsbereich realisiert, bei der keine gültigen SE-Bursts beobachtet wurden, oder keine markante SE gemessen.

Betrachtet man den für Werkstoff WS1 kleinen Anteil an Verunreinigungen, ist die geringe Reproduzierbarkeit keineswegs überraschend. Aktivierte SE-Quellen (gebrochene oder abgelöste Einschlüsse) wurden auf metallographischem Weg in der Rißspitzenumgebung kaum gefunden. Daher konnte auch kein Zusammenhang von gemessener SE und den zugehörigen mikrostrukturellen Quellen hergestellt werden.

In Tab.6-3 sind die gemessenen SE-Signale nach ihrer "Gültigkeit" bewertet worden. Entsprechen die Signale der korrekten Ansprechreihenfolge und den Laufzeitdifferenzen (Fenster), dann handelt es sich mit einiger Wahrscheinlichkeit um SE aus der Rißspitzenebene, die somit als gültige SE-Bursts bezeichnet wurden.

Tab.6-3 Registrierte und gültige SE-Bursts bei dynamischer Biegebelastung.

Gesamtdurchbiegung $s_{\text{end}}$ [mm]	Anzahl markanter SE-Bursts im $F_1$ -Bereich <sup>2)</sup>	Anzahl gültiger SE-Bursts im $F_1$ -Bereich	stabiler Rißfortschritt $\Delta a$ inkl. SZW [mm]
0,5	0	0	$\approx 0,03$
0,7	3	0	0,06...0,08
0,9	2...3	2...3	0,08...0,12
1,1	1...4 (7)	1...4	0,13...0,18
1,75	3...6	3...6	0,23...0,32
2,5 <sup>1)</sup>	6...9	1...4	0,50...0,56

<sup>1)</sup> Sonde SE 5 auf SE 3-Position angebracht. <sup>2)</sup>  $F_1$  - für duktile Rißinitiierung relevanter Bereich zwischen  $F_{gy}$  und  $F_m$ .

Während der Versuche wurden im Rißinitiierungsbereich (vgl. Abb.6-7) bis zu 9 SE-Bursts, vorrangig von den Sonden auf den Probenstirnflächen, registriert. Dabei wurden nur die SE-Bursts hinzugezogen, die vor dem Kraftmaximum  $F_m$  detektiert wurden. Bei einer Durchbiegung  $>0.9$  mm wächst die Anzahl gültiger SE-Bursts aus der Rißspitzenebene an. Die Zunahme burstartiger SE-Ereignisse stützt die Annahme, daß innerhalb dieses Verformungsbereiches ein neuer SE-Prozeß einsetzt.

Mittels Mehrprobentechnik wurden nachfolgend sowohl die Rißwiderstands- als auch -verlängerungskurve anhand der Versuchsdaten konstruiert und mit Hilfe der SZ-Messung die Rißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^{SZW}$  sowie kritische Werte der Durchbiegung ermittelt. Die kritische Durchbiegung  $s_i^*$  und auch SZW liegen im gleichen Streuband wie bei den Versuchen mit schlagartiger Belastung. Das Erreichen des mittleren kritischen SZW-Wertes ( $83 \mu\text{m}$ ) stimmt gut mit dem Durchbiegungsbereich  $s > 0.9$  mm überein, bei dem ein Anstieg gültiger SE-Bursts aus der Rißspitzenebene deutlich wird.

Mit Hilfe der Einsatzzeiten der gültigen SE-Bursts konnte gleichfalls für jede Probe ein  $J_{id}$ -Wert nach den Gln. (2.1, 2.5) ermittelt werden. Dieser Wert wird mit  $J_{di}^{1stSE}$  bezeichnet und als Streuband in der dynamischen Rißwiderstandskurve dargestellt. Eine solche Rißwiderstandskurve, die in der erwähnten Weise auch die Rißinitiierungsparameter als Streuband enthält, wird in Abb.6-11 wiedergegeben.

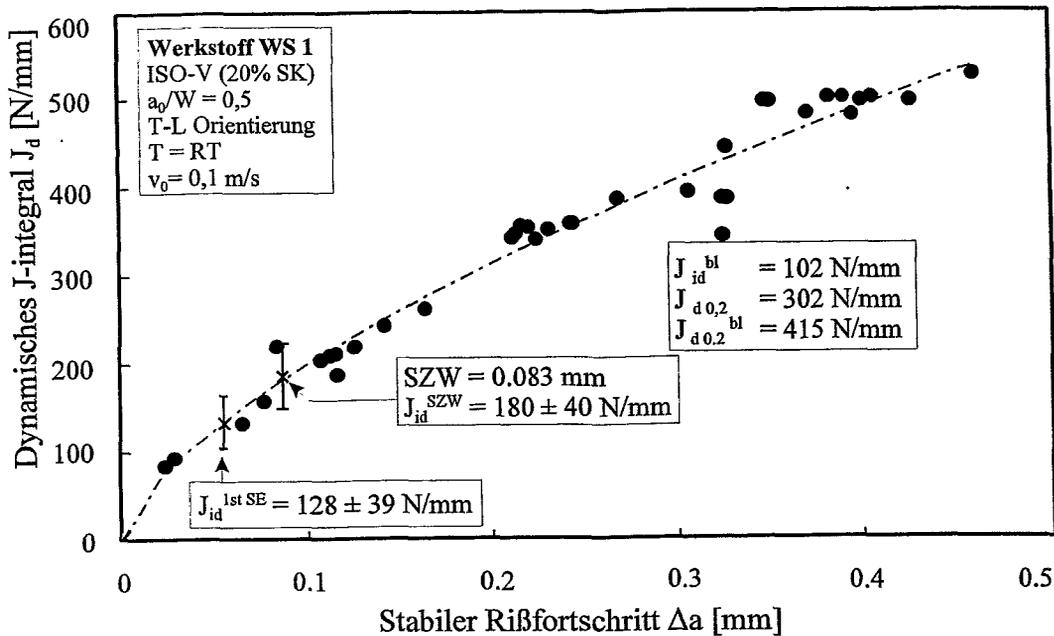


Abb. 6-11 Rißwiderstandskurve  $J_d(\Delta a)$  nach MP-Technik im dynamischen Dreipunktbiegeversuch für WS1 mit SE- und SZW-definierter Rißinitiierungszähigkeit.

Der Mittelwert der SE-Methode führt im Vergleich zum physikalischen Referenzwert aus der SZ-Messung zu einem geringeren Rißinitiierungswert. Beide Streubänder überlappen sich leicht.

#### 6.2.3.2 SE bei Fließen im Nettoquerschnitt

Der Werkstoff WS 1 wies im einachsigen statischen Zugversuch ausgeprägtes Streckgrenzenverhalten (Lüdersdehnung) auf. Ein solches inhomogenes plastisches Verformungsverhalten wird auch bei dynamischer Biegebelastung aus dem Kraftverlauf erkennbar.

Aus der Literatur (Lottermoser et al. 1978, Eisenblätter 1980) ist bekannt, daß bei Zugproben ohne Anriß das Erreichen der Streckgrenze werkstoffabhängig mit einem Maximum der kontinuierlichen SE zusammenfällt (vgl. auch Abb.2-4). Ein ähnliches Verhalten wurde in dieser Arbeit unter Verwendung seitgekerbter, vorermüdeteter ISO-V-Proben bei dynamischer Biegebelastung deutlich.

Neben kontinuierlicher SE mit geringer Amplitude wurde bei allen Versuchen das Freisetzen eines vergleichsweise energiereichen SE-Bursts im Streckgrenzenbereich beobachtet. Dieser Burst regt alle Sonden an und erreicht Signaldauern bis zu einigen 100  $\mu$ s. Abb.6-12 zeigt ein solches Burstereignis.

Die SE-Bursts treten reproduzierbar im Streckgrenzenbereich auf. Dies legt die Annahme nahe, daß dieses Phänomen mit dem Übergang von der Mikroplastizität zum Fließen im gesamten Probenquerschnitt korreliert. Vergleichsweise große SE-Amplituden gestatten eine problemlose Markierung der Ankunftszeiten der Signale. Daraufhin kann die Ansprechreihenfolge eindeutig ermittelt werden, die für jeden Versuch gültige SE aus dem Rißspitzenbereich ausweist.

Mit Hilfe der gemessenen Einsatzzeiten und der zugehörigen Kraftwerte ( $F_{gy}^{SE}$ ) können auf

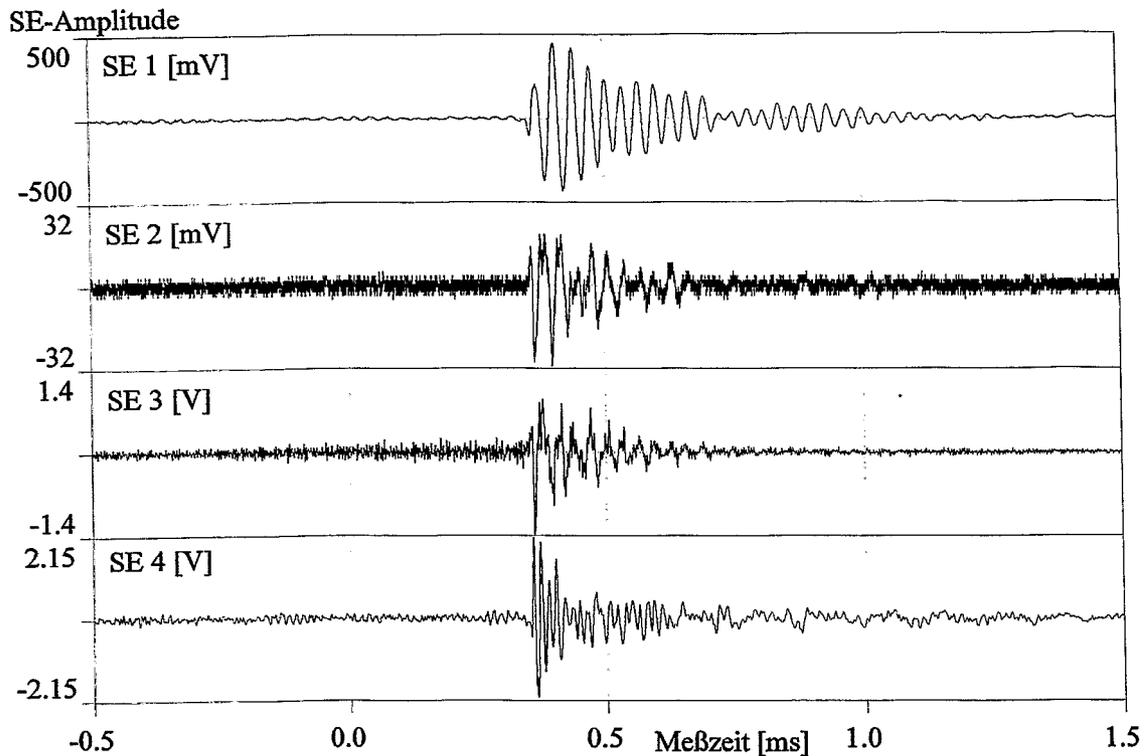


Abb. 6-12 Zeitsignale der SE im Streckgrenzenbereich (Hochpaßfilter: 20 kHz).

Basis von Glg. (3.6) die in Tab.6-4 aufgeführten SE-basierten Biegestreckgrenzen  $\sigma_{yd}^{SE}$  bestimmt und für alle relevanten Versuche gemittelt werden.

Tab.6-4: SE-definierte Biegestreckgrenze  $\sigma_{yd}^{SE}$  bei D3PB-Belastung für WS 1 (T-L).

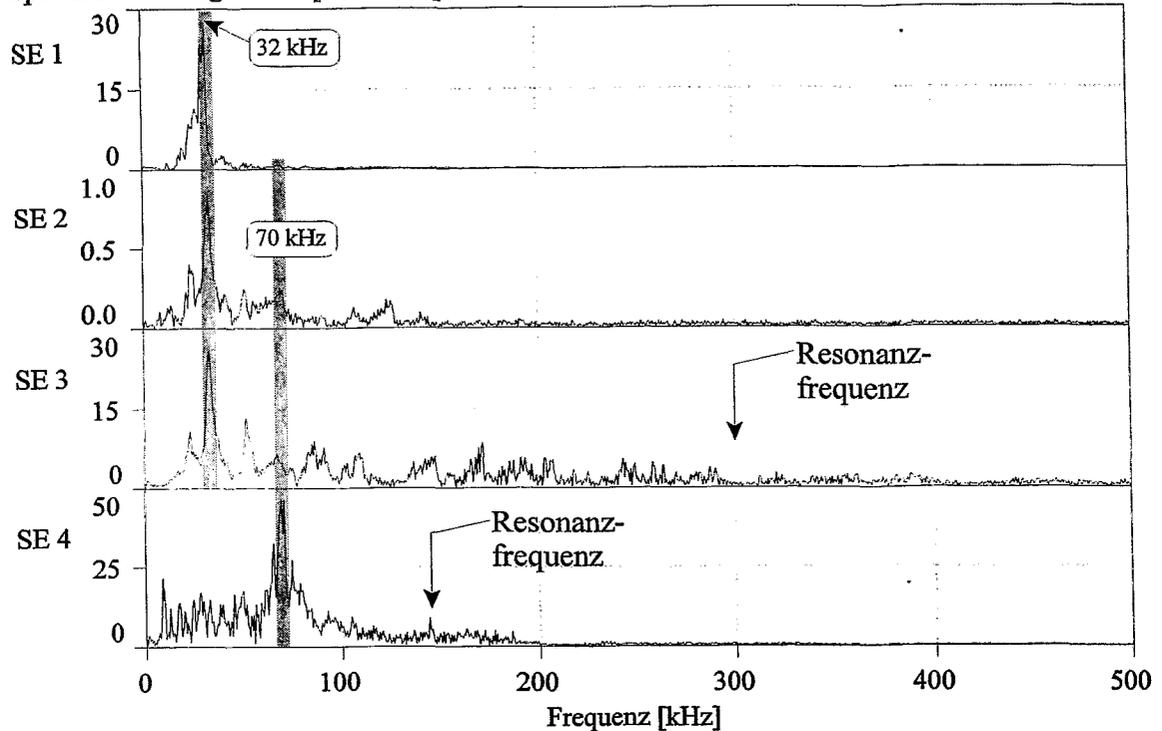
Sonde	SE 1	SE 2	SE 3	SE 4
Mittelwert $\sigma_{yd}^{SE}$ [MPa]	653	648	645	649
Standardabweichung [MPa]	$\pm 12$	$\pm 18$	$\pm 17$	$\pm 13$

Die ausgewiesenen Mittelwerte der Biegestreckgrenze  $\sigma_{yd}^{SE}$  weisen nur geringe Standardabweichungen auf. Auch aus den Mittelwerten der unterschiedlich positionierten Sonden wird eine gute Korrespondenz ersichtlich.

Die  $\sigma_{yd}^{SE}$ -Mittelwerte aller Sonden stimmen gut mit der dynamischen Streckgrenze  $R_{ed}$  (vgl. Tab.3-3) gekerbter ISO-V-Proben im IKS BV überein, obwohl in beiden Versuchsarten im Detail recht unterschiedliche Dehngeschwindigkeiten wirksam sind, hängen im untersuchten Bereich höherer Belastungsgeschwindigkeiten die dynamischen Festigkeitseigenschaften nur in geringem Maße von der Dehnrage ab. Dies legitimiert nachträglich die Anwendung dieser Versuchsanordnung. Trotz bekannter subjektiver Unsicherheiten bei der Ermittlung von  $R_{ed}$  ist die gute Übereinstimmung dieses Wertes mit  $\sigma_{yd}^{SE}$  ein zusätzlicher Ausdruck dafür, daß mit der Anordnung SE gemessen wurde, die direkt mit den Werkstoffprozessen bei Beginn plastischer Verformung verbunden ist.

In Abb.6-13 werden die Amplitudenspektren der in Abb.6-12 wiedergegebenen Zeitsignale aus dem Streckgrenzenbereich dargestellt.

## Spektrale Leistungsdichte [rel. Einh.]



**Abb. 6-13** Spektrum der Leistungsdichte der SE-Zeitsignale im Streckgrenzenbereich (Hochpaßfilter: 20 kHz) in Abb.6-12.

Aus den Bursts der Streckgrenzen-SE ergeben sich reproduzierbar charakteristische Maxima (Peaks) der spektralen Leistungsdichte in den Amplitudenspektren, denen die in Tab.6-5 aufgeführten Spannwerten der Frequenzen aus allen Versuchen zugeordnet sind.

**Tab.6-5** Mittenfrequenzen der Maxima spektraler Leistungsdichte für Streckgrenzen-SE.

Sonde	SE 1	SE 2	SE 3	SE 4
$f_{\text{max, peak}}$ [kHz]	30,5...31,7	31,7...33	31,7...33	69,5...75,7

Es wird beobachtet, daß die Maxima der spektralen Leistungsdichte beider Probensonden (SE2, 3) und bei geringer Verschiebung auch der Sonde SE 1 in vergleichbaren Frequenzbändern liegen. Eine stärkere Verschiebung ist für SE 4 zu verzeichnen. Die Verschiebungen der Frequenzspektren werden auf die Biegestempelgeometrie und verschiedenartig anregende Wellenmodi zurückgeführt. Eine Übereinstimmung des spektralen Maximums an Sonde SE 1 bei Streckgrenzen-SE mit dem Peak im Spektrum rißbedingter SE (Abb.6-10) ist als zufällige Überlagerung beider Frequenzbänder zu betrachten.

Für die Sonde SE 4 ist hinsichtlich der Streckgrenzen-SE vom Empfang modegewandelter Anteile auszugehen. Aufgrund der Position von SE 4 ist zu erwarten, daß diese Sonde nicht wie die anderen direkt von einer Longitudinalwelle angeregt wird. Vielmehr ist eine Verzerrung der Welle infolge der Biegestempelgeometrie wahrscheinlich. Belegt wird dies durch die bevorzugte Anregung im Arbeitsbereich der Sonde bei 70 kHz, während die Resonanzfrequenz (150 kHz) kaum betont wird (s. auch Abb.6-10).

Für die beiden Probensonden, aber auch für SE 1, werden spektrale Anteile ermittelt, die jenseits der unteren 3dB-Grenzfrequenz (vgl. Tab. 3-6) liegen. Demnach enthalten die Signale

der Streckgrenzen-SE spektrale Anteile, die nicht im Arbeitsbereich dieser Sonden liegen und folglich nur mit vergleichsweise geringer Empfindlichkeit gemessen wurden. Darin kommt die außerordentlich hohe Intensität dieser SE-Art im Streckgrenzenbereich zum Ausdruck.

Da die Sonden teilweise überlappenden, aber unterschiedlichen Frequenzbereichen ihre maximale Empfindlichkeit aufweisen, werden die SE-Signale durch die Sonden unterschiedlich stark gedämpft. Dies gilt insbesondere für die Sonden SE 1 und SE 4, bei denen zusätzlich die Biegestempelgeometrie Einfluß ausübt. Sonde SE 1 ist innerhalb des Biegestempels angekoppelt. Dieser wird als integraler Bestandteil der Sondenankopplung an die Probe betrachtet und erfüllt somit die Funktion eines Wellenleiters. Wie bereits deutlich wurde, kommt der Übertragungsweg von der Quelle in der Probe bis hin zur Sonde SE 1 potentiell für Energieverluste und Verzerrungen des Ursprungsignals in Betracht. Verluste treten infolge der Schallschwächung durch akustische Impedanzunterschiede der Grenzflächen sowie frequenzabhängige Dämpfung ein, während spektrale Verzerrungen infolge geometrischer Dispersion auftreten.

Das Phänomen Streckgrenzen-SE ist als Ursache für die Anregung aller Sonden anzusehen. Ein charakteristisches Maximum spektraler Leistungsdichte bei etwa 30 kHz (SE 4: 70 kHz) ist demnach ein Merkmal der burstartigen SE beim Erreichen der Streckgrenze.

#### 6.2.4 Schlußfolgerungen zur SE bei aufprallfreier Belastung

Die genutzte Versuchsanordnung ermöglicht bei höheren Dehngeschwindigkeiten als im quasi-statischen Versuch eine aufprallfreie Biegebelastung bis zu definierten Beträgen der Durchbiegung. Damit steht eine Mehrprobentechnik zur Konstruktion einer dynamischen Reißwiderstandskurve zur Verfügung. Darüber hinaus wurden dynamische Festigkeitskennwerte ermittelt, die mit denen aus dem IKSBV vergleichbar sind.

Durch SE-Sonden auf dem Biegestempel und der Probe wird im Streckgrenzenbereich burstartige SE registriert. Sie ist durch hohe Signalamplituden und steile Signalanstiege gekennzeichnet und dadurch gut meßbar. Als Quelle dieser SE kommt die sprunghafte Vergrößerung der Anzahl gleitfähiger Versetzungen bei Fließen in Frage. In einigen Fällen ist diesen SE-Signalen noch kontinuierliche SE überlagert. Die ausgeprägte Reproduzierbarkeit der Streckgrenzen-SE bei Einhaltung der Ansprechreihenfolge und die Registrierung dieser SE auch durch die Hammerfennsonde belegt die prinzipielle Eignung der Versuchsanordnung zur Erfassung von SE aus der Prozeßzone vor der Reißspitze.

Durch nahezu ungefilterte hochfrequente SE-Signale wird die zur Reißinitiierung führende Materialschädigung an der Reißspitze im Mittel vor der physikalischen Reißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^{SZW}$  angezeigt. Der Zeitbereich nach dem Abklingen der Streckgrenzen-SE und vor dem Erreichen des Kraftmaximums wird nach den Ergebnissen in Kapitel 5 als relevant für die duktile Reißinitiierung angenommen. Das erstmalige Ansprechen aller SE-Sonden in diesem Zeitbereich wird als markantes Reißinitiierungsereignis definiert.

Die SE-Methode spricht bei etwa 70 % des SZW-Wertes an. Mit Hilfe eines einfachen Koinzidenzverfahrens konnte die Quelle der SE der näheren Umgebung der Reißflächenebene zugeordnet und Reibungsgeräusche ausgeschlossen werden. Das verweist auf die besondere Empfindlichkeit der SE-Methode im aufprallfreien Biegeversuch gegenüber den Werkstoffprozessen, die den duktilen Reißbeginn unmittelbar einleiten. Im Gegensatz dazu reagierte die SE-Methode im IKSBV vergleichsweise weniger empfindlich. Die Gründe dafür sind einerseits die im Schlagversuch auftretende schlagbedingte SE und andererseits die durch die Hochpaßfilterung vermutlich unterdrückten reißbedingten SE-Signale mit geringer Amplitude.

## 7 Reproduktionsnachweis für Schallemission im Duktile-Spröd-Übergangsbereich

### 7.1 Prüfbedingungen

In den vorangegangenen Kapiteln wurde anhand verschiedener Stähle und Versuchsanordnungen nachgewiesen, daß mit der SE-Methode charakteristische Erscheinungen im Umfeld der physikalischen Rißinitiierung nachgewiesen werden können. Dabei wurde werkstoffspezifisch ein unterschiedliches Maß der Streuung des Kennwertes  $J_{id}^{SE}$  deutlich, wobei dessen Mittelwert aber immer unterhalb des nicht-konservativen  $J_{dm}$  lag. Das ist zum einen auf die Streuung der Werkstoffeigenschaften selbst und zum anderen auf die Temperaturvariation bei der Kennwertermittlung mit der CR-Methode zurückzuführen.

Mit einer größeren Stichprobe unter weitgehend konstanten Bedingungen soll deshalb geprüft werden, ob mit der SE-Methode auf empirischem Weg duktile Rißinitiierung reproduzierbar und statistisch gesichert nachgewiesen werden kann.

Es wurden 48 Längsproben (LT) aus der Mittenlage (0,5 relative Tiefe) des Werkstoffs WS 5F mit der FZR-Anordnung nach Abb.3-3 untersucht. Bei 36 Versuchen wurde ein konstantes Prüfregime bei einer Temperatur ( $T=-15\text{ °C}$ ) und Schlaggeschwindigkeit ( $\dot{v}_0=2.8\text{ m/s}$ ) eingehalten. Die Prüftemperatur liegt für diesen Werkstoff im oberen Übergangsbereich der Zähigkeit, d.h.  $T_i < T < T_m$ . In diesem Bereich konkurrieren Gleit- und Spaltbruch (vgl. Abb.2-1), wobei die Rißinitiierung stabil erfolgt. Das Verhalten wird durch die zufallsbedingte Verteilung von Inhomogenitäten im Gefüge vor der Rißspitze bestimmt. Infolgedessen werden starke Streuungen der verbrauchten Schlagarbeit beobachtet, die sich auch im Auftreten unterschiedlicher Typen der  $F_d(s)$ -Kurven äußern, deren Häufigkeit in Tab.7-1 aufgeführt ist.

Tab.7-1 Anzahl der Realisierungen und zugehörige Kurventypen nach ISO 14 556 (1996).

	Summe	Typ der $F_d(s)$ -Kurve			
		A/B	C/D	E	F
Häufigkeit aller Realisierungen	48	5	11	15	17
Häufigkeit der Realisierungen bei $T = -15\text{ °C}$	36	5	7	10	14

Damit verbunden zeigten sich bei 86% der Versuche breite Streuungen der stabilen Rißverlängerung  $\Delta a$  und der durch  $J_{d\Delta a}$  ausgedrückten verbrauchten Verformungsenergie bis zum Spaltbruchbeginn. Dieses Werkstoffverhalten im Übergangsbereich ist Voraussetzung für die Anwendung der CR-Methode. Die aufgezeichnete SE zeigte entsprechend den aufgetretenen  $F_d(s)$ -Kurventypen unterschiedliche Erscheinungsbilder, die mit den Charakteristiken in Abb.5-2 vergleichbar sind.

### 7.2 Auswertemethodik

Zur Bewertung der SE-Signale wurden die Methoden gemäß Abschnitt 3.6.4 herangezogen.

#### 7.2.1 SE-Einzelsignal (Methode 1)

Die große Anzahl von Messungen unter identischen Versuchsbedingungen gestattet eine tiefergehende Analyse rißbedingter SE-Signale. Zunächst werden die SE-Signale in der Nähe

des Kraftmaximums  $F_m$  betrachtet. Nach vorangegangenen Ergebnissen ist in diesem Bereich mit Sicherheit duktiler Rißfortschritt als dominanter SE-Prozeß anzusehen. Für diese SE-Signale lassen sich folgende Merkmale angeben:

- die Amplitude  $A$  ist geringer als  $\frac{1}{4}$  der auf ihr Maximum normierten schlagbedingten SE,
- nach der ersten Auslenkung klingt die Schwingung ab,
- die Anstiegszeit der ersten Auslenkung ist  $\leq 0.15 \mu\text{s}$ ,
- die erste Auslenkung ist positiv

Im allgemeinen beträgt die Signallänge bis zum Erreichen des Rauschpegels weniger als 3.5 Schwingungen. Durch das Überlagern verschiedener Burstsignale ist dieses Merkmal nicht in jedem Fall zu erkennen. Zur Bestimmung des Zeitpunktes der Rißinitiierung wird das erste SE-Signal benutzt, das den o.g. Merkmalen entspricht. Dabei bleibt ein Ermessensspielraum bestehen, da die SE-Signale eine ausgesprochene Individualität besitzen und vornehmlich in Amplitude und Signaldauer streuen.

Die Frequenzanalyse der SE mittels FFT von Einzelimpulsen erbrachte keine verwertbaren Informationen. Für die vorliegende Versuchsanordnung wurde die bereits durch Kalkhof (1986c) für eine ähnliche Anordnung diskutierte teilweise Überdeckung der Frequenzbänder von schlag- und rißbedingter SE bestätigt. Dies ist eine Auswirkung der Verzerrung der Frequenzcharakteristik der SE-Quelle infolge der Übertragungseigenschaften von Probe, Hammerfinne, SE-Sonde und nachgeschalteter Elektronik (Engelhardt et al. 1978). Die geometrischen Verhältnisse in der Versuchsanordnung könnten die Entstehung stehender Wellen im Probekörper ermöglichen. In diesem Fall wird die Anregung von Resonanzen das SE-Bild prägen. Das bedeutet jedoch nicht, daß mit anderen Sondenpositionen und -eigenschaften oder Probengeometrien schlagbedingte SE nicht selektiv abgetrennt werden könnte. Allerdings kann für solche Untersuchungen nicht mehr der genormte Kerbschlagbiegeversuch benutzt werden.

### 7.2.2 SE-Energiesummutation (Methode 2)

Die gemessenen SE-Signale weisen den bereits erwähnten überlappenden Charakter von schlag- und rißbedingter SE auf. Oftmals ist der Beginn der Phase rißbedingter SE mit Methode 1 nicht eindeutig identifizierbar. Deshalb wurde eine SE-Energiesummutationsmethode nach Abschnitt 3.6.4 angewendet. Sie beschreibt die zeitliche Schädigungsentwicklung in der Probe anhand einer zur gemessenen SE proportionalen Energiegröße (Abb.7-1).

Während der Anfangsbereich einen näherungsweise linearen Anstieg aufweist, verläuft der daran anschließende Teil wesentlich flacher. Der zweite Bereich kann mit einem Polynom höherer Ordnung approximiert werden. Dabei wurde nur der Zeitbereich bis zum Kraftmaximum analysiert, in dem, wie in den Kapiteln 5 und 6 gezeigt wurde, bei zähen Stählen bereits die duktile Rißverlängerung eingesetzt hat. Zwei deutlich unterscheidbare Kurvenabschnitte spiegeln offenbar das zeitlich begrenzte Auftreten von Ereignissen unterschiedlicher Energieinhalte wieder.

Der Schnittpunkt beider Abschnitte der Energiesummenkurve ( $t_i^{SE/SP}$ ) wird als Übergang von schlag- zu rißbedingter SE definiert.

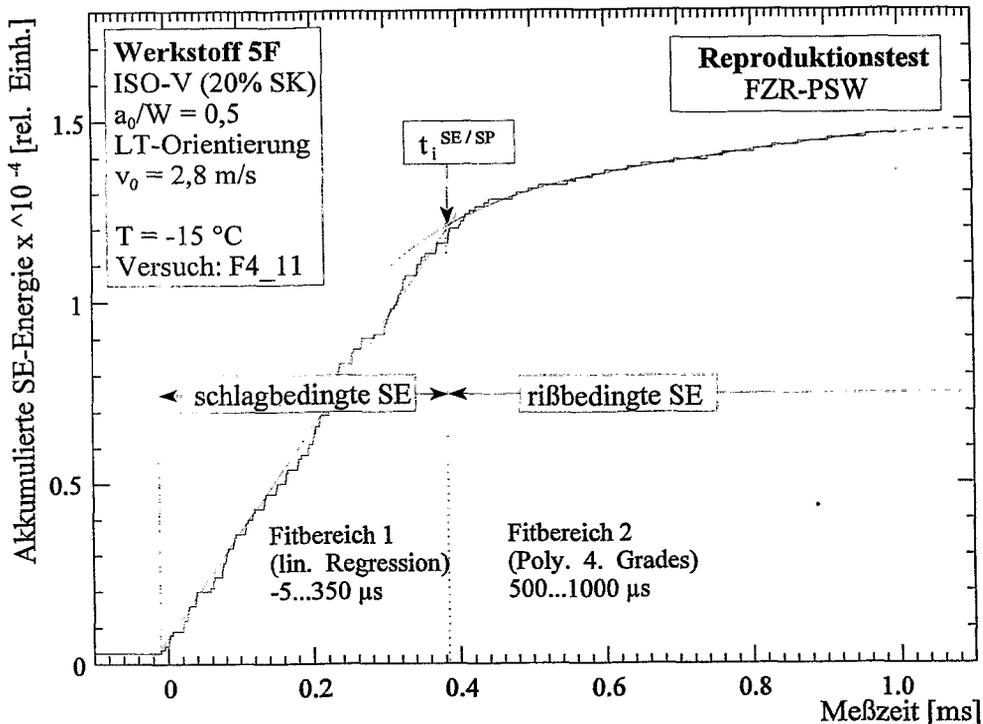


Abb.7-1 Entwicklung der akkumulierten Signalenergie über der Meßzeit.

### 7.3 Ergebnisse des Reproduktionstestes

Mittelwerte und Streumaße für  $J_{id}^{SE}$ , die mit beiden Auswertungsmethoden aus den Versuchen mit konstanter sowie variiertem Temperatur bestimmt wurden, sind in Tab.7-2 angegeben.

Tab.7-2 Statistische Kenngrößen für J-Parameter bei Analyse rißbedingter SE nach Methode 1 und 2.

statistische Größen	J-Integralparameter $J_{id}^{SE}$ (Methode 1) und $J_{id}^{SE/SP}$ (Methode 2)			
	27 von 36 Realisierungen bei $T = -15\text{ °C}$		36 von 48 Realisierungen bei $T < -15\text{ °C}$	
	Method 1	Method 2	Method 1	Method 2
[N/mm]				
Mittelwert $\bar{x}$	272	270	274	265
Standardabweichung s	35	31	31	31
durchschnittl. Abweichung d	23	24	24	24
Variationsbreite $\delta$	138	115	115	120

In 72 % der Messungen konnte mit SE ein Rißinitiiierungswert bestimmt werden, während für die weiteren 28 % mit SE keine duktile Initiierung nachgewiesen wurde. In letzterem Falle wurde entweder sofort mit instabilem Rißfortschritt eingeleitet - folglich war keine duktile Rißverlängerung nachweisbar (14 %). Oder beide Methoden versagten (14 %) aufgrund geringster  $\Delta a$ -Beträge, wobei weder Schnittpunkt noch markantes Signal deutlich markiert waren.

Beide Methoden liefern in Mittelwert und Streuung nahezu identische Ergebnisse. Auch ein Temperatureinfluß ist in dem Bereich von -22...+24 °C für diesen Werkstoff nicht nachzuweisen. Die Einzelergebnisse enthält Tab.B-20 im Anhang B.

Eine graphische Darstellung der nach Methode 1 und 2 analysierten J-Parameter aller Versuche enthält Abb. 7-2. Die  $J_{dm}$ -Werte sind gleichfalls eingetragen.

Die Streuung der duktilen Rißverlängerung der bei -15 °C durchgeführten Versuche liefert eine gut mit Meßpunkten belegte dynamische Rißwiderstandskurve (Abb.7-3). Die bis zum Spaltbrucheinsatz erreichten stabilen Rißlängen  $\Delta a$  können zudem mit den dazugehörigen Werten für die Meßzeit  $t_{ii}$  bzw. der Durchbiegung  $s_{ii}$  verknüpft werden. Solche als zeit- bzw. durchbiegungsbezogene Rißverlängerungskurven  $t(\Delta a)$  und  $s(\Delta a)$  bezeichneten Zusammenhänge sind

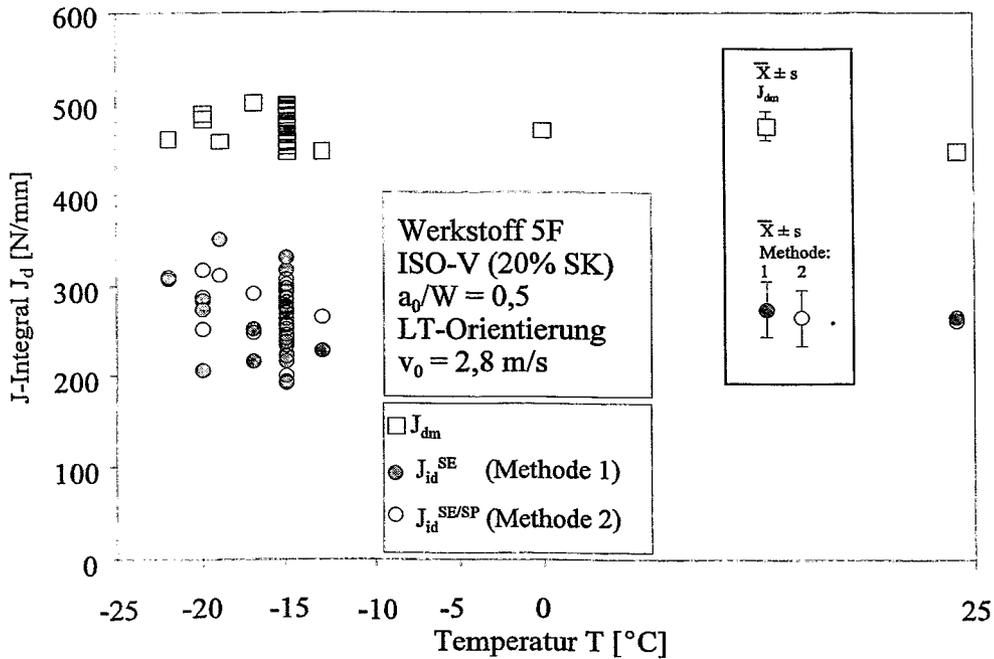


Abb.7-2 Vergleich der SE-definierten J-Parameter nach Methode 1 und 2 mit  $J_{dm}$ .

für den Werkstoff WS 5F in Abb.7-4 dargestellt.

Das Anpassen einer Potenzfunktion nach Glg. (3.4) an die  $J_d$ - $\Delta a$ -Wertepaare und einer Gerade an die  $t(\Delta a)$  und  $s(\Delta a)$ -Daten liefert eine gute Korrelation mit Koeffizienten nahe 1. Die aus diesen Zusammenhängen gewonnenen Parameter sind in Tab.7-3 zusammengefaßt und mit den Mittelwerten beider SE-Methoden aus allen Versuchen verglichen.

Tab.7-3 Physikalische, SE-definierte und technische Initiierungsparameter für den Werkstoff WS 5F(LT).

Bezugswerte für kritische Initiierungsparameter	$\Delta a =$	$\Delta a =$	SE-Methode		$\Delta a =$	$\Delta a$
	SZW <sub>i</sub>	0,2 mm	1	2	bl+0,2 mm	bei $F_m$
<u>dynamisches J-Integral:</u> $J_d = 823\Delta a^{0,79}$ [N/mm ]	112	231	<b>272</b>	<b>270</b>	330	475
<u>Durchbiegung:</u> $s = 2,28\Delta a + 0,61$ [mm]	0,79	1,06	<b>1,09</b>	<b>1,13</b>	1,27	1,78
<u>Zeit:</u> $t = 934\Delta a + 187$ [ $\mu$ s]	261	374	<b>397</b>	<b>401</b>	458	669

Beide SE-Methoden ergeben J-Parameter, die ungefähr 60 % des auf das Maximum im Kraft-Durchbiegungsverlauf bezogenen  $J_{dm}$ -Wertes betragen.

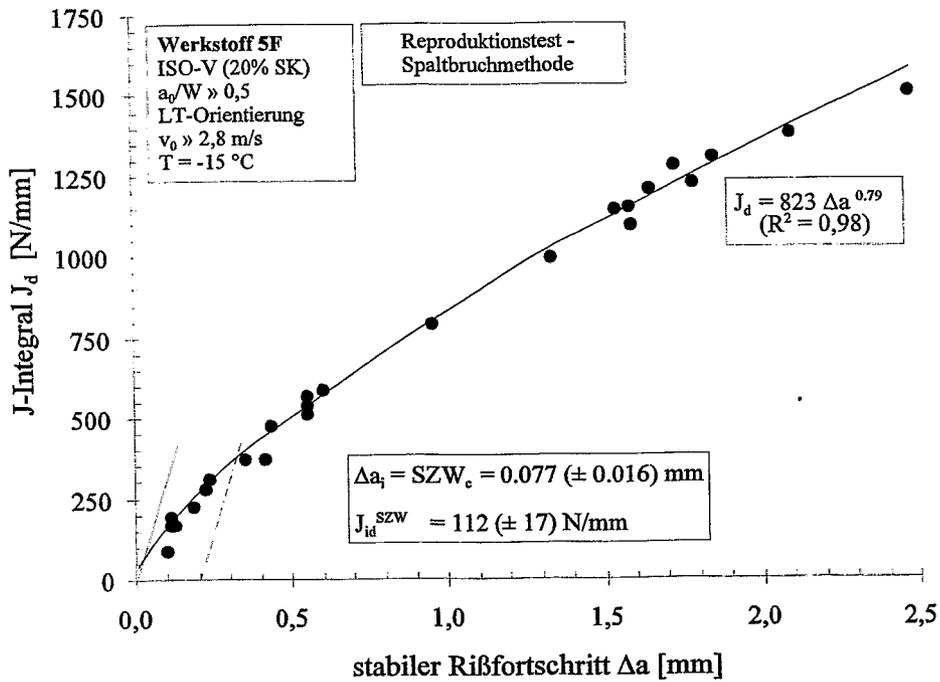


Abb.7-3 Dynamische Rißwiderstandskurve  $J_d(\Delta a)$  nach der CR-Methode für Werkstoff WS 5F(LT).

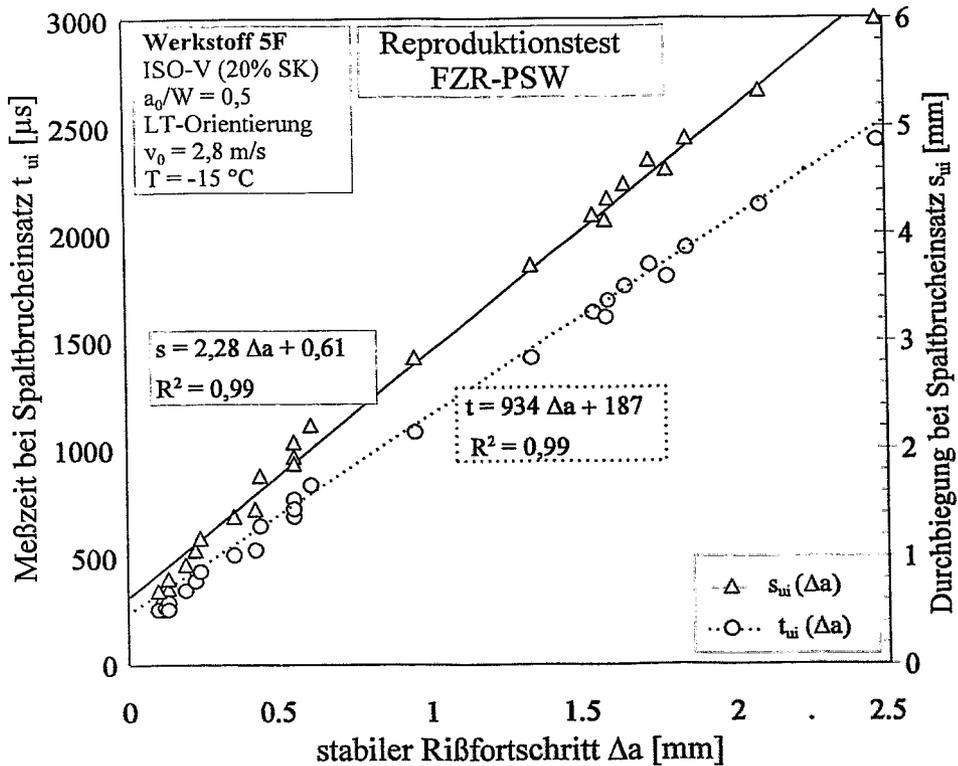


Abb.7-4 Zeit- bzw. durchbiegungsbezogene Rißverlängerungskurven aus den Ergebnissen des Reproduktions-Tests.

Dies entspricht im Vergleich zum physikalischen  $J_{id}^{SZW}$  bzw. technischen Rißinitiiierungswert  $J_{d0.2}$  größeren Werten der Durchbiegung und der Meßzeit, die bei 24 bzw. 49% liegen. Die mit

der SE bestimmten Rißinitiierungswerte sind jedoch deutlich niedriger als der ASTM-bezogene  $J_{d0,2}^{bl}$ -Initiierungswert, mit 69% des  $J_{dm}$ -Wertes.

#### 7.4 Schlußfolgerungen

Für den duktil-spröden Übergangsbereich konnten mit Hilfe von zwei unabhängig definierten Kriterien auf der Basis von SE-Messungen in der überwiegenden Anzahl von Versuchen Werte der duktilen Rißinitiierung auf der Kraft-Zeit-Kurve definiert werden, die

- nicht abhängig von dem gewählten Kriterium sind,
- keinen Einfluß der Versuchstemperatur zeigen,
- einen Variationskoeffizienten von ca.  $\pm 12\%$  aufweisen und
- mit den technischen Ersatzwerten vergleichbare J-Parameter ergeben.

Duktile Rißinitiierung im Werkstoff WS 5F wird bei der FZR-Anordnung im Mittel erst nach einem duktilen Rißfortschritt  $\Delta a > 0,2$  mm angezeigt. Tritt demnach Spaltbruch schon im Bereich  $\Delta a \leq 0,2$  mm auf, versagen beide SE-Methoden für diesen Werkstoff.

Die Streuung um die SE-Mittelwerte für  $J_{id}^{SE}$  und  $J_{id}^{SE/SP}$  liegt bei ca. 12%. Dieser Wert ist für technische Werkstoffe nicht ungewöhnlich, obgleich die Streuung für  $J_{dm}$  mit 3% deutlich geringer ausfällt. Für die physikalische Rißinitiierungszähigkeit ergeben sich aufgrund von Meßunsicherheiten beim Ermitteln der SZ und infolge der Werkstoffeigenschaften Streuungen von 15%. Berücksichtigt man die karbidreiche bainitische Gefügestruktur, wird verständlich, daß die SE auslösenden Werkstoffprozesse einer ausgesprochenen Individualität und somit einer zufälligen Verteilung unterliegen müssen. Dieser Ursache muß auch die große Streuung der bis zum Spaltbruch aufgenommenen Verformungsenergie zugeordnet werden. Diese Streuung drückt sich einerseits in der Spannweite der  $J$ - $\Delta a$ -Werte in der Rißwiderstandskurve aus; andererseits ermöglicht sie aber erst deren Konstruktion.

Die Ergebnisse im oberen Übergangsbereich sind offenbar unabhängig davon, ob Versuche bei konstanter oder variabler Temperatur durchgeführt werden. Das ist als Bestätigung für die in den vorangegangenen Kapiteln bevorzugte Anwendung der Spaltbruchmethode (CR-Methode) zu werten, die von einer Temperaturunabhängigkeit der duktilen Rißinitiierung für seitgekerbte, vorermüdete ISO-V-Proben im Übergangsbereich ausgeht.

Die statistische Analyse beweist grundsätzlich die Reproduzierbarkeit der mit der SE-Methode im IKS BV ermittelten Rißinitiierungszähigkeitswerte mit einer weniger konservativen Näherung, als es mit  $J_{d0,2}^{bl}$  ( $=J_{Ic}$ ) und  $J_{dm}$  der Fall ist. Darüber hinaus ist bei der Energiesummationsmethode (SE-Methode 2) eine automatisierbare Auswertung denkbar, die einen Gewinn an Objektivität mit sich bringt.

Im Kapitel 8 werden die bei diesem Reproduktionsnachweis gewonnenen Ergebnisse in einen umfassenden Zusammenhang eingeordnet und bewertet. Dies beinhaltet auch den Vergleich der in diesem Kapitel untersuchten Längsproben mit den Querproben, die beim Verifikationstest geprüft wurden.

## 8 Zusammenfassende Diskussion

Im allgemeinen gilt, daß SE erst dann detektiert wird, wenn von einer aktivierten SE-Quelle ausreichend elastische Energie emittiert wird. Die unter Belastung akkumulierte elastische Energie kann infolge plastischer Verformung sowie durch die Prozesse bei duktiler Reißinitiierung (Abschn. 2.3) freigesetzt werden.

Verläuft der Prozeß der Schädigungsentwicklung quasikontinuierlich, ist die Intensität der SE gering. Ist der Prozeßverlauf während des Initialstadiums duktiler Reißausbreitung aber sprunghaft und wird folglich spontan gespeicherte Energie in größerem Ausmaß freigesetzt, kann dieses SE-Ereignis zum Nachweis genutzt werden.

Es kann als sicher angesehen werden, daß der lokale Schädigungsprozeß durch die Größe und Verteilung der Inhomogenitäten vor der Reißspitze, aber auch durch das Verfestigungsvermögen der sie umgebenden Matrix und die Spannungsmehrachsigkeit gesteuert wird. Diese Parameter hängen von den mechanischen Eigenschaften sowie der Proben- und Belastungsgeometrie ab. Deshalb ist zu erwarten, daß die SE bei verschiedenen Werkstoffen bzw. Probenformen durchaus auf unterschiedliche Aspekte und Stadien der Schädigung anspricht.

Die herkömmlichen Indikationsverfahren definieren die Reißinitiierung auf der Basis einer über die gesamte Reißfront integrierend gemessenen Größe, z. B. der Stretchzonenbreite oder dem elektrischen Potential. Diese steht aber oftmals mit nur einem Phänomen der einsetzenden Reißverlängerung in Verbindung. Die SE-Methode hingegen spricht auf verschiedene Elementarprozesse an, die sich auf mikroskopischer Strukturebene im zeitlichen und örtlichen Umfeld des Initiierungsstadiums abspielen. Damit kann man der SE-Methode ein umfassenderes Detektionspotential zuordnen. Das bedeutet jedoch nicht, daß diese Methode immer mit der physikalischen Reißinitiierungszähigkeit übereinstimmende Werte liefern wird.

Im Ergebnis der Literaturlauswertung (Kap. 2) wurde deutlich, daß die SE zwar potentiell zum Nachweis der Reißinitiierung geeignet ist, ihr Einsatz aber noch viele Fragen offen läßt. In dieser Arbeit wurde das Potential der SE-Methode zum Nachweis duktiler Reißinitiierung in zähen Stählen unterschiedlicher Festigkeit und Zähigkeit bei erhöhter Beanspruchungsgeschwindigkeit untersucht. Dazu wurden verschiedene Versuchsreihen sowohl an einem zusätzlich SE-instrumentierten konventionellen (FZR-PSW) als auch an einem gleichfalls mit SE- sowie Laserinstrumentierung versehenen invertierten Pendelschlagwerk (VTT-PSW) unter Verwendung modifizierter ISO-V-Proben durchgeführt. Darüber hinaus wurde eine aufprallfreie Dreipunktbiegeeinrichtung mit zusätzlicher SE-Instrumentierung verwendet.

Im Ergebnis der durchgeführten Versuche lassen sich folgende Aussagen treffen:

Im Rahmen eines Funktionstests (Kap. 4) konnte die prinzipielle Eignung der unter Nutzung der aktuellen Meßtechnik neu konzipierten FZR-Anordnung zur Erfassung typischer Verformungs- und Bruchprozesse im IKS BV nachgewiesen werden.

- Die gemessenen  $F_d(t)$ - und  $SE(t)$ -Signale sind sowohl Ausdruck des Proben- als auch des Werkstoffverhaltens. Beide Signale zeigen deutlich lokale oder aber den ganzen Probenquerschnitt erfassende Bruchereignisse an. Sofern der akustische Kontakt der Hammerfennensonde mit der Probe während des Schlagvorganges bestehen bleibt, wird eine charakteristische SE gemessen. Die besonders bei lokalen Spaltbruchereignissen bestehende Korrelation von Kraftsignal und SE wird als eindeutiger Nachweis für die Empfindlichkeit der SE-Sonde gegenüber Bruchvorgängen angesehen.

- Beim Pendelhammeraufprall wird infolge impulsartiger Kontaktierung von Hammerfinne, Probe und Lager zunächst eine schlagbedingte SE erzeugt. Deren Amplitude und Dauer ist von der eingetragenen Schlagenergie abhängig und sie tritt, zumindest bei elastischem Schlag gegen ungekerbte Proben, reproduzierbar auf. Jedoch werden zwischen verschiedenen Versuchsserien auch Unterschiede deutlich, was auf den Einfluß der Kontaktbedingungen und der Probengeometrie hinweist. Zusätzlich scheinen bezüglich der Dämpfung schlagbedingter SE die akustischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe von Belang zu sein.
- Durch Filterung kann die schlagbedingte SE reduziert, aber nicht entfernt werden.

In einem anschließenden Evidenztest (Kap. 5) wurde für Stähle unterschiedlicher Zähigkeit nachgewiesen, daß auch bei schlagartiger Belastung SE mit duktilem Rißfortschritt in Verbindung steht.

- An verschiedenen Werkstoffen wird ein grundsätzlich vergleichbarer SE-Verlauf beobachtet. Im initiiierungsrelevanten Belastungsbereich ist dieser Verlauf durch das Auftreten zweier unterschiedlicher Arten von SE gekennzeichnet. Die als schlag- bzw. rißbedingt bezeichneten SE-Bereiche können einander überlagern. Das erstmalige Auftreten der zweiten Signalart wird als Beginn des duktilen Rißfortschritts definiert.
- Es konnte ein Kriterium zur Unterscheidung von riß- und schlagbedingter SE formuliert werden, das Unterschiede in der Amplitude und Signaldauer berücksichtigt.
- Die eindeutige Zuordnung der SE zu ihrer Ursache ist nicht möglich. Aus diesem Grund wurde zum Nachweis des Zusammenhanges zwischen SE-Signalen und duktiler Rißinitiierung ein indirekter Weg, die Verifikation mit dem physikalischen Rißeinleitungswert  $J_{id}^{SZW}$ , gewählt. Der physikalische Rißeinleitungswert  $J_{id}^{SZW}$  hat einen integrierenden Charakter, da die kritische Rißabstumpfung (SZW) über die Probenbreite gemittelt wird.
- Rißbedingte SE wird in o.g. Versuchsserie erst nach der vollständigen SZ-Abstumpfung, die als physikalische Rißinitiierung definiert ist, und einem zusätzlichen Betrag duktilen Rißfortschritts detektiert. Ausgehend von früheren Untersuchungen (Kalkhof 1986a, Viehrig 1993) wurde allerdings eine höhere Empfindlichkeit der SE-Methode gegenüber physikalischer Rißinitiierung erwartet. Es ist aber zu beachten, daß beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch die SE-Sondenposition, die unumgängliche Signalfilterung und der Einfluß der schlagbedingten SE ungünstige Randbedingungen für eine frühzeitige Detektion rißbedingter SE darstellen.
- Die untersuchten Werkstoffe haben bis auf den Werkstoff WS 2 ein bainitisches Grundgefüge mit komplexer Strukturhierarchie. Diese Werkstoffe weisen im Volumenbereich vor der Rißspitzenfront keinesfalls homogene Strukturen auf. Gefügeinhomogenitäten an der Ermüdungsrißspitze, aber auch zufällig im Volumen vor der Rißspitzenfront verteilte Zweitphasen sowie die Geometrie der Kleinprobe bewirken bei zunehmender Kraft eine ungleichmäßige Spannungsverteilung. Sobald der Werkstoffzusammenhang vor der Rißspitze aufgrund lokaler Überschreitung kritischer Dehnungswerte durch Hohlraumkoaleszenz zerstört wird, tritt örtlich begrenzt Rißinitiierung auf. Dies bedeutet, daß es sich bei Rißinitiierung um einen diskontinuierlichen Prozeß handelt, der durch Anteil, Größe sowie Verteilung der Zweitphasen und folglich durch die lokale Bruchwahrscheinlichkeit gesteuert wird.

- Bei der zur Ermittlung von  $J_d(\Delta a)$ -Rißwiderstandskurven vorrangig genutzten Spaltbruchmethode wird die Meßpunktverteilung der  $J_d$ - $\Delta a$ -Werte von der Bruchwahrscheinlichkeit gesteuert. Je nach Typ der Funktion, mit der eine Rißwiderstandskurve an die ungleichmäßig verteilten Meßwerte angepaßt wird, können vor allem im unzureichend belegten Anfangsbereich erhebliche Unterschiede im Kurvenverlauf auftreten. Da aber gerade dieser Kurvenabschnitt zur Bestimmung der physikalischen Rißinitiierungszähigkeit dient, muß mit Einschränkungen in der Genauigkeit und Reproduzierbarkeit gerechnet werden. Eine 2-parametrische Potenzfunktion erwies sich in dieser Situation als zuverlässig.

Ungeachtet der Detailunterschiede zeigt die SE-Methode in der Gesamtheit duktile Rißinitiierung nach dem physikalischen, aber noch vor den technischen Vergleichswerten an. Die SE-definierte Rißinitiierung setzt werkstoffabhängig bei 41...59 % des J-Parameters der Maximalkraft ein. Bei den Werkstoffen höherer Zähigkeit nähert sich (WS 6) oder überschreitet (WS 5F-LT) der mittlere SE-definierte Initiierungswert dem technischen Wert  $J_{d0,2}$ , ist aber immer kleiner als  $J_{d0,2}^{bl}$  und  $J_{dm}$ .

Durch die Nutzung ergänzender Versuchsanordnungen und zusätzlicher Instrumentierungen wurde im Verifikationstest (Kap.6) eine vergleichende Einordnung der SE-Methode sowie unter Ausschluß störender schlagbedingter SE eine Ortung der Quelle für die SE-Signale vorgenommen. Mit Hilfe eines modifizierten, invertierten Pendelschlagwerkes mit Laserinstrumentierung (VTT-PSW) konnten erstmals simultan Schlagkraft-, COD-, SE- und ME-Messungen bei reduzierten Aufschlag- und Schwingungseffekten durchgeführt werden. Daraus lassen sich folgende Aussagen ableiten:

- Die Einflußdauer und Amplitude der schlagbedingten SE erreichen beim invertierten VTT-System die gleiche Größenordnung wie mit der FZR-Anordnung. Der Einsatz eines invertierten Systems bringt demzufolge aus der Sicht der zunächst erwarteten Verminderung schlagbedingter SE keinen Vorteil. Vermutlich kompensiert die doppelte Schlagenergie dieses Hammers die Vorteile des invertierten Aufbaus. Auch die rißbedingte SE wird in ähnlicher Ausprägung wie bei der FZR-Meßanordnung deutlich. Daraufhin wurden die Interpretation der SE-Signale beim FZR-PSW auf das invertierte VTT-System übertragen.
- Bis auf eine Ausnahme (WS 5G) liegen die SE-definierten Rißinitiierungswerte in der näheren Umgebung des Referenzwertes - dem physikalischen Kennwert auf Basis der SZW. Damit eignet sich die invertierte Anordnung trotz der zum FZR-PSW vergleichbaren SE-Charakteristik scheinbar besser zum SE-Nachweis der Rißinitiierung. Möglicherweise ist das aber ein Effekt der für beide PSW unterschiedlichen Werkstoffe.
- Für verschiedene Wärmebehandlungszustände bzw. Probenorientierungen des Werkstoffs 5 ist im Detail eine kritischere Bewertung angebracht. So konnte die SE-Methodik die unterschiedliche Rangfolge der Zähigkeit nur bedingt nachweisen.
- Mit SE und COD können charakteristische Erscheinungen vor dem Kraftmaximum und in der Nähe der physikalischen Rißinitiierung zumindest in den Fällen nachgewiesen werden, in denen der anschließende duktile Rißfortschritt  $\Delta a > 0,1$  mm überschreitet. Dieses Maß ist bei COD, nicht aber bei SE, notwendig, um eine Unterscheidung der Prozesse infolge des Hammeraufpralls von denen der Rißausbreitung vornehmen zu können. Die ME-Methode ist bei diesen Versuchen nur wenig brauchbar, da mit der realisierten Anordnung offensichtlich eine System-, aber keine Werkstoffeigenschaft gemessen wird.

- Tendenziell zeigt die COD-Methode eine höhere dynamische Initiierungszähigkeit als die SE-Methode an. Eine Identität der mit der SE- und COD-Methode gemessenen Werte ist folglich nicht gegeben. Der Grund dafür ist, daß beide Verfahren auf unterschiedliche Phänomene des Initialstadiums der Reißinitiierung ansprechen. Während die COD-Methode auf die Änderung der Probennachgiebigkeit beim Reißfortschritt reagiert, ist die Emission von Schallsignalen direkt mit dem mikrostrukturellen Schädigungsprozeß verknüpft. Dabei ist noch zu bedenken, daß Reißinitiierung in hochzähen Stählen weder zeitlich noch örtlich eindeutig zu definieren ist.
- Der für die COD-Anzeige notwendige Betrag an duktiler Reißverlängerung läßt den COD-Kennwert eher als einen technischen Ersatzkennwert in der Umgebung von  $J_{d0,2}$  erscheinen. Allerdings ist die Korrelation zum Reißinitiierungskennwert nur im Bereich geringerer Reißinitiierungszähigkeit gewährleistet. Bei höherer Werkstoffzähigkeit wird die COD-Methode möglicherweise zusätzlich durch Verformungsprozesse im Kerbumfeld beeinflusst.

Weiterhin konnte durch die Nutzung eines servohydraulischen Prüfsystems eine Biegebelastung realisiert werden, die zwar eine hohe Dehngeschwindigkeit gewährleistet, aber aufprallfrei wirkt. Die Versuche mit dieser Anordnung dienten dazu, unter Ausschluß schlagbedingter Effekte die gemessene SE mit den werkstofftypischen Ereignissen in der Reißspitzenumgebung in Zusammenhang zu bringen.

- Die D3PB-Versuchsanordnung gestattet eine stetige Kraftereinleitung und führt somit zur Eliminierung schlagbedingter SE-Effekte.
- Bei diesen Versuchen spricht die SE-Methode im Gegensatz zum IKSBV schon während der Reißabstumpfung an. Es muß davon ausgegangen werden, daß die Detektionspotentiale beider Versuchsanordnungen nicht nur durch die unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten, sondern auch durch die Filterung der SE-Signale beeinflusst werden.
- Im Bereich der Biegestreckgrenze wird intensive SE beobachtet, die reproduzierbar auftritt. Das Registrieren dieser vermutlich mit kollektiven Versetzungsreaktionen verknüpften SE kann als Nachweis der Eignung der D3PB-Versuchsanordnung zum Erfassen von SE aus der Prozeßzone vor der Reißspitze angesehen werden.

Die Resultate eines Reproduktionstests (Kap. 7) bestätigen, daß in der FZR-Meßanordnung die von einer SE-Quelle emittierte Energie als Resultat einer Ereigniskaskade oder eines energiereichen Ereignisses zu einem detektierbaren Signal an der SE-Sonde führt. Einzelereignisse werden dann aufgelöst, wenn sie den Rauschpegel der Meßanordnung übertreffen. Dabei ist zu beachten, daß die verwendete Meßkette keinesfalls die maximal mögliche Empfindlichkeit aufweist, sondern wegen geometrischer Randbedingungen einen Kompromiß zwischen Empfindlichkeit (Ankopplung, Wellenleiter) und Bandbreite (Durchmesser des Piezoelements der Sonde) darstellt. Aus den Resultaten dieses Versuchskomplexes sind folgende Aussagen abzuleiten:

- Zwei unabhängig voneinander festgelegte SE-Kriterien ergaben für die überwiegende Anzahl von Versuchen plausible Zähigkeitswerte in der Umgebung duktiler Reißinitiierung auf der  $F_d(s)$ -Kurve.
- Für 72 % der Versuche gelingt mit SE-Methode 1 (herkömmlich) bzw. 2 (Energiesummati-on) ein reproduzierbarer Nachweis der duktilen Reißinitiierungszähigkeit. Bei den restlichen

28 % der Versuche wird aufgrund der werkstoffspezifischen Streuung mechanischer Eigenschaften entweder kein duktiler, sondern sofort instabiler Rißfortschritt eingeleitet (14%), oder aber eine ungenügende Rißverlängerung erzielt (14%), die keinen Nachweis gestattet.

- Die karbidreiche bainitische Gefügestruktur hat zur Folge, daß die SE auslösenden duktilen Bruchereignisse eine ausgesprochene Individualität und somit eine zufällige Verteilung aufweisen.
- Eine signifikante Abhängigkeit der SE-definierten Initiierungswerte von der Prüftemperatur ist innerhalb des untersuchten Bereiches von  $T = -24...+25\text{ °C}$  bei einer Streubreite von 12% nicht zu beobachten.
- Für den Werkstoff WS 5F (L-T) ergeben sich in der FZR-Anordnung SE-definierte Rißinitiierungswerte, die größer als der technische Wert  $J_{d0,2}$ , aber kleiner als  $J_{d0,2}^{bl}$  und  $J_{dm}$  sind.
- Mit der SE wird duktile Rißinitiierung im Werkstoff WS 5F-LT im Mittel erst nach einem duktilen Rißfortschritt  $\Delta a > 0,2\text{ mm}$  angezeigt. Tritt die Spaltbruchinitiierung schon im Bereich  $\Delta a \leq 0,2\text{ mm}$  auf, versagen für diesen Werkstoff sowohl die herkömmliche SE-Auswertungsmethodik als auch die Energiesummationsmethode.
- Die Ergebnisse im oberen Übergangsbereich sind offenbar unabhängig davon, ob die Versuche bei konstanter oder variiertes Temperatur durchgeführt werden, woraus sich die Berechtigung für die in den vorangegangenen Kapiteln praktizierte CR-Methode ableitet.
- Für die Mehrzahl der Versuche konnten trotz großer Streuungen des Spaltbrucheinsatzes reproduzierbare Werte für duktile Rißinitiierung ermittelt werden. Im Einzelfall sind mit Methode 1 charakteristische SE-Signale schwierig zu bestimmen. Einen Ausweg bietet die automatisierbare Analyse der Signalfolge durch die Energiesummationsmethode.

In Abb.8-1 sollen alle aus den verschiedenen Versuchsserien zur Verfügung stehenden Werk-

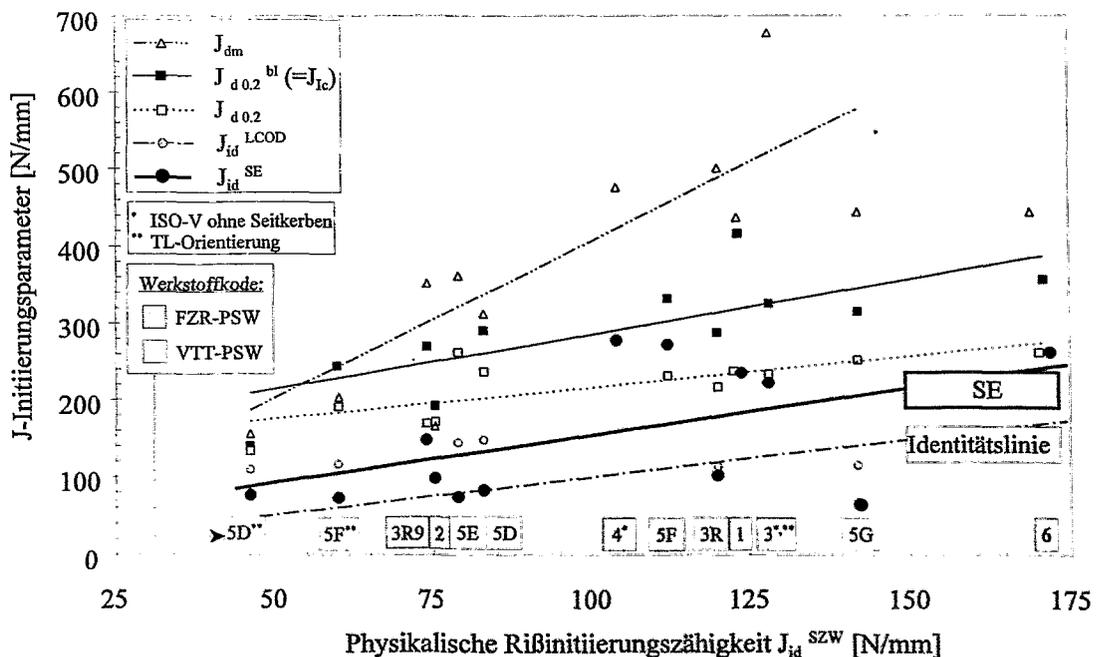


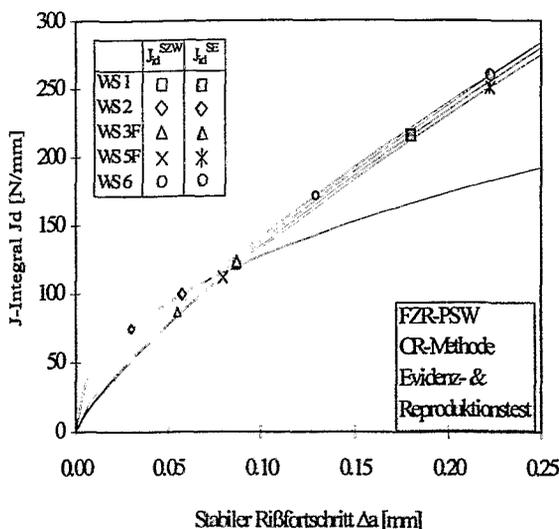
Abb. 8-1 Korrelation der dynamischen Rißinitiierungsparameter verschiedener Stähle mit der physikalischen Rißinitiierung  $J_{id}^{SZW}$ .

stoffdaten gegenübergestellt und korreliert werden. Als Basis des Vergleichs dient der physikalische Rißeinleitungswert  $J_{id}^{SZW}$ .

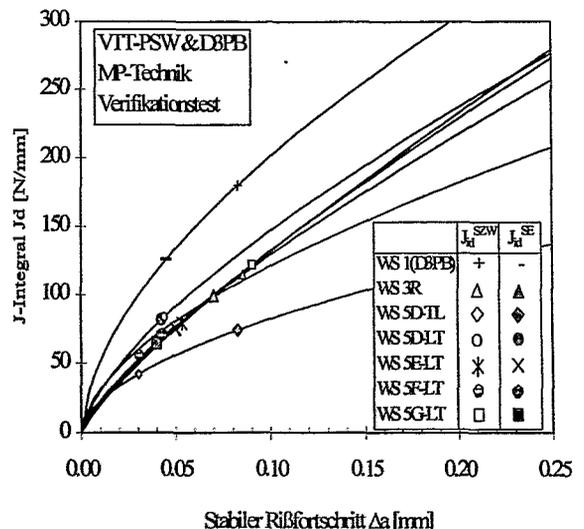
Der SE-Kennwert liefert im Gesamtergebnis, nicht aber im Detail eine zur Identitätslinie um ca. 50 N/mm verschobene Trendlinie. Um diese können allerdings einzelne Werte, vor allem die hochzäher Werkstoffzustände, beträchtlich streuen. Die Methode kann im Einzelfall unterschiedliche Werte der Rißinitiierungszähigkeit einer Versuchsserie (Werkstoff WS 5) nicht rangordnungsgleich wiedergeben. Dies ist infolge der lokal unterschiedlichen Gefügeausbildung und damit verschiedenartiger Schädigungsereignisse, die zur SE führen, auch nicht zu erwarten. Eine hinreichend strenge Korrelation, die näherungsweise der Linie völliger Identität folgt und lediglich um 120 bzw. 180 N/mm zu höheren Werten hin verschoben ist, lassen die Trends der technischen Rißinitiierungsparameter  $J_{d0,2}$  bzw.  $J_{d0,2}^{bl}$  erkennen. Das ist insoweit erwartungsgemäß, als diese aus der selben Rißwiderstandskurve wie der physikalische Kennwert gewonnen wurden. Sie lassen entsprechend der Definition des technischen Parameters 0.2 mm duktile Rißverlängerung ohne bzw. mit Berücksichtigung der Rißabstumpfung zu. Die näherungsweise Parallelität der Trendlinien für  $J_{d0,2}$  und  $J_{d0,2}^{bl}$  sind ein Beleg dafür, daß diese technischen Ersatzkennwerte - unter Tolerierung eines Betrages duktiler Rißverlängerung - eine brauchbare Näherung zur Rißinitiierung darstellen.

Für die verschiedenen Wärmebehandlungszustände und Probenorientierungen des Werkstoffes 5 zeigen die Abweichungen des Trendverlaufes von der Identitätslinie und die Streuungen der Werte, daß auch der Verlauf der Rißwiderstandskurve im Anfangsbereich von Einfluß ist und sich bei den verschiedenen Gefügeständen unterschiedlich auswirkt.

In den Abbn.8-2 und 8-3 sind die Anfangsbereiche aller  $J_d(\Delta a)$ -Kurven, die im Evidenz- und Reproduktionstest (Abb.8-2) sowie im Verifikationstest (Abb.8-3) gewonnen wurden, im Überblick dargestellt. Daraus ergeben sich für die untersuchten hochzähen RDB-Stähle im Detail recht unterschiedliche Verhältnisse zwischen dem nach der SE-Methode bestimmten J-Kennwert und dem Referenzwert  $J_{id}^{SZW}$ . Daher kann nicht mit Sicherheit angenommen werden, daß die SE tatsächlich aus den Prozessen herrührt, die unmittelbar mit dem Übergang der maximalen Rißabstumpfung  $\Delta a_i = SZW_i$  zur duktilen Rißverlängerung in Zusammenhang stehen. Aus



**Abb. 8-2**  $J_d(\Delta a)$ -Kurven nach CR-Technik für Evidenz- und Reproduktionstest.



**Abb. 8-3**  $J_d(\Delta a)$ -Kurven verschiedener MP-Techniken für den Verifikationstest.

den nur ausschnittsweise gezeigten  $J_d(\Delta a)$ -Kurven wird jedoch deutlich, daß die SE-Methode unabhängig vom der genutzten Versuchsanordnung anspricht, bevor ein stabiler Rißfortschritt von etwa 0,25 mm erreicht wird..

Im Kap. 6 wurde bei aufprallfreier Belastung gezeigt, daß die Rißfrontumgebung die Quelle der Schallemission bei Verformung und Initiierung darstellt. Vermutlich werden bei schlagartiger Belastung und Hochpaßfilterung der SE-Signale nur Prozesse detektiert, die spontan und ausreichend Energie freisetzen. Diese charakterisieren aber die einsetzende mikrostrukturelle Werkstoffschädigung in der Rißumgebung. Inwieweit diese Schädigung zur Rißinitiierung führt, mag eine von Werkstoff zu Werkstoff unterschiedlich zu beantwortende Frage sein. Berücksichtigt man das Gefüge, das eine heterogene Bainitstruktur mit ausgeprägter Strukturhierarchie aufweist, so erscheint diese Schlußfolgerung nicht unbegründet.

In allen Fällen jedoch liefert die SE-Methode eine brauchbare Aussage über die Rißinitiierungszähigkeit, die anderen häufig verwendeten Näherungswerten wie  $J_{dm}$  oder  $J_{d0,2}$  hinsichtlich der Nähe zur Rißinitiierungszähigkeit und Konservativität gegenüber diesen technischen Parametern überlegen ist.

Der Parameter  $J_{dm}$  wird vor allem bei seitgekerbten, vorermüdeten ISO-V-Proben in Ermangelung genauerer Meßverfahren verbreitet zur Charakterisierung des Werkstoffwiderstandes gegen duktile Rißinitiierung genutzt. Dabei wird davon ausgegangen, daß beim Erreichen der maximal ertragbaren Kraft duktile Rißinitiierung einsetzt.

In den Kapiteln 5 bis 7 wurde für unterschiedliche Versuchsanordnungen und Werkstoffe bzw. -zustände gezeigt, daß die duktile Rißverlängerung vor dem Erreichen der maximal ertragbaren Kraft  $F_m$  einsetzt. Die Ergebnisse widersprechen klar der Annahme, daß bei 20%-seitgekerbten vorermüdeten ISO-V-Proben die duktile Rißinitiierung bei  $F_m$  beginnt.

Statt dessen stellt das Verhältnis zwischen  $J_{dm}$  und  $J_{id}$  eine Art Sicherheitsreserve des Werkstoffes dar, die mit dem Verhältniswert  $S_{Jid}$  nach Glg. (3.9) quantifiziert wird. Dieser Verhältniswert wurde für alle Werkstoffe, -zustände sowie Meßanordnungen bestimmt und in Tab.8-1 zusammengestellt.  $J_{dm}$  ist dabei der Mittelwert der Messungen bei  $T \approx T_m$ , was nach Tab. 3-9 dem Beginn des Hochlageenergiebereiches entspricht.

Tab.8-1 Verhältniswerte  $S_{Jid}$  aller Werkstoffe und -zustände für verschiedene J-Parameter der Rißinitiierung.

Versuchs- technik	Werk- stoff	$J_{dm}$ [N/mm]	$S_{Jid}$ -Verhältnis für				
			$J_{id}^{SZW}$	$J_{id}^{SE}$	$J_{id}$	$J_{d0,2}$	$J_{d0,2}^{bl}$
FZR-PSW	1	436	0,29	0,51	-	0,53	0,97
	2	170	0,44	0,58	-	1,02	1,14
	3F <sup>1)</sup>	516	0,24	0,45	-	0,46	0,69
	3R9	351	(0,21) <sup>2)</sup>	0,42	-	(0,48) <sup>2)</sup>	(0,74) <sup>2)</sup>
	4 <sup>1)</sup>	680	(0,15) <sup>2)</sup>	0,41	-	(0,59) <sup>2)</sup>	- <sup>2)</sup>
	5F (L-T)	475	0,24	0,57	-	0,49	0,69
VTT-PSW	6	443	0,39	0,59	-	0,59	0,80
	3R	500	0,24	0,20	0,23	0,45	-
	5D (L-T)	312	0,27	0,27	0,47	0,76	0,94
	5D.(T-L)	155	0,30	0,49	0,70	0,86	0,90
	5E (L-T)	361	0,22	0,21	0,40	0,73	0,86
	5F.(T-L)	203	0,30	0,36	0,57	0,94	1,21
	5G (L-T)	677	0,21	0,09	0,17	0,37	0,47

<sup>1)</sup> ISO-V Proben, vorermüdet ohne Seitkerben.

<sup>2)</sup> Exponent der  $J_R$ -Kurvenanpassung ist größer 1.

In Abb.8-4 sind die Verhältniszerte  $S_{Jid}$  aller Versuchsserien dargestellt.

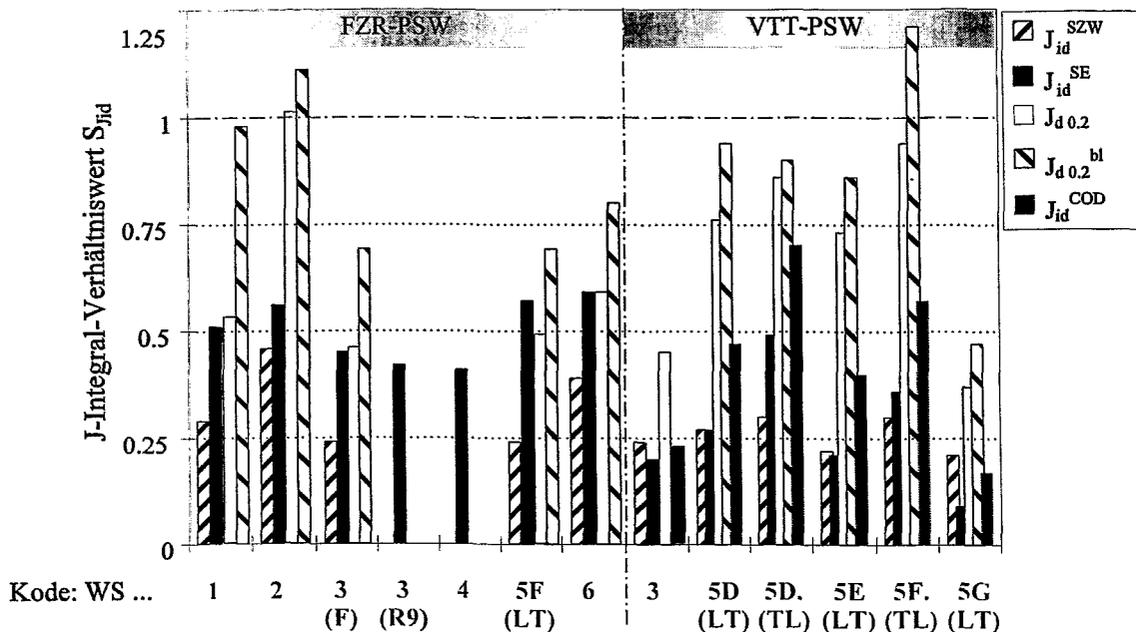


Abb. 8-4 Verhältniszerte  $S_{Jid}$  aller Werkstoffe und -zustände.

Alle  $S_{Jid}$ -Werte, ausgenommen Werkstoff WS 2 und WS 5F (TL), sind kleiner 1. Das Erreichen des Wertes 1 würde gemäß der Definition nach Glg. (3.9) und bezogen auf den jeweiligen J-Parameter, duktile Rißinitiierung im Kraftmaximum bedeuten. Je kleiner das Verhältnis, desto weiter rückt die Initiierung aus dem Kraftmaximum in Richtung geringere Durchbiegung und desto mehr duktile Rißverlängerung wird im Sinne einer „Verformungsreserve“ bis zum Erreichen der maximal ertragbaren Kraft  $F_m$  toleriert.

Betrachtet man gleiche Werkstoffzustände, aber unterschiedlicher Orientierung, sind bei den T-L-orientierten Proben geringere Sicherheitsreserven festzustellen.  $S_{Jid}$  bezogen auf  $J_{d0.2}^{bl}$  nähert sich für diese Probenorientierung 1. In diesem Fall könnte der aus der Maximalkraft abgeleitete Parameter  $J_{dm}$  eine brauchbare Näherung für den technischen Wert  $J_{d0.2}^{bl}$  der Rißinitiierungszähigkeit sein. Allerdings sind solche an Kleinproben ermittelten technischen Zähigkeitsparameter sowie die darauf bezogenen  $S_{Jid}$ -Werte keinesfalls auf Bauteile übertragbar (vgl. Abschn. 2.1.1) und somit für deren Sicherheitsbewertung nicht verwendbar. Der Grund dafür ist die Abhängigkeit der Rißwiderstandskurve und der daraus abgeleiteten technischen Ersatzkennwerte von der Probengeometrie- und Versuchsführung. Allein die physikalische Rißinitiierungszähigkeit  $J_{id}^{SZW}$  kann aufgrund ihrer Geometrieunabhängigkeit zur Bauteilbewertung herangezogen werden (Blumenauer und Ortman, 1987).

Insgesamt zeigt diese Betrachtung, daß bei der Initiierungsbeurteilung anhand des  $J_{dm}$ - Wertes bereits deutlicher Rißfortschritt zu verzeichnen ist, da die physikalische Rißinitiierung bei zähen Stählen sehr viel früher stattfindet. Der  $J_{dm}$ -Wert ist für die Sicherheitsbewertung angerissener Strukturen in Hinsicht auf duktile Rißeinleitung aufgrund seiner Nichtkonservativität deshalb für zähe Stähle nicht verwendbar.

In Prozentangaben ausgedrückt setzt die SE-definierte Rißinitiierung tendenziell bei 20...60 % des  $J_{dm}$ -Parameters ein, während die physikalische SZW-definierte Initiierung bei 20...40 % beginnt. Bei der VTT-Anordnung spricht in einigen Fällen die SE-Methode auch schon vor der physikalischen Initiierung an. Dies ist den günstigeren Bedingungen zur Erfassung der SE am VTT-PSW, aber auch den Werkstoffeigenschaften und damit der Individualität von duktilen Initiierungsereignissen zuzuordnen.

Nach wie vor existiert kein universelles, physikalisch begründetes und verifiziertes Modell, das die bei schlagartiger Belastung freigesetzte Schallemission fundiert mit den entweder aufeinander folgenden oder sich auch überlagernden Prozessen des Initialstadiums der duktilen Rißverlängerung - der Rißinitiierung - verknüpft. Dies gilt insbesondere für Werkstoffe mit komplexer bainitischer Gefügestruktur. Dabei ist in Betracht zu ziehen, daß in den untersuchten hochzähen Stähle aufgrund geringer Verunreinigungen nur wenige SE-Quellen aktiviert werden können. Folglich war für diese hochzähen Stähle eine Bewertung der SE-definierten J-Parameter nur auf empirischem Weg möglich. Als Referenzwert diente die mit der mikrofraktografisch definierten SZW aus der  $J_d(\Delta a)$ -Rißwiderstandskurve gewonnene physikalische Rißinitiierungszähigkeit.

Die SE-Methode ist potentiell in der Lage, die differentiellen Beträge der im Endstadium der Rißinitiierung - also der Koaleszenz von abgestumpfter Rißspitzenfront und davorliegendem Materialvolumen - freigesetzten elastischen Energie zu erfassen. Es sind aber auch Prozesse im Vor- und Nachfeld der Initiierung von Belang. Voraussetzung dafür ist allerdings, daß ein ausreichender Betrag elastischer Energie spontan vom jeweiligen Ereignis oder einer Ereigniskaskade freigesetzt wird. Zusammenfassend kann gesagt werden:

- Eine Versuchsanordnung mit hammerfinnenintegrierter SE-Sonde bietet grundsätzlich die Möglichkeit zum Ermitteln eines Kennwertes der duktilen Rißinitiierungszähigkeit unter schlagartiger Belastung.
- Der Nachweis rißbedingter SE ist jedoch werkstoffabhängig, da die potentiellen Quellen der SE durch das Werkstoffgefüge vorgegeben werden.
- SE kann nur gemessen werden, wenn die SE-Quellen im Werkstoff unter Belastung spontan ausreichend hohe Beträge elastischer Energie freisetzen. Deshalb ist vor der Untersuchung unbekannter Werkstoffe deren Eignung zur SE-Messung in Abhängigkeit vom Werkstoffgefüge und der Existenz potentieller SE-Quellen kritisch zu prüfen.
- Bei schlagartiger Belastung tritt zusätzlich die schlagbedingte SE als Störgröße auf, die frequenzselektiv nicht von der rißbedingten SE getrennt werden kann.
- Ein Kriterium zur Unterscheidung der riß- von schlagbedingter SE berücksichtigt deren relevanten Zeitbereich, geringere Amplitude und größere Signaldauer.
- Obgleich die riß- von schlagbedingter SE nicht immer ohne Ermessensspielraum zu trennen ist, werden plausible und bezogen auf technische Parameter konservative  $J_{id}$ -Werte bestimmt.

# Schrifttum

## A

Addison, P. S., A. Sibbald and J.N. Watson (1997) „Wavelet analysis: a mathematical microscope with civil engineering applications" *Insight* 39(1997)7, p.493-497.

Anderson, T. L. (1995) "Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications" 2nd edition, CRC Press, Boca Raton, Ann Arbor, Boston 1995.

Angelino, G. and C. Fossati (1981) "Dynamic Elastic-Plastic Characterisation of Nuclear Pressure Vessel Steels" *Proc. ICF 5*, Vol. 5. pp. 2345-2352, Cannes 1981.

Ando, Y., et al. (1986) "Manufacturing History and Mechanical Properties of Japanese Materials Provided for the International Atomic Energy Agency" October 1986, CRP Sub-Committee Atomic Energy Research Committee, Japan Welding Engineering Society.

Arii, M., H. Kashiwaya and T. Yanuki (1975) "Slow Crack Growth and Acoustic Emission Characteristics in COD Tests" *Engineering Fracture Mechanics* 7(1975), pp. 551-556.

Arndt, J., A. Sprock, A.N. Kumar, W. Dahl (1995) "Untersuchungen zum Schädigungsverhalten gekerbter Dreipunktbiegeproben" in: *Berichtsband zur 27. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge*, 14./15. Februar 1995, Köln, DVM 1995, S. 207-215.

ASTM E 24- Draft 2d (1981) "Proposed Standard Method of Test for Instrumented Impact Testing of Precracked Charpy Specimens of Metallic Materials" Draft 2d, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Jan. 1981, 24 p.

ASTM 813 - 89 (1995) "Test method for  $J_{Ic}$ , a measure of fracture toughness" *Annual Book of ASTM Standards Vol. 03.01* 1995, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, January 1995, p. 646-660.

Aurich, D., R. Helms, H.-J. Kühn K. Wobst und J. Ziebs (1985) "Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das Reißwiderstandsverhalten von ISO-V-Proben mit und ohne Schwinganriß", *Tagungsband 11. MPA-Seminar*, 10.-11. Okt. 1985, Stuttgart.

## B

Balzer, G. und S. Müller (1989) „Persönliche Mitteilung über die dynamische Bruchzähigkeit  $K_{Ic}$  in Abhängigkeit von der Temperatur" *Forschungszentrum Karlsruhe FZK, IMF-II*, 1989.

Bayoumi, M.R. , J.R. Klepaczko and M. N. Bassim (1984) "Determination of Fracture Toughness  $J_{Ic}$  Under Quasi-Static and Dynamic Loading Conditions Using Wedge Loaded Specimens" *Journal of Testing and Evaluation, JTEVA*, Vol. 12, No. 5, Sept. 1984, pp. 316-323.

Bergner, F. (1993) "Felder und Wellen in Festkörpern und ihre Anwendung zur Rißlängenmessung" *unveröffentlichtes Seminarskript* 1993/1994.

Blanchette, Y., J. I. Dickson and M. N. Bassim (1984) "The Use of Acoustic Emission to Evaluate Critical Values of K and J in 7075-T651 Aluminium Alloys" *Engineering Fracture Mechanics Vol. 20*(1984)2, pp.359-371.

Blauel, J. G. (1980) „Konzepte und Möglichkeiten der Fließbruchmechanik zur Bewertung der

Bruchsicherheit“, 6. MPA-Seminar ‚Bruchkonzepte und zerstörungsfreie Prüfungsverfahren‘, Stuttgart, 9./10. Oktober 1980.

Blauel, J. G., W. Böhme, R. Schäfer und S. Winkler, (1997) „Rißinitiierungs-Detektion und Ermittlung von Zähigkeitskennwerten bei duktilem Werkstoffverhalten“ Abschlußkolloquium des DFG-Schwerpunktprogramms „Fließbruchmechanik“, 5. November 1992, Uni Stuttgart, DVM, 1992, S.59-71.

Blumenauer, H. und R. Ortmann (1986) „Determination of dynamic crack initiation toughness by the instrumented precracked Charpy test“ Proc. ECF 6, Amsterdam 1986, Vol. I, pp. 441-450.

Blumenauer, H. (1987) „Werkstoffprüfung“ Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1987.

Blumenauer, H. und R. Ortmann (1987) „Die Bewertung der Bruchsicherheit von Werkstoffen der Kerntechnik mit Hilfe des Instrumentierten Kerbschlagbiegeversuches“, Kernenergie 30 (1987) 4, S. 137-142.

Blumenauer, H., I. Wagner und M. Schröder (1988) „Untersuchungen zur Ausbildung der Stretchzone in duktilen Stählen“ 20. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Februar 1988, Frankfurt, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. 1988.

Blumenauer, H. (1991a) „Rißwiderstand duktiler Werkstoffe“, VDI Berichte Nr. 852. Düsseldorf: VDI-Verlag 1991.

Blumenauer, H. (1991b) „Bruchmechanische Werkstoffcharakterisierung“ Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1991.

Blumenauer, H., R. Ortmann und B. Eichler (1993) „Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch“ Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben 1500 852 4, TU Magdeburg, Juni 1993.

Blumenauer, H. (1994) „Charakterisierung des Zähigkeitsverhaltens von Feinkornbaustählen mit Hilfe des Instrumentierten Kerbschlagbiegeversuches“ Vorträge des Kolloquiums „Bruchverhalten“, März 1994, TU BA Freiberg, S.35-46.

Blumenauer, H., E. Schick und J. Ude (1997) „Untersuchungen zur Rißspitzenabstumpfung und Rißinitiierung bei elastisch- plastischem Werkstoffverhalten“ Abschlußkolloquium des DFG-Schwerpunktprogramms „Fließbruchmechanik“, 24. Februar 1997, Uni Stuttgart, DVM-Band 150, 1997, S.153-165.

Bohác, I., S. Kranz, L. Pešek, W. Bleck und W. Dahl (1996) „Ermittlung von Rißwiderstandskurven an austenitischen Stählen mittels Einprobenmethode“ Tagungsband zur Vortrags- und Diskussionstagung „Werkstoffprüfung 1996“ 5./6. Dezember 1996 in Bad Nauheim, S. 153-166.

Böhmert, J. M., Große, H.-W. Viehrig (1995) „Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften, des Bestrahlungs- und des Ausheilverhaltens von der Tiefenlage in Schmiedestücken des WWER- Reaktordruckbehälterstahles 15Xh2MFA“ Bericht FZR-93, Rossendorf, April 1995.

Böhme, W. und J.F. Kalthoff (1983) "Untersuchungen des Bruchverhaltens schlagbelasteter Dreipunktbiegeproben unter Einsatz verschiedener Meßverfahren der Spannungsanalyse" VDI-Berichte Nr. 480, 1983.

Böhme, W. (1989) "Experimentelle Untersuchungen zum elastisch-plastischen Bruchverhalten eines Druckbehälterstahls unter dynamischer Beanspruchung" Bericht W3/89, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM), Freiburg, Januar 1989.

Broberg, K. B. (1974) "The Importance of stable crack extension in linear and nonlinear Fracture Mechanics" in: Prospect of Fracture Mechanics, Int. Conf., London 1974, S.125-137.

Brozzo, P. and G. Buzzichelli (1981) "On the metallurgical design of steels with high fracture toughness" in: Proceedings of an Int. Conf. on "Analytical and experimental fracture mechanics", Eds. G.C. Sih and M. Mirabile, June 23-27 1980, Rome, Italy.

Brumovský, M et al. (1996) Draft on "Final Report on Results from the Phase III of the IAEA Coordinated Research Programme- Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and Their Analysis" Januar 1996.

Brüninghaus, K., J. Falk, M. Twickler, R. Twickler and W. Dahl (1991) "Effect of loading rate on upper shelf crack resistance of structural steels with different yield strength and microstructure" Nuclear Engineering and Design 127(1991), pp. 95-102.

Bruns und Schütze (1997) "Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V., Statusberichte zur Entwicklung und Anwendung der Schallemissionsanalyse", Vortrag auf dem 11. Kolloquium Schallemission, 6.-7.3.1997, Jena, DGZfP-Berichtsband 58, S. xx ff.

BS 7448 (1991) "Fracture mechanics toughness tests" Part 1. Method for determination of  $K_{Ic}$ , critical CTOD and critical J values of metallic materials, The British Standards Institution 1991.

## C

Camerini, C.S., J.M.A. Rebello and S.D. Soares (1992) "Relationship Between Acoustic Emission and CTOD Testing for a Structural Steel" NDT & E International Volume 25, No. 3, 1992, pp. 127-133.

Carpenter, S.H. and C. Pfeleiderer (1994) "Acoustic Emission from AlSi 4340 Steel as a Function of Strength" Journal of Acoustic Emission, Vol. 12, No. 3/4, 1994, pp. 141-148.

Chipperfield, C.G. (1976) "A method for determining dynamic  $J_Q$  and  $\delta_i$  values and its application to ductile steels" TWI/ASM Int. Conf. on Dynamic Fracture Toughness, London 1976, paper 16, pp. 169-179.

Clark G. and J.F. Knott (1977) "Acoustic emission and ductile crack growth in pressure-vessel steels", Metal Science, November 1977, pp. 531-536.

Couque, H., S.J. Hudak, Jr. and U.S. Lindholm (1988) "On the Use of Coupled Pressure Bars to Measure the Dynamic Fracture Initiation and Crack Propagation Toughness of Pressure Vessel

Steels" Journal de Physique, Sept. 1988, Colloque C3, supplément N°9, home 49 p.C3-347-352.

Crostack, H.-A., I. D. Henderson und H.-D. Steffens (1975) „Untersuchungen zur Bruchzähigkeit mit Schallemissionsanalyse“, DVS-Berichts-Band 38 (1975), S. 174-180.

Crostack, H.-A., H.-D. Steffens and A.-H. Engelhardt (1980) "Measurement of Dynamic Fracture Toughness Applying Acoustic Emission Techniques" in: G.C. Sih and M. Mirabile (ed.) "Analytical and Experimental Fracture Mechanics", Proceedings of an Int. Conf. on "Analytical and experimental fracture mechanics", Eds. G.C. Sih and M. Mirabile, June 23-27 1980, Rome, Italy, pp. 507-514.

Crostack, H.-A. and A.-H. Engelhardt (1983) "Acoustic Emission Measurement During Instrumented Impact Tests" in: R. B. Clough (ed.) "Quantitative NDE in the Nuclear Industry", Proc. of the 5th Int. Conf., San Diego, California, 10-23 May 1982, The American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, pp. 335-338.

## D

Dahl, W. (1984) "Die Eigenschaften des Stahls in Abhängigkeit von Gefüge und chemischer Zusammensetzung- Teil C1 Mechanische Eigenschaften" in: Werkstoffkunde Stahl, Bd. 1: Grundlagen, Hrsg.: Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg u.a., Düsseldorf 1984.

Dal Re, V. (1984) "Acoustic emission application to the single specimen determination of  $J_{Ic}$  for steels" Proc. of the 5th European Conference on Fracture (ECF5), Life assessment of dynamically loaded materials, Lisbon 1984, pp. 899-907.

Dally, J. W. and 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.

Demler, T. (1990) "Untersuchungen zur Rißinitiierung unter schlagartiger Belastung" Forschungsbericht MPA Stuttgart, 1990.

DGZfP-Richtlinie SE1 (1989) "Schallemission - Begriffe" Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V., Berlin, Februar 1989.

DGZfP-Richtlinie SE2 (1992) "Richtlinie zur Charakterisierung der Aufnehmer und ihrer Ankopplung im Labor" Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V., Berlin, Oktober 1992.

DIN: Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe 1, DIN 50115 (1995)  
"Kerbschlagbiegeversuch" Deutsches Institut für Normung e.V., Januar 1995, 5 Seiten, 8 Abb.

DIN: Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe 1, DIN 51222 (1995)  
"Pendelschlagwerke" Deutsches Institut für Normung e.V., Januar 1995, 9 Seiten, 8 Abb.

DIN EN ISO 12737 (1999), "Metallische Werkstoffe - Bestimmung der Bruchzähigkeit (EDZ)" April 1999.

Dong, X.Q. und R. Helms (1986) "Ergänzende Untersuchungen zu den mechanischen Schwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch" Materialprüfung, Band 28 (1986) Nr. 3.

Dormagen, D. (1986) "Zum Einfluß des Gefüges auf das Festigkeits- und Zähigkeitsverhalten von Baustählen unter besonderer Berücksichtigung bruchmechanischer Kennwerte" Dr.-Ing. Dissertation, 1986, RWTH Aachen.

Drew, M. W., B. R. A. Wood and R.W. Harris (1987) "Acoustic Emission During Deformation and Crack Initiation of Pipeline Steels", Journal of Acoustic Emission 6 (1987) 4, pp. 239-248.

DVM 001 Merkblatt (1986) "Meßtechnische Anforderungen beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch" Deutscher Verband für Materialprüfung, DVM, Entwurf 03.86.

DVM 002 Merkblatt (1987) "Ermittlung von Reißinitiiierungswerten und Reißwiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals" DVM-Merkblatt DVM 002, Deutscher Verband für Materialprüfung, 1987.

## **E**

EFAM GTP 94 (1994) "The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of material: EFAM GTP 94" K.H. Schwalbe, B.K. Neale, Heerens, J., GKSS 94/E/60, Oktober 94.

Eichler, B. (1991), "Untersuchungen zur Anwendung transientser elektrischer und magnetischer Emissionen für den Nachweis beginnenden Reißfortschritts im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch", Diplomarbeit, Januar 1991, TU Magdeburg.

Eisenblätter, J. (1980), "Acoustic Emission Analysis : Introduction, Present Status and Future Development" in: "Acoustic Emission", ed. J. Eisenblätter, DGM-Informationsgesellschaft-Verlag Oberursel, 1980, pp. 1-16.

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, 11./12. Oktober 1978, TH Darmstadt, S. 95-106

Ernst, H., P.C. Paris, M. Rossow and 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) "ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials" European Structural Integrity Society, Delft, The Netherlands, January 1992.

## **F**

Falk, J. und W. Dahl (1991) "Bestimmung von dynamischen Reißwiderstandskurven aus dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch" 23. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, 26./27. Februar 1991, Berlin, S.391- 400.

Falk, J. und 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.

Fischer, T., K. Seifert and K. Wolitz (1980) "Possibilities of Recognising the Beginning of Crack Growth in Tough Welds" in: "Acoustic Emission", Papers presented April 1979 in Bad Nauheim, at a meeting organised by Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., Oberursel 1980, pp. 267-279.

Fischer, F. (1993) "Bruchmechanische Bewertung hochfester Baustähle und ihrer Schweißverbindungen bei statischer Beanspruchung" Dr.-Ing. Dissertation, TU Bergakademie Freiberg 1993.

Fleischmann, P. and D. Rouby (1980) "Continuous Acoustic Emission During the Deformation of Pure Aluminium" in: "Acoustic Emission", Papers presented April 1979 in Bad Nauheim, at a meeting organised by Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., Oberursel 1980, pp. 39-51.

## G

Gerberich W. W., D. G. Atteridge and J. F. Lessar (1975) "An Acoustic Emission Investigation of Microscopic Ductile Fracture", Metallurgical Transactions A, 6A(1975)April, pp.797-801.

Giovanola, J. H. J. (1985) "One-point bend test" ASM Metals Handbook 8 (1985), Dynamic Fracture Testing, pp. 271-275.

Goodwin, S.J., F.W. Noble and B.L. Eyre (1989) „Inclusion nucleated ductile fracture in stainless steel" Acta metallurgica 37(1989)5,pp. 1389-1398.

Graham, L.J. and G.A. Alers (1972) „Frequency Spectra of Acoustic Emissions Generated by Deforming Metals and Ceramics" 1972 Ultrasonics Symposium Proceedings 1972, p. 18-21, Institute of Electrical and Electronics Engineers. North American Rockwell Science Center.

## H

Hamstad, M. A., E. M. Leon and A. K. Mukherjee (1981) "Acoustic emission under biaxial stresses in unflawed 21-6-9 and 304 stainless steel" Metal Science 15(1981)11/12, pp. 541-548.

Heerens, J., A. Cornec und K.-H. Schwalbe (1987) "Untersuchungen zum mechanischen Verhalten einer Reißspitze" GKSS Geesthacht, 1987, S. 8-18.

Heiple, C.R. and S.H. Carpenter (1987a) "Acoustic Emission Produced by Deformation of Metals and Alloys - A Review: Part I" Journal of Acoustic Emission, Vol. 6 (1987) No. 3, pp. 177-204.

Heiple, C.R. and S.H. Carpenter (1987b) "Acoustic Emission Produced by Deformation of Metals and Alloys - A Review: Part II" Journal of Acoustic Emission, Vol. 6 (1987) No. 4, pp. 215-237.

Hesse, W. (1986) „Zur Auswirkung hoher Beanspruchungsgeschwindigkeiten auf das Versagensverhalten von Baustählen unter einsinniger Zugbeanspruchung" Dissertation, RWTH

Aachen, 1986.

Höller, P. and J. Lottermoser (1978) "Rißfortschritt und Schallemission: Wissen, Können und Erfahrungen", Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren, vorgetragen auf dem RS-Seminar, 9.3.78 im IzfP, Saarbrücken, 1978.

Höller, P. and E. Waschkies (1988) "Advanced Methods and Equipment for Acoustic Emission Testing" in: "Acoustic Emission", Ed. J. Eisenblätter, DGM-Informationsgesellschaft-Verlag Oberursel, 1988, pp. 3-23.

Hudak, S.J., R. D. Dexter, V. D. Aaron and A. Nagy (1987) "Techniques for Measuring Displacements and Crack Growth During Dynamic Fracture" Southwest Research Institute Internal Report (1987).

## I

Inoue, T. and S. Kinoshita (1977) "Three Stages of Ductile Fracture Process and Criteria of Void Initiation in Spheroidized and Ferrite/Pearlite Steels" Transactions ISIJ Vol. 17(1977), p. 523-531.

ISO / DIS-Standard 14 556 (1996) „Steel - Charpy V Pendulum impact test - instrumented method"

## J

Janoschek, E. und H.P. Keller (1986) "Ermittlung der Rißzähigkeit des Vergütungsstahls 34CrMo4 mit Potentialmethode, Schallemissionsanalyse und Wiederanschwingverfahren" Materialprüfung 28 (1986) Nr. 4, S. 95-100.

Jax, P. und J. Eisenblätter (1972) "Schallemissionsmessungen bei plastischer Verformung von Metallen" überarbeitete Fassung eines im Rahmen der Frühjahrstagung des Arbeitskreises Festkörperphysik der Deutschen Physikalischen Gesellschaft, Freudenstadt, 10.-15.4.1972 gehaltenen Vortrages, Batelle Informationen Nr. 15(1972)218, S. 2-9.

Jones, R.L.; Davies P.C. (1989) "Experimental Characterisation of Dynamic Tensile and Fracture Toughness Properties"; Fatigue Engng. Mater. Struct., Vol.12, No.5, 1989, pp.423-437.

Joyce, J.A. (1983) "Static and dynamic J-R-Curve testing of A533B steel using the key curve analysis technique" in: Fracture Mechanics: 14th Symposium-Volume I: Theory and Analysis, ASTM STP 791, Ed. J.C Lewis and G.Sines (ASTM, Philadelphia, 1983), pp. I-543-I-560.

Joyce J. A. and E. M. Hackett (1986) „Dynamic J-R Curve Testing of a High Strength Steel Using the Key Curve and Multispecimen Techniques" Fracture Mechanics: 17th Volume, ASTM STP 905, ASTM, Philadelphia, 1986, pp 941-77.

## K

Kaiser, J. (1950) "Untersuchungen über das Auftreten von Geräuschen beim Zugversuch", Diss. TH München 1950.

Kalkhof, D. (1986a) "Bestimmung der Rißeinleitungszähigkeit mit dem instrumentierten

- Kerbschlagbiegeversuch", Akademie der Wissenschaften der DDR, Zentralinstitut für Kernforschung Rossendorf bei Dresden, Jahresbericht 1986, ZfK-Report Nr.629, S. 66-68.
- Kalkhof, D. (1986b) "Krafteinschaltvorgang und Störschwingungen im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch" Materialprüfung 28 (1986) Nr.7/8, S. 213-217.
- Kalkhof, D. (1986c) "Schallemission zur Bestimmung der Rißinitiierung beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch" Materialprüfung 28 (1986) Nr.9, S.267-271.
- Kalkhof, D. (1986d) „Dynamische Vorgänge beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch" Akademie der Wissenschaften der DDR, Dissertation A, ZfK Rossendorf, Okt. 1986.
- Kalkhof, D. and W. Görner (1988) "Measurements of crack growth by means of continuous sound during instrumental Charpy-test", Failure Analysis - Theory and Practice (Volume II), ECF7 Proceedings of the 7th European Conference on Fracture, Budapest, Hungary, 1988, pp. 755-757.
- Khan M. A., T. Shoji, H. Takahashi and H. Niitsuma (1983) "Combined Elastic-Plastic and Acoustic Emission Methods for Evaluating of Tearing and Cleavage Crack Extension," Elastic-Plastic Fracture : Second Symposium, Volume II-Fracture Resistance Curves and Engineering Applications, ASTM STP 803, C. F. Shih and J. P. Gudas, Eds. , American Society for Testing and Materials, 1983, pp. II-506--II-528.
- Knott, J. F. (1983) "Strength and toughness of steels" Proc. Conf. Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels; Metals Society, 1983, pp. 181-198.
- Knott, J. F. (1992) "Micromechanisms of fracture - the role of microstructure" Proceedings of the 9th Biennial European Conference on Fracture - ECF9 - Reliability and structural integrity of advanced materials, Varna, Bulgaria (September 21-25, 1992), Sedmak, S., Sedmak, A. and Ru i (Eds.); Volume II; pp. 1375-1400.
- Kobayashi, T. (1983) "Measurement of Dynamic Fracture Toughness  $J_{I_d}$  by Instrumented Charpy Test" Int. Journ. of Fracture 23 (1983).
- Kobayashi, T. , M. Niinomi and T. Ito (1984) "Analysis of Fracture Characteristics of Metallic Materials by Microcomputer Aided Charpy Impact Testing System" Proceedings of the 10th Conference of IMEKO TC-3 on Measurement of Force and Mass, Kobe, Japan, Sept. 1984.
- Kobayashi, T. (1984a) "Analysis of Impact Properties of A533 Steel for Nuclear Reactor Pressure Vessel by Instrumented Charpy Test" Engineering Fracture Mechanics, Vol. 19, No. 1, pp. 49-65, 1984.
- Kobayashi, T. (1984b) "On the Information About Fracture Characteristics Obtained from Instrumented Impact Test of A533 Steel for Reactor Pressure Vessel", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 19, No. 1, pp. 67-79, 1984.
- Kobayashi, T., I. Yamamoto and M. Niinomi (1986) "Evaluation of Dynamic Fracture Toughness Parameters by Instrumented Charpy Impact Test" Engineering Fracture Mechanics Vol. 24, No. 5, pp. 773-782, 1986.

Kobayashi, T., I. Yamamoto and M. Niinomi (1987) "On the Accuracy of Measurement of Dynamic Elastic-Plastic Fracture Toughness Parameters by the Instrumented Charpy Test" Engineering Fracture Mechanics, Vol. 26, No. 1, pp. 83-94, 1987.

Krüger, G. und W. Löbner (1979) "Methode zur Bestimmung des Beginns der stabilen Rißausbreitung für die Kennwertermittlung in der Bruchmechanik" Neue Hütte, 24. Jahrgang, Heft 5, Mai 1979, S. 180-182.

## L

Lai, Z.H., L.J. Chen, C.M. Chang, C.S. Ma and C.S. Chao (1983a) "A New Method of Determining  $J_{Ic}$  of Steel by Means of Single Specimen" Engineering Fracture Mechanics Vol. 17 (1983) 5, S. 395-403.

Lai, Z. and J. Zhang (1983b) "A New Method for the Determination of the Critical Value of Crack Tip Opening Displacement at the Initiation of Crack Growth Using a Single Three-Point Bend Specimen", Journal of Testing and Evaluation, JTEVA 11 (1983) 5, 340-345.

Landes, J. D. (1995) "The blunting line in elastic-plastic fracture" Fatigue Fracture Engng. Struct. 18(1995)11, pp. 1289-1297.

Lenkey, G. and S. Winkler (1995) "On the Applicability of Magnetic Emission Technique for the Determination of Ductile Crack Initiation in Impact Tests" Presented at: 7<sup>th</sup> Int. Conf. On Mech. Behaviour of Materials, ICM 7, The Hague, Netherlands, May 29<sup>th</sup> to June 2<sup>nd</sup>, 1995, pp. 379-380

Lenkey, G., S. Winkler, Z. Major and I. Lévy (1996) "Applicability of Magnetic and Electric Emission Techniques for Detecting Crack Initiation in Impact Tests" Proceedings of the 11<sup>th</sup> European Conference on Fracture - ECF 11, 3-6 September 1996, Poitiers-Futuroscope, France, pp. 1989-1994.

Loibnegger, F., F. Salzmann and T. Varga (1985) "Bestimmung der Rißinitiation an ermüdungsangerissenen Kerbschlagbiegeprobe" Tagungsband 11. MPA-Seminar, Stuttgart, 10./11. Oktober 1985, 18 S.

Lottermoser, J. (1978) "Schallemissionsmessungen an bruchmechanischen Proben" DVM, Deutscher Verband für Materialprüfung e.V., Vorträge der 10. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge, 11./12. Oktober 1978, TH Darmstadt, S. 63-74.

Lottermoser, J., E. Waschkies, P. Zenner, B. Voss und J. Götz (1978) "Laboruntersuchungen zur Erarbeitung von Interpretationsmodellen für die Bewertung von Fehlstellen bei der Schallemissionsprüfung am Kernreaktor" IzfP-Bericht Nr. 780236-TW (1978).

## M

MacGillivray, H.J. and C.E. Turner (1989) „A comparison of dynamic R-curve methods“ Int. Phys. Conf. Ser. No 102: Session 1, Paper presented at Int. Conf. Mech. Prop. Materials at High Rates of Strain, Oxford, 1989.

MacGillivray, H.J. and D.F. Cannon (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.

Magnusen, P.E., E.M Dubensky and D.A. Koss (1988) "The Effect of void arrays on void linking during ductile fracture" *Acta metallurgica* 36(1988)6, pp. 1503-1509.

Major, Z. (1994) "Instrumentierte Schlagversuche von Kunststoffen" Vortrag, Sitzung der DVM-Arbeitsgruppe "Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch" des Arbeitskreises Bruchvorgänge im Deutschen Verband für Materialforschung und -prüfung (DVM), BAM Berlin, 19.9.1994.

McClure, J.C.Jr., S. Bhattacharya and K. Schröder (1974) "Correlation of Barkhausen Effect Type Measurements with Acoustic Emission in Fatigue Crack Growth Studies" 1974.

Michael, A.; G. Pusch; S. Winkler und J. Schüler (1993) "Prüfmethodische Aspekte zur dynamischen Beanspruchung von GGG-40-Werkstoffen" TU Bergakademie Freiberg, Juli 1993, Bericht 1/93 im Rahmen des DFG- Schwerpunktprogrammes "Fließbruchmechanik - Gußeisen".

Miya, K., H. Yanagi and K. Someya (1986) „A new technique for detection of dynamic initiation“ *Nucl. Eng. Design* 94(1986) 281-289.

Morgner, W. (1988) "Schallemissionsprüfung kleiner Behälter ohne Ortung" *Kernenergie* 31(1988)4, S. 156-161.

Müller, S. und G. Balzer (1992) "Dynamische J-Integral-Ermittlung am Stahl 1.6770" 24. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, 18./19. Februar 1992, Aachen, S. 145-154.

## N

Nakamura, Y., C.L. Veach and B.O. McCauley (1972) "Amplitude Distribution of Acoustic Emission Signals" *Acoustic Emission*, ASTM STP 505, American Society for Testing and Materials, 1972, pp. 164-186.

Neumann, H. (1991) "Rißfortschritt messen" *Materialprüfung* 33 (1991) 5.

Nicoll, A. R. and U. W. Hildebrandt (1980) "The Use of Acoustic Emission in the Mechanical Testing of High Temperature Coatings", in: "Acoustic Emission", ed. J. Eisenblätter, DGM-Informationsgesellschaft-Verlag Oberursel, 1980, pp. 217-223.

Nordstrom, R., A.J. Brunner und J. Bohse (1997) „Sammlung von SE-Daten - Anregung für einen SE-Aktivitätsatlas“ 11. Kolloquium Schallemission - Statusberichte zur Entwicklung und Anwendung der Schallemissionsanalyse, 6.-7.3.1997, Jena, Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V., DGZfP-Berichtsband 58, S. 171-178.

## O

Ohira, T. T and Y.-H. Pao (1986) "Microcrack Initiation and Acoustic Emission during Fracture Toughness Tests of A533B Steel" *Metallurgical Transactions A*, vol. 17A, May 1986, pp. 843-852.

Ohji, K., A. Otsuka and H. Kobayashi (1983) „Evaluation of Several  $J_{ic}$  Testing Procedures Recommended in Japan" Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Volume II - Fracture Resistance Curves and Engineering Applications Philadelphia, USA, ASTM STP 803, Shih, C.F. and J.P. Gudas, Eds., American Society for Testing and Materials (ASTM), 1983, pp. II-398-419.

Ono, K., R. Landy and C. Ouchi (1978) „On the Amplitude Distribution of Burst Emission due to MnS Inclusions in HSLA Steels", Proc. 4th Acoustic Emission Symp., Japan Soc. NDI, Tokyo, pp. 4/33-4/45.

Ono, K. (1991) "Acoustic Emission" in: Marsh, K. J., R. A. Smith and R. O. Ritchie (Eds.) "Fatigue Crack Measurement: Techniques and Applications", EMAS Ltd. 1991.

Ookouchi, T., H. Takahashi, H. Niitsuma and K. Ichida (1984) "Determination of thickness dependent fracture toughness of SS41 steel by AE" Progress in Acoustic Emission II, The Japanese Society for NDI, 1984, pp. 67-71.

Ortmann, R. and E. Schick (1985) "Problem of determining the beginning of static crack growth in fracture mechanics" Translated from Problemy Prochnosti, No.1, pp. 34-36, January 1985, Plenum Press Corporation, 1985.

Ortmann, R., J. Göllner und B. Eichler (1991a) "Elektrische und magnetische Emission als Nachweis beginnender Rißinitiierung" IX. Symposium "Verformung und Bruch", Teil II - Posterbeiträge, 28-30 August 1991, TU Magdeburg, S. 18-19.

Ortmann, R., H. Blumenauer und B. Eichler (1991b) "Ergebnisse der Anwendung des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuches zur Bestimmung der bruchmechanischen Kenngrößen  $K_{Ic}$  und  $J_{Ic}$ " Tagung Werkstoffprüfung 1991, Bad Nauheim, 5.-6. Dez. 1991, S. 65-72.

Ortmann, R., H. Blumenauer, J. Man und M. Holzmann (1994) "Rißwiderstandskurven und Rißeinleitungszähigkeit" Materialprüfung 36(1994) 1-2, S. 21-25.

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

## P

Palmer, I.G. (1973) "AE Measurements on Reactor Pressure Vessel Steel", Materials Science and Engineering 11(1973), pp.227-236.

Park, I.-G. and A. W. Thompson (1988) "Ductile Fracture in Spheroidized 1520 Steel" Acta metall. 36(1988)7, pp. 1653-1664.

Pusch, G. und W. Baer (1994) "Ermittlung fließbruchmechanischer Kennwerte für ferritisches GGG-40 und seine Schweißverbindungen bei dynamischer Beanspruchung" Arbeitsbericht zum DFG-Forschungsprojekt Pu 104/3-1 im Schwerpunktprogramm "Fließbruchmechanik", 1994.

## Q

Qi, G. and A.A. Barhorst (1997) „On Predicting the Fracture Behavior" of CRP and GFR Composites Using Wavelet-based AE-techniques" Eng. Frac. Mechanics 58(1997)4, pp.363-385.

## R

- Raj, B., B. B. Jha and P. Rodriguez (1989) "Frequency Spectrum Analysis of Acoustic Emission Signal Obtained During Tensile Deformation and Fracture of an AISI 316 Type Stainless Steel" *Acta metall.* Vol. 37 (1989)8, pp. 2211-2215.
- Ramberg, W. and W. R. Osgood (1949) „Description of stress-strain curves by three parameters" National Advisory Committee for Aeronautics, Technical note No. 902, 13 S. 22 Abgg..
- Regener, D. (1987) "Bestimmung der Bruchzähigkeit des niedriglegierten warmfesten Stahl 12Ch1MF" *ORGREB-Informationen* 1987, 132, S.34-44.
- Rice, J. R. (1968) "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentrations by Notches and Cracks" *J. Appl. Mech.* 35(1968), p.379-386.
- Rice, J. R., Paris, P.C. and Merkle, J.G. (1973) "Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates" *ASTM STP 536*, American Society of Testing Materials, Philadelphia, 1973, pp. 231-245.
- Richter, H., H.-W. Viehrig und S. Winkler (1994) "Ermittlung dynamischer Rißeinleitungszähigkeiten mit dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten" 26. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, 22./23. Febr. 1994, Magdeburg, Vortragsband DVM, S. 373-383.
- Richter, H., J. Böhmert and H.-W. Viehrig (1996) "Determination of Crack Initiation Toughness by Impact and Dynamic Testing", *Proceedings of the 11<sup>th</sup> 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., Statusberichte zur Entwicklung und Anwendung der Schallemissionsanalyse*, Vortrag auf dem 11. Kolloquium Schallemission, 6.-7.3.1997, Jena, *DGZfP-Berichtsband* 58, S. 77 ff.
- Richter, H., J. Böhmert, M. Valo und H.-W. Viehrig (1997) "Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch - Vergleichsuntersuchungen zur Rissdetektion mit Schallemission und dem Laserstreulichtverfahren", *Tagungsband zur Vortrags- und Diskussionstagung "Werkstoffprüfung 1997"*, 4./5. Dezember 1997 in Bad Nauheim, S. 217-227.
- Richter, H., J. Böhmert, M. Valo und H.-W. Viehrig (1998) "Detektion von duktiler Rißinitiierung durch Schallemission", *FZR-Report* 230, Forschungszentrum Rossendorf, 26 S. + Beilagen, August 1998.
- Richter, H., J. Böhmert, H.-W. Viehrig (1999) "The use of acoustic emission to determine characteristic dynamic strength and toughness properties of steel", *Nucl. Eng. and Design* 188 (1999) pp. 241-254.
- Rieth, M. und B. Dafferner (1996) "Schwingungsextraktion beim instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch" Vortrag, Sitzung der DVM-Arbeitsgruppe "Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch" des Arbeitskreises Bruchvorgänge im Deutschen Verband für Materialforschung und -prüfung (DVM), Merseburg, 13.9.1996.

Rintamaa, R., K. Rahka, K. Wallin, K. Ikonen, H. Talja, H. Kotilainen and E. Sirkkola (1984a) "Instrumented impact testing machine with reduced specimen oscillation effects" Espoo 1984, Technical Research Centre of Finland, Research Reports 290.

Rintamaa, R., T. Saario and K. Wallin (1984b) "Procedures for the Determination of the Static and Dynamic Fracture Behaviour Using Three-Point Bend Specimens" Proceedings of the 5th European Conference on Fracture held in Lisbon, Portugal, Sept. 17-21, 1984, pp. 961-972.

Rintamaa, R. and C. Zimmermann (1986) "Advanced Instrumented Impact Testing Facility for Characterization of Dynamic Fracture Behavior" Nuclear Engineering and Design 96 (1986) 159-166.

Rintamaa, R., G. Pusch und V. Höhne (1989a) "Bruchmechanische Bewertung der höherfesten schweißbaren Aluminiumlegierung AlMg 4,5 Mn bei dynamischer Beanspruchung" Technical Research Centre of Finland, Research Reports 578, Espoo 1989.

Rintamaa, R., G. Pusch und R. Ortmann (1989b) "Vergleichende Bewertung unterschiedlicher Methoden zur experimentellen Ermittlung dynamischer Rißeinleitungswerte für Baustähle" Technical Research Centre of Finland, Research Reports 646, Espoo 1989.

Rintamaa, R., K. Wallin and M. Valo (1989c) "Improved Instrumented Impact Testing Facility for Irradiation Damage Assessment" To be presented at ASME Pressure Vessel and Piping Conference, Honolulu, Hawaii, USA, 23.-27.7.1989.

Rintamaa, R. (1993) "Single specimen fracture toughness determination procedure using instrumented impact test", Technical Research Centre of Finland, VTT publications 140, Espoo 1993.

Ritchie, R. O. and A. W. Thompson (1985) "On Macroscopic and Microscopic Analyses for Crack Initiation and Crack Growth Toughness in Ductile Alloys" Metallurgical Transactions A, Volume 16A, February 1985, pp. 233-248.

Roos, E. and U. Eisele (1988) "Determination of Material Characteristic Values in Elastic-plastic Fracture Mechanics by Means of J-integral Crack Resistance Curves" Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 16, No. 1, Jan 1988, pp. 1-11.

Roos, E. (1993) „Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Rißwiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile" Fortschr.-Ber. VDI Reihe 18, Nr. 122, Düsseldorf: VDI-Verlag 1993; Habilitationsschrift.

Rößler, K. (1989) "Bruchaufreißungen in Bruchflächen des hochfesten schweißbaren Baustahls H75-3" Neue Hütte, 34. Jahrgang, Heft 7, Juli 1989, S. 254-257.

## S

Salzmann, F., F. Loibnegger, T. Varga, M. Wolf und H. Teichmann (1987a) "Kennwerte eines nicht optimierten Druckbehälterstahles 22 NiMoCr 3 7 in Temperaturabhängigkeit" VGB Kraftwerkstechnik 67 (1987) Heft 4, S. 416-418.

Salzmann, F., F. Loibnegger, M. Wolf, H. Teichmann und T. Varga (1987b) "Anwendung von Kleinproben zur Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte" VGB Kraftwerkstechnik 67 (1987)

Satoh M., T. Funuda, Y. Urabe and K. Hojo (1989) "Measurement of Rapid-Loading Fracture Toughness  $J_{Id}$ " Factors that Effect the Precision of Mechanical Tests, ASTM STP 1025, R. Papirno and H. C. Weiss. Eds., American Society for Testing and Materials, 1989, pp.63-76.

Scheffler, M. (1996) persönliche Mitteilung.

Schick, E, J. Ude, H. Michel and H. Blumenauer (1999) "Evaluation of microcrack resistance curves by in-situ measurements" Nucl. Eng. & Des. 187(1999) 315-325

Schindler, H.J. (1992) "Approximative Bestimmung dynamischer  $J_c$ -Werte und J-R-Kurven mit Schlagbiegeversuchen" 24. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, 18./19. Februar 1992, Aachen, Deutscher Verband für Materialforschung und -Prüfung e.V., S. 119-129.

Schindler, H.J. et al. (1996) "Erprobung von Einprobenmethoden zur bruchmechanischen Auswertung instrumentierter Kerbschlagbiegeversuche", DVM-Bersichtsband 228, 28. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Bremen, Februar 1996, S. 67-76.

Schmitt, W., D.-Z. Sun, B. Voss und G. Nagel (1992) "Rißwiderstandskurven aus Zugversuchskennwerten ermitteln" Materialprüfung 34(1992)5, S. 147-150.

Schröder K. and J.C. McClure, Jr. (1974) "Fatigue Crack Growth Studies with Barkhausen Effect Type Measurements" Proceedings of Int. Cong. of Magnetism, Boston (1973), pp. 1355-1359.

Schwalbe, K.-H. (1980) "Bruchmechanik metallischer Werkstoffe" München, Wien: Hanser, 1980.

Scruby, C.B. (1987) "An Introduction to Acoustic Emission" J. Phys. E: Sci. Instrum. 20 (1987) pp. 946-953.

Scruby, C.B. and D.J. Buttle (1991) „Quantitative Fatigue Crack Measurement by Acoustic Emission“ in: Marsh, K.J., R.A. Smith and R.O. Ritchie (Eds.) „Fatigue Crack Measurement: Techniques and Applications“, EMAS Ltd. 1991, pp. 201-287.

Seidler, S. (1997) "Anwendung des Rißwiderstandskonzeptes zur Ermittlung strukturbezogener bruchmechanischer Werkstoffkenngrößen bei dynamischer Beanspruchung" Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, Habilitationsarbeit, Mai 1997.

Seifert, K. und L. W. Meyer (1977) "Möglichkeiten zur Verringerung des Aufschlagimpulses bei Bruchzähigkeitsprüfungen unter schlagartiger Beanspruchung" Materialprüfung 19(1977) Nr.6, S. 196-201.

Seifert, K., K. Freier und W. Zimnik (1988) "Zusammenhang zwischen bruchmechanischen Kennwerten und Bruchaussehen bei TM-Stählen aus Warmbreitband" Stahl und Eisen 108(1988)7, S. 333-338.

SEP 1315 (1986) Stahl-Eisen-Prüfblatt „Kerbschlagbiegeversuch mit Ermittlung von Kraft und Weg - Empfehlungen zur Durchführung und Auswertung“ Stahl-Eisen-Prüfblatt 1315, Entwurf

Server, W.L. (1978) "General Yielding of Charpy V-notch and Precracked Charpy Specimens" *Journal of Engineering Materials and Technology*, April 1978, Vol 100, pp.183-188.

Server, W.L. (1979) "Static and Dynamic Fibrous Initiation Toughness Results for Nine Pressure Vessel Materials" *Elastic-Plastic Fracture*, ASTM STP 668, J.D. Landes, J.A. Begley, and G.A. Clarke, Eds., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 493-514.

Sklarczyk, C. (1982) "Die Schallemission von reinem und mit wenig Kohlenstoff legiertem Eisen während der plastischen Verformung im einachsigen Zugversuch" *Dissertation*, Universität Saarbrücken, 1982.

Sklarczyk, C. und E. Waschkies (1983) "Detektion des Beginns des stabilen Rißwachstumes bei monotonen Belastungen von Biegeproben aus einem Feinkornbaustahl mit Hilfe der Schallemissionsprüfung" *Izfp Saarbrücken* 1983, Bericht-Nr. 830119-E.

Sklarczyk, C. (1984) "Schallemissionsanalyse während der Belastung von Biegeproben aus zwei Stählen unterschiedlicher Duktilität" *Izfp Saarbrücken* 1984, Bericht-Nr. 830136-E.

Smith Jr. D. J. and S. D. Carpenter (1988) „Identification of Crack Propagation Modes in 304 Stainless Steel by Analysis of Their Acoustic Emission Signatures“ *J. Acoustic Emission* 7(1988)1, pp. 9-19.

Stahl, M. (1986) "Entwicklung eines Streulichtmessgerätes zur COD-Messung aus Kerbschlagbiegeproben mit automatischer Anpassung an unterschiedliche Probenbeschaffenheit" *Studienarbeit; Materialprüfanstalt (MPA) Universität Stuttgart*, 1986.

Staib, W. (1988) "Schallemissionsverfahren" in: Steeb, S. "Zerstörungsfreie Werkstück- und Werkstoffprüfung", expert-Verlag 1988, S.465-489.

Stark-Seuken, D. (1995) persönliche Mitteilung.

Steenkamp, P.A.J.M. (1985) "J-R-curve testing of three point bend specimens by the unloading compliance method" Presented at 18th National Symposium on Fracture Mechanics, Boulder, Colorado, USA, June 25-27 1985.

## T

Takahashi, H., M.A. Khan, M. Kikuchi and M. Suzuki (1981) "Acoustic Emission Crack Monitoring in Fracture Toughness Tests for AISI 4340 and A533B Steels" *Experimental Mechanics* March 1981 pp. 89-99.

Takatsubo, J. and T. Kishi (1988) "Source Identification and Quantitative Characterization of Fracture Process in A533B Steel by an Acoustic Emission Source Wave Analysis" *The Japanese Society for NDI , Progress in Acoustic Emission IV*, 1988, pp. 81-88.

Taylor, C. 1994

"Der Ton macht die Physik"

Friedrich Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH; Braunschweig/Wiesbaden, 1994

Teoh, H. B., K. Ono and I. Roman (1984) "Fracture Induced Acoustic Emission of A533B Steel - Effects of Test Temperature and Fracture Mechanisms" *Progress in Acoustic Emission, Proceedings of the 7th Int. Acoustic Emission Symposium, Zao, Japan, October 23-26, 1984*,

pp. 105-113.

Teoh, H. B. and K. Ono (1987) „Fracture-Induced Acoustic Emission during Slow Bend Tests of A533B Steel“, J. Acoustic Emission 6(1987), p. 1-12.

Tseng, M. K. and H. L. Marcus (1982)  
“A single specimen determination of  $J_{Ic}$  for aluminium alloys”  
Engineering Fracture Mechanics 16 (1982) pp.895-903.

## U

Ude, J. (1991) “Qualitätsbewertung von Feinkornbaustählen auf bruchmechanischer Grundlage”  
Dissertation, TU “Otto von Guericke” Magdeburg, Magdeburg, 1991.

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

Ullrich, G. und K. Krompholz (1986) "Bestimmung der Initiation des stabilen Rißwachstums (J-Integral) auf der Basis des Theorems der übereinstimmenden Zustände" Materialprüfung Bd. 28 (1986) Nr. 3, S. 72-76.

## V

Viehrig, H.-W. (1989) “Instrumented Impact Testing Equipment at the Central Institute of Nuclear Research Rossendorf” Akademie der Wissenschaften der DDR, Zentralinstitut für Kernforschung Rossendorf bei Dresden, Annual Report 1988 - Department of Nuclear Fuel Research, October 1989.

Viehrig, H.-W., H. Richter und M. Scheffler (1993a) ”Positionierung von DMS auf der Schlag-nase eines U-förmigen Pendelhammers - Ergebnisse von FEM-Rechnungen” Sept. 1993 im IWM Freiburg, unveröffentlichtes Vortragsmanuskript.

Viehrig, H.-W., U. Bergmann, J. Böhmert and H. Richter (1993b) “Final Report on Contribution of the Research Center Rossendorf Inc. to IAEA Co-ordinated Research Programme - Optimizing of Reactor Pressure Vessel Surveillance Programmes and their Analysis - Phase” Research Center Rossendorf Inc., November 1993.

Viehrig, H.W., K. Popp and R. Rintamaa (1993c) “Measurement of Dynamic Elastic-Plastic Fracture Toughness Parameters Using Various Methods” Int. J. Pres. Ves. & Piping 55 (1993) pp. 233-241.

## W

Waschkies, E. (1995) -persönliche Mitteilung-.

Wassilew, C., M. Rieth, und B. Dafferner (1990) “Verfahren zur Störgrößenkompensation bei instrumentiertem Kerbschlagbiegeversuch” KfK 4796, Oktober 1990, Kernforschungszentrum Karlsruhe.

Wells, A. A. (1961) „Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture.“ Proc. of the Crack Propagation Symposium, Vol.1, Paper 84, pp.210-230. Cranfield, UK, 1961.

Winkler, S. (1988) „Magnetische Emission - Ein neues Brucherkenntungsverfahren“ Fraunhofer-

Institut für Werkstoffmechanik, IWM-Bericht T 3/88, Febr. 1988.

Winkler, S. (1990a) „Magnetic Emission Detection of Crack Initiation“ in: Fracture Mechanics: Twenty-First National Symposium, ASTM STP 1074, Gudas, J. P., J. A. Joyce and E. M. Hackett (eds.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp. 178-192.

Winkler, S. (1990b) „Brucherkenkung mit elektrischer Emission“ Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, IWM-Bericht T 10/90, August 1990.

Winkler, S. and B. Voss (1996) „Static force calibration for Charpy impactors“ in: van Walle, E. (Ed.) „Evaluating Material Properties by Dynamic Testing“, ESIS 20 1996, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 37-44.

Winkler, S., Gy. B. Lenkey und M. Gregor (1998) „Magnetische Emission bei unterkritischem Rißwachstum“ DVM-Bericht 230, 30. Tagung des DVM-AK „Bruchvorgänge“, 17./18.2.1998, Dresden, S. 141-150.

Wobst, K. (1994) persönliche Mitteilung.

## Y

Yagawa, G. and S. Yoshimura (1986) „On the dynamic fracture toughness and crack tip strain behaviour of nuclear pressure vessel steel: Application of electromagnetic force“ Nuclear Engineering and Design 97 (1986) p. 195-209.

Yamaoka, S, K. Wakita and T. Kishi (1984) „Acoustic Emission Signal Analysis of Microfracturing Process in C-1/2Mo Steel“ Proceedings of the 7th Acoustic Emission Symposium, Zao, Japan, 1984, pp. 16-23.

## Z

Zenner, P., J. Lottermoser und B. Voss (1978) "Modellvorstellungen zur Entstehung von SE bei der Belastung von Werkstoffen" IzfP-Bericht Nr 780337-TW, 1978.

Zimmermann, C. (1983) "On the Determination of Fracture-Mechanics Data Using the Near-field at the Tip of Dynamically Loaded Cracks" Nuclear Engineering and Design 76 (1983) 359-363.

# Tabellenverzeichnis

## Tabellenverzeichnis

- Tab. 2-1 Physikalische und technische Definitionen für Rißinitiierungskennwerte.
- Tab. 2-2 Dynamische Mehrproben-Techniken zur Erzeugung von  $J_d(\Delta a)$ -Kurven..
- Tab. 2-3 Auswahl dynamischer Verfahren zur Detektion duktiler Rißinitiierung durch Analyse von  $F(s)$ -Kurven.
- Tab. 2-4 Auswahl dynamischer Verfahren zur Detektion duktiler Rißinitiierung mit zusätzlicher Instrumentierung.
- Tab. 2-5 Einteilung der Ursachen für SE nach Scruby (1987) und Ono (1991).
- Tab. 2-6 Literatúrauswahl zur Schallemission verschiedener Stähle bei duktiler Rißinitiierung.
- Tab. 2-7 Versuchs- und werkstofftechnische Parameter mit Einfluß auf Erscheinungsform und Intensität der SE nach Heiple und Carpenter (1987).
- 
- Tab. 3-1 Übersicht der Versuchswerkstoffe.
- Tab. 3-2 Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe (in Masse-%).
- Tab. 3-3 Mechanische Werkstoffeigenschaften aus Zugversuchen bei Raumtemperatur und aus Kerbschlagbiegeversuchen.
- Tab. 3-4 Werkstoff WS 5: Wärmebehandlungszustände.
- Tab. 3-5 Modifizierte geometrische Anforderungen an ISO-V-Proben für SE-Untersuchungen im IKSBV.
- Tab. 3-6 Akustische Eigenschaften der verwendeten SE-Sonden.
- Tab. 3-7 Versuchsparameter für die Anwendung der Spaltbruchmethode (CR).
- Tab. 3-8 Zuordnung des Bruchverhaltens im IKSBV zu J-Integral-Parametern.
- Tab. 3-9 Übergangstemperaturen aus der bruchmechanischen Übergangskurve ( $J_d-T$ ).
- 
- Tab. 4-1 Filterarten und -charakteristiken.
- 
- Tab. 5-1 SE-Signalparameter zur Prozeßunterscheidung.
- Tab. 5-2 Physikalische Initiierungskennwerte aus der MP-Rißwiderstandskurve und aus SE-Messungen.

- Tab. 5-3 Technische Ersatzkennwerte der Riβinitiierung aus der MP-Riβwiderstandskurve.
- Tab. 5-4 Verhaltniswert  $S_{ss}$ , mittlere duktile Riβausbreitung bis Maximalkraft  $\Delta a_m$  und Gultigkeitsgrenze fur J-kontrollierte Riβausbreitung  $\Delta a_{max}$ .
- Tab. 5-5 Verhaltniswert  $S_{jid}$  bezogen auf verschiedene J-Parameter der Riβinitiierung.
- 
- Tab. 6-1 Riβintiierungparameter  $J_{id}$  bei Anwendung der invertierten Meβanordnung.
- Tab. 6-2 Hypothetische und experimentelle Laufzeitdifferenzen bei Anregung an der Riβspitze.
- Tab. 6-3 Registrierte und gultige SE-Bursts bei dynamischer Biegebelastung.
- Tab. 6-4 SE-definierte Biegestreckgrenze  $\sigma_{yd}^{SE}$  bei D3PB-Biegebelastung fur WS 1 (T-L).
- Tab. 6-5 Mittenfrequenzen der Maxima spektraler Leistungsdichte fur Streckgrenzen-SE.
- 
- Tab. 7-1 Anzahl der Realisierungen und zugehorige Kurventypen nach ISO 14 556 (1996).
- Tab. 7-2 Statistische Kenngroβen fur J-Parameter bei Analyse riβbedingter SE nach Methode 1 und 2.
- Tab. 7-3 Physikalische, SE-definierte und technische Initiierungsparameter fur den Werkstoff WS 5F-LT.
- 
- Tab.8-1 Verhaltniswerte  $S_{jid}$  aller Werkstoffe und -zustande fur verschiedene J-Parameter der Riβinitiierung.

# Abbildungsverzeichnis

## Abbildungsverzeichnis

- Abb. 2-1 Schematische Repräsentation einer bruchmechanischen Übergangskurve nach Dahl (1993) mit  
a) den konkurrierenden Bruchmechanismen,  
b) dem temperaturabhängigen Verlauf verschiedener Zähigkeitsparameter,  
c) den typischen Kraft-Verschiebungskurven F-s (ISO-DIS 14556) und  
d) dem makroskopischen Bruchverhalten.
- Abb. 2-2 Definition technischer und physikalischer Kennwerte der Reißinitiiierungszähigkeit anhand einer dynamischen  $J_R(\Delta a)$ -Reißwiderstandskurve (schematisch).
- Abb. 2-3 Schematische Darstellung der Reißwiderstandskurve mit den aufeinander folgenden Prozessen bei duktilem Bruch.
- Abb. 2-4 Burst-SE (a) und kontinuierliche SE (b), wie sie am Oszilloskop (links) und als SE-Signalpegel (rechts) beobachtet wird (Scruby 1987).
- Abb. 2-5 Überblick zum Auftreten von SE bei plastischer Verformung (Eisenblätter 1980).
- Abb. 2-6 Schematisches SE-Burstsignal und dessen deskriptive Parameter nach DGZfP-Richtlinie SE2 (1992).
- 
- Abb. 3-1 Versuchskonzeption und Verknüpfung der Versuchskomplexe.
- Abb. 3-2 Modifizierte ISO-V-Probe für bruchmechanische Untersuchungen.
- Abb. 3.3 IKSBBV-Versuchsanordnung mit einkanaliger SE-Aufzeichnung.
- Abb. 3-4 D3PB-Versuchsanordnung mit mehrkanaliger SE-Aufzeichnung.
- Abb. 3-5 Anordnung zum Messen des von der Probenoberfläche gestreuten Lichtes nach Rintamaa (1993).
- Abb. 3-6 Versuchsanordnung des invertierten IKSBBV (VTT-PSW) mit simultaner Aufzeichnung von Kraft ( $F_d$ ), Schallemission (SE), Magnetischer Emission (ME) und Laserstreulichtsignal (LCOD).
- Abb. 3-7 Kontaklose Messung bruchanzeigender Ereignisse mit ME-Sonde.
- Abb. 3-8 Ermittlung charakteristischer Kenngrößen aus dem schematischen Kraft-Durchbiegungsverlauf einer vorermüdeten ISO-V-Probe.
- Abb. 3-9 Charakteristischer Verlauf von Kraft und LCOD im Übergangsbereich der Zähigkeit mit Kennzeichnung der Reißinitiiierung.
- Abb. 3-10 Signalverlauf der Kraft und ME im Übergangsbereich.

Abb. 3-11 ME(t)- und Magnetfeldkurve MF(t) nach Abb. 3-10.

---

Abb. 4-1 Oberer Übergangsbereich des Werkstoffes WS 2 (E91, T = -13 °C).

Abb. 4-2 Unterer Übergangsbereich des Werkstoffes WS 2 (E91, T = -19 °C).

Abb. 4-3 Oberer Übergangsbereich des Werkstoffes WS 1 (C94, T = 24 °C).

Abb. 4-4 Unterer Übergangsbereich des Werkstoffes WS 2 (C88, T = 6 °C).

Abb. 4-5 Zähigkeitshochlage des Werkstoffes WS 2 (E 93, T = 100°C).

Abb. 4-6 Lokale Spaltbruchereignisse (pop-in) bei Prüfung mit FZR-PSW.

Abb. 4-7 Lokale Spaltbruchereignisse (pop-in) bei Prüfung mit VTT-PSW.

Abb. 4-8 Elastische Anregung einer ungekerbten ISO-V-Probe.

Abb. 4-9 Kraft- und SE-Signal (HP-Filter) einer ungekerbten Probe bei elastischer Anregung.

Abb. 4-10 Reproduzierbare SE-Signale bei wiederholter elastischer Anregung.

Abb. 4-11 Maximale SE-Amplitude in Abhängigkeit von der Schlagenergie  $U_0$  bei elastischer Anregung.

---

Abb. 5-1 Charakteristischer Verlauf der Kraft und Schallemission im Übergangsbereich der Zähigkeit mit Kennzeichnung der duktilen Reißinitiierung.

Abb. 5-2 Typische F(t)- und SE(t)-Signale bei CR-Versuchen für verschiedene Bereiche der a-d Zähigkeit des Werkstoffes WS 1.

Abb. 5-3 Typische F(t)- und SE(t)-Signale bei CR-Versuchen für verschiedene Bereiche der a-d Zähigkeit des Werkstoffes WS 2.

Abb. 5-4 Typische F(t)- und SE(t)-Signale bei Fallwinkelvariation für den Werkstoff a-d WS 1.

Abb. 5-5 Vergrößerte Darstellung von Kraft- und SE-Signal aus Abb.5-4a.

Abb. 5-6 Typische F(t)- und SE(t)-Signale bei Fallwinkelvariation für den Werkstoff a-d WS 2.

Abb. 5-7 Reißwiderstandskurve  $J_d(\Delta a)$ -Kurve nach der CR-Methode für Werkstoff WS 6.

Abb. 5-8 Reißverlängerungskurve  $s_{ii}(\Delta a)$ -Kurve nach der CR-Methode für Werkstoff WS 6.

- Abb. 5-9 Vergleich der mit LB- bzw. CR-Technik ermittelten  $J_R$ -Kurve für Werkstoff WS 1.
- Abb. 5-10 Übergangskurve und -temperatur der J-Rißzähigkeitsparameter für Werkstoff WS1.
- Abb. 5-11 Korrelation dynamischer Rißinitiierungsparameter mit der physikalischen Rißinitiierung 20% seitgekerbter Proben.
- Abb. 5-12 Korrelation aus Abb. 5-11 ergänzt durch zwei Serien ohne Seitkerben.
- Abb. 5-13 Verhältniswert  $S_{jid}$  der im Evidenztest untersuchten Werkstoffe bezogen auf physikalische, SE-definierte und technische Rißinitiierungsparameter.
- 
- Abb. 6-1 Charakteristische Signale im Übergangsbereich der Zähigkeit mit Kennzeichnung der duktilen Rißinitiierung durch SE und LCOD.
- Abb. 6-2 Übergangskurve und -temperatur der J-Rißzähigkeitsparameter für Werkstoff WS 5D.
- Abb. 6-3 Rißwiderstandskurven  $J_d(\Delta a)$  nach der CR-Methode für zwei Orientierungen des Werkstoff WS 5D.
- Abb. 6-4 Vergleich der SE- und LCOD-Rißinitiierungsparameter für die Werkstoffe WS3 und WS5.
- Abb. 6-5 Korrelation dynamischer Rißinitiierungsparameter mit der physikalischen Rißinitiierung  $J_{id}^{SZW}$ .
- Abb. 6-6 Sondenordnung und -distanzen anhand einer ISO-V-Probe sowie Einschallposition für Testsignale.
- Abb. 6-7 Typische Belastungskurve für Werkstoff 1 bei Raumtemperatur und zugehörige SE-Signale der Proben- (SE 2 und SE 3) sowie Biegestempelsonden (SE 1 und SE 4).
- Abb. 6-8 Zeitlicher Ausschnitt der SE-Signale aus dem Initiierungsbereich in Abb. 6-7.
- Abb. 6-9 Rißbedingtes SE-Signal am Werkstoff WS 1; gemessen im dynamischen Versuch (D3PB) mit eingezeichneter Sondenordnung.
- Abb. 6-10 Spektrum der Leistungsdichte des Rißinitiierungssignals in Abb. 6-9.
- Abb. 6-11 Rißwiderstandskurve  $J_d(\Delta a)$  nach MP-Technik im dynamischen Dreipunktbiegeversuch für Werkstoff WS 1 mit SE- und SZW-definierter Rißinitiierungszähigkeit.
- Abb. 6-12 Zeitsignale der SE im Streckgrenzenbereich (Hochpaßfilter: 20 kHz).
- Abb. 6-13 Spektrum der Leistungsdichte der SE-Zeitsignale im Streckgrenzenbereich (Hochpaßfilter: 20 kHz) in Abb. 6-12 .

- Abb. 7-1 Entwicklung der akkumulierten Signalenergie über der Meßzeit.
- Abb. 7-2 Vergleich der SE-definierten J-Parameter nach Methode 1 und 2 mit  $J_{dm}$ .
- Abb. 7-3 Dynamische  $J_d(\Delta a)$ -Rißwiderstandskurve nach der CR-Methode für Werkstoff WS 5F(LT).
- Abb. 7-4 Zeit- bzw. durchbiegungsgebundene Rißverlängerungskurven aus den Ergebnissen des Reproduktions-Tests.
- 
- Abb. 8-1 Korrelation der dynamischen Rißinitiierungsparameter verschiedener Stähle mit der physikalischen Rißinitiierung  $J_{id}^{SZW}$ .
- Abb. 8-2  $J_d(\Delta a)$ -Kurven nach der CR-Technik für den Evidenz- und Reproduktionstest.
- Abb. 8-3  $J_d(\Delta a)$ -Kurven nach der CR- und MP- Technik für den Verifikationsstest.
- Abb. 8-4 Verhältniswerte  $S_{jid}$  aller Werkstoffe und -zustände.

# Anhangsverzeichnis

- Anhang A: Gefügebildungen untersuchter Werkstoffe
- Anhang B: Resultatstabellen
- Anhang C: Parameter von Kurvenanpassungen
- Anhang D: Analysen im Zeit- und Frequenzbereich

## Anhangsverzeichnis

### Anhang A: Gefügeaufnahmen untersuchter Werkstoffe

- Abb.A-1 Gefügeaufnahme 10CrMo9 10 (WS 1); warmgewalzt, luftvergütet.
- Abb.A-2 Gefügeaufnahme StE460 (WS 2); warmgewalzt, normalgeglüht.
- Abb.A-3 Gefügeaufnahme ASTM A533 B1 (WS 3); warmgewalzt, 900°C normalisiert, 880°C Härten, 665°C/12h Anlassen, 620°C/40h Spannungsarmglühen.
- Abb.A-4 Gefügeaufnahme ASTM A508 3 (WS 4); geschmiedet, WB - siehe Ando et al. (1986).
- Abb.A-5 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5D), geschmiedet, WB-Zustand D: 950°C/Öl + 600°C/2h/Luft.
- Abb.A-6 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5E), geschmiedet, WB-Zustand E: 950°C/Öl + 640°C/2h/Luft.
- Abb.A-7 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5F), geschmiedet, WB-Zustand F: 950°C/Öl + 720°C/2h/Luft.
- Abb.A-8 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5G), geschmiedet, WB-Zustand G: 950°C/Öl + 760°C/2h/Luft.

### Anhang B: Resultatstabellen

- Tab. B-1 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (TL) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 1) bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-2 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V (TL) Proben des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 1) bei Fallwinkelvariation (low blow).
- Tab. B-3 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls StE460 (WS 2) bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-4 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter ISO-V-Proben (LT) des Stahls StE460 (WS 2) bei Fallwinkelvariation (low blow).
- Tab. B-5 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter, modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11; WS 3) Probenlage R 9 bei Prüftemperaturvariation (CR).

- Tab. B-5b Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (TL) des Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11; WS 3) Probenlage F bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-6 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11, WS 3) Probenlage R 15 bei Prüftemperaturvariation (CR) am invertierten PSW.
- Tab. B-7 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen dynamisch beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 1) bei Variation der Enddurchbiegung  $s_{\text{end}}$ .
- Tab. B-8 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (TL) des Stahls 15 Kh2NMFAA (KU2; WS 6) Lage 25 bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-9 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls 15 Kh2NMFAA (KU2; WS 6) Lage 31 bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-10 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls ASTM 508 cl. 3 (JFL; WS 4) bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-11 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 5D) am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-12 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (TL) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 5D.) am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-13 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 5E) am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-14 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (TL) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 5F.) am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-15 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 5G) am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-16 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11; WS 3) Probenlage R10 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation

(CR).

- Tab. B-17 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11; WS 3) Probenlage R11 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-18 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11; WS 3) Probenlage R13 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-19 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11; WS 3) Probenlage R14 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).
- Tab. B-20 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V-Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 - Zustand F (Reproduktionsnachweis - REPRO).

## Anhang C: Parameter von Kurvenanpassungen

- Tab. C-1 Parameter und Kurvenanpassung dynamischer  $J_R$ -Kurven entsprechend Glg. (3.4).
- Tab. C-2 Spaltbruchmethode (CR) - Parameter der Geradenanpassung dynamischer Rißverlängerungskurven auf Durchbiegungs- und Zeitbasis.

### Rißwiderstandskurven, Rißverlängerungskurven und bruchmechanische Übergangskurven

- Abb.C1a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 1.  
Abb.C1b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 1.
- Abb.C2a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 2.  
Abb.C2b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 2.
- Abb.C3a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 3R9.  
Abb.C3b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 3R9.
- Abb.C4a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 3F.  
Abb.C4b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 3F.
- Abb.C5a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 3R15.  
Abb.C5b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 3R15.

Abb.C6a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 6.

Abb.C6b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 6.

Abb.C7a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 4.

Abb.C7b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 4.

Abb.C8a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5D(LT).

Abb.C8b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5D(LT).

Abb.C9a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5D.(TL).

Abb.C9b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5D.(TL).

Abb.C10a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5E(LT).

Abb.C10b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5E(LT).

Abb.C11a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5F.(TL).

Abb.C11b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5F.(TL).

Abb.C12a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5G(LT).

Abb.C12b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5G(LT).

Abb.C13a Reißwiderstands- und Reißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 3R 10,  
11, 13 und 14 (LT).

Abb.C13b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 3R 10, 11, 13 und 14 (LT).

## Anhang D: Analysen im Zeit und Frequenzbereich

Abb.D-1 Elastisch angeregte SE-Signale nach HP-Filterung.

Abb.D-2 Spektren elastisch angeregter SE-Signale nach HP-Filterung.

Abb.D-3 Elastisch angeregte SE-Signale nach BP-Filterung mit Steckmodul.

Abb.D-4 Spektren elastisch angeregter SE-Signale nach BP-Filterung mit Steckmodul.

Abb.D-5 SE-Signale bei elastischer Anregung (Mehrkanal-BP-Filter).

Abb.D-6 Spektren der SE-Signale bei elastischer Anregung (Mehrkanal-BP-Filter).

# Anhang A

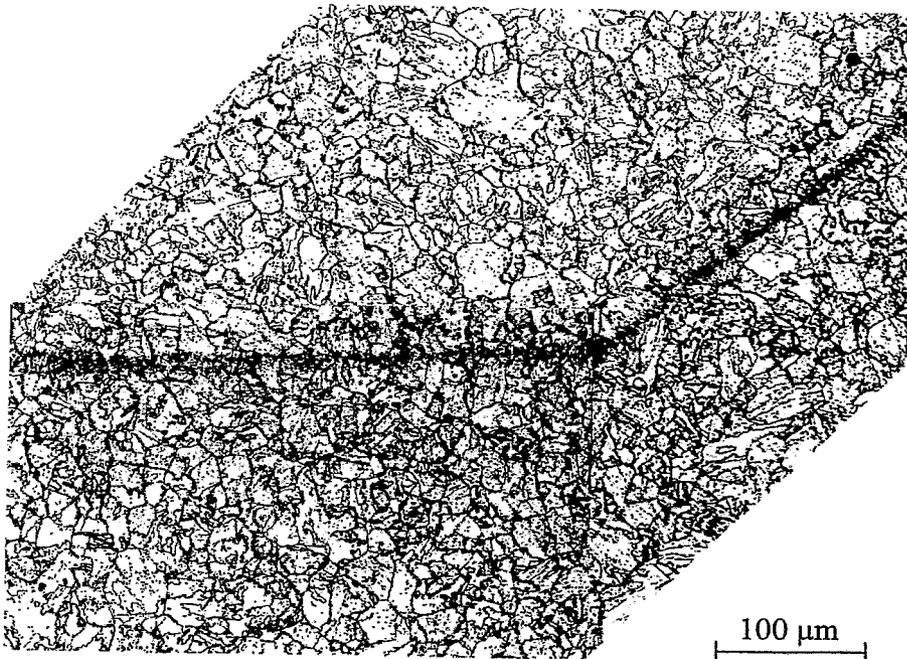
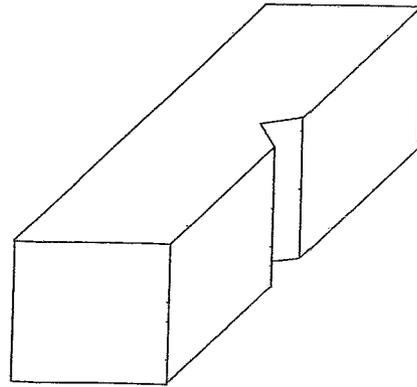
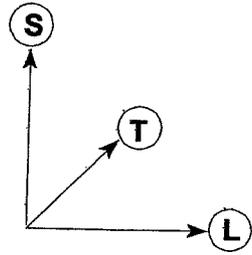


Abb.A-1 Gefügeaufnahme 10CrMo9 10 (WS 1); warmgewalzt, luftvergütet.

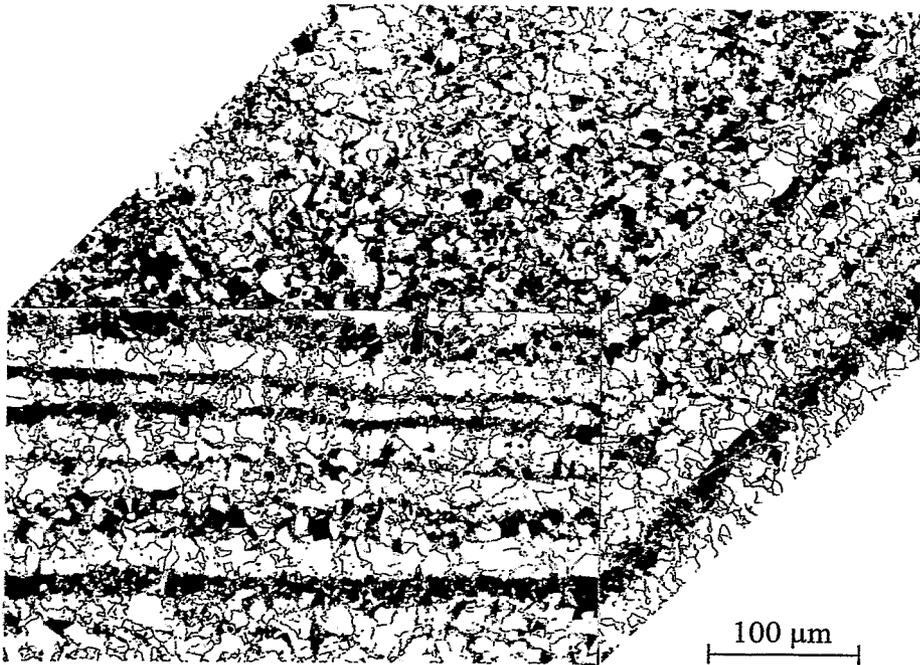
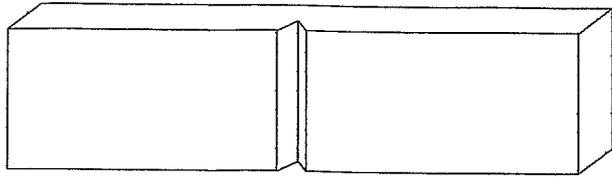
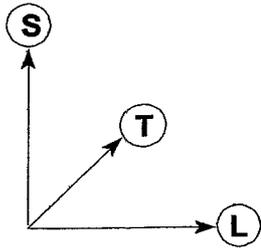


Abb.A-2 Gefügeaufnahme StE460 (WS 2); warmgewalzt, normalgeglüht.

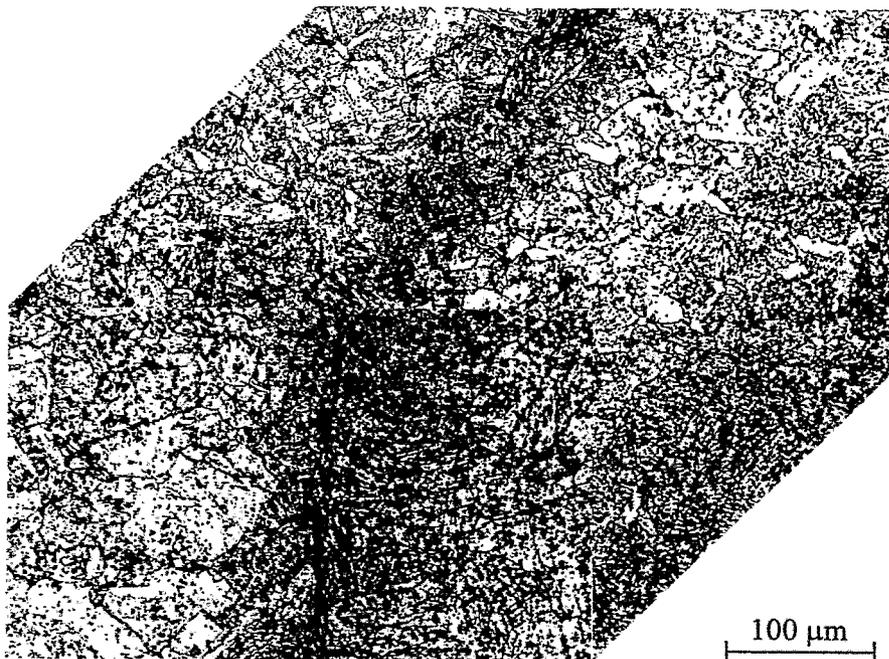
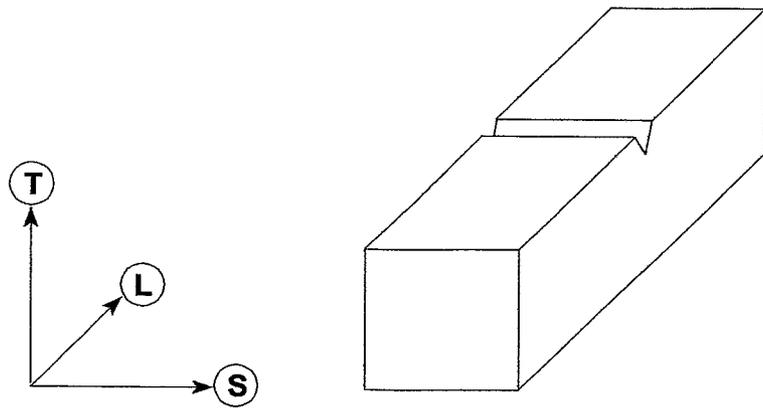


Abb.A-3 Gefügeaufnahme ASTM A533 B1 (WS 3); warmgewalzt, 900°C normalisiert, 880°C Härten, 665°C/12h Anlassen, 620°C/40h Spannungsarmglühen.

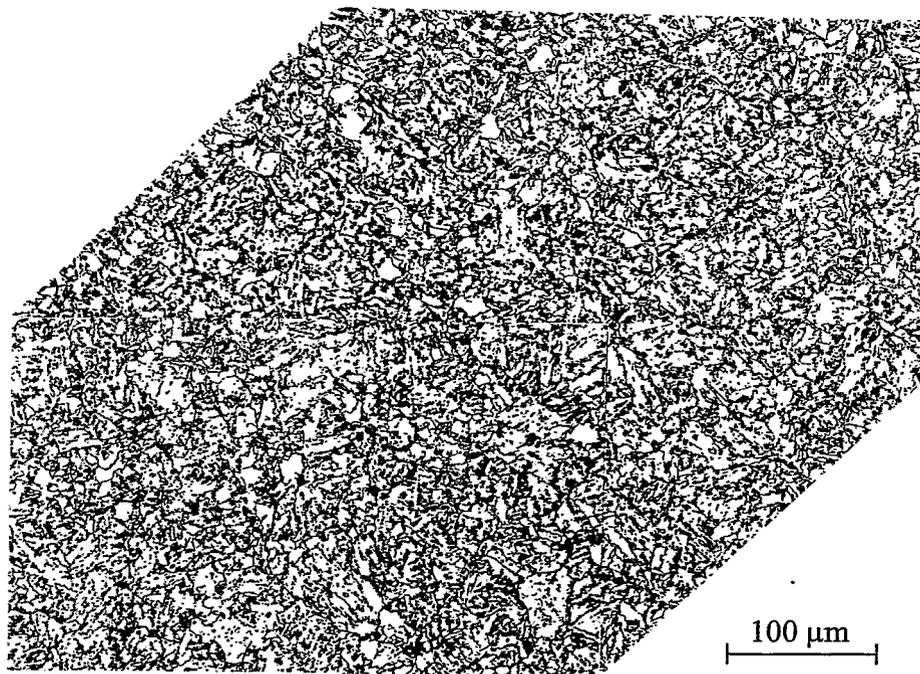
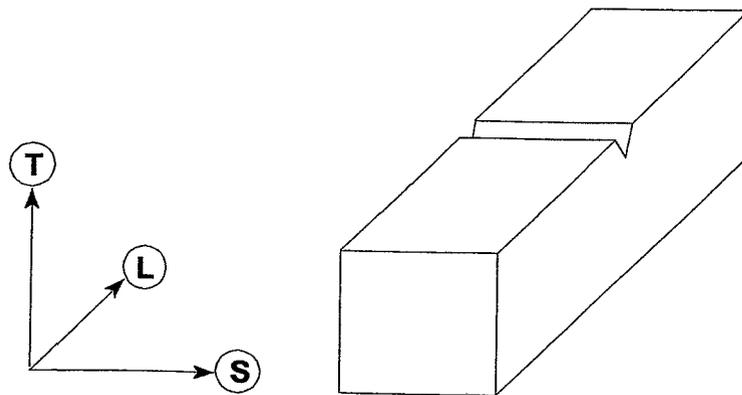
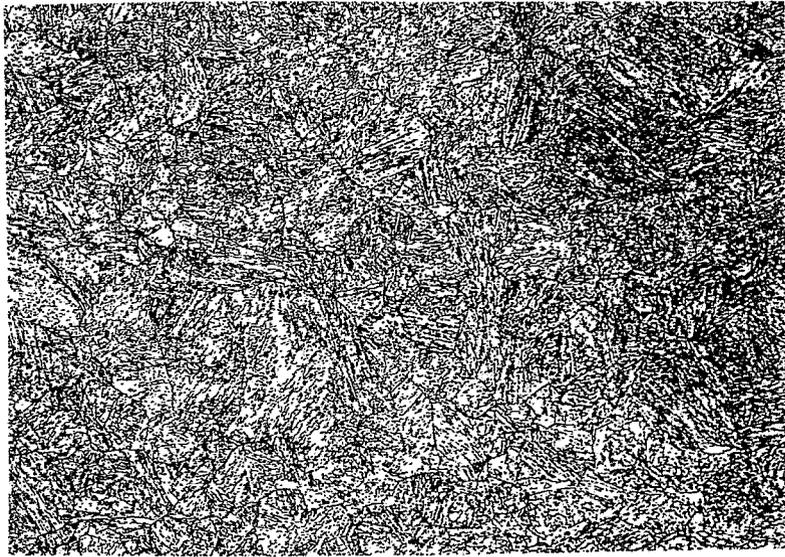


Abb.A-4 Gefügeaufnahme ASTM A508 3 (WS 4); geschmiedet, WB - siehe Ando et al. (1986).



50  $\mu\text{m}$

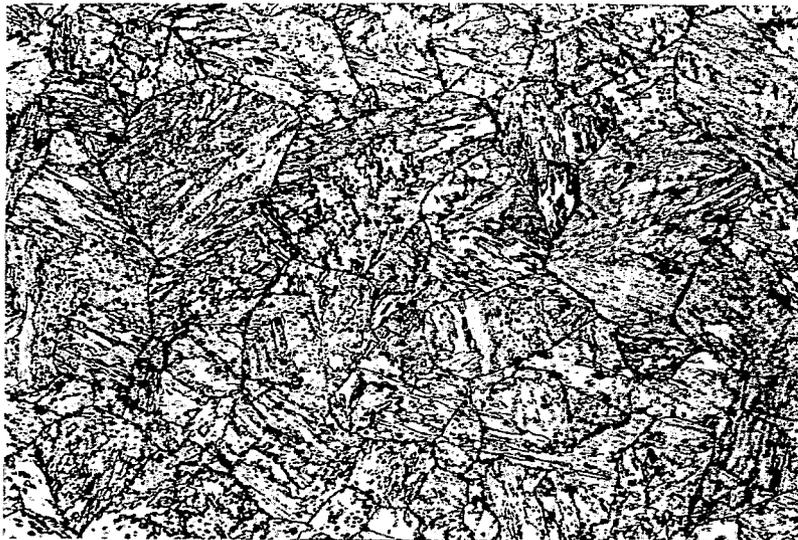


20  $\mu\text{m}$

Abb.A-5 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5D), geschmiedet,  
WB-Zustand D: 950°C/Öl + 600°C/2h/Luft.



50 μm



20 μm

Abb.A-6 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5E), geschmiedet,  
WB-Zustand E: 950°C/Öl + 640°C/2h/Luft.

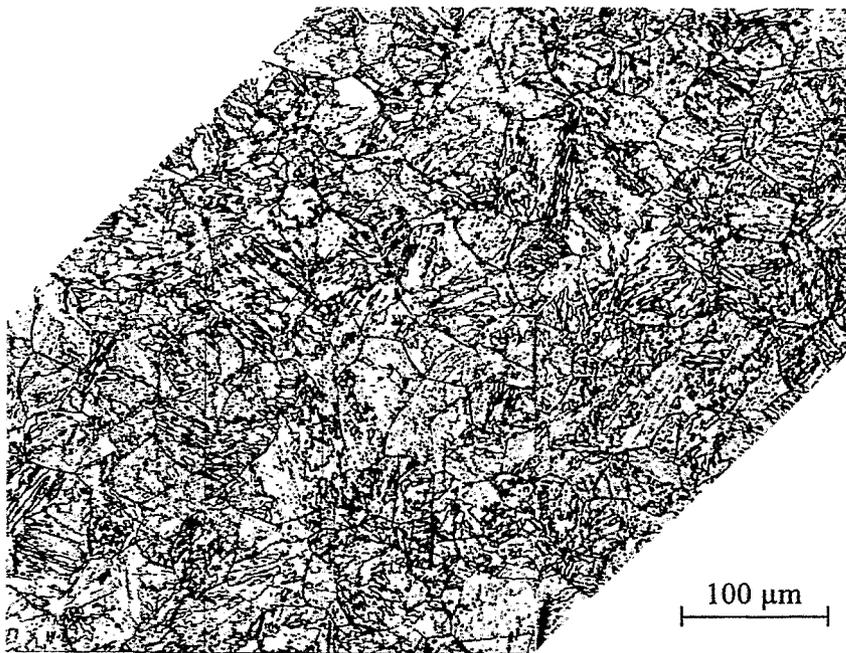
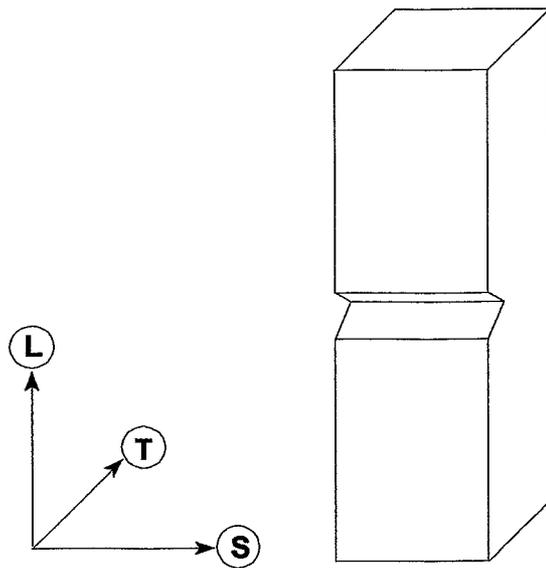
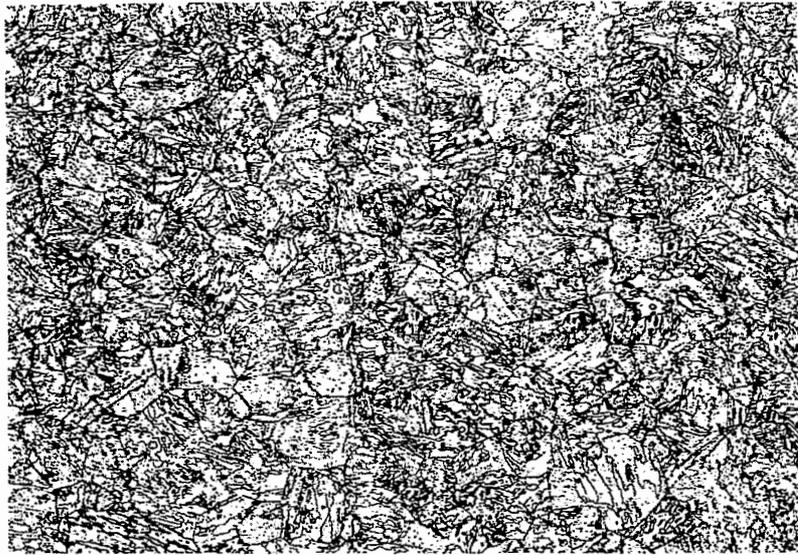


Abb.A-7 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5F), geschmiedet,  
WB-Zustand F: 950°C/Öl + 720°C/2h/Luft.



50  $\mu\text{m}$



20  $\mu\text{m}$

Abb.A-8 Gefügeaufnahmen 10CrMo9 10 (WS 5G), geschmiedet,  
WB-Zustand G: 950°C/Öl + 760°C/2h/Luft.

# Anhang B

Tab. B-1

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter, modifizierter ISO-V Proben (TL) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 1) bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 1

Erzeugnisform: Blech 12 mm Dicke

WB-Zustand: DIN 17 155, aus der Walzhitze luftvergütet.

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W=10,00 \pm 0,02$  mm;  $B_n=8,01 \pm 0,04$  mm;  $a_0/W \approx 0,47$

Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 2,8 m/s

Probe	$T_{\text{Prüf}}$ °C	Typ	$a_0$ mm	SZW <sub>i</sub> mm	$\Delta a$ mm	$J_{\text{id}}^{\text{SE}}$ N/mm	$J_{\text{d m}}$ N/mm	$J_{\text{d } \Delta a}$ N/mm	$s_m$ mm	$s_{\Delta a}$ mm	Bemerkungen	
C 93	-50	A	4,48	NM	-	-	-	18c	-	0,17	keine SZW zu ermitteln	
C 91	-25	A	4,46	NM	-	-	-	45c	-	0,30		
C 92	-25	A	4,55	NM	-	-	-	29c	-	0,17		
C 90	-12	A	4,69	NM	-	-	-	32c	-	0,17		
C 34	-11	A	4,33	-	-	-	-	24c	-	0,26		
C 89	0	B	4,58	NM	-	-	-	47c	-	0,38		
C 88	6	D	4,37	NM	0,23	237	-	273c	-	1,11		
C 28	16	D	4,53	0,096	0,52	203	-	560c	-	1,99		
C 29	17	D	4,73	0,094	0,20	253	-	296c	-	1,14		
C 30	19	D	4,71	0,098	0,43	289	-	495c	-	1,82		
C 48	22	E	4,81	0,105	0,77	336	495	815	1,90	2,98		
C 31	23	E <sup>4)</sup>	4,80	0,096	NM	-	454	744	1,79	2,78		2), keine SE-Datei
C 33	23	F	4,33	0,106	-	336	486	-	1,81	-		2), 3)
C 49	23	D	4,89	0,100	0,30	265	-	393c	-	1,49		3)
C 54	23	D	4,98	0,075	0,20	-	-	246c	-	1,03		3), keine typische SE

Tab. B-1 (Fortsetzung)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
C 55	23	F	4,85	0,093	-	299	461	-	1,75	-	
C 95	23	D	4,50	NM	NM	-	-	148c	-	0,70	
C 47	23	E	4,81	0,084	NM <sup>2)</sup>	284	438	1033	1,73	3,94	2) keine SE-Datei
C 50	24	F	5,12 <sup>3)</sup>	0,094	-	-	448	-	1,73	-	
C 46	24	E	4,75	0,093	0,54	257	371	536	1,48	2,04	2)
C 51	24	E <sup>4)</sup>	4,79	0,092	NM <sup>2)</sup>	297	429	827	1,60	3,01	
C 52	24	F	5,25	0,091	-	272	362	-	1,43	-	
C 53	24	E	4,87	0,097	2,21	257	443	1546	1,73	1,00	
C 94	24	E	4,62	NM	NM <sup>1)</sup>	229	448	760	1,74	2,81	
C 82	37	F	4,69	NM	-	-	493	-	1,75	-	SE-Signale gedämpft
C 83	37	F	4,32	NM	-	-	510	-	1,94	-	SE-Signale gedämpft
C 60	50	F	4,76	0,095	-	221	506	-	1,99	-	
C 84	62	F	4,37	NM	-	237	459	-	1,82	-	
C 58	75	F	4,86	0,103	-	222	489	-	2,01	-	
C 85	88	F	4,48	NM	-	209	493	-	2,03	-	2)
C 59	100	F	4,79	0,090	-	197	503	-	2,07	-	

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Splittingbildung

<sup>3)</sup> schräge Rißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz vor F<sub>m</sub>)

NM ...Nicht gemessen

Tab. B-2

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter ISO-V (TL) Proben des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 1) bei Fallwinkelvariation (low blow).

Kode: WS 1

Erzeugnisform: Blech, 12 mm Dicke

WB-Zustand: DIN 17 155, aus der Walzhitze luftvergütet.

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W=10,00 ± 0,01 mm; Bn=8,01 ± 0,04 mm; a/W ≈ 0,47

Prüftemperatur: T<sub>Prüf</sub> = 25 °C

Probe	$\alpha_0$ °	$V_0$ m/s	$a_0$ mm	SZW mm	$\Delta a$ mm	$J_{id}^{SE}$ N/mm	$J_{dm}$ N/mm	$J_{d\Delta a}$ N/mm	$S_m$ mm	$S_{\Delta a}$ mm	Bemerkungen
C 70	18,9	0,91	4,67	0,053	0,18 <sup>1)</sup>	63	351	404	1,37	1,58	schwierige SE-Markierung
C 71	18,9	0,91	4,94	0,062	0,19	58	304	340	1,27	1,43	schräge Rißfront
C 73	19,5	0,94	4,70	0,063	0,27	82	377	435	1,41	1,64	schräge Rißfront
C 74	19,5	0,94	4,70	0,085	0,25 <sup>1)</sup>	75	345	394	1,31	1,50	
C 67	20	0,97	4,66	0,051	0,46	75	382	442	1,43	1,70	schwierige SE-Markierung
C 72	20	0,97	4,70	0,070	0,28	100	392	447	1,48	1,71	Lastsignal gestört
C 77	22,6	1,09	4,99	0,102	0,38	67	441	511°	1,65	1,98	schräge Rißfront
C 69	25	1,21	4,64	0,084	0,60 <sup>2)</sup>	104	532	672	1,91	2,47	
C 75	25	1,21	4,61	0,082	0,36	135	-	416°	-	1,57	
C 78	26,1	1,26	4,57	0,090	0,46	86	447	526°	1,51	1,83	
C 79	27,8	1,34	4,55	-	0,50 <sup>2)</sup>	75	461	566°	1,57	1,97	
C 81	28,5	1,37	4,59	0,075	1,03 <sup>2)</sup>	72	407	805	1,63	2,99	
C 80	28,5	1,37	4,57	0,076	1,00 <sup>2)</sup>	-	464	838	1,58	3,02	keine meßbare SE
C 68	30	1,44	4,82	0,096	1,20 <sup>2)</sup>	95	457	917	1,74	3,72	
C 76	30	1,44	4,94	0,082	1,34 <sup>2)</sup>	72	436	912	1,58	3,79	

1) nur lokales  $\Delta a$

2) Bruchaufreißungen

c...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

**Tab. B-3** Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter ISO-V Proben (LT) des Stahls StE460 (WS 2) bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 2  
 Erzeugnisform: Blech 40 mm Dicke  
 WB-Zustand: warmgewalzt, normalgeglüht  
 Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung 10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W=10,005 \pm 0,008$  mm;  $B_n=7,98 \pm 0,015$  mm;  $a/W \approx 0,478$   
 Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 2,8 m/s

Probe	$T_{Prüf}$ °C	Typ -	$a_0$ mm	SZW mm	$\Delta a$ mm	$J_{id}^{SE}$ N/mm	$J_{dm}$ N/mm	$J_{d\Delta a}$ N/mm	$s_m$ mm	$s_{\Delta a}$ mm	Bemerkungen -
E 28	-50	B	4,67	NM	NM	-	-	15c	-	0,18	keine SZW; $t_f < 3t$
E 90	-38	B	4,76	0,018	-	-	-	29c	-	0,29	Splittings; $t_f < 3t$
E 97	-35	B	4,92	0,014	-	-	-	24c	-	0,27	$t_f < 3t$
E 94	-32	D	4,83	0,037	0,39 <sup>1)</sup>	104	-	133c	-	0,81	$\Delta a$ -Front ungleichmäßig
E 99	-30	E	4,87	0,051	0,87	112	144	367c	0,81	1,57	
E 95	-29	D	4,75	0,045	0,3	93	-	154c	-	0,87	
E 96	-27	E	4,82	0,05	0,79	82	115	292c	0,75	1,35	
E 27	-25	E	4,67	0,069	0,56	103	188	296c	0,96	1,28	
E 98	-23	B	4,87	0,027	0,18 <sup>5)</sup>	-	-	31c	-	0,32	$t_f < 3t$
E 92	-19	E	4,97	0,02	0,59	100	120	269c	0,73	1,25	
E 91	-13	E	4,82	0,043	1,97 <sup>1)</sup>	111	188	527c	0,97	2,13	kristalliner Fleck
E 26	0	E	4,54	0,041	0,93 <sup>1)</sup>	92	203	385c	0,96	1,51	kristalliner Fleck
E 25	24	F	4,5	0,041	-	94	206	-	0,98	-	
E 93	100	F	4,87	0,058	-	99	197	-	1,1	-	

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> Bruchaufreißungen

<sup>3)</sup> schräge Rißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

<sup>5)</sup> nur lokales  $\Delta a$

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz vor Fm)

NM ...Nicht gemessen

**Tab. B-4** Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter ISO-V-Proben (LT) des Stahls StE 460 (WS 2) bei Fallwinkelvariation (low blow)

Kode: WS 2

Erzeugnisform: Blech, 40 mm Dicke

WB-Zustand: warmgewalzt, normalgeglüht

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W = 10,001 \pm 0,009$  mm;  $B_n = 8,007 \pm 0,029$  mm;  $a/W = 0,5$

Temperatur:  $T_{Prüf} = 24$  °C

Probe	$\alpha_0$ °	$v_0$ m/s	$a_0$ mm	SZW mm	$\Delta a$ mm	$J_{id}^{SE}$ N/mm	$J_{d_m}$ N/mm	$J_{d_{\Delta a}}$ N/mm	$S_m$ mm	$S_{\Delta a}$ mm	Bemerkungen
E 16	10,2	0,49	4,82	0,029	0,05	-	119	132	0,56	0,62	$\Delta a < 0,2$ mm
E 14	10,7	0,52	4,68	0,025	0,07 <sup>1)</sup>	-	122	138	0,63	0,70	$\Delta a < 0,2$ mm
E 15	10,7	0,52	4,75	0,035	0,07	-	125	139	0,62	0,67	$\Delta a < 0,2$ mm
E 12	12,6	0,61	4,73	0,031	0,10 <sup>1)</sup>	-	178	193	0,83	0,89	$\Delta a < 0,2$ mm
E 13	12,6	0,61	4,74	0,043	0,11	-	180	194	0,84	0,88	$\Delta a < 0,2$ mm
E 17	12,7	0,61	4,70	0,035	0,12	-	157	195	0,71	0,85	$\Delta a < 0,2$ mm
E 18	14,2	0,69	4,64	0,040	0,24	-	195	242	0,84	1,01	
E 2	14,4	0,70	4,66	0,036	0,25	-	177	245	0,78	1,03	
E 11	14,4	0,70	4,75	0,033	0,31	-	188	248	0,83	1,06	
E 1	15,6	0,76	4,57	0,025	0,31	109	201	284	0,85	1,16	
E 10	15,6	0,76	4,72	0,044	0,14 <sup>1)</sup>	122	241	288	1,02	1,20	$\Delta a < 0,2$ mm
E 19	15,6	0,76	4,67	0,042	0,36	-	206	291	0,87	1,17	
E 8	16,9	0,82	4,66	0,044	0,52 <sup>1)</sup>	94	233	335	0,98	1,36	
E 9	16,9	0,82	4,83	0,038	0,65	-	203	346	0,88	1,44	
E 20	17,0	0,82	4,65	0,058	0,65	-	230	341	0,95	1,35	
E 22	19,3	0,93	4,48	0,041	0,79	-	259	422	1,02	1,62	
E 5	19,5	0,94	4,81	0,039	1,00	-	221	446	0,98	1,95	
E 6	19,5	0,94	4,69	0,039	0,93	-	264	445	1,11	1,81	
E 4	21,4	1,03	4,76 <sup>2)</sup>	0,043	1,39	-	247	529	1,06	2,25	schräge Rißfront
E 23	21,6	1,04	4,48	0,048	1,12	-	282	517	1,10	1,98	

Tab. B-5 Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter, modifizierter ISO-V Proben (LT) des Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11) Probenlage R 9 bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 3-R9

Erzeugnisform: Walzgut, 223 mm Dicke, Probenlage R 9 bei 0,38 relativer Tiefenlage

WB-Zustand: Originaltechnologie; 900°C normalisiert, 880°C Härten, 665°C/12h Anlassen, 620°C/40h Spannungsarmglühen

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W=10,01 ± 0,017 mm; Bn=7,99 ± 0,012 mm; a/W = 0,5

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW mm	Δa mm	J <sub>di</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
125	-25	A	4,96	NM	-	-	-	14 c	-	0,17	
124	0	B	5,02	NM	-	-	-	24 c	-	0,29	
121	24	D	4,81	(0.050)	0,13	-	-	91	-	0,65	<sup>3)</sup> ; Δa < 0,2 mm
119	25	D	4,85	(0.052)	0,11	-	-	87	-	0,59	<sup>3)</sup> ; Δa < 0,2 mm
117	38	D	4,73	0,090	0,15	-	-	146	-	0,93	Instabilität vor F <sub>m</sub> ; <sup>3)</sup>
113	50	D	4,95	0,107	0,23	157	-	186	-	1,22	<sup>3)</sup>
126	56	E	4,78	0,085	0,49	177	272	437	1,30	1,85	<sup>3)</sup>
123	62	E	5,04	0,067 <sup>2)</sup>	-	133	375	1074	1,70	4,41	<sup>3)</sup> ; Instabilität im SZW-Bereich
116	67	F	4,94	0,089 <sup>2)</sup>	-	185	408	-	1,80	-	
115	75	F	4,74	0,089	-	88	371	-	1,69	-	Instabilität im SZW-Bereich
120	98	F	4,87	0,070	-	285	382	-	1,88	-	J <sub>id</sub> zu hoch
114	124	F	4,57	0,111 <sup>2)</sup>	-	146	376	-	2,02	-	
122	150	F	5,59 <sup>1)</sup>	0,090	-	88	264	-	1,53	-	unter Vorbehalt einbezogen
118	200	F	4,90	0,089	-	148	360	-	1,81	-	Instabilität vor F <sub>m</sub>

<sup>1)</sup> Extrem schräge Rißfront

<sup>2)</sup> Splittings

<sup>3)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM...Nicht gemessen

**Tab. B-5b** Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter ISO-V Proben (TL) des Stahls ASTM A 533 B 1 (JRQ)  
 Probenlage F bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 3-F  
 Erzeugnisform: Schmiedestück 22,5 mm Dicke, Probenlage F bei ca. 0,5 relativer Tiefenlage.  
 WB-Zustand: Originaltechnologie; 900°C normalisiert, 880°C Härten, 620°C/40h Anlassen, 620°C/40h Spannungsarmglühen.  
 Probenform: ISO-V ohne Seitkerbung (10 mm x 10 mm x 55 mm);  $W=10,01 \pm 0,017$  mm;  $B_n=10,00 \pm 0,01$  mm;  $a/W = 0,5$ .  
 Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 3,2 m/s

Probe	$T_{Prüf}$ °C	Typ	$a_0$ mm	SZW mm	$\Delta a$ mm	$J_{dl}^{SE}$ N/mm	$J_{dm}$ N/mm	$J_{dAa}$ N/mm	$s_m$ mm	$s_{Aa}$ mm	Bemerkungen
F 193	-50	B	5,03	-	-	-	-	8	-	0,192	-
F 199	-25	B	4,72	-	-	-	-	8	-	0,256	-
F 196	-0,8	B	5,00	0,017	0,034	-	-	19	-	0,332	-
F 200	12,5	B	4,94	-	-	-	-	17	-	0,459	-
F 191	19,8	D	5,2	0,042	0,094	-	-	133	-	0,70	-
F 201	37,5	F <sup>*)</sup>	4,83	0,054	0,186	203	410	218	1,99	1,15	*) Sonderfall - pop in vor $F_m$
F 198	50	E <sup>*)</sup>	4,89	0,111	(2,097)	205	520	1537	2,26	6,91	kein zusammenhängende Front
F 202	62,5	F	4,85	0,069	-	-	483	-	2,20	-	kein SE-Signal gemessen
F 197	75,5	F	5,1	0,102	-	269	479	-	2,14	-	-
F 203	87,5	F	4,78	0,066	-	217	503	-	2,29	-	-
F 195	98	F	5,06	0,117	-	243	660	-	2,86	-	-
F 204	150	F	4,92	0,073	-	-	567	-	2,53	-	kein SE-Signal gemessen
F 205	200	F	4,97	0,073	-	273	400	-	2,00	-	-

<sup>b)</sup> Extrem schräge Rißfront

<sup>c)</sup> Splittings

<sup>d)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c...cleavage crack initiation (Spaltbruchsatz)

NM...Nicht gemessen

Tab. B-6

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter ISO-V Proben (LT) des Stahls ASTM A 533 B 1 (3JRQ11) Probenlage R 15 bei Prüftemperaturvariation (CR) am invertierten PSW.

- keine simultane SE-Messung durchgeführt -

Kode: WS 3 - R15

Erzeugnisform: Walzgut, Blech, 225 mm Dicke, Probenlage R 15 bei 0,67 relativer Tiefenlage

WB-Zustand: Originaltechnologie; 900°C normalisiert, 880°C Härten, 665°C/12h Anlassen, 620°C/40h Spannungsarmglühen

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W=10,01 \pm 0,017$  mm;  $B_n=7,99 \pm 0,012$  mm;  $a/W = 0,5$

Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
210	-20	A	5,00	-	-	-	-	15c	-	0,13	
209	0	B	4,61	-	-	-	-	39c	-	0,22	
208	12	B	4,71	-	-	-	-	23c	-	0,23	
197	25	D	4,69	51	-	127	-	131c	-	0,59	2)
205	42	D	4,47	72	0,27	-	-	233	-	0,87	1); 2)
198	50	D	4,83	60	-	114	-	137c	-	0,65	2)
206	56	E	4,82	52	0,23	141	270	766	1,06	2,8	2)
199	62	E	4,66	44	0,20	136	391	612	1,44	2,13	2)
207	64	E	4,93	68	0,12	128	-	252	-	0,96	2); 3)
200	67	F	4,82	55	-	120	575	-	2,07	-	
201	75	E	4,91	56	-	-	558	NM	2,04	-	1); partieller kristalliner Fleck
202	100	F	5,03	66	-	105	433	-	1,67	-	
203	125	F	4,95	65	-	118	614	-	2,05	-	
204	200	F	4,57	63	-	117	352	-	1,68	-	

1) COD-Signal nicht auswertbar

2) mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

3) Δa-Messung bis zum partiellen kristallinen Fleck

c...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM...Nicht gemessen

Tab. B-7

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen dynamisch beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (TL) des Stahls 10 CrMo 9 10 (W) bei Variation der Enddurchbiegung  $s_{\text{end}}$ .

Kode: WS 1

Erzeugnisform: Blech, 12 mm Dicke

WB-Zustand: unbekannt

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W=10$  mm;  $B_n=8$  mm;  $a/W \gg 0,5$

Temperatur:  $T_{\text{Prüf}} = 20$  °C

Prüfgeschwindigkeit  $v_0$ :  $0,1$  ms<sup>-1</sup>

Probe	$s_{\text{end}}$ mm	$a_0$ mm	SZW $\mu\text{m}$	$\Delta a$ mm	SE-Bursts Anzahl	$J_{\text{id}}^{1,SE}$ N/mm	$J_{\text{d}\Delta a}$ N/mm	$s^{1,SE}$ mm	Bemerkungen
C 160	1,75	4,99		0,23	6	148	352	1	
C 161	1,75	5,37		0,32	4	165	345	0,89	
C 162	1,75	5,06		0,32	4	117	387	0,64	
C 163	1,75	4,98		0,27	3	214	387	0,99	
C 164	1,75	4,97		0,31	3	199	394	0,96	
C 165	1,75	4,97		0,33	0	-	444	-	abweichende Sondenkonfiguration
C 166	0,5	4,97		0,03	0	-	93	-	
C 167	0,5	5,01		0,02	0	-	84	-	
C 168	0,7	5,25 <sup>2)</sup>		0,19	/	-	133	-	Rißfront schräg
C 169	2,97 <sup>1)</sup>	4,98		0,64	4	105	649	0,52	vorgeschädigte Probe
C 170	0,7	4,82		0,06	0	-	132	-	
C 171	0,9	4,81	84	0,13	2	105	187	0,55	REM-Untersuchungen
C 172	0,9	5,09	60	0,10	3	93		0,53	
C 173	1,1	4,94		0,13	1	113	219	0,59	
C 174	1,1	5,02	83	0,18	4	100	262	0,53	
C 175	1,1	5,02		0,14	3	91	243	0,49	

Tab. B-7 (Fortsetzung)

Probe	$s_{\text{end}}$ mm	$a_0$ mm	SZW $\mu\text{m}$	$\Delta a$ mm	SE-Bursts Anzahl	$J_{\text{id}}^{1.5E}$ N/mm	$J_{d\Delta a}$ N/mm	$s^{1.5E}$ mm	Bemerkungen
C 176	0,9	4,93		0,08	2	76	220	0,41	
C 177	0,7	4,86		0,08	0	/	157	/	
C 178	0,5	4,92		0,00	0	/	91	/	
C 179	0,7+0,7	4,75		0,20	0 <sup>3)</sup>	/	146	/	2 Stufen
C 180	0,7+0,7	4,84		0,20	0 <sup>3)</sup>	/		/	2 Stufen
C 181	1,5	4,91		0,19	6	126	337	0,64	abweichende Sondenkonfiguration
C 182	0,7+0,7	4,95		0,23	0 <sup>3)</sup>	/		/	2 Stufen
C 183	0,7+0,7	4,81		0,16	0 <sup>3)</sup>	/	317	/	2 Stufen
C 184	0,7+0,7	4,88		0,17	0 <sup>3)</sup>	/	317	/	2 Stufen
C 185	1,1+0,7	5,00		0,36	3 <sup>3)</sup>	134	394	0,72	2 Stufen
C 186	1,1+0,7	5,00		0,26	2 <sup>3)</sup>	/		/	2 Stufen
C 187	1,1+0,7	4,97		0,27	3)				2 Stufen
C 188	2,5	5,41		0,50			493		abweichende Sondenkonfiguration
C 189	2,5	4,92		0,56			538		abweichende Sondenkonfiguration

<sup>1)</sup> 2,97 mm ergeben sich aus  $s=0,47\text{mm}$  und einer zusätzlich aufgebrauchte Durchbiegung von 2,5mm

<sup>2)</sup> extrem schräge Rißfront

<sup>3)</sup> 1. Stufe

Tab. B-8

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter, modifizierter ISO-V Proben (TL) des Stahls 15 Kh2NMFAA (KU2) bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 6 - Lage 25

Erzeugnisform: Schmiedstücksegment, 147 mm Dicke, Lage 25, 0,40 relative Tiefenlage.

WB-Zustand: Austenitisieren: 920°C/8h, Abschrecken in H<sub>2</sub>O; Anlassen: 660°C/28h, Abkühlen an Luft.

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W=10,00 ± 0,02 mm; B<sub>n</sub>=8,01 ± 0,04 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,48

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen
25_11	12	E	4,79	n.m.	0,77	393	456	708	1,56	2,33	
25_12	16	E	4,85	n.m.	0,76	211	447	595	1,59	2,04	
25_13	20	D	4,81	n.m.	0,11	-	-	175	-	0,77	
25_1	23	E	4,85	97	0,76	284	442	710	1,66	2,50	mit DMS-Instrumentierung
25_2	23	E	4,80	124	1,46	239	452	1118	1,58	3,82	mit DMS-Instrumentierung
25_3	23	D	4,83	n.m.	0,08	-	-	137	-	0,61	mit DMS-Instrumentierung
25_4	23	E	4,80	99	1,02	364	423	837	1,48	2,82	mit DMS-Instrumentierung
25_5	23	A/B	4,77	n.m.	-	-	-	23	-	0,36	mit DMS-Instrumentierung
25_10	23	E	4,85	n.m.	1,17	-	417	873	1,66	3,12	gestörtes F- und SE-Signale
25_9	26	A/B	4,78	n.m.	-	-	-	16	-	0,26	
25_8	28	F	4,75	n.m.	-	231	390	-	1,44	-	
25_7	38	F	4,80	n.m.	-	198	361	-	1,35	-	
25_6	50	F	4,80	n.m.	-	352	457	-	1,66	-	

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Splittingbildung

<sup>3)</sup> schräge Reißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od, multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

n.m. ...not measured (nicht gemessen)

Tab. B-9

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (LT) des Stahls 15 Kh2NMFAA (KU2) bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 6

Erzeugnisform: Schmiedstücksegment, 147 mm Dicke, Lage 31, 0,60 relative Tiefenlage.

WB-Zustand: Austenitisieren: 920°C/8h, Abschrecken in H<sub>2</sub>O; Anlassen: 660°C/28h, Abkühlen an Luft.

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W = 10,00 ± 0,02 mm; B<sub>n</sub> = 8,01 ± 0,04 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,48

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
31_12	9	A/B	4,77	40	-	-	-	38	-	0,31	
31_13	9	D	4,80	n.m.	0,54	210	-	470	-	1,99	
31_14	9	A/B	4,79	80	-	-	-	34	-	0,33	
31_7	12	E	4,97	98	2,23	203	422	1468	1,59	5,97	
31_8	17	A/B	4,84	n.m.	-	-	-	15	-	0,30	
31_6	18	E	4,81	116	0,62	196	448	581	1,62	2,26	
31_9	20	D	4,78	n.m.	0,49	329	471	560	1,68	1,96	
31_3	24	D	4,83	n.m.	0,44	252	-	435	-	1,59	
31_10	26	E	4,82	n.m.	1,77	292	507	1316	1,80	4,87	
31_11	26	F	4,86	118	-	213	511	-	1,84	-	
31_5	26	F	3,03 <sup>1)</sup>	n.m.	-	-	677 <sup>1)</sup>	-	1,91 <sup>1)</sup>	-	<sup>1)</sup> nicht vorermüdet !
31_4	28	F	4,91	n.m.	-	195	437	-	1,62	-	
31_2	38	F	4,83	n.m.	-	207	426	-	1,65	-	
31_1	50	F	4,90	n.m.	-	321	490	-	1,77	-	

Tab. B-10

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (L-T) des Stahls ASTM A 508 cl. 3 (JFL) bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 4

Erzeugnisform: Schmiedestück, 227 mm Dicke, Lage H, ca. 0,5 Tiefenlage

WB-Zustand: siehe Ando et al. (1986)

Probenform: ISO-V (10 mm x 10 mm x 55 mm);  $W=10 \pm 0,02$  mm;  $B=10$  mm;  $a_0/W = 0,47$

Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 2,8 m/s

Probe	$T_{\text{Prüf}}$ °C	Typ	$a_0$ mm	SZW <sub>i</sub> µm	$\Delta a$ mm	$J_{\text{id}}^{\text{SE}}$ N/mm	$J_{\text{d m}}$ N/mm	$J_{\text{d } \Delta a}$ N/mm	$s_m$ mm	$s_{\Delta a}$ mm	Bemerkungen
H 146	-75	A	5,14	-	-	-	-	20	-	0,24	
H 149	-50	B	5,06	-	-	-	-	40	-	0,33	
H 148	-25	B	4,83	NM	0,034	-	-	58	-	0,43	
H 157	-18	B <sup>4)</sup>	5,03	NM	0,072	-	-	44	-	0,33	
H 156	-12,5	B <sup>4)</sup>	5,27	-	-	-	-	42	-	0,30	
H 155	-6	D	5,11	31	0,104	-	-	142	-	0,70	
H 159	-3	D <sup>4)</sup>	5,22	28	0,088	316	-	580	-	1,94	
H 147	0	E <sup>4)</sup>	5,09	55	0,37	264	533	752	2,27	2,98	
H 158	6	D	5,17	36	0,136	-	-	292	-	1,32	
H 154	12,5	F	5,11	27	-	344	734	-	2,79	-	
H 145	19,8	E <sup>1)</sup>	4,88	58	(2,36)	280	742	2020	2,90	8,31	
H 151	50	F	4,87	60	-	278	714	-	2,87	-	
H 150	98	F	4,97	98	-	219	674	-	2,90	-	
H 152	150	F	5,24	65	-	247	665	-	2,90	-	

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Splittingbildung

<sup>3)</sup> schräge Reißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

Tab. B-11

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter, modifizierter ISO-V Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 - Zustand D am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 5D

Erzeugnisform: Schmiedestück 250 mm x 120 mm x 70 mm

WB-Zustand: 950 °C/1 h/Öl + 600 °C/2 h/Luft - Zustand D

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W = 10$  mm;  $B_n = 8$  mm;  $a_0/W = 0,47$

Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 2,8 m/s

Probe	$T_{\text{Prüf}}$ °C	Kurven- typ	$a_0$ mm	SZW <sub>i</sub> mm	$\Delta a$ mm	$J_{\text{id}}^{\text{SE}}$ N/mm	$J_{\text{id}}^{\text{COD}}$ N/mm	$J_{\text{d m}}$ N/mm	$J_{\text{d } \Delta a}$ N/mm	$S_m$ mm	$S_{\Delta a}$ mm	Bemerkungen
D2_7	-25	A	4,75	-	-	-	-	-	49	0,11	0,11	-
D2_9	-19	A	4,85	-	-	-	-	-	53	0,12	0,12	-
D2_8	-12,5	A	4,91	-	-	-	-	-	57	0,14	0,14	-
D1_6	0,5	B	4,76	-	-	-	-	-	57	0,14	0,14	-
D1_1	25	B	5,11	-	-	-	-	-	97	0,26	0,26	kein LCOD
D1_2	50	B	4,76	-	-	-	-	-	94	0,23	0,23	-
D3_15	50	D	4,92	-	0,19	90	148	-	236	0,75	0,75	-
D3_16	50	F	4,79	-	-	76	192	312	-	0,94	-	-
D3_14	51	D	4,89	-	0,24	90	166	-	289	0,87	0,87	-
D4_19	55	F	4,85	-	-	90	175	325	-	0,95	-	-
D4_20	55	E	4,93	0,047	1,66	88	148	311	1021	0,95	3,00	-
D2_10	55	E	4,83	0,040	2,15	76	164	314	1209	0,96	3,77	-
D3_17	55	E	4,69	0,045	1,64	88	155	320	1036	0,95	2,91	-
D4_21	55	F	4,74	-	-	88	157	323	-	0,95	-	-
D4_22	55	D	4,91	-	0,07	86	-	-	104	0,42	0,42	$\Delta a$ klein

Tab. B-11 (Fortsetzung)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup>	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
D3_18	55	F	4,79	-	-	87	154	317	-	0,95	-	-
D2_11	56	F	4,86	-	-	73	180	311	-	0,94	-	-
D2_12	60	E	4,89	-	1,56	76	-	318	930	0,98	2,81	kein COD
D3_13	60	F	4,74	-	-	88	143	314	-	0,95	-	-
D1_5	62,5	F	4,79	-	-	-	91	304	-	0,95	-	-
D1_3	75	F	4,86	-	-	85	107	297	-	0,94	-	-
D4_24	88	F	4,73	-	-	71	142	309	-	0,95	-	-
D4_23	90	F	4,81	-	-	81	130	310	-	0,93	-	-
D1_4	100	F	4,80	-	-	77	111	303	-	0,95	-	-

1) partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

2) starke Splittingbildung

3) schräge Reißfront

4) mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

Tab.B-12

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter, modifizierter ISO-V Proben (TL) des Stahls 10 CrMo 9 10 - Zustand D. am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 5D.

Erzeugnisform: Schmiedestück 250 mm x 120 mm x 70 mm

WB-Zustand: 950 °C/1 h/Öl + 600 °C/2 h/Luft - Zustand D.

Probenform: ISO-V mit 20 % Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W = 10,00$  mm;  $B_n = 8,00$  mm;  $a_0/W = 0,48$

Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 2,8 m/s

Probe	$T_{\text{Prüf}}$ °C	Typ -	$a_0$ mm	SZW <sub>i</sub> mm	$\Delta a$ mm	$J_{\text{id}}^{\text{SE}}$ N/mm	$J_{\text{id}}^{\text{COD}}$ N/mm	$J_{\text{d m}}$ N/mm	$J_{\text{d } \Delta a}$ N/mm	$S_m$ mm	$S_{\Delta a}$ mm	Bemerkungen -
D.2_8	-25	A	4,97	-	-	-	-	-	-	0,12	0,12	-
D.2_10	-19	A	4,94	-	-	-	-	-	-	0,12	0,12	-
D.2_9	-12,5	A	4,73	-	-	-	-	-	-	0,13	0,13	-
D.2_7	0,5	B	5,05	-	-	-	-	-	-	0,11	0,11	-
D.1_2	25	C	4,89	-	0,12	75	73	-	-	0,41	0,4	-
D.1_3	50	D	4,93	-	0,15	80	89	-	-	0,45	0,45	$S_{\text{id}} < S_{\text{iu}}$
D.2_11	55	D	4,93	-	0,16	76	84	-	-	0,45	0,45	-
D.2_12	55	E	4,86	0,023	0,3	68	122	156	171	0,55	0,59	$S_{\text{id}} < S_m$
D.3_13	55	E	4,82	0,025	1,06	81	135	179	314	0,59	0,99	$S_{\text{id}} < S_m$
D.3_14	55	E	5,00	0,024	0,39	78	140	155	190	0,54	0,63	$S_{\text{id}} < S_m$
D.3_17	55	E	4,71	-	0,42	80	71	151	170	0,54	0,58	-
D.3_15	55,1	D	4,60	-	0,23	78	69	111	125	0,43	0,53	COD schwierig ausw.
D.3_16	55,5	E	4,71	-	0,59	81	142	151	241	0,52	0,76	-
D.1_6	62,5	E	4,90	-	0,84	72	113	172	271	0,6	0,88	$S_{\text{id}} < S_m$
D.1_4	75	E	4,81	-	0,66	78	120	173	269	0,6	0,87	$S_{\text{id}} < S_m$

Tab. B-12 (Fortsetzung)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
D.3_18	88	E	4,82	-	1,66	71	68	150	372	0,53	1,25	-
D.4_19	88	F	4,76	-	-	73	72	148	-	0,53	-	-
D.1_5	100	F	4,91	-	-	74	108	167	-	0,6	-	s <sub>id</sub> < s <sub>m</sub>
D.4_20	125	F	4,68	-	-	74	150	155	-	0,52	-	s <sub>id</sub> = s <sub>m</sub>
D.4_21	150	F	4,89	-	-	72	113	152	-	0,54	-	s <sub>id</sub> < s <sub>m</sub>

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Splittingbildung

<sup>3)</sup> schräge Rißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

Tab. B-13. Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter, modifizierter ISO-V Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 - Zustand E am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 5E (LT)

Erzeugnisform: Schmiedestück 250 mm x 120 mm x 70 mm

WB-Zustand: 950 °C/1 h/Öl + 640 °C/2 h/Luft - Zustand E

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W=10 mm; B<sub>n</sub>=8 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,48

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
E2_9	-48	E	4,87	-	1,7	114	-	257	1244	0,96	3,77	-
E2_10	-36	A/B	4,71	-	-	-	-	-	18	-	0,14	-
E4_21	-30	A/B	4,89	-	-	-	-	-	30	-	0,26	-
E4_22	-29	F	4,87	-	-	69	141	255	-	0,95	-	-
E3_17	-26	F	4,93	-	-	54	163	251	-	0,95	-	-
E3_16	-25	F	4,94	-	-	58	153	254	-	0,95	-	-
E1_6	-25	C	4,77	-	0,18	92	148	-	203	-	0,83	-
E3_18	-25	E	4,90	-	1,9	60	162	248	1339	0,97	4,34	-
E3_14	-22	E	4,77	-	1,3	63	182	256	1108	0,95	3,31	-
E3_15	-22	E	4,72	-	0,6	53	194	253	558	0,95	1,73	-
E2_8	-19	E	4,88	-	1,5	92	-	304	1136	1,11	3,53	-
E2_11	-15	A/B	4,80	-	-	-	-	-	23	-	0,22	-
E2_7	-12	A/B	4,72	-	0,04	-	-	-	32	-	0,26	-
E2_13	-5	F	4,78	-	-	87	-	307	-	1,11	-	-
E2_12	-4	E	4,94	-	(1,9)	61	128	310	1560	1,12	5,35	-

Tab. B-13 (Fortsetzung)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
E1_5	0	F	4,88	-	-	111	122	251	-	0,95	-	-
E4_19	0	F	4,78	-	-	60	148	313	-	1,11	-	-
E4_20	0	F	4,82	-	-	56	150	313	-	1,11	-	-
E4_23	14	F	4,88	-	-	52	146	248	-	0,96	-	-
E1_1	25	F	4,88	-	-	128	127	292	-	1,15	-	-
E1_4	63	F	4,87	-	-	-	97	283	-	1,11	-	-
E1_3	76	F	4,88	-	-	73	98	283	-	1,11	-	-
E4_24	124	F	4,95	-	-	49	139	305	-	1,28	-	-

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Splittingbildung

<sup>3)</sup> schräge Reißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiatio (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

Tab. B-14

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (TL) des Stahls 10 CrMo 9 10 - Zustand F. am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 5F.

Erzeugnisform: Schmiedestück 250 mm x 120 mm x 70 mm

WB-Zustand: 950 °C/1 h/Öl + 720 °C/2 h/Luft - Zustand F.

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W = 10 mm; B<sub>n</sub> = 8 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,48

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Kurven- typ	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
F.2_12	-49	A/B	4,69	-	-	-	-	-	48	-	0,15	-
F.3_13	-37	A/B	4,77	-	-	-	-	-	62	-	0,27	-
F.2_11	-19	D	4,78	-	0,05	75	-	-	123	-	0,52	-
F.3_14	-15	E	4,81	0,030	0,64	73	-	212	392	0,79	1,39	-
F.2_10	-12,5	D	4,82	-	0,22	68	92	-	186	-	0,73	-
F.3_15	-6,7	D	4,78	-	0,28	81	125	202	224	-	0,83	-
F.4_22	-6,7	E	4,85	0,028	0,93	65	121	209	456	0,81	1,65	-
F.4_24	-6,2	E	4,65	-	0,79	-	150	213	430	0,79	1,49	-
F.4_21	-6	E	4,74	-	0,70	65	124	208	387	0,79	1,39	-
F.4_23	-6	E	4,76	0,029	1,66	77	148	210	709	0,80	2,71	-
F.2_8	-1	D	4,62	-	0,22	81	-	-	183	-	0,7	-
F.4_20	5,5	F	5,09	-	-	83	199	199	-	0,80	-	-
F.4_19	5,6	F	4,83	-	-	64	131	209	-	0,79	-	-
F.3_16	12	E	4,75	-	1,86	73	119	209	683	0,81	2,64	-
F.3_17	12	F	4,77	-	-	65	111	202	-	0,79	-	-

Tab. B-14 (Fortsetzung)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen
F.3_18	13,1	E	4,8	-	-	59	120	208	493	0,80	1,77	-
F.1_4	25	F	4,82	-	-	81	101	199	-	0,80	-	-
F.1_5	50	F	4,74	-	-	80	109	190	-	0,79	-	-
F.2_7	62	F	4,77	-	-	76	91	190	-	0,80	-	-
F.1_6	76	F	4,89	-	-	74	83	186	-	0,80	-	-

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Spaltungsbildung

<sup>3)</sup> schräge Rißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

**Tab. B-15.** Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 (WS 5) - Zustand G am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 5G  
 Erzeugnisform: Schmiedestück 250 mm x 120 mm x 70 mm  
 WB-Zustand: 950 °C/1 h/Öl + 760 °C/2 h/Luft - Zustand G  
 Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm);  $W = 10,00$  mm;  $B_n = 8,00 \pm$  mm;  $a_0/W = 0,49$   
 Schlaggeschwindigkeit  $v_0$ : 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
G2_9	-50	A/B	4,85	-	-	-	-	-	44	-	0,24	-
G2_10	-37	A/B	4,92	-	0,06	-	-	-	74	-	0,36	-
G4_24	-31	E	4,84	-	2,27	68	136	518	-	1,9	5,89	-
G4_23	-29	E	4,7	-	2,62	61	94	504	-	1,9	6,18	-
G3_15	-25	D	4,77	-	0,06	53	132	-	81	-	0,37	-
G3_17	-25	E	4,89	-	1,33	54	-	535	-	2,1	3,74	-
G1_6	-25	D	4,84	-	0,09	73	92	-	125	-	0,55	-
G3_16	-25	E	4,79	-	1,25	-	-	537	1128	2,0	3,88	-
G3_14	-24	F	4,73	-	-	62	138	540	-	2,1	-	-
G3_13	-23	E	4,86	-	0,81	58	146	491	-	1,9	2,66	-
G2_8	-19	E	4,98	-	1,3	60	134	515	-	2,0	3,86	-
G2_11	-15	D	4,86	-	1,04	73	126	-	-	-	2,59	-
G2_7	-12	E	4,82	-	2,12	77	116	527	-	2,1	5,82	-
G2_12	-6	F	4,92	-	-	69	118	565	-	2,3	-	-
G4_21	0	F	4,85	-	-	58	126	714	-	2,7	-	-

Tab. B-15 (Fortsetzung)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
G4_22	2	F	4,83	-	-	73	121	623	-	2,5	-	-
G1_1	25	F	4,95	-	-	64	89	692	-	2,8	-	-
G4_19	25	F	4,85	-	-	53	117	703	-	2,7	-	-
G4_20	25	F	4,86	-	-	49	126	707	-	2,7	-	-
G3_18	25	F	5,04	-	-	50	106	680	-	2,7	-	-
G1_4	63	F	4,85	-	-	58	78	667	-	2,7	-	-
G1_3	76	F	4,94	-	-	64	79	630	-	2,8	-	-

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Splittingbildung

<sup>3)</sup> schräge Rißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

**Tab. B-16**

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A533 B 1 (3JRQ11) Probenlage R10 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 3-R10

Erzeugnisform: Walzgut, Blech, 223 mm Dicke, Probenlage R10 bei 0,45 relativer Tiefenlage

WB-Zustand: Originaltechnologie; 900 °C normalisiert; 880 °C Abschrecken, 665 °C / 12 h Anlassen, 620 °C / 40 h Spannungsarmglühen

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W=10 mm; B<sub>n</sub>=8 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,49

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0i</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>d</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
127	25	A/B	4,87	-	0,09	-	-	-	27	-	0,34	4)
137	31	D	4,82	-	0,08	-	-	-	143	-	0,69	4) ; COD nicht auswertbar
131	37	D	4,95	-	0,34	182	88	-	383	-	1,54	4)
135	44	D	4,94	-	0,25	-	92	-	115	-	0,61	4) -
128	50	D	4,66	-	0,25	-	145	-	226	-	0,98	4)
130	62	D	5,00	-	0,33	90	60	-	278	-	1,29	4)
138	62	E	4,98	-	0,75	-	123	391	573	1,56	2,17	4)
139	68	D	4,83	-	0,28	-	138	-	275	-	1,19	4)
132	68	D	4,94	0,076	0,55	132	-	-	504	-	1,96	4) ; COD nicht auswertbar
136	75	F	4,83	-	-	-	102	318	-	1,32	-	-
133	81	F	4,80	0,085	-	122	70	466	-	1,91	-	-
134	93	F	4,91	0,072	-	151	112	492	-	1,97	-	-
140	150	F	4,97	0,121	-	-	122	395	-	1,73	-	-

1) partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

2) starke Splittingbildung

3) schräge Rißfront

4) mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

**Tab. B-17** Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A533 B 1 (3JRQ11) Probenlänge R11 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 3-R11

Erzeugnisform: Walzgut, Blech, 223 mm Dicke, Probenlänge R11 bei 0,49 relativer Tiefenlage

WB-Zustand: Originaltechnologie; 900 °C normalisiert; 880 °C Abschrecken, 665 °C / 12 h Anlassen, 620 °C / 40 h Spannungsarmglühen

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W = 10 mm; B<sub>n</sub> = 8 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,49

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>d</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
141	25	D	4,81	-	0,19	167	131	-	230	-	1,02	4)
151	31	D	4,80	-	0,17	-	126	-	220	-	0,96	4); KF=kristalliner Fleck
145	37	D	5,00	-	0,23	61	98	-	207	-	1,02	4) -
149	44	D	4,87	-	0,14	-	130	-	208	-	0,95	4)
142	50	D	4,93	-	0,21	128	140	-	214	-	0,96	4) -
143	56	D	4,98	-	0,21	85	75	-	231	-	1,28	4) -
144	62	D	4,89	-	0,37	131	115	-	264	-	1,13	4) -
152	62	D	4,91	101	0,42	-	137	-	317	-	1,33	4)
146	68	E	5,23	84	0,74	106	79	341	518	1,53	2,16	4) -
153	68	E	5,02	-	-	-	114	387	114	1,58	3,39	4)
150	75	E	4,76	-	-	-	121	390	(1239)	1,57	5,25	1); 4)
147	81	F	4,83	102	-	135	-	499	-	1,97	-	COD nicht auswertbar
148	93	F	4,77	83	-	108	90	504	-	1,97	-	-
154	150	F	4,89	97	-	-	104	482	104	1,98	-	-

1) partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche      c      ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

2) starke Splittingbildung      NM      ...Nicht gemessen

3) schräge Rißfront

4) mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

**Tab. B-18** Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A533 B 1 (3JRQ11) Probenlage R13 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 3-R13

Erzeugnisform: Walzgut, Blech, 223 mm Dicke, Probenlage R13 bei 0,59 relativer Tiefenlage

WB-Zustand: Originaltechnologie; 900 °C normalisiert; 880 °C Abschrecken, 665 °C / 12 h Anlassen, 620 °C / 40 h Spannungsarmglühen

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W = 10 mm; B<sub>n</sub> = 8 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,48

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
170	25	A/B	4,89	-	-	-	-	-	25	-	0,32	4); kein LCOD
180	31	D	4,87	-	0,18	-	101	-	266	-	1,12	4)
174	37	D	4,85	-	0,08	-	63	-	125	-	0,65	4)
178	44	D	4,89	-	0,22	-	75	-	288	-	1,21	4)
171	50	D	4,41	101	0,19	110	54	-	207	-	0,86	4)
172	56	E	4,92	104	0,61	-	94	299	578	1,50	2,44	4)
173	62	D	4,77	104	0,40	142	122	-	353	-	1,42	-
181	62	E	4,72	-	-	-	130	365	742	1,47	2,78	4)
175	68	D	5,02	-	-	112	114	-	306	-	1,28	-
182	68	E	4,56	75	0,94	-	116	535	766	1,96	2,68	4)
176	81	F	4,83	81	-	124	88	516	-	1,95	-	-
177	93	F	-	72	-	113	73	520	-	1,98	-	-
179	75	D	4,83	-	-	-	-	-	209	-	0,96	kein LCOD

1) partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

2) starke Splittingbildung

3) schräge Rißfront

4) mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

Tab. B-19

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter ISO-V Proben (LT) des RDB-Stahls ASTM A533 B 1 (3JRQ11) Probenlage R14 am invertierten Pendelschlagwerk bei Prüftemperaturvariation (CR).

Kode: WS 3-R14

Erzeugnisform: Walzgut, Blech, 223 mm Dicke, Probenlage R14 bei 0,63 relativer Tiefenlage

WB-Zustand: Originaltechnologie; 900 °C normalisiert; 880 °C Abschrecken, 665 °C / 12 h Anlassen, 620 °C / 40 h Spannungsarmglühen

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W = 10 mm; B<sub>n</sub> = 8 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,48

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Kurven- typ	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>COD</sup> N/mm	J <sub>d,m</sub> N/mm	J <sub>d,Δa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen
183	25	D	4,70	-	-	-	-	-	68	-	0,44	-
184	50	D	4,91	-	0,11	-	110	-	126	-	0,62	4)
185	56	D	4,80	-	0,30	-	102	-	358	-	1,48	4)
186	62	E	4,71	-	-	142	87	512	1306	1,97	4,74	4)
187	37	D	4,94	-	-	133	85	-	166	-	0,85	4)
188	68	E	4,91	-	-	132	106	491	1672	1,96	7,84	1)
189	81	F	4,68	99	-	139	106	479	-	1,85	-	-
190	93	F	4,76	-	-	141	83	587	-	2,24	-	-
191	44	D	4,89	-	0,26	-	107	-	293	-	1,23	4)
192	75	E	4,84	-	-	-	84	417	1167	1,77	4,50	4)
193	32	D	5,06	-	0,19	-	109	-	171	-	0,80	4)
194	62	D	4,91	84	0,39	-	-	-	424	-	1,68	LCOD gestört
195	68	E	4,85	77	-	-	-	507	1205	1,96	4,48	4)
196	150	F	4,85	93	-	-	80	471	-	1,97	-	-

1) partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

2) starke Splittingbildung

3) schräge Rißfront

4) mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

Tab. B-20

Resultate aus bruchmechanischen Untersuchungen schlagartig beanspruchter modifizierter ISO-V Proben (LT) des Stahls 10 CrMo 9 10 - Zustand F (Reproduktionsnachweis - REPRO).

Kode: WS 5F, LT

Erzeugnisform: Schmiedestück 250 mm x 120 mm x 70 mm

WB-Zustand: 950 °C/1 h/Öl + 720 °C/2 h/Luft - Zustand F

Probenform: ISO-V mit 20% Seitkerbung (10 mm x 8 mm x 55 mm); W=10 mm; B<sub>n</sub>=8 mm; a<sub>0</sub>/W = 0,49

Schlaggeschwindigkeit v<sub>0</sub>: 2,8 m/s

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>SE/SP</sup> N/mm	J <sub>d m</sub> N/mm	J <sub>d Δa</sub> N/mm	S <sub>m</sub> mm	S <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen
F3_1	24	F	4,92	-	-	267	262	448	-	1,79	-	-
F3_2	-25	D	4,87	87	0,11	-	-	-	191	-	0,79	-
F3_3	0	F	4,97	-	-	-	-	470	-	1,85	-	-
F3_4	-13	F	5,01	-	-	229	266	448	-	1,66	-	-
F3_5	-19	E	4,85	-	2,67	351	311	458	1620	1,68	6,55	-
F3_6	-22	E	5,14	-	1,59	307	310	461	1094	1,83	4,34	-
F3_7	-20	D	5,13	81	0,55	284	317	-	515	-	1,86	-
F3_8	-20	E	5,02	-	1,78	275	252	483	1222	1,83	4,60	-
F3_9	-20	D	5,01	74	0,11	-	-	-	167	-	0,71	-
F3_10	-20	E	4,98	87	0,60	208	288	488	589	1,90	2,23	-
F3_11	-17	D	4,94	-	0,42	216	248	-	373	-	1,44	-
F3_12	-17	E	4,89	-	1,84	253	291	500	1308	1,87	4,89	-
F3_13	-15	F	4,88	-	-	317	-	494	-	1,83	-	-
F3_14	-15	A/B	4,97	-	-	-	-	-	46°	0,18	-	-
F3_15	-15	E	5,00	-	1,54	225	308	466	1147	1,53	4,18	-
F3_16	-15	F	4,89	85	-	259	246	465	-	1,71	-	-
F3_17	-15	E	4,90	-	1,34	279	288	493	997	1,94	3,71	-

Tab. B-20 (Fortsetzung I)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> mm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>SE/SP</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
F3_18	-15	A/B	4,91	-	-	-	-	-	-	0,32	-	-
F3_19	-15	F	4,90	-	-	235	277	498	-	1,85	-	-
F3_20	-15	D	5,02	55	0,10	-	-	-	85	-	0,69	-
F3_21	-15	D	4,99	70	0,12	-	-	-	165	-	0,73	-
F3_22	-15	F	4,87	-	-	284	252	476	-	1,82	-	-
F3_23	-15	E	4,92	102	0,55	276	196	490	571	1,82	2,07	-
F3_24	-15	E	4,96	-	2,47	283	242	457	1510	1,63	6,01	-
F3_25	-15	E	4,99	83	0,95	277	256	464	791	1,82	2,85	-
F3_26	-15	A/B	5,08	-	-	-	-	-	46°	0,29	-	-
F3_27	-15	F	5,01	73	-	294	285	484	-	1,80	-	-
F3_28	-15	E	4,99	-	1,64	296	276	466	1205	1,79	4,47	-
F3_29	-15	A/B	4,95	-	-	-	-	-	42°	0,28	-	-
F3_30	-15	D	4,98	-	0,18	-	-	-	224	-	0,94	-
F3_31	-15	F	4,99	-	-	331	281	448	-	1,68	-	-
F3_32	-15	D	4,92	-	0,24	294	-	-	308	-	1,17	-
F4_1	-15	D	4,98	120	0,44	287	259	-	476	-	1,75	-
F4_2	-15	A/B	4,92	-	-	-	-	-	45°	-	-	-
F4_3	-15	D	4,91	112	0,22	-	-	-	278	-	1,07	-
F4_4	-15	F	4,99	-	-	193	287	481	-	1,82	-	-
F4_5	-15	F	4,92	-	-	288	288	476	-	1,80	-	-
F4_6	-15	E	4,98	-	0,55	285	308	452	537	1,68	1,94	-
F4_7	-15	F	4,96	-	-	297	271	496	-	1,81	-	-

Tab. B-20 (Fortsetzung II)

Probe	T <sub>Prüf</sub> °C	Typ -	a <sub>0</sub> mm	SZW <sub>i</sub> µm	Δa mm	J <sub>id</sub> <sup>SE</sup> N/mm	J <sub>id</sub> <sup>SE/SP</sup> N/mm	J <sub>dm</sub> N/mm	J <sub>dΔa</sub> N/mm	s <sub>m</sub> mm	s <sub>Δa</sub> mm	Bemerkungen -
F4_8	-15	F	5,02	-	-	287	294	459	-	1,69	-	-
F4_9	-15	E	4,88	-	1,58	287	271	499	1151	1,82	4,13	-
F4_10	-15	F	4,93	-	-	287	301	475	-	1,82	-	-
F4_11	-15	F	4,94	-	-	286	274	465	-	1,82	-	-
F4_12	-15	E	4,96	-	1,72	293	222	478	1279	1,80	4,69	-
F4_13	-15	D	4,91	-	0,35	218	265	-	372	-	1,38	-
F4_14	-15	F	4,97	-	-	276	222	485	-	1,82	-	-
F4_15	-15	E	4,99	-	2,09	239	201	456	1380	1,70	5,33	-
F4_16	-15	F	4,99	-	-	238	-	486	-	1,84	-	-

<sup>1)</sup> partieller kristalliner Fleck auf der Bruchfläche

<sup>2)</sup> starke Splittingbildung

<sup>3)</sup> schräge Rißfront

<sup>4)</sup> mit zweiter (od. multiplen) Instabilität(en)

c ...cleavage crack initiation (Spaltbrucheinsatz)

NM ...Nicht gemessen

# Anhang C

Tab. C-1 Parameter der  $J_R$ -Kurvenanpassung nach Glg. (3.4).

Versuchs- anordnung	Kode	MPT	Kurvenanpassung nach Glg. (3.4)		
			D	E	$r_{xy}$
FZR-PSW	WS 1	CR	850	0,80	0,98
		LB	795	0,49	0,93
		DTPB	784	0,59	0,95
	WS 2	LB	414	0,50	0,98
		CR	447	0,71	0,84
	WS 3-F	CR	850	0,79	0,99
	WS 3-R 9	CR	948	(1,07) <sup>1)</sup>	(0,97) <sup>1)</sup>
	WS 4	CR	2554	(1,14) <sup>1)</sup>	(0,58) <sup>1)</sup>
	WS 5F (LT) <sup>2)</sup>	CR <sup>2)</sup>	823	0,79	0,98
WS 6	CR	815	0,76	0,99	
VTT-PSW	WS 3-R-alle	CR	727	0,75	0,83
	WS 5D (LT)	CR	720	0,69	0,99
	WS 5D.(TL)	CR	298	0,55	0,95
	WS 5E (LT)	CR	871	0,82	0,99
	WS 5F.(TL)	CR	471	0,59	0,97
	WS 5G (LT)	CR	816	0,79	0,99

<sup>1)</sup> keine plausible Kurvenanpassung möglich, da Exponent > 1.

<sup>2)</sup> REPRO-Test bei T=-15°C

Tab.C-2 Spaltbruchmethode (CR) - Parameter der Geradenanpassung durchbiegungs- und zeitbezogener Rißverlängerungskurven. Rißausbreitungsgeschwindigkeit.

Kode	$s_{ij} = F\Delta a + G$				$t_{ij} = H\Delta a + I$				$v_{RiB} = 1/H$	
	F	G	$r_{xy}$	$s_i^*$	H	I	$r_{xy}$	$\Delta t_i^*$		
	[mm/mm]	[mm]	[-]	[mm]	[µs/mm]	[µs]	[-]	[µs]		
FZR-PSW	WS 1	2,35	0,85	0,97	1,07	1060	204	0,99	304	0,94
	WS 2	1,06	0,60	0,95	0,64	415	207	0,95	223	2,41
	WS 3-F WS	3,11	0,40	0,99	0,67	1109	115	0,99	212	0,90
	3-R WS 9	3,19	0,35	0,94	0,64	1194	123	0,95	234	0,84
	WS 4	7,32	0,30	0,74	0,74	2409	92	0,74	238	0,42
	5F (LT) <sup>2)</sup>	2,28	0,61	0,99	0,79	934	187	0,99	261	1,07
	WS 6	2,38	0,54	0,99	0,80	984	134	0,98	242	1,02
VTT-PSW	WS 3-R-alle	2,47	0,48	0,87	0,69					
	WS 5D.(TL)	0,56	0,38	0,96	0,39	206	135	0,96	140	4,85
	WS 5D (LT)	1,55	0,42	0,99	0,49	577	145	0,99	171	1,73
	WS 5E (LT)	2,09	0,37	0,99	0,45	785	123	0,99	156	1,27
	WS 5F.(TL)	1,22	0,46	0,94	0,53	459	174	0,99	187	2,18
WS 5G (LT)	2,39	0,43	0,98	0,64	910	138	0,98	221	1,10	

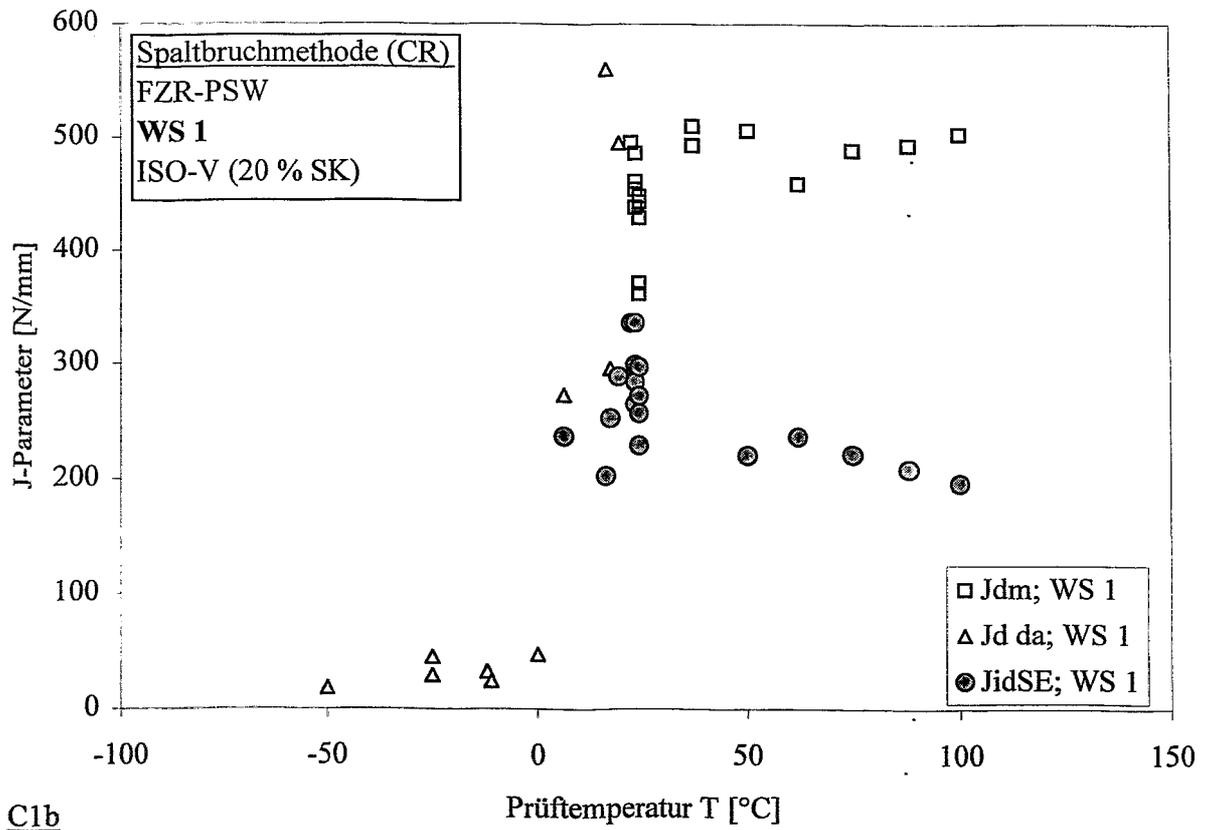
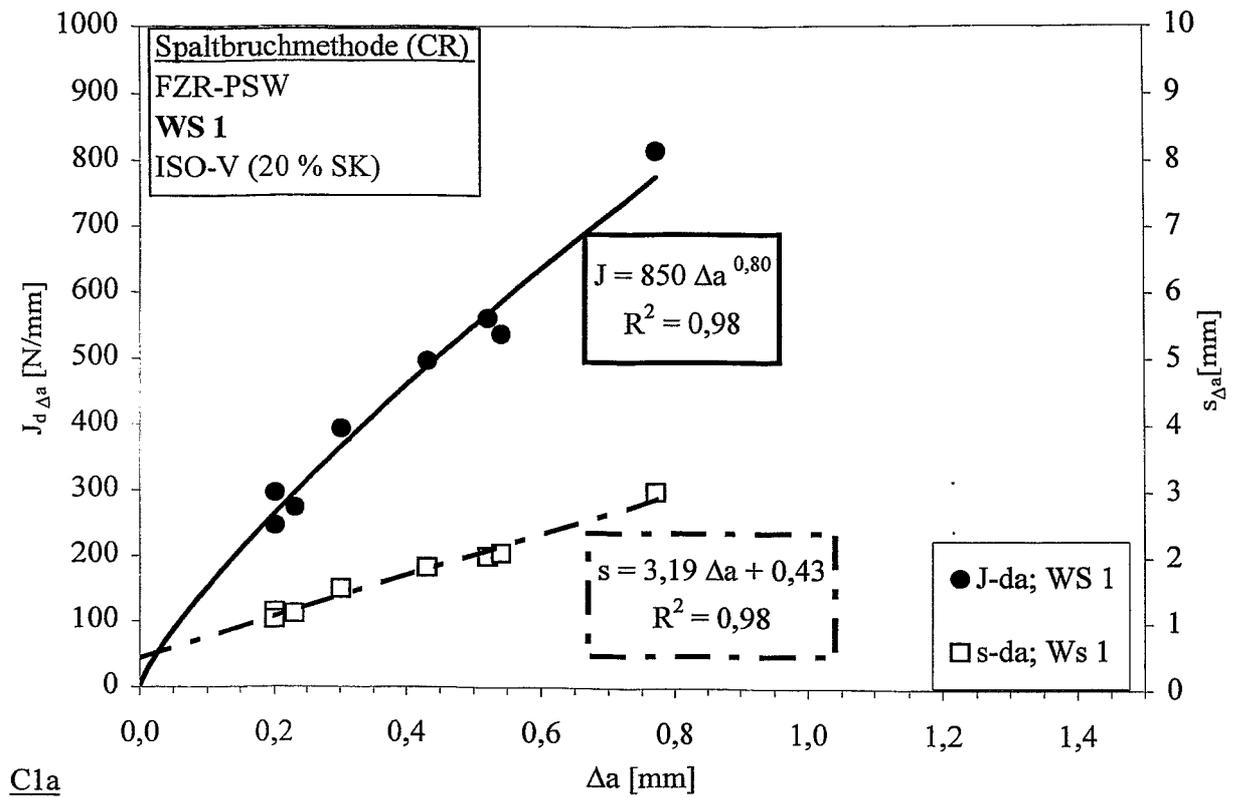
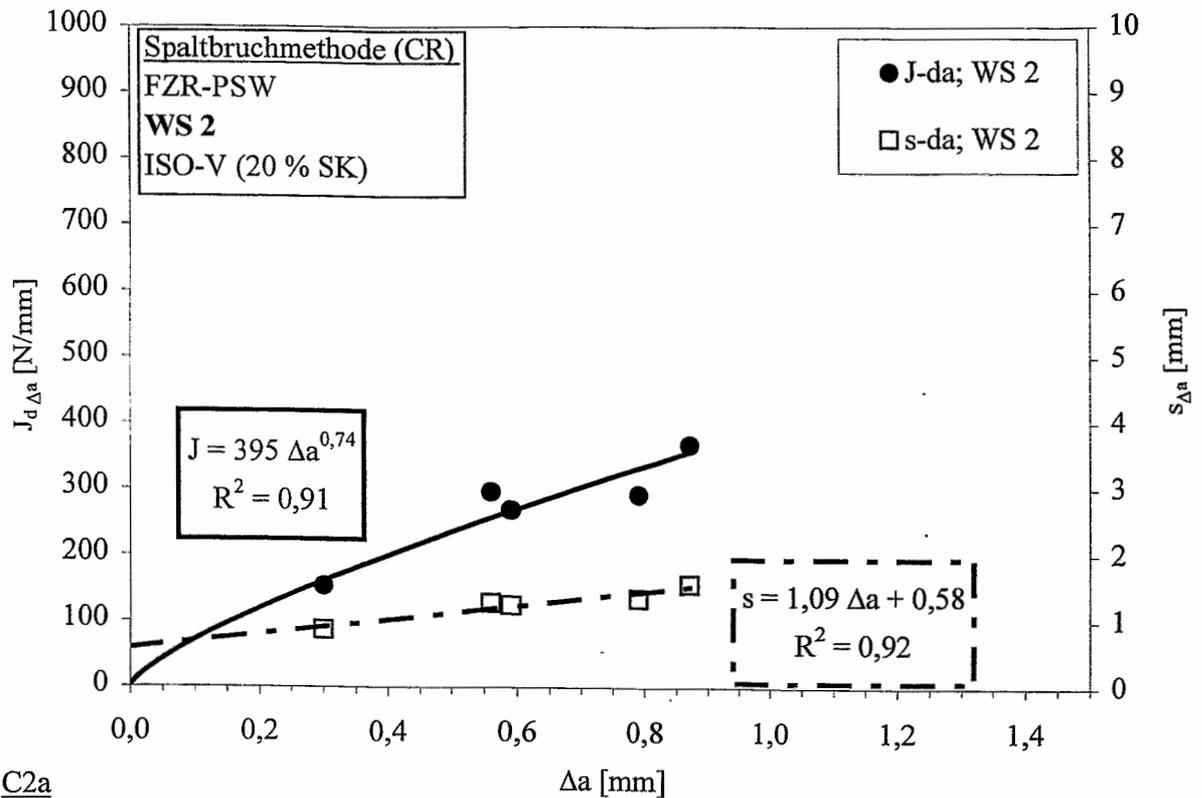
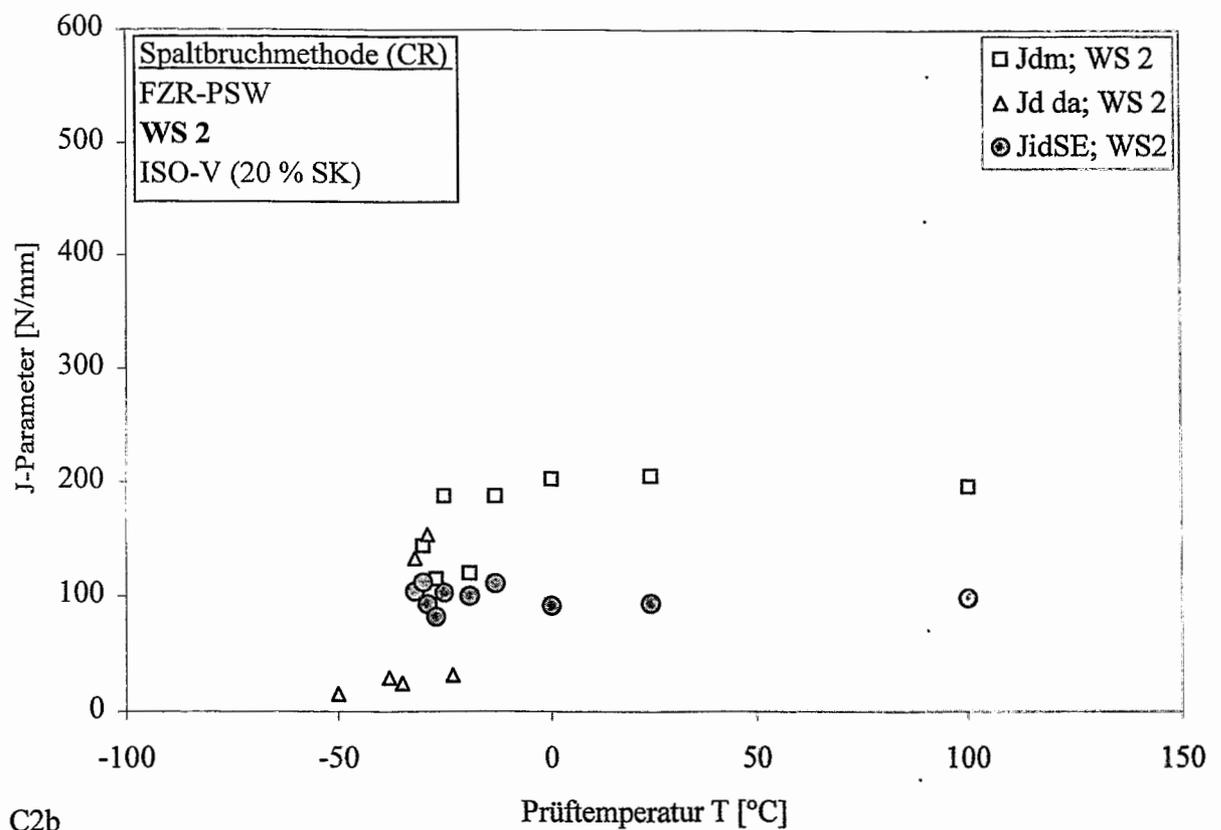


Abb.C1a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für Werkstoff 1.

Abb.C1b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für Werkstoff 1.



C2a



C2b

Abb.C2a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für Werkstoff 2.  
 Abb.C2b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für Werkstoff 2.

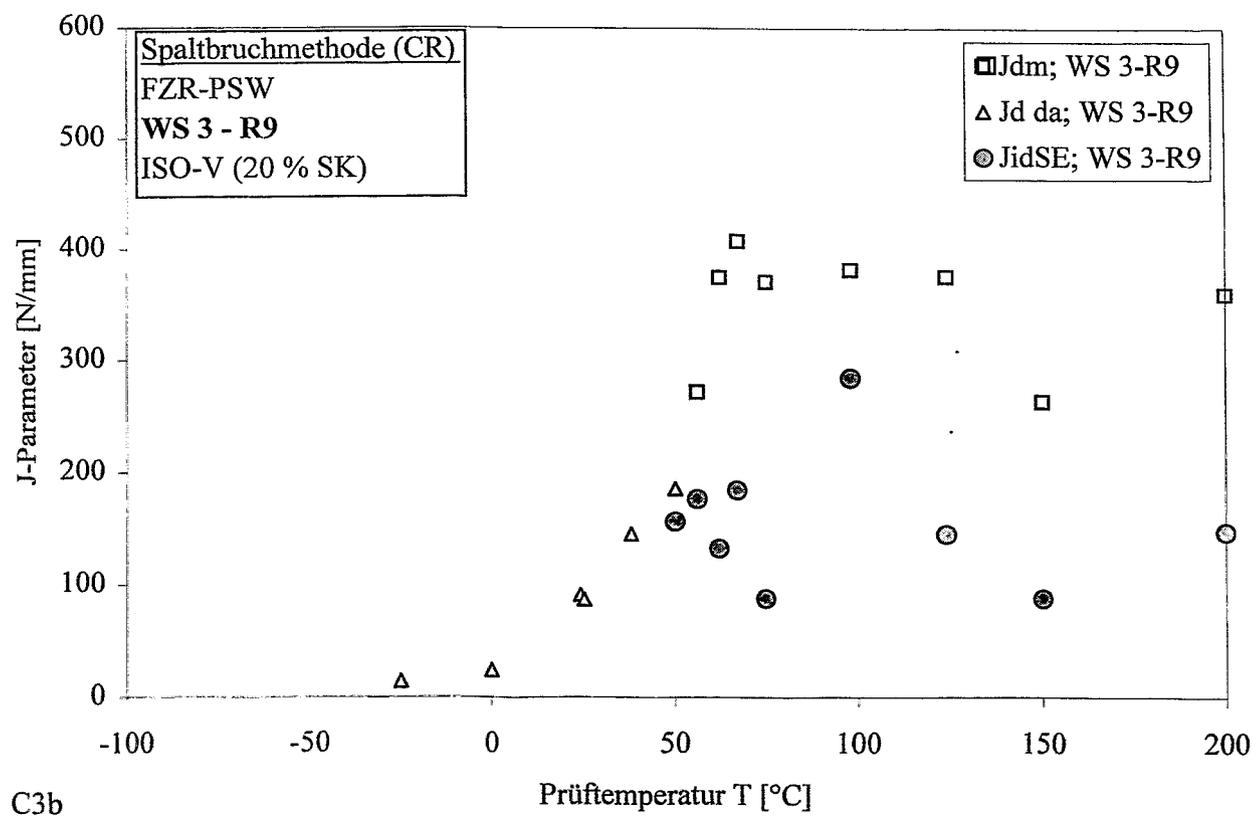
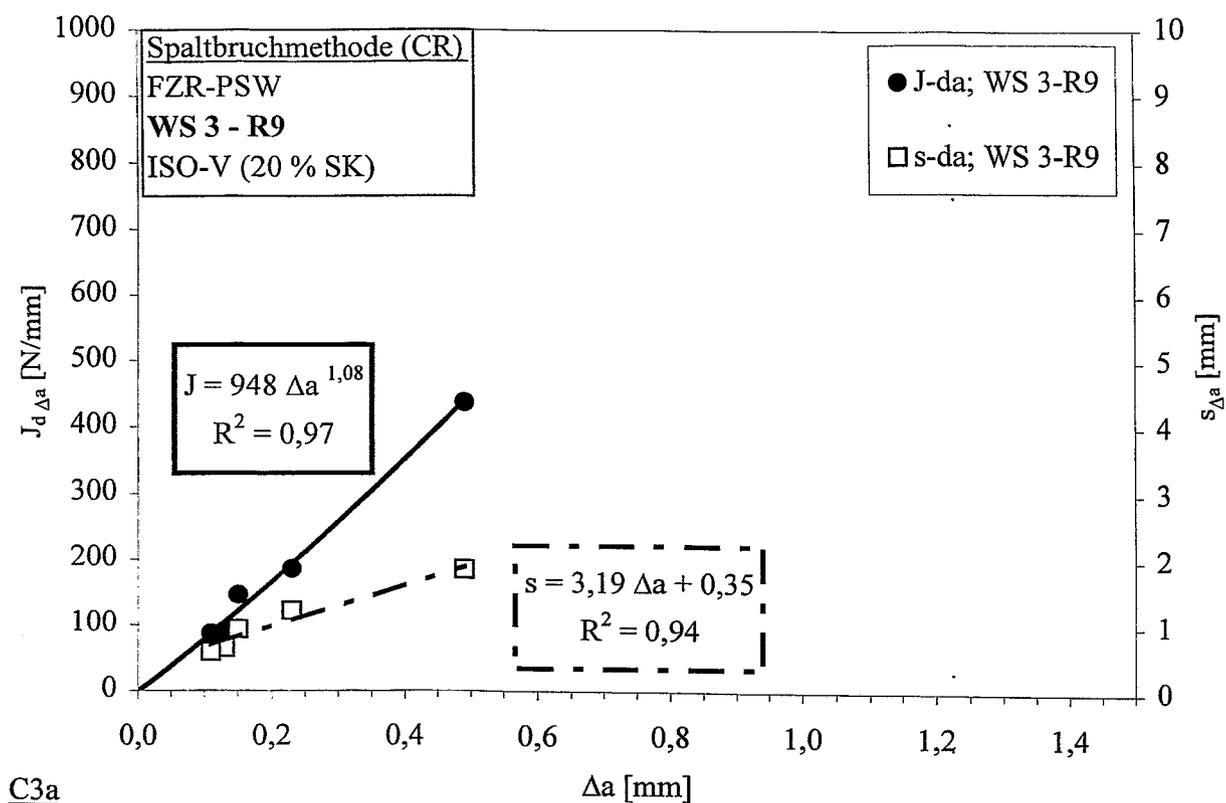


Abb.C3a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für Werkstoff 3-R9.  
Abb.C3b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für Werkstoff 3-R9.

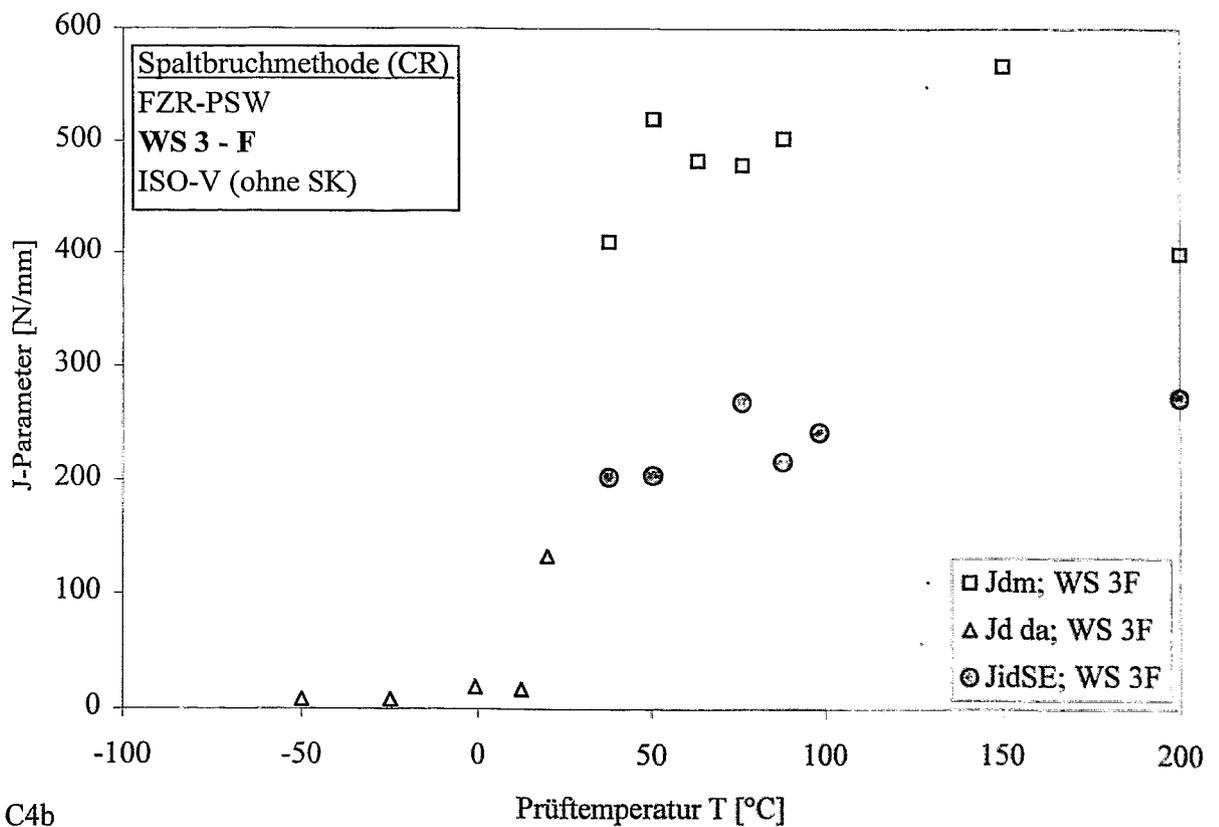
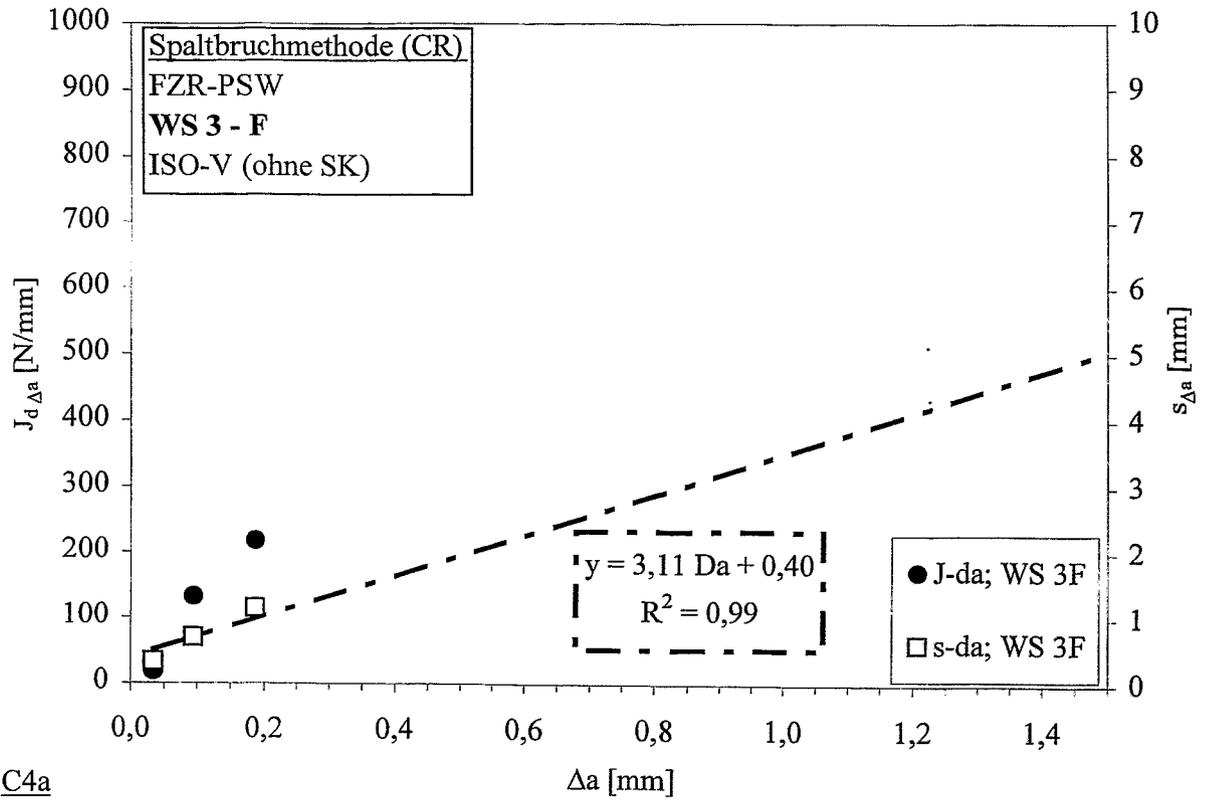


Abb.C4a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für Werkstoff 3F.  
 Abb.C4b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für Werkstoff 3-F.

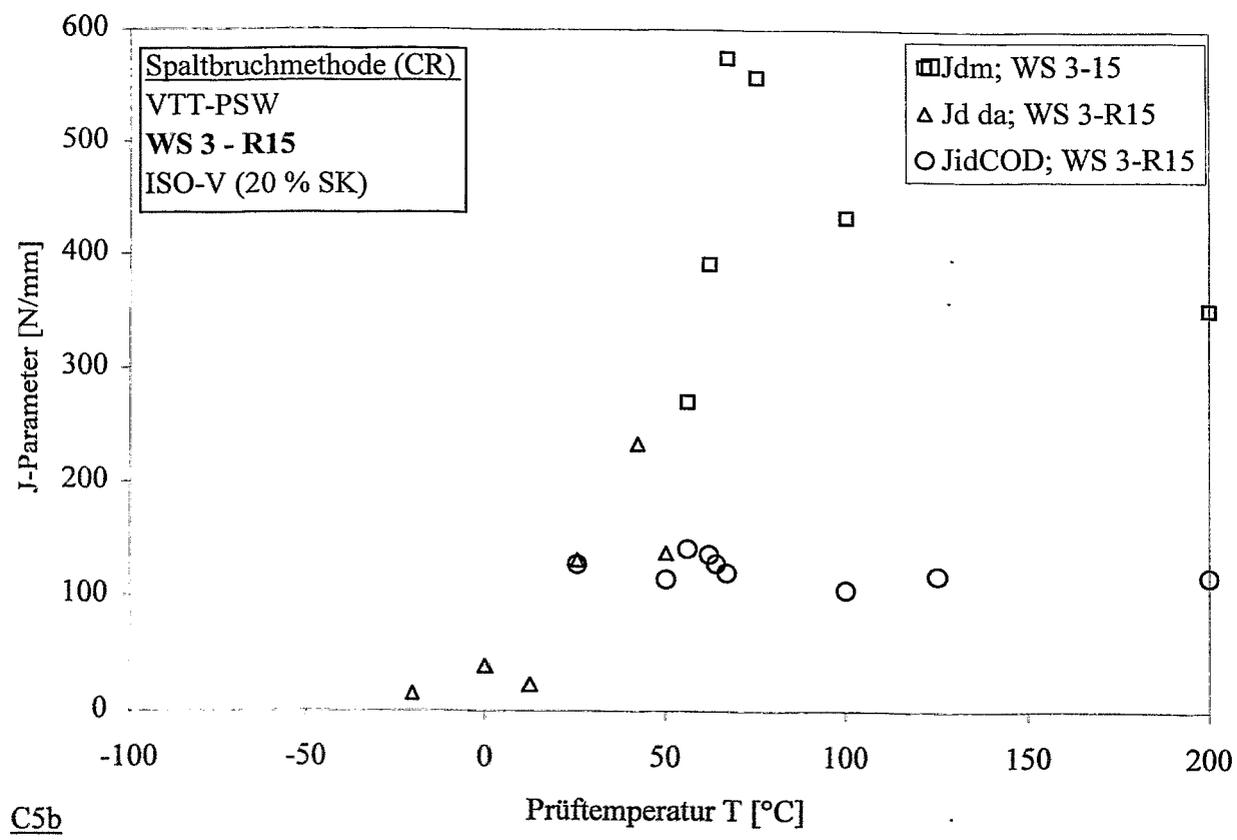
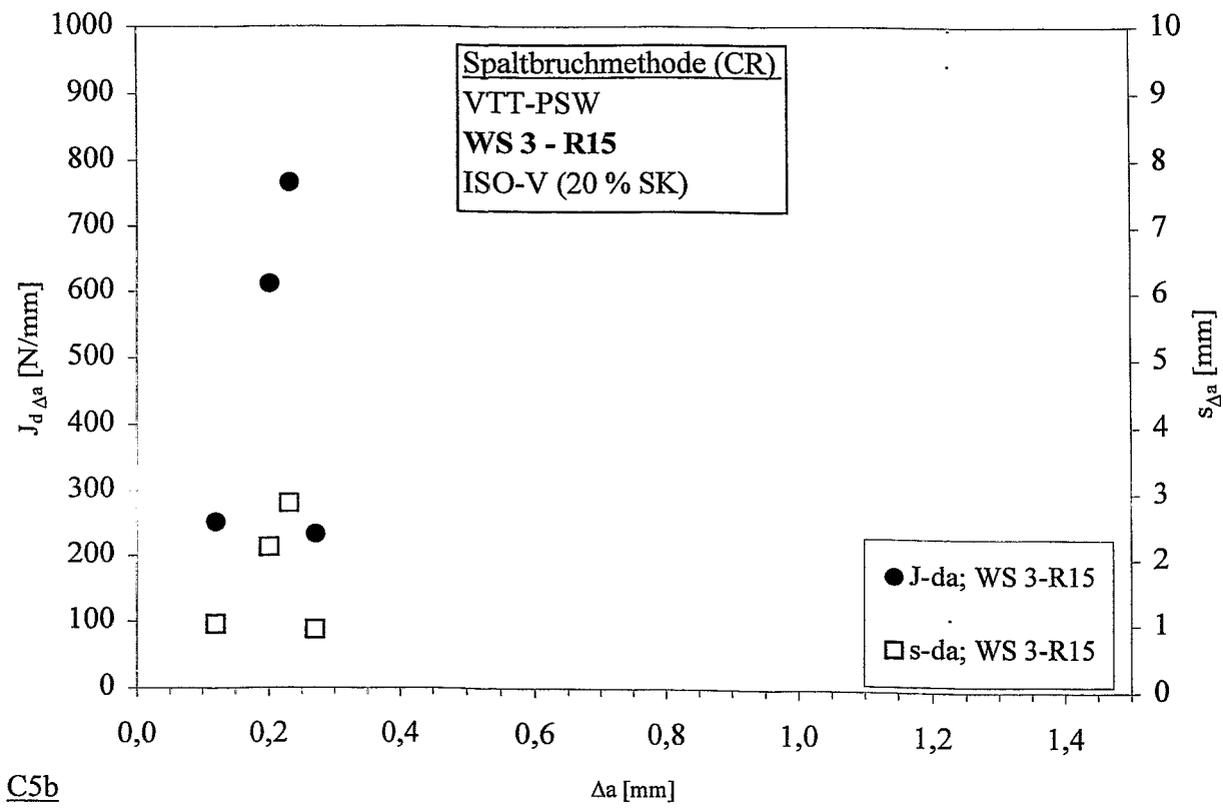


Abb.C5a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für Werkstoff 3-R15.  
Abb.C5b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für Werkstoff 3-R15.

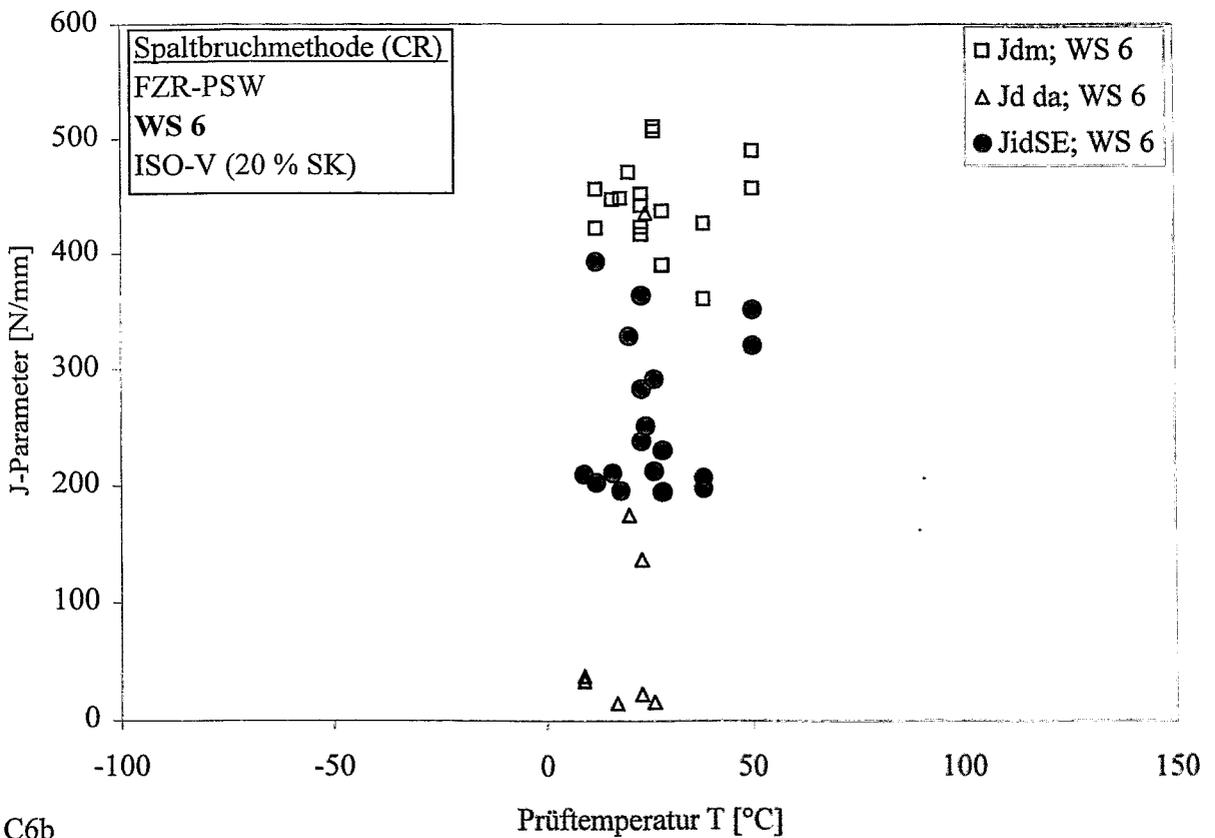
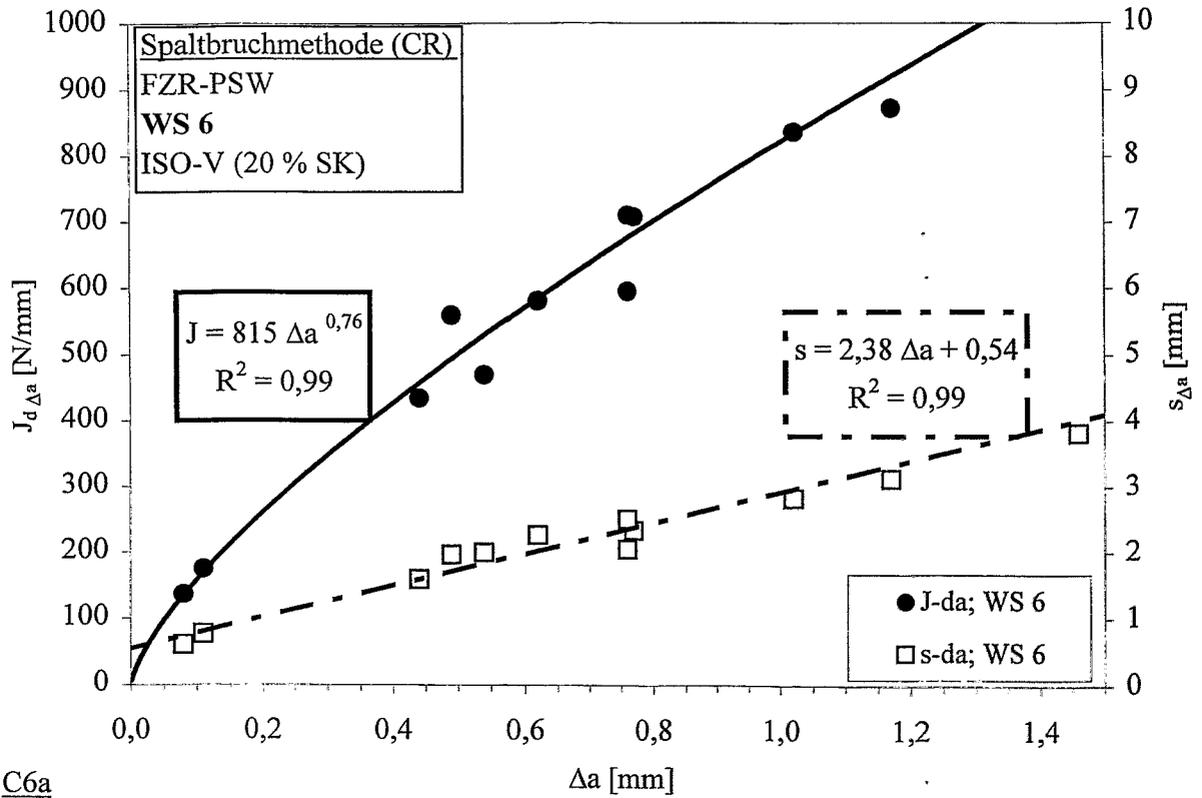


Abb.C6a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für Werkstoff 6.  
Abb.C6b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für Werkstoff 6.

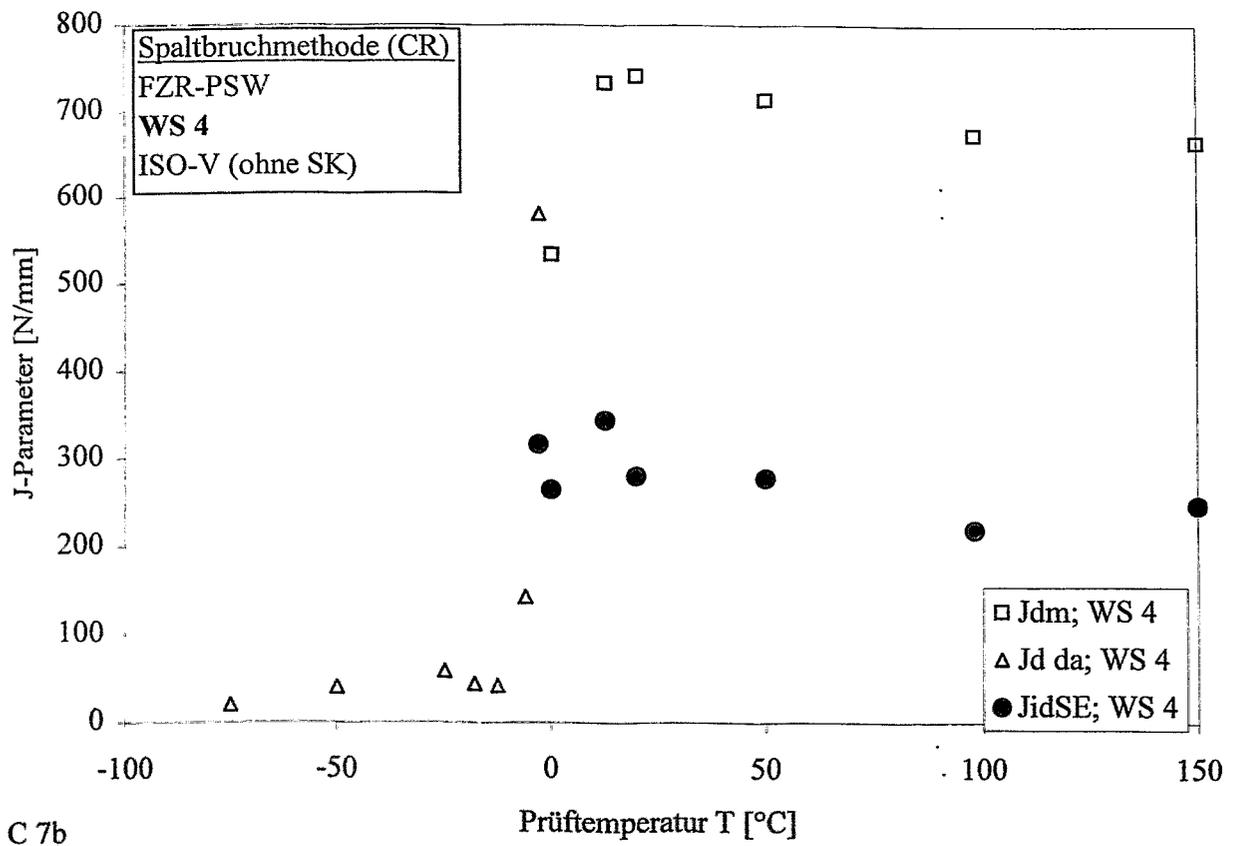
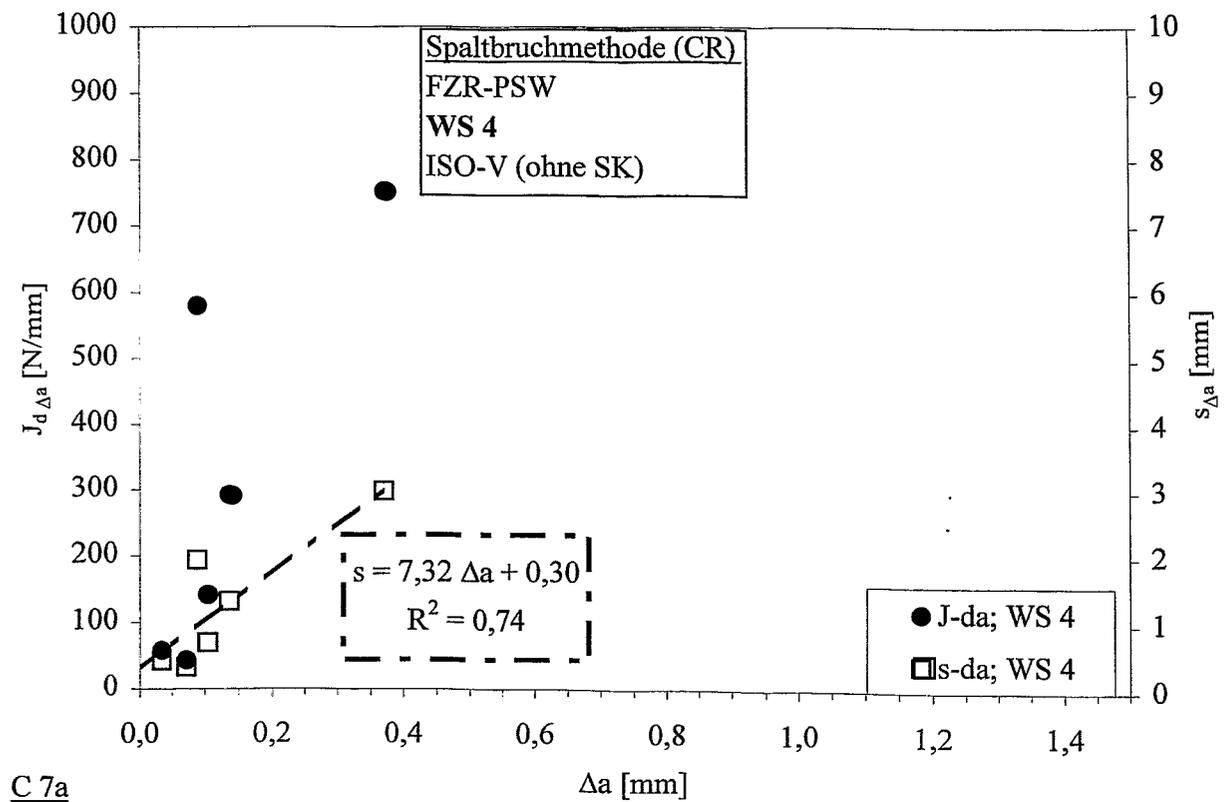


Abb.C7a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für Werkstoff 4.  
Abb.C7b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für Werkstoff 4.

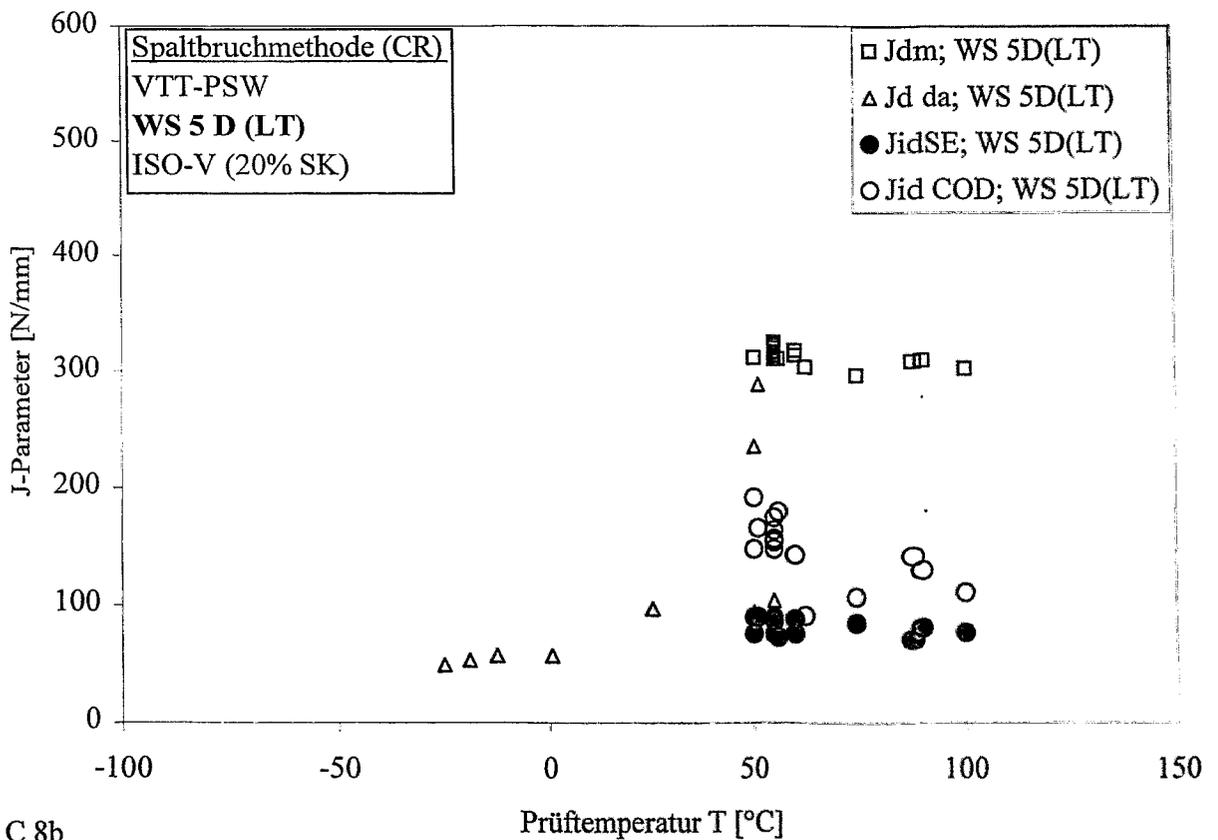
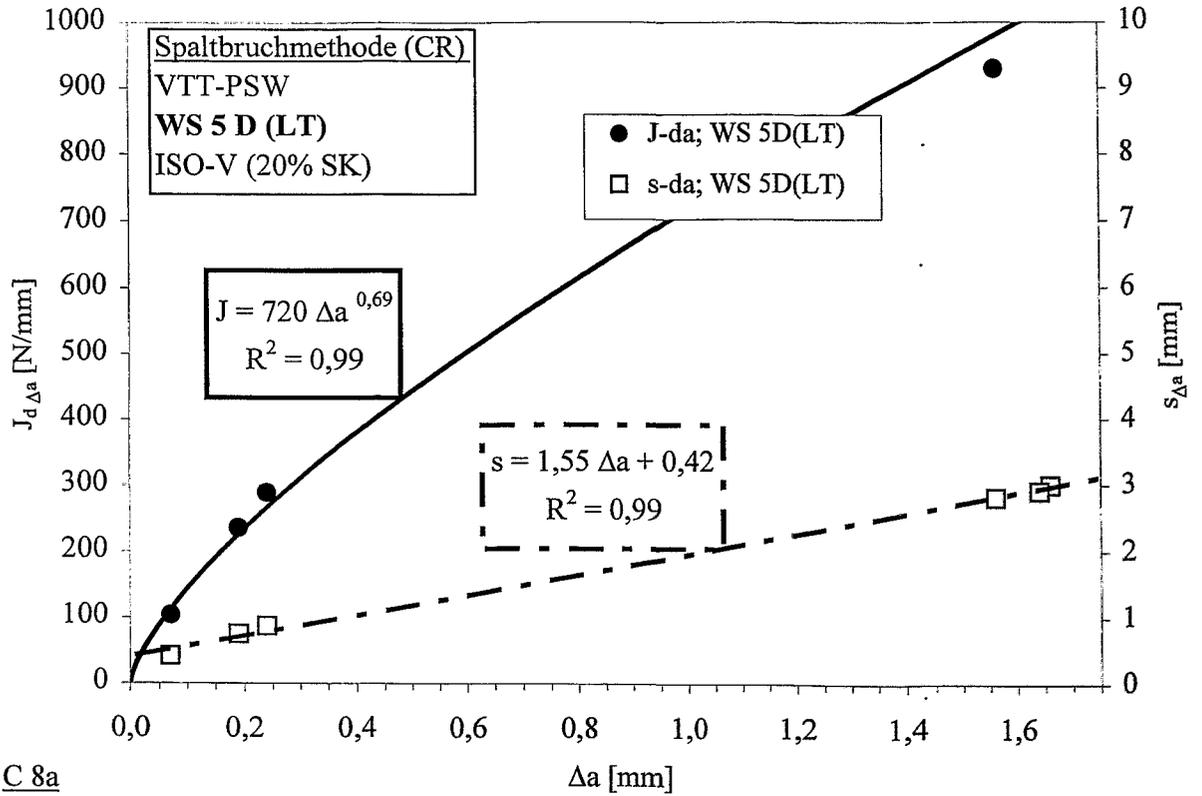


Abb.C8a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5 D(LT).  
Abb.C8b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5 D(LT).

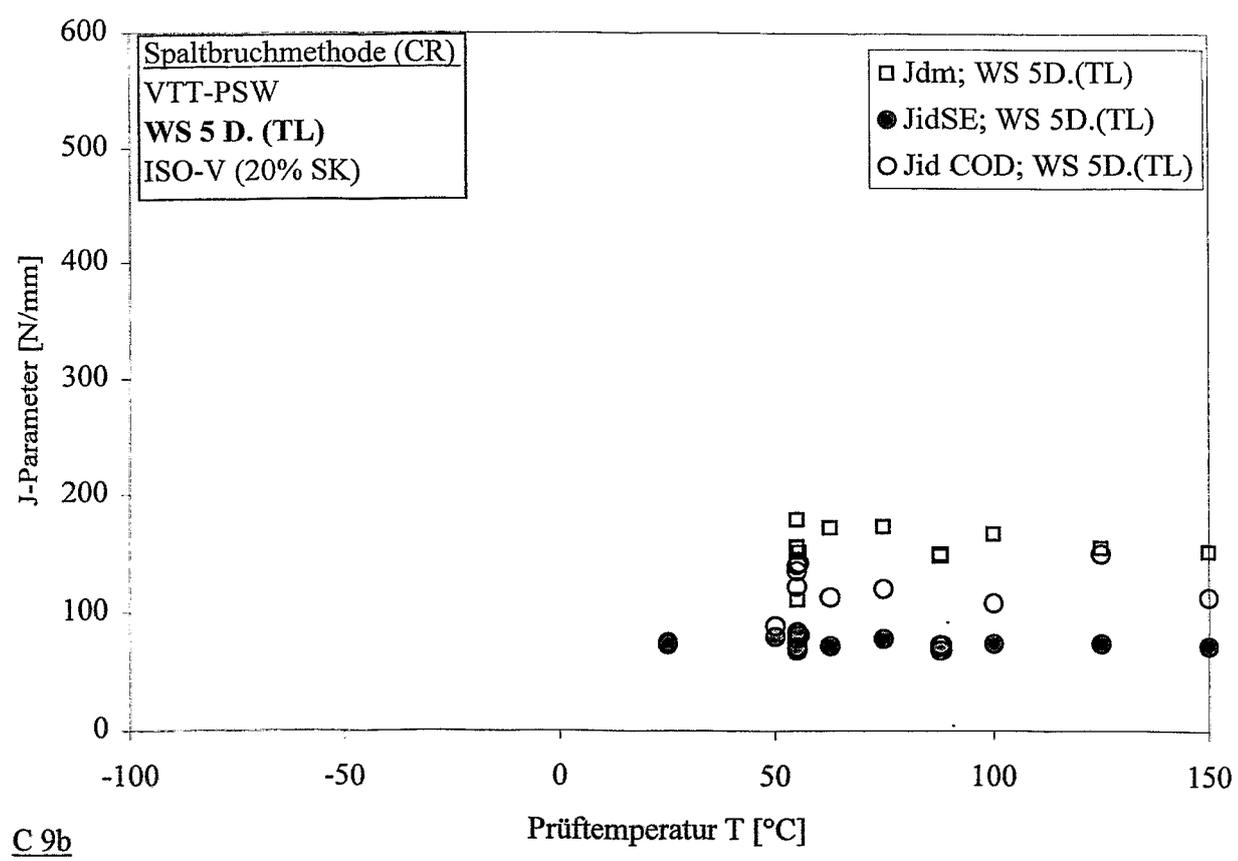
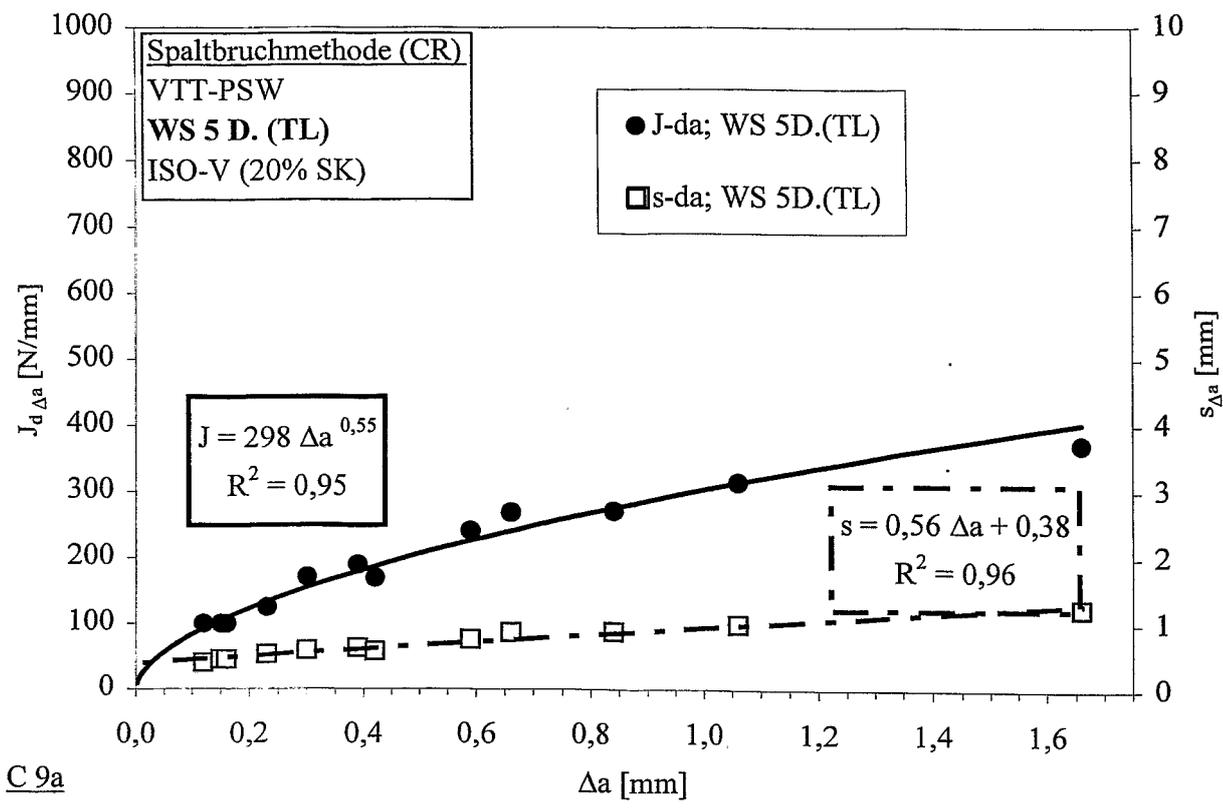


Abb.C9a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5 D.(TL).  
Abb.C9b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5 D.(TL).

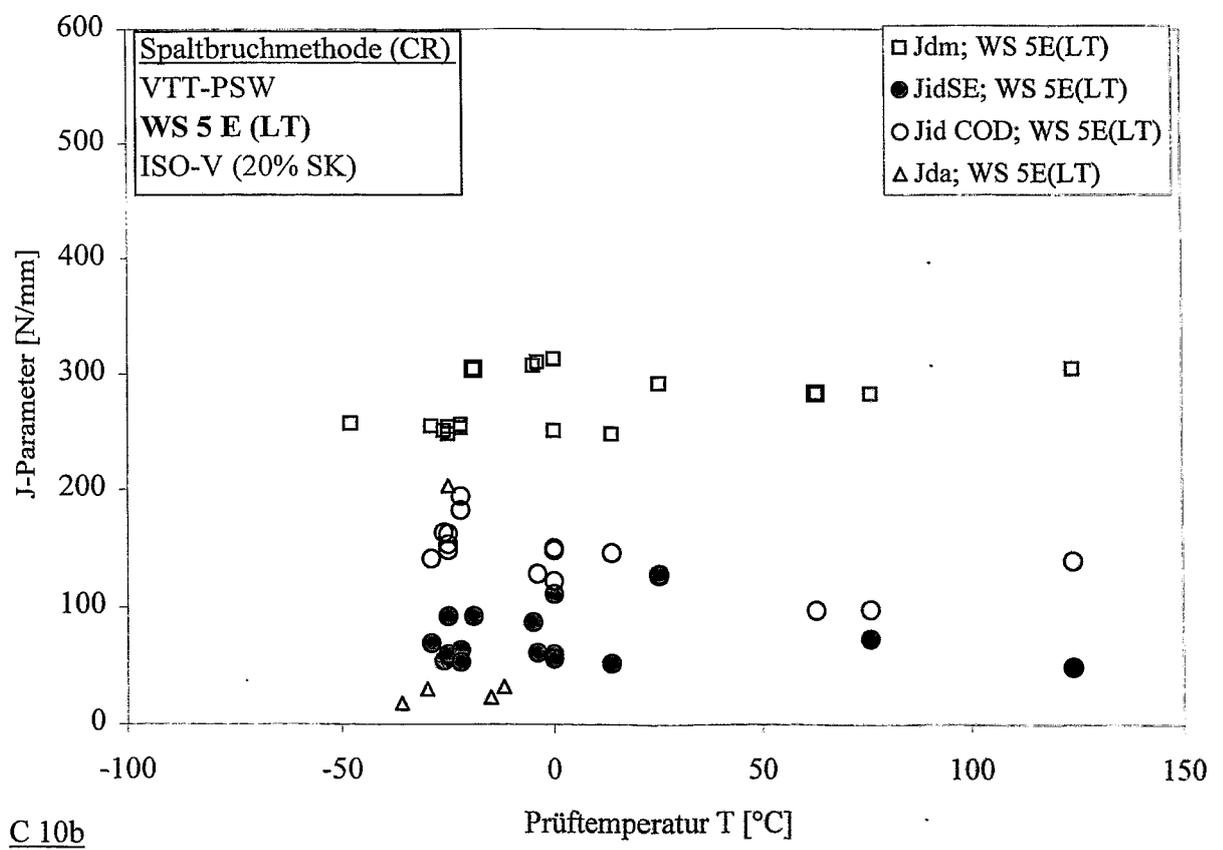
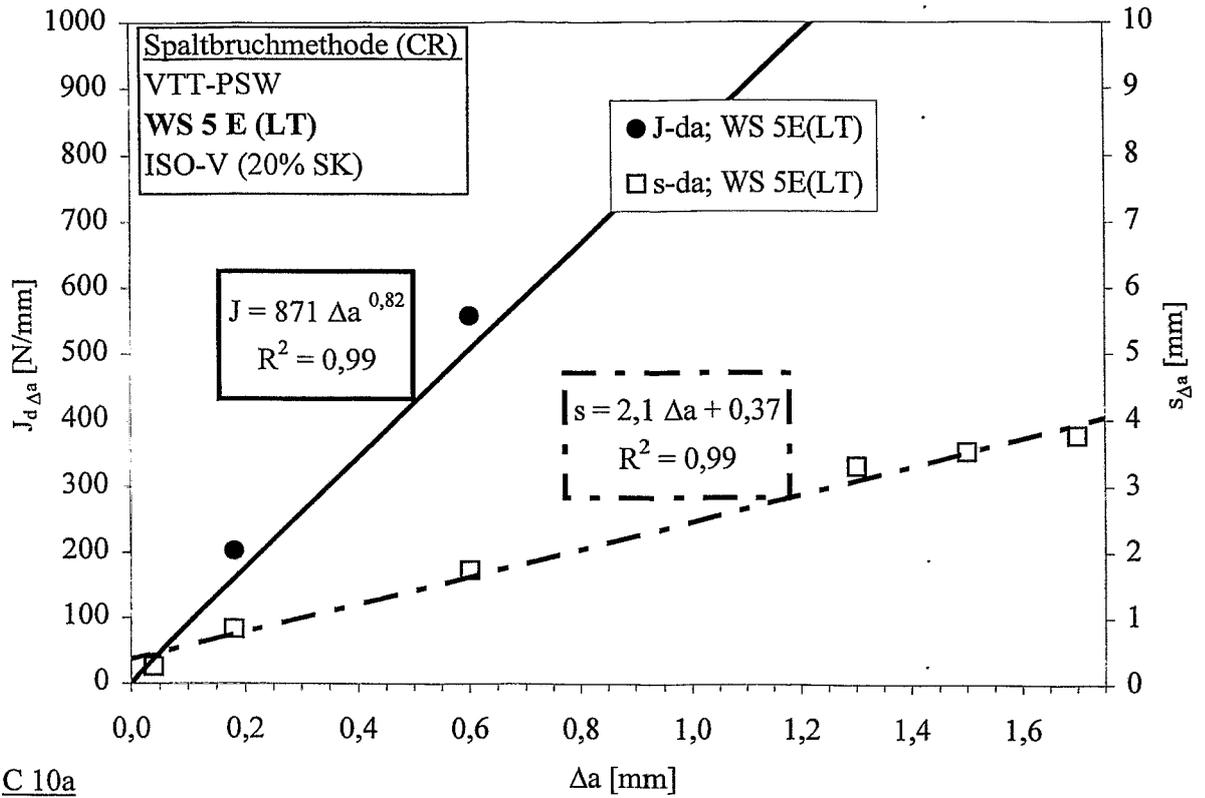


Abb.C10a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5 E(LT).  
Abb.C10b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5 E(LT).

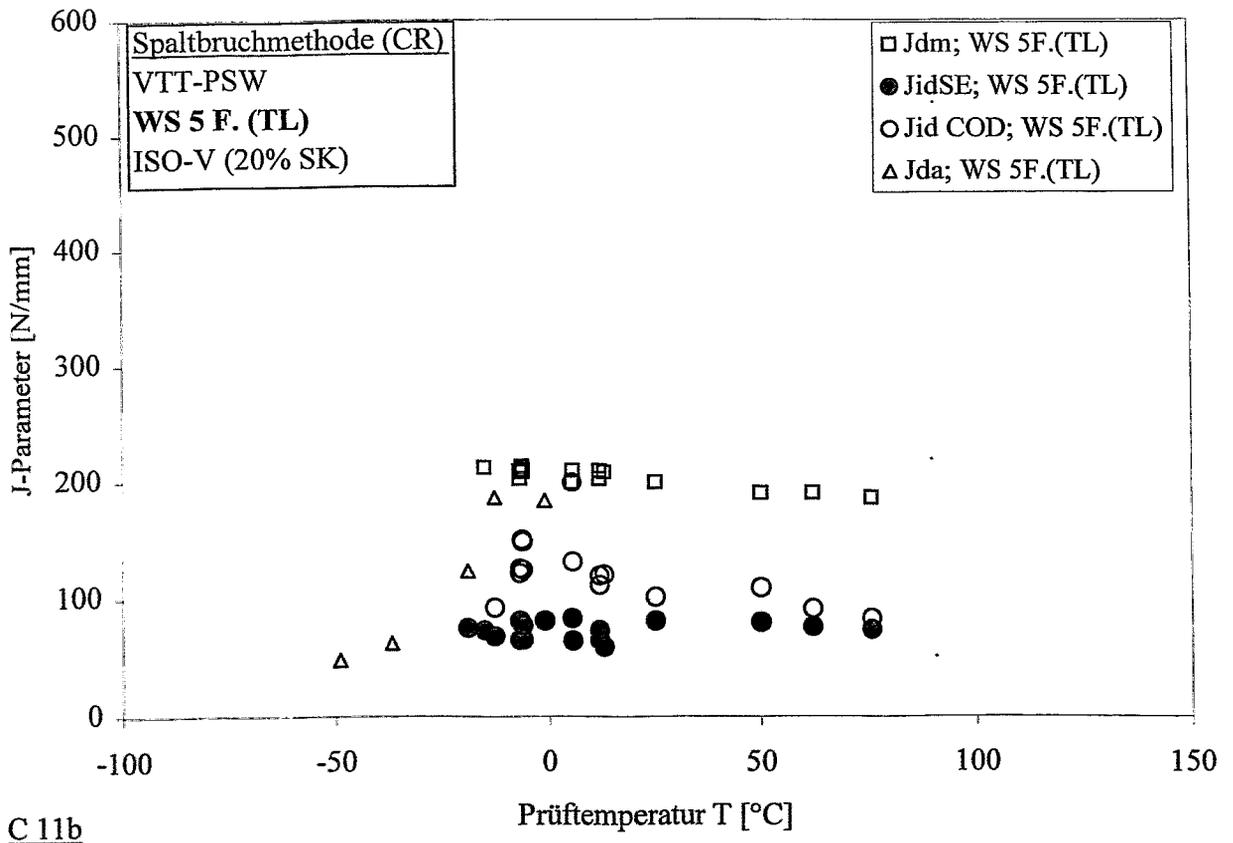
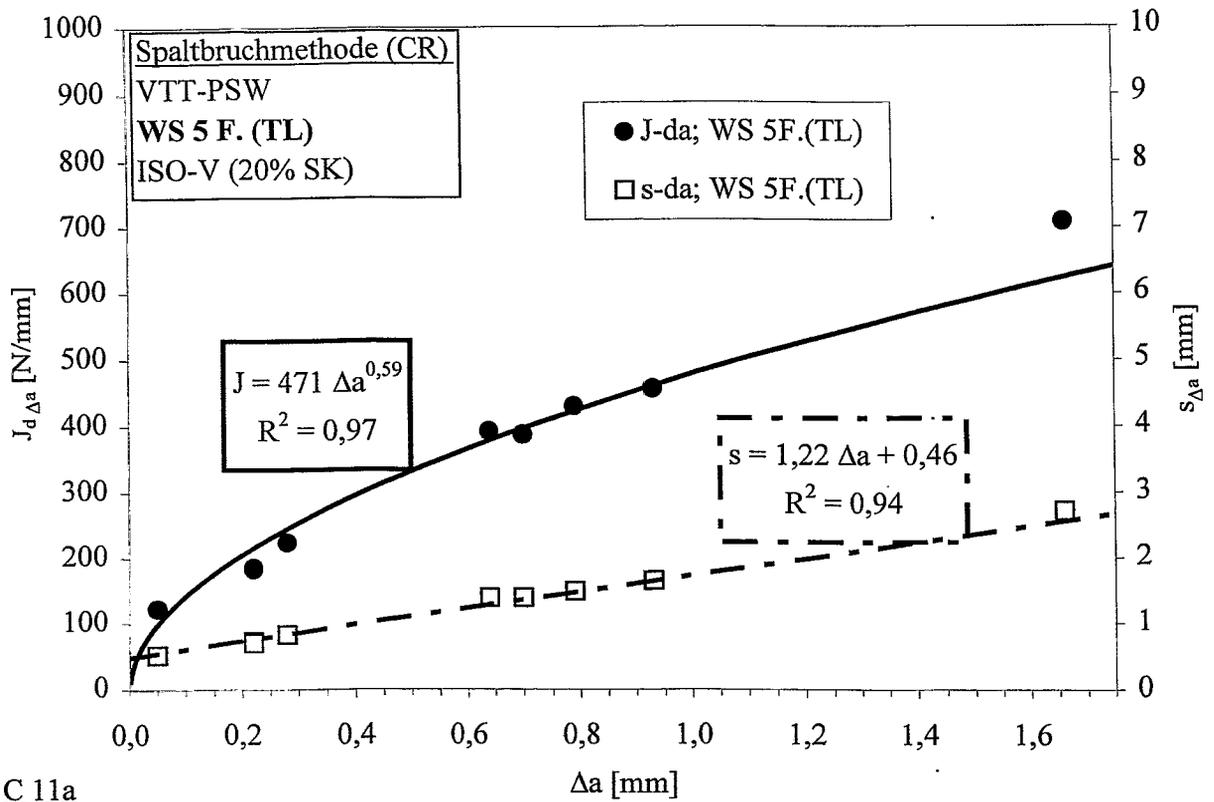


Abb.C11a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5F.(TL).  
 Abb.C11b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5 F.(TL).

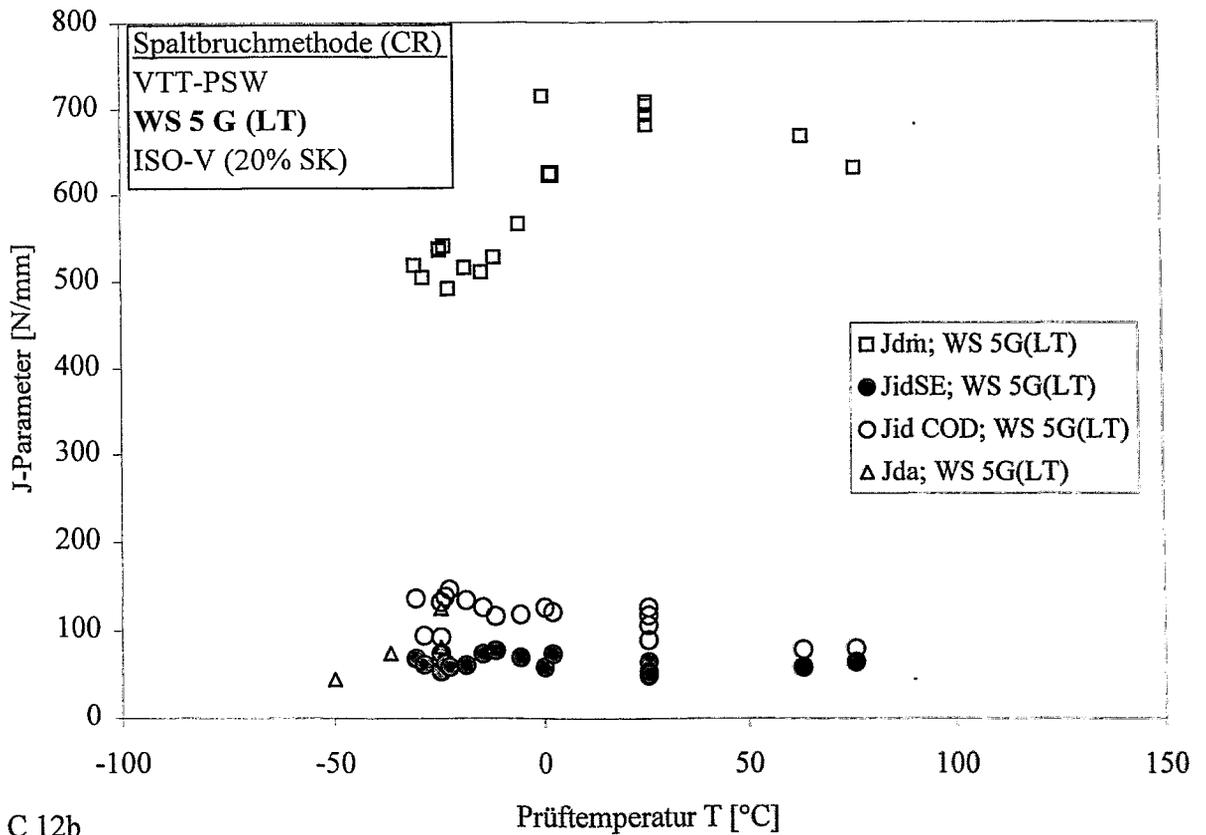
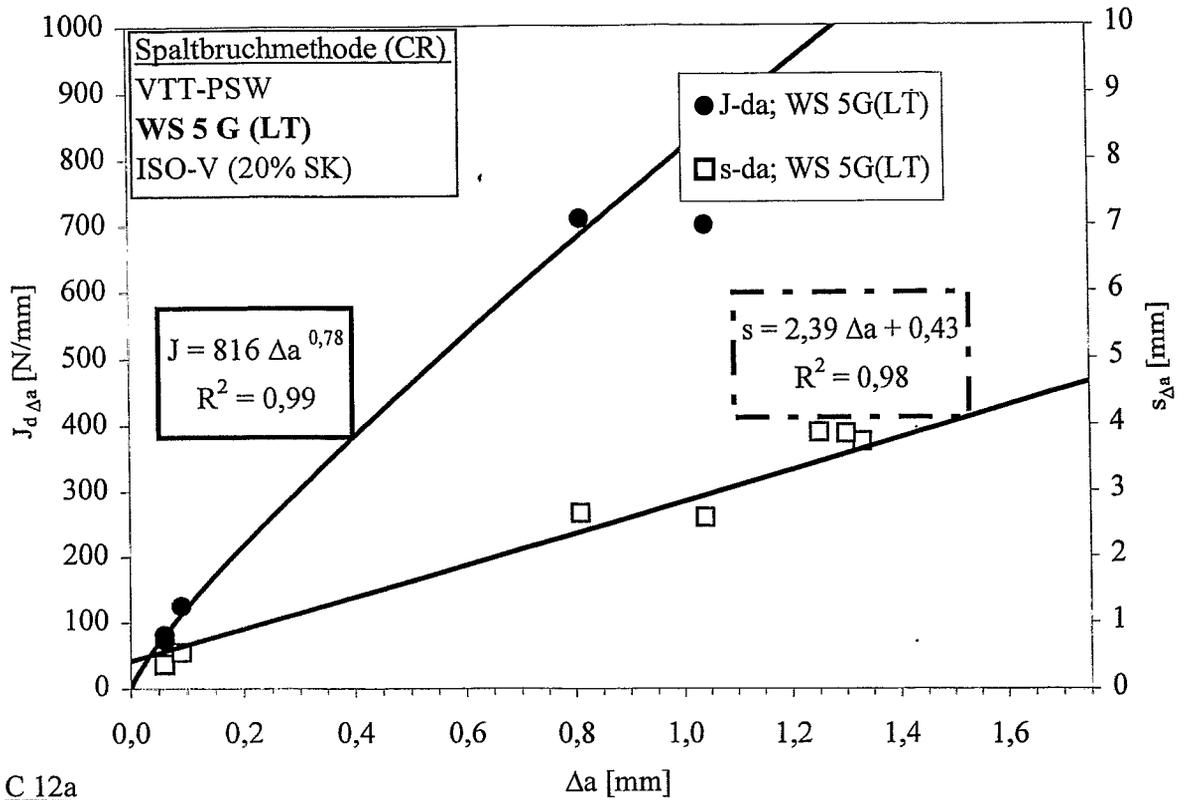


Abb.C12a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 5G(LT).  
Abb.C12b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 5G(LT).

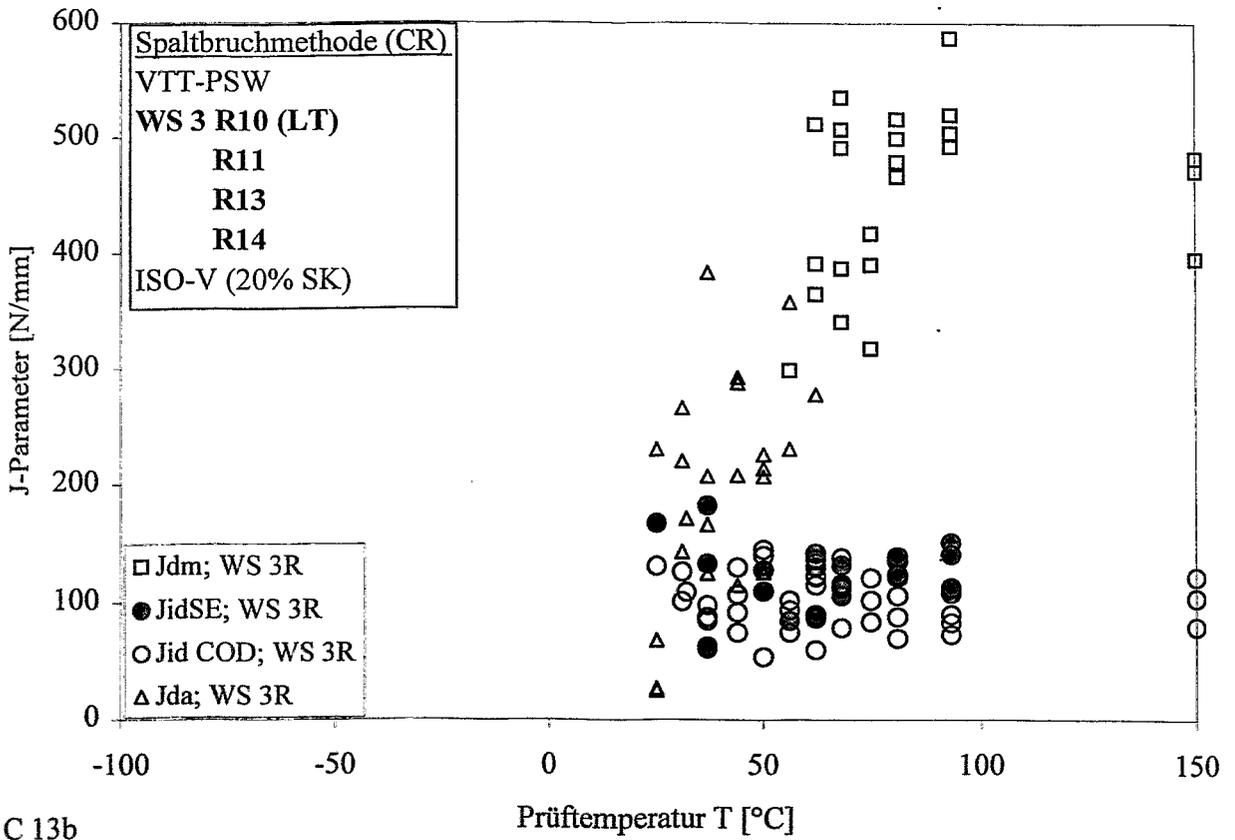
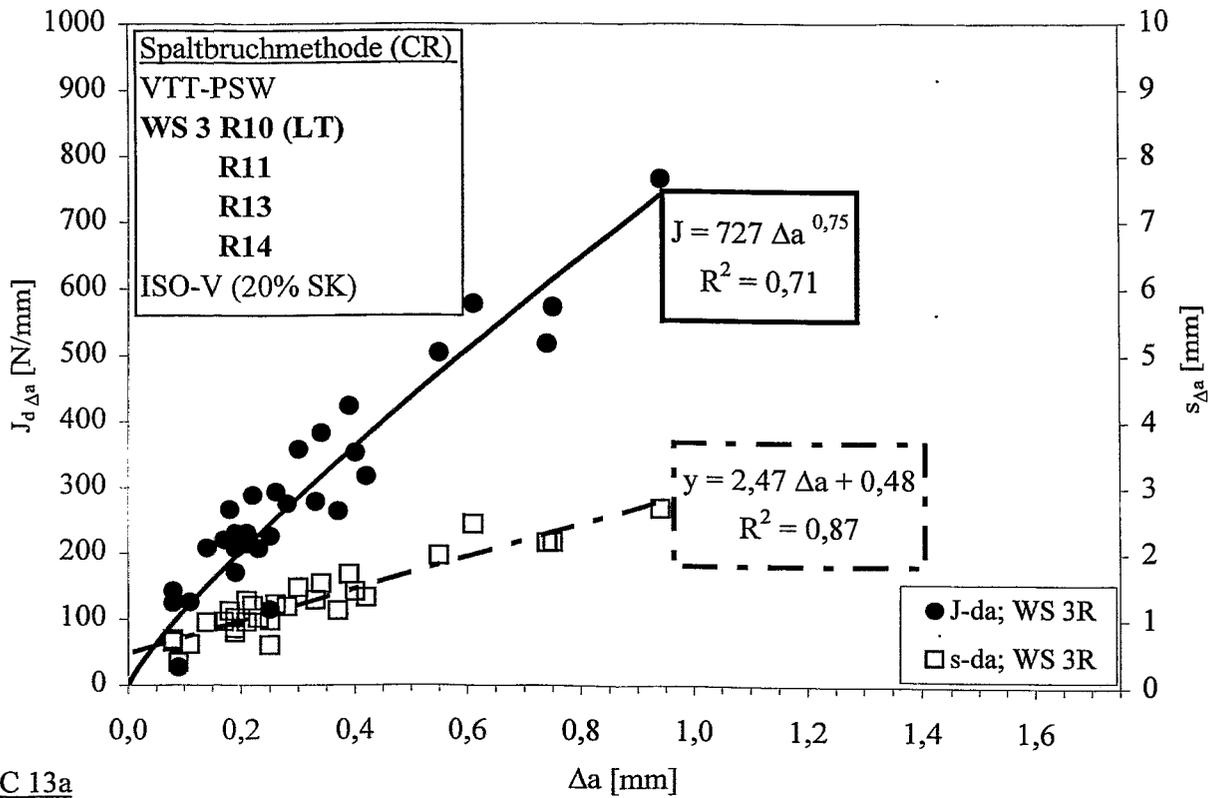


Abb.C13a Rißwiderstands- und Rißverlängerungskurve nach der CR-Methode für WS 3 (R10,11,13,14).  
 Abb.C13b Bruchmechanische Übergangstemperaturkurve für WS 3 (R10,11,13,14) (LT).

# Anhang D

-Analysen im Zeit- und Frequenzbereich-

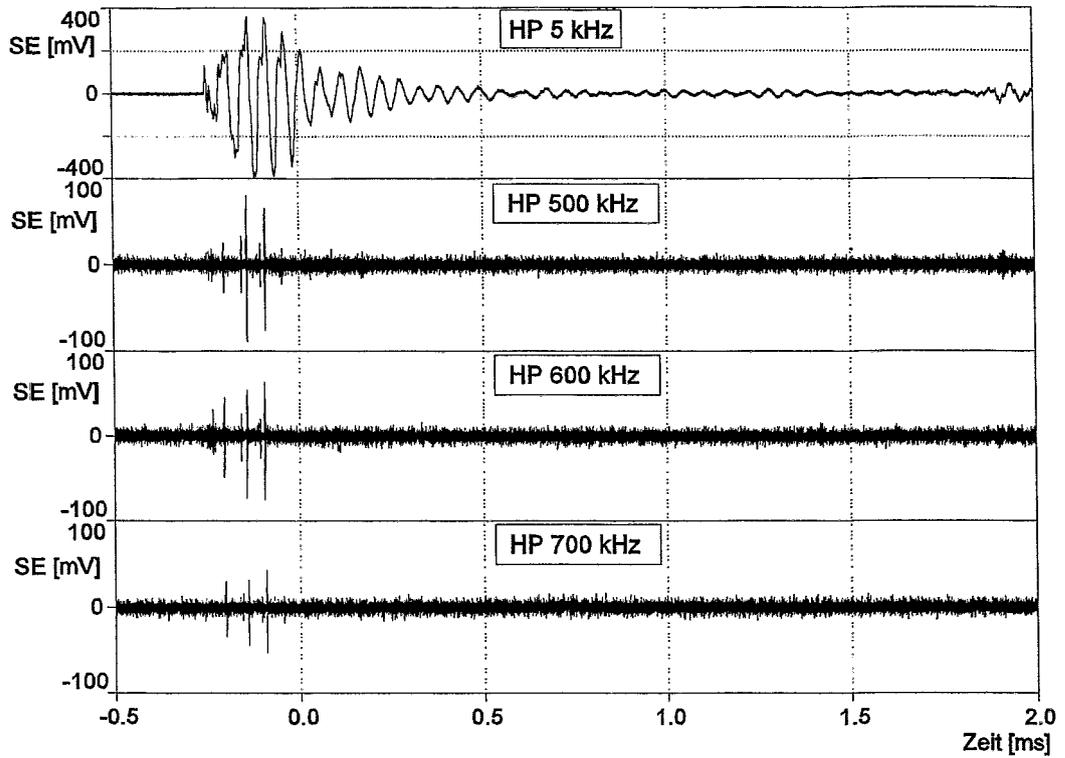


Abb. D-1 Elastisch angeregte SE-Signale nach HP-Filterung.

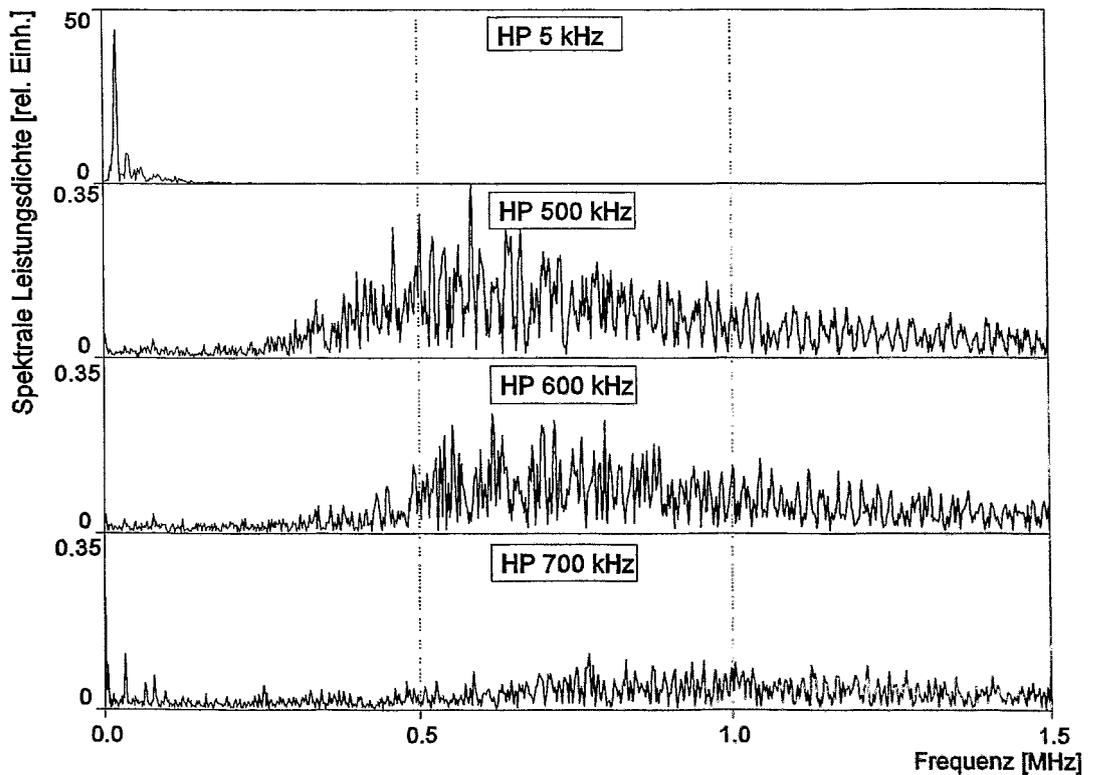


Abb. D-2 Spektren elastisch angeregter SE-Signale nach HP-Filterung.

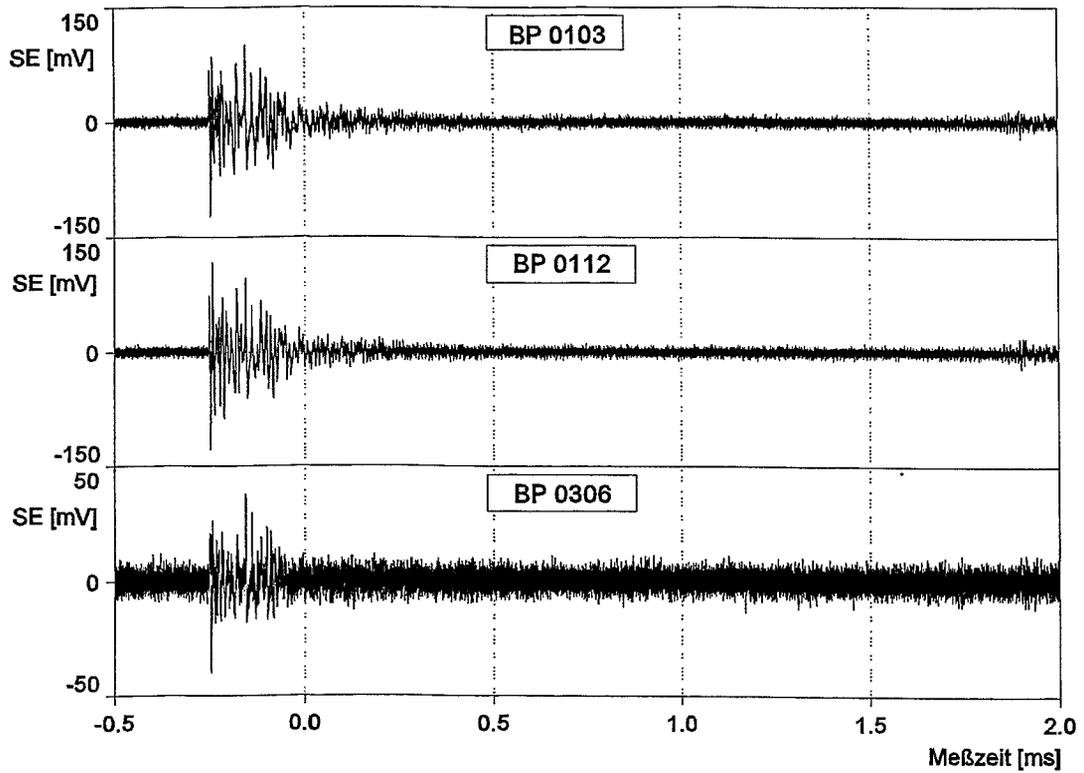


Abb. D-3 Elastisch angeregte SE-Signale nach BP-Filterung mit Steckmodul.

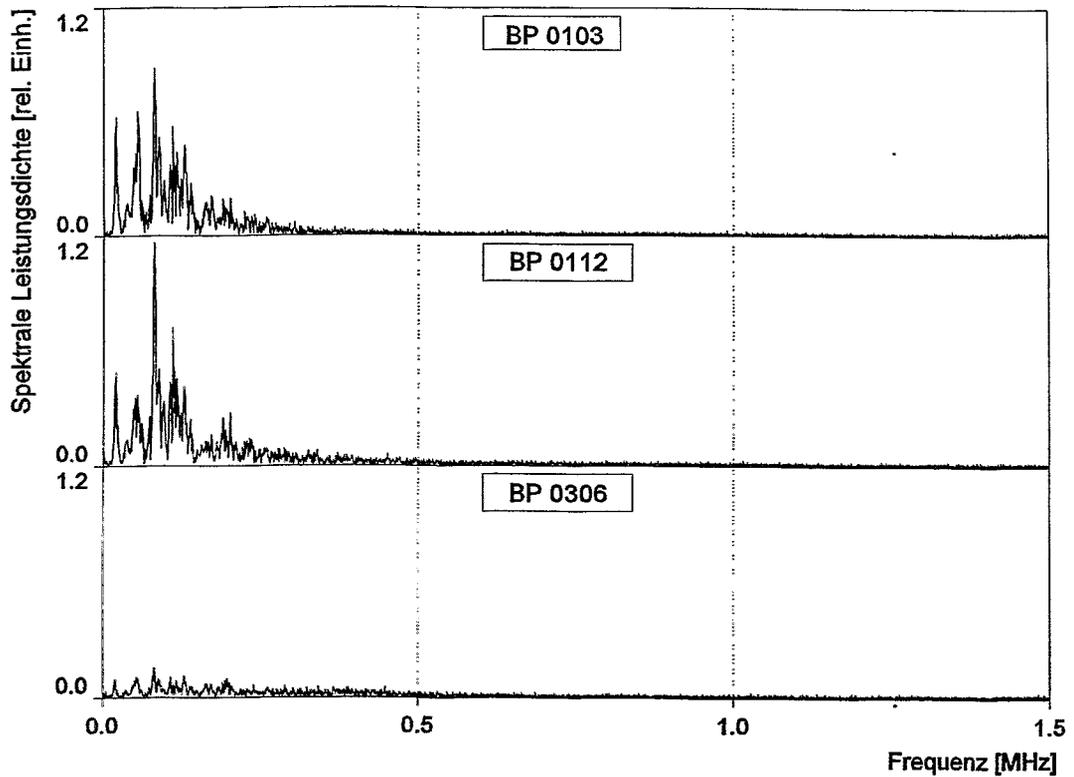


Abb. D-4 Spektren elastisch angeregter SE-Signale nach BP-Filterung mit Steckmodul.

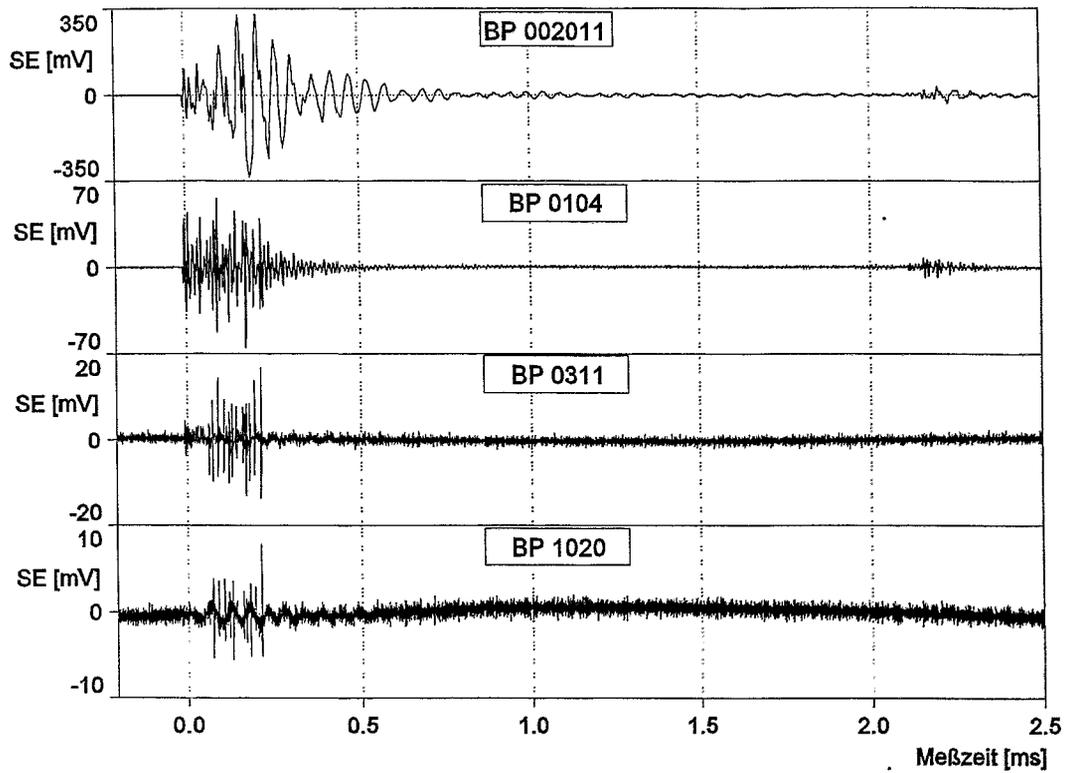


Abb. D-5 SE-Signale bei elastischer Anregung (Mehrkanal-BP-Filter).

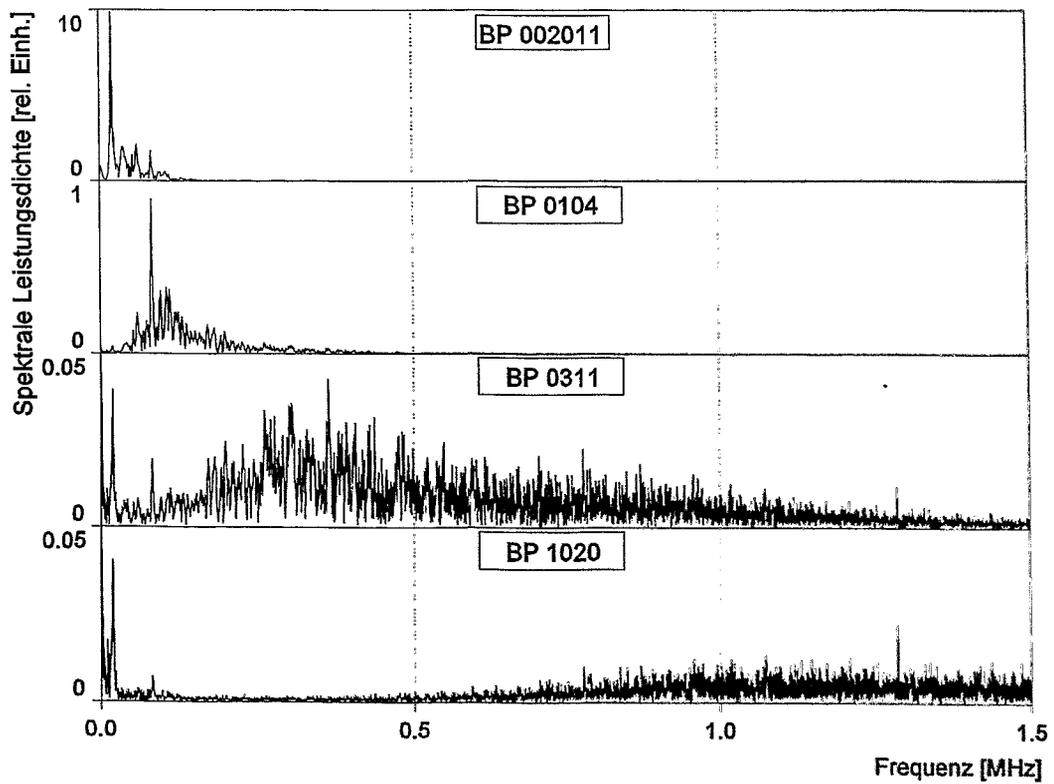


Abb. D-6 Spektren der SE-Signale bei elastischer Anregung (Mehrkanal-BP-Filter).